Șef lucrări doctor inginer AXINTE MIHAI

PROIECTARE ASISTATA DE CALCULATOR (1)
- NOTE DE CURS -

Proiectare Asistata de Calculator (1) - Note de curs

Curs 1 - Introducere în cursul de proiectarea asistata de calculator
Curs 2 - Realizarea schițelor în CATIA V5-6
Curs 3 - A. Funcții „Basic features”, B. Plane, schițe 3D, operații repetitive si simetrie
Curs 4 - A. Funcții „Basic features”, B. Funcții „Dress-up Features”
Curs 5 - A. Funcții „Basic features”, B. Funcții “Dress-up Features”
Curs 6 - Piese de tip „Multibodies” și Operații booleene
Curs 7 - Workbench-ul Assembly Design, partea I
Curs 8 - Workbench-ul Assembly Design, partea a II-a
Curs 9 - Worbench-ul Drafting, partea I
Curs 10 - Worbench-ul Drafting, partea a II-a
Curs 11 - Worbench-ul Generative Sheetmetal Design
Curs 12 - Worbench-ul Generative Shape Design, partea 1
Curs 13 - Worbench-ul Generative Shape Design, partea a II-a
Curs 14 - Parametri și funcții, Catalogul de piese, Text 3D, Caracteristici

©R2RDownload.com

Curs 1 - Introducere în cursul de proiectarea asistata de calculator

1. Ce înseamnă CAD?
2. Importanta programelor CAD in ingineria mecanica
3. Integrarea CAD in contextual CAx (computer aided technologies)
4. Legătura programelor CAD cu alte discipline:
    4.1 Calcule de tolerante
    4.2 Desen tehnic
    4.3 Rezistenta materialelor, mecanica corpului rigid, mecanica fluidelor
5. Prezentare generala a programului CATIA V5
    5.1 Interfața de baza
    5.2 Schimbarea setărilor de program
    5.3 Tipuri de fișiere utilizate
    5.4 Accesarea workbench-urilor
    5.5 Crearea unei piese noi
6. Interfața workbench-ului Part Design
    6.1 Găsirea si aranjarea icoanelor
    6.2 Toolbar-uri de baza
    6.3 Tree-ul de lucru, plane de baza și compasul
    6.4 Utilizarea mouse-ului
    6.5. Utilizarea space mouse-ului în Catia
7. Salvarea pieselor cu funcția Save management

Curs 2 - Realizarea schițelor în CATIA V5

1. Ce sunt Schițele (Sketches)?
2. Alegerea suportului pentru o schiță.
3. Tipuri de schițe.
4. Realizarea unei schițe.
5. Tool-uri de vizualizare și selecție în workbench-ul Sketcher.
6. Tool-uri de construcție în workbench-ul Sketcher.
7. Cotarea și constrângerea schițelor.
8. Ștergerea unei constrângeri

Curs 3 - A. Funcții „Basic features”, B. Plane, schițe 3D, operații repetitive si simetrie

A. Funcții „Basic features”, partea I

A1. CATIA V5 Basic features
A2. Funcția Pad
A3. Funcția Pocket
A4. Funcția Hole

B. Plane, schițe 3D, operații repetitive si simetrie

B1. Plane; utilizare si creare in CATIA V5
B2. Schițe 3D
B3. Operații repetitive si simetrie

Curs 4 – A. Funcții „Basic features”, B. Funcții „Dress-up Features”

A. Funcții „Basic features”, partea a II-a;
A1. Funcția Shaft
A2. Funcția Groove

B. Funcții Dress-up Features, partea I
B1. Funcții pentru definirea razelor (Fillet)
B1.1 Funcția Edge Fillet
B1.2 Funcția Variable Radius Fillet
B1.3 Funcția Chordal Fillet
B1.4 Funcția Face-Face Fillet
B1.5 Tritangent Fillet
B2. Funcția Chamfer

Curs 5 – A. Funcții „Basic features”, B. Funcții “Dress-up Features”

A. Funcții „Basic features”, partea a III-a
A1. Funcția Rib
A2. Funcția Slot
A3. Funcția Multi-Sections Solid
A4. Funcția Removed Multi-Sections Solid

B. Funcții Dress-up Features, partea a II-a
B1. Funcții pentru definirea unghiurilor de înclinare a suprafețelor (Draft Angles)
B1.1 Funcția Draft Angle
B1.2 Funcția Variable Draft Angle

B1.3 Funcția Draft Reflect Line
B2. Funcția Shell
B3. Funcția Thickness
B4. Funcția Thread/Tap
B5. Funcția Remove Face

Curs 6 – Piese de tip „Multibodies” și Operații booleene

A. Funcții pentru piese de tip „multibodies”
1. Adăugarea unor noi body-uri
2. Semnele body-urilor

B. Operații booleene
3. Operații booleene
4. Funcția Assemble
5. Funcția Remove
6. Utilitatea operațiilor booleene și recomandări
7. Funcția Add
8. Funcția Intersect
9 Funcția Union Trim
10. Funcția Remove Lump
11. Funcțiile Translate, Rotate si Axis to Axis
12. Copy/Paste special

Curs 7 - Workbench-ul Assembly Design, partea I

1. Generalități despre workbench-ul Assembly Design
2. Accesarea workbench-ului Assembly Design
3. Inserarea unor piese sau ansamble noi sau existente într-un ansamblu (Toolbar: Product structure tools)
3.1 Funcțiile Product, Part si Existing component
3.2 Funcțiile Replace Component, Graph tree Reordering si Generate Numbering
3.3 Funcțiile Define Multi Instantiation si Fast Multi Instantiation
4. Funcții utilizate la manipularea pieselor într-un ansamblu
4.1 Manipularea pieselor într-un ansamblu utilizând compasul
4.2 Funcții utilizate la manipularea modelului
5. Funcții utilizate la aplicarea constrângerilor geometrice
6. Funcția Reuse Pattern
7. Alte funcții de tipul Assembly features (Split si Symmetry)

Curs 8 - Workbench-ul Assembly Design, partea a II-a

1. Funcții care generează operații în arborele Assembly Design
1.1.Funcția Reuse Pattern
1.2.Alte funcții de tipul Assembly features (Split si Symmetry)
2. Funcția Publication
3. Link-uri in Assembly Design (Import Link, CCP Link)
3.1.Import Link
3.2. CCP Link
3.3. Exemple de utilizare Import Link, CCP Link
4. Verificarea legăturilor într-un ansamblu

5. Salvarea pieselor dintr-un ansamblu
6. Enhanced Scene
7. Verificarea contactelor și a coliziunilor într-un ansamblu

Curs 9 - Worbench-ul Drafting, partea I

1. Generalități despre workbench-ul Drafting
2. Accesarea workbench-ului Drafting
3. Introducerea și modificarea indicatorului
4. Introducerea vederilor
5. Linii de axa și hașura
6. Cotarea desenului tehnic
6.1. Definirea tolerantelor pentru dimensiuni liniare și unghiulare
6.2. Alte simboluri speciale ce țin de cote
7. Salvarea desenelor în format de tipul *.pdf

Curs 10 - Worbench-ul Drafting, partea a II-a

1. Alte simboluri definite pe o planșă de desen tehnic
1.1. Dimensiuni geometrice
1.2 Baze de referință
1.3. Toleranțe
1.4. Exemple
2. Detalii privind secționarea pieselor
3. Utilizarea scenelor pentru vederi explodate

Curs 11 - Worbench-ul Generative Sheetmetal Design

1. La ce folosește si cum se accesează workbench-ul Generative Sheetmetal Design
2. Sheet Metal Parameters
3. Funcția Recognize
4. Desfășurata
5. Definirea geometriei tablei
6. Definirea pereților din tablă
7. Funcții utilizate la operații de îndoire
8. Funcții utilizate la operații de taiere și cosmetizare

Curs 12 - Worbench-ul Generative Shape Design, partea 1

1. La ce folosește și cum se accesează workbench-ul Generative Shape Design
2. Funcționalități complexe ale schițelor 3D (Wireframe design)
 2.1 Funcția Spline
 2.2 Funcția Helix
 2.3 Funcția Extremum
 2.4 Funcția Projection
 2.5 Funcția Intersection
 2.6 Funcția Parallel Curve

Curs 13 - Worbench-ul Generative Shape Design, partea a II-a

1. Funcții utilizate la construirea suprafețelor
 1.1 Funcțiile Extrude și Revolve
 1.2 Funcțiile Offset și Fill
 1.3 Funcțiile Multi-Sections Surface și Blend
 1.4 Funcția Sweep
2. Operațiuni ce pot fi aplicate suprafețelor
 2.1 Funcții utilizate la extragerea suprafețelor și muchiilor (Boundary, Extract si Multiple Extract)
 2.2 Funcții ce permit asamblarea sau dezasamblarea suprafețelor
 2.3 Funcția utilizată la tăierea suprafețelor (Split)
3. Legătura dintre Generative Shape Design și Part Design

Curs 14 - Parametri și funcții, Catalogul de piese, Text 3D, Caracteristici

A. Parametrii si funcții;
A1. Utilitatea parametrilor și a funcțiilor
A2. Setări a programului ce ajuta în lucrul cu parametrii și funcții
A3. Definirea parametrilor și a funcțiilor

B. Utilizarea catalogului de piese,
B1. Utilizarea funcției Catalog Browser

C. Introducerea textului în modelele 3D;
C1. Necesitatea textului în modelele 3D
C2. Introducerea textului în modelele 3D

D. Extragerea datelor cu privire la caracteristicile fizico-mecanice.

D1. Calculul teoretic a masei unui corp

D2. Calculul masei unui volum solid în programul CATIA V5

Introducere în cursul de proiectarea asistata de calculator

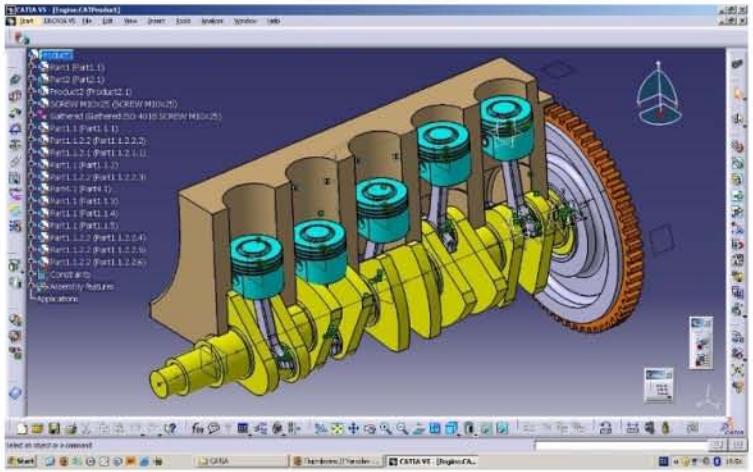
Cuprins:

1. Ce înseamnă CAD?
2. Importanta programelor CAD in ingineria mecanica
3. Integrarea CAD in contextual CAx (computer aided technologies)
4. Legătura programelor CAD cu alte discipline:
    4.1 Calcule de tolerante
    4.2 Desen tehnic
    4.3 Rezistenta materialelor, mecanica corpului rigid, mecanica fluidelor
5. Prezentare generala a programului CATIA V5
    5.1 Interfața de baza
    5.2 Schimbarea setărilor de program
    5.3 Tipuri de fișiere utilizate
    5.4 Accesarea workbench-urilor
    5.5 Crearea unei piese noi
6. Interfața workbench-ului Part Design
    6.1 Găsirea si aranjarea icoanelor
    6.2 Toolbar-uri de baza
    6.3 Tree-ul de lucru, plane de baza și compasul
    6.4 Utilizarea mouse-ului
    6.5. Utilizarea space mouse-ului în Catia
7. Salvarea pieselor cu funcția Save management

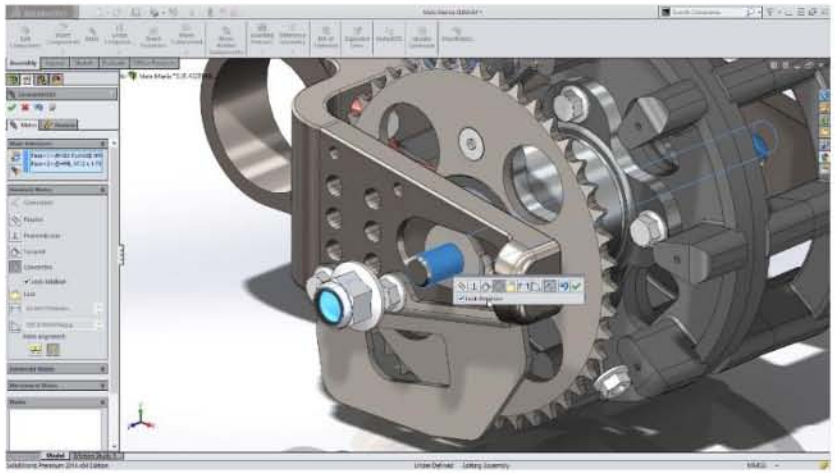
1. Ce înseamnă CAD?

Acronimul **CAD** vine de la expresia din limba engleza computer aided design (proiectare asistata de calculator). În momentul de fata exista pe piață un număr foarte mare de programe dedicate pentru CAD (exemplele de mai jos prezintă doar câteva astfel de programe).

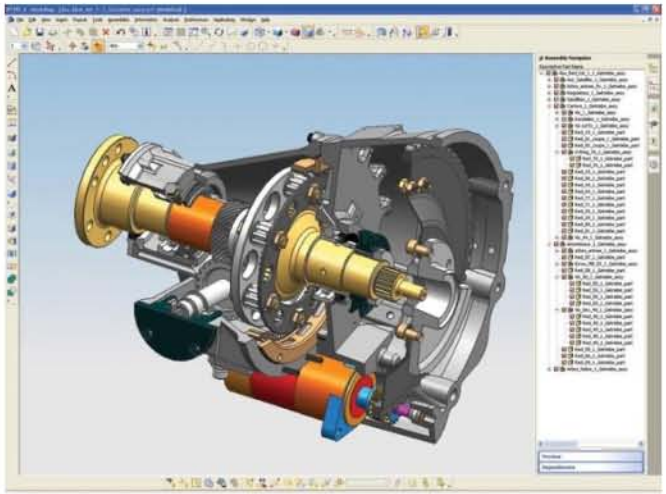
Catia V5



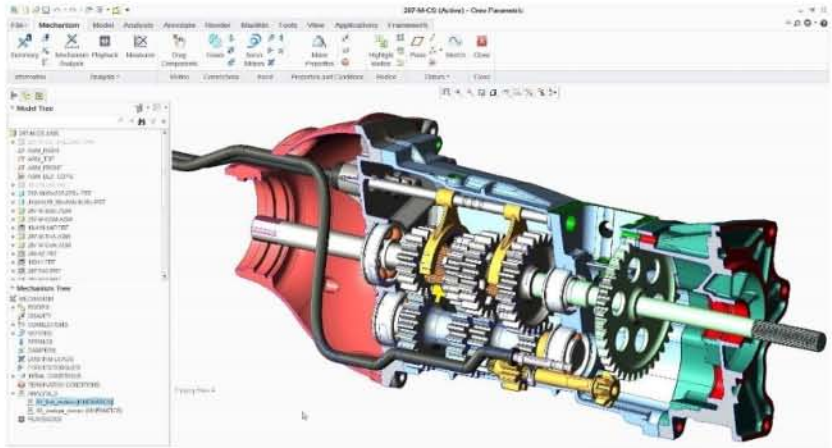
Solidworks



NX



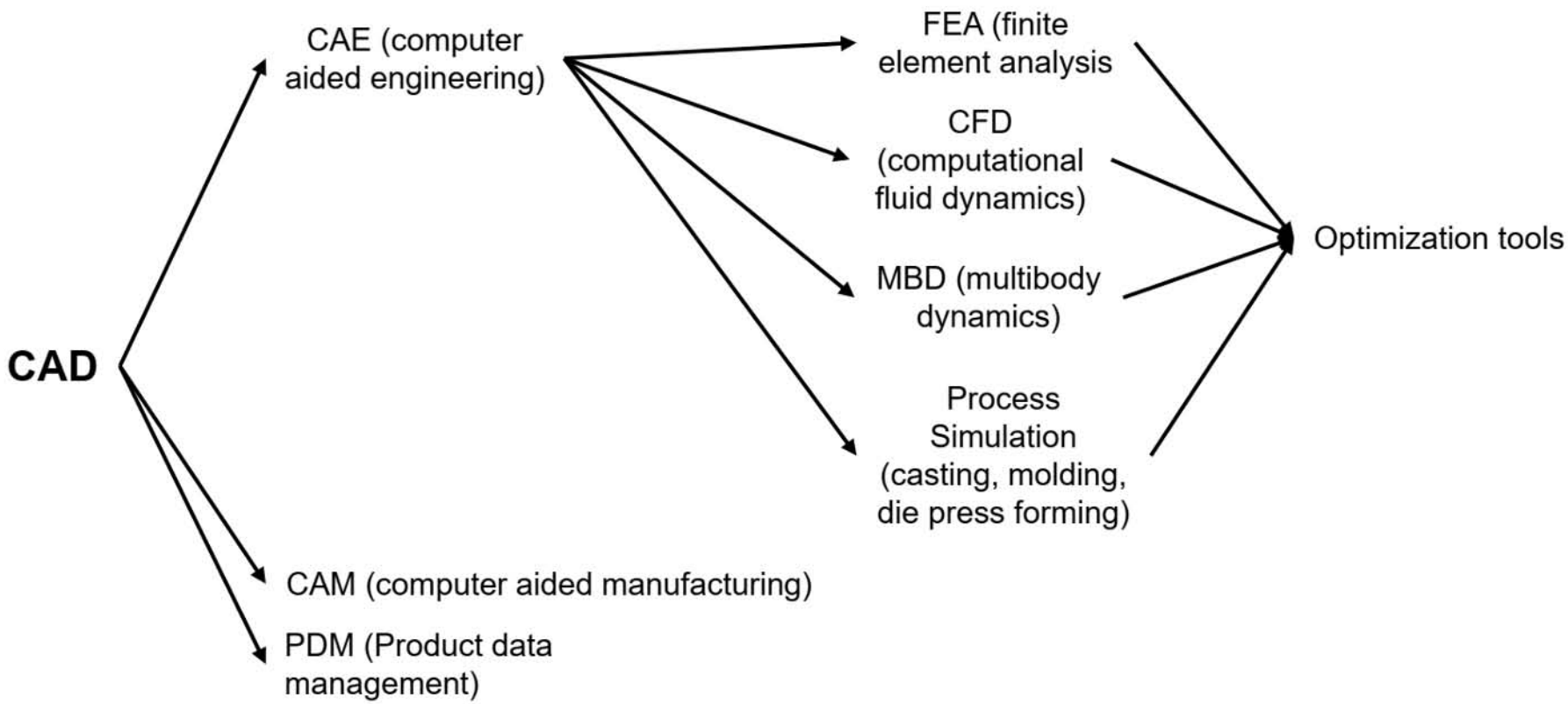
PTC Creo



2. Importanta programelor CAD in ingineria mecanica

- Utilizarea lor duc la creșterea productivității și scăderea timpului necesar proiectării unui produs nou sau modificarii unui produs existent;
- Creșterea calității design-ului;
- Facilitează menținerea trasabilității documentelor (proceduri);
- Facilitează comunicarea în cadrul proiectelor interdisciplinare.

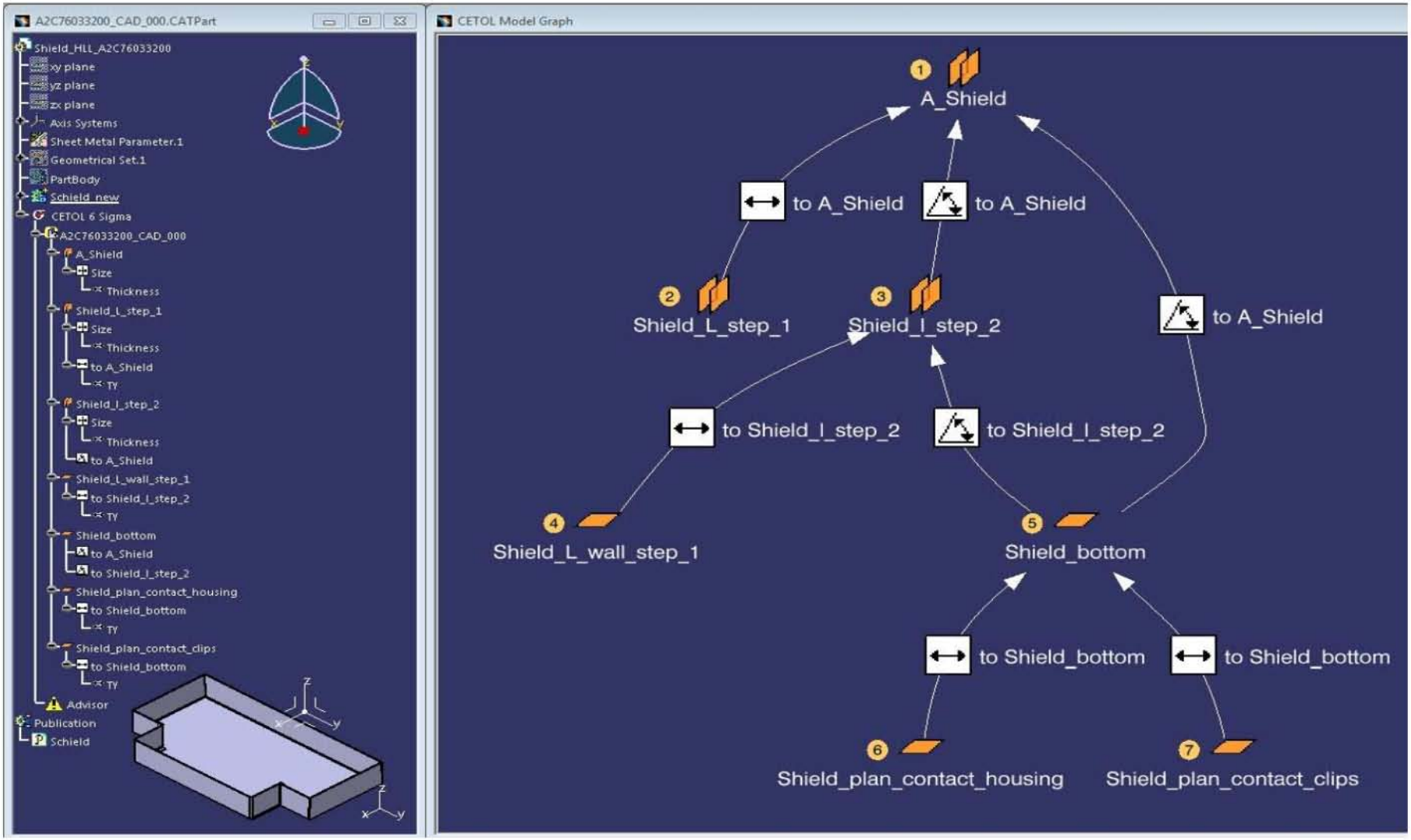
3. Integrarea CAD în contextual CAx (computer aided technologies)



4. Legătura programelor CAD cu alte discipline

4.1 Calcule de tolerante

Exemplul din poze este realizat în programul CETOL, ce vine ca un add-on la programele CAD. Acesta permite realizarea unor legături intre diverse elemente a unei piese și intre piesele dintr-un ansamblu astfel permițând calculul lanțurilor de dimensiuni.

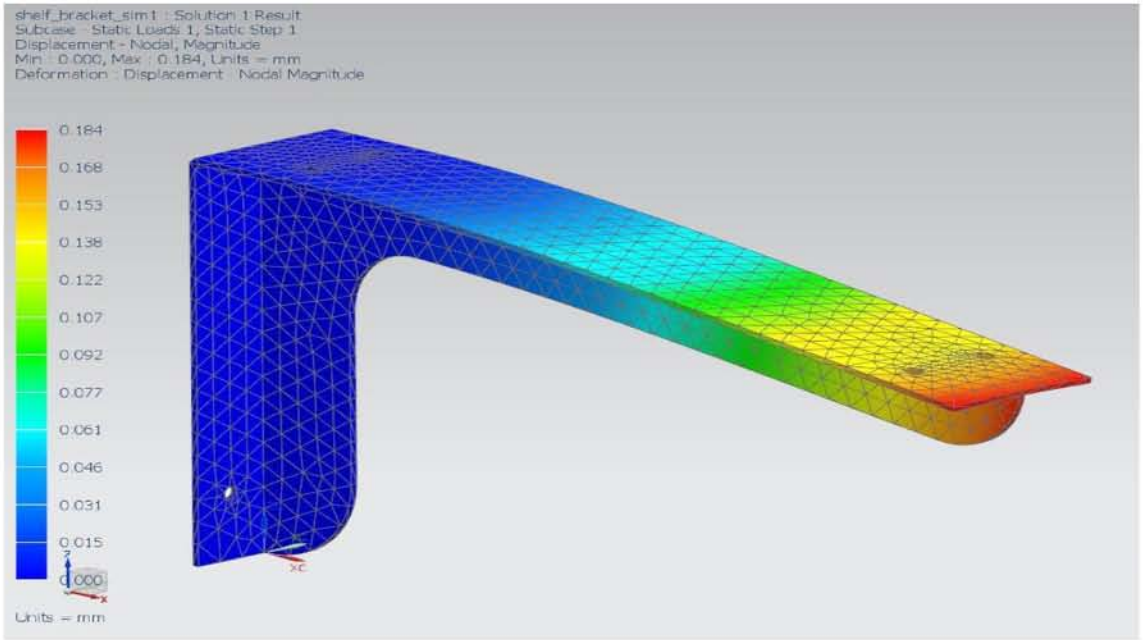


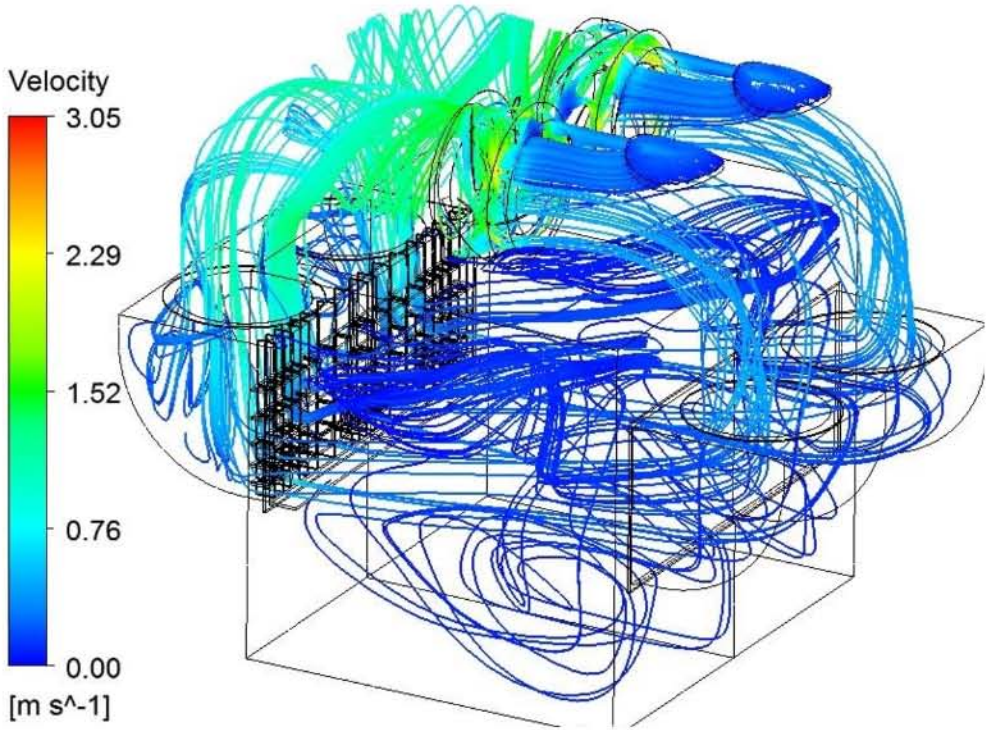
4.2 Desen tehnic

Detalii referitoare la acest punct vor fi acoperite în detaliu în cadrul cursului.

4.3 Rezistenta materialelor, mecanica corpului rigid, mecanica fluidelor

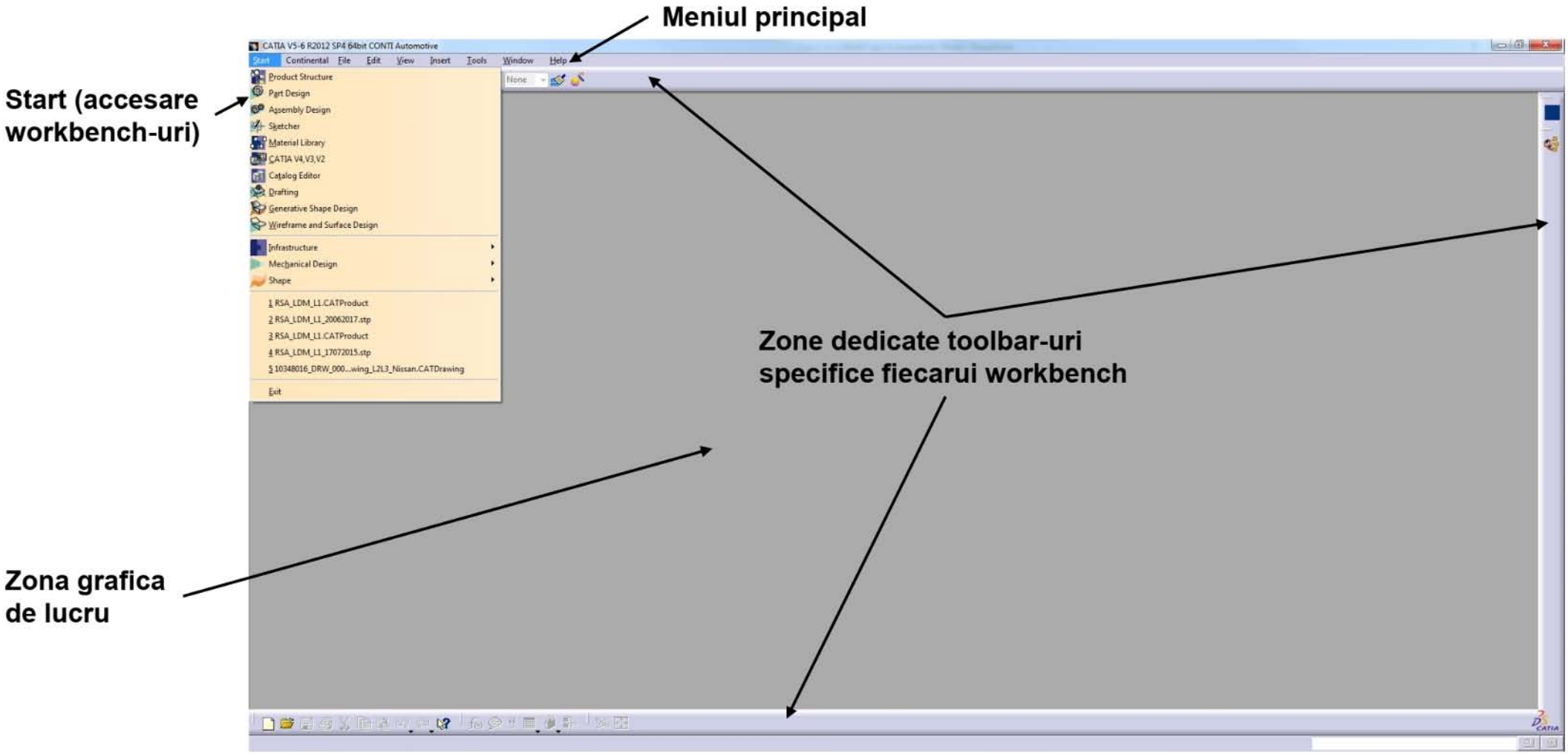
Cele doua exemple prezintă rezultatele unor analize FEA si CFD. Dupa cum se poate vedea pentru obținerea unor astfel de rezultate este necesara realizarea în prealabil a unui model CAD.



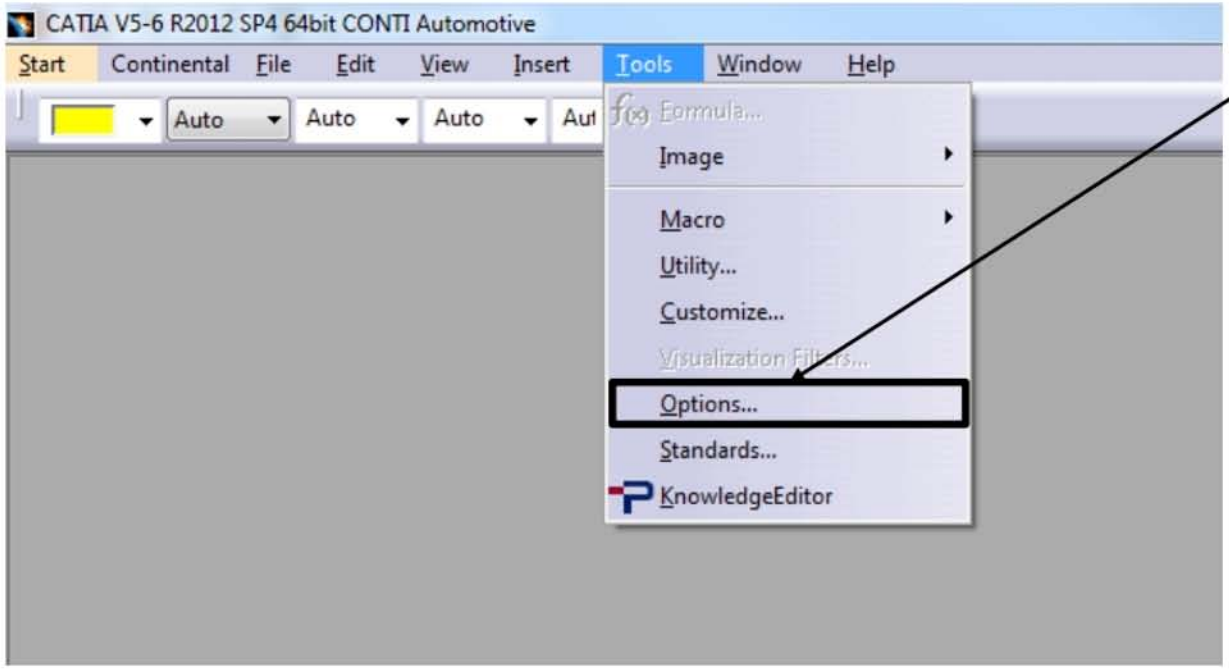


5. Prezentare generala a programului CATIA V5

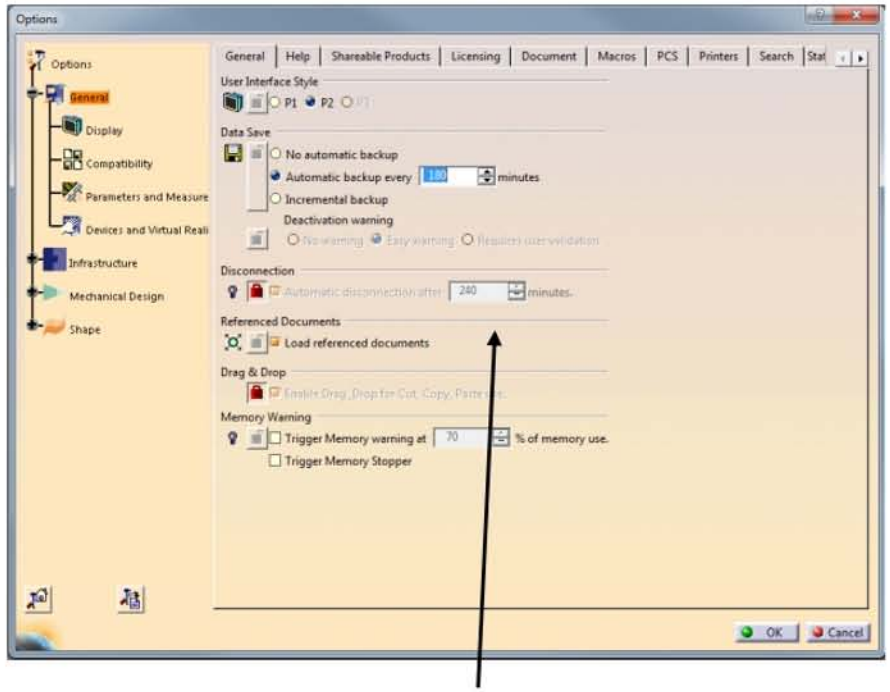
5.1 Interfață de bază



5.2 Schimbarea setărilor de program

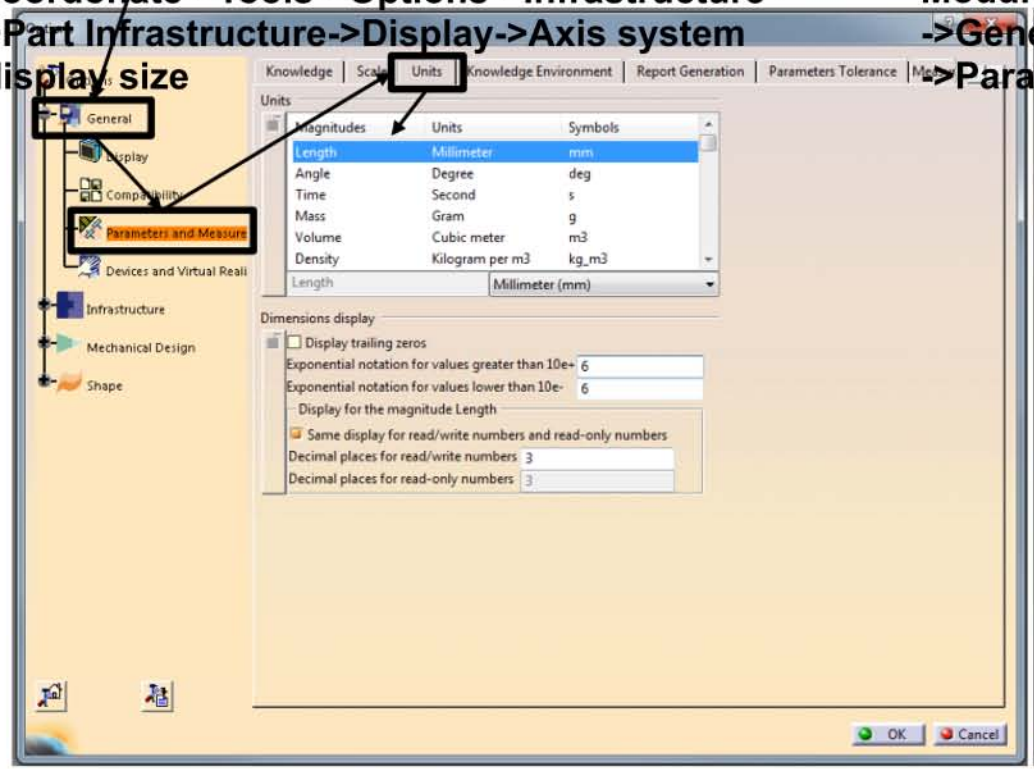


Prin accesarea meniul **Tools->Options** se pot face diverse setari de program

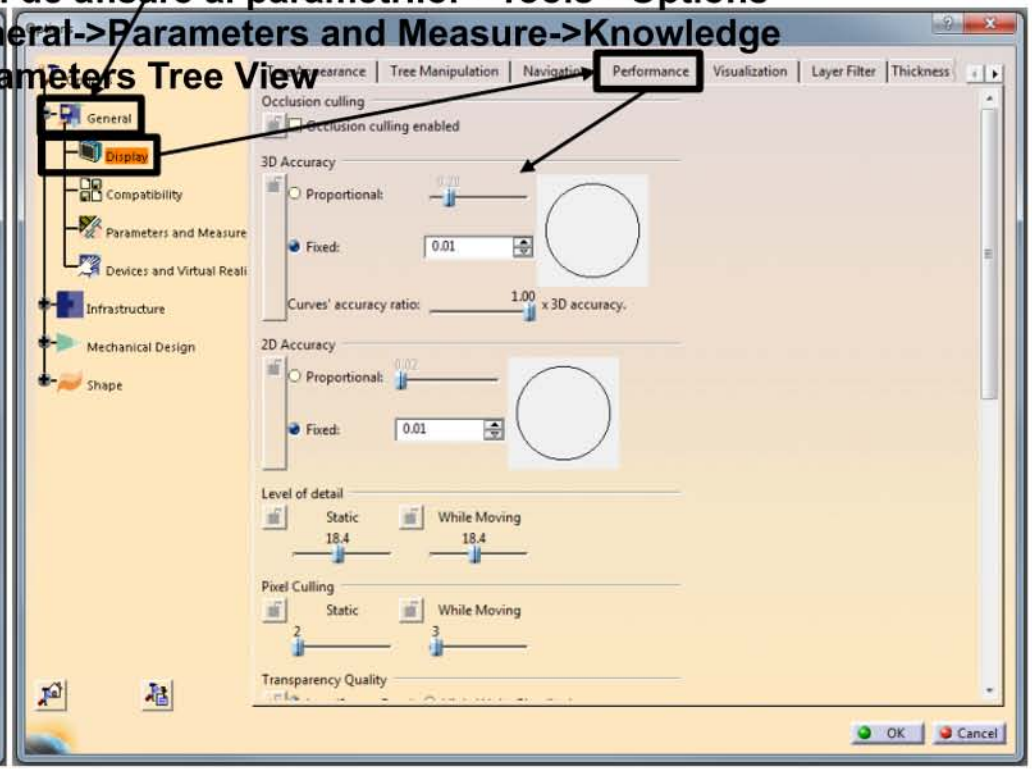


Fereastra **Options**

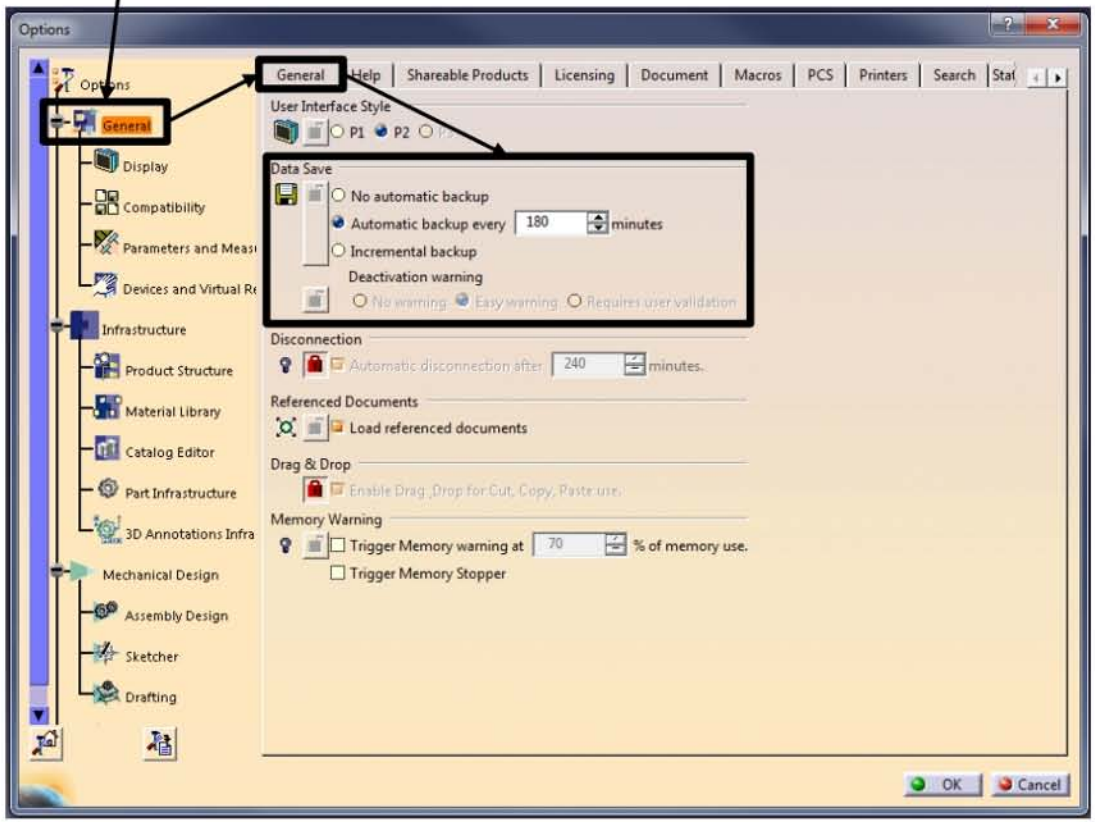
Schimbarea dimensiunii sistemului de coordonate->Tools->Options->Infrastructure->Part Infrastructure->Display->Axis system display size



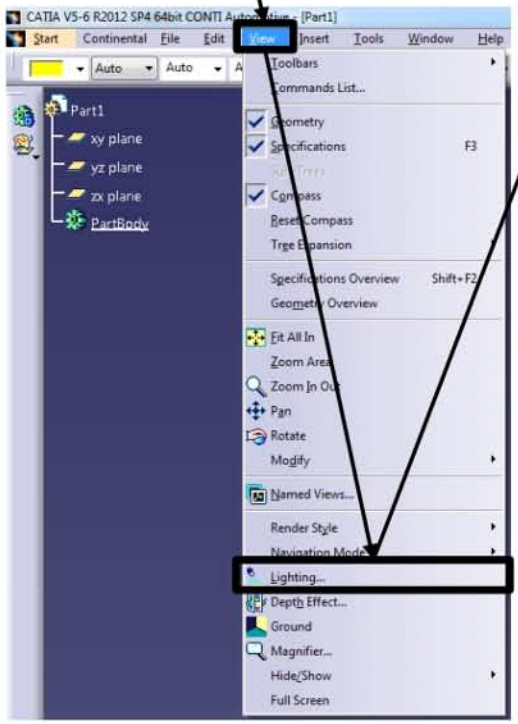
Modul de afisare al parametrilor->Tools->Options->General->Parameters and Measure->Knowledge->Parameters Tree View

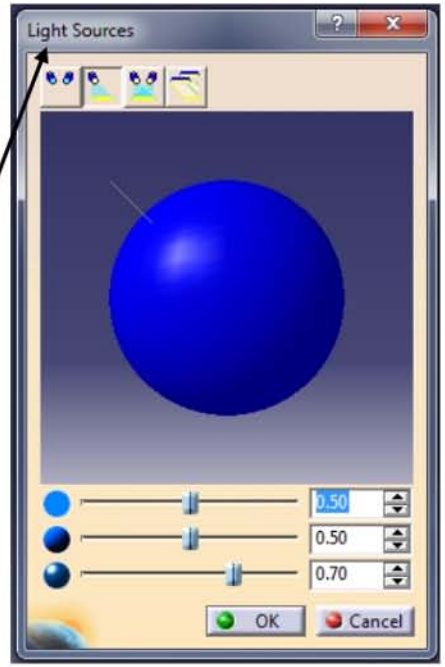


Modificarea proprietatilor de autosave->Tools->Options->General->General

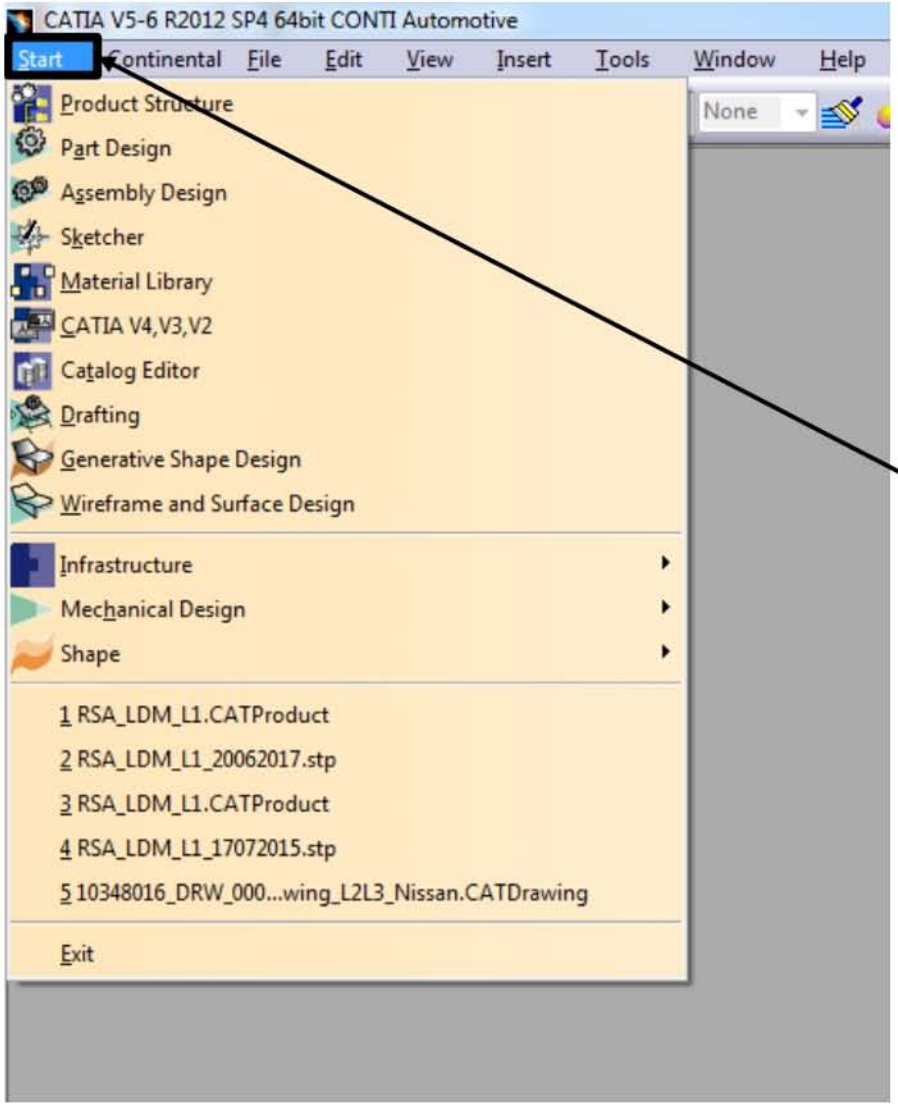


Modificarea surselor de lumina- >View->Lighting





5.3 Tipuri de fișiere utilizate



In funcție de workbench-ul utilizat programul CATIA V5 va lucra cu diverse tipuri de fișiere ce difera ca extensie. Extensii de fisiere native CATIA V5 întâlnite in timpul cursului:

***.CATPart** -> extensia fișierelor ce definesc o piesa individuala;

***.CATProduct** -> extensie utilizata pentru ansamble;

***.CATDrawing** -> extensie utilizata pentru desene tehnice.

Acestea nu sunt singurele fișierele native CATIA V5 însă in cadrul acestui curs ne vom rezuma doar la acestea.

Prin deschiderea meniului **Start** se pot accesa workbench-urile programului CATIA V5. Numărul acestor workbench-uri si modul in care sunt prezentate depinde de licențele disponibile in cadrul programului.

Extensii de fișiere neutre utilizate frecvent (prin salvarea unei piese într-un format neutru aceasta va pastra detaliile geometrice însă nu va mai avea istoric de creere):

***.stp** -> un format neutru utilizat pentru piese individuale sau ansamble (in general definește volume solide) ce poate fi deschis
de orice program CAD indiferent de versiune;

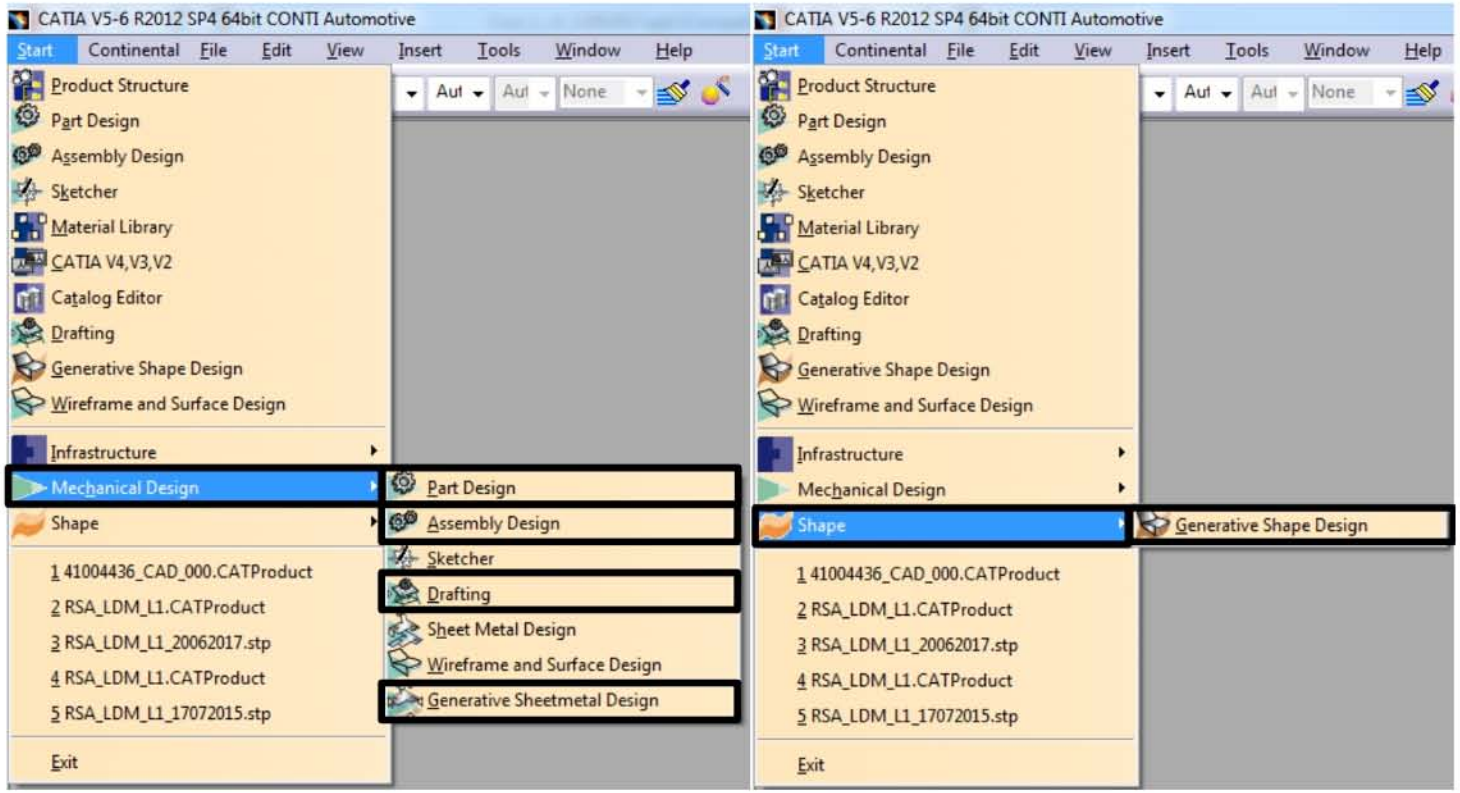
***.igs** -> un format neutru utilizat pentru piese individuale sau ansamble (in general definește suprafețe) ce poate fi deschis de orice program CAD indiferent de versiune;

***.dxf** -> un format neutru pentru desene.

5.4 Accesarea workbench-urilor/modulelor de lucru

Workbench-urile/modulele ce vor fi utilizate în cadrul acestui curs sunt următoarele:

- **Mechanical design**
- **Part Design** -> utilizat la realizarea volumelor solide
- **Assembly Design** -> utilizat la realizarea ansamblelor
- **Drafting** -> utilizat la realizarea desenelor tehnice
- **Generative Sheetmetal Design** -> utilizat la realizarea pieselor prelucrate prin îndoire și ambutisare
- **Generative Shape Design** -> utilizat la realizarea si modificarea suprafețelor



ATENTIE!

In cadrul aceluiași fișier .CATPart sau .CATProduct (unei piese create sau ansamblu alcătuit din mai multe piese) workbench-urile pot fi schimbate oricând. Acest lucru permite utilizarea diferitelor tool-uri disponibile in workbench-uri diferite in cadrul aceleiași piese.

5.5 Crearea unei piese noi

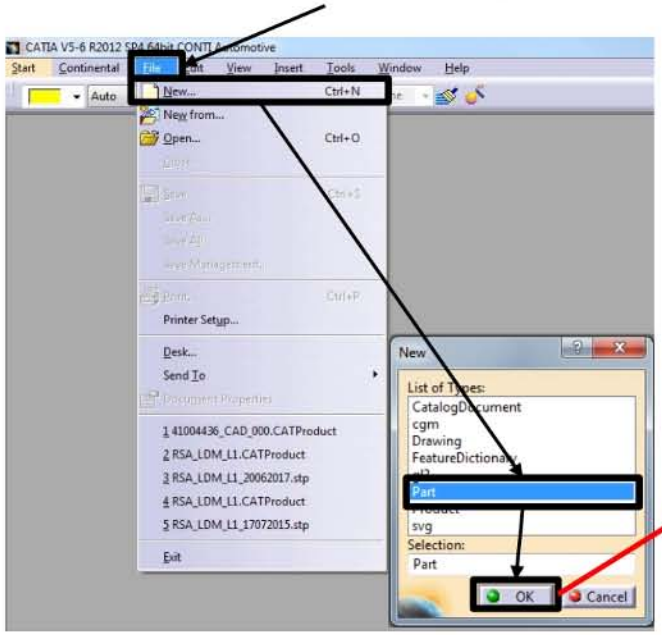
Exista doua metode de a crea o piesa noua.

1. In prima metoda se accesează meniul **File->New**, prin aceasta se va deschide o noua fereastra in care trebuie selectat ce tip de fișier dorim sa cream. Pentru moment vom considera doar opțiunea **Part** →Ok. Alte opțiuni **(Product, Drawing)** vor fi considerate in a doua partea a acestui curs.

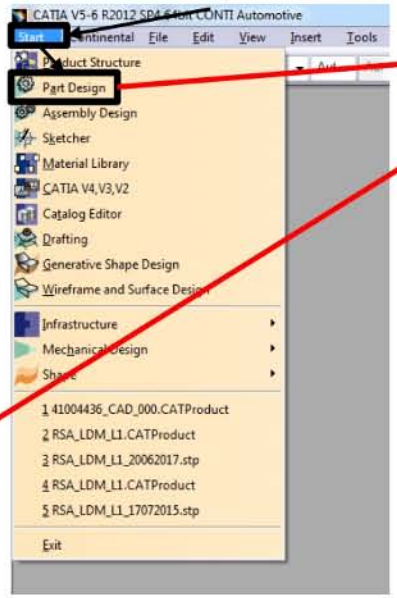
2. Cea de-a doua metoda este mai directa în sensul ca ne permite crearea unui anumit tip de fișier prin accesarea unui workbench (pentru o piesa noua se accesează workbench-urile: **Part Design**, **Generative Sheetmetal Design** sau **Generative Shape Design**, pentru un ansamblu nou **Assembly Design**, pentru un desen nou Drafting).

Atentie! Cea de-a doua metoda necesita ca nici un alt fișier sa fie deja deschis (daca un fișier este deja deschis atunci doar se va schimba workbench-ul in cadrul aceluiași fișier si nu se va crea unul nou). Urmând ambele metode se va deschide o fereastra care ne va cere sa dam un nume fișierului creat.

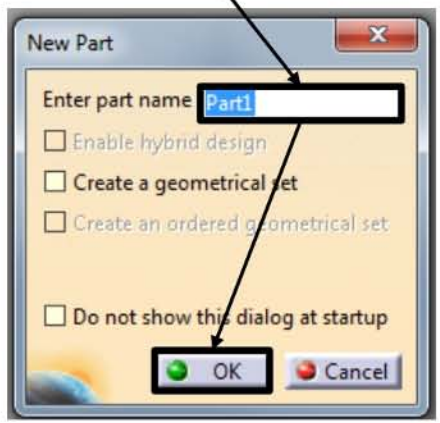
Prima metoda de creare a unei piese noi



Cea de-a doua metoda de creare a unei piese noi



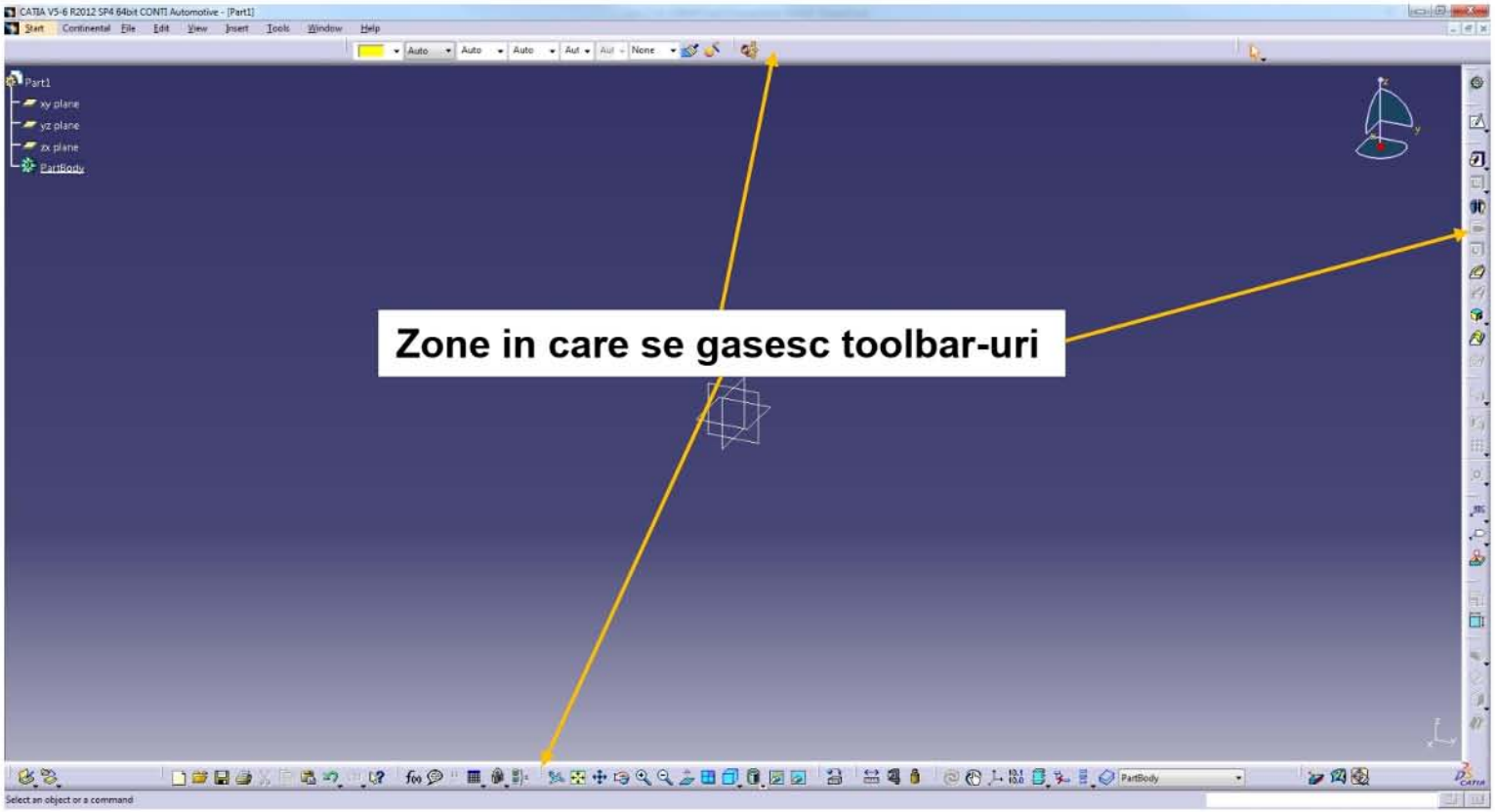
Nume Piesa (valabil si pentru ansamble, insa nu e valabil la accesarea workbench-ului Drafting)



6. Interfața workbench-ului Part Design

6.1 Găsirea și aranjarea icoanelor

O problema mare întâlnită de persoanele fără experienta in lucrul cu CATIA V5, atunci când deschid programul pentru prima data, o reprezinta ascunderea/dispariția butoanelor (icoanelor) ce definesc diverse tool-uri din fiecare workbench. Pentru rezolvarea acestei probleme exista doua situații: **(1)** icoanele sunt "îngrămădite" în fereastra sau **(2)** diverse toolbar-uri nu sunt active. In general când deschideți pentru prima data programul va puteți aștepta ca workbench-ul **Part Design** sa arate asemănător cu imaginea de mai jos.

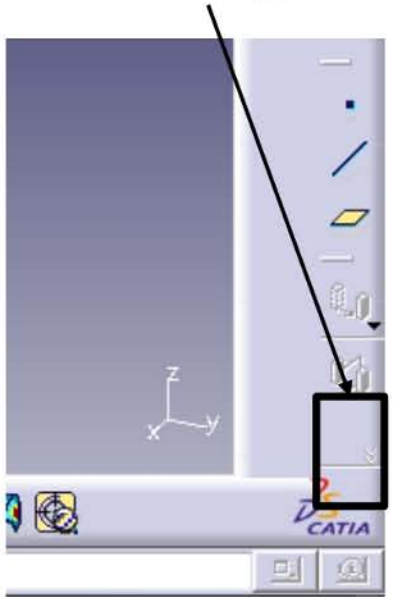


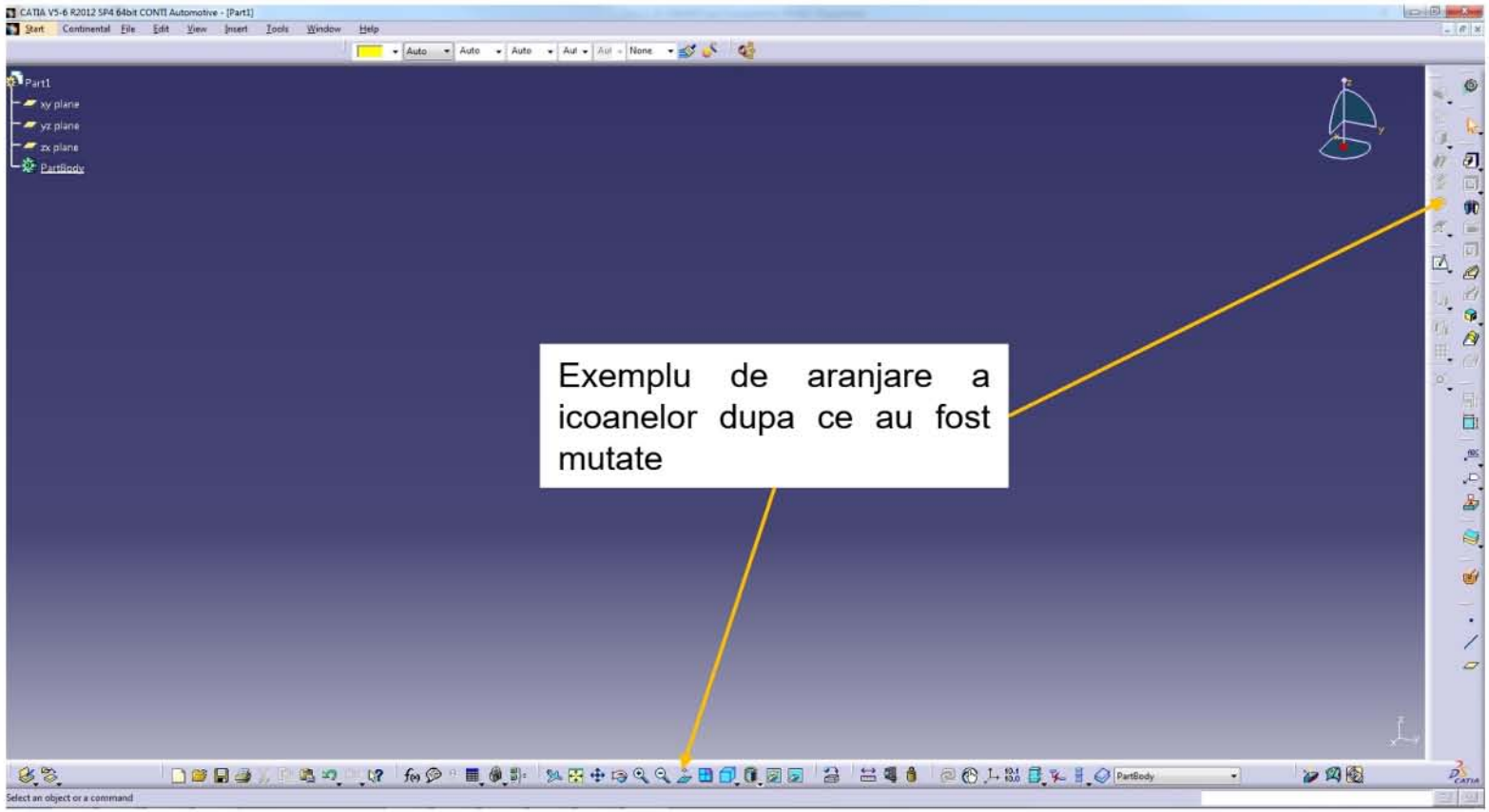
(1) Existenta unor toolbar-urile “îngrămădite” in spatiile laterale ale zonei grafice de lucru poate fi ușor identificate cautând icoana marcata cu doua sageti ca in poza de mai jos. Aceasta va apărea doar in aceasta situație. Poate fi poziționată doar în doua poziții: la capătul din dreapta al barelor de lucru orizontale si/sau de jos al celor verticale. Tinand click stânga de la mouse apăsat aceste toolbar-uri pot fi mutate oriunde pe ecran.

ATENTIE! Aceste detalii referitoare la icoane “îngrămădite” sunt valabile pentru orice workbench din CATIA V5!

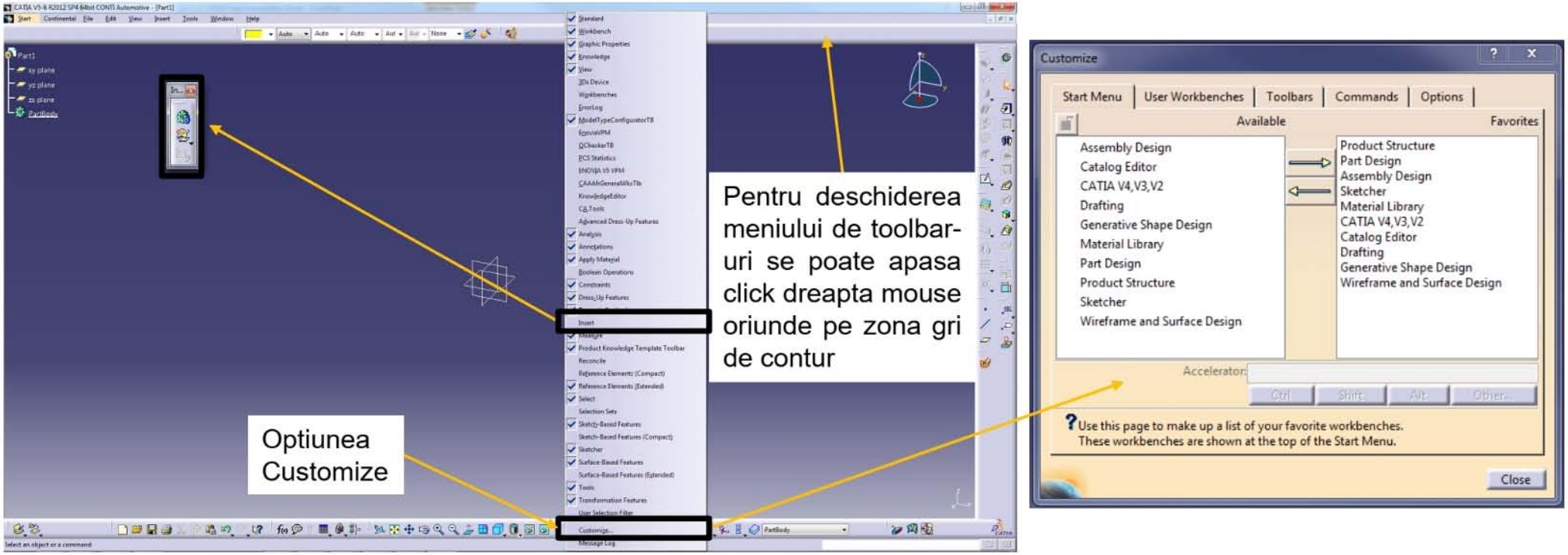
RECOMANDARE! Nu lăsați niciodată icoane “îngrămădite” pe marginile zonei de lucru. Încercați sa aranjați toolbar-urile astfel încât sa găsiți ușor icoanele si sa va vina comod. O data aranjate icoanele isi vor pastra poziția (in general le gasiti “îngrămădite” doar la prima deschidere a workbench-ului dupa instalarea programului).

Simbol ce indica faptul ca sunt tollbar-uri “ingramadite”

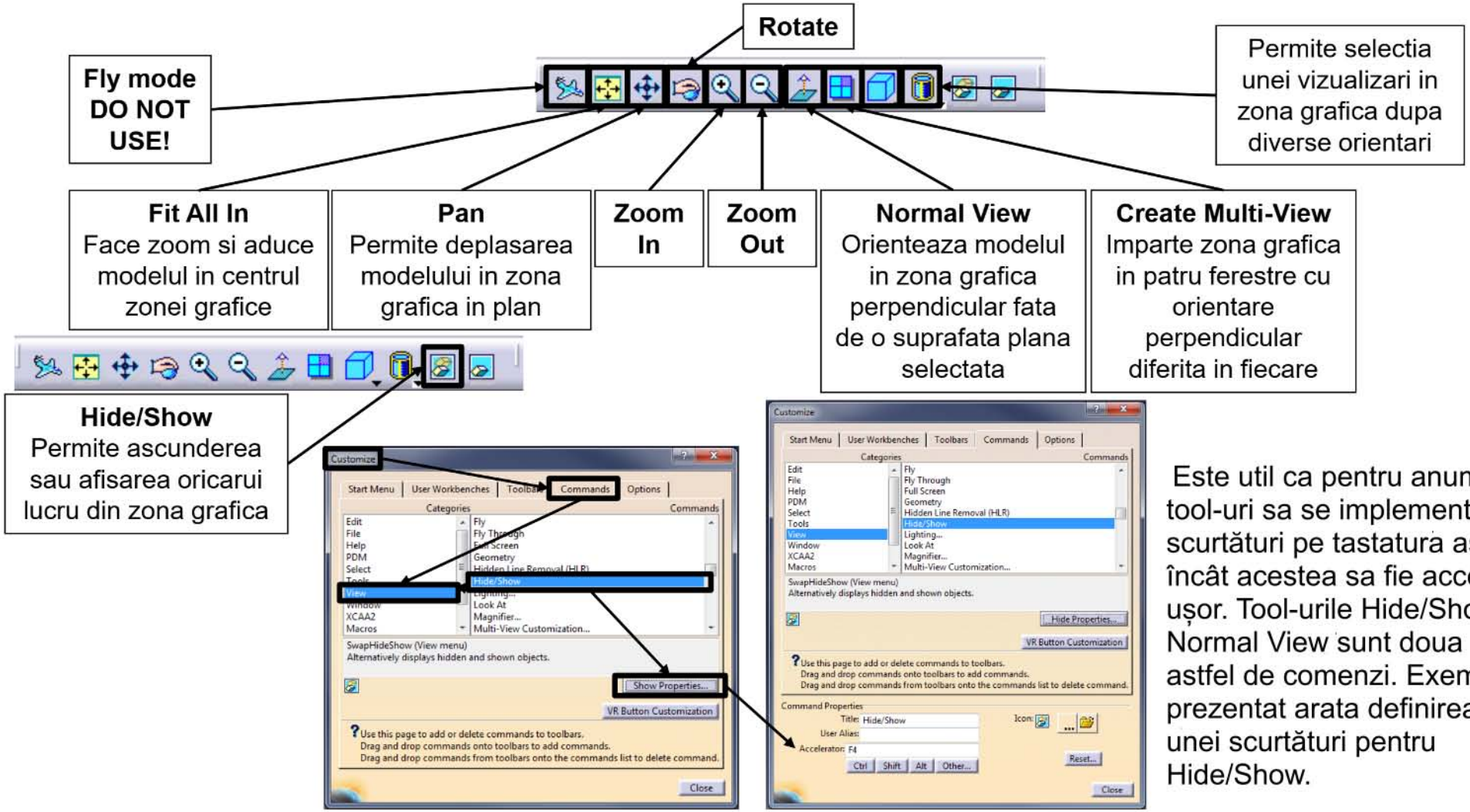




(2) Exista posibilitatea ca unele toolbar-uri sa nu fie active/deschise. Pentru a le activa sau a cauta alte toolbar-uri puteți apăsa click dreapta de la mouse oriunde in zona gri de contur a zonei grafice de lucru. Aceasta acțiune va deschide un meniu ce indica printr-o bifa ce toolbar-uri din cadrul workbench-ului sunt active in zona grafica. De exemplu selecția toolbar-ului insert va duce la apariția în câmpul grafic a unui nou set de icoane. Opțiunea **Customize** permite un nivel superior de modificare a interfeței grafice prin modificarea opțiunilor din meniul **Start**, adăugarea unor toolbar-uri suplimentare sau adăugarea de scurtături pe tastatura pentru diverse comenzi.



6.2 Toolbar-uri de bază



Este util ca pentru anumite tool-uri sa se implementeze scurtături pe tastatura astfel încât acestea sa fie accesate ușor. Tool-urile Hide/Show si Normal View sunt doua astfel de comenzi. Exemplul prezentat arata definirea unei scurtături pentru Hide/Show.

Swap Visible Space
Orice element ascuns trece intr-o zona care nu este vizibila. Aceasta functie permite trecerea intre spatiul elementelor vizibile si cel al elementelor ascunse

Measure Between
Permite masurarea distantei sau a unghiului dintre doua elemente

Measure Item
Permite masurarea unui element

Measure Inertia
Permite masurarea si calcularea proprietatilor unui volum

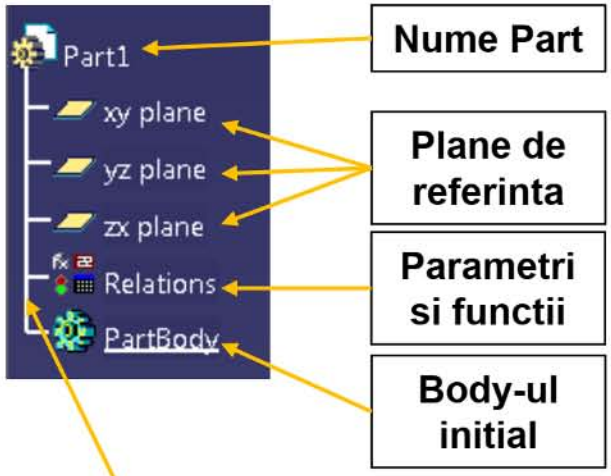
Update All
Permite Update-ul manual

Manual Update Mode
Daca este activat atunci orice modificare a geometriei va necesita activarea manuala a update-ului

Acest Toolbar are o serie de functionalitati de baza. Permite crearea unei piese noi, deschiderea unei piese create, salvarea, printarea, paste, undo, redo, help.

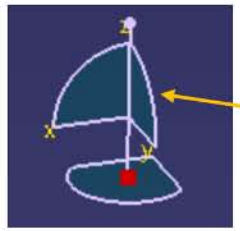
Toolbar ce permite schimbarea culorii pentru volume sau suprafete.

6.3 Tree-ul de lucru, plane de baza si compasul



Orice piesa nou creata (un fișier cu extensia *.CATPart) conține predefinit o serie de elemente: Numele fișierului, un sistem de referință definit de trei plane perpendiculare intre ele si un **Body** (un volum solid) denumit **PartBody**. Acestea sunt organizate sub forma unui Tree (o structura de lucru tip arbore). Orice piesa (**Part**) conține un singur **PartBody** care nu poate fi șters si asupra căruia nu pot fi aplicate funcții booleene. In **PartBody** sau orice alt **body** se vor regăsi toate operațiile realizate in vederea modelarii unui volum solid. **ATENTIE!** Este de evitat sa lucrati in **PartBody**. Daca s-a lucrat in **PartBody** este recomandat sa creați un alt **body** pe care sa-l faceti **PartBody** (detalii asupra acestei operații vor fi date in alte cursuri). De asemenea este recomandat sa nu lucrați in planele de referința inițiale, care nu se pot modifica ci sa creați un nou sistem de coordonate, pentru a putea modifica, la nevoie orientarea acestora.

Prin click stânga pe linia albă a Tree-ului se dezactivează piesa și se activează Tree-ul. Prin apăsarea click stânga mouse si tinerea apasata pe linia alba a Tree-ului, acesta poate fi deplasat oriunde in zona grafica de lucru.
ATENTIE! Prin executa unui click pe linia albă a **Tree**-ului CATIA intra într-un mod de modificare al acestuia (se poate modifica dimensiunea font-ului prin Zoom In, Zoom Out). **Puteti identifica acest mod datorită** faptului ca elementele din zona grafica **devin gri.** Ca sa ieșiți din acest mod mai executați un click pe linia alba a arborelui.



Compasul din zona grafica de lucru arata orientarea modelului fata de sistemul principal de coordonate. Acesta are si alte functionalitati care vor fi prezentate pe parcursul acestui curs.

6.4 Utilizarea mouse-ului

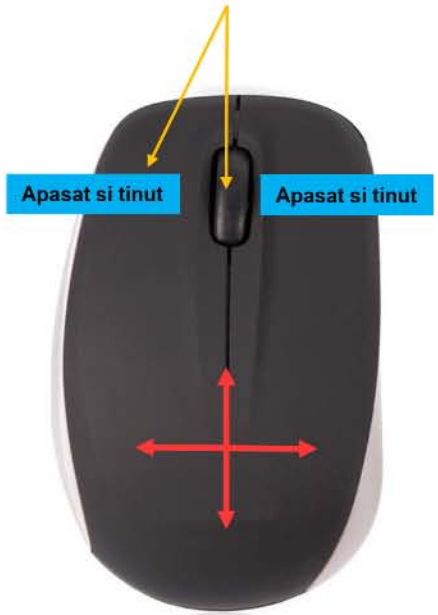
Pentru utilizatorii aflați la început, modul de utilizarea mouseului este deosebit de important. Este necesar un mouse cu doua butoane și cu rotita de scroll/zoom. Acest tip de mouse este comun în prezent. De asemenea este recomandat utilizarea unui mouse de birou cu dimensiuni normale și nu unul mic, portabil.

Mouse-ul are roluri multiple: selecție, indicare, rotire, Zoom. Pentru utilizatorii cu experiența este indicat să se utilizeze și periferice specializate, complexe de tipul: Space Mouse, un mouse cu funcție principala de manipulare a modelului, tableta grafica, pentru designeri de produs care utilizează curbe și linii în module specializate.

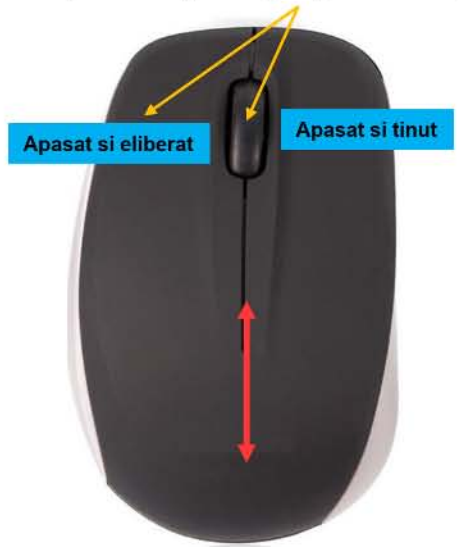
Pentru a creste eficienta lucrului in CATIA V5 este important ca operații precum **Rotate**, **Zoom In**, **Zoom Out**, **Pan** sa fie efectuate cu ajutorul mouse-ului. Acest lucru necesita însă puțin exercițiu.

Prin **apasarea si tinerea apasata** a butonului **middle mouse** si deplasarea cursorului se efectueaza comanda **Pan**

Prin **apasarea** si **tinerea apasata** a butonului **middle mouse** si **click** concomitent si deplasarea cursorului se efectueaza comanda **Rotate**



Prin apasarea si tinerea apasata a butonului middle mouse si apasarea si eliberarea butonului click se efectueaza comanda **Zoom**. Miscarea mouse este doar inainte (**Zoom In**) si inapoi (**Zoom Out**).



6.5. .Utilizarea space mouse-ului în Catia

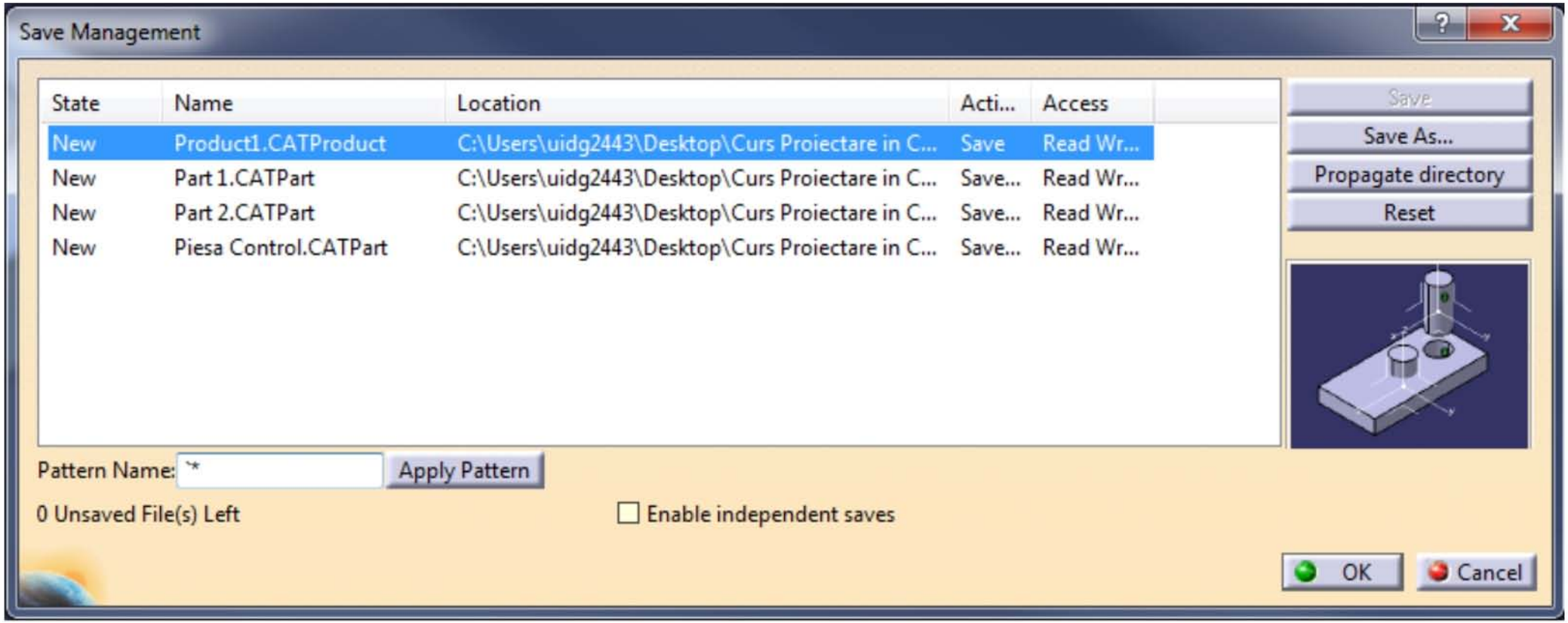
Space mouse-ul este un dispozitiv avansat, dotat cu senzori care este proiectat pentru a manevra piese sau ansamble virtuale în programe de proiectare asistata de calculator.

Are 6 grade de libertate (3 direcții de translare, și 3 de rotire). Împingeți, trageți, răsuciți sau înclinați joystick-ul pentru a mări și roti desenul 3D. Se folosește împreuna cu mouse-ul normal. Utilizarea sa eliberează mâna cu mouse-ul normal pentru a folosi doar funcțiile de baza, selecție, drag/drop, etc.

7. Salvarea pieselor cu funcția Save management

Este de preferat ca atunci când se lucrează în programul CATIA sa nu se utilizeze funcția **Save**, ci funcția **File→Save Management**. Aceasta oferă utilizatorului posibilitatea sa aplice diferite metode de salvare pentru fișiere direct în ferestra care se deschide.

Utilizând opțiunea **Propagate directory** va salva toate fișierele și le va obliga sa fie în același director. Este foarte util la crearea ansamblelor. Se va relua la cursul respectiv.

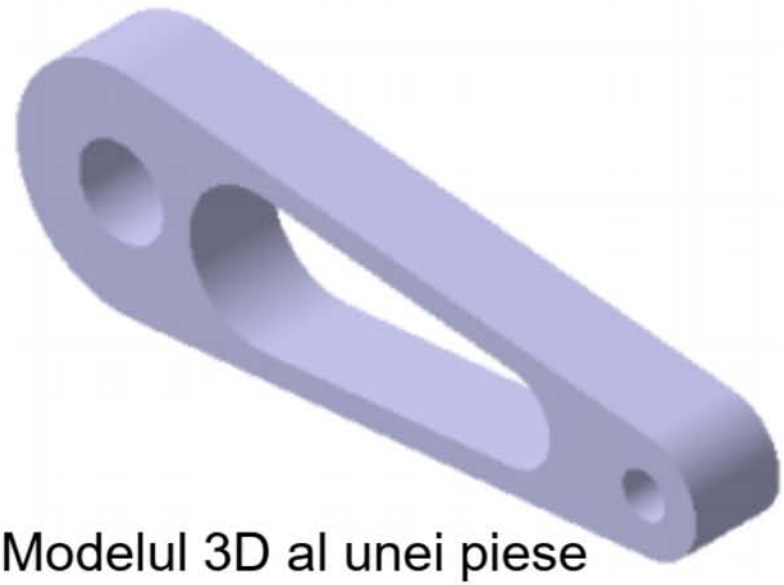


Realizarea schițelor în CATIA V5

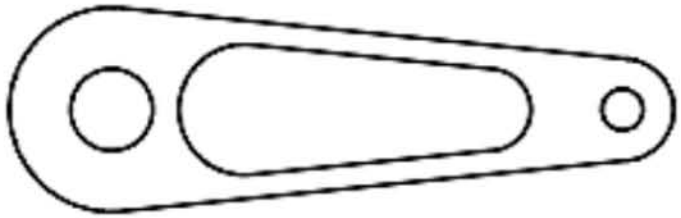
1. Ce sunt Schițele (Sketches)?
2. Alegerea suportului pentru o schiță.
3. Tipuri de schițe.
4. Realizarea unei schițe.
5. Tool-uri de vizualizare și selecție în workbench-ul Sketcher.
6. Tool-uri de construcție în workbench-ul Sketcher.
7. Cotarea și constrângerea schițelor.
8. Ștergerea unei constrângeri

1. Ce sunt Schițele (Sketches)?

Toate elementele constructive cu ajutorul cărora se realizează piesele în CATIA (de altfel in mai toate programele CAD) sunt de trei tipuri: elemente (features) bazate pe schițe, elemente ce nu necesita schite si elemente derivate. In mod general toate elementele de baza ce sunt realizate în CATIA se bazează pe o schiță bidimensionala. In CATIA V5 schițele sunt realizate în workbench-ul Sketcher.



Modelul 3D al unei piese



Schita 2D pe baza careia s-a realizat piesa

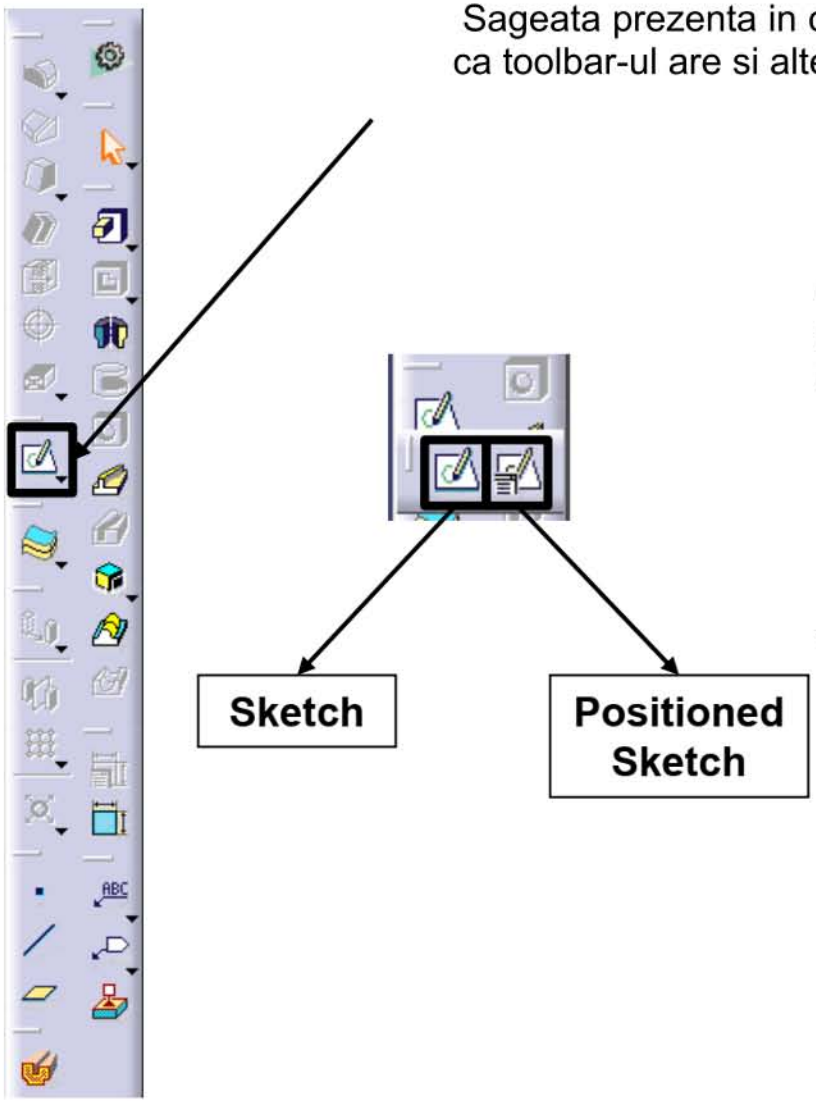
2. Alegerea suportului pentru o schiță

Pentru a face o schiță pot fi utilizate ca suport **doar** plane sau suprafețe plane individuale ce aparțin unor volume solide. Alegerea suportului pe care se realizează schița se face in funcție de orientarea piesei in raport cu sistemul de coordonate sau de locul dintr-o piesa unde se dorește realizarea unui element.

3. Tipuri de Schite

Exista doua tipuri de schițe: **Sketch** si **Positioned Sketch**.

Sageata prezenta in coltul din dreapta jos al icoanei arata ca toolbar-ul are si alte optiuni pe langa ce este afisat.



Opțiunea **Sketch** permite crearea unei schițe a carei orientare este dependenta de sistemul global de coordonate si nu poate fi modificata. Orice schita, indiferent de tip, are definit un sistem absolut de axe, **AbsoluteAxis**, ce este caracterizat de trei elemente:

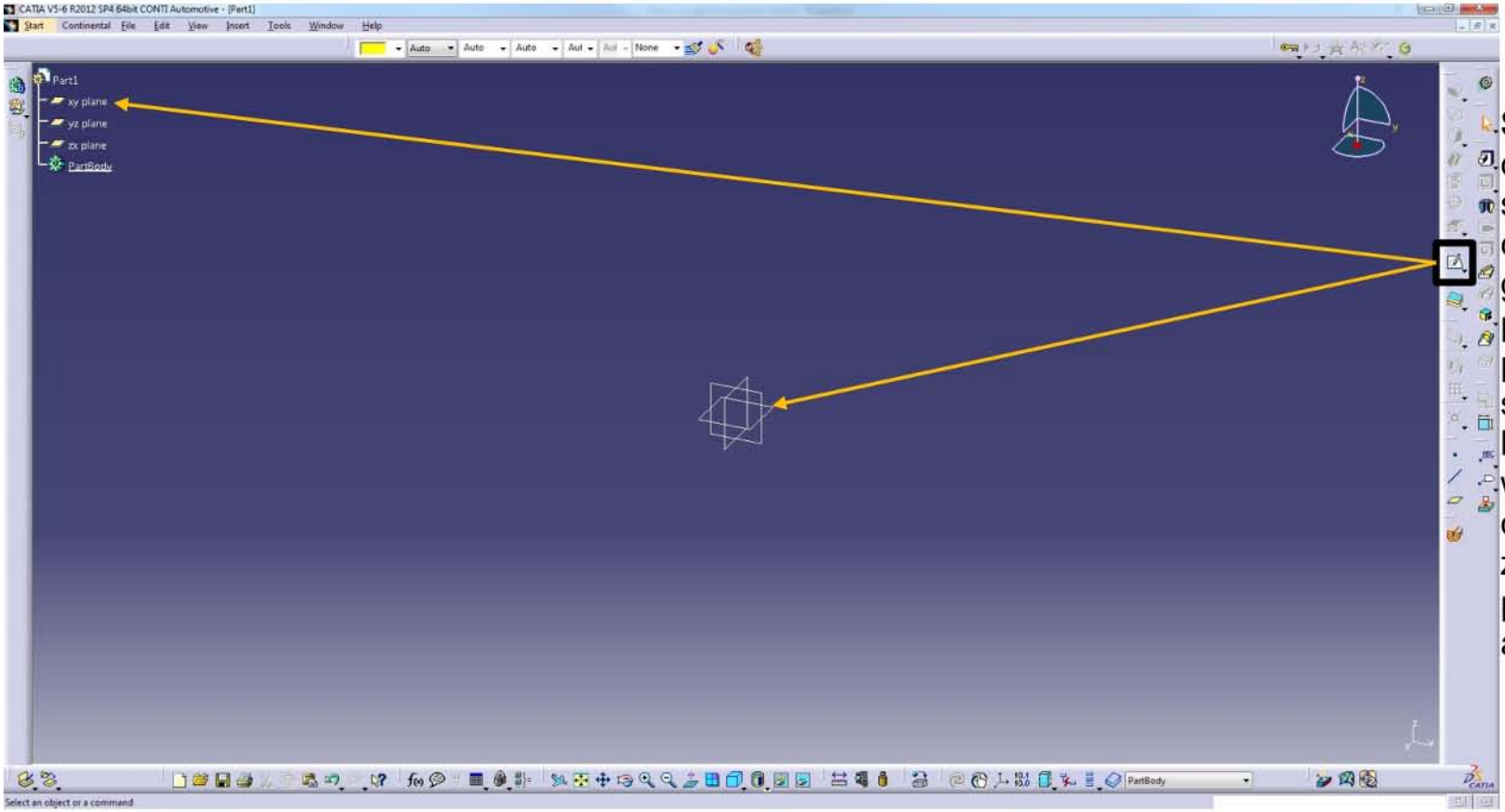
1. **HDirection** (direcție paralela cu axa orizontala si simbolizata cu **H**),
2. **VDirection** (directie paralela cu axa verticala si simbolizata cu **V**) si
3. **Origin** (origine aflata la intersecție axei orizontale cu cea verticala).

Opțiunea **Positioned Sketch** permite modificarea orientării sistemului absolut de axe în raport cu sistemul global de coordonate.

4. Realizarea unei Schite

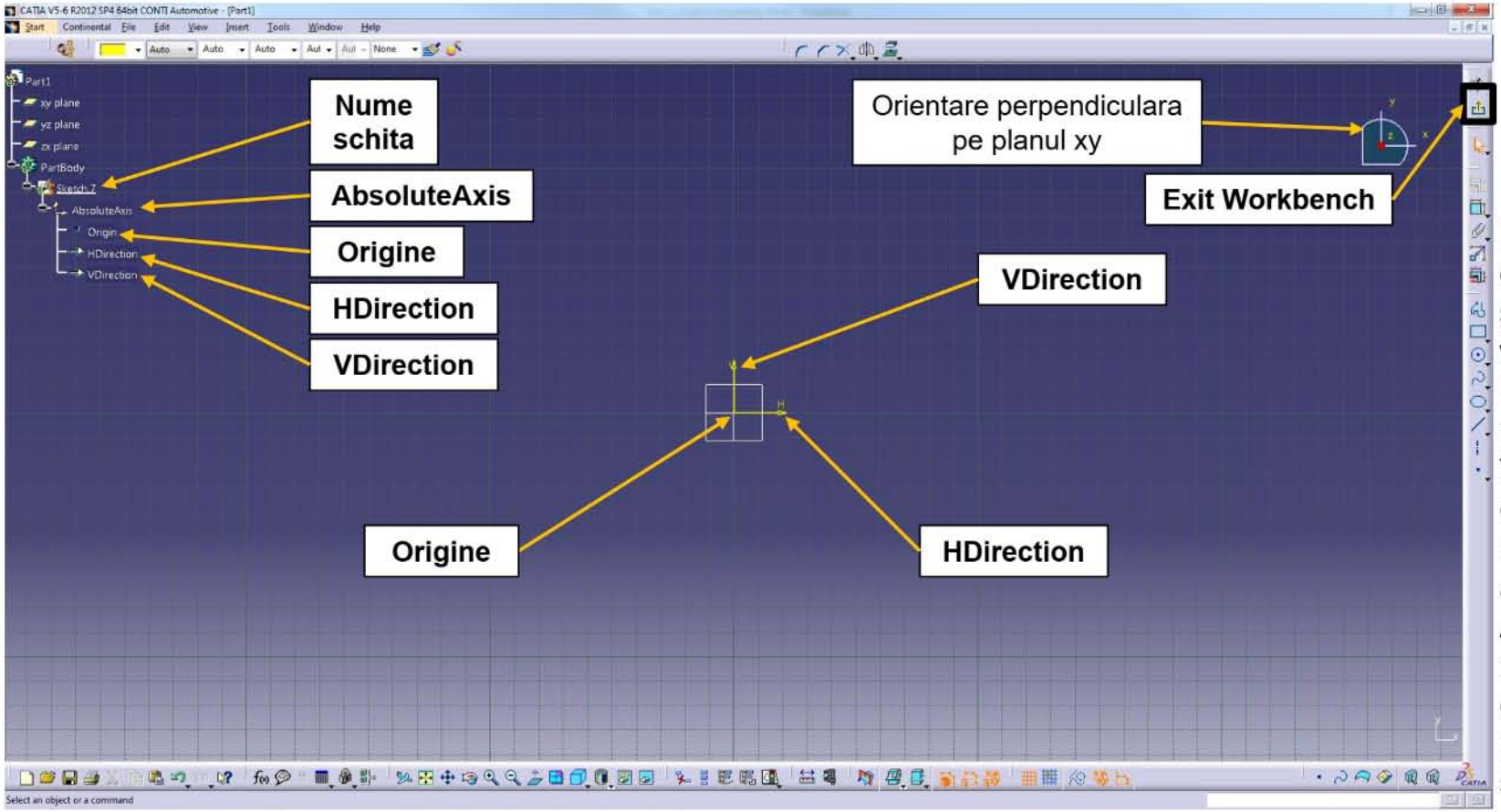
Pentru a creea o schiță se selectează tool-ul **Sketch și** se da click pe unul din cele trei plane de baza, un alt plan definit, un plan definit de un alt sistem de coordonate, pe fata plana a unui volum solid sau pe o suprafața plana individuala. Acest mod de realizarea a unei schițe nu depinde de tipul schiței utilizate (atât pentru **Sketch** cat și **Positioned Sketch funcționează** la fel).

RECOMANDARE! E recomandat sa utilizați opțiunea **Positioned Sketch** deoarece da un grad mai mare de control.



Dupa apăsarea tool-ului **Sketch selecția** planului pe care se dorește realizarea schiței se poate face dând click pe un plan din zona grafica de lucru sau pe un plan din arbore (în exemplul prezentat în poza este selectat **xy plane**). Acest lucru va duce la deschiderea workbench-ului **Sketcher** și orientarea vizualizării din zona grafica de lucru perpendicular pe plan si în acord cu direcțiile **H și V**.

Automat prin creerea unei schițe în body-ul PartBody din arbore se poate vedea ca a apărut un element nou numit Sketch.7 (7 fiind un număr ce este incrementat la fiecare schiță nou creata în fișierul .CATPart în care se lucrează). Modificarea numelui schiței se face dând click dreapta pe numele acesteia->**Properties**->**Feature Properties**->**Feature Name**. Prin apăsarea butonului + in arbore se poate extinde structura arborescenta și observa proprietățile elementului creat (AbsoluteAxis, elemente geometrice construite, constrângeri).



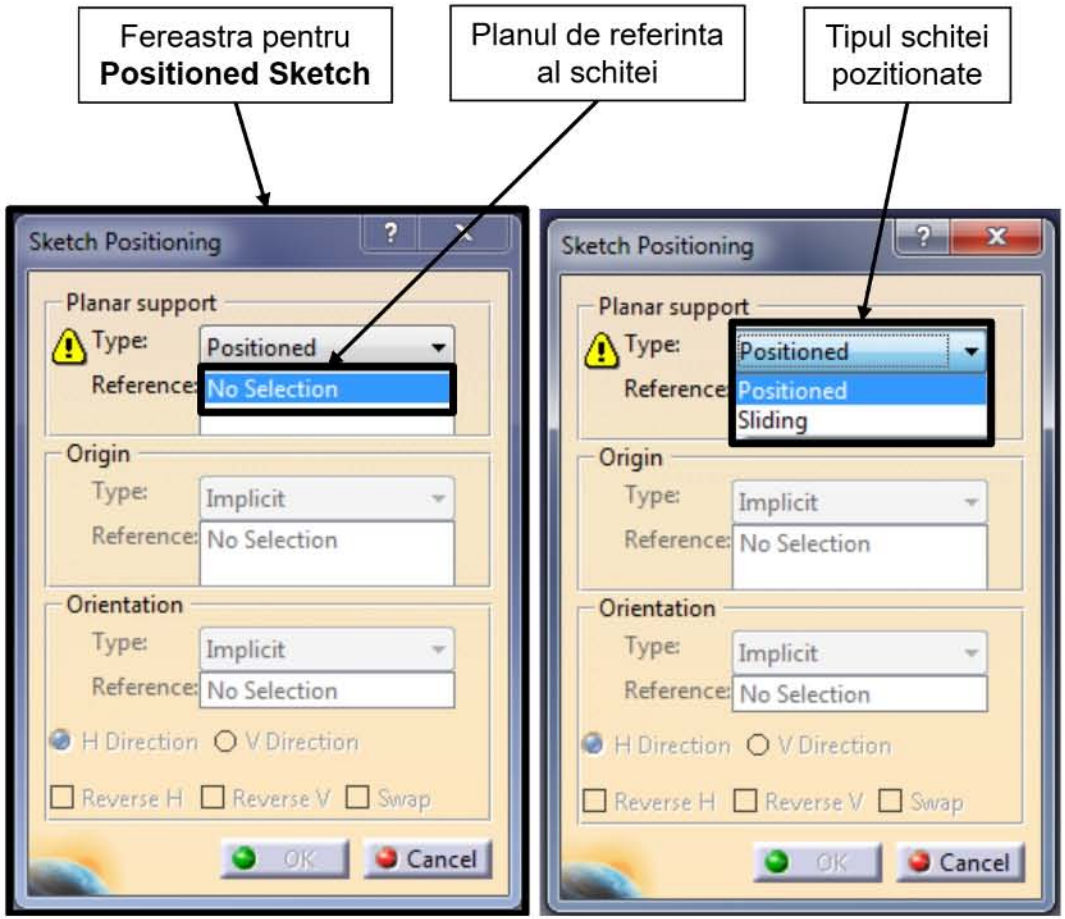
Prin apăsarea butonului **Exit Workbench** se va ieși din workbench-ul **Sketcher și** se va reveni în workbench-ul **Part Design**. Daca nu a fost construit nici un element geometric în Sketcher atunci schița creata va fi considerata nula si va dispărea din arbore.

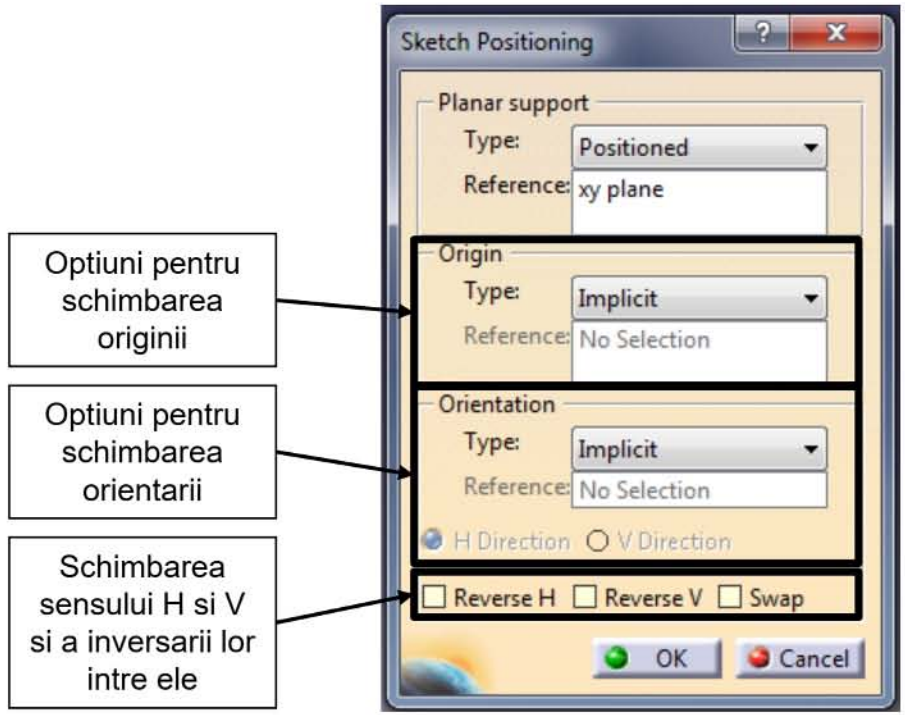
ATENȚIE! Daca se dorește redeschiderea schiței create se va da dublu click pe numele schiței în arbore sau pe liniile schiței în zona grafica de lucru.

Prin selecția **Positioned Sketch** va apărea o noua fereastra cu opțiunile acestui tip de schiță. In primul rand exista doua tipuri de schita: **Positioned** (variant predefinita) si **Sliding**.

Optiunea **Sliding Sketch** va avea ca rezultatul același lucru ca o schiță normala, non-positioned (este complet echivalenta cu primul tip de schiță creata). Aceasta opțiune permite însă modificarea intre o schiță poziționată si una nepoziționată.

Opțiunea **Positioned** permite modificarea originii si a orientării cat si schimbarea **H** si **V** intre ele sau a schimbării sensului lor.





5. Tool-uri de vizualizare si selecție în workbench-ul Sketcher

Cut Part by Sketch Plane
Face o sectiune prin model folosing planul schitei

Setari de vizualizare a elementelor exterioare schitei (usual, low light, No 3D background)

Setari de referitoare la posibilitatea selectarii unor elemente din afara schitei

Diagnostics
Optiune care daca e activata coloreaza graphic elementele geometrice in functie de nivelul de constrangere

Dimensional Constraints
Afiseaza constrangerile dimensionale

Geometrical Constraints
Afiseaza constrangerile geometrice

Grid
Afiseaza o grila ajutatoare pe ecran

Snap to Point

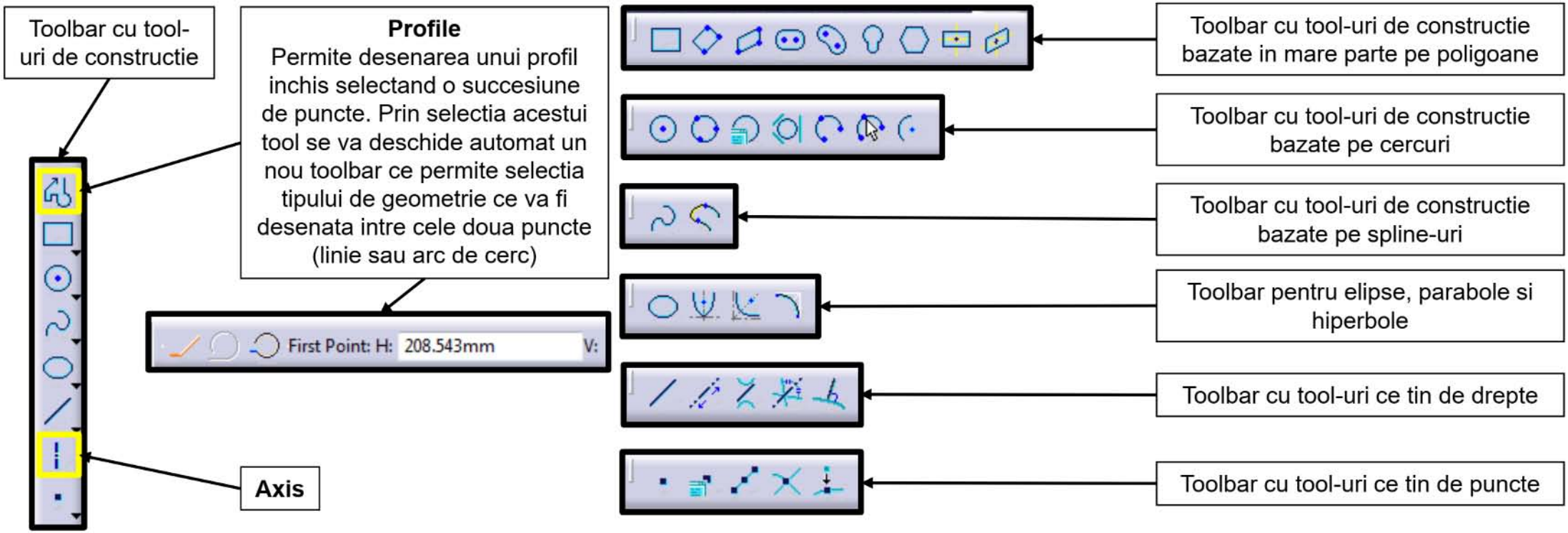
Construction/Standard Element
Permite constructia de elemente geometrice ajutatoare sau converteste elemente geometrice in elemente geometrice ajutatoare

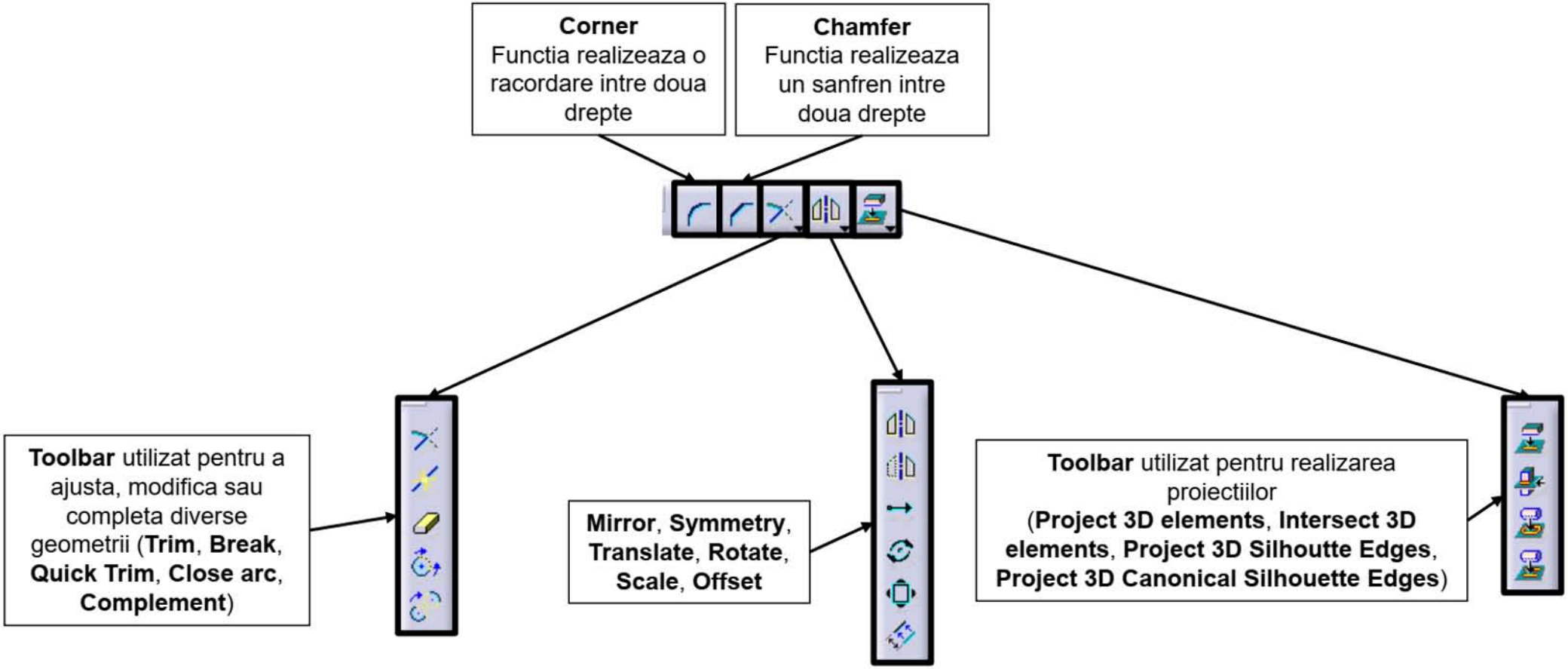
Genereaza automat unele constrangeri geometrice cand este activat

Genereaza automat unele constrangeri dimensionale cand este activat

6. Tool-uri de constructie in workbench-ul Sketcher

ATENTIE! Pentru ca o schiță sa poată fi folosita pentru construcția unui **Feature** (volum solid) este necesar ca profilul desenat sa fie închis. Doar in unele circumstanțe care vor fi prezentate se pot utiliza profile deschise. Utilizarea unui profil închis într-un alt profil închis va duce la îndepărtarea materialului definit de profilul închis interior (acest lucru este valabil și în cazul definirii mai multor profiluri închis interioare).

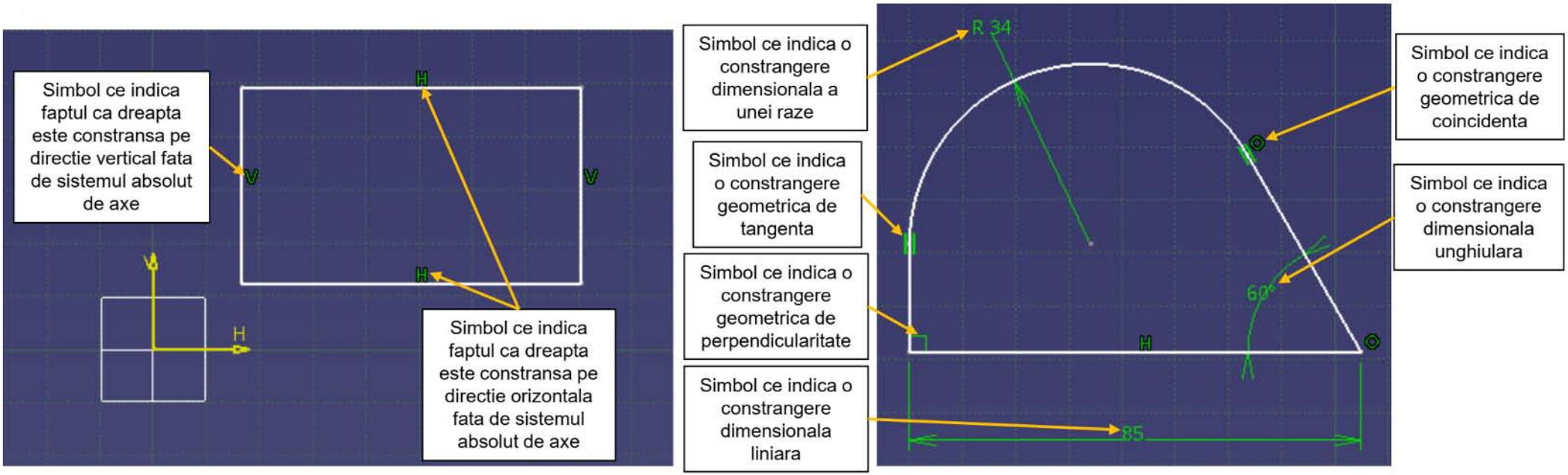



Corner
Functia realizeaza o racordare intre doua drepte
Chamfer
Functia realizeaza un sanfren intre doua drepte
Toolbar utilizat pentru a ajusta, modifica sau completa diverse geometrii (**Trim**, **Break**, **Quick Trim**, **Close arc**, **Complement**)
Mirror, **Symmetry**, **Translate**, **Rotate**, **Scale**, **Offset**
Toolbar utilizat pentru realizarea proiectiilor (**Project 3D elements**, **Intersect 3D elements**, **Project 3D Silhoutte Edges**, **Project 3D Canonical Silhouette Edges**)

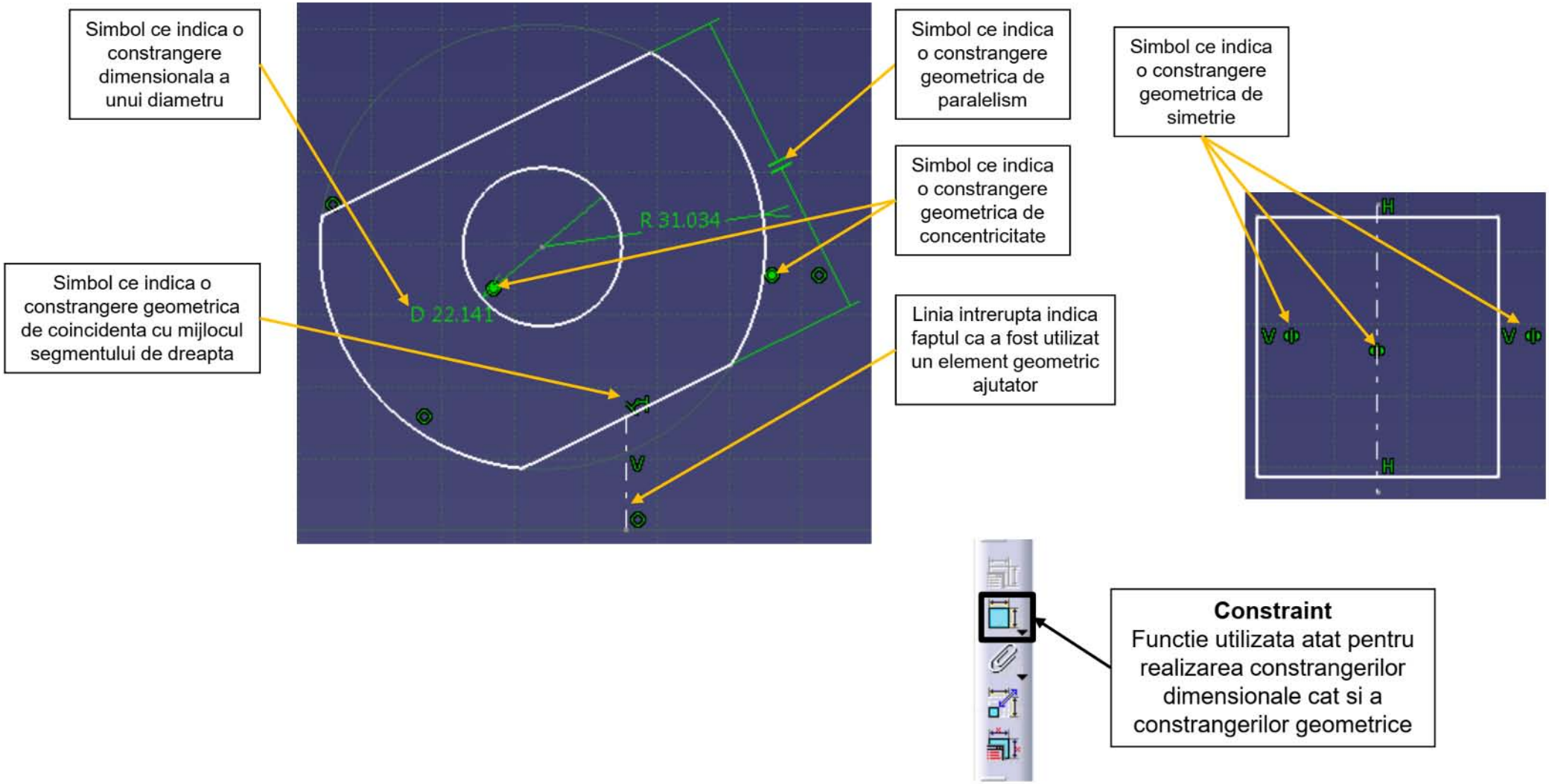
7. Cotarea si constrângerea schițelor

Constrângerea schițelor este o etapa importanta pentru a asigura precizia dimensionala si geometrica a elementelor geometrice cat si poziția lor in raport cu alte elemente din afara schiței. Pentru anumite elemente generarea constrângerilor dimensionale și geometrice este realizata in mod automat (**ATENTIE!** Acest lucru este valabil doar daca butonul de generare automata a constrângerilor este activat, vezi pagina 27).

RECOMANDARE! Este recomandat sa nu începeți niciodată **schița** din originea sistemului absolut de axe. Daca desenarea oricărui element geometric este începută din origine atunci va exista o constrângere de coincidenta a punctului plasat cu originea care nu poate fi ștearsă. Aceasta constrângere nu este simbolizata! Singura metoda de rupere a acestei coincidente este de a șterge elementul geometric desenat si refacerea acestuia pornind din alt punct diferit de origine. In momentul in care o constrângere este generata automat sau este impusa de utilizator un simbol va apărea in dreptul elementului geometric desenat.



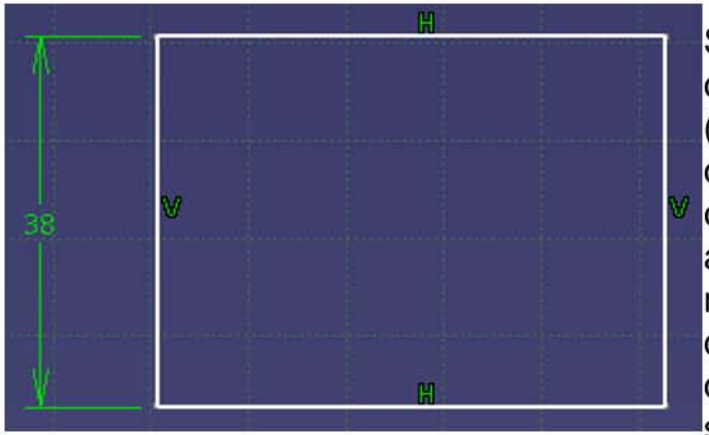
Constrângerea dimensionala si geometrica a elementelor geometrice desenate se face accesând funcția **Constraint** și selectând pe rand elementele geometrice asupra cărora dorim sa aplicam o constrângere. In funcție de condițiile geometrice în care se afla elementele programul va face o sugestie de constrângere (aceasta sugestie poate fi o dimensiune liniara sau unghiulara). Daca se va selecta un singur element geometric (de exemplu un segment de dreapta) programul va sugera lungimea acestuia. Daca se continua selecția cu al doilea element geometric atunci programul va sugera distanta sau unghiul dintre ele. Constrângerile ce sunt implementate sunt înregistrate și pot fi observate și în arborele modelului.



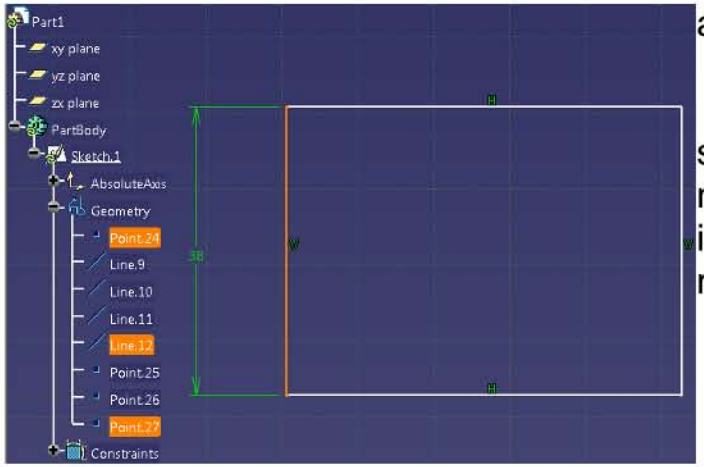
ATENTIE! Pentru a stabili dimensiunea 38 mm din imaginea alaturata se pot utiliza doua metode:

1. - utilizarea funcției **Constraint** selectand doar segmentul de dreapta **a** sau

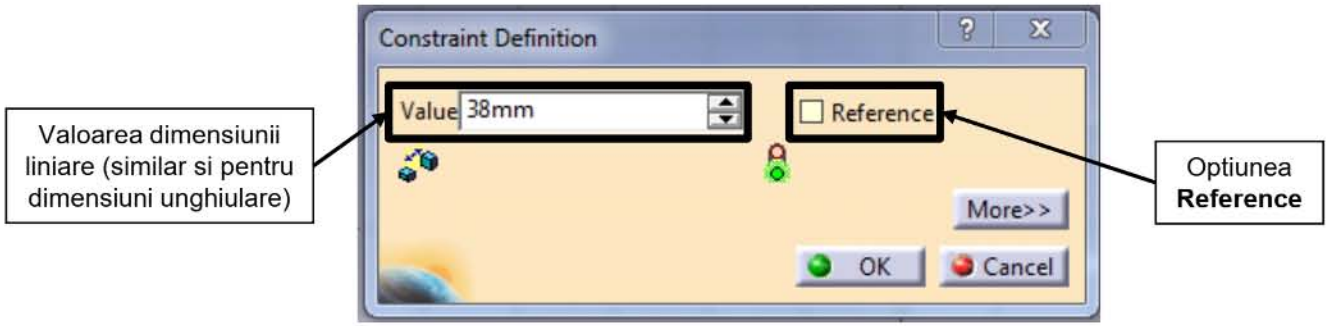
2. - selectand segmentele de dreapta **b** si **c**.



Cele doua opțiuni sunt echivalente în practica, însă nu reprezintă același lucru. Segmentul de dreapta **a** este in realitate compus din trei elemente geometrice: doua puncte ce definesc capetele segmentului si segmentul de dreapta in sine (acest lucru poate fi vizualizat in arborele modelului). Prin selecția segmentului de dreapta **a**, dimensiunea 38 mm reprezinta de fapt distanta dintre cele doua puncte ce definesc capetele segmentului. Daca segmentele de dreapta **b** si **c** sunt sterse atunci segmentul de dreapta va păstra constrângerea ce ii da dimensiunea de 38 mm. In cazul în care au fost selectate segmentele **b** si **c** pentru definirea dimensiunii 38 atunci ea reprezinta de fapt distanta dintre cele doua segmente de dreapta si are de fapt doar o legătură indirecta cu segmentul de dreapta **a**. Daca segmentele **b** sau **c** sunt șterse atunci constrângerea de 38 mm va fi si ea ștearsă automat.

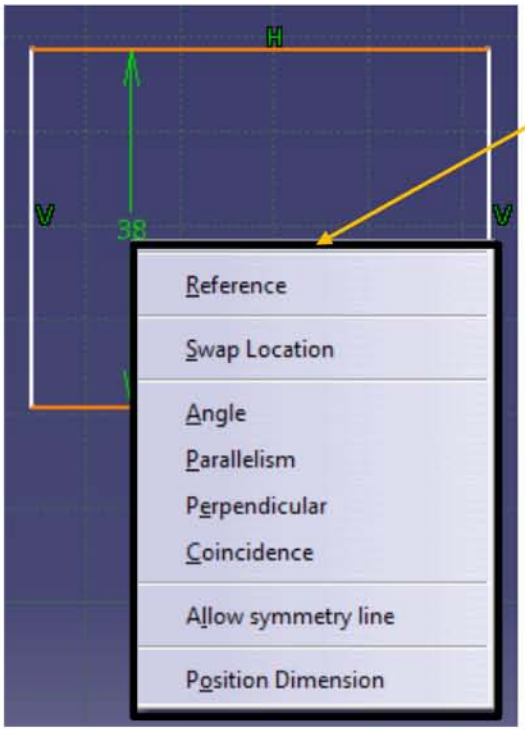


Pentru a modifica valoarea unei dimensiuni liniare sau unghiulare este necesar sa se apese dublu click pe valoare si un meniu va fi deschis in care se poate modifica valoarea. Prin bifarea optiunii **Reference** atunci dimensiunea va fi pusa intre paranteze, iar campul Value nu va mai putea fi modificat. Dimensiunea va rezulta din context.



Utilizând funcția **Constraint** se pot aplica si constrângeri geometrice. Dupa selecția unuia sau mai multor elemente geometrice daca se da click dreapta oriunde se va deschide un meniu ce va permite selecția altui tip de constrângere dimensionala sau a unui tip de constrângere geometrica.

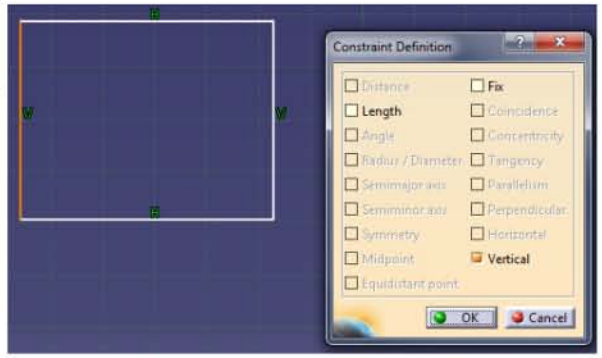
RECOMANDARE! Este recomandat sa utilizați aceasta metoda pentru a aplica orice constrângere geometrica.



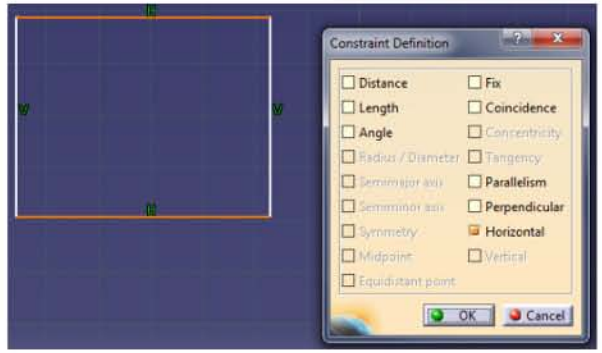
Meniu accesat apasand click dreapta mouse dupa ce s-a facut selectia elementelor geometrice in cadrul functiei Constraint

O alta metoda de a aplica constrangeri dimensionale sau geometrice este utilizarea functiei **Constraints Defined in Dialog Box**. Aceasta optiune se activeaza dupa selectia unuia sau mai multor elemente geometrice.

Constraints Defined in Dialog Box



Optiunile active in meniul **Constraint Definition** sunt dependente de numarul elementelor geometrice selectate cat si de constrangerile geometrice deja existente intre elemente.



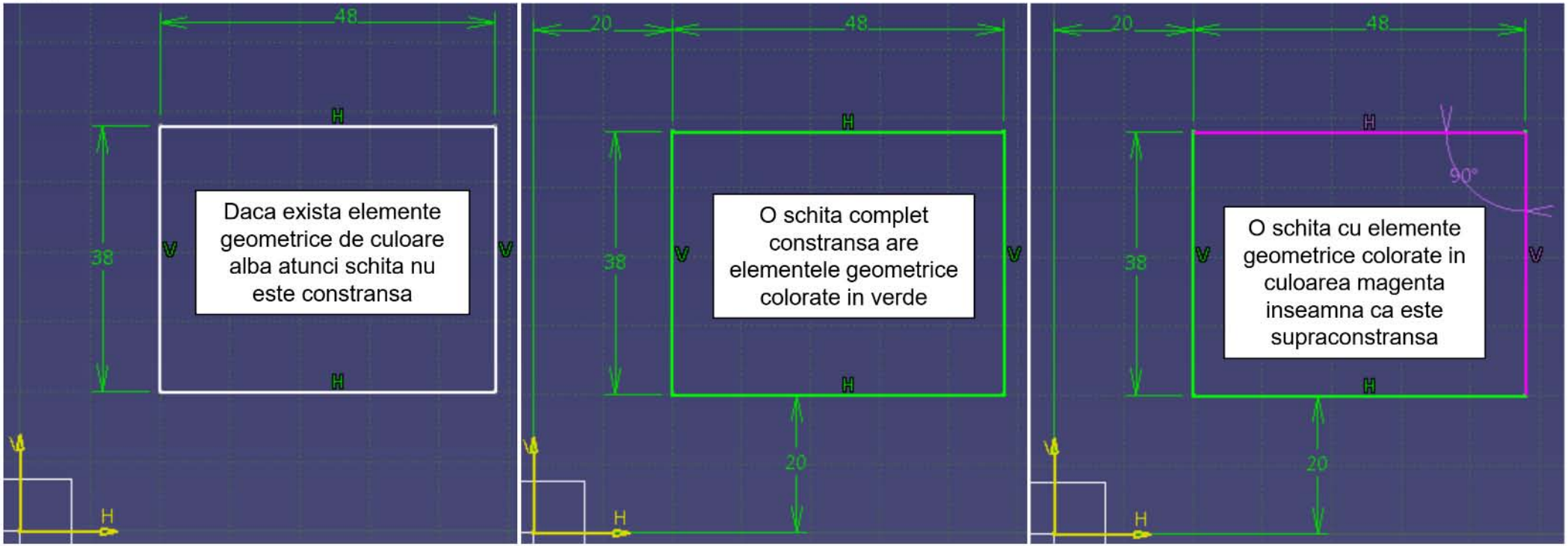
8. Ștergerea unei constrângeri

Ștergerea unei constrângeri definita asupra unuia sau mai multor elemente geometrice se poate face in trei moduri diferite:

- selecția cotei sau simbolului in zona grafica de lucru si apăsarea tastei Delete,
- selecția elementului geometric si utilizarea functiei **Constraints Defined in Dialog Box** si rebifarea constrângerii sau ștergerea constrângerii din arborele modelului.

Daca funcția **Diagnostics** este activa (vezi pagina 27) atunci elementele geometrice desenate in zona grafica de lucru vor fi automat colorate în funcție de starea în care se afla în raport cu sistemul absolut de axe cat si precum grade de libertate posibile intre elementele geometrice individuale. Un element complet constrâns (limitate toate gradele de libertate) va avea culoarea verde.

RECOMANDARE! Este recomandat ca o schiță sa fie complet constrânsa dimensional și geometric atât în raport cu sistemul absolut de axe cat și ca elemente geometrice individuale. In acest caz culoarea liniilor întregii schite va fi în totalitate verde.



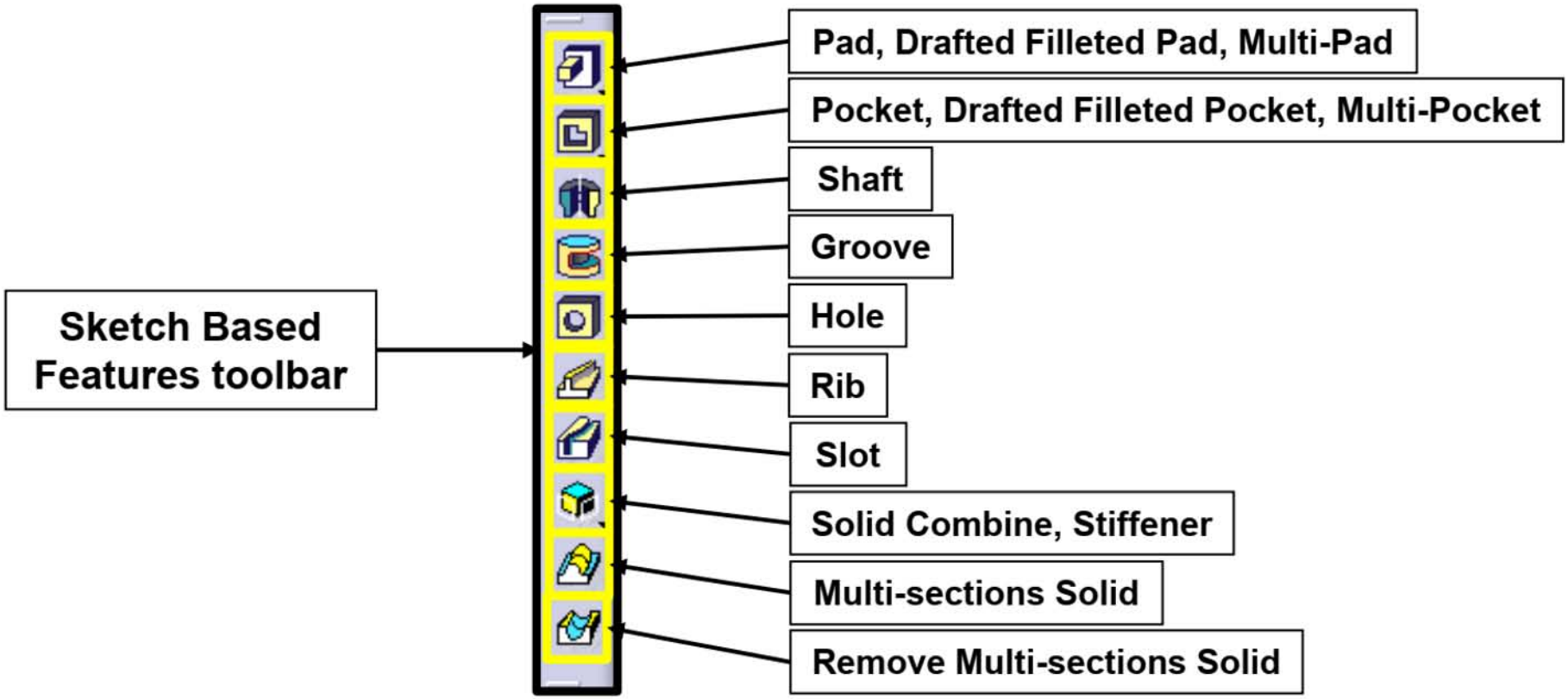
A. Funcții „Basic features”, B. Plane, schițe 3D, operații repetitive și simetrie

A. Funcții „Basic features”, partea I
A1. CATIA V5 Basic features
A2. Funcția Pad
A3. Funcția Pocket
A4. Funcția Hole

B. Plane, schițe 3D, operații repetitive și simetrie
B1. Plane; utilizare și creare în CATIA V5
B2. Schițe 3D
B3. Operații repetitive și simetrie

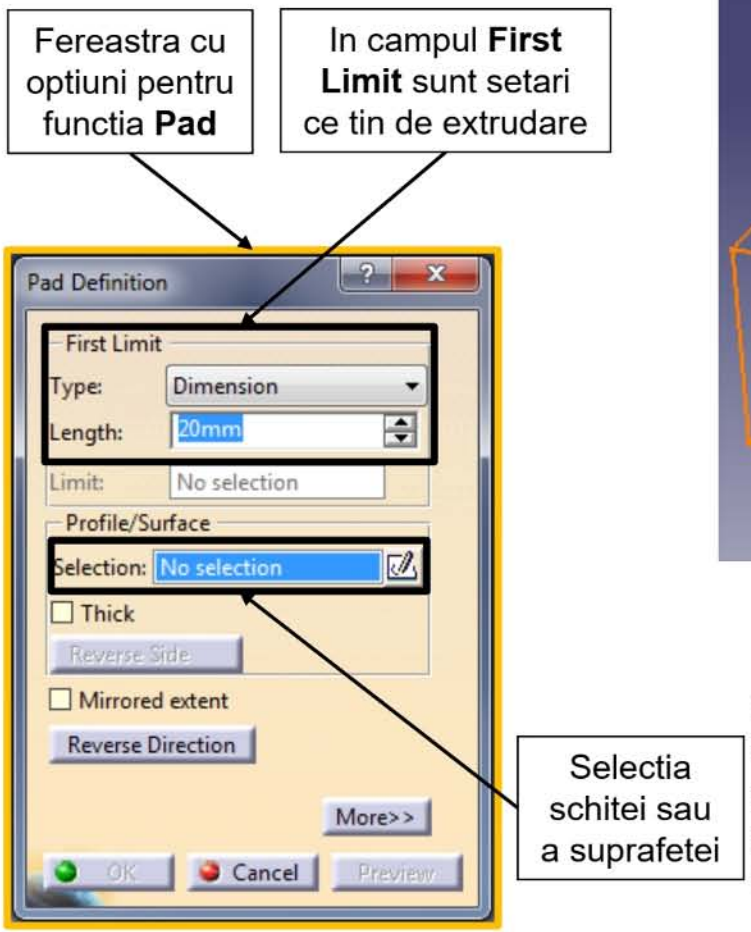
A. Functii „Basic features”, partea 1;
A1. CATIA V5 Basic features

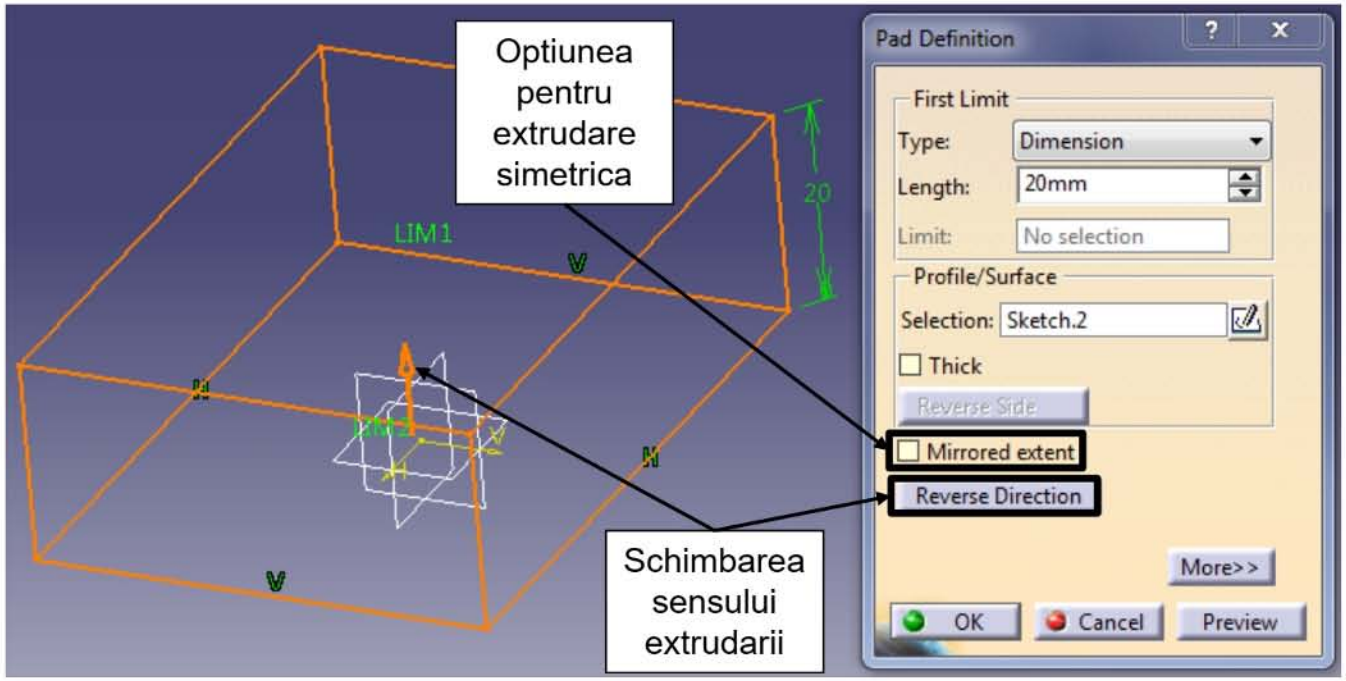
Elementele constructive de baza folosite pentru a genera volume solide (vom utiliza termenul în limba engleză pentru ele – Basic Features) care se regăsesc în CATIA (de altfel in toate programele CAD) utilizează la baza schițele (poarta numele de Sketch Based Features). Fiecare basic feature are și o funcție opusa care funcționează identic însă îndepărtează material din volume solide. In Catia V5 vom considera ca basic features care generează volume solide: **Pad**, **Shaft**, **Rib** si **Multisections Solid**. Opusele acestora sunt: **Pocket**, **Groove**, **Slot** si **Remove Multi-sections Solid**. Adițional, fata de acestea mai pot fi incluse în categoria funcțiilor de baza: **Hole**, **Stiffener** si **Solid Combine**. Acestea funcții vor fi prezentate pe rând cu toate opțiunile disponibile.



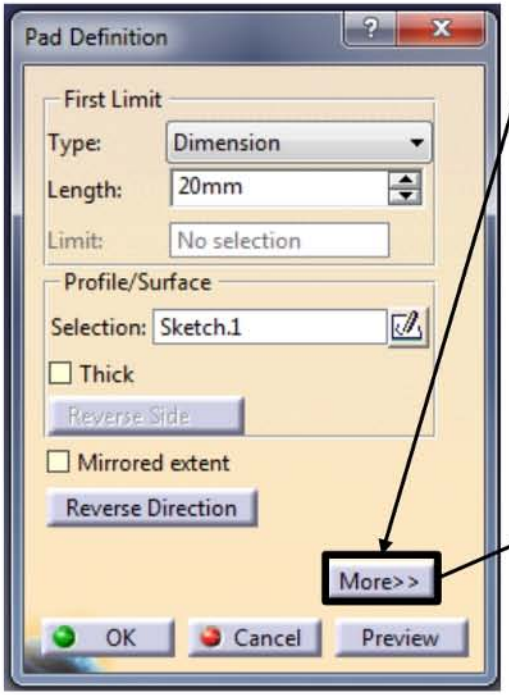
A2. Funcția Pad

Funcția **Pad extrudează** unui profil realizat cu ajutorul unei schițe sau suprafețe pe o lungime definita valoric sau geometric.

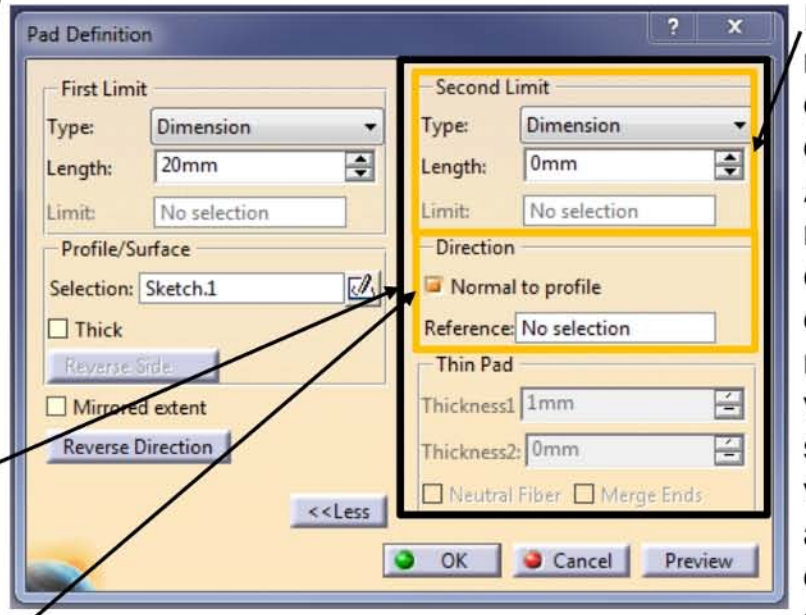




Prin setările standard, extrudarea schiței sau a suprafeței se face pe direcție perpendiculara fata de planul in care se găsește schiță sau suprafața. Pentru a se schimba sensul in care se face extrudarea se poate da click stânga pe săgeata ce indica sensul in zona grafica de lucru sau prin apăsarea opțiunii **Reverse Direction**. Opțiunea **Mirrored extent** permite realizarea extrudarii in ambele sensuri si simetric fata de planul profilului.

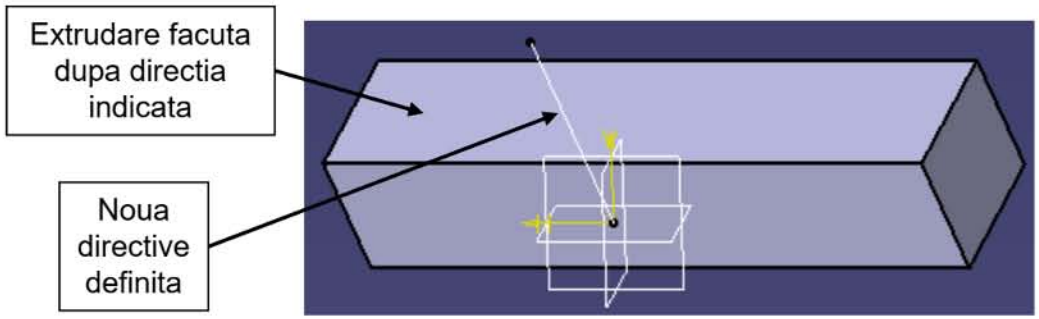


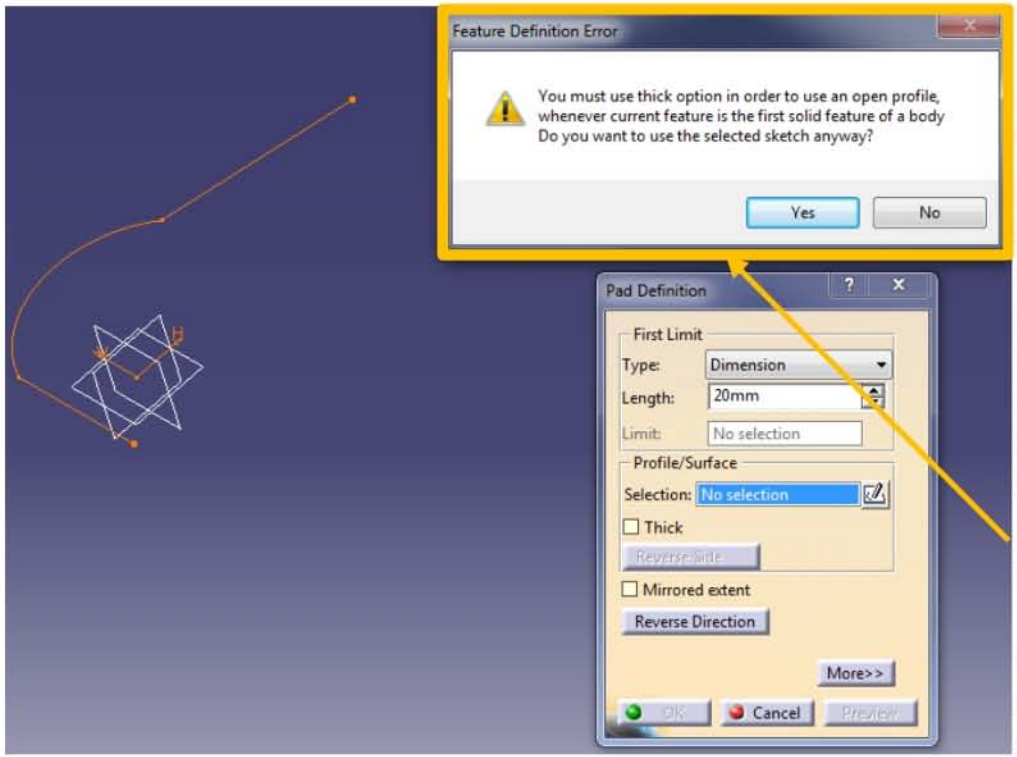
Prin apasarea butonului **More** este permisa vizualizarea unui număr suplimentar de opțiuni de definire a functiei **Pad**.

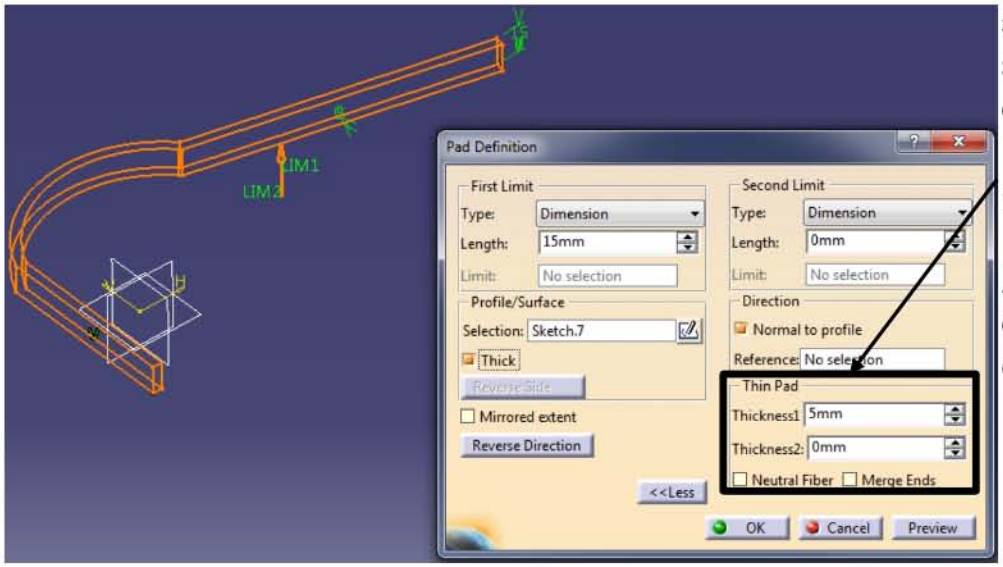


In câmpul **Second Limit** se pot face setări referitoare la o a doua limita in care se face extrudarea. Cea de-a doua limita are aceeași direcție cu prima însă în sens opus. **ATENTIE!** Prin introducerea unei valori negative de extrudare la una din limite, iar cealaltă este zero, se va schimba direcția de extrudare. Prin introducerea a doua valori negative atunci funcția va funcționa identic cu valori definite pozitive însă cu sensuri schimbate. Daca la una din limite se utilizează valori pozitive si la cealaltă valori negative atunci extrudarea se va face pe o lungime definita de diferența valorilor si se va modifica. și planul din care incepe extrudarea.

Câmpul D<u>irection</u> permite modificarea direcției de extrudare.
Opțiunea **Normal to profile** este bifata standard ceea ce înseamnă ca extrudarea se va face pe direcție perpendiculara fata de planul profilului. Daca în câmpul <u>Reference</u> este introdusa alta direcție (data de o dreapta desenata într-o alta schița, axa unui sistem de coordonate sau o muchie dreapta a unui volum solid) atunci extrudarea se va face dupa direcția respectiva.





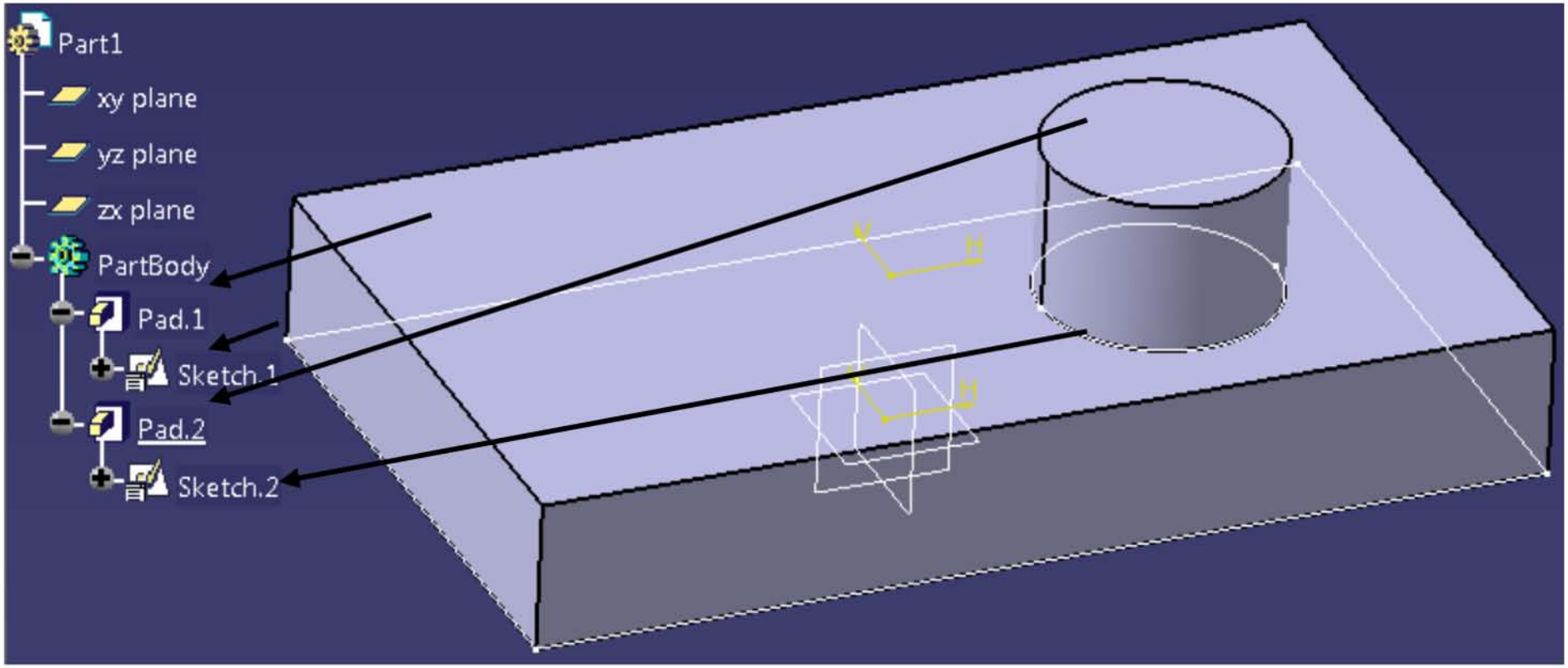


In cursul al doilea a fost mentionat ca se pot utiliza in anumite circumstante si profile deschise in cadrul schitelor pentru a realiza anumite volume solide (vezi Curs 1 sectiunea 6). Pentru a utiliza profile deschise in cadrul functiei **Pad** este necesara activarea optiunii **Thick**. Prin selectarea unui profil deschis in cadrul functiei **Pad** aceasta va da un mesaj de eroare in care se va mentiona ca este necesara activarea functiei **Thick** pentru utilizarea acestui tip de profil si daca suntem siguri ca vrem sa facem asta. Dupa apasarea butonului **Yes** se poate activa functia **Thick**. Functia **Thick** va permite sa dam o grosime pentru profilul deschis definit. Prin activarea functiei **Thick**, optiunea **More** este si ea activata automat.

Optiunile din campul **Thin Pad** devin active doar prin activarea functiei **Thick**. **Thickness1** permite stabilirea grosimii pe o directie fata de profil, iar **Thickness2** stabileste grosimea pe directive opusa. Activarea optiunii **Neutral Fiber** face ca profilul sa fie considerat o fibra neutral si aplicarea grosimii se face simetric fata de el (automat optiunea **Thickness2** este dezactivata).

Optiunea **Merge Ends** prelungeste capetele libere ale profilului pana intalneste un alt volum solid.

ATENTIE! Utilizarea functiei **Thick** pentru un profil inchis va duce la obtinerea unei piese ce au peretii de grosimea definita in cadrul acestei functii.

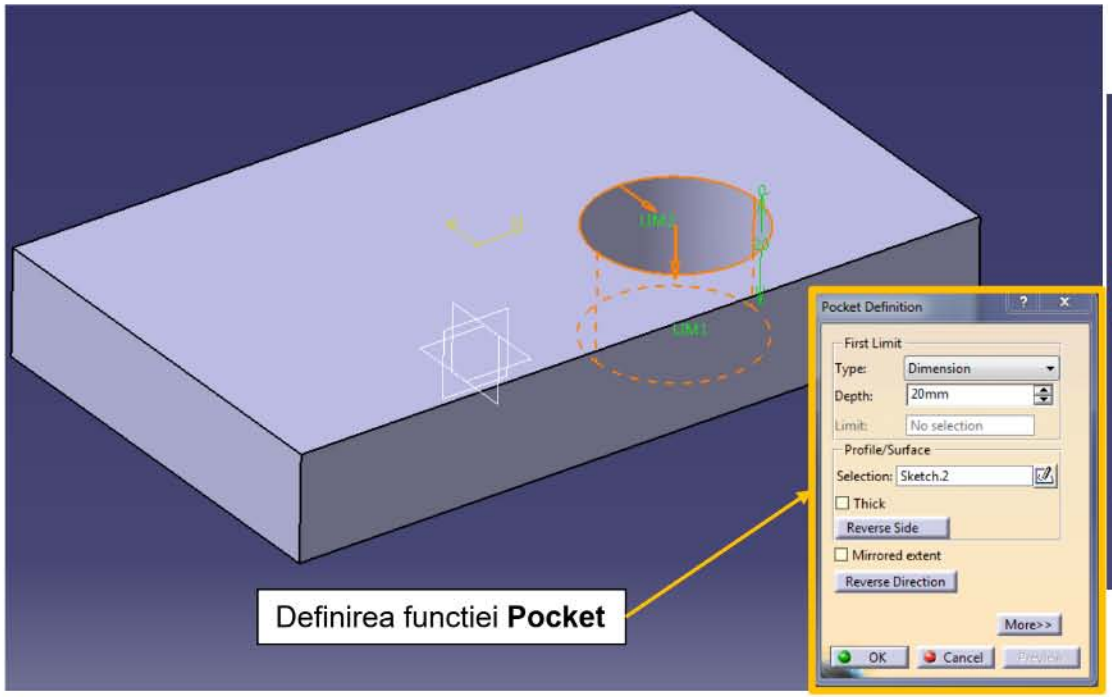


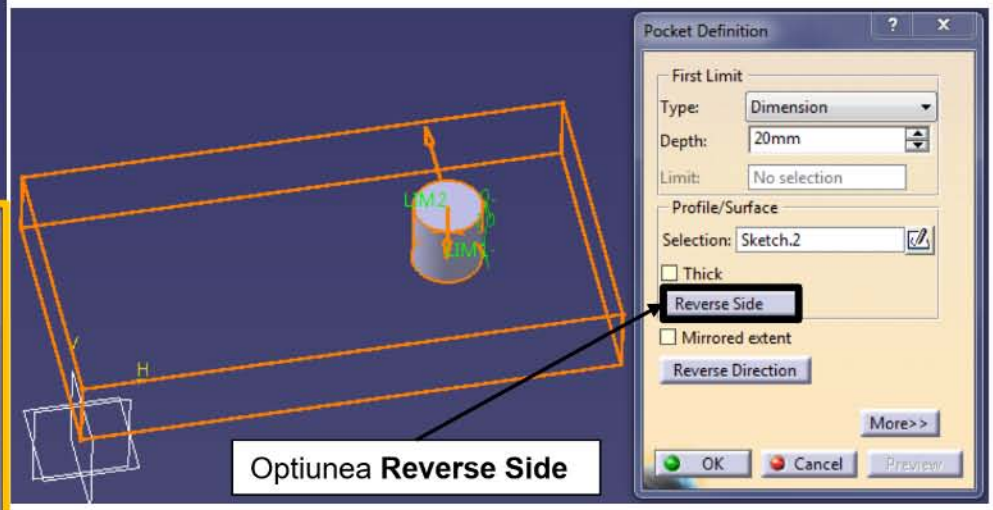
Suprafețele exterioare ale volumului solid realizat pot fi utilizate ca suport pentru alte schițe (atâta timp cat sunt suprafețe plane). Daca funcția **Pad** este utilizata succesiv folosind schițe create pe suprafețele unui volum solid atunci va rezulta un volum solid total compus din materialul adăugat de fiecare funcție in parte. Acest lucru poate fi observat și în arborele piesei. Sub **body**ul **PartBody** sunt toate operațiile ce adaugă material. **ATENTIE!** Daca volumul de material generat de o funcție nu se intersectează cu un volum de material deja existent atunci vor rezulta doua volume sub acelasi **Body**.
Pentru modificarea setărilor funcției Pad o data ce aceasta a fost realizata se face prin efectuarea unui dublu click pe operația prezenta in arbore sau pe volumul generat în zona grafica de lucru. **RECOMANDARE!** Este recomandat sa lucrați cat mai mult cu arborele!

A3. Funcția Pocket

Funcția **Pocket** este identica cu funcția **Pad** numai ca in loc sa adauge material ea îndepărtează material. Toate opțiunile prezentate la funcția **Pad** exista si la funcția **Pocket** si funcționează la fel.

ATENȚIE! În body-ul **PartBody** nu este posibil sa utilizați funcția **Pocket** ca o prima operație! Intr-un **body** diferit de **PartBody** este posibil ca **Pocket** sa fie prima operație, insa va stabili un semn negativ pentru aceasta (vor fi prezentate detalii in cursurile următoare). O diferență fata de funcția **Pad** este prezenta opțiunii **Reverse Side**. Aceasta înlătură tot volumul solid exterior volumului rezultat prin extrudarea profilului.

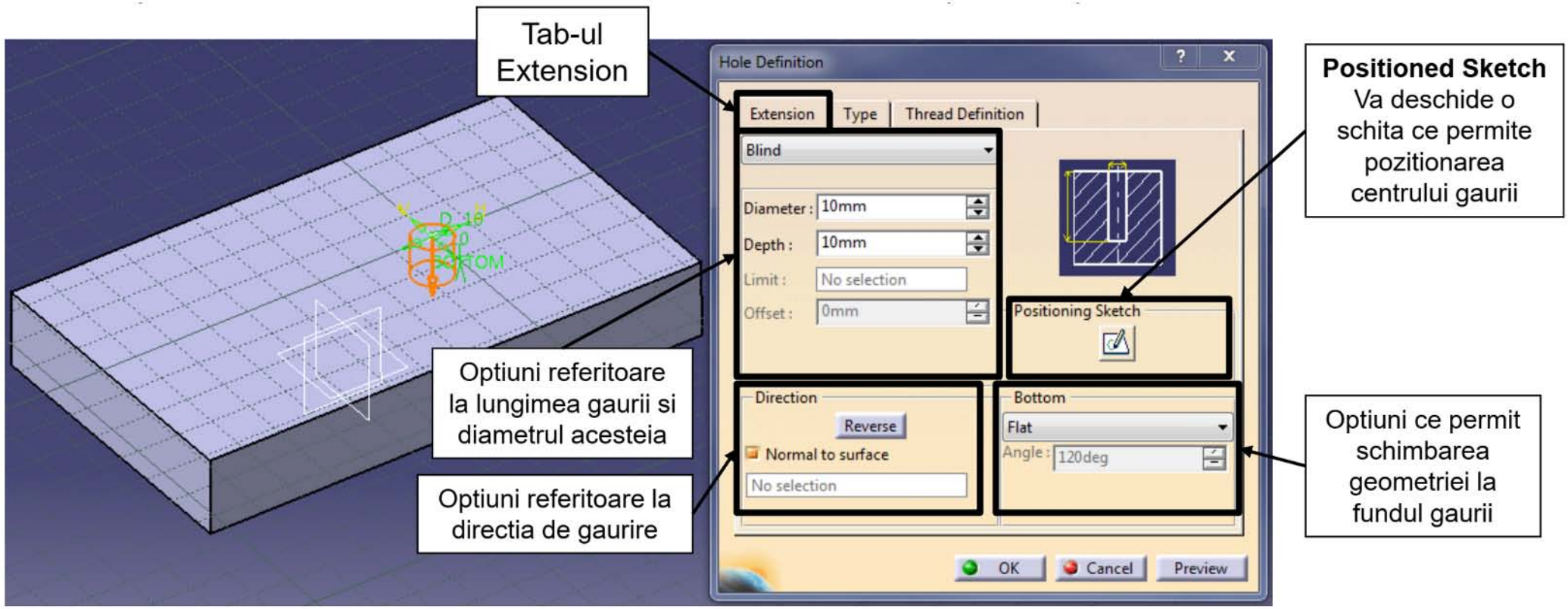


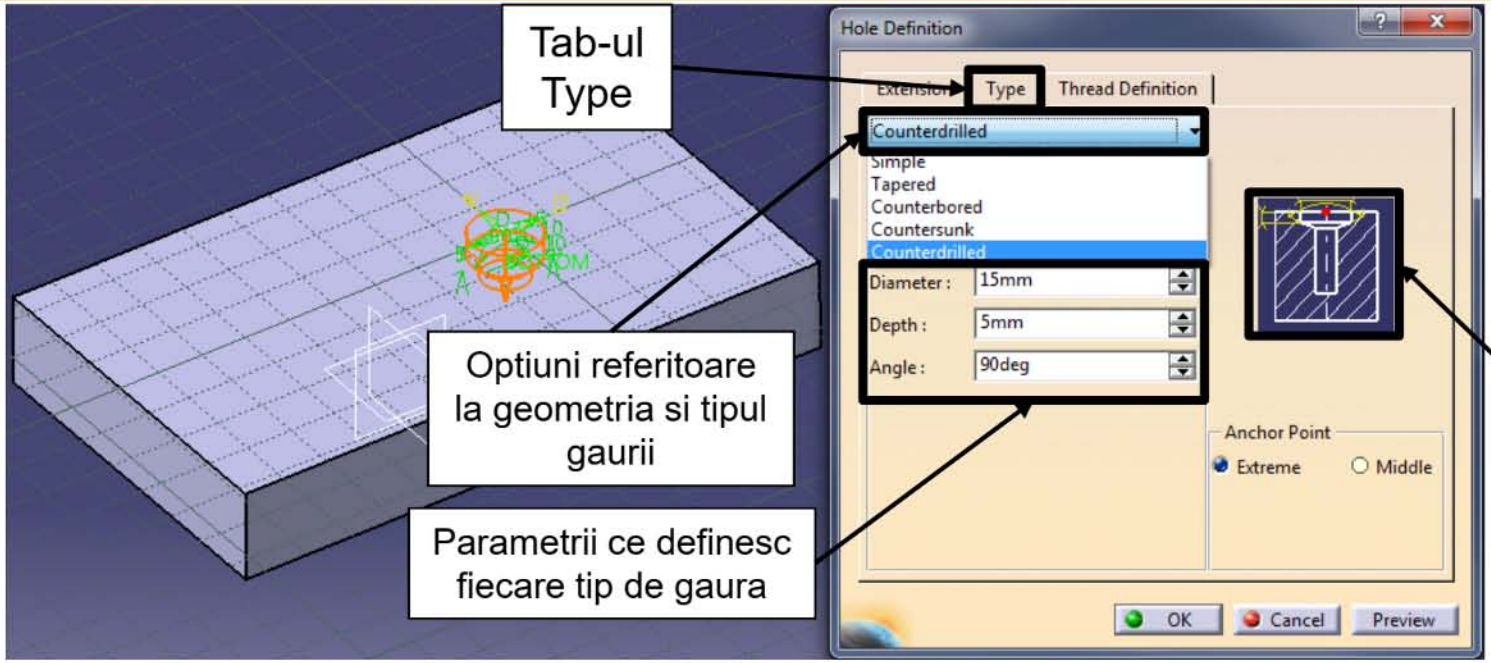


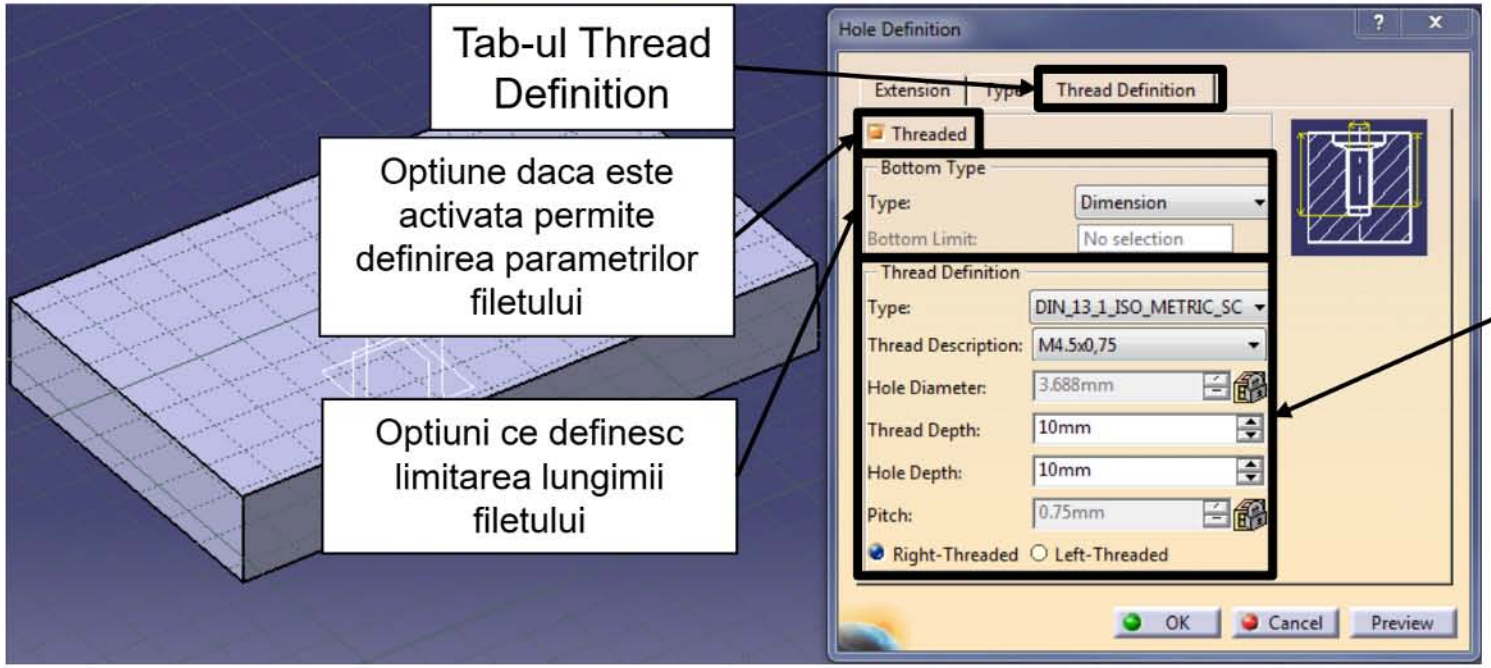
A4. Functia Hole

Funcția **Hole** este utilizata pentru a realiza diverse tipuri de gauri. Toate operațiile realizate cu funcția **Hole** pot fi realizate și utilizând alte comenzi sau combinații de comenzi însă în cele mai multe cazuri aceasta duce la reducerea numărului de operații necesare si a timpului de lucru. Pentru a utiliza funcția **Hole** este necesar sa avem deja un volum solid creat. După selecția funcției **Hole** se va executa un click oriunde pe suprafața pe care vrem sa creăm gaura. Funcția **Hole** poate fi utilizata pentru realizarea unei game de gauri atât simple (dar cu posibilitatea unor diverse opțiuni geometrice) cat și gauri filetate.

ATENȚIE! Prin realizarea unei gauri filetate nu va fi creat si profilul geometric al filetului ci doar va fi atribuita o proprietate suprafeței gaurii și acesta va fi reprezentata conform standardelor de desen tehnic in desenul piesei respective.




Tab-ul Type
Hole Definition
Extension
Type
Thread Definition
Counterdrilled
Simple
Tapered
Counterbored
Countersunk
Counterdrilled
Diameter : 15mm
Depth : 5mm
Angle : 90deg
Anchor Point
Extreme
Middle
OK
Cancel
Preview
Optiuni referitoare la geometria si tipul gaurii
Parametrii ce definesc fiecare tip de gaura
Imagine schematizata a tipului de gaura cu fiecare parametru cotat pe ea


Tab-ul Thread Definition
Hole Definition
Extension
Thread Definition
Threaded
Bottom Type
Type: Dimension
Bottom Limit: No selection
Thread Definition
Type: DIN_13_1_ISO_METRIC_SC
Thread Description: M4.5x0,75
Hole Diameter: 3.688mm
Thread Depth: 10mm
Hole Depth: 10mm
Pitch: 0.75mm
Right-Threaded
Left-Threaded
OK
Cancel
Preview
Optiune daca este activata permite definirea parametrilor filetului
Optiuni ce definesc limitarea lungimii filetului
Optiuni ce tin de tipul filetului si parametrii acestuia

B. Plane, schițe 3D, operații repetitive și simetrie

B1. Plane; utilizare si creare in CATIA V5

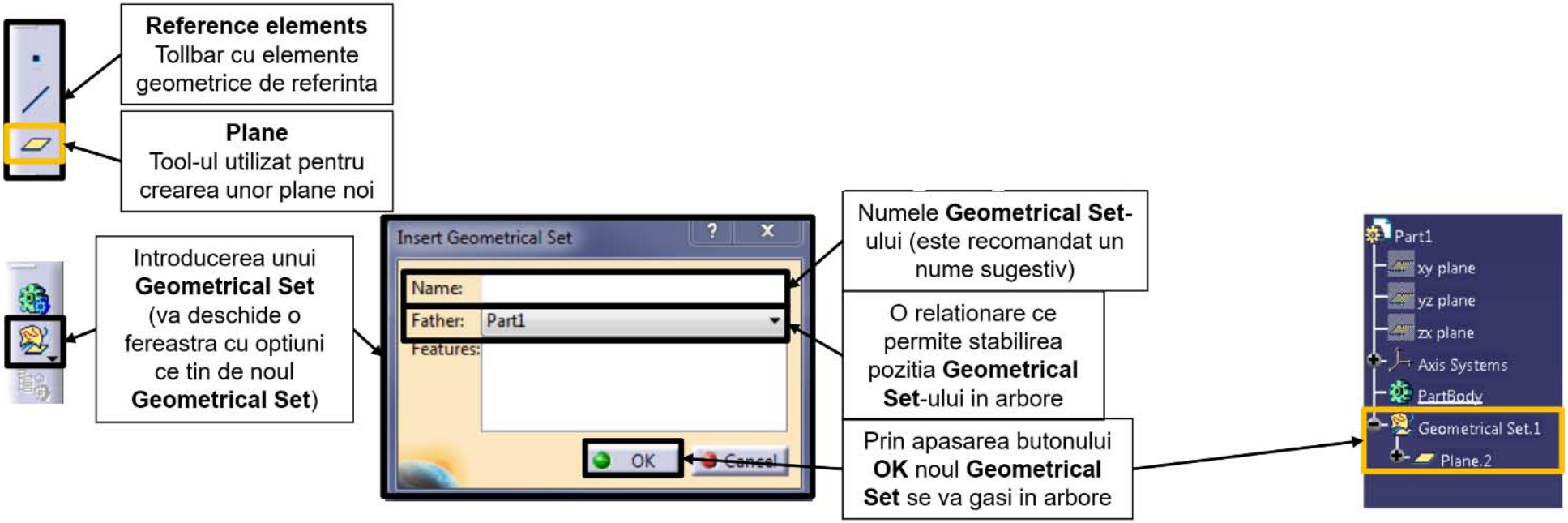
B.1.1 Definirea sistemelor de coordonate

RECOMANDARE! Este recomandat sa nu se utilizeze niciodată planele de referință create odată cu piesa. Ca procedura de lucru este bine ca acestea sa fie ascunse (utilizând funcția **Hide/Show**) imediat dupa ce fișierul ***.CATPart** a fost creat. In locul acestora este bine sa fie creat un nou sistem de coordonate. Motivul pentru acest lucru este ca planele de referință nu pot fi modificate.

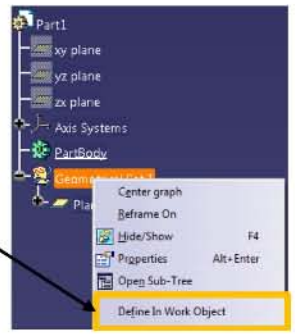
Prin utilizarea setărilor predefinite (adică fără a selecta nimic precis pentru definirea sistemului de coordonate) originea acestuia se va regăsi la intersecția celor trei plane de referință. Aceasta opțiune este de preferat in mod standard. Setările predefinite pot fi modificate oricând daca este necesar.

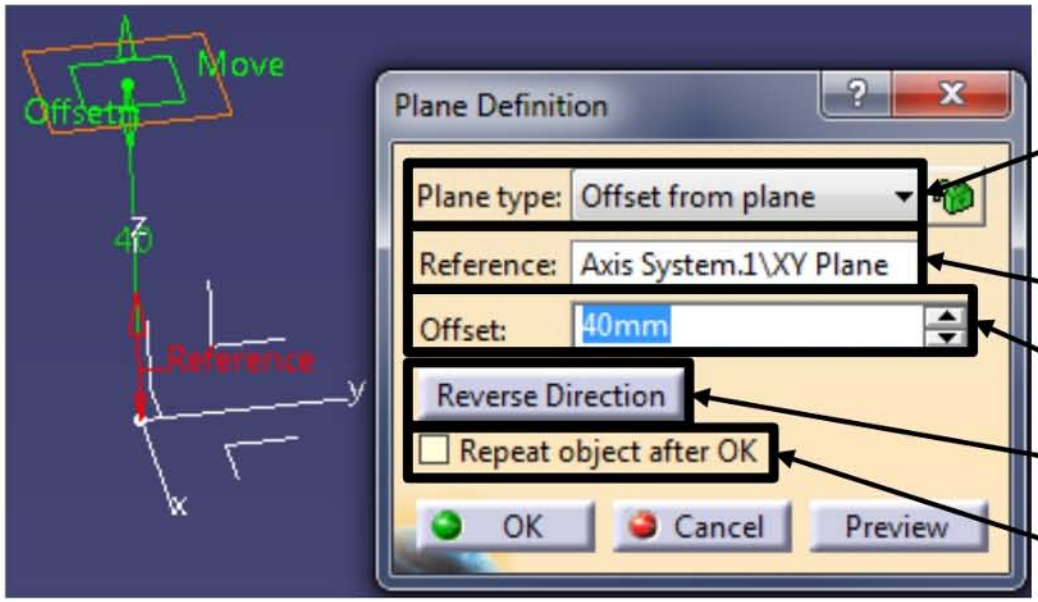
B.1.2 Crearea unor plane noi

Prin utilizarea funcției **Plane** se pot crea plane noi dupa un număr mare de criterii. Opțiunile oferite de funcție depind de modul in care se definește planul. **RECOMANDARE!** Este recomandat ca elementele geometrice de referință (plane, puncte 3D sau drepte 3D) sa fie introduse într-un **Geometrical Set**. **Geometrical Set**-urile sunt asemănătoare cu folderele utilizate in Windows si ele permit stocarea unor elemente geometrice precum: linii, puncte, suprafețe, plane, schițe, fără volume solide. Sunt asemănătoare cu **body**-urile, însă acesatea permit stocarea volumelor solide.



Elementele geometrice pot fi introduse fie in **PartBody** (in alte cursuri se va prezenta cum se introduc alte body-uri) fie in **Geometrical Set**. Alegerea **Geometrical Set**-ului sau **Body**-ului in care sunt introduse elementele geometrice se face dand click dreapta pe **Body-ul** sau **Geometrical Set**-ul dorit si se selecteaza optiunea **Define In Work Object**. **Body**-ul sau **Geometrical Set**-ul activ (cel in care sunt introduse elemente geometrice noi) este simbolizat grafic prin faptul ca numele acestuia este subliniat.





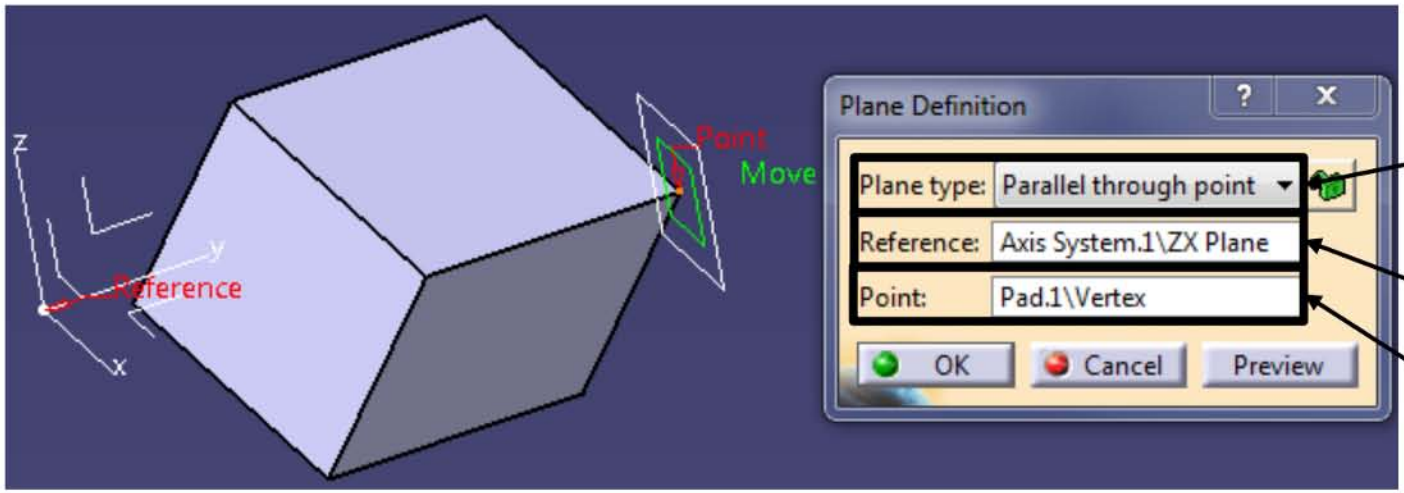
Offset from plane
Permite definirea unui plan nou aflat la o anumita distanta de un element geometric de referinta (plan sau suprafata plana)

Elementul geometric de referinta

Distanta noului plan fata de referinta

Inversarea directiei

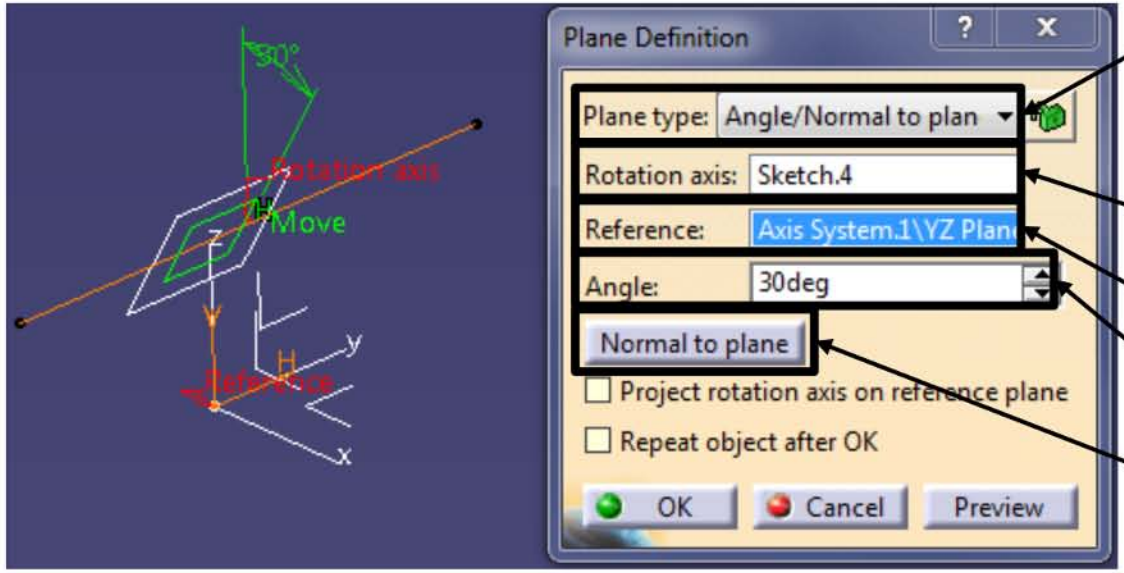
Realizarea mai multor plane succesive



Parallel through point
Permite definirea unui plan nou paralel cu un element geometric de referinta si limitat ca distanta cu ajutorul unui punct

Elementul geometric de referinta

Alegerea punctului de pozitie al planului



Angle/Normal to plane
Permite definirea unui plan nou aflat la un anumit unghi fata de un element geometric de referinta (plan sau suprafata plana)

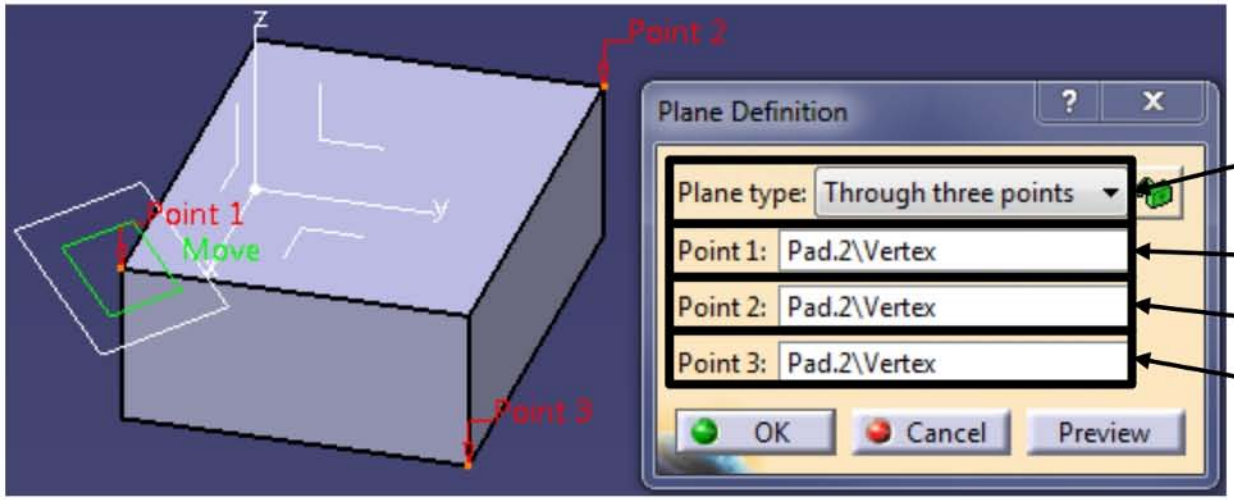
Axa de rotatie a planului nou fata de elementul geometric de referinta

Elementul geometric de referinta

Valoarea unghiului de rotatie

Orienteaza noul plan perpendicular fata de elementul geometric de referinta (unghi de 90°)

ATENȚIE! Axa de rotație poate fi o dreapta desenata într-o schiță, o muchie dreapta a unui volum solid sau marginea dreapta de delimitare a unei suprafețe. In cele mai multe cazuri este necesar ca axa de rotație sa fie desenata într-o schiță.

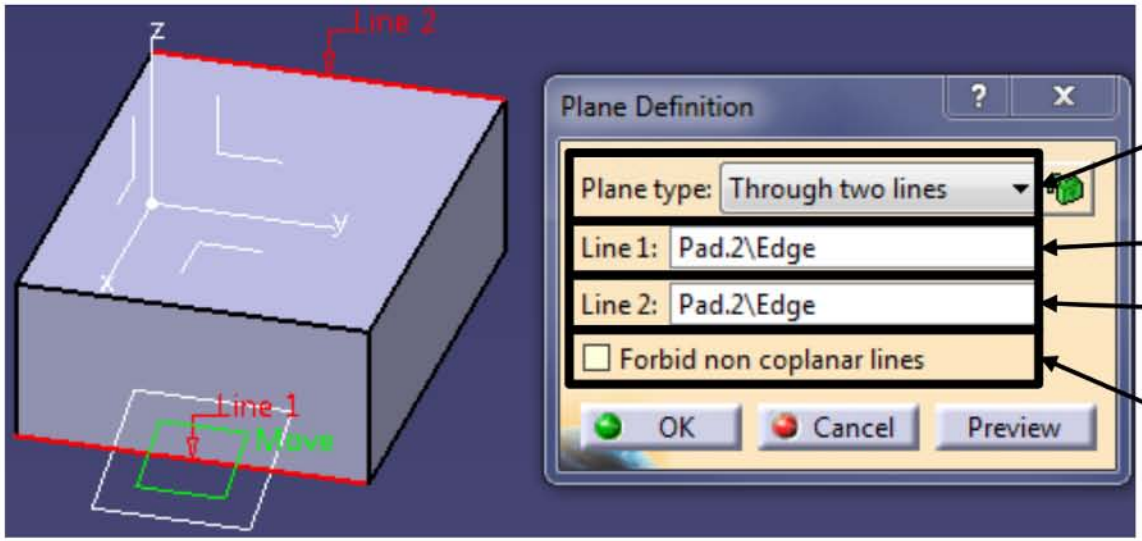


Through three points
Permite definirea unui plan nou cu ajutorul a trei puncte

Primul punct de referinta

Al doilea punct de referinta

Al treilea punct de referinta

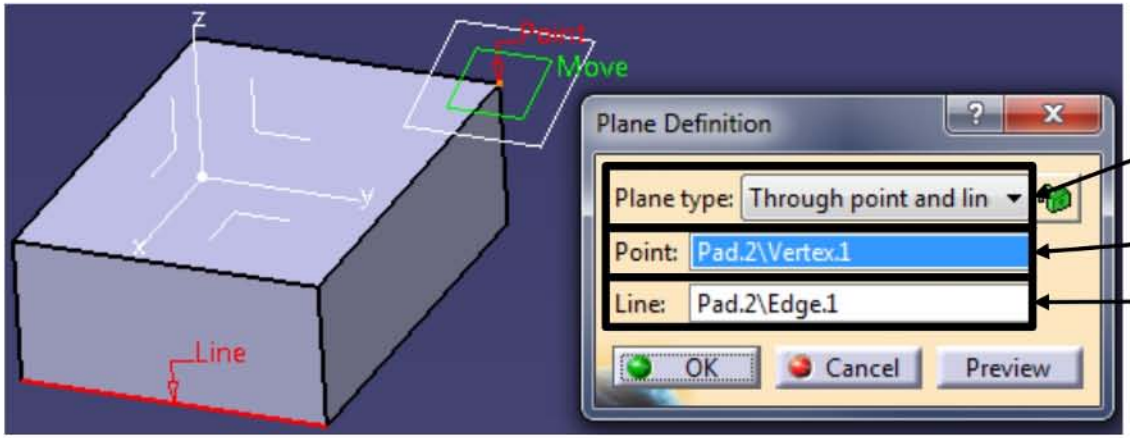


Through two lines
Permite definirea unui plan nou cu ajutorul a doua segmente de drepta

Primul segment de dreapta

Al doilea segment de dreapta

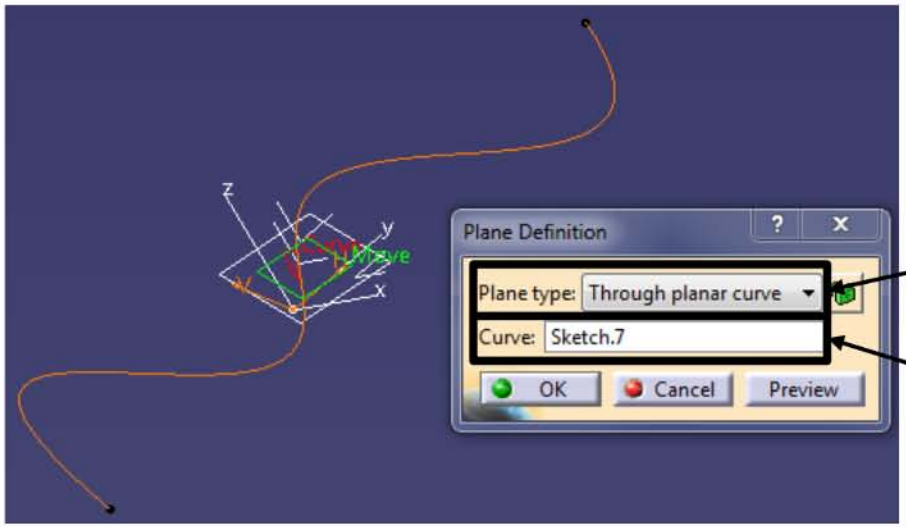
Optiune care daca este activata va genera o eroare in cazul selectiei a doua segmente de dreapta necoplanare



Through point and line
Permite definirea unui plan nou cu ajutorul unui segment de dreapta si a unui punct

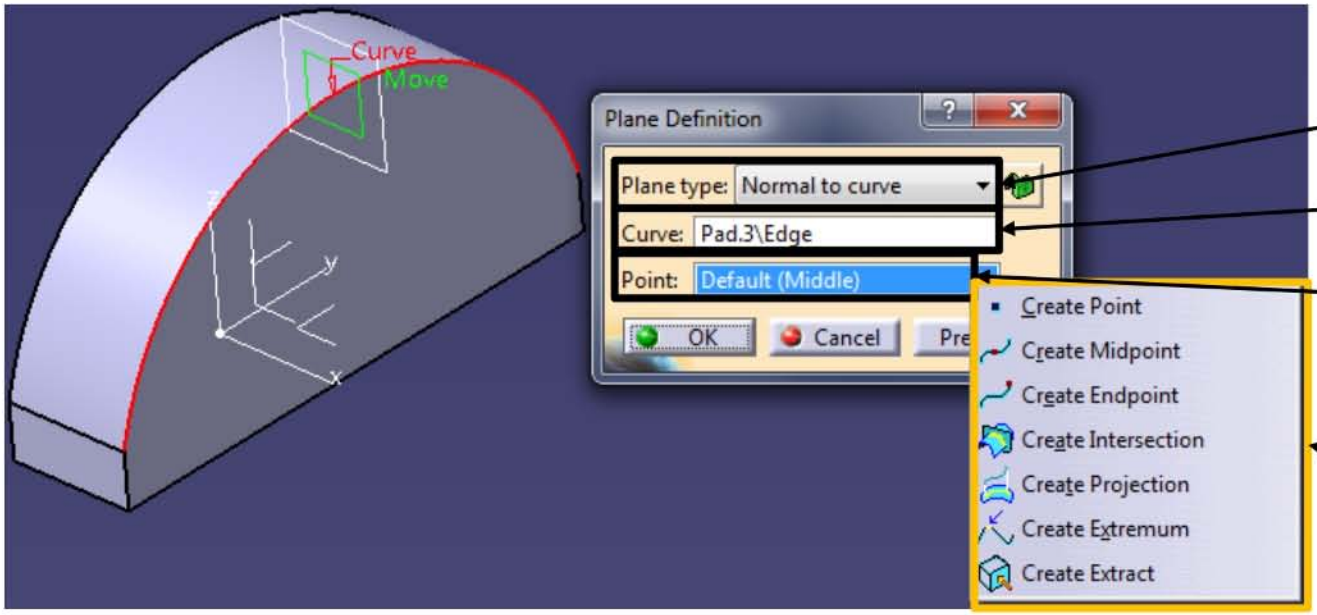
Punctul

Segmentul de dreapta



Through planar curve
Permite definirea unui plan nou cu ajutorul unei curbe ce se gaseste intr-un plan

Curba

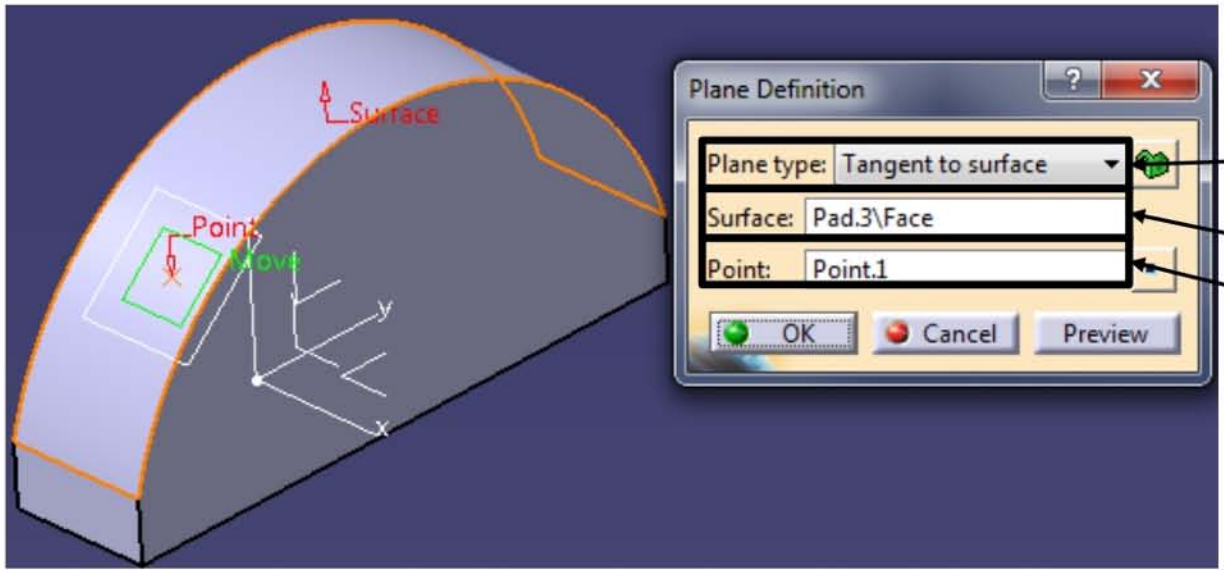


Normal to curve
Permite definirea unui plan nou ce este perpendicular fata de o curba intr-un punct

Curba

Punctul. Optiunea standard este un punct ce se afla la jumatatea curbei, insa poate fi selectat orice punct ce se gaseste pe curba

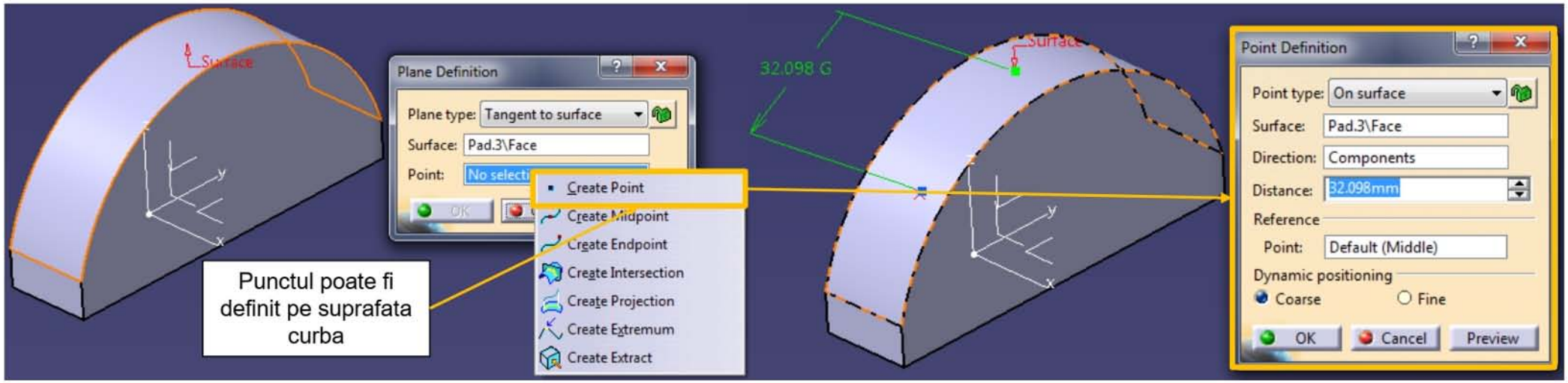
Daca se apasa click dreapta in campul unde se selecteaza punctul se va deschide un meniu ce permite crearea unui punct



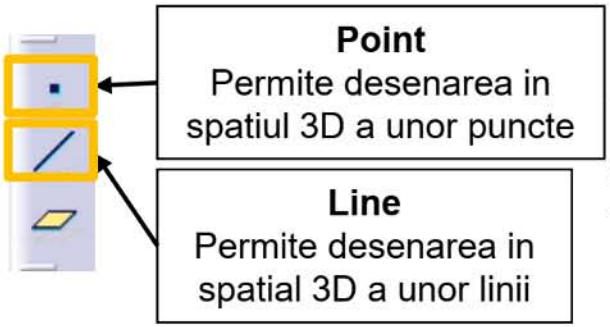
Tangent to surface
Permite definirea unui plan nou tangent intr-un punct la o suprafata

Suprafata

Punctul de tangenta

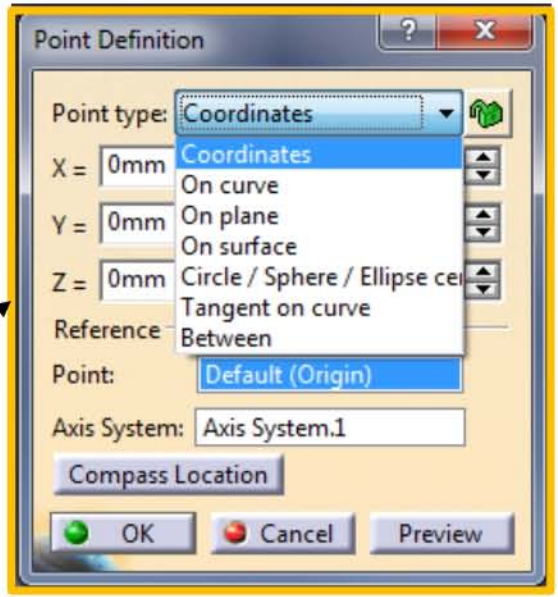


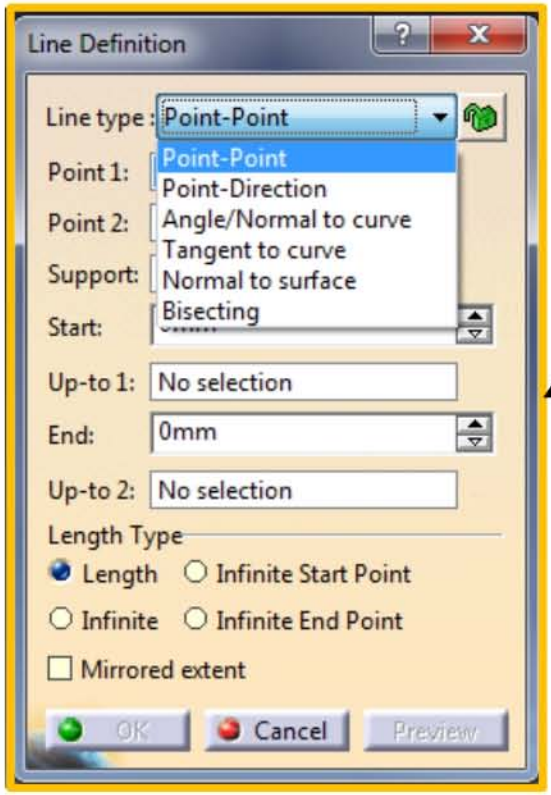
B.2. Schite 3D



Exista situații în care este util sa se realizeze construcții geometrice fără a folosi schițe obișnuite. In workbench-ul Part Design se pot construi puncte si linii poziționate 3D. Aceste elemente geometrice pot fi folosite ca elemente ajutătoare in cadrul altor funcții (vezi pagina 18). Mai multe detalii referitoare la utilitatea schițelor 3D vor fi date în workbench-ul **Generative Shape Design**.

Optiunile pentru constructia unui punct 3D



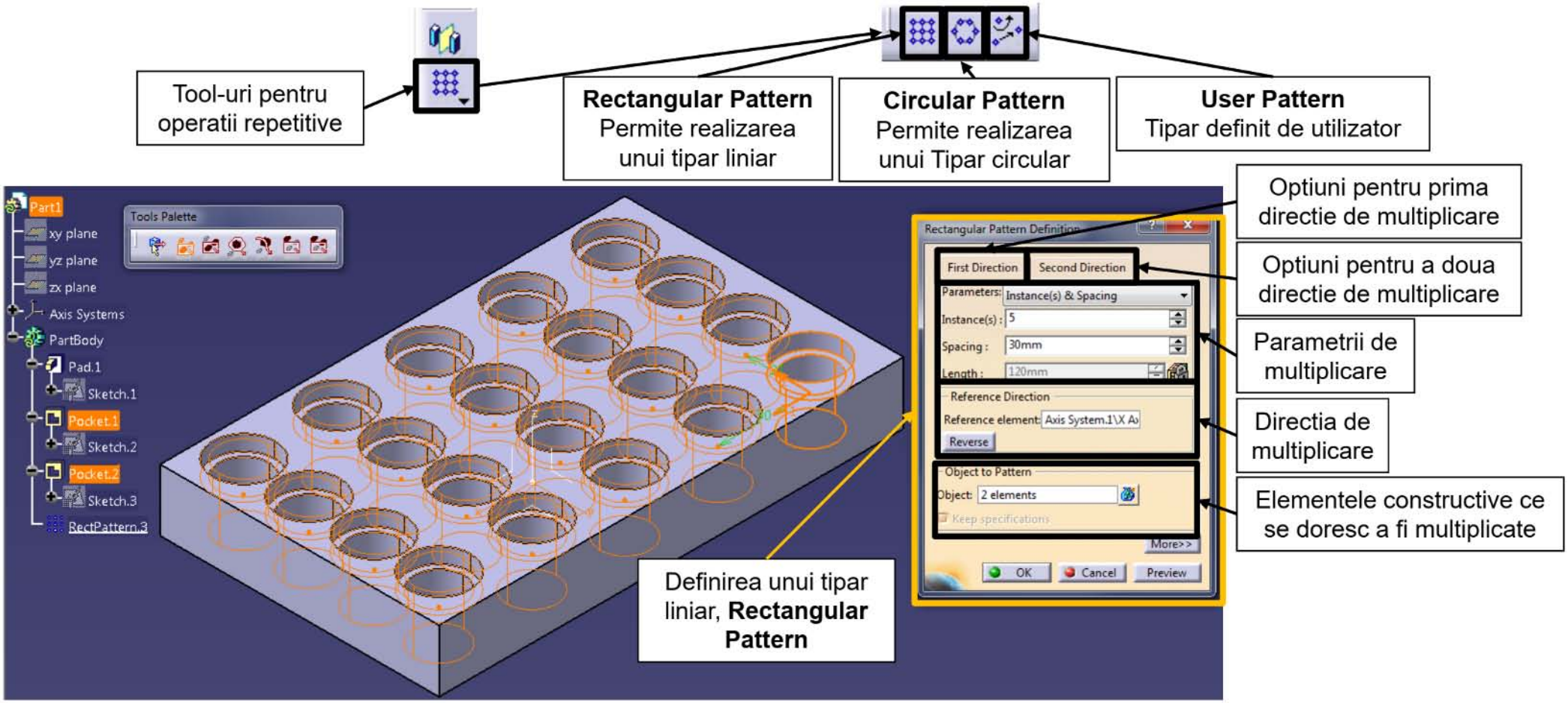


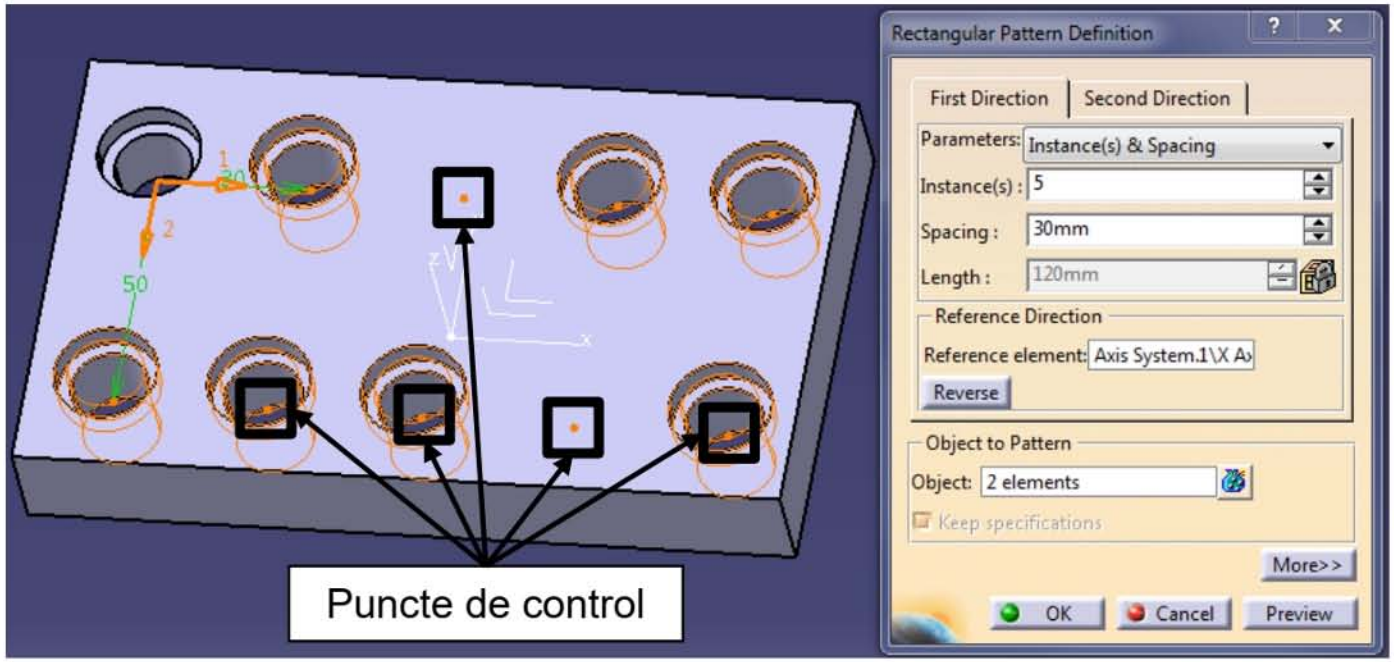
Optiunile pentru constructia unei linii 3D

B.3. Operații repetitive și simetrie

B.3.1. Operații repetitive

Pentru a reduce semnificativ timpul necesar realizării unei piese cat și pentru ușurința modificării acestea, în foarte multe cazuri este util sa se utilizeze operații repetitive. In cadrul acestora unul sau mai multe elemente constructive ce compun piesa pot fi multiplicate utilizând un tipar liniar (**Rectangular Pattern**), circular (**Circular Pattern**) sau definit de utilizator (**User Pattern**).

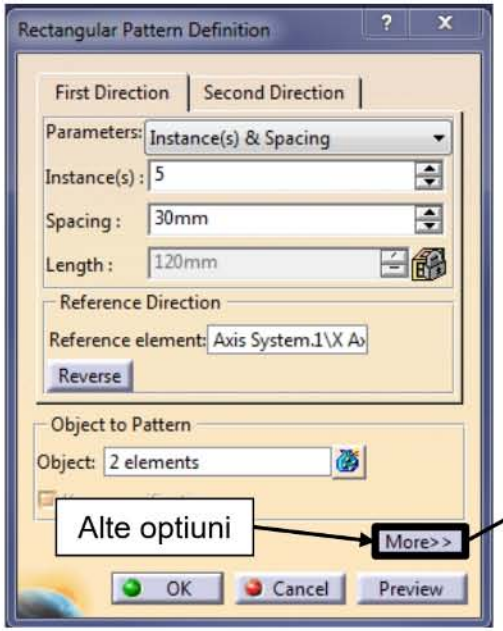


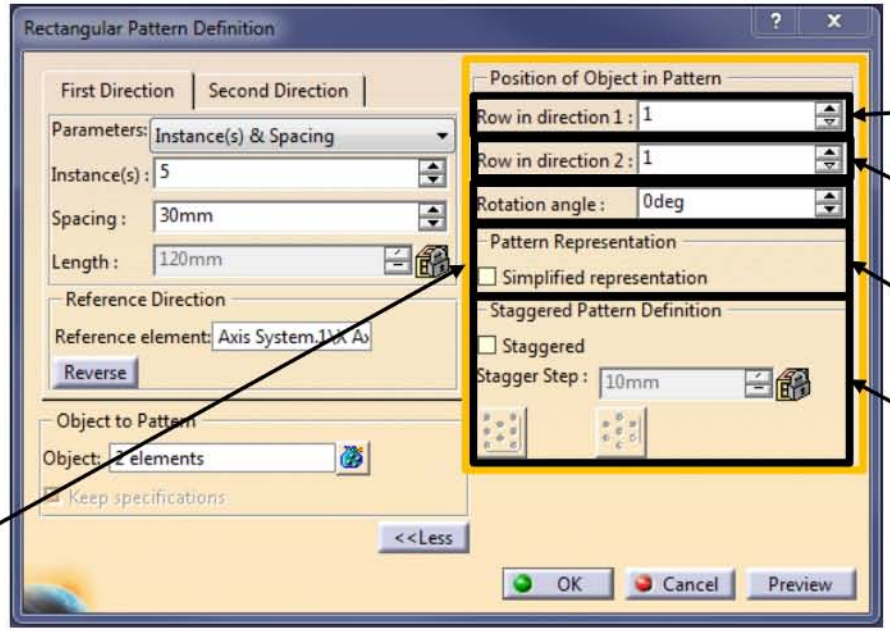


ATENȚIE! Fiecare element din tiparul de multiplicare prezintă în zona grafica de lucru un punct de control. Daca se apasă cu click pe acest punct, atunci acea poziție din tiparul de multiplicarea poate fi dezactivata/reactivata.

ATENTIE! Daca se selectează **Rectangular Pattern înainte** de a selecta orice geometrie din arbore atunci volumul solid curent (tot ce se afla in **body**-ul de lucru) va fi multiplicat.

Apăsarea butonului **More** permite vizualizarea altor opțiuni Puncte de control disponibile pentru multiplicarea liniara





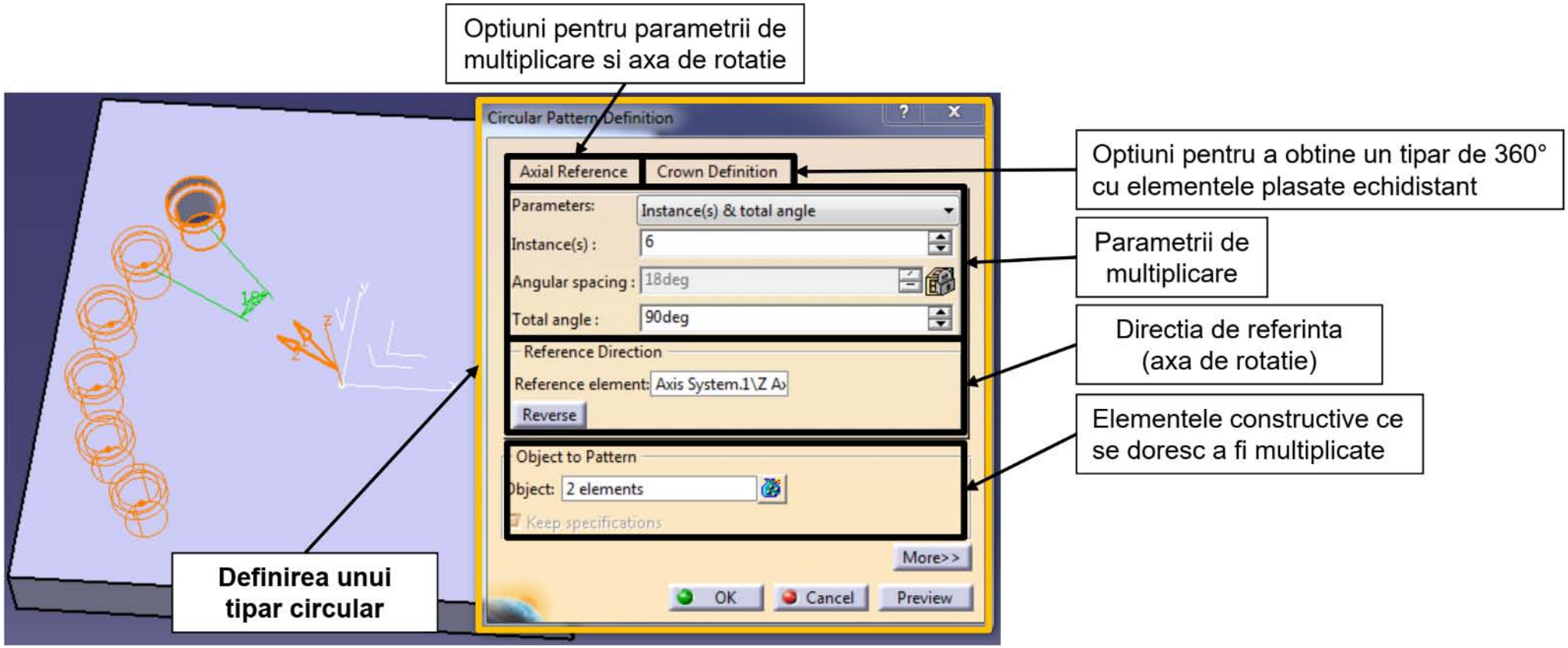
Modificarea pozitiei tiparului in functie de prima directie

Modificarea pozitiei tiparului in functie de a doua directie

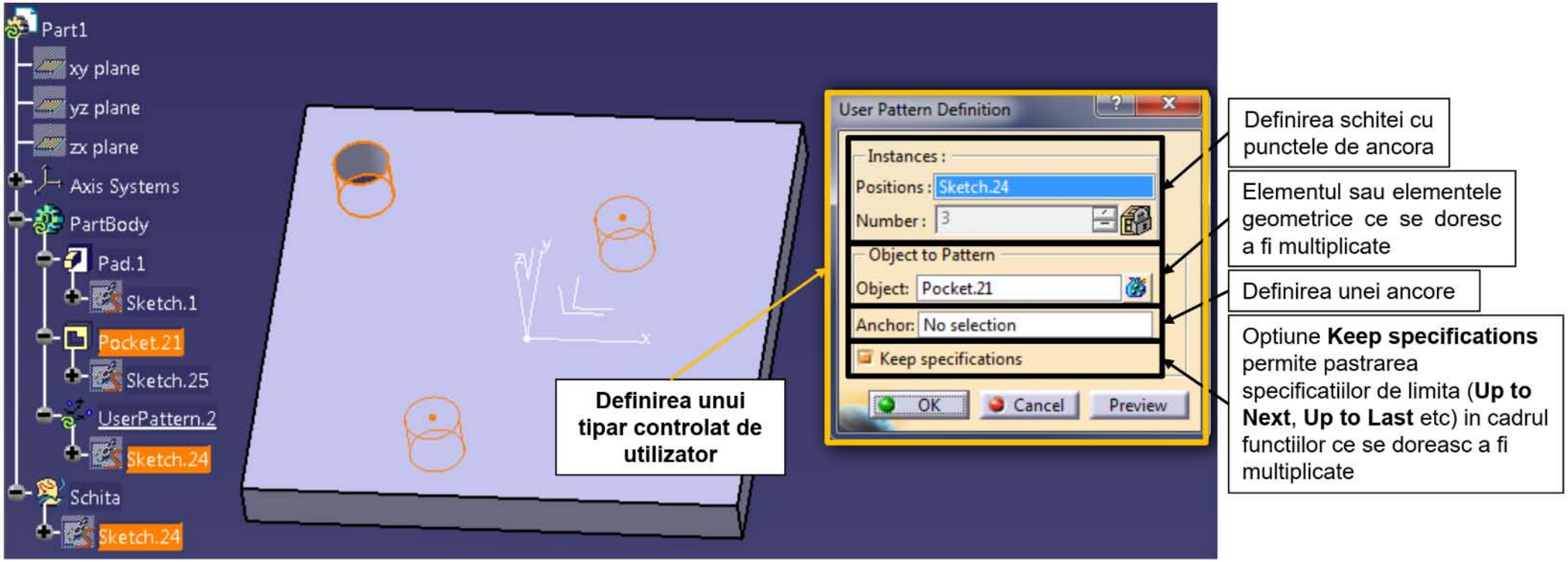
Modificarea unghiului tiparului in functie de directii si de pozitia initiala a elementelor multiplicate

Functie ce realizeaza o decalare a elementelor din tipar

Tiparele circulare, **Circular Pattern**, funcționează similar cu cele liniare însă prezintă unele particularități. Restul optiunilor suplimentare sunt la fel ca cele de la **Rectangular Pattern**.



Opțiunea **User Pattern** permite definirea unui tipar în care controlul asupra poziției fiecărui element din tipar depinde de utilizator. Acest lucru se face cu ajutorul unei schițe în care se desenează punctele ce definesc pozițiile elementelor din tipar (puncte de ancorare/de prindere, **anchor points**).



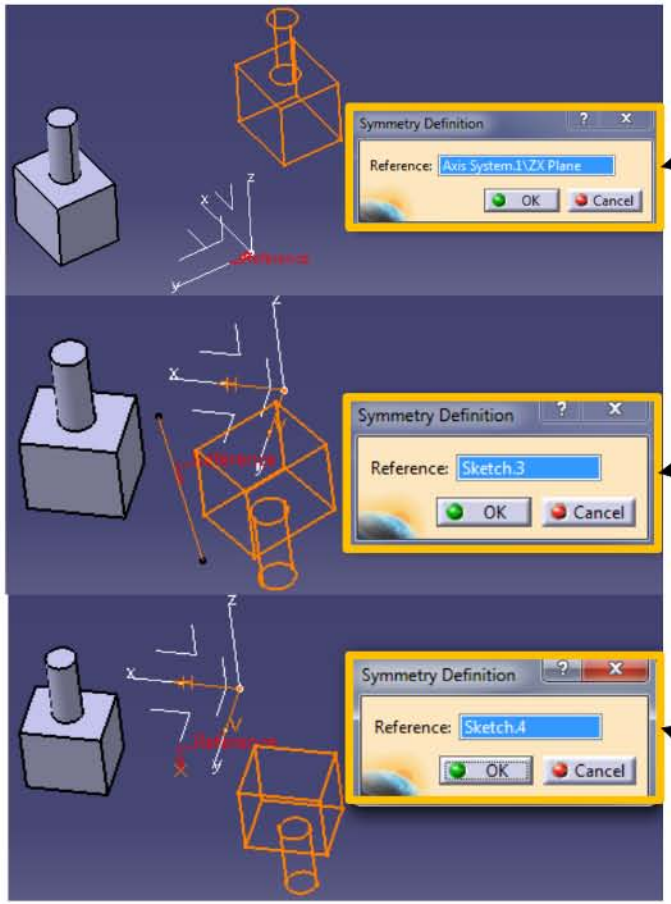
RECOMANDARE! Este recomandat ca elementele geometrice ce se multiplica sa coincidă ca poziție cu unul din punctele de ancora. In cazul in care nu exista aceasta coincidenta va trebui definita o ancora deoarece funcția poziționează elementele geometrice in funcție de centrul lor de masa.

ATENTIE! Optiunea **Keep specifications** nu este disponibila in cazurile in care: se dorește multiplicarea unei liste de elemente geometrice, daca se doreste multiplicarea unui tipar existent.

B3.2 Simetria

Symmetry
Tool pentru operatii de simetrie

In cazul in care o piesa este simetrica sau prezintă anumite elemente geometrice simetrice, după unul sau mai multe plane, exista posibilitatea utilizării funcțiilor de simetrie pentru a reduce timpul de realizare al acesteia si a numărului de operații necesare. Exista doua funcții ce permit operații de simetrie: **Symmetry** si **Mirror**. Funcția **Symmetry** nu poate fi aplicata la nivel de operatii, ci doar la nivel de **body** (efectuează operația de simetrie pentru toate operațiile constructive dintr-un **body**).



Definirea Functiei **Symmetry** cu ajutorul unui plan

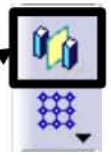
Definirea Functiei **Symmetry** cu ajutorul unui segment de dreapta

Definirea Functiei **Symmetry** cu ajutorul unui punct

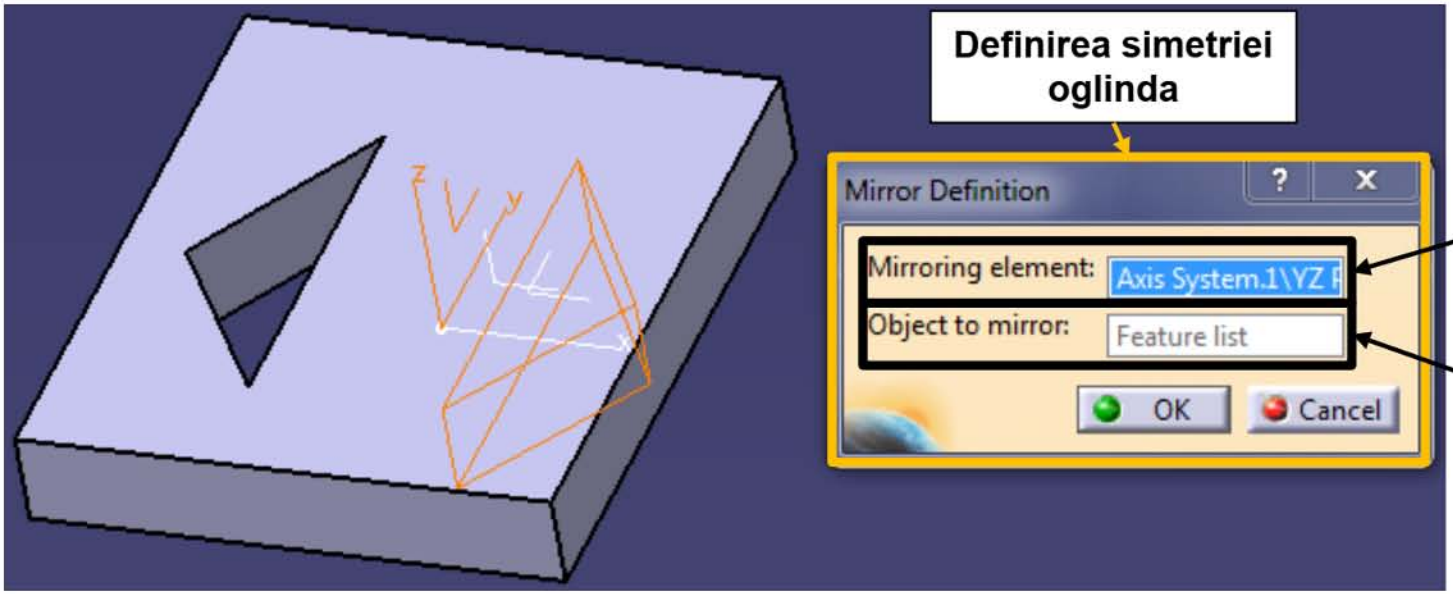
Funcția **Symmetry** necesita doar selectarea unei referințe fata de care sa se facă operația de simetrie. Referința poate fi un plan, un segment de dreapta sau un punct.

ATENTIE! Prin utilizarea funcției **Symmetry** va rămâne doar volumul simetric nu si cel original. Având in vedere acest aspect si faptul ca se aplica doar la nivel de body, poate fi considerat ca aceasta funcție muta de fapt o piesa într-o poziție simetrica cu cea originala.

Mirror
Tool pentru operatii de simetrie oglinda



Utilizarea funcției **Mirror** este simpla, necesitând doar selecția elementelor ce se doresc a fi multiplicate si planul sau suprafața plana fata de care acestea prezintă simetrie. Spre deosebire de funcția **Symmetry**, funcția **Mirror** permite doar utilizarea planelor sau a suprafețelor plane ca element de referință pentru simetrie. Funcția poate fi aplicata si la nivel de operații in cadrul unui body.



A. Funcții „Basic features”, partea a II-a;

A1. Funcția Shaft

A2. Funcția Groove

B. Funcții Dress-up Features, partea I

B1. Funcții pentru definirea razelor (Fillet)

B1.1 Funcția Edge Fillet

B1.2 Funcția Variable Radius Fillet

B1.3 Funcția Chordal Fillet

B1.4 Funcția Face-Face Fillet

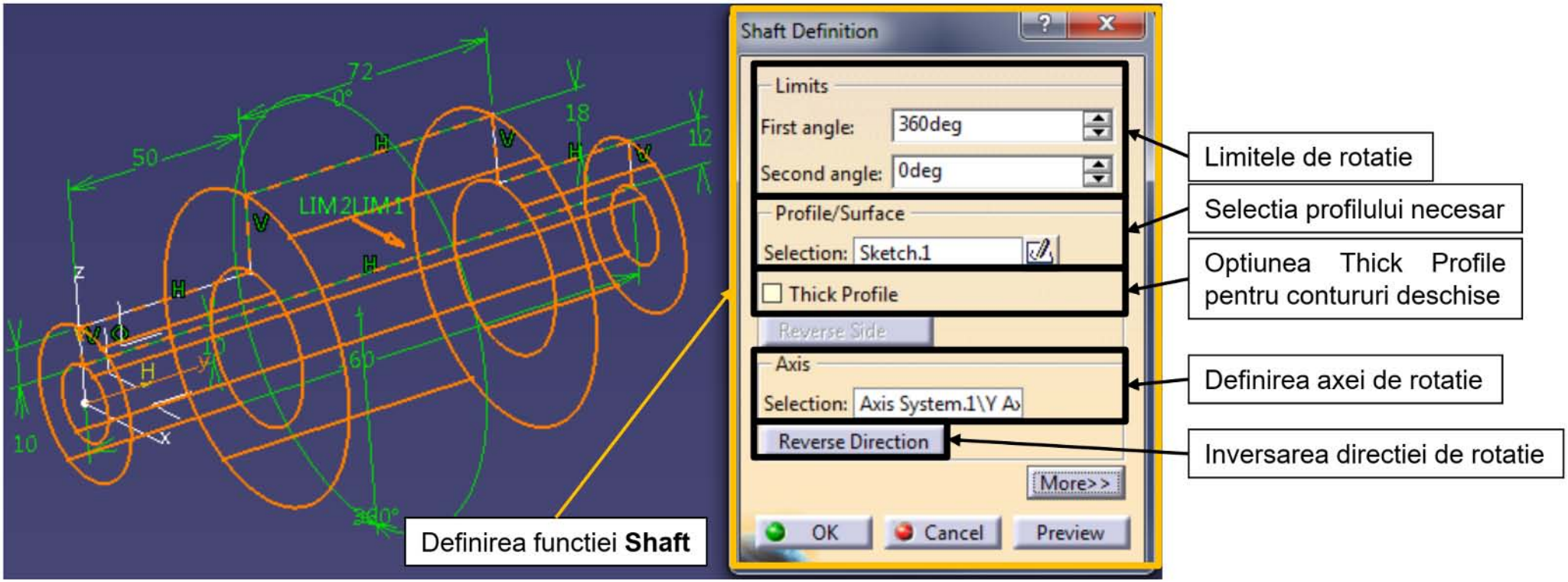
B1.5 Tritangent Fillet

B2. Funcția Chamfer

A. Funcții „Basic features”, partea a 2-a;

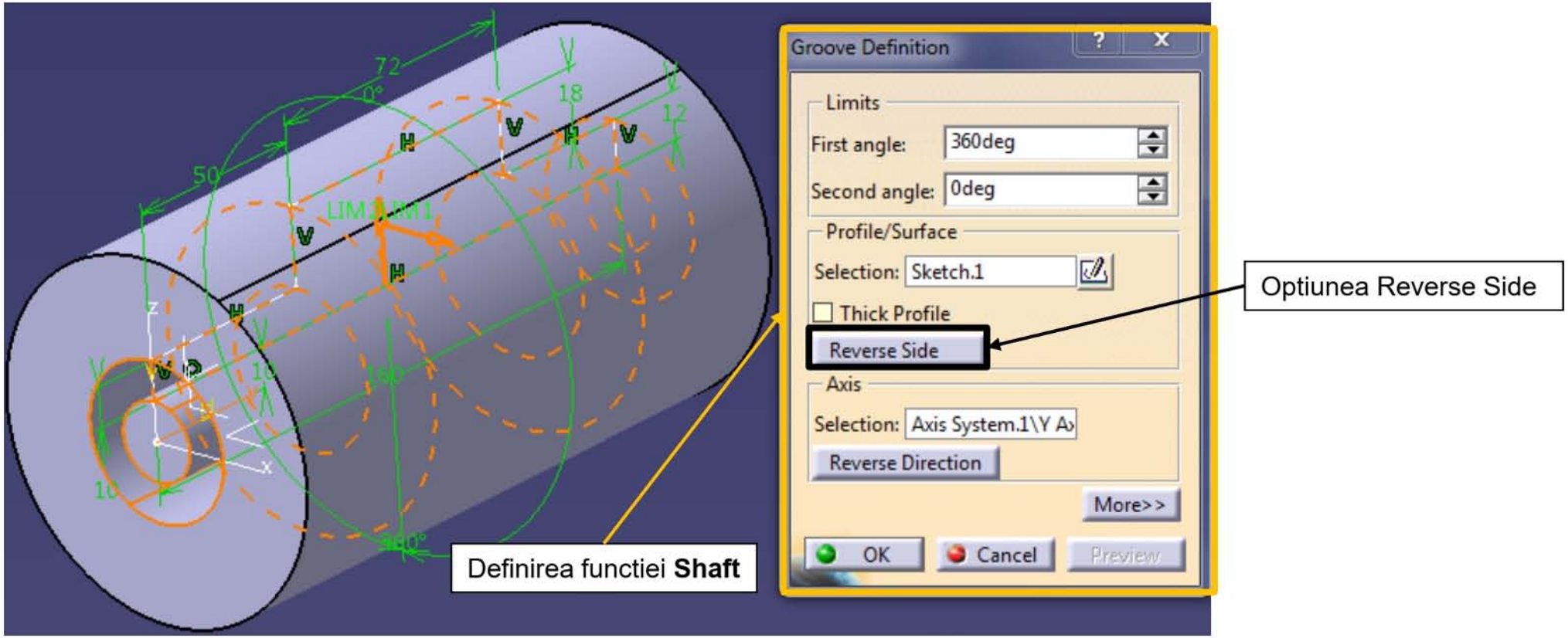
A1. Funcția Shaft

Funcția **Shaft** este utilizata pentru modelarea corpurilor de revoluție. Funcția **Shaft construiește** volume solide prin rotirea unui profil dupa o axa. Profilul utilizat poate fi o schiță sau o suprafață plana. Functia **Shaft**, ca și funcția **Pad**, permite utilizarea schițelor in care profilul desenat nu este închis cu ajutorul opțiunii **Thick Profile**. Opțiunile adiționale oferite de câmpul **More țin** de definirea opțiunii **Thick Profile** (grosimea profilului deschis) si funcționează similar cu cele prezentate la funcția **Pad**.



A2. Funcția Groove

Funcția **Groove** este similara funcției **Shaft** doar ca in loc sa genereze un volum solid ea îndepărtează material. **ATENTIE!** In **body**-ul **PartBody** nu este posibila utilizarea funcției **Groove** ca prima operație, iar in **body**-uri diferite de **PartBody** da semn negativ **body**-ului. Similar cu funcția **Pocket**, funcția **Groove** are opțiunea **Reverse Side** ce înlătură materialul exterior volumului definit de rotația profilului.



B. Functii Dress-up Features, partea 1 (din C4)

B1. Funcții pentru definirea razelor (Fillet)

Funcțiile **Fillet** permit definirea razelor direct pe un volum solid. In functie de tipul de raza ce se dorește a fi definita programul CATIA V5 oferă mai multe opțiuni. Aceste opțiuni sunt: **Edge Fillet**, **Variable Radius Fillet**, **Chordal Fillet**, **FaceFace Fillet**, **Tritangent Fillet**. In programul CATIA V5 acestea poarta numele de operații de cosmetizare sau **Dress-up features** însă ele au o importanță majora pentru tehnologia de fabricație. Din acest motiv trebuie avuta grija in ceea ce privește modul de definire a razelor, a modului in care acestea se îmbină si a utilizării razelor variabile (sunt mai dificil de prelucrat si cresc prețul pieselor). **ATENTIE!** In general razele variabile se utilizează doar daca funcționalitatea piesei o cere sau daca piesa este una estetica, în alte circumstanțe sunt de evitat.

Edge Fillet
Permite definirea unei raze pe o muchie (de departe cea mai utilizata functie)

Variable Radius Fillet
Permite definirea unei raze variabile pe o muchie

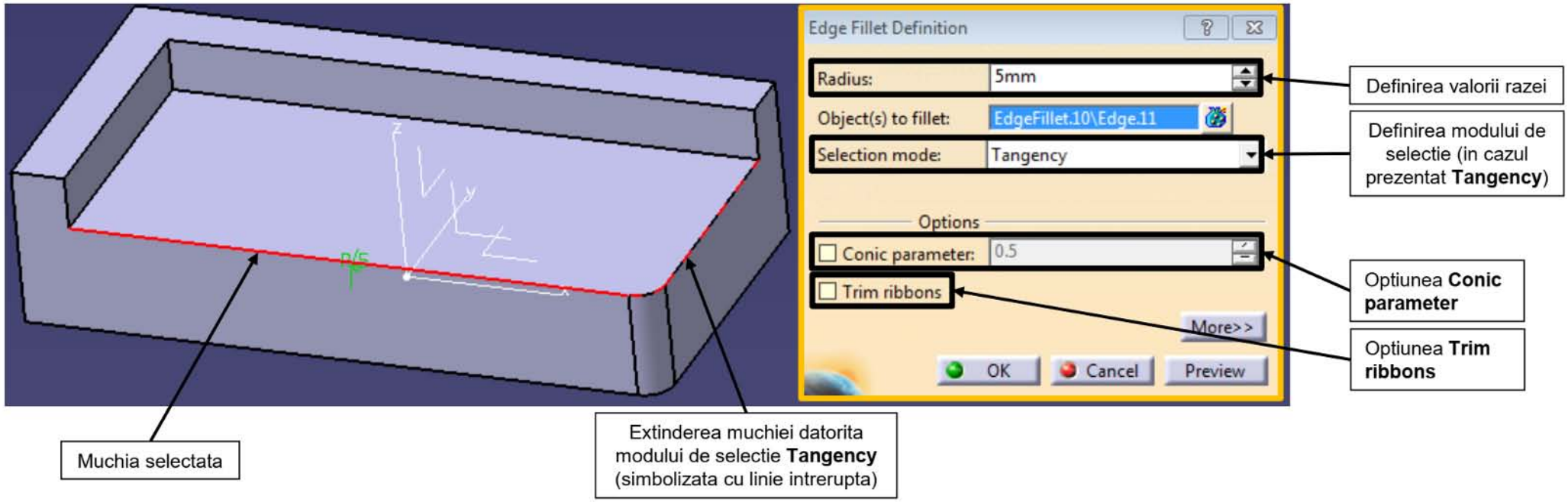
Chordal Fillet
Permite definirea unei raze pe o muchie in functie de valoarea corzii acesteia

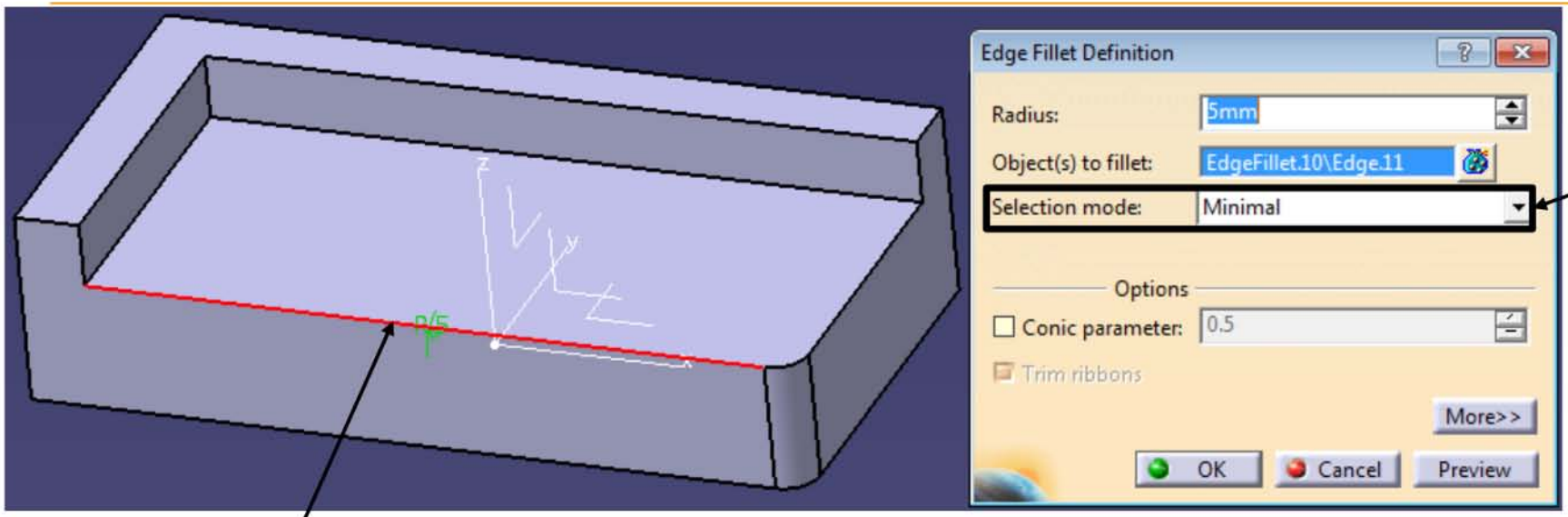
Face-Face Fillet
Permite definirea unei raze intre doua suprafete ce au o muchie comuna

Tritangent Fillet
Permite definirea unei raze intre doua suprafete ce nu se intersecteaza ci au o a treia suprafata intre ele

B. 1.1 Funcția Edge Fillet

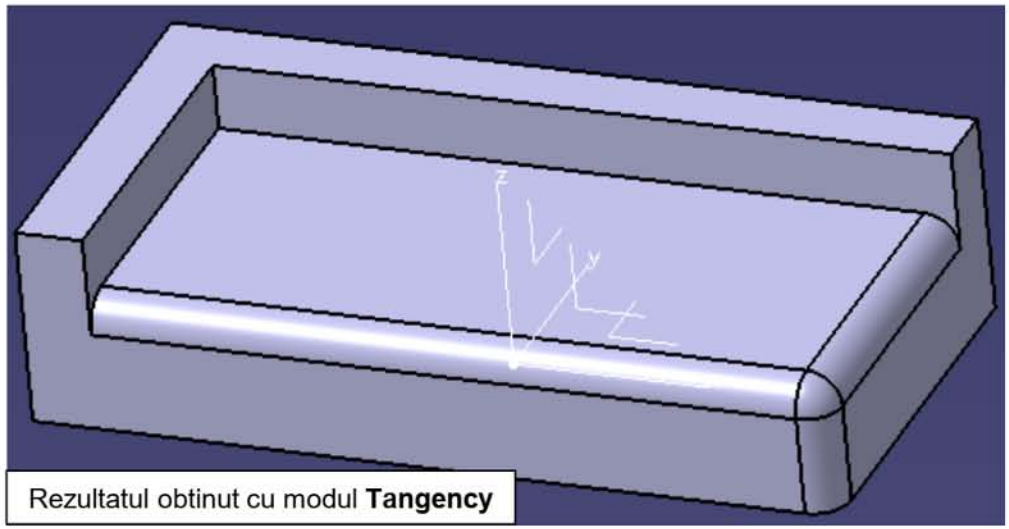
Funcția **Edge Fillet** permite definirea unei raze pe muchia de intersecție dintre doua suprafețe a unui volum solid. Singurele date ce trebuie furnizate sunt valoarea razei si muchia suport. Raza definita va fi tangenta la cele doua suprafețe a căror intersecție este muchia selectata. ATENȚIE**!** Prin selecția unei suprafețe în loc de muchie in mod automat se vor face raze pe toate muchiile ce delimitează suprafața selectata. Este de evitat datorita controlului defectuos. Exista 3 moduri de selecție a razei: **Tangency**, **Minimal** si **Intersection**. Modul **Tangency** extinde in mod automat raza definita daca muchia selectata este tangenta cu alta muchie. Modul **Minimal păstrează** definirea razei la muchia selectata (nu este posibil mereu). Modul **Intersection** cere selecția unui **Sketch Based Feature** (**Pad**, **Pocket**, **Shaft**, **Groove**, **Hole**, **Rib**, **Slot**, **Multi-Sections Solid**, **Removed Multi-Sections Solid**) și în mod automat vor fi selectate muchiile de intersecție cu alte **Sketch Based Features**. Acest mod este de evitat.



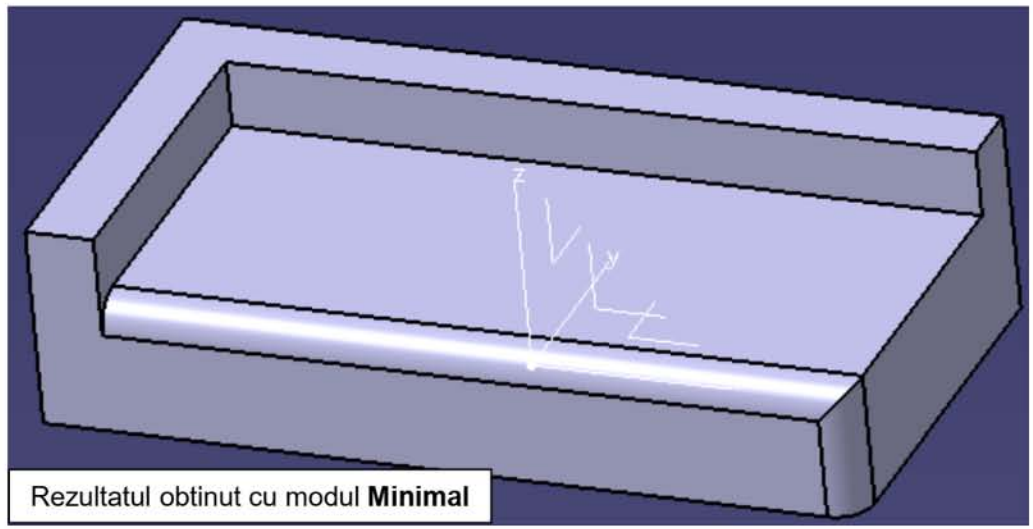


Definirea modului de selectie (in cazul prezentat **Minimal**)

Muchia selectata



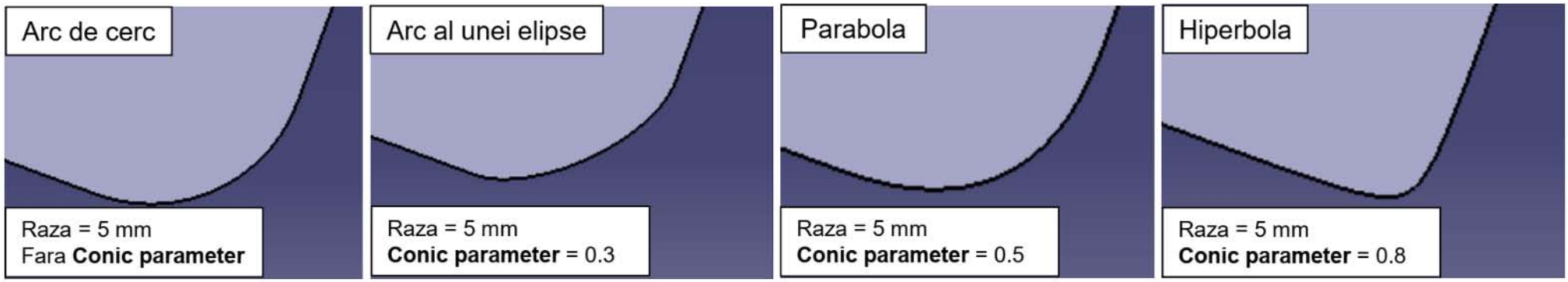
Rezultatul obtinut cu modul **Tangency**



Rezultatul obtinut cu modul **Minimal**

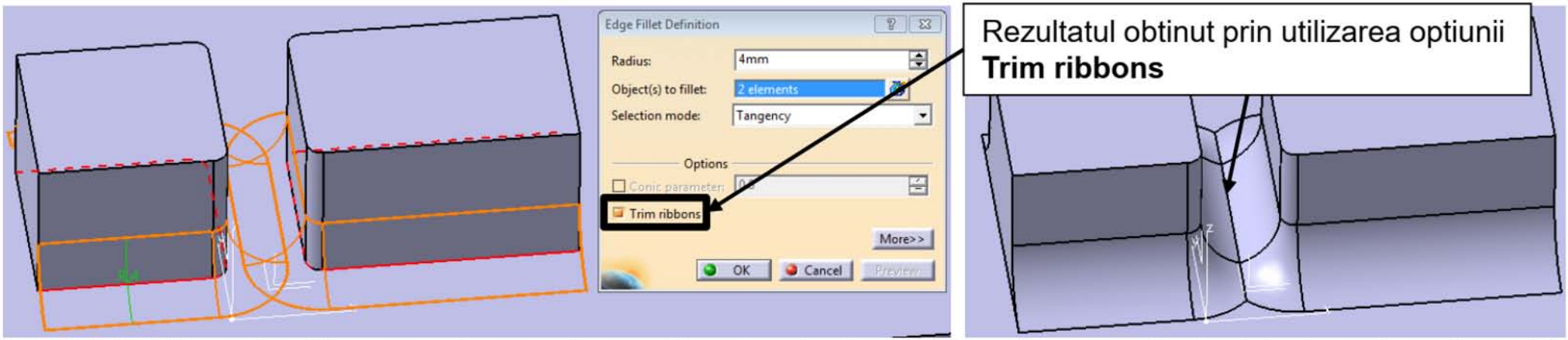
Daca optiunea **Conic parameter** nu este bifata atunci raza obtinuta va fi mereu un arc de cerc tangent la suprafetele muchiei selectate. Prin bifarea optiunii **Conic parameter** acest lucru nu mai este valabil. Valoarea pentru **Conic parameter** variaza intre 0 si 1. In functie de valoarea acestuia se poate obtine:

- 0.5 - curba obtinuta este o parabola;
- 0 < parametru < 0.5 - curba obtinuta este un arc al unei elipse;
- 0.5 < parametru < 1 - curba este o hiperbola.



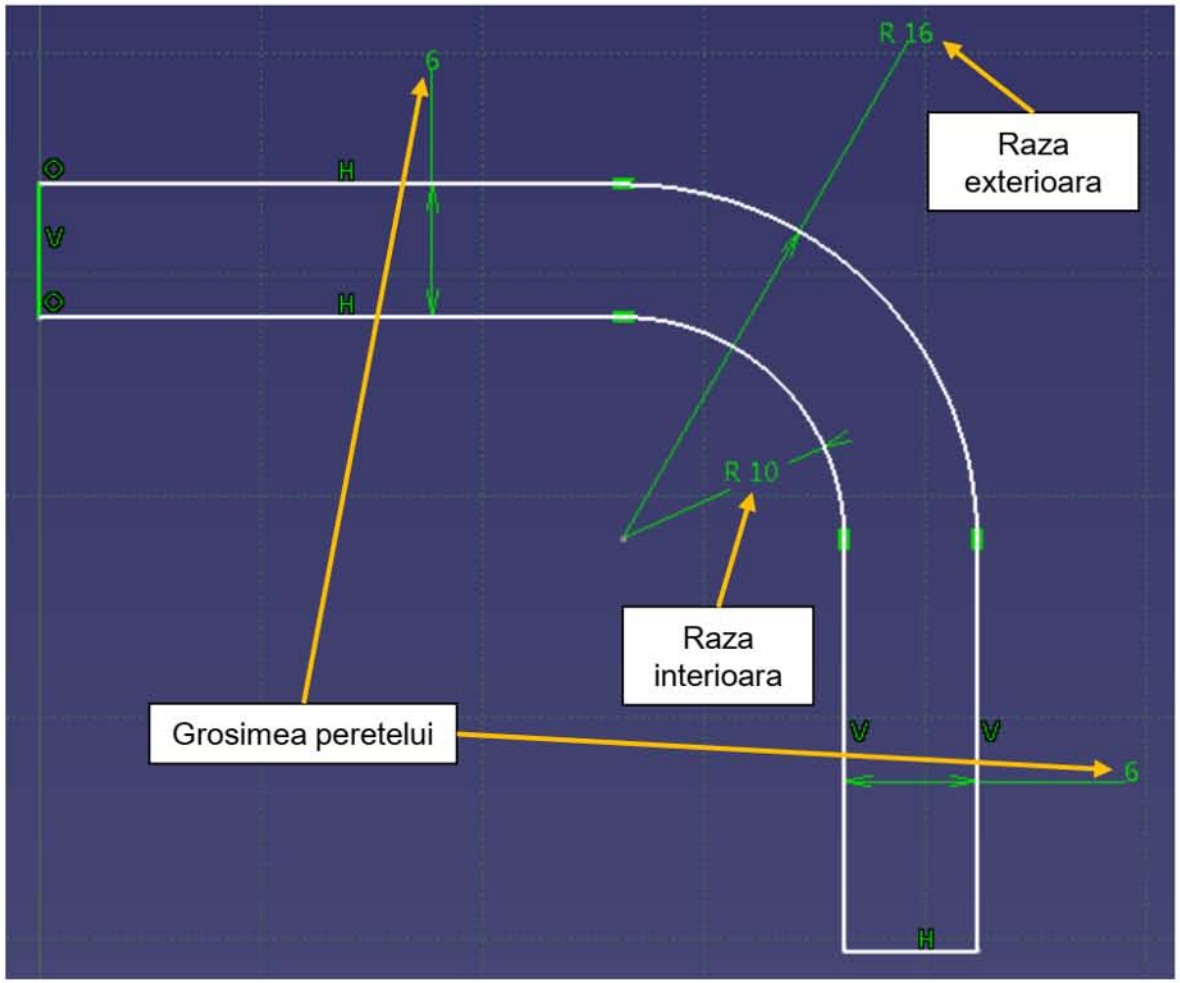
ATENTIE! Nu este mereu posibila definirea unei valori pentru **Conic parameter**. Acest lucru depinde de imbinarea cu alte raze.

In cazul in care o raza se intersecteaza cu o alta raza atunci cand ambele sunt definite in acelasi timp atunci programul va genera o eroare. In acest caz este utila optiunea **Trim ribbons** ce va taia portiuni din ambele raze si le va imbina.



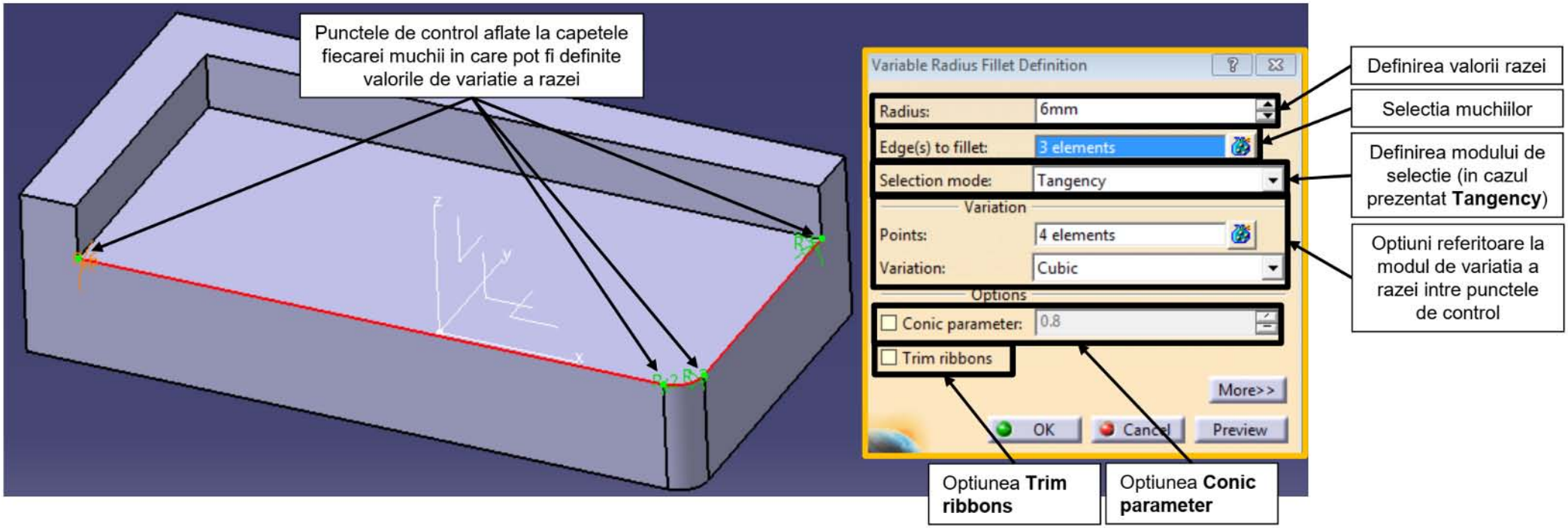
ATENTIE! Exista aplicatii in care se impune din considerente tehnologice (piese din mase plastice injectate, piese din metale injectate) o grosime constanta de perete pentru piesa proiectata. In acest caz grosimea constanta de perete trebuie sa fie mentinuta si in zonele in care sunt definite raze. Pentru acest lucru este necesar sa tineti cont de relatia de mai jos:

$R_{ext} = t + R_{int}$,unde R_{ext} este raza exterioara, R_{int} este raza interioara, iar t este grosimea peretelui.



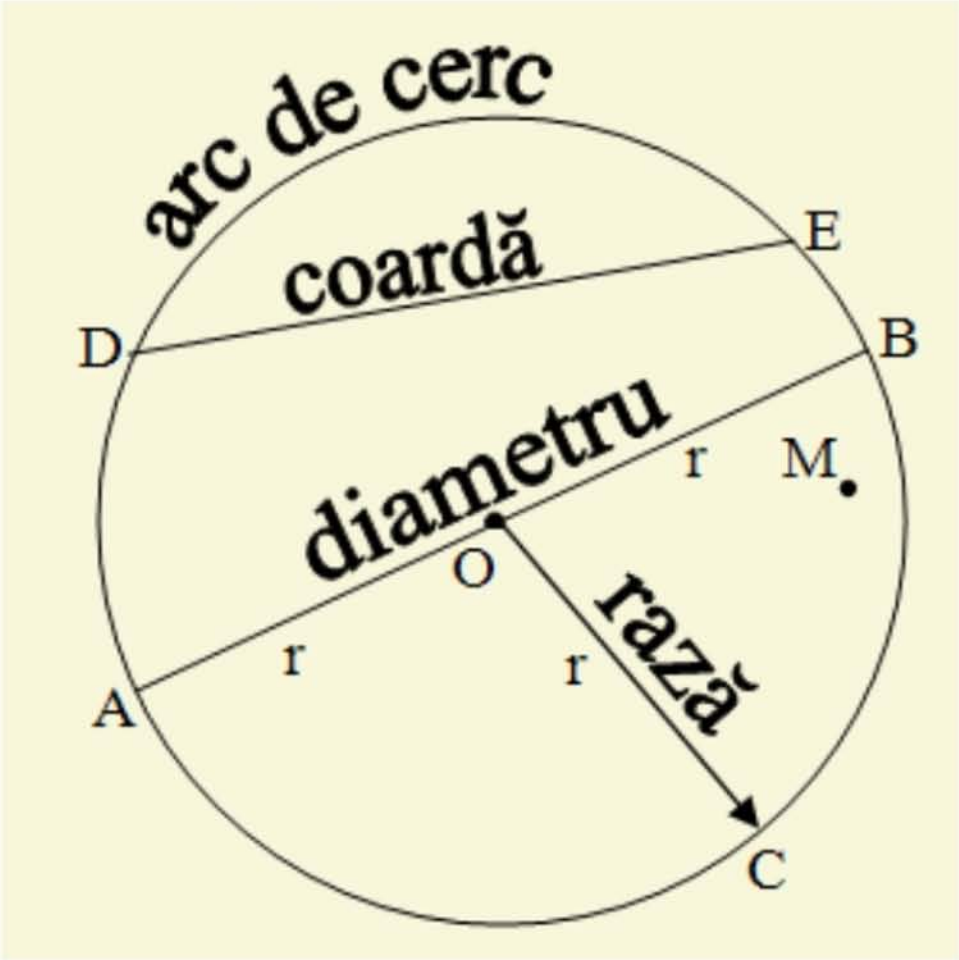
B 1.2 Functia Variable Radius Fillet

Functia **Variable Radius Fillet** permite definirea unei raze variabile pe muchia de intersectie dintre doua suprafete a unui volum solid. Functia **Variable Radius Fillet** are doar doua metode de selectie: **Tangency** si **Minimal** care functioneaza similar cu functia **Edge Fillet**. Optiunile **Conic parameter** si **Trim ribbons** sunt de asemenea identice cu cele de la **Edge Fillet**. **ATENTIE!** In modul de selectie **Tangency** este extinsa automat selectia muchiei daca conditia de tangenta este indeplinita. In cazul razelor variabile este indicata selectarea manuala a tuturor muchiilor pentru a fi posibila definirea valorilor razelor. La capatul fiecarei muchii este posibila selectarea razei si definirea unei valori pentru raza. **ATENTIE!** Este posibila definirea unor puncte de control aditionale pe fiecare muchie. Variatia **Cubic** intre puncte de control este guvernata de o lege neliniara, iar cea **Linear** de o functie liniara.



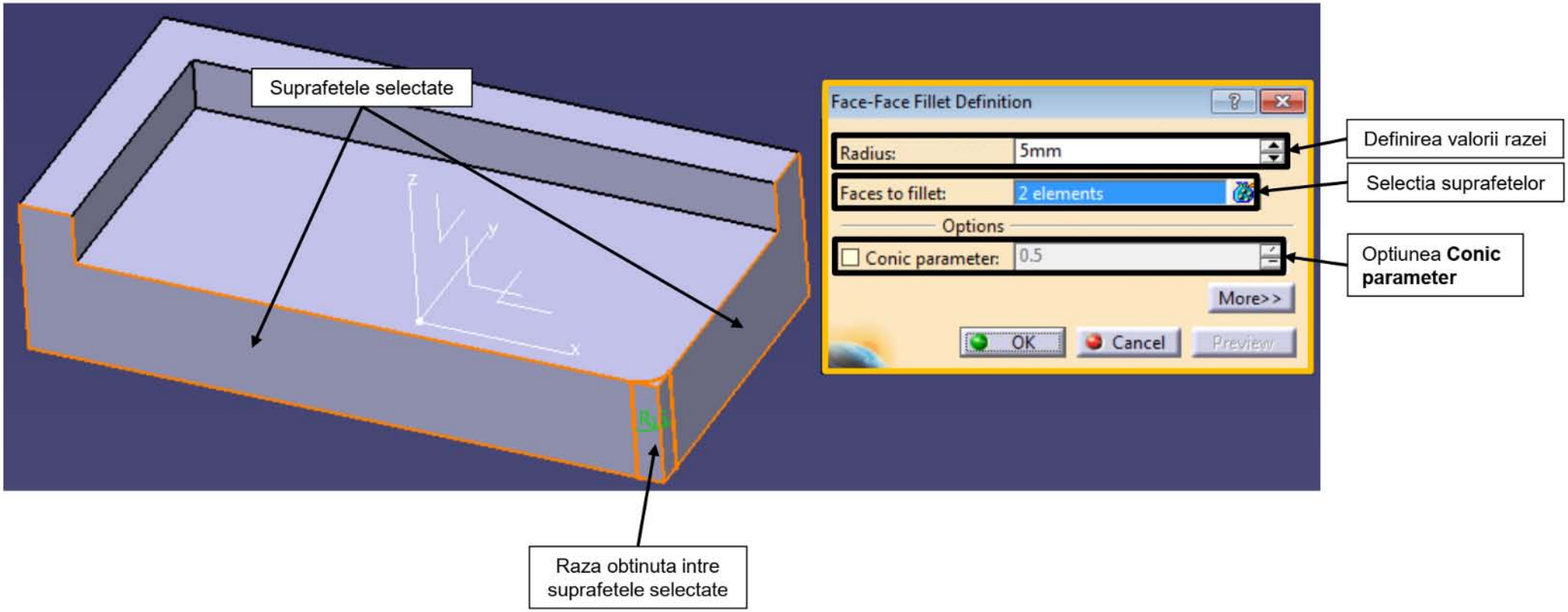
B 1.3 Functia Chordal Fillet

Funcția **Chordal Fillet** este identica cu funcția **Variable Radius Fillet** diferența fiind ca în cazul acesteia nu se definește valoarea razei ci coarda arcului de cerc. Arcul de cerc definit astfel va fi tangent la suprafețele ce se intersectează în muchia selectata. Daca valorile lungimii corzii in punctele de control sunt egale atunci se va obține o raza constanta.



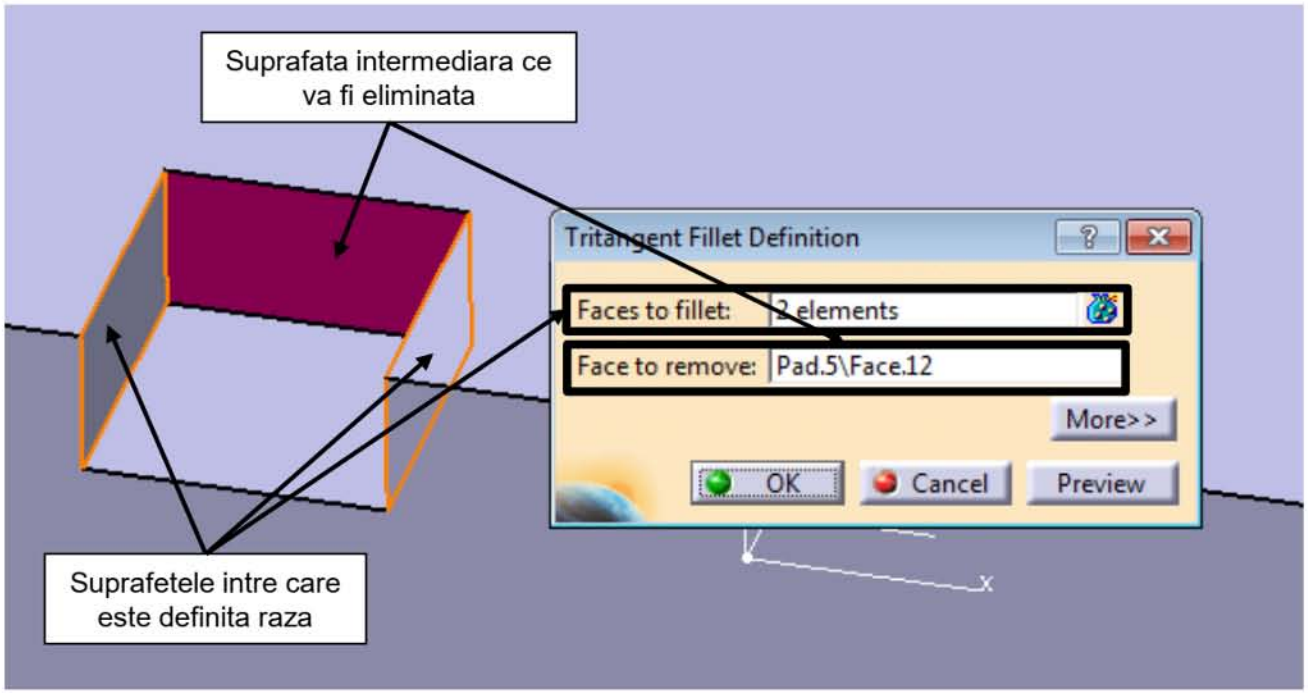
B 1.4 Funcția Face-Face Fillet

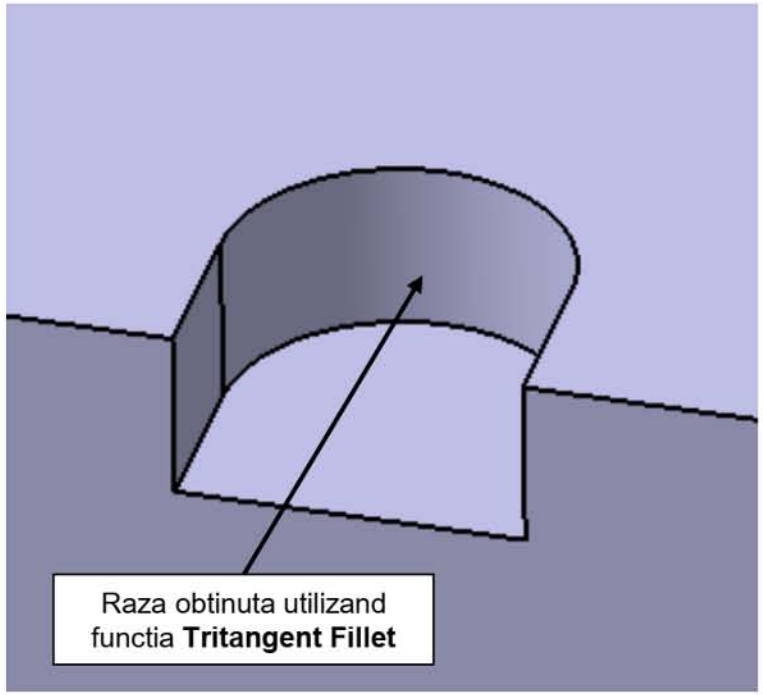
Funcția **Face-Face Fillet** permite definirea unei raze intre doua suprafețe, astfel eliminând muchia ce definește intersecția dintre ele.



B1.5 Tritangent Fillet

Utilizând funcția **Tritangent Fillet** se poate defini o raza intre doua suprafețe intre care nu exista o intersecție ci o alta suprafața intermediara. Raza rezultata va fi tangenta atât la cele doua suprafețe intre care a fost definita cat si la suprafața intermediara ce va fi eliminata prin aplicarea razei. Suprafața intermediara va limita poziția razei datorita tangentei cu aceasta.

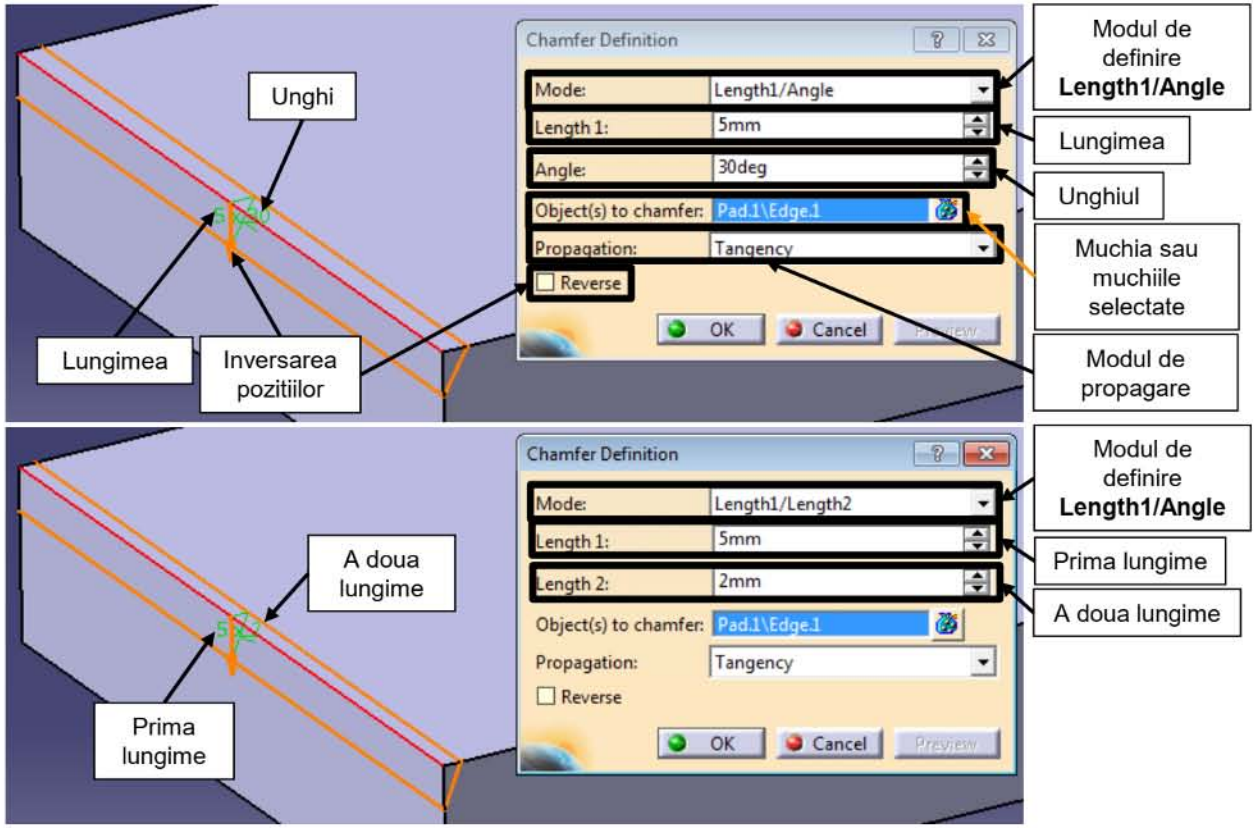




B2. Funcția Chamfer

Cu ajutorul funcției **Chamfer** se pot defini teșiri sau sanfrene pe muchiile de intersecție dintre suprafețe plane. Daca se selectează o suprafața plana atunci sunt selectate în mod automat muchiile ce o mărginesc. Funcția **Chamfer** are doua moduri de definire: **Length1/Angle** si **Length1/Length2**. In primul mod de definire este necesara definirea unei lungimi si a unui unghi adițional muchiei selectate.

In modul de definire **Length1/Length2** este necesara definirea a doua lungimi adițional muchiei selectate. In ambele moduri se pot inversa pozițiile lungimilor sau unghiurilor prin apăsarea săgeții din câmpul grafic de lucru sau a opțiunii **Reverse**. Opțiunile de propagare sunt similare cu cele de Selecția de la funcția **Edge Fillet**: **Tangency** si **Minimal**. Opțiunea **Tangency** va extinde muchia selectata în funcție de condiția de tangenta a acesteia cu alte muchii, iar opțiunea **Minimal** nu va respecta condiția de tangență.



A. Funcții „Basic features”, partea a III-a

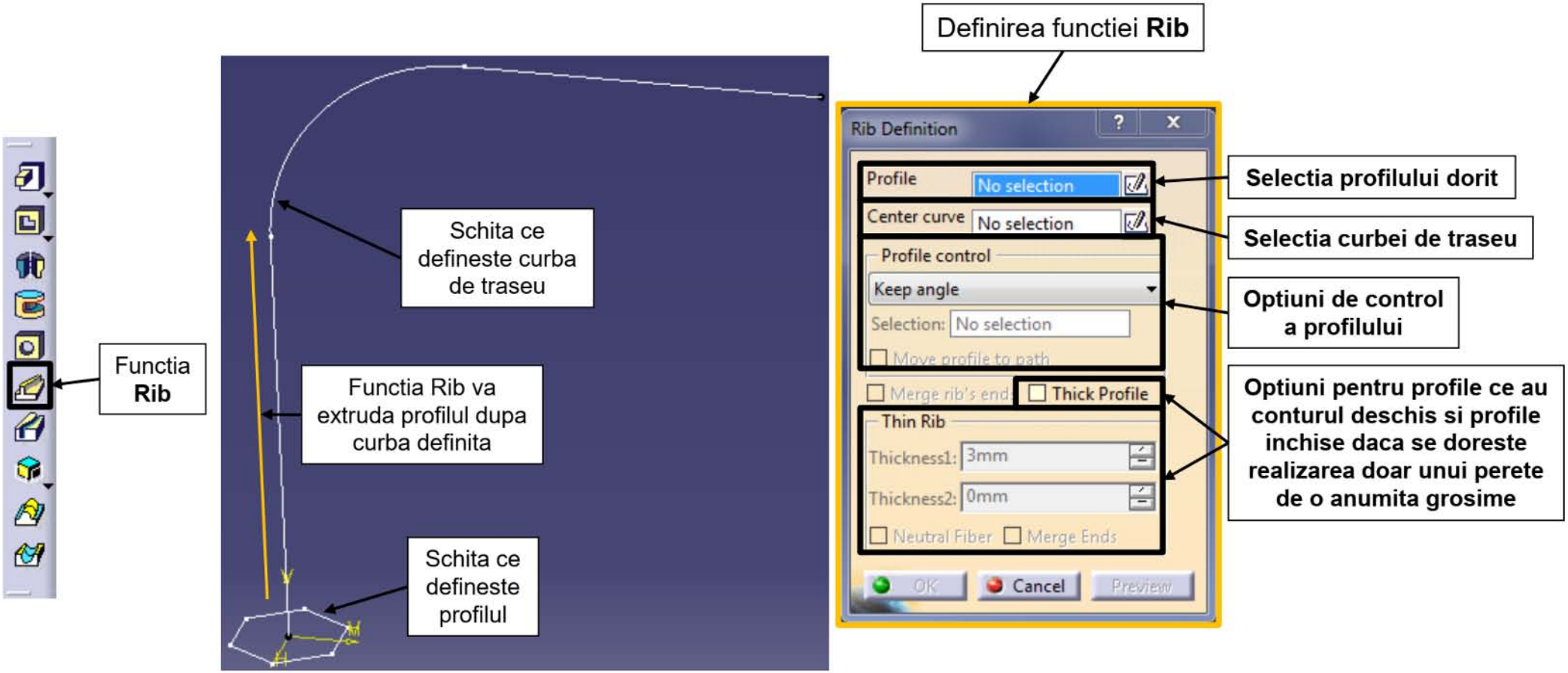
A1. Funcția Rib
A2. Funcția Slot
A3. Funcția Multi-Sections Solid
A4. Funcția Removed Multi-Sections Solid

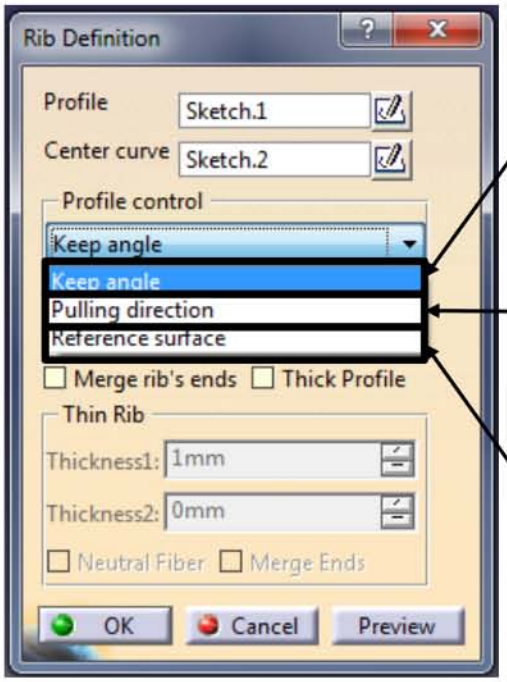
B. Funcții Dress-up Features, partea a II-a

B1. Funcții pentru definirea unghiurilor de înclinare a suprafețelor (Draft Angles)
B1.1 Funcția Draft Angle
B1.2 Funcția Variable Draft Angle
B1.3 Funcția Draft Reflect Line
B2. Funcția Shell
B3. Funcția Thickness
B4. Funcția Thread/Tap
B5. Funcția Remove Face

A1. Funcția Rib

Funcția **Rib** permite urmărirea unei curbe cu un profil. Pentru acest lucru sunt necesare doua schițe. Prima schiță reprezinta profilul dorit, iar cea de-a doua schiță este curba pe care profilul trebuie sa o urmeze.





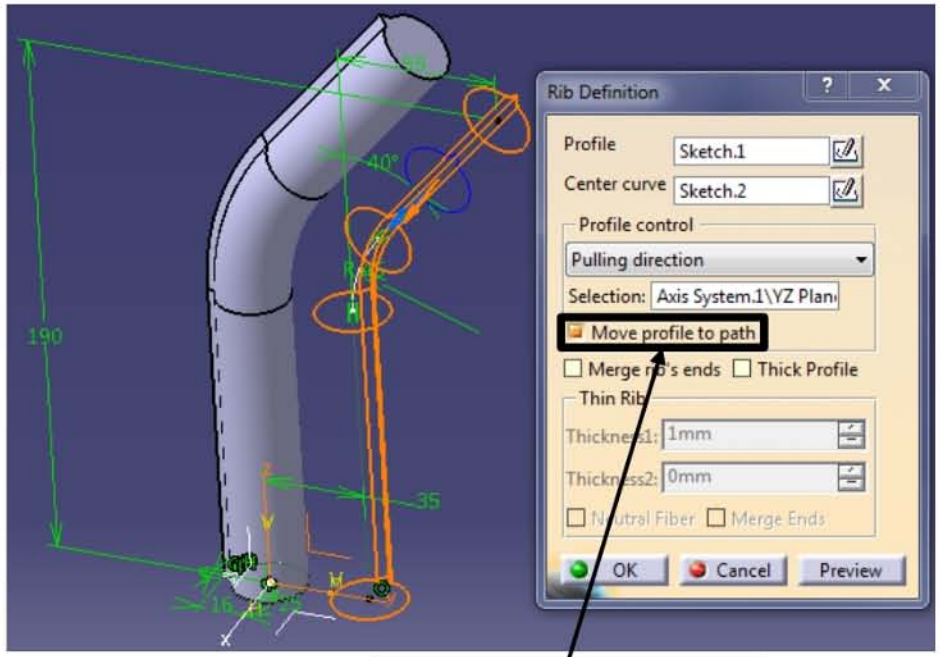
Keep angle
Aceasta optiune de control a profilului mentine un unghi de 90° pe tot traseul intre planul in care se afla schita profilului si tangenta la curba de traseu

Pulling direction
Aceasta optiune permite urmarirea traseului definit de curba in raport cu o directie specificata. Precum directii se poate selecta un plan, o suprafata plana sau o muchie

Reference surface
Optiunea **Reference surface** urmareste traseul descris de curba mentinand constant unghiul dintre tangenta la curba si suprafata plana de referinta

In general daca curba de traseu se afla in afara profilului atunci parcurgerea traseului se va face in raport cu poziția inițială a profilului. Opțiunile **Pulling direction și Reference surface** au o optiune suplimentara si anume **Move profile to path**. Aceasta opțiune permite mutarea profilului pe curba de traseu, in cazul in care acest lucru nu se întâmplă deja, si rotirea profilului in raport cu curba.

RECOMANDARE! Pentru utilizarea opțiunii **Keep angle** este recomandat ca poziția inițială a profilul sa se afle pe curba de traseu și într-un plan perpendicular fata de tangenta la curba.

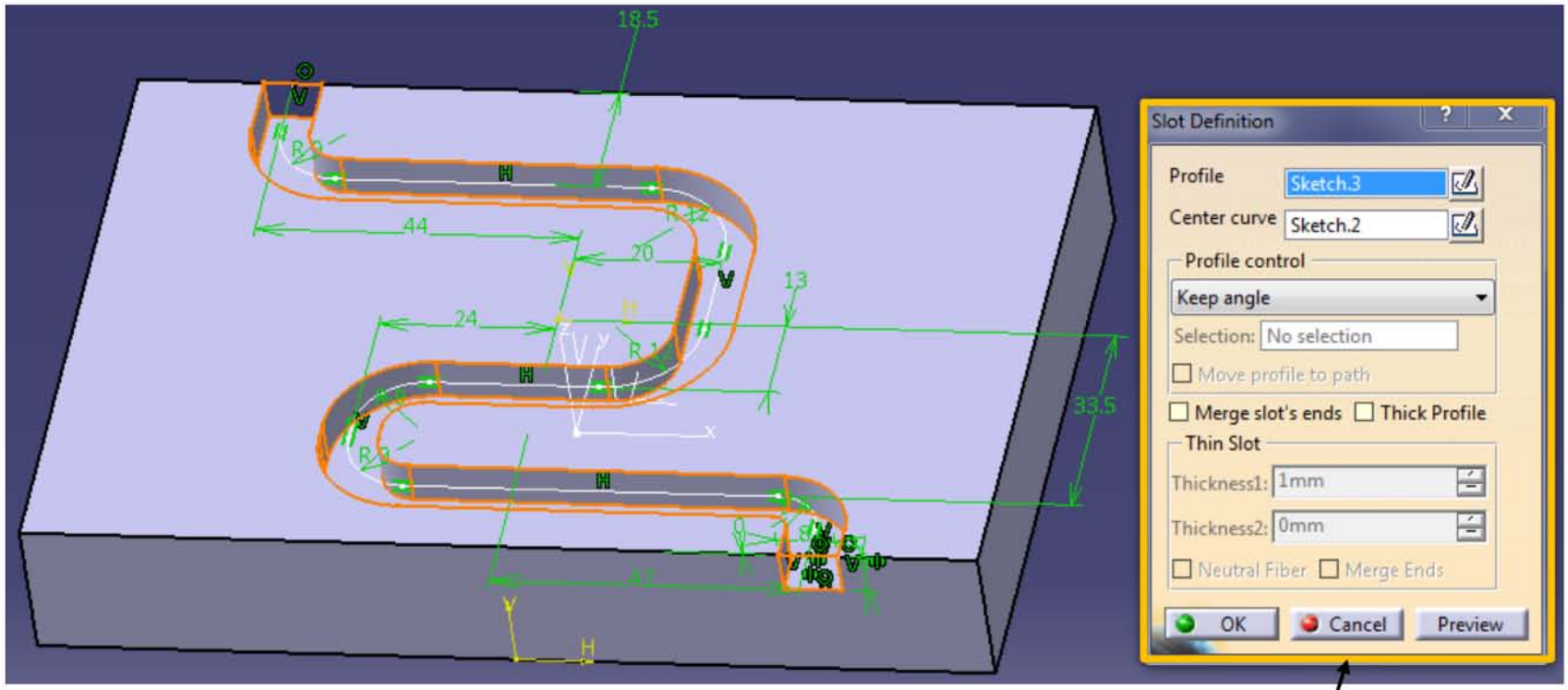


Optiunea **Move to path**

A2. Functia Slot

Funcția **Slot realizează** același lucru pe care il face si funcția **Rib însă** spre deosebire de aceasta îndepărtează material. **ATENTIE! Funcția Slot** nu poate fi utilizata ca prima funcție in cadrul **body**-ului **PartBody**. Utilizarea acesteia in alte **body-**uri ca prima funcție dă semn negativ **body**-ului. Opțiunile oferite de funcția **Slot** sunt similare cu cele ale funcției **Rib**.

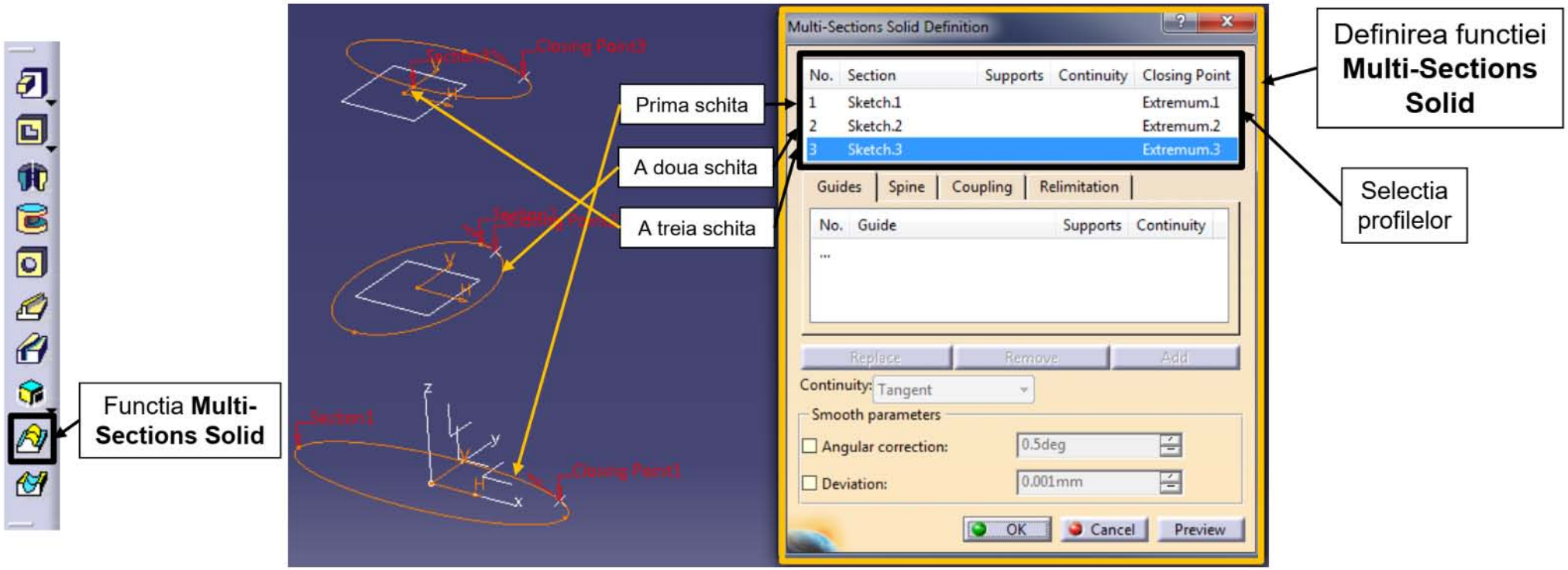
Functia **Slot**

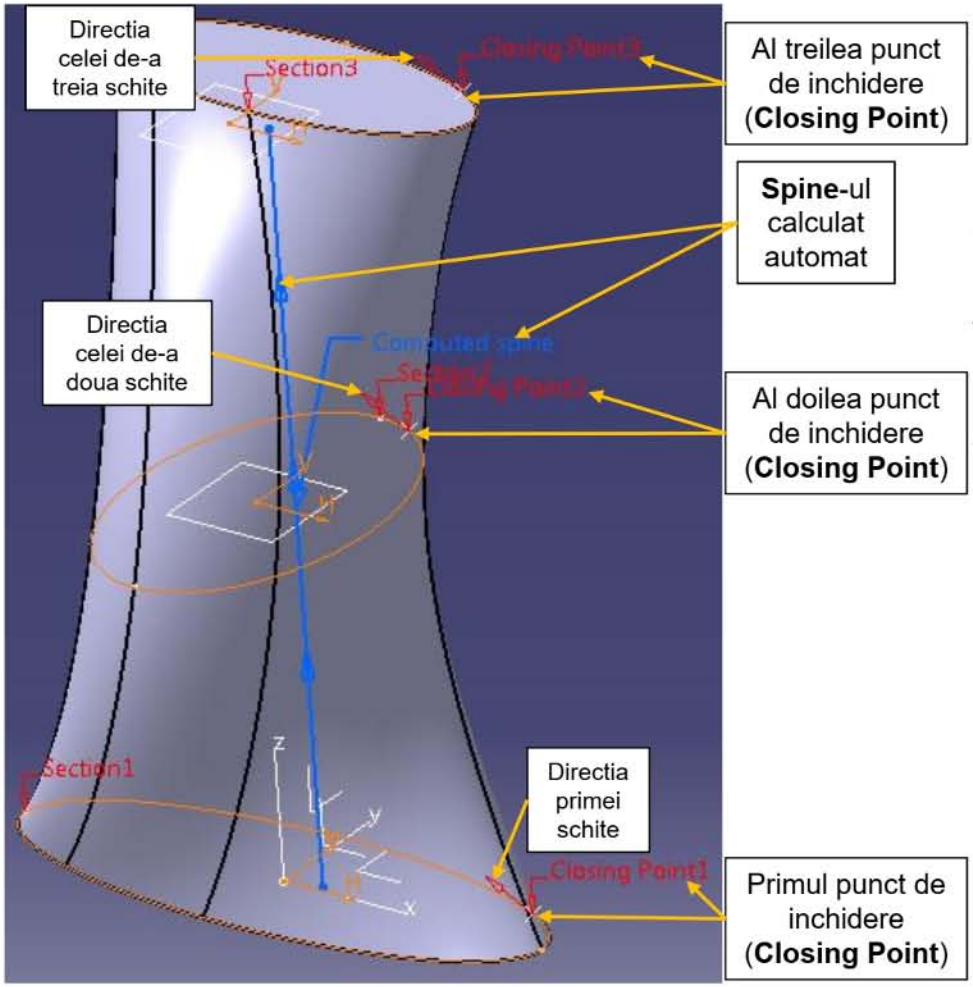


Definirea functiei **Slot**

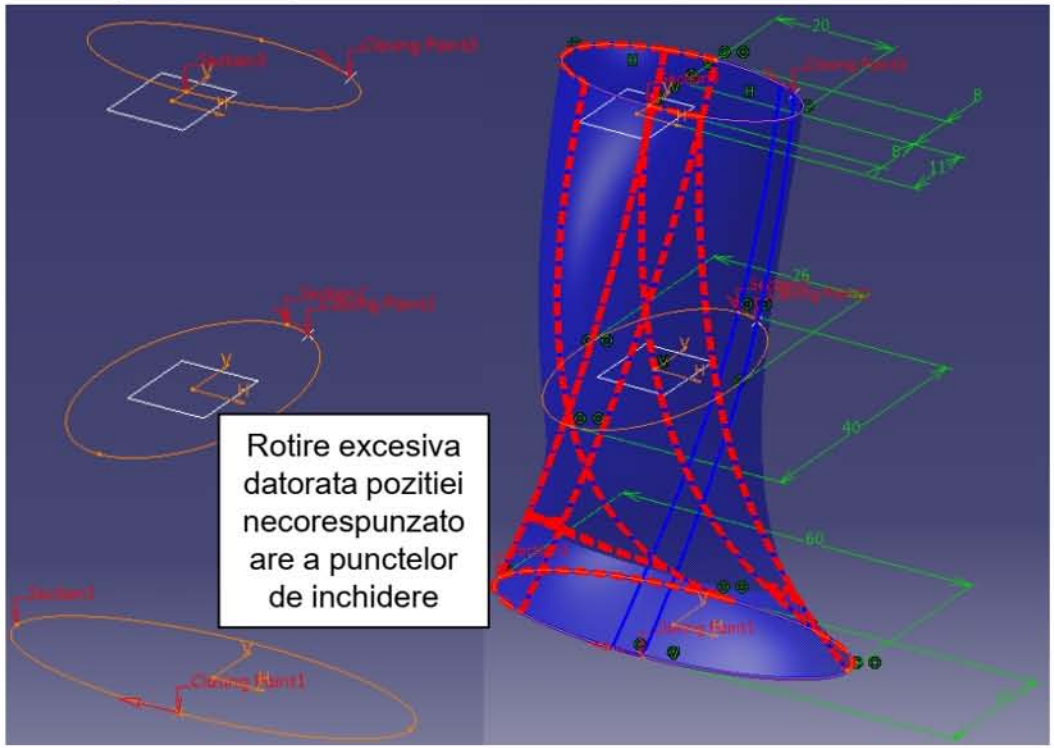
A3. Funcția Multi-Sections Solid

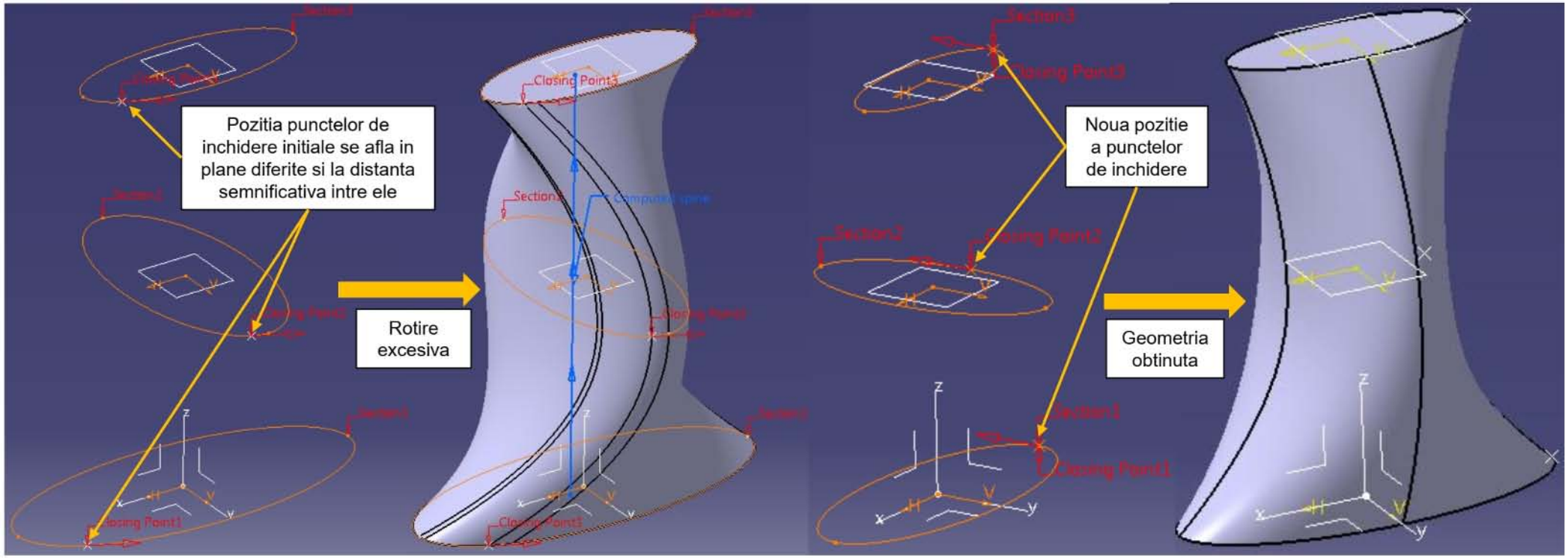
Multi-Sections Solid este funcție cea mai complexa si cu cele mai multe opțiuni din cadrul **workbench-**ului **Part Design**. Aceasta permite generarea unui volum solid prin unirea a mai multe profile diferite cu ajutorul unui traseu. Traseul pe care îl va parcurge volumul solid intre profile poarta numele de **spine**. Programul va calcula automat un **spine în** cazul in care cuplarea profilelor este posibila si acesta nu este definit de către utilizator. **ATENTIE! Funcția Multi-Sections Solid** permite selecția oricărui număr de profile însă ordinea selecției acestora contează! Controlul volumului solid se poate face cu ajutorul: profilelor (a schițelor), a punctelor de închidere (**closing points**), a direcției de unire (**spine**), a profile de ghidare (**guides**), a modului de cuplare (**coupling**) si a parametrilor de netezire (unghiulari si de deviere).





Punctele de închidere (**closing points**) sunt folosite pentru a defini punctele de pornire a propagării fiecărei secțiuni. Acest lucru previne rotirea excesiva a volumului obținut. Direcția schițelor este definita in fiecare punct de închidere si indica direcția de rotire a profilelor. Opțiunile de cuplare permit adăugarea unui număr suplimentar de puncte de închidere astfel permițând un control mai bun in ceea ce privește tranziția suprafețelor de la un profil la altul. **ATENTIE!** Este important ca punctele de închidere sa fie in același plan sau in plane paralele cat mai apropiate pentru a preveni rotirea excesiva a volumului. De asemenea este important ca direcțiile schițelor sa aibă același sens pentru a preveni rotirea in sensuri diferite.

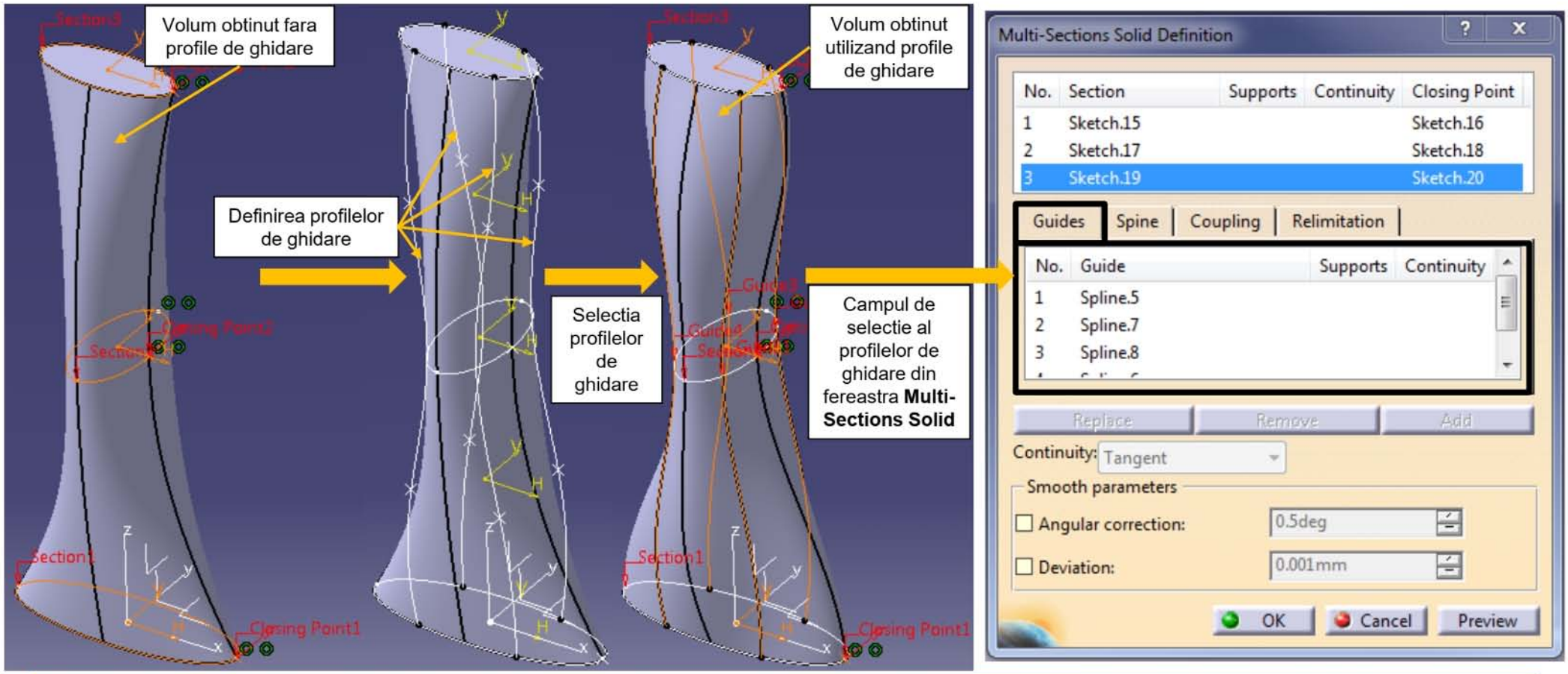




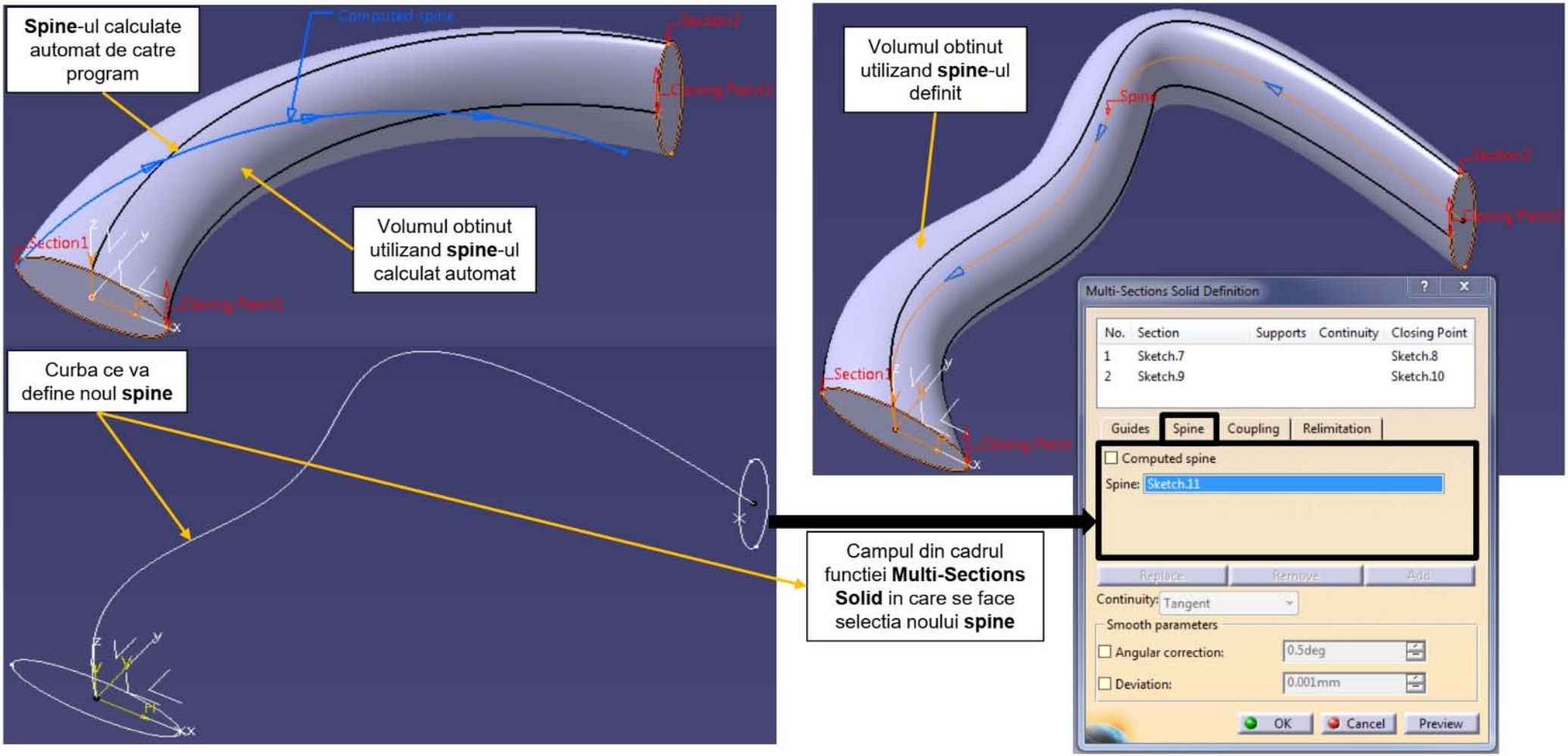
Poziția inițială a punctelor de închidere (**closing points**) depinde de modul in care au fost realizate schițele. **RECOMANDARE!**

Pentru un control cat mai bun a profilului obținut este recomandata definirea unor puncte noi de închidere. Definirea unor puncte noi se face utilizând schițe obișnuite realizate în modulul **Sketcher** sau schițe 3D. Schițele obișnuite se realizează înainte de accesarea funcției **Multi-Sections Solid**. Schițele 3D pot fi realizate înainte sau dupa accesarea funcției **Multi-Sections Solid**. Înlocuirea punctelor de închidere existente se face dând click dreapta pe fiecare din acestea si selectând opțiunea **Replace** urmata de selecția noului punct. **ATENTIE! Opțiunea Replace** necesita definirea punctelor de închidere înainte de accesarea funcției **Multi-sections Solid**. Opțiunea **Remove îndepărtează** punctual de închidere existent. Daca se apasă din nou click dreapta, opțiunea **Create Closing Point** devine activa și este posibila definirea unui nou punct utilizând o schița 3D.

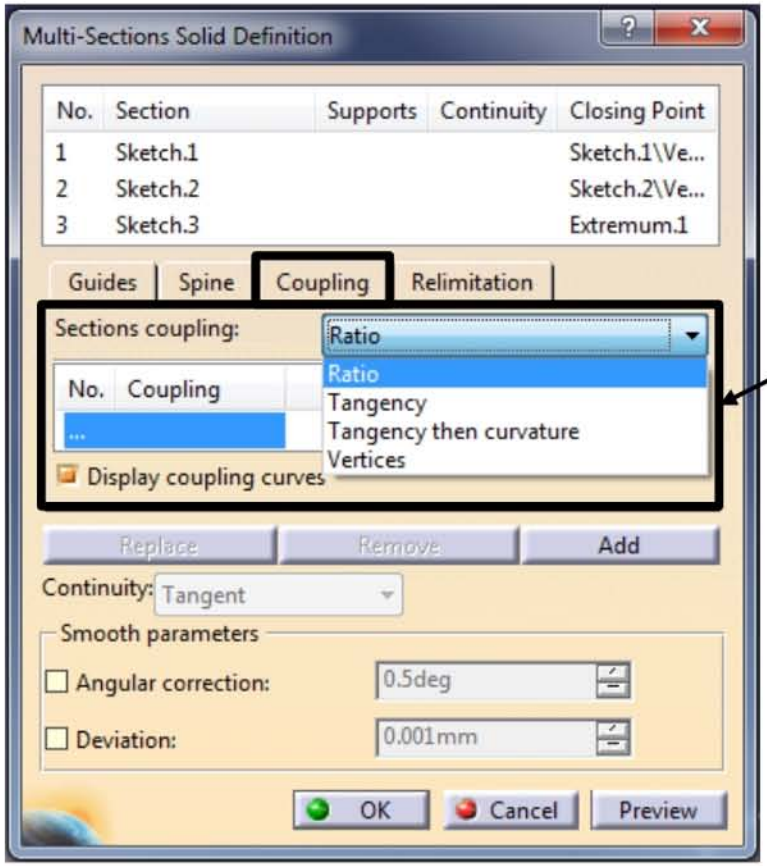
Schimbarea punctelor de închidere si a direcției profilelor controlează rotirea acestora însă este insuficient pentru a controla suprafața exterioara generate intre schițe. Pentru a avea un control cat mai bun asupra suprafeței exterioare a volumului obținut se pot define profile de ghidare exterioara. Profilele de ghidare (**Guides**) reprezinta niște drepte sau curbe definite intre profile. Volumul obținut va urma profilele si va trece prin ele in planele in care sunt definite insa va urma traiectoria profilelor de ghidare intre planele profilelor.



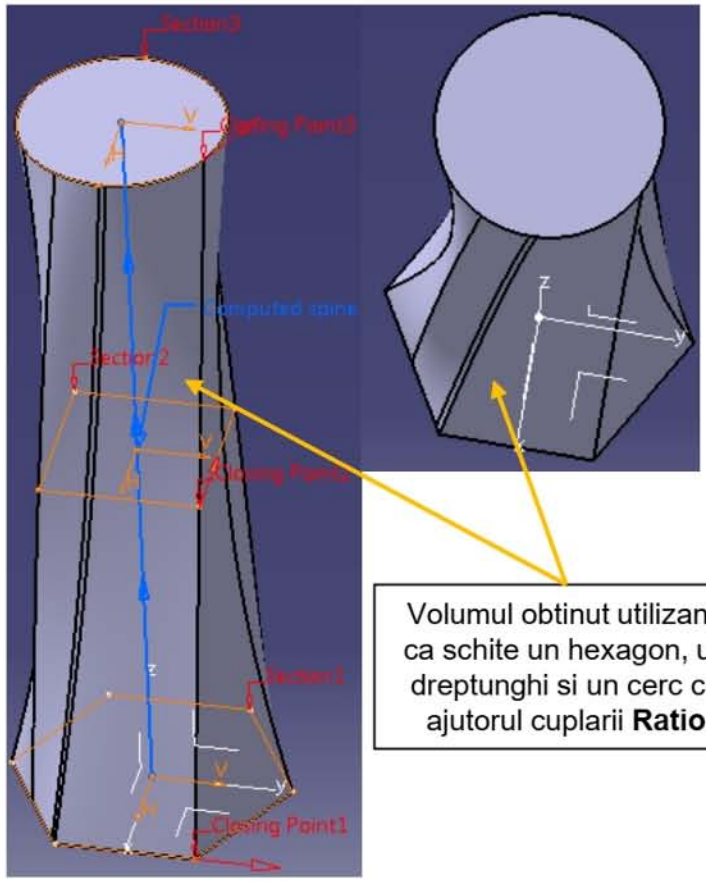
Pentru a modifica direcția de propagare intre profilului se poate define un nou **spine** diferit de cel calculate automat.
RECOMANDARE! Indiferent de profilul curbei ce va define noul **spine**, este recomandat ca punctele de început și sfârșit al curbei sa fie în interiorul schițelor utilizate în cadrul funcției **Multi-Sections Solid**.



Cele mai multe probleme referitoare la utilizarea funcției **Multi-Sections Solid** apar atunci când profilele dorite au un număr inegal de puncte (de exemplu un hexagon si un pătrat) datorita dificultății in cuplarea profilelor intre ele. Funcția **Multi-Sections Solid** are 4 posibilități de cuplare intre profile: **Ratio**, **Tangency**, **Tangency then curvature** si **Vertices**. Opțiunea predefinita este **Tangency then curvature**. **ATENTIE! Opțiunile Tangency** si **Tangency then curvature** pot fi utilizate doar daca numărul de puncte din schițe este același. Singura optiune ce permite cuplarea profilelor cu număr inegal de puncta fără a defini lucruri adiționale este **Ratio**. Opțiunea **Ratio realizează** cuplarea profilelor prin raportul absciselor curbilinii (programul definește un sistem de coordinate curbiliniu printr-o transformare a sistemului cartezian).

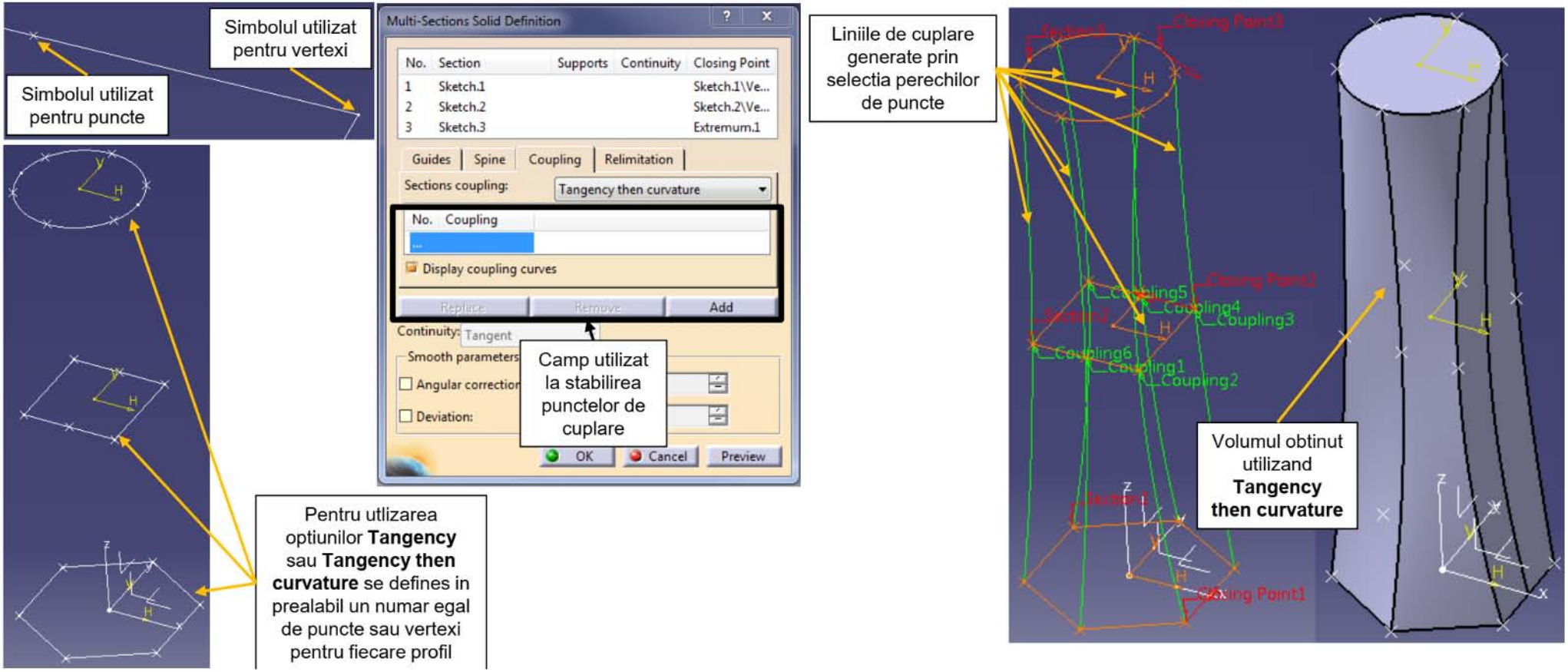


Campul din cadrul functiei **Multi-Sections Solid** ce contine optiunile de cuplare a profilelor



Volumul obtinut utilizand ca schite un hexagon, un dreptunghi si un cerc cu ajutorul cuplarii **Ratio**

Opțiunea **Tangency realizează** o cuplare a profilelor in acord cu punctele de discontinuitate a tangentei. Optiunea **Tangency then curvature** realizeaza o cuplare a profilelor in acord cu punctele de continuitate a tangentei in primul rand, iar al doilea criteriu este in acord cu punctele de discontinuitate a curburii. Pentru a utiliza aceste opțiuni este necesar ca numarul punctelor din schite sa fie egal, acest lucru implica definirea unor puncte sau vertexi adiționali. In programul CATIA V5 exista o diferență intre puncte si vertexi atât ca simbolizare cat si ca utilitate.

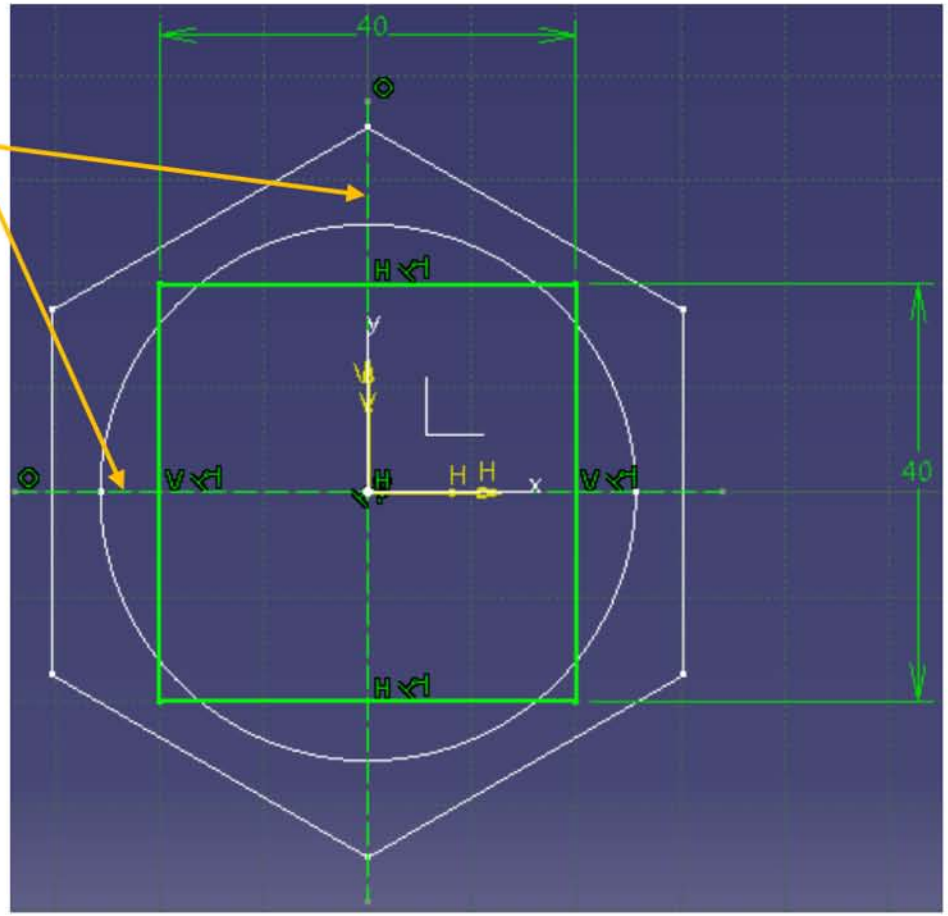


Optiunea de cuplare **Vertices** permite cuplarea prin intermediul vertexilor. Numărul vertexilor din schițe trebuie sa fie egal. Cea mai simpla metoda de constructive a vertexilor este prin împărțirea segmentelor de dreapta sau a curbelor. O metoda simpla de a face acest lucru este prin utilizarea functiei **Quick Trim** din modulul **Sketcher** si a opțiunii **Break and Keep**. Volumul obținut utilizând opțiunea **Vertices** este similar cu cel obținut utilizând opțiunea **Tangency then curvature**.

Initial se deseneaza linii de constructive ajutatoare care sa intersecteze schita in punctele care se doresc a fi convertite in vertexi

Quick Trim

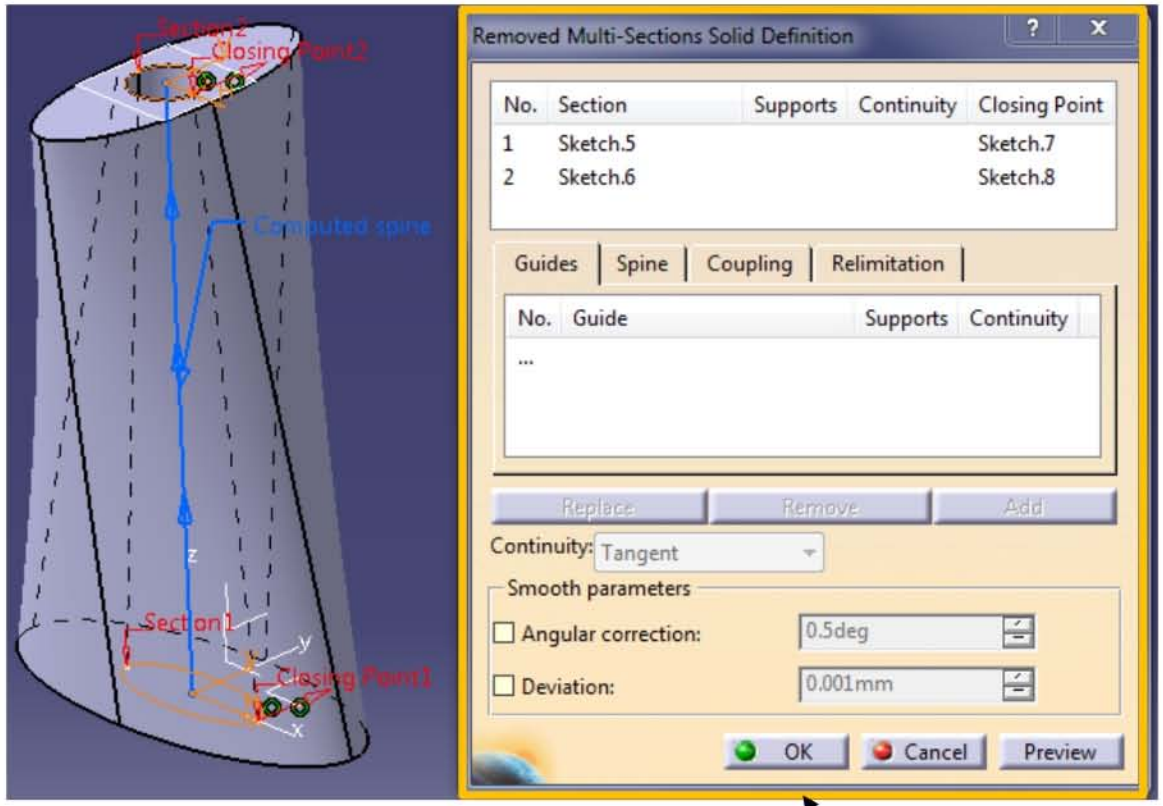
Break and Keep



A4. Functia Removed Multi-Sections Solid

Ca si in cazul celorlalte funcții de baza si pentru funcție **Multi-Sections Solid** exista un opus care îndepărtează material, **Removed Multi-Sections Solid**. **ATENTIE! Funcția Removed Multi-Sections Solid** nu poate fi utilizata ca prima funcție in cadrul **body**-ului **PartBody**. Utilizarea acesteia în alte **body**-uri ca prima functie da semn negativ **body**-ului. Optiunile oferite de funcția **Removed Multi-Sections Solid** sunt similare cu cele ale funcției **Multi-Sections Solid**.

Functia **Removed Multi-Sections Solid**

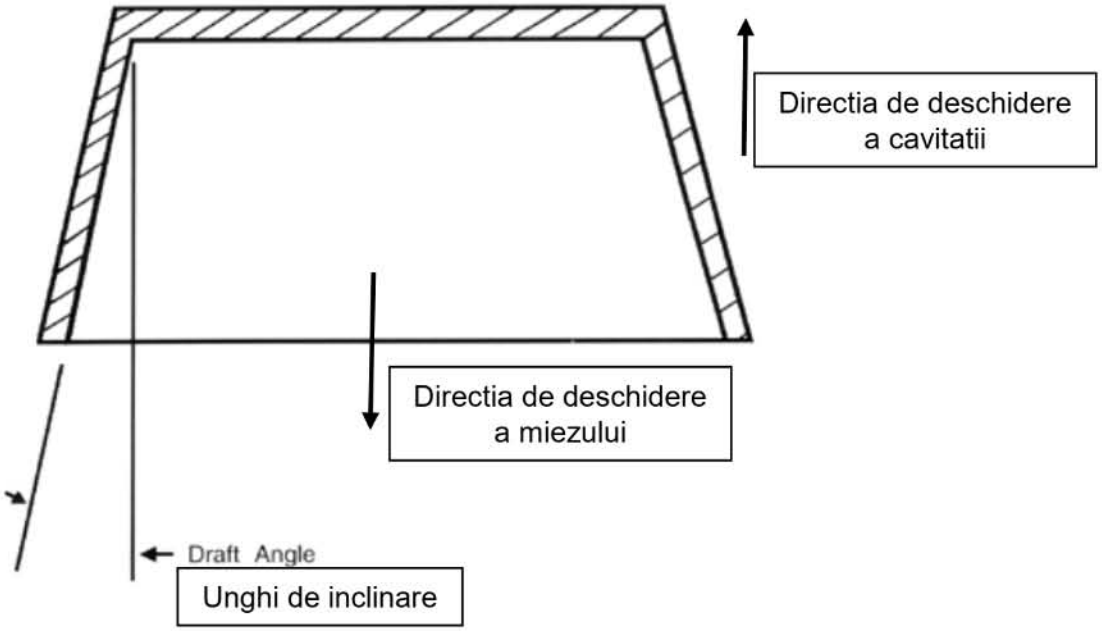


Definirea functiei **Remove Multi-Sections Solid**

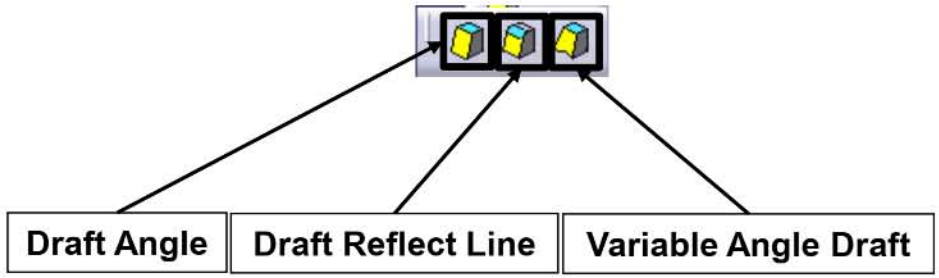
B. Functii Dress-up Features, partea a doua

B1. Funcții pentru definirea unghiurilor de înclinare a suprafețelor (Draft Angles)

Unele tehnologii de fabricație necesita prezenta unor unghiuri de înclinarea a suprafețelor care sa duca la o piesa ce este tehnologica. Tehnologii cum ar fi turnarea, injecția de metale in matriță, injecția de mase plastice, ambutisarea pieselor realizate din tabla, necesita prezenta unor unghiuri de înclinare a suprafețelor care sa ajute fie la scoaterea pieselor din matriță sau forma de turnare fie la ieșirea poansonului. Din acest motiv funcțiile de cosmetizare ce definesc unghiuri de înclinare a suprafețelor prezintă o importanta majora in ceea ce privește modelarea pieselor, reducerea costurilor de fabricare si asigurarea tehnologitatii piesei proiectate. La piesele injectate în matriță este necesara definirea unui unghi de înclinare pentru pereții ce sunt perpendiculari pe direcția de deschidere a matriței. **ATENTIE! Direcția** de înclinare a pereților depinde de sensul de mișcare a pieselor din matriță astfel încât piesa sa poată fi extrasa din matriță. Prin plan de separație (parting line) al matriței se înțelege planul de deschidere al matriței dupa răcirea piesei injectate. In unele situații, datorita complexității piesei, este necesara schimbarea planului de separație in anumite regiuni ale piesei. In acest caz unghiul de înclinare va avea direcții diferite fata de planul de separație.

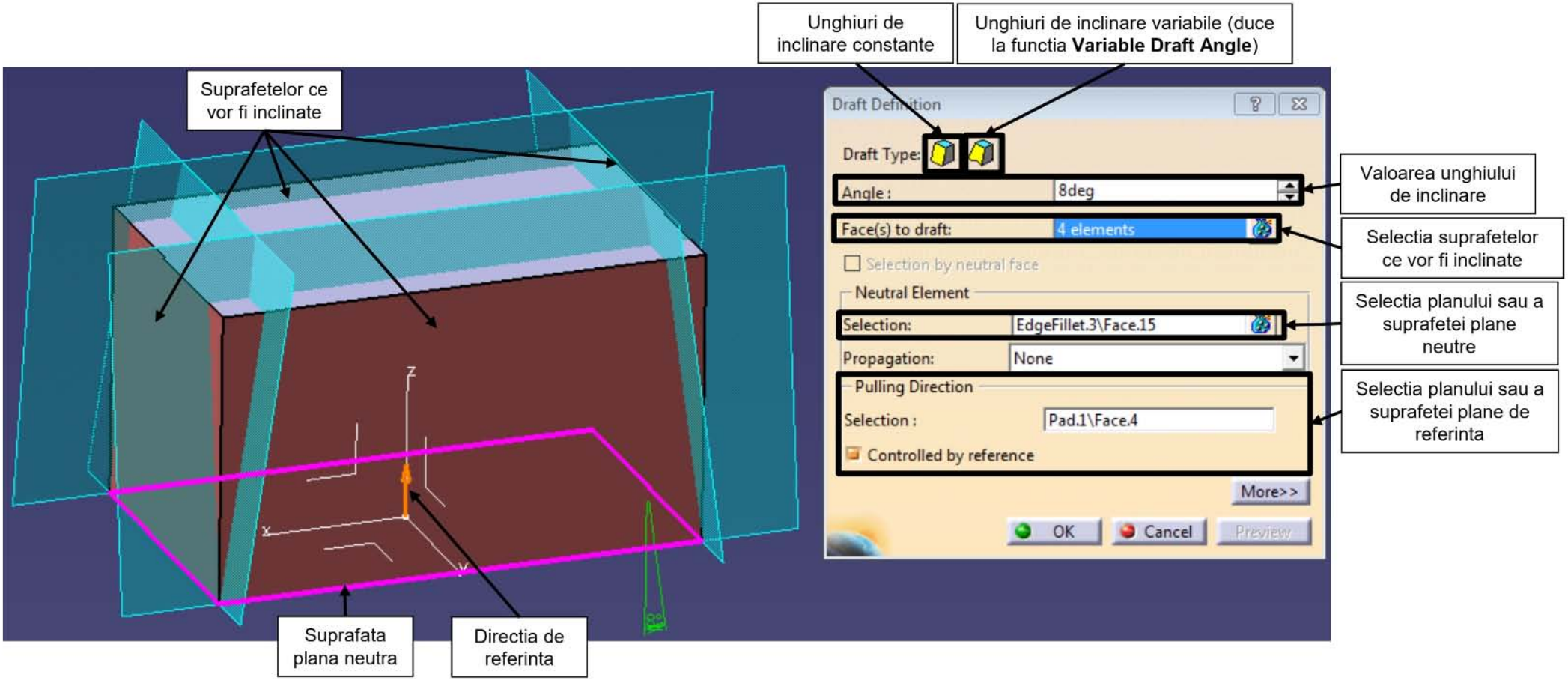


În programul Catia V5 există 3 funcții ce permit definirea unghiurilor de înclinare a suprafețelor: **Draft Angle**, **Draft Reflect Line** si **Variable Angle Draft**. Funcțiile **Draft Angle** și **Variable Angle Draft** sunt de fapt opțiunile aceleiași funcții însă pot fi selectate si individual.

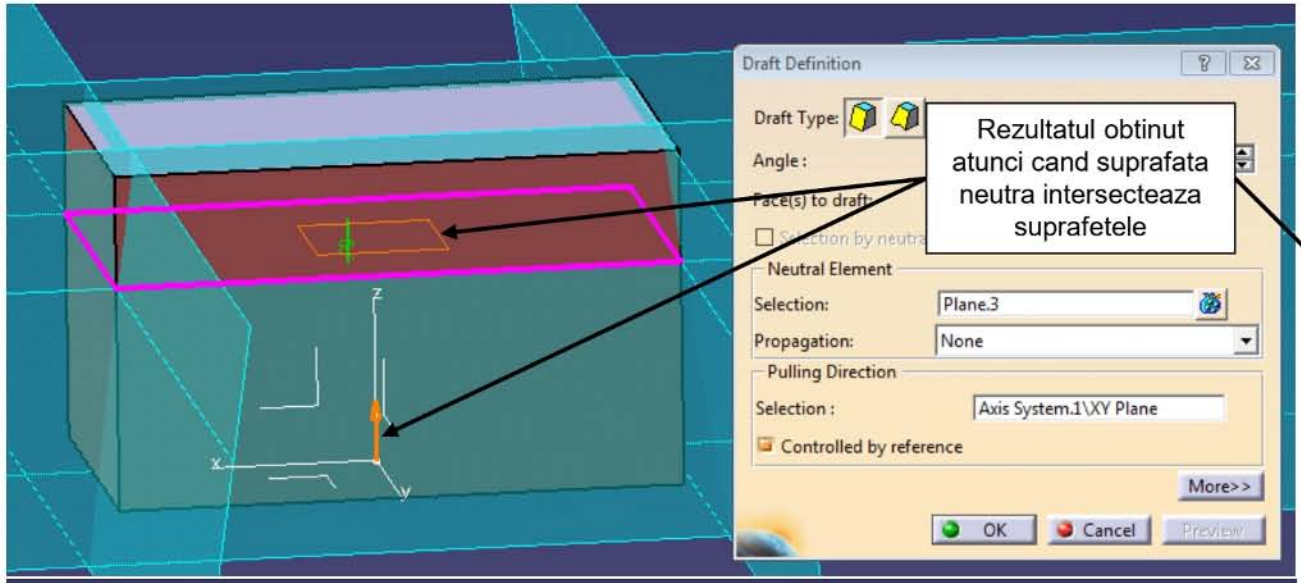


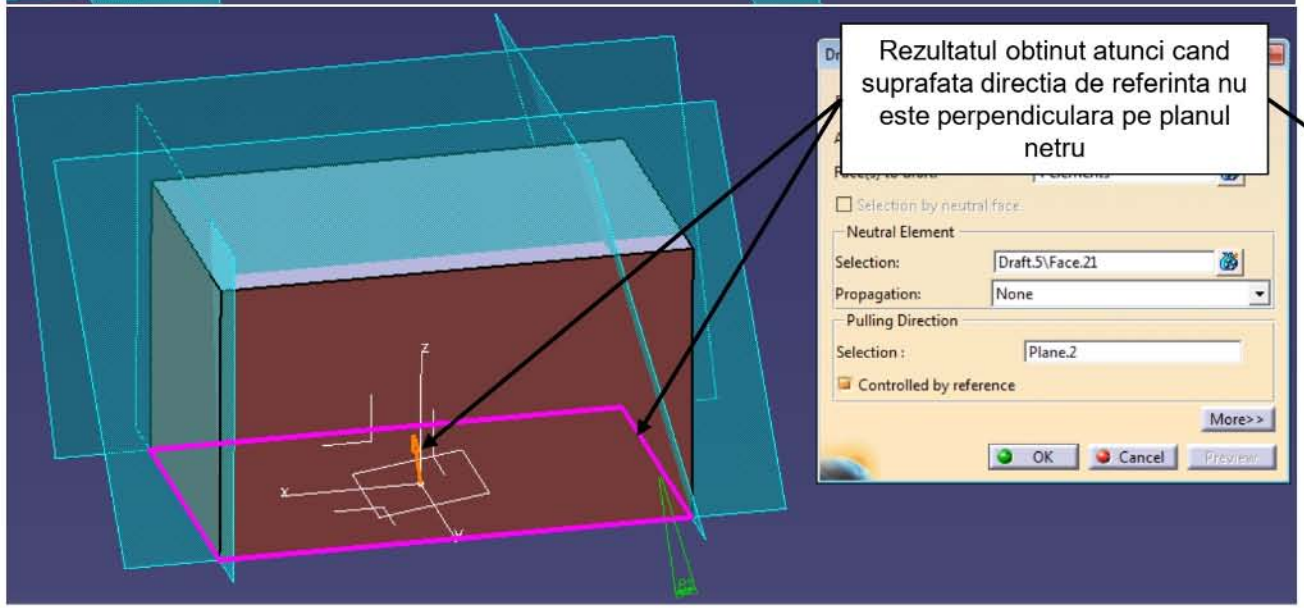
B1.1.Funcția Draft Angle

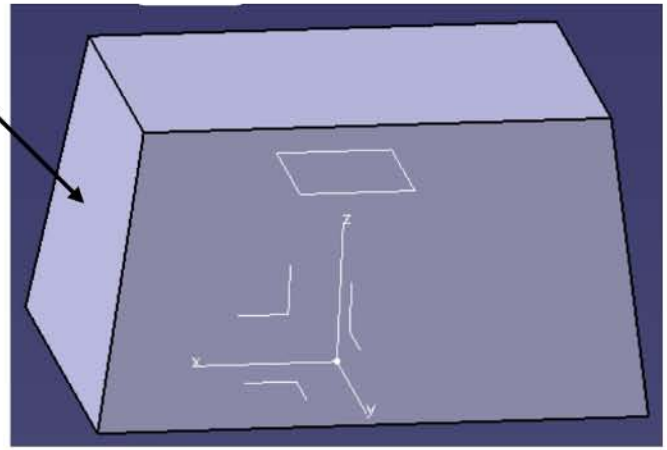
Funcția **Draft Angle** permite definirea unui unghi de înclinare pentru una sau mai multe suprafețe fata de un plan sau o suprafață plana neutra. Suprafața de referință definește direcția unghiurilor de înclinare. In mod standard suprafață de referință coincide cu suprafața neutra. Direcția unghiurilor se face cu ajutorul săgeții din câmpul grafic de lucru.

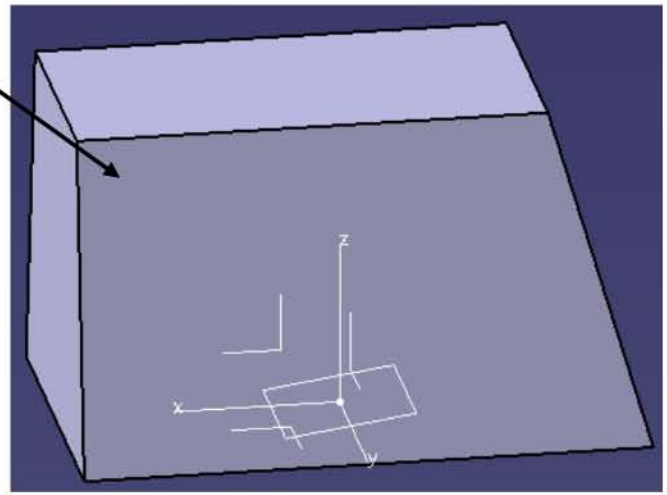


Prin înclinarea suprafețelor anumite zone din volumul solid vor fi eliminate, iar în alte zone material poate fi adăugat. Acest lucru depinde de selecția suprafeței neutre, de selecția suprafeței de referință si de direcția vectorului de referință.

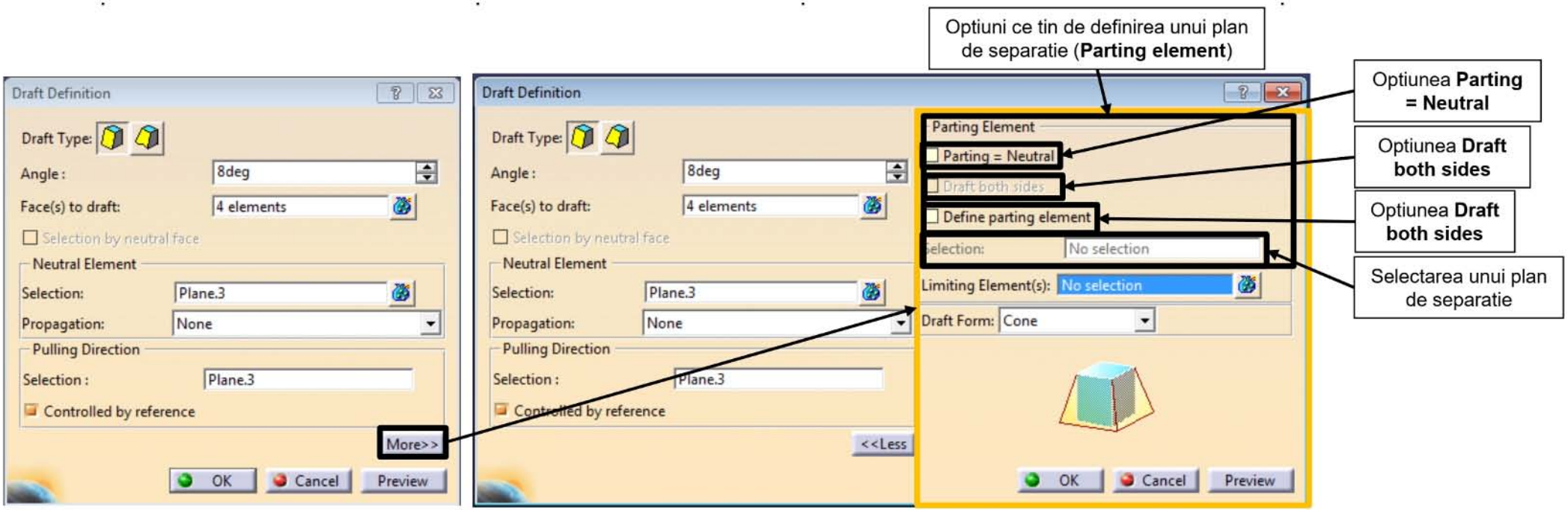

Draft Definition
Draft Type:
Angle :
Face(s) to draft:
Selection by neutral
Neutral Element
Selection:
Plane.3
Propagation:
None
Pulling Direction
Selection :
Axis System.1\XY Plane
Controlled by reference
More>>
OK
Cancel
Preview
Rezultatul obtinut atunci cand suprafata neutra intersecteaza suprafetele


Selection by neutral face
Neutral Element
Selection:
Draft.5\Face.21
Propagation:
None
Pulling Direction
Selection :
Plane.2
Controlled by reference
More>>
OK
Cancel
Preview
Rezultatul obtinut atunci cand suprafata directia de referinta nu este perpendiculara pe planul netru



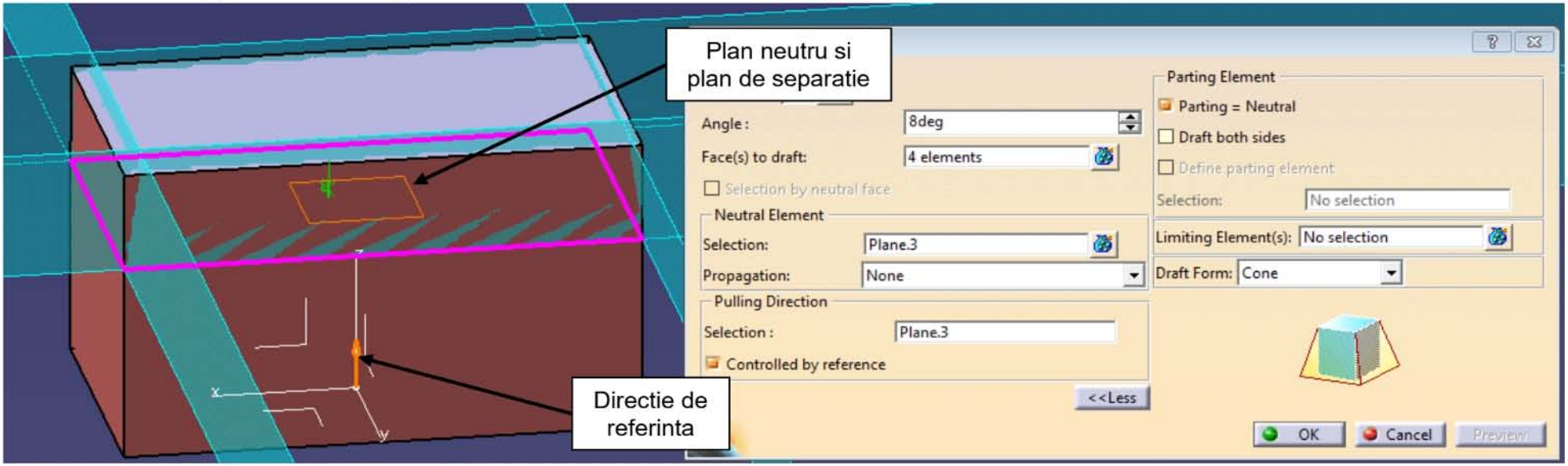


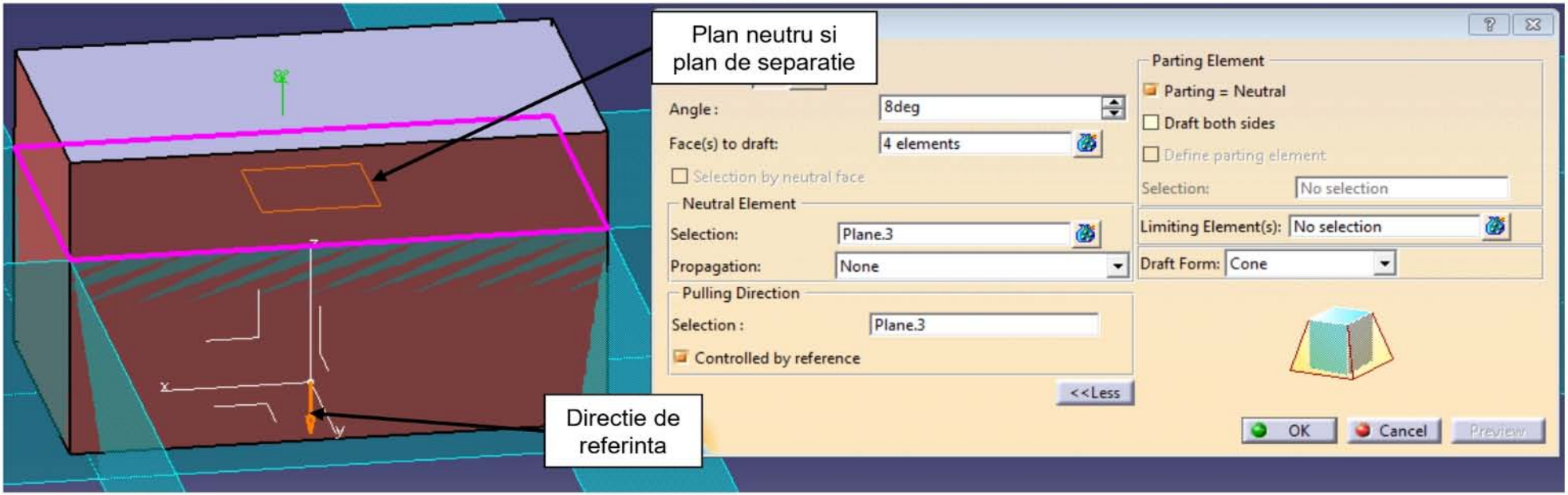
Prin apăsarea butonului **More** exista posibilitatea utilizării altor opțiuni referitoare la definirea înclinării suprafețelor

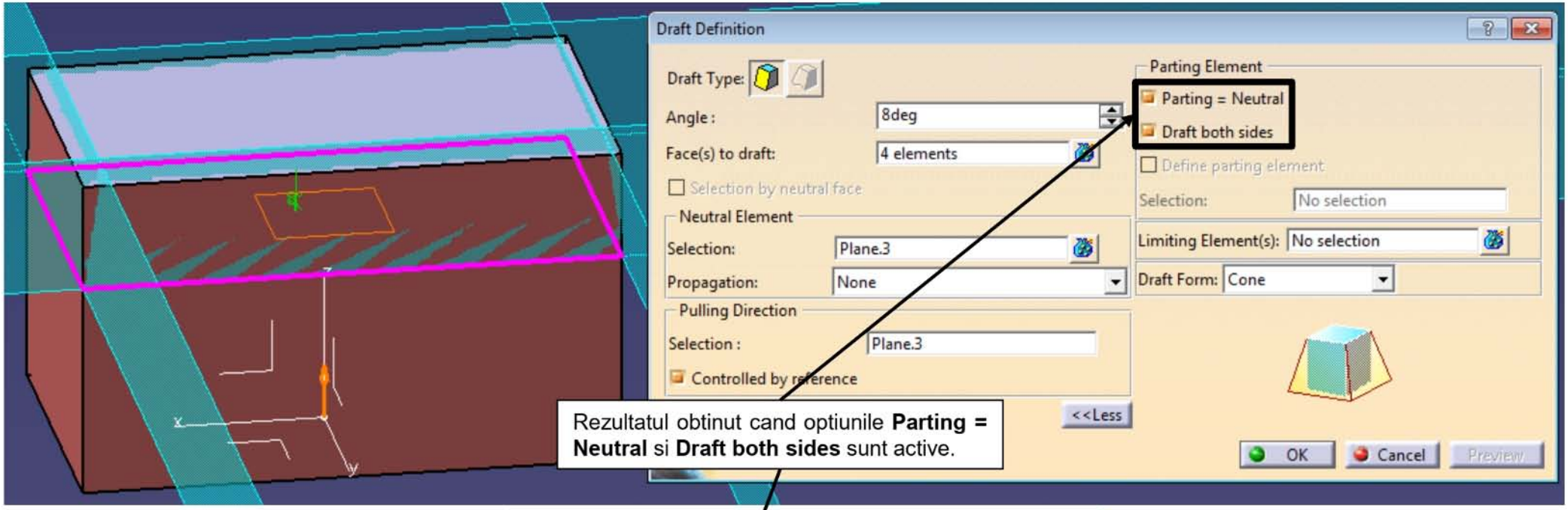


Prin utilizarea unui plan de separație exista posibilitatea definirii unui unghi de înclinare doar pe o porțiune din suprafață sau suprafețele selectate. Opțiunea **Parting = Neutral** face ca planul de separație sa coincidă cu suprafața neutra. Daca suprafața neutra este la capătul suprafețelor selectate (nu exista o intersecție) și se alege un plan de separație atunci rezultatul obținut nu va fi influențat de acesta. Pentru a defini un plan de separație diferit de planul neutru atunci se utilizează opțiunea **Define parting element și** se va selecta un plan sau o suprafața plana. Opțiunea **Draft both sides** este activa doar în cazul în care se selectează în prealabil opțiunea **Parting = Neutral** (planul de separație este identic cu planul neutru). Atunci când se selectează un plan de separație suprafețele selectate vor fi înclinate doar în direcția planului de separație indicata de direcția de referință. In cazul utilizării opțiunii **Draft both sides** suprafața va fi înclinată de ambele parți ale planului de separație în mod simetric.

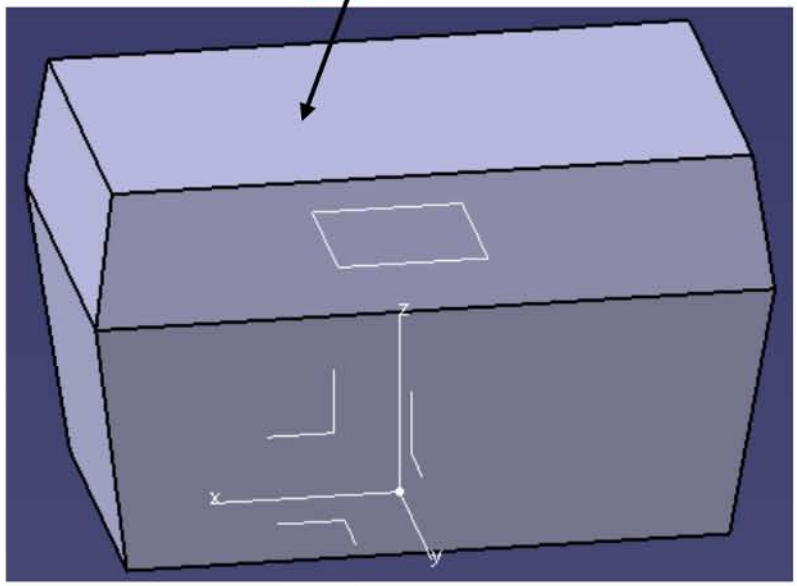
In ambele cazuri opțiunea **Parting = Neutral** este activa





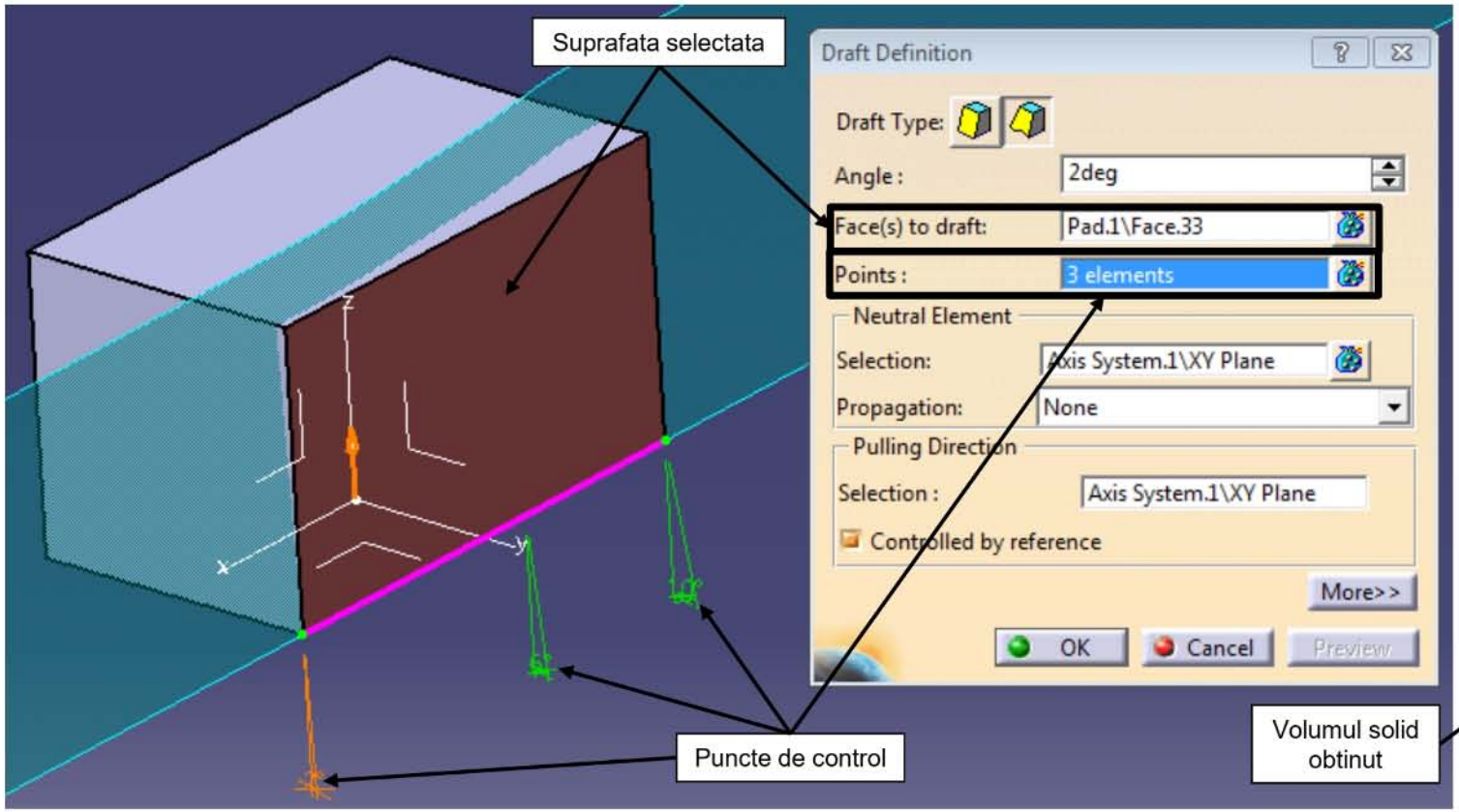


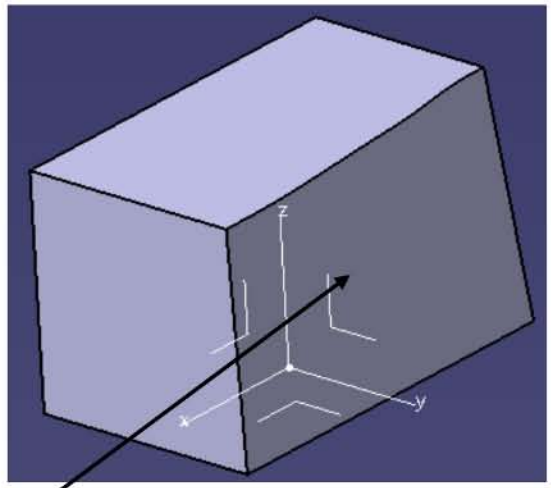
Rezultatul obtinut cand optiunile **Parting = Neutral** si **Draft both sides** sunt active.



B1.2. Funcția Variable Draft Angle

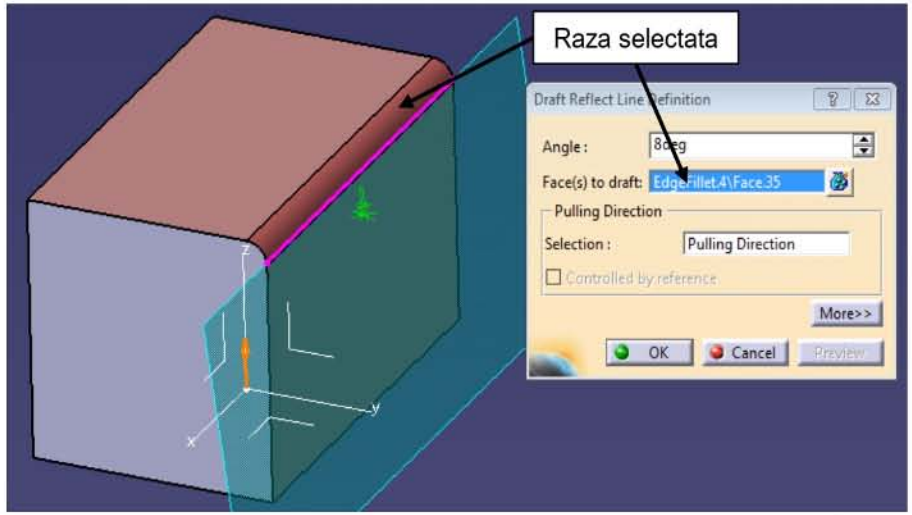
Accesarea funcției **Variable Draft Angle** se poate face fie din opțiunile funcției **Draft Angle**, fie accesând funcția individuala. Aceasta funcție permite definirea unui unghi de înclinare pentru o suprafață selectata. **ATENTIE!** Nu este posibila selectarea a mai mult de o suprafață pentru funcția **Variable Draft Angle**. Prin definirea unei suprafețe este posibila definirea valorilor de variație a unghiului de înclinare in punctele de intersecție cu suprafața neutra. Este posibila si definirea unor puncte intermediare adiționale. Restul opțiunilor ce țin de aceasta funcție sunt identice cu cele de la funcția **Draft Angle**.

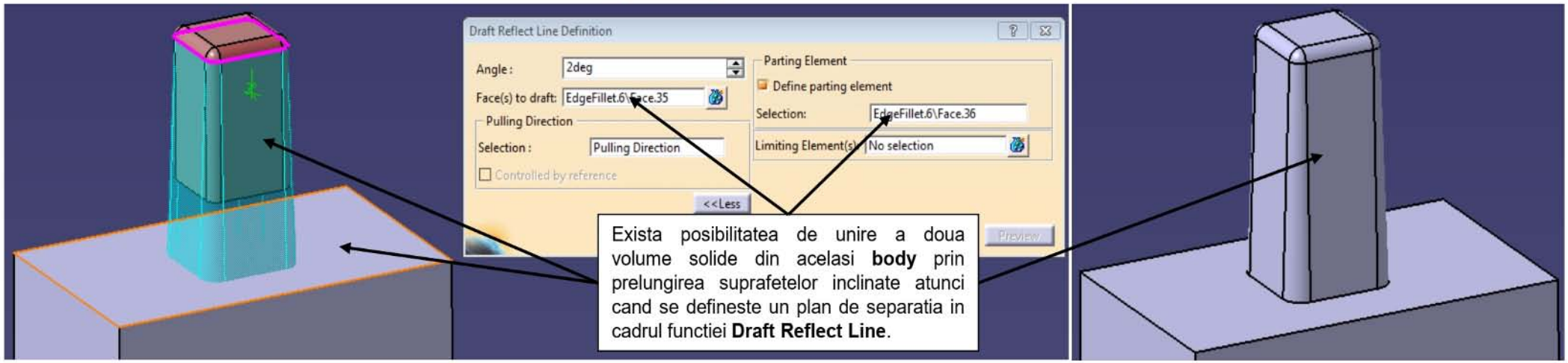




B1.3 Funcția Draft Reflect Line

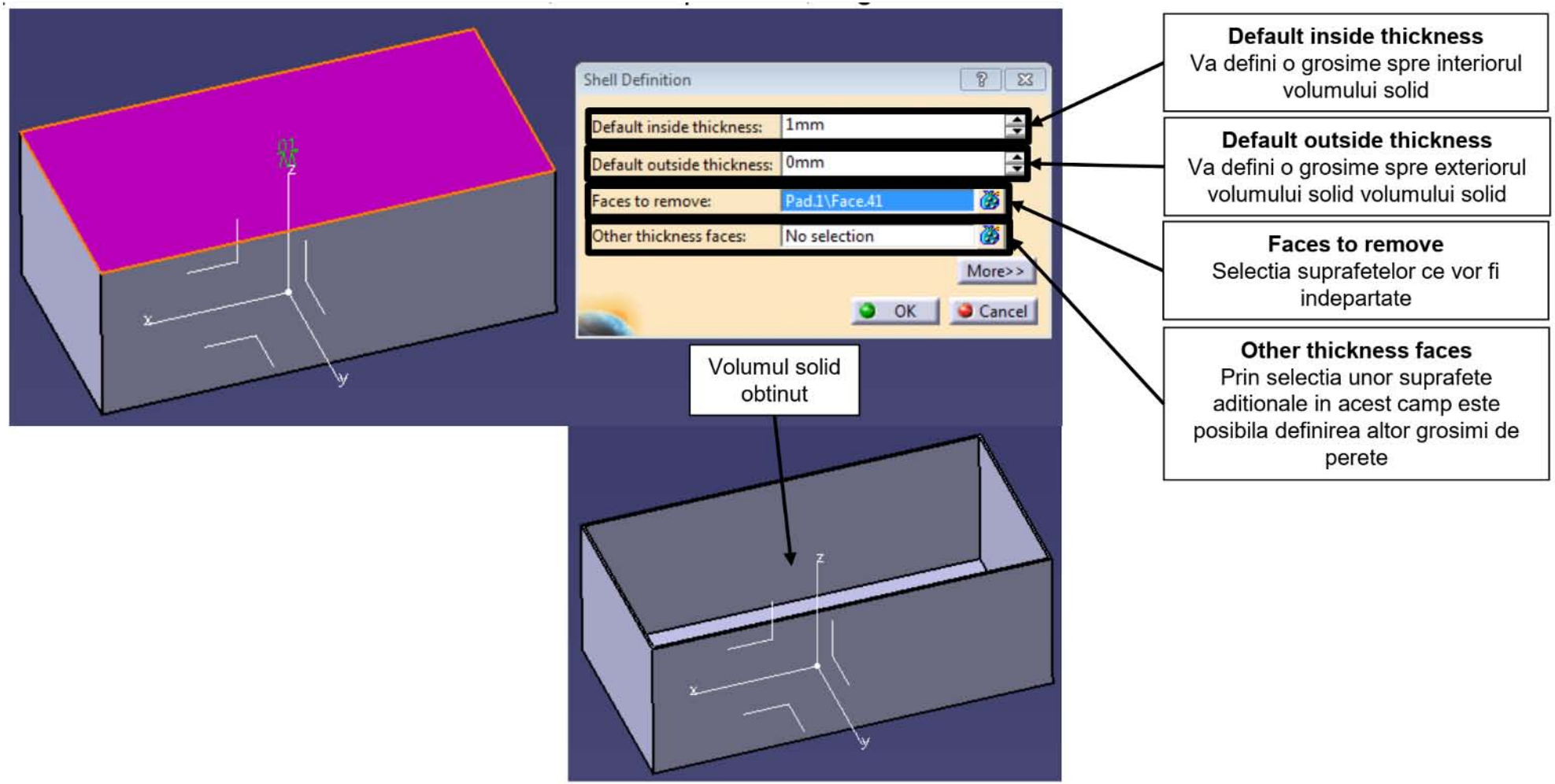
Functia **Draft Reflect Line** permite definirea unei înclinări in funcție de o raza definita in prealabil. Pentru ca funcția sa meargă este necesara selectarea suprafeței definite de raza.





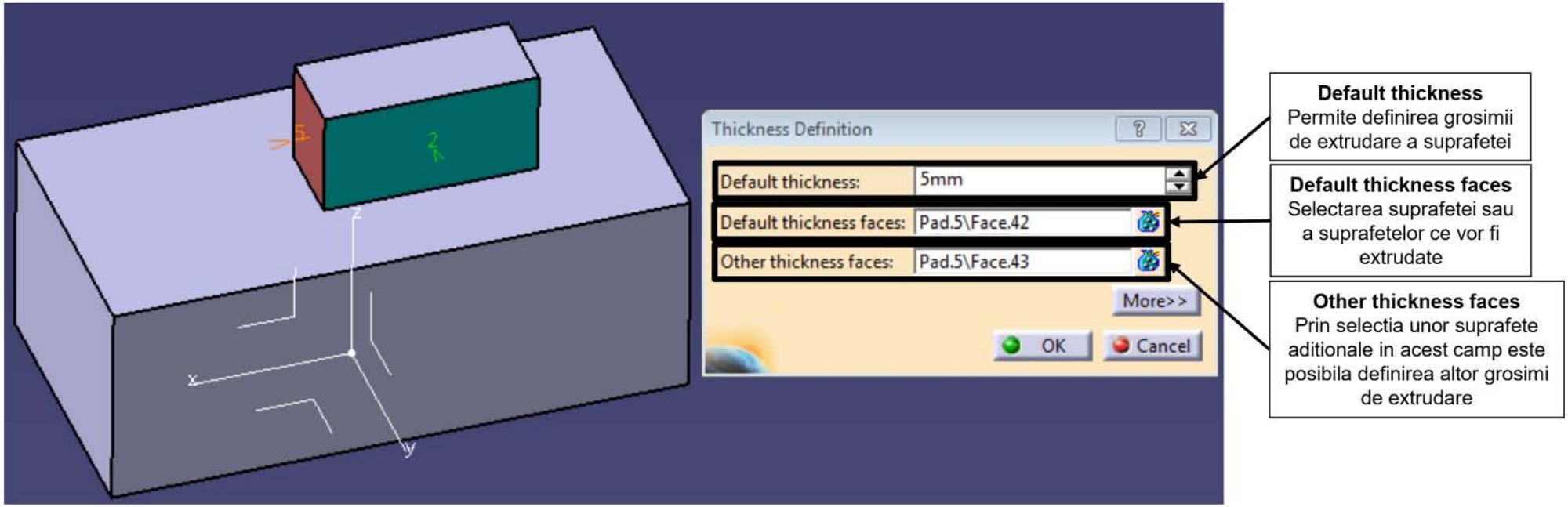
B.2 Funcția Shell

Funcția **Shell** se utilizează pentru a modela piese de tip “cochilie”. In acest sens este necesara definirea grosimii pereților ce formează cochilia cat si a suprafețelor ce vor fi îndepărtate. Daca nu sunt selectate suprafețe pentru a fi îndepărtate atunci geometria rezultata va fi o piesa goala in interior si cu o anumita grosime de perete. **ATENTIE!** Funcția **Shell** tine cont de alte operații de cosmetizare realizate anterior, de exemplu: raze, unghiuri de înclinare.



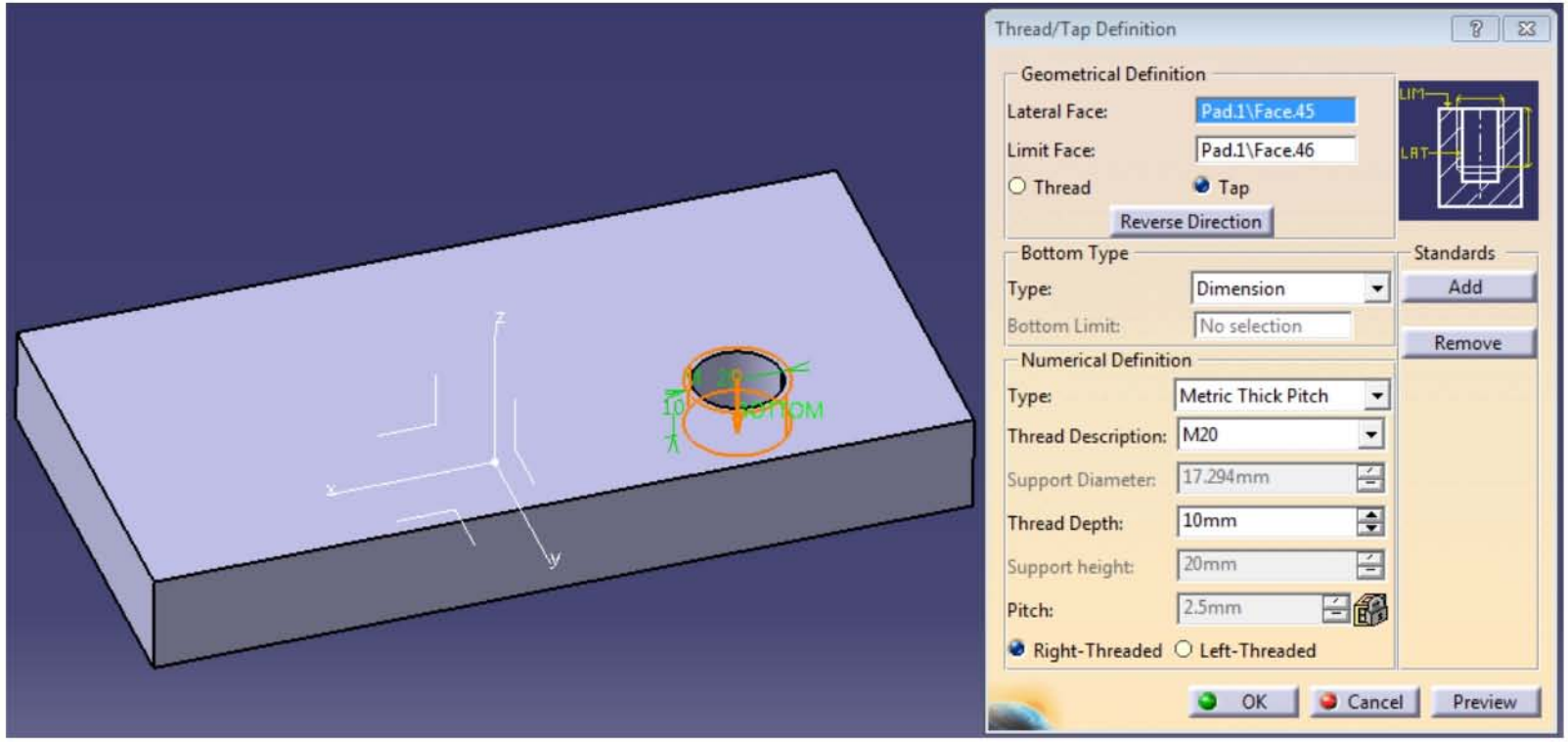
B.3 Funcția Thickness

Funcția **Thickness** poate fi utilizata pentru a extruda o suprafața pe direcție perpendiculara la tangenta din fiecare punct al suprafeței selectate.



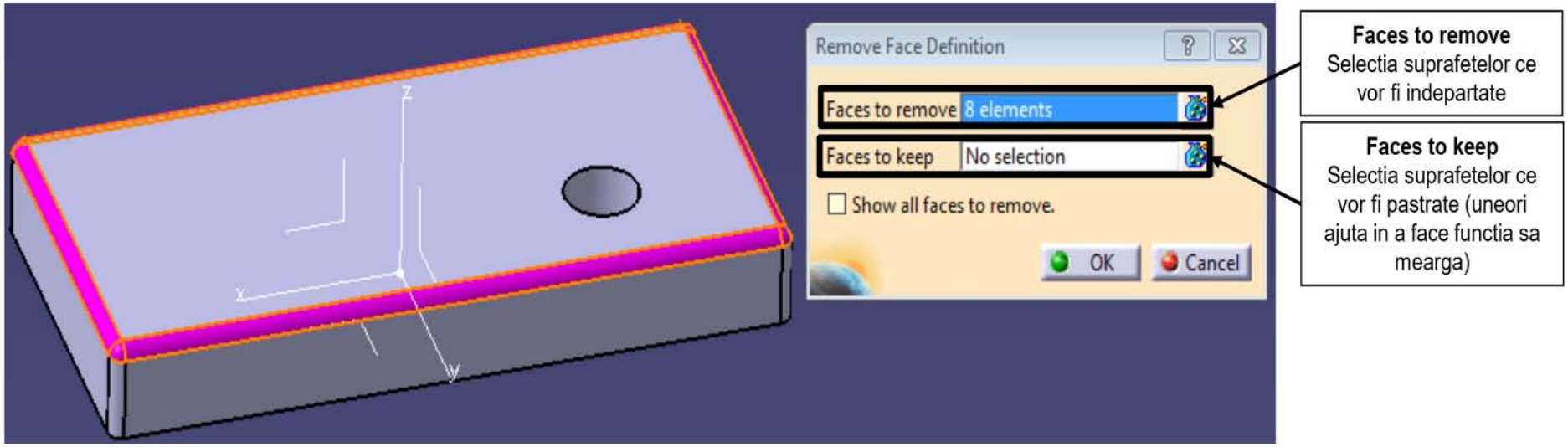
B.4 Functia Thread/Tap

Funcția **Thread/Tap** se utilizează pentru a defini proprietăți de filet atât pentru geometrii exterioare (șuruburi sau tije filetate), cat si pentru geometrii interioare (piulite sau gauri filetate). **ATENȚIE! Funcția Thread/Tap** nu va modela profilul filetului, ci va atribui suprafeței proprietatea de a fi o suprafața filetata. Acest lucra va duce la simbolizarea in desenul tehnic a suprafetei conform cu standardele internaționale in vigoare. **ATENȚIE!** Utilizarea funcției **Thread/Tap** pentru un filet standard (de exemplu metric) necesita o consistenta dimensionala a elementului geometric pe care se da proprietatea cu dimensiunile standardizate altfel funcția va genera o eroare (pentru a face un șurub de M8 suprafața cilindrica pe care se da proprietatea trebuie sa aiba diametrul de 8 mm, iar pentru o gaura filetata diametrul gaurii este cel de la piciorul spirei șurubului care intra in ea, valoarea este data in campul **Support Diameter**).



B.5 Functia Remove Face

Funcția **Remove Face** permite îndepărtarea unor porțiuni din volumul solid prin selectarea fetelor ce înconjoară acea porțiune. **ATENTIE!** Functia **Remove Face** nu funcționează mereu si uneori poate provoca suprafețe distorsionate sau îmbinări defectuoase intre suprafețe. **ATENTIE!** Pentru a elimina un anumit element din volumul solid toate suprafețele ce-l definesc trebuie selectate altfel funcția va da o eroare. **Recomandare!** Este recomandata utilizarea acestei funcții doar ca ultima soluție, pentru a curata o geometrie ce urmează a fi folosita in cadrul simulărilor mecanice sau ca sa poată fi măsurate anumite elemente.



A. Funcții pentru piese de tip „multibodies”

1. Adăugarea unor noi body-uri
2. Semnele body-urilor

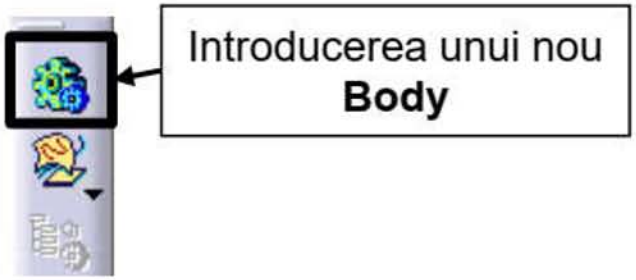
B. Operații booleene

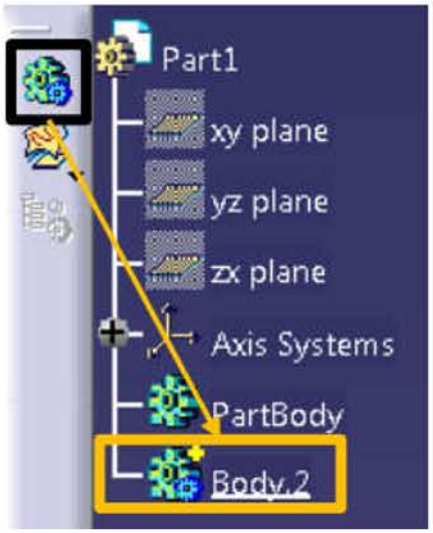
3. Operații booleene
4. Funcția Assemble
5. Funcția Remove
6. Utilitatea operațiilor booleene și recomandări
7. Funcția Add
8. Funcția Intersect
9 Funcția Union Trim
10. Funcția Remove Lump
11. Funcțiile Translate, Rotate si Axis to Axis
12. Copy/Paste special

1. Adăugarea unor noi body-uri

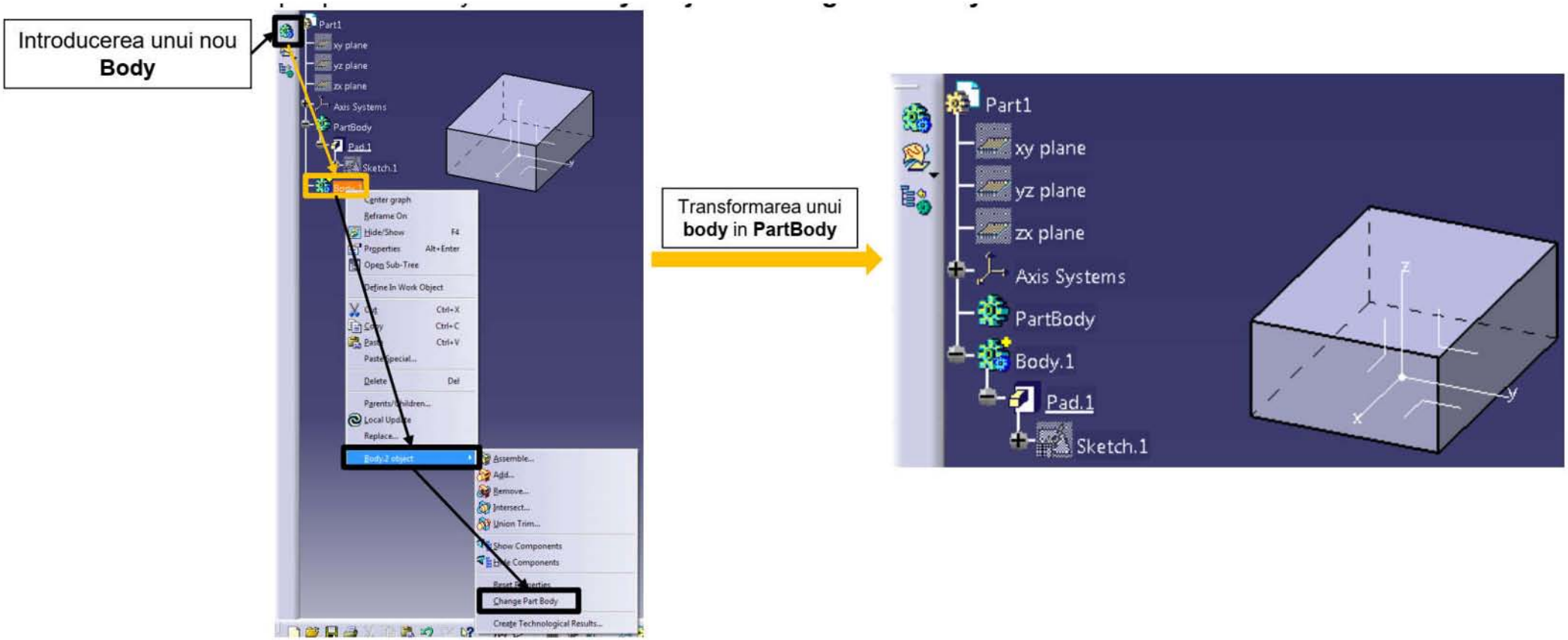
Dupa cum s-a menționat deja in cursul 3 atunci cand s-a vorbit despre **Geometrical Set**-uri (pagina 11), **body**-urile sunt asemănătoarea cu **Geometrical Set**-uri, ele permițând stocarea volumelor solide. Prin crearea unei piese noi (un nou fisier **.CATPart**) este creat automat **body**-ul numit **PartBody** (in orice piesa exista unul singur). Acest **body** nu poate fi sters și asupra sa nu pot fi aplicate operatiile booleene. **RECOMANDARE!** Este recomandat sa nu lucrați în **body**-ul **PartBody**. Motivul acestei recomandari este tocmai faptul ca nu permite aplicarea operațiilor booleene. **ATENTIE!** Exista anumite **workbench**-uri in cadrul CATIA V5 care necesita ca volumele realizate sa se găsească in **PartBody** pentru a putea fi folosite (de exemplu **workbench**-ul **Generative Structural Analysis** ce realizează analize cu element finit. In cadrul acestuia nu se pot atribui proprietățile de material daca volumul dorit pentru analiza nu se găsește in **PartBody**). Acest inconvenient este ușor de rezolvat chiar daca s-a lucrat in alte **body**-uri, fapt ce va fi prezentat in cadrul operatiilor booleene. Modul de lucru cu **body**-uri si operații booleene ce va fi prezentat este particular pentru CATIA V5 și nu se regăsește in alte programe **CAD**, chiar daca acestea permit intr-o oarecare măsură operații booleene. Pana in acest moment, pentru toate piesele care au fost realizate s-a utilizat body-ul **PartBody**. Din acest moment lucrul in **PartBody** va fi evitat si se vor utiliza operațiile ce vor fi prezentat in continuare. Pentru introducerea unor noi **body**-uri se utilizează **toolbar**-ul **Insert->Body**.

Pentru a modifica **body**-ul in care se lucrează, se da click dreapta pe **body**-ul dorit si se selectează opțiunea **Define În Work Object** (lucru prezentat in cursul 2, pagina 13). **ATENTIE! Body**-ul sau **Geometrical Set**-ul in care se lucrează este subliniat.





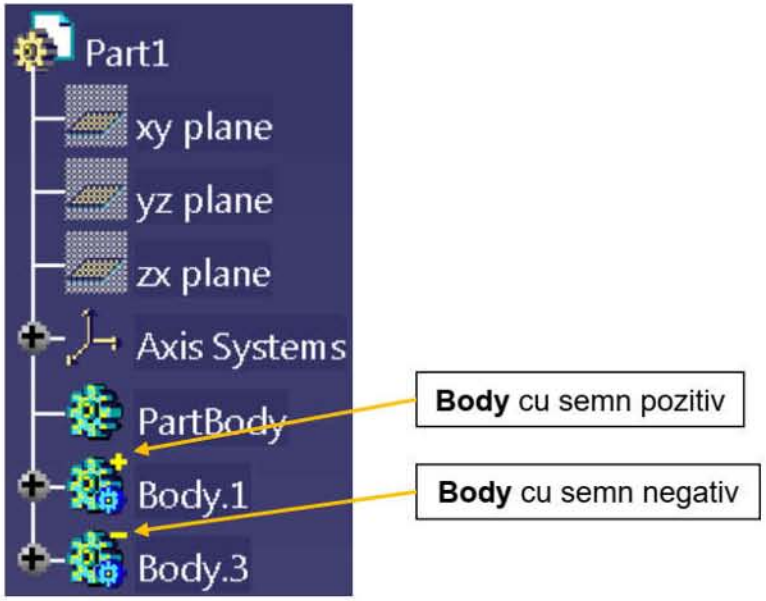
Daca s-a lucrat in **PartBody**, acest lucru se poate întâmpla in general din greșeală, este posibil ca acesta sa fie convertit intr-un **body obișnuit.** Acest lucru se face prin creerea unui nou **body** si transformarea acestuia in **PartBody**. Transformarea in **PartBody** se face dand click dreapta pe noul body **“nume body” object->Change Part Body**.



ATENTIE! Volumele solide aflate in **body**-uri diferite nu formează un volum combinat chiar daca se intersectează intre ele. Intr-un anumit sens este realizat un ansamblu intre piesele rezultate din fiecare volum. Pentru combinarea acestora se utilizează funcții booleene.

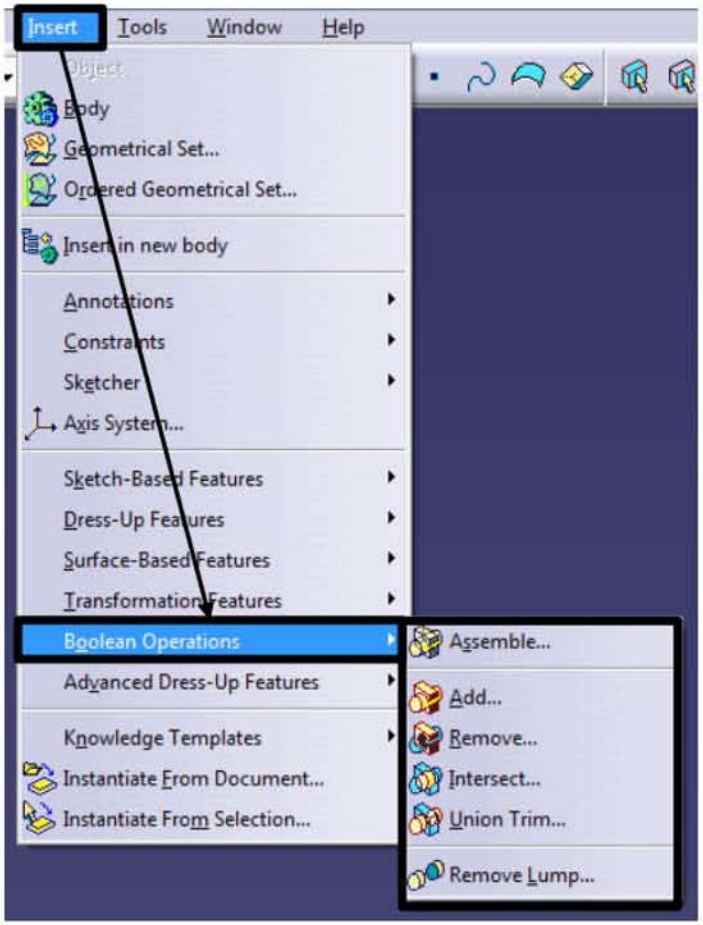
2. Semnele body-urilor

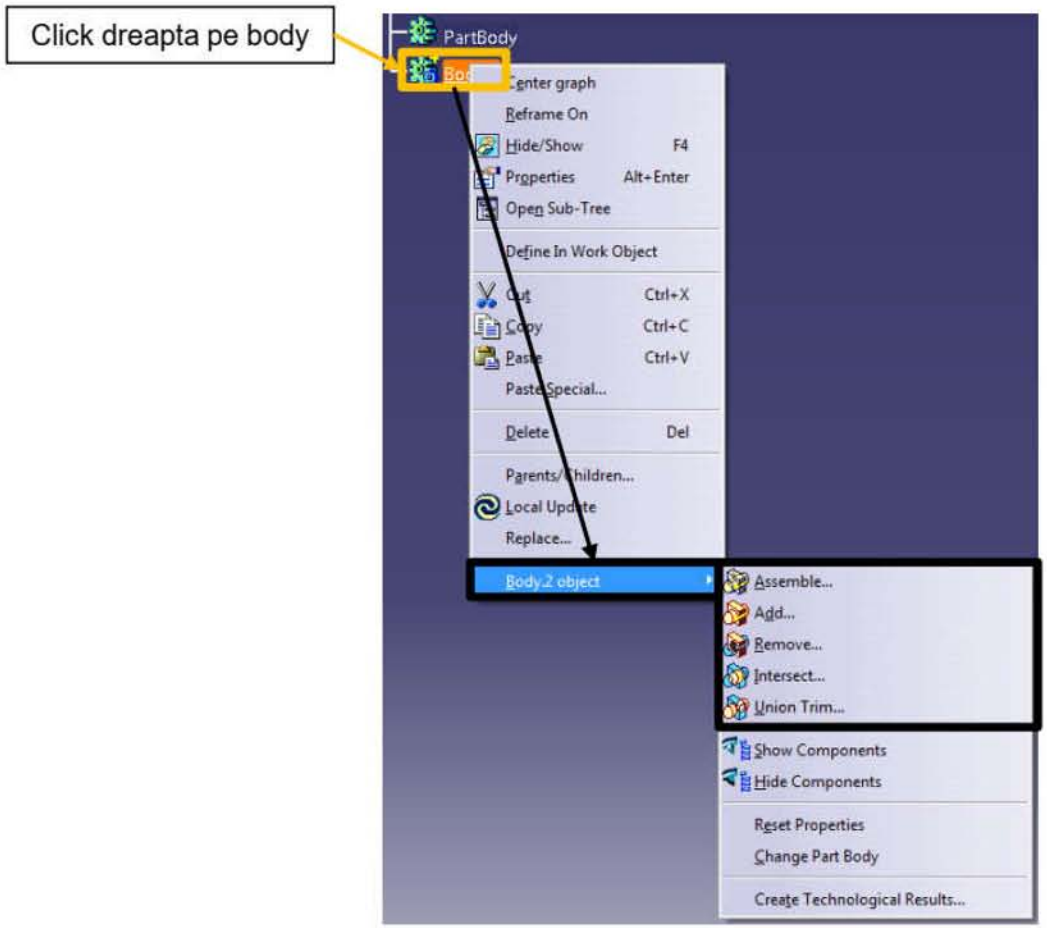
Body-ul **PartBody** nu are semn deoarece nu poate fi utilizat in operații booleene, operațiile de îndepărtare a materialului (**Pocket**, **Groove**, **Slot**, **Removed Multi-Sections Solid**) nu pot fi utilizate ca prima operație. In toate celelalte **body**-uri, operațiile de îndepărtare a materialului pot fi utilizate ca prima operație. Acest lucru va genera un volum solid insa va da semnul minus “**-**” **body**-ului. Utilizarea operațiilor ce adaugă material ca prima operație va da semnul plus “**+**” **body**-ului. Aceste semne au importanta in cadrul operațiilor booleene. Semnul **body**-ului poate fi observat în coltul din dreapta sus al numelui acestuia din arbore.



3. Operații Booleene

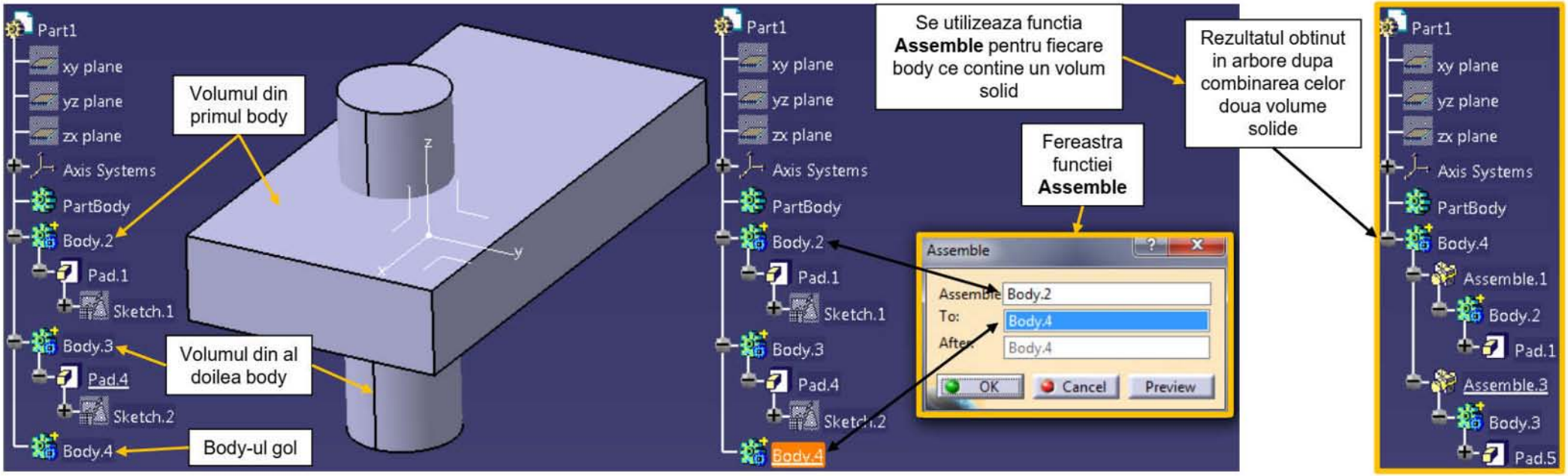
Categoria operative booleene (**Boolean Operations**) conține o serie de funcții ce se aplica intre **body**-uri sau în același **body și** care permit combinarea, scăderea sau eliminarea volumelor solide. Accesarea funcțiilor booleene se poate face din meniul principal **Insert->Boolean Operations** sau dand click dreapta pe un **body** si **“nume body” object**. Funcțiile booleene sunt: **Assemble**, **Add**, **Remove**, **Intersect**, **Union Trim**, **Remove Lump**.





4. Funcția Assemble

Funcția **Assemble** permite unirea a doua volume aflate in **body**-uri diferite intr-un singur volum. **ATENTIE!** Functia **Assemble** tine cont de semnul **body**-ului. Ca modalitate de lucru pentru a uni doua sau mai multe **body**-uri:
1) Se construiesc volumele solide dorite in **body**-uri diferite;
2) Se creează un nou **body** pe langa cele in care au fost construite volume solide;
3) Se selectează funcția **Assemble** si este selectat mai întâi **body**-ul ce conține un volum solid dupa care **body**-ul nou creat ce este gol;
4) Se repeta pasul 3 pentru fiecare **body** ce conține un volum solid ce se dorește a fi unit cu restul geometriei.
Rezultatul obținut este un volum solid ce conține o combinație a tuturor volumelor solide individuale. Daca funcția **Assemble** este folosita pentru un **body** cu semn minus rezultatul va fi diferența dintre cele doua volume solide.

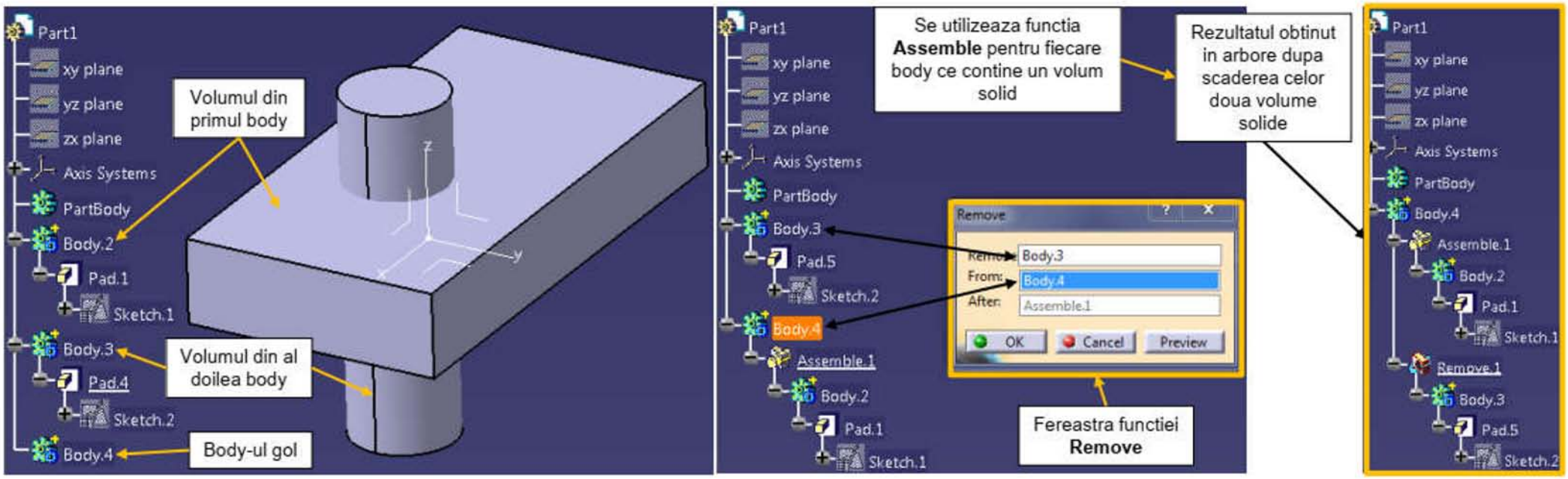


5. Funcția Remove

Funcția **Remove** permitea scăderea unui volum solid din alt volum solid. **ATENTIE!** Funcția **Remove** nu tine cont de semnul **body**-ului. Ca metodologie de lucru, utilizarea funcției **Remove** se face în felul următor:

1) Se construiesc volumele solide dorite în **body**-uri diferite;
2) Se creează un nou **body** pe lângă cele in care au fost construite volumele solide;
3) Se asamblează mai întâi **body**-ul din care se dorește sa se facă scăderea la **body**-ul;
4) Se selectează funcția **Remove** si este selectat mai întâi volumul solid ce va fi scăzut dupa care **body**-ul nou creat;
5) Se repeta pașii 2 sau 3 dupa caz.

Rezultatul obținut este un volum solid ce conține diferența dintre **body**-urile cărora li s-a aplicat funcția **Assemble** si **body**urile cărora li s-a aplicat funcția **Remove**.



6. Utilitatea operațiilor booleene și recomandări

RECOMANDARE! Este recomandat ca piesele sa fie construite în întregime cu ajutorul operațiilor booleene si nu ca o înșirarea de operații în cadrul unui singur **body**. Cu cat complexitatea pieselor creste cu atât utilitatea funcțiilor boolene devine mai semnificativa.

Avantajele utilizării funcțiilor booleene:

- Este posibila aranjarea într-un mod clar si rațional a operațiilor în structura arborelui (comparativ cu o înșirare aleatorie a operațiilor atunci când se lucrează într-un singur **body**);
- Piesele de complexitate mare sunt mai ușor de abordat si realizat;
- Este mai ușor sa se modifice o piesa;
- Stabilitatea modelului atunci când se doresc modificări este mai mare deoarece fiecare **body** poate fi facut independent de celelalte;
- Se pot grupa elemente geometrice în subansamble (cu tot cu **Dress-Up Features** care vor fi prezentate în cursul următor).

Recomandări de lucru!

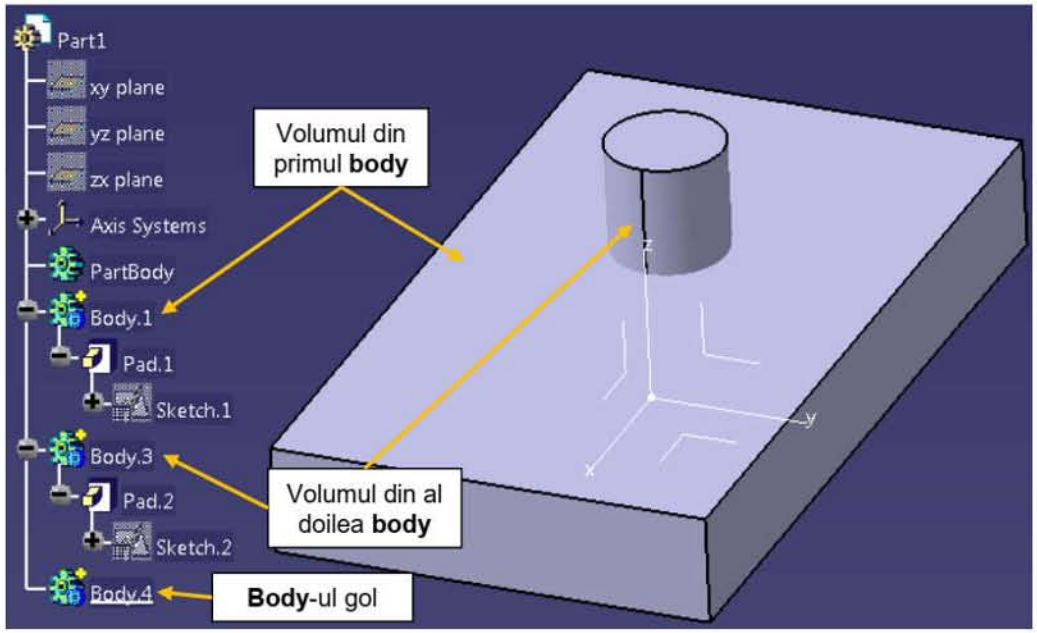
- Este recomandat ca în orice body sa nu se utilizeze mai mult de 5 funcții de baza sau funcții booleene;
- Este recomandat sa nu se utilizeze in cadrul aceluiași **body atât** funcții de baza cat si funcții booleene;
- Este recomandat ca operațiile de **Dress-Up** sa se facă dupa funcțiile de baza si dupa funcțiile booleene;
- Se pot utiliza oricâte operații de **Dress-Up în** cadrul aceluiași **body**

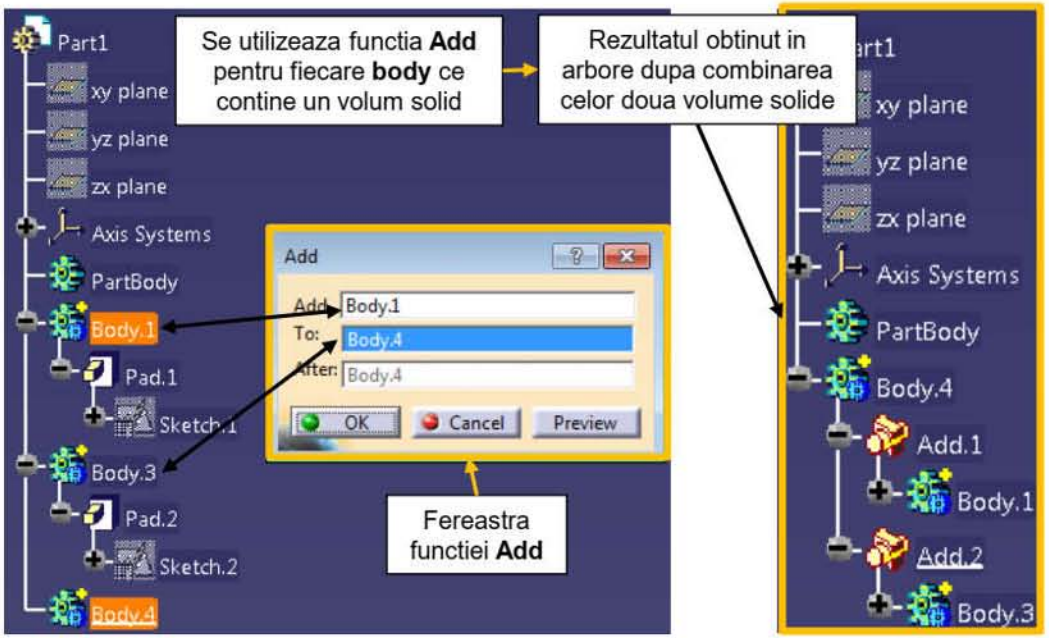
7. Funcția Add

Funcția **Add** este similara funcției **Assemble**. Aceasta permite unirea a doua volume aflate în **body**-uri diferite într-un singur volum. **ATENTIE!** Funcția **Add** nu tine cont de semnul **body**-ului. Ca modalitate de lucru pentru a uni doua sau mai multe **body**-uri:

1) Se construiesc volumele solide dorite în **body**-uri diferite;
2) Se creează un nou **body** pe lângă cele în care au fost construite volume solide;
3) Se selectează funcția **Add** si este selectat mai intai **body**-ul ce conține un volum solid dupa care **body**-ul nou creat ce este gol;
4) Se repeta pasul 3 pentru fiecare **body** ce conține un volum solid ce se dorește a fi unit cu restul geometriei.

Rezultatul obținut este un volum solid ce conține o combinație a tuturor volumelor solide individuale.



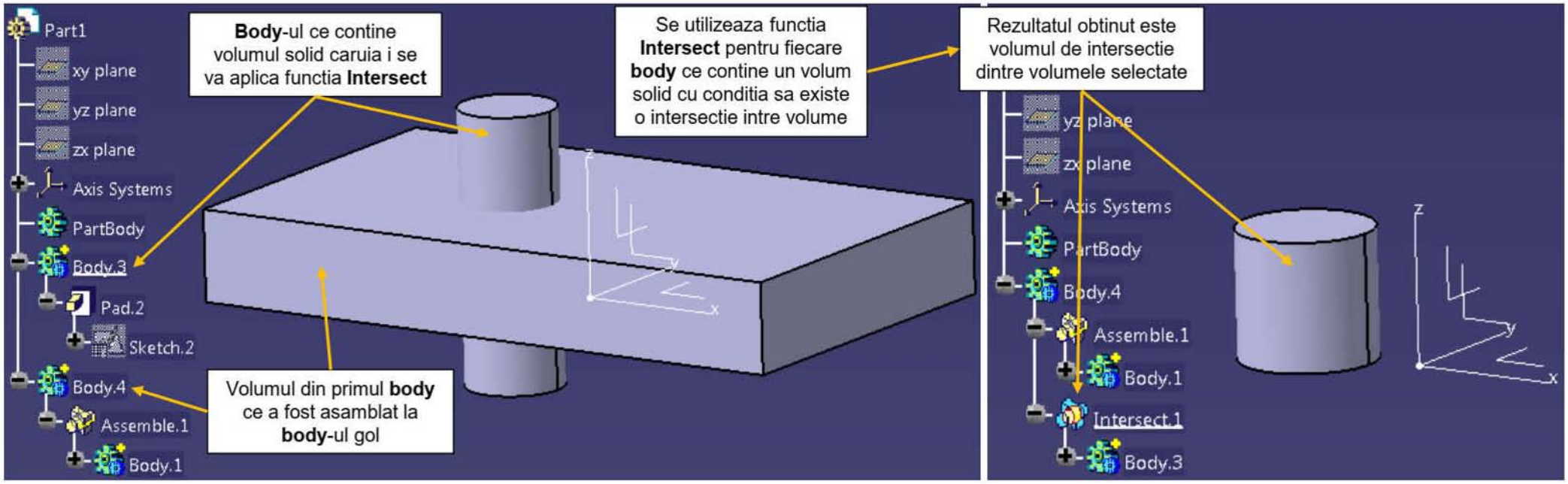


8. Funcția Intersect

Funcția **Intersect** permite obținerea volumului comun dintre doua volume ce se intersectează si se afla în **body**-uri diferite. **ATENTIE! Funcția Intersect** nu tine cont de semnul **body**-ului. **ATENTIE!** Daca nu exista o intersecție intre volume va rezulta o eroare. Ca modalitate de lucru pentru a obține intersecția dintre doua sau mai multe **body**-uri:

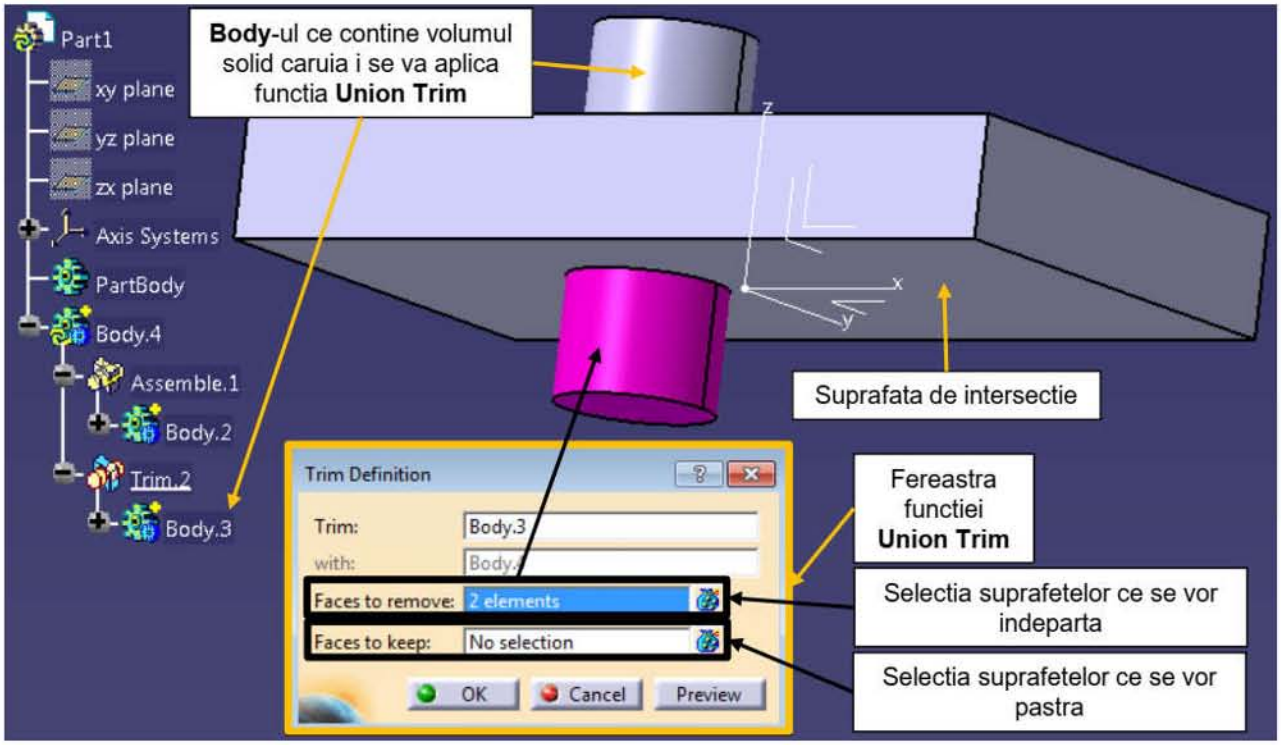
1) Se construiesc volumele solide dorite in **body**-uri diferite;
2) Se creează un nou **body** pe lângă cele in care au fost construite volume solide;
3) Se utilizează funcția **Assemble** sau **Add** pentru unul din **body**-urile ce conțin volume solide si cel gol;
3) Se selectează funcția **Intersect** si este selectat mai întâi **body**-ul ce conține un volum solid dupa care **body**-ul nou;
4) Se repeta pasul 3 pentru fiecare **body** ce conține un volum solid.

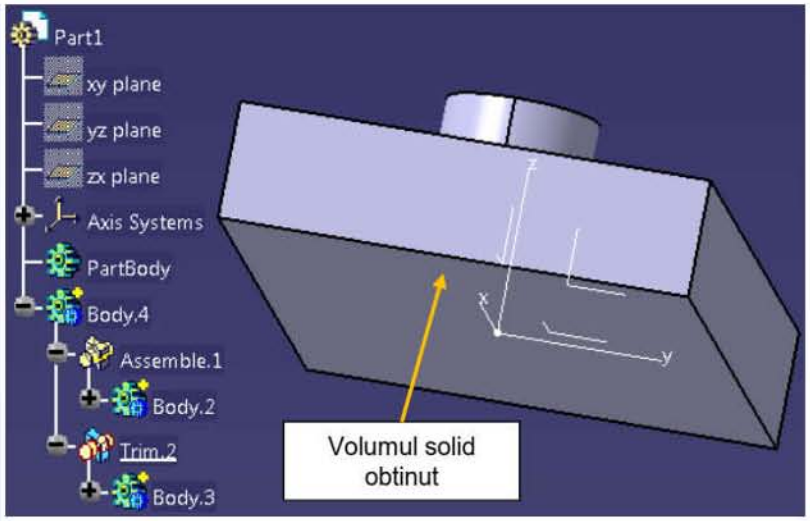
Rezultatul obținut este un volum solid de intersecție dintre volumele solide individuale.



9. Funcția Union Trim

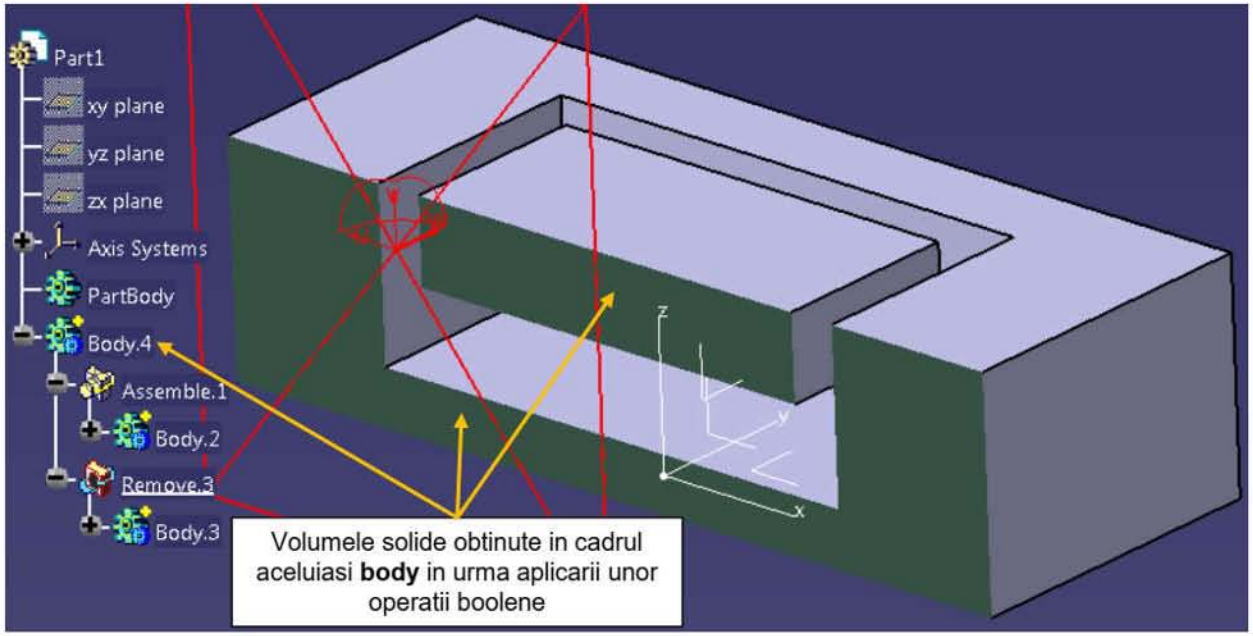
Funcția **Union Trim** permite obținerea volumului comun dintre doua volume si totodată eliminarea unor elemente din geometria obținută. **ATENTIE!** Functia **Union Trim** nu tine cont de semnul **body**-ului. Modalitatea de lucru este similara cu cea de la funcțiile **Assemble** si **Add**. Diferența vine din faptul ca dupa aplicarea funcției exista posibilitatea selecției unor suprafețe ce vor elimina o porțiune din volumul solid total. **ATENTIE! Selecția** fetelor care definesc volumul ce trebuie îndepărtat trebuie sa definească întregul volum, iar selecția trebuie sa înceapă de la o suprafață ce definește intersecția volumului asamblat cu volumul inițial.

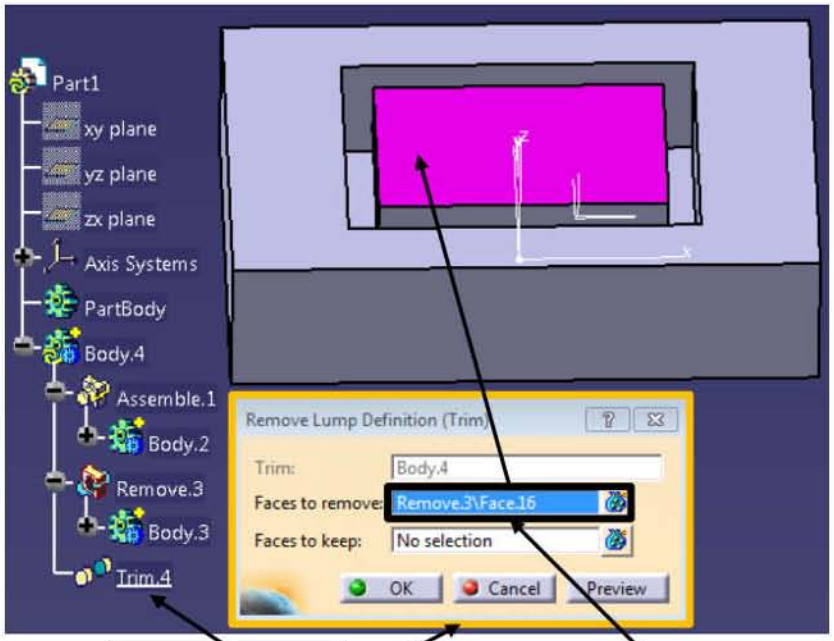




10. Funcția Remove Lump

Funcția **Remove Lump** funcționează ca funcția **Trim** din schițe însă aplicată pe volume solide. Daca în urma unor operații de **Assemble**/**Remove** a rezultat o porțiune de volum solid ce nu este conectata cu volumul solid principal, aceasta poate fi eliminata utilizând funcția **Remove Lump**. Utilizarea funcției **Remove Lump** necesita selectarea **body**-ului in care se afla volumele solide ce nu sunt conectate si selecția uneia sau mai multor suprafețe ce țin de volumul solid ce se dorește a fi îndepărtat.



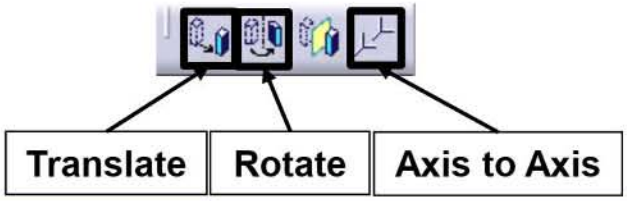


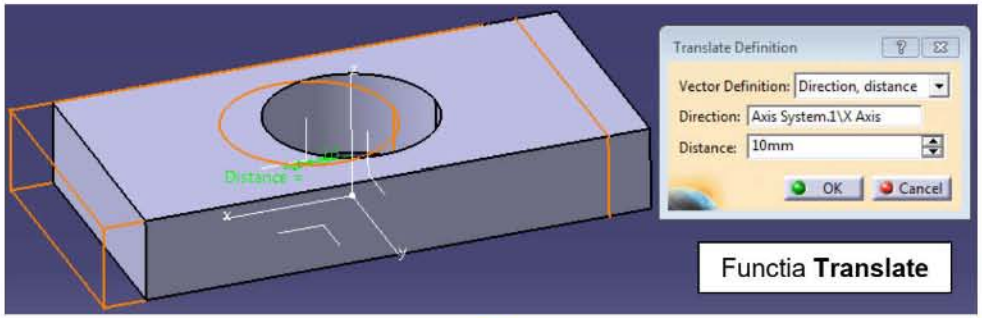
Fereastra functiei **Remove Lump**

Selectia suprafetelor ce se vor indeparta

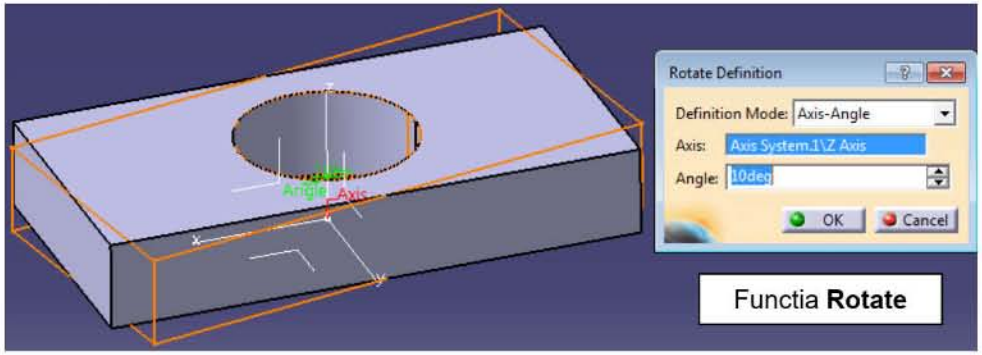
11. Funcțiile Translate, Rotate si Axis to Axis

Funcțiile **Translate**, **Rotate** si **Axis to Axis** permit translarea si rotirea unui **body în** raport cu sistemul absolut de axe al fișierului **.CATPart**. Pentru funcția **Translate** este necesara definirea unei direcții si a unei distante de translație, pentru funcția **Rotate** este necesara definirea unei axe de rotație si a unui unghi, iar pentru funcția **Axis to Axis** sunt necesare doua sisteme de coordonate. **ATENTIE!** Aceste funcții se aplica la nivel de **body**-uri.

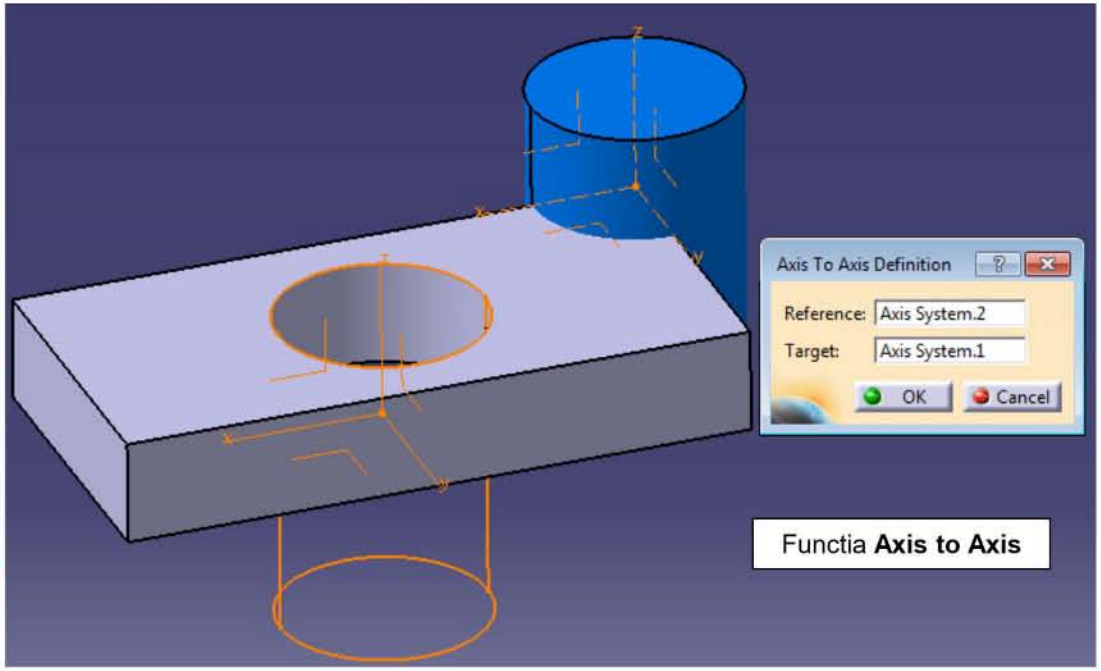




Functia **Translate**



Functia **Rotate**

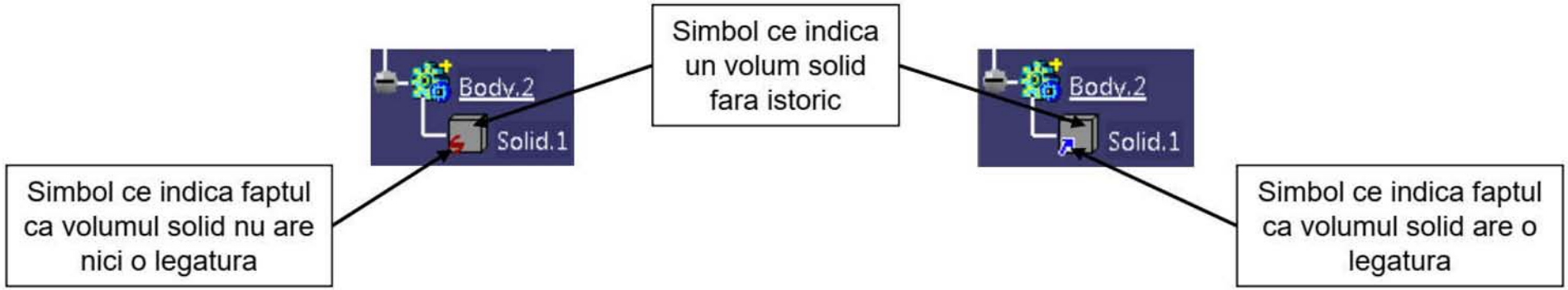


Functia **Axis to Axis**

12. Copy/Paste special

Succesiune de operații **Copy**->**Paste** poate fi realizata pentru schițe sau funcții de baza in cadrul aceluiași **body** sau într-un **body** diferit (se da click dreapta pe schița sau funcție de baza si se selectează **copy** si apoi click dreapta si **paste** pe **body**ul in care se dorește copierea). Este de menționat de asemenea ca aceasta succesiune de operații păstrează legăturile și istoricul inițial. Aceasta succesiune de operații nu este posibila însa pentru **body**-uri. In cazul acestora este necesara succesiunea de operații **Copy**->**Paste special**. Aceasta succesiune de operații poate fi aplicata si schițelor sau funcțiilor de baza însa doar cu opțiunea **As specified in part document**. Copierea cu **Paste special** a schițelor sau funcțiilor de baza în alte fișiere **.CATPart** va duce la pierderea referințelor geometrice pentru schițe. Copierea cu **Paste special** a **body**-urilor oferă doua opțiuni suplimentare: **As Result With Link** si **As Result**.

ATENTIE! Copierea **body**-urilor poate fi făcută atât în cadrul aceluiași fisier **.CATPart** cat si in alte fisiere **.CATPart**, insa nu este indicat sa faceți acest lucru fără publicații (**Publication**). Opțiunea **As Result with link** va genera un nou volum solid ce nu va avea istoric (istoricul reprezintă operațiile cu care a fost generat) insa acesta va păstra o legătură fata de operațiile inițiale care l-au generat (noul volum solid se va modifica automat daca geometria inițială a fost modificata atunci când se face **update**-ul). Opțiunea **As result** va genera un volum solid fără istoric si fără nici o legătură cu geometria inițială (un volum solid fără istoric si fără nici o legătură mai poarta numele de solid mort). **ATENTIE!** Prin salvarea unui fișier **.CATPart,** ce conține unul sau mai multe volume solide, in format **.stp** vor rezulta unul sau mai multi solizi morți. Prin salvarea unui fișier **.CATPart** ce conține unul sau mai multe volume solide in format **.igs** vor rezulta suprafețe moarte (fisierul **.igs** va conține doar suprafețele exterioare ale volumelor solide fără istoric si fără legături).



Workbench-ul Assembly Design, partea I

1. Generalități despre workbench-ul Assembly Design
2. Accesarea workbench-ului Assembly Design
3. Inserarea unor piese sau ansamble noi sau existente într-un ansamblu (Toolbar: Product structure tools)
3.1 Funcțiile Product, Part si Existing component
3.2 Funcțiile Replace Component, Graph tree Reordering si Generate Numbering
3.3 Funcțiile Define Multi Instantiation si Fast Multi Instantiation
4. Funcții utilizate la manipularea pieselor într-un ansamblu
4.1 Manipularea pieselor într-un ansamblu utilizând compasul
4.2 Funcții utilizate la manipularea modelului
5. Funcții utilizate la aplicarea constrângerilor geometrice
6. Funcția Reuse Pattern
7. Alte funcții de tipul Assembly features (Split si Symmetry)

1. Generalitati despre workbench-ul Assembly Design

Workbench-ul **Assembly Design** este utilizat la realizarea ansamblurilor dintre piesele modelate în Catia V5 sau in alte programe **CAD și** introduse în Catia V5 utilizând formate neutre (**.stp**, **.igs**). Atunci când este modelata o piesa, programul Catia V5 o salvează într-un fișier cu extensia **.CATPart** indiferent de **workbench**-ul in care este realizata aceasta (**Part Design**, **Generative Sheetmetal Design**, **Generative Shape Design**). **Workbench**-ul **Assembly Design** generează fișiere cu extensia **.CATProduct**. Într-un fișier **.CATProduct** se pot insera oricâte fișiere **.CATPart** (piese individuale) sau **.CATProduct** (subansamble compuse din alte subansamble sau piese individuale). Prin inserarea acestor fisiere se va crea o legătură externa (**external link**) intre fișierul **.CATProduct** creat in **Assembly Design** si fișierele **.CATPart** sau **.CATProduct** inserate. In fișierul **.CATProduct**, poziția modelelor inserate poate fi manipulata si se pot stabili legaturi intre acestea astfel încât sa se poate obține ansamblul dorit. **Atentie!** Într-un fișier **.CATProduct** exista posibilitatea ghenerarii de fișiere **.CATPart** sau **.CATProduct** ce sunt goale, iar modelarea pieselor sa se faca direct prin schimbarea **workbench**-urilor în cadrul **Assembly Design**.

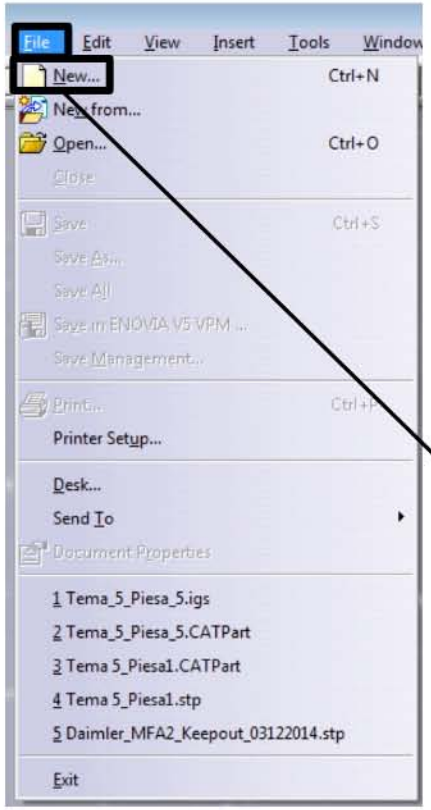
Prin utilizarea **multibody**-urilor în fișierele **.CATPart** se pot realiza ansamble intre volume solide, însă obținerea acestora in **Assembly Design prezintă** o serie de avantaje: - Manipularea pieselor si stabilirea condițiilor geometrice intre piesele din ansamblu se face mult mai ușor;

- Daca se realizează o vedere cu secțiune pentru un ansamblu de **body**-uri dintr-un fișier **.CATPart** aceasta va genera o hașură identiă pentru toate piesele. Hașura poate fi modificată manual (trebuie șterse hașurile generate automat și introduse hașuri diferite pentru fiecare piesa manual) însă acest lucru durează. Daca se utilizează un ansamblu realizat în **Assembly Design** pentru realizarea desenului tehnic hașura va fi generata automat in mod corect;
- **Workbench**-ul **Assembly Design** permite realizarea vederilor explodate ce pot fi inserate în desenele tehnice;
- **Workbench**-ul **Assembly Design** permite definirea publicațiilor (**Publication**) ce asigura o stabilitatea in definirea condițiilor geometrice dintre piesele din ansamblu și a legăturilor dintre acestea
- **Workbench**-ul **Assembly Design** permite realizarea unor legături intre diverse elemente geometrice din diferite fișiere **.CATPart**. Legăturile pot fi definite de asa natura încât daca se modifica o piesa din ansamblu ce are elemente geometrice legate de elemente geometrice din alte piese si celelalte piese sa se modifice în mod automat.

2. Accesarea workbench-ului Assembly Design

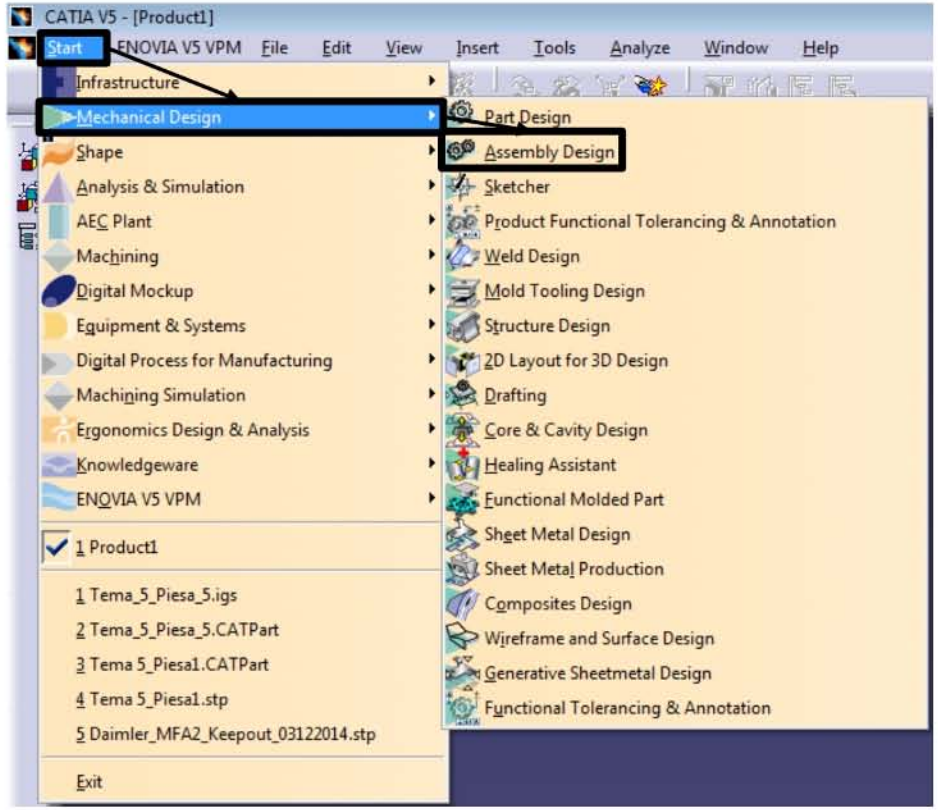
Pentru a crea un ansamblu nou, se poate accesa meniul **File->New**. Prin aceasta se va deschide o noua fereastra in care se va selecta optiunea **Product**. Optional, se poate accesa meniul **Start->Mechanical Design->Assembly Design**.

ATENTIE! Este necesara aranjarea **toolbar**-urilor daca **workbench**-ul **Generative Sheetmetal Design** este deschis pentru prima data (vezi cursul 1 pagina 15).

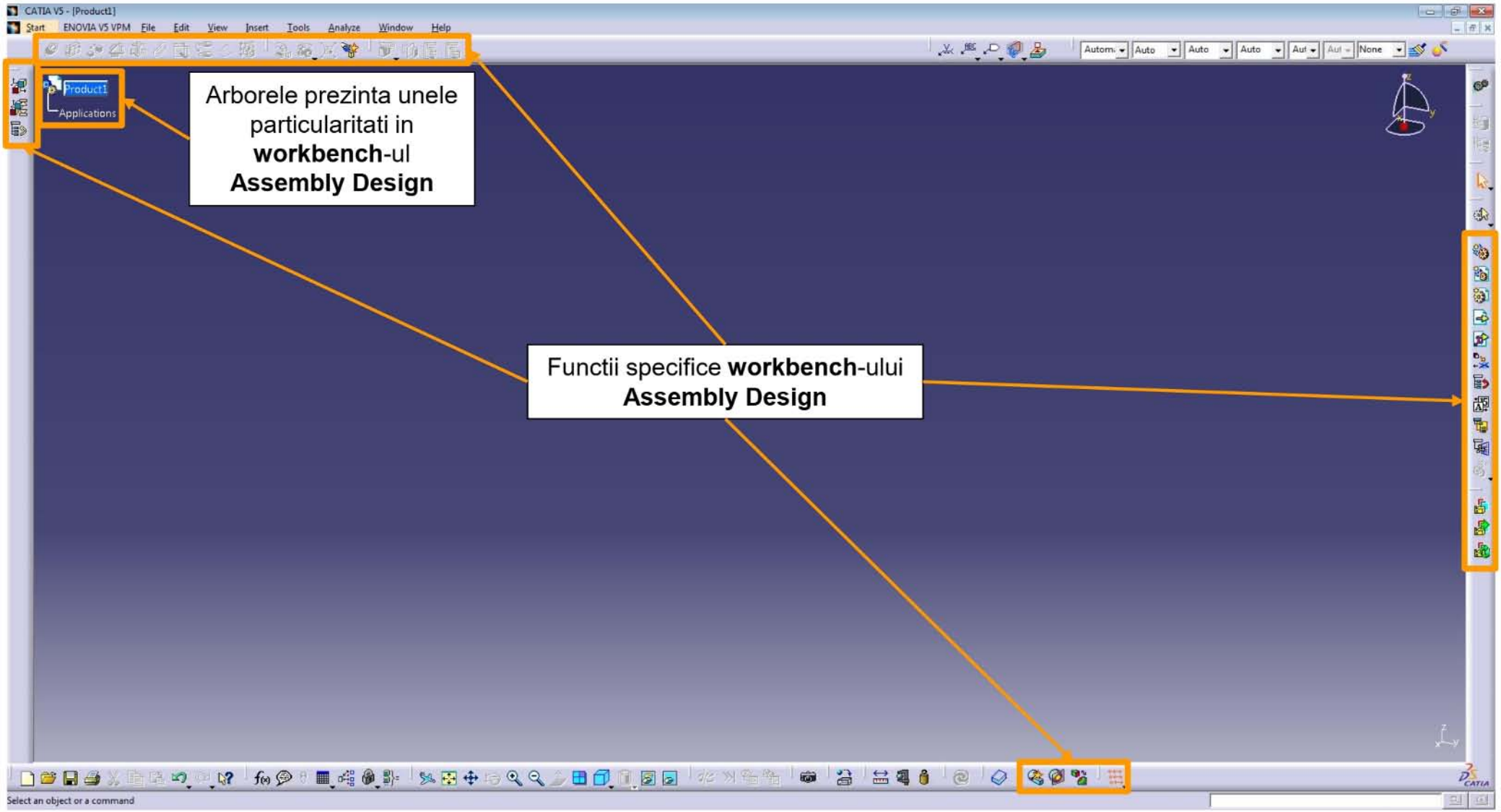


Accesarea **workbench**-ului **Assembly Design**

File->New->Product->Ok
Start->Mechanical Design->Assembly Design



Workbench-ul Assembly Design are propriile toolbar-uri cu funcții specifice însă aduce modificări și în arbore și structura acestuia.



3. Inserarea unor piese sau ansamble noi sau existente într-un ansamblu

Dupa crearea unui fișier **.CATProduct** exista posibilitatea introducerii in ansamblu a unui alt ansamblu, a unei piese noi sau a unei componente existente ce este deja modelata (ansamblu de piese sau piese individuale). **ATENTIE!** Prin introducerea unei piese noi, exista posibilitatea modelarii acesteia prin schimbarea **workbench**-ului in contextul **Assembly Design**.

De asemenea poate fi modificata o piesa deja existenta in contextul **Assembly Design**. Nu este necesara deschiderea separata a piesei.

ATENTIE! O piesa poate fi adăugată si prin **drag & drop** daca este deschisa in paralel cu ansamblul. **Toolbar**-ul ce permite inserarea pieselor sau a ansamblurilor are multe funcții pentru acestea: **Component**, **Product**, **Part**, **Existing Component**, **Existing Component With Positioning**, **Replace component**, **Graph tree Reordering**, **Generate Numbering**, **Selective Load**, **Manage Representations**, **Define Multi Instantiation**, **Fast Multi Instantiation**.

Component
Functia **Component** permite gruparea in ansamblu a pieselor sau subansamblelor ce formeaza o anumita componenta. **ATENTIE!** Utilizarea functiei **Component** nu va genera un noua fiser cu o anumita extensie precum functia **Product**.

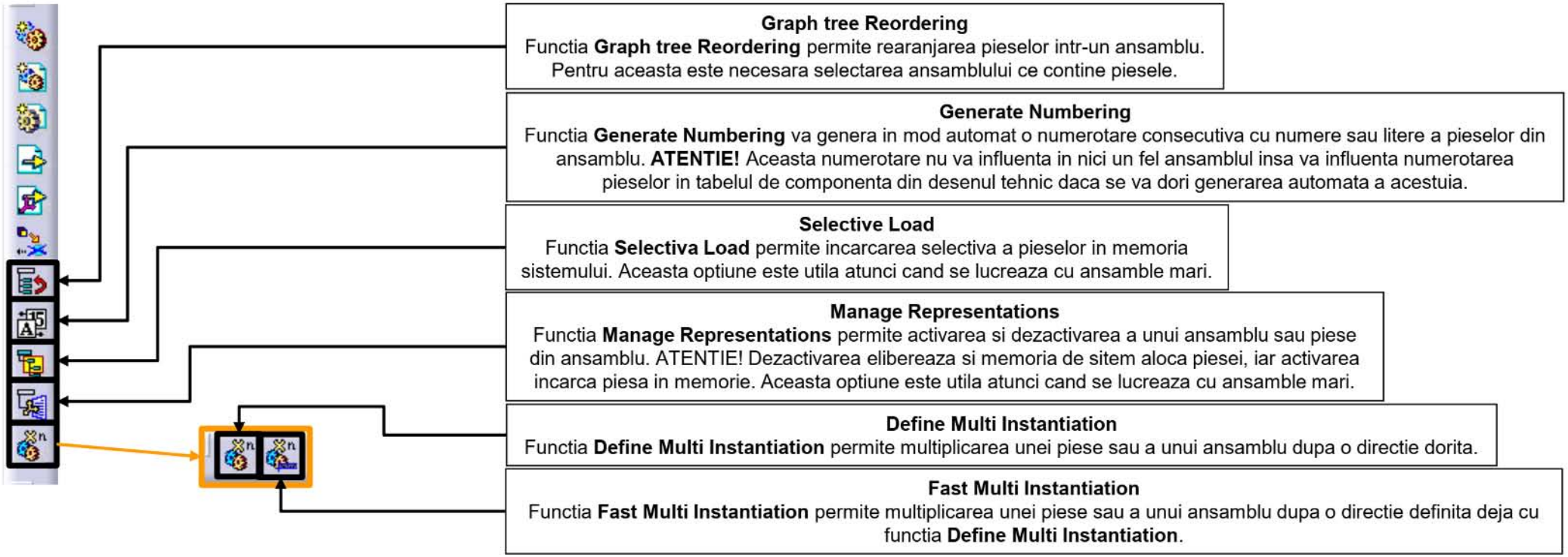
Product
Functia **Product** va introduce in ansamblu un nou ansamblu. **ATENTIE!** Va fi generat un nou fisier **.CATProduct**.

Part
Functia **Part** va introduce in ansamblu o noua piesa. **ATENTIE!** Va fi generat un nou fisier **.CATPart**.

Existing Component
Functia **Existing Component** permite introducerea in ansamblu a unui alt ansamblu sau piesa ce au fost deja create. **ATENTIE!** Trebuie selectat ansamblul din arbore unde se doreste introducere dupa care se va selecta un fisier **.CATProduct** sau **.CATPart**.

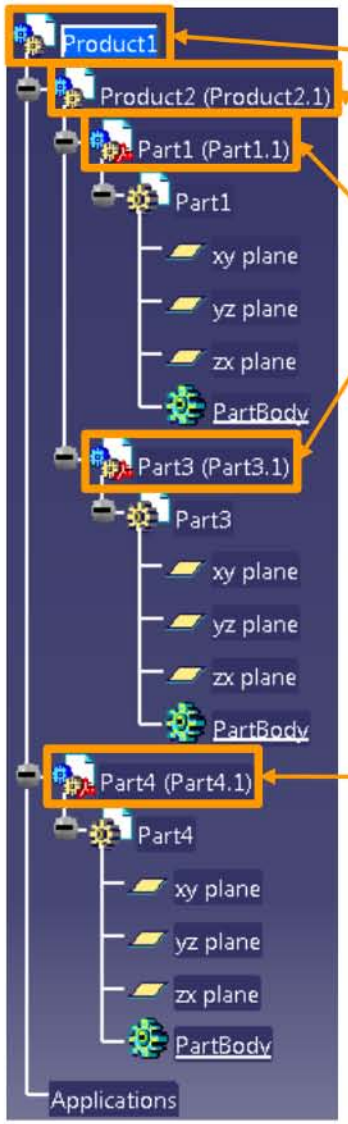
Existing Component With Positioning
Functia **Existing Component With Positioning** permite introducerea in ansamblu a unui alt ansamblu sau piesa ce au fost deja create controland totodata si pozitia acesteia in ansamblu. **ATENTIE!** Este posibila definirea unor constrangeri geometrice.

Replace Component
Functia **Replace Component** permite inlocuirea unei piese din ansamblu cu o piesa din alt fisier **.CATPart**.



3.1 Functiile Product, Part si Existing component

Utilizând funcțiile **Product**, **Part** si **Existing component** se pot introduce într-un ansamblu alte ansamble (cu funcția **Product**) sau piese (cu funcția **Part**) noi (ce nu conțin nici un volum solid sau suprafețe definite) sau se pot introduce ansamble sau piese deja construite (cu funcția **Existing component**). Pentru utilizare se selectează funcția dupa care se da click pe ansamblul din arbore in care se dorește introducerea ansamblului sau a piesei. **ATENTIE!** Orice piesa si ansamblu ce sunt introduse în **Assembly Design** au doi parametrii: **Part Number** (este numele fișierului) si **Instance Number** (este numărul instantei pentru volumul solid). Daca o piesa este introdusa de mai multe ori atunci **Part Number**-ul va rămâne același dar **Instance Number**-ul va fi incrementat pentru fiecare piesa adițională. Daca se introduce o piesa diferita ce are aceiași parametrii (**Part Number** si **Instance Number**) cu o piesa deja existenta în ansamblu atunci programul va genera un conflict. In acest caz una din piese va trebui redenumita.



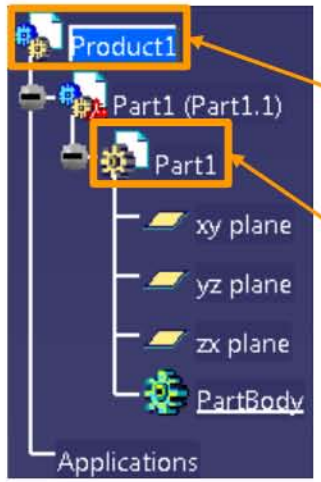
Ansamblul creat ce va genera fisierul **.CATProduct** principal de care sunt legate toate fisierele

Un subansamblu nou introdus in ansamblul principal. Va genera un alt fisier **.CATProduct**

Piese individuale introduse in subansamblu. Vor genera doua fisiere **.CATPart**

Piese individuale introduse in subansamblu. Vor genera doua fisiere **.CATPart**

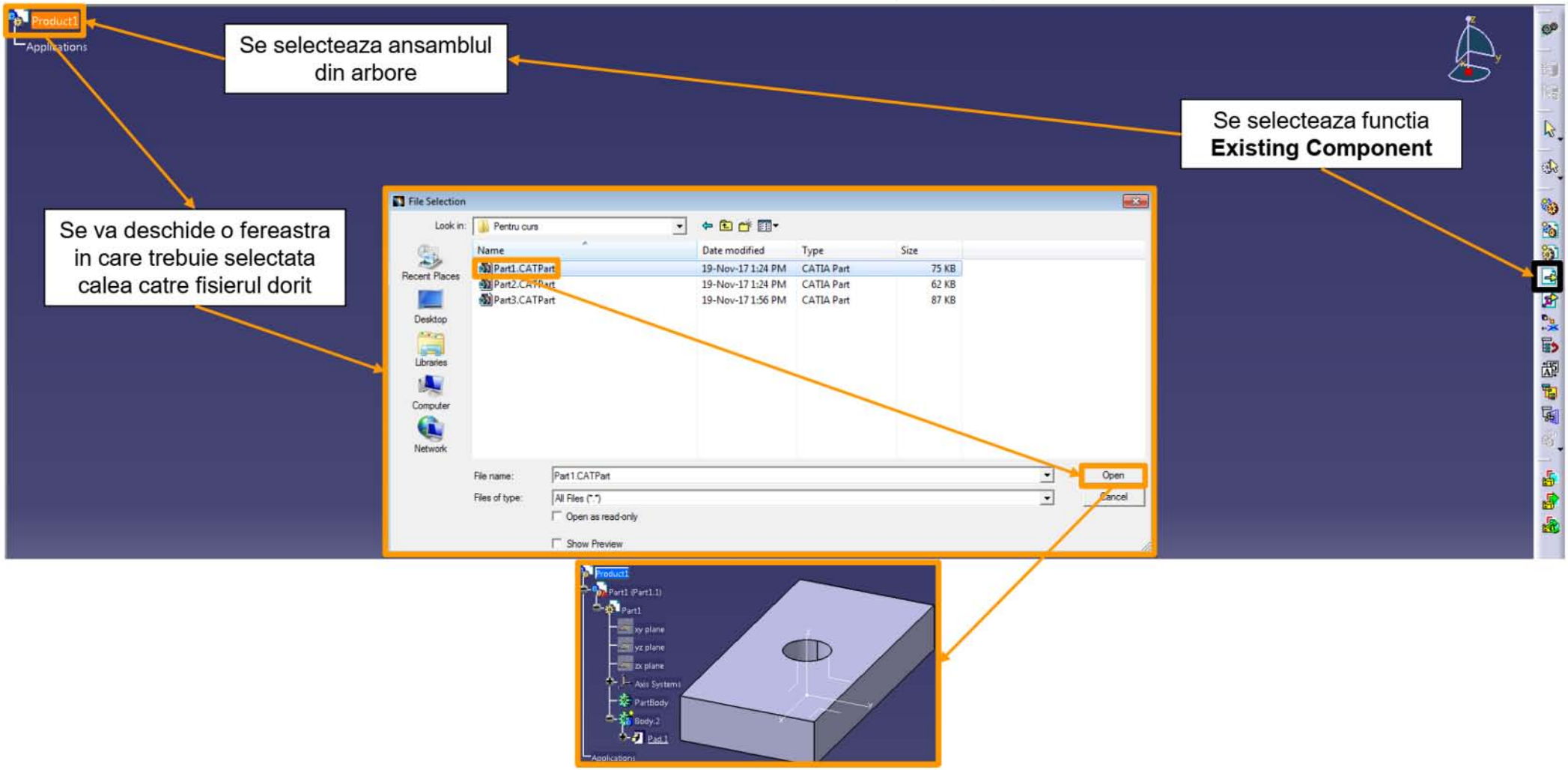
Pentru a se modela piesele noi sau a modifica piesele existente în contextul **Assembly Design** atunci se poate schimba **workbench**-ul din **Assembly Design în** oricare altul (**Part Design**, **Generative Sheetmetal Design** sau **Generative Shape Design**). Pentru aceasta este suficient sa se dea dublu click pe **Part Number**. **ATENTIE!** In cazul unei piese se va intra in **Part Design** dupa care schimbarea **workbench**-ului se face dupa cum a fost prezentat in cursul 5. Pentru a reveni în **Assembly Design** se da dublu click pe **Part Number**-ul acestuia.



Dublu click pe **Part Number**-ul ansamblului ca sa se schimbe **workbench**-ul in **Assembly Design**

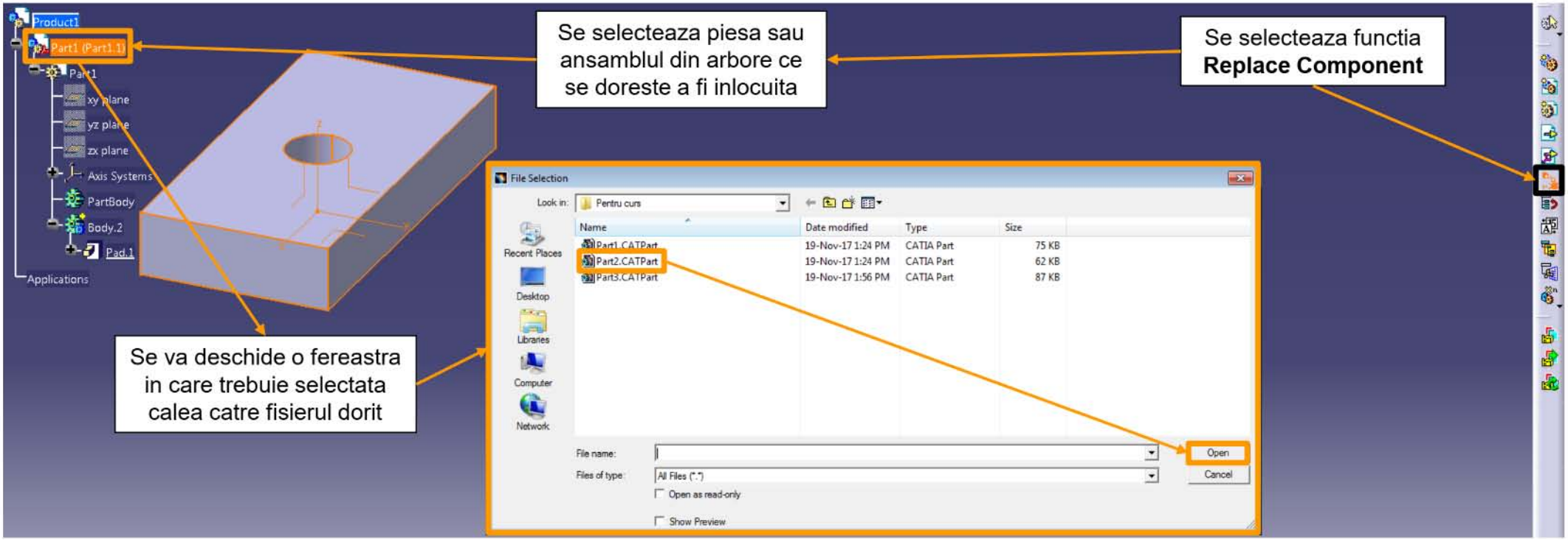
Dublu click pe **Part Number**-ul piesei ca sa se schimbe **workbench**-ul in **Part Design**

Pentru a utiliza funcția **Existing Component** se selectează funcția, se da click pe ansamblul din arbore unde se dorește introducerea piesei sau ansamblului existent și se cauta calea unde se găsește piesa sau ansamblul.

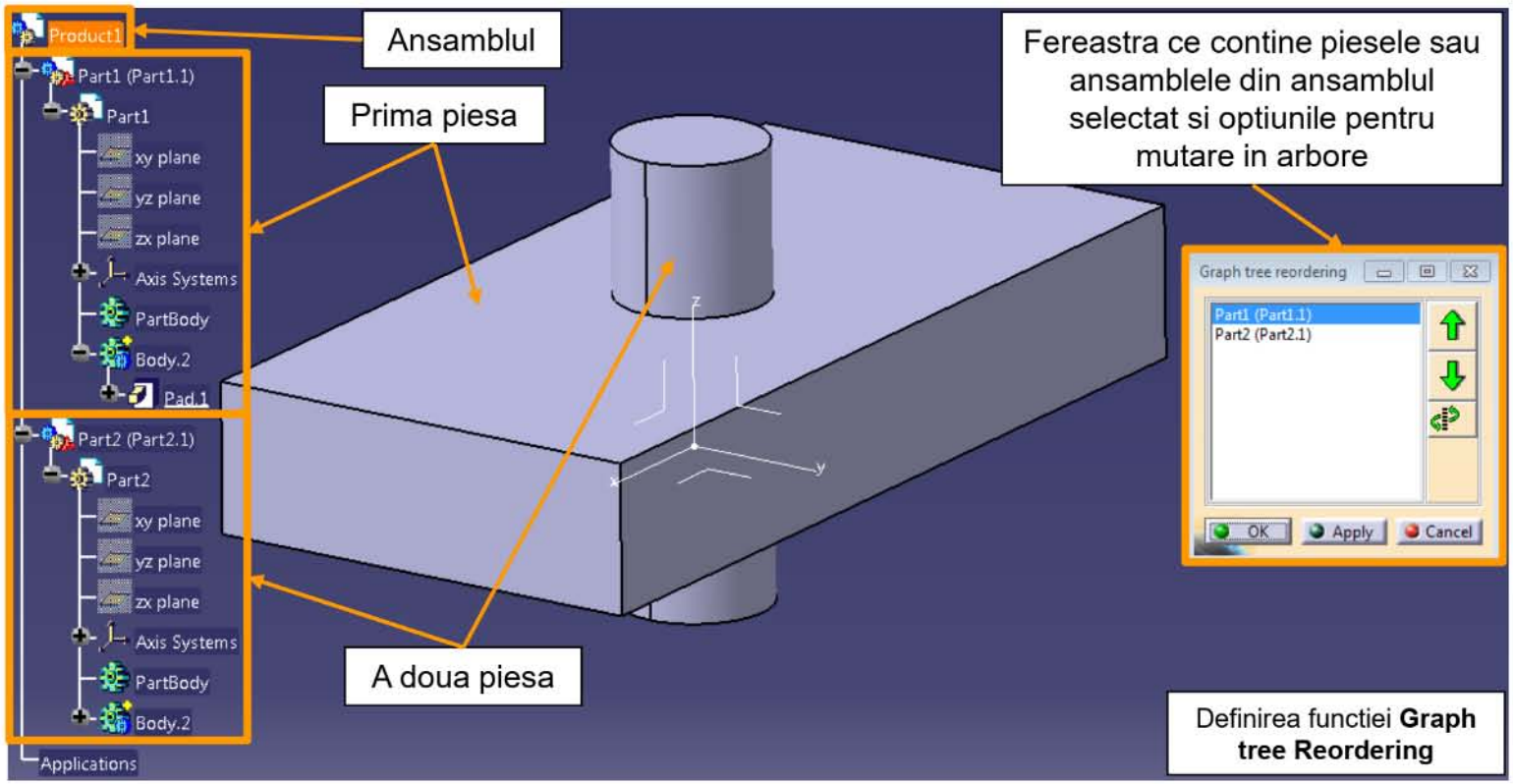


3.2 Funcțiile Replace Component, Graph tree Reordering și Generate Numbering

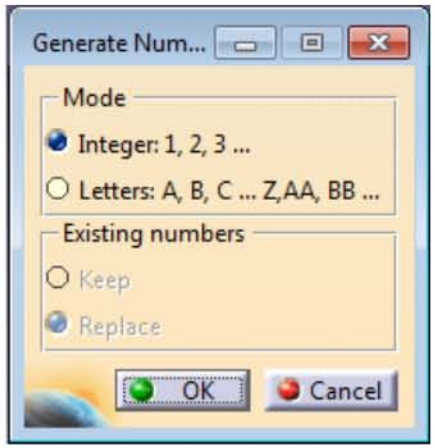
Funcția **Replace Component** permite înlocuirea in ansamblu a unei piese sau subansamblu cu alta piesa sau subansamblu deja existente. Pentru utilizare, dupa selectarea funcției este necesara selectarea piesei sau a subansamblului ce se dorește a fi înlocuit si se cauta calea unde se găsește piesa sau ansamblului.



Funcția **Graph tree Reordering** permite schimbarea ordinii pieselor sau a subansamblelor din arborele unui ansamblu.
ATENTIE! Pentru utilizare trebuie selectat **Part Number**-ul unui ansamblu.
Funcția **Generate** numbering va numerota cu cifre sau litere piesele dintr-un ansamblu. Acest lucru nu influențează in nici un fel ansamblul (aplicarea funcției nu este vizibila in **Assembly Design**), însă daca se dorește generarea automata a tabelului de componenta în desenul tehnic (dupa accesarea **workbench**-ului **Drafting**) aceasta este posibila doar daca a fost aplicata funcția **Generate** in ansamblu.

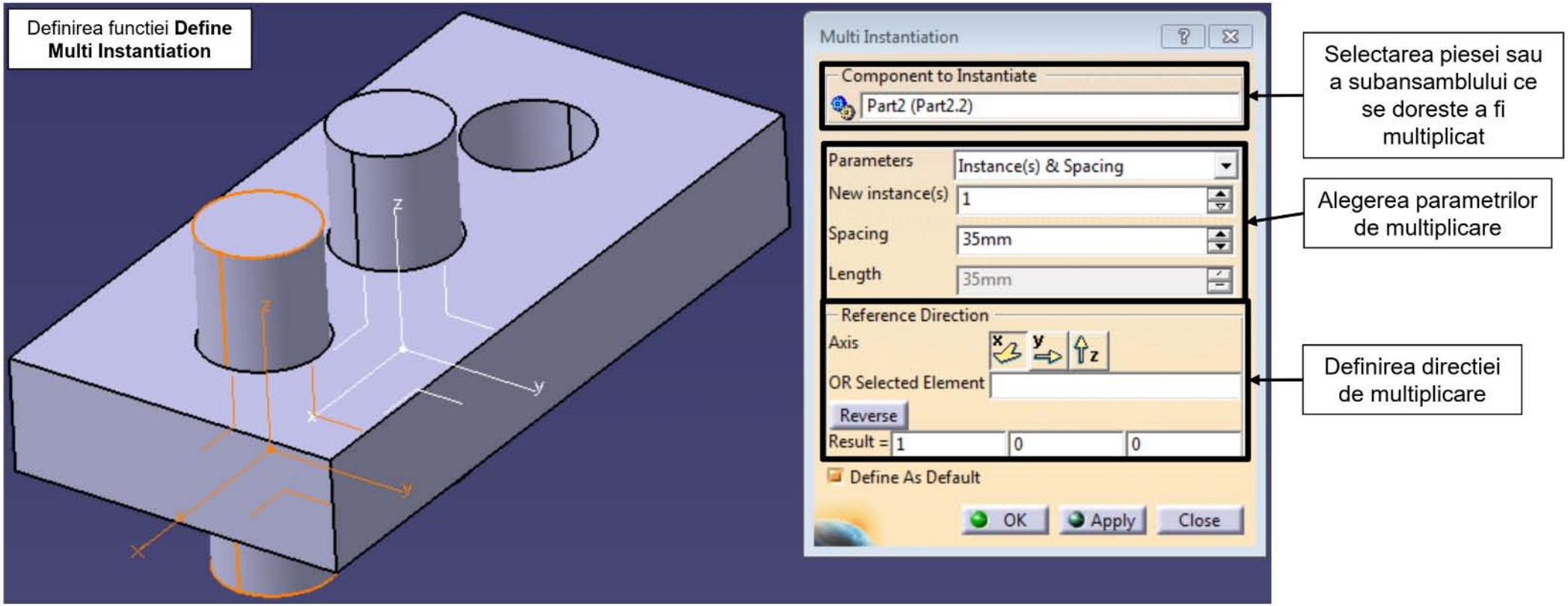


Fereastra ce contine optiunile pentru functia **Generate**



3.3 Funcțiile Define Multi Instantiation si Fast Multi Instantiation

Funcția **Define Multi Instantiation** este utilizata pentru a multiplica o piesa introdusa in ansamblu dupa o direcție.



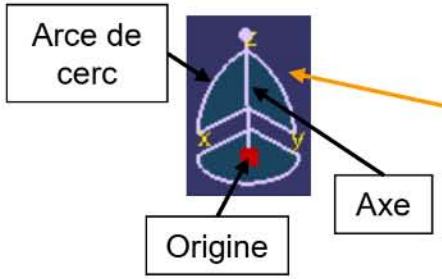
Funcția **Fast Multi Instantiation** face același lucru cu funcția **Define Multi Instantiation** doar ca preia ultimii parametrii de multiplicare dupa definirea funcției **Define Multi Instantiation**.

4. Funcții utilizate la manipularea pieselor într-un ansamblu

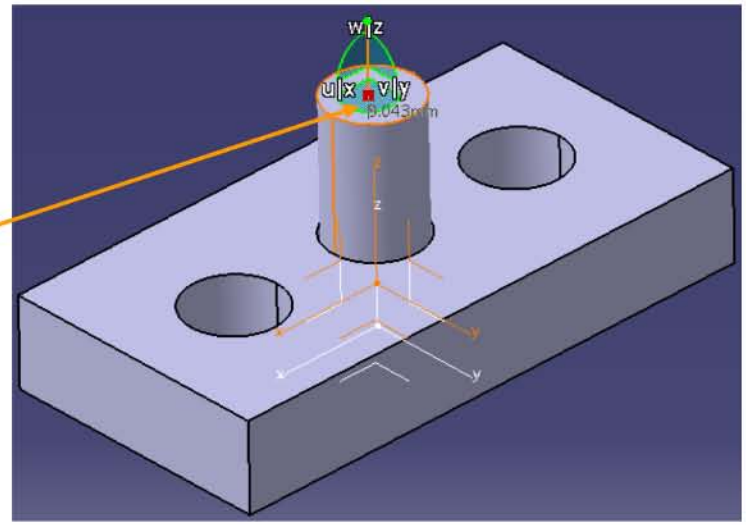
Prin manipularea pieselor într-un ansamblu se înțelege mișcarea libera (translări sau rotații) a acestora. Mișcarea lor se poate face ținând cont sau nu de constrângerile geometrice aplicate. Piesele pot fi manipulate într-un ansamblu utilizând o serie de functii dedicate acestui lucru ori utilizând compasul.

4.1 Manipularea pieselor într-un ansamblu utilizând compasul

In afara de a analiza orientarea schițelor, suprafețelor și a volumelor, compasul poate fi utilizat si la manipularea pieselor dintr-un ansamblu. Daca compasul este mutat din coltul din dreapta sus pe suprafața unei piese din ansamblu axele acestuia pot fi utilizate la translarea pieselor sau a sub-ansamblelor. Arcele de cerc ce ii unesc axele pot fi utilizate la rotirea pieselor sau a sub-ansamblelor. Pentru a mișca compasul trebuie apăsat cu click stânga și ținut pe punctul rosu de origine al acestuia dupa care este posibila deplasarea lui oriunde în spațiul de lucru. Daca punctul de origine devine coincident cu o suprafața, acesta se va lipi de ea. Daca i se da drumul oriunde în afara suprafețelor el va reveni în coltul din dreapta sus. Dupa ce acesta a fost atașat la o suprafață, se selectează o piesa, un subansamblu sau o grupare de piese/subansamble si se trage compasul de axe pentru a obține o mișcare de translație sau de arcele de cerc pentru o mișcare de rotație.

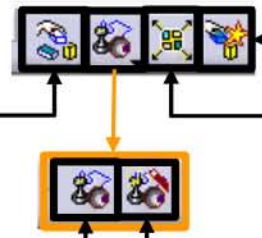


Prin apasarea click stanga si mentinere pe origine compasul poate fi deplasat in zona grafica de lucru. Daca i se da drumul pe suprafata acesta se va atasa la ea. Axele si arcele de cerc pot fi utilizate pentru a realiza translari si rotatii pentru o piesa selectata.



4.2 Funcții utilizate la manipularea modelului

A doua metoda de manipulare a pieselor într-un ansamblu este prin utilizarea funcțiilor dedicate pentru aceasta. Aceste funcții se găsesc în toolbar-ul **Move**. Funcțiile ce permit manipularea pieselor sunt: **Manipulation**, **Snap**, **Smart Move**, **Explode** si **Stop manipulate on clash**.



Stop manipulate on clash
Functia impiedica allte functii sa mute piesele daca acestea intra in coliziune una fata de cealalta

Manipulation
Functia **Manipulation** permite translarea sau rotirea pieselor sau subansamblelor dupa o directie stabilita. Optiunea **With respect to constraints** va permite manipularea numai in acord cu gradele de libertate ce nu au fost constranse

Snap
Functia **Snap** permite deplasarea pieselor in functie de selectarea unei conditii de coincidenta

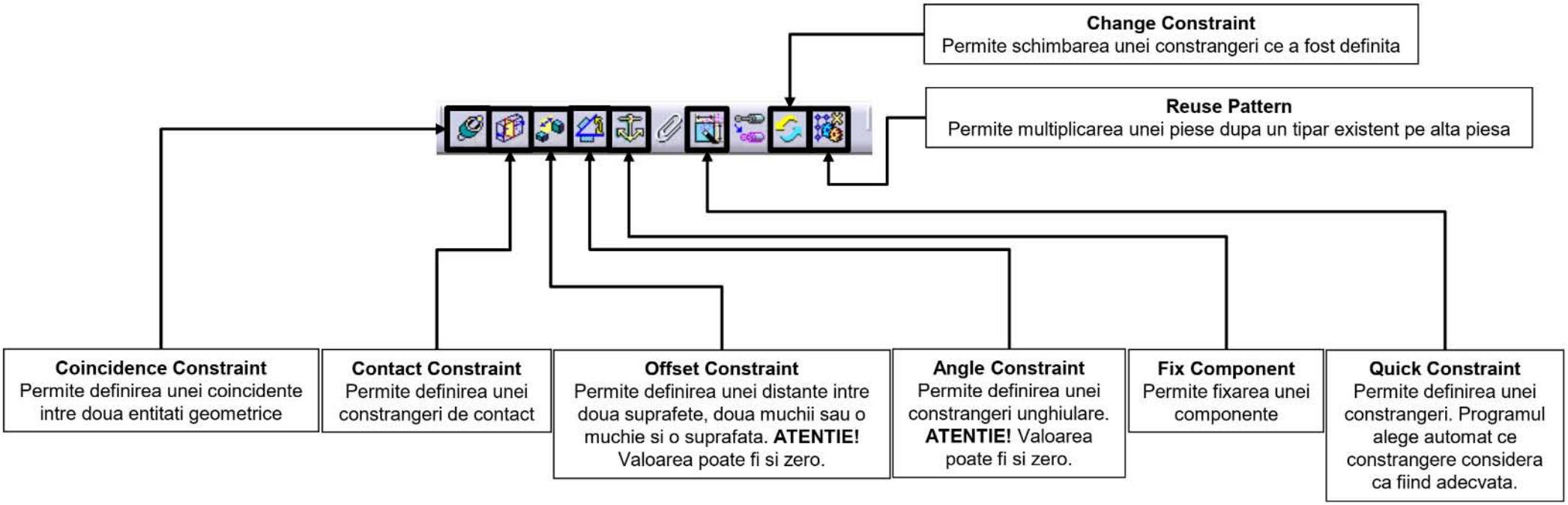
Smart Move
Functia **Smart Move** realizeaza deplasarea in functie de selectarea unei conditii de coincidenta si totodata permite definirea unei constrangeri geometrice

Explode
Functia **Explode** realizeaza o pozitionare explodata a pieselor. A nu se folosi!

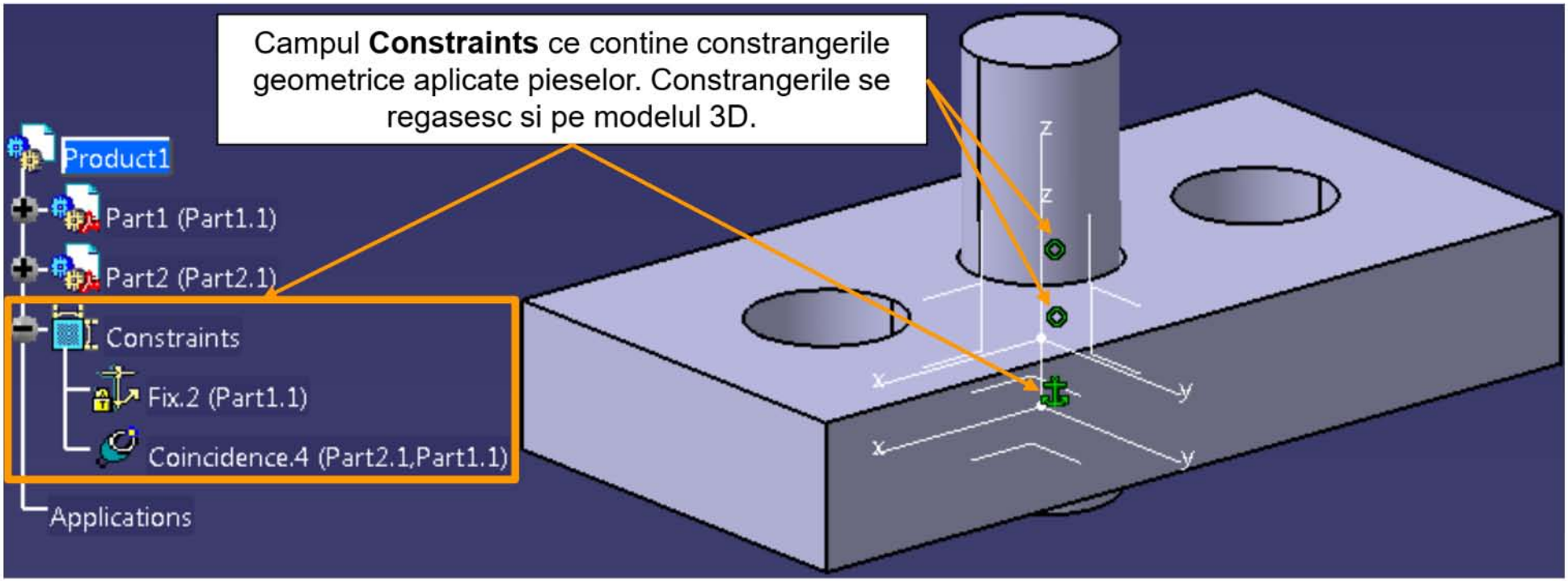
Optiuni ce tin de functia **Manipulation**

5. Funcții utilizate la aplicarea constrângerilor geometrice

Pentru a stabili o poziție precisa a pieselor într-un ansamblu este necesara aplicarea constrângerilor geometrice. Aplicarea corecta a constrângerilor geometrice este importanta și daca se dorește utilizarea ansamblului pentru alte operații (de exemplu pentru simulări mecanice utilizând metoda elementului finit în **workbench**-ul **Generative Structural Analysis**).
Constrângerile geometrice se găsesc în **toolbar**-ul **Constraints**. Acestea sunt: **Coincidence Constraint**, **Contact Constraint** (constrângere utila doar daca se dorește definirea unui contact utilizat în simulări mecanice), **Offset Constraint**, **Angle Constraint**, **Fix Component**, **Fix Together**, **Quick Constraint**, **Flexible / Rigid Sub-Assembly**, **Change Constraint**, **Reuse Pattern**.
ATENȚIE! Prima constrângere geometrica care se aplica este **Fix Component**. Aceasta se aplica unei componente ce este considerata fixa în ansamblu.



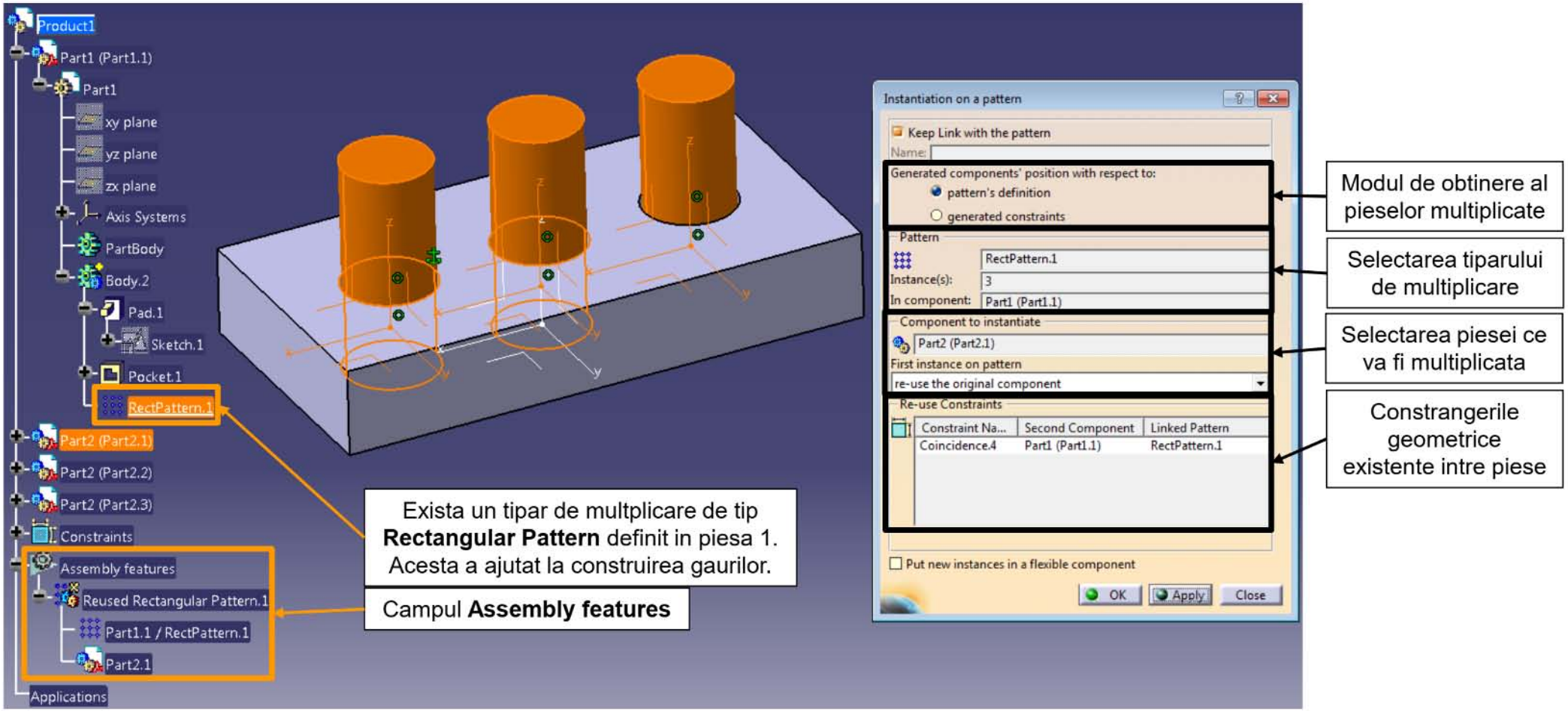
ATENTIE! Dupa aplicarea unei constrângeri este necesara utilizarea funcției **Update** pentru a poziționa piesa in acord cu constrângerea impusa.
Constrângerile geometrice aplicate se regăsesc in arbore in câmpul **Constraints și** sunt și simbolizate în modelul 3D din câmpul grafic de lucru. Acestea pot fi șterse oricând din arbore sau din modelul 3D.
ATENTIE! In cazul în care suprafețele se modifica constrângerile geometrice pierd referințele și nu mai sunt valabile. Este recomandata utilizarea publicațiilor (**Publication**) ce vor fi prezentate în a doua parte a acestui curs pentru a preveni acest lucru.



O constrangere geometrica ce a pierdut o referinta este simbolizata cu un semn de exclamare

6. Funcția Reuse Pattern

Funcția **Reuse Pattern** permite multiplicarea unei piese în funcție de un tipar de multiplicare (definit in **Part Design**) prezent în alta piesa din ansamblu. Operația va fi stocata în câmpul **Assembly features** din arbore.

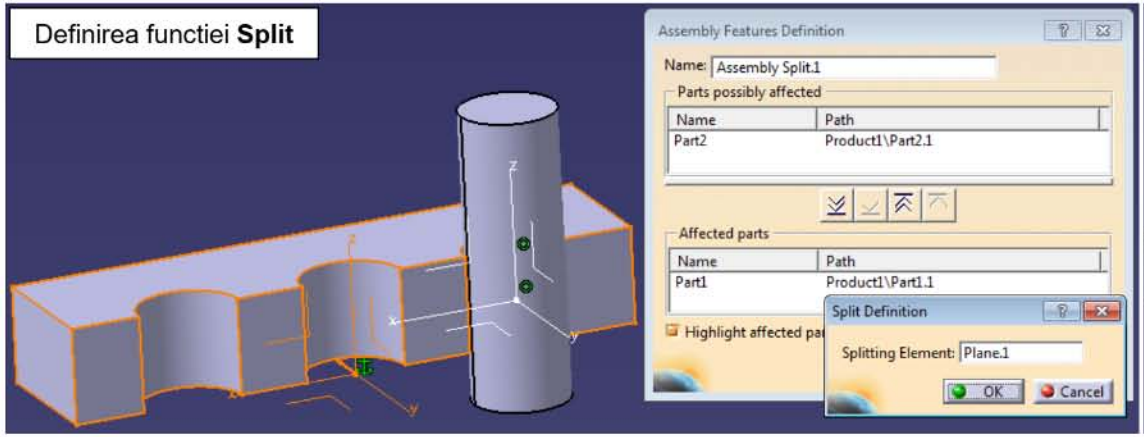


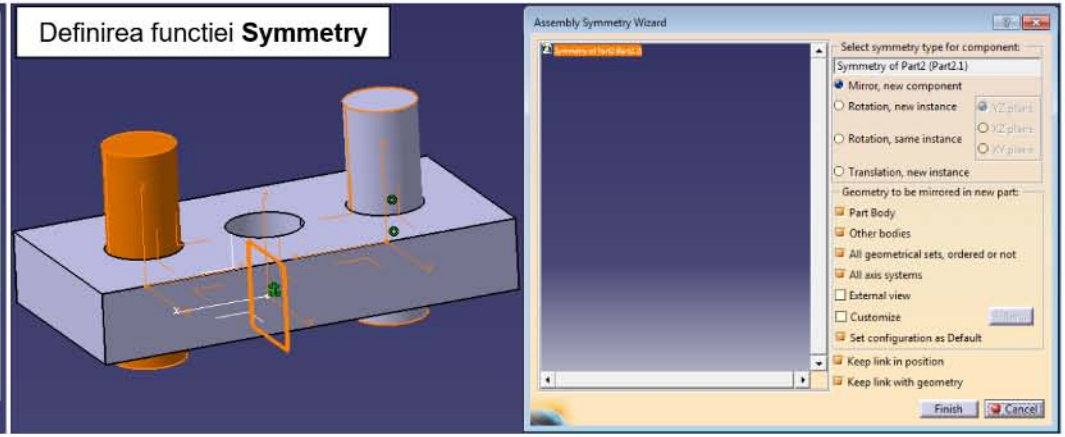
7. Alte funcții de tipul Assembly features (Split si Symmetry)

Alte funcții ce pot fi utile în ansamble sunt **Split** si **Symmetry**. Aceste funcții sunt stocate de asemenea în câmpul Assembly features din arbore. Funcția **Split** permite tăierea a una sau mai multe piese dintr-un ansamblu dupa un plan dat. Funcția **Symmetry** permite multiplicarea unei piese prin condiția de simetrie relativa la un plan.

Split
Functia permite taierea a una sau mai multe piese dintr-un ansamblu cu un plan selectat

Symmetry
Functia permite multiplicarea unei piese conform unei conditii de simetrie fata de un plan





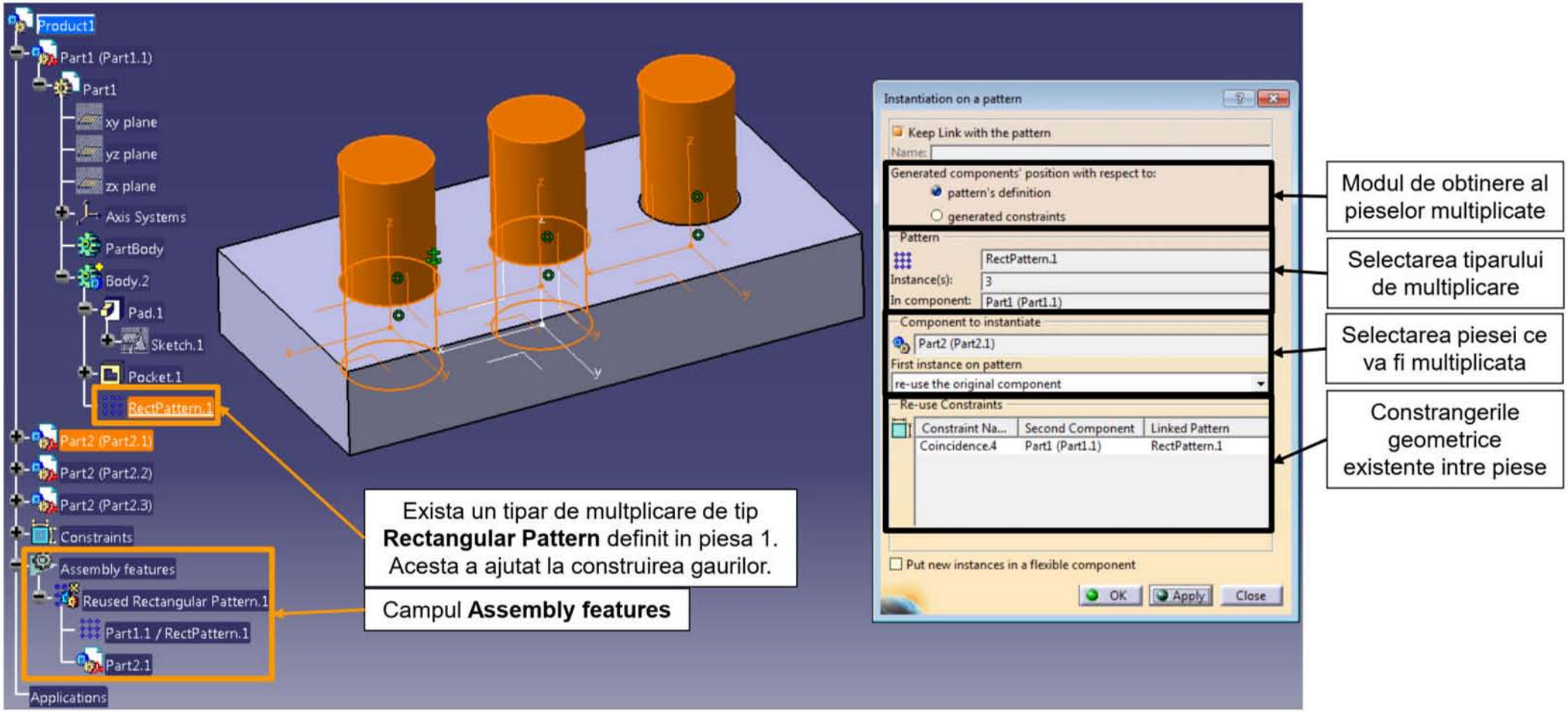
Workbench-ul Assembly Design, partea a II-a

1. Funcții care generează operații în arborele Assembly Design
1.1.Funcția Reuse Pattern
1.2.Alte funcții de tipul Assembly features (Split si Symmetry)
2. Funcția Publication
3. Link-uri in Assembly Design (Import Link, CCP Link)
3.1.Import Link
3.2. CCP Link
3.3. Exemple de utilizare Import Link, CCP Link
4. Verificarea legăturilor într-un ansamblu
5. Salvarea pieselor dintr-un ansamblu
6. Enhanced Scene
7. Verificarea contactelor și a coliziunilor într-un ansamblu

1. Funcții care generează operații în arborele Assembly Design

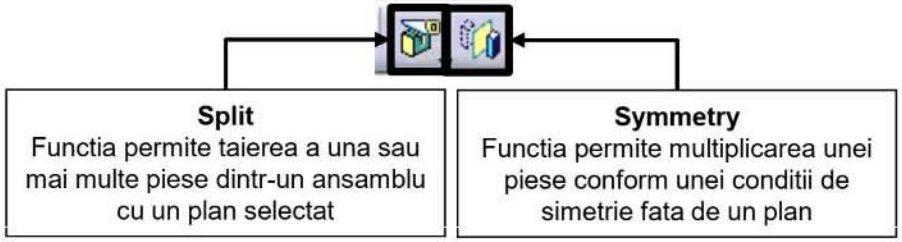
1.1 Funcția Reuse Pattern

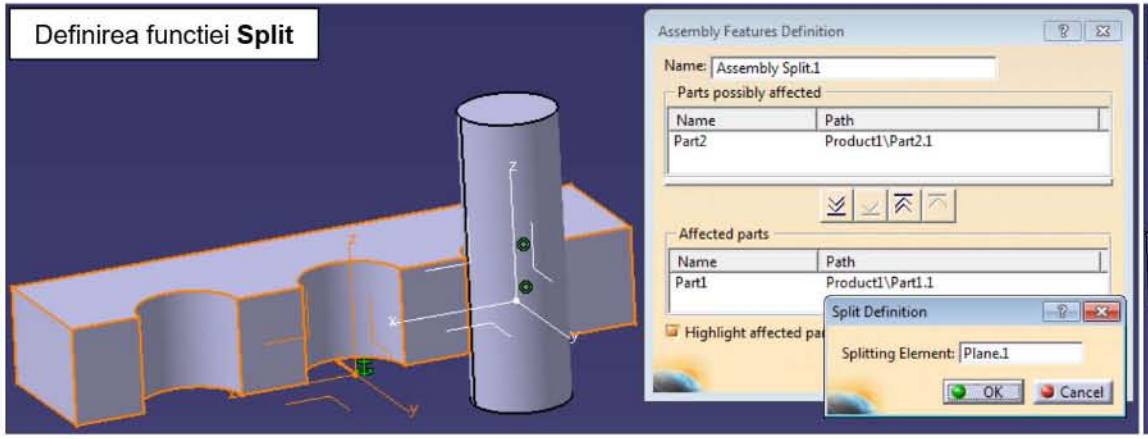
Funcția **Reuse Pattern** permite multiplicarea unei piese în funcție de un tipar de multiplicare (definit in **Part Design**) prezent în alta piesa din ansamblu. Operația va fi stocata în câmpul **Assembly features** din arbore.

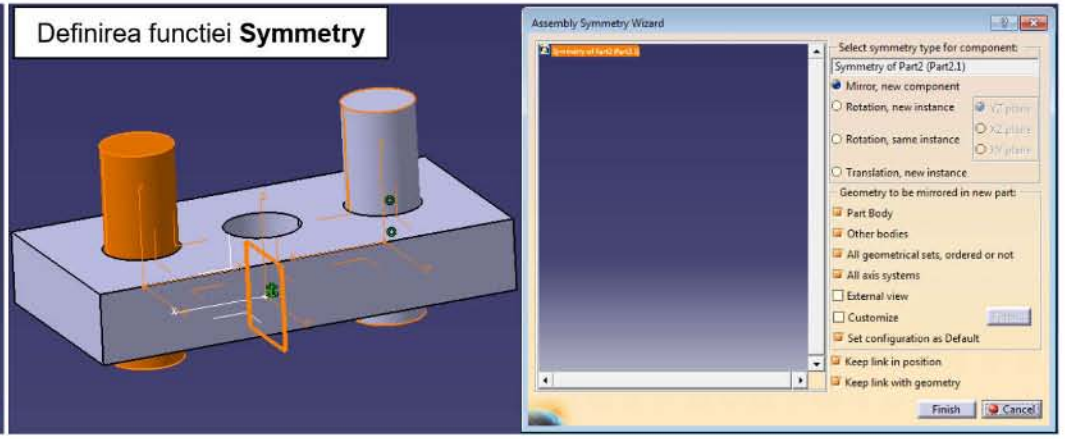


1.2. Alte funcții de tipul Assembly features (Split si Symmetry)

Alte funcții ce pot fi utile în ansamble sunt **Split** si **Symmetry**. Aceste funcții sunt stocate de asemenea în câmpul Assembly features din arbore. Funcția **Split** permite tăierea a una sau mai multe piese dintr-un ansamblu dupa un plan dat. Funcția **Symmetry** permite multiplicarea unei piese prin condiția de simetrie relativa la un plan.



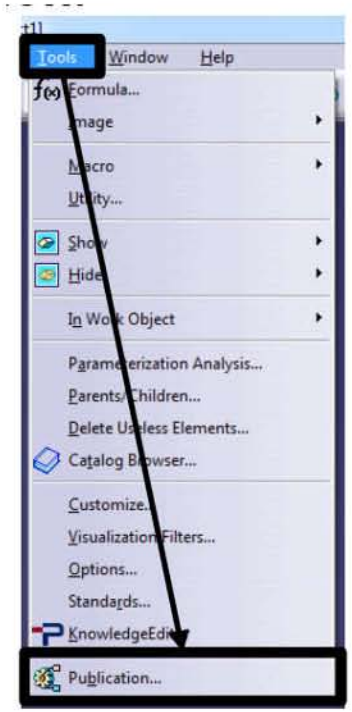




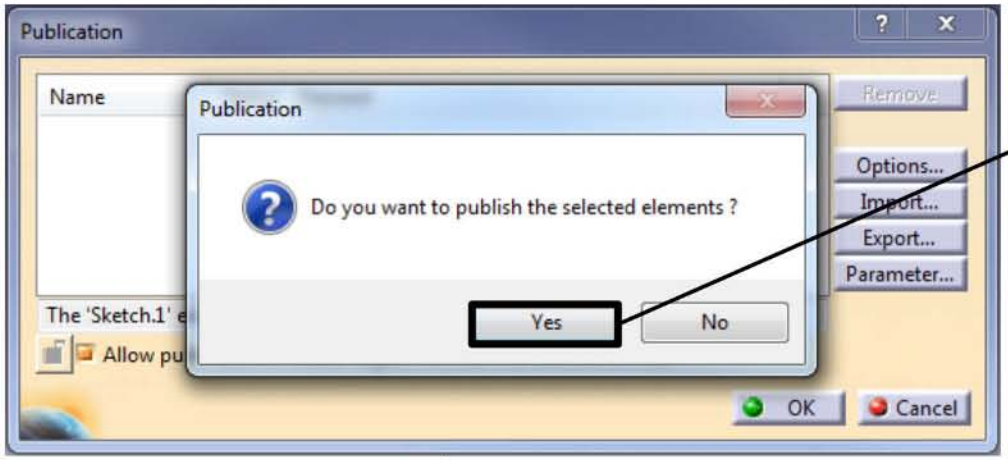
2. Funcția Publication

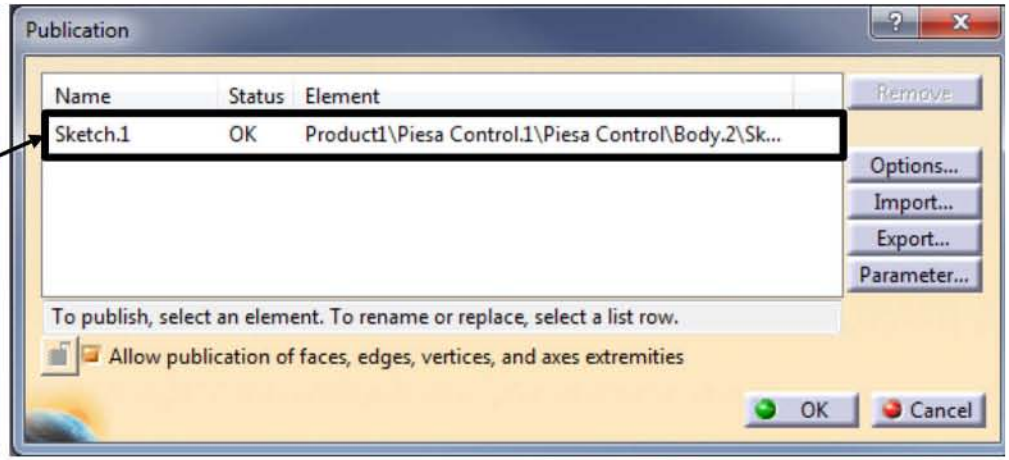
O publicație se comporta ca o referință către o entitate geometrica, ce poate fi un sistem de coordonate, un plan, o axa, un vertex, o schiță (2D sau 3D), o suprafață sau un volum solid, un parametru, dintr-un fișier **.CATPart** sau **.CATProduct**.

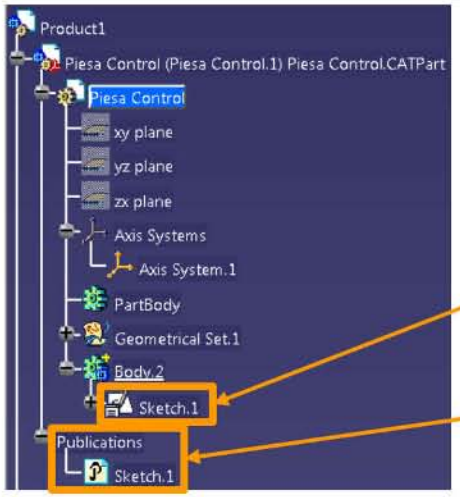
ATENTIE! Publicațiile pot fi utilizate ca referință a uneia sau mai multor suprafețe in simulări structurale, termice sau de CFD (analize realizate in **workbench**-ul **Generative Structural Analysis** din CATIA V5 sau in alte programe **FEA** sau **CFD** dacă importul piesei se face din format nativ). Suprafețele referință pot fi utilizate precum condiții la limita. Publicațiile pot fi utilizate și pentru a da constrângerile geometrice într-un ansamblu (entitățile geometrice ce sunt utilizate la constrângeri sunt publicate și doar publicația este utilizata nu entitățile în sine). Acest lucru creste stabilitatea constrângerilor geometrice în cazul în care geometria pieselor se schimba (daca o publicație pierde referință va da un mesaj de eroare, iar utilizatorul va trebui sa redefinească publicația. In cazul unei constrângeri date intre entități geometrice, constrângerea nu va genera un mesaj de eroare, ci doar nu va mai fi valida, vezi pagina 17. Aceasta poate fi redefinita însă programul nu va da un avertisment). O alta utilitate a publicațiilor este ca pot fi realizate legături stabile intre diverse entități geometrice din piese diferite. Pentru a realiza publicații se utilizează funcția **Publication**. Aceasta se găsește la **Tools->Publication**.



Atunci când se dorește publicarea unei entități geometrice aceasta este selectata și se aplica funcția **Publication**. Programul CATIA V5 va deschide fereastra specifica funcției si va cere confirmarea ca se dorește publicarea entității geometrice. Prin selecția elementului publicat și apăsarea butonului **Remove**, elementul respectiv va fi îndepărtat din lista de ele mente publicate.





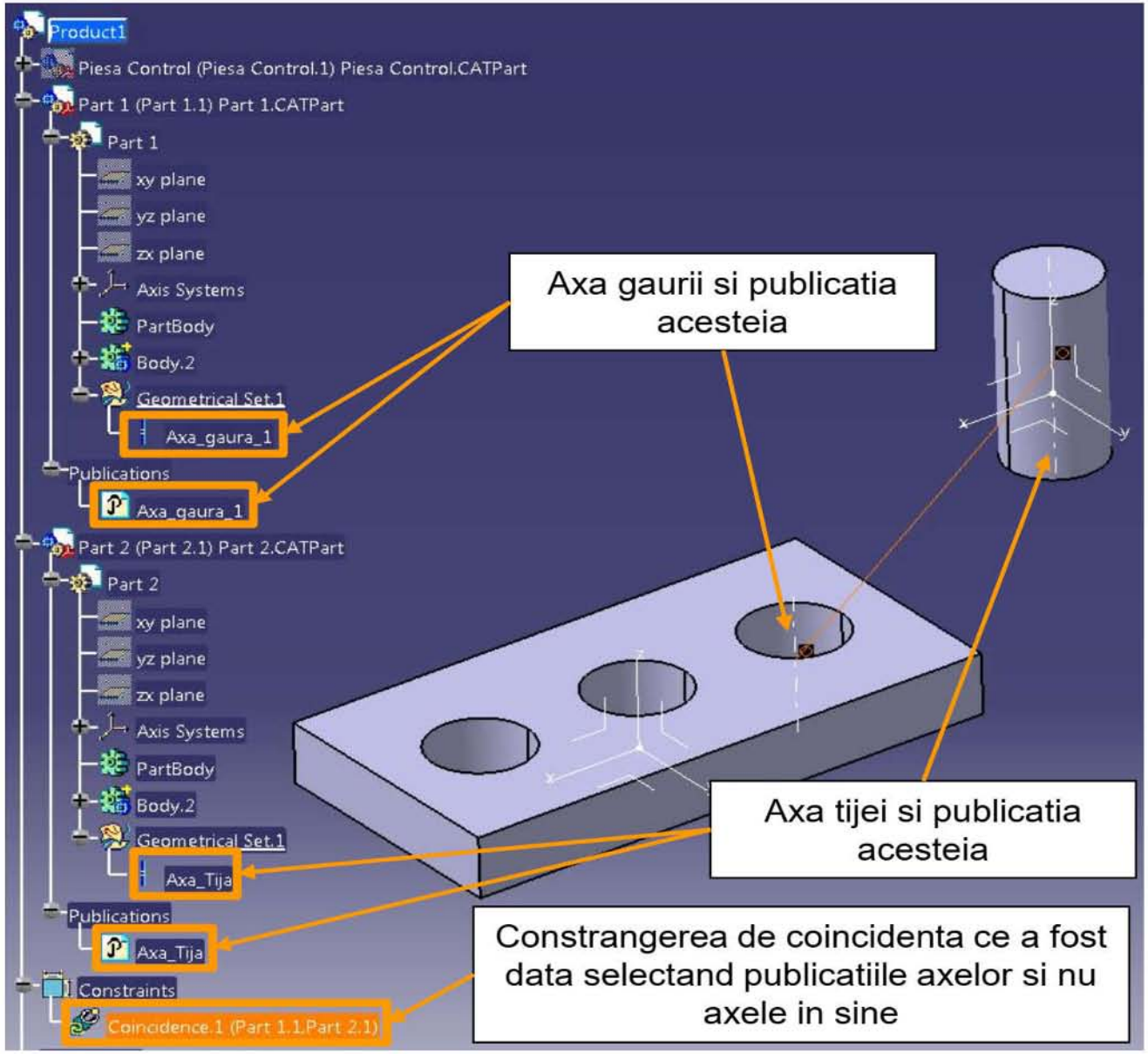


Elementul geometric selectat pentru publicare

Campul **Publications** ce contine toate elementele geometrice publicate din respectivul fisier **.CATPart**

ATENTIE! Elementelor geometrice publicate li se pot aplica operatii de tipul **Copy->Paste Special** (selectand elemental din campul Publications si nu entitatea geometrice initiala). Daca operatia **Paste Special** este aplicata in alt fisier **.CATPart** se va stabili un anumit tip de legatura. Evitati sa aplicati operatia **Copy->Paste Special** intre fisiere **.CATPart** diferite utilizand direct elemente geometrice, utilizati publicatii (operatie este mai stabila)!

RECOMANDARE! Este recomandat ca atunci când se dau constrângeri geometrice în ansamblu, acestea sa se dea intre entități geometrice publicate din fișiere **.CATPart** diferite. Acest lucru va da o mai buna stabilitate constrângerilor.



3. Link-uri în Assembly Design (Import Link, CCP Link)

Link-urile realizate în **Assembly Design** se refera la transferarea unuia sau mai multe entități geometrice sau numerice (sistem de coordonate, un plan, o axa, un vertex, o schiță (2D sau 3D), o suprafață sau un volum solid, un parametru) dintr-un fișier **.CATPart în** alt fișier **.CATPart**. Aceasta operație se realizează utilizând operația **Copy**->**Paste Special with Link**. Operatia **Copy** se da unui element dintr-un fișier **.CATPart**, iar operatie **Paste Special with Link** se da in alt fișier . In CATIA V5 se pot define in acest mod doua tipuri de **link**-uri si anume: **Import Link** si **CCP Link**.
ATENTIE! Din motive de stabilitate operația **Copy** sa se faca mereu pe o publicație!

3.1 Import Link

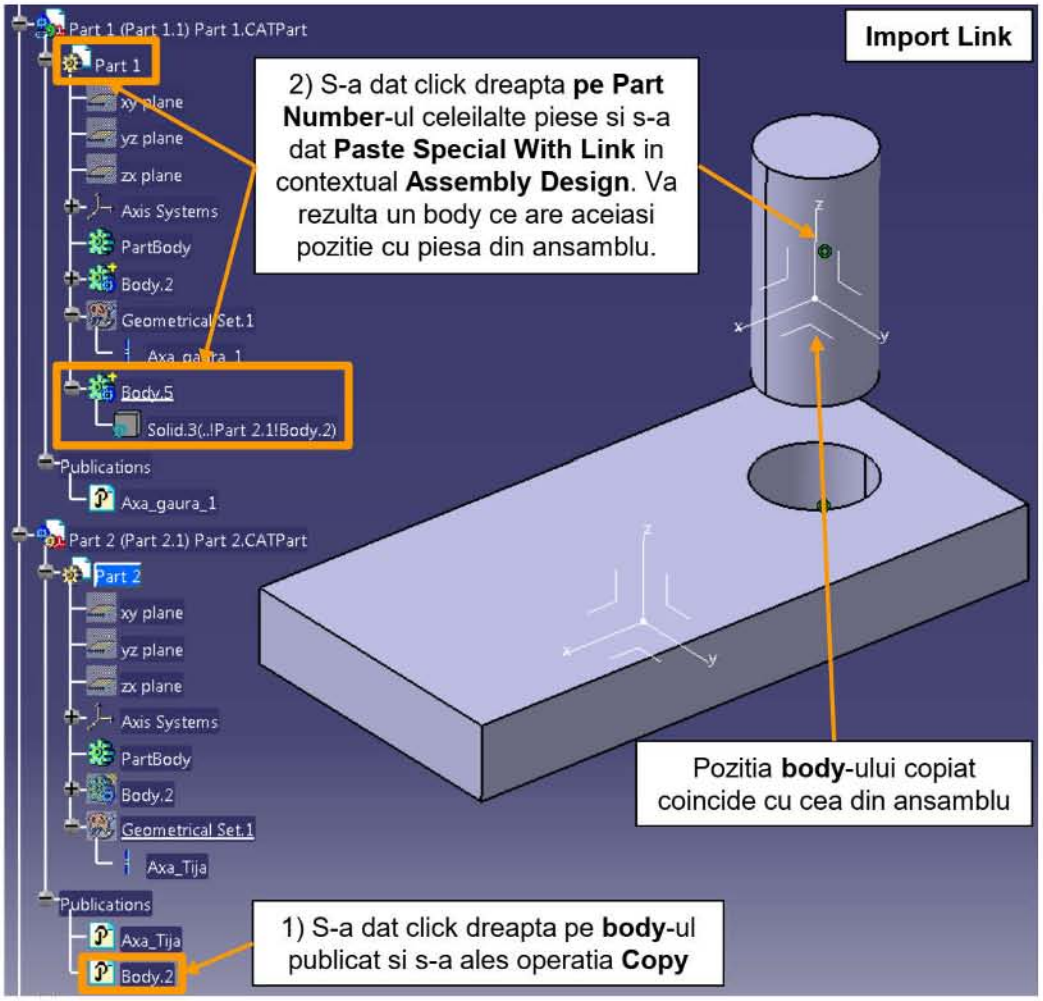
Import Link-ul se face intre doua sau mai multe piese dintr-un ansamblu (fișier **.CATProduct**). Acest tip de legătură este realizata utilizând operația **Copy** pe o publicație dintr-un fișier **.CATPart și** operația **Paste Special with Link în** alt fișier **.CATPart**. **ATENTIE!** Ambele fișiere trebuie sa fie deschise în aceiași fereastra în contextul **Assembly Design**. Acest tip de legătură mai poarta numele de legătură contextuala deoarece entitatea geometrica copiata păstrează ca poziție dupa copiere poziția avuta în ansamblu.

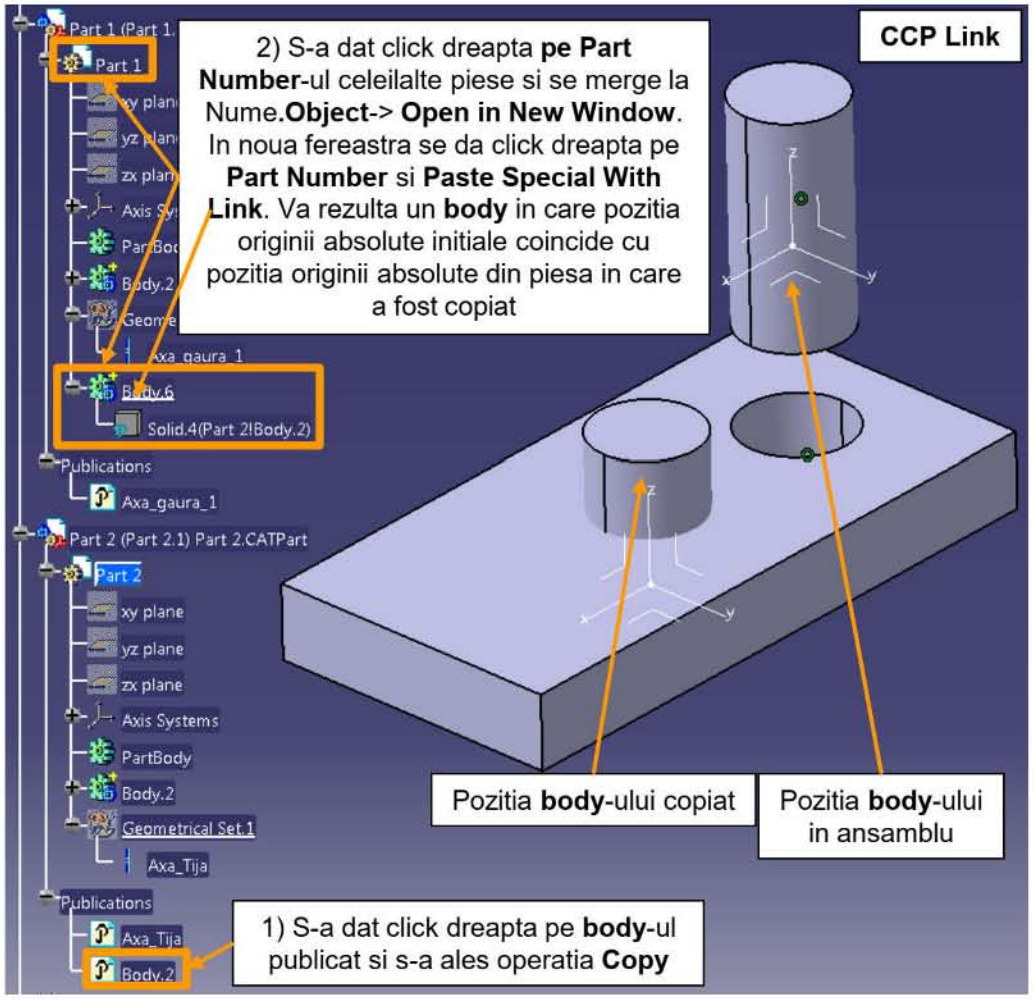
3.2 CCP Link

CCP Import-ul se face de asemenea intre doua sau mai multe piese dintr-un ansamblu (fisier **.CATProduct**). Acest tip de legătură se face tot utilizând operația **Copy** pe o publicație dintr-un fișier **.CATPart** si operația **Paste Special with Link** in alt fișier **.CATPart însă** acestea trebuie sa fie deschise în ferestre diferite și nu în contextual **Assembly Design**. In acest tip de legatura entitatea geometrica copiata va păstra o coincidenta a originii absolute a fișierului inițial cu cel în care a fost copiata. **ATENTIE! CCP Link** este recomandata atunci când se lucrează cu sisteme de trasabilitate.

ATENTIE! Pentru a se deschide o piesa separate in alta fereastra se poate da click dreapta pe **Part Number**- >**Nume.Object**->**Open In New Window**.

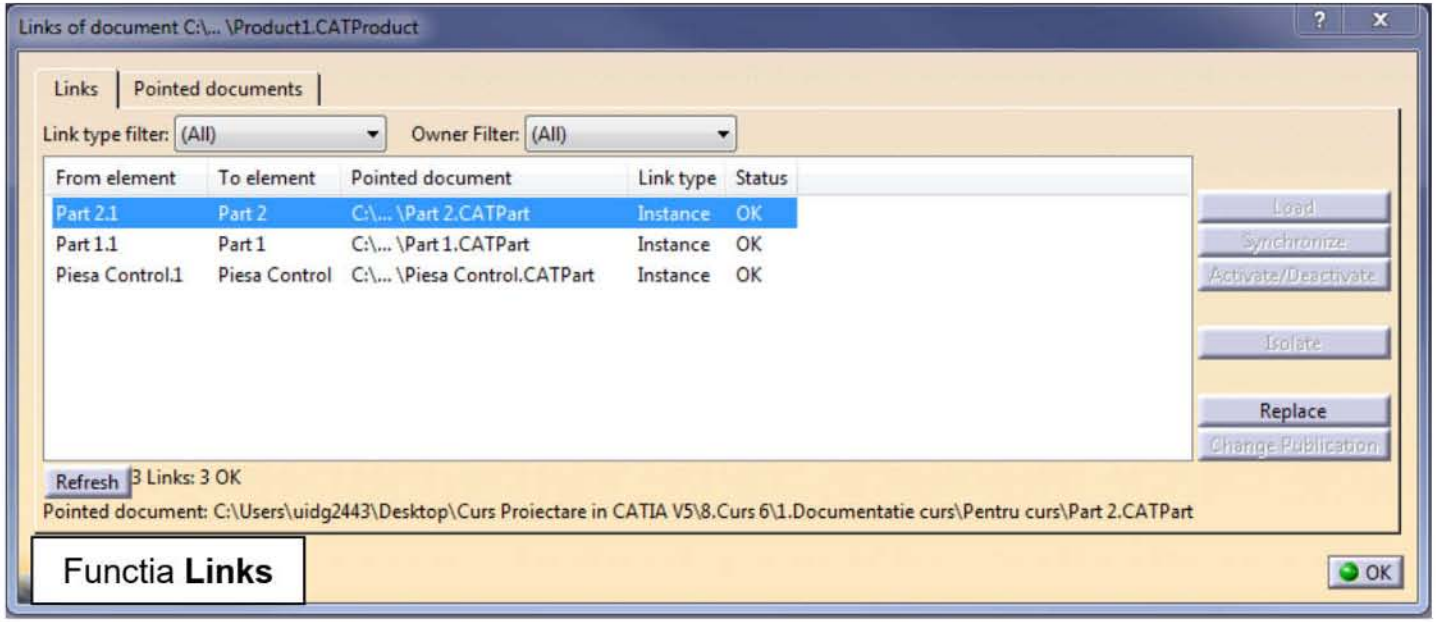
3.3 Exemple utilizând Import Link si CCP Link





4. Verificarea legăturilor dintr-un ansamblu

Pentru a verifica ce fișiere sunt încărcate în fișierul **.CATProduct** se poate utiliza funcția **Edit->Links**. Pentru verificare și corectarea legăturilor dintr-un ansamblu se utilizează funcția **File->Desk**.

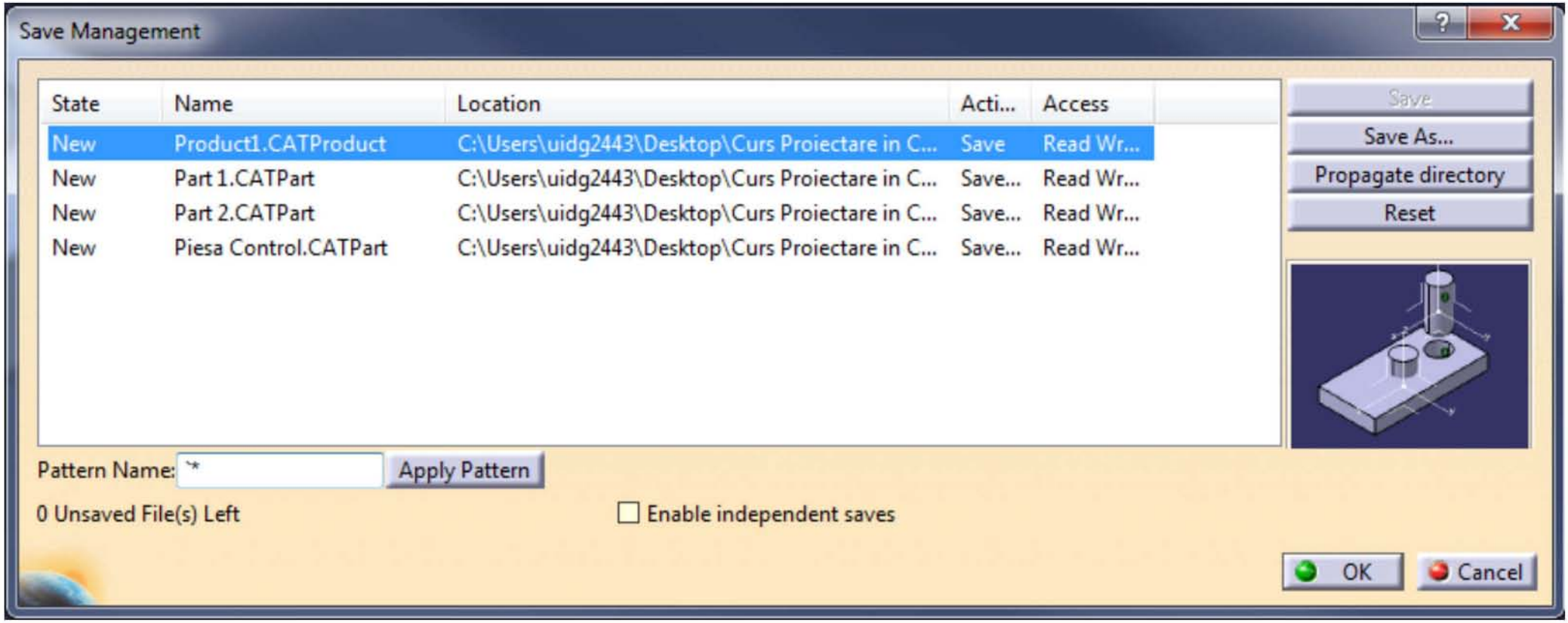


Functia **Links**

Functia **Desk**

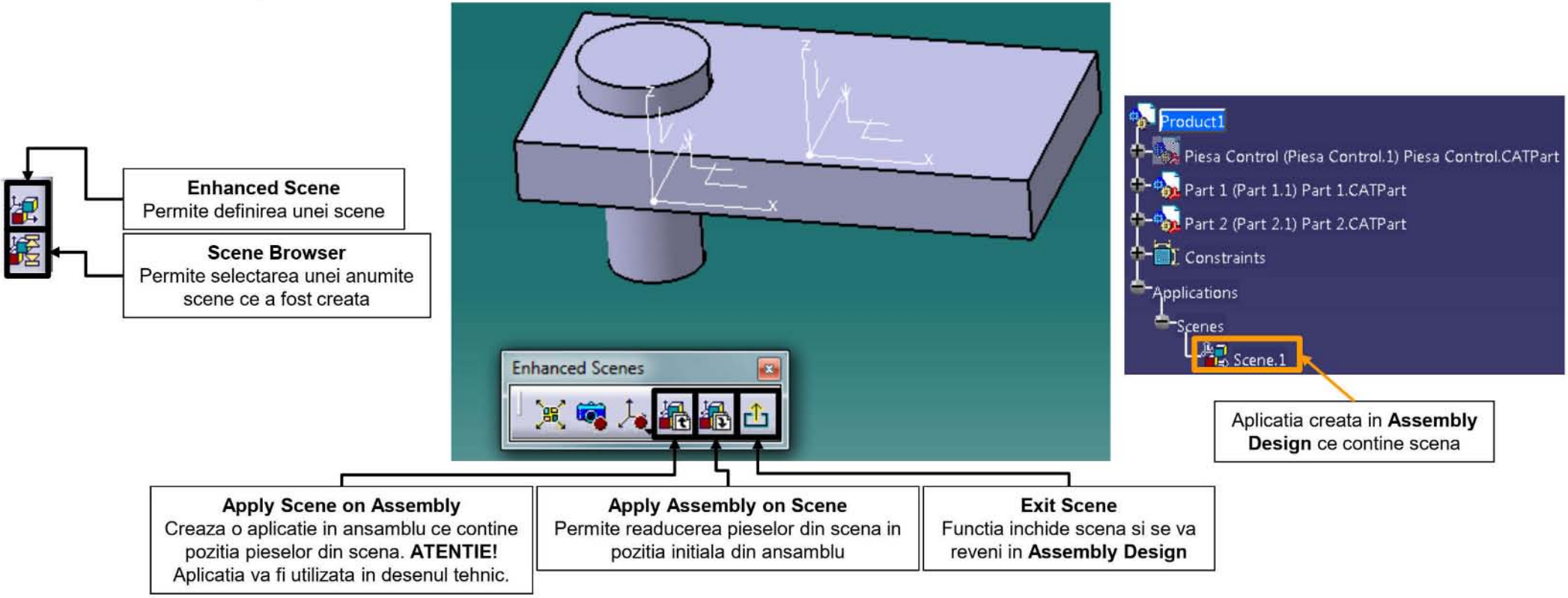
5. Salvarea pieselor într-un ansamblu

Este de preferat ca atunci când se lucrează cu ansamble sa nu se utilizeze funcția **Save**, ci funcția **File→Save Management**. Aceasta permite alegerea fișierelor dintr-un ansamblu ce vor fi salvate. Utilizând opțiunea **Propagate directory** va salva toate fișierele si le va obliga sa fie în același director.



6. Enhanced Scene

Utilitatea funcționalității **Enhanced Scene** este ca permite definirea unei vederi explodate ce este stabila si poate fi utilizata în **workbench**-ul **Drafting** pentru desene tehnice. Pentru aceasta este necesara utilizarea funcției **Enhanced Scene**. Aceasta funcție creează o aplicație ce conține poziția pieselor definita în **Enhanced Scene**, aceasta fiind diferita de cea prezenta in ansamblu. Aceasta noua poziție poarta numele de scena. Pot fi create oricâte scene. Pentru selecția unei anumite scene se utilizează funcția **Scenes Browser**. Manipularea pieselor dupa aplicarea funcției **Enhanced Scene** se face utilizând compasul.



7. Verificarea contactelor și a coliziunilor in ansamble. Realizarea secțiunilor

In **workbench**-ul **Assembly Design** exista instrumente dedicate pentru verificarea contactelor si a coliziunilor dintre volume solide din piese (fișiere **.CATPart**) diferite. De asemenea exista instrumente ce permit realizarea secțiunilor (similar cu **Dynamic sectioning** din **Part Design**).

Clash
Functia permite verificarea contactelor si a coliziunilor dintre volumele solide ce constitue un ansamblu. **ATENTIE!** Volume solide aflate in acelasi **.CADPart** dar in **body**-uri diferite nu sunt verificate.

Sectioning
Functia permite definirea sectiunilor in ansamble.

Distance
Functia permite calcularea distantei dintre doua volume solide aflate in fisiere **.CATPart** diferite.

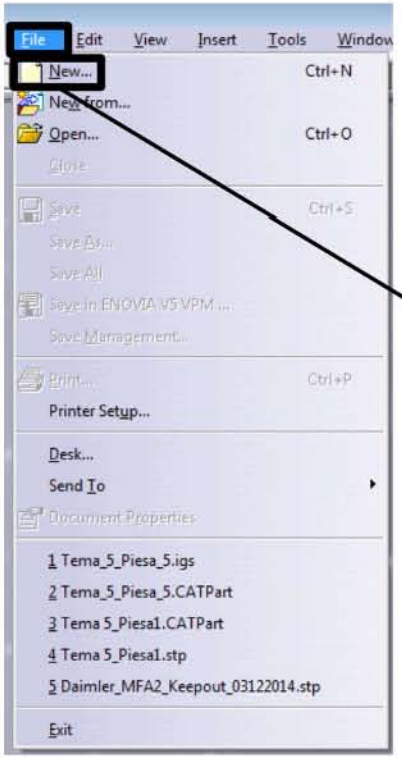
Worbench-ul Drafting, partea I

1. Generalități despre workbench-ul Drafting
2. Accesarea workbench-ului Drafting
3. Introducerea și modificarea indicatorului
4. Introducerea vederilor
5. Linii de axa și hașura
6. Cotarea desenului tehnic
6.1. Definirea tolerantelor pentru dimensiuni liniare și unghiulare
6.2. Alte simboluri speciale ce țin de cote
7. Salvarea desenelor în format de tipul *.pdf

1. Generalităţi despre workbench-ul Drafting

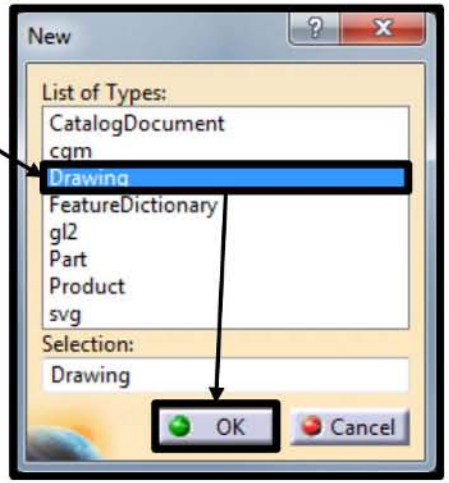
Workbench-ul **Drafting** este utilizat pentru realizarea desenelor tehnice pe baza modelelor 3D ce conţin volume solide, suprafeţe sau ansamble. **ATENTIE!** Nu este posibila realizarea unui desen tehnic în programul CATIA V5 daca în prealabil nu s-a realizat un model 3D pentru piesa sau ansamblu pentru care se doreşte realizarea desenului. Vederile ce sunt poziţionate în planşă de desen tehnic sunt dependente de modelul 3D, iar modificarea acestora se poate face doar prin modificarea modelului. Desenele tehnice realizate în programul CATIA V5 utilizând **workbench**-ul **Drafting** va genera fişiere cu extensia **.CATDrawing**.

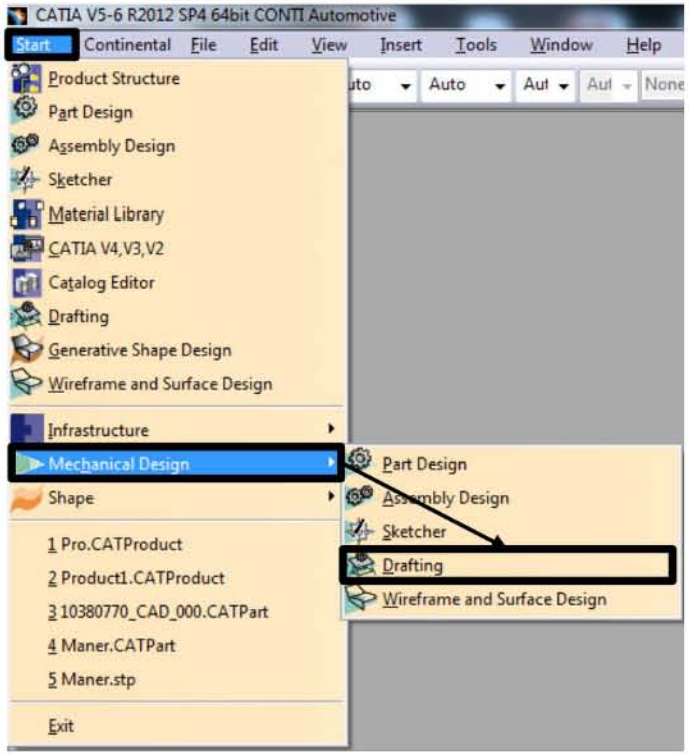
2. Accesarea workbench-ului Drafting



Accesarea **workbench**-ului **Drafting**

File->New->Drawing->Ok
Start->Mechanical Design->Drafting

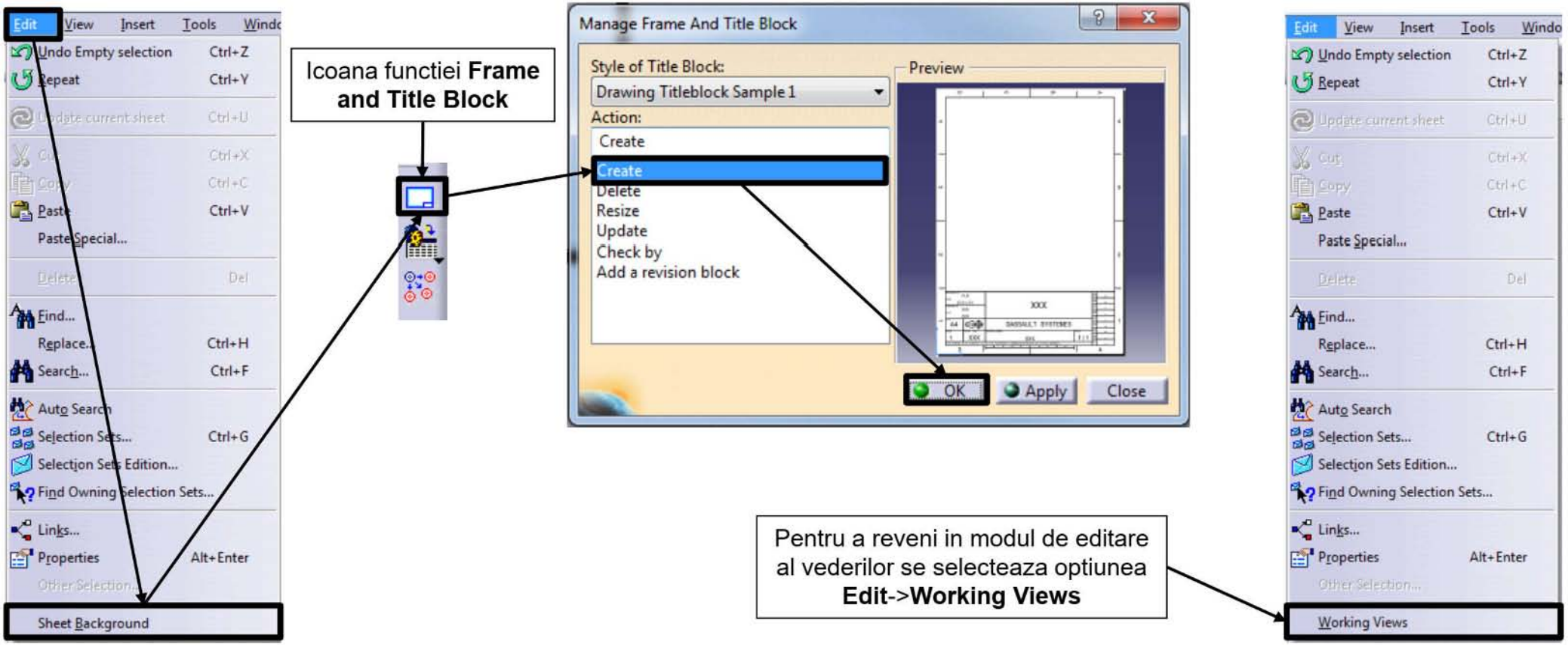


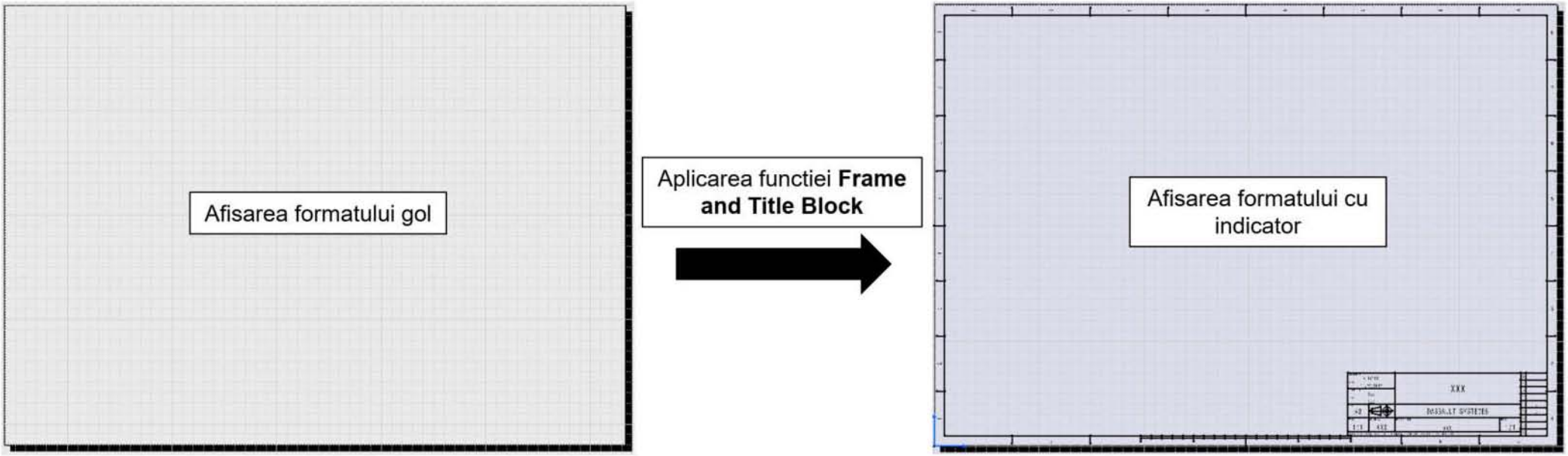


Dupa accesarea **workbench**-ului se va selecta standardul dupa care se va realiza desenul tehnic si formatul acestuia.

3. Introducerea și modificarea indicatorului

Dupa deschiderea **workbench**-ului acesta va afișa formatul ce a fost selectat fără nici un fel de indicator. Pentru introducerea unui indicator se va selecta opțiunea **Edit->Sheet Background**. Acesta opțiune va deschide un mod de vizualizarea ce permite modificarea indicatorului.
ATENTIE! Vederile nu pot fi modificate in modul **Sheet Background**. Pentru introducerea unui indicator se selectează opțiunea **Frame and Title Block**.





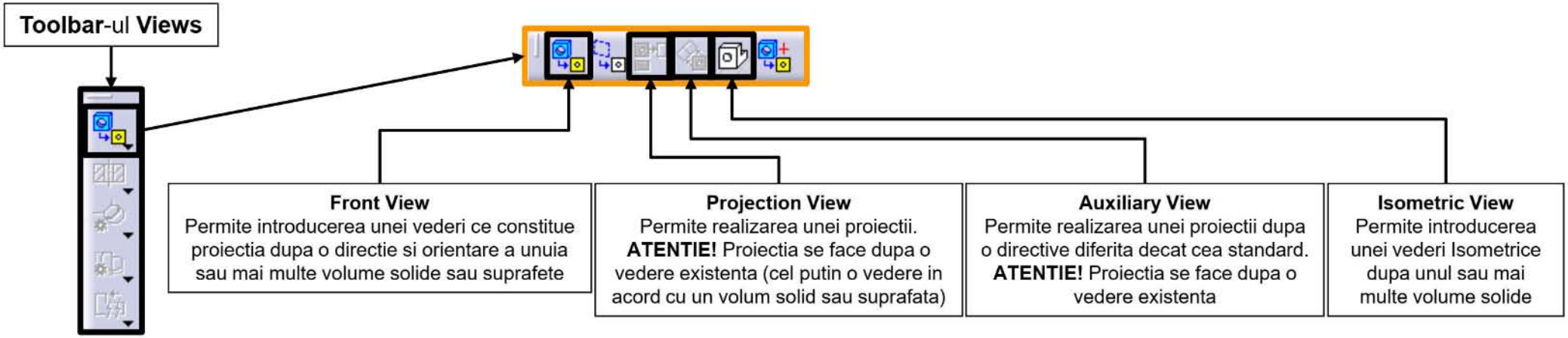
ATENTIE! In modul de vizualizare **Sheet Background** se poate modificare orice camp din indicator dand dublu click pe acesta. Acest lucru nu este posibil in modul de vizualizare **Working Views**.

4. Introducerea vederilor

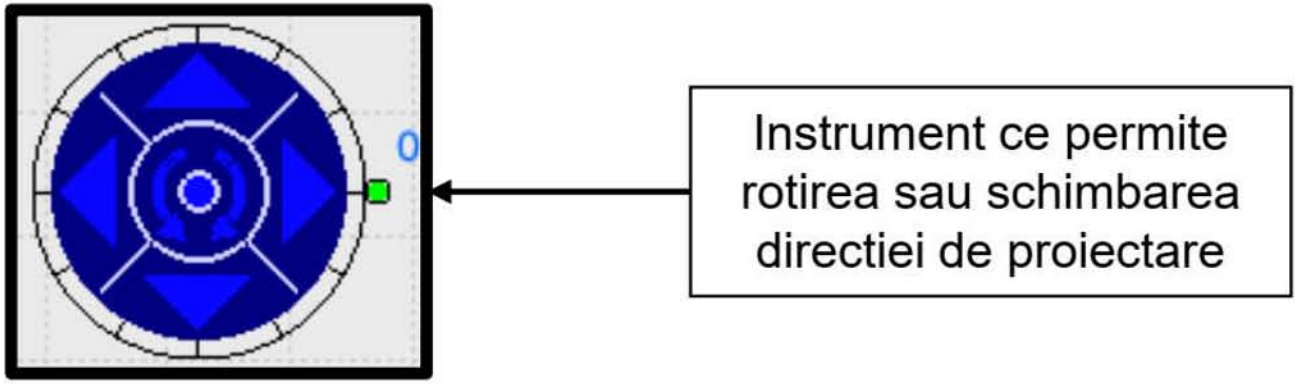
Pentru a introduce vederi în planșa de desen tehnic este necesar ca fișierele **.CATPart** sau **.CATProduct** ce conțin volumul sau volumele solide a căror proiecții se vor utiliza sa fie deschise. Introducerea vederilor se face utilizând **toolbar**-ul **Views**. Acesta permite introducerea vederilor, proiecțiilor, vederilor auxiliare, vederilor izometrice, vederilor cu secțiune, a detaliilor si a rupturilor.

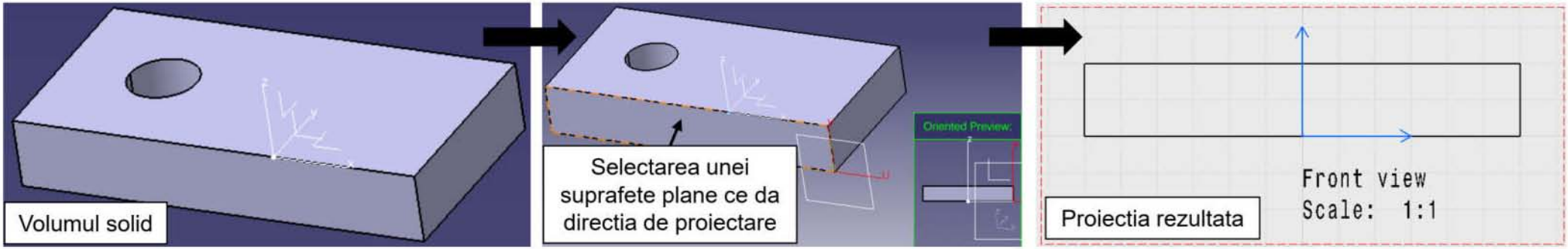
ATENTIE! Nu pot fi făcute vederi, proiecții, secțiuni, detalii sau rupturi fără ca acestea sa fie legate de un volum solid sau suprafață dintr-un fișier **.CATPart** sau **.CATProduct**. Orice modificare a volumelor solide sau suprafețelor va cere un **Update în** fișierul **.CATDrawing**, iar vederile vor fi modificate automat.

Totuși **Catia** oferă și posibilitatea de a crea fiecare element de tip Wireframe (linie, arc, sau curbe) în mod individual (similar cu AUTOCAD), una câte una, însă ele sunt utilizate, în special pentru adăugarea unor elemente auxiliare de tipul axelor, liniilor ajutătoare, etc.

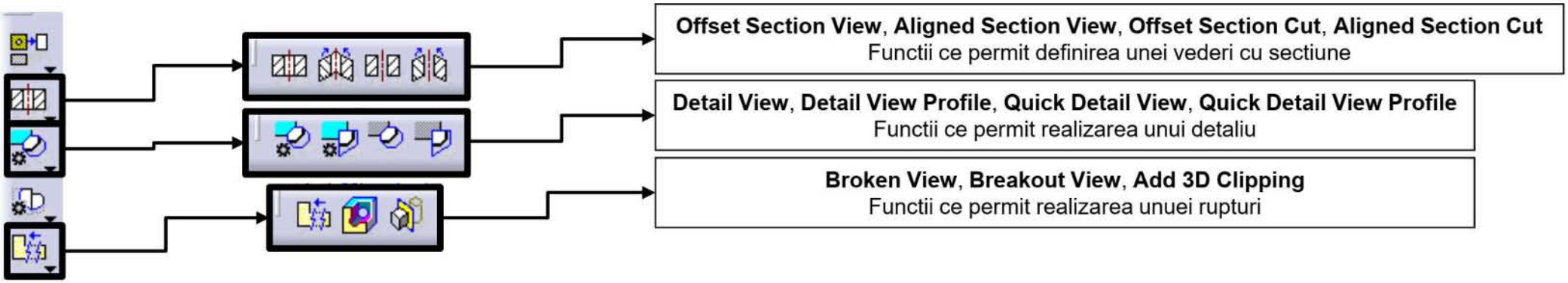


Pentru introducerea primei vederi se selectează funcția **Front View** si se utilizează combinația de taste **Ctrl+Tab** sau din meniul **Window** se selectează fișierul **.CATPart** sau **.CATProduct** in care se afla volumul solid, volumele solide sau suprafețele a căror desen se dorește a se realiza si se da click pe suprafața ce va fi proiectata. In coltul din dreapta sus va apărea un instrument ce va permite rotirea proiecției sau selectarea altei direcții de proiectare. Daca se da click oriunde pe ecran proiecția va fi introdusa în planșa de desen tehnic.

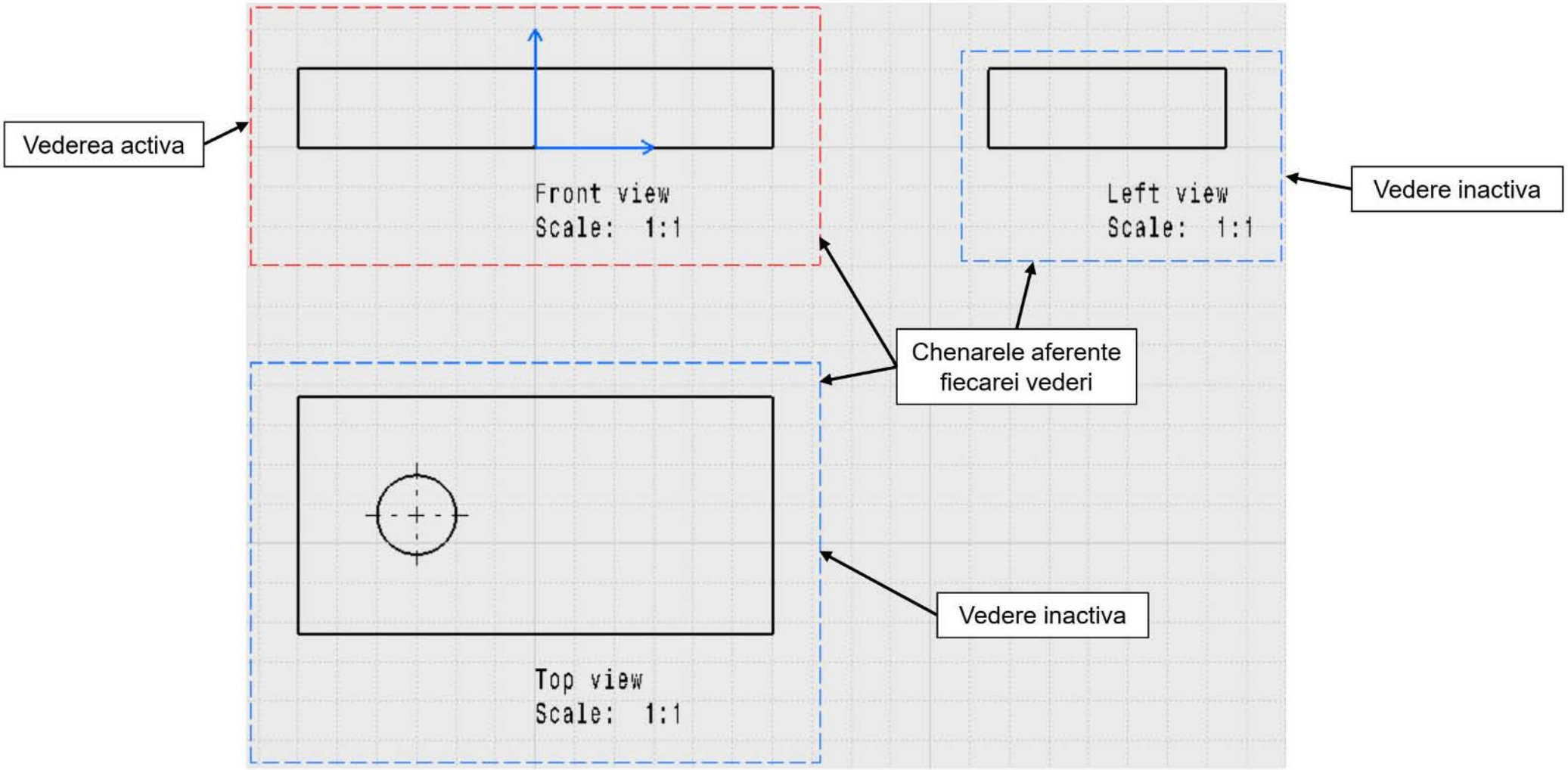




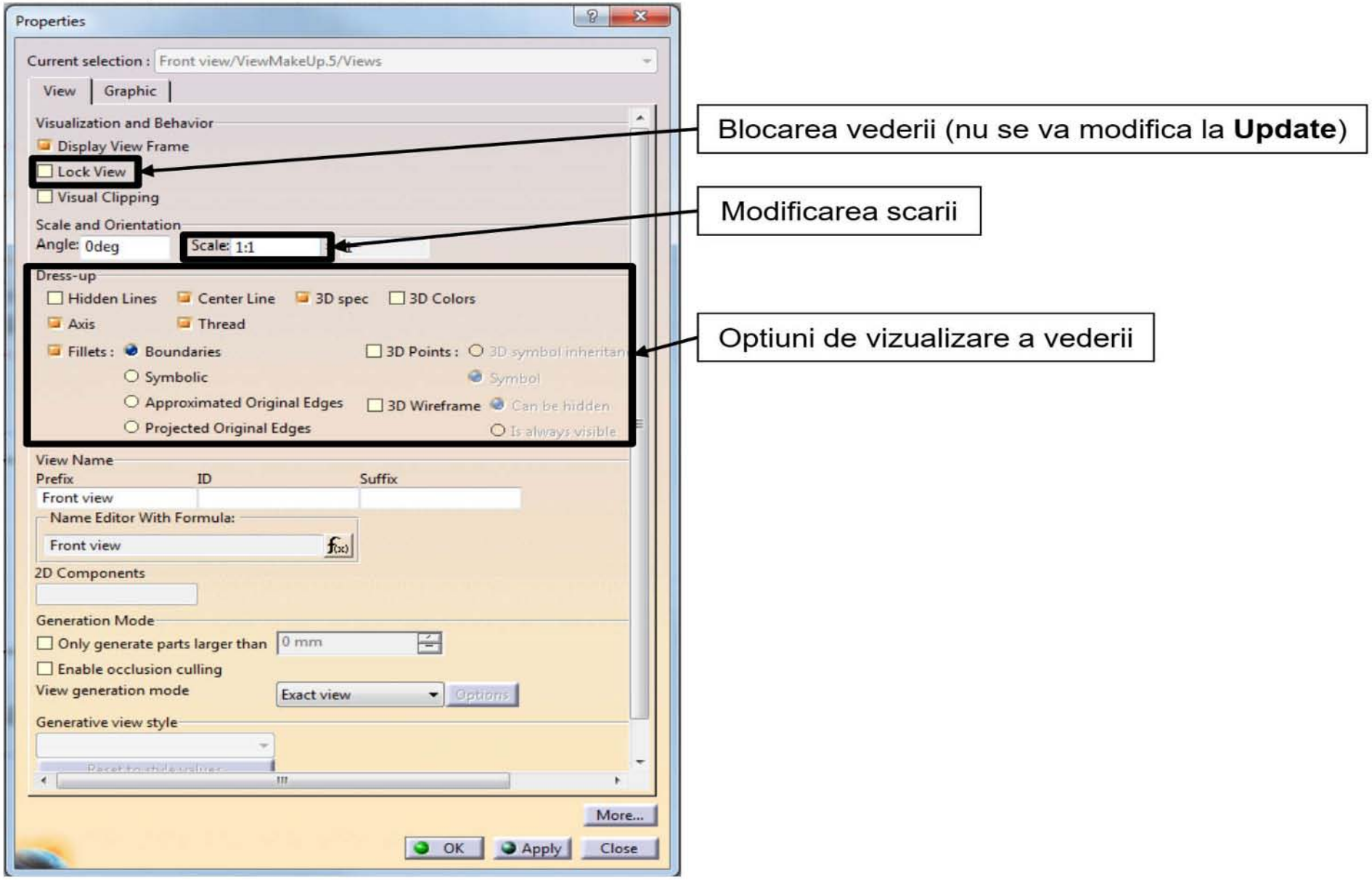
ATENTIE! Daca piese pentru care se dorește realizarea desenului tehnic nu conține suprafețe plane atunci se va selecta un plan din sistemul de axe. Dupa introducerea unei vederi exista posibilitatea realizării vederilor din stânga, dreapta, sus jos, prin utilizarea funcției **Projection View**. Daca se dorește realizarea unei vederi in alta direcție se utilizează funcția **Auxiliary View**. Funcția **Isometric View** permite introducerea unei vederi izometrice (dupa ce se selectează funcția se orientează volumul cum se dorește și se da click oriunde pe piesa). Vederile explodate se introduc utilizând tot funcția **Isometric View** dar se selectează mai întâi scena realizata din arbore dupa care se orientează ansamblul de piese si se da click oriunde pe el.
Dupa ce a fost introdusa cel puțin o vedere legata de o entitate geometrica aflata într-un fișier .CATPart pot fi realizate vederi cu secțiune, detalii, rupturi.



ATENTIE! Vederile cu **secțiune**, **detaliile** sau **rupturile** se fac luând în considerare o **vedere activa**. Vederea activa este încadrată într-un chenar simbolizat cu linie întreruptă roșie. Vederile ce nu sunt active sunt simbolizate cu un chenar cu linie întreruptă, albastra. Pentru a active o vedere sa da dublu click pe chenar.

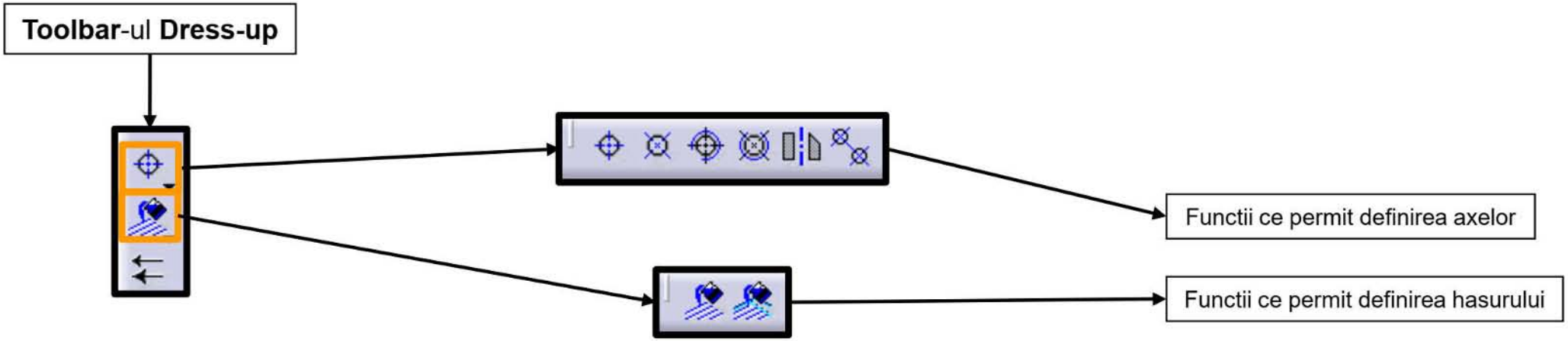


ATENTIE! In mod standard scara la care sunt introduse vederile este 1:1. Daca se dorește modificarea scării se da click dreapta pe chenar și se selectează opțiunea Properties.



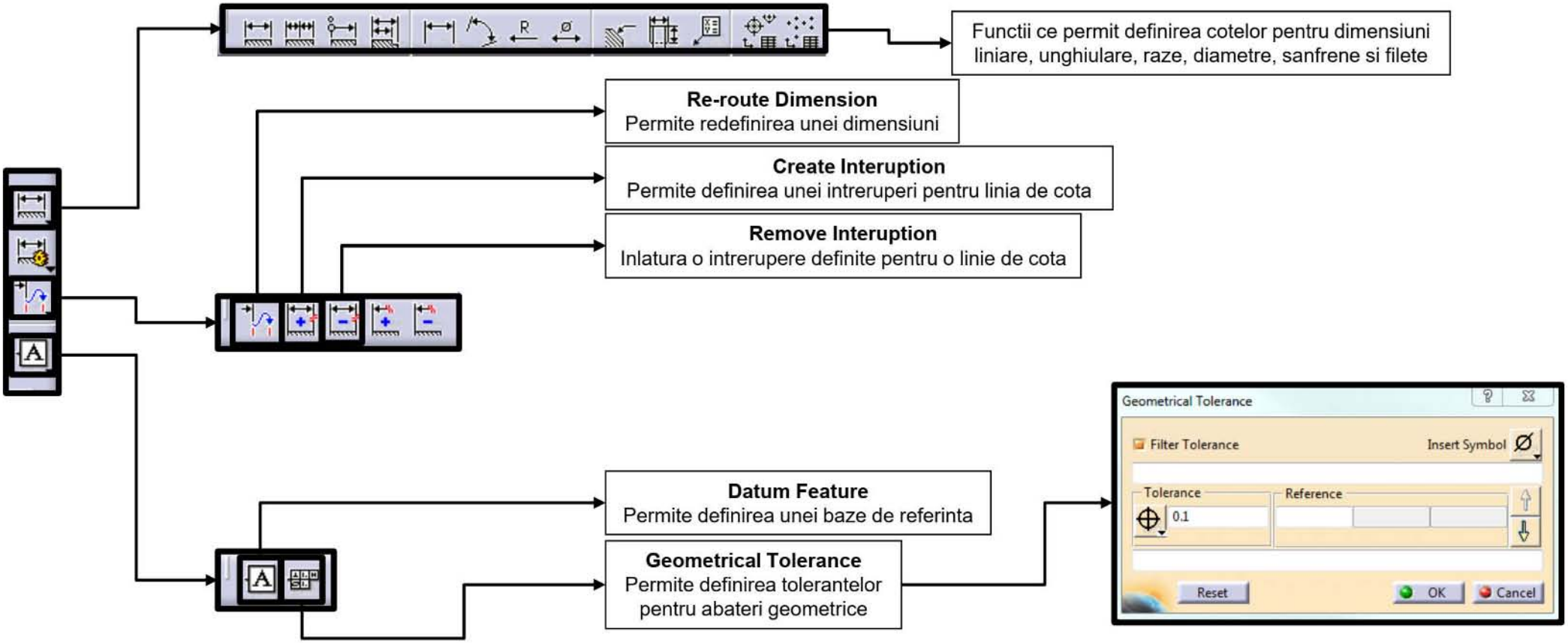
5. Linii de axă și hașura

Geometriile ce prezintă o axa de revoluție programul trasează automat liniile de axa. Daca se dorește definirea altor linii de axa este posibila utilizarea **toolbar**-ului de **Dress-up** unde exista funcții de definire a liniilor de axa. Tot în acest **toolbar** exista funcții ce permit definirea hașurii. **ATENTIE!** Programul generează în mod automat hașura însă în anumite cazuri este utila definirea manuala a acestuia.



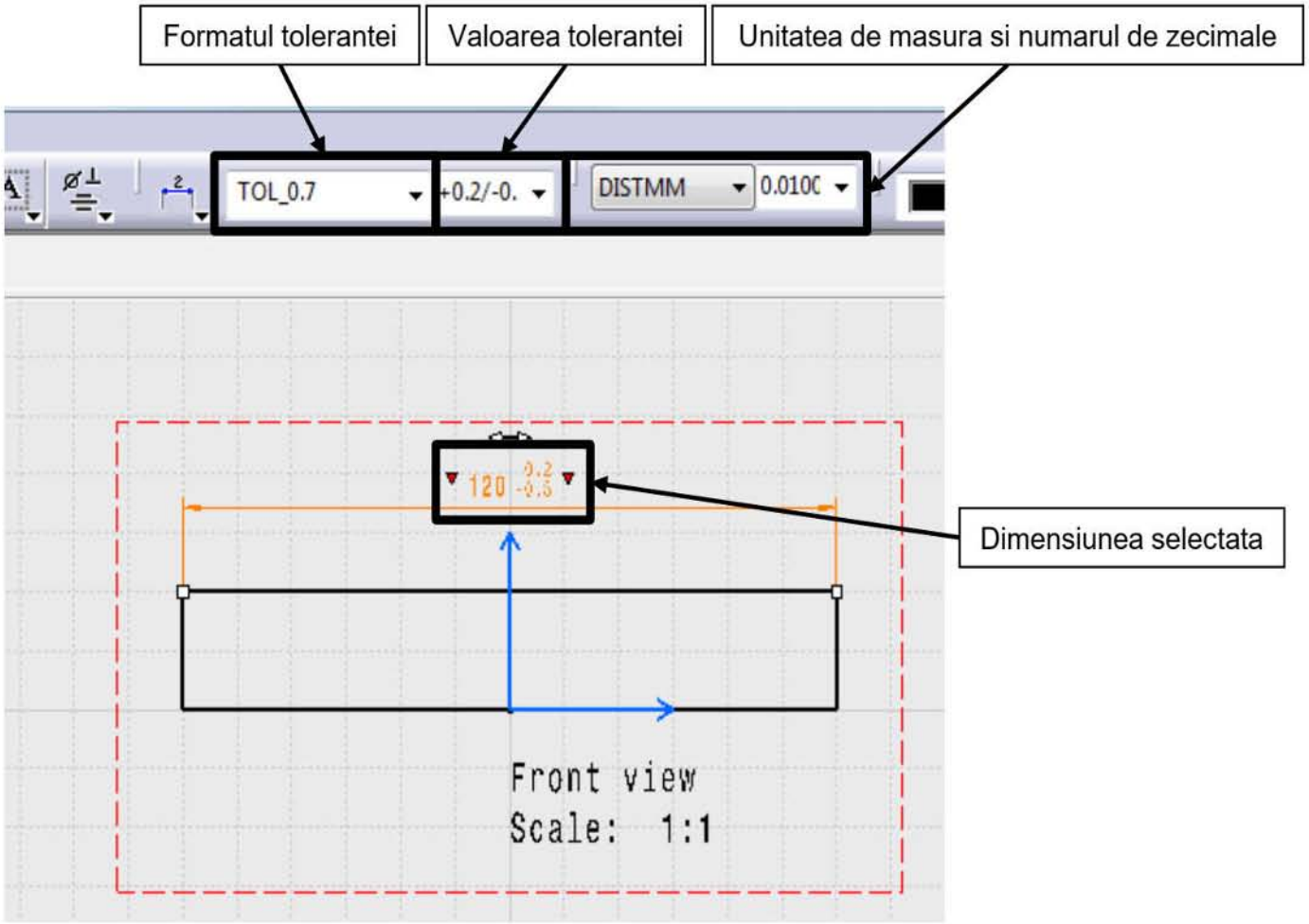
6. Cotarea desenului tehnic

Toate elementele de cotare se regăsesc în **toolbar**-ul **Dimensioning**. Funcțiile din acest toolbar permit definirea cotelor pentru dimensiuni liniare, unghiulare, raze, diametre, sanfrene (teșituri) și filete. In același **toolbar** exista funcții cu ajutorul cărora se definesc bazele de referință și tolerantele abaterilor geometrice de forma, poziție și orientare. Alte funcții ce țin de dimensiuni permite redefinirea acestora când geometria s-a modificat și ele au pierdut referință sau generează întreruperi ale liniilor de cota.



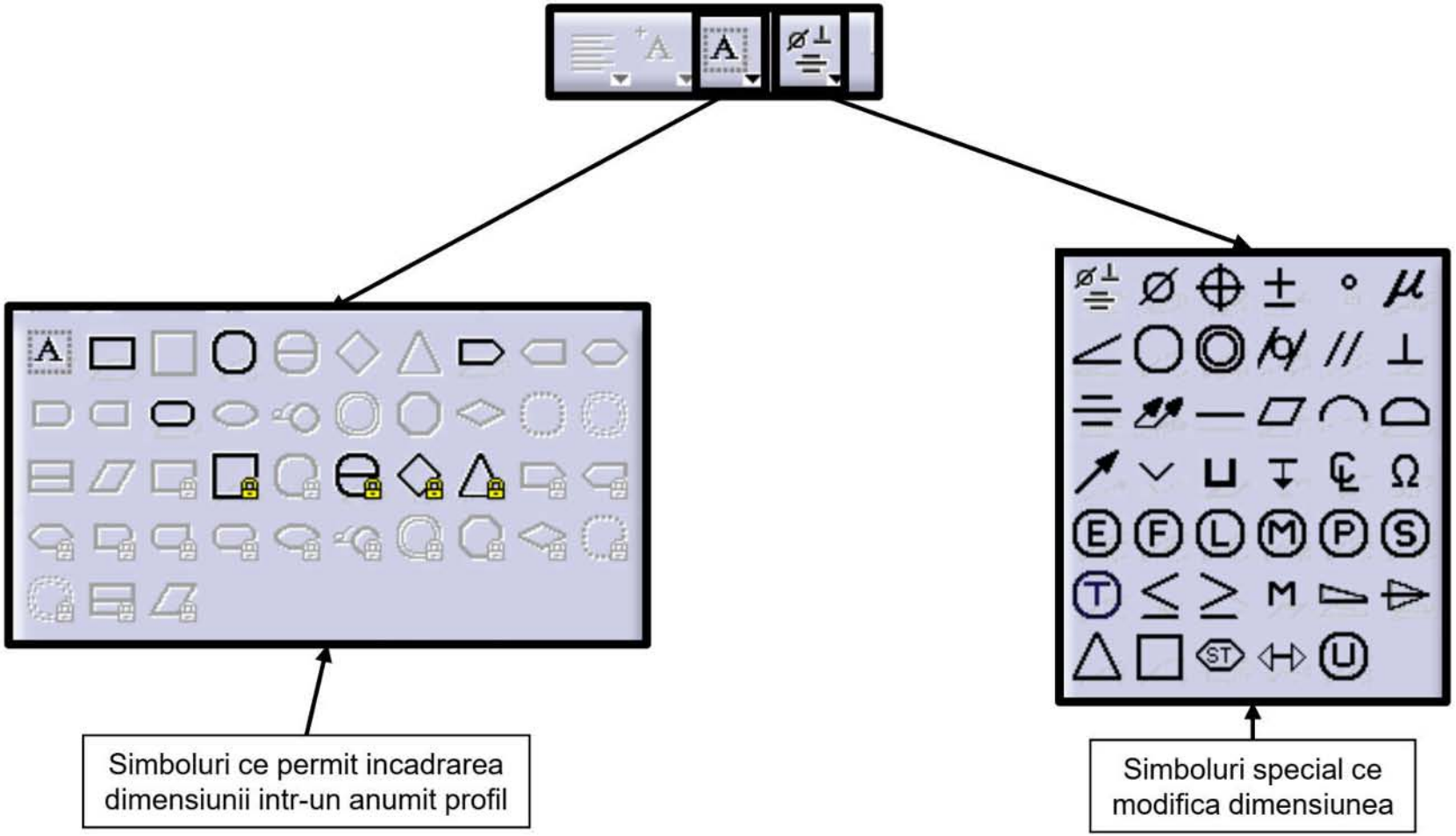
6.1. Definirea tolerantelor pentru dimensiuni liniare și unghiulare

Definirea tolerantelor pentru dimensiuni liniare si unghiulare se face utilizând un **toolbar** special. In primul rand se selectează dimensiunea pentru care se dorește introducerea tolerantei dupa care se selectează un format al tolerantei (se permite și introducerea tolerantelor pentru ajustaje) si valoarea dorita. In cazul unei tolerante asimetrice se introduce mai întâi valoarea tolerantei superioare se introduce caracterul **slash** și valoarea tolerantei inferioare (de exemplu 0.2/-0.3).



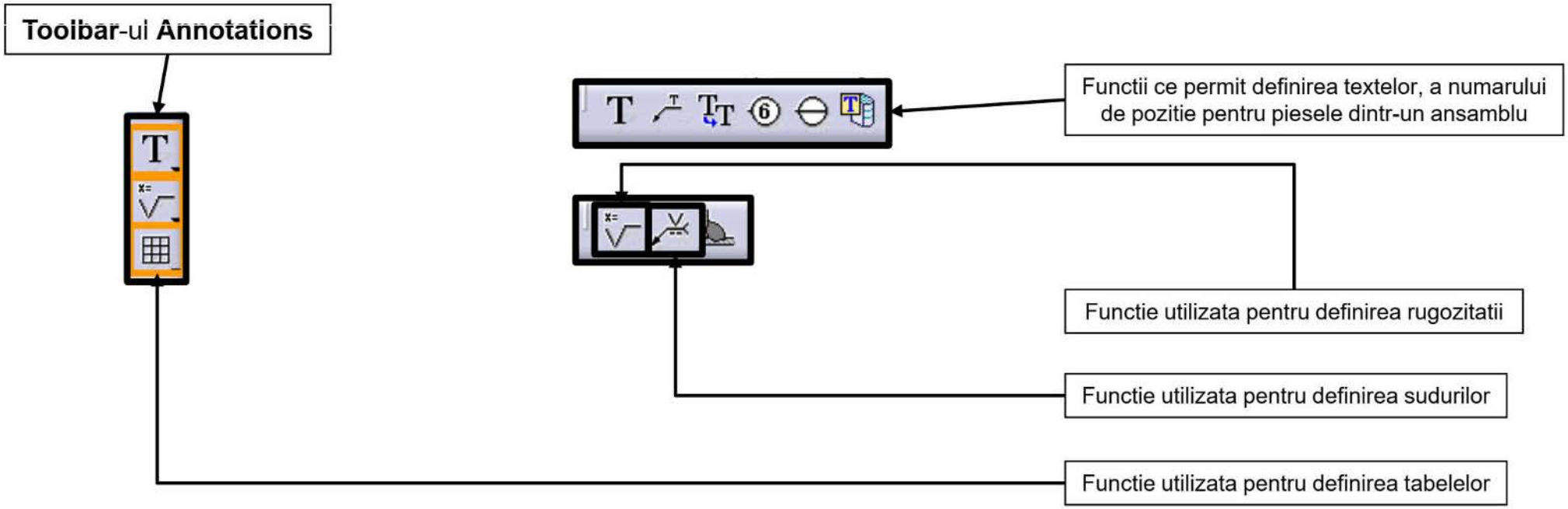
6.2. Alte simboluri speciale ce țin de cote

Prin simboluri special se înțelege: R, Ø, µ, principiul maximului de material, principiul minimului de material etc sau definirea unei cote teoretic exacte. Simbolurile speciale se definesc prin selectarea unei dimensiuni si alegerea simbolului dorit.



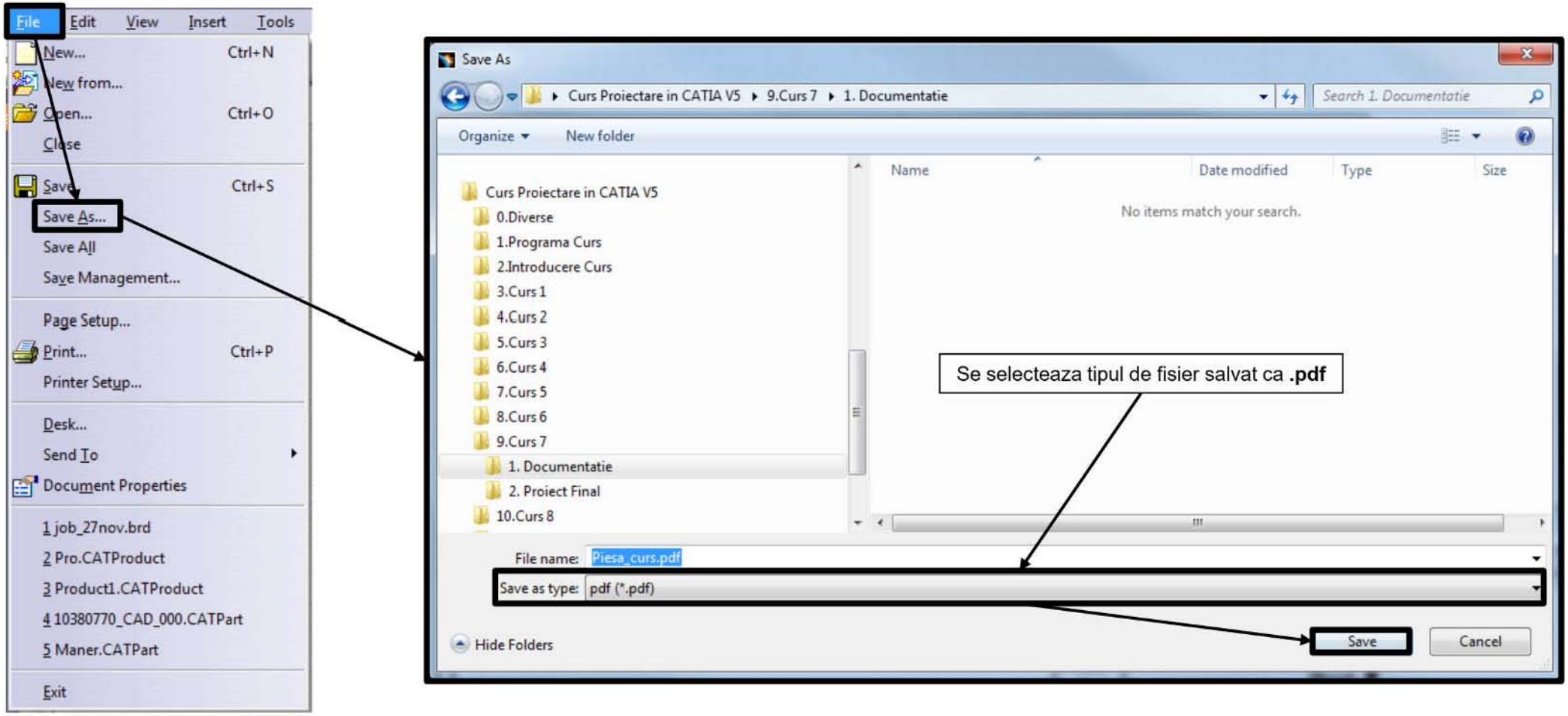
9. Alte simboluri definite pe o planșă de desen tehnic

Toolbar-ul Annotations permite definirea altor tipuri de cote sau simboluri utilizate în desenul tehnic: rugozitate, sudura, text, numerotare, tabele, etc.



10. Salvarea desenelor în format .pdf

In cele mai multe cazuri este utila salvarea fișierelor în format **.CATDrawing** în format **.pdf** deoarece face mai ușoară vizualizarea acestora (nu este necesar programul CATIA V5) și listarea lor. Pentru a fi salvate în format **.pdf** se selectează opțiunea **File->Save As** și se selectează formatul .pdf.

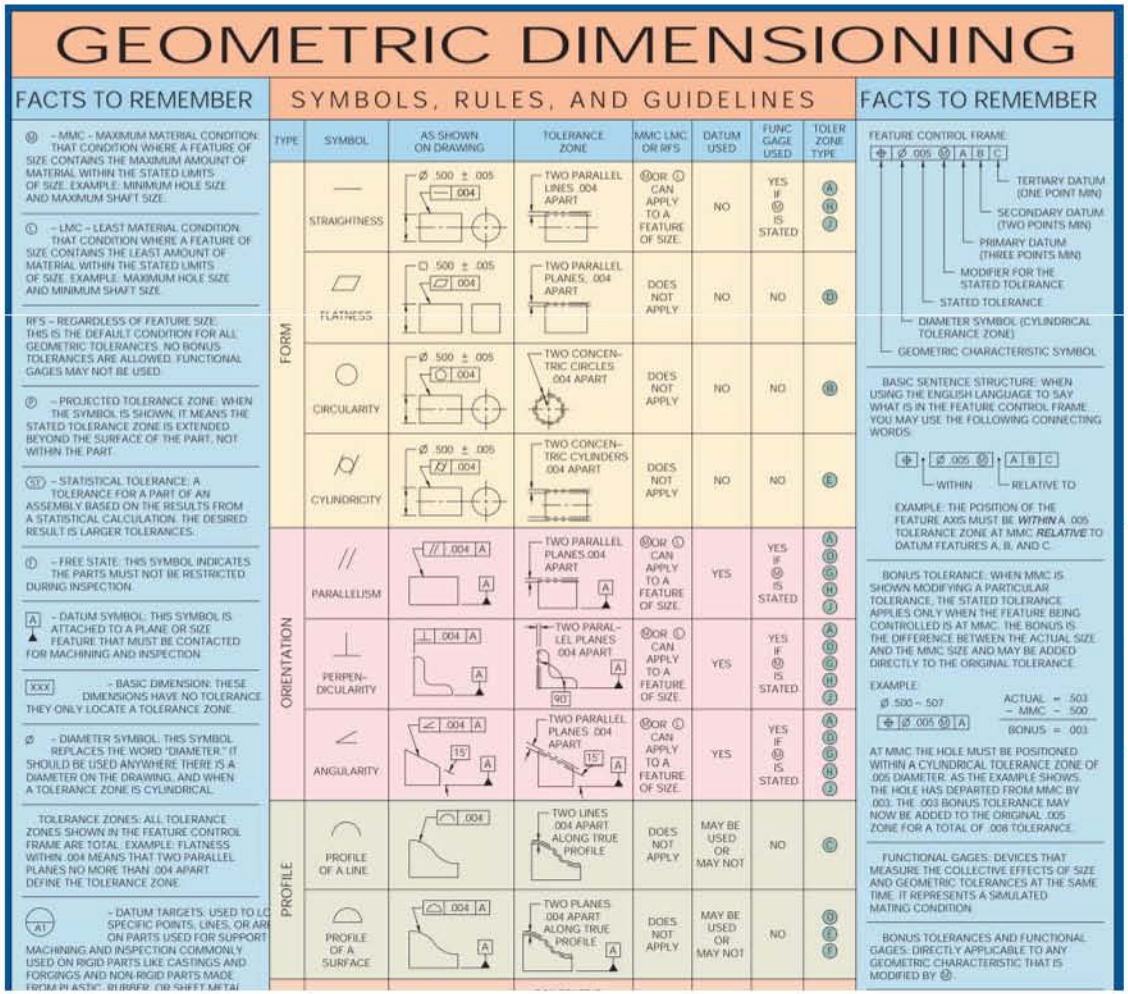


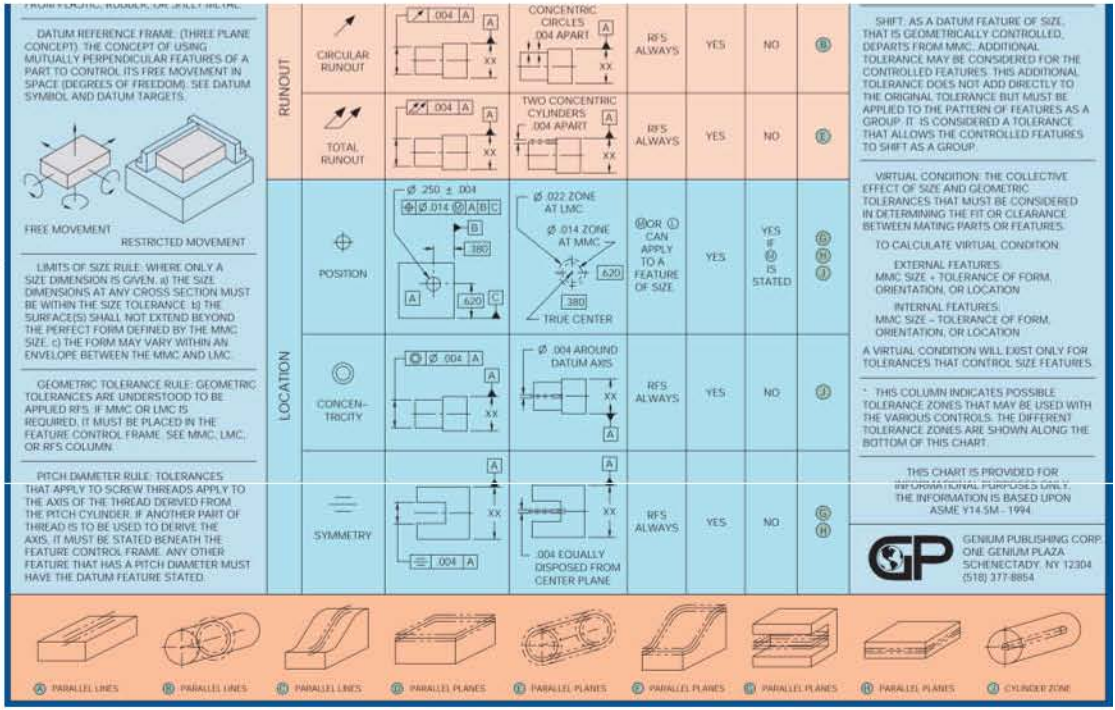
Worbench-ul Drafting, partea a II-a

1. Alte simboluri definite pe o planșă de desen tehnic
1.1. Dimensiuni geometrice
1.2 Baze de referință
1.3. Toleranțe
1.4. Exemple
2. Detalii privind secționarea pieselor
3. Utilizarea scenelor pentru vederi explodate

1. Alte simboluri definite pe o planșă de desen tehnic

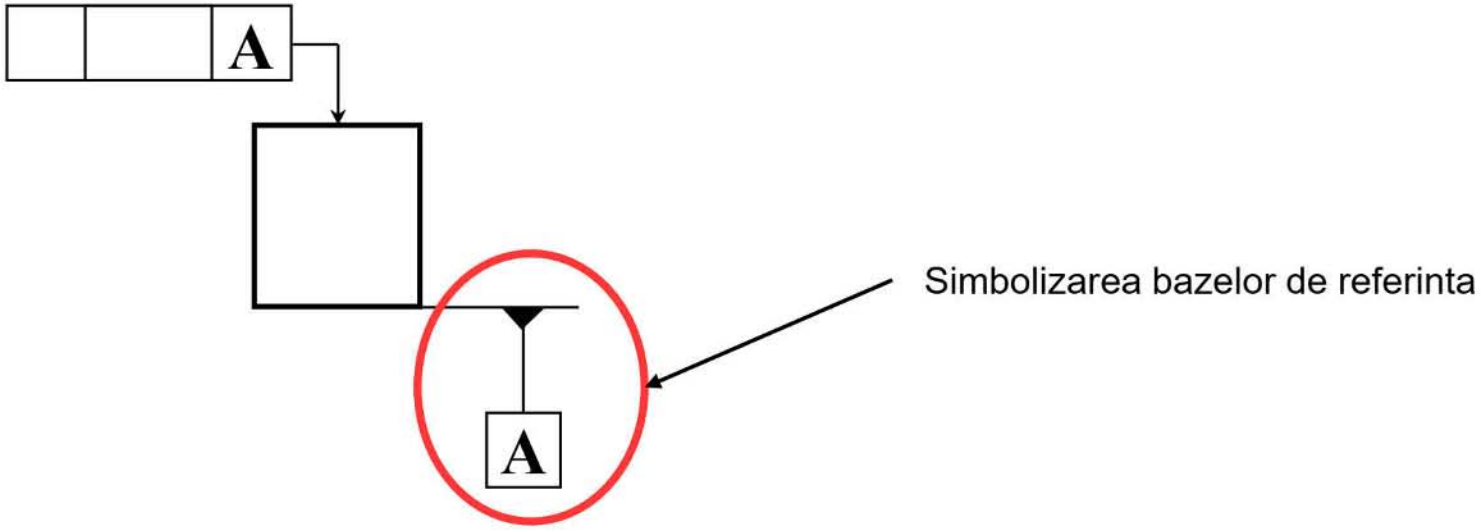
1.1. Dimensiuni geometrice



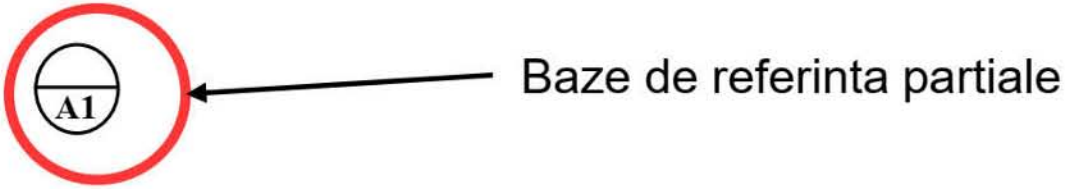


1.2 Baze de referință

O baza de referință este forma geometrica teoretic exacta fata de care se raportează elementele tolerate. Bazele de referință ajuta la definirea gradelor de libertate a piesei și a direcțiilor de măsurare. O baza de referința poate fi **un punct, o dreapta sau un plan**.

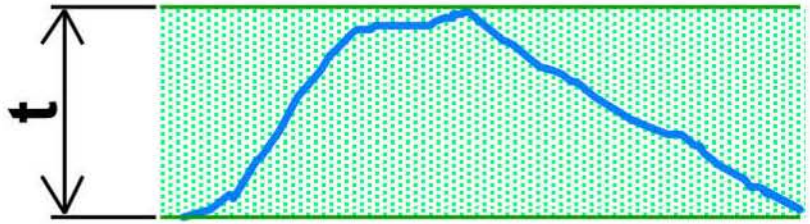


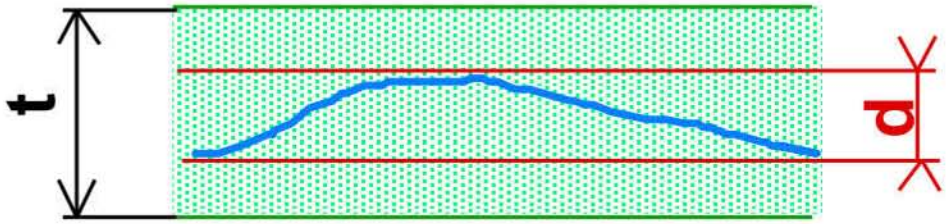
Bazele de referință sunt specificate printr-o linie de indicație care se termina printr-un triunghi plin (sau gol). Pentru identificarea bazei de referință se înscrie o litera simbolizata cu majuscule într-un cadru legat de triunghiul bazei de referință. Bazele de referință parțiale au un simbol dedicate (Datum targets în limba engleza).



1.3. Toleranțe

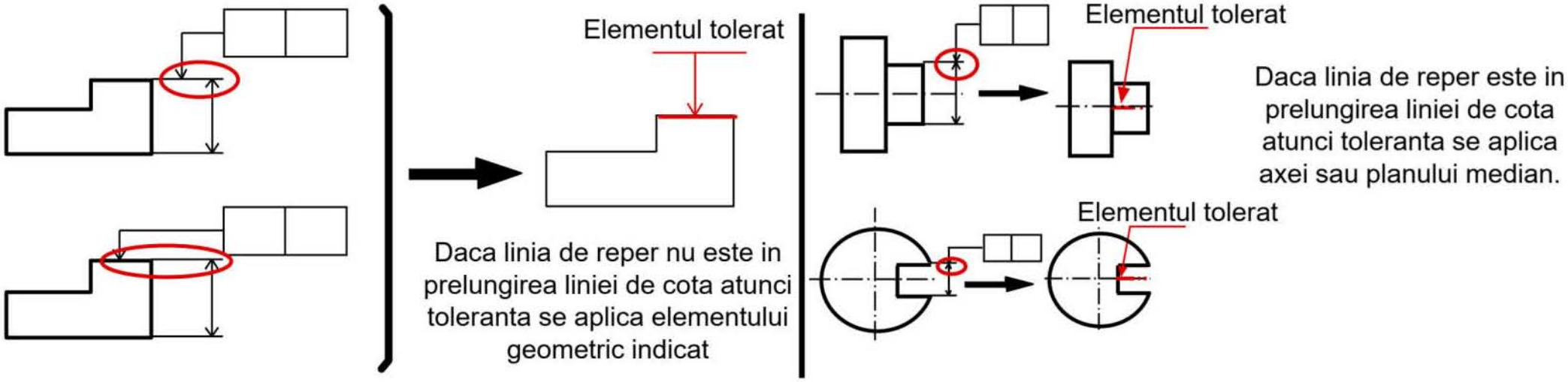
O toleranță geometrică aplicată unui element definește zona de toleranță în interiorul căreia elementul (suprafață, axa, plan median etc) respectiv trebuie sa fie cuprins. Zona de toleranta este porțiunea de spațiu de geometrie perfecta care trebuie sa conțină elementul real și ale carei limite depind de caracteristica tolerată (forma, orientare, poziție).

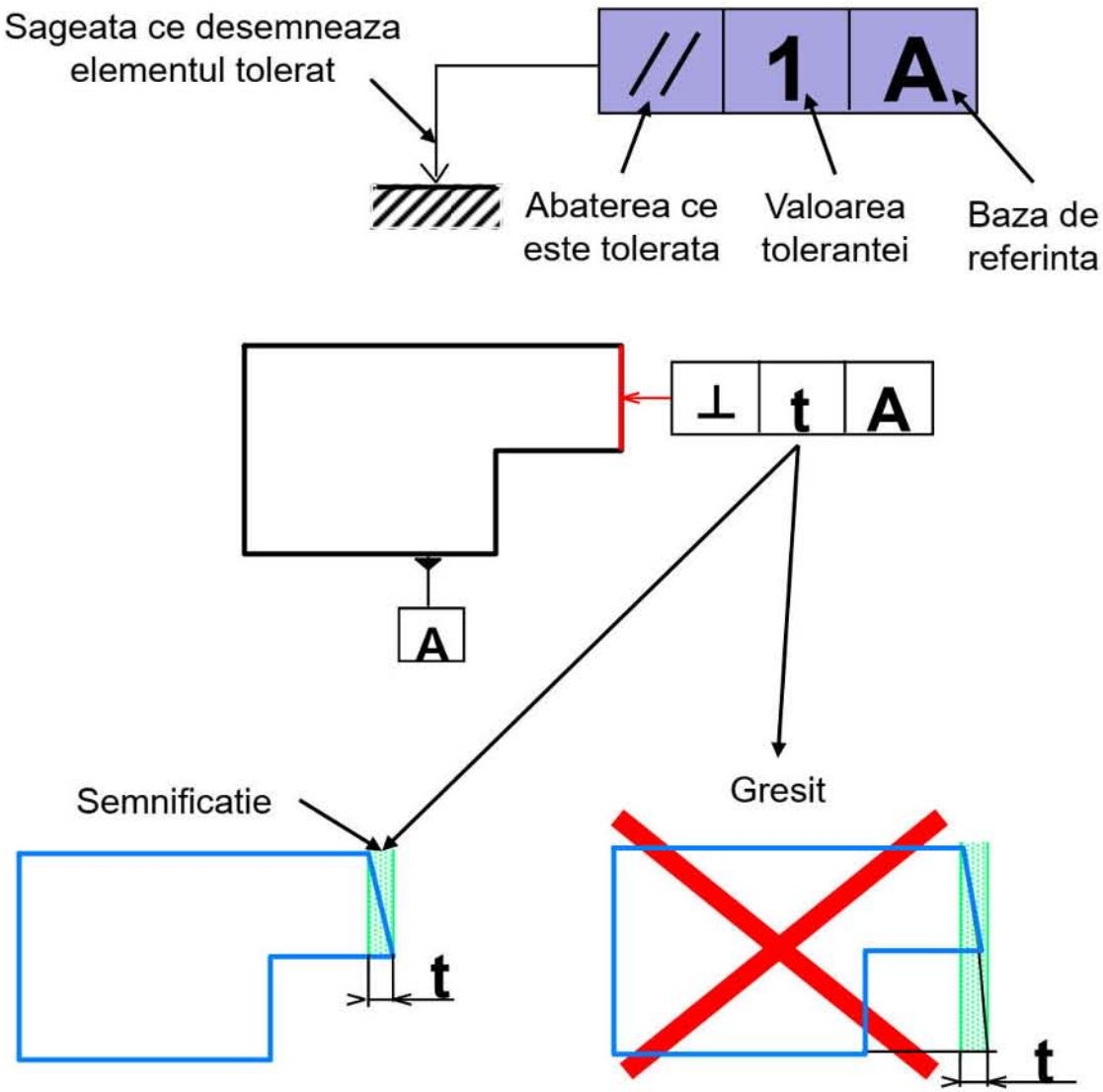




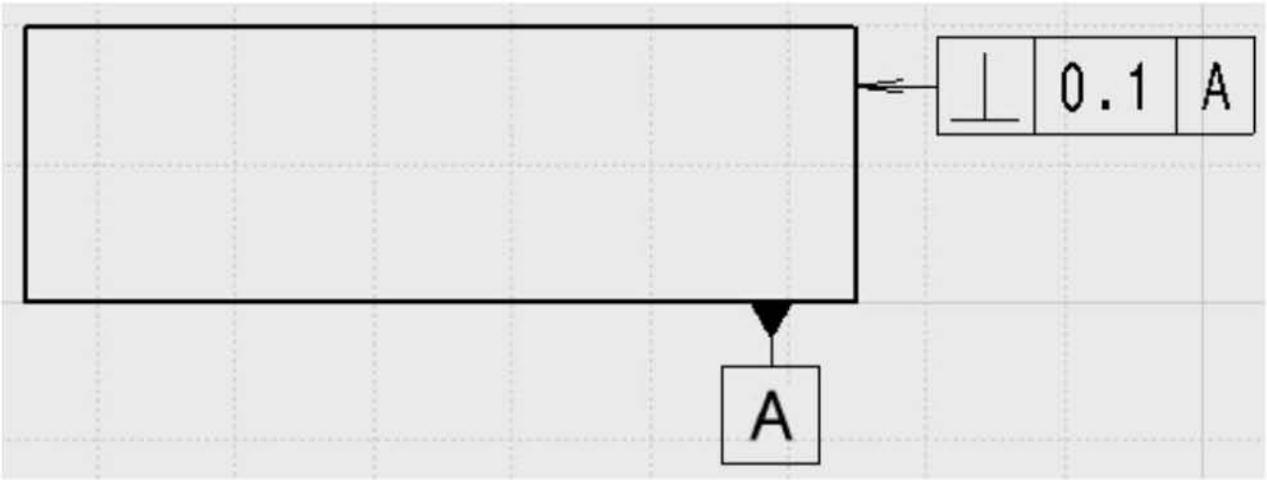
Suprafața reală este conformă specificației daca toate punctele acesteia sunt în interiorul zonei de toleranță. O toleranță geometrică este indicată pe un desen prin: o săgeată care desemnează elementul tolerat și un cadru de toleranță care conține caracteristicile tolerate.

ATENTIE! Exista doua moduri de simbolizare atât a bazelor de referință cat și a abaterilor de forma poziție și orientare.

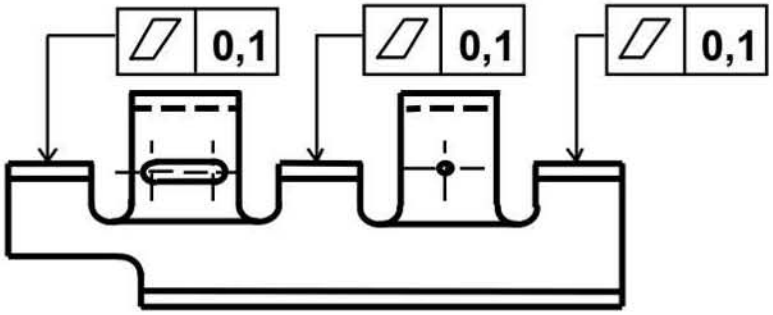




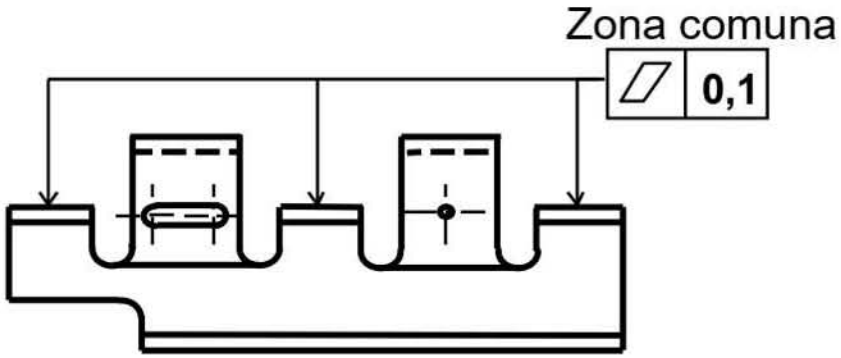
Elemente şi tolerante		Caracteristici tolerate	Simboluri
Elemente izolate	Toleranţe de formă	Rectilinitate	—
		Planeitate	⏥
		Circularitate	○
		Cilindricitate	⌭
Elemente izolate sau asociate		Forma unei linii oarecare	⌒
		Forma unei suprafeţe oarecare	⌓
Elemente asociate	Toleranţe de orientare	Paralelism	//
		Perpendicularitate	⊥
		Înclinare	∠
	Toleranţe de poziţie	Poziţia nominală (localizare)	⌖
		Concentricitate şi coaxialitate	◎
		Simetrie	⌯
	Toleranţe de bătaie	Bătaia simplă	↗
		Bătaia totală	⌰



Exemplu de citire a simbolului: Toleranta abaterii de perpendicularitate a suprafeței indicate fata de baza de referință A are valoarea de 0,1 mm.



Definirea tolerantei fara zona comuna



Definirea tolerantei cu zona comuna

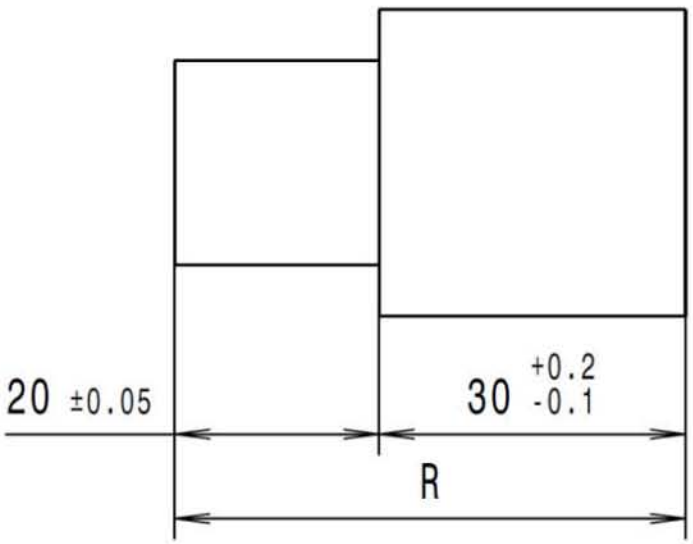
Prin lanț de dimensiuni se înțelege totalitatea dimensiunilor liniare sau unghiulare care formează un contur închis si care determina poziția unor suprafețe ale unei piese sau ale mai multor piese dintr-un subansamblu ori ansamblu. Dimensiunile unui lanț se împart in dimensiuni componente (sau dimensiuni primare) si dimensiuni de închidere. Exista trei metode de rezolvare a lanțurilor de dimensiuni: metoda de maxim si minim (worst case), metoda algebrica și metoda probabilistica.

Metoda de maxim si minim

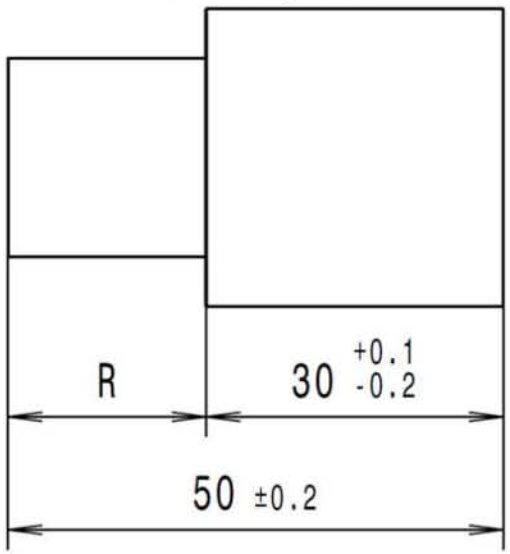
In funcție de influenta fiecărei dimensiuni exista dimensiuni de mărire (care prin mărirea individuala provoacă mărirea dimensiunii de închidere) și dimensiuni reducătoare (care prin mărirea lor provoacă micșorarea dimensiunii de închidere). Pentru n dimensiuni în lanțul dintre care m dimensiuni de mărire, nominalul și tolerantele superioare și inferioare ale dimensiunii de închidere se calculează cu următoarele relații:

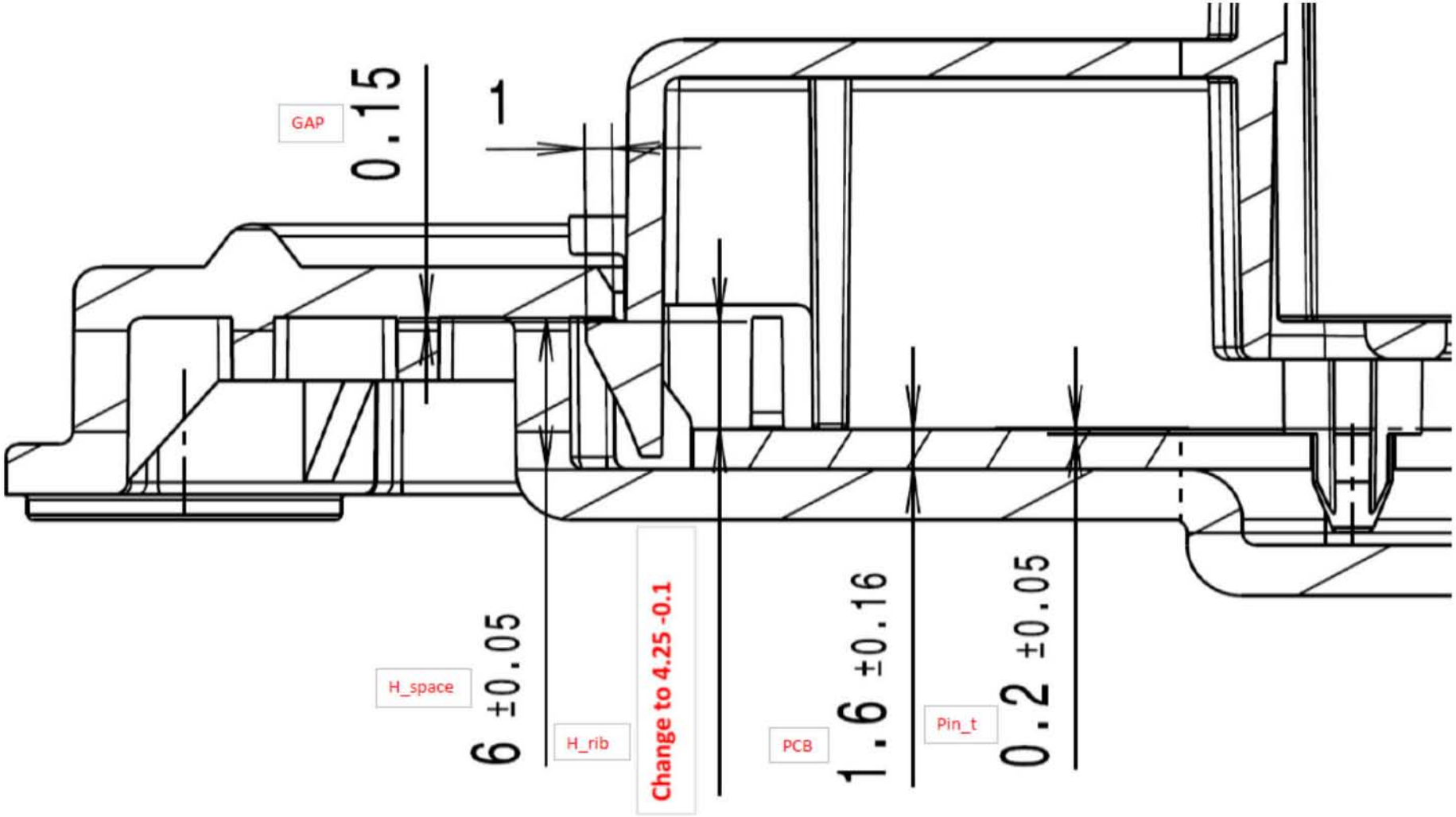
$$N = \sum_{j=1}^{m} N_j - \sum_{j=m+1}^{n} N_j \qquad A_s = \sum_{j=1}^{m} A_{S_j} - \sum_{j=m+1}^{n} A_{i_j} \qquad A_i = \sum_{j=1}^{m} A_{i_j} - \sum_{j=m+1}^{n} A_{s_j}$$

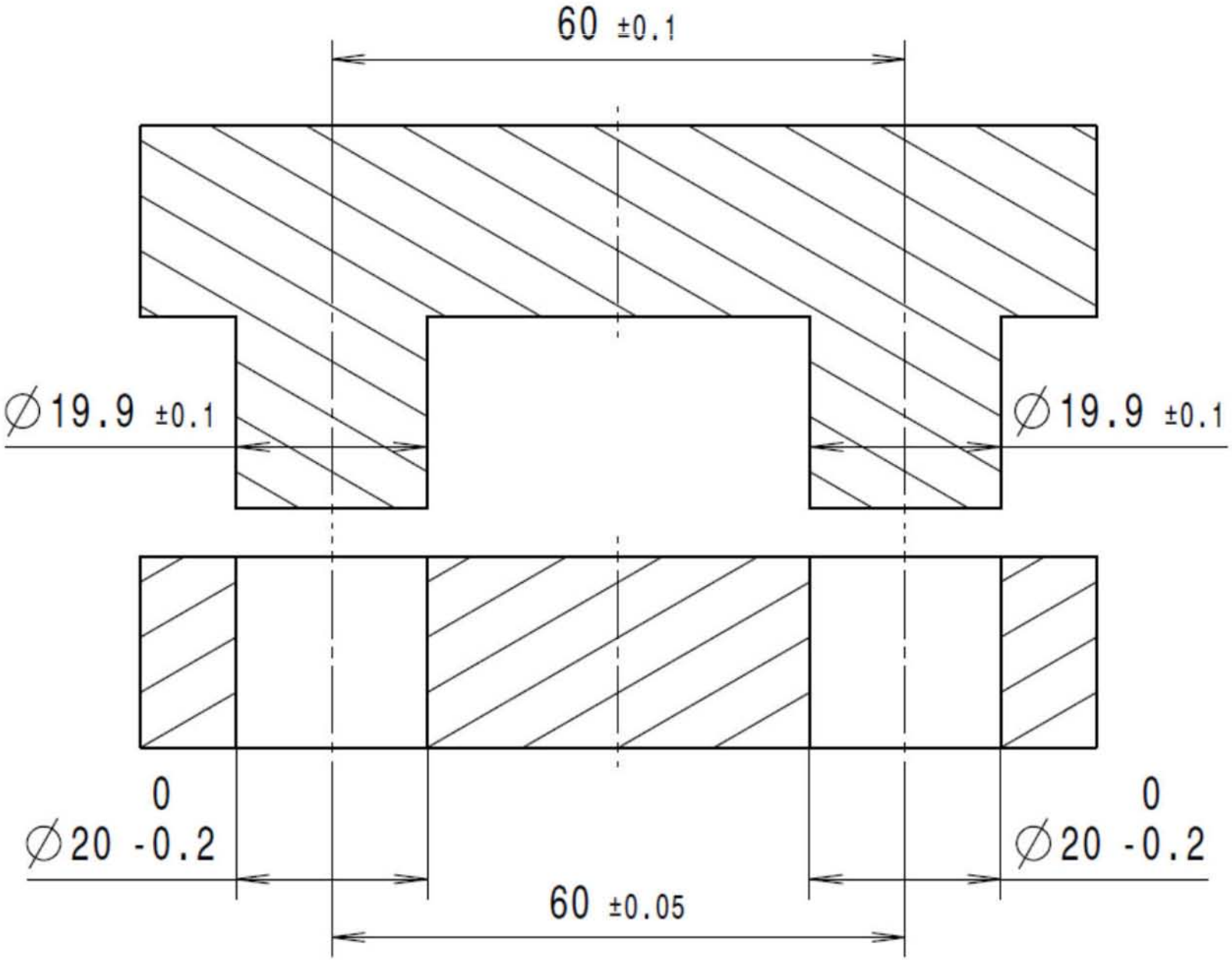
Exemplul 1

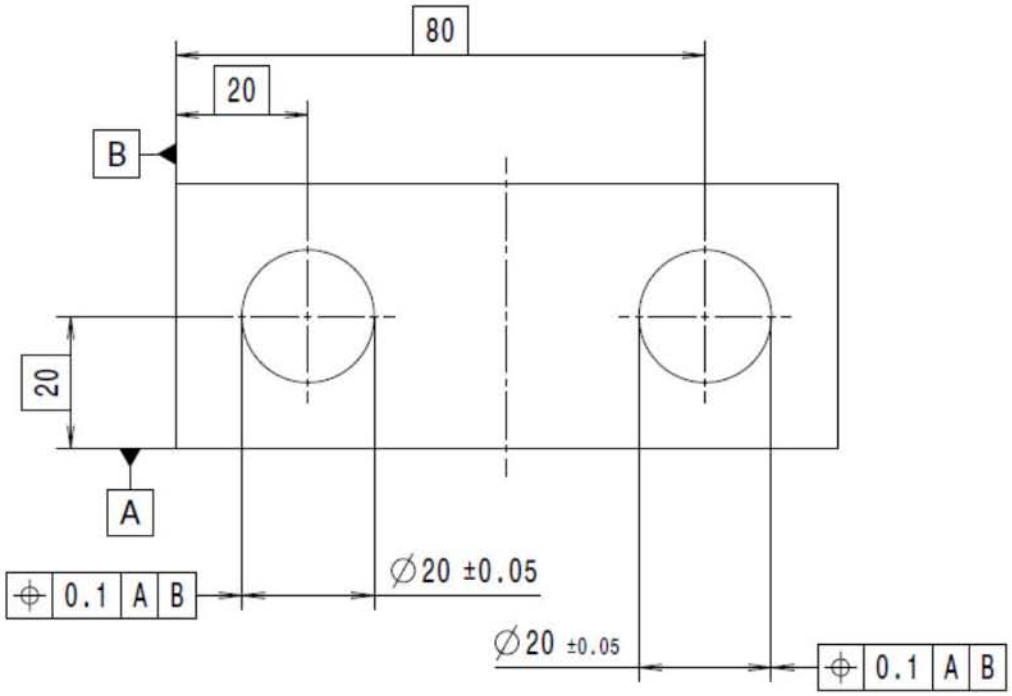


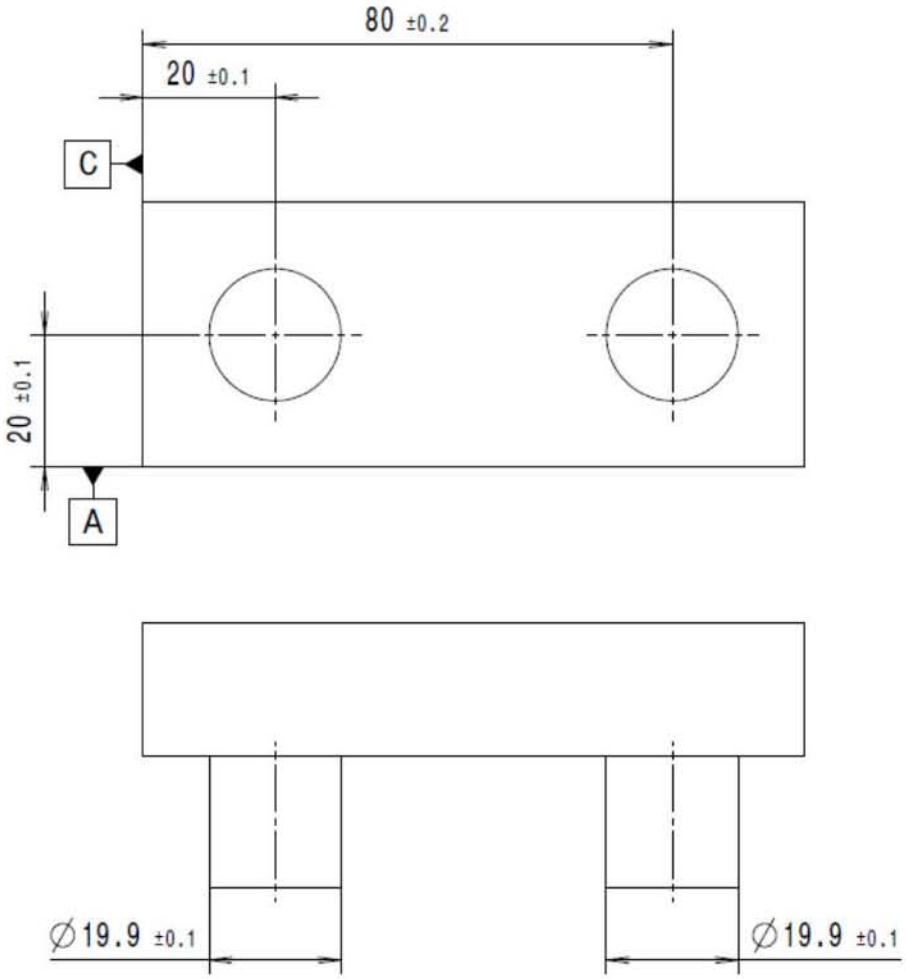
Exemplul 2




GAP
0.15
1
H_space
6 ±0.05
H_rib
Change to 4.25 -0.1
PCB
1.6 ±0.16
Pin_t
0.2 ±0.05

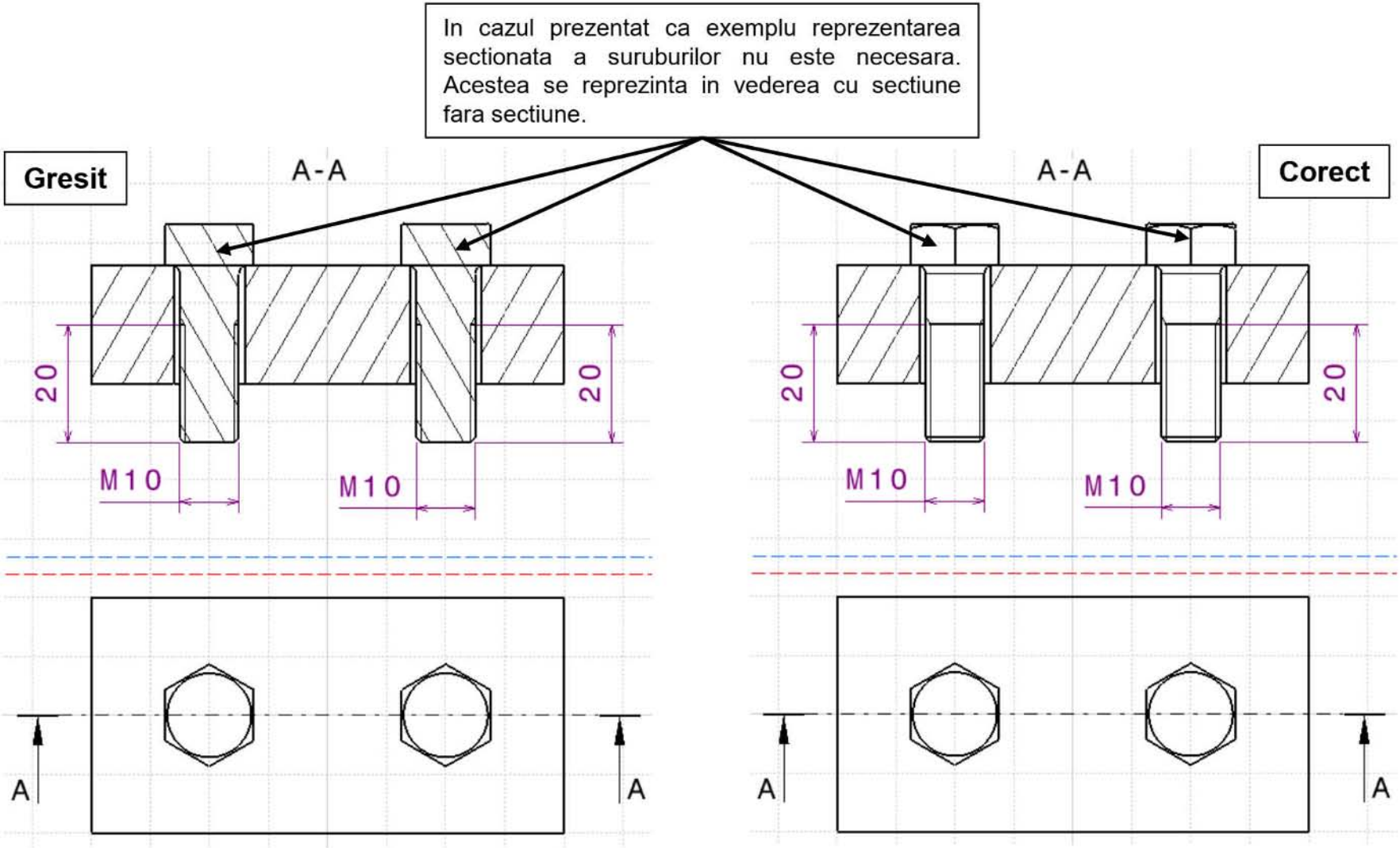

60 ±0.1
∅19.9 ±0.1
∅19.9 ±0.1
0
∅20 -0.2
0
∅20 -0.2
60 ±0.05


80
20
B
20
A
0.1 A B
∅20 ±0.05
∅20 ±0.05
0.1 A B

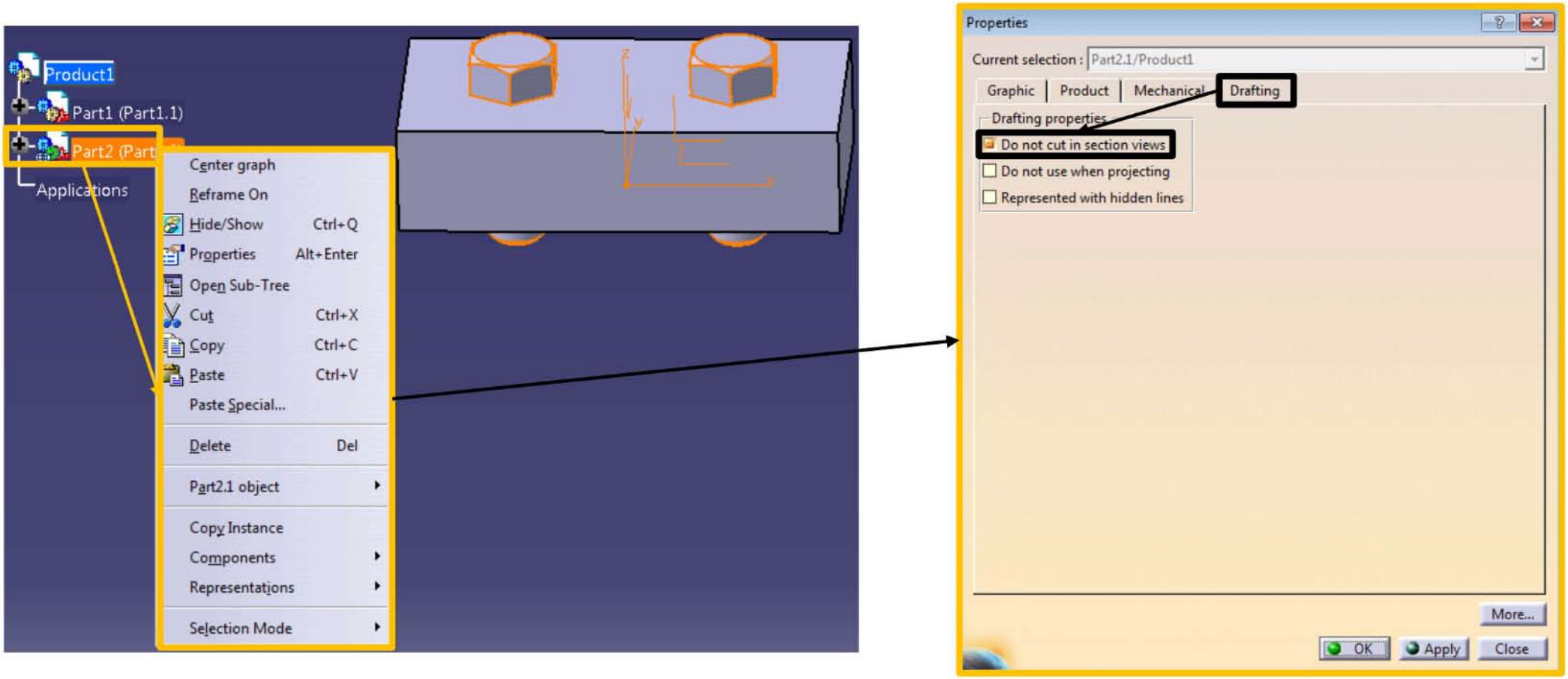

80 ±0.2
20 ±0.1
C
20 ±0.1
A
∅19.9 ±0.1
∅19.9 ±0.1

2. Detalii privind secționarea pieselor

Exista anumite piese a căror reprezentare în vederile cu secțiune din desenul tehnic se face fără secționare. In acest caz este necesara selectarea unei opțiuni pentru fiecare fișier **.CATPart** care se dorește a fi reprezentat fără secțiune în vederea cu secțiune.

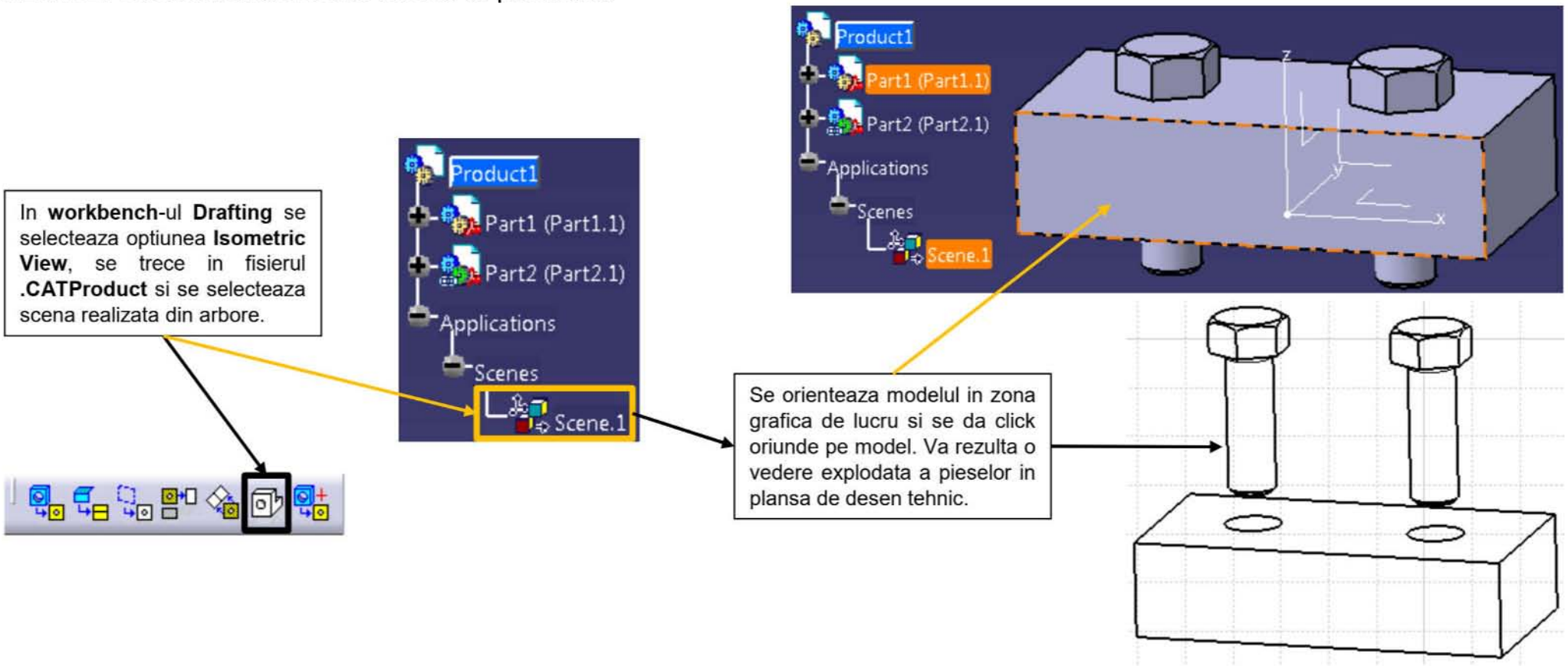


Pentru ca o piesa sa fie reprezentata fără secțiune este nevoie sa se selecteze piesa respectiva din ansamblu, din fișierul **.CATProduct**, si sa se dea click dreapta pe ea și sa se selecteze opțiunea **Properties**. In câmpul **Drafting** al proprietăților piesei este posibila selectarea unor opțiuni de vizualizare a piesei in desenul tehnic (**Do not cut in section views**, **Do not use when projecting**, **Represented with hidden lines**). Opțiunea **Do not cut in section views** face posibila reprezentarea fără secțiune într-o vedere cu secțiune pentru piesa selectată.



3. Utilizarea scenelor pentru vederi explodate

In cazul în care se dorește realizarea unei vederi explodate pe o planșă de desen tehnic atunci este recomandata utilizarea scenelor (**Enhanced Scene**) din **workbench**-ul **Assembly Design** pentru a asigura stabilitatea acestora. Pentru a vedea cum se realizează scenele vezi cursul 8 pagina 11. In **workbench**-ul **Drafting** este necesara selectarea opțiunii **Isometric View**, trecerea în fișierul **.CATProduct**, și înainte de a da click oriunde pe modelul 3D (si orientarea acestuia în zona grafica de lucru) se selectează mai întâi scena din arbore. In planșa de desen tehnic va fi introdusa o vedere izometrica explodata.
ATENTIE! Scena trebuie sa fie făcută in prealabil.



Worbench-ul Generative Sheetmetal Design

1. La ce folosește si cum se accesează workbench-ul Generative Sheetmetal Design
2. Sheet Metal Parameters
3. Funcția Recognize
4. Desfășurata
5. Definirea geometriei tablei
6. Definirea pereților din tablă
7. Funcții utilizate la operații de îndoire
8. Funcții utilizate la operații de taiere și cosmetizare

1. La ce folosește și cum se acceseaza workbench-ul Generative Sheetmetal Design

Workbench-ul **Generative Sheetmetal Design** este utilizat la modelarea pieselor din tabla obtinute prin diverse procedee tehnologice specifice: indoire, profilare, rasfrangere si ambutisare. Piesele din tabla pot fi modelate si utilizand **workbench-**urile **Part Design** sau **Generative Shape Design** (ce va fi prezentat in partea a doua a acestui curs) însă timpul necesar modelarii este în general mult mai mare si anumite actiuni nu sunt posibile fara un volum mare de lucru, cum ar fi obținerea desfășuratei. **Workbench**-ul **Generative Sheetmetal Design** oferă o serie de funcții ce coincid cu procedeele tehnologice specifice prelucrării pieselor din tabla.

ATENTIE! Exista geometrii ce pot fi obținute în realitate prin procedee de ambutisare succesiva însă nu pot fi modelate utilizând **workbench**-ul **Generative Sheetmetal Design**. In astfel de situații este recomandata utilizarea **workbench**-ului **Part Design** pentru obținerea acelei geometrii intr-un **body** separat si asamblarea acestuia cu **body**-ul in care sunt utilizate functii din **workbench**-ul **Generative Sheetmetal Design**. Aceste situatii sunt rare dar posibile.

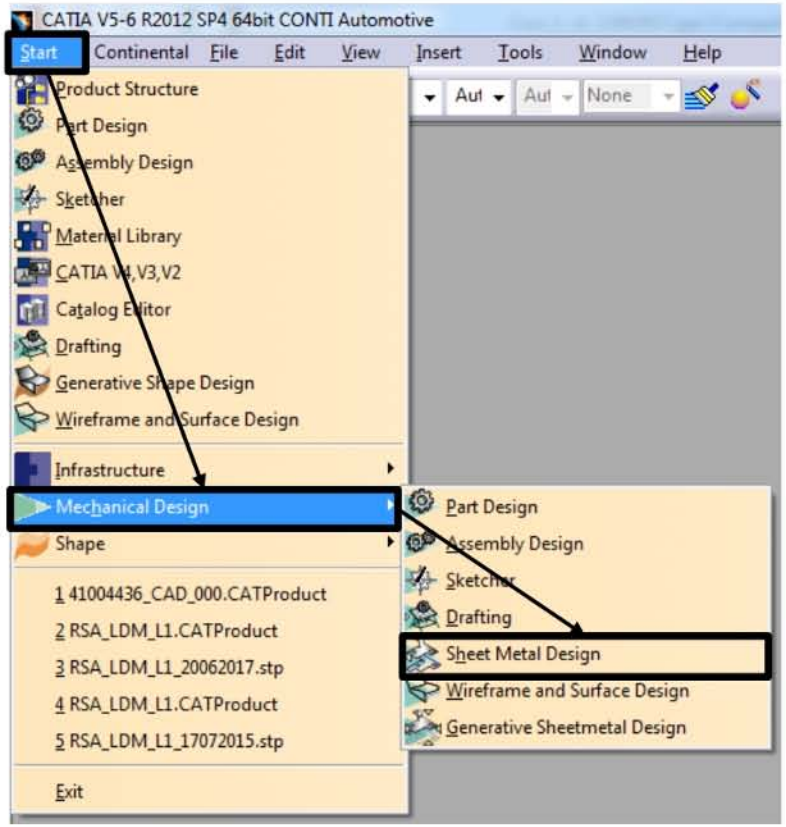
Un dezavantaj al **workbench**-ului **Generative Sheetmetal Design** este ca nu permite o organizare a operațiilor similara cu cea obținută utilizând **workbench**-ul **Part Design**. In cazul pieselor modelate utilizând **workbench**-ul **Generative Sheetmetal Design** se vor ignora recomandarile de lucru date in cursul 6 pagina 8.

Accesarea **workbench**-ului **Generative Sheetmetal Design** se face utilizând meniul **Start**->**Mechanical design**-> **Generative Sheetmetal Design**.

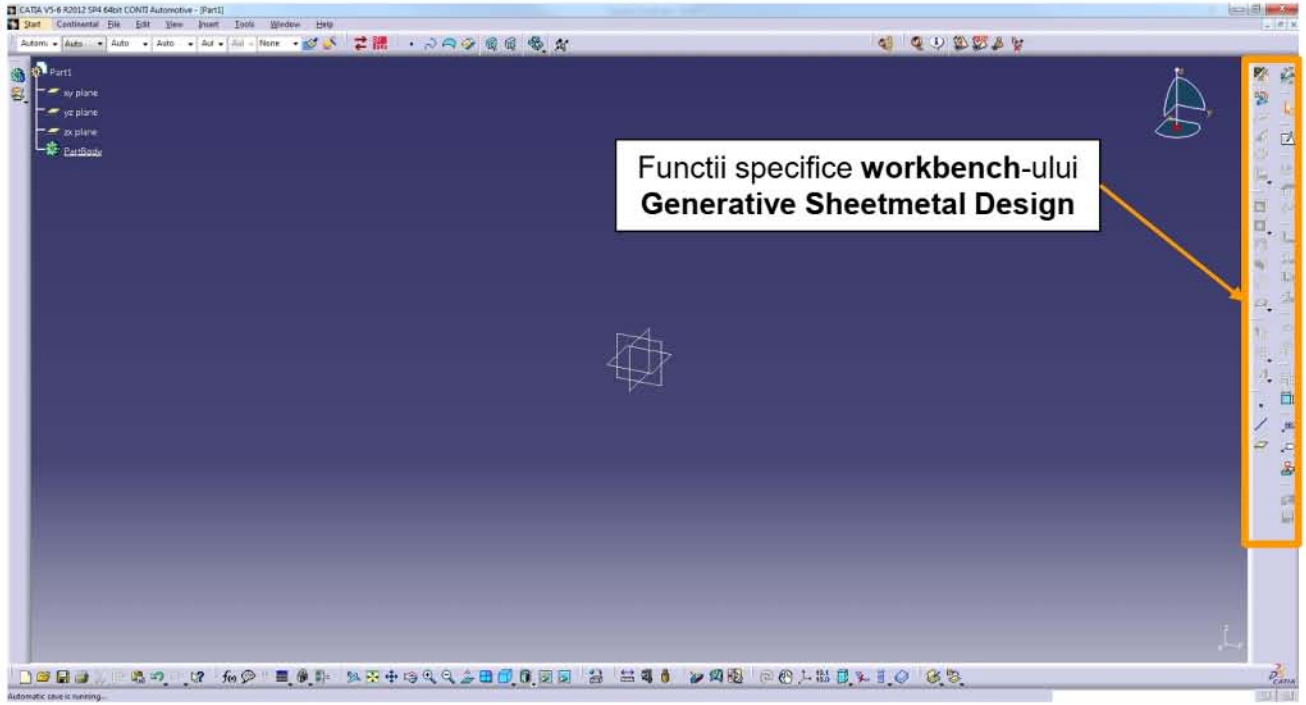
ATENTIE! Este necesara aranjarea **toolbar**-urilor daca **workbench**-ul **Generative Sheetmetal Design** este deschis pentru prima data (vezi cursul 1 pagina 14).

Definirea acestor parametrii se face accesând funcția **Sheetmetal Parameters**.

Accesarea **workbench**-ului **Generative Sheetmetal Design->Start->Mechanical Design**



Interfata **workbench**-ului **Generative Sheetmetal Design**



ATENTIE! La accesarea **workbench**-ului **Generative Sheetmetal Design** majoritatea functiilor specifice **workbench**-ului nu sunt active deoarece este necesara definirea unor parametrii de lucru (grosimea tablei si raza de indoire).

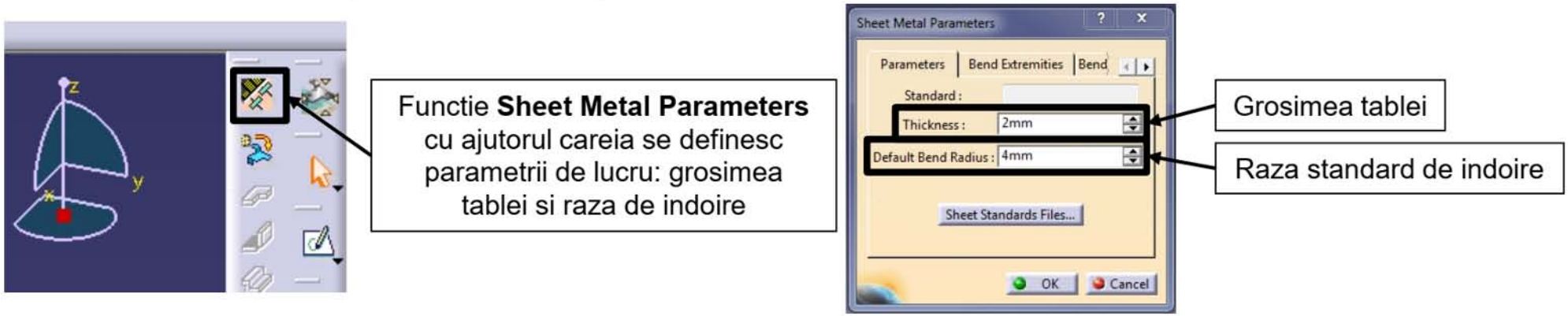
2. Sheet Metal Parameters

Pentru activarea funcțiilor din **workbench**-ul **Generative Sheetmetal Design** este necesara definirea unor parametrii de lucru ce definesc anumite proprietăți pentru piesa din tabla. Definirea acestor parametrii este necesara deoarece prin îndoirea la rece a tablelor, secțiunea transversala a acesteia își modifica forma, grosimea materialului scade, iar fibra neutra (fibra neutra este planul imaginar ce trece prin secțiunea piesei în care tensiunea normala este zero) a tablei se deplasează spre fibrele comprimate. Pe baza parametrilor definiți (grosimea tablei și raza standard de îndoire) programul calculează arcul axei neutre definit de punctele de tangenta a arcului cu zona plana a fibrei neutre (in engleza poarta numele de **bend allowance**). Poziția fibrei neutre fata de fibra comprimata este calculata utilizând un coeficient numit **K-factor**. In mod normal acest coeficient se

$$K = \frac{log(min(100, \frac{max(20 \cdot R, T)}{T}))}{2 \cdot log(100)}$$, unde R este raza de indoire definita si T este grosimea tablei.

determina empiric, însă CATIA V5 il calculează utilizând o formula aproximativa:

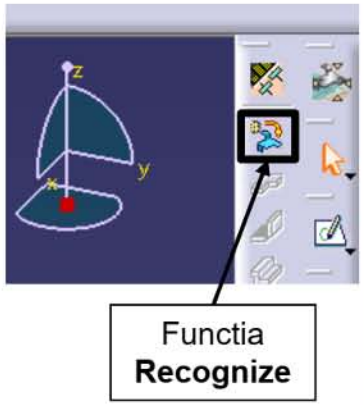
Pentru îndoirile în care raza de îndoire nu sunt definite explicit programul va utiliza raza de îndoire definita general si **Kfactor**-ul calculat implicit, iar pentru raze ce au valoare data va recalcula **K-factor**-ul. Valoarea lui **K-factor variază** intre 0 și 0.5 (valoarea tinde la 0 pentru o raza interioara aproape de 0 și tinde la 0.5 daca raza este infinita). **ATENTIE!** Unele funcții permit definirea unei noi raze de îndoire ce poate fi diferita de cea definite in **Sheet Metal Parameters**. In acest caz **K-factorul** este recalculate pentru acea funcție.

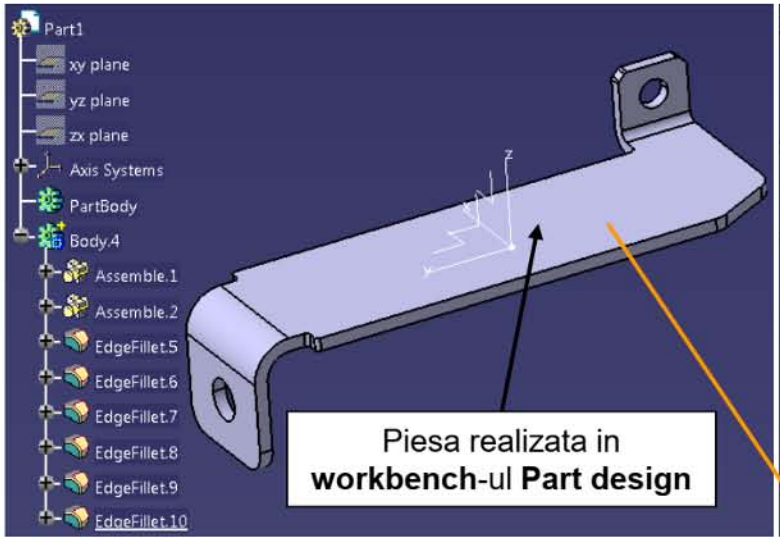


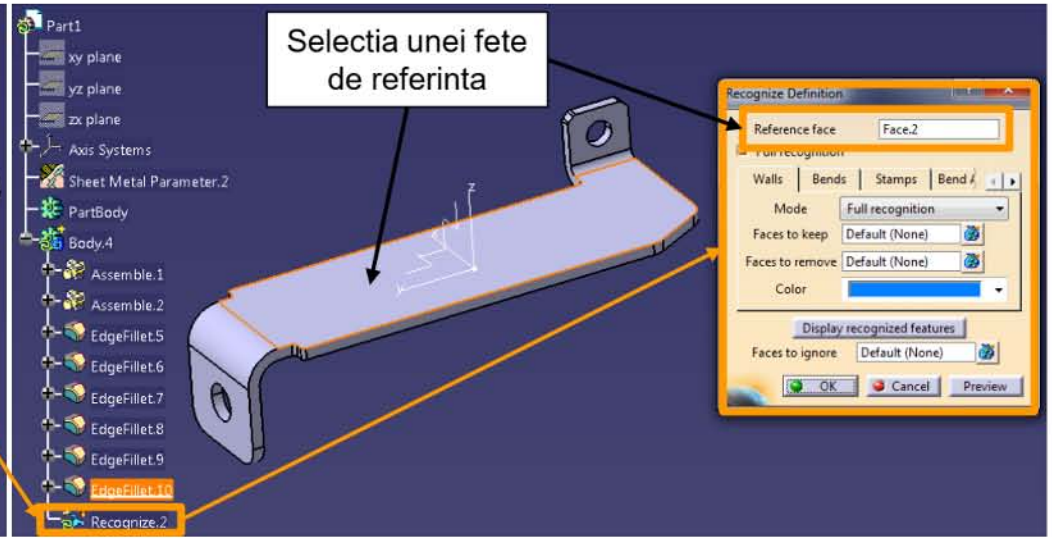
3. Funcția Recognize

O alta metoda prin care pot fi activate funcțiile **workbench**-ului **Generative Sheetmetal Design** este prin utilizarea funcției **Recognize**. Funcția **Recognize** poate fi folosita atunci când:

- Piesa a fost modelata pana într-un punct in alte **workbench**-uri (de exemplu **Part Design**) și se dorește utilizarea unor funcții din **workbench**-ul **Generative Sheetmetal Design**;
- Piesa a fost modelata in CATIA sau alt program **CAD și** a fost salvata în format **.stp și** deschisă în CATIA V5;
- Un **body** este copiat dintr-un fișier **.CATPart** in alt fișier **.CATPart**;



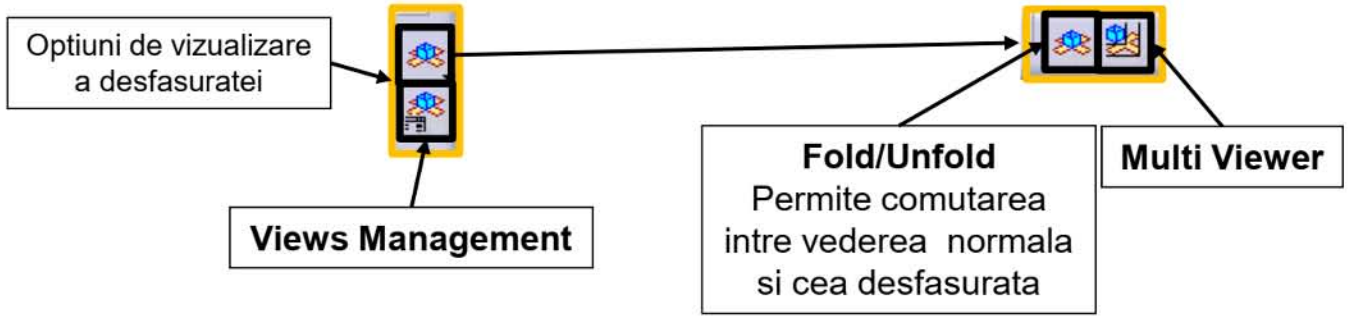


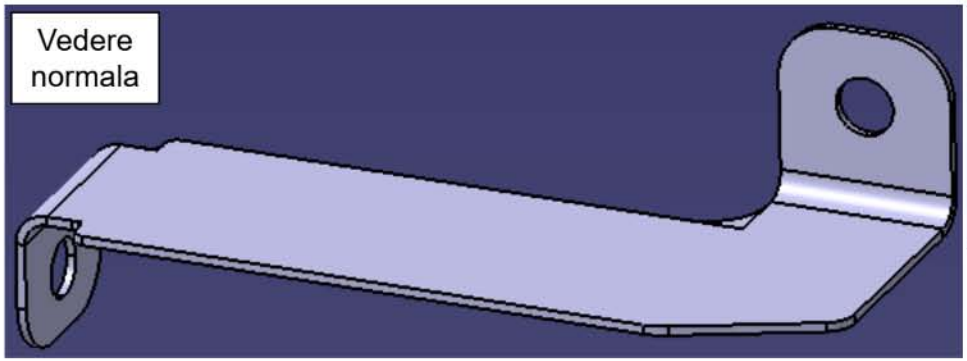


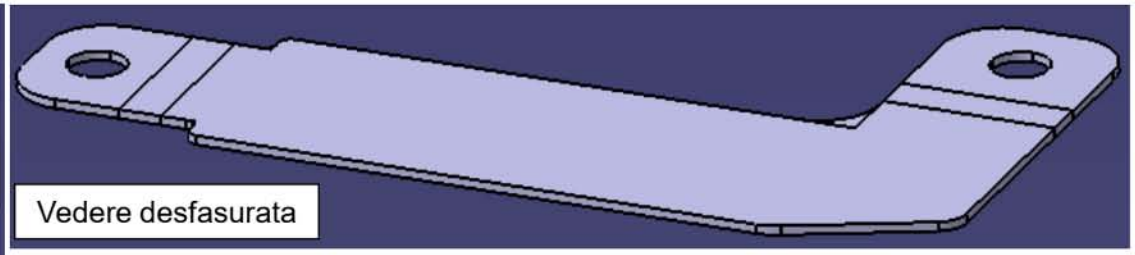
Funcția **Recognize echivalează** operațiile ce au fost aplicate piesei cu operații din **workbench**-ul **Generative Sheetmetal Design**. Aceasta echivalare se realizează pe categorii de operații: **Walls** (suprafețe plane), **Bends** (îndoiri), **Stamps** (ambutisari). In funcție de echivalări programul calculează un **K-factor** global (în campul **Bend Allowance**). Echivalarea se poate face automat de către program (vizualizarea echivalării automate se face folosind opțiunea **Display recognized features**) sau manual. **ATENTIE!** In cazul unor piese este posibil ca anumite elemente geometrice sa nu poată fi echivalate nici automat si nici manual. In cazuri extreme se poate ajunge la o echivalare parțială manuala.

4. Desfășurata

Pentru piesele realizate din tabla este utilă vizualizarea desfășuratei piesei. Vederea desfășurată reprezinta o imagine a semifabricatului dupa debitare, dar înainte de operații de îndoire, profilare, răsfrângere si ambutisare. Vederea desfășuratei poate fi foarte utila la determinarea costului pieselor (cantitatea de tabla necesara pentru o piesa, modul de debitare a tablei necesare de pe o coala de tabla, croirea materialului) si o analiza a auto-intersectarilor.
ATENTIE! Verificați mereu sa nu existe auto-intersectari ale tablei prin vizualizarea desfiguratei. Daca exista atunci e imposibil de fabricat piesa.

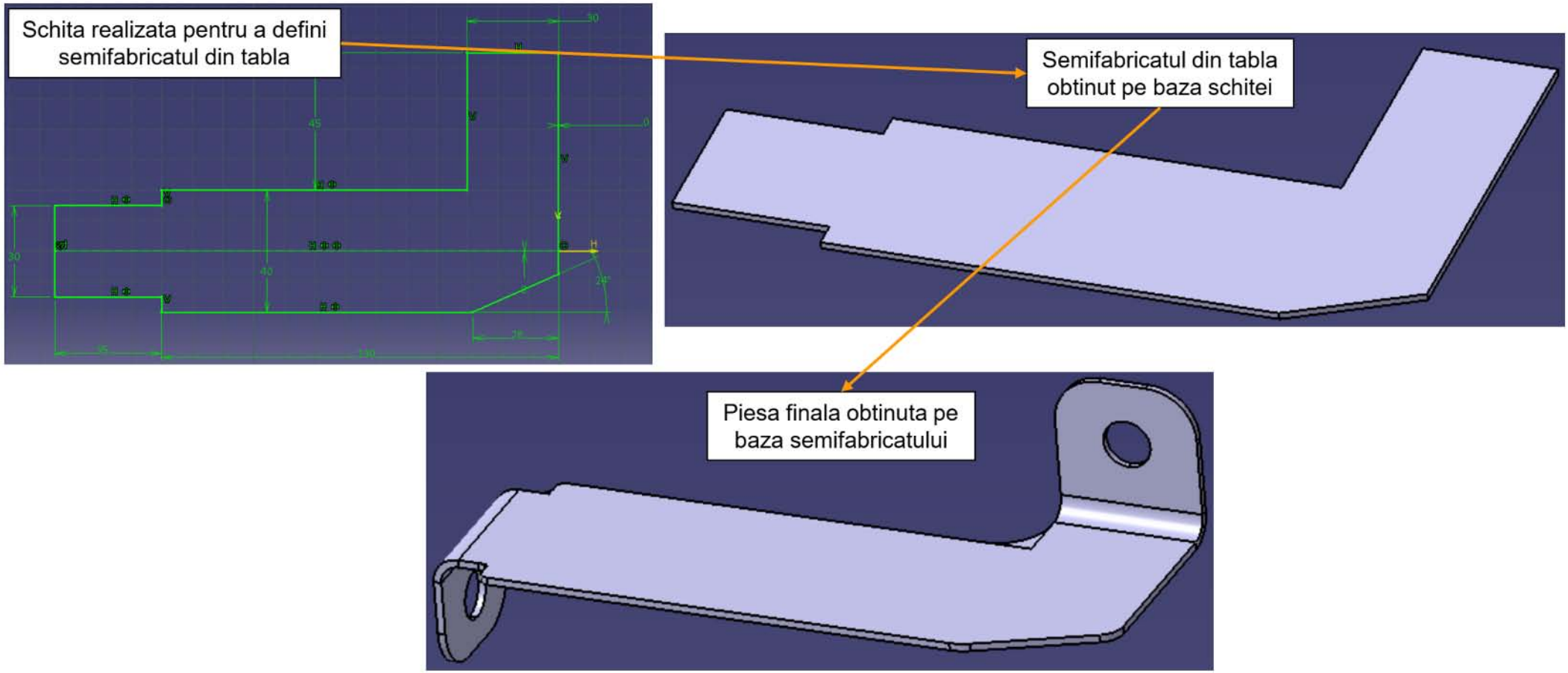






5. Definirea geometriei tablei

Dupa ce au fost definiți **Sheet Metal Parameters** se poate defini profilul tablei ce va fi utilizata pentru realizarea piesei. Profilul se definește prin utilizarea unei schițe. Schița poate fi folosita ulterior la definirea semifabricatului din tabla ce va fi utilizat la îndoire, ambutisare etc. sau la extrudare.



6. Definirea pereților din tabla

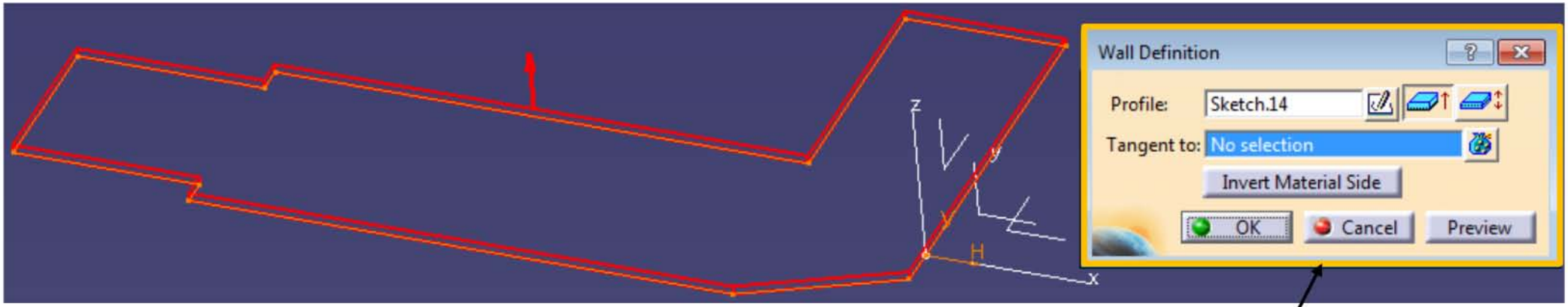
Dupa ce a fost realizata schița ce definește profilul tablei se pot defini pereții din tabla. Pentru acest lucru se utilizează instrumentele din **toolbar**-ul **Wall**. **ATENTIE! Pereții** din tabla ce sunt realizați se bazează pe valorile introduse în **Sheet Metal Parameters** (grosimea tablei si raza standard de îndoire).

Wall
Permite definirea unei suprafete de tabla pe baza unei schite.
ATENTIE! Schita trebuie sa contina un profil inchis

Wall On Edge
Permite extinderea unui perete de tabla pe baza unui muchii sau a unei schite. **ATENTIE!** Trebuie sa existe definit deja cu functiile **Wall** sau **Extrusion** un perete din tabla. **ATENTIE!** Definirea functiei cu o schita necesita ca cel putin o dreapta din schita sa coincida cu o muchie din peretele de tabla.

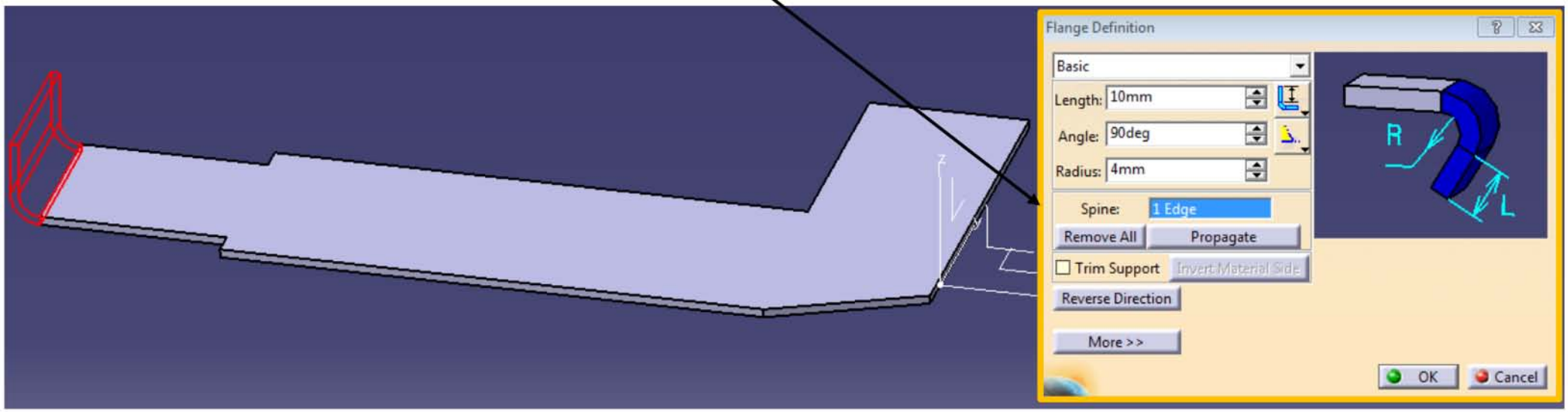
Extrusion
Permite definirea unui profil extrudat pe baza unei schite.
ATENTIE! Schita trebuie sa contina un profil deschis

Flange, Hem, Tear drop, User Flange
Aceste functii permit extinderea unui perete de tabla cu un profil indoit. **ATENTIE!** Trebuie sa existe definit deja cu functiile **Wall** sau **Extrusion** un perete din tabla.



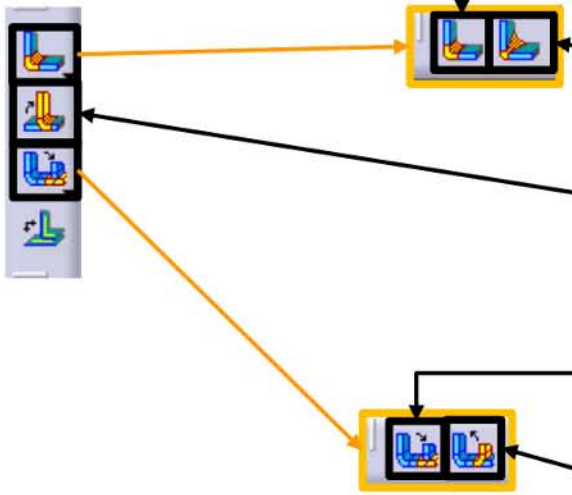
Toate functiile de extindere si indoire necesita doar selectia unei muchii dintr-un perete. In interiorul functiei se pot defini dimensiunile geometriei rezultate

Utilizarea functiei **Wall** pentru a defini un perete din tabla necesita doar selectia schitei in care s-a realizat profilul inchis. Grosimea tablei este definita in **Sheet Metal Parameters**.



7. Funcții utilizate la operații de îndoire

In workbench-ul **Generative Sheetmetal Design** se pot realiza operații de îndoire atât prin instrumentele de extindere a pereților de tabla prezentate anterior cat și prin instrumente dedicate acestui scop. In **toolbar**-ul dedicat operațiilor de îndoire sunt o serie de funcții ce permit îndoirea tablei dupa ce pereții din tabla au fost definiți și opțiuni de vizualizare a îndoirilor: **Bend**, **Conical Bend**, **Bend From Flat**, **Unfolding**, **Folding**, **Point or curve mapping**.



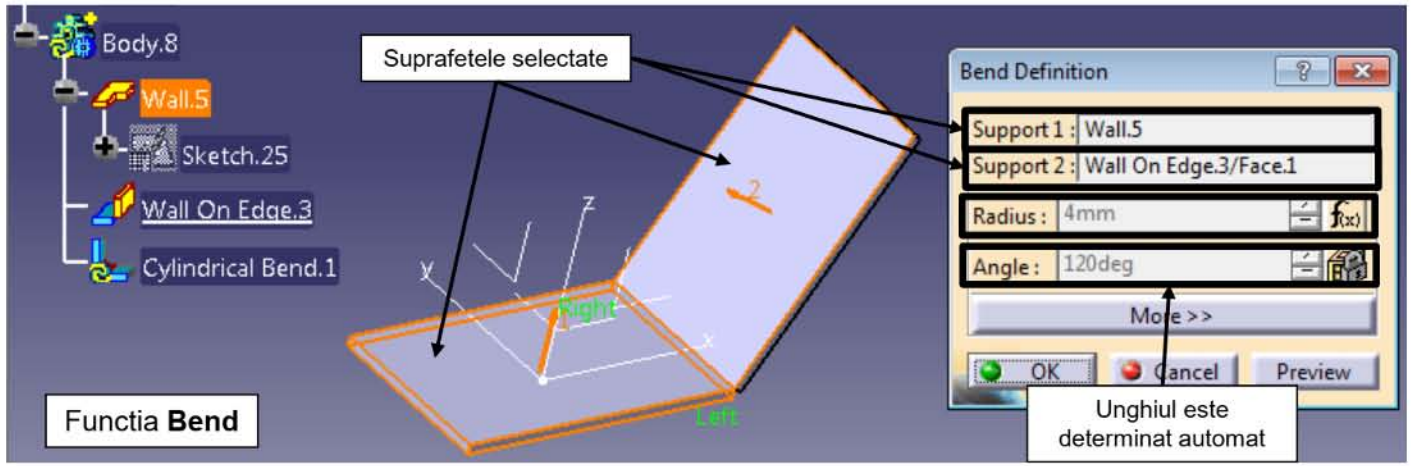
Bend
Functia **Bend** permite definirea unei raze constante de indoire intre doua sectiuni de tabla pozitionate la un anumit unghi si fara raza intre ele

Conical Bend
Functia Bend permite definirea unei raze variabile de indoire intre doua sectiuni de tabla pozitionate la un anumit unghi si fara raza intre ele

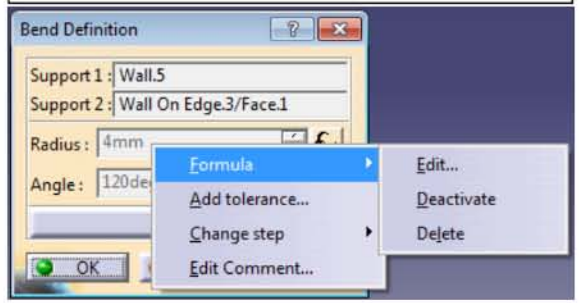
Bend From Flat
Functia **Bend From Flat** este utilizata pentru definirea unei indoiri a unei zone plane dintr-un perete de tabla. **ATENTIE!** Functia necesita o schita ce sa contina o dreapta ce defineste axa de rotatie la indoire

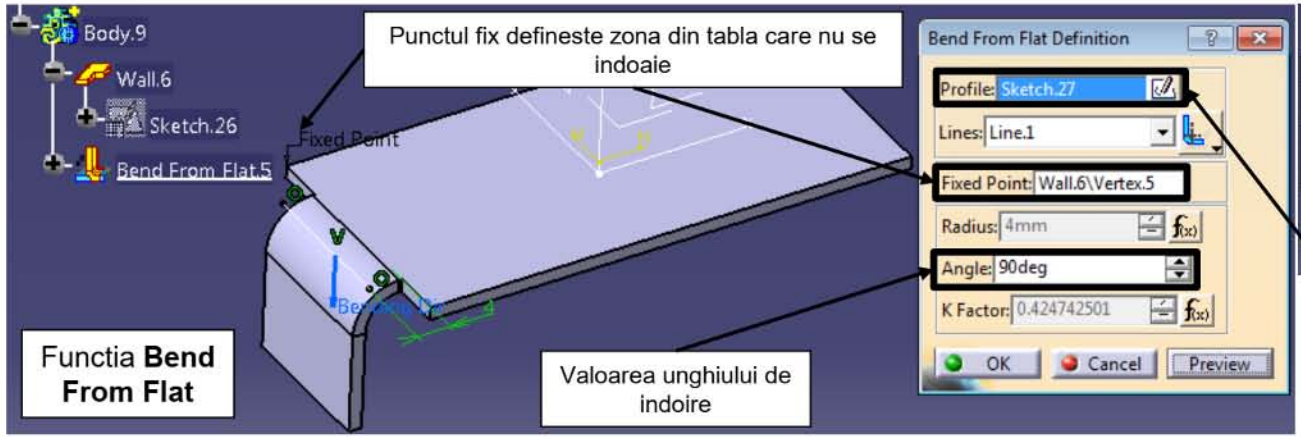
Unfolding
Functia **Unfolding** permite vizualizarea desfasuratei pentru anumite indoiri selectate. **ATENTIE!** Pentru a anula efectul functiei **Unfolding** este necesara functia **Folding**

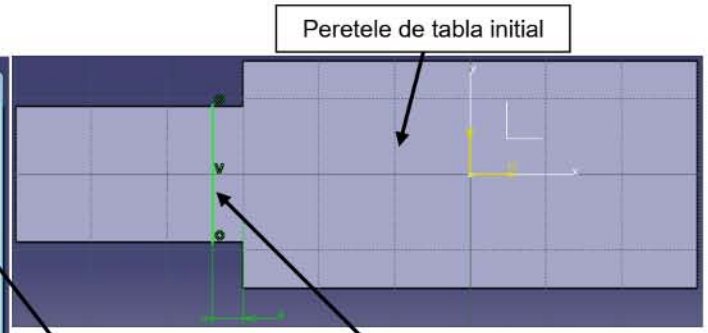
Folding
Functia **Folding** permite anularea functiei **Unfolding**



Raza rezultanta ia in mod standard valoarea definita in **Sheet Metal Parameters**. Pentru a anula functia ce defineste valoarea se poate da click dreapta pe campul **Radius->Formula ->Deactivate**

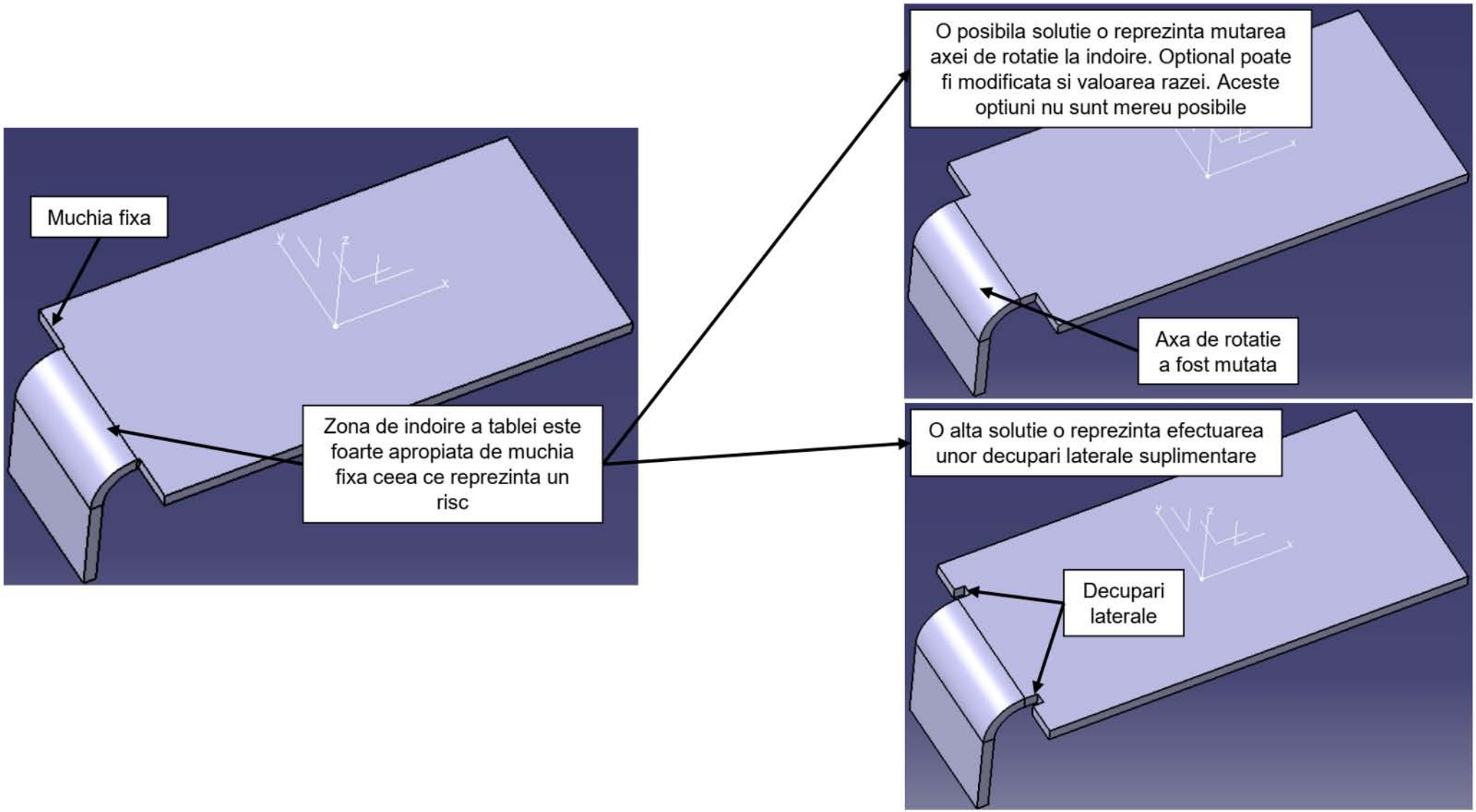






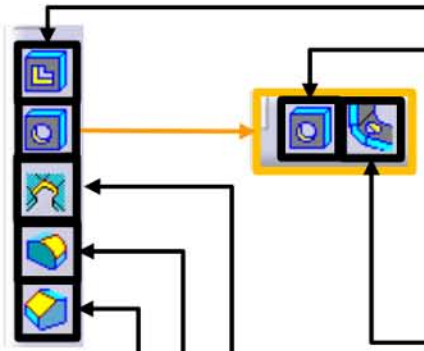
Definirea axei de rotatie la indoire se face utilizand o schita ce contine o singura dreapta

ATENTIE! Poziția axei de îndoire și valoarea razei de îndoire poate influenta tehnologicitatea piesei. Daca raza de îndoire este foarte aproape de muchiile drepte fixe atunci sunt necesare decupări suplimentare ale tablei pentru a preveni cedarea acesteia în zona de îndoire.



8. Funcții utilizate la operații de taiere si cosmetizare

Funcțiile disponibile în cadrul worbench-ului **Generative Sheetmetal Design** pentru taiere și cosmetizare sunt: **Cut Out Hole**, **Circular Cutout**, **Corner Relief**, **Corner**, **Chamfer**. **ATENTIE!** Toate operațiile de taiere și cosmetizare pot fi realizate și în schița inițială cu care s-a construit peretele de tabla, încă acest lucru duce la un timp necesar modelarii mai mare și face piesa mai greu de modificat



Cut Out
Functia **Cut Out** permite decuparea unui portiuni din tabla cu ajutorul unui profil definit intr-o schita. Functia este asemanatoare cu functia **Pocket** din **Part Design**

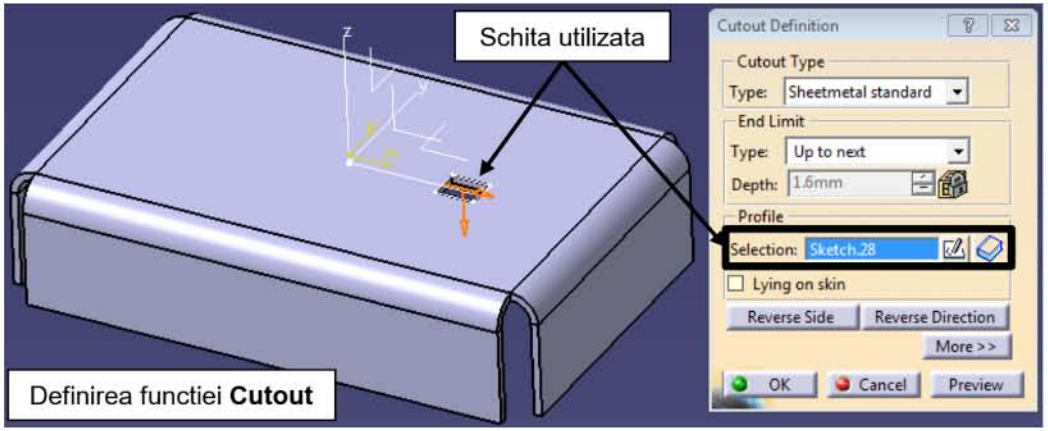
Hole
Functia **Hole** permite definirea unei gauri circulare. Functia este asemanatoare cu functia **Hole** din **Part Design**

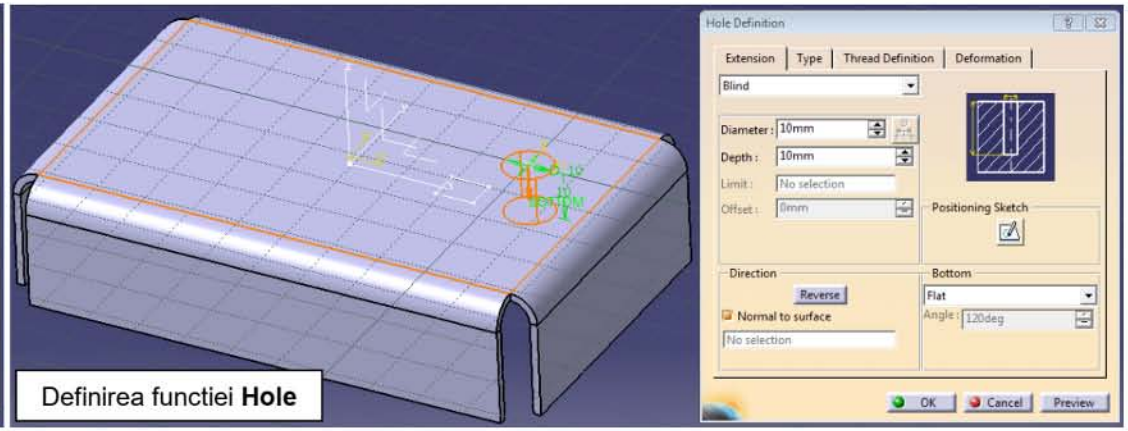
Circular Cutout
Functia **Circular Cutout** permite definirea unei gauri circulare cu un anumit diametru pe o suprafata plana sau curba

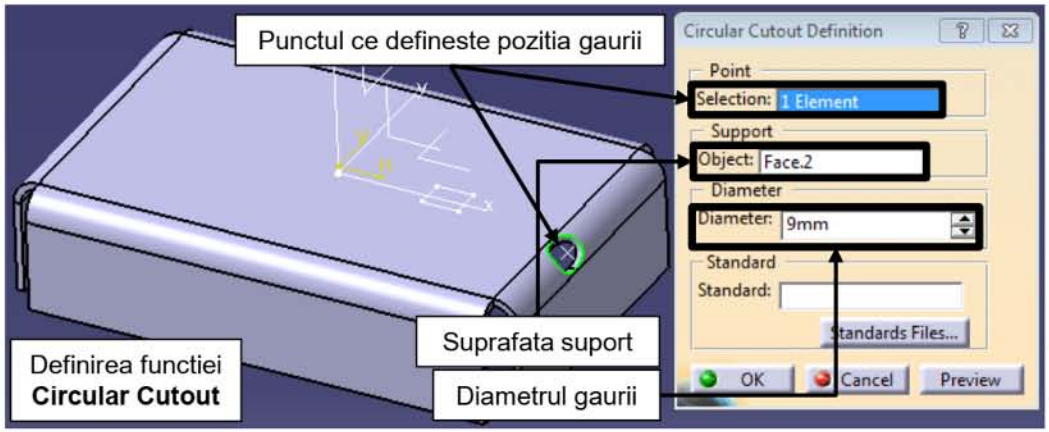
Corner Relief
Functia **Corner Relief** permite definirea geometriei in zona decuparilor de colt

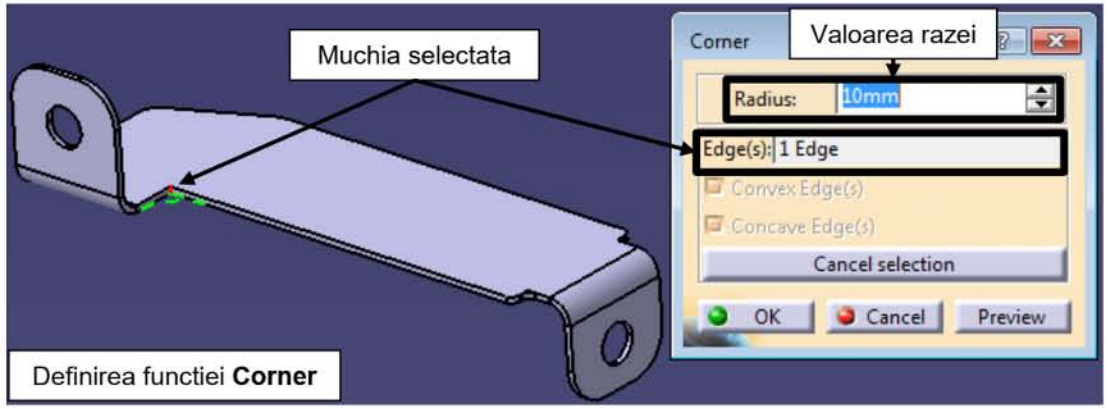
Corner
Functia **Corner** permite definirea razelor constante pe o muchie. Functia este asemanatoare cu functia **Edge Radius** din **Part Design**

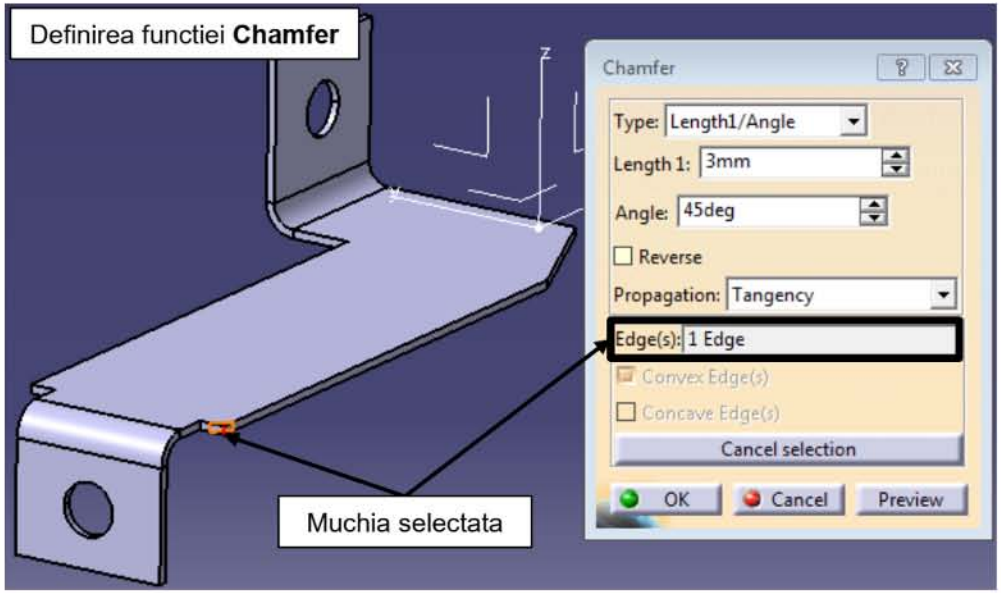
Chamfer
Functia **Chamfer** permite definirea sanfrenelor pe o muchie. Functia este asemanatoare cu functia **Chamfer** din **Part Design**

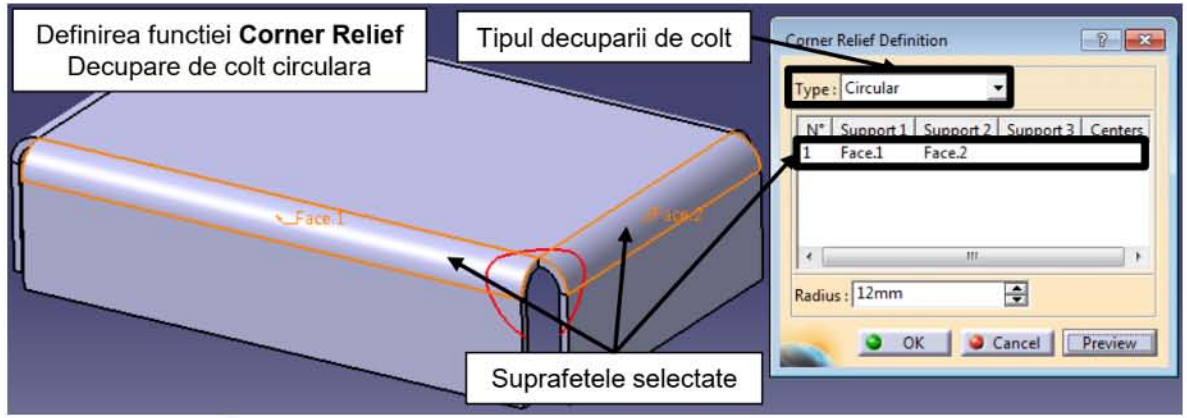

Schita utilizata
Cutout Definition
Cutout Type
Type: Sheetmetal standard
End Limit
Type: Up to next
Depth: 1.6mm
Profile
Selection: Sketch.28
Lying on skin
Reverse Side
Reverse Direction
More >>
OK
Cancel
Preview
Definirea functiei **Cutout**

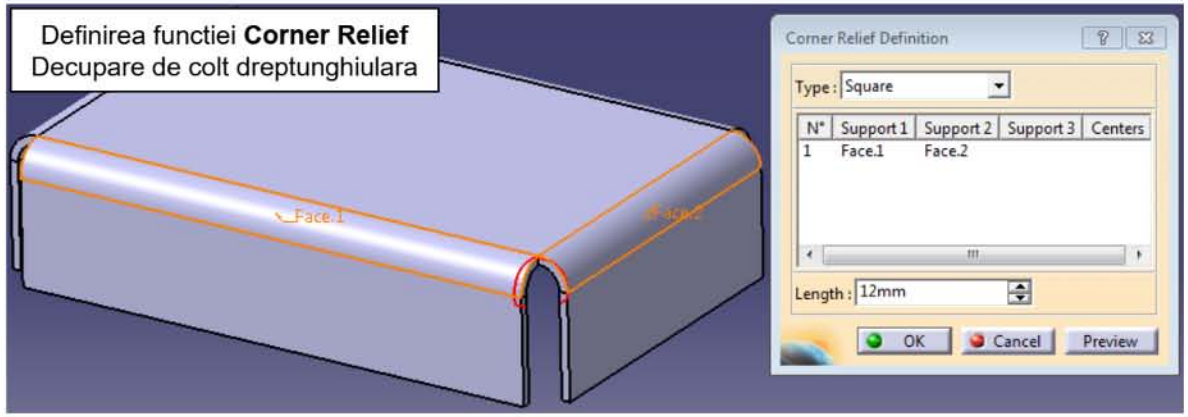

Hole Definition
Extension
Type
Thread Definition
Deformation
Blind
Diameter: 10mm
Depth: 10mm
Limit: No selection
Offset: 0mm
Positioning Sketch
Direction
Reverse
Normal to surface
No selection
Bottom
Flat
Angle: 120deg
OK
Cancel
Preview
Definirea functiei **Hole**


Punctul ce defineste pozitia gaurii
Circular Cutout Definition
Point
Selection: 1 Element
Support
Object: Face.2
Diameter
Diameter: 9mm
Standard
Standard:
Standards Files...
OK
Cancel
Preview
Suprafata suport
Diametrul gaurii
Definirea functiei **Circular Cutout**

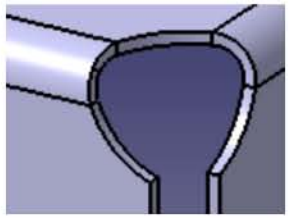

Muchia selectata
Corner
Valoarea razei
Radius: 10mm
Edge(s): 1 Edge
Convex Edge(s)
Concave Edge(s)
Cancel selection
OK
Cancel
Preview
Definirea functiei **Corner**



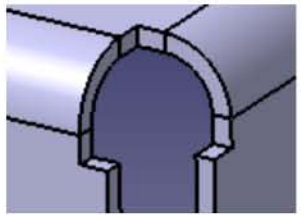




Rezultatul obtinut utilizand decuparea de colt circulara

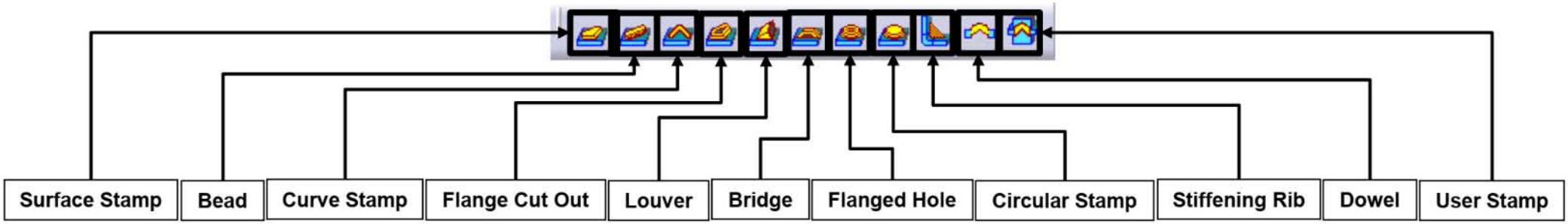


Rezultatul obtinut utilizand decuparea de colt dreptunghiulara



9. Funcții utilizate la operații de ambutisare

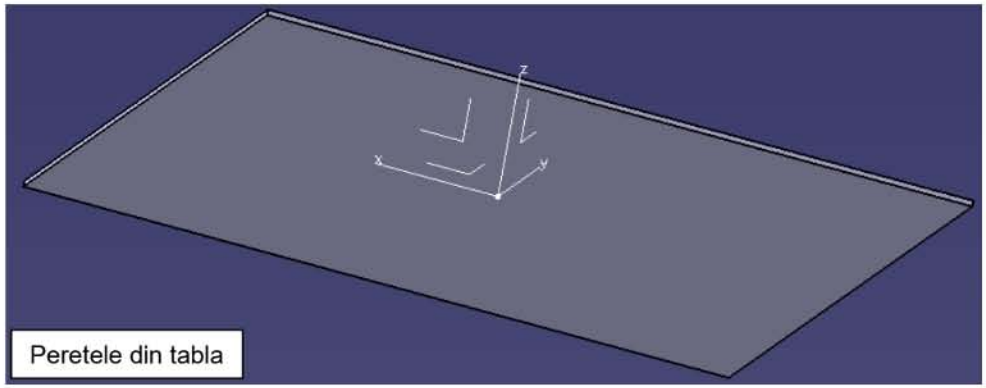
In cadrul **workbench**-ului **Generative Sheetmetal Design** exista unsprezece funcții pentru realizarea operațiilor de ambutisare. Zece dintre aceste funcții generează o geometrie predefinita pe piesa proiectata. Aceste funcții realizează ambutisări simple si operații de fasonare. Funcția **User Stamp** este cea mai complexa dintre ele și permite definirea oricărei geometrii obținute prin ambutisare. Pentru utilizarea funcției **User Stamp** este necesara modelarea poansonului de ambutisare. **ATENTIE!** Poansonul de ambutisare trebuie modelat in **workbench**-ul **Part Design**.

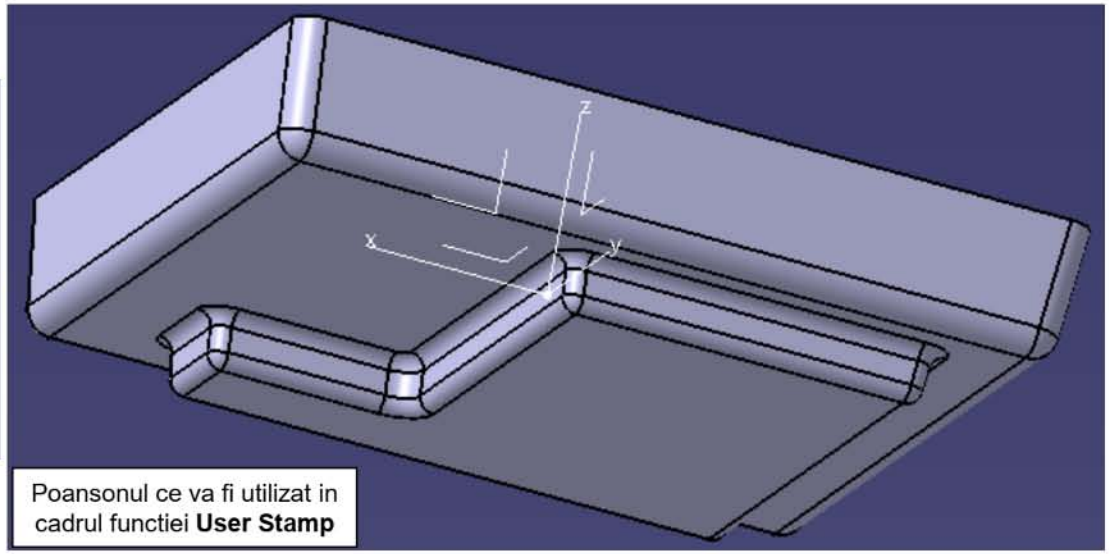


ATENTIE! Cu excepția funcției **User Stamp**, toate celelalte necesita definirea unei schițe pentru utilizare. Aceste schițe pot fi utilizate pentru dimensionare și poziționare sau doar pentru poziționare. Dupa caz schițele utilizate trebuie sa conțină fie contururi închise, drepte sau puncte.
Vom detalia în continuare funcția **User Stamp**.

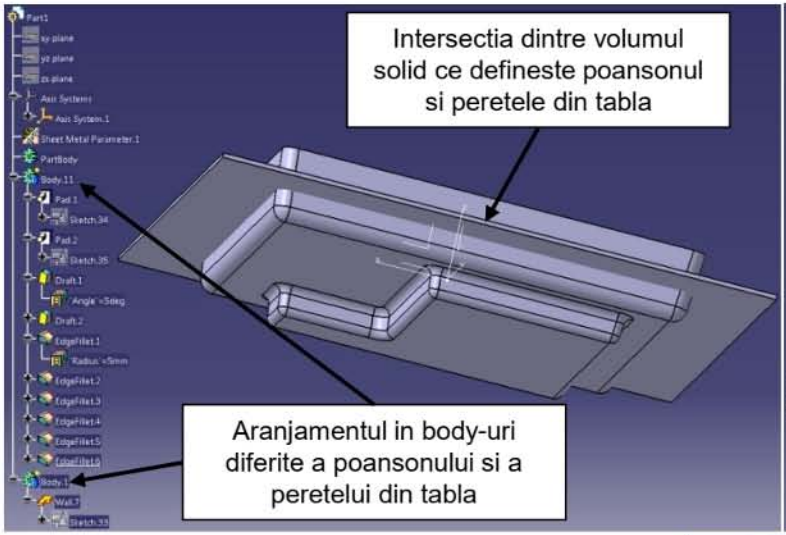
9.1 Functia User Stamp

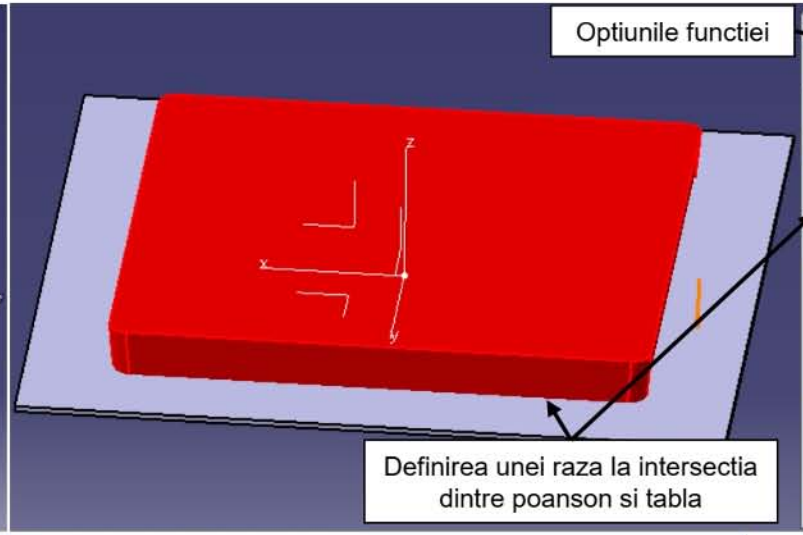
Funcția **User Stamp** permite definirea oricărei geometrii de ambutisare. In cazul utilizării opțiunii **With Opening** este necesara modelarea în **Part Design** a poansonului utilizat la ambutisare. In prealabil trebuie definit peretele de tabla ce va fi utilizat. Poansonul trebuie modelat de asa natura încât sa se intersecteze cu peretele din tabla. Suprafata inferioara a poansonului va coincide cu suprafața interioara a piesei din tabla dupa aplicarea funcției **User Stamp**. **ATENTIE!** Peretele de tabla și volumul solid ce definește poansonul trebuie sa fie in **body**-uri diferite! **ATENTIE!** Volumul solid ce defineste poansonul trebuie sa conțină unghiuri de înclinare si raze pe muchii altfel funcția **User Stamp** va genera o eroare.
Daca se dorește utilizarea opțiunii **With Die** este necesara modelarea atât a poansonului cat si a matriței de ambutisare. Aceasta opțiune este necesara doar in cazul unor geometrii complexe.

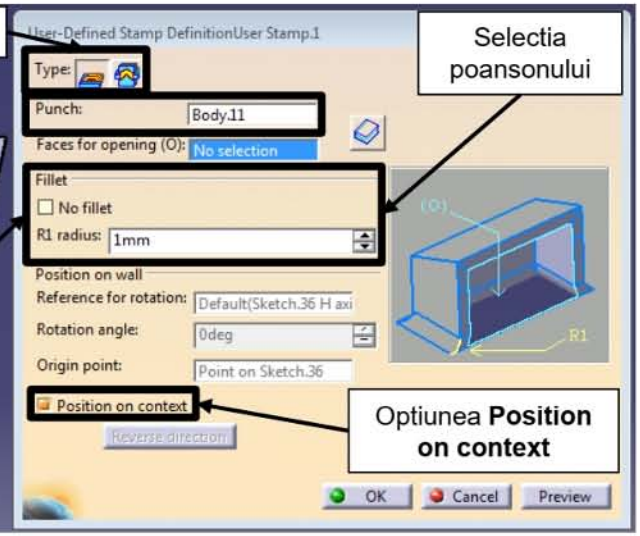


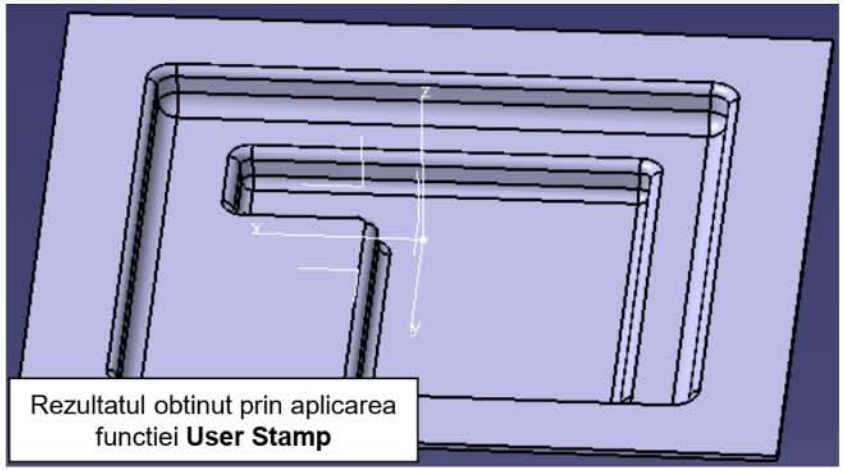


Dupa activarea **body**-ului ce conține peretele din tabla (cu orice alta operație realizata pe el) se poate utiliza funcția **User Stamp**. Aceasta va cere selectarea suprafeței superioare, relative la direcția de deplasare a poansonului, a tablei si a **body**ului ce conține poansonul. Activarea opțiunii **Position on context** va poziționa corect poansonul.


Intersectia dintre volumul solid ce defineste poansonul si peretele din tabla
Aranjamentul in body-uri diferite a poansonului si a peretelui din tabla


Optiunile functiei
Definirea unei raza la intersectia dintre poanson si tabla


User-Defined Stamp DefinitionUser Stamp.1
Type:
Punch:
Body.11
Faces for opening (O):
No selection
Fillet
No fillet
R1 radius:
1mm
Position on wall
Reference for rotation:
Default(Sketch.36 H axi
Rotation angle:
0deg
Origin point:
Point on Sketch.36
Position on context
Reverse direction
OK
Cancel
Preview
Selectia poansonului
Optiunea Position on context


Rezultatul obtinut prin aplicarea functiei **User Stamp**

Worbench-ul Generative Shape Design, partea 1

1. La ce folosește și cum se accesează workbench-ul Generative Shape Design
2. Funcționalități complexe ale schițelor 3D (Wireframe design)
   2.1 Funcția Spline
   2.2 Funcția Helix
   2.3 Funcția Extremum
   2.4 Funcția Projection
   2.5 Funcția Intersection
   2.6 Funcția Parallel Curve

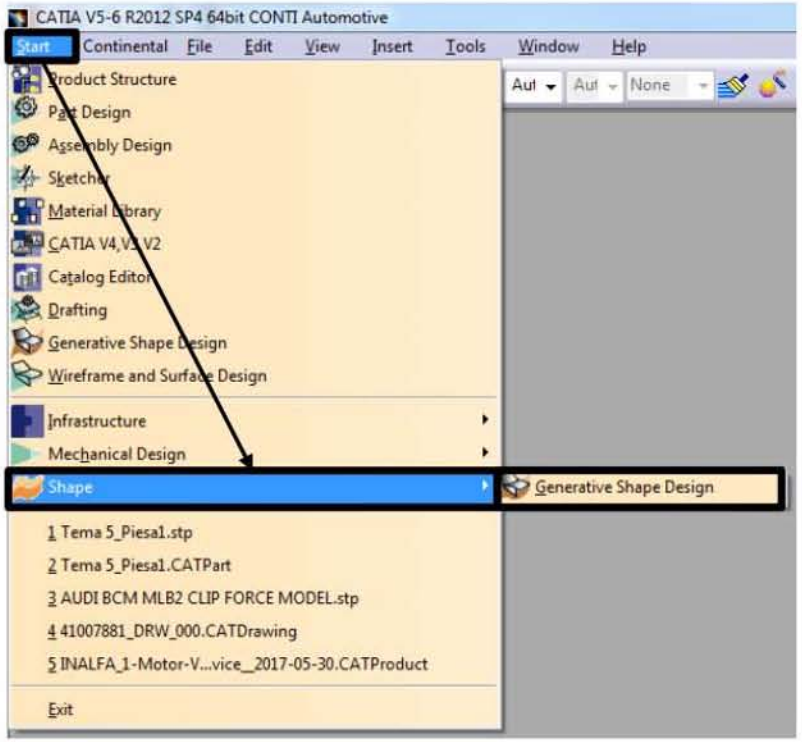
1. La ce folosește si cum se accesează workbench-ul Generative Shape Design

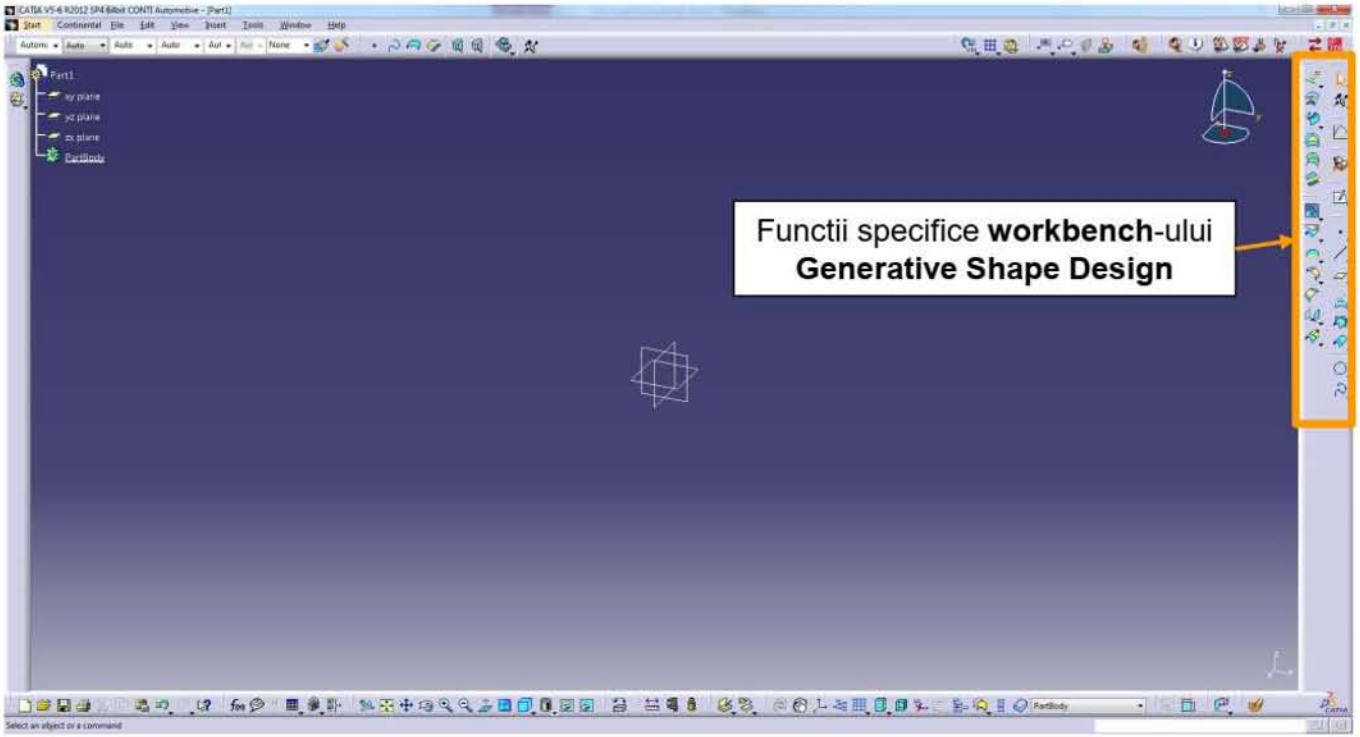
Modelarea volumelor solide are multe avantaje, însă totodată și anumite limitări. Limitările funcțiilor de modelare a volumelor solide vin din faptul ca sunt într-o oarecare măsură restrictive în ceea ce privește geometriile ce pot fi create. În general realizarea unui volum solid ce prezintă o complexitate foarte mare a geometrie suprafeței exterioare nu este neapărat imposibila însă necesita un număr foarte mare de operații, iar controlul devine foarte dificil dupa un anumit punct.
Aceste geometrii complexe sunt in general geometrii neregulate ce conțin multe curburi. Aceste limitări fac ca lucrul cu suprafețe sa fie o parte importanta in orice program CAD. Funcțiile dedicate lucrului cu suprafețe difera în general de la un program CAD la altul. In general piesele ce necesita lucrul cu suprafețe sunt cele ce au o geometrie exterioara complexa compusa dintr-un număr mare de suprafețe curbe care sunt foarte greu de abordat utilizând volume solide. Cele mai multe iese ce necesita lucrul cu suprafețe sunt în general realizate utilizând atât funcționalități ce țin de suprafețe cat și funcționalități ce generează volume solide.

In programul CATIA V5 exista un număr mare de **workbench**-uri ce au funcționalități referitoare la lucrul cu suprafețe. Cel mai important **workbench** referitor la suprafete este **Generative Shape Design**. Acesta oferă un număr mare de funcționalități și doar în cazuri foarte rare este necesara utilizarea altor **workbench**-uri ce permit lucrul cu suprafețe. Complexitatea funcțiilor din **workbench**-ul **Generative Shape Design** este mai mare decât a funcțiilor din **workbench**-ul **Part Design**. Datorita timpului scurt alocat acestui subiect, acest curs tinde sa fie doar o introducere în domeniul suprafețelor ce sa permită cursanților să-și însușească niște noțiuni de baza. Anumite funcții din **workbench**-ul **Part Design** exista și în **workbench**-ul **Generative Shape Design însă** au o abordare diferita și permit operații mai complexe. Considerând o modelare hibrida a unei piese, este posibila trecerea in orice moment intre lucrul cu volume solide si lucrul cu suprafețe. O suprafața este o entitate geometrica tridimensionala ce nu prezintă grosime. Daca unei suprafețe i se da o anumita grosime aceasta devine un volum solid. Daca un număr de suprafețe constituie un volum închis, acest volum mărginit poate fi transformat într-un volum solid.
ATENTIE! Nu este posibila calcularea masei unui volum doar prin marginile sale date de suprafețe. Acesta trebuie sa fie un volum solid.

Filozofia si modul de lucru cu suprafețe difera fata de abordarea avuta în modelarea volumelor solide. In general dupa ce s-a ajuns într-un anumit punct modificarea suprafețelor devine mult mai dificila, iar aranjarea operațiilor ca în cazul volumelor solide este imposibila. In cazul pieselor modelate utilizând **workbench**-ul **Generative Shape Design** se vor ignora recomandările de lucru date in cursul 3 pagina 22. **ATENTIE!** Este necesara aranjarea **toolbar**-urilor daca **workbench**-ul **Generative Shape Design** este deschis pentru prima data (vezi cursul 1 pagina 15).

ATENTIE! Spre deosebire de volumele solide generate în **workbench**-ul **Part Design în** cazul cărora operațiile utilizate erau stocate într-un **body**, în cazul **workbench**-ului **Generative Shape Design operațiile** sunt stocate în **Geometrical Set**-uri. Daca se dorește ca una sau mai multe suprafețe sa devina volume solide (prin definirea unei grosimi sau utilizând un volum mărginit) este necesara trecerea în **workbench**-ul **Part Design și** lucrul într-un **body**.

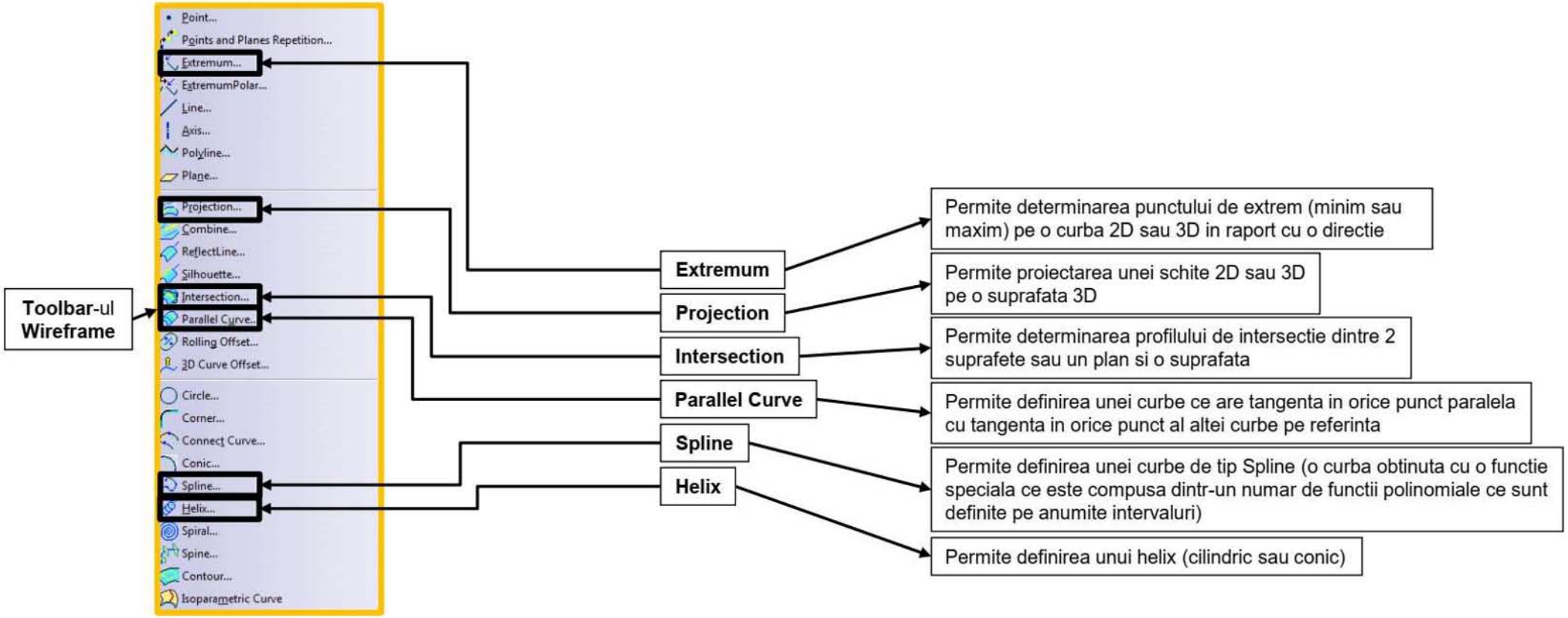




2. Funcționalități complexe ale schițelor 3D (Wireframe design)

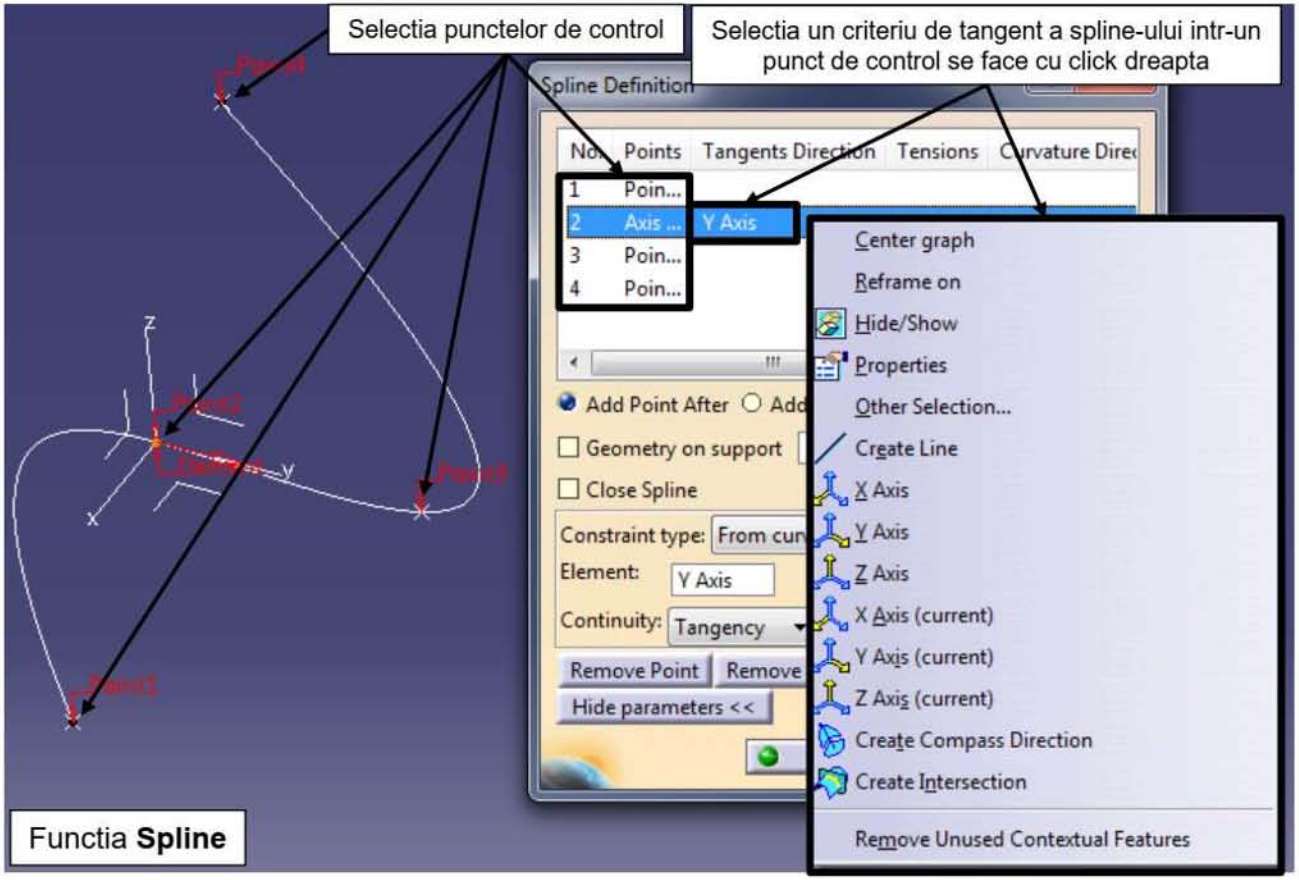
In cazul lucrului cu suprafețe atât schițele 2D cat și cele 3D sunt importante. Toate funcțiile de modelare a suprafețelor folosesc la baza schițe 2D sau 3D atât ca profile cat și pentru control. Spre deosebire de **workbench**-ul **Part Design**, **workbench**-ul **Generative Shape Design oferă** mult mai multe funcționalități referitoare la schițele 3D. Funcțiile utilizate la modelarea schițelor 3D se găsesc în **toolbar**-ul **Wireframe**. In general etapa de modelare a schițelor 2D și 3D ce vor fi utilizate în generarea suprafețelor poarta numele de **Wireframe design**.

Unele funcții prezente în **toolbar**-ul **Wireframe** sunt prezente si in **workbench**-ul **Part Design și** funcționează identic. Acestea sunt: **Point** (vezi cursul 2, pagina 19), **Line** (vezi cursul 2, pagina 19), **Plane** (vezi cursul 2, pagina 12). Din restul funcțiilor se vor prezenta doar cele care sunt utilizate in mod frecvent: **Extremum**, **Spline**, **Helix**, **Projection**, **Intersection**, **Parallel Curve**. Restul funcțiilor sunt utilizate doar in cazuri
rare.



2.1 Funcția Spline

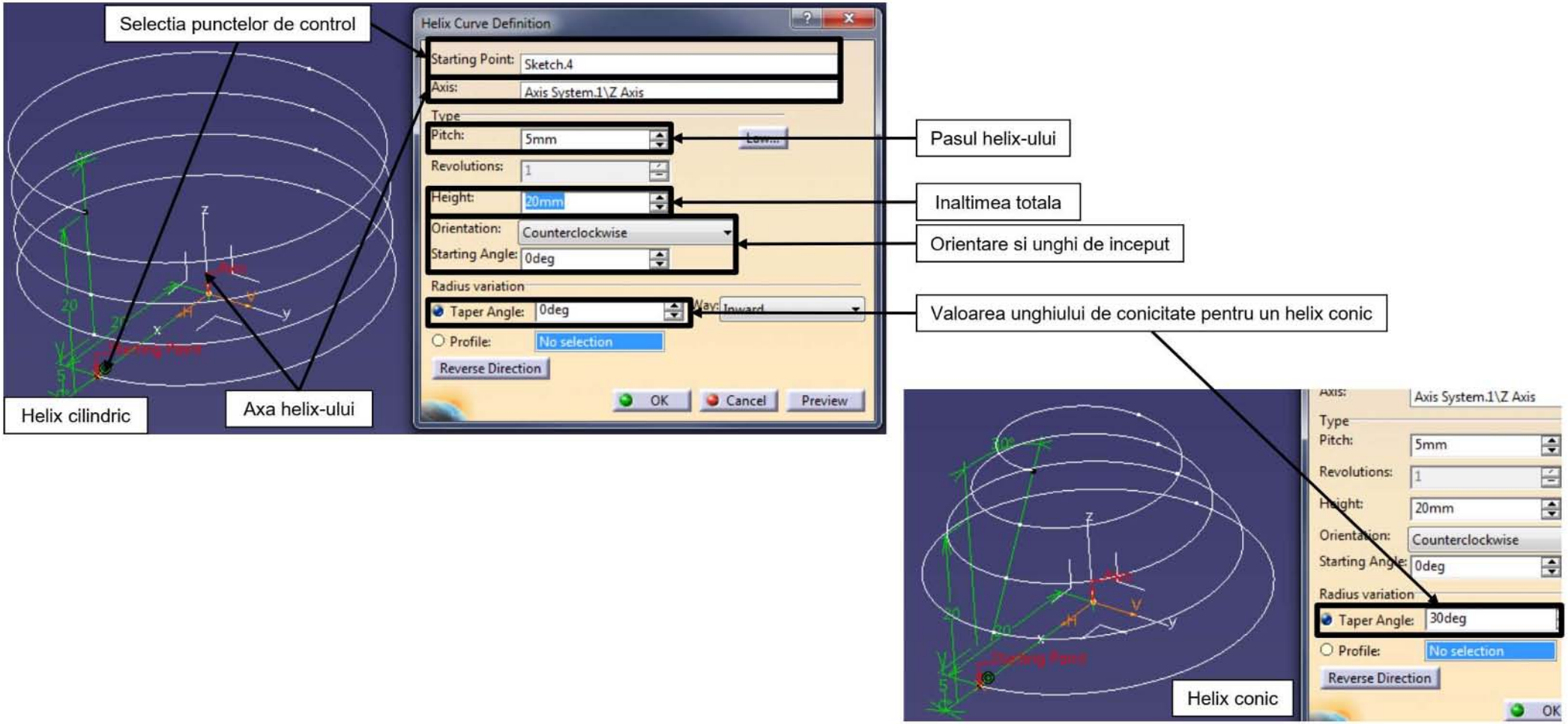
Funcția **Spline** permite definirea unei curbe ce este data de o funcție speciala compusa dintr-un număr de funcții polinomiale ce sunt definite pe interval fixe. Funcția **Spline** se regăsește atât în **workbench**-ul **Sketcher** (cel în care se definesc schițele 2D și care este disponibil atât în **Part Design** cat și în **Generative Shape Design**) cat și ca schiță 3D in **workbench**-ul **Generative Shape Design**.



Opțiunea **Close Spline** va închide automat spline-ul. Opțiunea **Geometry on support** va proiecta spline-ul pe un plan sau o suprafața plana selectata. Opțiunea **Tangent Tension** va modifica ordinal polinoamelor pentru o condiție de tangență.

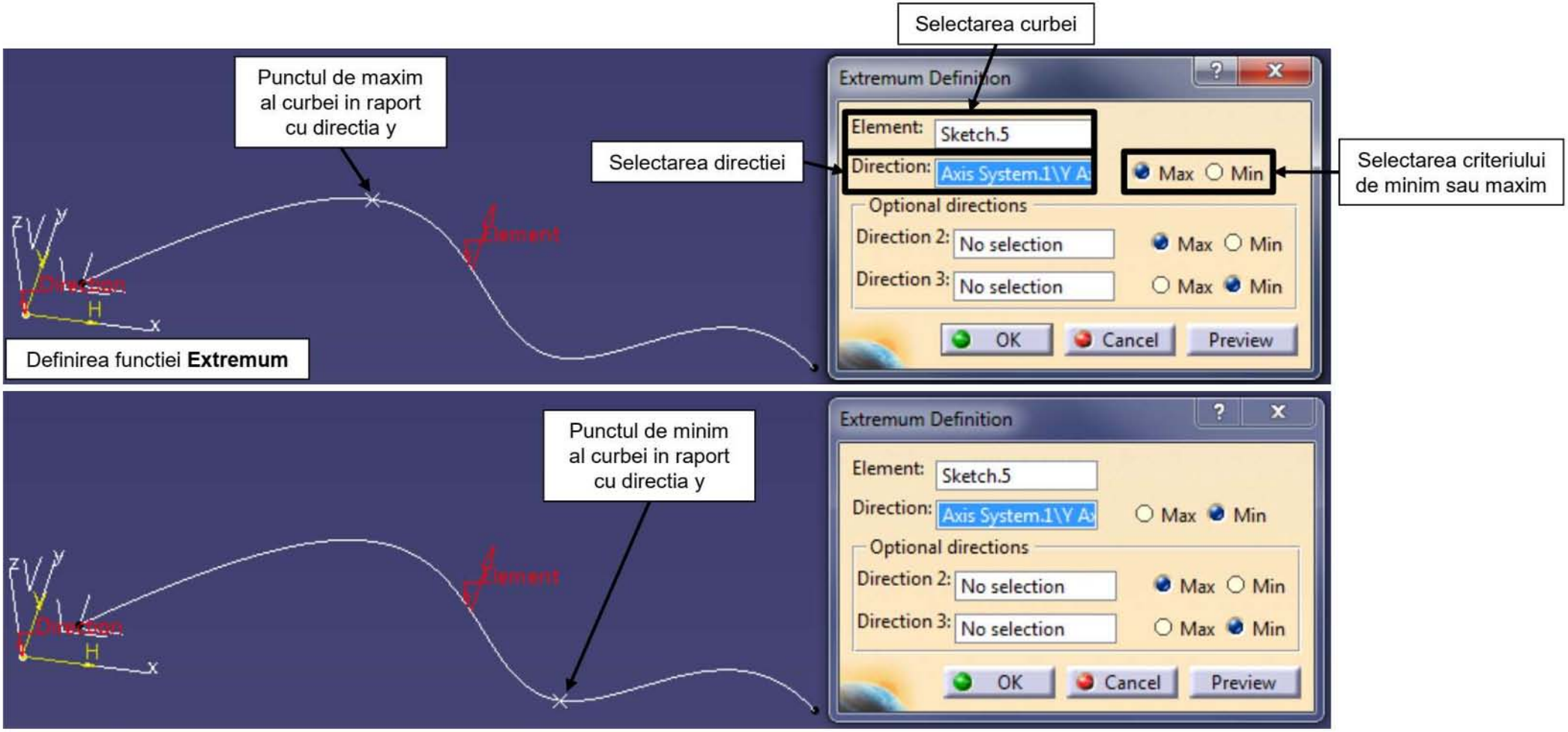
2.2 Functia Helix

Funcția **Helix** permite definirea un helix cilindric sau conic. Pentru definirea helix-ului sunt necesari mai multi parametrii, însă cei mai importanți sunt punctul de început și axa acestuia. **ATENTIE!** Punctul de început nu trebuie sa fie coincident cu axa helix-ului.



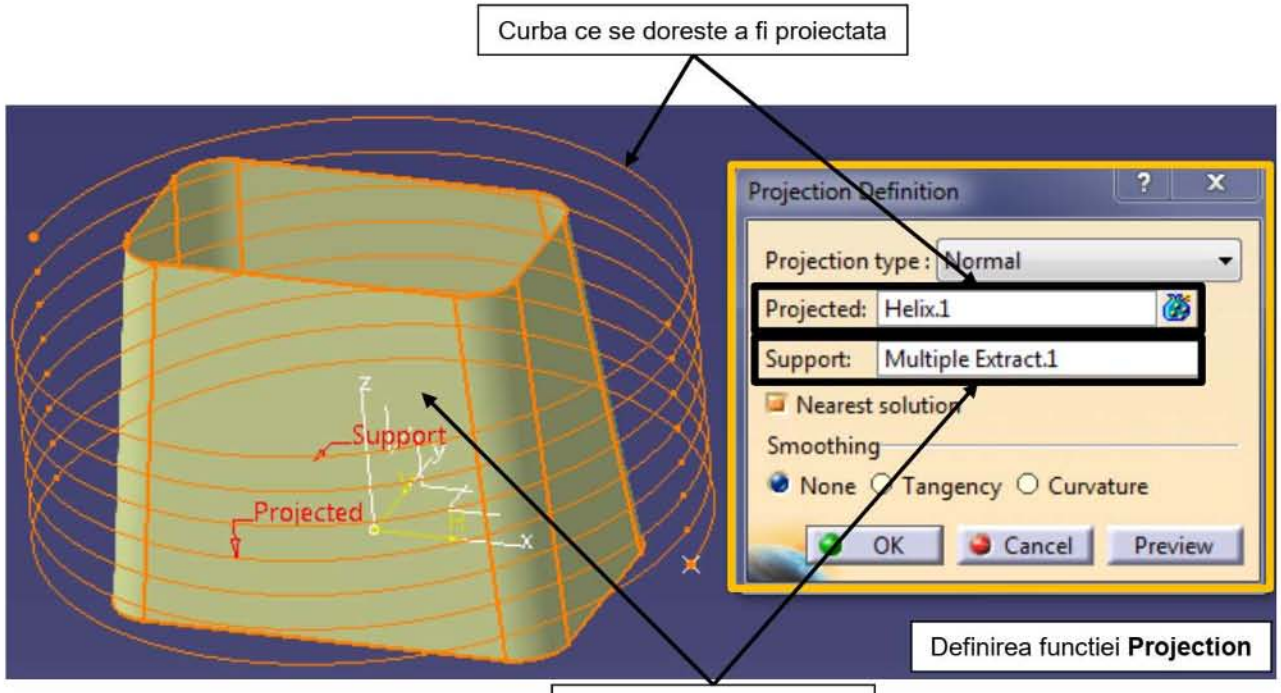
2.3 Funcția Extremum

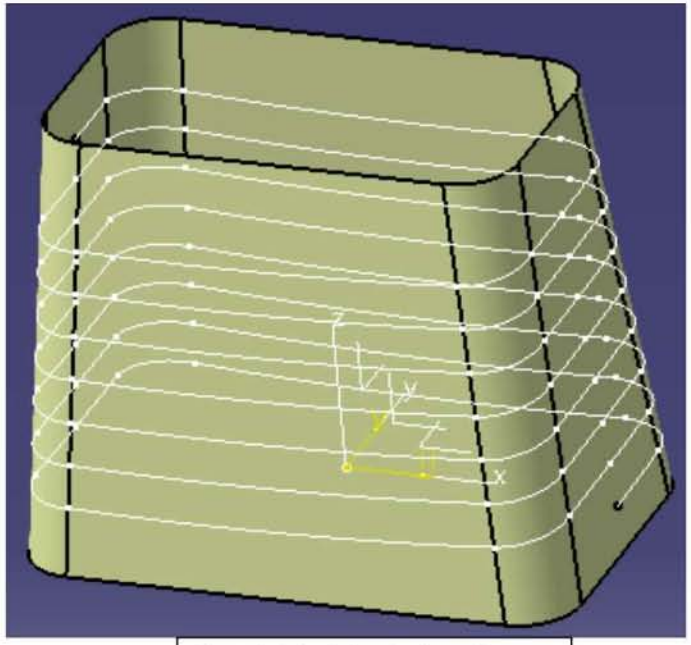
Permite determinarea punctului de minim sau de maxim al unei curbe 2D sau 3D in raport cu o direcție selectată. Rezultatul aplicării funcției este un punct 3D ce îndeplinește criteriul dat de funcție.



2.4 Funcția Projection

Funcția **Projection** permite proiectarea unei curbe pe o suprafață plană sau curbă.

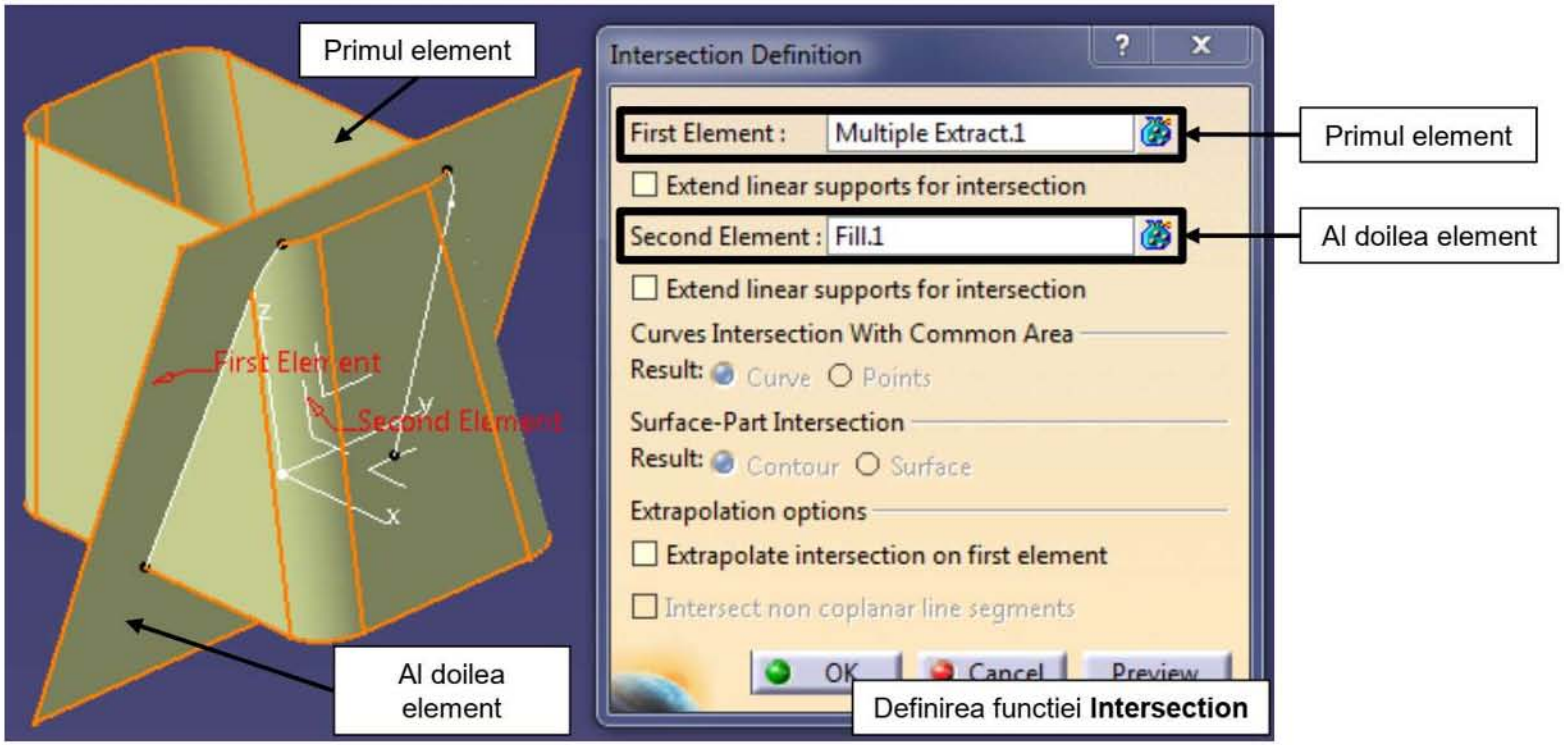




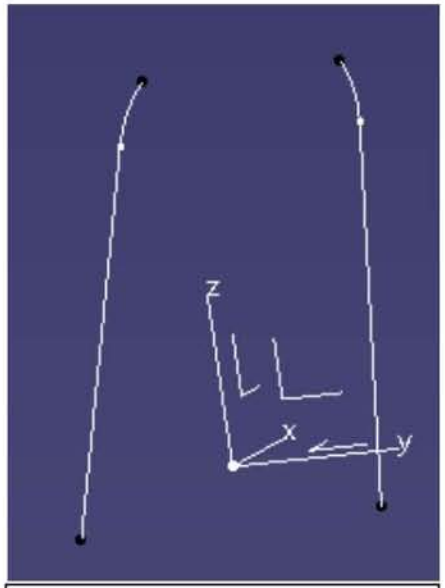
Rezultatul obtinut prin aplicarea functiei **Projection**

2.5 Funcția Intersection

Funcția **Intersection** permite determinarea profilului de intersecție dintre doua suprafețe ce se intersectează sau dintre un plan si o suprafața care se intersectează. Rezultatul obținut în urma aplicării funcției Intersection este o schiță 3D ce conține una sau mai multe curbe. **ATENTIE!** Pentru utilizarea numai unei curbe este necesara aplicarea funcției **Disassemble** sau **Extract.**



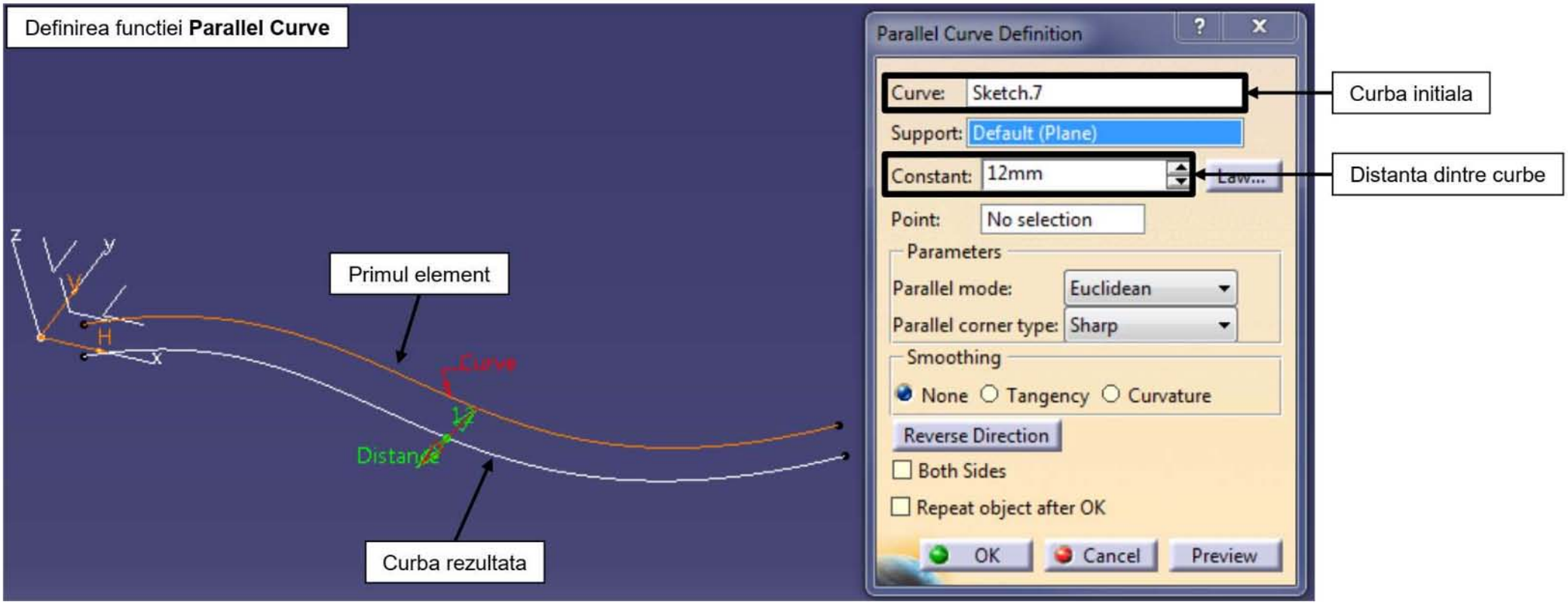
Definirea functiei **Intersection**



Rezultatul obtinut prin aplicarea functiei **Intersection**

2.6 Funcția Parallel Curve

Funcția **Parallel Curve** permite definirea unei curbe ce are tangenta în orice punct paralela cu tangenta în orice punct al unei curbe de referință.

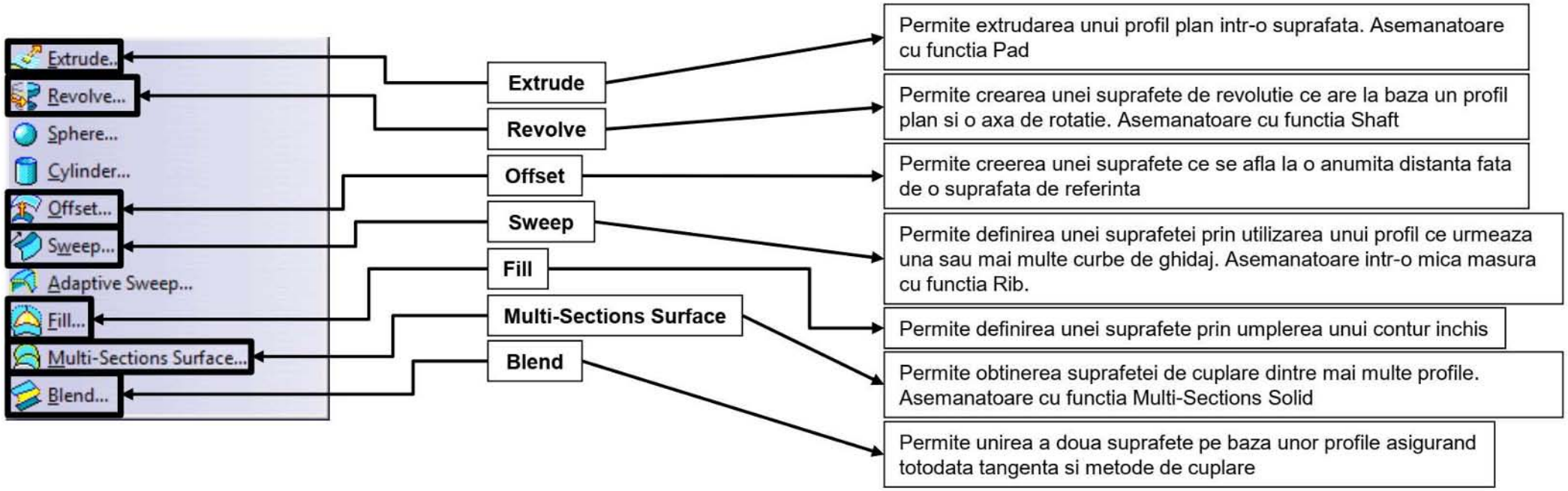


Worbench-ul Generative Shape Design, partea a II-a

1. Funcții utilizate la construirea suprafețelor
 1.1 Funcțiile Extrude și Revolve
 1.2 Funcțiile Offset și Fill
 1.3 Funcțiile Multi-Sections Surface și Blend
 1.4 Funcția Sweep
2. Operațiuni ce pot fi aplicate suprafețelor
 2.1 Funcții utilizate la extragerea suprafețelor și muchiilor (Boundary, Extract si Multiple Extract)
 2.2 Funcții ce permit asamblarea sau dezasamblarea suprafețelor
 2.3 Funcția utilizată la tăierea suprafețelor (Split)
3. Legătura dintre Generative Shape Design și Part Design

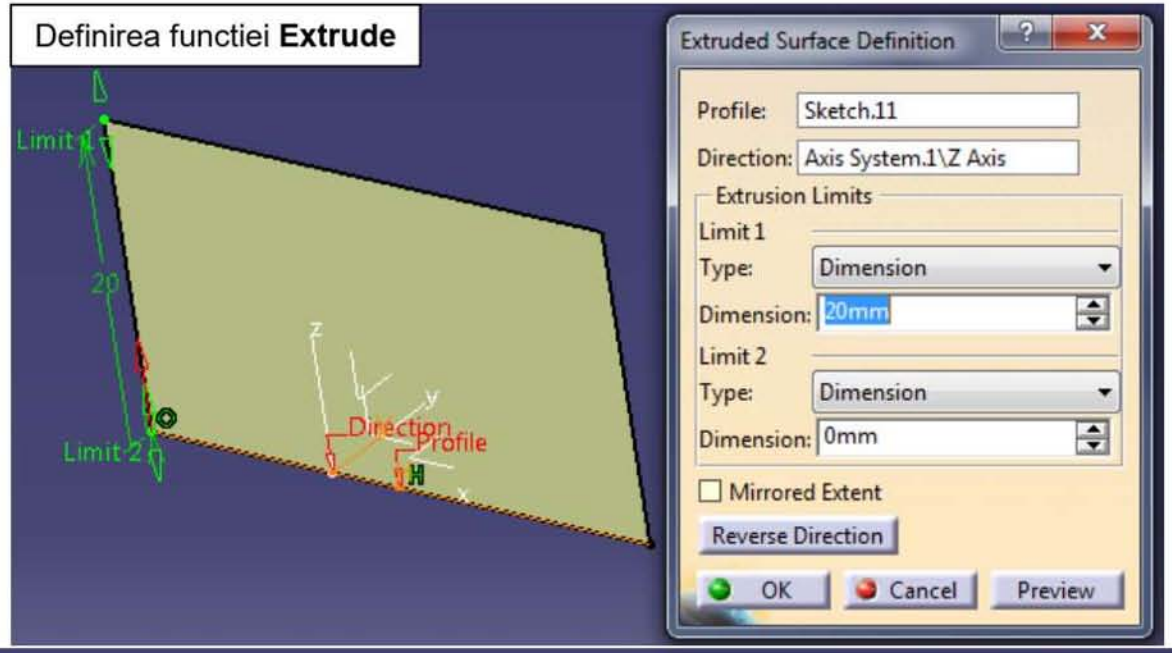
1. Funcții utilizate la construirea suprafețelor

Există multe funcții ce permit construirea unor suprafețe pe baza schițelor 2D sau 3D construite. Unele dintre acestea seamănă cu funcții din **workbench**-ul **Part Design**. Aceste operații sunt: **Extrude**, **Revolve**, **Sphere**, **Cylinder**, **Offset**, **Sweep**, **Adaptive Sweep**, **Fill**, **Multi-Sections Surface**, **Blend**. Vom studia mai în detaliu funcțiile: **Extrude**, **Revolve**, **Offset**, **Sweep**, **Fill**, **Multi-Sections Surface** si **Blend**.

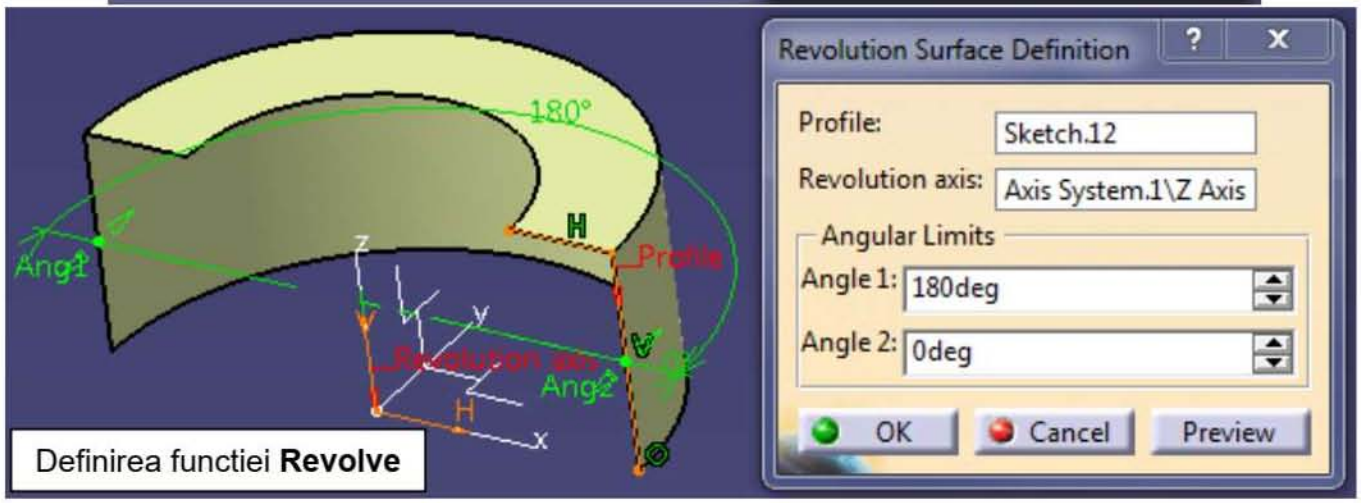


1.1 Funcțiile Extrude și Revolve

Funcțiile **Extrude și Revolve funcționează** asemănător cu funcțiile **Pad și Shaft** din **workbench**-ul **Part Design**. Funcția **Extrude** permite obținerea unei suprafețe prin extrudarea unui profil plan dupa o direcție dată. Funcția **Revolve generează** o suprafață de revoluție ce are la baza un profil și o axa de rotație.



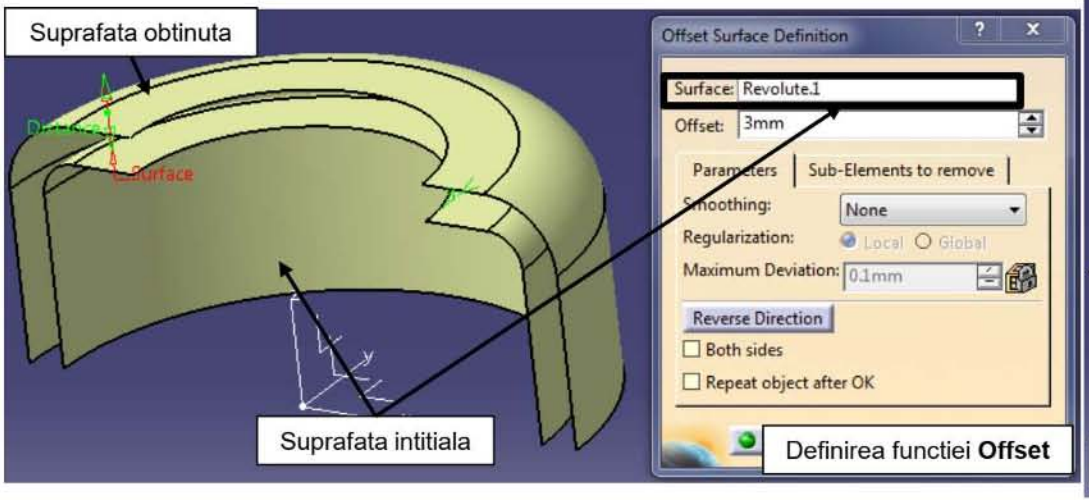
Definirea functiei **Extrude**

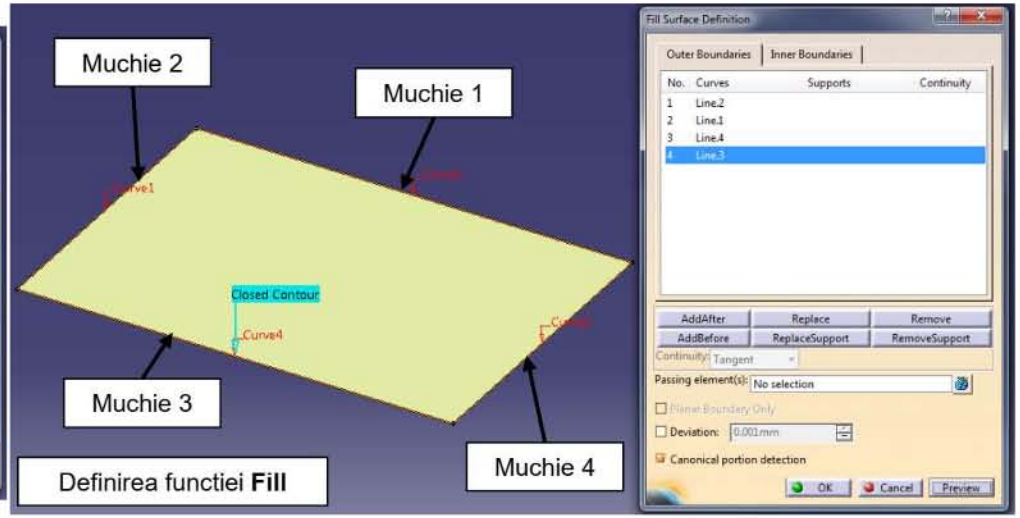


Definirea functiei **Revolve**

1.2 Funcțiile Offset și Fill

Funcția **Offset** permite obținerea unei suprafețe aflată la o anumita distanta fata de o suprafață de referință selectata.
ATENTIE! Funcția Offset realizează și scalari (adică măriri sau micșorări în funcție de distanță).
Funcția **Fill generează** o suprafață prin umplerea unui contur închis.
ATENTIE! Se pot utiliza contururi închise precum: schițe 2D, schite 3D, muchii extrase, muchii ale suprafețelor. Ordinea de selecția a muchiilor contează! Muchiile selectate trebuie să fie consecutive, în ordinea conectării lor.
ATENTIE! In cazul unui profil plan rezultatul funcției este corect, însă în cazul unui profil ce nu este plan nu se recomanda utilizarea funcției **Fill**.



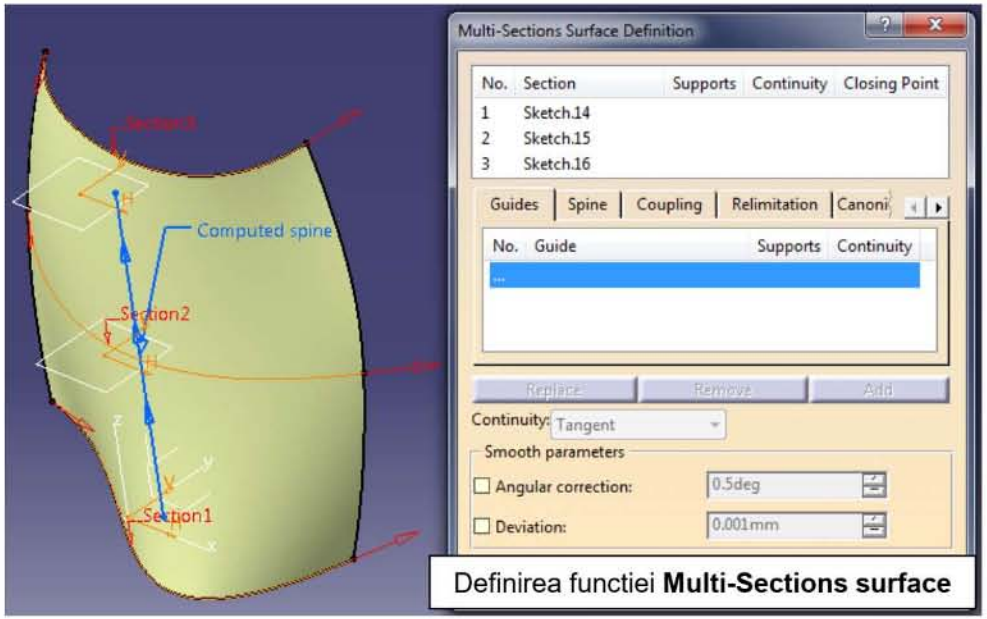


1.3 Funcțiile Multi-Sections Surface si Blend

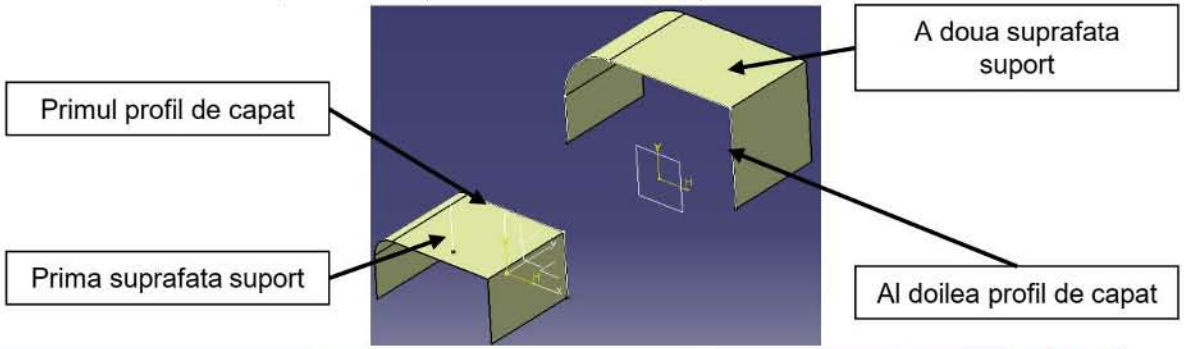
Funcția **Multi-Sections Surface** funcționează similar cu funcția **Multi-Sections Solid**. O singura excepție o constituie faptul ca pot fi utilizate profile deschise. Pentru detalii vezi cursul 5, pagina 5.

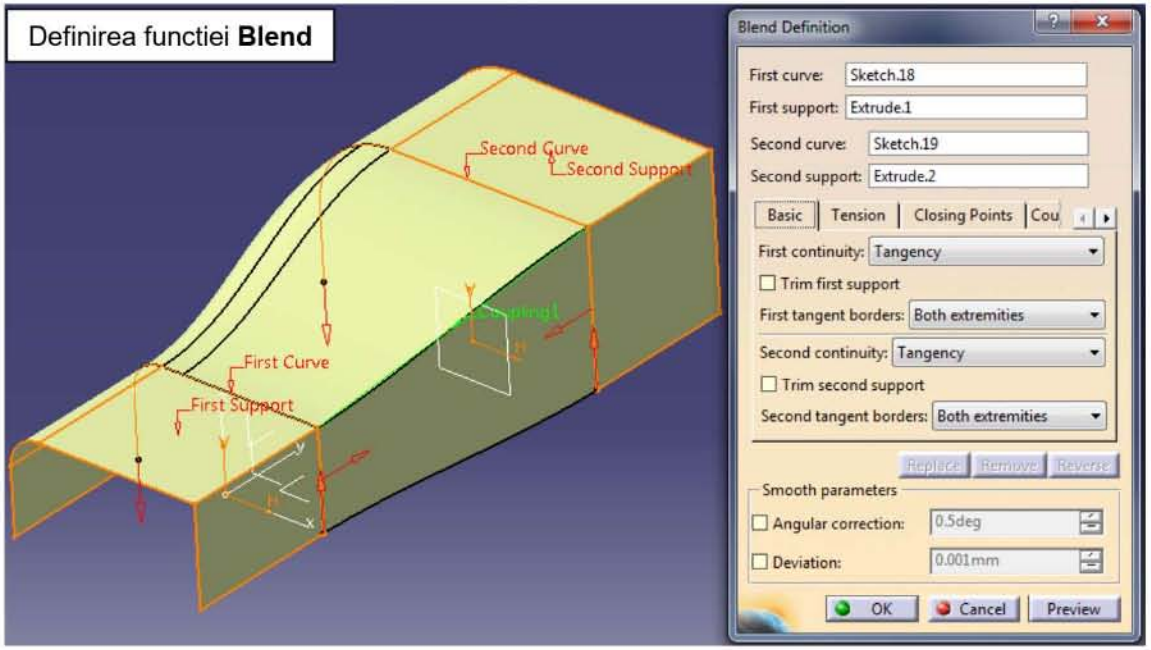
Funcția **Blend** permite unirea a doua suprafețe pe baza profilelor de capăt dintre acestea.

Nivelul de opțiuni al acestor doua funcții este foarte mare în termeni de parametri și modalități de lucru din CATIA. În cadrul acestui curs vom descrie și exemplifica doar o anumita parte din totalitatea posibilităților acestor funcții.



Definirea functiei **Multi-Sections surface**

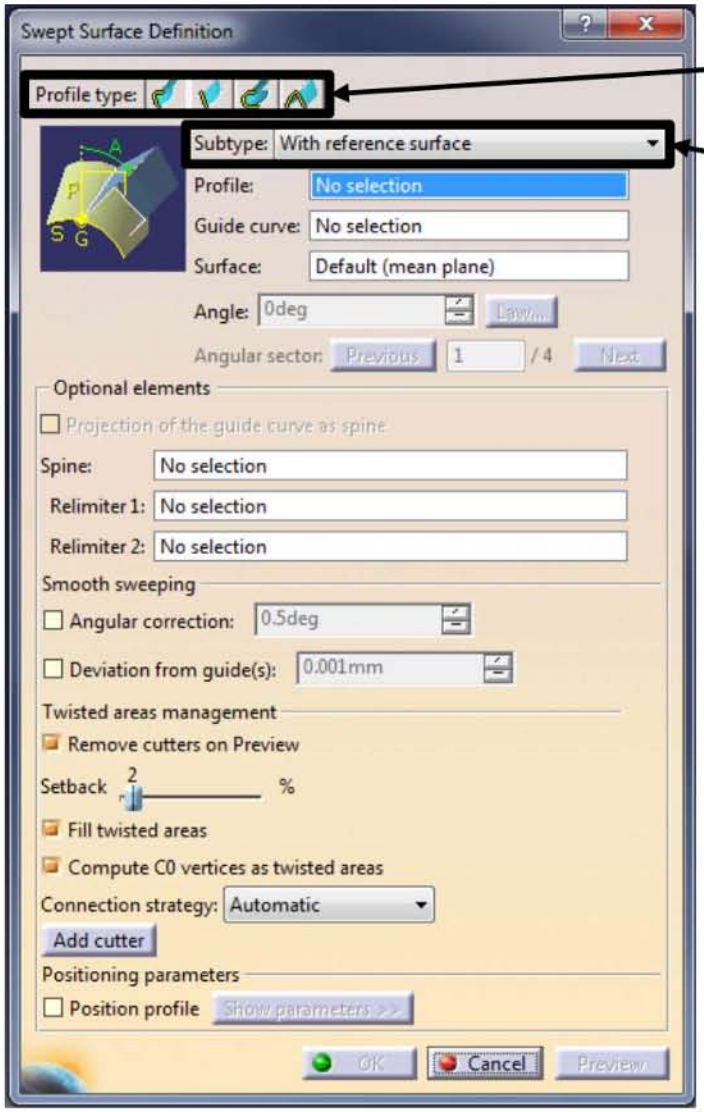




Definirea functiei **Blend**

1.4 Funcția Sweep

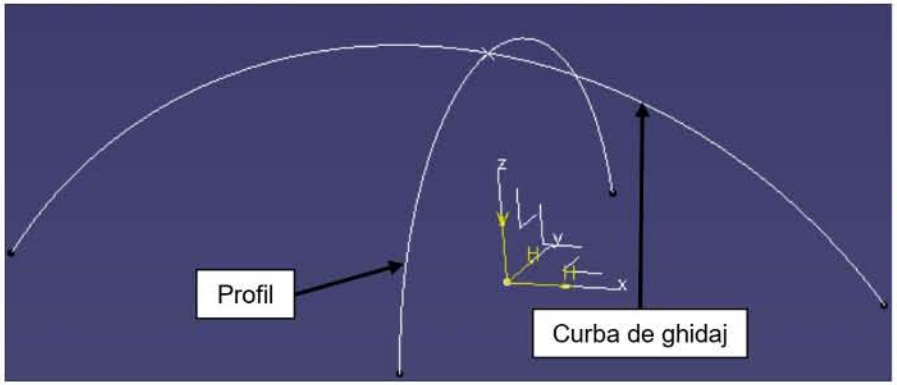
Funcția **Sweep** este cea mai complexa funcție din workbench-ul **Generative Shape Design** (și una din cele mai complexe din programul Catia V5). Aceasta are foarte multe tipuri de utilizare și foarte multe variante și opțiuni la fiecare din ele. În cadrul cursului se vor arata doar cele mai utilizate trei variante. In cea mai simpla varianta aceasta funcționează asemănător cu funcția **Rib**.

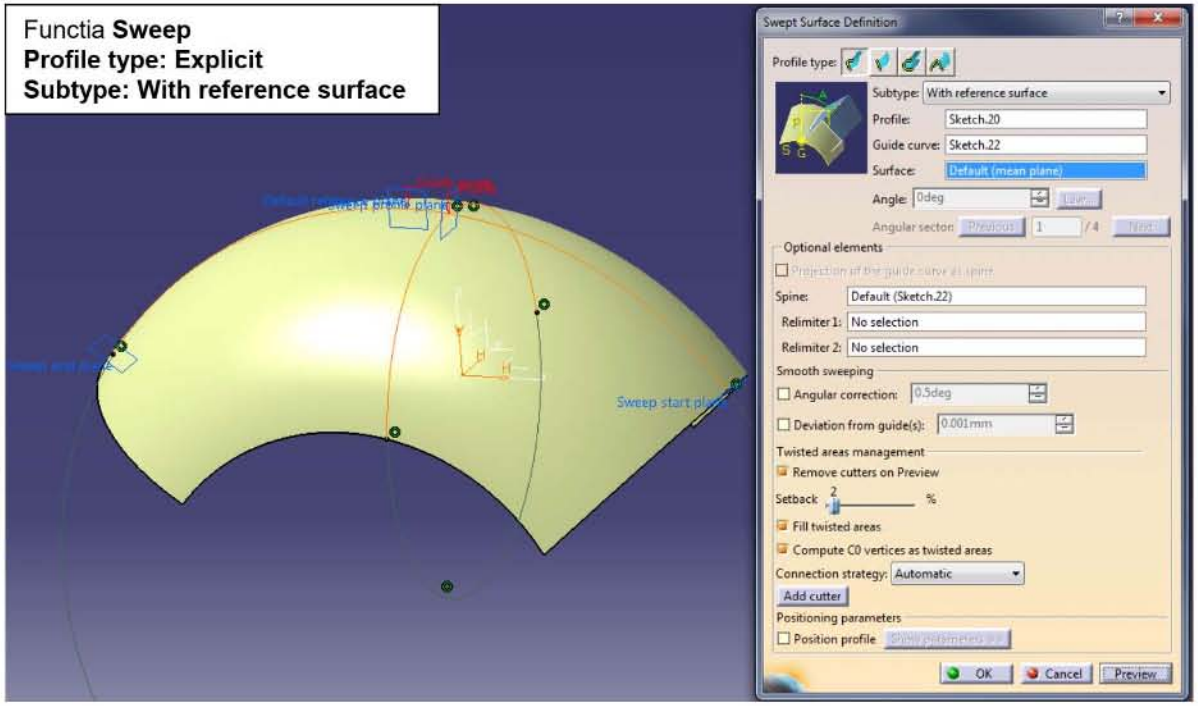


Profile type: Explicit, Line, Circle, Conic
Tipul **Sweep**-ului

Subtype
Subtipul **Sweep**-ului

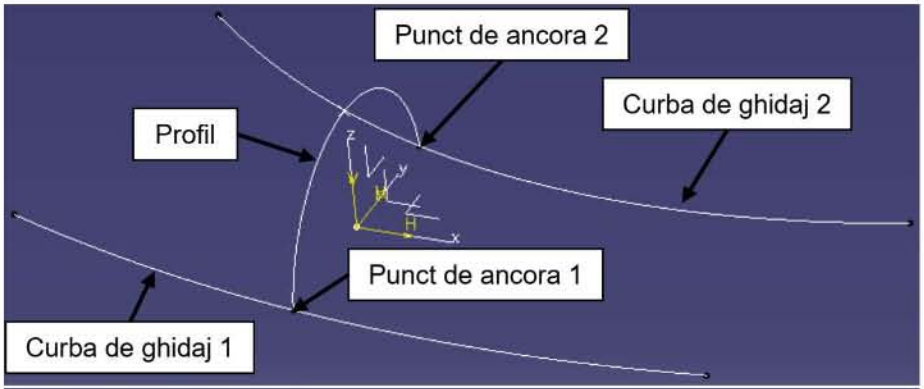
Cu tipul **Explicit** si subtipul **With reference surface**, Funcția **Sweep** din **GSD** funcționează asemănător cu funcția **Rib** din **Part Design.**

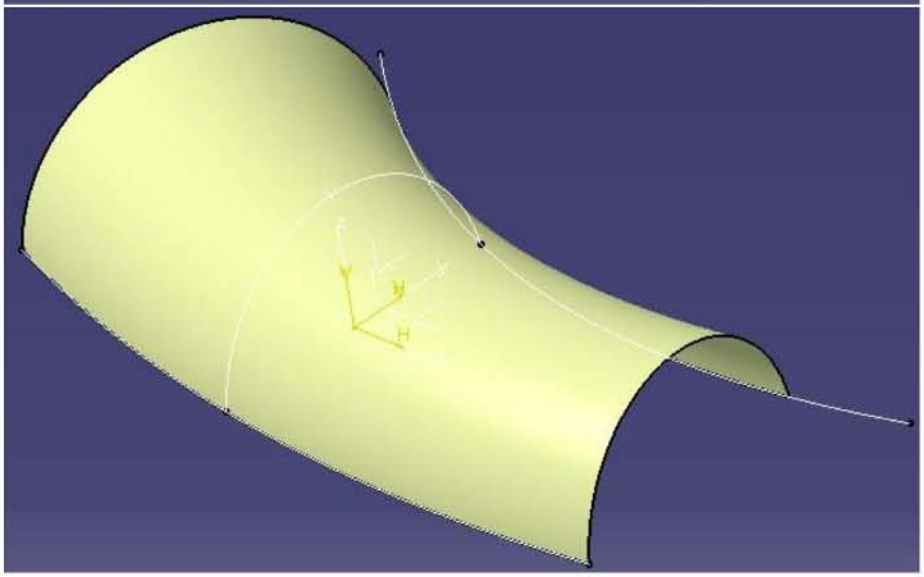


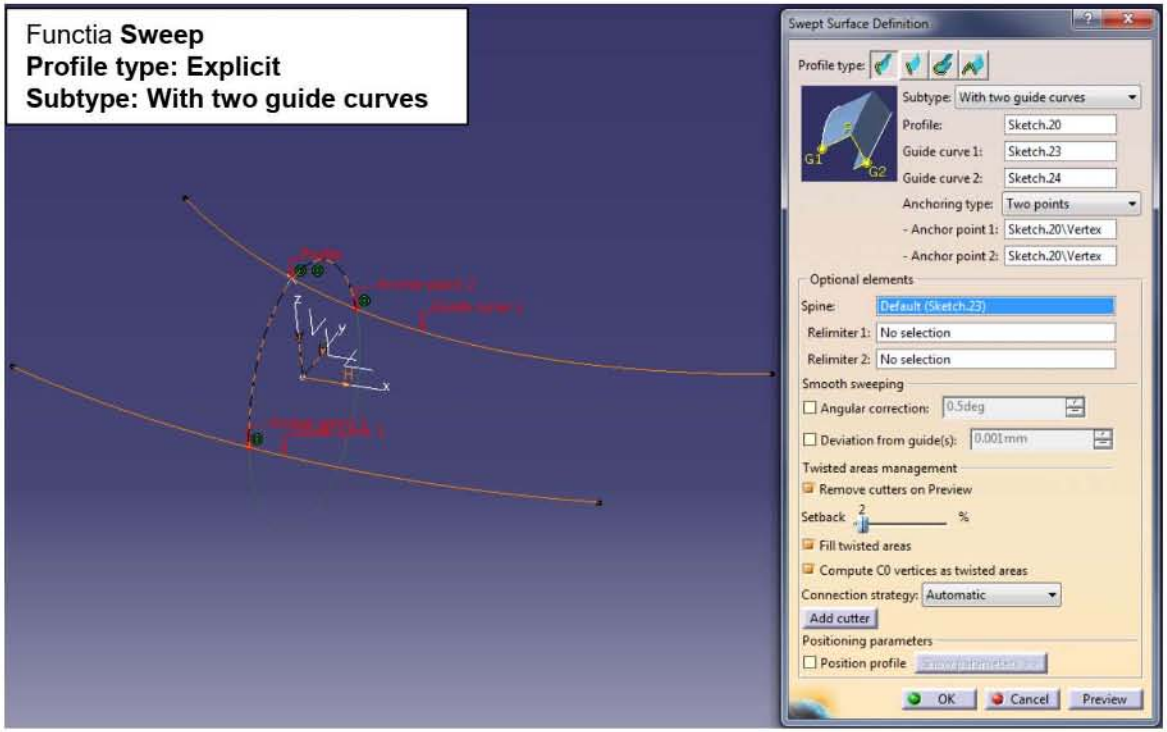


Cu tipul **Explicit** si subtipul **With two guide curves**, Funcția **Sweep** permite definirea a doua curbe de ghidaj pe capetele profilului.

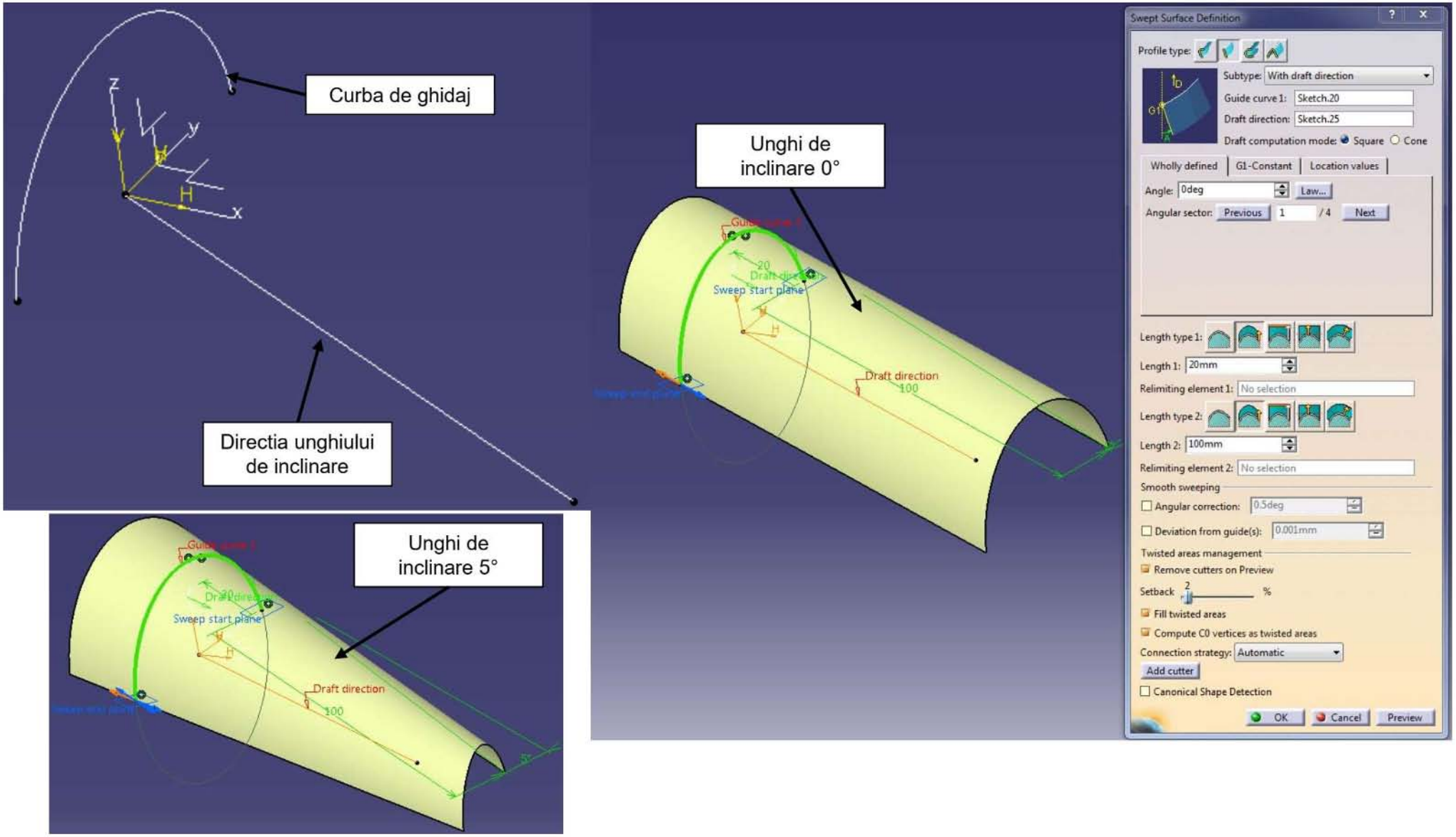
ATENTIE! Definiți capetele profilului ca puncte de ancora.





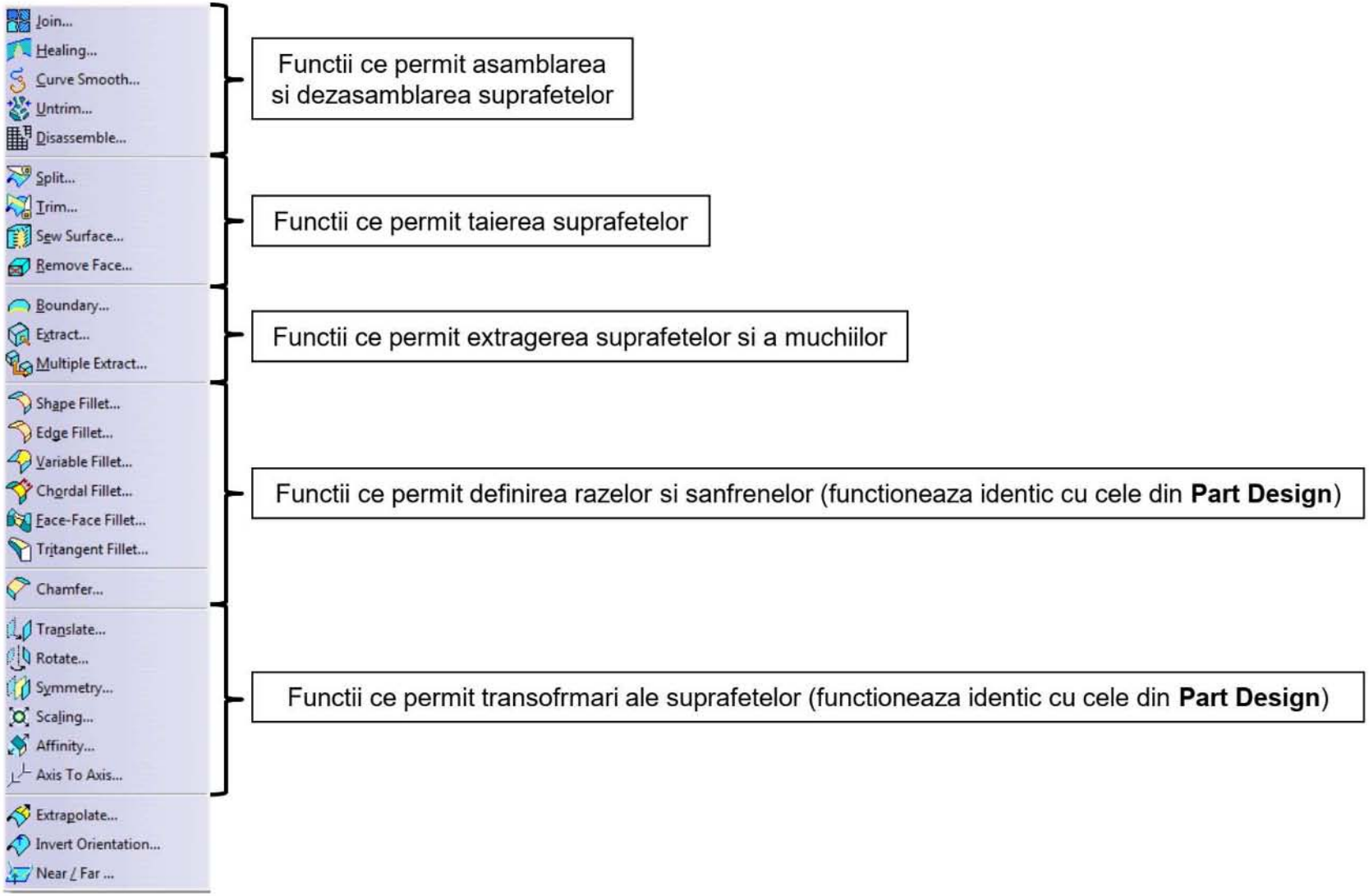


Cu tipul **Line și** subtipul **With draft direction**, Funcția **Sweep** permite definirea unui unghi de înclinare la extinderea unui profil.



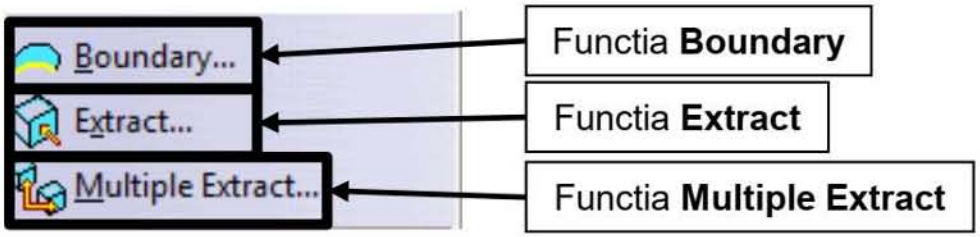
2. Operațiuni ce pot fi aplicate suprafețelor

Exista o serie de operații ce pot fi utilizate la manipularea suprafețelor obținute. Acestea sunt clasificate în operații de modificare a suprafețelor (**Operations toolbar**). In aceasta categorie intră operații de unire sau dezasamblare a suprafețelor, operații de taiere a suprafețelor, operații de extragere a muchiilor și suprafețelor, definirea razelor și a șanfrenatelor și operații de deplasare a lor.



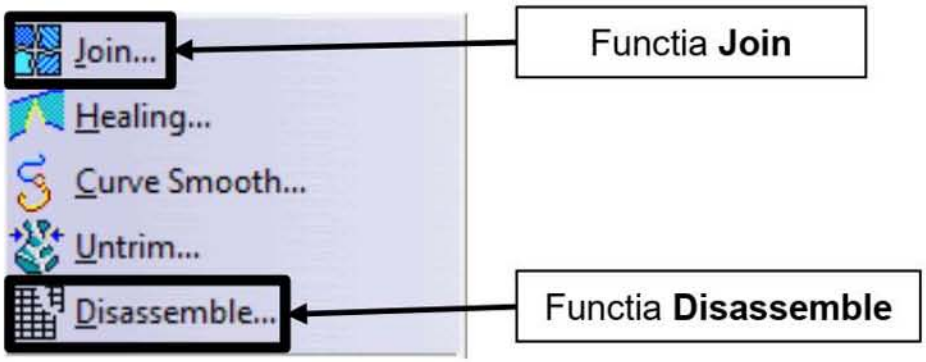
2.1 Funcții utilizate la extragerea suprafețelor și muchiilor (Boundary, Extract si Multiple Extract)

Funcția **Boundary** permite extragerea unei muchii drepte sau curbe dintr-o suprafață. Aceasta va fi interpretata ca o schiță 3D. Funcția **Extract** permite extragerea unei muchii sau suprafețe dintr-un volum solid sau ansamblu de suprafețe. Funcția **Multiple Extract** permite extragerea a mai multe muchii sau suprafete dintr-un volum solid sau ansamblu de suprafete.



2.2 Funcții ce permit asamblarea sau dezasamblarea suprafețelor

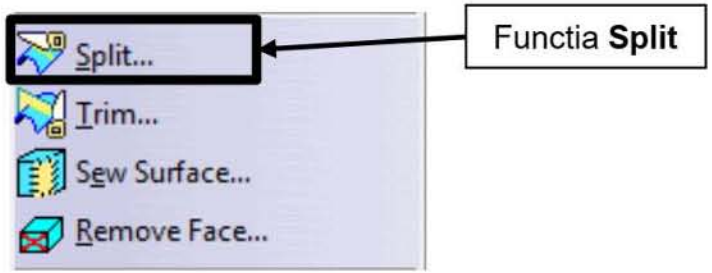
Funcția **Join** permite unirea a doua sau mai multe muchii sau suprafețe distincte într-o singura muchie sau suprafață. **ATENTIE!** Pentru a forma un volum mărginit ce poate fi transformat în volum solid suprafețele trebuie sa fie unite. Funcția **Dissassemble** permite spargerea unui ansamblu de muchii sau suprafețe în elementele distincte ce o alcătuiesc.



2.3 Funcția utilizată la tăierea suprafețelor (Split)

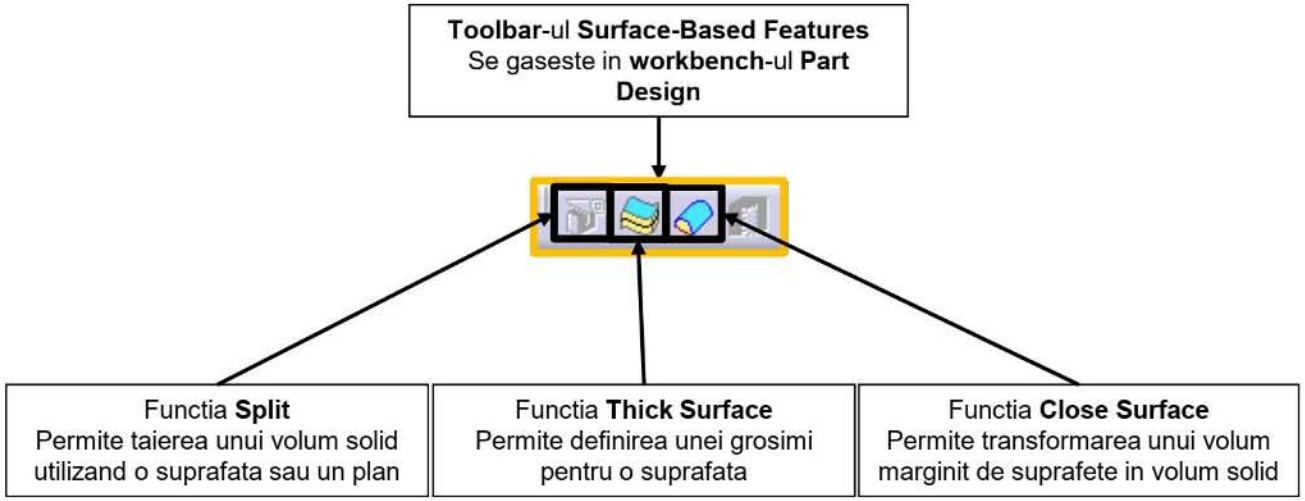
Funcția **Split** permite tăierea unei suprafețe folosind ca element de taiere o muchie, un plan, o suprafață plana sau o suprafață curba.

ATENTIE! In urma aplicării funcției **Split** se pot păstra ambele elemente rezultate sau doar unul din ele la alegere.



3. Legătura dintre Generative Shape Design si Part Design

Atunci când se dorește transformarea unui volum mărginit de suprafețe într-un volum solid este necesar lucrul într-un **body** și schimbarea **workbench**-ului din **Generative Shape Design** în **Part Design**. Același lucru este valabil și în cazul în care se dorește definirea unei grosimi pentru o suprafață. In **workbench**-ului **Part Design** se pot utiliza instrumentele din **toolbar**-ul **Surface-Based Features**.



A. Parametrii si funcții;
A1. Utilitatea parametrilor și a funcțiilor
A2. Setări a programului ce ajuta în lucrul cu parametrii și funcții
A3. Definirea parametrilor și a funcțiilor

B. Utilizarea catalogului de piese,
B1. Utilizarea funcției Catalog Browser

C. Introducerea textului în modelele 3D;
C1. Necesitatea textului în modelele 3D
C2. Introducerea textului în modelele 3D

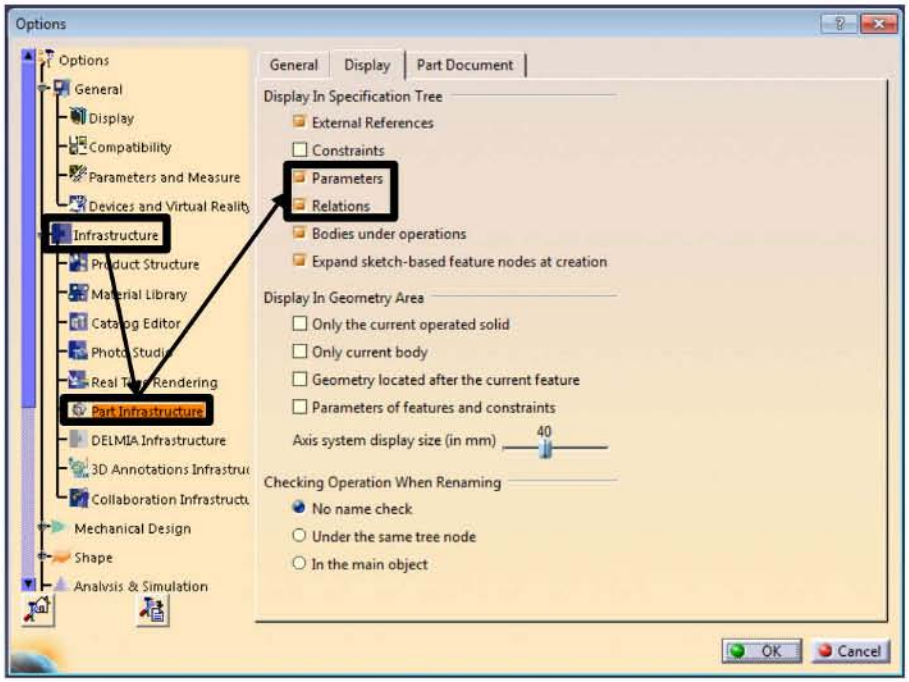
D. Extragerea datelor cu privire la caracteristicile fizico-mecanice.
D1. Calculul teoretic a masei unui corp
D2. Calculul masei unui volum solid în programul CATIA V5

A1. Utilitatea parametrilor și a funcțiilor

In cazul multor piese și ansamble este util sa definim parametrii si funcții care sa stabilească relații matematice intre elementele geometrice ce compun o piesa sau intre piesele ce compun un ansamblu. Acest lucru duce la parametrizarea unei piese sau a unui ansamblu. Exista de asemenea unele geometrii ce nu pot fi realizate fără a utiliza parametrii și funcții (de exemplu curba evolventa utilizata la realizarea dinților roților dințate).

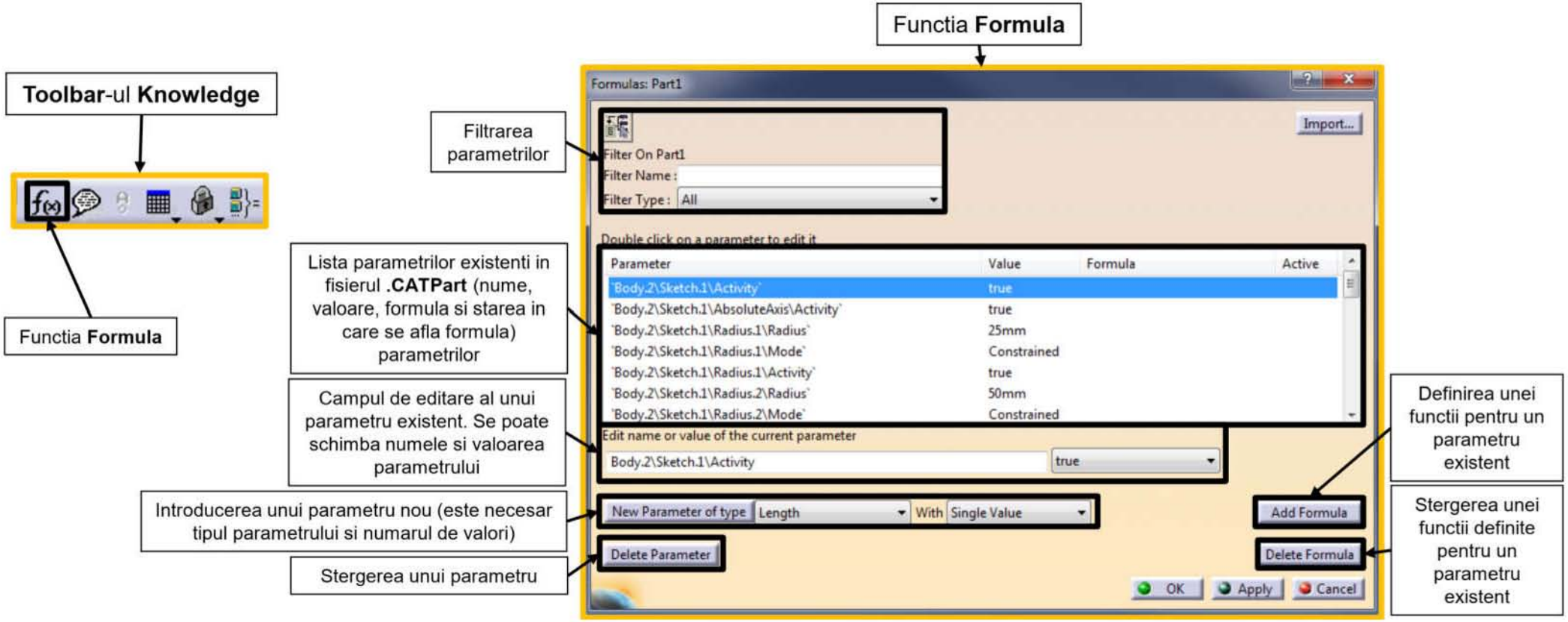
A2. Setări a programului ce ajuta în lucrul cu parametrii și funcții

Pentru o mai buna vizualizare a parametrilor și a funcțiilor ce au fost definite este util ca anumite setări standard a programului sa fie schimbate. Pentru asta se poate urma calea **Tools**->**Options**->**Infrastructure**->**Part Infrastructure** ->**Display** unde se pot selecta opțiuni ce țin de vizualizarea parametrilor și a funcțiilor în arbore. Daca se bifează opțiunile **Parameters și Relations** atunci vor apărea parametrii și funcțiile definite în arborele piesei.



A3. Definirea parametrilor și a funcțiilor

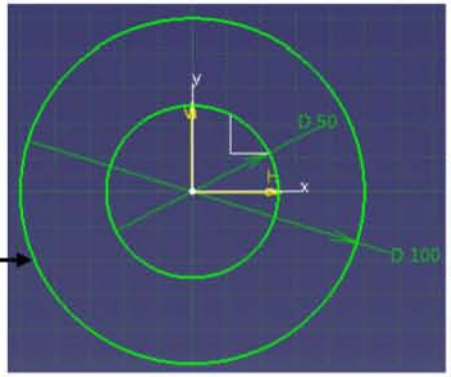
Definirea parametrilor si a funcțiilor se poate face atât manual cat și în mod automat. Definirea automata a parametrilor este făcută implicit de către program de fiecare data când se da orice fel de constrângere dimensionala sau geometrica atât în schițe sau operații ce generează volume solide sau suprafețe. Accesarea listei de parametrii ce a fost generata automat sau definirea unor parametrii sau funcții noi se poate face accesând funcția **Formula** din **toolbar**-ul **Knowledge**. **ATENTIE!** Daca de alege un element din arbore înaintea selectării funcției **Formula** atunci vor fi afișați doar parametrii si funcțiile ce definesc elementul selectat.

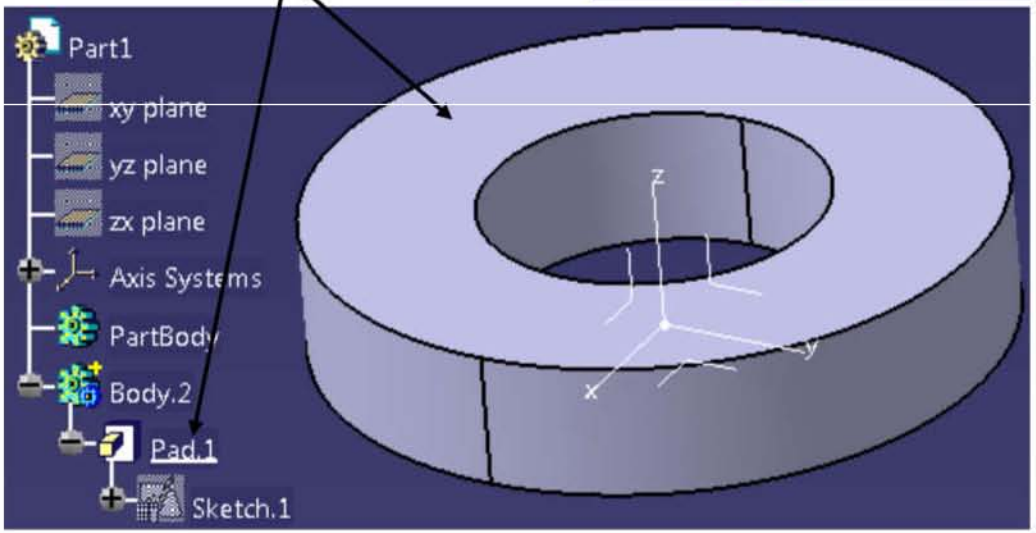


Definirea parametrilor este posibila fie prin cotarea unei schițe sau atribuirea unei valori pentru o funcție ce generează volum solid sau suprafețe de exemplu sau prin definirea unui parametru individual si atribuirea acestuia ca valoare pentru o cota dintr-o schiță sau funcție ce generează volum solid sau suprafață. **RECOMANDARE!** Daca se dorește utilizarea unui parametru ce a fost definit ca o cota sau valoarea pentru funcții ce generează volume solide sau suprafețe în alte funcții, este recomandat sa se schimbe numele acestuia.

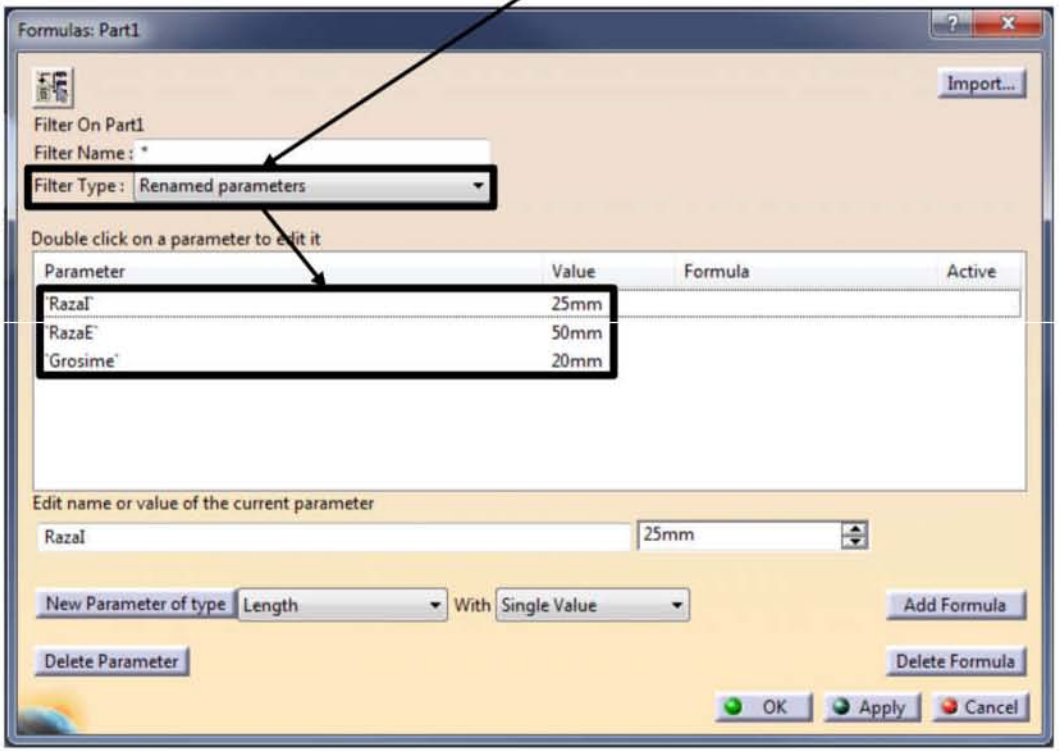
Exemplu 1: Pentru piesa data se doreste definirea diametrului exterior ca dublul diametrului interior si inaltimea extrudarii ca un sfert din diametrul exterior

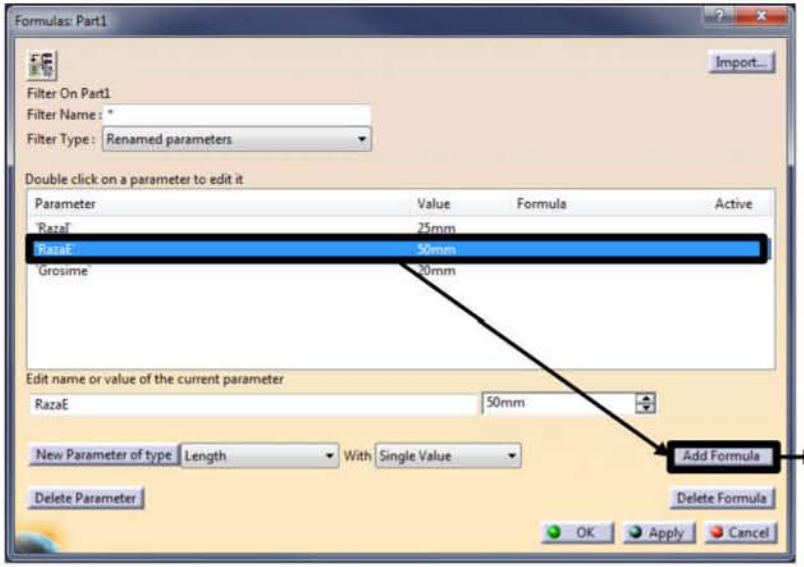
Schita utilizata pentru piesa contine doua dimensiuni: un diametru interior si un diametru exterior. Functia **Pad** aplicata acestei schite va extruda profilul pe o anumita inaltime.



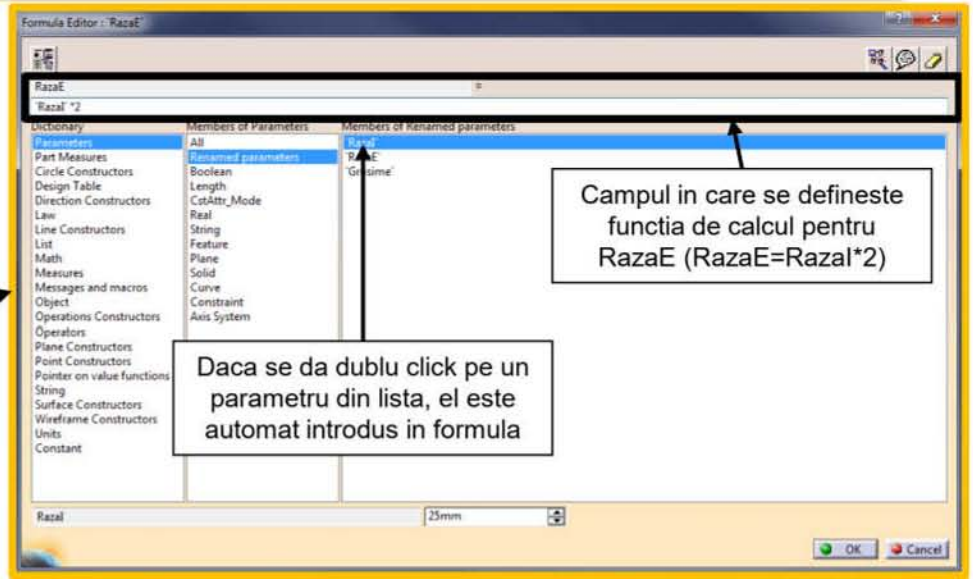


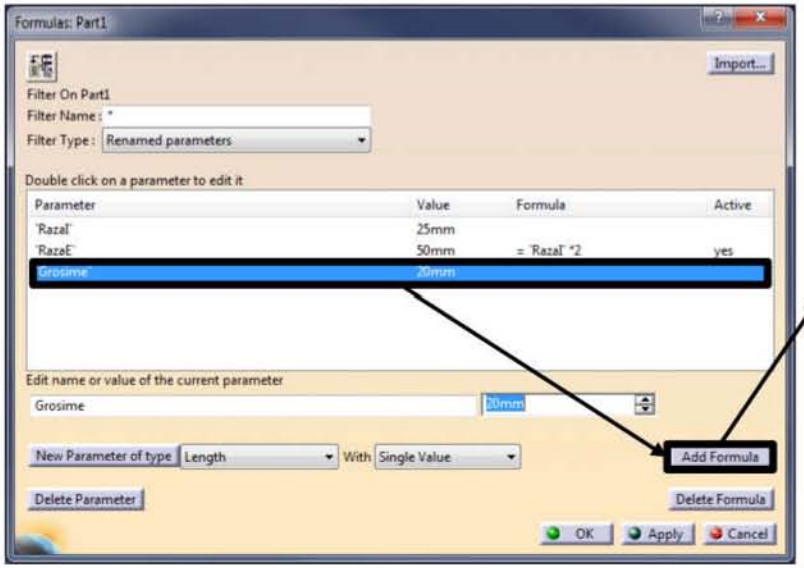
Numele celor trei parametrii mentionati a fost schimbat din numele dat standard de program in RazaI (pentru raza interioara), RazaE (pentru raza exterioara) si Grosime (pentru inaltimea de extrudare)



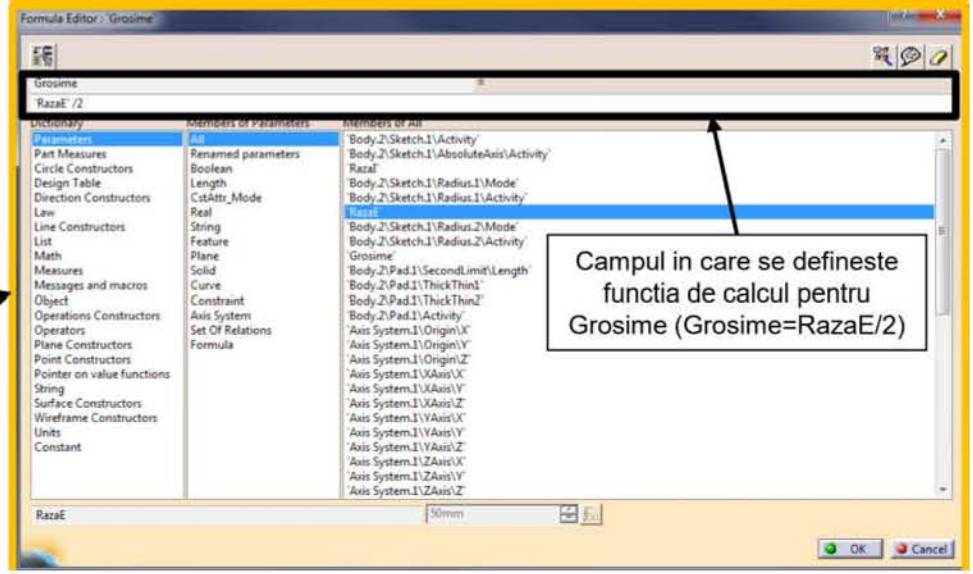


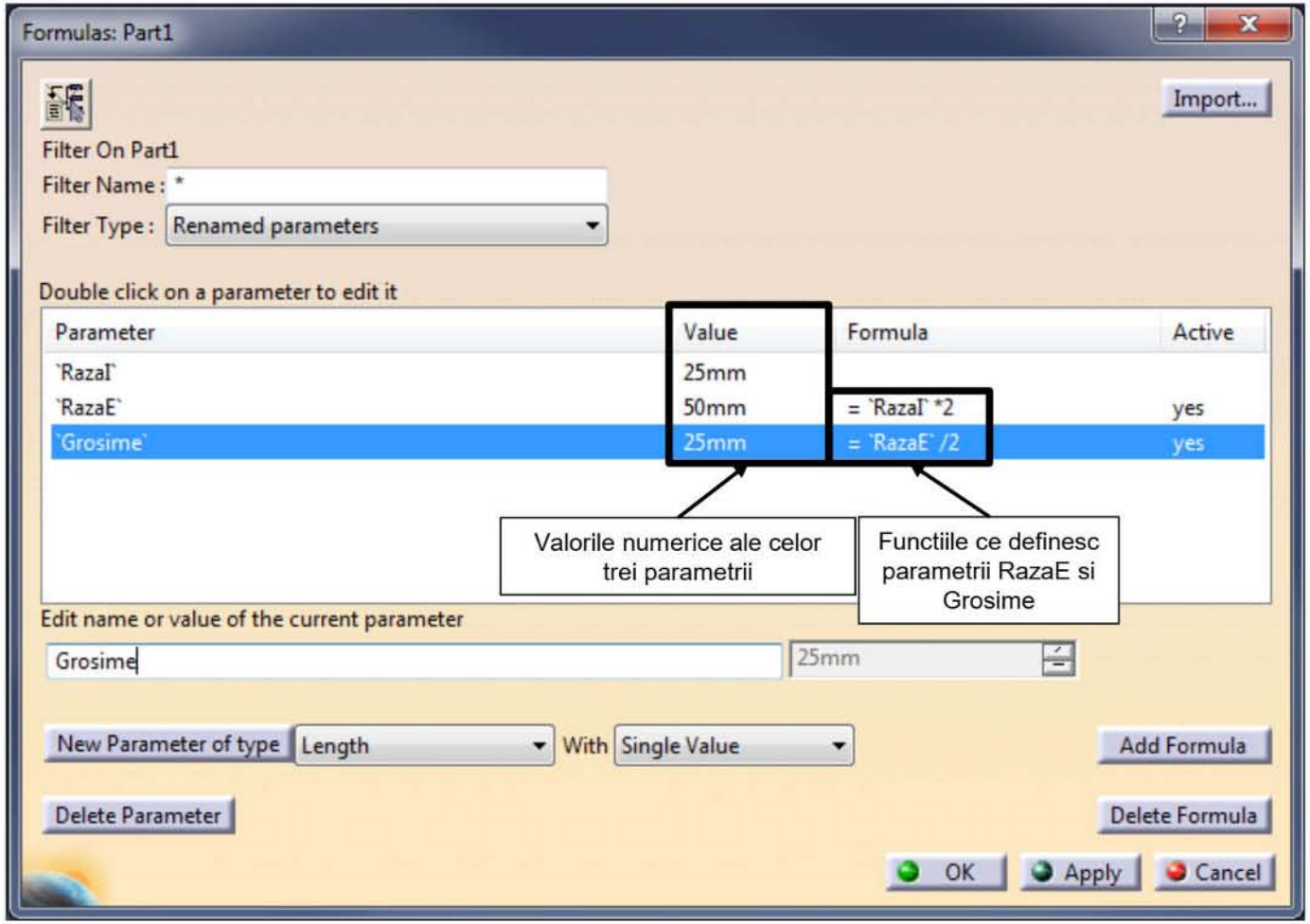
Se selecteaza din lista de parametrii RazaE si se apasa functia **Add Formula** pentru definirea unui functii ce are ca rezultat valoarea parametrului



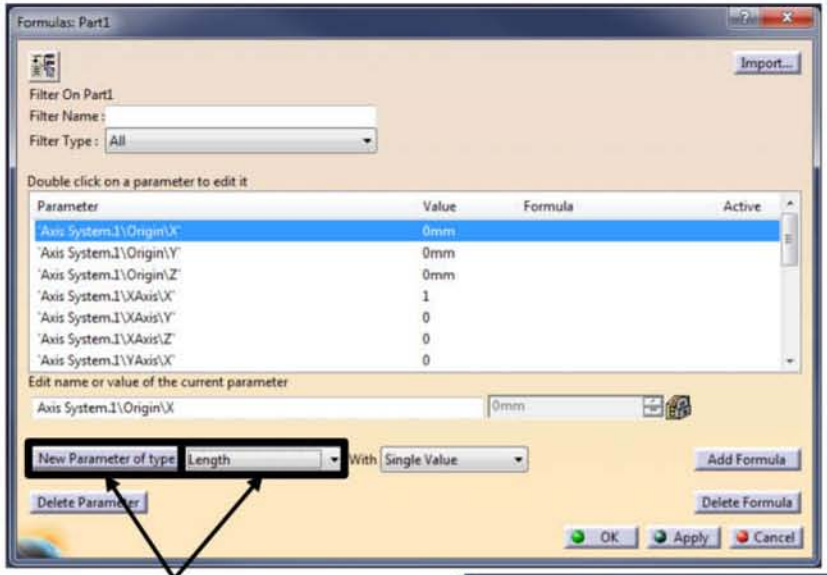


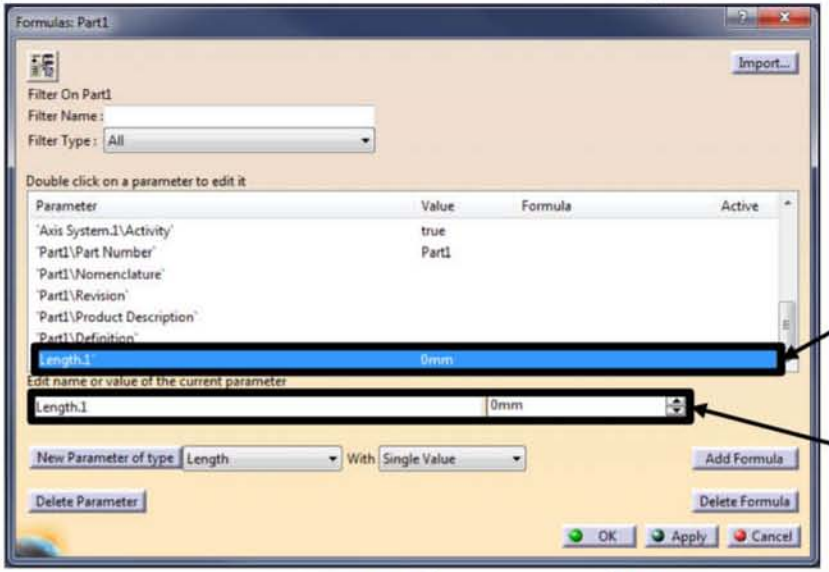
Se selecteaza din lista de parametrii Grosime si se apasa functia **Add Formula** pentru definirea unui functii ce are ca rezultat valoarea parametrului




Formulas: Part1
Import...
Filter On Part1
Filter Name : *
Filter Type : Renamed parameters
Double click on a parameter to edit it
Parameter
Value
Formula
Active
`RazaI`
25mm
`RazaE`
50mm
= `RazaI` *2
yes
`Grosime`
25mm
= `RazaE` /2
yes
Valorile numerice ale celor trei parametrii
Functiile ce definesc parametrii RazaE si Grosime
Edit name or value of the current parameter
Grosime
25mm
New Parameter of type
Length
With
Single Value
Add Formula
Delete Parameter
Delete Formula
OK
Apply
Cancel

Exemplu 2: Pentru aceiasi piesa se doreste definirea unui parametru extern care sa fie folosit pentru definirea celor trei parametrii prin functii

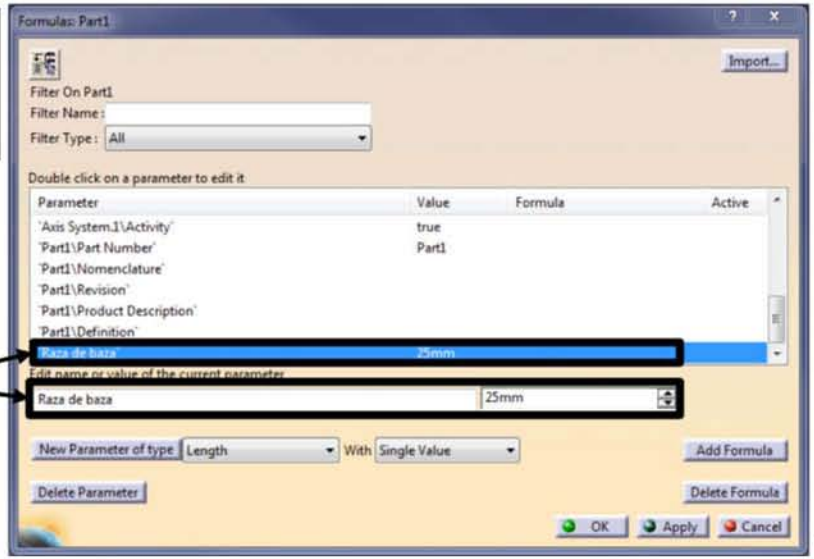




Parametrul creat

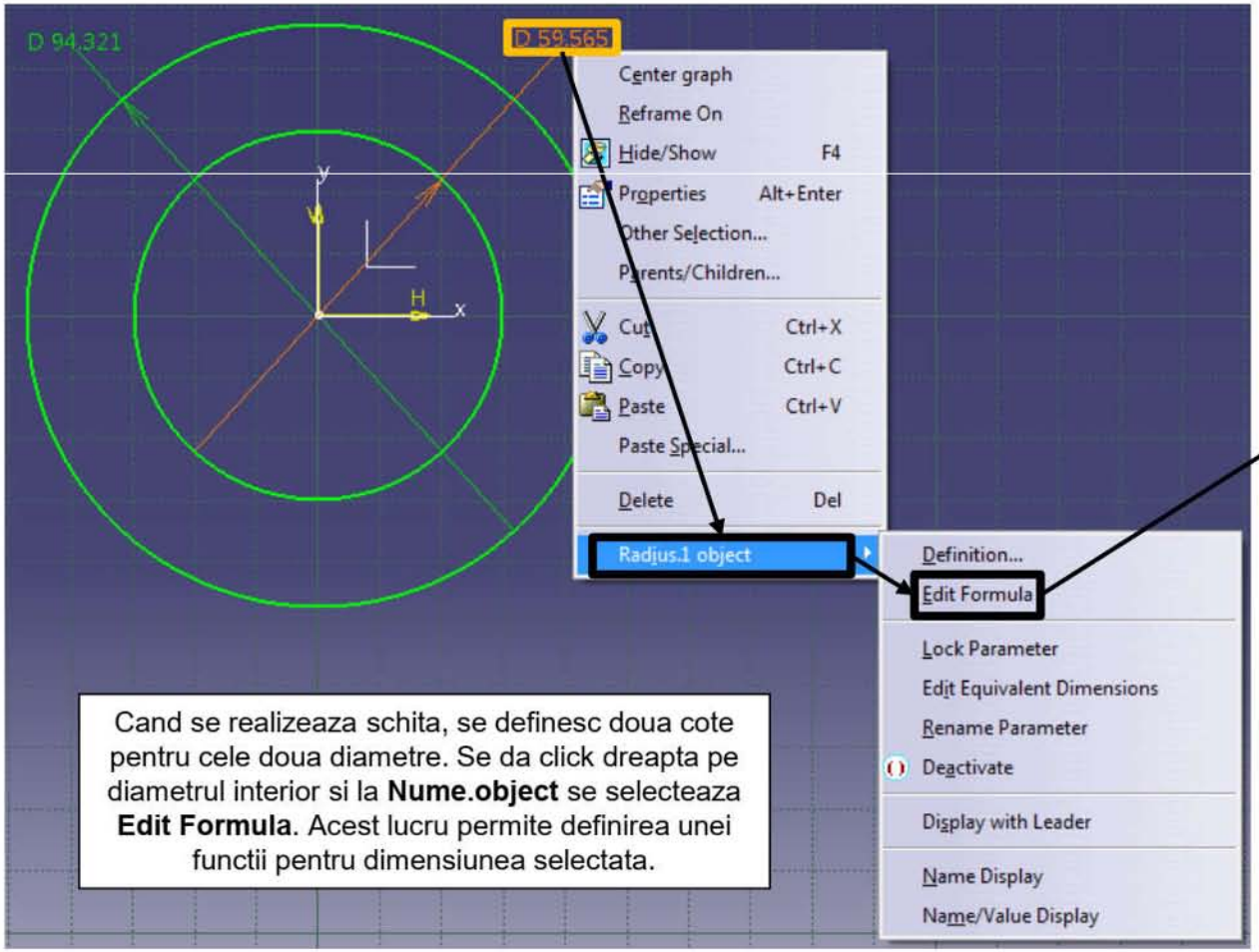
Se poate schimba numele si valoarea numerica a parametrului

Se alege tipul de element ce va fi creat. **ATENTIE!** Tipul parametrului va da unitatea de masura pentru acesta. Se selecteaza optiunea **New Parameter of type**.

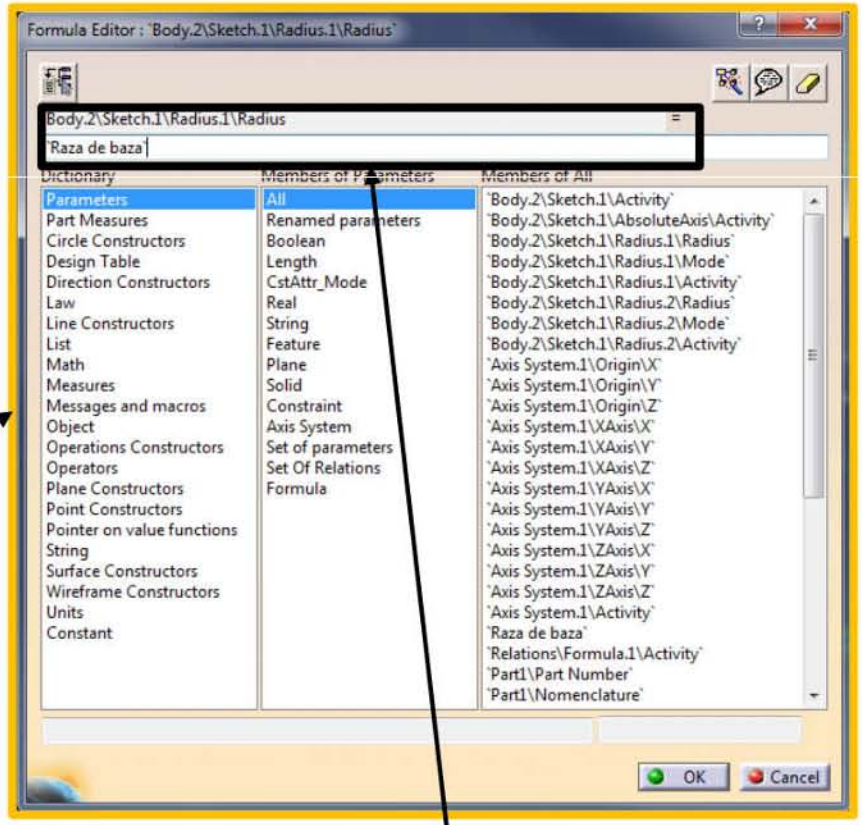


Parametrului i s-a dat numele Raza de baza si valoarea numerica de 25 mm.

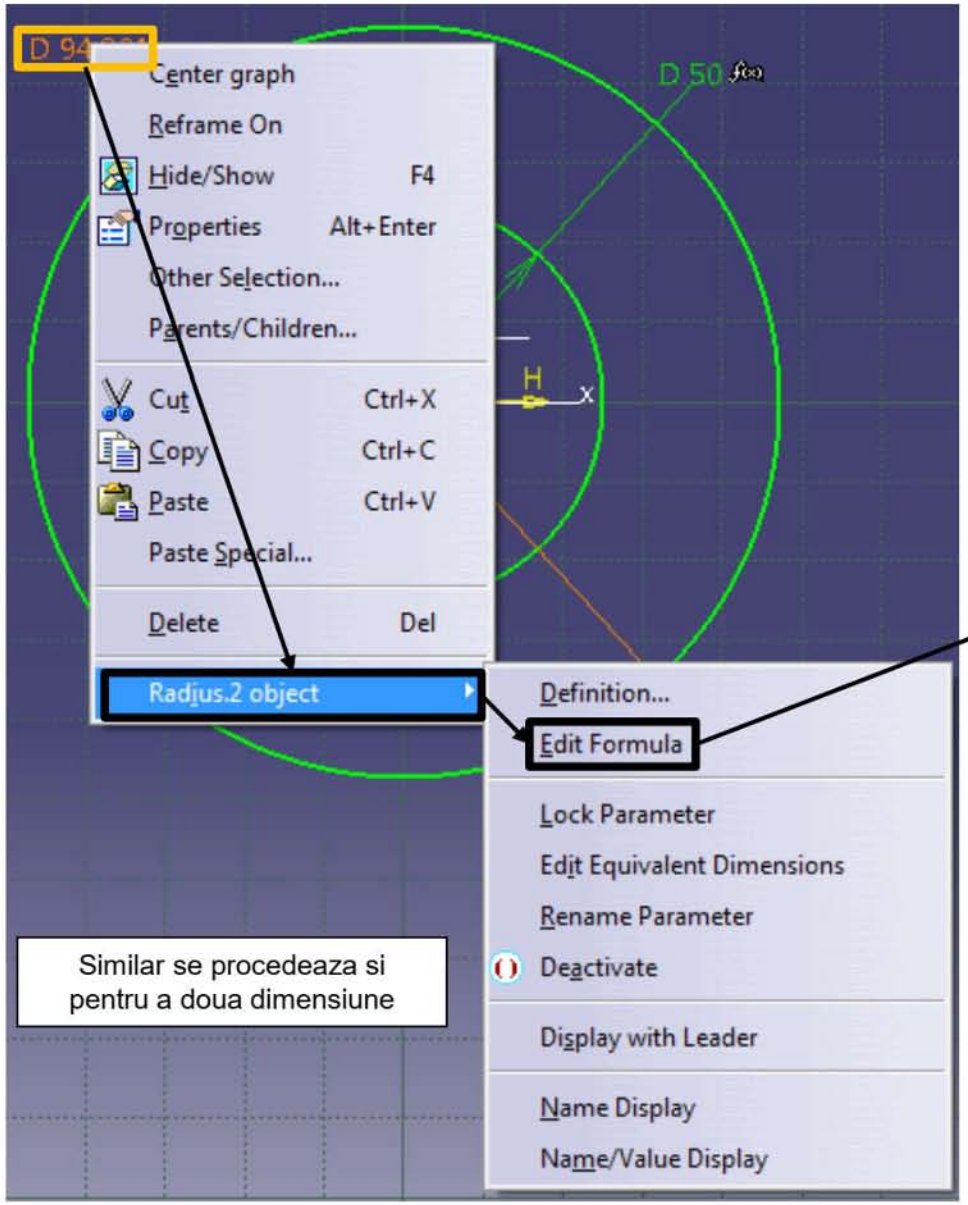
Daca sau facut setarile prezentate la pagina 7 atunci parametrul va aparea in arbore (acelasi lucru este valabil pentru orice functie creata)



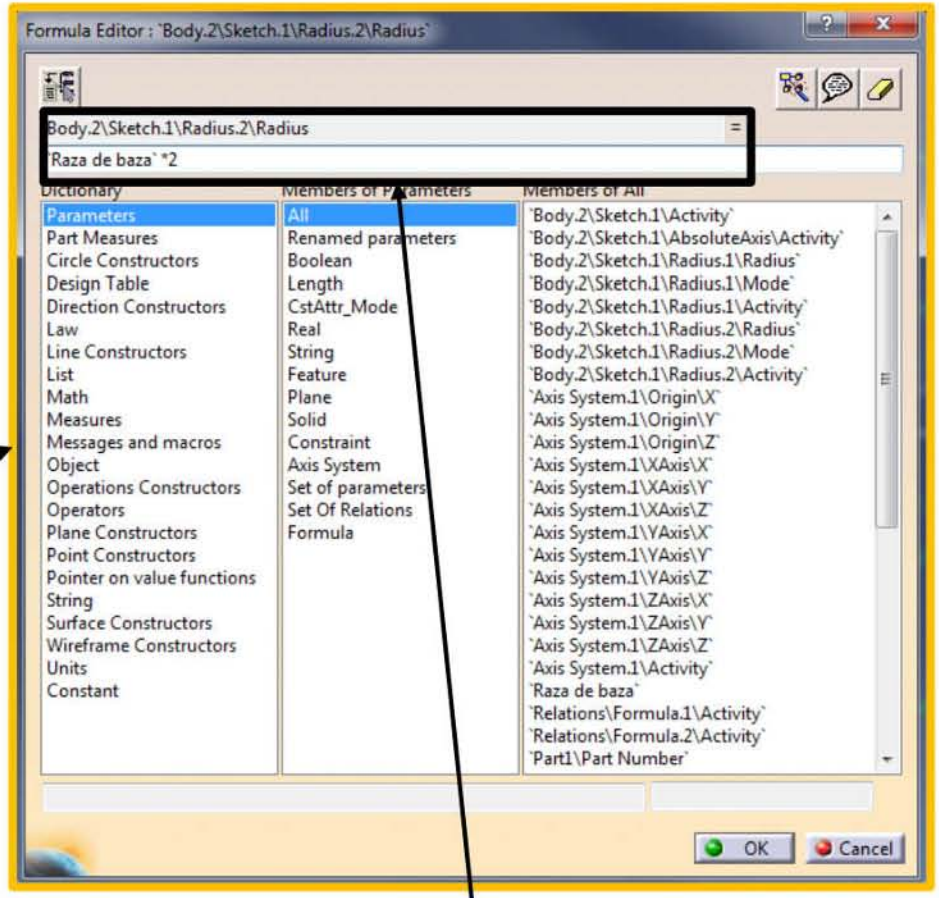
Cand se realizeaza schita, se definesc doua cote pentru cele doua diametre. Se da click dreapta pe diametrul interior si la **Nume.object** se selecteaza **Edit Formula**. Acest lucru permite definirea unei functii pentru dimensiunea selectata.



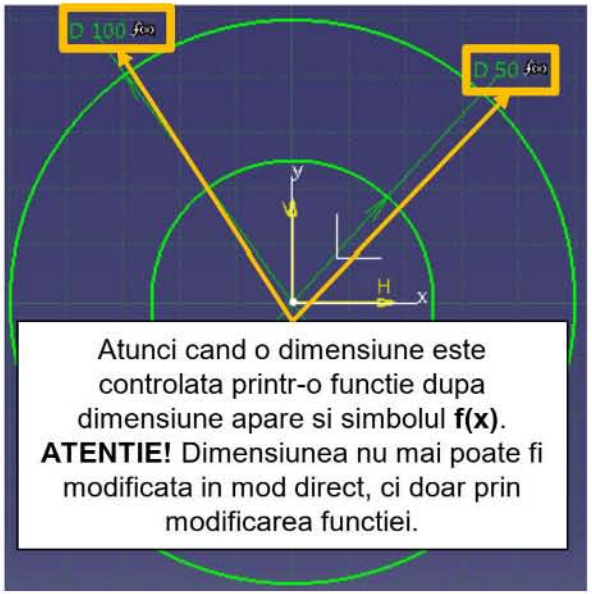
In campul de formula se introduce parametrul definit extern (Raza de baza). **ATENTIE!** Cota din schita este de tipul diametru, acest lucru inseamna ca in functie trebuie definite raza si nu diametrul.



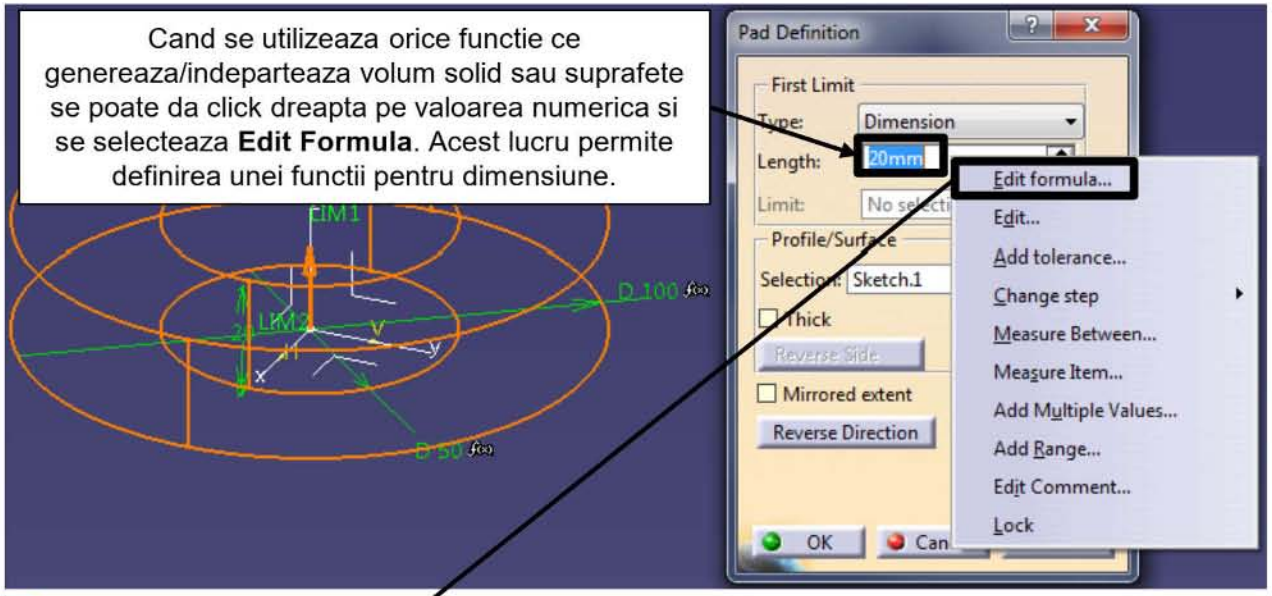
Similar se procedeaza si pentru a doua dimensiune



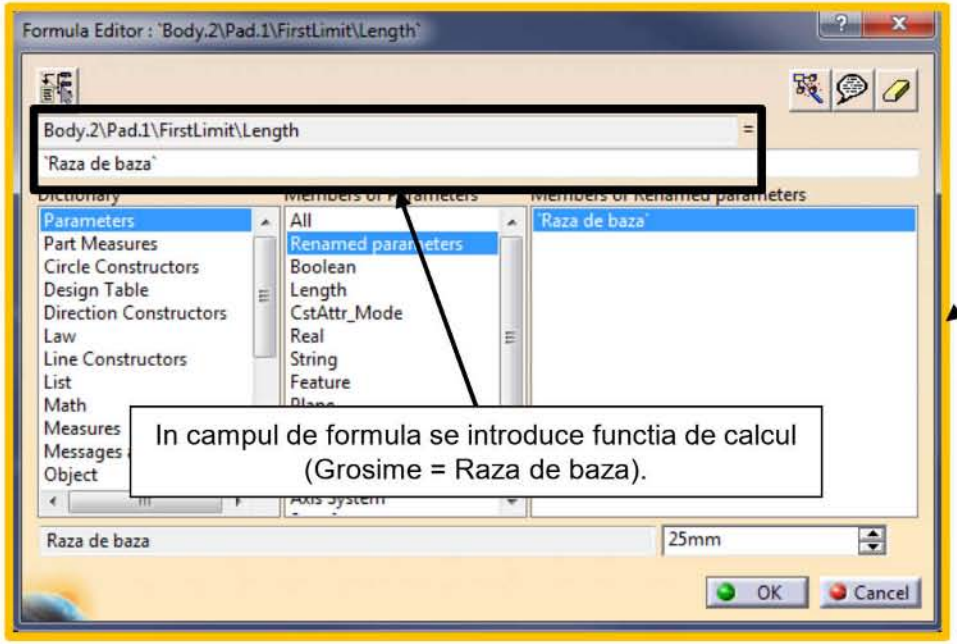
In campul de formula se introduce functia de calcul (Raza externa = Raza de baza * 2).



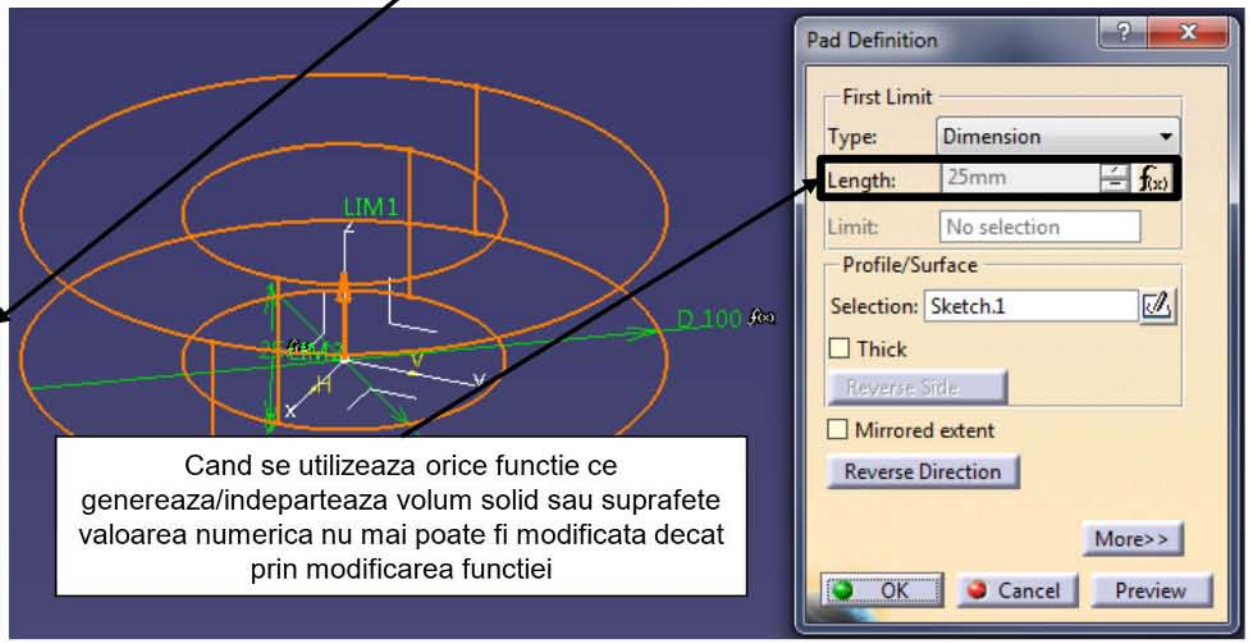
Atunci cand o dimensiune este controlata printr-o functie dupa dimensiune apare si simbolul **f(x)**. **ATENTIE!** Dimensiunea nu mai poate fi modificata in mod direct, ci doar prin modificarea functiei.



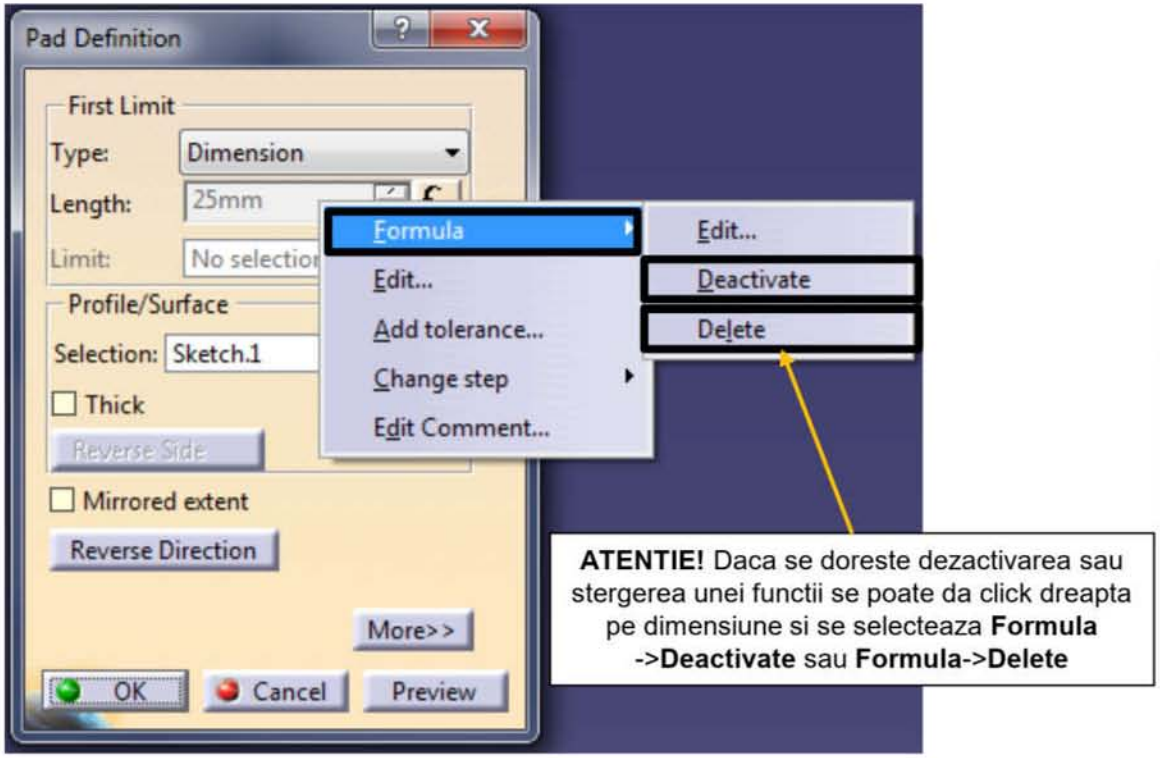
Cand se utilizeaza orice functie ce genereaza/indeparteaza volum solid sau suprafete se poate da click dreapta pe valoarea numerica si se selecteaza **Edit Formula**. Acest lucru permite definirea unei functii pentru dimensiune.

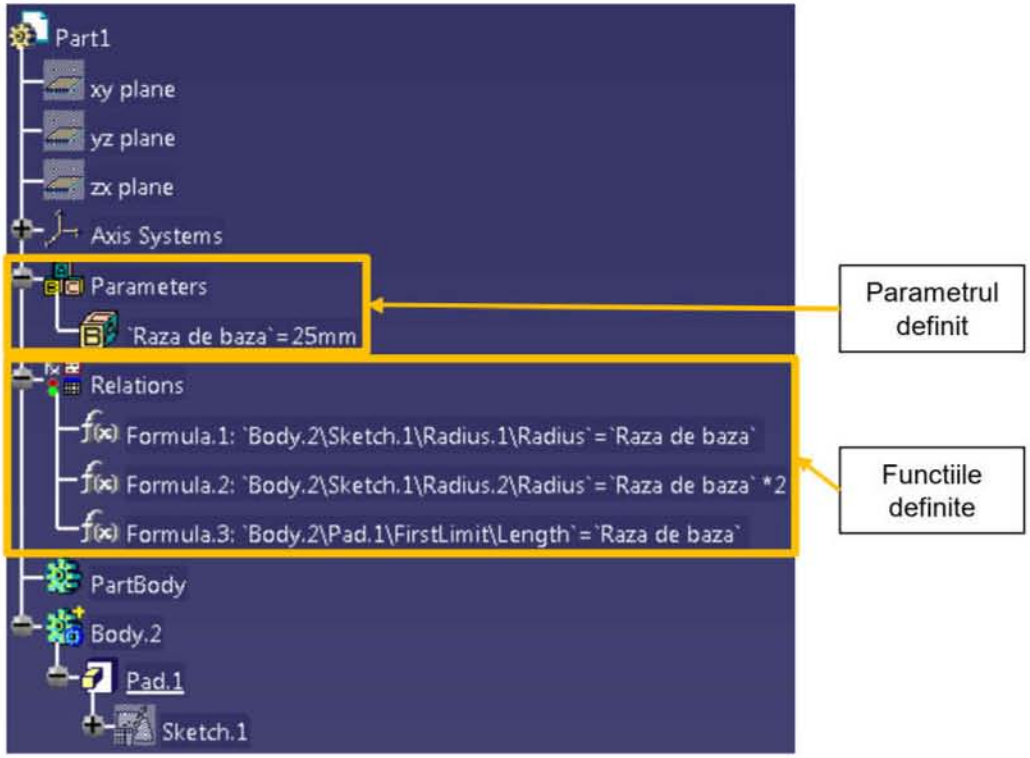


In campul de formula se introduce functia de calcul (Grosime = Raza de baza).



Cand se utilizeaza orice functie ce genereaza/indeparteaza volum solid sau suprafete valoarea numerica nu mai poate fi modificata decat prin modificarea functiei





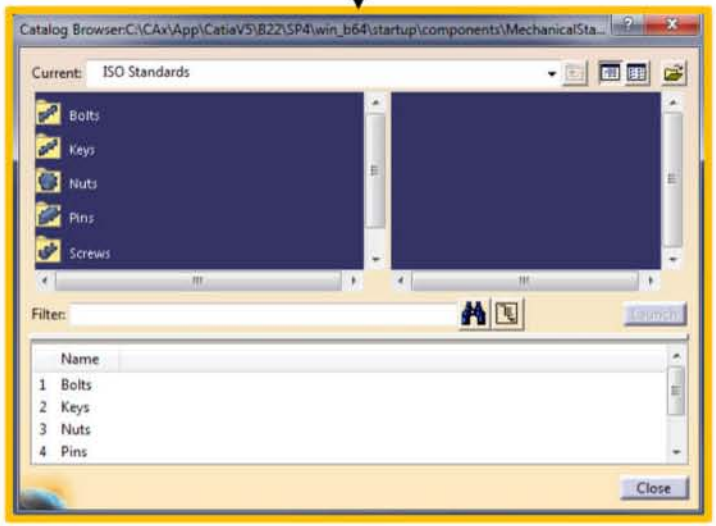
ATENTIE! Parametrii definiți extern pot fi publicați (**Publication**) si copiați utilizând **Import link**-ul sau **CCP link**-ul în alte fișiere **.CATPart** din contextual unui ansamblu (fișier **.CATProduct**).

B1. Catalog Browser

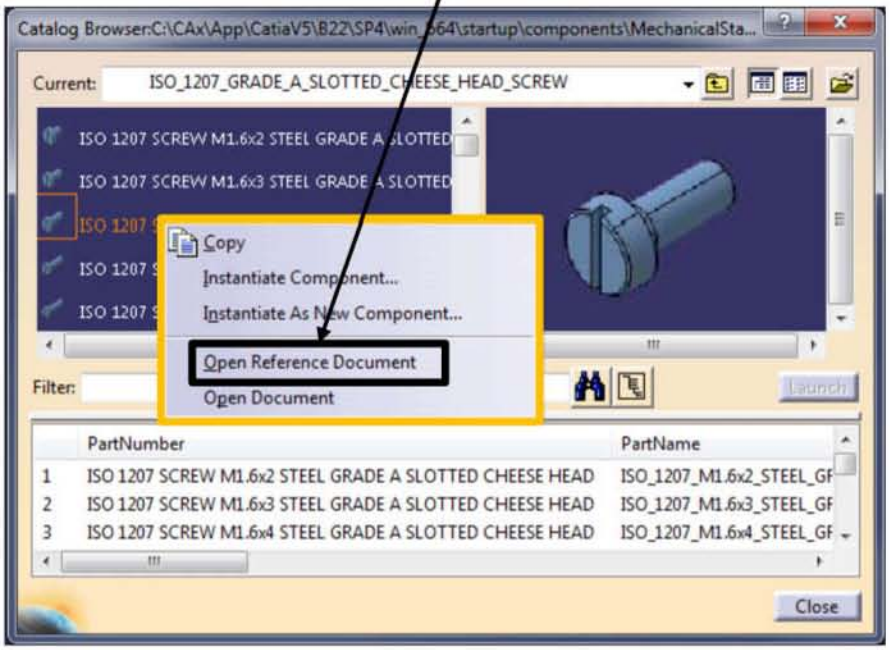
Catalogul de piese (**Catalog Browser**) este o librărie interna a programului CATIA V5 ce conține o serie de piese standardizate gata modelate (șuruburi, piulițe, șaibe, bolțuri etc). Accesarea librăriei se face utilizând opțiunea **Catalog Browser**. **ATENTIE!** Pentru a fi sigur ca nu modificați fișierele originale din librărie este indicat sa le deschideți separat și sa utilizați funcția **Save As**.

Functia **Catalog Browser**

Fereastra functiei **Catalog Browser**

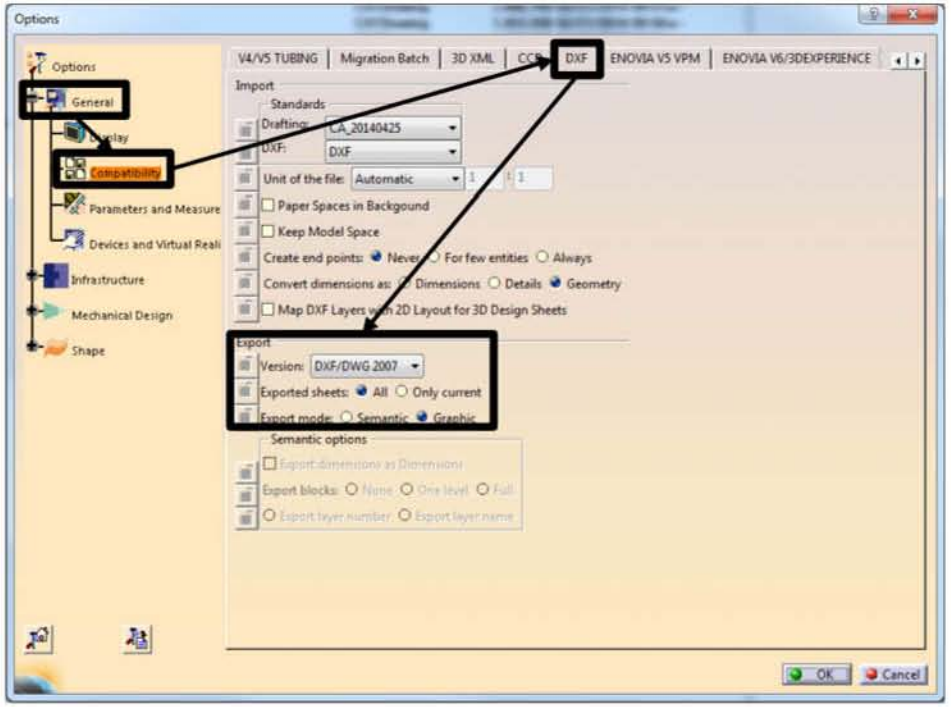


Se da click dreapta pe piesa din catalog dorita si se selecteaza optiunea **Open Reference Document** pentru ca acesta sa fie deschis separat



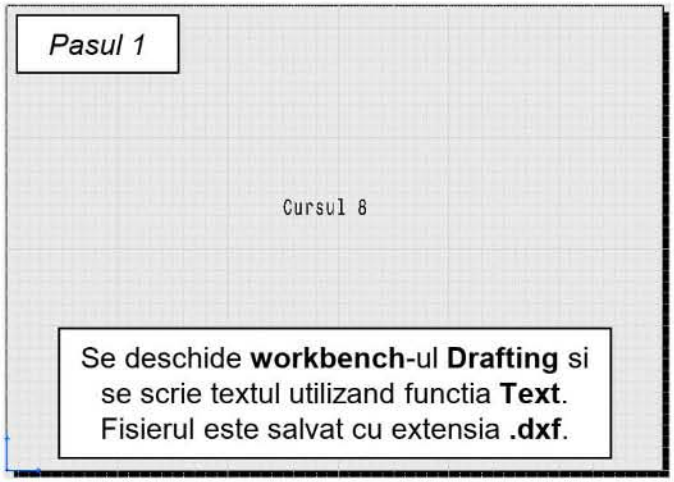
C 1. Necesitatea textului în modelele 3D

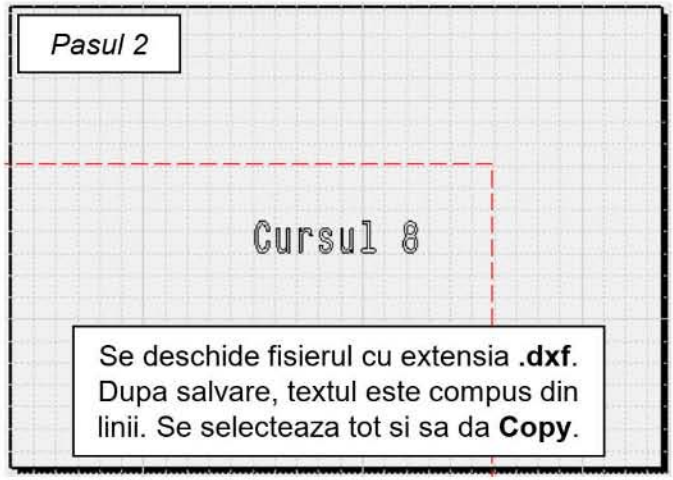
Exista situații în care anumite marcaje sunt necesare pe piesele pe care le modelam. Aceste marcaje pot conține: numărul unic al piesei, data de fabricație a piesei, materialul utilizat, indicații referitoare la reciclarea piesei, indicații referitoare la manipularea piesei etc. In aceste cazuri poate fi necesara introducerea textelor astfel încât acestea sa poată fi extrudate sau sa îndepărteze material din volumul solid. **ATENTIE!** In programul CATIA V5 nu exista funcții special dedicate pentru aceasta. Din acest motiv este necesara definirea textului ca un profil într-o schiță ce poate fi utilizata in **Sketch-Based Features**. Pentru a realiza acest lucru se scrie textul într-o planșă de desen tehnic (text sau orice alta forma geometrica). Planșă de desen tehnic este salvata în format **.dxf**. Fisierele **.dxf** sunt un format neutru pentru planșe de desen tehnic. În acest format liniile de text sunt convertite în linii ce pot fi aduse într-o schiță. Pentru ca aceasta conversie sa aibă loc este necesara o setare de salvare a fișierelor .dxf.

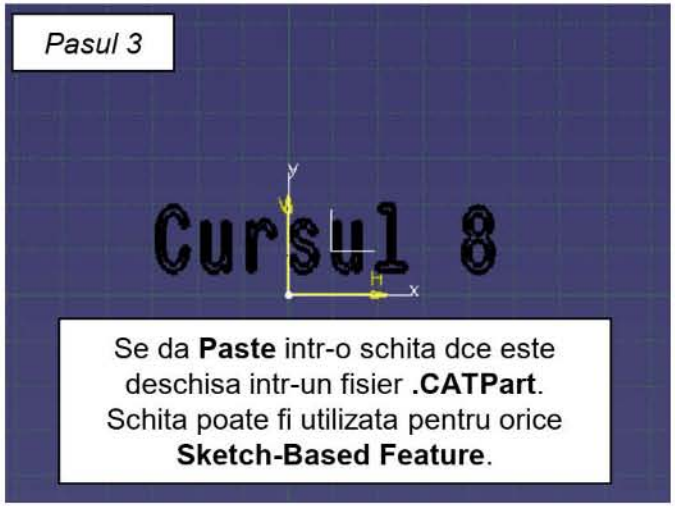


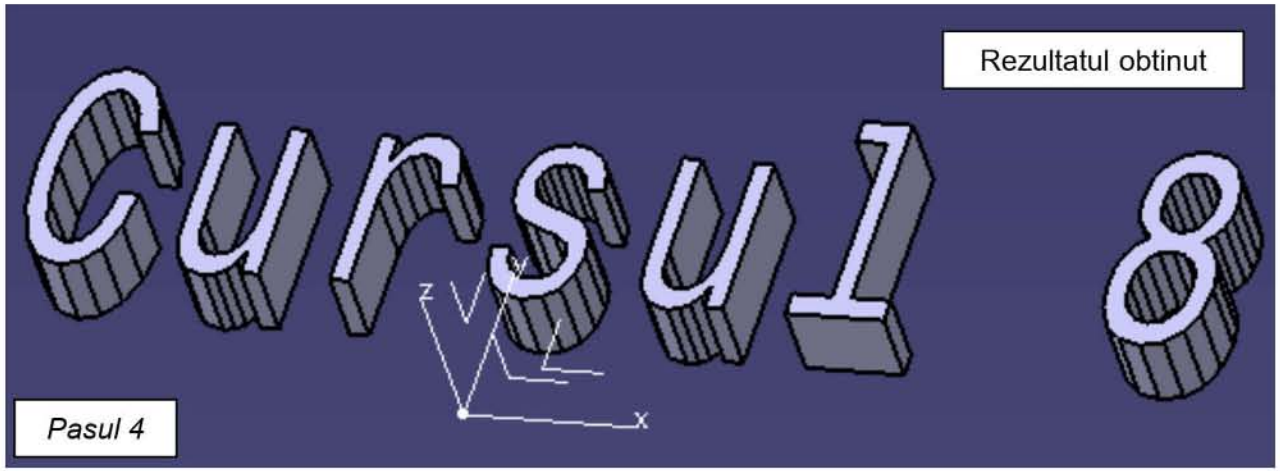
Optiunile de export pentru **.dxf** se gasesc la **Tools->Options->General->Compatibility->DXF->Export**. La aceasta cale se va pune optiunea **Export mode** pe **Graphic** (daca optiunea este pe **Semantic** va exporta textul ca o poza).

C2. Introducerea textului in modelele 3D









ATENTIE! Daca se dorește utilizarea unui text pe o suprafață ce nu este plana este necesara proiectarea acestuia pe suprafață si determinarea a cat mai multe direcții perpendiculare pe tangenta la suprafață astfel încât textul sa fi orientat corect.

D1. Calculul teoretic a masei unui corp

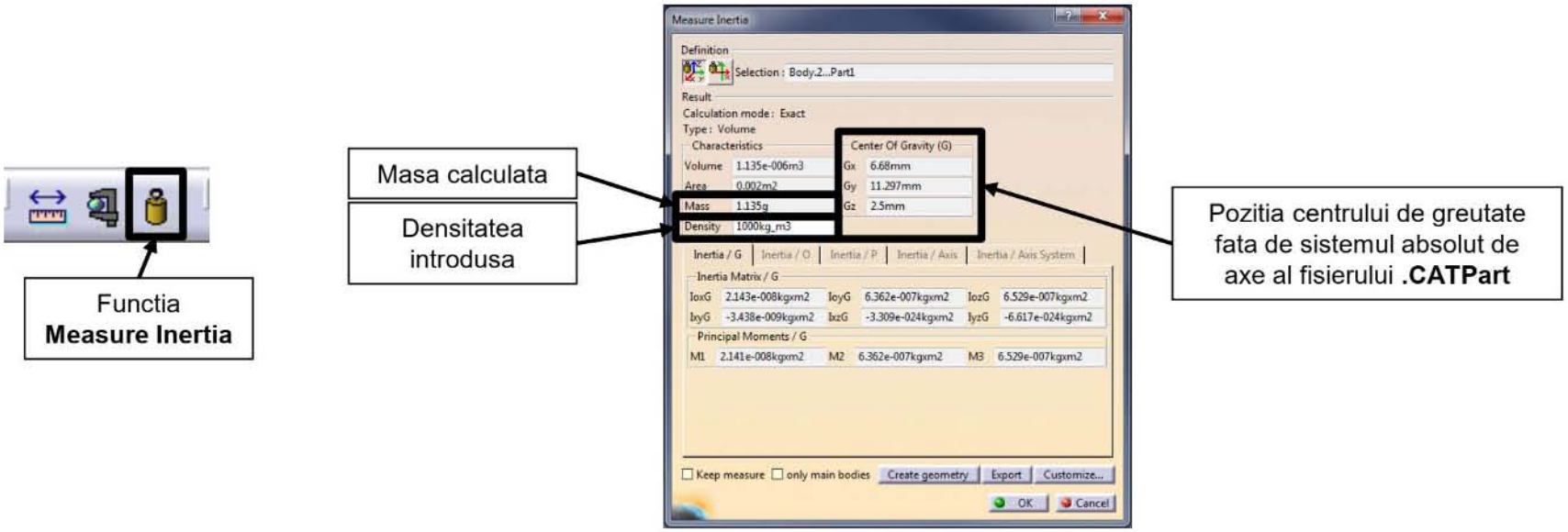
Pentru a calcula masa unui corp este nevoie sa cunoaștem volumul corpului si densitatea materialului din care este realizat. Masa unui corp este produs si densitatea acestuia.

$$m\,[kg] = V\,[m^3] \cdot \rho\,\left[{}^{kg}/_{m^3}\right]$$

In cazul corpurilor realizate din material compozit calculul teoretic al masei devine imprecis si singura metoda exacta de determinarea a masei este măsurarea.

D2. Calculul masei unui volum solid in programul CATIA V5

Pentru a calcula masa unui corp in programul CATIA V5 se poate utiliza funcția **Measure Inertia**. Programul va calcula automat volumul corpului si este necesara introducerea densității. **ATENTIE!** Este preferabila selecția directa a unui **body** pentru calculul masei si nu o piesa (programul ia in calcul toate volumele solide dintr-un fișier **.CATPart** chiar daca acestea sunt ascunse). Daca se dorește definirea permanenta a unei densități atunci este necesara atribuirea unui material pentru volumul solid (**Apply Material**).



Bibliografie:

1. Ionut Gabriel Ghionea, CATIA v5. Aplicatii in inginerie mecanica, Editura BREN, Bucuresti, martie 2009, ISBN 978-973-648-843-6
2. Ionut Gabriel Ghionea, Proiectare asistata in CATIA v5. Elemente teoretice si aplicatii, Editura BREN, Bucuresti, iunie 2007, ISBN 978-973-648-654-8
3. Catia video tutorial sheetmetal: https://www.youtube.com/watch?v=imeGEBw3AwI
4. catia video tutorial surface modeling: https://www.youtube.com/watch?v=sy8QkV5KE_U
5. Matusova, M; Hruskova, E; APPLYING THE COMPUTER AIDED SYSTEMS IN EDUCATION PROCESS, MANAGEMENT SYSTEMS IN PRODUCTION ENGINEERING Volume: 27 Issue: 1 Pages: 46-50 DOI: 10.1515/mspe-2019-0008 Published: MAR 2019
6. Ionut Crismaru, Proiectare in CATIA V5, Curs oferit pentru uzul studenților de compania Continental, 2018, organizat la facultatea de Construcţii de Maşini și Management Industrial.

©R2RDownload.com

1. ANGRENAJE [1; 2; 5; 9; 10; 11; 12; 15; 16; 18; 19; 20; 25; 26; 27; 32; 33; 34; 35; 36; 37; 38; 39; 40; 41; 42; 43; 44; 45; 46; 48]

1.1. CARACTERIZARE. CLASIFICARE. DOMENII DE FOLOSIRE

Angrenajul este mecanismul format din două roți dințate, care transmite – prin intermediul dinților aflați succesiv şi continuu în contact (angrenare) – mişcarea de rotație şi momentul de torsiune între cei doi arbori.

Angrenajele au o largă utilizare în transmisiile mecanice, datorită avantajelor pe care le prezintă: raport de transmitere constant; siguranță în exploatare; durabilitate ridicată; randament ridicat; gabarit redus; posibilitatea utilizării pentru un domeniu larg de puteri, viteze şi rapoarte de transmitere. Ca dezavantaje, se pot menționa: precizii mari de execuție şi montaj; tehnologie complicată; zgomot şi vibrații în funcționare.

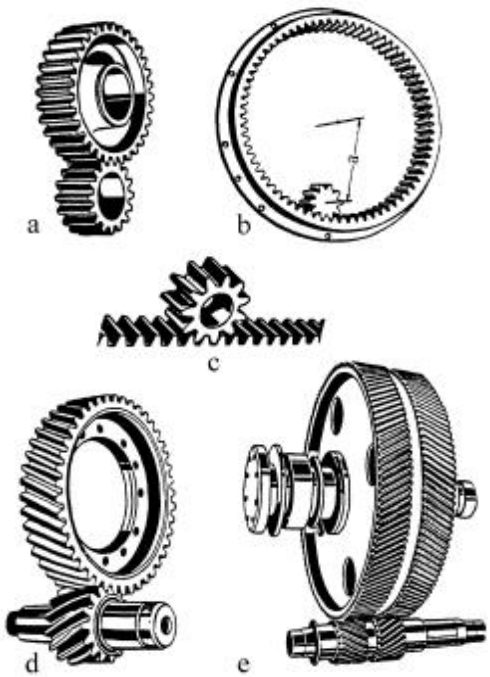


Fig.1.1

Clasificarea angrenajelor se realizează după cum urmează:

§ *după poziția relativă a axelor de rotație*: angrenaje cu axe paralele (fig.1.1, a, b,d, e); angrenaje cu axe concurente (fig.1.2); angrenaje cu axe încrucişate (fig.1.3);

§ *după forma roților componente*: angrenaje cilindrice (fig.1.1, a, b, d, e); angrenaje conice (fig.1.2); angrenaje hiperboloidale (elicoidale – fig.1.3, a; melcate – fig.1.3, b; hipoide – fig.1.3, c); în fig.1.1, c este prezentat angrenajul roată – cremalieră;

§ *după tipul angrenării*: angrenaje exterioare (fig.1.1, a, d, e); angrenaje interiorare (fig.1.1,b);

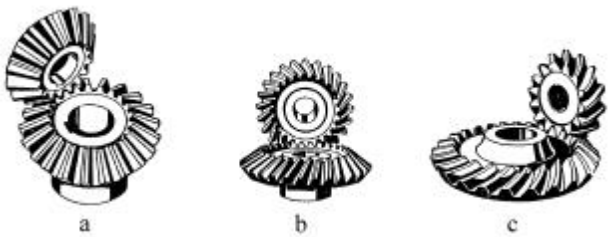


Fig.1.2

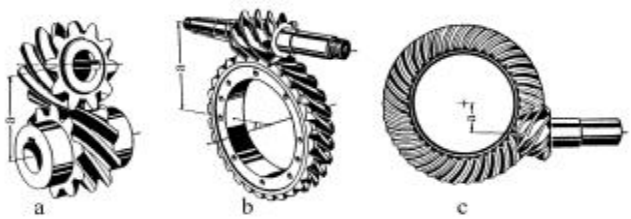


Fig.1.3

§ *după direcția dinților*: angrenaje cu dantură dreaptă (fig.1.1, a, b şi 1.2, a); angrenaje cu dantură înclinată (fig.1.1, d şi 1.2, b); angrenaje cu dantură curbă(fig.1.2, c şi 1.3, c); angrenaje cu dantură în V (fig.1.1, e);

§ *după forma profilului dinților*: profil evolventic; profil cicloidal; profil în arc de cerc;

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

§ *după posibilităţile de mişcare a axelor roţilor*: cu axe fixe; cu axe mobile (planetare).

Domeniile de folosire ale angrenajelor sunt foarte diverse, acestea întâlnindu-se în reductoare şi multiplicatoare de turaţie, cutii de viteze, diferenţiale etc.

1.2. FORMELE ŞI CAUZELE DETERIORĂRII ANGRENAJELOR

1.2.1. Ruperea dinţilor

Ruperea dinţilor prin oboseală este forma principală de deteriorare a angrenajelor din oţel, cu duritatea flancurilor active > 45 HRC, precum şi a angrenajelor din fontă sau din materiale plastice. Ruperea se produce datorită solicitării de încovoiere a dintelui, solicitare variabilă în timp, care determină oboseala materialului şi apariţia, la baza dintelui, a unor microfisuri, care se dezvoltă în timp, provocând, în final, ruperea dintelui. Fisura de oboseală (fig.1.4) apare în zona de racordare a dintelui la corpul roţii, pe partea fibrelor întinse, unde concentrarea tensiunilor de încovoiere este maximă.

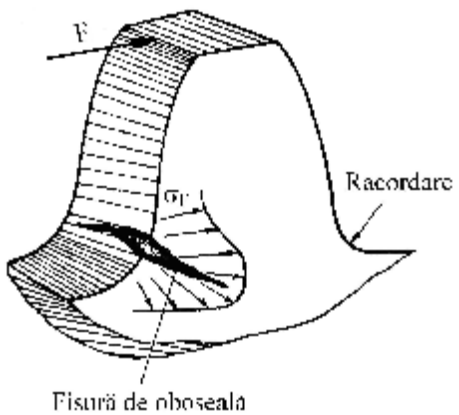


Fig.1.4

Evitarea ruperii dinţilor prin oboseală se poate realiza prin limitarea tensiunilor de încovoiere de la baza dintelui la valori admisibile, prin creşterea modulului, prin realizarea unor raze mari de racordare şi prin deplasări pozitive de profil.

Ruperea statică a dinţilor este cauzată de suprasarcini sau şocuri mari, care apar în timpul funcţionării angrenajului, ca urmare a condiţiilor de funcţionare. La roţile cu dantură dreaptă, ruperea se produce la baza dintelui, iar la roţile cu dantură înclinată, dinţii înclinaţi intrând progresiv în angrenare, se rup porţiuni de dinte (fig.1.5).

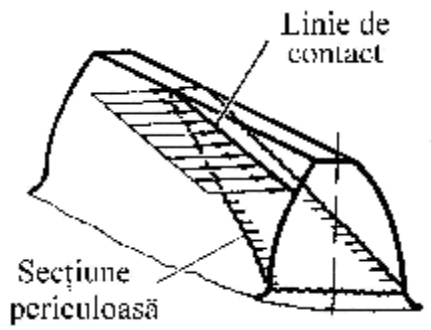


Fig.1.5

Evitarea ruperii statice a dinţilor se poate realiza prin calculul angrenajului la solicitarea de încovoiere, la suprasarcini, prin mărirea preciziei de execuţie şi a rigidităţii arborilor.

1.2.2. Deteriorarea flancurilor active ale dinţilor

Pittingul (apariţia de ciupituri pe flancurile active ale dinţilor) se datoreşte oboselii de contact a stratului superficial al flancurilor active, constituind principala formă de deterioare a angrenajelor cu durităţi superficiale < 45 HRC.

Ciupirea este un fenomen de oboseală a straturilor superficiale ale flancurilor active ale dinţilor, determinat de tensiunile de contact variabile în timp.

Primele semne de oboseală apar, de regulă, în zona cilindrilor de rostogolire, sub forma unor microfisuri. Iniţial, aceste microfisuri apar în sensul forţelor de frecare (fig.1.6, a şi b), care la roata conducătoare sunt dinspre cercul de rostogolire spre cercurile de picior şi de cap, iar la roata

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

condusă invers, datorită faptului că viteza relativă dintre cele două flancuri îşi schimbă sensul în polul angrenării. Uleiul, care aderă la suprafața dintelui, este presat – de flancul dintelui conjugat – în microfisurile existenete (v. fig.1.6, b). În zona fisurii apare o presiune hidrostatică, care favorizează dezvoltarea microfisurilor şi despinderea de mici bucăți de material, rezultând pe suprafețele active ale dinților ciupituri (fig.1.6, c). Ciupiturile se dezvoltă în timp, conducând la o funcționare necorespunzătoare a angrenajului.

Evitarea scoaterii din uz prin pitting se face prin: realizarea unui calcul la solicitarea de contact a angrenajului; tratamente termice sau termochimice (călire superficială, cementare, nitrurare); deplasări pozitive de profil; micşorarea rugozității flancurilor dinților; utilizarea unor lubrifianți aditivați.

Exfolierea stratului superficial al flancurilor dinților este o formă de deterioare prin oboseală a materialului şi apare la angrenajele la care dantura a fost supusă unui tratament termic sau termochimic de durificare superficială (călire superficială, cementare, nitrurare). Exfolierea se manifestă prin desprinderea unor porțiuni ale stratului superficial al flancului dintelui, ca urmare a unor microfisuri de oboseală apărute la granița dintre stratul durificat şi cel de bază. Evitarea deteriorării prin exfoliere a angrenajului se face prin adoptarea unor tehnologii de tratament adecvate.

Griparea este o formă a uzării de adeziune şi apare la angrenajele puternic încărcate, care lucrează la viteze periferice mari. Datorită alunecărilor mari dintre dinți, a concentrărilor mari de sarcini, a rugozităților mari ale flancurilor, uleiul poate fi expulzat dintre suprafețele aflate în contact. Datorită contactului direct, a sarcinilor locale mari şi a temperaturii ridicate din zona de contact, apar microsuduri care, în timp, se rup şi se refac continuu, datorită mişcării relative a flancurilor. Punctele de sudură produc pe flancul dintelui conjugat zgârieturi şi benzi de gripare, orientate în direcția alunecării (fig.1.7).

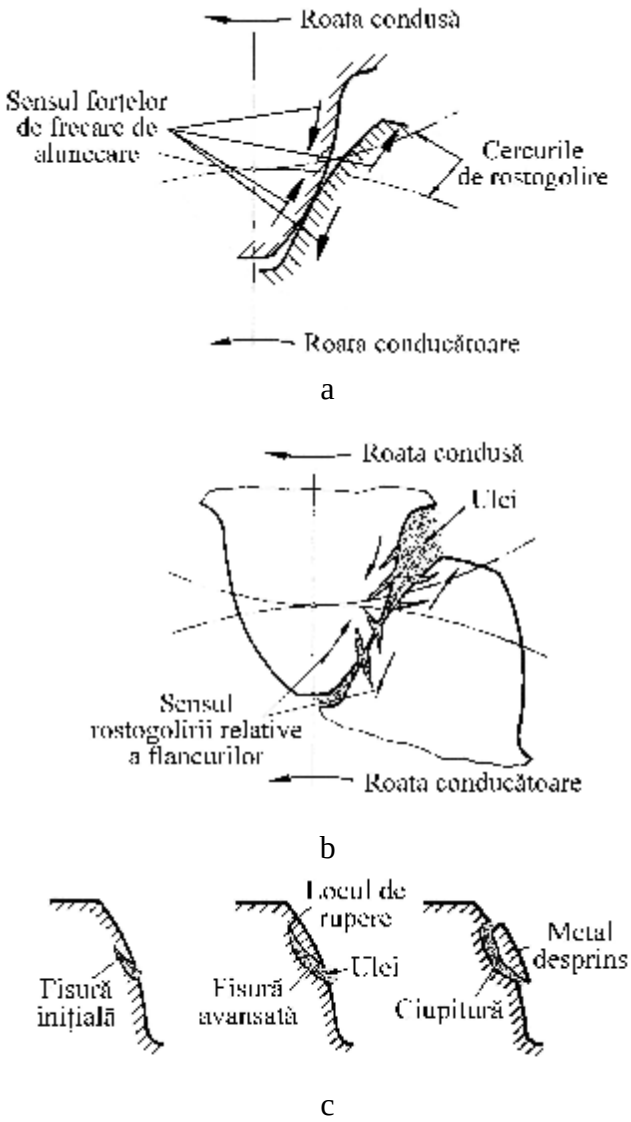


Fig.1.6

Evitarea deteriorării prin gripare a angrenajului se face prin îmbunătățirea condițiilor de ungere şi răcire, prin utilizarea unor lubrifianți aditivați, prin mărirea preciziei de execuție şi

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

montaj, prin mărirea rigidității arborilor, prin creşterea durității superficiale, prin micşorarea rugozității flancurilor dinților.

Uzarea abrazivă este forma de deterioarare a angrenajelor care lucrează la viteze mici (când nu sunt create condițiile unei ungeri fluide), a angrenajelor deschise şi a angrenajelor din componența transmisiilor cu deficiențe la sistemul de ungere şi/sau etanşare.

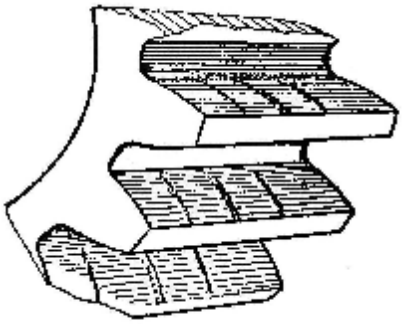


Fig.1.7

Deterioarea flancurilor dinților se produce printr-un proces mecanic de îndepărtare a unor particule fine de material de pe flancul dintelui, ca urmare a acțiunii unor particule abrazive, existente între suprafețele în contact. Particulele abrazive pot proveni din exterior (când sistemul de etanşare este defectuos), din forfecarea punctelor de sudură (apărute în urma gripării) sau din desprinderea materialului (în urma apariției pittingului).

Uzarea abrazivă poate fi limitată prin asigurarea unei etanşări corespunzătoare şi a unei ungeri adecvate.

Alte forme de deteriorare a angrenajelor pot fi uzarea corosivă, deformarea plastică sau fisurarea.

1.3. MATERIALE ŞI TRATAMENTE UTILIZATE ÎN CONSTRUCȚIA ROȚILOR DINȚATE. ELEMENTE DE TEHNOLOGIE

1.3.1. Materiale şi tratamente

La alegerea materialului trebuie să se țină seama de o serie de factori: sarcina care încarcă angrenajul; durata de funcționare impusă; caracteristicile mecanice ale materialelor; modul de obținere a semifabricatului; tehnologia de execuție; eficiența economică; condițiile de funcționare.

Fontele asigură angrenajelor o amortizare bună la vibrații şi calități antifricțiune. Se folosesc la construcția roților melcate şi a roților dințate de dimensiuni mari, încărcate cu sarcini mici şi care funcționează la viteze reduse. Se pot folosi fontele cenuşii cu grafit lamelar (Fc 200, Fc 400), fontele cu grafit nodular (Fgn 600-2, Fgn 700-2), fontele maleabile (Fmp 700-2) şi fontele aliate.

Bronzurile (aliaje ale cuprului cu staniu) se folosesc în construcția roților melcate, datorită calităților antifricțiune foarte bune. Fiind deficitare şi foarte scumpe, bronzurile se folosesc numai pentru confecționarea coroanei roții melcate, corpul acesteia fiind executat din fontă sau oțel.

Materialele plastice au elasticitate mărită, dar caracteristici mecanice reduse, utilizându-se în construcția roților dințate puțin solicitate. Se folosesc la realizarea angrenajelor mai puțin precise, dar care necesită o funcționare silențioasă – datorită elasticității mari, se asigură compensarea erorilor de execuție şi montaj – la roțile care lucrează în medii corosive şi la roțile la care ungerea cu uleiuri minerale nu este posibilă (industria alimentară, textilă, aparate de birou şi de uz casnic).

Oțelurile sunt materialele cele mai utilizate în construcția roților dințate. Oțelurile, în funcție de proprietățile lor mecanice şi de prelucrabilitate, se împart în oțeluri moi (cu duritate superficială < 350 HB) şi oțeluri dure (cu duritate superficială > 350 HB).

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Oțelurile de uz general pentru construcții şi oțelurile turnate în piese nu se tratează termic, fiind utilizate la angrenajele încărcate cu sarcini mici şi/sau la care nu se impun restricții de gabarit, vitezele de funcționare fiind mici (OL 50, OL 60 şi, respectiv, OT 50, OT 60 etc.).

Oțelurile de îmbunătățire au conținutul de carbon > 0,25%, fiind folosite în construcția roților dințate încărcate cu sarcini mici sau medii. Îmbunătățirea este tratamentul termic care constă într-o călire urmată de revenire înaltă. Prin acest tratament se obține o duritate medie a suprafețelor active şi se asigură o bună structură a materialului, caracteristicile mecanice obținute fiind dependente de dimensiunile roții. Îmbunătățirea se realizează înainte de danturare, obținându-se, după tratament, durități mai mici de 350 HB. Cele mai utilizate oțeluri de îmbunătățire sunt: OLC 45, OLC 55, 40 Cr10, 33 MoCr 11 etc.).

Oțelurile de cementare au conținutul de carbon < 0,25%. Cementarea este un tratament termochimic, care constă în îmbogățirea în carbon a stratului superficial al flancului dinților, fiind urmată de călire şi revenire joasă. În urma călirii, se obține o duritate mare a stratului superficial (52…62 HRC) şi un miez care îşi păstrează tenacitatea. Prin cementare se obține o creştere semnificativă a rezistenței la contact a flancului dinților şi o creştere, într-o măsură mai mică, a rezistenței la încovoiere. Danturarea se execută înaintea tratamentului, după tratament dantura trebuind rectificată, pentru eliminarea deformațiilor mari care apar în urma tratamentului. Cele mai utilizate oțeluri de cementare sunt: OLC 15, OLC 20, 15 Cr 08, 18 MoCr 10 etc.). Oțelurile de cemenetare se recomandă la angrenajele puternic solicitate şi când se impun restricții de gabarit.

1.3.2. Elemente de tehnologie

Prelucrarea danturii roților dințate cilindrice se realizează prin frezare (prin copiere) sau prin rulare (rostogolire). Frezarea prin copiere se realizează cu scule profilate după forma golului dintre

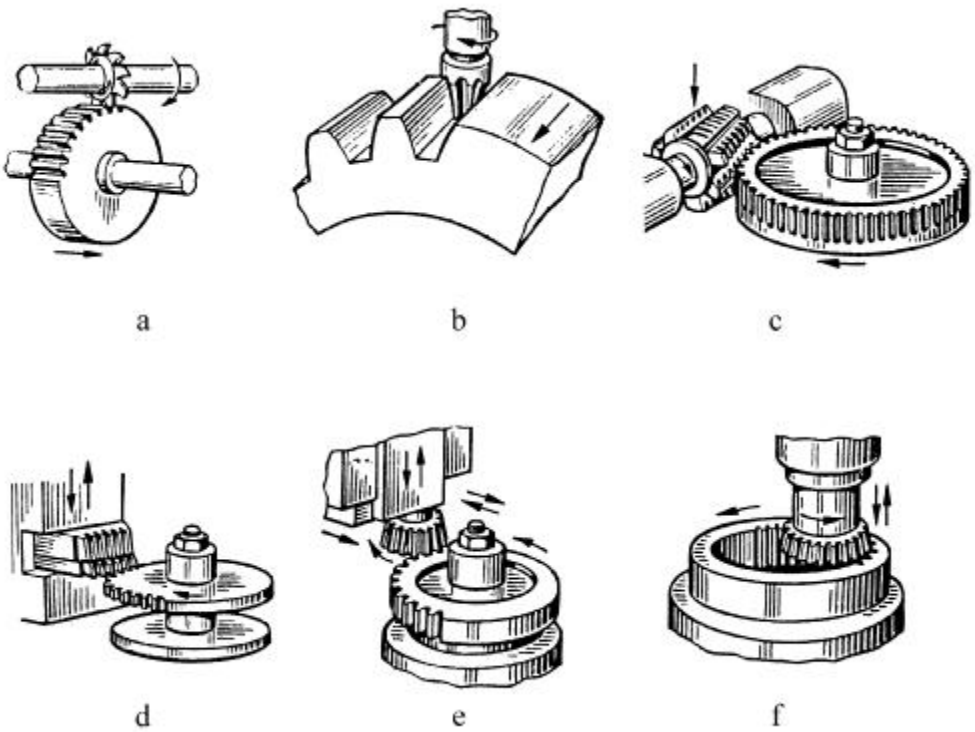


Fig. 1.8

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

dinți: freză disc (fig.1.8, a) sau freză deget (fig.1.8, b). Productivitatea redusă şi erorile de execuție, caracrteristice acestui procedeu, au determinat utilizarea sa pe scară redusă.

Prelucrarea prin rulare a danturii se realizează prin frezare cu: freză melc (fig.1.8, c) sau prin mortezare cu cuțit pieptene (fig.1.8, d) sau cuțit roată (fig.1.8, e) – pentru danturi exterioare şi prin mortezare cu cuțit roată (fig.1.8, f) – pentru danturi interioare. Prin acest procedeu, danturarea se realizează simulând procesul angrenării, acesta realizându-se între sculă şi semifabricat. Se asigură, prin acest procedeu, o productivitate şi o precizie superioare procedeului de danturare prin copiere, dar şi între aceste procedee de prelucrare prin rulare există diferențe în ceea ce priveşte productivitatea şi precizia de execuție. Astfel, o productivitate ridicată se obține prin prelucrarea cu freză melc, formată din mai multe cremaliere înfăşurate pe un cilindru, după una (freză melc cu un început) sau mai multe elice (freză melc cu mai multe începuturi). Tehnologic, însă, se realizează mai greu decât scula cuțit-pieptene (de fapt o cremalieră generatoare), aceasta având avantajul şi a unei confecționări mai precise. Cuțitul-roată se confecționează mai greu tehnologic (datorită flancului evolventic al dinților), însă asigură viteze mari de aşchiere şi este singurul utilizat la prelucrarea prin rulare a danturilor interioare (v. fig.1.8, f).

1.4. ELEMENTE DE CALCUL GEOMETRIC AL ANGRENAJELOR CILINDRICE EVOLVENTICE CU DINȚI DREPȚI

Dintele unei roți dințate este definit prin capul dintelui şi piciorul dintelui, cele două zone fiind despărțite de cilindrul de rostogolire. Astfel, capul dintelui este porțiunea de dinte dintre cilindrul de cap şi cel de rostogolire, iar piciorul dintelui este porțiunea de dinte dintre cilindrul de rostogolire şi cel de picior (fig.1.9, a). Suprafața laterală între vârful dintelui şi fundul golului dintre doi dinți este cunoscută sub denumirea de flancul dintelui şi este partea principală, funcțională, a unui dinte.

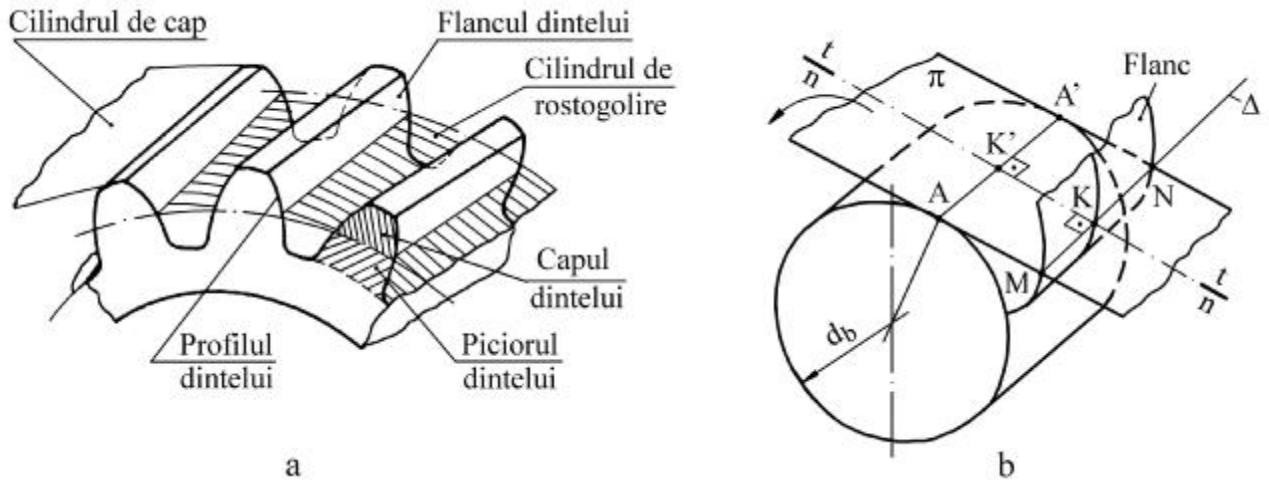


Fig.1.9

La dantura dreaptă, flancul dintelui este generat de o dreaptă *MN*, dintr-un plan π, tangent după generatoarea *AA'* la un cilindru, numit cilindru de bază (de diametru d_b). Prin rostogolirea fără

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

alunecare a planului π, în sensul indicat de săgeată, dreapta *MN*, paralelă cu generatoarea *AA'*, generează flancul dintelui (fig. 1.9, b).

Curba de intersecție a unui dinte cu un plan perpendicular pe axă definește profilul dintelui, iar prin intersecția acestuia cu cilindrii caracteristici – de cap, de rostogolire, de picior – se definesc cercurile caracteristice ale danturii.

Planele caracteristice unei danturi sunt: planul frontal *t – t* – perpendicular pe axa cilindrului de bază, deci şi pe segmentul *AA'* şi planul normal *n – n* – perpendicular pe axa dintelui, deci şi pe segmental MN. Deoarece *AA'* şi *MN* sunt paralele, rezultă că cele două plane se suprapun (v. fig.1.9, b). Profilul dintelui, în unul din planele menționate, este evolventic şi are raza de curbură în punctual *K* egală cu segmental *K'K*. Se precizează faptul că pentru orice poziție a punctului *K* pe segmentul *MN* raza de curbură este aceeaşi şi egală cu *K'K*. În procesul angrenării, segmental *MN*, care defineşte şi lungimea dintelui, devine linie de contact.

La angenajele cilindrice exterioare cu dantură dreaptă, dinții celor două roți sunt dispuşi paralel cu axele roților. Curba de intersecție a flancului dintelui cu un plan frontal defineşte profilul dintelui roții dințate.

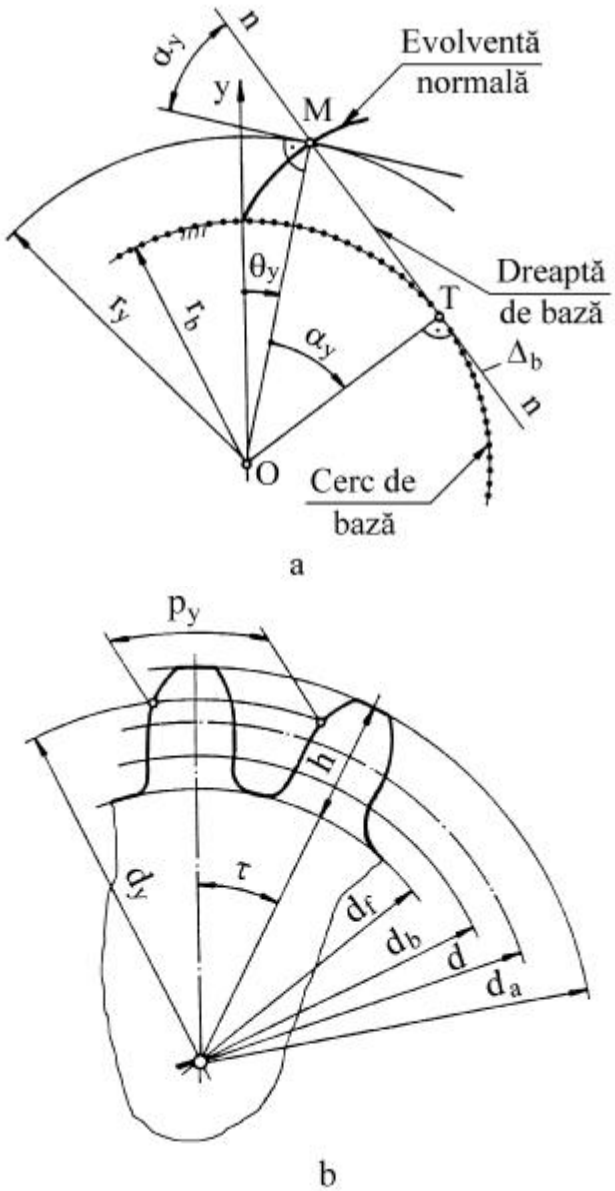


Fig.1.10

Evolventa este curba descrisă de un punct al unei drepte Δ_b, care se rostogoleşte fără alunecare pe un cerc fix, numit cerc de bază, de rază r_b (fig.1.10, a). Proprietățile evolventei se referă la:

- normala *n-n*, în orice punct, este tangentă la cercul de bază;
- distanța, măsurată pe direcția normalei, între punctul de pe evolventă şi cercul de bază (*MT* – v. fig.1.10, a) reprezintă raza de curbură a evolventei, în acel punct.

Roțile dințate cu profil evolventic au un număr de dinți *z*, dispuşi echiunghiular şi sunt caracterizate prin (fig.1.10, b):

- *cercul de cap* (d_a), care mărgineşte roata la exterior;
- *cercul de picior* (d_f), care mărgineşte roata la interior;
- *pasul unghiular* $\tau = 2\pi/z$;
- *pasul circular* $p_y = \tau d_y/2$;
- *modulul m*;
- *cercul de divizare* $d = mz$.

Cremaliera de referință. În cazul în care $z \to \infty$, roata dințată devine *cremalieră de referință* (fig.1.11), cercurile devin

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

drepte, iar evolventa devine profil rectiliniu. Caracteristic cremalierei de referință îi este dreapta de referință, pe care plinul dintelui este egal cu golul. Negativul cremalierei de referință este cremaliera de generare şi este utilizată ca sculă generatoare. Parametrii adimensionali ai cremalierelor sunt standardizați: *coeficientul capului de referință al dintelui* ($h_a^* = h_a/m = 1$); *coeficientul jocului de referință la piciorul dintelui* ($c^* = c/m = 0{,}25$); *coeficientul razei de racordare de referință la piciorul dintelui* ($\rho_f^* = r_f/m = 0{,}38$).

La generarea roții dințate, centroidele sunt reprezentate de cercul de divizare de diametru *d* (la roată) şi dreapta de divizare Δ_d, tangentă la cercul de divizare, la cremalieră.

Distanța dintre dreapta de referință şi dreapta de divizare, egală cu *xm*, este numită *deplasare de profil*, iar *x* reprezintă *coeficientul deplasării de profil*. În funcție de *xm*, apar următoarele situații:

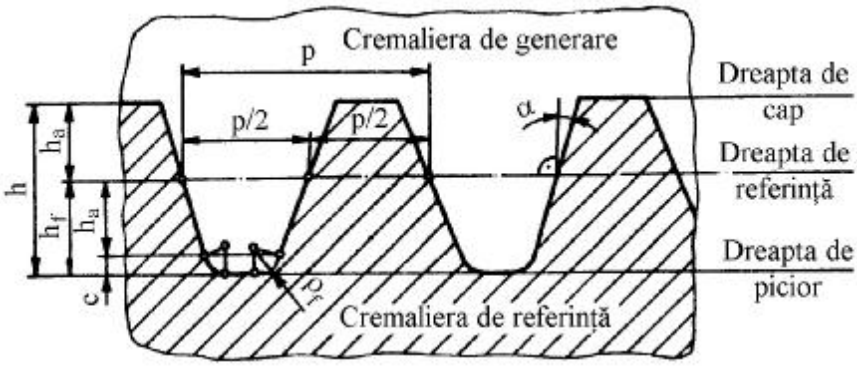


Fig.1.11

- *xm* = 0 - cazul în care dreapta de referință coincide cu dreapta de divizare şi se obține *roata zero* (fig.1.12, b);
- *xm* < 0 - cazul în care dreapta de referință intersectează cercul de divizare şi se obține *roata minus* (fig.1.12, a);
- *xm* > 0 - cazul în care dreapta de referință nu intersectează cercul de divizare şi se obține *roata plus* (fig.1.12, c).

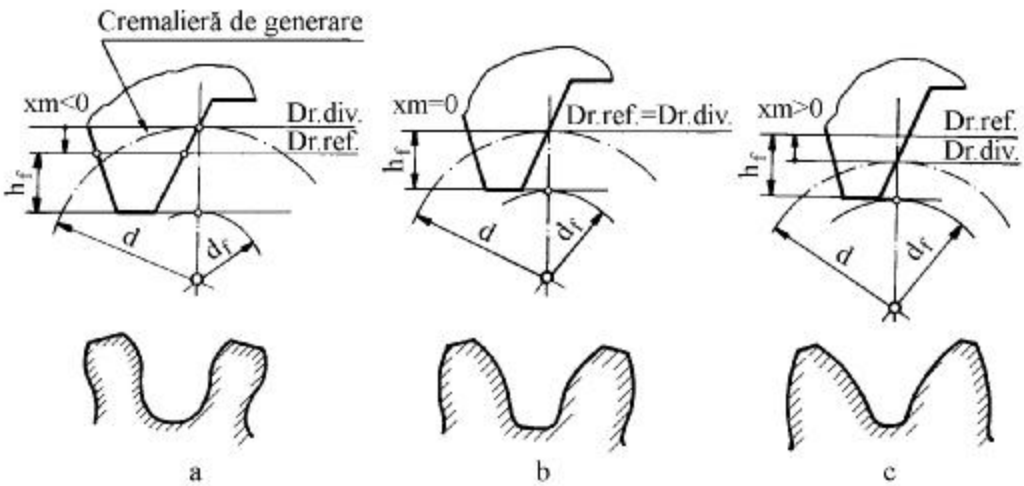


Fig.1.12

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Modificarea poziției cremalierei la generarea danturii roții dințate duce la modificarea grosimii dinților, în calculul geometric interesând grosimea s a dinților pe cercul de divizare şi grosimea s_a pe cercul de cap. La deplasări pozitive (fig.1.12, c), scade grosimea dinților pe cercul de cap, aceasta trebuind limitată la o valoare admisibilă ($s_a \geq s_{a\,min}$). La roțile cu număr mic de dinți, la danturare poate apare fenomenul de subtăiere (fig.1.12, a), care duce la micşorarea rezistenței acestuia la încovoiere, prin subțierea bazei, fiind necesară o deplasare pozitivă de profil.

Angrenajul roată-roată (fig.1.13) este format din două roți dințate caracterizate de numerele de dinți z_1 şi z_2, coeficienții deplasărilor de profil x_1 şi, respectiv, x_2 şi acelaşi modul m pe cercurile de divizare. Normala comună $n - n$ la profilele în contact trece prin polul angrenării C şi este tangentă la cercurile de bază ale celor două roți, de diametre d_{b1} şi d_{b2}, în punctele T_1 şi T_2. Cercurile de rostogolire, de diametre d_{w1} şi d_{w2}, sunt tangente în polul angrenării C şi determină distanța dintre axe a_w. Pe *dreapta de angrenare* $n - n$ sunt definite *segmentul teoretic de angrenare* T_1T_2 şi *segmentul real de angrenare AE*, determinat de intersecția dreptei de angrenare cu cercurile de cap ale celor două roți dințate. Intrarea profilelor în angrenare are loc în punctul A, iar ieşirea în punctul E. Punctul curent de contact dintre profile descrie segmentul real de angrenare AE, respectiv flancurile active ale profilelor dinților în contact (reprezentate cu linie îngroşată în fig. 1.13). Forța dintre profile acționează după normala comună $n - n$, punctul ei de aplicație deplasându-se pe toată lungimea profilului activ al dintelui.

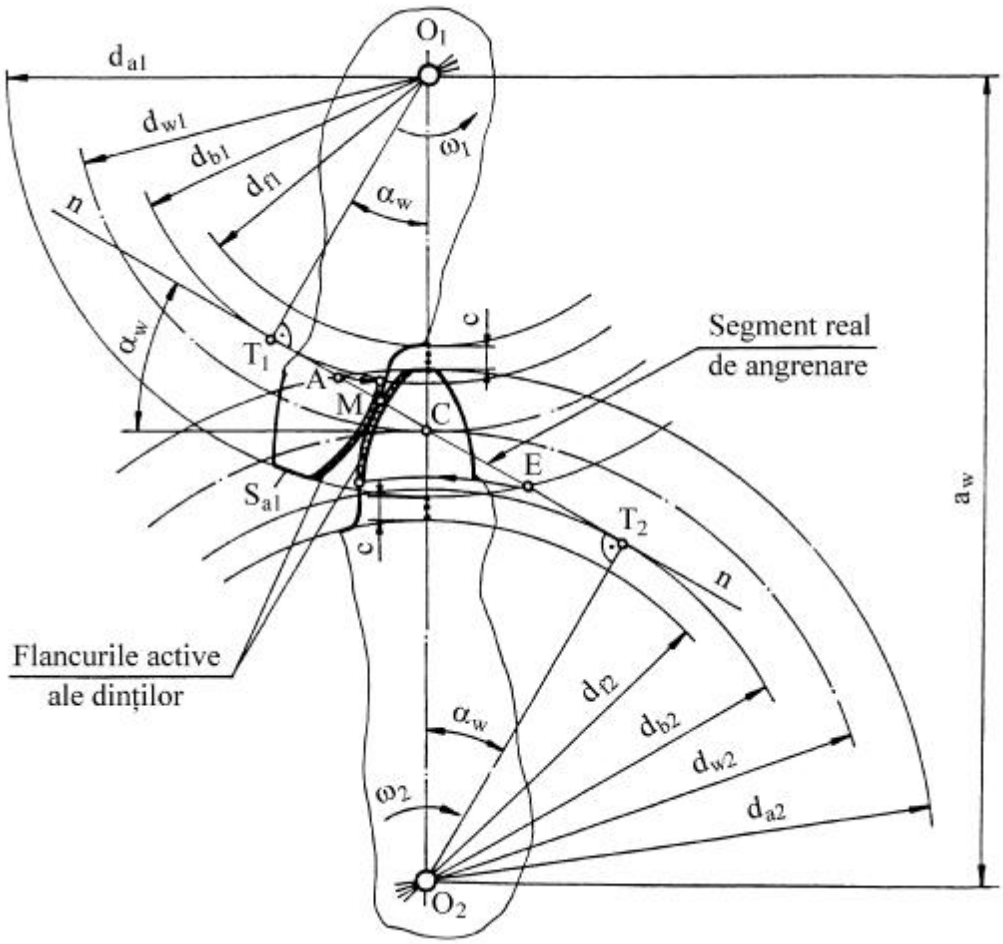


Fig.1.13

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Între profilele în contact există alunecări, după direcția tangentei comune, viteza de alunecare fiind proporțională cu distanța dintre punctul de contact *M* şi polul angrenării *C* (v. fig.1.13), în pol viteza de alunecare fiind nulă.

Tipuri de angrenaje. Unghiul real de angrenare α_w – unghiul dintre normala comună a profilelor în contact (dreapta de angrenare) şi tangenta comună, dusă prin polul angrenării, la cercurile de rostogolire – depinde de distanța dintre axe reală a_w, care depinde de deplasările de profil.

În funcție de suma coeficienților deplasărilor de profil, angrenajele pot fi (fig.1.14):

- nedeplasate – roțile angrenajului sunt roți zero, deci $x_1 = x_2 = 0$ (fig.1.14, b);
- zero deplasate – o roată este deplasată plus ($x_1 > 0$), iar cealaltă minus ($x_2 < 0$), dar $x_1 + x_2 = 0$ (fig.1.14, b);

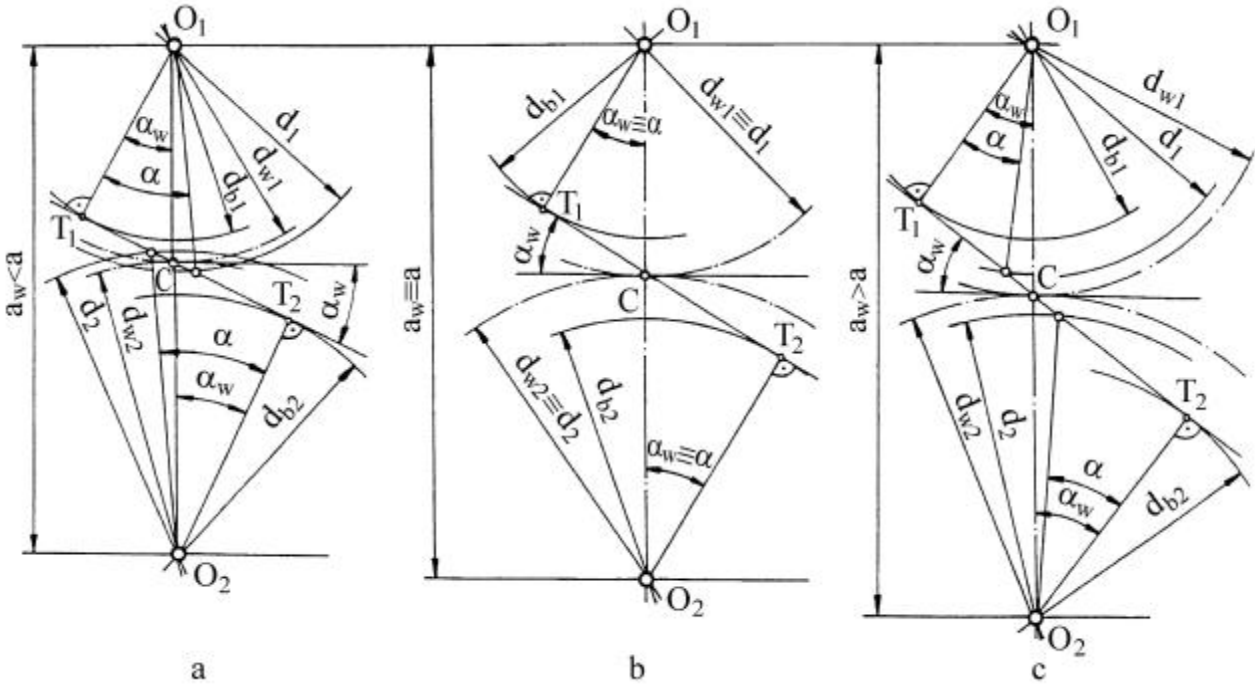


Fig.1.14

- plus deplasate – cel puțin una din roți e deplasată plus, cealaltă putând fi roată plus, zero sau minus, dar $x_1 + x_2 > 0$ (fig.1.14, c);
- minus deplasate – cel puțin una din roți este deplasată minus, cealaltă putând fi roată minus, zero sau plus, dar $x_1 + x_2 < 0$ (fig.1.14, a).

Gradul de acoperire. Una din condițiile funcționării corecte a unui angrenaj este aceea a asigurării transmiterii continue a mişcării. Pentru aceasta, trebuie ca la ieşirea din angrenare a unei perechi de dinți perechea următoare să fie deja intrată în angrenare. Considerând perechea de dinți 1 – 1' (fig.1.15), intrarea în angrenare are loc în punctul *A*, iar ieşirea din angrenare în punctul *E*, punctul de contact *M* dintre profile descriind în planul bazei segmentul real de angrenare *AE*. În acest timp, profilul 1 descrie pe cercul de bază a roții 1 arcul b_1', iar profilul 1' descrie pe cercul de bază al roții *2* arcul b_2' ($b_1' = b_2' = AE$). Notând cu p_b pasul pe cercul de bază al celor două roți (pașii pe cercurile de bază trebuie să fie egali, aceasta fiind condiția angrenării simultane a mai multor

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

perechi de profile), pentru asigurarea continuității angrenării, trebuie ca AE> p_b. Se *definește gradul de acoperire mediu* al unui angrenaj prin raportul

$$\varepsilon_\alpha = \frac{AE}{p_b} = \frac{AT_2 + T_1E - T_1T_2}{p_b} = \frac{\sqrt{d_{a1}^2 - d_{b1}^2} + \sqrt{d_{a2}^2 - d_{b2}^2} - 2a_w \sin\alpha_w}{2p\cos\alpha}, \qquad (1.1)$$

angrenarea fiind continuă când $\varepsilon_\alpha > 1$; se admite $\varepsilon_{\alpha\,min} \approx 1{,}1$. Deoarece $\varepsilon_\alpha > 1$, pe segmentul real de angrenare (v. fig.1.15) există porțiuni (spre extremitățile segmentului) pe care sunt două perechi de dinți în angrenare (angrenare bipară), deci $\varepsilon_{\alpha\,instantaneu}=2$, şi o zonă (centrală) pe care există o singură pereche de dinți în angrenare (angrenare unipară), deci $\varepsilon_{\alpha\,instantaneu} = 1$. Diagrama din fig.1.15 ilustrează sugestiv acest lucru.

În tabelul 1.1 sunt date relații de calcul pentru principalele elemente geometrice ale angrenajelor cilindrice cu dantură dreaptă.

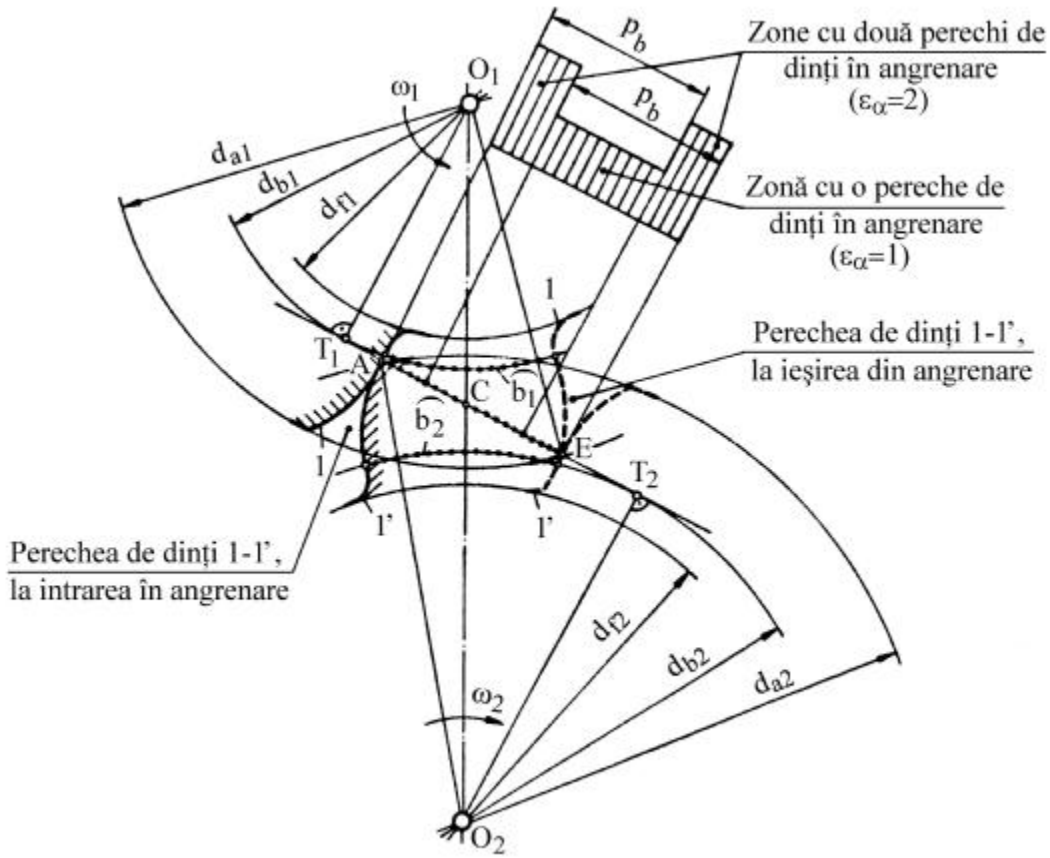


Fig.1.15

Angrenaje cilindrice interioare. Se execută, de obicei, cu dantură dreaptă şi se compun din două roți cilindrice, una cu dantură exterioară şi cealaltă cu dantură interioară, sensul de rotație al celor două roți fiind acelaşi (v. tabelul 1.1). Angrenarea are loc între un profil concav (cel al danturii interioare) şi unul convex (cel al danturii exterioare), caz avantajos din punct de vedere al solicitării dinților la contact.

La angrenajele interioare, segmentul real de angrenare este mai mare decât la angrenajele exterioare, aceasta ducând la o creştere a gradului de acoperire, lucru deosebit de avantajos.

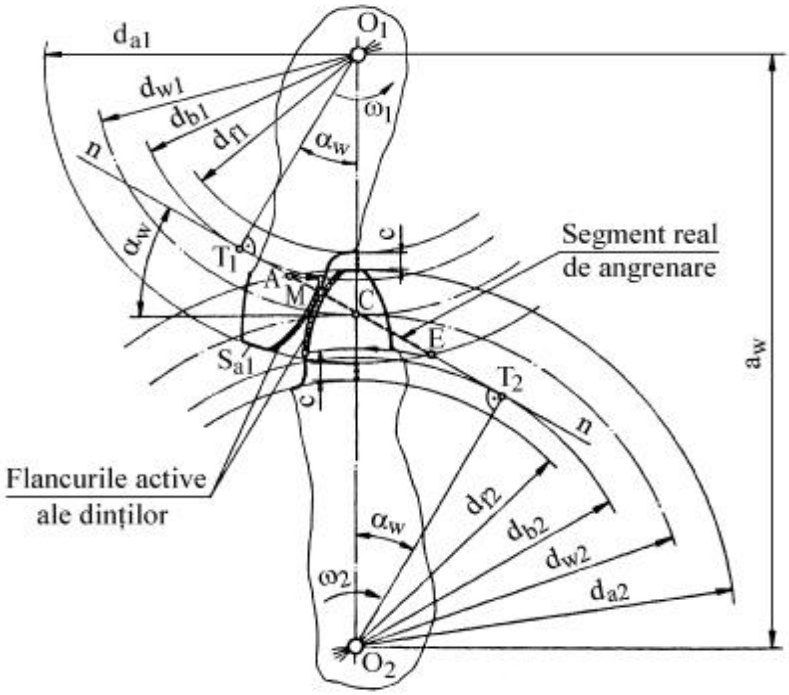
PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

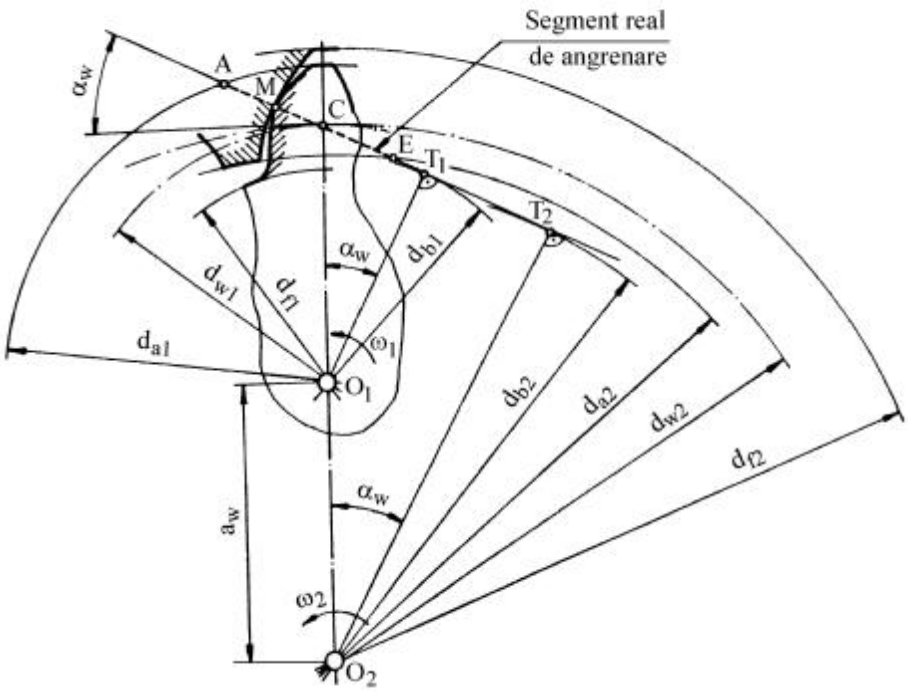
Relațiile de calcul ale elementelor geometrice ale roților şi ale angrenajelor cilindrice interioare cu dantură dreaptă sunt asemănătoare cu cele ale angrenajelor exterioare, fiind date în tabelul 1.1.

Tabelul 1.1

Elemente geometrice ale angrenajelor cilindrice cu dantură dreaptă

Nr. crt.	Denumirea elementului geometric	Simbol şi unitatea de măsură	Relații de calcul*). Recomandări
0	1	2	3





PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Tabelul 1.1(continuare)

0	1	2	3
1.	DATE INIȚIALE		
1.1	Numerele de dinți ai roților angrenajului	z_1; z_2	Stabilite la dimensionarea angrenajului
1.2	Modulul	m, mm	Stabilit la dimensionarea angrenajului
1.3	Distanța dintre axe reală	a_w, mm	Impusă sau rezultată în urma calculului de rezistență [
1.4	Elementele profilului de referință	h_a^* c^* ρ_f^* α, grade	h_a^*=1 (coeficientul capului de referință al dintelui) c^*=0,25 (coeficientul jocului de referință la piciorul dintelui) ρ_f^*=0,38 (coeficientul razei de racordare de referință la piciorul dintelui) α=20° (unghiul de presiune de divizare)
2	ELEMENTE GEOMETRICE ALE ROȚILOR ŞI ANGRENAJULUI		
2.1	Distanța dintre axe de referință	a, mm	$a = \frac{1}{2} m (z_2 \pm z_1)$
2.2	Unghiul real de angrenare	α_w, grade	$\alpha_w = \arccos\left(\frac{a}{a_w}\cos\alpha\right)$
2.3	Suma coeficienților deplasărilor de profil	x_s	$x_s = x_2 \pm x_1 = \frac{inv\alpha_w - inv\alpha}{2tg\alpha}(z_2 \pm z_1)$
2.4	Coeficienții deplasărilor de profil	x_1, x_2	Se aleg x_1 şi x_2, astfel ca $x_2 \pm x_1 = x_s$, după forma principală de deteriorare a angrenajului, din contururile de blocare sau după recomandări ISO
2.5	Coieficienții minimi ai deplasărilor de profil	x_{1min}, x_{2min}	$x_{1min} = \frac{14 - z_1}{17}$; $x_{2min} = \frac{14 - z_2}{17}$ Trebuie ca: $x_1 \geq x_{1min}$; $x_2 \geq x_{2min}$
2.6	Diametrele cercurilor de divizare	d_1; d_2, mm	$d_1 = m z_1$; $d_2 = m z_2$
2.7	Diametrele cercurilor de bază	d_{b1}; d_{b2}, mm	$d_{b1} = d_1 \cos\alpha$; $d_{b2} = d_2 \cos\alpha$
2.8	Diametrele cercurilor de rostogolire	d_{w1}; d_{w2}, mm	$d_{w1} = d_1 \frac{\cos\alpha}{\cos\alpha_w}$; $d_{w2} = d_2 \frac{\cos\alpha}{\cos\alpha_w}$
2.9	Diametrele cercurilor de picior	d_{f1}; d_{f2}, mm	$d_{f1} = m\left[z_1 - 2\left(h_a^* + c^* - x_1\right)\right]$ $d_{f2} = m\left[z_2 - 2\left(h_a^* + c^* - x_2\right)\right]$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Tabelul 1.1(continuare)

0	1	2	3
2.10	Diametrele cercurilor de cap	d_{a1}; d_{a2}, mm	$d_{a1} = \pm 2a_w \mp m(z_2 \mp 2h_a^* + 2x_2)$ $d_{a2} = 2a_w \mp m(z_1 - 2h_a^* + 2x_1)$
2.11	Arcul (grosimea) dintelui pe cercurile de divizare	s_1; s_2, mm	$s_1 = (0{,}5\pi + 2x_1 tg\alpha)m$ $s_2 = (0{,}5\pi \pm 2x_2 tg\alpha)m$
2.12	Unghiul de presiune al profilului pe cercurile de cap	α_{a1}; α_{a2}, grade	$\alpha_{a1} = \arccos\left(\frac{d_1}{d_{a1}}\cos\alpha\right)$ $\alpha_{a2} = \arccos\left(\frac{d_2}{d_{a2}}\cos\alpha\right)$
2.13	Arcul (grosimea) dintelui pe cercurile de cap	s_{a1}; s_{a2}, mm	$s_{a1} = d_{a1}\left(\frac{s_1}{d_1} + inv\alpha - inv\alpha_{a1}\right)$ $s_{a2} = d_{a2}\left(\frac{s_2}{d_2} + inv\alpha - inv\alpha_{a2}\right)$ Trebuie ca $s_{a1,2} \geq s_{a\,min}$
2.14	Gradul de acoperire al angrenajului	ε_α	$\varepsilon_\alpha = \frac{\sqrt{d_{a1}^2 - d_{b1}^2} \pm \sqrt{d_{a2}^2 - d_{b2}^2} \mp 2a_w \sin\alpha_{wt}}{2\pi m \cos\alpha}$ Trebuie ca $\varepsilon_\alpha > \varepsilon_{\alpha\,min}$
3	ELEMENTE DE CONTROL, ABATERI LIMITĂ ŞI TOLERANȚE		În conformitate cu indicațiile din literatura de specialitate
*) În relațiile cu semn dublu, semnul superior este valabil pentru angrenajul exterior, iar semnul inferior pentru cel interior.			

1.5. CALCULUL DE REZISTENȚĂ AL ANGRENAJELOR CILINDRICE CU DANTURĂ DREAPTĂ

Calculul de rezistență are drept scop preîntâmpinarea principalelor forme de deteriorare a angrenajului: pittingul (apariția de ciupituri pe flancurile active), datorită solicitării de contact, şi ruperea dinților prin oboseală, datorită solicitării de încovoiere.

1.5.1. Calculul la solicitarea de contact

Calculul la solicitarea de contact se efectuează având la bază relația de determinare a tensiunii maxime de contact stabilită de Hertz pentru contactul după generatoare a doi cilindri (fig.1.16)

$$\sigma_H = Z_E \sqrt{\frac{F_n}{l_k}\frac{1}{\rho}}, \qquad (1.2)$$

în care: F_n reprezintă forța normală la suprafețele în contact dintre cei doi cilindri; $l_k = B$ – lungimea liniei (generatoarei) de contact; Z_E – factorul de elasticitate al materialelor roților, dependent de

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

modulii de elasticitate longitudinală E şi de coeficienţii de contracţie transversală (*Poisson*) ν ai materialelor celor două roţi; $1/\rho$ – curbura redusă, definită de relaţia

$$\frac{1}{r} = \frac{1}{r_1} \pm \frac{1}{r_2}, \tag{1.3}$$

în care $\rho_{1,2}=D_{1,2}/2$ reprezintă razele de curbură ale celor doi cilindri, semnul plus corespunzând contactului exterior (fig.1.16, a), iar semnul minus contactului interior (fig.1.16, b).

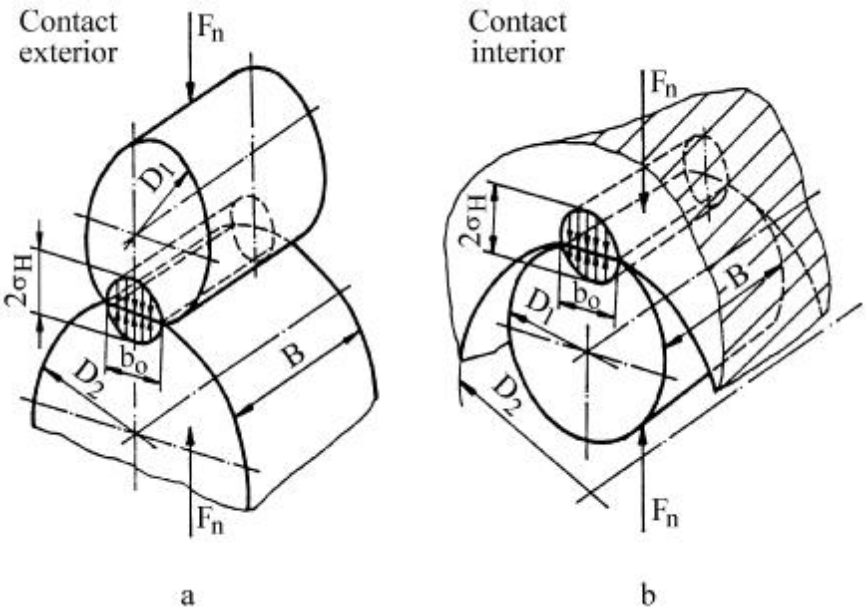


Fig.1.16

Relaţia (1.2) a fost stabilită pe baza următoarelor ipoteze (ipotezele lui *Hertz*): cilindrii sunt omogeni şi izotropi; materialele acestora sunt elastice şi respectă legea lui Hooke; forţa normală F_n este aplicată static; tensiunile de contact se repartizează uniform pe lungimea liniei de contact dintre cei doi cilindri; lăţimea b_0 a suprafeţei de contact care ia naştere prin deformarea elastică a celor doi cilindri este foarte mică, comparativ cu lungimea acestora; suprafeţele de contact sunt netede; efectul forţelor de frecare dintre suprafeţele în contact se neglijează.

Contactul dintre doi dinţi ai unui angrenaj cilindric cu dantură dreaptă poate fi studiat prin analogie cu contactul dintre doi cilindri (fig.1.17), corectând relaţia de calcul a tensiunii maxime σ_H. Corecţiile necesare iau în considerare deosebirile existente între modelul teoretic care a stat la baza stabilirii relaţiei lui *Hertz* şi angrenajul real. Aceste deosebiri sunt:

- razele de curbură ale flancurilor dinţilor ρ_1 şi ρ_2 sunt variabile, datorită profilului evolventic al dinţilor, mărimile lor depinzând de poziţia punctului de contact pe segmentul real de angrenare; acest lucru defineşte variaţia parabolică a valorilor tensiunii de contact pe lungimea segmentului teoretic de angrenare, fiind necesar să se stabilească poziţia punctului de contact în care se vor determina razele de curbură, poziţie în care tensiunea de contact să aibă valoarea maximă;

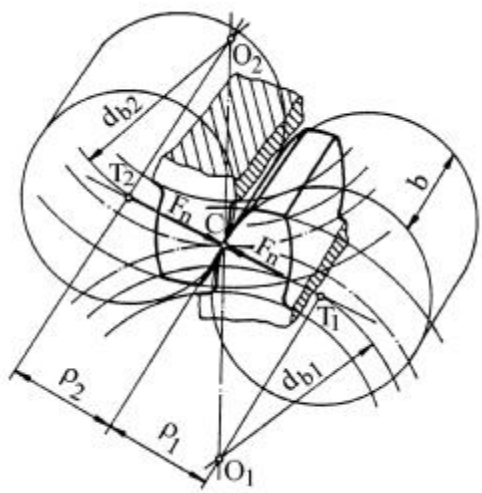


Fig.1.17

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

- forța de interacțiune dintre dinți este normală la profilele în contact ale acestora, dar nu acționează static, având o variație dependentă de tipul mașinii motoare, regimul de funcționare a mașinii antrenate și de mărimea șocurilor ce pot apărea în tranmisie în timpul funcționării; pentru a se ține seama de aceste suprasarcini exterioare, în calcule, se apelează la factorul regimului de funcționare K_A;
- forța de interacțiune dintre dinți este influențată și de sarcini dinamice suplimentare ce apar datorită erorilor de execuție și/sau montaj și a deformațiilor elastice ale dinților și a pieselor subansamblului din care face parte angrenajul; în aceste condiții se apelează la factorul dinamic K_V, indicele V evidențiind viteza periferică ca fiind principalul factor ce definește mărimea forțelor dinamice suplimentare;
- tensiunile de contact se repartizează neuniform pe lungimea liniei de contact, datorită impreciziilor de execuție și montaj, a deformațiilor elastice ale dințiilor și a celorlalte piese ale subansamblului din care face parte angrenajul și, nu în ultimul rând, a erorii de direcție a dinților; pentru evidențierea acestui fenomen se apelează la factorul de repartizare a sarcinii pe lățimea danturii (lungimea dintelui) $K_{H\beta}$;
- în urma angrenării bipare, pe segmentul real de angrenare, sunt două perechi de dinți în angrenare; din cauza erorilor de execuție (în special a pasului dintre doi dinți) sarcina nu se repartizează uniform pe perechile de dinți aflate simultan în angrenare; pentru a se ține seama de acest lucru se apelează la factorul de repartizare a sarcinii în plan frontal $K_{H\alpha}$;
- transmiterea sarcinii se realizează – într-o anumită perioadă din timpul angrenării, dependentă de mărimea gradului de acoperire ε_α – prin mai multe perechi de dinți; cu cât gradul de acoperiere este mai mare cu atât zona în care sunt în contact mai multe perechi de dinți (de regulă două perechi) este mai mare și sarcina ce încarcă fiecare pereche este mai mică decât la angrenarea singulară; pentru a se ține seama de acest lucru, în calcule, se introduce factorul gradului de acoperire Z_ε, cu valori ce depind de valorile gradului de acoperire ε_α;

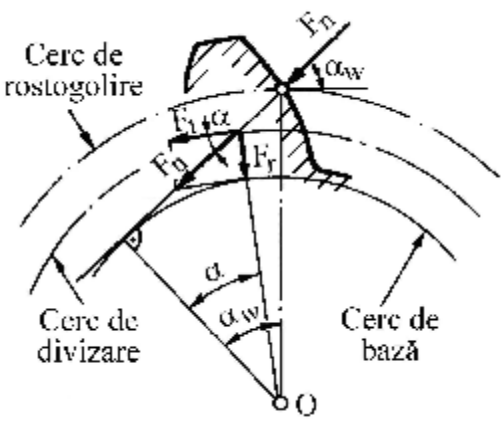


Fig.1.18

- există forțe de frecare, datorită alunecării reciproce a flancurilor conjugate (v. fig.1.6, a); chiar dacă în calcule nu se pot evidenția valoric mărimile acestor forțe, acestea sunt importante în apariția fenomenului pitting (ciupire).

Termenii din relația lui Hertz (1.2), definiți pentru modelul teoretic acceptat și având la bază ipoteze simplificatoare, se înlocuiesc prin cei caracteristici angrenajului, utilizând factorii de corecție prezentați, care vor fi atașați atât forței normale teoretice F_n, aceasta devenind forță normală corectată F_{nc} – factorii K_A, K_V, $K_{H\beta}$, $K_{H\alpha}$ - cât și lungimii liniilor de contact l_k, care va fi mai mare decât lungimea dintelui (lățimea roții) – factorul Z_ε.

Forța normală corectată F_{nc}, se calculează cu relația (v. și fig.1.18)

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$F_{nc} = F_n K_A K_V K_{Hb} K_{Ha} = \frac{F_t}{\cos a} K_A K_V K_{Hb} K_{Ha}\ , \tag{1.4}$$

în care F_n este forța normală teoretică, calculată la nivelul cercului de divizare, F_t fiind componența tangențială şi α unghiul de angrenare la nivelul acestui cerc.

Lungimea liniei de contact l_k este egală cu

$$l_k = b / Z_e^2\ , \tag{1.5}$$

b fiind lungimea dintelui şi Z_ε factorul gradului de acoperire.

Curbura redusă $1/\rho$ se determină în funcție de razele de curbură ρ_1 şi ρ_2 ale profilelor dinților în contact, mărimile acestora fiind funcție de punctul de contact considerat pe segmentul real de angrenare.

La acceptarea relației lui *Hertz*, pentru calculul angrenajelor la solicitarea de contact, s-a considerat că arcele de evolventă, în zona punctului de contact dintre dinți, pot fi aproximate cu arce de cerc care au razele de curbură identice cu cele ale evolventelor conjugate în punctul considerat. Dar, în procesul angrenării, de la intrare la ieşirea din angrenare a doi dinți, aceste raze de curbură variază, deci şi curbura redusă este variabilă pe segmentul real de angrenare.

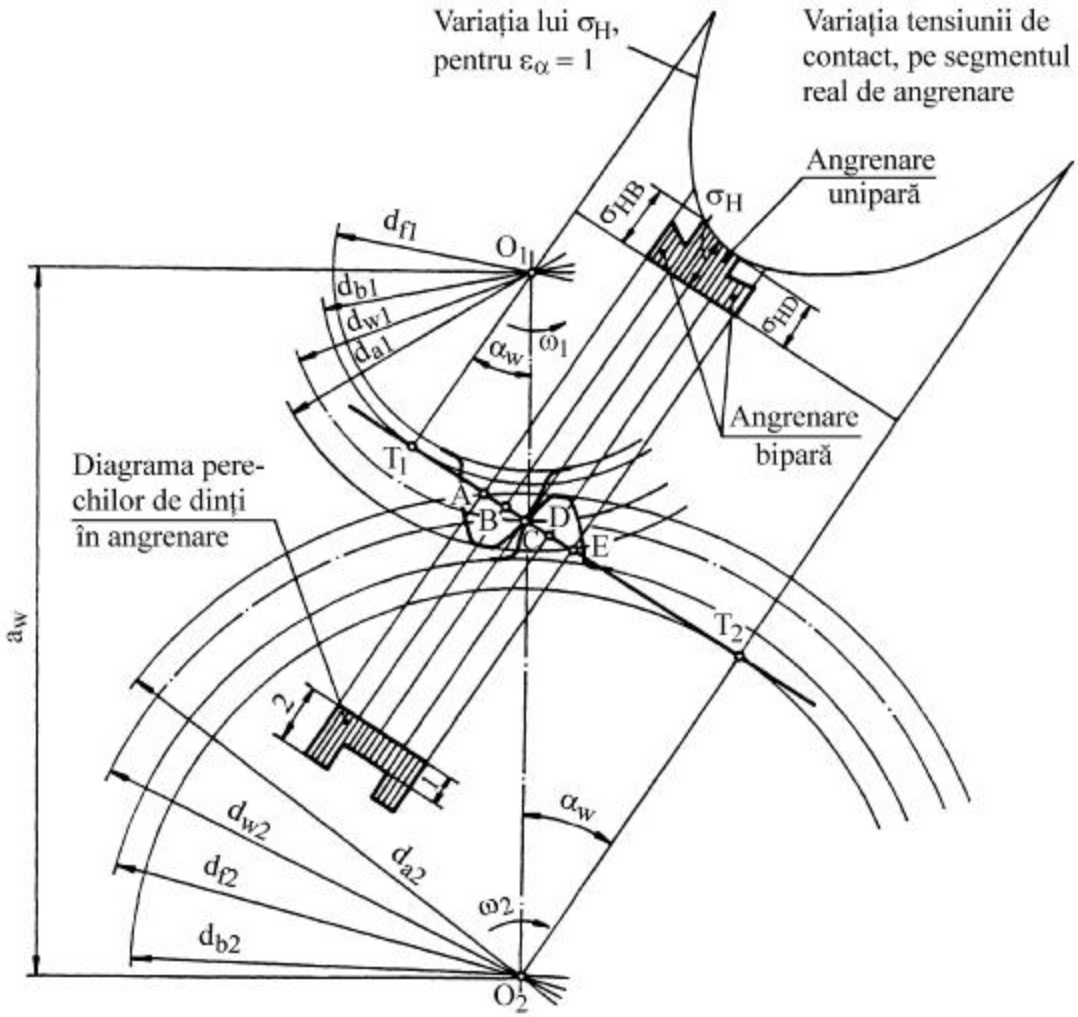


Fig.1.19

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Pentru un angrenaj cilindric exterior, curbura redusă (v. şi rel (1.3)) este

$$\frac{1}{\rho}=\frac{1}{\rho_1}+\frac{1}{\rho_2}=\frac{\rho_1+\rho_2}{\rho_1\rho_2}=\frac{T_1T_2}{\rho_1\rho_2}, \tag{1.6}$$

T_1T_2 fiind segmentul teoretic de angrenare, care, pentru un anumit angrenaj, are o valoare constantă. Mărimea curburii reduse este dată, în acest caz, de produsul $\rho_1\rho_2$. Valoarea minimă a curburii reduse, deci şi a tensiunii de contact, se obține atunci când $\rho_1=\rho_2$.

Pentru stabilirea zonei în care apar tensiuni maxime de contact, se urmăreşte diagrama perechilor de dinți în angrenare, din fig.1.19. Din analiza acestei diagrame, rezultă că este justificată considerarea porțiunii *BD*, din segmentul real de angrenare , unde angrenarea este unipară, ca zonă unde apar tensiuni mari de contact, cu valoare maximă în punctul interior de angrenare unipară *B*, unde tensiunea este σ_{HB}. Deoarece lungimea segmentului *BD* este relativ redusă, iar în zona polului angrenării *C* apar solicitări suplimentare ale stratului superficial al flancurilor dinților conjugați, în special datorită schimbării sensului forțelor de frecare (v. fig.1.6, a), *ISO* recomandă ca poziție a punctului de contact, pentru determinarea curburii reduse, polul angrenării *C*.

Astfel, din triunghiurile O_1T_1C şi O_2T_2C (v. fig.1.19), se obțin razele de curbură

$$\begin{cases}\rho_{1C}=T_1C=\dfrac{d_{b1}}{2}tg\alpha_w;\\ \rho_{2C}=T_2C=\dfrac{d_{b2}}{2}tg\alpha_w,\end{cases} \tag{1.7}$$

iar cu relația (1.2), curbura redusă

$$\left(\frac{1}{\rho}\right)_C=\frac{1}{\rho_{1C}}\pm\frac{1}{\rho_{2C}}=\frac{2}{tg\alpha_w}\left(\frac{1}{d_{b1}}\pm\frac{1}{d_{b2}}\right). \tag{1.8}$$

Având în vedere că diametrele cercurilor de bază pot fi exprimate în funcție de diametrele cercurilor de divizare, prin relația

$$d_{b1,2}=d_{1,2}\cos\alpha \tag{1.9}$$

şi că raportul de angrenare are expresia

$$u=d_2/d_1, \tag{1.10}$$

relația curburii reduse este

$$\left(\frac{1}{\rho}\right)_C=\frac{2}{\cos\alpha tg\alpha_w}\left(\frac{1}{d_1}\pm\frac{1}{d_2}\right)=\frac{2}{d_1\cos\alpha tg\alpha_w}\frac{u\pm1}{u}. \tag{1.11}$$

Înlocuind în relația (1.2) parametrii definiți prin relațiile (1.4), (1.5) şi (1.11) şi notând $Z_H=\sqrt{\dfrac{2}{\cos^2 atga_w}}$, factorul zonei de contact, se obține expresia tensiunii efective de contact în polul angrenării

$$\sigma_{HC}=Z_EZ_\varepsilon Z_H\sqrt{\frac{F_t}{bd_1}K_AK_VK_{H\beta}K_{H\alpha}\frac{u\pm1}{u}}\le\sigma_{HP}, \tag{1.12}$$

în care σ_{HP} reprezintă rezistența admisibilă la solicitarea de contact.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

La calculul angrenajelor, ca date de intrare sunt puterea P [kW], turația n_1 [rot/min], respectiv momentul de torsiune T_1 [Nmm] la roata conducătoare (pinion) şi raportul de angrenare u, iar ținând seama de expresiile

$$F_t = \frac{2T_1}{d_1},\ d_1 = d_{w1}\frac{\cos a_w}{\cos a},\ d_{w1} = \frac{2a_w}{u \pm 1},$$

se obține relația pentru tensiunea de contact

$$\sigma_{HC} = \frac{Z_E Z_\varepsilon Z_H}{a_w}\sqrt{\frac{T_1}{2b}K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha}\frac{(u \pm 1)^3}{u}}\frac{\cos\alpha}{\cos\alpha_w} \le \sigma_{HP}, \tag{1.13}$$

în care $b = \min(b_1; b_2)$.

Pentru dimensionare, se explicitează a_w din relația (1.13), după ce s-a făcut înlocuirea $b = \Psi_a a_w$, obținându-se

$$a_{wH} = (u \pm 1)\sqrt[3]{\frac{T_1 K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha}}{2\Psi_a u \sigma_{HP}^2}(Z_E Z_\varepsilon Z_H)^2\left(\frac{\cos\alpha}{\cos\alpha_w}\right)^2}, \tag{1.14}$$

unde Ψ_a reprezintă coeficientul de lățime al roții, raportat la distanța dintre axe ($\Psi_a = b/a_w$). Uneori se explicitează d_1, din relația (1.12), după ce a fost făcută înlocuirea $b = \Psi_d d_1$, de unde se obține

$$d_1 = \sqrt[3]{\frac{2T_1}{\Psi_d}K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha}\left(\frac{Z_E Z_\varepsilon Z_H}{\sigma_{HP}}\right)^2\frac{u \pm 1}{u}}, \tag{1.15}$$

Ψ_d fiind coeficientul de lățime al roții, raportat la diametrul de divizare ($\Psi_d = b/d_1$).

Pentru angrenaje frecvent utilizate în transmisiile mecanice, cu rapoarte de angrenare $u > 1$ şi cu roți deplasate, segmentul real de angrenare BD se deplasează înspre punctul T_1 al segmentului teoretic de angrenare, această deplasare fiind cu atât mai mare cu cât valoarea raportului de angrenare este mai mare. Şi polul angrenării C se deplasează în acelaşi sens, dar poziția sa nu este influențată de deplasările de profil aplicate roților. Deoarece poziția puntelor B şi D este influențată de deplasările de profil, aceste puncte pot fi mai apropiate sau mai depărtate de polul angrenării. În această situație este necesar să se calculeze tensiunile de contact şi în aceste puncte. Pentru comoditatea calculului se va detemina tensiunea de contact în polul angrenării C, cu relația (1.13), şi se va considera tensiune de bază $\sigma_{H0} = \sigma_{HC}$, iar tensiunile din punctele B şi D se vor obține prin corectarea tensiunii de bază cu factorii de angrenare Z_B şi Z_D, obținându-se

$$\sigma_{HB} = Z_B\sigma_{H0} \text{ şi } \sigma_{HD} = Z_D\sigma_{H0}. \tag{1.16}$$

Factorii de angrenare se determină uşor, ținând seama că suma razelor de curbură este mărime constantă pentru un angrenaj (segmentul T_1T_2), iar produsul razelor de curbură $\rho_1\rho_2$, din relația (1.6), devine $\rho_{B1}\rho_{B2}$ pentru contactul

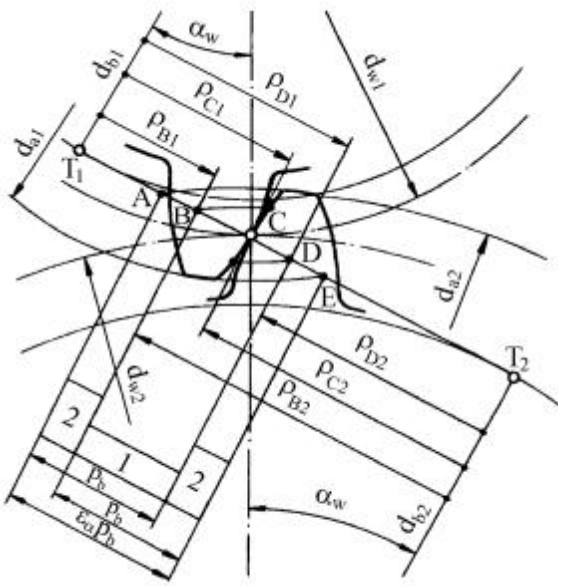


Fig.1.20

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

dinților în *B*, respectiv $\rho_{D1}\rho_{D2}$ pentru contactul în *D*. În aceste condiții, rezultă relațiile pentru factorii de angrenare

$$Z_B = \sqrt{\frac{\rho_{C1}\rho_{C2}}{\rho_{B1}\rho_{B2}}} \text{ şi } Z_D = \sqrt{\frac{\rho_{C1}\rho_{C2}}{\rho_{D1}\rho_{D2}}}, \tag{1.17}$$

respectiv tensiunile de contact în aceste puncte (v. rel. (1.16)).

Relațiile pentru determinarea segmentelor T_1T_2, *AE*, *BD* şi a razelor de curbură $\rho_{C1,2}$, $\rho_{B1,2}$ şi $\rho_{D1,2}$ (v. şi fig.1.20) sunt prezentate în tabelul 1.2.

Tabelul 1.2

Relații pentru determinarea parametrilor din expresiile factorilor de angrenare Z_B şi Z_D

Denumirea parametrului	**Relații de calcul**
Segmentul teoretic de angrenare	$T_1T_2 = a_w \sin\alpha_w = \frac{mz_1}{2}(1+u)\cos\alpha tg\alpha_w$
Segmentul real de angrenare	$AE = \pi m \varepsilon_\alpha \cos\alpha$
Segmentul de angrenare unipară	$BD = \pi m(2-\varepsilon_\alpha)\cos\alpha$
Razele de curbură în polul angrenării *C*	$\rho_{C1} = \frac{mz_1}{2} tg\alpha_w \cos\alpha$ $\rho_{C2} = \frac{mz_2}{2} tg\alpha_w \cos\alpha$
Razele de curbură în punctul *B*	$\rho_{B1} = \frac{mz_1\cos\alpha}{2}\left(tg\alpha_{a1} - \frac{2\pi}{z_1}\right)$ $\rho_{B2} = \frac{mz_2\cos\alpha}{2}\left(tg\alpha_{a2} - (\varepsilon_\alpha - 1)\frac{2\pi}{z_2}\right)$
Razele de curbură în punctul *D*	$\rho_{D1} = \frac{mz_1\cos\alpha}{2}\left(tg\alpha_{a1} - (\varepsilon_\alpha - 1)\frac{2\pi}{z_1}\right)$ $\rho_{D2} = \frac{mz_2\cos\alpha}{2}\left(tg\alpha_{a2} - \frac{2\pi}{z_2}\right)$

Uşor programabile, relațiile prezentate în tabelul 1.2 pot fi utilizate pentru calculul oricărui angrenaj cilindric cu dantură dreaptă, definit prin a_w, $z_s = z_1 + z_2$, $x_s = x_1 + x_2$ şi *u*.

1.5.2. Calculul la solicitarea de încovoiere

Tensiunea de încovoiere are valoare maximă la baza dintelui, în zona de încastrare a acestuia în corpul roții, iar calculul ei se efectuează pe baza următoarelor ipoteze:

- forța normală se consideră concentrată la vârful dintelui (aici brațul forței este maxim – fig.1.22) – situația corespunde intrării în angrenare a dintelui roții conduse, respectiv ieşirii din angrenare a dintelui roții conducătoare(fig.1.21); forța fiind preluată de un singur dinte;

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

§ se neglijează solicitarea de compresiune determinată de componeta radială F_{ra} a forței normale F_n şi solicitarea de forfecare determinată de componenta tangențială F_{ta} a aceleiaşi forțe (v. fig.1.22);

§ grosimea dintelui S_F, în secțiunea periculoasă, este delimitată de punctele de tangență dintre profilul de racordare al dintelui la corpul roții şi două drepte înclinate la 30° față de axa de simetrie a dintelui (v. fig.1.22).

Ținând seama de ipotezele enunțate, dintele poate fi asimilat cu o grindă încastrată, solicitată la încovoiere, secțiunea periculoasă având fomă dreptunghiulară, cu dimensiunile bxS_F. Tensiunea maximă de încovoiere (teoretică) se determină cu relația

$$s_F = \frac{M_i}{W_z} = \frac{F_{ta} h_{Fa}}{\frac{bS_F^2}{6}} = \frac{F_n \cos a'_a \, h_{Fa}}{\frac{bS_F^2}{6}}. \quad (1.18)$$

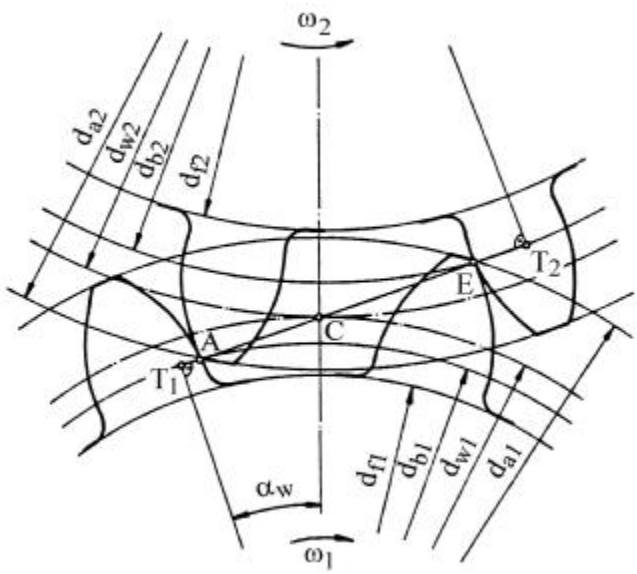


Fig.1.21

Pentru calculul tensiunii de încovoiere reale, se introduce, în relația (1.18), *factorul de corecție a tensiunilor de încovoiere la baza dintelui* Y_{Sa}, care ține seama de concentrarea tensiunilor la baza dintelui şi de starea complexă de tensiuni din secțiunea periculoasă, fiind dependent de numărul de dinți z şi de coeficientul deplasării de profil x. Expresia tensiunii maxime de încovoiere devine

$$s_F = \frac{F_{nc} \cos a'_a \, h_{Fa}}{\frac{bS_F^2}{6}} Y_{Sa}. \quad (1.19)$$

Forța normală corectată F_{nc} se determină cu relația

$$F_{nc} = F_n K_A K_V K_{F\beta} K_{F\alpha} Y_\varepsilon = \frac{F_t}{\cos\alpha} K_A K_V K_{F\beta} K_{F\alpha} Y_\varepsilon. \quad (1.20)$$

Factorii K_A, K_V, $K_{F\beta}$ şi $K_{F\alpha}$ au aceleaşi semnificații ca în cazul calculului la solicitarea de contact, cu mențiunea că factorii K_A şi K_V au aceleaşi valori ca şi la solicitarea de contact. *Factorul gradului de acoperire* pentru solicitarea de încovoiere Y_ε ține seama de faptul că, spre deosebire de modelul teoretic, în care s-a considerat că forța este preluată de un singur dinte (ε_α=1), la angrenajul real ε_α>1, adică forța este preluată de două perechi de dinți aflate în angrenare în anumite perioade ale angrenării.

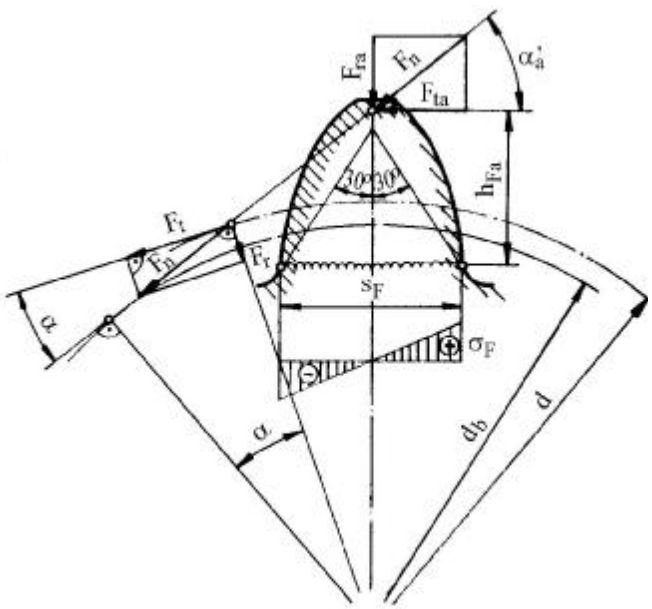


Fig.1.22

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Expresia tensiunii maxime de încovoiere devine

$$s_F = \frac{F_t K_A K_V K_{Fb} K_{Fa}}{bm} Y_e Y_{Sa} \frac{6\frac{h_{Fa}}{m}\cos a'_a}{\left(\frac{S_F}{m}\right)^2 \cos a}, \tag{1.21}$$

iar dacă se impune condiția de limitare a tensiunii de încovoiere, rezultă relația

$$s_F = \frac{F_t}{bm} K_A K_V K_{Fb} K_{Fa} Y_e Y_{Sa} Y_{Fa} \le s_{FP}, \tag{1.22}$$

în care

$$Y_{Fa} = \frac{6\frac{h_{Fa}}{m}\cos a'_a}{\left(\frac{S_F}{m}\right)^2 \cos a} \tag{1.23}$$

reprezintă *factorul de formă* al dintelui pentru solicitarea la încovoiere, dependent de numărul de dinți z şi de coeficientul deplasării de profil x.

În funcție de momentul de torsiune la pinion T_1 şi ținând seama de expresiile:

$$F_t = \frac{2T_1}{d_1},\ d_1 = d_{w1}\frac{\cos a_w}{\cos a},\ d_{w1} = \frac{2a_w}{u \pm 1},\ m = d_1 / z_1,$$

se poate scrie

$$s_{F1,2} = \frac{T_1 z_1 (u \pm 1)^2}{2b_{1,2} a_w^2} \frac{\cos^2 a}{\cos^2 a_w} K_A K_V K_{Fb} K_{Fa} Y_e Y_{Fa1,2} Y_{Sa1,2} \le s_{FP1,2}. \tag{1.24}$$

Între tensiunile maxime de încovoiere, diferite pentru cele două roți ale unui angrenaj, există raportul

$$\frac{s_{F1}}{s_{F2}} = \frac{b_2}{b_1}\frac{Y_{Fa1}}{Y_{Fa2}}\frac{Y_{Sa1}}{Y_{Sa2}},$$

din care rezultă

$$s_{F2} = s_{F1}\frac{b_1}{b_2}\frac{Y_{Fa2}}{Y_{Fa1}}\frac{Y_{Sa2}}{Y_{Sa1}} \le s_{FP2}. \tag{1.25}$$

Pentru dimensionare, se înlocuieşte, în relația (1.24), $b = \Psi_a a_w$ şi rezultă expresia distanței dintre axe

$$a_w = \sqrt[3]{\frac{T_1 z_1 (u \pm 1)^2}{2\Psi_a} \frac{\cos^2 a}{\cos^2 a_w} K_A K_V K_{Fb} K_{Fa} Y_e \left(\frac{Y_{Fa} Y_{Sa}}{s_{FP}}\right)_{\max}}, \tag{1.26}$$

în care $\left(\frac{Y_{Fa} Y_{Sa}}{\sigma_{FP}}\right)_{nax} = \max\left(\frac{Y_{Fa1} Y_{Sa1}}{\sigma_{FP1}}, \frac{Y_{Fa2} Y_{Sa2}}{\sigma_{FP2}}\right)$.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

1.6. ELEMENTE DE CALCUL GEOMETRIC AL ANGRENAJELOR CILINDRICE EVOLVENTICE CU DINȚI ÎNCLINAȚI

1.6.1. Generare. Particularități

Generarea flancurilor dinților înclinați este diferită de cea a dinților drepți (v. fig.1.9, b), în sensul că segmentul de generare *MN*, cuprins în planul π tangent la cilindrul de bază (de diametru d_b) nu mai este paralel cu generatoarea *AA'* a cilindrului de bază, care reprezintă şi segmentul de tangență între planul π şi cilindrul de bază (fig.1.23). Unghiul dintre cele două segmente, la nivelul cilindrului de bază, este β_b. Trebuie precizat, însă, că unghiul de înclinare al dintelui depinde de cilindrul pe care este definit, în calcule fiind utilizate unghiurile de înclinare pe cilindrul de divizare β şi pe cilindrul de bază β_b. Unghiul de înclinare pe un cilindru oarecare, de diametru d_y, se determină cu relația $\mathrm{tg}\beta_y = (d_y/d)\mathrm{tg}\beta$, *d* fiind diametrul cilindrului de divizare. În funcție de sensul înclinării segmentului MN față de generatoarea AA', se obțin roți cu dinți înclinați spre dreapta (ca în fig.1.23), când *AM* < *A'N*, sau cu dinți înclinați spre stânga, când *AM* > *A'N*. Pentru un angrenaj cilindric exterior, roțile comjugate care formează angrenajul, au sensurile de înclinare diferite (dreapta şi stânga), fiind necesară şi îndeplinirea condiției $|\beta_1| = |\beta_2| = \beta$. La angrenajele cilindrice interioare, dinții au acelaşi sens de înclinare.

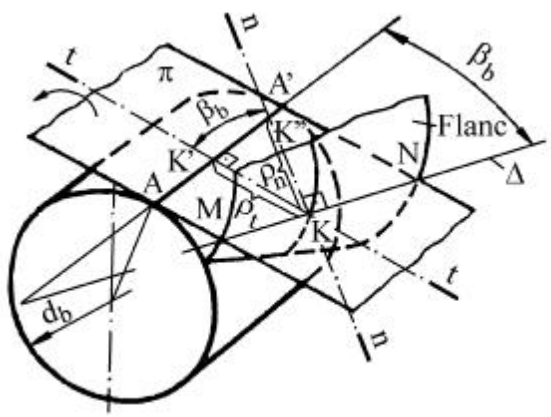


Fig.1.23

Urmărind modul de generare al flancului dinților înclinați, prezentat în fig.1.23, se desprind o serie de particularități a acestei danturi, prezentate în continuare.

- Planul frontal *t – t*, perpendicular pe axa cilindrului de bază (deci şi pe generatoarea AA') nu se mai suprapune peste planul normal n – n, perpendicular pe direcția dintelui, între aceste plane existând unghiul β_b. Pentru un punct *K* de pe segmental de generare *MN*, în cele două plane, se definesc două raze de curbură şi anume K'K = ρ_t, respectiv K''K = ρ_n, acestea fiind razele de curbură ale evolventelor din cele două plane, în punctul *K*. Între aceste raze de curbură există relația (stabilită din triunghiul *K'KK''*, dreptunghic în *K'*)

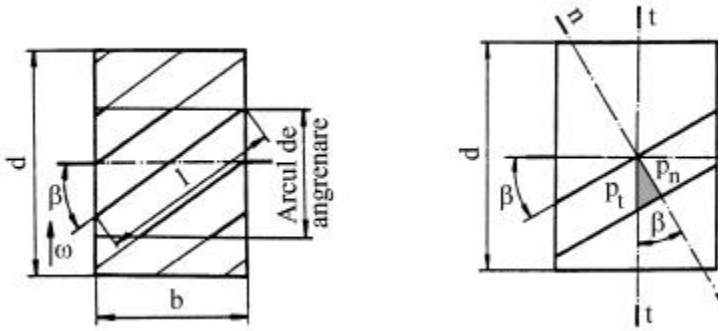
$$r_n = \frac{r_t}{\cos b_b}. \tag{1.27}$$

Se remarcă faptul că în cazul dinților drepți (fig. 1.9, b) raza de curbură este identică pentru diversele puncte ale segmentului *MN* (raza de curbură *K'K* este aceeaşi indiferent de poziția punctului *K* pe segmentul *MN*, care în angrenare devine linie de contact a dinților), în cazul dinților înclinați, razele de curbură depind de poziția punctului *K* pe segmentul *MN* (fig.1.23), care devine, la rândul său, linie de contact a dinților conjugați. Diferențele prezentate în generarea flancurilor dinților drepți şi înclinați conduc la moduri diferite de intrare a dinților în angrenare. La dantura dreaptă dinții intră în angrenare pe toată lungimea, în timp ce la dantura înclinată dinții intră

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

(respectiv ies) progresiv în angrenare (fig.1.24, a), fapt ce determină existența simultană a mai multor perechi de dinți în angrenare, transmisia fiind mult mai silențioasă, chiar la viteze mari de rotație.

- Elementele geometrice ale roților şi ale angrenajelor cu dantură înclinată se determină în planul frontal $t - t$, iar calculul de rezistență se efectuează în planul normal $n - n$, plan în care acționează forța normală, dimensiunile dintelui sunt minime şi profilul acestuia este definit de modulul normal m_n, standardizat. Legătura dintre pașii danturii în planul frontal p_t şi cel normal p_n, stabilită pe cilindrul de divizare (fig. 1.24, b), se exprimă prin relația



a b

Fig. 1.24

$$p_t = \frac{p_n}{\cos b}$$

şi conduce la relația de legătură între moduli

$$m_t = \frac{m_n}{\cos b}, \qquad (1.28)$$

relație folosită în calculul elementelor geometrice ale danturii.

- Lungimea dintelui l (fig.1.24, a) este mai mare decât lățimea b a roții (la dantura dreaptă $l = b$), datorită înclinării dintelui, situație favorabilă pentru solicitarea de încovoiere, datorită măririi suprafeței zonei de încastrare a dintelui în corpul roții. Pentru acest calcul se consideră o lungime medie a dintelui, definită pe cilindrul de divizare

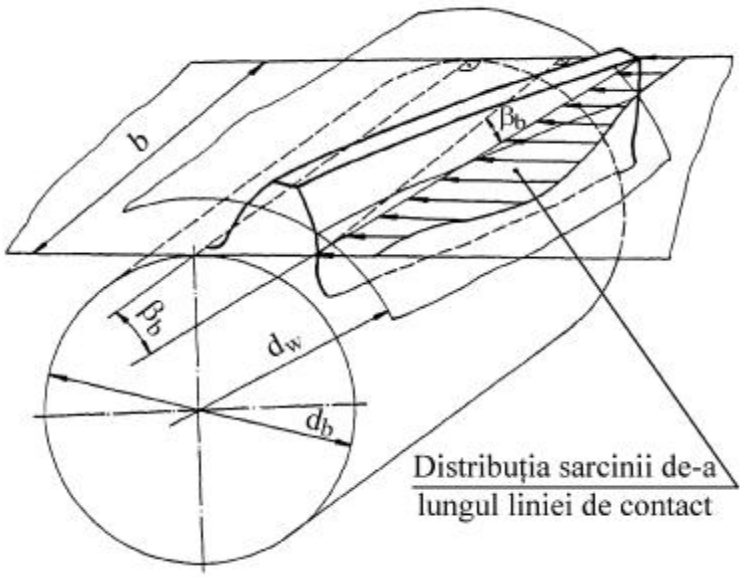


Fig.1.25

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$b_{nF} = l = \frac{b}{\cos b}. \tag{1.29}$$

- Lungimea liniei de contact (fig.1.25), importantă la calculul la solicitarea de contact, este mai mare decât lățimea roții (segmentul *MN* din fig.1.23) şi se poate determina cu relația

$$b_{nH} = \frac{b}{\cos b_b}. \tag{1.30}$$

Distribuția sarcinii de-a lungul liniei de contact, înclinată pe flancul dintelui, este neuniformă (v. fig.1.25), fiind nefavorabilă pentru solicitarea de contact, având valoarea maximă în zona cilindrului de rostogolire, şi favorabilă pentru solicitarea de încovoiere, fiind minimă la vârful dintelui, unde brațul forței este maxim (v. şi fig.1.22).

- Gradul de acoperire, important atât în calculul la contact cât şi în cel la încovoiere, este mai mare la dantura înclinată, față de dantura dreaptă, deoarece gradului de acoperire determinat în plan frontal ε_α, calculat cu o relație asemănătoare cu cea stabilită pentru dantura dreaptă (v. pct. 2.14 din tabelul 1.1) şi cu elementele geometrice definite în plan frontal, i se adaugă gradul de acoperire suplimentar ε_β, ce depinde atât de lățimea roții cât şi de unghiul de înclinare al dinților. Se obține, astfel, un grad de acoperire total $\varepsilon_\gamma = \varepsilon_\alpha + \varepsilon_\beta$, care îndeplineşte sigur condiția $\varepsilon_\gamma > \varepsilon_{\alpha\,\min}$.

1.6.2. Roata echivalentă. Angrenajul echivalent

Calculul de rezistență al angrenajelor cilindrice cu dantură înclinată, la contact şi încovoiere, se efectuează acceptând aceleaşi ipoteze şi scheme de calcul ca şi la calculul angrenajelor cu dantură dreaptă (v. subcap. 1.5). La dantura dreaptă, însă, forma şi dimensiunile dinților sunt identice în cele două plane, frontal şi normal. La angrenajele cilindrice cu dantură înclinată, în cele două plane forma şi dimensiunile dinților sunt diferite. De aceea calculul de rezistență se efectuează în plan normal, acolo unde acționează forța de interacțiune normală F_n şi unde dimensiunile dintelui sunt minime.

Pentru a folosi relațiile stabilite pentru solicitarea de contact şi încovoiere a danturii drepte şi la angrenajele cilindrice cu dantură înclinată, se va apela la roata echivalentă, respectiv angrenajul echivalent. Roata echivalentă, cu dantură dreaptă, roții reale cu dantură înclinată, este o roată cilindrică fictivă, ai cărei dinți au aceeaşi formă şi dimensiuni cu dinții roții reale, în plan normal.

Angrenajul obținut din două roți echivalente este un angrenaj echivalent, cilindric cu dantură dreaptă, deplasările de profil fiind identice cu cele din plan normal ale roților reale, definite prin coeficienții $x_{n1,2}$.

Relațiile, de verificare şi dimensionare, stabilite pentru angrenajul cilindric cu dantură dreaptă (v. subcap. 1.5), aplicate angrenajului echivalent, conduc la determinarea relațiilor de calcul pentru angrenajul cilindric cu dantură înclinată. Pentru aceasta, este necesar să se stabilească relații de legătură între diverşi parametrii ai angrenajului real şi cei ai angrenajului echivalent, parametrilor acestuia atribuindu-se indicele *n* (de la planul normal al roților angrenajului real). Angrenajul echivalent fiind un angrenaj cu dantură dreaptă, se păstrează relațiile de calcul stabilite pentru angrenajul cu dantură dreaptă, cu atașarea indicelui *n*.

Elementele roților echivalente şi angrenajului echivalent vor fi prezentate în continuare.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

- Diametrele cercurilor de divizare

Razele de curbură ale flancului dintelui înclinat sunt diferite în planul frontal (cararacteristic roții reale, în ceea ce privește elementele geometrice) și în planul normal (v. fig.1.23). Relația (1.27) stabilește legătura dintre cele două raze de curbură. Pentru a stabili și legătura dintre diametrele de divizare ale roții reale (în plan frontal) și a roții echivalente (în plan normal), se apelează la fig.1.26.

Din fig.1.26, a, rezultă raza de curbură a profilului dintelui roții reale, raportată la cercul de divizare din planul frontal

$$\rho_t = \frac{d}{2}\sin\alpha_t\,, \tag{1.31}$$

iar din fig. 1.26, b, raza de curbură a profilului dintelui roții echivalente (identică cu cea a profilului dintelui roții reale, din planul normal), raportată la cercul de divizare d_n al acesteia

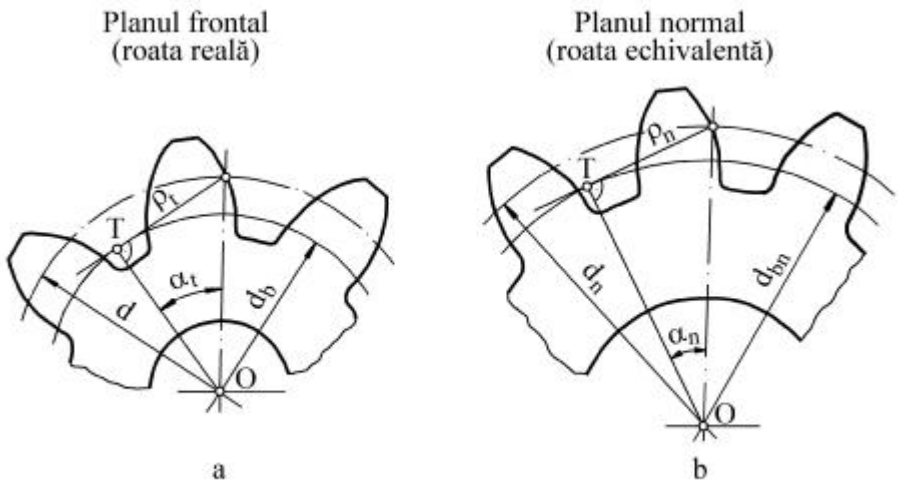


Fig. 1.26

$$r_n = \frac{d_n}{2}\sin a_n\,. \tag{1.32}$$

Înlocuind relațiile (1.31) și (1.32) în relația (1.27) și cunoscând $\sin\alpha_t = \sin\alpha_n/\cos\beta_b$, se obțin, pentru cele două roți ale angrenajului echivalent, diametrele

$$d_{n1,2} = \frac{d_{1,2}}{\cos^2\beta_b}\,. \tag{1.33}$$

- Numerele de dinți

Diametrul de divizare al unei roți echivalente se obține ca produs între modulul normal m_n și numărul de dinți z_n ai acesteia, iar diametrul de divizare al roții reale este definit de produsul dintre modulul frontal $m_t = m_n/\cos\beta$ și numărul de dinți z. Astfel, din relația (1.33), se obține

$$m_n z_{n1,2} = \frac{m_n z_{1,2}}{\cos\beta\cos^2\beta_b}\,,\ \text{respectiv}\ \ z_{n1,2} = \frac{z_{1,2}}{\cos\beta\cos^2\beta_b}\,. \tag{1.34}$$

- Diametrele cercurilor de rostogolire

Păstrând relațiile de legătură între diametrele cercurilor caracteristice ale roților cu dantură dreaptă și apelând la relația (1.33), se obține

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$d_{wn1,2} = d_{n1,2}\frac{\cos a_n}{\cos a_{wn}} = \frac{d_{1,2}}{\cos^2 b_b}\frac{\cos a_n}{\cos a_{wn}} = d_{w1,2}\frac{\cos a_{wt}}{\cos a_t}\frac{1}{\cos^2 b_b}\frac{\cos a_n}{\cos a_{wn}}, \quad (1.35)$$

unde $d_{w1,2}$ sunt diametrele de rostogolire ale roților reale, cu dantură înclinată şi α_t, α_{wt}, α_n, α_{wn} – unghiurile de angrenare a angrenajului real în plan frontal, respectiv normal, la nivelul cecurilor de divizare, respectiv rostogolire (indicele *w*).

- Distanța dintre axe (fig.1.27)

$$a_{wn} = \frac{1}{2}\left(d_{wn1} + d_{wn2}\right) = \frac{1}{2}\left(d_{w1} + d_{w2}\right)\frac{\cos a_{wt}}{\cos a_t}\frac{1}{\cos^2 b_b}\frac{\cos a_n}{\cos a_{wn}} = a_w\frac{\cos a_{wt}}{\cos a_t}\frac{1}{\cos^2 b_b}\frac{\cos a_n}{\cos a_{wn}}, \quad (1.36)$$

a_w fiind distanța dintre axe a angrenajului real.

- Raportul de angrenare

  Apelând le relația (1.34), se obține

$$u_n = \frac{z_{n2}}{z_{n1}} = \frac{\dfrac{z_2}{\cos^2 b_b \cos b}}{\dfrac{z_1}{\cos^2 b_b \cos b}} = u, \quad (1.37)$$

deci rapoartele de angrenare a angrenajului echivalent şi a celui real sunt egale.

- Momentul de torsiune la arborele de intrare al pinionului angrenajului echivalent

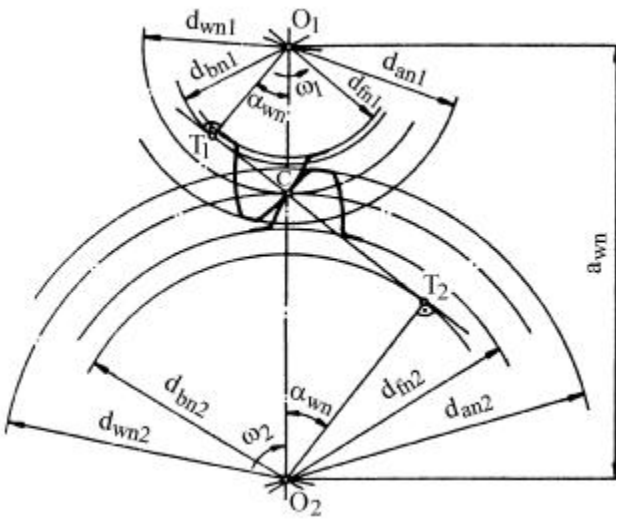


Fig.1.27

Se determină având în vedere că angrenajul echivalent şi cel real sunt încărcate cu aceeaşi forță normală F_n (iar momentele de torsiune se determină ca produs între componenta tangențială a forței normale şi raza cercului de divizare, corespunzătoare fiecărui angrenaj), făcând raportul momentelor de torsiune la pinionul angrenajului echivalent, respectiv la pinionul angrenajului real

$$\frac{T_{n1}}{T_1} = \frac{F_{tn1}\dfrac{d_{n1}}{2}}{F_{t1}\dfrac{d_1}{2}}. \quad (1.38)$$

Având în vedere că (v. şi rel (1.33))

$$d_{n1} = \frac{d_1}{\cos^2 b_b}$$

şi apelând la fig.1.28, se obține

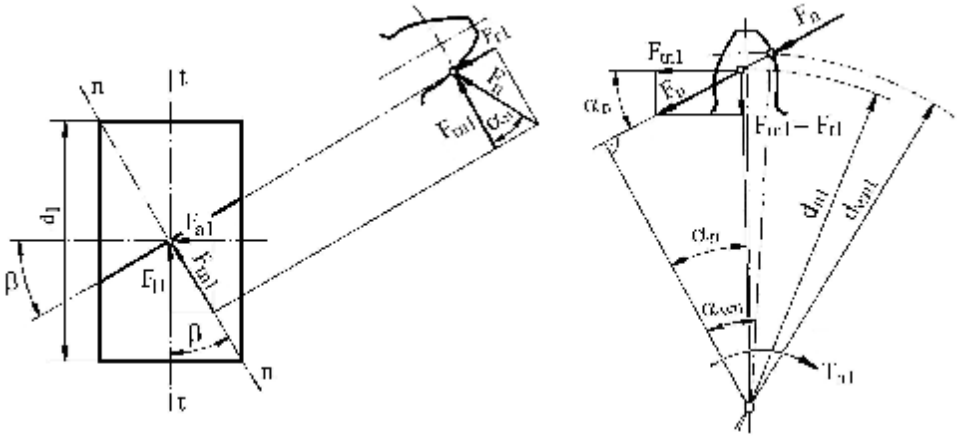
$$F_n = \frac{F_{tn1}}{\cos a_n} = \frac{F_{t1}}{\cos a_n \cos b}, \text{ respectiv}$$

$$F_{tn1} = \frac{F_{t1}}{\cos b}.$$

Din relația (1.38), rezultă

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$T_{n1} = \frac{T_1}{\cos b \cos^2 b_b}. \tag{1.39}$$



a b

Fig.1.28

Precizare. În relațiile de calcul de rezistență stabilite pentru angrenajul cu dantură dreaptă sunt factori care se aleg în funcție de numerele de dinți ai roților acestor angrenaje şi de deplasările specifice de profil. De aceea, în tabelul 1.3 sunt prezentate atât elementele geometrice caracteristice angrenajului real, cu dantură înclinată, cât şi elemente geometrice ale roților şi angrenajului echivalent, funcție de care se aleg aceşti factori (de exemplu $z_{n1,2}$, $x_{n1,2}$ ş.a.).

Tabelul 1.3

Elemente geometrice ale angrenajelor cilindrice cu dantură înclinată (v. fig.1.13)

Nr. crt.	**Denumirea elementului geometric**	**Simbol şi unitatea de măsură**	**Relații de calcul. Recomandări**
0	1	2	3
1	DATE INIȚIALE		
1.1	Numerele de dinți ai roților angrenajului	z_1; z_2	Stabilite la dimensionarea angrenajului
1.2	Modulul normal	m_n, mm	Stabilit la dimensionarea angrenajului
1.3	Unghiul de înclinare al danturii pe cilindrul de divizare	β, grade	Ales la calculul de rezistență al angrenajului
1.4	Distanța dintre axe reală	a_w, mm	Impusă sau rezultată în urma calculului de rezistență [ ]
1.5	Elementele profilului de referință	h_{an}^* c_n^*	h_{an}^* =1 (coeficientul capului de referință al dintelui) c_n^* = 0,25 (coeficientul jocului de referință la piciorul dintelui)

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Tabelul 1.3 (continuare)

0	1	2	3
		ρ^*_{fn} α_n, grade	ρ^*_{fn} = 0,38 (coeficientul razei de racordare de referință la piciorul dintelui) α_n= 20^0 (unghiul de presiune de divizare)
2	ELEMENTE GEOMETRICE ALE ROȚILOR ȘI ANGRENAJULUI		
2.1	Distanța dintre axe de referință	a, mm	$a = \frac{m_n}{2\cos b}(z_2 + z_1)$
2.2	Unghiul de presiune de referință, în plan frontal	α_t, grade	$a_t = arctg\frac{tga_n}{\cos b}$
2.3	Unghiul real de angrenare, în plan frontal	α_{wt}, grade	$a_{wt} = \arccos\left(\frac{a}{a_w}\cos a_t\right)$
2.4	Numerele de dinți ai roților echivalente (cilindrice cu dantură dreaptă)	z_{n1}, z_{n2}	$z_{n1} = \frac{z_1}{\cos\beta\cos^2\beta_b} \approx \frac{z_1}{\cos\beta^3}$ $z_{n2} = \frac{z_2}{\cos\beta\cos^2\beta_b} \approx \frac{z_2}{\cos\beta^3}$
2.5	Suma coeficienților deplasărilor de profil	x_{ns}	$x_{ns} = x_{n2} + x_{n1} = \frac{inv\alpha_{wt} - inv\alpha_t}{2tg\alpha_t}(z_2 + z_1)$
2.6	Coeficienții deplasărilor de profil normale	x_{n1}, x_{n2}	Se aleg x_{n1} și x_{n2}, astfel ca $x_{n2} + x_{n1} = x_{ns}$, după forma principală de deteriorare a angrenajului, din contururile de blocare sau după recomandări ISO, în funcție de numerele de dinți ai roților echivalente
2.7	Coeficienții minimi ai deplasărilor de profil	x_{n1min} x_{n2min}	$x_{n1min} = \frac{14 - z_{n1}}{17}$; $x_{n2min} = \frac{14 - z_{n2}}{17}$ Trebuie ca: $x_{n1} \geq x_{n1min}$; $x_{n2} \geq x_{n2min}$
2.8	Diametrele cercurilor de divizare	d_1; d_2, mm	$d_1 = \frac{m_n}{\cos\beta}z_1$; $d_2 = \frac{m_n}{\cos\beta}z_2$
2.9	Diametrele cercurilor de bază	d_{b1}; d_{b2}, mm	$d_{b1} = d_1\cos\alpha_t$; $d_{b2} = d_2\cos\alpha_t$
2.10	Diametrele cercurilor de rostogolire	d_{w1}; d_{w2}, mm	$d_{w1} = d_1\frac{\cos\alpha_t}{\cos\alpha_{wt}}$; $d_{w2} = d_2\frac{\cos\alpha_t}{\cos\alpha_{wt}}$
2.11	Diametrele cercurilor de picior	d_{f1}; d_{f2}, mm	$d_{f1} = m_n\left[\frac{z_1}{\cos b} - 2\left(h^*_{an} + c^*_n - x_{n1}\right)\right]$ $d_{f2} = m_n\left[\frac{z_2}{\cos b} - 2\left(h^*_{an} + c^*_n - x_{n2}\right)\right]$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Tabelul 1.3 (continuare)

0	1	2	3
2.12	Diametrele cercurilor de cap	d_{a1}; d_{a2}, mm	$d_{a1} = 2a_w - m_n\left(\frac{z_2}{\cos\beta} - 2h_{an}^* + 2x_{n2}\right)$ $d_{a2} = 2a_w - m_n\left(\frac{z_1}{\cos\beta} - 2h_{an}^* + 2x_{n1}\right)$
2.13	Arcul dintelui pe cercul de divizare, în plan normal şi frontal	s_{n1}; s_{n2}, s_{t1}; s_{t2}, mm	$s_{n1} = (0{,}5\pi + 2x_{n1}\,tg\alpha_n)m_n$ $s_{n2} = (0{,}5\pi + 2x_{n2}\,tg\alpha_n)m_n$ $s_{t1} = \frac{s_{n1}}{\cos\beta}$; $s_{t2} = \frac{s_{n2}}{\cos\beta}$
2.14	Unghiul de presiune al profilului pe cercurile de cap, în plan frontal	α_{at1}; α_{at2}, grade	$\alpha_{at1} = \arccos\left(\frac{d_1}{d_{a1}}\cos\alpha_t\right)$ $\alpha_{at2} = \arccos\left(\frac{d_2}{d_{a2}}\cos\alpha_t\right)$
2.15	Unghiul de înclinare a danturii pe cilindrii de cap	β_{a1}; β_{a2}, grade	$\beta_{a1} = arctg\left(\frac{d_{a1}}{d_1}tg\beta\right)$ $\beta_{a2} = arctg\left(\frac{d_{a2}}{d_2}tg\beta\right)$
2.16	Arcul dintelui pe cercurile de cap, în plan frontal şi normal	s_{at1}; s_{at2}, s_{an1}; s_{an2}, mm	$s_{at1} = d_{a1}\left(\frac{s_{t1}}{d_1} + inv\alpha_t - inv\alpha_{at1}\right)$ $s_{at2} = d_{a2}\left(\frac{s_{t2}}{d_2} + inv\alpha_t - inv\alpha_{at2}\right)$ $s_{an1} = s_{at1}\cos\beta_{a1}$; $s_{an2} = s_{at2}\cos\beta_{a2}$ Trebuie ca $s_{an1,2} \geq s_{an1\,min}$ [ ]
2.17	Gradul de acoperire al angrenajului în plan frontal, gradul de acoperire suplimentar, respectiv total	ε_α ε_β ε_γ	$\varepsilon_\alpha = \frac{\sqrt{d_{a1}^2 - d_{b1}^2} + \sqrt{d_{a2}^2 - d_{b2}^2} - 2a_w\sin\alpha_{wt}}{2\pi m_n\cos\alpha_t}\cos\beta$ $\varepsilon_\beta = \frac{b\sin\beta}{\pi m_n}$ $\varepsilon_\gamma = \varepsilon_\alpha + \varepsilon_\beta$ Trebuie ca $\varepsilon_\gamma > \varepsilon_{\alpha\,min}$
3	ELEMENTE DE CONTROL, ABATERI LIMITĂ ŞI TOLERANȚE		În conformitate cu recomandările din literatura de specialitate

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

1.7. CALCULUL DE REZISTENȚĂ AL ANGRENAJELOR CILINDRICE CU DANTURĂ ÎNCLINATĂ

1.7.1. Calculul la solicitarea de contact

Calculul la solicitarea de contact a angrenajelor cilindrice cu dantură înclinată se efectuează apelându-se la angrenajul echivalent cu dantură dreaptă, care răspunde tuturor ipotezelor şi schemelor de calcul adoptate la angrenajul cilindric cu dantură dreaptă. Astfel, relația tensiunii maxime de contact stabilită pentru angrenajele cu dantură dreaptă, în polul angrenării (v. rel (1.13)), va fi aplicată angrenajului echivalent, anumiți termeni având indicele *n*, şi prin înlocuirea acestora cu cei ai angrenajului real se obține relația de determinare a tensiunii de contact pentru angrenajul real.

Relația (1.13), scrisă pentru angrenajul echivalent, este

$$s_H = \frac{Z_E Z_e Z_{Hn}}{a_{wn}} \sqrt{\frac{T_{n1}}{2b_{nH}} K_A K_V K_{Hb} K_{Ha} \frac{(u_n \pm 1)^3}{u_n} \frac{\cos a_n}{\cos a_{wn}}} \le s_{HP}, \tag{1.40}$$

în care $Z_{Hn} = \sqrt{\frac{2}{\cos^2 \alpha_n \, tg\alpha_{wn}}}$ şi înlocuind termenii a_{wn} (1.36), u_n (1.37), b_{nH} (1.30), T_{n1} (1.39), se obține, având în vedere relațiile $tg\alpha_{wn} = tg\alpha_{wt}\cos\beta$ şi $\cos\alpha_n \cos\beta = \cos\alpha_t \cos\beta_\beta$, relația de calcul pentru angrenajul cilindric cu dinți înclinați

$$\sigma_H = \frac{Z_E Z_\varepsilon Z_H Z_\beta}{a_w} \sqrt{\frac{T_1}{2b} K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha} \frac{(u+1)^3}{u} \frac{\cos\alpha_t}{\cos\alpha_{wt}}} \le \sigma_{HP}, \tag{1.41}$$

în care Z_β reprezintă factorul înclinării dintelui pentru solicitarea de contact ($Z_b = \sqrt{\cos b}$), iar Z_H – factorul zonei de contact ($Z_H = \sqrt{\frac{2\cos\beta_b}{\cos^2 \alpha_t \, tg\alpha_{wt}}}$).

Pentru dimensionare, ca şi la angrenajele cilindrice cu dantură dreaptă, se înlocuieşte $b = \Psi_a a_w$, $b = \min(b_1, b_2) = b_2$, rezultând

$$a_w = (u \pm 1) \sqrt[3]{\frac{T_1 K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha}}{2\Psi_a u \sigma_{HP}^2} \left(Z_E Z_\varepsilon Z_H Z_\beta\right)^2 \left(\frac{\cos\alpha_t}{\cos\alpha_{wt}}\right)^2}. \tag{1.42}$$

1.7.2. Calculul la solicitarea de încovoiere

Calculul dinților roților dințate cu dantură înclinată la solicitarea de încovoiere se efectuează considerând că dintele aparține roții echivalente, caracterizată prin numărul de dinți z_n, modulul m_n şi coeficientul deplasării de profil x_n.

Relația (1.24), scrisă pentru angrenajul echivalent, este

$$s_{F1,2} = \frac{T_{n1} z_{n1} (u_n \pm 1)^2}{2b_{nF1,2} a_{wn}^2} \frac{\cos^2 a_n}{\cos^2 a_{wn}} K_A K_V K_{Fb} K_{Fa} Y_e Y_{Sa1,2} Y_{Fa1,2} \le s_{FP1,2}. \tag{1.43}$$

Înlocuind termenii a_{wn} (1.36), T_{n1} (1.39), u_n (1.37), z_{n1} (1.34) şi b_{nF} (1.29), se obține relația de calcul a tensiunii de încovoiere a dintelui înclinat al pinionului, respectiv al roții

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$s_{F1,2} = \frac{T_1 z_1 (u \pm 1)^2}{2 b_{1,2} a_w^2 \cos b} \frac{\cos^2 a_t}{\cos^2 a_{wt}} K_A K_V K_{Fb} K_{Fa} Y_e Y_b Y_{Sa1,2} Y_{Fa1,2} \le s_{FP1,2}, \quad (1.44)$$

relație folosită pentru calcule de verificare a unor angrenaje existente, în care Y_β este factorul înclinării dinților pentru solicitarea de încovoiere şi ține seama de faptul că distribuția sarcinii pe lungimea liniei de contact este favorabilă solicitării de încovoiere (v. fig.1.25 şi comentariul).

Tensiunea de încovoiere a fost stabilită considerând că dintele calculat aparține roții echivalente, situație în care factorii $Y_{Sa1,2}$ şi $Y_{Fa1,2}$ se vor alege în funcție de $z_{n1,2}$, respectiv $x_{n1,2}$.

De regulă, se calculează tensiunea σ_{F1}, cu relația (1.44), tensiunea σ_{F2} determinându-se cu relația

$$\sigma_{F2} = \sigma_{F1} \frac{b_1}{b_2} \frac{Y_{Sa2}}{Y_{Sa1}} \frac{Y_{Fa2}}{Y_{Fa1}}. \quad (1.45)$$

Pentru dimensionare, în rel. (1.44) se înlocuieşte $b = \Psi_a a_w$, $b = \min(b_1, b_2) = b_2$ şi se explicitează distanța dintre axe, obținându-se

$$a_w = \sqrt[3]{\frac{T_1 z_1 (u+1)^2}{2\Psi_a \cos\beta} \frac{\cos^2 \alpha_t}{\cos^2 \alpha_{wt}} K_A K_V K_{F\beta} K_{F\alpha} Y_\varepsilon Y_\beta \frac{Y_{Sa} Y_{Fa}}{\sigma_{FP}}}, \quad (1.46)$$

unde $\frac{Y_{Sa} Y_{Fa}}{\sigma_{FP}} = \max\left(\frac{Y_{Sa1} Y_{Fa1}}{\sigma_{FP1}}, \frac{Y_{Sa2} Y_{Fa2}}{\sigma_{FP2}} \right)$.

1.8. FORȚE ÎN ANGRENAJELE CILINDRICE CU DINȚI DREPȚI ŞI ÎNCLINAȚI

Angrenajele transmit sarcina prin contactul direct dintre dinții roților, între care apar forțe de interacțiune, normale la profilele dinților, egale şi de sens contrar. Forțele normale F_n se consideră aplicate în polul angrenării C, la mijlocul lățimii roții, pe cilindrii de rostogolire.

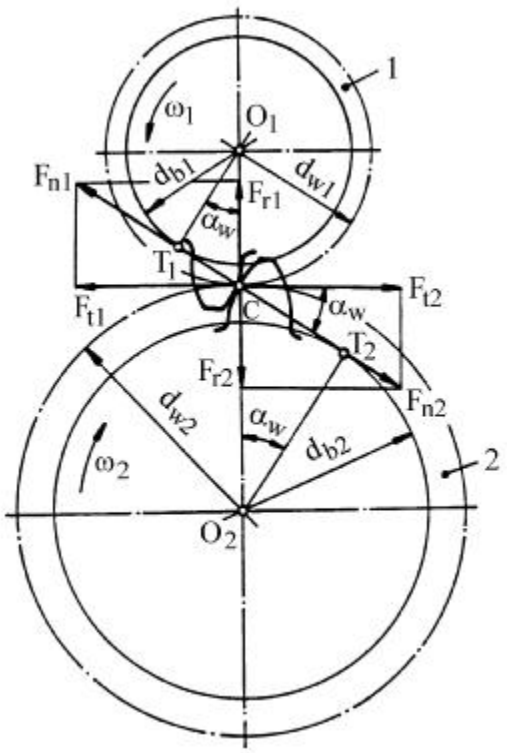


Fig.1.29

Pentru calculul arborilor şi a lagărelor care susțin roțile dințate, este necesară cunoaşterea acestor forțe şi în majoritatea cazurilor a componentelor acestora: tangențială F_t, tangentă la cercul de rostogolire; radială F_r, perpendiculară pe axa roții; axială F_a, paralelă cu axa roții (apare numai la angrenajele cilindrice cu dantură înclinată, la angrenajele conice şi la cele melcate).

Componenta tangențială, pentru toate tipurile de roți, se determină cu relația

$$F_t = \frac{2T}{d_w}, \quad (1.47)$$

în care T reprezintă momentul de torsiune la arborele roții considerate, iar d_w – diametrul cercului de rostogolire al roții respective. Componentele radiale şi

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

axiale se determină pentru fiecare tip de angrenaj în parte.

1.8.1. Forțe în angrenajul cilindric cu dinți drepți

În acest caz, forța de interacțiune normală F_n, orientată după direcția liniei de angreanre T_1T_2 (fig.1.29), se descompune în două componente: o componentă tangențială F_t, determinată cu relația (1.47), şi o componentă radială F_r, determinată cu relația

$$F_r = F_t \, tg a_w ; \qquad (1.48)$$

forța normală se determină cu relația

$$F_n = \frac{F_t}{\cos a_w} . \qquad (1.49)$$

Între forțele care acționează asupra celor două roți ale angrenajului, există relațiile $|F_{t2}| = |F_{t1}|$, $|F_{r2}| = |F_{r1}|$, $|F_{n2}| = |F_{n1}|$, calculându-se numai forțele care acționează asupra pinionului (F_{t1}, F_{r1} şi F_{n1}).

Sensul forțelor tangențiale se stabileşte în funcție de rolul roții (conducătoare sau condusă) şi de sensul de rotație, astfel (v. fig.1.29):

- la pinion, F_{t1} fiind forță rezistentă se opune mişcării şi are sens invers sensului de rotație;
- la roata condusă, F_{t2} este forță motoare şi are acelaşi sens cu sensul de rotație.

Sensul forțelor radiale este dinspre polul angrenării spre centrul fiecărei roți (v. fig. 1.29).

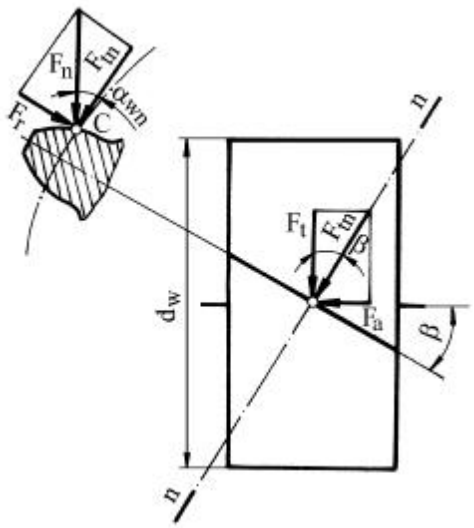


Fig.1.30

1.8.2. Forțe în angrenajul cilindric cu dinți înclinați

Forța de interacțiune dintre dinți F_n, normală la profilele dinților în contact şi cuprinsă în planul angrenării, se descompune – într-un plan normal pe direcția dintelui, definită pe cilindrul de rostogolire – într-o componentă radială F_r şi o componentă F_{tn}, tangentă la cilindrul de rostogolire şi normală pe direcția dintelui (fig.1.30).

Într-un plan tangent la cilindrul de rostogolire, forța F_{tn} se descompune într-o componentă tangențială F_t şi o componentă axială F_a (v. fig.1.30).

Cunoscând relația de determinare a forței tangențiale F_t, relația (1.47), din fig.1.30 se stabilesc relațiile pentru determinarea celorlalte forțe:

$$F_r = F_{tn} \, tg a_{wn} = \frac{F_t}{\cos b} tg a_{wn} , \qquad (1.50)$$

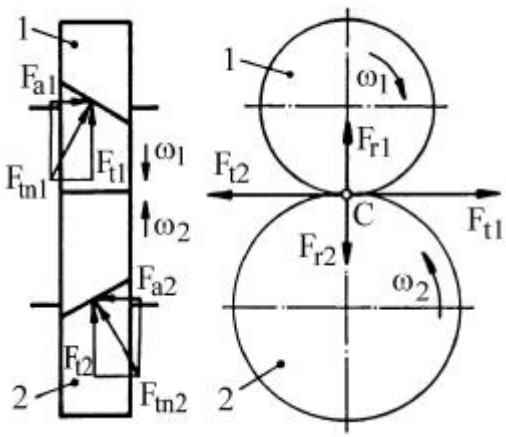


Fig.1.31

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$F_a = F_t tgb \ , \tag{1.51}$$

$$F_n = \frac{F_{tn}}{\cos a_{wn}} = \frac{F_t}{\cos b \cos a_{wn}} . \tag{1.52}$$

Între aceste forțe există relațiile: $|F_{t2}| = |F_{t1}|$; $|F_{r2}| = |F_{r1}|$; $|F_{a2}| = |F_{a1}|$; $|F_{n2}| = |F_{n1}|$.

Sensul forțelor tangențiale şi radiale se stabileşte la fel ca în cazul angrenajelor cilindrice cu dinți drepți.

Sensul forțelor axiale depinde de sensul de rotație, de sensul înclinării dinților şi de rolul roții în cadrul angrenajului (conducătoare sau condusă). Modul de stabilire a sensului forțelor axiale este prezentat în fig.1.31 şi are în vedere faptul că forța axială F_a provine din descompunerea forței F_{tn}

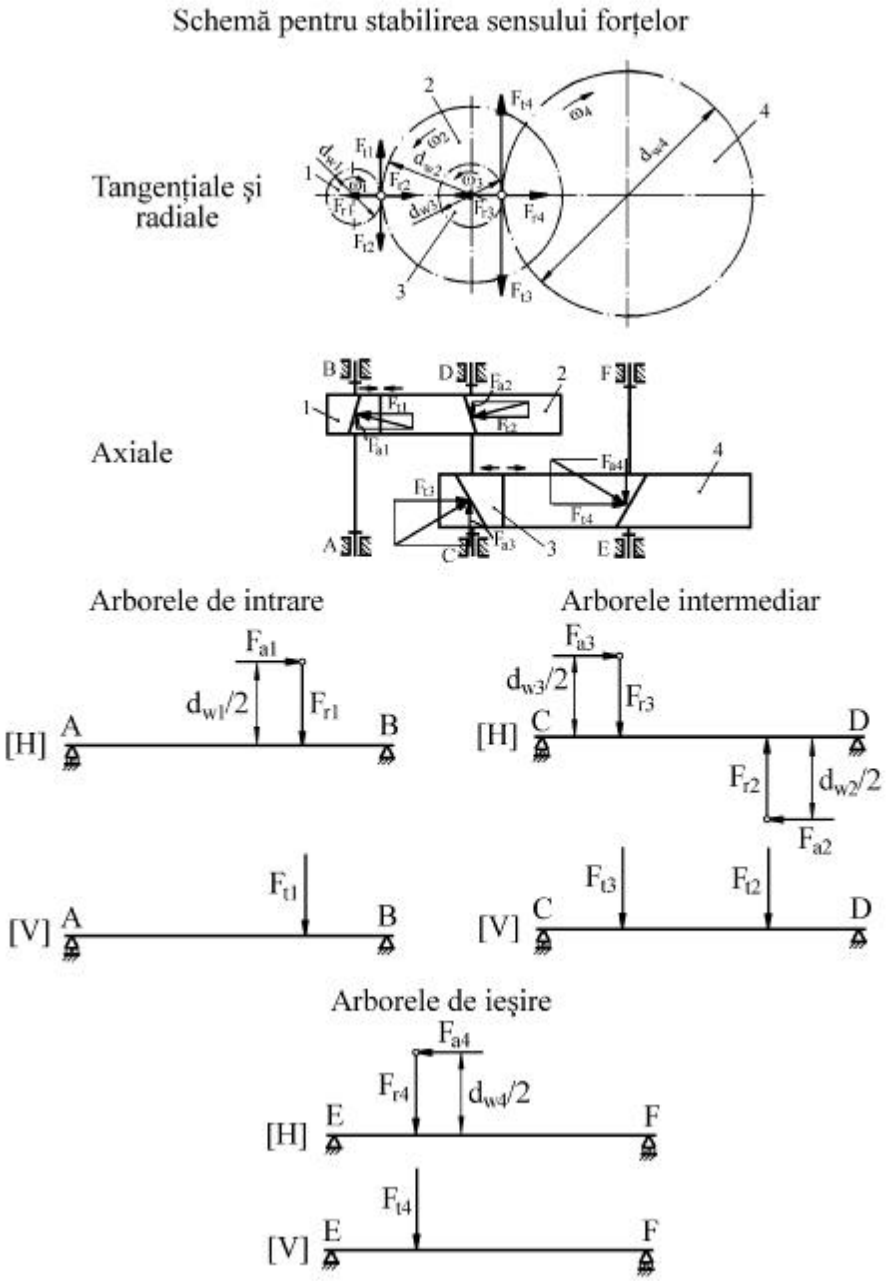


Fig.1.32

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

(v. fig.1.30), perpendiculară pe direcția dintelui şi, deci, dacă se cunoaşte sensul forței tangențiale F_t, rezultă sensul forței axiale F_a (de aceeaşi parte a dintelui).

Exemple de determinarea a sensurilor forțelor din reductoare cilindrice cu două trepte, cu dinți înclinați în ambele trepte, sunt prezentate în fig.1.32 – pentru reductorul cilindric obişnuit şi în fig.1.33 – pentru reductorul cilindric coaxial.

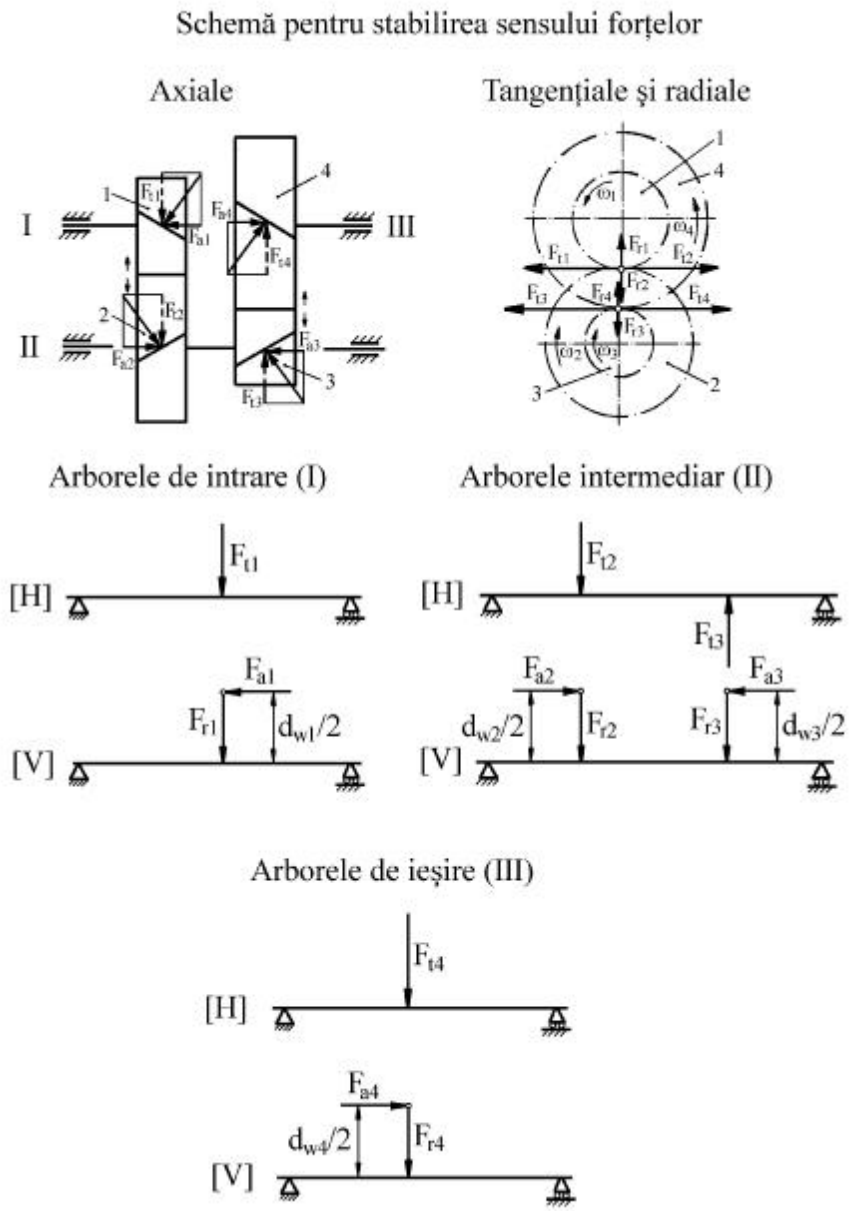


Fig. 1.33

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

1.9. ANGRENAJE CILINDRICE CU DANTURĂ ÎN V ŞI BIFURCATE

Dantura înclinată introduce, datorită forței axiale, solicitarea suplimentară a lagărelor, motiv pentru care unghiul de înclinare al danturii se limitează la 16^0 ... 20^0, mărimea forței axiale fiind dependentă de valoarea acestui unghi. Pentru înlăturarea acestui dezavantaj, în construcția reductoarelor se folosesc angrenaje cu dantură în V.

Roțile cilindrice cu dantură în V pot fi considerate ca provenind din alăturarea a două roți cilindrice cu dantură înclinată – identice, dar cu sensuri de înclinare a dinților diferite. La o astfel de roată (fig.1.34, a), forțele axiale sunt egale, dar de sensuri contrare, astfel că rezultanta lor este nulă. Datorită acestui fapt, la roțile cu dantură în V se aleg unghiuri de înclinare ale dinților mai mari ($\beta = 25^0 \ldots 40^0$), ceea ce conduce la mărirea lungimii dintelui, la aceeaşi lățime a roții.

Roțile cu dantură în V se folosesc în cazul unor sarcini foarte mari, pentru reducerea gabaritului angrenajului.

Constructiv, roțile cu dantură în V se execută în două variante: din două coroane dințate – asamblate prin presare pe un butuc comun (fig.1.34, a) – sau dintr-o bucată – danturarea executându-se prin mortezare, dacă între cele două coroane există o degajare *a* (fig.1.34, b), respective cu o freză deget, dacă degajarea *a* lipseşte.

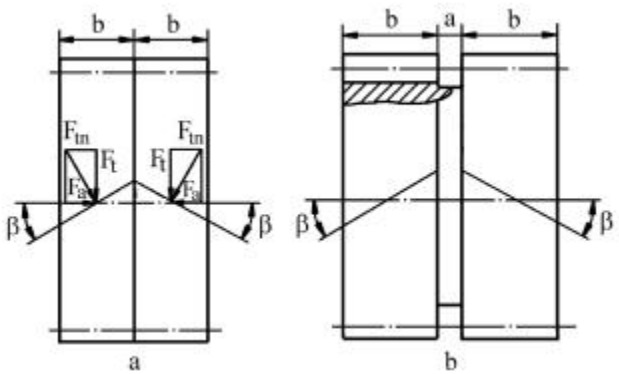


Fig.1.34

Angrenajele treptelor bifurcate, din construcția reductoarelor, pot fi considerate tot ca nişte angrenaje cu dantură în V, având distanța *a* dintre roți mult mai mare şi unghiuri de înclinare mari ale dinților ($\beta = 25^0 \ldots 40^0$).

Datorită impreciziilor de execuție şi montaj, cele două ramuri ale unui angrenaj cu dantură în V sau bifurcat nu se încarcă în mod egal în timpul funcționării. Pentru a se asigura egalizarea încărcării celor două ramuri, o soluție frecvent utilizată este aceea a fixării axiale a unuia din arbori prin intermediul danturii în V şi nu a lagărelor; arborele respectiv se poate deplasa axial (arborele II – fig.1.35), până la încărcarea egală a celor două ramuri.

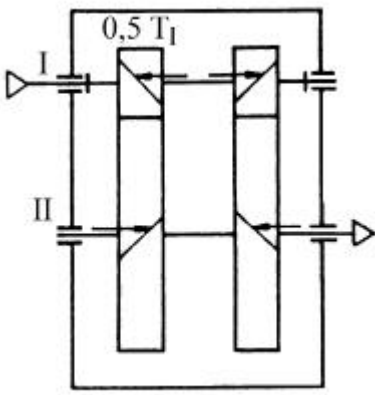


Fig.1.35

În cazul reductoarelor cu două trepte, la care una din trepte este bifurcată, iar cealaltă are dantură înclinată, cele două ramuri ale bifurcării pot fi încărcate în mod egal sau neegal, în funcție de arborele care este fixat axial prin intermediul danturii în V. Astfel, în cazul unui reductor bifurcat în treapta a II-a şi cu dantură înclinată în treapta I, există două posibilități constructive de montaj, prezentate în fig.1.36 şi analizate în continuare.

- Arborele intermediar II este fixat axial prin intermediul danturii în V, iar arborele de ieşire III este fixat prin intermediul lagărelor (fig.1.36, a). În această situație, forța axială care apare

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

la roata condusă a treptei nebifurcate (această forță este preluată de un lagăr al arborelui III), îndreptată spre ramura din stânga a treptei bifurcate, face ca această ramură să se încarce mai mult. Pentru ca această încărcare suplimentară să fie cât mai mică, se impune ca unghiul de înclinare al danturii treptei nebifurcate să aibă valori relativ mici (8^0 ... 10^0). Calculul de rezistență se efectuează pentru ramura mai încărcată, adoptându-se ca moment de calcul o valoare mai mare decât jumătate (0,55… 0,6) din valoarea momentului de torsiune la arborele pinionului angrenajului treptei bifurcate (arborele II – fig.1.36, a).

- Arborele de ieşire III este fixat axial prin intermediul danturii în V, iar arborele intermediar II este fixat axial prin intermediul lagărelor (fig.1.36, b). În această situație, rezultanta forțelor axiale de pe arborele intermediar II, egală cu forța axială a roții conduse a treptei nebifurcate, este preluată de un lagăr al acestui arbore. Arborele III, fiind fixat axial prin intermediul danturii, permite egalizarea încărcării celor două ramuri ale treptei bifurcate (v. şi fig.1.35). Calculul de rezistență al treptei bifurcate se efectuează pentru o ramură a acestui angrenaj, adoptându-se ca moment de calcul jumătate (0,5) din valoarea momentului de torsiune la arborele pinionului angrenajului treptei bifurcate (arborele II – fig.1.36, b). Unghiul de înclinare al danturii treptei nebifurcate se poate alege până la 16^0… 20^0.

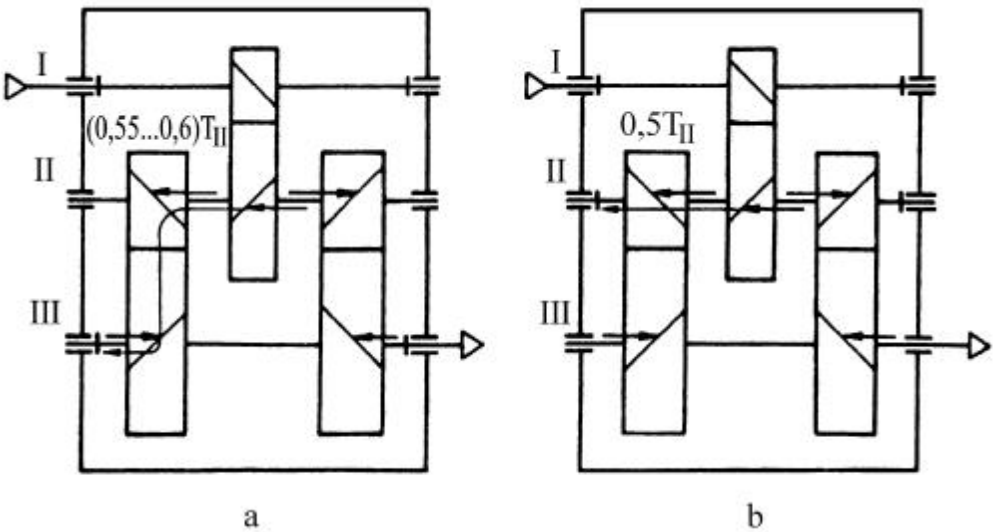


Fig.1.36

În toate situațiile, calculul de rezistență al angrenajelor cu dantură în V sau bifurcate se efectuează pentru o jumătate de roată, de lățime *b* (v. fig.1.34).

1.10. ANGRENAJE CONICE

Angrenajele conice se utilizează în cazul în care axele arborilor între care se transmite mişcarea de rotație sunt concurente. Tehnologia de execuție a acestor angrenaje este mai pretențioasă, sunt mai sensibile la abaterile de execuție şi/sau montaj şi introduc forțe axiale mari, care complică, într-o oarecare măsură, construcția reazemelor arborilor de susținere a roților. De regulă, pinionul conic (roata conducătoare) se montează în consolă, fapt ce conduce la creşterea

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

deformațiilor elastice ale arborelui care-l susține, influențând negativ angrenarea. De aceea, arborele de intrare trebuie supradimensionat nu din condiții de rezistență ci din condiții de rigiditate.

Constructiv este necesar să se creeze posibilități de "reglare" a angrenajului conic, pentru ca vârfurile conurilor celor două roți să se suprapună şi contactul dinților să aibe loc în zona centrală a flancurilor dinților.

Roțile conice, funcție de poziția dintelui (față de generatoarea conului) şi forma acestuia, se pot executa cu dantură dreaptă, înclinată sau curbă, definind angrenaje conice cu dantură dreaptă, înclinată sau curbă. Utilizarea unuia sau altuia dintre aceste angrenaje este legată de condițiile cinematice şi dinamice impuse transmisiei, zgomotul şi tehnologia de execuție.

Angrenajele conice cu dantură dreaptă, cu roți relativ simplu de realizat tehnologic, se folosesc doar la viteze periferice reduse (v < 3 m/s), când abaterile de pas şi cele ale profilelor dinților nu produc, încă, solicitări dinamice mari şi zgomot. Aceste angrenaje sunt, însă, sensibile la montaje mai puțin precise şi la deformații, sub sarcină, ale arborilor de susținere.

Angrenajele conice cu dantură înclinată au roți ce se execută pe aceleaşi maşini ca şi roțile cu dantură dreaptă, dar cu o productivitate mult redusă. Chiar dacă vitezele de funcționare acceptate sunt de până la 12 m/s, se folosesc relativ rar şi anume atunci când roțile angrenajului au un gabarit mare, fapt pentru care nu pot fi realizate cu dantură curbă, datorită posibilităților limitate de prelucrare ale maşinilor (specializate) de prelucrat danturi curbe.

Angrenajele conice cu dantură curbă, cu roți executate pe maşini specializate, pentru diverse forme (curbe) ale dinților, maşini cu o mare productivitate. Se folosesc la viteze periferice mari, până la 40 m/s, au o funcționare silențioasă, grad mare de acoperire, durabilitate ridicată şi permit realizarea unor rapoarte mai mari de angrenare, comparativ cu celelalte tipuri de angrenaje conice.

1.10.1. Particularități geometrice ale angrenajelor conice

Suprafețele de rostogolire ale roților angrenajului conic sunt conuri tangente după o generatoare comună, punctul *O* de concurență al axelor roților definind şi punctul comun al vârfurilor celor două conuri de rostogolire.

Conurile de rostogolire sunt definite prin generatoarea acestora şi unghiul pe care generatoarea unui con îl face cu axa roții, numit *unghiul conului de rostogolire* şi notat $\delta_{1,2}$ (fig.1.37, a).

Unghiul Σ dintre axele roților angrenajului conic este suma unghiurilor conurilor de rostogolire a celor două roți şi este definit prin relația

$$\Sigma = d_1 + d_2 . \qquad (1.53)$$

Unghiul Σ poate avea diferite

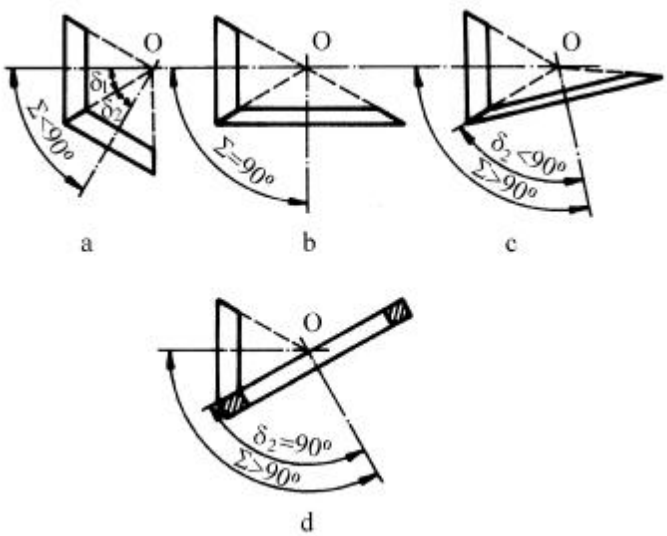


Fig.1.37

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

valori (v. fig.1.37), de la $\Sigma < 90^0$ la $\Sigma > 90^0$. Diversele valori ale unghiului Σ dintre axele roților rezultă din faptul că o aceeaşi roată dințată conică, având unghiul conului de rostogolire δ_1, poate angrena cu roți dințate conice având unghiuri δ_2, ale conurilor de rostogolire, de valori diferite.

Cel mai frecvent utilizat, în construcția transmisiilor, este angrenajul cu unghiul dintre axe $\Sigma = 90^0$ (v. fig.1.37, a), numit angrenaj conic ortogonal.

Pentru $\delta_2 = 90^0$, se obține o situație particulară, roata 2 devenind roată plană, iar angrenajul format din roata 1 şi această roata 2 devine angrenaj conic cu roată plană (fig.1.37, e). Acest angrenaj prezintă interes teoretic, fiind folosit pentru definirea geometriei roților conice şi, respectiv, a angrenajului conic. Pentru aceasta se defineşte *roata plană de referință*, omoloagă *cremalierei de referință* a roților cilindrice, ca fiind limita spre care tinde o roată conică când unghiul conului de rostogolire este de 90^0.

Angrenajul cilindric poate fi interpretat ca un angrenaj conic a cărui axe se intersectează la infinit. Prin deplasarea acestui punct la o distanță finită, angrenajul cilindric devine angrenaj conic (fig.1.38), deci parametrii angrenajului cilindric se transformă în parametri ai angrenajului conic. Diversele puncte ale roților care angrenează se vor transfera, din planele frontale ale roților cilindrice, pe sfere concentrice cu centrul în vârful comun *O* al conurilor de rostogolire. În acest fel, apar următoarele modificări:

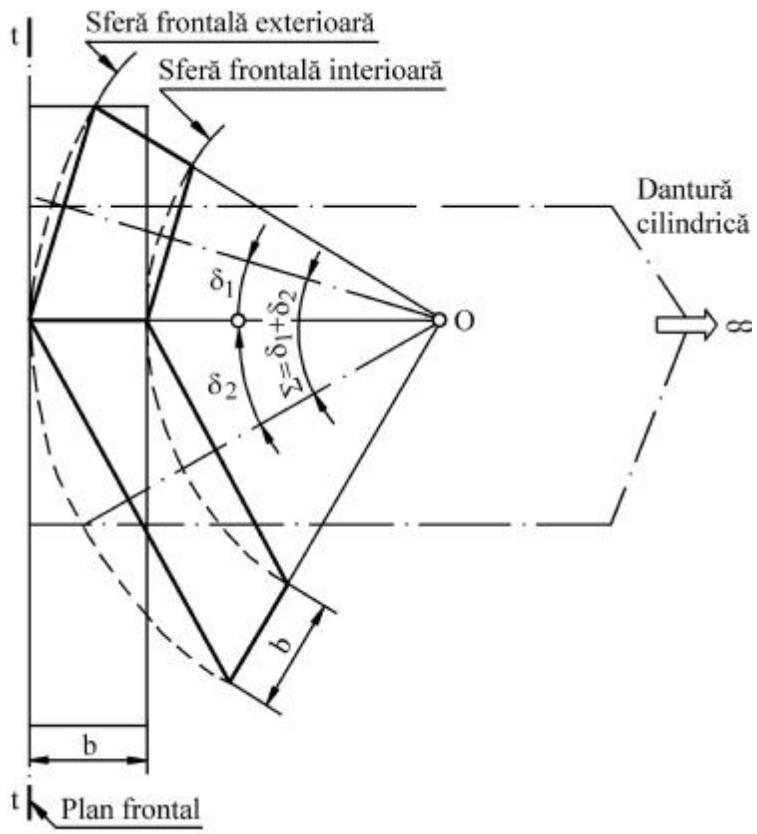


Fig.1.38

- cercurile din planul frontal *t – t* (v. fig.1.38), caracteristice angrenajului cilindric, devin cercuri pe sferă, iar cilindrii devin conuri;
- evolventa plană (din planul *t – t*) devine evolventă sferică;
- dreapta de angrenare devine cerc diametral de angrenare, iar segmentul de angrenare devine arc de angrenare;
- cremaliera de referință devine roată plană de referință.

Deoarece dreapta de angrenare, specifică angrenajuluui cilindric, devine la angrenajul conic cerc (diametral) de angrenare, iar profilul dinților roților conice este în evolventă sferică, flancurile dinților roții plane nu mai sunt plane (drepte) ci curbe (v. fig.1.39, a). Acest lucru are mare importanță pentru prelucrarea danturilor conice, care, la majoritatea procedeelor de danturare, se bazează pe angrenarea roții semifabricat cu o roată plană generatoare (imaginară), descrisă de tăişurile sculelor de danturat. Prelucrarea acestor tăişuri după forme diferite de forma plană (dreaptă), chiar dacă conduce la realizarea profilurilor

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

evolventice ale dinților roților conice, este foarte costisitoare. Din acest motiv, flancurile dinților roții plane se consideră (plane) drepte, simplificându-se mult tehnologia de fabricație. În această situație, însă, angrenajul evolventic se transformă într-un angrenaj apropiat acestuia, cercul diametral de angrenare transformându-se într-o octoidă sferică (fig.1.39, b). Angrenajul astefl obținut reprezintă o aproximare a angrenajului evolventic şi este numit *angrenaj octoidal*.

Deoarece angrenajele deplasate reprezintă o particularitate specifică numai angrenajelor evolventice, iar angrenajele conice realizate nu sunt riguros evolventice, aceste angrenaje se realizează numai ca angrenaje zero (nedeplasate) sau zero – deplasate. De aceea conurile de divizare şi cele de rostogolire se suprapun la orice roată dințată conică ($\delta_w = \delta$), mai puțin la cele cu dantură paloidă .

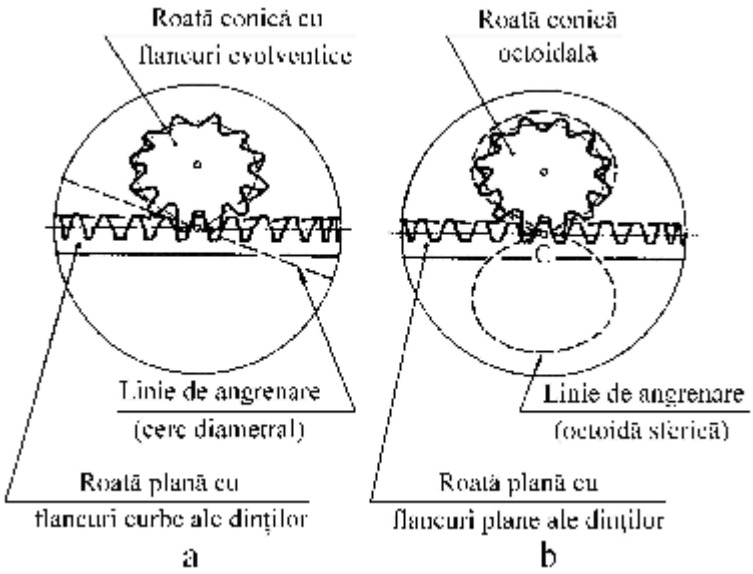


Fig.1.39

1.10.2. Tipuri de danturi conice

Intersecția suprafeței de rostogolire cu flancul dintelui definește linia flancului. În cazul roții plane de referință, suprafața de rostogolire este un plan de referință sau de divizare, intersecția acestuia cu flancul dintelui definind linia flancului. După forma liniei flancului pe planul de referință al roții plane, se deosebesc următoarele tipuri de danturi conice:

- dantura dreaptă (fig.1.40, a), la care linia flancului este o dreaptă concurentă în punctul *O* cu axa roții plane;
- dantura înclinată (fig.1.40, b), la care linia flancului este o dreaptă înclinată, tangentă la un cerc de rază *r* a roții plane;
- dantura curbă (fig.1.40, c, d, e, f), la care linia flancului poate fi un arc de cerc, o epicicloidă alungită sau o evolventă.

■ Dantura în arc de cerc are liniile flancurilor dispuse pe cercuri de rază $d_c/2$, ale capului portcuțite de danturare, cu centrele situate echidistant pe cercul de rază $d_e/2$, care definește execentricitatea capului portcuțite (fig.1.40, c). Un caz particular îl constituie dantura zerol (fig.1.40, d), la care unghiul de înclinare de divizare median al danturii are valoarea $\beta_m = 0$ şi care se caracterizează prin forțe axiale mai mici.

■ Dantura eloidă are liniile flancurilor dispuse după epicicloide alungite, descrise – în timpul rostogolirii fără alunecare a unui cerc cu centrul în O_c şi rază r_r peste cercul cu centrul în *O* şi raza r_b, denumit cerc de bază al roții plane – de un punct *P* al unei drepte solidarizate cu cercul de rază r_r (fig.1.40, e).

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

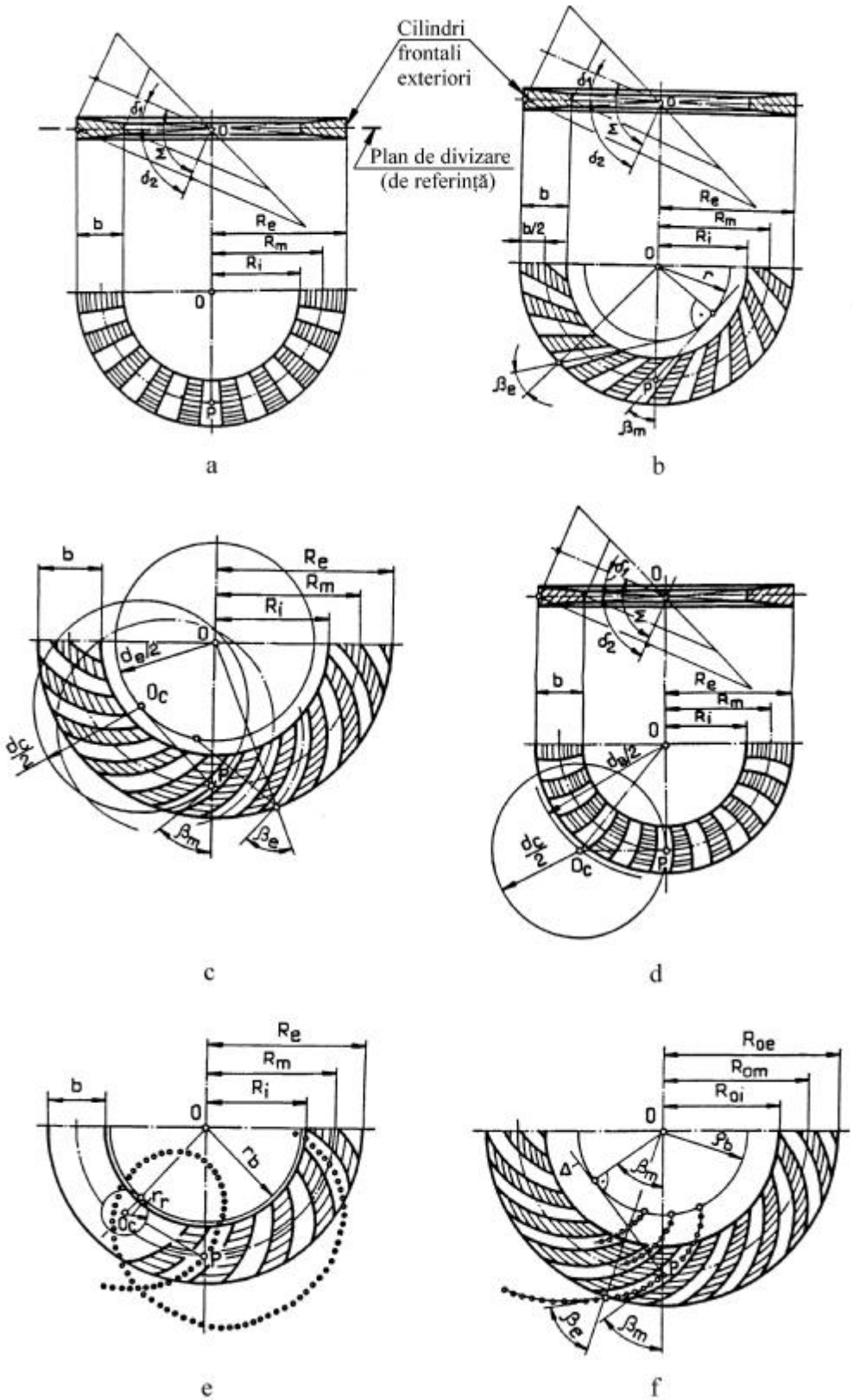


Fig. 1.40

■ Dantura paloidă are liniile flancurilor dispuse după evolvente alungite sau scurtate, descrise de puncte echidistante, situate în planul dreptei Δ, care se rostogolește fără alunecare pe cercul de bază al roții plane, de rază ρ_b (fig.1.40, f).

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

La angrenajele conice cu dantură înclinată sau curbă, unghiul de înclinare al dintelui este variabil pe lungimea acestuia, în calculul geometric şi de rezistenţă utilizându-se următoarele unghiuri de înclinare de divizare ale danturii: exterior β_e, median β_m (folosit la calculul de rezistenţă) şi interior β_i. De asemenea, linia flancului dintelui fiind dependentă de procedeul de danturare, angrenajele conice cu dantură curbă se realizează numai ca perechi de roţi şi în urma distrugerii uneia din roţi se înlocuieşte întregul angrenaj.

1.10.3. Angrenajul cilindric înlocuitor (virtual)

Calculul de rezistenţă al angrenajelor conice, la contact şi la încovoiere, se efectuează acceptând aceleaşi ipoteze de calcul ca şi la calculul angrenajelor cilindrice cu dantură dreaptă (v. cap. 1.5). Este, deci, necesar să se efectueze o trecere de la angrenajul conic la un angrenaj cilindric imaginar, numit *angrenaj virtual*, şi să se găsească relaţii de echivalenţă între cele două angrenaje – real şi virtual.

Geometria angrenajului cilindric a fost studiată într-o secţiune plană frontală (v. fig.1.24, b – planul *t – t*), iar cea a angrenajului conic poate fi efectuată într-o secţiune sferică frontală (angrenaj sferic frontal – fig.1.38), cu centrul în punctul de intersecţie a axelor roţilor angrenajului. Studiul geometriei roţilor conice pe o asemenea suprafaţă sferică este însă complicat, fapt ce justifică aproximarea suprafeţei sferice frontale printr-o suprafaţă plană (frontală). Sfera nefiind desfăşurabilă în plan, zonele sferice care conţin profilele dinţilor (fig.1.41) se aproximează prin trunchiuri de con, tangente la sferă după cercurile de divizare (aproximaţia *Tredgold*).

Conurile din care fac parte aceste trunchiuri de con sunt numite *conuri frontale*. Conul frontal cu vârful în O_1 este ataşat roţii conice *1* (cu unghiul conului δ_1), iar cel cu vârful în O_2, roţii conice *2* (cu unghiul conului δ_2), conform fig.1.41, a. Prin aproximarea Tredgold, profilul dinţilor de pe sferă se proiectează pe suprafaţa trunchiurilor de con. Desfăşurarea în plan a conurilor frontale exterioare, prezentată în fig.1.41, a, conduce la obţinerea unui angrenaj cilindric înlocuitor (virtual) angrenajului conic real (v. fig.1.41, b). Trecerea de la angrenajul conic real la angrenajul cilindric înlocuitor este prezentată în fig.1.41 c şi d. Pentru că există o infinitate de sfere concentrice, cu centrul în *O* (v. fig.1.41, a), este necesar să se precizeze cărei sfere i se ataşează conurile frontale, pentru a se stabili în ce zonă s-a realizat angrenajul cilindric înlocuitor. Conurile frontale utilizate sunt exterior, median şi interior, ale căror elemente caracteristice se vor nota cu indicii *e*, *m*, *i*, iar pentru angrenajul virtual indicele caracteristic va fi *v* (a_{ev}, d_{ev1}, d_{ev2} – fig.1.41, d).

Prin aproximarea făcută, roata plană este mărginită la exterior de o suprafaţă cilindrică, numită cilindru frontal exterior (v. fig.1.40, a şi b). Prin desfăşurarea în plan a acestui cilindru, care conţine profilele dinţilor roţii plane, se obţine o *cremalieră plană înlocuitoare* (fig.1.41, b). După cum s-a precizat anterior (v. fig. 1.39), profilul cremalierei înlocuitoare este aproximat de la o curbă (segment de sinusoidă) la un segment de dreaptă, deci angrenajul cilindric înlocuitor este un angrenaj cu dantură evolventică şi, deci, concluziile rezultate din studiul angrenajului cilindric se aplică şi la acest angrenaj.

Elementele geometrice ale danturii conice se stabilesc apelându-se la conul frontal exterior şi la cremaliera plană înlocuitoare corespunzătoare acestuia. Pentru angrenajul conic cu dantură dreaptă, modulul standardizat m_e este cel corespunzător conului frontal exterior.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Calculul de rezistență se efectuează în secțiunea mediană, folosind, pentru aceasta, angrenajul înlocuitor median (indice *mv*).

Deoarece la roțile conice, în marea majoritate a cazurilor (mai puțin cele cu dinți de înălțime constantă), razele cercurilor caracteristice, grosimea dintelui şi modulul sunt variabile în lungul generatoarei conului, este necesar să se precizeze poziția, pe lățimea roții, unde se stabilesc aceste elemente, cele uzuale fiind la exterior, în secțiunea mediană, şi, eventual, în cea interioară.

Pentru dantura conică dreaptă, se obține un angrenaj cilindric înlocuitor cu dantură dreaptă, iar pentru cele cu dantură înclinată şi curbă, se obțin angrenaje cilindrice înlocuitoare cu dantură înclinată – unghiul de înclinare fiind definit de poziția pe lungimea dintelui unde se aplică conurile frontale.

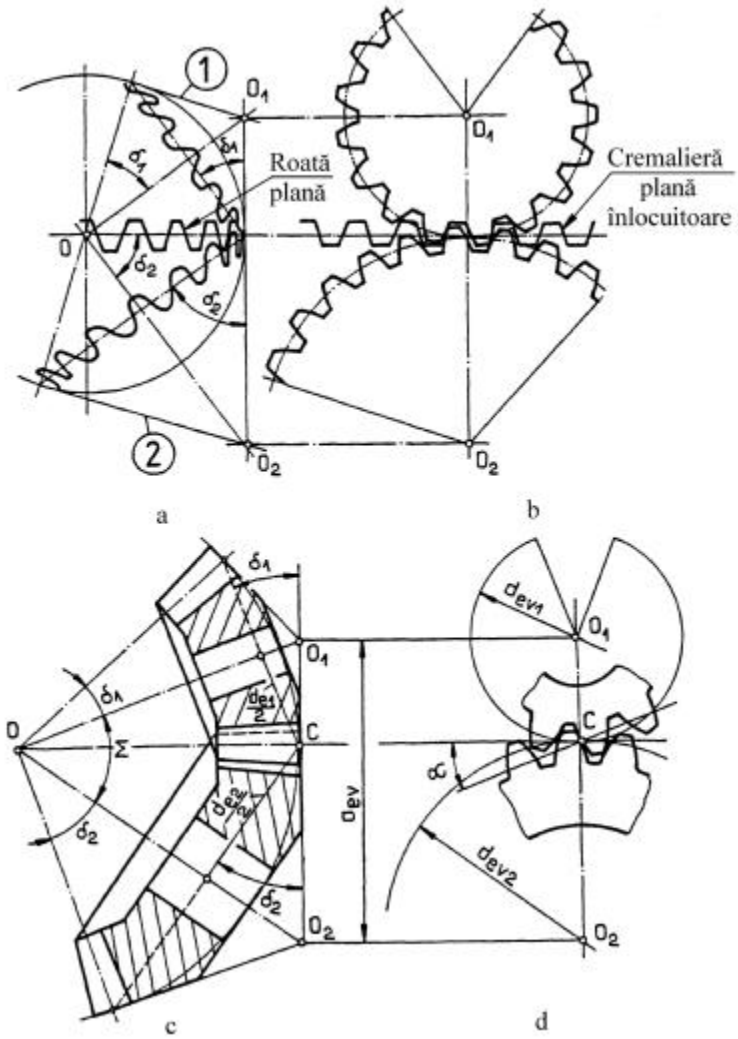


Fig.1.41

1.10.3.1 Angrenajul înlocuitor pentru angrenajul conic cu dantură dreaptă

La aceste angrenaje, elementele geometrice se determină pe conul frontal exterior, deoarece la nivelul acestuia modulul (exterior) este standardizat. Pentru stabilirea legăturilor între elementele angrenajului înlocuitor şi cel conic real, se vor urmări figurile 1.41, c şi d.

■ *Diametrele cercurilor de divizare* ale roților angrenajului înlocuitor, corespunzătoare conurilor frontale exterioare, sunt:

$$d_{ev1} = \frac{d_{e1}}{\cos\delta_1}\,;\; d_{ev2} = \frac{d_{e2}}{\cos\delta_2}\,, \tag{1.54}$$

$d_{e1,2}$ fiind diametrele cercurilor de divizare ale roților reale cu dantură conică, la exterior.

■ *Numerele de dinți* ai roților angrenajului înlocuitor se determină plecând de la faptul că modulul m_e este acelaşi la angrenajul conic real şi cel cilindric înlocuitor. Se pot scrie relațiile:

$$d_{ev1} = m_e z_{v1} = \frac{d_{e1}}{\cos\delta_1} = \frac{m_e z_1}{\cos\delta_1}\,;\; d_{ev2} = m_e z_{v2} = \frac{d_{e2}}{\cos\delta_2} = \frac{m_e z_2}{\cos\delta_2}\,, \tag{1.55}$$

din care rezultă

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$z_{v1} = \frac{z_1}{\cos\delta_1}, \text{ respectiv } z_{v2} = \frac{z_2}{\cos\delta_2}, \tag{1.56}$$

unde z_1, z_2 sunt numerele de dinți ai roților angrenajului conic şi z_{v1}, z_{v2} – numerele de dinți ai roților angrenajului cilindric înlocuitor.

■ *Distanța dintre axele* angrenajului înlocuitor, care este un angrenaj zero (sau zero deplasat), după cum a fost prezentat anterior, se determină cu relția

$$a_{ev} = \frac{1}{2}\left(d_{ev1} + d_{ev2}\right) = \frac{m_e}{2}\left(z_{v1} + z_{v2}\right). \tag{1.57}$$

■ *Raportul de angrenare* a angrenajului înlocuitor se determină cu relația cunoscută (v. şi rel. (1.56))

$$u_v = \frac{z_{v2}}{z_{v1}} = \frac{z_2\cos\delta_1}{z_1\cos\delta_2} = u\frac{\cos\delta_1}{\cos\delta_2}, \tag{1.58}$$

în care u este raportul de angrenare al angrenajului conic. În cazul angrenajului conic ortogonal ($\Sigma = \delta_1 + \delta_2 = 90^0$ – v. fig.1.37, a)

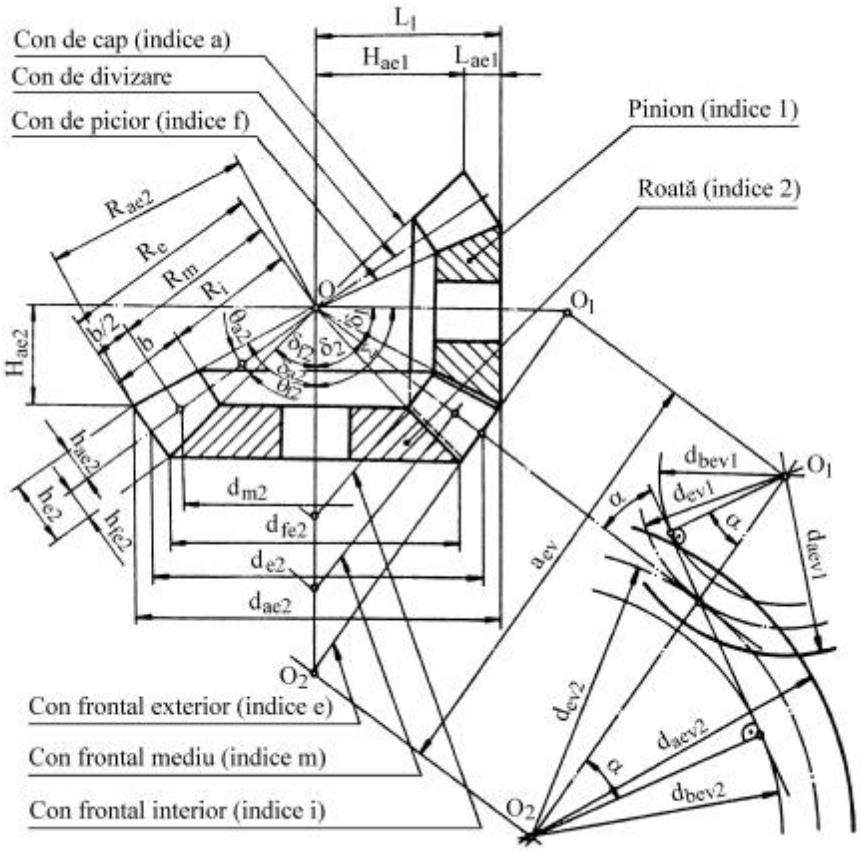


Fig.1.42

$$tg\delta_2 = \frac{d_2}{d_1} = u \tag{1.59}$$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

şi $\dfrac{\cos\delta_1}{\cos\delta_2} = \dfrac{\sin\delta_2}{\sin\delta_1} = tg\delta_2 = u$,

deci, din relația (1.58), se obține

$$u_v = u^2 . \tag{1.60}$$

Numărul minim de dinți ai pinionului angrenajului înlocuitor, la care nu apare interferență şi nu se efectuează deplasare de profil, conform geometriei angrenajelor cilindrice, este

$$z_{v1\min} = \frac{2h_a^*}{\sin^2\alpha}, \tag{1.61}$$

unde h_a^* reprezintă coeficientul capului de referință al dintelui. Având în vedere relația (1.56), numărul minim de dinți ai pinionului conic este

$$z_{1\min} = z_{v1\min}\cos\delta_1 . \tag{1.62}$$

Elementele geometrice ale angrenajului conic cu dantură dreaptă, prezentat în fig.1.42, şi a angrenajului înlocuitor sunt prezentate în tabelul 1.4.

Tabelul 1.4

Elemente geometrice ale angrenajelor conice, ortogonale, cu dantură dreaptă (v. fig.1.42)

Nr. crt.	**Denumirea elementului geometric**	**Simbol şi unitatea de măsură**	**Relații de calcul. Recomandări**
0	1	2	3
1	DATE INIȚIALE		
1.1	Unghiul dintre axe	Σ, grade	$\Sigma = 90^0$
1.2	Numerele de dinți ai roților	z_1; z_2	
1.3	Raportul de angrenare	u	$u = z_2/z_1 \geq 1$
1.4	Modulul (exterior)	m_e, mm	Se obține în urma calculului de dimensionare al roților angrenajului (valoare standardizată)
1.5	Elementele profilului de referință	α, grade h_a^* c^*	Unghiul de presiune normal de divizare $\alpha = 20^0$; coeficientul capului de referință $h_a^*=1$; coeficientul jocului de referință la picior $c^* = 0{,}25$
1.6	Coeficienții deplasărilor radiale de profil	x_1; x_2	x_1; $x_2 = - x_1$
1.7	Coeficienții deplasărilor tangențiale de profil	$x_{\tau1}$; $x_{\tau2}$	$x_{\tau1}$; $x_{\tau2} = - x_{\tau1}$
1.8	Tipul jocului la picior	-	Descrescător sau constant
1.9	Lățimea danturii	b, mm	Se obține în urma calculului de dimensionare al roților angrenajului

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Tabelul 1.4 (continuare)

0	1	2	3
2	ELEMENTE GEOMETRICE ALE ROȚILOR ANGRENAJULUI		
2.1	Unghiurile conurilor de divizare (rostogolire)	$d_{1,2}$, grade	$\delta_1 = arctg\frac{z_1}{z_2}$; $\delta_2 = arctg\frac{z_2}{z_1}$
2.2	Diametrele cercurilor de divizare (la exterior)	$d_{e1,2}$, mm	$d_{e1} = m_e z_1$; $d_{e1} = m_e z_2$
2.3	Lungimea exterioară a generatoarei conului de divizare (rostogolire)	R_e, mm	$R_e = \frac{d_{e1}}{2\sin\delta_1}$
2.4	Lungimea mediană a generatoarei conului de divizare (rostogolire)	R_m, mm	$R_m = R_e - \frac{b}{2}$
2.5	Înălțimea capului de divizare al dintelui	$h_{ae1,2}$, mm	$h_{ae1} = m_e\left(h_a^* + x_1\right)$; $h_{ae2} = m_e\left(h_a^* - x_1\right)$
2.6	Înălțimea piciorului de divizare al dintelui	$h_{fe1,2}$, mm	$h_{fe1} = m_e\left(h_a^* + c^* - x_1\right)$ $h_{fe2} = m_e\left(h_a^* + c^* + x_1\right)$
2.7	Înălțimea dintelui	$h_{e1,2}$, mm	$h_{e1,2} = m_e\left(2h_a^* + c^*\right)$
2.8	Diametrele cercurilor de cap (la exterior)	$d_{ae1,2}$, mm	$d_{ae1} = d_{e1} + 2h_{ae1}\cos\delta_1$ $d_{ae2} = d_{e2} + 2h_{ae2}\cos\delta_2$
2.9	Diametrele cercurilor de picior (la exterior)	$d_{fe1,2}$, mm	$d_{fe1} = d_{e1} - 2h_{fe1}\cos\delta_1$ $d_{fe2} = d_{e2} - 2h_{fe2}\cos\delta_2$
2.10	Unghiul capului dintelui, la cele două roți	$\theta_{a1,2}$, grade	• Pentru joc la picior descrescător $\theta_{a1} = arctg\frac{h_{ae1}}{R_e}$; $\theta_{a2} = arctg\frac{h_{ae2}}{R_e}$ • Pentru joc la picior constant $\theta_{a1} = \theta_{f1}$; $\theta_{a2} = \theta_{f2}$
2.11	Unghiul piciorului dintelui, la cele două roți	$\theta_{f1,2}$, grade	$\theta_{f1} = arctg\frac{h_{fe1}}{R_e}$; $\theta_{f2} = arctg\frac{h_{fe2}}{R_e}$
2.12	Unghiurile conurilor de cap	$\delta_{a1,2}$, grade	$\delta_{a1} = \delta_1 + \theta_{a1}$; $\delta_{a2} = \delta_2 + \theta_{a2}$
2.13	Unghiurile conurilor de picior	$\delta_{f1,2}$, grade	$\delta_{f1} = \delta_1 - \theta_{f1}$; $\delta_{f2} = \delta_2 - \theta_{f2}$
2.14	Lungimile exterioare ale generatoarelor conurilor de cap	$R_{ae1,2}$, mm	$R_{ae1} = \frac{R_e}{\cos\theta_{a1}}$; $R_{ae2} = \frac{R_e}{\cos\theta_{a2}}$ sau $R_{ae1} = \sqrt{R_e^2 + h_{ae1}^2}$; $R_{ae2} = \sqrt{R_e^2 + h_{ae2}^2}$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Tabelul 1.4 (continuare)

0	1	2	3
2.15	Înălțimile exterioare ale conurilor de cap	$H_{ae1,2}$, mm	$H_{ae1} = R_{ae1}\cos\delta_{a1}$; $H_{ae2} = R_{ae2}\cos\delta_{a2}$ sau $H_{ae1} = \sqrt{R_{ae1}^2 - \left(\frac{d_{ae1}}{2}\right)^2}$ $H_{ae2} = \sqrt{R_{ae2}^2 - \left(\frac{d_{ae2}}{2}\right)^2}$
2.16	Distanța de cap	$L_{ae1,2}$, mm	Se stabileşte constructiv
2.17	Distanța de aşezare (montaj)	$L_{1,2}$, mm	$L_1 = H_{ae1} + L_{ae1}$; $L_2 = H_{ae2} + L_{ae2}$
3	ELEMENTELE GEOMETRICE ALE ANGRENAJULUI ÎNLOCUITOR (VIRTUAL)		
3.1	Diametrele cercurilor de divizare ale roților înlocuitoare (exterioare)	$d_{ev1,2}$, mm	$d_{ev1} = \frac{d_{e1}}{\cos\delta_1}$; $d_{ev2} = \frac{d_{e2}}{\cos\delta_2}$
3.2	Diametrele cercurilor de cap ale roților înlocuitoare (exterioare)	$d_{aev1,2}$, mm	$d_{aev1} = d_{ev1} + 2h_{ae1}$; $d_{aev2} = d_{ev2} + 2h_{ae2}$
3.3	Numerele de dinți ai roților înlocuitoare	z_{v1}; z_{v2}	$z_{v1} = \frac{z_1}{\cos\delta_1}$; $z_{v2} = \frac{z_2}{\cos\delta_2}$
3.4	Diametrele cercurilor de bază ale roților înlocuitoare (exterioare)	$d_{bev1,2}$, mm	$d_{bev1} = d_{ev1}\cos\alpha$; $d_{bev2} = d_{ev2}\cos\alpha$
3.5	Distanța între axe a angrenajului înlocuitor (exterior)	a_{ev}, mm	$a_{ev} = \frac{d_{ev1} + d_{ev2}}{2}$
3.6	Gradul de acoperire al angrenajului înlocuitor	ε_α	$\varepsilon_\alpha = \frac{\sqrt{d_{aev1}^2 - d_{bev1}^2} + \sqrt{d_{aev2}^2 - d_{bev2}^2} - 2a_{ev}\sin\alpha}{2\pi m_e\cos\alpha}$
4	ELEMENTE DE CONTROL, ABATERI LIMITĂ ŞI TOLERANȚE		În conformitate cu indicațiile din literatura de specialitate

1.10.3.2. Angrenajul înlocuitor pentru angrenajele conice cu dantură înclinată şi curbă

Pentru angrenajele conice cu dantură curbă, modulul danturii este dependent de procedeul de danturare, nefiind standardizat. Deci elementele geometrice ale roților acestor angrenaje se stabilesc pentru fiecare tip de dantură în parte.

În cazul angrenajelor conice cu dantură înclinată sau curbă, angrenajul înlocuitor este un angrenaj cilindric cu dantură înclinată.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Pentru calculul de rezistență, interesează doar secțiunea mediană a danturii, fapt pentru care angrenajul cilindric înlocuitor va avea dinți înclinați, la nivelul cilindrului de divizare, cu β_m (fig.1.43). Roțile angrenajului înlocuitor îndeplinesc următoarele condiții:

- unghiul de înclinare al danturii roților înlocuitoare este egal cu unghiul de înclinare de divizare median β_m al danturii conice;
- razele cercurilor de divizare $d_{mv1,2}/2$ sunt egale cu lungimile generatoarelor conurilor frontale mediane ale roților conice;
- modulul normal al roților înlocuitoare este egal cu modulul normal median (m_n) al roților conice;

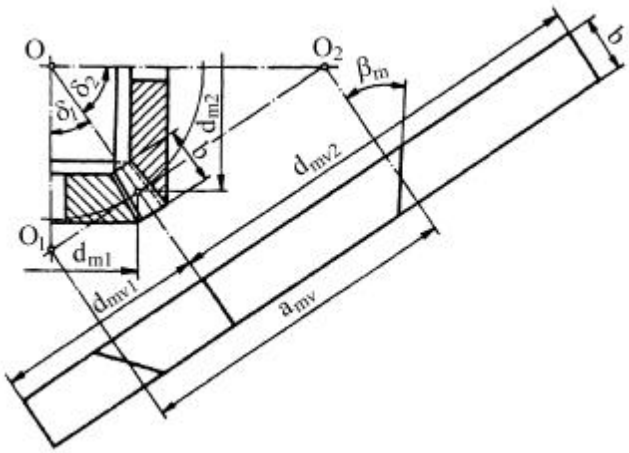


Fig.1.43

- înălțimea dinților roților înlocuitoare este egală cu înălțimea în secțiunea mediană a dinților roților conice;
- forțele tangențiale, care încarcă dinții angrenajului înlocuitor, sunt egale cu cele din angrenajul conic (real), determinate la nivelul diametrului de divizare median ($F_{t1,2} = 2T_{1,2}/d_{m1,2}$).

Relațiile de legătură între elementele geometrice ale angrenajului înlocuitor şi ale celui real se stabilesc urmărind principiile folosite la angrenajele conice cu dantură dreaptă.

■ Diametrele cercurilor de divizare ale roților angrenajului înlocuitor (v. şi rel. (1.54)) sunt date de relațiile:

$$d_{mv1} = \frac{d_{m1}}{\cos\delta_1} = \frac{m_m z_1}{\cos\delta_1}\ ;\ d_{mv2} = \frac{d_{m2}}{\cos\delta_2} = \frac{m_m z_2}{\cos\delta_2}\ . \tag{1.63}$$

■ Distanța dintre axele roților angrenajului înlocuitor este

$$a_{mv} = \frac{1}{2}\left(d_{mv1} + d_{mv2}\right) = \frac{m_m}{2}\left(\frac{z_1}{\cos\delta_1} + \frac{z_2}{\cos\delta_2}\right). \tag{1.64}$$

■ Numărul de dinți ai roților angrenajului înlocuitor, având în vedere că acesta este un angrenaj cu dantură înclinată, apelându-se la relațiile (1.56) şi (1.34), se determină cu relațiile:

$$z_{mv1} = \frac{z_1}{\cos\delta_1 \cos^2\beta_{bm} \cos\beta_m}\ ;\ z_{mv2} = \frac{z_2}{\cos\delta_2 \cos^2\beta_{bm} \cos\beta_m}\ , \tag{1.65}$$

în care β_{bm} şi β_m reprezintă unghiurile de înclinare mediane ale danturii, corespunzătoare cercului de bază, respectiv cercului de divizare (rostogolire).

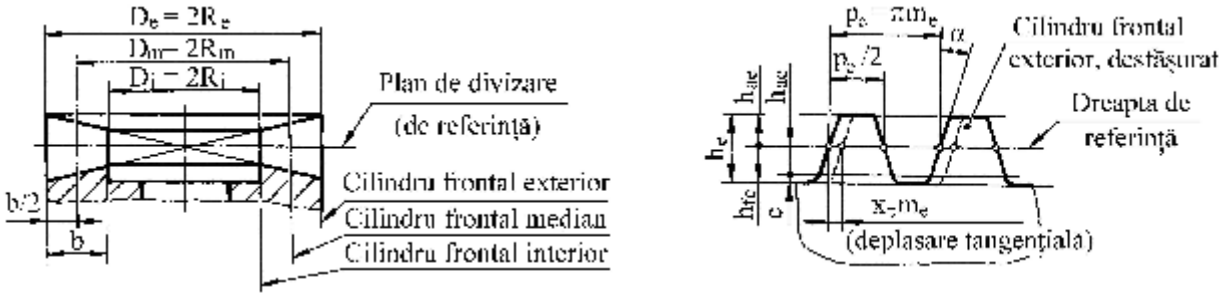
■ Raportul de angrenare, pentru un angrenaj ortogonal, va fi (v. şi rel. (1.58) şi (1.59))

$$u_v = \frac{z_{mv2}}{z_{mv1}} = u^2\ . \tag{1.66}$$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

1.10.4. Elementele geometrice ale roții plane de referință

Profilul dintelui roții plane de referință (fig.1.44), asociată unui angrenaj conic cu dantură dreaptă, se definește pe desfășurata în plan a cilindrului frontal exterior al acestei roți (fig.1.44, b), care constituie cremaliera de referință și conține profilul de referință al dintelui.



a b

Fig.1.44

Elementele geometrice ale roții plane de referință, pentru dantura dreaptă, sunt:

D_e (R_e) – diametrul (raza) cilindrului frontal exterior al roții plane de referință;

D_m (R_m) – diametrul (raza) cilindrului frontal median al roții plane de referință;

D_i (R_i) – diametrul (raza) cilindrului frontal interior al roții plane de referință;

p_e – pasul (la exterior);

m_e – modulul exterior ($m_e = p_e/\pi$);

h_{ae} – înălțimea capului de referință al dintelui;

h_{fe} – înălțimea piciorului de referință al dintelui;

h_e – înălțimea de referință a dintelui ($h_e = h_{ae} + h_{fe}$);

c – jocul de referință la picior ($c = h_{fe} - h_{ae}$);

h_a^* – coeficientul capului de referință al dintelui ($h_a^* = h_{ae}/m_e$);

c^* – coeficientul jocului de referință la piciorul dintelui ($c^* = c/m_e$);

α – unghiul de presiune normal de divizare;

z_0 – numărul de dinți ai roții plane de referință.

Pentru roata plană de referință a unui angrenaj conic cu dantură dreaptă, sunt standardizați următorii parametri: modulul m_e, coeficienții h_a^* și c^* și unghiul de presiune α, definiți pe cremaliera de referință.

Spre deosebire de angrenajele cilindrice, la angrenajele conice se folosesc și deplasări tangențiale de profil. Utilizarea deplasărilor tangențiale asigură egalizarea rezistenței la încovoiere a dinților celor două roți. Deplasarea tangențială (v. fig.1.44, b) reprezintă dimensiunea cu care crește (scade) plinul și, respectiv, scade (crește) golul cremalierei, pe o dreaptă oarecare, paralelă cu dreapta de referință. Ca urmare, deplasarea tangențială reprezintă dimensiunea cu care se îngroașă dintele unei roți și, respectiv, se subțiază dintele celeilalte roți. Pentru calculul elemenetelor geometrice ale unei roți dințate conice, aceste deplasări se stabilesc în secțiune frontală. Ținând seama că angrenajele conice sunt angrenaje zero sau zero-deplasate, rezultă că pentru coeficienții deplasărilor tangențiale de profil este respectată, întotdeauna, relația

$$x_{\tau 2} = -x_{\tau 1}. \qquad (1.67)$$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

În cazul roții plane cu dantură înclinată sau curbă (v. fig.1.40, b ... f), elementele geometrice se stabilesc atât în plan frontal (p_{te}, m_{te}, h^*_{at}, c^*_t, α_t) cât şi în plan normal (p_{ne}, m_{ne}, h^*_{an}, c^*_n, α_n). Pentru roțile conice cu dantură curbă, aceşti parametri nu pot fi standardizați, întrucât depind de procedeul tehnologic de danturare. Valorile acestor parametri sunt date de firmele producătoare de maşini de danturat.

Angrenajele conice pot fi executate cu joc la picior variabil (fig.1.45, a) sau constant (fig.1.45, b).

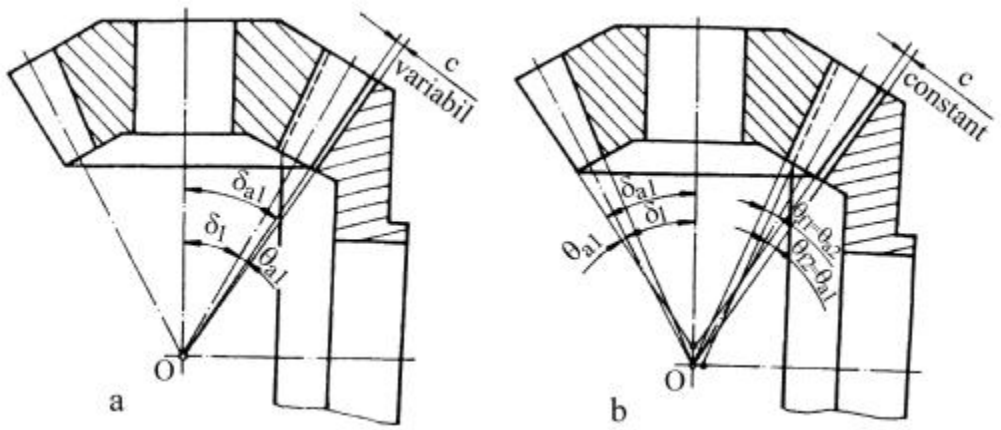


Fig.1.45

1.10.5. Calculul de rezistență al angrenajelor conice

Calculul de rezistență al angrenajelor conice se efectuează apelându-se la angrenajul înlocuitor (virtual), care pentru dantura conică dreaptă este un angrenaj cilindric cu dantură dreaptă, iar pentru dantura înclinată şi curbă este un angrenaj cilindric cu dantură înclinată. Pentru aceste angrenaje cilindrice au fost stabilite relații de verificare şi dimensionare în subcap. 1.5 (dantura dreaptă), respectiv subcap. 1.7 (dantură înclinată). Dacă aceste relații sunt aplicate angrenajului înlocuitor (virtual), folosind şi relațiile de legătură stabilite între aceste angrenaje şi angrenajele conice – subcap. 1.10.3.1 pentru dantura dreaptă şi subcap. 1.10.3.2 pentru dantura înclinată şi curbă – se obțin relațiile de verificare şi dimensionare pentru angrenajele conice, relații în care apar doar factori se definesc aceste angrenaje.

1.10.5.1 Angrenaje conice cu dantură dreaptă

Roțile angrenajului înlocuitor (fig.1.41, d), corespunzător angrenajului conic cu dantură dreaptă, sunt roți cilindrice cu dantură dreaptă, care îndeplinesc următoarele condiții:

- razele cercurilor de divizare ale roților înlocuitoare sunt egale cu lungimile generatoarelor conurilor frontale mediane ale roților;
- modulul roților înlocuitoare este egal cu modulul mediu al roților conice;
- înălțimea dinților roților înlocuitoare este egală cu înălțimea medie a dinților roții conice;
- forța tangențială din angrenajul înlocuitor este egală cu cea din angrenajul real, calculată la nivelul diametrului de divizare mediu.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Deoarece elementele geometrice sunt definite pe conul frontal exterior, unde şi modulul m_e este standardizat, iar calculul de rezistenţă se efectuează la nivelul conului frontal median, se impune, pentru acest angrenaj, stabilirea unor relaţii de legătură între modulul mediu m_m şi cel exterior m_e (standardizat), respectiv între modulul mediu m_m şi lungimea generatoarei conului de rostogolire (divizare) exterior R_e.

■ Relaţia de legătură între modulele exterior m_e şi cel median m_m se obţine plecând de la asemănarea triunghiurilor din fig.1.46. Astfel

$$\frac{d_{e1}}{d_{m1}} = \frac{R_e}{R_e - 0{,}5b},$$

iar exprimând diametrele de divizare prin produsul dintre modul şi numărul de dinţi, se obţine

$$m_m = m_e \frac{R_e - 0{,}5b}{R_e}, \qquad (1.68)$$

respectiv

$$m_m = m_e(1 - 0{,}5\Psi_R), \qquad (1.69)$$

dacă se notează $\Psi_R = b/R_e$ – coeficientul de lăţime pentru roţile conice.

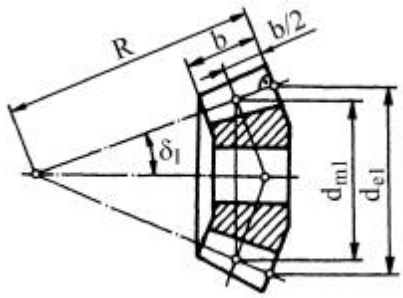


Fig.1.46

■ Relaţia de legătură între lungimea generatoarei R_e şi modulul mediu m_m se stabileşte apelând tot la fig.1.46

$$d_{m1} = 2(R_e - 0{,}5b)\sin\delta_1 = 2R_e(1 - 0{,}5\Psi_R)\cos\delta_2, \qquad (1.70)$$

în care, pentru $\cos\delta_2 = \frac{1}{\sqrt{1 + tg^2\delta_2}}$ şi ştiind că, pentru $\Sigma = \delta_1 + \delta_2 = 90^0$, $tg\delta_2 = u$, se obţine

$$d_{m1} = 2R_e(1 - 0{,}5\Psi_R)\frac{1}{\sqrt{1 + u^2}}, \qquad (1.71)$$

respectiv

$$m_m = \frac{2R_e(1 - 0{,}5\Psi_R)}{z_1\sqrt{1 + u^2}}. \qquad (1.72)$$

Calculul la solicitarea de contact

În calculul la solicitarea de contact, se porneşte de la relaţia tensiunii maxime de contact dintre dinţii roţilor angrenajului cilindric cu dantură dreaptă (1.13), aplicată angrenajului înlocuitor

$$\sigma_{HC} = \frac{Z_E Z_{\varepsilon v} Z_{Hv} Z_K}{a_{mv}} \sqrt{\frac{T_{v1}}{2b_{eH}} K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha} \frac{(u_v + 1)^3}{u_v}} \frac{\cos\alpha}{\cos\alpha_w} \le \sigma_{HP}. \qquad (1.73)$$

În relaţia (1.73), factorii Z_E, $Z_{\varepsilon v}$, Z_{Hv}, K_A, K_V, $K_{H\beta}$, $K_{H\alpha}$ au aceleaşi semnificaţii ca şi în cazul angrenajelor cilindrice cu dantură dreaptă, dar se referă la angrenajul înlocuitor (indice v); factorul Z_K ţine seama de variaţia durităţii pe lăţimea danturii şi este specific roţilor dinţate conice – pentru dantură cu bombarea profilului pe înălţimea dintelui $Z_K = 0{,}85$, iar pentru celelalte tipuri de danturi $Z_K = 1$; b_{eH} reprezintă lăţimea danturii solicitate efectiv la contact – pentru toate tipurile de danturi conice $b_{eH} = 0{,}85b$; a_{mv}, T_{v1} şi u_v reprezintă distanţa dintre axe, momentul de torsiune aplicat pinionului şi, respectiv, raportul de angrenare, pentru angrenajul înlocuitor.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Întrucât angrenajele conice sunt angrenaje zero sau zero-deplasate, $\alpha_w = \alpha$, iar factorul zonei de contact devine

$$Z_{HV} = \sqrt{\frac{2}{\cos^2 \alpha tg\alpha_w}} = \sqrt{\frac{2}{\sin 2\alpha}}. \tag{1.74}$$

• Distanța dintre axele angrenajului înlocuitor, corespunzător conurilor frontale mediane, este definită prin relația

$$a_{mv} = \frac{1}{2}\left(d_{mv1} + d_{mv2}\right). \tag{1.75}$$

Având în vedere relațiile de legătură între diametrele de divizare ale roților angrenajului înlocuitor şi a celui real, în secțiune mediană

$$d_{mv1} = \frac{d_{m1}}{\cos\delta_1};\ d_{mv2} = \frac{d_{m2}}{\cos\delta_2} \tag{1.76}$$

şi relația dintre diametrele de divizare mediane ale roților conice şi lungimea generatoarei R_e, dată de relația (1.71), şi de relația

$$d_{m2} = 2R_e\left(1-0{,}5\Psi_R\right)\cos\delta_1 = 2R_e\left(1-0{,}5\Psi_R\right)\frac{u}{\sqrt{1+u^2}}\ ,\ (\cos\delta_1 = 1/\sqrt{1+tg^2\delta_1} = \frac{u}{\sqrt{1+u^2}}),$$

pentru angrenajul ortogonal ($\Sigma = 90^0$) se obține

$$a_{mv} = \left(R_e - 0{,}5b\right)\frac{1+u^2}{u} = R_e\left(1-0{,}5\Psi_R\right)\frac{1+u^2}{u}. \tag{1.77}$$

• Momentul de torsiune la axa pinionului angrenajului virtual se obține din raportul

$$\frac{T_{v1}}{T_1} = \frac{F_t d_{mv1}}{F_t d_{m1}} = \frac{1}{\cos\delta_1}, \tag{1.78}$$

în care F_t reprezintă forța tangențială din angrenajul conic, calculată la diametrul de divizare mediu. Ținând seama de relația $\cos\delta_1 = \frac{u}{\sqrt{1+u^2}}$, caracteristică angrenajului conic ortogonal, rezultă

$$T_{v1} = T_1\frac{\sqrt{1+u^2}}{u}. \tag{1.79}$$

• Raportul de angrenare al angrenajului înlocuitor, pentru un angrenaj conic ortogonal, este $u_v=u^2$ (v. rel. (1.60)).

Întrucât la angrenajul conic cu dantură dreaptă $Z_{\varepsilon v} = 1$ şi $K_{H\alpha} = 1$ (gradul de acoperire fiind mic) şi $\alpha_w=\alpha$ (angrenaj zero-deplasat), prin înlocuirea relațiilor (1.77), (1.79) şi (1.60) în relația (1.73), se obține expresia tensiunii de contact

$$\sigma_H = Z_E Z_{Hv} Z_K \sqrt{\frac{T_1}{2b_{eH}\left(R_e - 0{,}5b\right)^2}\frac{\left(1+u^2\right)^{3/2}}{u}K_A K_V K_{H\beta}} \le \sigma_{HP}. \tag{1.80}$$

Relația (1.80) serveşte pentru calculul de verificare la solicitarea de contact a angrenajelor conice cu dantură dreaptă.

Pentru dimensionare, în relația (1.80) se înlocuieşte $b_{eH} = 0{,}8b$, unde $b = \Psi_R R_e$ şi făcând aproximarea $(R_e - 0{,}5b)^2 = R_e^2(1 - 0{,}5\Psi_R)^2 \approx R_e^2(1 - \Psi_R)$, rezultă expresia lungimii exterioare a generatoarei conului de divizare

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$R_e = \sqrt{1+u^2}\sqrt[3]{\frac{1}{1{,}7}\frac{T_1 K_A K_V K_{H\beta}}{\Psi_R(1-\Psi_R)u\sigma_{HP}^2}\left(Z_E Z_{Hv} Z_K\right)^2}\,. \tag{1.81}$$

Calculul la solicitarea de încovoiere

În cadrul acestui calcul, dintele solicitat la încovoiere se consideră că aparține uneia din roțile angrenajului înlocuitor, având modulul m_m şi numărul de dinți z_v.

Tensiunea maximă de încovoiere apare la piciorul dintelui şi se calculează pe baza aceloraşi ipoteze ca şi în cazul angrenajelor cilindrice cu dantură dreaptă.

Pornind de la expresia tensiunii maxime de încovoiere (1.24), stabilită pentru cazul angrenajului cilindric cu dantură dreaptă, în care factorii Y_ε şi $K_{F\alpha}$ se consideră egali cu unitatea (gradul de acoperire fiind mic), iar m se înlocuieşte prin m_m, se obține relația

$$\sigma_{F1,2} = \frac{T_{v1} z_{v1}\left(u_v+1\right)^2}{2b_{eF}a_{mv}} K_A K_V K_{F\beta} Y_{Fa1,2} Y_{Sa1,2} \frac{\cos\alpha}{\cos\alpha_w} \le \sigma_{FP1,2}\,, \tag{1.82}$$

în care factorii au aceleaşi semnificații ca şi la angrenajele cilindrice; factorul de formă Y_{Fa} se stabileşte – pentru fiecare roată a angrenajului înlocuitor – în funcție de numărul de dinți ai roții înlocuitoare z_v şi de coeficientul deplasării radiale de profil x.

Ținând seama de faptul că angrenajele conice sunt angrenaje zero-deplasate ($\alpha_w = \alpha$) şi utilizând relațiile (1.77), (1.79), (1.56) şi (1.60), relația (1.82) devine

$$\sigma_{F1,2} = \frac{T_1 z_1 u\sqrt{1+u^2}}{2b_{eF}\left(R_e-0{,}5b\right)^2\cos\delta_1} K_A K_V K_{F\beta} Y_{Fa1,2} Y_{Sa1,2} \frac{\cos\alpha}{\cos\alpha_w} \le \sigma_{FP1,2}\,. \tag{1.83}$$

Înlocuind $\cos\delta_1 = \dfrac{u}{\sqrt{1+u^2}}$, relația (1.83) devine

$$\sigma_{F1,2} = \frac{T_1 z_1\left(1+u^2\right)}{2b_{eF}\left(R_e-0{,}5b\right)^2} K_A K_V K_{F\beta} Y_{Fa1,2} Y_{Sa1,2} \frac{\cos\alpha}{\cos\alpha_w} \le \sigma_{FP1,2} \tag{1.84}$$

şi serveşte pentru calculul de verificare la solicitarea de încovoiere.

Din relația (1.84), rezultă că între tensiunile de încovoiere – pentru pinion şi roată – există relația

$$\sigma_{F2} = \sigma_{F1}\frac{Y_{Fa2}Y_{Sa2}}{Y_{Fa1}Y_{Sa1}}\,. \tag{1.85}$$

Pentru dimensionare, din relația (1.84), pe baza înlocuirilor

$b_{eF} = 0{,}85b$, $b = \Psi_R R_e$, $(R_e - 0{,}5b)^2 = R_e^2(1 - 0{,}5\Psi_R)^2 \approx R_e^2(1 - \Psi_R)$,

se determină lungimea generatoarei exterioare a conului de divizare

$$R_e = \sqrt[3]{\frac{T_1 z_1\left(1+u^2\right)}{1{,}7\Psi_R\left(1-\Psi_R\right)} K_A K_V K_{F\beta}\frac{Y_{Fa}Y_{Sa}}{\sigma_{FP}}}\,, \tag{1.86}$$

în care s-a considerat

$$\frac{Y_{Fa}Y_{Sa}}{\sigma_{FP}} = \max\left(\frac{Y_{Fa1}Y_{Sa1}}{\sigma_{FP1}}, \frac{Y_{Fa2}Y_{Sa2}}{\sigma_{FP2}}\right).$$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

1.10.5.2. Angrenaje conice cu dantură înclinată sau curbă

Roțile angrenajului înlocuitor angrenajelor conice cu dantură înclinată sau curbă sunt roți cilindrice cu dantură înclinată (v. fig.1.43), unghiul de înclinare al dinților roților acestui angrenaj β_m fiind identic cu cel al roților reale, la nivelul median al dintelui roților conice. Condițiile impuse roților angrenajului înlocuitor sunt identice cu cele impuse danturii drepte (v. subcap. 1.10.5.1). Se precizează, însă, că elementele geometrice ale roților reale se stabilesc funcție de procedeul de prelucrare , nefiind standardizat modulul în nici o secțiune caracteristică angrenajului real.

Calculul la solicitarea de contact

În calculul la solicitarea de contact, se pornește de la relația tensiunii maxime de contact dintre dinții roților angrenajului cilindric cu dantură înclinată (1.41), aplicată angrenajului înlocuitor

$$\sigma_H = \frac{Z_E Z_{\varepsilon v} Z_\beta Z_{Hv} Z_K}{a_{mv}} \sqrt{\frac{T_{v1}}{2b_{eH}} K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha} \frac{(u_v+1)^3}{u_v} \frac{\cos\alpha_{tm}}{\cos\alpha_{wtm}}} \le \sigma_{HP}\,. \qquad (1.87)$$

Semnificația factorilor Z_E, $Z_{\varepsilon v}$, Z_β, Z_{Hv}, K_A, K_V, $K_{H\beta}$, $K_{H\alpha}$, din relația (1.87), este aceeași ca și în cazul angrenajelor cilindrice, dar se referă la angrenajul înlocuitor (indice *v*): factorul Z_K ține seama de variația durității pe lățimea danturii și este specific danturii conice – pentru dantura cu bombarea profilului pe înălțimea dintelui $Z_K = 0{,}85$, iar pentru celelalte tipuri de danturi $Z_K = 1$; b_{eH} reprezintă lățimea danturii solicitate efectiv la contact – pentru toate tipurile de danturi conice $b_{eH} = 0{,}85b$; a_{mv}, T_{v1} și u_v reprezintă distanța dintre axe, momentul de torsiune aplicat pinionului și, respectiv, raportul de angrenare, pentru angrenajul înlocuitor.

Agrenajele conice fiind angrenaje zero sau zero-deplasate, $\alpha_{tm} = \alpha_{wtm}$, factorul zonei de contact fiind dat de relația

$$Z_{Hv} = \sqrt{\frac{2\cos\beta_{bm}}{\cos^2\alpha_{tm} tg\alpha_{wtm}}} = \sqrt{\frac{4\cos\beta_{bm}}{\sin 2\alpha_{tm}}}\,, \qquad (1.88)$$

$$\alpha_{tm} = arctg\frac{tg\alpha_n}{\cos\beta_m} \text{ și } \beta_{bm} = \arccos\frac{\sin\alpha_n}{\sin\alpha_{tm}}\,.$$

Prin înlocuirea relațiilor (1.77), (1.79) și (1.60) în relația (1.87) și având în vedere că $\alpha_{tm} = \alpha_{wtm}$, se obține relația finală a tensiunii de contact

$$\sigma_H = Z_E Z_{\varepsilon v} Z_\beta Z_{Hv} Z_K \sqrt{\frac{T_1}{2b_{eH}(R_e - 0{,}5b)^2} K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha} \frac{(1+u^2)^{3/2}}{u}} \le \sigma_{HP}\,. \qquad (1.89)$$

Relația (1.89) servește pentru calculul de verificare la solicitarea de contact a angrenajelor conice cu dantură curbă sau înclinată.

La dantura conică curbă, dacă gradul de acoperire suplimentar $\varepsilon_{v\beta}$ al angrenajului este $\varepsilon_{v\beta} \ge 1$, tensiunea la solicitarea de contact se calculează numai în polul angrenării; dacă $\varepsilon_{v\beta} < 1$, este necesar a se calcula și tensiunile de contact în punctele de angrenare unipară *B* și *D*, utilizând relațiile (1.16) și (1.17).

Pentru calculul gradului de acoperire suplimentar, se utilizează relația

$$\varepsilon_{v\beta} = \frac{b\sin\beta_m}{\pi m_{mn}} \frac{b_{eH}}{b}\,, \qquad (1.90)$$

în care m_{mn} este modulul normal median al danturii.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Pentru dimensionare, în relația (1.89) se fac înlocuirile $b_{eH} = 0{,}8b$, $b = \Psi_R R_e$ şi aproximarea $(R_e - 0{,}5b)^2 = R_e^2(1 - 0{,}5\Psi_R)^2 \approx R_e^2(1 - \Psi_R)$, rezultând expresia lungimii exterioare a generatoarei conului de divizare

$$R_e = \sqrt{1+u^2}\sqrt[3]{\frac{T_1}{1{,}7\Psi_R(1-\Psi_R)u\sigma_{HP}^2}K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha}\left(Z_E Z_{\varepsilon v} Z_\beta Z_{Hv} Z_K\right)^2}\,. \tag{1.91}$$

Pentru dimensionarea angrenajelor conice cu dantură curbă, se recomandă determinarea lungimii mediane a generatoarei conului de divizare. Pentru aceasta, în relația (1.89) se efectuează înlocuirile

$$b_{eH} = 0{,}85b;\ b = \Psi_{Rm} R_m;\ \left(R_e - 0{,}5b\right)^2 = R_m^2, \tag{1.92}$$

unde Ψ_{Rm} reprezintă coeficientul de lățime median al danturii. Lungimea mediană a generatoarei conului de divizare se determină, astfel, cu relația

$$R_m = \sqrt{1+u^2}\sqrt[3]{\frac{T_1 K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha}}{1{,}7\Psi_{Rm} u\sigma_{HP}^2}\left(Z_E Z_{\varepsilon v} Z_\beta Z_{Hv} Z_K\right)^2}\,. \tag{1.93}$$

Calculul la solicitarea de încovoiere

Calculul la solicitarea de încovoiere se bazează pe expresia tensiunii de încovoiere (1.43) – stabilită la calculul angrenajelor cilindrice cu dantură înclinată – aplicată angrenajului cilindric înlocuitor, corespunzător conurilor frontale mediane

$$\sigma_{F1,2} = \frac{T_{v1} z_{v1}\left(u_v+1\right)^2}{2b_{eF} a_{mv}^2 \cos\beta_m} K_A K_V K_{F\beta} K_{F\alpha} Y_{\varepsilon v} Y_\beta Y_{Fa1,2} Y_{Sa1,2} \frac{\cos^2\alpha_{tm}}{\cos^2\alpha_{wtm}} \le \sigma_{FP1,2}\,, \tag{1.94}$$

în care: $Y_{\varepsilon v}$ reprezintă factorul gradului de acoperire pentru solicitarea de încovoiere; Y_β - factorul înclinării dinților pentru solicitarea de încovoiere; Y_{Fa} – factorul de formă al dintelui, pentru roțile echivalente cilindrice cu dantură dreaptă; Y_{Sa} – factorul de corecție a tensiunii de încovoiere la piciorul dintelui, pentru roțile echivalente cilindrice cu dantură dreaptă; b_{eF} – lățimea danturii solicitată efectiv la încovoiere (la piciorul dintelui) – deoarece $b_1 > b_2$, pentru toate tipurile de danturi curbe se consideră $b_{eF} = 0{,}85b$.

Factorii K_A, K_V, $K_{F\beta}$ şi $K_{F\alpha}$ au aceleaşi semnificații cu cele specificate în cadrul calculului angrenajelor cilindrice cu dantură dreaptă.

Factorul de formă al dintelui Y_{Fa} se determină pentru roata cilindrică cu dantură dreaptă, echivalentă roții cilindrice cu dantură înclinată, a angrenajului cilindric înlocuitor. Acest factor se determină în funcție de coeficientul deplasării radiale normale de profil x_n şi de numărul de dinți ai roții echivalente z_{nmv}, calculat cu relația (1.65).

Ştiind că angrenajele conice sunt angrenaje zero-deplasate ($\alpha_{tm} = \alpha_{wtm}$) şi utilizând relațiile (1.77), (1.79), (1.56) şi (1.58), relația (1.94) devine

$$\sigma_{F1,2} = \frac{T_1 z_1 u\sqrt{1+u^2}}{2b_{eF}\left(R_e - 0{,}5b\right)^2 \cos\delta_1 \cos\beta_m} K_A K_V K_{F\beta} K_{F\alpha} Y_{\varepsilon v} Y_\beta Y_{Fa1,2} Y_{Sa1,2} \le \sigma_{FP1,2}\,. \tag{1.95}$$

Ținând seama de relația $\cos\delta_1 = \dfrac{u}{\sqrt{1+u^2}}$, caracteristică angrenajelor conice ortogonale, şi înlocuind $b_{eF} = 0{,}85b$, relația (1.95) poate fi scrisă sub forma

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$\sigma_{F1,2} = \frac{T_1 z_1 \left(1+u^2\right)}{1{,}7b\left(R_e - 0{,}5b\right)^2 \cos\beta_m} K_A K_V K_{F\beta} K_{F\alpha} Y_{\varepsilon v} Y_\beta Y_{Fa1,2} Y_{Sa1,2} \le \sigma_{FP1,2} \tag{1.96}$$

şi serveşte pentru calculul de verificare la solicitarea de încovoiere.

Din (1.96), rezultă că între tensiunile corespunzătoare dinților roții şi pinionului, în acest caz, există corelația

$$\sigma_{F2} = \sigma_{F1} \frac{Y_{Fa2} Y_{Sa2}}{Y_{Fa1} Y_{Sa1}} . \tag{1.97}$$

Pentru dimensionare, considerând $b=\Psi_R R_e$ şi făcând aproximarea $(R_e - 0{,}5b)^2 = R_e^2(1 - 0{,}5\Psi_R)^2 \approx R_e^2(1 - \Psi_R)$, din relația (1.96) se obține lungimea exterioară a generatoarei conului de divizare

$$R_e = \sqrt[3]{\frac{T_1 z_1 \left(1+u^2\right)}{1{,}7\Psi_R \left(1-\Psi_R\right)} \cos\beta_w K_A K_V K_{F\beta} K_{F\alpha} Y_{\varepsilon v} Y_\beta \frac{Y_{Fa} Y_{Sa}}{\sigma_{FP}}} . \tag{1.98}$$

Pentru dimensionarea angrenajelor conice cu dantură curbă, utilizând relațiile $b_2 = \Psi_{Rm} R_m$ şi $\left(R_e - 0{,}5b\right)^2 = R_m^2$, din relația (1.96) se obține expresia lungimii mediane a generatoarei conului de divizare

$$R_m = \sqrt[3]{\frac{T_1 z_1 \left(1+u^2\right)}{1{,}7\Psi_{Rm} \cos\beta_m} K_A K_V K_{F\beta} K_{F\alpha} Y_{\varepsilon v} Y_\beta \frac{Y_{Fa} Y_{Sa}}{\sigma_{FP}}} . \tag{1.99}$$

În relațiile (1.98) şi (1.99), se consideră

$$\frac{Y_{Fa} Y_{Sa}}{\sigma_{FP}} = \max\left(\frac{Y_{Fa1} Y_{Sa1}}{\sigma_{FP1}}, \frac{Y_{Fa2} Y_{Sa2}}{\sigma_{FP2}}\right). \tag{1.100}$$

1.10.6. Forțe în angrenajele conice

Ca şi la angrenajele cilindrice, la angrenajele conice, în timpul transmiterii mişcării, deci şi a sarcinii, între dinții roții conducătoare şi cei ai roții conduse sunt generate forțe normale la suprafețele flancurilor dinților în contact, egale şi de sens contrar.

La angrenajele conice, forța normală F_n, de interacțiune dintre dinți, nu va fi folosită ca atare ci prin componentele ei plasate după trei direcții, corespunzătoare axelor unui sistem de coordonate ales cu originea în polul angrenării, situat la mijlocul lățimii roții (în secțiune mediană). Cele trei componente ale forței normale sunt: forța tangențială F_t, tangentă la cercul de divizare din secțiunea mediană; forța radială F_r, perpendiculară pe axa roții şi forța

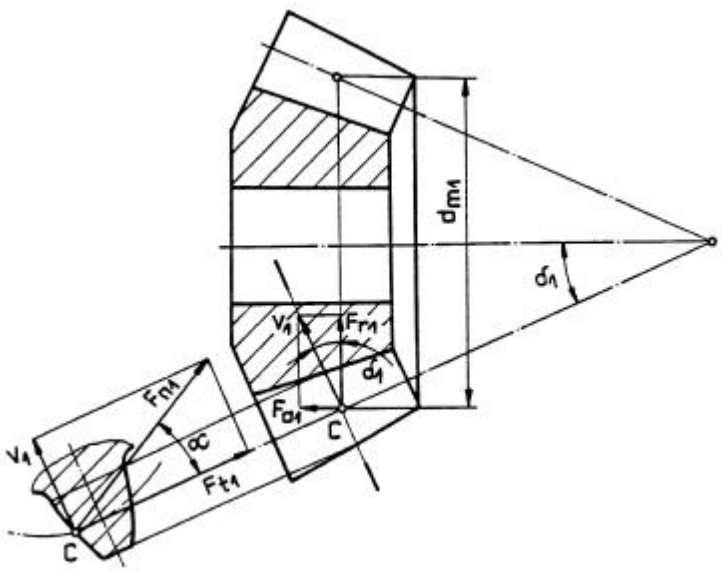


Fig.1.47

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

axială F_a, paralelă cu axa roții.

Pentru toate tipurile de angrenaje conice, forța tangențială se determină cu relația

$$F_{t1,2} = \frac{2T_{1,2}}{d_{m1,2}}, \tag{1.101}$$

în care: $T_{1,2}$ reprezintă momentele de torsiune la arborele roții *1*, respectiv *2*; $d_{m1,2}$ – diametrele de divizare mediane ale roților. Relația este valabilă doar în condiția neglijării pierderilor, deci pentru $\eta = 1$.

Valorile forțelor radiale şi a celor axiale depind de tipul angrenajului conic – cu dantură dreaptă, înclinată sau curbă.

1.10.6.1. Angrenaje conice cu dinți drepți

La angrenajele conice cu dinți drepți, forța normală la pinion F_{n1} se descompune într-o componentă tangențială F_{t1}, stabilită cu relația (1.101), şi o componentă V_1 perpendiculară pe generatoarea conului (fig.1.47)

$$V_1 = F_{t1} tga\ . \tag{1.102}$$

La rândul său, componenta V_1 se descompune într-o componentă radială

$$F_{r1} = V_1 \cos d_1 = F_{t1} tga \cos d_1 \tag{1.103}$$

şi o componentă axială

$$F_{a1} = V_1 \sin d_1 = F_{t1} tga \sin d_1, \tag{1.104}$$

δ_1 reprezentând unghiul conului de divizare al pinionului.

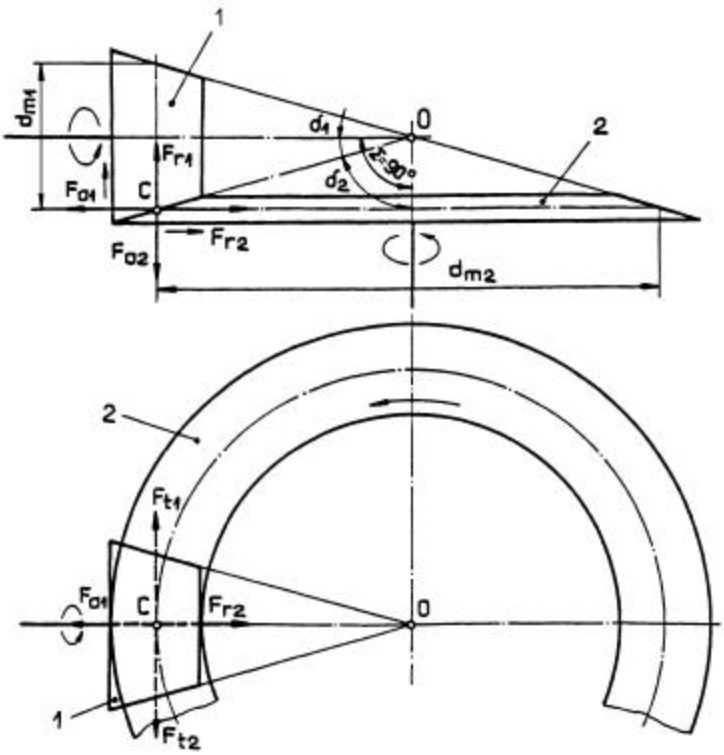


Fig.1.48

Între forțele ce acționează asupra dinților pinionului şi cele care acționează asupra dinților roții există relațiile (fig.1.48): $|F_{t2}| = |F_{t1}|$; $|F_{r2}| = |F_{a1}|$; $|F_{a2}| = |F_{r1}|$.

Sensurile forțelor, importante pentru schema de încărcare a arborilor şi calculul acestora, se stabilesc asemănător cu cele de la angrenajele cilindrice (v. subcap. 1.8). Astfel, sensul forțelor tangențiale din angrenajul conic se stabileşte în funcție de rolul roții în angrenaj (conducătoare sau condusă) şi de sensul de rotație. La pinion (roata conducătoare), forța F_{t1} este forță rezistentă, deci are sensul invers sensului de rotație, iar la roată F_{t2} este forță motoare, deci are sensul în sensul mişcării. Forțele

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

radiale F_{r1} şi F_{r2} au sensul de la polul angrenării spre centrul (axa) roţii. Forţele axiale au direcţia paralelă cu axa roţii şi sensul de la vârfurile conurilor de divizare spre bazele acestora.

1.10.6.2. Angrenaje conice cu dinţi curbi

Componenta tangenţială a forţei normale $F_{t1,2}$, pentru toate tipurile de angrenaje conice, se determină cu relaţia (1.101), la nivelul diametrelor de divizare mediane ale roţilor. Mărimile şi sensurile forţelor axiale şi radiale, la danturile curbe, depind atât de sensul de rotaţie al pinionului cât şi de sensul înclinării dinţilor. De aceea, la aceste angrenaje sunt posibile două situaţii de funcţionare (cazuri de funcţionare).

Cazul 1 (fig.1.49, a), în care sensul de rotaţie al pinionului coincide cu sensul de înclinare a danturii (privind din vârful conului de divizare – rostogolire). În fig.1.49, a se prezintă sensurile de rotaţie şi sensurile de înclinare ale dinţilor, pentru pinion (sens de rotaţie definit prin ω_1) şi pentru roată (sens de rotaţie definit prin ω_2).

Din fig.1.49, b, rezultă că forţa normală F_{n1} se descompune în componenta Q_1 situată în planul tangent la conul de divizare (rostogolire), care se determină cu relaţia

$$Q_1 = \frac{F_{t1}}{\cos\beta_m} \tag{1.105}$$

şi componenta V_1, normală la generatoarea conului de divizare, dată de relaţia

$$V_1 = Q_1 tg\alpha_n = \frac{F_{t1} tg\alpha_n}{\cos\beta_m}. \tag{1.106}$$

La rândul său, componenta Q_1 se descompune, într-un plan tangent la conul de divizare, în forţa tangenţială F_{t1} şi într-o forţă U_1, de-a lungul generatoarea conului de divizare şi îndreptată spre baza conului, determinată cu relaţia

$$U_1 = Q_1 \sin\beta_m = F_{t1} tg\beta_m. \tag{1.107}$$

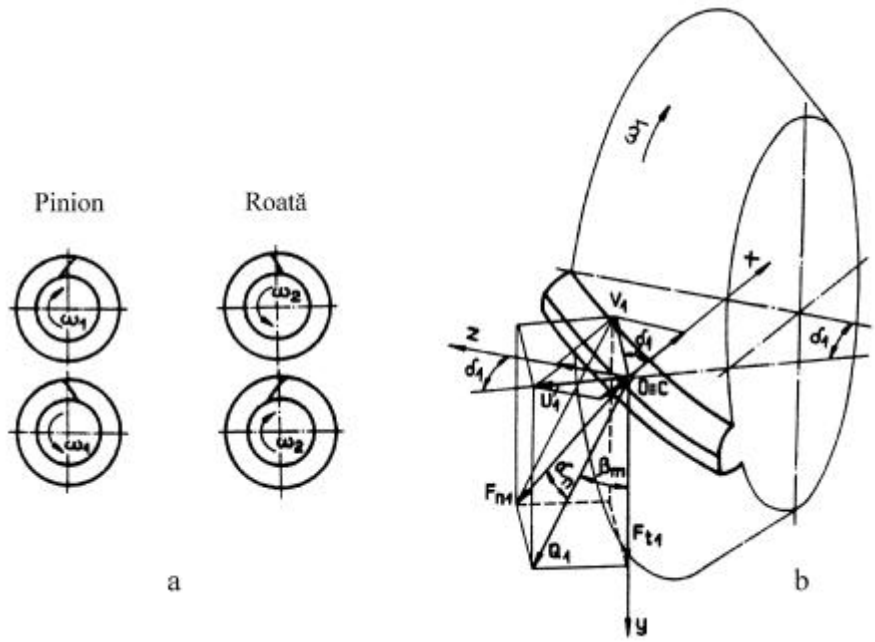


Fig.1.49

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Forțele radială şi axială, F_{r1} şi F_{a1}, se determină ca sumă a proiecțiilor componentelor V_1 şi U_1 pe axele de coordonate Ox şi Oy (v. fig.1.49, b). Se obține:

$$F_{r1} = V_1 \cos\delta_1 - U_1 \sin\delta_1 = \frac{F_{t1}}{\cos\beta_m}\left(tg\alpha_n \cos\delta_1 - \sin\beta_m \sin\delta_1\right); \quad (1.108)$$

$$F_{a1} = V_1 \sin\delta_1 + U_1 \cos\delta_1 = \frac{F_{t1}}{\cos\beta_m}\left(tg\alpha_n \sin\delta_1 + \sin\beta_m \cos\delta_1\right). \quad (1.109)$$

Cazul 2 (fig.1.50), în care sensul de rotație al pinionului este invers sensului înclinării danturii.

Urmărind descompunerea forței normale F_{n1}, ca şi în cazul 1, se observă că proiecția U_1 a acestei forțe pe generatoarea conului de divizare (rostogolire) este îndreptată spre vârful conului (fig.1.50, b). În această situație, componentele radială F_{r1} şi axială F_{a1} vor fi determinate cu relațiile:

$$F_{r1} = V_1 \cos\delta_1 + U_1 \sin\delta_1 = \frac{F_{t1}}{\cos\beta_m}\left(tg\alpha_n \cos\delta_1 + \sin\beta_m \sin\delta_1\right);$$

$$F_{a1} = V_1 \sin\delta_1 - U_1 \cos\delta_1 = \frac{F_{t1}}{\cos\beta_m}\left(tg\alpha_n \sin\delta_1 - \sin\beta_m \cos\delta_1\right), \quad (1.110)$$

deci termenul al doilea din relațiile (1.108) şi (1.109) îşi schimbă semnul.

Între forțele care acționează asupra pinionului şi cele care acționează asupra roții, cu condiția neglijării pierderilor (se consideră randamentul $\eta = 1$), există relațiile (v. şi fig.1.48):

$$|F_{t2}| = |F_{t1}|;\ |F_{r2}| = |F_{a1}|;\ |F_{a2}| = |F_{r1}|. \quad (1.111)$$

Observație. Sensul înclinării dinților, coroborat cu sensul de rotație a roții, influențează decisiv valorile forțelor radiale şi axiale. Din rațiuni constructive, se recomandă ca sensul de înclinare al dintelui să fie corelat cu sensul de rotație, astfel încât forța axială F_{a1} să fie îndreptată spre baza conului de divizare. Se preferă, deci, situația de funcționare prezentată în fig.1.49.

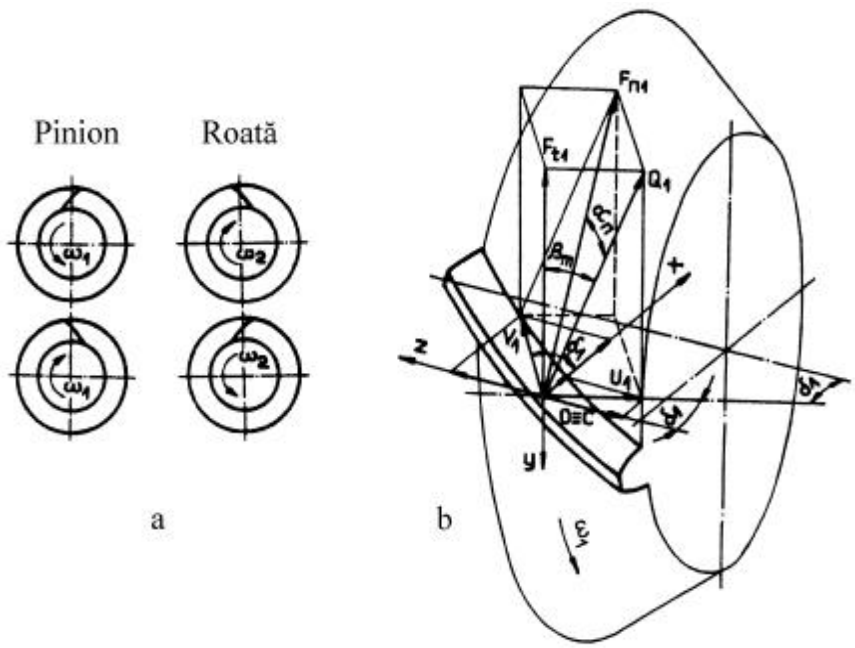


Fig.1.50

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

În fig.1.51 se prezintă modul de determinare a sensului tuturor forțelor pentru un reductor conico-cilindric.

Schemă pentru stabilirea sensului forțelor

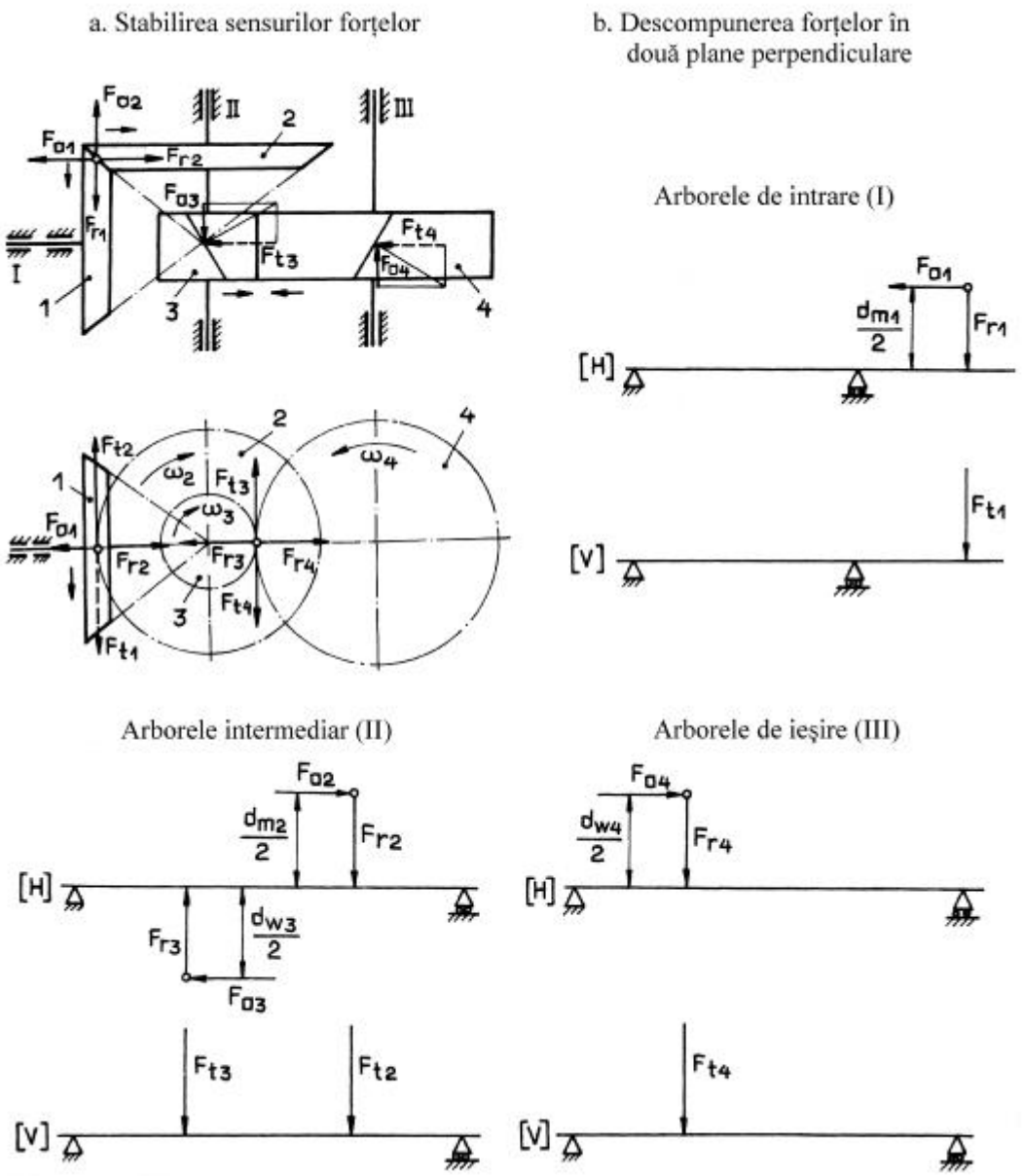


Fig.1.51

1.10.7. Procedee de danturare

1.10.7.1. Angrenaje conice cu dantură dreaptă şi înclinată

Procedeul de danturare a roților acestor angrenaje este cel prin mortezare. S-a arătat în subcap. 1.10.1 că trecerea geometriei din plan (caracteristică angrenajelor cilindrice) pe sferă conduce la apariția unor particularități geometrice ale angrenajelor conice. Astfel, cremaliera de referință devine roată plană de referință, la care linia flancului dintelui este o dreaptă concurentă în punctul *O*

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

cu axa roții plane (v. fig. 1.40, a), dar cu suprafața flancurilor dinților curbe, deoarece dreapta de angrenare din plan devine cerc (diametral) de angrenare. Roata plană generatoare (de generare) reprezintă negativul roții plane de referință, deci și dinții acesteia vor avea flancurile curbe. Pentru simplificarea tehnologiei de fabricație a roților dințate conice, flancurile dinților roților plane se realizează plane (drepte) (fig. 1.52), chiar dacă, în urma prelucrării roților, nu se vor obține profile evolventice ci doar aproximări ale acestora (roți conice octoidale – v. fig. 1.39).

Așa se explică faptul că cuțitele de danturat au muchii de așchiere (tăișuri) rectilinii. În timpul generării danturii (mișcarea de așchiere pentru cele două cuțite C_1 și C_2 este prezentată în fig. 1.52), muchiile de așchiere descriu flancurile rectilinii ale dinților roții plane generatoare. Profilul dintelui roții semifabricat rezultă în urma angrenării acesteia cu roata plană gneratoare (imaginară).

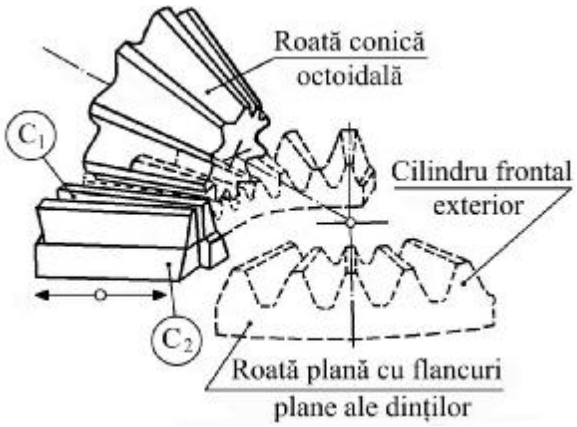


Fig.1.52

Roțile conice cu dantură înclinată, la care linia flancului este o dreaptă înclinată, tangentă la un cerc de rază r a roții plane (v. fig. 1.40, b), se execută în mod asemănător, pe aceleași mașini de danturat, însă cu productivitate mult micșorată, fapt pentru care, de regulă, această dantură se evită (fiind acceptată doar la roți de dimensiuni mari), fiind preferate danturile conice curbe, care se execută pe mașini specializate de mare productivitate. Muchiile de așchiere descriu, și în acest caz, liniile flancurilor rectilinii (înclinate) ale roții plane generatoare.

1.10.7.2 Angrenaje conice cu dantură curbă

Roți conice cu dantură în arc de cerc. La dantura conică în arc de cerc, cunoscută sub denumirea de dantură GLEASON, linia flancului dintelui este un arc de cerc (v. roata plană de referință din fig.1.40, c). Dantura *Gleason* se execută cu un cap port-cuțite la care cuțitele de danturat au muchii de așchiere (tăișurile) rectilinii și sunt dispuse circular. În timpul generării danturii, prin mișcările capului port-cuțite, muchiile de așchiere descriu flancurile circulare ale dintelui roții plane generatoare (fig.1.53). Pentru a prelucra, pe rând, golurile dintre dinți, centrul O_c al capului port-cuțite, având cuțitele dispuse pe un cerc mediu de diametru d_c, se deplasează pe un cerc de diametru d_e (v. fig.1.40, c).

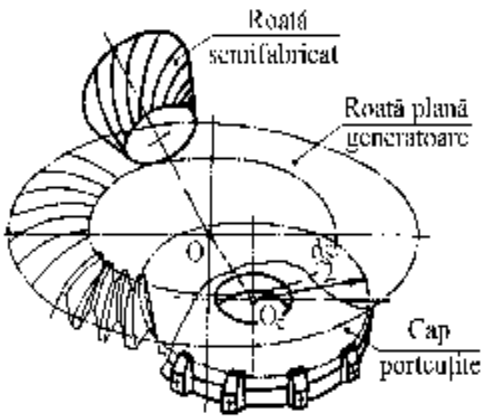


Fig.1.53

Procedeele de prelucrare a danturilor în arc de cerc sunt diverse: unilateral; bilateral dublu; bilateral simplu sau FORMATE; UNITOOL.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

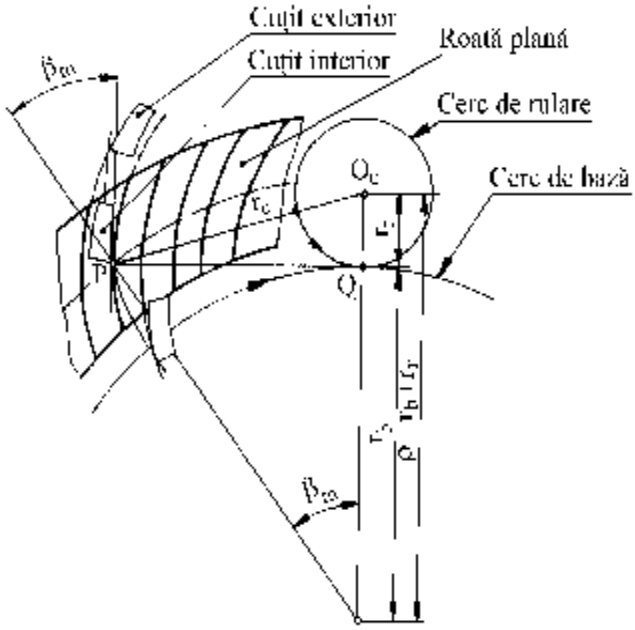
Principalele faze ce caracterizează danturarea, la majoritatea acestor procedee, sunt: înaintarea piesei pentru aşchiere; frezarea cu rostogolire scurtă; retragerea piesei; rostogolirea piesei în sens invers şi divizarea necesară prelucrării unui gol dintre dinţi; revenirea piesei în poziţie de strângere, după frezarea tuturor golurilor. În timpul rostogolirii – în ambele sensuri – roata semifabricat se roteşte în jurul axei proprii, iar capul port-cuţite în jurul axei roţii plane. În acest fel, flancurile rectilinii ale cuţitelor generează – prin înfăşurare – profilul evolventic al flancurilor dinţilor roţii semifabricat.

Există diverse variante de execuţie a danturilor conice în arc de cerc, cu dinţi de înălţime descrescătoare sau dinţi cu înălţime constantă.

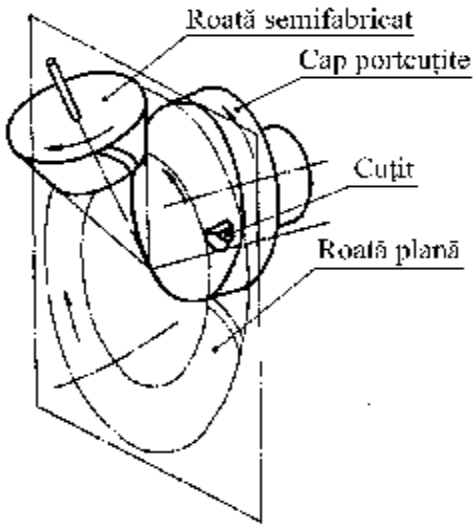
În angrenare, contactul între flancurile dinţilor roţilor este, teoretic, punctiform, iar practic o zonă de contact. Poziţia acesteia este definită de bombarea pe lungime a dinţilor, care se obţin utilizând, pentru prelucrarea flancurilor concave şi a celor convexe ale dinţilor, capete port-cuţite cu raze diferite.

Se precizează faptul că majoritatea maşinilor de danturat prelucrează dinţi cu înălţimea variabilă.

Prin alegerea convenabilă a diametrului de dispunere a centrului capului port-cuţite, se poate obţine o dantură în arc de cerc la care unghiul β_m = 0, numită dantură zerol (v. fig.140, d) şi care se caracterizează prin forţe axiale mai mici.



a



b

Fig.1.54

Roţi conice cu dantură eloidă. La dantura eloidă, linia flancului dintelui roţii plane este o epicicloidă alungită (v. fig.1.40, e), iar înălţimea dinţilor este constantă. Roţile angrenajului conic cu dantură eloidă pot fi executate prin următoarele procedee: *Oerlikon-Spiromatic*; *Klingelnberg* – pentru dantură ciclopaloidă; *Fiat-Mammano*.

Procedeul *Oerlikon-Spiromatic* este cel mai frecvent utilizat şi se caracterizează prin utilizarea unor capete port-cuţite la care cuţitele sunt fixate în grupe, pe spirale diferite. În timpul danturării, capul port-cuţite se rostogoleşte, fără alunecare, cu cercul fictiv de rulare, pe un cerc de bază al roţii plane (fig.1.54, a). Fiecare grupă de cuţite, alcătuită din două sau mai multe cuţite, descrie – la

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

fiecare rotație – un alt gol dintre dinții roții plane. Grupe succesive de cuțite descriu goluri succesive ale roții plane.

Mişcările cuțitelor sunt sugestiv prezentate în fig.1.40, e şi fig.1.54, unde sunt prezentate grupe de cuțite pentru realizarea flancurilor concave şi convexe ale dinților.

În timpul danturării, capul port-cuțite şi roata semifabricat au mişcări de rotație uniformă. Tăişurile rectilinii ale cuțitelor materializează, în timpul danturării, flancurile dinților roții plane generatoare (virtuale), care angrenează cu roata semifabricat. Avansul necesar danturării se obține prin mişcarea de rotație înceată a axei capului port-cuțite în jurul axei roții plane generatoare (fig.1.54, b).

Pentru danturare, pot fi utilizate mai multe tipuri de scule normalizate, care se deosebesc prin numărul de cuțite utilizate în grupele ce generează golurile dintre dinți. Se folosesc grupe de câte trei cuțite (tip *TC*), care se recomandă pentru executarea danturilor conice eloide cu contact local pronunțat (cu pată de contact mică) şi grupe de câte două cuțite (tip *NC*), pentru execuția danturilor conice eloide cu localizare redusă a contactului (cu pată de contact mărită). Se precizează faptul că la danturarea roților unui angrenaj se foloseşte acelaş cap port-cuțite pentru execuția pinionului şi a roții conice.

Roți conice cu dantură paloidă. Dantura paloidă se execută pe maşini de danturat *Klingelnberg*, cu freze melc conice (fig.1.55), printr-un procedeu de danturare asemănător prelucrării cu freze melc cilindrice a roților dințate cilindrice. La dantura paloidă, linia flancului dintelui roții plane este o evolventă alungită sau scurtată, în funcție de sensurile de înclinare ale dinților sculei şi roții prelucrate. Arcele evolventice ale flancurilor dinților roții plane fiind descrise de puncte echidistante situate în planul dreptei Δ (v. fig.1.40, f), dreaptă care se rostogoleşte fără alunecare pe cercul de bază având raza ρ_b, pasul normal şi modulul normal – ale danturii paloide – sunt constante de-a lungul dinților, iar înălțimea dinților este, de asemenea, constantă.

Din fig.1.55, a, în care este prezentată poziția frezei față de roata plană, rezultă că o roată poate fi danturată pe toată lățimea numai dacă lungimea frezei $L_S = \overline{BE}$ este mai mare decât lățimea de prelucrat $\overline{CD}$. Generatoarea $\overline{AE}$ a frezei este tangentă la cercul de rază ($\rho_b - m_n$), din planul de rostogolire al roții plane, iar vârful conului său de divizare A se află pe acest cerc; ρ_b reprezintă raza cercului de bază al evolventelor roții plane (v. fig.1.40, f).

Pentru a fi asigurată danturarea pe toată lățimea roților, dantura paloidă se execută cu lățimi mai mici, comparativ cu alte tipuri de danturi conice. Firma *Klingelnberg* recomandă, în funcție de intensitatea solicitărilor angrenajului, ca lățimea roților să aibă valoarea $b = R_{oe}/3 \ldots R_{oe}/5$. Ca urmare, şi coeficienții de lățime Ψ_R şi Ψ_{Rm} vor avea valori mai mici, comparativ cu alte tipuri de danturi conice.

La aceste danturi se pot realiza deplasări variabile de profil de-a lungul dinților, pentru aceasta fiind necesar ca vârfurile conurilor generatoare ale roților angrenajului să nu coincidă cu vârful comun al conurilor de rostogolire. Se realizează un unghi mic al conului generator al pinionului şi se efectuează deplasări de profil pozitive, variabile liniar, cu valori maxime la interiorul danturii. În acest fel, pe lângă îmbunătățirea condițiilor de angrenare, se elimină pericolul subtăierii. La roată, mărirea unghiului conului generator determină deplasări de profil negative, compensatoare.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

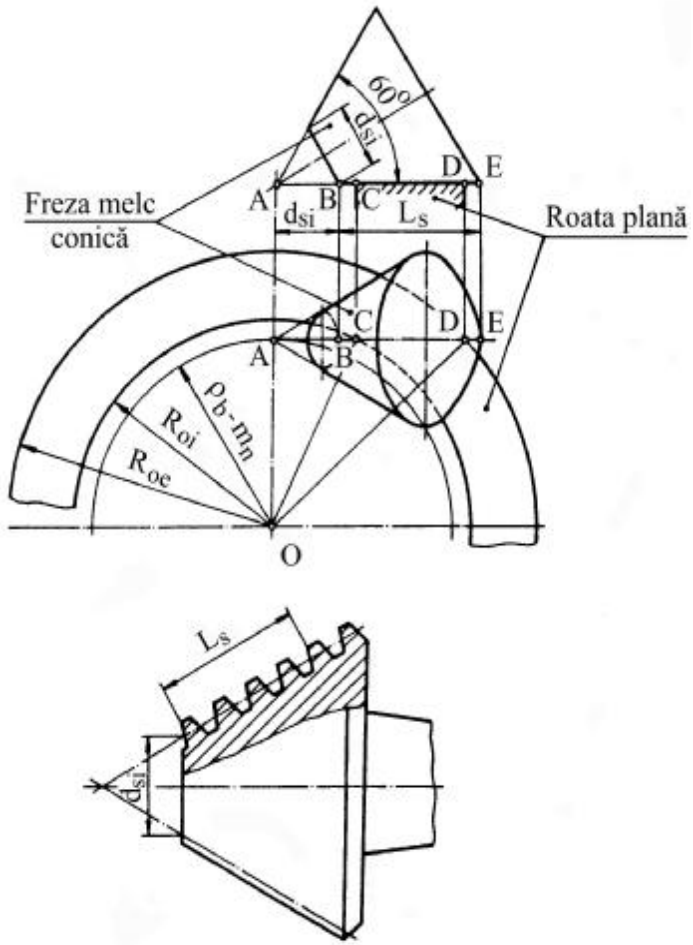


Fig.1.55

Precizări privind elementele geometrice ale angrenajelor conice ortogonale cu dantură curbă. La angrenajele conice cu dantură curbă, se recomandă ca numărul de dinți ai pinionului să fie z_1 = 10…26, pentru materiale cu duritatea mai mică de 350 HB şi z_1 = 6…17, pentru materiale cu duritatea mai mare de 350 HB. Dacă nu există criterii speciale prin care acest număr de dinți să fie impus, se dă preferință numărului minim de dinți la care nu apare subtăierea. Acest număr de dinți este cu atât mai mic cu cât unghiurile β_m şi α_{nm} au valori mai mari.

Documentația tehnică a maşinilor de danturat oferă recomandări pentru alegerea coeficienților deplasărilor de profil, care asigură angrenajelor uzuri reduse pe flancuri şi rezistențe aproximativ egale la baza dinților pinionului şi roții. Valorile coeficienților deplasărilor de profil țin seama de faptul că angrenajele conice sunt angrenaje zero-deplasate (x_2=-x_1). Deplasările tangențiale de profil pot fi realizate doar la angrenajele conice cu dantură în arc de cerc.

Unghiul de înclinare de divizare median al danturii poate lua valori între 20^0 şi 45^0, uzuală fiind valoarea β_m= 35^0, pentru dantura în arc de cerc şi cea eloidă şi β_m= 40^0, pentru dantura paloidă. Cu cât acest unghi are o valoare mai mare, gradul de acoperire suplimentar creşte.

Principalele elemente geometrice ale roților conice cu dantură curbă au valori condiționate atât de procedeul de danturare cât şi de parametrii sculelor normalizate de tăiere a danturii. Ca urmare, modulii acestor danturi nu pot avea valori standardizate.

1.11. ANGRENAJE CU AXE ÎNCRUCIŞATE

Angrenajele cu axe încrucişate reprezintă, de fapt, angrenajele cu cel mai mare grad de generalitate. Prin particularizarea acestora, deci impunând anumite condiții geometrice, se obțin angrenajele uzual folosite, cilindrice cu axe paralele, melcate şi conice cu axe concurente sau cu axe încrucişate – hipoide.

Angrenajele cu axe încrucişate se caracterizează prin faptul că axele roților cilindrice cu dinți

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

înclinați, plasate în două plane paralele, formează un unghi Σ definit prin relația $\Sigma = \beta_1 + \beta_2$, unde β_1 și β_2 sunt unghiurile de înclinare ale dinților 1, respectiv 2.

În situația în care $\beta_1 = -\beta_2$, deci cele două roți dințate au unghiurile de înclinare ale dinților egale în modul, dar opuse ca direcție (una înclinată dreapta, cealalată stânga), deci $\Sigma = \beta_1 + \beta_2 = 0$, se obțin angrenajele cilindrice cu dantură înclinată cu axe paralele.

Atunci când unghiul de înclinare β_1 al dinților unei roți cu dantură înclinată are o valoare mare și $\Sigma = \beta_1 + \beta_2 = 90^0$, se obține angrenajul melcat (v. subcap. 1.11.3).

Dacă se acceptă premiza că angrenajul conic se obține dintr-un angrenaj cilindric cu axe paralele, la care axele se întâlnesc la infinit, atunci când punctul de intersecție al axelor roților se plasează la o distanță finită (v. subcap.1.10, fig. 1.38), dintr-un angrenaj cilindric cu axe încrucișate se obține un angrenaj conic cu axe încrucișate, cunoscut sub denumirea de angrenaj hipoid.

În fig. 1.56 sunt prezentate angrenajele cu roți cilindrice cu axe paralele (fig. 1.56, a), pentru care $\Sigma = 0$, cele melcate (fig. 1.56,c), pentru care $\Sigma = 90^0$ și cazurile particulare ale angrenajului cu axe încrucișate (fig.1.56, b), la care $0 < \Sigma < 90^o$. La aceste angrenaje, dacă înclinările dinților celor două roți sunt identice $\Sigma=\beta_1 + \beta_2$, se obține angrenajul din fig. 1.56, b_1, iar dacă sunt diferite $\Sigma = \beta_1 - \beta_2$, se obține angrenajul din fig.1.56, b_2.

1.11.1 Angrenaje cilindrice cu axe încrucișate

Aceste angrenaje sunt realizate din două roți cu dantură înclinată, cu direcția înclinării dinților identică, fapt pentru care se obține unghiul dintre axe $0 < \Sigma < 90^0$. Geometria fiecărei roți, în parte, este cea a unei roți cu dantură înclinată, prezentată în subcap. 1.6. Trebuie însă să se precizeze faptul că unghiurile de înclinare ale dinților sunt diferite $\beta_1 \neq \beta_2$, fapt ce conduce la necesitatea stabilirii elementelor geometrice ale fiecărei roți în parte, avându-se în vedere această particularitate. Astfel, pentru un modul normal m_n, același pentru cele două roți, modulele frontale sunt diferite:

$$m_{t1} = \frac{m_n}{\cos b_1}; \; m_{t2} = \frac{m_n}{\cos b_2}, \tag{1.112}$$

la fel ca și unghiurile de angrenare frontale

$$a_1 = arctg\left(\frac{tga_n}{\cos b_1}\right); \; a_2 = arctg\left(\frac{tga_n}{\cos b_2}\right). \tag{1.113}$$

În aceste condiții, diametrele de divizare a celor două roți vor fi:

$$d_1 = z_1 m_{t1} = \frac{z_1 m_n}{\cos b_1}, \; d_2 = z_2 m_{t2} = \frac{z_2 m_n}{\cos b_2}, \tag{1.114}$$

iar distanța dintre axe

$$a = \frac{1}{2}(d_1 + d_2) = \frac{m_n}{2}\left(\frac{z_1}{\cos b_1} + \frac{z_2}{\cos b_2}\right). \tag{1.115}$$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

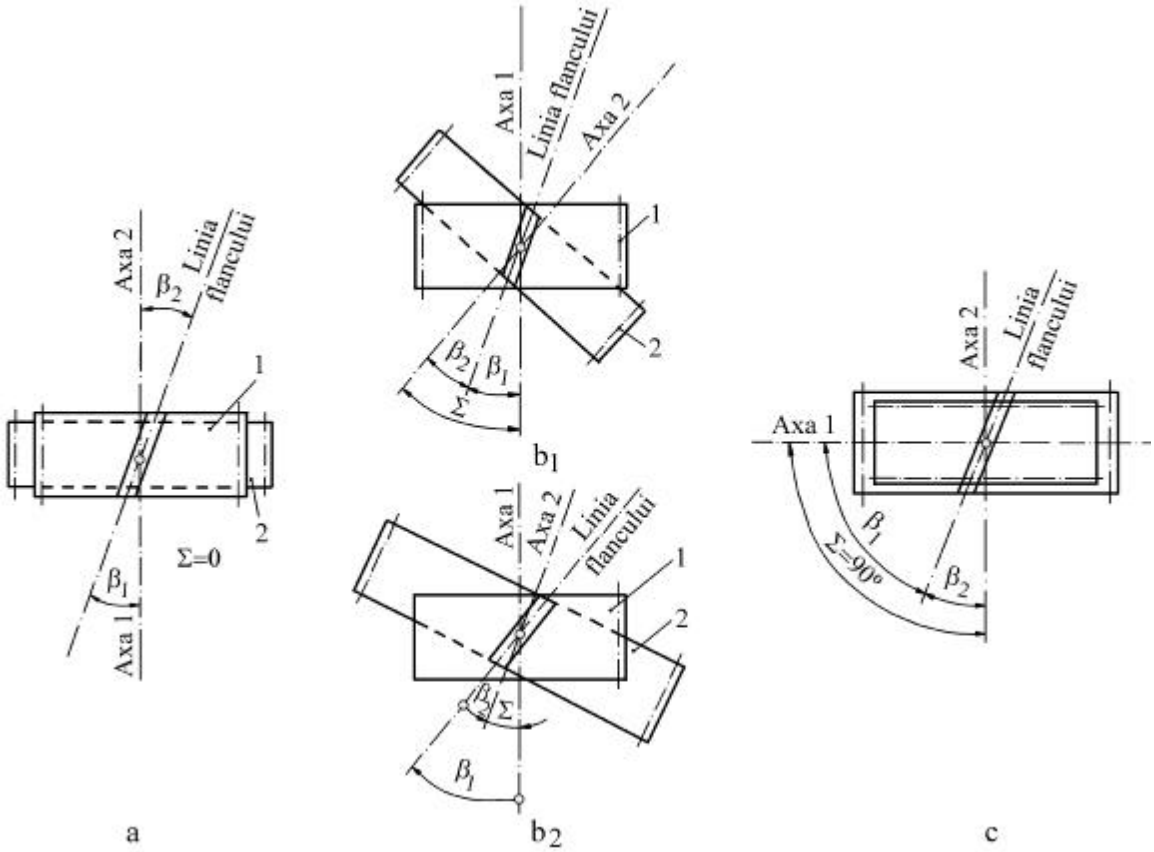


Fig.1.56

Raportul de angrenare al angrenajului, plecând de la relația de definire a acestuia, se va calcula cu relația

$$u = \frac{n_1}{n_2} = \frac{z_2}{z_1} = \frac{d_2}{d_1}\frac{\cos\beta_2}{\cos\beta_1} = \left(\frac{2a}{d_1} - 1\right)\frac{\cos\beta_2}{\cos\beta_1}.$$

Şi numerele de dinți ai roților echivalente (v. şi relația (1.34)) se vor calcula ținând seama de valorile diferite ale unghiurilor de înclinare β_1 şi β_2 ale dinților celor două roți ale angrenajului, cu relațiile:

$$z_{n1} = \frac{z_1}{\cos\beta_1 \cos^2\beta_{b1}},\ z_{n2} = \frac{z_2}{\cos\beta_2 \cos^2\beta_{b2}}, \qquad (1.116)$$

în care unghiurile β_{b1} şi β_{b2}, pentru un unghi de angrenare $\alpha_n = 20^0$, standardizat, vor fi stabilite plecând de la relațiile:

$$\sin\beta_{b1} = \sin\beta_1 \cos\alpha_n;\ \sin\beta_{b2} = \sin\beta_2 \cos\alpha_n. \qquad (1.117)$$

Acceptând o angrenare a roților 1 şi 2 cu o cremalieră (fig. 1.57, a), şi definind linia flancului cremalierei *F* (fig.1.57, b) la angrenarea acesteia cu roțile 1 şi 2, se definesc liniile de contact ale dinților celor două roți cu dinții cremalierei ca fiind B_1 şi B_2 (fig.1.57, c). Aceste două linii de contact se intersectează, pentru cele două roți în angrenare, în punctul *E* (v. fig.1.57, c), care este, de fapt, punctul de contact în care se va stabili tensiunea efectivă de contact.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

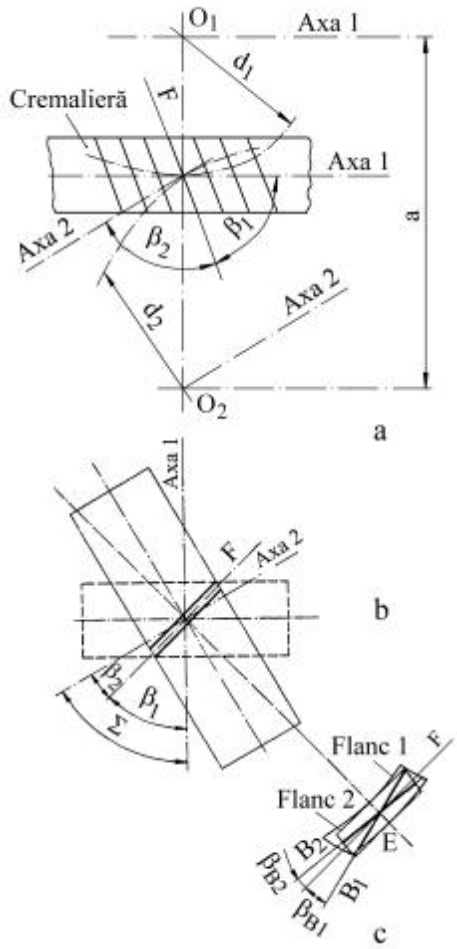


Fig.1.57

În situația în care $\Sigma = 0$, deci $\beta_1 = -\beta_2$, liniile B_1 şi B_2 coincid şi definesc linia de contact (v. subcap. 1.6.1).

Unghiurile de înclinare ale dreptelor B_1 şi B_2, față de linia flancului F al dinților cremalierei, se pot determina cu relațiile:

$$tg\beta_{B1} = tg\beta_1 \sin\alpha_n; \qquad tg\beta_{B2} = tg\beta_2 \sin\alpha_n. \tag{1.118}$$

Se precizează faptul că la deplasări axiale mici ale roților angrenarea nu este influențată negativ, schimbându-se doar poziția, pe flancuri, a punctului de intersecție E a dreptelor B_1 şi B_2.

Deoarece axele roților 1 şi 2 ale angrenajului cilindric încrucişat sunt dispuse sub un unghi $\Sigma \neq 0$, vitezele periferice ale celor două roți, în punctul de contact considerat a fi polul angrenării, la jumătatea lățimii roților, au direcții diferite. În această situație, între dinți apare o alunecare, definită prin viteza de alunecare v_{al} (fig.1.58). Relațiile de legătură între viteze sunt

$$v_{al} = \frac{v_1 \sin\Sigma}{\cos\beta_2} = \frac{v_2 \sin\Sigma}{\cos\beta_1}. \tag{1.119}$$

Mărimea acestei viteze este foarte importantă în ceea ce priveşte pierderile prin frecarea de alunecare. Se observă că la angrenajele cu axe paralele, pentru care $\Sigma = 0$, viteza de alunecare este $v_{al} = 0$.

În funcție de raportul de transmitere impus a fi realizat, în tabelul 1.5 sunt date recomandări pentru alegerea numărului de dinți z_1 şi z_2 ai roților angrenajului elicoidal. În finalul tabelului, când $z_1 \leq 4$, recomandările sunt ataşate angrenajelor melcate.

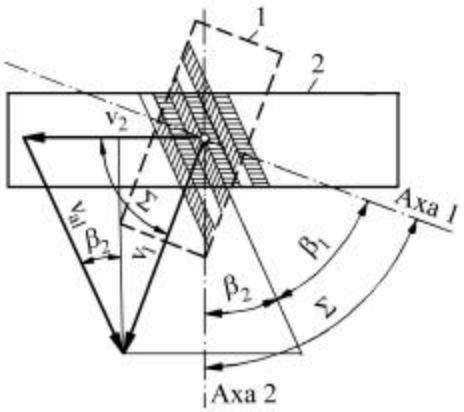


Fig.1.58

Tabelul 1.5

Recomandări pentru alegerea numerelor de dinți ai roților angrenajului elicoidal

$u = z_2/z_1$	1 ... 2	2 ... 3	3 ... 4	4 ... 6	6 ... 10	10 ... 22	22 ... 40	> 40
z_1	20 ... 12	16 ... 10	11 ... 7	8 ... 5	6 ... 3	4 ... 2	2 ... 1	1
z_2	12 ... 28	20 ... 34	21 ... 60, uzual 28 ... 40					i

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

1.11.2 Forțe în angrenajele cilindrice cu axe încrucişate

Dacă sarcina ce încarcă angrenajul este momentul de torsiune la arborele pinionului angrenajului T_1, forțele ce acționează în punctul de contact, componente ale forței normale F_n, sunt prezentate în fig.1.59 (v. şi fig.1.30 – forțe în angrenaje cilindrice cu dantură înclinată).

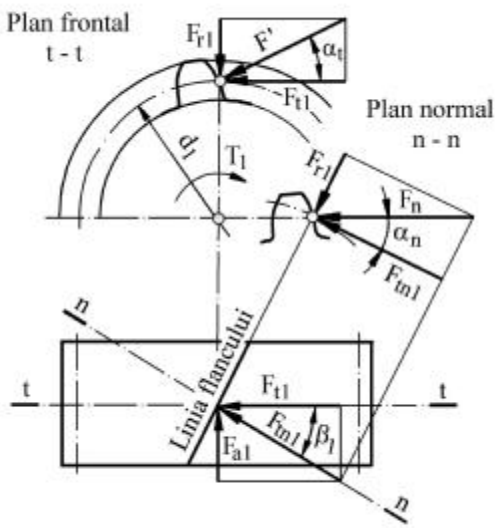


Fig.1.59

Forța tangențială F_{t1}, ca forță rezistentă pentru pinion, rezultă din ecuația de echilibru a momentelor

$$F_{t1} = \frac{2T_1}{d_1}. \tag{1.120}$$

Pentru că aceste angrenaje sunt caracterizate prin alunecări mari, datorită direcțiilor diferite ale vitezelor periferice ale roților angrenajului în punctul de contact, valorile forțelor, componente ale forței normale, sunt dependente şi de forțele de frecare. În acest sens, este prezentată schema forțelor în fig. 1.60, plasate într-un plan tangent la cilindrii de rostogolire ai celor două roți 1 şi 2 ale angrenajului, având corespondențe în fig. 1.59.

Astfel, apelând la fig.1.59 şi fig.1.60, se pot scrie relațiile de legătură pentru forțele atașate pinionului:

$$F_{t1} = \frac{F_{tn}}{\cos\varphi}\cos(\beta_1 - \varphi) = F_n \frac{\cos\alpha_n}{\cos\varphi}\cos(\beta_1 - \varphi); \tag{1.121}$$

$$F_{r1} = F_n \sin\alpha_n = F_{tn}\frac{\sin\alpha_n}{\cos\alpha_n} = F_{t1} tg\alpha_n \frac{\cos\varphi}{\cos(\beta_1 - \varphi)}; \tag{1.122}$$

$$F_{a1} = F_{tn}\frac{\sin(\beta_1 - \varphi)}{\cos\varphi} = F_n \frac{\cos\alpha_n}{\cos\varphi}\sin(\beta_1 - \varphi) = F_{t1} tg(\beta_1 - \varphi). \tag{1.123}$$

Pentru roata condusă 2, relațiile între componentele forței normale sunt:

$$F_{t2} = F_{tn}\frac{1}{\cos\varphi}\cos(\beta_2 + \varphi) = F_n \frac{\cos\alpha_n}{\cos\varphi}\cos(\beta_2 + \varphi) = F_{t1}\frac{\cos(\beta_2 + \varphi)}{\cos(\beta_1 - \varphi)}; \tag{1.124}$$

$$F_{r2} = F_n \sin\alpha_n = F_{t1} tg\alpha_n \frac{\cos\varphi}{\cos(\beta_1 - \varphi)}; \tag{1.125}$$

$$F_{a2} = F_{tn}\frac{1}{\cos\varphi}\sin(\beta_2 + \varphi) = F_n \frac{\cos\alpha_n}{\cos\varphi}\sin(\beta_2 + \varphi) = F_{t1}\frac{\sin(\beta_2 + \varphi)}{\cos(\beta_1 - \varphi)}. \tag{1.126}$$

Forța normală F_n, a cărei componente au fost prezentate anterior, se poate determina, în funcție de forțele tangențiale F_{t1} şi F_{t2}, stabilite în relațiile (1.121), respectiv (1.124)

$$F_n = F_{t1}\frac{\cos\varphi}{\cos\alpha_n}\frac{1}{\cos(\beta_1 - \varphi)} = F_{t2}\frac{\cos\varphi}{\cos\alpha_n}\frac{1}{\cos(\beta_2 + \varphi)}. \tag{1.127}$$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Forța normală F_n intră în relația de stabilire a tensiunii de contact, a cărei valoare trebuie limitată la valori admisibile. Pentru calcule simplificate, când nu se ține seama de frecare, în relațiile (1.121)… (1.127), se consideră $\varphi = 0$.

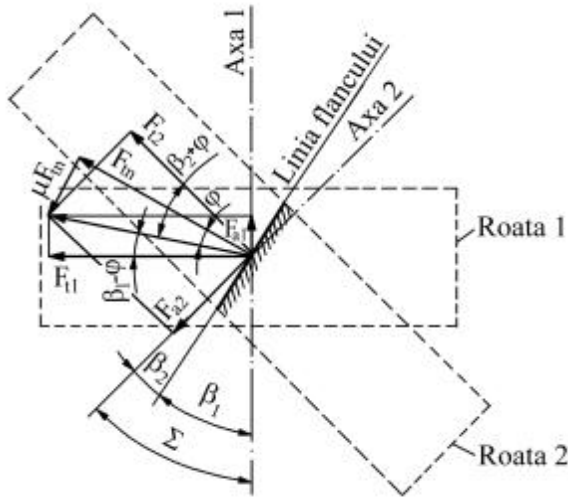


Fig.1.60

1.11.3 Angrenaje melcate

Angrenajele melcate sunt un caz particular al angrenajelor cu axe încrucişate, la care roțile nu mai sunt roți dințate cilindrice clasice (decât roata condusă la angrenajul cilindric încrucişat – fig. 1.61), iar unghiul dintre axele roților angrenajelor $\Sigma = 90^0$.

Aceste angrenaje au avantajul realizării unor rapoarte de transmitere mari, chiar într-o singură treaptă $6 < u < 100$, în cazul reductoarelor de turație şi până la $u < 1000$, în cazul transmisiilor cinematice, funcționează lin, fără zgomot, realizează autofrânarea – transmiterea se realizează doar de la roata conducătoare (melc) la roata melcată, în sens invers transmisia se blochează (de aceea se folosesc la maşini de ridicat, completând sau înlocuind acțiunea frânei).

Dintre dezavantajele acestor angrenaje, se pot menționa: randamentul este mai scăzut față de celelalte angrenaje, datorită frecărilor mari ce apar în timpul funcționării; folosirea de materiale antifricțiune (pentru micşorarea frecărilor), deficitare şi mai scumpe decât oțelurile folosite la roțile dințate cilindrice şi conice; tehnologia de execuție şi montaj este mai complicată decât la celelalte tipuri de angrenaje.

1.11.3.1 Particularități geometrice ale angrenajelor melcate

După cum s-a prezentat în subcap. 1.11.1, roțile unui angrenaj cu axe încrucişate sunt roți dințate cu dantură înclinată, sensul înclinării fiind identic, deci $\Sigma \neq 0$. La angrenajele melcate, pentru a se obține un unghi între axe $\Sigma = 90^o$, este necesar ca înclinarea dinților unei roți (melcul) să fie foarte mare, iar complementarul să fie atribuit roții melcate.

În funcție de forma melcului şi a roții melcate există, practic, următoarlee tipuri de angrenaje melcate (fig.1.61):

- **angrenajul cilindric încrucişat** (fig.1.61, a), la care melcul şi roata melcată au formă cilindrică; capacitatea portantă a acestui angrenaj este redusă, datorită contactului punctiform dintre dinți;
- **angrenajul melcat cilindric** (fig.1.61, b), la care roata are fromă globoidală (cuprinde melcul), iar melcul este cilindric;
- **angrenajul melcat globoidal** (fig.1.61, c), la care atât melcul cât şi roata melcată sunt globoidale; aceste angrenaje au cea mai mare capacitate portantă, dar şi cele mai mari pierderi prin frecare.

Întrucât angrenajele melcate cilindrice sunt cele mai utilizate, în continuare se va lua în considerare numai acest tip de angrenaj.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

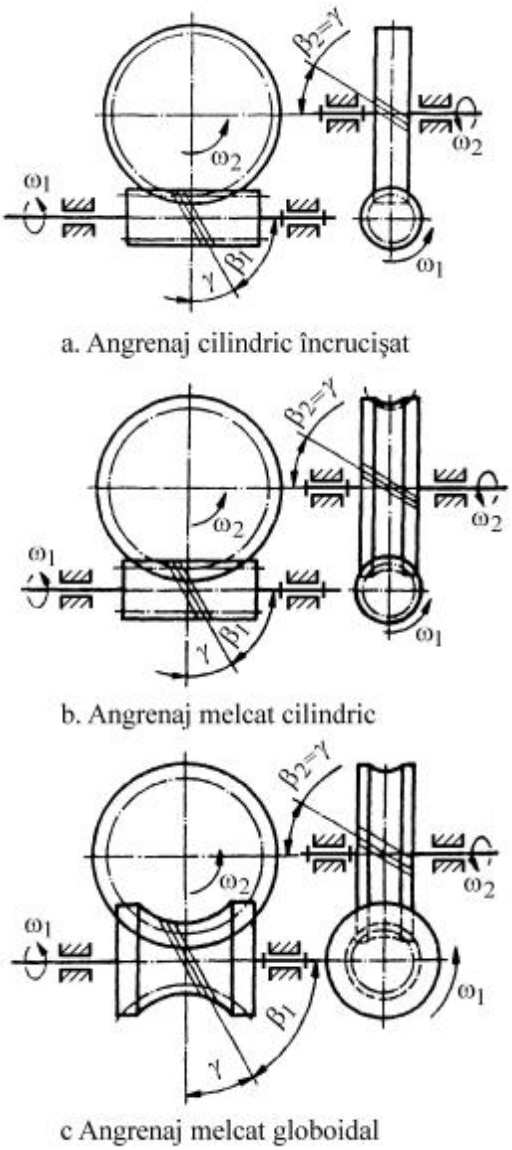


Fig.1.61

Melcul generator are forma şi dimensiunile identice cu cele ale melcului de referinţă, cu excepţia diametrului de cap, mărit în scopul obţinerii jocului la picior. La danturarea roţii melcate, tăişurile sculelor de danturat materializează melcul generator. În timpul danturării, roata melcată trebuie adusă în angrenare cu melcul generator în aceleaşi condiţii cinematico-geometrice (raport de angrenare, poziţie relativă între axe) ca şi cele din angrenajul melcat real. Roata melcată, astfel definită şi realizată, este conjugată melcului de referinţă cu care – fictiv – angrenează fără joc între flancuri.

Datorită formei toroidale a roţii melcate, danturile roţilor angrenajului melcat nu mai pot fi definite de o cremalieră de referinţă, ca la angrenajele cilindrice, particularitatea principală constând în aceea că melcul este elementul determinant, iar roata melcată este elementul determinat. Aceasta înseamnă că definirea geometriei şi realizarea practică a roţii melcate se poate efectua, de regulă, numai prin generare directă cu melcul respectiv. Pentru definirea danturilor melcate, standardul introduce noţiunile de: melc de referinţă, melc de funcţionare şi melc generator (fig.1.62).

Melcul de referinţă este melcul fictiv care seveşte pentru definirea geometrică a melcului şi a roţii melcate. Sunt standardizate şase tipuri de melci, dintre care cel mai utilizat este melcul arhimedic, care – în secţiune axială – are flancul dintelui rectiliniu.

Melcul de funcţionare este cel care formează, împreună cu roata melcată, angrenajul melcat şi care are forma şi dimensiunile identice cu cele ale melcului de referinţă, cu excepţia grosimii dintelui, micşorată în scopul obţinerii jocului dintre flancuri. Pentru o angrenare corectă, melcul de funcţionare trebuie adus în angrenare cu roata melcată la o distanţă dintre axe identică cu aceea folosită în timpul danturării roţii melcate.

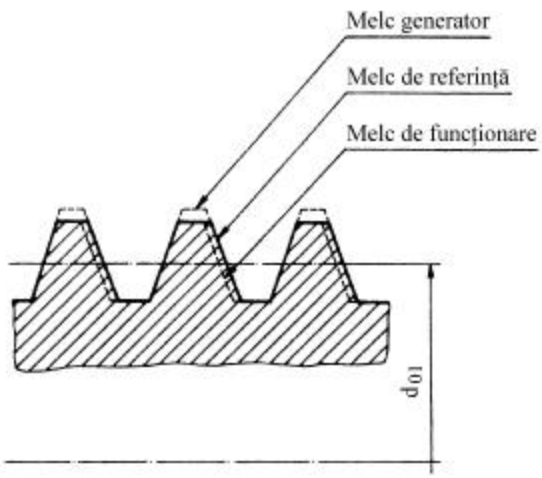


Fig.1.62

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Datorită faptului că fiecărei roți melcate îi corespunde un melc de funcționare şi un melc generator (materializat prin freza melc), se impun măsuri de raționalizare a mărimilor melcilor de referință. La proiectarea unui angrenaj melcat, se va porni de la frezele melc existente, în caz contrar fiind necesare scule (freze melc) nestandardizate.

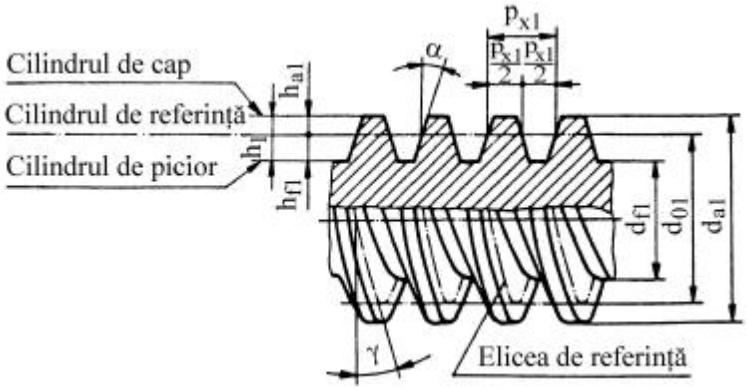


Fig.1.63

Parametrii definitorii ai melcilor de referință standardizați sunt stabiliți pe (sau față de) o suprafață cilindrică, denumnită *cilindru de referință* (fig. 1.63); pe acest cilindru, prin convenție, plinurile dinților sunt egale cu golurile dintre dinți.

Având în vedere că atât melcul cât şi roata melcată sunt roți dințate cu dantură înclinată, iar angrenajul melcat are axe încrucişate, pe lângă modulul normal m_n şi cel frontal m_t, apare şi modulul axial m_x, între aceştia existând relațiile:

$$m_{x1} = m_{t2}\,;\; m_{n1} = m_{n2} = m_n\,. \tag{1.128}$$

Modulul standardizat este $m_x = m_{x1} = m_{t2}$.

Pentru a stabili legătura între paşii, respectiv modulii danturii în plan normal, frontal şi axial, este necesar să se determine unghiul de pantă al elicei de referință a melcului γ. Conform fig.1.64,

$$\gamma = arctg\frac{p_{x1}z_1}{\pi d_{01}} = arctg\frac{\pi m_x z_1}{\pi q m_x} = arctg\frac{z_1}{q}\,, \tag{1.129}$$

unde: d_{01} este diametrul cilindrului de referință, $d_{01} = qm_x$, q fiind coeficientul diametral al melcului, standardizat, valorile acestuia fiind date în funcție de modulul axial m_x şi z_1 – numărul de dinți ai melcului, echivalent numărului de începuturi ale acestuia (v. şi tabelul 1.5).

Luând în considerare unghiul de pantă al elicei de referință γ, legătura între pasul axial p_x, pasul normal p_n şi pasul frontal p_t, respectiv între modulii m_x, m_n şi m_t, devine (v. şi fig.1.64):

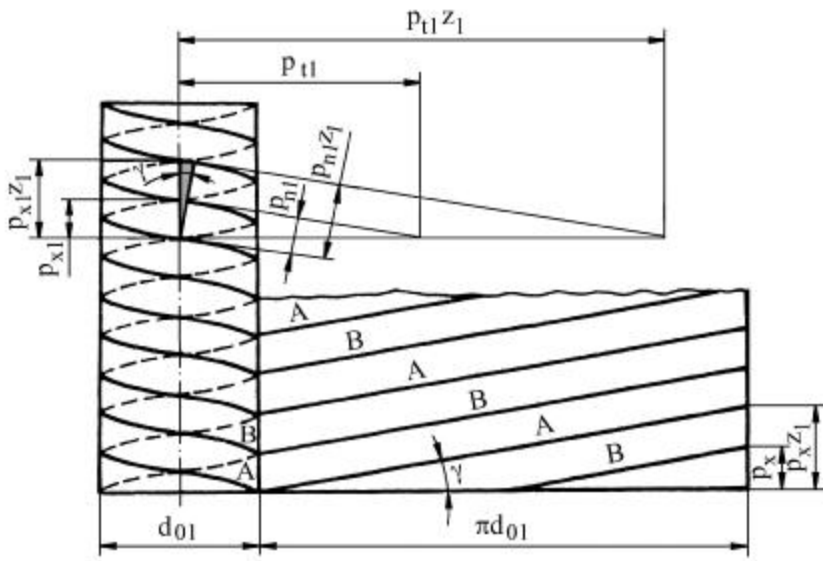


Fig.1.64

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$p_{n1} = p_{x1}\cos g\,;\;\; m_{n1} = m_n = m_x\cos g\,;$$
$$p_{t1} = p_{x1}ctgg\,;\;\; m_{t1} = m_x ctgg\,. \qquad (1.130)$$

La angrenajele melcate, deplasările de profil se efectuează din aceleaşi considerente ca şi la angrenajele cilindrice. Se realizează deplasări de profil numai la roata melcată, melcul păstrându-şi şi într-un angrenaj melcat deplasat aceleaşi dimensiuni ca într-un angrenaj nedeplasat (deoarece melcul are forma şi dimensiunile identice cu cele ale melcului generator – cu excepţia grosimii şi a diametrului de cap). Din acest motiv, angrenajele melcate se realizează numai ca angrenaje zero sau deplasate (calculul geometric – în secţiune frontală mediană – al roţii melcate se efectuează prin analogie cu calculul geometric al roţii dintr-un angrenaj roată-cremalieră).

Cel mai frecvent, deplasările de profil au ca scop obţinerea unei distanţe dintre axe impusă; se mai pot realiza deplasări de profil şi în scopul îmbunătăţirii condiţiilor de funcţionare. Valorile deplasărilor de profil trebuie astfel alese încât să se evite subtăierea sau ascuţirea dinţilor roţii melcate.

1.11.3.2. Particularităţi geometrice ale roţilor angrenajului melcat

Melcul, ca roată conducătoare într-un angrenaj melcat, prezintă particularităţi geometrice faţă de roţile dinţate cu dantură înclinată clasice, prin modul de generare a danturii.

În fig.1.65, se observă că prin mărirea unghiului de înclinare al dintelui unei roţi cu dantură înclinată (de la $\beta_1^{'} \rightarrow \beta_1^{''} \rightarrow \beta_1^{'''} \rightarrow \beta_1^{IV} \rightarrow \beta_{melc} = \beta_1$), se ajunge la situaţia în care, pentru un anumit diametru d, dintele să înfăşoare cilindrul definit de acest diametru. În acest mod se generează roata conducătoare a angrenajului melcat – *melcul*. Practic, melcul este un filet trapezoidal, cu unghiul de înclinare al spirei γ, având unul sau mai multe începuturi.

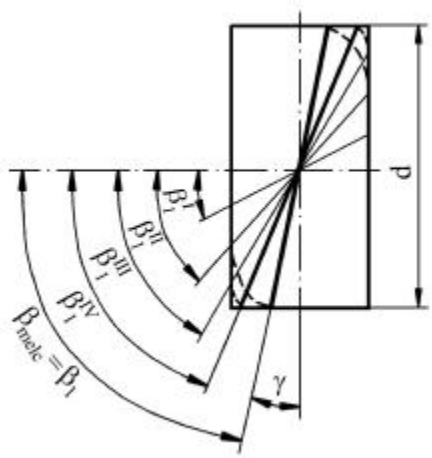


Fig.1.65

Pentru angrenajul melcat, numărul de începuturi ale filetului reprezintă numărul de dinţi ai roţii conducătoare (z_1 = 1, respectiv z_1 = 2…5). În aceste condiţii, melcul (ca roată conducătoare) nu va mai putea fi definit geometric ca o roată dinţată clasică, deoarece diametrul de divizare nu mai poate fi determinat cu relaţia $d_1 = m_t z_1$, ci este necesar a se nominaliza o altă relaţie de calcul pentru acest diametru. Astfel, se apelează la coeficientul diametral al melcului *q*, funcţie de care, apelându-se şi la modul, se poate determina diametrul de referinţă al melcului (v. şi fig.1.63)

$$d_{01} = qm_x\,, \qquad (1.131)$$

m_x fiind modulul axial (specific doar angrenajelor melcate v. şi fig.1.64).

Pentru a se obţine angrenajul melcat, la care $\Sigma = 90^0$, dinţii roţii melcate vor avea înclinarea $\beta_2 = \gamma$ (v. şi fig. 1.65).

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

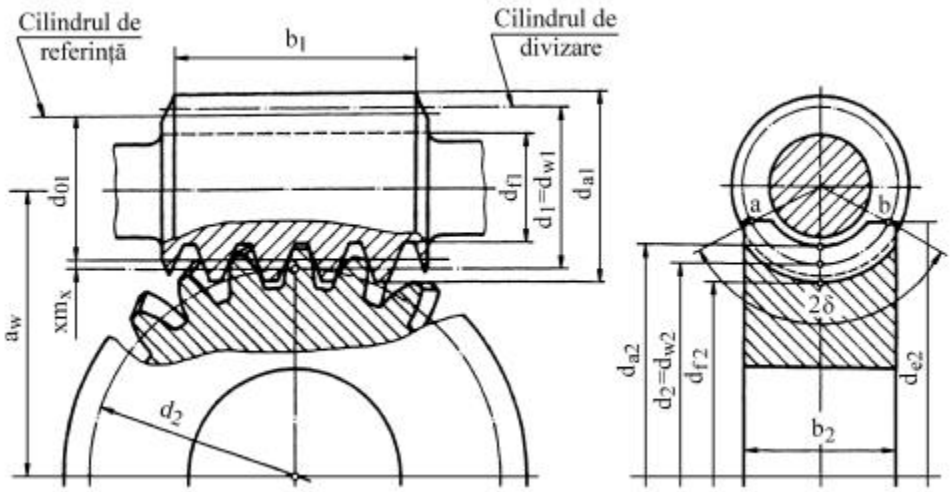


Fig.1.66

Elementele geometrice ale roții melcate se stabilesc într-o secțiune frontală mediană. Dacă se secționează roata melcată cu plane frontale, spre marginea roții se obțin roți dințate la care diametrele de divizare (rostogolire) sunt mai mari decât cele obținute în secțiune mediană. De fapt, acestea sunt roți deplasate pozitiv față de roata din secțiune mediană. Caracteristic acestor roți deplasate pozitiv este faptul că grosimea dintelui pe cercul de cap se micşorează față de roata zero. De aceea este foarte importantă valoarea unghiului 2δ (fig. 1.66), de mărimea căruia depinde grosimea dintelui roții pe cercul de cap, în zona marginală a roții. Deci grosimea dintelui pe cercul de cap S_a (v. tabelul 1.1) scade din secținea mediană spre marginile roții. Pentru realizarea unei roți melcate corespunzătoare funcțional, este necesar ca grosimea dintelui să respecte condițiile impuse (v. subcap. 1.4) mărimii acestui element geometric în zona marginală a roții melcate.

Principalele elemente geometrice ale melcului, roții melcate – corespunzătoare secțiunii frontale mediane – şi angrenajului melcat sunt prezentate în fig.1.66, relațiile de calcul şi recomandările privind alegerea unora dintre aceste elemente fiind date în tabelul 1.6.

Tabelul 1.6

Elemente geometrice ale roților şi angrenajului melcat

Nr. crt.	**Denumirea elementului geometric**	**Simbol şi unitatea de măsură**	**Relații de calcul. Recomandări**
0	1	2	3
1	Elementele melcului de referință, în secțiune axială	α, grade h^*_a; c^*	$\alpha = 20^0$; $h^*_a = 1$; $c^* = 0{,}25$
2	Numărul de începuturi ale melcului şi numărul de dinți ai roții melcate	z_1 z_2	z_1 se alege în funcție de raportul de angrenare u (v. şi tabelul 1.5) $z_2 = z_1 u$
3	Coeficientul diametral al melcului	q	Se alege din standarde

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Tabelul 1.6 (continuare)

0	1	2	3
4	Unghiul de pantă al elicei de referință	γ, grade	$\gamma = arctg\frac{z_1}{q}$
5	Distanța dintre axe	a_w, mm	Rezultă din calculul de rezistență la solicitarea de contact
6	Modulul axial	m_x, mm	$m_x = 2a_w/(q+z_2)$ Se rotunjeşte la cea mai apropiată valoare standardizată
7	Coeficientul deplasării de profil al roții melcate	x	$x = \frac{a_w}{m_x} - \frac{q+z_2}{2}$ $x \in$ (- 0,5; 1) Dacă nu se încadrează în domeniul recomandat, se modifică z_2 şi se recalculează u
8	Diametrul de referință al melcului	d_{01}, mm	$d_{01} = qm_x$
9	Diametrele cercurilor de divizare	d_1; d_2, mm	$d_1 = m_x(q+2x)$ $d_2 = m_x z_2$
10	Diametrele cercurilor de cap	d_{a1}; d_{a2}, mm	$d_{a1} = m_x(q+2h_a^*)$ $d_{a2} = m_x(z_2+2h_a^*+2x)$
11	Diametrele cercurilor de picior	d_{f1}; d_{f2}, mm	$d_{f1} = m_x(q-2h_a^*-2c^*)$ $d_{f2} = m_x(z_2-2h_a^*-2c^*+2x)$
12	Diametrul exterior al roții melcate	d_{e2}, mm	Se alege în funcție de numărul de începuturi z_1 ale melcului
13	Lățimea roții melcate	b_2, mm	$b_2 = 0{,}75d_{a1}$
14	Lungimea melcului	b_1, mm	Se alege în funcție de numărul de începuturi z_1 ale melcului şi de coeficientul deplasării de profil x
15	Gradul de acoperire al angrenajului	ε_α	$\varepsilon_\alpha = \frac{\sqrt{d_{a2}^2 - d_2^2\cos^2\alpha} - d_2\sin\alpha + \frac{2m_x h_a^*}{\sin\alpha}}{2\pi m_x\cos\alpha}$
16	Elemente de control, abateri şi toleranțe tehnologice	-	Conform standardelor

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Angrenajele melcate sunt caracterizate şi de existenţa unor alunecări relative mari între dinţi, ca urmare a direcţiei diferite a vitezelor periferice ale melcului v_1 şi roţii melcate v_2, în punctul de contact (fig.1.67).

Examinând mişcarea dintre cele două flancuri în contact, valoarea vitezei relative v_{12} se determină cu relaţia

$$v_{12} = v_1 / \cos\gamma, \qquad (1.132)$$

în care viteza periferică a melcului este

$$v_1 = \frac{\pi d_1 n_1}{60 \cdot 1000} \text{ [m/s]}. \qquad (1.133)$$

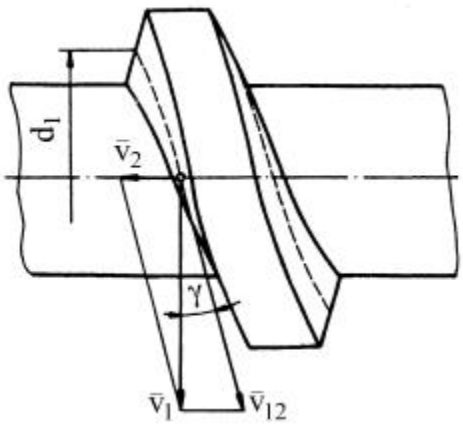


Fig.1.67

1.11.3.3. Calculul de rezistenţă al angrenajelor melcate cilindrice

Calculul de rezistenţă al angrenajelor melcate se efectuează prin analogie cu cel al angrenajelor cilindrice cu dantură înclinată, luând în considerare particularităţile geometrico-cinematice ale acestor angrenaje.

Calculul la solicitarea de contact. Valorile tensiunilor maxime de contact dintre dinţii melcului şi ai roţii melcate se calculează pe baza relaţiilor lui *Hertz* (1.2), apelând la aceleaşi ipoteze simplificatoare ca şi în cazul angrenajului cilindric cu dantură înclinată şi ţinând seama de particularităţile acestui angrenaj.

Pentru stabilirea relaţiilor de verificare sau de dimensionare a angrenajelor melcate cilindrice la contact, este necesară particularizarea, pentru acest tip de angrenaj, a mărimilor din relaţia (1.2).

Forţa normală corectată F_{nc}, care încarcă dinţii angrenajului, se exprimă prin analogie cu cea de la angrenajele cilindrice cu dantură înclinată (v. şi relaţia (1.52), unde $\beta_2 = \gamma$)

$$F_{nc} = \frac{F_{t2}}{\cos\gamma \cos\alpha_n} K_A K_V K_{H\beta} = \frac{F_{t2}}{\cos\gamma_b \cos\alpha_t} K_A K_V K_{H\beta}, \qquad (1.134)$$

factorii de corecţie având aceleaşi semnificaţii cu cele prezentate la calculul angrenajelor cilindrice (factorul $K_{H\alpha}$ se consideră egal cu unitatea).

Curbura redusă $1/\rho$ este determinată numai de mărimea razei de curbură a flancului dintelui roţii melcate, flancul dintelui melcului, în secţiune axială – în cazul melcului arhimedic, frecvent utilizat în tehnică – fiind rectiliniu (fig.1.68), are raza de curbură ρ_{t1} infinită. Raza de curbură a flancului dintelui roţii melcate, în plan frontal (v. fig.1.68) este

$$\rho_{t2} = \frac{d_2}{2} \sin\alpha_t,$$

iar în plan normal, ţinând seama de înclinarea dintelui pe cilindrul de bază cu unghiul γ_b, este (v. şi relaţia 1.27)

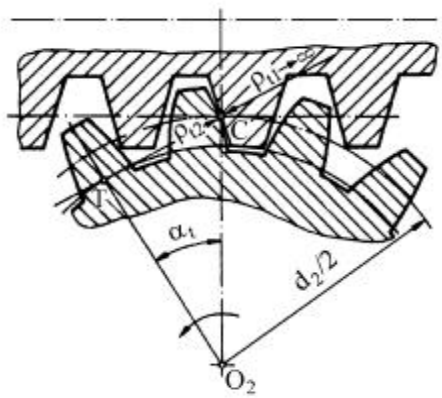


Fig.1.68

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$\rho_{n2} = \frac{\rho_{t2}}{\cos\gamma_b} = \frac{d_2}{2}\sin\alpha_t \frac{1}{\cos\gamma_b},$$

rezultând curbura redusă

$$\frac{1}{\rho} = \frac{1}{\rho_{n2}} = \frac{2\cos\gamma_b}{d_2 \sin\alpha_t}. \tag{1.135}$$

Lungimea liniilor de contact l_k, dinte dinții melcului şi ai roții melcate, ținând seama că roata melcată are dinți înclinați şi că aceasta cuprinde melcul sub un unghi 2δ (v. fig.1.66), se calculează cu relația

$$l_k = \frac{ab}{\cos\gamma_b} 0,75\varepsilon_\alpha, \tag{1.136}$$

în care coeficientul 0,75 ia în considerare efectul impreciziilor de execuție asupra lungimii totale a liniilor de contact dintre dinți. Relația (1.136) poate fi pusă şi sub forma

$$l_k = \frac{\pi d_1}{\cos\gamma_b} \frac{2\delta}{360^o} 0,75\varepsilon_\alpha,$$

iar pentru valori uzuale ale unghiului la centru sub care melcul este cuprins de roată ($2\delta = 100^0$) şi ale gradului de acoperire (ε_α = 1,8…2,1), devine

$$l_k \approx 1,2 \frac{d_1}{\cos\gamma_b}. \tag{1.137}$$

Înlocuind relațiile (1.134), (1.135) şi (1.137) în relația lui *Hertz* (1.2), rezultă

$$\sigma_H = Z_E \sqrt{\frac{F_{t2}}{\cos\gamma_b \cos\alpha_t} K_A K_V K_{H\beta} \frac{\cos\gamma_b}{1,2 d_1} \frac{2\cos\gamma_b}{d_2 \sin\alpha_t}}, \tag{1.138}$$

iar dacă se notează

$$Z_H = \sqrt{\frac{2\cos\gamma_b}{\sin\alpha_t \cos\alpha_t}}$$ - factorul zonei de contact, rezultă

$$\sigma_H = Z_E Z_H \sqrt{\frac{F_{t2}}{1,2 d_1 d_2} K_A K_V K_{H\beta}}. \tag{1.139}$$

Având în vedere că

$$F_{t2} = \frac{2T_2}{d_2};\ d_1 = m_x(q+2x) = \frac{2a_w}{q+z_2+2x}(q+2x);$$
$$d_2 = m_x z_2 = \frac{2a_w}{q+z_2+2x} z_2, \tag{1.140}$$

unde x este coeficientul deplasării radiale de profil ($x = x_2$), rezultă relația de verificare a angrenajului melcat la solicitarea de contact

$$\sigma_H = 0,45 Z_E Z_H \sqrt{T_2 \left(\frac{1 + \frac{q+2x}{z_2}}{a_w} \right)^3 \frac{z_2}{q+2x} K_A K_V K_{H\beta}} \le \sigma_{HP2}. \tag{1.141}$$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Prin explicitarea lui a_w din relația de verificare, se obține relația de dimensionare a angrenajului melcat

$$a_w = 0{,}6\left(1+\frac{q+2x}{z_2}\right)\sqrt[3]{T_2\left(\frac{Z_E Z_H}{\sigma_{HP2}}\right)^2 \frac{z_2}{q+2x} K_A K_V K_{H\beta}}\,, \tag{1.142}$$

care, pentru x=0, devine

$$a_w = 0{,}6\left(1+\frac{q}{z_2}\right)\sqrt[3]{T_2\left(\frac{Z_E Z_H}{\sigma_{HP2}}\right)^2 \frac{z_2}{q} K_A K_V K_{H\beta}}\,. \tag{1.143}$$

Calculul la solicitarea de încovoiere. Calculul tensiunii maxime de încovoiere se efectuează pentru dintele roții melcate, materialul acesteia având proprietăți mecanice inferioare celui utilizat la realizarea melcului.

Pornind de la relația (1.22), stabilită pentru roțile cilindrice cu dantură dreaptă, şi adaptând-o pentru roțile cilindrice cu dantură înclinată, se obține

$$\sigma_F = \frac{F_t}{bm_n} K_A K_V K_{F\beta} K_{F\alpha} Y_\varepsilon Y_\beta Y_{Fa} Y_{Sa} \le \sigma_{FP}\,, \tag{1.144}$$

în care: m_n reprezintă modulul normal al danturii (m_n îl înlocuieşte pe m în relația (1.22), întrucât calculul se efectuează pentru roțile angrenajului echivalent); Y_β - factorul înclinării dinților pentru solicitarea de încovoiere.

Întrucât în cazul angrenajului melcat $b = l_k$, $m_n = m_x \cos\gamma$, iar factorii $K_{F\alpha}$, Y_ε şi Y_{Sa2} se consideră egali cu unitatea, relația (1.144), particularizată pentru dintele roții melcate, devine

$$\sigma_{F2} = \frac{F_{t2}}{l_K m_x \cos\gamma} K_A K_V K_{F\beta} Y_\beta Y_{Fa2} \le \sigma_{FP2}\,. \tag{1.145}$$

Ținând seama de relațiile (1.137) şi (1.140) şi considerând $\cos\gamma \approx \cos\gamma_b$, relația (1.145) devine

$$\sigma_{F2} = \frac{1{,}6 T_2 K_A K_V K_{F\beta} Y_\beta Y_{Fa2}}{d_1 d_2 m_x} \le \sigma_{FP2}\,. \tag{1.146}$$

1.11.3.4. Calculul termic

Ca rezultat al existenței forțelor de frecare dintre dinții roții melcate şi dinții melcului, se dezvoltă – în timpul funcționării angrenajului melcat – o importantă cantitate de căldură, care are ca efect modificarea temperaturii elementelor transmisiei şi a lubrifiantului. Modificarea temperaturii lubrifiantului determină modificarea vâscozității acestuia şi implicit favorizează apariția gripajului.

Calculul termic al angrenajelor melcate urmăreşte stabilirea unei relații de determinare a temperaturii maxime de încălzire a lubrifiantului, în timpul funcționării angrenajului în regim staționar, cu scopul limitării acestei temperaturi la valori care să nu determine scăderea capacității de ungere a lubrifiantului.

Cantitatea de căldură care se degajă în unitatea de timp, considerând că pierderile de energie în funcționarea angrenajului melcat se transformă integral în căldură, poate fi calculată cu relația

$$Q_1 = (1-\eta) P_1 \cdot 10^3 \ \text{[W]}, \tag{1.147}$$

în care P_1 [kW] reprezintă puterea transmisă, considerată la arborele melcului, iar η reprezintă randamentul angrenajului melcat (η = 0,65…0,8 – pentru z_1 = 1; η = 0,83… 0,87 – pentru z_1 = 2

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

sau 3; η = 0,89…0,91 – pentru z_1 = 4).

Cantitatea de căldură evacuată, în unitatea de timp, prin suprafața carcasei, se calculează cu relația

$$Q_2 = k_t(t - t_0)S(1+\Psi), \tag{1.148}$$

în care: k_t reprezintă coeficeintul de transmitere a căldurii (k_t = 8…10 W/m^2 grad – pentru o circulație slabă a aerului şi k_t = 14...18 W/m^2 grad – pentru o bună circulație a aerului); S [m^2] – suprafața liberă de răcire a carcasei transmisiei, în care se include şi 50% din suprafața nervurilor; Ψ - coeficient care ține seama de cantitatea de căldură evacuată prin suprafața de sprijin a carcasei (Ψ < 0,3); t, t_0 – temperatura uleiului, respectiv a mediului ambiant.

Considerând funcționarea în regim staționar, din ecuația bilanțului termic ($Q_1 = Q_2$), rezultă relația de verificare

$$t = \frac{(1-\eta)P_1 \cdot 10^3}{k_t(1+\Psi)S} + t_0 \le t_{a\max} = 60...70^o\,\text{C}. \tag{1.149}$$

Pentru transmisiile la care $t > t_{a\ \max}$, se poate prevedea răcirea angrenajului cu ajutorul unui ventilator – montat pe arborele melcului – caz în care k_t = 20…26 W/m^2 grad, sau răcirea uleiului cu ajutorul unei serpentine – prin care circulă apă de răcire, cu v < 1 m/s – caz în care se va considera k_t = 93…210 W/m^2 grad.

1.11.3.5. Forțe în angrenajele melcate

Ca şi la celelalte tipuri de angrenaje, pentru stabilirea forțelor F_t, F_r, F_a, plasate în două plane perpendiculare – orizontal şi vertical – se pleacă de la forța normală de interacțiune dintre dinții melcului şi cei ai roții melcate F_n, aplicată în polul angrenării C. Polul C este definit de punctul de intersecție a normalei comune la cele două axe şi cilindrul de divizare al melcului (fig. 1.69). Inițial, forța normală se descompune în două componente: $F_1^{'}$ – tangentă la cilindrul de divizare al melcului şi normală pe direcția spirei acestuia şi F_{r1} – forța radială, normală pe axa de rotație a melcului (v. fig. 1.69, c).

Datorită alunecării mari dintre dintele melcului şi cel conjugat al roții melcate, se impune luarea în considerare a forței de frecare μF_n, care acționează de-a lungul dinților şi este cuprinsă în acelaşi plan cu forța $F_1^{'}$ – plan tangent la cilindrul de divizare al melcului. Rezultanta $F_1^{'}$, a forțelor $F_1^{'}$ şi μF_n, se descompune, în acelaşi plan, după două direcții, caracteristice roților dințate, obținându-se forța tangențială F_{t1} şi forța axială F_{a1} (v. fig.1.69).

Forțele tangențiale, care acționează asupra melcului F_{t1}, respectiv asupra roții melcate F_{t2}, se determină cu relațiile:

$$F_{t1} = \frac{2T_1}{d_1};\ F_{t2} = \frac{2T_2}{d_2}, \tag{1.150}$$

în care: $T_2 = T_1 u\eta$, η reprezentând randamentul angrenajului melcat, iar u raportul de angrenare.

Din fig. 1.69, c, rezultă

$$F_{r1} = F_1^{'} tg\alpha_n = F_1^{''}\cos\varphi' tg\alpha_n \frac{F_{a1}}{\cos(\varphi'+\gamma)}\cos\varphi' tg\alpha_n = F_{t2}\frac{\cos\varphi' tg\alpha_n}{\cos(\varphi'+\gamma)}, \tag{1.151}$$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

unde: γ este unghiul elicei spirei melcului (γ = arctg(z_1/q); z_1 – numărul de începututri ale melcului; q – coeficientul diametral al melcului); φ' – unghiul redus de frecare (φ' = arctg($\mu/\cos\alpha_n$); α_n – unghiul de presiune normal de divizare (α_n = arctg(tg$\alpha\cos\gamma$)).

Din fig.1.69, a şi b, rezultă următoarele relații între forțele care acționează asupra melcului şi asupra roții melcate: $|F_{t2}| = |F_{a1}|$; $|F_{a2}| = |F_{t1}|$; $|F_{r2}| = |F_{r1}|$.

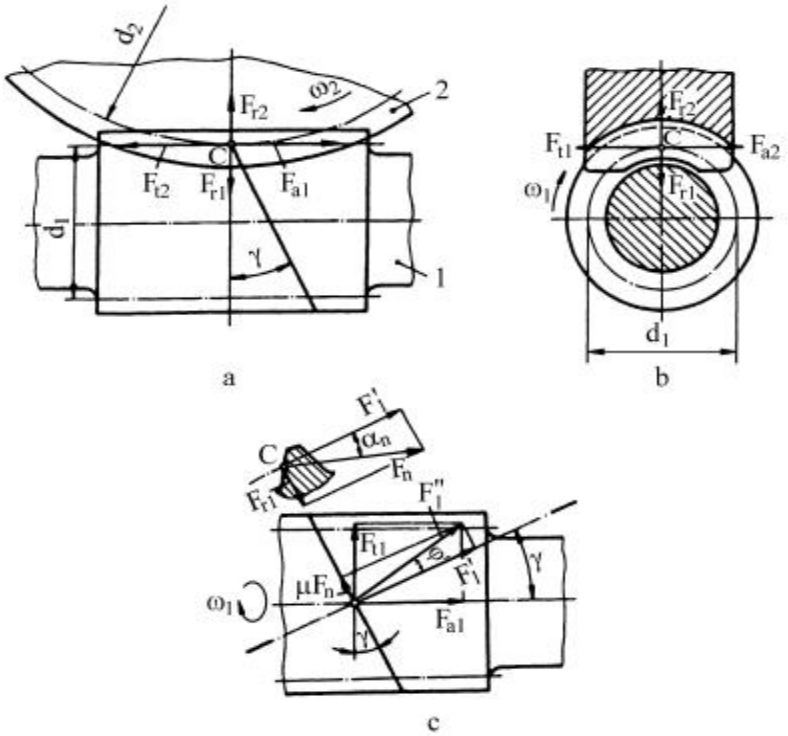


Fig.1.69

Deoarece unghiul de frecare redus are valori mici ($\varphi' < 3^o$), uneori se poate neglija influența frecării, rezultând

$$F_{r1} = F_{t2}\frac{tg\alpha_n}{\cos\gamma} = F_{t2}tg\alpha\,. \qquad (1.152)$$

Regula semnelor

- Sensul forței tangențiale la melc şi sensurile forțelor radiale se determină la fel ca la angrenajele cilindrice.
- Sensul forței tangențiale la roata melcată depinde de sensul de rotație al melcului şi de sensul înclinării spirei acestuia; în fig.1.70 sunt prezentate toate situațiile posibile.
- Forțele axiale au totdeauna sens contrar forțelor tangențiale de la roțile conjugate.

1.11.4. Angrenaje hipoide

Angrenajele hipoide sunt angrenaje conice cu axe încrucişate şi fac parte din categoria angrenajelor hiperboloidale.

Roțile angrenajelor hipoide sunt roți conice cu dantură înclinată sau curbă (în arc de cerc, eloidă sau paloidă); luate individual, pinionul şi roata au elemenetele geometrice caracteristice acestor danturi (v. subcap. 1.10.2).

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

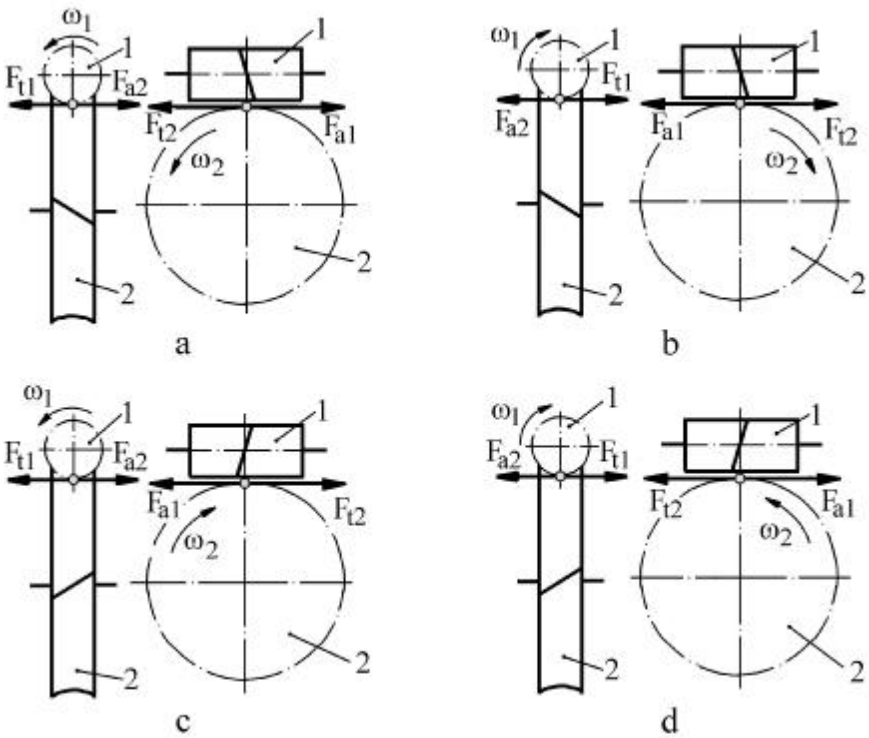


Fig.1.70

În fig.1.71, b este prezentat (schematic) un angrenaj conic cu axe concurente la care vârfurile conurilor roților angrenajului O_1 şi O_2 se suprapun, definind centrul comun al vârfurilor conurilor *O*.

La angrenajele hipoide, axa pinionului conic poate fi plasată sub axa roții (fig.1.71, a) sau deasupra axei roții (fig.1.71, c), definindu-se o distanță *a* între axele celor două roți. Datorită acestui fapt, între roțile angrenajului conic concurent şi cele ale angrenajului hipoid există şi asemănări privind geometria, cinematica şi rezistența la solicitarea de contact şi încovoiere, dar şi deosebiri (se definesc astfel particularitățile roților şi angrenajului hipoid).

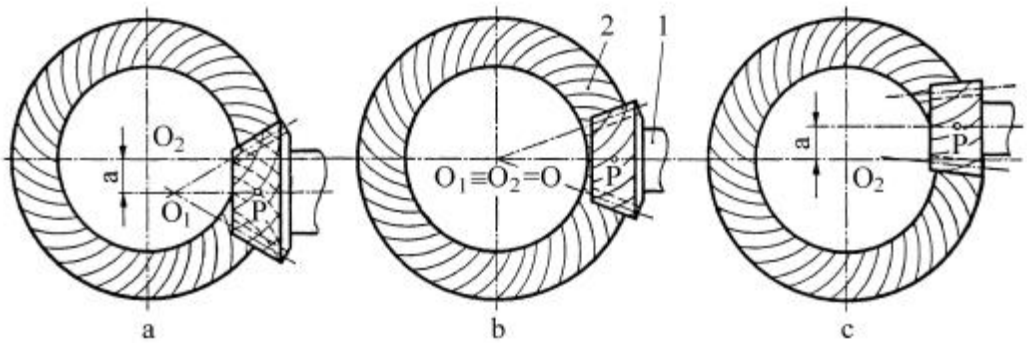


Fig.1.71

1.11.4.1. Particularități geometrice şi cinematice ale angrenajelor hipoide

La calculul geometric al angrenajelor hipoide, contactul dintre dinții pinionului şi cei ai roții se consideră într-un punct *P* situat pe cercul de divizare (rostogolire) median al roții. Dacă la

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

angrenajele conice concurente în acest punct unghiul de înclinare al dinților este $\beta_{m1} = \beta_{m2} = \beta_m$, pentru roțile angrenajului hipoid valorile acestor unghiuri sunt diferite, şi anume $\beta_{m1} > \beta_{m2}$ când axa pinionului este sub axa roții (fig. 1.71, a) şi $\beta_{m1} < \beta_{m2}$ când axa pinionului este deasupra axei roții (fig. 1.71, c). Practic, se preferă situația prezentată în fig. 1.71, a, deoarece pentru acelaşi modul normal pentru cele două roți (situație ce face posibilă angrenarea), modulul frontal al pinionului este mai mare decât al roții

$$m_{tm1,2} = \frac{m_{nm}}{\cos\beta_{m1,2}}; \qquad (1.153)$$

în acest fel creşte diametrul de divizare, deci se obține o construcție mai rigidă, comparativ cu angrenajul conic concurent, respectiv cu angrenajul hipoid din fig. 1.71, c la care $\beta_{m1} < \beta_{m2}$.

Angrenajele hipoide sunt utilizate, de regulă, în transmisia centrală a automobilelor. Pentru soluția din fig. 1.71, a, se obține o mărire a spațiului interior la autoturisme şi o capacitate de încărcare sporită a transmisiei centrale, iar pentru soluția din fig. 1.71, c, se obține o mărire a capacității de trecere a autoturismului, deci o capacitate de încărcare sensibil mai redusă.

Ca şi la angrenajele conice cu axe concurente, pentru cazul particular când $\delta_1 = 90^0$, conul de rostogolire al pinionului devine un disc (roată plană), perpendicular pe axa pinionului şi cu centrul în vârful conului acestuia (O_1 – v. fig. 1.71). Roata conică cu vârful conului de rostogolire în O_2, diferit de O_1, poate angrena cu acest disc (roată plană – v. şi subcap. 1.10.1). Roata plană (discul) definită mai sus poate angrena şi cu pinionul 1, analog angrenajelor conice concurente. Rezultă, deci, că flancurile dinților roților angrenajului hipoid pot fi generate, la fel ca la angrenajele conice concurente, prin angrenarea acestor roți cu o roată plană (de generare), descrisă de tăişurile sculelor (cuțitelor) de danturat. Contactul flancurilor dinților acestor roți este liniar, dar are loc o alunecare relativă de-a lungul acestor flancuri.

La nivelul cercurilor de divizare mediane ale roților definite prin diametrul d_{m1}, respectiv d_{m2}, dacă vitezele unghiulare corespunzătoare sunt ω_1, respectiv ω_2, vitezele periferice sunt:

$$v_1 = \frac{d_{m1}\omega_1}{2}; \; v_2 = \frac{d_{m2}\omega_2}{2}. \qquad (1.154)$$

Aceste viteze sunt prezentate vectorial într-un plan definit de roata plană (discul obținut pentru $\delta_1 = 90^0$), în punctul de contact P (fig. 1.72). Dacă O_1P şi O_2P sunt generatoarele conurilor de rostogolire a celor două roți, vectorii viteză $\overline{v_1}$ şi $\overline{v_2}$ sunt perpendiculari, în P, pe aceste generatoare. Datorită direcțiilor diferite a vectorilor celor două viteze, pe tangenta comună $T - T$, este prezentată viteza relativă de alunecare $\overline{v_{12}}$.

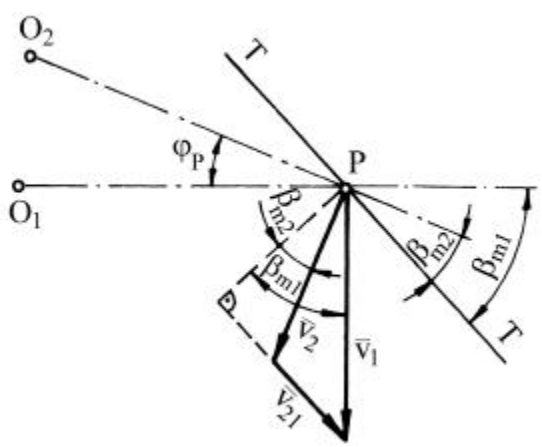


Fig.1.72

Din fig.1.72, rezultă

$$v_1 \cos\beta_{m1} = v_2 \cos\beta_{m2}, \qquad (1.155)$$

iar dacă se ține seama şi de relația (1.154), se poate scrie

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

$$\frac{d_{m1}\omega_1}{2}\cos\beta_{m1} = \frac{d_{m2}\omega_2}{2}\cos\beta_{m2}. \tag{1.156}$$

Ținând seama că raportul de angrenare este definit de raportul vitezelor unghiulare ω_1 şi ω_2, din relația (1.156) rezultă

$$u = \frac{\omega_1}{\omega_2} = \frac{d_{m2}\cos\beta_{m2}}{d_{m1}\cos\beta_{m1}}. \tag{1.157}$$

Diametrele de divizare mediane se definesc într-un plan frontal, în care modulul frontal este $m_{t1,2} = \dfrac{m_{nm}}{\cos\beta_{m1,2}}$ (modulul normal fiind acelaşi pentru cele două roți), situație în care relația (1.157) devine

$$u = \frac{\omega_1}{\omega_2} = \frac{m_{t2}z_2\cos\beta_{m2}}{m_{t1}z_1\cos\beta_{m1}} = \frac{\dfrac{m_{nm}}{\cos\beta_{m2}}z_2\cos\beta_{m2}}{\dfrac{m_{nm}}{\cos\beta_{m1}}z_1\cos\beta_{m1}} = \frac{z_2}{z_1}. \tag{1.158}$$

La angrenajele hipoide, uzual folosite, unghiul sumă dintre axele roților angrenajului este $\Sigma = 90^0$, iar raportul de angrenare $u \geq 1$. Datorită plasării axelor celor două roți în plane diferite, unghiul conului de rostogolire al roții conice se adoptă, preliminar, conform relației (la angrenajele conice cu axe concurente şi $\Sigma = 90^0$, δ_2 se determină cu relația (1.59))

$$\delta_2 \approx \mathrm{arctg}\,u - \left(2^0 - 4^0\right). \tag{1.159}$$

Unghiul de înclinare al dinților roții, în secțiune mediană, se alege

$$\beta_{m2} \leq 35^0, \tag{1.160}$$

uzual fiind folosită valoarea de 35^0.

Unghiul de înclinare al dinților pinionului conic, în secțiune mediană, este diferit de cel al roții şi se determină în funcție de poziția axei pinionului față de cea a roții. Astfel, pentru angrenajul din fig.1.71, a

$$\beta_{m1} = \beta_{m2} + \varphi_P, \tag{1.161}$$

unde φ_p este unghiul dintre axele angrenajului elicoidal înlocuitor (fig.1.72) şi este dat de relația $\varphi_p = \mathrm{arctg}(\mathrm{tg}\varphi\sin\delta_2)$, cu $\varphi = \arcsin(2a/d_{m2})$. Valoarea raportului $2a/d_{m2}$ este foarte importantă şi este recomandată în funcție de transmisia în care se foloseşte angrenajul. Astfel, pentru transmisiile centrale ale autovehiculelor uşoare şi pentru transmisii industriale $2a/d_{m2} \leq 0{,}45$, iar pentru transmisiile centrale ale autovehiculelor grele $2a/d_{m2} \geq 0{,}23$.

Unghiul conului de divizare al pinionului, preliminar, se determină cu relația

$$\delta_1 = \arcsin\left(\cos\delta_2\cos\varphi_A\right), \tag{1.162}$$

în care

$$\cos\varphi_A = arctg\left(tg\varphi\sin^2\delta_2\right).$$

Lungimile mediane ale generatoarelor conului de divizare al pinionului, respectiv al roții sunt

$$R_{m1} = \frac{d_{m1}}{2\sin\delta_1};\ R_{m2} = \frac{d_{m2}}{2\sin\delta_2}. \tag{1.163}$$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Acceptând pentru coeficientul de lățime median al roții conduse valorile

$\Psi_{Rm} = 0{,}25...0{,}3$,

se pot determina lățimile danturii roții, respectiv a pinionului:

$$b_2 = \Psi R_{m2}\,;\; b_1 \approx \frac{b}{\cos\varphi_P} + 3m_{nm}tg\varphi_P\,. \qquad (1.164)$$

Valorile elementelor geometrice δ_1, δ_2, R_{m1}, R_{m2}, β_{m1} şi β_{m2} se corectează, apelându-se la documentația tehnică a maşinilor de danturat, pe care se execută roțile angrenajului hipoid, în funcție de z_1, z_2, a şi d_{m2}. În final, se pot stabili elementele geometrice definitive ale roților angrenajului, apelându-se şi la relațiile geometrice stabilite pentru angrenajul conic cu axe concurente (v. tabelul 1.4).

Calculul geometric al roților, respectiv al angrenajului hipoid, trebuie să fie efectuat parcurgându-se următoarele două etape:

- în prima etapă se stabilesc valorile preliminare ale principalelor elemente geometrice, funcție de care se aleg sculele de danturat;

- în etapa a doua, în funcție de parametrii sculelor de danturat şi de caracteristicile maşinilor de danturat, se stabilesc valorile definitive ale elementelor geometrice, cu precizie foarte mare (cu 5 sau 6 zecimale pentru valorile funcțiilor trigonometrice şi cu 4 zecimale pentru lungimi).

1.11.4.2 Calculul de rezistență al angrenajelor hipoide

Acceptând aceleaşi ipoteze de calcul ca cele precizate la angrenajele conice ortogonale, metodica de calcul este asemănătoare. Inițial, este necesar să se definească angrenajele înlocuitoare, angrenaj cilindric cu axe încrucişate (elicoidal), apoi angrenajul cilindric cu dantură înclinată şi axe paralele şi, prin relații de legătură între aceste angrenaje, plecând de la relațiile de calcul determinate pentru angrenajul cilindric cu dantură înclinată (v. subcap. 1.7), să se stabilească relațiile de verificare şi dimensionare pentru angrenajul hipoid, real.

Angrenajele înlocuitoare. Prin desfăşurarea în plan a conurilor frontale mediane ale roților angrenajului hipoid (prin apoximarea Tredgold, folosită la angrenajele conice – v. subcap. 1.10.3), se obțin două roți cilindrice cu dantură înclinată, cu unghiuri de înclinare β_{m1} şi β_{m2} diferite, care definesc un angrenaj elicoidal (fig.1.73, a), la care unghiul dintre axele roților este φ_p (v. rel. (1.161)). Elementele geometrice ale roților acestui angrenaj vor fi notate cu indicele *v*. Se trece apoi la un angrenaj cilindric înlocuitor cu dantură înclinată (fig.1.73, b), cu elementele geometrice notate cu indicele *tv*.

Ipotezele pentru calculul de rezistență al angrenajelor hipoide sunt identice cu cele prezentate la angrenajele conice cu axe concurente (v. subcap. 1.10.5).

Astfel, roțile conice ale angrenajului hipoid sunt înlocuite, teoretic, cu roți cilindrice cu dantură înclinată cu unghiul β_{m1} şi care îndeplinesc următoarele condiții:

- modulul normal al roților cilindrice înlocuitoare este egal cu modulul normal median al roților angrenajului hipoid;

- înălțimea dinților este egală cu înălțimea, în secțiune medie, a dinților roților angrenajului hipoid;

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

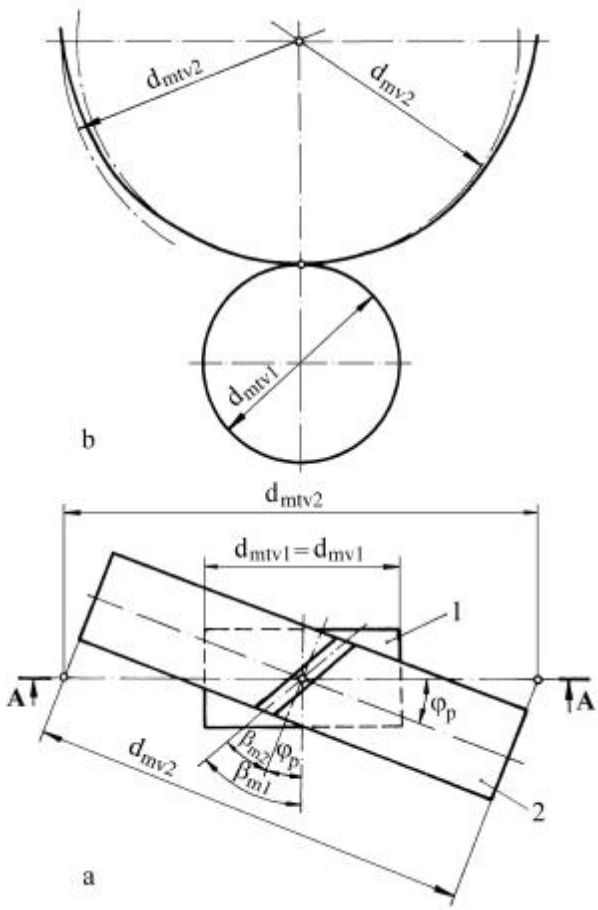


Fig.1.73

- lățimea danturii este egală cu lățimea roții angrenajului hipid;
- forța tangențială la pinionul angrenajului cilindric înlocuitor este egală cu cea de la angrenajul hipoid, determinată în secțiune medie.

Angrenajului cilindric înlocuitor, cu dantură înclinată, i se ataşează relațiile de calcul pentru tensiunea de contact şi încovoiere stabilite pentru aceste angrenaje (v. rel. (1.41) şi rel. (1.43) – subcap. 1.7.1).

Se precizează, însă, că semnificațiile factorilor din relațiile de calcul sunt aceleaşi ca şi în cazul angrenajelor cilindrice, dar se referă la angrenajul cilindric înlocuitor.

Factorii geometrici, cinematici şi dinamici caracteristici acestui angrenaj vor fi definiți prin relații de legătură cu factorii ce definesc angrenajul real. Astfel:

- distanța dintre axele angrenajului cilindric înlocuitor este

$$a_{mtv} = R_{m2} \sin\delta_2 \left(\frac{\cos\beta_{m2}}{u \cos\delta_1 \cos\beta_{m1}} + \frac{1}{\cos\delta_2 \cos^2\varphi_P} \right); \qquad (1.165)$$

- raportul de angrenare al angrenajului cilindric înlocuitor este definit prin relația

$$u_{tv} = u \frac{\cos\beta_{m1}}{\cos\beta_{m2}} \frac{\cos\delta_1}{\cos\delta_2 \cos^2\varphi_P}; \qquad (1.166)$$

- momentul de torsiune ce încarcă pinionul angrenajului cilindic înlocuitor este

$$T_{tv1} = \frac{T_1}{\cos\delta_1}. \qquad (1.167)$$

Plecând de la relațiile mai sus menționate, în care se introduc relațiile (1.165)…(1.167), se obțin relațiile de verificare şi dimensionare, din condițiile de rezistență la contact şi încovoiere, caracteristice angrenajelor hipoide.

În tabelul 10.7 sunt sistematizate elemente geometrice al roților angrenajului elicoidal înlocuitor şi ale roților angrenajului cilindric înlocuitor cu dantură înclinată, corespunzătoare angrenajului hipoid.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Tabelul 1.7

Elemente geometrice ale roților angrenajului elicoidal înlocuitor şi ale roților angrenajului cilindric înlocuitor cu dantură înclinată, corespunzătoare angrenajului hipoid

Nr. crt.	**Denumirea elementului geometric**	**Simbol şi unitatea de măsură**	**Relații de calcul. Recomandări**
0	1	2	3
1.	ROȚILE ANGRENAJULUI ELICOIDAL ÎNLOCUITOR (indice *v*)		
1.1	Unghiul dintre axe	Σ_v, grade	$\Sigma_v=\varphi_p$
1.2	Unghiul de înclinare a danturii roților	β_{v1}; β_{v2}, grade	$\beta_{v1}=\beta_{m1}$; $\beta_{v2}=\beta_{m2}$
1.3	Unghiul de presiune normal de referință	α_{nv}, grade	$\alpha_{nv}=\alpha_n$
1.4	Numerele de dinți ai roților	z_{mv1}; z_{mv2}	$z_{mv1}=\frac{z_1}{\cos\delta_1}$; $z_{mv2}=\frac{z_2}{\cos\delta_2}$
1.5	Raportul de angrenare	u_v	$u_v=\frac{z_{mv2}}{z_{mv1}}=\frac{z_2\cos\delta_1}{z_1\cos\delta_2}=u_{12}\frac{\cos\delta_1}{\cos\delta_2}$
1.6	Diametrele cercurilor de divizare ale roților	d_{mv1}; d_{mv2} mm	$d_{mv1}=\frac{d_{m1}}{\cos\delta_1}$; $d_{mv2}=\frac{d_{m2}}{\cos\delta_2}$
1.7	Modulul normal	m_{nv}, mm	$m_{nv}=m_{nm}$
2	ROȚILE ANGRENAJULUI CILINDRIC ÎNLOCUITOR CU DANTURĂ ÎNCLINATĂ (indice *tv*)		
2.1	Unghiul de presiune normal de referință	α_{ntv}, grade	$\alpha_{ntv}=\alpha_{nv}=\alpha_n$
2.2	Unghiul de înclinare al danturii	β_{tv}, grade	$\beta_{tv}=\beta_{m1}$
2.3	Diametrele cercurilor de divizare ale roților	d_{mtv1}; d_{mtv2}, mm	$d_{mtv1}=d_{mv1}=\frac{d_{m1}}{\cos\delta_1}$; $d_{mtv2}=\frac{d_{m2}}{\cos\delta_2\cos^2\varphi_P}$
2.4	Numerele de dinți ai roților	z_{mtv1} z_{mtv2}	$z_{mtv1}=z_{mv1}=\frac{z_1}{\cos\delta_1}$; $z_{mtv2}=z_{mtv1}\frac{d_{mtv2}}{d_{mtv1}}$
2.5	Raportul de angrenare	u_{tv}	$u_{tv}=\frac{z_{mtv2}}{z_{mtv1}}=\frac{d_{mtv2}}{d_{mtv1}}$
2.6	Modulul normal	m_{ntv}, mm	$m_{ntv}=m_{nm}$
2.7	Lățimea roților	b_{tv}, mm	$b_{tv}=b=b_2$
2.8	Numerele de dinți ai roților echivalente (cilindrice cu dantură dreaptă)	z_{nmv1} z_{nmv2}	$z_{nmv1}=\frac{z_{mtv1}}{\cos\beta_{m1}\cos^2\beta_{bm}}$ $z_{nmv2}=\frac{z_{mtv2}}{\cos\beta_{m1}\cos^2\beta_{bm}}$ $\beta_{bm}=\arccos\frac{\sin\alpha_n}{\sin\alpha_{tm}}$ $\alpha_{tm}=arctg\frac{tg\alpha_n}{\cos\beta_{m1}}$

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

1.12 REZISTENȚE ADMISIBILE

Experimental, s-au obținut dependențe între valorile tensiunilor la limita de deteriorare a dintelui şi numărul de cicluri de solicitare acestuia atât pentru solicitarea de contact cât şi pentru solicitarea de încovoiere. Întrucât cele două solicitări sunt variabile, s-au obținut diagrame de oboseală de tip Wöhler; aceste diagrame sunt reprezentate în coordonate logaritmice. În diagrama prezentată în fig.1.74, se disting trei zone:

- zona de solicitare statică, când numărul de cicluri de solicitare ale dintelui N_L este mai mic decât numărul de cicluri de solicitare statică N_{st}, la care dintele se comportă ca şi cum ar fi solicitat static şi, deci, nu apare fenomenul de oboseală ($N_L \leq N_{st}$);
- zona de durabilitate limită, în care $N_{st} < N_L < N_B$, unde N_B reprezintă numărul de cicluri de bază, definit ca numărul de cicluri la care diagrama Wöhler devine asimptotică;
- zona durabilității nelimitate, când $N_L \geq N_B$.

Prin tensiune limită σ_{lim} se înțelege tensiune corespunzătoare numărului de cicluri de bază N_B, la care nu se produce deteriorarea dinților oricât de mult ar creşte numărul de cicluri de solicitare; se determină experimental, în anumite condiții.

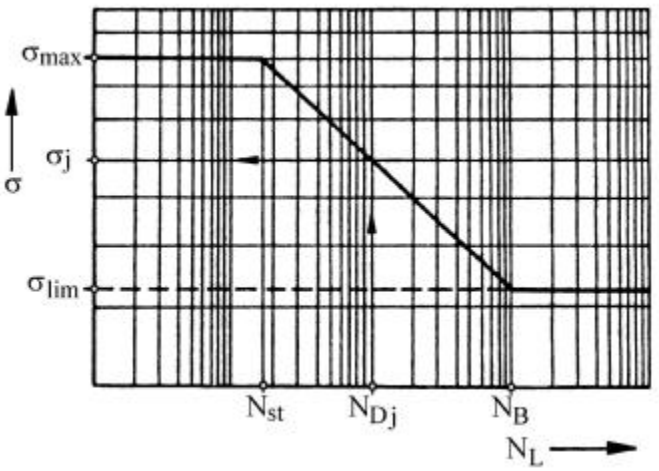


Fig.1.74

Tensiunile limită, la contact şi încovoiere, se determină pe baza datelor din exploatarea transmisiilor cu roți dințate sau în condiții de laborator, pe epruvete sau pe instalații de încercat angrenaje.

Valorile tensiunilor limită sunt influențate de: compoziția şi proprietățile mecanice ale materialului, tratamentul termic sau termochimic aplicat, tensiunile remanente după tratament, semifabricatul utilizat (forjat, turnat, laminat), defectele şi impuritățile materialului.

De cele mai multe ori, proiectantul nu are sufieciente date pentru stabilirea tensiunilor limită. În această situație, tensiunile limită se pot alege din diagrame, în funcție de calitatea materialului, de tratamentul termic sau termochimic aplicat, de duritatea superficială a flancului şi de procedeul tehnologic de obținere a semifabricatului. În aceste diagrame, pentru aceeaşi duritate a flancului, domeniul tensiunilor limită este foarte larg, datorită abaterilor de la compoziția chimică a materialului , a structurii acestuia, a procedeului tehnologic de obținere a semifabricatului (laminat sau forjat), a tensiunilor remanente etc. Aceste diagrame sunt trasate pe grupe de materiale şi tratamente corespunzătoare, pentru dimensiuni şi condiții tehnologice şi de funcționare standard, cu probabilitatea de deteriorare de 1%.

La alegerea tensiunilor limită, din aceste diagrame, trebuie să se țină seama de recomandările prezentate în continuare.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

• Valorile pentru tensiunile limită σ_{lim} se adoptă din zona centrală a domeniului corespunzător oțelului ales; alegerea valorilor superioare impune o atenție deosebită la calitatea materialului, la tratamentul aplicat şi la control.

• Valorile durităților obținute după tratament trebuie să varieze monoton descrescător, de la flancul dintelui spre miezul acestuia; dacă nu se poate asigura această variație, valorile tensiunilor limită se vor alege mai mici.

• Pentru roți dințate la care dinții sunt solicitați după un ciclu alternant simetric, valorile tensiunilor limită la încovoiere se reduc la 70% din valoarea aleasă din diagrame, care corespunde ciclului pulsator.

Valoarea maximă a tensiunii, corespunzătoare numărului de cicluri de solicitare statică N_{st} – determinată în aceleaşi condiții ca şi tensiunea limită – notată cu σ_{max}, se utilizează pentru calculul la suprasarcini.

În zona de durabilitate limitată, tensiunea σ_j – la limita de deteriorare a dintelui – se determină din ecuația ramurii înclinate a curbei de oboseală Wöhler

$$\sigma_j^m N_{Dj} = \sigma_{\lim}^m N_B = \sigma_{\max}^m N_{st} = const. \tag{1.168}$$

Din relația (1.168), rezultă

$$\sigma_j = \sigma_{\lim} \sqrt[m]{\frac{N_B}{N_{Dj}}}, \tag{1.169}$$

unde m reprezintă gradul ramurii înclinate a curbei *Wöhler*, iar N_{Dj} – numărul de cicluri de solicitare corespunzător tensiunii σ_j, la limita de deteriorare a dintelui.

În calculele de rezistență, expresia $\sqrt[m]{\frac{N_B}{N_{Dj}}}$ se înlocuieşte cu factorul Z_N – pentru solicitarea de contact, respectiv Y_N – pentru solicitarea de încovoiere, numit *factor de durabilitate.*

Deoarece condițiile tehnologice şi de funcționare ale angrenajului proiectat diferă de cele standard, în care s-au determinat tensiunile limită, rezistențele admisibile se stabilesc corectând aceste tensiuni cu factori care țin seama de aceste diferențe.

1.12.1. Rezistențe admisibile pentru solicitarea la contact

Se determină cu relația

$$s_{HP} = \frac{s_{H\lim}}{S_{H\min}} Z_N Z_L Z_R Z_V Z_W Z_X, \tag{1.170}$$

în care:

$\sigma_{H\lim}$ este tensiunea limită la solicitarea de contact, determinată experimental, în anumite condiții de execuție a roților dințate şi de funcționare a angrenajului, dependentă de materialul roților, de tratamentul aplicat şi de duritatea flancurilor dinților;

$S_{H\min}$ - coeficientul minim de siguranță la solicitarea de contact, a cărui valori se aleg în funcție de importanța transmisiei;

Z_L - factor de lubrifiere, care ține seama de vâscozitatea lubrifiantului;

Z_R - factorul rugozității flancurilor active ale dinților, dependent de rugozitatea acestora;

Z_V - factor de viteză, dependent de viteza periferică a angrenajului;

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

Z_W - factorul raportului durităților flancurilor dinților;

Z_X - factor de mărime, dependent de mărimea roții;

Z_N - factorul durabilității pentru solicitarea de contact, dependent de numărul de cicluri de solicitare, corespunzător duratei de funcționare impuse; se calculează cu relația

$$Z_N = \sqrt[m_H]{\frac{N_{BH}}{N_L}}, \tag{1.171}$$

care reprezintă ecuația curbei de oboseală *Wöhler* pentru solicitarea de contact şi în care:

N_{BH} reprezintă numărul de cicluri de bază pentru această solicitare, dependent de material şi de tratamentul aplicat;

N_L - numărul de cicluri de solicitare real

$$N_L = 60nL_h c\ ; \tag{1.172}$$

n - turația roții, în rot/min;

L_h - durata de funcționare impusă, în ore;

m_H - gradul curbei de oboseală pentru solicitarea de contact;

c - numărul de cicluri de solicitare a flancului dintelui, la o rotație completă a roții.

1.12.2. Rezistențe admisibile pentru solicitarea la încovoiere

Rezistența admisibilă pentru solicitarea de încovoiere se determină cu relația

$$s_{FP} = \frac{s_{F\lim}}{S_{F\min}} Y_N Y_d Y_R Y_X, \tag{1.173}$$

în care:

$\sigma_{F\lim}$ este tensiunea limită la solicitarea de încovoiere, determinată experimental, în anumite condiții de execuție a roților dințate şi de funcționare a angrenajului, dependentă de materialul roții, de tratamentul aplicat şi de duritatea flancurilor dinților;

$S_{F\min}$ - coeficientul minim de siguranță la solicitarea de încovoiere, a cărui valori sunt funcție de importanța transmisiei;

Y_δ - factor relativ de sensibilitate al materialului la concentratorul de tensiuni de la baza dintelui;

Y_R - factorul rugozității zonei de racordare a dintelui la corpul roții, dependent de rugozitatea zonei de racordare;

Y_X - factor de mărime pentru solicitarea de încovoiere, dependent de mărimea dintelui;

Y_N - factorul durabilității pentru solicitarea de încovoiere, dependent de numărul de cicluri de funcționare, corespunzător duratei de funcționare impuse

$$Y_N = \sqrt[m_F]{\frac{N_{BF}}{N_L}}, \tag{1.174}$$

unde m_F este gradul curbei de oboseală pentru solicitarea de încovoiere, N_{BF} - numărul de cicluri de bază pentru această solicitare, iar ceilalți parametrii au aceleaşi semnificații ca la solicitarea de contact.

Pentru zona durabilității nelimitate, se consideră $Z_N = 1$ şi $Y_N = 1$.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

1.13. EXEMPLE DE TRANSMISII CU ROȚI DINȚATE

Transmisiile cu roți dințate pot fi grupate în două mari categorii: cu raport de transmitere constant şi cu rapoarte de transmitere variabile (în trepte). La rândul lor, aceste transmisii pot fi staționare – cu raport de transmitere constant (reductoare) sau cu rapoarte de transmitere variabile (cutii de viteze ale maşinilor unelte sau a diverselor utilaje) – sau pot face parte din transmisiile automobilelor, în care participă, cu rapoarte de transmitere constante (transmisii centrale şi transmisii finale) sau cu rapoarte de transmitere variabile în trepte (cutii de viteze).

Calculul de rezistență al angrenajelor din transmisiile cu roți dințate trebuie efectuat ținându-se seama de regimurile de funcționare caracteristice fiecăruia din transmisiile prezentate mai sus.

Reductoarele de turație pot fi executate cu o treaptă, definită printr-un angrenaj, cu două sau trei trepte, obținute prin înserierea a două sau trei angrenaje.

Reductoarele într-o treaptă pot fi cu un angrenaj cilindric, conic sau melcat, alegerea acestuia făcându-se în funcție de raportul de transmitere ce trebuie realizat şi de poziția impusă axelor arborilor de intrare şi ieşire. Reductoarele cilindrice cu o treaptă se pot folosi până la rapoarte i_{max} = 8 – pentru dantura dreaptă şi i_{max} = 10 – pentru dantura înclinată, axelor arborilor putând fi plasate într-un plan orizontal, vertical sau arborii pot să aibă o poziție verticală sau pot fi amplasați într-un plan înclinat.

Reductoarele conice cu o treaptă pot realiza raporturi de transmitere i_{max} = 4 – pentru dantura dreaptă, respectiv i_{max} = 6 – pentru danturile înclinată şi curbă. Poziția axelor arborilor poate fi într-un plan orizontal, cu axa arborelui de intrare în plan vertical, respectiv cu axa arborelui de ieşire în plan vertical.

Reductoarele melcate cu o treaptă realizează rapoarte de transmitere i_{max} = 80, cu plasarea arborelui melcului sub roata melcată, deasupra acesteia sau chiar în poziție verticală.

În condițiile în care regimul de funcționare a maşinii antrenate impune rapoarte mari de transmitere, se folosesc reductoare cu două sau trei trepte. În această situație, raportul total de transmitere este dat de produsul rapoartelor de transmitere ale treptelor înseriate.

În funcție de tipul angrenajelor celor două trepte, se cunosc reductoare cilindrice şi melcate, respectiv reductoare conico-cilindrice, melcato-cilindrice sau cilindro-melcate.

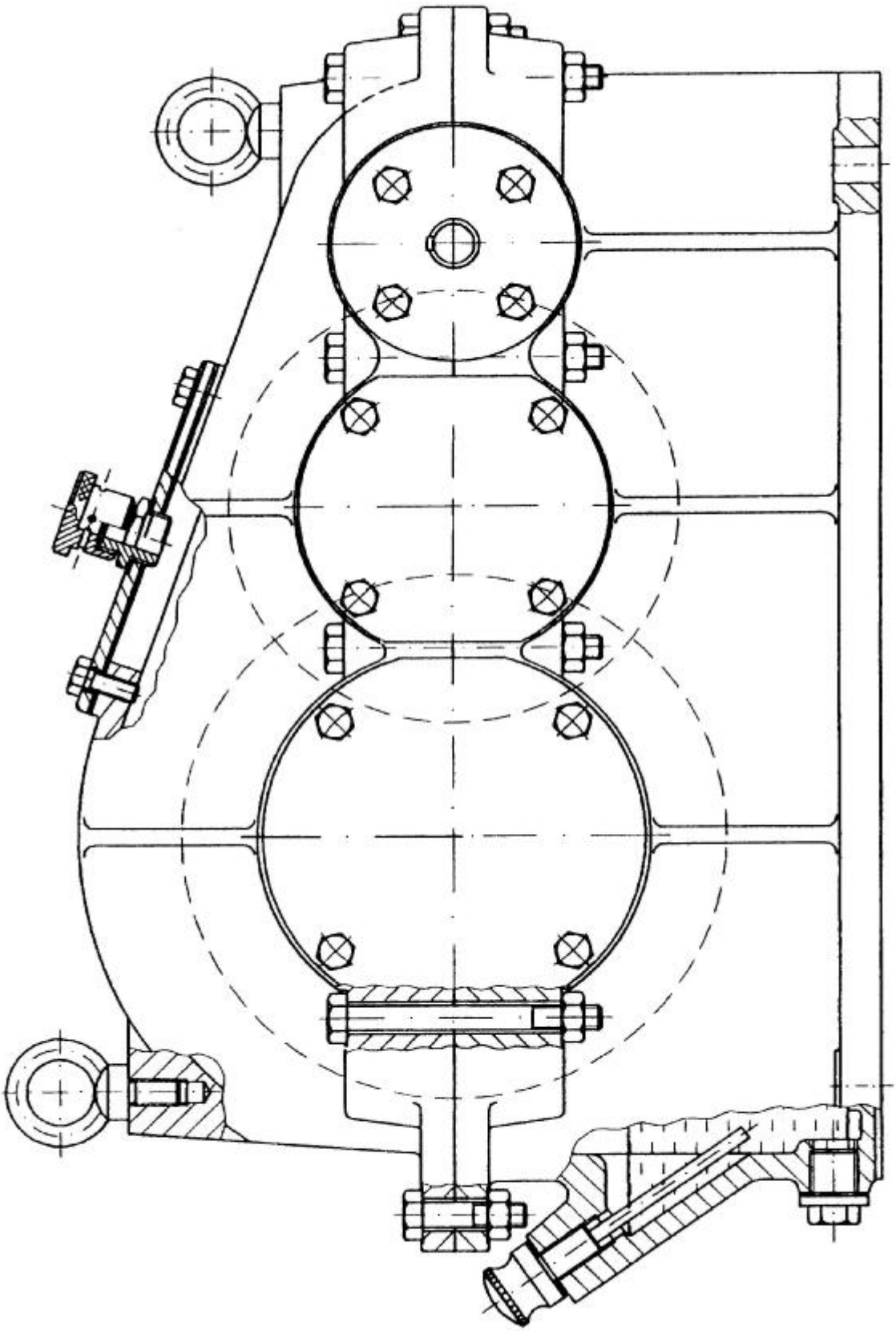
Mărimea raportelor de transmitere realizate de aceste reductoare este funcție de tipurile angrenajelor folosite. Astfel, pentru reductoare cilindrice cu două trepte se obțin rapoarte i_{max} = 50, pentru cele melcate cu două trepte i_{max} = 2500, pentru cele conico-cilindrice i_{max} = 45, iar pentru cele cilindrico-melcate, respectiv melcato-cilindrice i_{max} = 250.

În fig. 1.75 se prezintă un reductor cilindric cu două trepte, în fig. 1.76 un reductor cilindric cu două trepte coaxial, iar în fig. 1.77 un reductor conico-cilindric, toate cu axele în plan orizontal.

În fig. 1.78 se prezintă o cutie de viteze cu cinci trepte pentru autocamione, iar în fig. 1.79 şi fig. 1.80 variante de cutii de distribuție pentru autocamioane.

În fig. 1.81 şi fig. 1.82 se prezintă punți spate pentru autoturisme, iar în fig. 1.83 şi fig. 1.84 punți spate pentru autocamioane, la care transmisia centrală este realizată în două trepte.

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com



PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

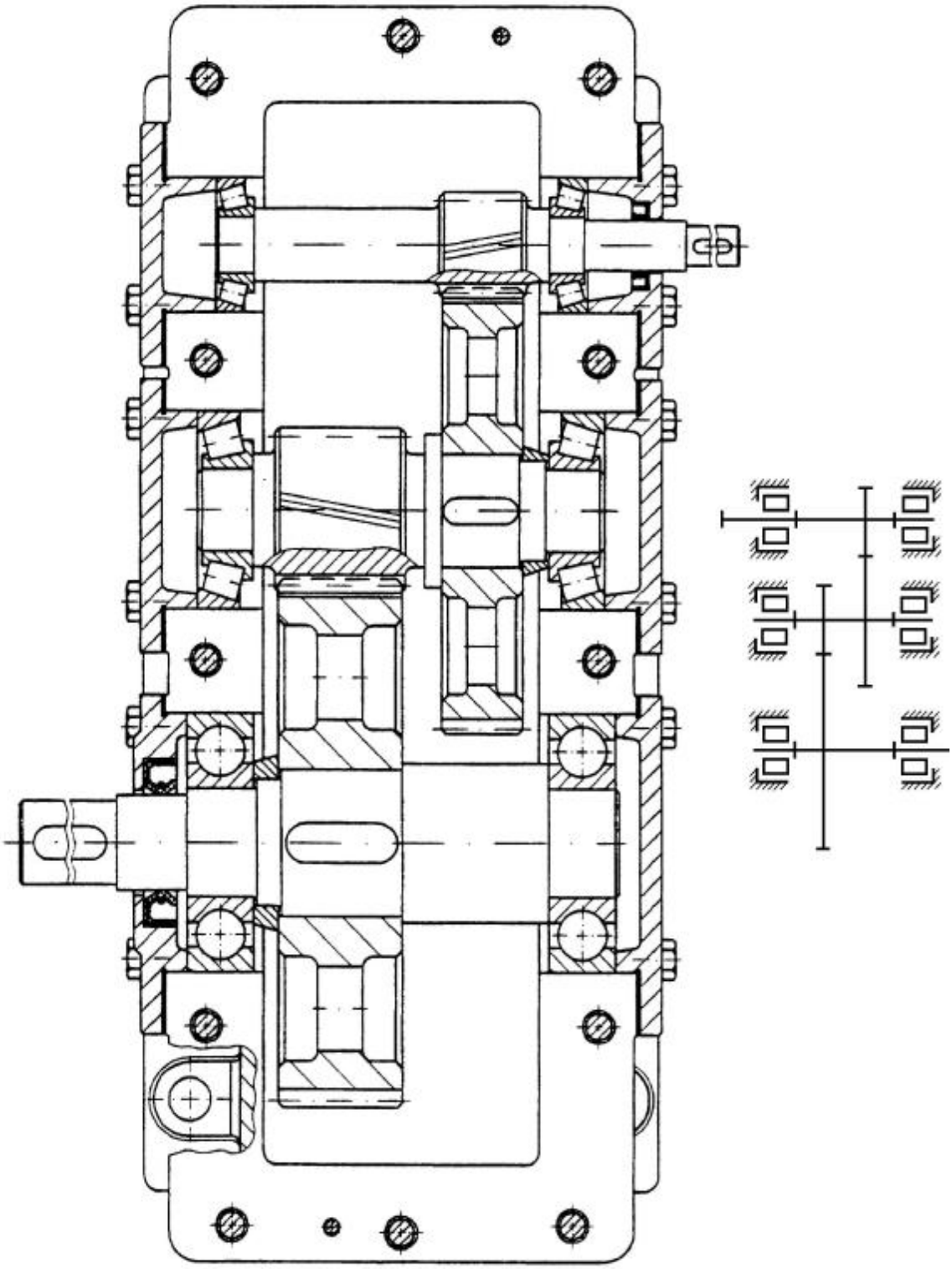
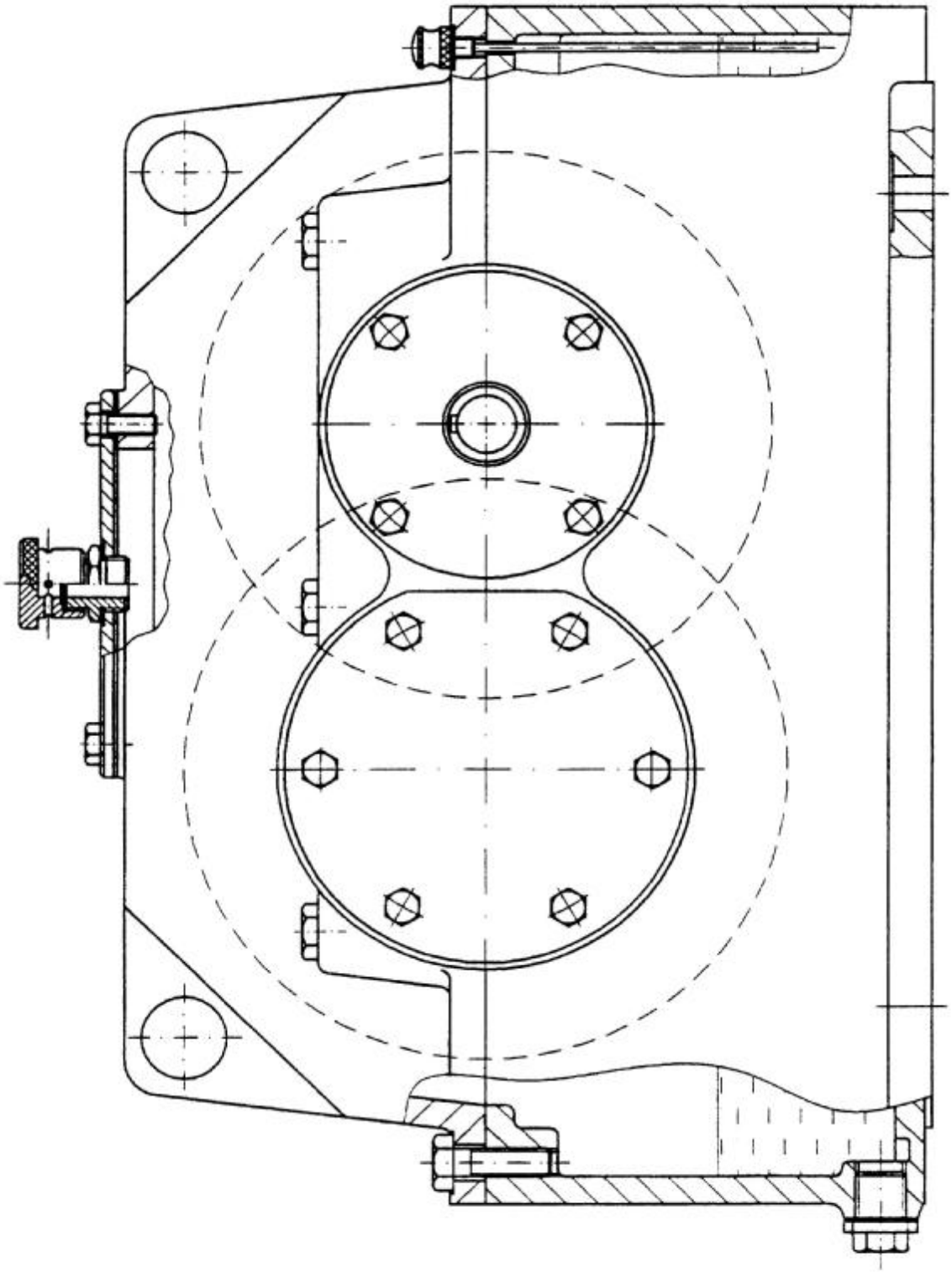


Fig. 1.75

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com



PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

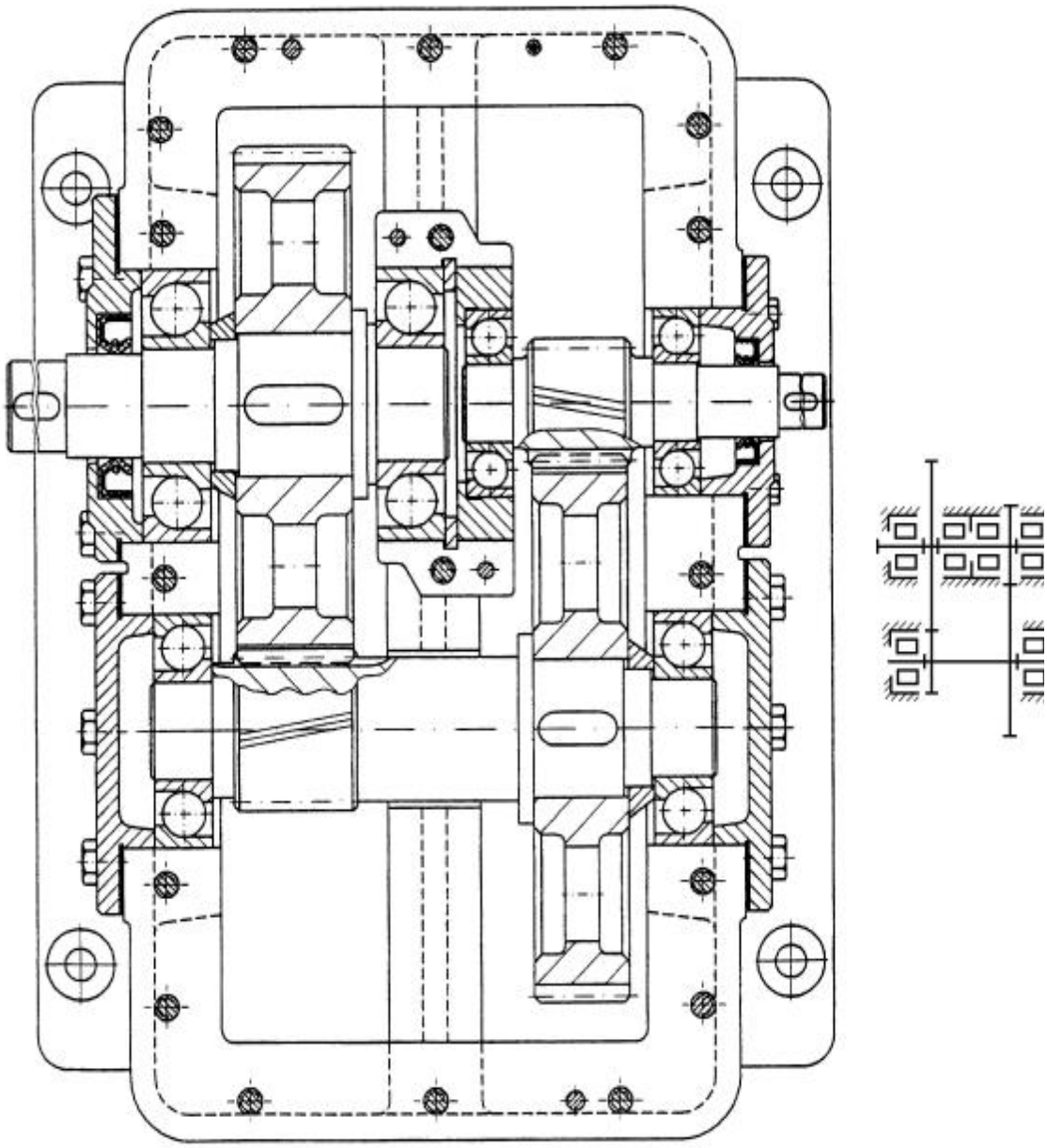
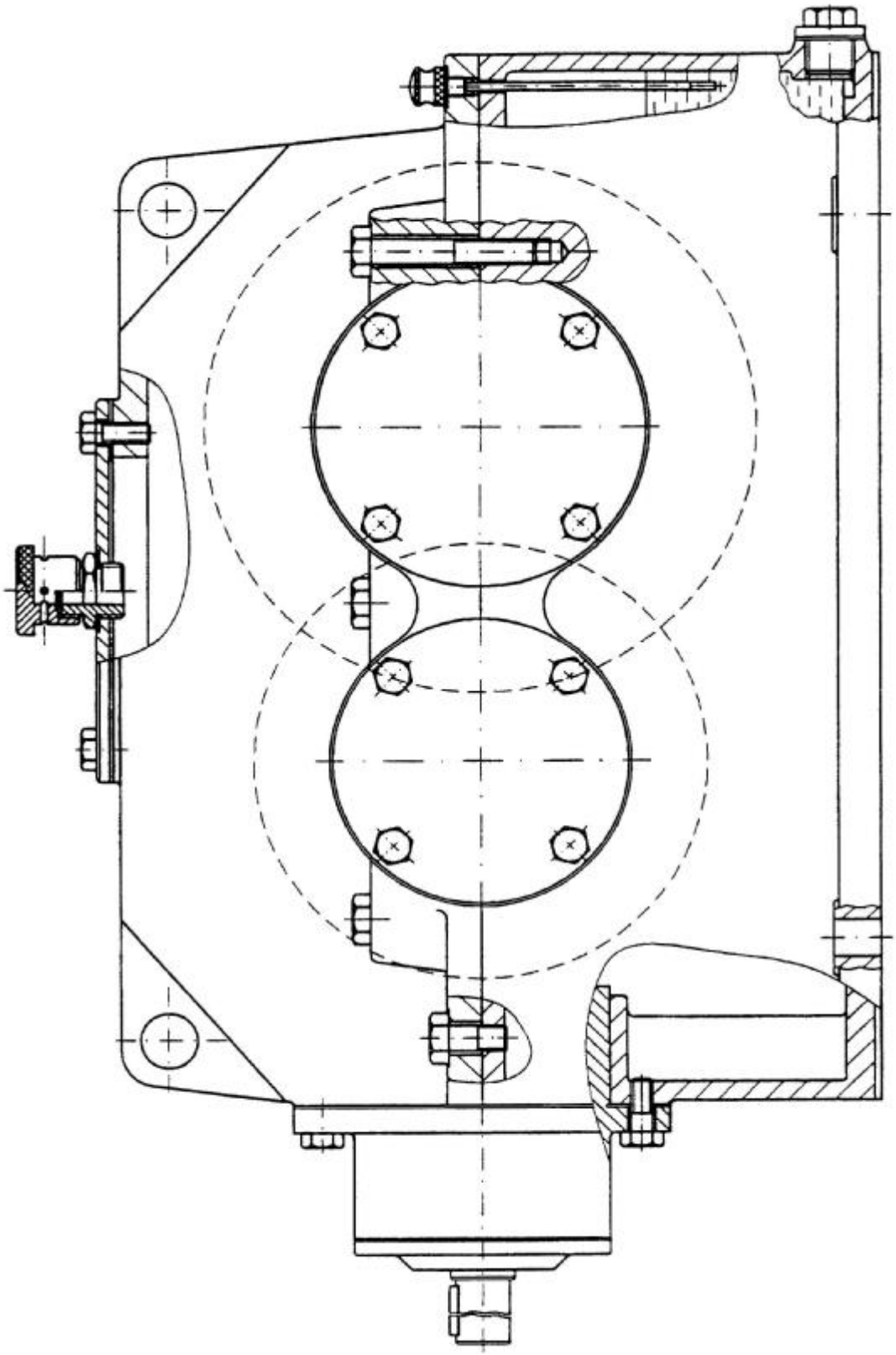


Fig. 1.76

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com



PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

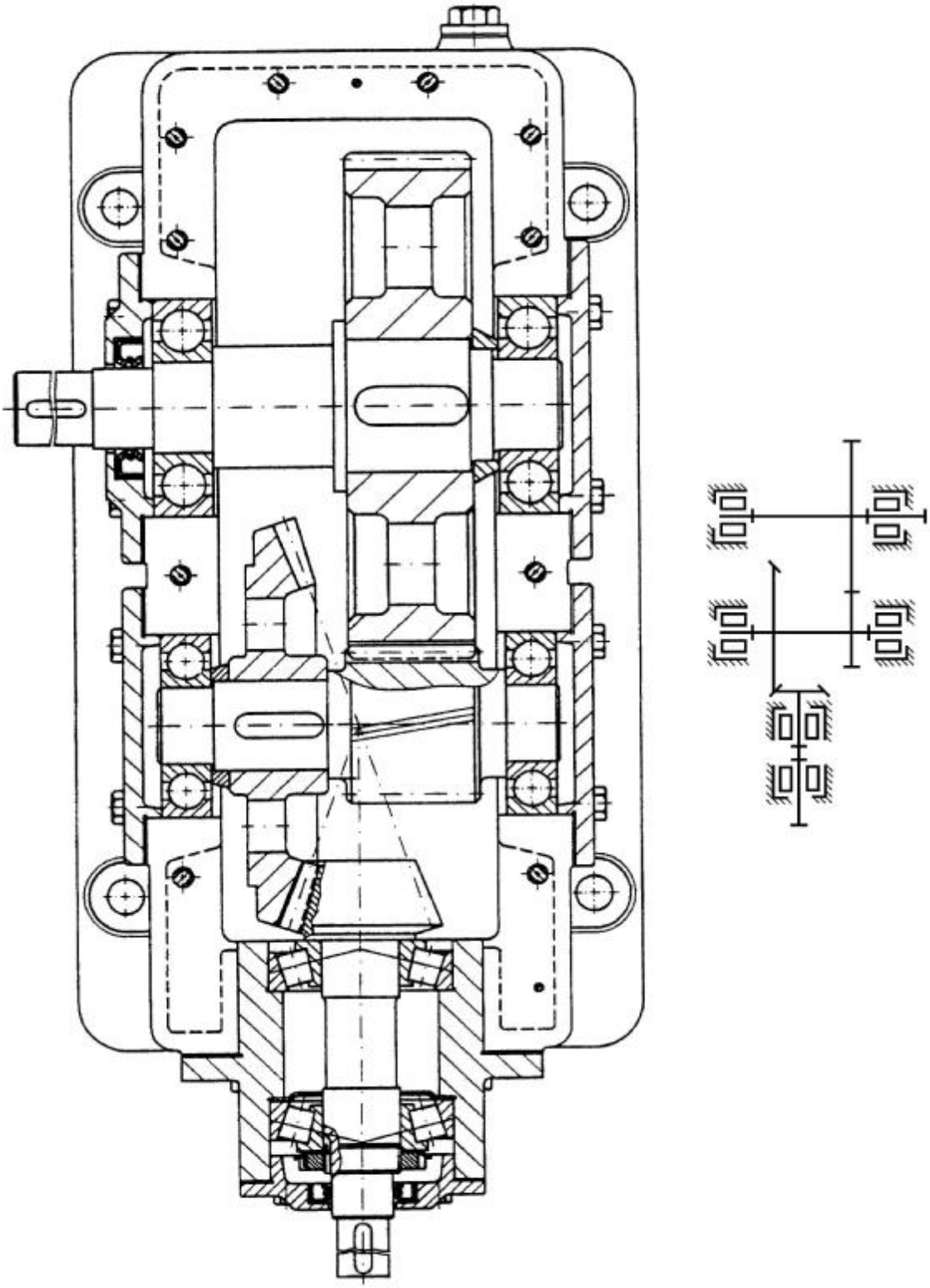
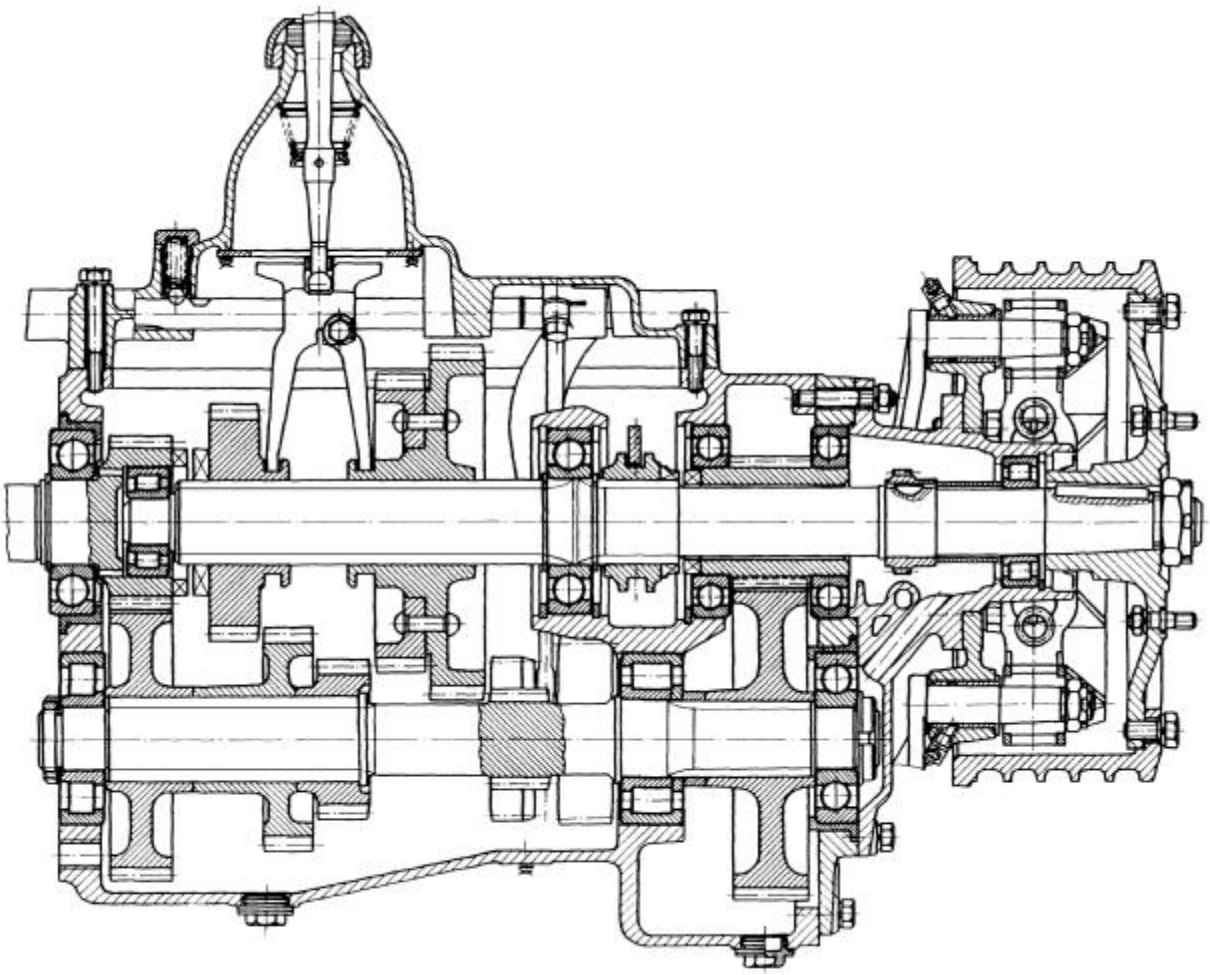


Fig. 1.77

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com



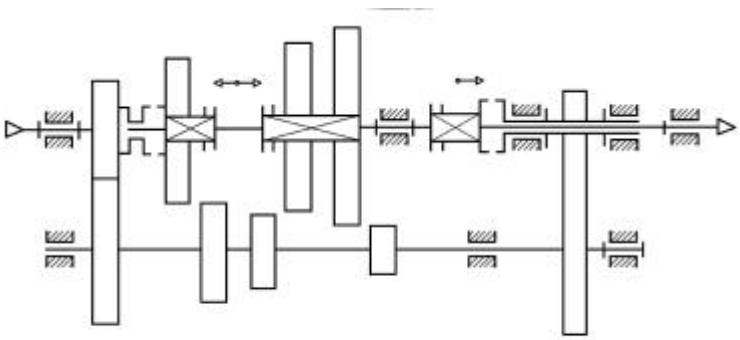
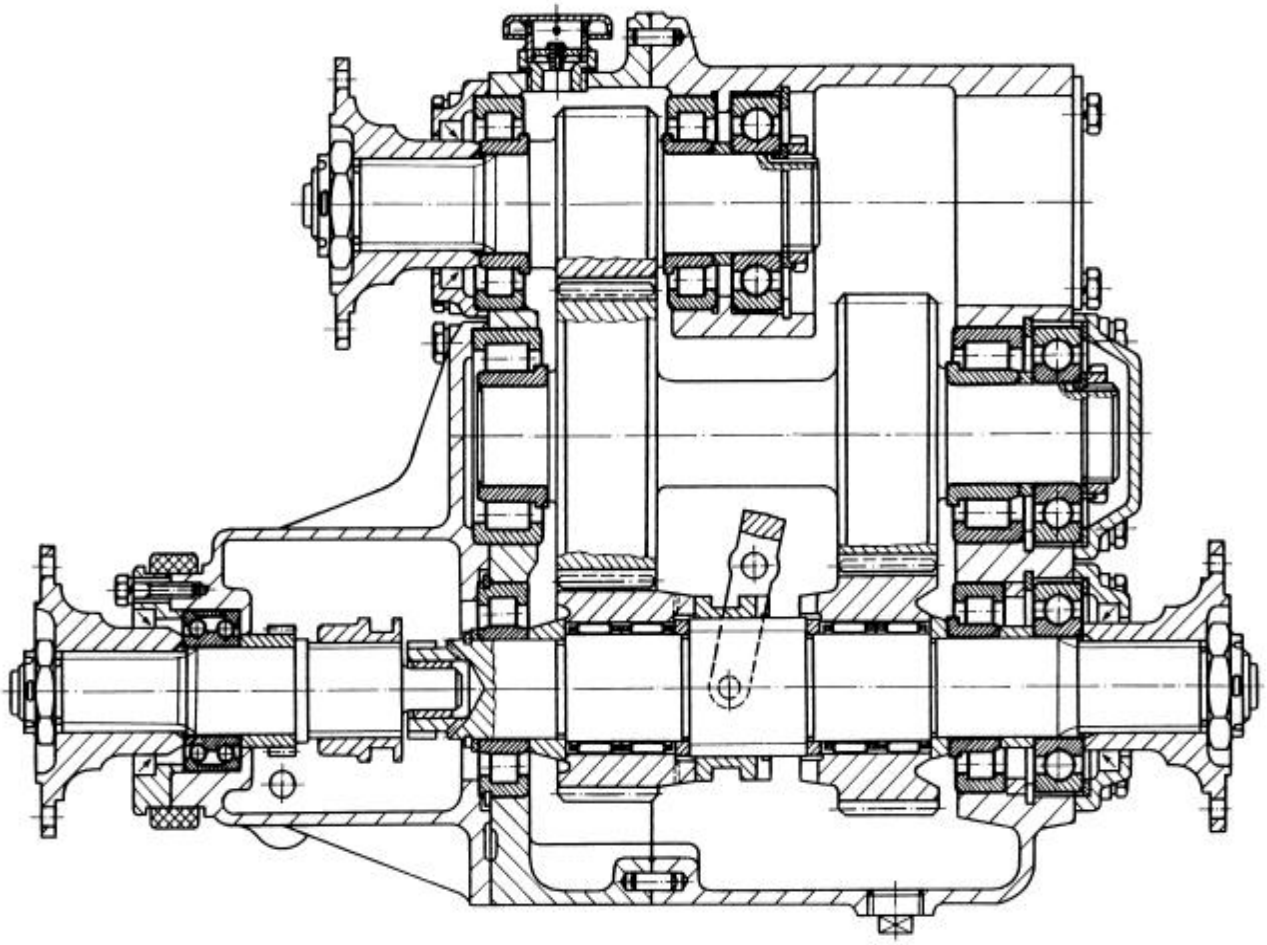


Fig. 1.78

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com



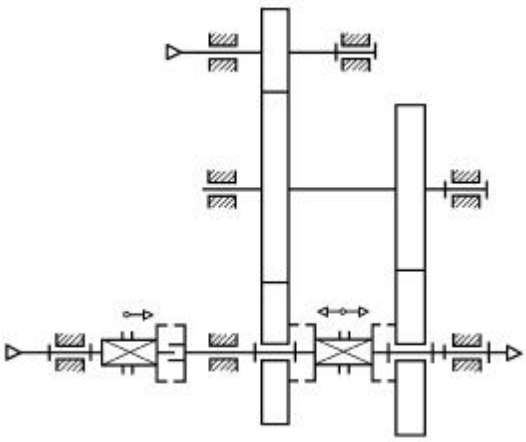


Fig. 1.79

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

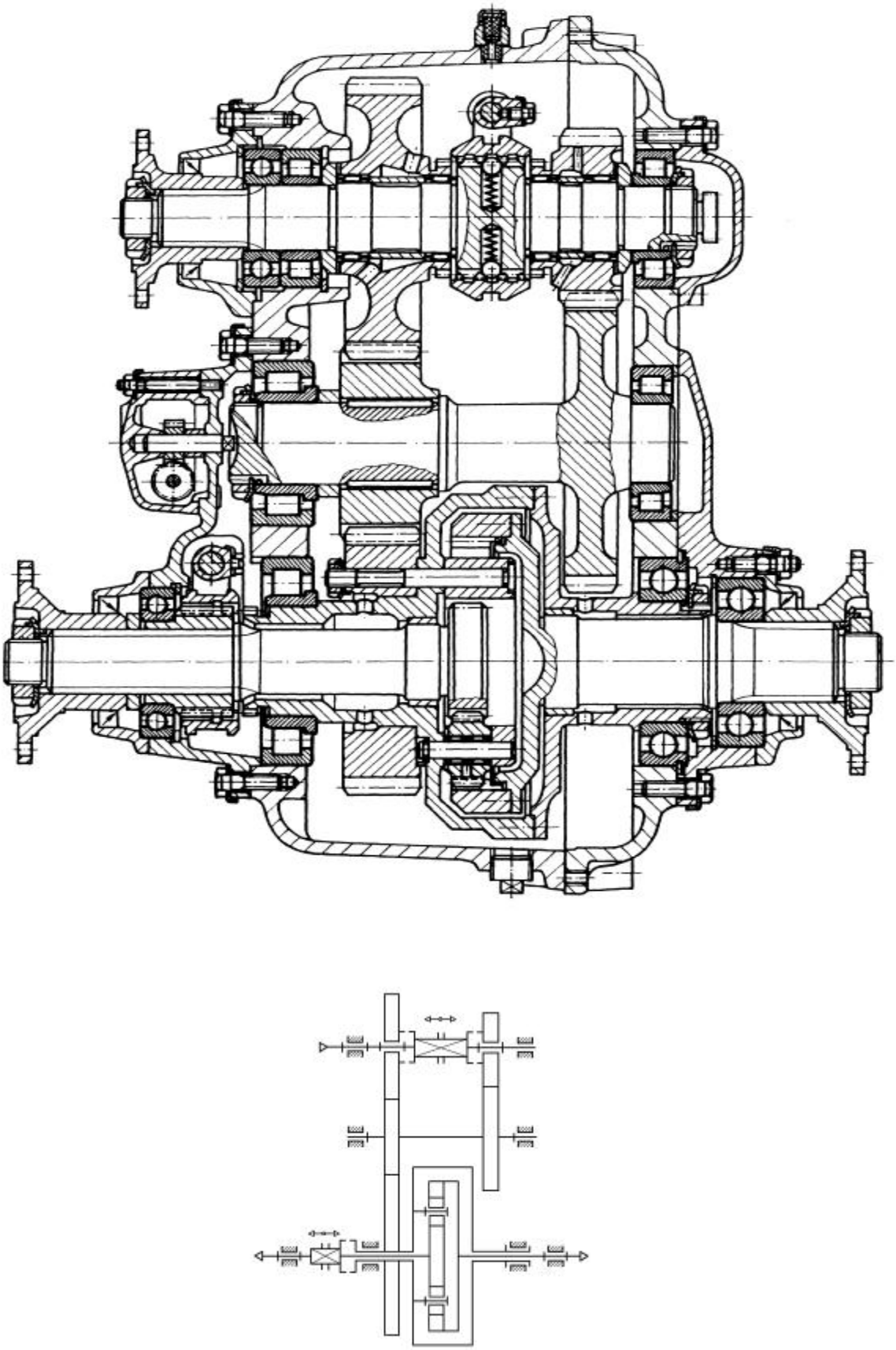


Fig. 1.80

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

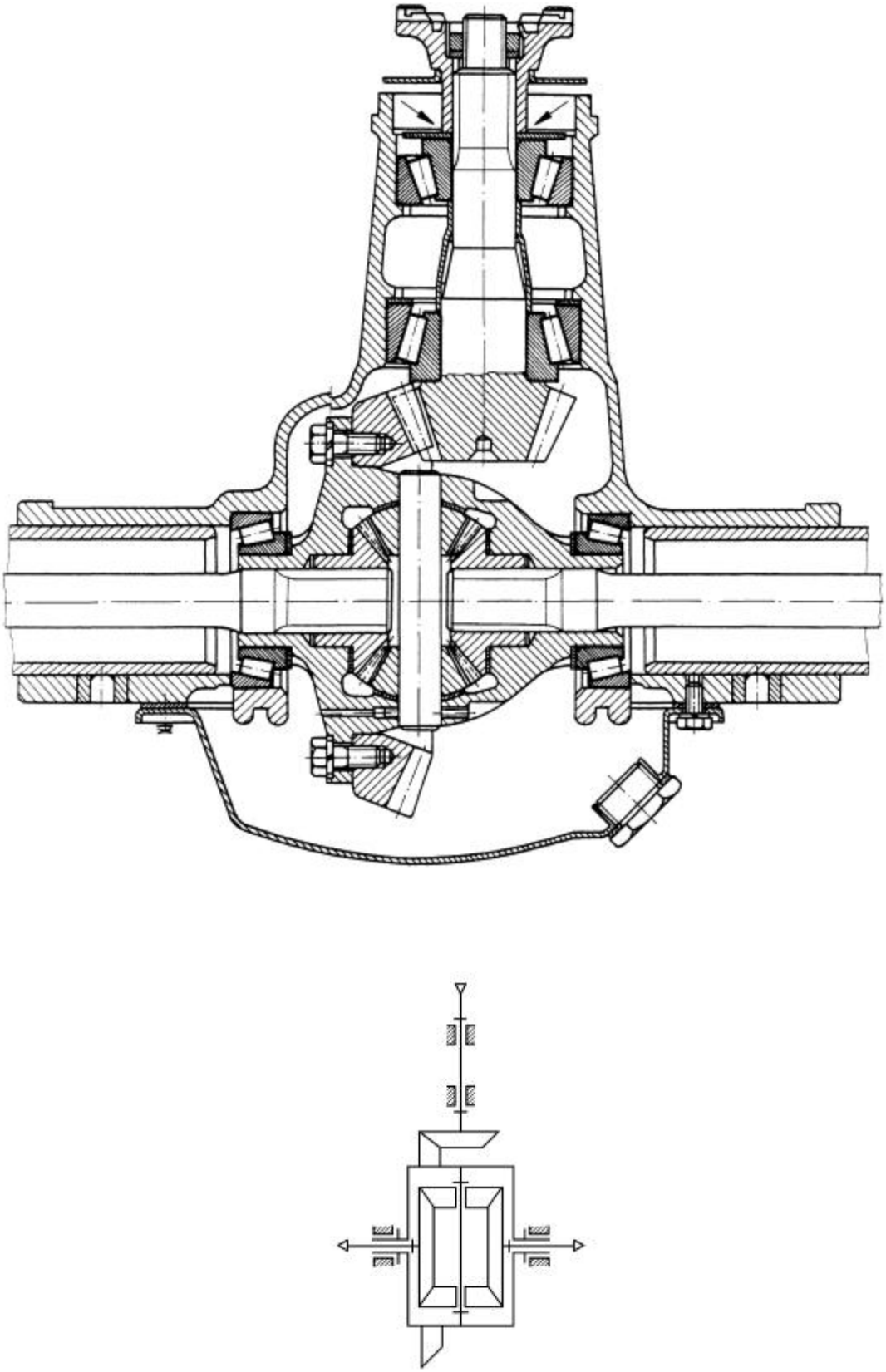


Fig. 1.81

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

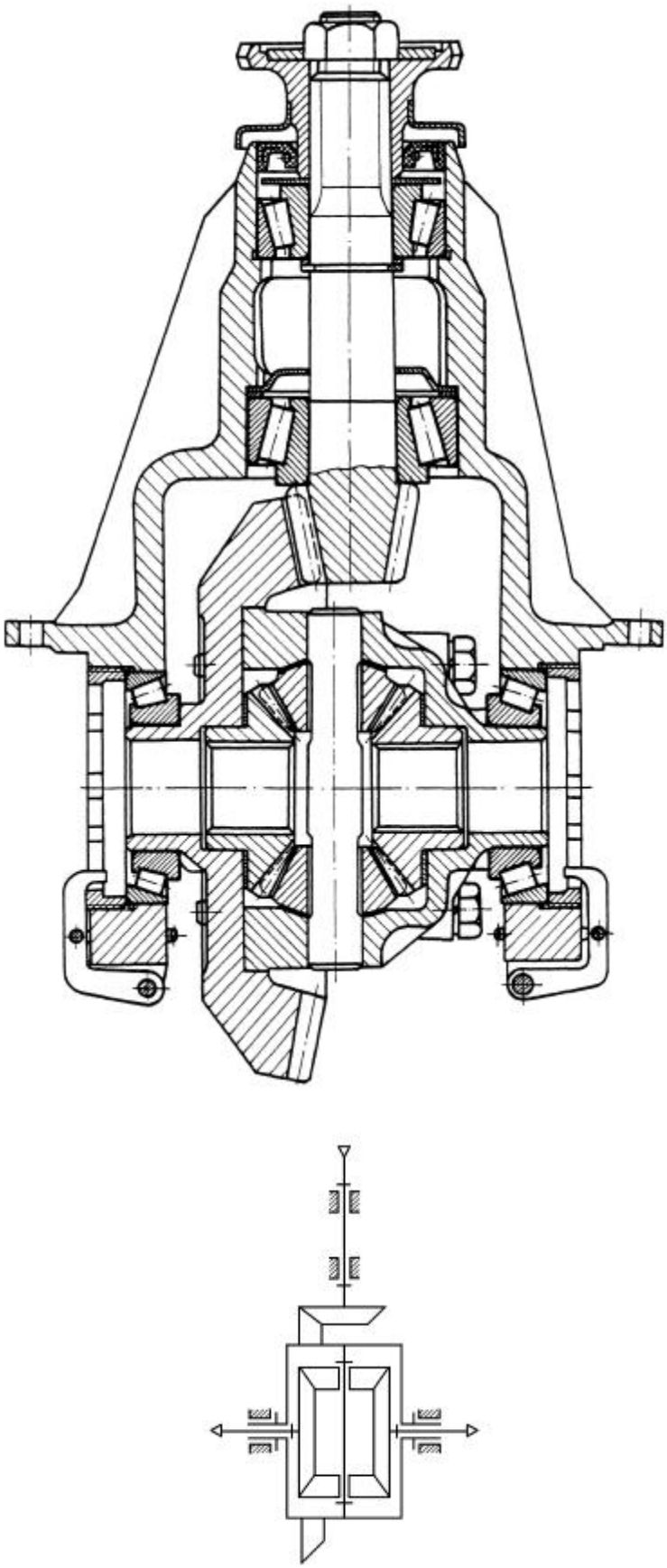


Fig. 1.82

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

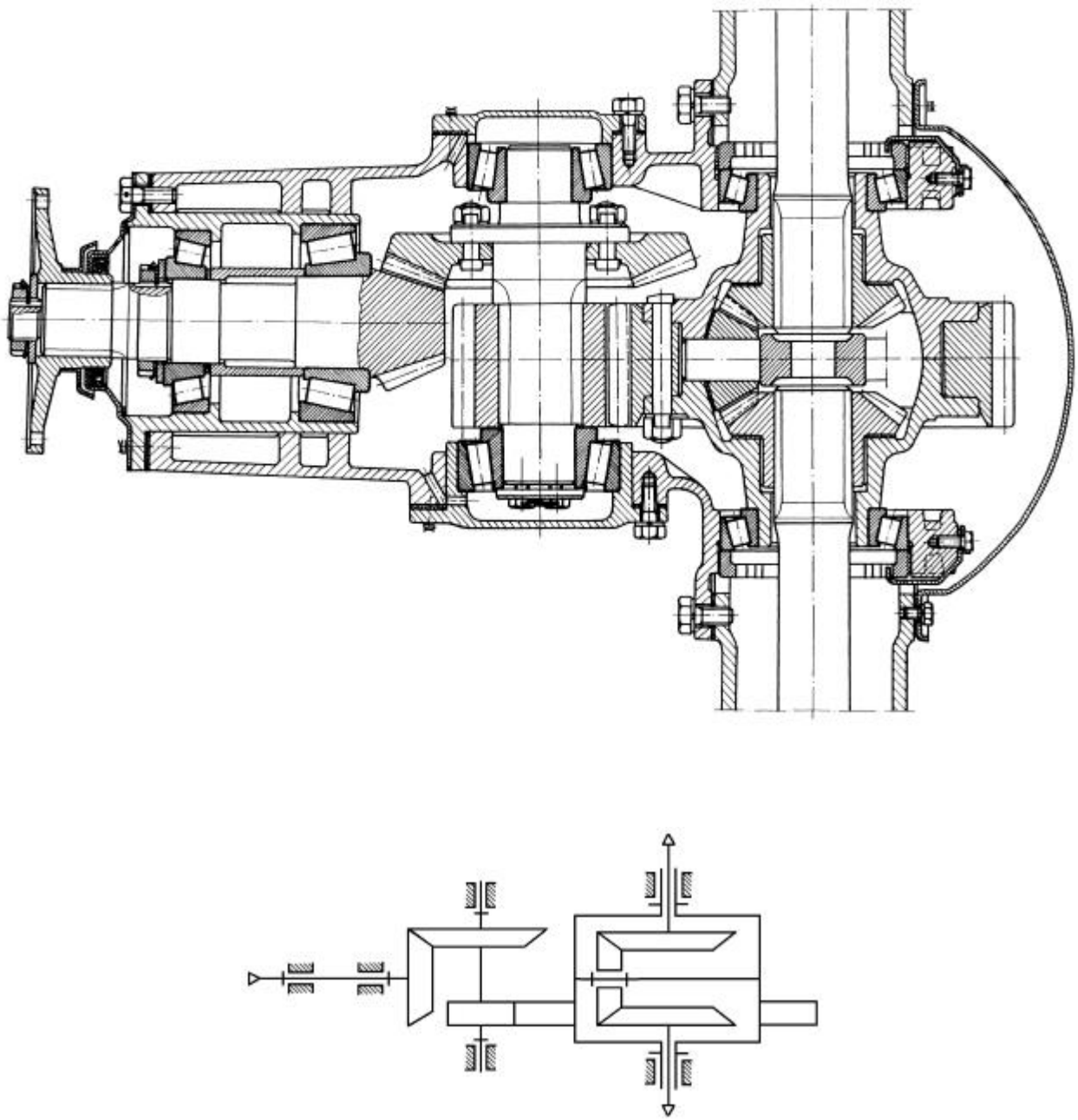


Fig. 1.83

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

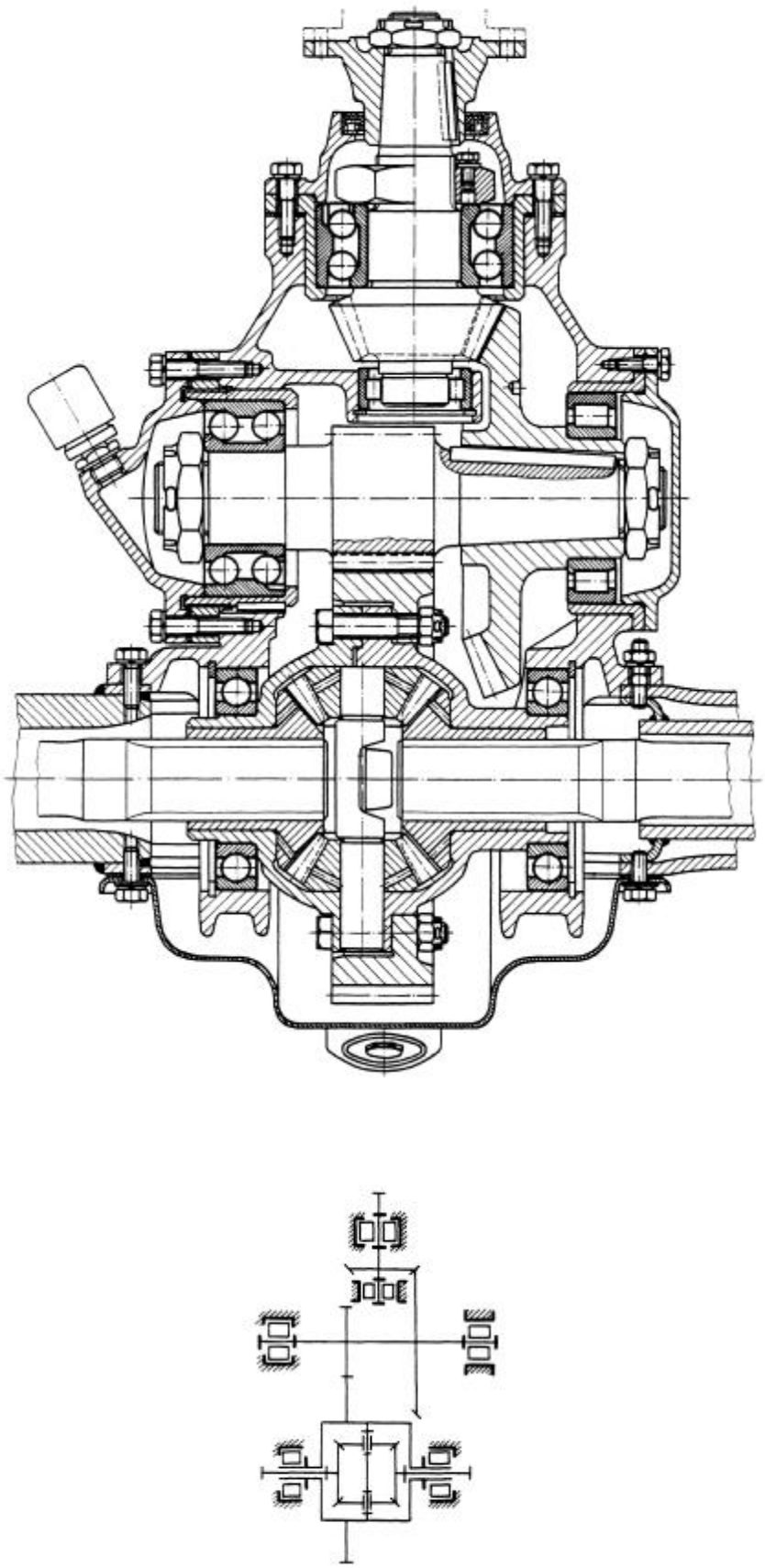


Fig. 1.84

PDF created with pdfFactory Pro trial version www.pdffactory.com

III. ORGANE ALE MIŞCĂRII DE ROTAŢIE

6. Osii şi arbori

6.1. Caracterizare. Rol funcţional

Osiile sunt organe de maşini care susţin alte organe în rotaţie, în oscilaţie sau în repaos ale maşinilor, agregatelor sau vehiculelor, fără a transmite momente de răsucire, fiind solicitate în principal la încovoiere. Tensiunile la răsucire provocate de frecările în reazeme sunt neglijabile.

Arborii sunt organe de maşini rotative în jurul axelor geometrice care transmit momente de torsiune. Arborii sunt solicitaţi în principal la torsiune.

Părţile osiilor şi arborilor pe care are loc rezemarea se numesc *fusuri (fig.6.1)*. Rezemarea se face prin intermediul lagărelor cu alunecare sau cu rostogolire.

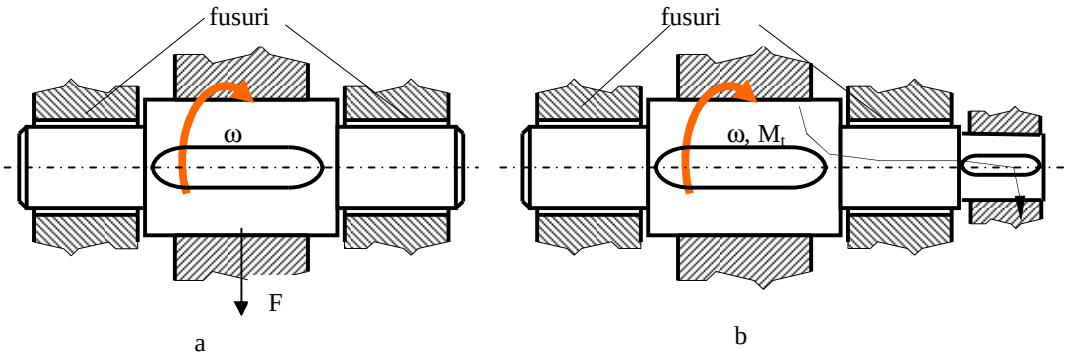


Fig.6.1

Clasificare:

Osie: -fixă
-rotativă

Arbori: -drepţi
-cotiţi -plini
-tubulari

Găurirea arborilor şi osiilor duce la reducerea greutăţii lor; în ipoteza că diametrul interior este jumătate din diametrul exterior $\Rightarrow$ că greutatea se micşorează cu 25%, pe când rezistenţa la încovoiere se reduce cu numai 6,25%.

6.2. Materiale şi tehnologie

- OL42, 50, 60 STAS 500
- OLC25, OLC35 şi îndeosebi OLC45 STAS 880
- Oţeluri aliate cu Ni, Cr-Hi, Cr-Mn, Ti STAS 291
- Oţeluri turnate sau fonte de înaltă rezistenţă.

În funcţie de scop, importanţă şi dimensiuni, arborii şi osiile în stare de semifabricat se obţin :

- din laminate trase precis pentru $d \leq 140$ mm
- din laminate cu forjare ulterioară
- prin forjare din lingouri
- prin matriţare
- prin turnare.

Proiectarea osiilor şi arborilor implică :

a) predimensionarea, printr-un calcul simplificat

b) proiectarea formei, cu considerarea rezultatelor valorice obţinute şi a condiţiilor funcţionale

c) efectuarea verificărilor

- oboseală
- deformaţii săgeţi, înclinare în reazeme
- fusurilor
- vibraţii.

6.3. Calculul şi construcţia osiilor

a) Predimensionarea – solicitarea de încovoiere

1) stabilirea schemei de încărcare a osiei cu forţele exterioare;
2) determinarea analitică sau grafică a reacţiunilor;
3) determinarea momentului de încovoiere şi trasarea diagramei de momente încovoietoare;
4) alegerea materialului;
5) calculul secţiunii principale :

- determinarea diametrului pentru secţiunile circulare sau dimensiunilor pentru secţiuni dreptunghiulare;

- pentru osiile tubulare $\beta = \frac{d_1}{d} = 0{,}3...0{,}8$ (d_1 = diametrul interior, d = diametrul exterior)

Osia de egală rezistenţă (fig.6.2)

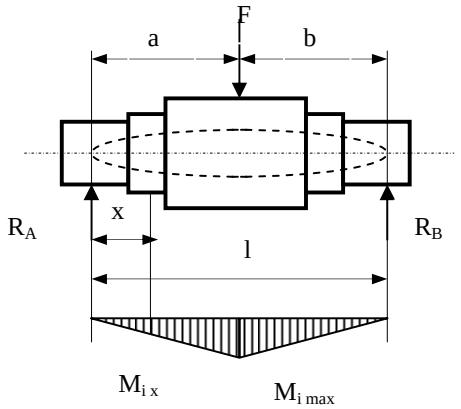


Fig.6.2

Se consideră o singură forţă *F* aplicată la jumătatea distanţei dintre reazeme, astfel că reacţiunile R_A *şi* R_B vor fi egale.

Într-un punct situat la distanţa *x* momentul de încovoiere va fi $M_{ix} = (F/2)x$ iar tensiunea de încovoiere din punctul considerat va fi

$$\sigma_{ix} = \frac{M_{ix}}{W_i} = \frac{(F/2)x}{\pi d_x^{\,3}/32} \le \sigma_{ai} \quad \text{şi}$$

$$d_x = \sqrt[3]{32(F/2)x \big/ \pi\sigma_{ai}} = k\sqrt[3]{x}$$

- ecuaţia unui paraboloid.

Un astfel de paraboloid este dificil de a fi realizat.

b) Proiectarea formei ţinând seama de dimensiunile fusurilor de reazem (fig.6.3).

Cerinţele tehnologice – accesibilitatea pietrei de rectificat –

Cerinţele de diminuare a concentrărilor de tensiuni şi de rezemare a pieselor în direcţia axială impun racordări şi şanţuri de descărcare la salturile de diametre.

Raza de racordare să fie cât mai mare posibil → R ≥ 0,1 d (d = diametrul cel mai mic al celor 2 tronsoane vecine)

Forme pentru diminuarea concentratorilor de eforturi

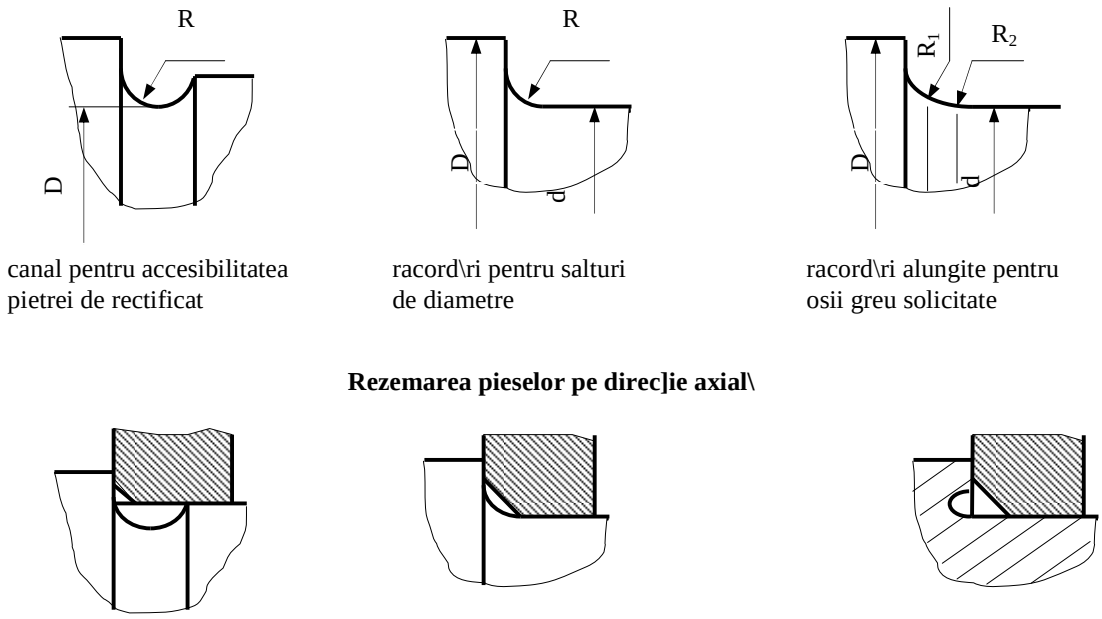


Fig.6.3

canale pentru accesibilitatea pietrei de rectificat

d	b	a
< 50	2,5…3	0,25…0,5
> 50	4…5	0,5…1

R în STAS 406

Pentru osii greu solicitate racordarea se face mult alungită, cu raza variabilă.

Rezemarea pieselor în direcţia axială se realizează prin contactul lor pe umerii osiilor sau numai prin asamblarea presată (fig.6.3).

Fixarea osiei în direcţie axială se face într-un singur loc pentru a nu împiedica dilatarea liberă.

Verificări

1) Deformaţii- flexionale (încovoiere)

Osia fiind solicitată numai la încovoiere, deformaţiile sunt de tip flexional:

– se determină săgeţile (f) în diferite puncte de pe osie, sub acţiunea sarcinii (din ecuaţia fibrei medie deformate : $\frac{\partial^2 f}{\partial x^2} = -\frac{M}{EI}$) sau unghiul de înclinare în reazeme (α_{max}):

- se aplică principiul suprapunerilor efectelor şi

$\Rightarrow \; f_{max} \le f_{adm} = \left(\frac{2}{10.000} \cdots \frac{3}{10.000}\right) l$ pentru funcţionarea rulmentului, în cazul osiei rotitoare rezemate pe rulmenţi (l – distanţa dintre reazeme)

sau $\alpha_{max} \prec \alpha_{adm} = \frac{\Delta d}{l} \le 0{,}001$ $\alpha_{max} \rightarrow$ înclinare în reazeme

Δd = jocul diametral în lagărul cu alunecare

2) Oboseală – pentru osii rotitoare

Cunoscând forţele şi dispunerea lor, se determină tensiunile din punctul considerat al osiei şi apoi coeficientul de siguranţă.

Ca puncte critice la oboseală se apreciază cele cu concentratori de tensiuni: salt de diametru, canale longitudinale, găuri, filete etc.

Coeficientul de siguranţă la oboseală pentru solicitarea de încovoiere:

$$c = \frac{\sigma_{-1}}{\frac{\beta_k}{\varepsilon \gamma} \cdot \sigma_v}$$

în care: β_k este coeficient al concentratorilor de tensiuni şi depinde de forma şi geometria concentratorului (salt de diametru, canal de pană, gaură transversală etc);

ε –coeficient dimensional şi ţine seama că epruveta, pentru care s-a determinat rezistenţa pentru ciclul de solicitare alternant simetric σ_{-1}, diferă ca dimensiuni de osia verificată;

γ – coeficient de calitate a suprafeţei osiei în comparaţie cu epruveta pe care s-a determinat caracteristicile de oboseală σ_{-1};

σ_v – amplitudinea ciclului de solicitare la încovoiere în secţiunea respectivă

$\sigma_v = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/ 2 = \sigma_{max}$ (pentru forţe constante în timp, tensiunile de încovoiere pentru osia rotitoare variază după un ciclu alternant simetric – ciclul al III lea)

3) Verificarea fusurilor (a se vedea paragraful 6.5)

6.4. Calculul şi construcţia arborilor drepţi

a) Predimensionarea arborilor şi proiectarea prealabilă a formei.

1) *Predimensionarea arborilor numai la torsiune*

Se consideră cunoscute puterea de transmis P (W) şi turaţia n (rot/min) sau viteza unghiulară ω (rad/s) $M_t = P/(\pi\, n/30) = P/\omega$.

Predimensionarea la torsiune se poate face din condiţia de rezistenţă admisibilă (τ_{at}) sau din condiţia de deformaţie unghiulară admisibilă (θ_a)

$$\tau_t = \frac{M_t}{W_p} \le \tau_{at} \Rightarrow W_p \rightarrow \text{diametrul arborelui}$$

$$sau \quad \theta = \frac{M_t l}{GI_p} \leq \theta_a$$

θ_a= 7,5…13 ^{o} = (7,5....13)x π/180 rad - pentru arborii diferenţialelor

θ_a= 15…20 ‘= (15...20))x π/(180x60) - rad pentru arborii podurilor rulante

Din condiţia de deormaţie maximă rezultă momentul de inerţie geometric polar I_p şi apoi diametrul arborelui.

2) *Predimensionarea arborilor solicitaţi la răsucire şi încovoiere*

- Diagrama de momente încovoietoare în 2 plane perpendiculare

se determină reacţiunile în plan vertical $V_A, V_B \left(\sum M_{iV\,A} = 0 \Rightarrow V_B \right)$

se determină reacţiunile în plan orizontal H_A, H_B

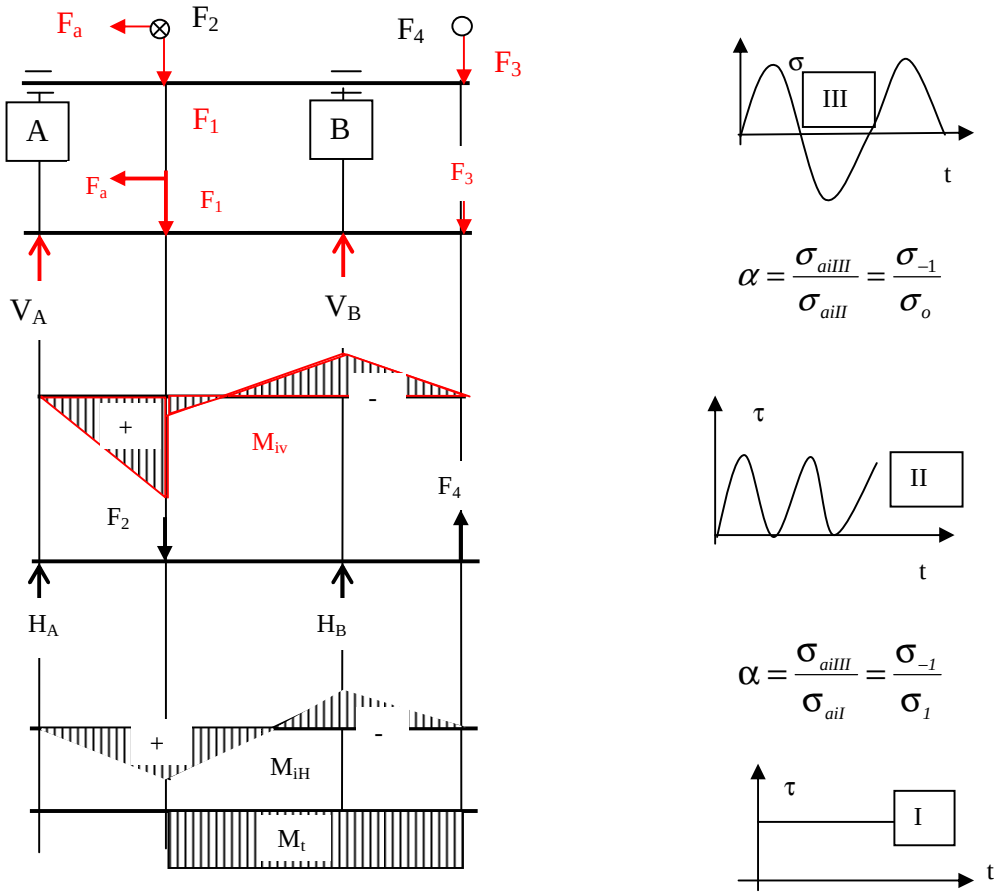
- Momentul de încovoiere total

$$M_i = \sqrt{M_{iv}^2 + M_{iH}^2}$$

- Momentul de încovoiere echivalent: deoarece în timp tensiunile tangenţiale de torsiune şi cele normale de încovoiere au variaţii diferite. este necesară echivalarea după un anumit ciclu de solicitare. Deoarece tensiunile de încovoiere variază după un ciclu alternant simetric, chiar dacă momentul încovoietor este constant în secţiunea respectivă, se recomandă echivalarea după ciclul alternant simetric (ciclul III)

$M_{i\ echivalent} = \sqrt{M_i^2 + (\alpha M_t)^2}$, în care α este un coeficient de echivalare a ciclurilor de solicitare la torsiune şi la încovoiere.

Astfel, dacă tensiunile de torsiune variază după ciclul pulsator (ciclul II), coeficientul de echivalare este



Dacă tensiunile de torsiune sunt constante în timp (ciclul I),

In acest mod, se consideră efectul cumulat al torsiunii şi al încovoierii printr-un moment de încovoiere echivalent. Astfel, relaţia de dimensionare la încovoiere echivalentă este

$$\sigma_{ieciv} = \frac{M_{iechiv}}{W_i} \leq \sigma_{aiII}$$

Din această expresie se determină modulul de rezistenţă la încovoiere $W_{i:}$

$M_{iech} = \sigma_{aiII} W_i \Rightarrow Wi \Rightarrow d$ pentru secţiunea circulară *sau*- d_i şi d_e pentru secţiuneainelară.

Rezistenţa admisibilă la încovoiere pentru ciclul alternant simetric în condiţiile materialelor obişnuite recomandate arborilor este

σ_{aiII} = *40…65 MPa pentru oţel carbol laminat (OL)*

75…90 MPa OLC

30…40 MPa OT

a) Proiectarea formei

Froma constructivă a arborelui rezultă din analiza următoarelor aspecte (fig.6.3):

- secţiunile de bază determinate prin predimensionare (metoda de mai sus);
- modificările care se aduc ţinând seama de piesele care se aplică pe arbore şi modul de solidarizare a lor;
- când asamblarea se face cu pene, slăbirea arborelui prin prezenţa canalelor se atenuiază prin mărirea diametrului cu

4% pentru pană înaltă

7% pentru două pene la 90° sau 120°

10% pentru două pene paralele opuse(180°)

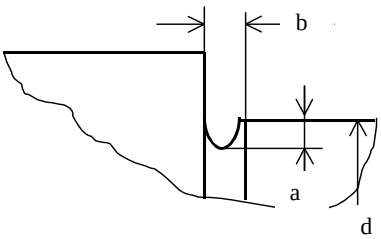
- trecerile tranconice şi racordările care se fac între secţiunile cu diametre diferite.

Cerinţele tehnologice – accesibilitatea pietrei de rectificat

Cerinţele de diminuare a concentrărilor de tensiuni şi de rezemare a pieselor în direcţia axială impun racordări şi şanţuri de descărcare la salturile de diametre.

Raza de racordare să fie cât mai mare posibil $\rightarrow R \geq 0,1\ d$ (d = diametrul cel mai mic al celor 2 tronsoane vecine)

canale pentru accesibilitatea pietrei de rectificat



d	b	a
< 50	2,5…3	0,25…0,5
> 50	4…5	0,5…1

Pentru arborii greu solicitaţi racordarea se face mult alungită, cu raza variabilă.

Rezemarea pieselor în direcţia axială se realizează prin contactul lor pe umerii (fig.6.3) arborilor sau numai prin asamblarea presată.

Fixarea arborelui în direcţie axială se face într-un singur loc pentru a nu împiedica dilatarea liberă.

b) Verificările arborelui

1) Verificarea la solicitare compusă (dacă arborele a fost predimensionat numai la torsiune.

$\sigma_{ech} = M_{echiv} / W_I \leq \sigma_{ai\,III}$

2) Verificarea la oboseală

Cunoscând forţele şi dispunerea lor, se determină tensiunile din punctul considerat al arborelui şi apoi coeficientul de siguranţă.

Ca puncte critice la oboseală se apreciază cele cu concentratori de tensiuni: salt de diametru, canale longitudinale, găuri, filete etc.

Coeficientul de siguranţă la oboseală pentru solicitări compuse:

$c = \dfrac{c_\sigma \cdot c_\tau}{\sqrt{c_\sigma^2 + c_\tau^2}} > c_a = 1{,}8\ldots3$, atunci când solicitările nu sunt cunoscute complet;

$$c_\sigma = \frac{1}{\dfrac{\beta_{k\sigma}}{\varepsilon\gamma} \cdot \dfrac{\sigma_v}{\sigma_{-1}} + \dfrac{\sigma_m}{\sigma_c}} \qquad c_\tau = \frac{1}{\dfrac{\beta_{k\tau}}{\varepsilon\gamma} \cdot \dfrac{\tau_v}{\tau_{-1}} + \dfrac{\tau_m}{\tau_c}}$$

în care $\beta_{k\sigma}$ şi $\beta_{k\tau}$ sunt coeficienţi ai concentratorilor de tensiuni şi depind de forma şi geometria concentratorului (salt de diametru, canal de pană, gaură transversală etc);

ε –coeficient dimensional şi ţine seama că epruveta, pentru care s-a determinat rezistenţa pentru ciclul de solicitare alternant simetric σ_{-1}, τ_{-1} , diferă ca dimensiuni de arborele verificat;

γ – coeficient de calitate a suprafeţei arborelui în comparaţie cu epruveta pe care s-a determinat caracteristicile de oboseală σ_{-1}, τ_{-1} ;

σ_c, τ_c – rezistenţa critică a materialui (rezistenţa de curgere pentru materialele tenace şi rezistenţa de rupere pentru materialele fragile);

σ_v ,τ_v – amplitudinea ciclului de solicitare pentru încovoiere respectiv torsiune;

σ_m ,τ_m– media ciclului de solicitare pentru încovoiere respectiv torsiune.

3. Verificarea la deformaţii :

- **flexionale (încovoiere**) – se determină săgeţile în diferite puncte de pe arbore sub acţiunea sarcinii (din ecuaţia fibrei medie deformate : $\frac{\partial^2 f}{\partial x^2} = -\frac{M}{EI}$)

- se aplică principiul suprapunerii efectelor şi

$\Rightarrow f_{max} \le f_{adm} = \left(\frac{2}{10.000} \cdots \frac{3}{10.000}\right) l$ pentru funcţionarea rulmentului.

$(0{,}01 \ldots 0{,}03)m$ pentru arborii ce susţin roţi dinţate ; m = modulul angrenajului

δ = interfierul dintre inductor şi indus la maşini electrice.

sau $\alpha_{max} < \alpha_{adm} = \frac{\Delta d}{l} \le 0{,}001$ $\alpha_{max} \rightarrow$ înclinare în reazeme

Δd = jocul diametral în lagăr

- torsionale : $\theta = \frac{M_t l}{GI_p} = \sum_{i=1}^{n} \frac{M_{ti} l_i}{GI_{pi}} = \frac{1}{G} \sum_{i=1}^{n} \frac{M_{ti} l_i}{I_{pi}} \le \theta_{adm}$

4. Verificarea la vibraţii

Determinarea turaţiei sau vitezei unghiulare critice pe baza deformaţiilor n_{cr} şi compararea cu turaţia de funcţionare n :

- torsionale n_{crt}

- flexionale n_{crf}

$n < n_{cr}$ $\rightarrow$ arbori "rigizi"

$n > n_{cr}$ $\rightarrow$ arbori elastici.

Exemplu de calcul al turaţiei critice flexionale şi al turaţiei critice torsionale

Calculul la vibraţii flexionale

Cauza : mase excentrice care produc forţe centrifuge.

Arbore de masă neglijabilă , solidar cu un disc de masă *m* şi sprijinit pe două lagăre.

- Arbore vertical – discul de masă *m*, montat cu o excentricitate *e*.

  În timpul funcţionării.

  $F_c = m(f_{din} + e)\varpi^2$ - forţa centrifugă

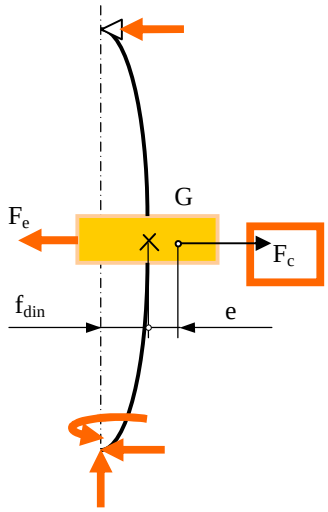
  $F_e = kf_{din}$ - forţa elastică

  k = constantă elastică a arborelui

  $$F_c = F_e \Rightarrow \quad f_{din} = \frac{me\omega^2}{k - m\omega^2}$$

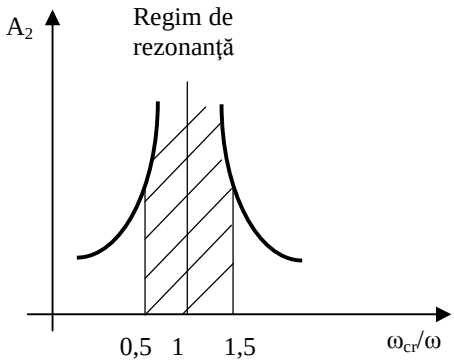
  Condiţia de apariţie a rezonanţei :

  $$f_{din} \rightarrow \infty \Rightarrow k = m\omega^2 \Rightarrow \omega_a = \sqrt{\frac{k}{m}}$$

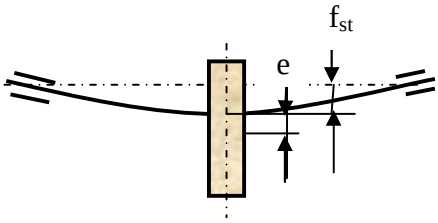


Se defineşte factorul de amplificare

$$A_2 = \frac{f_{din}}{e} = \frac{m\omega^2}{\omega_{cr}^2 m - m\omega^2} = \frac{\omega^2}{\omega_{cr}^2 - \omega^2} = \frac{\left(\frac{\omega}{\omega_{cr}}\right)^2}{1 - \left(\frac{\omega}{\omega_{cr}}\right)^2}$$



- *Arbore orizontal de masă m (greutate G)*



$k = \frac{G}{f_{st}} = \frac{mg}{f_{st}}$ *sau* $k = \frac{F}{f_{st}}$ unde F este forţa din acel punct

$$F_c = m(f_{st} + e)\omega^2$$

$$F_e = kf_{st}$$

$$\Rightarrow \omega_{cr} = \sqrt{\frac{g}{f_{st}}} \quad sau \quad \omega_{cr} = \sqrt{\frac{kf_{st}}{m(f_{st} + e)}}$$

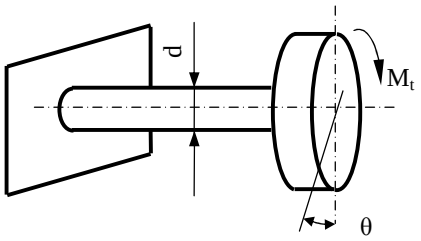
în care e este excentricitatea de montaj a discului faţă de centrul său de greutate.

Condiţia de echilibru: forţa centrifugă F_c trebui să fie egalaă cu forţa elastică Fe.

Calculul la vibraţii torsionale

Cauza : momente de inerţie → volanţi neechilibraţi

- *Arbore cu diametru constant, cu un singur disc oscilant.*



Sub acţiunea momentului M_t, arborele rigid se răsuceşte cu unghiul θ

$$\theta = \frac{M_t l}{GI_p} \Rightarrow M_t = \frac{GI_p}{l}\theta$$

Ecuaţia mişcării : $J\varepsilon = -M_t = -k'\theta$

$$J\frac{d^2\theta}{dt^2} = -M_t$$

unde : J = momentul de inerţie masic al volantului faţă de axa de simetrie; k' = constanta elastică torsională.

$\Rightarrow \frac{d^2\theta}{dt^2} + \frac{k'}{J}\theta = 0$ ecuaţie diferenţială cu soluţia de forma

$$\theta = A\cos pt + B\sin pt. \qquad (1)$$

Condiţia limită: $t = 0 \Rightarrow \theta = \theta_0,\ \theta' = 0.$

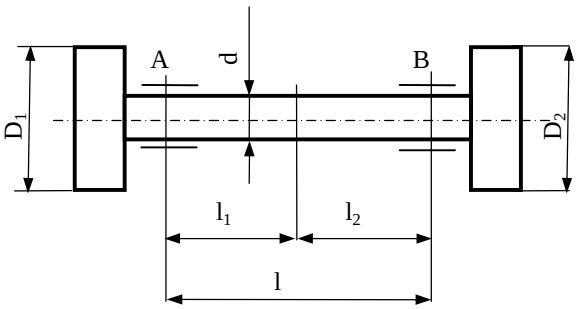
Din (1) $\Rightarrow \theta' = -A\,p\sin pt + B\,p\cos pt \Rightarrow$ din $t = 0 \Rightarrow \theta' = Bp \Rightarrow B = 0$

Din (1) pentru t = 0 ⇒ θ = A = θ_0

Deci : $\theta = \theta_0 \cos pt\, \theta_0 \cos \sqrt{\frac{k'}{J}} t = \theta_0 \cos \omega_{cr} t \quad \omega_{cr} = \sqrt{\frac{k'}{J}}$

*** Arbore cu două discuri oscilante*

Cele două discuri vor oscila unul contra celuilalt ⇒ o anumită secţiune n-n neutră ⇒ că arborele se poate considera încastrat în secţiunea n-n neutră ⇒ că arborele se poate considera încastrat în secţiunea n-n.



$$\omega_{cr} = \sqrt{\frac{k'_1}{J_1}} = \sqrt{\frac{k'_2}{J_2}} \qquad (1)$$

$$\theta = \frac{M_t l}{GI_p} \Rightarrow M_t = \frac{GI_p}{l}\theta = k'\theta \Rightarrow k'_1 = \frac{GI_{p1}}{l_1}, \quad k'_2 = \frac{GI_{p2}}{l_2}$$

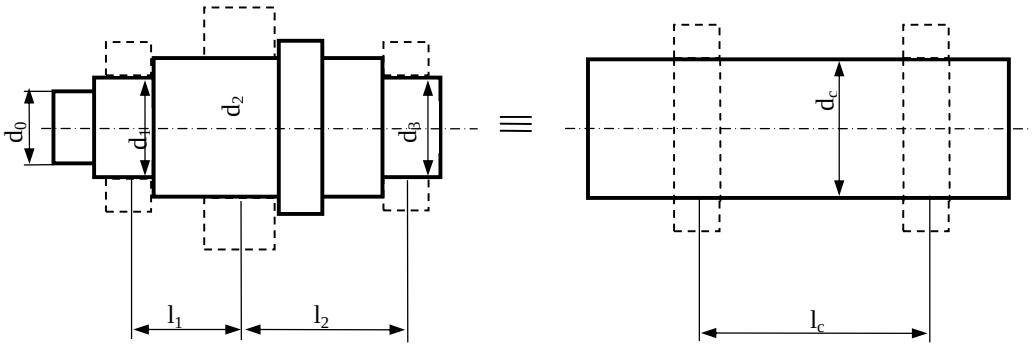
din (1) $\Rightarrow \frac{I_{p1}}{J_1 l_1} = \frac{I_{p2}}{l_2 J_2}$ şi $l = l_1 + l_2 \Rightarrow$ $\quad l_1 = l\frac{J_2}{J_1 + J_2}$, $\quad l_2 = l\frac{J_1}{J_1 + J_2}$

$$\Rightarrow \omega_{cr} = \sqrt{\frac{GI_{p1}}{l} \cdot \frac{J_1 + J_2}{J_1}}$$

În general arborele nu are diametrul constant ⇒ o simplificare de calcul prin înlocuirea arborelui cu un arbore echivalent (diametrul d_c, lungimea redusă l_c)

Se alege d_c *şi* $\Rightarrow l_c$ din condiţia ca deformaţia arborelui real şi a celui echivalent să fie aceeaşi sub acţiunea unui moment de torsiune dat.

$$\theta = \frac{M_t l}{GI_p} = \frac{M_t l \cdot 32}{G\pi d_c} l_c \Rightarrow l_c = l\left(\frac{d_c}{d}\right)^4$$



6.5. Calculul simplificat al fusurilor

Se numeşte simplificat, deoarece introduce ipoteze simplificatoare

1) Se neglijează jocul dintre fus şi cuzinet

2) Se neglijează calitatea suprafeţelor

3) Se neglijează prezenţa lubrefiantului.

Se ţine seama însă de cuplul de material fus- cuzinet.

Calculul are două aspecte :

4) un calcul de rezistenţă

5) un calcul termic – verificarea la încălzire.

1. *Calculul simplificat al fusurilor radiale frontale* (fig.6.4)

   a) Calcul de rezistenţă

Forţa R se consideră concentrată la mijlocul lungimii fusului. Fusul se consideră ca o grindă dreaptă încastrată în arbore.

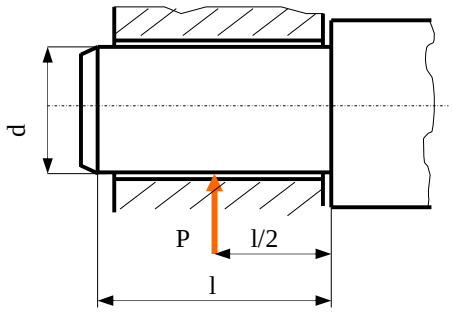


Fig.6.4.

Se cunoaşte :

- mărimea forţei R (reacţiunea radială totală din reazem).

Nu se cunosc :

- diametrul şi lungimea fusului.

Calculul de rezistenţă are următoarelor aspecte :

- dimensionarea pe baza încovoierii fusului, secţiunea periculoasă : secţiunea de încastrare.

$$M_i = R\frac{l}{2} = W\sigma_{ai}$$

dar $W = \frac{\pi}{32}d^3 = 0{,}1d^3$

deci : $M_i = 0{,}1d^3\sigma_{ai}$, necunoscute l şi d, se face următorul artificiu :

$R\frac{l}{2d} = 0{,}1d^2\sigma_{ai}$ raportul $\frac{l}{d}$ = mărime caracteristică fusului,

$$\frac{l}{d} = 0{,}3\ldots0{,}5\ldots1{,}8$$

pentru fusuri lungi $\frac{l}{d} = 1{,}8\ldots2{,}5$ şi necesită cuzineţi oscilanţi.

Deci $\frac{l}{d}$ este cunoscut şi $\Rightarrow$ d

$d = \sqrt{\frac{P\frac{l}{d}}{0{,}2\sigma_{aiII}}}$ III – după ciclul alternant simetric.

d se rotunjeşte la o valoare standardizată $\Rightarrow$ şi $l = d\left(\frac{l}{d}\right)$

- verificare la oboseală – Soderberg

Se face cu coeficientul de siguranţă $c = \frac{1}{\frac{\beta_k\sigma_v}{\varepsilon\gamma\sigma_{-1}}} \geq c_a$

- verificare la strivire sau presiune de contact.

$$p_m = \frac{R}{ld} \leq p_a$$

p_m = presiune medie, p_a = depinde de cuplul de material : de exemplu, pentru oţel-bronz, p_a = 3-5 MPa.

<u>Observaţie</u>

1°. În cazul rapoartelor $\left(\frac{l}{d}\right) \prec 1$, presiunea de contact (strivirea) este mai periculoasă decât încovoierea ca atare, dimensionarea se face pe baza presiunii de contact.

Adică : $$\frac{R}{\left(\frac{l}{d}\right)d^2} \leq p_a \Rightarrow d = \sqrt{\frac{R}{\left(\frac{l}{d}\right)\cdot p_a}}$$ şi

$l = d\left(\frac{l}{d}\right)$ şi se face verificarea la încovoiere.

b) Calculul la încălzire

Se face ipoteza că întregul lucru mecanic de frecare se transformă în căldură. Aprecierea încălzirii se face pe baza puterii specifice de frecare, adică:

$$N_{f\,sp} = \frac{N_f}{l \cdot d} = \frac{\mu R \cdot v}{l \cdot d}$$

N_f = putere de frecare [W]

$N_{f\,sp}$ = putere de frecare specifică $\left[\frac{W}{mm^2}\right]$

dar $\frac{R}{ld} = p_m$ deci $N_{f\,sp} = \mu\, p_m v$, dar μ este aproximativ constant, deci mărimea caracteristică la încălzire este produsul $p_m v$.

Se pune condiţia $p_m v \leq (p_m v)_a$, care se găseşte în tabele; de axemplu , pentru arborii de la motoare $(p_m v)_a = 5\frac{N}{mm^2}\frac{m}{s}$

Dacă nu se verifică la încălzire, atunci se lungeşte fusul.

$$\frac{R}{ld}\frac{\pi d_n}{60\cdot 100}\le (p_m v)_a \Rightarrow l$$

2. *Calculul fusurilor intermediare* (fig.6.5)

Atunci când forţa R este relativ mică, deci solicitarea la încovoiere se poate neglija, diametrul fusului se calculează numai la răsucire cu relaţia de predimensionare de la arbori

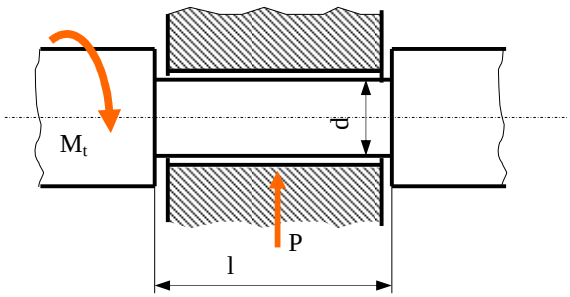


Fig.6.5

$d=\sqrt[3]{\frac{M_t}{0{,}2\tau_{at}}}$ pentru τ_{at} se ia valori mici 20…30 MPa

Având d $\Rightarrow$ l după ce alegem în prealabil $\frac{l}{d}$, $l=d\left(\frac{l}{d}\right)$.

Se face verificare la presiunea de contact $p_m=\frac{R}{ld}\le p_a$;

Se face verificare la încălzire $p_m v\le (p_m v)_a$.

Când R este mare, se calculează$M_{ech} = M_{red}$

$M_{ech}=M_{red}=\sqrt{M_i^2+(\alpha M_t)^2}$, α = coeficientul de la ipotezele referitoare la variaţia în timp a tensiunilor de încovoiere şi de torsiune şi $\Rightarrow$

$$d=\sqrt[3]{\frac{M_{red}}{0{,}1\sigma_{ailII}}}$$

$$l=d\left(\frac{l}{d}\right)$$

$$p_m \prec p_a$$

$$p_m v\le (p_m v)_a$$

3. Calculul fusului sferic (fig.6.6)

La acest fus $\frac{l}{d} < 1$ în calcule lucrăm cu d_m, de aceea se ia $\frac{l}{d_m} = 0{,}7 < 1$

Diametrul d_m = 0,9 d (constructiv).

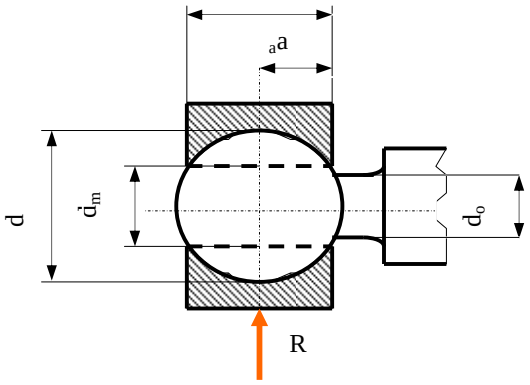


Fig.6.6

Întrucât $\frac{l}{d_m} \prec 1 \Rightarrow$ că periculoasă este strivirea între fus şi cuzinet:

$$R = p_a l d_m = p_a \left(\frac{l}{d_m}\right) \cdot d_m^2 \Rightarrow$$

şi

$$d_m = \sqrt{\frac{R}{\left(\frac{l}{d_m}\right) p_a}} \Rightarrow$$

$$l = d_m \left(\frac{l}{d_m}\right) = 0{,}7 d_m \Rightarrow d = \frac{d_m}{0{,}9}$$

Se face verificarea la încovoiere în secţiunea cea mai mică – secţiune de trecere de la sferă la partea cilindrică, de diametru $d_0 = 0{,}6\ d$ (aleasă constructiv);

$M_i = R \cdot a = 0{,}1 d_0^3 \sigma_i \Rightarrow \sigma_i \leq \sigma_{ai}$ a se măsoară.

- Verificarea la încălzire $p_m v \leq (p_m v)_a$,

în care p_m este $\frac{R}{l d_m} = p_m$ iar v = viteza periferică corespunzătoare diametrului d.

3. Calculul fusurilor axiale (pivoţi)

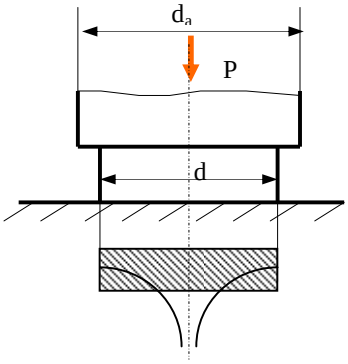


Fig.6.7

a) Fusurile axiale cu secţiune circulară plină (fig.6.7)

1.Calculul de rezistenţă

Solicitarea principală – strivirea dintre fus şi cuzinet.

- Diametrul d se alege constructiv în funcţie de diametrul arborelui (d_a)
- Se verifică la presiunea de contact.

$$p_m = \frac{R}{\frac{\pi d^2}{4}} \le p_a$$

<u>Observaţii</u>

1. La aceste fusuri însă, când fusul este nou , presiunea de contact se poate considera că este uniform repartizată pe toată suprafaţa.
2. Când fusul funcţionează, vitezele variind de la exterior spre centru, uzura apare mare la perifierie şi se pierde contactul cu cuzinetul, presiunea crescând după nişte arce de hiperbolă.

Din această cauză, acest fus se înlocuieşte cu fusul inelar.

2. Verificare la încălzire

$$N_{f\,sp} = \frac{N_t}{\frac{\pi d^2}{4}} \frac{\mu R V_m}{\frac{\pi d^2}{4}} = \mu\, p_m v_m$$

unde $v_m = r_m \omega = \frac{r+0}{2}\omega = d\omega/4$

$$p_m v_m \le (p_m v_m)_a$$

b) Fusul axial inelar (fig.6.8)

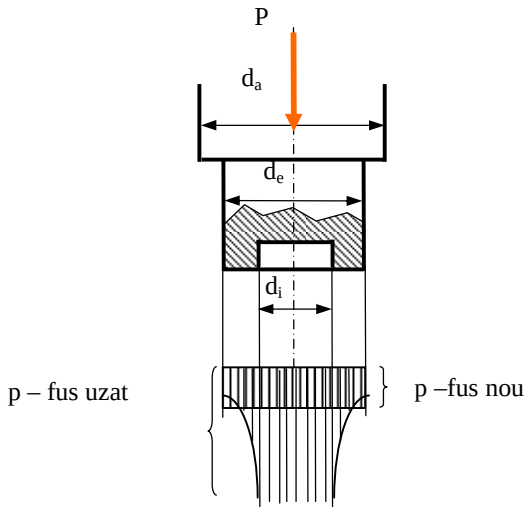


Fig.6.8

- $d_e = f(d_a)$ se alege constructiv

$$\left(\frac{d_i}{d_e}\right) = 0{,}4 \ldots 0{,}5 \quad \text{constructiv}$$

$$\Rightarrow d_i = (0{,}4 \ldots 0{,}5) d_e$$

- se face verificarea la strivire.

$$p_m = \frac{R}{\frac{\pi}{4}\left(d_e^2 - d_1^2\right)} \le p_a$$

- se face verificare la încălzire :

$$N_{sp} = \frac{N_f}{\frac{\pi}{4}\left(d_e^2 - d_i^2\right)} = \frac{\mu R r_m \omega}{\frac{\pi}{4}\left(d_e^2 - d_i^2\right)} = \mu\, p_m v_m$$

$$p_m v_m \le \left(p_m v_m\right)_a$$

$$v_m = r_m \omega = \frac{r+0}{2}\omega$$

<u>Observaţii</u>

- Presiunea la pivotul inelar este limitată.

4. Calculul fusului canelat (multiinelar) (fig.6.9)

- diametrul $d_i = f(d_a)$, şi…$d_i = d_a$

- din raportul $\left(\frac{d_i}{d_e}\right) = 0{,}5\ldots0{,}7$

$$d_e = \frac{d_i}{0{,}6}$$

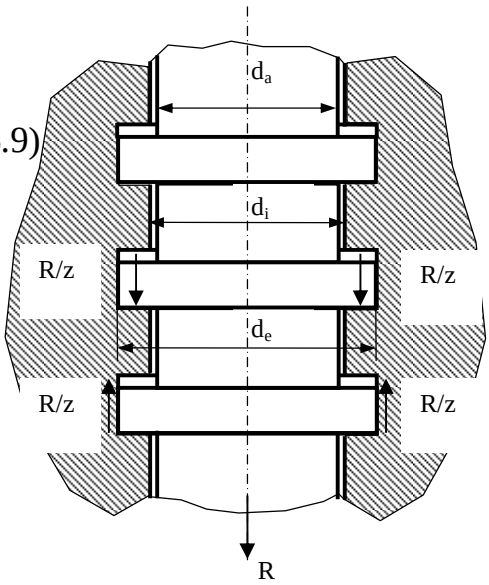


Fig.6.9

Se calculează numărul de inele :

$$z = \frac{P}{\frac{\pi}{4}\left(d_e^2 - d_i^2\right)p_a}$$

presiunea admisubilă p_a se ia mai mică decât la fusurile inelelor simple, ≈ jumătate, căci forţa p nu se repartizează uniform pe cele z inele.

- Se face o verificare la încălzire : $p_m v_m \le (p_m v_m)_a$ unde $p_m = \dfrac{\frac{R}{z}}{\frac{\pi}{4}\left(d_e^2 - d_1^2\right)}$

- Se face o verificare la încovoiere.

$$h = (0{,}12\ldots0{,}15)d_i$$

$$M_i = \frac{R}{z} \cdot \frac{d_e - d_i}{4} = \frac{\pi d_e h^2}{6} \sigma_i$$

$$\sigma_i \prec \sigma_{ai}$$

Observaţie

1. Se consideră grinda curbă ca o grindă dreaptă, deoarece $\frac{d_i}{h} = 7 \ldots 8$.

Forme constructive de fusuri (fig.6.10)

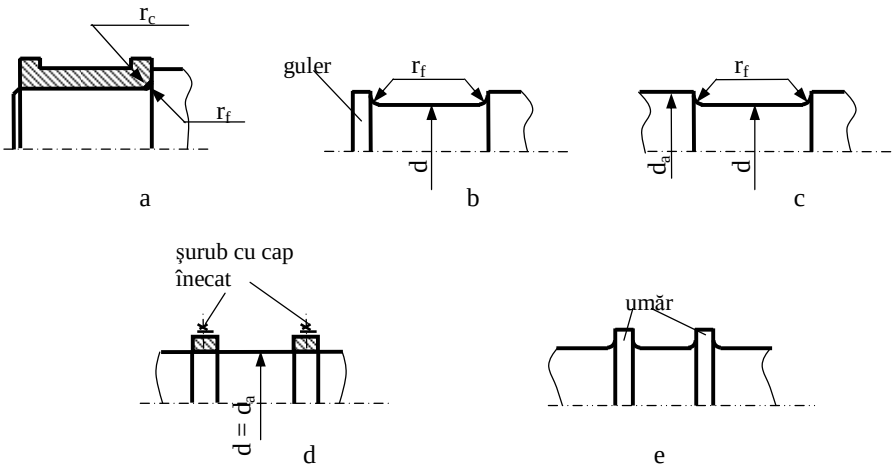


Fig.6.10

1. Fusuri radiale

Fusurile radiale se pot executa dintr-o bucată cu arborele sau separat. Execuţiile separat de arbore prezintă avantajul unei realizări mai uşoare a cuplului de material fus-cuzinet dorit, o prelucrare de suprafaţă mai uşoară şi mai corespunzător scopului, decât atunci când este făcut dintr-o bucată cu arborele.

Totuşi, centrarea cuzinet-arbore este foarte dificilă, motiv pentru care acest procedeu se aplică la fusuri de manivele şi arbori cotiţi, unde centrarea este mai uşoară şi unde se realizează, fie prin presare, fie prin sudare.

În figura 6.10 – fusuri dintr-o bucată cu arborele.

- *Fusuri radiale frontale* se realizează din 2 variante.

a) *fără guler de capăt* – mai simplă ca formă şi execuţie, permite montarea cuzinetului dintr-o bucată – nu poate limita deplasările axiale decât într-un singur sens.

b) *cu guler de capăt* – este mai complexă ca formă şi ca execuţie, necesită cuzineţi din 2 bucăţi, limitează deplasările în ambele sensuri.

În ambele forme este necesară racordarea fusului cu arborele sau gulerul pentru a micşora concentrarea tensiunilor.

Raza de acordare a fusului r trebuie să fie suficient de mare pentru a micşora această concentrare, dar nici prea mare că expulsează uleiul prin mişcare centrifugală.

$r_f = (0{,}03 \ldots 0{,}04)d$

Raza de racordare a cuzinetului (r_c) trebuie să fie > r_f, deoarece este foarte greu de realizat centrarea cuzinet-fus după 3 suprafeţe cilindrice.

-*Fusuri radiale intermediare* (varianta c)

Se obţine prin reducerea diametrului arborelui ($d_a > d$). Se micşorează rezistenţa fusului la încovoiere şi răsucire faţă de arbore.

Pentru a remedia această situaţie, există varianta d) ($d_a = d$), iar pentru limitarea deplasărilor cuzinetului se montează pe arbore 2 inele, fie prin presare, fie prin şuruburi cu cap înecat (3 şuruburi la 120^0).

Nu mai este nevoie de racordări.

Varianta e) : fusul are acelaşi diametru cu arborele, pentru evitarea deplasărilor se prevăd 2 umeri în arbore.Trebuiesc racordări.

Pentru <u>fusurile axiale</u>, una din cele mai des forme întâlnite este prezentată în fig.6.11.

La fusurile axiale, soluţia constructivă are în vedere faptul că prin uzarea suprafeţelor în contact să nu fie necesară înlocuirea completă a fusului, respectiv a

arborelui, ci numai a unor porţiuni ale acestuia şi totodată montarea şi demontarea simplă.

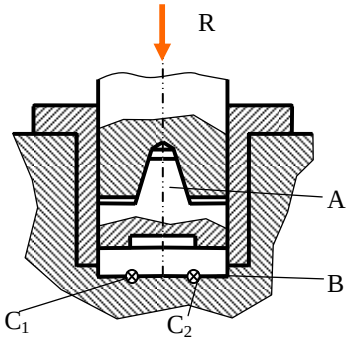


Fig.6.11

În acest scop, arborele este prevăzut în partea inferioară cu un locaş conic în care pătrunde placa A care are o coadă conică şi care are suprafaţa de contact cu cuzinetul inelară.

Cuzinetul este format din placa B care se montează în lagăr, centrându-se prin 2 şlifturi C_1, C_2 care o împiedică totodată să se rotească.

Se mai prevede un cuzinet radial pentru preluarea eventuală a unor sarcini radiale.

După uzare se înlocuiesc numai plăcile A şi B.

Bibliografie

1. Manea Gh.- Organe de maşini. Edit.Tehnică, Bucureşti, 1970

2. Gafiţanu M.ş.a. - Organe de maşini. Edit.Tehnocă, Bucureşti ,1981 şi 1983;

3. Pavelescu D. ş.a. - Organe de maşini. Edit. Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1985;

4. Bucşă I. ş.a. - Indrumătorul tehnicianului proiectant de maşini şi utilaje. Edit.Tehnică Bucureşti, 1971.

?? Intrebări recapitulative

1. Care dintre afirmatiile de mai jos sunt adevărate:

a) osiile sunt organe de masini solicitate la incovoiere;

b) osiile sunt organe de masini solicitate la torsiune;

c) osiile sunt organe de masini solicitate la tracţiune;

d) arborii sunt organe de masini solicitate la incovoiere;

e) osiile sunt organe de masini solicitate la torsiune;

f) osiile sunt organe de masini solicitate la torsiune şi incovoiere;

2) În relaţia momentului de torsiune transmis de un arbore $M_t = k\,P/n$

a) k este un coeficient de suprasarcină;

b) k este o marime adimensională care ţine seama de unităţile de măsură.

3) În relaţia momentului de încovoiere echivalent $M_{ech} = \sqrt{M_i^2 + (\alpha M_t)^2}$

a) α *este un coeficient de suprasarcină;*

b) α *este o marime care ţine seama de variaţia în timp a tensiunilor de încovoiere şi torsiune.*

4) În calculul de dimensionare al unei osii sau arbore, diametrul d rezultat din calcule

a) se rotunjeşte la o valoare inferioară celei obţinute;

b) se rotunjeşte la o valoare superioară celei obţinute;

c) se ia exact cât a rezultat din calcul.

5) Un arbore funcţionează correct dacă turaţia lui n este:

a) apropiată de turaţia critică;

b) chiar egală cu turaţia critică;

c) evitată turaţia critică.

6) Calculul de încălzire al unui lagăr se face calculând:

a) produsul (pv);

b) temperature de funcţionare.

7) Produsul (pv) este un indicator privind comportarea la:

a) frecare;

b) uzare;

c) încălzire

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IASI

Publicat de

UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH. ASACHI", IAŞI

Tomul LIV (LVIII)

Fasc. 1–2

Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2008

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng. Ion Giurma, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng. Carmen Teodosiu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Vice-Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Managing Editor of Bulletin of the Polytechnic Institute
Assoc. prof. dr. eng. Iulian Ionita, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering

Managing Editor of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc. prof. dr. eng. Gheorghita Badarau, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Scientific secretary of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Prof. univ. dr. eng. Yuri A. Burennikov, Vinnitsia State Technical University, Ukraine
Prof. univ. dr. eng. Borivoje Miškovic, Yugoslav Association of Metallurgical Engineers, Belgrad, Serbia-Muntenegru
Prof. univ. dr. eng. Paolo Nanni, Universitad egli Studi da Genova, Italy
Prof. univ. dr. eng. Strul Moisa, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel
Prof. univ. dr. eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. univ. dr. eng. Constantin Baciu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Tudor Raileanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. univ. dr. eng. Dan-Gelu Galusca, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. univ. dr. eng. Luchian Zaharia, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. univ. dr. eng. Ioan Carcea, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. univ. dr. eng. Adrian Dima, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. univ. dr. eng. Gelu Barbu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. univ. dr. eng. Mihai Susan, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. univ. dr. eng. Vasile Bulancea, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. univ. dr. eng. Leandru Gheorghe Bujoreanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. univ. dr. eng. Costica Bejinariu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Petrica Vizureanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Mihai Alexandru, High School "Stefan Procopiu" Iasi, Romania

Editorial Secretary of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc. prof. dr. eng. Ioan Rusu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LIV (LVIII) 2008

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

I. CIOBANU, I. CHIŞAMERA, S.I. MUNTEANU, A. CRIŞAN, V. MONESCU, I. MĂRGINEANU, L. FIRESCU – DETERMINATION OF THE MEAN SUBSTITUTIVE COEFFICIENT OF THERMAL CONDUCTIVITY FOR COLD DRIED CASTING MOULDS WITH FURANIC RESIN BINDERS	1
I. CIOBANU; S. I. MUNTEANU; A. CRIŞAN; T. BEDO – ERRORS AT CASTINGS SOLIDIFICATION ANALYSIS BASED ON SOLIDIFICATION MODULE	11
I. CIOBANU, S.I. MUNTEANU, A. CRISAN, M. MAŞNIŢĂ – EXPERIMENTAL TESTING OF SIMULATION SOFTWARE FOR THE SOLIDIFICATION PROCESSES OF CASTINGS	23
S. MUNTEANU, I. CIOBANU, A. CRISAN – MATHEMATICAL MODEL FOR SOLID FRACTION VARIATION WITH TEMPERATURE AT SOLIDIFICATION OF IRON – CARBON ALLOYS	31
M. CHISAMERA, S. STAN, I. RIPOSAN, G. COSTACHE, M. BARSTOW – SOLIDIFICATION PATTERN OF IN-MOLD AND LADLE INOCULATED LOW SULFUR HYPOEUTECTIC GRAY CAST IRONS	41
V. DIORDUC – MAGMASOFT® – COMMITTED TO CASTING EXCELLENCE	57
A.A. MINEA, A. DIMA – A CRITICAL ANALYSIS OF INTENSIFYING THE HEAT TRANSFER PROCESSES	65
I. CASIAN-BOTEZ, I. CARCEA, P. NICA, M. AGOP – A THEORETICAL APPROACH OF THE DENDRITIC MORPHOGENESIS THROUGH THE FRACTAL THEORY	73
B. FLOREA, C. BĂLESCU, V. MIREA, GH. FLOREA – CONTROLLING THE VARIABLES INVOLVED IN THERMAL TREATMENT BY SIMULATION ON PHYSICAL MODEL	89
C. BRATU, I. MARGINEAN, S. A. COCOLAS – EXPERIMENTAL MODEL FOR FLOWING ANALYSIS OF MODELING AT CASTING ALLOYS	93
CARMEN NEJNERU, MANUELA PERJU, T. RAILEANU, A. SANDU, MARIA LUNGU – IMPROVEMENT ON CAST-IRONS CORROSION PROPERTIES FOR DECORATIONS THROUGH METALLIC COATINGS USING THE VIBRATING ELECTRODE METHOD WITH Ti ELECTRODE	101
G. BARBU, V. COJOCARU FILIPIUC, S. STANCIU – LAMELLAR GRAPHITE CAST IRON VIBRATED DURING SOLIDIFYING	109
M. O. VÎNTURACHE – NEW EUROPEAN REQUIREMENTS ON RISK AT WORK PREVENTION IN SMALL AND MEDIUM SIZED ENTERPRISES	115
G. BARBU, V. COJOCARU FILIPIUC, S. STANCIU – NODULAR GRAPHITE CAST IRON VIBRATED DURING SOLIDIFYING	121
P. E. NICA, M. AGOP, I. CARCEA – NUMERICAL SIMULATIONS OF HOLLOW LIQUID XE JET FORMATION FOR LASER-PLASMA GENERATION	127

I. CHIRA – SOFTWARE APPLICATIONS FOR DESIGN OF THE FOUNDRIES TECHNOLOGICAL PROCESSES	135
I. CHIRA – – STEPS AND CARRY ON STAGES USING METODOLOGY OF THE COMPUTER IN THE FIELD OF THE CASTINGS	143
A. ALEXANDRU, M. HUTANU – SUPERFICIAL LAYERS WITH SPECIAL PROPIERTIES DEPOSED ON STEELS BY ELECTRIC DISCHARGE IN IMPULSE	151
E. RITI-MIHOC, V. DAN, N. RITI-MIHOC – THERMAL TREATMENT OF CLEARING SLUDGE IN MICROWAVE FIELD	157
R. CHELARIU, C. ROMAN, I. CARCEA, D. MIHAI – EXPERIMENTAL CHECK OF A MATHEMATICAL MODEL OF SOLIDIFICATION	163

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LIV (LVIII) 2008

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

I. CIOBANU, I. CHIŞAMERA, S.I. MUNTEANU, A. CRIŞAN, V. MONESCU, I. MĂRGINEANU, L. FIRESCU – DETERMINAREA COEFICIENTULUI MEDIU SUBSTITUTIV DE CONDUCTIVITATE TERMICĂ A FORMELOR ÎNTĂRITE LA RECE CU LIANT RĂŞINĂ FURANICĂ	1
I. CIOBANU; S. I. MUNTEANU; A. CRIŞAN; T. BEDO – ERORI LA ANALIZA SOLIDIFICĂRII PIESELOR TURNATE PE BAZA MODULULUI DE SOLIDIFICARE	11
I. CIOBANU, S.I. MUNTEANU, A. CRISAN, M. MAŞNIŢĂ – TESTAREA EXPERIMENTALĂ A PROGRAMELOR DE SIMULARE PENTRU PROCESELE DE SOLIDIFICARE A PIESELOR TURNATE	23
S. MUNTEANU, I. CIOBANU, A. CRISAN – MODEL MATEMATIC PENTRU VARIATIA FRACTIEI DE SOLID CU TEMPERATURA LA SOLIDIFICAREA ALIAJELOR FIER - CARBON	31
M. CHISAMERA, S. STAN, I. RIPOSAN, G. COSTACHE, M. BARSTOW – SOLIDIFICAREA FONTELOR CENUŞII HIPOEUTECTICE TURNATE CU CONŢINUT SCĂZUT DE SULF MODIFICATE ÎN FORMĂ ŞI ÎN OALĂ	41
V. DIORDUC – MAGMASOFT® – PRODUCE EXCELENŢA ÎN TURNARE	57
A.A. MINEA, A. DIMA – O ANALIZA CRITICA A INTENSIFICARII PROCESELOR DE TRANSFER	65
I. CASIAN-BOTEZ, I. CARCEA, P. NICA, M. AGOP – O TEORIE A MORFOGENEZEI DENDRITICE BAZATĂ PE TOERIA FRACTALILOR	73
B. FLOREA, C. BĂLESCU, V. MIREA, GH. FLOREA – CONTROLUL VARIABILELOR CE INFLUENTEAZA PROCESUL DE TRATAMENT TERMIC PRIN SIMULARE PE MODEL FIZIC	89
C. BRATU, I. MARGINEAN, S. A. COCOLAS – MODEL EXPERIMENTAL PENTRU ANALIZA MODELARII CURGERII LA TURNAREA ALIAJELOR	93
CARMEN NEJNERU, MANUELA PERJU, T. RAILEANU, A. SANDU, MARIA LUNGU – ÎMBUNĂTĂŢIREA PROPRIETĂŢILOR DE COROZIUNE ALE FONTELOR TURNATE PENTRU DECORAŢIUNI PRIN ACOPERIRE URILIZÂND METODA ELECTRODULUI VIBRATOR CU ELECTROD DE Ti	101
G. BARBU, V. COJOCARU FILIPIUC, S. STANCIU – VIBRATII APLICATE LA SOLIDIFICAREA FONTELOR CU GRAFIT LAMELAR	109
M. O. VÎNTURACHE – NOILE CERINŢE EUROPENE DE PREVENIRE A RISCURILOR DE MUNCĂ ÎN INTREPRINDERILE MICI ŞI MIJLOCII	115
G. BARBU, V. COJOCARU FILIPIUC, S. STANCIU – VIBRATII APLICATE LA SOLIDIFICAREA FONTELOR CU GRAFIT NODULAR	121
P. E. NICA, M. AGOP, I. CARCEA – SIMULĂRI NUMERICE ALE FORMĂRII UNUI JET TUBULAR DE XENON PENTRU GENERAREA PLASMELOR LASER	127

I. CHIRA – APLICATII SOFTWARE PENTRU PROIECTAREA PROCESELOR TEHNOLOGICE DIN TURNATORII	135
I. CHIRA – ETAPELE SI METODOLOGIA DE UTILIZARE A CALCULATORULUI IN DOMENIUL PIESELOR TURNATE	143
A. ALEXANDRU, M. HUTANU – STRATURI SUPERFICIALE CU PROPRIETĂȚI SPECIALE DEPUSE PE OȚELURI PRIN DESCĂRCARE ELECTRICĂ	151
E. RITI-MIHOC, V. DAN, N. RITI-MIHOC – TRATAMENT TERMIC DE CURĂȚARE A NĂMOLURILOR ÎN CÂMP DE MICROUNDE	157
R. CHELARIU, C. ROMAN, I. CARCEA, D. MIHAI – VERIFICAREA EXPERIMENTALĂ A UNUI MODEL MATEMATIC AL SOLIDIFICĂRII	163

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DETERMINATION OF THE MEAN SUBSTITUTIVE COEFFICIENT OF THERMAL CONDUCTIVITY FOR COLD DRIED CASTING MOULDS WITH FURANIC RESIN BINDERS

BY

I. CIOBANU*, I. CHIŞAMERA, S.I. MUNTEANU*, A. CRIŞAN*, V. MONESCU*, I. MĂRGINEANU**, L. FIRESCU*****

Abstract: The paper presents the results of experimental research regarding determination of the substitutive thermal conductivity coefficient of cold dried moulds made from sands with furanic resin binders. The time related variation curves of temperature were determined for certain points of a cast part and of the casting mould. The experimental curves were compared to the cooling curves determined by computer simulation of the solidification of the same parts. Solidification was simulated for castings including cast iron plates with a = 20 mm wall thickness. Several successive simulations were carried out for different values of the substitutive thermal conductivity coefficient, until the real solidification time of the casting, experimentally determined by advanced thermal analysis, corresponded with the solidification time obtained by simulation.

Key words: solidification, simulation, casting, mould.

Knowing the value of the thermal conductivity coefficient of casting moulds is important for a realistic simulation of the solidification of castings. Typically solidification simulation software uses mean substitutive values of this coefficient. Utilization of the mean substitutive value of the thermal conductivity coefficient of the mould allows a simpler structure of the mathematical models and of the software. Consequently computers of lesser performance can be used for simulation, with a shorter duration of simulations. The value of the substitutive thermal conductivity coefficient of moulds is influenced by several factors: type of the moulding sand, nature and content of the materials of the sand recipe, degree of stamping, sand graining, nature of the cast alloy, casting temperature of the alloy. Hence the requirement that, in order to implement specific solidification simulation software in the design of casting processes in foundries, the simulated results are compared to experimental ones, in order to ensure the veracity of simulation in the conditions of the respective foundry.

The matching of experimental results to simulated ones can be achieved in several ways:

- by comparison of the position of the experimentally obtained shrinkholes to the position of the hotspots obtained by simulation;
- by comparison of the time related variation curves of temperature in various points of the cast part as well as of the mould;
- by comparison of the solidification time measured experimentally in various points of the part with the solidification time obtained by simulation;

- by comparison of the temperature distribution measured experimentally in a cross-section of the cast part with the simulated field in the same section and at the same time;
- by comparison of the solidification time measured experimentally in the hot spots with the simulated values;
- by verification of the experimentally determined shrinkhole volumes with the simulated ones, etc.

At the Faculty of Materials Science and Engineering of the Transilvania University of Braşov 2D software was developed based on a finite differences mathematical model, destined for the simulation of solidification of parts cast from eutectic grey cast iron. The paper presents the results obtained by the authors with regard to the determination of the value of the substitutive thermal conductivity coefficient for moulds made from chemically cold dry sand with furanic resin binder. The method of advanced thermal analysis was applied. The variation curves of temperature in several points of the cast part and of the mould were compared to the curves experimentally determined by advanced thermal analysis. The experimental determinations were carried out in the metal casting laboratory of the Faculty of Materials Science and Engineering of the Politehnica University of Bucharest, and simulations in the Laboratory for Modelling and optimisation of Metallurgical Processes of the Faculty of Materials Science and Engineering of the Transilvania University of Braşov.

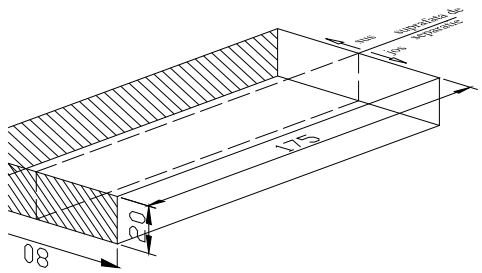


Fig. 1. Experimentally cast part for the determination of temperature variation curves during alloy solidification.

The part cast for this purpose was a grey cast iron plate of 20 mm thickness, as shown in figure 1. Figure 2 shows the assembly of the form used for casting. Points A, B, C and D are highlighted, where the time related experimental variation curves of temperature were determined. Table 1 includes the chemical composition of the grey cast iron used for the experiment, and table 2 the composition of the utilized moulding sand.

Figure 3 shows the execution of the casting form and the mounting of the thermocouples for temperature measurement. Figure 4 shows the casting of the alloy within the experiment.

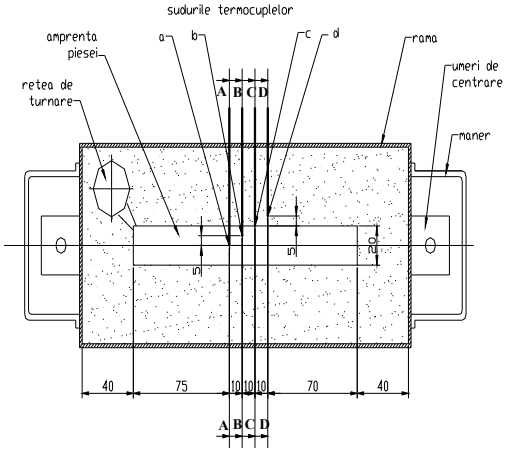


Fig.2. Assembly of the casting mould and location of the points time related temperature measurement - A, B, C, D.

Table 1. Chemical composition of the cast iron used for the casting of the test pieces within the experiment.

No.	No. of test piece	Fe	C	Si	Mn	Ni	Cr	P	S
Unit of measure		%	%	%	%	%	%	%	%
1	Test piece 1	Base	3.64	2.03	0.41	0.036	0.089	0.077	0.1

Table 2. Composition of the sand used for the moulds.

No.	Type of moulding sand	Composition of the moulding sand, in %					
		Quartz sand	Clay	Bentonite	Water	Furanic resin	Hardener (Orthophosphoric acid)
1	Furanic resin	100	0	0	-	4 (over 100%)	30% from furanic resin

Fig. 3. Location of thermocouples on the mould during casting.

Fig.4. Mould casting of the liquid cast iron

The time related variation curves of temperature based on advanced thermal analysis of cast iron allow determining the time related variation of the cooling rate. Based on analysis and interpretation of the data provided by these curves the temperature and time can be established at that phase transformations occur in the studied alloys. Figure 5 shows two such curves for a grey cast iron: the time related variation of temperature and the curve of the 1st order derivative (time related variation of the cooling rate). The start and end points of the transformations are highlighted by the points of inflexion on the cooling curves, and the extreme points on the variation curve of the cooling rate. Table 3 shows the symbols and significance of the real critical points highlighted by these curves. The computer programme developed for data processing within advance thermal analysis allows the calculation of higher order derivatives of the time related variation curves of temperature. These derivatives signify the variations of the phase transformation rate (acceleration), solidification included. The computer programme also allows the plotting of the curves representing these accelerations versus time, thus permitting interpretations related to the kinetics of the transformation. These data carry, however, no importance for the analysis of macro-solidification, hence these curves being not plotted anymore within this experiment.

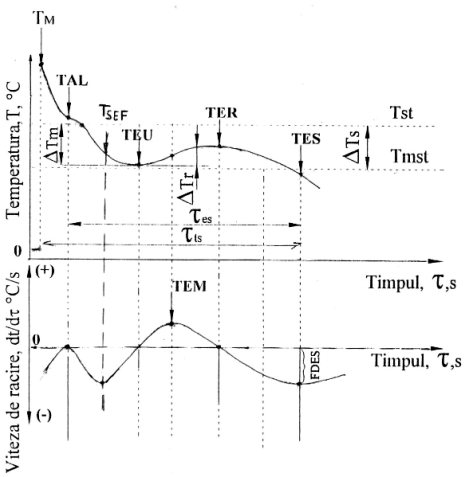


Fig. 5. Diagram of the advanced thermal analysis curves for a grey cast iron.

Table 3. Notations and significance of the coordinates of the transformation points (temperature, time) highlighted by advanced thermal analysis.

No.	Symbol	Unit of measure	Physical significance
1	T_0	^0C	Start (initial) temperature
2	τ_0	s	Start (initial) time
3	T_M	^0C	Maximum temperature of the liquid cast iron in the mould
4	τ_M	s	Moment when T_M is reached
5	T_{AL}	^0C	Liquidus temperature of austenite
6	τ_{TAL}	s	Moment when T_{AL} is reached
7	T_{SEF}	^0C	Starting moment of eutectic germination
8	τ_{TEF}	s	Moment when T_{SEF} is reached
9	T_{EU}	^0C	Temperature of eutectic subcooling (minimum temperature of the eutectic transformation)
10	τ_{TEU}	s	Moment when T_{EU} is reached
11	T_{TEM}	^0C	Temperature corresponding to the maximum recalescence (reheating) rate determined by the release of latent solidification heat
12	τ_{TEM}	s	Moment when T_{TEM} is reached
13	T_{ER}	^0C	Maximum temperature reached consequently to recalescence generated by the eutectic transformation
14	τ_{TER}	s	Moment when T_{TER} is reached
15	T_{ES}	^0C	Solidus temperature (temperature at end of solidification)
16	τ_{TES}	s	Moment when TES is reached
17	F_{DES}	$^0C/s$	Minimum value of the first derivative at the end of solidification
18	T_{st}	^0C	Theoretical eutectic temperature according to the stable diagram
19	T_{mst}	^0C	Theoretical eutectic temperature according to the meta-stable diagram
20	ΔTm	^0C	Maximum degree of subcooling (ΔTm= TST – TEU)
21	ΔTr	^0C	Reheating (ΔTr= TER – TEU)
22	ΔTs	^0C	Domain of equilibrium of eutectic temperatures (ΔTs= Tst – Tmet)

The paper presents the results related to the comparison of the temperature variation curves in point A at the centre of the part. Figure 6 shows the experimentally determined curves for the variation of temperature and cooling rate in point A (at the centre of the cast part) for a casting mould made from chemically hardened sand with furanic resin binder.

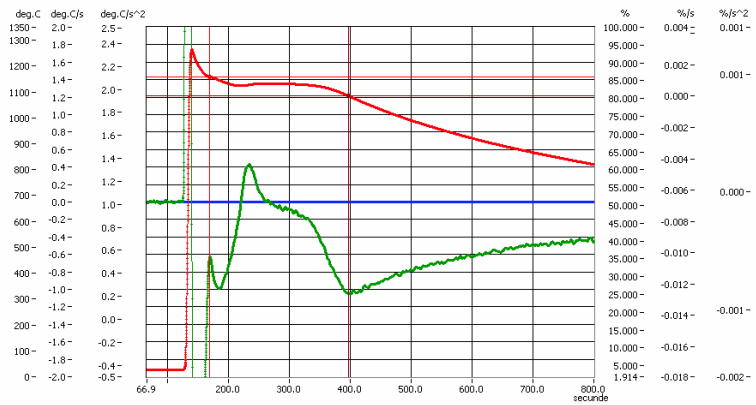


Fig. 6. Variation of temperature and cooling rate in point A (centre of the part) for a part cast in the mould made from chemically hardened sand with furanic resin binder.

Table 4. Experimental results obtained by processing of the recorded advanced thermal analysis curves.

No.	Type of mould	Position of thermo-couple	Measured quantity										
			$\frac{T_0}{\tau_0}$	$\frac{T_M}{\tau_M}$	$\frac{T_{AL}}{\tau_{TAL}}$	$\frac{T_{SEF}}{\tau_{SEF}}$	$\frac{T_{EU}}{\tau_{TEU}}$	$\frac{T_{TEM}}{\tau_{TEM}}$	$\frac{T_{ER}}{\tau_{TER}}$	$\frac{T_{ES}}{\tau_{TES}}$	F_{DES}	T_{ST}	T_{met}
Unit of measure			$\frac{^0C}{s}$	$\frac{^0C}{s}$	$\frac{^0C}{s}$	$\frac{^0C}{s}$	$\frac{^0C}{s}$	$\frac{^0C}{s}$	$\frac{^0C}{s}$	$\frac{^0C}{s}$	$\frac{^0C}{s}$	^0C	^0C
1	Furanic resin	A	27.3 127.3	1262.6 140.3	1158.7 170.0	1145.0 185.5	1123.5 221.5	1127.2 234.1	1132.9 267.9	1084.1 397.8	- 1.054	1139.4	1122.6
2	Furanic resin	B	27.5 127.3	1232.8 141.7	No	No	1104.2 220.1	1105.7 231.3	1108.6 256.9	1060.3 399.5	- 0.984		
3	Furanic resin	C	27.1 127.3	1174.2 142.4	No	No	1065.6 223.7	1067 236.9	1069 270.3	1028.8 400.7	- 0.911		

The measured experimental values featured in table 4 allow the determination of the real solidification time in point A, the centre of the cast part, by equation (1):

$$\tau_S = \tau_{TES} - \tau_M = 397.8\text{-}140.3 = 257.5\text{s} \qquad (1)$$

In order to determine the mean substitutive value of the thermal conductivity coefficient that ensures a realistic simulation of the solidification of cast parts in such moulds, several successive simulations were carried out, for various values of this coefficient. The utilized values of the thermal conductivity coefficient were between 0.55 ÷ 1.05 W/m/K. A total of 6 simulations were carried out.

The conditions for the simulations were:

- Side of lattice Δ=0.001m,
- Time increment τ= 0.02s;
- Temperature of the exterior environment T_{ex}=27.3 ^{0}C;
- Coefficient of heat exchange with the exterior environment: α_{ex}=10.0W/m^2/K;
- Solidus temperature of the alloy T_{sme} = 1123.5 ^{0}C;
- Thermal conductivity coefficient of the mould λ_{fo} = 0.55; 1.05; 0.90; 0.82; 0.84 W/m/K;
- Thermal conductivity coefficient in the solid state of the cast alloy λ_{sme} = 40W/m/K;
- Thermal conductivity coefficient in the liquid state of the cast alloy λ_{lme} = 30 W/m/K;
- Specific heat of the mould C_{fo} = 1170J/kg/K;
- Specific heat in the liquid state of the alloy C_{lme} = 850W/Kg/K;
- Specific heat in the solid state of the alloy C_{sme} = 750W/Kg/K;
- Density of the mould ρ_{fo} = 1550Kg/m^3;
- Density of the alloy ρ_{me} = 6700Kg/m^3;
- Initial temperature of the mould T_{0fo}=27.3 ^{0}C;

The first two simulations considered a uniform initial temperature of the liquid alloy across the part section. The temperature in all points was assumed equal to the temperature in the part axis. Experimental measurements however, have shown that the initial temperature of the liquid alloy (temperature at time zero of experimental recordings) is not uniform through the part wall. The real temperature of the alloy is

greater along the axis of the part wall and falls towards the part – mould contact surface. This is due to the cooling of the alloy during the filling of the form. Hence the subsequent simulations (simulations 3 ÷ 6) considered a variable initial temperature of the liquid alloy through the part wall.

Table 5 shows the values of the initial temperatures of the liquid alloy considered for simulations 3÷ 6. Figures 7 ÷ 12 show the variation curves of temperature in point A at the centre of the cast part, obtained for the 6 simulations.

Table 5. Values of the thermo-physical quantities used for the simulations (simulations 3 ÷ 6) for establishing the mean substitutive value of the conductivity coefficient of sand forms with furanic resin binder.

No.	Thermo-physical quantity	Physical symbol	Value ^{0}C
1	Initial temperature of the cast alloy in the part axis	T_{ome} i=50 or 51	1262.6
2	Initial temperature of the cast alloy at 1 mm distance from the part axis	T_{ome} i=49 or 52	1256.6
3	Initial temperature of the cast alloy at 2 mm distance from the part axis	T_{ome} i=48 or 53	1250.6
4	Initial temperature of the cast alloy at 3 mm distance from the part axis	T_{ome} i=47 or 54	1244.6
5	Initial temperature of the cast alloy at 4 mm distance from the part axis	T_{ome} i=46 or 55	1238.6
6	Initial temperature of the cast alloy at 5 mm distance from the part axis	T_{ome} i=45 or 56	1232.6
7	Initial temperature of the cast alloy at 6 mm distance from the part axis	T_{ome} i=44 or 57	1218.6
8	Initial temperature of the cast alloy at 7 mm distance from the part axis	T_{ome} i=43 or 58	1204.6
9	Initial temperature of the cast alloy at 8 mm distance from the part axis	T_{ome} i=42 or 59	1190.6
10	Initial temperature of the cast alloy at 9 mm distance from the part axis	T_{ome} i=41 or 60	1174.6

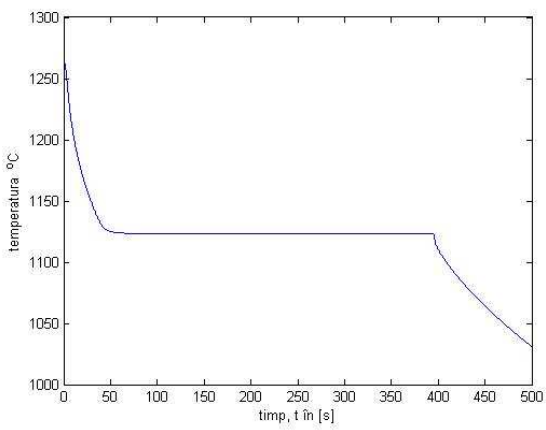


Figure 7. Variation of temperature in point A versus time for simulation 1, λ_{fo} = 0.55 W/m/K and uniform initial temperature of the metal in the part print

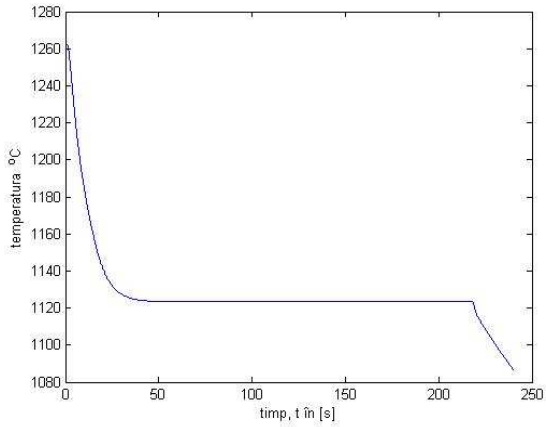


Figure 8. Variation of temperature in point A versus time for simulation 2, λ_{fo} = 1.05 W/m/K and uniform initial temperature of the metal in the part print.

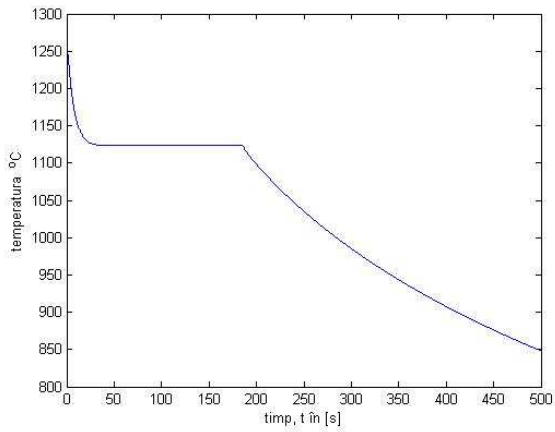


Figure 9. Variation of temperature in point A versus time for simulation 3, λ_{fo}=1.05 W/m/K and variable initial temperature of metal in the part print

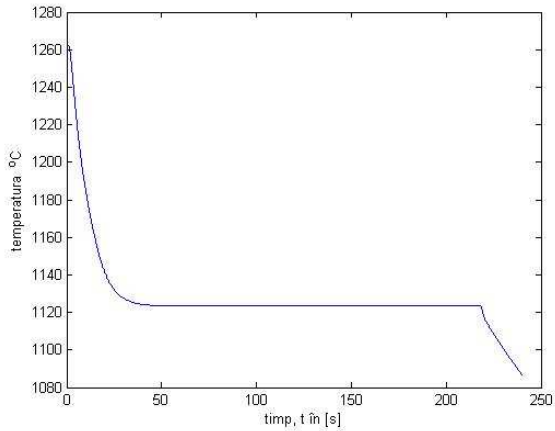


Figure 10. Variation of temperature in point A versus time for simulation 4, λ_{fo}=0.90 W/m/K and variable initial temperature of metal in the part print

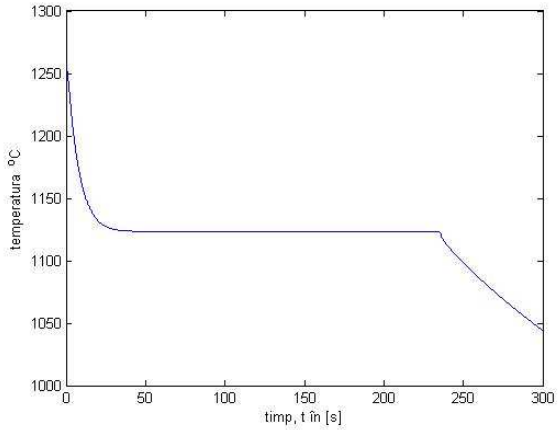


Figure 11. Variation of temperature in point A versus time for simulation 5, λ_{fo}=0.82 W/m/K and variable initial temperature of metal in the part print

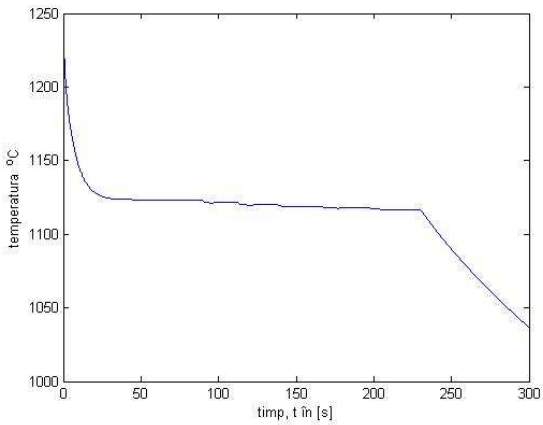


Figure 12. Variation of temperature in point A versus time for simulation 6, λ_{fo}=0.84 W/m/K and variable initial temperature of metal in the part print

Table 6. Comparison of the experimentally measured results by advanced thermal analysis with the simulated ones, for the solidification of the plate of 20 mm thickness. Casting in sand moulds with furanic resin binder.

Point on the part	Experiment			Simulation			
	Initial temp.	Temp. at the end of solidification	Solidif. time	Coef. of thermal conductivity	Initial temp. of alloy	Temp. at the end of solidification	Solidif. time
Unit of measure.	^{0}C	^{0}C	s	W/m/K	^{0}C	^{0}C	s
A	1262.6	1084.1	257.5	0.55	1262.6	1084.1	425.6
				1.05	1262.6	1084.1	242.0
				1.05	1262.6	1084.1	210.6
				0.90	1262.6	1084.1	241.5
				0.82	1262.6	1084.1	262.1
				0.84	1262.6	1084.1	256.3

Remark: In simulations 1 and 2 the temperature of the liquid alloy in the part print was considered uniform through the part section.

Table 6 gives the values of the solidification time determined in the six simulations. The temperature at the end of solidification was assumed as T_{ES}=1084.1, this being the real temperature at the end of solidification revealed by advanced thermal analysis on the curve of the first derivative of temperature. This moment practically corresponds to the moment of solidification of the phosphorous eutectic and is smaller than the Fe-C eutectic temperature. Comparing the values of the solidification time determined by simulation and given in table 6 with the solidification time determined experimentally (equation 1) it can be noticed that these values correspond, in the case of a mean substitutive thermal conductivity coefficient of the mould of λ_{fo} = 0.84 W/m/K.

Received May 15, 2008

** Transilvania University of Braşov,*
*** Politehnica University of Bucharest,*
****INMR Bucharest*

REFERENCES

1. Sillen R. – **Stabilirea punctului eutectic real - o condiție esențială pentru un control efficient al fontelor cu grafit nodula**r [Finding the true eutectic point – an essential task for efficient control of ductile iron]. In: *Revista de turnătorie*, no. 7/8, 2007, pp.10-11, Romania.
2. Sillen R. – **Producerea pieselor din grafit nodular fără maselote** [Production of ductile iron castings without feeders]. In: *Revista de turnătorie*, no. 5/6, 2007, pp. 3- 8, Romania.
3. Labreque C., Gagne M., – **Interpretarea curbelor de răcire a fontelor. Sinteză din literatura de specialitate** [Interpretation of cooling curves of cast irons. A literature review]. In: *Revista de turnătorie*, no. 11/12, 2007, pp. 22- 31, Romania.
4. Soporan V., Vamoş C., Pavai C. – **The numerical modelling of the solidification process**, Ed. Dacia, Cluj – Napoca, 2003.
5. Maşniță, M., Ciobanu, I., Monescu, V., - **Research on the development of a program to simulate the solidification of castings using MATLAB**. In: *Metalurgia*, no. 7, 2006.
6. Maşniță, M., Ciobanu, I., Monescu V., - **Computer programme to simulate the macro-solidification of a casting using MATLAB**. In: *RECENT,* no. 17, June 2006, pp. 61-67.

DETERMINAREA COEFICIENTULUI MEDIU SUBSTITUTIV DE CONDUCTIVITATE TERMICĂ A FORMELOR ÎNTĂRITE LA RECE CU LIANT RĂŞINĂ FURANICĂ

Rezumat: Se prezintă rezultatele unei cercetări experimentale privind determinarea valorii coeficientului de conductivitate termică substitutiv al formelor întărite chimic la rece din amestec de formare cu liant din răşină furanică. S-au determinat experimental curbele de variație a temperaturii în funcție de timp în puncte ale unei piese turnate şi al formei de turnare. Curbele experimentale s-au comparat cu curbele de răcire determinate prin simulare pe calculator la solidificarea aceloraşi piese. Piesele turnate a căror solidificare a fost simulată au fost plăci din fontă cu grosimea de perete a=20mm. S-au efectuat mai multe simulări succesive pentru valori diferite ale coeficientului de conductibilitate termică substitutiv, până când timpul real de solidificare al piesei turnate determinat experimental prin analiză termică avansată a corespuns cu timpul de solidificare determinat prin simulare

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ERRORS AT CASTINGS SOLIDIFICATION ANALYSIS BASED ON SOLIDIFICATION MODULE

BY

IOAN CIOBANU; **SORIN IOAN MUNTEANU; AUREL CRIŞAN; TIBOR BEDO**

Abstract: It is shown that the solidification module, so that is calculated till now (the rapport between the casting volume and its contact aria with mould and cores) and called by the authors the geometric (or ideal) solidification module, isn't always correlated with the solidification time of castings. For this reason there is proposed a new equation to calculate the real solidification module. This attends to the real solidification conditions of castings inside the mould.

Key words: solidification, mathematical modelling , casting, solidification module

1. Introduction

One of the most important problems to be solved in relation to the design of casting technologies concerns the dimensioning of shrinkheads. A well-known method for shrinkhead design is based on the analysis of castings by means of the solidification module. This method has the following advantages:

- entails simple calculations;
- it is accessible to personnel of secondary education training level;
- allows swift decision making;
- it has general applicability;
- yields good or satisfying results, if correctly applied.

The paper shows that the computational relation of the solidification module, as known in literature at present may yield errors. By knowing these errors measures can be taken to avoid them. Starting from these errors an improved relation is proposed for the computation of the solidification module, taking into account the real conditions of solidification of parts and shrinkheads in the casting mould.

2. Geometrical solidification module

The concept of casting solidification module was initiated by Chvorinov in 1939 [1;2]. He calculated the solidification time for a plate of finite thickness "a" starting from analytical equations of the temperature field in casting and mould wall (equations established by Stephan in 1830 and Schwartz in 1931). These equations were established based on the following hypotheses:

- the contact surface between casting and mould is planar and infinite;
- the casting has infinite thickness;
- the mould wall has infinite thickness;

- the alloy solidifies at constant temperature(T_{Sme} – pure metal or eutectic alloy);
- the initial temperature inside the liquid alloy is uniform inside all part volume (T_{0me});
- the initial temperature in the mould wall is uniform (T_{0f});
- the mould instantaneous fill with liquid alloy;
- at metal–mould interface there is establishes in the first moment an initial contact temperature (T_c) which rest constant until the complete solidification of the part;
- the thermal characteristics of the liquid alloy (λ_L, c_L, ρ_L), of the solidified alloy (λ_S, c_S, ρ_S) and of the mould (λ_f, c_f, ρ_f) do not vary with temperature;
- the heat transmission in the system alloy-mould is made only by conductivity conforming with the Fourier equation;
- the heat transmission in the system alloy-mould is made unidirectional perpendicular on the metal-mould interface;

To calculate the solidification time for a plate type part, with finite thickness „a”, the followings hypotheses are assumed by Chvorinov:

- the analytic expression validity, for the temperature field established by Stephan and Schwartz is extended for the case of finite thickness parts;
- it is assumed that the part solidification ends in the moment when the casting axis solidifies;
- the temperature gradient inside the part wall in the moment of its axis solidification (part solidification end) is very small because of the alloy high thermal conductivity in solid state and can be neglected;
- the heat released by casting until solidification is entirely absorbed by the mould.

Based on these hypotheses, the solidification time analytic expression for a part with finite thickness can be determined writing the thermal balance between the heat released by the part to solidify (Q_{rel}) and the heat absorbed by the mould wall throw thermal conductibility at the part-mould interface (Q_{abs}) :

Equalizing, the heat released by part till solidification and the heat absorbed by mould, it obtains the equation:

$$\frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \sqrt{\lambda_f \cdot c_f \cdot \rho_f} \cdot (T_c - T_{0f}) \cdot S \cdot \sqrt{t_s} = m[c_L (T_{0me} - T_{Sme}) + L] \qquad (1)$$

where t_S – represent the part solidification time; ρ – density, c – specific heat, λ – thermal conductivity, L – specific latent heat. The heat released by the part are write for the very small temperature gradient inside the part wall in the moment of solidification end.

In the case of a plate with finite thickness „a”, cooled on the both sides, the solidification ends when the solidification front traverse the distance „a/2” (half of plate thickness). Replacing the mass for „a/2” part thickness in equation (1), by the equation $m = V \cdot \rho_L$, it can be obtained the equation to calculate the solidification time „t_S” for the plate with thickness „a” and bilateral cooling. This is the same as the solidification time for a plate with thickness „a/2” and one side cooling:

$$t_S = \frac{\pi \cdot \rho_L^2 \cdot [c_L \cdot (T_{0me} - T_{Sme}) + L]^2}{4 \cdot \lambda_f \cdot c_f \cdot \rho_f \cdot (T_c - T_{0f})^2} \cdot \left(\frac{V}{S}\right)^2 \tag{2}$$

The first fraction represent a constant that depends of cast alloy and mould characteristics. The V/S fraction depend of casting geometry and was named by Chvorinov as „M' - **solidification module** of casting. So the equation (2) can be write as:

$$t_S = \frac{1}{k_S^2} \cdot \left(\frac{V}{S}\right)^2 = \frac{1}{k_S^2} \cdot M^2 \tag{3}$$

In this equation k_S is named solidification constant given by the equation:

$$k_S = \frac{2\sqrt{\lambda_f \cdot c_f \cdot \rho_f} \cdot (T_c - T_{0f})}{\sqrt{\pi} \cdot \rho_L \cdot [c_L \cdot (T_{0me} - T_{Sme}) + L]} \tag{4}$$

From the equation (3) it can be observed that the solidification time for a plate with finite thickness „a" is direct proportional with square of the ratio between plate volume and contact surface with mould (the entire cooling surface of the plate) ratio named by Chvorinov as **solidification module** of casting that represent a geometric characteristics. Based on this observations Chvorinov extended the solidification time equation (3) established for a plate with finite thickness, at solidification time calculation for all castings (or zones of castings) with any geometry. Because the solidification module calculated by Chvorinov equation depends only of casting geometry, we shall name the solidification module calculated with this equation as **geometrical solidification module (M_g)**. So:

$$M_g = \frac{V_{piesa}}{S_{racire}} \tag{5}$$

In some technical papers the geometrical solidification module is named equivalent thickness, equivalent radius or even **ideal solidification module**. The solidification module can by calculated for casting or for any casting zone. The castings feeders design based on solidification module considers the directional solidification principle from casing towards feeder. The feeders must be situated in the part zone that has the greatest solidification module, and the solidification module of divers zones of part must decrease towards feeder. The feeder must have a solidification module 1.2 ÷ 1.4 times higher than the part zone module where it is placed.

3. Errors at castings solidification analysis based on geometrical solidification module

The solidification module calculated with the equation (5), equation recommended now in technical literature, represents an **ideal solidification module** of castings because this equation suppose that the heat transfer during solidification, from casting to mould, develop with the same intensity throw entire contact surface between liquid metal and mould. In other words this equation started from the supposition that all casting surfaces contribute at part solidification in rapport with surfaces area. This hypothesis is true only in the case of parts with simple geometry (plate, long cylinder, sphere, massive parts without cut-off, protrusions or holes, generally parts bordered by convex surfaces)

The equation (3) shows that castings with higher solidification module have a longer solidification time. Continuing we shall analyze the case of some parts with simple geometry comparing their geometrical solidification module and their solidification time.

In the table 1 is given the geometrical solidification module value for parts with very simple geometry calculated with equation (5).

Table 1. Geometrical solidification module values for parts with simple geometry.

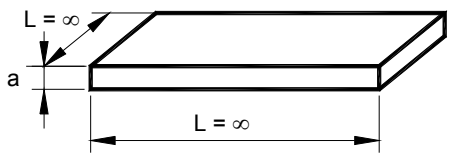
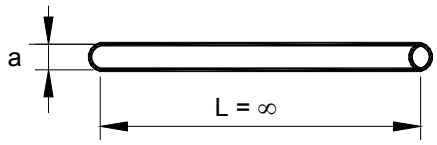
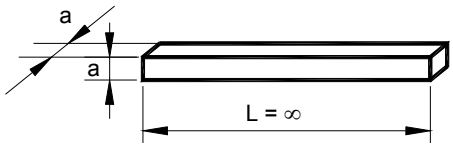
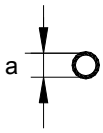
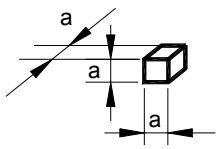
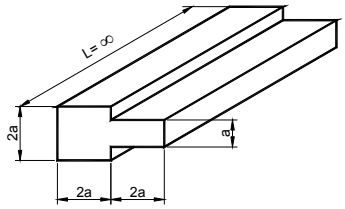
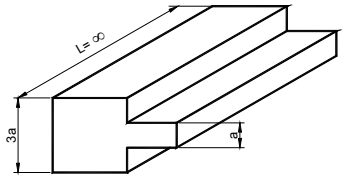
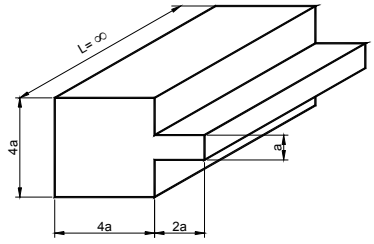
No.	Casting sketch	Casting type	Geometric solidification module Mg
1		Plate	Mg= a/2
2		Cylindrical bar	Mg= a/4
3		Square bar	Mg= a/4
4		Sphere	Mg= a/6
5		Cube	Mg= a/6

Table 2. Geometrical solidification module values for parts without cavities.

No.	Casting sketch	Geometric solidification module Mg
1		$M_g = 0.500a$
2		M= 0.687a
3		$M_g = 0.900a$

The solidification module values calculated with equation (5) for some massive parts without cavities are given in the table 2.

Comparing the geometric solidification module values from tables 1 and 2 with real data about castings solidification time, it can be observed that these are in accord with equation (3), so the parts with greater geometric solidification module have longer solidification time.

In the following, we show that the equation (3) about proportionality between the solidification time and the square of geometric solidification module isn't true for all castings. In the case of castings with complex geometry especially with cut off (concave surfaces) or small holes in rapport with wall thickness of the part, the solidification time estimation based on geometric solidification module, lead to wrong results.

In the case of cast parts of complex geometry, particularly with cavities (concave surfaces) or small openings in relation to the wall thickness of the part, the estimation of the solidification time based on the geometric solidification module leads to erroneous results.

This assertion is proved by the presentation of the case of solidification of cylindrical tube type parts, as shown in figure 1. The geometric solidification module computed by relation (5) for cylindrical tubular parts of wall thickness „a", of various internal radii (r = 0; r = a, r = 2a, r = 6a) and infinite length is in all cases the same, that is Mg = a/2. In this case relation (3) yields the conclusion that all cylindrical tubular parts of the same wall thickness have the same solidification time. Computer

simulation of the solidification of these parts, as well as experimental measurements of the solidification time have shown that in reality the solidification time of tubular cylindrical parts depends on the d/a ratio. In the case of parts of small interior diameter (d/a < 2) the solidification time of the tubular cylindrical parts does not respect the proportionality with the square of the geometric solidification module (relation 3). This deviation is explained by the fact that in the case of parts with small interior diameter, the moulding batch inside (core) highly heats reducing the cooling capacity throw part interior surface. It results that the real solidification module of tubular parts with small interior diameter (r < 2a) is different than geometric solidification module.

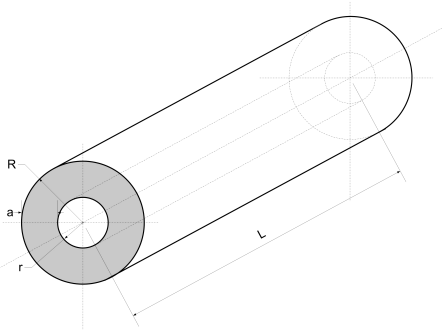
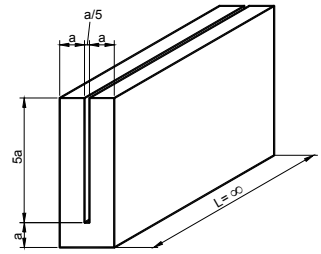
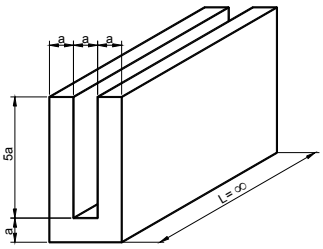
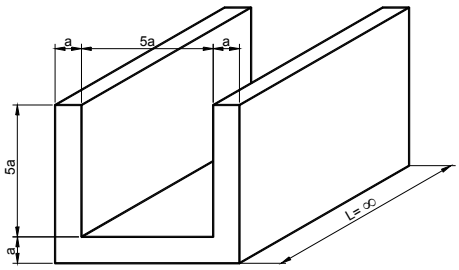


Figure 1. Cylindrical tubular parts. Mg =a/2.

Table 3. Geometrical solidification module for U shape cast bars

No.	Casting sketch	Geometric solidification module Mg
1		$M_g = \frac{61}{133}a = 0{,}458a$
2		$M_g = \frac{13}{28}a = 0{,}464a$
3		$M_g = \frac{17}{36}a = 0{,}472a$

In the table 3 there is presented another type of parts where the proportionality between the solidification time and the square of geometric solidification module isn't valid. This is the case of bars with U section, with wall thickness „a" and divers values for the opening „b", between parallel arms of the profile. In the table 3 is given the geometric solidification module for the distances b = a/5; b = a; b = 5a.

From this table we can see that by increasing the „b" distance between parallel arms of the profile, the casting solidification module Mg increase too from 0.458a to 0.464a and than to 0.472a. The increase of the solidification module induce the conclusion that the solidification time must be longer by increasing the „b" distance between parallel arms of the profile. This theoretical conclusion is opposed to experimental result. To better evidence this thing a systematic study was made by computer solidification simulation for bars with „U" section with the dimensions given in figure 2 and wall thickness a=20mm and c= 60mm. The „b" distance was varied in steps.

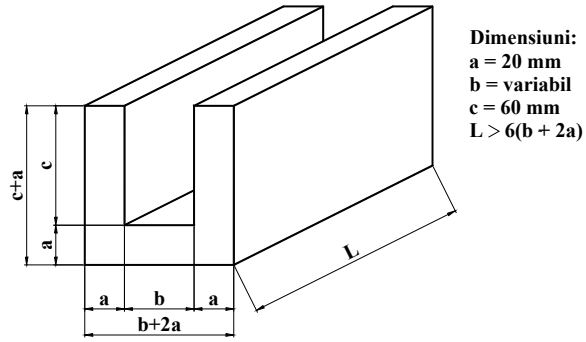


Figure 2. The shape and dimensions for U bars U(axb)

In the table 4 there are given the geometric solidification module values calculated with the following equation:

$$M_g = \frac{a(2a+b+2c)}{6a+2b+4c} \tag{6}$$

where a, b, c – are the part dimensions from figure 2. The equation (6) is obtained from equation (5) in the conditions of infinite length part.

Table 4. Geometrical solidification module for U shape cast bars (a=20mm) in function of b dimension and geometrical characteristic b/a.

No.	Part symbol Ua×b	Dimension b [mm]	Geometrical characteristic of the section b/a	Geometrical solidification module Mg [mm]
1	U20×0	0	0	8.89
2	U20×4	4	0.2	8.91
3	U20×12	12	0.6	8.96
4	U20×20	20	1.0	9.00
5	U20×40	40	2.0	9.09
6	U20×80	80	4.0	9.23
7	U20×120	120	6.0	9.33
8	U20×300	300	15.0	9.58

In the table 5 there are given the solidification time values (determined by simulation) for these bars. The solidification simulation was realized for the case of castings of eutectic grey cast iron in the following conditions: T_{0me}= 1350°C, T_{SMe}=1150°C, c_S=750J/kg·K, ρ_L = ρ_S=6700kg/m^3, λ_S=40W/mK, c_L =850J/kg·K, λ_L=30W/mK, T_{0f}=20°C, c_f=1170J/kg·K, ρ_f=1550kg/m^3, λ_f=0,55W/mK. Figure 3 presents the geometrical solidification module dependence of the equivalent inner opening of the profile (b/a), while figure 4 represent the solidification time (obtained by simulation) dependence of the rapport b/a. It can be observed that nor in the case of these parts the proportionality with the square of geometric solidification module (eq. 3) is respected. These results conclude that in the case of bars with „U" section, the real solidification module that verifies the equation (3) is different from the geometric solidification module.

Table 5. Solidification time for U shape cast bars (a=20mm) determined by simulation in function of b dimension and geometrical characteristic b/a.

No.	Part symbol Ua×b	Dimension b [mm]	Geometrical characteristic of the section b/a	Solidification time ts [s]
1	U20×0	0	0	747.35
2	U20×4	4	0.2	692.80
3	U20×12	12	0.6	596.10
4	U20×20	20	1.0	554.46
5	U20×40	40	2.0	522.04
6	U20×80	80	4.0	492.48
7	U20×120	120	6.0	489.66
8	U20×300	300	15.0	489.66

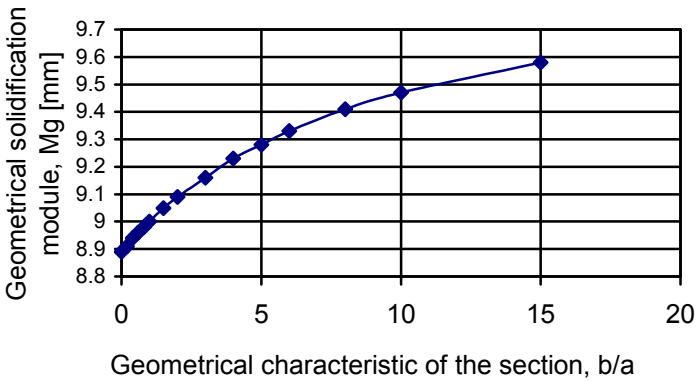


Figure 3. Geometrical solidification module for U section bars, in function of the b/a rapport (wall thickness a=20mm)

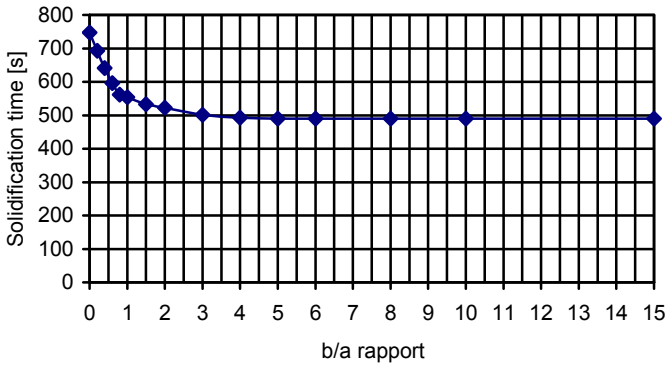


Figure 4. Solidification time determined by solidification simulation in function of geometrical characteristic b/a, for U bars (wall thickness a=20mm)

The results presented in figures 3 and 4 evidence that in the case of „U" bars with a small distance between parallel arms (b ≤ 5a), the solidification time is longer when „b" distance is smaller. These results are explained too by the fact that during casting the moulding batch surrounded by part (core) quickly heat at temperatures close to liquid alloy temperature. As result the heat transfer through inner surfaces reduces strongly or even stop. The moulding batch from the inner zone of the part heats quickly and stronger if the opening between arms is the smaller [5,6].

From these examples results that the geometric solidification module calculated with equation (5), that assume that all part surfaces contribute with the same intensity at its cooling and solidification, don't represents a correct base for castings solidification analysis.

4. The real solidification module

The authors of this paper propose a new equation to calculate the solidification module of castings, adapted to the real solidification and cooling condition of parts inside the mould. This equation allows to calculate the value of the real solidification module of castings:

$$M_r = \frac{V}{\sum_{i=1}^{n} k_i S_i} \tag{7}$$

where: V represents the casting volume or of a portion of casting whose solidification module is calculated; n – the surfaces number that bound the casting (or casting zone) and are in contact with mould and cores (or with other casting zone) ; S_i – the area of the surface indexed "i"; k_i – the cooling coefficient corresponding to surface S_i.

The solidification module calculated with equation (7) named by us the real solidification module (M_r) has the advantage that verifies the equation (3) in any cases. The cooling coefficient values k_i will be calculated or adopted in function of the real contribution of the S_i surface at heat transfer part-mould, during casting solidification. Its value depends on the followings factors:

- casting geometry and respective surface geometry;

- the position casting, gating system and feeders inside the mould;
- the presence of coolers or heat insulated materials in contact with some casing surfaces;
- different temperature of some mould walls (in the case of forced cooling or heating of some mould walls at casting in metal moulds).

The obtaining of correct values for the real solidification module of casting depends of the correct choosing of the cooling coefficients k_i. The cooling coefficients values must be fix by the equation (7) user based on theoretical computation regarding the heat transfer liquid alloy-mould in the respective zone, based on fundamental researches by computer solidification simulation or by similitude with parts with similar geometry.

In the case of external surfaces of the part where the heat transfer part-mould isn't affected by the local overheating of the mould (or core) or by others factors, the cooling coefficient has the value $k_i = 1$. In the case of internal or external cores with small volume (small thickness or diameter) comparing with the part walls thickness that surround them and quickly heat them at high temperatures, the k_i coefficient has values less than one ($0 \leq k_i < 1$). In this cases the cooling coefficient usually depends of the rapport between core thickness (or the thickness of the batch moulding layer between part walls) and neighbourhood walls thickness.

In the case when on some surfaces are placed external coolers, the cooling coefficient corresponding to these surfaces has values greater that one ($k_i>1$). The cooling coefficient value can be established in function of the rapport between cooler thickness and casting wall thickness and the thermal characteristics (specific heat, density, thermal conductivity) of the cooler and mould. In the case on some surfaces are applied refractory insulated paint or insulated core the cooling coefficient has values less then one ($k_i<1$). In the case when some parts of the mould are forced heated or cooled (ex. at casting in metal moulds) the cooling coefficient can be established in function of the temperature of the mould wall in contact with the studied surface and the temperature in the rest of the mould.

The part position inside the mould, the gate system and feeders layout can influence **the real solidification module** of castings. So in the case of simultaneously casting of many parts in the same mould it is possible that the heat transfer intensity through some part surfaces to be influenced by other parts neighbourhoods or the proximity of gating system or feeders. More the attack section of the feeders and the area of the connecting section between pare and feeders must be subtract from the area of the surfaces that realise the part cooling (the area of the part surfaces in contact with the mould). In these conditions it is possible to obtain different values of the solidification module for the same part in different situations.

5. Conclusions

-The geometric solidification module calculated with the equation given in technical (Chvorinov equation) isn't correct correlated (conforming to equation 3) with the casting solidification time. The solidification module verify the equation (3) only in the case of parts without holes or cavities or in the case when these have very great dimensions comparing with casting wall thickness;

- **The real solidification module** of castings characterises better the parts from point of view of solidification being all-time correlated with the solidification time conform with equation (3), that permit a correct analysis of casting solidification and a correct dimensioning of the feeders;
- **The real solidification module** of castings considers the real contribution of each surface at the heat transfer liquid alloy- mould during solidification;
- **The real solidification module** of castings is influenced by part geometry the presence of holes and cut-outs with small dimensions and by hot corner presence;
- **The real solidification module** of castings is influenced by the solidification conditions namely the presence at small distance of other parts, gating system, feeders as well as of the presence of coolers, core and insulated paints on some surfaces or by the temperature of some surfaces cooled or heated ;
- The cooling coefficients associated to castings surfaces used in **the real solidification module** calculation can be established based on thermodynamic calculation, based on fundamental researches by solidification simulation or by similitude, in function of the distance between parts, surface geometry, walls temperatures, etc ;
- At the calculation of the **real solidification module** of castings the surface considered in the heat transfer part – mould must be reduced with the area of the gate runner and with the area of the channels that connect feeders to part;

Received May 10, 2008 *Transilvania University of Brasov*

REFERENCES

1. Chvorinov N.: **Teoria solidificării pieselor turnate**, Giesserei 17 mai 1940, pag.177-186, Giesserei 31 mai 1940, pag.201-208, Giesserei 17 iunie 1940, pag.222-225.
2. Defretin G.: **Calcul des modules de solidification apparents des pieces de fonderie**, Fonderie 384, decembrie 1978, pag. 355-361.
3. Bratu C., Sofroni L., Brabie V.: **Termofizica proceselor de turnare**, Institutul Politehnic Bucureşti, 1984
4. Sofroni L., Brabie V., Bratu C.: **Bazele teoretice ale turnării**, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1980.
5. Munteanu S.I., Ciobanu I.,Crişan A.: **Simularea solidificării pieselor turnate de tipul barelor cu secţiune U** - Revista de turnătorie, nr. 9-10, 2004, ISSN 1224-21-44, pag. 25 – 29.
6. Ciobanu I., Munteanu S.I., Crişan A.: **Cercetări privind influenţa geometriei asupra solidificării barelor cu secţiune U,** Revista de turnătorie, nr. 11-12, 2004, ISSN 1224-21-44, pag. 20 – 24
7. Ciobanu I., Munteanu S., Crişan A**.: *Influenţa distanţei dintre piese în formă asupra solidificării pieselor turnate,*** Metalurgia, nr. 8, 1998, ISSN 0461/9579, pag. 18 – 27.
8 Soporan V., Vamoş C., Pavai C. – **The Numerical Modelling of the Solidification** Process, Ed. Dacia, Cluj – Napoca, 2003.
9. Soporan V., Constantinescu V. – **Modelling on a Macrostructural Level of the Alloy Solidification Process**, Ed. Dacia, Cluj – Napoca, 1995.
10. Soporan V., Constantinescu V., Crişan M. – **Solidification of Alloys – Theoretical Preliminaries**, Ed. Transilvania Press, Cluj – Napoca, 1995.

ERORI LA ANALIZA SOLIDIFICĂRII PIESELOR TURNATE PE BAZA MODULULUI DE SOLIDIFICARE

Rezumat: *Se arată că modulul de solidificare aşa cum se calculează în prezent (raportul dintre volumul piesei turnate şi aria suprafeţei de contact cu forma şi cu miezurile) numit de autori* ***modul de solidificare geometric (sau ideal)****, nu este totdeauna corelat cu timpul de solidificare al pieselor turnate. Se propune o nouă relaţie pentru calculul modulului de solidificare real al pieselor turnate. Aceasta ţine cont de condiţiile reale de solidificare a pieselor în forma de turnare.*

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL TESTING OF SIMULATION SOFTWARE FOR THE SOLIDIFICATION PROCESSES OF CASTINGS

BY

I. CIOBANU, S.I. MUNTEANU, A. CRISAN, M. MAŞNIŢĂ

Abstract: The paper presents the results of experimental research regarding the solidification of castings from grey cast iron. The study focused on the solidification of bars of „U" shaped cross section (U section bars) of 20 mm wall thickness and various spans between the parallel arms. In the experimental castings the hot spots were identified by the position of the shrinkholes in their cross sections. In the computer simulations the hot spots were identified by analysis of the temperature field in the cast parts at the end of the solidification process. The experimental results were matched against those obtained by computer simulation.

Key words: solidification, simulation, cast parts, shrinkhole.

The mathematical models underlying the development of software for the simulation of cast parts solidification require the adopting of simplifying hypotheses of the physical phenomena accompanying the solidification process. Further more, the thermo-physical characteristics of the materials are not precisely known in all cases. In particular, the thermo-physical characteristics of moulds made from moulding sands have various values depending on the kind of materials included by the sand recipe, by their proportions, degree of stamping, sand graining, etc. Hence the requirement that, in order to implement specific solidification simulation software in the design of casting processes in foundries, the simulated results are compared, at least in the beginning to experimental ones.

The matching of experimental results to simulated ones can be achieved in several ways:

- by comparison of the position of the experimentally obtained shrinkholes to the position of the hotspots obtained by simulation;
- by comparison of the time related variation curves of temperature in various points of the cast part as well as of the mould;
- by comparison of the solidification time measured experimentally in various points of the part with the solidification time obtained by simulation;
- by comparison of the temperature distribution measured experimentally in a cross-section of the cast part with the simulated field in the same section and at the same time;
- by comparison of the solidification time measured experimentally in the hot spots with the simulated values;
- by verification of the experimentally determined shrinkhole volume with the simulated one, etc.

At the Faculty of Materials Science and Engineering of the Transilvania University of Braşov a 2D software was developed based on a finite differences mathematical model, destined for the simulation of solidification of parts cast from eutectic grey cast iron. The paper presents the results obtained by the authors with regard to the verification of this software by the method of comparison of the shrinkholes in the experimentally cast part with the position of the hot spots determined by simulation. This verification method is the most undemanding one as it does not require special measurement equipment, thus being usable in any foundry.

Verification has been achieved for the casting and solidification of U section bars with different spans between the parallel arms. This type of parts has been selected for the experimental research, as the symmetry of the cross section allows the utilisation of a 2D software for the subsequent simulation of the solidification. On the other hand, previous theoretical research has shown that in these parts the position of the shrinkholes is significantly influenced by the span between the parallel arms. Figure 1 presents the geometry of the U section bars used for the verification of the solidification simulation software. The cross section of the studied bar has been denoted by the symbol Uaxb, where "a" represents the thickness of the wall (a=20mm), and „b"- the span between the parallel arms.

Solidification was simulated for the casting of bars from eutectic cast iron at a casting temperature of T_t=1350^{0}C using the values given in table 1 for the thermo-physical quantities. These values were adopted based on data from literature, used by other authors.

Table 2 features the data obtained by computer simulation of solidification, that is solidification time and the position of the hot spots. The coordinates of the hot spots are given in relation to a reference frame the origin of which lies in the intersection of the section axis with the exterior surfaces of the cross piece, as shown in figure 2.

The analysis of the distribution of hot spots in the cross section of the parts the solidification of which was studied by simulation has yielded three situations:

For bars with very small spans between the arms of the profile (b < 20 mm, and b< a, respectively) solidification ends in two symmetrical points in relation to the axis of the section. The hot spots are located on the interior part of the parallel arms (figure 3). The position of the hot spots in these parts is due to the small thickness of the moulding sand layer between the arms of the profile, thus allowing the strong heating of the moulding sand at the interior of the profile. The cooling capacity on the interior surface of the profile arms is very small, nearly zero.

For medium spans between the arms of the profile (b = 20÷40 mm, that is a ≤ b ≤ 2a) a single hot spot is generated in the part located in the cross piece connecting the two parallel arms. The hot spot is located on the symmetry axis of the section, close to the interior surface of the cross piece (figure 4). This position of the hot spots is due to the lesser heating of the moulding sand between the arms, for the considered spans of the profile. In this case the cooling capacity of the mould is affected only at the interior surface of the cross piece.

For larger spans between the parallel arms of the profile (b ≥ 60 mm, and b≥3a, respectively) also two hot spots are generated symmetrical to the section axis, located in the cross piece towards the warm corners of the section. The distance between the hot spots grows with the span between the parallel arms, their position in relation to

the warm corners of the part remaining fixed. This is due to the fact that for large spans between the arms of the profile, the cooling capacity at the interior of the part is affected only in the area of the warm corners.

In the second part, the paper presents the experimental research carried out in order to verify whether the results presented above, obtained by the simulation of solidification of U section bars using the presented thermo-physical values are confirmed by the practice of casting. Experimental research has monitored the location of the hot spots by the position of the shrinkholes, followed by the comparison of the experimental with the simulated results. For this purpose four representative bars of the simulated ones (table 2) were cast, that is U20x4, U20x20, U20x40 and U20x120. The bars were cast from Fc 250 cast iron, the various elements of their chemical composition located within the following intervals: 3.0-3.4%C, 1.8-2.5%Si, 0.6-0.8%Mn, max. 0.3% P, max. 0.12S%, the saturation degree of carbon being Sc = 0.89. Casting was carried out in moulds made from green sand, achieved by models from expanded polystyrene.

Figure 6 shows the gasification polystyrene models used for the moulds. Figure 7 shows the cast parts subsequent to solidification and knockout of the mould. In order to identify the position of the shrinkhole, the parts were cut across in the central point of their length.

Figures 8 to 11 show the photographs of the sectioned cast parts, highlighting the position of the shrinkholes. Next to each sectioned part the isothermal curves corresponding to the end of solidification are mapped, as well as the position of the hot spots obtained by simulation.

Firstly, the analysis of the experimentally cast parts shows that the shrinkholes are slightly dispersed. This is due on one hand by the smaller solidification contraction of grey cast iron, and on the other to the reduction of the feeding (alloy flowing) capacity in the solidification area towards the end of solidification. It can be however considered that the position of the hot spot corresponds to the centre of the area of porosity.

The comparison of the position of the shrinkholes of the experimentally cast parts with the position of the hot spots highlighted by computer simulation shows that for U20x4, U20x20 and U20x120 parts the position of the shrinkholes of the experimentally cast parts corresponds to the positions determined by computer simulation. In the case of the U20x40 bar a difference can be observed between the experimental and the simulated result. This is due to the fact that the values of the thermo-physical quantities used for simulation are average substitute values that have not been determined experimentally by more accurate measurement methods. The practical casting of parts was achieved in green moulds, the thermo-physical characteristics and in particular the thermal conductivity coefficient of the moulding sand being significantly influenced by humidity and the degree of stamping. The difference between the simulated position of the hot spot and the position of the shrinkhole in the experimentally cast U20x40 bar shows that the real value of the conductivity coefficient of the mould is greater than the value used for simulation. The cooling capacity of the sand at the interior of the part is high, and the effect of this difference is visible in the U20x40 bar. Consequently in this part the hot spot and hence the shrinkhole moved towards the warm corners of the part. The determination

of a realistic value of the coefficient of conductivity requires a large number of simulations with different, greater values of the mould thermal conductivity coefficient, until achievement of a correspondence of simulation and experiment.

Table 1. The values of the thermo-physical parameters of the cast alloy (eutectic grey cast iron) and of the mould considered in the simulation of solidification.

No.	Physical quantity	Symbol	Unit of measure	Value
1	Density of the liquid alloy	ρ_L	kg/m^3	7070
2	Density of the solid alloy	ρ_S	kg/m^3	7286
3	Thermal conductivity coefficient in the liquid state of the alloy	λ_L	W/mK	30
4	Thermal conductivity coefficient in the solid state of the alloy	λ_S	W/mK	40
5	Specific heat in the liquid state of the alloy	c_L	J/kgK	850
6	Specific heat in the solid state of the alloy	c_S	J/kgK	1080
7	Specific latent heat of the solidification of the alloy	L	J/kg	292800
8	Density of mould material	ρ_f	kg/m^3	1550
9	Thermal conductivity coefficient of the mould	λ_f	W/mK	0,7
10	Specific heat of the mould material	c_f	J/kgK	1200
11	Heat transfer coefficient between mould and environment	α_{aer}	W/m^{2}K	30
12	Initial temperature of the liquid alloy.	T_T	°C	1350
13	Solidification temperature of the alloy	T_S	°C	1153
14	Environment temperature	T_a	°C	30

Table 2. *Solidification time and hot spots coordinates in an xOy frame of reference, with the origin in the intersection point of the part cross section symmetry axis with the external surface of the cross piece (walls thickness a = 20 mm).*

No.	Part symbol	Dimension of span	Hot spot coordinates		Solidification time
		b [mm]	*x* [mm]	*y* [mm]	τ [s]
1	U20x4	4	-2 and 2	38	838.9
2	U20x8	8	-4 and 4	34	777.3
3	U20x16	16	-8 and 8	28	679.7
4	U20x20	20	0	20	671.3
5	U20x30	30	0	16	645.1
6	U20x40	40	0	14	632.0
7	U20x60	60	-10 and 10	12	607.3
8	U20x80	80	-24 and 24	12	596.6
9	U20x120	120	-48 and 48	14	593.5

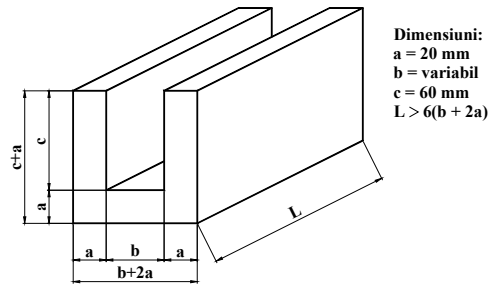


Fig. 1. The geometry of bars with "U" section.

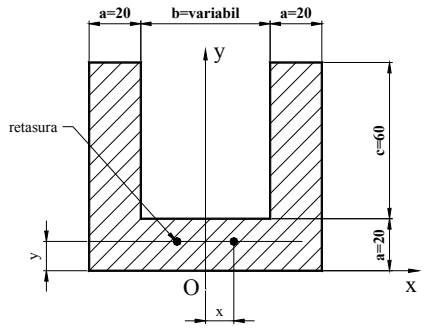


Fig 2. Frame of reference used for the positioning of shrinkholes

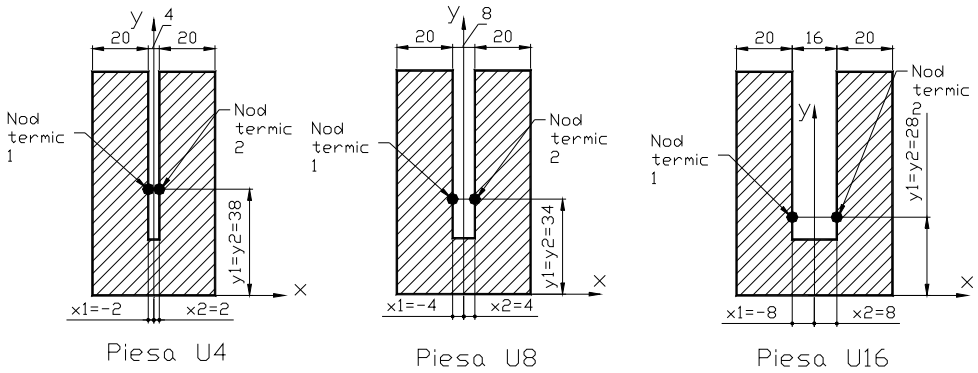


Fig. 3 The hot spots position obtained by computer simulation in the case of parts U20x4, U20x8, U20x16.

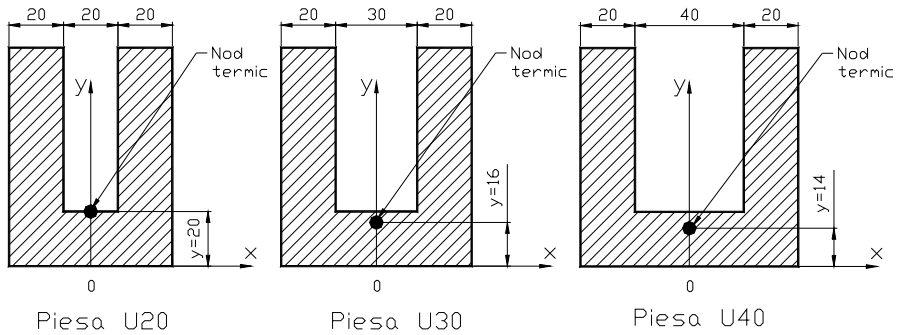


Fig. 4 The hot spots position obtained by computer simulation in the case of parts U20x20, U20x30, U20x40.

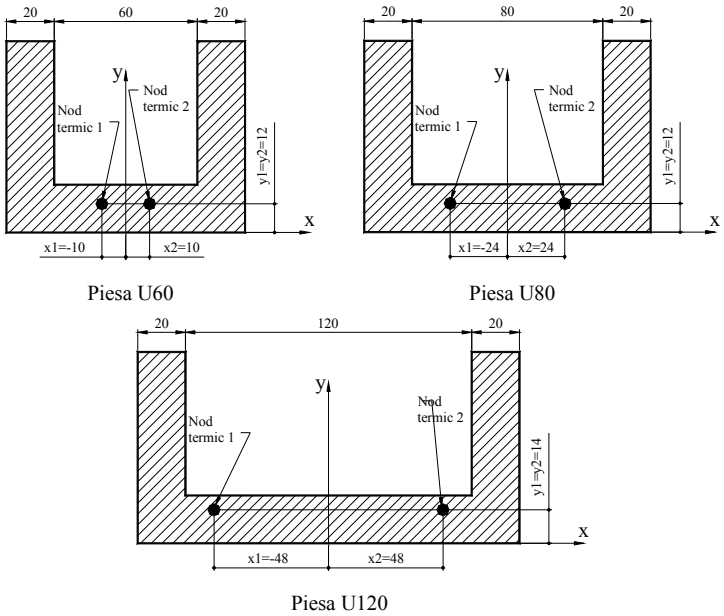


Fig. 5. The hot spots position obtained by computer simulation in the case of parts U20x60, U20x80, U20x120.

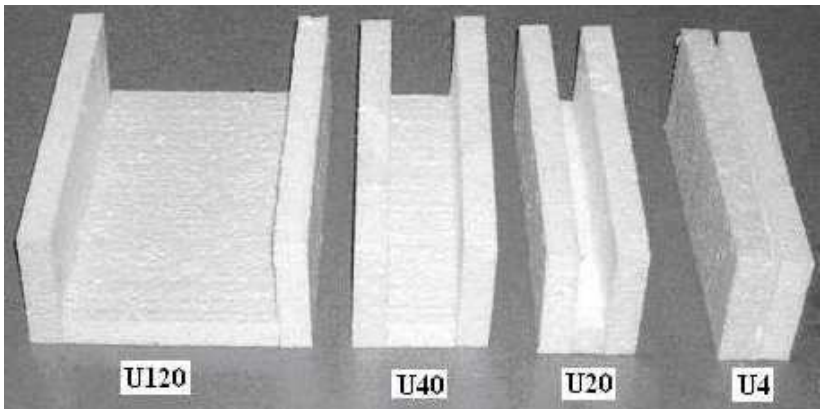


Fig. 6. Patterns used to cast U section parts (span between profile arms - 120, 40, 20 and 4 mm).

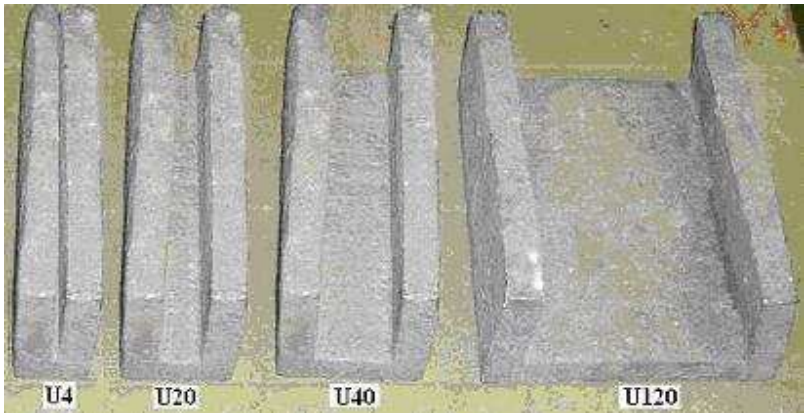


Fig. 7. Experimental parts cast in grey cast iron.

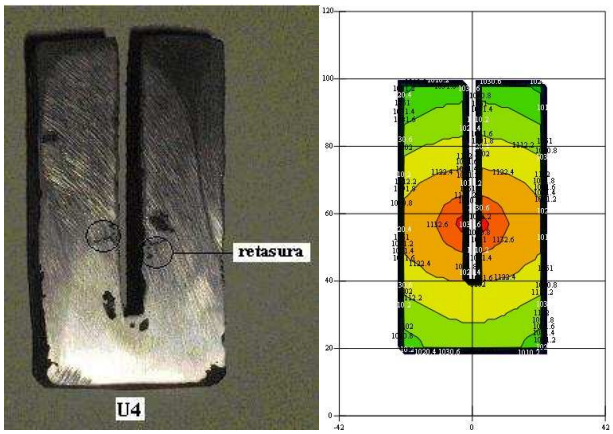


Fig. 8. Cross section of part U20x4 and temperature field obtained by simulation.

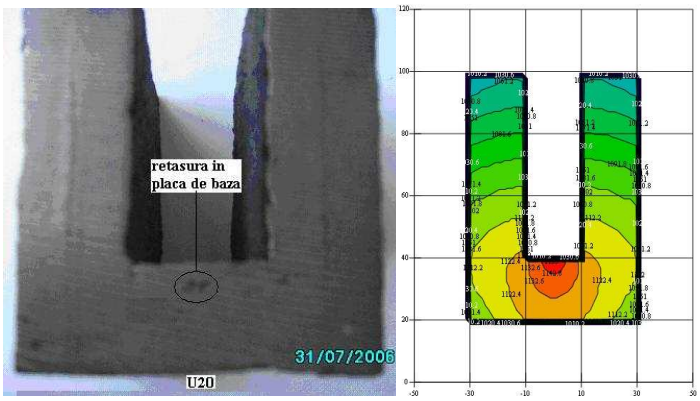


Fig. 9. Cross section of part U20x20 and temperature field obtained by simulation.

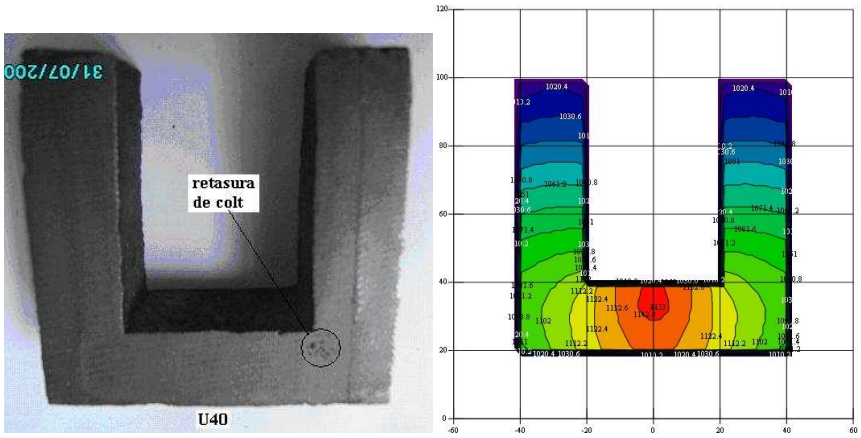


Fig. 10. Cross section of part U20x40 and temperature field obtained by simulation.

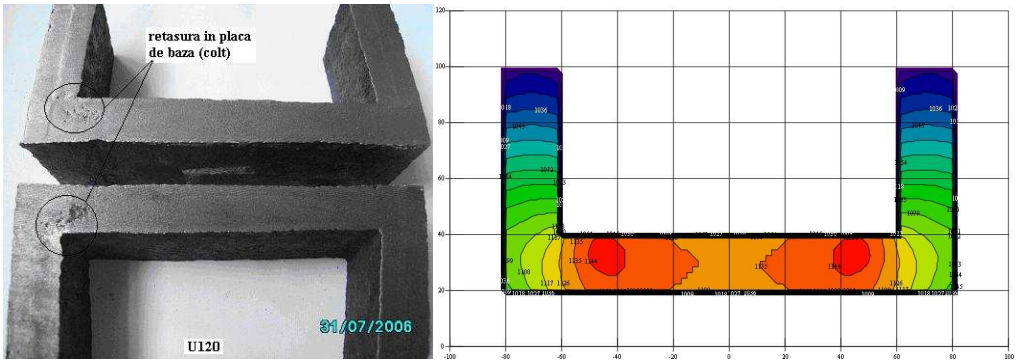


Fig. 11. Cross section of part U20x120 and temperature field obtained by simulation

REFERENCES

1. Munteanu S., Ciobanu I., Crişan A**. – Simulation of the Macro-Solidification of a U Section Bar Cast from Eutectic Cast Iron.** In: *Metalurgia International*, no. 6, 2005, pp. 38-50, ISSN 1582/2214.
2. Munteanu S., Ciobanu I., Crişan A**. - Research Concerning the Influence of Some Geometric Factors on the Solidification of U Section Bars**. In: *Metalurgia International*, no. 7, 2005, pp. 25-36, ISSN 1582-2214
3. Maşniţă M. **– Cercetări privind influenţa unor factori tehnologici şi constructivi asupra solidificării pieselor turnate, Teză de doctorat**, Universitatea Transilvania din Braşov, Braşov, 2007 / [Research on the Influence of Some Technological and Constructive Factors on the Solidification of Castings, Ph.D. Thesis, Transilvania University of Brasov, Brasov, 2007].
4. Soporan V., Vamoş C., Pavai C. **– The Numerical Modelling of the Solidification Process**, Ed. Dacia, Cluj – Napoca, 2003.
5. Sofroni L., Brabie V., Bratu C. **- Bazele teoretice ale turnării**, [Theoretical Bases of Casting], Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1980.
6. Soporan V., Constantinescu V. **– Modelling on a Macrostructural Level of the Alloy Solidification Process**, Ed. Dacia, Cluj – Napoca, 1995.
7. Soporan V., Constantinescu V., Crişan M. **– Solidification of Alloys – Theoretical Preliminaries**, Ed. Transilvania Press, Cluj – Napoca, 1995.

Received May 11, 2008 *Transilvania University of Brasov*

TESTAREA EXPERIMENTALĂ A PROGRAMELOR DE SIMULARE PENTRU PROCESELE DE SOLIDIFICARE A PIESELOR TURNATE

Rezumat: Se prezintă rezultatele unei cercetări experimentale privind solidificarea pieselor turnate din fontă cenuşie. S-a studiat solidificarea unor bare cu secţiune „U”, având grosimea peretelui egală cu 20mm şi deschideri diferite între braţele paralele. În cazul pieselor turnate experimental nodurile termice au fost puse în evidenţă prin poziţia retasurilor în piesele turnate secţionate. În cazul simulării solidificării pe calculator, nodurile termice s-au pus în evidenţă prin analiza câmpului de temperatură din piese la momentul sfârşitului solidificării. Rezultatele experimentale au fost comparate cu rezultatele obţinute prin simularea solidificării pe calculator.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MATHEMATICAL MODEL FOR SOLID FRACTION VARIATION WITH TEMPERATURE AT SOLIDIFICATION OF IRON – CARBON ALLOYS

BY

Sorin Munteanu, Ioan Ciobanu, Aurel Crisan

Abstract: In realizing simulation software for alloy solidification it is necessary a mathematical modelling for solid fraction dependence on temperature. The equation describing the solid fraction variation are dependent on phase transformation types that alloys suffer during solidification: eutectic transformation, peritectic transformation, solubility variation depending on temperature, etc. The paper presents the equations describing the solid fraction variation in the case of iron – carbon alloys used by authors to create software for steel and cast iron macrosolidification simulation.

Keywords: solidification, Fe-C alloys, cast iron, steel, modelling

1. INTRODUCTION

Castings macrosolidification simulation is based on mathematical modelling of heat transfer processes and liquid-solid phase transformations followed by model description in computer language to realise software for engineering applications. Mathematical modelling of casting macrosolidification impose to express as analytical equations the alloys phase transformation temperatures (liquidus and solidus) depending on chemical composition and solid fraction evolution depending on temperature and chemical composition. These equations are specific for each alloy type and have particularities in function of equilibrium diagram shape (with eutectic transition, with peritectic transition, with solubility variation with temperature, etc.) For this reason in casting simulation must be realised different mathematical models and software for each composition range characterized by the same transformation at solidification. In the iron-carbon alloys all these transformation types are present, depending on chemical composition. So to simulate steel and cast iron solidification many models and software must be realised to cover the all range of chemical composition. In this paper there are presented the equations used by authors to compute the liquidus and solidus temperatures for iron-carbon alloys and also the equations to compute the solid fraction in function of temperature. This models lay on the basis for some application of solidification simulation for cast iron and steel castings.

2. SOLIDIFICATION TEMPERATURE FOR THE FE – C ALLOYS

In the slow cooling conditions, all alloys solidification (including Fe-C alloys) develop in conformity with equilibrium diagram. The equilibrium diagram gives information about critical temperatures (liquidus and solidus), constitutes and phases

formed in solidification equilibrium conditions and solid fraction in equilibrium at divers temperatures. For this reason the studies for modelling and simulation the alloys solidification are based on equilibrium diagrams.

The main feature of this equilibrium diagram is that it present two aspects, one stable (Fe-C) and another metastable (Fe-Fe_3C). The unalloyed steel, including those in castings, all time solidify in concordance with metastable diagram.

Cast iron purred in castings may solidify in different way depending on cooling conditions in respect with metastable diagram, or combined, partly conform with stable diagram and partly conform metastable diagram. Generally parts for machine building industry are cast in grey cast iron and present a primary crystallization conform with the stable diagram. So the grey cast iron solidification, in castings, occur in conformity with stable diagram. As opposed to castings from unalloyed steels, used in machine building, the grey cast irons have a greater content of accompanying elements (Si, Mn, P, S), which modify the critical point position (including solidus and liquidus temperature) in rapport with Fe-C diagram. For this reason in using the data from Fe-C diagram it is defined the equivalent carbon content (CE). The equation to calculate the equivalent carbon content is given by [1];

$$CE = C + 0{,}3(Si + P) + 0{,}4S + 0{,}22Al + 0{,}115Sb + 0{,}11Sn + 0{,}074Cu + 0{,}053Ni - 0{,}027Mn - 0{,}015Mo - 0{,}063Cr - 0{,}135V. \quad [\%] \qquad (1)$$

Symbols represent the percentage of elements in cast iron composition. In the table are given the critical points coordinates from iron–carbon equilibrium diagram (C', E', F', S' are notation for stable diagram).

Table 1. Critical points coordinates from iron–carbon equilibrium diagram (C', E', F', S' are notation for stable diagram) [1].

Critical point	Temperature [^{0}C]				Carbon content [%]			
	Hansen (1958)	STAS 2500-66	Metals Handbook (1973)	Giesserei Kalender (1986)	Hansen (1958)	STAS 2500-66	Metals Handbook (1973)	Giesserei Kalender (1986)
A	1534	1536	1538	1536	0	0	0	0
B	1493	1493	1495	1493	0,51	0,5	0,5	0,533
C	1147	1147	1148	1147	4,3	4,3	4,3	4,302
C'	1153	1153	1154	1153	4,25	-	4,26	4,256
D	-	-	-	1252	6,67	6,67	6,67	6,689
E	1147	1147	1148	1147	2,06	2,04	2,11	2,14
E'	1153	1153	1154	1153	2,03	-	2,08	2,089
F	1147	1147	1148	1147	6,67	6,67	6,67	6,689
G	910	911	912	911	0	0	0	0
H	1493	1493	1495	1493	0,1	0,1	0,10	0,086
J	1493	1493	1495	1493	0,16	-	0,16	0,16
K	723	723	727	727	6,67	6,67	6,67	6,689
L	500	400	400	-	6,67	6,67	6,67	-
M	768	769	770	-	-	-	-	-
N	1390	1392	1394	1392	0	0	0	0
O	768	769	770	-	-	-	-	-
P	723	723	727	727	0,02	-	0,0218	0,034
Q	500	400	400	-	0,006	-	0,002	-
S	723	723	727	727	0,8	0,8	0,77	0,758
S'	738	738	738	736	0,69	-	0,68	0,688

To realise the mathematical models in this research it will be used the values given by Giesserei Kalender (1986) considering that are more recent and more realistic (determined using more precise techniques).

It is possible too for some mathematical modelling, to calculate the coordinates for main critical points in equilibrium diagram in function of cast iron chemical composition. So the maximum solubility of carbon in austenite at eutectic temperature (C_E – carbon concentration in E point from equilibrium diagram) is given by [1]:

$$C_E = 2{,}03 - 2{,}08Ti - 0{,}35P - 0{,}3Mo - 0{,}12W - 0{,}11Si - 0{,}09Ni - 0{,}08S - 0{,}07Cr - 0{,}017\,Co + 0{,}006Mn + 0{,}014Cu + 0{,}08Al + 0{,}18\,V. \quad [\%] \qquad (2)$$

The eutectic and eutectoid transition temperatures in the stable system ($T_{C'}$ and $T_{S'}$) and in the metastable system (T_C and T_S) can be calculated in rapport of alloying elements content using the equations [1]:

$$T'_C = T_{C\,stab} = 1153 + 7{,}5Si - 30P - 2Cr, \quad [^0C] \qquad (3)$$

$$T_C = T_{C\,met} = 1145 - 10Si - 30P + 30Cr, \quad [^0C] \qquad (4)$$

$$T'_S = T_{S\,stab} = 738 + 35Si + 200P + 8Cr - 20Ni - 35(Mn - 1{,}7S) - 10Cu, \quad [^0C] \qquad (5)$$

$$T_S = T_{S\,met} = 723 + 25Si + 200P + 8Cr - 30Ni - 35(Mn - 1{,}7S) - 10Cu, \quad [^0C] \qquad (6)$$

The solidification starting temperature for iron – carbon alloys used in casters (OT steels and Fc and Fgn cast iron) are given by ABC'D' line (liquidus line from equilibrium diagram), and solidification ending temperature are given by AHJE'C'F" line (solidus line from the stable diagram). To make possible the solidification mathematical modelling for the all range of alloys from the system iron – carbon, it is necessary to express the temperature corresponding to these curves in function of carbon percent. The easiest approximation of this dependence is by first grade curves. This approximation is very close to reality. In the same time, the approximation by first grade equations assure a simplest mathematical model for the solidification process, conducting to simplest computer programs, because generate linear variation with temperature for the solidification fraction inside solidification range. In these conditions the equations for liquidus and solidus curves from iron – carbon equilibrium diagram are the followings:

The equation for AB curve, liquidus curve for Fe –C alloys (unalloyed cast steels), with carbon content between 0 ÷ 0,533 %C:

$$T_{lichidus} = T_{AB} = \frac{T_B - T_A}{C_B - C_A} \cdot (C - C_A) + T_A\ , \quad [^0C] \qquad (7)$$

For Fe – C alloys with carbon content between 0,533 ÷ 4,256 % (hypoeutectic steels and grey cast irons) the liquidus curve equation (BC' curve) is:

$$T_{lichidus} = T_{BC'} = \frac{T_{C'} - T_B}{C_{C'} - C_B} \cdot (C - C_B) + T_B, \quad [^0C] \tag{8}$$

The solidus curves have similar equations. So the AH curve for carbon content of 0 ÷ 0,086 % is given by:

$$T_{solidus} = T_{AH} = \frac{T_H - T_A}{C_H - C_A} \cdot (C - C_A) + T_A, \quad [^0C] \tag{9}$$

The JE' curve corresponding to carbon contents 0,16 ÷ 2,089 % has the equation:

$$T_{solidus} = T_{JE'} = \frac{T_{E'} - T_J}{C_{E'} - C_J} \cdot (C - C_J) + T_J, \quad [^0C] \tag{10}$$

For Fe – C alloys with carbon content between 2,089 ÷ 6,689 (hypo and hypereutectic cast irons) the solidus curve E'C'F' (eutectic transition line) has the equation:

$$T_{solidus} = T_{E'C'F'} = T_{E'} = 1153, \quad [^0C] \tag{11}$$

In the equations 7 ÷ 11, C represent carbon percent in the analyzed alloy, T_A, T_B, $T_{C'}$, T_H, T_J, $T_{E'}$ represent the critical point temperatures from iron– carbon diagram, C_A, C_B, $C_{C'}$, C_H, C_J, $C_{E'}$ – the carbon percent corresponding to critical points.

In the table 2 are given the equations with numerical coefficients for this curves obtained based on temperature values and carbon content from table 1(values from Giesserei Kallender).

Table 2. Liquidus and solidus temperature equations for iron-carbon alloys

No.	Line type	Symbol	Validity range	Equation
unit	-	-	[%C]	T [^{0}C] and C [%]
1	Liquidus	AB	0 ÷ 0,533	T_{AB}= - 80,6754C + 1536
2	Liquidus	BC'	0,533÷4,256	$T_{BC'}$= - 91,3242(C- 0,533)+1493
3	Solidus	AH	0 ÷ 0,086	T_{AH}= - 500C + 1536
4	Solidus	HJ	0,086 ÷ 0,16	T_{HJ} = 1493
5	Solidus	JE'	0,16 ÷ 2,089	$T_{JE'}$ = - 176,2571(C-0,16)+ +1493
6	Solidus	E'C'F'	2,089 ÷ 6,689	$T_{E'C'F'}$ = 1153

3. THE SOLIDIFIED FRACTION VARIATION IN FUNCTION OF TEMPERATURE IN THE CASE OF FE-C ALLOYS

Knowing the solid fraction evolution with temperature represent a first order problem in modelling and simulation the alloys solidification. In the case of macrosolidification modelling and simulation, the solid fraction variation can be determined applying the lever law.

The equations to model the solid fraction dependence by temperature must be singularized for each range and alloy type, in concordance with each equilibrium diagram specificity. In this research for modelling the iron – carbon alloys macrosolidification the solid fraction variation was approximate using the lever law applied to Fe-C equilibrium diagram.

For iron carbon alloys with carbon content in the range 0÷0,086 %C ($0 \leq C \leq C_H$) the solid fraction variation in the solidification interval $T_L \div T_S$ was modelled using the sketch from fig. 1 and is given by the equation:

$$f_S = \frac{T_L - T}{T_L - T_S} \tag{12}$$

where: T_L - the alloy liquidus temperature situated on AB line, and T_S – solidus temperature situated on AH line.

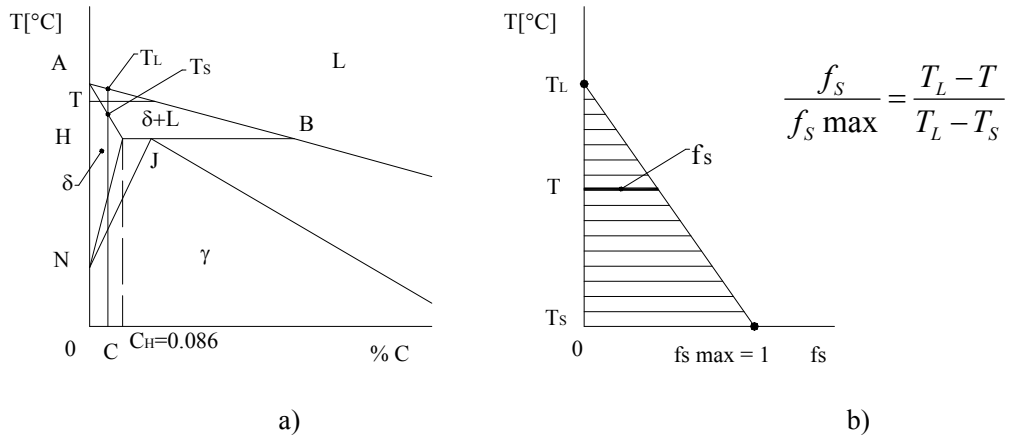


Fig. 1. Diagram to compute the solidification fraction for Fe – C alloys with carbon content $0 \leq C \leq C_H$ ($0 \leq C \leq 0{,}086$ %C)
a) Fe – C diagram, b) the solidification fraction depending on temperature between T_L and T_S

For iron - carbon alloys (steels) with carbon content in the range 0,086 ÷ 0,16 %C (alloys situated in line with peritectic horizontal between C_H and C_J), the solid fraction at a temperature T, in the temperature interval T_L (liquidus temperature given by AB line) and T_{HJB} (peritectic temperature) can be established based on the sketch from fig. 3 and is given by:

$$f_S = \frac{T_L - T}{T_L - T_H} \cdot f_S^* = \frac{T_L - T}{T_L - T_H} \cdot \frac{C_B - C}{C_B - C_H} \tag{13}$$

In this equation f_S^* represent the solid fraction in the vicinity of peritectic horizontal (at temperature T_H). Its value (f_S^*) can be obtained using the lever law at the peritectic horizontal level and has the value:

$$f_S^* = \frac{C_B - C}{C_B - C_H} \tag{14}$$

where: C represent the alloy carbon content (percentage).

The solid fraction calculated with eq. 13 has values between 0 and f_S^*. At this range of alloys the liquid fraction rest at peritectic temperature $f_L^* = (1- f_S^*)$ solidify at constant temperature by peritectic transformation, releasing the latent solidification heat.

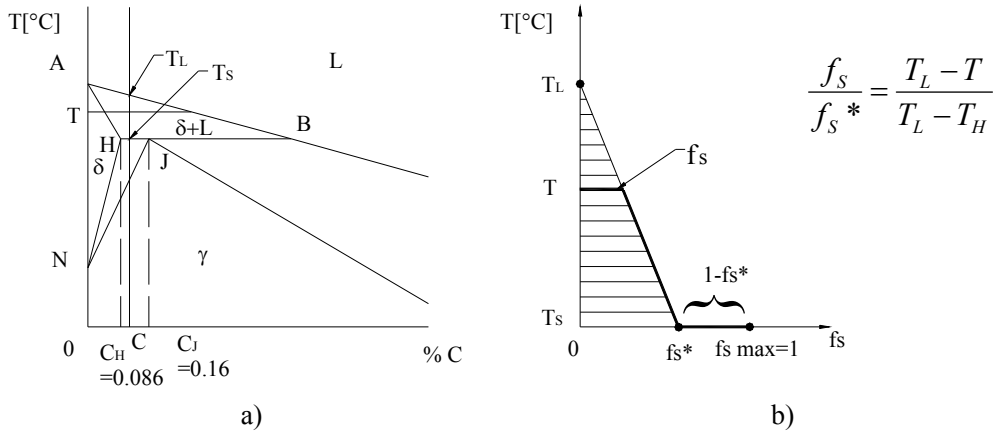


Fig. 2 Diagram to compute the solidification fraction for Fe – C alloys with carbon content $C_H \le C \le C_J$ (0,086≤ C ≤0,16 %C)
a) Fe – C diagram, b) the solidification fraction depending on temperature between T_L and T_S

For iron –carbon alloys with a carbon content in the range 0,16 ÷ 0,533 %C (alloys with peritectic transformation and composition between C_J and C_B) the solidification interval is comprised between liquidus temperature situated on AB curve and solidus temperature situated on JE' curve. The solid fraction is expressed based on sketch from fig. 3.

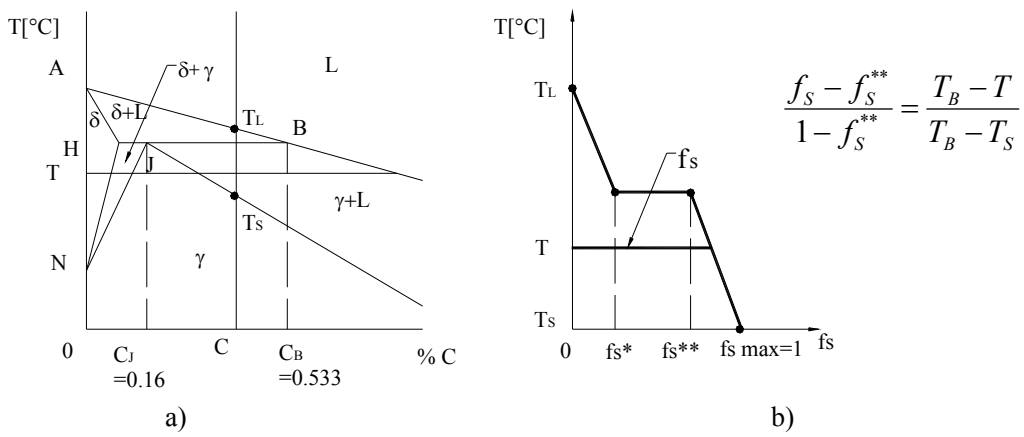


Fig. 3. Diagram to compute the solidification fraction for Fe – C alloys with carbon content $C_J \le C \le C_B$ (0,16≤ C ≤0,533 %C)
a) Fe – C diagram, b) the solidification fraction depending on temperature between T_L and T_S

In the temperature range T_L and T_{HJB} the solid fraction is given by eq. (13). At this alloy type a part of the liquid fraction rested at peritectic temperature (T_{HJB} = 1493^0C) solidify at constant temperature in conformity with peritectic transformation. The solid fraction that solidify at constant temperature (peritectic temperature) is given by the equation:

$$\Delta f_{peritectic} = f_S^{**} - f_S^{*} \qquad (15)$$

where: f_S^{**} represent the solid fraction calculated with the lever law quite under the peritectic horizontal. Its value (f_S^{**}) is given by equation:

$$f_S^{**} = \frac{C_B - C}{C_B - C_J} \tag{16}$$

At this range of alloys, under the peritectic horizontal, the solid fraction is computed using the sketch from fig. 3b with the equation:

$$f_S = f_s^{**} + \frac{T_B - T}{T_B - T_S} \cdot \left(1 - f_s^{**}\right) \tag{17}$$

where T_S represent the alloy solidus temperature given by JE' curve.

For iron – carbon alloys (steels) with carbon content in the range 0,533 ÷ 2,089 %C (between C_B and $C_{E'}$) the solid fraction can be computed based on the sketch from fig. 4. In this case the solid fraction at T temperature, inside the solidification range (T_L – T_S) is given by the equation:

$$f_S = \frac{T_L - T}{T_L - T_S} \tag{18}$$

where: T_L is alloy liquidus temperature situated on BC' line, and T_S is the solidus temperature situated on JE' line. The solid fraction calculated with this equation has values in the range f_S= 0÷1.

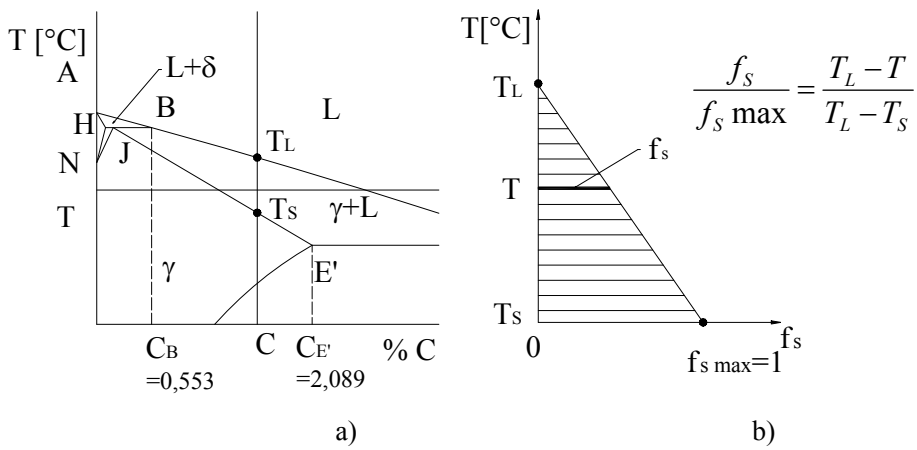


Fig. 4. Diagram to compute the solidification fraction for Fe – C alloys with carbon content $C_B \le C \le C_{E'}$ (0,533≤ C ≤ 2,089 %C)
a) Fe – C diagram, b) the solidification fraction depending on temperature between T_L and T_S

For alloys with carbon content between 2,089 ÷4,256 %C (hypoeutectic cast irons) the solid fraction at T temperatures inside the solidification interval T_L (liquidus temperature situated on BC' line) and T_S (solidus temperature situated on eutectic horizontal E'C') can be computed based on the sketch from fig. 5, by equation:

$$f_S = \frac{T_L - T}{T_L - T_{C'}} \cdot f_S^{***} = \frac{T_L - T}{T_L - T_{C'}} \cdot \frac{C_{C'} - C}{C_{C'} - C_{E'}} \tag{19}$$

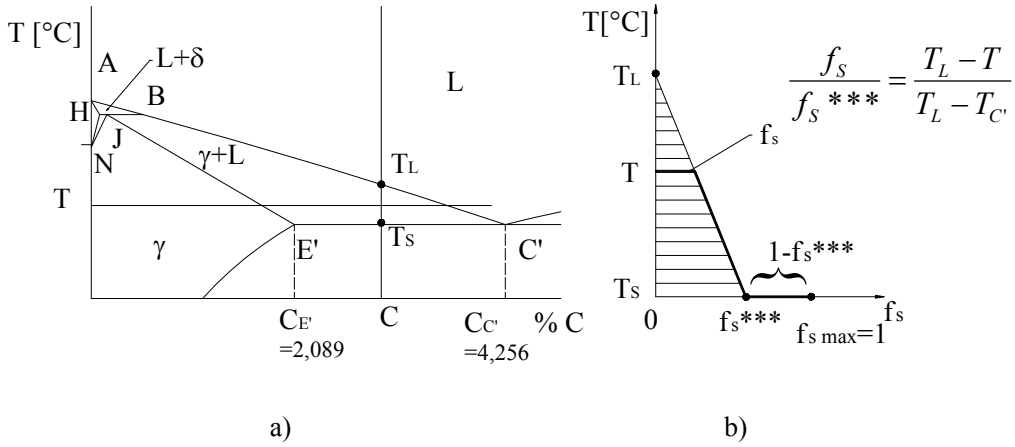


Fig. 5. Diagram to compute the solidification fraction for Fe – C alloys with carbon content $C_{E'} \le C \le C_{C'}$ (2,089≤ C ≤ 4,256 %C)
a) Fe – C diagram, b) the solidification fraction depending on temperature between T_L and T_S

The solid fraction calculated with this equation has values in the range $0 \div f^{***}$, where f^{***} can be obtained applying the lever law on the level of eutectic horizontal and has the value:

$$f_S^{***} = \frac{C_{C'} - C}{C_{C'} - C_{E'}} \tag{20}$$

In the case of alloys with 2,089 ÷ 4,256 %C (hypoeutectic cast irons) during eutectic transformation, at the eutectic temperature $T_{E'C'}$ the solid fraction grows at constant temperature, from the value f_S** given by eq. (24), to maximum value f_S=1, while release the latent solidification heat. The solid fraction that solidify at the eutectic temperature is $(1-f^{***})$.

4. Conclusions

It can be observed that modelling the solidification fraction variation is much influenced by the equilibrium diagram aspect and by the alloys chemical composition. For this reason there is not an unique model to simulate the alloy solidification including the iron – carbon alloys. Practically for each range of alloys mentioned above (each chemical composition range) must be elaborated a mathematical model and an adequate software to simulate the solidification. In the next steps of this researches it will be create simulation software for steels and cast irons with chemical composition range frequently used casters.

Received May 20, 2008 *Transilvania University of Brasov*

REFERENCES

[1] Crişan A. **: Elaborarea şi turnarea fontelor** -*Cast iron melting and casting* -, Ed. Universitatea Transilvania din Braşov, Braşov, 1996.
[2] Soporan V., Vamoş C., Pavai C. **: Modelarea numerică a solidificării** – *Solidification numerical modelling*- Ed. Dacia, Cluj – Napoca, 2003.
[3] Sofroni L., Brabie V., Bratu C. **: Bazele teoretice ale turnării** – *Theoretical basis of casting* - Editura didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1980.
[4] Soporan V., Constantinescu V. **: Modelarea la nivel macrostructural a solidificării** – *Solidification modelling at macrostructural level* - Ed. Dacia, Cluj – Napoca, 1995.
[5] Soporan V., Constantinescu V., Crişan M. **: Solidificarea aliajelor** – *Alloys solidification* - Ed. Transilvania Press, Cluj – Napoca, 1995.

MODEL MATEMATIC PENTRU VARIATIA FRACTIEI DE SOLID CU TEMPERATURA LA SOLIDIFICAREA ALIAJELOR FIER - CARBON

Rezumat: La realizarea softurilor pentru simularea solidificării aliajelor este necesară modelarea matematică a dependenței fracției de solid de temperatură. Ecuațiile care descriu variația fracției de solid cu temperatura depind de tipul transformărilor de fază pe care aliajul le suferă în timpul solidificării: transformare eutectică, transformare peritectică, solubilitate variabilă cu temperatura, etc. În lucrare se prezintă relațiile care descriu variația fracției de solid în cazul aliajelor fier – carbon, care au fost utilizate de autori pentru realizarea unor softuri destinate simulării solidificării oțelurilor şi fontelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOLIDIFICATION PATTERN OF IN-MOLD AND LADLE INOCULATED LOW SULFUR HYPOEUTECTIC GRAY CAST IRONS

BY

M. CHISAMERA[1], S. STAN[1], I. RIPOSAN[1], G. COSTACHE[1], M. BARSTOW[2]

Abstract. *A comparison of in-mold and ladle inoculation treatments was made in low sulfur (0.025%S), low aluminum (0.003%Al), hypoeutectic gray cast irons (CE = 3.5 - 3.6%), typical for electric melted irons using a high steel scrap charge. The present study describes the effect of a Ca,Zr,Al - FeSi alloy at an addition rate of 0…0.25wt.% on thermal analysis parameters and cast iron characteristics (structure and hardness). Eutectic undercooling of the base iron having the above mentioned characteristics is excessively high (39 - 40°C / 102-104°F), generating a relatively high need for inoculation. Lower levels of eutectic undercooling (ΔTm), recalescence (ΔTr) and the undercooling at the end of solidification (ΔT_3) are characteristic for in-mold treatment at lower alloy addition rates, promoting lower tendency for carbides, undercooled graphite, intercellular carbides and inverse chill, respectively. The difference between un-inoculated and inoculated irons is strongly affected by the alloy addition rate, much more for ladle inoculation. Generally, the efficiency of 0.05-0.15wt.% alloy for in-mold inoculation is comparable to or better than 0.15 - 0.25wt.% addition in ladle inoculation procedures. A Ca,Zr,Al - FeSi alloy appears to be effective in low S, low Al, low CE hypo-eutectic gray cast irons, especially for late inoculation.*

Keywords: *solidification, in-mold and ladle inoculation, gray cast iron*

1. INTRODUCTION

The production of high strength gray cast irons is based on the knowledge that the reduction of carbon and silicon to lower levels corresponds with higher strength development. Increasing tensile strength in gray iron depended on employing the lowest possible silicon content consistent with a gray fracture and machinability of thin sections. This objective was assisted by making additions to the ladle based on various materials (FeSi, CaSi, ZrSi, MgFeSi, Al etc.), to offset the increased risk of carbides and control the graphite size and shape in low carbon equivalent iron.

Inoculation has a vital role to play in the continuing development of cast iron. FeSi containing 75-80% silicon became established as a basis for most common inoculant, although the need to control calcium and aluminum in a ferrosilicon inoculant was not fully understood and was far from satisfactory in the early days of inoculated gray iron production. More complex inoculants were developed and their enhanced performance was based on powerful oxide forming elements (some of which also form sulfides and nitrides) Ca, Sr, Ba, Zr, Ce as individual or associated inoculating elements in FeSi-alloys[1,2].

The problem of fading had been recognized very early on, and it was acknowledged that inoculated iron had be poured in 10 minutes or less, to avoid loss of inoculation effect. The problem of inoculation fade changed with the foundry's adoption of fixed pouring stations, which provided the opportunity to change the inoculant addition

technique. It was soon demonstrated that the most effective solution was the use of late inoculation, where the metal is inoculated in the mold either by the in-mold or an in-stream method. With these techniques there would be no further problem of inoculation fade, using any of the controlled inoculants either as fine particles, lumps, pellets or tablets although poorly nucleated iron from the furnace or the autopour is still an issue.

The chemistry of the base iron and also of the treatment alloys is very important to control the iron structure in more severe eutectic undercooling conditions. A three-stage model for the nucleation of graphite in both un-inoculated and inoculated gray irons has been proposed (Fig. 1): 1) small oxide-based sites (usually less than 2.0μm) are formed in the melt; 2) complex (Mn,X)S compounds (usually less than 5.0μm) nucleate at these microinclusions; 3) graphite nucleates on the sides of the (Mn,X)S compounds which have lower crystallographic misfit with graphite. In inoculated irons, the (Mn,X)S compound is more complex at lower Mn/S ratio and has higher compatibility for graphite nucleation, especially with Ca, Sr as the inoculating elements.

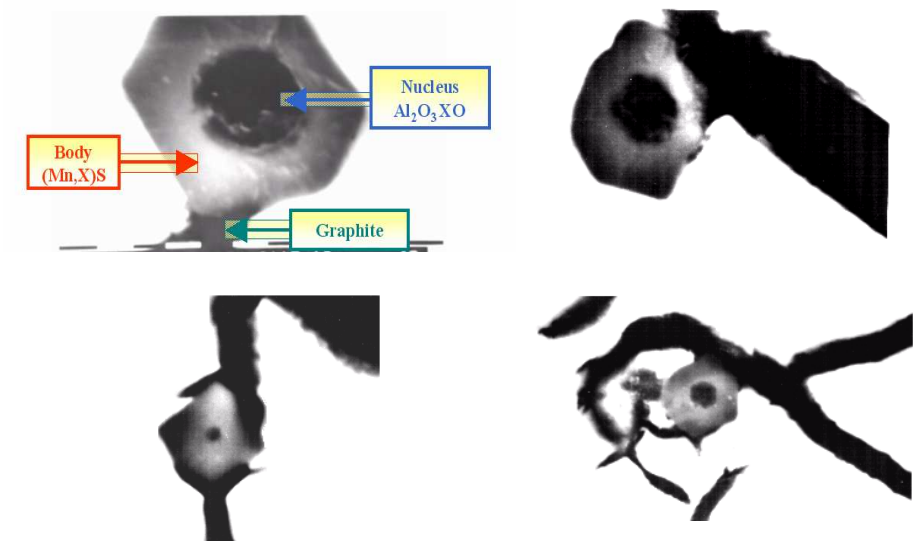


Fig. 1. Three-stage model for the nucleation of graphite in gray irons.

It has been found that three groups of elements are important to sustain graphite nucleation in industrial gray cast irons: a) strong deoxidizing elements, such as Al and Zr, to promote early forming, very small micro-inclusions, which will act as nucleation sites for later formed complex (Mn,X)S compounds; b) Mn and S to support MnS type sulfide formation; c) inoculating elements which act in the first stage and/or in the second stage of graphite formation, to improve the effectiveness of (Mn,X)S compounds to nucleate graphite[3-12].

Historically, gray cast irons were melted in a cupola furnace, at more than 0.05%S and more than 0.5%Mn levels, with favorable conditions for formation of MnS-type compounds. In the last two decades, two important events contributed to recognisable changes in gray iron production technology. First of all, small and inefficient cupolas were replaced by a new generation of coreless induction furnaces with medium

frequency (200-1000 Hz) and high specific power supplies (more than 250 Kw/ton). This has revolutionized the iron foundries: high melting speed (usually less than one hour, with high steel charges), so high production rate at lower furnace capacity; no heel required (100% solid charge); larger furnace availability (more than 2 tons, 10 – 20 tons); reasonable stirring ability (high steel scrap charge + carbon raiser - lower cost); higher iron quality for larger scale production. Cupola melting problems (coke availability and price, environmental restrictions, molten iron variability – temperature and analysis) and the competitive performance of the new generation of induction furnaces led to increasing production tonnage of gray iron at low sulfur levels (usually less than 0.05%S) in many parts of the world.

The growing production of ductile iron and compacted graphite iron castings is desirably based on lower sulfur base iron. In many cases, a foundry will produce high and low sulfur base irons in the same shift, for gray iron and ductile/compacted irons, respectively. For these producers, a single low sulfur base iron would be very attractive, using a single inoculant type for all of these irons. The problem is that at low S-levels, gray irons usually solidify with high eutectic undercooling, favorable for carbides and/or undercooled graphite (type-D) (Fig. 2)[7]. Low residual Al level also favors the presence of undercooled graphite (Fig. 3)[8], so the 0.005-0.010%Al range appears to be an optimum level in gray irons, without developing hydrogen pinholes[6,8-9]. It has also been found that preconditioning of the base iron, using Al and Zr additions, is very effective in difficult solidification conditions for gray iron structure formation when levels of sulfur and aluminum are low, as these two elements have a vital role in the first stage of graphite formation [10-12].

Recently, thermal analysis became an important tool to reflect the solidification behavior of cast irons. The cooling curve itself, as well as its derivatives and related temperatures and calculated parameters are patterns that can be used to predict the behavior of irons. The use of thermal analysis can also help assess the inoculation requirements for the melt [13-17.]

The current experimental investigation in this paper was designed to mainly evaluate the thermal analysis parameters and structure characteristics of low sulfur (0.025%S), low residual aluminum (0.003%Al) and relatively low carbon equivalent, hypo-eutectic gray irons (3.5-3.6%CE), when subjected to in-mold and ladle inoculation by the same type of inoculant (Zr,Ca,Al - FeSi) added at various rates (0…0.25wt.%). The inoculant selected is used in both gray and ductile iron production (low Zr contributions are not high enough to interfere with the nodularizing effect of Mg)[18]. Based on the important contribution of Al, Zr and Ca as the active elements from previous investigations[10-12], inoculation technique could also be an important factor in the solidification pattern of low sulfur gray irons.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

A synthetic pig iron was initially produced in an acid lined coreless induction furnace (100Kg, 2400Hz). To ensure a low level of trace elements, a relatively pure charge consisting of clean steel scrap, sand-blasted foundry returns, a low sulfur re-carburizer and ferroalloys was used in the experiment. Typical chemistry of the synthetic pig iron was 3.48%C, 1.72%Si, 0.50%Mn, 0.10%P, 0.025%S at 4.03% carbon equivalent (CE).

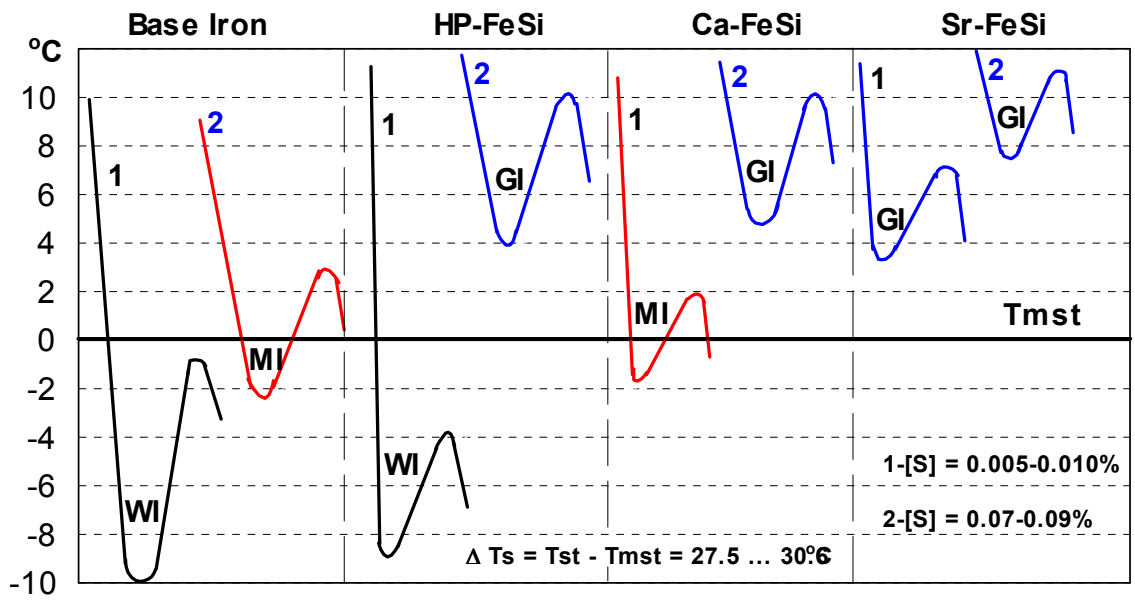


Fig. 2. Relative position of cooling curves at different sulfur levels [0.003%Al]. [WI-White Iron; MI-Mottled Iron; GI-Grey Iron]

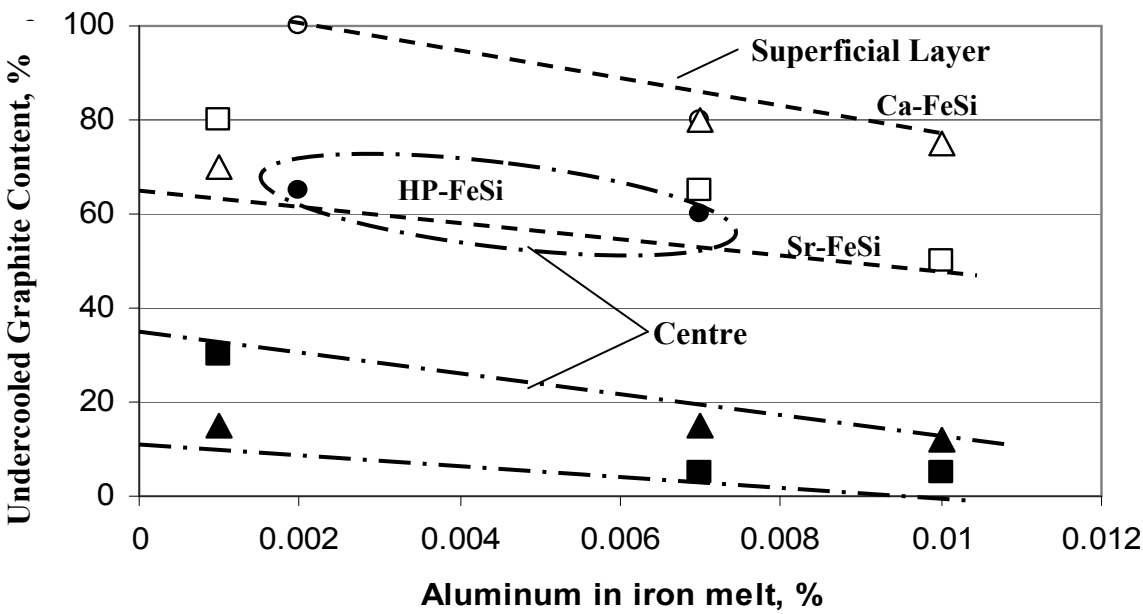


Fig. 3. *Influence of residual Al on the undercooled graphite content [0.08-0.1%S, 15 mm dia.*

Experimental heats were produced in a smaller graphite crucible induction melting (10Kg, 8000Hz), at 94% synthetic pig iron and 6% steel scrap as the metallic charge. The chemistry of the base iron was 3.02%C, 1.65%Si, 0.49%Mn, 0.11%P, 0.025%S, 0.0026%Al, 0.006%Ti, 0.042%Cr, 0.0078%Mo, 0.028%Ni, 0.044%Cu, 0.0016%V, 0.0033%Pb, 0.0037%Sn, at 3.55% carbon equivalent. Un-inoculated and inoculated irons were tested in two experimental programs. Zr,Ca,Al-FeSi alloy (75%Si, 2.2%Ca, 1.5%Zr, 1.2%Al) was used at an addition rate of 0.05…0.25wt.% and in the 0.2-0.7 mm particle size range.

In the first experimental program, the in-mold (M) inoculation method was used (Fig. 4a). Experimental heats were superheated to 1450°C (2642°F) and maintained at this level for 5 minutes. Thermal analysis was used to evaluate and quantify nucleation characteristics of the different inoculated irons. The thermal analysis was carried out using Quick-Cups with a modulus of approximately 0.75cm (30 mm diameter bar equivalent). In the shell sand cup, Zr,Ca,Al-FeSi alloy was employed at 0.05%, 0.10%, 0.15%, 0.20% and 0.25% addition levels. The cooling curve and its first derivative were considered for un-inoculated and inoculated irons, at different inoculant addition rates.

The base iron was also poured into test casting molds made from green sand. The test castings were all poured at 1430°C (2606.°F). The specially designed test mold included a central downsprue, which supplied un-inoculated gray iron to a reaction chamber. An American Society for Testing Materials (ASTM A367 specification, $W_{31/2}$ chill wedge, having a 25 mm base with, 45 mm high, 125 mm long) and a round bar specimen (20 mm diameter, 150 mm high) were gated off the inoculation reaction chamber. As molten iron flows into the reaction chamber, it is inoculated and the inoculated iron then flows into a chill wedge and round test bar. The same prescribed amount of the inoculant was added in the reaction chamber as in the shell sand cup tests.

In the second experimental program, successive ladle (L) inoculation was applied (Fig. 4b). Experimental heats were superheated to 1550°C (2822°F) and tapped at 1471°C (2680°F). The same prescribed amount of the inoculant was added as in the in-mold/cup tests but in successive steps: 0.05% alloy was added in each step, to the previously treated iron up to a total amount of inoculant of 0.25wt.%. Un-inoculated and ladle inoculated irons were poured into test castings: Quick-cup samples (Thermal Analysis) and test bar molds (chill wedge and round bar specimens), in the same way as in the in-mold/in cups inoculation program.

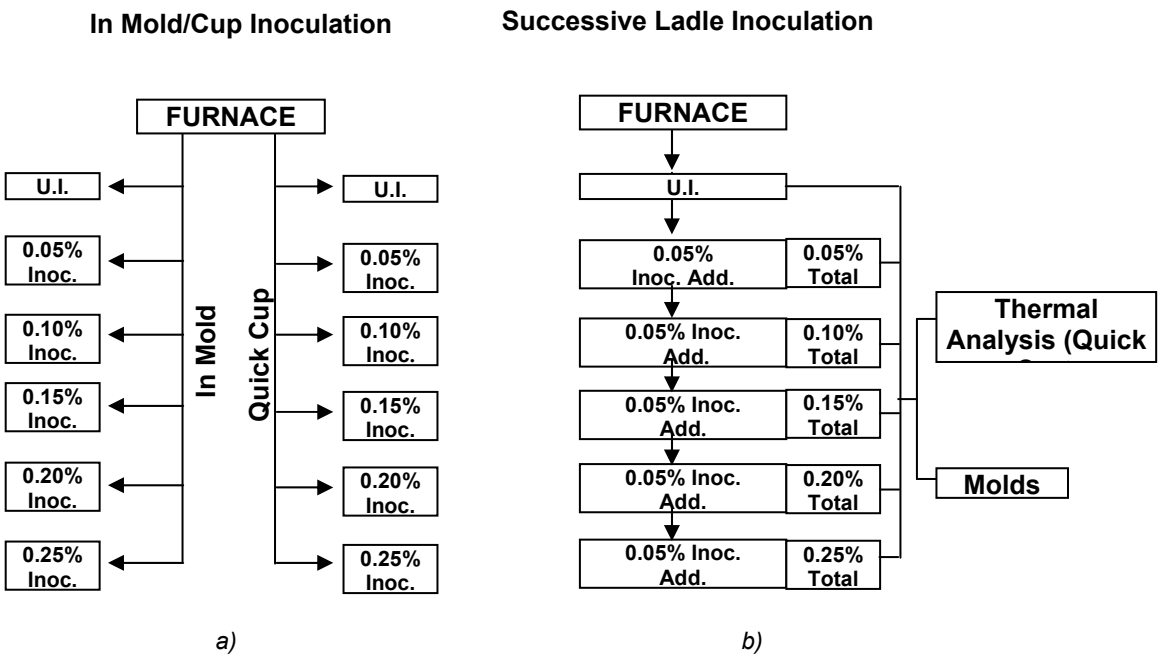
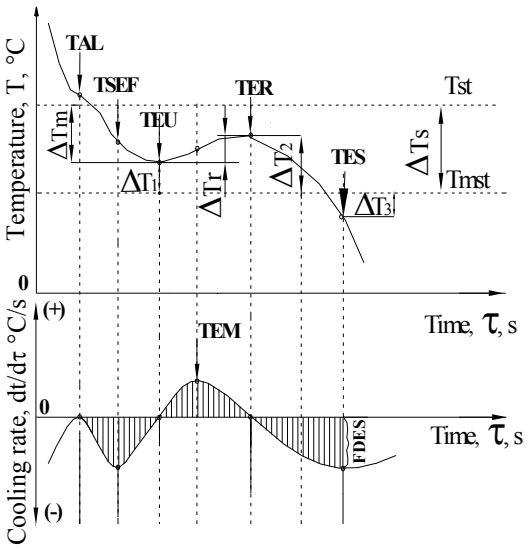


Fig. 4. *Schedule of Experiments [a) – In-Mold / In Quick-Cup Inoculation; b) – Successive Ladle Inoculation]*

3. RESULTS AND DISCUSSION

Figure 5 shows the aspect of a typical cooling curve and its first derivative for a hypoeutectic gray iron (CE < 4.3%) and the significance of the most important events and parameters on these curves. Tst represents the theoretical temperature for carbon to precipitate as graphite, while Tmst is related to the metastable solidification, in which carbon is chemically combined with iron as iron carbide (Fe_3C). Tst should be as high as possible and Tmst as low as possible to ensure that the solidification occurs according to the stable system where all the remaining carbon at the eutectic temperature precipitates as graphite.



TAL - temperature of austenitic liquidus, °C;
TSEF - temperature of start of eutectic freezing (eutectic nucleation),°C;
TEU - temperature of eutectic undercooling, °C;
TER - temperature of graphitic recalescence, °C;
TES - temperature of the end of solidification (end of solidus), °C;
TEM - maximum recalescence rate, °C/s;
Tst - graphite eutectic equilibrium temperature, °C;
Tmst - carbide eutectic equilibrium temperature, °C;
ΔTm - maximum degree of undercooling (ΔTm = Tst - TEU), °C;
ΔTr - recalescence degree (ΔTr = TER - TEU), °C;
ΔTs - equilibrium eutectic temperature range (ΔTs = Tst -Tmst), °C
FDES - minimum value of the first derivative of cooling curve on the end of eutectic solidification, °C/s;
ΔT_1 = TEU – Tmst; ΔT_2 = TER – Tmst; ΔT_3 = TES – Tmst

Fig. 5. *Typical cooling curve and its first derivative*

There are many elements which individually have favorable or un-favorable influence on the Tst and/or Tmst level. Silicon is the most important influence of these elements in un-alloyed irons especially at very low content of trace element content [Tst = 1153 + 6.7 (%Si), Tmst = 1147 – 12 (%Si)][13,14].

Accordingly the strong role of the chemistry of the experimental irons, is represented by the range of equilibrium eutectic temperature (ΔTs = Tst - Tmst) increasing from 35.6°C (96°F) (un-inoculated iron) up to 36.2-39.0°C (97.2-102.2°F) for inoculated irons, depending on the alloy addition rate and the silicon contribution from inoculation, respectively.

Tables 1 and 2 include the most important experimental results, as thermal analysis data, while Figures 6…8 illustrate the effects of the two major influences, i.e. the inoculation technique (in-mold/cup and ladle inoculation) and the inoculant addition rate (0…0.25wt.% alloy), respectively.

In hypo-eutectic irons the austenitic liquidus temperature (TAL) signals the start of solid formation, as pro-eutectic austenite. The TAL temperature can sometimes be reduced by inoculation, while the temperature of the start of eutectic freezing (i.e. the eutectic nucleation temperature-TSEF) should be as low as possible for effective inoculation. This behavior is characteristic for in-mold inoculation (Fig. 6a).

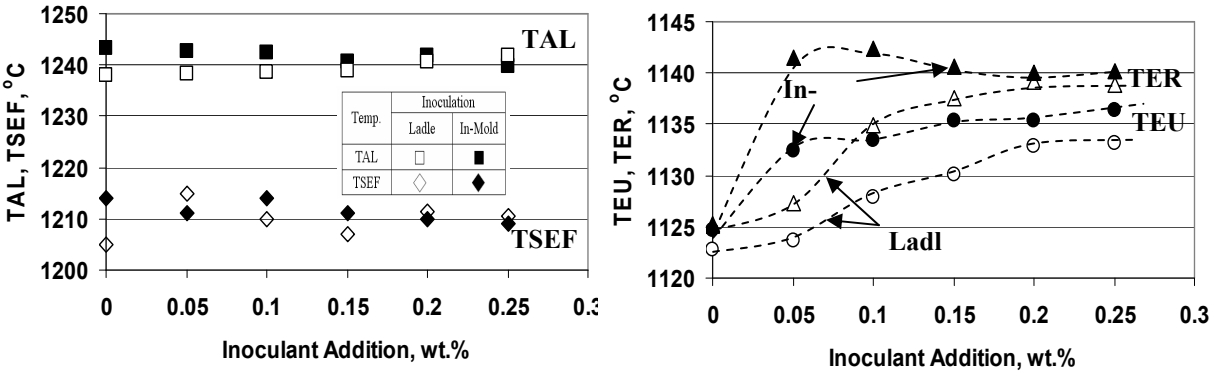
Table 1. Thermal Analysis-Temperature and Time Characteristics

Inoculation		Temperatures, °C					Time, sec	
Wt.%	Type	TAL	TSEF	TEU	TER	TES	$t_1=t_{(TAL)}-t_{(TEU)}$	$t_2=t_{(TEU)}-t_{(TES)}$
U.I	M	1243.2	1214	1124.7	1125.1	1100.2	106.5	39.1
	L	1238.0	1205	1122.8	1125.2	1089.9	123.3	93.2
0.05	M	1242.8	1211	1132.5	1141.5	UD	86.8	UD
	L	1238.2	1215	1123.6	1127.3	1093.9	118.3	88.4
0.10	M	1242.3	1214	1133.5	1142.3	1106.3	90.5	73.2
	L	1238.5	1210	1127.9	1134.9	1094.4	113.4	90.1
0.15	M	1240.7	1211	1135.4	1140.6	1107.2	94.5	76.4
	L	1238.9	1207	1130.1	1137.6	1097.4	105.3	85.6
0.20	M	1241.9	1211	1135.3	1140.1	1104.1	99.2	78.6
	L	1240.5	1211	1132.8	1139.1	1101.2	93.0	79.2
0.25	M	1239.7	1210	1136.4	1140.2	1105.1	97.5	76.3
	L	1241.9	1210	1133.2	1138.8	1100.8	76.4	72.0

*M-In Mold/Cup Inoculation; L-Ladle Inoculation

Table 2. Thermal Analysis – Representative Parameters

Inoculation		Cooling Curve Parameters, °C					First Derivative Parameters, °C/s	
Wt.%	Type	ΔTm=Tst-TEU	ΔTr=TER-TEU	ΔT_1=TEU-Tmst	ΔT_2=TER-Tmst	ΔT_3=TES-Tmst	TEM	FDES
U.I	M	38.9	-	-3.3	-2.9	-27.8	0.032	-2.3
	L	40.8	2	-5.2	-2.8	-38.1	0.114	-1.79
0.05	M	31.3	9	4.9	13.9	UD	UD	UD
	L	40.2	4	-4.0	-0.3	-33.7	0.157	-2.12
0.10	M	30.6	9	6.4	15.2	-20.8	0.588	-3.13
	L	36.2	7	0.8	7.8	-32.7	0.463	-2.40
0.15	M	28.9	5	8.7	13.0	-19.5	0.314	-3.13
	L	34.2	8	3.4	10.9	-29.3	0.363	-2.88
0.20	M	29.3	5	9.1	13.9	-22.1	0.254	-2.77
	L	31.8	6	6.6	12.9	-25.0	0.336	-3.22
0.25	M	28.4	4	10.6	14.4	-20.7	0.217	-3.23
	L	31.6	6	7.4	13.0	-25.0	0.310	-3.45



a) – TAL, TSEF *b) – TEU, TER*

Fig 6. *Representative temperatures at the beginning of solidification.*

The most pronounced effect of inoculation is that the temperatures of eutectic undercooling (TEU) and graphite recalescence (TER) are increased (Fig. 6b). When

TEU is reached the combined heat generated from the release of specific heat and latent heat (from the first austenite dendrite solidification and latent heat from the start of eutectic freezing) just balance the heat losses. The eutectic reaction then occurs and the released energy causes the temperature to rise until TER is reached. Un -inoculated irons are characterized by low TEU and TER temperatures. Although inoculation increases both of these temperatures, the amount of the increase is dependent on the inoculant addition rate and inoculation technique. TER level is stabilized less time compared to the TEU level, at increasing inoculant additions, especially for in-mold/cup treatment. Late inoculation appears to be more efficient compared to ladle inoculation, at low inoculant addition rates, such as 0.05-0.10wt.% level. No big difference in efficiency from the inoculation technique was found for more than 0.20wt.% alloy additions.

The sensitivity of irons to form undercooled graphite morphologies during solidification (such as type-D graphite) or even free carbides is mainly illustrated by the eutectic undercooling parameters. Conventionally, undercooling is defined with reference to the graphitic equilibrium eutectic temperature (Tst), as $\Delta Tm = Tst - TEU$. A high value for undercooling means

that it takes a longer time before eutectic freezing starts (Fig. 7a), which increases the risk for macro-shrinkage and suck-in.

On the other hand, if TEU is close to the white eutectic temperature but above it (TEU > Tmst), then the risk of undercooled graphite increases. Free carbides occur typically where TEU < Tmst.

The relationship of the start of the eutectic reaction (TEU) compared to the metastable (white) eutectic temperature (Tmst) is revealed by $\Delta T_1 = TEU - Tmst$. For the end of the eutectic reaction temperature, the parameter $\Delta T_2 = TER - Tmst$ was introduced. The efficiency of inoculation is measured by its ability to decrease the ΔTm level and to increase the ΔT_1 and ΔT_2 levels, respectively (Fig. 7 b,c). In all cases, the in-mold / cup inoculation is clearly more effective compared to ladle inoculation, represented by variation of the ΔT_1 and ΔT_2 parameters. In both experimental programs, the un-inoculated irons start and end the eutectic reaction in the white iron field ($\Delta T_1 < 0$, $\Delta T_2 < 0$). Inoculation is known to move the solidification pattern to the gray iron example. Increasing the alloy addition led to an increasing separation of both the TEU and TER events from the metastable (white) eutectic temperature. Thus inoculation acts initially to avoid free carbide formation and, later, to limit the possibility of undercooled graphite formation. This performance is improved by increasing the inoculant addition rate, especially for the in-mold/cup treatment. The difference between un-inoculated and inoculated irons is strongly affected by the alloy addition rate, much more so for ladle inoculation, as the inoculation index (I_2) shows (Fig. 7d). The late inoculation technique is consistently at a higher efficiency for the entire range of inoculant additions but especially at the lower levels (less than 0.20wt.%).

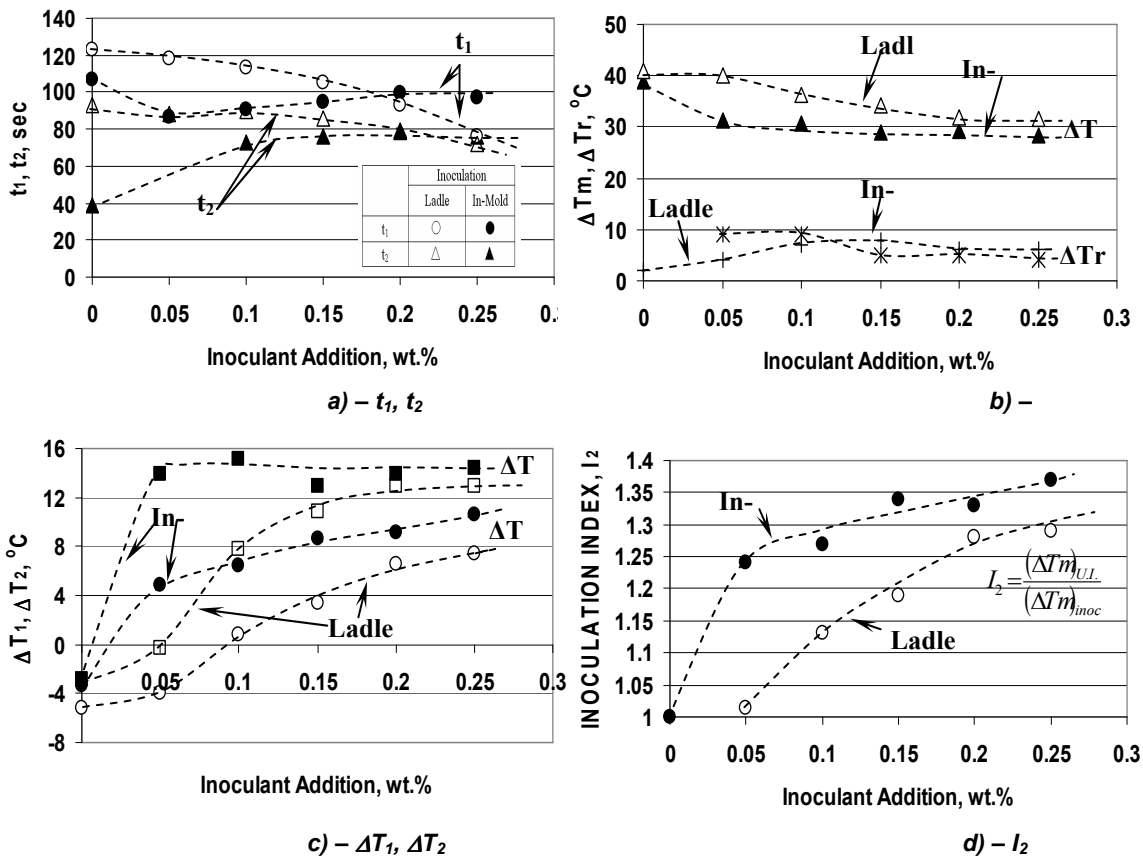


Fig. 7. *Representative parameters of eutectic solidification*

In many cases, graphitic recalescence (ΔTr = TER - TEU) is also an important parameter to evaluate the behavior of inoculated irons. It is a function of the amount of austenite and graphite that are precipitated during the first part of eutectic freezing. With high recalescence values, there might be a risk of micro-shrinkage and porosity, especially in soft molds such as green sand molds (high volume expansion causing pressure against a thinner metal skin). Figure 7b shows the evolution of the level of recalescence (ΔTr), as inoculant additions increase. A peculiar difference appears in the behavior of the in-mold/cup and ladle inoculated irons. At no more than 0.1wt.% alloy addition, high recalescence level characterizes the in-mold treated irons especially due to the higher TER temperature. An opposite result was obtained for these two inoculation techniques at more than 0.10wt.% alloy addition rate, when higher recalescence was typical for ladle inoculated irons. Lower differences were obtained between the two techniques for more than 0.20wt.% inoculant.

The end of the eutectic solidification is also very important, especially because the micro-shrinkage occurs at the latter part of solidification, usually at hot spots or parts with a large cooling modulus. White iron solidification as intercellular carbides and / or inverse chill formation is also dependent on the position of the temperature of the end of solidification (TES), compared to the metastable (white) eutectic temperature (Tmst). Figure 8 illustrates the evolution of TES, its position given Tmst (ΔT_3 = TES - Tmst) and of the FDES (the first derivative at solidus), as the inoculant addition rate increases. TES solidus temperature is an important parameter that is sensitive to certain elements. This point can be found at the latest part of the first derivative, as the

lowest of the negative peak. Experimental un-inoculated and inoculated irons have a solidus temperature range (TES) of 1090°C to 1107°C (1994-2024.6°F), but lower than the solidus temperature under metastable conditions (Tmst equal to 1125 to 1128°C / 2057-2062°F). Because this difference (ΔT_3 parameter) is generally more than 20°C (68°F), these irons will be sensitive to chill tendency and micro-shrinkage formation.
A preferred end of solidification means high solidus temperature and low level of the ΔT_3 parameter (usually as low negative value, as TES < Tmst in most cases). A low value of FDES (more negative) is also favorable as it correlates to a high amount of graphite at the end of freezing. Figure 8 shows that the solidification pattern of inoculated irons is more favorable compared to that of un-inoculated irons.

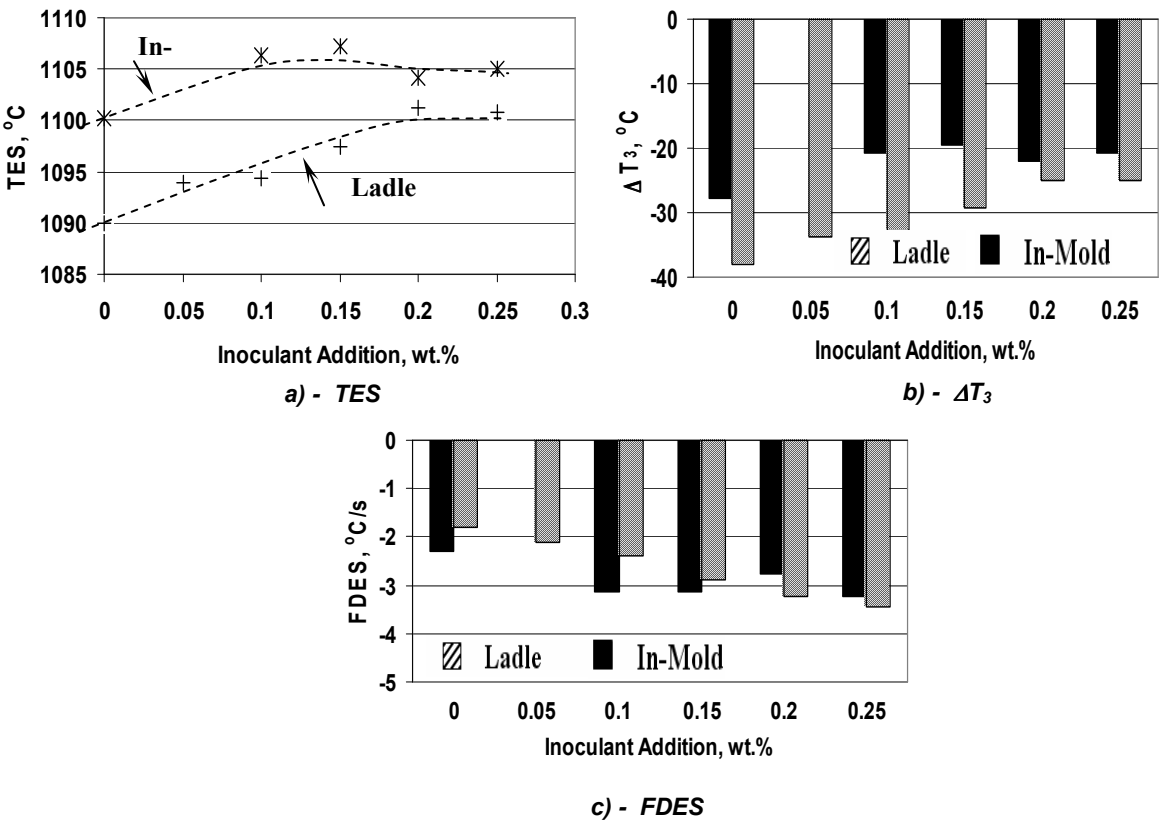


Fig. 8. *Representative parameters at the end of solidification*

Increasing the alloy addition improves the behavior of irons at the end of solidification but in a different manner for in mold/cup and ladle inoculation methods. 0.10-0.20wt.% inoculant stabilizes the parameters representing solidification at a favorable level for in-mold/cup inoculation compared to 0.20-0.25wt.%, for ladle inoculation.
The ASTM $W_{31/2}$ Chill Test Wedge method was used to evaluate chilling tendency. The design of the test specimen promotes an accelerated cooling rate, and favors the formation of chill at the apex of the wedge. The area nearest the apex, which was entirely free of any eutectic cells or gray spots, was designated as clear chill. The chill depth measured from the junction of the gray fracture and showing the first appearance of chilled iron was designated as total chill. At low carbon equivalent level and lower sulfur and residual aluminum, the base iron has a high chill tendency. Despite this situation, the in-mold inoculation by Ca, Zr,Al-FeSi alloy was very effective at very

low addition rates (Fig. 9), according to its ability to decrease the degree of eutectic undercooling (Fig. 10).

The effects of inoculation were also analyzed by comparing the microstructures of irons treated with different amounts of Ca,Zr,Al-FeSi alloy, with both inoculation techniques, utilizing the 20 mm diameter bars. The graphite morphology was drastically improved. The amount of undercooled graphite decreased with increasing inoculant addition rates, up to

mainly type-A graphite, as Figures 11a and 12 show. The presence of ledeburite and cementite was eliminated for 0.05wt.% and 0.15wt.% addition rates (Fig. 11b). Again, the in-mold inoculation was more effective in avoiding undercooled graphite morphologies and free carbides, compared to ladle inoculation. A predominantly pearlitic structure (90-100% pearlite) was obtained in all cases: 90-98% pearlite for ladle inoculation compared to 98-100% pearlite for in-mold inoculation.

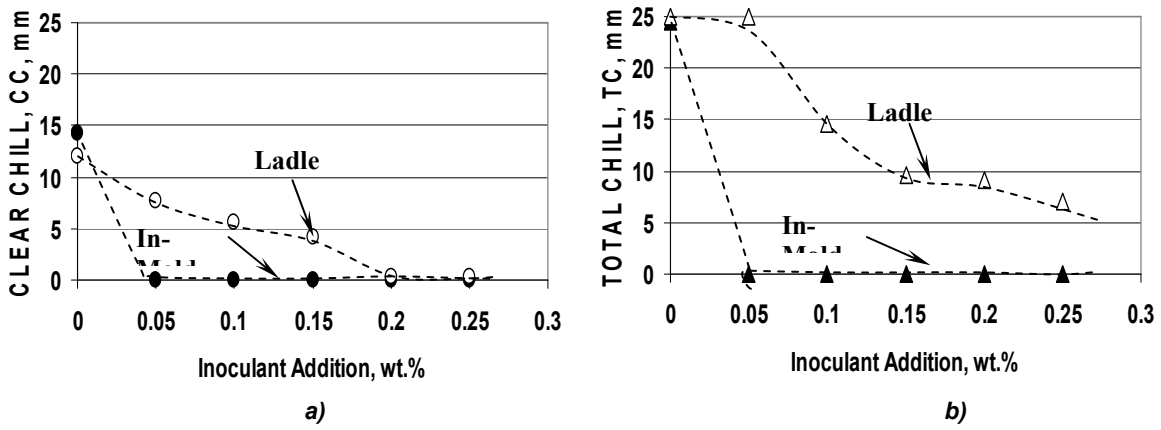


Fig. 9. *Clear chill (a) and total chill (b) of tested irons*

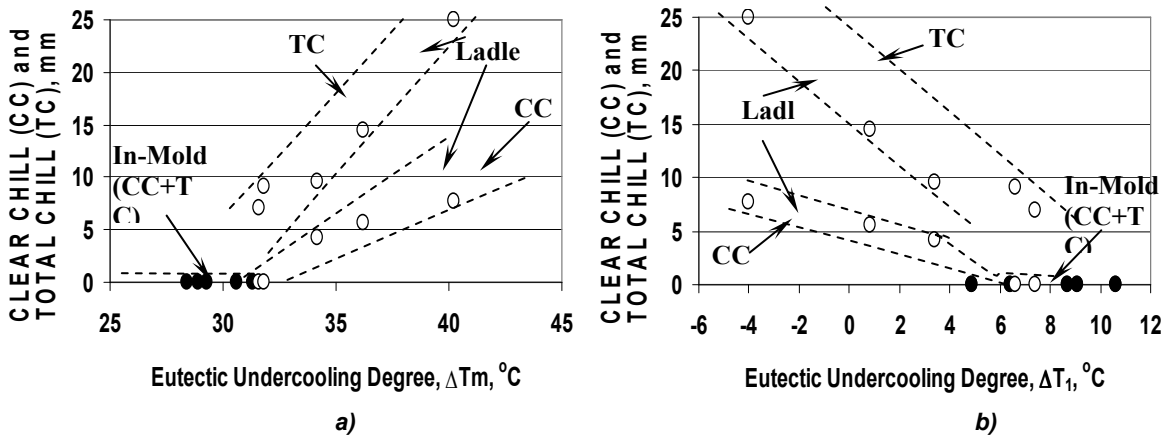


Fig. 10. *Influence of eutectic undercooling □Tm (a) and □T_1 (b) on the clear chill (CC) and total chill (TC) of inoculated irons.*

The effect of inoculation with various alloy additions on Brinell hardness was studied using 20 mm diameter bars. Brinell hardness values decreased with inoculant additions, regardless of inoculation technique type. The in-mold inoculation reduced

hardness values more rapidly than did ladle inoculation, according to the variation in amount of free carbides (Fig. 13).

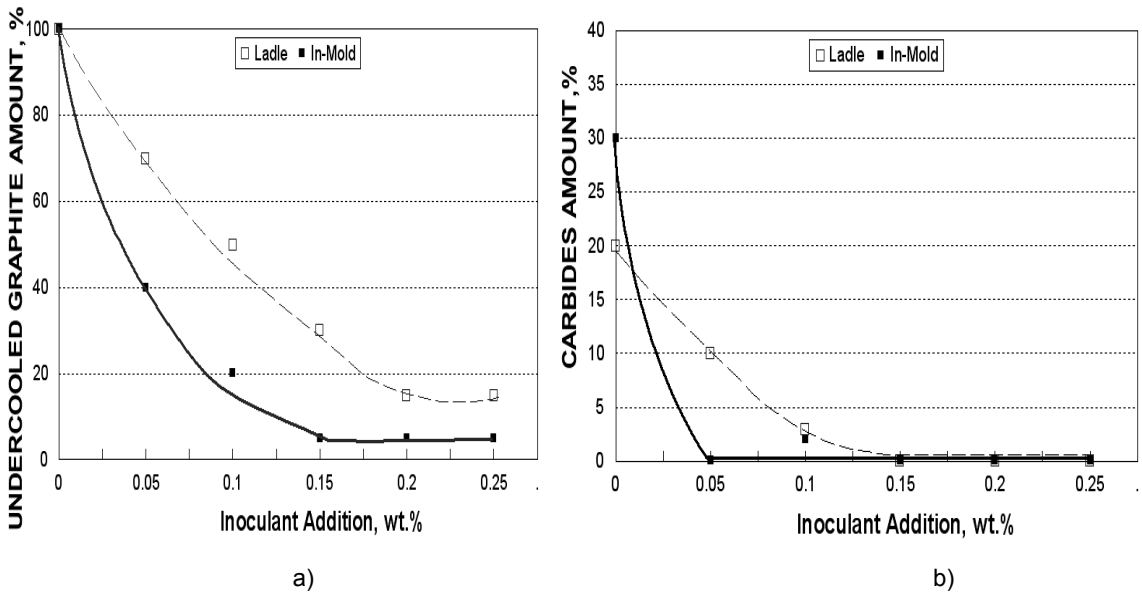


Fig. 11. *Undercooled graphite (a) and free carbides (b) amount of un-inoculated and inoculated irons*

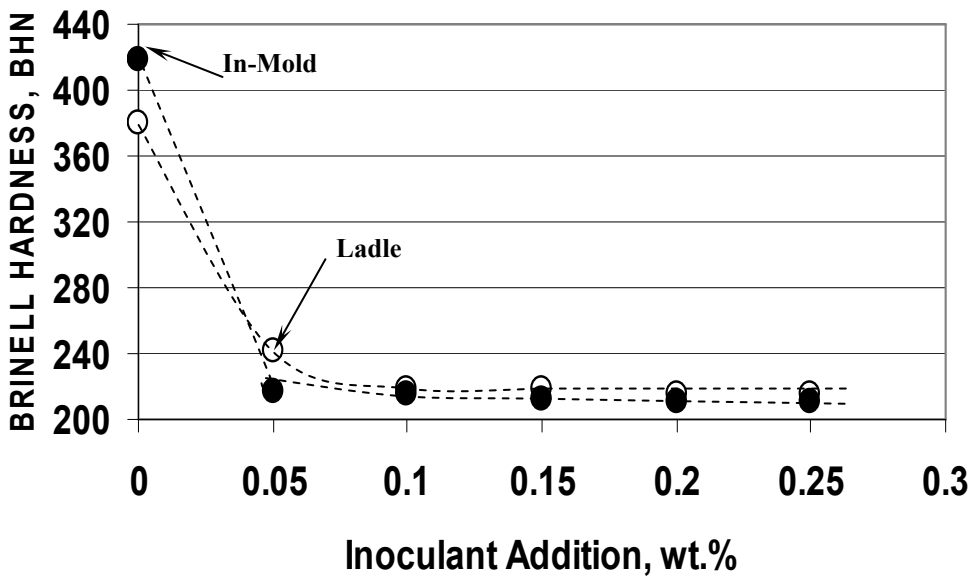


Fig. 13. *Brinell hardness of un-inoculated and inoculated irons (20 mm diameter bars).*

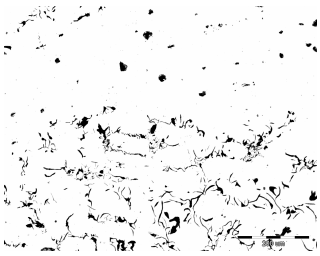
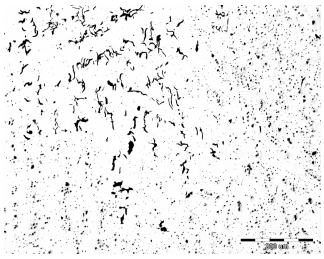
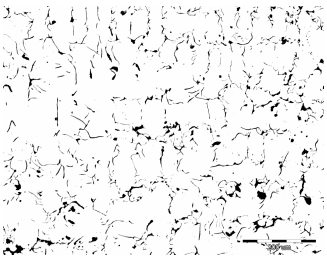
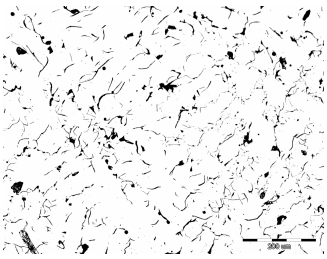
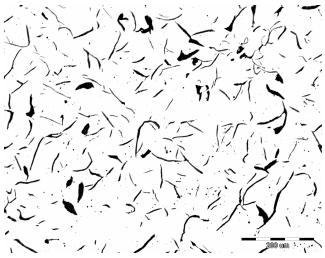
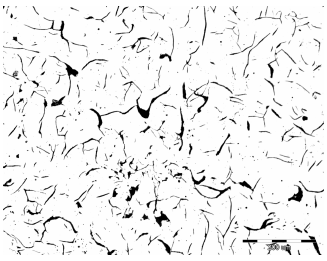
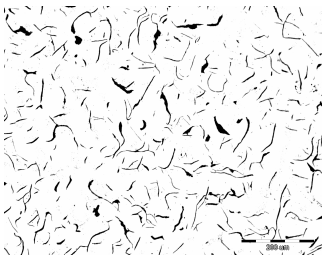
Inoculant Addition, wt.%	Inoculation Technique	
	In Ladle	In Mold
UI		
0.05		
0.10		
0.15		
0.20		
0.25		

Fig. 12. Graphite morphology in un-inoculated (UI) and inoculated gray cast irons (0.05…0.25 wt. % alloy).

4. CONCLUSIONS

Generally, the optimal cooling curve varies for different castings (due to their configuration) and various types of mold materials due to mold stability. It was found that the solidification pattern of the low sulfur and low residual aluminum gray irons as tested was influenced not only by the inoculant addition rate (0…0.25wt.%), but also by the inoculation technique (in-mold and ladle):

- Eutectic undercooling of the base iron having 0.025%S, 0.003%Al and 3.5%CE is excessively high (39-40°C / 102-104°F), demonstrating a relatively high need for inoculation;
- Under these conditions, the in-mold inoculation had a significant effect compared to ladle inoculation, at lower inoculant usage (less than 0.20wt.%);
- Lower levels of eutectic undercooling (ΔTm), recalescence (ΔTr) and undercooling at the end of solidification (ΔT_3) are characteristic for in-mold treatment at lower inoculant addition rates, promoting lower tendency for carbides, undercooled graphite, intercellular carbides and inverse chill;
- The difference between un-inoculated and inoculated irons is strongly affected by the alloy addition rate, much more so for ladle inoculation;
- Generally, the efficiency of 0.05-0.15wt.% alloy for in-mold inoculation is comparable to or better than 0.15-0.25wt.% additions in ladle inoculation procedures (Table 3);
- A Zr,Ca,Al-FeSi alloy appears to be efficient in low S, low Al low CE hypo-eutectic gray cast irons, especially for late inoculation.

Table 3. Representative Parameters of the Solidification of Inoculated Gray Irons

Representative Parameter	**Literature Optimal Value**	**The Experimental Best Values**			
		In Mold/Cup Inoculation		**Ladle Inoculation**	
		Representative Value	**Minimum Alloy Addition Rate, (wt.%)**	**Representative Value**	**Minimum Alloy Addition Rate, (wt.%)**
ΔTm=Tst-TEU, (^{o}C)	20-35 (UI)	39	-	40	-
	< 25 (Inoc.)	28	0.15	32	0.20
ΔT_1=TEU-Tmst, (^{o}C)	25	9	0.20	7	0.25
ΔTr=TER-TEU, (^{o}C)	2-5	4-5	0.15	5-6	0.20
ΔT_3=TES-Tmst, (^{o}C)	< 20	20	0.15	25	0.20
FDES, (^{o}C/s)	< (-3.5)	-3.25	0.15	-3.45	0.25
Clear Chill, (mm)	0	0	0.05	0	0.15
Total Chill, (mm)	0	0	0.05	6	0.25
Carbides, (%)	0	0	0.05	0	0.15
D-Graphite, (%)	0	5	0.15	15	0.20

Received May 17, 2008

[1]*POLITEHNICA University of Bucharest, Romania*
[2]*Consultant Metallurgist, Fremont, California, USA*

REFERENCES

1. Loper Jr.,C.R. and Gundlach, R.B., "Inoculation What is it and How Does Inoculation Work", *AFS International Inoculation Conference,* Chicago, (1998).
2. Loper Jr.,C.R., "Inoculation of Cast Iron-Summary of Current Understanding", *AFS Transactions*, Vol. 107, pp.523-528 (1999).
3. Chisamera, M., Riposan, I. and Barstow, M., "The Importance of Sulphur to Control Graphite Nucleation in Cast Iron", *AFS International Inoculation Conference*, Chicago, (1998).
4. Riposan, I., Chisamera, M., Stan, St. and Skaland, T., "Graphite Nucleant (Microinsclusion) Characterization in Ca/Sr Inoculated Irons", *International Journal of Cast Metal Research*, Vol. 16, No.1-3, pp.105-111 (2003).
5. Riposan, I., Chisamera, M., Stan, St., Skaland, T., and Onsoien, M.I., "Analyses of Possible Nucleation Sites in Ca/Sr Over Inoculated Gray Irons", *AFS Transactions*, Vol. 109, pp.1151-1162 (2001).
6. Riposan, I., Chisamera, M., Stan, St. and Skaland, T., "A New Approach to Graphite Nucleation Mechanism in Gray Irons", *Proceedings of the AFS Cast Iron Inoculation Conference*, Sept. 29-30, 2005, Schaumburg, USA, pp.31-41 (2005).
7. Chisamera, M., Riposan, I., Stan, S. and Skaland, T., "Undercooling, Chill Size, Structure Relationship in Ca/Sr Inoculated Grey Irons under Sulphur/Oxygen Influence", *64th World Foundry Congress*, Paris, France, Sept. 11-14, 2000, Paper RO-62.
8. Riposan, I., Chisamera, M., Stan, S. and Skaland, T., "The Key Role of Residual Al in Chill Tendency and Structure Characteristics of Un-Inoculated and Ca/Sr Inoculated Grey Irons", *66th World Foundry Congress*, Istanbul, Turkey, Sept. 2004, pp. 775-790.
9. Chisamera, M., Riposan, I., Stan, S. and Skaland, T., "Investigation of Effect of Residual Aluminum on Solidification Characteristics of Un-Inoculated and Ca/Sr Inoculated Gray Irons", *AFS Transactions*, Vol. 112, pp. 867-877, (2004).
10. Riposan, I., Chisamera, M., Stan, St., Ecob, C. and Wilkinson, D., "Role of Al, Ti, Zr in Grey Iron Preconditioning/Inoculation", *World Foundry Organization (WFO) Technical Forum*, Dusseldorf, Germany, 12-14.06.2007.
11. Riposan, I., Chisamera, M., Stan, S., Toboc, P. and Ecob, C., "High Efficiency Preconditioning of Electrically Melted Grey Cast Irons", *68th World Foundry Congress*, Chennai, India, February 7-10, 2008.
12. Preseed Preconditioner Booklet, ELKEM Foundry Products Division, www.foundry.elkem.com (2007).
13. Sillen, R.V., "Optimizing Inoculation Practice by means of Thermal Analysis", *AFS International Inoculation Conference*, Chicago, (1998).
14. Sillen, R.V., Novacast Technologies, www. novacast.se, (2006).
15. Sparkman, D., "Understanding Thermal Analysis of Iron", *AFS Transactions*, Vol. 102, pp.229 (1994).
16. Sparkman, D. and Bhaskaram, C.A., "Chill Measurement by Thermal Analysis", *AFS Transactions*, Vol. 104, pp.969-976 (1996).
17. Gunay, Y., Decirmenci, S., Metan, I. and Sirin, B., "The Application of Adaptive Thermal Analysis System (ATAS) on Grey and Ductile Iron Production", *66th World Foundry Congress*, 06-09.09.2004, Istanbul, Turkey.
18. ZIRCINOC Inoculant-Product Data Sheet, ELKEM Foundry Products Division, www.foundry.elkem.com (2007).

SOLIDIFICAREA FONTELOR CENUŞII HIPOEUTECTICE TURNATE CU CONȚINUT SCĂZUT DE SULF MODIFICATE ÎN FORMĂ ŞI ÎN OALĂ

(Rezumat)

O comparație a tratamentelor de modificare în formă şi în oală a fost realizată pentru fonte cenuşii hipoeutectice turnate (CE=3.5÷3,6%) cu conținut scăzut de sulf şi aluminiu, tipic pentru fontele elaborate electric utilizând o încărcătură cu conținut ridicat de deşeuri de oțel. Acest studiu descrie efectul unui aliaj Ca,

Zr, Al-FeSi la un adaos de 0…0,25% asupra parametrilor analizei termice şi caracteristicilor fontei turnate (structură şi duritate). Subrăcirea eutectică a fontei considerate ce are caracteristicile menționate mai sus, este excesiv de mare (39÷40 ^{0}C/ 102÷104^{0}F) determinând necesitatea modificării. Nivele mai mici ale subrăcirii eutectice (ΔTm), recalescența (ΔTr) şi subrăcirea la sfârşitul solidificării(ΔT_3)sunt caracteristice pentru tratamentul în formă la adaosuri de aliere mai mici, determinând o tendință mai scăzută pentru formarea carburilor, grafitului subrăcit, carburilor intercelulare şi apariția răcirii inverse. Diferența dintre fontele nemodificate şi cele modificate este puternic afectată de cantitatea de modificator, în mare măsură pentru modificarea în oală. În general, eficiența unui adaos de 0,05÷0,15 %masice pentru modificarea în formă este comparabilă sau mai bună decât un adaos de 0,15÷0,25 %masice în cazul modificării în oală. Un aliaj Ca, Zr, Al-FeSipare a fi eficient pentru fontele cenuşii turnate hipoeutectice, în special pentru modificarea finală.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV(LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MAGMASOFT® – COMMITTED TO CASTING EXCELLENCE

BY

VIOREL DIORDUC

Abstract: *MAGMA – Building Trust in Simulation. Since its founding in 1988, MAGMA GmbH has been the pacesetter in defining a new direction for the foundry industry. Its use of foundry simulation has provided new insights into the casting process. New methods for optimizing castings and foundry processes have come from innovative developments. Today, casting process simulation tools have been successfully merged with metal casting engineering experience. The development of these technologies and their worldwide acceptance closely corresponds to the growth in technical understanding, software products and competent service provided by MAGMA, its subsidiaries and its R&D partners.*

Keywords: *casting, simulation, foundry, experiment, verification*

Castings – a part of life

Castings play an important role in our daily lives. Although often painted or coated or even hidden behind plastic parts, they offer a stable inner structure and serve an important function in all kind of components in day-to-life. In mobile phones, laptops, cameras, kitchen appliances, sewing machines, bicycles, motorcycles and cars they are a necessity just as in ships, trains, airplanes or in civil constructions.

Casting and design

"Castings should also be designed as such" or "Castings allows complete freedom of design". Both statements are true. If you wish to make use of the advantages to integrate multiple functions into a single component, you have to consider the individualities of castings such as process dependent mechanical properties. That's why the use of simultaneous engineering and CA-Technologies is so important.

Casting simulation integrates

Casting designers and foundry men need to work closely together. This leads to the realization of castings that are high in value and meet the performance demands. Integrating casting simulation into the design process chain is a prerequisite for successful applications.

Today's casting design is strongly supported by computer aided technologies. The design is done using CAD tools, finite element analysis (FEA) is applied to evaluate the performance of the component and prototypes are manufactured using RP technologies. Topology optimization is used to layout a casting design.

Casting simulation offers comprehensive information for the designer as well as for manufacturing.

What is Casting Simulation?

In any case, it is not magic and not illusion, although it is still often treated as such. In casting simulation, modern information technology and the 4000 year old tradition and experiences of foundry technology come together. As casting simulation was born at several universities worldwide in the eighties, the mathematicians didn't understand the foundry men, and vice versa. At that time, no one imagined that casting simulation had potential to revolutionize a whole world branch and its technology.

What is Needed…?

In order to take advantage of all benefits that casting simulation has to offer, a number of conditions must be met. First of all, it is necessary to have knowledge of the casting process and its accompanying problems that can only be gained through experience in the foundry. Without this knowledge, it is difficult to correctly formulate the problems to be simulated or to evaluate and interpret the simulation results. In addition, a binding agreement needs to be reached as to how the information won through simulation will be put into action on the shop floor. Finally, the foundry man needs a trustworthy simulation program, which is continuously tested, maintained and improved.

Complete Solutions

The effective use of casting simulation can only take place if all of the important building blocks are present. These blocks include: import of CAD data and completion of the geometry using a 3D modeler; accurate models that mathematically describe the complex casting phenomena; a database with thermo-physical data for cast alloy, mold materials, cores, etc.; an interactive, intelligent user interface that can be understood by the foundry man; and interfaces to other CAE tools that allow the integration of simulation in the casting design process.

The successful use of simulation requires more than hardware, software and user. The foundry also has to be convinced that the simulation program will continue to grow and improve in the future. The development potential of the software provider is essential in this respect. The use of the software must be supported through training, good documentation, and use-case examples. Support needs to be competent, effective and available locally. The exchange of experiences and ideas with other users is guaranteed through user meetings and other seminars.

Easy to Use

"Simulation will only be effective, when the computer feels the heat of the foundry". That means that the simulation program has to speak the language of the foundry man and needs to deliver information that can be directly translated into

action by him. In this respect, "user friendly" means more than a pretty user interface and includes the closest possible integration in the decision making process in engineering, quality assurance or production planning. User friendly also means that the simulation delivers the required results when they are needed. Thus, the time required for geometry preparation, automatic enmeshment, calculation and result evaluation all plan important roles.

Physics

Casting is the most complex of production processes, and the quality of a casting is determined through complex physical, metallurgical and chemical process as well as through following production steps (e.g. heat treatment or machining). That is why it is not enough to simply simulate "mold filling" or "solidification". Rather, the casting quality has to be simulated. It is not possible to "make a deal" with the physics – 80% accuracy means 0% trust in the answers obtained. When casting properties should be predicted, the influencing parameters used by the foundry man – such as melting practice or metallurgy – have to be considered by the simulation program (see Figure 1).

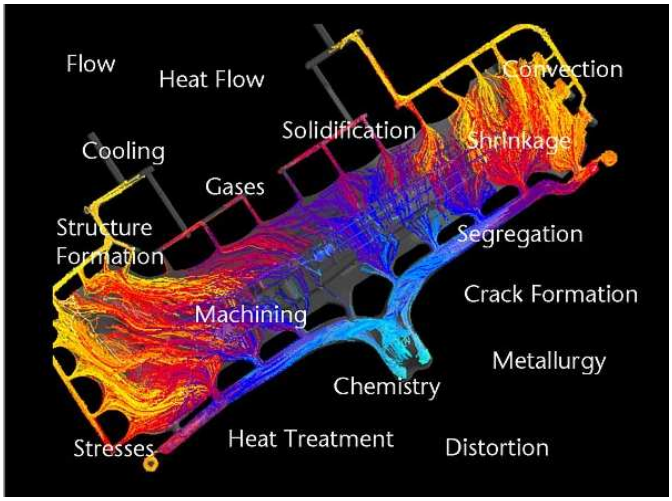


Figure 1: Physics.

Modeling

The term "modeling" means, in general, an idealized reproduction of an object or a process. A good model reproduces the important characteristics of the original, but also makes intelligent simplifications where possible. In the modeling of a complex, technical process like casting it is necessary to identify, quantify and include the characteristic mechanisms and parameters into the model.

Solution Algorithms

To solve the complex physical problems, it is necessary to divide the casting and mold geometries into small elements – the mesh – over which the equations can be

solved (see Figure 2). Regular (structured) or irregular (unstructured) meshes can be used. Both approaches are, when used correctly, comparable. A quick and automatic generation process is one advantage of structured mesh. Whichever mesh is used, the physical phenomena considered in the models solved on the enmeshment is of the most critical importance.

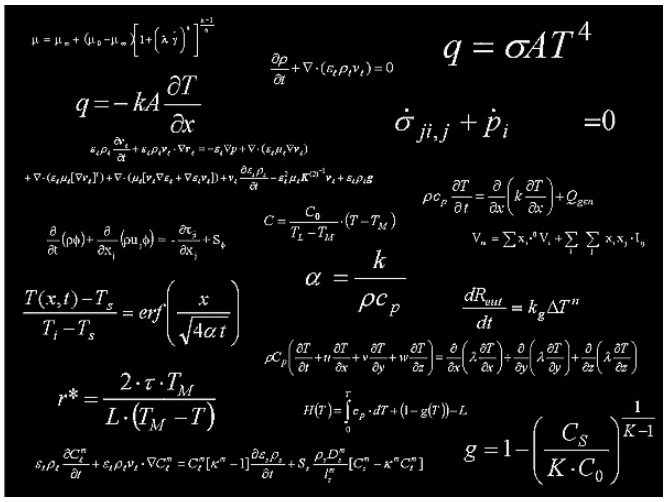


Figure 2: Solution Algorithms.

Hardware

Although it was often necessary to have expensive workstations to carry out intensive simulations, today many calculations can be completed using laptops. Good PC's are now standard hardware for casting simulation. Nonetheless, computers are never fast enough – more and more physics is considered in the programs, the models become more and more complex, and the answers need to be there earlier and earlier. When simulation programs are parallelized, it is possible to take advantage of the extreme power of parallel computers. These "clusters" cost less than workstations used earlier. With the appropriate software installed on a cluster, "experimentation on the monitor" or automatic optimization becomes reality.

Geometry

Simulation means checking different variations. Therefore, casting simulation requires the geometry of the gating and risering system and the complete mold in addition to a 3D model of the raw casting. Geometries for filters, riser sleeves, chills in sand castings or the cooling lines in die casting are not normally considered by the casting designer, and need to be added as quickly and easily as possible. For this reason, a simulation tool has construction capabilities that are similar to those of 3D CAD program (see Figure 3).

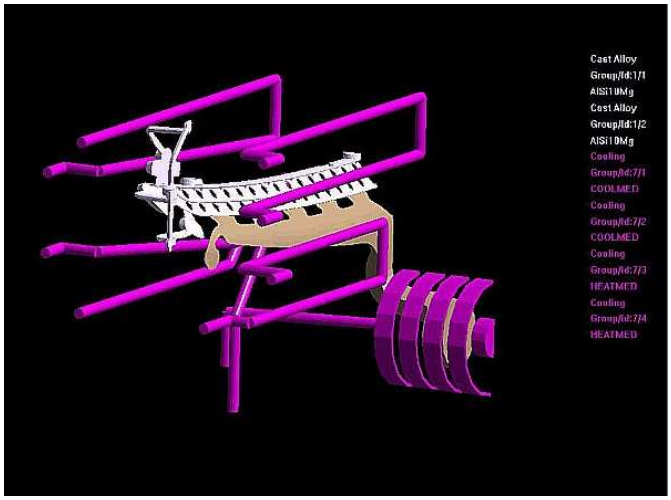


Figure 3: A complete model for the simulation.

Integration

Simulation is more than hardware, software and user. It is only as good as its integration in the foundry. Simulation in an "ivory tower" produces pretty pictures, but not real results. That is why it is so important that all areas of the foundry consider the simulation results and use them in their decision-making processes (see Figure 4). Only in this way can areas such as quality assurance, product development and sales profit from the results. With this integration, simulation also becomes a management tool: communication, decision-making structures, transparency, standardization and employee education are supported. The foundry becomes more competitive.

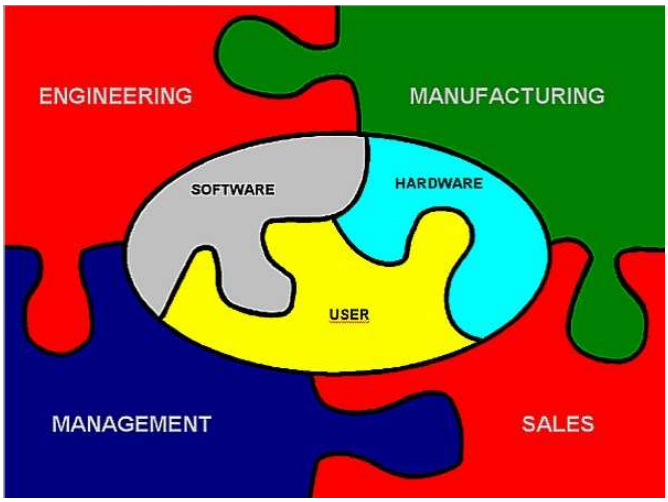


Figure 4: Integration of casting simulation into the foundry.

Communication

In addition to information exchange within the foundry, simulation also supports communication with customers or development partners. This leads to a strengthening of the competence of the foundry. A frictionless exchange of data is

needed: between the foundry and the designer for consideration of simulation results in FE calculations; between the foundry and pattern-toolmaker for the return of changed or distorted geometries; between foundry and customer through simple exchange of experience with “concurrent engineering” tools over the internet.

Visualization

Simulation produces millions of number. To create information out of this flood of data, the results have to be visualized. Only in this way, can knowledge be created. Modern results visualization delivers more than just pretty pictures – it must be possible to intuitively understand the calculated results. The information needs to be prepared and compressed by the software. Castings are three-dimensional and these dimensions can be made touchable already today using “virtual reality”. The animation of the casting process delivers the fourth dimension – time.

Experiments

No new simulation model without good experiments! This is true not only for the verification of the model. As simulation takes account to an increasing degree the real conditions in the foundry, such as metallurgy and melt practice, experiments become the basis for new model development. Good experiments couple physics with casting properties. Here (see Figure 5), the solidification pattern of cast iron test specimens in a sand mold as a function of different cooling conditions is shown. Only by using such information can new solidification models be developed, which allow the reliable prediction of casting properties.

Figure 5: Practical experiments to follow the solidification pattern.

Verification

How exact is simulation? This question has been answered hundreds of times over the last 25 years. Castings are instrumented with thermocouples, plexiglas models are built, X-ray apparatus is used for real-time investigations (see Figure 6). All of

these investigations have shown that the equations describing the flow, heat transport and stress development are valid for casting processes. The critical point is that the inputs to the simulation reflect the real casting processes. Then, simulation is more accurate than the measurement techniques used for its validation – it delivers results at every location at every time (shown here is the filling of a water model).

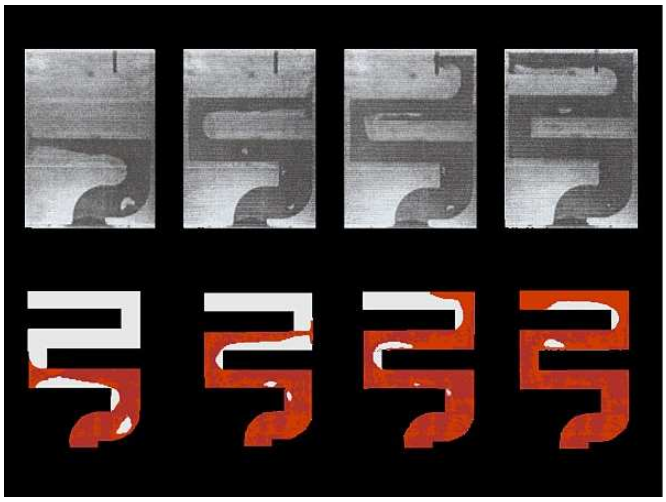


Figure 6: The verification of simulation using the X-Ray method.

Conclusions

Optimizing metal castings requires deep process insight. Simulation is one important tool in this effort. Combined with casting knowledge, MAGMA helps the foundry men to find solutions to today metal casting challenges, from design through production to performance of the component. Metallurgists, process engineers and other experts understand how to convert simulation results into real world casting solutions.

Where you find castings, you find MAGMA!

Received May 9, 2008

S.C. INAS S.A. CRAIOVA

MAGMASOFT® – PRODUCE EXCELENȚA ÎN TURNARE

Rezumat*:* Încă de la înființarea din 1988, *MAGMA GmbH* a fost instituția care a definit o nouă direcție pentru industria de turnătorie. Utilizarea la simularea în turnătorie a determinat o nouă înțelegere a procesului de turnare. Metode noi de optimizare a turnării şi proceselor din turnătorie au fost determinate de progresele inovative. Astăzi, mijloacele de simulare a procesului de turnare a fost cuplat cu succes cu experiența turnării metalelor. Dezvoltarea acestor tehnologii şi acceptarea lor largă corespunde creşterii în înțelegerea tehnică, produselor software şi consultanței asigurate de MAGMA, filialele ei şi partenerii R&D.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

A CRITICAL ANALYSIS OF INTENSIFYING THE HEAT TRANSFER PROCESSES

BY

A.A. MINEA, A. DIMA

ABSTRACT*: Metals heating in the furnace are conditioned with the determination of metal heating time into a furnace with known basic characteristics. Heating time of the charge is main component of furnace function time and is traced in power consumption of the equipment. The theoretic study of industrial furnaces gas dynamics used at theoretic determination of an optimum circulation of the air in the chamber for decreasing furnace function time. There are also obtained information regarding the dependency between the equipment walls temperature and the circulation speed of the air into work chamber.Protecting the environment became, at this time, a major problem of all the humanity.In the present article, on the basis of the new scientifically ways to board the "TO KNOW HOW" area, we are proposing for analysis another way to board the sustainable development concept.*

KEYWORDS: *industrial development, heat transfer, new concept*

1. INTRODUCTION

The critical analysis of intensifying techniques of heat transfer was realize by itself identification of the applied methods regardless the process specific.
Bellow there will be presented all the intensification techniques of heat and mass transfer processes such as
- Turbulence promoters
- Oscillations
- The increase of transfer surface
- The increase of turbulence degree of the medium
- By increasing the moving force (potential difference) of transfer process
- Other methods.

1.1. The intensification of transfer processes by using turbulence promoters

The turbulence promoters induce a supplementary local turbulence which leads to increasing transfer speed.
The intensification of energy transfer through surface turbulence promoters. Heat transfer can be intensified by modifying the surface state pursuant to artificial roughness introduction. These realize a flow modification in limit layer which lead to increasing superficial coefficient of heat transfer but also friction coefficient. There are the following used roughness types: channel, rib, granular.
Ribs like channel type represent profiles mechanically processed in the heat exchange surface wall and are shaped as annular channels thread type with 1 till 6 beginnings,

trapezoidal and triangular types or with other different geometries of the grooves. In figure 1 there are presented some thread type roughness.

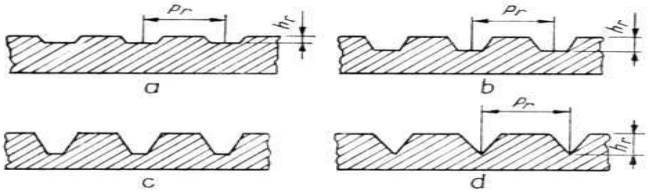


Figure 1. Thread type roughness:
a, c – Trapezoidal thread with a beginning; b – trapezoidal thread with 6 beginnings; d – triangular thread

Rib type roughness is realized as:

- Thin metallic bands welded longitudinally or transversal on the exterior of the pipes;
- Rectangular or triangular ribs transversal, helicoidally and lamellar processed on the exterior surface of spiral tubes;
- Free or welded wire rings on the exterior or interior surfaces.

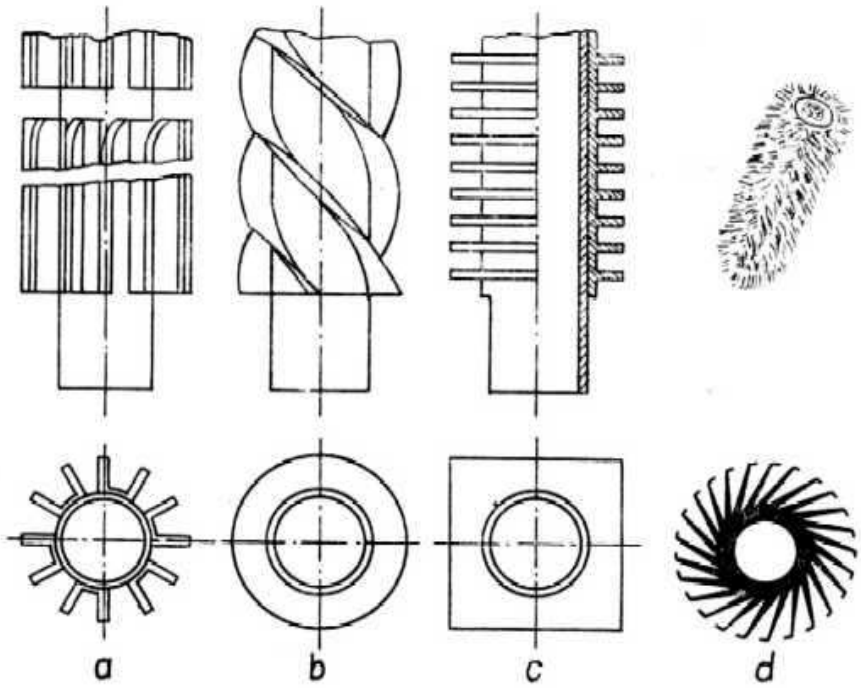


Figure 2. Tubes with exterior ribs
a – longitudinal; b – helicoidally; c – radial; d - lamellar

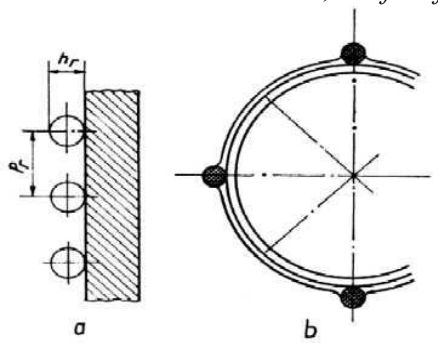
In figures 2 and 3 it is presented this roughness type.

Granular roughness is asperities with different shapes and dimensions obtained through metallic surfaces friction with paper and diamond paste.

Some studies regarding the roughness effect of the thread type on the heat transfer in nuclear reactors took to an efficiency criterion: $E_r = \frac{\alpha_r}{\alpha}\frac{f}{f_r}$; where α_r and α are convective transfer coefficients, in roughness presence and in its absence; f, f_r – friction coefficients for smooth pipe and for roughness pipe.
For the same studies regarding the thread type roughness shows that maximum efficiency is get at the value: p_r / h_r = 23…28; where: p_r is channels' step; h_r – roughness height.
This criterion permits the comparison of the different roughness types.

The intensification of energy transfer through turbulence shifting promoters of the fluid. The intensification of heat transfer is made with shifting promoters which create an artificial turbulence within the mass of the fluid.
Figure 3. Exterior roughness

a – welded wire curl; b – free fibers



In figure 4 there are presented some promoters types by their montage within the pipes. These are:
- Plane curls;
- Swirling paddles;
- Conical surfaces;
- Twist metallic bands.

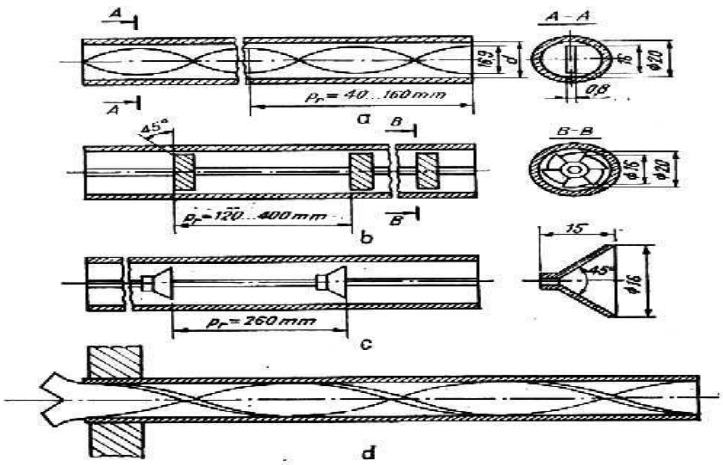


Figure 4. Turbulence promoters mounted in the pipes
a – plane curl; b – Swirling paddles oriented under a 45° angle towards flowing current; c – conical surfaces; d – twist metallic bands.

In practice the highest efficiency is get by using the devices with swirling paddles at numbers Re < 10^4.
Also by placing the turbulence promoters on the exterior surface of the interior tube circular space, there are increases of heat flow about 60% in regard to the case without turbulence promoters.

1.2. The intensification of transfer processes through oscillations
This consists in superposition of some oscillatory moving over the normal moving of the fluids. They are created by using pulsations, mechanic, sonic and ultrasonic vibrations.
The oscillations applied to fluids are vibrations applied to the apparatus or in contact solid surface with the fluid or the pulsations applied to fluid medium.

The use of vibrations for energy transfer intensification
In heat transfer of Monophasic fluids mostly the horizontal cylinders and vertical surfaces were submitted to vibrations. The researches showed that the most convenient vibrations which lead to increasing the heat transfer coefficients are those applied to forced convection. The obtained effects are diverse by varying from transfer coefficient diminishing till its increasing about 300% and the phenomenon depends on the system and the vibration intensity which is defined as the product between amplitude (a) and oscillation frequency (ν). When vibration intensity is very big it also appears cavitations phenomenon. In this case it is produced a significant loss of heat transfer.

The use of pulsations for energy transfer intensification
In order to produce pulsations in the fluid there are used pulsation generators which can be flow switcher and piezoelectric transducers. These realize the pulsation of 1 Hz until ultrasounds of 10^6 Hz.
Numerous researches were made for determining the sound effect on heat transfer from a horizontal cylinder to air.
The sound field was axially or transversal oriented towards horizontal or vertical surfaces. Thus, heat transfer coefficients, at free convection in liquids, can rise from 30% till 450% by the use or sounds and ultrasounds.
This transfer way is much more expensive than the use of forced convection (for example a simple agitator).

The use of vibrations and pulsations in mass transfer intensification
The oscillations use leads to mass transfer processes intensification (extraction, dissolution, sublimation) or in the operations with simultaneous heat and mass transfer (evaporation, correction, drying). Also for mass transfer, the intensification is realized both through decreasing transfer resistance as a result of turbulence increase in limit layer and fluid volume, and by increasing contact surface between phases. .
The intensification of mass transfer processes through vibration was realized for film fluid columns, column fillings, columns with continuous phase and a disperse phase bubble type, drops, solid particles and columns with agitation devices.

The vibrations applications to the filling columns determine mass transfer intensification because it realizes a uniform distribution of the liquid in the filling, a uniform cover of contact surface, relatively high flow speeds of the phases, high speed gradients at interface and turbulence in liquid film.

2. HEAT TRANSFER INTENSIFICATION BY SURFACES EXTENSION

The extension of heat exchange surface is used as an intensification method of convection processes for the fluids that realize small convection coefficients like gases. According to Newton relation $Q = \alpha S\ (t_p - t_f)$, for a given difference between the wall and fluid temperature and a low value of α coefficient, the increase of heat flow Q can be done by increasing surface S.
The extension of heat exchange surface makes with the help of some ribs with different geometric shapes (longitudinal, radial, acicular, etc.) attached to a support surface (basic) made of the same material with support wall or of different materials.
The calculus of the ribs is based on the following simplifier hypotheses:
- thermal regime is constant in time;
- thermal conductivity of ribs material λ = const.;
- the rib is cooled by a fluid with uniform temperature t_f = const., convection coefficient is constant on the entire rib surface, α = const.;
- the temperature of rib's base is uniform, there are no contact heat resistances between rib and support wall;
- the thickness of the rib is small comparing to its height so that temperature gradients can be neglected;
- there are no interior heat sources in the rib, $q_v = 0$.

Based on these hypotheses heat transfer through rib will be unidirectional conduction with convection.

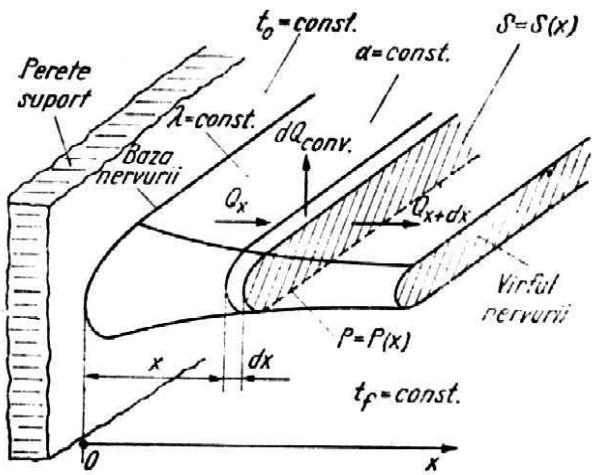


Figure 5. Longitudinal rib with variable transversal section

The variable transversal section rib. It is considered a rib with variable transversal section S = S(x) and variable perimeter P = P(x), in contact with a fluid with temperature t_f = constant and its convection coefficient α = constant (figure 5.). In a

certain transversal section, including its lateral perimeter, the rib's temperature is the same: $t = t(x) > t_f$.
The temperature of rib's base is t_0 = constant.
For volume element of dx thickness from the rib it can be written the next thermal balance:

$$Q_x = Q_{x+dx} + dQ_{conv}, \quad (1)$$

where: Q_x is heat flux that crosses x plan;
Q_{x+dx} – heat flux that crosses x+dx plan;
dQ_{conv} – heat flux transmitted to the fluid through convection.
It is obtained the differential equation after the balance calculus:

$$\frac{d^2t}{dx^2} + \frac{1}{S}\frac{dS}{dx}\frac{dt}{dx} - \frac{\alpha P}{\lambda S}(t - t_f) = 0 . \quad (2)$$

If we introduce variable exchange $\theta = t - t_f$, where θ represents temperature excess between wall and fluid in ^{0}C, and the report is noted as $m^2 = \alpha P / \lambda S$, (m^{-2}); where:

$$m = m(x) = +\sqrt{\frac{\alpha P}{\lambda S}} , (m^{-1}).$$

The differential equation gets the general form

$$\frac{d^2\theta}{dx^2} + \frac{1}{S}\frac{dS}{dx}\frac{d\theta}{dx} - m^2\theta = 0 . \quad (3)$$

The constant transversal section rib. For this type belongs the straight rib with constant thickness with rectangular profile. For it, S = const., so that differential equation has the form

$$\frac{d^2\theta}{dx^2} - m^2\theta = 0 . \quad (4)$$

The optimum profile rib. Usually, the ribs are made of materials with high thermal conductivities or corrosion resistant, both cases being very expensive. That is why it is searched the accomplishment of some ribs with minimum metal consumption for a certain quantity of heat.
The problem consists in determining the longitudinal profile of the rib so that unitary thermal flow transmitted through conduction remains constant from where it results that $d\theta/dx = C_1$ = const. So, we have $\theta = C_1x + C_2$, respectively a linear variation of the difference between lateral surface and fluid temperatures.
The only longitudinal rib that has a linear distribution of temperature difference θ is concave parabolic rib which fulfills the condition of minimum material consumption.
Technologically the execution of a longitudinal concave rib is difficult. In addition this profile has a low mechanical resistance. Taking into consideration that weight difference between a concave rib and a triangular one is very small, the latest being easy to realize, it can be accepted for practice use a triangular rib as an optimum form. Also from resistance motives the triangular rib is modified as a trapezoidal rib.

3. CONCLUSIONS

The determination of research directions realized through analytic analysis of intervention possibilities on heat processes at average temperatures.

The researches will be directed towards theoretical and practical research of electric furnaces and the simulation of industrial heat processes.
The theoretical methods of energetic efficiency are differentiated by heat installation specific. The main purpose is to reduce parking time of the charge in the installation therewith realizing the technologic objectives imposed by the process.
Hereinafter it will be emphasized some theoretical methods for energetic efficiency by presenting the physical-mathematical apparatus specific to chosen installation.

Received May 29, 2008

"Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Romania

REFERENCES

1. M Mulas; S Chibbaro; G Delussu; I Di Piazza; M Talice, **Efficient parallel computations of flows of arbitrary fluids for all regimes of Reynolds, Mach and Grashof numbers ,** International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow, Volume 12, Number 6, 2002, (pp. 637 - 657)
2. M Piller; E Nobile, **Direct numerical simulation of turbulent heat transfer in a square duct**, **,** International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow, Volume 12, Number 6, 2002,. (pp. 658 - 686)
3. Assunta Andreozzi; Oronzio Manca; Vincenzo Naso, **Natural convection in vertical channels with an auxiliary plate**, **,** International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow, Volume 12, Number 6, 2002, (pp. 716 - 734)
4. K.J. Hsieh; F.S. Lien**, Conjugate turbulent forced convection in a channel with an array of ribs** ,International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow, Volume 15, Number 5, 2002, (pp. 462 - 482)
5. M Raisee; A Noursadeghi; H Iacovides , **Application of a non-linear k- model in prediction of convective heat transfer through ribbed passages ,** International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow, Volume 14, Number 3, 2002, (pp. 285 - 304)
6. E. N. Pis'mennyi, A. M. Terekh, V. A. Rogachev, V. D. Burlei, A. I. Rudenko, **Calculation of Convective Heat Transfer of Plane Surfaces with Wire-Net Finning Immersed in a Cross-Flow**, HeatTransRes.no.1-2/2005, pp. 39-46
7. Kamel Hooman, **Effects of Temperature-Dependent Viscosity on Thermally Developing Forced Convection through a Porous Medium ,** HeatTransRes.no.1-2/2005, pp132-140
8. V. A. Kalitko, A. L. Mosse, **Plasma-Fired Processes of Treatment of Toxic and Radioactive Waste in a Shaft Furnace with a Filter Bed of Combustible Material ,** HeatTransRes.no.5-6/2004, pp.6
9. P. A. Pavlov, **Heat and Mass Transfer under the Conditions of Rapid Heating,** HeatTransRes.no.1-2/2005, pp.5
10. V. T. Borukhov, V. I. Timoshpol'skii, G. M. Zayats, et al., **Structural Properties of Dynamic Systems and Inverse Problems of Mathematical Physics ,** Journal of Engineering Physics and Thermophysics,Volume 78, Number 2, 2005, ISSN: 1062-0125, pp. 201 - 215
11. V. A. Kudinov, V. V. Dikop, S. A. Nazarenko, et al, **On One Method of Solving Nonstationary Heat-Conduction Problems for Multilayer Structures,** Journal of Engineering Physics and Thermophysics,Volume 78, Number 2, 2005, ISSN: 1062-0125, pp. 225 - 230
12. Yu. S. Teplitskii, **On the Cluster Structure of a Circulating Fluidized Bed,** Journal of Engineering Physics and Thermophysics,Volume 78, Number 2, 2005, ISSN: 1062-0125, pp. 316 - 322

O ANALIZA CRITICA A INTENSIFICARII PROCESELOR DE TRANSFER

REZUMAT: *Aceasta lucrare prezinta o analizaa critica a intensificarii proceselor de transfer de caldura., incepand cu cateva metode specifice de marire a turbulentei procesului. In a doua parte este prezentata o metoda de intensificare a convectiei, prin extinderea suprafetelor de schimb de caldura. In prezenta lucrare, pe baza perceptelor noii modalitati stiintifice de abordare a domeniului „TO KNOW HOW", va propunem spre analiza o alta modalitate de abordare a conceptului de intensificare a proceselor de transfer.*

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

A THEORETICAL APPROACH OF THE DENDRITIC MORPHOGENESIS THROUGH THE FRACTAL THEORY

BY

IRINEL CASIAN-BOTEZ[1], IOAN CARCEA[2], PETRICA NICA[3], MARICEL AGOP[3]

Abstract: Considering that the motion of microphysical object takes place on continuous but non-differentiable curves, i.e. on fractals, some properties of the dendritic 'field' using the scale relativity theory in the topological dimension $D_T = 3$ are analyzed. In the one-dimensional differentiable case, the dendritic morphogenesis process is achieved by cnoidal oscillation modes of the speed field and an Oldfield's relation type is obtained. In the non-differentiable case, the fractal kink spontaneously breaks the vacuum symmetry by tunneling and generates coherent structures. Since all the properties of the speed field are transferred to the thermal one and the fractal potential acts as an energy accumulator, a micro-domain having the same super-cooling degree (virtual crystallization germ) appears. The local coherence of these structures generates a stable crystallization germ and the global one generates the dendrite (as a crystallization grain).

1. INTRODUCTION

Dendritic growth is the common mode of solidification encountered when metals and alloys freeze under low thermal gradients. The growth of the dendritic in pure metals depends on the transport of latent heat from the moving crystal-melt interface and influence the weaker effects like the interfacial energy[1)].

The first theoretical treatment of the "free" dendrite growth problem was established in[2)]. Additional considerations, such as the effect of curvature on the melting point[3)], stability[4)] and eventually the anisotropy of the surface tension[5)] were also considered. Other dendritic theories for constrained growth, such as directional solidification of dilute binary alloys between microscope slides, have been developed in[6-10)].

Recently, the 'dendrite problem' was reexamined in a more general context of non-linear self-organizing pattern formation phenomena[6,11)] and particularly, in the fractal theory[12)]. From this perspective, in the present paper, the dendritic morphogenesis process through the fractal theory (Scale Relativity Theory[13,14)]) is analyzed.

2. MATHEMATICAL MODEL

The theoretical description of microphysical systems is generally based on Schrödinger's wave mechanics, Heisenberg's matrix mechanics, or on Feynman's path-integral mechanics. Another approach is the hydrodynamic formulation of quantum mechanics. Scale Relativity Theory (SRT)[13,14)] is a new approach to understand quantum mechanics, and moreover physical domains involving scale laws,

such as chaotic systems. It is based on a generalization of Einstein's principle of relativity to scale transformations. Namely, one redefines space-time resolutions as characterizing the state of scale of reference systems, in the same way as velocity characterizes their state of motion. Then one requires that the laws of physics apply whatever the state of the reference system, of motion (principle of motion-relativity) and of scale (principle of SRT). The principle of SRT is mathematically achieved by the principle of scale-covariance, requiring that the equations of physics keep their simplest form under transformations of resolution.

A non-differentiable continuum is necessarily fractal and the trajectories in such a space (or space-time) own (at least) the following three properties (for details see Appendix A): i) The test particle can follow an infinity of potential trajectories: this leads one to use a fluid-like description; ii) The geometry of each trajectory is fractal (of dimension 3 – for other details on the fractal dimension see[15,16]). Each elementary displacement is then described in terms of the sum, $d\mathbf{X} = d\mathbf{x} + d\boldsymbol{\xi}$, of a mean classical displacement $d\mathbf{x} = \mathbf{v}dt$ and of a fractal fluctuation $d\boldsymbol{\xi}$, whose behavior satisfies the principle of SRT (in its simplest Galilean version). It is such that $\langle d\boldsymbol{\xi} \rangle = 0$ and $\langle d\boldsymbol{\xi}^3 \rangle = (6D^2/c)dt$ where D defines the fractal/non-fractal transition, *i.e.* the transition from the explicit scale dependence to scale independence and c is the light speed in vacuum.. The existence of this fluctuation implies introducing new third order terms in the differential equation of motion; iii) Time reversibility is broken at the infinitesimal level: this can be described in terms of a two-valuedness of the velocity vector for which we use a complex representation, $\boldsymbol{V} = (\boldsymbol{v}_+ + \boldsymbol{v}_-)/2 - i(\boldsymbol{v}_+ - \boldsymbol{v}_-)/2$. We denoted by $\boldsymbol{v}_+$ the "forward" speed and by $\boldsymbol{v}_-$ the "backward" speed.

These three effects can be combined to construct a complex time-derivative operator (see Appendix A)

$$\frac{\delta}{dt} = \frac{\partial}{\partial t} + \boldsymbol{V} \cdot \nabla + \frac{D^2}{c} \nabla^3 \tag{1}$$

Now, the first Newton's principle in its covariant form $\delta \boldsymbol{V}/dt = 0$, becomes (see Appendix A)

$$\frac{\delta \boldsymbol{V}}{dt} = \frac{\partial \boldsymbol{V}}{\partial t} + \boldsymbol{V} \cdot \nabla \boldsymbol{V} + \frac{D^2}{c} \nabla^3 \boldsymbol{V} = 0 \tag{2}$$

i.e. **a Korteweg – de Vries (KdV) type equation in a fractal space-time**. This means that, both of the differential scale and the fractal one, the complex acceleration field, $\delta \boldsymbol{V}/dt$, depends on the local time dependence, $\partial_t \boldsymbol{V}$, on the non-linearity (convective) term, $\boldsymbol{V} \cdot \nabla \boldsymbol{V}$, and on the dispersive one, $\nabla^3 \boldsymbol{V}$. Moreover, the behaviour of a "non-differentiable fluid" is viscoelastic or hysteretic type. A such result is in agreement with the opinion given in[14)]: the non-differentiable fluid can be described by Kelvin-Voight or Maxwell rheological model with the aid of a complex quantities e.g. the complex speed field, the complex acceleration field etc.

From Eq.(2) and by the operational relation $\boldsymbol{V} \cdot \nabla \boldsymbol{V} = \nabla(\boldsymbol{V}^2/2) - \boldsymbol{V} \times (\nabla \times \boldsymbol{V})$ we obtain the equation:

$$\frac{\delta \boldsymbol{V}}{dt} = \frac{\partial \boldsymbol{V}}{\partial t} + \nabla\left(\frac{\boldsymbol{V}^2}{2}\right) - \boldsymbol{V} \times (\nabla \times \boldsymbol{V}) + \frac{D^2}{c}\nabla^3 \boldsymbol{V} = 0 \tag{3}$$

If the motions of the "non-differentiable fluid" are irrotational, *i.e.* $\boldsymbol{\Omega} = \nabla \times \boldsymbol{V} = 0$ we can choose $\boldsymbol{V}$ of the form:

$$\boldsymbol{V} = \nabla \phi \tag{4}$$

with ϕ a complex speed potential. Then, equation Eq.(3) becomes:

$$\frac{\delta \boldsymbol{V}}{dt} = \frac{\partial \boldsymbol{V}}{\partial t} + \nabla\left(\frac{\boldsymbol{V}^2}{2}\right) + \frac{D^2}{c}\nabla^3 \boldsymbol{V} = 0 \tag{5}$$

and more, by substituting Eq. (4) in Eq. (5) , we have

$$\nabla\left(\frac{\partial \phi}{\partial t} + \frac{1}{2}(\nabla \phi)^2 + \frac{D^2}{c}\nabla^3 \phi\right) = 0 \tag{6}$$

This yield:

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + \frac{1}{2}(\nabla \phi)^2 + \frac{D^2}{c}\nabla^3 \phi = F(t) \tag{7}$$

with $F(t)$ a function of time only. We realize that Eq. (5) have been reduced to a single scalar relation (7), i.e. a Bernouilli-type equation.

If ϕ simultaneously becomes complex speed potential and wave-function, i.e. $\phi = -2iD\ln\psi$, with D the Nottales' coefficient[13,14], the Eq.(7), up to an arbitrary phase factor which may be set to zero by a suitable choice of the phase of ψ i.e. $F(t) \equiv 0$, implies the non-linear Schrödinger type equation:

$$D^2 \Delta\psi + iD\partial_t \psi + \left(-2D^2 \Delta \ln\psi + \frac{iD^3}{c}\nabla^3 \ln\psi\right)\psi = 0 \tag{8}$$

For $2m\hbar = D$ with $\hbar$ the reduced Planck's constant and m the rest mass of a test particle[13,14)], the Eq. (8) takes the standard form:

$$\frac{\hbar}{2m}\Delta\psi + i\hbar\partial_t \psi - U\psi = 0$$

where U is the complex potential:

$$U = \frac{\hbar}{m}\Delta \ln\psi - i\frac{\hbar^6}{4m^2 c}\nabla^3 \ln\psi$$

Let us consider the relation (4) in the form:

$$\boldsymbol{V} = \boldsymbol{v} + i\boldsymbol{u} \tag{9}$$

According to our previous observations (see also the Appendix A), $\boldsymbol{v}$ will correspond to the classical speed given by the differential part of $\boldsymbol{V}$, and $\boldsymbol{u}$ will correspond to the fractal speed given by the non-differential part of $\boldsymbol{V}$. By replacing (9) in Eq.(5) and separating the real part from the imaginary one, we obtain the following system:

$$\begin{aligned} &\frac{\partial \boldsymbol{v}}{\partial t} + \boldsymbol{v}\nabla\boldsymbol{v} - \boldsymbol{u}\nabla\boldsymbol{u} + \frac{D^2}{c}\nabla^3\boldsymbol{v} = 0 \\ &\frac{\partial \boldsymbol{u}}{\partial t} + \boldsymbol{v}\nabla\boldsymbol{u} + \boldsymbol{u}\nabla\boldsymbol{v} + \frac{D^2}{c}\nabla^3\boldsymbol{u} = 0 \end{aligned} \tag{10a, b}$$

In the differentiable case, i.e. $\boldsymbol{u} = 0$, the system (10a,b) becomes:

$$\frac{\partial \boldsymbol{v}}{\partial t} + \boldsymbol{v}\nabla\boldsymbol{v} + \frac{D^2}{c}\nabla^3\boldsymbol{v} = 0 \tag{11}$$

Considering that the dendritic morphogenesis process is one-dimensional[8-12], Eq. (11) takes the standard form of the KdV equation[17]:

$$\frac{\partial v}{\partial t} + v\frac{\partial v}{\partial x} + \frac{D^2}{c}\frac{\partial^3 v}{\partial x^3} = 0 \tag{12}$$

Using the dimensionless parameters[11,12], $\phi = (v/v_0)$, $\tau = \omega_0 t$, $\xi = k_0 x$ and the normalizing conditions[11,12] $k_0 v_0 = D^2 k_0^3 / c = 6\omega_0$, Eq. (12) becomes:

$$\partial_\tau \phi + 6\phi\partial_\xi \phi + \partial_{\xi\xi\xi}\phi = 0 \tag{13}$$

Through the substitutions $w(\theta) = \phi(\xi,\tau)$, $\theta = \xi\text{-}u\tau$, where (ω_0, k_0, v_0) are parameters characterizing the critical speed field of the dendrites (for other details see[11,12]), the Eq. (13), by double integration, becomes:

$$\frac{1}{2}w'^2 = F(w) = -(w^3 - \frac{u}{2}w^2 - gw - h) \tag{14}$$

with g, h two integration constants. If $F(w)$ has real roots, they are of the form

$$e_1 = 2a\frac{E(s)}{K(s)},\ e_2 = 2a\left[\frac{E(s)}{K(s)} - 1\right], e_3 = 2a\left[\frac{E(s)}{K(s)} - \frac{1}{s^2}\right] \tag{15a-c}$$

with

$$a = \frac{e_1 - e_2}{2},\ s^2 = \frac{e_1 - e_2}{e_1 - e_3},\ K(s) = \int_0^{\pi/2}(1 - s^2 \sin^2\varphi)^{-1/2}\,d\varphi, \tag{16a-d}$$

$$E(s) = \int_0^{\pi/2} (1 - s^2 \sin^2 \varphi)^{1/2} d\varphi$$

and $K(s)$, $E(s)$ the complete elliptic integrals[19]. Then, the solution of Eq. (13) has the expression

$$\phi(\xi,\tau) = 2a\left(\frac{E(s)}{K(s)} - 1\right) + 2acn^2\left\{\sqrt{a}s^{-1}\left[\xi - 2a\left(\frac{3E(s)}{K(s)} - \frac{1+s^2}{s^2}\right)\tau + \xi_0\right]; s\right\} \tag{17}$$

where cn is the Jacobi's elliptic function of s modulus[19] and ξ_0 constant of integration. As a result, the dendritic morphogenesis process is achieved by one-dimensional cnoidal oscillation modes of the speed field. This process is characterized through the normalized wavelength,

$$\lambda = \frac{2sK(s)}{\sqrt{a}} \tag{18}$$

- see Fig.1, and the normalized phase velocity

$$u = 4a\left[3\frac{E(s)}{K(s)} - \frac{1+s^2}{s^2}\right] \tag{19}$$

- see Fig 2.
-

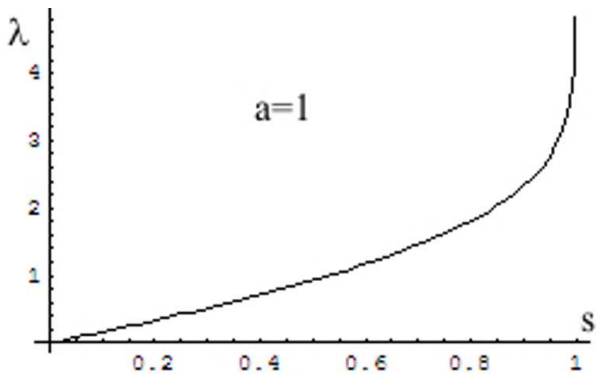


Fig. 1. *The dependence of the normalized wave length λ with s.*

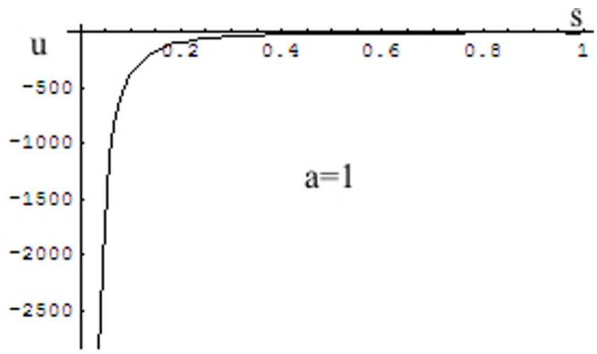


Fig. 2. *The dependence of the normalized phase speed u with s.*

Then: i) the parameter λ from Eq. (18) corresponds through $\lambda \equiv$ R to the normalized dendritic tip radius, and u from Eq. (19) to the normalized dendritic growth

speed. Moreover, by eliminating the parameter a from relations (18) and (19), one obtains

$$uR^2 = A(s),\ A(s) = 16\left[3s^2E(s)K(s) - (1+s^2)K^2(s)\right] \tag{20}$$

where the quantity $\mathcal{A}(s)$ is numerically evaluated. For s = 0 - 0.7, $\mathcal{A}(s) \approx$ const. – see Fig. 3, and the Eq. (20) takes the usual form (Oldfield's relation type[11)]):

$$uR^2 = const. \tag{21}$$

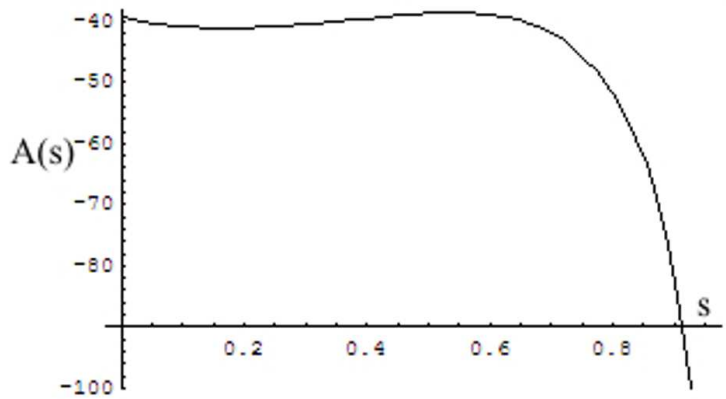


Fig. 3. The dependence $A = A(s)$

ii) through the D coefficient, the parameter s becomes a measure of the supercooling degree (for details see[11,12)]). Thus, for an increased supercooling degree, i.e. $s \to 0$, the normalized dendritic growth speed (u) is high and the normalized dendritic tip radius (R) is small – see Figs 1 and 2. On the contrary, for a decreased supercooling degree, i.e. $s \to 1$, u is small and R is high – see Figs 1 and 2; iii) the one-dimensional cnoidal speed oscillation modes contain as subsequences, for $s = 0$ the one-dimensional speed harmonic waves, for $s \to 0$ the one-dimensional speed waves packet and for $s \to 1$ the one dimensional speed solitons packet. These subsequences describe the dendritic dynamics. For $s = 1$, the solution (17), with the substitutions $\phi_0 = e_3$ and $k^2 = (e_1 - e_3)/2$, becomes the one-dimensional speed soliton

$$\phi(\xi,\tau) = \phi_0 + 2k^2\, sec\, h^2\left[k\left(\xi - \left(4k^2 + 3\phi_0\right)\tau + \xi_0\right)\right] \tag{22}$$

of amplitude $2k^2$, width k^{-1} and phase velocity $u = 4k^2 + 3\phi_0$. This subsequence describes the dendrite as an quasi-autonomous structure.

In the non-differentiable case the Eq.(14), with the substitutions $w = (u/4)f^2$ and $i\eta = (u/4)^{1/2}\theta$ and with the restriction $h = 0$, becomes a Ginzburg-Landau type equation[17)]:

$$\partial_{\eta\eta} f = f^3 - f \tag{23}$$

It results: i) the η coordinate has dynamic significations and f variable, probabilistic ones (for details see also [13,14]). The space-time becomes a fractal one (for details see [13,14]) and the fluid acquires fractal properties (fractal fluid by short); ii) according to [18] we can build a field theory with spontaneous symmetry breaking (see appendix B). The fractal kink,

$$f_k(\eta) = f(\eta - \eta_0) = tanh\left[\frac{1}{\sqrt{2}}(\eta - \eta_0)\right] \tag{24}$$

spontaneously breaks the vacuum symmetry by tunneling and generates coherence structures. This mechanism is similar with the one of superconductivity[20]; iii) through an analogy with the Bohm's potential[21], the fractal potential[22] takes a very simple expression which is directly proportional to the states density of the fractal fluid, *i.e.*

$$Q = -\frac{2mD^2}{f}\frac{d^2 f}{d\eta^2} = 2mD^2\left(1 - f^2\right) \tag{25}$$

When the states density[22], f^2, becomes zero, the fractal potential takes a finite value, $Q = 2mD^2$. The fractal fluid is normal and there are no coherent structures in it. When f^2 becomes 1, the fractal potential turns to zero - the entire quantity of energy of the fractal fluid is transferred toward its coherent structures. Then the fractal fluid becomes coherent through self-structuring. Therefore, one can assume that the energy from the fractal fluid can be stocked by transforming all the environment's entities into coherence structures and then 'freezing' them. The fractal fluid act as an energy accumulator through the fractal potential; iv) substituting (24) in (25) the fractal potential becomes the fractal soliton (a soliton in a fractal space-time)

3. CONCLUSIONS

The main conclusions of the present paper are the following: i) through the scale relativity theory in the topological dimension $D_T = 3$, in the differentiable case the dendritic morphogenesis process is achieved by one-dimensional cnoidal oscillation modes of the speed field; ii) for different supercooling degrees, the one-dimensional cnoidal speed oscillation modes contain the one-dimensional speed harmonic waves, the one-dimensional speed waves packet, the one dimensional speed solitons packet and the one dimensional speed soliton. The first three subsequences describe the dynamics of the dendrite, while the last one describes the dendrite as a quasi-autonomous structure; iii) an Oldfield's relation type is obtained; iv) in the non-differentiable case we can build a field theory with spontaneous symmetry breaking. The fractal kink spontaneously breaks the vacuum symmetry by tunneling and generates coherent structures. Moreover, the fractal fluid acts as an energy accumulator through the fractal potential; v) usually, the speed field is proportional to a square root of a normalized temperature (for details see[9-11]). Then, all the properties of the speed field are transferred to the thermal one. In our opinion, the thermal fractal soliton corresponds to a micro-domain having the same supercooling degree (virtual

crystallization germ). The local coherence of these structures generates a stable crystallization germ and the global one generates the dendrite (as a crystallization grain).

Received May 17, 2008

[1]*Electronics and Telecommunication Faculty, "Gh. Asachi" Technical University,*
[2] *Materials Science and Engineering Faculty, Technical "Gh. Asachi" University*
[3]*Physics Department, Technical "Gh. Asachi" University*

REFERENCES

[1] M.B. Koss, J.C. LaCombe, L.A. Tennenhouse, M.E. Glisksman, E.A. Winsa, **Metallurgical and Materials Transactions A**, Vol. 30A, 3177-3190 (1999);
[2] G.P. Ivantsov, **Dokl. Akad. Nauk** USSR 58, 1113, (1947);
[3] D.E. Temkin, **Dokl. Akad. Nauk** USSR 132, 1307 (1960);
[4] J.S. Langer and H. Müller-Krumbhaar, **Acta Metall**. 26, 1681 (1978);
[5] R. Brower, D. Kessler, J. Koplik and H. Levine, **Phys. Rev. Lett**. 51, 1111 (1983);
[6] A. Karma and W.-J. Rappel, **Phys. Rev. E**. 53, 3017 (1995);
[7] R. Trivedi, J. Cryst. **Growth 49**, 219 (1980);
[8] W. Kurz and D.J. Fisher, **Fundamentals of solidification** (Trans Tech Publications, 1989), 3rd Ed.
[9] E. Ben-Jacob, N. Goldenfeld, J.S. Langer and G. **Schon: Phys.Rev.** A **29** (1984) 330
[10] D. Kessler, J. Koplik and H. Levine: Phys. Rev. A **31**(1985) 1712
[11] M.E. Glicksman and S.P. Marsh: **The dendrite** (in *Handbook of Crystal Growth*, Edited by D.T. Hurle, Elsevier, 1993, vol. 1) 1076-1122
[12] M. Agop, P. Nica and I. Carcea: **Mat Trans JIM 42** (2001) 197-206
[13] L. Nottale, **Fractal Space-Time and Microphysics, Towards a Theory of Scale Relativity** (World Scientific, Singapore, 1992)
[14] L. Nottale, Chaos, **Solitons and Fractals 7**, 877 (1996)
[15] B. Mandelbrot, **The fractal geometry of nature,** Ed. Freeman, San Francisco, 1982
[16] J.F. Gouyet, **Physique et structures fractals**, Ed. Masson, Paris, 1992
[17] E. A.Jackson: **Perspectives in nonlinear dynamics**, ed. Cambridge University Press, Cambridge, 1991.
[18] Chaichian, M., Nelipa, N.F.: **Introduction to gauge field theories**. Springer-Verlag. Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo (1984)
[19] Bowman, F., **Introduction to elliptic function with applications**, English University Press, London, 1955.
[20] Poole, C.P., Farach, H.A., Geswich, R.J.: **Superconductivity.** Academic Press. San Diego, New York, Boston, London, Sydney, Tokyo, Toronto (1995)
[21] Bohm, D.: *A* **Suggested Interpretation of the Quantum Theory in Terms of "Hidden"** *Variables. I***,** Phys. Rev. **85**, 166-179 (1951)
[22] M. Agop, N. Forna, I. Casian-Botez, C. Bejenariu, **New Theoretical Approach of the Physical Processes in Nanostructures,** *J. CTN, in press, 2008.*

APPENDIX A

There are continuous curves which are not fractals but have points where they are not differentiable, in these points we find the left and right derivative. We try now to make a link to these concepts.

Let $P(x^1, x^2)$ be a point of the fractal curve and let us consider a line which starts from this point and let Q be the first intersection of this line with the fractal curve. We denote by $x^1 + dX^1$, $x^2 + dX^2$ the coordinates of Q, thus ***PQ*** is a vector of components dX^1, dX^2. We denote by dX^i_+ the components of the vector ***PQ*** for which $dX^1 > 0$, hence they are at the right of the line (d) and by dX^i_- the case when $dX^1 < 0$, such as is the case for the vector ***PQ'*** – see Fig. 4.

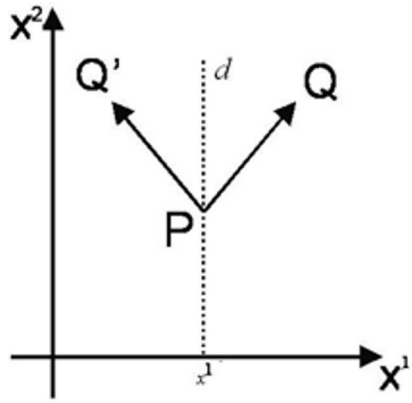


Fig. 4 *The continuous curves which are not fractals but have points where they are not differentiable*

Considering all the lines (segments) which start from P, we denote the average of these vectors by $dx^i_\pm$ i.e.

$$\left\langle dX^i_\pm \right\rangle = dx^i_\pm \qquad (i = 1,2) \tag{A1}$$

Therefore we can write

$$dX^i_\pm = dx^i_\pm + d\xi^i_\pm \tag{A2}$$

If the considered average value is additive, then it results from Eq.(A2)

$$\left\langle d\xi^i_\pm \right\rangle = 0 \tag{A3}$$

Here $dx^i_\pm$ are the left and right differentials of the classical variables, and $d\xi^i_\pm$ describe the fractal characteristic.

Using Eq.(A2) in the vectorial form, $d\boldsymbol{X}_\pm = d\boldsymbol{x}_\pm + d\boldsymbol{\xi}_\pm$, the speed fields take the form:

$$\frac{d\boldsymbol{X}_\pm}{dt} = \frac{d\boldsymbol{x}_\pm}{dt} + \frac{d\boldsymbol{\xi}_\pm}{dt} \tag{A4}$$

We denoted by $(d\boldsymbol{x}_+/dt) = \boldsymbol{v}_+$ the "forward" speed and by $(d\boldsymbol{x}_-/dt) = \boldsymbol{v}_-$ the "backward" speed.

While the speed - concept is classically a single concept, if space-time is non-differentiable, according to[13,14] , we must introduce two speeds ($\boldsymbol{v}_+$ and $\boldsymbol{v}_-$) instead of one, even when going back to the classical domain. This "two-valueness" of the speed vector is a new, specific consequence of non-differentiability that has no standard counterpart (in the sense of differential physics), since it originates from a breaking of the symmetry ($dt \to -dt$). Such a symmetry was considered self-evident up to now in physics (since the differential element *dt* disappears when passing to the limit), and therefore it has not been analyzed on the same footing as the other well-known symmetries. Note that it is actually different from the time reflection symmetry *T*, even though infinitesimal irreversibility implies global irreversibility[13,14] .

At this point we cannot favor $\boldsymbol{v}_+$ rather than $\boldsymbol{v}_-$. The only solution is to consider both the forward ($dt > 0$) and backward ($dt < 0$) processes together. Than, we can use the *complex speed*[13,14]:

$$\boldsymbol{V} = \frac{\boldsymbol{v}_+ + \boldsymbol{v}_-}{2} - i\frac{\boldsymbol{v}_+ - \boldsymbol{v}_-}{2} = \frac{d\boldsymbol{x}_+ + d\boldsymbol{x}_-}{2dt} - i\frac{d\boldsymbol{x}_+ - d\boldsymbol{x}_-}{2dt} \tag{A5}$$

According to[13,14], if $(\boldsymbol{v}_+ + \boldsymbol{v}_-)/2$ may be considered as differentiable (classical) speed, then the difference $(\boldsymbol{v}_+ - \boldsymbol{v}_-)/2$ is the non-differentiable speed.

Using the notations $d\boldsymbol{x}_\pm = d_\pm \boldsymbol{x}$, Eq.(A5) becomes:

$$\boldsymbol{V} = \left(\frac{d_+ + d_-}{2dt} - i\frac{d_+ - d_-}{2dt}\right)\boldsymbol{x} \tag{A6}$$

This enables us to define the operator[13,14] :

$$\frac{\delta}{dt} = \frac{d_+ + d_-}{2dt} - i\frac{d_+ - d_-}{2dt} \tag{A7}$$

Let us now assume that the curve describing the movement (continuous but non-differentiable) is immersed in a 3-dimensional space, and that $\boldsymbol{X}$ of components X^i (i $=\overline{1,3}$) is the position vector of a point on the curve. Let us also consider a function $f(X,t)$ and the following Taylor series expansion up to the third order:

$$\begin{aligned} df = f(X^i + dX^i, t+dt) - f(X^i, dt) = \left(\frac{\partial}{\partial X^i}dX^i + \frac{\partial}{\partial t}dt\right)f(X^i,t) + \\ + \frac{1}{2}\left(\frac{\partial}{\partial X^i}dX^i + \frac{\partial}{\partial t}dt\right)^2 f(X^i,t) + \frac{1}{3!}\cdot\left(\frac{\partial}{\partial X^i}dX^i + \frac{\partial}{\partial t}dt\right)^3 f(X^i,t) \end{aligned} \tag{A8}$$

If we neglect all the derivatives of second order (this is our assumption), a condition more than sufficient for the deviation from linearity, then Eq.(A8) becomes:

$$df = f(X^i + dX^i, t+dt) - f(X^i, dt) = \left(\frac{\partial}{\partial X^i}dX^i + \frac{\partial}{\partial t}dt\right)f(X^i,t) + \frac{1}{3!}\cdot\left(\frac{\partial}{\partial X^i}dX^i + \frac{\partial}{\partial t}dt\right)^3 f(X^i,t)$$

From here, the forward and backward average values of this relation, using notations $dX_{\pm}{}^{i} = d_{\pm}X^{i}$, take the form:

$$\begin{aligned}\langle d_{\pm}f\rangle &= \left\langle \frac{\partial f}{\partial t}dt\right\rangle + \langle \nabla f\cdot d_{\pm}\mathrm{X}\rangle + \frac{1}{6}\left\langle \frac{\partial^3 f}{\partial X^i\partial X^j\partial X^k}d_{\pm}X^i d_{\pm}X^j d_{\pm}X^k\right\rangle + \frac{1}{2}\left\langle \frac{\partial^3 f}{\partial X^i\partial X^j\partial t}d_{\pm}X^i d_{\pm}X^j dt\right\rangle + \\ &+ \frac{1}{2}\left\langle \frac{\partial^3 f}{\partial X^i\partial t^2}d_{\pm}X^i (dt)^2\right\rangle + \frac{1}{6}\left\langle \frac{\partial^3 f}{\partial t^3}(dt)^3\right\rangle\end{aligned} \tag{A9}$$

We make the following stipulations: the mean values of the function f and its derivates coincide with themselves, and the differentials $d_{\pm}X^i$ and dt are independent, therefore the averages of their products coincide with the product of average. Thus Eq.(A9) becomes:

$$\begin{aligned}d_{\pm}f &= \frac{\partial f}{\partial t}dt + \nabla f\langle d_{\pm}\mathrm{X}\rangle + \frac{1}{6}\frac{\partial^3 f}{\partial t^3}\langle (dt)^3\rangle + \frac{1}{2}\frac{\partial^3 f}{\partial X^i\partial X^i\partial t}\langle d_{\pm}X^i d_{\pm}X^j\rangle\langle dt\rangle + \\ &+ \frac{1}{2}\frac{\partial^3 f}{\partial X^i\partial t^2}\langle d_{\pm}X^i\rangle\langle (dt)^2\rangle + \frac{1}{6}\frac{\partial^3 f}{\partial X^i\partial X^j\partial X^k}\langle d_{\pm}X^i d_{\pm}X^j d_{\pm}X^k\rangle\end{aligned} \tag{A10}$$

so that, further using Eq.(A2) in the form of Eq.(A1),

$$\begin{aligned}d_{\pm}f &= \frac{\partial f}{\partial t}dt + \nabla f d_{\pm}\boldsymbol{x} + \frac{1}{6}\frac{\partial^3 f}{\partial t^3}(dt)^3 + \frac{1}{2}\frac{\partial^3 f}{\partial X^i\partial X^j\partial t}\left(d_{\pm}x^i d_{\pm}x^j + \langle d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^l\rangle\right)dt + \\ &+ \frac{1}{2}\frac{\partial^3 f}{\partial X^i\partial t^2}d_{\pm}x^i (dt)^2 + \frac{1}{6}\frac{\partial^3 f}{\partial X^i\partial X^j\partial X^k}\left(d_{\pm}x^i d_{\pm}x^j d_{\pm}x^k + \langle d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^l d\xi_{\pm}^k\rangle\right)\end{aligned} \tag{A11}$$

Since $d\xi_{\pm}^i$ describes the fractal properties of the fractal curve which has the fractal dimension D_F (for details see[15,16]), it is natural to impose $\left(d\xi_{\pm}^i\right)^{D_F}$ to be proportional to time parameter dt , *i.e.*

$$\left(d\xi_{\pm}^i\right)^{D_F} \sim dt \tag{A12}$$

Even the average value of the fractal coordinate, $d\xi_{\pm}^i$, is null (see (A3)) for the high order of the fractal coordinate average the situation can be different. For example, let us consider the mean $\left\langle d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^j d\xi_{\pm}^k\right\rangle$. If $i \neq j \neq k$ this average is zero due the independence of $d\xi^i$ from $d\xi^j$ and $d\xi^k$. Therefore, using Eq.(A12) and an adequate choice of the constant of proportionality, we can write:

$$\left\langle d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^j d\xi_{\pm}^k\right\rangle = \delta^{ijk}\left(\frac{6D^2}{c}dt\right)^{3/D_F} \tag{A13}$$

with

$$\delta^{ijk} = \begin{cases}1, & if \quad i = j = k \\ 0, & if \quad i \neq j \neq k\end{cases}$$

D is a constant which defines the fractal/non-fractal transition, i.e. the transition from the explicit scale dependence to scale independence[13,14]. Particularly, in the SRT model, D has the form[13,14] . $D = \lambda\cdot c/2$, with λ a length scale and c the speed of light in the vacuum. This

length scale is to be understood as a structure of scale space not of standard space (for example see the definition of the Compton length[13,14]).

Through a generalization of Peano type curves which cover a three-dimensional cube[13,14] i.e D_F asymptotically tend to the topological dimension[13,14] $D_T = 3$, the Eq.(A12) becomes:

$$\left\langle d\xi_{\pm}^{i} d\xi_{\pm}^{j} d\xi_{\pm}^{k} \right\rangle = \delta^{ijk}\left(\frac{6D^2}{c}dt\right) \tag{A14}$$

where we considered that:

$$\begin{cases} \left\langle d\xi_{+}^{i} d\xi_{+}^{j} d\xi_{+}^{k} \right\rangle > 0 \text{ and } dt > 0 \\ \left\langle d\xi_{-}^{i} d\xi_{-}^{j} d\xi_{-}^{k} \right\rangle < 0 \text{ and } dt < 0 \end{cases}$$

In such conjecture, two interaction scales (the non-fractal by means of the classical variables $dx_{\pm}^{i}$, and the fractal one through the variables $d\xi_{\pm}^{i}$) and the transition between them through the proportionality coefficient D are obtained. Then Eq.(A11) may be written under the form:

$$\begin{aligned} d_{\pm}f = {} & \frac{\partial f}{\partial t}dt + \nabla f d_{\pm}\boldsymbol{x} + \frac{1}{6}\frac{\partial^3 f}{\partial t^3}(dt)^3 + \frac{1}{2}\frac{\partial^3 f}{\partial X^i \partial X^j \partial t} d_{\pm}x^i d_{\pm}x^j dt + \frac{1}{2}\frac{\partial^3 f}{\partial X^i \partial t^2} d_{\pm}x^i (dt)^2 + \\ & + \frac{1}{6}\frac{\partial^3 f}{\partial X^i \partial X^j \partial X^k} d_{\pm}x^i d_{\pm}x^j d_{\pm}x^k + \frac{\partial^3 f}{\partial X^i \partial X^j \partial X^k}\delta^{ijk}\left(\frac{D^2}{c}dt\right) \end{aligned} \tag{A15}$$

If we divide by dt and neglect the terms which contain differential factors (for details on the method see[13,14] , Eq.(15) is reduced to:

$$\frac{d_{\pm}f}{dt} = \frac{\partial f}{\partial t} + \boldsymbol{v}_{\pm}\nabla f + \left(\frac{D^2}{c}dt\right)\nabla^3 f \tag{A16}$$

with

$$\nabla^3 f = \frac{\partial^3 f}{(\partial X^1)^3} + \frac{\partial^3 f}{(\partial X^2)^3} + \frac{\partial^3 f}{(\partial X^3)^3}$$

Let us calculate, under the circumstances *(δf/dt)*. Taking into account Eq.(A17), and Eq.(A15), we obtain:

$$\begin{aligned} \frac{\delta f}{dt} = {} & \frac{1}{2}\left[\frac{d_{+}f}{dt} + \frac{d_{-}f}{dt} - i\left(\frac{d_{+}f}{dt} - \frac{d_{-}f}{dt}\right)\right] = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial f}{\partial t} + \boldsymbol{v}_{+}\nabla f + \frac{D^2}{c}\nabla^3 f\right) + \frac{1}{2}\left(\frac{\partial f}{\partial t} + \boldsymbol{v}_{-}\nabla f + \frac{D^2}{c}\nabla^3 f\right) - \\ & - \frac{i}{2}\left[\left(\frac{\partial f}{\partial t} + \boldsymbol{v}_{+}\nabla f + \frac{D^2}{c}\nabla^3 f\right) - \left(\frac{\partial f}{\partial t} + \boldsymbol{v}_{-}\nabla f + \frac{D^2}{c}\nabla^3 f\right)\right] = \frac{\partial f}{\partial t} + \left(\frac{\boldsymbol{v}_{+} + \boldsymbol{v}_{-}}{2} - i\frac{\boldsymbol{v}_{+} - \boldsymbol{v}_{-}}{2}\right)\nabla f + \frac{D^2}{c}\nabla^3 f \end{aligned} \tag{A17}$$

or using Eq.(A6):

$$\frac{\delta f}{dt} = \frac{\partial f}{\partial t} + \boldsymbol{V} \cdot \nabla f + \frac{D^2}{c} \nabla^3 f \tag{A18}$$

This relation also allows us to give the definition of the non-differentiable operator:

$$\frac{\delta}{dt} = \frac{\partial}{\partial t} + \boldsymbol{V} \cdot \nabla + \frac{D^2}{c} \nabla^3 \tag{A19}$$

We now apply the principle of scale covariance, and postulate that the passage from classical (differentiable) mechanics to the non-differentiable mechanics which is considered here can be implemented by replacing the standard time derivative *d/dt* by the complex operator δ / dt (this results in a generalization of the principle of scale covariance given by Nottale in[13,14]. As a consequence, we are now able to write the equation of geodesics (a generalization of the first Newton's principle) in a non-differentiable space-time under its covariant form:

$$\frac{\delta \boldsymbol{V}}{dt} = \frac{\partial \boldsymbol{V}}{\partial t} + \boldsymbol{V} \cdot \nabla \boldsymbol{V} + \frac{D^2}{c} \nabla^3 \boldsymbol{V} = 0 \tag{A20}$$

APPENDIX B

Let us consider the Eq.(23) in the form

$$\partial_{\eta\eta} f = f^3 - f \tag{B1}$$

i.e. a Ginzburg-Landau type equation[17)]. Equation (B1) is obtained from the variational principle $\delta \int L d\boldsymbol{x} = 0$ applied to the Lagrangean density

$$L = \frac{1}{2}\left(\partial_\eta f\right)^2 - V(f) \tag{B2}$$

with the potential

$$V(f) = \left(\frac{f^4}{4}\right) - \left(\frac{f^2}{2}\right) \tag{B3}$$

and $d\boldsymbol{x}$ the elementary volume.

Equation (B3) have the solutions $f_1 = 0$, $f_{2,3} = \pm 1$. By calculating the second derivative with respect to *f* of the potential entering (B3) and substituting the extreme values into the result of this differentiation, we find $V_{ff}(0) = -1$, $V_{ff}(\pm 1) = 2 > 0$ *i.e.* the solution $f = \pm 1$ is associated with the minimum energy. The physical states associated with the minimum of energy defines the vacuum states. Hence, the model under consideration has double degenerated vacuum states (for details see[18)]).

From (B2) it result both energy,

$$\varepsilon(f) = \int_{-\infty}^{\infty} d\eta \left[\frac{1}{2}\left(\partial_\eta f\right)^2 + V(f) \right] \tag{B4}$$

and the energy relative to the vacuum:

$$\varepsilon(f) - \varepsilon(f_v) = \int_{-\infty}^{\infty} d\eta \left[\frac{1}{2}\left(\partial_\eta f\right)^2 + \frac{1}{4}\left(f^2 - 1\right)^2 \right] \tag{B5}$$

Because all terms in (B5) are positive and in view of the infinite limits of integration, the finiteness of the energy implies that at $\eta \to \pm\infty$

$$\partial_\eta f = 0\,,\ \left(f^2 - 1\right)^2 / 4 = 0 \tag{B6}$$

From this, it follows that for $\eta \to \pm\infty$ the function $f(\eta)$ tends to its vacuum values $f_v \to \pm 1$.

To find the explicit form of the solution of (B1), we multiply it by $\partial_\eta f$ and integrate over η. It results:

$$\frac{1}{2}\left(\partial_\eta f\right)^2 = -\frac{f^2}{2} + \frac{f^4}{4} + \frac{1}{2} f_0 \tag{B7}$$

where f_0 is an integration constant. From this we have

$$\eta - \eta_0 = \int_0^f \frac{df}{\sqrt{\frac{f^4}{2} - f^2 + f_0}} \tag{B8}$$

where η_0 is another constant of integration. For an arbitrary, f_0, to this general solution corresponds an infinite value of the energy $\varepsilon(f)$. To obtain the solution with finite energy, we make use of the boundary conditions $f_v = \pm 1$. From (B7) it results that $f_0 = 1/2$. Replacing this value of f_0 into (B8), the solution $f_k(\eta)$ of the field equation (B7) with a finite energy is:

$$f_k(\eta) = f(\eta - \eta_0) = tanh\left[\frac{1}{\sqrt{2}}\left(\eta - \eta_0\right) \right] \tag{B9}$$

This is called the fractal kink solution (a kink solution in a fractal space-time).

Combining (B5) with the expression $f_v = 1$ and the expression for f_k, we obtain the energy of the fractal kink relative to the vacuum:

$$\varepsilon\left(f_k\right) - \varepsilon\left(f_v\right) = \frac{2\sqrt{3}}{3} \tag{B10}$$

Therefore the fractal kink solution was obtained by a spontaneous symmetry breaking.

A topological method[18)] can be applied because the admissible number of fractal kinks is determined by the topological properties of the symmetry group of equation (B1). In this context, the following problems must be solved: i) the number of admissible fractal kink solutions determined by the topological properties of equation (B1); ii) the topological charge. The fractal kink solution can be considered as mapping of a spatial zero-sphere S^0, taken at infinity onto the vacuum manifold model of (B1). The homotopy group for this model is $\Pi_0(Z_0) = Z_2$, *i.e.* the model gives rise to two solutions: a constant solution f_v and the fractal kink solution.

The associated topological charge is:

$$Q = \frac{1}{2}\int_{-\infty}^{\infty} j(\eta)d\eta = \frac{1}{2}\int_{-\infty}^{\infty}\frac{df}{d\eta}d\eta = \frac{1}{2}\left[f(+\infty) - f(-\infty)\right] \tag{B11}$$

The vacuum solution (absence of spatial gradients) and the fractal kink solution can be characterized by attributing the $Q = 0$ and $Q = 1$, respectively (the result it obtained by an adequate normalization of f).

O TEORIE A MORFOGENEZEI DENDRITICE BAZATĂ PE TOERIA FRACTALILOR

Rezumat: Considerind ca miscarea particolelor are loc pe curbe continue, dar nediferentiabile, adică pe curbe fractalice, sunt analizate anumite propietăţi ale cimpului "dendritic" folosind reoria relativităţii de scară în spaţiul topologic de dimensiune 3. În cazul diferenţiabil monodimensional, morfogeneza dendritică se realizează prin moduri cnoidale de oscilaţie ale câmpului de viteze, conform relaţiei lui Oldfield. În cazul nediferentiabil, nodurile fractalice rup in mod spontan simetria vidului prin tunelare şi generează structuri coerente. Deoarece toate propietăţile cîmpului de viteze pot fi transferate cîmpului de temperaturi, iar potenţialul fractalic acţionează ca un acumulator de energie, apar micro-domenii cu acelaşi grad de suprarăcire (germeni virtuali de cristalizare). Coerenta locală a acestor structuri generează un germene stabil de cristalizare, iar germenele global genereaza dendritele (ca un grăunte de cristalizare).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONTROLLING THE VARIABLES INVOLVED IN THERMAL TREATMENT BY SIMULATION ON PHYSICAL MODEL

BY

B. FLOREA*, C. BĂLESCU*,V. MIREA*, GH. FLOREA**

Abstract. *To achieving the physical-chemical modifications in right way of the material subuded to the heating processing is important to assure some value of the installation's variables (temperature, pressure,level, flowmeter, chemical composition of the atmospher, etc.).It is important to keep the constant values of those variables in timp and in whole space of work and from this reason the paper*

Keywords: *modelling, simulation, thermal treatment*

1. The necessity to control the variables involved in thermal treatment process

The paper is proposing to present a new method to control the variables involved in thermal treatment process using simulation on the physical model with the scope to reduce the specific combustible consumption to the blast furnace which have gas support as combustible.

The efficiency of using the energy represent an economical necessity by reducing the spending with combustible from the whole cost of production because this is as soon as most expensive on the world market.
Because the natural energetic resources exploited with the present technologies are decreasing year by year it is important to improve the installations with combustible support.
The reduction of the energetic consumption in concordance with quality increasing of the products, depends by controlling the variables involved in the processes.
For a correct achieving of the physico-chemical modification of the material subdued to the heating is necessary to be assuring some values of the installation variables (temperature, pressure, flowmeter, etc.).
Keeping the constant values of those variables must be made in time and work space.
At the modern industrial thermal installations result that the quality terms required to control the variables in special the higher precision induce to the most types of thermal installations the automatization of the controlling process and if the whole parameters can't be controlled need to be controlled at least the temperature of the process.

2. Researches viewing the simulation on the physical model of the thermal treatment process

To describe the behavior of the bigger industrial processes where must be adopted a solution of controlling and command it is used two methods:

-mathematical modelling;

-using a physical model.

Many times to achieve a mathematical model basis on a series of mathematical relations which describe the physico-chemical processes leads to obtain a few enough complicated relation.

Using the research for choosing the solution of the variable's controlling involved in thermal treatment process basis on the physical model need to be achieved at a small level the industrial installation and using a few fluids with same properties as the industrial process.

At the simulation on the physical model it has been used the installation achieved with equipment made by Festo company, installation which exists in „The Science and Material Engineering" Faculty from Bucharest.

The simulation installation is made from a few modulus which allow to test different types of process from metallurgical industry with the purpose to find an optimal solution for those.

Because it has a modular features , these individual modulus can be combined to simulate the most complex processes like flowing and temperature processes or temperature and pressure processes.

At this installation achieving we followed this features:

-it is important to have a modular behavior to can be extended step by step;

- to be orientated through industrial processes to be used also the industrial equipments;

-easy way to transport this;

- because at the simulation it is used water it is safety in exploatation;

- it allows to be used new technologies to be tested and implemented in industrial field.

The principal equipments of this installation are:

- two tanks;
- a centrifugal pomp;
- two electrovalves;
- for manual valves;
- a heating unit;
- plastic pipes;
- pression sensor;
- temperature's sensor;
- flowmeter sensor;
- industrial controller;
- electrical components;
- mechanical components

To lead the processes, the installation allows to lead them from a controlling console and also can communicate by RS232 or Profibus with a personal computer to monitorezing them.

This facility to monitorize the processes allows to user to make tests and to see the process behavior as in industrial environment.

3. The simulation results on the physical model

Analysing the simulation equipment we can see the clasical controlling of the thermal treatment process parameters.

From modular features reason of the installation by the manual valves we can establish some ways to optimal tuning controller for process parameters.

From practice is known that teh important thing in thermal treatment is to adapt the combustible flowing controller in function of the temperature from aggregate's inside.

For monitorizing the process we achieved with aid of the Intouch support a softwrae called PCS(process controlling system).

In figure 1 is presented the general draft of the simulation installation.

By clicking over the *process controlling* button it is launched the diagram form figure 2 which allow to establish the parameters of the controller to optimizing the combustible flowing in concordance with reference value.

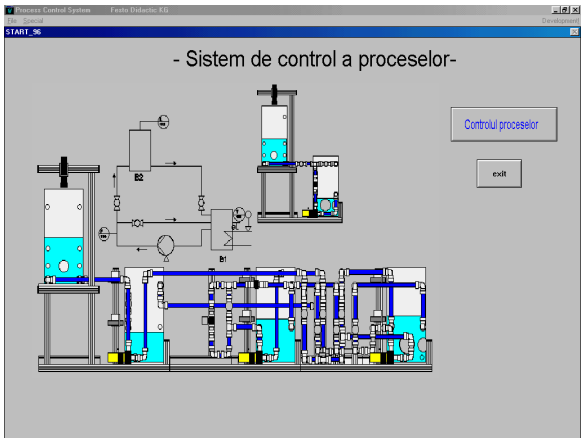


Figure 1. The general draft of the simulation installation

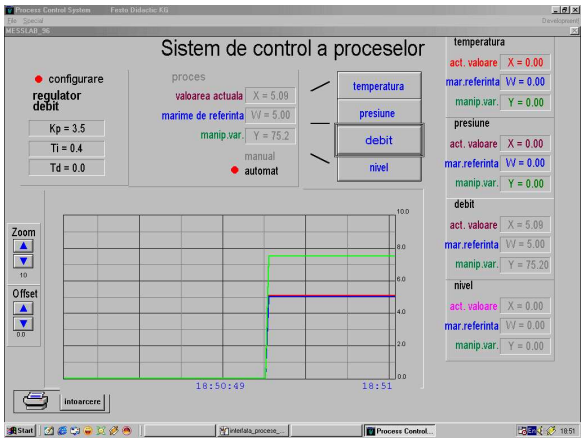


Figure 2. The simulation result of the flowing combustible controlling

3. Conclusions

The simulation on the physical model allows the variables' controlling and optimizing involved in thermal treatment process.

In same time this installation together with the monitorizing software achieve an educational package for „The Science and Material Engineering" faculty students.

REFERENCES

1. Florea B. **Instalatie de laboarator si soft pentru simularea controlului si conducerii echipamentelor metalurgice**, Teza doctorat, 2007
2. Semenescu A., Bălescu C., Oprescu I., Mirea V., Semenescu C.V., Florea B., **Control of Technological Processes for Materials Processing**, Ed. Printech, Bucureşti, 2006
3. Florea B., Florea Gh., Chiriac Al., Croitoru Gh., **Modelling and optimisation of engineering systems**, Proceeding of the 45th International Seminar on Modelling and Optimisation of Composites, Odessa, April 28-29, 2006
4. Florea B., Volintiru P., Stănescu, Al., Vasilescu P., **Program de simulare a conducerii proceselor metalurgice**, Conferința ştiințifică UgalMat 2005 ,,Tehnologii şi materiale avansate'', 20-22 octombrie, 2005

Received May 14, 2008

**Politehnica University of Bucharest*
***Dunarea de Jos University of Galati*

CONTROLUL VARIABILELOR CE INFLUENTEAZA PROCESUL DE TRATAMENT TERMIC PRIN SIMULARE PE MODEL FIZIC

Rezumat.Pentru realizarea corectă a modificărilor fizico-chimice ale materialelor supuse încălzirii, este necesar să fie asigurate anumite valori ale variabilelor instalației (temperatură, presiune, compoziție chimică a atmosferei etc.).Menținerea valorilor constante ale acestor variabile trebuie să aibă loc atât în timp, cât şi în totalitatea spațiului de lucru si din acest punct de vedere lucarrea prezinta o metoda de reglare utilizand simulari pe un model fizic .

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL MODEL FOR FLOWING ANALYSIS OF MODELING AT CASTING ALLOYS

BY

CONSTANTIN BRATU, IOAN MARGINEAN, SORIN ADRIAN COCOLAS

Abstract: Experimental model conceived for analysis of modeling process for flowing alloys followed putting in evidence correlation between the defining parameters of flowing equation, correlation experimental model and process parameters, have at base the sensitive element of temperature witch indicate the evolution of alloy level on flowing direction i.

Keywords: Experimental model; Flowing; Casting; Simulation;

1. MATHEMATICAL BASIS FOR FLOWING PROCESS AND GEOMETRY OF EXPERIMENTAL MODEL

1.1.Mathematical equation of process

Regarding simulation on computer of flowing process in cavity of the experimental model (EM) has been utilized:

- Mathematical equation of correlation between flowing section at critical level and the time parameter;
- For generalization of casting varied alloys procedure (ferrous, non-ferrous, light or heavy) it had in sight correlation time-alloy characteristics;
- Mathematical relation used.

Analysis of flowing process was made in an interval tagged by two limits (laminar flowing and maximum filling time of form).

For establish the quantifiable parameters of flowing process we used mathematical equation with this form:

$$Vm1_i := \mu_i \cdot \sqrt{2 \cdot g \cdot H} \qquad Sa_{lim} := \frac{Vp}{\tau lim \cdot V_{lim}}$$

$$Vm2_{i,j} := \mu_i \cdot \sqrt{2 \cdot g \cdot (H - h_j)} \qquad Sp_{lim} := \frac{2 \cdot Sa_{lim}}{1.5}$$

$$VcrFc_i := \left(\frac{h_i}{\delta}\right)^{0.290 \ln\left(\frac{\sqrt{2 \cdot g \cdot h_i}}{100}\right)} \qquad Vl := \frac{Vp}{S \cdot \tau lim}$$

$Vm1_i$ – medium speed of filling at ½ from height of EM, mm/s;
$Vm2_{i,j}$ - medium speed of filling at ½ from height of EM, mm/s;
Vl - speed limit of filling the piece, mm/s;
Vp – piece volume , mm^3;

S – section of metal feeder, mm^2;
τ lim – limit time, s;
V_{lim} - speed limit of flowing, mm/s;
Sa_{lim} – limit section of metal feeder, mm^2;
Sp_{lim} – limit section of trumpet, mm^2;
$VcrFc_i$ – critical speed for ferrous alloy, mm/s;
δ – wall thickness, mm;
g – gravitational acceleration, mm/s^2;
μ_i – coefficient of loosing speed;
H – piece height, mm;
h_j –index variation for calculus of medium speed;
h_i – height variation at differed value for H.

1.2. Geometry of experimental model

For program testing of working and realization of the mathematical model regarding flowing testing was projected the experimental geometrical model.

Location of experimental model in casting piece it used the trace the elimination of perturbation in experimental process, particularly characteristics sightings for alloys flowing at casting and of solidification and contraction process.

Experimental model position in casting form, what constitute the experimental model it is presented in figure 1.2.1

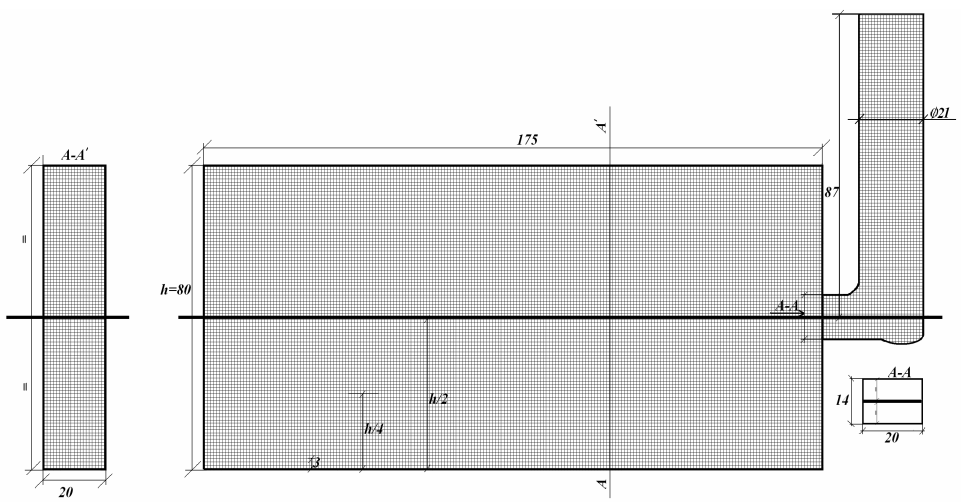


Figure 1.2.1. – Experimental model geometry for used for testing

Alloy flowing for filling the piece (EM), simulated on computer in program „matlab" in plan (2D) it is represented for various moments of filling in figure 1.2.3.

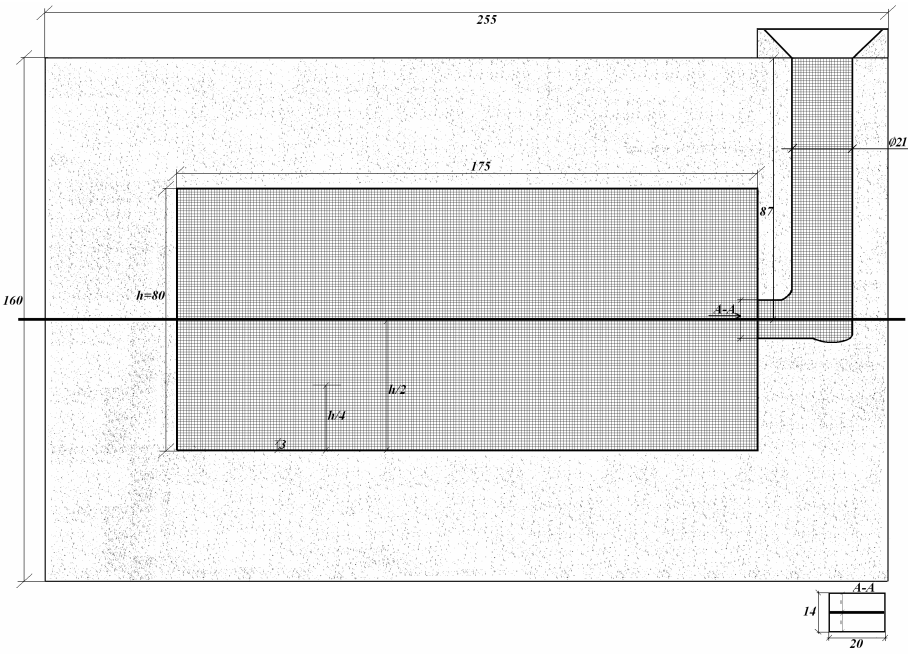


Figure 1.2.2. Experimental model position in form for testing and measurement points of casing parameters.

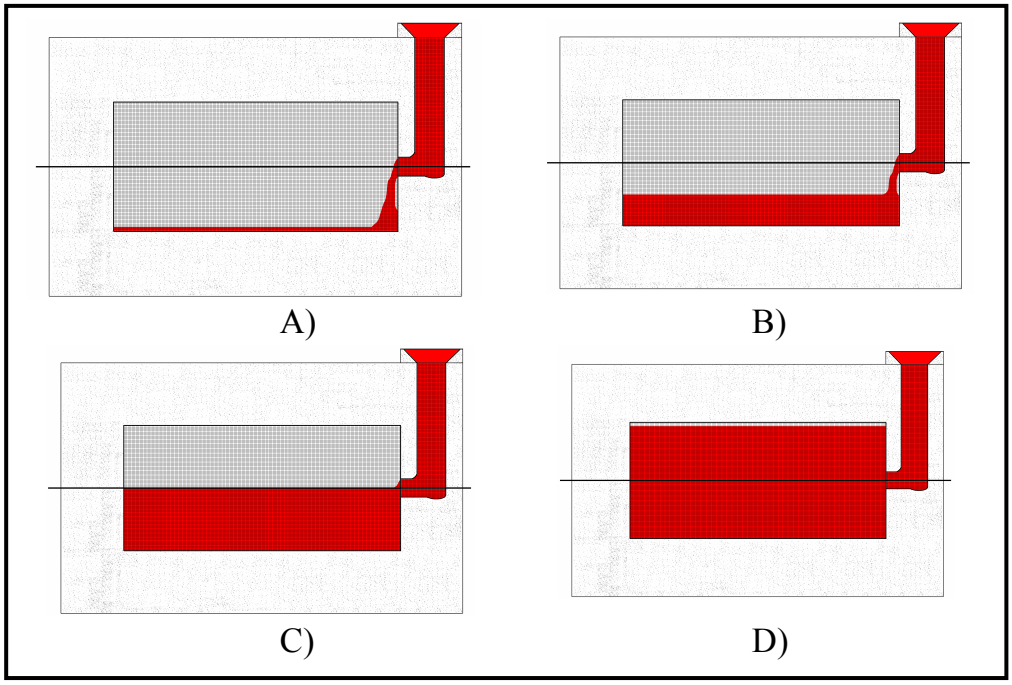


Figure 1.2.3. 2D image for evolution of alloy filling process of the experimental model particularly for a ferrous alloy:
a) initial moment ($\tau \sim 1 \cdot 10^{-1}$s); b) at filling moment for ¼ from h ($\tau \sim 1$s);
c) at filling moment for ½ from h ($\tau \sim 2$s); d) nearly the end of filling process ($\tau \sim 4$s).

2. DATES PROCESSING IN PROGRAM "MATCAD" OF THE EQUATION WHO DEFINE THE PROCESS

Utilizing the experimental model previously used and using the „matcad" software for various conditions from preliminary experimental program in order to determine the optimal casting technology and trace the flowing process of alloy was possible graphical visualization of variation domain, the basic parameters needed for alloy flowing characterization.

Image of this result it is presented in figures 2.1.÷2.11.

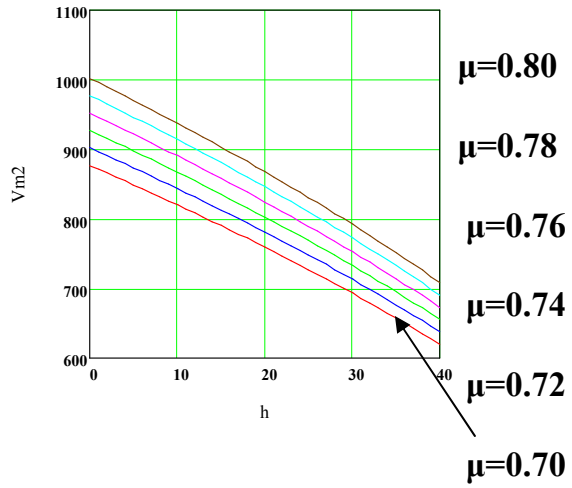
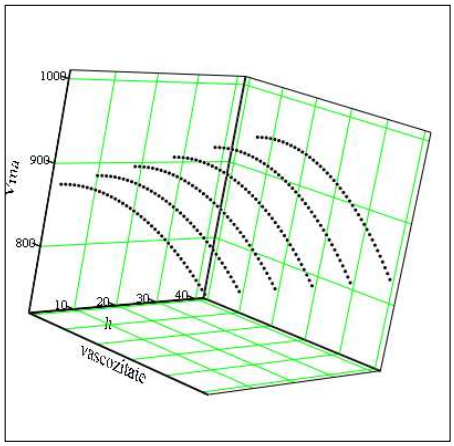


Figure 2.1. Filling variation of on piece height "h" for various values of the coefficient of loosing speed μ.

$H := 80 \qquad j := 1..41 \qquad g := 9807$

$Vm1_i := \mu_i \cdot \sqrt{2 \cdot g \cdot H} \qquad Vm2_{i,j} := \mu_i \cdot \sqrt{2 \cdot g \cdot (H - h_j)} \qquad VcrFc_i := \left(\frac{h_i}{\delta}\right)^{0.290 \ln\left(\frac{\sqrt{2 \cdot g \cdot h_i}}{100}\right)}$



$VcrFc_i =$

0.614
1
1.55
1.752
1.957
2.137
2.667
2.763

Figure 2.2. Distribution of speed field at second level of filling

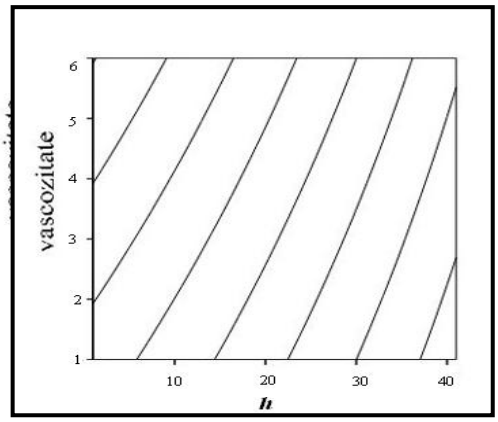


Figure 2.3. Alloy viscosity variation on height of piece function of speed field.

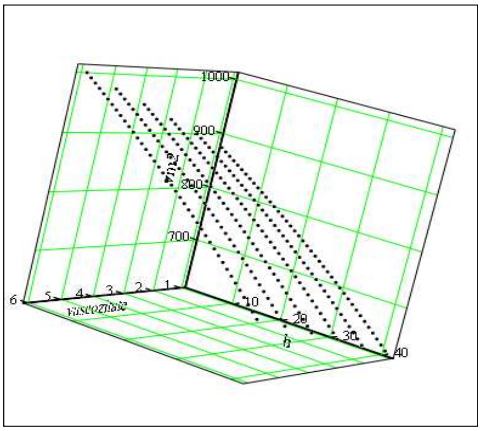


Figure 2.4. Medium speed distribution at filling the form with alloy.

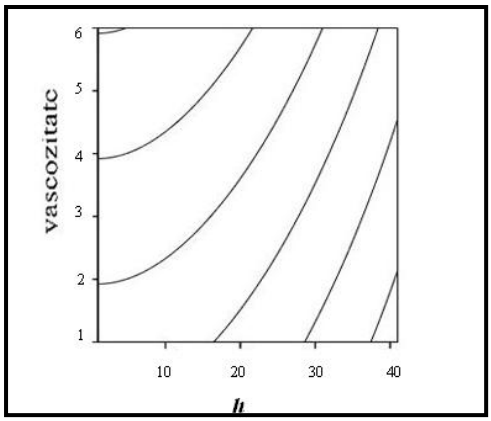


Figure 2.5. Alloy viscosity variation on piece height function by medium speed.

.

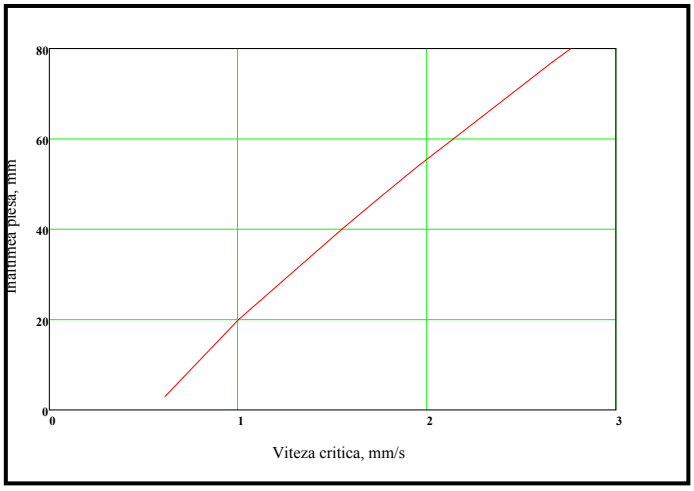


Figure 2.9. Critical speed variation on piece height specifically for not-appearing casting defects (ferrous alloy).

Both EM as the utilized program allow choosing optimal solution for parameters what characterize flowing what makes possible projecting of EM meant for using at mathematical modelling of process with take place at casting piece.

Speed limit calculus and filling time variation can be presented in this way:

$L := 175 \quad \delta := \mathbf{20} \quad \tau lim := 5 \quad \mathbf{i} := \mathbf{1} .. \mathbf{8}$

$S := 14 \cdot 20 \quad Vl = 200 \quad h := 80$

$lim := 1 .. 6$

$Vp := L \cdot l \cdot h = 2.8 \times 10^5 \qquad Sp_{lim} := \dfrac{2 \cdot Sa_{lim}}{1.5}$

$Vl := \dfrac{Vp}{S \cdot \tau lim} \qquad Sa_{lim} := \dfrac{Vp}{\tau lim \cdot V_{lim}}$

$Sa_{lim} =$	$Sp_{lim} =$	$V_{lim} :=$
560	746.667	100
280	373.333	200
186.667	248.889	300
140	186.667	400
112	149.333	500
93.333	124.444	600

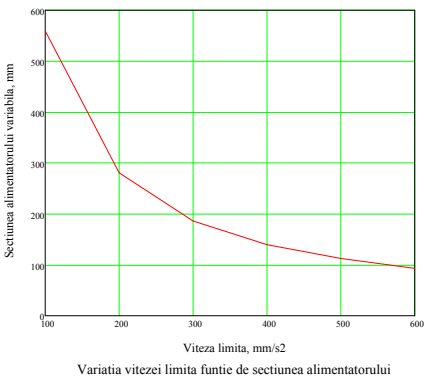


Figure 2.10. Speed limit distribution function alimentary section.

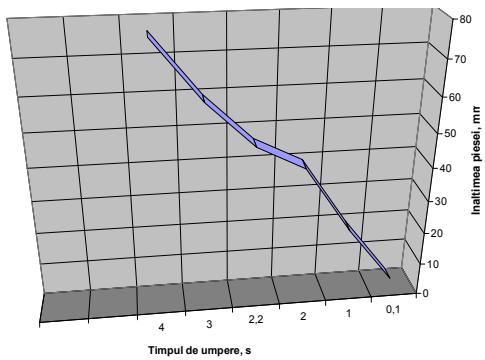


Figure 2.11. Filling time variation function by piece height.

3. CONCLUSION

From information in this paper there are following conclusion:

- for actual technical condition (from hardware and software point of view) it is possible designing of casting piece such in order to assure a computer simulated flowing close to the real alloy flowing at casting in piece.

One of big problems witch confront the designers at making the casting technology it is the problems of thermical nodes and the possibility of elimination from the interior of casting piece. The simulation program accomplish offers possibility of conduct the flowing and solidification process in order to eliminate completely the thermical nodes from casted piece.

Phenomena witch appear in this condition became very hard to be simulated owning to factors witch influence the alloy flowing process and make the mathematical model witch describe these process to be complicated and with high errors.

Commercial programs existing now on world plan tackle the alloy modeling flow, thermical transfer, with phase transformation with elimination of latent heat of solidification, but no less the phenomena bound by alloy contraction in solidification period and development of shrinkage hole at piece solidification.

It can be say that the utilized program both and EM allow choosing optimal solution for parameters witch can characterize flowing, what can make possible designing of a EM for mathematical modeling of process witch take place at casting ferrous and non ferrous alloy, with applying at determination of an casting technology with reduce consumption of materials and energy.

Establishing the optimal dimension for alimentary section and flowing control in horn gate and form cavity allow maximum utilization of liquid alloy, favoring growing the characteristic factor dressing, reducing the material consumption of materials and energy, as well and the diminution of specific manual labor through shorting the fabrication cycle.

Received May 7, 2008 *Politehnica University of Bucharest*

REFERENCES

1. Sofroni, L., Brabie, V., Bratu, C., **Bazele teoretice ale turnarii**, Editura Didactica si Pedagogica, Bucuresti, 1980.
2. Bratu, C., Sofroni, L., Nica, Gh., **Termofizica solidificarii pieselor turnate**, Editura Performantica, Iasi, 1997
3. Moldovan, P., Panait, N., Margineanu, St., **Bazele tratarii topiturilor metalice neferoase**, Editura Intact, Bucuresti, 1998.
4. Vasile Soporan, Călin Vamoş, Carol Pavel , **Modelarea numerică a solidificării**, Editura Dacia , 2003
5. Carcea, I., **Bazele elaborarii metalelor, aliajelor si superaliajelor neferoase**, Editura Cermi, Iasi, 1998.
6. Mihai Ştefan, Dumitru Mihai, ş.a. **Metode numerice şi implementarea lor pe calculator**, Editura Tehnopress, Iaşi, 2004, ISBN 979-702-087-1
7. Adenis, D.J.P., Coats, K.H., Ragone, D.V., **An analysis of the Direct-Chill-Casting Process by Numerical Methods**, J. Inst. Metals, 91, 1961-63.

8. Chen, C.W., Chon, H.Y., Li, C.R., Shei, C.T., Hwang, W.S., **Comparation of different computational fluid dynamics technique on their applications to the modeling of mold filling in casting**, Trans. Japan Foundrymen's soc., Vol. 12, 1993.
9. CeEx 260/2006 CeEx 260/2006 – **Modelarea matematică a proceselor care au loc la turnarea pieselor metalice în vederea reducerii consumurilor materiale şi de energie**.

MODEL EXPERIMENTAL PENTRU ANALIZA MODELARII CURGERII LA TURNAREA ALIAJELOR

Rezumat: Aranjamentul experimental conceput in vederea analizarii procesului de modelare la curgere a aliajelor a urmarit punerea in evidenta a corelatiei dintre parametrii ce definesc ecuatiile de curgere, corelatia aranjament experimental parametrii de process, are la baza elemental sensibil de temperatura care indica evolutia nivelului de aliaj pe traseul curgerii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc.1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IMPROVEMENT ON CAST-IRONS CORROSION PROPERTIES FOR DECORATIONS THROUGH METALLIC COATINGS USING THE VIBRATING ELECTRODE METHOD WITH Ti ELECTRODE

BY

CARMEN NEJNERU, MANUELA PERJU, TUDOR RAILEANU, ANDREI SANDU, MARIA LUNGU

Abstract: *The paper presents a study on corrosion of phosphorus cast irons used for art objects in exterior decorations. The study continues with the proposal of an increase solution of corrosion resistance by using metallic coatings with the help of vibrating electrode.*

KEYWORDS: *vibrating electrode, scanning electron microscopy (SEM), EDX analysis, corrosion*

1. INTRODUCTION

Cast-iron used for decorations is a cast-iron with phosphorus eutectic that has good fluidity properties. The ornaments applied on old buildings covers, gates of fences must have a good corrosion resistance and must correspond esthetically.

Fig.1. Pieces of mould cast-iron used for exterior ornaments

One of the used methods, to fulfill this purpose, is titan coating. It can be done through many methods like galvanic coating (nickel plating), oxy-acetylene flame welding coating, spraying thermal coating etc.

At this paper, titan coating method has tested with vibrating electrode.

The Ti and Ti alloys have a very good corrosion resistance.

Thus, these materials resist in subacid non-oxidizing mediums or concentrated and powerful oxidizing at temperature ranges between 500 and 700˚C.

Titanium's use is essential in some chemical technologies where medium's aggressively is very powerful. It is used in manufacturing chlorine, acetaldehyde, phtalic anhydride, nitric acid, terephthalic acid, in manufacturing salt desalinization installations, nitriding or pickling bathes, etc.

Titanium's oxidation resistance con be increased by beryllium alloying (max.6%).

2. THEORETICAL CONSIDERATIONS

2.1. Estimation of instantaneous corrosion current intensity and corrosion rate

Necessary main size for corrosion speed calculus when immersing an alloy in corrosive medium is the density of instantaneous corrosion current. For its estimation uses *polarization resistance method*.

This method serves for determining corrosion current at metals and alloys corrosion potential by using, for this purpose, *linear polarization curve* achieved for relative small over tensions. Corrosion current determined in this way represents corrosion current that appears at metal/corrosive medium interface when metal is immersed in solution and cannot be directly measured through electrochemical methods. This represents, in fact, *an instantaneous corrosion current*.

The method bases on the evaluation of polarization resistance, R_p, which is defined as tangent slope at potential-current density curve [E = f(j)] in equilibrium point ($E = E_0$ or $\eta = 0$), meaning free corrosion potential:

$$R_p = \left[\frac{\Delta E}{\Delta j}\right]_{E=E_o} \qquad (1)$$

Corrosion speed calculated with relation (2):

$$v_p = 3{,}27.\overline{\left(\frac{A}{z}\right)}.\frac{J_{cor}}{\rho} \qquad [\text{mm/year}] \qquad (2)$$

where **A** – represents atomic mass of alloy chemical element that suffers electrochemical corrosion, **z** – is electric charge of the metallic ion in solution, ρ - alloy density and **J** – density of instantaneous corrosion current.

2.2. Analysis of corrosion process based on cyclic polarization curves

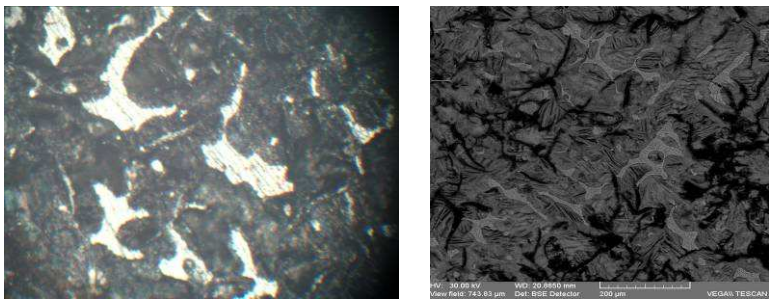
Another characterization method of corrosion processes is cyclic potentiometry. In this method, polarization curves trace gradually, first for ascending and then descending values of work electrode potential by recording circuit current. There are much more ways to represent data according to the goal and process that must emphasized. Often used are representations J = f(E) or I = f(E) and semi logarithmic representation: E = f(log J) Sometimes, these curves are improperly named "hysterezis curves". From the analysis of cyclic polarization curves we can achieve information referring to the type of the electrochemical process, that takes place at electrode/medium interface (such as generalized corrosion, located corrosion, passivation, species reductions or oxidations from solution). The evaluation of characteristic potentials (corrosion potential, penetration potential and re-passivation potential, transpassivation potential, protection potential) and check of some secondary electrochemical processes that take place at electrode's surface or in electrolyte (oxidations, reductions of catalyzed processes etc.).

3. MATERIALS AND METHODS

It has used for studies phosphorus cast-iron whose composition determined through emission spectrometry was – using a Foundry-Master emission spectrometer (WAS AG - Worldwide Analytical System AG):

Table 1 - Chemical composition

Chemical composition, %									
Material	**Fe**	**C**	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Cr**	**Ni**	**Cu**
Phosphorus cast-iron	91.8	4.50	1.54	1.03	0.620	0.140	0.0969	0.0572	0.148

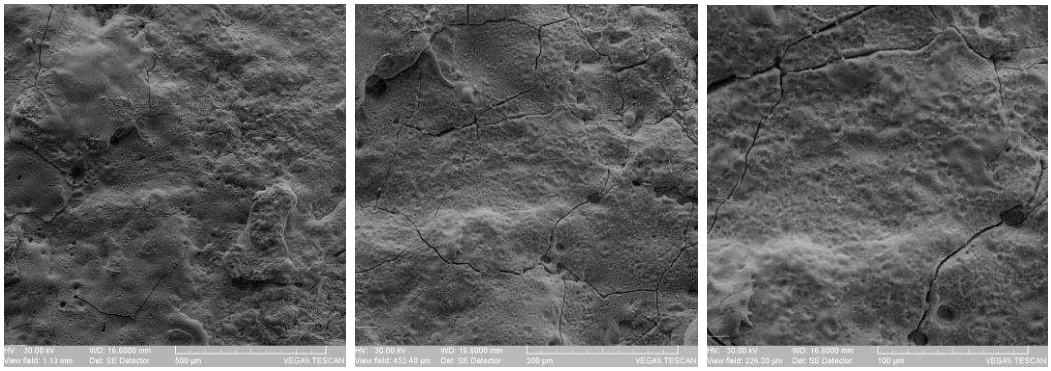


a) b)

Fig.2. Phosphorus cast-iron – a) optical microscopy, scale X400, b) photos of the basic material made with scanning electron, scale X200

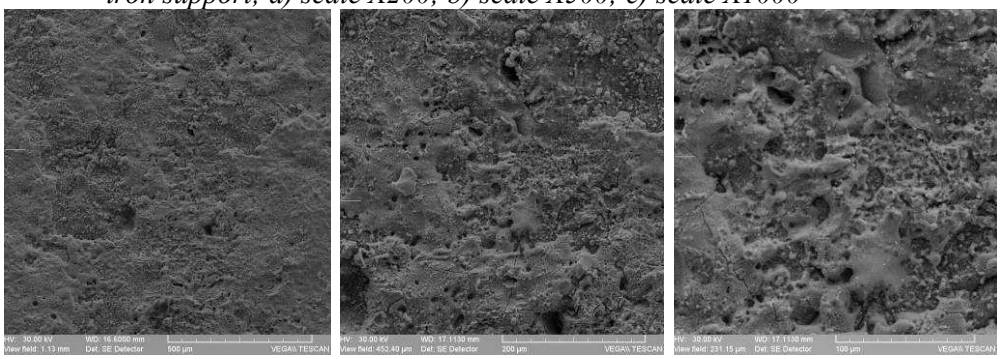
This was sparking coated so that:
- sample 1: Titan – a layer
- sample 2: Titan – two layer
- sample 3 was not covered (blank sample)

The samples covered with vibrating electrode were made photos of surface microstructure by using scanning electron microscope according to the figures:



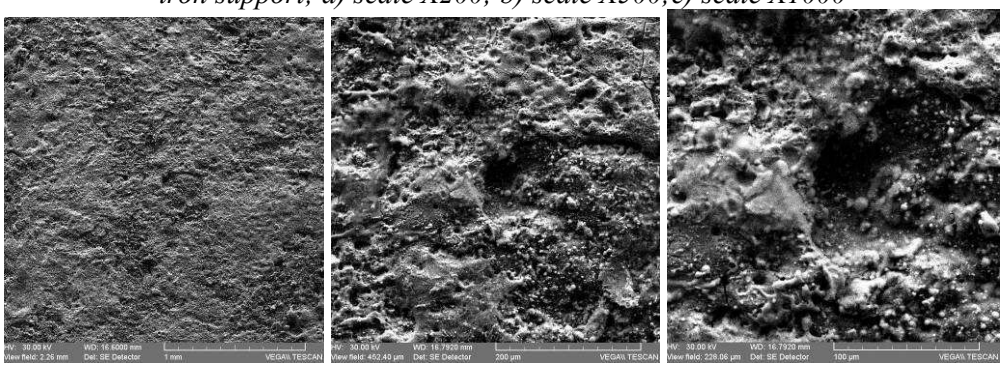
a) b) c)

Fig.3. Photos made with scanning electron for Ti coatings – one layer on phosphorus cast-iron support; a) scale X200; b) scale X500; c) scale X1000



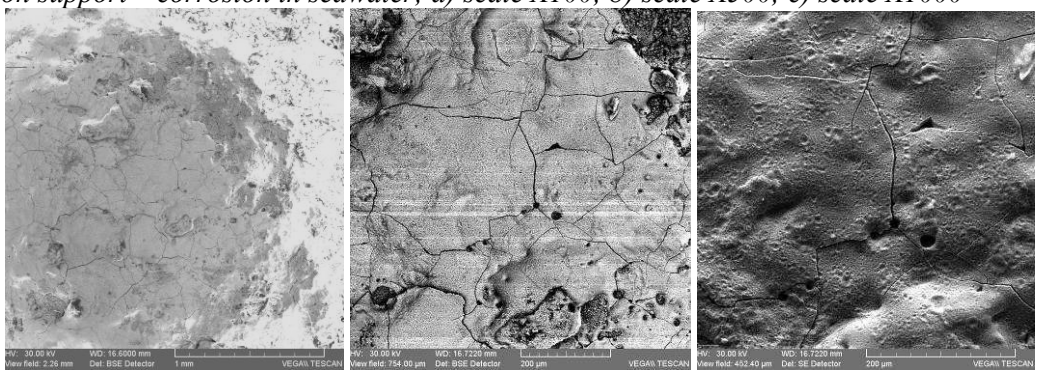
a) b) c)

Fig.4. Photos made with scanning electron for Ti coatings – two layers on phosphorus cast-iron support; a) scale X200; b) scale X500;c) scale X1000



a) b) c)

Fig.5. Photos made with scanning electron for Ti coatings – one layer on phosphorus cast-iron support – corrosion in seawater; a) scale X100; b) scale X500; c) scale X1000



a) b) c)

Fig.6. Photos made with scanning electron for Ti coatings – two layers on phosphorus cast-iron support - corrosion in seawater ; a) scale X100; b) scale X300;c) scale X500

Electrochemical corrosion studies have been made in sea water from Romanian beach, at Constanta, and had the composition expressed in g L^{-1}: Cl^- - 8.26: HCO^-_3 – 0,183; CO^{2-}_3 – 0.022; SO^{2-}_4 – 1.137; Na^+ - 4.47; K^+ - 0.158; Ca^{2+} - 0,203; Mg^{2+} - 0,557. To this composition corresponds a salinity of 15.0 g L^{-1}.

Corrosion behavior realized through rapid electrochemical tests namely dynamic potentiometer. Measurement of open circuit potential and potential-dynamic polarizations realized with VoltaLab 21 potentiometer (Radiometer, Copenhaga). Data acquisition and processing made with VoltaMaster 4 software. A cell with three electrodes equipped with an agitation system used. Electrodes, made cylindrical, were mounted into a Teflon support that permits their connection to spinning electrode of the electrochemical system.

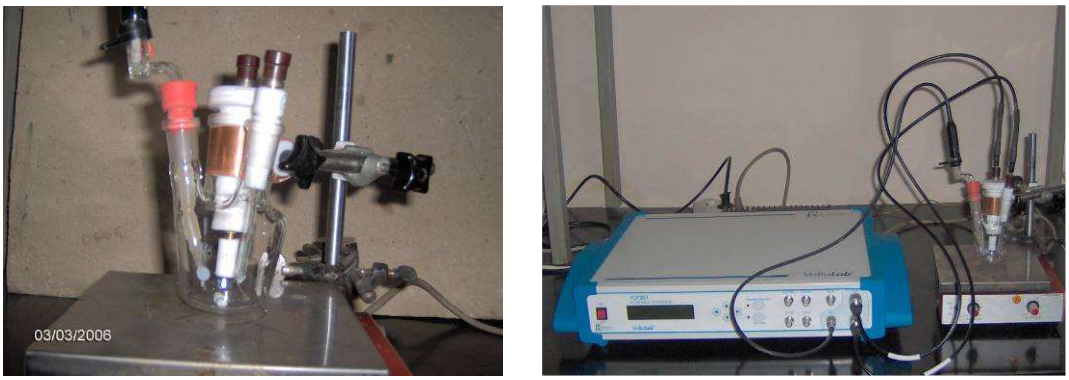


Fig.7. Apparatus for corrosion determination

It used as auxiliary electrode, a platinum electrode and as reference a saturated calomel electrode. The measurements made at 25°C, and the electrolyte was naturally aerated.

Linear polarization curves were recorded at a scanning speed of the electrolyte potential of 1 mV/s, into a potential range of ± 150 mV around opened circuit potential. Cyclic polarization curves were recorded with a speed of 10 mV/s in potential range (-700 …+1500 mV).

Corrosion potential at zero corrosion currents $E_0 \equiv E$ (I=0), Tafel slopes (b_a and b_c, polarization resistance (R_p), density of corrosion current (J_{cor}) and corresponding corrosion speed (v_{cor}) were evaluated by using the facilities offered by VoltaMaster4 software.

Table 2 – Parameters of corrosion process for phosphorus cast-iron in seawater (unsettled)

Det	Linear polarization						Cyclic polarization		
	E_0 (mV)	b_a (mV)	b_c (mV)	R_p (Ohm. cm^2)	J_{cor} (mA/cm^2)	v_{cor} (μm/an)	E_{cor} (mV)	E_{tr} (mV)	J_{1500} (mA/cm^2)
1	-760	49	-536	1100	0.0209	245	-694	-673	298
2	-757	56	-607	1060	0.0233	273	-737	-671	295
3	-762	48	-365	1480	0.0144	168	-740	-668	286
Average	-760	51	-503	1210	0.0195	229	-724	-671	293

The analysis of polarization and data from table 2 allow us to emphasize the following:

- Smaller value of cathode constant spells a high value of polarization resistance and a smaller instantaneous corrosion current.
- Due to high values of Tafel cathode slope (due probably to diffusion processes) transpassivation potential is situated in negative values range and, in this case, being bigger (near towards positive value) than corrosion potential.
- Instantaneous corrosion current has relative small values although thermodynamic corrosion tendency is high (corrosion potential has high negative values).
- Under the action of an exterior electric field (applied overpotential) corrosion speed increases 10^3 – 10^4 times towards instantaneous corrosion speed: density of corrosion speed being directly proportional with the potential applied to the electrode.

Density current values corresponding to the overpotential of 1500 mV (ESC), J_{1500}, drew out from cyclic polarization curves in order to analyze overpotential influence on corrosion speed. These values are presented in the last column of table 1. It easily notices that corrosion current density under an exterior electric field touches high values, of the order of hundreds mA/cm^2, while instantaneous current densities were of the order of tens of microamper/cm^2.

The parameters of corrosion process in seawater of cast-iron samples sparking coated estimated through the same procedures.

Table 3 – Parameters of corrosion process in seawater for Ti coated samples, one and two layers

Sample	Linear polarization						Cyclic polarization		
	E_0 (mV)	b_a (mV)	b_c (mV)	R_p (Ohm.cm^2)	J_{cor} (mA/cm^2)	v_{cor} (μm/an)	E_{cor} (mV)	E_{tr} (mV)	J_{1500} (mA/cm^2)
1 (one layer)	-653	58	-320	715	0.0298	349	-652	-649	189
2 (two layers)	-679	68	-462	655	0.0376	439	-667	-623	184
Blank sample	-760	51	-503	1210	0.0195	229	-724	-671	293

It seems that thermodynamically through coating with different metallic layers from materials more noble than cast-iron with high amount of phosphorus it would take place a reduction of corrosion tendency; potential values for coated samples where corrosion current intensity is zero, E_0, are smaller than the values of the materials that are not coated. This is only a false impression because simultaneous with reduction of corrosion potential takes also place a decrease of polarization resistance. This brings on the increase of instantaneous corrosion current and tie to this it increases corrosion speed. Through sparking with metals more noble than cast-iron it does not achieve a corrosion resistance increase but, on the contrary, their decrease. This behavior explains if we admit that through this procedure basic material coating is not total so that between uncoated parts and coated material there are micoholes that accelerate corrosion processes.

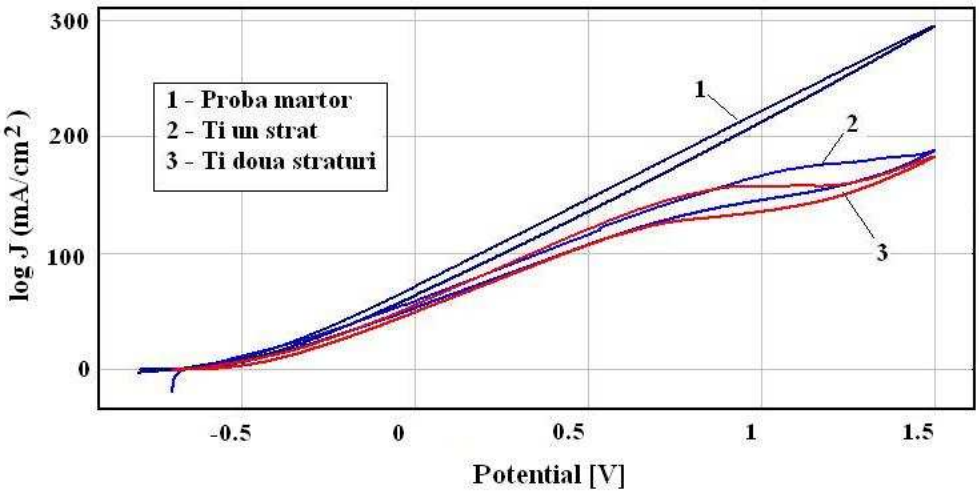


Fig.8. Cyclic polarization curves for Ti coated samples through vibrating electrode and blank sample

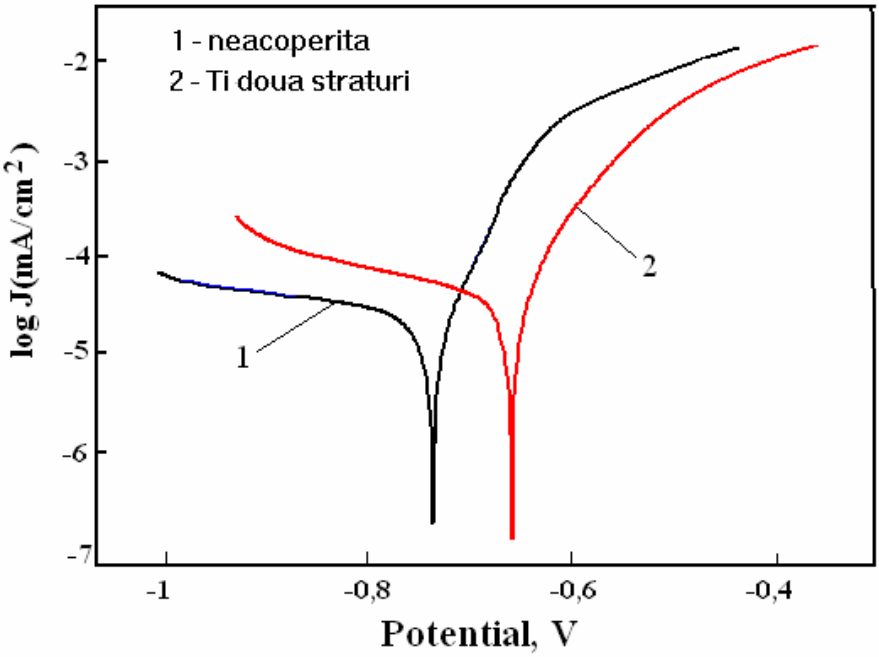


Fig.9. Comparison between linear polarization curves for sparking coating samples

Data analysis from this table emphasizes the following:

- As for blank sample, corrosion tendency of sparking samples, in seawater is very high; corrosion potential being situated in negative electrode potential range -730 … +630 mV;
- Polarization resistance for coated samples is smaller than blank sample, while instantaneous corrosion current and corrosion speed are bigger;
- Transpassivation potentials are very close to corresponding corrosion potential for all samples but like uncoated cast-iron, these are shifted towards positive values but with much smaller values;

When metal is positively polarized by applying a potential different of corrosion potential (equilibrium potential) there can take place into system oxidation reactions on metal surface. In this case, tense corrosion or simulated corrosion takes place and corrosion current values are much bigger than instantaneous corrosion current (situation corresponds to the immersed alloy in corrosion medium). From cyclic polarization curves, presented in figure 5 – in coordinates J = f (E), we can notice that dependency between potential applied to the electrode and corrosion speed is practically linear and cathode branch is inferior to anodic curve and very close to it, in the same time. Such a behavior is characteristic to generalized corrosion thus, being excluded any kind of localized corrosion.

Speed of stimulated corrosion is much higher than instantaneous corrosion speed. For comparison between different samples, in last column of table 2, current densities are presented, densities that correspond to some overpotentials of 1500 mV. Just sample 3 presents a more intense corrosion while the other three samples present a less intense corrosion.

4. CONCLUSIONS

1) It notices in Ti coating with vibrating electrode method an improvement of corrosion resistance for multiple layers when deposition degree increases and when microcrevasse (cracks) are coated too. These appear in primary coating (of the first layer) and form electric cells that improve corrosion. The method assures along the improvement of corrosion resistance, in case of acid rains, and esthetic quality increase of the decorative object.

2) Corrosion gets away harder in materials coated with Ti with vibrating electrode method due to all surface corrosion instead of pitting type corrosion. Coated materials corrode with a higher difficulty than uncoated material, this can be observed in table 2 meaning that polarization resistance is smaller in coatings instead of blank sample and corrosion speed in coating is bigger than in blank samples.

Received May 21, 2008 *Technical Univesrisy "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. J.O'M. Bockris, A.K.N. Reddz, „**Modern Electrochimistry**". Vol. 2. New York, Plenum Press, 1970;
2. E. Gileadi,"**Electrode Kinetics for Chemists**, Chimical Engineers and Material Scientists,VCH, 1993;
3. D. A Jones.,"**Principles and Prevention of Corrosion**", New York , Macmillan, (1992).
4. M. Stern, A.L Geary., *J.* **Electrochem. Soc**., 104**,** 56 (1957).
5. M. Stern, A.L Geary., J. **Electrochem. Soc**., 105, 638 (1958).
6. R.G. Kelly, J.R. Scully, D.W. Shoesmith, R.G. Buchheit, „**Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering**", Marcel Dekker Inc., New York, 2003.
7. Philippe Marcus ed., „**Corrosion Mechanisms in theory and practice**", Marcel Dekker Inc., New York, 2002.

ÎMBUNĂTĂȚIREA PROPRIETĂȚILOR DE COROZIUNE ALE FONTELOR TURNATE PENTRU DECORAȚIUNI PRIN ACOPERIRE URILIZÂND METODA ELECTRODULUI VIBRATOR CU ELECTROD DE Ti

Rezumat. Lucrarea prezintă un studiu al coroziunii fontelor cu fosfor pentru decorațiuni.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

LAMELLAR GRAPHITE CAST IRON VIBRATED DURING SOLIDIFYING

BY

GELU BARBU, VASILE COJOCARU FILIPIUC, SERGIU STANCIU

Abstract: In this paper I have studied the influence of vibrations over tensile breaking strength and over the structure and repartition of chemical elements of foliated cast iron.

Keywords: *casting, vibration, mechanic properties*

1. VIBRATIONS

Vibration is the motion of the particles of an elastic body or medium in alternately opposite directions from the position of equilibrium, periodically in time.

When the vibrations are beying applied, a series of physical processes appear, like the action of count forces, the mass macroscopic transfer, cavitation phenomenons, the amplification of the overcooling degree and the changing of the conditions of solid-fluid equilibrium. Thus, shearing forces appear, which act on the growing dendrits, at the solid-fluid severance limit. The macroscopical mass transfer depends on the correlation between the amplitude and the frequency of the movement, the crystalls which belong to the moving fluid will come into collision with the branch of the dendrits in the braxket, resullting a breaking effort τ_r, given by the relation:

$$\tau_r = \frac{1}{2}\rho_c W^2$$

In which ρ_c is the density of the crystals and W – the speed of the fluid.

The displacement of the alloy acomplishes in flowing regime given by the Reynolds criterion, in the expression interviening the amplitude and the casting frequency. When the relative speed between the fluid and the crystals is bigger than a critical speed, the cavitation phenomenon appears.

After the destruction of the cavitation bubble, the gases from the interior of it commpresses itself almoust adiabatic. The performing implosion is attended by an important rising of the local pressure, which may have as an impact the crashing of the crystals current growing.

But the possibility that at high amplitudes of the vibrating movements also exists, and also, to appear voids in the casted material and splashes at the exterior surface.

The mechanic-physical treatments, applied to the alloys in liquid state intensifies the vibration in the limitation layers, which conduces towards collateral currents, changes the hydrodynamical situation at the limit between the solidified layer and the walls of the shape, so it changes the conditions of the heat convector transfer

and the macroscopical mass transfer; thus, the speed grows and the solidification time reduces.

The vibrations influence the superficial tension between the phasels (solid-liquid) in the purpose to reduce it, to conduce to the shrinking of the minimum radius of the nucleuses on which these do not remelt but they follow a development process.

The propitious effect on the appearance on the solid phase owes to the conglomerate processes of the subcritical germs and the activation of the heterogeneous surfaces.

Among the technological effects of the application of the vibrations at solidification: the homogenization and the finishing of the solidification structure, the amplification of the compactication of the casted material, the degasing of the alloy, the shrinking of the segregations, the expulsion of unmetallic inclusions and the increase of the capacity of yielding alloy.

It is known that through vibration, while solidification of the metallic material structure it finishes, by finishing obtaining and emending some mechanic-physic properties.

2. EXPERIMENTATIONS

I have analysed the influence of vibrations over the structures obtained by solidification of foliated grey cast iron.

The 1 figure shows the plant sketch

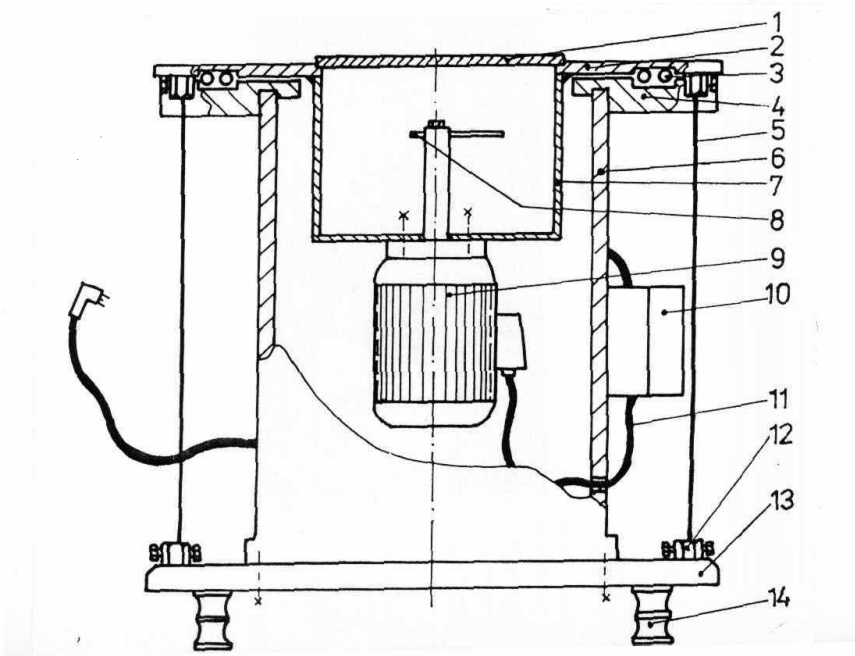


Fig. 1. The sketch of the circular-horizontal vibrating plant: 1 – protecting cover; 2 – vibrating plate; 3 – balls; 4 – guide; 5 – cables; 6 – vibrating body; 7 – eccentric case; 8 – eccentric; 9 – engine; 10 - contact; 11 – power cable; 12 – cables screw fastening; 13 – base plate; 14 – support devices.

Other vibrating plants have, like working principle, a vibrating plate which is supported by elastic metallic columns those ones involving moulds with limited weights (that's because there are loss in energy for columns movement and there is knee danger etc).

Our plant elimines the main disadvantage, presented previously, by the placing of the vibrating plate on a rigid support through the agency of some metallic balls.

The vibrating source is assured by an eccentric (metallic) trained by an electric engine, being likely to regulate the frequency and the amplitude.

As I have previously presented, this device produces mechanic vibrations by means of an eccentric operated by an electric engine. The vibrations are transmitted by means of the case, rigidly fixed to the motor with the help of four screws, to vibration table.

On the inferior side of vibrating mass there is a ring shaped channel whose surface comes in contact with the bearing balls situated in another channel with the same shape found in the guidance and support body of the device. These balls have the role to support the vibration table and to allow the performance of horizontal oscillating movements. In order to eliminate the possibility that the vibration table overcome the working position at high amplitudes, the latter is anchored to the ground plate of device by means of four suspending wires.

The elaboration aggregate is a black lead furnace with a medium frequency (8.000 Hz) and with a capacity of approximate 30 kg of metal.

I have elaborated a foliated grey cast iron with the following chemical composition: 3,8% C; 2,9% Si; 0,6% Mn; 0,15% P; 0,04% S.

The load required to elaborate the iron consisted of high purity iron with the following chemical composition: 3, 6…4,2% C; 1,75% Si; 0,75% Mg; 0,03% P; 0,02% S. After weighing, the load was introduced in the furnace and melted. 25 kg of high purity iron have been introduced, a quantity limited by the capacity of the pot.

In order to obtain the desired chemical composition, it was necessary to correct the percentage of Si in order to achieve the concentration of 2, 9% Si in comparison with the concentration of 1, 75% Si of the metallic load.

Thus, a ferrosilicon hardening alloy – FeSi75 - was used whose chemical composition is the following: 70…79% Si; 0, 70% Mn; 0, 4 % Cr; 0, 05% P; 0, 04% S; 0, 1% C; 2, 5 % Al. This hardening alloy was introduced in a metallic bath the moment when the iron was overheated at a temperature of 1450°C.

The iron cast was performed in special shapes for samples.

The two mould parts were achieved from core mixture, obtained after the following recipe: sodium silicate dry sand in a proportion of 6%.

One of the mould parts was used to cast on the vibrating device and the other one was used to cast the gravitationally and statically solidificated sample probes.

The cast was performed with a hand pot handled by one person.

The evacuation of the iron from the furnace was performed when the iron achieved the level of 1420°C.

The probe for static solidification was cast the first.

Type of iron obtained	Tensile breaking strength value [N/mm]		Type of solidification
	1	2	
Foliated cast iron	156-1	146-1	Vibrated
	136-1	129-1	Non-vibrated

The samples were processed in order to be submitted to the probe of tensile breaking strength.

The results obtained were the following:

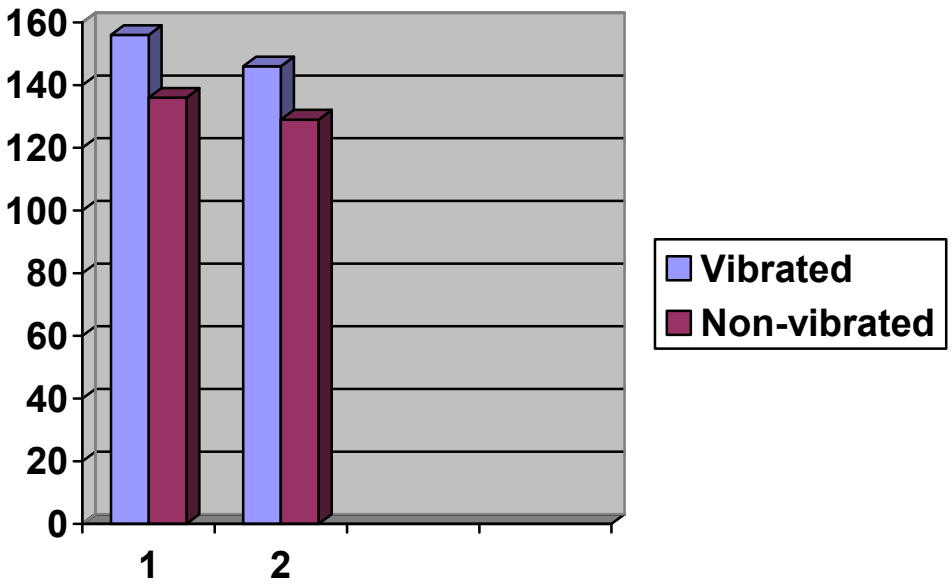
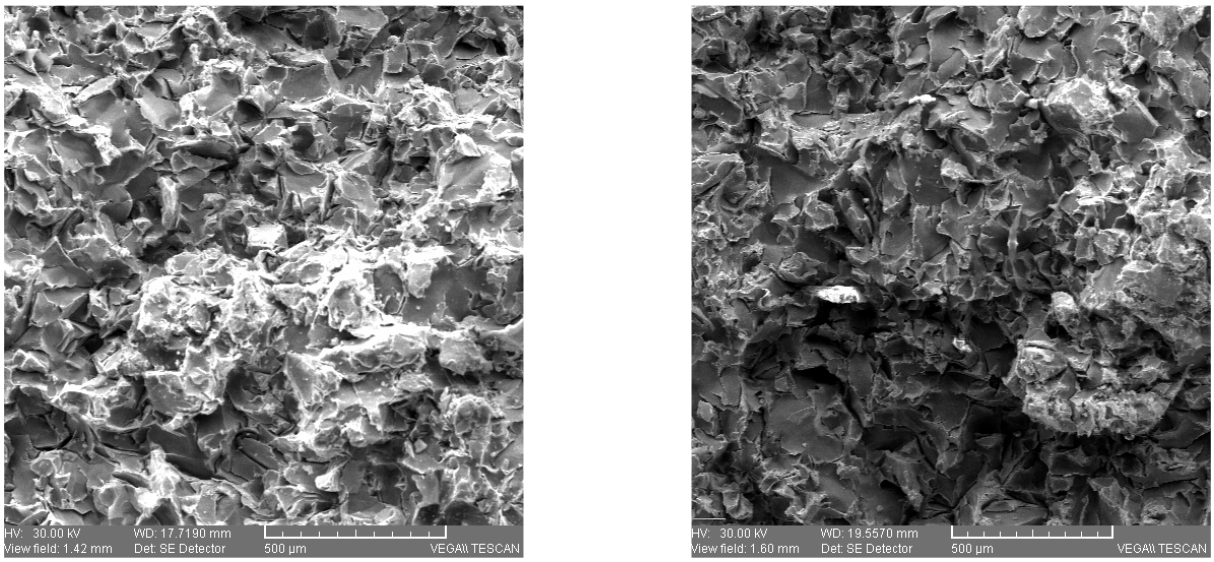


Figure 2 Comparative graphic of the results obtained during tension.

As it can be observed, the cast iron under the influence of vibrations present a stronger resistance to traction. Another conclusion can also be interpreted according to the form and the distribution of metallic grounds in breaking.

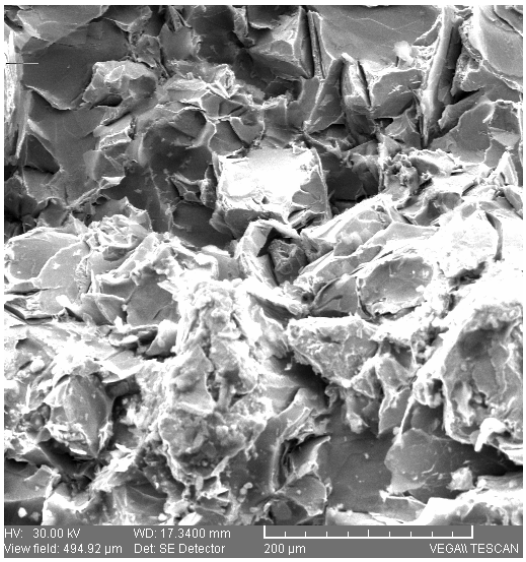
Figure 3 presents the microstructures of samples in breaking at a power of 100 x.

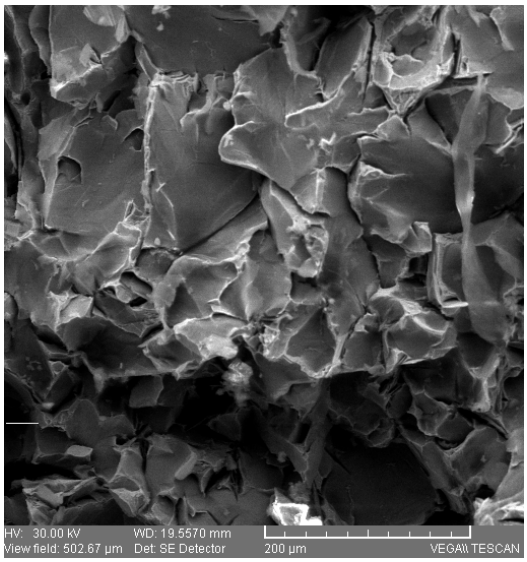


a. vibrating foliated cast iron *b. non-vibrating foliated cast iron.*

Figure 3 Microstructure in breaking of cast iron at a microscope power of 100 x.

Figure 4 presents the microstructures of the same iron, but at a microscope size of 300 x.

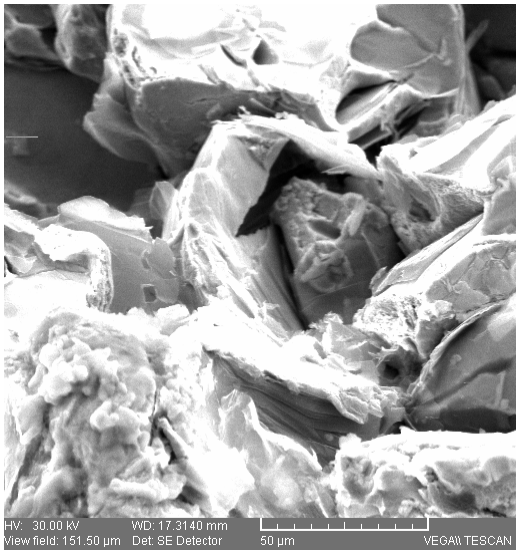


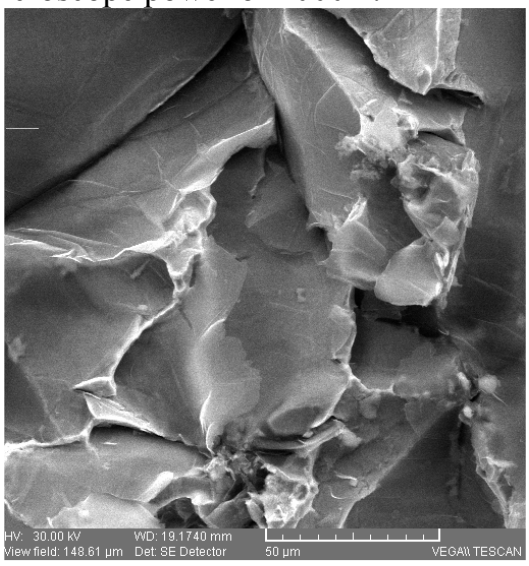


a. vibrating foliated cast iron *b. non-vibrating foliated cast iron*

Figure 4 Microstructure in breaking of cast iron at a microscope power of 300 x.

Figure 5 presents the same iron, but at a microscope power of 1000 x.





a. vibrating foliated cast iron *b. non-vibrating foliated cast iron*

Figure 5 Microstructure in breaking of cast iron at a microscope power of 1000 x.

Comparing these microstructures we can observe the following:

● in the case of vibrating iron a higher finesse of grains can be observed in comparison with non-vibrating iron;

● at the same time, the distribution of black lead is much more uniform in the case of cast iron under vibrations in comparison with those gravitationally cast;

● in the case of vibrating nodular cast iron, it can be observed that the iron nodules have small dimensions;

● the form of black lead nodules is much more spheroid in the case of cast iron under vibrations;

● the orientation of crystal breaking plans is much more homogenous in the case of vibrating iron that the nodular and foliated ones, fact that explains the stronger strength to tensile breaking registered through the great number of breaking plans met in the case of vibrating iron (the plans are oriented in a larger proportion on the same direction);

● it can also be observed the fact that the size of breaking plans is different in the case of the two irons: in the case of vibrating iron the number of planes is higher fact that explains once again the difference of tensile breaking strength between the two types of iron: vibrating and non-vibrating.

3. CONCLUSIONS

The irons solidified under the influence of vibrations have mechanical properties highly superior to gravitationally cast iron due to their homogenous structure and uniform distribution of black lead in the metallic matrix.

The size of the grains differ in the case of both types of iron, being more refined and more uniformly dispersed in the case of vibrating iron (b, c, d).

In the case of vibrating foliated iron cast we can observe that the foliated black lead are very well shaped being more compact than those of non-vibrating iron (a, b).

We can also observe that in the case of vibrating foliated iron cast the black lead foils are less branched than those of non-vibrating cast iron.

Received May 23, 2008 *Technical Univesrisy "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Barbu, G., - **Solidificarea aliajelor sub influenta vibratiilor**, Ed. Vasiliana'98, lasi 2003;
2. Barbu G., Cojocaru V., Carcea I. - **Instalatie de turnare cu vibrare**, **brevet inventie** Romania, nr. 108.934 Bl / 1994;
3. Darie S. - **Vibratoare electrice**, **Editura tehnica**, Bucuresti, 1987;
4. Stefanescu FL.- **Procese fizice care au loc la vibrarea aliajelor turnate. Efecte tehnologice. Principii de proiectare a instalatiilor de turnare**, Metalurgia, nr.9, 1987;

VIBRATII APLICATE LA SOLIDIFICAREA FONTELOR CU GRAFIT LAMELAR

Rezumat: In aceasta lucrare s-a studiat influenta vibratiilor asupra rezistentei la rupere prin tractiune si asupra structurii si repartitiei elementelor chimice dintr-o fonta cu grafit lamelar.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NEW EUROPEAN REQUIREMENTS ON RISK AT WORK PREVENTION IN SMALL AND MEDIUM SIZED ENTERPRISES

BY

MIHAI – OCTAVIAN VÎNTURACHE

Abstract. *Occupational Health and Safety (OHS) represents today one of the most advanced field of the social policy of the European Union, due to the priority allowed to the risk at work prevention in all Member States. A safe and healthy working environment is an essential element of the quality of work. The European Commission enlarged the aim of its activities in favor of information, guidance and promotion of a healthy working environment, by paying particular attention to small and medium sized enterprises (SMEs). The lack of effective measures to ensure OHS can result in absenteeism, in the wake of workplace accidents and occupational illnesses, and can lead to permanent occupational disability. The new Strategy on health and safety at work for 2007-2012 proposes to step up the EU ambition and to aim for a 25 % reduction in the total incidence rate of accidents at work by 2012 in EU-27, by improving health and safety protection for workers. The Member States must ensure that EU legislation takes full effect, in particular by the enforcement of the EU directives. There is a need to focused to the particular circumstances and needs of SMEs, specially as regards risk assessment and the involvement and training of workers.*

Keywords. *Health and safety at work, accident at work, prevention, small and medium sized enterprises*

1. The workplace accidents

Decent work sums up the aspirations of people in their working lives. It involves opportunities for work that is productive and delivers a fair income, security in the workplace and social protection for families, better prospects for personal development and social integration, freedom for people to express their concerns, organize and participate in the decisions that affect their lives and equality of opportunity and treatment for all women and men.

The survey „*Safety in numbers*" 2003, of the International Labour Organization shows that in entire world every year occurred about

- 250 millions work accidents,
- 160 millions occupational diseases,
- 2 millions fatal work accidents.

This means about 8 work accidents every second and 4 fatal work accidents every minute!

The statistics published by Romanian Labour Inspection and Public Health Institute contains some important data about workplace accidents:

- in 2004 occurred 5694 work accidents (430 fatalities) and 770 new occupational diseases;

- in 2005 occurred 4878 work accidents (475 fatalities);
- in 2006 occurred 5764 work accidents (353 fatalities).

This situation are reflected in the Figure 1.

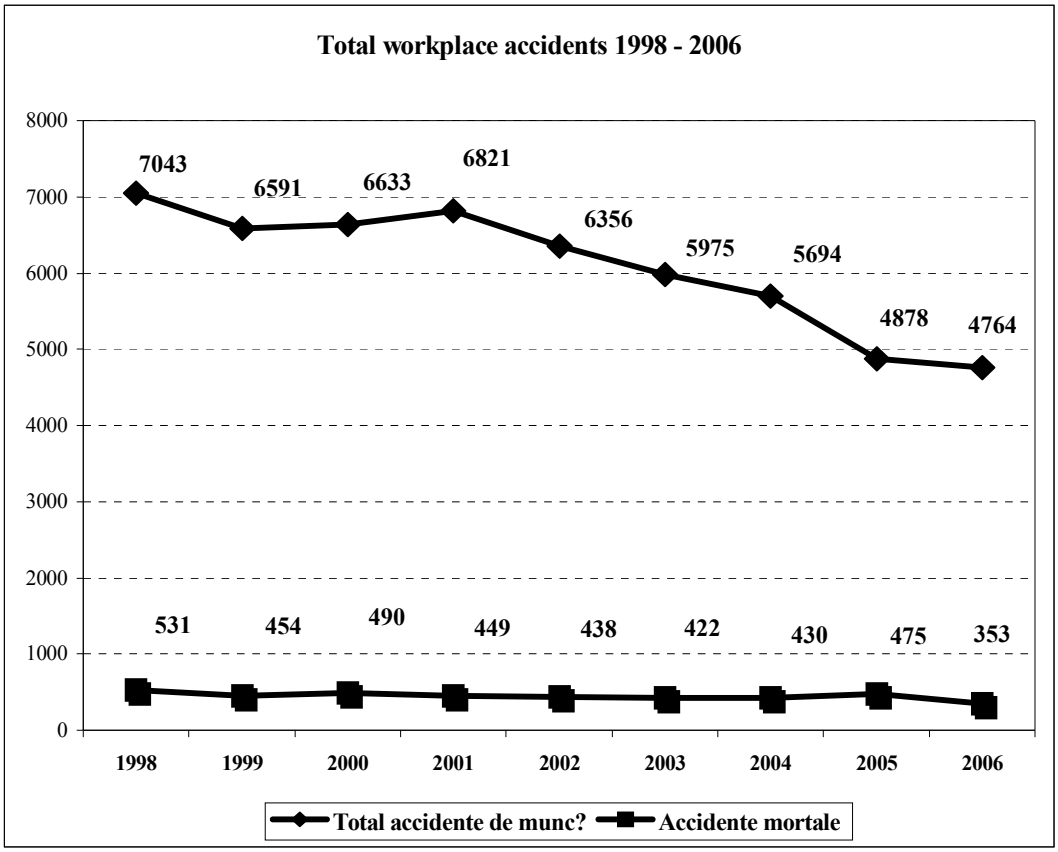


Figure 1

The small and medium sized enterprises (SMEs) are recognized as the engines of local economy and the major source of present and future employment in all countries.

Unfortunately, an important number of the workplace accidents occurs in SMEs, because of their precariousness and workplaces instability, and this affect all the Member States from European Union.

In Romania, 2230 work accidents occurred in SMEs, from the total numbers of work accidents registered in 2006 which is 5764. Those accidents occurred as follows:

- 180 (53 fatalities) in SMEs under 9 workers;
- 598 (81 fatalities) in SMEs with 10 to 49 workers;
- 1425 (100 fatalities) in SMEs with 50 to 299 workers.

Figure 2 shows the evolution of accident's number in SMEs in the last years.

For this reason the European Commission has widen the scope of its activities in favor of information, guidance and promotion of a healthy working environment, by paying particular attention to SMEs.

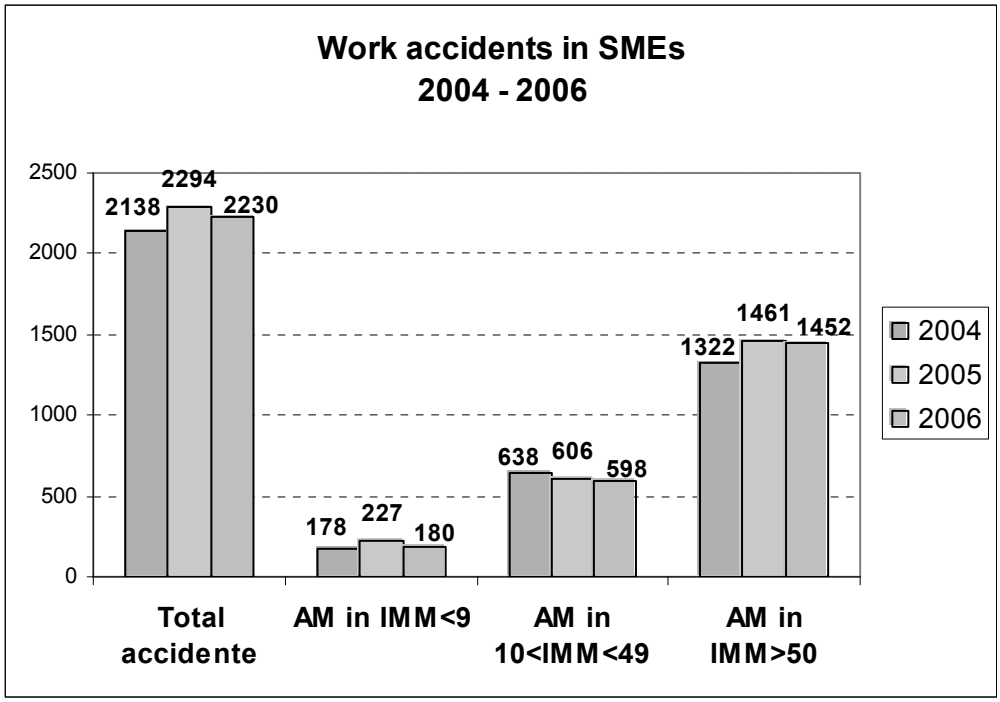


Figure 2

Higher business competitiveness must represent a strong commitment for the top management. This goal needs a full compliance with the whole market rules, including health and safety at work legislation.

The company competitiveness and the implementation degree of the health and safety at work measures, in the framework of a workplaces "welfare" action program, are related. For this reason and taking into account the important number, the causes and circumstances of the workplace accidents, the concern for its diminution must be considered an important issue of the company top management.

2. EU policy regarding health and safety at work

Occupational Health and Safety represents today one of the most advanced field of the social policy of the European Union, due to the priority allowed to the risk at work prevention in all Member States.

About 150 million working days are lost each year due to work-related accidents. This is a huge cost for businesses and a huge cost in terms of human suffering for the victims and their families, and also an important cost for the society as a whole, as illustrated in Figure 3.

Workplace accidents can mean pain and disability and can affect the worker's life, both in and out of work. Disruptions to production and bad publicity following an accident are just some of the costs for businesses and organizations. Demands on public services, such as healthcare and social security, also increase. Estimated Member State costs due to work accidents vary from 1–3 % of gross national product.

Work accidents induce costs on many parties (Krüger, 1997)

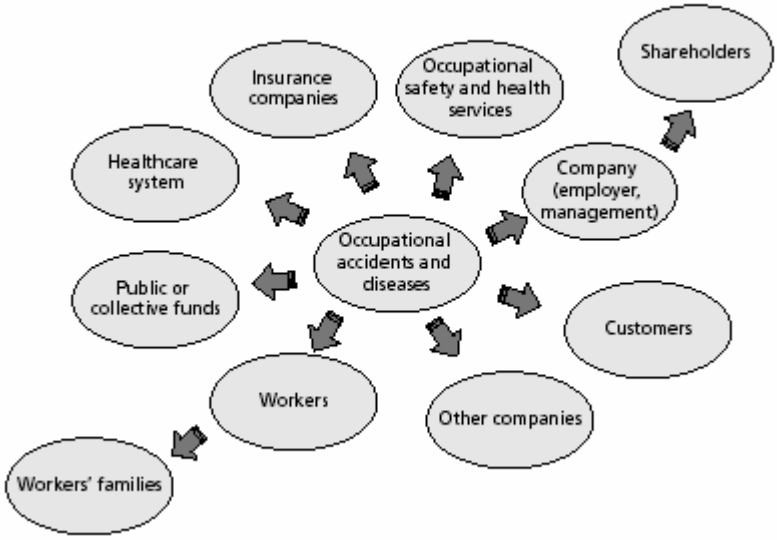


Figure 3

The objective that the EU set at the European Council in Lisbon (March 2000) and in Nice (December 2000) is to create more jobs and of better quality. A safe and healthy working environment is an essential element of the quality of work.

The European Commission is concerned about the costs of „non-social policy" for Europe and they have prioritized the need to develop knowledge of the economic and social costs arising from occupational accidents and illnesses.

In March 2002, the European Commission adopted a Communication on the Community strategy on health and safety at work for 2002-2006, which was meant to be an instrument for adapting to changes in society and work. The analysis behind that strategy was generally right, but it was still sorely lacking in practical measures and a timetable.

On 21 February 2007, the European Commission published a Communication, setting out its proposals for a new European occupational safety and health Strategy to run from 2007-2012. The new strategy is called *„Improving quality and productivity at work: Community strategy 2007-2012 on health and safety at work"*. This Strategy succeeds the former strategy *„Adapting to change in work and society: a new Community strategy on health and safety at work 2002-2006."* It will set the agenda for the next five years in terms of OHS policy development in Europe.

The new Community strategy should make it possible to pursue a much more active policy so as to give impetus to individual Member States' national prevention strategies and set minimum criteria for the key components of national preventive systems.

The Community strategy 2002-2006 has seen a significant fall in the rate of accidents at work. The new strategy for 2007-2012 proposes to step up the UE ambition and **to aim for a 25 % reduction in the total incidence rate of accidents at work by 2012 in EU-27** by improving health and safety protection for workers and as one major contribution to the success of the Growth and Jobs Strategy.

In spite of the progress achieved, the latest results of the fourth European survey of working conditions show that many workers in Europe continue to perceive that their jobs pose a threat to their health or safety:

- almost 28% of workers in Europe say that they suffer from non-accidental health problems which are or may be caused or exacerbated by their current or previous job;
- 35% of workers on average feel that their job puts their health at risk.

A number of challenges in the field of health and safety, which were identified during the previous reporting period, are continuing to grow in importance. These include:

- demographic change and the ageing of the working population;
- new employment trends, including the increase in self-employment, outsourcing and increased employment in SMEs;
- new and larger flows of migrants towards Europe.

Certain types of occupational illnesses becoming more common (musculo-skeletal disorders, infections and illnesses associated with psychological stress). The nature of occupational hazards is changing in tandem with the acceleration of innovation, the emergence of new risk factors (violence at work, including sexual and psychological harassment, and addictions) and the transformation of work patterns (working life is becoming more fragmented).

An ongoing, sustainable and uniform reduction in accidents at work and occupational illnesses continues to be the prime objective of the Community strategy for the period 2007- 2012. In the Commission's view, the overall objective during this period should be to reduce by 25% the total incidence rate of accidents at work per 100 000 workers in the EU 27.

In order to achieve this ambitious goal, the following main instruments are proposed:

- guarantee the proper implementation of EU legislation;
- support SMEs in the implementation of the legislation in force;
- adapt the legal framework to changes in the workplace and simplify it, particularly concerning SMEs;
- promote the development and implementation of national strategies;
- encourage changes in the behavior of workers and encourage their employers to adopt health-focused approaches;
- finalize the methods for identifying and evaluating new potential risks;
- improve the tracking of progress;
- promote health and safety at international level.

After evaluating the situation at European level, the Commission will investigate whether a recommendation needs to be made which invites the Member States to take steps to facilitate access to good quality prevention services, where the requisite expertise is not available within the company; this is of particular relevance to SMEs.

REFERENCES

*** *Green Paper - Modernizing labour law to meet the challenges of the 21st century*, Commission of the European Communities, COM(2006) 708 final, Brussels, 2006

*** *Improving quality and productivity at work: Community strategy 2007-2012 on health and safety at work*, Commission Of The European Communities, COM(2007) 62, final, Brussels, 2007

*** *Inventory of socioeconomic costs of work accidents*, European Agency for Safety and Health at Work, Luxembourg: Office for Official Publications of the European Communities, 2002

Received May 11, 2008

Labour Inspection, 14 Matei Voievod str.,
sector 2, Bucharest, Romania

NOILE CERINȚE EUROPENE DE PREVENIRE A RISCURILOR DE MUNCĂ ÎN INTREPRINDERILE MICI ŞI MIJLOCII

Rezumat. *Securitatea şi sănătatea în muncă (SSM) reprezintă în prezent unul din domeniile cele mai importante ale politicii sociale a Uniunii Europene datorită priorității acordate prevenirii riscurilor în muncă, în toate Statele Membre. Un mediu de muncă sigur şi sănătos este un element esențial pentru calitatea muncii. Comisia Europeană a extins sfera activității sale în favoarea informării, stabilirii de linii directoare şi promovării unui mediu de muncă sigur şi sănătos, acordând o atenție specială întreprinderilor mici şi mijlocii (IMM). Lipsa măsurilor efective pentru asigurarea SSM poate conduce la absenteism, ca urmare a accidentelor de muncă şi îmbolnăvirilor profesionale şi de asemenea la incapacitate profesională. Noua strategie referitoare la SSM pentru perioada 2007-2012 propune reducerea cu 25% a numărului total de accidente până în 2012 în UE-27, prin îmbunătățirea condițiilor de securitate şi sănătate în muncă. Statele Membre trebuie să se asigure că legislația UE are deplin efect, în special prin aplicarea directivelor europene. Se impune acordarea unei atenții speciale circumstanțelor şi necesităților particulare ale IMM-urilor, în special cu privire la evaluarea riscurilor, implicarea şi instruirea lucrătorilor.*

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NODULAR GRAPHITE CAST IRON VIBRATED DURING SOLIDIFYING

BY

GELU BARBU, VASILE COJOCARU FILIPIUC, SERGIU STANCIU

Abstract : *This paper is the result of a series of researches regarding the influence of vibrations on nodular cast iron. Determinations of mechanic properties, structure and segregations have been established by comparing the cast in static and dynamic conditions.*

Keywords: *vibration, mechanic properties, casting*

1. INTRODUCTION

From the existing researches it has been determined that the realization of cast pieces under the influence of vibrations presents a series of advantages in comparison with static cast.

First of all, the structure of pieces cast in dynamic conditions is more homogenous from a chemical point of view and present a higher degree if finesse due to the increase of cooling speed but also due to the fragmentation of dendrites in course of solidification.

We also obtain an increase of the compaction of the cast pieces as a result of the fact that the liquid alloy penetrates better the existent capillaries in the moment of the solidification, as a consequence of the decrease of the superficial tension of the liquid alloy. The increase of the compaction is due to the fragmentation of biphasic zone.

The degasification of alloys is also a favourable consequence of vibrations. Under the action of vibrations it takes place an increasing of the superficial tension and of the viscosity together with an increase (through attachment) of the bubbles volume, fact that means that favourable creation conditions are forming and also of ascension of gas separators.

Due to the fact that mechanical oscillations reduce the temperature differences on the section of cast pieces, we will obtain cast pieces with smaller thermal voltages.

The elimination of non-metallic inclusions is accelerated in the case of using the vibrations when casting because of the fact that it produces a series of effects as: increasing the possibility of collision and coalescence of inclusions, increasing their elimination speed; uniform repartition of the particles left in al the mass of the ally; reducing the dimensions of the particles left by means of a general finishing of the structure of the cast alloy.

Due to the effects of vibrations those of reducing the viscosity and the artificial tension, and also through the dynamic effects that they generate it produces an increase of fluidity, in spite of the fact that during vibrations the transfer of heat is intensified.

The domains in which it applies the cast under the influence of vibrations are diverse: dental alloys, continuous casting, mixture mould casting, metallic mould casting, etc.

Because of the reduces possibilities of control of the way in which the solidification of alloys is realized, the mechanism for influencing the vibrations over the characteristics of cast pieces is not yet elucidated because there are many theories that explain the phenomenon that take place.

The main research directions in this field are related to obtaining the effects desired and optimally establishing the vibration process parameters: frequency, amplitude, vibration time, vibration manner.

2. EXPERIMENTATIONS

I have elaborated a nodular cast iron with the following chemical composition: 3, 8% C; 2, 9% Si; 0, 6% Mn; 0, 15% P; 0, 04% S.

The load required in order to elaborate the iron consisted of high purity iron with the following chemical composition: 3, 6… 4, 2% C; 1, 75% Si; 0, 75% Mg; 0, 03% P; 0, 02 % S. 25 kg of high purity iron have been introduced, a quantity limited by the capacity of the pot.

A quantity of 1, 5% of modifier was placed in the cast pot. When evacuated in the pot with liquid metal at a temperature of 1450°C, the latter registered a reaction with the modifier producing a burning reaction of Mg vapours from the modifier.

After the completion of evacuation and modification reaction, the modifier had a nodular effect for a period of only 15 minutes. That is why immediately after cleaning the cinders from the surface of the metallic bath and of the casting pot, the material is cast in the two moulds, the first for gravitational solidification and the second fixed on the operating vibrating table.

The samples were processed in order to determine the tensile breaking strength. In order to obtain the desired chemical composition, it was necessary to correct the percentage of Si in order to achieve the concentration of 2, 9% Si in comparison with the concentration of 1, 75% Si of the metallic load.

Thus, a ferrosilicon hardening alloy – FeSi75 - was used whose chemical composition is the following: 70…79% Si; 0, 70% Mn; 0, 4 % Cr; 0, 05% P; 0, 04% S; 0, 1% C; 2, 5 % Al. This hardening alloy was introduced in a metallic bath the moment when the iron was overheated at a temperature of 1450°C.

Type of iron obtained	Tensile breaking strength value [N/mm]		Type of solidification
	1	2	
Foliated cast iron	582	595	Vibrate
	538	551	Non-vibrated

In order to obtain the nodular cast iron, the modification was performed in the casting pot. It was used a NODULUN 10 – 4 modifier, a ferroalloy with a content of Mg and Mischmetall (rare soils), with the following chemical composition: 10% Mg;

1, 5% Mischmetall (FeSiCaMgCe); 42% Si; 1, 5% Al. The casting of the two types of iron was performed in special forms for samples.

The results obtained were the following:

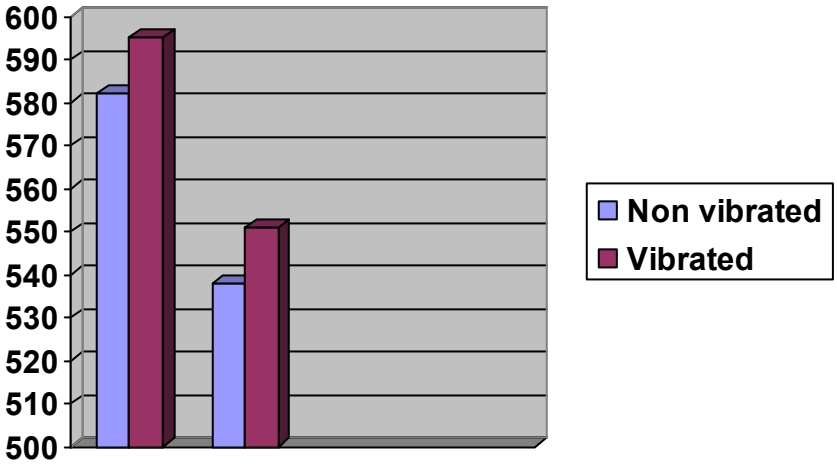
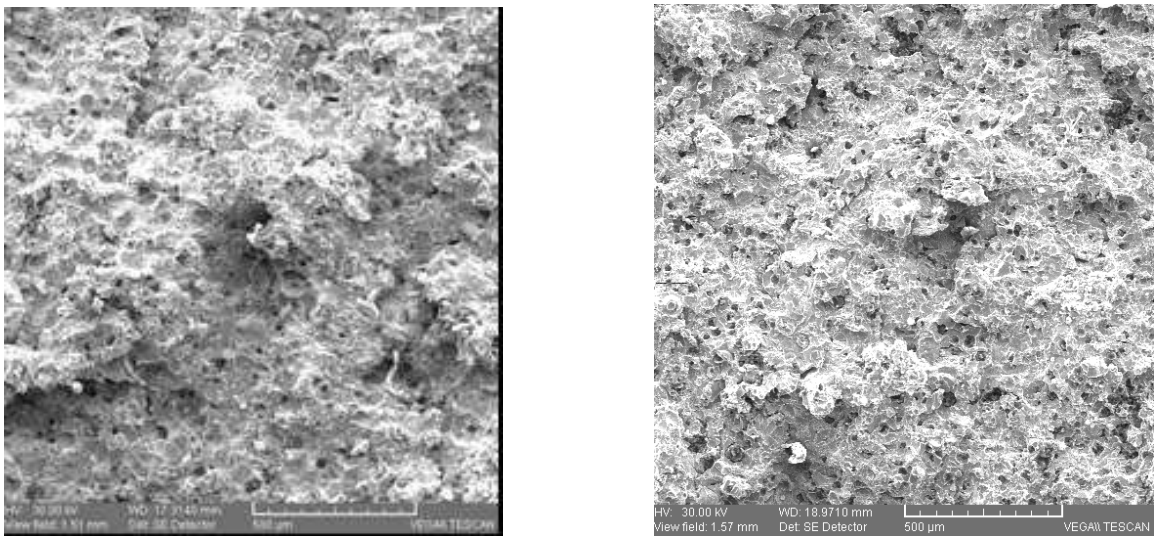


Figure 1 Comparative graphic of the results obtained during tension.

As it can be observed, the cast iron under the influence of vibrations present a stronger resistance to traction, both in the case of nodular cast iron and in the case of foliated cast iron.

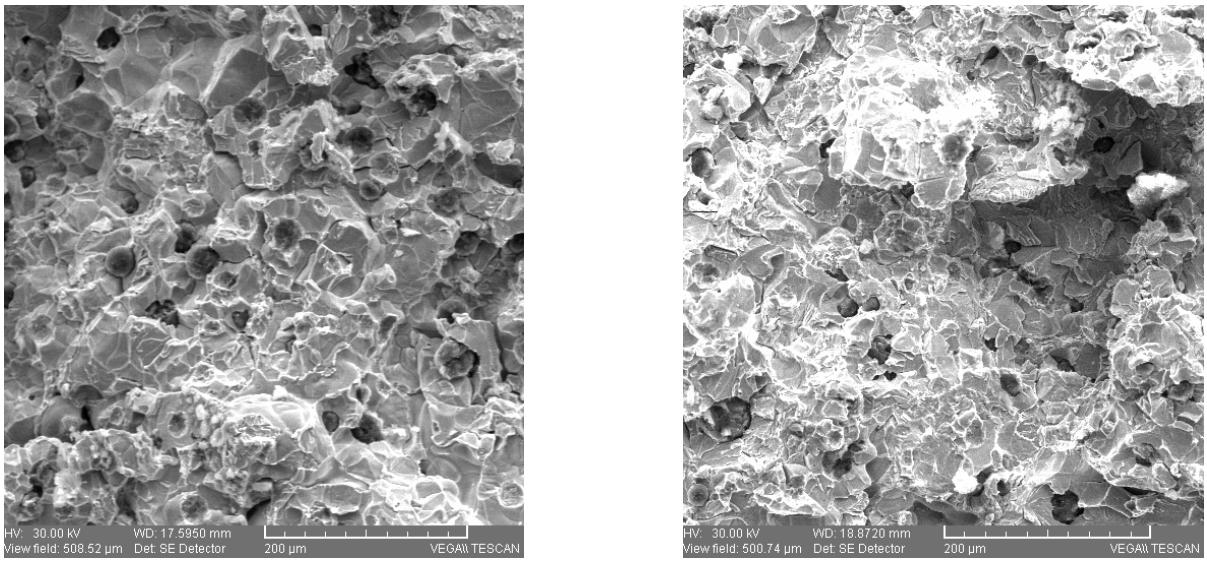
Another conclusion can also be interpreted according to the form and the distribution of metallic grounds in breaking. Figure 2 presents the microstructures of samples in breaking at a power of 100 x.



a) vibrating nodular cast iron; *b) non-vibrating nodular cast iron.*

Figure 2 Microstructure in breaking of cast iron at a microscope power of 300 x.

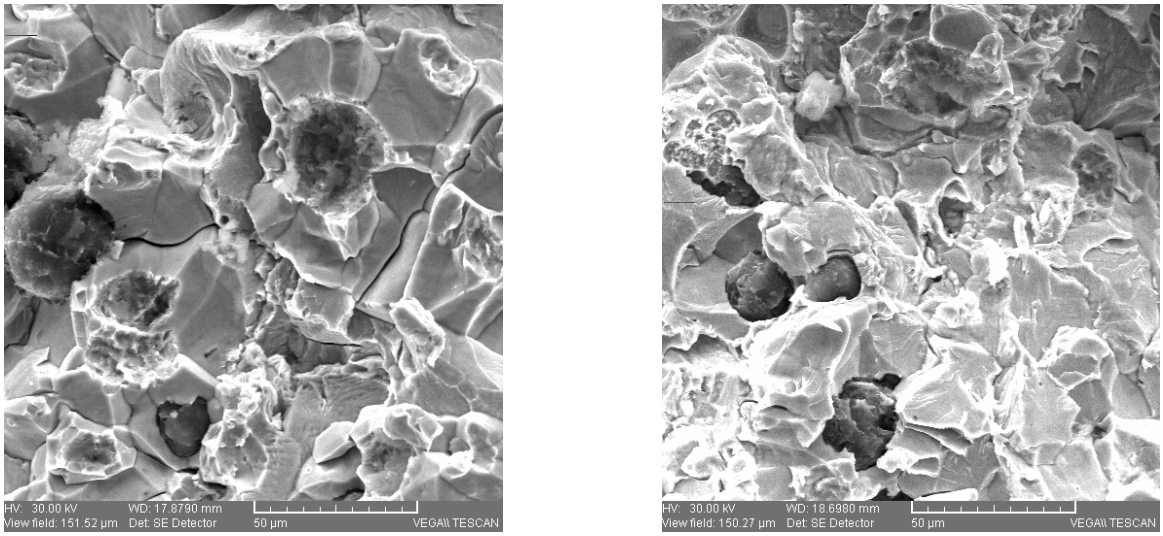
Figure 3 presents the microstructures of the same iron, but at a microscope size of 300 x.



a.vibrating nodular cast iron *b. non-vibrating foliated cast iron*

Figure 3 Microstructure in breaking of cast iron at a microscope power of 300 x.

Figure 4 presents the same iron, but at a microscope power of 1000 x.



a. vibrating nodular cast iron *b. non-vibrating nodular cast iron*

Figure 4 Microstructure in breaking of cast iron at a microscope power of 1000 x.

Comparing these microstructures we can observe the following:

● in the case of vibrating iron a higher finesse of grains can be observed in comparison with non-vibrating iron;

● at the same time, the distribution of black lead is much more uniform in the case of cast iron under vibrations in comparison with those gravitationally cast;

● in the case of vibrating nodular cast iron, it can be observed that the iron nodules have small dimensions;

● the form of black lead nodules is much more spheroid in the case of cast iron under vibrations;

● the orientation of crystal breaking plans is much more homogenous in the case of vibrating iron that the nodular and foliated ones, fact that explains the stronger strength to tensile breaking registered through the great number of breaking plans met in the case of vibrating iron (the plans are oriented in a larger proportion on the same direction);

● it can also be observed the fact that the size of breaking plans is different in the case of the two irons: in the case of vibrating iron the number of planes is higher fact that explains once again the difference of tensile breaking strength between the two types of iron: vibrating and non-vibrating.

3. CONCLUSIONS

In conclusion, the irons solidified under the influence of vibrations have mechanical properties highly superior to gravitationally cast iron due to their homogenous structure and uniform distribution of black lead in the metallic matrix.

- In the case of vibrating foliated iron cast we can observe that the foliated black lead are very well shaped being more compact than those of non-vibrating iron (a).
- We can also observe that in the case of vibrating foliated iron cast the black lead foils are less branched than those of non-vibrating cast iron (a, b)
- The size of the grains differ in the case of both types of iron, being more refined and more uniformly dispersed in the case of vibrating iron.

Received May 15, 2008 *Technical Univesrisy "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1 . Barbu, G., - **Solidificarea aliajelor sub influenta vibratiilor**, Ed. Vasiliana'98, lasi 2003;
2. Barbu, G. - **Contributii la imbunatatirea structurii aliajelor metalice prin turnare sub influenta vibrarii**, **Teza de doctorat**, Universitatea Tehnica "Gh. Asachi", lasi, iulie 1998;
3. Barbu Gelu, Cojocaru V., Carcea I. - **Instalatie de turnare cu vibrare**, **brevet inventie** Romania, nr. 108.934 Bl / 1994;
4. Stefanescu FL., Bratu C., - **Cercetari privind influenta vibrarii asupra compactitatii aliajelor turnate**, **Metalurgia, nr.5**, 1985.

VIBRATII APLICATE LA SOLIDIFICAREA FONTELOR CU GRAFIT NODULAR

Rezumat: Acesta lucrare este rezultatul cercetarilor privind influenţa vibratiilor asupra fontelor cu grafit nodular. Determinarea proprietatilor mecanice şi structurii s-a efectuat atat pe probe turnate static cat si dinamic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NUMERICAL SIMULATIONS OF HOLLOW LIQUID XE JET FORMATION FOR LASER-PLASMA GENERATION

BY

PETRU-EDWARD NICA[1*], MARICEL AGOP[1], IOAN CARCEA[2]

Abstract *The formation mechanism of capillary hollow liquid Xe jet in vacuum is investigated. Such jets are used as non-contaminating targets for soft X-ray and extreme-ultraviolet sources by means of laser produced plasmas. The strong evaporation explains jet freezing and the gradual increase of inner gas pressure. By using hydrodynamic arguments, the time dependencies of the jet parameters are numerically computed for a hollow jet having a thin wall. The pressure of the inner gas steeply increases to a maximum value, from where the condensation on the inner jet wall occurs. The physical processes which are involved in jet generation are discussed.*

Keywords: *numerical simulation, laser-plasma generation*

I. INTRODUCTION

At present, intense efforts are made to optimize an extreme ultraviolet (EUV) radiation source for the next generation of lithography technologies. Laser produced plasmas are attractive due to their small size, high brightness and high spatial stability. However, the conventional targets have limited operating time and produce debris[1)] which may destroy or coat the EUV collecting optics that are positioned close to the plasma. The amount of produced debris can be limited by replacing conventional solid targets with gas[2)], gas-cluster[3)], liquid-jet[4),5)], or liquid-droplet[5)] targets. Such regenerative targets provide fresh material for operation without interruption and allow the use of high repetition-rate lasers, thereby having potential for high average power. Furthermore, noble gases like xenon eliminate the coating problem, being considered as non-contaminating target materials[1)].

Recently, the hollow Xe targets[5),6)], *e.g.* liquid Xe hollow jet, are considered to improve the conversion efficiency of the laser energy into EUV radiation by increasing the plasma life-time and reconverting plasma expansion energy. However, a stable laser–plasma generation requires a spatially stable liquid jet because the operating point should be far from the nozzle[5),7),8)] It is the main motivation for studying the jet stability.

In the present paper, the obtaining mechanism of liquid Xe hollow jet is analyzed. Taking into account the jet vaporization, cooling and freezing, its radius dependencies on time, on nozzle temperature and jet velocity are numerically computed.

II. THEORETICAL MODEL

When the liquefied inert gas jet is injected into vacuum, the strong evaporation will quickly cool the jet, leading to rapid freezing. Moreover, for a hollow jet, two different evaporation rates, from the inner and the outer walls, give a pressure difference which gradually increases

[*] Email: pnica@ch.tuiasi.ro

the tube radius and can lead to the jet destabilization. The inward and outward molecular fluxes, ϕ_{in}, ϕ_{out}, are given by[9)]

$$\phi_{in} = \frac{\alpha}{4}\sqrt{\frac{8}{\pi k_B T \cdot m}}[p_v(T) - p_{in}], \quad \phi_{out} = \frac{\alpha}{4}\sqrt{\frac{8}{\pi k_B T \cdot m}}[p_v(T) - p_{vac}], \tag{1a,b}$$

where α is the sticking coefficient, T the temperature, k_B the Boltzmann constant, m the atomic mass, $p_v(T)$ the saturated vapor pressure, and (p_{vac}, p_{in}) are the vacuum chamber and the inner pressure, respectively.

Having a thin wall of the hollow jet, the thermal field is uniform across the jet section. Thus, by extending the results from Ref. [8], the jet temperature as function of time can be expressed in the form

$$\frac{dT}{dt} = \begin{cases} -\dfrac{2L_v m[\phi_{out} r_{out} + \phi_{in} r_{in}]}{\rho_l(T) C_{P(l)}(T)[r_{out}^2 - r_{in}^2]}, & (t < t_{fi} \ \ i.e. \ \ T > T_f) \\ 0, & (t_{fi} < t < t_{sol} \ \ i.e. \ \ T = T_f) \\ -\dfrac{2(L_v + L_f) m[\phi_{out} r_{out}(t_{fi}) + \phi_{in} r_{in}(t_{fi})]}{\rho_s(T) C_{P(s)}(T)[r_{out}^2(t_{fi}) - r_{in}^2(t_{fi})]}, & (t > t_{fi} + t_{sol}, \ \ i.e. \ T < T_f) \end{cases}, \tag{2a-c}$$

where t is the time, L_v, L_f the specific latent heat of vaporization and fusion, C_P, ρ the specific heat and density. The subscripts (l, s) refer to the liquid and the solid state. The inner and outer hollow jet radii, $r_{in,out}$ (see Fig. 1) were considered constant below the freezing point temperature (T_f=161.36K), *i.e.* by the time of freezing initiation (t_{fi}). It should be noted that all quantities except m from the right side of Eqs. (2a,b) are time-dependent, even indirectly by means of temperature dependence on time. After the solidification starts, the liquid-solid transition occurs in a time given by

$$t_{sol} = \frac{\rho_l(T_f)[r_{out}^2(t_{fi}) - r_{in}^2(t_{fi})]L_f}{2m \cdot r_{out}(t_{fi})\phi_{out}(T_f)[L_v + L_f]} + \frac{r_{in}(t_{fi})}{r_{out}(t_{fi}) \cdot \phi_{out}} \int_{t_{fi}}^{t_{fi}+t_{sol}} \phi_{in} dt. \tag{3}$$

In Eq. (3) the outward flux is taken constant due to the constant jet temperature ($T = T_f$) during the solidification process and the inward flux is time-dependent through the time dependence of the inner pressure – see Eq. (1a). However, the contribution of the second term from the right side of Eq. (3) can be neglected because the inner gas pressure increases rapidly towards the saturation curve, leading to the decreasing of inward molecular flux. This will be shown below.

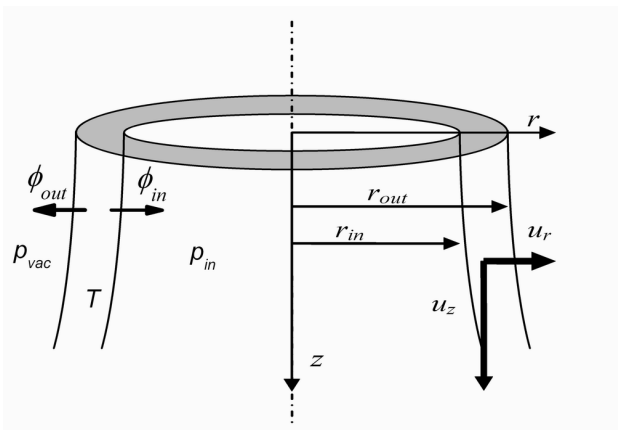


Figure 1: *The geometry of the hollow liquid Xe jet*

By considering the inner gas as ideal, the inner pressure dependence on time is given by

$$\frac{dp_{in}}{dt} = k_B T \frac{2\phi_{in}}{r_{in}} + \frac{p_{in}}{T}\frac{dT}{dt} - \frac{2p_{in}}{r_{in}}\frac{dr_{in}}{dt}, \tag{4}$$

where the first term is due to the evaporated molecules from the inner wall, the second term is due to the inner gas cooling, and the third term is due to inner jet radius dependence on time. The inner gas temperature is approximated as being identical with the jet temperature. Furthermore, we approximate that all the inner gas parameters are constant inside a given cross-section of the jet, and vary only along the z-axis with time.

The time dependence of the jet radius is given by two factors: the mass loss due to the evaporation and the pressure difference between the inner and outer gas. For the practical case of interest when the initial Xe jet temperature is T_0=190K, the relative mass loss due to the evaporation up to freezing initiation, *i.e.* $dM / M = (c_{P(l)}(T) / L_v)dT$,[8] can be estimated using the thermophysical constants from Ref. [10] to be 10.04%. Consequently, this aspect will be neglected in the followings and only the liquid hydrodynamics will be considered. For a laminar incompressible viscous flow of the jet, it is described by the well-known Navier-Stokes and the continuity equations,

$$\begin{aligned} \frac{\partial \boldsymbol{u}}{\partial t} + (\boldsymbol{u}\cdot\nabla)\boldsymbol{u} &= -\frac{\nabla p}{\rho} + \frac{\eta}{\rho}\Delta \boldsymbol{u}, \\ \nabla\cdot\boldsymbol{u} &= 0 \end{aligned}, \tag{5a,b}$$

where $\boldsymbol{u}$ is the velocity. Assuming a constant axial velocity (u_z - see Fig. 1) and using cylindrical coordinates for describing the liquid jet, the above equations become

$$\begin{aligned} \frac{\partial u_r}{\partial t} - \frac{u_r^2}{r} &= -\frac{1}{\rho}\frac{\partial p}{\partial r} - \frac{\eta}{\rho}\frac{\partial^2 u_r}{\partial z^2} \\ \frac{\partial u_r}{\partial r} &= -\frac{u_r}{r} \end{aligned}, \tag{6a,b}$$

u_r being the fluid radial velocity and η the viscosity.

Since the jet dynamics in radial direction is a free boundary problem, additional difficulties arise in solving the system of Eqs. (6a,b) coupled with Eqs. (2a-c) and Eq. (4).[11] Therefore, let us consider Eq. (6b) in the form

$$u_r = \frac{u_{r,in} r_{in}}{r}, \tag{7}$$

where $u_{r,in}$ is the inner wall radial velocity. By averaging on the wall thickness, it results

$$\bar{u}_r = u_{r,in}\frac{r_{in}}{r_{out} - r_{in}}\ln\left(\frac{r_{out}}{r_{in}}\right). \tag{8}$$

Then, Eq. (6a) can be approximated as

$$\frac{d}{dt}\left(u_{r,in}\frac{r_{in}}{r_{out}-r_{in}}\ln\left(\frac{r_{out}}{r_{in}}\right)\right) = \frac{2(r_{in}p_{in,wall} - r_{out}p_{out,wall})}{\rho_l(T)(r_{in}^2 - r_{out}^2)} - \frac{\eta(T)}{\rho_l(T)}\frac{1}{u_z^2}\frac{d^2}{dt^2}\left(u_{r,in}\frac{r_{in}}{r_{out}-r_{in}}\ln\left(\frac{r_{out}}{r_{in}}\right)\right), \tag{9}$$

where the z – coordinate dependence was regarded as time-dependence (the constant axial velocity is assumed), and

$$u_{r,in} = dr_{in}/dt\,,\ r_{in} = r_{in}(t)\,,\ r_{out}(t) = \sqrt{r_{in}^2(t) + d_0^2 + 2r_{in}(0)d_0} \qquad \text{(10a-c)}$$

with $r_{in}(0)$ and d_0 the inner radius and respectively the hollow jet wall thickness at the initial time. The total pressures on the inner and outer wall, ($p_{in,\ wall}$, $p_{out,\ wall}$) are given by three contributions: i) the ambiental hydrostatic pressure (p_{in}, p_{vac}); ii) the pressure due to the superficial tension ($-\sigma_l(T)/r_{in}$, $\sigma_l(T)/r_{out}$), where σ_l is the superficial tension coefficient; iii) the vaporization induced inner and the outer pressures ($p_{in,vi}$, $p_{out,vi}$) which are expressed using Eq. (1a,b) by [9]

$$p_{in,vi} = m \cdot \phi_{in} v_{th} = \frac{2\alpha}{\pi}(p_v(T) - p_{in}),\quad p_{out,vi} = m \cdot \phi_{out} v_{th} = \frac{2\alpha}{\pi}(p_v(T) - p_{vac}),\quad \text{(11a,b)}$$

v_{th} being the thermal velocity. Consequently, it results:

$$p_{in,wall} = \frac{2\alpha}{\pi}(p_v(T) - p_{in}) + p_{in} - \frac{\sigma_l(T)}{r_{in}},\ p_{out,wall} = \frac{2\alpha}{\pi}(p_v(T) - p_{vac}) + p_{vac} + \frac{\sigma_l(T)}{r_{out}}\ . \text{(12a,b)}$$

The one-dimensional problem expressed by the system of Eqs. (2a-c), (4) and (9) with the expressions given by Eqs. (1a,b), (3), (10a-c) and (12a,b) was numerically solved. The unknown functions are: $T=T(t)$, $p_{in}=p_{in}(t)$, $r_{in}=r_{in}(t)$. Thermophysical properties of Xe and their temperature dependencies are taken from Ref. [10]. For the vacuum pressure, p_{vac}=98 Pa is assumed, and the same value is taken for the inner gas initial pressure. The analyzed geometry corresponds to an annular nozzle having $r_{in}(0)$=70 μm and $r_{out}(0)$=75μm. For the sake of simplicity, we considered the (α) coefficient in our calculations as being 1. However, the molecular dynamic simulations (for example see the computations from Ref. [12] for Ar) show that it depends on the particle impact energy as well as on the surface temperature.[13] Typically, α is ranged between 0 and 1, and for a successfully understanding of the evaporation and condensation processes, an expression for the energy flux is also required.[13]

III. NUMERICAL RESULTS

The results of the numerical calculations for a hollow jet with axial velocity u_z=0.5 m/s are plotted in Fig. 2 and Fig. 3 for the cases of two initial temperatures, T_0=190K and T_0=170K. Figs. 2a)-c) shows time dependencies of the jet temperature, inner gas pressure, inward and outward molecular fluxes. In Fig. 3 the inner gas state is plotted by using the equilibrium diagram of Xe.

The following regions can be distinguished for T_0=190K (see dashed marks in Fig. 2 and their correspondent in Fig. 3):

i) A-B region: the inward and outward fluxes decrease as the jet temperature decreases. Meantime, the inner gas pressure also increases because of the inward evaporation, which furthermore rapidly decreases of the inward molecular flux. At B-point the inner pressure reaches its maximum value, the inward flux becomes zero, and the inner gas state reaches the saturation curve as shown in Fig. 3. By comparison, for T_0=170 K, the solidification is earlier initiated and the saturation curve is not reached (see dotted curves in Figs. 2a)-c));

ii) B-C region: the outward evaporation keeps cooling the jet, but the inner gas is oversaturated and is condensing, *i.e.* a negative inward molecular flux;

iii) C-D region: at the C-point the liquid jet starts freezing. After t_{fi} = 2.02 μs, the fusion temperature, T_f=161.36 K is reached. Consequently, the temperature and outward flux become constant for t_{sol} = 6.7 μs. The inner flux rapidly tends to zero (see Fig. 2a) and the inner gas

state goes toward the liquid-gas saturation curve at constant temperature, T_f (see Fig. 3). This allows us to neglect the second term in the right-side of Eq. (3);

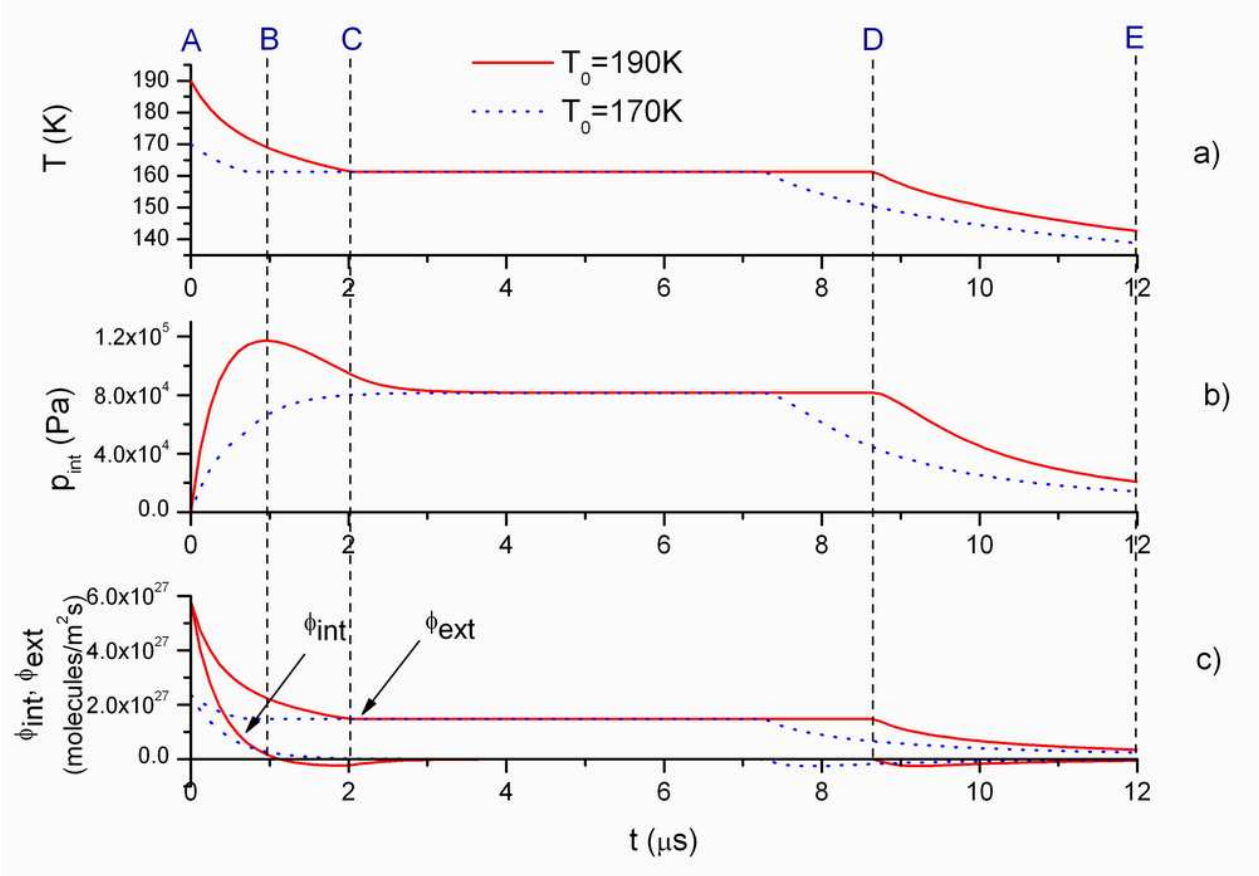


Figure 2a)-c): *The time dependencies of the jet temperature (a), the inner gas pressure (b), the inward and outward molecular fluxes (c), for the jet initial temperatures T_0=190K (continuous line) and T_0=170K (dotted line), and the initial axial jet velocity, u_z=0.5 m/s*

iv) D-E region: the jet cooling continues due to the outward evaporation and a low negative inward flux determines inner condensation, since the inner gas is in an oversaturated state.

In Fig. 4 the inner radius time-dependencies for T_0=190K and various velocities are plotted up to the freezing point. The time domain is taken below t_{fi} = 2.02 μs since the freezing initiation time was found to vary with less than 1% in respect with the axial velocity.

The following results: i) the increase of the jet inner radius *vs.* time becomes more significant with the increasing the jet velocity; ii) as a test for the result accuracy, the arbitrary increasing of the viscosity coefficient by 10^5 times gives a constant radius; iii) neglecting the second term in the right-side of Eq. (9), the curve corresponding to a non-viscous fluid are overlapping with the curve corresponding to u_z=10 m/s and viscous state. This suggests that at such velocity the role played by viscosity becomes negligible. It should be noted that the present analysis is limited to the laminar flow. Thus, assuming the tube thickness as the characteristic length, the corresponding Reynolds numbers at the nozzle exit are found to be less than 2500.

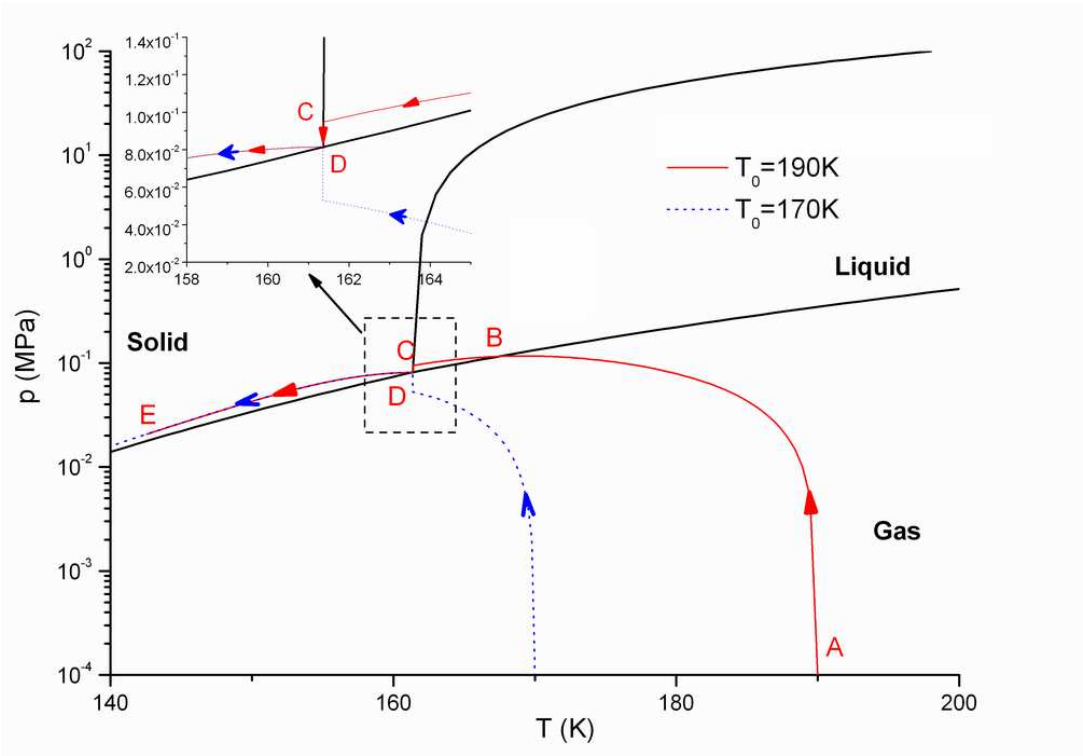


Figure 3: *Inner gas evolution on the phase diagram for the initial jet temperature T_0=190K (continuous line) and T_0=170K (dashed line)*

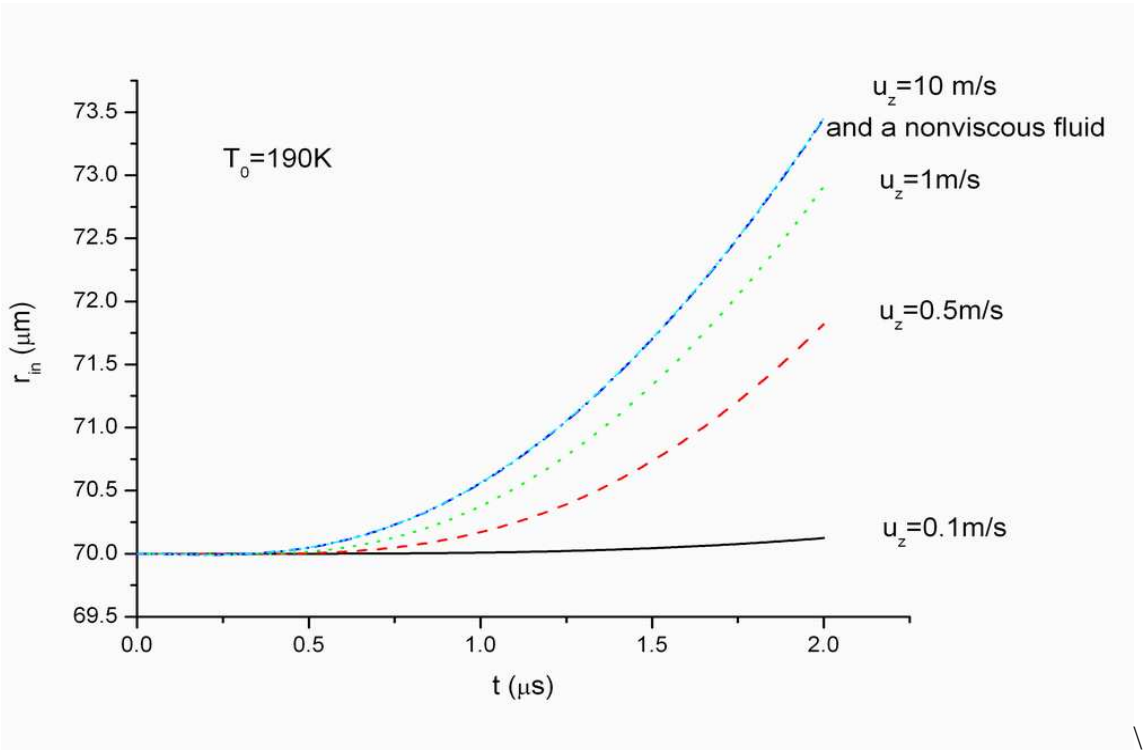


Figure 4: *Inner jet radius dependence with time for T_0=190K and various axial velocities*

IV. CONCLUSIONS

The main conclusions of the present paper are as follows:

i) The mechanism of obtaining a hollow Xe liquid jet was analyzed. For wall thicknesses of tens of micrometers, the thick wall model was used for the mathematical treatment;

ii) Having a thin jet wall, the temperature across the jet section is considered uniform. The pressure difference between the inner and outer region gradually increases the jet radius. Using hydrodynamic arguments, the time dependence of radius is established;

iii) The pressure of the inner gas steeply increases to a maximum value, from where the condensation on the inner jet wall occurs.

Received May 16, 2008

[1]Department of Physics,
[2]Faculty of Materials Science and Engineering
Technical "Gh. Asachi" University, Iasi,

REFERENCES

1. Turcu, J.C.E., Dance, J.B., 1999. X-Rays from Laser Plasma, John Wiley & Sons, Chichester.
2. Kubiak, G. D., Bernardez, L., Krenz, K., 1998. High-power extreme ultraviolet sources based on gas jets. In Emerging Lithographic Technologies II, Ed. Vladimirsky, Y., Proc. SPIE 3331, 81-89.
3. Fiedorowicz, H., Bartnik A., 1996. Demonstration of soft X-ray lasing with Neon-like Argon and Nickel-like Xenon ions using a laser-irradiated gas puff target. Phys. Rev. Lett. 76, 415-418.
4. Berglund, M., Rymell, L., Hertz, H.M., 1998. Cryogenic liquid-jet target for debris-free laser-plasma soft x-ray generation. Rev. Sci. Instrum. 69, 2361-2364.
5. Inoue, T., Nica, P.E., Kaku, K., Shimoura, A., Amano, S., Miyamoto, S., Mochizuki, T., 2006. Studies on cryogenic Xe capillary jet targets for laser-produced plasma EUV-light source. Proc. SPIE, 6151, 132-133.
6. Miyamoto, S., Amano, S., Inoue, T. , Nica, P.E., Shimoura, A., Kaku, K. Sekioka, T., Mochizuki, T., 2006. EUV Source developments on laser-produced plasmas using cryogenic Xe and lithium new Scheme target. Proc. SPIE, 6151, 134-135.
7. Hansson, B.A.M., Rymell, L., Berglund, M., Hemberg, O., Janin, E., Thoresen, J., Mosesson, S., Wallin, J., Hertz, H. M., 2002. Status of the liquid-xenon-jet laser-plasma source for EUV lithography. Proc. SPIE 4688, 102-109.
8. Hansson, B.A.M., Berlung, M., Hemberg, O., Hertz, H.M., 2004. Stabilization of liquefied-inert-gas jets for laser-plasma generation. J. Appl. Phys. 95, 4432-4437 .
9. Ho, T. C., 2002. Fluid Handbook, Chapter 8, Edited by J.M. Saleh, McGraw-Hill, New York.
10. Rabinovic, V.A., Vaserman, A.A., Nedostup, V.I., Veksler, L.S., 1987. Thermophysical Properties of Neon, Argon, Krypton, and Xenon, National Standard Data Service of the USSR. a series of property tables, Hemisphere Springer-Verlag, Berlin, and data supplied by NIST (http://webbook.nist.gov/chemistry/fluid).
11. Acheson, D.J., 1990. Elementary Fluid Dynamics, Oxford University Press.
12. Yasuoka, K., Matsumoto, M., Kataoka, M., 1994. Evaporation and condensation at a liquid surface. I. Argon. J. Chem. Phys. 101, 7904-7911.
13. Bond, M., Struchtrup, H., 1994. Mean evaporation and condensation coefficients based on energy dependent condensation probability. Phys. Rev. E 70, 061605.

SIMULĂRI NUMERICE ALE FORMĂRII UNUI JET TUBULAR DE XENON PENTRU GENERAREA PLASMELOR LASER

(Rezumat)

Se analizează mecanismul formării în vid a unui tub capilar de Xenon lichid. Astfel de jeturi sunt folosite ca ţinte necontaminante pentru sursele de radiaţii X-moi şi extrem ultraviolet prin intermediul plasmelor produse cu ajutorul laserului. Evaporarea puternică explică îngheţarea jetului şi creşterea graduală a presiunii gazului interior. Folosind argumente hidrodinamice, se calculează numeric parametrii unui jet având o grosime subţire a peretelui. Presiunea gazului interior creşte brusc la o valoare maximă, iar apoi se realizează condensarea pe pereţii interiori. Se discută procesele fizice implicate în generarea jetului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOFTWARE APPLICATIONS FOR DESIGN OF THE FOUNDRIES TECHNOLOGICAL PROCESSES

BY

Ion CHIRA

Abstract. *The present work stands for a brief synthesis of the last ten years accomplishments in the field of softs dedicated to foundry technologies. this view of the main applications that inforced themselves in the technological practice from abroad and, partially from romania, should frame the computer work informatic future tendencies, technological designing in the cad/cae-cam/cim systems, the general levels and standards against which we must lead the structure of the metallurgic national department, organization of the foundries and their management, towards maximum efficiency and optimal interconnection to the european circuit.*

Keywords: expert systems, technological softs, computer technological operations leading

I. OPPORTUNITIES OF COMPUTER FOUNDRY TECHNOLOGIES DESIGNING

Nowadays, the pouring technology design is still based on old empyrical methods, such as the one mentioned by Chvorinov (1940), a method that is based on the solidification time assessment according to the M mode.

The first computer numerical simulations of the solidification process were made by Eyres and other America researchers who, starting from 1946, applied the finished differences method to a simple piece solidification study.

In 1970, Pehlke and his contributors made a significant double study for the poured pieces solidification process. In this regard, they checked, by experiments and calculations, very simple pieces poured in classic forms and compared the different variants of the finished differences method.

In 1985, Ohnaka sets the direct finished differences method; Patankar approached the volume elements method, and Hang set the border elements method.

The solidification proces modeling through numerical methods have been the object of five international conferences *„Shaping of casting, welding and advances solidification processes”*.

Nowadays, a lot of metallurgical and technology designing enterprises from the metallurgical industry launched some programmes for the shaping of solidification, flowing and mixture filling in the pouring forms such as SOLSTAR, MAGMA SOFT, PROCAST.

With *CAD/CAM* programmes one can achieve the pouring technology optimization of a certain benchmark; the operation becomes efficient either in extremely valuable unique piece production (turbines, rolling mill cylinders, hydraulic bodies for nuclear power stations, big MU carousels) or in mass production, when assimilating a specialized manufacturing: auto, farming machines, textile equipments, aeronautic industry, birotics and computers.

II. THE POURING TECHNOLOGY COMPUTER WORK

The computer assisted designing starts from the classic technology; the first stage consists of computer work for the technological process, namely and afterwards, the optimization of the technological stages (pouring, filling the pouring form cavity with melting charge, cooling, solidification, temperature gradient in piece and form wall thickness etc.) on the basis of specific,dedicated applications.

For example, let's take into consideration the case of high pressure pouring process (TPI), a domain with a high degree of mechanization-automatization-robot using, namely formulating the subject as a *the designing of a TPI technological cell.*

The computer work strategy of this hypothetical technologic process „The TPI technologic functional cell", imposes a series of stages and levels of conception - development:

- expert system (SE) base setting and conceiving stage, at modulus architecture level;
- global architecture generation of the dosing and pouring process and of communication between submodulus;
- commands instrumentation and transmission to the conducted object (melting charge processing in the refining precincts, one pouring dosing and the compression room supply with the respectiv melting charge dose, mould oiling and locking, remaking the cycle);
- synthesis of the whole technological process mathematic model, as general supervising source of the designed expert system. An expert system, meant for industrial development applications contains the following basic components (see Fig. 1). The cognitive system, whose task is to organize, memorise, update and offer, in the benefit of the rezolutive system –cognition pieces of the usage specific field;
- *The self-organizing, self-adaptating and self-control system* supervises the other components functionning, establishes the dynamic connection between them, meanwhile assuring their structural adaptation to the functional requirements and specific contextual situations of the particular problems to be solved.

For an industrial process, such as the *High pressure pouring integrated technologic cell (TPI)*– the computer conducting scheme is principially presented in Figure 2. The thermic-technologic *refining,dosing and pouring* operations, in the presented scheme can be detailed, and the principle component elements can be particularized. The standard configuration architecture of the expert system and the soft correspondances designing with real technical-technologic elements consist of (see Fig. 3):

1. *Automatics elements:* Identification of process behaviour models; Automatic leading of the technological process, with informatic captators and interfaces;
2. *Supervising:* Process documents emission; Cartographic vectoring, as a complex computer graphic representation.

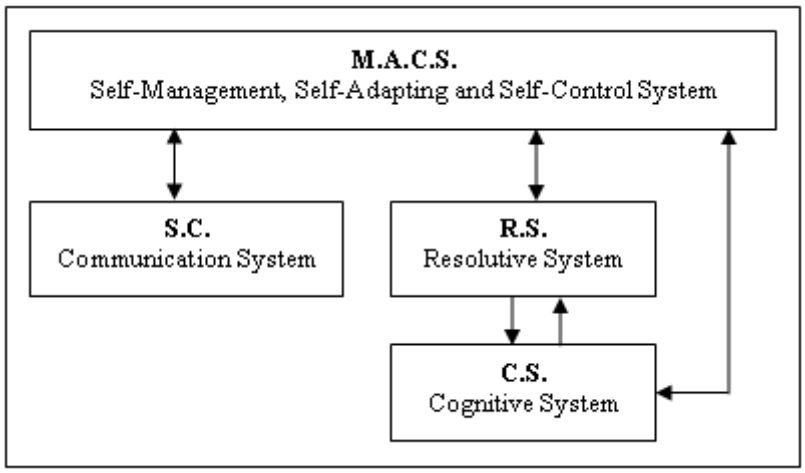


Fig. 1 Basic modulus in an expert system architecture

One can notice that the computer leading strategy of such a thermical-metallurgic process, under performance conditions (taking into consideration a large number of variable parameters), is a very difficult objective to touch, which requires optimal solving solutions and represents a situation that imposes a new approach and interdisciplinary treatement. In Figure 4, we presented the scheme of a technic data flow proposal within a foundry, that is in the course of assimilating the technology designing on the computer, through shaping and simulation of melting charge pouring-flowing, solidification-cooling in a form, or the difficult issue of pouring network heasing and optimising.

Similarly, in Figure 5, we indicate a logical succession for the poured pieces solidification shaping and simulation, and in Figure 6, we introduced the solidification model setting stages.

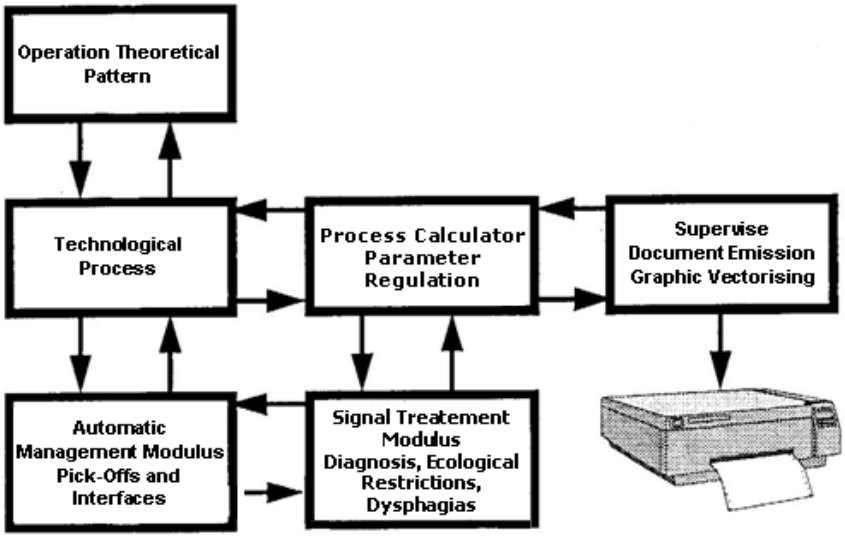


Fig. 2 Principially schemed and simplified representation for computer leading of an industrial technologic process

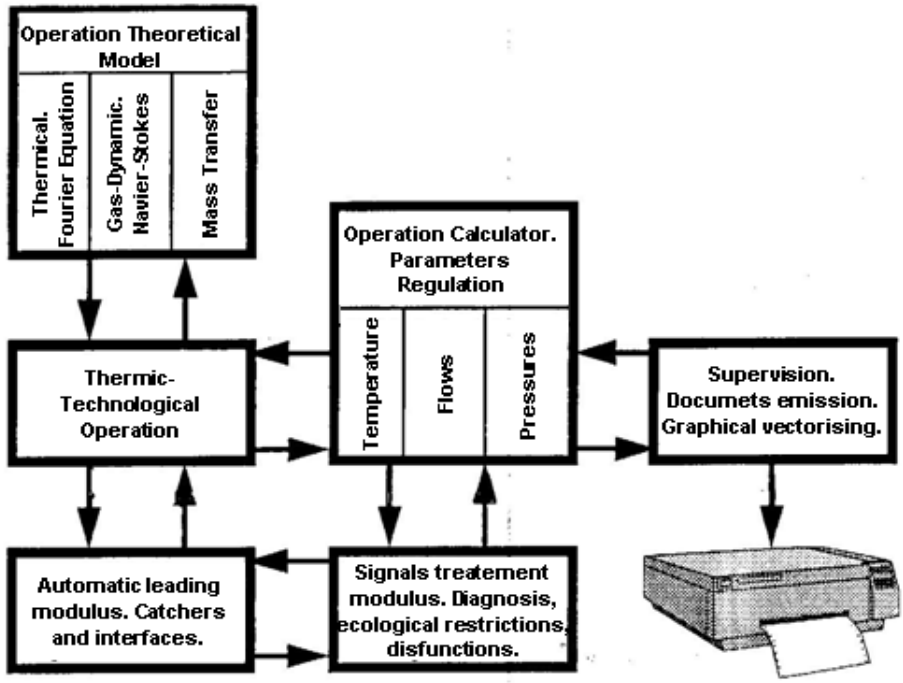


Fig. 3 The architecture of the piloting expert system of the TIP pouring step, in the integrated technological cell.

III. PRINCIPLES IN TECHNOLOGIC SOFTWARE ELEMENTS DESIGNING

3.1 The metallic melting charge flow during the pouring process.

The numeric simulation of the pouring processes, therefore the hydraulic elements and metallic melting charges flow are recent history due to the *NAVIER-STOKES* flowing situation and the nonliniar thermic transfer equations complexity in a tridimensional system. Solving these equations using numerical methods, the finished differences and finished elements methods were possible together with hardware and operating system development.

The programmes meant to solve the fluids flowing and mixtures solidifications problems appeared only in the 1980s due to the complex problems generated when solving fluid's free surface behaviour. At the present time, much significance has been given to the programmes that start from the finished differences method because of the rapidity with which they solve the flowing problems and, so, due to their efficiency in industrial applications where the response time is essential.

The mixture's flow under gravitational, viscid and pressure gradient's forces is decribed by the speed and pressure field whose evolution is given in the Navier-Stokes equation, the continuity equation and the free surface conditions.

3.2 Solidification of metallic melting charges during cooling in the pouring form

The thermical transfer during the flowing and solidification processes is ruled by the *FOURIER EQUATION* – thermic conductibility. This equation is accompanied

by the initial and limit conditions, *Cauchy Type* (when we consider the external environment temperature and the global coefficient of heat exchange between environment and the analysed system, as programme input data; this case appears when the heat exchange conditions are given to the system's external part, through thermic convection), *Dirichlet* (when we consider as input data the temperature of the ingot surface or of the poured piece) and *Neumann* (when we consider as input data the thermic flow on the border segment considered, as in the case of radiations or external heat source). The specific equations that we mentioned apply to the participant domains.

To solve the physical shaping we must use different techniques and methods; the special literature shows numerous case studies in this field. For example, with the *SOLA - VOF = Solution Algotithm - Volume of Fluid method*, based on an explicit finished differences scheme, applied on a crossing 3D graphic grating, we can solve a series of problems with regard to steel ingots pouring.

IV. DEDICATED TECHNOLOGICAL SOFTS

4.1. The MAGMA soft Programme

Modular structure. Brief descriprion of capabilities.

The programme package dedicated to <MAGMA soft> piece pouring is one mainly meant to simulate the flowing and heat transfer phenomena; the package was developed for *UNIX* operating system computers**,** with *X-Windows* graphic interface.

MAGMA soft is a modular package, that contains: Project management; Preprocessor, which includes geometry defining; Optional transfer from CAD packages and network generating with finished elements; Main processor for process description and numeric calculations; Postprocessor for results visualising and assesment; Thermophysical data collection and manipulation. All modulus are written in standard **C** or *FORTRAN 77***.**

Main moduluss for fluid dynamics calculation and heat transfer phenomena:

a. *MAGMA/fill* – a modulus to simulate the pouring form filling and fluid flowing process – metallic mixtures. While filling the form, we analyse the melting charge flowing phenomena.
b. *MAGMA/solid* – solidification modulus with the following features;
c. *MAGMA/batch* **–** pouring modulus in permanent metallic forms;
d. *POSTPROCESSOR MODULUS* for results visualizing and validation**.**

Material thermophysical features database:

When needed, the modular architecture allows an up-grade, by adding other modulus such as:

- *MAGMA/hpdc* (low pressure injection pouring = TJP) or *MAGMA/lpdc* (for depression pouring procedings – such as the aspertion pouring);
- *MAGMA/iron* (microshaping for cast iron pouring).

4.2 The SOLSTAR Programme

Thus, the *SOLSTAR* programme belonging to *Fonseco*, the *Multimillion 3* version, can calculate and share a piece in 64 milions of volume elements, compared to the *Multimillion 2* variant, which can get 3 milions volume elements at maximum.

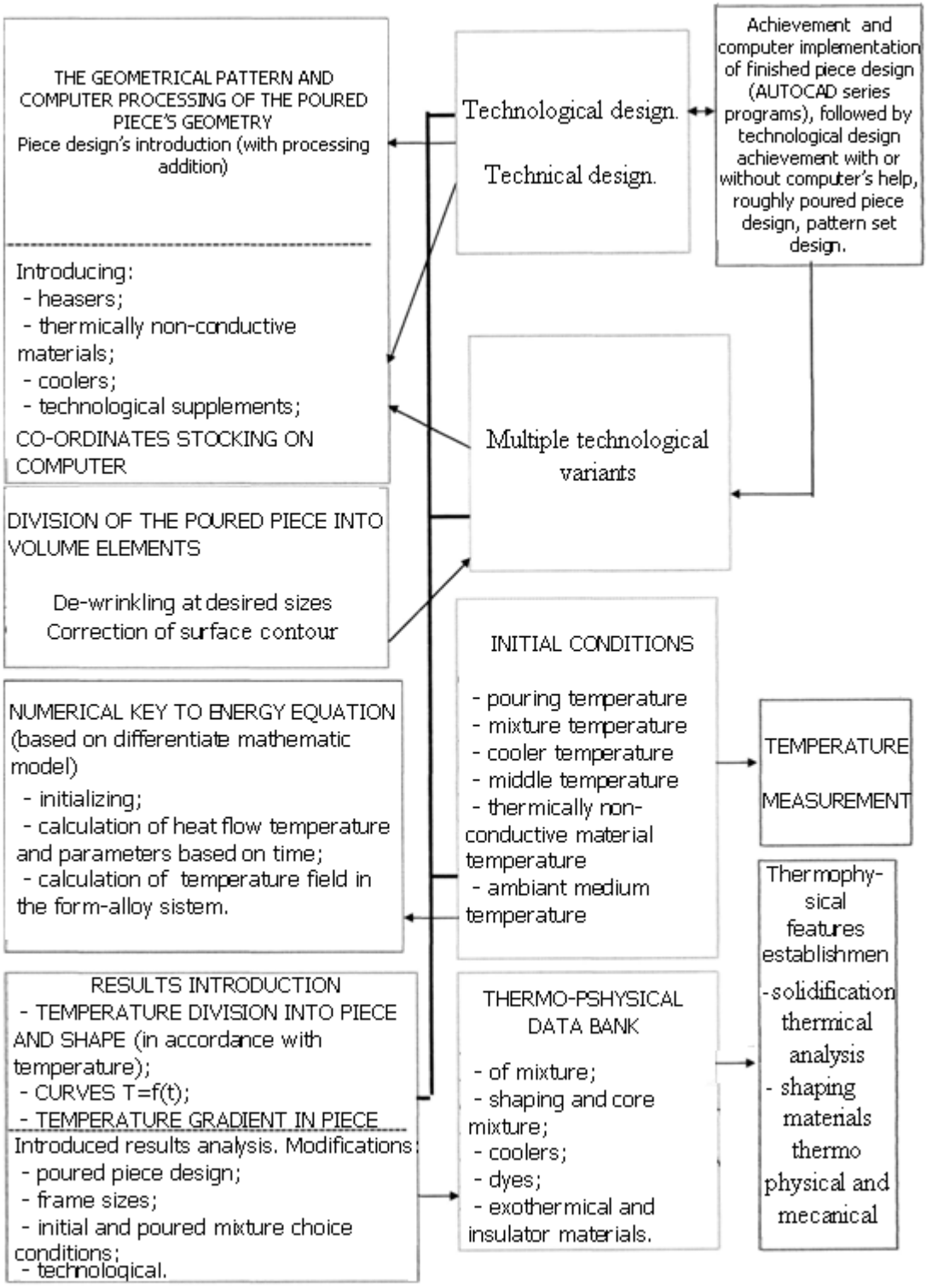


Fig. 4 Techic data flow wihtin a foundry.

4.3 The MAVIS Programme

The *MAVIS & DIANA* programme, that belongs to the *Alphacast sofware* firm, in cooperation with University of Wales Swansea (Marea Britanie), analyzes different mixtures solidification, poured as mixture or permanent mould, either by classic or pressure pouring. The programme analyzes the heat transfer through the finished

differences method and can determine the size and location of micro and microblister's appearance. With 25 installed programme packages, in Europe, the *MAVIS & DIANA* solidification simulation programmes have a very attractive cost – efficiency ballance.

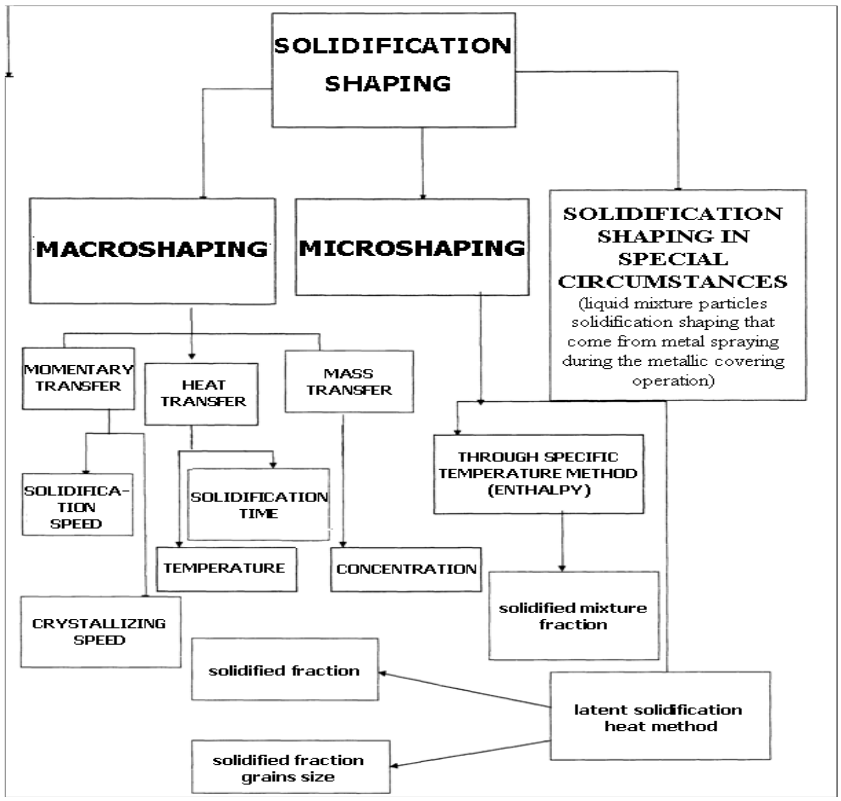


Fig. 5 Representation of the solidification shaping and simulation processes sequences.

4.4 The NOVOCAST Programme

The NOVOCAST programme (Sweden), introduced at the GIFA 1989 Congress, simulates the tridimensional mixtures' solidification (3D), involving an interface to take over the pieces drawings, directly poured from AUTOCAD. The programme analyzes the heat transfer through the finished differences method and can set the izosolidus curves, the temperature field within the mixture-form system, the diphasic zone, solidified mixture fraction, the microporosity zones location and size.

4.5 The SIMULOR Programme

The SIMULOR programme, created by Silicon grahics, can simulate the mixtures flowing and solidification and starts from the finished volume method. The 2.0 version enjoys a new man-computer interface, much easier to exploit, including a calculation and graphic accelerator, being able to shape solidification and flowing for high complexity pieces.

4.6 The PROCAST Programme

The PROCAST Programme, which belongs to the UES (The United States) and 3-MOS (Swiss) firms, is a solidification shaping programme, that analyzes the tridimensional heat transfer (3D) using the finished element mathematic method. The programme can determine the microstructures that appear after solidification and can be

easily adapted to a precision or continuous foundry, being able to determine the necessary conditions for a conducted solidification process.

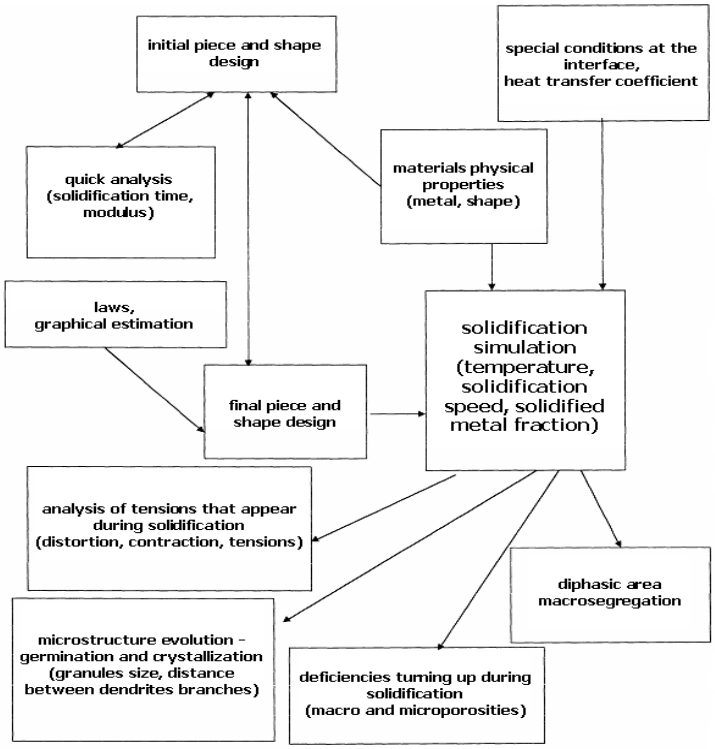


Fig. 6 Representation of a solidification shaping system.

REFERENCES

1. Bratu Ctin. and Popa I. – Solidification coefficient assessment through numerical shaping. In: Foundries Magazine, No. 1, 2000, p. 37 - 39, CZU 621.74 (051), ISSN 1224 - 21 – 44.
2. Bratu C. – Heat transfer simulation through the finite element method during the solidification operation of the poured pieces. In: Car Bulding, (44), nr. 11-12, 1992, p. 48-52.
3. Chira I. - Relansin Contract No. 720/2000: Functional pattern achievement of a technological cell (inclusively soft and hard) for under pressure pouring.
4. Chira I. – Typification of poured pieces' fabrication. In: „Metallurgy", 50, No. 5, 1998, p. 32-39, ISSN 0461–9579.

Received May 19, 2008

**Department of Cast Metals*
Materials Science and Engineering Faculty
„Politehnica" University of Bucharest

APLICATII SOFTWARE PENTRU PROIECTAREA PROCESELOR TEHNOLOGICE DIN TURNATORII

Rezumat. Lucrarea se doreste a fi o sumara sinteza a realizarilor ultimilor zece ani in domeniul softurilor dedicate tehnologiilor de turnare. Aceasta trecere in revista ar trebui sa contureze tendintele viitoare de informatizare computerizata, proiectrea tehnologica in sistemele CAD/CAE-CAM/CIM, nivelele si standardele generale spre care trebuie sa se fixeze structurararea departamentului national metalurgic, organizarea turnatoriilor si manageriatul acestora, spre o eficienta maxima si interconectarea optima la circuitul european.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STEPS AND CARRY ON STAGES USING METODOLOGY OF THE COMPUTER IN THE FIELD OF THE CASTINGS

BY

Ion CHIRA

Abstract. *In the progressed society, the globalization of the information spread brings about a multimodal system, which comprises the entire industrial activity, including the economic agents of foundries type.the computer represents the basis component of an information management system; the metallurgy engineers must become efficient users of the computerized information system and re-learn the designing and leading the technological processes with these inscribed applications. this paper presents the elementary concepts that must be kept in mind when implementing the computerized techniques in the metallurgy field and especially at economic agents of foundries type.*

Keywords: *operations informatic implementation, technological operations shaping, computer technological designing*

I. OPPORTUNITIES IN COMPUTER'S USAGE

1.1 The informational system

Computers are everywhere, likely connected to each other and thus, forming computer networks. All this because we more and more realize that the PC facilitates our work. But one must emphasize that a computer is, in fact, a „machine" that processes a series of *data* that we supply to it. Data are the key element in this entire chain. In fact, practice introduces, among other things, two concepts connected to it, namely the *informational* and informatics systems.

1.2 The informatic system

The set of elements involved in this entire process of data processing and transmission electronically form an **informatic system**. Within an informatic system, there can be: computers, data transmission systems, other hardware components, a software, processed data, the staff that exploits the calculation technique, theories that support the processing algorithms, etc.

The informatic system cover the most various fields; according to expertise, they are:

- Specialized systems, designed to solve a certain type of issue from a certain field;
- General usage systems, which help solving a large range of problems from several fields;
- Local systems, programmes necessary to process data when data are on one calculation system;

- Network systems, the system works within a computer network, in which case, data and programmes can be distributed to several workstations that are part of that network.

Depending on data localization and the processing place, there are different informatic systems:

1. With centralized data, data are on one calculation system only;
2. With distributed data, data are distributed on several computers within the network;
3. With centralized processing, data processing is being done on one workstation only, regardless of the number of stations that host data to process;
4. With distributed processing, several computers process data come from one or more computers of the network.

After the hierarchical level of informatical systems in the society's organizatorical structure, there are:

- Informatic systems for activities management within economic units;
- Organisation system with group structure;
- Territorial informatic systems;
- Branch, subbrench and national economic systems;
- General use systems.

II. DATA BASES MANAGEMENT SYSTEMS (SGBD)

An „aplicație" (an achievable programme) is a programme system designed to perform a well determined set of operations on data bases; the application consists of:

1. the very programmes (main programme, coordinator, menu programmes, screens, interrogations, indexes, actualisations, reports);
2. data bases.

Application's performance takes place at two levels:

- *Interpretative* – when a programme called „interpreter" takes each enunciation of application, translates it into an internal code and performs error analysis, executes it, then passes to the next enunciation;
- *Compilative* – when the whole application is being translated by the compilator programme into an intermediate code, memorised on the disk, called object code, submitted to suplementary processing by the connection editor in order to get the final achievable form of the application. The performing is done under the operation system's control.

Achievement of a data base implies: analysis of the system for which data bases are being built; designing the base structure; loading data into database; data base exploitment maintenance.

Effective achievement of an application implies: assign task, task analysis, application design; application coding, modulus testing, implementation of application, application maintenance.

1. *Assign tas*k. Task is assigned by the application beneficiary, in accordance with the activities that are about to be modeled.
2. *Task analysis.* This operation implies identification of data types, connections between them, necessary operations for their management. Task analysis ends with the

assignment of four „data multitudes”, whose rigour and exactitude influence the veracity of application’s results: description of input data; description of data stored in the database; list of performed processings on data; description of reports data.

3. *Application design.* At this stage, we achieve data and programmes structure design. Designing programme structure implies detailing the modulus necessary to application achievement: modulus for folders creation, data implementation, processing and result abstraction, error correction etc. These modulus are controled and coordinated by the main programme, that has the following structure: main programme; global picture declaration; global variables initialization; environment state saving (general inițialization).

4. *Application coding.* If at the precedent level called „initial designing of application” the detailing level has a „pseudocode” type, at this stage application is written in a specialized language, respecting the rule imposed by that one.

5. *Modulus testing.* At this stage, modulus are being checked, possible errors are detected and corrected, extreme cases analysis is being performed, tests are being designed.

6. *Application’s implementation.* We build the final form of application by gradual integration of tested functional modulus.

7. *Application maintenance.* We must remove the errors pointed out by the user during the warranty period, modernise and upgrade the application.

Database users can be:

- *Non specialist users* (conversational) that are offered a form of communication with database, close to current speech;
- *Specialist users* who know the structure of database;
- *Database administrator* is a special user, who defines database exploitation’s objectives, shares users access rights, elaborates database design conception, is in charge of all the activities and operations refering to database, helps defining users’ demands etc.

Databases languages. Within *„Databases Management Systems” (SGBD)*, data declaration and and manipulation functions are being done with different languages:

a. *Data defining languages (LDD).* LDD functions are: performs entities and their attributes definition by names, memorising form, length, specifies the connections between data and access strategies to them, assigns confidential different criteria, defines used data automatic validation criteria.

b. *Languages for data manipulation (LMD).* Operations performed on databases require a specialized language, where commands are expressed in sentences that describe actions upon the base. A command has the following structure: - *operation,* that can be an arithmetical or logical calculation, editation, extraction, opening-closing, manipulation (introduction, add, delete etc.); – *selection criteria* (for, while, where etc.); – *access mode* (secvential, indexed etc.); – *edit form;*

c. *Data control languages (LCD).* A database control implies: assuring data confidentiality and integrity; data saving in case of damage; getting performance; solving competition problems;

d. *Universal languages.* An universal language is rarely used to manage a database.

The interface between user and SGBD is achieved in two ways:

- Using a calling mechanism inserted in the application programme. This mechanism can be a CALL or another key word. A system that allows this type of mechanism is called a *SGBD wih a host language;*
- Using a special command, used independently. În this case, the managing syistem is called *autonomous SGBD*. Still, there is a special interface, which is capable to interprete the commands of the sollicitation language.

III. USINGE THE COMPUTER FOR DESIGN AND RESEARCH-DEVELOPMENT TYPICAL USAGE DOMAINS

Within the general context of optimizing the functioning of the industrial systems, the computer is used to: 1. – the so called designing; 2. –achievement of some data bases; 3. – shaping the technological processe; 4. – leading the processes towards working places; 5. – achievement of Expert Systems = SE.

The first stage of the fabrication – conception/designing, must anticipate the technic-technological evoluțion frame and be at a time level with < + *2-4 units* >, in an execution report.

Accordingly, the usage of computer and some programmes is implemented and < *authenticated* > during the designing process; implicitely, designing was the first <step> even in the case of number command units, and the peforming processor was subsequently implemented.

At international level, there have already been established a series of principles of the fundamental discipline, the theoretical base, including already known terms elements.

Our country confrunts itself with the same dilemma as in other domains (longlasting development –ecology, globalization, natural resources limitation, energetical alternatives etc.): < *taking the same stepsi, including the failures already known* > or < *selection of the essential points and framing at optimal levels only* >; chosing the variant is conditionned by the difference of the total costs. In this regard, we may think about the < *mechanization-automatization* > stages or integration by < *robotization* >.

We must give a series of explanations as far as terminology is concerned.

The designing working technique, in connection to computer's usage, through the appliance of some apprpopriate programmes and equipments, is defined as *CAD = Computer Aided Design*. The concatenation of the designing programmes with data processing systems, in the engineering science, is generically called *CAE = Computer Aided Engineering*. The integration of an enterprise into a complex and complete system of data monitoring, processing and administration is called *CIM = Computer Integrated Manufacturing*.

The *CAD* applications, with the designing assistance programmes systems are the most famous and are mainly made up of the scheme domains from Figure 1, as it follows:

1. a communication domain organizes data input and output to and from the designing department;
2. a method domain contains the working modulus corresponding to shaping, informing and calculation;

3. a data administration and management field, namely an integrating system of the data bank organizes all the data transfers and stockings between the method algorithms and communication domain on the one hand, and the data banks networks or specialized or standard individual folders, on the other hand;
4. the designing data base containts all the stocked geometrical and nongeometrical data, which are necessary both to the designing methods and to the communication between the projecting operator and the CAD system.

A fundamental characteristic of the CAD systems is made up of the *RID concept = Geometrical Objects Internal Representation.* This system is built on *a real object*; through the abstract process, one can get a *mental virtual object*, from which one can get an informational object, through formalization and multiple filtrations in fundamental specific languages. By a series of transformations and transposings based on the binary code, one can constitute an *internal model* in the computer's memory = *RIM* (see. Fig. 2).

In Figure 3, we give the very simple scheme of the tridimensional representation means essence of *objects – technical bench-marks* and of biunivocal transformations from an informational model (with discrete sizes, quantizable in volumes, surfaces, contours and/or points) to an *internal model of the computer, RIM type*.

An object representation can be achieved through a volume, surface or line model (the so called *the edges models or the wire models*).

The volume model (spatial) can be recomposed in a way oriented towards *bodies* or *surfaces*. For calculations and analytical integrations one needs the internal generation of a *tridimensional body*, therefore, the construction of a spatial model oriented towards bodies. Having a surface model, one is able to sufficiently describe volumes for constant thickness pieces only (e.g. tin pieces) or for rotation symmetry pieces.

Plane and rotation symetru pieces can be clearly described only by the bidimensional representations = < *D Models*>, surfaces or lines. These models are appropriate not only for the internal representation of *views* and *sections*; for the normal-classic drawings execution, this patterns is sufficient (v. fig. 4).

From < *2D Views* >, hand designed, scanned and introduced into the computer, through reconstruction automatic techniques – < *3D Models* > are automatically generated.

The macros technique is based on the usage of the already existant geometrical models, namely stocked for simple pieces, classic sets, fundamental structures; from case to case, these *patterns = standard solutions* are submitted to adaptations, adjusting, redimensioning. It is very productive to import from the data bases *stocked-archived representations = finished* elements, pieces and standardized-tipified solutions by usual devices and cars organs.

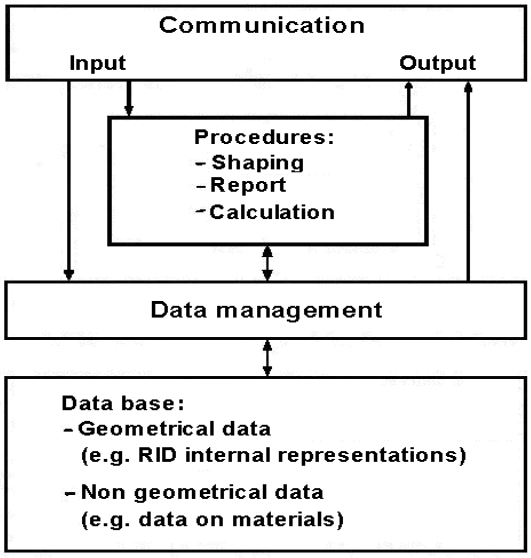


Fig. 1 General structure of the CAD programme systems.

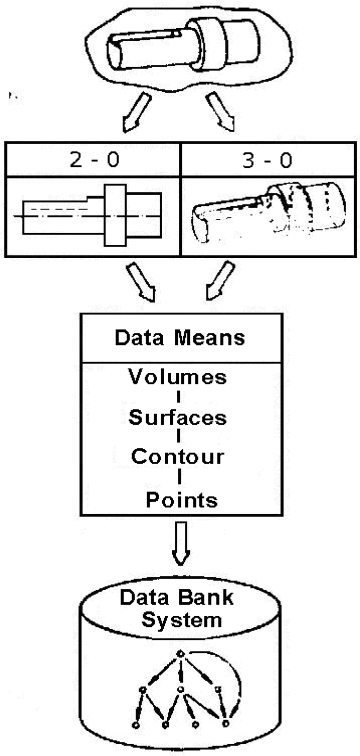


Fig.2. Abstractization models of technic objects.

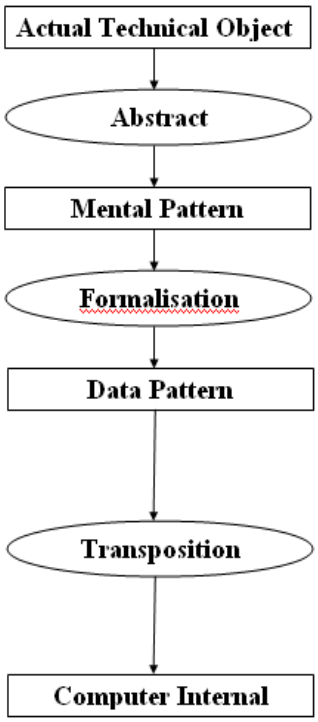


Fig.3. RIM principle general scheme of geometrical objects internal representation performing, in the computer's memory.

În the CAD field, a package of programmes can contain a large series of individual programmes and programme systems:

1. *Configuration programmes*, that can integrally perform a geometrical representation, calculation and preprocessing of the designing data, in an interractive

form; in a special way, there must be possible a shaping of the tridimensional geometry of the computer's internal model, on the basis of which rapid, accurate and exact regrant of classic projections of the usual technicalal drawing should be possible.

2. *Programmes specialized in data organization* (the fundamental principles of solving standardized pieces, materials, cost data, rate-setting times values, data connected to specific consummation); such data banks systems are easy to use with searching dialogue interractive facility programmes;

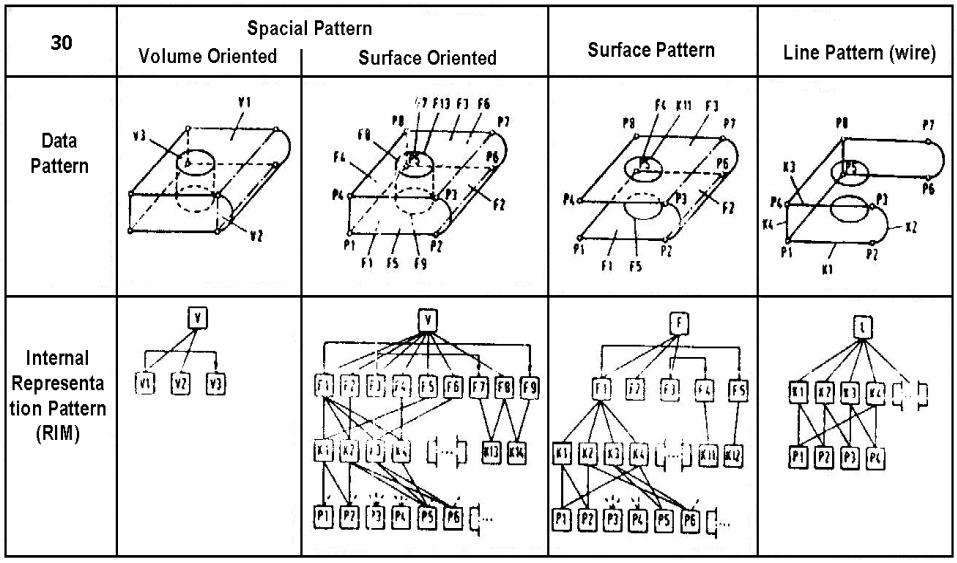


Fig. 4 Types of models for 3D objects, within the informațional field.

3. *Specialized-dedicated calculation programmes* (resistance, thermic, checking, interpretation, optimization, simulation, graphic representation or those to prove dependance of a certain size on a certain parameter, such as time, temperature, etc.);

4. *Drawing performing programmes* (generally, the systems for the bidimensional representations are sufficient);

5. *Synthesis programmes* (performing the documentation for the tipodimensional series designs, modular or adaptation constructions; these systems are mainly based on the combination of some modulus or blocks as banchmarks or sets, achieved under variation or modification of some parameters from the initial base).

Alongside with the pure drawing representations, the concatenation of the calculation stages with the geometrical effects communication is very importanț to designs and designer's conception activity optimization; in this regard we must mention only the *Finished Element Method = FEM,* a subject we'll talk about later.

IV. CONDUCTING THE TECHNOLOGICAL PROCESSES

At the level achieved by the most competent units of scientific and technological research, without needing the respective scientists' psysical participation to the problems effective solution, expert cognition availability stands for the central objective of the artificial intelligence applications, known in the world computer's field as *Expert Systems = SEs.*

In principle, SE have been developped under the following form:

- *specialized SEs*, that deal with a specific issue;

- *domain independent SEs*.

If the SE still does not give the right solution, the user fournishes it and the SE will emit, after a series of integration and selfreprogramming sessions, correct *reasonings (judgements)*. Using the *process computers* facilitates control, fixing and leading actions. The leading *activity*, conceived as the *optimal leading*, can be achieved by: 1. – mycrocomputer automatic system solution; 2. – like a SE.

The fundamental criteria that lie at the basis of SE development are: *Necessity* (satisfy industrial or technological requirement); *Capacity* (development according to industrial capacity to cover with resources requirements determined on the basis of the necessity criterium); *Flexibility* (elimination of factors that prevent industry from quick adaptation to requirements and resources unpredictable modifications, determining the transition parameters from one state to another); *Maintenance* (the necessity to maintain the industrial production level correlative to scientific and technicalal development). In the SE case, we get an upper stage of computer leading, with the microcomputer.

REFERENCES

1. Chira I. et. al., **Methodological and bibliographical rule for yearly projects in the „Shaping Theory",** Litografia I.P.B.Publishing House Bucharest, 1989.
2. Chira I., **Reporting and documentation in metallurgical research**, Litografia I.P.B.Publishing House Bucharest, 1989.
3. Chira I., Paper review: **Hütte – Engineer's Guide. Basis**. Translation from German, following the 29th edition. Tehnica Publishing House Bucharest,. In: Foundries Magazine, No. 1, 1998, p. 32-33, ISSN 1224-21–44.
4. Chira I., Relansin Contract No. 720/2000: Functional pattern achievement of a technological cell (inclusively soft and hard) for under pressure pouring.

Received May 19, 2008

**Department of Cast Metals*
Materials Science and Engineering Faculty
„Politehnica" University of Bucharest

ETAPELE SI METODOLOGIA DE UTILIZARE A CALCULATORULUI IN DOMENIUL PIESELOR TURNATE

Rezumat. In societatea informatizata, globalizarea circulatiei informatiilor realizeaza un sistem multinodal care cuprinde intreaga activitate industriala, inclusiv agentii economici de tipul turnatoriilor. Calculatorul este componenta de baza a unui sistem de gestionare a informatiei; inginerii metalurgi trebuie sa devina utilizatori eficienti ai sistemului informatic computerizat si sa reinvete proiectarea si conducerea proceselor tehnologice cu aceste aplicatii dedicate.Lucrarea prezinta notiunile elementare care trebuie avute in vedere la implementarea tehnicii computerizate in domeniul metalurgic si in special la agentii economici de tipul turnatoriilor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUPERFICIAL LAYERS WITH SPECIAL PROPIERTIES DEPOSED ON STEELS BY ELECTRIC DISCHARGE IN IMPULSE

BY

ADRIAN ALEXANDRU*, MARIUS HUTANU*

Abstract: *This paper work presents the experimental results on the proprieties of superficial layers deposed on steels by electrical discharge in impulse.*

Keywords: *electric impulse, electric spark, layers, properties*

1. Introduction

The surface engineering, as interdisciplinar technical science is a relative new concept which appeared in high developed countries as a result of the processing of the metallic materials with distinct propierties and as a result of spectacular development of the thermic treatments.

According by David Melford, "Surface Engineering" consists in essence in designing of surface and sublayer between, as a sistem, for conffering performances neither one not having selected separately.

So, the surface engineering is not a simple superficial treatment technology, but is about designing of the system basic material – superficial layer thus it too responsible at it role at rational use of materials and at accesible cost prieces.

In figure 1 are presented the characteristic areas, the proprieties and some of the criterions in consideration at designing of a system basic materials – superficial layer.

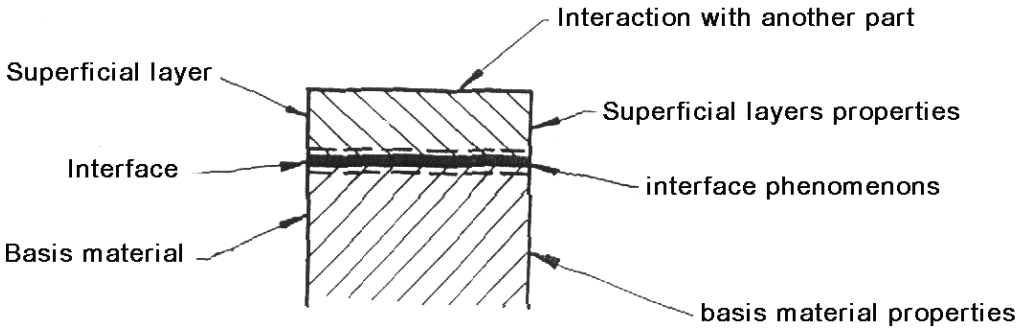


Figure 1. Characteristically areas and properties

The obtaining of the thin layers by electric spark presents some advantages as: high adherence of the layers, permits deposition of all materials which have electrical

conductivity, but there are some disadvantages as: residual stress in layer and large roughness.

The deposition and alloying by electric spark (DAES) uses inverse polarity (the part = cathode, the electrode = anode). In this case the deposition takes place in air or another gas, the electrode making a vibrating movement with or without a rotation.

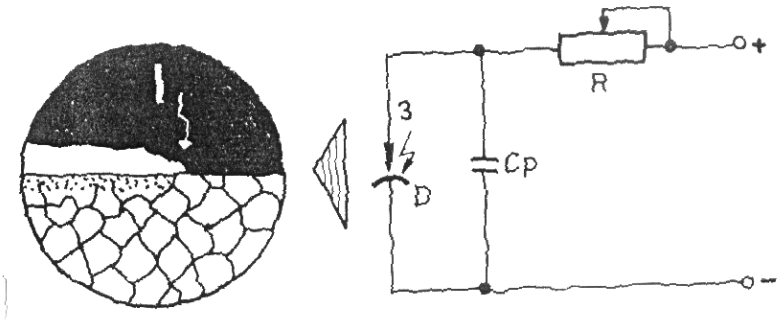


Figure 2. Superficial hardening by electric spark. a – the process; b – the device

The deposition process begins when the electrode is near the part at a critical distance (≅ 10 μm) when takes place the electrical discharge in impulse (the spark) which ends at the contact of the electrodes.

Because of high energy, on the surface of electrodes appears craters of electric erosion by melting and vaporisation. The obtained material, under the influence of hidrodynamic pressure and hidrodynamic force from the chanel of discharge is deposed on the part in small quantity $(2–3)\cdot 10^{-6}$g.

The discharge energy takes values between 8 … 18 Joule at 15 … 220 V, and the intensity of medium current may be 0,2 … 80 A.

Decreasing the energy of discharge has as result smaller thickness of deposed layers, smaller roughness and the deposed layer is more dense with more clean surface.

The process takes place with a electrode which vibrates at a 50 … 400 Hz frequency. The vapour presente from interelectrodic space is very big (10^8 Pa).

The characteristic feature of this process is the polar transfer of the material from electrode or from interelectrode space is limitated by the parameters of work system (the discharge energy) and by the nature of the material from part and electrode.

2. Research and results

The research work consist in deposition of wolfram on a unalloyed steel OLC55 – STAS 880-88 (C%% SREN) normalised (850^0C/air) and quenched at 840^0C/oil tempered at 600^0C/air with work surface grinded at Ra = 5 … 10μm.

The chemical composition of the steel is: 0,57%C; 0,74% Mn; 0,23% Si; 0,022% P; 0,025% S; 0,24% Cr.

The device deposition of thin layers is presented in figure 3.

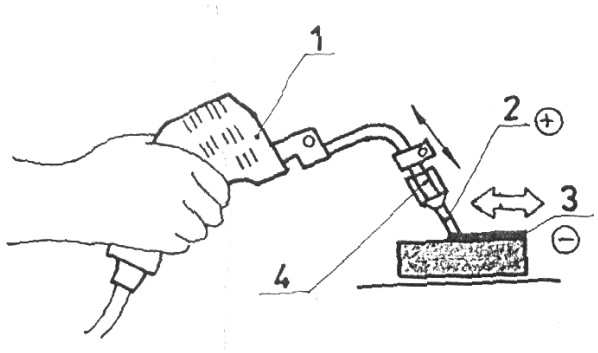


Figure 3. The device for deposition of thin layers; 1 – vibrator; 2 – electrode; 3 – deposed layer on the part; 4 – device for fixing the electrode

Work parameters at the deposition of the thin layers using on original device for electrical discharge in impulse MAX 101 where:

- the angle of electrode 70^0
- the energy of discharge in impulse 0,3 J
- tension: 220 V
- current intensity: 1,2 A
- frequency of vibration of electrode: 100 Hz
- productivity: 2 cm^2/min
- thickness of deposed layers 0,022 … 0,03 mm
- thickness of the electrodes: 2,2 mm

The sample where in slide shape with dimensions:53x10x1 mm for determination of weight and arrow in time of deposition and cylindrical shape (ϕ 8x60 mm) for determination of microhardness, abrasive wear resistance and structure.

On the slide samples where made roughness measurements and carrying of surface on thin layers deposed with W electrode.

By successive deposition on slide samples of more layers of W with different specific time results that the weight of samples increase till third deposition (M_1, M_2, M_3), after that, at fourth deposition, the weight of the samples decrease (M_4) as is presented in table 1 and figure 5. the bending arrow of slide sample increases after all four depositions (a_a, a_2, a_3) and decreases after a determination by vibrating electrode without electrical discharge in impulse (table 2; figure 4).

Table 1

Proba	St.in	Mo	M1	M2	M3	M4	ΔM1	ΔM2	ΔM3	M4Δ	ΣΔMi
OLC55	N	4,1541	4,2804	4,2841	4,2848	4,2775	0,1252	0,0037	0,0007	-0,0073	0,1223
	C	4,3218	4,3319	4,3401	4,3409	4,3381	0,0101	0,0082	0,0008	-0,0028	0,0163
42MoCr11	N	4,2080	4,3405	4,3430	4,3439	4,3405	0,1325	0,0025	0,0009	-0,0034	0,1325
	C	4,3511	4,3654	4,3718	4,3791	4,3702	0,0143	0,0064	0,0073	-0089	0,0189

Table 2

Proba	St.in	a_o	a_1	a_2	a_3	a_4	a_5	Δa_1	Δa_2	Δa_3	Δa_4	Δa_5
OLC55	N	0	0,35	0,66	0,71	0,76	0,59	0,35	0,31	0,05	0,05	-0,17
	C	0	1,01	1,24	1,25	1,28	1,08	1,01	0,23	0,01	0,03	-0,2
42MoCr11	N	0	0,43	0,57	0,67	0,71	0,47	0,43	0,14	0,10	0,04	-0,24
	C	0	0,20	0,40	0,52	0,68	0,24	0,2	0,2	0,12	0,16	-0,44

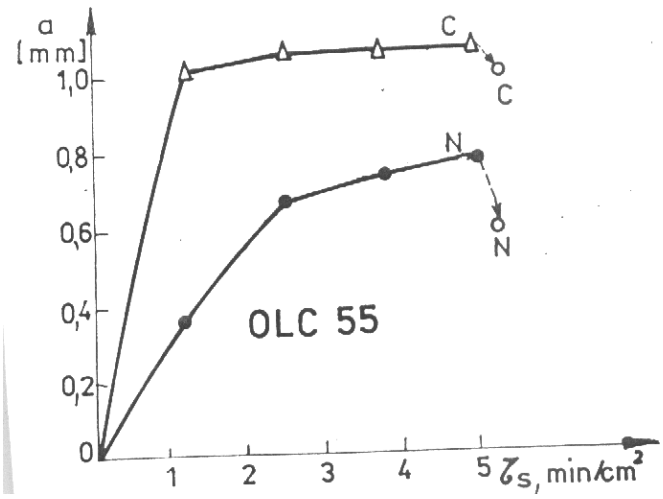


Figure 4. The variation of bending arrow in specific time of deposition on OLC 55 steel

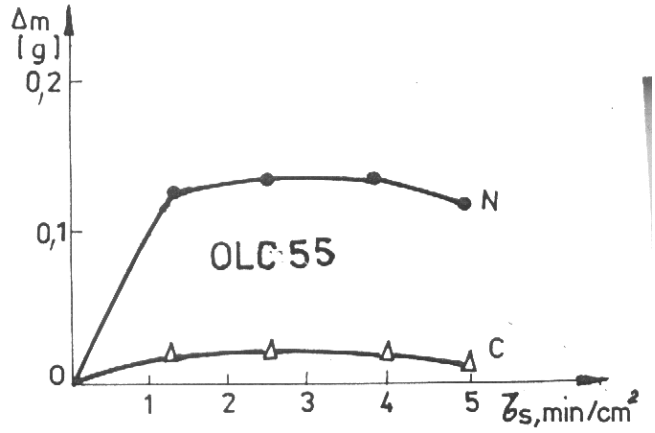


Figure 5. The variation of weight in specific time of deposition on OLC 55 steel

From table 1 results that the bigger weight (ΔM_1) is obtained at the deposition of the first layers, at other layers deposed, the weight is smaller and after the fourth deposition the weight decreases.

So, for deposed layers with a certain weight, one or two depositions are necessary. By increasing of the specific deposition time, or of the number of depositions without the layer deposed before is pulverisated and the weight and the final thickness of layer decrease.

The bending arrow (a) is maximum at the first deposition (a_1) and increases at the second deposition (a_2)then at the next depositions the increase is smaller.

By detension with vibrating electrode without electric spark, the bending arrow decrease.

The deposed weight on steel with the initial state normalised and detensionated is aprox. 10 time bigger at the first deposition (τ_s = 1,25 min/cm^2) in comparison with weight deposed on the some steel hardened and detensionated; at the second and third depositions (τ_s = 2,5; 3,75 min/cm^2) the deposed weight is small and the difference between the normalised state and the hardened state are of 2 … 3 time biggers at each deposition.

Taking together the weight contribution and the bending arrow obtained after each deposition, results that at the second, third and fourth depositions, however that the

weight contribution is not significant, or even negative, the arrow increase, so appears internal stress.

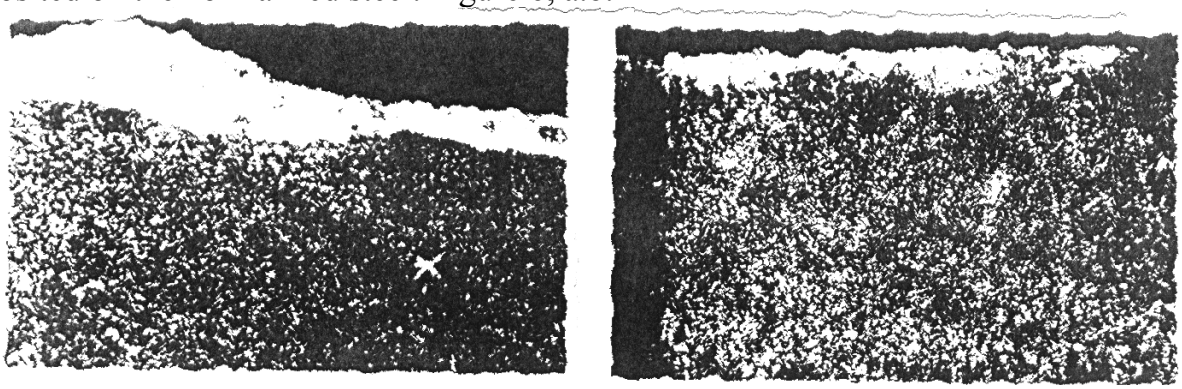
The final circles from figure 6 are the smaller values of the arrow after detension by vibrating with the electrode without electric spark.

Results that at the deposition and alloying by electric spark (DAES) in terms of this research, the specific time of deposition must be under 2 min./cm^2 for obtaining of a weight contribution (thickness of deposed layer) and minimal stress. At the finish of the deposition if is maked a detensionation by vibrating electrode, the stretched stress from layer decreases, removing the danger of fissure of the deposed layer.

From the analysis of the data of Table 3 results:

- the microhardness of the deposited layer does not depend on the initial status of the steel OLC 55;
- the microhardness of the sublayer has a greater value for the improved steel OLC 55 (c) than in a normalised status;
- the deposition of W through electric spark on the normalised steel OLC 55 produces a microalloy of the sublayer, implicitly a substantial growth of the microhardness, while the deposition in the some hardened steel produces a recovery of the sublayer roughness and portance of the surface resulted after the deposition of W with average values: they can be improved only through subsequent remaking (treatments into electrolitic plasma, extra-finishing etc.);

The microstructural analysis of the layer of W deposited on the steel OLC 55 into the 2 sets of thermal treatment (normalization and improvement) effectuated on an optic microscope (Neophot 21) at 100:1 parts into evidence a white, dense layer of big thickness deposited on the hardened steel and a white and less dense and thick layer deposited on the normalized steel. Figure 6, a.b.



a b

Figure 6. Steel OLC 55 a white layer deposited with W. a) improved status; b) nominalized status;

3. Conclusions

The thin layer of W deposited on the supports of non-alloyed steel assures the resistance to corrosion to a great hardness, the resistance to wearing on and to the refraction of the pieces. The deposition of these layers of W on steel supports through electric discharge in impulse (the electric spark is an efficient method of obtaining pieces with special properties on the surface.

REFERENCES

1. Alexandru A., **Contribuţii privind alierea şi depunerea superficială prin scânteie electrică şi influenţa tratamentelor termice asupra caracteristicilor straturilor obţinute ale materialelor metalice**, Teză de doctorat, Iaşi, 2002.
2. Abramciuc A., **Application electrospark alloying in production of electric contact,** In Bul. I.P. Iaşi, 2000.
3. Alexandru A., et al., **Films metallic materials and biomaterials,** In Bul. I.P.Iaşi, Tom XLV, fasc. 1-2, 1999.

Received May 19, 2008 *"Gh. Asachi" Technical University of Iasi*

STRATURI SUPERFICIALE CU PROPRIETĂŢI SPECIALE DEPUSE PE OŢELURI PRIN DESCĂRCARE ELECTRICĂ

Rezumat: Lucrarea prezintă rezultatele experimentale asupra proprietăţilor straturilor superficale depuse pe oţeluri prin descărcare electrică în impuls.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THERMAL TREATMENT OF CLEARING SLUDGE IN MICROWAVE FIELD

BY

EMIL RITI-MIHOC, VIOREL DAN, NARCIS RITI-MIHOC

ABSTRACT. *This paper approaches a few aspects regarding the possibilities of clearing sludge dewatering and drying in microwaves field. From a technical and economical point of view the microwave technique represents one of the most interesting heating methods.*

Keywords: *Environment Protection, Sludge Treating, Microwave Heating*

1. INTRODUCTION

Clearing sludge is the inevitable waste result of sewage treatment. Its quantity, composition and properties depend on the conditioned water, the chosen water purifying method and the initial purpose of the sewage purification.

As the quantities of such sludge are continuously growing it is extremely necessary to significantly diminish their volume by reducing their water contents. Such a drying degree (a minimum of 90% SS) is obtained by sludge treatment as to the flow chart shown in Figure 1. By such a treatment, besides the minimization of the remaining sludge volume, it also undergoes a purification process and it may lead to the reduction of noxious substances as a result of organic compounds oriented destruction and heavy metals immobilization.

Drying represents the process during which the inner water vaporization and adsorption are achieved, in connection with the sludge particles (~30 %) which cannot be achieved by mechanical dewatering. All the heat necessary for the endothermic reaction must be brought into this process from the outside. The heat transfer over the sludge can be achieved by means of:

- convection – when the heat is transferred by direct contact from the heating medium to the sludge to be dried;
- contact, when the heating medium (steam, thermal oil, hot water) does not come into contact with the sludge, but it is directed through a close system.
- molecular friction, due to extremely fast alignment and realignment of dipole molecules caused by the action of microwaves energy, directly transmitted to the material.

While as for the sludge drying by convection and by contact a diversified range of equipment and fittings is available, the drying procedure with microwaves has not yet been performed at an industrial level. Nevertheless, the researches carried out all over the world were successful.

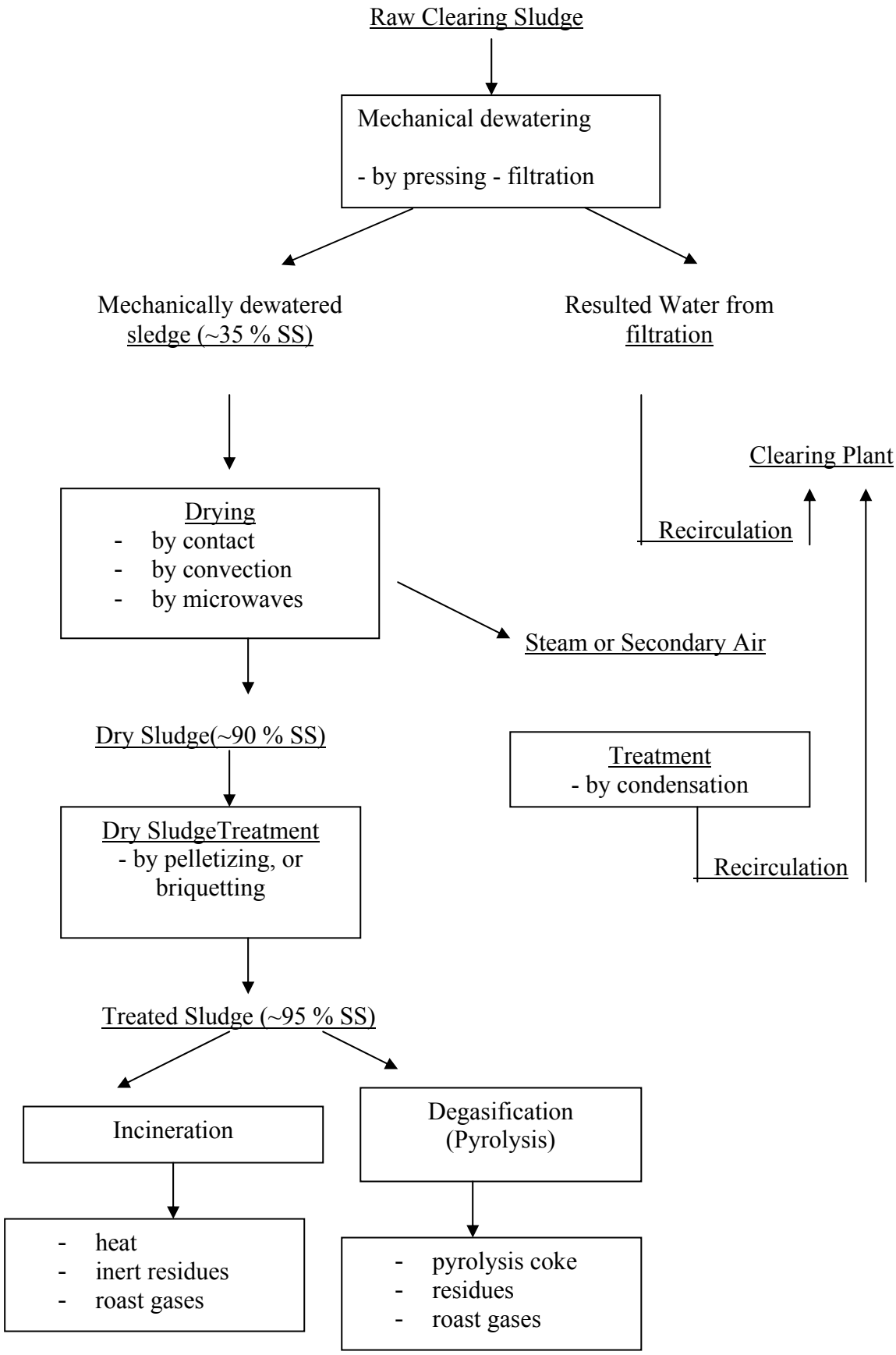


Figure 1 – Flow chart of clearing sludge treatment

Such concerns arose in Romania too at the Technical University of Cluj-Napoca where people have performed researches concerning the dewatering and the drying of the clearing sludge in a microwave field in the laboratory fittings – designed and conceived at a frequency of 2,450 MHz and at a power of 5.5 kW

2. ISSUES CONCERNING THE TREATMENT OF CLEARING SLUDGE IN A MICROWAVE FIELD

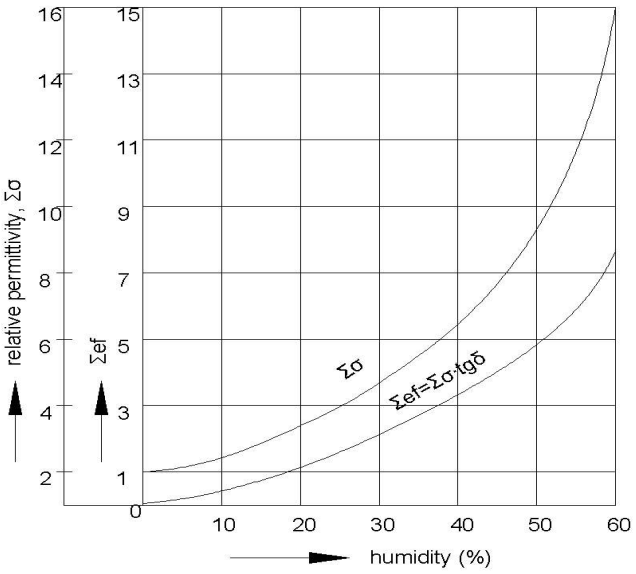


FIGURE 2. – VARIATION OF THE RELATIVE PERMITTIVITY AND EFFECTIVE LOSS COEFFICIENT ACCORDING TO THE DEGREE OF MOISTURE OF THE SLUDGE.

The researches performed aimed at:

- studying the heating power from the point of view of the dielectric properties of sludge;
- establishing the sludge drying dynamics in a microwave field
- elaborating a flow chart of thermal treatment in a microwave field of the clearing sludge.

As far as the heating power of sludge in microwave field is concerned, the most important evaluation parameter is considered to be the effective loss coefficient namely the multiplication $\varepsilon_{ef} = \varepsilon_r \cdot tg\delta$ between the relative permittivity ε_r and the dielectric phase angle tangent $tg\delta$. The experiments performed underlined the influence of the sludge's degree of moisture on the relative permittivity and the effective loss coefficient. The results obtained are shown in Figure 2.

We have noted that the higher values of sludge moisture the higher relative permittivity and the higher the effective dielectric loss coefficient. Knowing the value of the dielectric loss coefficient allows us to establish the intensity of the electrical field (E) for a frequency (f) considered as constant and which is necessary to provide the optimum field intensity in the sludge (expressed in the relation $W_0 = 0.556 \cdot 10^{-10} \cdot f \cdot E^2 \cdot \varepsilon_r \cdot tg\delta$, in W/m^3).

In order to determine the sludge drying in microwave field we have aimed at determining the drying time considering the different degrees of moisture of the clearing sludge

The experiment data obtained are shown in Figure 3.

It can be seen an extremely favorable behavior of clearing sludge in microwave field as dewatering is achieved after a relatively short period reaching moisture values under 0.5 %.

Based on the researches performed on the peculiarities of the heating process in microwave field of clearing sludge, a chart flow of their treatment has been established according to Figure 4.

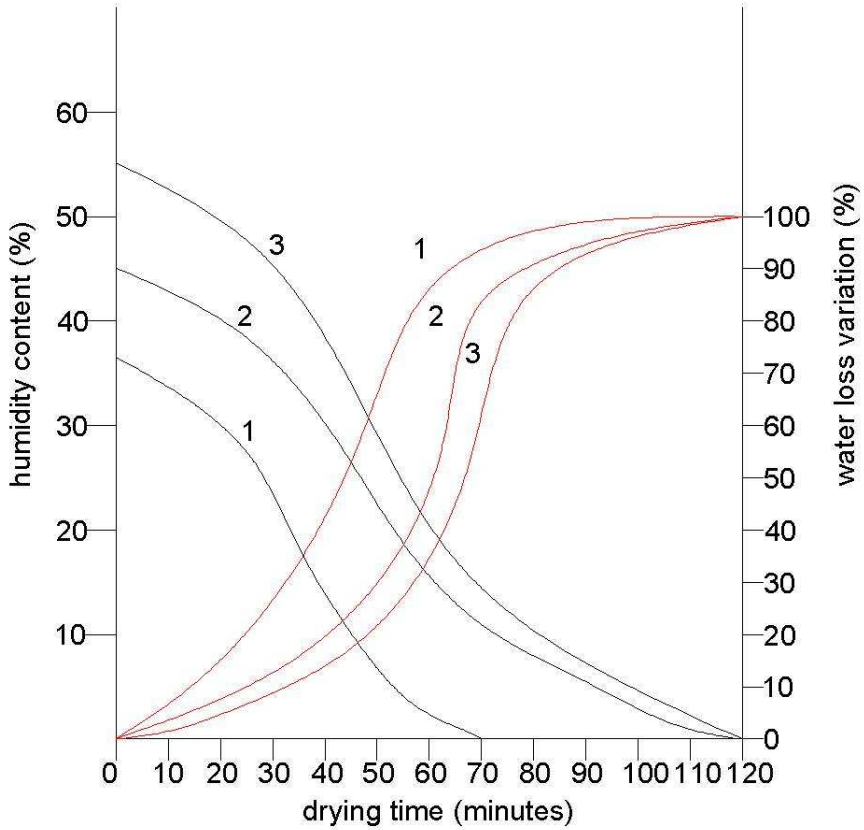


Figure 3. Variation of the moisture contents according to the drying time of sludge in microwave field (1 – sludge sample with an initial moisture of 36 %; 2 – sludge sample with an initial moisture of 44%; 3 – sludge sample with an initial moisture of 57%).

The mechanically dewatered sludge is transported at a constant volume by means of a vane-type pump in the resonance cavity of the microwave plant. The microwave energy in the resonance cavity acts directly on the quantity of sludge in the whole volume. From the drying oven dry sludge is transported in the dry sludge treatment plant, and the dust particles mixed with the water vapors are directed to the dust removal plant.

3. CONCLUSIONS

The heating technique using microwaves represents an alternative to the classical heating systems of clearing sludge.

Unlike these, when using microwave energy, heating is produced in the whole material, in all of its sections at the same time no heating medium existent.

Microwave drying represents a self-adjustable process, that is: as the water contents of the sludge diminish the microwave effect diminishes as well.

The drying technique of clearing sludge by means of microwave energy has especially favorable implications on energy consumption, process productivity and makes dewatering possible even at smaller values of moisture.

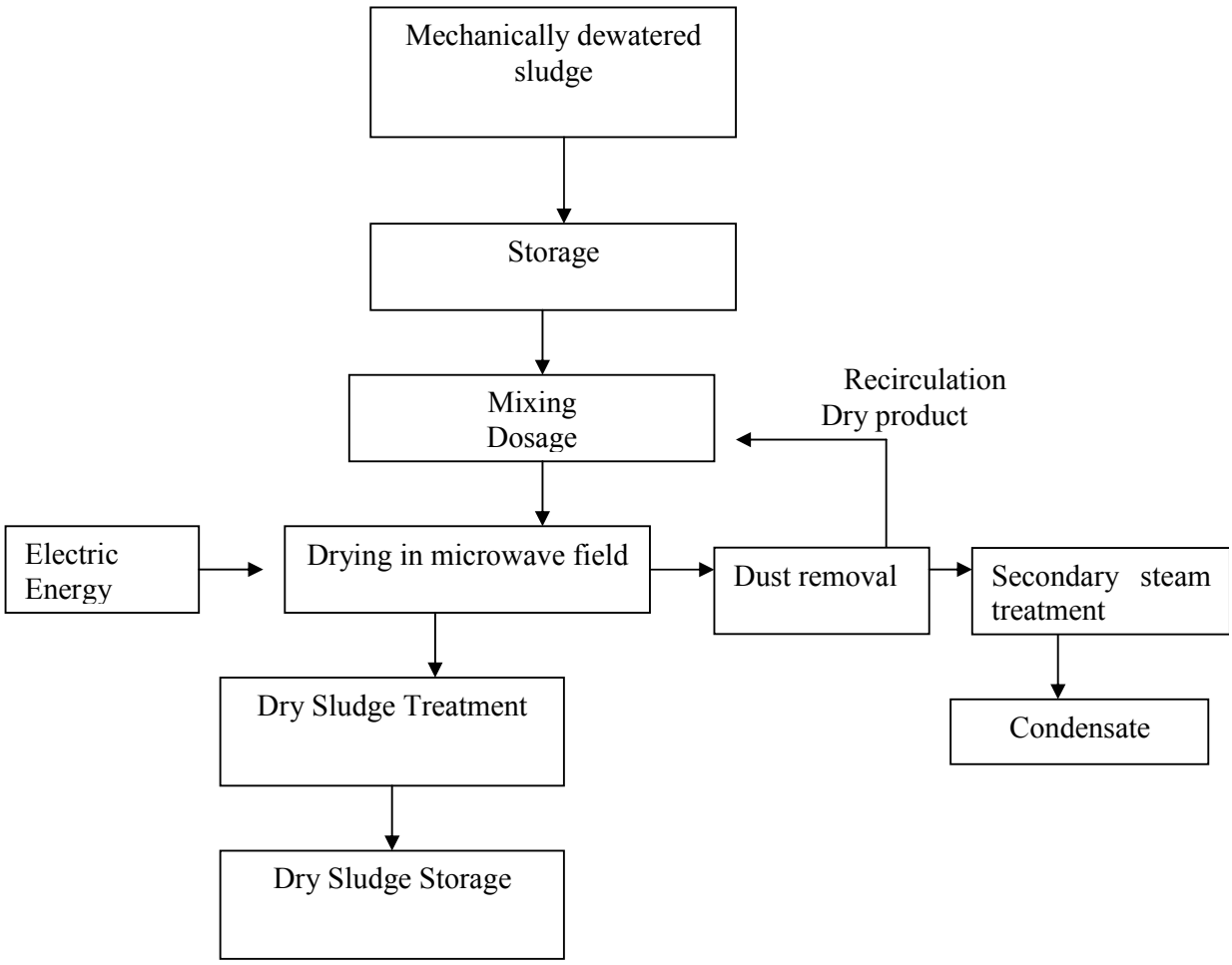


Figure 4. The flow chart of thermal treatment in microwave field of clearing sludge

Received April 11, 2008

Technical University of Cluj Napoca, Romania

REFERENCES

1. Dan V., ***Using microwave energy in the heating and drying processes of the moulds and the molded cores***, UT Pres Publishing House, Cluj-Napoca, 2001
2. Dima M., ***Urban sewage treatment*** , Junimea Publishing House, Iaşi, 1998
3. Fireteanu V., ***Material processing, electromagnetism***, Politehnica Publishing House, Bucharest, 1995

TRATAMENT TERMIC DE CURĂȚARE A NĂMOLURILOR ÎN CÂMP DE MICROUNDE

Rezumat. *Această lucrare prezintă câteva aspecte privind posibilitățile de curățare a nămolurilorprin filtrare şi uscare în cuptoare cu microunde. Dintr-un punct de vedere economic şi tehnic microundele tehnice reprezintă una dintre cele mai interesante metode de încălzire.*

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 1-2, 2008
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL CHECK OF A MATHEMATICAL MODEL OF SOLIDIFICATION

BY

R. CHELARIU, C. ROMAN, I. CARCEA, D. MIHAI

Abstract. *The paper shows the experimental results concerning the thermal phenomenon developed during solidification process of non-ferrous alloy. Using a data acquisition system, the evolution of temperature in certain point of castings was recorded. These data were compared with similar data obtained through numerical simulation.*

Keywords: *cooling curve, solidification, model, modelling*

1. INTRODUCTION

The mathematical modeling of an industrial process is defined by the equation system that describes as correctly as possible the interdependence between its variables. The predictive model consists in an equation system that expresses the link between the dependant parameters and the independent ones so that the response of the process to the variation of the independent parameters may be forecast. To solve this problem, it is necessary that the number of equations of the model should be equal to the number of the dependant parameters.

2. MATERIALS AND METHODS

The measurement system and the data procurement system specially conceived for the control of the solidification of the aluminum alloy parts was made in collaboration with SC INFOSTAR SRL Pascani and SC REZISTOTERM SRL Iasi. The measurement and data acquisition module has a capacity of temperature simultaneous registration made of 24 points. The thermocouples of the Fe-constantan system with the wire width of 0.5 mm and the shaft of 4.5 mm have free hot spot. This advantage is so important that it was accepted to cut at every experiment the end of the thermocouple on the length comprised in the part.

At experiments, we used nine thermocouples located in the cavity of the mould according to Figure 1.

Two variants of the casting technology were used.

First Variant

The part is obtained in the vertical position with the area with the wall width of 70 mm to the top, according to Figure 1. In this variant, the thermocouples were introduced at various depths onto the right wall of the part as follows:

a) At the section with the 70-mm width:
   - The first thermocouple, located at 23.75 mm onto the end wall was introduced at the depth of 17.5 mm;
   - The second thermocouple, located on the geometrical axis, was introduced at the depth of 35 mm;
   - The third thermocouple, located at 71.25 mm onto the end wall, was introduced at the depth of 52.5 mm;
b) At the section with the 50-mm width:
   - The fourth thermocouple, located at 23.75 mm onto the end wall was introduced at the depth of 12.5 mm;
   - The fifth thermocouple, located on the geometrical axis, was introduced at the depth of 25 mm;
   - The sixth thermocouple, located at 71.25 mm onto the end wall, was introduced at the depth of 37.5 mm;
c) At the section with the 30-mm width:
   - The seventh thermocouple, located at 23.75 mm onto the end wall was introduced at the depth of 7.5 mm;
   - The eighth thermocouple, located on the geometrical axis, was introduced at the depth of 15 mm;
   - The ninth thermocouple, located at 71.25 mm onto the end wall, was introduced at the depth of 22.5 mm;

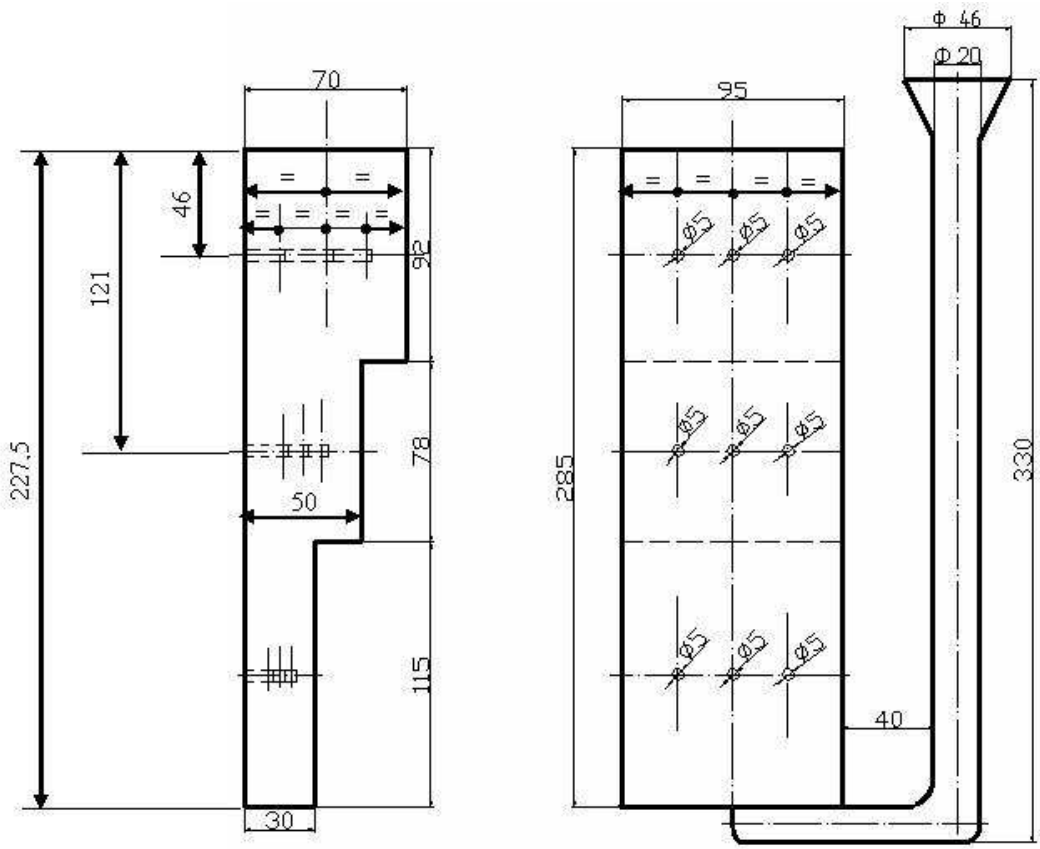


Figure 1. How the thermocouples are located in the analyzed part

Second Variant

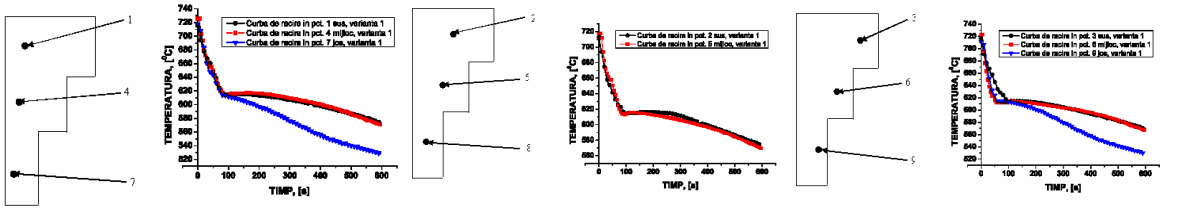
In this case, the same SDVs, models, apparatuses, devices and work procedures were used like in the 1st variant, the only difference being that the model was overthrown. The obtained part will have the area with the large section at the bottom and the area with the small section at the top.

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

3.1 Analysis of solidification in real conditions of the experimental model

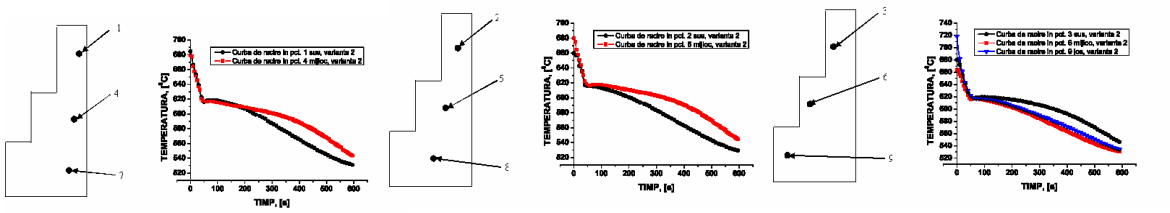
The solidification was analyzed using the experimental cooling curves at the aforesaid points and viewing the shrike holes existing in the volume of the part by sectioning it in the areas of interest.

We made a comparative analysis of the cooling curves in various points for the same casting variant, and the ones corresponding to the same positions but for different casting variants. In the figures below there are presented the curves for the experimental variant 1.



a) b) c)

Figure 2. Cooling curves for the 1st casting variant: a) section at the distance of 23.5 mm b) section at the distance of 47.5 mm, c) section at the distance of 71 mm.



a) b) c)

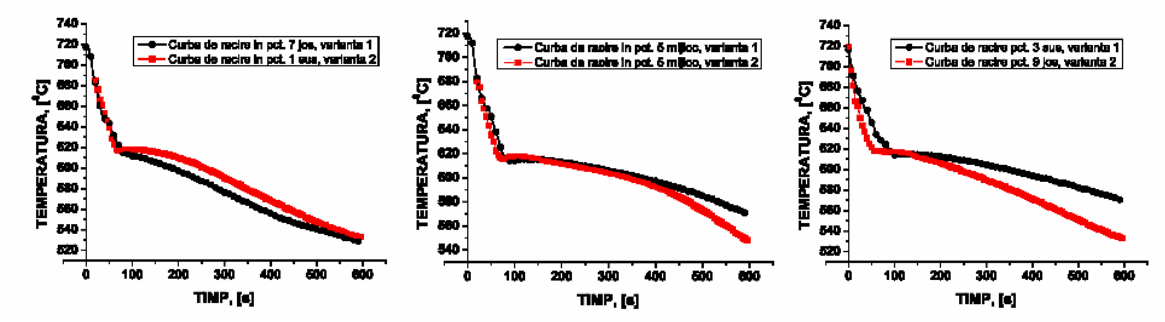
Figure 3. Cooling curves for the 2nd casting variant: a) section at the distance of 23.5 mm b) section at the distance of 47.5 mm, c) section at the distance of 71 mm.

Keeping the markings of Figure 2 and Figure 3, the curves for the same point at different casting variants are presented below.

Analyzing the images above, we may draw the following conclusions:

- Although the part has three different wall widths, only for the part with the lowest width we can see a considerable difference of the cooling speed, especially after solidification;
- The area of the level corresponding to the solidification is decreasing as the wall width decreases, so that the area with the lowest width is solidified the first, isolating the areas with a larger width; this led to the occurrence of

shrike holes in the areas with larger width in the absence of feeders or coolers, as we may see in Figure 5;



a) b) c)

Figure 4. Cooling curves corresponding to identical positions and different casting variants

- The change in the position of the part did not generate significant changes in the solidification process, except that the area with the lowest width solidified the first; although the presence of the macrocavities was not eliminated, nevertheless their volume and position changed (Figure 6).

a)

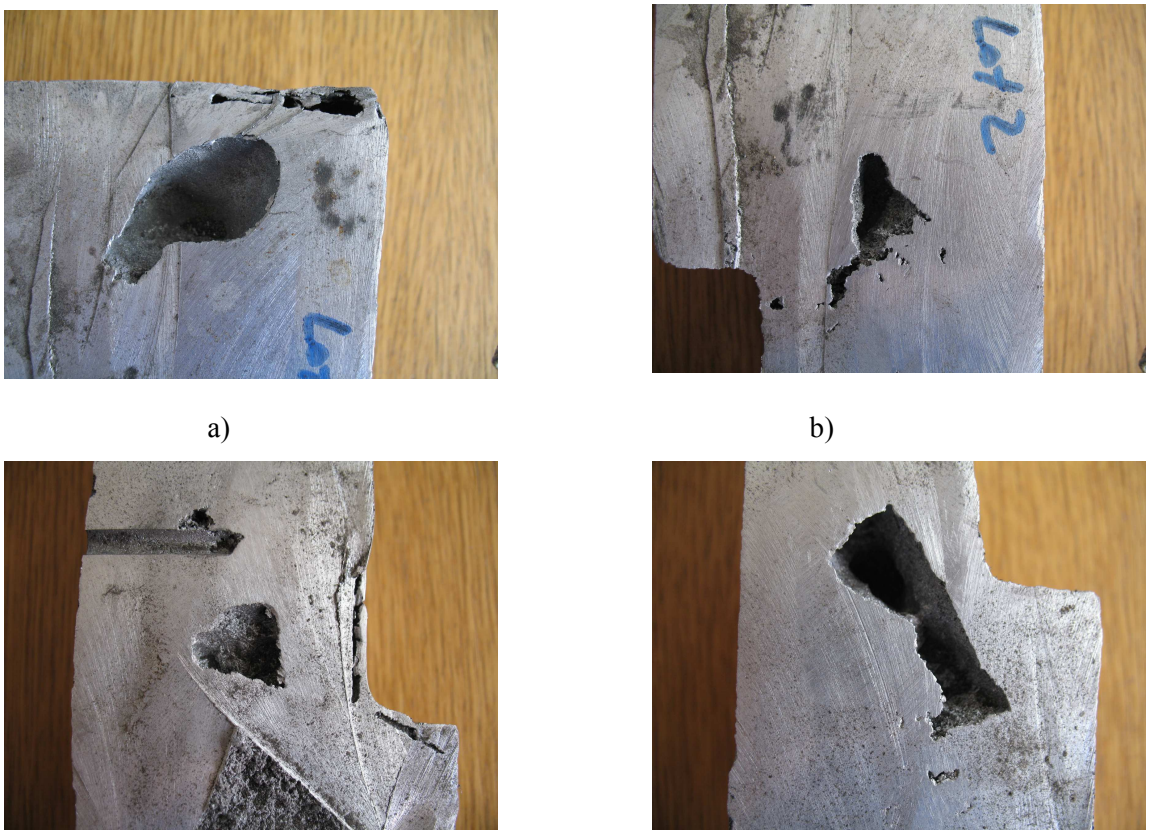
b)

Figure 5. The position of shrike holes for the two casting variants: a) variant 1: b) variant 2

3.2. Correlation and complementarity of the calculation methods and experimental methods

Within the correlation and complementarity study, we considered the following aspects:

- To check the used mathematical model;
- To study the convergence of the adopted calculation method;
- To appreciate the model by the possibilities it offers when factors that influence solidification are studied



a) b)

c) d)

Figure 6. Position and sizes of shrike holes: a), b) variant 1; c), d) variant 2.

Checking the used physical mathematical model

The checking of the model is made under quantitative and qualitative aspect. The influence study was made on the aluminum alloy ATSi3Cu4-mark "Setting Plate" that had certain imposed characteristics.

The solidification interval brings to the cooling curve a pseudolevel specific to the loss of the latent solidification heat. From a quantitative point of view, the analysis of the model specific to the solidification process is much more difficult.

From the analyses made, we saw that for the alloy ATSi3Cu4 a good overlapping regarding the solidification times for the calculation method; in the initial phase, the solidification time was 665 seconds compared to 600 seconds that was achieved experimentally.

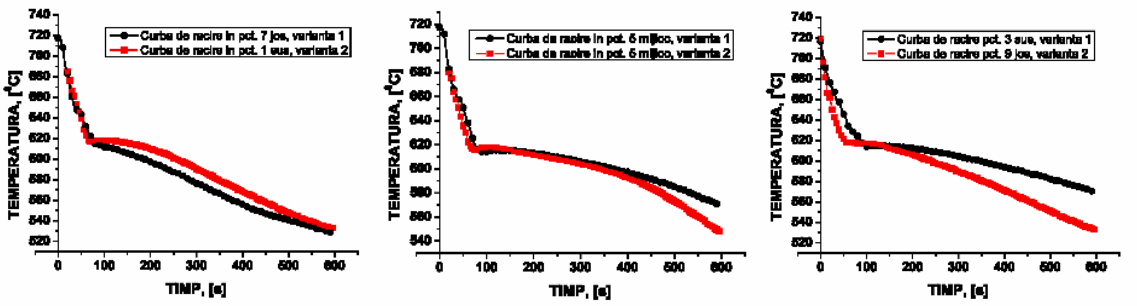
This difference was decreased by a new appreciation over the thermophysical characteristics of the alloy and of the mixture being formed.

The precision of the results of the model cannot be appreciated singularly, the results being influenced by the parameters of the calculation method and by the values of the thermophysical characteristics. From the analysis of the curves presented in the figure 2 and figure 3 we see a tight closeness between T_{max} and T_{min}, which determined a good uniformity of temperatures and the lack of strong temperature gradients, even if the solidification interval is large.

The difference between the experimental curves and the ones resulting from the simulation of solidification on the computer is acceptable, for the case in which we do not know exactly the values of the thermophysical characteristics of the mixture and even of the cast alloy.

3.3. Comparative analysis of the cooling curves determined experimentally with the ones obtained by modeling – simulation

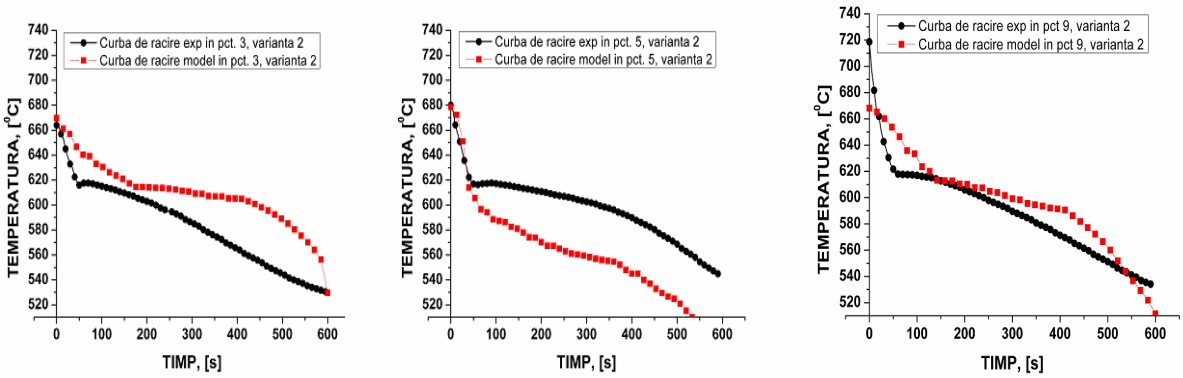
In the following figures, there are presented the experimental cooling curves and those obtained by modeling – simulation for the points 3, 5, 9, 1st casting variant.



a) b) c)

Figure 7. Experimental and simulated cooling curves corresponding to identical positions for variant 1: a) point 3, b) point 5, c) point 9.

In the following figures we present the experimental cooling curves and those obtained by modeling and simulation in the points 1 … 6, 9 corresponding to the 2nd casting variant.



a) b) c)

Figure 8. Experimental and simulated cooling curves corresponding to identical positions for variant 2: a) point 3, b) point 5, c) point 9.

We can see that for some points the correspondence of the curves is sufficiently good, yet for those of the areas with lower wall widths the differences are quite big.

4. CONCLUSIONS

The correlation and the correction of the program was made by comparing the cooling curves in certain points of the part, obtained by two methods: a)

experimentally, using a model with measurement and data acquisition system, b) by simulation, using the program that implements numerically the mathematical model of solidification.

Considering correct the mathematical model, the correction of the program was made by reconsidering the thermophysical constants of materials and of the limit conditions in the areas of interest. By these changes, we improved substantially the correlation between the experimental model and the one implemented in the program, yet it is necessary to continue the reevaluation of the achieved program, so that it achieves the purpose for which it was made, that is: to obtain parts cast out of non-ferrous alloys with minimal consumption of power and materials.

Received May 25, 2008

"Gh. Asachi" Technical University of Iasi

REFERENCES

1. Soporan V., Vamoş C., Pavai C. **: Modelarea numerică a solidificării** – *Solidification numerical modelling*- Ed. Dacia, Cluj – Napoca, 2003.
2. Soporan V., Constantinescu V. **: Modelarea la nivel macrostructural a solidificării** – *Solidification modelling at macrostructural level* - Ed. Dacia, Cluj – Napoca, 1995.
3. Soporan V., Constantinescu V., Crişan M. **: Solidificarea aliajelor** – *Alloys solidification* - Ed. Transilvania Press, Cluj – Napoca, 1995.
4. Sofroni L., Brabie V., Bratu C. **: Bazele teoretice ale turnării** – *Theoretical basis of casting* - Editura didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1980.

VERIFICAREA EXPERIMENTALĂ A UNUI MODEL MATEMATIC AL SOLIDIFICĂRII

Rezumat. Lucrarea prezintă rezultatele experimentale privind fenomenul termic ce are loc în timpul procesului de solidificare a unui aliaj neferos. Utilizând un sistem de achiziție de date, modificarea temperaturii în anumite puncte ale piesei turnate a fost înregistrată. Aceste date au fost comparate cu date similare obținute prin simulare numerică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LX (LXIV)

Fasc. 1-2

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2014 **Editura POLITEHNIUM**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
PUBLISHED BY
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMANIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President : Prof.dr.eng. **Ion Giurma**, Member of the Academy of Agricultural Sciences and Forest, *Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University" of Iaşi

Editor-in -Chief : Prof.dr.eng. **Carmen Teodosiu,** *Vice-Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Honorary Editors of the Bulletin: Prof.dr.eng. **Alfred Braier**
Prof.dr.eng. **Hugo Rosman**
Prof.dr.eng. **Mihail Voicu,** Corresponding Member of the Romanian Academy

Editors in Chief of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING *Section*

Assoc. Prof. Dr. Eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. Prof. Dr. Eng. **Gheorghe Bădărău**
Prof. Dr. Eng. **Dan Gelu Găluşcă**
Prof. Dr. Eng. **Costică Bejinariu**

Honorary Editors: Prof. Dr. Eng. **Ion Hopulele,** Prof. Dr. Eng. **Ion Mălureanu**, Prof. Dr. Eng. **Adrian Dima**
Associated Editor: Assoc. Prof.Dr. Eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)

Prof.dr.eng. **Mihai Susan,** Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania

Prof.dr.eng. **Ioan Carcea,** Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania

Prof.dr. **Duu-Jong Lee**, National Taiwan University of Science and Technology, (Taiwan)

Prof.dr.eng. **Shih-Hsuan Chiu**, National Taiwan University of Science and Technology, (Taiwan)

Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University, (Ukraine)

Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)

Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)

Prof.dr.eng. **Petrică Vizureanu,** Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania

Assoc. Prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences, (Japan)

Prof.dr.eng. **Leandru-Gheorghe Bujoreanu,** Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)

Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)

Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)

Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)

Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)

Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest, (Romania)

Prof.dr. **Maricel Agop**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)

Prof.dr.eng. **Sergiu Stanciu,** Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2 2014

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

OANA BĂLȚĂTESCU, RALUCA-MARIA FLOREA, IOAN RUSU şi IOAN CARCEA, Analiza SEM a spumelor metalice pe bază de AlMg cu adaos de SiC (engl. rez. rom.) 9

GHEORGHE BULUC, IULIA FLOREA şi IOAN CARCEA, Aliaje cu entropie ridicată – o nouă lume a materialelor (engl. rez. rom.) 23

MANUELA-CRISTINA PERJU, CARMEN NEJNERU, MIHAI AXINTE şi CĂTĂLIN-ANDREI ȚUGUI, Studii asupra aderenței straturilor cu depunere prin descărcare electrică în impuls pe suport de oțel slab aliat (engl. rez. rom.) 29

VASILE COJOCARU-FILIPIUC, Albirea fontei în cazul elaborării fontei cenuşii în cantitate mică (engl. rez. rom.) 37

VASILE COJOCARU-FILIPIUC, Metodă de producere a fontei cu grafit compactizat (engl. rez. rom.) 45

VASILE COJOCARU-FILIPIUC şi DANIELA-LUCIA CHICET, Mecanismul obținerii grafitului nodular, prin modificare, pentru o fontă tehnică, cu modificator lichid la temperatura de modificare (engl. rez. rom.) 53

FLORIN SĂNDULACHE, SERGIU STANCIU, NICANOR CIMPOEŞU şi RAMONA CIMPOEŞU, Aplicații ale materialelor metalice biodegradabile (engl. rez. rom.) 63

MARIA-LUCIANA ATOMEI, Inovarea în societatea bazată pe cunoaştere. Tehnologia de sudare a plasticelor (engl. rez. rom.) 75

ANIŞOARA CORĂBIERU, PETRICĂ CORĂBIERU şi DAN-DRAGOŞ VASILESCU, Procedeu combinat de obținere a pieselor multistrat (engl. rez. rom.) 87

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2 2014

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

OANA BĂLȚĂTESCU, RALUCA-MARIA FLOREA, IOAN RUSU and IOAN CARCEA, SEM Analysis of AlMg Foams with SiC Addition (English, Romanian summary) 9

GHEORGHE BULUC, IULIA FLOREA and IOAN CARCEA, High Entropy Alloys – A New World a Materials (English, Romanian summary) 23

MANUELA-CRISTINA PERJU, CARMEN NEJNERU, MIHAI AXINTE and CĂTĂLIN-ANDREI ȚUGUI, Studies Regarding the Adherence of the Electro-Spark Deposition Coating Layer on the Heat Treated Low Alloy Steel Support (English, Romanian summary) 29

VASILE COJOCARU-FILIPIUC, Iron Whitening when Manufacturing Grey Cast Iron in Small Amount (English, Romanian summary) 37

VASILE COJOCARU-FILIPIUC, Method for Production of Compacted Graphite Cast Iron (English, Romanian summary) 45

VASILE COJOCARU-FILIPIUC and DANIELA-LUCIA CHICET, Nodular Graphite Obtaining Mechanism, by Modification, for a Technical Iron, by a Liquid Inoculating Agent at the Inoculating Temperature (English, Romanian summary) 53

FLORIN SĂNDULACHE, SERGIU STANCIU, NICANOR CIMPOEȘU and RAMONA CIMPOEȘU, Biodegradable Metallic Materials Applications (English, Romanian summary) 63

MARIA-LUCIANA ATOMEI, Innovation in Knoledge Based Society. Plastics Welding Technology (English, Romanian summary) 75

ANIȘOARA CORĂBIERU, PETRICĂ CORĂBIERU and DAN-DRAGOȘ VASILESCU, Combined Process for Obtaining the Parts Multilayer (English, Romanian summary) 87

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SEM ANALYSIS OF AlMg FOAMS WITH SiC ADDITION

BY

OANA BĂLŢĂTESCU*, RALUCA-MARIA FLOREA, IOAN RUSU and IOAN CARCEA

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: January 10, 2014
Accepted for publication: January 27, 2014

Abstract: The paper presents several results related to the research of the AlMg10 metallic alloy based metallic foams, obtained by adding SiC particles in the melting, while bubbled with C_4H_{10}. The micro-structure of this foam is analyzed by using SEM, highlighting the intermingling pore networks developed around the SiC particles, as well as other characteristic micro-structural aspects. The foam formed on the melting surface has been removed using a specially designed device, adapted to the respective oven. After cooling in the air, samples specially adapted for the the scanning electron microscope study have been taken from the obtained foam.

Keywords: metal foam; Al-Mg alloy; cellular composite.

1. General Considerations

Aluminum foams are a new class of materials with low densities, large specific surface and novel physical and mechanical properties. Their applications are extremely varied: for light weight structural components, for filters and electrodes and for shock or sound absorbing products. Recently, interesting foaming technology developments have proposed metallic foams as

*Corresponding author: *e-mail*: oana84rou@yahoo.com

a valid commercial chance; foam manufacturing techniques include solid, liquid or vapor state methods. The foams presented in this study are produced by Melt Gas Injection (MGI) process starting from melt aluminum (Wood, 1997). The injected air causes' bubbles to rise to the surface of the melt, forming liquid foam which is stabilized by the presence of solid ceramic particles on the gas liquid interfaces of the cell walls. The stabilized liquid foam is then mechanically conveyed off the surface of the melt and allowed to cool to form a solid slab of aluminum foam (Babcsán *et al.*, 2005). The aluminum foam structure (cell size and cell wall thickness) is controlled by the process variables such as the volume fraction of the solid particles; foaming temperature, airflow rate, and impeller design the foam making process. Unfortunately, no publication has been found in the work on the influence of the process in variables on the cell structure of aluminum foam (Asholt, 1999).

2. Experimental Results

The experimental equipment consists of an electric resistance furnace (maximum heating temperature 800ºC), which was adapted for insufflations gas (SO_2, N_2, inert gas, etc.) It is also equipped with a wide agitator and a trough acquisition of foam formed.

It has been obtained metal foam by mixing the alloy melt AlMg10 with 10% SiC powder 120 μm size, at a temperature of 710ºC and with C_4H_{10} injection at 1.2 atm pressure (Bălțătescu *et al.*, 2014).

The foam formed on the melting surface has been removed using a specially designed device, adapted to the respective oven. After cooling in the air, samples specially adapted for the scanning electron microscope study have been taken from the obtained foam.

Below we present the characterization of morphology and dimensional tests of samples from cell-based composite type aluminum alloy reinforced with silicon carbide particles. Analysis was performed by scanning electron microscopy (SEM) and the electron diffraction analysis (EDX).

Fig. 1 presents the general aspect of the composite and the general morphology of its constituents, as well as the pore distribution in the composite matrix. As the figure shows, the pores are intermingled and there are porous ligaments bridges between them.

The analysis on the distribution and the morphology for the carbides and the porosity formed in the composite structure leads to the conclusion that the material contains a multitude of carbides and pores with dimensions of over 50 μm in its volume (Fig. 2).

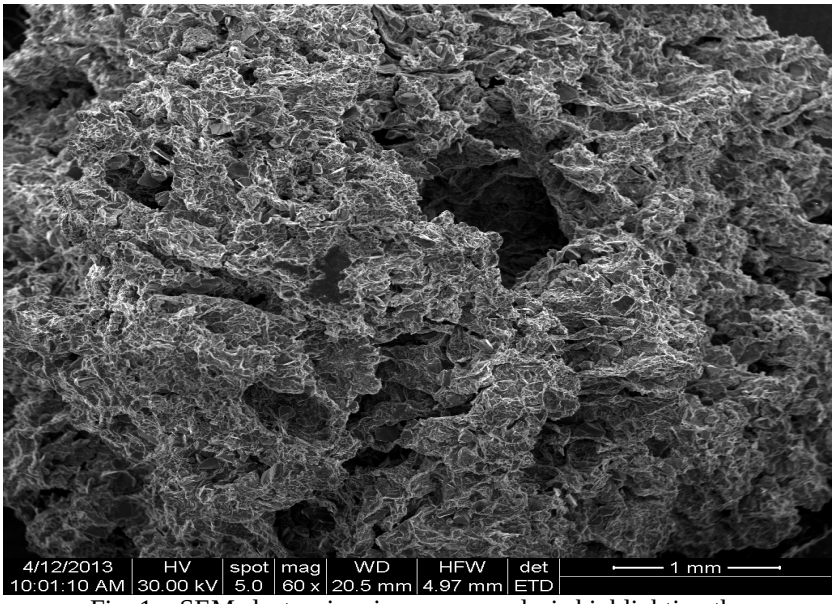


Fig. 1 – SEM electronic microscopy analysis highlighting the general aspect of the composite.

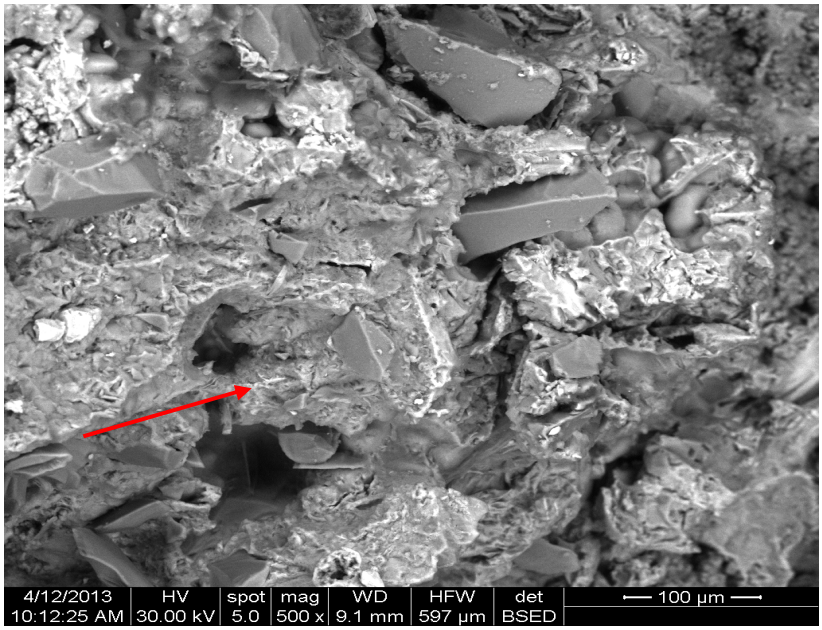
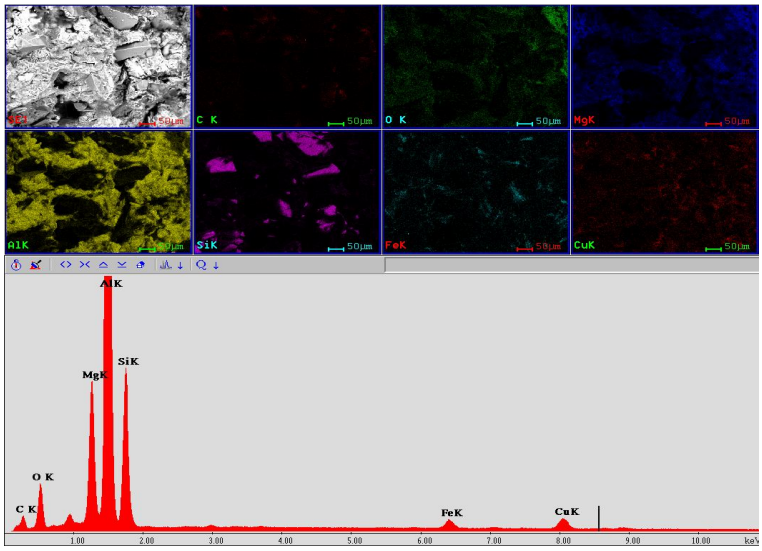
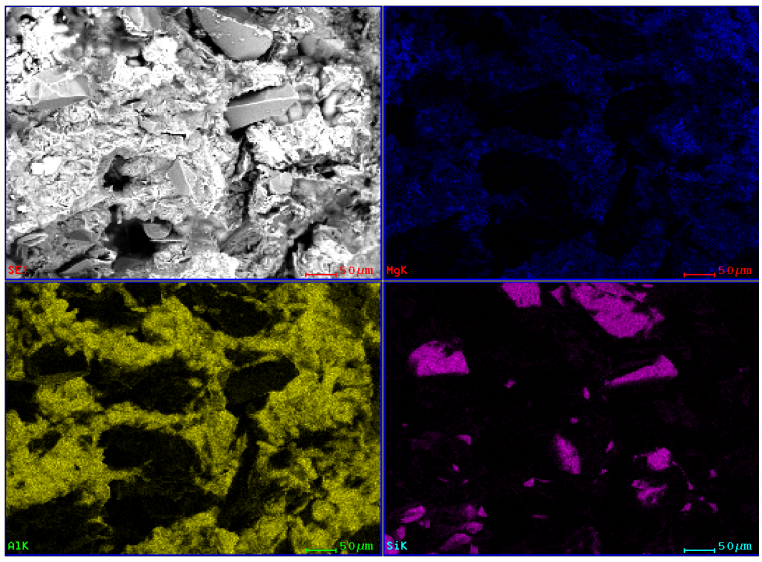


Fig. 2 – SEM image highlighting the distribution and the morphology for the carbides and the porosity formed in the composite structure.

The EDX analysis (Fig. 3) presents the distribution maps for the main composite constituents (Al, Si, Fe, Cu, Mg, O and C). The uniform distribution of these constituents may be observed, and also, the absence of the little spheres of aluminum oxide morphologic constituents from the composite matrix and the channels walls. The pore network developed around the silica carbides.



a



b

Fig. 3 – EDX electron diffraction analysis on the AlMg10 metallic foam sample (*a*) and the distribution maps for the main composite constituents – Al, Mg, Si (*b*)

Fig. 4 shows ligaments in different parts of the composite and the pore communication channels. The pointed zone shows the interior construction of the walls that create the porous area (A area). The flow of the gas through the liquid alloy, subsequently dendritic solidified, created pores with profiled walls that communicate among the whole composite body. The composite section highlights, in B area, the embedding of some very fine silica carbides in the matrix. The pores are missing in the adjacent areas (Fig. 5), compared to the areas including silica carbides with larger sizes (around 50…100 μm).

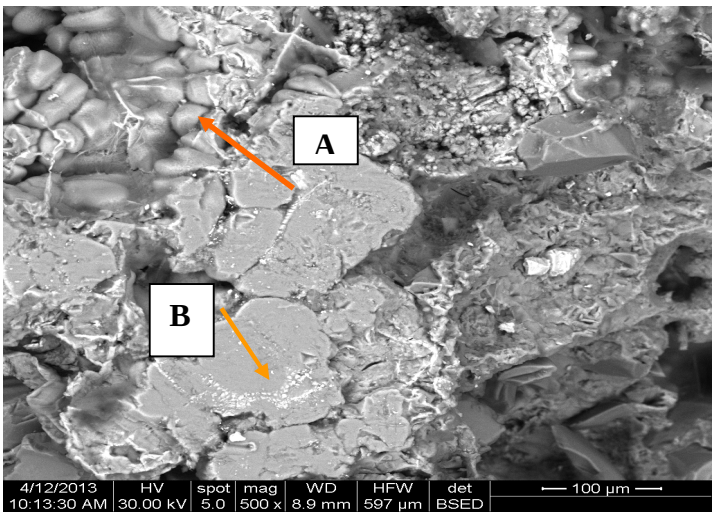


Fig. 4. SEM image with a section of the composite volume.

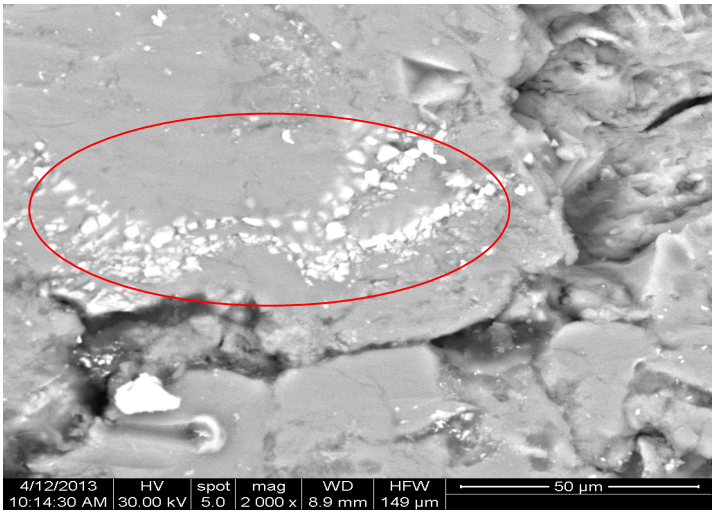


Fig. 5 – Detailed SEM image highlighting the area embedding very fine silica carbides.

The embedding way of the silica carbides in the inter-pore ligament walls and the pore intercommunication area can be observed in Fig. 6.

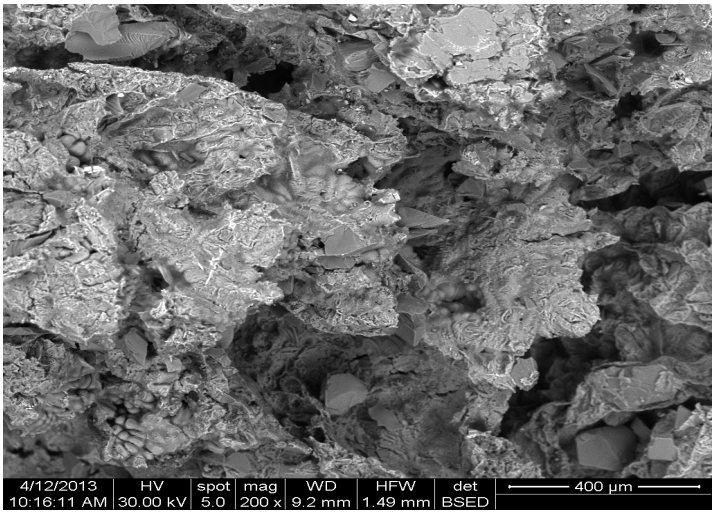


Fig. 6 – Detail for the embedding of the silica carbides in the inter-pore ligament walls.

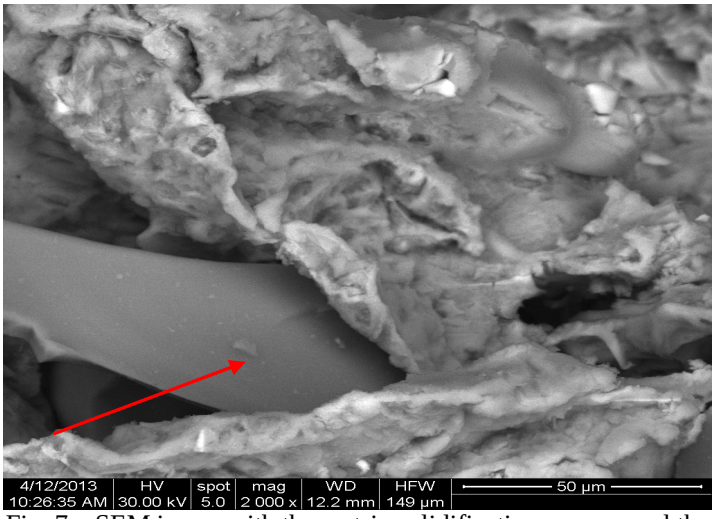


Fig. 7 – SEM image with the matrix solidification way around the silica carbides particles.

The SEM image with the matrix solidification way around the silica carbides particles (Fig. 7) shows that a strong separation of the alloy matrix appears in the interface area, with no adherence in the matrix-carbides contact area. It is possible that, when bubbling the butane, it flowed on the carbon particle surface, thus increasing the tendency to detach of the carbides from the matrix, substantially contributing to the composite porosity increase.

Fig. 8 presents the general morphology of the walls of interstices between the pores formed in the composite matrix, and Fig. 9 highlights the emplacement and the size for carbides and pore intercommunication bridges.

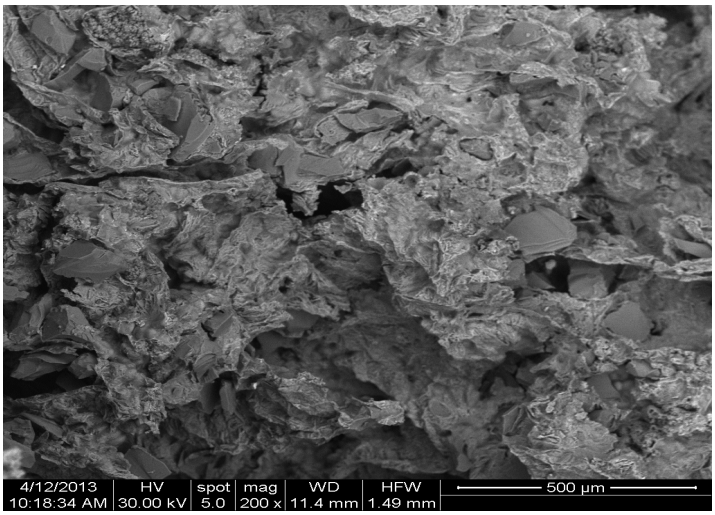


Fig. 8 – SEM image for the internal morphology of walls of interstices between the pores

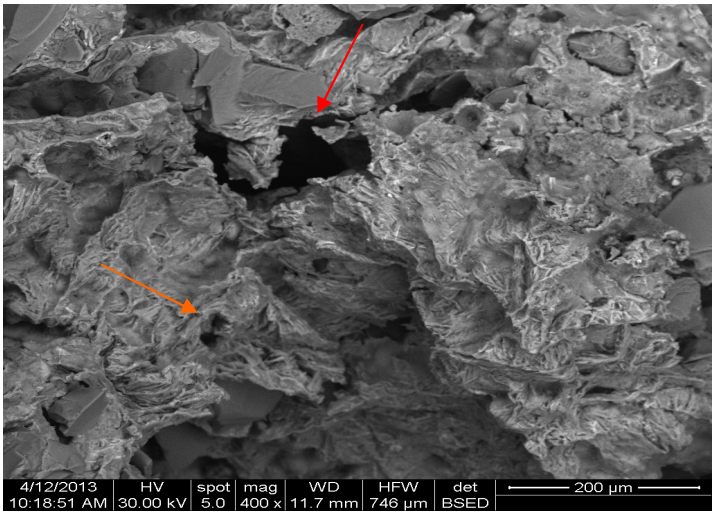


Fig. 10 – Detail image of the cavity surface morphology.

Figs. 10 and 11 present the morphology of the cavities found in the composite matrix. The “spongy” structure of the matrix and a multitude of multi-filamentous increases may be observed. These represent formations resulted by segregating the AlMgSi compounds, which appeared when the

matrix solidified, mostly on the solidification area of the formed cavities. Fig. 11 shows the spongy consistency of the cells, but also the existence of a micro-laminated or sharp aspect. We consider that it appeared as a result of the insertion of the modeling gas (butane), which was introduced in the whole mass of the composite before the solidification started.

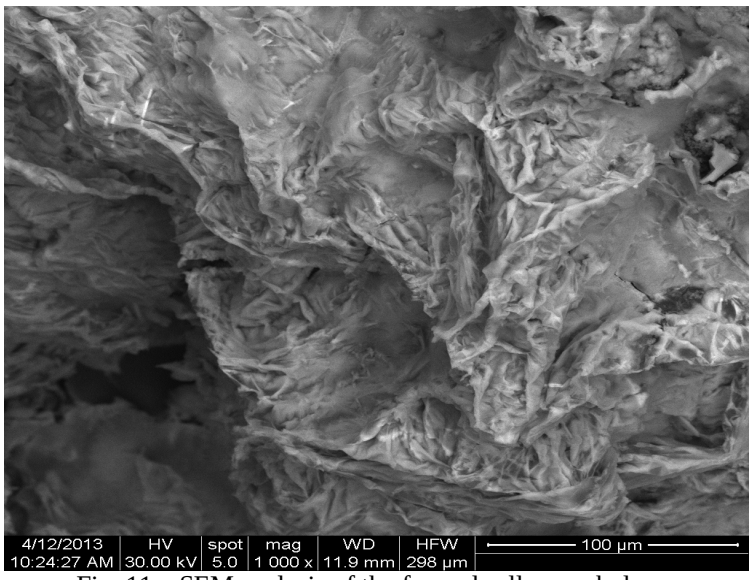


Fig. 11 – SEM analysis of the formed cells morphology.

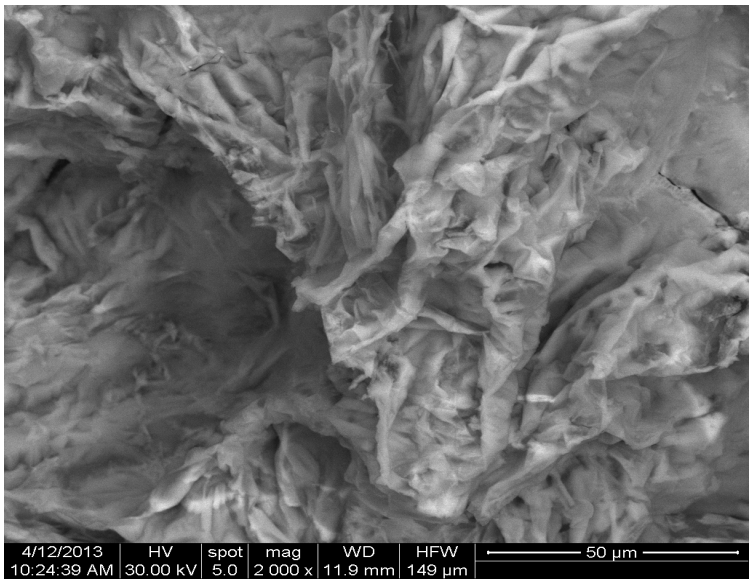


Fig. 12 – SEM micrograph highlighting the sharp aspect of the cells walls.

Figs. 12,…,14 present the sharp aspect of the cells walls forming the voids in the composite matrix. The resulted cavities are separated by connection bridges which have the same morphology and consistency as the cavities. A higher magnification power (Fig. 13) highlights the solidification way of the cells walls in a sharp type morphological structure; The “packaging” way of the sharp sheets forming the alloy spongy structure is easily observed. The sharp sheet solidification micro-structure of the cells walls found in the composite matrix (Fig. 14) depends of the flow direction for the gas which was dispersed in the melting, as well as of the advancing way of the solidification front in the composite matrix.

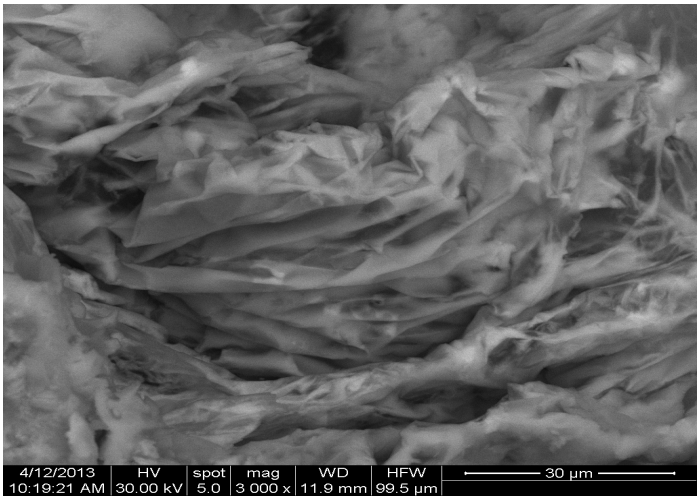


Fig. 13 – SEM detail highlighting the solidification way of the cells walls.

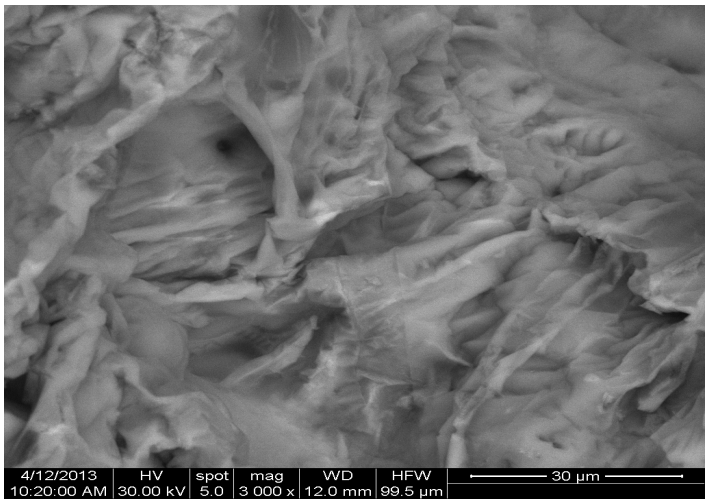


Fig. 14 – Cells walls solidification micro-structural morphologies.

Fig. 15 presents the development and solidification ways for a sharp aspect structure. The fact that between the different formed sharp sheets there are spaces ranging up to 10 μm may be observed. The solidification sheets have a relative consistency and thickness ranging from 1 to 2 μm.

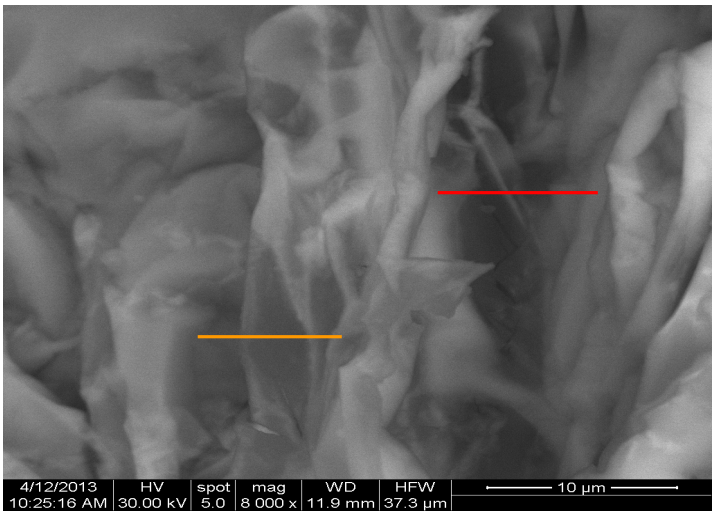


Fig. 15 – SEM detail of a sharp aspect structure.

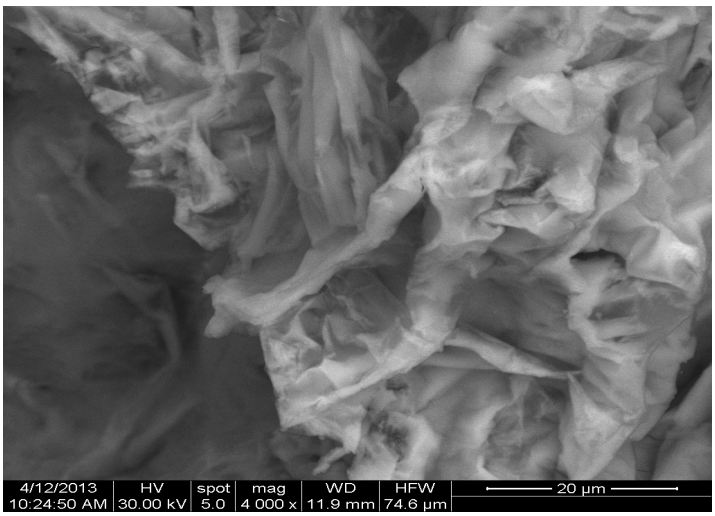


Fig. 16 – SEM image of the connection bridges created between the pores.

The connection bridges formed between the pores have a very low compactness structure, a fact proved by the multitude of porous volumes and communication channels between the solidified areas (Fig. 16). This aspect gives the composite an even greater degree of porosity.

The resulted contraction cracks that occurred at the matrix solidification and the complex silica crystallites (white-grey color in the image) that resulted at the alloy solidification can be observed in the cavities walls (Fig. 17).

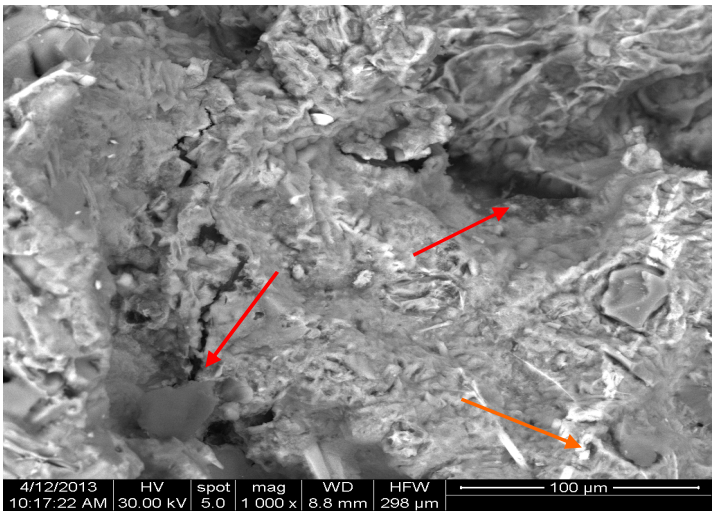


Fig. 17 – SEM image of the micro- cracks in the cavities walls.

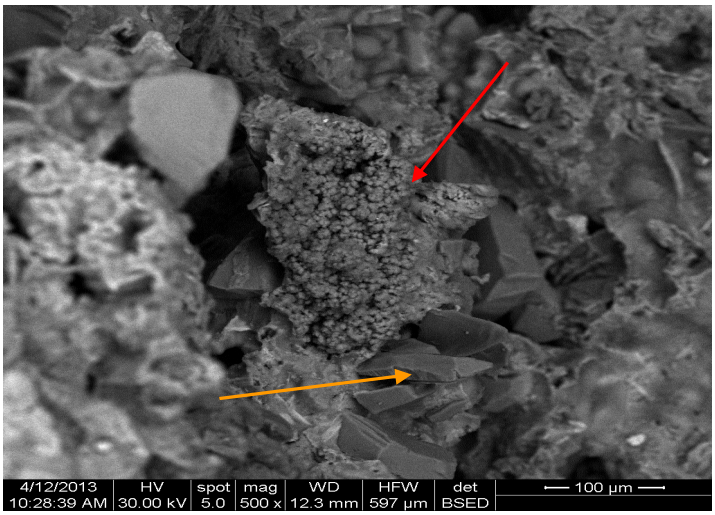


Fig. 18 – SEM image of the metallic foam microstructure highlighting the cluster structure.

In the foam microstructure it was observed the appearance of some cluster structure formations (Fig. 18), which are found in the carbides agglomeration areas. Thus, in the concentration areas and around the silica carbides agglomerations, as a result of inhomogeneous gas bubbling, sharp

conglomerates and also cluster structure conglomerates may be formed in the composite matrix. The advanced degree of porosity that exists in these solidification morphologies can be observed.

3. Conclusions

The SEM microstructure analysis lead to the following conclusions:

AlMg10 matrix type metallic foam obtained through C_4H_{10} bubbling with SiC addition presents intermingled pores, stabilized by the SiC particles, around which the pore network is developed.

In the areas adjacent to the very fine Si carbons agglomerations, the pores are missing, compared to the areas that include greater dimension silica carbides (around 50…100 μm).

There is no adherence in the matrix-carbides interface area, a phenomenon possibly determined by the entry of the blown gas in this area.

The AlMgSi compounds and the gas bubbles determine the formation of a spongy structure and a sharp aspect of the composite matrix cavities surface.

The inhomogeneous bubbling of gas used for the creating the metallic foam determines the appearance of sharp sheets and cluster structures conglomerates in the microstructure.

REFERENCES

Asholt P., *Aluminium Foam Produced by the Melt Foaming Route Process, Properties and Applications*. Proc. of Int. Conf. on Metal Foam and Porous Metal Struct., MIT Publ., 133-140 (1999).

Babcsán N., Garcia-Moreno F., Banhart J., *Role of Oxidation During Blowing of Aluminum Foams by External Gas Injection.* In: Nakajima, H., Kanetake, N. (Eds.), Porous Metals and Metal Foaming Technol., Japan, 261–266, 2005.

Bălțătescu O., Nuțescu C., Rusu I., Roman C., Carcea I., *Microstructure Researches of Metallic Composite Foams Based on AlMg Alloys*. Adv. Materials Res., **1036**, 106-110 (2014).

Banhart J., *Manufacture, Characterization and Application of Cellular Metals and Metal Foams.* Prog. Mater. Sci., **46**, 559–632 (2001).

Wood J.T., *Production and Applications of Continuously Cast, Foamed Aluminum.* Proc. of Fraunhofer USA Metal Foam Symp., Verlag MIT Publ., 31-35 (1997).

ANALIZA SEM A SPUMELOR METALICE PE BAZĂ DE AlMg CU ADAOS DE SiC

(Rezumat)

Sunt prezentate câteva rezultate legate de cercetarea spumelor metalice bazate pe aliajul metalic AlMg10, obținut prin adăugarea în topitura barbotată cu C_4H_{10} de

particule de SiC. Este analizată microsrtuctura acestor spume prin utilizarea SEM, punându-se în evidență rețeaua de pori interpătrunşi, dezvoltată în jurul particulelor de SiC precum şi alte aspecte microstructurale caracteristice.

Spuma formată la suprafața topiturii a fost evacuată printr-un dispozitiv special conceput, adaptat la cuptorul respectiv. După răcirea în aer, din spuma obținută s-au prelevat probe, adaptate special pentru studiul metalografic pe microscopul electronic cu baleaj.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

HIGH ENTROPY ALLOYS – A NEW WORLD A MATERIALS

BY

GHEORGHE BULUC*, IULIA FLOREA and IOAN CARCEA

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: January 14, 2014
Accepted for publication: February 14, 2014

Abstract: Each high-entropy alloy (HEA) contains multiple elements, major and minor elements. The basic principle behind HEAs is that significantly high mixing entropies of solid solution phases enhance their stability as compared with intermetallic compounds, especially at high temperatures. This enhancement allows them to be easily synthesized, processed, analyzed, manipulated, and used. In a broad sense, HEAs are preferentially defined as those alloys containing at least five principal elements, each having the atomic percentage between 5% and 35%. The atomic percentage of each minor element, if any, is hence less than 5%. In this paper we show basic information and some properties of high entropy alloys.

Keywords: high-entropy alloy; hardness tests; SEM analysis.

1. Introduction

High entropy alloys (HEAs), containing five to thirteen metallic elements, with a concentration in the range of 5 to 35 % for each element, exhibit very interesting properties(mechanical,tribological,formability, magnetism) (Yeh *et al*., 2007). Up to the 1970s, almost all traditional alloys has been developed and provided a wide spectrum of properties and performance. There have been about 30 commonly used traditional alloy systems, including

*Corresponding author: *e-mail*: gheo_u@yahoo.com

steel, aluminium, copeer, etc, as depicted, for example, in the ASM Metals Handbooks. However, they were unsatisfactory in many aspects of application (Yeh *et al*., 2007). Therefore, many efforts have been exerted to develop new metals in the last four decades. In alloys with high entropy will be no element mole fraction greater than 30% so there will be no metal matrix in alloy composition. Studies of high entropy alloys have shown that they have a almost amorphous structure demonstrated by X-ray diffraction and differential scanning calorimetric analysis. HEA has a high atomic disorder with mechanical properties comparable to the glass therefore are brittle (Yeh *et al*., 2004). The research performed showed that this alloy exhibits high hardness and corrosion resistance and good thermal stability as well. (Yeh *et al*., 2004; Muscalu *et al*., 2013). High entropy alloys could have many applications for example: tools, molds, dies, mechanical parts and furnance parts, foundries and marine application for piping and pump components which requires an excellent corrosion resistance, hard and antisticking coating for molds and tools and so on (Yeh *et al*., 2007).

These alloys were typically composed of one or two principal elements, minor elements being added in order to modify their properties [2, 3]. As elements we can use the main metals: beryllium (Be), magnesium (Mg), aluminum (Al), scandium (Sc), titanium (Ti), vanadium (V), chromium (Cr), manganese (Mn), iron (Fe) , cobalt (Co), nickel (Ni), copper (Cu), zinc (Zn), yttrium (Y), zirconium (Zr), niobium (Nb), molybdenum (Mo), rutheniu (Ru), rhodium (Rh) , palladium (Pd), silver (Ag), hafnium (Hf), tantalum (Ta), tungsten (W), platinum (Pt), gold (Au), lanthanum (La), cerium (Ce) and so on. Of course in addition to these items we can add minor elements, named like this because their molar fraction in the alloy is lower than 3.5%. In a high entropy alloy, the elements can be metallic or nonmetallic and can be selected from the following elements: lithium, sodium, scandium, titanium, vanadium, chromium, manganese, iron, cobalt, nickel, copper, zinc, gallium, germanium, strontium, yttrium, zirconium, niobium, molybdenum, rutheniu, rhodium, palladium, silver, cadmium, indium, platinum, gold, bismuth, lanthanum metal. Non-metallic elements may be for insatnce, carbon, boron, silicon, phosphorus, sulfur, hydrogen, oxygen, nitrogen and so on.

2. Melting Techniques

Melting and casting techniques, with equilibrium and nonequilibrium cooling rates, have been used to produce high entropy alloys in the shape of rods, bars, and ribbons. The most popular melt processing techniques are vacuum arc melting, vacuum induction melting, and melt spinning. Mechanical alloying (MA) followed by sintering has been the major solid-state processing route to produce sintered products. Sputtering, plasma nitriding, and cladding are the surface modification techniques used to produce thin films and thick

layers of high entropy alloys on various substrates. A vast majority of high entropy alloys that have been reported so far has been produced by vacuum arc melting and a few by vacuum induction melting. However, the disadvantage of this technique is the possibility of evaporation of certain low-boiling point elements during the alloy preparation thus making compositional control more difficult. In such cases, induction and resistance heating furnaces have been adopted for making the alloys (Cantor *et al*., 2004; Murty *et al.*, 2014).

The high entropy alloys obtained by powder metallurgy route need to be sintered to achieve dense components. Conventional sintering of nanocrystalline alloy powders can lead to significant grain growth during the exposure of the alloy powders to high temperatures for long periods. In order to avoid this, nanocrystalline alloys obtained by MA are usually consolidated by spark plasma sintering (SPS). SPS involves application of high amperage pulsed current (up to 5,000 A) through the sample kept usually in a graphite die, while simultaneously applying pressures to the tune of about 100 MPa[6] (Cantor *et al.*, 2004; Murty *et al.*, 2014).

3. Experimental Procedures

Upon researching these methods we developed high entropy alloy FeNiCrCuAl, using induction melt method. For the preparation of this alloy an 8,000 Hz medium frequency induction furnace was used (Fig.1).

Fig. 1 – Induction heating furnace of medium frequency 8,000 Hz.

3.1. Analysis by Scanning Electron Microscope

For microstructural characterization the samples were mechanically processed by grinding and chemical attack with NITAL. For the microstructural characterization we used an electron microscop on LMHII VegaTescan equipment using a secondary electron detector (SE) at a voltage of 30 kV

electron gun. The following figures show the surface microstructures high entropy alloy FeNiCrCuAl for all two samples.

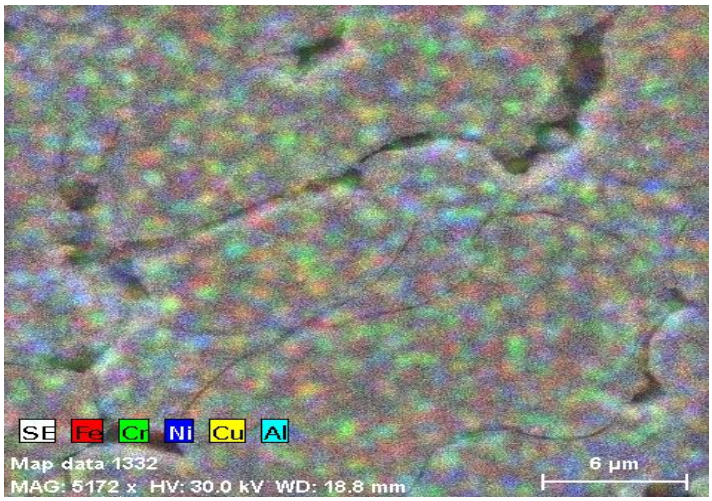


Fig. 2 – The distribution of chemical elements in the alloy with high entropy, FeNiCrCuAl.

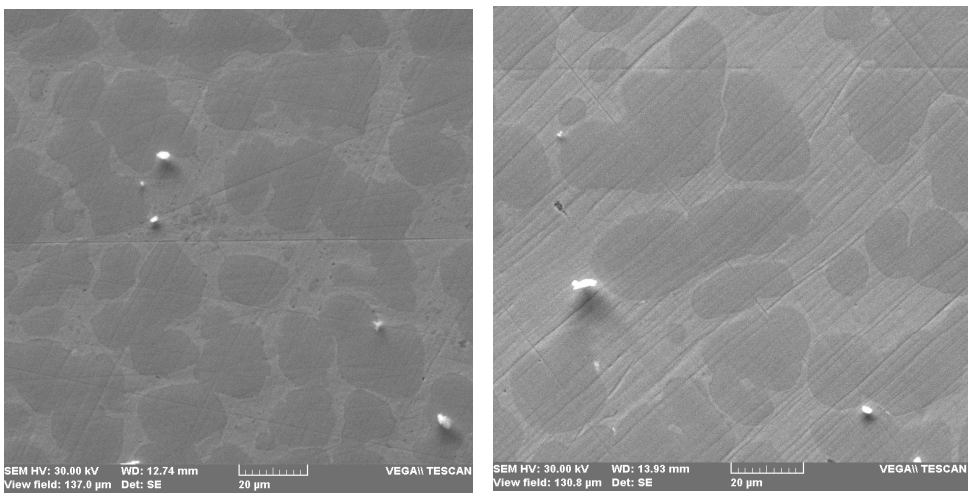


Fig. 3 – Image SEM for sample 1 - A: 500x and B: 1kx

In those pictures we can observe the grain boundaries. The results show that the structure of the alloys is a typical dendritic crystal structure. As Al content increases, the morphology of the microstructure varies and the grains coarsen.

In Table 1, we can observe the hardness values, of high entropy alloys FeNiCrCuAl.

Table 1
Hardness Tests

	Rockwell (HRC)	Vikers (HV)	Brinell
FeNiCrCu	24.1	260	247
FeNiCrCuAl5%	41.2	402	381
FeNiCrCuAl10%	39	382	262

4. Conclusions

The alloy obtained and researched in this paper is FeNiCrCuAl. In conclusion, HEAs and HE-related materials have potential applications in different fields and are expected to replace traditional materials in many sectors. In just a decade from 2004, extraordinary progress has been made. This research theme has caught global attention.

Analyzing the FeNiCrCuAl.alloy by scanning electron microscopy it was observed that the alloy has a FCC structure and exhibits a dendritic morphology after the solidification process.

Further studies are being carried out to investigate the formation mechanism of the oxidation products, high temperature strength and corrosion tests of these alloys.

Acnowledgements. This work was supported by the strategic grant POSDRU/159/1.5/S/133652, co-financed by the European Social Fund within the Sectorial Operational Program Human Resources Development 2007 – 2013.

REFERENCES

Cantor B., Chang I., Knight P., Vincent A., *Microstructural Development in Equiatomic Multicomponent Alloy*. Mater. Sci. Eng., **A**, 375-377 (2004).

Guo N., Sun H., Gao P., *et al.*, *Effect of the Number of Principal Elements on Microstructure and Performance of High-entropy with Multi-principal Elements*. New Technology & New Process, **6**, 87-91 (2013).

Murty B.S., Yeh J.W., Ranganthan S., *High Entropy Alloys*. 77-80, 91-115 (2014).

Muscalu I., Bălțătescu O., Florea R.M., Soare V., Chelariu R., Carcea I., *High Entropy Alloys*. JOAM, **15**, *7- 8*, 761-767 (2013).

Ren M.X., Li B.S., *Phase Analysis of CrFeCoNiCu High Entropy Alloy*. J. of Mater. Engng., **24** (2012).

Varalakshmi S., Kamaraj M., Murty B.S., *Synthesis and Characterization of Nanocrystalline AlFeTiCrZnCu High Entropy Solid Solution by Mechanical Alloying*. J. of Alloys and Compounds, **460**, 253-257 (2008).

Yeh J.W., Chen S.K., Lin S.J., Gan J.Y., Chin T.S., Shun T.T., *et al*., *Nanostructured High Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes.* Adv. Eng. Mater., **299**, *6* (2004).

Yeh J.W., Chen S.K., Lin S.L, *et al*., *Microstructural Control and Propreties Optimization of High Entropy Alloys*. Adv. Eng.Mater., **6** (2004).

Yeh, J.W., Chen Y.L., Jien S., *High Entropy Alloys – A New Area of Explotation*. Mater. Sci., **560,** 1-9 (2007).

Zhang L. S., Ma G.L., Fu L. C., Tian J., *Recent Progress in High-entropy Alloy.* Adv. Mater., **631-632**, (2013).

ALIAJE CU ENTROPIE RIDICATĂ – O NOUĂ LUME A MATERIALELOR

(Rezumat)

Fiecare aliaj cu entropie ridicată conține multiple elemente, elemente principale sau minore. Principiul de bază pentru aliajele cu entropie ridicată este entropia mare de amestec a fazelor tip soluție solidă, care mărește stabilitatea lor în comparație cu compuşii intermetalici, în special la temperaturi ridicate. Această creştere de entropie permite obținerea, analiza, procesarea şi utilizarea lor accesibilă. Cu alte cuvinte, domeniul aliajelor cu entropie ridicată este defintit ca: aliaje care conțin cel puțin cinci elemente principale (majoritare), fiecare având un procentaj atomic cuprins între 5 şi 35%. Procentajul atomic al fiecărui element atomic secundar (minoritar), dacă există, este mai mic de 5%. În această lucrare sunt prezentate informații de bază şi câteva proprietăți ale aliajelor cu entropie ridicată.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2, 2014
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDIES REGARDING THE ADHERENCE OF THE ELECTRO-SPARK DEPOSITION COATING LAYER ON THE HEAT TREATED LOW ALLOY STEEL SUPPORT

BY

MANUELA-CRISTINA PERJU*, CARMEN NEJNERU, MIHAI AXINTE and CĂTĂLIN-ANDREI ȚUGUI

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iași
Faculty of Material Science and Engineering

Received: January 16, 2014
Accepted for publication: February 28, 2014

Abstract: The purpose of this paper is to analyze the adherence between the deposited layer and the base material (mild steel). The deposition is realized using pulsed electrical discharge method, on a heat treated steel (martensitic quenching and tempering low). Deposited layer adherence will be studied by studying the layer cracking behavior of the tensile test specimens. Depending on the technological properties of the deposited material substrate it will create an interface area with different dimensions and physical-technological properties.

Keywords: test tensile; steel; electro-spark deposition; interface; layer adhesion.

1. Introduction

The machine building industry is one of the major consumers of material, in particular metal material.

Competition in this field, the technical process and imposed requirements, asks for good knowledge of material properties, development of

*Corresponding author: *e-mail*: cryss_ela@yahoo.com

new materials, treatments and processing technologies to ensure operational requirements at minimum cost (Perju *et al*., 2013).

Steels used for parts which are in relative motion and contact with other parts must ensure high toughness core characteristics, while exterior areas should provide good resistance to wear. Such characteristics can be obtained by heat treatment or by coating the surface by thermo-chemical treatments using a variety of methods.

One of these deposition methods is pulsed electrical discharge method. On impact with the base material surface, the particles of molten metal from the electrode flatten, breaks and anchors the substrate, forming a metallic layer. Due to the high roughness the layers are sometimes subject to grinding, this operation requiring a very good adherence to the substrate layer.

Obtaining thin films with special properties (wear resistance, corrosion resistance and impact resistance) requires a correct choice of filler material in strict correlation with the physical and mechanical properties of the support material (Liu Jun *et al*., 2005).

Adherence of the pulsed electrical discharge deposited layer depends on the nature of the electrode and the base material (chemical composition, austenitic grain size, mechanical properties (elongation, σc, σr, KCU, Rm) (Perju *et al*., 2013).

2. Methods and materials

We used the electro-spark deposition method. The technology can be defined as a micro-welding in pulses, enabling deposition for the “electrode material" on a metal substrate by mass transport, performed at high intensity current and short periods of time (Alexandru & Strugaru, 2008; Liu Jun *et al*., 2005; Vermeşan *et al*., 1999).

The deposition was made with the Elitron 22A installation, surface characteristics analysis was made with scanning electron microscope (SEM), and chemical analysis for the surface layer was made with EDX sensor (Energy Dispersive X-Ray).

For the experiment was used C 15, (DIN 1.0401) laminated bar. This is a high quality carbon steel with a low carbon content, also called case-hardening steel, whose chemical composition is shown in Table 1 (Alexandru *et al*., 1997), determined by spectrometer Foundry Master.

Table 1
Chemical composition for C 15, [%]

Fe	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Other
99.1	0.162	0.302	0.107	0.0275	0.0101	0.0613	0.0411	Balance

Specimens were made, whose dimensions can be seen in Fig.1. The specimens have tensile testing standard shape for metal sheets.

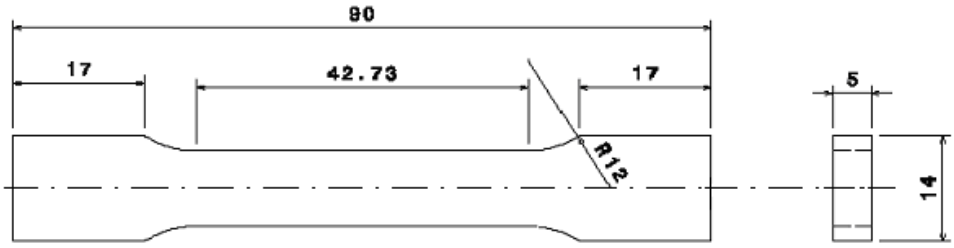


Fig. 1 – Tensile stress specimen for metal sheets.

3. Results and Discussions

The primary means for highlighting the strength capacity is the heat treatment of steels, properly applied to their chemical composition and the considered part type. Corresponding behavior to the heat treatment and, especially reproducibility characteristics, obtained in compliance with the same thermal parameters (time, temperature, etc.), can be achieved only in the case of a quality steel, with lower levels of residues and inclusions, developed according to specific technologies for this purpose.

The hardening heat treatment, carried out in an oven with SiC bars consisted of heating the test specimens at T = 900ºC, maintaining ½ h, followed by cooling in water. Low tempering treatment, achieved in a SiC bars furnace, consisted of heating the test specimens at T = 180ºC, maintaining 3 h, followed by cooling in air.

Quenching C 15 steel, is not the proper label, because its completion does not obtains martensite structure but has as effect a relative hardening by changing the P and $F\alpha$ phases ratio, to a pearlite increased quantity. In this manner the suddenly cooling, leads to obtaining a pearlitic structure out of balance (lower carbon quantity pearlite, but a higher quantity, which leads to a tougher material). The low tempering has the effect of obtaining a stabilized structure after quenching.

We achieved thin layer coatings by pulsed electric discharge method, (Liu Dongyan *et al*., 2007; Vermeşan *et al*., 1999), in order to modify the surface properties for the base material, steel C 15, both for the laminated sample, also the heat treated samples. Titanium and tungsten was the metal filler that we have been used as electrodes (Chen Zheng & Zhou, 2006a, 2006b; Cheng Luo *et al*., 2008; Wang Ruijun *et al*., 2005). Taking into account that the main objective is to improve the wear behavior by deposition of hard layers, it appears to be necessary, in order to achieve the objective of multilayer surfaces generation: comparable properties of the anchor layer with the support material and coating surface with required properties.

Tensile tests were performed on rectangular laminated control on machine tester Instron 3382. Tensile tests were performed both until breaking the specimen and until the bottleneck. For the control test samples one type of tests were made: a tensile test (complete with broken specimen).

3.1. Macroscopic Analysis of Laminated and Heat Treated Specimens after Tensile Testing

Fracture macro photos were studied, and were observed striations and longitudinal cracks in the direction of drawing, which shows great adhesion with the substrate, acting as a microalloyed area.

The pulling force was large enough, if not so, the layer-substrate adhesion bonds were weak and the coating would be peeled off.

Sample macrostructure (Fig. 2), quenched and high tempered, coated by pulsed electrical discharge method shows a breaking fracture similar to a semi-soft material (slightly hardened), with elongated grains on the break section, but with an elongation less pronounced than in the annealed sample.

a *b*

Fig. 2 – Fracture images for the tensile tested coated samples: *a* – laminated sample; *b* – heat treated sample.

3.2. SEM Analysis of the Tensile Breaking Tested Specimens

When testing leads to the tensile breaking, the characteristics σ-ε measured parameters are presented in Table 2.

SEM analysis for C 15 steel fracture, coated with complex carbide of W and Ti, quenched and high tempered, shows that the coating layer is well anchored into the substrate layer (Fig. 4). The elastic modules of, yield strength and ultimate yield are closer comparing to the annealed steel, which can be seen into the microcracks that appear into the coating layer and into the substrate.

The quenched and tempered substrate is medium-hard and presents a good consistency with the W and Ti coating layer, which increases the wearing behavior properties.

The coating layer thickness is between 20…30 μm, and the surface is slightly bumpy due to the partially melted drops, embedded in the base material (Fig. 4 *c*). Initiation of microcracks is located in the confluence of droplets or other defects, as well as material overlapping, adherences, etc. EDX analysis for the coating layer shows a 34% W component, 38% Fe, 8% Ti, and 13%C in immediate vicinity of the surface. Due to the massive presence of the deposited tungsten, the layer is rough and due to the titanium presence, which has the 22 atomic number, close to the 26 for Fe, the layer adheres well to the substrate due to the compatibility the chemical elements.

Table 2

The Values for Sample Breaking Tensile Testing

Characteristic curve σ-ε for C 15 steel	The maximum force, [N]	Breaking strain ε_r, [%]	Elastic modulus E, [MPa]
	32,863.62	18.96	7,275.33

Ultimate yield σ_r, [MPa]	Yield strength σ_c, [MPa]	Yield strain ε_c, [%]
656.73218	458.60	6.24478

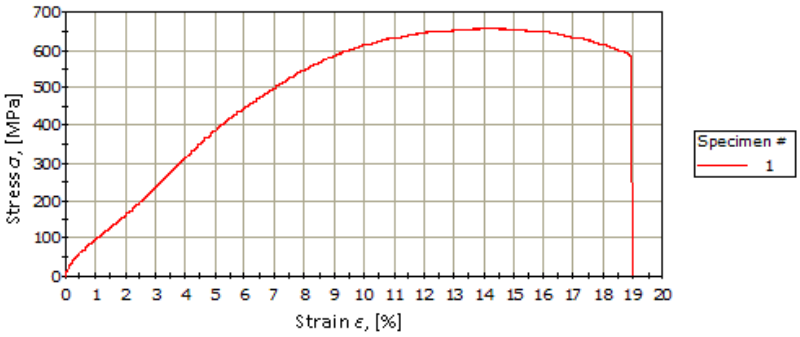
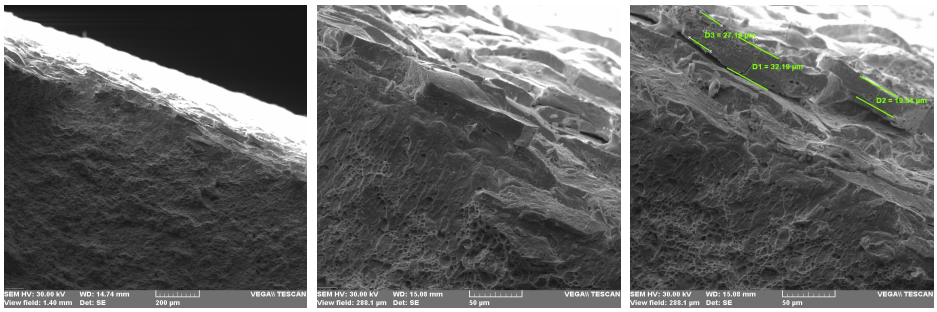


Fig. 3 – Tensile test specimen to failure.



a *b* *c*

Fig. 4 – SEM microstructures: *a* – 200 μm; *b* – 50 μm; *c* – 50 μm.

Tungsten is an element with a big atomic number, which does not enhances the alloying with the base material.

3.3. Analysis of the Strain Characteristics for Layer-Substrate, Depending on the Strength and Plasticity Characteristics, Measures by Tensile Test

During functional loading for thin film coated parts by electrical discharge pulse method, the strain state presents much more interest than the stress state. The substrate state, influence the characteristic curve (σ-ε), meaning by default the yield point, ultimate yield and elastic modulus.

The coated layer presents a yield point, ultimate yield and elastic modulus, characteristic for the composing elements for deposition electrode. There are not overlapping with the base material characteristics, meaning that the coated layer and the support substrate do not get in the plastic domain at the same time, and the ultimate strength varies.

Generally, depositions are made in order to enhance the wear and/or corrosion resistance, which makes that the coated layer is much tougher than the substrate, with lower elastic properties, and the cracks are much quicker initiated in the coating than the substrate.

Giving a certain stress, which produces a certain strain ε_a, in the case of the coated annealed sample, the deposited layer is still in the elastic domain, while the steel is in the plastic domain.

This means that are residual strains, partially independent from the interface, which recovers after stress is relieved, due to the fact that its domain has not crosses the elastic domain, into the plastic one.

In the case of the quenched and tempered steel, at the same stress, which creates the ε_a strain, the submitted layer and the substrate material are both in the elastic domain, and the stress do not cause cracks into the sample.

The study had two objectives:

a) to analyze the tensile behavior of the layer-substrate subassembly when using the base material which is subject to various heat treatments (different technological properties);

b) to analyze the adherence of the deposited layer on to the base material, previously annealed, quenched and low tempered, for the tensile test part.

4. Conclusion

Dangerous stresses are stretching in layer because it creates prerequisites occurrence of microcracks which can evolve in exfoliation of the deposited layer.

These analyzes showed that the deposition layer is well anchored in the substrate, due to the propagation of cracks in the drawing direction.

Cracks are evenly distributed, without exfoliation and layer separation, which is due to a good coherence between layer and substrate obtained after microalloying of base material and deposition.

REFERENCES

Alexandru A., Strugaru S.I., *Alierea şi depunerea superficială prin scânteie electrică-Influenţa tratamentelor termice asupra caracteristicilor straturilor*. Edit. Tehnopress, Iaşi, 2008.

Alexandru I., Popovici R., Baciu C., Călin M., Cojocaru V., Bulancea V., Carcea I., Alexandru A., Paloşanu G., *Alegerea şi utilizarea materialelor metalice*. Edit. Did. şi Pedag., Bucureşti, 1997.

Chen Zheng, Zhou Y., *Surface Modification of Resistance Welding Electrode by Electro-Spark Deposited Composite Coatings.* Part I. *Coating Characterization.* Surface & Coatings Technol., **201**, 1503-1510 (2006a).

Chen Zheng, Zhou Y., *Surface Modification of Resistance Welding Electrodes by Electro-Spark Deposited Composite Coatings*. Part II. *Metallurgical Behavior During Welding.* Surface & Coatings Technol., **201**, 2419-2430 (2006b).

Cheng Luo, Shijie Dong, Xiang Xiong, *Microstructure and Properties of TiC Coating by Vibrating Electrospark Deposition.* Key Engng. Mater., **373-374**, 180-183 (2008).

Liu Jun, Wang Ruijun, Qian Yiyu, *The Formation Of A Single-Pulse Electrospark Deposition Spot*. Surface & Coatings Technol., **200**, 2433- 2437 (2005).

Liu Dongyan, Gao Wei, Li Zhengwei, Zhang Haifeng, Hu Zhuangqi, *Electro-Spark Deposition of Fe-Based Amorphous Alloy Coatings.* Mater. Lett., **61**, 165-167 (2007).

Perju M.-C., Nejneru C., Vizureanu P., Axinte M., Achiţei D.-C., *Studies on Layer-Material Interface at Deposition by Impulse Electrical Discharge Method*. The Ann. of "Dunarea de Jos" Univ., Galaţi, **IX**, Metallurgy a. Mater. Sci., Special Issue, 92-96 (2013).

Vermeşan G., Vermeşan E., Jichisan-Matiesan D., Cretu A., Negrea G., Vermeşan H., Vlad M., *Introducere în ingineria suprafeţelor*. Edit. Dacia, Cluj-Napoca, 1999.

Wang Ruijun, Qian Yiyu, Liu Jun, *Interface Behavior Study of WC92–Co8 Coating Produced by Electrospark Deposition.* Appl. Surface Sci., **240**, 42-47 (2005).

* * * *Instalaţie Elitron 22*. Acad. de Ştiinţe, Republica Moldova, Chişinău, 1992.

STUDII ASUPRA ADERENŢEI STRATURILOR CU DEPUNERE PRIN DESCĂRCARE ELECTRICĂ ÎN IMPULS PE SUPORT DE OŢEL SLAB ALIAT

(Rezumat)

Se analizează aderenţa între stratul depus şi materialul de bază (oţel slab aliat). Depunerea este realizată folosind metoda descărcării electrice în impuls, pe un oţel tratat termic (călire martensitică şi revenire joasă). Aderenţa stratului depus va fi

studiată prin analiza comportamentului la fisurare a stratului depus pe epruvete încercate la tracțiune. În funcție de proprietățile tehnologice ale substratului materialului depus se va crea o zonă de interfață cu diferite dimensiuni şi proprietățile fizico-tehnologice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IRON WHITENING WHEN MANUFACTURING GREY CAST IRON IN SMALL AMOUNT

BY

VASILE COJOCARU-FILIPIUC*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: February 17, 2014
Accepted for publication: March 10, 2014

Abstract: In this paper it is analyzed why, when grey cast iron is manufactured by electric induction furnace, in small amount (under 10 kg), in circumstances where metallic charge is formed from grey pig iron, only (having small content of sulfur), without graphitizant modification, even for small degree of overheating in liquid state, grey cast iron is obtained white one. Purpose of the non-metallic inclusions and purpose of remanent graphite for crystallization are analyzed.

Keywords: heterogeneous crystallization; non-metallic inclusions; pure metallic charge; absence of graphitizant modification.

1. Introduction

Factors which determine iron whitening, iron solidification according to the metastable system Fe-Cementite, are the following: cooling rate, maintain time in liquid state, degree of purity, content of antigraphitizant chemical elements, graphitizant modification absence, physic-mechanical treatments, inoculation, degree of overheating in liquid state, etc., factors acting directly or by other parameters, as cooling module (equivalent cooling), castings

* *e-mail*: cojocaru52@yahoo.com

configuration, mould kind, pouring temperature, etc. (Sofroni, 1975; Sofroni *et al.*, 1985).

During manufacture, after temperature of metallic bath exceeded liquidus line temperature, the phenomenon of dissolution of remanent graphite and non-metallic inclusions begins.

If metallic charge is formed from metallic sorts only, these ones being grey iron, in all cases, unoverheating liquid iron contains remanent graphite.

Amount of non-metallic inclusions from the unoverheating liquid iron depends of metallic sorts kind.

During melting stage, dissolution phenomenon of remanent graphite and non-metallic inclusions begins in liquid microvolumes that arise.

After all metallic charge is liquid state, dissolution phenomenon of remanent graphite and non-metallic inclusions is conditioned by the metallic bath temperature, non-metallic inclusions kind and time.

Dissolution phenomenon of non-metallic inclusions means development of reactions of dissociation, (1) type and, then, chemical elements diffusion in the solvent which is liquid iron.

$$A_xB_y \rightleftarrows xA + yB\,, \tag{1}$$

where: A and B represent chemical elements.

Development of (1) reaction means breaking of the chemical bounds among component particles either as atoms or the ions.

A reaction (1) type is a topochemical and has three periods – incubation, autoacceleration and reaction average front period.

More, if the non-metallic inclusion is complex, necessary time to complex non-metallic inclusion dissolution is higher because a lot of phenomena occur, such as following: dissolution of complex anion, molecules desorption, appearance of new phases, diffusion processes, etc. (Oprea *et al.*, 1978).

Consequence is that if non-metallic inclusions have large size, these ones will need a higher time for dissolution in liquid metallic matrix.

Non-metallic inclusions can be exogenously and endogenously, those endogenously have negative influence on iron crystallization if they there are in metallic matrix at beginning of iron crystallization.

2. Experiment and Results

It was used for the metallic charge grey pig iron with the following chemical composition: C = 4.2%; Si = 2.6%; Mn = 0.8%; P = 0.12%; S = = 0.06%; Fe = balance.

Metallic charge mass was of 5.9 kg.

Fig. 1 represents structure of grey pig iron that was used for charge of the electric induction furnace of 15 kg capacity (furnace capacity was limited by utilization of a melting pot of SiC that was introduced in granulous refractory lining of quartzite). We see that graphite is flake.

Fig. 2 represents structure of manufactured iron after iron was overheated in liquid state at a temperature about 1,300^{o}C and was poured as a casting like that from Fig. 3. One sees in Fig. 2 that iron is white – there is a large number of eutectic austenite separations.

Fig. 4 represents structure of manufactured iron after iron was overheated in liquid state at a temperature about 1500°C. Analyzed sample was taken from the riser of a casting and has diameter of 20 mm. One sees in Fig. 4 that iron is white and eutectic austenite separations were no so many.

Fig. 1 – Structure of grey pig iron used for manufacture. X 48,8 (sample unprocessed by chemical reactive).

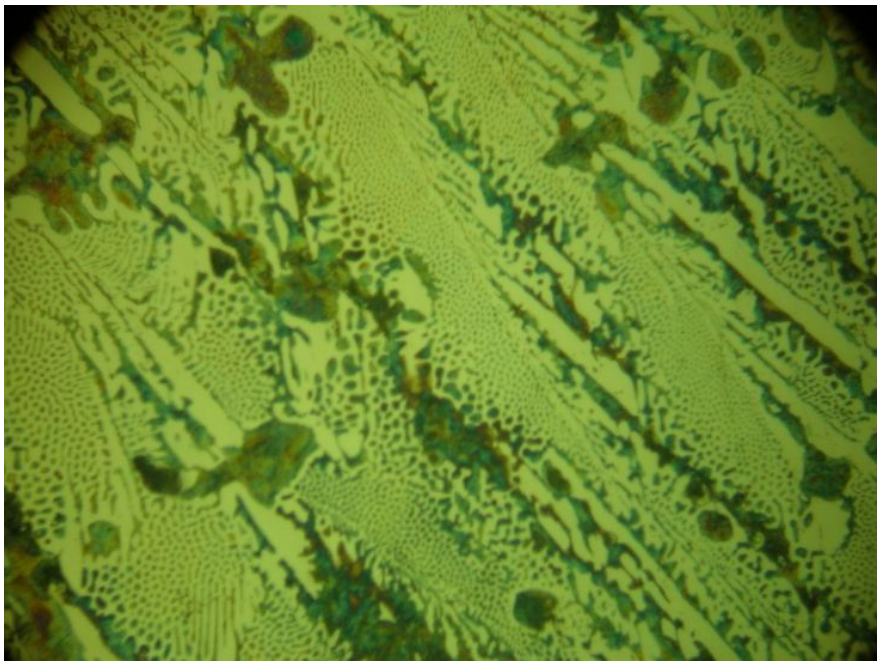


Fig. 2 – Structure of manufactured iron that was overheated in liquid state at temperature about 1,300°C. X 128. (sample processed by chemical reactive).

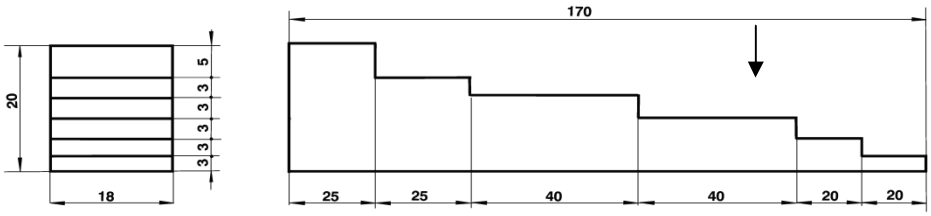


Fig. 3 – Casting used for structure analysis of iron that was overheated in liquid state at temperature about 1,300°C.

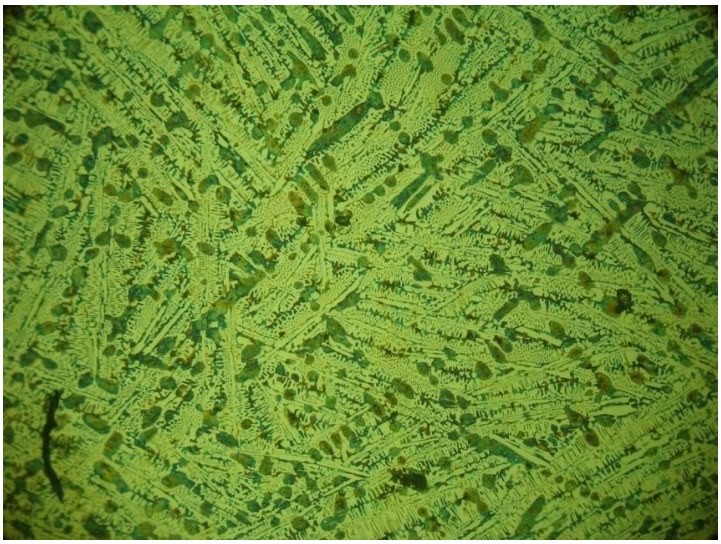


Fig. 4 – Structure of manufactured iron that was overheated in liquid state at temperature of about 1,500°C. X 128 (sample processed by chemical reactive).

In consequence, obtained iron was white in both cases-for those two overheating temperatures.

Maintaining time in liquid state, for both overheating temperatures, was about 3 min.

3. Discussion

Presence of endogenously non-metallic inclusions in liquid iron when iron is evacuated from the furnace, is directly related to how the crystallization of iron.

The crystallographic lattice of the non-metallic inclusions is very important. So, if that one is compact (compact hexagonal and compact cubic), chemical elements around them can not diffuse to their inside. Diffusion of the carbon particles to the non-metallic inclusions from metallic bath is very important. This diffusion process is more significant as there is a higher thermodynamic activity gradient of carbon between metallic matrix and non-metallic inclusions that have compact crystallographic lattice. Source [4] shows that around non-metallic inclusions whose crystallographic lattice is compact, there are conditions of graphite growth, the non-metallic inclusions shape dictating graphite shape obtained.

According to source [5], SiO_2, FeS, SiC, NiS and CaMg represent hexagonal crystallographic system and CaO, MgO, SrO, BaO, MnO, FeO, CeO_2, Li_2O, TiN, ZrN, Mg_2S, Ni_3S, TeSn, CaS, Ni_2Si, SiS, BaS, MnS, Li_2S, TiC, ZrC and MgS represent cubic crystallographic system.

Presence of chemical compounds that are not carbides or do not contain carbon and that have compact crystallographic system (hexagonal or cubic), in liquid iron when liquid iron is evacuated from the furnace, do that iron to crystallize by metastable system – do not crystallize as white iron. In a situation like this one, degree of undercooling of iron at eutectic transformation is increased. Heterogeneous crystallization is very important for crystallizing in the case of iron.

If the crystallographic lattice of non-metallic inclusions is not compact and non-metallic inclusions do not contain carbon, carbon atoms diffuse in those non-metallic inclusions according to the chemical equilibrium law between two phases. So, carbon thermodynamic activity gradient is increased and, so, it is not possible germination of graphite in the interface between metallic matrix and non-metallic inclusion. In this case, iron has conditions to crystallize by metastable system.

Presence of non-metallic inclusions increases as probability if the metallic charge is heterogeneous and contains a large amount of iron waste.

In the case of this experiment, the metallic charge was formed from grey pig iron, only, ie a metallic sort with a relative large degree of purity. So, for small overheating degrees, liquid iron had not non-metallic inclusions, which meant that heterogeneous crystallization was out of its role.

In addition, pig iron contented a little sulfur content – 0.06%. In this case, coarse inclusions of graphite were dissolved in liquid metallic matrix though overheating degree in liquid state was small (when the sulphur content is large, mostly, graphite lamellae from liquid iron have sulphur particles adsorbed; even one needs temperatures more then 1,500^{o}C for graphite to dissolve in liquid metallic matrix).

Manufacture conditions from the experiment, without graphitizant modification, determined that iron to solidify by metastable system.

4. Conclusions

In the case when one propose manufacture of a small amount of grey iron, non-alloy one, for example, under 10 kg, and metallic charge is formed from grey pig iron that has a small sulphur content or is formed from pig iron of high purity, it is necessary graphitizant modification of iron, classically, with, for example, FeSi75, for whitening avoidance.

REFERENCES

Cojocaru-Filipiuc V., *Fonte–obținere*. Edit. Samia, Iaşi, 2003.

Cojocaru-Filipiuc V., *Hypotheses on the Equilibrium of Metallic Materials Based on the Chemical Equilibrium Tendency – Applications for Cast Iron Inoculation*. Edit. Politehnium, Iaşi, 2011.

Oprea F. *et al.*, *Teoria proceselor metalurgice*. Edit. Did. şi Pedag., Bucureşti, 1978.

Sofroni L. *et al.*, *Turnarea fontei*. Edit. Did. şi Pedag., Bucureşti, 1985.
Sofroni L., *Elaborarea şi turnarea aliajelor. Fonte. Oţeluri. Aliaje neferoas*e. Edit. Did. şi Pedag., Bucureşti, 1975.

ALBIREA FONTEI ÎN CAZUL ELABORĂRII FONTEI CENUŞII ÎN CANTITATE MICĂ

(Rezumat)

Se analizează de ce, în cazul elaborării fontei în cuptoare electrice cu încălzire prin inducţie, în cantitate mică (sub 10 kg), în circumstanţele în care încărcătura metalică este constituită doar din fontă brută cenuşie, cu conţinut mic de sulf, în absenţa inocularii (modificării grafitizante), chiar în cazul unor grade mici de supraîncălzire în stare lichidă, aceasta se obţine albă. Se face o analiză a rolului jucat de incluziunile nemetalice şi de grafitul remanent în cristalizare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

METHOD FOR PRODUCTION OF COMPACTED GRAPHITE CAST IRON

BY

VASILE-COJOCARU FILIPIUC*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: February 27, 2014
Accepted for publication: March 20, 2014

Abstract: The theory that was taken into consideration was based on the tendency toward chemical equilibrium for two thermodynamic phases in contact. The determining factor that dictates the form of graphite is interphasic tension between metallic matrix and inoculating agent. So, aluminum is used, mechanically mixed with the inoculating agent, inoculating agent role being getting nodular graphite. Quality of active surface element of aluminium does interphasic tension between metallic matrix and inoculating agent to be small, so that the inoculating agent drop shape to determine getting compacted graphite.

Keywords: compacted graphite; inoculating agent; active surface element; aluminium; mechanical mixture.

1. Introduction

The mechanism of compacted graphite formation is identical to the mechanism of nodular graphite formation, if the inoculating agent is in the liquid state at the iron inoculation temperature.

The decisive factor influencing drop shapes is the value of the interfacial surface tension between the metallic matrix and inoculating agent

* *e-mail*: cojocaru52@yahoo.com

drops, σ_{12}, expressed by

$$\sigma_{12} = \sigma_2 - \sigma_1 \cos\theta \sqrt{1 + \left(\frac{\sigma_1 \sin\theta}{\sigma_2 - \sigma_1 \cos\theta} \right)^2}, \quad (1)$$

where: σ_{12} is the interfacial surface tension between the metallic matrix and the drop (phase 1 and phase 2); σ_2 – the interfacial surface tension between the drop and air; σ_1 – the interfacial surface tension between the metallic matrix and air; θ – moistening angle of the drop by the metallic matrix.

The specificity of compacted graphite production consists of achieving compacted shapes for the inoculating agent drops.

The values of σ_{12} interfacial surface tension may be regulated in the following two ways:

a) by the interventions on the chemical composition of the metallic matrix;

b) by the interventions on the chemical composition of the inoculating agent.

If the production of spherical drops depended on the absence of surface-active chemical elements in the metallic matrix and in the inoculating agent, the production of drops with compacted shapes depends on the controlled presence of surface-active elements in the metallic matrix and the inoculating agent.

The surface of compacted graphite is bigger than that of nodular graphite, which means that it is more susceptible to dissolution in the metallic matrix. Moreover, the thickness of compacted graphite is inferior to the graphite nodule diameter, which also means shorter dissolution times in the metallic matrix. Therefore, inoculating elements should be adsorbed on the compacted graphite together with the surface-active element or elements, and, hence, they should prevent fast dissolution of compacted graphite (Cojocaru-Filipiuc, 2011).

The surface-active elements must also have the capacity of be adsorbed on graphite, and the adsorption forces must have the same size grade as the inoculating elements.

Fig. 1 is the schematic representation of the mechanism of compacted graphite formation. The term compacted is relative and reference (Ripoşan & Sofroni, 1984) also employs other names for it, such as: vermicular, compacted flaky, semi-ductile, unique, compacted vermicular and vermicular compacted. According to Fig. 1, the carbon particles diffuse from the metallic matrix towards the drops due to the high carbon activity gradient between the metallic matrix and the inoculating agent drops, 1st sequence.

The inoculating agents with densities lower than that of the liquid metallic matrix, at the inoculation temperature, are the most common in industrial practice. Therefore, the graphite nuclei will grow in drops.

Carbon particles diffuse continuously and hence carbon particle agglomerations occur at the metallic matrix-inoculating agent drop interface (2nd sequence).

The sequences marked I, II and III show the maximum contact surface between the metallic matrix and the drops, which is the very surface of the drops.

A higher carbon particle concentration around the drops means a higher molar fraction of carbon and, hence, a higher carbon activity.

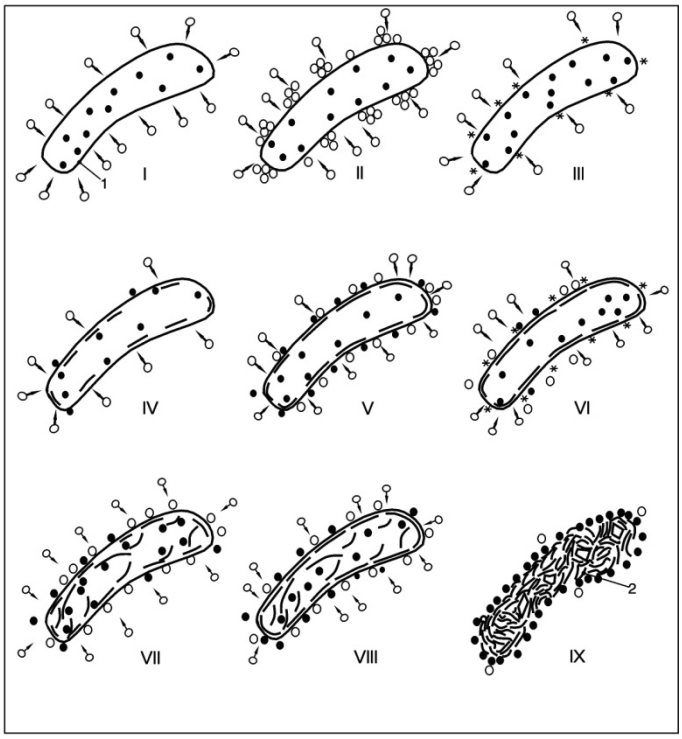


Fig. 1 – Drawing of the mechanism of compacted graphite formation in the inoculating agent drops: • – inoculating agent atoms and surface-active elements; ∘ – carbon particles; ⌒ , ▭ – graphite single crystals; 1 – inoculating agent drops; 2 – crystalline body of compacted graphite; ∗ – graphite nuclei; the white background around the drops is the metallic matrix.

The chemical composition of the metallic matrix must ensure the highest possible carbon activity, which should be as close to 1 as possible. For instance, this is achieved in practice for little hypoeutectic, eutectic and hypereutectic irons.

Carbon activity reaches 1 due to the carbon concentration increase and

the carbon activity coefficient increase caused by the decrease of the temperature of the metallic matrix. Hence, hexagonal graphite nuclei are formed in the interface area – 3rd sequence –, where the graphite nuclei are marked by asterisks.

The graphite nuclei start to grow in drops, since the carbon particles diffuse continuously.

The contact surface between the metallic matrix and the drops (4th sequence) decreases with the increase of the graphite single crystals, and it becomes minimal when the junction between the graphite single crystals is done, 5th sequence.

A graphite single crystal is a phase, which means that there no longer is a direct contact between the metallic matrix and the drops around it, and therefore there is no carbon activity gradient between the two phases (metallic matrix and drops). Hence, the carbon particles stop diffusing. On the other hand, there is a direct contact between the metallic matrix and the drops where the junctions between the graphite single crystals occur, and where the process of carbon particle diffusion continues and generates new graphite nuclei, 6th sequence.

When the graphite single crystals grow, the inoculating agent particles and the surface-active element particles diffuse outside the drops, in the interface area.

The surface-active element particles have the specific capacity of gathering in the interface area; however, at the same time, some surface-active elements also have different capacities of dissolving in the metallic matrix. Hence, one may conclude that the surface-active elements included in the chemical composition of the inoculating agents should not dissolve in the metallic matrix that is in Fe. Yet, if the dissolution does occur, the saturation point should be very low. This requirement is accounted for by the need of the surface-active elements to remain in the metallic matrix-drop interface, so that, in the end, after the completion of the crystalline bodies of graphite, the surface-active elements in the interface and the inoculating agent particles would be adsorbed on the crystalline bodies of graphite, thus significantly delaying their dissolution in the metallic matrix.

For both compacted graphite and graphite nodule formation, emphasis is laid on the major role played by the silicon in the inoculating agent that diffuses in the metallic matrix, around the inoculating agent drops, in order to enhance carbon activity. The important role played by the iron in the inoculating agent is also underlined, as it increases the drop density and it does not diffuse in the metallic matrix due to the negative activity gradient (the iron activity in the metallic matrix is higher than the iron activity in the inoculating agent drops).

The new graphite nuclei formed in the interstices between the graphite single crystals in the first single crystal layer start to grow in the inoculating agent drops, which determines the mechanical impact between the growing graphite single crystals and the graphite single crystals in the first layer. That mechanical impact materializes in the dislocation of graphite single crystals found in the first layer and their directing towards the middle of the drops. The inoculating agent particles diffuse towards the outside of the drops during graphite single crystal dislocation, while the contact surface between the metallic matrix and the inoculating agent drops increases, 7^{th}sequence. The carbon particle diffusion flow from the metallic matrix towards the inoculating agent drops is thus increased, and the growth of the graphite single crystals found in the second layer is also enhanced. This is followed by the junction between the graphite single crystals, 7th sequence. The formation of new graphite nuclei and their growth as single crystals are repeated until the inoculating agent drops are "filled" with graphite single crystals, 9th sequence. The 9th sequence shows that all the inoculating agent particles (the inoculating chemical elements and the surface-active chemical elements) are in the metallic matrix-compacted graphite interface.

Adsorption bonds are established between the inoculating chemical elements and the surface-active chemical elements, on the one hand, and the compacted graphite inclusions, on the other hand, which are designed to delay the dissolution of the compacted graphite inclusions in the liquid metallic matrix.

2. Experiment and results

One proposes experimenting of a new method of obtaining for compacted graphite cast iron, by inoculation.

Concretely, FeSiCaMg inoculating agent (9.5%Mg; 45%Si; 1.5% Ca; 44% Fe), having granulation of 2…6 mm, of 1% amount, by mechanical mixture with Al as pieces of sheet whose thickness is of 1 mm, of the same size like that of the inoculating agent pieces and of 0.5% amount is used for inoculation of iron 6.5 kg with the following chemical composition: 4.2%C; 3% Si; 0.8%Mn; 0.12%P; 0.06%S; balance for Fe (the Si content was increased to 3% concentration for significant increasing of the carbon thermodynamic activity in the liquid iron). Iron was manufactured in an electric induction furnace – melting pot of 20 kg capacity.

In Fig. 2 it is presented structure of the pig iron that was used in metallic charge and in Fig. 3 it is presented structure of compacted graphite cast iron obtained by inoculation, according to original method previously presented.

Fig. 2 – Structure of pig iron used in charge of the furnace. X 48.8.

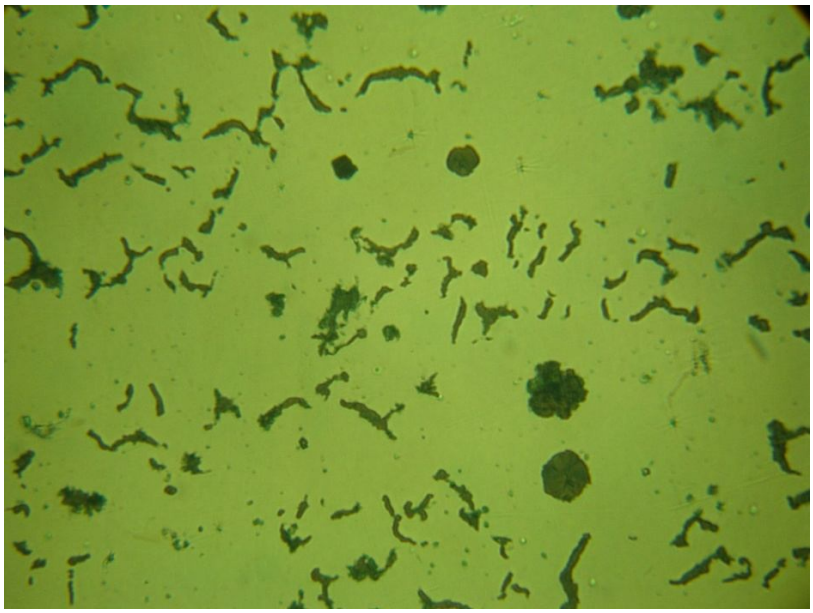


Fig. 3 – Structure of compacted graphite cast iron obtained by new method proposed and experimented for this paper. X 128.

3. Discussion

Compacted graphite cat iron is routinely obtained by the iron inoculation, using inoculating agents which contain chemical elements that there are in the inoculating agents used for nodular graphite cast iron obtaining and there upon active surface elements are added. Most are found in practice, Ti, (Sergeant & Evans, 1978), Al, (Jukov *et al*., 1973), Zr, (Barga *et al.*), Al+Zr, (Skrebțov *et al*.,1981), Ti+Al, (Lalich & La Presta, 1978) and Te. Tybulozuk *et al*., (1976), shows introducing of Sb in iron proposed to inoculate, Horie, (1977), analyses introducing of As in liquid iron and Campomanes & Goller, (1975), shows that Sb is introduced in bath iron and inoculating agent.

Active surface elements that can be take into consideration for compacted graphite cast iron obtaining are Te, As, Sb, Sn, Al, In, Cd, Ag, Ti, Pb, Bi, Ga, B, N, O, H, S, Se and Cu (Cojocaru-Filipiuc, 2011).

If there are active surface elements in the inoculating agent, these ones are expelled from drops of inoculating agent by the growing of graphite monocrystals in drops and they will be placed to interface between metallic matrix and graphite inclusions. Ideally, active surface elements must be in adsorption state at graphite surface and by great adsorption forces. So, dissolving of graphite inclusions in liquid metallic matrix is delayed.

Inoculating agent that contains active surface elements is obtained by manufacture.

If inoculating agent grains are mixed with pieces of aluminium, grains of inoculating agent being of the same order of magnitude with aluminium pieces, aluminium pieces support the some regimen as the inoculating agent grains.

Aluminium density is small (2.7 g/cm^3) compared to the one of liquid iron (for example, 6.9/cm^3), which means eliminating tendency from the metallic both. Inoculating agent density is about 3 g/cm^3, *i.e*. it is of the some order of magnitude with that one of aluminium.

Therefore, technique of inoculating agent introducing in liquid iron “solves” problem of aluminium distributing in metallic bath as for inoculating agent. So, it obtains presence of aluminium particles near inoculating agent particles and presence of aluminium drops near inoculating agent drops. Here′s how aluminium active surface element has supplementary means to concentrate easier in interface between metallic matrix and inoculating agent drops.

Consequence is transformation of circular drops of inoculating agent to compacted drops.

This method of compacted graphite cast iron obtaining is recommended for obtaining of iron little quantity, such as in spare parts (small batch or unique).

4. Conclusion

Obtaining method of compacted graphite cast iron, which was presented in this paper, is recommended to inoculate small quantities of iron, for obtaining of small batch of castings.

REFERENCES

Barga F. *et al*., *Almeneti grafitos öntöttvas eloallitasara alkalmos kezelöangang*. Patent Hungary, No. *166327*.

Campomanes E., Goller R., *Production of Cast Iron Containing Intermediate Forms of Graphite*. AFS Transaction, **83**, 55-62 (1975).

Cojocaru-Filipiuc V., *Hypotheses on the Production of Metallic Materials based on the Chemical Equilibrium Tendency – Applications for Cast Iron Inoculation*. Edit. Politehnium, Iaşi, 2011.

Horie H., *The Inhibition Effects of Arsenic on Spheroidal Graphite Formation in Cast Iron*. Imono, *5*, 281-286 (1977).

Jukov A.A. *et al*., *Kompleksnâe modificatorî dlia polucenia leghirovanova ciuguna s şorovidnâm I vermiculiarnâm grafîtom*. Liteinoe Proizvodstvo, *6*, 17-19 (1973).

Lalich M.J., La Presta S.J., *Uses of Compacted Graphite Cast Irons*. Foundry Manag. a. Technol., *9*, 56-57 (1978).

Ripoşan I., Sofroni L., *Fonta cu grafit vermicular*. Edit. Tehnică, Bucureşti, 1984.

Sergeant G.F., Evans E.R., *The Production and Properties of Compacted Graphite Irons*. The British Foundryman, *5*, 115-124 (1978).

Skrebţov A.M. *et al*., *Regulirovanie svoistv vâsokoprocinovo ciuguna modifikatorami raznovo sostava*. Liteinoe Proizvodstvo, *1*, 30-31 (1981).

Tybulozuk J. *et al*., *Etude sur les formes dégénérée du grafite en vue du controle magnetique des pieces moulees en fontes à graphite spheroidal*. Fonderie, *35*, 123-138 (1976).

METODĂ DE PRODUCERE A FONTEI CU GRAFIT COMPACTIZAT

(Rezumat)

Teoria luată în consideraţie se bazează pe tendinţa spre echilibrul chimic a două faze termodinamice aflate în contact. Factorul determinant care dictează forma grafitului este tensiunea interfazică matrice metalică–modificator. Astfel, se utilizează aluminiul, în amestec mecanic cu modificatorul ce are ca rol obţinerea fontei cu grafit nodular. Calitatea de element superficial active a aluminiului face ca tensiunea interfazică matrice metalică–modificator să se micşoreze, aşa încât forma picăturii de modificator să determine obţinerea grafitului compactizat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NODULAR GRAPHITE OBTAINING MECHANISM, BY MODIFICATION, FOR A TECHNICAL IRON, BY A LIQUID INOCULATING AGENT AT THE INOCULATING TEMPERATURE

BY

VASILE-COJOCARU FILIPIUC* and DANIELA-LUCIA CHICET

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: March 10, 2014
Accepted for publication: March 28, 2014

Abstract: One presents iron inoculating scheme when inoculating agent is as drops in liquid iron . The scheme is based on the thermodynamic equilibrium law that is established between phases that are in contact. Experiment confirms the filling of the drops of inoculating agents with graphite monocrystals as foils. Experiment confirms inoculating scheme. Investigation is done at an electronic microscope Quanta 200 3-D (× 4,000).

Keywords: tendency to the chemical equilibrium; carbon thermodynamic activity; inoculating agent; graphite monocrystals; graphite nodules.

1. Introduction

Alloy inoculation means formation, artificially, in a metallic matrix – phase 1 from Fig. 1, of a thermodynamic phase – phase 2 from Fig. 1, at the inoculating temperature, as one of the state of aggregation as follows: gaseous, liquid and solid.

Phase 2 represents inoculating agent.

*Corresponding author: *e-mail*: cojocaru52@yahoo.com

One accepts metallic matrix formed from chemical elements E_i, (i = 1, 2, 3, 4, 5, …), where E_1 is basic chemical element, E_2 is chemical element that has a large diffusion coefficient and E_3, E_4, E_5, … represent accompanying chemical elements (Cojocaru-Filipiuc, 2007, 2011).

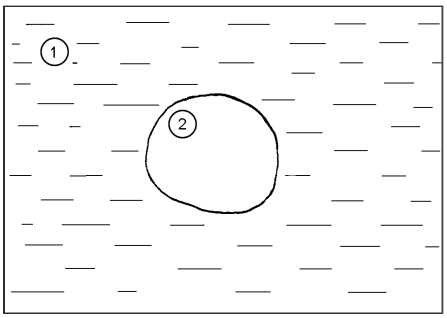


Fig.1 – Drawing of a metallic system made up of two phases: 1 – liquid metallic matrix; 2 – new phase.

In the case of iron, E_1 represents iron, E_2 represents carbon and E_3, E_4, E_5,… represent silicon, phosphorus, sulfur, etc.

Phase 2 is formed from chemical elements F_j, (j = 1, 2, 3 …).

Creation of phases 2 in metallic matrix triggers E_2 element diffusion to phase 2 where is not dissolved.

Phase 2 contents inoculant chemical element (this on must not dissolve in the metallic matrix), necessarily, one or more, and chemical elements having different roles, as thermodynamic activity carbon increase from metallic matrix, (for example, silicon), inoculating agent drops density increase (for example, iron), etc.

When phase 2 is filled with monocrystals of E_2 elements, it is transformed in phase 3, where E_2 element thermodynamic activity becomes 1. So, dissolution phenomenon of phase 3 in metallic matrix begins. This one requires that solidification to begin as soon as possible or that inoculating agent to contain chemical elements that to adsorb at phase 3 surface and with large adsorption forces, what prevents, temporarily, phase 3 dissolution.

2. Inoculation Scheme

Fig. 2 shows how E_2 single crystals are formed and grow in an F_j drop.

The amount of E_2 particles present in the metallic matrix must ensure the formation of the new phase, *i.e.* of phase 3.

In order for the diffusion rate of the chemical element E_2 through the metallic matrix to be high, the activity gradient of element E_2 should be high, which requires a higher E_2 concentration in the metallic matrix and no element E_2 in phase 2.

Once the phase 2 drops are formed in the metallic matrix, the E_2 particle diffusion phenomenon is triggered, from the metallic matrix towards the phase 2 drops.

The high diffusion coefficient should cause the E_2 particle detachment from the other chemical elements E_i in solvent E_1.

In Fig. 2, the E_2 particles are symbolized by little circles.

The 1st sequence in Fig. 2 shows the E_2 particles and the direction in which they diffuse, symbolized by arrows, as well as the F_j particles, symbolized by full circles. The phase 2 drop is symbolized by a sphere.

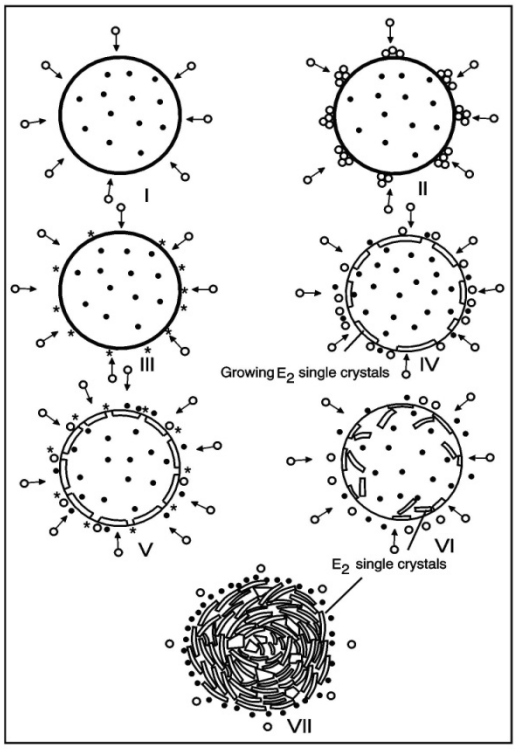


Fig. 2 – Drawing of E_2 single crystal formation and growth. ○ – E_2 particles; ● – F_j particles; ∗ – E_2 nuclei. The white background around phases 2 and 3 is the metallic matrix.

If the E_2 particles are atoms, the E_2 atoms diffuse towards the F_j drops, given the tendency to chemical equilibrium.

The E_2 atoms do not get into the phase 2 drops since phases 1 and 2 are immiscible.

The E_2 atom diffusion process is continuous, as long as there is an activity gradient of the element E_2 between phases 1 and 2.

E_2 atom agglomerations occur at the metallic matrix-drop interface, which brings about a higher E_2 concentration.

This higher E_2 concentration increases E_2 activity.

E_2 concentration increase, which is supposed to increase E_2 activity, should occur over a short period of time. Otherwise, if E_2 activity reaches 1 over a longer time period, meanwhile the F_j drops continue their ascension due to their very low density as compared to the density of the metallic matrix. If the F_j drops are large, they climb to the surface of the metallic matrix at higher rates and consequently the amount of phase 2 diminishes.

The E_2 particles are not evenly distributed in the metallic matrix. Therefore, the case shown by the 1st sequence of Fig. 2 is not what actually happens in industrial practice. Fig. 2 is an ordered geometrical representation in several sequences marked I, II, III and IV.

Although the F_j drops never cease climbing to the surface, the E_2 atoms gather at the phase 1-phase 2 interface, when the ascension rate is not too high, *i.e.* when the F_j drops are small.

The 2nd sequence in Fig. 2 shows the E_2 atom concentration around the interface.

When E_2 activity reaches 1 in an E_2 atom agglomeration, an E_2 nucleus occurs, *i.e.* the unit cell of the E_2 single crystal is formed.

Since the E_2 atoms keep "arriving" from the metallic matrix by diffusion, the attractive forces between the atoms cause the nuclei to grow, *i.e.* they trigger single crystal formation. The 3rd sequence in Fig. 2 illustrates E_2 nuclei formation, the nuclei being symbolized by asterisks. It is obvious that in reality the distances between the E_2 nuclei are not equal, as shown by the 3rd sequence. Moreover, let us not forget that the metallic matrix is multi-component and the chemical elements E_i, (i = 3, 4, 5,...), are unevenly distributed in solvent E_1, which results in high E_2 diffusion coefficient gradients in the metallic matrix.

The E_2 nuclei grow in different manners, depending on its crystallization system. For representation simplicity reasons, Fig. 2 chose the hexagonal system as crystallographic system for the element E_2, a system that only has two types of bonds between the atoms, namely covalent and Van der Walls. A hexagonal system single crystal may be tabular and it may grow as small leaves, *i.e.* small plates. Hence, the attractive forces between the atoms in the small leaves are very strong, *i.e.* of the covalent type. Thus, according to this example, the E_2 single crystals grow mainly in the small leaf plane, while their perpendicular growth on the small leaves is less significant, since the attractive forces between two atoms found in different planes are weak, *i.e.* of the Van der Waals type.

The E_2 nuclei start growing in a plane that follows the outline of the F_j drops and only inside the F_j drops, as the direction and sense of growth are always those that provide the minimum growth energy.

The E_2 nuclei grow in the plane following the outline of the F_j drops, unlike their initial growth, which was free. The E_2 nuclei growth increases F_j particle pressure in the drops, as the free volume of the drops starts to diminish. Thus, the F_j particles start moving towards the outside of the drops. As the F_j particles fail to dissolve in the metallic matrix, they will gather only at the metallic matrix-drop interface.

The E_2 single crystals grow at a considerable rate in the plane that expands. At the same time, few E_2 atoms are attracted by the atoms in the already formed plane, which means that the E_2 crystal also grows perpendicularly on the initial plane, *i.e.* it gets thicker. This is how the initial plane grows, i.e. this is how the E_2 single crystal takes shape.

The thickness of the E_2 single crystal depends on the size of the E_2 single crystal in plane. Hence, if the plane expands more, *i.e.* on a larger area of the drop surface, the single crystal is thicker, too.

When the first planes meet, the single crystal stops growing perpendicularly on the main plane. Fig. 3 shows the growth sequences of the first single crystals on the F_j drop surface.

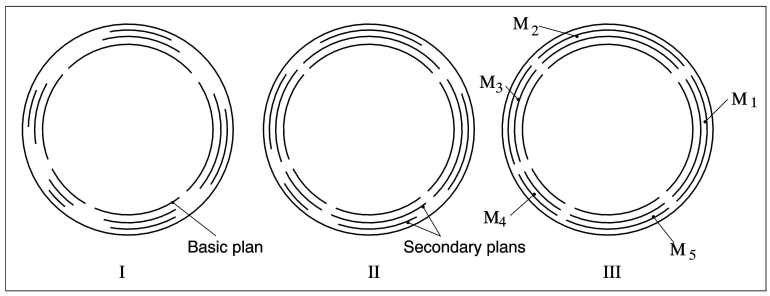


Fig. 3 – Growth sequences of the first layer of single crystals (small leaves or plates). M_1, M_2, M_3, M_4 and M_5 – single crystals; detailed view of the 4th and 5th sequences in Fig. 2.

After all the E_2 atom layers have grown and met, according to the drawing in Fig. 3 (for exemplification purposes, Fig. 3 only shows five E_2 atom layers), the single crystals in the first layer are completed. No new atom layers are formed, since the E_2 single crystals block one another. The single crystal outline is very irregular, which leaves rather large interstices between these single crystals. These interstices help maintain the direct connection between the metallic matrix and phase 2. This is how E_2 particle agglomerations are formed in the vicinity of those single crystal interstices, at the metallic matrix-drop interface, which leads to the formation of new nuclei (5th sequence in Fig. 2). The new nuclei start growing due to the E_2 atoms that keep "arriving" by diffusion from the metallic matrix. As the E_2 nuclei are formed in a random position in relation to the completed single crystals, the E_2 nuclei growth cause

the E_2 single crystals to be displaced, yet not parallel to the outer surface of the F_j drops, but randomly, as shown in the 6th sequence of Fig. 2.

The E_2 nuclei growth phenomenon is repeated as in the sequences marked IV and V.

When the E_2 single crystal leaves its initial position, it creates wide interstices, through which the F_j atoms move towards the outside of the F_j drops and which allow the direct contact between the metallic matrix and phase 2. This is a must for the continuity of the E_2 particle diffusion process from the metallic matrix towards phase 2. Therefore, all the F_j atoms may finally get out of the drops, at the metallic matrix-phase 2 interface.

After the F_j drop has filled with E_2 single crystals and after all the F_j atoms have diffused towards the outside of the drop, a new phase, *i.e.* phase 3, is considered completed. This phase is actually a crystalline body of E_2 single crystals – 7th sequence in Fig. 2.

If the E_2 particles are ions (positive ions, *i.e.* cations), when the E_2 ions approach the F_j drops, they receive electrons from the F_j atoms and they turn into atoms, subsequently forming the E_2 nuclei. Before being attracted by the other E_2 atoms in the growing E_2 single crystal, an E_2 ion always "receives" electrons from the F_j element atoms, turning into an atom.

The F_j particle diffusion phenomenon from the inside to the outside of the drops is continuous during the E_2 single crystal growth process, which means that the electrons needed by the E_2 ions to turn into atoms are continuously available, too.

The F_j particle displacement inside the drops is also thought to occur under the influence of the mechanical equilibrium between the F_j drop and the metallic matrix. When the E_2 nuclei start growing in the drops, the pressure in the drop increases, whereas the pressure in the metallic matrix is constant. The tendency towards mechanical equilibrium between the metallic matrix and the drops takes the form of F_j particle diffusion from the drops towards the metallic matrix. As the chemical element F_j does not dissolve in the metallic matrix, the F_j particles will be distributed around the transforming drop, *i.e.* around the drop that is turning into phase 3. Therefore, the E_2 single crystal growth in the F_j drop is accompanied by the F_j particle diffusion from the drop to the metallic matrix-drop interface or to the metallic matrix-forming phase 3 interface.

Large drops are not filled with E_2 crystals, since they have high ascension rates and, hence, they are removed from the metallic matrix. From this point of view, phases 2 are preferred in industrial practice, due to their high density, which is closer to the density of the metallic matrix. In other words, phases 2 in the liquid state are preferred, since their chemical composition may be easily varied.

Phase 2 is outside the thermodynamic equilibrium, which means that it will always tend to leave the metallic matrix. As the density of the phase 2 drops is very low, the F_j drops will always be removed from the metallic matrix,

regardless of their size.

Phase 3 is, too, outside the thermodynamic equilibrium, which determines its instability and tendency to dissolution in the metallic matrix.

The E_2 atoms in the E_2 single crystals dissolve in the metallic matrix since they originated in this very matrix. Phase 3 dissolves very quickly in the metallic matrix, which means that the metallic matrix should solidify quickly, too, in order to prevent phase 3 from dissolving in the metallic matrix or to allow it to dissolve insignificantly.

If we want phase 3 to dissolve in the metallic matrix with difficulty, the element F_j should be adsorbed to phase 3, since the adsorption forces will prevent the dissolution of phase 3, *i.e.* it will inhibit the phase 3 dissolution process for a relatively long time. This enables us to conclude that the element F_j must meet the second compulsory requirement, *i.e.* to be adsorbed on phase 3.

The element F_j is generally very reactive to some of the elements E_i in the metallic matrix, which finally leads to the F_j-E_i interaction and to the formation of $E_{i_x} F_{j_y}$ chemical compounds that are separated at the surface of the metallic matrix. The F_j particles are thus desorbed from phase 3, and the latter will dissolve in the metallic matrix, thus compromising the inoculation process.

To conclude with, the element F_j should not dissolve in the metallic matrix and it should be adsorbed on phase 3 instead.

If phase 3 dissolution partially occurs during metallic matrix temperature decrease, the E_2 concentration increases in the metallic matrix.

If the entire phase 3 dissolves, the E_2 concentration in the metallic matrix reaches the initial concentration in the metallic matrix, before phase 2 creation.

3. Experiment and Results

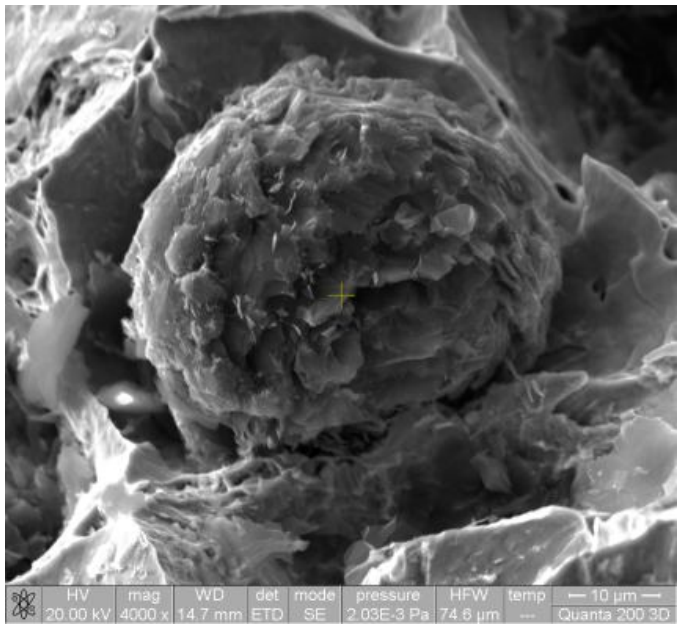
Iron was manufactured in an electric induction furnace with 15 kg capacity.

Liquid iron that was inoculated had the following chemical composition: C = 4.2%; Si = 3%; Mn = 0.8%; P = 0.12%; S= 0.06%; Fe=balance.

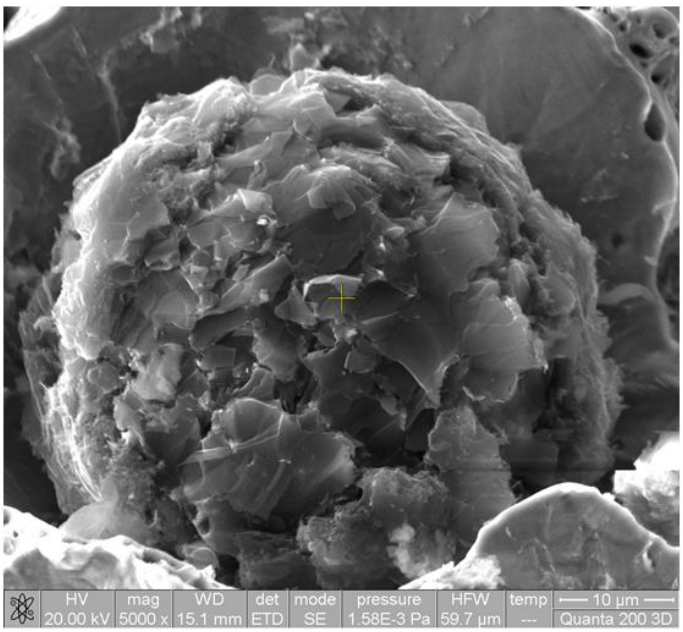
Inoculating agent had the following chemical composition: Mg = 9.5%; Si = 45%; Ca = 1.5%; Fe = balance.

Consumption of inoculating agent was 2%.

In Fig. 4 *a* it is represented an overview of a graphite nodule that was analyzed at an electronic microscope Quanta 200 3-D (Dual Bean – FEI Company – 2007), magnification of 4000 times and in Fig. 4 *b* it is represented a detail of the same graphite nodule.



a



b

Fig. 4 – Imagine of a graphite nodule, made at an electronic microscope Quanta 200 3D – mag. 4000: *a* – overview imagine; *b* – detail image.

4. Discussion

Fig. 4 confirms sequence VII from Fig. 2. So, one sees graphite microcrystalls as foils of different sizes and having a diverse placing in the space.

5. Conclusion

Explanation of nodular graphite obtaining in liquid iron by the tendency to the chemical equilibrium between two thermodynamic phases (metallic matrix and inoculating agent) is confirmed by experiment and structure analysis with a magnification of 4,000.

REFERENCES

Cojocaru-Filipiuc V., *Hypotheses on the Production of Metallic Materials Based on the Chemical Equilibrium Tendency – Applications for Cast Iron Inoculation*. Edit. Politehnium, Iaşi, 2011.

Cojocaru-Filipiuc V., *Nodulizarea grafitului în fonte – aspect teoretice*. Edit. Politehnium, Iaşi, 2007.

MECANISMUL OBȚINERII GRAFITULUI NODULAR, PRIN MODIFICARE, PENTRU O FONTĂ TEHNICĂ, CU MODIFICATOR LICHID LA TEMPERATURA DE MODIFICARE

(Rezumat)

Se prezintă schema de modificare a fontei, în cazul în care modificatorul este sub formă de picături în fonta lichidă. La baza schemei, stă legea echilibrului termodinamic ce se stabileşte între două faze aflate în contact. Experimentul confirmă umplerea picăturilor de modificator cu monocristale de grafit sub formă de foițe. Experimentul confirmă schema de inoculare. Analiza este realizată la un microscop electronic Quanta 200 3-D, la mărirea de 4000 ori.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

BIODEGRADABLE METALLIC MATERIALS APPLICATIONS

BY

FLORIN SĂNDULACHE*, SERGIU STANCIU, NICANOR CIMPOEŞU and RAMONA CIMPOEŞU

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: March 10, 2014
Accepted for publication: March 28, 2014

Abstract: Biodegradable materials represent the opportunity of applying a special class of materials in medical field for temporary materials applications. In this article we present the main applications of the metallic biodegradable materials applied or propose in scientific literature. We present the applications of different systems of materials like Mg-, Fe- and Zn- based alloys with the comparison of the corrosion rates of mentioned systems.

Keywords: biodegradable; metallic materials; degradation rate.

1. Introduction

The development of society and improvement of living standards, the expectation for a better quality of life has been increasing. Scientists have to develop new materials and technologies in order to provide implants with higher clinical performance. In practical clinic applications, some specific clinical problems (such as bone fracture and vessel blockages) need only temporary support for tissue healing process. This temporary sustain can only be provided by an implant made of degradable biomaterials which allow the implant to progressively degrade after fulfilling its biological function.

*Corresponding author: *e-mail*: florinsandulache@yahoo.com

The concept of biodegradation has been known in medical applications for a long time, such as the use of biodegradable polymer sutures. However, implants that degrade, especially those made of metals and alloys, can be considered as a novel concept which actually breaks the established paradigm of "metallic biomaterials must be corrosion-resistant" (Hermawan, 2012).

The definition of biodegradable metals (BMs) had been given as follows: BMs are metals expected to corrode gradually in vivo, with an appropriate host response elicited by released corrosion products, then dissolve completely upon fulfilling the mission to assist with tissue healing with no implant residues. Therefore, the major component of BMs should be essential metallic elements that can be metabolized by the human body, and demonstrate appropriate degradation rates and modes in the human body (Zheng *et al*., 2014).

From the point of view of the materials science, BM can be classified as follows:

A. *Pure metals* (BM-PM)

This category includes the metals mainly composed of one metallic element, with impurity levels lower than the commercial tolerance limits. The corrosion rates of biodegradable metals in this category are mainly driven by the included trace of impurities.

B. *Biodegradable alloys* (BM-BA)

This category encompasses biodegradable metals with various microstructures and one or more alloying elements. Given the concerns for bio-safety of the corrosion products, the alloying elements and their quantities should be controlled without causing adverse pathophysiological and toxicological effects. BM-BA also encompasses biodegradable metallic glasses and biodegradable single crystal metals, which exhibit glassy or single crystal states, respectively, and intend to readily corrode in the human body.

Fig. 1 – Coronary stent made of biodegradable metallic material.

C. *Biodegradable metal matrix composites* (BM-MC)

This category requires that all components within the composites are biodegradable with the major component being a biodegradable metal. Fundamentally, the bottom line is that the materials are non-toxic to the body.

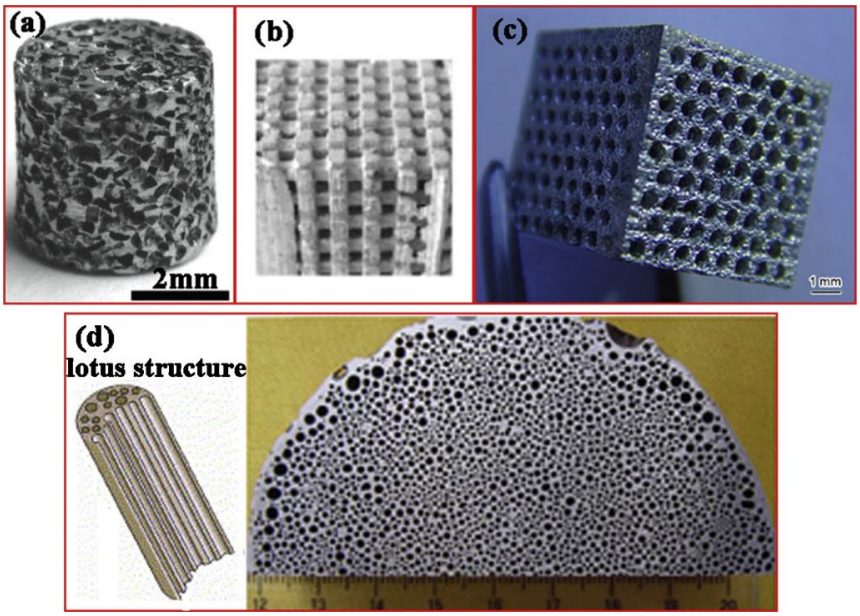


Fig. 2 – *a* – AZ91D scaffold prepared using NaCl as spacer (Witte *et al*., 2007a, 2007b); *b* – Mg scaffold designed by CAD and the following negative pattern molding (Staiger *et al*., 2010); *c* – honeycomb-structured magnesium scaffolds fabricated by laser perforation technique (Geng *et al*., 2009); *d* – lotus-type porous pure magnesium prepared by metal/gas eutectic unidirectional solidification method (Gu *et al*., 2010).

When metals react with body fluid, they give away electrons and form positive ions. In electrochemistry, the values of standard electrode potential provide a way to compare the relative ease of different metal elements to lose electrons to form ions in solutions. For some metals, they have a much greater tendency to form their ions than hydrogen does; an element is more ready to lose electrons and forms ions, the more negative its standard electrode potential value is. In other words, the more negative the standard electrode potential value is, then the more readily the metal degrades in an aqueous solution.

Fig. 3 illustrates the degradation mechanism of the BM in a physiological environment. Immediately after contacting the body fluid, the BM is oxidized into metal cations following the anodic reaction. The generated electrons are consumed by a cathodic reaction corresponding to the water

reduction for Mg-based BMs and the dissolved oxygen reduction for Fe-based BMs. These reactions occur arbitrarily over the entire surface where a galvanic coupling forms due to different potentials between the metal matrix and intermetallic phase, or grain boundary, as shown in Fig. 2 *a*. Simultaneously, the organic molecules, such as proteins, amino acids and lipids, will adsorb over the metal surface, thereby influencing the dissolution of BM (Figs. 2 *a* and 2 *b*). The M(OH)*n* corrosion product layer is expected to form on the metal surface.

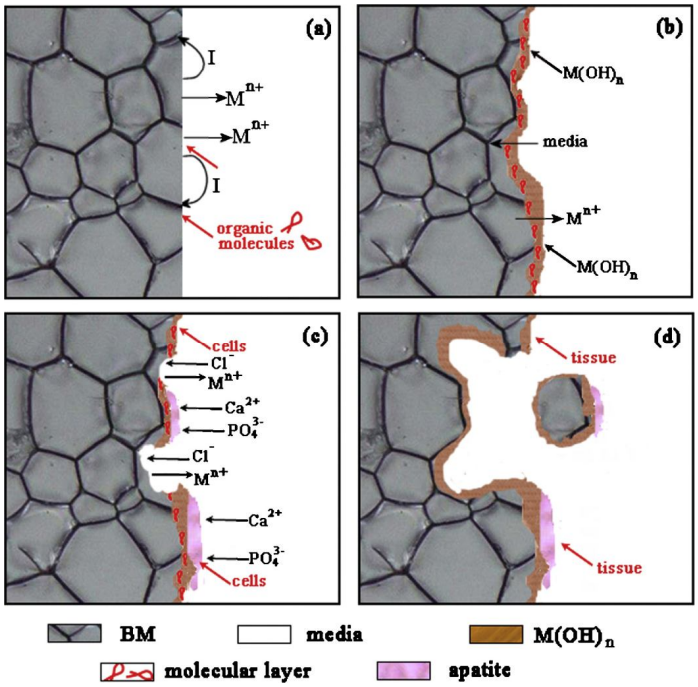


Fig. 3 – Schematic diagram of the biocorrosion at BM/medium interface.

However, the physiological environment is highly aggressive, especially due to the high concentration of chloride ions, which is normally fatal to the metallic hydroxide protective layer. Chloride adsorption causes the breakdown of the M(OH)*n* protective layer and leads to pitting corrosion (Fig. 2 *c*). Generally, the corrosion of Fe-based BMs in pits is self-catalysis since the chloride ions tend to accumulate in pits and the pH of the solutions decreases in aqueous solutions (Song & Shayan, 1998). The corrosion caused no alkalinization to Hank's solution (Zhang *et al*., 2010)[59] whereas the deep undermining of corrosion pits in Mg-based BMs rarely occurs given the fast localized alkalization and the repassivation of the M(OH)*n* layer. As the degradation proceeds, calcium phosphate based apatite deposits onto the undissolved M(OH)*n* layer due to the localized alkalization and the saturation of calcium and phosphate in the body fluid. Cells are also observed to adhere on

the surface. With progressing implantation time, the adhered cells proliferate to form tissues adjacent to the corrosion product layer. Meanwhile, eroded BM may disintegrate from the whole BM matrix as irregular particles and fall into surrounding media. Such phenomenon is often observed on Mg- based BMs but rarely seen on Fe-based BMs. Depending on the particle size, the fibrous tissue or macrophages might enclose these particle, which may be further degraded until the metallic phase is completely exhausted (Fig. 2 *d*).

Till now, the newly-developed BMs include three main body systems: Mg-based BMs (Manivasagam & Suwas, 2014; Li *et al*., 2008; Li *et al*., 2014; Berglund *et al*., 2012; Gu *et al*., 2012; Hort *et al*., 2010; Gu *et al*., 2010) (pure Mg, Mg–Ca alloys, Mg–Zn alloys, Mg–Sr alloys, Mg–RE alloys, Mg-based bulk metallic glasses (BMGs), etc.), Fe-based BMs (Schinhammer *et al*., 2010; Schinhammer *et al*., 2013; Liu & Zheng, 2011; Liu *et al*., 2011) (pure Fe, Fe–Mn alloys, Fe–W alloys etc.), Zn-based BMs (Jiao *et al*., 2010; Bowen *et al*., 2013; Vojtech *et al*., 2011; Wang *et al*., 2007) (pure Zn, Zn– Mg alloys and Zn-based bulk metallic glasses) and other BMs (Ca-based (Wang *et al*., 2011; Li *et al*., 2010; Cao *et al*., 2012; Li *et al*., 2013) and Sr-based BMGs (Zhao *et al*., 2009; Li *et al*., 2012; Zhao *et al*., 2012), etc.). Fig. 4 shows the research status of the three main body BM systems: Mg-based BMs (Li *et al*., 2008; Gu *et al*., 2012; Gu *et al*., 2010; Al-Abdullat *et al*., 2001; Zartner *et al*., 2005; Witte *et al*., 2005; Witte *et al*., 2006; Erbel *et al*., 2007; Gu *et al*., 2009; Zberg *et al*., 2009; Gu *et al*., 2011a, 2011b; Ye *et al*., 2012; Haude *et al*., 2013; Zhou *et al*., 2013; Li *et al*., 2013; Wong *et al*., 2013; Leung *et al*., 2013; Zeng *et al*., 2014; Li *et al*., 2014; Wang *et al*., 2014; Han *et al*., 2014), Fe-based BMs (Liu *et al*., 2011a, 2011b; Peuster *et al*., 2001; Peuster *et al*., 2006; Hermawan *et al*., 2007; Waksman *et al*., 2008; Nie *et al*., 2010; Cheng *et al*., 2014; Huang *et al*., 2014) , and Zn-based BMs (Bowen *et al*., 2013; Vojtech *et al*., 2011; Wang *et al*., 2007; Jiao *et al*., 2011; Iva, 2013; Yao *et al*., 2011). It is quite clear that among these BMs, Mg-based BMs (Manivasagam & Suwas, 2014; Li *et al*., 2008; Li *et al*., 2014; Berglund *et al*., 2012; Gu *et al*., 2012; Hort *et al*., 2010; Gu *et al*., 2010) are the research's vanguard and main force with hundreds of publications on the in vitro cytoxicity, animal testing and clinical trails, Fe-based BMs (Schinhammer *et al*., 2010; Schinhammer *et al*., 2013; Liu *et al*., 2011a; Liu *et al*., 2011b) are reported in tens of publications on alloy design and several animal testing as potential vascular stent, Zn-based BMs (Jiao *et al*., 2010; Bowen *et al*., 2013; Vojtech *et al*., 2011; Wang *et al*., 2007) are referred with less than ten publications but seems to be a rising star in the family of biodegradable metals.

Table 1 summarizes the corrosion rates of the Mg-, Fe-, and Zn-based BMs. Considering Mg-based BMs need decreased degradation rate while the Fe-based BMs need enhanced degradation rate, Zn-based BMs are believed to be the next rising stars in the BM family.

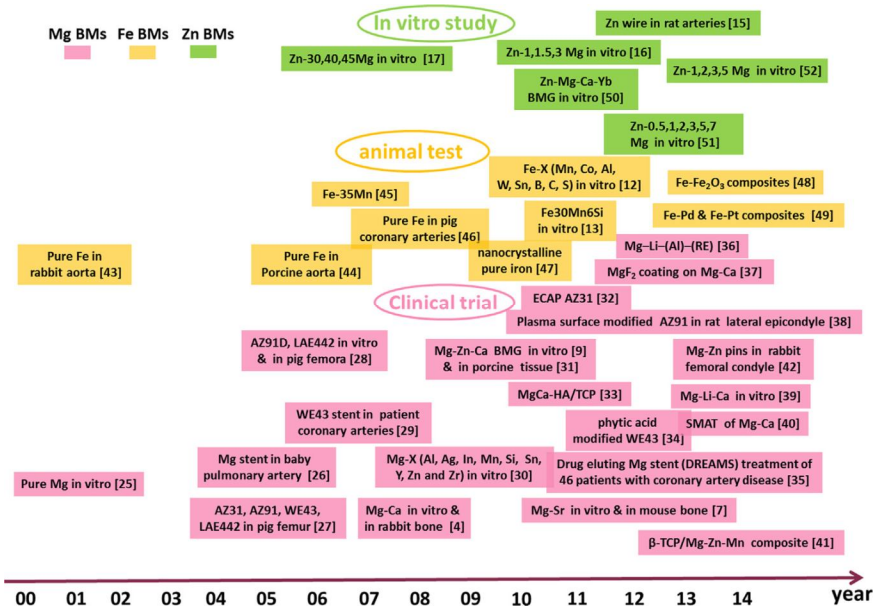


Fig. 4 – Research status of the three BM systems: Mg-based BMs, Fe-based BMs and Zn-based BMs.

Table 1

Comparison of the Corrosion Rates of the Mg-, Fe- and Zn-based BMs

Alloy system		State	*In vitro*, [mm/year]		*In vivo* mm/year	References
			Electro-chemical test	Immersion test		
Mg BMs	Mg		0.20	0.10 ± 0.1		Zhang *et al.*, 2010
	Mg–6Zn	Extruded	0.16	0.07 ± 0.02	2.32 ± 0.11	Zhang *et al.*, 2010
	Mg–1Ca	Cast		12.56	1.27	Li *et al.*,2008
	LAE442	Cast	6.9	5.535	0.46 ± 0.11	*
	Mg–10Gd Mg–8Y Mg–0.8Ca	Cast Cast Extruded	2.17 ± 0.23	1.25 ± 0.2	0.39 ± 0.1	Hort *et al.*, 2010 Peng *et al.*, 2010 Thomann *et al.*, 2009
	Mg–2Sr	Rolled	0.87 ± 0.08	0.37 ± 0.05	1.01 ± 0.07	Gu *et al.*, 2012
Fe BMs	Fe	Cast	0.105	0.012		Liu *et al.*, 2011a
	Fe–2W	SPS	0.075	0.026		Cheng *et al*, 2013
	Fe–0.5CNT	SPS	0.099	0.048		Cheng *et al*, 2013
	Fe–Mn	Cast	0.105	0.0018		Liu & Zheng, 2011a
	Fe–W	Cast	0.151	0.016		Liu & Zheng, 2011a
Zn BMs	Zn	Cast		0.08	0.02	Vojtech *et al.*,2011
	Zn–1Mg	Cast		0.09		Vojtech *et al.*,2011

* Witte *et al.*, 2006; Erbel *et al.*, 2007; Gu *et al*, 2009; Zberg & Uggowitzer, 2009; Gu *et al.*, 2011a; Gu *et al.*, 2011b; Ye *et al.*, 2012; Haude *et al.*, 2013; Zhou *et al.*, 2013; Li *et al.*, 2013; Wong *et al.*, 2013; Zeng *et al.*, 2014; Li *et al.*, 2014; Wang *et al.*, 2014; Han *et al.*, 2014; Peuster *et al.*, 2001; Peuster *et al.*, 2006; Hermawan *et al.*, 2007; Waksman *et al.*, 2008; Nie *et al.*, 2010; Cheng *et al.*, 2014; Huang *et al.*, 2014; Jiao *et al.*, 2011; Iva, 2013; Yao *et al.*, 2011; Zhang *et al.*, 2010; Witte *et al.*, 2010.

2. Medical Applications of Biodegradable Metallic Materials

Broadly, biomedical implants encompass a range of medical solutions for various bodily disorders and include: (i) cardiovascular implantable devices like stents, vascular grafts, heart valves, defibrillators, pace- makers, etc. (ii) neural devices like neuronal implants and prostheses for central nervous system (CNS), peripheral nervous system (PNS), co- chlear and retinal applications (iii) orthopedic prostheses like bone grafts, bone plates, fins and fusion devices; orthopedic fixation devices such as interference screws in the ankle, knee, and hand areas, rods and pins for fracture fixation, screws and plates for craniomaxillo facial repair; bone tissue engineering scaffolds for fractures and general implants which forms the scope of the current article (Fig. 5).

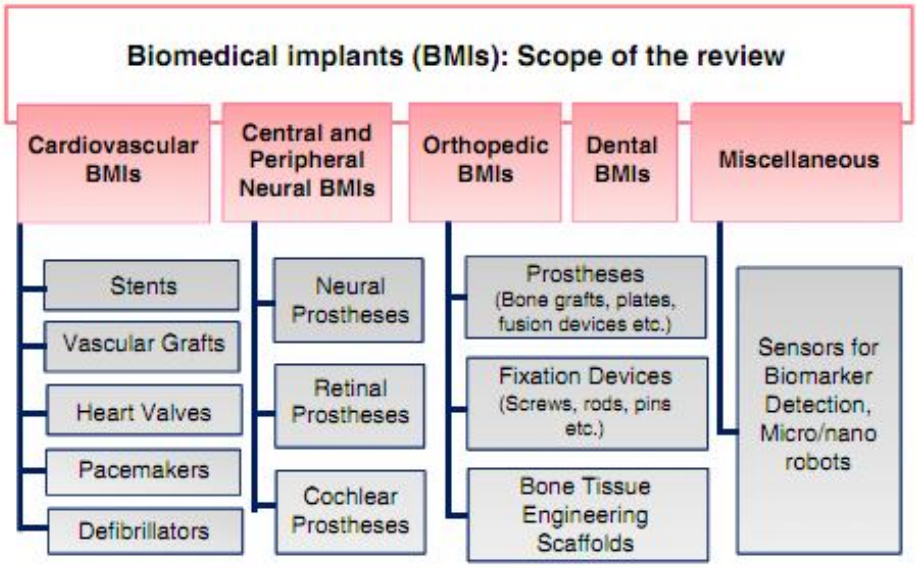


Fig. 5 – Biomedical implants (BMIs): scope of the review.

2.1. Stents

Stents have contributed greatly to the development of interventional catheterization for CHD. From the old rigid Palmaz stent to covered and valve stents, technological evolution has further extended their clinical applications. The interventionists have to deal with the number and different properties of available endo-prosthesis to choose the appropriate stent for each case. Results are good and stenting has become a validated alternative to surgery in many lesions.

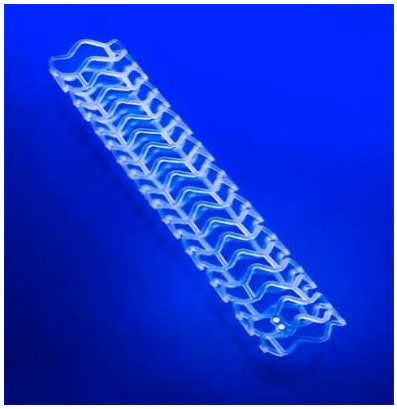
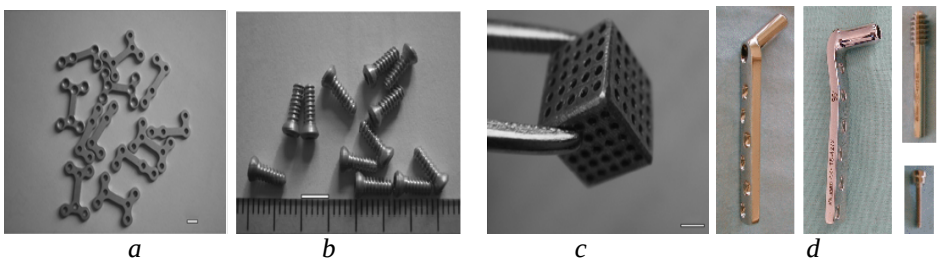


Fig. 6 – Coronary stent.

Miniaturization of delivery systems would facilitate implantation in tortuous and small vessels. The inability of stents to follow natural vessel growth remains an important limitation to their use in growing children. Biodegradable stents with sufficient radial strength but respecting natural vessel growth may further extend the use in infants and neonates.

2.2. Biodegradable Orthopedic Devices

Procedures can still be lengthy and complex but may be facilitated in many cases by fusion imaging and periprocedural three-dimensional guidance. Large sheaths required for stent deployment limit use and increase the risk of vessel access complications.



a *b* *c* *d*

Fig. 7 – Biodegradable orthopedic devices prepared from Mg and its alloys: *a* – bone plates; *b* – screws for orthopedic fixation; *c* – a porous scaffold for bone void filling. Scale bar = 10 mm. (Karagkiozaki *et al*., 2012); *d* – Orthopedic screws and rods (www.valdomedica.ro...).

3. Conclusions

Worldwide, bio-medical implants gather a range of medical solutions for various bodily disorders which include cardiovascular implantable devices

like stents, vascular grafts, heart valves, defibrillators, pace- makers, neural devices like neuronal implants and prostheses for central nervous system (CNS), peripheral nervous system (PNS), cochlear and retinal applications, orthopedic prostheses like bone grafts, bone plates, fins and fusion devices; orthopedic fixation devices such as interference screws in the ankle, knee, and hand areas, rods and pins for fracture fixation, screws and plates for cranio-maxillo facial repair; bone tissue engineering scaffolds for fractures and dental implants which forms the scope of the current article.

REFERENCES

Hermawan H., *Biodegradable Metals: State of the Art*. Biodegradable Metals, Springer, 2012, 13-22.

Zheng Y.F., Gu X.N., Witte F., Mat. Sci. Engng., **R 77**, 1-34 (2014).

Manivasagam G., Suwas S., Mater. Sci. Technol., **30**, London, 515-520 (2014).

Li Z.J., Gu X.N., Lou S.Q., Zheng Y.F., Biomaterials, **29**, 1329-1344 (2008).

H. Li, Q.M. Peng, X.J. Li, K. Li, Z.S. Han, D.Q. Fang, Mater. Des. 58 (2014)43–51.

Berglund I.S., Brar H.S., Dolgova N., Acharya A.P., Keselowsky B.G., Sarntinoranont M., Manuel M.V., J. Biomed. Mater. Res., **B**, *100B*, 1524-1534 (2012).

Gu X.N., Xie X.H., Li N., Zheng Y.F., Qin L., Acta Biomater., **8**, 2360-2374 (2012).

Hort N., Huang Y., Fechner D., Stormer M., Blawert C., Witte F., Vogt C., Drucker H., Willumeit R., Kainer K.U., Feyerabend F., Acta Biomater., **6**, 1714-1725 (2010).

Gu X.N., Zheng Y.F., Zhong S.P., Xi T.F., Wang J.Q., Wang W.H., Biomaterials, **31**, 1093-1103(2010).

Schinhammer M., Hanzi A.C., Loffler J.F., Uggowitzer P.J., Acta Biomater., **6**, 1705-1713 (2010).

Schinhammer M., Gerber I., Hanzi A.C., Uggowitzer P.J., Mat. Sci. Eng. C – Mater., **33**, 782-789 (2013).

Liu B., Zheng Y.F., Acta Biomater., **7**, 1407-1420 (2011a).

Liu B., Zheng Y.F., Ruan L.Q., Mater. Lett., **65**, 540-543 (2011b).

Jiao W., Zhao K., Xi X.K., Zhao D.Q., Pan M.X., Wang W.H., J. Non- Cryst. Solids, **356**, 1867-1870 (2010).

Bowen P.K., Drelich J., Goldman J., Adv. Mater., **25**, 2577-2582 (2013).

Vojtech D., Kubasek J., Serak J., Novak P., Acta Biomater., **7**, 3515-3522 (2011).

Wang X., Lu H.M., Li X.L., Li L., Zhenh Y.F., Nonferr T., Metal. Soc., **17**, S122-S125 (2007).

Wang Y.B., Xie X.H., Li H.F., Wang X.L., Zhao M.Z., Zhang E.W., Bai Y.J., Zheng Y.F., Qin L., Acta Biomater., **7**, 3196-3208 (2011).

Li H.F., Wang Y.B., Cheng Y., Zheng Y.F., Mater. Lett., **64**, 1462-1464 (2010).

Cao J.D., Kirkland N.T., Laws K.J., Birbilis N., Ferry M., Acta Biomater., **8**, 2375-2383 (2012).

Li H.F., Xie X.H., Zhao K., Wang Y.B., Zheng Y.F., Wang W.H., Qin L., Acta Biomater., **9**, 8561-8573 (2013).

Zhao K., Li J.F., Zhao D.Q., Pan M.X., Wang W.H., Scr. Mater., 61, 1091-1094 (2009).

Li H.F., Zhao K., Wang Y.B., Zheng Y.F., Wang W.H., J. Biomed. Mater. Res., **B**, *100B*, 368-377 (2012).

Zhao K., Jiao W., Ma J., Gao X.Q., Wang W.H., J. Mater. Res., **27**, 2593-2600 (2012).

Al-Abdullat Y., Tsutsumi S., Nakajima N., Ohta M., Kuwahara H., Ikeuchi K., Mater. Trans., **42**, 1777-1780 (2001).

Zartner P., Cesnjevar R., Singer H., Weyand M., Catheter. Cardiovasc. Interv., **66**, 590-594 (2005).

Witte F, Kaese V., Haferkamp H., Switzer E., Meyer-Lindenberg A., Wirth C.J., Windhagen H., Biomaterials, **26**, 3557-3563 (2005).

Witte F., Fischer J., Nellesen J., Crostack H.A., Kaese V., Pisch A., Beckmann F., Windhagen H., Biomaterials, **27**, 1013-1018 (2006).

Erbel R., Di Mario C., Bartunek J., Bonnier J., de Bruyne B., Eberli F.R., Erne P., Haude M., Heublein B., Horrigan M., Ilsley C., Bose D., Koolen J., Luscher T.F., Weissman N., Waksman R., Lancet, **369**, 1869-1875 (2007).

Gu X.N, Zheng Y.F., Cheng Y., Zhong S.P., Xi T.F., Biomaterials, **30**, 484-498 (2009).

Zberg B., Uggowitzer P.J., Loffler J.F., Nat. Mater., **8**, 887-891 (2009).

Gu X.N., Li N., Zheng Y.F., Kang F., Wang J.T., Ruan L.Q., Mater. Sci. Eng. B – Adv., **176** 1802-1806 (2011a).

Gu X.N., Wang X., Li N., Li L., Zheng Y.F., Miao X.G., J. Biomed. Mater. Res., **B**, *99B*, 127-134 (2011b).

Ye C.H., Zheng Y.F., Wang S.Q., Xi T.F., Li Y.D., Appl. Surf. Sci., **258**, 3420-3427 (2012).

Haude M., Erbel R., Erne P., Verheye S., Degen H., Bose D., Vermeersch P., Wijnbergen I., Weissman N., Prati F., Waksman R., Koolen J., Lancet, **381**, 836-844 (2013).

Zhou W.R., Zheng Y.F., Leeflang M.A., Zhou J., Acta Biomater., **9**, 8488-8498 (2013).

Li N., Li Y.D., Wang Y.B., Li M., Cheng Y., Wu Y.H., Zheng Y.F., Surf. Interface Anal., **45**, 1217-1222 (2013).

Wong H.M., Zhao Y., Tam V., Wu S.L., Chu P.K., Zheng Y.F., To M.K.T., Leung F.K.L., Luk K.D.K., Cheung K.M.C., Yeung K.W.K., Biomaterials, **34**, 9863-9876 (2013).

Zeng R.C., Sun L., Zheng Y.F., Cui H.Z., Han E.H., Corros. Sci., **79**, 69-82 (2014).

Li N., Li Y.D., Li Y.X., Wu Y.H., Zheng Y.F., Han Y., Mat. Sci. Eng. C – Mater., **35**, 314-321 (2014).

Wang X., Zhang P., Dong L., Ma X., Li J., Zheng Y., Mater. Des., **54**, 995-1001 (2014).

Han P., Tan M.Y., Zhang S.X., Ji W.P., Li J.N., Zhang X.N., Zhao C.L., Zheng Y.F., Chai Y.M., Int. J. Mol. Sci., **15**, 2959-2970 (2014).

Peuster M., Wohlsein P., Brugmann M., Ehlerding M., Seidler K., Fink C., Brauer H., Fischer A., Hausdorf G., Heart, **86**, 563-569 (2001).

Peuster M., Hesse C., Schloo T., Fink C., Beerbaum P., von Schnakenburg C., Biomaterials, **27**, 4955-4962 (2006).

Hermawan H., Dube D., Mantovani D., Adv. Mater. Res., Switz., **15-17**, 107-112 (2007).

Waksman R., Pakala R., Baffour R., Seabron R., Hellinga D., Tio F.O., J. Interv. Cardiol., **21**, 15-20 (2008).

Nie F.L., Zheng Y.F., Wei S.C., Hu C., Yang G., Biomed. Mater., **5** (2010).
Cheng J., Huang T., Zheng Y.F., J. Biomed. Mater. Res., **A**, *102*, 2277-2287 (2014).
Huang T., Cheng J., Zheng Y.F., Mat. Sci. Eng. C – Mater., **35**, 43-53 (2014).
Jiao W., Li H.F., Zhao K., Bai H.Y., Wang Y.B., Zheng Y.F., Wang W.H., J. Non-Cryst. Solids, **357**, 3830-3840 (2011).
Iva Pospíšilová D.V., Brno, Czech Republic, EU, 2013.
Yao C.Z., Wang Z.C., Tay S.L., Zhu T.P., Gao W., J. Alloy Compd., **602** (2011).
Zhang S.X., Zhang X.N., Zhao C.L., Li J.A., Song Y., Xie C.Y., Tao H.R., Zhang Y., He Y.H., Jiang Y., Bian Y.J., Acta Biomater., **6**, 626-640 (2010).
Witte F, Fischer J., Nellesen J., Vogt C., Vogt J., Donath T., Beckmann F., Acta Biomater., **6**, 1792-1799 (2010).
Peng Q.M., Huang Y.D., Zhou L., Hort N., Kainer K.U., Biomaterials, **31**, 398-403 (2010).
Thomann M., Krause C., Bormann D., von der Hoh N., Windhagen H., Meyer-Lindenberg H., Materialwiss Werkst, **40**, 82-87 (2009).
Cheng J., Zheng Y.F., J. Biomed. Mater. Res., **B**, *101B*, 485-497 (2013).
Song G., Shayan A., *Corrosion of Steel in Concrete: Causes, Detection and Prediction, A state-of-the-Art Review*. Review Report 4, ARRB Transport Research Ltd., Victoria, Vermont, 1998.
Zhang E., Chen H., Shen F., J. of Mater. Sci.: Mater. in Medicine, **21**, 2151-2163 (2010).
Witte F., Ulrich H., Palm C., Willbold E., J. of Biomedical Mater. Res., Part A, **81A**, 757-765 (2007a).
Witte F., Ulrich H., Rudert M., Willbold E., J. of Biomedical Mater. Res., Part A, **81A**, 748-756 (2007b).
Staiger M.P., Kolbeinsson I., Kirkland N.T., Nguyen T., Dias G., Woodfield T.B.F., Materials Letters, **64**, 2572-2574 (2010).
Geng F., Tan L., Zhang B., Wu C., He Y., Yang J., Yang K., J. of Mater. Sci. & Technol., **25**, 123-129 (2009).
Gu X.N., Zhou W.R., Zheng Y.F., Liu Y., Li Y.X., Mater. Lett., **64**, 1871-1874 (2010).
Karagkiozaki V., Karagiannidis P.G., Kalfagiannis N., Kavatzikidou P., Patsalas P., Georgiu D., Logothetidis S., *Novel Nanostructured Biomaterials*: *Implications* for *Coronary Stent Thrombosis*. Intenat. J. Nanomedicine, **7**, 6063-6076 (2012).
* * * www.valdomedica.ro/ortopedie_traumatologie.html

APLICAȚII ALE MATERIALELOR METALICE BIODEGRADABILE

(Rezumat)

Materialele biodegradabile reprezintă o oportunitate de aplicare a unei clase speciale de materiale din domeniul medical dedicate aplicațiilor cu materiale utilizabile temporar. În acest articol prezentăm principalele aplicații ale materialelor metalice biodegradabile implementate sau propuse în literatura de specialitate. Sunt prezentate aplicații ale unor sisteme diferite de material cum ar fi cele metalice pe bază de Mg, Fe sau Zn şi o comparație a vitezei de degradare a acestora.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INNOVATION IN KNOLEDGE BASED SOCIETY PLASTICS WELDING TECHNOLOGY

BY

MARIA-LUCIANA ATOMEI*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: March 10, 2014
Accepted for publication: March 28, 2014

Abstract: A knowledge society generates, processes, shares and makes available to all members of the society knowledge that may be used to improve the human condition.

Ultrasonic assembly is a heat-related process, that can significantly increase production and lower assembly costs, used more and more in automotive design of plastic parts, offering flexibility and versatility not found in many other assembly processes.

This paper presents the effect and methods of the process of welding process in automotive companies in a knowledge based society. Laser welding of plastics is becoming increasingly widespread as it provides many benefits. The study presents welding methods for various products made from composite materials from the large domain of technological and mechanical parameters of the welding process.

Keywords: innovation; information society; knowledge; e-society; welding; technology; plastic welding; composite materials.

1. Introduction

Today, knowledge production systems cover a wide range of entities: universities, laboratories, research centers, government, industry and the private

* *e-mail*: luciana_atomei@yahoo.com

sector. These systems have undergone profound transformations to become the main drivers of growth in a globalized world. This has made major changes in the landscape of higher education, particularly in the university sector.

Consequently, all countries worldwide are facing increased demand for their research capacity building and knowledge production. This demand is increasing worldwide, it differs from country to country due to the particularities of contexts given their political, socio-economic and cultural. Thus, each nation according to their own capacity to respond, created and given a new system of national importance knowledge oriented institutions.

It often requires efforts to renew higher education systems and structures for each country to have its place in knowledge-based societies that are both competitive and volatile. In turn, strengthening research and higher education multiplies pressures on funding, content and structure of knowledge systems.

As a critical aspect of ultrasonic welding, the configuration of two mating surfaces it should be considered when the parts to be welded are still in the concept phase, selection of the features being determined by client requirements, type of plastic, molding capabilities and appearance.

To be competitive, innovation is needed - especially in the competitive world of technology. Innovation areas leads to converting research results into innovative products and services.

An economy based on innovation has an advantage competitive, consisting in producing innovative products and services. It means ultimately productivity, but is determined by a range of factors - the quality of the business environment, stimulate investment, innovation capacity and the level of competition.

Company information is based on present society where people depend on a knowledge society and also contains large organizations and corporations. Such knowledge-based organization is an important factor for the group, smart and contemporary belonging both by scientific research and by strategic activity. It is therefore a combination of knowledge and concept organization, defining a solid construction collectively intelligent, efficient and competent.

The organization operates consistent with knowledge and information society is mainly determined by innovation, learning and partnership interactivity.The first mention of the concept of knowledge organization appeared somewhere in the years 1984-1988 and since then until now has undergone many stages of development. In 1984, Huber questioned the need to create an organizational model for organizations especially post - Industrial later, this idea is also found in other operational approaches that propose solutions.

Holsapple and Whinston (1987), promoters of computer technology provides a definition of knowledge-based organization, "a community of

workers with job design, interconnected by a computerized infrastructure". These authors argue advanced IT support organization and applications of artificial intelligence.From the management point of view, in 1988, Drucker is a valid organizational model for the XXI century, with the main features - without many intermediate levels hierarchical leadership, coordination employees by standards, regulations and internal rules of the organization team consists mainly of professionals.

After the year 1955 and the first results of relevant importance in the operation and development of knowledge-based organization, visions time generating new names like "organization centered on memory" (Le Moigne, 1990), "intelligent organization" (Hendriks, 1998).

Case study is made in a department of design and development from Timisoara (Hella) and offers informations about actual methods applied in design of plastic parts – guidelines created for the designers, with basic requirements and compatibility of materials in appling ultrasonic welding. This paper presents main datas of ultrasonic welding process with the design considerations in choice of row materials, the impact and the advantages of using this process in design of plastic parts.

Study is offering up-to-date informations about using ultrasonic welding and what its necessary for a good component design from a highly rated company from the market, informations that can provide us future actions and corrections needed to improve performance in a design and development department.

Basic principles for laser transmission welding of plastics – ***Principle of laser transmission welding***

For laser transmission welding of plastics generally a laser absorbing and a laser transmitting material will be welded together. During transmission welding two thermoplastic materials with different absorption properties due to different types or concentrations of fillers are welded at the lap joint (Fig. 1).

Fig. 1 – Lens welded on the housing – automotive lamp.

The plastic parts, which are to be joined, lie on top of each other and the laser beam is focused through the plastic transparent for the laser wave length onto the absorbing formed component through which it melts on the surface.

The transparent partner is also plasticized through thermal conduction which results in the bonding of the materials. In order to ensure the necessary contact of the two joining partners for the thermal conduction process during welding it is necessary to apply pressure by using a clamping device adapted to the component part. The strengths of the weld beam are similar to the one of the full material and reach therefore almost welding factor 1.

2. Process Variants of Transmission Welding of Plastics by Laser

The different kind of process methods of laser transmission welding are structured by their kind of energy insertion: contour welding, simultaneous welding, quasi-simultaneous welding and hybrid welding. All variants show their specific advantages and disadvantages. Which variant or which kind of energy insertion is practical depends on the application and welding parts.

In contrast to the ultrasonic welding, laser welding is easy and flexible, because each curved plastic welding can be programmed. Surface quality material remains unchanged, is a rapid, repetitive, environmentally friendly and requires no bonding agent toxic, as if adhesive labels. Welding can withstand heavy mechanical stress. The heat applied is minimal. This is important when near the weld are sensitive electronic components.

Hybrid welding is a advancement of the contour welding process. In this welding method a second energy source emitting polychromatic light is used additional to the laser beam. According to its bigger focus this polychromatic infrared radiation (halogen emitter with parabolic reflector) heats the welding parts in the joining zone slower and also reaches a slower cooling. So it is possible to reduce or to avoid residual stress in the joining zone and to reach an optimal joining .

With the use of halogen emitter it is also possible to reach a better weld ability of small gaps between the polymers.

3. Material Compatibility

It is not possible to weld every combination of polymers. Here the melting and softening point should be attended. The two polymers, which are to be joined, must be coordinated to each other. It is principally possible to weld thermoplastic materials and numerous thermoplastic elastomers.

The prerequisite for a safe bonding is a minimum chemical compatibility of the two materials. As stated already one of the two joining partners must be designed transparent for wave lengths in the range of 820nm – 980nm, the other material absorbent for this wavelength (*e.g.* carbon pigmentation).

3.1. Accessibility for the Laser Beam

In order to enable an even illumination of the welding contour it must be possible for the laser beam to penetrate right through to the connecting surface without being obstructed. It is to be taken into account that the contour of the laser beam at the first approach has the form of a cone.

Objects located between the joining point and the source of the laser beam must not lie in the optical path of the laser as this will otherwise produce shadowing effects. This problem of shadowing the laser beam is pictured in Fig. 1.

Beside of inapplicable geometries of the welding parts in the most cases the reasons of such a shadowing are wrong positioned hard stops and clamping cylinders at the jig. A specialist of LPKF Laser & Electronics AG, Plastics Welding Division should be involved in the product production process as soon as possible in order for an exact statement to be made regarding the beam diameter and impact angle on the connecting surface.

3.2. Accessibility for the Clamping Roller

In order to enable the necessary permanent pressure on the welding parts an always accessible welding contour on the laser transparent polymer has to be guaranteed. Thereby a continuous contact between the clamping roller and the welding part has to be attended. In best cases the welding part should be a free-form with big radiuses, but by using additional clamping devices on the jig also steps and flanges can be realized.

3.3. Material Thickness

To get a capable welding with good strengths the material thickness is a not marginal parameter. On the one side the laser transparent material has to be thin enough to avoid power loss and mistakes in the weld seam according to the transmission properties. On the other side the material has to be strong enough to transmit the necessary pressure applied through the clamping roller and additional clamping devices (buckling resistance in case of long, thin walls).

Normal values here range between 0.8 mm and 3 mm. depending on the material. However, it is perfectly possible to achieve higher or lower values with individual material combinations.

3.4. Melt Travel

In the majority of applications a welding web on the absorbing polymer will be melted down during the welding process. Therefore the laser transparent

part will be set down to the laser absorbing part upon the pressure of the welding process. According to the thermal conduction both polymers will be melted and joined adhesively. Thereby the melt travel depends on the requirements of the parts, the tolerances and the used material. Typically a melt travel of 0.2,...,0.5 mm should be sufficient.

4. Laser Welding of Plastics – Case Study in Automotive Company – Supplier of Headlamps, Rearlamps, Working Lamps

In the commercial vehicle segment, automotive companies supply products for both series production and vehicle-specific new developments. Customers has benefits from in-depth technical expertise and experience in large-scale automotive manufacturing applications. Depending on the task at hand, customers can choose between halogen, xenon, and LED technology for the lighting system, and can also select from a wide range of electrical and electronic products.

Welding : Substance-to-substance bonds are producing a connection on molecular level by interaction between molecules (*e.g.* van der Waals-forces, secondary valence forces). They demand a very close contact of surfaces. Therefore at least one partner has to be in liquid form. In Welding processes this is achieved by melting the parts. The principal sequence is:

a) melting the contact surfaces (in contact or bringing them into contact afterwards);

b) letting them cool down under pressure.

- Resulting joints are:
  - strong;
  - tight;
  - durable;
  - free of relative movements (*i.e.* low noise);
  - non detachable.

Prerequisite on material side is their (molecularly) compatibility. Provided this welding of different polymers is well possible (so-called “mixed material welds”).

- During a welding process normally a movement between the parts is performed.
- Due to this melt is displaced perpendicularly to the joining direction, forming the weld bead.

Contrary to metal-welding the polymer melt is highly viscous and therefore flows luminary. There is no visible intermixing of materials, welded parts still are clearly distinguishable.

There are various models for the explanation of adhesion. None of this alone suffices to fully describe adhesion. Only with all them together the connection between two materials can be approached.

- Mechanical Adhesion *(not relevant for welding)*
- Polarization Theory (electrical interactions of molecular dipoles)
- Wetting and Interface Tension
- Diffusion Theory, Creep Modell
- Molecular stretching and Relaxation
- Chemical bonds *(not relevant for welding)*

1. Placing the housing(s) in the lower tool
2. Placing the lens(es) onto the housing(s)
3. Starting of machine
4. Machine closes and brings the upper tool to the lens(es)
5. Vacuum is activated and lens(es) are sucked into the upper tool
6. After "Suction time" the machine moves back
7. The hot tool (axis 3) is moved in working position
8. Upper and lower tool (axis 1 and 2) are moved towards the hot tool
9. Parts are molten down by contact to the hot tool under pressure
10. Heat energy is brought into the parts without pressure
11. Upper and lower tool (axis 1 and 2) are moved up-/downwards
12. The hot tool (axis 3) is moved back into parking position
13. Upper and lower tool (axis 1 and 2) move together, bring parts in contact and apply the joining force, the welding joint is formed
14. Joining time elapses, parts cool down
15. Vacuum is turned off
16. After joining time has elapsed the machine opens
17. The process ends (door opens, welded parts are taken out)

Tool temperature:

- Tool temperature shall be between
  - 400°C and 430°C for PMMA (lenses)
  - 420°C and 480°C for ABS (housings)
  - 460°C and 480°C for PC+ABS (housings)
- At the lower limit stringing may occur.
- At the upper limit stress cracks due to monomers and damage of metallization may occur.

Heating time:

- The time in which the necessary heat energy is brought into the welding faces.
- Usual times are around 5 to 7 seconds, 15 to 20 seconds for Delta-welding.

Heating time can be different for housing and lens dependent on materials and geometries.

Change-over time:

- The time between taking off the tools and contact of the parts.
- The change-over time shows mayor influence in the welding result.

- It has to be kept as short as possible because the welding areas are cooling down during this period. Change-over time should not be longer than 3 seconds.
- The change-over time depends on the distances which the axes have to be moved and on the inertias of machine and jigs that have to accelerated and decelerated.

Joining time:

- The time during which the parts are pressed against each other and cool down.
- The Joining time should be approx. 2 seconds longer than the heating time (for high temperature welding). Usual Joining times are around 7-10 seconds.

Joining force:

- The force which is applied to press the parts against each other during joining.
- The joining force results from the size of the welding area and the necessary pressure of **0.7 to 1.0 N/mm²**. Typical Joining forces are around 7 to 10kN (larger welding areas demand higher forces).
- At too high forces the welding rib may be pressed through the molten material. Such welds show nearly no strength ("Cold welds"). This also results in high joining paths.
- Too low forces result in leaky welds. Sometimes defects can also be seen through the lens. This also results in low joining paths.

Joining velocity:

- The speed at which the molten surfaces are pressed into each other.
- This also influences the weld quality.

Melt-down:

- The melt-down denominates the distance that is molten from the welding surfaces of housing and lens. Usual values are approx. 0.5 to 1mm.
- The melt-down depends on the dimensional quality of the parts. Sink marks, protruding ejector pins etc. determine the melt-down value and influence the evenness of appearance of the weld bead.
- It is important to ensure a sufficient melt-down along the whole weld line. Areas with no melt-down won't be joined properly and will be leaky.

Joining path:

- The distance that parts go from contact of molten surfaces to final position.

Remark: To ensure sufficient melt-down along the whole weld line a welding add-on has to be considered in design. From the virtual surface that represents the final interface of parts after welding ("B1" in drawings), the welding areas of both parts have to be elevated to cover melt-down and joining path. This additional melt-down usually is 1mm on each part.

Take up force:

- The force which is applied when closing the machine to take up the lens form the housing.
- This force should be set as low as possible because parts may break when contours aren't well matched. Typical take up forces are between 1 to 10kN.

Suction time:

- The suction time starts when the upper tool has moved to the lens (take up force is reached). After this time the machine moves back.
- The suction time is necessary to ensure a stable formation of vacuum and good grip of the upper tool.

In spite of keeping the same base layout, fixtures were constantly refined. Some keywords:

- **Lower Tool:**
  - previously: steel, today: aluminum;
  - incorporation of screw and parts verification;
  - pneumatic clamping.
- **Upper Tool:**
  - vacuum holding with suction by round cord seal;
  - previously: steel, today: aluminum;
  - upper tool displacement;
  - hard coating to prevent damages and contamination.
- **Hot Tool:**
  - previously: Steel, today: Cu-Si-Al or "Moldmax";
  - thermal expansion of material is considered in tool design;
  - hard facing of contact areas/chemical nickel plating to cope with wear;
  - close to contour placing of cartridge heaters (again possible with steel) Δ even temperature distribution, $\Delta T \leq 10K$.

5. Conclusions

Lately ultrasonic welding has experienced a great development, mainly due to the close relationship he has with electronics, field recognized as having the greatest growth in the last 40 years. Application of ultrasonic welding in sensitive areas such as electronics was directed by the advantages which it presents. Most often mentioned advantages are related to welding relatively low temperature compared to fusion welding, heating that occurs strictly local, and the possibility of making the joints size from millimeter values to values of centimeters.

Ultrasonic welding is applied at present in a relatively large number of other leading industrial areas. Characterized by high welding speed and mechanical characteristics, tightness and very good electrical bonding process

by ultrasonic welding takes on ever new uses both conventional situations (from household goods to industrial products top) and in unconventional situations.

This theme aims to conduct a study on how to develop the equipment for ultrasonic welding of metallic materials Disimination, and a foray into tehnoilogic ultrasonic welding technology specific mechanisms imposed by the interaction between ultrasound and dissimilar metallic materials undergo the process of joining.

Effectuate documentary research showed absolutely unconventional applications of ultrasound, which, besides thermal sources welding processes are useful and homogeneous mixing of miscible hard substances and processes compacting powders designed to achieve various tablets (pills, compact sintering).

The current state of ultrasonic welding of dissimilar metallic materials. Analysis of current status on ultrasonic welding materials was based on documentary material selected from the webpage, development of research institutions renowned journals, specialized companies and world-renowned European and documentaries.

Internationally applied research in the delivery of specialized equipment and technologies unconventional combination of ultrasound in microelectronics, electronics, medical devices, consumer goods industry, etc., started several years.

Technical issues regarding the development of complex equipment for welding, integration in automated production lines that meet outstanding performance, have been and are being addressed in concrete.

Bibliographic research conducted orientation highlights research centers joining microtechnology, including ultrasonic joining Micro-technologies in the following strategic directions.

– Monitoring and modeling processes – has been developed and is widely applied in hardware configuration and software SPICE modeling thermal process application, vibration spectrum analysis, simulation diffusion processes, thermal fatigue analysis, elastic and plastic deformation, etc.

– Development of specialized modules for ultrasound in the design and analysis programs specific research activities – SPICE, I-DEAS, ABAQUS, ANSYS, etc.

– Development of ultrasonic welding of metallic materials: a) ultrasonic welding of similar materials aluminum, copper and steel with external energy intake; b) ultrasonic welding of dissimilar materials aluminum and silver silicone materials, ceramics and glass, materials engineering.

– Develop processes termosonic combination of wires:

1) termocompresion joints, ultrasonic and termosonic interconnections;

2) termosonic joining wire terminals Au, Al;

3) fixing ultrasound Au and Al terminals.

– Development of mechanical testing methods and tightness.

– Development corrosion test methods – attempt to moisture and elevated temperature, electrochemical dynamics analysis.

Internationally the specialized equipment manufacturers ultrasonic welding, elitist groups is relatively restricted among which remember: AMTECH Ultrasonic Welding, USA, BRANSON Ultrasonic Welding, USA, stapler Ultrschall Technik Gmbh Germany SONOBOND Ultrasonics Industries Company USA; BRANSON Ultraschall EMERSON Technologies Gmbh & Co. Germany, Italy ULTRASUONI Raimi.

Acnowledgements. This paper is supported by the Sectorial Operational Programme Human Resources Development (SOP HRD), financed from the European Social Fund and by the Romanian Government under the contract number POSDRU/159/1.5/133675.

REFERENCES

Floricel D.I., *Joining Fiber Optics -I-Manufacturing Technology BRAMAT 2007*. Internat. Conf. on Mater. Sci. a. Engng., February 22-24, 2007, Braşov Romania. 3.32 Pag. 247

Floricel D.I., Şerban C.E., Dozescu S., *Thermoplastic Piping Systems for Biotech Water Applications BRAMAT 2007*. Internat. Conf. on Mater. Sci. a. Engng., Braşov, February 22-24, 2007.

Floricel D.I., Trif I.N., Şerban C.E., *Modern Technologies of Joining Plastic Material Pipes*. Internat. Conf. "Technology and Quality for Sustained Development", Bucureşti, May 25-27, 2006.

Floricel D.I.,Şerban C.E., *Innovative Cooling Design for Plastic Injection Molds*. Rev. de Materiale Plastice, *3* (2010).

Karian H.G., *Handbook of Polypropylene and Polypropylene Composites*, ISBN: 0-8247-1949-21999.

Kazmer D., *Injection Mold Design Engineering*. ISBN-10: 15699041702007

Lewis R.W., *Fundamentals of the Finite Element Method for Heat and Fluid Flow*. ISBN 0-470-84788-32004.

Lucian M., *Mecanica Fluidelor*. Curs Online Universitatea Politehnica Bucureşti, Http://Www.Hydrop.Pub.Ro/Mandreadoc.Htm

Lungu M., *Utilaje pentru prelucrarea polimerilor*. Univ. Tehnică „Gh. Asachi", Iaşi, 1980.

Malloy R., *Plastic Part Design for Injection Molding*. ISBN: 1-56990-129-51994.

Munteanu A., Mladin I., *Promoting Inovation, Creativity and Technology Transfer Through a Web Platform for Research*. Proc. Internat. Conf. Quality Manag. A. Higher Education, QMHE 2010, 2010, 163-166.

Soto-Acosta P., Colomo-Palacios R., Perez-Gonzalez D., *Examining Whether Highly E-Innovative Firms are More E-Effective*. Informatica, *35*, 481-488 (2011).

* * * Innovation Union Scoreboard 2011, http://www.proinno-europe.eu [5] OECD 2011. Science, Technology and Industry Scoreboard. Paris OECD.

INOVAREA ÎN SOCIETATEA BAZATĂ PE CUNOAŞTERE
Tehnologia de sudare a plasticelor

(Rezumat)

Sunt prezentate informații de bază şi câteva proprietăți importante în alegerea unui proces nou de către o companie aflată în strânsă legătura cu societatea bazată pe cunoaştere.

O societate a cunoaşterii generează procese, acțiuni şi pune la dispoziția tuturor membrilor societății cunoaşterea, ce poate fi utilizată pentru îmbunătățirea condiției umane.

Sudarea cu ultrasunete este un proces legat de căldură, care poate creşte în mod semnificativ producția şi costurile de asamblare mai mici, folosit mai mult în designul auto al pieselor din plastic, oferind flexibilitate şi versatilitate ce nu se regăseşte în multe alte procese de asamblare.

Se prezintă efectul şi metodele procesului de sudare în companiile de automobile ce se folosesc de inovare, într-o societate bazată pe cunoaştere. Sudare cu laser a materialelor plastice devine din ce în ce mai răspândită, deoarece oferă multe beneficii. Studiul prezintă metode de sudare pentru diverse produse realizate din materiale compozite raportat la un domeniu mare de parametri tehnologici şi mecanici ai procesului de sudare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 1-2, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COMBINED PROCESS FOR OBTAINING THE PARTS MULTILAYER

BY

ANIŞOARA CORĂBIERU[1,*], PETRICĂ CORĂBIERU[2] and DAN-DRAGOŞ VASILESCU[2]

[1]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering
[2]SC Procomimpex, Unit R&D and Engineering Technology of Iaşi

Received: March 3, 2014
Accepted for publication: March 25, 2014

Abstract: The joining temperature is the most important metallurgic factor that influences the characteristics and structure of the bimetallic layers obtained by immersion and vertical centrifugation. In order to outline the influence of the joining temperature, a series of parameters have been held constant, and assessments for different values of the joining temperature have been performed. Proper outcome was obtained at joining temperatures ranging between T_{join} = = 1,100ºC and T_{join} = 1,160ºC. Technological process is a combined process. Deposition of layers is carried out in the liquid phase. The completion of deposition is carried out in solid phase.

Keywords: combined method; bimetal; immersion–vertical centrifugation.

1. Introduction

The originality of this way of obtaining steel-bronze bimetal jacks by immersion and vertical centrifugation consists in its complete national novelty (Corăbieru *et al*., 2007).

*Corresponding author: *e-mail*: acorabieru@yahoo.com

The procedure contributes to elimination of certain operations and equipment require for the pre-heating, handling of liquid metal, casting in classical centrifugal machines, and extraction. The process allows full automation, crossing and overlaying of the production processes, the deposition one and the bar and parts casting (Corăbieru & Corăbieru, 2004; Velicu *et al.*, 2008). The combined process is an embodiment of the multilayer pieces.

2. The Principle of the Experimental Procedure

The technological experimental principle for execution of steel-bronze bimetallic jacks consists of the immersion of the steel core in the bronze dip, lifting the core out of the dip until about half its length and its spinning with an appropriate angular speed required for the deposition to take place (Corăbieru & Corabieru, 2012b, 2013).

The centrifugal force that appears by spinning the core in the bronze dip determines the repartition of the bronze on the core steel walls, the adherence of the bronze layer and the diffusion of the atoms at the steel-bronze interface, thus creating an inter-phase zone. The principle schema of executing bimetallic jacks by vertical centrifugation is presented in Fig. 1. The steel jack is immersed in the bronze dip and its spinning begins (Corăbieru & Corabieru, 2012b; Corăbieru *et al.*, 2007b).

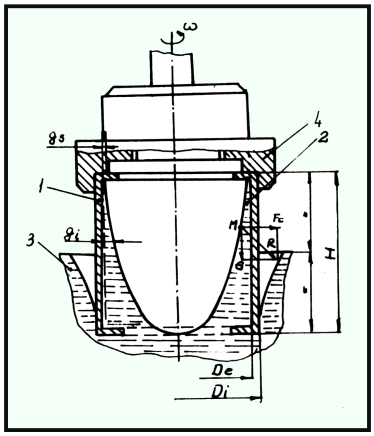


Fig. 1 – Principle scheme of the ICV process: *1* – steel core; *2* – the bronze layer distributed on the core walls; *3* – the bronze dip; *4* – fastening chuck.

3. The Experimental Installation

In the beginning time of the deposition process, the melted bronze does not have the angular speed uniform in all its layers, but gradually this speed gets uniformed and becomes equal to the angular speed of the steel core. It is under

these conditions that the spinning movement is stabilised and one can reckon that the spinning melted bronze finds itself in a relative rest situation, the space form of the free surface being a rotational paraboloid. After stabilising the spinning movement, the jack is gradually lifted up so that, when the optimal deposition speed is reached, the jack is immersed only a hint in the bronze dip (Corăbieru *et al*., 2007a, 2007c).

The designed and built MC is the main device of the installation for execution of bimetallic jacks. The MC ensures the transport of the steel core to each and every working point of the equipment, executes the immersion of the jack core in the IDP, the CTI, and in IR, as well as the spinning movement of the jack in the bronze dip in view of executing the deposition by ICV. In Fig. 2, the MC and its designed principle scheme are presented.

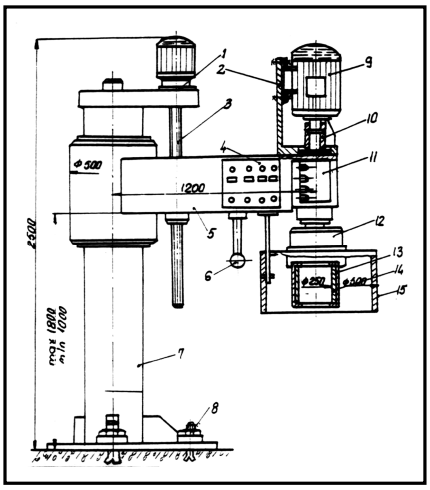


Fig. 2 – The centrifuge machine MC; *a* – the vertical centrifuge machine for execution of bimetals by ICV; *b* – the principle scheme of the designed and built MC; *1* – motor reduction gear for vertical movement; *2* – support for electric dc engine; *3* – screw-nut mechanism for vertical movement; *4* – control panel; *5* – folding arm; *6* – Handle; *7* – guiding axis; *8* – foundation bolts; *9* – dc engine; *10* – coupling; *11* – main shaft; *12* – mechanic lathe; *13* – Steel jack; *14* – deposed bronze layer; *15* – sliding cylindrical gasket.

4. Proposed Methods for Determining the Specific Adhesion

The specific adherence characterizes the bimetallic component parts for automobiles from a qualitative point of view.

For the calculation of the specific adherence the resistance of detachment by shearing is necessary to be determined (Corăbieru *et al*., 2007d; Corăbieru *et al*., 2008).

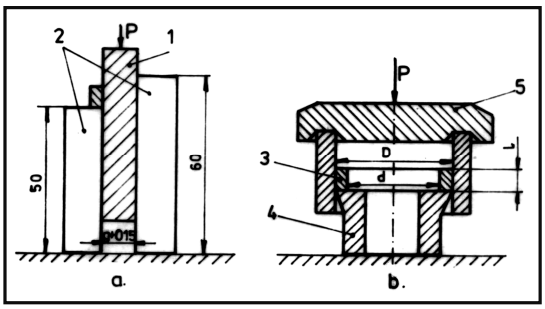


Fig. 3 – Proposed modalities of determination of the detachment resistance by shearing: *a* – determination of the detachment resistance with linear test bar; *1* – linear test bar; *2* – guiding stocks; *g* – structure of base support of OLT 35; *b* – determination of the detachment resistance with circular test bar; *3* – circular test bar type bushing-disc ; *4* – matrix ; *5* – superior support; *D* – inner diameter of base support of the bimetallic bushing; *d* – inner diameter of the bimetallic bushing.

In the Fig. 4, types of specimens used for the proposed modalities of determination of the detachment resistance by shearing are shown.

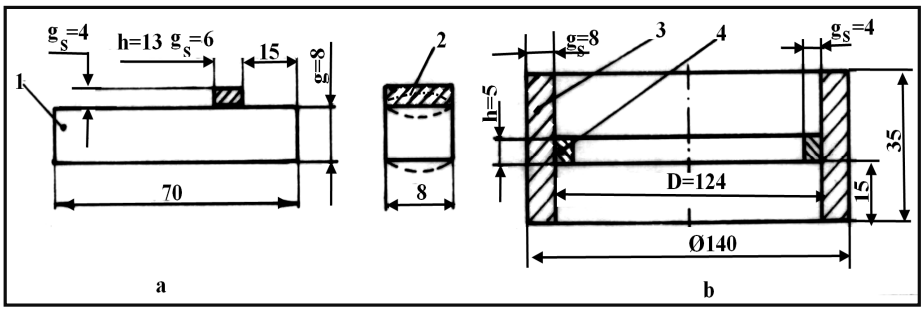


Fig. 4 – Types of specimens used for the proposed modalities of determination of the detachment resistance by shearing of the experimented bimetallic bushings: *a* – linear specimen; *1* – base material OLT35; *2* – bronze layer deposited by vertical spin casting, g_s = 4 mm ; *A* = the aria of the surface submitted to the detachment by shearing, [mm^2], $A = h \times 8 = 1.5g_s \times 8 = 1.5 \times 4 \times 8 = 48$ mm^2; *b* – circular specimen type bushing-disc; *3* – support of base steel OLT 35, Φ 140 × 8; *4* – bronze layer deposited by vertical spin casting, g_s = 4 [mm]; *D* – inner diameter of the base support, [mm]; *h* – height of the deposited layer submitted to the detachment, [mm]; *A* – aria of the surface submitted to the detachment by shearing, [mm^2]; $A = \pi Dh = \pi \times 124 \times 5 =$ $= 1946.8$ mm^2.

The specific adherence (*q*) is determined with the formula:

$$q = F/A, \text{ [N/mm}^2\text{]}$$

where: F – pressing or tensile force, [N]; A – aria of the surface submitted to the detachment, [mm^2].

Depending on the specific adherence value q, we can have:

a) soft joint: $q < 70$ N/mm^2;

b) average joint: $q = 70\ldots170$ N/mm^2;

c) strong joint: $q > 170$ N/mm^2.

5. Analysis of the Results

For the spotlight of the influence of the joining temperature into the framework of the experiments, the following parameters have been kept constant:

a) dimensions of the base half-product Φ 140 × 8 OLT 35;

b) deposited bronze layer: superior thickness g_s = 4 mm; inferior thickness g_i = 12 mm; final thickness after machining g_0 = 4 mm;

c) length of steel support L = 140 mm;

d) joining process duration = duration of maintaining at the regime rotation speed = 90 s;

e) rotation speed: 500 rot/min.

Table 1

Influence of the Joining (Casting) Temperature on the Specific Adherence of the Experimental Bushings for Automobiles

Crt. Nr.	Joining Temp. T_{imb}, °C	Detachment resistance, specimens as per fig.4., A= aria of the surface detached by shearing = 48 mm^2		
		Applied force F, N	Specific adherence q=F/A N/mm^2	Remarks
1	1020	2880	60	Q<70 soft, non-conform
2	1040	3840	80	q>70 average joint, low
3	1060	5760	120	70<q<170 average joint, middle
4	1080	7200	150	70<q<170 average joint, high
5	1100	9600	200	q>170 strong joint
6	1120	9120	190	q>170 strong joint
7	1140	8160	170	q=170 strong joint
8	1160	7200	150	70<q<170 average joint, high

Metallographic structures of the samples have spotlighted the base material (MB), the deposited layer from the proximity of the joining zone (SD) as well as the interface steel –bronze, joining zone (ZI).

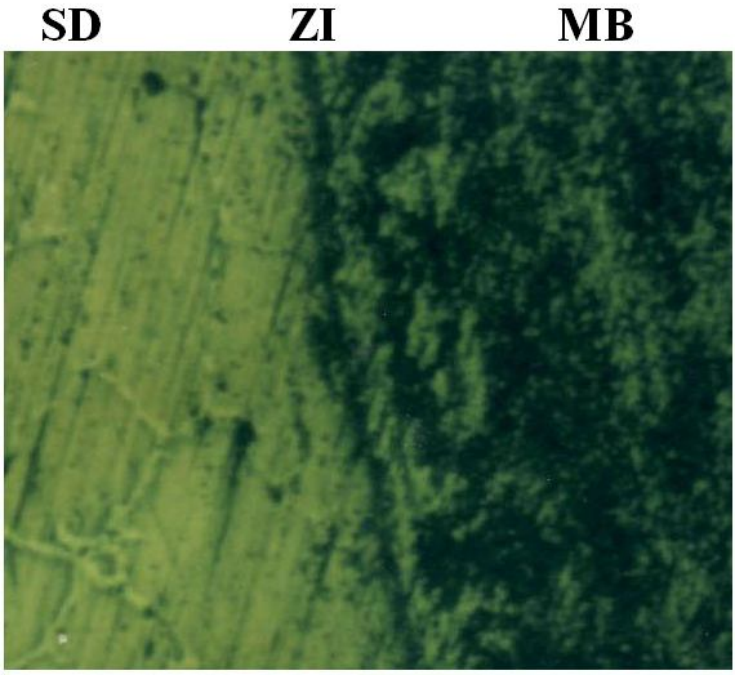


Fig. 5 – Bimetal structure OLT35-CuSn10 (T_{join}. = 1,120° C; t_{join} = 140 s; specific adhesion q = 190 N/mm^2 → hard joint). SD – ssα polyhedral + acicular inter – metallic compound Cu_3Sn, MB – ferrite + pearlite structure homogeneous, ZI – crossing area, dissolved oxides and small, chemical bonds by diffusion elements.

The non-conform joints have presented the following structure: SD – s.s.α + acicular inter-metallic compound Cu_3Sn; MB – gross ferrite + perlite; ZI – portions where the partial fusion and the apparition of the joining knots take place;- the oxides are maintained in singular places between layers.

The joints with a high specific adherence have presented a structure like this: SD – ssα polyhedral; MB – ferite-perlite structure; ZI – passing zone; oxides are dissolved, chemical compounds.

6. Aspects of the Final Heat Treatment

The heat treatment of homogenization annealing has in view the following aspects:

1º Elimination of the dendrite segregation (the chemical composition defects from the inside of the deposited layer SD crystals, that alters the properties creating phases out of equilibrium).

2º Re-heating at as higher temperature, maintaining a sufficient period of time for the proper distribution by diffusion of the components.

3º The technological parameters of the annealing homogenization have been experimentally determined:

Bimetal OLT35-CuSn10: T_{ann} = 650-700°C, $t_{maintain}$ = 5-8min/mm thick. wall ~0,5h, cooling in quiet air.

Bimetal OLT35-CuSn4Zn4Pb17: T_{ann} = 650°C, $t_{maintain}$ = 0,5 h, cooling in quiet air.

4º Important modifications of the SD structure are produced (structure with dendrite segregations → homogeneous mono-phase or bi-phase structure).

5º For MB this treatment is equivalent with a complete stress relieving annealing, the level of the remnant stresses decreasing at values under 5 daN/mm^2 concomitantly with hydrogen elimination.

In Fig.6 the diagrams of the heat treatments experimented for the bimetallic hypoeutectoid carbon steel – bronze are shown.

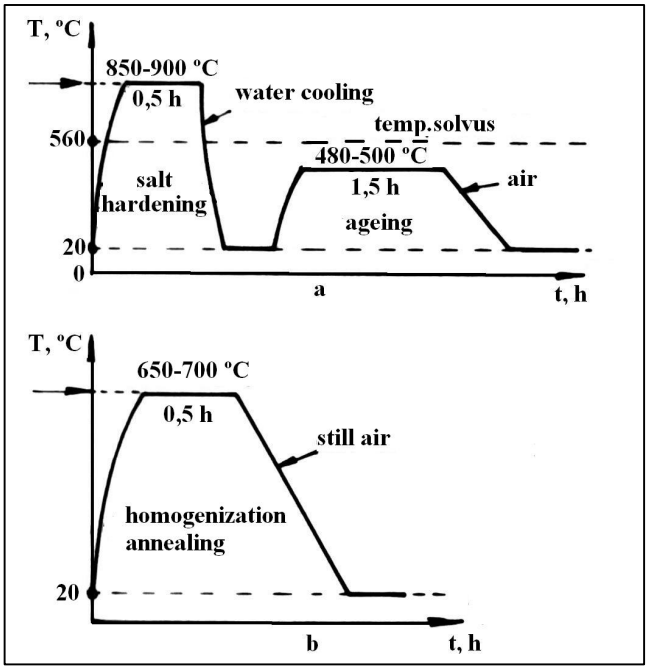


Fig. 6 – The heat treatment of the experimented bimetallic bushings for automobiles, made of hypoeutectoid carbon steel – bronze: *a* – OLT35-CuAl9T → salt hardening + ageing; *b* – OLT35- CuSn10, OLT 35- CuSn4Zn4Pb17 → homogenization annealing.

7. Economic Aspects on the Experimental Procedure

By the utilization of the half-products and bushings with bimetallic layers the following aspects are had in view :

i) saving of the expensive and critical materials and implicitly the imports reducing;

iii) obtaining a product that combine various properties, unreachable by using of a single metal:

a) the good thermal conductivity of the base steel with the corrosion-proof of the deposited steel;

b) high strength of the base steel with anti-friction good properties of the deposited alloy;

c) high mechanical properties and thermal dilatation coefficients different between component metals of the thermo-bimetal;

d) high technological properties of the base steel with distinct appearance of the deposited materials.

The thickness of the half-products and bimetallic bushings most utilized in the whole world is comprised between 0.5…5 mm, the proportion of the deposited layer SD being of 10%,…,30%.

In Fig. 7 the variation of the ratio between the production cost of the monoblock massive half-product and the cost of the carbon steel – stainless high alloyed steel bimetallic half-product is presented, conforming to the economic studies effected in Germany and France.

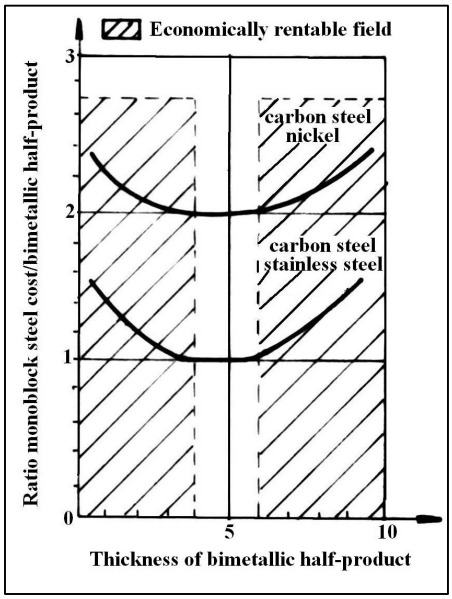


Fig.7 – Variation of the ratio between the production cost of the half-products of monobloc metallic materials and the cost of the bimetallic half-products with deposited layer SD of these materials.

Conforming to Fig. 7 it is marked that for the thicknesses of the bimetal under 3…4 mm the economic advantage is increasing (the bimetals production is rentable), as well as for thicknesses over 5 mm.

Using the half-products and the bimetallic bushings low alloyed carbon steel – bronze, the percentage savings presented in Table 2 are obtained.

Table 2
Average Savings Achieved by the Obtaining and Utilization of the Bimetals Low Alloyed Carbon Steel -Bronze

Cr. nr.	Savings resulted by the utilization of the bimetals low alloyed carbon steel - bronze	Proportion of deposited layer SD, %	
		10%	20%
1	Value savings	39	24
2	Quantitative savings regarding the alloy of deposited layer SD	81	65
3	Minimum ratio between the price of the deposited alloy SD and the price of the base material MB in order to achieve value savings	4	5

Indicative calculations in order to establish the costs of some half-products and bimetallic bushings carbon steel–copper and carbon steel-bronze with the proportion SD 15%, by comparing with the technological proceedings are presented in the Table 3.

Table 3
Comparative Costs of the Half-Products and Bimetallic Bushings Depending on the Technological Proceedings

Cr. nr.	Manufacture proceeding	Estimative cost		
		France, Germany, Sweden	Russia, Ukraine	Romania
1	Method of compound ingot, [%]	118	120	120
2	Method of compound package, [%]	123	127	125
3	Method of welding in slag bath, [%]	105	105	105
4	Centrifugal methods, [%]	100	100	100

From the Table 3 it is remarked that the most advantageous proceedings from the economic point of view are those based on centrifugal methods → much more the real possibilities of the immersion and centrifugation proceedings which eliminate operations and equipment necessary to pre-heating, manipulating, casting into spin casting machines, extraction.

Having in view a possible series production in Romania, the products would be competitive on the European market taking into account that for a period of time the expenses with the man power will be low.

8. Conclusions

At joining temperatures $T_{join} = T_{top1} + 100$, the specific adherence reaches values q >170 N/mm^2 corresponding to the strong joints.

At joining temperatures $T_{join} > T_{top1} + 100$, the specific adherence decreases towards values of 150 N/mm^2 corresponding to the average joints.

Joining temperature does not significantly influence the thickness of the deposited layer.

At very high joining temperatures over the optimum determined limit, the joint is no more strong, the resistance of the joint decreases due to the acceleration of the carbon diffusion into the bronze, to the increase of depth of carbon penetration into the bronze, to the high decarburation of the base steel and of the high carburation of the bronze surface, in this way appearing the inter-crystalline corrosion.

Homogenization annealing of the bimetallic components for automobiles has in view the elimination of the dendrite segregation that creates phases out of equilibrium leading to the reducing of the specific adherence between layers and to exfoliation.

The gradual increasing of the geometrical dimensions bushings leads to the increasing of the economical advantages in the case of the utilization for welded constructions of big dimensions.

Acknowledgement. This work was supported by a grant of the Romanian National Authority for Scientific Research CNDI – UEFISCDI, project number 185/2012.

REFERENCES

Corăbieru A. Corăbieru P., Sohaciu M., Vasilescu D.D., *Industrial Applications of the Bimetallic Bushings Economic Aspects*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LIII (LVII)**, *2*, s. Mater. Sci. a. Engng., 225 (2007d).

Corăbieru A., Corăbieru P., *Bimetallic Cylinders Made by Assembling Axle-Barrel from the Casting*. 2004, ISBN 973-702-020-0.

Corăbieru A., Corăbieru P., *Elements of Industrial Competitive Analysis*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LVIII (LXII)**, *4*, s. Mater. Sci. a. Engng., 7-15 (2012b).

Corăbieru A., Corăbieru P., Predescu C., Vasilescu D.D., *Study of the Processing by Heat Treatments of Bimetallic Bushings for Automobiles, of Hypoeutectoide Carbon Steel – Bronze*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LIII (LVII)**, *2*, s. Mater. Sci. a. Engng., 221 (2007b).

Corăbieru A., Corăbieru P., *Technological Process forn Obtaining the Superficial Layers by Combinet Processing.* Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LVIII (LXII)**, *3*, s. Mater. Sci. a. Engng., 13-19 (2012a).

Corăbieru A., Corăbieru P., *Tendencies and Influences of the Sustainable Development Regarding the Occupational Safety and Health*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LIX (LXIII)**, *3*, s. Mater. Sci. a. Engng., 9-19 (2013).

Corăbieru A., Corăbieru P., Velicu S., *Study of the Influence of the Heat Treatments on the Hardness of the Ecological Quaternary Alloys*. Proc. of the 16 th Internat. Conf. on Manufact. Syst. (ICMaS), Ed. Acad. Române, Bucureşti, 2007a, 41-44, 22-11.

Corăbieru A., Corăbieru,P., Vasilescu D.D., *Economic Aspects of the Bimetallic Bushings*. Tehnologia Inovativă, Revista Construcția de Maşini, **59**, *1*, 61 (2007c).

Corăbieru C., Vasilescu D.D., Corăbieru A., Corabieru P., *Steel – Bronze Bimetal by Immersion and Vertical Centrifugation*, Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LVIII (LXII)**, *4*, s. Mater. Sci. a. Engng., 7-15 (2012).

Corăbieru P., Corăbieru A., Vasilescu D.D., *Heat Treatments of Bimetallic Bushings*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LIV (LVIII)**, *1*, s. Mater. Sci. a. Engng., 235-240 (2008).

Velicu S., Zaiț D., Corăbieru P., Corăbieru A., Vasilescu D.D., *Aspects Regarding the Improvement of the Life Metallic Products Management in the Industry of Auto Components*. Metalurgia Internat., Edit. Ştiințifică FMR, **XIII**, *9* (2008).

PROCEDEU COMBINAT DE OBȚINERE A PIESELOR MULTISTRAT

(Rezumat)

Temperatura de îmbinare este cel mai important factor metalurgic care influențează caracteristicile şi structura straturilor bimetalice obținute prin imersie şi centrifugare verticală. În scopul de a sublinia influența temperaturii de îmbinare, o serie de parametri au fost menținuți constant şi au fost efectuate determinări pentru diferite valori ale temperaturii de îmbinare. Rezultate corespunzătoare au fost obținute la temperaturi cuprinse între $T_{\text{îmb.}}$ = 1100ºC şi $T_{\text{îmb.}}$ = 1160ºC. Procedeul tehnologic este un procedeu combinat. Depunerea se realizează în fază lichidă şi se consolidează în fază solidă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH.ASACHI", IAŞI

Tomul LI (LV)

Fasc. 1

Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2005

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng Nicolae Badea, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng Ion Giurma, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Vice-Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Managing Editor of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng. Dan Găluşcă, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering

Managing Editor of the *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
Assoc. prof. dr. eng. Iulian Ioniță, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Scientific secretary of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*

Prof.univ.dr.eng. Yuri A. Burennikov, Vinnitsia State Technical University, Ukraine
Prof.univ.dr.eng. Borivoje Mišković, Yugoslav Association of Metallurgical Engineers, Belgrad, Serbia-Muntenegru
Prof.univ.dr.eng. Paolo Nanni, Universita degli Studi da Genova, Italy
Prof.univ.dr.eng. Strul Moisa, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel
Prof.univ.dr.eng. Corneliu Munteanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Constantin Baciu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Luchian Zaharia, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Ioan Carcea, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Adrian Dima, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Ioan Alexandru, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc.prof.dr.eng. Leandru Gheorghe Bujoreanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Ioan Rusu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Gheorghe Bădărău, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Petrică Vizureanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania

Editorial Secretary of the *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
Assoc.prof.dr.eng. Gheorghe Bădărău, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LI (LV) 2005

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

COJOCARU-FILIPIUC, V., IMPROVEMENT OF OBTAINING OF SPHEROIDAL GRAPHITE CAST IRON BY INOCULATING LADLES (TWO CHAMBERS AND TWO STOPPERS LADLE)	1
PRISACARIU, C., CARACULACU, A., THE INFLUENCE OF AGEING CONDITIONS AND CHEMICAL STRUCTURE ON THE STRESS-STRAIN DATA OF DIBENZYL BASED POLYURETHANE FILMS	9
AMARIEI, N., COMANDAR, C., LEON, D., DUMITRACHE, C., THE INFLUENCE OF THE RESIDUAL STRESS PRODUCED DURING THE NITRIDING PROCESS ON THE FATIGUE STRENGTH AT HIGH TEMPERATURES	17
MUSTAŢĂ, F., BICU, I., NARCIS, A., FORMALDEHYDE RESINS FROM RENOVABLE RESOURCES	25
BORDEASU, I., BALASOIU, V., BADARAU, R., POPOVICIU, M.O., DOBANDA, E., ON THE STRUCTURAL TRANSFORMATIONS PRODUCED BY CAVITATIONAL STRESSES	31
BADARAU, R., BORDEASU, I., BALASOIU, V., SPOREA, I., NICOARA, M., CONSIDERATIONS CONCERNING THE CAVITATIONAL DISTRUCTION OF THE COMPOSITE MATERIAL ARMURED WITH 20% CERAMIC PARTICLES	39
HULUBEI, C., MORARIU, S., STRUCTURE – THERMAL AND VISCOMETRIC PROPERTIES RELATIONSHIP FOR SOME POLY(*N*-SUBSTITUTED MALEIMIDE-*co*-*N*-VINYL-2-PYRROLIDONE)S	47
VRAPCEA, M., STOIAN, P., PREDA, N., STUDIES AND RESERCH AS REGARDS SPECTRAL REFERENCE MATERIALS FOR NI-CR ALLOYS	55
VRAPCEA, M., STOIAN, P., THE INTERELEMENT EFFECT STUDY IN SPECTRAL ANALYSIS ON THE SPECTRAL REFERENCE MATERIALS FOR cR-nI STAINLESS STEELS	61
BELOIU, M., ALEXANDRU, I., CHELARIU, R., ROMAN, C., CARCEA, I., THE INFLUENCE OF MODIFICATION ON THE PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES OF SOME TIN BRONZES	69
BELOIU, M., ALEXANDRU, I., ROMAN, C., CHELARIU, R., CARCEA, I., WEAR BEHAVIOUR OF SOME BRONZES	77
BADARAU, GH., BADARAU, V., IONITA, I., STEFAN, M., DIAGNOSIS METHOD AND EVALUATION OF THE METALIC MATERIALS CHOICE	83
MIREA, C., THE WEAR OF THE METALIC SURFACES IN ABRASIVE TRIBOSYSTEMS I: WEAR TYPES AND MODIFICATIONS OF THE ABRADED SURFACES	89

MIREA, C., THE WEAR OF THE METALIC SURFACES IN ABRASIVE TRIBOSYSTEMS II: WEAR TYPES AND MODIFICATIONS OF THE ABRADED SURFACES	97
MIREA, C., THE WEAR OF THE METALIC SURFACES IN ABRASIVE TRIBOSYSTEMS III: WEAR TYPES AND MODIFICATIONS OF THE ABRADED SURFACES	105
GORDIN, D.M., GLORIANT, T., CHELARIU, R., NEMTOI, GH., AELENEI, N., MICROSTRUCTURAL CHARACTERISATION AND ELECTROCHEMICAL BEHAVIOUR OF THE NEW BETA Ti-12Mo-5Ta ALLOY FOR BIOMEDICAL APPLICATIONS	115
CIUBOTARIU, C.I., MARIN, C., CIUBOTARIU, C., CIUBOTARIU, C., A NEW NANOMATERIAL FOR QUANTUM COMPUTING PROCESSORS AND QUANTUM CELLULAR AUTOMATA. I. INTUITIVE MODELS	123
SCANTEIANU, N., THE CONFIGURATION OF THE REUSABLE MATERIALS' RECYCLATION PROGRAMMES INSIDE THE EUROPEAN UNION	131
MINEA, A.A., MECHANICAL PROPERTIES OPTIMISATION OF AN AlCu4Mg1 ALLOY	139
CARJA, G., FRUNZA, M., POPA, M.I., POPESCU, C., NEW HYBRID NANOCOMPOSITES OF MgAlHT ANIONIC CLAYS INCORPORATED WITH ACETAMIPRID	145
BERCEA, M., LUBRICANT PERFORMANCES AND ENVIRONMENTAL PROBLEMS	151
BERCEA, M., MORARIU, S., EFECT OF ADSORPTION ON THE VISCOSITY OF POLYMER SOLUTION AT VERY LOW CONCENTRATIONS	159
MARECI, D., AELENEI, D.M., NEMTOI, GH, UNGUREANU, G., METALLURGICAL TREATMENT AND SURFACE INFLUENCE ON THE CORROSION RESISTANCE OF NICROMALSOFT ALLOY	167
SUTIMAN, D., NECHITA, M.T., CĂILEAN, A., MARECI, D., STABILITY OF IRON IN THE SYSTEM METHANOL – ADIPIC ACID – WATER	175
GHERGHISOR, G., COSMELEATA, G., MIRON, V., GEORGESCU, I., STRUCTURAL CHARACTERISTICS AND MAGNETICAL PROPERTIES OF SILICON STEEL SHEETS	181
GHIBAN, B., COSMELEATA, G., ALUMINUM DEPOSITION BY CVD METHOD ON NICKEL- BASED SUPERALLOY SUPPORTS	189
HOTEA, V., IEPURE, GH., POP, E., TALPOŞ, E., IUHAZS, J., POP, A., KINETIC CONSIDERATION OF COPPER REFINING PROCESS	195
BÂRSĂNESCU, P.D., BÎTCĂ, C., MIHĂLCUȚ, M., CREEP OF SOME POLYURETHANIC ELASTOMERS	203
BÂRSĂNESCU, P.D., BÎTCĂ, C., BEJENARIU, C., COMPARATIV STUDY ON THE BEHAVIOR OF THE RUBBER AND SOME POLYURETHANS UNDER CREEP CONDITIONS	209
GHERGHESCU, I., CIUCĂ, S., STRUCTURAL ASPECTS OF A $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$ SHAPE MEMORY ALLOY REVEALED BY SCANNING AND TRANSMISSION ELECTRON MICROSCOPY	213
BÎTCĂ, C., MIHALCUT, M., BÂRSĂNESCU, P.D., CONSIDERATIONS ON MECHANICAL PROPERTIES OF THE HUMAN BONES	221
COMANDAR, C., AMARIEI, N., LEON, D., DUMITRACHE, C., SOME ASPECTS REGARDING THE DESIGN OF NAIMOV SAMPLES FOR STRESS RELAXATION BENDING TESTS	227

MARECI, D., SUTIMAN, D., FOCA, N., CARJA, G., BOCANU, C., THE ALLOYING ELEMENTS INFLUENCE OVER CORROSION RESISTANCE OF SOME BIOMATERIALS NICKEL BASED	233
BÂRSĂNESU, P.D., BÎTCĂ, C., STOIAN, A., INFLUENCES OF ENVIRONMENT ON DEFORMATION AND CRACK OF ESTANE ELASTOMERS	241
LEONTIE, L., DRUTA, I., DANILOAIA, T., RUSU, G.I., ON THE D.C. CONDUCTION MECHANISM OF N-(p-R-PHENACYL)-1,7-PHENANTHROLINIUM BROMIDES IN THIN FILMS	247
SUTEU, D., GORDUZA, V.M., TOFAN, L., FUNCTIONALIZED MATERIALS IN MONITORING AND REMEDIATION OF ENVIRONMENT	255
DOBREA, V., CHIRIAC, H., CRAUS, M.L., STRUCTURAL PROPERTIES AND TRANSITION TEMPERATURES OF POLYCRYSTALLINE NiMnGa SHAPE MEMORY ALLOYS	263
CANTEMIR, D., VALENTINI, R., PAGLIARO, M., INFLUENCE OF TEMPERATURE AND STRAIN RATE ON MECHANICAL PROPERTIES OF A BORON STEEL	269
VLADESCU, A., BRAIC, V., BALACEANU, M., BRAIC, M., KISS, A., COTRUT, C.M., CHARACTERIZATION OF LUBRICANT COATINGS	277
VLADESCU, A., BALACEANU, M., BRAIC, V., BRAIC, M, ZAMFIR, R., CORROSION OF TIN COATINGS DEPOSITED ON COCR ALLOY SUBSTRATES	283
FOCA, N., MARECI, D., BOCANU, C., TOFAN, A., CHARACTERIZATION OF PHOSPHOGYPSUM BY PHYSICAL AND CHEMICAL METHODS	289
HULUBEI, C., HAMCIUC, E., POLYESTERS BASED ON EPICLON	295
CATANGIU, A., NONLINEAR BEHAVIOR IN CROSS-PLY GLASS/EPOXY COMPOSITE LAMINATES	303
BATIN, G., POPA, C., VIDA-SIMITI, I., TITANIUM/HYDROXYAPATITE GRADED MATERIALS FOR ENDOSSEUS IMPLANTS	311

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LI (LV) 2005

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

COJOCARU FILIPIUC, V., ÎMBUNĂTĂŢIREA OBŢINERII FONTEI CU GRAFIT NODULAR PRIN MODIFICARE ÎN OALA DE TURNARE (CU DOUĂ CAMERE DE REACŢIE ŞI BARE PORT-DOP)	1
PRISACARIU, C., CARACULACU, **A.**, INFLUENŢA CONDIŢIILOR DE ÎMBĂTRÂNIRE ŞI A STRUCTURII CHIMICE ASUPRA CURBELOR DE ÎNTINDERE-DEFORMARE LA FILMELE POLIURETANICE CU STRUCTURI DIBENZILICE	9
AMARIEI, N., COMANDAR, C., LEON, D., DUMITRACHE, **C.**, INFLUENŢA TENSIUNILOR REMANENTE REZULTATE DIN PROCESUL DE NITRURARE ASUPRA REZISTENTEI LA OBOSEALA LA TEMPERATURI RIDICATE	17
MUSTAŢĂ, F., BICU, I., NARCIS, A., RAŞINI FORMALDEHIDICE DIN RESURSE NATURALE	25
BORDEASU, I., BALASOIU, V., BADARAU, R., POPOVICIU, M.,O., DOBANDA, E., ASUPRA TRANSFORMARILOR STRUCTURALE PRODUSE DE SOLICITARILE CAVITATIONALE	31
BADARAU, R., BORDEASU, I., BALASOIU, V., SPOREA, I., NICOARA, M., CONSIDERATII PRIVIND DISTRUGEREA PRIN CAVITATIE A MATERIALULUI COMPOZIT ARMAT CU 20% PARTICOLE CERAMICE	39
HULUBEI, C., MORARIU, S., RELAŢIA STRUCTURĂ-PROPRIETĂŢI TERMICE ŞI VÂSCOZIMETRICE PENTRU POLY(MALEIMIDĂ *N*-SUBSTITUITĂ-*co*-*N*-VINILPIROLIDONĂ)	47
VRAPCEA, M., STOIAN, P., PREDA, N., STUDII SI CERCETARI PRIVIND MATERIALELE DE REFERINTA SPECTRALE PENTRU ALIAJE NI-CR	55
VRAPCEA, M., PETRE STOIAN, P., STUDIUL EFECTULUI INTERELEMENT IN ANALIZA SPECTRALA PE MATERIALE DE REFERINTA SPECTRALE PENTRU OTELURI INOXIDABILE CR-NI	61
BELOIU, M., ALEXANDRU, I., CHELARIU, R., ROMAN, C., CARCEA, I., INFLUENTA MODIFICARII ASUPRA UNOR PROPRIETATI FIZICO-MECANICE ALE UNOR BRONZURI CU STANIU	69
BELOIU, M., ALEXANDRU, I., ROMAN, C., CHELARIU, R., CARCEA, **I.**, COMPORTAREA LA UZARE A UNOR BRONZURI	77
BADARAU, GH., BADARAU, V., IONITA, I., STEFAN, **M.**, METODA DE DIAGNOSTICARE SI EVALUARE A ALEGERII MATERIALELOR METALIC	83

MIREA, C., UZAREA SUPRAFEŢELOR METALICE ÎN TRIBOSISTEME	89

ABRAZIVE, I: TIPURI DE UZARE ŞI MODIFICĂRI ALE SUPRAFEȚELOR UZATE PRIN ABRAZIUNE	
MIREA, C., UZAREA SUPRAFEȚELOR METALICE ÎN TRIBOSISTEME ABRAZIVE, II: TIPURI DE UZARE ŞI MODIFICĂRI ALE SUPRAFEȚELOR UZATE PRIN ABRAZIUNE	97
MIREA, C., UZAREA SUPRAFEȚELOR METALICE ÎN TRIBOSISTEME ABRAZIVE, III: TIPURI DE UZARE ŞI MODIFICĂRI ALE SUPRAFEȚELOR UZATE PRIN ABRAZIUNE	105
GORDIN, D.M., GLORIANT, T., CHELARIU, R., NEMTOI, GH., AELENEI, N., CARACTERIZAREA MICROSTRUCUTRALA SI COMPORTAREA ELECTROCHIMICA A NOULUI ALIAJ Ti-12Mo-5Ta PENTRU APLICATII BIOMEDICALE	115
CIUBOTARIU, C.I., MARIN, C., CIUBOTARIU, C., CIUBOTARIU, **C.**, UN NOU NANOMATERIAL PENTRU PROCESOARELE DE CALCUL CUANTIC SI AUTOMATELE CELULARE CUANTICE. I. MODELE INTUITIVE	123
SCANTEIANU, **N.**, CONFIGURAREA PROGRAMELOR DE RECICLARE A MATERIALELOR REFOLOSIBILE IN UNIUNEA EUROPEANA	131
MINEA, A.A., OPTIMIZAREA PROPRIETATILOR MECANICE ALE UNUI ALIAJ AlCu4Mg1	139
CARJA, G., FRUNZA, M., POPA, M.,I., POPESCU, C., NOI NANOCOMPOSITE HIBRIDE A ARGILELOR ANIONICE DE TIP MgAlHT INCORPORATE CU ACETAMIPRID	145
BERCEA, M., PERFORMANTE ALE LUBRIFIANTILOR SI PROBLEME LEGATE DE MEDIUL INCONJURATOR	151
BERCEA, M., MORARIU, S., EFECTUL ADSORBTIEI ASUPRA VISCOZITATII SOLUTIILOR DE POLIMERI LA CONCENTRATII FOARTE MICI	159
MARECI, D., AELENEI, D.M., NEMTOI, GH, UNGUREANU, G., INFLUENTA TRATAMENTULUI METALURGIC SI SUPRAFETEI ASUPRA REZISTENTEI LA COROZIUNE A ALIAJULUI NICROMALSOFT	167
SUTIMAN, D., NECHITA, M.T., CĂILEAN,A., MARECI, D., STABILITATEA FIERULUI ÎN SISTEMUL METANOL-ACID ADIPIC-APĂ	175
GHERGHISOR, G., COSMELEATA, G., MIRON, V., GEORGESCU, I., CARACTERISTICILE STRUCTURALE ŞI PROPRIETĂȚILE MAGNETICE ALE BENZILOR DIN OȚEL SILICIOS	181
GHIBAN, B., COSMELEATA, G., DEPUNEREA ALUMINIULUI PRIN METODE CVD PE SUPPORT DIN SUPERALIAJE PE BAZA DE NICHEL	189
HOTEA, V., IEPURE, GH., POP, E., TALPOŞ, E., IUHAZS, J., POP, A., CONSIDERAȚII CINETICE PRIVIND PROCESUL DE RAFINARE TERMICĂ A CUPRULUI	195
BÂRSĂNESCU, P.D., BÎTCĂ, C., MIHĂLCUȚ, M., STUDIUL LA FLUAJ A UNOR ELASTOMERI POLIURETANICI LA TRACȚIUNE	203
BÂRSĂNESCU, P.D., BÎTCĂ, C., BEJENARIU,C., STUDIUL COMPARATIV ASUPRA COMPORTĂRII LA FLUAJ A CAUCIUCULUI ŞI A UNOR POLIURETANI	209
GHERGHESCU, I., CIUCĂ, S., ASPECTE STRUCTURALE ALE UNUI ALIAJ CU MEMORIA FORMEI $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$ RELEVATE PRIN MICROSCOPIE ELECTRONICĂ PRIN BALEIAJ ŞI TRANSMISIE	213
BÎTCĂ, C., MIHALCUT, M., BÂRSĂNESCU, P.D., CONSIDERAȚII ASUPRA	221

PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE OASELOR UMANE	
COMANDAR, C., AMARIEI, N., LEON, D., DUMITRACHE, C., CÂTEVA ASPECTE PRIVIND PROIECTAREA EPRUVETELOR NAIMOV PENTRU ÎNCERCĂRI DE RELAXARE A TENSIUNILOR PRIN ÎNCOVOIERE	227
MARECI, D., SUTIMAN, D., FOCA, N., CARJA, G., BOCANU, C., INFLUENȚA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA COROZIUNII UNOR BIOMATERIALE PE BAZĂ DE NICHEL	233
BÂRSĂNESU, P. D., BÎTCĂ, C., STOIAN, A., INFLUENȚA MEDIULUI ASUPRA DEFORMĂRII ŞI RUPERII ELASTOMERILOR ESTANE	241
LEONTIE, L., DRUTA, I., DANILOAIA, T., RUSU, G.I., ASUPRA MECANISMULUI DE CONDUCTIE ELECTRICA IN STRATURI SUBTIRI DE BROMURI DE N-(PARA-R-FENACIL)-1,7-FENANTROLINIU	247
SUTEU, D., GORDUZA, V.M., TOFAN, L., MATERIALE FUNCȚIONALIZATE ÎN MONITORIZAREA ŞI REMEDIEREA MEDIULUI	255
DOBREA, V., CHIRIAC, H., CRAUS, M.L., PROPRIETĂȚI STRUCTURALE ŞI TEMPERATURI DE TRANSFORMARE PENTRU UNELE ALIAJE NiMnGa POLICRISTALINE CU MEMORIA FORMEI	263
CANTEMIR, D, VALENTINI, R., PAGLIARO, M., INFLUENTA TEMPERATURII SI A VITEZEI DE DEFORMARE ASUPRA PROPRIETILOR MECANICE ALE UNUI OTEL ALIAT CU BOR	269
VLADESCU, A., BRAIC, V., BALACEANU, M., BRAIC, M., KISS, A., COTRUT, C.M., CARACTERIZAREA ACOPERIRILOR LUBRIFIANTE	277
VLADESCU, A., BALACEANU, M., BRAIC, M., BRAIC, M., ZAMFIR, R., COROZIUNEA STRATURILOR TiN DEPUSE PE SUBSTRATURI DE ALIAJ CoCr	283
FOCA, N., MARECI, D., BOCANU, C., TOFAN, A., CARACTERIZAREA FOSFOGIPSULUI PRIN METODE FIZICE ŞI CHIMICE	289
HULUBEI, C., HAMCIUC, E., POLIESTERI PE BAZA DE EPICLON	295
CATANGIU, A., COMPORTAREA NELINIARA A COMPOZITELOR STRATIFICATE STICLĂ-EPOXI $[0/90]_s$	303
BATIN, G., POPA, C., VIDA-SIMITI, I., MATERIALE CU GRADIENT PE BAZA DE TITAN SI HIDROXIAPATITA PENTRU IMPLANTE ENDOOSOASE	311

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc.1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

IMPROVEMENT OF OBTAINING OF SPHEROIDAL GRAPHITE CAST IRON BY INOCULATING LADLES (TWO CHAMBERS AND TWO STOPPERS LADLE)

BY

VASILE COJOCARU-FILIPIUC

Abstract: The inoculating ladle has two chambers limited by a vertical separating plate and two horizontal separating plates. The horizontal separating plates are forssen each with an orifice. These orifices are blocked and unblocked by the stoppers which are operated by two mechanisms. The magnesium from the chambers evaporates itself when iron penetrates into them. The magnesium vapours leave the chambers and they are distributed in all molten metal when they touch the heads of the stoppers.

This paper presents two new methods of improvement of the iron inoculating regularity degree.

The first improvement method consists in equidistant placing of the stoppers and the second one consists in sketching of a new shape of the stoppers heads. Thus, the degree of graphite spheroidizing and the degree of uniformity of iron inoculation are better.

Keywords: inoculating, magnesium vapours, distribution in liquid iron

1. General considerations

Spheroidal graphite cast iron is obtained usually by ladle inoculation. There is a lot of introduction methods of the inoculant in the molten metal. Every introduction method assures a certain assimilation efficiency of inoculant in iron, / 1, 2, 3 ... 7/.

Obtained inoculated iron must have a big degree of regularity of iron inoculating, a big degree of graphite spheroidizing, a better size of spheroidal graphite inclusions and a good matrix of the metallographic microstructure.

[1] presents an inoculating procedure what consist in a ladle, which has a inoculant chamber, a horizontal plate with an orifice and a stopper which is placed in the center of the ladle cavity. The stopper obturates and unobturates orifice from the horizontal plate where liquid iron penetrates into inoculant chamber and the magnesium vapours are evacuated – Fig. 1 ([1] shows that the stopper has ceramics ribs and is turned by an electric motor). Because the stopper is placed central in the ladle cavity, the magnesium vapours are distributed uniform, in all directions in the metallic bath.

1. Inoculating ladle with two chambers and two stoppers

The conceived and projected inoculating ladle is presented in Fig. 2, [2].

The achieved inoculated ladle is an adaptation of a steel stopper ladle. So, an operating mechanism of stopper is become attached supplimentary to the ladle (the bottom orifice of the steel stopper ladle was anulled).

The capacity of inoculating ladle is 2 t.

The conceiving of the inoculating ladle had taken into consideration that the maximum inoculant consuption (FeSiCaMg) is about 3%.

The horizontal separating plates have been dimensioned with PLOBA 02 program, [3].

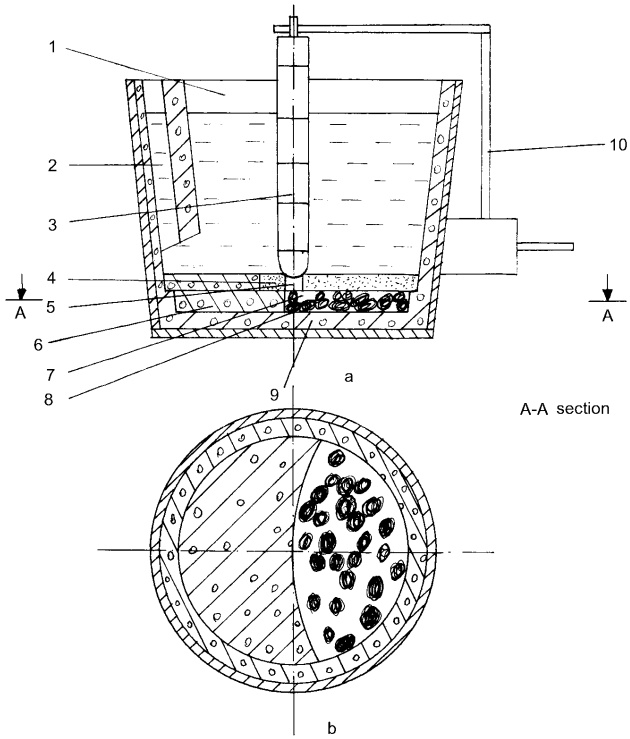


Fig.1. The ladle with an stopper and a inoculant chamber. a – longitudinal section; b – cross section A-A; 1 – ladle cavity; 2 – up-hill casting channel; 3 – stopper; 4 – horizontal plate; 5 – orifice; 6 – propping up refractory lining; 7 – inoculant chamber; 8 – inoculant; 9 – refractory lining; 10 – training mechanism.

Coresponding to Fig. 2 and [2], the stoppers are not placed equidistantly between the walls and between themselves.

The Fig. 3 presents a new variant of the ladle with two stoppers and two inoculant chambers. This one has the stoppers placed equidistantly given the walls and themselves. So, diffusion distances of the magnesium particles become less, the magnesium vapours are distributed more uniform, iron is inoculated more uniform, inoculating degree is bigger etc.

The inoculating ladle is prepared corresponding to Fig. 1. The stopper rods and the stoppers are the same of stopper ladles which mainly serve for pouring molten steel.

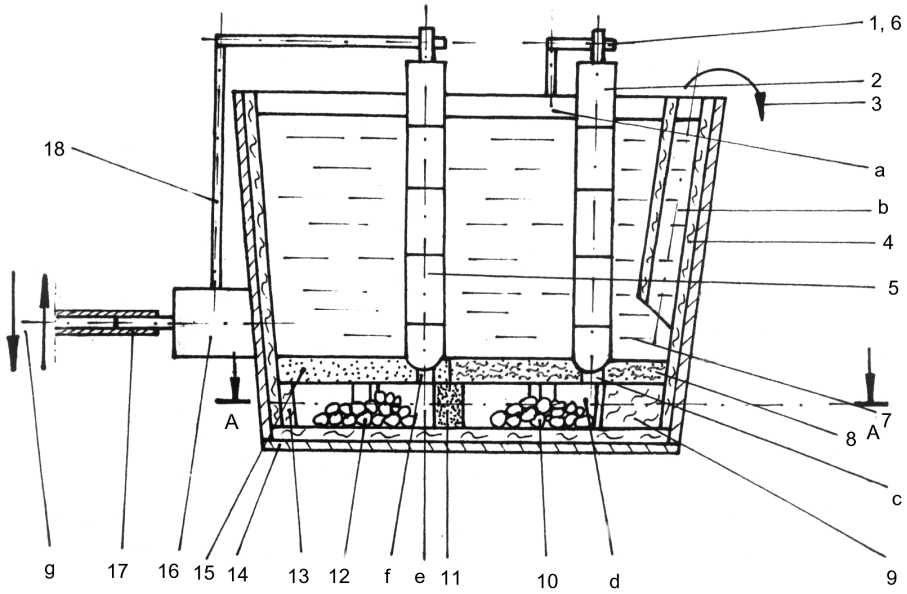
Fig. 4 presents the ladle with two stoppers and two inoculant chambers, the stoppers being placed equidistant – the capacity of 2 t. This inoculanting ladle was used for experiments.

For experiments the same inoculant (FeSiCaMg) was used in those inoculant chambers.

2. Inoculating technology

The vertical separating plate is assembled as in Fig. 2. The possible leakinesses between the vertical separating plate and the vertical wall of the bottom of the

inoculating ladle are packed with core mixture with soda water glass (or others bindings). Then, the inoculant (or inoculants) is located in chambers I and II. Afterwards the horizontal separating plates are assembled and then the possible leakinesses between the horizontal separating plates and the vertical wall or between the horizontal separating plates are packed with core mixture, too. The stoppers are assembled perpendicular on the horizontal separating plates, these obturating the orifices 1 and II.



a.

A-A section

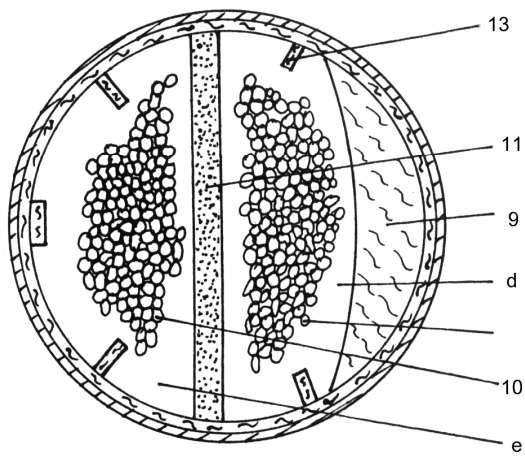


Fig. 2. The ladle with two chambers and two stoppers: a – longitudinal section; b – cross section A-A; 1 – operating mechanism I; 2 – stopper I; 3 – tilting way with a view to the eviction of iron from the ladle; 4 – refractory lining; 5 – stopper II; 6 – training mechanism I; 7 – uninoculated molten iron; 8 – horizontal separating plate I; 9 – propping up refractory lining; 10 – inoculant I; 11 – vertical separating plate; 12 – inoculant II; 13 – proping up refractory brick; 14 – ladle shell; 15 – horizontal separating plate II; 16 – training mechanism II; 17 – operating pipe; 18 – operating mechanism II; a – ladle cavity; b – up-hill casting channel; c – orifice I; d – chamber I; e – chamber II; f – orifice II; g – operating way of the pipe 17.

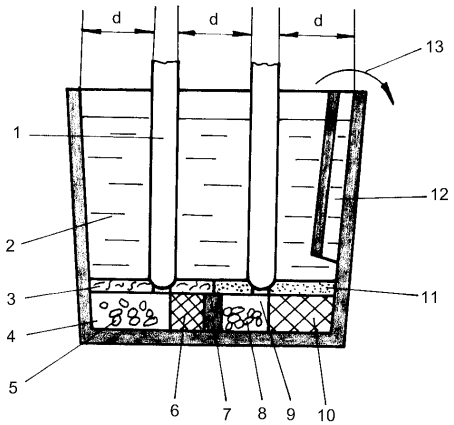


Fig.3. Sketch of the ladle with two stoppers and two inoculant chambers, the stoppers being placed equidistant. 1 – stoppers; 2 – uninoculant molten iron; 3 – horizontal separating plate I; 4 – inoculant chamber I; 5 – inoculant I; 6 – propping up refractory lining I; 7 – vertical separating plate; 8 – inoculant II; 9 – inoculant chamber II; 10 – propping up refractory lining II; 11 – horizontal separating plate II; 12 – up-hill casting channel; 13 – tilting way with a view to the eviction of iron from the ladle; d – distance.

Fig. 4. The inoculant ladle achieved and used for experiments (with two stoppers placed equidistantly and two inoculant chambers).

The inoculating ladle is preheated, then, with a mobile gas burner.

The inoculating ladle is displaced to the pouring platform where the molten cast iron is casted in it (without the slag). Iron can be cast in inoculating ladle from the melting agregate, too, this case being normal one.

The next stage is the first inoculation phase which consists in operating of the pipe (17) downward until a click is heard and felt. This click comes from a blocking-unblocking mechanism of the stopper operating. The second race is for the case when the inoculation is not achieved.

Orifice I is open by the operating mechanism and iron penetrates into the chamber I where touches the inoculant. Magnesium is evaporated and magnesium vapours leave the chamber I, evacuating through the molten metal. First, magnesium vapours touch the stopper head and they are distributed in a lot of directions, thus the area of contact between inoculant and iron enlarging itself.

The second inoculating phase begins after the finishing of first of the inoculating phase (when light signals of magnesium oxidizing and the barbotage of the molten metal are stoped). The second inoculating phase starts and goes on similarly

as the first inoculating phase.

The size of vertical separating plate is 674x80x100 mm, for the horizontal one the height is 100 mm, and the orifices diameter is 50 mm.

4. Characteristics of inoculating technology

The moment of the inoculating beginning is under control. So, the inoculating ladle with iron is displaced to the pouring platform, the inoculated being achieved when all is ready. Thus, time between inoculation and solidification is minimum.

The inoculating ladles with big capacities can have one, three or more chambers. So, the inoculant can be more sorts for the same inoculation. The inoculation by two phases or more, determines a superior efficiency (a smaller inoculant consuption, too).

In all cases of inoculating classical ladle, the magnesium vapours do not touch an obstacle when they evacuate themselves through the molten metal. In the case of this new technology, magnesium vapours touch the head of the stopper, thus, the magnesium vapours being scattered in a big molten metal volume. So, diffusing distances of magnesium are shorted.

The head of the stopper determines the division of the magnesium vapours when they touch it. Thus, the rate of evacuating of magnesium vapours through the molten metal is smaller thanks to the smaller size of the vapours. The smaler size determines a bigger area of contact between the inoculant and the molten metal. So, the inoculating efficiency is higher.

The ascension force of magnesium vapours is small near the head of the stopper because there is a shearing force between the magnesium vapours and the head of the stopper. So, the contact time between magnesium vapours and the molten metal increases – inoculation efficiency increases, too.

4. Experiments and results

Table 1 presents chemical the composition of the metallographic specimens,. before the inoculation/after the inoculation.

Table 1 Chemical composition, before the inoculation/after the inoculation

Number of the charge	Composition, % by mass					
	C	Mn	Si	S	P	Mg
0	1	2	3	4	5	6
1	3.08/2.80	0.72/1.08	1.50/2.02	0.040/0.030	0.150/0.098	-/0.050
2	3.52/3.46	0.98/1.05	1.54/2.28	0.034/0,026	0.130/0.100	-/0.050
3	3.12/3.40	0.93/1.30	1.61/2.52	0.032/0.030	0.040/0.098	-/0.057
4	3.28/3.04	0.56/0.68	1.36/2.42	0.023/0.029	0.125/0.087	-/0.038
5	3.52/3.40	0.52/0.99	1.57/2.39	0.055/0.030	0.100/0.092	-/0.050
6	3.80/3.28	0.72/0.63	1.43/2.80	0.036/0.030	0.160/0.090	-/0.023

Table 1 – continuation

0	1	2	3	4	5	6
7	4.00/3.48	0.72/1.22	1.52/2.48	0.028/0.029	0.150/0.080	-/0.021
8	3.16/3.60	0.34/0.25	0.84/1.85	0.012/0.060	0.020/0.100	-/0.040
9	3.20/2.28	0.15/0.80	0.86/2.02	0.027/0.031	0.080/0.050	-/0.039
10	4.00/2.86	0.34/1.15	0.41/1.88	0.035/0.038	0.175/0.061	-/0.043
11	3.40/3.43	0.38/1.01	1.27/2.76	0.049/0.023	0.100/0.120	-/0.053
12	3.80/3.32	0.32/1.32	2.60/2.82	0.033/0.028	0.125/0.100	-/0.050
13	3.66/3.30	0.36/1.08	0.72/2.60	0.042/0.020	0.120/0.100	-/0.055

Table 2 presents the area of the spheroidal graphite inclusions in the metalographic structure, the diameters of the spheroidal graphite inclusions and the area of perlite in the metallic matrix.

The charges of the furnace has been constituted of pig iron.

Table 2 Areas of graphite and perlite and diameters of the spheroidal graphite inclusions

Number of the charge	Area of graphite, %	The diameters of graphite, μam	Area of perlite, %
1	8…12	60…100	90…98
2	8…12	60…100	90…98
3	8…12	60…100	90…98
4	8…12	min.100	70…90
5	5…8	6…40	70…90
6	5…8	60…100	70…90
7	5…8	60…100	70…90
8	5…8	60…100	90…98
9	max. 3	25…40	70…90
10	5…8	60…100	70…90
11	8…12	60…100	70…90
12	8…12	40…60	70…90
13	8…12	40…60	70…90

All the charges have been inoculated with 2.1% FeSiCaMg (5.5% Mg). The big addition of inoculant is on account of the big sulphur content.

Ultimate tensile strenght varied among 600-690 N/mm^2, elongation at fracture among 1.0…4.3% and resilience (for U notched specimen) among 0.3…0.9 daJ/cm^2. The small alongation at fracture is on account of the big manganese content.

The small resilience is on account of the big phosphorus content.

This inoculating technology has been useful for antifriction cast iron making. For 76 charges, the chemical composition was the next: C = 2.64… 4.24%; Mn = 0.17… 1.29%; Si = 1.00… 3.19%; P = 0.05… 0.2%; S = 0.01… 0.08%; Mg = 0.04 …0.06 (the maximum frenquency was C = 3.540%; Mn = 0.660%; Si = 1.950%; P = 0.140%, S = 0.033%; Mg = 0.050%).

All the graphite inclusions are nodulized for iron charges whose chemical composition are presented in the Table 3.

The magnesim content has been analysed for the charges in table 3 (the

variation of the magnesium content depending on the time), obtaining the equation Mg = 0.0001455 τ + 0.03346, τ being the time. The coeficient of the τ is very small and thus the magnesium content is relative constant (the time was maximum 27 minutes and the mass of the charge has been 1,500 Kg). The time τ can be replaced with the distance because the specimens are sampled during emptying of the inoculating ladle. The inoculation of cast iroan is very uniform because the magnesium content has been relative constant.

Table 3 Chemical composition of charges with all the graphite nodulized

Number of the charge	Chemical composition, % by mass				
	C	Mn	Si	P	Mg
1	3.40	0.31	2.40	0.08	0.04
2	3.38	0.34	2.40	0.08	0.04
3	3.40	0.32	2.41	0.08	0.04
4	3.37	0.36	2.32	0.08	0.04

6. Proposal for improvement of the stoppers heads

Fig. 5 shows a new variant for the stopper head. So, the stopper head has a distribution chamber of the magnesium vapours (4) in ladle cavity by the evacuating channels (1).

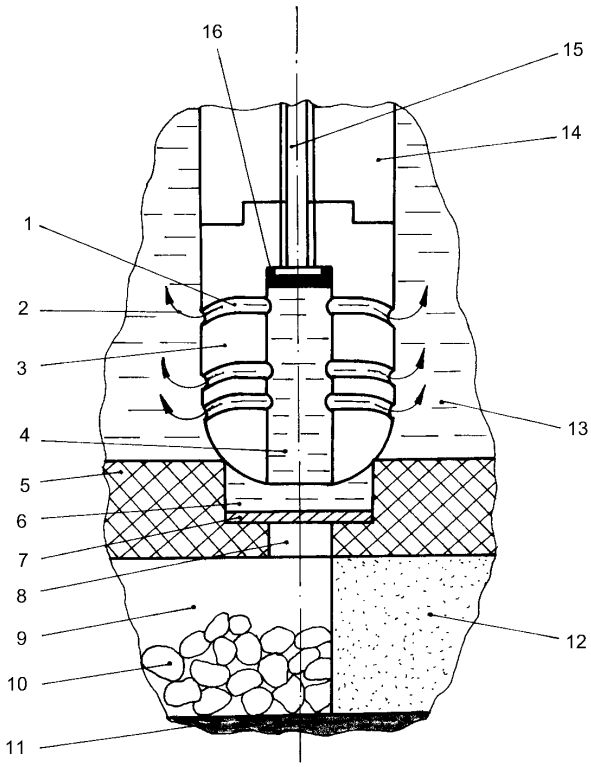


Fig. 5. Sketch of the new variant of the stopper head: 1 – evacuating channels of the magnesium vapours; 2 – evacuating trajectories of the magnesium vapours; 3 – stopper head; 4 – distribution chamber; 5 – horizontal separating plate; 6 – metal plate chamber; 7 – metal plate; 8 – orifice; 9 – inoculant chamber; 10 – inoculant; 11 – refractory lining; 12 – propping up refractory lining; 13 – uninoculated liquid iron; 14 – stopper circular brick; 15 – metallic rod; 16 – tightness refractory material

The horizontal separating plate (5) has an orifice (8) and a metal plate chamber where a metallic plate is placed.

Inoculanting technology consists in penetrating of liquid iron into evacuating channels, then into distribution chamber and then into metal plate chamber. In metal plate chamber, liquid iron dissolves the metallic plate and, so, finally, liquid iron penetrates into inoculant chamber where meets the inoculant. Then, the magnesium vapours are evacuated through orifice, distribution chamber, evacuating channels and, finally, through liquid iron from the ladle cavity.

The big number of evacuating channels involves a very good distribution of the magnesium vapours in all metallic bath.

Received May 10 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

References

1. Cojocaru, V., Barbu, G. and Oprinca, S. *Oală de turnare*. **Romania patent**. No. 101223, 1992 ;
2. Cojocaru, V. *Tehnologie de elaborare a fontei cu grafit nodular*. **Romania patent**, No 93 691, 1987 ;
3. Cojocaru-Filipiuc, V. *Designing of the semicircular cores of the pouring-modification ladle by the theories of finite elements and dimensioning of the continuous plates*. **Buletinul Institutului Politehnic Iaşi**. Tomul XL IX (L III), Fasc. 1-4, 2003. Secţia Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, p. 65…74 ;
4. *** *Traitement de la fonte a graphite spheroidal*. **Fonderie. Fondeur d'aujourd'hui**, No.5, page 26, 1981;
5. *** **New concepts in nodularisation and inoculation**. **Foundry Trade Journal**, nr. 3217, page 105-107, 1981;
6. Bylund, G. *Holding Nodular Iron in a Channel Induction Furnace*. **Trans. Amer. Foundrymen' s Soc**. vol.83, Des Plaines, 11, page 385…392, 1975;
7. Friederich, R. and Stoian, V. *Ploba program. Calculul şi dimensionarea plăcilor plane din beton armat*. **Pachet D.I.M**., Timişoara, 1984;
8. Georges Fischer-Société Anonyme Schaffhause. *La fonte á graphite spheroidal á Mg pure et know-how*. **Fonderie. Fondeur d'aujourd'hui**, No. 28, page 16, 1983;
9. Jeingwirth, K.H. *Treating Process a New Variant of Magnesium Treatment for the Production of Ductile Iron*. **Giesserei-Praxis**, No. 7, page 93…100, 1983;
10. Tahako, K. *Method for adding alloying alements to molten metals*. **U.S. Patent**, 3,729,309, Apr. 24, 1973;

Vasile Cojocaru-Filipiuc, D.Sc.Prof. Technical University "Gh. Asachi", Bv. Mangeron, no. 61, Iaşi, România

ÎMBUNĂTĂŢIREA OBŢINERII FONTEI CU GRAFIT NODULAR PRIN MODIFICARE ÎN OALA DE TURNARE (CU DOUĂ CAMERE DE REACŢIE ŞI BARE PORT-DOP)

Rezumat: Oala de turnare-modificare este prevăzută cu două camere de reacţie separate de cavitatea oalei de turnare prin intermediul a câte unui orificiu ce este obturat şi dezobturat de câte o bară port-dop.

Barele port-dop, conform acestei lucrări, sunt amplasate echidistant faţă de peretele oalei şi între ele, ceea ce determină o micşorare a distanţelor de difuzie, o distribuire mai bună a vaporilor de magneziu şi, în final, o îmbunătăţire a randamentului de modificare.

Se sugestionează o nouă geometrie a capului barelor port-dop, acesta având o cameră de distribuţie şi nişte canale de evacuare a vaporilor de magneziu. Bara port-dop obturează tot timpul orificiul din placa separatoare orizontală în care se află amplasată o placă metalică. Fonta lichidă pătrunde prin canalele de evacuare şi camera de distribuţie în locaşul plăcii metalice din placa separatoare orizontală, dizolvă placa metalică, astfel, fonta lichidă ajungând în locaşul modificatorului, la modificator. Vaporii de magneziu se vor evacua prin orificiu, camera de distribuţie şi canalele de evacuare în fonta lichidă din cavitatea oalei, modificând-o în mod uniform.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

THE INFLUENCE OF AGEING CONDITIONS AND CHEMICAL STRUCTURE ON THE STRESS-STRAIN DATA OF DIBENZYL BASED POLYURETHANE FILMS

BY

CRISTINA PRISACARIU and ADRIAN CARACULACU

Abstract: Two series of thin polyurethanic (PU) films derived from 4,4'-methylene bis(phenyl isocyanate) (MDI) and 4,4'-dibenzyl diisocyanate (DBDI) respectively were achieved: (a) casted humidity post cured PU films; (b) PU urea films with three-dimensional structures which were synthesized on employing constant quantities of solutions of polyol. In the case of dibenzyl PU films, rotation around the central $–CH_2-CH_2-$ bridge allows alignment of aromatic rings. The effect of $–CH_2CH_2-$ vs. CH_2 spacers between the aromatic rings was followed. The soft segment macrodiol (MD) was polytetrahydrofuran (PTHF) or poly(ethylene adipate) (PEA) of molar mass 2000±50. The influence of the soft segment nature on the PU films mechanical performance in time was undertaken under different ageing conditions and hostile environments. The influence of the geometry of isocyanate on the modification of PU films properties in time was studied and the stress-strain data were determined to enable monitoring of evolution of PU strength stress, elongation at break and residual elongation. The determination of the optimum mixture proportion of components in PU films was made by means of a multiple regression calculus to follow the way in which the excess of isocyanate and the quantity of catalyst influence the mechanical performance of PU urea films with three-dimensional structures.

Keywords: dibenzyl disocyanate, polyurethane films, ageing, mechanical performance.

1. Introduction

Polyurethane (PU) films form a class of materials with a unique versatility. PU films are characterized by presence of the urethane link -CO-NH-O- in the macromolecular backbone, and formed by reaction between isocyanates and polyols, but materials with wide variations in physical properties are possible, by varying the choice of these ingredients. In the segmented polyurethane films, molecules consist of alternating flexible (soft) and relatively rigid (hard) segments [1], (Figs.1 and 2).

Two series of thin polyurethanic (PU) films derived from 4,4'-methylene bis(phenyl isocyanate) (MDI) [1] and 4,4'-dibenzyl diisocyanate (DBDI) [2] respectively were achieved: (a) casted humidity post cured PU films; (b) tridimensional PU urea films which were synthesized on employing constant quantities of solutions of polyol. In the case of dibenzyl PU films, rotation around the central $–CH_2-CH_2-$ bridge allows alignment of aromatic rings. and hence crystallization within the PU hard phase,[2,3]. The soft segment macrodiol (MD) was polytetrahydrofuran (PTHF) or poly(ethylene adipate) (PEA) of molar mass 2000±50. The influence of the soft segment nature on the PU films mechanical performance in time was followed. The influence of the geometry of isocyanate on the modification of PU films properties in time was studied and the stress-strain data were approached to monitor the evolution of PU strength stress, elongation at break and residual elongation for casting PU of

variable isocyanic index. Postcuring phenomena in DBDI based PU films were previously undertaken [3,4].

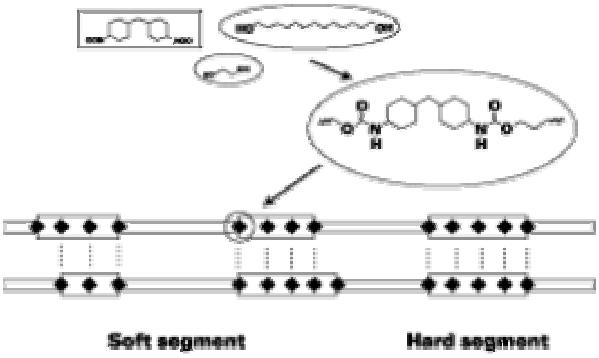


Fig. 1.PU hard and soft domains.
Fig.2.PU structure. After Christoph Irle and Rolf Roschu / Bayer Hispania S.A.

2. Experimental procedure

2.1. Casted humidity post cured PU films

2.1.1. *Materials*. Hydroxy terminated macrodiols (M=2000± 50) i.e. polyethylene adipate (PEA) produced by CIFC –Savinesti, Romania, and polytetrahidrofuran (PTHF), (BASF Germany) were used without other purification. Commercial available components i.e. 4,4'-dibenzyldiisocyanate (DBDI) (CIFC-Savinesti) as well as 4,4'-methylene bis(phenyl isocyanate) (MDI) [3] and diethylene glycol (DEG) were purified and anhydrided by vacuum distillation or other appropriate techniques as that of crystallization. More than 99% purity has been established.

2.1.2. *Polyaddition Porcedure*. The polyaddition in two steps by the prepolymer route was approached. 100 g (0.05 moles) of macrodiol was dehydrated under mixing at 115^0C and vacuum, (1mm Hg) for 2 hours. Then, 400 g (1.5151 mol) of DBDI crystals (in the case of PU derived from dybenzyl structures) were added under intense mixing to the anhydrous macrodiol and the vacuum was restored. After 30 minutes of mixing under vacuum at 100^0 C, the temperature was reduced at 90^0C, and the vacuum was removed, then 93.1 g (0.877 mol) anhydrous diethylene glycol (DEG) were added at once under very rapid stirring. The mixing was continued for a maximum of 40 seconds. The seconds "pot life" of this nature is about 5 minutes; during this time the liquid mixture was cast onto closed teflonated moldings pre-heated at 90^0 C so as to avoid the interference of air humidity during the cure process. In the case of open molding the presence of air usually leads to some perturbing uncontrolled and unhomogeneous enhancement of the mechanical properties. About 20μ thin PU films of different thickness and were obtained [3]. For the cure process after casting, the closed moldings were maintained at 110^0 C for 24 hours. After an additional 24 hours at room temperature, PU sheets were demolded.

2.2. PU urea films with tridimensional structures

PU urea films were synthesized on approaching a special technique which has consisted of three stages involving the achievement of: (a) the solution of polyol; (b) the solution of diisocyanate with rigid (MDI) or flexible (DBDI) structures; (c) the solution of catalyst. The solution of polyol has consisted of a macrodiol (MD) e.g. polyethylene adipate (PEA) or polytetrahydrofuran (PTHF), diethylene glycol (DEG) as a chain extender and small variable quantities of trifunctional agents (tryols). Other details regarding the synthesis of tridimensional PU urea films are given elsewhere [5,6].

3. Results and Discussion

3.1. Stress-strain data of casted humidity post cured PU films

As observed, of the 100 % (σ^{100}) and 300% (σ^{300}) tensile stress PU values and those regarding the PU tensile strength values (σ_r), σ^{300} and σ were found to be higher in thin 0.5.to 1 mm thick PU films than in 2 mm thicker PU sheets as casted after synthesis, (Table 1). This is due to the fact that in the case of PU thinner films, the more polar urea group formation is favored to the prejudice of allophanate groups appearance [3]. The relatively similar σ^{100} values can be explained by the fact that till to this level of stretching the main energy in the PU macromolecule network is consumed for the loosening of the soft segments tangle.

Table 1. Influence of Thickness on the Stress-Strain Data of Casting Postcured PU[a]

Thickness, Δ (mm)	Hardness, (Sh^0A)	σ^{100}, (MPa)	σ^{300}, (MPa)	σ_r, (MPa)	Elongation at break, (%)	Residual elongation, (%)
0.5	90	7.1	16.7	77.4	665	5
0.75	90	7.0	16.3	76.0	650	5
1.0	90	6.4	15.1	74.2	600	5
2.0	90	5.8	13,6	71.4	550	10

[a] PU were synthesized with and isocyanic index I = 110 – e.g. when employing an excess of 10% isocyanic groups (NCO) against the hydroxyl (OH) sum proceeded from the polyol and chain extender. $I = \{[NCO]/([OH]_{Macrodiol} + [OH]_{CE})\}\ 100$.

As shown by the IR dichroic studies [3], the influence of the hydrogen bonding becomes decisive at elongations over 300% when all the hard segments achieve a parallel orientation towards the stress direction.

3.2. Stress-strain data of PU urea films with three-dimensional structures. Influence of the geometry of isocyanate on the modification of PU films mechanical properties in time

The study of the lifetime extension and ageing of three-dimensional structure PU urea films towards environmental and hostile condition was undertaken. The influence of the geometry of isocyanate on the modification of PU films properties in time was studied and the stress-strain data were approached to monitor the evolution of PU. Polyurethanic urea films based on 4,4'-dibenzyl diisocyanate as an isocyanate of conformational mobility were compared to classical PU urea films derived from an isocyanate with a rigid geometry, 4,4'-methylene bis(phenyl isocyanate (MDI). The modification in time of the mechanical properties of PU films exposed to solar

radiation and weather or when the PU urea films were immersed in salt, river and stagnant water was followed, (Figs.3 and 4).

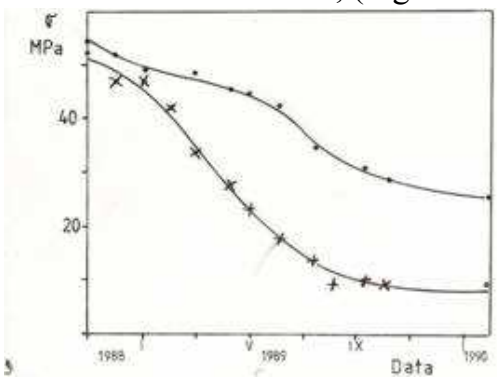


Fig. 3

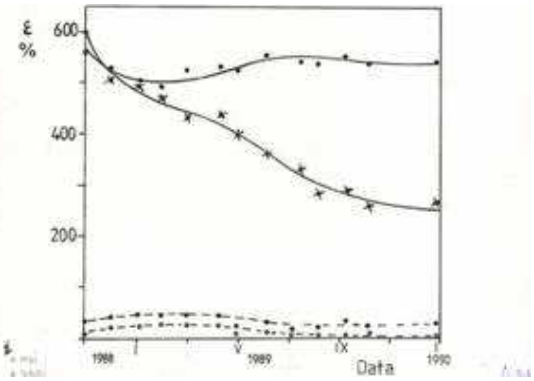


Fig. 4

Fig. 3. PU films exposed to solar radiation and weather. Influence of the geometry of isocyanate on the PU strength stress (σ); (•) – DBDI; (x) – MDI..

Fig. 4. PU films exposed to solar radiation and weather. Influence of the geometry of isocyanate on the PU residual elongation (ε%); (•) – DBDI; (x) – MDI..

3.3. Influence of the soft segment nature on the modification in time of the stress-strain data of PU urea films with three-dimensional structures

Previous studies had shown that when immersed in salt, river or stagnant water or oil for six months to three years, the best mechanical properties were found for the DBDI based urea films with PEA and PTHF [3].There remain many details in the present results that still require further investigation, so part of these issues remain as targets for further work. The influence of the nature of the soft segment on the stability of PU films mechanical properties in time was followed, (Figs. 5,6 and 7). The best mechanical behaviour when exposing the films within average temperatures was found as corresponding to PU urea films based on macrodiol PTHF, when using the isocyanate DBDI. The study was performed on employing two types of macrodiols, i.e. a polyesteric hydroxy terminated poly(ethylene adipate) M = 2000 (PEA_{2000}) or a polyetheric hydroxy terminated polytetrahydrofuran M = 2000 ($PTHF_{2000}$) macrodiol.

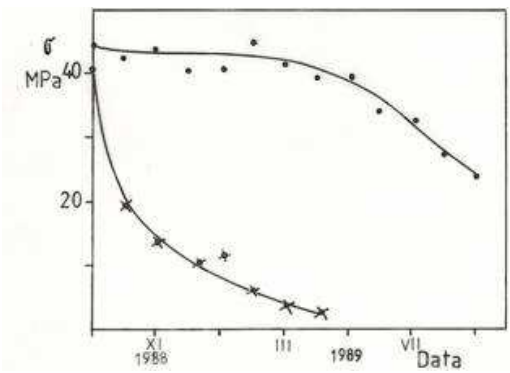


Fig. 5

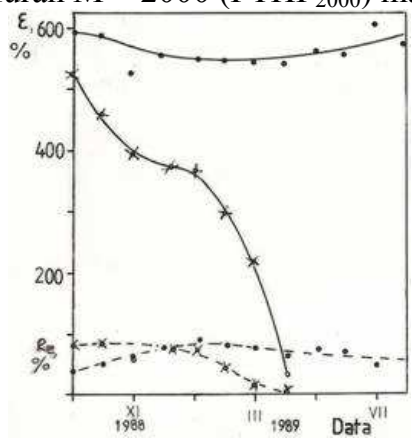


Fig. 6

Fig. 5. PU films exposed to solar radiation and weather. Influence of the nature of the soft segment on the PU strength stress (σ); (•) – PTHF; (x) – PEA.

Fig. 6. PU films immersed in salt water . Influence of the geometry of the nature of the soft segment on the PU elongation at break (ε%) and on the Residual elongation (R_E%);(•) – PTHF; (x) – PEA.

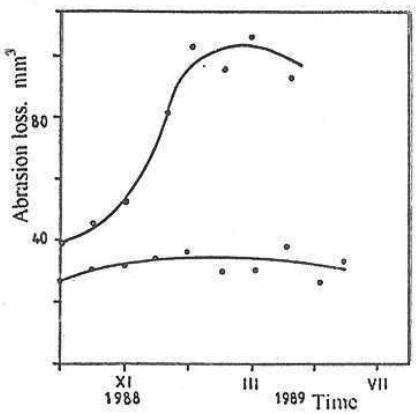


Fig.7. Variation of the abrasion loss for DBDI and PEA or PTHF based three-dimensional structure PU urea films subjected to solar radiation and weather; (o) –PTHF (the upper slope curve);(•)- PEA.

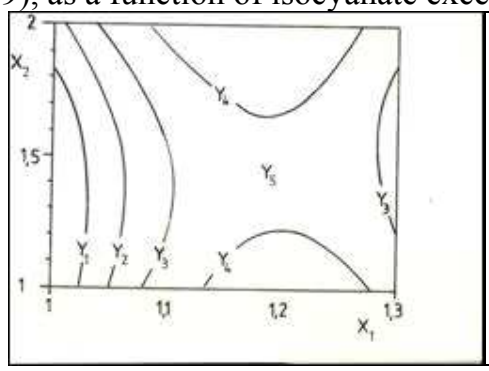
When following the abrasion loss in two PU urea films with DBDI derived from either PEA or PTHF, it was seen that smaller values of the abrasion loss were characteristic to films with macrodiol PEA, (Fig.7).

3.4. The determination of optimum mixture proportion of components in three-dimensional structure PU urea films derived from DBDI, by means of the multiple regression calculus.

The determination of the optimum mixture proportion of components in PU films was made by means of a multiple regression calculus. To follow the way in which the excess of isocyanate and the quantity of catalyst influence the PU films mechanical performance, it was achieved an experimental program and PU films were synthesized on employing constant quantities of solutions of polyol. PU films mechanical behaviour was followed by means of 100% and 300% tensile stress, strength stress, elongation at break and residual elongation.

The values of these mechanical properties were processed on employing a multiple regression program and it obtained the curves of level as a function of the X_1 and X_2 parameters.

Two examples are given in Figs. 8 and 9 where there are depicted the curves of level corresponding to the variation of the elongation at break (Fig 8) and strength stress (Fig.9), as a function of isocyanate excess (X_1) and catalyst (X_2) [3].



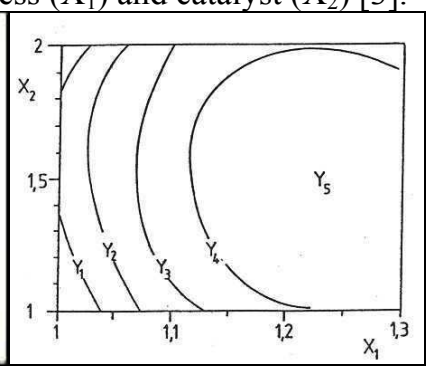


Fig. 8. DBDI based PU urea film curves of level corresponding to the variation of the elongation at break as a function of isocyanate excess (X_1) and catalyst (X_2); Y_1 = 304.6%; Y_2 = 414.5%; Y_3 = 525%; Y_4 = 635.2%; Y_5 = 745.9%.

Fig. 9. DBDI based PU urea film strength stress curves of level as a function of isocyanate excess (X_1) and catalyst (X_2); Y_1 = 19.4%; Y_2 = 28.5%; Y_3 = 37.5%; Y_4 = 46.7%; Y_5 = 55.7%.

Similar curves of level have been obtained when considering the variation of the 100% and 300% tensile stress [3].

Table 2. Optimization of three-dimensional structure PU urea films mechanical properties by means of multiple regression calculus

PU	X_1	X_2	100% Tensile Stress, [MPa]	300% Tensile stress, [MPa]	Elongation at break, [%]	Tensile strength stress, [MPa]	Residual elongation, [%]
1	1.044	1.15	2.0	2.3	868.3	4.0	156.6
2	1.044	1.85	2.3	3.5	821.6	23.7	86.7
3	1.256	1.15	3.7	8.0	545.0	16.7	9.5
4	1.256	1.85	3.5	8.3	518.3	51.2	12.5
5	1.000	1.50	2.6	-	150.0	2.75	16.6
6	1.300	1.50	3.8	8.1	330.0	47.4	11.7
7	1.150	1.00	3.2	3.3	641.7	38.4	28.3
8	1.150	2.00	2.7	3.9	733.3	30.5	50.0
9	1.150	1.50	3.5	6.2	566.7	49.7	10.0
10	1.150	1.50	3.4	6.2	590.0	48.6	15.0
11	1.400	1.50	5.3	10.8	436.7	42.3	15.0

With the aid of the data processed by means of the multiple regression program it obtained the curves of level as a function of parameters X_1 and X_2, as shown in Figs.8 and 9 from above, but when considering in addition also the variation of the 100% and 300% tensile stress as other parameters[3].

Considering these factors, from the curves of level it resulted that: (a) the maximum film strength stress value of 56 MPa is reached at $X_1 = 1.23$ and $X_2 = 1.5$; (b) the maximum film elongation at break of 746% is for $X_1 = 1.19$ and $X_2 = 1.45$; (c) the minimum film residual elongation corresponds to $X_1 = 1.26$ and $X_2 = 1.45$. The optimized values of the PU urea films with three-dimensional structures are given in Table 3.

Table 3. Stress-strain data of three-dimensional structure PU urea films, by means of optimization calculus

PU	100% Tensile stress, [MPa]	300% Tensile stress, [MPa]	Elongation at break, [%]	Tensile strength stress, [MPa]	Residual elongation, [%]
Optimized	3.8	9.0	550	52	25

3.5. Stiffness properties of PU urea films as a function of temperature

The investigation of three-dimensional structure PU films stiffness properties as a function of temperature was made also. As described elsewhere [3,7], PU filma behaviour in the field of low temperatures ranging among $+20^0$C to -70^0C was undertaken. As shown, PU films based on DBDI and PTHF maintain their elastic character with decreasing of temperature. For specific adopted PU structures [3,7] the Shear Modulus has shown only small variations till -70^0 C.

3. Conclusions

The mechanical performance of casted humidity post cured PU films depend on the polymer thickness and are somewhat higher in thinner films when the more polar

urea group formation is favored to the prejudice of the appearance of the allophanate groups.

In comparison to classical PU films based on hard segments with a rigid geometry, the three-dimensional structure PU urea films derived from DBDI display a better stability of the mechanical properties in time (up to three years). When immersed in salt, river or stagnant water the best mechanical behaviour was found as corresponding to the DBDI series of three-dimensional structure PU urea films with PTHF. Same conclusions were obtained when these films were subjected to accelerated hydrolysis [3,6] and when they were subjected to low temperatures.

4. REFERENCES

1. G. Oertel G, Polyurethane Handbook, Ed. Hanser Publishers, Munich, Viena, N.Y. (1985).
2. A. Caraculacu, G. Caraculacu, **J. Macromol. Sci.-Chem**, A22 (5-7) (1985), **631-651**.
3. C. Prisacariu, Doctorate Thesis, Technical University "Gh. Asachi", Iasi, Romania, (1998).
4. C. Prisăcariu, I. Agherghinei, **J.M.S.-Pure Appl. Chem., A37 (7),** (2000), **785-806**.
5. C. Prisacariu, A.Caraculacu,- *Novel polyurethane films with a coplanar packing in the hard segments: from synthesis to optimisation of mechanical performance* - 8th International Seminar on Elastomers, 9-11 May, 2001, Le Mans, France, **281-283**.
6. A.Caraculacu G. Caraculacu, C. Prisacariu, C. Gaina, Raport de cercetare - *"Lac Poliuretanic Carapren H – Determinarea Condiţiilor de Exploatare sub Acţiunea Factorilor de mediu"* – contract nr. S / 360 / 29.XI.1990
7. D. Horbaniuc, C. Prisacasriu, V. Bauşic şi A. Caraculacu, **Rev.Materiale Plastice**, 33, Nr.3., (1996), **168 – 176**.

CRISTINA PRISACARIU and ADRIAN CARACULACU

The Romanian Academy, Institute of Macromolecular Chemistry „Petru Poni" Iasi, Aleea Grigore Ghica Voda, Nr.41 A, 700487, Iasi, Romania

INFLUENŢA CONDIŢIILOR DE ÎMBĂTRÂNIRE ŞI A STRUCTURII CHIMICE ASUPRA CURBELOR DE ÎNTINDERE-DEFORMARE LA FILMELE POLIURETANICE CU STRUCTURI DIBENZILICE

Au fost realizate două familii de filme poliuretanice (PU) având la bază 4,4'- metilen bis(fenil izocianat) (MDI) şi respectiv 4,4'- dibenzil diizocianat (DBDI), după cum urmează: (a) filme poliuretanice de turnare post maturate în prezenţa umidităţii atmosferice: (b) filme poliuretanice ureice cu structuri tridimensionale sintetizate prin utilizarea unor cantităţi constante de soluţii de poliol. În cazul filmelor cu structuri dibenzilice, rotaţia în jurul punţii etilenice $-CH_2CH_2$ permite alinierea nucleelor aromatice. A fost urmărit efectul introducerii grupelor $-CH_2CH_2$ vs. CH_2 între nucleele aromatice. Segmentul moale (MD) adoptat a fost politetrahidrofuran (PTHF) sau poli(etilen adipat) (PEA) cu masa moleculară 2000±50. Influenţa naturii segmentului moale asupra performanţei mecanice a PU în timp a fost urmărită sub diferite condiţii de îmbatrânire şi medii ostile. A fost studiată influenţa geometriei izocianatului asupra modificării în timp a proprietăţilor filmelor poliuretanice şi au fost determinate curbele specifice de tensiune-deformare care să permită monitorizarea evoluţiei valorilor rezistenţelor la rupere, ale alungirii la rupere şi ale deformaţiilor reziduale ale filmelor. Determinarea proporţiei optime de amestec a componenţilor în filmele poliuretanice a fost realizată prin intermediul unui program de calcul de regresie multiplă, pentru a urmări modul în care excesul de izocianat şi cantitatea de calatizator influenţează perfomanţa mecanică a filmelor poliuretanice ureice cu structură tridimenională.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

THE INFLUENCE OF THE RESIDUAL STRESS PRODUCED DURING THE NITRIDING PROCESS ON THE FATIGUE STRENGTH AT HIGH TEMPERATURES

BY

NICUŞOR AMARIEI[1], CORNELIU COMANDAR[1], DOREL LEON[1] and CONSTANTIN DUMITRACHE[2]

Abstract: The paper presents the general causes of the residual stress generated during the production of the pieces, in particular the thermochemical nitriding treatment. It is explained the beneficial effect of the nitriding process on the fatigue behaviour and it is proposed a variant for the testing programme at high temperatures.

Keywords: residual stress, steel, nitriding, fatigue, high temperatures

1. Introduction

The nitriding is a thermo-chemical treatment generally used to improve the fatigue life of the steel pieces. Subjected to nitriding are a large category of mechanical pieces like gears, shafts, etc that require a very high superficial hardness, wear resistance, fatigue and impact strength. The treatment consists in nitrogen enrichment of the superficial layer of the steel and cast iron pieces at temperatures within 400 ... 580°C range, in gaseous environment, in salts or plasma nitration bathes. The minimum nitration temperature is determined by the diffusion coefficient of the nitrogen and can ga no lower than 580°C. The maximum temperature is generally chosen to be 50-60 °C lower than the recovery temperature in order to minimise the the structural modification during the nitriding treatment. The treatment duration may vary from tens of minutes to tens of hours, according to the selected process, the type of material and the depth of the nitrided layer desired [1, 2].

The numerous thermal, thermo-mechanical and mechanical treatment processes [3] generate I order residual stress (macroscopic). Generally, the residual stress may appear when the material is subjected to thermal loads, to changes in composition and/or structure and to mechanical loads. These causes of the residual stress of thermal, metallurgical and mechanical nature can act alone or in the case of numerous processes may interact.

So, each thermal, chemical, mechanical treatment and any possible combination determine stresses within the material. If these stresses generate inhomogeneous plastic strains that exist still at the end of the treatment than the treated piece will present residual stress. The temperature variations within the piece lead to stresses of thermal nature and to phase transition. The phase transition also originates stresses, due to the strains (changes in volume, the transition plasticity) and the variation of the mechanical properties they cause. On the other hand, the structural modifications

affect the temperature fields (the transition latent heat and the thermophysical properties depending on the material microstructure), while the stresses/strains affect the phase transition. The strain heat is negligible in the case of the thermal treatment due to the low plastic strains. Furthermore, the variation in the chemical composition of the piece material (determined by the thermochemical treatments, such as nitriding) affects also the evolution of the structure, microstructure, strains and stresses. These aspects explain the complexity of the residual stress generating phenomenon in the case of material treatments and the difficulty of modelling their generation.

In the case of the nitriding process, the main causes that generate and influence the residual stress are of metallurgical (structural) and thermal nature. So, during the material is kept at the nitriding temperature, there are two important phenomenon:

a) The strains incompatibility due to the difference between the specific volume of the formed phases and the one of the material;
b) The decrease of these stresses as a consequence of the thermal relaxation phenomenon.

During the cooling period, the strain incompatibility determined by the difference between the thermal expansion coefficients of the formed phases and of the material is the main cause of the residual stress appearance [4-18].

During the nitrogen diffusion, the precipitation phenomenon causes nitrides that increase the superficial hardness of the pieces and generates significant compression residual stress within the superficial layer, with positive effects on the fatigue strength. The profile of the generated residual stress depends on the nitriding conditions (time, temperature, the nitrogen activity, etc), the chemical composition of the steel and also on piece geometry.

2. The influence of the nitriding process on the fatigue strength

The superficial treatment produces a double effect. First, the strength of the superficial layer increases, while maintaining the inner layers tenacity. Second, compression residual stress appears in the superficial layer, preventing the crack formation [19, 20].

The possibility of obtaining favourable and controllable residual stress is more important considering that there is no mechanical processing (exceptionally finishing) after the nitriding treatment.

The great interest shown for the nitrided layers is based on the substantial increase in life duration mostly due to the improvement in fatigue strength and superficial hardness. Barrallier, Barralis şi Castex [14] explain this aspect using the multiaxial fatigue Crossland criterium (see Figure 1).

The schematisation presented in Figure 1 considers the octahedral tangential stress as the x-axis, while the maximum hydrostatic pressure is considered for the y-axis.

The (compression) residual stress having negative values for the nitriding treatment, the hydrostatic pressure decreases. The point corresponding to the strain translates from *A* (the absence of residual stress) to *Á* (the presence of residual stress) with an amplitude of $\frac{2}{3}\sigma_{11}^{r}$.

The hardness effect that moves the Crossland limit lines adds to the positive effect of the compression residual stress produced during the nitriding treatment. Actually, in the case of steels the endurance limit σ_D generally increases with the material strength, itself depending on hardness. In this conditions the Crossland limit lines (D_1) are displaced toward position (D_2) from Figure 1.

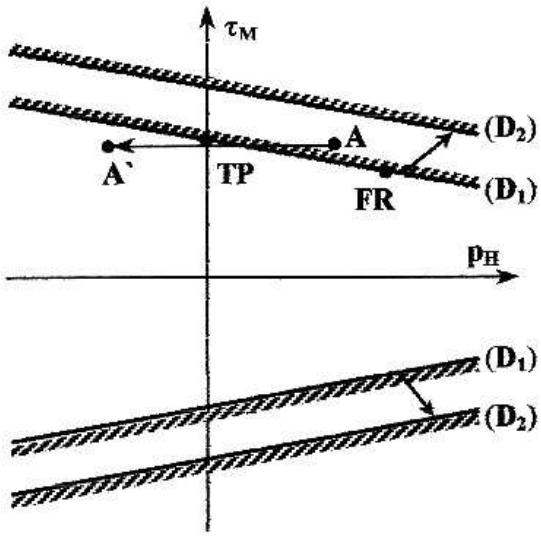


Fig.1 Schematisation of the effect of the compression residual stress and the hardness of the superficial layer on the Crossland diagram

As an example, in the case of 20 HN 3 MF steel, the superficial hardening and the formation of compression residual stress within the nitrided layer increase the fatigue strength with 20-30% for the finished test pieces and with 100% for the notched specimens. The influence of the nitriding treatment on the fatigue strength increases with the decrease of the cross section and the increase of the constructive or technological stress concentrations [1, 19-20].

The experimental trials shown that the higher the nitriding temperature the lower the fatigue strength. This situation is caused by the core hardness (the transformations taking place within the core) and by the decrease of the compression residual stress. The fatigue limit of the nitrided pieces can rise up to 15-20% through rolling. The straightening of the nitrided pieces reduces the fatigue limit.

A special problem considered by the researchers is the taking into consideration of the residual stress when the prediction of the fatigue strength of the piece is wanted. A set of multi-axial fatigue criteria was proposed for this problem [22], such as the Sines, Crossland, Dang Van, Findley-Matake [24] criteria. The use of these criteria is conditioned by the mechanical and thermal relaxation process of the residual stress generated through nitriding.

Generally, the selection of an efficient surface treatment must consider the influence of the mechanical and thermal loads on the evolution of the material initial metallurgical and mechanical characteristics. The knowledge about the evolution of the stress distribution due to the relaxation phenomenon is indispensable to the applications that require an improvement in life time for the pieces subjected to fatigue strain.

3. High temperatures fatigue behaviour of the nitrided pieces

The fatigue behaviour can be influenced significantly by a set of factors. The most important factors that determine the values of the fatigue strength are grouped in three categories:

- constructive factors (the stress concentrations, the piece dimensions);
- technological factors (material structure, processing technology, residual stress, surface quality);
- exploitation factors (the nature of the load, the cycle assymetry, the over and underloads, the action of corosive agents, the temperature).

In high temperature conditions, the effects of variable loads combine with the effects of the creep, the fatigue behaviour being determined mostly by the plastic strains that appear at a cyclic load. At high temperatures the steel present no endurance limit, the fatigue curve becoming a line [25].

With regard to the positive effect of the compression residual stress on the fatigue behaviour, one must consider also the problem of the mechanical and thermal stability of these stresses.

In the case of variable loads, the residual stress have the same effect as the average dynamic stress, observing that the residual stress can be diminished or even annuled when the load goes over a certain value, diminishing or completely cutting off the favaourable effect for which the pieces were produced. The decrease of the residual stress takes place when the sum of stresses in one point goes over the yield stress. Because of this, the compression residual stress is better used in the case of pieces made of steels and alloys with a high yield stress. The mechanical stress relaxation of nitrided pieces is negligible in the domain of fatigue load with a high number of cycles (more than 10^5 cycles) [14]. The mechanical stability of the residual stress generated through nitriding is important in comparison to shot peening where a stress relaxation appears during the first cycles as a consequence of the adaptation phenomenon [26].

Metallurgical modifications that lead to the diminishing of the mechanical characteristics generally appear if the working temperature of a mechanical system goes over a certain value. In the case of steels, depending also on their initial metallurgical structure, these critical temperatures are placed between 200 ... 400 °C. A consequence generally observed is the modification of the distribution of the residual stress.

For mechanical surface treatments, such as pre-tensioning shot peening and the rolling the reduction of the residual stress is produced due to the diminishing of the initial plastic strain that are in fact the cause of these stresses in the superficial layers of the pieces. In the case of nitriding, the origin of the residual stress is different and there is no modification of its distribution until over 400 ºC. These evolutions can be explained taking into consideration the different physical phenomenon that occur in the two situations. In the case of surface mechanical treatments, the stress relaxation is connected to the dislocation displacement that have a low activation energy, in the range of some tens of kilojoules. In the case of nitriding, the evolution of the stress distribution concordes with the nitrogen diffusion in the ferritic matrix [16].

Therefore it is obligatory that the nitrided pieces working at high temperatures be tested in order to obtain data referring to the fatigue behaviour in this conditions. In the following part of the paper a programme variant for the fatigue testing at high temperature is presented.

Two types of pieces are tested in order to study the influence of the residual stress generated during the nitriding treatment on the high temperatures fatigue behaviour of a material. Half of the pieces were nitrided and are characterised by compression residual stress while the second half were not.

Before the fatigue testing the steel is subjected to following analysis and tests:

- Chemical and metallographycal analysis;
- The structural analysis of the nitrided layer;
- Tensile tests at environment temperature, according to SR EN 10002-1:95;
- Tensile tests at high temperature (basically at the temperatures used for the fatigue tests), according to SR EN 10002-2:95;
- Creep tests at the temperatures and with the stresses characterising the fatigue testing that, in certain conditions are useful to the design of the fatigue testing programme and to the data interpretation.

The fatigue testing at a certain temperature requires 6-8 sets of test pieces nitrided respectively not subjected to the nitriding treatment. These pieces are made of the same material, with the same technological process and with same shape and dimensions, including for the stress concentrations (different shapes for the stress concentrations can be studied). The thermochemical nitriding treatment will be done for all pieces at one time, recording the process parameters.

The tests are performed on the same machine in the same conditions and maintaining the same asymmetry coefficient R. Based on the machine type and/or the requirements the fatigue tests can be performed using rotational bending or plane bending.

In the case of fatigue tests through rotational bending the test pieces have a circular cross section, the calibrated part having a toroid shape or any other shape specific to the stress concentration. In the case of fatigue tests through plane flexure the test pieces are flat with a rectangular cross section and a low width for the calibrated part with different stress concentration.

The testing temperatures and the stress steps complete the testing programme, as presented in Table 1.

Based on the real testing conditions and taking into consideration that the high temperatures testing technique is influenced by the material warming behaviour the testing temperatures, the stress steps, the test duration and the number of pieces can be modified accordingly.

For each test there are recorded the values of the maximum stress $\sigma_{\max i}$ and the number of cycles corresponding to breaking N_i. A comparative study and the interpretation of the experimental data are performed in the end.

The machines used for the fatigue testing at high temperatures are specially adapted for this purpose [27]. An original testing machine for variable loads at high temperatures (pattern no. 113596/2000 [28]) is presented in the followings. The machine is found at the “Gh. Asachi” Technical University, Strength of Materials Department (see Figure 2).

Table 1 Programming variant for high temperature fatigue testing,
for the influence study of the residual stress generated during nitriding

Programme	Temperature [°C]	Test pieces	Maximum testing load $\sigma_{max\ i}$
A	$T_A = T_1$	No nitriding treatment	$\sigma_{max1} = (0{,}5 - 0{,}6)R_m^{T_A}$ $\sigma_{max\,i} = \sigma_{max\,i-1} - \Delta\sigma_i$, $i \geq 2$ $\Delta\sigma_i$=30-60 MPa, for the first pieces; $\Delta\sigma_i$=10-20 MPa, for the next pieces
		Nitriding treatment	
B	$T_B = T_2$	No nitriding treatment	$\sigma_{max1} = (0{,}5 - 0{,}6)R_m^{T_B}$ $\sigma_{max\,i} = \sigma_{max\,i-1} - \Delta\sigma_i$, $i \geq 2$ $\Delta\sigma_i$=30-60 MPa, for the first pieces $\Delta\sigma_i$=10-20 MPa, for the next pieces
		Nitriding treatment	

The testing equipment works with a fixed specimen and rotational load *P*, placed at a *R* distance from piece axis and allows to obtain a alternating-symmetrical bending cycle. The piece is placed vertically and fixed rigidly at its lower head and it is subjected to rotational bending by a centrifugal force produced through a weight on a rotational rod.

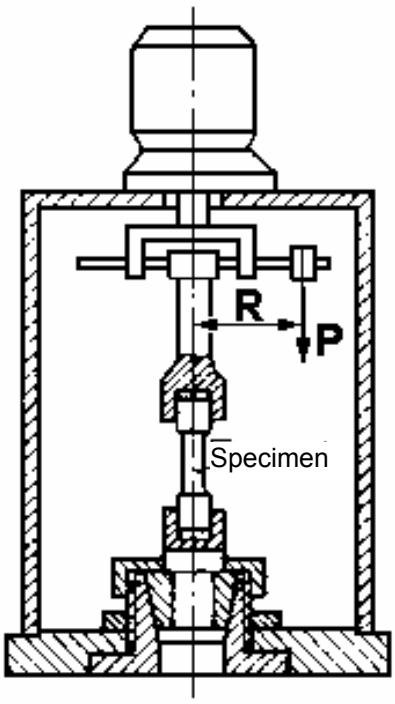


Fig. 2 The testing machine used for rotational bending fatigue tests

The vertical position of the specimen has the advantage to eliminate the influence of its own weight on the test results. The superior piece head is introduced in a self-aligning ball bearing on the weight rod. The threaded rod can move freely in a driving fork and is guided by some ball bearings. The driving fork is placed on the axis of a electric motor at the superior part of the machine.

The heating of the specimen is obtained in an electric oven that constitutes the vertical walls of the working medium. The temperature is measured using a Pt-PtRh type thermocouple. The maintenance and the adjustment of the temperature is done with a electronic controller. The different stress values in the specimen are obtained varying the weight *P* and the radius *R*.

The partial results of the rotational bending fatigue tests performed at 500 ^{0}C on Al-Cr-Mo alloyed steel test pieces, plasma nitrided and non-nitrided with circular cross section and a toroid shaped calibrated part it is concluded that the thermochemical treatment has a beneficial influence determining an increase of the fatigue strength. The positive effect of the compression residual stress is more enhanced in the domain of long time or intermediate time loads.

4. Conclusions

The thermochemical nitriding treatment generates high-level compression residual stress in the superficial layers of the pieces. The great interest shown for the nitrided layers comes from the significant increase of the fatigue life of the treated pieces mostly due to the improvement of the fatigue strength and the rise in superficial hardness. The beneficial effect of the residual stress generated during the nitriding process is also present to a lesser level at high temperatures. The existing data in literature are still insufficient and further investigations into this problem are required.

Acknowledgements

The present investigation was conducted with the financiar support of the National University Research Council (CNCSIS), the main Romanian funding organisation for university and postgraduate research programmes, Grant A cod CNCSIS 759.

Received April 25, 2005

[1]*The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*
[2] *The Maritime University Constanța*

REFERENCES

1. Vermeşan, G., Deac, V. – **Bazele tehnologice ale nitrurării ionice**, Editura Universității din Sibiu, 1992, ISBN 973-95604-0-7
2. Găluşcă, D.G., Dima, A., Comaneci, R. – **Nitrurarea ionică**, Editura Sedcom Libris, Iaşi, 1997, ISBN 973-98187-0-6
3. Vermeşan, G., Vermeşan, E., Jichişan-Matieşan, D., Crețu, A., Negrea, G., Vermeşan, H., Vlad, M. – **Introducere în ingineria suprafețelor**, Editura Dacia, Cluj-Napoca, 1999, ISBN 973-35-0922-1
4. Amariei, N. et Bârsănescu, P.D. (coordonnateurs) – **Tensiuni remanente,** Editura "Gh. Asachi", Iaşi, 2003, ISBN 973-8292-91-3
5. Amariei, N. – **Tensiuni remanente generate în procesul de nitrurare,** Editura "Gh. Asachi", Iaşi, 2001, ISBN 973-8050-88-X
6. Amariei, N. – **Contribuții la studiul şi determinarea tensiunilor remanente**, Teză de doctorat, Universitatea Tehnică "Gh. Asachi" Iaşi, 1997
7. Amariei. N., Leon, D., Comandar, C. – *Stresses Generated During the Nitriding Process as a Result of the Difference of Specific Volume Between the Basic Material and the Formed Constituents*, **Buletinul I.P. Iaşi**, Tomul XLII, Secț. V., Fasc. 3-4, 1996, ISSN 0304-5188, **47-53**
8. Amariei. N., Leon, D., Comandar, C. – *Stresses Generated During the Nitriding Process as a Result of the Difference of Specific Volume Between the Basic Material and the Formed Constituents*,

Buletinul I.P. Iaşi, Tomul XLII, Secţ. V., Fasc. 3-4, 1996, ISSN 0304-5188, **47-53**
9. Amariei. N., Leon, D., Comandar, C. – *Influences of the Specific Volume and of the Creep Phenomenon on the Residual Stresses Generated During Plasma Nitriding,* **Buletinul I.P. Iaşi**, Tomul XLV (XLIX), Fasc. 1-2, Secţia Construcţii de maşini, 1999, ISSN 0304-5188, **75-87**
10. Amariei. N., Leon, D., Comandar, C. – *A Mathematical Model for the Study of Residual Stresses Using the Displacements Measured During Plasma Nitriding*, **Proc. of the 35th International Conference on Experimental Stress Analysis, EAN '97** (Hrabovský, M., editor), Olomouc, Czech Republic, 4-6 June 1997, **9-14**
11. Amariei. N., Leon, D., Comandar, C. – *On the Monitoring of Residual Stresses Generation During Plasma or Gas Nitriding by in situ Deflection Measurements*, **Proc. of the Symposium "Danubia-Adria" on Experimental Methods in Solid Mechanics**, Bertinoro, Italy, Sept. 30-Oct. 3, 1998, **13-14**
12. Barrallier, L. – **Génese des contraintes résiduelles de nitruration. Modélisation et experimentation**, Thèse, Centre d'Enseignement et de Recherche de l'École Nationale Supérieure d'Arts et de Métiers d'Aix-en-Provence, France, 1992
13. Barrallier, L. – **Génese des contraintes résiduelles de nitruration. Modélisation et experimentation**, Thèse, Centre d'Enseignement et de Recherche de l'École Nationale Supérieure d'Arts et de Métiers d'Aix-en-Provence, France, 1992
14. Barrallier, L., Barralis, J., Castex, L. – *Caractéristique mécaniques des couches nitrurées. Cas des pieces en acier*, **Traitement Thermique**, **276**, 1994, ISSN 0041 0950, **49-53**
15. Barralier, L., Barreau, G., Barralis, J. – *Influence de l'origine des contraintes résiduelles sur leur relaxation thermique dans le cas d'aciers allies,* **La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux**, **5**, 1993, **637-649**
16. Barralier, L., Barreau, G., Barralis, J. – *Influence de l'origine des contraintes résiduelles sur leur relaxation thermique dans le cas d'aciers allies,* **La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux**, **5**, 1993, **637-649**
17. Darbinjan, W., Oettel, H., Schreiber, G. – *Comparison of Mechanical Methods and X-ray Methods for Measurement of Residual Stresses on Nitrided Steels*, **Residual Stresses** (Hauk, V., Hougardy, H.P., Macherauch, E., Tietz, H.D., editors), DGM Informationsgesellschaft VERLAG, 1993, **565-574**
18. Vermeşan, G., Amariei, N., Lieurade, H.P., Duchateau, D., Ghiglione, D., Leon, D., Comandar, C. – *Mesure in situ des déformations d'une éprouvette durant une nitruration assistée par plasma*, **Traitement Thermique**, 311, 1998, ISSN 0041 0950, **78-83**
19. Feodosiev, V.I. – **Rezistenţa materialelor** (traducere din limba rusa de Hagioglo, A.), Editura Lumina, Chişinău, 1992, ISBN 5-372-01188-2
20. Pisarenko, Gh., Agarev, V., Kvitka, A., Popkov, V., Umanski, E. **Rezistenţa materialelor** (traducere din limba rusă de Hagioglo, A.), Editura Lumina, Chişinău, 1993, ISBN 5-372-01383-4
21. Bannantine, J.A., Comer, J.J., Handrock, J.L. – **Fundamentals of Metal Fatigue Analysis**, Prentice-Hall, 1990
22. Suresh, S. – **Fatigue of materials**, Cambridge University Press, 1991
23. Şomotecan, M. – **Comportarea la solicitări variabile a oţelurilor aliate 42MoCr11 şi 39MoAlCr15 nitrurate ionic**, Teză de doctorat, Universitatea Tehnică din Cluj-Napoca, 1996
24. Skalli, N., Flavenot, J.F. – *Prise en compte des contraintes résiduelles dans un calcul prévisionnel de tenue en fatigue,* **CETIM-Informations**, 90, 1985, ISSN 0399-0001, **35-47**
25. Rusu, O., Teodorescu, M., Laşcu-Simion, N. **Oboseala metalelor,** vol.1,2, Editura Tehnică, Bucureşti, 1992, ISBN 973-31-0350-0, ISBN 973-31-0351-9
26. *Rusu, O. – Shake-Down. Adaptare,* **Mecanica Ruperii**, **8**, 2000, ISSN 1453-8148, **23-28**
27. Okrajni, J. – *Fatigue of High Temperature Components*, **Zeszyty Naukowe Politechniki Opolskiej**, Seria: Mechanika z.67, Nr kol. 269/2001, **219-238**
28. Palihovici, V., Miroş, I., Leon, D. – *Instalaţie pentru încercări la solicitări variabile la temperaturi ridicate şi scăzute*, Brevet de invenţie RO 113596 C1, 2000

INFLUENŢA TENSIUNILOR REMANENTE REZULTATE DIN PROCESUL DE NITRURARE ASUPRA REZISTENTEI LA OBOSEALA LA TEMPERATURI RIDICATE

Rezumat: Se prezintă cauzele generale ale apariţiei tensiunilor remanente generate în procesele de fabricaţie ale pieselor, în particular, în cazul tratamentului termochimic de nitrurare, se explică efectul benefic al nitrurării asupra comportării la oboseală şi se propune o variantă de program de încercări la temperaturi ridicate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01

FORMALDEHYDE RESINS FROM RENOVABLE RESOURCES

BY

FĂNICĂ MUSTAŢĂ, IOAN BICU, and ANGHEL NARCIS

Abstract: *Starting from epoxy resins (ER), resin acids (RA) and formaldehyde (FA), novel formaldehyde resins bearing hydrophenanthrene moieties in its structures were synthesized under acid catalysis (hydrochloric acid). The resins thus obtained were characterized from the spectral (IR, ^{1}H-NMR), chemical composition and thermal analyses. These products (slightly brown colour) have low molecular weights and are soluble in a large majority of organic solvents, because of their chemical structure (posed OH groups and hydrophenanthrene fragments). The presence of these formaldehyde resins in the structure of pressure sensitive adhesive compositions allows them to have a high adhesiveness and acceptable cohesive strength*
Keywords: resin acids, epoxy resins, formaldehyde resins, pressure-sensitive adhesives.

1. Introduction

Formaldehyde resins represent an important class of resins which exhibit of outstanding properties, such as chemical resistance, high thermal and mechanical behaviours, as well as excellent electrical properties and are used in many field of industrial applications as electrical and electronic industry, car industry, aerospace an hydrospace etc. These resins are used as structural adhesives or resin matrix in composite materials or as encapsulation materials for semiconductor devices, or as tackifers for adhesive formulation as a consequence of his good adherence to many substrates. A large variety of monomers were such as phenols and substituted phenols, aromatic amines, melamine, urea, and so on was used as in preparation of these polymers. [1-11].

In the last decades, as consequence of oil crisis, the renewable raw materials become important resources for chemical industry. Resin acids, the main components of rosin offer attractive high chemical reactivity at carboxylic group and at the double bonds, and are used as raw material in synthesis of new polymers. The presence of the hydrophenanthrene moieties in the chemical structure of these polymers confer them, high solubility in common organic solvents, high adhesiveness, hydrophobicity and water resistance [12-20].

In this work, a hydrophenanthrene compound with hydroxyl groups were first synthesized. These compounds were obtained through a simple addition reaction between the oxyrane ring of epoxy resins and carboxylic group from resin acids. The resulting hydroxyetheresters of resin acids were reacted with formaldehyde in the acid catalysis to obtain the formaldehyde resin. The synthesis characterization and the adhesivity properties of these products were investigated.

2. Experimental procedure

Measurements

The average epoxy equivalent weights were obtained using literature method and were expressed as g☺eq^{-1} [22]. Nitrogen content was determined in accordance with Kjeldahl method [23]. Acid number (a.n.) was obtained (from acetone solution of RA) by direct titration with 0.1N alcoholic KOH, in the presence of phenolphthalein as indicator. Average molecular weights were determined by cryoscopic method using DMSO as solvent [24]. The softening points were registered by means of a Mettler DSC 12E Toledo apparatus at heating rate of 10°C☺ min^{-1}.

FTIR spectra were taken on a Bio-Rad Digi Lab Division (Portmann Instruments) using KBr pellets. ^{1}H-NMR spectra were recorded on an JEOL-JNMC 60HL (Japan) spectrometer. Samples were runned at 50°C, using tetramethylsilane as internal standard and DMSO-d_6 as solvents. Thermogravimetric analyses (TGA) was performed in air by a MOM-Budapest of Paulik, Paulik-Erdey type derivatograph at heating rate of 10°C☺min^{-1}, in the temperature range from 25 to 700°C. The activation energies of decomposition reaction (E_a) for the obtained resins were calculated from TGA curves using Coats, and Redfern and Swaminathan, and Modhavan equations [25,26]. The adhesiveness behaviours were estimated using the standard adhesion test (0° peel adhesion) (ASTM D-1000), the cumulative test of adhesion and cohesion strength (0° hold time), and Williams plasticity [27].

3. Experimental results and discussion

Synthesis of formaldehyde resins

The raw material used in these syntheses was epoxy resins, RA and p-FA. The chemical reactions were conducted in two steps: synthesis of hydroxyetheresters of RA and synthesis of formaldehyde resins.

S*ynthesis of hydroxyetheresters of RA*

A typical synthesis of synthesis of hydroxyetheresters of RA is presented as fallows (Sample 1, Table 1): A 500-mL four-necked round-bottomed flask, equipped with mechanical stirrer, temperature controller, water reflux condenser, oil bath and nitrogen inlet was charged with 0.1 mol of epoxy resin (DGEBA) and 0.2 mol of RA. The reaction mixture was heated at 110°C while stirring for 15 minutes. Then the 0.05 mol (15.5g) of catalyst (TEBAC) was added. The reaction mass was maintained at this level of temperature under stirring for 4 h (until the acid number is 30 or less) and a viscous melt was obtained. The crude reaction mass was cooled at room temperature and divided as fine grain and extracted twice under stirring at room temperature. After filtration, the cake was dried under vacuum at 80°C overnight. Resulted a pale brown resin (yield 94 %, melting point: 72° C).

Synthesis of formaldehyde resins

Synthesis of formaldehyde resins was conducted in acid catalysis (HCl 35 %) at molar ratio 1/0.95 (hydroxyetheresters/formaldehyde). Reaction conditions are presented in Table 1. In a representative experiment, a 500- mL four-necked round-bottomed flask equipped as above, was added 0.1 mol of hydroxyetheresters of RA and 0.095 mol (2.85 g) of p-FA and 50 ml of toluene. After heating at 70 ^{o}C (15 min), 9ml of

catalyst (HCl 35%)(3 % based on the weight of reactants) were added. Am weak exotherm effect (5°C) was observed, and mixture becomes transparent. Then the reaction mass was heated at reflux and maintained at this level under stirring 1.5 h with the purpose to obtain CH_2OH groups. Then, a Dean-Stark trap was attached to the water condenser and the water was extracted azeotropically with toluene under a slowly vacuum. As a consequence of water extraction, the temperature was increased at 140 ^{o}C, and methylene bridges appeared. The total reaction time was 3h. Finally, the formaldehyde resins are cooled, broken as fine grain size, extracted twice with petroleum ether and dried under vacuum at 80 ^{o}C 16 hours. A pale brown or pale red brown colour resins (as function of chemical structures) were obtained.

Preparation of pressure sensitive composition and pressure sensitive tapes

Acrylic copolymer was obtained as in a previous paper at molar ratio 2-EHA/AAc 0.5/0.05 as 50 wt-% solutions in toluene [17]. The pressure sensitive composition was obtained by mixing the solution of formaldehyde resins with solution of acrylic copolymer at weight ratio presented in Table 2. The final concentration of the mixtures was corrected at 20 wt-% with toluene Pressure sensitive tapes were obtained by application of pressure sensitive composition (using a conventional draw bar procedure) on the both side of non-woven polyester fabrics to obtain a final dry coating weight of 50 g☺m^2. Then the adhesive tapes were covered with silicon paper and cutting in samples with 25 mm width and 200 mm long.

The formaldehyde resins were obtained in two steps (Table 1).

Table 1. Reaction condition and some physical-chemical characteristics of resulted formaldehyde resins

Sample	Monomer ratio (molar ratio)	Number average molecular weight a)	Softening point (^{o}C)	Catalyst (HCl) (%)	Yield (%)	Colour	Nitrogen content (%)
1	DGEBA/RA/p-FA (1/2/1)	6400	72	3	93	Pale brown	-
2	DGEHQ/RA/p-FA (1/2/1)	5100	70	3	95	Pale brown	-
3	DGAN/RA/p-FA (1/2/1)	5800	50	3	91	Pale reddish brown	1.69

First, RA in presence of TEBAC as catalyst reacts with epoxy rings and hydroxyetheresters appears. In the second step, in presence of HCl as catalyst, formaldehyde react with catalyst protons and form a carbonyl component which react at double bonds of methylene groups (with increased reactivity produced by the neighborough of ester groups) and form methylol groups. By rising of the temperature, the water was eliminated and the methylol groups were rapid transformed into methylene bridges between hydrophenanthrene rings, resulting formaldehyde resins. The resulting resins are solid, brittle, with colour varying from

pale brown (for resin with DGEBA and DGEHQ) to reddish brown colour (for resin with DGAN) as a consequence of their chemical structure.

The possible structure of the synthesized products was confirmed by FT-IR, ^{1}H-NMR spectroscopy and as well as by elemental analysis of nitrogen. The fact that the obtained value of nitrogen content is in good agreement with the calculated value evidenced the proposal structure of the synthesized polymers.

IR spectra show an intense unresolved band in the range of 3450-3500 cm^{-1} which is specific to tertiary OH groups resulted from the reaction between epoxy ring and COOH groups. The peaks specific to symmetric and asymmetric vibration of CH, CH_2, CH_3, groups presented in the hydrophenanthrene and in the glycerol moieties appear in the range of 2280-2960 cm^{-1}. The peaks specific to ester groups are placed at 1725 cm^{-1} (CO group) and in the range of 1280-1160 cm^{-1} (C-O-C). The multiple peaks located in the range of 680- 840 cm^{-1}, indicated the presence of aromatic ring of p-substituted benzene introduced by the epoxy resins. The ^{1}H-NMR spectra also confirm the structure of obtained polymers. The major signals are located in the range of 0.9-2.15 ppm chemical shift represent the vibration of CH, CH_2, CH_3, groups presented in the hydrophenanthrene and DGEBA moieties. The CH, CH_2, protons of the glycerol groups and methylene bridges are situated in the range of 2.8-3.8 ppm chemical shift, the newly formed OH protons appear in the range of 3.9-4.6 ppm chemical shift and the aromatic protons in the range of 6.8-7.6 ppm chemical shift.
The thermal properties of obtained formaldehyde resins were evaluated using their thermal degradation curves. The main parameters and the values of activation energies of degradation processes are summarized in Table 2. The relative thermal stability, using TG parameters were quantitatively determined. Accepting T_{10}, T_{50}, WL_{500} parameters as criteria of thermal stability it can be concluded that the formaldehyde resins with DGEBA in structure are more stable in comparison with the polymers with DGEHQ and DGAN. The activation energy of degradation process has values between 123 to 150 kJ/mol.

Table 2. Thermal parameters of formaldehyde resins

Epoxy resin	Molar ratio (epoxy resin/ RA/p-FA) (mol/mol)	Temperature corresponding to 10 % (T_{10}) and 50% (T_{50}) weight loss (^{o}C)		Weight loss at 500°C (WL_{500}) (%)	Decomposition activation energy (kJ/mol)		Pre-exponential factor ($\ln A_{SM}$)$^{c)}$ (min^{-1})
		T_{10}	T_{50}		$E_{aC}$$^{a)}$	$E_{aSM}$$^{b)}$	
DGEBA	1/2/1	290	351	25	123.56	127.17	24.63
DGEHQ	1/2/1	285	350	18	150,65	142.53	27.18
DGAN	1/2/1	250	350	15	133.09	128.64	16.31

a) evaluated by Coats and Redfern equation
b),c) evaluated by Swaminathan and Modhavan equation

The formaldehyde resins with hydrophenanthrene in structure were used as tacky materials in pressure sensitive composition used in fabrication of double stick tapes. The various formulae of adhesive composite and the behaviours of obtained pressure sensitive of double stick tapes were shown in the Table 3. The 0° peel adhesion test, the cumulative test of adhesion and cohesion strength (0° hold time) and Williams

plasticity were used to characterize the cumulative information about tapes behaviours. From the Table 3 appears that the pressure sensitive tapes obtained only acrylic adhesive have the smallest value for the cohesive strength. The tapes obtained from the composition with formaldehyde resins in structure (up to 10 wt-% referred to the adhesive composition) confer to them a high increase of the cohesive strength without affecting the adhesive strength. When the formaldehyde resin exceeding 10 wt-%, the cohesive strength increase very much, but the adhesive strength lead to a dramatically decreases of it.
The formaldehyde resins with hydrophenanthrene in structure were used as tacky materials in pressure sensitive composition used in fabrication of double stick tapes. The various formulae of adhesive composite and the behaviours of obtained pressure sensitive of double stick tapes were shown in the Table 3.

Table 3 Pressure sensitive adhesive formulations and some characteristics of the realized pressure sensitive tapes.

Sample	Adhesive formulae ([a]formaldehyde resin/ acrylic adhesives) (w/w)	William plasticity (mm)	Tape substrate	Adhesive tape characteristics	
				0° hold test (hours)	180° peel test(g/cm)
1	0/100	1.65	Polyester nonowen fabric	0.25	740
2	10(sample 1)/90		Polyester nonowen fabric		1050
3	20 (sample 1)/80		Polyester nonowen fabric		710
4	10(sample 2)/90		Polyester nonowen fabric		610
5	20 (sample 2)/80		Polyester nonowen fabric		540
6	10(sample 3)/90		Polyester nonowen fabric		510
7	20 (sample 3)/80		Polyester nonowen fabric		550

a) sample cf. Table 1

The 0° peel adhesion test, the cumulative test of adhesion and cohesion strength (0° hold time) and Williams plasticity were used to characterize the cumulative information about tapes behaviours. From the Table 3 appears that the pressure sensitive tapes obtained only acrylic adhesive have the smallest value for the cohesive strength. The tapes obtained from the composition with formaldehyde resins in structure (up to 10 wt-% referred to the adhesive composition) confer to them a high increase of the cohesive strength without affecting the adhesive strength. When the formaldehyde resin exceeding 10 wt-%, the cohesive strength increase very much, but the adhesive strength lead to a dramatically decreases of it.

4. Conclusions

New formaldehyde resin with hydrophenanthrene moieties in its structures were obtained and characterized. These solid, brittle resins with pale brown colour,

soluble in a large variety of organic solvents and can be used as tackifier in pressure sensitive composition and of fabrication of adhesive tapes. The presence of hydrophenanthrene moieties (up to 10 wt-% referred to the adhesive composition) coffer them high increase of cohesive strength without affecting the adhesive strength.

REFERENCES

1. Knoph P.W., Little A.D. Encyclopedia of Polymer Science and Technology, H.F.Mark Ed, vol.11, John Willey & Sons, New York 1988.
2.Pat. USA 3,887,539 (1975).
3. Pat. USA 4,021,391 (1977).
4. Pat. WO 02064655 (2002).
5. Rosu D., Cascaval C.N., **Mater. Plast.,**1991**, 28, 92** Knoph P.W., Little A.D. Encyclopedia of Polymer Science and Technology, H.F.Mark Ed, vol.11, John Willey & Sons, New York 1988.
6.EP0859374 JP (1998)
7. Knop A., Pilato L.A, Phenolic Resins: Chemistry, Applications and Performance, Future Directions, Springer Verlag Heidelberg, Germany, 1985.
8. Mustata F., Bicu I., **J.Polym.Eng.** 2002,**22, 369**
9. EP0220133, CH (1987).
10. Pizzi A., *Phenolic Resin Adhesives* - Handbook of Adhesive Thechnology , A.Pizzi , K.I.Mittal Ed., Marcel Dekker Inc., New York, 1994.
11.Barth B.P., *Phenolic Resins Adhesives* "Hand-book of Adhesives" I.Skeist ed. Nostrand Reinhold Comp., New York,1977.
12. Stonecipher W.D., Turner R.W.:Encyclopedia of Polymer Science and Technology Interscience Publishers, vol.12, John Wiley & Sons, New York 1970.
13. Pat. Jap. 7615004 *(*1976), cf. CA 1976, **85**, 34916
14. Pat. U.R.S.S. 519435 (1976), cf. CA 1976, **85**, 144853.
15. Pat. U.R.S.S. *489765(1975), cf. CA 1976, **84**,* 75895.
16. Jpn Kokai Tokkyo Koho ***JP*** *35,655 (2004), cf. CA 2004, **140**, 129841p*
17.Mustata F., Bicu I.: **Desing. Monom. Polym.** 2000**, 3, 489**
18.Mustata F., Bicu I**.: Polimery** 2001**, 46, 534**
20.Mustata F., Bicu I.: **Polimery** 2000**, 45, 258.**
21.Mustata F., Bicu I.: **Polym. Test**. 2001, **20**, **533.**
22. C.N.Cascaval, F.Mustata, D. Rosu, **Angew. Makromol. Chem.** 1993**, 209, 157.**
23.Cheronis, N.D., Ma, T.S., Organic Functional Group Analysis by Micro and Semimicro Methods, Interscience Publishers, Wiley & Son, New York, 1964
24. R.U.Bonnar, M.Dimbat and F.Stross, Number Average Molecular Weight, Interscience Publishers, Inc. New York,1958.
25. Sawiminthan V., Modhavan N.S., **J.Anal. Appl. Pyrolysis, ,** 1981**, 3, 131**.
26.Coats A.W, Redfern J.R., **Nature,** 1964, **201, 68.**
*27.*Bemmels, C.W. Handbook of Adhesives, I.Skeist (Ed.), Van Nostrand Reinhold Company, N.York, 1977.

"*P.Poni"Institute of Macromolecular Chemistry,*
Aeea Gr.Ghica Vodă nr.41 A, Iasi-700487, Romania

RAŞINI FORMALDEHIDICE DIN RESURSE NATURALE

Rezumat: Pornind de la rășini epoxidice, de la acizi rezinici din colofoniu şi formaldehidă s-au sintetizat în cataliză acidă, rășini formaldehidice cu nuclee hidrofenantrenice în structură. Acestea au fost caracterizate prin metode spectrale (IR, ^{1}H-NMR),analiză elementală şi din punct de vedere al comportării termice. Folosind aceste raşini ca agenți de conferire de adezivitate în structura unor compoziții adezive sensibile la presiune se poate observa că ele induc o creştere substanțială a forței de coeziune fără a afecta semnificativ adezivitatea.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

ON THE STRUCTURAL TRANSFORMATIONS PRODUCED BY CAVITATIONAL STRESSES

By

ILARE BORDEASU, VICTOR BALASOIU, RODICA BADARAU, MIRCEA OCTAVIAN POPOVICIU and EUGEN DOBANDA

Abstract: *The paper deals with some aspects concerning the behavior of the micro-structure of various types of materials submitted to cavitational erosion. For this, a grouping of the results obtained by different laboratories, including the Laboratory of Hydraulic Machines from Timisoara, is done. The results are presented in the literature, shown with different occasions at symposiums, conferences, congresses and they are subject to the material structure response at cavitational attack as well as at the micro-structural transformations during this kind of attack.*
the purpose of the paper is to understand the cavitational erosion phenomenon and constructing a global, clearer image on the ways in what the material is being distroid by cavitation.
Keywords: *cavitation, structural transformations*

1. Introduction

The cavitational erosion is an unwanted effect of the cavitation no matter the place where it actions. Because it develops in different ways from a material to another, as a function of the material resistance to cavitational attack, one of the preoccupations of the scientists is to establish the causes that determines this particular resistance.

As this resistance is not constant during the attack, the aim of the researchers is also to find out the elements that determine this phenomenon.
This is why, a great number of scientists are involved in the analysing of the microstructure of the materials eroded by cavitation, feature considered as the characteristic that influences the cavitational resistance to erosion.

So, the micro-structure of the materials submitted to cavitational erosion become a problem very well studied in great universities and laboratories all over the world as: Grenoble (France), Gdansk (Poland), Hanover (Germany), Milano (Italy), Hiroshima, (Japan), Timisoara (Romania), Montreal (Canada) etc.

Among the researchers having results in this field one can mention names like: R. Simoneau, P. Lambert [16] from Canada, P. Franc [6] and A. Karini [11] from France, A.J. Graham [10], from the USA, S. Fujikawa and t Akamatsu [7] from Japan. The results published by the above mentioned attract more and more scientists in the studying of the microstructure of the cavitational eroded material together with the analysis of its resistance on the basis of cavitation characteristics curves and parameters.

The method of the approach is at the beginning and it is based on the use of the most effective optical and electronic microscopes.

In the paper we group the results obtained in various laboratories including the Laboratory of Hydraulic Machines from Timisoara and published or communicated at various scientific events, congresses, conferences, symposiums in respect to the answer of the structure of the materials at the cavitational attack as well as at the microstructural transformations that take place during the attack.

2. Structural factors having influence on the material erosion

During the cavitational attack the surface of the material is submitted to a cyclic stress of a certain frequency, by shock waves and micro-jets resulted from the implosion of the cavitational bubbles.

So, in time, on the attacked surface will appear elastic and plastic deformations and micro-crackings. These modiffications are determined by the crystaline structure and the micro-structural dislocations, macles, crystaline network faults etc. of which density and positioning depend themselves on the conditions of fabrication of the material [18].

This is the reason why, the analyzing of the destruction of the material by cavitational erosion, respectively, of the resistance they have to cavitational attack, will be done from the point of view of crystaline network, grain sizes, structural faults and phase transformations. This analysis will be made on each category in part even if during the cavitational attack they can not be separated.

2.1. The influence of the grain size

Preece et. al. [14] analyzed the influence of the incubation period of cavitational erosion as a function of the grain size for the three crystaline networks types: cfc, cvc and hc. In the same time they analyzed the influence on the erosion process of the packaging faults respectively the packaging energy. So, in the study of Ni (cfc) one can ascertain:

1. If the grains are large (more than 750 μm) the creep is being achieved rather easy and the deformation is being shared in all the grains, fact that brings high concentrations of local tensions and the forming of craters at the surface of the sample. The resistance to cavitational erosion is very low.
2. If the grains have sizes between 50 μm and 750 μm the forming of craters is due to the macroscopic deformation of a few grains. So, the resistance to cavitation depends only on the characteristics of deformation of each grain.
3. In the case of the grains under 50 v a rapid enhancement of the cavitation resistance was seen, linked with the decrease of the grain size. Also for the obtaining of craters of the same sizes with those formed in big size grains materials, a larger number of grains must be deformed. In this case the material behaves more like a polycrystal (having continuity at the grains intersections), fact that claims a higher tension.

The observations of Preece et. al. are sustained also by Rao et. al. [15] who mentioned that in a mono-phasic material, at the grain boundaries, the deformation can be transferred to the neighbor grain where it glides on an another plan interior to

the grain and has as a consequence the consolidation of the structure and the implied grains, in the polycrystal behaves like obstacles for creeping.

When the size of Ni grains become very small, erosion takes place mostly at the grain boundary.

A phenomenon similar to the influence of the sizes of Ni grains was seen in the Cu-30Zn (α alloy) cfc.[14] which has a packaging energy rather small 0.006J/mm^2 [5].

At this alloy Preece et.al. observed that during cavitation the deformation occur at the grains boundaries, the grain core staying smoother.

The phenomenon was put on the low interaction forces between dislocations and the small energy of the packaging faults that determines a high tensional concentration at the boundaries between grains determining the deformation of the entire grain surface.

These results are again sustained by Rao et.al [15] and their researches on bronze. Thus, if the metals have a small packaging energy, for obtaining a deviated creep it is needed a rather high shearing tension. For calculating the value of the tension produced by a group of grains Preece [14] gives the relation:

$$\tau_e = (\tau_a - \tau_f) \cdot \left(\frac{d}{x}\right)^{1/2} \quad (1)$$

where: - τ_e – the effective shearing tension produced by the superposition of dislocations (a powerful obstacle);

τ_a – the shearing tension acting on the packaging;

τ_f – the friction tension;

d – the distance from the dislocation source to the obstacle;

x – the distance from the dislocation of the packaging head to the obstacle.

For establishing a relation for the shearing tension Roa et.al [15] considers that this tension acts on a gliding plan on a certain direction on which a traction tension develops:

$$\sigma = M \cdot \tau \quad (2)$$

σ – the traction tension after the gliding direction

$M = 1/(\sin(\phi) \cdot \cos(\lambda))$

ϕ – the angle between the creeping plan and σ tension axis;

x – the angle between the creeping direction and σ tension axis.

The shearing tension will have the following relation:

$$\tau_e = \frac{1}{M} \cdot \left(\frac{\sigma}{M} - \tau_0\right) \cdot \left(\frac{d}{x}\right)^{1/2} \quad (3)$$

where: τ_0 – the friction tension;

d – grain diameter;

x – the distance between the aplication point of the tension and the point when gliding starts.

For mono-phasic structures Vyas et.al. [20] considers that a reduced number of dislocations sources on the surface and the small packaging energy favorise a good cavitational resistance.

Similar results, from the point of view of grains sizes on the erosion cavitational resistance were obtained by Preece [14] on the pure Fe. The results, like for Ni and brass are linked on the period of incubation.

From the studies of Preece's [14] do not result any link between the erosion speed and the grain size after incubation. From the metals having a hc crystaline network, Preece studied a polycrystal of Zn and established that the grain size has a neglectible role in the incubation period of the cavitation and the mass loss speed enhances significantly with the grain size.

Analysing Co hc, [18], preece et. al. [14] have seen that during cavitation, inside the grains, a fine network of macles formes. In the same line forward, Vaidya et. al. [19] saw fine macles formation {1121} and {1012} in Co micro-crystals on surfaces {0110} and {0001}.

These macles, generated by cavitation have as an effect the effective grain size diminishing at 0.1 μm from 1.0 μm. This fragmentation blocks the development of asperities formed at the surface and the erosion develops slowly by small particles expelling.

The results of the researchers from the above were obtained on materials with one or two components anly.

Bordeasu [2] analysed the influence of various alloying elements upon the grains and defects induced in the crystaline structure correlated with the mass lost by cavitational erosion.

The studies made on non alloyed steels OL 370-3k and OT 500-3 shown that the resistance at cavitational erosion decreases because of P that leads to the occurring of segregations and growing of the fragilisation trend as well as of the presence of S that brings the fall of the fatigue resistance and tenacity with the forming of breaking amorses by sulphours FeS and MnS.

Also the researches on the Fgn 450-5 cast iron shown that the presence of graphite nodules lowers the resistance at cavitational attack because of their hardness and fragility high values.

The researches made on a steel having 12.5 % mn (coded D 32-1 [2]) have evidentiated a rough and fragile structure due to high Mn, fact that lowered the cavitation resistance.

The same phenomenon registered on an austenito- feritic stainless steel with 3.5 % Mn.

Through the alloying with Cr, ni, Mn, Mo the grain sizes decrease and the cavitation resistance enhances. These remark were done on the steels 18MoCrNi13, 41MoCr11, 33MoCr11, 40Cr10 [2].

So, from the researches made by Bordeasu it results that materials having the same granulation but different chemical compositions will resist differently at cavitation. Also one can see that through a combination between granulation and chemical composition it is possible to obtain different materials with various qualities and similar cavitation resistance.

2.2 The influence of martensitic transformation and macles

Studies made by Gould [9], Antony et. al. [1] and woodford [21] on alloys with Co base (stelite 6B) and stainless steels 301, 303 and 304 lead to various conclusions linked with the cavitation resistance, the energy developed in the cavitational process and the martensitic transformation $\gamma \rightarrow \varepsilon$.

So it is appreciated that the high resistance of stelite 6b comes exclusively from the transformation $\gamma_{\text{cubica cu fete centrate}} \rightarrow \varepsilon_{\text{hexagonala compacta.}}$ and the benefic effect of the transformation is brought by the high energy of beaking of the phase ε_{hc} than of the energy absorbed during transformation $\gamma \rightarrow \varepsilon$.

In the same time, the studies of Woodford's on stelite 6B and stainless steels 301, 303 and 304 reveals that there is no simple correlation between the martensitic transformation ($\gamma \rightarrow \varepsilon$ and/or $\gamma \rightarrow \alpha'$) and the cavitation resistence.

In the same time woodford does not mention the existence or not of some mechanisms of deformation operating in ε_{hc} phase of the alloy co- 2% Fe, for example fine macles observed in pure Co by Vaidya et. al. [19].

The researches on cavitation achieved on various austenitic stainless steels [16] show that by plastic deformations created by the cavitational attack, some packaging defects occur leading at the martensitic transformation $\gamma \rightarrow \varepsilon$ [13].

The martensite formed by this method has an acicular shape and is surounded by gliding strips made by macles and/or by martensite ε.

The models proposed for the transformation γ→ε during the cavitational attack are based on the super-positioning of packaging defects on the second compact plan {111} γ.

There are two ways of approach:

1. the transformation γ→ε is due to regular superposition of packaging defects [3];
2. the transformation γ→ε follows an irregular process of super-positioning of the packaging defects, i.e. the following of packaging defect is being made randomly at the beginning and then becomes regular, for minimising the energy associated with the packaging defects [8].

Even if a lot of authors do not have the same opinion on the exact nature of ε martensite germination, in the cavitational erosion process the majority of recent papers apreciate as the most probable mechanism of transformation γ→ε the one of the random super-positioning [4].

The crystalografic relations between the starting phase cfc (γ) and the hc phase (ε) in this case after [4] are:

$$(111)_\gamma \,//\, (0001)_\varepsilon$$
$$[1\bar{1}0]_\gamma \,//\, [1\bar{2}10]_\varepsilon$$

The habitus plans of the martensite plates ε are the planes $\{111\}_{c.f.c.}$, formed by the superposition of the packaging defects.

Lecroisey et. al. [12] shows that the martensite ε forming occurs following to the decrease of the temperature, fact that means a reduction of the energy of packaging defects as one can see in figure 1.

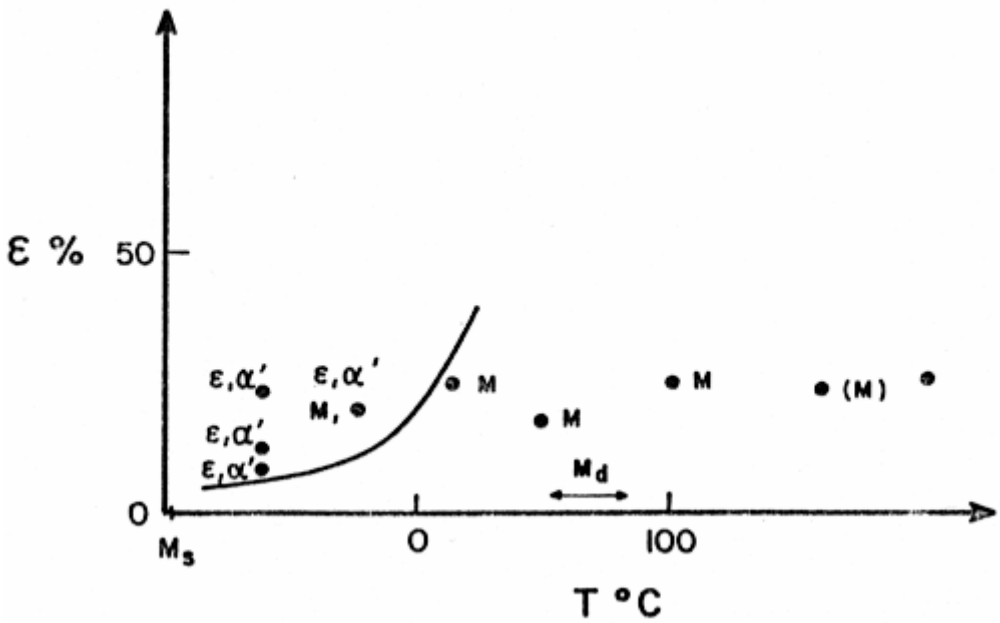


Fig. 1. The consequences of the temperature reduction on the transformations in an alloy 16-15. The curve represents the forming of approximate 1% of martensite α' (after Lecroisey and Pineau [12]): M – macling; ε – hc martensite; α' martensite cvc.

Using his own results and these of Thomas [1] Lecroisey [12] establish the following relation showing that martensite forming is easier than macles forming:

$$\frac{\gamma_0 - \gamma(1-x)}{\mu b} > \sqrt{2}\xi^2 \pm \sqrt{2\alpha}\xi\frac{\sigma}{\mu} \qquad (3)$$

where:

γ_0 – intrinsic energy of packaging defects at T_0 temperature where $\Delta\sigma^{\gamma\to\varepsilon} = 0$;
μ – shearing module; b – Burger's vector of Shockley partial dislocations; ξ – normal contraction in the plan $(111)_\gamma$ at the transformation γ→ε; α - parameters that depends on the geometry of the germination location as a function of the applied tension; σ – the applied tension; (1+x) the rapport between the extrinsic and intrinsic energy of the packaging defect.

This expression shows that the germination of martensite ε is not a function just of the intrinsic energy of the packaging defect but depends also by its extrinsic energy as well as on the slight contraction of the transformation c.f.c.(γ)→h.c.(ε) and is favorised by a small temperature.

4. Conclusions

a) There have been shown various aspects about the influence of grain sizes on cavitational erosion of some categories of materials and the relations that put into evidence this influence.

Also it was discussed the mechanism of the transformation γ (c.f.c.)→ ε(h.c) produced by the deformations and packaging defects produced during the cavitation attack.

b) The transformation of the austenite in martensite hc leads also to the enhancing of the resistance to cavitation of the material because the breaking of this kind of martensite needs higher energy.

c) If the cavitational stress produces macling the erosion resistance grows. If is the same stress produces cracking, the erosion resistence diminishes.

d) There were shown some aspects linked on the effects of some chemical elements on structure and grain size of steels and cast irons eroded by cavitation.

e) The results shown in the paper open new directions for studying the cavitational erosion. at the material testing, beside the characteristic curves of cavitation one must pay attention to the microstructural transformations in time of cavitational attack, especially macling and martensite hc forming. Also it is compulsory to continue the study of the material at the level of crystalographic network. In this way, images about the cavitational behavior of the material, more advanced than a simple appreciation of the resistance, by using the comparison criterion.

References

1. Antony, K.C., Silence, W. L., Proc. 5th int. Conf. on Erosion by Solid and Liquid Impact, p. 67-1
2. Bordeasu I., - Eroziunea cavitațională asupra amterialelor utilizate in construcția maşinilor hidraulice şi elicelor navale,. Efecte de scară, Teză de doctorat, Timişoara, 1997
3. Bollmann J.R., e.a. – Mechanical Physic of Solids, vol. 34, no.1, 1986, pp.29-54
4. Brooks, J. W., Thèse de doctorat (Ph. D.), Universitè de Birmingham, 1978
5. De, M. K. şi Hammit, F.G., J. Phys. E. Sci. Instrum., vol. 15, p. 741
6. Franc J.P., e.a. - La Cavitation, Mecanismes phisiques et aspects industriels, Press Universitaires de Grenoble, 1995
7. Fujiama, S., Akamatsu, T., Proc. 10th Int. Shock Tube Symp., Dept. of Aeronautical Engineering, Kyoto University, Japan, 1975, p. 174
8. Fujita H., et Veda S., - Acta Met., Vol. 20, 1972, pp.759
9. Gould, G.C., Proc. 3e Int. Conf. on Rain Erosion, 1970, p. 881
10. Graham, A. J., şi Youngblood, J. L., Metall. Trans., vol. 1, 1970, p. 423
11. Karimi, A., Proc. 7th Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, vol. 2, 1985, p. 1607
12. Lecroisey, F. Pineau, A., Metall. Trans., vol. 3, 1972, p. 387
13. Olson, G. B. Cohen, M., Met. Trans., vol. 7A, 1983, p. 267
14. Preece, C.M.e.a, ASTM STP 664, 1977, p. 409
15. Rao, B.C.S. Buckley, D.H., Mat. Sci. and Eng., vol. 67, 1984, p. 55
16. Simoneau, R., e.a., - Cavitation_Erosion and Deformation mechanisms of Ni and Co Austenitic Stanless Steels, Erosion by Liquid and Solid Impact – Proceedings of, ELSI-VII, Cambridge, 7-10.10.1987, p.32.1-32.8
17. Thomas G.P, e.a. journal of test. And Eval., vol. 9, no.3, 1981, pp.189-197
18. Trusculescu, Studiul metalelor, Editura Didactica si Pedagogica, Bucuresti,
19. Vaidya, S.e.a, Metall. Trans., vol. 11A, 1980, p. 1139
20. Vyas, B. şi Preece, C.M., Metall. Trans. A., vol. 8A, 1977, p. 915
21. Woodford, D.A., Metall. Trans., vol. 3, 1972, p. 1137

ILARE BORDEASU, Assoc. Prof. Department of Hydraulic Machinery "Politehnica" University of Timisoara
E-mail ilarica@mec.utt.ro
VICTOR BALASOIU, Prof. Department of Hydraulic Machinery "Politehnica" University of Timisoara
E-mail balasoiu@mec.utt.ro
RODICA BADARAU, Assist. Department of Hydraulic Machinery "Politehnica" University of Timisoara

E-mail badarau_r@yahoo.com
MIRCEA OCTAVIAN POPOVICIU, Prof. Department of Hydraulic Machinery "Politehnica" University of Timisoara E-mai mpopoviciu@mec.utt.ro
EUGEN DOBANDA, Lecturer Department of Hydraulic Machinery "Politehnica" University of Timisoara
E-mail eugendobanda@yahoo.com

ASUPRA TRANSFORMARILOR STRUCTURALE PRODUSE DE SOLICITARILE CAVITATIONALE

Rezumat: In lucrare se discuta aspecte privind comportamentul microstructurii diverselor tipuri de materiale solicitate la eroziune cavitationala. Pentru aceasta se face o grupare a rezultatelor obtinute in diverse laboratoare, inclusiv in cadrul Laboratorului de Masini Hidraulice din Timisoara, prezentate in literatura de specialitate si comunicate la diverse congrese si simpozioane, cu privire la raspunsul structurii materialelor la atacul cavitational, precum si la transformarile miscrostructurale ce au loc in timpul acestui atac. Scopul este de a intelege fenomenul cavitational erozional si de creare a unei imagini globale, mai clare, asupra modului in care materialul se distruge prin cavitatie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

CONSIDERATIONS CONCERNING THE CAVITATIONAL DISTRUCTION OF THE COMPOSITE MATERIAL ARMURED WITH 20% CERAMIC PARTICLES

BY

RODICA BADARAU, ILARE BORDEASU, VICTOR BALASOIU, ION SPOREA, and MIRCEA NICOARA

ABSTRACT *: The use of composite materials in the air-plane building implies a series of tests in view of enhancing the flight safety. As this kind of materials are obliged to fly in rainy conditions it was compulsory to study the composites from the point of view of cavitational destruction, knowing the fact that some components of the plane are eroded through cavitation during the impact with the rain water drops [1]. In this sense the paper shows and discuss the results obtained by cavitational attack upon an aluminium based alloy armured with 20% ceramic particles. The attack was performed in the magnetostrictive vibrating apparatus with Ni tube from the Laboratory of Hydraulic Machines from Timisoara [2]. The results obtained are being compared with those of the etalon steel 40Cr10, considered as having a good cavitation resistance.*
KEY WORDS*: erosion, cavitation, ceramic composite*

1. Introduction

Because of the very low specific weight and high mechanical characteristics they have, the composites are used today for many applications as machine building, airspace industry, sport equipment etc.

The researchers desire to obtain machines and equipment having low mass and high performances, involves the studying of various composites materials from the point of view of the technology of fabrication, of obtaining of some high physico - mechanical characteristics and of enhancing of their resistance of different types of stresses.

In countries like Canada, USA, France, Japan etc., a special attention for these materials is given by the aeroplanes builders. Because the aeroplanes are obliged to fly also in rainy conditions, one must achieve studies of the composites from the point of view of the resistance to the destruction by cavitation, knowing the fact that some elements like the wings and the ogive are subject to erosion by cavitation during their impact with the water drop [1].

In this paper we show and discuss the results obtained through the cavitational attack on an aluminium based composite alloy armoured with ceramic particles. This attack was achieved in the magnetostrictive apparatus with Ni tube, from the Laboratory of Hydraulic Machines from Timisoara [2].

2. The tested material

The composite material submitted to cavitational destruction has a metallic matrix, an aluminium alloy (AlCuSiMg) in which are being inserted using specific procedures ceramic carbides particles SiC type, in various proportions.

Table 1 shows the chemical composition of the metallic matrix of the composite, known as Alumix 123.

Table 1 The chemical composition of the Alumix 123 alloy

Cu	Mg	Si	Lubricant type Steramida (Microwax C)	Al
	0.5%	0.7%	1.5%	rest

At the alloy mentioned in table 1 there were added Si carbides in 5% and 20% proportions.

In table 2 there are shown the densities of the armoured composites with Si carbides.

Table 2 The density of the armoured composite with Si carbides [4]

SiC [%]	0	5	20
Density [g/cm^3]	2.600	2.631	2.724

The technology of obtaining of the composite armoured with Si carbides is specific for the powder metallurgy, namely (mechanical mixing, compacting by pressing and consolidation by a sintering heat treatment) [4].

The tested materials were submitted to heat treatments which led to an another enhancing of the mechanical characteristics. These are:

T1 – sintering followed by a cooling down to the environmental temperature ;

T2 – thermal ageing, consisting in a heating in air at 495 – 505 °C for 30 minutes followed by a cooling in water and then an ageing at 160 °C during 18 hours.

In table 3 there are given the mechanical characteristics of the Alumix 123 matrix obtained following the heat treatments applied and in table 4 there are given the hardness values for the armoured composite after ageing.

Table 3. Mechanical properties of Alumix 123 after heat treating

Treatment	T 1	T2
R_m [N/mm]	190	320
HB [daN/mm]	60	100
A_5 [%]	5	1

Table 4 Mechanical properties of the composite material after heat treating

% SiC	0	5	20
HB [daN/mm^2]	73,2-85,7	79,5-87	86,2-88,8

3. Installation and experimental methodics

The cavitational destruction of the composites was achieved in the magnetostrictive apparatus with Ni tube, from the Laboratory of Hydraulic Machines from Timisoara. The operational parameters of this apparatus are:

- Electric power = 500 W
- Amplitude of oscillations = 47 μm
- Frequency of oscillations = 7000±3% Hz
- Usual diameter of the sample = 14 mm
- Temperature of the cavitant liquid = 20±1 °C

The methodology used during the cavitational destruction is that described by the ASTM rules [6] and accepted by all the specialised laboratories.

So, at the start of each cavitational attack, the samples were degreased and then washed successively in water under pressure, distiled water, alcohol and acetone. Then they were dry out in hot air current and finally they were weighted on an analytical balance type Zaklady with five significant digits. The eroded mass was determined by difference between the mass of the sample at the start and at the end of the attack period.

During all the cavitational attack the parameters mentioned in table 5 were maintained at the prescribed value.

Because the samples had the sizes less than that necessary for fixing in the mantle corbel (M 12x1) of the Ni vibrating tube, for achieving the experiment the solution shown in figure 1 was adopted.

So, the samples, having the shape of a tablet were fixed by hooping in the appropriate parts who were fixed themselves in the Ni tube by screw. For enhancing the safety of fixing it was used also an adhesive for metals.

The fixing parts were made in duraluminium, in view of not enhancing the weight sample-fixing part beyond the protection limit (max. 7.8 g), ensured by the tube cracking resistance [2].

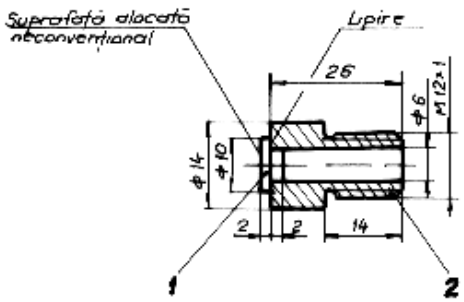


Fig. 1 The constructive solution for fixing the composite tablets in view of testing

Before starting the attack, the surfaces of the sample surfaces were carefully grinded in view of eliminating the influence of the roughness toward the material losses at the beginning of the attack.

4. Experimental results

In table 6 there are shown the mass losses corresponding to the three periods of cavitational attack, with the duration of 5, 10 and 15 minutes.

For a comparison, from the point of view of the cavitational erosion resistance, in the same table, there were inscribed the losses registered for the etalon steel 40Cr10, considered as having a good cavitational resistance.

Tabel 6 Mass losses during the cavitational attack

Minute of the test/test duration	Mass losses [mg]						
	40CrIO	Composite material, [%SiC]					
		0		5		20	
	FT	FT	TT	FT	TT	FT	TT
5/5	0,94	5,13	5,74	3,10	3,97	3,10	3,97
15/10	2,65	5,27	4,99	6,99	6,63	6,99	6,63
30/15l	4,1	5,5	5,01	23,87	7,68	23,87	7,68

FT – samples without ageing treatment; TT – heat treated samples

Analysing the results given in table6 the following conclusions can be driven:

1. No matter the content in SiC, the treated material has a better resistance at cavitational attack then the material without the ageing treatment;
2. With the enhancing of the SiC content the cavitational resistance decreases (the mass losses grows)

The high mass losses during the first 5 minutes of cavitational attack are determined both by the eroded material mass and by the removing of the adhesive material used at the samples fixing. This is the reason why these losses can not by taken into consideration in comparing the results

During the following two periods of attack (10, and 15 minutes), the only material eroded was that of the composite.

Visually analysing the surfaces submitted to the attack and using the optic microscope (enhancing 16x), there were seen greater caverns on the non treated samples then those existent on the heat treated materials. This fact shows that by the ageing treatment the structure became more homogenous, fine and the level of the mechanical characteristics are higher.

It is a surprise the very high level of eroded mass at the non-treated sample with 20% SiC, at the minute (30– see table 6). Comparing the results obtained with those of the etalon steel 40Cr10, registered on standard samples (D = 14 mm, for the composite D = 10 mm) one can say that the cavitational resistance of the aluminium based composite armoured with SiC particles is not satisfactory.

Normally, with the decreasing of the diameter, the level of losses decreases [3, 5] but here, the enhanced fragility of the composite, and probably the bigger size of the Si carbide particles determined this so high enhancement.

5. Discussions concerning the distructions achieved by cavitation

a) General elements of the distruction

The cavitational distruction achieved in the vibratory apparatus is being caused by the impact between the shock waves and micro-jets that occur at the drifting of the

cloud of cavitational bubbles attached to the surface of the sample [2, 3]. This impact being iterative and locally distributed determines the breaking of the links between the carbides and the metallic matrix, cracking network around the impact point. As the attack continues, carbides are being expelled as well as base metal pieces.

Obviously before the final cracking there takes place a process of radial flowing (elasto-plastic deformation), but very small, because of the hardness and high fragility. The phenomenon is well put into evidence in the figures.

At all the samples, figure 2 – 6 it can be seen a central cavern. It appears even during the first minutes of the cavitational attack, because of the shape of the cloud of cavitational bubbles that determines, in this phase, through the specific cavitation mechanism a maximum intensity in its central zone. After a time, around the central cavern appear more other caverns placed in an approximate circle shape.

It must be remarked that with the growing of the content in SiC, the size of the caverns and their number becomes greater. The phenomenon is normal because of the fragility of the carbides. this phenomenon can be registered at all the samples no matter if the material was or was not heat treated. The difference is linked only by the size of the caverns, less at the treated materials grace to the enhancing of hardness and structural homogenity.

b) Distruction analysis

The composite with 0% SiC without heat treatment, figure 2

The figure shows that the attacked surface is eroded in a pitting shape but the central zone is more affected. The caverns around the central zone are being produced following the breaking of the deformed material in the previous attacks. The shape of these suggests the expelling of a group of grains. The tilted shape shows the existance of a plastic deformation, radial flowing, produced under the influence of micro-jets and shock waves.

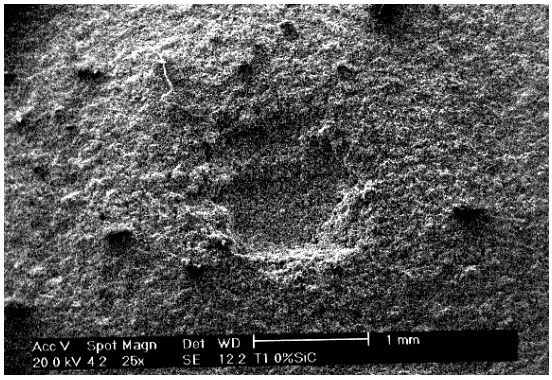


Fig.2 (0 % SiC, FT)

The composite material with 5% SiC without heat treatment, figure 3

At this material, the sizes of the caverns are slightly larger. The edges of them suggests also the radial flowing under the action of micro-jets and shock waves but the shape of the cavern looks more like an active vulcano crater. This phenomenon is determined by the polyedric shape of the SiC. The way in which they are dispersed in themetallic matrix and the patern of cracking propagation leads to the expelling of

pieces of the metallic matrix. This is why the sizes of the caverns grows with the content of SiC.

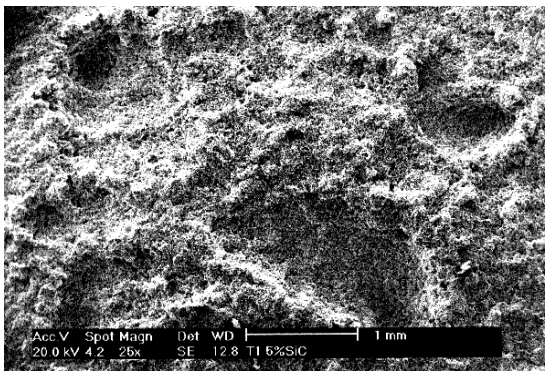


Fig.3 (5% SiC FT)

The composite material with 20% SiC without heat treatment, figure 4

In this figure it can be better seen the stratification of the composite. Here one can see clearly how the breaking of the material takes place at the boundaries between the carbides particles and the metallic matrix and how the distruction of the carbides leads at the expelling of the grains of the metallic matrix. The phenomenon resembles, at a lower scale with the breaking of the rocks using dynamite.

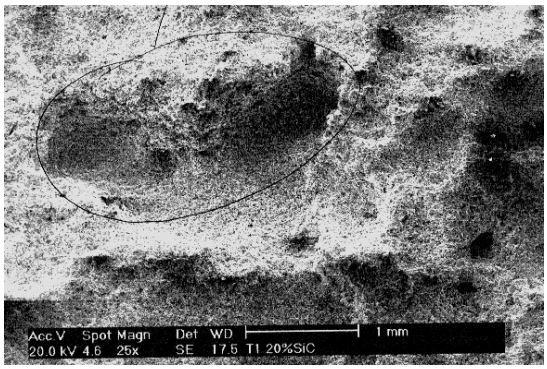


Fig. 4 (20 % SiC FT)

The heat treated composite material, figure 5 - 7

In these figures it can be seen that:

- the structures of these composite materials have a finer and mare homogenous degree;
- the caverns have smaller sizes;
- the oclusions are being present in these cases too, fact that suggests some problems of the technology of obtaining the composite;
- the pittings are smaller than in the non-treated materials, showing the benefit of the ageing from the point of view of cavitational resistance.

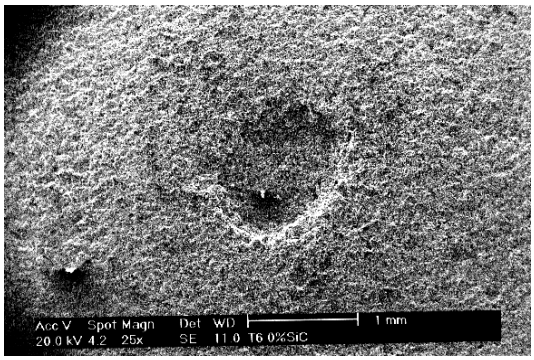


Fig.5 (0% SiC TT)

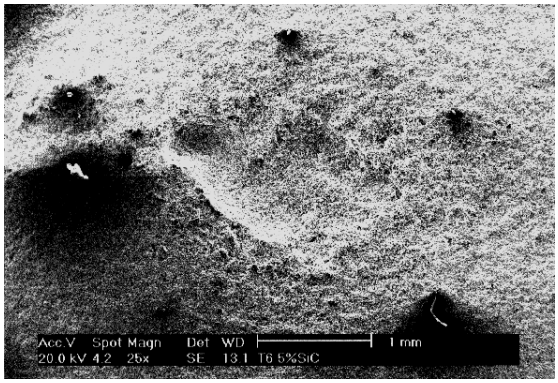


Fig.6 (5 % SiC TT)

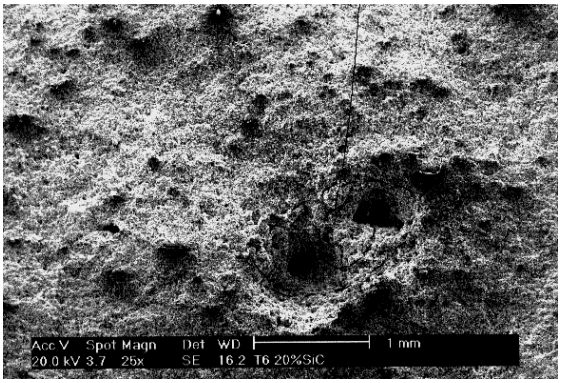


Fig. 7 (20% SiC TT)

It must be remarked , figure 7, that the too much content of SiC makes the decreasing of the cavern size in the horizontal plane but the deepness of the cavern is bigger. This can be explained due to the heat treatment applied.

The basic material suffered structure transformations that enhanced the mechanical characteristics (breaking resistance, hardness, elongation table 3), but the carbide, independently from the treatment suffers distructions on the vertical direction. Obviously, after a greater time of attack, this will lead at the situation of caverns coalescence and expelling of the entire group of grains of the metallic matrix comprised between these caverns.

6. Conclusions

The cavitational resistance of the composite material is not satisfactory and can not enable its' use in the fabrication of parts strongly submitted at cavitational attack as hydraulic machines rotors, rotor pumps or ship propellers.

The use of heat treatments ensures a better cavitational resistance but it must also be emprouved the technology of fabrication of the composite in view of enhancing the level of homogenity and finishing of the structure.

The enhancing of the content of SiC make the resistance to cavitational attack to diminish because of the high fragility of the particles.

In the air plane industry the material can be used because the intensity of the cavitational phenomenon is much less than that created in the hydraulic machines or in the apparatus used for the experiment.

The enhancing of the content of SiC, made the cavitational resistance to diminish because of the high fragility of the carbides.

References

1. Anton I., - Cavitatia, Vol.I, Editura Academiei R.S.R, 1984.
2. Bordeasu I., - Eroziunea cavitationala asupra materialelor utilizate in constructia masinilor hidraulice si elicelor navale. Efecte de scara, Teza de doctorat, Timisoara, 1997.
3. Franc, J.P, e.a, - la cavitation, Mecanismes physiques et aspects industriels, Press Universitaires de Grenoble, 1995.
4. Nicoara, M, - Nicoara, M., - Contributii la studiul compozitelor metalice armate cu particule ceramice privind producerea si modificarea structurii si proprietatilor prin prelucrare mecanica, Teza de doctorat, Timisoara, 1998
5. Steller, J.K, - International cavitation erosion test. Test facilities and experimental results, 2-emes Journes cavitation, Paris, March, 1992.
6. Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus, ASTM G32-98.

RODICA BADARAU, Assist. Department of Hydraulic, Machinery "Politehnica" University of Timisoara
E-mail badarau_r@yahoo.com
ILARE BORDEASU, Assoc. Prof. Department of Hydraulic Machinery "Politehnica" University of Timisoara E-mail ilarica@mec.utt.ro
VICTOR BALASOIU, Prof. Department of Hydraulic Machinery "Politehnica" University of Timisoara
E-mail balasoiu@mec.utt.ro
ION SPOREA, Prof. Department of Mechanical Tehnology "Politehnica" University of Timisoara
E-mail mh@mec.utt.ro
MIRCEA NICOARA, Assoc. Prof. Department of Materials Scientifique "Politehnica" University of Timisoara E-mail mnicoara@eng.utt.ro

Bv. Mihai Viteazu 1, 300222, Timisoara, Romania Telefon (+40) 236 403681, Fax (+40) 236 403682,
E-mail mh@mec.utt.ro

CONSIDERATII PRIVIND DISTRUGEREA PRIN CAVITATIE A MATERIALULUI COMPOZIT ARMAT CU 20% PARTICOLE CERAMICE

Rezumat: Utilizarea materialelor compozite in constructia aeronavelor implica o serie de incercari in vederea cresterii sigurantei zborului. Cum acestea sunt obligate sa zboare si in conditii atmosferice ploioase, s-a impus studierea compozitelor si din punctul de vedere al distrugerii prin cavitatie, stiut fiind faptul ca unele componente, precum ogiva si aripile,_ sunt erodate prin cavitatia realizata din impactul lor cu picatura de ploaie [1]. In ceast sens , in lucrare se prezinta si discuta rezultatele obtinute prin atacul cavitational realizat asupra unui aliaj compozit pe baza de aluminiu armat cu 20 % particole ceramice. Atacul a fost realizat in aparatuf vibrator magnetostrictiv cu tub de mchel, din cadrul Laboratorului de Masim Hidraulice din Timisoara [2]. Rezultatele obtinute sunt comparate cu ale otelului etalon 40Cr10, considerat cu buna rezistenta la cavitatie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.4

STRUCTURE – THERMAL AND VISCOMETRIC PROPERTIES RELATIONSHIP FOR SOME POLY (*N*-SUBSTITUTED MALEIMIDE-*co*-*N*-VINYL-2-PYRROLIDONE)S

BY

CAMELIA HULUBEI and SIMONA MORARIU

Abstract: *Two N-substituted maleimide monomers, N-(4-carboxyphenyl)maleimide and N-(4-formylphenoxy-4'-carbonylphenyl)maleimide were copolymerized with N-vinyl-2-pyrrolidone at 90°C in the presence of 2,2'-azobisisobutyronitrile as initiator in dimethylsulfoxide. The monomers reactivity ratios were calculated by Fineman-Ross, Kelen-Tüdös, extended Kelen-Tüdös, Joshi-Joshi and Mao-Huglin methods. Also, Alfrey-Price Q, e values were estimated. The copolymers microstructure was calculated using a statistical method based on the obtained reactivity ratios. Thermal properties of the new synthesized copolymers were studied by thermogravimetric analyses and differential scanning calorimetry. The intrinsic viscosities of copolymers were also discussed.*

Keywords: *radical copolymerization, N-substituted maleimide, N-vinyl-2-pyrrolidone, monomer reactivity ratio*

1. Introduction

During the last few years, increasing need in the high technology industies has been the driving force for the development of new polymers combining thermal stability with specific functional properties. *N*-substituted maleimides (RMI) which belong to 1,2-disubstituted ethylenic monomers are radically polymerizable. Polymers of maleimides have been reported for their special properties such as: high thermal stability, optical and catalytic activities, high sensitivity and versatility in lithographic applications or, for the ability to function as ion-exchanger or photoinitiator [1],…,[8]. One outstanding property of RMIs is their susceptibility to a variety of chemical reactions as a result of the electron withdrawing effect of the two adjacent carbonyl groups in the maleimide ring, which create a very electron-deficient double bond. Thus, RMIs are known to copolymerize with electron-rich monomers, to produce alternating copolymers [8], [9]. *N*-substituted maleimide/vinyl monomers copolymers found application in many fields as positive photoresists, non-linear-optical materials (NLO), Langmuir-Blodgett film, or related to their dielectric, nuclear magnetic relational or asymmetric induction polymerization properties [9],…,[11]. On the other hand, poly(*N*-vinyl-2-pyrrolidone) is one of the most frequently investigated classes of polymers due to its remarkable properties (hydrophilicity, complexing ability, biocompatibility, etc.) [12], [13]. Thus, it is expected that the copolymers of *N*-substituted maleimides with *N*-vinyl-2-pyrrolidone will combine the interesting properties of these two type of monomers and, also, of its homopolymers.

The aim of this paper is to describe the synthesis and characterization of the copolymers of *N*-(4-carboxyphenyl) maleimide (MICOOH) and *N*-(4-formylphenoxy-4'-carbonylphenyl) maleimide (MICHO) with *N*-vinyl-2-pyrrolidone (NVP). The effect of the *N*-substituents on the intrinsic viscosities and thermal properties of the obtained copolymers was discussed.

2. Experimental

N-(4-carboxyphenyl)maleimide (MICOOH) was obtained, typically, by the reaction of maleic anhydride with *p*-amino-benzoic acid, in dried acetone at ambient temperature followed by cyclodehydration using sodium acetate and acetic anhydride [14]. Yield 82%, mp: 241°C (lit. m.p. 244°C [15]).

4-Maleimido-benzoyl chloride was synthesized by the reaction of MICOOH with thionyl chloride, according to the procedure reported by Liu [16]. Yield 78%, m.p. 165-168°C (lit. m.p. 168-169°C [16]).

N-(4-formylphenoxy-4'-carbonylphenyl)maleimide (MICHO) was prepared from 4-maleimido-benzoyl chloride and *p*-hydroxy-benzaldehyde by a Schotten-Baumann type-reaction presented in detail elsewhere [17]. Yield 88.6%, m.p. 221-223°C.

All copolymerizations of MICOOH and MICHO with *N*-vinyl-2-pyrrolidone were performed at 90°C in a sealed ampules with a radical initiator (AIBN) in DMSO, under nitrogen atmosphere. The resulting copolymers were isolated by precipitation in methanol and dried under vacuum at room temperature.

^{1}H-NMR spectroscopy was recorded in DMSO-d_6, using a JEOL 60 MHz NMR spectrometer. The IR spectra were recorded on a Specord M 90 Carl Zeiss Jena Spectrophotometer with KBr pellets. Differential scanning calorimetry (DSC) measurements were performed by a Mettler DSC 12E with a heating rate of 10°C/min under a nitrogen atmosphere. Thermal gravimetric analysis (TGA) was carried out in air with a F Paulik Derivatograph at a heating rate of 12°C/min. The number average molecular weights and the polydispersity indices of the copolymers were determined by means of gel permeation chromatography (GPC) using a PL-EMD 950 Evaporative Mass Detector equipped with 2xPLgel 5 μm MIXED-C, 300x7.5 mm columns. The viscometric measurements were carried out in dimethylformamide at 30°C, with an Ubbelohde viscometer. The intrinsic viscosities ([η]) were determined by using the Huggins method (copolymer concentrations: < 1.5 g/dl). Polymer solubilities were determined at room temperature, at a concentration of 1% (wt/v).

3. Results and discussion

The radical copolymerizations of both RMIs (*monomer 1*) with NVP (*monomer 2*) in dimethylsulfoxide (DMSO), using 2,2'-azobisisobutyronitrile (AIBN) as initiator, were carried out in order to elucidate the effect of the comonomers structure and copolymers composition on the resulting polymers properties. The copolymerizations were studied in a wide composition interval with mole fractions of RMI ranging from 0.10 to 0.90 in the monomer feed (Table 1).

The copolymers solubility was evaluated qualitatively and all copolymers are soluble in aprotic dipolar solvents such as: *N*-methylpyrrolidone, dimethylformamide,

dimethylsulfoxide and tetrahydrofuran. The high solubility in these polar solvents is due to the flexible linkages in the polymer main chain, which prevents the tight packing of the macromolecules. The bulk pendant groups are expected to reduce the polymer close packing too. The disturbed packing facilitates the diffusion of small molecules of solvents between the polymer chains and, by consequence, leads to a better solubility.

Table 1 Copolymerization of *N*-substituted maleimides (monomer 1) with NVP (*monomer 2*) in solution at 90°C

Sample	*Monomer 1*	Feed M_1 (mole fraction)	Conv.[c] (wt %)	Copolymer m_1 (mole fraction)	$\overline{M}_n$ [d] x10^{-3}	$\overline{M}_w / \overline{M}_n$ [d]	[η][e] (ml/g)	IDT[f] (°C)
1	MICOOH[a]	0.10	32.80	0.2794	30.50	1.325	0.635	252
2		0.30	46.70	0.3884	10.50	1.238	-	262
3		0.50	62.06	0.5652	7.80	1.162	0.374	265
4		0.70	42.60	0.5456	3.70	1.236	0.247	258
5		0.90	11.50	0.6842	-	-	0.130	255
6	MICHO[b]	0.10	27.24	0.2941	21.03	1.379	0.055	230
7		0.30	34.18	0.5296	8.30	1.395	0.045	245
8		0.50	29.16	0.6000	3.50	1.320	0.024	250
9		0.70	10.44	0.6629	2.70	1.236	0.023	272
10		0.90	8.13	0.8462	1.40	1.069	-	276

[a] Solvent: DMSO = 5 ml; [AIBN] = 0.3 mol% (with respect to the monomers mixture); $Wt_{M1} + Wt_{M2} = 1$ g; polymerization time = 1.5 h.
[b] Solvent: DMSO = 10 ml; [AIBN] = 0.3 mol% (with respect to the monomers mixture); $Wt_{M1} + Wt_{M2} = = 1$ g; polymerization time = 72 h.
[c] Polymer insoluble in methanol.
[d] Estimated by GPC.
[e] Determined in dimethylformamide at 30°C.
[f] Initial decomposition temperature (onset on the TGA curve).

The chemical structures of the synthesized copolymers are represented in Fig. 1. The chemical structures were determined by IR and ^{1}H-NMR spectroscopy.

The IR spectra of the obtained copolymers present characteristic absorptions at: 3100-3070 cm^{-1} (=CH), 2900-2850 cm^{-1} (symmetrical and asymmetrical stretching vibrations of the aliphatic groups), 1780 cm^{-1} ($\nu_{C=O}$ in plane), 1710-1730 cm^{-1} ($\nu_{C=O}$ out of plane), 1400-1380 (ν_{C-N-C}), 740-700 cm^{-1} (($\nu_{O=C-N}$). The large band between 2900-3300 cm^{-1} and others, at about 1660 cm^{-1} and 1200 cm^{-1} respectively, are all ascribed to the carboxylic pendant groups. Special bands, at 2820, 2750 and 950 cm^{-1} are associated with the aldehyde functionality.

The ^{1}H-NMR spectra recorded in DMSO-d_6, without internal reference, showed the presence of all the chemical shifts corresponding to the protons in the proposed structures. The proton from the CHO group was detected by offset, at about 9.70 ppm. A multiplet absorption, mostly between 8.20-7.15 ppm was assigned to the aromatic protons, while the peak at 5.23 ppm was associated with the methine proton resonance of NVP. The methine protons of maleimide ring, around 3.20 ppm and the side chain

methylene proton signals around 3.40 ppm are overlapped with the H_2O protons signal. The other methylene protons can be assigned in the range 2.00-2.25 ppm.

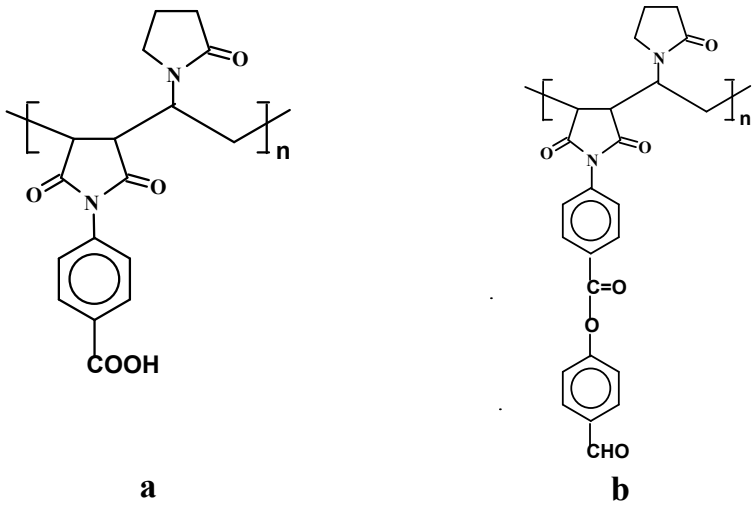


Fig. 1 Chemical structures of the copolymers: a) poly(N-(4-carboxyphenyl)maleimide-co-N-vinyl-2-pyrrolidone) (poly(MICOOH-co-NVP) and b) poly(N-(4-formylphenoxy-4'-carbonylphenyl)maleimide-co-N-vinyl-2-pyrrolidone) (poly(MICHO-co-NVP))

The copolymers compositions were estimated by ^{1}H-NMR analysis and were achieved by comparing the intensity of the aromatic protons signal from the functional maleimides (MICOOH and MICHO, respectively) and the intensity of NVP methine proton signal.

The reactivity ratios of the functional RMIs and NVP were determined according to the general copolymer composition equation by using the Fineman-Ross (F-R) [18], Kelen-Tüdos (K-T) [19], extended Kelen-Tüdos (ext K-T) [20], Joshi-Joshi (J-J) [21] and Mao-Huglin (M-H) [22] methods. The obtained reactivity ratios data are given in Table 2.

Table 2 Reactivity ratios calculated by different methods for copolymerization of some *N*-substituted maleimides (*monomer 1*) with NVP (*monomer 2*)

Monomer 1	Method	r_1	r_2
MICOOH	F-R	0.133	0.137
	K-T	0.156	0.168
	ext K-T	0.117	0.105
	J-J	0.172	0.158
	M-H	0.124	0.116
	Average:	**0.140**	**0.137**
MICHO	F-R	0.506	0.110
	K-T	0.515	0.105
	ext K-T	0.500	0.066
	J-J	0.500	0.083
	M-H	0.500	0.067
	Average:	**0.504**	**0.086**

The type of the obtained copolymer could be understood from the values of the monomers reactivity ratios. The calculated average reactivity ratios of NVP are 0.137 for the copolymerization with MICOOH and 0.086 for the copolymerization with MICHO. The corresponding values for MICOOH and MICHO are 0.140 and 0.504, respectively. It can be seen that the reactivity values are similarly for the MICOOH / NVP monomers pair while r_1 value is greater than r_2 for MICHO / NVP system. It can observe that the reactivities of the growing radicals (regardless of the ending) are higher towards the other monomer than itself. The $r_1 \cdot r_2$ values of the both copolymerizations are closer to zero, indicating a greater tendency to alternation (e.g. 0.019 for MICOOH / NVP and 0.043 for MICHO / NVP systems). However, this tendency is lower than that of the MICOOH / Styrene or MICHO / Styrene systems [15], [17].

The *Q, e* values of MICOOH and MICHO were calculated by employing the following equation [23], using the average reactivity ratios (Table 2).

$$e_1 = e_2 + (|\ln r_1 r_2|)^{1/2} \qquad Q_1 = (Q_2 / r_2)\exp[e_2(e_1 - e_2)]$$

The values of Q_2 = 0.14 and e_2 = -1.14 for NVP are from the literature [24]. The calculated Q_1 and e_1 parameters are found to be 0.106 and 0.848, respectively, for MICOOH and 0.216 and 0.632, respectively, for MICHO. The obtained positive *e* values indicate that maleimide monomers have an electron-poor double bond. Also, the obtained *Q*, *e* parameters for both maleimide monomers suggest that the electron-acceptor character of the substituent with carboxylic group is stronger than that having aldehyde pendant function.

It is also interesting to compare the sequence distribution in copolymers. From the average values of the reactivity ratios r_{RMI} and r_{NVP} given in Table 2 and using the statistical relations it was calculated the "run number" *R*. This parameter, defined by Harwood and Ritchey [25] as the average number of monomer sequence in a copolymer per 100 monomer units, provides a useful picture of the sequence distribution in a copolymer chain. *R* was determined with the following relations:

$$R_{random} = \frac{\%RMI_i \cdot \%NVP_i}{50}; \quad R_{experimental} = \frac{200}{2 + r_{RMI} \cdot \frac{\%RMI_i}{\%NVP_i} + r_{NVP} \cdot \frac{\%NVP_i}{\%RMI_i}}$$

where: *i* represents initial; R_{random} and $R_{experimental}$ are the run numbers for a random copolymer and for our samples with initial concentrations of monomers $\%RMI_i$ (mol% *N*-substituted maleimide) and $\%NVP_i$ (mol% *N*-vinyl-2-pyrrolidone); r_{RMI} and r_{NVP} are the reactivity ratios of *N*-substituted maleimide and *N*-vinyl-2-pyrrolidone, respectively. When $R_{experimental} > R_{random}$ the system of copolymerization tends to an alternant character. Fig. 2 shows the variation of $R_{experimental}$ and R_{random} with the molar fraction of RMI in feed. The $R_{experimental}$ values are higher than R_{random} for the both systems. The statistical distribution of the dyad monomer sequences RMI-RMI, NVP-NVP, RMI-NVP were calculated using the method proposed by Igarashi [26]. Fig. 3 shows the variation of the dyad monomer sequence fractions in copolymer

as a function as the *N*-substituted maleimide fraction in feed. The maximum value of RMI-NVP fraction in the copolymers corresponds to a mole fraction of RMI in feed of 0.4 for poly(MICHO-*co*-NVP) and 0.5 poly(MICOOH-*co*-NVP) respectively.

It is known that polymaleimides are polymers with a good thermal stability and high glass transition temperature (T_g) over 200ºc which usually are not obtained using conventional vinyl polymerization [27]. The thermal behavior of the obtained polymers was evaluated by thermogravimetric analysis (TGA) and the results are summarized in the Table 1. The initial decomposition temperatures (IDT) of copolymers are in the range 230-276ºC.

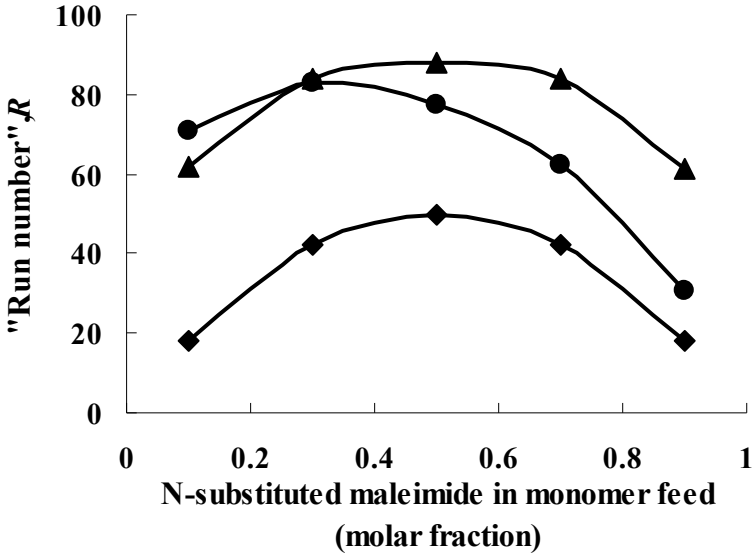


Fig. 2 Variation of the "run number" with the N-substituted maleimide in feed: (♦) variation of R_{random}; (▲) variation of $R_{experimental}$ for poly(MICOOH-co-NVP); (●) variation of $R_{experimental}$ for poly(MICHO-co-NVP)

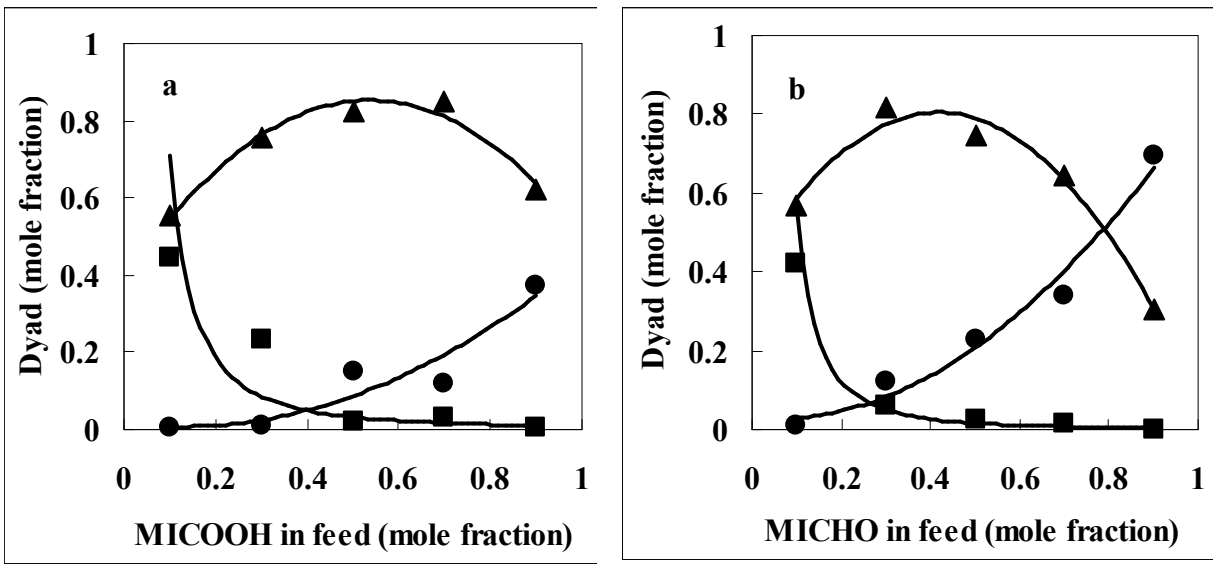


Fig. 3 Variation of the dyad monomer sequence fractions vs the N-substituted maleimide fraction for: a) poly(MICOOH-co-NVP) and b) poly(MICHO-co-NVP); (●) RMI-RMI dyad, (■) NVP-NVP dyad and (▲) RMI-NVP dyad.

The glass transition temperatures determined by differential scanning calorimetry was in the range 120-128ºC for poly(MICHO-*co*-NVP). No T_g was observed for poly(MICOOH-*co*-NVP) below to decomposition temperature. This may be the result from the bulkiness and the strong polarity of the carboxylic group located at the *para* position of the aromatic ring side group.
The variation of RMIs concentration in the monomer feed on the intrinsic viscosities of copolymers is shown in Fig. 4.

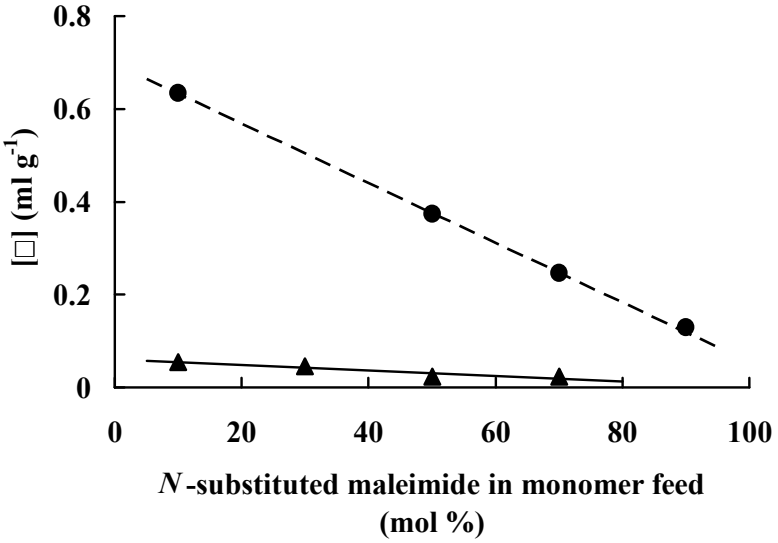


Fig. 4 Relation between N-substituted maleimide concentration in feed and the intrinsic viscosity of poly(MICOOH-co-NVP) (•) and poly(MICHO-co-NVP) (▲)

There are differences between the intrinsic viscosities of the prepared copolymers. A possible explanation for the higher intrinsic viscosities of poly(MICOOH-*co*-NVP) could be the intermolecular hydrogen bonds between the carbonyl group of NVP (proton accepting site) and carboxyl group of MICOOH (proton donor site). In addition, the formation of intermolecular hydrogen bonds increase the T_g values (i. e., copolymers with MICOOH). The intrinsic viscosities of the both copolymers decrease in the region with excess of maleimide derivatives in feed.

4. Conclusions

Two reactive maleimide monomers, characterized by the presence of a COOH or CHO functionality in the N-substituted group, N-(4-carboxy-phenyl)maleimide and N-(4-formylphenoxy-4'-carbonylphenyl)maleimide respectively, were copolymerized with N-vinyl-2-pyrrolidone (NVP) in solution by radical polymerization. The average reactivity ratios obtained by different methods were found to be r_1=0.140, r_2=0.137 for the MICOOH (1)/NVP (2) system and r_1=0.504, r_2=0.086 for the MICHO (1)/ NVP (2) system. The evaluated *Q, e* parameters for the both RMIs confirmed these structures as monomers with an electron–poor double bond. The radical copolymerizations of these functional RMIs with NVP present a marked tendency

toward alternation. The alternation tendency is higher for MICOOH / NVP system. These results were confirmed by the calculation of the monomer sequences distribution. The existence of planar maleimidic ring in the backbone chain, the polar structure of the *N*-phenyl ring substituents and the intermolecular hydrogen bonds have an important influence on the intrinsic viscosities and thermal stability of the synthesized copolymers.

REFERENCES

1. Şenel S., Rzaev Z.M.O., Pişkin E., Polym. Int., **52**, 713 (2003).
2. Jannasch P., J. Mater. Chem., **11**, 2303 (2001).
3. Wulff G., Krieger S., Macromol. Chem. Phys., **195**, 3665 (1994).
4. Lee Y.K., Kitamura S., Onimura K., Tsutsumi H., Oishi T., J. Polym. Sci., Part. A: Polym. Chem., **42**, 6157 (2004).
5. Amou S., Nishimura S., Takahashi A., Hagiwara T., Hamana H., Narita T., J. Polym. Sci., Part. A: Polym. Chem., **37**, 341 (1999).
6. Ahn K.D., Chung C.M., Jo H.S., Rhee J.M., Polym. Int., **47**, 407 (1998).
7. Chiang W.J., Lu J.Y., Macromol. Chem. Phys., **195**, 591 (1994).
8. Clark S.C., Hoyle C.E., Jonsson S., Morel F., Decker C., Polymer, **40**, 5063 (1999).
9. Soykan C., Erol I., J. Appl. Polym. Sci., **91**, 964 (2004).
10. Major J.S., Blanchard G.J., Chem. Mater., **14**, 2567 (2002).
11. Schmidt-Naake G., Drache M., Leonhardt K., Macromol. Chem. Phys., **199**, 353 (1998).
12. Barabas E.S., Encyclopedia of Polymer Science and Engineering. Ed. John Wiley, New York, 17, 204 (1986).
13. Ng L.T., Jonsson S., Swami S., Lindgren K., Polym. Int., **51**, 1398 (2002).
14. Mikroyannidis J.A., J. Polym. Sci., Part. A: Polym. Chem., **28**, 669 (1990).
15. Oishi T., Iwahara M., Fujimoto M., Polym. J., **23**, 1409 (1991).
16. Liu F.J., Munukutia S., Levon K., Tesoro G., J. Polym. Sci., Part. A: Polym. Chem. **30**, 157 (1992).
17. Hulubei C., Morariu S., High. Perform. Polym., **12**, 367 (2000).
18. Fineman M., Ross S.D., J. Polym. Sci., **5**, 259 (1950).
19. Kelen T., Tüdös T., J. Macromol. Sci.-Chem., **A9**, 1 (1975).
20. Kelen T., Tüdös T., Földes-Berezsnich T., Turcsányi B., J. Macromol. Sci.-Chem., **A10**, 1513 (1976).
21. Joshi R.M., Joshi S.G., J. Macromol. Sci.-Chem., **A5**, 1329 (1971).
22. Mao R., Huglin M.B., Polymer, **34**, 1709 (1993).
23. Alfrey T.J., Price C.C., J. Polym. Sci., **2**, 101 (1947).
24. Young L.J., J. Polym. Sci., **54**, 411 (1961).
25. Harwood H.J., Ritchey W.M., J. Polym. Sci., **B2**, 601 (1964).
26. Igarashi S., J. Polym. Sci., Polym. Lett. Ed., **1**, 359 (1963).
27. Turner S.R., Arcus R.A., Houle C.G., Schleigh W.R., Polym. Eng. Sci., **26**, 1096 (1986).

CAMELIA HULUBEI and SIMONA MORARIU
"*Petru Poni" Institute of Macromolecular Chemistry, Jassy*

RELAȚIA STRUCTURĂ-PROPRIETĂȚI TERMICE ŞI VÂSCOZIMETRICE PENTRU POLY(MALEIMIDĂ *N*-SUBSTITUITĂ-*co*-*N*-VINILPIROLIDONĂ)

Rezumat: S-au sintetizat doi monomeri maleimidici, *N*-(4-carboxifenil)maleimida şi *N*-(4-formilfenoxi-4'-carbonilfenil)maleimida, care au fost copolimerizați cu *N*-vinil-2-pirolidona la 90°C, în dimetilsulfoxid, utilizându-se drept inițiator 2,2'-azobisizobutironitrilul. Rapoartele de reactivitate au fost calculate prin diferite metode. De asemenea, s-a determinat microstructura şi proprietățile termice şi vâscozimetrice ale copolimerilor sintetizați.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.018

STUDIES AND RESERCH AS REGARDS SPECTRAL REFERENCE MATERIALS FOR NI-CR ALLOYS

BY

VRAPCEA MARINELA , STOIAN PETRE and PREDA NICULINA

Abstract: *Nickel-chrome alloys are used for a wide variety of application , the majority of which involve corrosion resistance and heat resistance. One of these include medical applications(implantable metallic materials and dental restoration materials).This present paper shows the achivement and analysis of spectral referance materials for Ni-Cr alloys, which can satisfy the last generation spectrometers (optical and x-ray fluorescence) from Romania.For first the research presumed a very attentive theoretical study about Ni-Cr alloys and researches for providing the optimal cast shape of spectral reference material, chemical and structural homogeneous for each reference material.The spectral and microstructure investigations was done on the spectral reference materials, series 13 M.B.S. 81-88MBH -Great Britain .The structural homogeneous for each reference material was obtained on three successive layers from centre to edge . The results obtained will be very important in practical activity for research and achivement of spectral reference materials for Ni-Cr alloys used as stainless materials and biomaterials (metallic materials for dental application and metallic implants) .*
Keywords: NI-Cr alloys, stainless materials, dental applications, metallic implants

Introduction

Nichel-chrome alloys are well known as high temperature and corrosion resistant materials. Thus, they are used for a wide variety of applications: aircraft gas turbines, steam turbines power plants , medical applications, nuclear power systems, chemical and petrochemical industries.

The existing last generation spectrometers in Romania (optical emission spectrometers and X-fluorescence) is good justification for spectral reference materials for Ni-Cr alloys as achivement study. In this sense UPB-University Politechnica Bucharest in co-operation with ICEM -Mettalurgical Research Institute-Bucharest realized spectral reference materials from Ni-Cr alloys. However, UPB-University Politechnica Bucharest have in Laboratory of ecological and mettalurgical analysis a Foundry-Master (AES-SDAR Atom Emission Spectrometer-Spark Discharge in Argon), with a analitical program for Ni-Cr alloys which can make the determination on the nichel alloys.

Theoretical and experimental investigation

One of these applications is medical applications (implantable metallic materials and dental restauration material).

Removable partial dentures of cobalt-chromium alloys have been in clinical since 1929. Traditionally , cast metal prosthetic devices were made of gold alloys due to their ductibility, low corrosion and durability in the oral environment. The non-gold

alloys used were base metal alloys that contained cobalt, chromium and nickel. These alloys are still being used in the construction of removable partial dentures as an alternative to gold alloys for economical reasons and because of their low density compared to traditional gold alloys.Table 1 shows the elements and their weight percentage for nickel-chromium containing base metal alloys.

Tabel 1. Examples of elemental composition (weight percent) of Ni-Cr base metal alloys[1]

Element	Cr	Co	Ni	Fe	Mo	W	Mn	Si	C	Be	Al
Wt%	17	-	67	-	5	-	5	0.5	trace	-	-

Table 2 shows the elemental composition of several base metal nickel-chromium alloys for small dental castings:

Table 2. Elemental composition (%) of some examples of base nickel-chromium alloys for small dental castings [2,3]

Element	Alloys									
	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J
Nickel	80.75	79.67	78.51	68.96	80.86	68.75	63.36	67.21	71.20	77.36
Chromium	12.58	13.24	19.47	16.54	11.93	19.57	20.95	12.88	15.89	12.27
Iron	0.34	0.11	0.43	0.37	0.20	0.38	1.73	2.40	0.10	0.14
Aluminum	3.42	3.87	0.21	4.15	2.95	-	0.16	-	3.31	2.76
Molybdenum	1.53	1.52	-	5.10	1.87	4.22	8.40	6.80	4.50	4.84
Silicon	0.29	0.30	1.10	0.83	0.18	2.72	<1	<1	<1	<1
Beryllium	0.57	0.65	-	-	1.55	-	-	-	0.57	1.67
Copper	0.15	-	-	-	0.13	1.54	-	-	-	-
Manganese	0.13	0.12	-	3.05	0.1	1.24	<1	<1	4.28	-
Cobalt	-	-	-	0.42	-	-	-	<1	-	<1
Tin	-	-	-	-	-	1.25	-	-	-	-
Others							Nb 4.1 Ti<1	Ga7.0		Ti<1

Nickel-chrome alloys can be regarded as a low-cost alternative to precious-metal alloys in the field of crown and bridge tehnology .Nickel-chrome alloys are used for a variety of dental application including removable partial denture frame works, components of appliances in orthodontics and pediatric dentistry and crowns and fixed bridges.

Table 3. Chemical composition (wt%) of the NiCr alloys for dental restauration [5]

Elem.	Ni	Co	Fe	Cr	Mo	Nb	Ti	W	Be	Ga	Si	C
C(%)	58-82	0-2	0-9	12-26	0.5-16	0-7	0-3	0-4	0-1.5	0-7.5	0-3	≤0.5

Altele: Al, Ce, B, Mn, Sn, Ta, V, Cu, Y, La.

Results

Practical of the spectral reference materials for Ni-Cr alloys must be done using different casting forms made by film sand, and an furnace CIA and CIV was used.

For this step must be make investigations spectral and microstructure investigations regards as structural homogeneous for spectral reference material series: 13 M B.S. 81-88-MBH -Great Britain.

The spectral analysis was done with an optical emission spectrometer (Foundry - Master and 3460-ARL). The investigation was obtained on three successive layers from centre to edge (spiral form).

Table 4 shows chemical composition of the spectral reference material from centre to edge of the 13 M B.S. 86 MBH-Great Britain sample:

Table 4. Chemical composition (wt%) of the spectral reference material from centre to edge of the 13 M B.S. 86 MBH-Great Britain sample.

	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	V	Mo	W	Co	Ti	Nb	Cu
(centre) Standard sample 13M B.S 86 (edge)	0.061	1.38	0.0012	0.021	1.45	35.23	18.43	0.072	0.153	0.052	0.112	0.0092	0.008	0.222
	0.060	1.37	0.0011	0.022	1.46	35.28	18.42	0.071	0.151	0.053	0.113	0.0093	0.009	0.223
	0.062	1.38	0.0011	0.021	1.46	35.34	18.45	0.072	0.151	0.051	0.111	0.0091	0.009	0.221
	0.061	1.37	0.0012	0.022	1.45	35.29	18.41	0.073	0.152	0.051	0.112	0.0092	0.008	0.223
	0.061	1.39	0.0011	0.021	1.46	35.32	18.44	0.072	0.151	0.053	0.112	0.0092	0.008	0.222
Average	0.061	1.38	0.0011	0.021	1.455	35.28	18.42	0.072	0.152	0.052	0.112	0.0092	0.0085	0.222
Wt%	0.06	1.37	0.001	0.021	1.45	35.3	18.43	0.07	0.15	0.05	0.11	0.009	0.008	0.22
Erorrs device	±0.0005	±0.006	±0.0003	±0.0003	±0.006	±0.10	±0.06	±0.001	±0.002	±0.001	±0.002	±0.0003	±0.001	±0.002

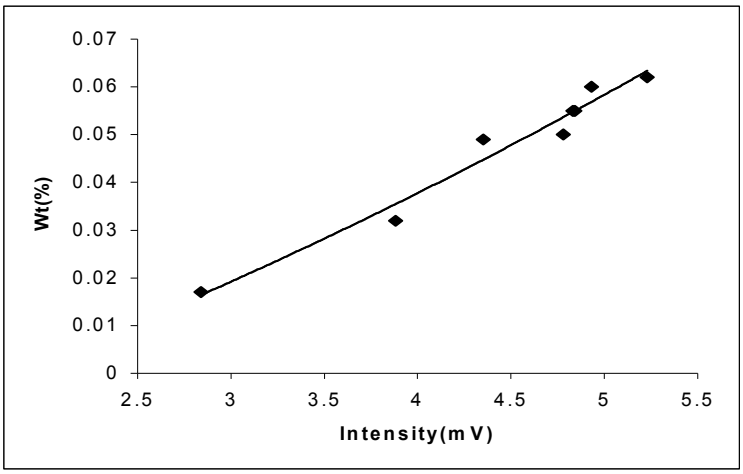
These results show us a high degree of chemical homogeneous for alloying elements and rezidual elements.

The diagrams I = f (C)(intensity as a function of concentration) , for each element , was done for cantitative spectral analysis on series: 13 M B.S. 81-88 MBH-Greit Britain. Table 5 shows the wt% and intensitives for spectral lines on spectral reference material 13 M B.S. -87 MBH-Great Britain .

Table 5. Weight percent and intensities for 13 M B.S. -87 MBH-Great Britain. spectral reference material .

13M B.S 87	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	V	Mo	W	Co	Ti	Nb	Al	Cu
Wt%	0.055	0.67	0.025	0.024	1.64	10.12	17.30	0.13	0.29	0.05	0.17	0.004	0.57	0.004	0.28
I(mV)	4.84	32.04	4.56	6.92	172.2	14.88	222.1	22.05	14.3	2.0	31.51	2.35	9.43	3.6	166.3

The spectral standard samples achivement give us the posibility to drawing the diagrams for each element. The figure 1 shows that diagram.



Caption:
13 M B.S. 81-MBH (3.88, 0.032)
13 M B.S. 82-MBH (4.93, 0.06)
13 M B.S. 83-MBH (4.83, 0.055)
13 M B.S. 84-MBH (2.84, 0.017)
13 M B.S. 85-MBH (4.35, 0.049)
13 M B.S. 86-MBH (5.23, 0.062)
13 M B.S. 87-MBH (4.84, 0.055)
13 M B.S. 88-MBH (4.78, 0.05)

Fig. 1. Carbon concentration values in spectral reference material series 13M B.S. 81-88 MBH -Great Britain

The microstrucure investigations of the spectral reference material series13 M B.S. 84 and 87 MBH -Great Britain (fig. 2, 3) shown us the this series are obtined from forged bars with homogenity treataments.

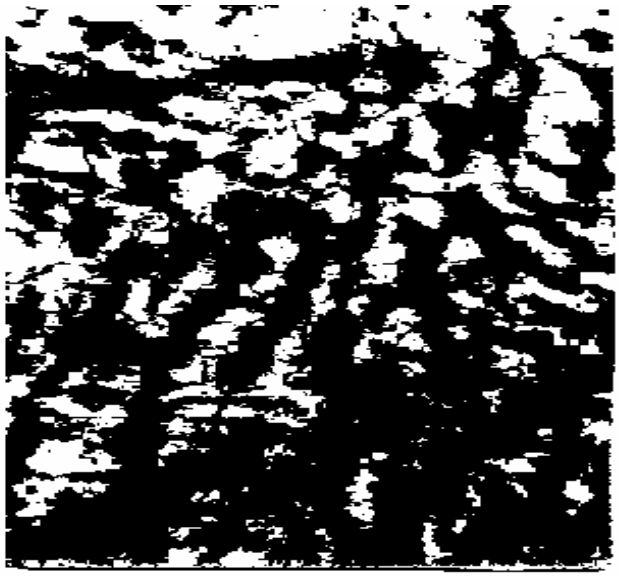


Fig. 2. Optical microstructure investigations on the 13M B.S. 84 MBH -Great Britain spectral reference material.(x200)

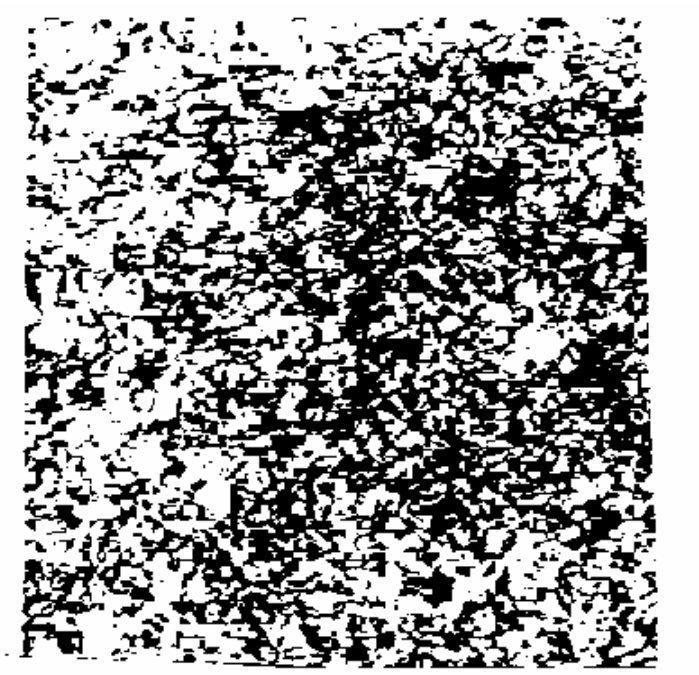


Fig. 3. Optical microstructure investigations on the 13M B.S. 87 MBH -Great Britain spectral reference material .(x200)

Conclusions

The chemical homogenity of samples was confirmed by the optical emission spectrometry results and the analysis from centre to edge.

The concentration values different repartition of the alloying elements demand specifys diagrams for each element. The study of these shows the influence of the other alloying element on spectral reference material series 81-88 MBH - Great-Britain.

The results obtained will be very important in practical activity in our country for a reserch and achivement of spectral reference materials for Ni-Cr alloys used as stainless materials and biomaterials (metallic material for dental application and metallic implants).

References

1.Morris HF, Asgar K, Rowe AP, Nasjleti CE (1979). The influence of heat treatments on several types of base-metal removable partial denture alloys. J Prosthet Dent. 41(4):388-95.

2.Moffa J (1977). Physical and mechanical properties of gold and base metal alloys. In: Alternatives to gold alloys in dentistry. DHEW publication No. (NIH) 77-1227

3. Bumgardner JD, Lucas LC (1993). Surface analysis of nickel-chromium dental alloys. Dent Mater. 9(4):252-9.

4. M. Ienciu, P . Moldovan. Elaborarea si turnarea aliajelor neferoase speciale -Ed.Didactica si Pedagogica, Bucuresti ,1985, p.45-78.

5. J.Helsen, J.Breme. Metals as Biomaterials, 1998, p 62-63.

VRAPCEA MARINELA UNIVERSITY POLITEHNICA FROM BUCHAREST
STOIAN PETRE METALLURGICAL RESEARCH INSTITUTE FROM BUCHAREST
PREDA NICULINA

STUDII SI CERCETARI PRIVIND MATERIALELE DE REFERINTA
SPECTRALE PENTRU ALIAJE NI-CR

REZUMAT: Aliajele Ni-Cr au o varietate de aplicatii datorita proprietatilor deosebite pe care le poseda: caracteristici mecanice foarte bune atat la temperaturi ridicate cat si la temperaturi scazute, refractaritate si rezistanta la coroziune , rezistenta la uzura si proprietati antifrictiune corespunzatoare, mare rezistenta electrica, etc. Un domeniu important in care sunt folosite aliajele Ni-Cr este medicina, pentru implanturi metalic si aliaje dentare. Lucrarea are ca obiectiv principal studiul realizarii si analizei in tara a unor materiale de referinta spectrale utilizate la caracterizarea spectrometrica a aliajelor Ni-Cr cu utilizare ca materiale biocompatibile (implanturi metalice, aliaje dentare).Aceasta presupune intr-o prima faza cercetarea analitica si metalografica a unor materiale de referinta spectrale pentru aliaje Ni-Cr produse de firme cu renume international. Astfel, s-au realizat investigatii spectale privind gradul de omogenitate si investigatii metalografice pe etaloanele spectale seria 13 M B.S.81-88 MBH -Marea Britanie. Rezultatele obtinute in prima faza vor constitui repere in activitatea de cercetare si realizare practica a seturilor de etaloane pentru aliaje Ni-Cr folosite ca materiale biocompatibile pentru implanturi metalice si aliaje dentare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.14.018

THE INTERELEMENT EFFECT STUDY IN SPECTRAL ANALYSIS ON THE SPECTRAL REFERENCE MATERIALS FOR CR-NI STAINLESS STEELS

BY

MARINELA VRAPCEA and PETRE STOIAN

Abstract
The materials with ecological impact are new type of materials , which are developed due to progress in many disciplines: materials science, biotehnology, surgery, dental technique, and medicine. This paper presents interelement effect study in spectral analysis on the spectral reference materials for Cr-Ni stainless steels. In the same time, the paper shows the achivement and study on the binary standard samples FeXi(Xi=Cr, Mn, Si, C, Mo, Cu, V, Ti, Al, Co, Mg,etc.).The binary standard samples gave us the posibility to drawing the calibration diagrams for each alloying elements. The ability to use more than one wavelength for each element adds confidence to the analytical results and provides the flexibility to detect interferences and interelement effect in samples. The diagrams for representative spectral samples (UPB-ICEM) for Cr-Ni stainless steels and spectral reference materials from Great Britain, comparative with binary standard samples, give us the posibility to detect interelement effect. The microstructure investigations on the binary standard samples FeXi, shows the different structures and the analysis errors. The achivement possibility in our country of the spectral reference materials for Cr-Ni stainelss steels is very important,especially for the steels analysis as biomaterials.
Keywords: Cr-Ni stainelss steels, biomaterials, dental technique

Introduction

Stainless steels are high-alloy steels that have superior corrosion resistance than other steels because they contain large amounts of chromium. Stainless steels can contain anywhere from 4-30 percent chromium, however most contain around 10 percent. Chromium-nickel steels are the most general widely used steels and are also known as 18-8(Cr-Ni) steels.

The last generation spectrometers from Romania (e.g . Foundry -Master spectrometer -UPB -University Politehnica from Bucharest which can analyse in maximum ten seconds the alloying elements in steels) , is a good justification for a achivement study for spectral reference materials.

The achivement possibility in Romania of the spectral reference materials for Cr-Ni stainelss steels is very important for steels analysis as biomaterials (metallic implants).

Theoretical and experimental investigation

Simple austenitic steels usually contain between 18 and 30% Cr, 8 to 20% Ni, and between 0.03 and 0.1% carbon. The presence of chromium greatly improves the corrosion resistance of the steel by forming a very thin stable oxide film on the surface, so that chromium-nickel stainless steels are now the most widely used

materials in a wide range of corrosive environments both at room and elevated temperatures. The chromium nickel ratio can be modified to improve formability; carbon content can be reduced to improve intergranular corrosion resistance. Molybdenum can be added to improve corrosion resistance; additionally the Cr-Ni content can be increased.

Chromium -nickel stainelss steels are used as implantable materials, which involve the human body coming into contact with metallic materials and in which nickel is undesirable.

The chemical composition of austenitic stainless steels are given in table 1.

Table 1. Chemical composition (wt%) of austenitic stainless steels [9]

Alloy	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Mo
X12CrNi177	≤0.15	16.0-18.0	6.0-8.0	≤1.0	≤2.0	≤0.045	≤0.03	-
X5CrNi1810	≤0.08	18.0-20.0	8.0-10.5	≤1.0	≤2.0	≤0.045	≤0.03	-
X25CrNi2522	≤0.25	24.0-26.0	19.0-22.0	≤1.5	≤2.0	≤0.045	≤0.03	-
X2CrNiMo17133	≤0.03	16.0-18.0	10.0-14.0	≤1.0	≤2.0	≤0.045	≤0.03	2.0-3.0
X5CrNiMo18164	≤0.08	18.0-20.0	11.0-15.0	≤1.0	≤2.0	≤0.045	≤0.03	3.0-4.0
X2CrNiMo18164	≤0.03	18.0-20.0	11.0-15.0	≤1.0	≤2.0	≤0.045	≤0.03	3.0-4.0

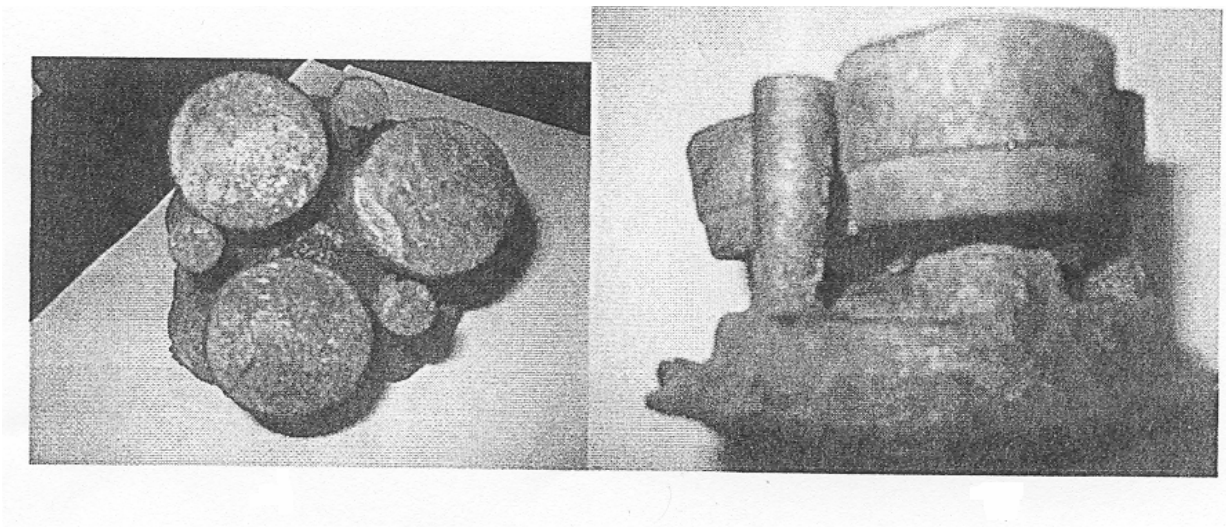
The binary standard samples give us the posibility to drawing the calibration diagrams for each alloying elements. The ability to use more than one wavelength for each element adds confidence to the analytical results and provides the flexibility to detect interferences and interelement effect in samples.

Table 2. Chemical composition (wt%) of binary spectral standard samples (FeXi).

No.	FeC	FeMn	FeSi	FeS	FeP	FeCr	FeNi	FeMo	FeV	FeW
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	W
1	0.03	0.05	0.08	0.015	0.016	0.05	0.12	0.04	0.01	0.01
2	0.21	0.52	0.23	0.085	0.034	0.84	0.64	0.17	0.36	0.21
3	0.52	1.35	0.51	0.12	0.089	0.96	1.14	0.23	0.79	0.52
4	1.42	3.55	0.99	0.14	0.16	3.45	3.44	0.51	1.42	1.03
5	2.21	6.85	2.51	0.42	0.32	9.65	7.23	1.06	3.27	2.45
6	2.65	10.23	3.22	0.76	0.72	14.12	14.33	1.28	4.75	7.23
7	3.12	12.16	4.43	1.04	0.98	19.98	23.12	2.94	7.21	9.11
8	3.36	14.35	5.34			25.52	34.55	3.81	10.21	12.14
9	3.55	20.52				30.69	39.76	6.06		13.29
10	3.87					40.33		6.75		17.62
11								10.23		18.65
12										21.55

The charges elaboration was carried by using as alloying elements, pure metals such as Mn mettalic, Si mettalic,etc. , and iron alloys such as FeS 32% si FeP 24%.For this step was used an furnace CIA 5kg .

The sample was obtained by using different casting forms made by film sand . The sample shapes for binary and representative standars samples can be seen in figures1 and 2.



F**ig. 1**. Sample shapes for binary spectral standard samples.

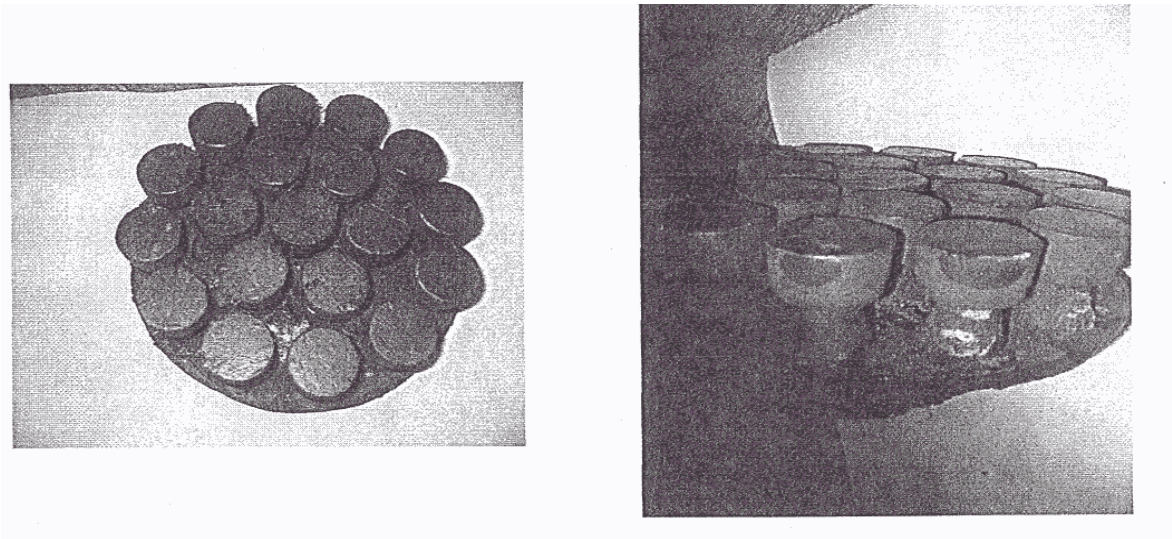


Fig. 2. Sample shapes for representative spectral standard samples.

Chemical composition of representative spectral standard samples for stainless steels was obtained by using chemical methods (clasical and instumental methods). Thus, the chemical composition of IA1-IA9 (UPB-ICEM) stainless steels was determined as follows:

Table 3. Chemical composition of the representative spectral standard samples for IA1-IA9(UPB-ICEM) stainless steels :

Standard samples		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Nb	Co	Ti	Al
IA1	Wt%	0.10	0.38	0.88	0.034	0.034	6.62	30.08	1.34	0.22	0.24	0.01	0.24	003	0.024
IA2	Wt%	0.19	1.23	0.56	0.022	0.008	29.94	5.12	0.14	0.12	0.12	0.44	0.064	0.08	0.036
IA3	Wt%	0.22	0.78	0.74	0.028	0.038	14.44	15.28	0.52	0.044	0.18	0.12	0.12	0.12	0.12
IA4	Wt%	0.042	0.67	2.28	0.014	0.015	16.08	7.26	0.84	0.028	0.14	0.84	0.086	0.16	0.18
IA5	Wt%	0.34	0.86	4.04	0.024	0.042	22.18	8.98	0.42	0.32	0.28	0.25	0.044	0.22	0.24
IA6	Wt%	0.11	0.97	2.11	0.054	0.048	17.54	13.74	3.84	0.11	0.05	0.08	0.18	0.26	0.04
IA7	Wt%	0.13	1.64	1.63	0.011	0.012	9.12	22.24	0.11	0.16	0.46	0.18	0.03	0.31	0.08
IA8	Wt%	0.055	0.68	1.85	0.018	0.056	18.42	10.15	0.34	0.04	0.09	1.54	0.01	0.01	0.16
IA9	Wt%	0.075	1.17	1.26	0.038	0.018	20.43	11.98	2.44	0.18	0.11	0.04	0.36	0.64	0.05

Spectral investigations regarding the structural homogeneous representative spectral standard samples for stainless steels was done with an optical emission spectrometer (Foundry -Master- University Politehnica Bucharest).

The interelement effect study was done with binary spectral standard samples and spectral standard samples stainless steels from import . The spectral analysis is shown by the calibration diagram (intensity as a function of concentration I= f(c)).

Interelement effects cause intensity changes in the analytical spectral and/or reference line by the presence of one or more other elements in the base. They may have various causes:

- change in inclusion form of the element to be analysed;
- change in solidification form;
- changing discharge due to new non-oxidic cathode points of attack formed from simple components and discharge atmosphere;
- change in vaporisation enthalpy and thermal conductivity;
- change in spectral background due to alloying components.

Results

The diagrams for representative spectral samples (UPB-ICEM) for Cr-Ni stainless steels and spectral reference materials from Great Britain, comparative with binary standard samples, give us the posibility to detect interelement effect(fig. 3, 4).

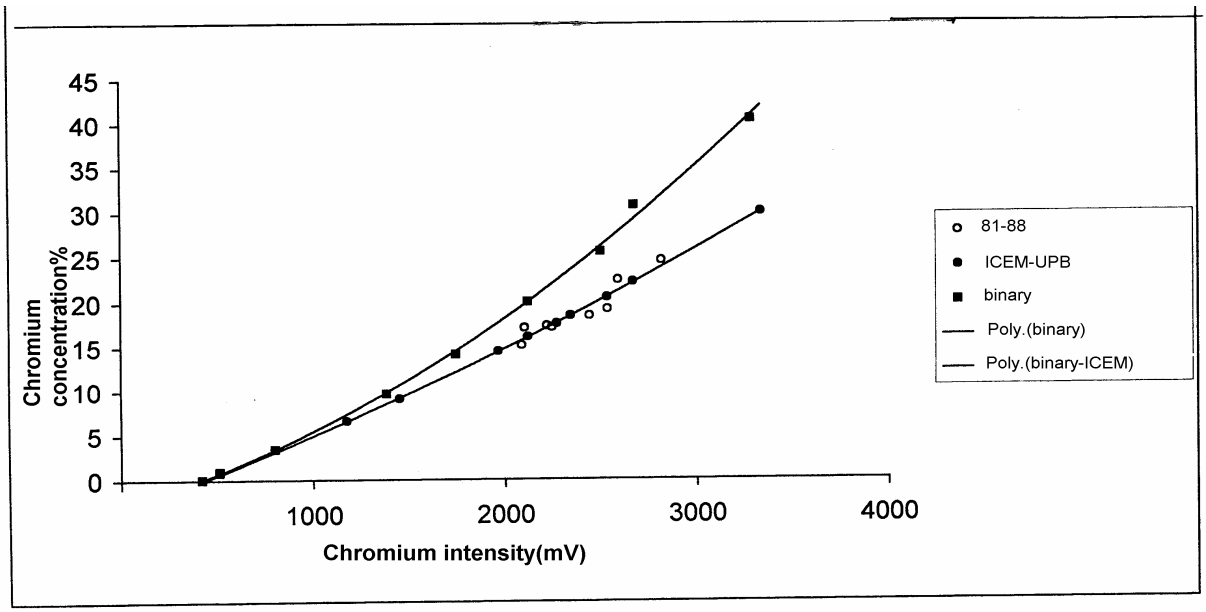


Fig. 3. Comparison of Cr concentration values on the representative spectral samples for stainless steels (UPB-ICEM) ,from import standard samples (series 81-88 MBH-Great Britain) , and Fe-Cr binary spectral standard samples.

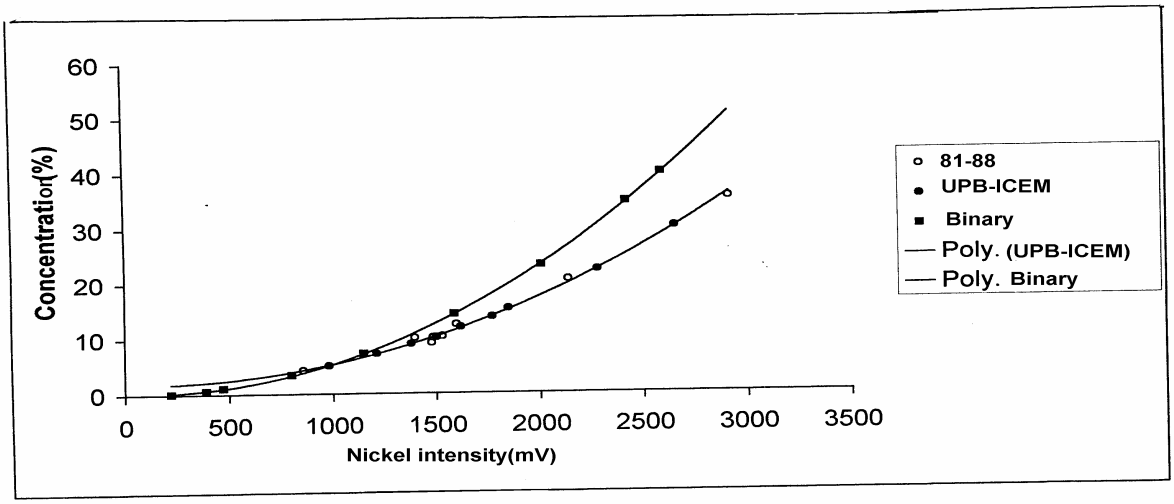


Fig. 4. Comparison of Ni concentration values on the representative spectral samples for stainless steels (UPB-ICEM) ,from import standard samples (series 81-88 MBH-Great Britain) , and Fe-Cr binary spectral standard samples.

These analysis show the other alloying element influence. Chemical composition provides modified values for spectral lines intensity of analysed elements. Thus, is

indicate which the spectral standard samples will be most near to representaitve samples.

The microstrucure investigations of three binary samples with different concentrations can be seen in fig. 5 and 6. These investigations with other physical-chemical phenomenous (plasma spectral source), are responsible of the being of analysis errors.

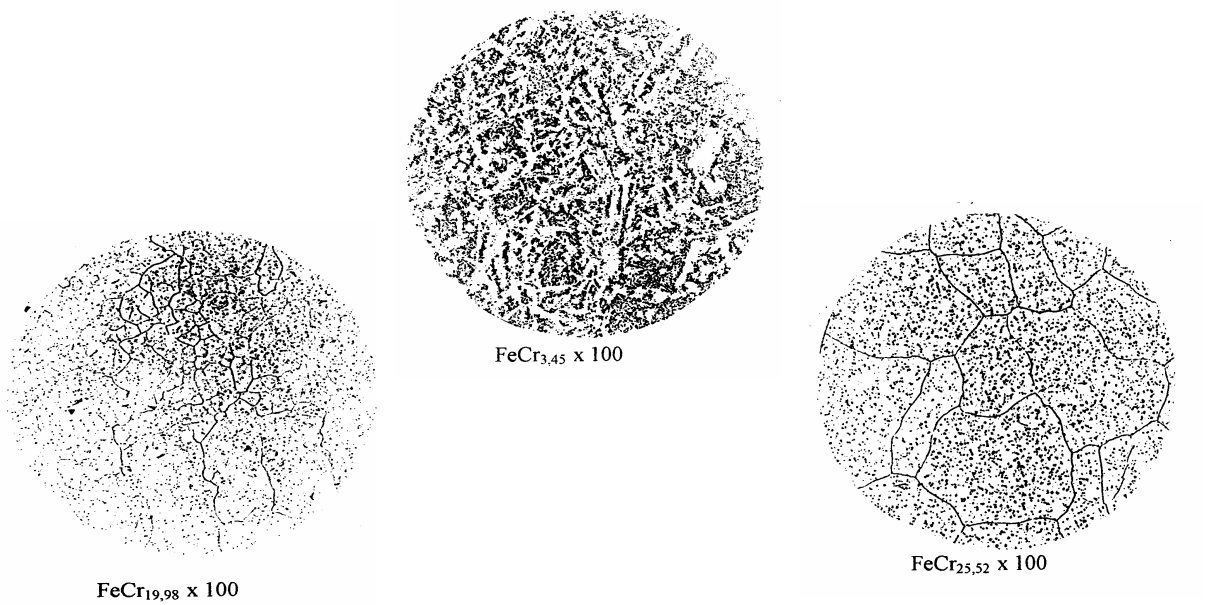
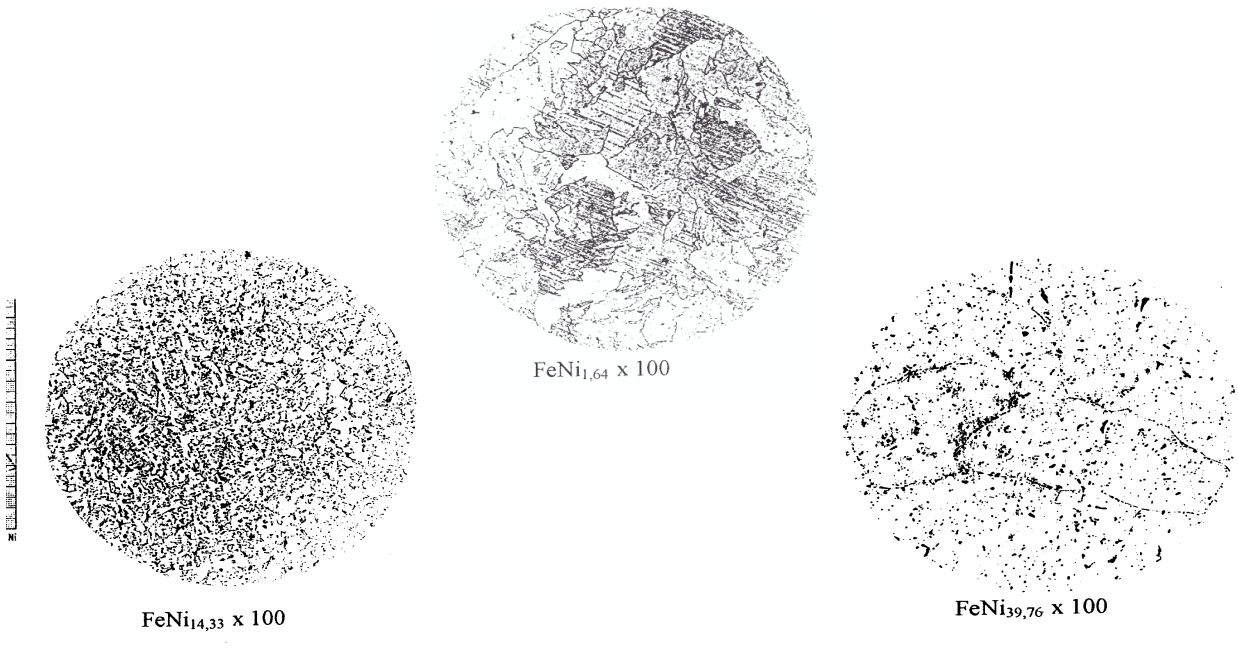


Fig. 5. Microstructure investigations on the FeCr binary spectral standard samples (UPB-ICEM) for different Cr concentrations values.



.

Fig. 6. Microstructure investigations on the FeNi binary spectral standard samples(UPB-ICEM) for different Ni concentrations values.

Conclusions

The results obtained are very important for steels analysis as bimaterials.

The research and studies was done in UPB-University Politenica Bucharest in co-operation with ICEM-Metallurgical Research Institute from Bucharest give us the achivement conditions of binary standard samples FeXi and representative standard samples (UPB-ICEM) for Cr-Ni stainless steels.

The calibration diagrams for representative spectral samples and spectral referance materials from Great Britain , comparative with binary standard samples , shown the possibility to detect interelement effect . The study of these diagrams done the influence of the interelement effect by the intensity changes in the analytical spectral.

References

1. H.M.Mark - Principles and practice of Spectroscopy Calibration, Ed. John Wiley (1991)
2. K. Slickers - Automatic Emission Spectroscopy, Ed. Bruhlshe (1993)
3. J. W Robinson - Handbook of Spectroscopy , vol I-III, CRC Press , Ohio (1974)
4. Athanasie Trutia - Spectrometrie optica aplicata, Ed. Univ. Buc. (1990)
5. Kubashewski O. - Binary Phase Diagrams, Springer Verlag, 1982, Berlin.
6. Cuida Oleg - Influenta elementelor reziduale si de microaliere asupra plasticitatii otelurilor -Ed. Image 2000 , Bucuresti.
7. Annual Book of ASTM Standards, part 46, 1992.
8. Bundy K.J., Luedemann R. - Factors which influence the accuracy of corrosion rate determination of implant materials- Ann. Biomed. Eng. 17, 1989, p 159-175.
9. J.Helsen, J.Breme. Metals as Biomaterials, 1998, p 40.

Marinela Vrapcea UNIVERSITY POLITEHNICA FROM BUCHAREST
Petre Stoian METALLURGICAL RESEARCH INSTITUTE FROM BUCHAREST

STUDIUL EFECTULUI INTERELEMENT IN ANALIZA SPECTRALA PE MATERIALE DE REFERINTA SPECTRALE PENTRU OTELURI INOXIDABILE CR-NI

REZUMAT
Aceasta lucrare are ca obiectiv studiul efectului interelement pe materiale de referinta spectrale pentru oteluri inoxidabile Cr-Ni cu spectru larg de utilizare atat ca materiale inoxidabile , dar si ca materiale biocompatibile care sa satisfaca cerintele spectrometrelor (de emisie optica si fluorescenta de raze X) din tara.Astfel , prezenta lucrare prezinta studiul si realizarea unor aliaje binare FeXi(Xi= C, Mn, Si, Ni, Mo, etc.) si reprezentative pentru oteluri inoxidabile Cr-Ni. Utilizarea etaloanelor binare FeXi , a dus la punerea in evidenta a efectului interelement asupra elementului considerat in analiza spectrala, prin reprezentarea grafica, in aceleasi coordonate, a dependentei I=f(C), pentru etaloanele binare raportate la cele reprezentative si a celor din import, pentru otelurile inoxidabile Cr-Ni. Din studierea graficelor se observa ca datorita prezentei in matricea aliajului , in afara elementului considerat in analiza si a celorlalte elemente de aliere sau reziduale , valoarea intensitatii liniei spectrale a elementului analizat este modificata in directia cresterii acesteia. De aceea este indicat sa se realizeze etaloane a caror compozitie chimica sa fie cat mai apropiata de a probelor curente.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2; 669.3

THE INFLUENCE OF MODIFICATION ON THE PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES OF SOME TIN BRONZES

Mircea Beloiu*, Ioan Alexandru, Romeo Chelariu**, Costel Roman**, Ioan Carcea****

Abstract. This paper show the experimental results about the influence of modification on the some physico-mechanical properties of some tin bronzes. The processing in liquid state by microalloying determines structural and mechanical properties changes of the investigated tin bronzes.

Keywords. *tin bronze, modification, properties*

1. INTRODUCTION

The primary solidification structure obtained for the majority of as-cast non-ferrous metallic materials is characterized by coarse grains. The phase transitions and structural changes made by the subsequent metallurgical processing, such as plastic deformation or heat treatment are strongly influenced by the characteristics of primary structure /1/.

The grains of metallic materials grow during the solidification beginning from the initial nuclei. If the nuclei number increase then the grains number increase and the grain size decrease. The refinement of coarse grains can be made by treatment of melts before casting or during solidification process. The treatment in liquid state is performed using additions which limit the growth of grains. These additions are either alloying elements or alloys for which take place a constitutional undercooling during solidification. The growth of constitutional undercooling zone before front solidification is shown in Figure 1 /2/.

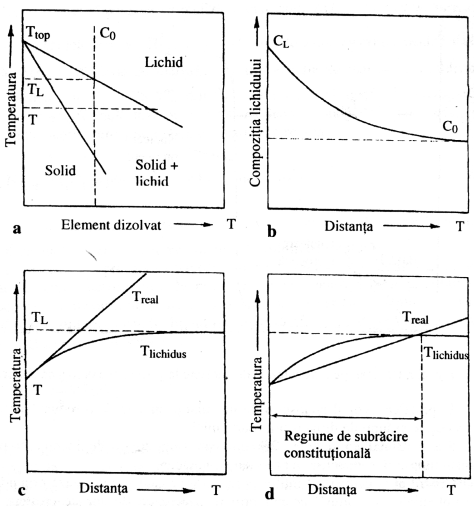


Figure 1. The constitutional undercooling during solidification of a alloy: a-phase diagram; b-enrich film with solvate before solidification interface; c-solid interface; d - non-steady interface.

The undercooling zone from Figure 1,d can be removed if the temperature slope is equal or great than the liquidus curve slope. This is described by the equation:

$$\frac{G}{R} \geq \frac{mC_0(1-k_0)}{Dk_0} \tag{1}$$

in which: G - temperature gradient, K/mm;
R – growth rate, mm/s;
m- liquidus curve slope, K/wt.%;
D- diffusivity, mm^2/s;
C_0 – solvate concentration, wt.%;
K_0 – equilibrium partition coefficient.

2. MATERIALS AND METHODS

The chemical compositions of investigated tin bronzes are shown in Table 1.

Table 1

The chemical compositions and treatment types of the alloys

Chemical composition, [%]						Modification	Code
Sn	Zn	Ni	Mn	Al	Cu		
10,80	3,12	1,43	0,04	0,90	rest	-	CuSn9Zn5//00
8,14	3,00	1,35	0,01	0,70	rest	0,02 % B	CuSn9Zn5//01
8,10	2,07	1,42	0,01	0,70	rest	0,04 % B	CuSn9Zn5//02
7,95	3,25	1,36	0,01	0,70	rest	0,06 % B	CuSn9Zn5//03
7,75	3,00	1,25	0,01	0,50	rest	0,03 % B+ 0,05 % Zr	CuSn9Zn5//04
8,51	3,36	1,11	0,05	0,2	rest	0,03 % B+ 0,1 % Zr	CuSn9Zn5//05
8,80	3,35	1,13	0,01	0,40	rest	0,03 % B+ 0,15 % Zr	CuSn9Zn5//06
8,16	3,52	1,14	0,02	0,20	rest	0,02 % B+ 0,10 % Zr+ 0,20 % Ti	CuSn9Zn5//07
8,68	3,69	1,19	0,00	0,17	rest	0,02 % B+ 0,10 % Zr+ 0,60 % Ti	CuSn9Zn5//08
9,36	3,69	1,34	0,00	0,07	rest	0,02 % B+ 0,10 % Zr+ 0,80 % Ti	CuSn9Zn5//09
10,09	0,005	1,13	0,0008	0,05	rest	-	CuSn10//10
10,90	0,026	1,20	0,0010	0,05	rest	0,02 % B	CuSn10//11
11,00	0,021	1,09	0,0020	0,05	rest	0,06 % B	CuSn10//12
12,10	0,018	1,26	0,0009	0,05	rest	-	CuSn12//20

The elaboration of these alloys was performed using a induction furnace with a 35 kg capacity of graphite crucible and a 8 kHz frequency.

The treatment in liquid state by micro-alloying with Cu-B, Cu-Ti, and Cu-Zr master alloys was performed in casting ladle preheated at 780÷800 ^{0}C.

Some samples were subjected to a homogenization heat treatment in order to makes evident the influence of the processing in liquid state on the homogenized tin

bronzes (TT). The technological parameters of homogenization annealing are shown in Table 2. From cast and heat treated semi-finished products were made samples for optical microscopy and micro-hardness measurements.

Table 2

Technological parameters of homogenization annealing

Technological parameters		As-cast sample code	Heat treated sample code
T_{ment}, [^{0}C]	d_{ment}, [h]		
650	2,5	00	10
		01	11
		03	13
		04	14
		06	16

The chemical compositions of tin bronzes were determined by chemical methods, in accordance with current standards. To perform the chemical analysis the small quantities of metallic materials were cut from semi-finished products.

The samples prepared for hardness test were used for both hardness and electric conductivity measurements.

Electrical conductivity was measured in % IACS, using Magna Flux method and a FM Conductivity Meter. The electric resistivity was calculated using the equation:

$$\rho = \frac{172,41}{\%IACS}, (\mu\Omega\cdot cm) \tag{2}$$

The Brinell hardness was measured on the plane-parallel surfaces with small rugosity, in accordance with SR EN 10003/1-1997 standard, in the following test conditions: 2,5 mm ball diameters, 62.5 daN force and 60 s time.

The tensile tests were performed in accordance with SR EN 10002/1-1994, using samples with circular cross section.

To measure the micro-hardness a PMT 3 the microdurometer was used. The tests were performed using the following test conditions: 50 g load weight and 15 s loading time. The metallographic samples were used for micro-hardness measurements. To calculate the values of micro-hardness the following equation was used:

$$H_V = 17816.94 \cdot \frac{P}{N^2}, [daN/mm^2] \tag{3}$$

where P is the loading weight, in grams, and N represents the number of divisions measured on the diamond-pyramid impression.

The tin bronze microstructure was analyzed by optical microscopy. The metallographic samples were prepared by mechanical polishing and smoothing followed by chemical etching. The micrographs were obtained by digital capture from a METAVAL optical microscope.

3. EXPERIMENTAL RESULTS

The micrographs of as cast tin bronzes are shown in Figures 2÷7.

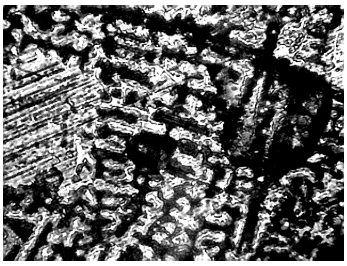


Figure 2.
The microstructure of CuSn9Zn5/00 sample.

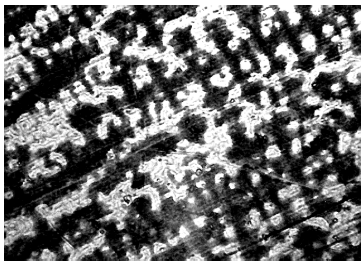


Figure 3.
The microstructure of CuSn9Zn5/01 sample.

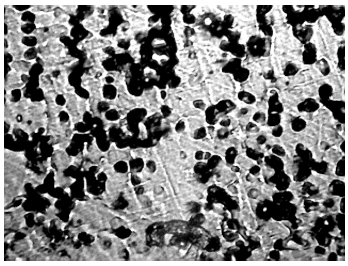


Figure 4.
The microstructure of CuSn9Zn5/05 sample.

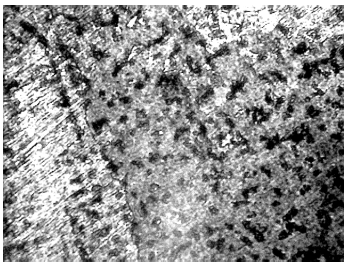


Figure 5.
The microstructure of CuSn9Zn5/09 sample.

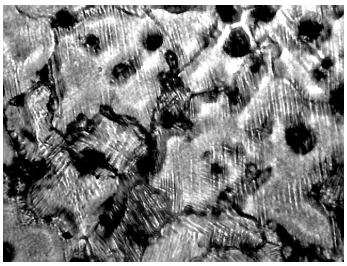


Figure 6.
The microstructure of CuSn10/12 sample.

Figure 7.
The microstructure of CuSn10/20 sample.

The few microstructures of heat treated CuSn9Zn5 shown in Figures 8÷10.

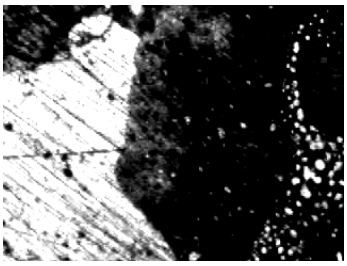


Figure 8.
The microstructure of CuSn9Zn5/10 sample.

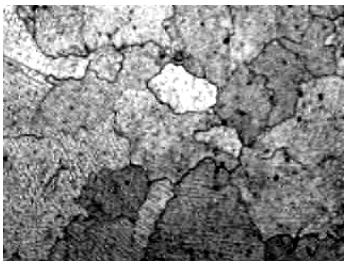


Figure 9.
The microstructure of CuSn9Zn5/11 sample.

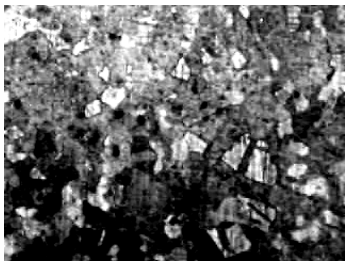


Figure 10.
The microstructure of CuSn9Zn5/13 sample.

The analysis of micrographs shown in previous figures can be formulated the following conclusions:

- a 0,02wt.%B addition in liquid bronzes refines the dendrite sizes by comparison with the dendrite sizes of non-treated bronzes; the increase of content of boron up to 0,06 wt.% determines the decrease of refiniment effect because of overmodification;
- a 0,03wt%B+0,15wt.%Zr complex addition determines a evident refinement of the dendrite sizes;

- in the case of the 07, 08, 09 samples the addition of titanium has the same effect as well as the addition of boron and zirconium.

The micrographs analysis showed that the solid solution morphology of cast samples differs from the heat treated samples. The processing of tin bronzes in liquid state determines the change of shape and dimension of primary dendrites. This effect influences the subsequent homogenization process.

The microhardness was measured only for the bronzes which were both cast and heat treated. Ten measurements of the diamond-pyramid impression were performed for each sample. This fact allowed a statistical analysis of experimental data. The calculated values of principal statistical parameters (mean, variance and standard deviation) for each sample are showed in Table 3. To test the statistical hypothesis concerning the equality of means the Student test for independent variables, unknown variances and a volume of selection less than 30 /3,4/.

Table 3

The principal statistical parameters of micro-hardness measurements

Sample	HV, [daN/mm^2]	Variance	Standard deviation	Sample	HV, [daN/mm^2]	Variance	Standard deviation
00	117.56	154.42	12.43	10	97.18	106.65	10.33
01	103.67	100.12	10.00	11	118.98	192.31	13.60
03	100.38	234.76	15.32	13	110.44	116.29	10.32
04	107.48	415.23	20.38	14	85.60	100.17	15.50
06	135.37	447.93	21.16	16	87.69	154.99	12.84

The analysis of experimental data from Table 3 shows that the processing in liquid state determined different values of micro-hardness of the two tin bronzes, both as-cast and heat treated. The influence of micro-alloying on the micro-hardness depends on the chemical composition of alloy, the micro-alloying element(s), and condition of material.

The electrical conductivity was measured only for as-cast samples. For each sample were performed at least three measurements, so that the experimental data could be statistically analyzed. The means values of the electric conductivity are graphically shown in Figure 11.

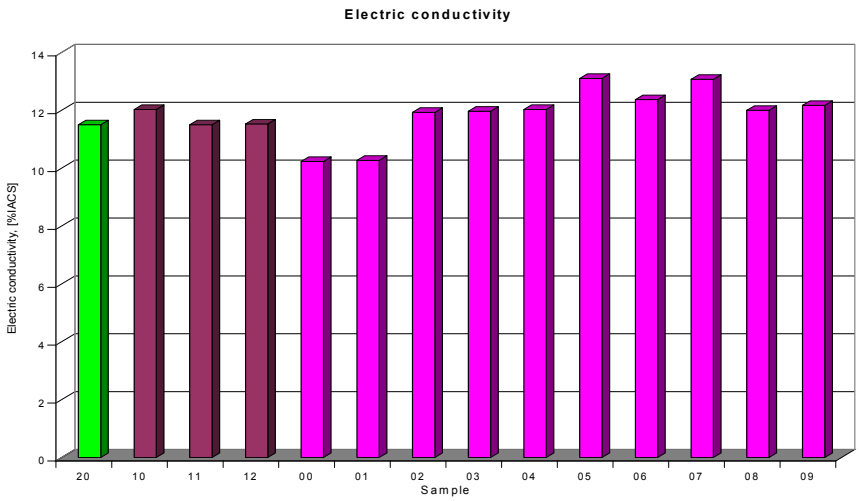


Figure 11. Mean values of electric conductivity.

The experimental data show that the regardless of the chemical composition of alloy, processing of bronze in liquid state by micro-alloying determines different values of the electric conductivity. The micro-alloying with titanium determines a new decrease of values of this physical property. In case of CuSn9Zn5 alloy the micro-alloying determines the increase of the electric conductivity, the high values of electric conductivity being obtained when the complex additions of boron, zirconium and titanium were used. The increase of titanium concentration determines decrease of the electric conductivity.

The hardness was measured only as-cast samples. The means values of this mechanical property are shown in Figure 12.

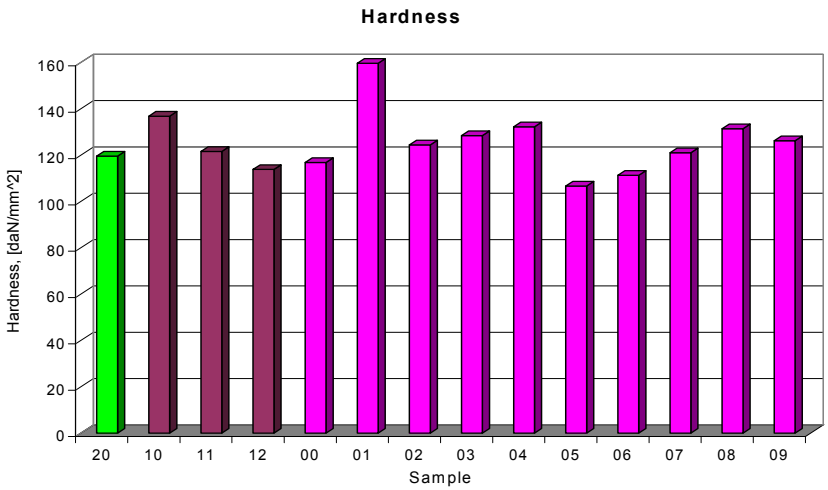


Figure 12. Mean values of hardness of tin bronzes treated in liquid state.

The micro-alloying determines the decrease of hardness excepting CuSn10 bronze with a greater lead concentration micro-alloyed with boron, and CuSn9Zn5 micro-alloyed with boron or boron+zirconium+titanium. This fact is evidently for CuSn10 alloys. It is worthy to note that the micro-alloying with boron determines either increase or maintaining of hardness values close by the values of samples which weren't micro-alloyed. The hypothesis testing of means equality shows significant differences between samples processed in liquid state and the other samples. A distinct influence is observed in the case of samples micro-alloyed with boron. The samples micro-alloyed with zirconium, titanium or mixture of these elements have the hardness values less than the hardness values of the other samples.

From as-cast semi-finished products were made tensile test sample. Using experimental data obtained by tensile test, the tensile strength, yield strength and elongation were measured. The mean values of the three mechanical characteristics are shown in Figures 13, 14, and 15. The graphics showed that the processing in liquid state determines a decrease of mechanical properties. The evident decrease of mechanical properties there is for CuSn9Zn5 bronze. The micro-alloying with boron have a less evident influence on the mechanical properties of tin bronzes.

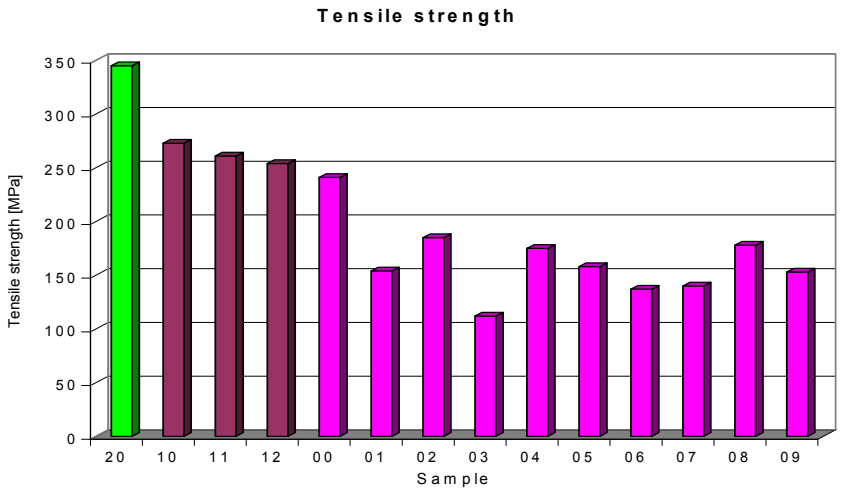


Figure 13. The tensile strength of investigated tin bronzes.

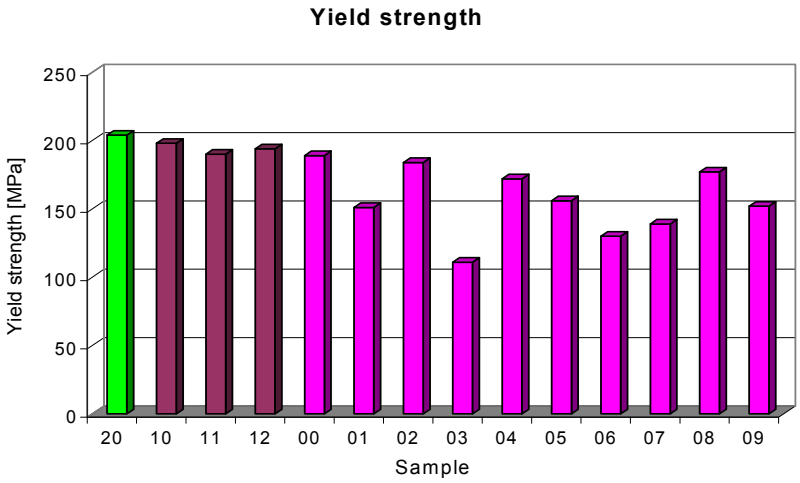


Figure 14. The yield strength of investigated tin bronzes.

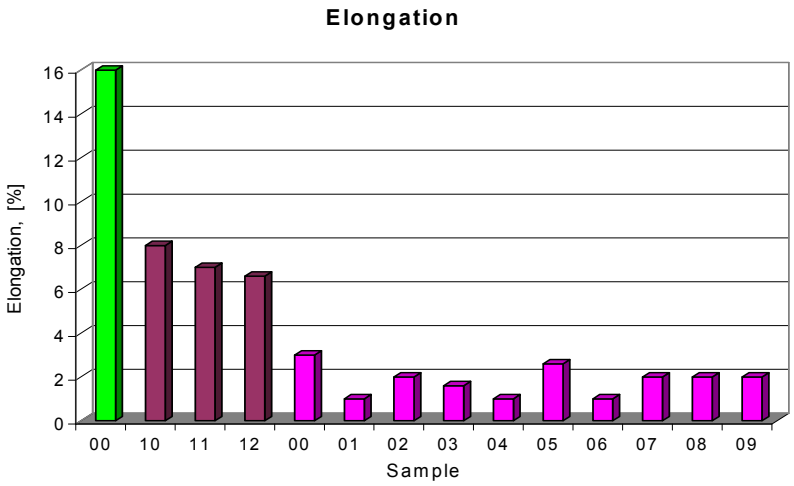


Figure 15. The elongation of investigated tin bronzes.

4. CONCLUSIONS

The processing in liquid state by microalloying determines structural and mechanical properties changes of the investigated tin bronzes.

Received 25 April, 2005

* S.C. Petrotub S.A. Roman

** Technical University „Gh. Asachi" Iasi

References

1. Ienciu,M., Moldovan,P., Panait,N.,Groza, Ioana,Buzatu,M., Marinescu, Daniela, *Elaborarea şi turnarea aliajelor neferoase*, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1982.

2. Moldovan,P., Panait,N., Mărginean, St. *Bazele tratării topiturilor metalice neferoase.* Editura Intact, Bucureşti, 1998.

3. Taloi, D., Bratu,C., Florian,E., Berceanu,E., *Optimizarea proceselor metalurgice*, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1983.

4. Andrei,T., Stancu,S., *Statistica-teorie şi aplicații*, Editura All, Bucureşti, 1995.

INFLUENTA MODIFICARII ASUPRA UNOR PROPRIETATI FIZICO-MECANICE ALE UNOR BRONZURI CU STANIU

(REZUMAT)

Aceast[lucrare prezinta rezultate experimentale despre influentei modificarii asupra unor proprietati fizico/mecanice ale unor bronzuri cu staniu. Prelucrarea in stare lichida determina modificarea structurii si proprietatilor mecanice ale bronzurilor cu staniu studiate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.3

WEAR BEHAVIOUR OF SOME BRONZES

BY

MIRCEA BELOIU*, IOAN ALEXANDRU, COSTEL ROMAN**, ROMEO CHELARIU**, IOAN CARCEA****

Abstract. This paper contains an comparative investigation of wear behaviour of some bronzes used as wearplates. Two tin bronzes (CuSn12, CuSn14), one aluminium bronze (CuAl9Fe3), and one tin-zinc-lead bronze (CuSn6Zn4Pb4) were subjected to testing. For wear test an apparatus *pin-on-disk* was used. The weight wear rate and linear wear rate were calculated using experimental data. The experimental results showed that the aluminium bronze had the lowest values of wear rates, and tin-zinc-lead bronze had the highest values of these.

Keywords: *bronze, wearplate, wear*

1. INTRODUCTION

The forces and momenta, as well as power and moving are transferred by surface contact between pair components of mechanical systems. The correlation between quality, durability, and reliability involves also the assurance of tribological properties of materials used to make the pair components.

Between pair components that have a relative motion there is the friction, which leads to the power losses as well as to the wear of components. The fretting wear represents a destructive process of material surface, which has the consequences like fracture or plastic deformation of materials.

The wear resistance is a material property that characterizes the behaviour of materials in certain fretting conditions. Points, lines, and cylindrical, spherical and plane surfaces can make the contact of fretting surfaces of pair components (Table 1) /1/.

Table 1

The classification of fretting coupling vs. type and number of contacts

Contact type	Coupling class	Class	Number of contacts	Examples
Pointlike	Superior	1st	1-4 and more	Tip contact, ball-plane, ball bearing etc
Linear	Superior	2nd	1-4	Roller-plane, two rollers, three rollers, spur gearing etc
Cylindrical and spherical surface	Inferior	3rd	1-2 and more	Roller-one(two) heel(s), piston-liner, screw-nut etc
Plane surface	Inferior	4th	1-2	two rings, slide rods with one (two) surface contact etc

Any contact surface, even if it is high finishing, has macroscopic or microscopic roughness, and also small waves. By contact friction, these surface irregularities are

either destroyed or plastic deformed, these effects resulting in adherence of soft material on the surface of hard material. The wear resistance of materials of components that form a coupling fretting depends on the materials nature, finishing degree of contact surface, and values of contact forces.

The structure of engineering tribological system (*tribosystem*) depends on three parameter types: external (Q), internal (M), and interaction (I). The wear rate of a tribological system (Δ_u – material loss/time) depends on three types of parameters: $\Delta_u = \Delta_u(Q, M, I)$.

The wear behaviour of a tribological system can be analyzed by use of a *tribomodel*. This involves that the interactions between surfaces of both tribomodel and tribosystem are similarly.

The superficial layers of tribosystem components are characterized by micro-geometry, hardness, structure, chemical composition, and induced stresses.

The paper shows the initial researches on the wear behaviour of some bronzes. The bronzes were both as-cast and heat treated. The materials of tribomodel components were steel and bronze.

2. MATERIALS AND METHODS

The chemical compositions of studied bronzes are shown in Table 2.

Table 2

The chemical compositions of bronzes

Bronze type	Code sample	Chemical composition, [%wt.]								
		Sn	Zn	Al	Fe	Ni	Mn	Si	P	Cu
CuSn6Zn4Pb4	1	7.88	5.32	0.93	0.59	0.10	0.08	0.02	0.02	bal.
CuSn12	2	11.90	0.16	-	-	0.03	-	-	-	bal.
CuSn14	3	13.32	0.30	0.05	0.02	0.04	-	-	0.03	bal.
CuAl9Fe3	4	0.98	0.29	10.11	2.02	-	0.01	0.11	-	bal.

The bronzes were heat treated as follows: (1) tin bronzes and tin-zinc-lead bronze were subjected to homogenization annealing in two stages (620^0C,1h-720^0C, 1h, air cooling), (2) aluminium bronze was subjected temper hardening (720^0C, 1.5h, water cooling-500^0C, 2h, air cooling).

For all samples, both cast and heat treated, the hardness tests were performed.

Before wear tests, the disks of bronzes were polishing with up to 800 grit abrasive papers. Also, each disk was washed with deionized water, and degreased with ethanol.

A *pin-on-disk* apparatus was used to test wear behaviour of bronzes (Figure 1).

The circular support 1, which has a diameter of 90 mm, sustains the sample that is fixed by adjustable system 9. The mechanical gripping device is rotated by a direct current motor 10. The rotation velocity of electromotor can be changed using speed variator 4. The normal pressure force is obtained by placement of standard weights on the mobile lever 12, which is attached to the annular support 7. The counterweight 5 was used to balance the levers 7 and 12. The number of rotations was recorded with speed counter 11.

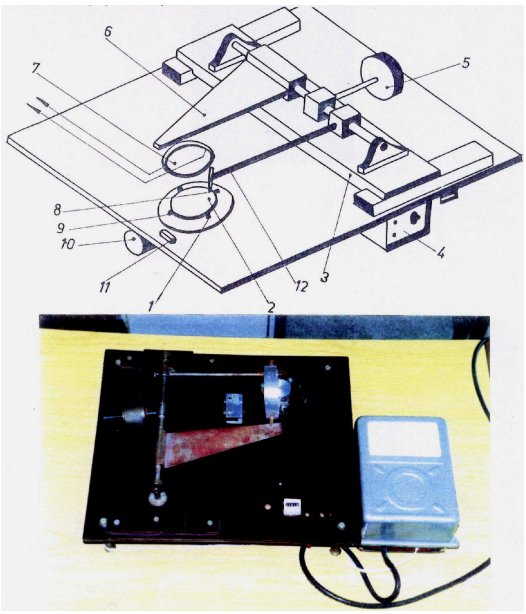


Figure 1. Layout of *pin-on-disk* apparatus: 1-mechanical gripping device; 2-sample; 3-mobile plate; 4-speed variator; 5-counterweight; 6-lever; 7-annular support for strain gauge; 8-steel ball; 9-adjustable system for sample fixing;10-electromotor; 11-speed counter; 12-mobile lever.

The wear tests were used to calculate the *weight wear rate*, Δ_{um},and *linear wear rate,* Δ_{ul}, using the following equations:

$$\Delta_{um} = \Delta m / L_f, [g / km] \tag{1}$$

$$\Delta_{ul} = \Delta m / (L_f \cdot A_f \cdot \rho), [m / km] \cdot 10^{-6} \tag{2}$$

in which Δm is loss weight, L_f is friction distance, A_f is area of pin surface, and ρ is bronze density.

The normal pressure force of pin on disk was obtained by placement of a 0.1 daN weight on the mobile lever of test apparatus. The dry friction was used during wear tests.

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

The hardness experimental data of bronzes and results of statistical analysis are shown in Table 3.

Table 3

The hardness values of as-cast and heat treated bronzes

Bronze type	Code sample	Mean hardness, HB		Statistical analysis (Anova)
		as-cast	heat treated	
CuSn6Zn4Pb4	1	104.26	83.02	Significant difference
CuSn12	2	95.53	83.02	Significant difference
CuSn14	3	91.18	99.18	Insignificant difference
CuAl9Fe3	4	171.07	182.38	Insignificant difference

The calculated values of *weight wear rate*, Δ_{um}, and *linear wear rate,* Δ_{ul} are shown in Table 4, and Figures 2÷5.

Table 4

Values of wear rates of cast and heat treated bronzes

Bronze type	Sample state	Hardness	Weight wear rate, [g/km]x10^{-6}				Linear wear rate, [m/km]x10^{-3}			
			0.25	0.50	0.75	1.00	0.25	0.50	0.75	1.00
CuSn6Zn4Pb4	C	104.26	7.2	5.4	5.6	6.1	0.022	0.016	0.017	0.019
	HT	83.02	7.8	6.3	5.1	6.4	0.024	0.020	0.016	0.020
CuSn12	C	95.53	12.2	7.6	5.0	3.8	0.032	0.020	0.013	0.010
	HT	83.02	14.1	6.8	6.2	4.0	0.037	0.018	0.016	0.011
CuSn14	C	91.18	9.6	6.4	4.4	3.4	0.030	0.020	0.014	0.011
	HT	99.18	9.8	7.2	5.1	4.0	0.031	0.023	0.016	0.013
CuAl9Fe3	C	171.07	5.2	4.4	2.1	2.0	0.020	0.017	0.008	0.008
	HT	182.38	3.2	1.6	1.6	1.2	0.012	0.006	0.006	0.005

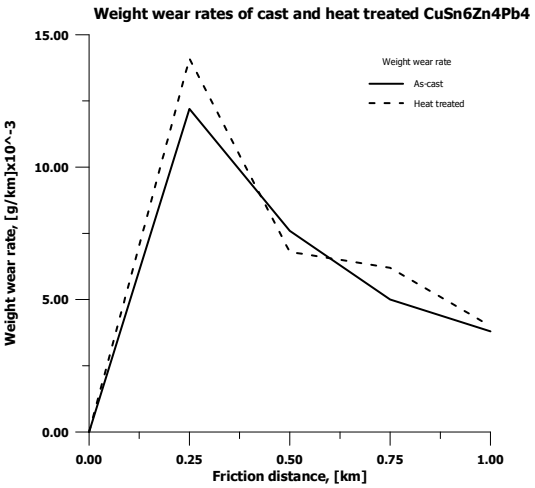


Figura 2. The weight wear rate of CuSn6Zn4Pb4.

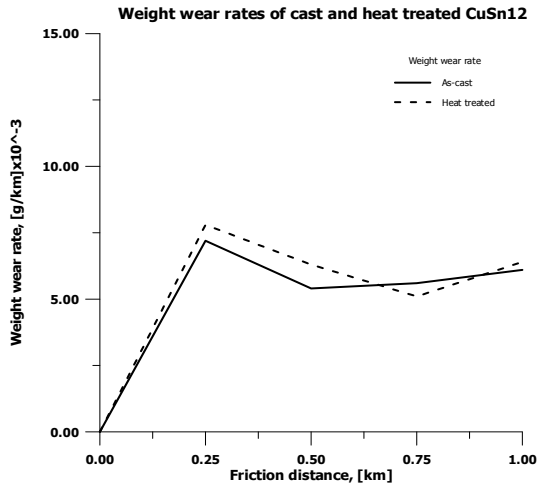


Figura 3. The weight wear rate of CuSn12.

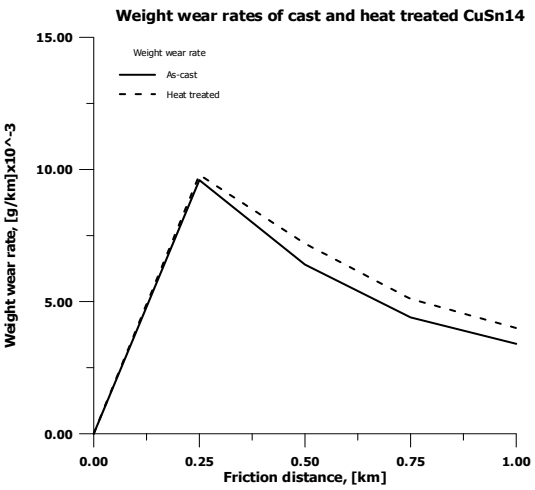


Figura 4. The weight wear rate of CuSn14.

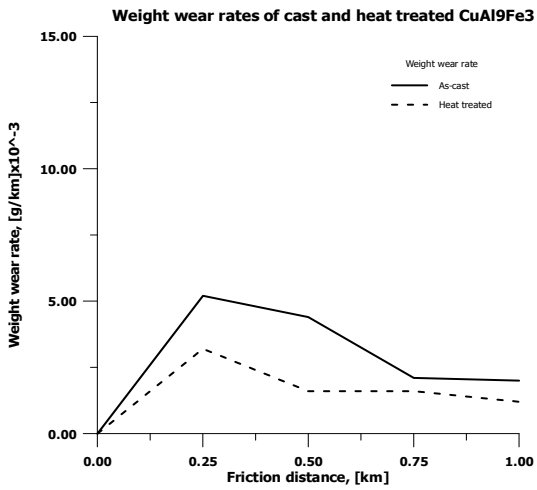


Figura 5. The weight wear rate of CuAl9Fe3.

The weight and linear wear rate had high values for friction distance of 0.250 km. This fact indicates that for beginning time of wear, an accommodation of

surface there is. This initial time period is named lapping. During lapping the weight loss was high, and contact surface topography was changed. After the initial stage was passed, the weight loss significantly decreases, and wear rate reaches a constant value.

The heat treated tin bronzes had wear rate greater than as-cast samples, but heat treatment decreased wear rate of aluminium bronze.

4. CONCLUSIONS

Beside another conditions, the wear behaviour of investigated bronzes depends on both the chemical composition and metallurgical processing.

The aluminium bronze had the lowest wear rates. The heat treatment decreased the wear rates of aluminium bronze, although a statistic insignificant increase of hardness was obtained.

Received 25 April, 2005

** PETROTUB S.A. Roman*
*** Technical University of Iasi*

REFERENCES

1. Pavelescu, D., *Tribotehnica*, Editura Tehnica, Bucuresti, 1983.
2. Hosking, F.M., Folgar Portillo, F., Wunderlin, R., Mehrabian, R., *Composites of aluminium alloy: fabrication and wear behaviour*, Journal of Materials Science, vol. 17, 1982, pp. 477-498.
3. Roman, C., *Contributii privind obtinerea si caracterizarea materialelor compozite cu matricea metalica si particule*, Teza de doctorat, Iasi, 2001.

COMPORTAREA LA UZARE A UNOR BRONZURI

(REZUMAT)

Aceasta lucrare contine un studiu comparativ a comportarii la uzare a unor bronzuri utilizate pentru piese solicitate la uzura. Au fost supuse studiului doua bronzuri cu staniu (CuSn12, CuSn14), un bronz cu aluminiu (CuAl9Fe3) si un bronz cu staniu-zinc-plumb. Pentru testele de uzare a fost utilizata o instalatie *pin-on-disk*. Vitezele de uzura masica si liniara au fost determinate din datele experimentale. Rezultatele experimentale au aratat ca cele mai mici valori ale vitezelor de uzare au fost pentru bronzul cu aluminiu, iar cele mai mari pentru bronzul cu staniu-zinc-plumb.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01

DIAGNOSIS METHOD AND EVALUATION OF THE METALIC MATERIALS CHOICE

BY

D.C.

GHEORGHE BADARAU*, VALENTINA BADARAU, IULIAN IONITA* and MIHAI STEFAN***

ABSTRACT: *In the material choice, experience plays a big role and for the young engineers an instrument for evaluating and diagnosis of the materials choice might be valuable. This paper introduces an original method of evaluation of the materials choice.*
KEYWORDS: *materials choice, method of evaluation*

1. Introduction

Some times, in the metallic materials choice it occurs the situation in which, two or three possible variants of materials are not to easy to rank according to the choosing criteria established and then the experience of the engineer is the one which decides.

For an experienced person in the materials engineering field there is allways a trend in using the materials one knows better and disregard other possibilities of choice, excluding the new materials and loosing, in this manner, from many points of view both economically and technically.

For the young engineers and for the beginers especially, the problem of materials choice in these given conditions can be a big one and a method of evaluation of the material chioce can be very appealing. On the other hand, for an expert in materials such a method can be more than that, an independent argument in sustaining a judgement.

2. Method of evaluation and diagnosis of the metallic materials choice

Because the way of judgement in the chioce of a variant or an another often remains “hidden” from being , in this way hard to discuss into the technical councils a method to enhace transparency in this domain would be very valuable.

Moreover, in the situation in which it is the case to discuss the correct or incorrect choice of a material for a given purpose, in impartial judgement tool would be desirable. In the following the principles of such a method will pe shortlly presented.

The idea of conceiving this calculation method started from the matrix of rapid evaluation of the environment impact method, from the Enviornment Impact Assesment field.

The method, called by the authors MEAMM (metoda de evaluara a alegerii materialelor metalice), is based on a standard definition of the important criteria of evaluation as well as of the ways through which quasiquantitative values can be deducted for each of these criteria.

The variants of choosing a material are being evaluated by rapport to the criteria and one determines for each component a mark, using the defined criteria, ensuring in this manner ameasuring of the performance for the properties discussed.

The important criteria of choice can be grouped in two categories:

A. Criteria that can change individually the obtained score;

B. Criteria that can not change individually the obtained score.

The values associated for each of the groups of criteria can be determined by using a simple formula. The formulas enable the determination of marksfor individual components on am equal well defined base.

The ranking system is constituted as follows:

- the marks for the group A are obtained by multiplying of the values for each criteria

$$(a1)x(a2)=aT \quad (1)$$

(a1), …(ai) – are the marks given for the individual criteria for the group A.

Using the multiplication for the A criteria is important because it ensures the expressing of the weight of each mark, but the simple adding would expressed identical results for different conditions.

- the marks for the group B of criteria are being added, giving a single sum

$$(b1)+(b2)+(b3) = bT \quad (2)$$

(b1),….(bi) – are the marks given for the individual criteria for the group B.

This gives the certainty that the individual matks can not influence the general score but as well as the sumum importance of the values from the group B is also in view as a hole.

The sum of marks from the group B is then multiplied with the value resulted form the group A ensuring in this way a final evaluation score (ES).

$$(aT)x(bT)=ES$$

aT is the result of multiplying of all marks A;

bT is the result of the sum of all marks from the B group;

ES is the average score for the analized property.

The reasoning for each property are given according the criteria and the ranking levels shown in table 1.

Table 1 Criteria and ranking levels

Criterion	Scale	Description
A1 The importance of the property for the functioning	4 3 2 1 0	Indispensable for the functioning Very important for the functioning Important for the functioning Little importance for the functioning Not influencing the functioning

Criterion	Scale	Description
A2 Processing possibilities of the material during the technological route	+2 +1 +0 -1 -2	High technological properties for all the needed procedures High technological properties for the most part of the needed procedures and average for the others Medium technological properties for the needed procedures Low technological properties for some of the needed procedures Impossible to be processed efficiently at least in one needed procedure
B1 Complexity of the equipment of primary processing	3 2 1	Simple Average Complex
B2 Complexity of heat treatment	1 2 3	Low Average High
B3 Processing cost	1 2 3	High Average Low

3. The definition of the components of the evaluation discussion

To define the components of the evaluation discussion means to select the properties that might influence the producing, operation, maintaining and material recovery in the best economical conditions.

The components can be included in classes, like for example:

- properties of the metallic material (PMM) (physical, chemical, mechanical, technological, operational);
- economical and operational properties (EOP);
- ecological properties (Ec P).

For evaluating each variant of material one must build a matrix comprising cell showing the criteria by report of each component. In each cell the mark is being written for each individual criterion. With the given formulas one calculates the ES score. Then the scores are being compared following the table of categories shown bellow.

After being classified into a category the scores can be represented on a graphic or in a numerical presentation.

Table 2 Scores conversion in choice motivation

Average score	Category	Category description
+48 at +72	+ D	Best choice
+24 at +47	+ C	Excellent choice
+13 at +23	+ B	Very good choice

+ 1 at +12	+ A	Good choice
0	N	Functions without problems
- 12 at – 1	- A	Not recommended
-23 at –13	- B	Bad choice
- 47 at – 24	- C	Very bad choice
- 48 at –72	- D	Worst choice

An evaluation matrix looks like in the example below but the construction of it remains at the appreciation of the user.

Table 3 - The matrix of evaluation of the metallic materials choice (MEAMM)

Component	ES	Category	A1	A2	B1	B2	B3
Material 1 PMM							
Tensile strength							
Elongation							
Young module value							
Specific mass							
Thermal conductivity							
……							
EOP							
Acquisition price/kg							
Disponibility							
……..							
EP							
Toxicity							
Polluting potential							
…….							

4. Conclusions

The steps that must be followed in the applying of the MEAMM method are:
- the establishment of the criteria and steps of evaluation;
-the definition of the components and grouping them on classes;
- ranking and computing the evaluation scores;
- conversion of scores in categories;
- the establishing of the category for each class of component;
- graphical representation: score on each class for each variant and category.

The building of the matrix is one of the most important steps in this method because choosing the components can be rather difficult. After it, the evaluation with marks and the calculation are not difficult to perform.

This method ensures the same treatment for each variant of material and because the most of the components (properties) can be measured, ranking them is very easy and the subjectivity, even if it exists is highly diminished.

Nevertheless, the most important advantage of the method is the transparency of the marks, so, of the judgement of each component, or of each criteria of evaluation.

The method is efficient because is more easy to compare numbers obtained in an objective manner than to evaluate opinions or recommendations.

In this initial phase, the preliminary tests made with this method gave results in good agreement with those obtained in the classical manner, but the method is still subject to further improvement.

References

1. Badarau ,V., Evaluarea impactului asupra mediului privind activitatea de depozitare a deseurilor menajere prin metoda MERI, Lucrarea de Disertatie, U.T. Iasi, Facultatea de Chimie Industriala, Master Managementul Mediului, 2004
2. Barrow, C., D., Environment and Social Impact Assessment. An Introduction, John Whilley and Sons, Inc., New York, 1997
3. Palmer, P.,J., Evaluarea impactului asupra mediului- Manual IMC Consulting, prezentat la Seminarul de Evaluare a impactului asupra mediului, Bucuresti ianuarie, 2001
4. Sheate, W., Making an Impact, a Guide to EIA Law & Policy, Cameron May Ltd., London, 1994
5. Negrei, C., C., instruemnte si metode in managementul mediului, Ed. Economica, bucuresti, 1999.

GHEORGHE BADARAU, *** Technical University " Gh.Asachi Iasi"**
VALENTINA BADARAU, **** S.C. HABITAT PROIECT S.A. IASI**
IULIAN IONITA *** Technical University " Gh.Asachi Iasi"**
MIHAI STEFAN *** Technical University " Gh.Asachi Iasi"**

METODA DE DIAGNOSTICARE SI EVALUARE A ALEGERII MATERIALELOR METALICE

REZUMAT: In alegerea materialelor experienta joaca un rol important si pentru tinerii ingineri un instrument pentru evaluarea si diagnoza alegerii materialelor poate fi valoros. Acesata lucrare introduce o metoda originala de evaluare a alegerii materialelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01

THE WEAR OF THE METALIC SURFACES IN ABRASIVE TRIBOSYSTEMS
I: WEAR TYPES AND MODIFICATIONS OF THE ABRADED SURFACES

By

MIREA CONSTANTIN

Abstract. *Abrasive wear represents one of the most complex degradation phenomena of the solid bodies' surfaces. In the special literature, it is considered as being the characteristic type of the mechanical phenomena that, comparative with physical or chemical phenomena, contributes with the greatest weight at quick wear of the surfaces. From applicative point of view, one of the fundamental problems relating to the abrasive wear is the reduction of the negative effects that this generates, especially those in conjunction with the important costs that imply. To get out such as problems it is possible just in measure in that can be clarified the phenomenological fundament of abrasive wear processes.*
This paper presents, on the basis of special literature survey, some definitive aspects for the abrasive wear processes and attempts, concomitantly, to formulates some observations and points of view on some fundamental elements for the approach of the problems in connection with this type of wear. Without to minimize the importance of other aspects, in the first part of the paper are presented some considerations about the classification system of the abrasive wear types and the surface modifications induced by these.

Key words: *abrasive wear, tribosystem, types of abrasive wear, surface modifications*

1. Introduction

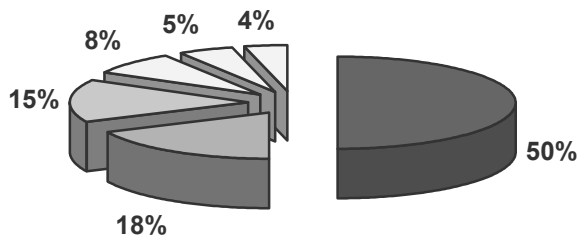
In the theory of surface degradation, the abrasive wear is considered an intense degradation process that involves loss of material from solid surfaces. This process is determined by the exercised action, in conditions that supposes applied load and relative motion, by hard particles or hard protuberances of one other surface. In this context, the wear of surface is produced by progressive loss of material due to the removal of micro-particles by micro-cutting, plastic deformation and other specific mechanisms of the abrasive wear process.

In the real tribosystems, the abrasive wear phenomena are disturber phenomena cause by the environment work, external actions or even as result of other types wear phenomena.

The special literature consider the abrasive wear as being the characteristic type of mechanical phenomena that, comparative with physical or chemical phenomena, contributes with the greatest weight at quick wear of surfaces.

In the economical field, the effects generated by abrasive wear are principally connected to the important costs that implies, these being estimated for high industrialized states as ranging from 1% to 4% of the gross national product, [12]. This

fact is not surprising if on have in view that abrasive wear, as is encountered in the context of the various industrial situations, have a high appearance frequency by comparison with other types of wear, [3], [13], figure 1.



Abrasion
Erosion
Adhesion
Fretting
Chemical
Miscellaneous (impact, metal to metal wear, oxidation, thermal shock, combinatios of diverse wear types)

Dates from ref. [3]

Fig. 1. The frequency with which the various wear types occur

From applicative point of view, the fundamental problem of abrasive wear consist in limitation and reduction of the negative effects generated, especially those in conjunction with the important costs that wear imply and the materials loss due to such surface processes.

The complexity of abrasive wear process and the considerable positive effects, especially from economic nature, which can be obtained by wear reduction, was represent and continue to represent the motivation of development on scientific bases of the studies and researches undertaken in the abrasive wear field.

This paper presents, on the basis of the special literature survey, some aspects and points of view considered that can constitute fundamental elements for the approach of the problems connected to abrasive wear processes and not in last instance to the behavior and abrasive wear resistance of the metallic materials. Without to minimize the importance of other aspects relating to the abrasive wear, are presented some aspects relative to the abrasive wear types classification and to surfaces modifications that have place during the wear process.

2. Types of abrasive wear

One of the characteristic aspects for the abrasive wear is the fact that on the surface of active elements this type of wear can manifest in different forms, function of concrete conditions that define the wear process. It can appreciate that the understanding and knowledge of abrasive wear phenomenon can’t be complete than insomuch as these forms of manifestation become parts in the same knowledge process.

Generally, abrasive wear is represented, or classified, through some characteristic types of abrasive wear, identified and defined in report with different criteria. The necessity to identify, define and to classify the characteristic types of abrasive wear is argued by the fact that can offer a reference base for accurate

identification of the abrasive wear type, essential aspect for identification of some effective solutions to decrease the wear. Therefore, is very important to define an adequate system for classification and, implicit, classification criteria that can describe with enough accuracy the diverse manifestation forms of abrasive wear. In this way, must have in view both aspects connected to work conditions of active elements (load, speed, characteristics of abrasives, etc.) and the results observed in operating conditions, through the mechanisms and the manifestation forms of wear, inclusive the correspondence with the wear processes.

Frequently, the abrasive wear classification includes criteria such as the aspect of abraded surfaces, the characteristic wear mechanism, the functional structure of the tribosystem, nature and level of the solicitations. Owing to the very complex character of the abrasive wear, none of the wear types observed can't be described in all aspects only just one criterion.

The survey of special literature shows that this no offer a unitary classification of abrasive wear types. On remark the classifications having as criteria the type or functional structure of the contact, the contact environment, the mechanism of wear, and, mostly, the nature and level of the solicitations correlated with the aspect of worn surfaces. In figure 2 and table 1 are presented two more complex classifications systems which include some of the most used classifications criteria.

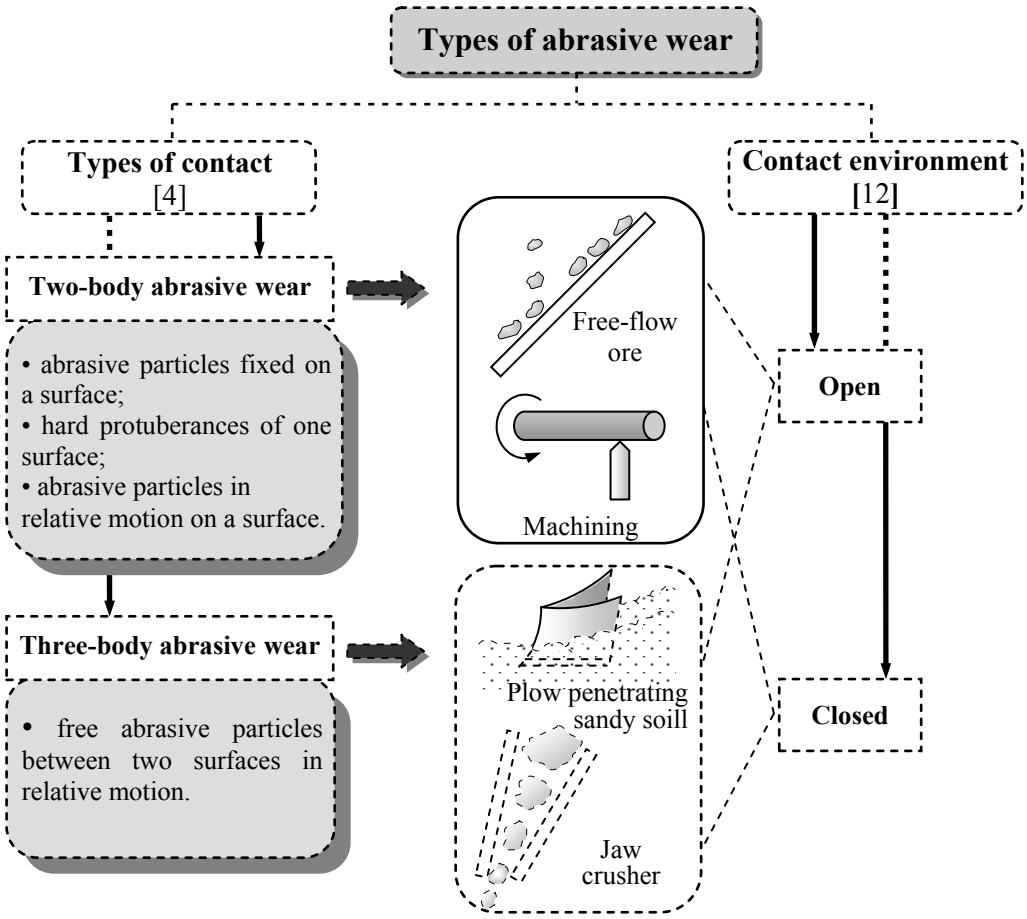
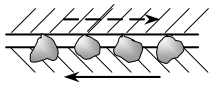
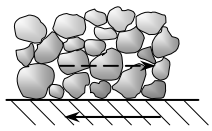
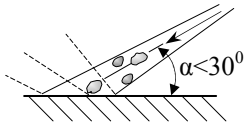
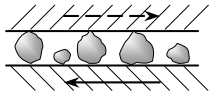
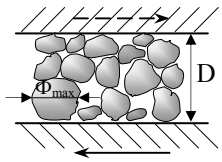


Fig. 2. The classification of the abrasive wear types according to contact type and contact environment

Tabelul 1

Principal types of abrasive wear

Abrasive wear type	**Nature and dynamic level of solicitations**	**Mechanical configurations,** [7]		**Aspects of wear surfaces**
Gouging abrasion	• Abrasion with high loads (with or no shocks)	• Two body abrasive wear • free abrasives • bonded abrasives • Three body abrasive wear • hard and very hard coarse abrasives	**Two body abrasive wear**  Fixed abrasives on one of surfaces  Free abrasives  Abrasive erosion **Three body abrasive wear**  Free abrasives between two surfaces  D>Φmax	• Macroscopic penetration of surfaces • Very high wear rates
High-stress grinding abrasion	• Abrasion with moderate loads (with or no shocks) • high specific local stresses	• Two body abrasive wear • free abrasives • bonded abrasives • Three body abrasive wear • D>Φ • D<Φ		• Scratches, cuts local plastic flows, microcracks • High wear rate
Low-stress scratching abrasion	• Abrasion with high loads • negligible impact shocks • high speed of abrasive particles	• Two body abrasive wear • free abrasives • bonded abrasives • Three body abrasive wear • D>Φ		• Microscopic penetration of surfaces • Intense abrasion of surfaces depend on the abrasive particles geometry • Intense abrasion

The previous model (table 1) of the abrasive wear types classification corresponds practically to the approach mode on the conceptually system adopted in the field of the wear processes. This concept places in first plan the interdependence relations between solicitations (entrance parameter), the materials characteristics (transformation block) and the aspects of worn surfaces (exit parameter), [2].

The integration of the concept system in the field of abrasive wear processes confers one more complete image for the abrasive wear types and some unity of the relations between solicitations, materials and the aspect of worn surfaces.

On an abrasive tribosystem, the solicitations that acts on the active elements can't be always quantized, but in the most frequently cases these can be appreciates by means of one integrant factors, or parameters, such as: load, speed, temperature, etc. The load is considered to be the most important factor for evaluation of the solicitations level.

3. Surfaces modifications during the abrasion processes

During abrasive wear processes, the surfaces of the metallic materials suffer some mechanical, structural, chemical modifications, inclusive modifications of the stress state, figure 3. On principle, owing to such modifications (that depends on the characteristics of the tribosystem elements and of solicitations), the metallic materials obtains one stratified structure formed from one modified surface layer and one non-affected substratum that preserves his initial properties and characteristics.

It can be therefore appreciated that, owing to such modifications, the abrasive wear behavior of the materials is much better defines in report with the properties and characteristics of these surface layers. This point of view can be argued by the fact that, once formed, the modified surface layer takes over the active function in the contact with abrasive material, his characteristics determining directly the wear resistance of the material.

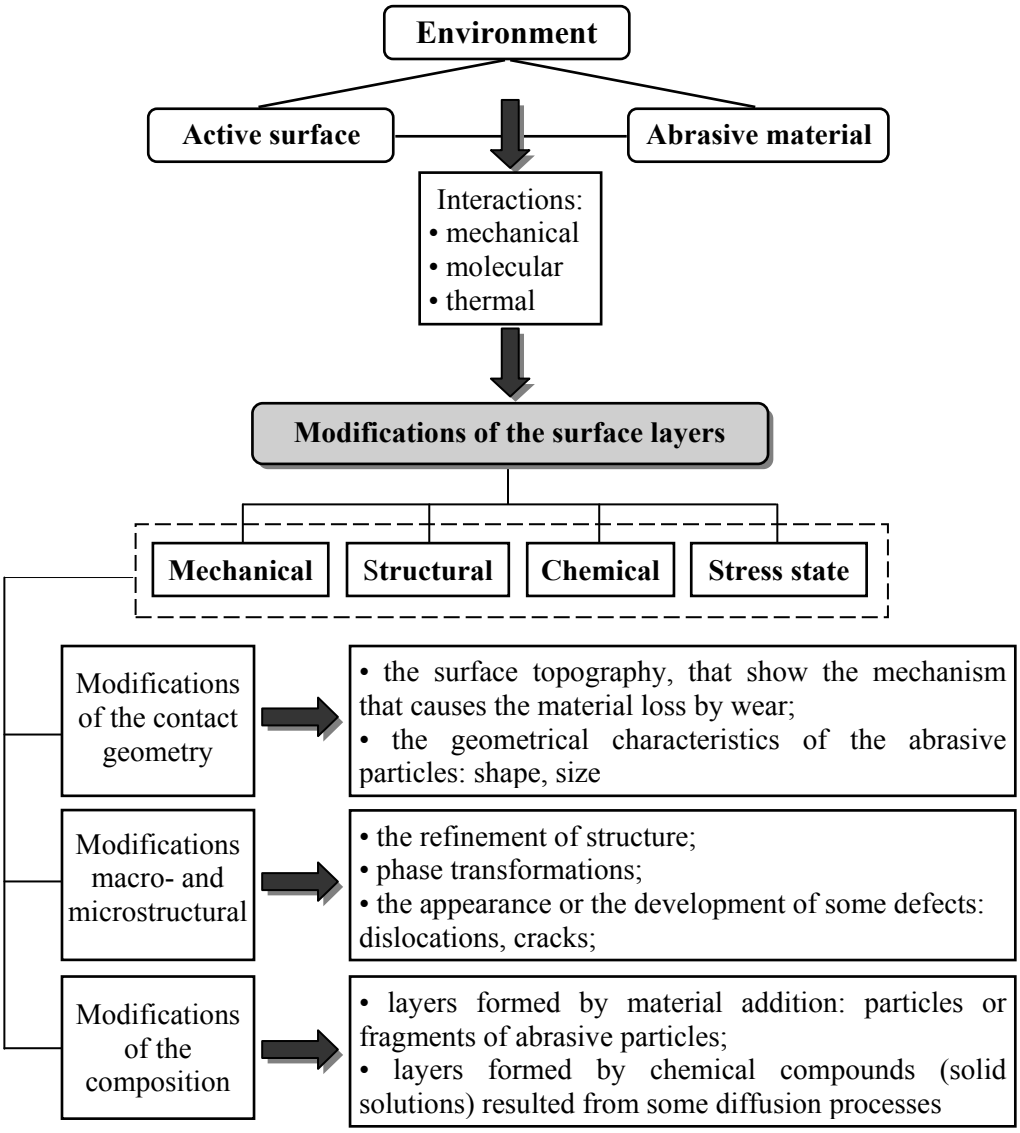


Fig. 3. Modifications types induced into surface layers of the metallic materials by abrasive wear processes

Because the modifications caused of the surfaces by the abrasive wear processes depends on the characteristics of abrasive tribosystem elements and solicitations, the analysis of the modified surface layers must takes in considerations the possible causes for development of structural modifications:

- plastic deformations in the surface layers;
- thermal processes in the surface layers;
- diffusion processes in the surface layers;
- chemical interaction of the surface with the environment work;
- concerted actions of the mechanical and thermal factors.

The structurally modifications generated by plastic deformations of the material during the wear process are one of the determinant factors for abrasive wear process. Such structural modifications are causal elements of the initial hardness surface modification, with adequate consequences on the wear behavior.

The structurally modifications and especially those produced on the microstructure, must be considered by means of the determinant role that microstructure have on the materials properties and in consequence on the wear resistance and material loss mechanisms.

The type and nature of the structural surface modifications depend on the material type, his microstructure and properties, but and on the wear conditions, [6]. [8], [9], [10], [11].

In the matter of surface modifications founded behind abrasive wear of some steels with different microstructure it can be concluded that:

- the microstructure and the hardness of surfaces are modified generally in the initial period of the wear process, [1], [10];
- hardness modifications depend by the initial microstructure and hardness of the steels, [6], [10];
- emphasized refinement of the microstructure at near worn surfaces of annealed steels is caused by intense plastic deformation of the material and the friction heat generated in certain conditions during wear process, [8], [9], [10], [11], that produces localized faze transformations (reaustenitizing, followed by martensitic transformation);
- the surface layers regions that suffer intense plastic deformations during wear process are characterized by one great dislocations density, inherent of such phase transformations, [10];
- volume modifications, caused by the microstructure modifications, determine cracks propagation from surface layers, which increase material loss especially when these cracks joint at surface, [10];
- the material loss mechanisms are determined by the microstructure modifications produced during wear process; owing to some such modifications, ductile materials behave (from point of view of the mechanisms that determine material loss) likewise brittle materials, and vice versa, [10].

In certain conditions, the surface layers can suffer composition modifications, too, by abrasive material addition: fragments or even abrasive particles that penetrate and fix in the surface, figure 4, offering thus an additional protection against abrasion. The abraded materials benefits by this effect insomuch as these are able to sustain these particles that act like hard microstructural constituents. Also, on the worn surface

have identified layers formed of compounds resulted from diffusion processes. With regard to the forming and role of such layers in the wear processes on conclude, [5]:

❑ from quantitative point of view, the penetration of particles or fragments particles in the wear surfaces increases with the increase of the wear surface temperature;

❑ the alloys that no contain hard carbides are much susceptible to form such layers because the presence of the carbides can gives to the abrasive particles a unfavorable roll movement (mechanical stresses at the contact abrasive particle-surface are much less in the case of roll movement than in the case of sliding movement);

❑ in the case of abrasive wear processes at elevated temperature, the hot resistance of the alloy matrix is essential to assurance an efficient base for particles or fragments particles embedded in the surface;

❑ the forming of some thin solid solutions layers on the wear surfaces, figure 5, at relatively lower temperature than those at that it can produce in normal conditions such reactions, can be caused by the tribological stress state;

❑ the connection between these layers and abraded surface is formed by means of some mechanical connections and by adhesion.

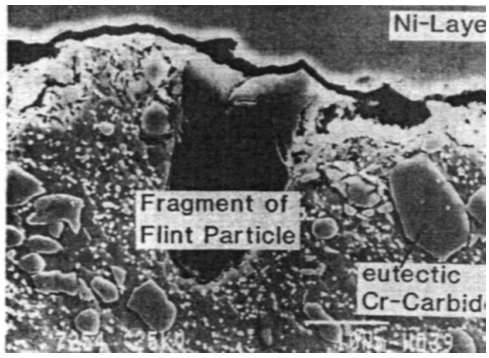


Fig. 4 Flint fragment embedded in the worn surface of a cold worked tool steel, [5]

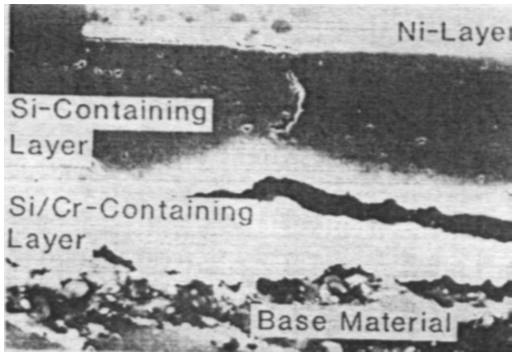


Fig. 5. Twin layer on worn surface of NiCr20AlTi containing silicon and Si-Cr, [5]

Experimentally, in the abraded surfaces layers of some steel samples with different microstructures and hardness, obtained by heat treatments, has been found modifications of the stress state caused by the friction-wear process, [6]. In the most cases, it has found the presence of some compression residual stresses. This stresses type is favorable to increase the abrasive wear resistance.

4. Conclusions

The abrasive wear is a phenomenon characterized by a high degree of complexity and by the important weight that have on quick surface degradation. The very complex character of abrasive wear is reflected and at the level of the wear manifestation forms, that often constitute a classification criterion for the different wear types.

The utilization of a unitary classification system of abrasive wear types and mostly the establishment of the most explicit criteria for classification are necessary

for correct identification of different wear types and must be understanding like an essential aspect for development of some solutions for wear decrease.

The abrasive wear processes determine complex modifications on surface of active elements. Owing to these, the abrasive wear behavior is much better defined in report with the properties and characteristics of worn surface. From this point of view, the micro structural modifications and the residual stresses state become much relevant indicators for the behavior or abrasive wear resistance of the metallic materials.

References

1. Das, S., Prasad, B., K., Jha, A., K., Modi, O., P., Yegneswaran, A., H., 3-Body Abrasive Wear of 0,98-Percent Carbon-Steel. Wear, vol. 162, 1993, p. 802-810

2. Dumon, P., Hubert, M., Lot, J., I. Le rechargement anti-usure. Méthode pour la résolution de cas industriels d'usure. Soudage et Techniques Connexes, vol. 32, nr. 5/6, 1978, p. 169-182

3 Dumovic, M., Repair and Maitenance Procedures for Heavy Machinery Components. Welding Innovation, vol. XX, nr. 1, 2003

4. Finkin, E., F., The wear phenomenon. The Engineers'Digest, nr. 9, 1970, p. 67-73

5. Fischer, A., Mechanism of high temperature sliding abrasion of metallic materials. Wear, vol. 152, nr. 1, 1992, p. 151-160

6. Garbar, I., I., Influence of residual stresses on abrasive wear resistance of steels. The 27th Israel Conference of Mechanical Engineering, Haifa, Israel, Mai 19-20, 1998, p. 647-649

7. Leger, M., T., Aciers et revêtements anti-abrasion. Fonderie-Fondeur d'Aujourd'hui, nr. 93, 1990, p. 31-17

8. Mashloosh, K., M., Abrasive wear and its applications to digger teeth. Tribology International, vol. 18, nr. 5, 1985, p. 259-266

9. Moore, M., A., A preliminary investigation of frictional heating during abrasive wear. Wear, vol. 17, nr. 1, 1971, p. 51-58

10. Prasad, B., k., Prasad, S., V., Abrasion-induced microstructural changes during low stress abrasion of a plain carbon (0,5%C) steel. Wear, vol. 151, nr. 1, 1991, p. 1-12

11. Scheffer, O., Allen, C., The abrasive wear of steels in South African soil. Tribology

12. Tylczak, J., Abrasive wear. ASM Handbook, vol. 18, Lubrification and Wear Technology, USA, 1995, p. 184-190

13. Womersley, D., Hardfacing: not merely a reclamation process. Surface Engineering, vol. 11, nr. 1, 1995, p. 43-46

Technical University "Gh. Asachi" Iassy

UZAREA SUPRAFEȚELOR METALICE ÎN TRIBOSISTEME ABRAZIVE
I: TIPURI DE UZARE ŞI MODIFICĂRI ALE SUPRAFEȚELOR UZATE PRIN ABRAZIUNE

Rezumat. Uzarea abraziva reprezintă unul dintre cele mai complexe fenomene de degradare a suprafețelor corpurilor solide. In literatura de specialitate este considerat ca fiind tipul caracteristic al fenomenelor de natură mecanică care, comparativ cu fenomenele fizice sau chimice, contribuie cu ponderea cea mai mare la uzarea rapidă a suprafețelor. Din punct de vedere aplicativ, una din problemele fundamentale care privesc uzarea abrazivă vizează reducerea efectelor negative pe care aceasta le generează, în special a celor legate de costurile importante pe care implică. Soluționarea unor astfel de probleme este posibilă doar în măsura în care poate fi clarificată baza fenomenologică a proceselor de uzare abrazivă.

Aceasta lucrare aduce în discuție, pe baza cercetării literaturii de specialitate, o serie de aspecte definitorii pentru procesele de uzare abrazivă şi totodată încearcă să formuleze unele observații şi puncte de vedere asupra unor elemente fundamentale pentru abordarea problemelor legate de acest tip de uzare. Fără a minimaliza importanța altor aspecte, in prima parte a lucrării sunt aduse în discuție unele considerații privind sistemul de clasificare al tipurilor de uzare abrazivă şi modificările induse de acestea la nivelul straturilor de suprafață.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

THE WEAR OF THE METALIC SURFACES IN ABRASIVE TRIBOSYSTEMS

II: THE INFLUENCE OF SOME PROPERTIES AND CHARACTERISTICS OF THE MATALIC MATERIALS ON THEIR ABRASIVE WEAR RESITANCE

By

MIREA CONSTANTIN

Abstract. *In this paper are summarizing presented, on the basis of existing dates in the special literature, some definitive elements for abrasion resistance of metallic materials, begin considering the functional structure of the abrasive tribosystems, inclusive those properties and characteristics of the metallic materials that influence abrasion resistance of these. Owing to the complexity of the abrasion processes, one correct approach of any problems regarding to abrasion resistance suppose to include in the context of the hypotheses the fact that the abrasion resistance of the metallic materials is not an inherent property of these but a result of concrete conditions that have place the wear process. With other words, both abrasion process, and his consequence, wear, and abrasion resistance are determined by those properties and characteristics that, in report with abrasion process, define the structural elements of the abrasive tribosystems and by the parameters that describe the interaction between abraded material and abrasive material.*

The abrasive wear of metallic materials is influenced to begin with their microstructure. For this reason, the relation between abrasion resistance and structure must be placed in the more complex context of the dependence between chemical composition, structure, material properties. On impose thus a unitary approach of all the aspects in connection with microstructural characteristics, alloy degree, type and intensity of the solicitations.

The structural state of the metallic materials represents one of the most relevant indicators for abrasion resistance of the metallic materials.

Key words: *abrasive wear resistance, abrasive tribosystems, microstructural characteristics, mechanical properties*

1. Introduction

The abrasive wear resistance of the metallic materials is, as the theoretical and experimental researches demonstrate, a problem with a very complex character, determined by the herself very complex nature of the abrasive wear process.

The evaluation of the abrasive wear resistance, or abrasive wear behavior, of a metallic material can't be correctly and efficiently tackled without to include in the context of the hypotheses the fact that the wear resistance of a metallic material in not an inherent property of this, but a result of the conditions that have place the wear in one abrasive tribosystem, [13], [21]. With other words, both wear process, and his consequence (the wear), and wear resistance are determined by those characteristics and properties that, in report with wear process, define the structural elements of one

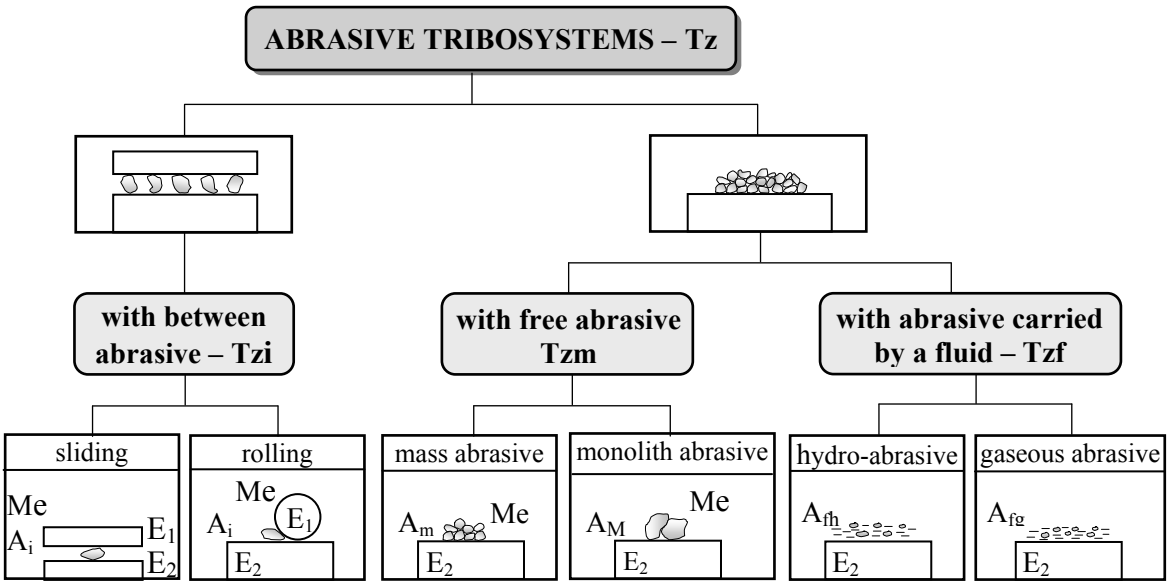


Fig. 1. Abrasives tribosystems (E1, E2: active elements; A: abrasive material; Me: environment), [4]

tribosystem, figure 1, and by the parameters that describe the interaction conditions between metallic material and abrasive material.

2. The influence of some properties and characteristics of the metallic materials

2.1 Metallurgical factors and characteristics

The abrasive wear of the metallic materials is determined to begin with by their microstructure. From this point of view, the relation between abrasive wear resistance and structure must be placed in the context of one much complex dependence between chemical composition, structure and material properties. These considerations impose a unitary treatment of the aspects concerned to microstructural characteristics (carbide and matrix characteristics), alloying degree, nature and level of solicitations.

One of the most important methods to ordering the process to form alloys microstructure and properties by means of chemical composition is the alloying and modification. Experimentally, it was found that, owing to the effects generated at microstructure level by saturation of the melted alloy with alloying elements and modifiers addition, the abrasive wear resistance of white irons can be reduced by 2,5-2,7 time, [22].

The carbon is one of the most important elements of the chemical composition of the abrasive wear resistant steels and white irons, being found the increase of the wear resistance with the increase of carbon percent, [1], [7], [9], [11], [13], [17], but the influence of carbon percent on abrasive wear is in one evident connection relation with the entire chemical composition and the structural constituents that form the alloy matrix. In the case of the steels it was found that the carbon have a more important influence on the abrasive wear resistance comparatively with other alloying elements, the influence of these being analyzed by means of equivalent carbon, [7].

For the alloy systems composed from a hard carbides phase and a metallic matrix (generally softer), the material losses by abrasion is the result of two interdependent wear processes of these phases. Consequently, the wear resistance of these materials can be described as being function of wear behavior of respectively constitutive phases, [8]:

$$\varepsilon = \alpha\varepsilon_1 + \beta\varepsilon_2 \qquad (1)$$

where: ε is the wear resistance of the alloy
ε_1 and ε_2 – wear resistance of phases;
α and β – volume fractions of phases.

The way in which the hard phases determine the abrasive wear resistance of one alloy depend on the properties, characteristics and microstructural parameters of the respective phases.

Carbides type (*chemical composition, structure, hardness*). A good abrasion resistance is obtained by presence of the M_7C_3 chromium type carbides and, especially, by presence of extra carbides or complex carbides of some carbides formed elements, such as Mo, W, V, Ti, Nb, B, [2], [10], [13], [16], [17], [20], [22].

Carbides orientation. For example, owing to hardness differences of $(Cr,Fe)_7C_3$ carbide in report with her axes, the orientation of these with the maximum hardness axis perpendicularly on wear surface determine an importance increase of wear resistance, [17].

Carbides percent. Abrasive wear resistance increases with increase of this, [5], [10], [13], [14], [17], [21], [22], the maximum values corresponding to a *critical carbides content,* that commonly correspond to eutectic composition, [13], [17], and that depend on carbides type, matrix, abrasive material, abrasive wear type, figures 1 and 2.

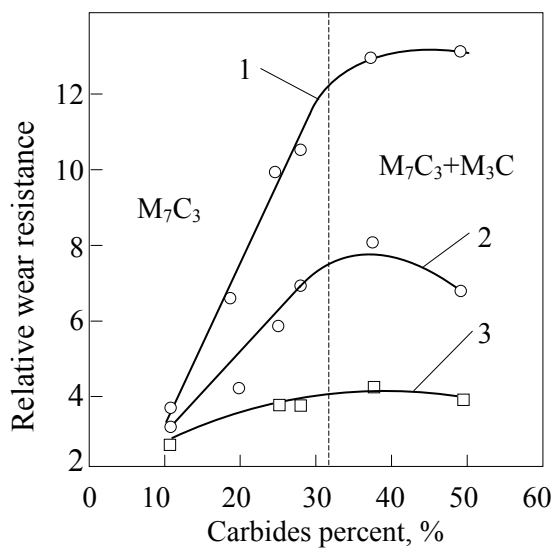


Fig. 1. The influence of carbides content, type carbide and metallic matrix on abrasive wear resistance of one Cr-Mo iron (1- martensite; 2- austenite; 3- pearlite), [17]

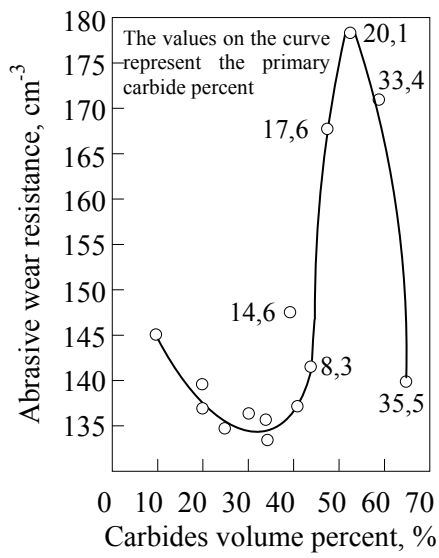


Fig. 2. The influence of carbides volume percent on the high stress abrasive wear resistance of the high chromium white irons, [10]

The increase of carbides percent signifies practically the increase of the **carbides occupied surface**, which will decrease the wear owing to matrix protections against abrasive particles action. The effect is more meaning if the **carbides toughness** is better, the **carbide dispersion** is more uniform and the *average distance between carbide particle*, or *the mean free path, λm*, [14] is lesser.

Carbides size. The abrasive wear resistance is improved with decrease of carbides size, [10], [14], [17], [21], owing to the fact that in the case of carbides with reduced size, the stresses are assumed by the matrix too, [17].

The effects of the refinement and dispersion of the microstructural phases depend on ratio between *λm* and *abrasive particles size*; for lesser values is counteract the preferential wear of matrix, which should determine the carbide removing, in this way being maintained the integrity of the matrix-carbides system, [14].

In accordance with the solicitations, it can be found a preponderant influence of either carbides or matrix, but the role of the two phases can't be dissociated because of the existing cohesion between these. In abrasion with low stresses, wear resistance depend principally on carbides percent and dispersion of these, the matrix hardness having a secondary importance, whereas in abrasion with high stresses, the material loses by wear is determined by the more accented wear of the matrix, [10], [14].

Matrix type. The influence that have on abrasive wear depends principally on solicitations type: the alloys with martensitic matrix have demonstrated a good abrasion resistance in wear conditions with low or average loads and shocks, while the alloys with work hardenable austenitic matrix have a good abrasion behavior when the intensity of the loads and shocks is enough to determine austenite transformation, [10], [13], [14], [17],

The influence of the austenite from matrix on abrasive wear resistance depend on ratio, composition and his stability degree, abrasive type, conditions of solicitation, [10], [13], [14], [17].

The consolidation and the stability of the carbide-matrix connection are determined in positive sense by:

- a matrix with low plasticity that can assures an efficient base, countering to damaged of these owing to the shear stresses generated in abrasive wear process, [5], [14], [17];
- the existence of secondary precipitated carbides, that determine the increase of the ultimate strength, thus ensuring of the carbides a more efficiently mechanical base, [14], [21];
- carbides shape, that them offers a steady consolidation in matrix and that them confers resistance at solicitations; in the matter of carbides shape, it can be remark the like-hood niobium shape carbides, [2], and globular and compact carbides, suitable for abrasion and impact, [10], [17].

2.2. Physical and mechanical properties and characteristics

One of the more important properties that characterize the abrasive wear resistant materials is the **hardness**, being found that abrasion resistance is increased with hardness increase.

In report with abrasion resistance, the hardness notion implies two aspects: the one that refers to the *bulk hardness* and the one that refers to the *surface hardness*. Significant is the fact that the abrasion resistance is improved with hardness increase, indifferently if bulk hardness or surface hardness is the reference parameter.

For alloy steels it was found that abrasive wear resistance has a nonlinear increase with bulk hardness, slower for less hardness values and more accented for higher values. This fact, as well as the fact that for some steels with the same hardness was obtained, in similarly wear tests, different wear resistance values suggests that abrasion resistance must be correlated with other factors too, which can better describe the wear process. Moreover, the hardness being a complex characteristic that depends on a number of internal and external factors (crystalline lattice parameters, sliding elements, formation and multiplication of dislocations, impurities content, temperature) can't be considered one primary property of the metallic materials, [3].

When bulk hardness was replaced with surface hardness it was found that between this and abrasive wear resistance exist one correlation and much obvious adequacy, [12], [15]. This is explicable by the surface modifications that occur in wear processes, modifications that implies and hardness modifications. Additionally, this confirms the fact that surface modifications can explain and describes more really the wear processes. Thus, worn surface hardness becomes a more relevant indicator for abrasive wear resistance.

The linear dependence of abrasive wear resistance against annealed pure metals hardness was explained, [19], as being in reality just a manifestation of the **melting temperature** of these (owing to the proportionality relation between this temperature and hardness), the apparent effect of hardness (strength) being the result of the proportionality between temperature coefficient of flow stress and melting temperature, that in turn is proportional with the hardness. In this assumption, the argued in accordance with the higher hardness, strength respectively, the higher melting point, is more really in the case of one adiabatic regime of the material deformation under abrasive particles action.

The fact that at the same hardness values, pure metals have show a greater abrasive wear resistance than some alloyed steels can be explained and by greater **deformation capacity** of these. The correlation between deformation capacity and abrasive wear resistance is expressed, [23], although not explicitly, by relation:

$$w = f_{ab} \cdot A_v \cdot d \qquad (2)$$

where: A_v is the cross-sectional area of the wear groove;

d - sliding distance of abrasive particle;

f_{ab} – fact that accounts for the proportion of displaced material to removal material:

$$f_{ab} = \frac{A_v - (A_1 + A_2)}{A_v}, \qquad (3)$$

where (A_1+A_2) is the cross-sectional area of the material displaced to the side of the groove.

Function of material deformation capacity, $f_{ab} \in [0,1]$; for the materials with a great deformation capacity $f_{ab} \rightarrow 0$, that signifies with other words that the wear will produces with local plastic deformation (plowing) and not by cutting or microcutting,

mechanisms through it can produces abrasive wear of the materials with less deformation capacity, for which $f_{ab} \rightarrow 1$.

The materials that are **work hardened** under abrasive wear action have showed an increase of the abrasion resistance owing to both increase of the wear surface hardness and some modifications of the wear mechanisms. In accordance with the theoretical model based on plastic flow localization concept, [18], [19], *the work hardened capacity* of the material influence the plastic flow localization both from point of view of the extension and its profile, figure 3, with implications on the material volume possible to be later loses at the contact with other abrasive particles, therefore on the abrasive wear of the material.

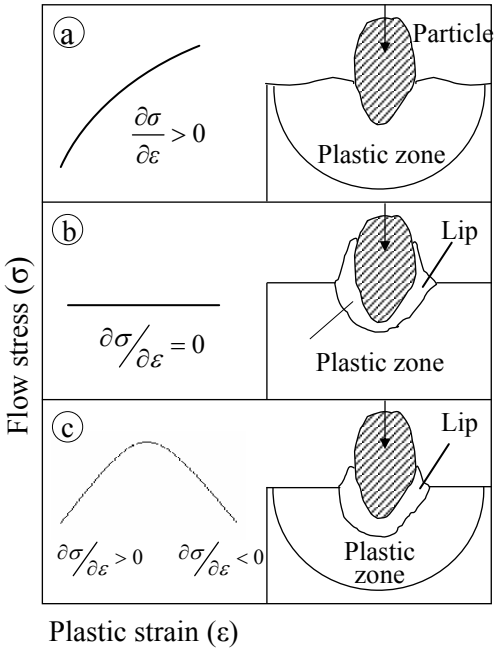


Fig. 3. The influence of the strain-hardening capability of a material on its localization during abrasion or erosion, [19]

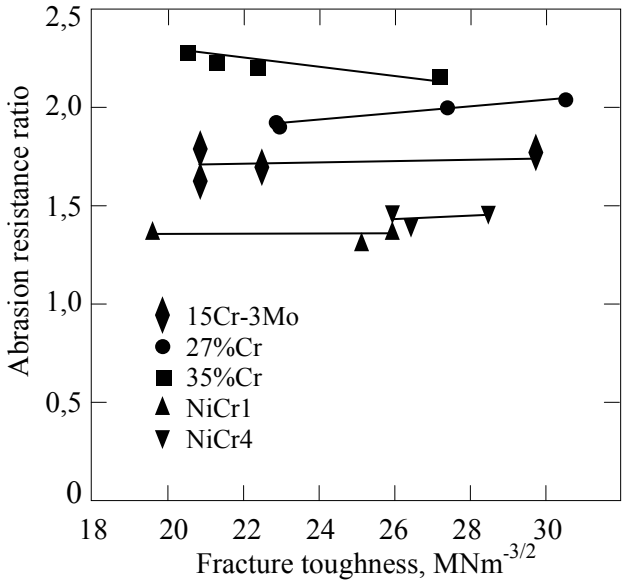


Fig. 4. Abrasion resistance ratio v. plane-strain fracture, [14]

For some alloyed with cast irons it was found, [14], the existence of one correlation between low stress abrasion and **fracture toughness** of these, the laboratory tests showing that in the case of the austenitic irons exists the better combination between abrasion resistance and their fracture toughness, figure 4.

On the basis of experimental results, that have showed that abrasion processes generate compression residual stresses in the wear surface, it was established one relation between abrasion resistance and the magnitude of these stresses, [6]. This relation shows a linear increase of the abrasion resistance with

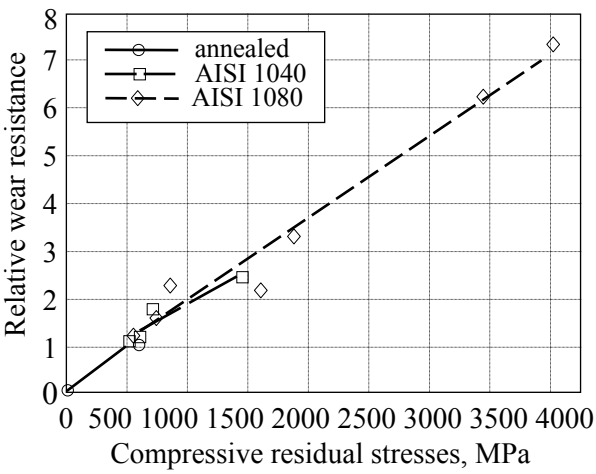


Fig. 5. Relative wear resistance as a function of compressive residual stress, [6]

the increase of the compression residual stresses, figure 5. Related to these results, it was concluded that abrasion resistance can be more really characterized by the residual stresses of the work hardenable materials than their bulk hardness and initial structure.

3. Conclusions

Abrasive wear resistance of the metallic materials is not an inherent property of these, but a result of the concrete conditions that have place the wear process. Both abrasion process and abrasion resistance are determined by those properties and characteristics that define the structural elements of the abrasive tribosystems and by the parameters that describe the interaction between the abraded material and abrasive material.

The microstructure of the metallic materials is one of the most adequate indicators for the abrasive wear resistance of these, but this relation must be extended in a more complex plan that includes in one unitary approaches the microstructural characteristics, alloy degree, nature and intensity of the solicitations.

The microstructure, hardness, type and magnitude of the residual stresses of the surfaces characterize more really abrasion resistance than material bulk hardness.

In that compression residual tensions generated by abrasion have observed in surface layers of some steels, and wear resistance increases with the increase of these tensions, can be considered for surface designed with pre-stressed surface layers that conduces to the abrasion increase.

References

1. Borik, F., Scholtz, W., G., Gouging Abrasion Tests for Materials used in Ore and Rock Crushing-Part. II: Effect of Metallurgical Variables on Gouging Wear. Journal of Materials, nr. 3, 1971, p. 590-605

2. Chen, H.-X., Chang, Z.-C., Lu, J.-C., Lin, H.-T., Effect of niobium on wear resistance of 15% Cr white cast iron. Wear, nr. 466, 1993, p. 197-201

3. Crețu, T., S., Mirica, R., F., Hârcu, I., Ştiuca, P., Fenomene fizice care determină duritatea materialelor. Tribotehnica'87, vol. II, 1987, p. 105-112

4. Crudu, I., Gramaticu, M., asupra criteriilor de tribomodelare în condiții de uzura abrazivă. Tribotehnica'84, vol. IV, 1984, p. 49-55

5. Fischer, A., Mechanism of high temperature sliding abrasion of metallic materials. Wear, vol. 152, nr. 1, 1992, p. 151-160

6. Garbar, I., I., Influence of residual stresses on abrasive wear resistance of steels. The 27th Israel Conference of Mechanical Engineering, Haifa, Israel, Mai 19-20, 1998, p. 647-649

7. Gramaticu, M., Crudu, I., Cercetări privind influența compoziției chimice asupra rezistenței la uzură în tribosistemele abrazive. Tribotehnica'84, vol. III, 1984, p. 153-158

8. Mutton, P., J., Watson, J., D., Some effects of microstructure on the abrasion resistance of metals. Wear, vol. 48, nr. 2, p. 385-398

9. Neculăiasa, V., Contribuții la studiul uzurii abrazive, factor al durabilității sculelor de prelucrat solul. Teză de doctorat, I. P. Iaşi, 1974

10 Parent-Simonin, S., Influence des facteurs métallurgiques essentiels sur la résistance à l'abrasion des fontes blanches. Fonderie Fondeur d'Aujourd'hui, nr. 399, 1980, p. 197-202

11. Pavelescu, D., Dumitrescu, C., Dependența rezistenței la uzura de abraziune a materialelor metalice de duritate, conținutul de carbon şi structură. Construcția de Maşini, nr. 5, 1986, p. 253-257

12. Richardson, R., C., D., The Maximum Hardness of Strained Surfaces and the Abrasion Wear of Metals and Alloys. Wear, vol. 10, 1967, p. 353-382

13. Röhrig, K., Relations between structure and abrasion. Resistance of white cast iron. Tribologia e Lubrificatione, vol. XII, nr. 4, 1977, p. 148-150
14. Sare, I., R., Abrasion resistance and fracture toughness of white cast irons. Metals Technology, vol. 6, 1979, p. 412-419
15. Sare, I., R., Arnold, B., K., Dunlop, G., A., Lloyd, P., G., Repeated impact-abrasion testing of alloy white cast irons. Wear, vol. 162-164, 1993, p. 790-801
16. Shadrov, N., Sh. Korshunov, L., G., Cheremnyh, Blianie molibdena, vanadia, niobia na abrazivnuyu iznosostoikost vysokohromistogo chuguna. Metallovedenie i termichestkaia obrabotka metallov, nr. 4, 1983, p. 33-36
17. Sofroni, I., Ripoşan, I., Chira, I., Fonte albe rezistente la uzare. Editura Tehnica, Bucureşti, 1987
18. Sundarajan, G., A New Model for Two-Body Abrasive Wear Based on the Localization of Plastic Deformation. Wear, vol. 117, 1987, p. 1-35
19. Sundarajan, G., The differential effect of the hardness of metallic materials on their erosion and abrasion resistance. Wear, nr. 162-264, 1993, p. 773-781
20. Ştefănescu, D., Crăciun, S., Fontes à 15% de chrome alliées au manganèse et au vanadium. Fonderie, nr. 364, 1977, p. 51-60
21. Tylczak, J., Abrasive wear. ASM Handbook, vol. 18, Lubrification and Wear Technology, USA, 1995, p. 184-190
22. Voinov, B., A., Vlianie legirovania i modifitsirovania belyh chgunov na strukturno-fazovoe sostoianie i iznosostoikost. Trenie i iznos, vol. 10, nr.1, 1989. p. 131-137
23. Zum Gaar, K., H., Modeling of Two-body Abrasive Wear. Wear, vol. 124, 1988, p. 87-103

Technical University "Gh. Asachi" Iassy

UZAREA SUPRAFEȚELOR METALICE ÎN TRIBOSISTEME ABRAZIVE
II: INFLUENȚA UNOR PROPRIETĂȚI ŞI CARACTERISTICI ALE MATERIALELOR METALICE ASUPRA REZISTENȚEI LA UZARE ABRAZIVĂ

Rezumat. Lucrarea îşi propune să prezinte într-o formă rezumativă, pe baza datelor existente în literatura de specialitate, o serie de elemente definitorii pentru rezistența la abraziune a materialelor metalice, considerând în primul rând structura funcțională a tribosistemelor abrazive, precum şi acele proprietăți şi caracteristici ale materialelor metalice care influențează rezistența la abraziune a acestora. Datorită faptului că procesele de abraziune s-au dovedit a fi deosebit de complexe, o abordare corectă a oricărei probleme privitoare la rezistența la abraziune presupune includerea în contextul ipotezelor a faptului că rezistența la abraziune a materialelor metalice nu este o proprietate inerentă a acestora, ci un rezultat al condițiilor concrete în care are loc respectivul proces de uzare. Cu alte cuvinte, atât procesul de uzare şi consecința acestuia, uzura, cât şi rezistența la uzare sunt determinate de acele proprietăți şi caracteristici care, în raport cu procesul de uzare, definesc elementele structurale ale tribosistemelor abrazive şi de parametrii care descriu interacțiunea dintre materialul supus abraziunii şi materialul abraziv.

Uzarea abrazivă a materialelor metalice este influențată în primul rând de microstructura acestora. Din acest considerent, relația dintre rezistența la abraziune şi structură trebuie privită în contextul mult mai complex al dependenței dintre compoziția chimică, structură, proprietățile materialului. Se impune astfel o tratare unitară a tuturor aspectelor legate de caracteristicile microstructurale, gradul de aliere, tipul şi nivelul solicitărilor.

Starea structurală a materialelor metalice constituie astfel unul dintre indicatorii cei mai relevanți pentru rezistența la abraziune a materialelor metalice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

THE WEAR OF THE METALIC SURFACES IN ABRASIVE TRIBOSYSTEMS
III: THE INFLUENCE OF THE ABRASIVE MATERIAL, SOLICITATIOS AND ENVIRONMENT

MIREA CONSTANTIN

Abstract. *The paper desire to presents synthetically the way in that the behavior and abrasive wear resistance of the metallic materials is influenced by some properties and characteristics of the abrasive materials, environment, as well as by the character of solicitations. The dates who is based the content of this paper constitute the result of one attentive survey of the special literature. Alongside the properties and characteristics of the metallic materials that influence their abrasive wear behavior or their abrasive wear resistance, intervene obviously and those properties and characteristics of the other elements that define the abrasive tribosystems, inclusive one series of elements of the interaction between abrasive material and surface who act. Abrasive wear resistance is influenced by the hardness, resistance, shape, size of the abrasive particles, compactness degree and humidity of the abrasive mass. One important property for the abrasive materials is considered their abrasion capability, expressed by an abrasion capability coefficient. The influence who the environment characteristics have on the abrasive wear is determined by some modifications of the surface, by modifications of some abrasive particles characteristics and of their motion way, by some modifications that can intervene in the wear mechanisms, as well as by interaction character between abrasive particle and surface. Because abrasive wear processes involve, in accordance with definition, relative motion and applied load, both worn surface aspect and wear evolution are determined by way that have place the motion and by the character of interaction between abrasive particle and surface.*

Key words: *abrasive wear, abrasive wear resistance, abrasive particles, environment, solicitations*

1. Introduction

The abrasive wear of the metallic materials is influenced not only by their properties and characteristics but and a series of properties and characteristics of the abrasive materials, environment, as well as by the character of the solicitations. It can be found so, that abrasive wear depends by a great number of parameters and influence factors. The analysis of wear processes supposes to considering the whole ensemble of parameters, because how it was demonstrated, the influence of any parameter must be analyzed in the context of the all influence factors that act in one tribosystem.

Abrasive material, environment type and not at last the type and the nature of solicitations influence a large measure the behavior and the abrasive wear resistance of one material. The modification of some characteristics of the abrasive material, environment or solicitations determines characteristic aspects of the wear.

The paper presents on the basis of one attentive research of the special literature a date series and considerations regarding to influence of abrasive material, environment and solicitations on abrasive wear resistance of the metallic materials.

2. The influence of some properties and characteristics of the abrasive materials

Significantly for the character of the interaction between abrasive material and metallic surface is that for to be possible the predominant mechanical action of the abrasive it is necessary a hardness of the abrasive particles greater than that of the abraded material, a favorable geometry of particles and a certain orientation against the surface, [2].

For the abrasive tribosystems study, the essential property of any abrasive material is considered the **abrasion capability**, defined to being the capacity of the abrasive materials to degrade through wear the surface layers. It is a complex property that depend on physical and mechanical properties of the abrasive material, on his aggregate state (density, hardness, humidity, compactness, etc.), but and on the interaction character of the abrasive particles. Quantitatively, it is expressed by means of the *abrasion capacity coefficient*, *kd*, [3]:

$$k_d = \frac{m_r}{m_{et}}, \qquad (1)$$

where m_r is the wear in the considered abrasive material and m_{et} is the wear of the same material for standard abrasive material.

Abrasive hardness. Function of these**,** the wear evolution have, generally, an upward trajectory, but which can have particular aspects owing to some characteristics of the abrasive material, abraded material, corrosive action of the environment or dynamic character of the solicitations, [18], [23]. For abrasives with lesser hardness than those of abraded material on found a reduced wear, that can be determined to the abrasive characteristics loss and/or, in some cases, to the corrosive action of environment. When the abrasive hardness tends to the abraded material hardness it was found an important increase of the wear; the increase is more emphasized and more twisted for heterogeneous materials (steels with hard carbide insertions, alloy cast irons) owing to the different abrasive wear of the structural phases.

The **toughness** of abrasive particles is an important property of these and in the same time an important factor for abrasive wear processes. It was found that abrasive wear increases with the increase of the abrasive particles toughness, [16]. If during wear process in the abrasive particles appear tensions that, owing to solicitations, exceed their toughness, the abrasive particles can be destroyed, being formed other new particles and other contact surfaces for that will correspond other characteristic of the tensions state, [16].

The **shape and sizes** of the abrasive particles, inclusive their **orientation** against surface, determine characteristic aspects for the abrasive wear process, materialized by a certain wear evolution. The abrasive particles size (round, pointed) determines the wear groove shape and influences the contact load and the transition from elastic to plastic contact. Experimentally, it was found that the wear of one

metallic material is more reduced when the abrasive particle have rounded shapes comparative with the wear produces by abrasive particles with pointed edges and angles. This fact is explains by the different mechanisms that generate the material loss. Geometrical orientation of the abrasive particles, defined by their *attack angle*, can determine the predominant wear mechanism. For attack angle values lesser than *critical angle* the wear it can produces through plowing or scratching, and for upper values and the friction coefficient decrease the wear it can produces through microcutting.

In report with abrasive particles size, the wear increases with the size increase of these, [7], [8], [13], [15], [16], [20]. From some experimental researches results the existence of one *critical size* of the abrasive particles (that practically not depends on material hardness), [7], [8], in report with that the increase tendency of wear is more firmly for lesser abrasive particles, or more slowly for abrasive particle with greater sizes, figure 1. The wear evolution function of the abrasive particles size is influenced both by wear particles removed from wear surface, that decreases the abrasive particles action the more the lesser are these, and by the applied load, the wear being little influenced by the abrasive particles size in the low load application case.

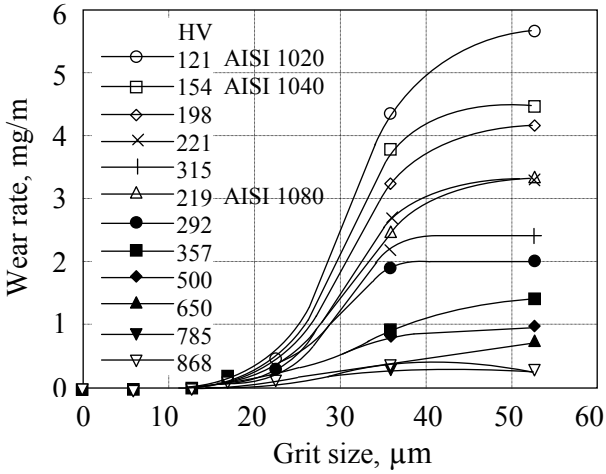


Fig. 1. Wear rate as a function of abrasive grit size, [7]

Experimentally, it was found a relationship which shows that abrasive wear varies with abrasive particle diameter at fourth power, [16]:

$$u = \frac{\gamma_a \cdot tg\gamma}{4 \cdot \tau_{\max}^2 \cdot C^2} \cdot k \cdot d^4 \text{, [g]} \qquad (1)$$

where: γ_a is the specific weight of abrasive particles;

γ - the point angle of abrasive particle;

τ_{max} – maximum shear of abraded material, in daN/cm^2;

C - constant in accordance with γ and friction on the contact surface;

k - pressure unity on surface, 1daN/cm^2;

d - the abrasive particle diameter, in cm;

For inhomogeneous abrasive mediums from point of view of the granulometric composition, it was found, [16], that abrasive wear varies with the percent fractions, the wear increasing with the increase of the abrasive particle percent of certain diameter, figure 2. For such abrasive mediums the relation (1) becomes:

$$u = \sum_{i=1}^{i=m} \frac{\gamma_a \cdot tg\gamma}{4 \cdot \tau_{\max}^2 \cdot C^2} \cdot d_i^4 \cdot n_i \text{, [g]} \qquad (2)$$

where n_i is the abrasive particles number contained in the granulometric fraction “i”.

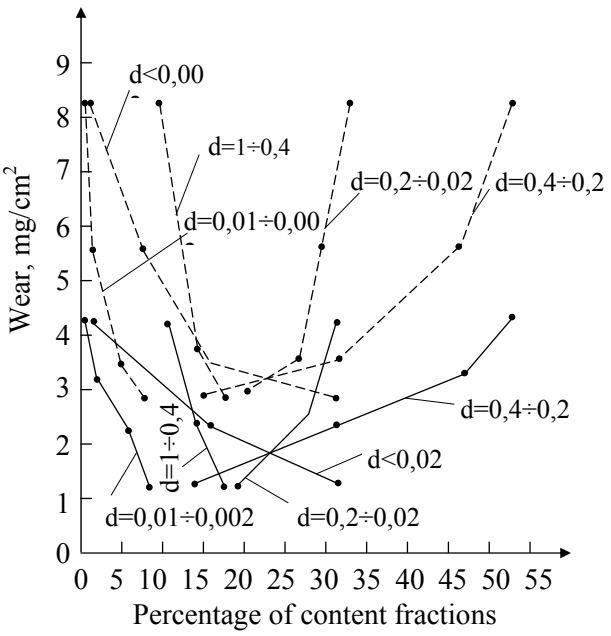


Fig. 2. Abrasive wear as function of the abrasive particles percentage, [16]

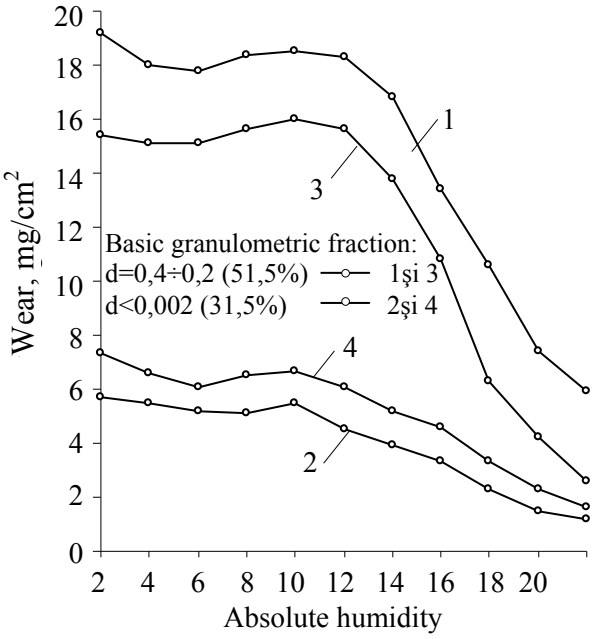


Fig. 3. Abrasive wear as function of the mass abrasive humidity, [16]

In the abrasive wear processes that have place in abrasive mass, the wear depends on the **compactness** of abrasive mass, increasing with the *compactness degree* increase, [1]. It is found also that metallic surface wear is influenced and by the abrasive mass **humidity**, the wear evolution with humidity increase depending however on abrasive mass composition, [16]. The wear decrease with humidity increase is argued through the modification of the abrasive particles interaction character with friction surface. The causative elements in this process are considered: the reduction of the abrasive particles efficiency because of the edges and angles damage, of the pressure decrease on the friction surface and of the formation of one molecular layer at interface between abrasive particle and abraded surface, [16].

3. The influence of the dynamic and cinematic characteristics of the contact

Because the abrasive wear process implies, in accordance definition, relative motion between abrasive material and one surface, the way in which have place the relative motion and the contact characteristics determine both wear aspects and his evolution.

Function of **friction way type** (closed or open), the wear evolution have an upward tendency that depends on the abraded material, abrasive medium, inclusive on the abrasive process type, [14], [15], [16]. The linear tendency of the wear increase with the **friction way length** in closed circuit is due to the fact that the wear surface is in permanent contact with abrasive material with non-modified characteristics by the previous actions. In open circuit, the wear tends to decrease after one spell owing to modification of some abrasive material characteristics, or owing to the accumulation of some wear particles between abrasive particles and/or some abrasive particles embedded on the wear surface, [2], [8].

The influence of the **wear process standing** is similarly to the friction way length.

In the abrasive tribosystems the solicitations are frequently expressed by **force** or **pressure on friction surface**. In similarly abrasive wear conditions, it can be seen an upward tendency of the abrasive wear evolution with the applied force increase. The wear magnitude and the function type that describes this connection depend on applied force magnitude, [2], [4], [15], [20], [22], abraded material type, shape, dimensions and abrasive particles toughness, [15], [20]. The applied pressure on the friction surface differently influences the abrasive wear evolution, being found experimentally that this depends on abrasive particles mobility: slow decreasing tendency with the applied pressure increase, for tests effected with bounded abrasives, [17], and upward tendency with pressure increase, figure 4, for tests effected with abrasive mass (free abrasives), [16]. The exercised influence by the pressure is greater when the abrasive hardness and abraded material hardness are lower, [16].

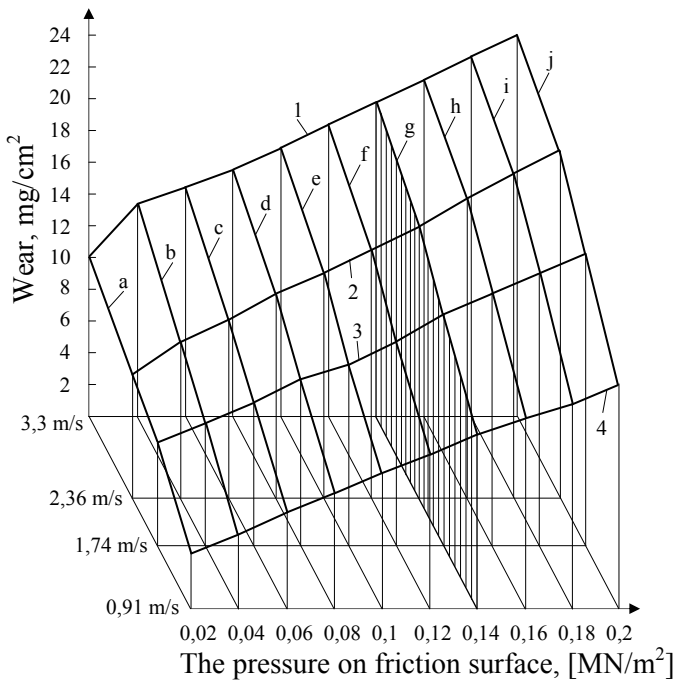


Fig. 4. Abrasive wear as function of applied pressure and speed on friction surface, [16]

The results of some experimental tests as regards to the influence of **speed motion** on abrasive wear have distinguish different aspects that show either wear increase with speed motion increase, [2], [16], or an evolution that not follows a definite trend, [4]. The wear increase is argued by;

- the decrease of the mechanical characteristics under friction temperature effect, [2], effect considered to be reduced due to the fact that abrasive wear processes are near adiabatic, which should signify that temperature in the abrasive particle-abraded material local contact area is not influenced by the speed increase, [20];
- the pressure increase on friction surface with speed increase, because of pressing dynamic force of the abrasive medium; with speed increase have place and an kinetic energy increase of the abrasive particle on the friction surface, [16], which conduces to conclusion that one particular influence can have and mobility degree of the abrasive particles.

3. The influence of some characteristics of the environment

The influence of the characteristics that define the environment on abrasive wear is determined by some modifications of active surface, of abrasive material, by

modifications of the abrasive particles character motion, or by wear mechanisms modifications, inclusive by interaction character between abraded material and abrasive material.

The **water** presence like intermediary medium in the abrasive wear processes, can determines, in accordance to some special literature dates, contradictory aspects of abrasive wear:

❑ the wear increase, or wear rate increase, founded in laboratory tests, [5], and behind observations concerning the active elements wear of some crushing and pulverizing installations, [23], or of some rock drilling tools, [21], fact attributed and corrosion influence, [23];

❑ the wear decrease of some cobalt base alloys that contain titanium carbides insertions, used in sandstone cutting works, [12];

❑ minor modifications of wear speed, comparatively with the values obtained in dry air, founded for one Al-Mg-Si alloy, for copper and for an 0,45C steel, [10].

The abrasive wear increase in presence liquid mediums or in presence of **water vapors** is explained by fact that these mediums facilitate the material particles removal on wear surface, which have as consequence the preservation of the abrasive particles efficacy, [8].

The influence who liquid mediums, either water or aqueous solutions, have on abrasive wear, is principally determined by their **ph value**, [23]. In acid or corrosive medium the wear increase is due to the fact that the abraded metallic surfaces are more affected by corrosion, and oxide layers are removed by the abrasive particles, [20], [23]. Abrasive wear tests in corrosive mediums (siliceous sand-water, siliceous sand-sea water, siliceous sand-$CuSO_4$ solution) of some alloy Fe-C-Cr irons have showed that the wear metal loss are increased by the corrosive effects of the medium, the wear being started by one corrosion process between phases, matrix-carbide, followed by abrasive wear and corrosion of the matrix, [19].

Atmospheric humidity can differently influences the wear evolution, function of the test conditions, humidity level, abraded material, [20], [9], [10]. The wear rate increase with atmospheric humidity increase is principally due to the fact that humidity favors the abrasive particles fracture, [9], [10], [20], the fracture resistance of these decreasing with the increase of the partial pressure of water vapors from atmosphere, [11]. This phenomenon can contribute at wear increase in two ways:

❑ by fracture of the great abrasive particles, so resulting a greater number of abrasive particles, but with lesser sizes, in contact with wear surface;

❑ by self sharpening of the abrasive particles, due to some micro-volume fracture at surface level, there where exist cracking source in form of some surface defects.

The humidity is a factor that favors the deformation and fracture destruction of the resistant and adherent oxides layers formed on wear surface, [9].

The differences founded in wear evolution function of atmospheric humidity, figures 5 and 6, can be determined and by different modes testing, respective by more severe conditions that characterize the two-body abrasion tests, [10].

With the **environment temperature** increase, when the material hardness and ultimate strength decrease, it can be anticipated an increase of the abrasive wear, but in

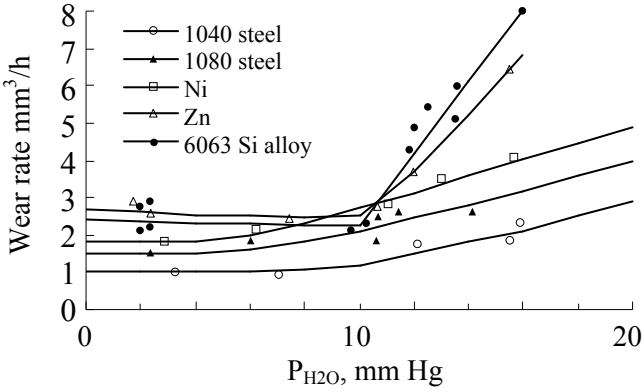


Fig. 5. Wear rate in 3-body abrasion vs. hunidity, [9]

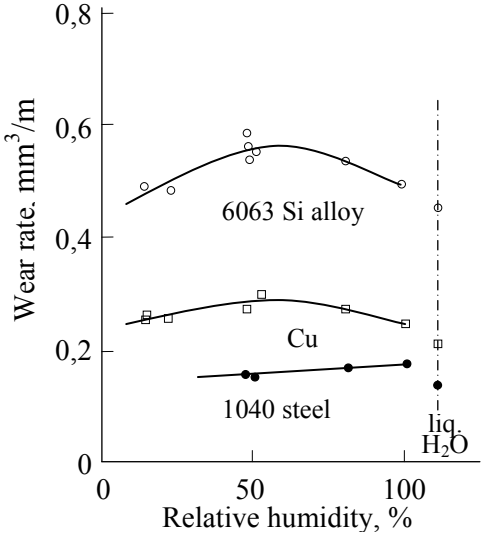


Fig. 6. Wear rate in 2-body abrasion vs. relative atmospheric humidity, [10]

the case of some experimental tests it was found nevertheless particular aspects, interpretable in the context of real tests conditions:

❑ minor modifications of the wear rate (for aluminum and copper), in the temperature range comprised between ambient temperature and 673K (400^0C), fact explained in hypothesis of adiabatic heating of the micro-volumes from areas where the material is removed, [20];

❑ wear rate decrease for some Fe, Ni or Co base alloys with the temperature increase from 25^0C to 650^0C, figure 7. This tendency, more pronounced in the case of the alloys with softer metal matrix, is caused by the forming of some adherent layers on the wear surfaces and by the embedment of particles or fragment particles on the wear surfaces, both protecting the surfaces against abrasion and compensating in this way the effect of matrix softening with the temperature increase, [6].

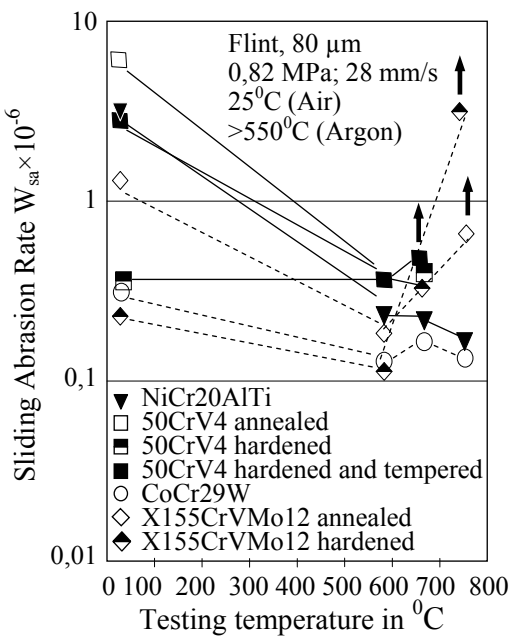


Fig. 7. Sliding abrasion rate of metallic materials up to 750 ^{0}C, [6]

4. Conclusions

An important property for any abrasive material is considered the abrasion capability, quantitatively expressed by an abrasion capability coefficient. The hardness, resistance, shape and size of the abrasive particles, their orientation against wear surface, granulometric composition, the compactness and humidity of the abrasive mass are characteristics that influence the abrasive wear resistance of the metallic materials.

Both wear aspects and his evolution are determined by the way in which have place the relative motion and by the contact characteristics between abrasive particles and surface against act.

In the abrasive tribosystems the solicitations are frequently expressed by force or pressure on friction surface. In similarly abrasive wear conditions, the abrasive wear evolution have an upward tendency with the applied force increase. The applied pressure on the friction surface differently influences the abrasive wear evolution, being found experimentally that this depends on abrasive particles mobility. The exercised influence by the pressure is greater when the abrasive hardness and abraded material hardness are lower.

The influence of the characteristics that define the environment is determined by some modifications of active surface, of abrasive material, by modifications of the abrasive particles character motion, or by wear mechanisms modifications, as well as by the interaction character between abraded material and abrasive material. It is not clear how the atmospheric humidity influence the wear process.

References

1. Bilik, S., M., Papy trenya metall-plastmassa v machinah i mehanismas. Izdatelstvo Machinostroenie, Moskva, 1966
2. Blouet, J., Etudes de laboratoire en liaison avec des cas industriels. Soudage et Techniques Connexes, vol. 32, nr. 5/6, 1978, p. 199-126
3. Crudu, I., Gramaticu, M., Asupra criteriilor de tribomodelare în condiții de uzură abrazivă. Tribotehnica'84, vol. IV, I. P. Iași, 1984, p. 49-55
4. Das, S., Prasad, B., K., Jha, A., K., Modi, O., P., Yewgneswaran, A., H., 3-Body Abrasive Wear of 0,98-Percent carbon-Steel. Wear, vol. 162, 1993, p. 802-810
5. Dawihl, W., Frisch, B., Wear properties of tungsten carbide and aluminum oxide sintered materials. Wear, nr. 12, 1968, p. 17-25
6. Fischer, A., Mechanism of high temperature sliding abrasion of metallic materials. Wear, vol. 152, nr. 1, 1992, p. 151-160
7. Garbar, I., I., Influence of residual stresses on abrasive wear resistance of steels. The 27th Israel Conference of Mechanical Engineering, Conference Proceeding, Mai 19-29, Technion City, 1988, Haifa, Israel, p. 647-649
8. Larsen-Basse, J., Influence of grit diameter and specimen size on wear during sliding abrasion. Wear, Nr. 12, 1968, p. 35-53
9. Larsen-Basse, J., Influence of Atmospheric Humidity on Abrasive Wear-I. 3-Body Abrasion. Wear, vol. 31, nr. 2, 1975, p. 373-379
10. Larsen-Basse, J., Influence of Atmospheric Humidity on Abrasive Wear-I. 2-Body Abrasion. Wear, vol. 32, 1975, p. 9-14
11. Larsen-Basse, J., Effect of Atmospheric Humidity on the Dynamic Fracture Strength of SiC Abrasives. Wear, vol. 166, nr. 1, 1993, p. 93-100

12. Latin, A., The properties of tungsten carbide-cobalt alloys used for mineral cutting tools. Metallurgia, nr. 64, 1961, p. 211-216, 267-273
13. Maratray, F., Le procès d'usure des matériaux soumis à l'abrasion. Revue de l'Industrie Minérale, nr. 11, 1970, p. 713-734
14. Mulhean, T., O., Samuels, L., E., The abrasion of metals. A model of the process. Wear, nr. 5, 1962, p. 478-498
15. Nathan, G., K., Jones, J., D., The empirical relationship between abrasive wear and the applied condition. Wear, nr. 9, 1966 p. 300-309
16. Neculăiasa, V., Contribuţii la studiul uzurii abrazive, factor al durabilităţii sculelor de prelucrat solul. Teză de doctorat, I. P. Iaşi, 1974
17. Richardson, R., C., D., The Wear of Metals by Hard Abrasives. Wear, vol. 10, 1967, p. 291-309
18. Rohrig, K., Relations between structure and abrasion resistance of white cast iron. Tribologia e Lubrificatione, vol. XII, nr. 4, 1977, p. 141-150
19. Sofroni, I., Ripoşan, I., Chira, I., Fonte albe rezistente la uzare. Editura Tehnică, Bucureşti, 1987
20. Tylczak, J., Abrasive wear. A.S.M. handbook, vol. 18, Friction, Lubrification and Wear Technology, U.S.A., 1995, p. 184-190
21. Wahl, H., Kantenwein, G., Schafer, W., Wear in rock drilling (laboratory tests). Wear, vol. 4, nr.3, 1961, p. 234-245
22. Xu, L., Vose, C., St. John, D., Abrasive wear study of selected White cst irons as liner materials for the mining industry. Wear, nr. 162-164, 1993, p. 820-832
23. *** La résistance a l'usure des matériaux. Fonderie-Fondeur d'Aujourd'hui, nr. 25, 1983, p. 33-35

Technical University "Gh. Asachi" Iassy

UZAREA SUPRAFEŢELOR METALICE ÎN TRIBOSISTEME ABRAZIVE
III: INFLUENŢA MATERIALULUI ABRAZIV, A SOLICITĂRILOR ŞI A MEDIULUI INTERMEDIAR

Rezumat. Lucrarea încearcă să prezinte într-un mod sintetic modul în care comportarea şi rezistenţa la uzare abrazivă a materialelor metalice este influenţată de unele proprietăţi şi caracteristici ale materialelor abrazive, mediului intermediar, precum şi de caracterul solicitărilor din tribosistemele abrazive. Datele pe care se bazează conţinutul lucrării constituie rezultatul unei cercetări aprofundate a literaturii de specialitate. Alături de acele proprietăţi şi caracteristici ale materialelor metalice care influenţează comportarea şi rezistenţa la abraziune a acestora, intervin în mod evident şi acele proprietăţi şi caracteristici ale celorlalte elemente care definesc tribosistemele abrazive, precum şi o serie de elemente proprii ale interacţiunii dintre materialul abraziv şi suprafaţa asupra căreia acţionează. Rezistenţa la abraziune este influenţată de duritatea, rezistenţa, forma şi dimensiunile particulelor abrazive, gradul de compactitate şi umiditatea masei abraziv. O proprietate importantă pentru materialele abrazive este considerată abrazivitatea acestora, exprimată prin coeficientul de abrazivitate, k_d. Influenţa pe care caracteristicile mediului intermediar o au asupra uzurii abrazive este determinată de unele modificări care se produc la nivelul suprafeţelor, de modificări ale unor caracteristici ale particulelor abrazive şi ale modului de mişcare a acestora, de unele modificări care pot interveni la nivelul mecanismelor de uzare, precum şi de caracterul interacţiunii particulă abrazivă-suprafaţă. Deoarece procesele de uzare abrazivă implică, conform definiţiei, mişcare relativă şi sarcină aplicată, atât aspectul suprafeţelor uzate cât şi evoluţia uzurii sunt determinate de modul în care are loc mişcarea şi de caracterul interacţiunii particulă abrazivă-suprafaţă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.01

MICROSTRUCTURAL CHARACTERISATION AND ELECTROCHEMICAL BEHAVIOUR OF THE NEW BETA Ti-12Mo-5Ta ALLOY FOR BIOMEDICAL APPLICATIONS

D.M. Gordin[*], T. Gloriant[*], R. Chelariu[**], Gh. Nemtoi[***], N. Aelenei[**]

Abstract. *We have synthesized a new Ti-based alloy that combines Ti with the non-toxic elements Ta and Mo. Ingot of composition Ti-12Mo-5Ta was prepared by melting pure elements in an arc-melting furnace. The alloy was annealed at 950°C for one hour under high vacuum and quenched in water at room temperature. The alloy was characterized by X-ray diffraction, observed by microscopy and found to have a body-centered-cubic structure (β-type). We have measured the Young's modulus of Ti-12Mo-5Ta by ultrasonic technique and found a lower value (about 74GPa) than the classical α+β Ti-6Al-4V alloy (120GPa). As long-term stability in biological environment is required, we have evaluated the electrochemical behavior of both alloys. Experiments, i.e. measurements of open-circuit potential (OCP) versus time and the observation of linear and cyclic potentiodynamic polarization curves, were carried out in simulated body fluid (Ringer's solution) for two immersion times. Under these conditions both titanium alloys exhibit spontaneous passivity and high corrosion resistance. The excellent electrochemical properties combined with low elastic modulus make the new beta-type Ti-12Mo-5Ta alloy suitable for use as a bone substitute.*

Keywords*: Metals and alloys; X-ray diffraction; Microstructure; Electrochemical properties*

1. INTRODUCTION

The great complexity of conditions imposed for a biomaterial makes its choice for a certain application very difficult. Selecting materials for different components in biomedical devices depends especially on several factors. First, the material must be biocompatible to human body. On top of that, it must have an excellent corrosion resistance in the body environment and appropriate mechanical properties in service. For a material used as bone substitute the Young's modulus is a key factor in order to transfer the adequate mechanical stress to the surrounding bone. Decreasing this modulus, thereby increasing elasticity, enhances implant-to-bone stress loading and minimizes bone atrophy due to stress shielding. Titanium and titanium alloys are well-suited as clinically used biomaterials because their biological, mechanical and physical properties play significant roles in the longevity of the prostheses and implants [1]. The "standard" Ti-6Al-4V (currently used in aircraft industry) was one of the first titanium biomaterial introduced in implantable components and devices (particularly for orthopedic and osteosynthesis applications [2]). Although this alloy is still widely used in medicine, some concern has been recently expressed over its use since it appears that small amounts of both vanadium and aluminum, released in the human

body, induce possible cytotoxic effect and neurological disorders, respectively [3-5]. Thus, toxicity of alloying elements like V and Al and high elastic modulus (due to the 2 phases α+β microstructure) of the conventional Ti-6Al-4V alloy has required the development of new β-titanium alloys with non-toxic elements (Nb, Zr, Ta, Mo, Pd....). Advantages of β/near-β titanium alloys over α near-α or α+β alloys include their lower modulus [8-10] and better formability [11-16]. Consequently, β-titanium alloys allow a greater load transfer from the artificial implant to the adjacent remodeled bone. The bone resorption is then minimized and a possible loosening of the prosthetic device is avoided [17,18]. Recently, many materials research groups in the field of metallic biomaterials have oriented their activities towards the modification of the available β-titanium alloys or exploring new compositions. The most investigated β-titanium alloys for biomedical applications were included in the Ti-Ta, Ti-Zr-Nb-Ta, Ti-Nb-Zr, Ti-Nb, Ti-Sn-Nb-Ta, Ti-Sn-Nb-Ta-Sb and Ti-Nb-Ta-Mo systems. For these alloys the Young's modulus varies between 60 GPa and 90 GPa [19] while the Ti-6Al-4V modulus is ~110-120 GPa [20].

Our research activity deals with the metallurgical aspects and the mechanical properties of new β titanium alloys in the Ti-Mo-Ta and Ti-Mo-Fe-Ta systems [21,22]. Because the biocompatibility/biofunctionality is related to the corrosion behavior in physiological fluid, this papers presents our first electrochemical experiments of a β-type Ti-12Mo-5Ta alloy in Ringer's solution. The results were compared to those obtained on the Ti-6Al-4V commercially alloy in similar experimental conditions.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURES

Because of the high reactivity of titanium with both oxygen and nitrogen, synthesis must be carried out under high vacuum conditions. Appropriate amounts of metals (83wt%Ti-12wt%Mo-5wt%Ta) were arc melted in a laboratory scale arc furnace (7400 TŰBINGEN, Edmund Bühler), with a tungsten alloy electrode on a water-cooled copper heart. The pure elements were melted in a high purity argon atmosphere (0.5 bar) and the ingot were melted many times to improve chemical homogeneity. The obtained ingot (shape almost cylindrical with a diameter of about 8-10mm and weight of about 12 g) was solution treated at 950°C under high vacuum (10^{-6} mbar) for one hour into a tubular furnace and then quenched in water at room temperature. The purpose of this heat treatment is to produce the desired homogenous β-microstructure alloyed with β-stabilizers (Ta and Mo).

The commercially Ti-6Al-4V alloy (90wt%Ti-6wt%Al-4wt%V) was produced by CEZUS-Ugine (France) and was supplied in a 7mm diameter rod after a heat treatment at 730°C for 1 hour.

The phase analysis of the synthesized Ti-12Mo-5Ta and Ti-6Al-4V alloys were carried out by X-ray diffraction (XRD) using a PHILIPS PW 1830/00 (X-ray generator) diffractometer operated at 40kV and 30 mA ($CuK_{\alpha 1}$ radiation (1.54060Å wave length) was used).

The microstructures of the alloys were investigated both by optical microscopy (OM, LEICA DM/RM) and by scanning electron microscopy (SEM, JEOL JSM 6400). To be observed, the samples were embedded in an electrically conducting cold-setting resin (Polyfast 485) and then mirror polished by standard metallographic techniques followed by etching with 5% HF, 25 % HNO_3 and the balance H_2O. The

chemical composition of the Ti-12Mo-5Ta alloy was checked by EDS (energy-dispersive spectroscopy coupled with the scanning electron microscope).

Elastic modulus (Young's modulus E) of designed alloy was determined by ultrasonic method from the density (ρ) and from the measurements of the longitudinal V_L and the transversal V_T wave velocities. A piezo-electric transducer (10 MHz), in contact with the sample via a coupling gel, was used for these measurements. Thus, the value of the Young's modulus for the infinite mode can be obtained from equation 1:

$$E = \rho \frac{3V_L^2 - 4V_T^2}{\frac{V_L^2}{V_T^2} - 1} \quad (1)$$

The corrosion behavior of titanium alloys was carried out in a simulated body fluid, namely Ringer's solution, supplied by SICOMED S.A., Bucharest, Romania. The ionic composition of this medium was: Na^+=3.38 g/l ; K^+=0.157 g/l ; Ca^{2+}=0.0195 g/l ; Cl^-=5.525 g/l and the *p*H was maintained at 5.13. To investigate the electrochemical behavior a three electrodes corrosion cell and an electrochemical system VOLTALAB 32 were used.

Samples (with a surface of 0.283 cm^2 for Ti-12Mo-5Ta and 0.302 cm^2 for Ti-6Al-4V) were mounted on a teflon suitable holder and polished to a mirror finish. A saturated calomel electrode and a platinum wire were used as the reference and auxiliary electrodes, respectively. The electrochemical testing sequence was consisted of the recording open circuit potential (*OCP*), linear and cyclic potentiodynamic polarization curves. Open circuit potentials were recorded with a 15 min time increment over a 20 h time period. The linear potentiodynamic polarization curves, tracing between (*OCP*–150; *OCP*+150, mV) with a 0.5 mV/s scanning rate, were used to measure the polarization resistances (R_p, $\Omega \cdot cm^2$) and Tafel's slopes (b_c and b_a, $mV/mA \cdot cm^{-2}$) from which the corrosion current densities (J_{corr}, mA/cm^2) were deduced. The cyclic potentiodynamic polarization curves, tracing between -400, 2000, -400 mV with a 50 mV/s scanning rate, were used to evaluate the passivation potentials (E_p, mV) and critical current densities (J_{cr}, mA/cm^2). Also, cyclic polarization curves indicated the pitting tendencies of investigated alloy specimens in the given electrochemical systems. All the experimental data were statistically analyzed using *t*-test from independent variables.

3. RESULTS

Figure 1.a. shows the XRD pattern of the Ti-12Mo-5Ta alloy after melting and quenching operations. The desired bcc (body-centered-cubic) single β-phase is detected and corresponding diffraction planes are well identified.

The X-ray diffraction profile presented in Figure 1.b. clearly shows the duplex microstructure of the "standard" Ti-6Al-4V alloy. All the diffracted peaks, related to the α-phase and the β-phase, are identified and the corresponding Miller indices are indicated on the pattern. With this alloy composition, it is well known that Al stabilizes the low-temperature α-phase (hexagonal close packed, hcp), while V stabilizes a small amount of the high-temperature β-phase (body-centered cubic, bcc).

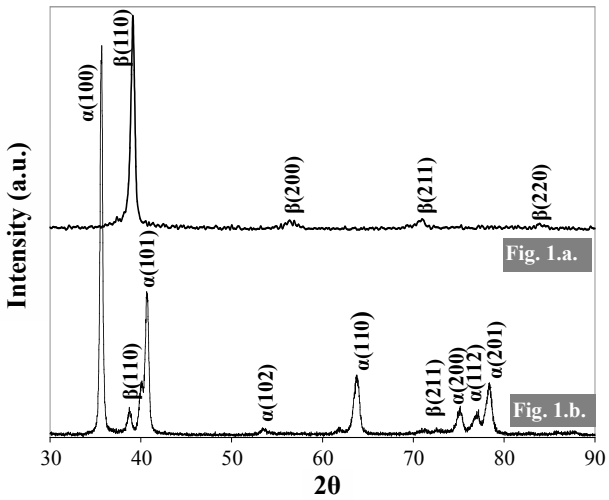


Figure 1. XRD patterns of Ti-12Mo-5Ta (a) and Ti-6Al-4V (b).

The two alloys were observed by microscopy and the optical micrographs are presented in Figure 2. For the Ti-12Mo-5Ta alloy, few hundred micrometer large granular β-type structure (Figure 2.a) is observed, while the typical equiaxed 2 phases α+β microstructure is observed in Ti6Al4V alloy (Figure 2.b).

The Young's modulus, E, evaluated by ultrasonic technique (see *experimental procedures*), are found to be very different from the two alloys studied in this work. A value of 120GPa is measured on the Ti-6Al-4V alloy while 74GPa is obtained in the case of the beta Ti-12Mo-5Ta alloy.

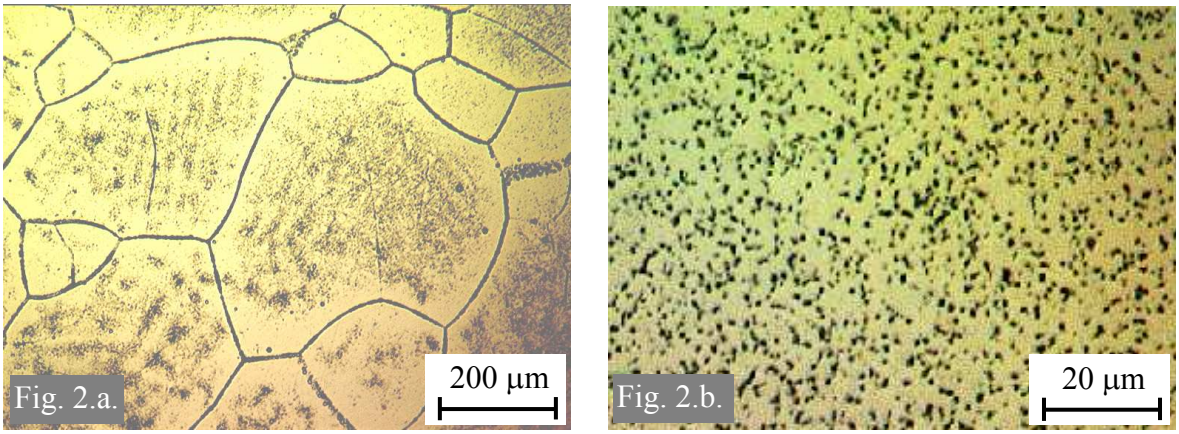


Figure 2. Optical micrographs of Ti-12Mo-5Ta (a) and Ti-6Al-4V (b).

To evaluate the electrochemical properties of the metallic materials, examples of experimental measurements are presented in Figures 3, 4 and 5. Figure 3 shows the evolution of the open-circuit potential (OCP) versus time for both alloys. As it is shown on this diagram, it is observed a very similar behavior among OCP mean values of Ti-Mo-Ta alloy and Ti-Al-V alloy.

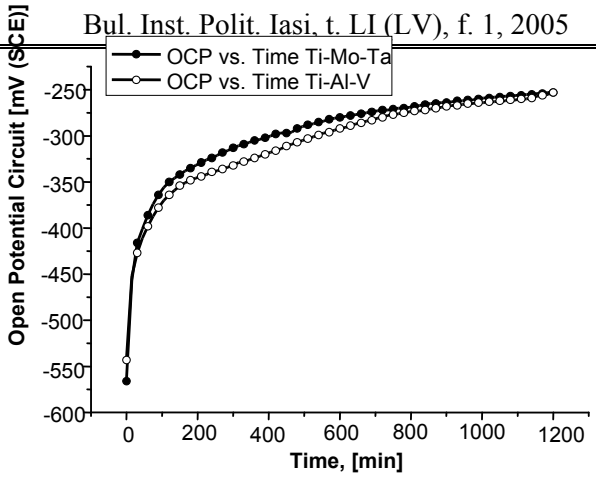


Figure 3. Open potential circuit (OCP) versus time for the studied titanium-based alloys: Ti-12Mo-5Ta alloy (black circles) and Ti-6Al-4V alloy (white circles).

Some curves concerning the new Ti-12Mo-5Ta alloy, which were obtained by linear and cyclic voltammetry, are presented, for two different immersion time, in Figure 4 and Figure 5, respectively.

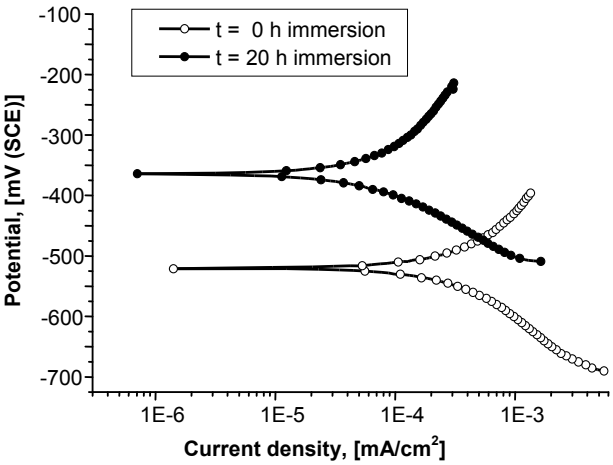


Figure 4. Linear potentiodynamic polarization curves (potential versus current density) of Ti-12Mo-5Ta alloy for two immersion times: 0h (white circles) and 20h (black circles).

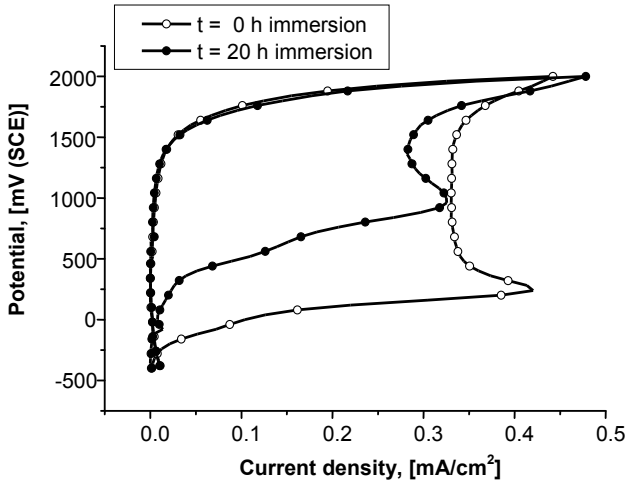


Figure 5. Cyclic potentiodynamic polarization curves of Ti-12Mo-5Ta alloy for two immersion times: 0h (white circles) and 20h (black circles).

In Table 1 are reported all the data for both Ti-12Mo-5Ta and Ti-6Al-4V alloys after immersions of 0h and 20h. In this table are indicated the mean values (with the corresponding standard deviation) of the corrosion parameters deduced from the linear voltammetry potential (such as the corrosion rate, R_{corr}, for example) and those obtained from the cyclic voltammetry evaluation (such as the passivation potentials, E_{pas}).

The corrosion potential (E_{corr}), the Tafel slopes (b_a and b_c), the polarization resistance (R_p),the corrosion current density (J_{corr}) and the corrosion rate (R_{corr}) are measured from the linear potentiodynamic curves. The critical anodic current densities (J_{cr}), the primary passivation potentials (E_{pas}) and the minimum passivation current density (J_{pas}) are obtained from the cyclic potentiodynamic polarization curves.

Table 1

Electrochemical measurements of Ti-12Mo-5Ta and Ti-6Al-4V in Ringer's solution

CORROSION PARAMETERS (**mean value** (std. dev.))	TITANIUM ALLOYS			
	Ti-12Mo-5Ta		**Ti-6Al-4V**	
	0 h immersion	After 20 h immersion	0 h immersion	After 20 h immersion
E_{corr} , [mV (SCE)]	**-532.5** (16.26)	**-321.0** (60.81)	**-549.5** (20.51)	**-317.0** (9.90)
b_a, [mV/decade]	**75.72** (6.060)	**54.25** (31.247)	**94.65** (7.573)	**59.23** (2.482)
$- b_c$, [mV/decade]	**71.38** (5.388)	**33.04** (21.920)	**72.26** (10.946)	**31.45** (4.978)
$10^{-6} R_p$, [ohm cm^2]	**0.09** (0.004)	**0.76** (0.488)	**0.11** (0.014)	**1.08** (0.389)
J_{corr}, [mA/cm^2]	**17.50×10^{-5}** (0.849×10^{-5})	**1.18×10^{-5}** (0.021×10^{-5})	**16.40×10^{-5}** (4.101×10^{-5})	**0.87×10^{-5}** (0.240×10^{-5})
R_{corr}, [μm/an]	**2.590** (0.1273)	**0.175** (0.0071)	**3.455** (0.8556)	**0.185** (0.0495)
E_{pas} , [mV]	**260.0** (28.28)	**921.0** (56.57)	**302.5** (139.30)	**861.0** (28.28)
J_{cr}, [mA/cm^2]	**0.396** (0.0339)	**0.344** (0.0262)	**0.336** (0.0403)	**0.392** (0.0679)
J_{pas}, [mA/cm^2]	**0.331** (0.0007)	**0.294** (0.0169)	**0.243** (0.0014)	**0.235** (0.0078)

4. DISCUSSION

As observed, a new single phase beta-type titanium alloy was successfully synthesized with the Ti-12Mo-5Ta chemical composition. The value of the beta-stabilizer equivalence (%$Mo_{eq.}$) is calculated to be 13.1 wt%, more than 10.0 wt%, which classified this alloy in the β-metastable category. The elementary cell parameter of the structure can be evaluated from the determination of each peak position in the X-ray diffraction pattern (computed by the Rietveld method, MAUD software) and a value of 3.2625±0.0008Å is found. This value is reduced of 1.32% by comparison with the elementary cell parameter of pure titanium (3.3060 Å) and can be explained by the difference between the atomic radius of pure titanium (1.47 Å) and the atomic radius of substitional alloying elements Ta (1.49 Å) and Mo (1.39 Å) in the solid solution.

The elastic modulus measured on Ti-12Mo-5Ta (74GPa), much lower than the one obtained on Ti-6Al-4V (120GPa), presents a similar order of magnitude by comparison with the modulus of recent developed β type alloys. This is due to the fact that the Ti-12Mo-5Ta alloy is purely a beta body-centered cubic (bcc) structure (Ti-6Al-4V is a two-phase alloy: hexagonal (hcp) alpha + body-centered cubic (bcc) beta); but it is also well known that, as far as an alloy with fixed fractions of different phases is concerned, elastic modulus mainly depends on chemical composition [14]. It has been shown [19] that the value of Young's modulus decreased with the increase of both the bond strength (between Ti and alloying elements) and the metal d-orbital energy level (which is correlated with electronegativity and the metallic radius elements).

Statistical analysis of the electrochemical measurements of both alloys presented in Table 1 showed a similar electrochemical behavior. The two mean values of the both primary passivation potentials (E_{pas}) and critical anodic current densities

(J_{cr}) are not significantly different. On the other hand, the cyclic potentiodynamic polarization curves showed that the pitting corrosion there is not.

Due to the microstructure difference between Ti-6Al-4V and Ti-12Mo-5Ta, different mechanical properties are observed. Alpha-beta alloys are shown to exhibit tensile strength of about 850-950 MPa (and hardness of 330-340HV), while in beta titanium alloys a tensile strength from 490 to 1000MPa is observed. On the other hand, microhardness can vary between 180 and 330HV, depending on the type and the amount of β-stabilizer alloying element (Nb, Zr, Ta, Mo). In literature, β-type titanium alloys show excellent wear resistance when zirconia ball is used as a mating material, while opposite trends are observed when alumina ball is used as a mating material in air and Ringer's solution. Consequently, "tribocorrosion" aspect of titanium as biomaterials must be investigated further and will be the subject of our future work.

5. CONCLUSIONS

We have characterized the new Ti-12Mo-5Ta alloy by X-ray diffraction and by microscopy, and measured the elastic modulus (Young's modulus) by ultrasonic technique. The results were compared to the standard Ti-6Al-4V alloys. The Ti-12Mo-5Ta alloy has a body-centered-cubic structure (β-phase). It had a lower Young's modulus (about 74GPa) than the classical α/β Ti-6Al-4V alloy (120GPa), which is much better in order to use it as hip prostheses and to avoid stress shielding and thus prevent bone resorption.

We have investigated the electrochemical properties of both titanium alloys in a simulated body fluid. Consequently, we have measured the open-circuit potential (OCP) upon time and observed the linear and cyclic potentiodynamic polarization behavior in Ringer's solution for two different immersion times. Similar passivation potentials (E_{pas}) and critical anodic current densities (J_{cr}) are observed in both cases: the passive film has a very good stability and is not influenced by the chemical composition.

As titanium alloys are to be used as implants or prostheses, they must be highly biocompatible and have essential properties such as a good resistance to corrosion, a small modulus, and a good adhesion to tissues. Thus, the new β-metastable Ti-12Mo-5Ta alloy represents a good compromise in order to use it as a bone substitute.

Acknowledgements

The authors would like to thank the following organizations: "Région Bretagne" and "Rennes Métropole" for support and for providing help to purchase equipment.

Received, April 25th, 2005

**Institut National des Sciences Appliquées de Rennes (INSA Rennes), Groupe de Recherche en Chimie-Métallurgie, France*
***"Gh. Asachi" Technical University of Iasi*
**** "Al. I. Cuza" University of Iasi*

References

[1] M. Niiomi, Metall. Mater. Trans. A 33 (2002) 477.

[2] M.C. García-Alonso, L. Saldaña, G. Vallés, J.L. González-Carrasco, J. Gonzáles-Cabrero, M.E. Martínez, E. Gil-Garay, L. Munuera, Biomaterials 24 (2003) 19.

[3] S.G. Steimann, in: G.D. Winter, J.L. Leray and K. de Groot (Eds.), Biomaterials, John Willey & Sons Inc., 1980, p.1.
[4] Y. Okazaki, E. Nishimura, Mater. Trans. 41 (2000) 1247.
[5] Y. Okazaki, S. Rao, S. Asao, T. Tateishi, S. Katsuda, Y. Furuki, Mater. Trans. 39 (1998) 1053.
[6] U. Kamachi Mudali, T.M. Sridhar, B. Raj, Sādhanā 28 (2003), 601.
[7] M.A. Khan, R.L. Williams, D.F. Williams, Biomaterials 20 (1999) 631.
[8] Z. Cai, T. Shafer, I. Watanabe, M.E. Nunn, T. Okabe, Biomaterials 24 (2003) 213.
[9] J.A. Davidson, A.K. Mishra, P. Kovacs, R.A. Poggie, Bio-Med. Mater. Eng. 4 (1994) 231.
[10] K. Maehara, K. Doi, T. Matsushita, Y. Sasaki, Mater. Trans. 43 (2002) 2936.
[11] M.J. Donachie, in: M.J. Donachie (Ed.), Titanium: a technical guide, vol.31. ASM International: Metal Park, OH, 1989, p. 218.
[12] D.J. Lin, J.H. Chern Lin, C.P. Ju, Biomaterials 23 (2002) 1723.
[13] M. Niiomi, T. Hattori, K. Morikawa, T. Kasuga, A. Suzuki, H. Fukui, S. Niwa, Mater. Trans. 43 (2002) 2970.
[14] Y. Song, R. Yang, Z-X. Guo, Mater. Trans. 43 (2002) 3028.
[15] I. Weiss, S.L. Semiatin, Mater. Sci. Eng. A 243 (1998) 46.
[16] S. Ankem, C.A. Greene, Mater. Sci. Eng. A 263 (1999) 127.
[17] M. Niiomi, Mater. Sci. and Eng. A 243 (1998) 231.
[18] M. Long, H.J. Rack, Biomaterials 19 (1998) 1621.
[19] D. Kuroda, M. Niiomi, M. Morinaga, Y. Kato, T. Yashiro, Mater. Sci. and Eng. A 243 (1998) 244.
[20] Y-H. Hon, J-Y. Wang, Y-N Pan, Mater. Trans. 44 (2003) 2384.
[21] D.M. Gordin, T. Gloriant, G. Texier, I. Thibon, D. Ansel, J.L. Duval, M.D. Nagel, J. Mater. Sci. : Mater. Med. (2004), submitted.
[22] F. Guillemot, F. Prima, R. Bareille, D.M. Gordin, T. Gloriant, M.C. Porté-Durrieu, D. Ansel, Ch. Baquey, Med. Biol. Eng. Comp. 42 (2004) 137.

CARACTERIZAREA MICROSTRUCUTRALA SI COMPORTAREA ELECTROCHIMICA A NOULUI ALIAJ Ti-12Mo-5Ta PENTRU APLICATII BIOMEDICALE

(REZUMAT)

Un nou aliaj Ti-12Mo-5Ta a fost elaborat prin topirea elementelor pure intr-un cuptor cu incalzire prin arc electric. Aliajul a fost caracterizat structural prin difractie cu raze X si microscopie optica, observandu-se ca are o structura cvc (tip β). Valoarea modulului de elasticitate longitudinal (circa 74 GPa) a acestui aliaj este sensibil mai mica decat cea a aliajului clasic Ti-6Al-4V (circa 120GPa). Testele asupra comportarii electrochimice in medii biologice simulate a celor doua aliaje nu au aratat existenta unor diferente semnificative. Comportarea electrochimica corespunzatoare combinata cu modulul de elasticitate longitudinal scazut, indica noul aliaj Ti-12Mo-5Ta ca fiind adecvat aplicatiilor biomedicale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 681.3

A NEW NANOMATERIAL FOR QUANTUM COMPUTING PROCESSORS AND QUANTUM CELLULAR AUTOMATA. I. INTUITIVE MODELS

BY

CARMEN-IULIANA CIUBOTARIU, CORINA MARIN, CIPRIAN CIUBOTARIU, and CORNELIU CIUBOTARIU

Abstract: *We describe a continuous variable quantum processor based on the electron collision experiment of Franck and Hertz. The qubits are represented by neon atoms in a Franck-Hertz macroscopic tube. We have chosen the neon atom because its De Boer quantum parameter has a value of the order 0.5, i.e. the theory can be semiclassical and thus we can define a new type of qubit for quantum computing (QC) registers and also, a semiquantum bit ('squbit') for quantum cellular automata (QCA). The aim of the paper is threefold. First, to show that pure quantum logic gates (e.g. square-root-of-NOT and Hadamard gates) can be realized even in a student laboratory. Second, the external manipulation of (s)qubits in QC and QCA can be implemented by using electron collisions and periodically kicked rotator principle (frequently encountered in bio-material processors), and third, we propose a Franck-Hertz nanomaterial, i.e. neon atoms (as 1D quantum gas) confined (by physisorbtion or by 'physical doping' with 'physical impurities', not a nano-peapod system) to nanotubes or 1D interstices between tubes in ropes as waveguides or yet simple quantum dots. The Franck-Hertz current in nanostructures as a function of the acceleration voltage (displayed on an oscilloscope or a classical computer) may represent an (analog or digital) readout of QC or QCA.*

Keywords: *Nanomaterials, Qubit, Quantum processor, QCA, Continuous variable readout.*

1. Introduction

The starting point for the present paper is represented by the fact that electrons carrying a small current through a nanostructure (generally, a mesoscopic quantum well material) can be considered as probes for the internal energy states of the well. For example, the harmonic series of energy levels (eigenvalues $E_n = n^2\pi^2\hbar^2/2m_0a^2$) is the signature of a quantum dot (a 0D-zero dimensional well) and thus, whenever the voltage across the well corresponds to the energy of one of its eigenvalues (resonant stationary states), current increases. If the 'diameter' a of the nanostructure is very small (e.g. on the order of electron wavelength ~ 20 Å, which corresponds to an energy of $1/40$ eV) its current-voltage spectrum displays a harmonic series of peaks that indicates a quantum confinement. Also, regular peaks appear in the optical absorption spectra of a quantum dot (QD) energy structure [1].

In the present paper we show that a new type of quantum processor can be elaborated on the basis of a simple Franck-Hertz (FH) device. With this device, for example, the square-root-of-NOT gate and (pseudo-) Hadamard gate (which are a mystery for classical computing) can be visualized even in a student laboratory. Our proposal of using electron collisions and periodically kicked rotator principle may become a new method for external manipulation (control) and read-out of qubits. In order to keep the character of a selfcontained paper we discuss, with intuitive

explanations, quantum nanobits, quantum logic gates and circuits in terms of a FH experiment concerning quantization. Finally, an exact definition of a nanomaterial, the newly proposed FH quantum processor and FH readout are presented.

It is interesting that any information (any readout) about the result of a quantum computing based on a FH processor is obtained from a I-V characteristic, that is from the conductance of a FH device. This 'principle' represents the key of our new ideas in the present paper because it appears in any experimental study of a nanostructure.

2. Definition of the Franck-Hertz qubit

Neutral neon atoms have 10 electrons in a ground-state configuration $1s^2 2s^2 2p^6$, the $n = 1$ and $n = 2$ shells being closed (see Fig. 1).

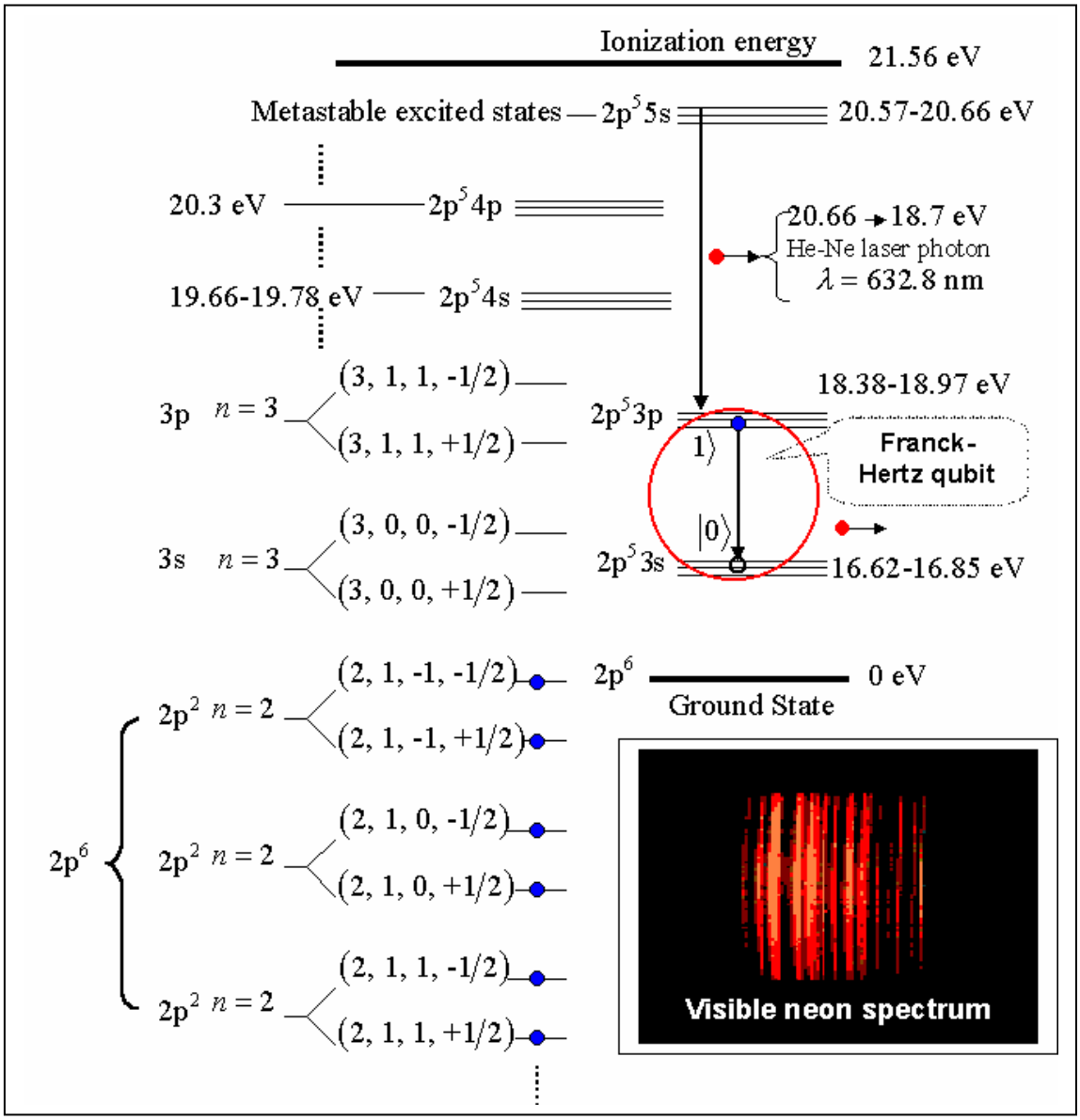


Fig. 1. Grotrian diagram showing some energy levels in neon. Inset: the red part of the spectrum of neon [2]. *A spectral line may represent a read out of an atomic qubit; the ensemble of lines, a qudit.*

Due to electron spin-related selection rules, collisions with electrons excite neon atoms from the ground state to, for example, the $2p^5 3p$ and $2p^5 4p$ states. When falling back toward the ground state by emitting photons the $2p^5 3s$ state (e.g. a $|0\rangle$-state, which has $l_1 = 0$, $s_1 = 1/2$, $l_2 = 1$, and $s_2 = 1/2$, for the pair of particles $1-2$, electron-hole, defined below) is also allowed. If the upper level (a $|1\rangle$-state) for the transitions is $2p^5 3p$ then $l_1 = 1$, $s_1 = 1/2$, $l_2 = 1$, and $s_2 = 1/2$. Recall that we can calculate the wavelength of the photons emitted from $\Delta E = h\upsilon = hc/\lambda$. The transitions to be studied (in the Franck-Hertz experiment, see Fig. 2) are between initial states with one electron to a $3s$ level (not transitions to the ground state). In a way, these transitions are simple to model theoretically (in a self-consistent field approximation [3]), because the neon atom may be considered as a pair of particles, namely a 'hole' (in the $n = 2$ shell) and an excited electron (labeled as particle 1) in the $n = 3$ shell. In other words, all nine unexcited electrons (in the $n = 1$ and $n = 2$ shells) are considered as a single particle, a hole, labeled as particle 2. The pair electron-hole (a kind of Vannier-Mott atomic exciton), $1-2$, and the states $|0\rangle$, $|1\rangle$ (a standard quantum computational basis in the Hilbert space H^2) represent a quantum two-level system and thus a potential candidate for an 'atomic orbital' ($\Delta l = \pm 1 \neq 0$) qubit.

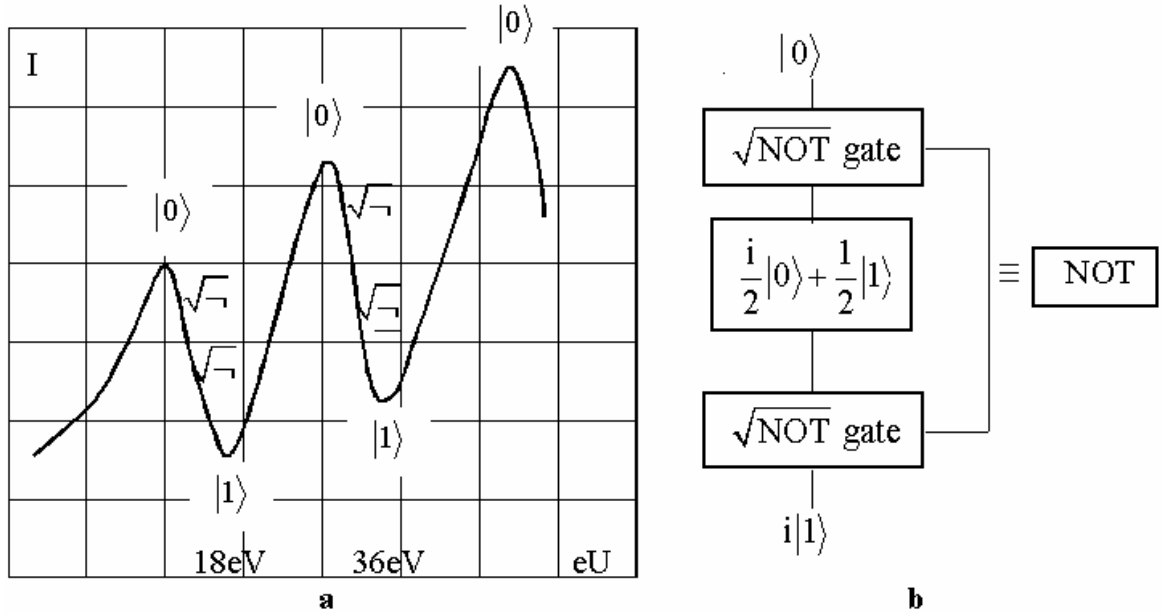


Fig. 2. Point-by-point (or oscilloscope) readout of the neon Franck-Hertz quantum processor. (a) We identify the ground and first excited states of the neon atom (qubit) with the states $|0\rangle$ and $|1\rangle$, respectively. (b) A simple quantum FH circuit with $\sqrt{\mathrm{NOT}} \equiv \sqrt{\neg}$ gate, which is obtained by a half pulse of light or half the kinetic energy of electrons which collide nanostructures (neon atoms).

One problem with this scheme is that, for example, there are about ten excited levels in the range 18.3 to 19.5 eV. They deexcite by dropping to lower states, for example, at 16.57 and 16.79 eV. This energy difference gives photons in the visible range. Since the accelerated electrons undergo inelastic collisions with the neon atoms and are then accelerated again, they can undergo a series of such collisions if the accelerating voltage is high enough. The accelerating voltage from the Franck-Hertz

(FH) device used to produce the collector current peaks (see Fig.2a) was capable of producing about 80 volts, so we could get up to four inelastic collisions. This can be seen under proper conditions as four bands of light from the deexcitation in the collison regions. Each of these bands represents a (spectroscopic) signature of the existence of a FH qubit with a corresponding asymmetric FH quantum gate $|1\rangle \rightarrow |0\rangle$ (deexcitation with photons), and $|0\rangle \rightarrow |1\rangle$ (excitation with electrons). Thus, a single neon atom may be the 'headquarters' of at least four Franck-Hertz qubits, and can be used as a quantum processor (or a quantum memory). This is in agreement with the Volovich's idea [4] that multi-qubit states may be implemented as multi-electron states in a single atom. Spin-orbit, spin-spin interactions and collisions can realize the coupling between qubits.

Finally this section we emphasize that in today's (classical, conventional) computers, the most part of information is transported from one place to another by electric currents, whereas in QCs information is transferred with the use of propagation of quantum (polarization) states [5].

3. Franck-Hertz experiment with quantum dots

Even if a quantum dot (QD) represents an 'artificial atom' (Figs. 3-6), for the time being, the release of information from it seems to be more rich and easier to exploit up than from the corresponding 'natural' atom.

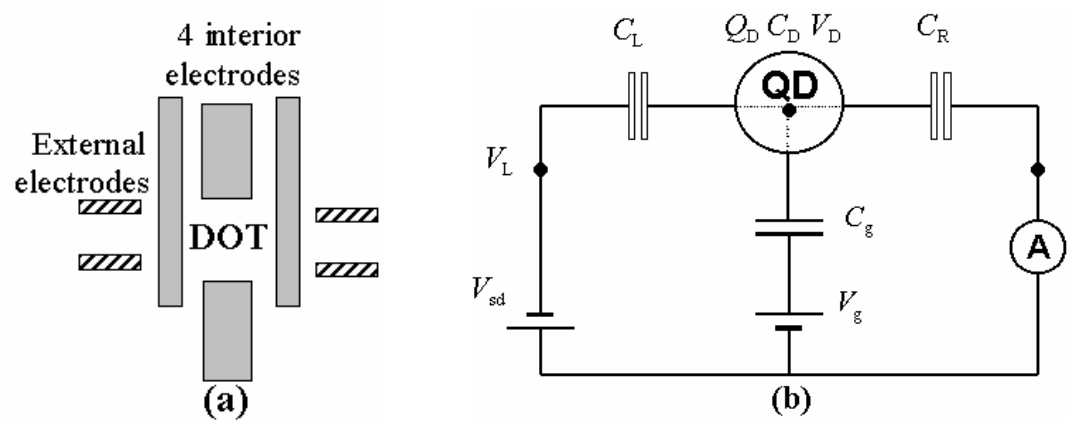


Fig. 3. Controlling the energy levels and number of electrons in a 'laterally structured' QD. (a) A voltage applied to interior electrodes confines (squeezes) electrons inside QD and controls the harmonic series of energy levels E_n. (b) Equivalent circuit.

Energy levels of QDs are determined at least by two quantization rules: (i) energy quantization (which is determined by the size of QD, the de Broglie wavelength – few angstroms, and effective mass of the conduction electron in the dot; the size of a QD approaches the Fermi wavelength in order to display quantized energy levels and quantum ballistic – free of impurities - electron transport), and (ii) quantization of electron charge (e). Thus, the electrical QD capacitance (C) and the amount of charge ($Q =$ a multiple of e) contained whithin a QD may also have an important role in the distribution of energy levels.

Furthermore, generally, a quantum dot has an irregular shape, like an irregular stadium in which the motion of an electron is similar to a bouncing-ball motion which

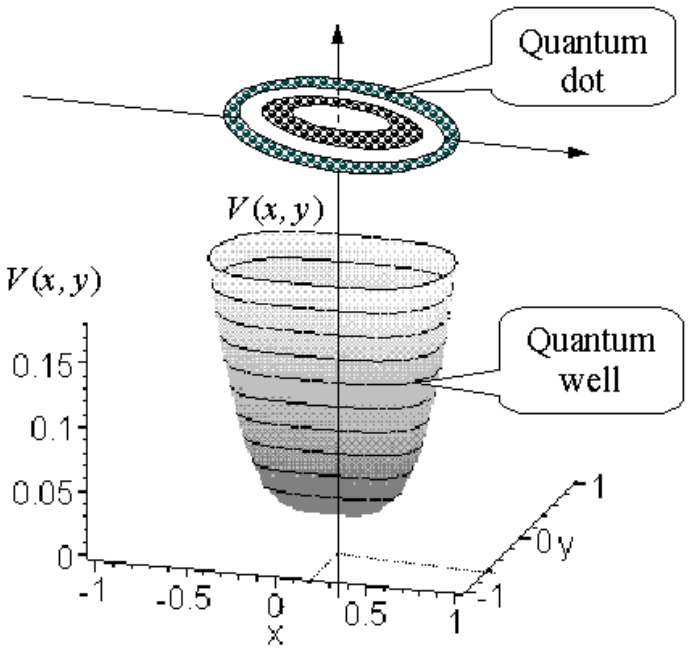


Fig. 4. A 2D (circular) quantum dot with a parabolic confining potential.

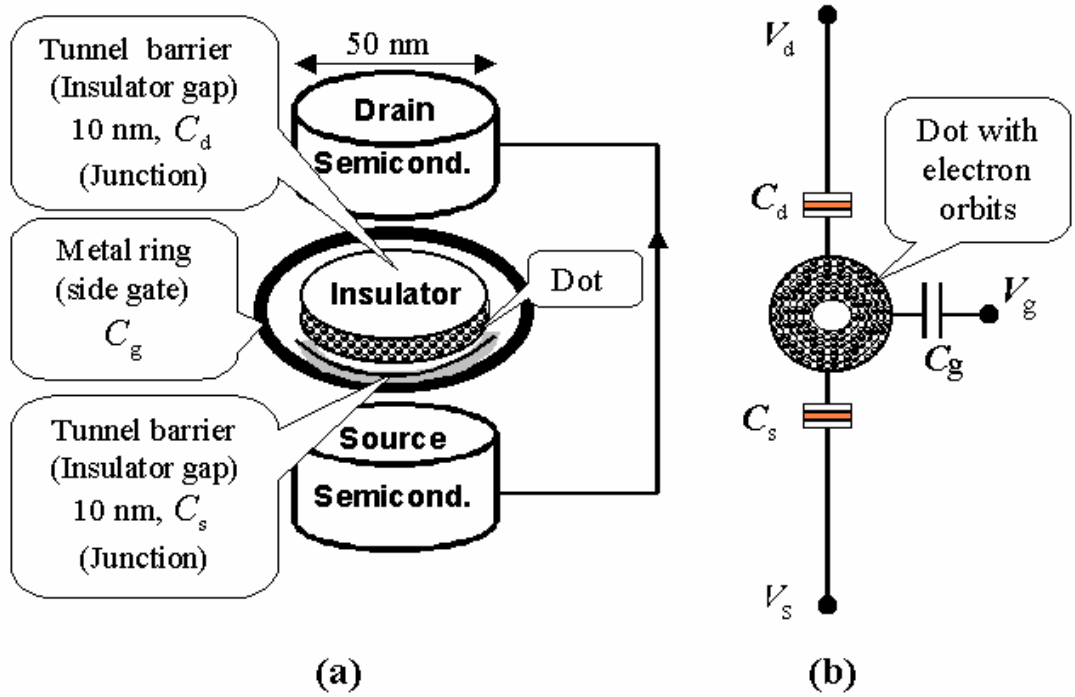


Fig. 5. Controlling the energy levels and number of electrons in a 'vertically structured' QD ('round pillar model' of QD). (a) The physical structure. The source and drain are doped semiconductor layers, which are separated from the QD by tunnel barriers.If a negative voltage is applied to the side gate (metal ring) around the pillar QD, its diameter (i.e. the quantum well diameter) is gradually reduced from 50 nm to about zero, and the electrons leave the QD one by one [6]. *(b) Equivalent circuit of a QD.*

generates (quantum) chaos. The variation of squeezing voltage (electrostatic confining) permits to endow the QD with as many or as few electrons as desired, and thus one can scan a true 'artificial periodic table' (e.g. it is possible to have even a single electron in a QD, an artificial hydrogen atom, and then electrons can be added one by one, in a digital way. Also, an artificial neon-like atom can be generated). External (gate) electrodes induce quantum contacts for electrons to tunnel in or out the QD and carrying a small current which displays the properties of the internal energy levels of QD. Quantum tunneling effect (which can be controlled by the height and the thickness of the quantum confining barriers) is strengthened when electron energies match the QD's energy levels, i.e. $eV = E_n$.The valence (i.e. the number of electrons on 'exterior orbits') is also determined by the external gate voltage. The shape of the gate electrodes influences the size, shape and symmetry of the squeezing potential, the transparency of the barriers, and thus can realize a wavefunction technology. Particularly, one can realize wavefunctions for electrons in square or rectangular quantum wells ('artificial atoms').

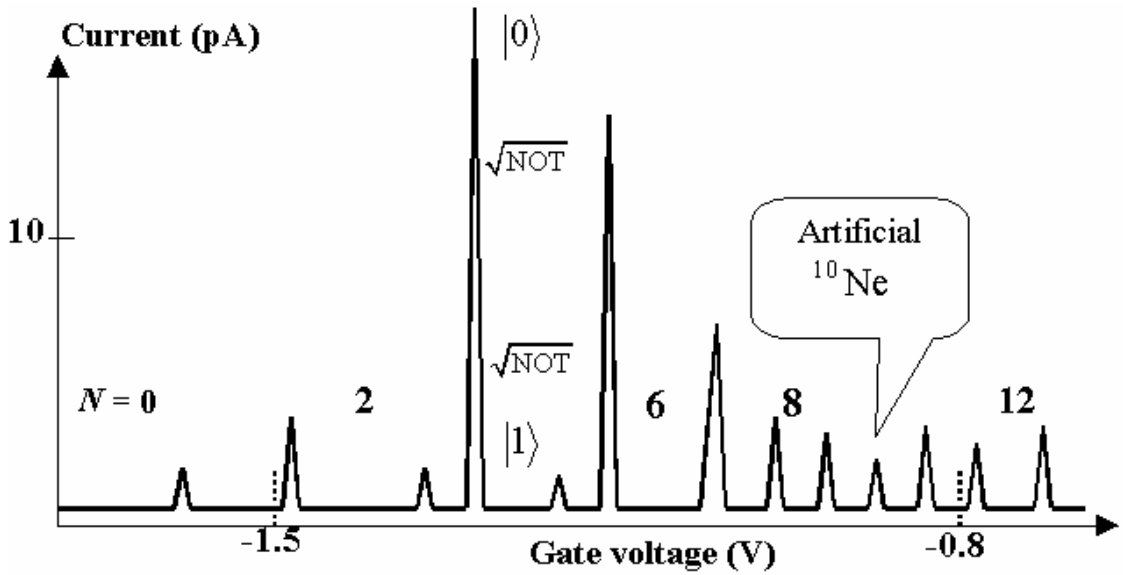


Fig. 6. Coulomb blockade and the series of peaks in the current. At any peak, the number of electrons on the dot changes between N and N+1, and between peaks the N is constant (zero current). The first peak on the graph corresponds to the energy at which the first electron enters the dot, the second peak corresponds to the second electron and so on [6]. *One can observe that the spacing between the peaks are not constant and this shows that a QD behaves indeed as an artificial2D - atom in the sense that electrons fill some orbits (shells with 'magic numbers', spin states, Hund's rules, etc) with different energy states inside the QD.*

4. Exact definition of a nanomaterial

The current experimental implementations of quantum processors (e.g. in the framework of NMR [7], trapped ions [8], cavity QED [9], quantum dots – QDs [10] etc, with their coresponding limitations) may be considered as molecular computers in the sense that they contain a number of coupled natural and artificial atoms (quantum dots), each of these atoms being a qubit. The coupling between these qubits represents

the difficult task of any QC and this coupling can generate various quantum gates. In essence, researchers considered qubits from the magnetic spin ($|\uparrow\rangle, |\downarrow\rangle$) of atomic nuclei or molecules, or from the polarization of light ($|\updownarrow\rangle, |\leftrightarrow\rangle$ or $|\square\rangle$, $|\square\rangle$, or $|\acute{O}\rangle$, $|\grave{O}\rangle$) in QCs, and from the (charge or spin) polarization states $\boxed{\begin{matrix}\ddot{Y} & \hat{u} \\ \hat{u} & \square\end{matrix}}$, $\boxed{\begin{matrix}\hat{u} & \ddot{Y} \\ \dot{Y} & \hat{u}\end{matrix}}$ of four-QD structure in QCA [11]. All these quantum processors are hard to scale, to miniaturize up an atomic or molecular system, in order to obtain a desktop quantum computer.

Because a qubit (or generally, a qudit) is characterized by easily distinguishable on-off states, for the time being, a solid state component cannot be considered for quantum computing, the electrons in solids having innumerable quantum states with transitions between them which cannot be controlled. However, in semiconductor QDs ('artificial atoms'), charge carriers (electrons and holes) can only occupy a reduced number of energy levels, like the electrons in an atom ('a natural QD'). Even if the wave function of a QD electron, and its hole, propagates over many thousands of lattice atoms, the corresponding exciton behaves in a quantized and coherent fashion. Thus, QDs may represent individual qubits in a lattice of solid-state environment.

Thus, a nanomaterial (in the proper sense of this concept) is characterized by the fact that its components (nanoparticles) can by individually controlled, e.g. by their distinctive energy levels, even if the nanoparticles are embedded in a macroscopic environment. Only in the framework of this definition a nanomaterial can be used as a quantum (atomic, molecular etc) memory or quantum processor in order to push further the Gordon Moore's law. We recall the Coulomb blockade (CB) tunneling. That is, in a QD, the charging energy (generated by electron-electron interactions) equals $Q^2/2C$, and an electron tunneling is blocked if the potential energy eV for a voltage V is less than the elementary charging energy $e^2/2C$. Also, tunneling should not be initiated by quantum fluctuations and this imposes a restriction on the conductance. In essence, CB represents a combined effect of the discretness of energy levels and the charging energy. The diameter of a QD is small enough to make its charging energy greater than (the thermal fluctuation energy) $k_{\mathrm{B}}T$ and trap individual electrons. Present QDs only works at $T = 0.1$ K, and smaller QDs may increase the temperature (T) of operation. For a $1\ \mu\mathrm{m} \times 1\ \mu\mathrm{m}$ QD, the temperature T must be less than $e^2/2k_{\mathrm{B}}C \square 30\ \mathrm{mK}$, and this shows the difficulty of realizing a practical nanomaterial at an accessible temperature. It is interesting that, in some magnetic field regions, one can also define a spin blockade (an inhibition of single-electron tunneling because of a spin selection rule) in the case of a QD in the framework of an anharmonic (or even rectangular hard wall shape) confinement potential [12]. QDs can be used as qubits, i.e. as two-level quantum systems, based on charge or spin (or both). For example, one such two-level system is a coupled electron-hole pair - an exciton. The absence (state $|0\rangle$) and presence (state $|1\rangle$) of an exciton in a semiconductor QD could represent the two levels of a qubit.

Finally, we emphasize that for example a quantum well (QD or nanotube) material offers numerous advantages over 'natural atoms' materials, including a greater control over the artificial atom size, composition, and shape, and in this sense a QD material is *programmable*, i.e. can be controlled by external potentials.

5. Conclusions

We have shown that the Coulomb blockade in a quantum nanostructure may be interpreted as an analogue effect with the decrease of current in a Franck-Hertz (FH) tube as a result of elastic collisions electron-neon atom. Thus, the I-V continuous variable readout of a FH tube can be considered as an output of a quantum processor with FH qubits. The I-V (peak) characteristic of a quantum nanostructure (empty or filled with neon) may be used as a discrete variable readout of a FH processor based on new quantum materials as dots and nanotubes.

Received September 20, 2004

Department of Electrical and Computer Engineering, University of Calgary (AB), Canada
Ministry of Education and Research, General Berthelot 28-30, Bucharest 010168, Romania
Université Laval, Faculté des Sciences de l'Administration,Québec G1K 7P4, Canada
Physics Department, Technical University "Gh. Asachi", Bv. Mangeron 67, Iasi-700050, Romania

REFERENCES

1. Reed, M. A. – *Quantum dots*, **Scientific American, 268** (1), 1993**, 118-123**
2. http://chemlab.pc.maricopa.edu/periodic/Ne.html
3. Sobelman, I. I. - *Atomic Spectra and Radiative Transitions*,.SpringerVerlag, Berlin, 1991.
4. Volovich, I.V. – *Atomic quantum computer*, **Physics of Elementary Particles and Atomic Nuclei** (in Russian), **31 (7A)**, 2000, **133-136**; http://www1.jinr.ru/Archive/Pepan/v-31-7a.html; arXiv:quant-ph/9911062; Ohya, M. and Volovich, I. V. - *Quantum Computing*, *NP-complete Problems and Chaotic Dynamics*, arXiv:quant-ph/9912100
5. Smith, C. G. – *Computation without current*, **Science**, **284**, 1999, **274**.
6. Kouwenhoven, L. and Charles Marcus, C. – *Quantum dots*, **Physics World**, June 1998, **35-39**
7. Laflamme, R. et al. - *Introduction to NMR Quantum Information Processing*, quant-ph/0207172, 44 pages.
8. Zoller, P. et al. - *Implementing quantum information processing with atoms, ions and photons*, **les Houches summer school proceedings**, session 79, Ed. D. Estève, J. M. Raimond and J. Dalibard, Elsevier, Amsterdam (2004), quant-ph/0405025.
9. Cirac, J. I. et al. - *Quantum optical implementation of quantum information processing*, **Proceedings of the International School of Physics Enrico Fermi 148**, Experimental Quantum Computation and Information, Ed. F. De Martini and C. Monroe, IOS Press, Amsterdam (2002), quant-ph/0405030.
10. Loss, D. and DiVincenzo, D. P. - *Quantum Computation with Quantum Dots*, **Phys. Rev**. **A57**, 1998, 120-138; cond-mat/9701055.
11. Wang, W., Walus, K. and Jullien, G. A. - *Quantum-Dot Cellular Automata Adders*, **IEEE Nano 2003 Conference**, San Francisco, CA, vol. 1, 2003, **461-464**
12. Imamura, H., Maksym, P. A. and Aoki, H. - *Vertically coupled double quantum dots in magnetic fields*, **Physical Review B 59**, 1999, **5817–5825**

UN NOU NANOMATERIAL PENTRU PROCESOARELE DE CALCUL CUANTIC SI AUTOMATELE CELULARE CUANTICE. I. MODELE INTUITIVE

Rezumat: Se arata ca ideea experimentului Franck-Hertz poate fi folosita pentru a construi un nou tip de procesor cuantic in care portile logice sunt activate atat de fotoni cat si de ciocniri cuantice. Oprirea electronului (în urma unei ciocniri elastice) si micsorarea brusca a curentului in tubul Franck-Hertz este interpretata ca un efect analog blocadei Coulomb din cazul nanostructurilor. Ca urmare, este posibil un experiment de tip Franck-Hertz în cadrul nanostructurilor simple sau umplute, de exemplu, cu neon.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.01

THE CONFIGURATION OF THE REUSABLE MATERIALS' RECYCLATION PROGRAMMES INSIDE THE EUROPEAN UNION

By

NECULAI SCANTEIANU

ABSTRACT: *Nowadays ,at the level of the countries in EU, we are assisting at a global approach in the field of the recycle of reusable materials and of residues' managerial problems.*
The definition for SOCIAL EMVIRONEMENT or FUNCTIONING EMVIRONEMENT is extremely complex within the firms which have as the main activity the recycle of materials, because it includes a number of different types of elements: politics, social, economics ,ecology, etc. these elements have a local, national and international impact upon the firm, and not each at a time, but in a tight interdependency.

KEYWORDS*: residual recycle, the extern environment, functioning environment.*

1. INTRODUCTION

This integration was realized on two plans connected with each other:
-inside the firms which have as the main activity domain the retrieving and the recycle of materials, between the number of activities and the compartments inside the firm
-between the firms and the extra organizational environment in which they function.
On the basis of this type of approach, there has been a succeed in developing some important activities for the community, such as the recycle of the residues and the cleaning of the localities, made by particular firms which assured profitableness. These activities are supported by local and regional organisms and function in a well defined legislative and fiscal background.

2.THEORETICAL CONSIDERATIONS

A complex and dynamical socio-economical system looks like this: the firm, which has as the main activity domain the recycle of materials, has an active and opened character, being part of bigger systems such as the economy or the society. The integration of the firm in these systems is made through multiple connections, fact that reflects not only the relative dependency in front of the environment, but also the manifestation possibilities of the firm's dynamism, which is an important factor of conditioning the firm's viability. Due to the fact that it is an opened system, the recycle firm modifies its products, structures and socio-economical functioning mechanism, if there are changes in its system. But through the active character of its economical involvement, it has also a direct influence upon the environment. The general view of the firm is a complex ensemble, which integrates organically in the

socio-economical life as a well defined element, but which has multivalent relationships with its organizational environment.
The definition for **SOCIAL EMVIRONEMENT** or **FUNCTIONING EMVIRONEMENT** is extremely complex within the firms which have as the main activity the recycle of materials, because it includes a number of different types of elements: politics, social, economics ,ecology, etc. these elements have a local, national and international impact upon the firm, and not each at a time, but in a tight interdependency.

A.THE SOCIAL ENVIRONMENT

In general, the rhythm of changes from the social environment which affect first the size and the density of population, the values and social structures, is slow, but cannot be ignored in the process of choosing the recycle firm's strategy. All these changes affect the corresponding services, the type of work within the firm, certain aspects of productivity, the ratio between the number of direct and indirect productive workers.
The specific tendency for the EU countries is the direct influence of this environment through direct interventions at a regional / local level, through educational programs for the population. These programs are supported, in general, by the local budget as well as from the taxes imposed to the producers of industrial products and consumer goods.

B.THE TECHNOLOGICAL ENVIRONMENT

The quickness of the technological modifications in certain industries has an impact upon the length of the products' cycle of life.
The technological evolutions are of great value especially for high-technical industries. Although some industries are less affected by the technologies' dynamic, changes appeared in connected industries can have immediate effects. For example, the technological innovations used in the packing industry had considerably influenced both the technologies used food industry and in the modalities of recycling the wrappings.
In EU countries this environment has a strong institutional-administrative influence. Thus, through legislative configurations, technological measurements are imposed to help the recycle process. Due to the assimilation of modern technology, from the early stage of project, the conceiving of reusable products has become possible nowadays.
The new concept of "clean" technology represents an elder one, which covers more aspects concerning the economical activities, as well as safety measurements of the environment. The fields which are assured by this category of technology are:
-the reduction of noxious residues and compounds
-a more pleasant place to work in, both inside buildings and in the nearby area
-the decrease of pollution
-the decrease of the consumption of natural resources
The traditional way of thinking concerning the technological development was in favor of the solutions assuring maximum efficiency, the flexibility of the technical system, the accomplishment of achieving products of the best "technical" quality. But from another point of view, the technological estimation was too little oriented

towards the effect of consuming resources or the noxious emissions and residues. The types of projects that were preferred those which responded well to some strictly economical criteria and less to those that exerted reduced pressure on the environment.

3.THE ANALYSIS AND THE ESTIMATION OF THE TECHNOLOGICAL PROCESS

Nowadays, the analysis and the estimation of a technological process must start from pointing out the existing relationship between the elements of an industrial process(picture 1).

The analysis of this scheme must start from the premise that the unit of a "clean" technology is that of decreasing the use of energy and resources and improving the living conditions for people. Consequently, the decrease of the following factors is necessary:

-the use of resources

-the impact upon human health

-the impact upon the quality of the environment

These demands can be found in the EU programs for the approach concerning the environment and the lasting development, which has the following characteristics:

-providing accessible resources permanently

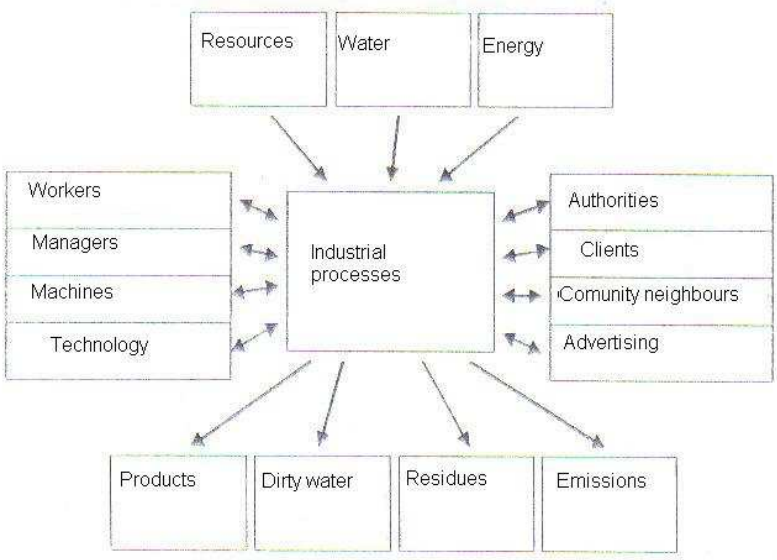
-keeping the superior quality of life

-preventing the irremediable deteriorations of the environment

Nowadays, a 100% prevention of the human activities side effects is impossible. But it is possible to create some activities which have positive effects upon the ecological conditions. These effects depend on the entrances and exits from the processes of production and consuming. In picture one can see the relationship between entrances, processes and exits from these two pictures we can elude the relationship between the dynamic of the partners

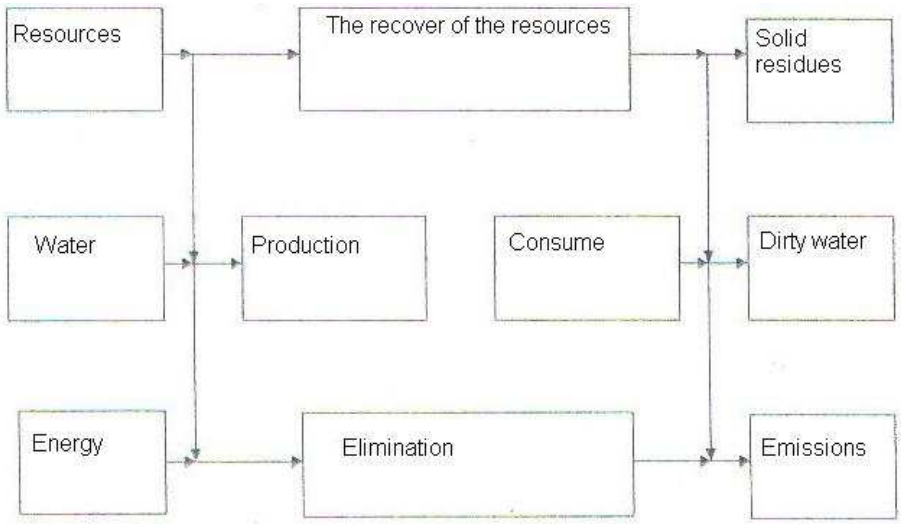
An analysis of these changes can indicate for each technology:

-the current consumption of resources



Picture 1

-the level of these consumptions in comparison to those than can be realized on the basis of the best possible or available technology
-the reduction possibilities of these consumptions
-the quality of emissions and liquid / solid residues
-the level of these quantities in comparison to those obtained from the best possible / available technologies
-the possibilities of reduction of these quantities

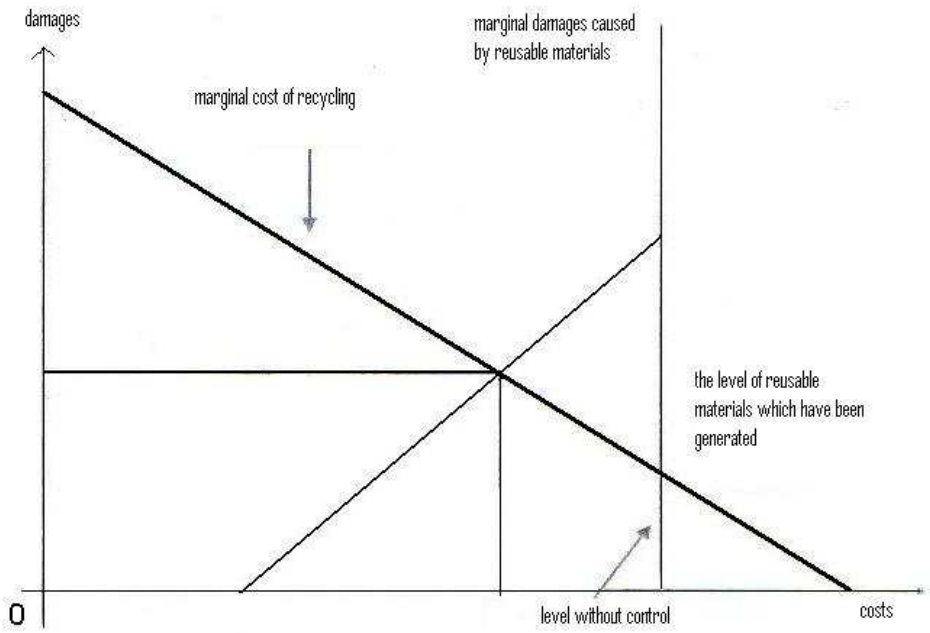


Picture 2

C.THE POLITICAL ENVIRONMENT

The EU governments can influence the firm's recycle process, collecting the reusable materials activities, both at a national or a local level, not only through legislative applications, but also strategically, through implementing some new opportunities or, otherwise, through imposing new limits and compulsions. Due to their prerogatives, governments have the possibilities to:
-establish the structure of the collecting-recycle-neutralizing the residues and the reusable materials process, through a juridical framing of their display of practices
-contact goods and services from the sphere of the activities of collecting, recycle, neutralizing the reusable materials and the residues, being a beneficiary of those mentioned before
-ask and encourage the execution of civil constructions which are useful in this field (ecological storehouse holes, cleaning stations for water, cremation stations for rubbish, etc.)
-promote programs which involve regional development and reorganization politics for the industry of processing reusable residues through fiscal facilities
The economical instruments with the help of which suck tasks can be accomplished are:

-taxes for the generation of reusable materials
-subventions for collecting and recycle of materials
-marketing authorizations
-taxes for products
The most frequently used instruments for direct reglementations are:
-the quotas concerning technologies
-the quotas concerning the level of reusable materials generated
The theoretical model substantiates the use of economical instruments refers to the comparison between the marginal costs and involved by recycling the materials and the marginal loss caused by the generation of reusable materials and the lack of concern for their recycling(picture 3). For a firm that produces residues, the optimal level of generation can be considered equal to the OP interval below.
The main ways of touching the equilibrium point are:
-the application by the authorities of a tax for generation of reusable materials equal with the OT interval. This tax will oblige the generator of reusable materials (to save the money paid for the tax) to reduce the quantities until it is reached the P situation of equilibrium. As a result of introducing some collecting systems, in 2004, the quantity of recycled materials in occidental countries increased at 25%(on an average).on the first place is Germany, which overcame 40% through the application of the DSD system. This system was conceived due to the initiative of the producers preoccupied by solving the problem concerning the recycling their used products. The dual system is financed by the "green point" sign, symbol that certifies that the producers of wrappings paid the recycling tax, and that the amount of money obtained is used with the target of:
-paying the services performed by the specialized firms in collecting, sorting, recycling residues



Picture 3

-developing the infrastructure necessary for collecting and sorting residues
The taxes imposed by DSD are differentiated on types of residues, depending on the costs and the difficulties of the processes of collection-recycling

MATERIAL	TAX(€/KG)
Plastic	1.5
Aluminum	0.5
Cardboard	0.83
Sheet iron	0.28
Paper	0.165
Glass	0.08

The dual system assures selective collection, which means that every type of material is separated by the others.
-subsiding the reduction of generating residues, with a value equal with OT. This measurement will determine the firm to reach the equilibrium point to gain the offered subside
- laws which will impose that the level of quantities of reusable materials generated to be equal to OP
In the table below there are presented arguments pro and con the using in practice of different economical instruments meant to control the generation of reusable materials.

Arguments pro and con the use of different economical
Table 1

Instruments	Pros		Cons		
Taxes	Rise the budget venue	Offer the possibility of a flexible response	If the tax is not well established, the target will not be reached		The firm can suffer decrease of the volume of activity
Subsides	The firm will not restrict its activity		Possibility of appearing corruption	If the value of the subside is wrong calculated, the target will not be reached	
Laws	Lead to reaching the target rapidly		Rapidity	Involve the existence of some complex administration structures	Higher costs
Marketing authorizations	Reaching the target in a relatively inexpensive way		The rise of the production costs of the firm	A limited experience in trade	

The economical instruments impose the use of some taxes which are in direct connection with the quantity and composition of recyclable materials generated and the methods of elimination or recycling retrieving.

Also, there have been elaborated more stimulus concerning the reduction of the quantity of recyclable materials which are not reintroduced in the economical circuit.

4. CONCLUSIONS

Nowadays there are applied taxes for the volume of recyclable materials which have been generated in: Austria, Denmark, Belgium, France, Germany, Italy, Holland, Switzerland etc. The cost of these taxes varies between 1€/tonn and 26€/tonn of residues that have been generated. As mentioned before, the level of taxes can be established depending on the destination of the residues.

The use of such system of taxes has rise, however, some problems:

-part of the social costs of retrieving are paid by collectors

-the stimulants for recycling materials are not always based on the level of costs imposed by residual elimination

-the marginal social costs of different recycling methods are not equal

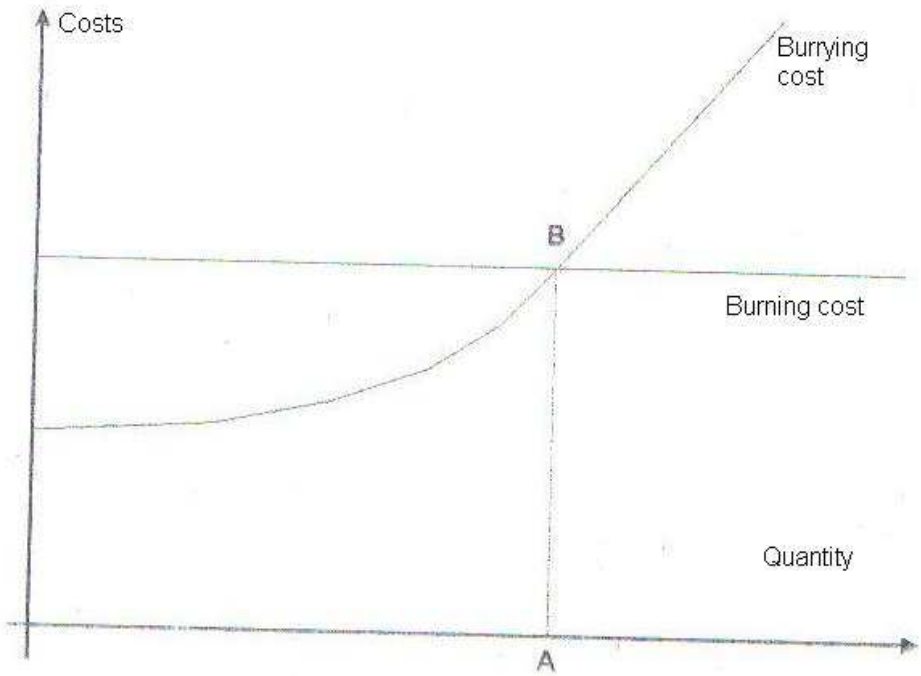
As an example, if we suppose that the level of marginal costs for the elimination through burning of some residues is constant (does not vary, if the quantity varies) and the level marginal costs of burying rise once the quantity rise, the optimal situation which minimalise the costs is marked by the equilibrium point B from picture 4.

-a rise of the level of taxes can reduce the volume of activities

-the subventions for recycling can decrease the budget balance

-the marketing authorizations can exclude some small but dynamical firms

These measurements need a propitious economical and political environment. The experience of the last years allow the identification of the conditions that must be fulfilled so that their application is efficient.



Picture 4

References

1.Legea protectiei mediului nr.137/1995- Monitorul oficial nr.304 din 30.12.1995
2.Scanteianu,N. – contributions concerning the improvement of some operations parameters of thermal heating equipment for meeting the ecological ruler in force – Teza de doctorat, Universitatea Tehnica "Gh.Asachi",Iasi,2001

Neculai Scanteianu – Faculty of Materials Science and Engineering, Tehnical University "Gh.Asachi" Iasi, Bd. D.Mangeron, nr.63, Iasi, Romania.

CONFIGURAREA PROGRAMELOR DE RECICLARE A MATERIALELOR REFOLOSIBILE IN UNIUNEA EUROPEANA

Rezumat: In prezent, la nivelul tarilor UE, asistam la o abordare globala, integratoare, a problemelor manageriale din domeniul reciclarii materialelor refolosibile si a deseurilor.
In cadrul firmelor de reciclare a materialelor din UE, notiunea de **MEDIU EXTERN** sau **MEDIU DE FUNCTIONARE** este deosebit de complexa, deoarece include o serie de elemente de natura foarte diferita – politica, sociala, economica, ecologica etc. – care se manifest ape plan local, national si international, actionand asupra firmei nu in mod izolat,ci in stransa interdependenta.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 929.A/Z

MECHANICAL PROPERTIES OPTIMISATION OF AN AlCu4Mg1 ALLOY

BY

ALINA-ADRIANA MINEA

Abstract. *This paper presents experimental and theoretical studies regarding the behavior after heat treatment of an AlCu4Mg1 aluminum alloy. Therefore, I choused a typical charge of parts for studying the optimization of the mechanical properties. The theoretical and experimental studies that I have done can reveal the advantage of controlling the heating process at heat treatment of aluminum alloys. Also, I have obtained some equations that can express the process and can determine the values of the mechanical properties obtained after a specific heat treatment.*

Keywords*: mechanical properties, heat treatment, hardness, stress, mathematical model*

1. INTRODUCTION

This paper presents an Al – Cu – Mg alloy, AlCu4Mg1 that is used for aeronautical parts. This alloy is heat treated in order to establish the optimum mechanical properties, and I am referring especially at microhardness and tensile strength. So, I took 10 parts, of identical measures, from this alloy and apply the final heat treatment. At the end there is a study of the microhardness and the mechanical properties and the results are compared with a test part.

2. RESULTS AND DISCUSSIONS

This paper contains an experimental and theoretical optimisation regarding the improvement of heating processes, which determine a better heat treatment technology for aluminum alloys and low energy consumption.
The charge is from aluminum alloy AlCu4Mg1. The composition for this alloy is illustrated in table 1.

Table 1.

	Chemical composition, %							
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ni	Ti
AlCu4Mg1	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	0,2	0,3	0,25	-	0,15

The parts have the geometrical configuration like in figure 1 and the dimensions are in table 2.

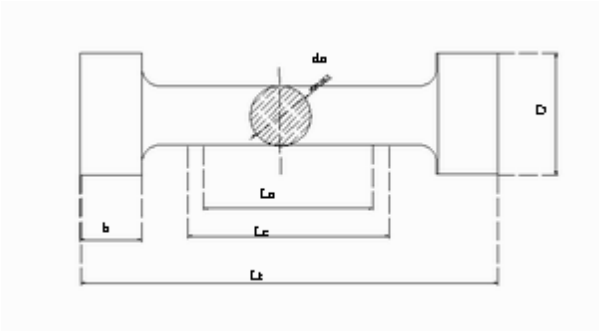


Figure 1

Table 2

	d_0	S_0	D	h	L_t	L_0	L_c
AlCu4Mg1	12	113	15	40	160	60	72

I have made experiments in the same conditions of preheating for the furnace, and I used the same equipment for the stress and hardness determinations.
Every part got a code, that was inscripted on it.
In figure 2 and 3 are ilustrated the stress diagrams for the test part and for one treated part. The experimental results are in table 3 and 4.
In order to obtain the proposed mathematical model, I have made the experiments that are illustrated in table 3,4.

Table 3

experiment	Code	**T_c, °C**	T_i, °C
0.	N	-	-
1.	1.1.1.	485	185
2.	1.1.2.	485	195
3.	1.2.2.	485	205
4.	2.2.1.	495	185
5.	2.1.1.	495	195
6.	2.2.2.	495	205
7.	3.2.1.	505	185
8.	3.1.2.	505	195
9.	3.2.2.	505	205

Table 4

code	Stress, Rm	hardness
	MPa	HV
3.1.2.	276.36	168.4
3.2.1.	392.42	132
3.2.2.	331.17	138.5
2.1.2.	329.24	140

2.2.1.	436.32	177.4
2.2.2.	355.31	136.6
1.1.1.	367.85	142.3
1.1.2.	224.19	177
1.2.2.	316.42	134.3

With the results illustrated in table 3 and 4, using 3^k factorial experiment model and with a specific computer program I obtained the tridimensional variation of hardness and stress, depending on heating temperatures

Also, the regression equation, which describes the process is:

$$R = 313{,}634 + 15{,}246x_1 - 32{,}282x_2 - 2{,}455x_1x_2 - 55{,}554x_1^2 + 89{,}984x_2^2$$

$$HV = 139{,}822 + 2{,}45x_1 - 18{,}9x_2 - 3{,}2x_1x_2 - 2{,}583x_1^2 + 17{,}266x_2^2$$

In these equations, x is the factor that describes the variation of hardness and stress. So, we considered two cases:

- case 1: quenching heat treating temperature is constant and imposed.
- case 2: artificial aging heat treating temperature is constant.

Case 1 In this situation, according to Table 3 we have three equations, for the three values of the quenching temperature:

1. $x_1 = -1$, $T_c = 485°C$

$T_i = 283{,}373 + 0{,}19\ R_m - 0{,}98\ HV$

2. $x_1 = 0$, $T_c = 495°C$

$T_i = 257{,}676 + 0{,}14\ R_m - 0{,}77\ HV$

3. $x_1 = 1$, $T_c = 505°C$

$T_i = 47{,}68 - 0{,}32\ R_m + 1{,}66\ HV$

These relations represents the variation equations between artificial aging heat treating temperature of the AlCu4Mg1 aluminum alloy and the hardness and mechanical stress. In these conditions it can be determined the necessary artificial aging temperature in some certain conditions needed in industry.

Case 2 In this situation, according to table 3 we have three equations, for the three values of the artificial aging heat treating temperature:

4. $x_2 = -1$, $T_i = 185°C$

$T_c = 735{,}66 + 0{,}07\ R_m - 1{,}54\ HV$

5. $x_2 = 0$, $T_i = 195°C$

$T_c = -224{,}376 - 0{,}26\ R_m + 5{,}7\ HV$

6. $x_2 = 1$, $T_i = 210°C$

$T_c = 1395{,}307 + 0{,}34\ R_m - 7{,}4\ HV$

These relations represent the variation equations between quenching heat treating temperature of the AlCu4Mg1 aluminum alloy and the hardness and mechanical stress.

In these conditions the technology designers can determine the necessary quenching temperature in some certain conditions needed for an AlCu4Mg1 aluminum alloy part.

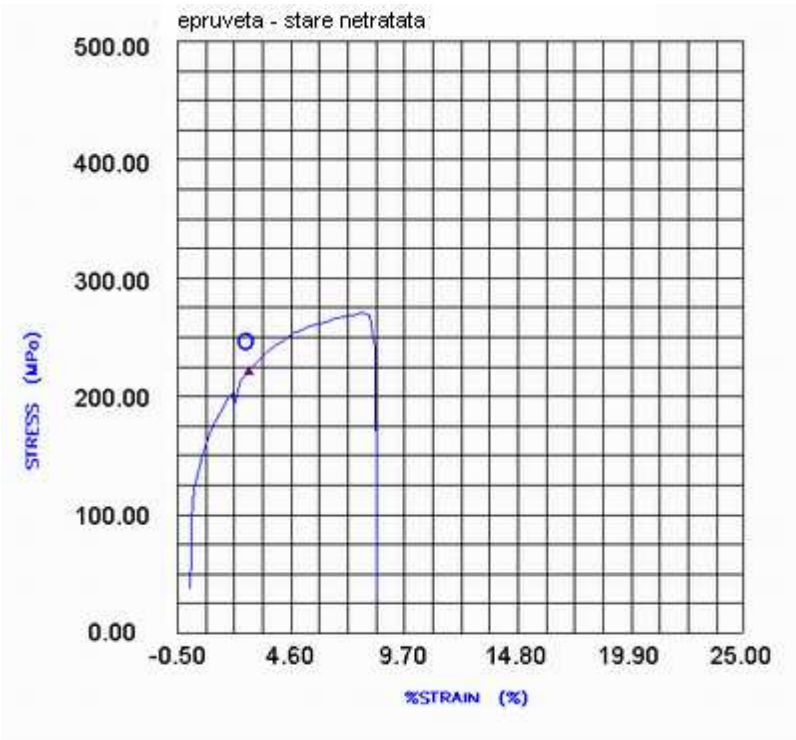


Figure 2. Stress diagram – test part

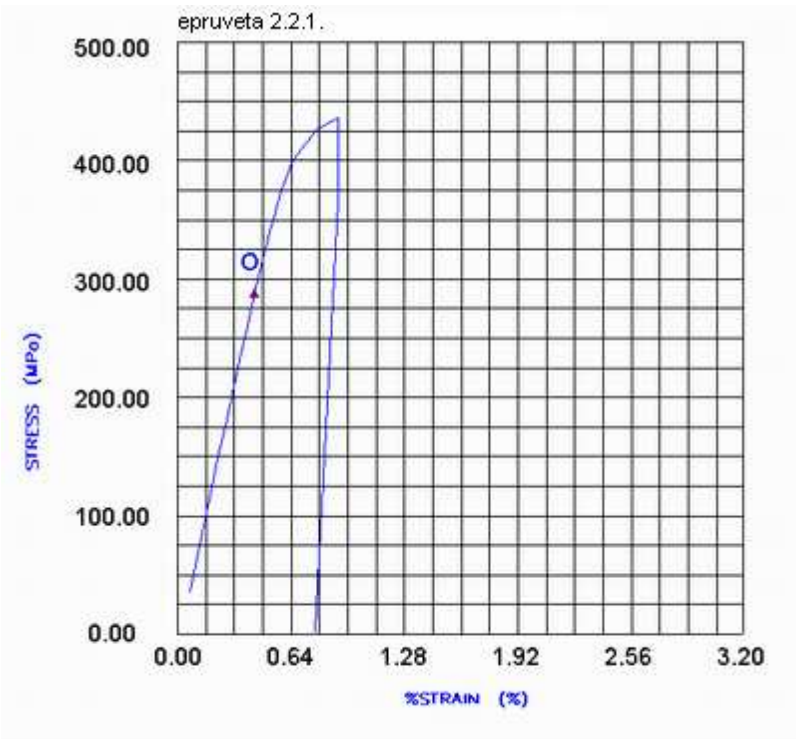


Figure 3. Stress diagram – 2.2.1. treated part

We must mention that the calculated temperatures must be between standard limits for the studied alloy. In case that the calculated temperature it is not in standard limits, it

must give up of imposing some characteristics and must use just the one – variable functions.
As a conclusion, the paper presents the algorithm for applying the optimum heat treatment in order to obtain the necessary properties for the working parts.

4. CONCLUSIONS

So, in this paper is presented the variation of the hardness and tensile strength with aging and quenching heating temperature. Also, we were obtaining the equations for theoretical determination of some properties in standard or special heat treatment conditions.
Using the equations determined, we impose some characteristics needed for the final working part and we calculate the parameters for the quenching heat treating and artificial aging heat treating. Also, in some given conditions of final heat treating it can be predict the mechanical characteristic of a treated part; and we are referring at mechanical stress and hardness. This is a very important matter because in duty it is absolutely necessary to know the behavior of a working part, which can influence the stability of a machine or a mechanism.

REFERENCES

1. Comsa, D. - *Instalatii electrotermice industriale*, E. T. Bucuresti, 1986
2. J.E. Hatch - *Aluminum Properties and Physical Metallurgy* (American Society for Metals, 1984, p. 165-166
3. Banno, T. - *Heat Treatment Furnace Technology - Present Status and Challenges*, Heat Treatment of Metals, 1994.

MINEA ALINA – ADRIANA - TECHNICAL UNIVERSITY "GH. ASACHI" – IASI, BD. D. MANGERON NR.63

OPTIMIZAREA PROPRIETATILOR MECANICE ALE UNUI ALIAJ AlCu4Mg1
(Rezumat)

Aceasta lucrare prezinta un studiu privind un aliaj Al-Cu-Mg, si anume AlCu4Mg1. Din acest aliaj s-au realizat 10 epruvete, care s-au supus tratamentului termic final de calire de punere in solutie. ~n urma experimentarilor realizate, am obtinut ecuatii de legatura intre temperatura finala de incalzire si rezistenta la tractiune, respectiv duritatea. Aceste ecuatii au fost determinate prin metoda experimenntului activ. Cu ajutorul relatiilor se pot impune anumite caracteristici mecanice necesare in exploatarea pieselor si se pot calcula temperaturile necesare de calire de punere in solutie si/sau imbatrânire pentru aceste aliaje, prin impunerea uneia dintre ele. Totodata, se pot calcula teoretic duritatea, rezistenta la tractiune, rezistenta la curgere a unei epruvete in functie de parametrii de incalzire in vederea tratamentului termic final al aliajului de aluminiu cercetat. Trebuie sa mentionez ca temperaturile calculate cu ajutorul ecuatiilor prezentate trebuie sa se incadreze in limitele prevazute de standardul aliajului. In cazul in care acestea nu se incadreaza, se renunta la impunerea a mai multor caracteristici mecanice, folosindu-se ecuatiile de o singura variabila.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

NEW HYBRID NANOCOMPOSITES OF MgAlHT ANIONIC CLAYS INCORPORATED WITH ACETAMIPRID

BY

GABRIELA CARJA, MIHAELA FRUNZA, MARCEL IONEL POPA and CRISTINA POPESCU

Abstract: New organic – inorganic hybrid nanostructures were synthesized and characterized by incorporation of acetamiprid, the active component of Mospilan insecticide, in the layered structure of hydrotalcite – like anionic clays. MgAl hydrotalcite (HT) was used as clay matrix while two methods of incorporation have been applied: direct coprecipitation of metal nitrates and acetamiprid aqueous solutions and reconstruction method of the thermal treated anionic clays. The FT-IR spectroscopy (FTIR) and thermogravimetric (TG -DTG) analysis point out that the presence of the organic compound in the network structure of the synthesized MgAlHT. The SEM analysis shows that the acetamiprid – clay nanocomposites are formed by well dispersed particles with average sizes of about 120 nm. Considering together the insecticide activity of acetamiprid and the biocompatibility of the HT – like anionic clays the new synthesized materials could open interesting perspectives for obtaining more environmentally friendly insecticides.

Keywords: hydrotalcites, acetamiprid, hybrid – nanostructures, FTIR, TG-DTG

1. Introduction

Hydrotalcite (HT) is a class belonging to the naturally occurring anionic clay with the formula $Mg_6Al_2(OH)_{16}CO_3{\cdot}4H_2O$. It presents a positively charged brucite-like layers ($Mg(OH)_2$) in which some of Mg^{2+} are replaced by Al^{3+} in the octahedral sites of the hydroxide sheets. Interstitial layers formed by CO_3^{2-} anions and water molecules compensate the excess of the positive charge resulting from this substitution. The layers are stacked one on top of the other and are held together by weak interactions of hydrogen bonds [1-2]. Both magnesium and aluminium can be isomorphously substituted by other divalent or trivalent cations so a wide range of compositions containing various combinations of M(II), M(III) and different anions A^{n-} can be synthesized. The large variety of anions that can be incorporated in the brucite-like layer and the high anionic exchange capacity of these materials allow using them as matrices for tailoring specific organic – clay hybrid nanostructures with new potential applications [3]. The incorporation of the organic pesticides in the structure of anionic clays can offer premises to increase the pesticide active life by reducing its volatilization, controlling the release of the pesticide from the layered structure and decreasing the pesticide adsorption in soil and groundwaters.

Taking into account this information we selected acetamiprid the active component of Mospilan insecticide, to be incorporated into layered network of MgAl anionic clays.

The present paper aims to report the tailoring synthesis and some physical - chemical properties of MgAl hydrotalcite – like anionic clays incorporated with acetamiprid.

2. Experimental procedure

2.1. General procedures

All chemicals were commercially purchased and used without further purification. Thermal analyses (TG and DTG) were carried out in air on a Netzsch TG 209C thermal analyzer, from 298 to 1123 K, at a heating rate of 5 K /min. FTIR spectra were recorded on a FT-IR BOMEM MB 104 spectrometer under the following experimental conditions: 200 scans in the mid-IR range (400-4000 cm^{-1}) using KBr (ratio 5 / 95 wt %) pellets, and a resolution of 4.0 cm^{-1}. A Hitachi S-800 scanning electron microscope was used for scanning electron microscopy (SEM).

2.2 Preparation of the samples

2.2.1 Preparation of reference MgAlHT

100 ml of an aqueous solution of $Mg(NO_3)_2{\cdot}6H_2O$ (0.03 mol) / $Al(NO_3)_3{\cdot}9H_2O$ (0.01mol) and an aqueous solution of NaOH / Na_2CO_3 ($CO_3^{2-}/Al^{3+}+Mg^{2+}=0.67$, $HO^-/Al^{3+}+Mg^{2+}=2.25$), were added dropwise together, in such a way that the pH remained at a constant value of 9.5. The resulting white precipitate was aged at 338 K for 24 h under stirring. After an aging step, the obtained precipitates were separated by centrifugation, washed extensively with warm deionized water until sodium free and dried under vacuum at 40°C.

2.2.2 Preparation of acetamiprid containing samples

Acetamiprid – MgAlHT hybrid nanopowders were prepared by using direct synthesis by coprecipitation method or the reconstruction method; the amount of acetamiprid was optimized to the 4 times the content of Al^{3+} cations defined as anionic exchange capacity of the clay.

Direct synthesis by coprecipitation method (denoted as A1MgAlHT):

100 ml of an aqueous solution of $Mg(NO_3)_2{\cdot}6H_2O$ (0.03 mol) / $Al(NO_3)_3{\cdot}9H_2O$ (0.01mol) and an aqueous solution of acetamiprid 0.02 M were slowly added dropwise together; pH=10 was maintained by the continuous addition of 0.1 M NaOH. The obtained white precipitate was separated by centrifugation, washed extensively with warm deionized water until sodium free and dried under vacuum at 30°C.

Synthesis by reconstruction method (denoted asA2MgAlHT):

0.5 g MgAlHT sample was calcined at 500°C for 5 h, under air flow. 1 g of freshly calcined hydrotalcite – like sample was added in an aqueous solution

containing 3 g of acetamiprid, under bobbling N_2 in the medium and aged for 36 h at 45°C. The obtained white precipitate was separated by centrifugation, washed with warm deionized water until sodium free and dried under vacuum at 30°C.

3. Results and discussion

The FTIR spectra of the studied samples are shown in Figure 2. Between 2700 – 3700 cm^{-1} the broad adsorption band is assigned to the OH stretching mode of both layer hydroxyl groups and of interlayer water molecules [4]; for acetamiprid containing samples the characteristic peaks of aliphatic C-H stretch can be also identified at 2858 and 2927 cm^{-1} though the broad adsorption band of the hydroxyl stretching mode partially overlap the ν_{CH3} vibrations. The band around 1620 cm^{-1} and the band between 1370 – 1380 cm^{-1} are characteristic for HT-like materials and are due to δ_{OH} bending vibrations of water molecules in the interlayer space and to the ν_3 antisymmetric stretching of interlayer carbonate respectively [5].

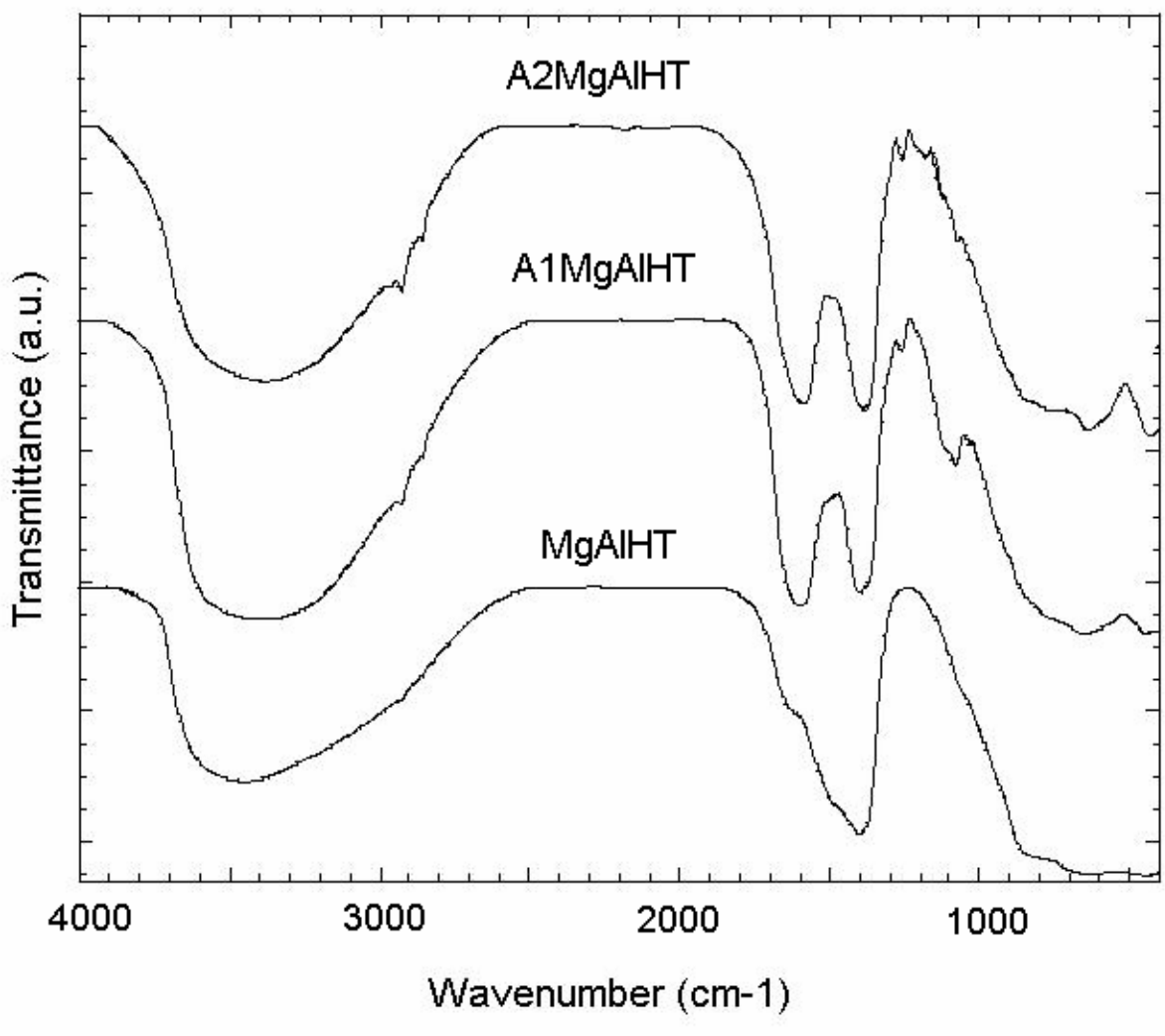


Fig.1 TheFTIR spectra of A1MgAlHT, A21MgAlHT and MgAlHT

For acetamiprid containing samples two strong adsorption bands appear in the wavenumber range 1300 – 1700 cm^{-1}; the broadness of these bands can be assigned to the specific vibrations of interlayer water molecules, the specific vibrations of substituted pyridine [5] the characteristic vibration of $\nu_{C=N}$ and the characteristic vibrations of accidentally adsorbed CO_3^{2-}. Further the weak band that appears at 1255 cm^{-1} can be ascribed to ν_{C-N-C} vibration mode. The bands recorded below 1000 cm^{-1} can be mainly attributed to the M - O and M - O - M LDH lattice vibrations though the intense band that appears around 690 cm^{-1} in acetamiprid containing samples can be attributed to the specific vibrations of pyridine.

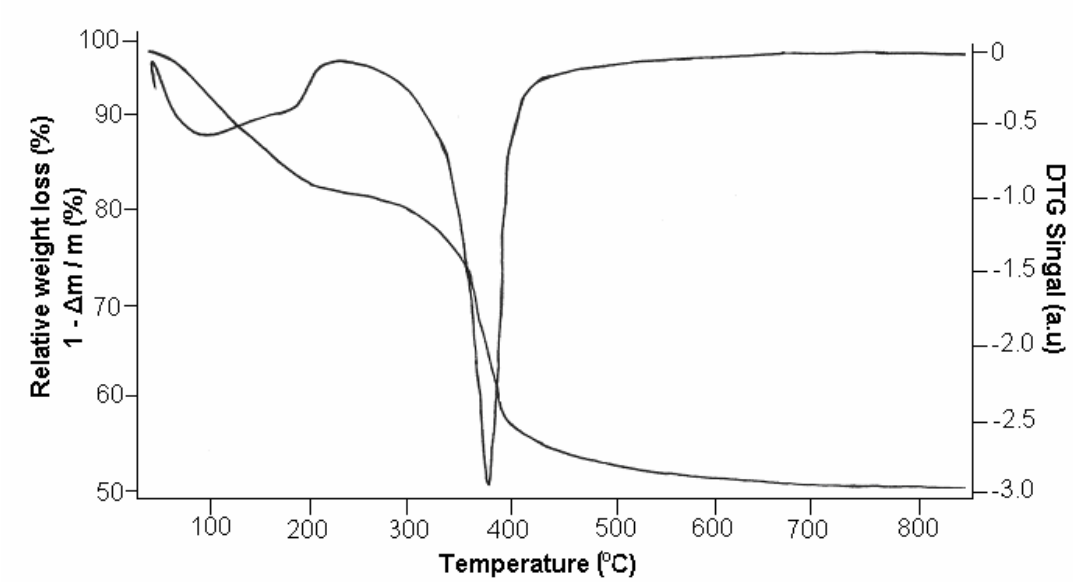


Fig.2 The TG-DTG diagram of A1MgAlH.

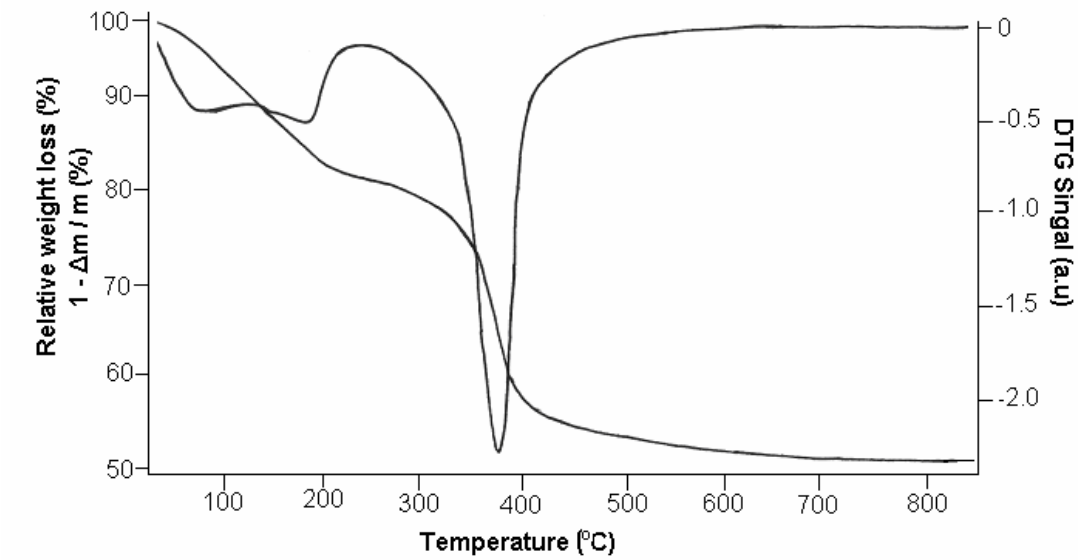


Fig.3 The TG-DTG diagram of A2MgAlHT.

The TG-DTG diagrams of A1MgAlHT and A2MgAlHT samples are displayed in Figure 2 and Figure 3 respectively and indicate that only a very small quantity of acetamiprid could be intercalate in the MgAlHT interlayer.

Both FTIR and TG-DTG analysis points out the presence of a small quantity of acetamiprid in the clay network.

The SEM picture of MgAlLDH sample is shown in Figure 4; it reveals well shaped particles characteristic to the HT –like materials with an average size of about 120 nm.

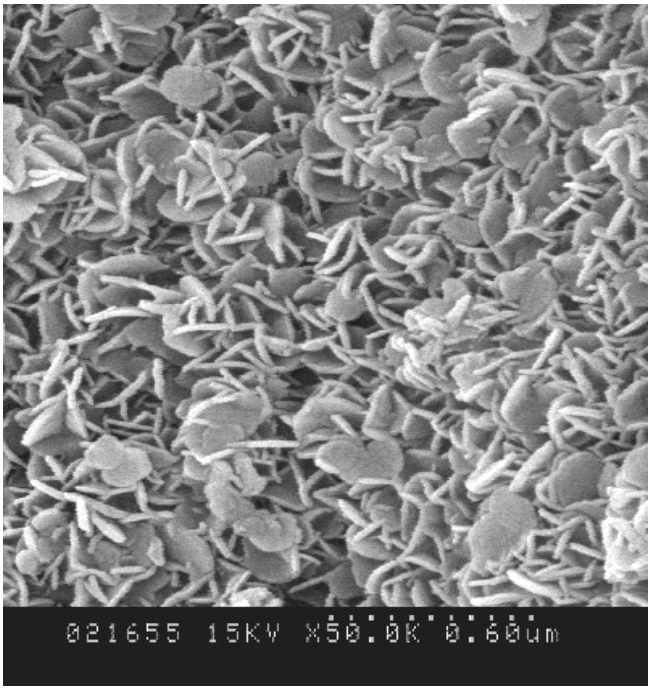


Fig.4. The SEM micrograph of MgAlHT

4. Conclusions

These preliminary results have shown that is enough difficult to intercalate acetamiprid in the layered network of hydrotalcite – like anionic clay though the partial intercalation of organic insecticide in the HT – like anionic clay structure has achieved; the experimental work on this subject has been continued in our laboratory for optimizing the synthesis conditions for obtaining well crystallized acetamiprid – anionic clay hybrid nanostructure.

Received *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. F. Cavani, F. Trifiro, A. Vaccari, **Catal. Today 11** (1991) 173 and references therein.
2. W. Jones, M. Chibwe, in: I.V. Mitchel (Ed.), **Pillared Layer Structures Current Trends and Applications, Elsevier, London, 1991, p. 67.**
3. G. Carja, R. Nakamura, H. Niiyama, **Appl. Catal**. A 236 (2002) **91**.
4. G. Carja, R. Nakamura, T. Aida, H. Niiyama, **J. Catal.** 218 (2003) **104**.
5. FTIR data base catalogue of Tokyo Instituite of Technology, Japan.

NOI NANOCOMPOSITE HYBRIDE A ARGILELOR ANIONICE DE TIP MgAlHT INCORPORATE CU ACETAMIPRID

Rezumat: Noi nanostructuri hibride organice – anorganice au fost sintetizate si caracterizate prin incorporarea acetamipridului, componenta activa a insecticidului de tip Mospilan, in structura stratificata a argilelor anionice de tip hidrotalcit. MgAl hidrotacit (HT) a fost utilizat ca matrice de argila si 2 metode de incorporare a acetamipridului au fost studiate: coprecipitarea directa a nitratilor metalici si a solutiei apoase de acetamiprid si de asemenea metoda reconstructiei argilelor anionice tratate termic. Analiza prin spectroscopie FTIR cat si analiza TG-DTG arata prezenta compusului organic in matricea argilei MgAlHT sintetizate. Analiza SEM ne arata formarea unor nanocomposite de tip argila acetamiprid bine cristalizate formate din particule bine dispersate si cu o dimensiune medie de 120 nm. Considerand impreuna activitatea de insecticid a acetamipridului cat si biocompatibilitatea argilei anionice noile structuri sintetizate pot deschide perspective interesante pentru a obtine insecticide mai putin poluante.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.02

LUBRICANT PERFORMANCES AND ENVIRONMENTAL PROBLEMS

BY

MARIA BERCEA

Abstract: *The paper discusses the rheological behavior and some performances of mineral oils additived with polymers. The environmental impact of the lubricants used in modern technologies imposes the reconsideration of the performances by taking into account the adverse effect on the environment.*

Keywords: *lubricants, polymer additive, viscosity, biodegradability*

1. Introduction

The basic functions of a lubricant are friction and wear reduction, heat removal and contaminant suspension. Apart from important application in internal combustion engines, vehicles and industrial gear boxes, compressors, turbines or hydraulic systems, there are vast number of other applications, which mostly require specifically tailored lubricants. Designing a lubricant to perform above stated functions in different systems is a complex task, involving a careful balance of properties both in the lubricant base stocks and the performance enhancing additives.

Lubrication has always implied the use of lubricating oil, usually formulated by blending appropriate quality lube base stocks(s) and additives. An average lubricating oil consists of about 93% base stock(s) and 7% chemical additives and other components. Base stocks used to formulate lubricants are normally of petroleum origin along with synthetic and vegetable oils, which may be incorporated for specialized applications. The performance of a finished lubricant, therefore essentially depends upon the type and quality of base stocks and on the additives used. The physico-chemical and performance requirements define a lubricant identity and its ability to reduce friction, resist oxidation, minimize deposit formation, prevent corrosion and wear. The lubrication efficiency and the application of lubricants is further dependent upon key parameters like consistency, flow properties or viscosity, which also appear in nearly all lubricant specifications.

The lubricant choice depends on the application, cost, temperature range, loading, oxidation stability, volatility, system compatibility, dispersant and detergency requirements and demulsification or emulsification properties. A long period of time, the cost and technical performances were prioritary criteria for the selection of lubricants. More recently, everyone has become more aware of the environmental

issues affecting our planet. Environmental behavior such as biodegradability, toxicity, occupational health and safety, and emissions has come into consideration.

The polymers are incorporated as additives into the base oils, increasing the viscosity and therefore the lubricant film thickness [1],…,[5]. Friction between two surfaces is one of the most important interactions, which controls the behavior of mechanical components in a wide range of applications. In concentrated contacts, the relative sliding velocity is superposed on nominal rolling velocity and the resulting friction is often referred to as traction. By using polymers as additives it is possible to modify the traction behavior of the lubricant oils. Due to the mechanical, thermal and physical-mechanical interactions, the modeling of the traction behavior is a complex problem, which has gained much interest [6],…[8].

The paper is focused on the rheological behavior of additived and non-additived lubricants in the temperature range of 10°C to 95°C. These investigations are useful to improve our understanding of the lubricant performances at different temperatures and to forecast the influence of the polymer.

2. Experimental

A mineral oil, containing mainly paraffins and a low content of iso-paraffins and cycloparaffins was used as base oil. As additive was selected low density polyethylene (PE) with branched structure and $M_w = 1.2 \cdot 10^5$ g/mol.

The additivation of mineral oil with polyethylene was realized by mixing the polymer solid particles with the base oil under continuous magnetic stirring at 60°C. The following samples were selected for the experimental investigations: 0.0% (base oil), 0.1% PE, 0.5% PE, 1.0% PE, 1.5% PE and 2.0% PE (the concentration is expressed in grams of polymer dispersed into 100mL of base oil). More concentrated systems, i.e. 3.0% concentration, contain associated polymer particles and therefore no tests were performed with concentrations greater than 2.0%. The range of temperature for this study was from 10°C to 95°C.

Rheological investigations were performed for all samples using a Bohlin CVO rheometer equipped with a Peltier device for temperature control. The measurements were performed by using parallel-plate geometry. Both plates are from stainless steel, the upper plate having the radius of 60 mm. The upper plate was set at the separation distance of 500 μm. The viscosity and the shear stress of the additived oil samples were measured at shear rates ranging from $10^{-2}s^{-1}$ to 10^4s^{-1}, at different temperatures in the domain of 10°C - 95°C. The samples were pre-sheared before testing and the values of the viscosity were obtained after stabilization of the shear stress.

3. Results and Discussion

Viscosity is one of the most important properties of the lubricating oil. It is one factor responsible for the formation of lubricating films under both thick and thin film conditions. Viscosity affects heat generation in bearings, cylinders and gears due to internal fluid friction. It affects the sealing properties of oils and the rate of oil consumption. It determines the ease with which machines can be started at various temperatures, particularly cold temperatures. The satisfactory operation of any given

piece of equipment depends on using oil with the proper viscosity at the expected operating conditions.

The simple assumptions made in discussing fluid film lubrication are hardly ever valid in practice. Under certain conditions - such as shock loading, steady heavy load, high temperature, slow speed, and critically low viscosity - the lubricant system no longer remains in the hydrodynamic regime. A situation arises wherein there is intermittent contact between the surfaces, resulting in a significant rise in temperature and subsequent destruction of the contacting surfaces. Under these circumstances, the fluid film is no longer capable of adequately protecting the surfaces, and other approaches must be employed such as adding film-forming additives.

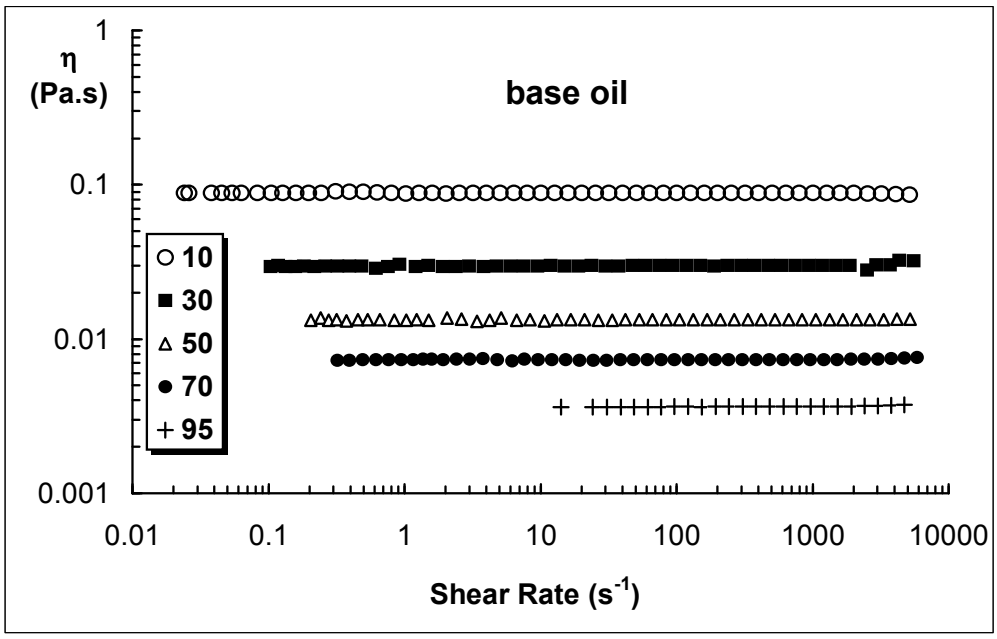


Fig. 1. – The flow curves obtained for the base oil at different temperatures.

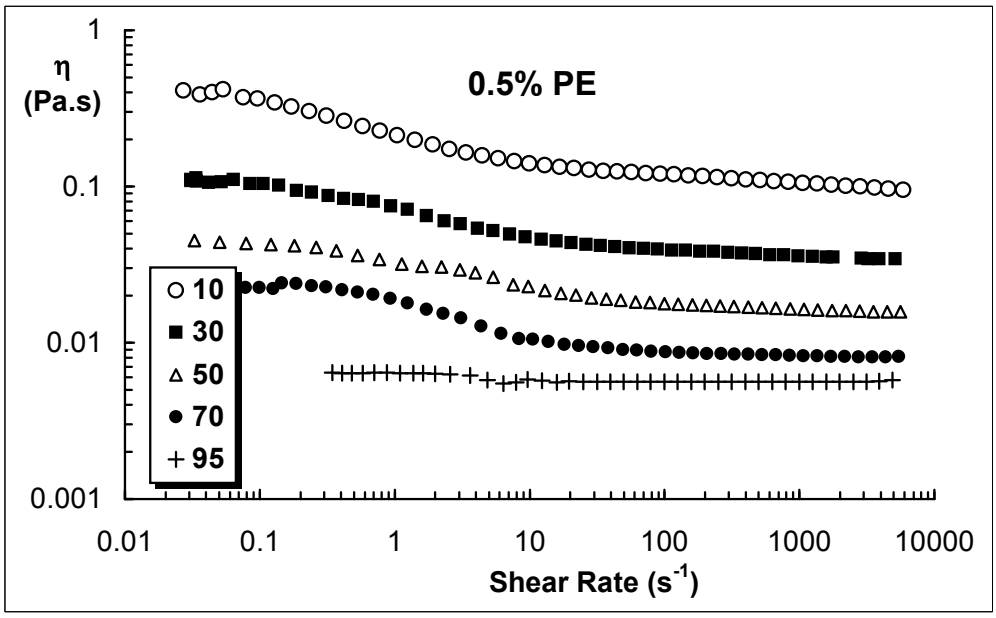


Fig. 2. – The flow curves obtained for the sample of 0.5% PE at different temperatures.

Figures 1 and 2 give the flow curves obtained at different temperatures for base oil (Figure 1) and a sample of base oil additived with 0.5% PE (Figure 2). For the base oil, the Newtonian behavior is observed for all studied temperatures. For all additived samples one observes a behavior similar with those given in Figure 2: the first Newtonian plateau at low shear rates, followed by a power-law shear-thinning region and then by a second Newtonian plateau at high shear rates (> 100 s^{-1}).

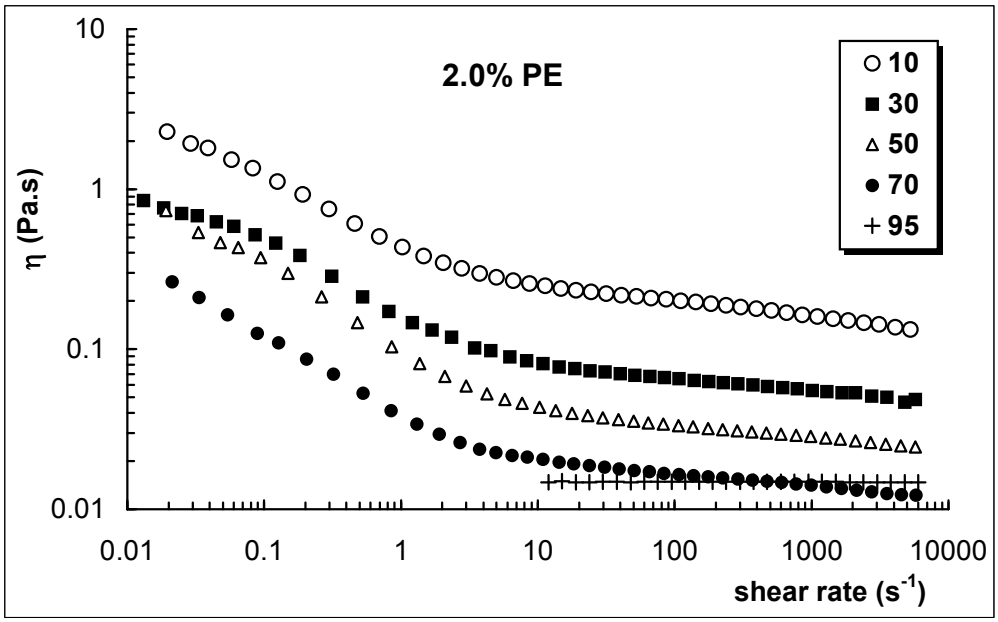


Fig. 3. – The flow curves obtained for the sample of 2.0% PE at different temperatures.

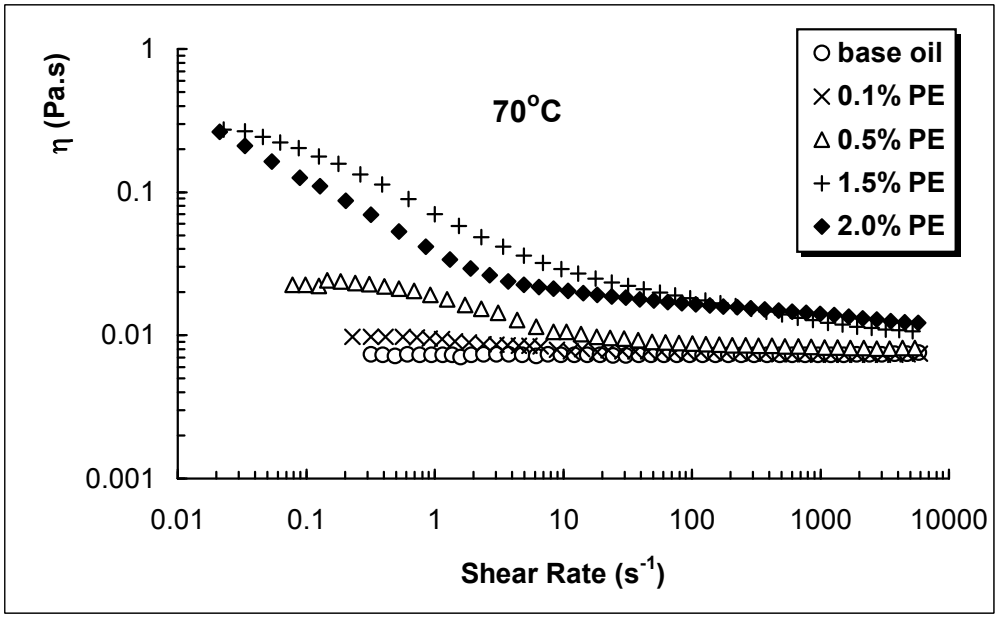


Fig. 4. – The flow curves obtained for samples with different concentrations of PE at 70 °C.

Figures 3 and 4 present the effect of the polymer concentration on the flow curves at two different temperatures: 10°C and 70°C, respectively. In the region of very low shear rate, one observes an increase of viscosity with increasing the PE concentration up to 1.5% PE. For high shear rates, the differences between different samples diminish. The sample of 2% PE presents a peculiar behavior: up to 300 s^{-1} the viscosity is lower than those of 1.5% PE, for higher shear rate the behavior changes. This behavior could be attributed to the entanglement formation. By analysing the viscometric data, the systems with concentration lower than 1.5% PE correspond to dilute regime, while the 2.0% concentration of PE indicated a solution in semidilute regime. Up 70°C, the dilute solutions exhibit non-Newtonian behavior, whereas at temperatures hither than 80°C all studied systems become Newtonian and sample of 2% PE have a viscosity higher than those of 1.5% PE.

The variation of the lubricant viscosity as a function of temperature can be described by using the Roelands relationship:

$$\log[\log \eta_T + 4.2] = \log K1 - K2 \cdot \log\left[1 + \frac{T}{135}\right] \quad (1)$$

where η_T is lubricant absolute viscosity (Pa·s) at temperature T (°C), K1 and K2 are constants determined for each lubricant at different temperatures.

A semi-empirical approach for determining the effect of the flow conditions on the effective rheological parameters of the lubricant (the elastic shear modulus, the viscosity of the lubricant and the limiting and Eyring stresses) at different temperatures can be considered [9], [10]. The tribological properties are strongly dependent on the polymer concentration. Previous experimental investigations [5], [10] have shown that there is an optimum value of the polymer concentration at whisc the polymer coils begin to overlap each other. This value is close to the critical concentration at which the polymer coils begin to overlap each other.

Schipper et al. [11] have observed that, under certain operating conditions, a constant low friction coefficient was obtained in the boundary or mixed lubrication regime. This behavior was attributed to microelasto-hydrodynamic lubrication with local solid-state lubrication. Under very high pressure such as the one found between contacting asperities, the lubricant becomes extremely viscous and behaves like a solid. It has been also shown that the lubricating films formed in rolling, concentrated contacts have two components [1]. At very slow speeds, the polymer forms an immobile film of thickness equivalent to two radii of gyration of the polymer molecules. This film thickness is independent of speed but is gradually squeezed from the contact when motion is halted. The film likely to represent maximum two monolayers of polymer on each surface (Figure 5) and can be regarded as a boundary lubricating film. As the rolling speed is raised, a conventional elastohydrodynamic is formed which is superimposed on the immobile film. By using low density polyethylene as additive, a considerable reduction of friction (≈ 60%) due to the film formed by the adsorption of macromolecular coils on the solid surface was observed. It was observed that a low PE concentration (up to 1%) is enough to enhance the friction behaviour [6].

Generally, a chemical substance is said to be biodegradable if it can be broken down (degraded) by the metabolic action of living organisms such as bacteria, fungi, algae and yeasts. This is different from the processes of physical or chemical degradation (as for example an acid destroys), but biodegradation can take place at the same time as chemical or physical processes.

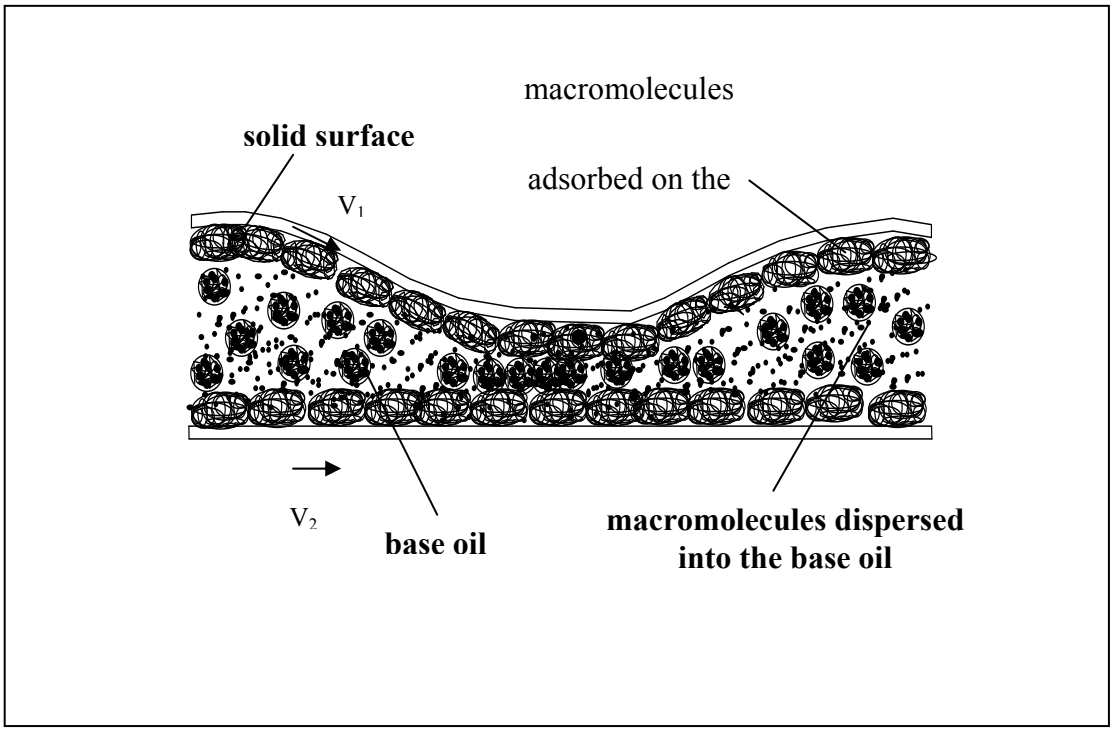


Fig. 5 – Shematic representation of the lubricant action in the presence of polymer.

Conventional lubricants based on mineral oils and certain synthetic base fluids will not be degraded by living organisms, or at least only to a small extent, so if such materials get into the environment they will stay there for a very long time preesenting a contamination hazard to wildlife and the public alike. Some examples of environment contamination could be: railway lubrication; automotive lubricant leaks and overlubrication; catastrophic failures, water craft lubrication, forestry equipment lubrication, mining industry, unautorized disposal, a.s.o. Such contamination hazards could be significantly reduced by using biodegradable lubricants. Such lubricants are attacked by natural microbes, consumed as a form of nutrient and energy resulting in breakdown of the lubricant. In reality, this process would be far more complex and it is unlikely that 100 per cent ultimate biodegradation would ever take place [12].

The biodegradability of the product's main components must be greater than 80%. (Main components are defined as components weighting more than 5% of product weight.) The product shall not contain organic halides or nitrite compounds. The biodegradability of the product's additives must be greater than 80% or meet the following requirements: (1) Toxicity to aquatic organisms should be > 1 mg/l in the acute test, or > 0.01 mg/l in the long-term test; and should have no bioaccumulation potential; (2) Toxic effect on higher plants should be > 100 mg/kg; (3) 3-hour bacteria inhibition test show a 50% inhibitory concentration IC 50 > 100 mg/l.

The plastic packaging must not contain polyvinyl chloride (PVC) or other chlorine containing plastics. Also codes should be used to indicate types of plastic. The product or the packaging material shall bear a label reading "High Biodegradability". The following text should appear in the instructions for use and on product container: "Do not let residues escape into waste water or ground. Please bring residues to qualified disposal facility for separate disposal".

Different biodegradable lubricants and functional fluids are continously develloped [13], [14]. They are based on naturally occurring plant and rapeseed oils which make them harmless to the environment and cleaner for the operative to use. The technical properties of these products are equal to normal mineral oil based products and, in some characteristics, even show an improvement offering industrial end users benefits through lower consumption, rationalisation of product mix, excellent corrosion protection and reduced environmental and health and safety concerns .

By employing environment-friendly lubricants, pollution of and damage to the environment can be kept at bay. The use of fast biodegradable oils is especially required in areas with non-circulating lubrication.

Acknowledgements

This work was supported by a GRANT for Scientific Research financed by CNCSIS (cod 918).

REFERENCES

1. Cann P.M., Spikes H.A. – *The Behavior of Polymer Solutions in Concentrated Contacts: Immobile Surface Layer Formation*, **Trib. Trans**., 1994, 37, **580-586**.
2. Georges E., Georges J.M., Diraison C. – *Rheology of Olefinic Copolymer Layers Adsorbed on the Solid Surfaces,* **Trib. Trans.**, 1996, 39, **563-570**.
3. Georges J.-M. – *Some Surface Science Aspects of Tribology in New Directions in Tribology*, Ed. Hutchings I.M., Mech. Eng. Publ. Ltd, 1997, **67**.
4. Mitsui, H., Spikes, H.A. – *Predicting EHD Film Thickness of Lubricant Polymer Solutions*, **Trib. Trans**, 1998, 41, **1-10**.
5. Bercea M., Bercea I., Nélias D., Olaru D.N. – *Polyethylene as an Additive for Mineral Oils – Part I: Influence of the Polymer Concentration on the Film-Forming Properties in Rolling Bearing* **Trib. Trans**., 1999, 42, **851-859**.
6. Bercea M., Bercea I., Nélias D., Flamand L. – *Polyethylene as Additive for Mineral Oils. Part II. EHD Traction Behavior*, **Trib. Trans.**, 2002, 45, **145-152**.
7. Bercea M., Bercea I. – *A Rheological Model Based on Primary Laboratory Data of the Lubricants Additived with Polymers*, **Macromol. Symp**., 2002, 181, **353-362**.
8. Bair S., Qureshi F. – *The High Pressure Rheology of Polymer-Oil Solutions*, **Trib. Int.**, 2003, 36, **637-643**.
9. Bercea M., Paleu V., Bercea I. – *Lubricant Oils Additived with Polymers in EHD Contacts: Part1. Rheological Behavior*, **Lubr. Sci.** 2004, 17-1, **3-24**.
10. Paleu V., Bercea I., Cretu S., Bercea M., – *Lubricant Oils Additived with Polymers in EHD Contacts: Part1. Tests using a Four-Ball Machine*, **Lubr. Sci.** 2005, 17-2, **173-184**.
11. Schipper D.J., Gee A.W.J. – *On the Transitions in the Lubrication of Concentrated Contacts*, **ASME J. of Tribology**, 1994, 117, **250-254**.

12. Bercea M., Bercea I. – *Des Nouveaux Lubrifiants et l'Environnement*, Actes du Deuxième Colloque Franco-Roumain de Chimie Appliquée, 10-12 Oct. 2002, Bacau, Romania, p. 309-314.
13. http://www.fuchs-oil.com.
14. http://www.ime.rwth-aachen.de.

MARIA BERCEA
"Petru Poni" Institute of Macromolecular Chemistry
Iaşi

PERFORMANTE ALE LUBRIFIANTILOR SI PROBLEME LEGATE DE MEDIUL INCONJURATOR

Lucrarea prezinta aspecte privind comportarea reologica si performantele uleiurilor minerale aditivate cu polimeri. Impactul lubrifiantilor utilizati in tehnologii moderne impun reconsiderarea performantelor acestora in raport cu efectele nocive asupra mediului inconjurator.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01

EFECT OF ADSORPTION ON THE VISCOSITY OF POLYMER SOLUTION AT VERY LOW CONCENTRATIONS

BY

MARIA BERCEA and SIMONA MORARIU

Abstract : *Measurements of viscosities in the dilute solution and in the region of very low concentrations were carried out for polystyrene in ethyl acetate. The curves of the reduced viscosity plotted against concentration shows an upward turn as the concentration is below a certain value. The anomalous behaviour of the* η_{sp}/c *vs. c dependence is explained as being due to the adsorption of the polymer on the glass walls of the viscometer.*

Keywords: *viscosity, polymer solution, low concentration, adsorption phenomena*

1. Introduction

Experimental and theoretical papers have established the existence of three concentration regimes: dilute, semidilute and concentrated. Generally, the transition from one region to another does not occur abruptly, but rather gradually. It is not always possible to establish a well-defined transition concentration separating regimes with distinctive features, i.e., to find a measurable quantity displaying a different behaviour depending on the actual regime [1], [2].

The behaviour of polymer solutions at extreme dilutions has attracted considerable interest during the last years and a series of investigations has been carried out to elucidate such problems [3],…,[7]. The experimental works present some difficulties due to the very low concentration of polymer and high precision measurements are necessary. The viscosity of a polymer solution in the extremely dilute concentration region usually reveals some abnormalities such as the curves of reduced viscosity plotted against concentration that shows either an upward or a downward turn as the concentration us below definite concentration.

Dondos et al. [3],…,[10] detected the critical concentration c' for poly(methyl methacrylate), polystyrene and their mixtures in different solvents, from the dependence of η_{sp}/c versus c. In all cases two different straight lines having positive slopes (depending on the capillary size of the viscometers for the extremely dilute domain) were obtained and their intersection clearly determined a crossover point c'. Above the c' concentration they supposed that a compression of the macromolecular coils occurs due to the resistance of the macromolecular coils to mutual interpenetration. The gradual compression of the chains is shown by a continuous deviation of the observed values of η_{sp}/c from the "ideal" values. Also, they have

found that c' varies with $[\eta]^{-1}$ or M^{-a}, where a is the exponent in the Mark–Houwink equation.

The present paper is concerned with a viscometric study of polystyrene in ethyl acetate in the dilute and extremely dilute regimes. The critical concentrations c' as well as their dependence on the molecular weight were determined.

2. Experimental procedure

Four standard polystyrene (PS) samples narrowly distributed ($M_w/M_n < 1.05$) with molecular weights in the range $4.37 \cdot 10^4 \leq M_w \leq 1.07 \cdot 10^6$ (from Polymer Laboratories Ltd.) were studied. Also, a ultrahigh molecular weight polystyrene (PS) sample with $M_w = 6.386 \cdot 10^6$, $M_w/M_n \cong 1.2$, obtained by plasma induced polymerization [11] was investigated.

The viscometric measurements were carried out in ethyl acetate over a large domain of concentrations, at 25°C, with an Ubbelohde suspended-level viscometer. The flow time for the solvent was 172.2 sec (±0.03%). The intrinsic viscosities were determined by using the Huggins method, in the domain of concentrations for which the relative viscosity $1.2 < \eta_{rel} < 1.80$. The present study is focused on the viscometric behaviour in the region $\eta_{rel} < 1.2$.

3. Experimental results and discussion

The dependence between the intrinsic viscosity and the molecular weight obtained for polystyrene ($4.3 \cdot 10^4 < M_w < 1.9 \cdot 10^7$) in ethyl acetate at 25°C was recently reported [12]:

$$[\eta] = 48.3 \cdot 10^{-5} \cdot M_w^{0.55} \quad \text{(dl/g)} \qquad (1)$$

Table 1 presents the weight average molecular weights, the polydispersity indices, the intrinsic viscosities and the Huggins constants for the PS samples studied in ethyl acetate.

In Table 1 are also given the values of the critical concentration c*, at which the polymer coils begin to overlap each other (the concentration which separates the dilute - semidilute regimes), calculated according to:

$$c^* = \frac{0.77}{[\eta]} \qquad (2)$$

The dependence of reduced viscosity (η_{sp}/c, dl/g) versus concentration (c, g/dl) for sample 5 (Table 1) in ethyl acetate is presented in Figure 1. For all samples, at the critical concentrations c' and c*, changes in the slope of the straight lines were observed. The values of critical specific viscosity (η_{sp}^{cr}) and critical concentration c' which separates the extremely dilute to dilute domains were determined (Table 2).

Table 1 Weight and number average molecular weights, polydispersity indices, intrinsic viscosities, Huggins constants and critical concentrations c* (eq. (2)) for polystyrene samples in ethyl acetate at 25°C

Sample	$M_w \cdot 10^{-6}$ (g/mol)	M_w/M_n	[η] (dl/g)	k_H	c* (eq. (2)) (g/dl)
1	0.0437	1.03	0.172	0.220	4.477
2	0.5260	1.04	0.753	0.257	1.023
3	0.6470	1.03	0.832	0.266	0.997
4	1.0700	1.20	0.874	0.278	0.881
5	6.3860	1.20	2.606	0.374	0.295

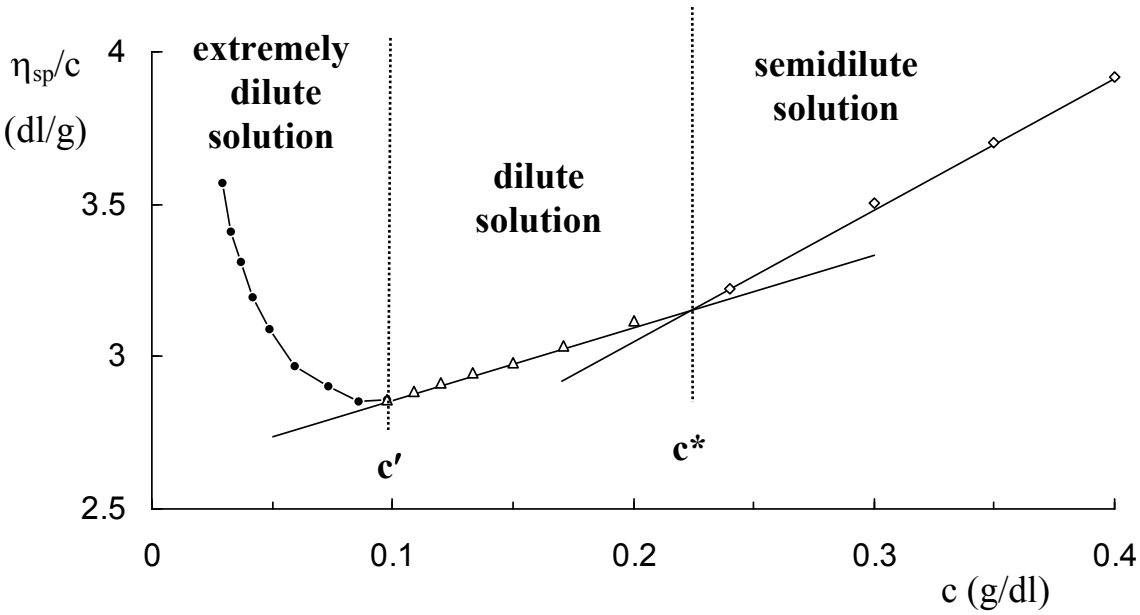


Fig. 1 Plot of reduced viscosity (η_{sp}/c) versus concentration (c) for polystyrene with $M_w = 6.386 \cdot 10^6$ in ethyl acetate at 25°C

At crossover concentration c' the chains of the polymer first come into contact. Figure 1 suggests that an expansion of the coil below this concentration occurs as shown by the deviation of the observed values of η_{sp}/c versus c from the straight line obtained in the dilute regime. The crossover point c' changes with the molecular weight of the samples and moves to lower concentrations as the molecular weight of the samples increases (Table 2).

According to the data from Table 2, over the molecular weight range investigated, we obtain the following relation:

$$c' = \frac{0.19}{[\eta]} \quad \text{(g/dl)} \qquad (3)$$

If in equation (3) [η] is replaced by the Mark – Houwink dependence (equation (1)), the following relation is obtained for c':

$$c' \cong 393.4 \cdot M_n^{-0.55} \quad \text{(g/dl)} \tag{4}$$

Also, for the critical specific viscosity the following empirical equation was established:

$$\eta_{sp}^{cr} = e^{-0.18 \cdot \ln[\eta] - 1.951} \tag{5}$$

Table 2 c' and η_{sp}^{cr} values determined from experimental curves and from equations (3) and (5), respectively, and the exponent b calculated from experimental curves

Sample	c' (g/dl)		η_{sp}^{cr}		b
	experimental	eq. (3)	experimental	eq. (5)	
1	1.103	1.105	0.194	0.195	0.227
2	0.250	0.252	0.165	0.150	0.198
3	0.226	0.228	0.148	0.147	0.180
4	0.209	0.217	0.153	0.146	0.140
5	0.068	0.073	0.116	0.120	0.183
				average value:	0.186

Table 2 shows that the equations (3) and (5) verify satisfactorily the experimental data.

From the experimental data obtained for PS samples in ethyl acetate, an empirical equation was established:

$$\frac{\eta_{sp}}{c} = [\eta] \cdot c^b \qquad \text{for } c < c' \tag{6}$$

with the exponent b given in Table 2.

Also, for c' < c < c*, the Huggins equation is valid:

$$\frac{\eta_{sp}}{c} = [\eta] + K_H \cdot [\eta]^2 \cdot c \qquad \text{for } c > c' \tag{7}$$

From equations (3), (5) and (6), for c = c', the b exponent is found to be 0.180, very close to the mean value of 0.186 resulting from the studied samples (Table 2).

The upturn in the reduced viscosity below the critical concentration c' was also reported in a previous paper for polyacrylonitrile in dimethylformamide in very dilute solutions [11]. The relative viscosity of an extremely dilute solution is very close to unity and high accuracy is demanded for the measurement.

The viscometric results obtained in the extremely dilute regime can be explained in different ways. During polymerization, some polymer chains intermesh in a complex fashion and they will not become completely untangled unless dissolved with strong agitation to concentration bellow the critical one. Thus, the upturn of the

η_{sp}/c curves could be due in part to the final untangling of the molecules but also in part to an expansion of the individual coils. On the other hand, the anomalous behaviour of the η_{sp}/c *vs.* c dependence at low concentrations could be caused by adsorption of the polymer on the glass walls of the viscometer. The reduction in radius of the viscometer capillary and actual concentration of solution may also influence the result for the measurement [12].

The adsorption of the macromolecular chains on the viscometer walls may have two effects. Firstly, a decreasing of the concentration occurs and, consequently, the efflux time decreases. The other effect is a change of the shape of the η_{sp}/c *vs.* c curve at very low concentrations and can be attributed to the decrease of the capillary radius of the viscometer due to the adsorbed film (Figure 2), when:

$$\eta_{rel} = \eta^*_{rel}\left(\frac{r-a}{r}\right)^4 \tag{8}$$

or

$$\frac{\eta^*_{sp}}{c} = \frac{\eta_{sp}}{c} + \frac{4a}{r\cdot c}\left(\frac{\eta_{sp}}{c}+1\right) \tag{9}$$

where: **r** is the capillary radius and **a** is the film thickness; **η** and **η*** are the true and observed viscosities, respectively.

For $\eta_{rel} \sim 1$, equation (9) can be approximated as:

$$\frac{\eta^*_{sp}}{c} = \frac{\eta_{sp}}{c} + \frac{4a}{r\cdot c} \tag{10}$$

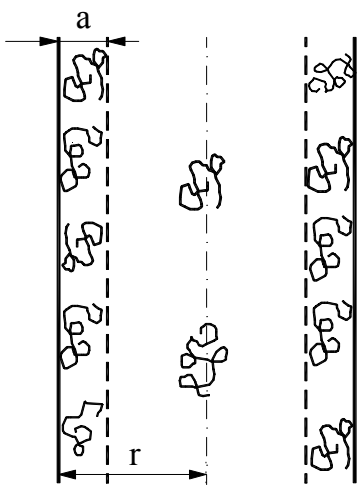


Fig. 2 The decrease of the capillary radius of the viscometer due to the adsorbed film

The correction terms, $\frac{r-a}{a}$ in eq. (8) or $\frac{4a}{r\cdot c}$ in eq. (10), are negligible at higher concentrations when **a** is much smaller than **r**. The value of this term increases at very

low concentrations c and the observed value η^*_{sp}/c can be considerably greater than the true one. Also, it is observed that the correction term varies linearly with **1/r** and this effect should be corrected by extrapolation to 1/r = 0 (i.e. to infinite radius) from a series of measurements with different capillary radii.

4. Conclusions

This work presents the viscometric behaviour of polystyrene in ethyl acetate at 25°C in dilute and extremely dilute solutions. The experimental investigations show that the critical overlapping concentration depends on the molecular weight and on the viscosity of the polymer in solution. Moreover, a scaling law between the reduced viscosity η_{sp}/c and the concentration c in extremely dilute regime was established.

Also, from experiments it was observed that the change of the viscometer capillary size determines a change of the b parameter from equation (6).

Acknowledgements

This work was supported by a GRANT for Scientific Research financed by CNCSIS (cod 918).

REFERENCES

1. Graessley W.W., *The entanglement concept in polymer rheology*, **Adv. Polym. Sci.,** 1974, 16, **1-179**.
2. Bercea M., Ioan C., Ioan S., Simionescu B.C., Simionescu C.I. - *Ultrahigh molecular weight polymers in dilute solutions*, **Prog. Polym. Sci.,** 1999, 24, **379-424.**
3. Dondos A., Tsitsilianis C. - *Viscometric Study of Extremely Dilute Macromolecular Solutions: Critical Concentration c** and the Huggins constant,* **Polymer International**, 1992, 28, **151-156**.
4. Dondos A., Tsitsilianis C., Staikos G. – *Viscometric study of aggregation phenomena in polymer dilute solutions and determination of the critical concentration c***, **Polymer**, 1989, 30, **1690-1694**.
5. Papanagopoulos D., Dondos A. – *Viscometric study of extremely dilute solutions of two polymers with different molecular weights,* **Macromol. Chem. Phys.**, 1994, 195, **439-448.**
6. Papanagopoulos D., Pierri E., Dondos A. – *Influence of the shear rate, of the molecular architecture and of the molecular mass on the critical overlapping concentration c*,* **Polymer**, 1998, 39, **2195-2199**.
7. Dondos A., Papanagopoulos D. – *Difference between the dynamic and static behaviour of polymers in dilute solutions : 1. The critical concentration c**,* **Polymer**, 1995, 36, **365-369**.
8. Papanagopoulos D., Dondos A. – *Difference between the dynamic and static behaviour of polymers in dilute solutions : 2. The critical concentration c*,* **Polymer**, 1995, 36, **369-372**.
9. Gosa K.L., Uricanu V., Pierri E., Papanagopoulos D., Dondos A. – *Study of the critical concentration c** in dynamic and static state,* **Macromol. Chem. Phys.**, 2000, 201, **621-626**.
10. Gosa K.L., Papanagopoulos D., Dondos A. – *Study of the conformational transition of polystyrene-poly(methyl methacrylate) block copolymers with temperature using measurements of the c** critical concentration,* **Colloid Polym. Sci.**, 2003, 282, **84-87**.
11. Bercea M., Morariu S., Ioan C., Ioan S., Simionescu B.C. – *Viscometric study of extremely dilute polyacrylonitrile solutions*, **Eur. Polym. J.**, 1999, 35, **2019-2024**.
12. Cheng R., Shao Y., Liu M., Qian R. – *Effect of adsorption on the viscosity of dilute polymer solution*, **Eur. Polym. J.**, 1998, 34, **1613-1619**.

"Petru Poni" Institute of Macromolecular Chemistry
Iaşi

EFECTUL ADSORBTIEI ASUPRA VISCOZITATII SOLUTIILOR DE POLIMERI LA CONCENTRATII FOARTE MICI

Rezumat: Lucrarea prezintă date viscozimetrice obţinute în soluţie diluată şi în regiunea concentraţiilor foarte mici pentru polistiren în acetat de etil. Sub o anumită valoare a concentraţiei polimerului, curbele care prezintă variaţia vîscozităţii reduse cu concentraţia au înregistrat deviaţii pozitive de la liniaritate. Anomaliile de comportare a dependenţei η_{sp}/c funcţie de c sunt explicate ca fiind datorate adsorbţiei polimerului pe pereţii vîscozimetrului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

METALLURGICAL TREATMENT AND SURFACE INFLUENCE ON THE CORROSION RESISTANCE OF NICROMALSOFT ALLOY

D. MARECI*, DELIA-MARINELA AELENEI, GH. NEMTOI*** and GINA UNGUREANU***

In recent years a number of a new highly corrosion resistant alloys combining Nickel, Chromium and Molybdenum have been introduced as biomaterials.Between these the NicromalSoft alloy (IMNR Bucuresti) presents superior corrosion resistance in biological human fluids. Using the electrochemical methods, mamely linear and cyclic polarization curves,was studied the influence of surface quality and metallurgical treatments on te corrosion process of this alloy in an artificial saliva of Afnor type. The main parameters of the corrosion process were evaluated. Alloy surface was also analyzed by optical microscopy

Keywords: NicromalSoft, pitting, corrosion, polarization curves, corrosion parameters

Introduction

The utilization of nickel in dental alloys is due to the fact that, at a content of 55 … 65 percentages, the alloy's properties satisfy the essential wants of dental replacements: corrosion resistance, strong, thin and low cost. The ally oneself with Chromium and Cobalt provide the mechanical properties accepted by dentistry. It was demonstrate that Nickel dissolves from dental devices into natural saliva, the dissolution rate being accelerated if beryllium is present in the alloy

On the other hand, the Nickel is recognized as the most carcinogenic metal on Terra. Thus alloys delivering nickel ions can generate cancer through readily absorption across the cell membranes. In other direction, Nickel has the ability to bind oxygen, nitrogen, and sulfur from bio-compounds, replacing the usual catalysts (magnesium and calcium), which are essential in many metabolic activities. More, Nickel is considered as a metal that can create reproductive toxicity, create chromosomal aberrations, is immunosuppressive, etc.

Nevertheless, twenty years ago about 85% of the dental crowns were made from nickel based alloys, while in the last decade we are still does faced with over 50% of the crowns being allied nickel. Between the most used nickel based alloys one can mention the Wirolloy and Wiron NT produced in Germany. These alloys exhibit a good corrosion resistance in artificial saliva and in Ringer type solution [1]. Corrosion behavior of some Ni-Cr alloys in Rondelli saliva was also studied earlier [2,3].

As recommends the American Dental Association (no. 14 ANSI specification), the total weight of chromium, cobalt and nickel do not be lower than 85 %, and chromium percentage do not be lower than 20. American Dental Association can

accept other compositions only when the alloy satisfies the conditions of toxicity, hyper sensibility and corrosion.
Thus, was accepted the VeraSoft alloy (Alba Dent SUA) which contain 68,1% Ni and 14,5% Cr. A similar alloy was realized in Romania (INMR, Backrest), named as NicromalSoft. This alloy was studied previously regarding the corrosion behavior in Ringer solution [4].

This paper presents the effects of the thermal treatments about to the corrosion resistance comparatively with the corresponding casting alloy.

Experimental

The composition of NicromalSoft alloy is: 64.6Ni, 17.8Cr, 9.8Cu, 3.5Mn, 1.8Si, 1.5Al, 0.5Ti and 0.5Fe. Phase diagram of the binary system Ni-Cr shows that this mixture is a system with partial isomorphism and eutectic. The eutectic temperature is 1344 ^{o}C. By addition copper, manganese and aluminum the alloy melting temperature was reduced till 1150 ^{o}C.

The corrosion medium was an aerated artificial saliva of Afnor type having the composition: NaCl – 0.7 g/L, KCl – 1.2 g/L, Na2HPO4H2O – 0.26 g/L, NaHCO3 – 1.5 g/L, KSCN – 0.33 g/L, urea – 1.35 g/L [5] (Carter-Brugirard AFNOR/NF (French Association of Normalization) and pH = 8.

The thermal treatment applied to this alloy was conducted at two main temperatures: 1100 ^{o}C for the domain of the Ni predominanting mixed crystals and 750 ^{o}C for the domain of the heterogeneous mixture of mixed crystals. The treatment parameters are presented in Table 1.

Table 1

NicromalSoft alloy	Applied thermal treatment
Sample 1	Commercial material (casting)
Sample 2	1100°C/2h/AC
Sample 3	750°C/20h/AC
Sample 4	1100°C/2h/FC/750°C/3h/AC
Sample 5	1100°C/2h/FC/750°C/20h/AC

AC-air cooling, FC-furnace cooling

The determination of open circuit potential and the cyclic polarization curves recording were performed with the electrochemical system VOLTALAB-32, which consists of a potentiostat, a three-electrode cell, an electrochemical interface and a PC. Experimental data were acquired and processed with the VoltaMaster 2 software. The saturated calomel electrode (SCE) was used as reference electrode) and platinum as a counter electrode.

The working electrode, made from alloy sample was processed into a cylindrical shape and mounted in a Teflon support. In these conditions the surface exposed to corrosion was a one-dimensional circular aria.

Before experimental measurements the samples were mechanically polished successively up to a granulation number of 2500 mesh, by using different SiC abrasive

papers. Then they were washed with water, degreased with ethyl alcohol and preserved in double-distilled water.

Linear polarization measurements were performed, in aerated solution, at potentials near the corrosion potential (E_{corr}) in the potential range (E_{corr} –10) mV … (E_{corr} +10) mV and a potential scan rate of 0,5 mV/s. The polarization resistance (Rp) was calculated as tangent slope at the electrode potential vs. current density curve, in the E_{corr} point. Subsequently, potentiodynamic cathode polarization was initiated at Ecorr and terminated at 200 mV below the E_{corr} value at a rate of 0,5 mV/s in aerated medium.

The current density at the corrosion potential (J_{corr}), which is a measure of the corrosion rate, was calculated with the Stern-Geary equation [6, 7]:

$$J_{corr} = \frac{\beta_a \beta_c}{2{,}3 R_p (\beta_a + \beta_c)}$$

Three additional corrosion parameters: breakdown potential (E_{br}) and repassivation potential (E_{rep}), were determined from the cyclic potentiodynamic polarization curves, which were registered at a potential scan rate of 10 mV/s, over the electrode potential range: –350 … +1500 mV.

Results and Discussion

Figures 1 and 2 show the dependence of the electrode potential as function of the current density on a potential interval of ±10 mV around the corrosion potential for sample 2 and sample 3. From this dependence vas calculated the polarization resistance, R_p.

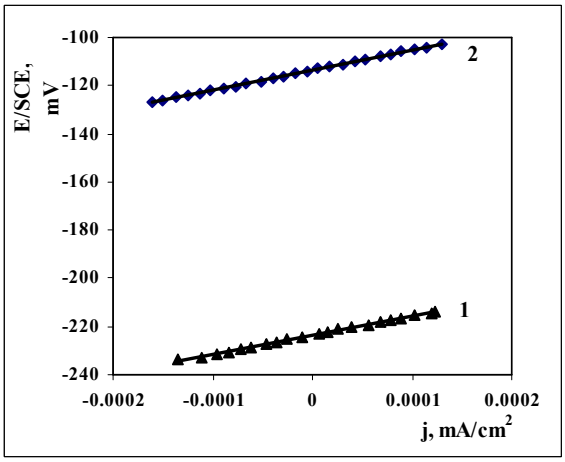


Fig.1. E-j dependence for sample 2
1-fresh polished surface, 2-surface maintained for 3 day in solution

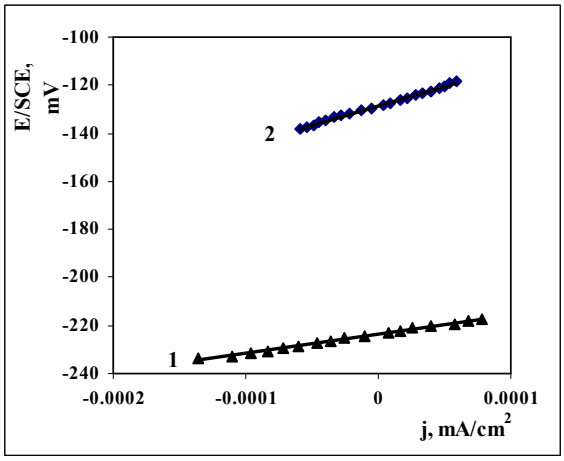


Fig.2. E-j dependence for sample 3
1- fresh polished surface, 2- surface maintained for 3 day in solution

Figures 3 and 4 presents the cyclic polarization curves for sample 1 and sample 3 in the domain –300 …+1500 mV.

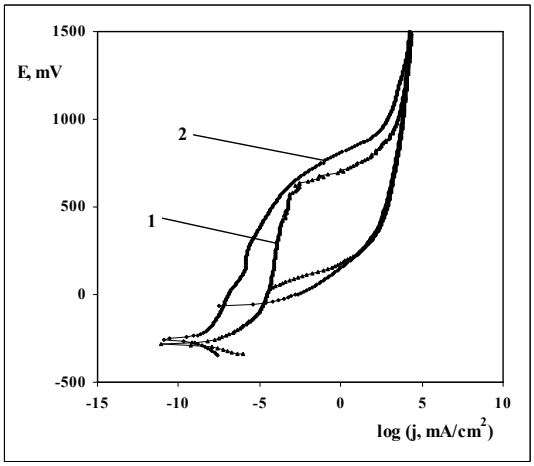


Fig. 3.Cyclic polarization curves for sample 1
1- fresh polished surface, 2- surface maintained for 24 hours in solution

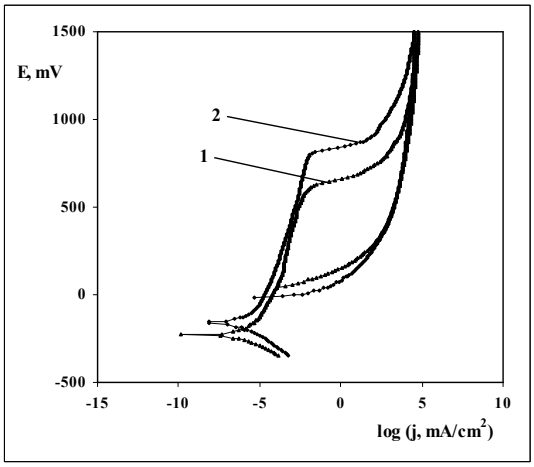


Fig. 4.Cyclic polarization curves for sample 3
1- fresh polished surface, 2- surface maintained for 24 hours in solution

One can see that both casting sample and thermal treated samples pass directly in a stable state, namely do not presents a classical active-passive transition.

On the basis of the two polarization curves, linear and cyclic, the main parameters of the electrochemical corrosion process are presented in Table 2.

Table 2

Electrochemical corrosion parameters for NicromalSoft alloys in Afnor type saliva

NicromalSoft	Fresh polished surface					
	E_{corr} (mV)	R_p (KΩ cm^2)	J_{cor} (nA/cm^2)	E_{br} (mV)	E_{rep} (mV)	ΔE (mV)
Sample 1	-350	37,8	278	620	120	500
Sample 2	-229	79,5	163	667	172	495
Sample 3	-205	55,9	204	643	140	503
Sample 4	-166	26,9	458	675	156	519
Sample 5	-205	18,7	650	627	147	480
	Old surface (3 day in artificial saliva)					
Sample 1	-290	40,1	252	720	110	610
Sample 2	-157	83,8	137	851	116	735
Sample 3	-173	162,8	59	840	140	700
Sample 4	-157	33,5	292	859	133	726
Sample 5	-213	20,46	605	843	52	791

E_{br} – breakdown potential, E_{rep} – repassivation potential, $\Delta E = E_{br} - E_{rep}$.

From these data one results that the casting NicromalSoft alloy shows a great negative corrosion potential in the case of fresh polished surface which is reduced after that the alloy was maintained three day in artificial saliva. This indicates a certain passivation. The corrosion currents are enough lower, of 200…300 nA

The lower values of the breakdown potential indicate a high susceptibility to pitting corrosion on the alloy surface. The repassivation take place at small potentials, closed on the corrosion potential, both in the case of fresh surface and old surface.

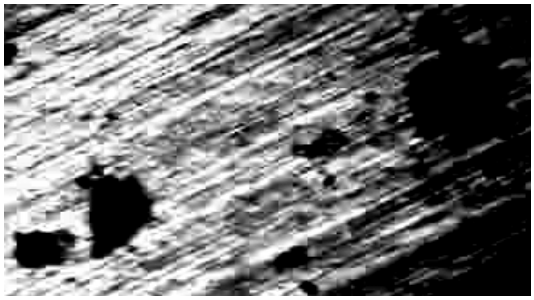
The corrosion behaviour depend on the applied thermal treatment. The corrosion potentials are closed for all treated samples but these are greater than for non-treated sample, indicating a certain passivation. Important differences appear in the case of the polarization resistances and, consequently, in the case of corrosion currents. As can be seen, the sample 3 (treated at 750 ^oC) presents a significant passivation after maintenance in solution, this being single sample for that the corrosion current density diminish less than 100 nA/cm^2. As compared with commercial sample the samples 2 and 4 presents a higher resistance to corrosion, while, contrary, the sample 5 is more corrosive than casting sample, indifferently on the surface state.

As an effect of the applied thermal treatment the corrosion type do not modify. More, the repassivation potential is very closed for all treated and non-treated samples, while the breakdown potential is higher with approximately 100 mV for old surface measurements.

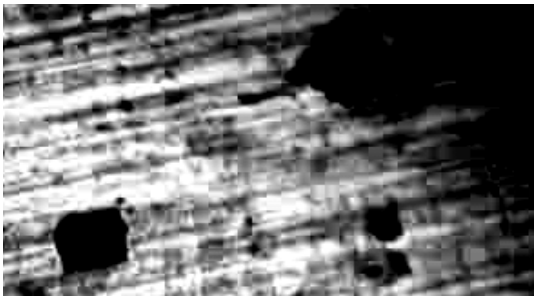
However, a potential difference of +800 mV, corresponding to the breakdown potential, is hardly probable to achieve in the oral cavity. .

By optical microscopy was evidenced the surface quality after anodic polarization. In Figure 5 are presented the surface photographs for all of the five samples after polarization at +1500 mV.

Sample 1

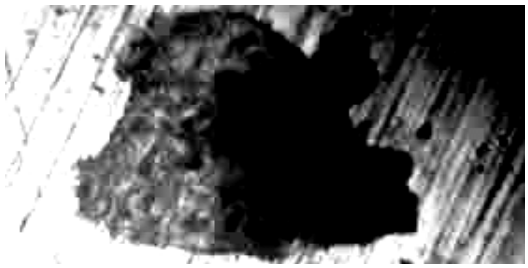


Sample 2



Sample 3

Sample 4



Sample 5

Fig. 5.The surface structure photographs obtained by optical microscopy

From the optical microscopy analysis one finds that after the polarisation all the samples were locally attacked, but the size of the corrosion points differs. Over the surface of sample 1 and 2 the corrosion points have a low size and are dispersed, while in case of the samples 3, 4 and 5 the points exist on a larger surface.

Conclusions

1. The thermal treatment applied to the samples may determine the decrease of the corrosion rate or reverse. In this sense one finds that the maintaining of the alloy for 20 hours at 750^0C, followed by a sharply cooling in air, has a positive effect in alloy passivation.
2. Independently of thermal treatment applied, the samples show the same type of corrosion (pitting corrosion), the same as the cast alloy. More, the

electrochemical parameters of this process have almost the same values. The only difference that occurs is between the sizes of the corrosion points.

References

1. Nemţoi Gh., Aelenei D., Mareci D., Chelariu R., Petreuş I., Annals of West University of Timisoara, **12** (3) 619 (2003).
2. Chiper C., Burlui V., Forna N., Nemţoi Gh., Aelenei D., Andronache M, Aelenei N., Mareci D., Medicina Stomatologică, **5** (5) 29 (2001).
3. Chiper C., Burlui V., Forna N., Nemţoi Gh., Aelenei D., , Andronache M, Aelenei N., Mareci D, Medicina Stomatologică, **5** (3) 37 (2001).
4. Mareci D., Aelenei D., Nemţoi Gh., Cârjă G., Bocanu C., International Conference on Materials science and engineering, Brasov, 19 (2005).
5. Grosgogeat B., Reclaru L., Lissac M., Dalard F., Biomaterials, **20**, 933 (1999).
6. Philippe Marcus, eds., Corrosion Mechanisms in Theory and Practice, Marcel Dekker Inc. 203 (2002).
7. Kelly R.G., Schully J.R., Shoesmith D.W., , Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering, Marcel Dekker Inc., New York, (2003).

*Gh.Asachi" Technical University of Iasi, Faculty of Industrial Chemistry, Department of Physical Chemistry

**Gh.Asachi" Technical University of Iasi, Faculty of Materials Science and Engineering

***Al.I. Cuza University of Iasi, Faculty of Chemistry, Department of Physical and Theoretical Chemistry

INFLUENTA TRATAMENTULUI METALURGIC SI SUPRAFETEI ASUPRA REZISTENTEI LA COROZIUNE A ALIAJULUI NICROMALSOFT

In ultimii ani au fost introduse în categoria biomaterialelor noi aliaje pe bază de nichel, crom şi molibden foarte rezistente la coroziune. Printre acestea aliajul NicromalSoft (INMR Bucureşti) prezintă rezistenţă la coroziune superioară în fluide biologice umane. Prin metode electrochimice, respectiv prin polarizare liniară şi ciclică, s-a studiat influenţa calităţii suprafeţei si influenţa tratamentului metalurgic asupra procesului de coroziune a acestui aliaj in salivă artificială de tip AFNOR. S-au calculat parametrii principali ai procesului de coroziune. Suprafaţa aliajului a fost analizata si prin microscopie optica.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.14.018

STABILITY OF IRON IN THE SYSTEM METHANOL – ADIPIC ACID – WATER

D. SUTIMAN, M.T.NECHITA, A.CĂILEAN, and D.MARECI

The behavior of tree type of steel, with a variable carbon concentration (from 0.20 to 0.40%) is studied in medium of methanol – 5% adipic acid with water concentration varying between 1% to 5%. The weight losses are measured; also the polarization curves plotted and the corrosion parameters are established. SEM visualized the metallic surface. The corrosion compounds are analyzed by IR spectroscopy, X-Ray diffraction and elemental chemical analysis.

Keywords: iron, corrosion, methanol, adipic acid, water

Introduction

This paper is a continuation of studies of the behavior of iron with low carbon concentration in organic media with methanol and/or ethylene glycol, having as corrosion reagents saturated mono- and di-carboxyl organic acid [1-9]. This corrosion system and also the studied acids are the main responsible agents for the corrosion process that appears in the synthetic fiber industry.

Experimental

The iron samples that are used for corrosion are the chemical composition presented in table 4.

Table 4.
The chemical composition of the samples of iron used in the experiments

Sample	%C	%Mn	%S	%Si	%P
I	0.20	0.80	0.06	0.40	0.06
II	0.30	0.80	0.05	0.40	0.05
III	0.40	0.80	0.05	0.40	0.05

The iron samples of 5 cm^2 active metallic surface were cut up from a cylindrical bar. They were polished and dyeing protected the surface that should not be corroded. The corrosion system contained methanol, 5% adipic acid, HOOC—$(CH_2)_2$ —COOH, and the water concentration varied between 1% and 5%. Karl-Fisher method was used to determine the water concentration. We used Merck reagents and the water was bi-

distilled, having electrical conductivity of 12 μS cm^{-1}. Also the pH-variation of the corrosion medium was measured with a HACH pH-meter.

Before introducing the samples in the corrosion medium, they were submitted to a degreasing process in boiling benzene for 30 minutes and degreased in solution of hydrochloric acid 3% for 3 minutes. The corrosive system was open, allowing the permanent access of oxygen from the atmosphere. For every value of water concentration, six metallic samples were used and were placed in the same time in the corrosion system, being subsequently taken off from 10 to 10 days, degreased with HCl (3%) for 15 seconds and then were weighed by an analytical balances> From the values of weight losses, the gravimetric figure K (g m^{-2} h^{-1}) and the penetration figure (mm $year^{-1}$) were calculated. SEM visualized the metallic surface on a TESLA B300 microscope. For the value of 5% water concentration, the polarization curves were plotted on a Digital Electrochemical Analyzer DEA 332, made by RADIOMETER, Copenhagen, Denmark. The kinetics parameters ε_{cor}, ε_{st} and I_{cor} were determined by the VOLTAMASTER 2 program. The corrosion final compounds, for every value of water concentration, were insoluble in the system. They were analyzed by X-ray diffraction on a HZG 4C Karl Zeiss Jena diffractometer using Co (K_α) radiation, by IR spectroscopy on a SPECORD M82. The chemical composition (C, H, O and Fe), of the final compounds were also determined.

Results and Discussion

The pH-metric study of the system methanol - 5% adipic acid – water show that the influence of water on acid dissociation is insignificant. The initial value of pH in anhydrous medium is 2,80 and if we add water until the system contains 5%, the pH value decrease to 2.68. In the table 1, the experimental data for weight losses expressed by K and P figures are presented.

Table 2.
The values of K and P figures.

$\%H_2O$	Sample I K/P	Sample II K/P	Sample II K/P
1	0.030/0.027	0.029/0.026	0.028/0.025
2	0.031/0.028	0.029/0.026	0.029/0.026
3	0.031/0.028	0.031/0.028	0.030/0.027
4	0.033/0.030	0.032/0.029	0.031/0.028
5	0.034/0.031	0.033/0.029	0.032/0.029

From these values, resulted that the corrosion rate increases with the increase of water concentration without reaching an optimal value of it accomplishing the passive layer. Even a molar ratio water/acid of 6.53/1 the passive layer is not obtained. In corrosive medium of inorganic acids the ratio water/acid necessary for obtaining the passive layer is 4/1 [10, 11]. In organic medium, because of the polar character of the solvent molecules of methanol is possible that water is stronger bonded through hydrogen bridges and so it does not participate in passive oxy-hydroxide layer formation.

From experimental data resulted also the iron with the best behavior in corrosive medium is from the sample III that have the highest carbon concentration.

The metallic surface, from the sample III visualized by electronic microscopy is presented in figure 1.

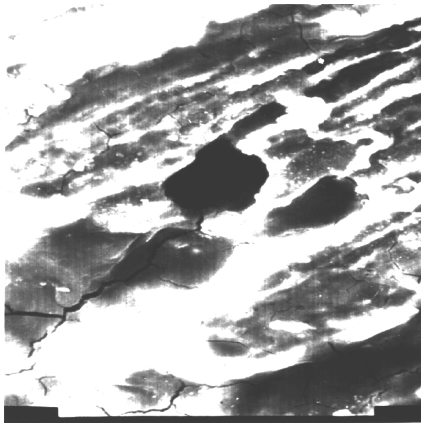


Fig. 1. The metallic surface of sample III. (x1200)

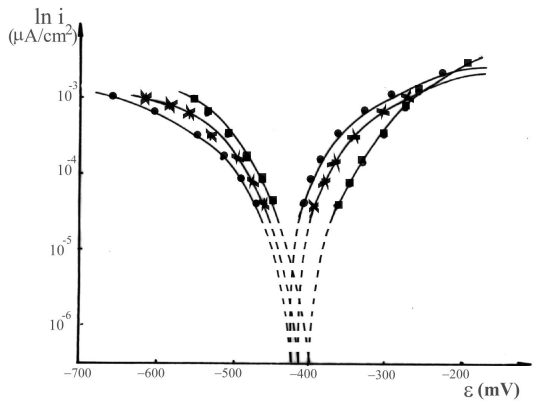


Fig. 2. The polarization curves; ● sample I; x sample II;■ sample III

It is observed that the adipic acid determines a pitting corrosion, a fact uncommon to the organic acid. The pitting corrosion is for all sample of iron.

The polarization curves were plotted for 5% water concentration (figure 2) and the values of kinetic parameters are presented in table 2. It is also observed that the iron with the highest stability is from the sample III, with the 0.4% carbon concentration.

Table 2.

The values of kinetic parameters of the corrosion in the system methanol – 5% adipic acid – 5% water.

Sample	ε_{st}, mV	ε_{cor}, mV	I_{cor}, μA cm^{-2}
I	-422	-440	6.55
II	-416	-435	6.21
III	-403	-420	6.04

In order to establish a corrosion mechanism, the corrosion compounds were analyzed. These were insoluble in the system and presented a red color. The X-ray diffraction spectra do not show the existence of crystalline compounds in any of the obtained products at any water concentration. The IR spectra are identical for all system at any water concentration, meaning that they present absorption maximum points at the same wave number. The IR spectra of the corrosion compounds at 5% water concentration are present in figure 3.

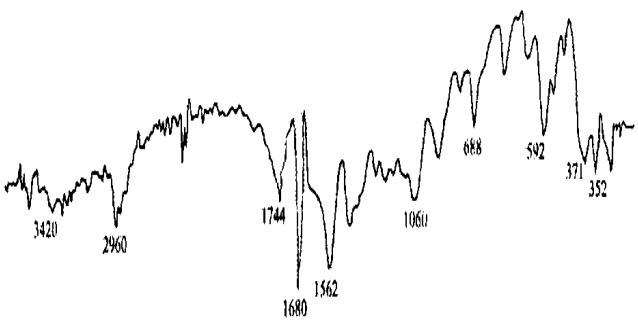
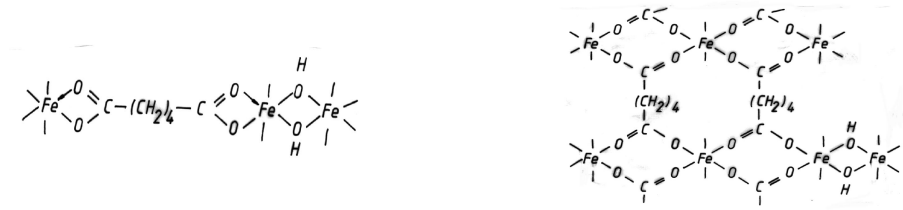


Fig. 3. The IR spectra of the corrosion compound in the system methanol – 5% adipic acid – 5% water from the sample III



a b

Fig. 4. The proposed structure of the adipiate iron III; a – linear and b – cyclic.

In this spectrum is observed the displacement of the absorption frequency of the group COO^- from 1695 cm^{-1} to 1600 cm^{-1} due to a stronger bonding of oxygen. Also, the displacement of the absorption band characteristic for the alcoholic group HO^{-1} from the value 1080 cm^{-1} to 1060 cm^{-1} show that the solvent participate to the coordination bond in the obtained compound. The HO group from water presents to 3420 and 2960 cm^{-1} fact that is explained by the existence of water bonded in two different ways: a group HO is coordinative bonded and the other in bridge linkage. Is a well-defined peak at 1700 cm^{-1} characteristic to the ester type bond. The bond Fe-O is clearly showed by to peaks situated at 371 and 352 cm^{-1}. The other peaks from IR spectra are characteristic to the C—C and C—H bonds [12, 13].

The chemical analysis of the corrosion compounds is presented in table 3.

Table 3.

The chemical composition of the corrosion products in the system methanol – 5% adipic acid – 5% water.

%	Compound of sample I	Compound of sample II	Compound of sample II
C	36.67	37.05	36.12
H	4.11	4.05	4.78
O	32.76	32.45	33.06
Fe	24.46	26.45	26.04

The analysis corresponds to a compound in which the ratio Fe/adipiate is 1/1 with a small surplus of oxygen and hydrogen. This ratio can be explained only a polymer compound.

From the presented data, the following corrosion mechanism is assigned:

$Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$

$H_2O + ½O_2 + 2e^- \rightarrow 2\ HO^-$

$Fe^{2+} + H_2O + ½O_2 \rightarrow Fe(OH)_3$

$nFe(OH)_3 + nHCOO—(CH_2)_4—COOH \rightarrow [Fe(COO—(CH_2)_4—COO)OH]_n$

The structure of the resulted compound is presented in the figure 4. The hexacoordination of iron is accomplished through both water molecules and the solvent ones. Also the polymeric chain is extended through ether type bonds.

Conclusions

1. All types of iron are corroded in the studied medium
2. The best behavior is presented by the iron with highest carbon concentration (0.4%). That is due to the existence in the iron structure of a solid Fe—C solution that determines a superior stability on the material [14].
3. Wateris not used in the passive layer formation even if it is present in molar rates higher than 4/1 (when the system contains 5% water the molar ratio water/adipic acid is 8.10/1). The fact that water does not participate in anticorrosive protection can by justified by the existence of two groups COO^- in the structure of acid that requires a higher quantity of water in order to accomplish the oxy-hydroxilic passive layer formation, using the dissolved O_2 molecules. The water molecules is possible to be stronger bonded through hydrogen bridges of the organic solvent so is does not participate in passive oxy-hydroxilic layer formation.
4. The corrosion mechanism is a complexing one with formation of insoluble compounds non-adherent on the surface of the corroded metal. These compounds presented an amorphous polymer structure.
5. Remarkable is the fact that the adipic acid determines a pitting corrosion process.

References

1. Sutiman D.M., Cretescu I., Cailean A., Revista de Chimie, 49 (11) 813 (1998).
2. Sutiman D.M., Cretescu I., Nemtoi Gh., Revista de Chimie, 50 (10) 766 (1999).
3. Sutiman D.M., Cioroianu T., Georgescu O., Hung. Jour. Ind. Chem., 27, 107 (1999).
4. Sutiman D.M., Cretescu I., Rusu I., Cailean A., Revista de Chimie, 51 (11) 889 (2000).
5. Sutiman D.M., Cailean A., Hung. Jour. Ind. Chem., 29, 17 (2001).
6. Sutiman D.M., Cailean A., Hung. Jour. Ind. Chem., 30, 37 (2002).
7. Sutiman D.M., Vizitiu M., Hung. Jour. Ind. Chem., 30, 33-37 (2002).
8. Sutiman D.M., Hung. Jour. Ind. Chem., 30, 187 (2002).
9. Sutiman D.M., Hung. Jour. Ind. Chem., 30, 285 (2002).
10. Stypula B., Coor. Resit. Alloy, 1, 252 (1965).
11. Banas J., Stypula B., Metallurgy and Foundry Engineering, 6, 112 (1995).
12. Avram M., Infrared Spectroscopy, Ed. Tehnica, Bucuresti, (1960).
13. ****, The Sadler of Handbook of Infrared Spectra, Sadler and Hayden, London, (1978)
14. Cartis Gh., Thermal Treatements, Ed. Facla, Timisoara, (1982).

*Gh.Asachi" Technical University of Iasi, Faculty of Industrial Chemistry,

STABILITATEA FIERULUI ÎN SISTEMUL METANOL-ACID ADIPIC-APĂ

S-a studiat comportarea la coroziune a 3 tipuri de oțel, de diverse concentrații în carbon (de la 0,20 la 0,40%) într-un mediu apos de metanol – 5% acid adipic de concentrații variate, cuprinse între 1 şi 5%. S-a măsurat pierderea de material, după trasarea curbelor de polarizare şi s-au stabilit parametrii procesului de coroziune. Suprafața metalelor a fost analizată prin microscopie SEM. Compuşii de coroziune au fost analizați prin spectroscopie IR, difracție de raze X şi analiză chimică elementară.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018; 669.01

STRUCTURAL CHARACTERISTICS AND MAGNETICAL PROPERTIES OF SILICON STEEL SHEETS

by

G. GHERGHISOR, G. COSMELEATA, V. MIRON and I. GEORGESCU

Abstract:*Silicon steel sheets for electrical purposes like great power engines are realized at a superior quality under European standards, low core losses and high magnetic induction.*
It was realized research concerning the performances improvement of the silicon steel sheets corelated with technological upgrading of the operating.
The research works have proposed to obtain practical technological data and to emphasize the influence of the main technical hot and cold processing parameters on the structure development, texture strengthening and final grain diameter which have important influence on the magnetic properties.
Keywords*: non-oriented and oriented grain, silicon steel sheets.*

1. INTRODUCTION

Silicon Steel Sheets production in Romania has been started in 1980 under the know-how of U.S.Steel. Important investments, specific for silicon steel production had to be done in the slabing and hot rolling sheet mill, including furnaces for slow cooling of more than 2.60% silicon steel slabs and high temperature reheating furnaces (1380-1420° C). For processing of the hot rolled sheets has been put into operation a new plant, which include cold rolling, heat treatments and electro-insulating coating.

As regarding grain oriented silicon steel sheets technology, during the beginning of the production major efforts were necessary to adapt the existing facilities at know-how. Specific technologies were developed in order to obtain the necessary chemistry of the steel, to decrease manganese content in the hot metal fabrication and using of high purity ferrosilicon with no aluminum and titanium, and argon bottom stirring of steel.

Another key parameter in the fabrication of grain oriented silicon steel sheets was the high entering temperature at finishing train in hot rolling mill. Rough rolling into three stands instead of five stands and the speed of the bar between roughing stands and finishing train and a large bar entering thickness increasing were applied to get entering temperature at first finishing stand over 1150° C /1/.

The recent researches /2,3/ are regarding the development of a simplified technology to produce grains oriented silicon steel sheets with AlN as a

recrystallization inhibitor, which needs slabs heating for hot rolling at lower temperatures situated between 1220° and 1250° C.

An intensive industrial research program was promoted in the `90-es to modernize the technology of non-oriented steel sheets. Thus, the technology has turned from BOF steelmaking, re-ladling alloying, ingot casting to BOF steel-making, vacuum decarburizing, the ladle alloying with argon stirring of steel and continuous casting.

2. EXPERIMENTS AND OBTAINED RESULTS

2.1. Grain Oriented Silicon Steel Sheets

The research programmers in the field of grain oriented silicon steel were focused to a better understanding the bases for increasing the performances of products and technology. Some of the main results are presented below.

2.1.1. Structure development during hot deformation

The industrial investigations were done in order to study the structure development during hot rolling. The results obtained proved the followings:

a) Roughing rolling

With rolling temperatures over 1200°C at the last roughing stand mill, the structure are fully recrystallized at reduction degrees ranging from 38 to 62 %; the higher the reduction degree, the finer the structure (fig. 1.a and 1.b). With rolling temperatures of lees then 1200°C the grains remain not recrystallized and more elongated the higher was the reduction degree (fig. 1.c and 1.d).

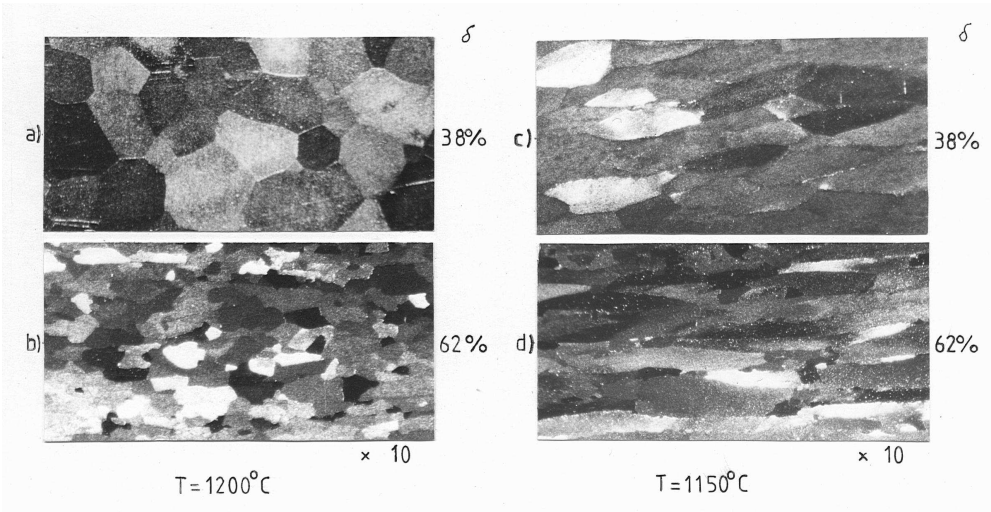


Fig. 1. Structure appearance in roughing rolling conditions

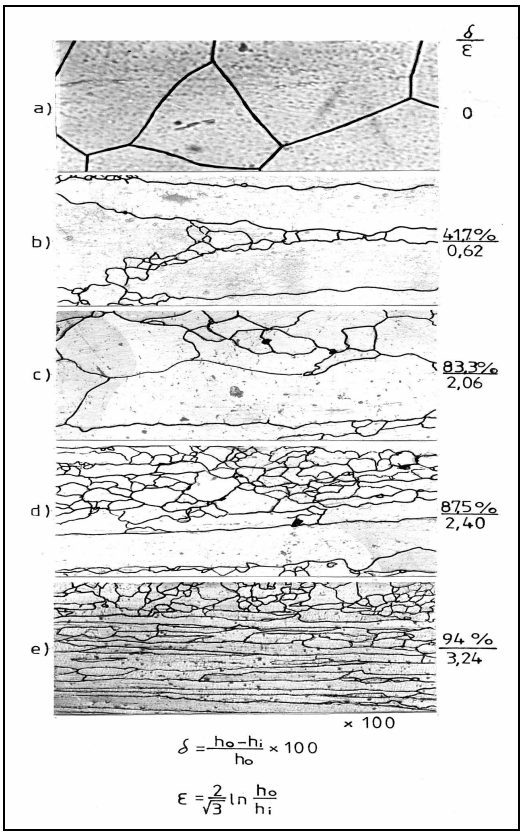


Fig. 2. Structure development at industrial finishing rolling

b) Finishing rolling

Investigation of specimens from industrial rolling proved that recrystallization starts in finishing stand mill no.3, from 80% total deformation and temperature at about 1100° C (figure 2). At a total deformation of 85–90% in finishing stands mill no. 4 and 5 was formed one distinct layer of fully recrystallized grains in the border region and partially recrystallized grains in great central region was. After the last finishing stands mill, at lower rolling temperatures and total deformation over 90%, in the central regions a fully non-recrystallized structure was formed, a typical deformation structure, while the intermediary regions between center and surface of the sheet was partially recrystallized.

2.1.2 Texture enhancement in hot rolling

Early investigations /4-6/ achieve that for Goss texture enhancement at hot rolled sheet it should either roll with lower temperatures and maintain a certain content of partially recrystallized grains or to microalloy steel with molybdenum for sluggish recrystallization.

The samples which had a more pronounced Goss texture in hot rolled stage, keeps the same texture until the final sheet.

To verify the efficiency of these methods in industrial conditions, silicon steel sheets only with MnS inhibitor and final temperatures between 850° and 1030° C or silicon steel sheets with MnS inhibitor and 0,03% Mo-addition were hot rolled.

The texture development on thickness sheet shows that Goss texture intensity increases whit the final temperature diminution (fig. 3).

At temperatures between 850° to 870° C, the Goss texture intensity ($I_{(110)}$ / I_0 ratio) has the 2.0 value in a region with the thickness of 0.3 mm and the distance of 0.2 mm from the surface of the hot rolled sheet; at higher temperatures the $I_{(110)}$ / I_0 ratio has this value only in a region with the thickness of 0.1 mm.

In the case of the sheets with final temperature 950° C, by Mo-addition the Goss texture intensity has increased from 2.0 at 2.7 in the region with the thickness of 0.3 mm in the surface vicinity.

A comparative analysis of the effect of decreasing rolling mill temperature and of Mo-addition on the Goss texture enhancement in hot rolled sheets, shows the stronger influence of Mo-addition.

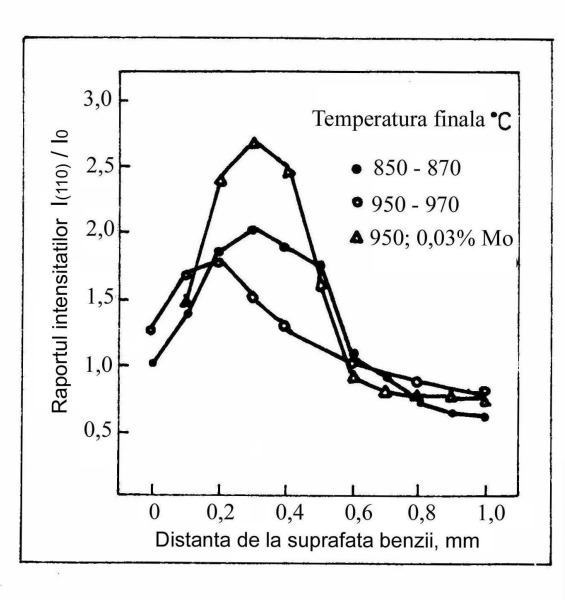


Fig. 3. The influence of decreasing rolling temperature and Mo-addition on texture enhancement

Considering the difficulty to control the inhibitor precipitation at lower rolling temperatures resulted that Mo - microalloying of the steel with MnS inhibitor is a more efficient solution for the industrial applications, comparably using only MnS inhibitor.

2.1.3. Grain secondary recristallization capability

The determination of the secondary recrystallization capability through a laboratory simulation method like cold processing and verification of primary and secondary grains recrystallization was done /7/. This method quickly determined MnS capability to conduct secondary recrystallization and finally to obtain the grains with a length of 5 - 10 mm; it is considered satisfactory whose grains length more than 3 mm.

The stages of the 2.20 mm hot rolling sheet processing has been:

- cold rolling at 0.70mm thickness;
- recrystallization annealing at 900° C temperature;
- second cold rolling at 0.30 mm thickness;
- decarburizing heat treatment of the cold rolled sheet at 840° C in an controlled atmosphere, with nitrogen, hydrogen and clean steam (dew point + 60° C);
- high annealing at 1175° C in a hydrogen atmosphere for a secondary recrystallization and grain size increase.

After was done all heat treatments was taken sheet samples to analyze the grain size and the recrystallization degree.

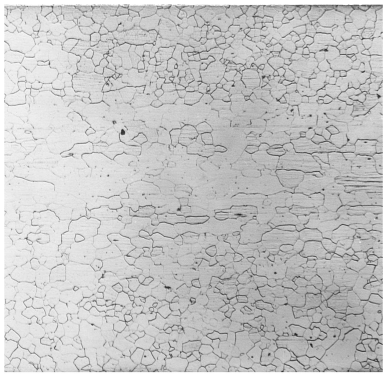
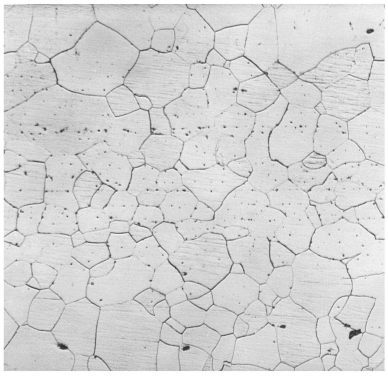
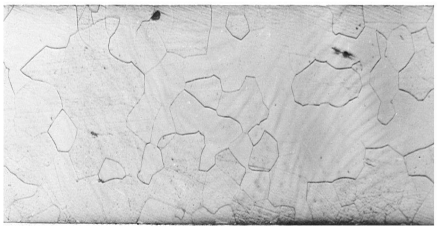
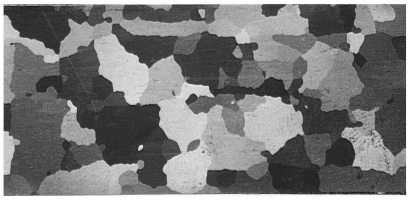
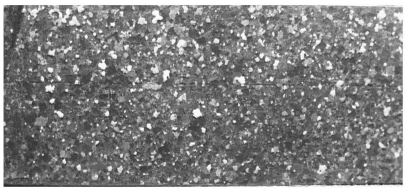
The samples, which not suffered the secondary recrystallization after annealing and primary recrystallization (namely intermediary and decarburizing) had relatively big grains – more than 30 and 20 μm respectively. This proves the low effect of the MnS inhibitor on the Goss texture control.

When the steel sheet has a correct chemical composition and the hot rolling technology is adequate, the MnS inhibitor distribution do not allow a more than 20 μm grain size increase, after annealing and primary recrystallization under 900° C.

In the process of high annealing at 1175° C in hydrogen atmosphere the MnS inhibitor is eliminated and the grain size increase take place.

In the table no. 1 are given the sheet metallographies in the various technology stages, proving adequate and inadequate structures which satisfactory or non-satisfactory magnetic characteristics.

Tab. 1 The sheet metallographies in the various technology stages

Technology stages	Good metallographic aspect	Wrong metallographic aspect
Intermediary annealing; Temperature: 900° C; Thickness: 0.70mm	 5% Nital etching, 100:1 Medium grain diameter: 10 – 40 μm	 5% Nital etching, 100:1 Medium grain diameter: 20 – 70 μm
Decarburizing hot treatment; Temperature: 840° C; Furnace atmosphere: nitrogen, hydrogen and clean steam; dew point: + 60° C; Thickness: 0,30 mm	5% Nital etching, 100:1 Medium grain diameter: 10 – 20 μm	 5% Nital etching, 100:1 Medium grain diameter: 20 – 40 μm
High annealing; Temperature: 1175° C; Furnace atmosphere: hydrogen	 Macro etching, 1:1 Macrostrucure on the sample surface; Grains length: 5 – 10 mm	 Macro etching, 1:1 Macrostrucure on the sample surface; Grains length: 1 – 3 mm

2.2. Non oriented silicon steel sheets

The research works concerning non oriented steel sheets pursued the diminution of the core losses $P_{1,5/50}$ under 2.90 w/kg, the increase of magnetic induction over 1.60

T and a magnetic anisotropy until 17%, at a superior quality according to European standards.

To improve the core losses, the silicon contents of steel has been between 2.80 and 3.25%, and aluminum content of 0.50– 0.53%; the sulphur content under 0.008%, to remove the inhibitor character of MnS to the increasing grains size.

Following the industrial investigations on the cold rolled and heat treatments flow at ERDEMIR România Târgovişte, the influence of silicon content on the core losses and grain size on the magnetic induction were studied. In figures 4 and 5 it can be seen that for a high category of sheet with superior magnetic characteristics, corresponding to M290-50A quality, the silicon content must be over 3.05% and the medium grain diameter of 100 - 150 μm.

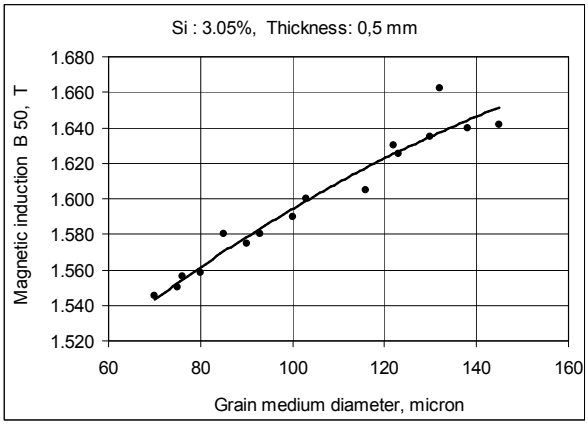


Fig. 4. The influence of final grain size on the magnetic induction B_{50}

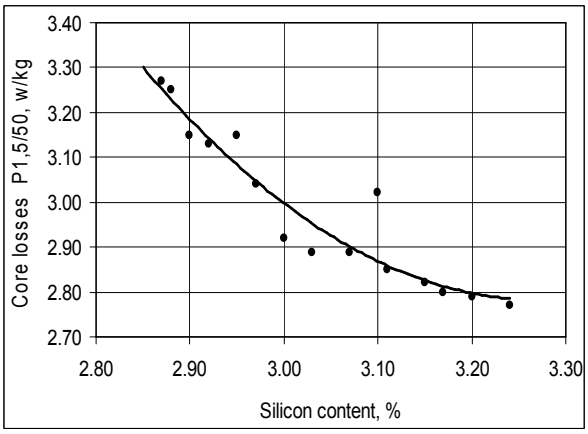
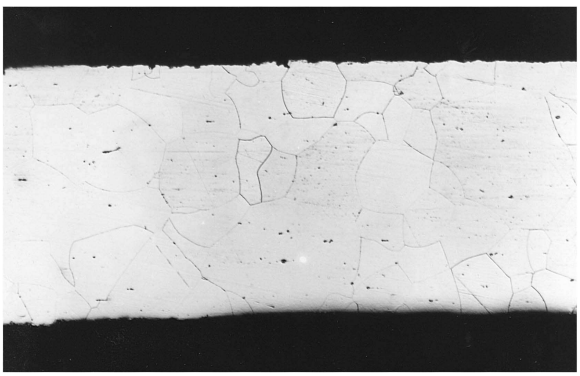
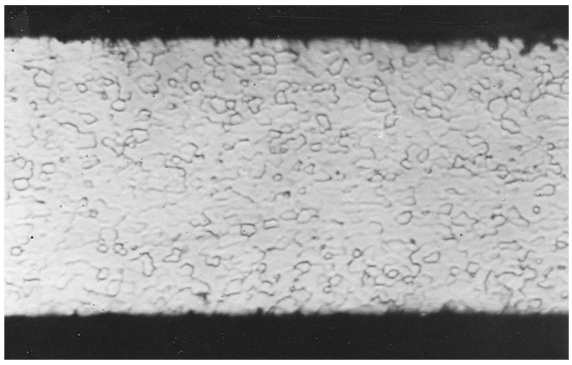


Fig. 5. The influence of silicon content on the core losses $P_{1,5/50}$

The investigation of the samples taken over the heat treatments proved that for achievement an optimal final grain size (figure 6.a), after decarburizing hot treatment in an controlled atmosphere with nitrogen, hydrogen and clean steam (dew point +25° C) for the decreasing the carbon content under 0.003%, it is necessary that the medium grain diameter must be about 30 μm and not occurs the recrystallization of grains with large grains (figure 6.b).



5% Nital etching, 100:1



5% Nital etching, 100:1

Fig. 6. Microstructure achieved after decarburizing hot treatment at 820° C and recrystallization annealing at 970° C

3. CONCLUSIONS

The results of the laboratory and industrial investigations concerning grain oriented silicon steel sheets and achieve in this paper have shown:

- At deformation in the last roughing stand mill, at rolling temperature of over 1200° C, the structure are fully recrystallized at industrial reduction degrees.
- Investigation of specimens from industrial rolling proved that recrystallization starts in finishing stand mill no.3, from 80% total deformation and temperature about 1100° C.
- The texture development on thickness sheet shows that Goss texture intensity increases whit the final temperature diminution. A comparative analysis of the effect of decreasing rolling mill temperature and of Mo-addition on the texture enhancement in hot rolled sheets, shows the stronger influence of Mo-addition. Considering the difficulty to control the inhibitor precipitation at low rolling temperatures resulted that Mo- microalloying is a more efficient solution for the industrial applications, comparably using only MnS inhibitor.
- The determination of the secondary recrystallization capability through a laboratory simulation method like cold processing and verification of primary and secondary grains recrystallization was done. This method quickly determined MnS capability to conduct secondary recrystallization and finally to obtain grains with the length of 5-10 mm; it is considered satisfactory whose grains length more than 3 mm.
- For a high category of non-oriented silicon steel sheet with superior magnetic characteristics, corresponding to M290-50A quality, with the core losses $P_{1,5/50}$ under 2.90 w/kg, the magnetic induction over 1.60 T and a magnetic anisotropy until 17%, the silicon content must be over 3.05% and the medium final grain diameter of 100 - 150 μm; the aluminum content was of 0.50 – 0.53% and the sulphur content under 0.008%.
- For achievement an optimal final grain size after decarburizing heat treatment it is necessary that the medium grain diameter must be about 30 μm and not occurs the recrystallization of grains with large grains.

REFERENCES

1. V. Miron, Gh. Pârvu, ş.a; Brevet de invenţie nr. 102068/1990
2. XXX – French patent acts: 2.202.944; 2.249.957; 2.313.344; 1.275.315
3. XXX – French patent acts: 2.202.943; 2.194.788; 2.192.180; 2.222.442
4. Y.Shimizu, Y.Ito, Y.Iida; Met,Trans., vol. 17A. aug. l986, p.1323-1333
5. M.Matsuo, T.Sakai, Y.Suga; Met.Trans., vol. 17A, aug.1986, p.1313-1322
6. Y.Inokuti, C.Maeda, Y.Ito; Trans.of IS1J, vol. 25, 1985, p.233-240
7. Gh. Pârvu, A.T.Dumitrescu, ş.a; Revista Metalurgia nr. 11, 1987, p. 542-545
8. Gh. Pârvu, V.Miron, ş.a; Revista Metalurgia nr. 4, 1991, p. 21-28

GABRIEL GHERGHISOR – UNIVERSITY POLITEHNICA BUCHAREST
GEORGETA COSMELEATA – UNIVERSITY POLITEHNICA BUCHAREST
VASILE MIRON – METALLURGICAL RESEARCH INSITUTE – ICEM S.A. –
ION GEORGESCU – S.C. ERDEMIR ROMANIA TARGOVISTE

CARACTERISTICILE STRUCTURALE ŞI PROPRIETĂŢILE MAGNETICE
ALE BENZILOR DIN OŢEL SILICIOS

Rezumat

Benzile din oţel silicios, utilizate în industria electrotehnică pentru realizarea maşinilor electrice de mare putere, sunt la nivelul calităţilor superioare din normele europene, având pierderi magnetice scăzute şi inducţie magnetică ridicată.

Au fost efectuate lucrări de cercetare referitoare la îmbunătăţirea performanţelor benzilor din oţel silicios, în corelaţie cu modernizările tehnologice ale fluxurilor de fabricaţie.

Lucrările de cercetare efectuate şi-au propus obţinerea de date utilizabile tehnologic şi evidenţierea influenţei principalilor parametri tehnologici de procesare la cald şi la rece asupra dezvoltării structurii, intensificării texturii şi mărimii granulaţiei, cu implicaţii majore asupra proprietăţilor magnetice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

ALUMINUM DEPOSITION BY CVD METHOD ON NICKEL- BASED SUPERALLOY SUPPORTS

BRANDUSA GHIBAN and GEORGETA COSMELEATA

Abstract

In order to increase the oxidation/corrosion resistance at high temperatures of the NIMONIC 80 parts during service, aluminide coatings were employed on the surface. This is due to the fact that the high near surface content of aluminium increases the ability of forming an Al_2O_3 protective film. The coatings were obtained using the Fluidised Bed Chemical Vapour Deposition Technique. The aim of present paper is to put in evidence the behaviour of aluminide deposition by CVD method of nickel based superalloy, type NIMONIC 80. The metallic supports for the experiments were a nickel based superalloy type NIMONIC 80, with the composition: Cr20%, Co19%, C0,06%, Ti 2,5%, balance Ni. According to the experimental results, the formation of high-quality aluminide coatings on a Ni-based superalloy substrate at relatively low temperatures (600 °C) is successfully accomplished by the FBCVD process. It is observed that the coating thickness increases with treatment time: 5μm (2h treated sample), 8 μm (6h treated sample) and 10 μm (6h treated sample after annealing for 2h). For all experiments the coatings obtained are continuous, homogeneous, dense and very adherent onto the substrate.

Keywords: CVD method, aluminum deposition, nickel, nimonic

1. INTRODUCTION

In order to increase the oxidation/corrosion resistance at high temperatures of the NIMONIC 80 parts during service, aluminide coatings were employed on the surface. This is due to the fact that the high near surface content of aluminium increases the ability of forming an Al_2O_3 protective film. The coatings were obtained using the Fluidised Bed Chemical Vapour Deposition Technique, which is characterised by the following features:

- uniform temperature distribution over the whole reactor volume;
- uniform concentration of the reactive gases, which prevents the development of localized coating growths;
- higher mass transfer rates at the substrate surface;
- an easier introduction and extraction of the specimens, the furnace being at the treating temperature.

The aim of present paper is to put in evidence the behaviour of aluminide deposition by CVD method of nickel based superalloy, type NIMONIC 80.

2. MATERIALS AND EXPERIMENTAL PROCEDURE

The scheme of the CVD installation is shown in figure 1.

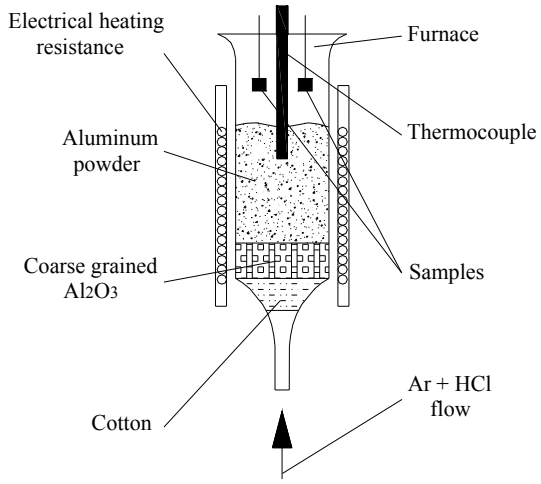


Figure 1- Scheme of CVD installation used in present experiments

A fine aluminium powder was used as donor, placed over a thick layer of coarse grain alumina. HCl was used as activator and was inserted in the process through a tube placed in the lower part of the furnace. The fluidization was obtained due to the flow of the inert gas, Ar. The working temperature was set at 600 °C and was controlled by means of PID controllers. The gas flow rates were manually controlled by means of gas flow meters. All samples were polished before treatment up to a 400-grit SiC paper and ultrasonically cleaned in acetone. The specimens were inserted within the Fluidised Bed from the top of the Fluidised Bed furnace, removed after specific treatment time and left to cool in ambient air. The main features of the experiments are illustrated in table 1.

Table 1. The main features of the experiments

No.	Substrate	Inert gases	Bed's Charact.	Activator	Temp.	Time
1	NIMONIC 80	Ar+ 10% H_2	$AlCl_3 6H_2O$ Al_2O_3 coarse Al powder	-	600°C	2h;4h;6h
2		Ar	Al_2O_3coarse Al powder	HCl		2h;4h;6h
3		Ar		HCl		1.5h
4		Ar		HCl		2h;4h;6h

Some of the coated specimens were segmented in two: a part was Ni electroplated for the protection of the coating during metallographyc preparation and the other half was annealed at 950 °C for 2 hours; in the end, the resin mounted samples were polished up to 1-μm diamond paste. The coatings were characterised by optical microscopy and by SEM.

The metallic supports for the experiments were a nickel based superalloy type NIMONIC 80, with the composition: Cr20%, Co19%, C0,06%, Ti 2,5%, balance Ni.

3. RESULTS AND INTERPRETATION

The aluminide coatings on NIMONIC 80 deposited by the Fluidized Bed Chemical Vapor Deposition Technique are characterized by optical microscopy and SEM. The results are presented in the figures below (*Figure 2* through *figure 8*).

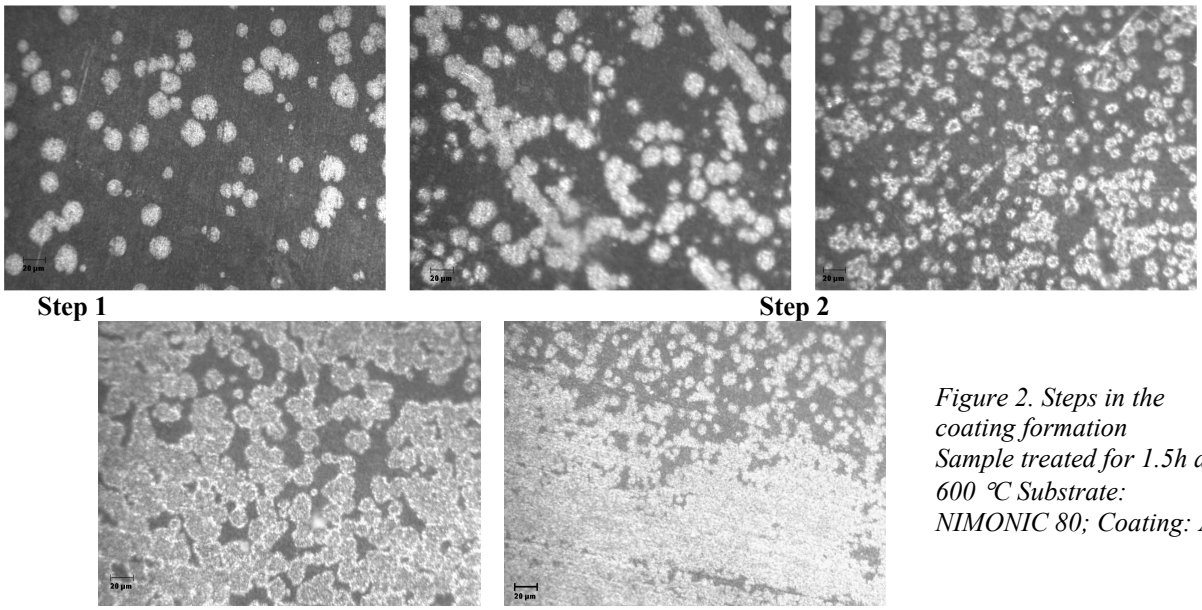
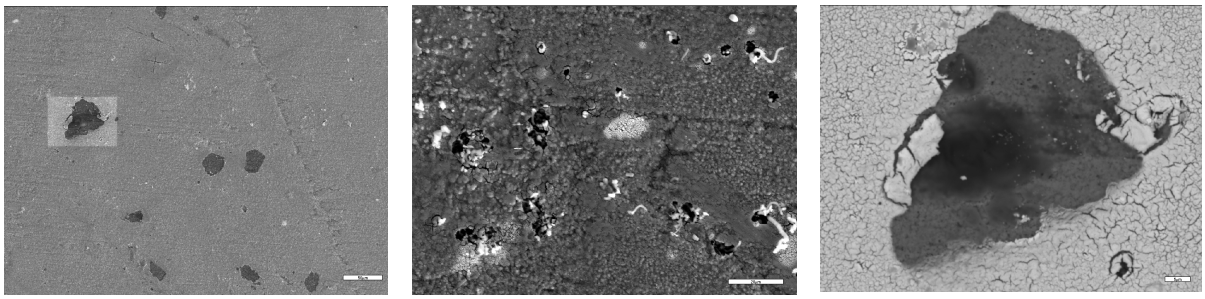


Figure 2. Steps in the coating formation Sample treated for 1.5h at 600 °C Substrate: NIMONIC 80; Coating: Al

Figure 2 shows the evolution of the aluminide coating. In the first step it is clearly observed the formation of Al islands on the surface, followed by the nucleation growth in step two. In the last stage it is evidenced the formation of the aluminide coating onto the surface of the alloy.



a b c

Figure 3. The formation of the aluminium islands
Sample treated for 1.5h at 600 °C (Substrate: NIMONIC 80; Coating: Al)

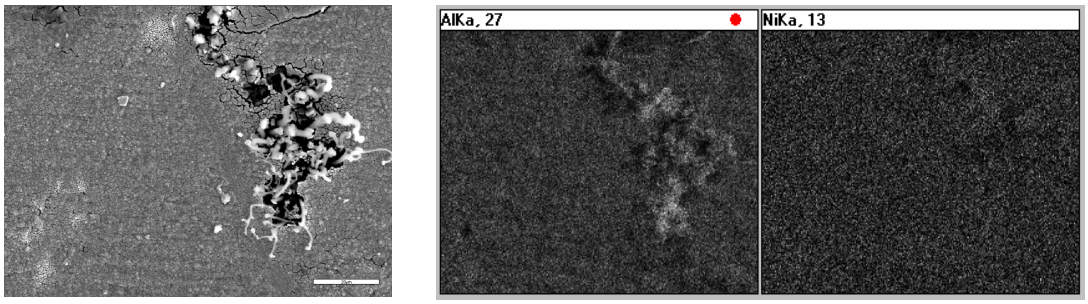
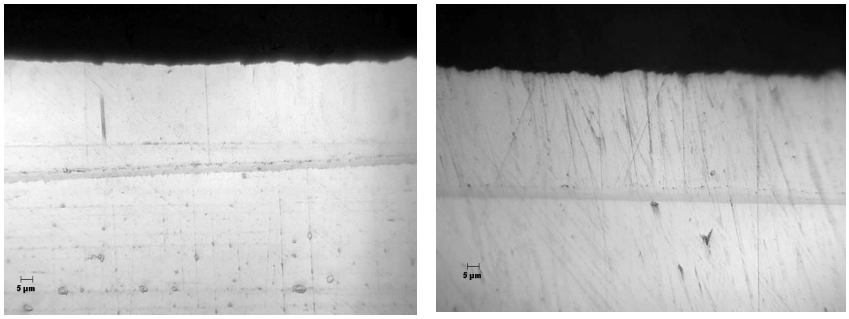


Figure 4. Comparison between the amount of Al and the amount of Ni on the surface of the sample



a b

Figure 5 Optical microscopy aluminide coatings of the NIMONIC plated samples treated at 600 ℃ for: a- 2h; b 4h

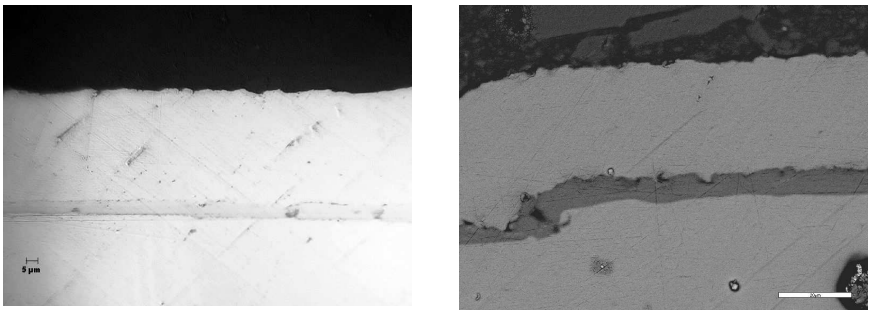


Figure 6. Optical microscopy of aluminide coatings of the NIMONIC plated sample treated for 6h at 600 ℃

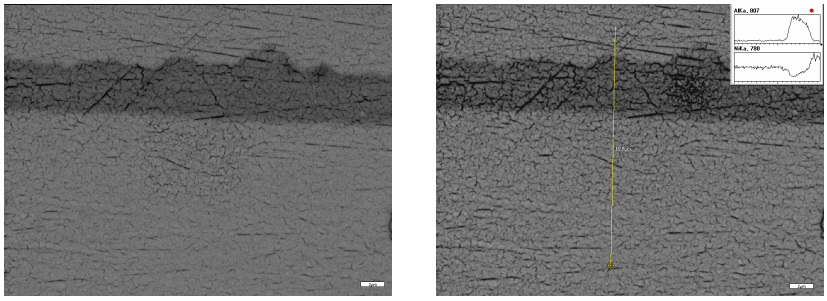


Figure 7- SEM of aluminide coatings of the NIMONIC plated sample treated for 6h at 600 ℃

Figure 7 shows a detailed perspective of the appearance of the coating of the sample treated for 6h at 650 °C. The yellow line represents a line scan and it analysis the evolution of the Al and Ni content in the substrate and coating.

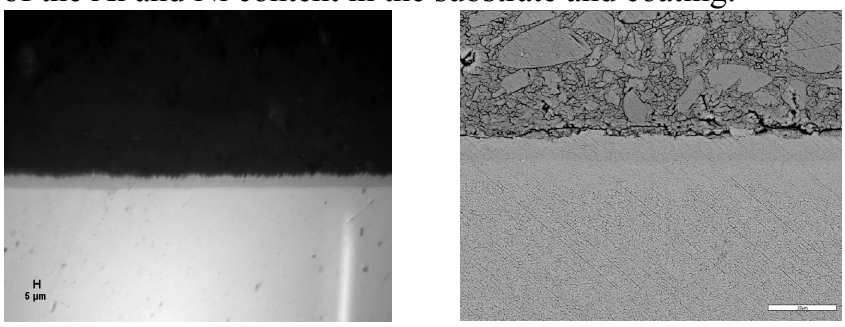


Figure 8. Optical and SEM characterization of aluminide coating at the 6h sample after annealing at 950 ℃ for 2h

It is easily noticed that the coating thickness increases with treatment time: the sample treated for 2h has a coating thickness of 5μm, the 4h one has 8μm and the 6h one, 10μm. The *Figure 9* shows this evolution.

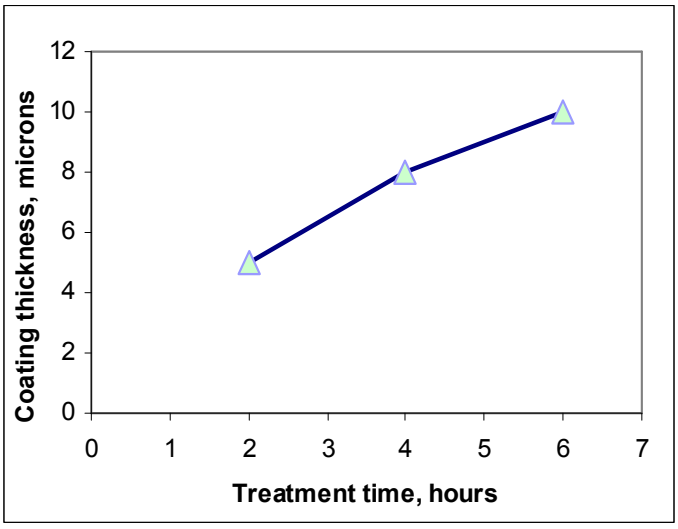


Figure 9. The coating thickness of the deposited layers as function of treatment time

4. CONCLUSIONS

- According to the experimental results, the formation of high-quality aluminide coatings on a Ni-based superalloy substrate at relatively low temperatures (600 °C) is successfully accomplished by the FBCVD process.
- It is observed that the coating thickness increases with treatment time: 5μm (2h treated sample), 8 μm (6h treated sample) and 10 μm (6h treated sample after annealing for 2h).
- Characteristic for all experiments is that the coatings obtained are continuous, homogeneous, dense and very adherent onto the substrate.

REFERENCES

[1]. H. Gabrisleh, D. Mukherji, *Character of Dislocations of the γ/γ' interfaces and internal stresses in Nickel-Based Superalloys*, Acta Materialia, 48, 2000, 3157-3167

[2]. C.H. Jwashita, R.P. Wei, *Coarsening of Grain Boundaries Carbides in a Nickel-Based Ternary Alloy During Creep*, Acta Materialia, 48, 2000, 3145-3156.

[3]. C.M. Reylands, M.D. Wilkes, W.M. Bainfort, *Materials Science*, 1994, 29,1985.

[4]. E. M. Lehorkey, G. Palumbo, Material Science and Engineering, A, 1997, A237, 168.

[5]. J. Ardell, *Material Science and Engineering*, 1997, A238, 108

[6]. G. B. McFadden, S. R. Coriell, R. F. Sekerna, *Effect of Surface Free Energy Anisotropy on Dendrite Shape*, Acta Materialia, 2000, 3177-3181.

Brandusa GHIBAN, Georgeta COSMELEATA, University Politehnica of Bucharest- ROMANIA

DEPUNEREA ALUMINIULUI PRIN METODE CVD PE SUPPORT DIN SUPERALIAJE PE BAZA DE NICHEL

In scopul imbunatatirii rezistentei la oxidare/coroziune la temperaturi inalte a pieselor NIMONIC 80 in timpul functioinarii s-au folosit depuneri aluminoase pe suprafata.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

KINETIC CONSIDERATION OF COPPER REFINING PROCESS

BY

VASILE HOTEA, GHEORGHE IEPURE, ELENA POP, EMILIA TALPOŞ, JOSZEF IUHAZS, AURICA POP

Abstract: The study made on impurities removal kinetic was materialised through an adoption of a kinetic model in conditions of refining flux injections with use of an oxidant agent. This work is focussed on copper refining by the injection of Na_2CO_3 powder. Experiments were carried out using 15 kg copper bath at two temperatures, 1200 and 1250°C. The carrying gas used for the injection trials was air with flow rates of 3,5 and 10 l/min. The results show that the copper refining process is more efficient at temperatures for the Na_2CO_3 injection process where as high temperatures produce better antimony removal for the injection of Na_2CO_3 powder. Na_2CO_3 injection with the air flow rate (10 l/min) produced higher removal rates. The kinetic model was adapted to the copper refining process to predict the rate antimony removal.

Keywords: kinetic model, copper refining, antimony removal, Na_2 CO_3 injection

1. Introduction

The following model was originally proposed by Ohguchi and Robertson [1] for desulphurisation of liquid iron and it is adapted of the to the injection of copper refining processes to the injection of powder Na_2CO_3 to eliminate antimony from molten copper.

The overall rate of antimony can be written as the sum of the contributions of permanent and transitory reaction zones.

The chemical reactions of interest for the antimony removal whit Na_2CO_3 were:

$$Cu_2O \cdot Sb_2O_5 + 3Na_2O = 2Na_3SbO_4 + Cu_2O \quad (1)$$

$$2PbO \cdot Sb_2O_5 + 3Na_2O = 2Na_3SbO_4 + 2PbO \quad (2)$$

The rate equation for the permanent reaction zone between the metal and the slag is given by:

$$-\frac{d[\%Sb]}{dt} = K_p \left\{ [\%Sb] - [\%Sb]_{eq} \right\} \quad (3)$$

where [%Sb] –is antimony concentration in the metal at time (t) in mass (%), and $[\%Sb]_{eq}$ is the equilibrium antimony content of the metal;

K_p – is apparent rate constant of the permanent reaction zone and is function of the mass transfer conditions:

$$K_p = \frac{A \cdot k_p}{V} \tag{4}$$

where A is the total interfacial area, V – is the volume of metal phase and k_P is the rate constant for the permanent contact reaction zone.

The antimony removal rate for the transitory reaction is determined by the number of particles ascending through the bulk metal about to join the slag, the injection rate Na_2CO_3 and the antimony content of these particles. Based on the stoichiometric of the equation (1-2) the process at each time increment may be described as:

$$-\frac{d[\%Sb]}{dt} = J_{Na_2O_3} \frac{(\%Sb)_{zg}}{W_{Cu}} \tag{5}$$

where $(\%Sb)_{sl.}$ is the antimony content of a particle Na_3SbO_4 when it reaches the slag, W_{Cu}-is the mass of copper and $J_{Na_2CO_3}$ - is the injection rate powder in terms of mass per unit time.

The antimony content of floating particle which is about to join slag is expressed by:

$$(\%Sb)_{zg} = E \cdot L_{Sb} \cdot [\%Sb] \tag{6}$$

where the equilibrium antimony (L_{Sb}) between the slag phase and metal is:

$$L_{Sb} = \frac{(\%Sb)_{eq}}{[\%Sb]_{eq}} \tag{7}$$

$(\%Sb)_{eq}$ -is the equilibrium antimony content in the slag in mass percent. The parameter (E) is a measure of the efficiency of the transitory reaction and its value can vary between 0 and 1.

By substituting equation (6) in (5) the final expression is obtained for the antimony removal rate:

$$-\frac{d[\%Sb]}{dt} = J_{Na_2CO_3} E\, L_{Sb} \frac{[\%Sb]}{W_{Cu}} \tag{8}$$

The progress of the antimony removal rate with time can be obtained by solving equations (3) and (8) through a numerical technique such as the fourth-order Runge-Kutta method [2].

The method parameters in this work are the apparent rate constant for the top slag reaction (K_p), the equilibrium antimony partition ratio (L_{Sb}) and the efficiency of the transitory reaction (E). The values of these parameters will be defined in the Results and Analysis Section.

Sawada and Ohashi [3] developed a hydrodynamic model of a gas and powder injection system. Their analysis of the buoyancy driven plume generated through gas injection showed that plume velocity (U) can be predicted using the relationship:

$$U = 19{,}9 \frac{Q}{D^2} \left(\frac{gD^5}{Q^2} \right)^{0{,}24} \left(\frac{H}{D} \right)^{0{,}2} \left(\frac{H}{L} \right)^{0{,}52} \tag{9}$$

where (Q) is the gas flow rate, (D) the diameter of vessel and (H) the immersion depth of lance. The knowledge of plume velocity allows one to determine the particle residence time in the metal bath (τ) as follows:

$$\tau = \frac{H}{U} \tag{10}$$

2. Calculation Method

The calculation method, shown in figure 1, considers two interfaces as reaction sites:

(a) interfaces between injected Na_2CO_3 (transitory reaction) and

(b) an interfaces between slag on a bath surface and metal (permanent reaction).

In the sites, the following steps were repeated as shown in figure 2.

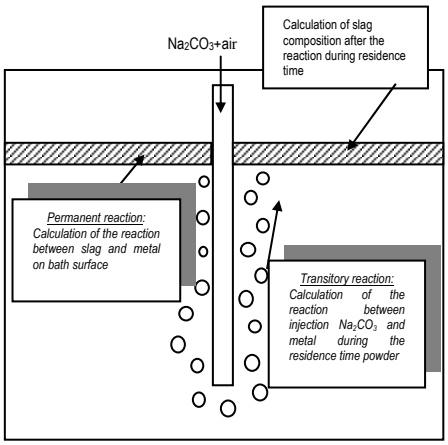


Figure 1 Calculation method for the permanent and transitory reaction zones.

1. The reaction by the injected Na_2CO_3 was calculated during the residence time of the powders (τ) determined by equation (9) and (10). The interval was fixed at $\Delta t = \tau / 20$. The equilibrium antimony content in the melt and antimony partition ratio were calculated by the FACT system [4] and then the instantaneous (%*Sb*) was estimated with equation (8).
2. The top slag composition was calculated by a mass balance of the preexisting top slag and the injection Na_2CO_3 powder which floated on the bath surface after the end of the transitory reaction was calculated by Step 1.

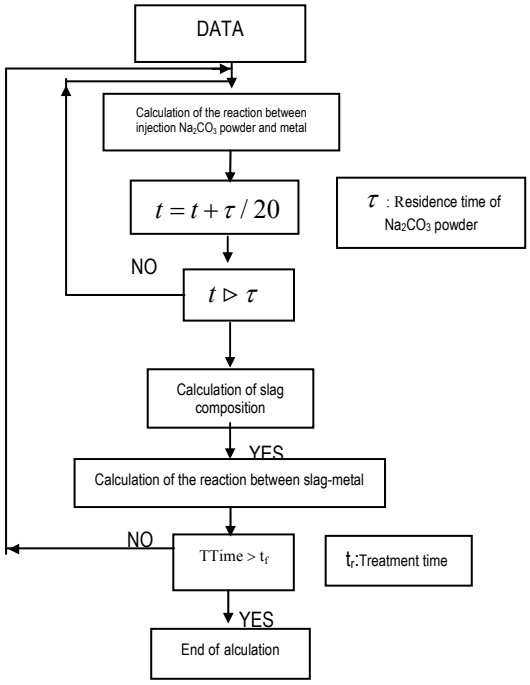


Figure 2 Calculation step for the kinetic model.

3. The calculation of $[\%Sb]$ for the permanent reaction was carried out using the top slag composition obtained in Step 3 and Equation (3). K_p is calculated from the top addition Na_2CO_3 It is assumed in this model that although $[\%Sb]_{eq}$ may change it is low enough does not affect the value of K_p.

Na$_2$CO$_3$ injection Trials

Experiment were conducted to study the effects of temperature and gas flow rate at 3,5 and 10 l/min on the antimony content in the melt. The experimental conditions are shown in the Table 1.

Table 1. Injection trials conditions

No.	Parameter	T=1200°C		T=1250°C	
1	Gas flow rate (l/min)	3,5	10	3,5	10
2	Time injection (s)	80	28	80	28

The distance between the lance and crucible bottom was established at 100 mm and total injection time was 80 seconds with a flow rate 3,5 l/min and 28 seconds with a flow rate 10 l/min ensuring that the same total volume of gas was used in both trials. Four additions of 10 g of Na_2CO_3 each were injected during the injection period and a metal was taken after each injection.

3. Results and analysis

The application of the mathematical model requires the experimental estimation of the following unknown parameters [5]:

- *Equilibrium Antimony Content and Antimony Partition Ratio*

The equilibrium antimony content in the melt and the antimony partition ratio are difficult to estimate experimentally. Therefore, $[\%Sb]_{eq}$ and L_{Sb} are thermodynamically estimated with the FACT [4] database for the slag and the parameters proposed in this work for the molten copper refining. $[\%Sb]_{eq}$ and L_{Sb} depend on the temperature, composition and mass metal and the slag phase.

- *Apparent Rate Constant for the Permanent Reaction Zone*

The value of K_p can be obtained taking the following solution of the Equation (3) if K_p and $[\%Sb]_{eq}$ are assumed to be constant [6]:

$$-\ln\left(\frac{[\%Sb]-[\%Sb]_{eq}}{[\%Sb^0]-[\%Sb]_{eq}}\right)=K_p\cdot t \qquad (11)$$

Approximating the time dependence of the left hand side of Equation (11) to a straight line gives an estimation of the apparent rate constant for the reaction (K_p). The values of $[\%Sb]$ and $[\%Sb^0]$ can be obtained experimentally. $[\%Sb]_{eq}$ was estimated from thermodynamic calculation using the FACT system [4] assuming 15 kg of copper melting and 10 g of Na_2CO_3 . The results were $[\%Sb]_{eq}$ = 0.00052 at 1200°C and $[\%Sb]_{eq}$ =0.00087at 1250°C.

The Na_2CO_3 injection trials in molten copper at 1200°C and 1250°C were used to estimated K_p. Figure 3 presents the $[\%Sb]/[\%Sb^0]$ ratio as a function of the processing time for the Na_2CO_3 injection trials. There results show that the best removal of antimony is achieved at a temperature 1250°C which is good agreement with the results of the thermodynamic analysis. These experiments also show that for a given for a given temperature the antimony is reduced to a steady level after long reaction times. The mean estimated values of K_p are 1,6.10^{-4} s^{-1} at 1200°C and 4,6.10^{-5} s^{-1} at 1250°C.

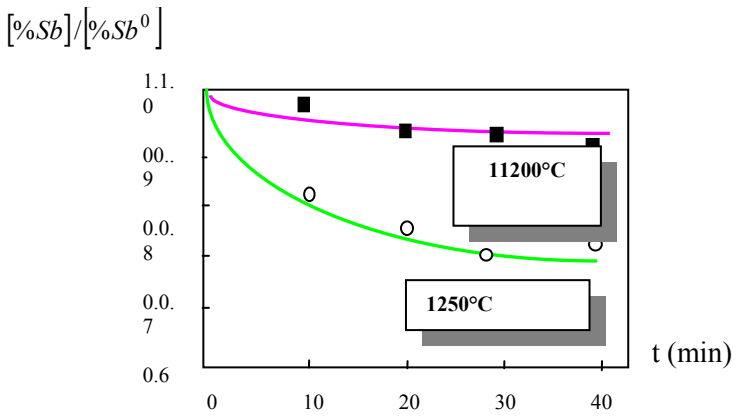


Figure 3. Efect of temperature and reaction time of the antimony removal rate.

- *Efficiency of the Transitory Reaction*

The efficiency of the transitory reaction (E) is a parameter that depends on many aspect: the geometry of the system, the contact area of the powders with the liquid and the hydrodynamics of the injection process.

The injection trials at 1200°C and 1250°C were used to estimate the values of the efficiency parameter by means of trial and error by comparing the mathematical predictions with the experimental data.

The results of the injection are shown in Figures 4 for high (10 l/min) air flow rate. The lines in these figures represent the results calculated by the kinetic model. The selected values of E are summarized in Table 2. It is clear that even though the values of E are low, the transitory reaction promotes a much higher the rate of antimony removal than the permanent reaction zone.

Table 2. Efficiences of the transitory reaction

No.	Temperature (°C)	Air flow rate (l/min)	Efficiency of the transitory reaction (E)
1.	1200	3,5 10	0,04 0,07
2.	1250	3,5 10	0,10 0,1

In the injection experiments four times as much Na_2CO_3 was added. After each injection the rate of antimony removal changed because it depended on the equilibrium antimony partition ratio and the initial copper content in the melt.

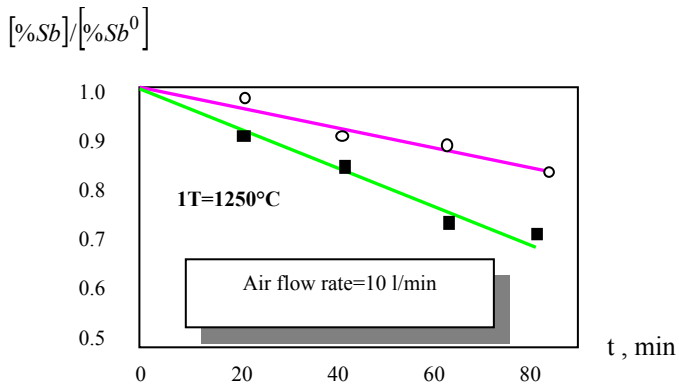


Figure 4 Experimental (points) and calculated (lines) of the effect injection time and temperature on antimony content in the molten copper.

- *Effect of Temperature*

Figure 3 shows the effect of temperature and reaction time for the injection Na_2CO_3 in bath molten. Rate of antimony removal is increased as temperature; the reason for this improvement is that the thermodynamic effects of the activities of antimony in the metal and Sb_2O_3 in the slag which produce a higher antimony coefficient distribution at lower temperature

At higher temperatures the viscosity of the metal diminishes, the agitation of the melt by the gas injection is increased, better mass transfer along the process is

obtained and therefore a better rate of antimony removal is obtained. These effects give higher values of the efficiency parameter at higher temperatures, as shown in Table 2.

- *Effect of air flow rate*

The stream of Na_2CO_3 in the injection process is transported with the carrier gas forming a two phase jet which makes contact with the molten copper at the gas-liquid interface. Initially, only a fraction of the total amount of the amount of injected Na_2CO_3 entrained into the metal. This fraction will actually react with the dissolved antimony. As expected, at given particle size the entrained fraction of solids increases with the gas flow rate since the momentum transfer provided to the particle is favoured by such a parameter. Figures 4 show that the rate of antimony removal increases with higher flow rates of carrier gas and higher temperatures.

4. Conclusions

The study made on impurities removal kinetic was materialised through an adoption of a kinetic model in conditions of refining flux injections with use of an oxidant agent. The kinetic model consists of studies the following interface reactions:
a) interfaces between injected Na_2CO_3 (transitory reaction) and
b) an interfaces between slag on a bath surface and metal (permanent reaction).

The application of the mathematical model requires the experimental estimation of the following unknown parameters:

- the apparent rate constant for the top slag reaction (K_p),
- the equilibrium antimony partition ratio (L_{Sb})
- efficiency of the transitory reaction (E);
- effect of temperature (T);
- effect of gas flow (Q_a).

The progress, rate of antimony removal can be calculated the following relation:

$$-\frac{d[\%Sb]}{dt} = J_{Na_2CO_3} E\, L_{Sb} \frac{[\%Sb]}{W_{Cu}}$$

The antimony removal from the liquid copper through the injection of Na_2CO_3 with use of air, was more efficiency at higher air flow rate and higher temperatures.

The kinetic model was adapted to the copper refining process to predict the rate antimony removal in terms of temperature and air flow rate.

REFERENCES

1.Ohguchi S., Robertson, D.G.C., *Kinetic Model for refining by Submerget Powder Injection*, **Ironmaking and Steelmaking**, **vol.II**, 1984, **262-273**
2. Sawada I., Ohashi T., *Hydrodynamics of gas Stirred Melts*, **Tetsu-to-hagane, vol.73**, 1987, **669-674**
3. Tsitouras, Ch., ELSEVIER, **Applied Mathematical Modelling**, **vol.26**, 2002, **77-88**
4. Thompson W.T., Bale C.W., and Pelton A.D., **F*A*C*T* -Facility for the Analysis of Chemical Thermodynamics**, User's Manual, 1999,

5. Hotea V., *Studies and researches regarding interaction between slag-metallic bath in copper refining process*, **M.Sc.Thesis**, Politechnic Institute of Bucharest, 2002
6. Plascencia-Barrera, G., *Copper and Nickel Removal From Liquid Lead*, **M.Sc.Thesis**, Instituto Politecnico Nacional , Mexico, 1999

Conf.dr.ing. VASILE HOTEA, Ş.l.dr.ing. GHEORGHE IEPURE, Ş.l.dr.ing. ELENA POP, Ş.l.drd.ing. EMILIA TALPOŞ, Ş.l.drd.ing. JOSZEF IUHAZS, Asist.drd.ing. AURICA POP

UNIVERSITATEA DE NORD BAIA MARE, STR. VICTOR BABEŞ 62A, BAIA MARE, MARAMUREŞ, ROMANIA, email: vhotea@yahoo.com

CONSIDERAȚII CINETICE PRIVIND PROCESUL DE RAFINARE TERMICĂ A CUPRULUI

Rezumat: În acest studiu cinetica indepărtării impurităților s-a materializat prin adoptarea unui model cinetic în condițiile insuflării fluxurilor de rafinare cu ajutorul unui agent oxidant. Lucrarea abordează în principal insuflarea Na_2O_3 sub formă de pulbere în procesul de rafinare ternmică a cuprului. Experimentele au fost constat în utilizarea a 15 kg de cupru în stare topită, la 1200 şi 1250°C. Agentul de transport utilizat la insuflarea Na_2O_3 a fost aerul la debite de 3,5 şi 10 l/min. Rezultatele au arătat că în procesul de rafinare termică a cuprului, îndepărtarea stibiului la insuflarea Na_2O_3 este mult mai eficientă la temperaturi mai ridicate. Gradul de îndepărtare al stibiului este mai mare la debite mai mari ale aerului (10 l/min.). Modelul cinetic a fost adoptat pentru a prezice gradul de indepărtare al stibiului în procesul de rafinare termică a cuprului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

CREEP OF SOME POLYURETHANIC ELASTOMERS

BY

PAUL DORU BÂRSĂNESCU, CONSTANTIN BÎTCĂ and MIHAI MIHĂLCUŢ

Abstract: This paper presents some aspects with regard to the creep of the polyurethanic elastomers, concerning especially the concomitant action of the ultraviolet radiations and the effect of the successive loads and unloads of these polymers. The study of the creep behavior realized according to ASTM-D674.

Keywords: polyurethanic elastomer, creep, aging, UV radiation

1. Introduction

In general, a polymer specimen loaded to creep can present one of the next results [6]:

- Specimen fractures immediately after the stress application;
- Specimen fractures after a certain time;
- Specimen resists an undefined time period.

Last cases are representative for practical applications.

To establish the region of the admissible forces during the exploitations it is necessary to study the behavior of a polymer under a constant stress depending on time, therefore under creep conditions. More methods were proposed to predict the creep behavior. These methods base on the theory of visco – elasticity or on the experimental representations $\varepsilon(t)$ or $J(t)$, [1, 2, 3, 7, 14]. Investigation of the influence of the ultraviolet radiations on the mechanical properties shown that these have an accelerator effect on the creep fracture of the polymers, what can be explained by the summation of the mechanical processes and of the effect of the ultraviolet irradiation, [10, 11, 12].

This paper presents some aspects with regard to the creep of the polyurethanic elastomers, concerning especially the concomitant action of the ultraviolet radiations and the effect of the successive loads and unloads of these polymers.

2. Experimental details

The study of the creep behavior ha been realized according to ASTM-D674 using the experimental device, shown in *figure 1*, [8, 9].

The specimens have been made from polyurethanic elastomer, called Moldotan – D, made in *Petru Poni* Macromolecular Chemistry Institute of Iaşi, [4].

Fig. 1. Loading mechanism with constant force, [8]

Accelerated aging was realized by means of ultraviolet irradiation, with a lamp with mercury vapors, at de 25ºC, for 200 hours.

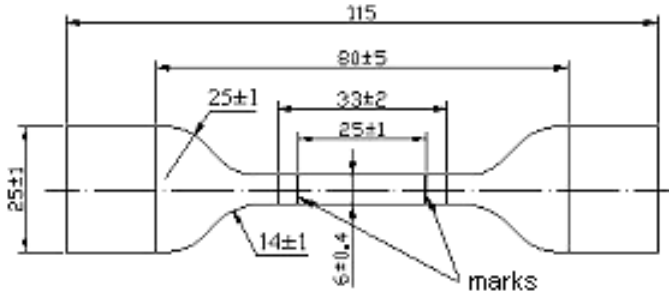


Fig. 2. Shape and size of polyurethanic specimen, according to ISO R 527/66 E

3. Results and discussions

3.1. Effect of UV irradiation on the behavior of the polyurethanic elastomers under tensile creep conditions

The experimental ε – time diagrams have been assigned for a specimen loaded in creep conditions without ultraviolet irradiations (*figure 3, curve 1*) and for another specimens with UV irradiation. The stress was for the both cases $\sigma = 8.97$ MPa (*fig. 3*).

It can observe the aged specimen fractures after 55 hours from the start of the test, while the specimens unloaded to ultraviolet irradiation do not fracture for solicitation time by 1000 hours, after what the unload follows. Also, in the case of the specimen under concomitant aging, the appearance of some cracks was observed, what produce the macromolecular fracture of the specimens by means of coalescence and increase. The same experimental data were presented by means of the creep compliance, calculated with the equation

$$J(t) = \frac{\sigma_o}{\varepsilon(t)}$$

where σ_o is the constant stress [MPa] and $\varepsilon(t)$ is the specific deformation measured strain (*fig. 4a* and *4b*).

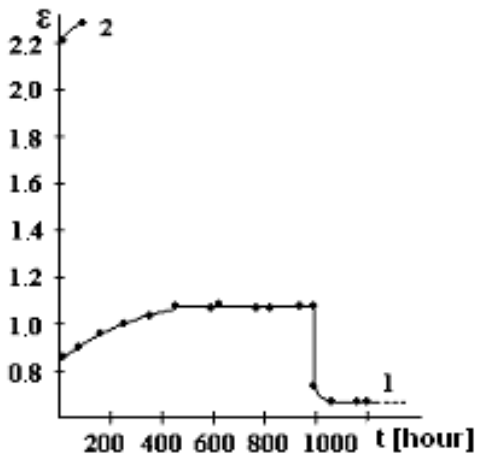
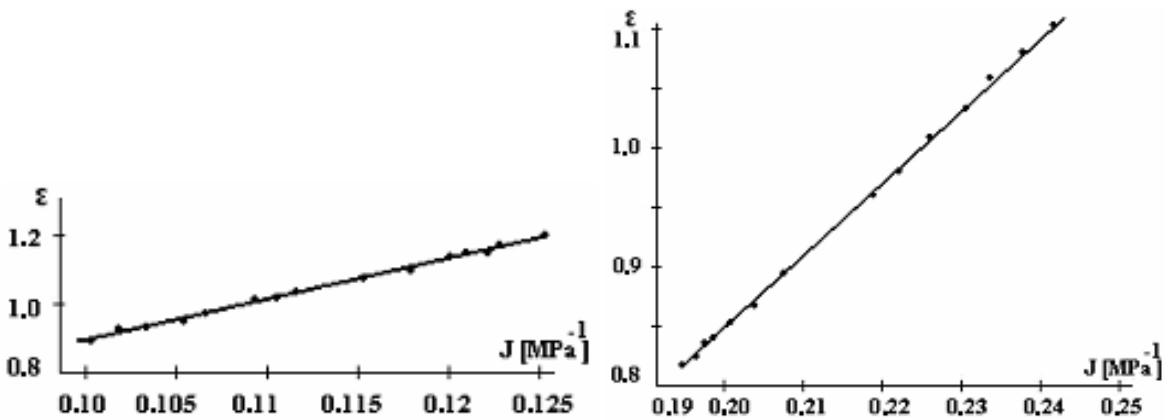


Fig. 3. Experimental (ε-t) diagrams for a specimen loaded in tensile creep (σ =8,97 MPa): 1. without UV irradiation, 2. with concomitant UV irradiation UV



a. *b.*

Fig. 4. ε-J(t) diagrams at σ =8,97 MPa: a) stressed specimens without UV radiation, b) stressed specimens and UV irradiated during the loading

In *fig. 5,* the ε – t diagram for two-aged specimen preliminary and after this stressed is presented. In this case, also ε – J(t) diagram were represented (*fig. 6a* and *6b*). It observes that the preliminary uniaxial loading of the aged specimen do not conduct to failure after 1000 hours under loading. Though, the strains presented by these specimens are greater than in the case of the unaged specimens (*table 1*).

Tab. 1. Typical strains in the case of the stressing and UV aging

σ [MPa] / Strain, ε	8.97	8.97 concomitant UV irradiation	10.06 preliminary UV irradiation
Instant strain, ε_1	0.88	0.885	1.79
Residual strain, ε_3	0.75	-	1.75
Total strain, $\varepsilon_3 + \varepsilon_3 + \varepsilon_3$	1.135	2.32	1.92

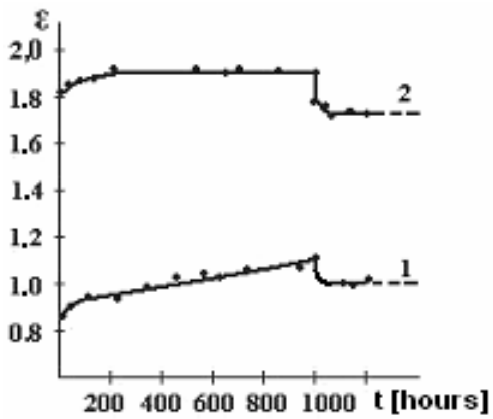


Fig. 5. Experimental (ε-t) diagram in the case of the preliminary aged specimens: 1. σ = 4.22 MPa, 2. σ = 10.06 MPa

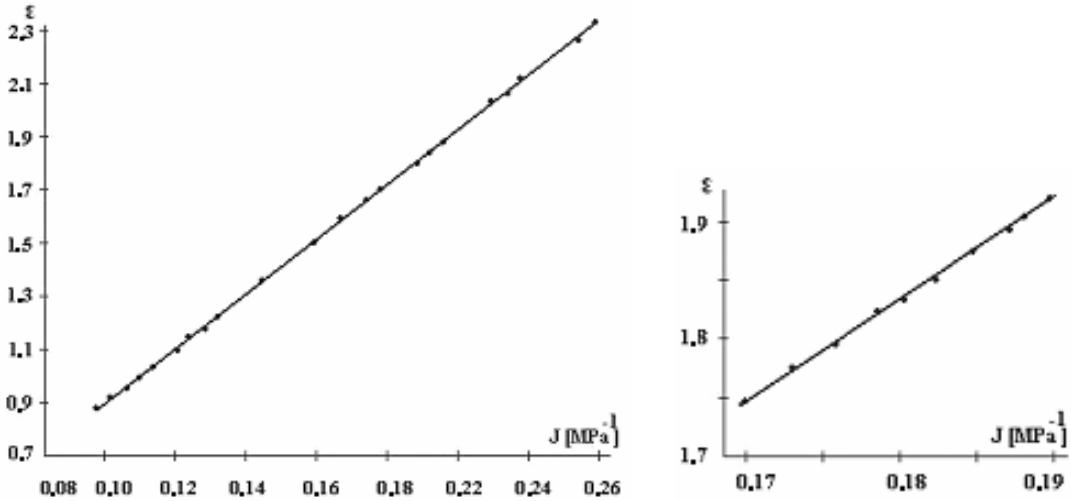


Fig. 6. ε – J(t) diagrams for preliminary UV aged specimens: a) σ = 4.22 MPa, b) σ = 10.02 MPa

Also, after accelerated aging, a modification of the colors and hardness of the specimen, without to observe the appearance of the cracks. These results conduct to the follow interpretations:

- It is known that the action of the UV radiations, with a particular wavelength, determines the rupture of the valence chemical bond inside polymers, [13]. In the case of concomitant loading with UV irradiation, the tensile stresses accelerate the photo-destructible process of the macromolecules. Such as acceleration is produced in the first instance by the stressed state decelerating the regeneration process of some broken bonds because of the UV irradiation.

- Another cause is the decrement of the dissociation energy of the stressed bonds, becoming possible the acceleration of the scission process under UV irradiation. Acceleration of the photo-destructive process under mechanical loading is finalized with the breaking of polymer specimens, through cracking, process observed with the naked eye.

Some valence bonds of the previous irradiated specimens fracture, that produce a significant increase of the deformation under ulterior loading, toward unirradiated specimen (*table 1*). A photo-destructive process occurs under UV irradiation. This think decreases the strength of the polymer under the next action of the mechanical energy. Though this decrease is not enough to produce the rupture of the polymers in the experimental conditions studied.

These results are concordantly with the data obtained by E.E. Tomaşevskii et al. [10, 11, 12] for methyl polymethalcrylate, poly ε – caprolactam and natural silk. They studied also the kinematics of the free radical accumulation under mechanical loading and concomitant irradiation, by means of the spin electrical resonance.

In the same time, these date show that a scission process of the valence bonds from macromolecular chains occurs in the case of the *Moldotan D* polyurethanic elastomers in creep conditions because only the valence bonds break off by UV irradiation. These processes base on the same phenomenon, namely the scission of the primary chemical bonds.

In this way, new proof is brought to sustain the macromolecular failure mechanism of the specimens, developed by Jurkov, [5].

3.2. Influence of successive loadings and unloadings on the strain – time curve

More loading – unloading solicitations of the same specimens were effectuated with the same stress ($\sigma = 8.89$ MPa), and the same recovering period between them (*figure 7*).

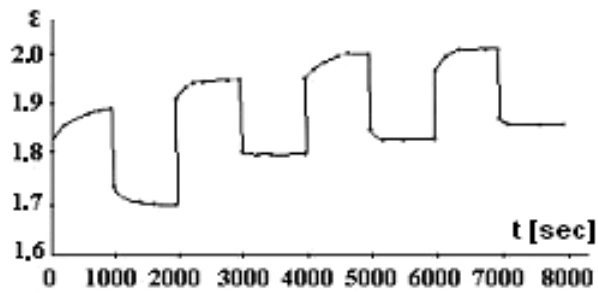


Fig. 7. Experimental curve ε – t in the case of successive loading and unloading with $\sigma = 8.89$ MPa

From experimental date, presented in the *table 2*, it observe that the total and residual strain increase with the loading number. Some chemical bonds rupture under solicitation. This think is shown by the size of the residual strain, what does not renew during the recovering period.

Table 2. Comparative typical strains in the case of successive loading and unloading (cyclical)

Cycle / Typical strain, ε	I	II	III	IV
Instant strain, ε_1	1.65	0.16	0.137	0.087
Residual strain, ε_3	1.70	1.795	1.82	1.845
Total strain, $\varepsilon_3 + \varepsilon_3 + \varepsilon_3$	1.89	1.94	1.99	1.998

Number of broken bonds increase with the residual strain, under a new solicitation.

Also, by means of this experiment, it confirms that the interatomic chemical bonds fracture because of creep. This process constitutes the major act of the deformation and the macroscopic failure of the polymers. It is expected as the macroscopic failure of the polymers occurs after more cyclic solicitations.

Because the applied effort was the same in the case of loads, the process has some similarities with the creep phenomenon of the polymers.

4. Conclusions

1. The study confirms the molecular mechanism of the creep failure for the polyurethanic elastomers.

2. Accelerator effect of mechanical loading on the aging of the polymers by UV irradiation was emphasized. This phenomenon occurs usually during the exploitation conditions. Some data are offered by this study regarding the aging process of the polyurethanics elastomers.

3. Modification of some properties of the elastomers studied, under mechanical solicitations and UV irradiation, shows that the deformation and the failure in creep conditions bases on the scission of chemical bonds existing in the atomic lattice of the polymer. This is the major act of the final macroscopic failure.

Received April 18, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Brüller O.S., Pütz D., Rheol. Acta 15, 1967, p.143
2. Cherry B.W., Kinder D.F., Mater. Sci. Eng. 49, 1981, p.285
3. Dieter G. (vol. chair) et. al., *ASM Handbook*, vol. 20, Material Selection and Design, ASM Int., dec. 1997
4. Geanău L., Caraculacu A., Taranu V., Seiler S., Popescu V., Brevet RSR 100.965, 1980
5. Jurkov S.N., Korsukov V.E., J. Polym. Sci, Polym. Phys. Ed. 12, 385, 1974
6. Kausch H.H., *Polimer Fracture*, Springer-Verlag, Berlin, 1978, p. 211
7. McCrum N.G., J. Mater. Sci. 13, 1978, p.1596
8. Oprea C.V., Constantinescu A., Bârsănescu P., Proc. Of the 29th Symposium IUPAC MACRO'83, Bucharest, Section IV, 1983, p. 697
9. Oprea C.V., Constantinescu A., Comunicarea la Conferința de chimie şi tehnologie chimică a I.P.B., Bucureşti, nov., 1983
10. Samoilov T.T., Tomaşevskii E.E., Fizika Tverdogo Tela 10, 1968, 1094
11. Samoilov T.T., Tomaşevskii E.E., Fizika Tverdogo Tela 10, 1968, 3039
12. Samoilov T.T., Tomaşevskii E.E., Fizika Tverdogo Tela 11, 1969, 1729
13. Schnabel W., Kiwi J., *Aspects of degradation and stabilization of polymers*, H.H.G. Jellinek ed., Elsevier, Amsterdam, 1978, p. 150
14. Wineman A., Rajagopal K.R., *Mechanical Response of Polymers*, Cambridge University Press, 2000

STUDIUL LA FLUAJ A UNOR ELASTOMERI POLIURETANICI LA TRACȚIUNE

Rezumat: Lucrarea îşi propune să studieze unele aspecte ale fluajului elastomerilor poliuretanici, legate în special de acțiunea concomitentă a radiațiilor UV şi efectul pe care îl exercită asupra deformării acestor polimeri încărcările şi descărcările succesive. Studiul comportării la fluaj s-a făcut conform cu ASTM-D674.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.4

COMPARATIV STUDY ON THE BEHAVIOR OF THE RUBBER AND SOME POLYURETHANS UNDER CREEP CONDITIONS

BY

PAUL DORU BÂRSĂNESCU, BÎTCĂ CONSTANTIN AND CARMEN BEJENARIU

Abstract: This paper studies the difference between the behaviors of some conventional polymers and the thermoplastic polyurethanic elastomer (Moldotan D). Loading in tensile under creep conditions accomplished according to ASTM D-674, using specimens in concordance with ISO R527/66E. The creep study of the Moldotan D polyurethanic elastomers shows the presence of the permanent deformations, because of the scission of low intermolecular bonds.

Keywords: polyurethane, rubber, creep

1. Introduction

The physical and mechanical properties of polyurethanes (high abrasion resistance, ultimate elasticity, stability at oils and other petrochemicals, etc) result from their complex structures (present rigid and flexible segments, the density of the intermolecular interactions, sometimes the reticulation advanced, etc), [1, 3, 5, 6].

Intention of this paper is to emphasize the difference between the behaviors of some conventional polymers (butadiene - styrene rubber) and the thermoplastic polyurethanic polymers (Moldotan D). Therewith the modification of some physical properties is shown (solubility, bulking, viscosity, thermal stability) reflecting the transformations what produce at molecular level under tensile conditions with a constant effort, a long time.

2. Experiments

Polyurethanic elastomers used were obtained by casting, from 4.4'–dibenzyldiizocyanate şi polyetilenglycoladipate, like catena extension using ethylenglycole. Behavior under creep conditions was studied comparatively with that of a butadiene - styrene rubber. Loading in traction under creep conditions accomplished according to ASTM D-674, for 3 values of stresses: 3.5, 7.0, and 14.0 MPa, using specimens in concordance with ISO R527/66E. All determinations accomplished at room temperature, [2, 4, 7].

Structural variations happened under solicitation can be studied by means of some physical and mechanical properties, as: bulking at equilibrium, solubility, viscometry, and thermal stability.

3. Results and discussions

After the processing of experimental data, the creep diagrams were plotted, in ε – time coordinates, for Moldotan D and butadiene - styrene rubber vulcanized, at a stress of $\sigma = 3.5$ MPa (*figure 1*).

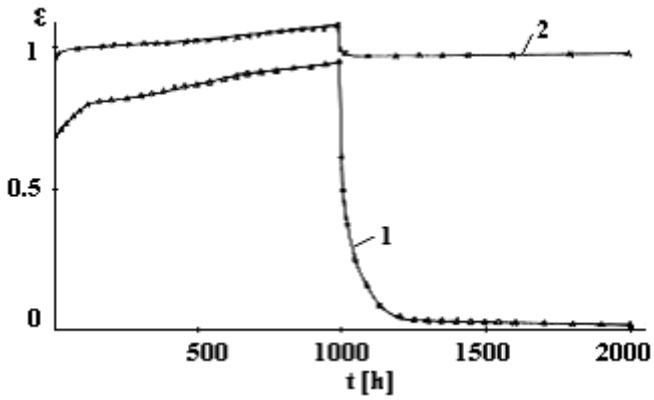


Fig. 1. Creep curves for a stress of 3.5 MPa: 1. Moldotan D, 2. butadiene - styrene rubber vulcanized

With these data, deformations due to the visco – elastical behavior computed (*table 1*). It observes from this table that the polyurethanic elastomer presents, for the same stress σ, a bigger maximal strain. If the force is removed (recovering period), the polyurethane remains with an emphatic permanent strain after 1000 hours, while in the case of the vulcanized elastomers (with strong transversal bonds) this strain tends to zero. This behavior is due to the thermoplastic character of the polyurethanic elastomer.

Table 1. Deformations due to the visco – elastical behavior

Strain, ε / Material	$\varepsilon_{el.instant}$	$\varepsilon_{el.delay}$	$\varepsilon_{\max}$	Recovering *el.instant.*	Recovering. *el. delay*	ε_{perm}
Moldotan D	0.94	0.13	1.07	0.9	0.06	0.96
Rubber	0.68	0.27	0.95	0.33	0.31	0.02

During the creep conditions, the scission of the weak intermolecular bonds occurs, what at the removal of the stress do not recover totally, generating the permanent strain. For an elastomer vulcanized, the regeneration of the transversal chemical bonds broken occurs totally, but with a delay, determined by the rate of the realignment at macromolecular level.

Plotting of experimental data in semilogarithmic and logarithmic coordinates (*figures 2* and *3*), conducts to a partial linearization of the creep curves, phenomenon more accentuated in the case of the elastomer vulcanized, that approach more to linear visco – elastical behavior.

Calculation of the creep compliance realizes with the equation

$$D(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma_o} \text{ [MPa}^{-1}\text{]}$$

The plotting of the *ε – D(t)* and *ε – log D(t)* curves (*figure 4* and *5*) conducts to some right lines, what can constitute a base to predict the behavior of these polymers under load conditions a long time.

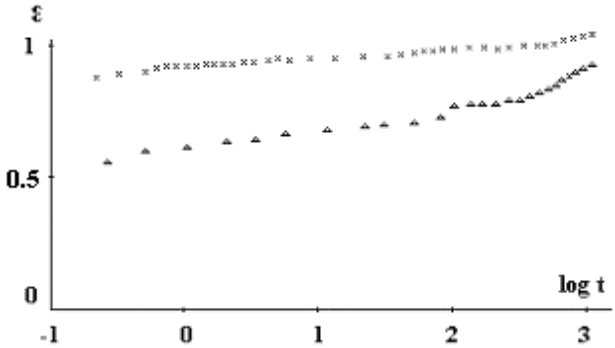


Fig. 2. Creep curves in semilogarithmic coordinates

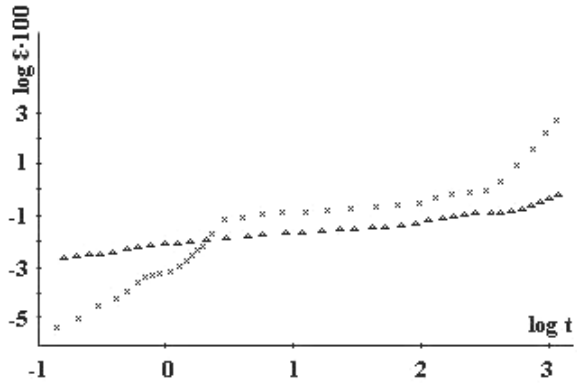


Fig. 3. Creep curves in logarithmic coordinates

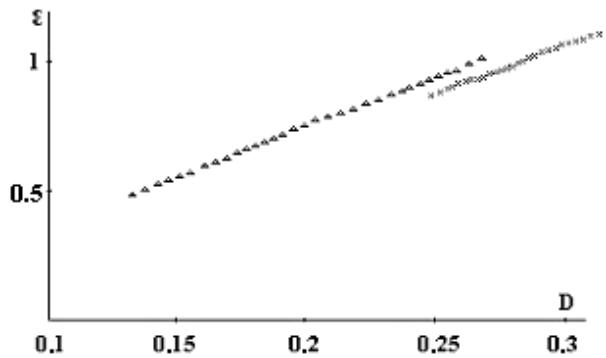


Fig. 4. ε – D(t) curves

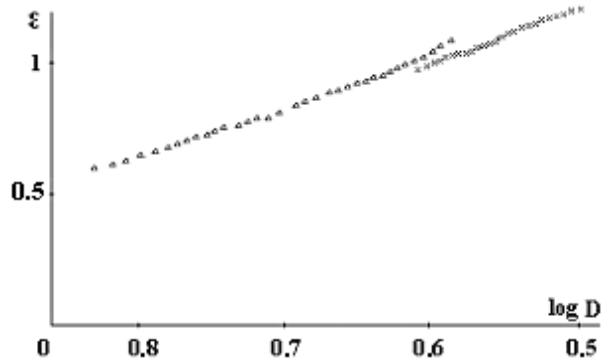


Fig. 5. ε – log D(t) curves

The experimental data regarding to the modifications of some physical properties pursuant to the loading of the Moldotan D polymer are explicable by the physical and mechanical properties that occur in traction in creep conditions. Polymer studied is constituted from catena what represents some relative rigid segments, because of the presence of the aromatic nucleus and other flexible that contain esteric bonds. It has numerous intermolecular bonds (van der Walls and hydrogen bonds), evidence being the low solubility and good thermal stability.

Existence of rigid segments constitutes a concentrator coefficient at this level. The concentration of mechanical energy on these segments determines the scission of some intermolecular bonds that produces a pronounced aeration of the molecular and supramolecular structure of the polymer, inducing the increasing of the bulking and the decreasing of the thermostability. With the increasing of the stress (σ), also the scission of chemical valence bonds occurs, phenomenon emphasized by the decrease of the logarithmic viscosity coefficient (*Table 2*).

With the increasing of the unit stress, an accumulation of the physical and mechanical phenomenon occurs inside microvolume destroyed, which manifests by an exquisite diminution of the molecular mass and the strength of the polyurethane studied under the action of some solvents and the heat.

4. Conclusions

The creep study of the Moldotan D polyurethanic elastomers shows the presence of the permanent deformations, because of the scission of low intermolecular bonds. In the same time, the permanent deformation of an elastomer vulcanized tends temporally to zero, because of the stronger nature of the transversal bonds. The scission of intermolecular bonds (van der Waals, hydrogen), as well as of some chemical valence bonds, produces a strong aeration of the polymer structure, what constitutes the cause of the increase of the buckling and absorbing capacity. The molecular mass and termostability decrease also.

Received April 19, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. *Developments in Polyurethanes*, J.M. Buist ed., Appl. Sci. Publ., London, 1978
2. Dieter G. (vol. chair) et. al., *ASM Handbook*, vol. 20, Material Selection and Design, ASM Int., dec. 1997
3. Lipatov O.C., Kercea I.I., Sergheeva L.M., *Struktura i svoistva poliuretannov*, Naukova Dumka, Kiev, 1970
4. Oprea C.V., Popa M., Bârsănescu P.D., *Izmenenia mehaniceskih svoistv polichorida* v *sledsvie polzucesti,* Mekch. Kompoz. Mat., no. 3, 1985, p. 401 - 403
5. Sauders J.H., Frisch K.C., *Polyurethanes Chemistry and Technology*, Part I, Interscience, New York, 1976
6. Sauders J.H., *Polymer Chemistry of Synthetic Elastomers*, J.P. Kennedy, E.G.M. Tornqvist ed., Interscience, New York, 1969
7. Wineman A., Rajagopal K.R., *Mechanical Response of Polymers*, Cambridge University Press, 2000

STUDIUL COMPARATIV ASUPRA COMPORTĂRII LA FLUAJ A CAUCIUCULUI ŞI A UNOR POLIURETANI

Rezumat: Această lucrare studiază diferența dintre comportarea unor polimeri convenționali şi a unor elastomeri poliuretanici termoplastici (Moldotan D). Solicitarea la tracțiune în condiții de fluaj s-a efectuat conform normelor ASTM D-674, utilizându-se epruvete conform ISO R527/66E. Studiul fluajului elastomerului poliuretanic Moldotan D arată prezența deformației permanente, consecință a scindării legăturilor intermoleculare slabe.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

STRUCTURAL ASPECTS OF A $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$ SHAPE MEMORY ALLOY REVEALED BY SCANNING AND TRANSMISSION ELECTRON MICROSCOPY

IOANA GHERGHESCU[1] and SORIN CIUCĂ[2]

This paper presents structural aspects obtained by scanning and transmission electron microscopy of a shape memory $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$ alloy . The alloy was chosen in order to obtain a shape memory alloy having a wider hysterezis than equiatomic NiTi, that involves a better thermomechanical stability. Prior to all investigation, the ingot was annealed at 900°C/48 h. Transmission electron micrographs, scanning electron micrographs, electron diffraction patterns and X-ray microanalisys(EDAX) results were obtained. Both scanning and transmission electron microscopy give informations on the structure of the different phases found in NiTi alloys: austenite, martensite and secondary phases. The austenite in this alloy has nearly the same characteristics as in an equiatomic NiTi alloy; the martensite suffers supplementary distorsions. Complex precipitate particles of NiTiNb were analized by EDAX, an approximate chemical composition being determined; two new types of complex precipitates were found. Their composition is not modified by annealing at 800°C; these two phases are stable, having equilibrium structures and chemical compositions.

Key words: Shape memory alloy, scanning and transmission electron microscopy

A shape memory $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$ alloy was chosen in order to obtain a shape memory alloy having a wider hysterezis than equiatomic NiTi, that involves a better thermomechanical stability, therefore a higher reliability [1].

The raw materials employed in order to obtain NiTiNb alloys were the following: Ti (Ugine) refined in vacuum (99,99%), electrolytic (99,98%) Ni (INCO) and master alloy TiNb, containing 44 (wt%) titanium. All three were grinded and then pickled in a 1/3 HF + 2/3 HNO_3 solution. The metals were melted in a high induction furnace (0,5 MHz) having 25 kW maximum power. This furnace allows melting the materials in neutral atmosphere in a cavity made in a copper pipe, continuously cooled by water. A satisfactory homogeneousness is obtained thanks to the electromagnetic induction and the quick final cooling allows segregation reduction.

The resulting ingot had a cylindrical shape of 6 mm. radius and 50 mm. length. Its mass was 40 grams. A homogeneizing annealing was applied, at 900°C/48 h.. The hot rolling was performed at 800°C, until 40 mm^2 of the ingot section, followed by cold rolling.

I. Scanning electron microscopy investigation

Scanning electron microscopy investigation was used in order to determin the chemical composition of the compounds existing in the structure of this alloy. X-ray diffraction gives unidentified peaks, except those attributed to the austenite, martensite and Ti_2Ni, currently found phases in NiTi alloys [2].

Taking into account the 2%niobium concentration of this alloy, we had to verify the existence of rich niobium compounds, found in the $Ni_{47}Ti_{44}Nb_9$ system.[1]

The obtained micrographs are images of secondary electron emission ejected by atoms by disexcitement. The lighter zones correspond to atoms or atom mixtures having greater atomic mass. X-ray microanalisys (EDAX), frequently associated with scanning electron microscopy, allows to obtain qualitative informations concerning elements repartition on the material surface; the results are less accurate in quantitative analisys.

The experiments were the following:

1) Determination of the alloy chemical composition on the whole of the ingot by WDX, more accurate than EDAX, using accumulation times of 1000 seconds.

The results were: a) 51,03%Ni, 47,12%Ti, 1,85%Nb and b) 51,32%Ni, 46,85%Ti, 1,83%Nb, which is close to the expected composition, 50%Ni, 48%Ti et 2%Nb.

2) Scanning electron micrographs and X-ray diffraction patterns concerning Ni, Ti and Nb distribution for three kinds of samples: a) cast; b) hot rolled; and c) annealed at 800°C/12h. and submitted to thermal cycles consisting in alternative heating and coolings.

a) For the cast sample, the following results were obtained:

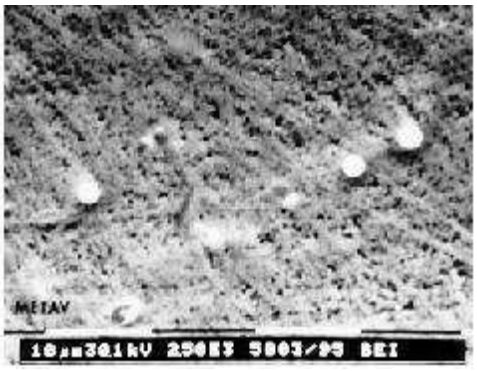


Figure 1. Scanning electron micrograph, distribution
electrolytical attack 5% $C_6H_3O_7N_3$ in CH_3- COOH

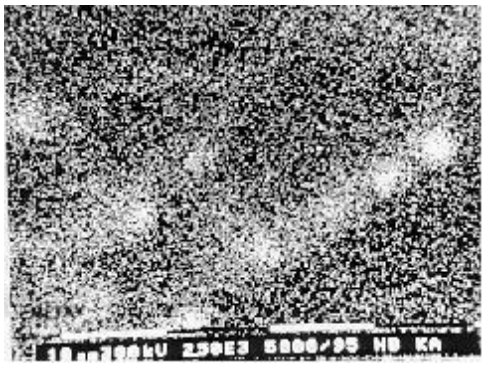


Figure 2. X-ray image concerning Nb

In spite of all difficulties related to samples preparation, we have succeeded in obtaining matrix + compounds zones. The X-ray images concerning niobium distribution clearly show the existence of a higher niobium content in the considered compounds. It is to be noticed that examining these compounds was extremely difficult, because of the their very weak coherence with the matrix. Every tested attack was pulling out the compound particles; on the scanning electron micrographs, what we presumed to be compounds were in fact cavities from wich they have been pulled out.

The compounds distributed at grain boundaries belong to an eutectic, consisting in a NiTiNb solid solution, Ti_2Ni compounds, but also rich-niobium compounds.

The morphology of some idiomorph-like compounds found on the scanning electron micrograph (figure 3) suggest their cubic-like symmetry.

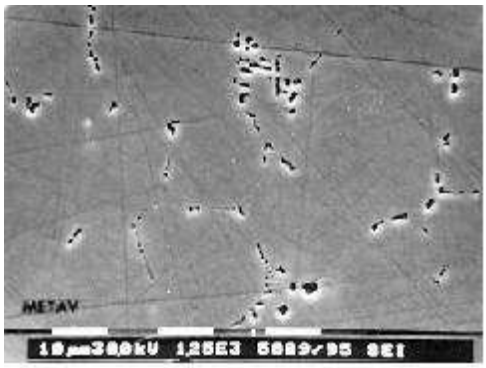


Figure 3. Scanning electron micrograph showing rich niobium compounds, HF attack.

The structure of the cellular eutectic is also easy to observe on the scanning electron micrograph, figure 4. Niobium has a greater atomic number, therefore can be observed as a light coloured network surrounding darker crystals of NiTiNb.

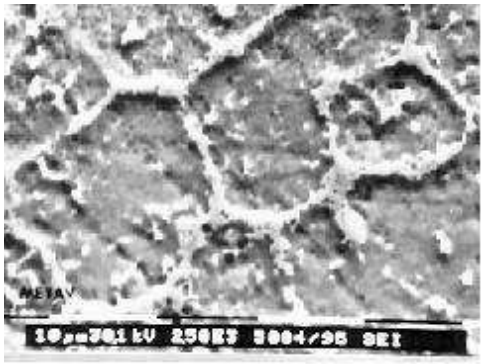


Figure 4. Rich niobium light coloured network, electrolytical attack.

b) For the hot rolled sample, several changes were noticed: the characteristic eutectic morphology is partially modified by shattering of eutectic cells. The compound crystals are somewhat rounder, keeping a distribution that still suggest former grain boundaries. X-ray diffraction pattern concerning every element gives a regular distribution of Ni, Ti and Nb on the examined surface, which confirms compounds pulling out by attack.

c) For the 800°C/12 h. annealed sample, form and distribution of crystals are not radically changed, still suggesting former grain boundaries.

The explanation concerning compound distribution change can be given by admitting the existence of a solvus curve of solubility variation in the solid state (Ni-Nb equilibrium diagram); on heating, rich niobium compounds are partially dissolved; on further cooling they re-precipitate as finer crystals, having a different distribution from the original state.

3) Chemical composition of the compounds by EDAX. Two types of rich niobium compounds were found, having the following approximate chemical compositions:

- I – $Ni_{53,5}Ti_{42}Nb_{4,5}$ (atomic %)
- II - $Ni_{46}Ti_{32,5}Nb_{21,5}$ (atomic %)

These two compounds were found in the three samples: cast, hot rolled and annealed; they are primary compounds, formed during solidification. We can suppose they are stable phases, having equilibrium structures and chemical compositions. It is to be noticed that annealing at 800°C does not change the chemical composition of the two compounds.

II. Transmission electron microscopy investigation

Specimens for transmission electron microscopy were obtained from hot and than cold rolled strips of 0,5 mm. thickness, attacked in a mixture of 1V H_2O_2+ 1V HNO_3+ 1V HF in order to make them as thin as possible. In these strips, disks of 3 mm. were cut up. The final operation was piercing them by ionic bombing. TEM experiments were carried out using a Philips CM 35 microscope; matrix and compounds chemical composition were also determined by TEM/EDAX.

According to the critical point temperatures determined by differential scanning calorimetry (DSC) [3], we can anticipate that austenite is mainly to be found in the material structure. Owing to deformations induced by sample preparation, we can also expect to find martensite; nevertheless, we cannot neglect the thermal effect of the electron beam, that rises the specimen temperature, leading to martensite-to-austenite transformation.

Typical electron diffraction patterns of the premartensitic phase showing 1/3 <110>, 1/3<111>, 1/3 <112> superlattice reflections are not found in any specimen; therefore premartensitic phase reported in some NiTi alloys [4] is not found in $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$; DSC and internal friction experiments also did not show peaks related with premartensitic phase [3], [5].

We expected to find [2]:

- austenite, CsCl (B_2) type structure, cubic centered (ordered), with a lattice constant of a_0 = 3,012Å
- martensite, B'_{19}, monoclinic, with lattice constants:

$a = 2,898$ Å; $b = 4,66$ Å; $c = 4,12$ Å

$\alpha = 90°$; $\beta = 90°$; $\gamma = 97,78°$

After electron diffraction patterns interpretation, we can observe that austenite is submitted to the following structural changes:

- the angle between reciprocal lattice reflections having <111> zone axis become 59º or 61º;
- a systematical increase of the austenite lattice constant, from 3,01Å to 3,12÷3,15 Å.

These changes are related to the niobium presence in the solid solution.

As far as martensite is concerned, electron diffraction patterns similar to those already reported [2] were obtained, but also different patterns systematically repeated. These diagrams could not be interpreted because of particular angles and interplanar

distances found. We could not obtain electron diffraction patterns for the compounds found in the material structure; these have been pulled out during polishing or specimens haven't been thin enough for revealing compound areas, appropriate for electron microdiffraction.

Transmission electron micrographs for austenite, martensite, a compound and their electron microdiffraction patterns are further on shown:

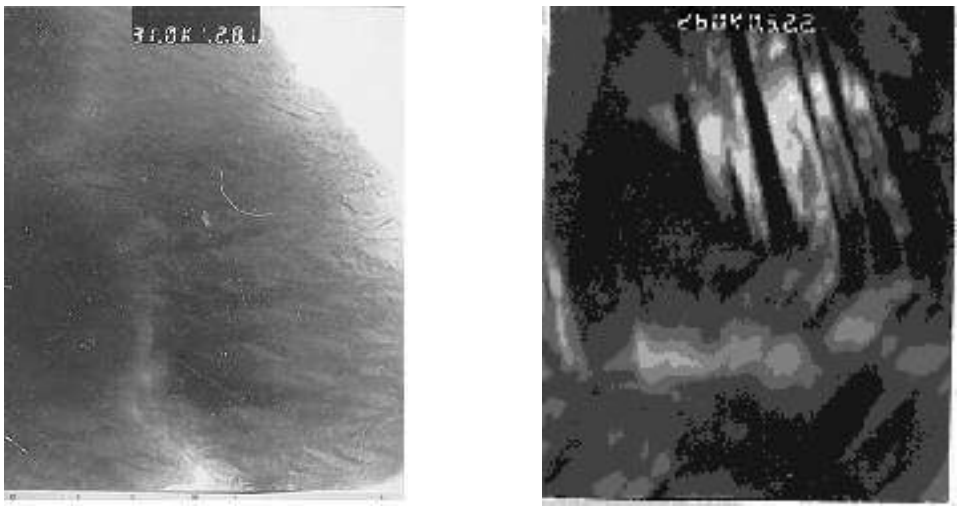


Figure 5. Transmission electron micrographs of martensite twins. M = 31.000, U = 250 kV.

Figure 6. Transmission electron micrograph revealing both austenite and martensite; M = 42.000

By TEM/EDAX we were able to determin the chemical composition for some precipitate particles, taking into account measurement dispersion inherent to such a method, of 5% or even greater. Medium chemical composition was: 4%Nb, 49%Ni and 47% Ti (atomic percentage).

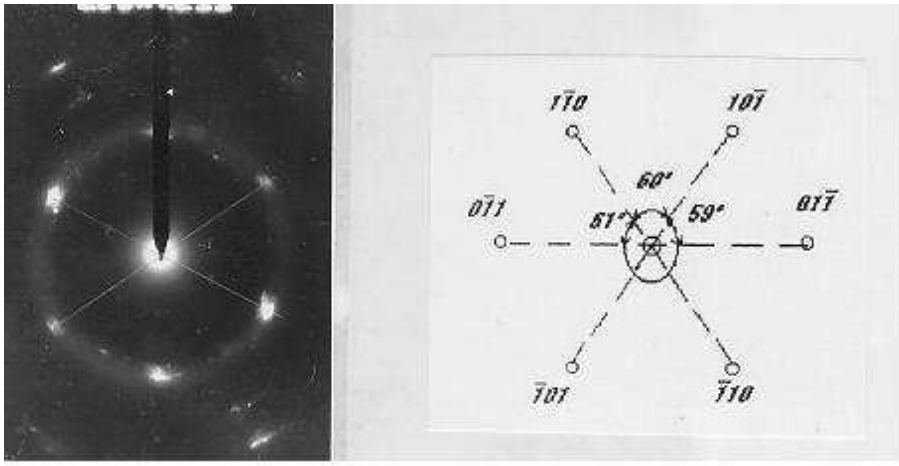


Figure 7.Electron diffraction pattern of a distorted austenitic zone, zone axis <111>, a=3,16Å, α= 61°.

Figure 8. Transmission electron micrograph of a precipitate.M = 69.000.

Conclusions

Two types of ternary compouns were identified in the structure of a shape memory $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$ alloy by complementary investigations, scanning electron microscopy and EDAX.

Transmission electron microscopy gives indications on the structure of NiTi alloys typical phases: austenite, martensite, secondary phases. Austenite has nearly the same characteristics as in equiatomic NiTi alloy; martensite suffers supplementary distorsions. Complex NiTiNb precipitate particles were analyzed by EDAX, their approximate chemical composition being determined.

REFERENCES

1. *MeltonK.N., ProftJ.L., Duerig T.W.,* Wide hysterezis SMA based on the NiTiNb system, MRS Int'l. Mtg. On Adv. Mats., Vol.9, pp. 165-170, 1989.
2. *Goubaa K.,* Thèse de doctorat, ENSCP, 1991.
3. *I.Gherghescu, E.Florian,* Evaluation par DSC des effets des differents traitements thermiques sur les points de transformation d'un alliage a memoire de forme de composition $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$, U.P.B.Sci.Bull., Vol.54, no.1-2, pp.24-30, 1992.
4. *E.Goo, R.Sinclair,* The B_2 to R transformation in TiNiFe and TiNi alloys, Acta metall. Vol.33 No.9, pp.1717-1723, 1985.
5. *I.Gherghescu,* Aspects concernant le frottement interieur d'un alliage a memoire de forme $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$, U.P.B.Sci.Bull., Vol.60, no.1-2, pp.175-180, 1998.

IOANA GHERGHESCU[1], SORIN CIUCĂ[2]
1,2 – Lecturer, Faculty "Materials Science and Engineering", "POLITEHNICA" University of Bucharest

ASPECTE STRUCTURALE ALE UNUI ALIAJ CU MEMORIA FORMEI $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$ RELEVATE PRIN MICROSCOPIE ELECTRONICĂ PRIN BALEIAJ ŞI TRANSMISIE

Lucrarea prezintă aspecte structurale obţinute prin microscopie electronică prin baleiaj şi transmisie ale unui aliaj cu memoria formei $Ni_{50}Ti_{48}Nb_2$. Această compoziţie a fost aleasă în vederea obţinerii unui aliaj cu memorie având un histerezis mai mare decât al unui NiTi echiatomic, ceea ce implică o fiabilitate ridicată. Inaintea oricăror experimentări, materialul a fost supus unei recoaceri în condiţiile 900°C/48 h. Au fost obţinute imagini de microscopie electronică prin baleiaj şi transmisie, microdifracţii de electroni şi analize EDAX. Metodele de investigare expuse furnizează informaţii asupra diferitelor faze ce se găsesc în aliajele NiTi: austenită, martensită şi faze secundare. Austenita din aliajul studiat are caracteristici apropiate de cele ale austenitei din aliajul NiTi echiatomic; martensita suferă distorsiuni suplimentare. Au fost analizate particule ale unor compuşi complecşi prin EDAX, fiind determinată compoziţia chimică aproximativă a acestora; două noi tipuri de compuşi au fost astfel identificate. Compoziţia lor nu se modifică prin recoacere la 800°C; aceste faze sunt deci stabile, având structuri şi compoziţii chimice de echilibru.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

CONSIDERATIONS ON MECHANICAL PROPERTIES OF THE HUMAN BONES

BY

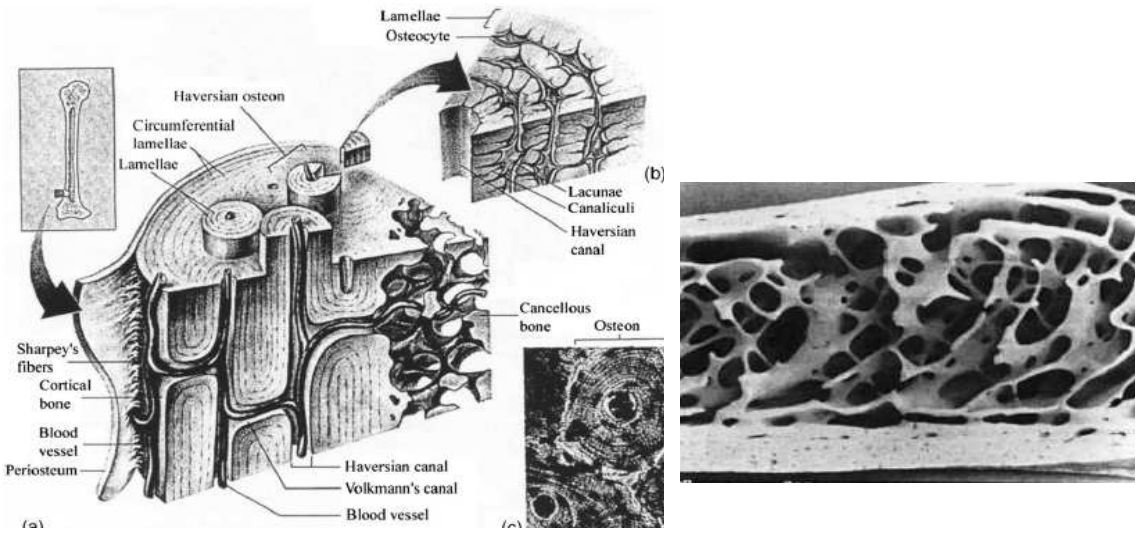
BÎTCĂ CONSTANTIN, MIHALCUT MIHAI AND PAUL DORU BÂRSĂNESCU

Abstract: The behaviour of the biological structures has a great influence on the design of the prosthesis. The experimental studies can contribute to the understanding of the phenomenons from biomechanical field, to increase the quality of the prosthesis and the service time of these. Geometry, structure and elastic and plastic characteristics of the bone are an obstacle to realize correctly a numerical and experimental analysis. Recent biomechanical studies presented an important increase of the utilization of the femur prosthesis and artificial femur from composite materials in orthopaedics field.

Keywords: bone, elastic and plastic properties, Young's modulus, strength, fatigue, and stiffness

1. Introduction

Bone is a dynamic biologic tissue composed from two-phases: a mineral phase and a phase from flexibly collagen fiber and a ground substance. The fact that the bone is a composite materials has an important influence on the strength and its stiffness which has all considerably greater that the values for collagen fibers alone. Mechanical properties of the bone structures depend on the kind of bone, the age, anatomical location and the testing conditions. Although these conditions are usually recorded, some aspects of the testing conditions and the sample preservation are sometimes overlooked (bone hydration, temperature, etc). *Figure 1* shows the microscopic structure of the cortical and cancellous bone.



a. b.

Fig. 1. *Microscopic structure of the bone tissue: a) cortical bone, b) cancellous bone*

For the cancellous bone, the determination of the stiffness is more difficult that for other materials. More of these studies are concentrated on the structural properties because the material properties of the bones are complicated to measure. These properties vary and depend on the anatomical position, the density of the cancellous bone and the trabecular orientation.

2. Mechanical properties of the human bones

The most important mechanical properties of bones are its strength and stiffness. These and other characteristics can be best understood by examining its behaviour under loading and under the influences of the external applied forces. If a specimen is loaded, a deformation of this will appear. The relation between the stress applied to a structure and its strain is called a stress – strain curve. This curve can be divided in two regions: elastic strain region and plastic strain region (*fig. 2*). The initial part of the curve (elastic region) shows the stiffness of the structure and its capacity to recover its original shape when unloaded. The strain increases with the increase of the load, [6].

In practice, the bone does not behaviour like a perfect elastic material because of the viscosity and the fluids from the bone matrix that causes to lose a part of the elastic energy. In bone, like in wood and other biological structures, there is a preferred direction. Because of this, the Young's modulus depends on this direction. For instance, the Young's modulus of a long bone varies between 17 GPa in longitudinal direction and 12 GPa in transversal direction, [8]. Also, the modulus depends on the region from bone where the measurements occur. The Young's modulus can varies between 0.1 and 4.5 GPa, depending on the bone density and trabecular orientation, [7, 9].

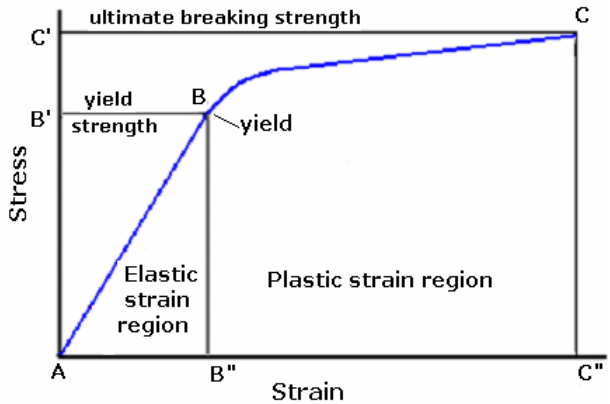


Fig. 2. *Stress – strain curve*

The yield point *B* from the stress – strain characteristic divides elastic and plastic region. This point represents an imaginary boundary over what the stresses cause residual strains in the bone structure. These strains are called plastic strains. Usually, the bone is not a ductile material and has possibilities reduced to sustain the deformation over the yield point. The area under characteristic represents the quantity of the energy storage. The yield point is rarely good defined. Some methods were suggested to measure the yield point. For instance, this point is often defined as the point where the stress – strain curve begins to become nonlinear, [4, 5]. Other techniques contain *offset* methods where an offset line is constructed with the linear

portion of the stress – strain curve, [10]. The point where this line intersects the curve is arbitrarily called yield point. The point *C* shows the ultimate failure point or ultimate breaking strength. The slope of curve in elastic region indicates the stiffness of the bone structure. This value is called modulus of elasticity (Young's modulus).

The knowledge of the stress – strain is useful to study the behaviour during failure, the response of the structure under loads or the influences of various treatments. Sometimes, characterizing a bone depending on the constitutive material, apart from its geometry, it is necessarily to standardize the testing conditions and the size and shape of the specimen loaded. Such standardized tests are useful to compare the mechanical properties for two or more materials. The strength of the cortical bone depends on the kind of stress applied to the bone. For instance, the ultimate tensile strength of femoral bone in the longitudinal direction is 135 MPa, the ultimate compressive strength is 205 MPa and the shear strength is 67 MPa, [8]. Like the Young's modulus, the strength of cortical bone also varies with the direction. The tensile strength of a femur in transversal direction is only 53 MPa, [8]. The strength of the cancellous bone varies between 1 ÷ 20 MPa and is strongly dependent upon apparent density and trabecular orientation, [3].

When a material is loaded with loads within the elastic region of the stress – strain curve, its properties gradually degrade over a period of time. This degradation of the strength and modulus of elasticity depending on the time is called fatigue. The decrease of these properties is attributed to the formation of small cracks within the bone structure. The fatigue strength of the bone, as for more composite materials is more less than its static strength, allowing the failure to occur at loads below those that would normally cause fracture, [1].

The mechanical properties differ depending on the kind of bone. The cortical bone is stiffer than the cancellous bone, withstanding greater stress but less strain before failure. The cancellous bone *in vitro* does not fracture until the strain exceeds 75%, but cortical bone fracture when the strain exceeds 2%. Because of its porous structure, the cancellous bone has a large capacity for energy storage, [10]. In *figure 3* is presented the stress – strain curve of the cortical bone, metal and glass what shows the differences in mechanical behaviour between these materials. The variations in stiffness are reflected in the different slopes of the curves in the elastic region. Metal has the steepest slope and is thus the stiffest material, [5].

The elastic region of the characteristic for metal is a straight line, indicating linearly elastic behaviour. The fact that the metal has a long plastic region indicates that this typical ductile material deforms extensively before failure. Glass, a brittle material, exhibits a linearly elastic behaviour but fails abruptly with little deformations. This thing is indicated by the lack of a plastic region on the stress – strain curve. Cortical bone, which possesses both ductile and brittle qualities, exhibits nonlinear elastic behaviour. This behaviour is demonstrated by a slight curve in the elastic region, which indicates some yielding during loading within this region, [5, 11]. Cortical bone continues to deform before failure, but no so much that in the case of the metal.

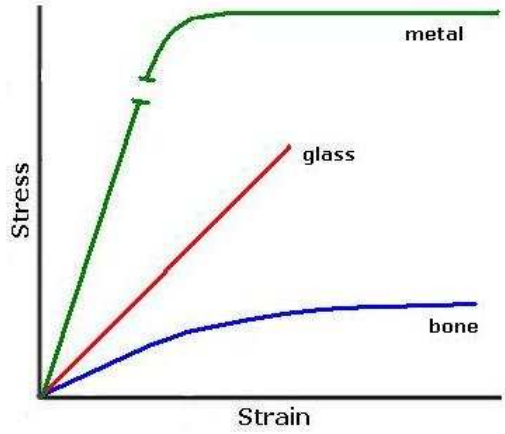


Fig. 3. *Stress – strain curve for three materials (bone, metal, glass), [5]*

The differences concerning the plastic behaviour for metal and bone is due to differences in micromechanical events during the yield. Yielding in metallic materials (tested in tension) is caused by plastic flow and formation of plastic slip lines. The slip lines are formed when the molecules of the lattice structure of metal will be dislocated. For bones, debonding of the osteons at the cement lines and microfracture causes the yielding.

Because the bone structure is dissimilar in the transverse and the longitudinal directions, it manifests diverse mechanical properties when it is loaded along different axes. In *figure 4* is presented the variation of the strength and the stiffness for a cortical bone specimen, tested in tension in four directions, [12].

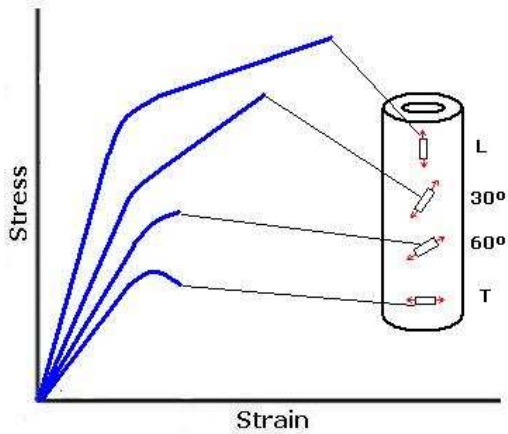


Fig. 4. *Anisotropic behavior of cortical bone specimen from a human femur tested in tension in four directions: longitudinal (L), 30° with respect to the neutral axis of the bone, 60° and transversal (T), [12]*

The values for both parameters are highest for the samples loaded in the longitudinal direction. Although the relationship between loading patterns and the mechanical properties of bone throughout the skeleton is extremely complex, it can generally say that the bone strength and the stiffness in the direction in which loads are most commonly imposed, [12].

Bone exhibits more brittle or more ductile behaviour depending on its age (younger bone being more ductile) and the rate at which is loaded (bone being more brittle for higher loading speeds), [2]. In *figure 5* is presented a comparison between the stress – strain curve for two specimens from a human adult tibiae. The ultimate stress was approximately the same for the young and the old bone. The old bone specimen could withstand until half of the strain that the young bone could. This thing indicates a greater brittleness and a reduction in energy storage capacity.

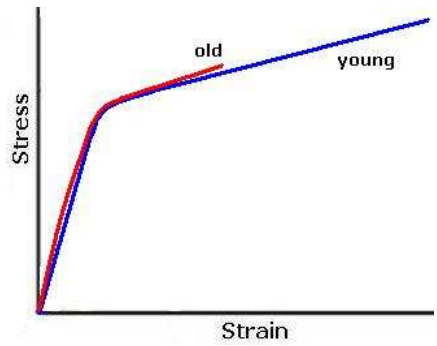


Fig. 5. *Stress – strain curve for specimens of adult human tibiae of two widely differing ages tested in tension, [2]*

3. Conclusions

Bone is an anisotropic material, exhibiting different mechanical properties when is loaded in different directions. Because of the bone structure is very complex, the elastical and mechanical properties are not the same for all bones, depending on the anatomical position, the bone age, etc. Each bone is unique. These characteristics are important for the realization of new materials used for different prosthesis, what must have the same or superior properties.

Received April 19, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Agarwal B.D., Broutman L.J., *Analysis and performances of fiber composites*, New York: John Willey and Sons, 1980
2. Burstein A.H., Reilly D.T., *Aging of bone tissue: Mechanical properties*, J. Bone Jt. Surg., 58A, 1976, p. 82 – 86
3. Carter D.R., Hayes W.C., *The compressive behavior of bone as a two-phase porous structure*, J. Bone Jt. Surg., 59A, 1977, p. 954 – 962
4. Hvid I., Jensen J., *Cancellous bone strength at the proximal human tibia*, Engineering in Medicine, 13, 1984, p. 21 – 25
5. Nordin M., Frankel V.H., *Biomechanics of Bone, in: Basic Biomechanics of the Musculoskeletal System*, Second Edition, Lea & Febiger, Philadelphia, 1980
6. Reifnider K.L., Henneke E.G., Stinchomb W., Duke J.C., *Mechanics of composite materials*, Pergamon Press, New York, 1983, p. 399

7. Reilly T.D., Burstein A.H., *The elastic and ultimate properties of compact bone tissue*, J. Biomech., 8, 1975, p. 393 - 405
8. Turner C.H., Burr D.B., *Basic Biomechanical Measurements of bone: A tutorial,* Bone, 14, 1993, p. 595
9. Turner C.H., Cowin S.C., Rho J.Y., Ashman R.B., Roce J.C., *The fabric dependence of the othotropic elastic constants of cancellous bone*, J. Biomech, 23, 1990, p. 549 – 561
10. Carter D.R., Hayes W.C., *Bone compressive strength: The influence of density and the strain rate*, Science, 194:1174, 1976
11. Bonefield W., Li C.H., *Anisotropy of nonelastic flow in bone*, J. Appl. Physics, 38:2450, 1976
12. Frankel V.H., Burstein A.H., *Orthopaedics Biomechanics*, Lea & Febiger, 1970

CONSIDERAȚII ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE OASELOR UMANE

Rezumat: Comportarea structurilor biologice are o mare influență asupra proiectării protezelor osoase. Analizele experimentale pot contribui la înțelegerea fenomenelor care apar în domeniul biomecanic, la creşterea calității protezelor şi a timpului lor de utilizare. Geometria, structura şi caracteristicile elastice şi plastice ale osului reprezintă un obstacol în realizarea corectă a analizelor numerice şi experimentale. Recente studii biomecanice au arătat o importantă creştere a utilizării protezelor de femur sau a femurului artificial din materiale compozite în domeniul ortopedic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

SOME ASPECTS REGARDING THE DESIGN OF NAIMOV SAMPLES FOR STRESS RELAXATION BENDING TESTS

BY

CORNELIU COMANDAR[1], NICUŞOR AMARIEI[1], DOREL LEON[1] and CONSTANTIN DUMITRACHE[2]

Abstract: The paper presents the design of the slotted ring sample with constant rectangular cross-section, used for the study of stress relaxation in metals. The ring specimens are constrained by the introduction of a calibrated wedge, and the remaining stresses are calculated by elastic springback at the end of test period. The influence of the rapport between radius and height of cross-section al the variations of maximum normal stress are presented.

Keywords: stress relaxation, bending tests, slotted ring samples, elastic springback

1. Introduction

The phenomenon of time-dependent decrease of the stresses in conditions of constant strains is called stress relaxation, [2], [3], [13].

The general stress relaxation test is performed by isothermally loading a specimen to a fixed value of constraint. The constraint is maintained constant and the constraining force is determined as a function of time.

Bending tests for stress relaxation covers the determination of the time-dependent decrease in stress in a specimen subjected to long duration, constant bending strain, in a uniform environment, and negligible vibration [8].

The initial and remaining bending stresses are determined from either of the methods:

- readings are taken continuously from a force indicator while the apparatus adjusts the force to maintain constrain within specified bounds;
- the force required to lift the specimen just free of one or more constrains during the test period is periodically measured;
- the elastic springback is measured after unloading at the end of the test period.

For the first two methods a single specimen is enough to obtain all the necessary data to plot the relaxation curve, while the third method requires a specimen for each point on the curve. Still, the last method has the advantage of a much simpler testing device.

For the remaining stress study using the elastic spring back method, one of the samples used is in the shape of a slotted ring with a wedge inserted in the slot to put the test-piece under load [4], [5]. When are used constant rectangular section rings, the samples are called Naimov rings.

2. The elastic spring back method

The width of the slot in the ring test-piece is carefully measured, after which the test-piece is loaded by means of a wedge of suitable thickness, and placed in a furnace, from which it is removed and cooled after set intervals of time. The stresses in the ring depend on the difference between the wedge thickness and the width of the slot. After removing the wedge, the width of the slot is measured again; this can easily be done with the aid of two marks (holes) on the adjacent faces of the ring.

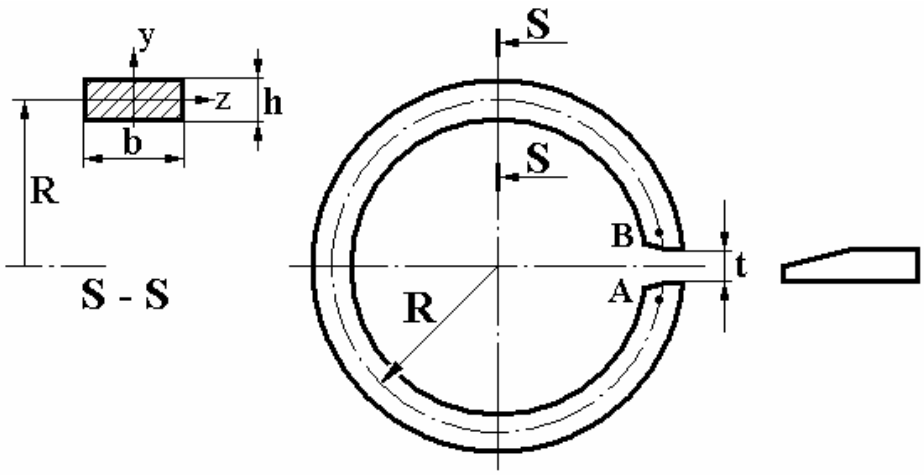


Fig. 1. Naimov sample

The distance between the marks can be measured to an accuracy of microns on a measuring microscope. The slot will widen in time as a result of increasing plastic strain in the gauge-length of the ring. By measuring the slot width we can construct a relaxation curve converting strains to stresses.

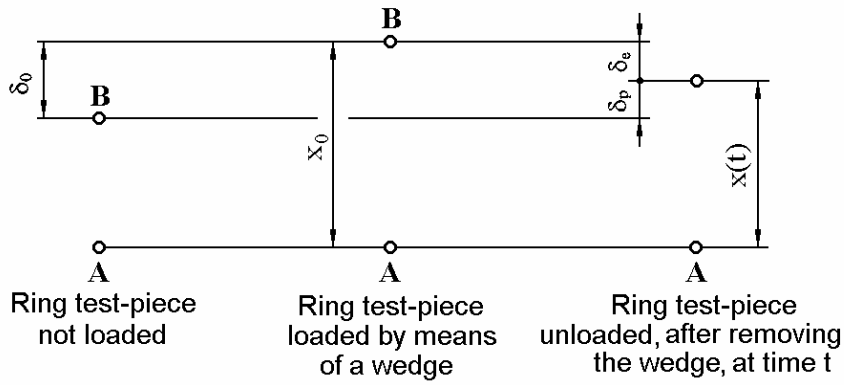


Fig. 2. The mark positions of the ring test-piece in relaxation tests

The remaining stress σ is:

$$\sigma(t) = C \cdot \delta_e \tag{1}$$

where t -time;

C - constant depends on the geometry and material

$\delta_e = x_0 - x_t$ elastic deformation (see fig. 2)

3. Calculus

For the normal stress calculus the following scheme are adopted:

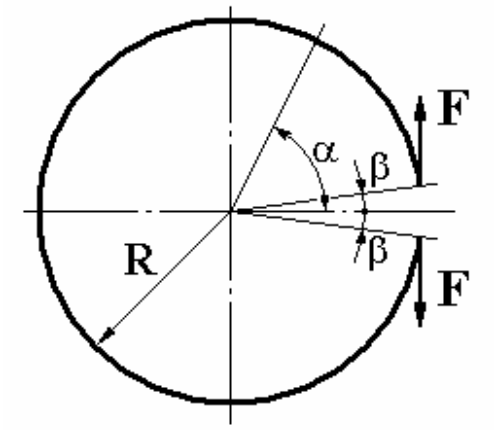


Fig. 3. The geometrical and loaded scheme

The normal force and the bending moment are calculated with the relations:

$$N(\alpha) = -F \cdot \cos\alpha \tag{2}$$

$$M(\alpha) = -F \cdot R \cdot (\cos\alpha - \cos\beta) \tag{3}$$

In figure 4 the variation with the angle α of the normal force and of the bending moment, are presented.

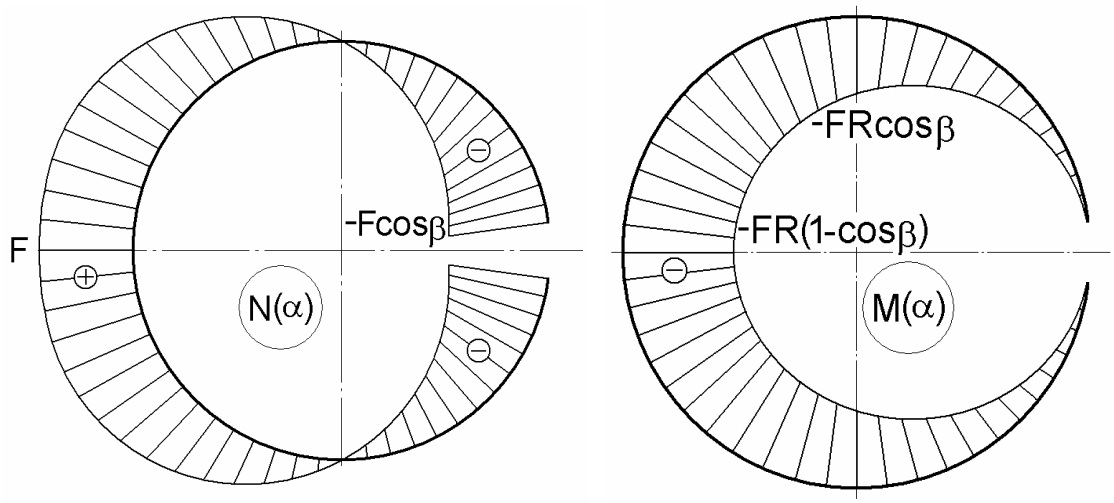


Fig. 4. The variation of normal force and bending moment

The dimension *t* of the slotted ring is adopted to be a fraction of *R*. This dimension influenced the angle *β* (see fig. 2 and 3). The relation between *cosβ* and *t/R* is:

$$\cos\beta = \frac{1}{2} \cdot \sqrt{4 - \left(\frac{t}{R}\right)^2} \tag{4}$$

The variation of the cosβ with the t/R rapport is presented in the figure 5.

The normal stress in a cross section at the angle α can be calculated with the relation:

$$\sigma(\alpha)=\frac{1}{A}\left[N(\alpha)+\frac{M(\alpha)}{\rho}+\frac{M(\alpha)}{\rho\cdot k}\cdot\frac{y}{\rho+y}\right] \tag{5}$$

where: $A = b\cdot h$ - the cross section area;

ρ - radius curvature;

k - shape coefficient for cross section;

$y\in\left[-\frac{h}{2},\frac{h}{2}\right]$ - the distance from the geometrical axis to the fibre where the stress is calculated.

The shape coefficient for the cross section is:

$$k=-\frac{1}{A}\cdot\int_{(A)}\frac{y}{\rho+y}\cdot dA \tag{6}$$

For the rectangular cross section (see fig. 1) the relation (6) become:

$$k=-1+\frac{R}{h}\cdot\ln\frac{\frac{2\cdot R}{h}+1}{\frac{2\cdot R}{h}-1} \tag{7}$$

The variation of the shape coefficient *k* with the *R/h* rapport is presented in the figure 6.

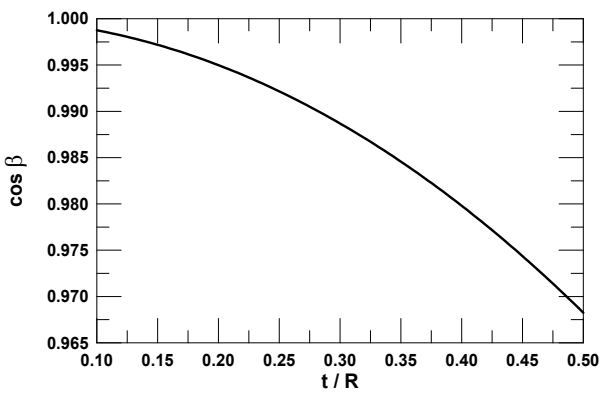


Fig. 5. Variation of cosβ with t/R

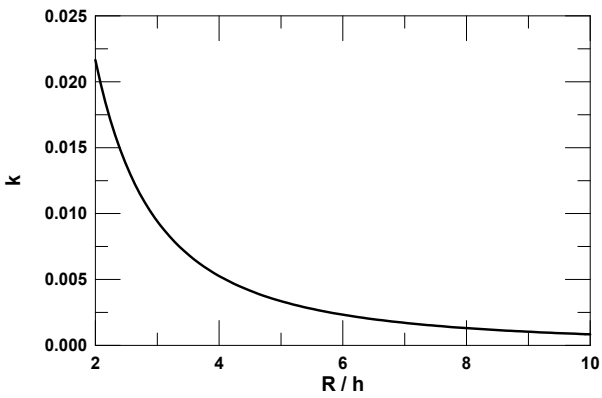


Fig. 6. Variation of k with R/h

Replacing the relations (2) and (3) in the relation (5) we obtain:

$$\sigma(\alpha)=-\frac{F}{b\cdot h}\cdot\left[\cos\beta+\frac{(\cos\beta-\cos\alpha)\cdot y}{k\cdot(R+y)}\right] \tag{8}$$

For the interior fibre and for exterior fibre, the relation (8) become:

$$\sigma_{\text{int}}(\alpha)=\sigma(\alpha)\Big|_{-\frac{h}{2}}=\frac{F}{b\cdot h}\left[-\cos\beta+\frac{\cos\beta-\cos\alpha}{k\cdot\left(\frac{2\cdot R}{h}-1\right)}\right] \tag{9}$$

$$\sigma_{ext}(\alpha)=\sigma(\alpha)\Big|_{+\frac{h}{2}}=\frac{F}{b\cdot h}\left[-\cos\beta-\frac{\cos\beta-\cos\alpha}{k\cdot\left(\frac{2\cdot R}{h}+1\right)}\right] \tag{10}$$

The variation of the σ_{int} and the σ_{ext} with the angle α at different rapport R/h are presented in figure 7.

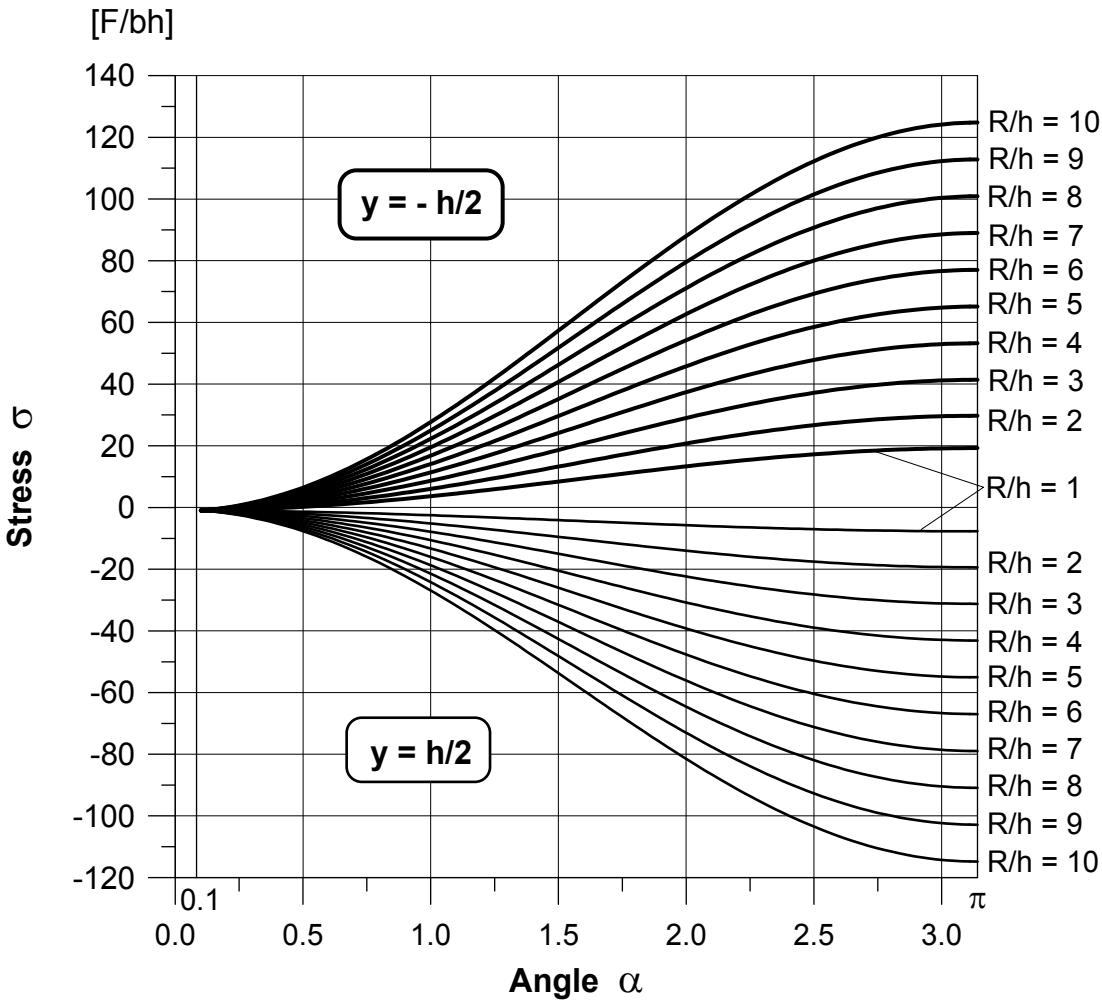


Fig. 8. The variation of the normal stress σ at the interior and exterior fibre with the angle α , for different rapport R/h

4. Conclusions

The maximum normal stress is located at interior fibre and absolute value increase with the rapport R/h.

The maximum normal stress is nonuniform distributed (it is a function of angle α); the gradient increase with the rapport R/h.

The slotted ring samples with constant rectangular cross section are the advantage of simplicity but for uniformity distribution of maximum normal stresses is recommended used of the samples with variable cross section, Oding [9], [10], [11], [12] or by patent RO 116985, [1], [6], [7].

Acknowledgements

The present investigation was conducted with the financiar support of the National University Research Council (CNCSIS), the main Romanian funding organisation for university and postgraduate research programmes, Grant A cod CNCSIS 498/2005.

Received April 20, 2005

[1] *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*
[2] *The Maritime University Constanța*

REFERENCES

1. Comandar, C., Miroş, I., Leon, D. - *Epruvetă inelară pentru studiul relaxării tensiunilor*, Brevet de invenție nr. 116985, 1995.
2. Comandar, C., Leon, D., Amariei, N. - *Study of stress relaxation using the vibrating string method in prestressed steel wires*, 17th Danubia-Adria Symposium on Experimental Methods in Solid Mechanics and Workshop "Future of the Experiment", October 11-14, 2000, Prague, ISBN 80-01-02234-X, 2000, 71-74
3. Comandar, C., Leon, D., Amariei, N. - *Determination of equation of stress relaxation curves based on creep experimental research for 16 Mo 3 steel,* Proceedings of the Fifth European Rheology Conference, Portoroz, Slovenia, September 6 - 11, Steinkopff Verlag Darmstadt, Editor Igor Emri, 1998, 258-259.
4. Comandar, C., Miroş, I., Leon, D., Aignătoaie, M. - *Stress and strain analysis of the ring specimens used in stress relaxation studies*, Buletinul I.P. Iaşi, Tomul XL (XLIV), Fasc. 3-4, Vol. 2, Secția IX, Ştiința şi ingineria materialelor, 1994, ISSN 1453 -1690, 814-817.
5. Comandar, C., Miroş, I., Leon, D., Palihovici, V., Popa,S., Isbăşescu, A. - *Contribuții teoretice şi experimentale la cercetarea fenomenului de fluaj pe epruvete inelare*, Simpozionul "70 de ani de la înființarea laboratorului de rezistența materialelor", Timişoara, 1993, 88-92.
6. Comandar, C., Amariei, N., Leon, D. - *Stress relaxation using ring test-piece* - Annals of the Oradea University, CD-ROM Edition, Volume III, 2004, ISSN 1583-0691.
7. Comandar, C., Leon, D., Amariei, N. - *Experimental validation for a new ring type of test piece use to stress relaxation testings* - Buletinul I. P. Iasi, Tomul L (LIV), Fasc. 6B, 2004, ISSN 1011-2855, 197-202.
8. Comandar, C., Palihovici, V., Amariei, N., Dumitrache, C. - *Bending test for stress relaxation*, Buletinul I. P. Iaşi, Tomul XLV (IL), Fasc. 1-2, Secția Ştiința şi ingineria materialelor, 1999, ISSN 1453-1690, 77-82.
9. Giriadă,C., Miroş,I., Hopulele,I., Leon,D. - *Oding rings design*, Buletinul Institutului politehnic din Iaşi, tomul XXXIV (XXXVIII), fasc.1-4, secția IV- Construcții de maşini, 1988, ISSN 1453 -1690, 43-50.
10. Leon, D., Miroş, I., Comandar, C. - *Considerații privind proiectarea inelelor Oding*, Lucrări prezentate la al V-lea Simpozion Național de Tensometrie, vol. 1, Galați, 1989, 457-461.
11. Leon, D., Comandar, C., Amariei, N. - *Stress State in Oding Type Ring, Determined Analytically, Numerically and Experimentally* - Proceeding of the 35th International Conference Experimental Stress Analysis, EAN '97, Olomouc, Czech Republic, 1997, 268-272.
12. Oding, I. A., Ivanova, V. S., Burdukskii, V. V., Geminov, V. N. - *Creep and stress relaxation in metals*, Oliver and Boyd, Edinburgh, 1965.
13. ASTM E328 - 86 (reapproved 1991) - *Standard Methods for Stress Relaxation Tests for Materials and Structures*.

CÂTEVA ASPECTE PRIVIND PROIECTAREA EPRUVETELOR NAIMOV PENTRU ÎNCERCĂRI DE RELAXARE A TENSIUNILOR PRIN ÎNCOVOIERE

Rezumat: Lucrarea se referă la proiectarea epruvetelor inelare secționate, cu secțiunea transversală dreptunghiulară constantă, utilizate pentru studiul relaxării tensiunilor în metale. Epruvetele inelare sunt deformate prin introducerea unei pene calibrate iar tensiunea remanentă se calculează pe baza revenirii elastice la sfârşitul perioadei de încercare. Este prezentată influența raportului dintre rază şi înălțimea secțiunii transversale asupra variației tensiunilor normale maxime.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

THE ALLOYING ELEMENTS INFLUENCE OVER CORROSION RESISTANCE OF SOME BIOMATERIALS NICKEL BASED

D. MARECI, D. SUTIMAN, N.FOCA, GABRIELA CARJA and C.BOCANU

Four non-precious Nickel based alloys (VeraSoft, WironNT, Wirolloy and NicromalSoft) were analysed vis a vis to their corrosion behaviour. The correlation between the amount of the elements Chromium, Molybdenum and the corrosion behaviour, expressed by PREN index (pitting resistance equivalent number) in the case of the allied steels, was extended for Nickel-Chromium dental alloys characterization. The corrosion potentials and corrosion rates were determined in artificial saliva using the electrochemical methods. The Chromium and Molybdenum contents play a significant role in corrosion resistance: alloys with hight Chromium and Molybdenum content exhibit a much wide passivation range and a better resistance to pitting corrosion. The alloys with PREN≤ 32.9 are susceptible of localized corrosion.

Keywords: nickel based alloy, pitting, corrosion, polarization curves, corrosion parameters

Introduction

Due to their electronic structure, the dental alloys react extremely easy with the buccal cavity medium, being degraded especially by chemical corrosion. In present, various types of dental alloys are used, both precious and non-precious.

In the actual socio-economical conditions, the dentist should select with discernment the alternatives alloys Ni-Cr-Fe, Ni-Cr-Mo and Co-Cr-Mo based, appeared on the Romanian market in the present. The selection takes place depending on the properties and corrosion resistance of the alloy and is a function of the clinical case. The inadequate choice of the dental alloy in order to realise certain prosthesis may lead to mechanical, chemical or biological failures that have undesirable consequences in time over the patient general state of health.

Studies concerning the corrosion resistance of both non-precious and precious materials were realised [1-3].

The present paper presents the influence of the main elements that form the structure of the alloys nickel based over the corrosion resistance and the corrosion type. The influence of chromium and molybdenum existing in the nickel alloys was studied as compared to the electrolytic nickel from the electrochemical behaviour point of view.

Experimental

Four non-precious dental alloys used in dental prosthetics construction and nickel were investigated. Their composition is shown in Table 1.

Table 1: The composition of the dental alloys

Alloy	Main Components (%)
Wirolloy	63.5 Ni 23Cr 9Fe 3Mo 0.5Mn 1Si
VeraSoft	53.6Ni 19.5Mn 14.5Cr 9.5Cu 1.6Al 1.5Si
WironNT	61.4Ni 22.9Cr 8.8Mo 2.5Fe 3.9Nb
NicromalSoft	64.6Ni 17.8Cr 9.8Cu 3.5Mn 1.8Si 1.5Al 0.5Ti 0.5Fe
Nickel	99,9Ni

The electrolyte used as corrosion medium was a solution of the aerated artificial saliva (Carter-Brugirard AFNOR/NF (French Association of Normalization) 591-141) [4] that is composed of: NaCl – 0.7 g/L, KCl – 1.2 g/L, $Na_2HPO_4H_2O$ – 0.26 g/L, $NaHCO_3$ – 1.5 g/L, KSCN – 0.33 g/L, urea – 1.35 g/L ,pH = 8.

The determination of open circuit potential and the cyclic polarisation curves recording were performed with the electrochemical system VOLTALAB-32, which consists of a potentiostat, an electrochemical interface and a PC. Experimental data were acquired and processed with the VoltaMaster 2 software. The reference electrode was a saturated calomel electrode (SCE) and platinum as a counter electrode.

The working electrode, made from alloy sample was processed into a cylindrical shape and mounted in a teflon support. In these conditions the surface exposed to corrosion was a one-dimensional circular surface.

Before experimental determinations the samples were mechanically polished using abrasive SiC paper up to a granulation number of 2500 mesh. Then they were washed with water, degreased with ethyl alcohol and preserved in double-distilled water.

The linear polarisation curves were recorded at an electrode potential scanning rate of 0.5 mV/s, while the cyclic ones at 50 mV/s.

Currents densities of corrosion were determined by polarisation resistance method [5, 6].

After the electrochemical treatment, the analysis of the alloys surface was performed on a optical microscope MC1.

Results and Discussions

For each alloy, the main parameters of corrosion process were established using the cyclic polarisation curves.

In Figure 1 are presented the cyclic polarisation curves for the Nickel and WironNT alloy and Figure 2 shows the cyclic polarisation curves for the VeraSoft, NicromalSoft and Wirolloy alloys after maintaining 7 days in an artificial saliva solution.

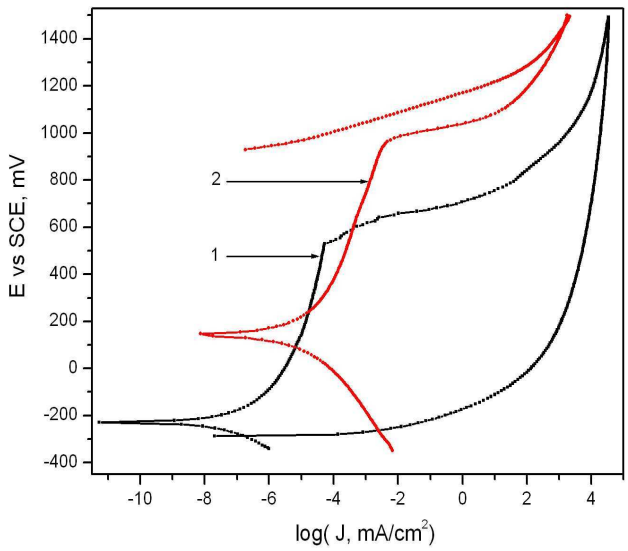


Figure 1: Cyclic polarisation curves for the Nickel and WironNT alloy after maintaining 7 days in an artificial saliva solution (1-Nickel, 2-WironNT)

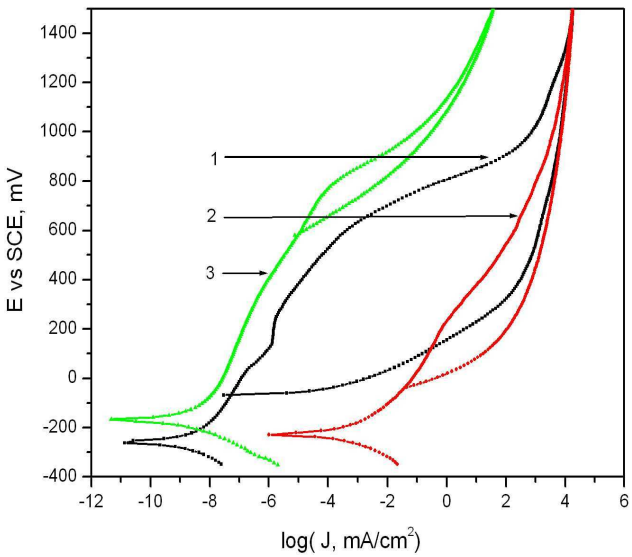


Figure 2: Cyclic polarisation curves for the VeraSoft, NicromalSoft and Wirolloy alloy after maintaining 7 days in an artificial saliva solution (1- NicromalSoft, 2- VeraSoft, 3- Wirolloy)

In table 2 there are presented the corrosion process parameters corresponding to the five materials studied after 7 days in artificial saliva.

Table 2: The main parameters of the corrosion process

Alloys	E_{corr} (mV)	R_p ($K\Omega cm^2$)	J_{corr} (nA/cm^2)	E_{tr} (mV)	E_{br} (mV)	E_{rep} (mV)	ΔE (mV)
The materials maintained for 7 days in artificial saliva							
Nickel	-229	38,4	312	-	531	-287	818
Wirolloy	-166	320	16,8	-	960	830	130
WironNT	147	210	38,5	1010	-	-	-
VeraSoft	-229	0,78	7050	-	280	12	268
NicromalSoft	-262	55	178	-	800	130	670

E_{corr}–corrosion potential, R_p–polarisation resistance, J_{corr}–density of corrosion current, E_{tr}–transpassivation potential, E_{br}–breakdown potential, E_{rep}–repassivation potential

After 7 days of maintaining in artificial saliva, one find that most of the materials shows negatives corrosion potentials characteristic of non-precious elements, excepting the case of Wiron NT alloy.

The corrosion currents have different values. In case of the NicromalSoft alloy, the corrosion current has a value close to the one recorded for nickel and the VeraSoft alloy presents a current that is ten times higher as compared to nickel. The lowest corrosion current was recorded for Wirolloy alloy, two times lower than WironNT alloy and 400 times lower than VeraSoft alloy.

Analysing the profiles of cyclic polarisation curves results that the only alloy showing a generalised corrosion is WironNT and the others alloys present a pitting corrosion. The highest breakdown potential exists in case of Wirolloy alloy, less susceptible to localised corrosion due to a high repassivation potential. The most susceptible to localised corrosion is the VeraSoft alloy, having a breakdown potential very low, with a value close to the corrosion potential. The nickel surface do not repassivates because the repassivation potential is more negative than the corrosion one.

Localized corrosion attack is one of the most commonly observed failure mechanisms of stainless steels and high Ni-Cr-Mo alloys. This form of localized attack being generally less predictable than general corrosion and more limiting to a materials performance. A Pitting Resistance Equivalent Number (PREN) is calculated, using the alloy chemical composition, to estimate relative pitting resistance alloy. The equation that most closely represents the performance of the high Ni-Cr-Mo alloys in the various media examined being:

$$PREN = Cr + 3.3(Mo + 0.5W)$$

The PREN calculations for each of the Ni-Cr-Mo alloy are:

PREN=51.94(WironNT)>PREN=32.9(Wirolloy)>PREN=17.8 (NicromalSoft)>PREN=14.5(VeraSoft).

The Wiron NT alloy, presenting a PREN higher than 50 is not susceptible to the localised corrosion.

Figure 3 shows the influence of alloying elements, expressed by PREN, over the breakdown potential and Figure 4 shows the repassivation potential dependence of PREN.

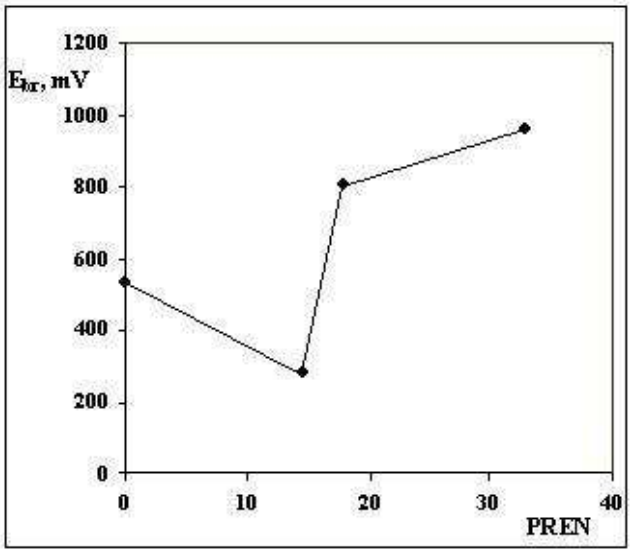


Figure 3: The dependence of breakdown potential of PREN

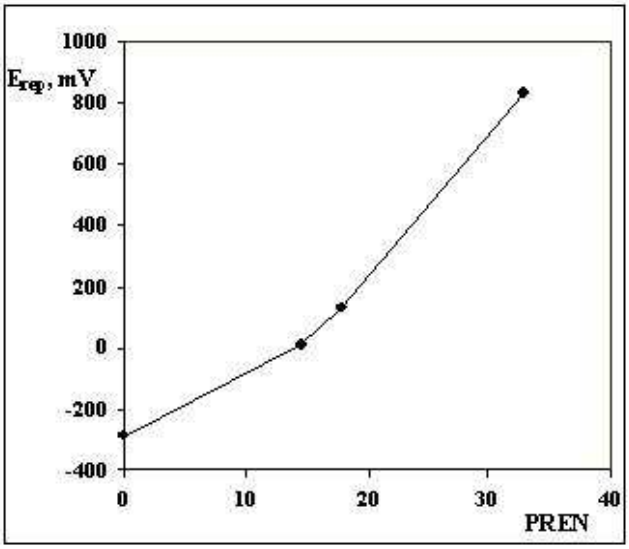


Figure 4: The dependence of repassivation potential of PREN

It is interesting the fact that the VeraSoft alloy shows a breakdown potential lower than the one corresponding to Nickel, although the alloying elements should have a positive role in this sense. This exception may be caused by the inadequate casting conditions. But the repassivation potential is higher as compared to the Nickel one.

At the same time as the PREN index increases, the susceptibility to localised corrosion decrease. This fact was confirmed by microscopic analysis of the samples surfaces after the polarisation at +1500 mV (Figure 5).

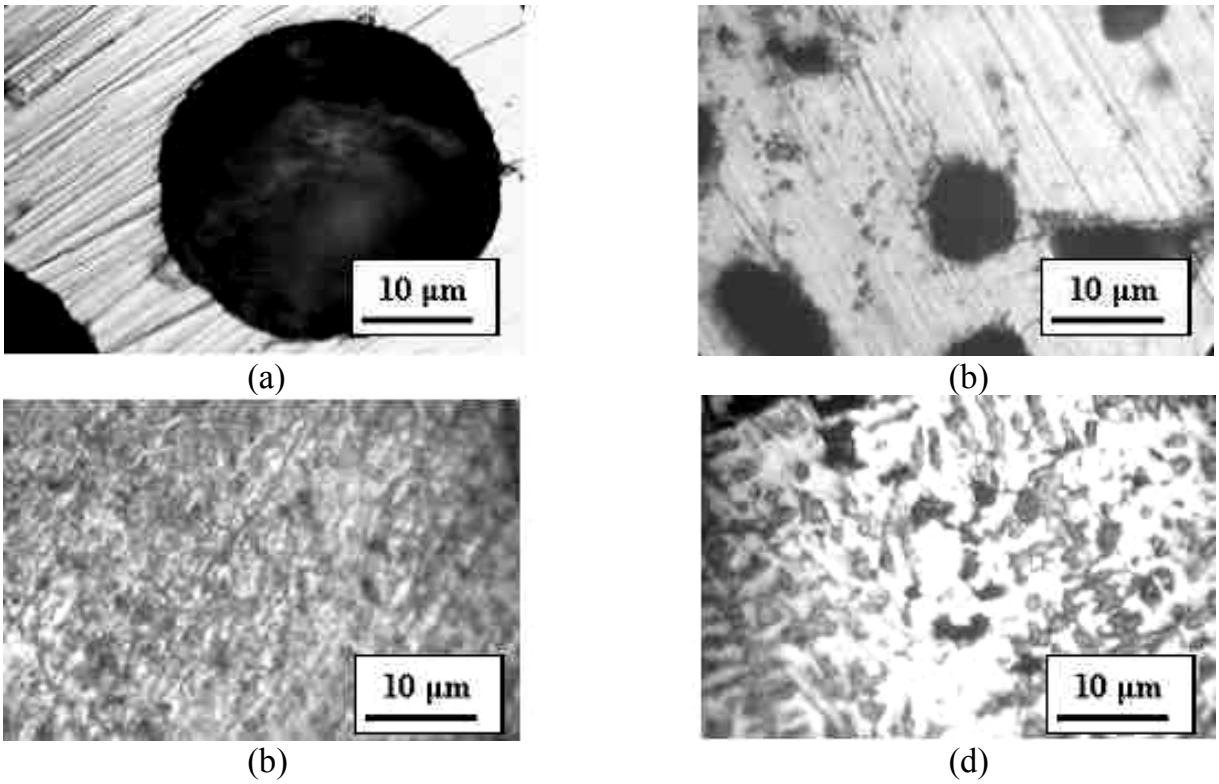


Figure 5: Micrographs of the alloys surfaces after polarisation at +1500 mV
(a) Nichel, (b) VeraSoft, (c) WironNT, (d) Wirolloy

The effect of alloying over the nickel alloys may be established because the micrographs were realised using the same magnifying power. In case of pure nickel the corrosion point is well defined and has a dimension relatively high, but after alloying and depending on PREN value, the corrosion points become smaller and tend to cover uniformly the entire alloy surface, marking the passing from a localised corrosion to a generalised corrosion. The Wirolloy alloy surface shows a generalised corrosion passing and the WironNT alloy surface was attacked uniformly.

Conclusions

1.The alloying of nickel with chromium and molybdenum do not always determines a decrease of the corrosion rate. In case of the VeraSoft alloy the corrosion current is higher than the one corresponding to Nickel and in case of Wirolloy alloy is significantly lower.

2.The alloying determinates the modification of the corrosion type. Thus, for a PREN higher than 35, the corrosion is generalised.

3.An inadequate alloying beside the fact that does not modify the corrosion type, may determine an increase of corrosion rate. This is the case of VeraSoft alloy that shows a breakdown potential lower than the Nickel one, situated under 300 mV.

References

1. Aelenei N., Nemtoi Gh., Mareci D., Aelenei D, Chiper C, Chelariu R., volume Studia University Babes Bolyai Cluj **1-2** 314 (2002).
2. Mareci D., Aelenei Delia. Petreuş I., Aelenei N., Buletinul Institutului Politehnic Iaşi, XLIX (LIII), fasc. 5, 197 (2003).
3. Nemţoi Gh., Aelenei D., Mareci D., Chelariu R., Petreuş I., Dental alloys electrochemical behaviour in simulated human fluids, Annals of West University of Timisoara, Series Chemistry **12** 619 (2003).
4. Grosgogeat B., Reclaru L., Lissac M., Dalard F., Biomaterials, **20**, 933 (1999).
5. Philippe Marcus, eds., Corrosion Mechanisms in Theory and Practice, Marcel Dekker Inc. 203 (2002).
6. Kelly R.G., Schully J.R., Shoesmith D.W., , Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering, Marcel Dekker Inc., New York, (2003).

*Gh.Asachi" Technical University of Iasi, Faculty of Industrial Chemistry,

INFLUENŢA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA COROZIUNII UNOR BIOMATERIALE PE BAZĂ DE NICHEL

In lucrare a fost studiată comportarea la coroziune a 4 aliaje pe bază de nichel (VeraSoft, WironNT, Wirolloy şi NicromalSoft). Corelaţia dintre conţinutul de crom şi molibden şi comportarea la coroziune s-a realizat prin indicele PREN, corespunzător oţelului inox care a fost extins şi pentru caracterizarea aliajelor dentare pe bază de nichel-crom. Potenţialele şi curenţii de coroziune utilizând ca mediu coroziv saliva artificială au fost determinaţi folosind metode electrochimice. Conţinutul de crom şi molibden joacă un rol semnificativ în rezistenţa la coroziune: aliajele cu un conţinut ridicat în aceste elemente prezintă un interval de pasivare lag şi o rezistenţă la coroziunea in puncte. Aliajele cu un PREN < 32.9 sunt susceptibile la coroziunea în puncte.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

INFLUENCES OF ENVIRONMENT ON DEFORMATION AND CRACK OF ESTANE ELASTOMERS

BY

BÂRSĂNESU PAUL DORU, BÎTCĂ CONSTANTIN AND ADRIAN STOIAN

Abstract: In the present paper we have studied the influences of environment on deformation and crack of ESTANE elastomers. ESTANE is a thermoplastic polyurethane elastomer and reach a great interest due to their special properties. After experimental studies, we can conclude that the maximum strain in the electron acceptor environment is greater than in inert ones, for the same load, and the behavior during the creep shows general characteristics of the thermoplastic elastomers.

Keywords: polyurethane, creep, environment

1. Introduction

Thermoplastics polyurethane elastomers reach a greater interest from many technical fields. Actually they are important due to their special properties: very good strength to abrasion and creep, limited elongation, remarkable strength to petroleum products and ozone action, [1, 2, 3].

The strains, in creep condition, of this kind of elastomers show us that they have an important residual strain after removing the load, due to some mechanochemical reactions, [4, 5,6].

The paper presents the study of strain and creep phenomena of these elastomers.

2. Experimental tests

We will study the type of elastomer, so called ESTANE, manufactured by B.F. GOODRICH CHEM.CO. (SUA). It's a linear polymer, based on 4.4' dibenzyl – diisocyanate. The density is 1.22 g/cm^3, and the softening point 160±10ºC. For the present study we used elastomer films, manufactured by mixing melting polymer in water fenolate solution (9/1 vol.), at 80ºC temperature. The films are cast on glass plates, the carrier evaporating through thermal treatment at 105ºC in air and at 60ºC for 24 hours in vacuum. The manufactured films have the following dimensions: 35×15×0.07 mm.

The device used for creep study (*fig. 1*), allow us to develop different gaseous and liquid environments, equipped with a self-seal and clamping in system.

In case of the gaseous environment (vacuum, nitrogen, air, nitrogen oxide, vinyl chloride), the value of tensile load was about $\sigma_o = 42.20$ MPa, and in case of liquid environment (ethyl alcohol, DPPH alcohol, acrylonitrile alcohol), about 17.0 MPa. All experiments were conducted at room temperature.

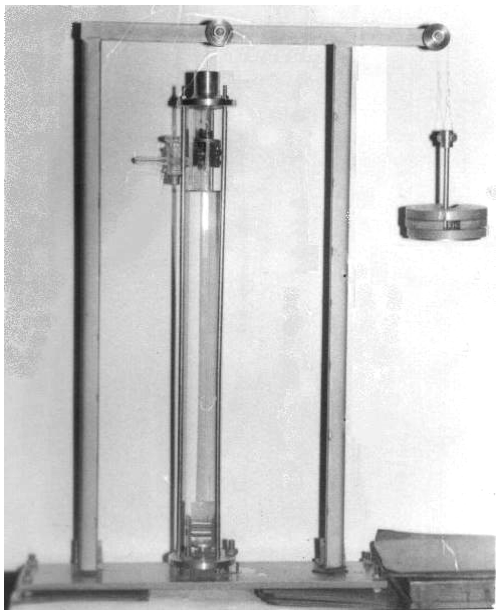


Fig. 1. Device for tensile loads

We have used an inert and electronic acceptor environment in order to study the deformation and crack phenomena, taking into consideration the confirmed radically nature of these processes.

In order to remove the air inside the device, it has been washed with nitrogen after vacuum, for many times, in case of the active environment (nitrogen oxide, vinyl chloride). Before loading, the films were dryed at 60ºC, for 24 hours under vacuum and weighted after that. After loading in gaseous environment, the samples were heated at 60ºC, for 24 hours in vacuum.

After loading in the liquid environment above mentioned, the samples were washed with ethyl alcohol for 10 hours and then drying at 60ºC in vacuum. After drying the samples were warmed again.

3. Results and discussions

Experimental study of loading tensile allows us to plot the creep diagram for different environments (gas, liquid).

The creep diagram in atmosphere (*fig. 2*) allows us to calculate the strains, characteristic to viscoelastic behavior, specific to studied thermoplastic elastomer (*table 1*).

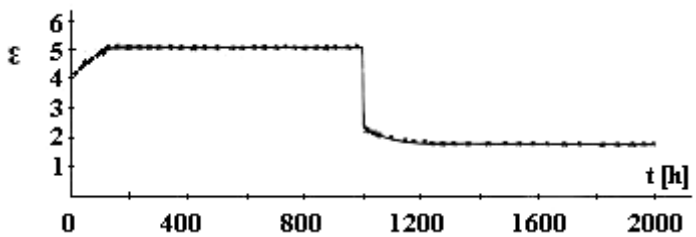


Fig. 2. Creep diagram ε – time for σ_o = 42.2 MPa, in atmosphere

Table 1. Strain values at σ_o = 42.20 MPa, for different environments

Strain, ε, mm/mm	$\varepsilon_{el.inst}$	$\varepsilon_{el.del}$	$\varepsilon_{\max}$	$\varepsilon_{rev.el.inst}$	$\varepsilon_{rev.el.\text{int}}$	$\varepsilon_{permanent}$
Atmosphere	3.25	1.84	5.09	2.79	1.04	1.75
Vacuum	3.10	1.60	4.70			
Nitrogen	3.0	1.55	4.55			
Nitrogen oxide	3.45	2.50	5.95			
Vinyl chloride	3.50	2.15	5.65			

The great value of the permanent strain indicates the linear character of this polymer.

In the *fig. 3* are presented other creep diagrams in different gaseous environments.

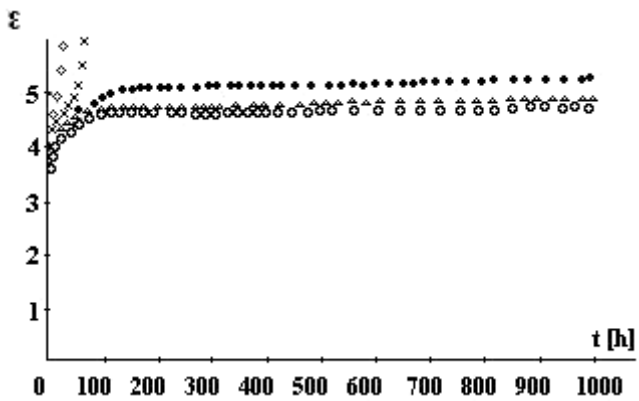


Fig. 3. Creep diagrams for different gaseous environments: • – atmosphere, Δ – vacuum, × – nitrogen oxide, ◊ – vinyl chloride

We can see that the maximum strain in electronic acceptor environment is greater than those inert, for the same load (*Table. 1*). The samples loaded in vacuum, nitrogen and atmosphere, do not crack neither after 1000 hours of loading, but those loaded in nitrogen oxide and vinyl chloride there are cracked after 65 hours and 23 respectively, form the start point. This happened because of the strong electron-acceptor character that inhibits the recombining and disproportional reactions, accelerating the mechanochemical reactions that determine, finally, the macroscopic cracks.

Also the increased nitrogen content of the films from 3.87% (blank sample) to 4.36%, after loading in nitrogen oxide environment has an important influence. In the same time it was determined a difference of 0.5% of weight of the samples in vinyl chloride.

The load in creep condition, in liquid, electronic acceptor or different monomers allows us to plot the creep diagrams, presented in the *fig. 4*. The polymer does not crack after 1000 hours, reaching the maximum strain after 120 hours, but in DPPH alcoholic, isoprene and acrylonitrile, cracks after 140, 48 and 1 hour respectively.

The representation of experimental results in *ε – log t* (*fig. 5*) and *log ε – log t* coordinates (*fig. 6*) permitted a partial linearization of the creep diagrams.

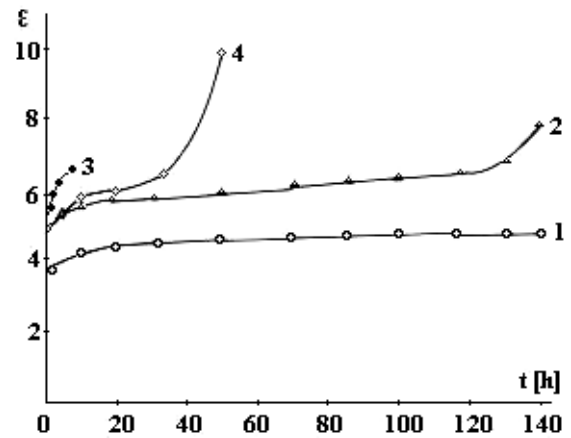


Fig. 4. Creep diagrams for the load σ_o = 17.0 MPa, in: 1.ethyl alcohol, 2. DPPH, 3. acrylonitrile, 4. isoprene

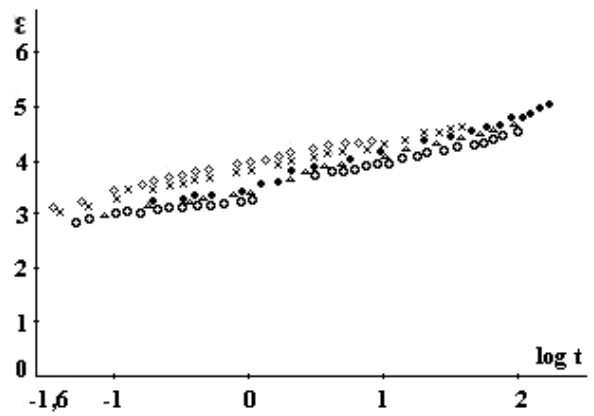


Fig. 5. Creep diagrams ε – log t for σ_o = 42.2 MPa in gaseous environment: • – atmosphere, Δ – vacuum, × – nitrogen oxide, ◊ – vinyl chloride

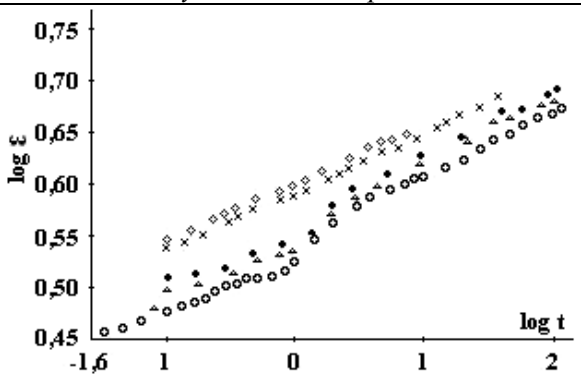


Fig. 6. Creep diagrams log ε – log t for different gaseous environment: • – atmosphere, Δ – vacuum, × – nitrogen oxide, ◊ – vinyl chloride

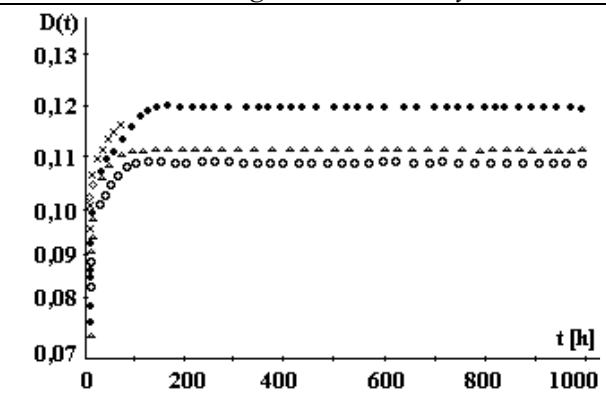


Fig. 7. D(t) Diagrams – t : for different gaseous environment: • – atmosphere, Δ – vacuum, × – nitrogen oxide, ◊ – vinyl chloride

Also the determination of the creep compliance D(t), parameter characteristic to viscoelastic behavior of polymers, calculated using the formula

$$D(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma_o}, \text{ [MPa}^{-1}\text{]} \tag{1}$$

allowed us to plot the diagrams *D(t) – t* (*fig.7*), *ε – D(t)* (*fig. 8*) and *ε – log D(t)* (*fig. 9*) in order to predict the long time behavior. We can observe that the linearity of the variations of experimental data for *ε –D(t)* and *ε – log D(t)* coordinates, which are a strong argue to the possibility of using them for this purpose.

Utilization of acceptor electron environment (gas and liquid) permits us to distinguish the mechanochemical reactions that are producing during the creep processes of the polyurethane type of thermoplastic elastomers.

We established that in the presence of the air, the total strain is greater than in vacuum or nitrogen, because the free radicals, appeared after cleavage of chemical links, reacts with the oxygen, forming peroxide grouping, which are easily break-up. So, the presences of the oxygen accelerate the subsequent cleavage of the chemical links, process observed through the increased strain of the sample.

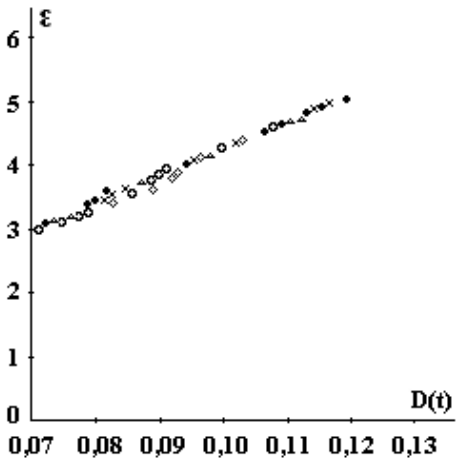


Fig. 8. Diagrams ε – D(t) for different gaseous environment: ● – atmosphere, Δ – vacuum, × – nitrogen oxide, ◊ – vinyl chloride

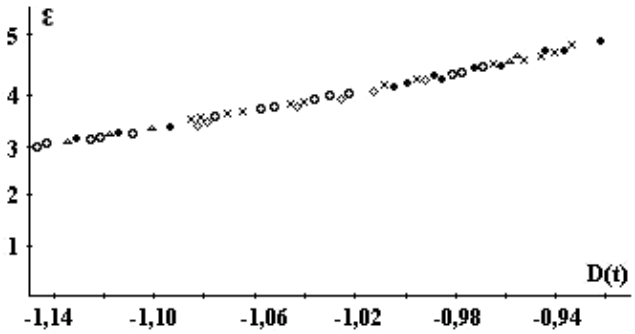


Fig. 9. Diagrams ε – log D(t) for different gaseous environment: ● – atmosphere, Δ – vacuum, × – nitrogen oxide, ◊ – vinyl chloride

Using the electron acceptor environment conducts to their linking to the primary macro groups, preventing the reaction of recombination which intensify mechanodegradation and modification of some properties of the initial elastomer (colour and the nitrogen content).

The presence of monomers are involve in initiation of the grafting of the loaded films, because of the presence of the active chemical group centers formed during the cleavage of the valence chemical links.

The weight modification of the polymer is an argument for these reactions.

At the same time, it was establish that in all active environments (gas or liquid) the macromechanical crack was accelerated by consumed free radicals and brake of the transfer chain and recombination reactions.

The reactivity of the acceptor environments used against the polymer loaded in creep conditions prove the radical nature of the transformations that happened during the strain and crack of these polyurethane elastomers.

4. Conclusions

1. We can see that the maximum strain in the electron acceptor environment is greater than in inert ones, for the same load. The samples loaded in vacuum, nitrogen and atmosphere does not break neither after 1000 hours, but those in nitrogen oxide and vinyl chloride breaks after 65, 23 hours respectively, from the beginning of loading.

2. The ESTANE elastomers behavior during the creep shows general characteristics of the thermoplastic elastomers.

Received April 21, 2005

The "Gh. Asachi" Technical University Iassy
Strength of Materials Department

REFERENCES

1. Sauders J.H., Frisch K.C., *Polyurethanes Chemistry and Technology*, Part I, Interscience, New York, 1967
2. Sauders J.H., *Polymer Chemistry of Synthetic Elastomers*, J.P. Kennedy, E.G.M. Tornqvist ed., Interscience, New York, 1969
3. Lipatov O.C., Kercea I.I., Sergheeva L.M., *Struktura i svoistva poliuretannov*, Naukova Dumka, Kiev, 1970
4. Oprea C.V., Constantinescu Al., Bârsănescu, P.D., *Ruperea polimerilor*, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1992
5. Wineman A., Rajagopal K.R., *Mechanical response of Polymers*, Cambridge University Press, 2000
6. Dieter G. (chair vol.) *ASM Handbook, vol.20, Materials selection and design*, ASM, 1997

INFLUENȚA MEDIULUI ASUPRA DEFORMĂRII ŞI RUPERII ELASTOMERILOR ESTANE

Rezumat: Elastomerii termoplastici dobândesc o importanță crescândă în diferite domenii ale tehnicii prin proprietățile lor deosebite ca: rezistență foarte bună la abraziune şi rupere, lungire limitată. Lucrarea de față abordează studiul mecanismului deformării şi ruperii acestor elastomeri. În urma studiului s-a constata că deformația maximă este mai mare în mediile acceptoare de electroni decât în cele inerte iar în urma solicitării, în condiții de fluaj prezintă caracteristicile generale ale deformării elastomerilor termoplastici.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

ON THE D.C. CONDUCTION MECHANISM OF N-(p-R-PHENACYL)-1,7-PHENANTHROLINIUM BROMIDES IN THIN FILMS

By

L. LEONTIE[1]*, I. DRUTA[2], T. DANILOAIA[2], G.I. RUSU[1]

The investigation of temperature dependence of electrical conductivity, σ, and Seebeck coefficient, S, for six new synthesized N-(p-R-phenacyl)-1,7-phenanthrolinium bromides, is reported. Thin film samples (d=0.11-0.96 μm) deposited by an immersion technique (from ethanol solutions) onto glass were used.
$\sigma(10^3/T)$ and $S(10^3/T)$ dependences evidence typical semiconducting (n-type) behavior of actual polycrystalline organic materials. The activation energy of electrical conduction lay in the range 1.71-1.94 eV, while the ratio of charge carrier mobilities ranged between 1.13 and 1.75.
Some correlations between semiconductor properties and molecular structure of the compounds were established. The model based on band gap representation can be satisfactory used for the explanation of electronic transport in investigated compounds.

Keywords: organic materials, thin films, electronic transport

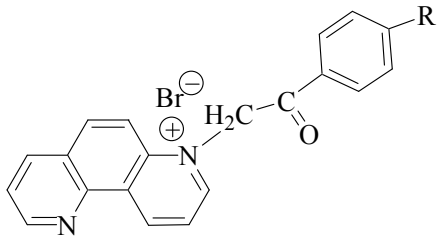
1. Introduction

In the last two decades, the study of electronic transport mechanism in semiconducting organic compounds has been the object of many theoretical and experimental investigations. The interest in this interdisciplinar topic is strongly stimulated by the wide applications of organic semiconductors in different domains of modern technology of solid-state devices [1-3].

Generally, by studying electronic transport properties of semiconducting materials very useful information can be obtained about the mechanism of electrical conduction, concentrations and mobilities of charge carriers, predominant scattering mechanism of carriers, etc. [4-8].

In a series of previous papers [9-19] we studied the temperature dependence of the electrical conductivity and Seebeck coefficient for a large number of new organic compounds (monomers, polymers, charge transfer complexes, etc.) showing typical semiconducting characteristics. Some correlations between these characteristics (thermal activation energy of electrical conduction, ratio of carrier mobilities, etc.) and the molecular structure of studied compounds were established [9, 11, 15, 18].

In present paper, we extend these investigations on some recently synthesized N-(p-R-phenacyl)-1,7-phenanthrolinium bromides, in thin films.



T (1 - 6)

1) R = CH_3
2) R = OCH_3
3) R = NO_2
4) R = H
5) R = Cl
6) R = Br

Scheme 1

2. Experimental

The molecular structure of synthesized compounds, as well the nature of substituents, are presented in Scheme 1.

For the study of temperature dependence of the electrical conductivity, σ, and Seebeck coefficient, S, thin-film samples deposited from ethanol solutions onto glass substrates were used. The used experimental conditions permitted obtaining films of uniform thickness on large areas of the substrate surface [9, 11].

Measurements were performed using surface-type cells. Indium thin films (deposited onto substrate by thermal evaporation under vacuum) were used as electrodes.

Film thickness (d=0.11-0.96 μm) was determined by an interferometric method.

The surface morphology of the films was studied by means of atomic force microscopy (AFM).

The experimental arrangements used to study the temperature dependence of σ and S were similar to those described previously [9, 11].

The Seebeck coefficient was determined using sonde electrodes [9]. The temperature difference between electrodes was chosen equal to 10-12 K. The Seebeck voltage was measured by a standard DC potentiometric method [20]. A Keithley model 6517 electrometer was used.

3. Results and Discussion

With a view to obtain thin-film samples with stable solid-state structure and reproducible properties, all films. After deposition, they were subjected to a heat treatment consisting of several successive heating/cooling cycles within a certain

temperature range, ΔT, characteristic for each studied organic compound (Table 1).

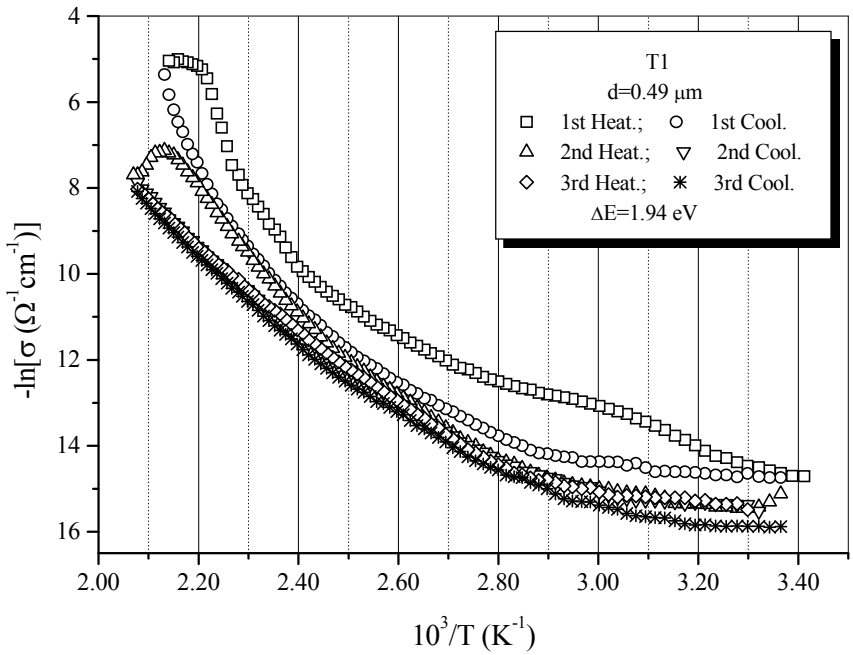


Fig. 1. Temperature dependence of electrical conductivity-compound T1.

The thermal stability of the compounds within these temperature ranges was verified.

In our previous papers related to the investigation of some organic compounds with similar chemical structures, we found that temperature dependence of electrical conductivity, σ, may be described by the exponential law [9, 13, 14]

$$\sigma = \sigma_0 \exp(-\Delta E / 2kT), \qquad (1)$$

where ΔE is thermal activation energy of electrical conduction, σ_0 denotes a parameter depending on the compound nature, and k is Boltzmann's constant.

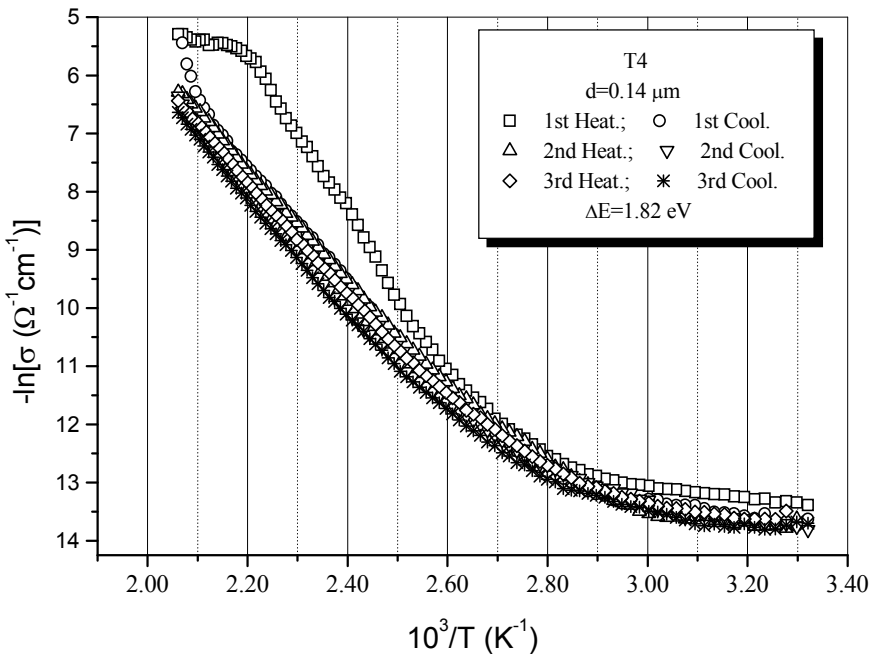


Fig. 2. Temperature dependence of electrical conductivity-compound T4.

Consequently, in present paper we supposed that an exponential increase of σ as a function on temperature is also possible for investigated compounds in thin films.

Figs. 1 and 2 show the typical obtained $\ln\sigma=f(10^3/T)$ curves during heat treatment for two studied samples.

A detailed analysis of these dependences has been performed in [9, 11]. It was established that after heat treatment the temperature dependence of the electrical conductivity becomes reversible. This fact indicated the stabilization of sample structure within respective temperature range.

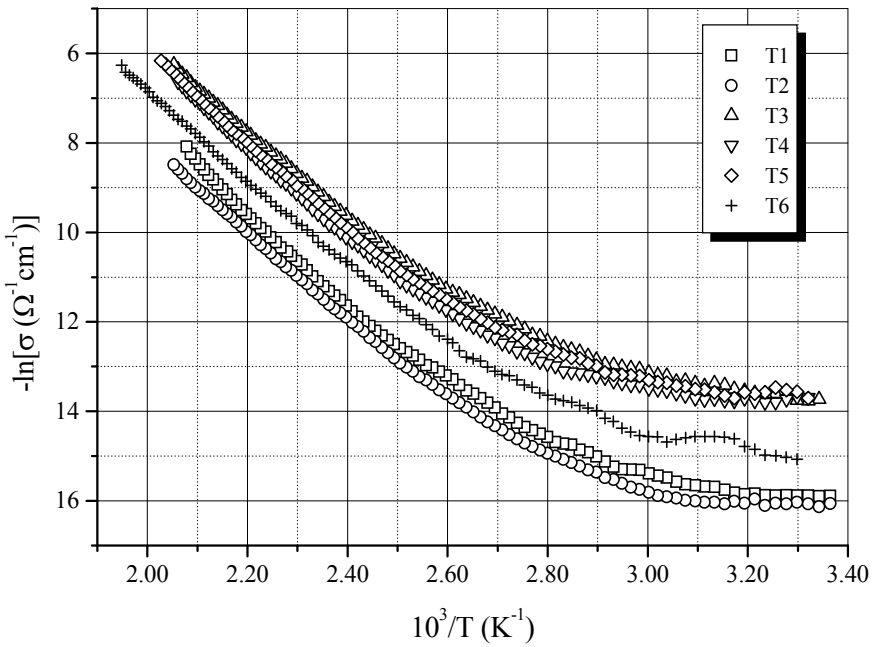


Fig. 3. Temperature dependence of electrical conductivity for heat-treated films.

In Fig. 3 the $\ln\sigma=f(10^3/T)$ curves are illustrated for some heat-treated samples. The values of the characteristic parameters of respective samples are listed in Table 1. In this table the values of the activation energy, ΔE, are also indicated. They were calculated according to Eq. (1) from $\ln\sigma=f(10^3/T)$ curves in the intrinsic conduction domain (higher temperature range).

The semiconducting characteristics of the compounds are determined by their specific chemical structure, which affords extended conjugation of the electrons. The nature of substituent R significantly influences the value of the activation energy, ΔE. These values are smaller for extended conjugation systems.

In order to obtain other information on the mechanism of electronic transport for studied compounds in thin films, the temperature dependence of the Seebeck coefficient, S, was investigated in temperature range 300-450 K.

The sign of the Seebeck coefficient was negative for all samples, indicating the predominance of electrons as majority charge carriers and confirming that investigated compounds have an n-type conduction.

The Seebeck coefficient is seen to decrease with increasing temperature within the intrinsic conduction domain (Fig. 4).

By analysing $\ln\sigma=f(10^3/T)$ and $S=f(10^3/T)$ experimental curves, one can state that the model based on the bandgap representation can be used in the study of

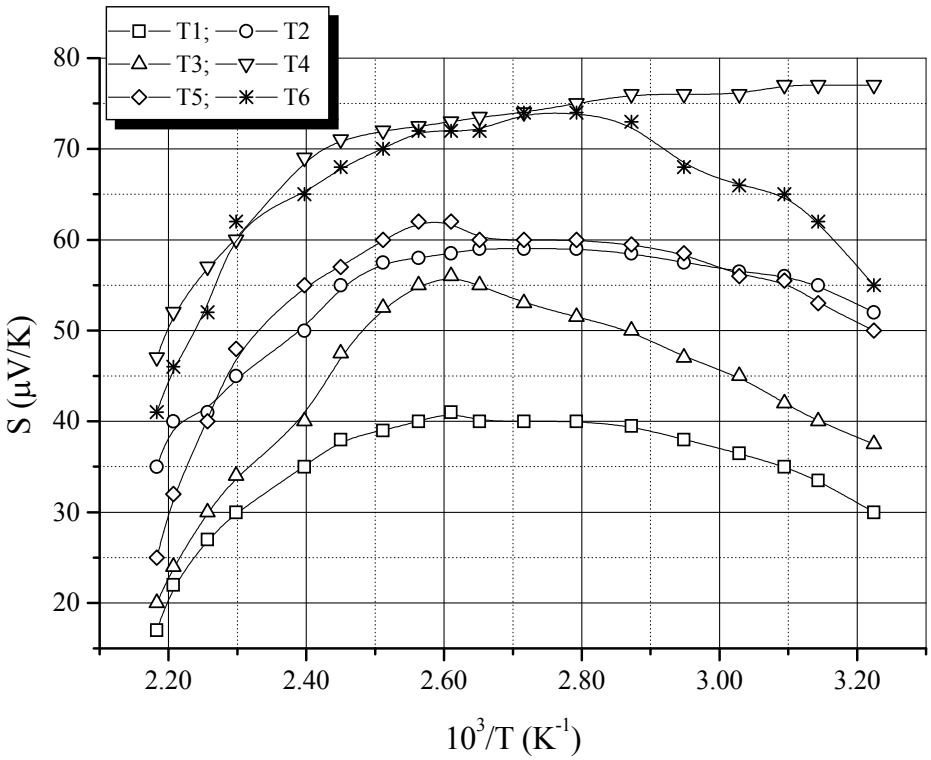


Fig. 4. Temperature dependence of Seebeck coefficient for T series.

electronic transfer mechanism in present organic compounds. Therefore, we have estimated some of the characteristic material parameters by means of the equations deduced for the domain of intrinsic conduction of a semiconductor.

Based on temperature dependence of the Seebeck coefficient within the intrinsic conduction domain [21, 22], the following expression can be obtained for the ratio of carrier mobilities [20]:

$$b = \frac{(\Delta E/2)\cdot\Delta(1/T) - |e|\cdot\Delta S}{(\Delta E/2)\cdot\Delta(1/T) + |e|\cdot\Delta S}, \qquad (2)$$

where $b=\mu_e/\mu_h$ denotes the ratio of charge carrier (electrons and holes, respectively) mobilities. ΔS is the variation of the Seebeck coefficient corresponding to a determined variation Δ(1/T) of the reciprocal temperature.

Table 1. Results of transport measurements

Compound	d (μm)	σ_c ($\Omega^{-1}\cdot cm^{-1}$)	ΔT (K)	σ_T ($\Omega^{-1}\cdot cm^{-1}$)	ΔE (eV)	b
T1	0.49	4.38×10^{-7}	297-483	1.26×10^{-7}	1.94	1.75
T2	0.96	1.63×10^{-7}	297-487	1.07×10^{-7}	1.71	1.13
T3	0.11	1.64×10^{-6}	299-487	1.09×10^{-6}	1.74	1.29
T4	0.14	1.54×10^{-6}	301-485	1.12×10^{-6}	1.82	1.21
T5	0.12	1.69×10^{-6}	301-493	1.11×10^{-6}	1.88	1.46
T6	0.23	1.24×10^{-6}	303-513	2.85×10^{-7}	1.76	1.41

d-film thickness; ΔT-temperature range for heat treatment; σ_c and σ_T-electrical conductivity before and after heat treatment, respectively; ΔE-thermal activation energy of electrical conduction; b-ratio of charge carriers mobilities.

Eq. (2) is deduced by supposing that in respective temperature range, the value of the scattering parameter [23, 24] doesn't depend on the temperature.

In Table 1 the obtained values of b for some of the studied samples are shown. As can be seen, they are not very much different from the unity.

In the case of semiconductors, the electron mobility is much greater in comparison with that of holes and, consequently, b must be >>1 [21, 25, 26]. But in thin-film samples, free carriers are also scattered by the film and crystallite boundaries [26]. Besides, some structural particularities of actual compounds (grain size and shape, characteristics of inter-grain contacts, etc.) may contribute to substantial reduction of the electron mobility [11, 12].

4. Conclusions

The new synthesized organic compounds, N-(p-R-phenacyl)-1,7-phenanthrolinium bromides, in thin films behave as typical n-type semiconducting materials.

The electronic transfer in actual compounds is strongly dependent on their molecular structures, which favor presence of extended conjugation systems.

The model based on bandgap representation is suitable in studying the electron transport mechanism in investigated compounds.

References

[1] M.C. Petty, M.R. Bryce, D. Bloor, An Introduction to Molecular Electronics, Edward Arnold, London, 1995.
[2] J. L. Brédas and R. R. Chance (eds.), Conjugated Polymeric Materials. Opportunity in Electronics, Optoelectronics and Molecular Electronics, Kluwer, Dordrecht, 1990.
[3] A. Ulman, An Introduction To Ultrathin Organic Films: From Langmuir-Blodgett To Self-Assembly, Acad. Press, Boston, 1997.
[4] R. Schmechel, J. Appl. Phys. 93/8 (2003) 4653.
[5] Y. Shen, K. Diest, Man-Hoi-Wong, B.R. Hsieh, D.H. Dunlap, G.G. Malliaras, Phys. Rev. B-Cond. Matter Mater. Phys. 68/8 (2003) 812041.
[6] D.R.T. Zahn, T.U. Kampen, H. Mendez, Appl. Surf. Sci. 212-213/2003 423.
[7] G. Paasch, T. Lindner, S. Scheinert, Synth. Met. 132/1 (2003) 97.
[8] M.A. Baldo, S.R. Forrest, Phys. Rev. B-Cond. Mat. Materi. Phys. 64/8 (2001) 085201/1-17.
[9] V. Şunel, G.I. Rusu, G. G. Rusu, L. Leontie, C. Şoldea, Prog. Org. Coat. 26/1 (1995) 53.
[10] V. Şunel, M. Rusu, G.I. Rusu, N. Asandei, L. Leontie, Cellulose Chem. Techn. 31/5-6 (1997) 309.
[11] G.I. Rusu, I. Căplănuş, L. Leontie, A. Airinei, E. Butuc, D. Mardare, and I.I. Rusu, Acta Mater. 49 (2001) 553.
[12] L. Leontie, Mihaela Roman, I. Căplănuş, G.I. Rusu, Prog. Org. Coat. 44 (2002) 287.
[13] L. Leontie, M. Roman, F. Brinza, C. Podaru, G.I. Rusu, Synth. Met. 138 (2003) 157.
[14] L. Leontie, Ivona Olariu, and G.I. Rusu, Mater. Chem. Phys. 80 (2003) 506.
[15] L. Leontie, I. Druta, R. Alupoae, and G.I. Rusu, Mater. Sci. Eng. B 100/3 (2003) 252.
[16] M. Rusu, A. Stanciu, V. Bulacovschi, G. G. Rusu, M. Bucescu, and G. I. Rusu, Thin Solid Films, 326 (1998), 236.
[17] G.I. Rusu, G.G. Rusu, M.E. Popa, Mater. Res. Innov. 7 (2003) 372.
[18] G.I. Rusu, Appl. Surf. Sci. 65/66 (1993) 381.
[19] M. Rusu and G.I. Rusu, Appl. Surf. Sci., 126 (1998), 246.
[20] A.S. Ohotin, A.S. Pushkarski, R.P. Borovikova, V.A. Simonov, Metody Izmereniya Harakteristik Termoelektriceskih Materialov i Preobrazovatelej, Izd. Nauka, M., 1974.

[21] R. Smith, Semiconductors, Cambridge Univ. Press, London, 1980.
[22] H. Meier, Organic Semiconductors, Verlag Chemie, Weinheim, 1974.
[23] K. Seeger, Semiconductor physics, Springer, Berlin, Heidelberg, New York, 1999.
[24] H.P. Wolf, Semiconductors, Wiley, London, 1971.
[25] P.T. Landsberg (Ed.), Handbook on Semiconductors. Basic Properties of Semiconductors, vol. 1, North-Holland, Amsterdam, 1992.
[26] L.L. Kazmerski, Polycrystalline and Amorphous Thin Films and Devices, Academic Press, New York, 1980.

L. LEONTIE[1]*, I. DRUTA[2], T. DANILOAIA[2], G.I. RUSU[1]
[1] Faculty of Physics, "Al.I. Cuza" University, 11 Carol I Bd., R-700506 Iasi, Romania
[2] Faculty of Chemistry, "Al.I. Cuza" University, 11 Carol I Bd., R-700506 Iasi, Romania
* Corresponding author: dr. L. Leontie, Faculty of Physics, "Al.I. Cuza" University, 11 Carol I Bd., R-700506, Iasi, Romania
Phone: ++40-32-201168; Fax: ++40-32-201150/201201; E-mail: lleontie@uaic.ro

ASUPRA MECANISMULUI DE CONDUCTIE ELECTRICA IN STRATURI SUBTIRI DE BROMURI DE N-(PARA-R-FENACIL)-1,7-FENANTROLINIU

În lucrare se studiază dependența de temperatură a conductivității electrice, σ, şi a coeficientului Seebeck, S, pentru şase compuşi organici recent sintetizați, bromuri N-(p-R-fenacil)-1,7-fenantrolină. Au fost utilizate eşantioane sub formă de straturi subțiri (d=0.11-0.96 μm), depuse printr-o tehnică de imersie (soluții de etanol) pe suporturi de sticlă.
Dependențele $\sigma(10^3/T)$ and $S(10^3/T)$ evidențiază un comportament tipic semiconductor (de tip n) al materialelor policristaline studiate.
Energia de activare a conducției electrice se situează în intervalul 1.71-1.94 eV, în timp ce raportul mobilităților purtătorilor de sarcină are valori între 1.13 şi 1.75.
Au fost stabilite corelații între proprietățile semiconductoare şi structura moleculară ale compuşilor. Modelul conducției în bandă poate fi utilizat cu succes în explicarea transportului electronic în compuşii investigați.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

FUNCTIONALIZED MATERIALS IN MONITORING AND REMEDIATION OF ENVIRONMENT

BY

DANIELA SUTEU, VALERIA - MARTA GORDUZA and LAVINIA TOFAN

Abstract: The technical and informational development and demographic explosion, characteristic to contemporary civilization, have been resulted in ecological unbalances, genetic mutations and resources of row material waste. In this context the synthetic macromolecular materials sorptive potential in assurance of environmental factors quality and development of new economical strategies is of particular importance. The choice of sorbent is based on requirements concerning high selectivity, large capacity of sorption, favorable kinetic features, physico - chemical stability, mechanical strength, easy regeneration and availability at low cost. Because of compatibleness between these criteria and their sorptive features, the macromolecular synthetic materials (synthetic resins, polyamides, polyurethane foams) constitute, in many instances, a solution of election. The specialty studies are focused on synthetic resins, materials with a wide range of uses in environment depollution and processes of deficient metals concentration- separation. These materials can be used in untreated form or after physical and/or chemical functionalizations. On the other hand, the improvement of their features (degree of crosslink, size of pores, regular surface area) determined the extension of range of organic substances concentrated by sorption on synthetic resins, comparatively to activated carbon or silicagel.

Keywords: synthetic resins, ion exchangers, removal dyes, environmental protection

1. Introduction

The life quality assurance is a major demand of the modern and superindustrialized society which must offer biotechnological, ecological and efficient alternatives, in conditions of a demographic explosion unprecedented, crude materials exhausting, pollutants diversification and environment pollution, the presence in small amounts and time cumulative toxicity of the products with ecological risk are of major importance [1].

The dyestuff manufacturing and consuming industries are some of the leading consumers of water. Effluents of textile dyeing/finishing mills are often complex with intense color, chemical oxygen demand, suspended solids and a variety of refractory matter such as heavy metals and nonionic surfactants. It was been suggested that strong colours can reduce light penetration, thus affecting the growth of plants and impacting on invertebrate and other forms of wildlife. To remove dyes from the waste water in an economic fashion remains a major problem for the textile industry [2]. In order to retain dyes from aqueous media different types of sorbents, such as activated carbon, chitine, chitosan, ion exchange celluloses, lingo-cellulosic waste [3-12] have been used.

The choice of sorbent is based on requirements concerning high selectivity, large capacity of sorption, favorable kinetic features, physico-chemical stability, mechanical strength, easy regeneration and availability at low cost. Because of compatibleness

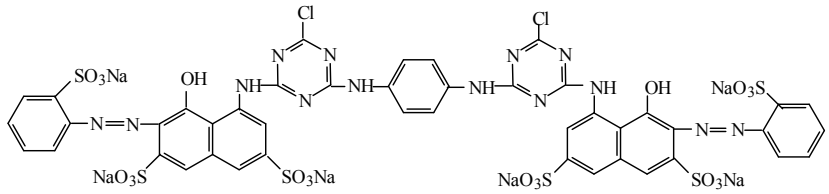
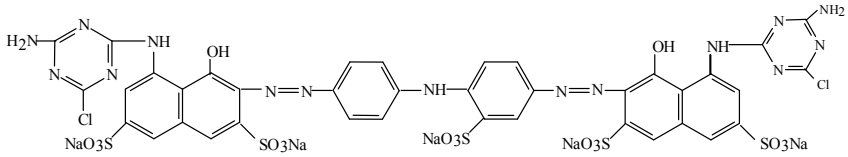
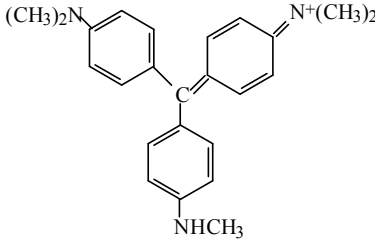
between these criteria and their sorptive features, the macromolecular synthetic materials (such as synthetic resins, polyacrilamide, cellulose ion exchange, polyurethane foams, crosslinked polymers) constitute, in many instances, a solution of election.

This paper is a synthesis of our experimental data concerning the testing of ion exchange synthetic resins (based on styrene-divinylbenzene copolymers) sorptive potential in dyes recovery (Brilliant Red HE-3b, Blue M-EM, Methyl Violet).

2. Experimental procedure

Dyes solutions. The selected dyes were used as commercial salts and are characterized in Table 1. Working solutions (in concentration of 0.05 – 0.3 mg/mL) were prepared by appropriate dilution of the stock solution (10mg/L).

Table 1. The characteristic of dyes tested

Dye	Structure and characteristics
Brilliant Red HE-3B – reactive dye	 MW = 1463; adsorption maximum, λ_{max} = 530 nm; ε = 40200.5 L/mol.cm
Blue M-EB – reactive dye	 MW = 1306; adsorption maximum, λ_{max} = 650nm; ε = 235050 L/mol.cm
Methyl Violet – triphenyl methanic dye	 MW = 358, adsorption maximum λ_{max} = 580nm

Ion exchangers. The experiments were carried out using a various type of ion exchangers resins (anionites and cationites), characterized in Table 2.

Table 2. The features of tested ion exchangers

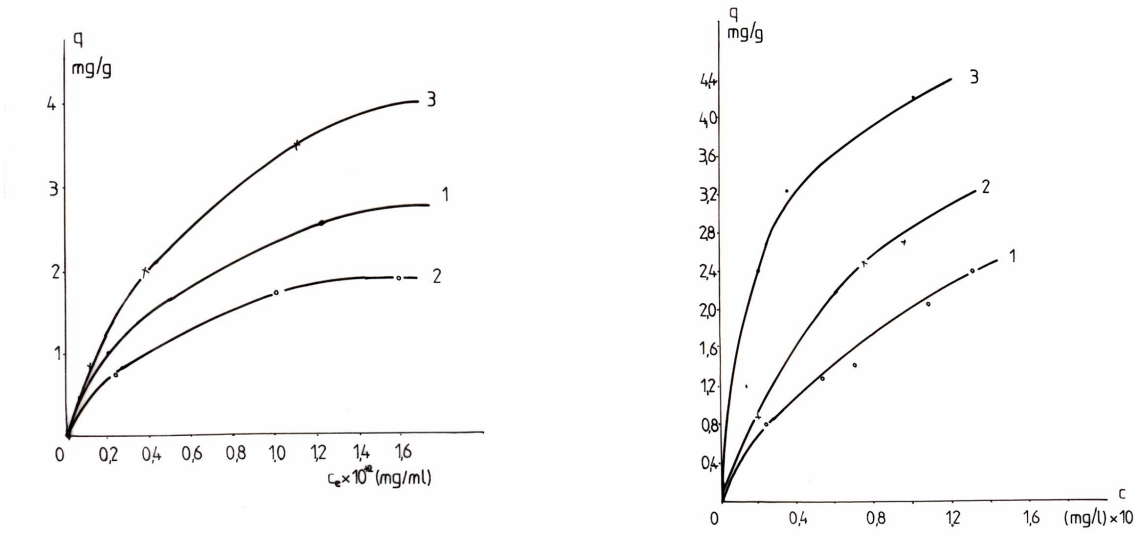
Characteristic	Type of resin				
	Amberlite IRA-401S	Vionit AT-1	Purolite A-400	Purolite A-500	Purolite C-100
Matrix	polystyrene-divinylbenzene				
Structure	gel	gel	gel	macroporous	gel
Type of ion exchange	anionite with quaternary ammonium groups R – $(CH_3)_3N^+$ (type I)				strong acid cationite (Na^+ form)
Capacity	1.1-1.3 meq/mL		3.72 meq/g	3.93 meq/g	1.9 meq/mL

*Dye sorption procedure.*The experimental studies of dyes retention on the ion exchangers were carried out in batch conditions. Thus, sample of resins (0.1-0.2g) were allowed to contact with 50-100mL of working solutions with known concentration. After equilibrium (24 hours) the phases were separated and in filtrate the unretained amount of dye were measured by spectrophotometric method with a HACH DR 20 UV-VIS spectrophotometer. The sorption capacity of sorbents was evaluated by amount of dye sorbed: q (mg dye/ g of resin).

3. Experimental results and discussion

In the previous works [13-17], the equilibrium sorption of the selected dyes onto ion exchange resins, on the basis of some experimental factors (pH, temperature, type and amount of resin, dye initial concentration, electrolyte amount) influence, have been studied. Dye retention on these types of ion exchangers is favourably influenced by solution – exchanger contact time, temperature, amount of resin and initial dye concentration increasing and is indifferent to the possible additions of electrolytes or pH variation (an exception is the triphenylmethanic dye where the experiments on pH<7 are preferred).

Thus, the analytical potential of these materials under study in dyes retention from aqueous solutions at $18^0 \pm 2^0$ Cfor a contact time of 24hours has been tested. Plotting of data in q =f(concentration at equilibrium) represent the sorption isotherms (Fig. 1-3).



a **b**

Figure 1. The sorption isotherm of the reactive dye Red Brilliant HE-3B on
a) ion exchanger resins at 20^0C: 1- Purolite A-400; 2- Vionit AT-1; 3- Amberlite IRA 401-S
b) Amberlite IRA 401-S at: 1 – 2^0C; 2 – 20^0C; 3- 40^0C

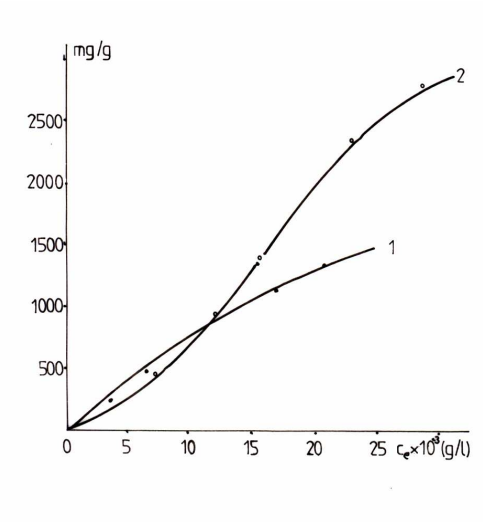


Figure 2. The sorption isotherm of the reactive dye Blue M-EB on ion exchangers resins: 1 – Purolite A-400; 2- Purolite A- 500 at 18^{0}C

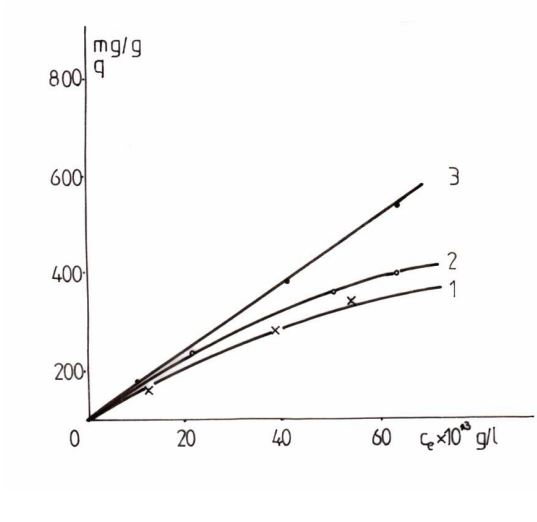


Figure 3. The sorption isotherm of the triphenylmethanic dye Methyl Violet on ion exchangers resin Purolite C-100 at: 1- 2^{0}C; 2-8^{0}C; 3-17^{0}C

Due to high molecular weight the dyes diffusion into the internal structure pores of the ion exchangers is difficult, suggesting that the mechanism of the retention process is predominantly based on physical sorption and is completed with ion exchange.

In order to completed characterize the sorptive potential of ion exchange resins, the batch retention of three dyes has been studied using Freundlich [18] and Langmuir [19] model isotherm, the thermodynamic and kinetic data. The quantitative amounts of the sorption process have been calculated on the basis of Freundlich and Langmuir liniarized equations plots (Fig.4 and 5) and are recorded in Table 3.

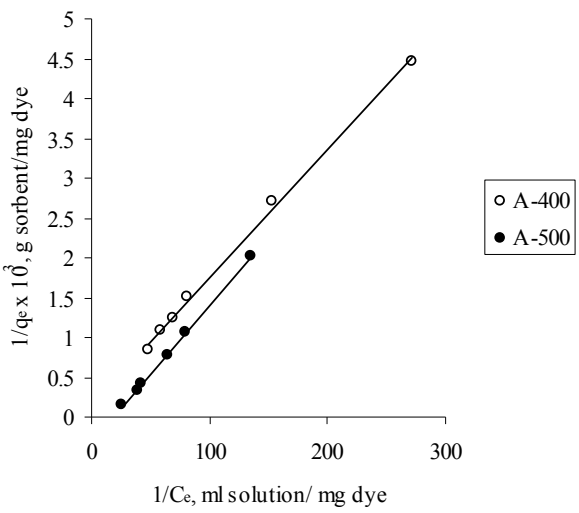


Figure 4. The representation of the Langmuir isotherm for reactive dye Blue M-EB sorption on ion exchangers resins at 20^{0}C

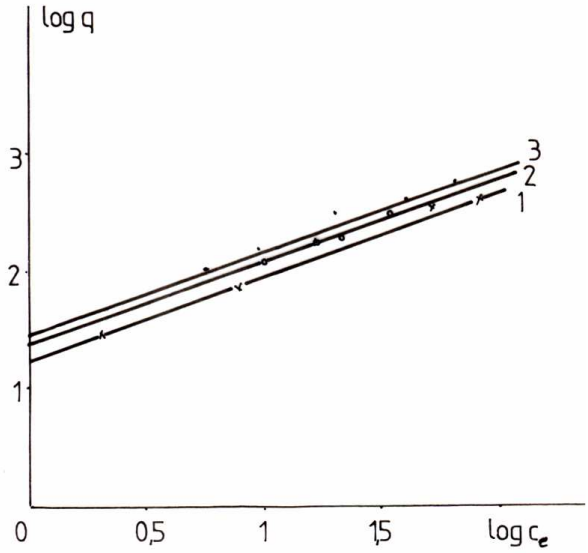


Figure 5. The representation of the Freundlich isotherm for triphenylmethanic dye Methyl Violet sorption on ion exchanger resin Purolite C-100 at three tempewrature:1- 2^{0}C; 2-8^{0}C; 3-17^{0}C

Using the values of binding Langmuir constant, K_L, and following equations one can calculate the variations of enthalpy (ΔH, kJ/mol - from the equation 1 plots: $\lg K_L$ =f(1/T) Fig.6), free energy (ΔG, kJ/mol) and entropy (ΔS, J/mol.K) of dye sorption on activated charcoal. The data obtained are given in Table 3.

$$\ln K_L = -\frac{\Delta H}{R \cdot T} + \text{constant} \quad (1)$$

$$\Delta G = -RT \ln K_L \quad (2)$$

$$\Delta S = \frac{\Delta H - \Delta G}{T} \quad (3)$$

where R is the gas law constant and T is the absolute temperature.

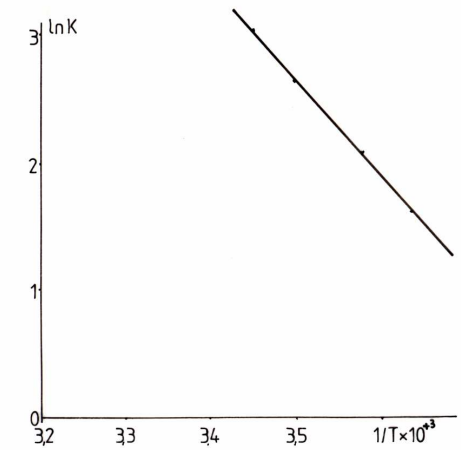


Figure 6. Plot of lg K_L versus 1/T in triphenylmethanic dye Methyl Violet – Purolite C-100 resin ion exchange sorption system

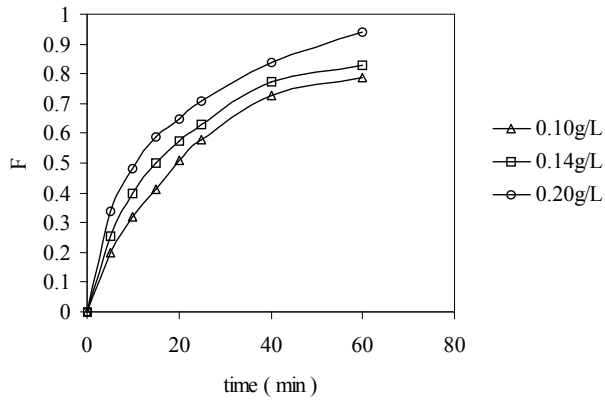


Figure 7. Rate of sorption of Blue M-EB dye on Purolite A – 400 resin at 20^0C and at different initial concentration

According to Table 3, ΔH values being greater than 0 (ΔH > 0), reprezent a process of endothermic sorption of dyes on ion exchangers. This findings is in good agreement with the increase of maximum capacity of dyes sorption as result of the temperature increase.

In order to obtain more information, the kinetic properties of ion exchangers have been tested. The values of the constant rate k` calculated on basis of different kinetic models [20] and the values of half life time $t_{1/2}$ (is the time required for F= 0.5) from the plot F = f(time), were F represent the degree of equilibrium reaching at time t are given in Table 3.

From practical point of view the half life time is a suitable parameter for relative rate of sorption process characterization.

In order to obtain a cheap and effective method of removing dyes, the sorption, kinetic and thermodynamic parameters of some ion exchangers have been assessed (Table 3).

Tabele 3. The sorption study of some dyes on ion exchange resins

Type of sorbent	Vionit AT-1	Amberlite IRA 401-S	Purolite A-400	Purolite A-500	Purolite C-100
References	13,17	13,17	16,17,20	16,17,20	14,17,21
Dye under study	Brilliant Red HE-3B	Brilliant Red HE-3B	Blue M-EB	Blue M-EB	Methyl Violet
Langmuir parameters * q_0, mg/g * K_L, L/g	 4.000 0.235	 4.760 1.111	 6666.67 13.64	 20000.00 83.54	 980.40 20.24
Freundlich parameters * K_F * n	 0.0621 1.4300	 0.0505 1.2730	 31.62 1.02	 79.43 1.06	 29.85 1.45
Thermodynanic parameters ΔG, J/mol ΔH, J/mol ΔS, J/mol.K	 3538.916 23787.049 69595.900	 -258020.2 27737.8 95364.4	 -6321.84	 -10780.16	 -7271.116 26166.550 115.225
Kinetic parameters (C_0=0.1mg/mL; T=284.15K) *$t_{1/2}$, s *$k^{`}$, s^{-1}			 20 $5.33 \cdot 10^{-5}$	 16 $2.99 \cdot 10^{-4}$	

4. Conclusions

The experimental data processing points out that the synthetic ion exchange resins have the potential to be use as materials with efficient properties in dyes recovery from waste waters, in order to their optimum conditions of recycling assurance.

Received 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Gorduza, V.M., Tofan, L., {uteu, D., Gorduza, E.V. – **Biomateriale – Biotehnologii – Biocontrol,** Editura Cermi, Iasi, 2002, ISBN973-8188-12-1
2. Hu, T.L. – *Sorption of reactive dzes bz aeromonas biomass*, **Water Sci.Tech.**,26(1-2),1992,**357-366**
3. Figueiredo, S.A., Boaventura, R.A., Loureiro,J.M.- C*olor removal with natural adsorbents : modeling, simulation and experimental*, **Sep. and Purif.Technol., 20,** 2000, **129-141**
4. Hwang, M.C., Chen, K.M. –*Removal of color from effluents using polyamide-epichlorohydrin-cellulose polymer.II. Use in acid dze removal*, **J. Appl. Polym. Sci.**, **49**, 1993, **975-989**
5. Hwang, M.C., Chen, K.M. –*Removal of color from effluents using polyamide-epichlorohydrin-cellulose polymer.III. Use in anionic dze removal in a batch process*, **J. Appl. Polym. Sci.**,**50**, 1993, **735-744**
6. Vandevivere, P.C., Bianchi, R., Verstraete, W.- *Treatment and reuse of waste water from the textile wet-processing industrz: review of emerging technologies*, **J.Chem.Technol.Biotechnol., 72**, 1998, **289-302**

7. Karcher,S., Kornmüller, A., Jekel, M. *Screening of commercial sorbents for the removal of reactive dzes*, **Dues and Pirments, 51**, 2001, **111-125**
8. Voudrias,E., Fytianos,K., Bozani,E. – *Sorption-desorption isotherms of dzes from aqueous solutions and wastewaters with different sorbent materials*, **Global Nest:the Int.J., 4(1),** 2002, **75-83**
9. Longhinotti,E., Pozza,F., Furlan, L., et all, - *Adsorption of anionic dyes on the biopolymer chitin*, **J.Braz.Chem.Soc., 9(5),** 1998, **435-440**
10. Pala, A., Tokat, E., Erkaya, H.- *Removal of some reactive dyes from textile processing wastewaters using powdered activated carbon*, **Proceeding of the First International Conference on Environmental Research and Assessment**, Bucharest, Romania, march 23-27, 2003, 114-122, Ars Docendi Publishing House
11. Markovska, L., Meshko, V., Noveski, V., Marinkovski, M.- *Solid diffusion control of the adsorption of basic dyes onto granular activated carbon and natural zeolite in fixed bed columns*, **J.Serb.Chem.Soc., 66(7),** 2001, **463-475**
12.Saraydin, D., Karadag, E. – *Adsorption of some anionic azo dyes onto crosslinked poly(N-vinylpyrolidone) from aqueous solution*, **Rev.Roum.Chim., 43(2)**, 1998, **139-148**
13. Şuteu, D., Bîlbă, D., Gorduza, V.M. – *Removal of reactive dyes from waste waters using ion exchangers*, **Bul.I.P.Iaşi, II, 43(1-2)**, 1997, **61-66**
14. Şuteu,D., Nacu, Al. –*Removal of triphenylmethanic dye from waste water using ion exchangers*, **Bul.I.P.Iaşi, II, 44(3-4),** 1998, **53-59**
15. Şuteu, D., Bîlbă, D., Nacu, Al. – *Studiul experimental privind posibilitatea de eliminare a coloranților reactivi din apele reziduale utilizând rășini schimbătoare de ioni*, **Revista de Chimie**, **49(4)**, 1998, **245-248**
16. Gorduza, V.M., Şuteu, D., Tofan, L. – *Removal of reactive dyes from waste waters using ion exchanger resins*, **J.of Balkan Ecology, 4(1)**, 2001, **84-87**
17.Şuteu D., Teză de doctorat: *Concentrarea prin sorbție a substanțelor organice*, Universitatea Tehnică « Gh.Asachi », Iaşi, 1998
18. Namasivayam, C.N., Kanchana, C.N. – *Waste Banana pith as adsorbent for colour removal from waste waters*, **Chemosphere, 25(11)**, 1992, **1691-1705**
19. McKay, G., Blair, S.H., Findon,A. –*Equilibrium studies of metal ions sorption onto chitosan*, **Indian J.Chem., 28a(5)**, 1989, **356-360**
20. Şuteu, D., Bîlbă, D., Zaharia, C. – *Kinetics of Blue M-EB dye sorption on ion exchange resins*, **Hung. J. Chem., 30,** 2002, **7-11**
21. Şuteu, D. – *The thermodynamic of Methyl Violet triphenylmethanic dye recovery from waste water effluents of dyehouse operation (II)*, **Bul.I.P. Iaşi, VIII, 1-2,** 1999, **99-102**

MATERIALE FUNCȚIONALIZATE ÎN MONITORIZAREA ŞI REMEDIEREA MEDIULUI

Rezumat: Dezvoltarea tehnico-informațională şi explozia demografică, caracteristice civilizației contemporane s-au soldat cu dezechilibre ecologice, mutații genetice şi epuizarea resurselor de materii prime. In acest context, se impune reconsiderarea potențialului sorbtiv al materialelor macromoleculare, naturale, artificiale şi sintetice în asigurarea calității factorilor de mediu şi în elaborarea de noi strategii economice. Alegerea unui sorbent se bazează pe cerințe corelate cu selectivitatea înaltă, capacitate de sorbție ridicată, caracteristici cinetice favorabile, rezintență mecanică, stabilitate fizico-chimică, regenerare uşoară şi accesibilitate la preț redus. Datorită compatibilității dintre aceste criterii şi caracteristicile lor sorbtive, materialele macromoleculare sintetice (rășini, spume poliuretanice, poliamide etc.) constituie, în multe cazuri, o soluție de elecție. Studiile de specialitate sunt focalizate asupra rășinilor sintetice, materiale cu un spectru larg de utilizări în depoluarea mediului şi în procesele de concentrare-separare a unor metale deficitare. Pot fi folosite ca atare sau după modificări fizice şi/sau chimice. Îmbunătățirea caracteristicilort unor sorbenți polimerici (grad de reticulare, dimensiunea porilor, suprafața specifică) a determinat extinderea concentrării prin sorbție a substanțelor organice pe rășini sintetice, comparativ cu cea pe cărbune activ sau silicagel.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STRUCTURAL PROPERTIES AND TRANSITION TEMPERATURES OF POLYCRYSTALLINE NiMnGa SHAPE MEMORY ALLOYS

BY

VIOREL DOBREA, HORIA CHIRIAC and MIHAIL-LIVIU CRAUS

Abstract: The Heusler alloys of Ni-Mn-Ga system are materials that reveal a reversible first-order structural phase transition and therefore they present shape memory effect. The critical temperatures (T_M, T_A) of direct and reverse martensitic transition are strongly depended of chemical composition. For some NiMnGa alloys with Ni content higher than the stoichiometric Ni_2MnGa, transformation temperatures are higher than room temperature, these attaining values of ~ 250 °C.
In this paper we present the results of structure and transition points investigations of some non-stoichiometric Ni-Mn-Ga alloys in polycrystalline state. Investigation of structure was performed by means X ray diffraction, using Cu Kα radiation; martensitic and premartensitic temperatures were evidenced by study of electrical resistivity variation versus temperature in range of 240 to 430 K. The samples were prepared by arc-melting in argon atmosphere and further annealing.

Keywords: shape memory alloys, Heusler alloys, NiMnGa, martensitic transition

1. Introduction

Some of the Heusler alloys are known to exhibit a crystallographic reversibility and possess a thermoelastic martensitic transformation, resulting in the shape-memory effect (SME). The Ni_2MnGa Heusler alloy, which is a ferromagnetic intermetallic compound, undergoing a martensitic transition from cubic $L2_1$ structure (see Fig. 1) to a complex tetragonal structure, has been investigated as a potential smart material and also as a candidate for actuator materials. [1, 2, 3]

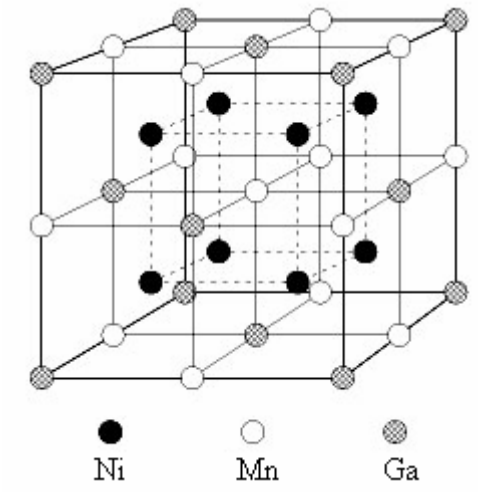


Fig.1 Cubic $L2_1$ structure of Ni_2MnGa intermetallic Heusler alloy. Ni ions occupy the corner sites of the body-centered-cubic structure, while Mn and Ga ions occupy alternate body-center sites.

The Ni_2MnGa Heusler compound exists in a wide compositional domain. For the stoichiometric Ni_2MnGa, the alloy was found to be ferromagnetic with a Curie

temperature of 376 K. Structural phase transition from the cubic austenite (a=0.582 nm at T=295 K) to the tetragonal martensite (a=0.592 nm and c=0.557 nm at T=4.2 K) takes place on cooling below T_M =202 K. This phase transition is hysteretic, but reversible on heating, showing the shape-memory effect. [4]

The potential of the Ni-Mn-Ga alloys as shape memory materials has led to much more careful studies of the structural transition. Work on alloys with nonstoichiometric compositions shows that both the Curie temperature and the martensitic transition can be varied with the concentration x [5, 6]. Some papers reported that the martensitic transition temperature increased and the magnetic transition temperature decreased with increasing nickel substitution for manganese and gallium content in the Ni_2MnGa system alloy. [3]

The aim of the present work was to prepare polycrystalline samples with a different Ni content (at the expense of Ga) and to study the composition dependence of their structural transitions in order to obtain a Ni-Mn-Ga shape memory-alloy (SMA) with higher structural transition temperature than Ni_2MnGa compound.

2. Experimental procedure

Polycrystalline $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ alloys were prepared by three times arc-melting into buttons of the high-purity nickel, manganese and gallium under argon atmosphere. The composition of the alloys was characterized by Ni excess x in the range x = 0 - 4. Buttons were then remelted and drop-cast into a copper mold to obtain rods with a diameter of 1 and 5 mm and a length of 40 mm and lamella with 40x5x1 mm dimensions. For homogenization they were annealed at 1073 K for 4 days in a vacuum quartz ampoule. After homogenization the samples were quenched into ice-water. Although quenching increases the brittleness of the samples it was considered to be important to obtain the highest degree of chemical order. The phase structure of the samples was identified by X-ray diffraction measurements at room temperature using a DRON 2 diffractometer with Cu Ka radiation. The structural transition (martensitic and premartensitic) temperatures of the alloys were evidenced by study of electrical resistivity variation versus temperature in range of 240 to 430 K using an X-Y recorder according to basic diagram showing in Fig. 2.

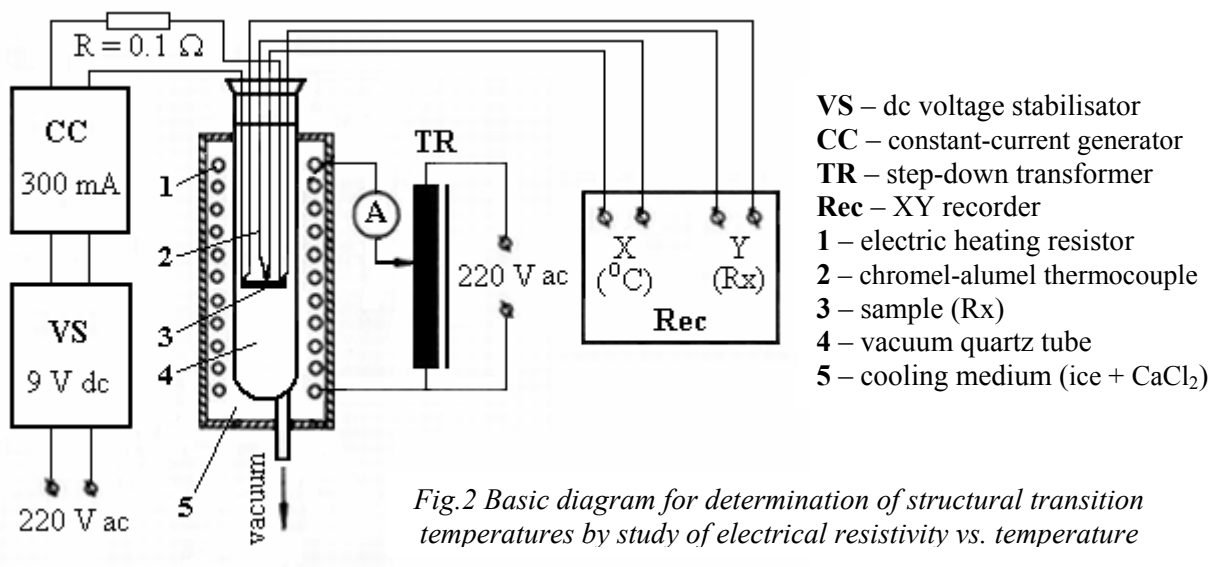


Fig.2 Basic diagram for determination of structural transition temperatures by study of electrical resistivity vs. temperature

3. Experimental results and discussion

The X-ray diffraction patterns of the annealed $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 2, 4) polycrystalline alloys at room temperature indicate a cubic (austenitic) phase for $Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$ alloy and a two phase mixture (austenite + martensite) for $Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$ alloy, as shown in Fig. 3. Presence of two phases in structure of $Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$ sample indicates that martensitic transition temperature for this alloy belongs the near room temperature, while the existence of a single phase $Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$ sample shows that structural transition temperature is situated under the room temperature. We observed an unidentified phase (probably a compound of Mn with Ga: Mn_3Ga or similar) in the phase structure of the $Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$, that is present in very small amount.

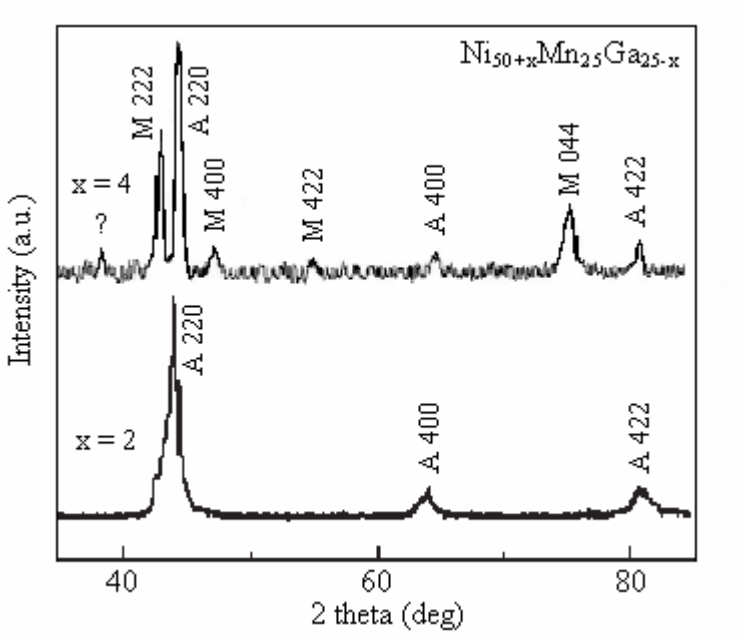


Fig.3 The X-ray diffraction patterns of the $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 2, 4) polycrystalline alloys at room temperature after homogenized treatment at 1073 K for 4 days

In comparison with lattice parameters of stoichiomeric $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ Heusler compound, the lattice parameters of these structures at room temperature are presented in Table 1. The tetragonally coefficient of martensite (*c*/*a*) of the $Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$ alloy has the value of 0.781 and for the $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ stoichiometric compound (at 4.2 K) the value is 0.941. It is possible that this kind of martensitic structure should be different from that of the stoichiometric Ni_2MnGa.

Table 1 Lattice parameters of $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 0, 2, 4) alloys structures at room temperature

Sample	Austenite (cubic)	Martensite (tetragonal)	
	a, nm	a, nm	c, nm
$Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ [3]	0.582 (at 295 K)	0.592 (at 4,2 K)	0.557(at 4,2 K)
$Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$	0.579	-	-
$Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$	0.577	0.767	0.599

The data presented in Table 1 show that the increase of Ni substitution in the Ga detriment from the alloy leads to an easy decrease of the lattice parameter of austenitic phase.

Direct current resistivity measurements provide a simple and effective tool to detect structural (martensitic and premartensitic) transitions. As shown in Figs. 4 and 5, at martensitic transition temperature (*Tm*) the resistivity exhibits a pronounced jumplike behavior, while at premartensitic transition temperature (*Tp*) only change in the slope takes place.

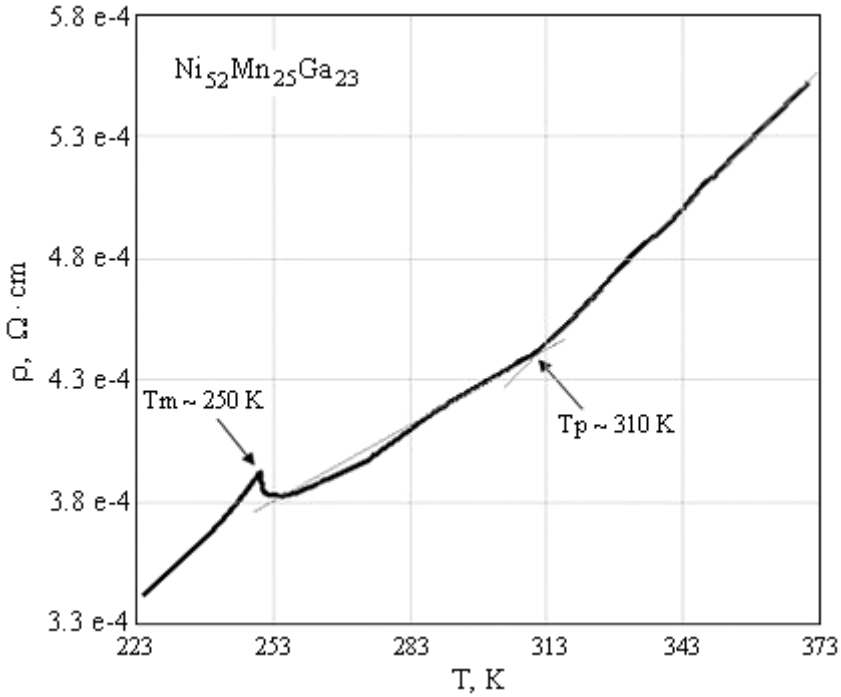


Fig.4 Resistivity as a function of temperature for the $Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$ sample

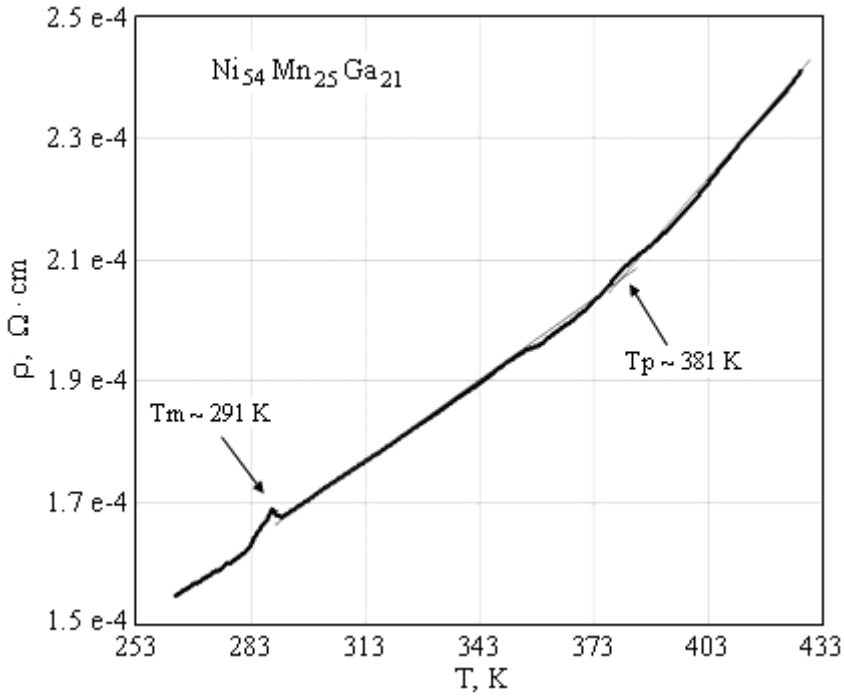


Fig.5 Resistivity as a function of temperature for the $Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$ sample

In Table 2, martensitic and premartensitic transition temperatures determined by study of resistivity variation versus temperature are presented. For comparison there

are also shown structural transition temperatures values for $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ stoichiometric alloy that were given in reference paper [3] and which were obtained by the same method.

Table 2 Structural transition temperatures for $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x =0, 2, 4) alloys

Sample	Structural transition temperature	
	martensitic, Tm, K	premartensitic, Tp, K
$Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ [3]	205	245
$Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$	250	310
$Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$	291	381

4. Conclusions

The martensitic transformation temperatures of the $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 0, 2, 4) alloys monotonically increase with the increase of Ni substitution for Ga from around 205 K to 291K. In the same time, the premartensitic transition temperature arises from about 245 K to 381 K (see Fig.6).

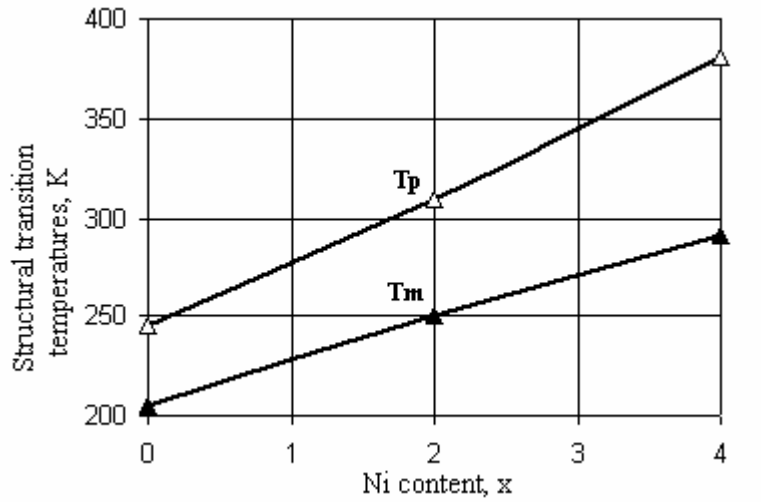


Fig.6 The structural transition temperatures Tm and Tp versus Ni content in $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 0, 2, 4) alloys.

These experiments have proved that with increasing Ni content in stoichiometric $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ Heusler compound, the structural transition temperature (*Tm*) increased significantly, and it can increase over the room temperature for higher Ni content. Also, it is interesting to study the evolution of the magnetic properties (magnetisation, Curie temperature) versus Ni content for $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 2, 4) alloys.

Acknowledgements

This work is supported by Matnantech Program - Faculty of Industrial Chemistry Bucharest - by means of the research contract no. 159/2003.

REFERENCES

1. K. Ullakko, J. K. Huang, C. Kantner, R. C. O'Handley, and V. V. Kokorin, Appl. Phys. Lett. **69**, 1966 (1996)
2. Huibin Xu, Yunging Ma and Chengbao Jiang, Appl. Phys. Lett. **82**, 3206 (2003)

3. Gen Feng, Chengbao Jiang, Ting Liang and Huibin Xu, JMMM **248**, 312-317 (2002)
4. A. N. Vasil'ev, A. D. Bozhko and V. V. Khovailo, Phys. Rev. B **59**, 1113 (1999)
5. F. Zuo, X. Su, P. Zhang, G. C. Alexandrakis, F. Yang and K. H. Wu, J. Phys.: Condens. Matter **11**, 2821–2830 (1999)
6. F. Albertini, L. Pareti, A. Paoluzi, L. Morellon, P. A. Algarabel, M. R. Ibarra and L. Righi, Appl. Phys. Lett. **81**, 4032 (2002)

PROPRIETĂȚI STRUCTURALE ŞI TEMPERATURI DE TRANSFORMARE PENTRU UNELE ALIAJE NiMnGa POLICRISTALINE CU MEMORIA FORMEI

Rezumat: Aliajele Heusler din sistemul Ni-Mn-Ga sunt materiale ce prezintă o transformare structurală de fază de ordinul I, reversibilă şi ca urmare acestea prezintă efect de memoria formei. Punctele critice ale transformării martensitice depind puternic de compoziția aliajului. Pentru anumite aliaje NiMnGa cu conținut de Ni mai mare decât in Ni_2MnGa stoichiometric temperaturile de transformare sunt mult mai mari decât temperatura camerei, acestea atingând valori de ~ 250 °C.
În această lucrare se prezintă rezultatele investigațiilor structurii şi punctelor de transformare ale unor aliaje Ni-Mn-Ga nestoichiometrice in stare policristalină. Investigațiile asupra structurii au fost efectuate prin difractometrie de raze X, utilizând radiatia Cu Kα, iar evidențierea temperaturilor de transformare martensitică şi premartensitică s-a făcut prin studiul variației rezistivității electrice cu temperatura în intervalul 240 – 430 K. Probele au fost preparate prin topire sub arc electric în atmosferă de argon şi apoi recoapte pentru omogenizare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2; 669.01.4

INFLUENCE OF TEMPERATURE AND STRAIN RATE ON MECHANICAL PROPERTIES OF A BORON STEEL

BY

DORU CANTEMIR[a,b], RENZO VALENTINI[b] and MASSIMILIANO PAGLIARO[c]

Abstract: *Production of parts with high strength and light-weight is today the main target for automotive industries. New grade of high strength steel are used to realize parts with low thickness and high energy absorption capability. The weak formability of common high strength and ultra high strength steels is the major problem for their massive application. The boron steel is the best alternative in this field. The present paper is focused on the characterisation of a boron steel for hot forming process by means of hot tensile and hot compression tests. A series of tests have been conducted at temperatures of 820, 850 and 880 ˚C and strain rates of 0.1, 1 and 10 s^{-1}, using Gleeble 3800 thermo-mechanical simulator and the results are presented. The effects of temperature and strain rate on mechanical properties of the material are analysed and discussed.*

Keywords: *boron steel, mechanical properties, temperature influence, strain rate influence, hot tensile test, hot compression test, Gleeble 3800*

1. Introduction

High-strength steel sheets (HSS) present some advantages that make them very attractive for automotive industry: improving of collision safety, reducing of automotive weight, contributing to fuel consumption reduction and, consequently, improving environmental problems [1-5]. With respect to light materials such Al, Mg and plastics, high-strength steel sheets have offer the benefit of using conventional forming technology without great investment. For these reasons, the use of HSS in automotive industry has significantly increased and an expansion in the range of its application is expected [4]. However, there are many factors hindering their broad application to automotive parts [2]: high production cost, poor formability, poor shape fixability, weldability problems etc.

An optimal solution is represented by the quench hardened boron steel which has good formability in as received conditions and allows very high strength levels to be obtained after heat treatment, with exceptional impact strength and fatigue resistance [3].

A boron steel for hot forming processing, produced by ILVA-Riva Group, Italy has been studied by means of various tests in order to determine the mechanical properties and to investigate its applications and in service behavior. In the present paper, the compression and tensile tests conducted at three temperatures, with three different strain rates are presented and the results are discussed. The effects of temperature and strain rate on material's mechanical properties are evaluated and the conclusions are included.

2. Experimental procedure

A 15 kg heat of steel was prepared by induction melting in argon protected atmosphere. The chemical composition is shown in Table 1.

Table 1 Chemical composition

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	B	Ni	Fe
0.21	0.30	1.40	0.017	0.009	0.04	0.25	0.01	0.002	0.02	bal.

The material had been normalized in order to homogenize its properties. Specimens were made from the resulted ingots by cutting and machining to the required shape and size (Fig. 1 and Fig. 4).

A Gleeble 3800 thermo-mechanical simulator [6] was employed for hot compression and hot tensile tests and the strain-stress curves, along other parameters, were recorded. From engineering stress-engineering strain curves resulted during tensile tests the yield strength and tensile strength were determined, according to ASTM standard [7]. The specimen's length and diameter were measured before and after test. Using the maximum load recorded by the machine, F_{max}, and the ultimate cross-section area, A_u, measured on the specimen, the true fracture stress is computed using the relation:

$$\sigma_f = \frac{F_{\max}}{A_u} \tag{1}$$

Reduction of area is calculated using the equation:

$$RA\% = \frac{A_0 - A_u}{A_0} \cdot 100 \tag{2}$$

where A_0 is the specimen initial cross-section area.

Hot compression tests (HCT) have been conducted at three different temperatures: 820, 850 and 880 °C and three different strain rates: 0.1, 1 and 10 s^{-1}. In order to avoid specimen oxidation, the specimens were tested in argon atmosphere. Specimens (Fig. 1) were heated up to 900 °C with a heating rate of 10 °C/s, were maintained at this temperature for 5 minutes and then cooled to the test temperature with a cooling rate of 10 °C/s. After compression, they were cooled with 10 °C/s to 600 °C and then to 200 °C with a cooling rate of 20 °C/s. The loading cycle is presented in Fig. 2.

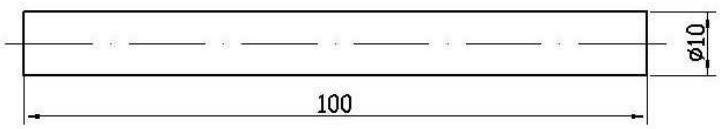


Fig. 1 Hot compression test specimen

Hot tensile tests have been conducted at the same temperatures (820, 850 and 880°C) and strain rates (0.1, 1 and 10 s^{-1}) as in the case of compression tests. Specimens were heated up to 900°C with a heating rate of 10 °C/s, maintained at this

temperature for 5 minutes, then cooled to the test temperature with a cooling rate of 10 °C/s. The loading cycle is shown Fig. 3 while the specimen is schematized in Fig. 4.

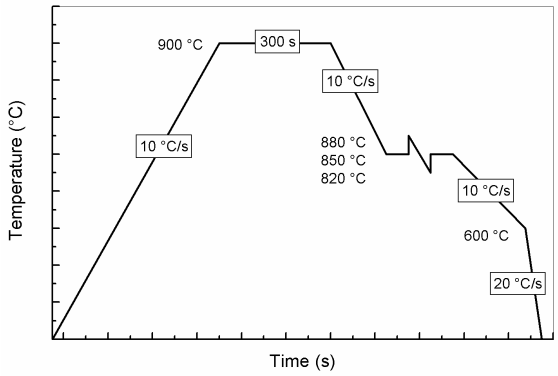


Fig. 2 Schematic diagram of testing cycle for HCT

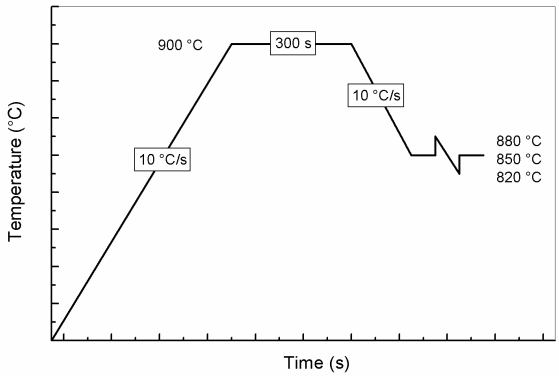


Fig. 3 Schematic diagram of testing cycle for HTT

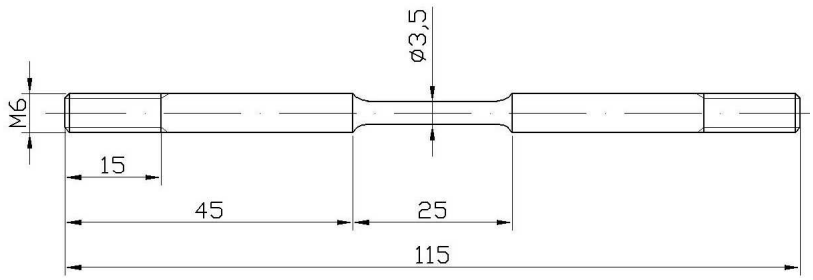


Fig. 4 Hot tension test specimen

Alumel thermocouples welded on the specimen central section were used for measurement and feedback control of specimen temperature. The specimen's longitudinal deformation during tests was measured using a LVDT type transducer mounted between machine's jaws. Since the system used for specimen holding is very stiff compared to the stiffness of the specimen, it is believed that the jaw-to-jaw measurements introduce little error in the elongation measurement.

3. Results and discussion

In Fig. 5, Fig. 6 and Fig. 7 the flow curves recorded during compression tests are depicted for a constant temperature, this way the effect of strain rate being visible. As could be seen, when the strain rate increase, the flow stress level is increasing too. The same thing is made for the engineering stress-engineering strain curves obtained by tensile tests, in Fig. 8, Fig. 9 and Fig. 10. A similar effect of strain rate on the curves can be noted. A further study was made in order to see the effects on the mechanical properties. The characteristics considered are yield strength, tensile strength, true fracture stress and reduction of area and the results are presented in Fig. 11 to Fig. 14.

From those results it is clear that by increasing the strain rate the tensile strength and yield strength are increasing, too, while the deformability is decreasing as well as the true fracture stress. However, this is right only in a limited range, as we well know from literature and from previous experience [8-10].

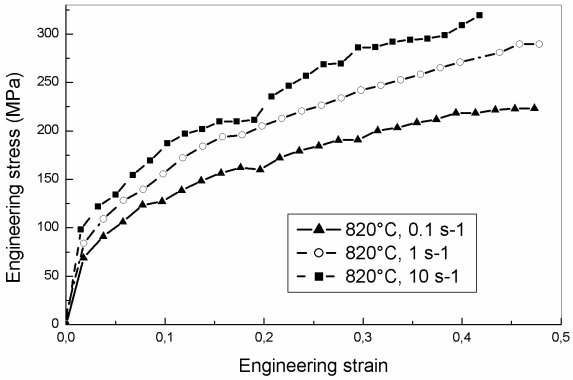


Fig. 5 Influence of strain rate on flow curves at 820°C

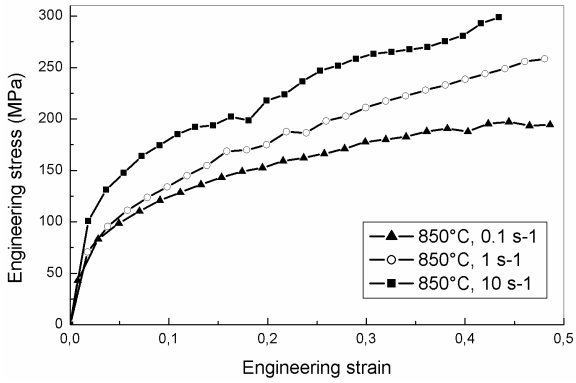


Fig. 6 Influence of strain rate on flow curves at 850°C

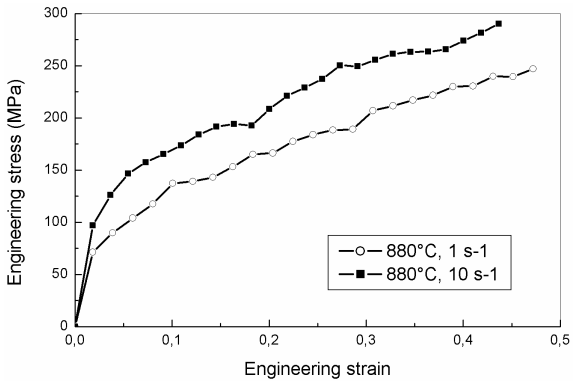


Fig. 7 Influence of strain rate on flow curves at 880°C

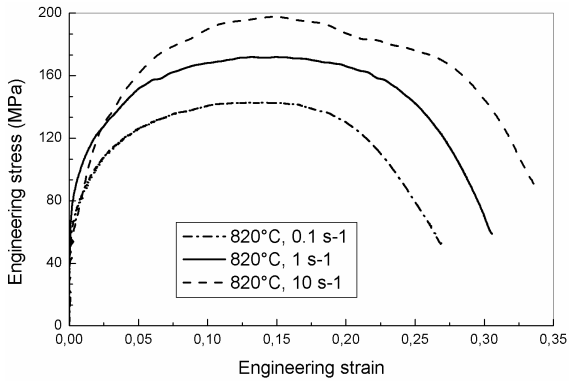


Fig. 8 Influence of strain rate on stress-strain curves at 820°C

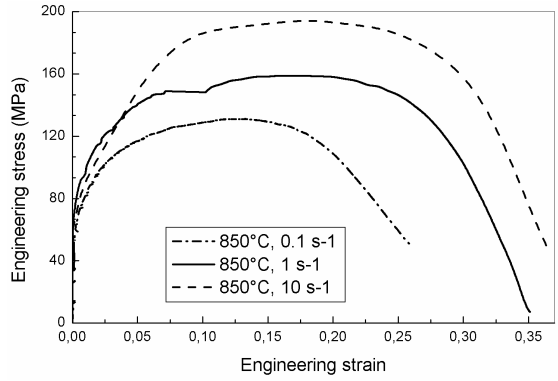


Fig. 9 Influence of strain rate on stress-strain curves at 850°C

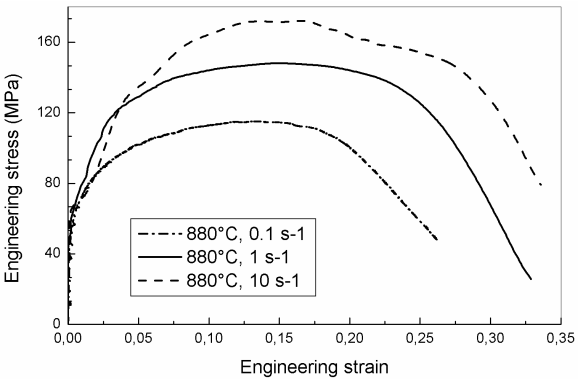


Fig. 10 Influence of strain rate on stress-strain curves at 880°C

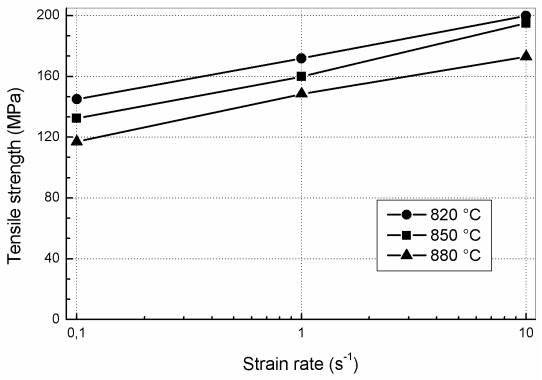


Fig. 11 Effect of strain rate on tensile strength

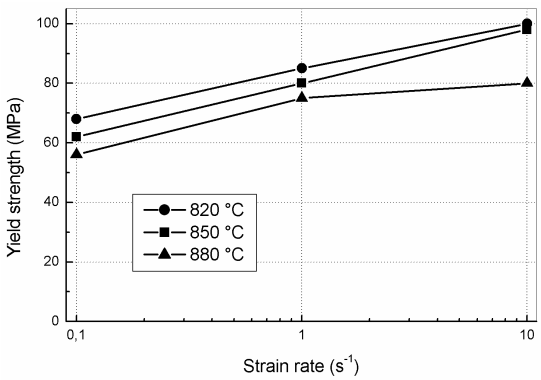


Fig. 12 Effect of strain rate on yield strength

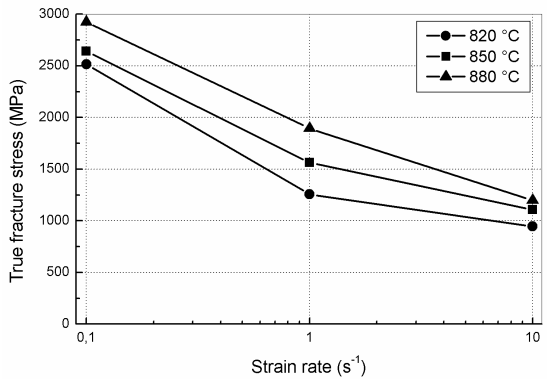


Fig. 13 Effect of strain rate on true fracture stress

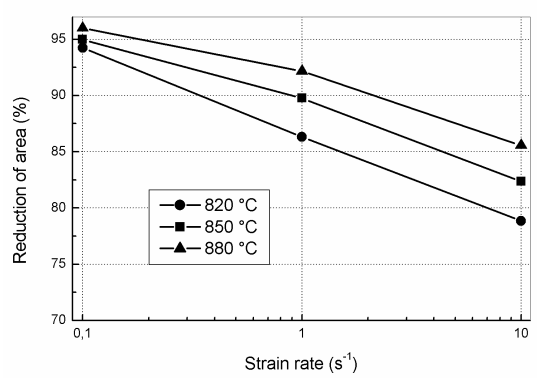


Fig. 14 Effect of strain rate on reduction of area

An analogous approach as in the case of strain rate influence study was applied to investigate the influence of temperature. The results are shown in Fig. 15 to Fig. 24. As could be seen, the effect of temperature is contrary to the one of the strain rate. The results are consistent with data from literature, for example Eriksson et al. [11].

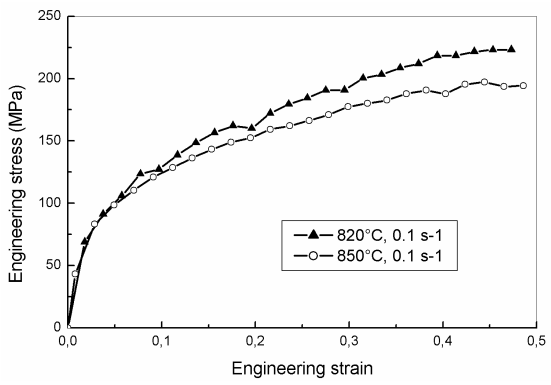


Fig. 15 Influence of temperature on stress-strain curves at a strain rate of 0.1 s^{-1}

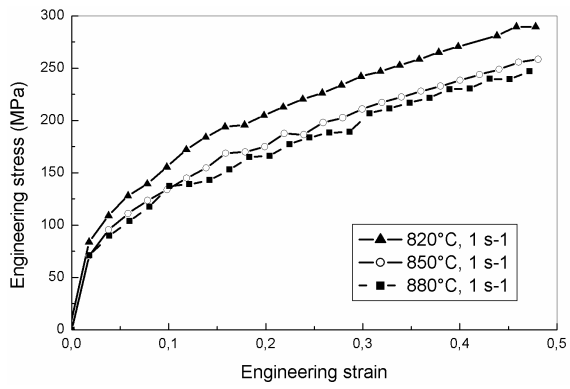


Fig. 16 Influence of temperature on stress-strain curves at a strain rate of 1 s^{-1}

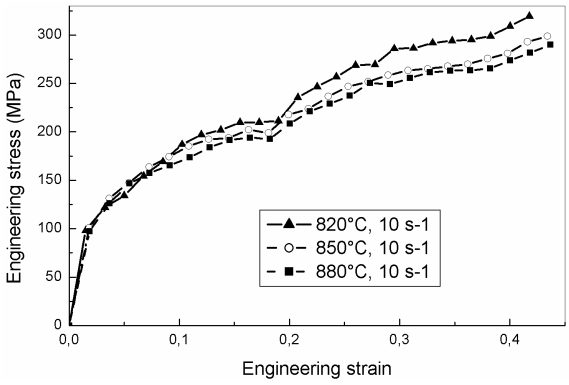


Fig. 17 Influence of temperature on stress-strain curves at a strain rate of 10 s^{-1}

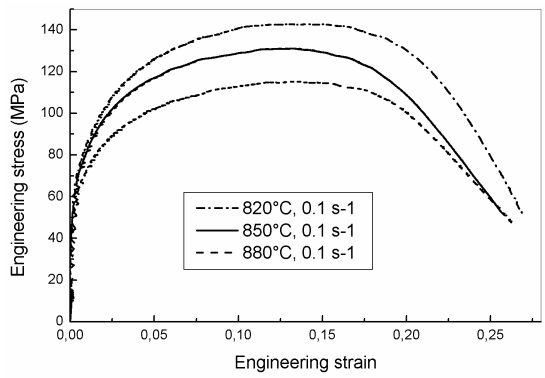


Fig. 18 Influence of temperature on stress-strain curves at a strain rate of 0.1 s^{-1}

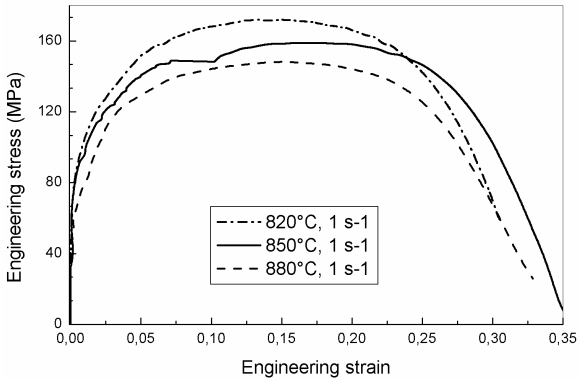


Fig. 19 Influence of temperature on stress-strain curves at a strain rate of 1 s^{-1}

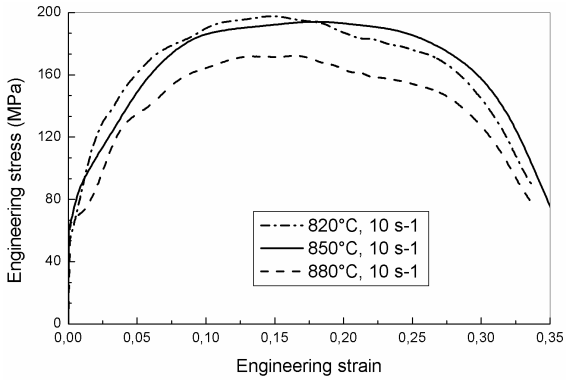


Fig. 20 Influence of temperature on stress-strain curves at a strain rate of 10 s^{-1}

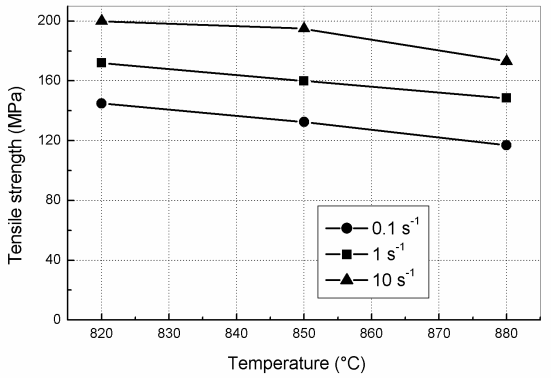


Fig. 21 Effect of temperature on tensile strength

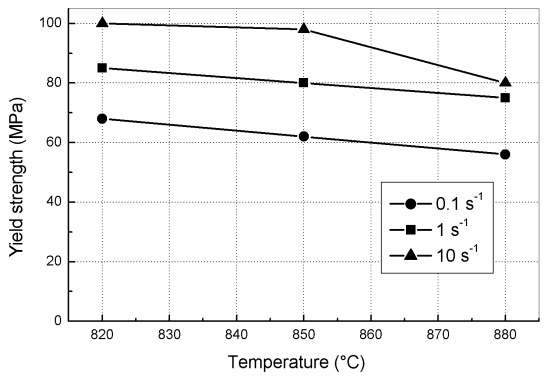


Fig. 22 Effect of temperature on yield strength

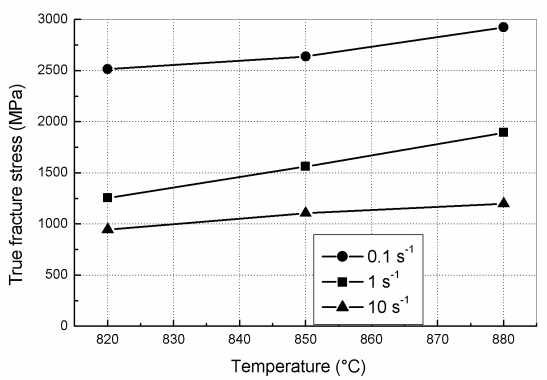


Fig. 23 Effect of temperature on true fracture stress

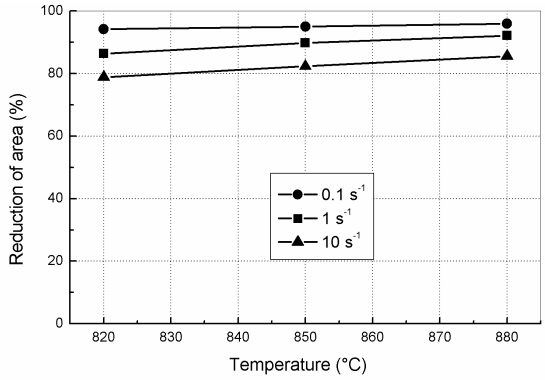


Fig. 24 Effect of temperature on reduction of area

4. Conclusions

A boron steel was produced in laboratory and its mechanical behavior was evaluated by means of hot tensile and hot compression tests at temperatures of 820, 850 and 880 ˚C and strain rates of 0.1, 1 and 10 s^{-1}. The results were processed in order to underline the effects of temperature and strain rate on the mechanical properties. It was seen that, in the studied temperature and strain rate range, the yield strength and tensile strength increase as strain rate increase, while the material ductility and true fracture stress decrease. The effect of temperature is contrary.

Acknowledgements

We thank Fabio Garelli for support in tests implementation. D. Cantemir acknowledges his Ph.D. grant from the University of Pisa, Italy.

Received April 20, 2005

[a] *"Gh.Asachi" Technical University Iaşi*
[b] *University of Pisa, Italy*
[c] *ILVA -Riva Group, Italy*

REFERENCES

1. El-Kashif, E., Asakura, K., Shibata, K. - *Effect of cooling rate after recrystallization on P and B segregation along grain boundary in IF steels*, **ISIJ International**, 43, 12, 2003, **2007-2014**
2. Senuma, T. - *Physical metallurgy of modern high strength steel sheets*, **ISIJ International**, 41, 6, 2001, **520-532**
3. Jeanneau, M., Pichant, P. - *The trend of steel products in the European automotive industry*, **La Revue de Metallurgie**, 11, 2000, **1399-1408**
4. Takita, M., Ohashi, H. - *Application of high-strength steel sheets for automobiles in Japan*, **La Revue de Metallurgie**, 10, 2001, **899-909**
5. Suehiro, M., Kusumi, K., Miyakoshi, T., Maki, J., Ohgami, M. - *Properties of aluminium-coated steels for hot-forming*, **Nippon Steel technical report**, 88, 2003, **16-21**
6. Gleeble 3800 - Dynamic Systems Inc., http://www.gleeble.com/Products/gleeble3800.htm, 2004
7. ASTM Standard E 8m-95a - *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, ASTM International, 1995
8. Marin, B, Jagintowicz, J. - *Effect of boron addition on the properties of ultra-low and low carbon steels*, technical report ECSC Steel RDT Project, Contract no. 7210-PR/355, 2004

9. Marin, B - *Optimisation of the influence of boron on the properties of steel*, technical report ECSC Steel RDT Project, Contract no. 7210-PR/355, 2005
10. Song, S.H. et al. - *Effect of boron on the hot ductility of 2.25Cr1Mo steel*, **Mat. Sc. Engng.,** A360, 2003, **96-100**
11. Eriksson, M., Oldenburg, M., Somani, M.C., Karjalainen, L.P. - *Testing and evaluation of material data for analysis of forming and hardening of boron steel components*, **Modelling. Simul. Mater. Sci. Engng.**, 10, 2002, **277-294**

INFLUENTA TEMPERATURII SI A VITEZEI DE DEFORMARE ASUPRA PROPRIETILOR MECANICE ALE UNUI OTEL ALIAT CU BOR

Rezumat: Una din principalele tendinte actuale in industria automobilelor este producerea de componente cu rezistenta mecanica ridicata si masa proprie redusa. Noi tipuri de otel sunt utilizate in vederea obtinerii de diverse repere matritate avand grosimi mici si capacitate ridicata de absorbtie a energiei mecanice. Principalul impediment in folosirea pe scara larga a otelurilor de inalta rezistenta este deformabilitatea redusa a acestora. Otelul aliat cu bor reprezinta o buna solutie la acesta problema deoarece are o deformabilitate buna si, in urma tratamentului termic, dobandeste si o rezistenta mecanica ridicata.

In aceasta lucrare sunt prezentate incercarile de tractiune si compresiune la temperaturi ridicate efectuate pentru determinarea proprietatilor mecanice ale unui otel aliat cu bor, elaborat in vederea matritarii la cald. Au fost efectuate o serie de probe la temperaturi de 820, 850 si 880 °C, cu viteze de deformare de 0.1, 1 si 10 °C/s. Sunt prezentate rezultatele si se discuta efectele temperaturii si a vitezei de deformare asupra caracteristicilor mecanice ale materialului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

CHARACTERIZATION OF LUBRICANT COATINGS

BY

ALINA VLADESCU[1], VIOREL BRAIC[1], MIHAI BALACEANU[1], MARIANA BRAIC[1], ADRIAN KISS[1], COSMIN-MIHAI COTRUT[2]

Abstract: The goal of this study was to investigate the mechanical and tribological properties of lubricant coatings deposited on sliding shoes within radial bearings, in order to extend their life time. Ag, In and Sn films were prepared by vacuum evaporation, while In-Sn coatings were obtained by dc magnetron sputtering method in argon atmosphere. The characteristics of the films (thickness, adhesion and sliding friction coefficient) were determined by using various techniques (optical microscopy, scribe-grid and Amsler tests).

Keywords: lubricant coatings, vacuum evaporation, magnetron sputtering, friction coefficient

1. Introduction

Surface friction between various components and parts causes about 80%....90% of machine breakdowns. This fact forces us to constantly seek ways to lessen the effects of this phenomenon and to develop new and more effective methods of surface treatment.

As improving the life time of components is very important for industrial applications, in recent years there has been an increasing interest in achieving materials with good tribological properties, in particular low friction coefficients. Antifriction materials were successfully being used as lubricant coatings (2-20 μm), for which the most important coating characteristics are film adhesion and friction coefficient.

In the last years, interesting materials such as Ag, In, Sb, Cd, Sn, Pb, Te Mo, W, commonly characterized by a low friction coefficient and good adhesion, have attracted attention as possible candidates for antifriction coatings [1].

Our work was focused on In, Ag, Sn and In-Sn deposition. A significant advantage of these films is that they can be easily obtained
by relatively simple and inexpensive experimental arrangements (e.g. vacuum evaporation or magnetron sputtering). Some mechanical and tribological properties (thickness, adhesion, friction coefficient) of these coatings deposited on sliding shoes within radial bearings were investigated.

2. Experimental procedure

Ag, In and Sn films, with thicknesses ranging from 8 to 20 μm, were prepared by vacuum evaporation, while In-Sn coatings - of the same thicknesses - were obtained by dc magnetron sputtering method in argon atmosphere (Fig.1). Details of the magnetron system were reported previously [2]. The coatings were deposited on Cu base alloy (Sn = 4.51%; Fe = 0.39%; Ni = 0.78%; Cu = 88.20%; Zn = 4.44% ; Pb = 1.67%). Ag, In and Sn evaporation was carried out at a basic pressure of about 10^{-5} mbar and substrate temperatures of 300^0 C, 160^0 C and 160^0 C, respectively. For the magnetron sputtering deposition of In-S, an argon pressure of $5x10^{-3}$ mbar and a substrate temperature of 150^0 C were chosen.

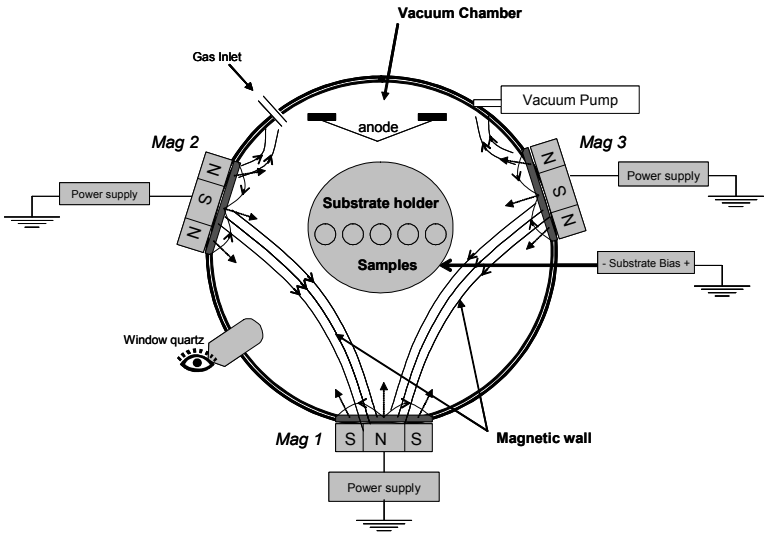


Fig. 1 Magnetron system

Scrib-grid tests were carried out to evaluate the coatings adhesion. The test consisted in scratching two or more parallel lines using a hardened steel tool ground to a sharp (30-deg) point, with a distance between the scribed lines approximately ten times the nominal coating thickness. In scribing the lines, we used sufficient pressure to cut through the coating to the substrate in a single stroke. If any portion of coating between the lines breaks away from the substrate, the adhesion is inadequate.

Film thickness was determined by optical microscope examination of the cross section through the coating.

Tribological behaviour of the coatings (sliding friction coefficient) was investigated by using the Amsler technique. The testing parameters used for tribological properties evaluation of all films were: environment – TK 21 oil, load – 10 daN and 25 daN, sliding speed – 0.4 m/s. Tribological performance was appreciated by the dependence of the friction coefficient on the sliding distance.

3. Experimental results and discussion

The thicknesses of the coatings were ranging between 8 and 20 μm. The scribe-grid test showed that the adhesion became worse with the increasing film thickness. The scratch test tracks for In-Sn and Ag thin films, with thickness of 8 μm, are illustrated in Figs. 2 and 3. The tracks obtained for the In-Sn films do not show film delamination, indicating a better adhesion.

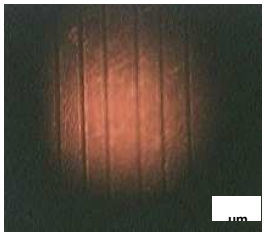


Fig. 2 Scratch test track for In-Sn coating

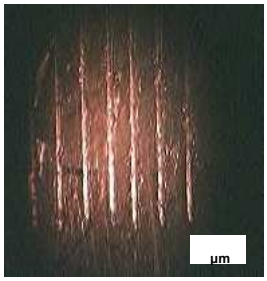


Fig. 3 Scratch test track for Ag coating

The dependences of the sliding friction coefficients (μ) on sliding distance (l), for each coating, at 10 daN, can be examined in figures 4 – 7. For comparison, the friction coefficient of the uncoated specimen is also illustrated.

It would be noticed that the coated samples exhibit lower friction coefficients than those of the uncoated specimen. The lowest μ values were observed for In-Sn layers. It can also be seen that the friction coefficients do not depend on the film thickness.

For some coatings, friction coefficients obtained at an applied load of 25 daN are shown in Fig. 8. In the case of Ag and Sn coatings, a partially delamination of the films was observed. In-Sn films exhibited the best behaviour.

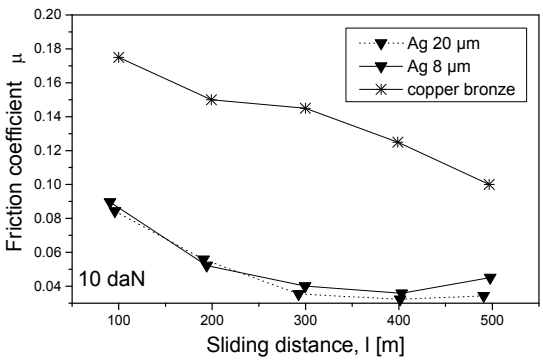


Fig. 4 Friction coefficient vs. sliding distance for Ag coatings (10 daN)

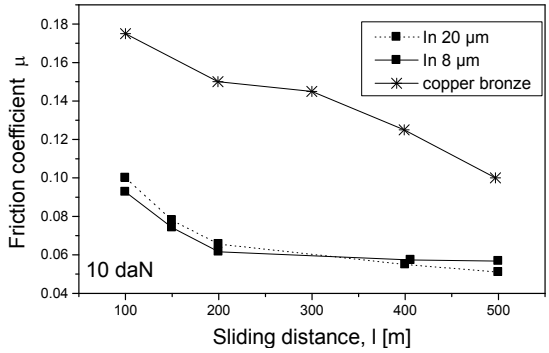


Fig. 5 Friction coefficient vs. sliding distance for In coatings (10 daN)

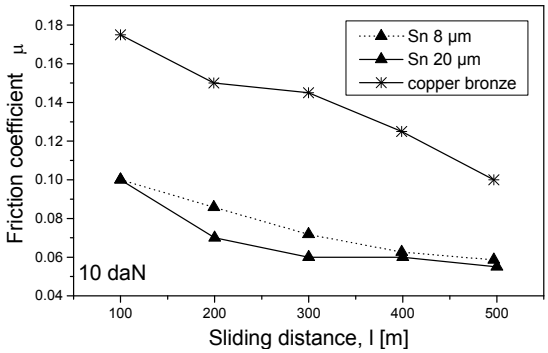


Fig. 6 Friction coefficient vs. sliding distance for Sn coatings (10 daN)

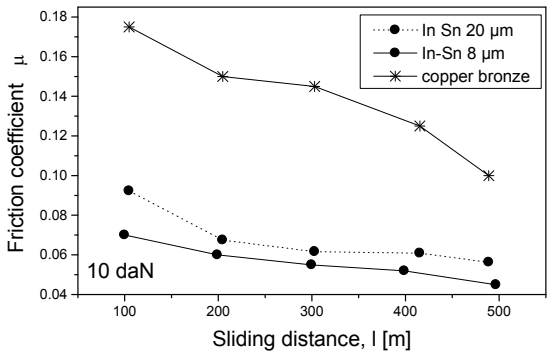


Fig. 7 Friction coefficient vs. sliding distance for In-Sn coatings (10 daN)

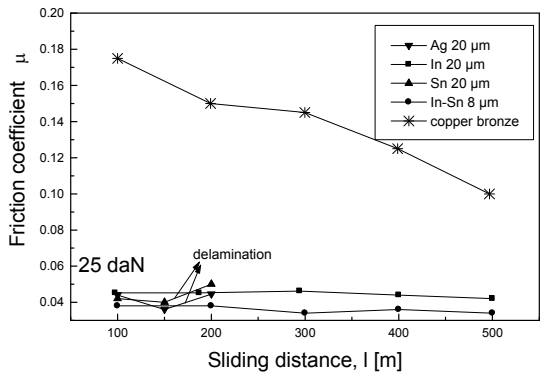


Fig.8 Friction coefficient vs. sliding distance for some coatings at 25 daN

4. Conclusions

The experimental research showed that the investigated coatings exhibited remarcable properties such as good adhesion and low friction coefficient, making them very useful as antifriction coatings for the sliding shoes.

The thicknesses of the coatings ranged between 8 and 20 μm. The scribe-grid test showed that the adhesion became worse with the increasing film thickness. The best adhesion was found for In-Sn films, followed by In, Sn and Ag.

It was observed that all coated samples exhibited lower friction coefficients than that of the uncoated specimen, whatever the load was used. The lowest values of the friction coefficient were observed for In-Sn layers. In the case of Ag and Sn coatings, a partially delamination of the films was observed at 25 daN load.

Acknowledgements

The work presented in this paper was supported by Romanian research project MATNANTECH 166/2003.

REFERENCES

[1] Aurent F.D., Goodman S.D., Koschnick, J.M.Spaeth F.K., Beaumont B., Gibart G., Appl.Phys.Lett. **74**, 2172, 1999.
[2] Balaceanu M., Braic V., Braic M., Pavelescu G., Vladescu A., J.Optoel.Adv. Mat. **5**, 1399, 2003.
[3] Lungu C.P., Mustata I., Musa G., Lung AM., Zaroschi V., *Nanostructure influence on DLC-Ag tribological coatings,* Proc. 9th International Conference on Plasma Surface Engineering -September 13-17, Garmisch, Germany, 2004.

ALINA VLADESCU[1], VIOREL BRAIC[1], MIHAI BALACEANU[1], MARIANA BRAIC[1], ADRIAN KISS[1], COSMIN-MIHAI COTRUT[2]

[1]National Institute for Optoelectronics, Bucharest, PO Box MG 5 Bucharest-Magurele, RO
[2]Politehnica University of Bucharest, Spl. Independentei 313, Bucharest, 77206, RO

CARACTERIZAREA ACOPERIRILOR LUBRIFIANTE

Rezumat: Scopul prezentului studiu este acela de a investiga proprietatile mecanice si tribologice ale acoperirilor lubrifiante depuse pe sabotii oscilanti din componenta lagarelor radiale, in vederea cresterii timpului de viata. Straturile de Ag, In si Sn au fost depuse prin evaporare in vid, iar straturile de In-Sn a fost obtinute prin metoda pulverizarii magnetron dc in atmosfera de argon. Caracteristicile straturilor (grosime de strat, aderenta si coeficient de frecare) au fost determinate prin utilizarea a diverse tehnici (microscopie optica, teste Amsler si de aderenta).

D.C. 669.018

CORROSION OF TiN COATINGS DEPOSITED ON CoCr ALLOY SUBSTRATES

BY

ALINA VLADESCU[1], MIHAI BALACEANU[1], VIOREL BRAIC[1], MARIANA BRAIC[1], RALUCA ZAMFIR[2]

Abstract: TiN coatings were investigated as possible candidates to improve the performance of the dental implants and medical instruments used in dentistry. The biocompatible thin films were deposited on CoCr alloy substrates by cathodic arc evaporation in nitrogen atmosphere, under various deposition conditions. The chemical and phase composition, texture, hardness, adhesion and corrosion resistance of the resulting coatings were analyzed by EDX and XRD techniques, Vickers microhardness measurements, scratch testing and electrochemical polarization experiments.

Keywords: biocompatible thin films, TiN, cathodic arc,

1. Introduction

The recent rapid progress in biomedical requires materials of good mechanical properties and high resistance to wear and corrosion. These requirements can be satisfied by coating various implants, prosthesis or medical instruments with thin films having proper characteristics. Many transition metal nitride coatings, especially TiN, have achieved wide application in surface biomedical [1]. This is because these coatings exhibit many interesting properties such as high hardness, good wear and corrosion resistance, low friction and good electrical or thermical conductivity.

This article reports the deposition of biocompatible TiN films on CoCr alloy substrates using the cathodic arc technique. The influence of the main deposition conditions on the corrosion resistance of the coatings in artificial salive was analyzed. In order to account for the corrosion behaviour of the coatings, some microchemical, microstructural and mechanical properties of the films prepared under various deposition parameters were also investigated.

2. Experimental procedure

The experimental setup has been described elsewhere [2]. The base pressure in the deposition chamber was of about 10^{-3}Pa. Specimens to be coated were ultrasonically cleaned with trichloroethylene and mounted on a rotating holder inside the deposition chamber. Prior to deposition, the samples were sputtered by Ti ion bombardment (1000 V; 5min).

The main process parameters for the various coatings were as follows: substrate material – CoCr alloy, cathode material - Ti; reactive atmosphere - N_2, nitrogen pressure P_{N2} = 5 x 10^{-2} ÷ 8 x 10^{-1} Pa, arc current I_a= 60 ÷130 A, substrate bias V_s = 0 ÷ 220 V; deposition time t = 15 ÷ 60 min.

To evaluate the corrosion behavior of the coatings, electrochemical measurements were carried out. The test consisted of potentiodynamic polarization from -2000 to +1100 mV with a scan speed of 20 mV/s of the coated samples in artificial salive (Table 1). The corrosion potential and current were measured by an Amel 2049 Potentiostat/Galvanostat. A saturated calomel electrode (SCE) and a platinum electrode were used as a reference and auxiliary electrodes, respectively. The pH and the temperature of the solution were kept constant at 7.4 and 25^0C, respectively. The corrosion current and the critical current for passivation were used to compare the corrosion resistance of the coatings.

Table 1 The composition of artificial salive

Compound	Composition (g/l)
K_2HPO_4	0.200
Na_2HPO_4	0.260
KSCN	0.330
$NaHCO_3$	1.500
NaCl	0.700
KCl	1.200
Uree	0.130

The elemental composition of TiN films was determined by energy dispersive X-ray (EDX) analysis. EDX investigations were performed by means of a XL-30 – ESEM TMP scanning electron microscope.

Phase composition and texture were determined by XRD analysis using an X-ray DRON diffractometer with Cu K_α radiation.

Microhardness (Vickers) measurements were performed using a microhardness tester at 15g load. Film thickness was determined by optical microscope examination of the cross section through the coating. Scratch tests under standard conditions were undertaken to determine the coating adhesion.

3. Experimental results and discussion

The specimens for the corrosion tests consisted of TiN coated square plates (23x23x4mm) made of CoCr alloy, carefully polished. Potentiodynamic polarization curves in artificial salive for the coatings are shown in Figs. 2 and 3, where the influence of nitrogen pressure and substrate bias on the film corrosion resistance can be examined. For comparison, the corrosion behaviour of an uncoated sample is also illustrated.

From the potentidynamic curves, corrosion current densities (i_{corr}) and critical current densities for passivation (i_{cr}) were determined. It can be seen that the coatings improved the corrosion resistance of the uncoated specimens, by decreasing both the i_{corr} and i_{cr} currents. The measurements revealed that the nitrogen pressure has not significant influence on the corrosion behavior, while the increase of the substrate bias (in the range 15-220 V) resulted in an improvement of the corrosion resistance of the films.

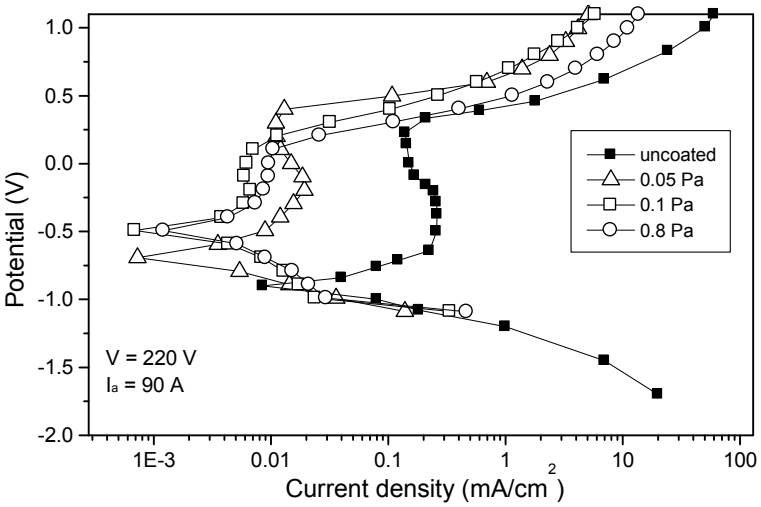


Fig.2. Polarization curves of TiN coatings deposited at different nitrogen pressures (V_s= 220V)

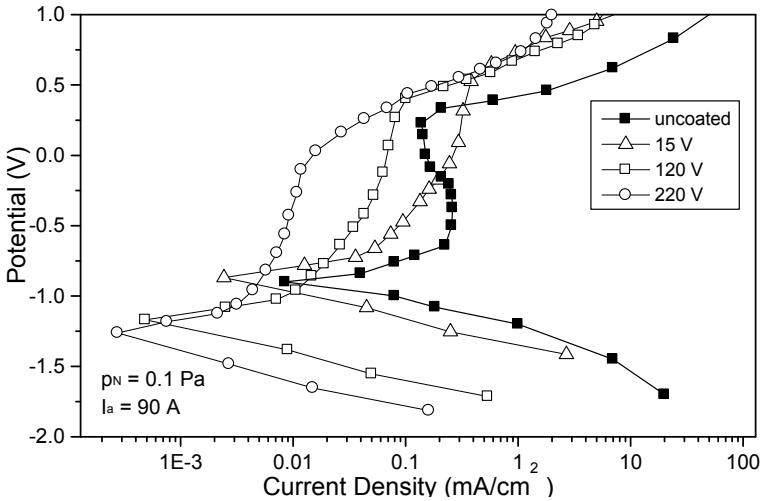


Fig.3. Polarization curves of TiN coatings deposited at different bias voltage (p_{N2}= 0.1Pa)

The elemental composition of the coatings was obtained by EDX analysis (Table 2). The TiN showed that the N/Ti ratio was of about 0.68. The presence of oxygen is

mainly due to the film contamination, which is a typical phenomenon when coatings are exposed in atmosphere.

Table 2 Elemental composition of the TiN coating

Coating	Elemental concentration (at.%)		
	Ti	N	O
TiN	52.96	36.26	10.78

X-ray diffraction analysis revealed that the films deposition for a nitrogen pressure ranging from 10^{-2} to 1 Pa consisted only of TiN phase ((111) and (200) diffraction peaks were detected).

As shown in Table 3, where the texture ($I_{(111)}/I_{(200)}$) of the coatings is presented, the films exhibit a (111) preferred orientation, which becomes stronger with the increasing N_2 pressure and substrate bias and does not depend on the arc current ($I_{(111)}/I_{(200)}$=0.77 for TiN random polycrystalline sample)

Table 3 Relative intensities of X - ray diffraction peaks for TiN coatings

Deposition conditions			Texture for TiN $I_{(111)}$ / $I_{(200)}$
P_{N2} (Pa)	V_s (V)	I_a (A)	
$5x10^{-2}$	220	90	4.14
$1x10^{-1}$	15	90	4.70
$1x10^{-1}$	120	90	5.43
$1x10^{-1}$	220	90	6.64
$8x10^{-1}$	220	90	9.22

The dependence of the Vickers microhardness ($HV_{0.015}$) on the main deposition parameters (N_2 pressure and substrate bias) revealed that the microhardness reaches its maximum value within a narrow range of the nitrogen pressure, from about $5x10^{-2}$ to $1x10^{-1}$ Pa. For a constant gas pressure, the microhardness increases with the substrate bias. The highest microhardness values (~3200$HV_{0.03}$) were obtained for N_2 pressures bellow 10^{-2} Pa.

The experiments carried out showed that the adhesion mainly depends on the film properties (thickness, microhardness), as it was already reported (e.g. [5]). The critical load increases with the film microhardness and thickness and with the substrate hardness. For a TiN layer with thickness and microhardness of about 2.5 μm and 2600 $HV_{0.02}$, respectively, critical loads of 38-44 N were measured. These values, compared with the data in literature, indicate an excellent adhesion that assures a good behaviour of various coated dental implants and medical instruments used in dentistry. Films with thickness from 2 to 4 μm were prepared for deposition times between 15 and 60 min.

4. Conclusions

These experiments have proved that the corrosion behaviour of CoCr alloy into artificial salive can be improved by TiN thin film deposition prepared by cathodic arc deposition method. The increase of the substrate bias (in the range 15-220 V) resulted in an improvement of the corrosion resistance of the films.

Determination of the mechanical characteristics of the TiN coatings can predict, to a certain extent, the coating performance in various applications in dentistry. Vickers microhardness $HV_{0.015}$ and thickness values of about 2600 $HV_{0.02}$ and 2.5 μm, respectively, were measured. A good adhesion of the TiN coatings was found (critical loads of 38-44 N were obtained).

Acknowledgements

The work presented in this paper was supported by Romanian research project RELANSIN 1717/2003.

REFERENCES

[1] Black S., *"Biological performance of materials: fundamental of biocompatibility",* 3rd edition, Ed. Dekker, New York, 1999.
[2] Balaceanu M., Braic V., Macovei D., Genet M., Manea A., Pantelica D., Braic M., Negoita F., **J.Optoel.Adv.Mat**., **4** (1), 2002, **107**.
[3]*Handbook of Vacuum Arc Science and Technology*, Ed.R.L.Boxman, D.M.Sanders, P.J.Martin, **Noyes Publications**, Park Ridge, N.J., U.S.A , 1995.
[4] Vyskocil J., Musil J., **J.Vac.Sci.Technol**. A 10, 1992, **1740**.
[5]*Adhesion Measurement of Films and Coatings*, **ed. Mittal**, K.L., 1995, Utrecht.

ALINA VLADESCU[1], MIHAI BALACEANU[1], VIOREL BRAIC[1], MARIANA BRAIC[1], RALUCA ZAMFIR[2]

[1]National Institute for Optoelectronics, Bucharest, PO Box MG 5 Bucharest-Magurele, RO
[2]Politehnica University of Bucharest, Spl. Independentei 313, Bucharest, 77206, RO

COROZIUNEA STRATURILOR TiN DEPUSE PE SUBSTRATURI DE ALIAJ CoCr

Rezumat: Au fost investigate straturi de TiN, ca posibila solutie pentru imbunatatirea performantelor implanturilor dentare si a intrumentarului utilizat in stomatologie. Straturile subtiri biocompatibile de TiN au fost depuse pe substraturi din aliaj de CoCr prin metoda de evaporare cu arc catodic in atmosfera reactiva de azot, pentru diferite conditii de depunere. Straturile depuse au fost analizate din punct de vedere al compozitiei elementale si fazice, texturii, duritatii, aderentei si rezistentei la coroziune prin utilizarea tehnicilor EDX si XRD, masuratori de microduritate Vickers, teste de aderenta si electrochimice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01

CHARACTERIZATION OF PHOSPHOGYPSUM BY PHYSICAL AND CHEMICAL METHODS

BY

Nicolae Foca[1], Daniel Mareci[2], Catalin Bocanu[2] and Al. Tofan[1]

Abstract: The phosphogypsum represents a residuum accumulated in large quantities, altering the environment. In the paper there are presented data regarding the phosphogypsum behaviour in water. Also, the pH of different phosphogypsum samples in distilled water were determined. The main components of phosphogypsum were identified using chemical methods of analysis. The thermal treatment of phosphogypsum was performed in the temperature range 105^0C-1000^0C. The samples calcined at 1000^0C were studied by IR spectrometry. The radioactivity of phosphogypsum, given by the content of U_3O_8 was determined using a Geiger-Muller counter. Based on the experimental data, one establishes the structure, properties and the directions of utilization for the phosphogypsum.

Keywords: phosphogypsum properties, IR spectrometry, chemical analysis

1. Introduction

At the industrial scale, the phosphoric acid is obtained usually in a process that consists on principle in the next main chemical reaction:

$$[Ca_5(PO_4)_3F] + 5H_2SO_4 = 5CaSO_4 + 3H_3PO_4 + HF$$

Besides the main reaction, presented earlier, there are reactions of decomposing of other minerals contained in calcium tri-phosphate as impurities. Thus, the silicium dioxide (SiO_2) reacts with HF, following the reaction:

$$SiO_2 + HF = SiF_4 + 2H_2O$$

The silicium tetra-fluoride is a volatile compound, but in solution it forms $H_2[SiF_6]$. The calcium carbonate $CaCO_3$, in contact with sulfuric acid is decomposed as $CaSO_4$, CO_2 and H_2O:

$$CaCO_3 + H_2SO_4 = CaSO_4 + CO_2 + H_2O$$

Also, other impurities react with sulfuric and phosphoric acid:

$$Fe_2O_3 + 3H_2SO_4 = Fe_2(SO_4)_3 + 3H_2O$$

$$Fe_2O_3 + 4H_3PO_4 = 2FeH_3(PO_4)_2 + 3H_2O$$

After the reaction between the raw material and sulfuric acid takes place, the solution will contain in a high percent the ions Fe^{2+}, Fe^{3+}, Al^{3+}, Na^+, K^+, F^- and a reduced quantity of SiO_2. Filtrating the solution results a precipitate (phosphogypsum) insoluble in water. It contains in main $CaSO_4$ and a part of the minerals that did not decompose totally [1].

Besides $CaSO_4$, the main component, phosphogypsum contains a low quantity of SiO_2 resulted from aluminium-silicates, clays or dolomite.

In the present paper are presented data regarding the physical and chemical properties of phosphogypsum resulted in the fabrication process of phosphoric acid at the Chemical Factory Soffert-Bacau (Romania). The study was realized in order to obtain certain information regarding the possibility of using this residuum in civil engineering or other directions.

2. Experimental procedure

Two types of phosphogypsum samples were analyzed: both from the production line and samples washed with distilled water for the removal of the acidity given by the presence of the acids H_2SO_4, H_3PO_4, HF and $H_2[SiF_6]$, retained in the precipitate resulted from chemical process.

The behavior of phosphogypsum in water was studied by monitoring the variation of pH using a Consort C831 system connected to a personal computer.

A thermal treatment was realized for phosphogypsum in the temperature range 115..1000C^0 to establish it's heating behavior. The calcined samples were analyzed by IR spectrometry. The radioactivity of phosphogypsum, given by the content of U_3O_8 was determined using a Geiger-Muller counter.

The chemical characterization of phosphogypsum was performed on the basis of the standard methods of analysis.

3. Experimental results and discussion

The phosphogypsum contains volatile substances, respectively HF, HCl, SO_3, that are evacuated together with water, generating errors in chemical analysis. The measuring of the phosphogypsum initial humidity could decrease the errors for the components determination.

Six phosphogypsum samples were maintained for 72 hours at a constant temperature of 50 C^0. Recording the mass variation of each sample, the relative humidity values expressed in percents (%) were calculated. They are presented in

Table 1: The relative humidity of phosphogypsum samples

Sample Number	Sample mass (g)	Drying time (h)	Drying temperature (^{0}C)	Relative humidity (%)
1	10	72	50	2.210
2	10	72	50	0.069
3	10	72	50	0.064
4	10	72	50	0.440
5	10	72	50	0.067
6	10	72	50	3.580

The distribution of relative humidity values in a large range shows a high material non-uniformity.

The acidity of phosphogypsum was determined by mixing equal quantities from each of the six samples with distilled water in the ratio material/water = 1/5. The

solutions pH was recorded for a time interval of 24 hours and the values are given in Table 2.

Table 2: The pH of the aqueous solutions of phosphogypsum samples

Sample Number	Sample mass (g)	Distilled water volume (mL)	Contact time (h)	pH
1	10	50	24	2.15
2	10	50	24	2.60
3	10	50	24	2.65
4	10	50	24	2.45
5	10	50	24	2.85
6	10	50	24	2.30

From the Table 2 results that the recorded pH values indicate a pronounced acidic character of the phosphogypsum, from this point of view being very toxic for the environment.

The phosphogypsum resulted in the H_3PO_4 synthesis process was analyzed chemically determining the content of Si, S, Ca, Mg, Fe, Al and P. The amount of each of the elements mentioned earlier was measured experimentally for two samples with different acidity and then expressed numerically as mass percent of corresponding oxides (Table 3).

Also, the concentration of fluoride ions F^- in phosphogypsum was established in case of the same two samples: for the less acidic sample (pH = 2.85) %F = 0.21 and for the sample with a higher acidity (pH = 2.15) %F = 0.85.

The methods of chemical analysis used are presented in Table 4.

Table 3: The amount of main elements in phosphogypsum

Sample Number	Mass percent of the elements oxides (%)							pH
	SiO_2	Fe_2O_3	Al_2O_3	CaO	MgO	SO_3	P_2O_5	
1	0.78	0.055	0.18	33.00	1.48	45	0.65	2.85
2	0.90	0.060	0.15	32.11	1.44	45.15	1.62	2.15

Table 4: The methods of analysis used for the determination of main elements

Element	Method of analysis	Reference
Si	Gravimetric	[2]
Fe	Titration with EDTA	[2]
Al	Titration with EDTA	[2]
Ca	Precipitation	[2]
Mg	Gravimetric and volumetric	[2]
S	Precipitation	[2]
P	Gravimetric	[2]

Analyzing the data presented in Table 3 results that in the samples investigated the elements have almost the same concentration, excepting P. The content of phosphogypsum in P, as well as the fluoride ions concentration increases with the acidity of the sample. In conclusion, the acidity of phosphogypsum is determined in principal by the content of phosphoric acid and hydrofluoric acid.

The phosphogypsum samples non-uniformity is caused by the different retention of the phosphoric acid and HF in the precipitate in the process of maturation.

After the chemical analysis, the phosphogypsum was heated in the range of temperature 105..1000 ^{0}C. Mass loss of the samples, corresponding to various temperatures was established. Experimentally, one finds that in the range 900..1000^{0}C at a constant mass, the material changes its color. The color modify may be determined by various chemical reactions or physical transformation that could affect the phosphogypsum structure. In a previous paper [3], the IR patterns of the samples calcined at 1000 ^{0}C were presented. From the IR spectra results that the calcined samples suffer structure modification due to the existing chemical reactions at this temperature.

The raw material used in the synthesis of the phosphoric acid contains uranium oxide and a high concentration of this compound is founded in phosphogypsum [4]. The uranium oxide (U_3O_8) causes the radioactivity of the phosphogypsum. The experimental determination of the phosphogypsum samples radioactivity shows values of 3-4 times higher than the cosmic background. The increased radioactivity suggests that the phosphogypsum could not be used as a material in civil engineering or other fields.

4. Conclusions

The phosphogypsum has a pronounced acidity and an increased radioactivity. As a consequence, it is a pollutant for the air, water and soil.

The phosphogypsum non-uniformity causes a different behavior to the heating. Due to the existing chemical reactions at the heating temperature, the structure of phosphogypsum is modifying, resulting that the material is thermal unstable.

The results of this study show the impossibility of phosphogypsum use in civil engineering or in the synthesis of other inorganic substances of practical use.

REFERENCES

1.Moutaouakil, A., Pineau, J.L. and Bouahaouss, A. – *Les possibilité d'une valorisation du phosphogypse provenant de l'industrie phosphatière marocaine*, **Les Techniques de l'Industrie Minérale**, **12**, 2001, **104-110**

2.Furman, N., *Standard Methods of Chemical Analysis*, New York, 1963, **212-246**

3.Foca N., Oancea, S., Mareci, D. and Airinei, A., - *Etude Physique et Chimique du Phosphogypse Resultant du Procede de Fabrication de l'Acide Phosphorique*, **Colloque Franco-Roumain de Chimie Apliquée, Slanic Moldova, Bacau, Romania**, 22-24 September 2004

4. Smith, J.T., Comans, R.N.J., Beresford, N.A., Wright, S. M., Howard, B. J., and Camplin, W.C. – *Chernobyl's Legacy in Food and Water*, **Nature**, **24(1)**, 2004, 107-112

Nicolae Foca[1], Daniel Mareci[2], Catalin Bocanu[2] and Al. Tofan[1]

[1] Technical University Gh. Asachi Iasi, Faculty of Industrial Chemistry, Inorganic Chemistry Department
[2] Technical University Gh. Asachi Iasi, Faculty of Industrial Chemistry, Physical Chemistry Department

CARACTERIZAREA FOSFOGIPSULUI PRIN METODE FIZICE ŞI CHIMICE

Rezumat: Fosfogipsul este un reziduu acumulat în cantităţi mari, care alterează mediul înconjurător. În această lucrare sunt prezentate date privind comportarea fosfogipsului în apă. De asemenea, s-a determinat pH-ul pentru diferite probe de fosfogips în apă distilată. Prin metode chimice de analiză s-au pus în evidenţă cantitativ principalii componenţi ai fosfogipsului. S-a realizat şi un tratament termic pentru probele de fosfogips luate în lucru în intervalul de temperatură 105^0C-1000^0C. Probele calcinate la 1000^0C au fost studiate prin spectroscopie IR. Radioactivitatea fosfogipsului, dată de conţinutul în U_3O_8 a fost determinată cu ajutorul unui counter Geiger-Muller. Pe baza acestor date experimentale se pot stabili : structura, proprietăţile şi direcţiile de utilizare ale fosfogipsului.

D.C.669.018

POLYESTERS BASED ON EPICLON

BY
CAMELIA HULUBEI and ELENA HAMCIUC

Two new polymers have been synthesized by solution policondensation reaction from a dicarboxylic acid containing imide rings based on EPICLON, [5-(2,5-dioxotetrahydrofurfuryl)-3-methyl-3-cyclohexyl-1,2-dicarboxylic acid anhydride], with biphenyl-4-4'- diol and phenolphthalein, respectively. The polymers were characterized by infrared and proton nuclear magnetic resonance spectroscopy. Thermal properties of the new synthesized copolymers were studied by thermogravimetric analyses and differential scanning calorimetry.

Keywords: *polyesters; polyimides; thermal behavior*

1. Introduction

The aromatic polyesters (polyarylates) possess high thermal stability and excelent mechanical properties [1]. However, their processing into articles is limited due to the high melting or softening temperatures, which are often closed those of decomposition [2]. Also, their poor solubility in most organic solvents make necessary to develop new chemical structures with the simultaneous preservation of their special mechanical properties and a favorable balance between solubility, thermal stability and processability [3, 4].

On the other hand, polyimides are important, both scientifically and commercially, because of their combination of outstanding key properties, including thermal, thermo-oxidative stability, high mechanical strength, high modulus, excellent electrical properties, and superior chemical resistance [5-7].

Generally, it is known that one of the successful approaches to increase the solubility and processability, of aromatic polyesters, without sacrificing high thermal stability, is the introduction of bulky and unsymmetrical groups, flexible bonds, large pendent or polar substituents into the polymer backbone [8-10].

Therefore, it is expected that the combination of imide units, aromatic rings, flexible ester bonds and epiclon moieties (a cycloaliphatic anhydride with flexible and asymmetrical structure) in one macromolecule, would develop new synthetic polyesters offering a compromise between processability and physical and thermal characteristics. Epiclon has been used as raw material for polyimides resins to enhance the solubility and to render other new properties [11,12].

The new polyesters reported in this paper were prepared by using direct polycondensation reaction of certain diphenols with an epiclon-based diacid, namely 5-[N-(4-carboxyphenyl)succinimido]-3-methyl-[N-(4-carboxyphenyl)]-1,2,5,6-

tetrahydrophthalimide. The reactions were performed at ambient temperature, with dicyclohexylcarbodiimide (DCC) as an activating agent and 4-(dimethylamino)pyridinium-4-toluenesulfonate (DPTS) as catalist. The products have been characterized from the view point of their chemical structure and thermal behavior.

2. Experimental

Materials

Epiclon B-4400, [5-(2,5-dioxotetrahydrofurfuryl)-3-methyl-3-cyclohexyl-1,2-dicarboxylic acid anhydride], *p*-aminobenzoic acid, *p*-toluenesulfonic acid (PTS), glacial acetic acid, biphenyl-4-4′-diol, phenolphthalein, dicyclohexylcarbodiimide (DCC), 4-(dimethylamino)pyridine (DMAP) and pyridine were provided by different commercial sources and used as received. Dimethylformamide (DMF) was dried before using, by standard methods. The catalist, 4-(dimethylamino)pyridinium-4-toluenesulfonate (DPTS), was synthesized according to [13].

Methods

The IR spectra were recorded on a Specord M80 Carl Zeiss Jena Spectrophotometer by using the KBr pellet technique.

^{1}H-NMR spectra were run on a Jeol 60 MHz ^{1}H-NMR spectrometer at 50 °C in DMSO-d_6.

Polymer solubilities were determined at room temperature at a concentration of 1%(w/v).

Thermogravimetric analysis (TGA) was carried out dynamically in air, with an F. Paulik Derivatograph at a heating rate of 12 °C/min. The initial decomposition temperature (IDT) is characterized as the temperature at which the sample achieves a 5% weight loss. The temperature of 10% weight loss (T_{10}) was also recorded.

Differential scanning calorimetry (DSC) measurements were done by using a Mettler TA instrument DSC 12E at a heating rate of 12 °C/min under nitrogen atmosphere, with the glass transition temperature (T_g) taken as the inflection point of the heat capacity versus temperature.

Synthesis of the dicarboxylic acid (**I**)

The preparation of dicarboxylic acid (**I**), 5-[N-(4-carboxyphenyl)succinimido]-3-methyl-[N-(4-carboxyphenyl)]-1,2,5,6-tetrahydrophthalimide, was carried out in a round-bottom flask equipped with a condenser, $CaCl_2$ drying tube, magnetic stirrer and heating source. 5.48 g (0.04 mol) of *p*-aminobenzoic acid and 52 mL of glacial acetic acid were placed in the flask and 5.28 g (0.02 mol) of Epiclon was added with rapid stirring. The reaction mixture was heated at reflux for 10 h. The resulting white product was filtered, washed with ethanol and dried (scheme 1). Yield 65 %; m.p. 311-314 °C.

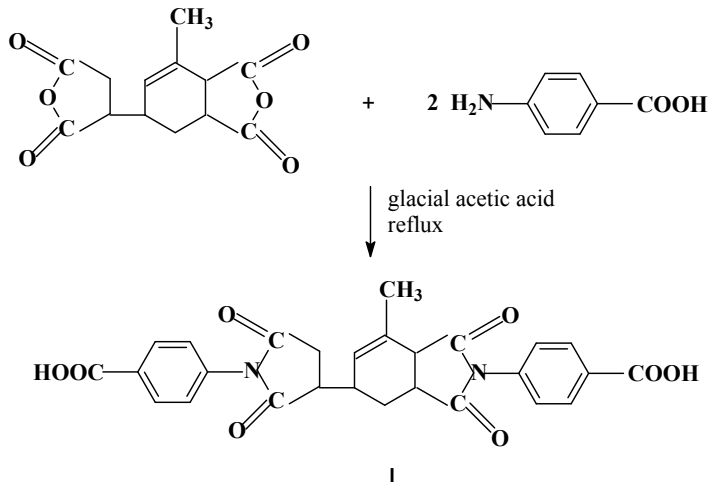
Elemental analysis: calculated for $C_{27}H_{22}N_2O_8$: C, 64.54 %; H, 4.38 %; N, 5.57 %. Found: C, 64.29 %; H, 4.64 %; N, 5.22 %.

IR spectrum (KBr, cm^{-1}): 3100-2800 (-OH stretching); 1780 (imide carbonyl symmetric stretching); 1720 (imide carbonyl asymmetric stretching and carboxylic C=O); 1390 (C-N stretching); 730 (imide ring).
^{1}H-NMR spectrum (60 MHz, DMSO-d_6, TMS, δ, ppm) (figure 2): 7.42 –8.23 (m, 8H), 5.56 (s, 1H), 2.74 – 3.62 (m, 8H), 1.87 (s, 3H).

Synthesis of the epiclon-containing polyesters **(III)**
The polyesters were prepared by direct solution polycondensation, at ambient temperature. A tipycal example is the follow: 0.7035g of diacid **I** (1.4.mmol) were placed in a reaction vessel and dissolved in 5mL of dry DMF. Then, 0.4456g of phenolphthalein (1.4.mmol of **IIb**) and 0.7828g of DCC, separately dissolved in a minimum quantity of dry DMF, were added. The catalist, DPTS, 0.0847g (0.288mmol), was introduced at the end. The reaction was stirred at room temperature, under inert atmosphere, for 96 hours. The dicyclohexylurea (DCU) formed in reaction was filtered off, and the remained solution was poured into a water/methanol mixture 1/1. The resulting crude product was washed several time with water and methanol, and dried. To remove the remained DCU traces, the product was stirred with acetic acid for an hour, washed with water, dried and then, extracted with ethanol. Yield: 71%.

3. Results and Discussion

In order to obtain a favorable balance between processability, physical and thermal characteristics, new polyesters bazed on Epiclon have been synthesized. The synthetic chemistry for the dicarboxylic acid is outlined in Scheme 1.



Scheme 1. Synthesis of the dicarboxylic acid **I**

Figure 1 shows the ^{1}H-NMR spectrum for the obtained epiclon-containing diacid. The peak at about 5.6 ppm was assigned to the vinylic proton, while the multiplet at 2.74 – 3.62 ppm was associated with the resonance values of the methylene and methine protons in the succinimide and the unsaturated rings of the structure. The chemical

shift of the carboxylic acid protons are difficult to see, being very close to the water protons.

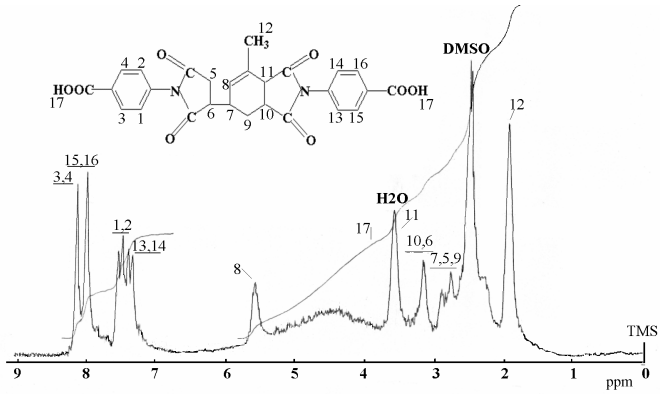
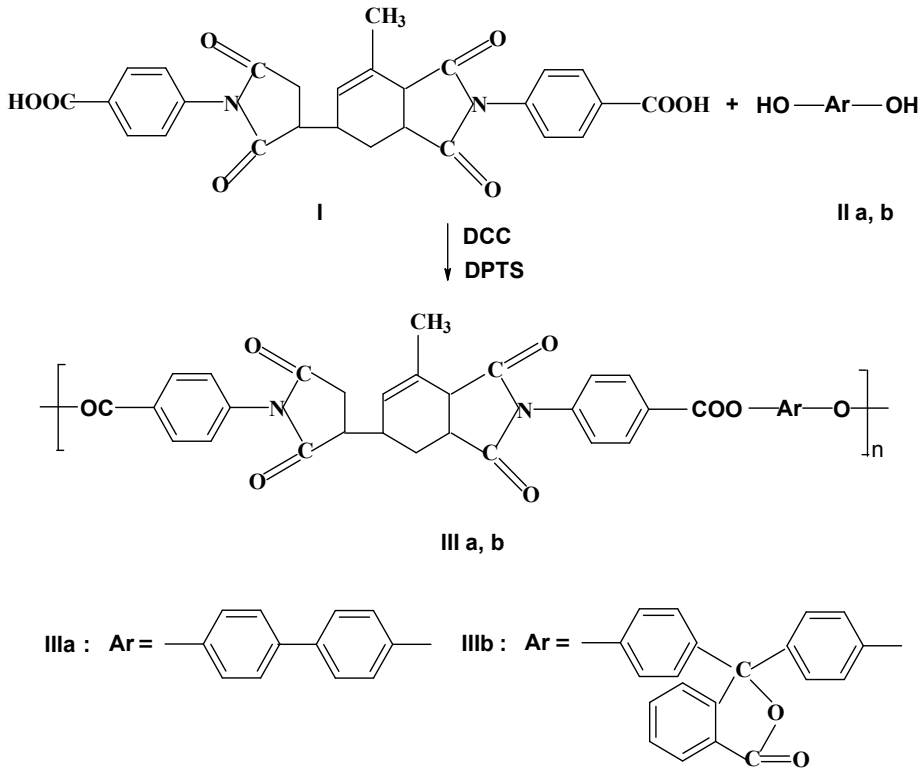


Figure 1. ^{1}H-NMR spectrum of the dicarboxylic acid **I**, 5-[N-(4-carboxyphenyl)succinimido]-3-methyl-[N-(4-carboxyphenyl)]-1,2,5,6-tetrahydrophthalimide, in DMSO-d_6 at room temperature

Polycondensation of equimolar amounts of dicarboxylic acid **I** and diphenols (biphenyl-4-4′-diol and phenolphthalein, respectively) in DMF, at room temperature, yielded solutions of poly(imide-ester)s **III** (scheme 2).



Scheme 2. Preparation of the polyesters **III**

The structure of polymers was identified by IR and ^{1}H-NMR spectroscopy. Strong bands at 1780 cm^{-1} and 1720 cm^{-1} are commonly attributed to the symmetrical and asymmetrical stretching vibrations of carbonyl groups of imide. The absorption band

at 1380 cm^{-1} is due to C-N stretching in imide ring and the absorption at 760-750 cm^{-1} is possibly due to imide ring deformation. All the polymers exhibited absorptions at 1610, 1400 and 1080 cm^{-1} due to COO asymmetric and symmetric stretch, respectively (Figure 2).

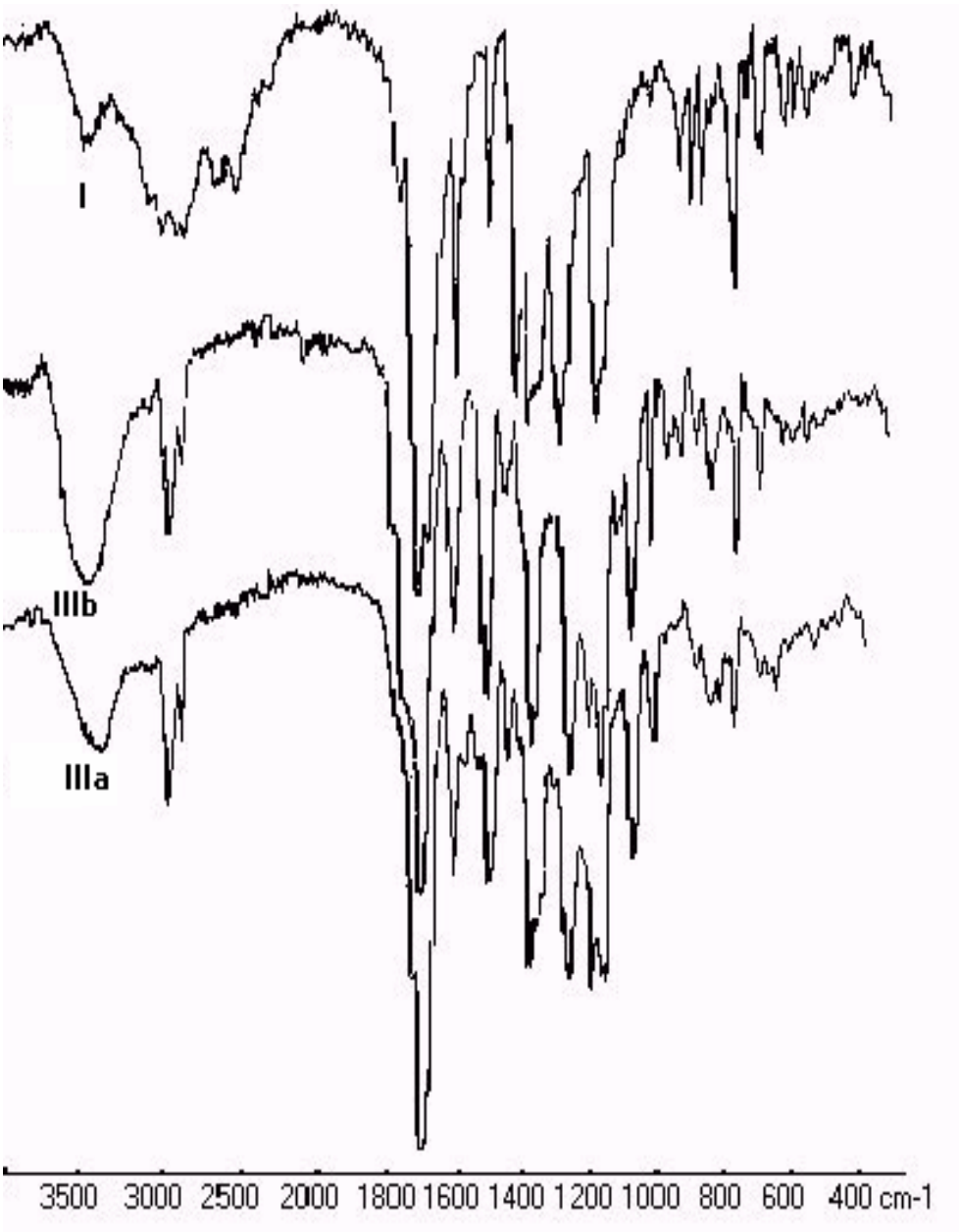


Figure 2. IR spectra of the dicarboxylic acid **I**, polyesters **IIIa** and **IIIb**

^{1}H-NMR spectra confirmed the proposed structures. The ^{1}H-NMR spectrum of the polymer **IIIb** (figure 3) contains the signals characteristic to the diacid monomer and the corresponding diphenols. The majority of peaks in a relative downfield spectrum region are assigned to the aromatic protons, at about 7.20 – 8.30 ppm. A chatacteristic peak was registered at about 5.7 ppm due to vinylic proton of the epiclon moiety.

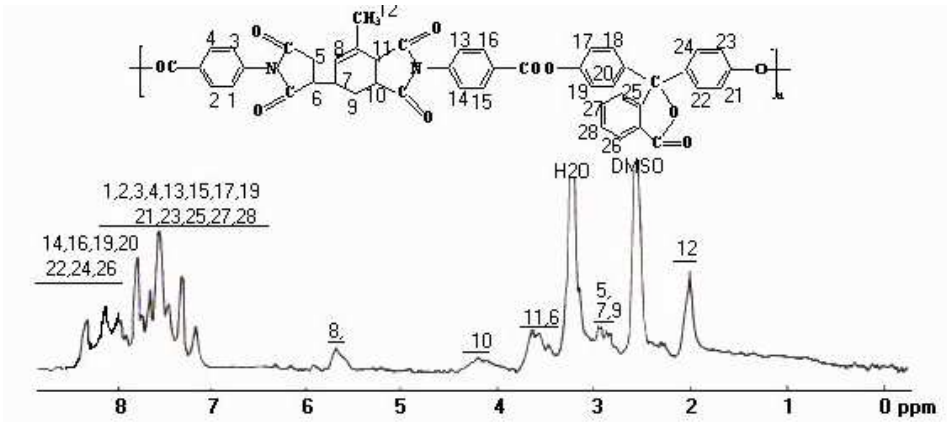
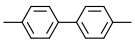
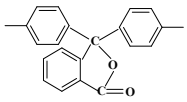


Figure 3. ^{1}H-NMR spectrum of the polymer **IIIb** in DMSO-d_6 at room temperature.

The new compounds dissolve easily in electro-donating organic solvent such as DMF, NMP, DMAc, DMSO as well as in chloroform. This good solubility is due to the relatively high flexibility of macromolecular chains, which was obtained by the introduction of epiclon units and ester linkages into the structure of the polyesters which induce asymmetry and steric hindrance and prevent a dense packing of the chains.

The thermal stability was evaluated by thermogravimetric analysis (TGA). These polymers do not show significant weight loss below 350°C. They begin to decompose in the range of 330°C - 340°C and show 10% weight loss in the range of 355°C - 370°C (table 1). One can assume that the degradation process could begin in the aliphatic segment of the backbone and then propagates to the entire structure [14].

Table 1. GPC data and thermal properties of the polymers **III**

Poly-mer	Ar	Mw (g/mol)	Mn (g/mol)	IDT[a] (°C)	T_{10}[b] (°C)	T_g[c] (°C)
IIIa		27383	24327	335	370	201
IIIb		18636	16916	330	355	167

[a] Initial decomposition temperature = the temperature of 5% weight loss.
[b] Temperature of 10% weight loss.
[c] Glass transition temperature.

The glass transition temperature (Tg) of the poly(imide-ester)s **III** were in the range of 167°C - 201°C (table 1, figure 4). It can also be noticed that there is a large interval between Tg and the decomposition temperature, which could be advantageous in the processing of these polymers by a thermoforming technique.

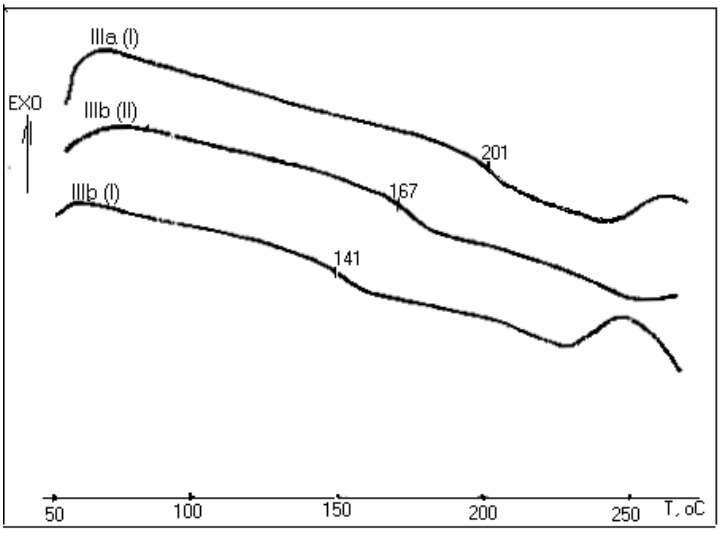


Figure 4. DSC curves of the polymers **IIIa and IIIb**: run I, run II

4. Conclusions

The incorporation of epiclon units together with ester linkages into the main chain of poly(imide-ester)s gave products with substantially improved solubility in electro-donating organic solvents. These polymers maintain high thermal stability, with the decomposition temperature being above 300°C and a glass transition in the range of 167°C - 201°C. The large interval between glass transition and decomposition temperature may be advantageous for their processing.

R E F E R E N C E S

1. Imai Y., Kakimoto M., *Handbook of Polymer Science and Technology*, *Vol. 1: Synthesis and Properties*, N.P. Cheremisinoff, Ed., Dekker, New York,, 177, 1989
2. Hamciuc E., Bruma M., Schulz B., Kopnick T., *High. Perform. Polym*., **15**, 347, 2003
3. Jacson W.J., *Br. Polym.,* **12**, 154, 1980,
4. Bruma M., Sava I., Hamciuc E., Hamciuc C., Belomoina N. M., Krongauz E. S., *Die Angew. Makromol. Chem.,* **194**, 3361, 179, 1992,
5. Sroog, C. E., *Prog. Polym. Sci*., **16**, 561, 1991
6. Huang, S. J., Hoyt, A. E., *Trends Polym. Sci*., **3**, 262, 1995
7. de Abajo J, de la Campa, J.G., *Adv. Polym. Sci*., **140**, 23, 1999
8. Hamciuc E., Bruma M., Simionescu C. I., *Rev. Roum. Chim*., **38**, 1311, 1993
9. Diakoumakos C.D., Mikroyannidis J. A., *Polymer*, **35**, 1986, 1994,
10. Hamciuc E., Hamciuc C., Sava I., Bruma M., *Eur. Polym. J*., **37**, 287, 2001
11. Kim C., Tak T.M., *J. Appl. Polym. Sci*., **74**, 272, 1999,
12. Mallakpour, S., Hajipour, A.R., Zamanlou, M.R, *J. Polym. Sci.: Part A: Polym Chem*.**, 41**,1077, 2003
13. Yeakel C., Gower K., Mani R. S., *Makromol. Chem*., **194**, 2779, 1993
14. Arnold C.Jr., *Polym. Sci. Macromol. Rev*., **14**, 265, 1979

CAMELIA HULUBEI *"Petru Poni" Institute of Macromolecular Chemistry Jassy*
ELENA HAMCIUC

POLIESTERI PE BAZA DE EPICLON

(Rezumat)

Au fost sintetizati doi noi poliesteri prin policondensare directa in solutie. Reactia a avut loc intre 5-[N-(4-carboxifenil)succinimido]-3-metil-[N-(4-carboxifenil)]-1,2,5,6- tetrahidroftalimida, un nou acid dicarboxilic cu cicluri imidice preformate si 4-4′- dihidroxi-difenil, respectiv, fenolftaleina. Polimerii au fost identificati prin analiza chimica elementala, spectroscopie IR si ^{1}HRMN. Proprietatile termice ale noilor poliesteri au fost determinate prin analiza termogravimetrica si calorimetrie diferentiala.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

NONLINEAR BEHAVIOR IN CROSS-PLY GLASS/EPOXY COMPOSITE LAMINATES

ADRIAN CATANGIU

Abstract: *Nonlinear stress-strain behavior in cross-ply glass/epoxy composite laminates has been investigated experimentally. We assumed that the nonlinear part of strain cames from plasticity and tryed to describe the nonlinear behavior with the one-parameter plasticity model. In this paper the nonlinear behavior was predicted under an assumption that the nonlinear behavior of the unidirectional composite is known.*
Keywords*: cross-ply composite, nonlinear behavior.*

1. Introduction

The rapidly expanding application of composites in the recent past have provided much optimism for the future of our technology. Although man-made composites have existed for thousands of year, the high technology of composites has evolved in the aerospace industry only in the last twenty years.

Usage of composites can be greatly enhanced if the cost is lowered and design more precise. Designing with any material is often more art than science. Composites design is no exception and there is much information to learn.

It is a common practice to limit the design of laminates to balanced (orthotropic) and symmetric construction. These restrictions are intended to simplify the design and manufacturing processes. In fact, the laminate may be designed to be balanced and symmetric before it is exposed to load and environments.

The polymer matrix composites reinforced with continuous fibers are an important class of materials, commonly used in thin laminates made up from individual plies stacked and consolidated in a proper way.

Polymer matrix composite laminates exhibit nonlinear stress-strain behavior under certain loading modes. Many models, phenomenogical and of a physical nature have been proposed to describe the phenomenon using two aproaches, one macroscopic and the other microscopic. In the macroscopic aproach, composites are treated as a nonlinear elastic or plastic body.

Ogihara and Reifsninder [2] using a yield function which is quadratic in stress found an orthotropic plasticity model with three parameters for the woven composite. They show that is a difference between mechanical behavior of samples loaded in warp and yarn directions and is plastic deformation in the fiber direction..

Sun and Chen [3] developed the one-parameter plasticity model to describe the nonlinear behavior of unidirectional composites based on a quadratic plastic potential and the assumption that there is no plastic deformation in the fiber direction.

The response of a symmetric and balanced cross-ply glass/epoxy laminate is studied under uniaxial tensile loading at different angles to the material orthotropy axis.

The laminate configuration is $[0/90]_s$ (fig. 1) and the thickness is 3 mm.

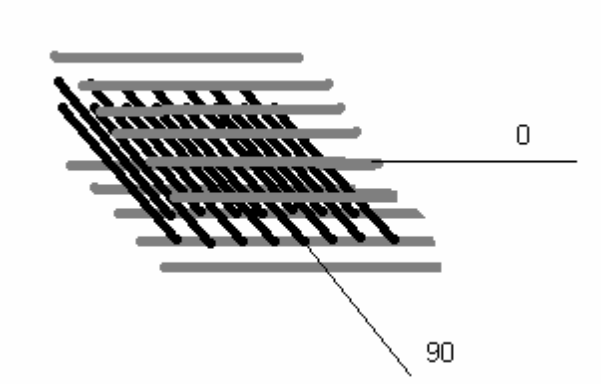


Figure 1.The cross-ply composite used in tests [0/90/90/0] or $[0/90]_s$

Samples are cut out of the laminate in the direction of $\theta = 0^0$, 15^0, 25^0, 45^0 and 90^0 and encoded S-i (i – the angle between cutting direction and direction of fiber in external layer). Tensile tests were performed at all samples.

The mechanical response of such structure can be accurately modelled by the Classical Lamination Theory (CLC), if the mechanical properties of individual ply are known [4].

The two-dimensional composite analysis procedure apply when the through the thickness stresses are not significant. For orthotropic laminates that have low stresses in the thickness or 3-direction (($\sigma_3=\tau_{23}=\tau_{13}$), plane stress), the stress strain relationships [4] is:

$$\{\varepsilon_{ij}\} = [S_{ij}]\{\sigma_{ij}\} \qquad \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{21} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} \tag{1}$$

In terms of the engineering constants obtained by simple tests:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} \tag{2}$$

E_1 – longitudinal Young modulus;
E_2 – transversal Young modulus;
G_{12} – in-plane shear modulus;
ν_{12}, ν_{21} – in-plane Poisson ratio.

The reciprocity relationships for stiffness is $\frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{21}}{E_2}$.

The engineering constants (E_1, E_2, G_{12}, ν_{12}) only describe the initial linear elastic behavior.

2. Analitical procedure

Consider an orthotropic elastic-plastic laminate subjected to active in-plane loading. Total strain can be partitioned into two components: linear elastic strain ε_i^e and plastic strain ε_i^p.

$$\varepsilon_i = \varepsilon_i^e + \varepsilon_i^p \tag{3}$$

Elastic strain can be determinated by:

$$\varepsilon_i^e = \frac{\sigma_x}{E_X} \tag{4}$$

σ_x - longitudinal stress (in cutting direction for each sample).

For a state of plane stress parallel to laminate plane the yield function proposed by Ogihara and Reifsninder is:

$$2f = a_{11}\sigma_{11}^2 + a_{22}\sigma_{22}^2 + 2a_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} + 2a_{66}\sigma_{12}^2 \tag{5}$$

The effective stress [2]:

$$\overline{\sigma} = \sqrt{3f} \tag{6}$$

If x-axis (the uniaxial loading direction) make the angle θ with fiber direction, the stresses in the ply principal coordinate system are :

$$\begin{aligned} \sigma_{11} &= \sigma_x \cos^2\theta \\ \sigma_{22} &= \sigma_x \sin^2\theta \\ \sigma_{12} &= \sigma_x \sin\theta\cos\theta \end{aligned} \tag{7}$$

From (5, 6, 7), if

$$\overline{\sigma} = h(\theta)\sigma_x \tag{8}$$

$$h_{(\theta)} = \sqrt{\frac{3}{2}\left\{a_{11}\cos^4\theta + a_{22}\sin^4\theta + 2\left(a_{12}+a_{66}\right)\sin^2\theta\cos^2\theta\right\}} \text{ [2]} \tag{9}$$

The rule of flow is defined if the parameters a_{11}, a_{22}, a_{12},a_{66} are determined (this is the most general rule of bidimensional model).

3. The model for cross-ply laminate

Sun and Chen show that there is no plastic deformation in fiber direction (quasi-linear stress-strain relations). Our tests performed in the fiber directions (0^0 and 90^0) confirm that (fig. 2).

That means:

$d\varepsilon_{11}^p = 0$ which leads to $a_{11} = a_{12} = 0$.

Besides, the response of samples cutted in 0^0 and 90^0 are the same, which leads to: $a_{22} = 1$.

The relation (5) becomes :

$$2f = \sigma_{22}^2 + 2a_{66}\sigma_{12}^2 \tag{10}$$

$$h(\theta) = \sqrt{\frac{3}{2}(\sin^4\theta + 2a_{66}\sin^2\theta\cos^2\theta)} \tag{11}$$

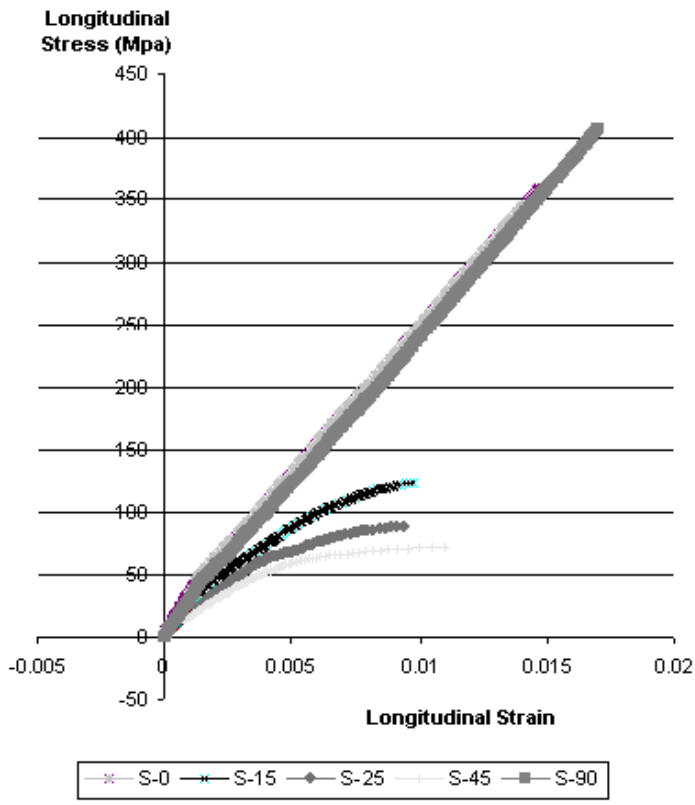


Figure 2. Stress-strain curve for $[0/90]_s$ glass/epoxy composite uniaxially loaded.

If the Sun-Chen one-parameter plasticity model can be used to predict the nonlinear behavior of an unidirectional, we try to perform an analitical response of cross-ply composite laminate using the model for each ply. The total incremental stress-strain relations [2, 3] for elastic-plastic unidirectional composite are:

$$\begin{Bmatrix} d\varepsilon_{11} \\ d\varepsilon_{22} \\ d\gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{16} \\ S_{21} & S_{22} & S_{26} \\ S_{61} & S_{62} & S_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} d\sigma_{11} \\ d\sigma_{22} \\ d\sigma_{12} \end{Bmatrix} \tag{12}$$

$$\left.\begin{aligned} &S_{11} = \frac{1}{E_1} \quad S_{12} = S_{21} = -\frac{\upsilon_{12}}{E_1} \quad S_{16} = S_{61} = 0 \\ &S_{22} = \frac{1}{E_2} + \Omega\sigma_{22}^2 \quad S_{26} = S_{62} = 2a_{66}\Omega\sigma_{12}\sigma_{22} \\ &S_{66} = \frac{1}{G_{12}} + 4a_{66}^2\Omega\sigma_{12}^2 \quad \Omega = \frac{9}{4}A\bar{\sigma}^{n-3} \end{aligned}\right\} \tag{13}$$

a_{66} =2.2 [3]

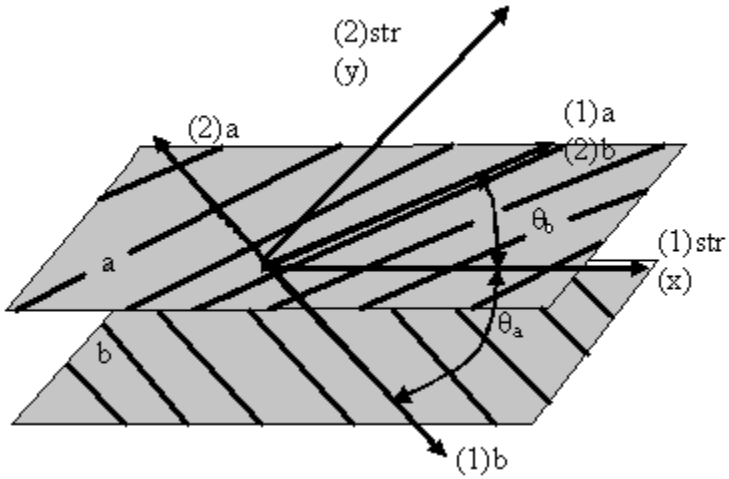


Figure 3. Coordinate system
(1)a-(2)a – ply a local system (1)b-(2)b – ply b local system
x-y ; (1)str-(2)str –global coordinate system

The laminate have two ply of type a and two ply of type b. The stress-strain relations of a multidirectional laminate in plane state of stress is obtained in a step-by-step manner. The increment of stress in loading direction for each ply ($d\sigma_{xi}$) is converted in the components of local coordinate system. The increment of strain (12, 13) is calculated and converted again in global coordinate system.

Total longitudinal strain of composite laminate is the same with the longitudinal strains of each ply in global coordinate system. We assumed that the total longitudinal strain of laminate is produced by the average of stresses which produces the same deformation in each ply (because the laminate have the same proportion of ply in each direction).

4. Experimental Procedure

The composite material used in this work is a cross-ply glass/epoxy composite. The raw material is a prepreg (long fiber unidirectional composite). The panel have four ply with configuration [0/90/90/0].

Vacuum bag processing is suited to components with thin section. The completed assembly, with vacuum applied, is placed inside an oven with good air circulation, and the composite is produced after 1h at 120^0 C [5].

Samples are cut out of the panels in the direction of $\theta = 0^0$, 15^0, 25^0, 45^0 and 90^0. Tensile test were conducted with an Instron 6025 universal testing machine. The strains, up to failure, were measured using two extensometers. The Young moduli were determined from the experimental data by linear regresion analysis using Microsoft Excel.

Table 1. Initial longitudinal Young moduli

θ	0^0	15^0	25^0	45^0	90^0
Samples	S-0	S-15	S-25	S-45	S-90
E_x (GPa)	31.4	26	16.2	15	31

Fig. 4 shows the effective stress-effective plastic strain curves from the experimental data of all angles. Effective plastic strain is obtained by removing the elastic component from total strain (this is possible if σ_x and E_x are known). Effective stress is calculated with relations (8 and 11). This dependence is the same for all angles if material is homogeneous.

The curve is described by the power law $\overline{\varepsilon^p} = A\overline{\sigma}^n$.

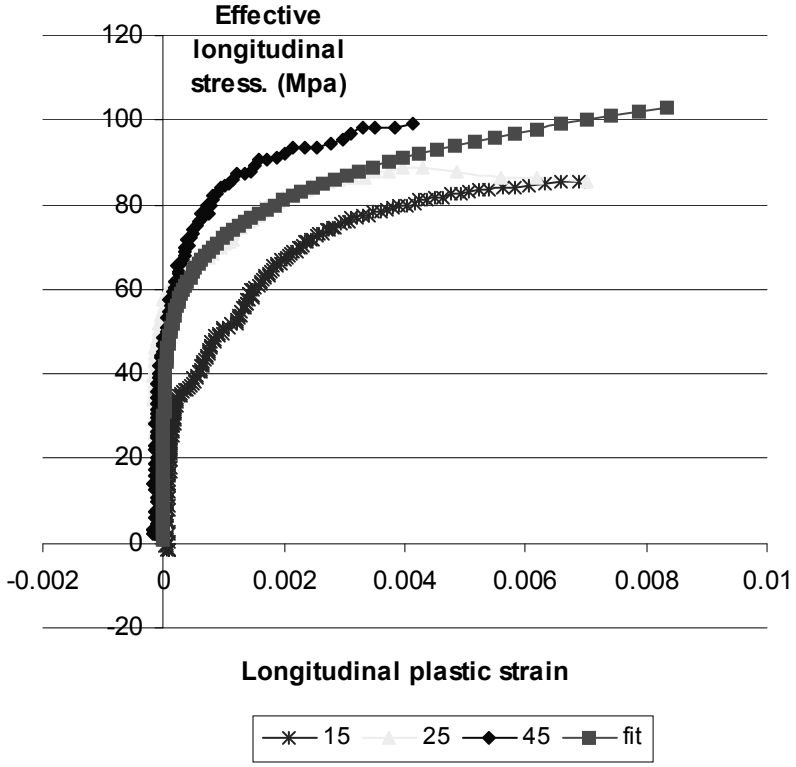


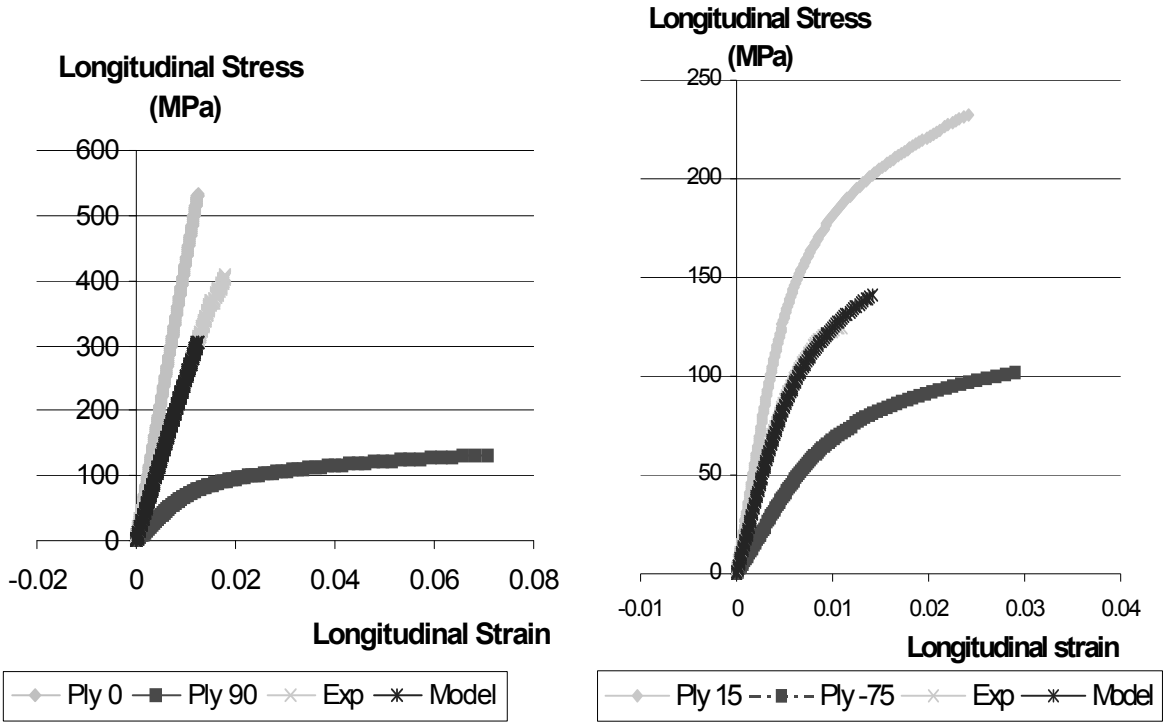
Figure 4. Effective stress – effective plastic strain curve.

The parameters which describe the curve ($A=7\cdot10^{-15}$, n=5.77) were found using an empirical procedure.

Table 2. Assumed properties of glass/epoxy unidirectional composite [5].

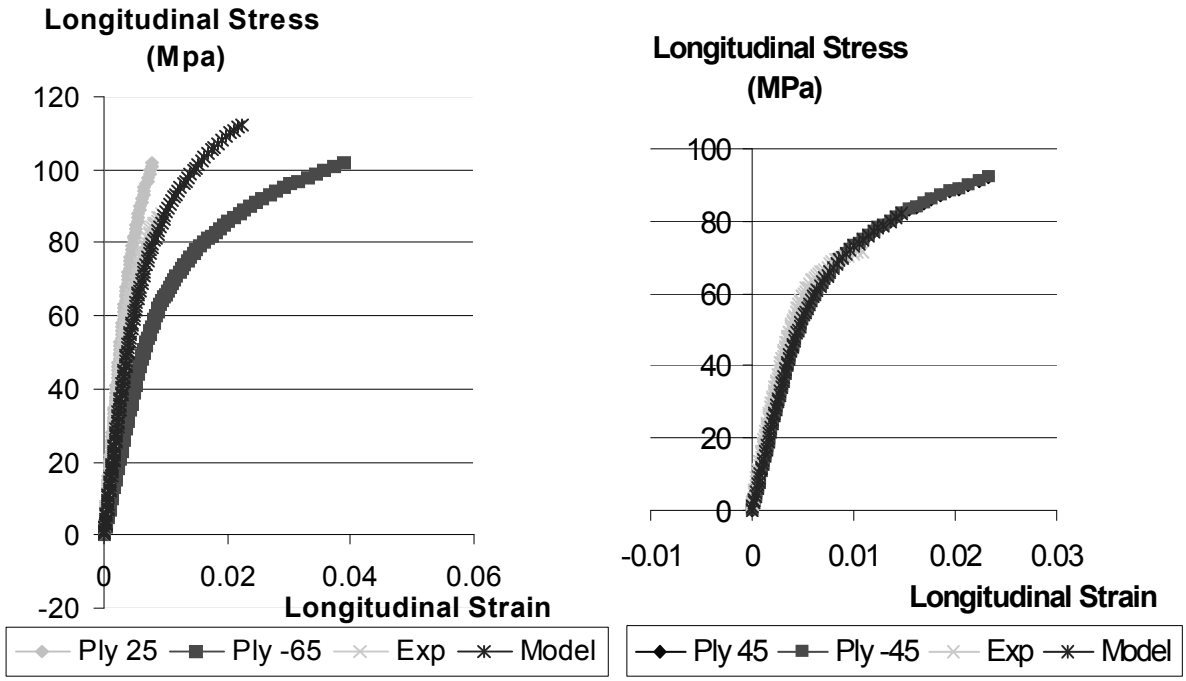
Longitudinal Young modulus	E_1 (GPa)	43
Transverse Young modulus	E_2 (GPa)	8
Longitudinal Poisson ratio	ν_{12}	0.27
Shear modulus	G_{12} (GPa)	4
a_{66} Sun Chen [3]		2.2

Figures (5,6) show stress-strain relations of glass/epoxy unidirectional laminate loaded at the angles specific to each ply of the samples predicted by Sun-Chen's one-parameter plasticity model, the predicted stress-strain relations of a cross-ply laminate and the curves obtained experimentally.



(a) (b)

Figure 5. Comparison between the predicted stress-strain curve and the experimental one obtained for: (a) sample of type S-0 or S-90 and (b) sample of type S-15.



(a) (b)

Figure 6. Comparison between the predicted stress-strain curve and the experiment one obtained for: (a) sample of type S-25 and (b) sample of type S-45.

4. Conclusions

These preliminary experiments have proved that, with increasing the angle between fiber and loading directions the nonlinear behavior increases.

Composite laminates exhibit much lower strength in the transverse direction, and at ply interfaces, making them particularly susceptible to matrix cracking and delamination.

The prediction exhibits less nonlinearity which may be due to empirical procedure for evaluation of parameters A and n.

Nonlinear behavior of cross-ply glass/epoxy composite laminates can be described by one-parameter plasticity model.

Our next step is to investigate a mechanical model which can describe the nonlinear behavior of uniaxial composites under off-axis loading and to verify if Sun Chen parameter a_{66} is appropriate for our composite system.

REFERENCES

1. Mazumdar, S.K. - **Composite Manufacturing,** CRC Press, London, 2002
2. Ogihara, S., Reifsninder, K.L. – *Characterization of Nonlinear Behavior in Wovwn Composite Laminates,* **Applied Composite Materials 9**, 2002, 249-263.
3. Sun, C.T., Chen, J.L., *A Simple Flow Rule for Characterizing Nonlinear Behavior of Fiber Composites*, **Journal of Composite Materials 23**,1989,1009-1020.
4. Jones, R.M. - **Mechanics of Composite Materials,** Taylor&Francis, Philadelphia, 1999
5. **Prepreg Technology,** Hexcel corporation, January 2004.
6. Gay, D. – **Matériaux composites**, Hermes, Paris, 1997.

CATANGIU ADRIAN
Universitatea Valahia Târgovişte
Facultatea Ingineria Materialelor Mecatronică şi Robotică
B-dul Unirii nr.18 Târgovişte cod. 130082
Tel/fax 0040 245 206106
e-mail: catangiu@valahia.ro;
acatangiu@yahoo.co.uk

COMPORTAREA NELINIARA A COMPOZITELOR STRATIFICATE STICLĂ-EPOXI $[0/90]_s$

Rezumat: Au fost supuse încercării la tracțiune epruvete prelevate dintr-un stratificat sticlă/epoxy. În cazul epruvetelor pentru care direcția de aplicare a sarcinii face cu direcția fibrelor unghiuri diferite de 0^0, comportarea în spațiul tensiune-deformație se abate de la liniaritate. Efectul de abatere de la liniaritate a fost atribuit plasticității şi s-a încercat aplicarea unui model cu un parametru care să caracterizeze comportamentul neliniar. Modelarea se bazează pe ipoteza că este cunoscută comportarea neliniară a materialului unidirecțional.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

TITANIUM/HYDROXYAPATITE GRADED MATERIALS FOR ENDOSSEUS IMPLANTS

BY

GABRIEL BATIN, CĂTĂLIN POPA and IOAN VIDA-SIMITI

Abstract: A good bone substitute, in bulk form, should be biocompatible and osteoconductive, allowing attachment and bone growth on and into its surface porosities. In addition, its mechanical properties should match to that of natural bone. We propose a novel material to meet these requirements. The samples were made of post-hydride titanium powder and hydroxyapatite powder obtained by sol-gel process. After die-compaction, the samples were sintered in vacuum at 1160 ºC. Several concentrations of hydroxyapatite were studied: 5, 10, 20, 50 %. A high percentage of hydroxyapatite leads to poor mechanical properties and a sharp variation of the hydroxyapatite amount from one layer to another produces cracks, as experimental results show. Some reactions occurred at the titanium/hydroxyapatite interface and lead to the formation of solid solutions and other compounds, as revealed by microstructures.

Keywords: biomaterials, endosseus implants, titanium, hydroxyapatite

1. Introduction

To create a biomaterial simulating the structure and biological characters of natural bone is a priority for biomaterials research [1, 2]. A good bone substitute, in bulk form, should be biocompatible and osteoconductive, allowing attachment and bone growth on and into its surface porosities [1]. Titanium (Ti) is one of the best biocompatible metals and used most widely as material for oral, maxillofacial and orthopaedic implants because of its mechanical properties and biocompatibilty [3,4]. Hidroxyapatite [HAP or $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$] is widely used as bone replacement due to its excellent biocompatibility, bioactivity and osteoconductive properties. These properties are given by its unique chemical composition and crystal structure that is similar to the human skeletal apatite [2, 3, 5, 6].

A biomaterial with a single composition and a uniform structure doesn't satisfy all this requirements at the same time, that is why functionally graded materials are proposed for use.

The functional gradient refers to: the bone-insertion zones must contain hydroxyapatite as bioactive phase; the zones with no direct contact to bone must have cross-sectional functional gradient, in order to ensure a reduction of stiffness and the chemical stability leading to an as reduced fibrous capsule as possible and to allow blood to irrigate the tissue.

The implants must have interconnected pores to provide the space for vascular tissue required for continued mineralized bone growth [4]. The commonly accepted range of pore size is between 150 and 400 μm, but others reported a pore size between 200 and 900 μm [4,7].

2. Experimental procedure

In this study, samples composed of post-hydride titanium powder and hidroxyapatite powder obtained by sol-gel processes were made. Samples with a single composition as well as gradual composition samples were produced. The bioactive phase, represented by the hidroxyapatite powder, was used in different concentrations in samples: 5, 10, 20, 50 wt%.

The samples were made of post-hydride titanium powder and hydroxyapatite powder obtained by a sol-gel process. After mixing and die-compaction, the samples were sintered in vacuum (1160 ºC). Several concentrations of the bioactive phase were studied: 5, 10, 20, 50 % wt. Samples with a single composition, as well as gradual samples were produced.

A mixed powder containing 5% wt HAP was compacted in a die without any lubricant. The die walls and the punch were lubricated with oil. The samples were compacted at 400, 500 and 600 MPa and sintered in vacuum (10^{-4} torr) at 1160 °C following a complex regime: isothermal dwellings were made at 250 °C for about 30 minutes, at 800 °C for another 30 minutes and finally at 1160 °C for about 60 minutes.

Samples with composition gradient were produced. The same die was used to compact layers with 5% wt, 20 % wt and 50 %wt. The samples were compacted at 500 MPa without lubrication. The sintering program (in vacuum at 10^{-4} torr) consisted in 4 dwellings: 15 minutes at 250 °C, 15 minutes at 600 °C, 30 minutes at 850 °C and 5 minutes at 1160 °C.

The samples were studied using images and EDX analyses on a scanning electron microscope JEOL 6500 LV.

3. Experimental results

The samples with 5% wt HAP were used to study the interface between the calcium phosphates and the titanium matrix function of compaction forces. The increase of the compacting forces lead to a higher compaction. An increase in volume was observed; the higher the compacting pressure, the more increase in volume.

As seen in Figure 1, the samples with 5% HAP are well sintered, with inter-connected pores.

The swelling depends largely on the composition, also. The layers with 50 % wt HAP present the highest increase and the poorest mechanical properties. Up to 20 % wt HAP, the samples were completely sintered. For gradual samples, as in Figure 2, when the variation in composition was sharp, cracks were observed between the layers. These cracks appeared because of the differences in swelling. There is no apparent cracking for a variation of 5% HAP between layers.

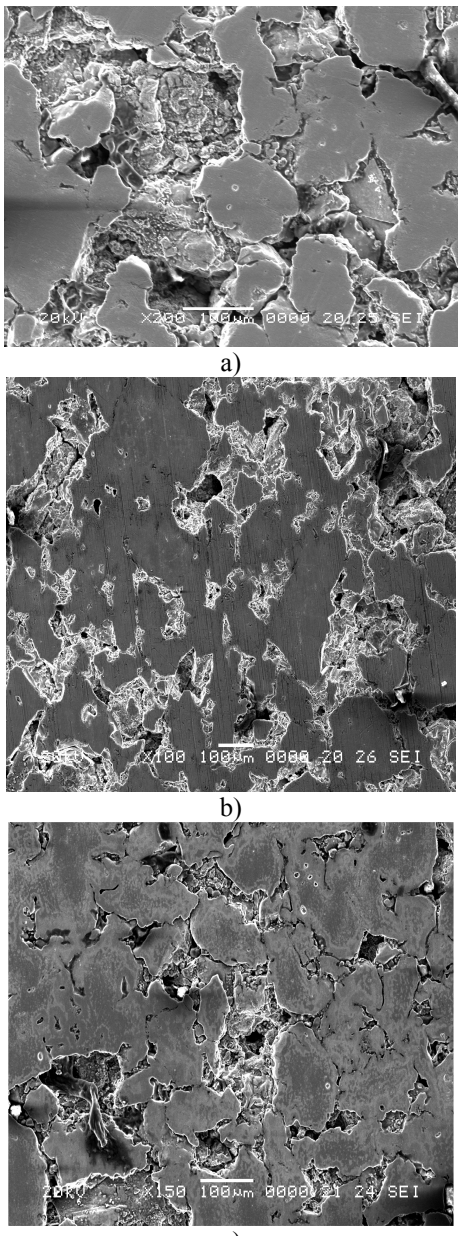
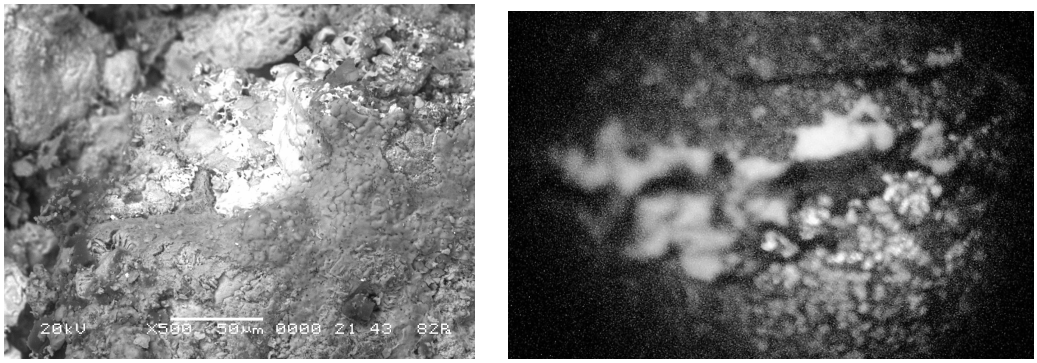


Fig 1. Microstructures of Ti/ 5% wt HAP samples at : a) 400 MPa ; b) 500 MPa ; c) 600 MPa.



a) b)

Fig. 2. Sample with functional gradient: a) microphotography; b) cracks between layers.

Between the titanium matrix and the ceramic phase, diffusion processes occurred, as observed on the EDX spectrum, Fig.3.

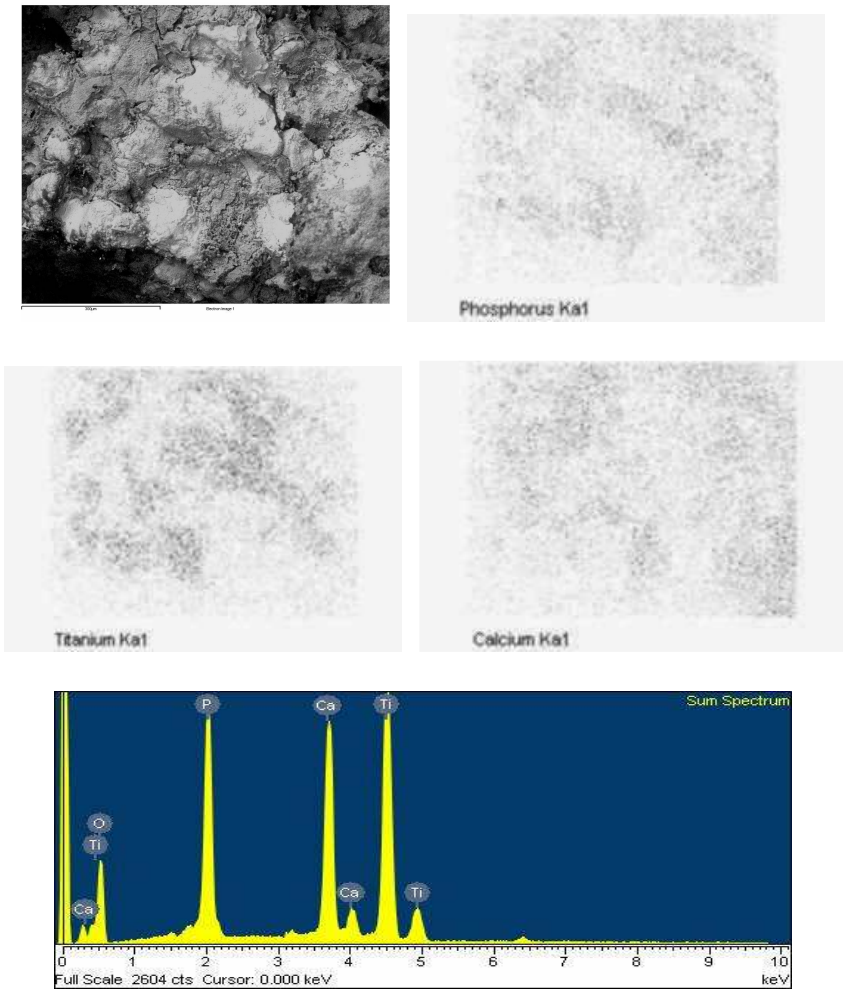


Fig.3. EDX spectre (the zone with 50% HAP)

Initial HAP grains decomposed partly and formed solid solutions inside the titanium matrix. This led to the formation of an adherence layer between the ceramic phase and the matrix.

4. Conclusions

Single composition, as well as gradual titanium-hidroxyapatite samples were produced via a PM method (mixing, pressing, vacuum sintering).

Experimental results show that a high percentage of hydroxyapatite leads to poor mechanical properties and a sharp increase of the hydoxyapaptite amount from one layer to another produces cracks.

It is necessary to have a small transition of the hidroxyapatite concentrations between the layers to obtain implants with compositional gradient and good mechanical properties.

The microstructures show that some reactions occur at the hydroxyapatite/titanium interface, leading to the formation of binary or complex solid solutions, as well as to the shifting to new compounds.

A diffusion layer is formed between the matrix and the reinforcement phase. It is useful for the mechanical stability while the titanium matrix remains prevalent in volume (for concentrations up to 20%).

Received *Technical University of Cluj-Napoca*

REFERENCES

1. Aho, A.J., Hautamäki, M., Mattila, R., Alander, P., Strandberg, N., Rekola, J., Gunn, J., Lassila L.V.J. and Vallittu, P.K. – *Surface porous fibre-reinforced composite bulk bone substitute, In vitro studies and vivo evaluation in segment defect*, **Cell and Tissue Banking, 5,** 2004, **213-221**
2. Babini, G.N. and Tampieri, A. – Towards biologically inspired materials, **British Ceramic Transactions, Vol. 103, No. 3,** 2004, **101-109**
3. Fumio Watari, Atsuro Yokoyama, Mamoru Omori, Toshio Hirai, Hideomi Kondo, Motohiro Uo and Takao Kawasaki - Biocompatibility of materials and development to functionally graded implant for bio-medical application, **Composites Science and Technology**, **64**, 2004, **893-908**
4. Kutty, M.G., Bhaduri, S,. and Bhaduri S.B. – Gradient surface porosity in titanium dental implants: relation between processing parameters and microstructure, **Journal of Materials Science: Materials in Medicine, 15,** 2004, **145-150**
5. Sadeghian, Z., Heinrich, J. G., and Moztarzadeh, F. - Direct Laser Sintering of Hydroxyapaptite Implants by Laser-wise Slurry Deposition (LSD), **cfi/Ber. DKG 81, No. 12**, 2004, **E39-E43**
6. Thian, E.S., Loh, N.H., Khor, K.A. and Tor, S.B. - Processing of biocomposite Ti-6Al-4V/HA powder, **Journal of Materials Science Letters, 22**, 2003, **775-778**
7. Salgado, A.J., Coutinho, O.P. and Reis, R.L. - Bone Tissue Engineering: State of the Art and Future Trends, **Macromolecular Bioscience, 4,** 2004, **743-765**

MATERIALE CU GRADIENT PE BAZA DE TITAN SI HIDROXIAPATITA PENTRU IMPLANTE ENDOOSOASE

Rezumat: Un material care să poată substitui osul natural, sub forma produsului final, ar trebui să fie biocompatibil şi osteoconductiv, permiţând legarea şi creşterea osului nou pe suprafaţa sa poroasă precum şi în pori. Mai mult, proprietăţile sale mecanice ar trebui să corespundă cu cele ale osului natural. Probele au fost realizate din pulbere de titan dehidrurată şi pulbere de hidroxiapatită obţinută prin procedee sol-gel. După presare în matrită, probele au fost sinterizate în matriţă la 1600 °C, în vid. Au fost studiate probe cu diferite concentarţii masice de hidroxiapatită: 5, 10, 20, 50 %. O concentraţie mare de hidroxiapatită conduce la proprietăţi mecanice scăzute, iar o diefernţă mare de concentarţie de hidroxiapatită de la un strat la altul produce fisuri, aşa cum arată rezulatatele experimentale. Unele reacţii au loc la interfaţa titan/hidroxiapatită ducând la formarea unor soluţii solide şi a altor compuşi aşa cum se poate observa din microstructuri.

Tipar Digital realizat la **Tipografia** pim
Șoseaua Ștefan cel Mare nr. 11
Iași - 700498
Tel. / fax: **0232-212740**
e-mail:editurapim@pimcopy.ro
www.pimcopy.ro

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH.ASACHI", IAŞI

Tomul LII (LVI)

Fasc. 1

Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2006

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng Nicolae Badea, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng Ion Giurma, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Vice-Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Managing Editor of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng. Dan Găluşcă, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering

Managing Editor of the *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
Assoc. prof. dr. eng. Iulian Ioniță, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Scientific secretary of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*

Prof.univ.dr.eng. Yuri A. Burennikov, Vinnitsia State Technical University, Ukraine
Prof.univ.dr.eng. Borivoje Mišković, Yugoslav Association of Metallurgical Engineers, Belgrad, Serbia-Muntenegru
Prof.univ.dr.eng. Paolo Nanni, Universita degli Studi da Genova, Italy
Prof.univ.dr.eng. Strul Moisa, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel
Prof.univ.dr.eng. Corneliu Munteanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Constantin Baciu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Luchian Zaharia, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Ioan Carcea, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Adrian Dima, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Ioan Alexandru, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc.prof.dr.eng. Leandru Gheorghe Bujoreanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Ioan Rusu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Gheorghe Bădărău, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Petrică Vizureanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania

Editorial Secretary of the *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
Assoc.prof.dr.eng. Gheorghe Bădărău, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LII (LVI) 2006

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

1	ROMEO CHELARIU, D.M. GORDIN, T. GLORIANT, IOAN CARCEA, COSTEL ROMAN - THE INFLUENCE OF SOME THERMAL TREATMENT PARAMETERS ON STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF SOME TITANIUM ALLOYS	1
2	MIHAI ALEXANDRU, ADRIAN DIMA, GHEORGHE BADARAU PETRICA VIZUREANU, NECULAI SCANTEIANU and DOINA HINCU - THEORETICAL AND EXPERIMENTAL CONSIDERATIONS CONCERNING THE DETERMINATION OF THE OPTIMUM OF THE COLD ROLLING FORCE	9
3	MIHAI ALEXANDRU - THEORETICAL AND EXPERIMENTAL CONTRIBUTIONS CONCERNING THE OPTIMATION OF THE ROLLING PARAMETERS	15
4	MIHAI ALEXANDRU, GHEORGHE BADARAU, PETRICA VIZUREANU, ALINA-ADRIANA MINEA, ROMICA MANEA and CONSTANTIN ALEXANDRU - MODERNIZATION TRENDS IN THE COLD ROLLING OF THE RAIL GUARD PROFILE TYPE A	21
5	GH. T. POP and LILIANA VERESTIUC - RESEARCHES CONCERNING PROCESSING BIOACTIVE MATERIALS	27
6	ADRIAN ALEXANDRU, SORIN IACOB STRUGARU, IOAN ALEXANDRU, LAURENTIU CIOBANU and SORIN TANASUCA - COMPUTERIZATED QUANTITATIVE MICROGRAPHICAL ANALYZIS OF DEPOSED LAYERS BY ELECTRICAL DISCHARGE IN IMPULSE ON AN HIGH ALLOYED TOOLS STEEL	35
7	BAHRIN V. and HABA C. G - CONSIDERATIONS REGARDING THE MODEL REFERENCE CONTROL SYSTEM FOR SPEED CONTROL OF DC MOTOR	41
8	GELU BARBU - STUDY CONCERNING THE INFLUENCE OF VIBRATIONS ON THE COMPOSITION AND HARDNESS OF AN INGOT	47
9	GELU BARBU- THE CONNOTATIONS ON HARDNESS AT DYNAMIC CAST PIECES	53
10	LIDIA BENEA, PIER LUIGI BONORA and FRANÇOIS WENGER - NANOSTRUCTURED COMPOSITE COATING Ni-SiC OBTAINED BY ELECTRODEPOSITION	59
11	VASILE BULANCEA, ŞTEFAN LĂCĂTUŞU and IOAN ALEXANDRU - THE USES AND CLASSIFICATION OF BIOMATERIALS	69
12	VASILE BULANCEA, IOAN ALEXANDRU, ADRIAN ALEXANDRU and DORIN CONDURACHE - CRYOGENIC TREATMENTS APPLIED TO STEELS	75
13	DORU CANTEMIR, LEONARDO BERTINI, MARCO BEGHINI, and PAUL DORU BÂRSĂNESCU - EXPERIMENTAL DETERMINATION OF PERFORATED PLATES HOLES DISTORTION DUE TO MULTIPASS WELDING	81
14	HORIA CHIRIAC, ANCA-EUGENIA MOGA, CARMEN GHERASIM and DUMITRU-DANIEL HEREA - SYNTHESIS AND MAGNETIC PROPERTIES OF Ni AND Ni-Fe NANOPARTICLES FOR BIOMEDICAL APPLICATIONS	87
15	HORIA CHIRIAC and DUMITRU-DANIEL HEREA - POLYMER-COATED MAGNETIC MICROPARTICLES AS MARKERS FOR MAGNETIC BIOSENSORS	93

16	VASILE COJOCARU-FILIPIUC - POINT OF VIEW GIVEN SPHEROIDIZING OF GRAPHITE	99
17	IOAN DAMIAN, VIOREL PALEU and SPIRIDON CREŢU - EXPERIMENTAL DATA ACQUISITION FOR BALL BEARING FRICTION TORQUE MEASURING	109
18	ADRIAN DIMA, ALINA ADRIANA MINEA and IULIA MARGARETA DIMA - HEAT PROCESS OPTIMIZATION IN INDUSTRIAL FURNACES	113
19	ADRIAN DIMA, IULIA MARGARETA DIMA and ALINA MINEA - STUDIES CONCERNING THE ENHANCING OF THE MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THE ALUMINUM CAST ALLOYS BY HEAT TREATMENTS	117
20	MARIANA LATU - CURRENT IN A 1D CIRCULAR WIRE	121
21	VASILE MANOLE and IOAN ALEXANDRU - NUMERICAL AND EXPERIMENTAL CONTRIBUTION ABOUT THE ELECTRICAL RESISTANCE OF STEELS COVERED WITH DIFFERENT KIND OF METALIC LAYERS	127
22	VASILE MANOLE and IOAN ALEXANDRU - THEORETICAL ASPECTS ABOUT PHYSICAL PROCESSES OF TWO METALS CONTACT	135
23	FLORIN MUNTEANU, MIHAI GAFIŢANU and PAUL BOTEZ - UHMWPE ACETABULAR CUP WEAR BY VISCO-ELASTO-PLASTIC DEFORMATION	143
24	POPO RODION - REJECTION POTENTIALLY DEFECTIVE KMOS CJ.	151
25	NASTACA TIMOFTE and BOGDAN NICOLAU - THE STUDY OF THE SANDS OF CĂPUŞ (CLUJ COUNTY) WITH THE VIEW TO USING IN FOUNDRIES	157
26	URSE MARIA, CHIRIAC HORIA, GRIGORAS MARIAN and MOGA ANCA–EUGENIA - COMPARATIVE STUDY ON MICROSTRUCTURAL AND MAGNETIC PROPERTIES OF FePt AND Fe/FePt THIN FILMS	163
27	CRISTINA PRISACARIU, PAUL C. BUCKLEY and VICTOR ADRIAN PRISACARIU - PARTICULAR ASPECTS ON THE DEFORMATION AND FRACTURE OF NOVEL DIBENZYL POLYURETHANE ELASTOMERS OF VARIABLE CRYSTALLINITY	169
28	STEFAN GRIGORAS and CRISTEL STIRBU - TUBING AND CASING THREAD JOINT. THEORETICAL RESEARCH AND EXPERIMENTAL TESTS	177
29	CRISTEL STIRBU and STEFAN GRIGORAS - TECHNICAL SOLUTIONS FOR TUBING AND CASING THREADED JOINTS	183
30	LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, VASILE DIA, VIORICA DAVID, CORNELIU MUNTEANU and FLORIN MAXIM - TEMPERING EFFECTS ON THE MICROSTRUCTURE AND TENSILE BEHAVIOUR OF A Cu-Zn-Al SHAPE MEMORY ALLOY	191
31	FLORIN DIACONESCU, IOAN ALEXANDRU et IOAN CARCEADES - RECHECHES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE CHAUFFAGE PRÉALABLE DE LA COQUILLE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES D'UN BRONZE ANTIFTICTION COULÉ PAR CENTRIFUGATION	195
32	FLORIN DIACONESCU et ROMEU CHELARIU - DES RECHERCHES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE CHAUFFAGE PRÉALABLE SUR LA DISTRIBUTION DU Pb DANS LES PIÈCES COULÉES PAR CENTRIFUGATION EN BRONZE CuPb10Sn10	201
33	FLORIN DIACONESCU et ROMEU CHELARIU - DES RECHERCHES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA ROTATION DE LA COQUILLE SUR LA DISTRIBUTION DU Pb DANS LES PIÈCES COULÉES PAR CENTRIFUGATION EN BRONZE CuPb10Sn10	207
34	DIACONESCU FLORIN, ALEXANDRU IOAN et CARCEA IOAN - DES RECHERCES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA ROTATION DE LA COQUILLE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES D'UN BRONZE COULÉ PAR CENTRIFUGATION	211

35	FLORIN BRÎNZĂ, CRISTIAN PÎRGHIE, NICOLAE SULIŢANU – A SUITABLE METHOD FOR OBTAINING FUNCTIONAL POLYMER-METAL COMPOSITED MATERIALS BY ELECTRODEPOSITION	217
36	MIHAI GRAMATICU AND SILVIU GABRIEL STROE – HARDENING OPTIMIZING BY INDUCTION OF REVOLUTION SAMPLES	221
37	MIHAI MIHALCUT, PAUL-DORU BARSANESCU and CONSTANTIN BITCA – FATIGUE UNDER MULTIAXIAL STRESSES OF SOME STEELS	229
38	PETRU MOLDOVAN, GABRIELA POPESCU, IOANA APOSTOLESCU, MARIANA ZSIGMOND – MODIFICATION AND GRAIN REFINING OF MULTIFUNCTIONAL MATERIALS IN Al-Si-Mg SYSTEM BY ADDITION OF Sr, Ti AND B	235
39	ROMANIŢA TEODORESCU, MARIA GHEORGHE – THE TECHNOLOGY FOR HEAVY METALS FROM ELECTROPLATING SLUDGE VALORIFICATION, FOR ENVIRONMENT DEPOLLUTION	241
40	MIRELA SOHACIU, AVRAM NICOLAE – PROCESSING EXAMPLE FOR SUSTAINABLE DEVELOPMENT CONCEPTON METALLURGICAL FIELD LEVEL	249
41	DOINA RĂDUCANU, TOM SAVU, MIHAI TÂRCOLEA, IONEL NEGULESCU, ION CINCA, VASILE DĂNUŢ COJOCARU – SOLUTIONS FOR A DATA ACQUISITION SYSTEM IN MATERIAL SCIENCE	255

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LII (LVI) 2006

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

1	ROMEO CHELARIU, D.M. GORDIN, T. GLORIANT, IOAN CARCEA şi COSTEL ROMAN - INFLUENTA TRATAMENTULUI TERMIC ASUPRA STRUCTURII ALIAJULUI Ti6Al4V	1
2	MIHAI ALEXANDRU, ADRIAN DIMA, GHEORGHE BADARAU PETRICA VIZUREANU, NECULAI SCANTEIANU şi DOINA HINCU - INFLUENTA TRATAMENTULUI TERMIC ASUPRA STRUCTURII ALIAJULUI Ti6Al4V	9
3	MIHAI ALEXANDRU - CONTRIBUŢII TEORETICE ŞI EXPERIMENTALE PRIVIND OPTIMIZAREA PARAMETRILOR PROCESULUI DE LAMINARE	15
4	MIHAI ALEXANDRU, GHEORGHE BADARAU, PETRICA VIZUREANU, ALINA-ADRIANA MINEA, ROMICA MANEA ŞI CONSTANTIN ALEXANDRU - TENDINTE DE MODERNIZARE IN LAMINAREA LA RECE A PROFILELOR PARAPET TIP A	21
5	GH. T. POP şi LILIANA VERESTIUC - CERCETARI PRIVIND PROCESAREA DE NOI MATERIALE BIOACTIVE	27
6	ADRIAN ALEXANDRU, SORIN IACOB STRUGARU, IOAN ALEXANDRU, LAURENTIU CIOBANU şi SORIN TANASUCA - ANALIZA MICROGRAFICĂ CANTITATIVĂ COMPUTERIZATĂ A STRATURILOR DEPUSE PRIN DESCĂRCĂRI ELECTRICE ÎN IMPULS PE UN OŢEL BOGAT ALIAT DE SCULE	35
7	BAHRIN V. şi HABA C. G - CONSIDERAŢII PRIVIND SISTEMUL DE CONTROL AL MODELULUI DE REFERINŢĂ PENTRU CONTROLUL VITEZEI UNUI MOTOR CC	41
8	GELU BARBU – STUDII REFERITOARE LA INFLUENŢA VIBRAŢIILOR ASUPRA COMPOZIŢIEI ŞI DURITĂŢII LINGOURILOR	47
9	GELU BARBU – CONOTATII ASUPRA DURITATII LA PIESELE TURNATE DINAMIC	53
10	LIDIA BENEA, PIER LUIGI BONORA şi FRANÇOIS WENGER - INVELISURI DIN Ni-SiC COMPOZITE NANOSTRUCTURATE OBTINUTE PRIN ELECTRODEPUNERE	59
11	VASILE BULANCEA, ŞTEFAN LĂCĂTUŞU şi IOAN ALEXANDRU - UTILIZAREA ŞI CLASIFICAREA BIOMATERIALELOR	69
12	VASILE BULANCEA, IOAN ALEXANDRU, ADRIAN ALEXANDRU şi DORIN CONDURACHE - TRATAMENTUL CRIOGENIC APLICAT OŢELURILOR	75
13	DORU CANTEMIR, LEONARDO BERTINI, MARCO BEGHINI şi PAUL DORU BÂRSĂNESCU - DETERMINAREA EXPERIMENTALA A OVALIZARII GAURILOR UNOR PLACI PERFORATE SUDATE MULTISTRAT	81
14	HORIA CHIRIAC, ANCA-EUGENIA MOGA, CARMEN GHERASIM şi DUMITRU-DANIEL HEREA - SINTEZA ŞI PROPRIETĂŢILE MAGNETICE ALE NANOPARTICULELOR DE Ni ŞI Ni-Fe PENTRU APLICAŢII BIOMEDICALE	87
15	HORIA CHIRIAC şi DUMITRU-DANIEL HEREA - MICROPARTICULE MAGNETICE ACOPERITE CU POLIMER CA MARCHERI ÎN BIOSENZORI	93

16	VASILE COJOCARU-FILIPIUC - PUNCT DE VEDERE PRIVIND NODULIZAREA GRAFITULUI	99
17	IOAN DAMIAN, VIOREL PALEU şi SPIRIDON CREŢU - ACHIZIŢIE DE DATE EXPERIMENTALE PENTRU MĂSURAREA MOMENTULUI DE FRECARE DIN RULMENŢII CU BILE	109
18	ADRIAN DIMA, ALINA ADRIANA MINEA şi IULIA MARGARETA DIMA - OPTIMIZAREA PROCESELOR DE INCALZIRE IN CUPTOARELE INDUSTRIALE	113
19	ADRIAN DIMA, IULIA MARGARETA DIMA şi ALINA MINEA - STUDII PRIVIND CRESTEREA CARACTERISTICILOR MECANICE ALE ALIAJELOR TURNATE DIN ALUMINIUPRIN TRATAMENTE TERMICE	117
20	MARIANA LATU - CURENTUL INTR-UN FIR CIRCULAR 1D	121
21	VASILE MANOLE ŞI IOAN ALEXANDRU - CONTRIBUŢII NUMERICE ŞI EXPERIMENTALE ASUPRA REZISTIVITĂŢII ELECTRICE A OŢELURILOR ACOPERITE CU DIVERSE TIPURI DE STRATURI METALICE	127
22	VASILE MANOLE ŞI IOAN ALEXANDRU - ASPECTE TEORETICE ASUPRA PROCESELOR FIZICE DE LA CONTACTUL A DOUĂ METALE	135
23	FLORIN MUNTEANU, MIHAI GAFIŢANU şi PAUL BOTEZ - UZURA PRIN DEFORMARE VÂSCO-ELASTO-PLASTICĂ A UNEI CUPE COTILOIDE DIN UHMWPE DE LA NIVELUL UNEI ENDOPROTEZE TOTALE DE ŞOLD	143
24	POPO RODION – RESPINGEREA CIRCUITELOR KMOS CJ CARE POT AVEA DEFECTE	151
25	NASTACA TIMOFTE şi BOGDAN NICOLAU - STUDIUL NISIPURILOR DE CAPUS (JUDETUL CLUJ) IN VEDEREA UTILIZARII IN TURNATORIE	157
26	URSE MARIA, CHIRIAC HORIA, GRIGORAS MARIAN şi MOGA ANCA–EUGENIA - STUDIU COMPARATIV PRIVIND PROPRIETĂŢILE MICROSTRUCTURALE ŞI MAGNETICE ALE STRATURILOR SUBŢIRI FePt ŞI Fe/FePt	163
27	CRISTINA PRISACARIU, PAUL C. BUCKLEY şi VICTOR ADRIAN PRISACARIU - ASPECTE PARTICULARE PRIVIND DEFORMAŢIA ŞI RUPEREA UNOR NOI ELASTOMERI POLIRETANICI CU STRUCTURI DIBENZILICE, DE CRISTALINITATE VARIABILĂ	169
28	STEFAN GRIGORAS şi CRISTEL STIRBU - IMBINARE PENTRU MATERIAL TUBULAR. CERCETARI TEORETICE SI EXPERIMENTALE	177
29	CRISTEL STIRBU şi STEFAN GRIGORAS - SOLUTII TEHNICE PENTRU IMBINARI FILETATE ALE TEVILOR DE EXTRACTIE SI BURLANELE DE TUBAJ	183
30	LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, VASILE DIA, VIORICA DAVID, CORNELIU MUNTEANU şi FLORIN MAXIM - EFECTELE REVENIRII ASUPRA MICROSTRUCTURII ŞI COMPORTĂRII LA TRACŢIUNE A UNUI ALIAJ Cu-Zn-Al CU MEMORIA FORMEI	191
31	FLORIN DIACONESCU, IOAN ALEXANDRU şi IOAN CARCEADES - CERCETĂRI PRIVIND INFLUENŢA TEMPERATURII DE PREÎNCĂLZIRE A COCHILEI ASUPRA PROPRIETĂŢILOR MECANICE ALE UNUI BRONZ ANTIFRICŢIUNE TURNAT CENTRIFUGAL	195
32	FLORIN DIACONESCU şi ROMEU CHELARIU - CERCETĂRI PRIVIND INFLUENŢA TEMPERATURII DE PREÎNCĂLZIRE A COCHILEI ASUPRA DISTRIBUŢIEI Pb ÎN PIESELE TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ Cu-Pb10-Sn10	201
33	FLORIN DIACONESCU şi ROMEU CHELARIU - CERCETĂRI PRIVIND INFLUENŢA TURAŢIEI COCHILEI ASUPRA DISTRIBUŢIEI Pb ÎN PIESELE TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ CuPb10Sn10	207
34	DIACONESCU FLORIN, ALEXANDRU IOAN şi CARCEA IOAN - CERCETARI PRIVIND INFLUENTA TURATIEI COCHILEI ASUPRA PROPRIETATILOR MECANICE ALE UNUI BRONZ ANTIFRICTIUNE TURNAT CENTRIFUGAL	211

35	FLORIN BRÎNZĂ, CRISTIAN PÎRGHIE, NICOLAE SULIŢANU – O POSIBILĂ METODĂ DE OBŢINERE A MATERIALELOR COMPOZITE POLIMER-METAL PRIN DEPUNERE ELECTROLITICĂ	217
36	MIHAI GRAMATICU, SILVIU GABRIEL STROE – OPTIMIZAREA DURIFICĂRII PISELOR DE REVOLUŢIE PRIN INDUCŢIE	221
37	MIHAI MIHALCUT, PAUL-DORU BARSANESCU, CONSTANTIN BITCA – OBOSEALA LA SOLICITARI COMPUSE A UNOR OTELURI	229
38	PETRU MOLDOVAN, GABRIELA POPESCU, IOANA APOSTOLESCU, MARIANA ZSIGMOND – MODIFICAREA SI FINISAREA GRANULATIEI MATERIALELOR MULTIFUNCTIONALE IN SISTEMUL Al-Si-Mg PRIN ADITIA DE Sr, Ti si B	235
39	ROMANIŢA TEODORESCU, MARIA GHEORGHE – TEHNOLOGIE DE VALORIFICARE A UNOR METALE GRELE DIN NAMOLURI GALVANICE ÎN VEDEREA DEPOLUĂRII MEDIULUI	241
40	MIRELA SOHACIU, AVRAM NICOLAE – EXEMPLU DE OPERAŢIONALIZARE A CONCEPTULUI DE DEZVOLTARE DURABILĂ LA NIVELUL UNUI SEGMENT METALURGIC	249
41	DOINA RĂDUCANU, TOM SAVU, MIHAI TÂRCOLEA, IONEL NEGULESCU, ION CINCA, VASILE DĂNUŢ COJOCARU – SISTEM INTEGRAT DE ACHIZIŢII DE DATE ÎN ŞTIINŢA MATERIALELOR	255

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

THE INFLUENCE OF SOME THERMAL TREATMENT PARAMETERS ON STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF SOME TITANIUM ALLOYS

BY

ROMEO CHELARIU*, D.M. GORDIN, T. GLORIANT**,
IOAN CARCEA*, COSTEL ROMAN***

Abstract. Among (α + β) titanium alloys, the Ti-Al- β-stabilizer alloys are largely used. The (α + β) titanium alloys are used in either annealed state or solution-treated and aged state. The most important technological parameters of solution-treating and aging are: heating rates, temperature and time of solution treating and aging, and quenching rates. This paper presents the experimental results concerning on the influence of solution-treating temperature and cooling rate after solution-treating on the morphology, size and shape of α phase and α/β ratio.

Keywords: titanium alloys, heat treatment, structure, microhardness

1. INTRODUCTION

In case of ($\alpha+\beta$) titanium alloys, the control of structure is possibly by means of secondary metallurgical processes /1, 2/. Thus, the structure of these alloys depends on the chemical composition, heating temperature (above $\beta-$transus temperature or within ($\alpha+\beta$) temperature range), and subsequent metallurgical processing (plastic deformation, thermal treatment, thermo-mechanical treatment, complex treatment etc) /1,2, 3, 4, 5/. The β phase decomposes by either nucleation followed by growth, which is a diffusion process, or martensitic transformation, diffusionless process /6/.

The first situation is observed for both the low cooling rates or isothermal maintenance /6/. The structure consists in coarse lamellae of α-phase whose dimensions are depended by cooling rate, and which are found inside a retained β phase matrix /2,6/. The certain decomposition conditions of β-phase can results in a *Widmanstätten* type of microstructures /6, 7, 8/. The nucleation and growth of $\alpha-$phase separations take place on the $\beta-$phase grain boundaries. Thus, an unbroken network of allotriomorphic precipitates on the grain boundaries is developed. The morphology of precipitates is depended by their development conditions /6, 7, 8/. Also, the ultimate proportions of the two phases do not correspond necessary with those corresponding with the phase equilibrium. The α/β ratio is depended on the decomposition conditions of $\beta-$phase /6/.

The second situation is observed when the quenching take places with high cooling rates from a temperature above $\beta-$transus temperature, because the M_s

temperature of alpha-beta titanium alloys is great than the room temperature. In this case within the structure there is α' or α'' martensitic phase /2, 6/. The two phases have the same chemical composition as well as prior β-phase, but they being supersaturated in alloying elements /6/.

It is worthy of note that the mechanical properties of alpha-beta titanium alloys are depended by the proportion, size, shape and morphology of phases α and β as well as the α/β density interfaces /7, 9, 10/.

Titanium alloys are heat treated for the following purposes /5/:

- ✓ To reduce residual stresses developed during fabrication (stress relieving);
- ✓ To produce an optimum combination of ductility, machinability, and dimensional and structural stability (annealing);
- ✓ To increase strength (solution treating and aging);
- ✓ To optimize special properties such as fracture toughness, fatigue strength and high-temperature creep strength.

The ($\alpha+\beta$) titanium alloys can be heat treated by all types of heat treatment. To produce required values of titanium alloys properties, which depend on structure of alloys, involves the control of technological parameters of heat treatments.

When alpha-beta titanium alloys are solution treating and aging, the critic technological parameters are /1,11/:

- ✓ solution-treating temperature and time;
- ✓ aging temperature and time;
- ✓ heating rate for both solution-treating and aging;
- ✓ cooling rate for both solution-treating and aging.

2. MATERIALS AND EXPERIMENTAL METHODS

The Ti6Al4V, Ti6Al7Nb, Ti5Al2.5Fe, and Ti6Al2Nb1Ta1Mo alloys was supplied by IMNR Bucharest (Institute for Non-ferrous and Rare Metals) as cast condition. The as cast products from titanium alloys were processing by plastic deformation, turning and annealing (720…750 ^{0}C, 4 h, furnace cooling). The samples subjected the heat treatments were obtained by metal cutting of prior semi-finished products. To analyse the influence of both temperature and cooling rate of the solution-treating, the titanium alloy samples were subjected to the heat treatments shown in Table 1.

Table 1 Heat treatments and their technological parameters

Heat treatment	Technological parameters		Symbol
	Naming	Value	
0	**1**	**2**	**3**
Solution-treating	Heating rate, [^{0}C/min]	12	TC1
	Temperature, [^{0}C]	950…970	
	Time, [h]	1	
	Quenching medium	water	
	Cooling rate [^{0}C/s]	180	

Table 1 (continued)

0	1	2	3
Solution-treating	Heating rate, [^{0}C/min]	12	TC2
	Temperature, [^{0}C]	950…970	
	Time, [h]	1	
	Quenching medium	furnace	
	Cooling rate, [^{0}C/s]	0.05	
Solution-treating	Heating rate, [^{0}C/min]	12	TC3
	Temperature, [^{0}C]	850…870	
	Time, [h]	1	
	Quenching	water	
	Cooling rate, [^{0}C/s]	180	
Solution-treating	Heating rate, [^{0}C/min]	12	TC4
	Temperature, [^{0}C]	850…870	
	Time, [h]	1	
	Quenching	furnace	
	Cooling rate, [^{0}C/s]	0.05	
For all samples solution-treating			
Aging	Heating rate, [^{0}C/min]	12	
	Temperature, [^{0}C]	700…710	
	Time, [h]	2	
	Quenching	air	
	Cooling rate, [^{0}C/min]	17	

The all treatments of solution-treating and aging took place inside of argon atmosphere furnace. The scheme of furnace is shown in Figure 1.

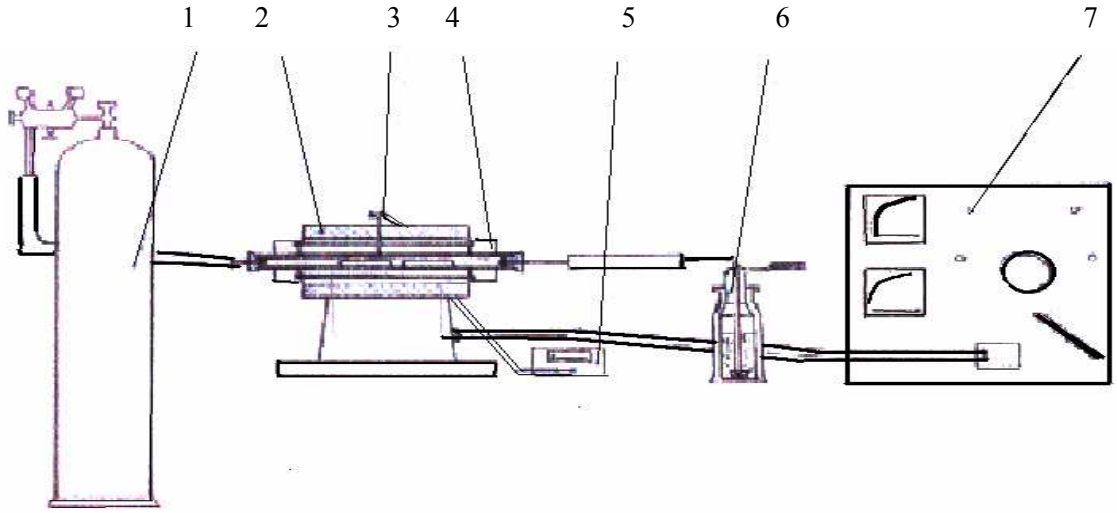


Figure 1. The scheme of inert atmosphere furnace: (1)-argon cylinder; (2) – heating electric furnace; (3) Pt/RhPt thermocouple; (4)-ceramic tube; (5) temperature recorder; (6)- glass vessel; (7) – adjustable electric energy source.

The chemical compositions of titanium alloys were determined by means of both rapid analysis and humid analysis to speciality laboratory of IMNR Bucharest. The actual chemical compositions were corresponded with the standard nominal chemical composition of titanium alloys.

Both optical microscopy and X-ray diffraction were used for the analysis of existence, size, shape and morphology of phases α and β, and new phases, respectively. To prepare the microspecimens the mechanical grinding, intermediate etching, mechanical polish, and final etching were used. The optical micrographies were obtained by means of METAVAL optical microscope equipped with a camera. Qualitative X-ray diffraction analysis was performed to Institut National des Sciences Appliquées de Rennes (INSA Rennes).

The same samples were used to measure the microhardness of titanium alloys. To measure the microhardness a PMT 3 the microdurometer was used. The tests were performed using the following test conditions: 50 g load weight and 15 s loading time. To calculate the values of microhardness the following equation was used:

$$H_V = 19421.38 \cdot \frac{P}{N^2}, [\text{daN/mm}^2] \quad (1)$$

where P is the loading weight, in grams, and N represents the number of divisions measured on the diamond-pyramid impression.

To characterize the effects of temperature and cooling rate of solution-treating on the microhardness of titanium alloys, the two-factor factorial design of experiment was used. The experimental data were statistical analyzed using a model with fixed effects.

3. EXPERIMENTAL RESULTS

The representative micrographies and diffractograms are shown in Figures 2÷4.

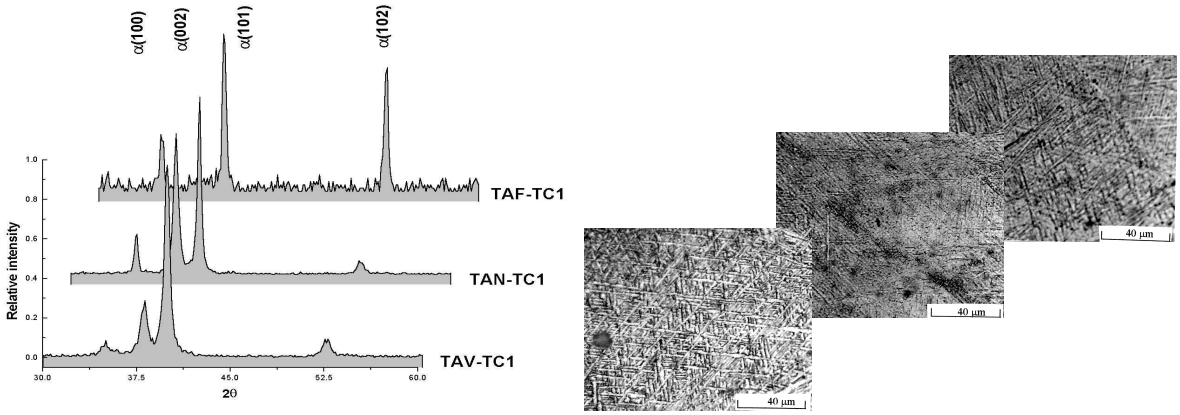


Figure 2. Difractograms and microstructures of titanium alloys subjected TC1 heat treatment.

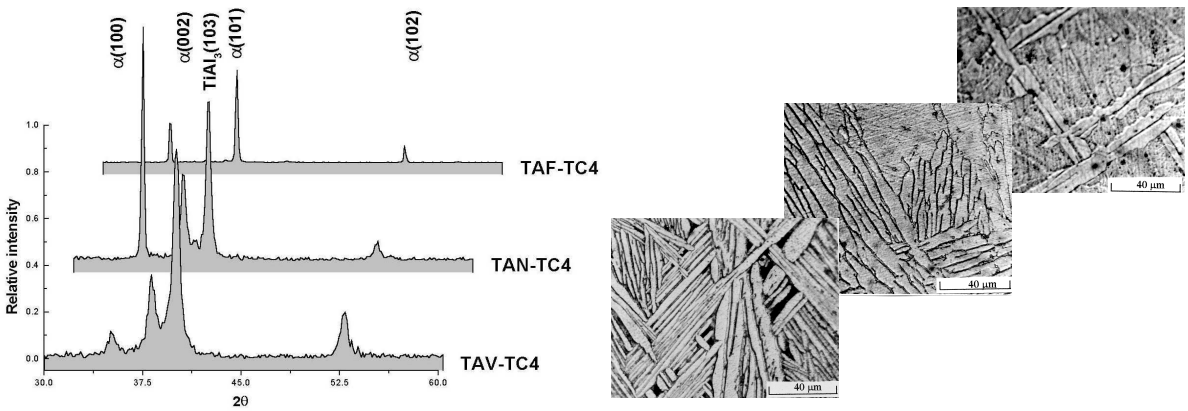
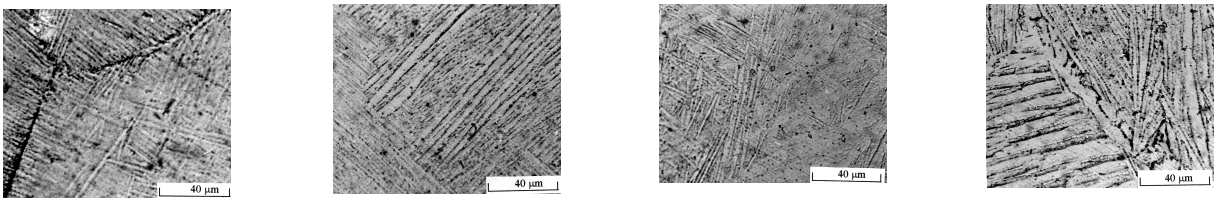


Figure 3. Microstructures and diffractograms of titanium alloys subjected TC4 heat treatment.



a) b) c) d)

Figure 4. Microstructures of Ti6Al2Nb1Ta1Mo alloy heat treated: a) TC1; b) TC2; c) TC3; d) TC4.

The microstructures analysis shows that in the case of the water cooling, after TC1 solution-treating followed by aging, either a fine lamellar α-phase or martensitic morphologies were developed. The furnace cooling after the same solution-treating temperature and time (TC2 heat treatment) determined lamellar morphologies of α-phase with different sizes to develop.

In the case of decrease of solution-treating temperature in conditions of the same treating time, coarse lamellar morphologies of α-phase were developed. A high cooling rates (TC3 solution-treating and aging) determined short lamellae by comparison with the lamellae developed by low cooling rates (TC4 solution-treating and aging).

In the case of TC2 and TC4 heat treatments, the qualitative X-ray diffraction analysis made evident that the $TiAl_3$ intermetallic compound was developed. This fact was possibly because of low cooling rates, which allowed the intermetallic compound to be formed.

The experimental data of mean values of microhardness are shown in Table 2, and the results of statistical analysis of the fixed effects model in the Table 3.

Table 2 The mean values of microhardness

Alloy	Microhardness (mean value (st.dev.)), [daN/mm^2]			
	Heat treatment			
	TC1	TC2	TC3	TC4
Ti6Al4V	248.96 (28.87)	206.26(22.06)	230.40(21.03)	224.34(21.49)
Ti6Al7Nb	245.75(23.17)	192.89(16.14)	230.27(22.08)	195.17(17.17)
Ti5Al2.5Fe	265.67(21.15)	208.00(21.87)	238.71(15.01)	193.24(21.34)
Ti6Al2Nb1Ta1Mo	250.16(24.36)	189.37(13.48)	243.50(11.45)	202.59(25.89)

Table 3The results of statistical analysis

Alloy	Processing parameters						Result
	Temperature		Cooling rate		Interaction		
	F_c	F_t	F_c	F_t	F_c	F_t	
Ti6Al4V	0.003	4.04	16.178	4.04	9.288	4.04	Cooling rate- significant Interaction-significant
Ti6Al7Nb	1.686	4.04	74.234	4.04	3.048	4.04	Cooling rate-significant
Ti5Al2.5Fe	16.639	4.04	101.727	4.04	1.425	4.04	Cooling rate-significant Temperature-significant
Ti6Al2Nb1Ta1Mo	0.420	4.04	100.721	4.04	3.849	4.04	Cooling rate-significant

The mean values of microhardness are represented graphically in Figure 5.

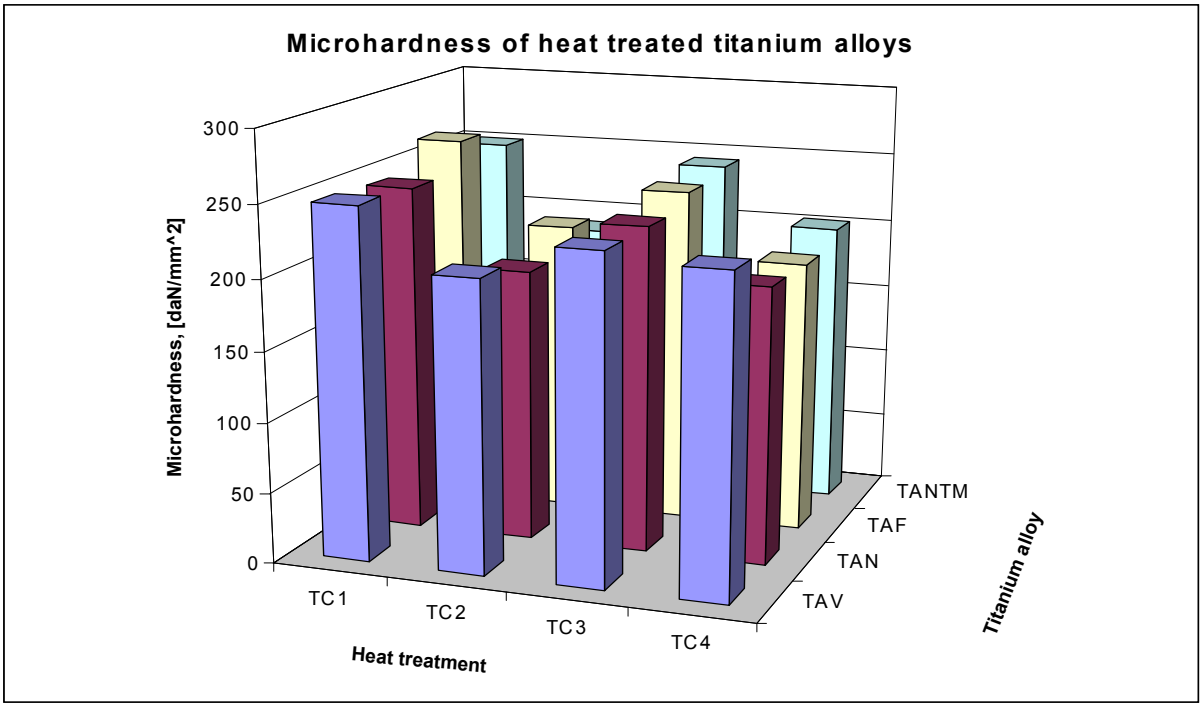


Figure **5.** Mean values of microhardness of heat treated titanium alloys.

The statistical analysis of experimental data shows that the cooling rate after solution-treating, regardless of chemical composition of titanium alloy, has the great importance when the microhardness is considered. Depending on chemical composition, either temperature of solution-treating or interaction between two process parameters, influences the microhardness of titanium alloy. These observations are very good seen in the graph from Figure 5.

4. CONCLUSIONS

The α-phase morphologies of titanium alloys are influenced by heat treatments. Thus, the thickness of α-phase lamellae is influence both of solution-treating temperature and cooling rate. Thus, the high cooling rates lead to a fine lamellar morphology of *α*-phase, in contrast with low cooling rates that lead to a coarse lamellar morphology.

The influence of cooling rate is very important for the microhardness of titanium alloys, regardless of chemical composition of these.

Received April 15th, 2005

** The "Gh.Asachi" Technical University of Iasi*
*** Institut National des Sciences Appliquées de Rennes, France*

REFERENCES

1. Chelariu, R. , *Cercetări privind sinteza şi analiza structurală a materialelor metalice medicale,* Teză de doctorat, Universitatea Tehnică " Gh. Asachi", Iaşi, 2001.

2. Wagner, L., Gregory, J.K., *Improve the fatigue life of titanium alloys*, Part I, Advanced Materials & Processes, nr.3, 1994, pp. 36v, W,J,Z.
3. Donachie, M.J.Jr., *Introduction to Titanium and Titanium Allo*ys, Titanium and Titanium Alloys, Source Book, Matthew J, Donachie, Jr (Ed), American Society for Metals, 1982, pp.3-9.
4. *** *Relation of Properties to Processing for Wrought Titanium Alloys*, Titanium and Titanium Alloys, Source Book, Matthew J, Donachie, Jr (Ed), American Society for Metals, 1982, pp.211-221.
5. *** *Heat Treating of Titanium and Titanium Alloys*, Titanium and Titanium Alloys, Source Book, Matthew J, Donachie, Jr (Ed), American Society for Metals, 1982, pp. 330-341.
6. Angelier, C., *Métallurgie du titan et de ses alliages*, Traitement Thermique, nr.286/287, 1995, pp.59-67.
7. Kohn, D.H., *Materials for Bone and Joint Replacement*, Materials Science and Tehnology, vol.14, Medical and Dental Materials, VCH Verlagsgessellschaft mbH, Weinheim (FRG), 1992, pp. 29-110.
8. Ohmori, Y., Nakai, K., Ohtsuba, H., Tsunofuri, M., *Formation of Widmanstätten Alpha Structure in a Ti-6Al-4V Alloy,* Materials Transactions, JIM, vol.35, nr.4, 1994, pp. 238-246.
9. Kawabe, Y., Muneki, S., *Strengthening and Toughning of Titanium Alloys*, ISIJ International, vol.31, nr.8, 1991, pp.785-791.
10. Niinomi, M., Kobayashi, T., Toughness and Strenght of Microstructurally Controlled Titanium Alloys, ISIJ International, vol.31, nr.8, 1991, pp. 848-855.
11. Polkin, I.S., Kolachev, B.A., Transformation de phases, traitements thermiques et thermomécanique pour les alliages de titane, Traitement thermique, nr,241, 1990, pp.35-39.

INFLUENTA TRATAMENTULUI TERMIC ASUPRA STRUCTURII ALIAJULUI Ti6Al4V

(Rezumat)

Aliajele de titan bifazice cu cea mai largă utilizare în diverse domenii sunt cele pe baza sistemelor ternare Ti-Al-element β stabilizator. Aliajele de titan bifazice se utilizează fie în satre recoaptă, fie in stare călită prin punere în soluție urmată de îmbătrânire. În cazul tratamentelor termice de călire de punere în soluție şi îmbătrânire, pe lângă viteza de încălzire atât la călire cât şi la îmbătrânire, temperatura şi timpul de menținere şi viteza de răcire la îmbătrânire, un rol important îl au şi temperaturaşi timpul de menținere la călire, precum şi viteza de răcire la călire. Prezenta lucrare prezintă rezultatele cercetărilor privind influența temperaturii de menținere şi a vitezei de răcire la călire asupra structurii si microduritatii unor aliaje de titan.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL CONSIDERATIONS CONCERNING THE DETERMINATION OF THE OPTIMUM OF THE COLD ROLLING FORCE

BY

MIHAI ALEXANDRU*, ADRIAN DIMA, GHEORGHE BADARAU****
PETRICA VIZUREANU, NECULAI SCANTEIANU** and DOINA HINCU***

Abstract: Because the cold rolling mills use a considerable quantity of energy and materials it appears the necessity to optimise the technological parameters that are being involved in the process. The paper shows the way of optimisation of the cold deformation force using a technical optimation criterion of the deformation limit and the practical solving of the problem with the program ALGOR 9.0 FEA Processing system.

Key words: cold forming, optimation, limit deforming, ALGOR 9.0 program package

The main stages in solving the optimation problems are:
- the obtaining the mathematical model of the process;
- the choice and the determination of the technical and economical criteria;
- the building of the objective function of the process;
- finding the optimum.

The mathematical model of the process represents a system of relations that link the variable of the processes that take place inside the semi-product during rolling.

The cold deformation force is one of the main parameters of the process and for its determination one can use the relation:

$$F = \frac{\pi E_c (\sqrt{\delta + \delta_1 + \delta_2} + \sqrt{\delta_2})^2 (\delta - R \arccos^2 (1 - \frac{\delta}{2R}))}{16R(1-\nu)\arccos(1 - \frac{\delta}{2R})}, \text{ (daN/mm}^2\text{)} \quad (1)$$

Analysing the relation ew can see that the value of the force depends on the constructive characteristics and those of material of the equipment as well as of the semiproduct itself and also by the tension state created.

Optimation is done using the technical criteria of optimation for the limit forming ε^*. This is obtained by using the plastical instability theory and by the influence of the non uniformity factors.

Solving with the finite element method enables the determination of the forming limit ε^* in each finite element of the part. The strip between the tensions represents the general low of Hook's for homogenous nad isotrope materials.

Using the relation of the cold forming force and the optimum value of the forming limit determined by the theory of plastic instability one obtains the optimum values of the tension

The optimum value of the forming force must satsfy the following conditions:

$Opt_x(x)$; $x \in E^n$

$h_j(x)=0$; $j=1,1$

$g_j(x) \leq 0$ $j=j+1, m$

x is the vector of variables

Optimation is being achieved in the following stages :

- a point $P_1(x_{i1})$ $i=\overline{1,n}$ is chosen in the space having n dimensions in which we define this function;
- the value of a size is being taken, knowing that the accuracy of estimations is proportional with 1/a;
- P_j $(x_{i,j})$ j=2,n+1 is detremined in the condition that the distance between two established points is constant and equal with a;
- we calculate $f(P_1) \ldots f(P_{n+1})$ and then we determine the most unfavourable value:

$$X_i^{(N)} = \left(\frac{2}{n} \left(\sum_{j=1}^{n+1} x_i^{(j)} - x_i^{(R)} \right) \right) - x_i^{(R)} \tag{2}$$

where: $x_i^{(N)}$ is the coordinate of the new point;

$x_i^{(R)}$ is the coordinate of the rejection point that gives the worst value for f.

The practical solution was obtained by using a modified program of the Algor 9.0 processing system for a part «guard rail profile type A» after the german standard– RAL – RG 620 U ST 37 – 2 DIN 17100 – 80.

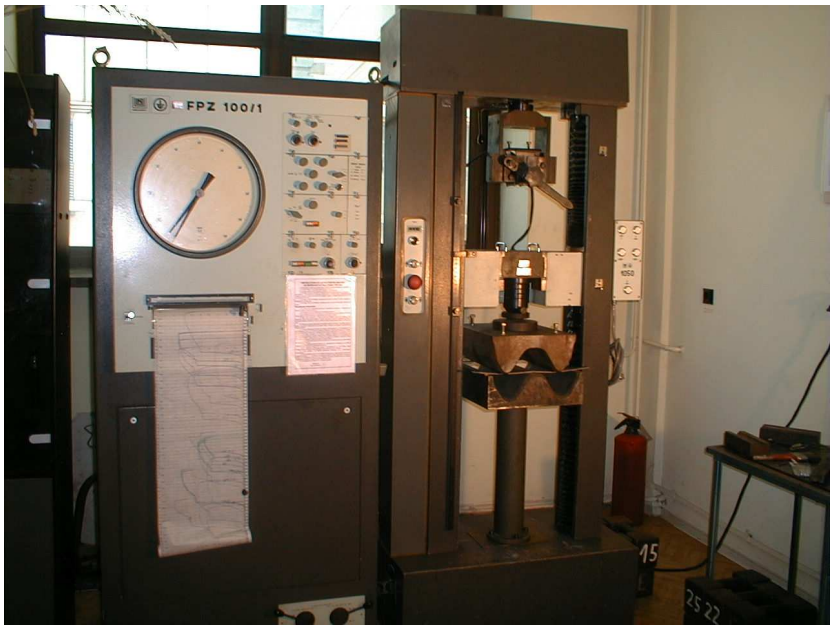


Fig. 1. The universal machenical testing machine Heckert –FPZ 100/10

For the study of the deformability and determination of the parameters it was used the univesal mechanical type Heckert FPZ 100/1, made in Germany for which a special palte was designed fig.1.

The main characteristics of the machine are :

Maximum range of force	100 000 N
Measurement range for the traction force	0- 100 000 N
Transducers for the traction force for smaller domains	0 – 40 N 0 – 400 N 0 – 10 000N
Force measuring error	≤ 1% (precision class 1) according to EN 10002-2 -95
Donenii de masurare pentru forta la compresiune	0- 100 000 N
Mobile cross rail range	10 – 935 mm
Speed range of the cross rail	20 μm – 600 mm/min
Connection frequency	0,1 Hz
Operation power	4 KVA
Supplying tension	380 V
Speed of the diagram drawing device	2/4/10/20/60/120/300/600 mm/min
Testing programs	F-Δl (force – displacement) F/t (constant growing of force) Δl/t (constant growing of the elongation)
Tests that can be performed	- traction test - compresion test - cyclic fatigue test

There were used samples form Ol 37 k sizes 470x20x3 mm, material used at the fabrication of the type A profile and imposed by the present rules.

We proposed to obtain a profile of this kind but shorter (20mm) and for which to practicaly determine the necessary force for deformation and study the phenomena that occur during deformation.

The developed length calculated and practicaly correlated is 470 $^{\pm 1}$ mm, lungimea profilului de 20 mm si grosimea bandei de 3 mm.

The die was designed and executed for obtaining the finite shape of the rail gurd type A profile, having the possibility to obtain any intermediary shape identical with those obtained during rolling. The die was formed from two parts as it can be seen in the fotograph.

So, in a number of tests it was dertermined Fmax having a value of approximative 30 KN.

Knowing Fmax, it was equaly devided in the 13 deformation steps of the rolling mill, resulting a force of 2,3 KN/step.

step	0 1	0 2	0 3	0 4	0 5	0 6	0 7	0 8	0 9	10	11	12	13	14
Fstep [kN]	2.3	4.6	6.9	9.2	11.5	13.8	16.1	18.4	20.7	23	25.3	27.6	29.9	30
h profile [mm]	38	41	43	49	55	61	63	69	71	73	76	78	79	79

From the graph shown in Fig.2 one can see the linear zone when at the value 2,3 KN, h profile has the magnitude 38 mm.

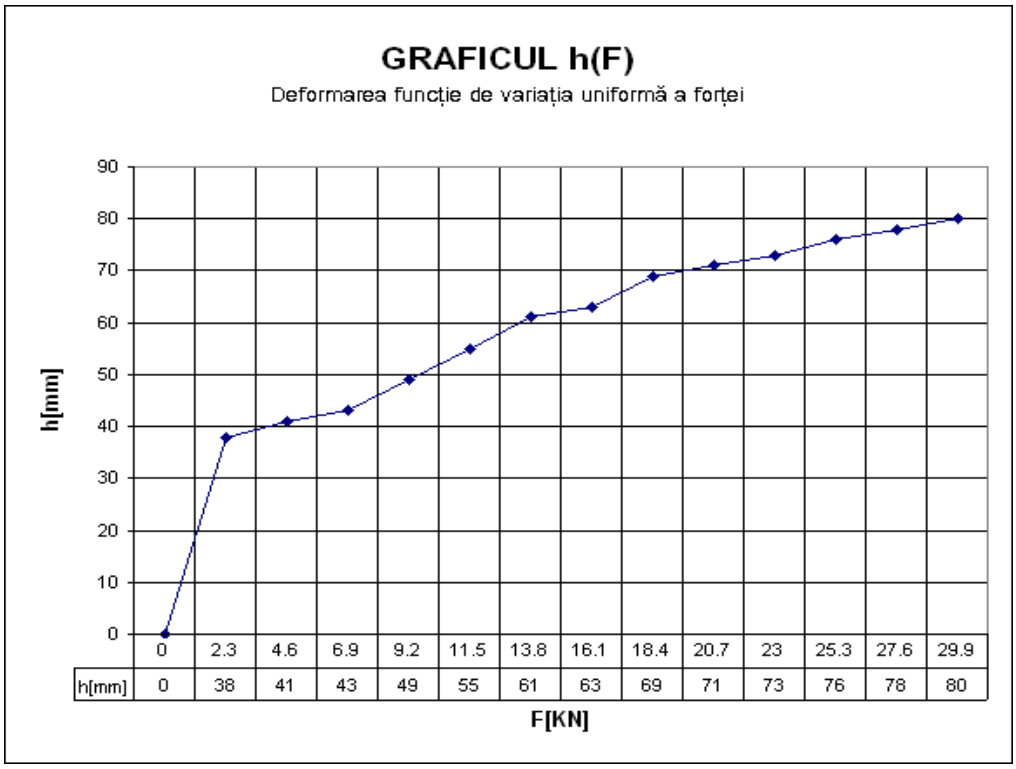


Fig. 2 Variation of the de formation as a function of the uniform increment of force

Using this deformation method one can see that at small values of the force significan values of h can be obtained leading at the ideea of reducing the number of deformation steps.

This was the basis of the calculus and new designing of the new rolling mill, obtaining a perfect optimation, reducing the numebr of deformation steps from 13 to 9 and a reduction of the efforts on each step.

The only restriction at the limiting of the steps number was the value imposed by the distance between cajes (imposed) and the rapport between the diameters of inferior and superior cilinders.

Starting from these imposed characteristics of the rolling mill, from the constructive point of view, the maximum value of profile tightening (profile width as a function of jump) from step to step it can not overcome the value of 15 mm (7,5 mm left - right) until it reaches the focus of the step (centre of roles).

For sizes bigger than 15 mm the profile margins are strongly affected even cut out when the sheet touches the superior cilinder and until it reaches the focus.

So, for avoiding these phenomena as well as for the sheet centering, instead of horizontal cages there were mounted vertical cages, easy to regulate and more simple as a construction.

Starting from the experimental dates obtained using MAT CAD 2002 we determined the mathematical equations on the basis of which one can build the graphs F (h), Fig.3 and h (F), Fig.4 and making them able to use for every cold formed semi-product on a rolling mill constructed in this way.

Coefficients 1 - 8

-5.7509e-027 4.9602e-024 -1.9936e-021 4.9585e-019 -8.5485e-017 1.0842e-014 -1.0479e-012 7.8886e-011

Coefficients 9 - 16

-4.6869e-009 2.2138e-007 -8.3330e-006 2.4947e-004 -5.9021e-003 1.0910e-001 -1.5481e+000 1.6415e+001

Coefficients 17 - 21

-1.2484e+002 6.3696e+002 -1.9287e+003 2.5758e+003 -1.5044e-001

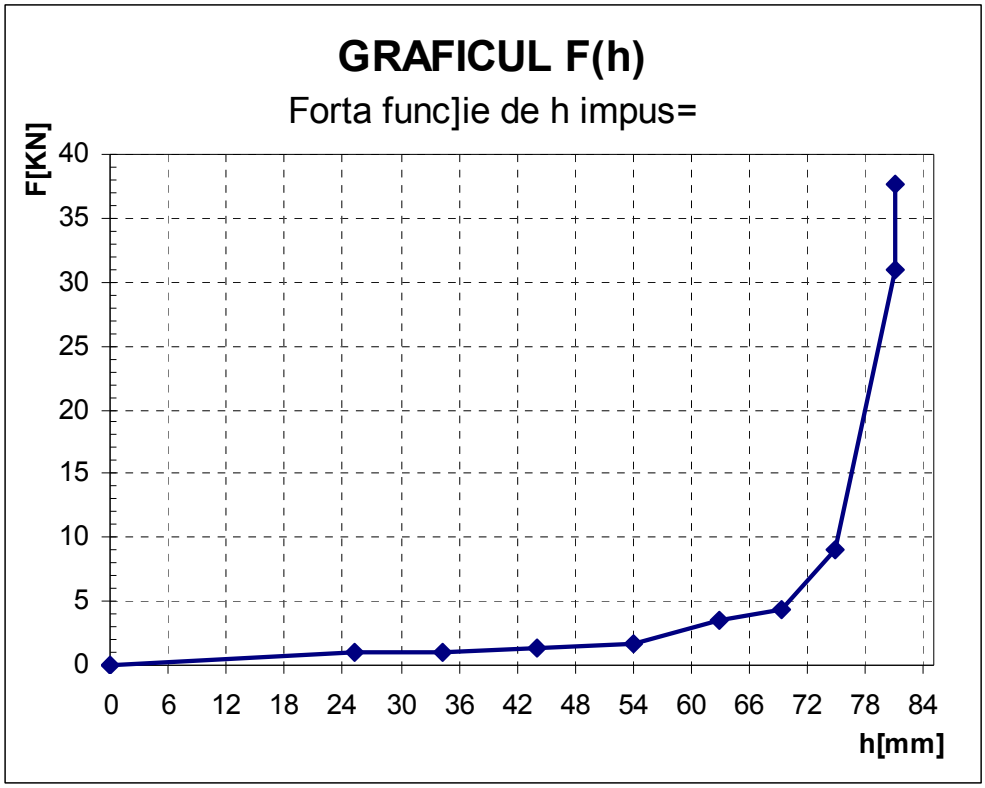


Fig. 3 Variation of force as a function of imposed deformation

Coefficients 1 - 8

-9.3162e-010 1.6572e-007 -1.2402e-005 5.0842e-004 -1.2481e-002 1.8893e-001 -1.7584e+000 9.7558e+000

Coefficients 9 - 13
-3.0146e+001 4.5683e+001 -3.1284e+001 4.2506e+001 4.7939e+000

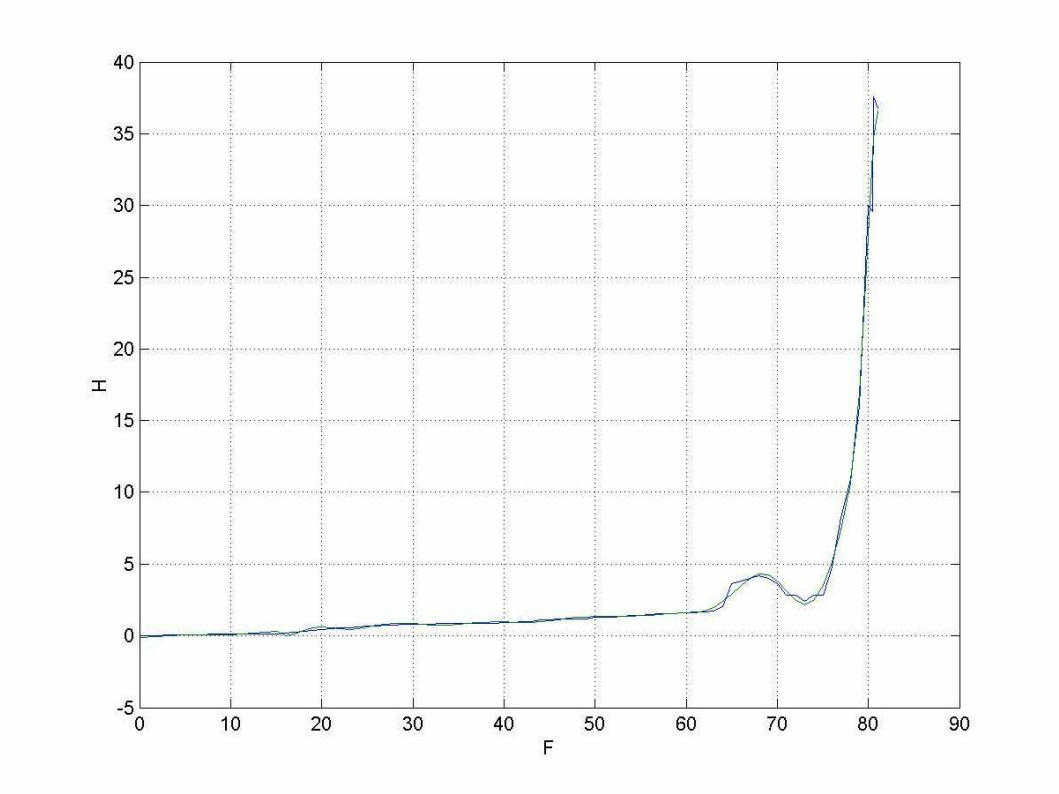


Fig. 4 Variation of deformation as a function of imposed force

Received: May 17 2005

** The "Stefan Procopiu" School Group, Iasi*
*** The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi*

REFERENCES

1. Cazimirovici E. –Calibrarea cilindrilor de laminare–Ed. Did. si Ped.,Bucuresti 1995
2. *** - Cold Strip Milld Profile, Flatness and Surface Seminar Procedings, february 25-26 1992
3. Belzo O., Fokt V.- Fabricarea profilelor laminate la rece din banda de otel - Iasi
4. William L. Roberts – Cold Rolling of Steel – New York
5. Weber E. – Stadiul actual si tendinte noi in tehnica laminarii, Stahl Eisun, nr.8 1987, pg. 359 - 366
6. Banabic D., Ioachim R.D. – Deformabilitatea tablelor metalice subtiri. Metoda curbelor limita de deformare., Bucuresti 1992
7. *** - Teoria e practica della laminazione – Italian Partnership of Metalurgy, Milano 1982
8. Alexandru M. – Contributii teoretice privind imbunatatirea parametrilor constructivi si functionali ai unei linii de laminare la rece – Teza de doctorat, Iasi 2004

CONSIDERATII TEORETICE SI EXPERIMENTALE PRIVIND DETERMINAREA OPTIMA A FORTEI DE LAMINARE LA RECE

(Rezumat)

Rezumat: Deoarece liniile de laminare la rece utilizeaza o cantitate cosiderabila de energie electrica si materiale, apare ca necesara optimizarea parametrilor tehnologici ce intervin in cadrul procesului. Lucrarea arata caile de optimizare a fortei de deformare la rece utilizand un criteriu tehnic de optimizare a limitei de deformare si rezolvarea practica a problemei, cu programul modificat ALGOR 9.0 FEA Processing system.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.771

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL CONTRIBUTIONS CONCERNING THE OPTIMATION OF THE ROLLING PARAMETERS

BY

MIHAI ALEXANDRU

Abstract: The paper shows an approach of the optimation of the parameters of the rolling process. There have been calculated in an analytical manner the deformation forces. Using the calculus relations of the Bland and Ford model adapted for the cold rolling and using an original programm there resulted values of the rolling force on the width unit in good agreement with the experimental values obtained

Keywords: optimation, cold rolling, mathematical model

For the optimation of the parameters of the rolling process we have calculated in an analytical way the deformation forces, in which all the espresions that are constant were introduced as they are and the other were calculated using the dependency relations.

After a complex research we came along with a relation having the shape below. The relation is being derived from the Bland and Ford model adapted for the cold rolling and using an original program.

$$P = \frac{\pi E_c \left(\sqrt{\delta + \delta_1 + \delta_2} + \sqrt{\delta_2}\right)^2 \cdot \left(\delta - R \arccos^2 \cdot \left(1 - \frac{\delta}{2R}\right)\right)^2}{16\, R\left(1 - \nu^2\right) \arccos^2 \left(1 - \frac{\delta}{2R}\right)} \qquad (1)$$

We could do in this particular manner a comparison between the experimental values and the ones obtained in the analytical way for the rolling force on width unit (fig. 1 and fig. 2) remarking a good correlation of the matematical model Bland and Ford with the programmed experiment.

Valorising the experimental results we determined the functions of variation and the regression ecuations that correlate the cold plastic deformation process of the profile with the compresion test.

In table 1 there are shown the values of the growing coefficient of the force in the deformation steps for each of the seven samples studied as a function of the length growing.

For the string of dates shown in the table the regression ecuation was driven, a polynomial having the following shape:

$$L = -0{,}0012F^3 + 0{,}044F^2 + 0{,}3672F + 0{,}9643 \qquad 2)$$

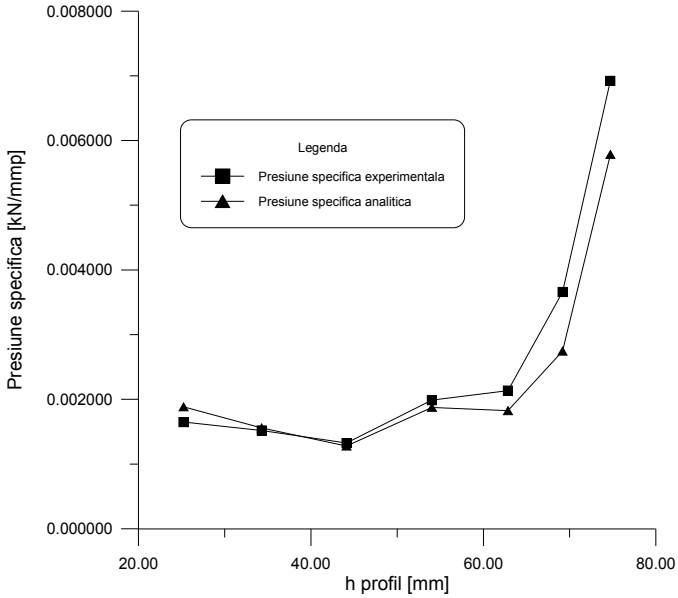


Fig. 1

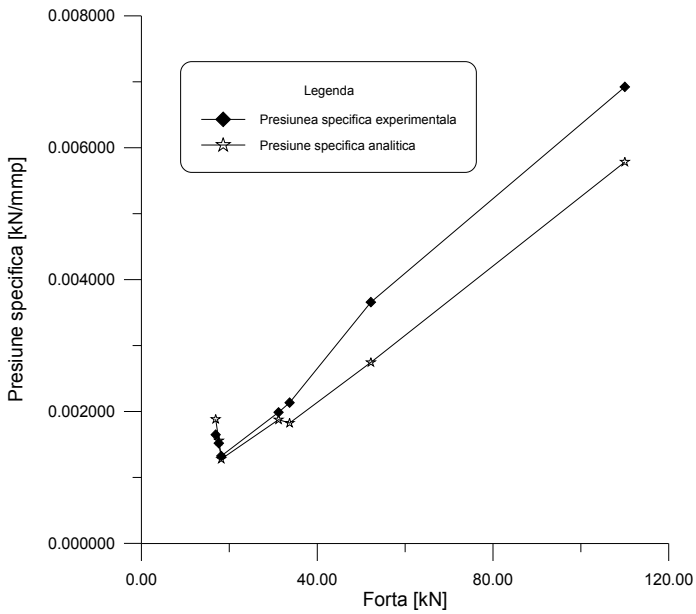


Fig. 2

Table 1

The coefficient of growing of the deformation force	The growing of the length of the samples
1.13	1.09
1.16	1.3
1.35	1.53
1.37	1.12
1.43	1.23
1.53	1.76

Table 1 (continued)

1.56	2
1.63	1.55
1.91	2.7
2.09	1.99
2.19	1.52
2.42	2.18
2.51	1.67
2.81	3.05
3.31	3.34
10.12	6
12.87	12
13.38	9.2
16.64	16.25
25.38	18.35
31.51	20.07

The grafic shows the 21 experimental points as well as the representation of the regression associated with these 21 points (table 1 and figure 3):

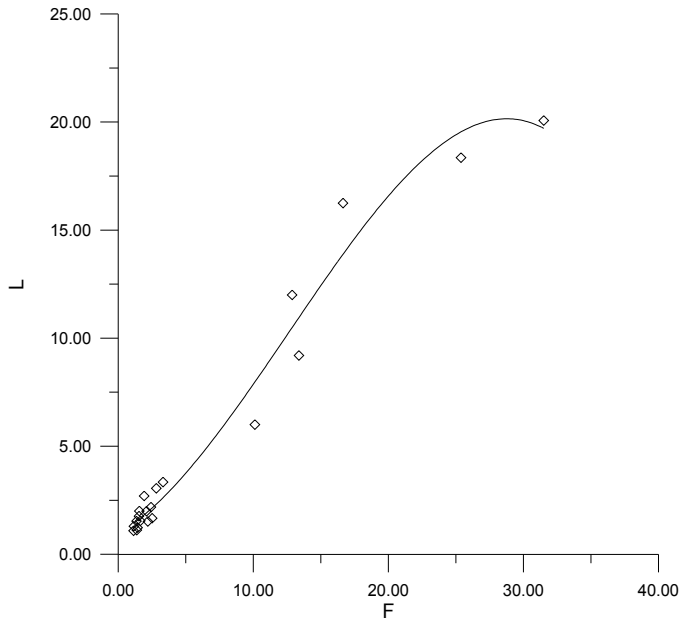


Fig. 3

The maximum value for the regression function is L = 19,39 si F = 27,81.

There were considered o string of 9 experimental points, considered as representatives, for which the following dependency relation was determined:

$$L = -0{,}0013F^3+0{,}051F^2+0{,}28F+1{,}25 \quad (3)$$

In table 2 there are shown the 9 points considered as representatives.

Table 2

The coefficient of growing of the deformation force	The growing of the length of the samples
1.16	1.3
1.56	2
3.31	3.34
10.12	6
13.38	9.2
12.87	12
16.64	16.25
25.38	18.35
31.51	20.07

The figure 4 presents the experimental points as well as the regresion variation polynomial curve associated.

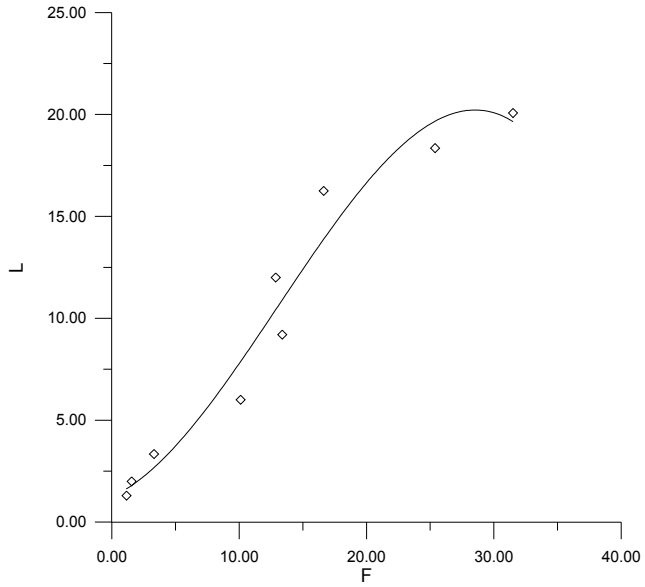


Fig. 4

The maximum value of the regresion function is $L = 20{,}56$ si $F = 28{,}46$.

Both the regresion ecuation and the maximum of the function ensures that the 9 pointsare representatives for the chosen domain.

The theoretical curve based on the experimental dates comprises the phenomenon, demonstrating thecorrespondence in the studied field, expressing the close interdependency between the linear sizes variation and the deformation forces.

Received: May 17 2005

** The "Stefan Procopiu" School Group, Iasi*

CONTRIBUȚII TEORETICE ŞI EXPERIMENTALE PRIVIND OPTIMIZAREA PARAMETRILOR PROCESULUI DE LAMINARE

(Rezumat)

Rezumat: Lucrarea prezinta o abordare a optimizarii parametrilor procesului de laminare. S-au calculat analitic fortele de deformare, in care toate expresiile care sunt constante au fost introduse ca atare, iar celelalte sunt calculate utilizand relatiile de dependenta. Utilizând relațiile de calcul al modelului Bland şi Ford adaptat pentru laminarea la rece şi folosind un program original, au rezultat valori ale forței de laminare pe unitatea de lățime în concordanță cu valorile experimentale obținute.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.621.771

MODERNIZATION TRENDS IN THE COLD ROLLING OF THE RAIL GUARD PROFILE TYPE A

BY

MIHAI ALEXANDRU*, GHEORGHE BADARAU, PETRICA VIZUREANU**, ALINA-ADRIANA MINEA**, ROMICA MANEA* and CONSTANTIN ALEXANDRU****

Abstract: The paper refers to the study of the rail guard profile type A, cold formed and pinched in flow. It aims to underline the main preoccupations of the producers of this kind of profiles in view of meeting the higher quality of products the market requests.

Keywords: cold rolling, modernization, optimization

1. Introduction

In the cold rolling profile manufacturing, in the last decay, it was seen an interesting behavior of the market. So, small enterprises appeared having one or two products in the production of which they are completely specialised. From the point of view of the quality and price of the products these enterprises are competitive becoming a real threat for the big rolling mills.

In these circumstances appeared some technical reactions that we will present in this paper.

The lines of pinched profiles are based on the same technological principle as the classic rolling mils for profiles. Actualy these lines have the same fundament with the ones for light profiles.

A presentation of a tipical technological scheme and of the components of a rolling line is achieved in the figure. The calibration of the rolling mills can be different as well as the way of obtaining of the holes necessary for mounting.

The elements of originality brought by the authors of the paper in some previous studies consists mainly in the optimation of the number of cages of deformation and geometry of the rolling bodies in view of perfectioning the working performances, rolling parameters.

2. Modern preoccupations concerning the directions of modernisation and the trends of development in the field of cold rolling.

In the present paper, after analysing a great number of specialty publications, we draw the conclusions that the main directions in which the specialists and researches work do not imply the construction of new rolling units but the modernisation of the existing ones.

The modernisation of the Sakai rolling mill can be included in this current. This modernization started in 1989 by the introduction of the forth cage beside the three existing ones (3TM) and it continued with the introduction of the continuous decapation line (2CP). Once these modifications made there were achieved important technological modiffications too. The aim of these important modiffications is the enhancing of the productivity, quality improvement and diversifying of the products.

The scheme of positioningof the modernised line is shown in the next figure.

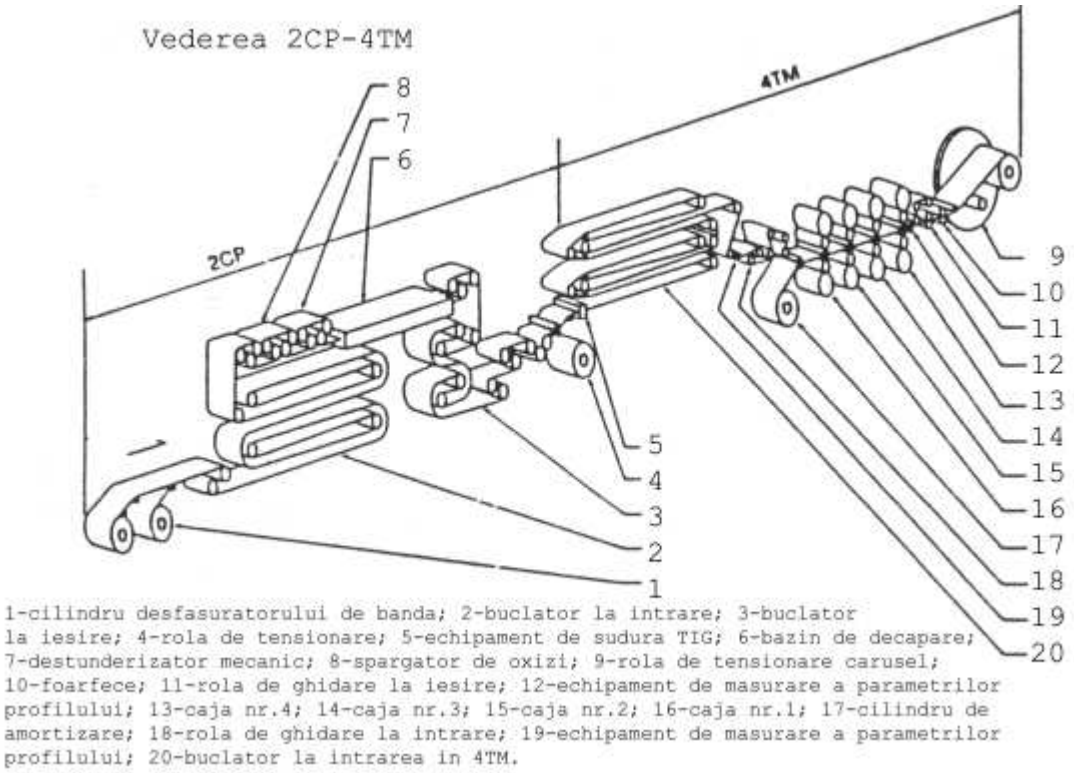


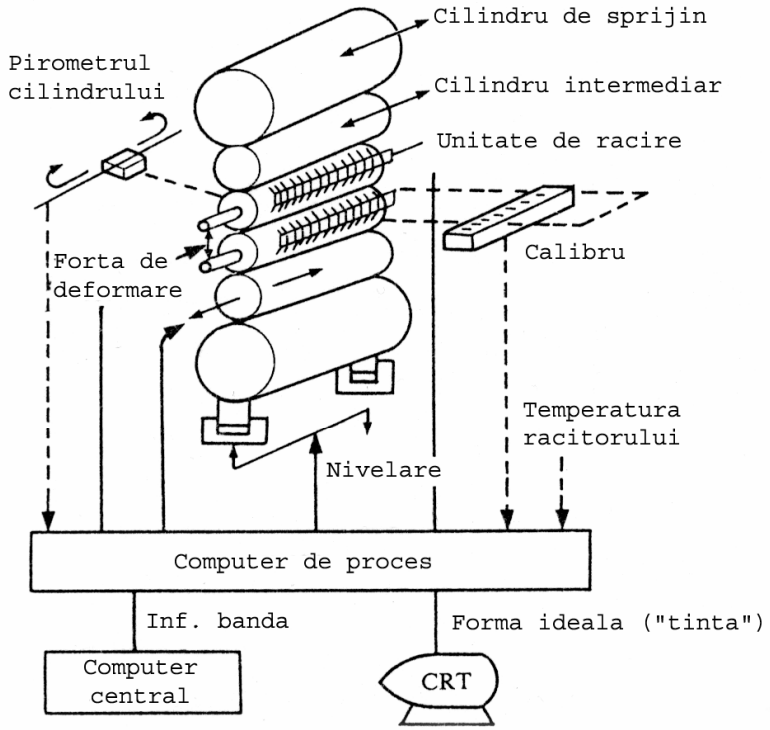
Fig. 1 The scheme of principle of the asembly 2CP – 4TM 1 - cylinder of the strip developer; 2 - entrance loop maker; 3 - exit loop maker; 4 – tensioning roll; 5 – TIG welding equipment; 6 – decapation tank; 7 – mechanical cleaner; 8 – oxides breaker; 9 – tensioning carusel roll; 10 – scissors; 11 – guiding roll; 12 – profilometer; 13 – cage no.4; 14 – cage no. 3; 15 – cage no. 2; 16 – cage no. 1; 17 – shock absorber cylinder ; 18 – guiding roll; 19 – profilometer; 20 – loop maker at the 4TM entrance.

After the modernisation and coupling of the lines 2 CP and 3 TM into a continue unit 2 CP – 4 TM, the quality and the productivity were significantly improved. An indicator that ascertain the quality improvement is the rate of the finite products achieved before the deformation line that enhanced with 0,6 %. In what concerns the productivity the enhancement was spectacular overcoming the value of 50 % if one includes the production obtained in independent operations.

The update of the rolling mill of 2030 mm at British Steel from Port Talbot was an anoter important project in the field.

The aim of the modernisation of the rolling mill, fig. 2 was to adjust the quality of the products at the higher requests of the steel sheet users by improving the tolerances and the surface quality.

The steel producers have introduced cages having six cylinders in height and cooling units, both having a good capacity of shape control. Sometimes these systems can be combined. The same type of methods gave satisfaction at the Nagoya Works at the number 3 rolin mill. Actualy there were used the control of bending of working cylinders, intermediary cylinders, conventional elements of control that are simetrical on the horizontal in what concerns the control capacity and which compensate in sectors. The other measures, using level regulation with screws being non simetrical in the horizontal plan and without linear compensation fig. 2. These methods did not bring the desired performances in what concerns the high order deviations of shape as the thermal influenced zones.



Cofiguratia sistemului de control al formei

Fig. 2. Configuration of the shape control system

More that this, some authors said that the classical methods of control were even obstacles in the enhancing of the control.

For solving this tupe of problem the tendency is to introduce cooling systems controled by a computer system and an appropriate software.

The principle of separation of the regulation actions remains in force so on the final elements one can get the most from the classical systems and what remains will be solved by the cooling system.

The new rolling mill from USS POSCO combines the most recent methods of control, figure 3.

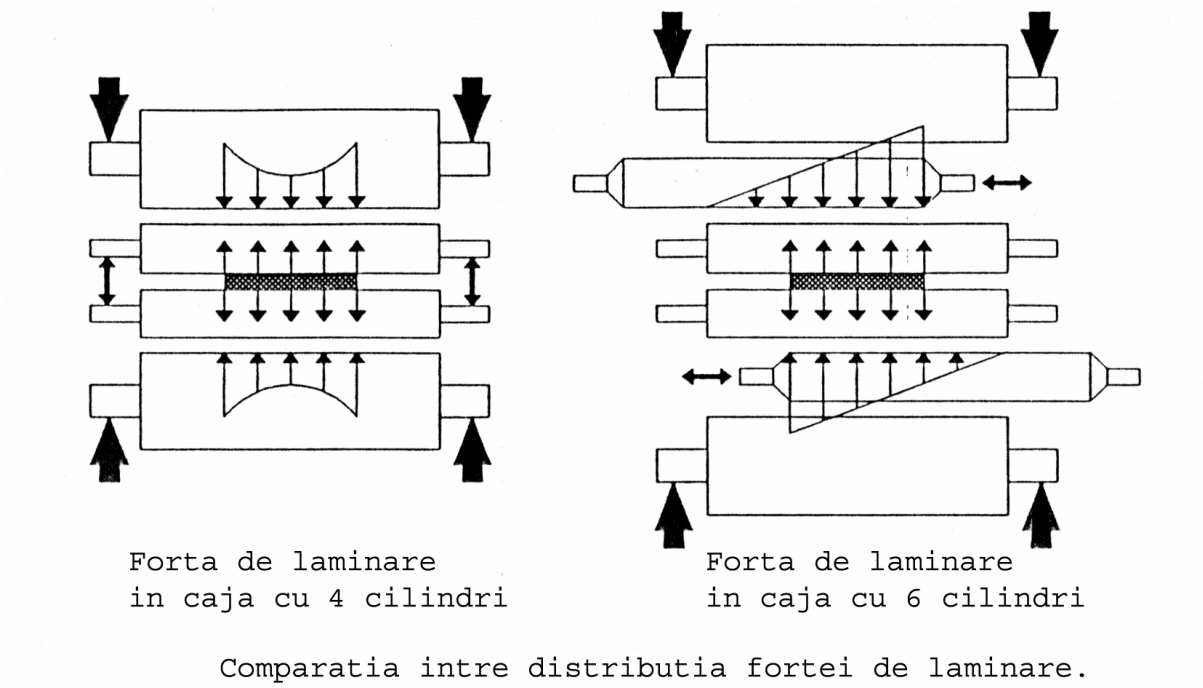


Fig. 3 Comparation between the distribution of the rolling force

The researces from Japan conducted researches and created even a computer data base. The software is conceived to solve the problem of the optimum cage number and roll profile designing.

3. Conclusions

The performances of the product quality in the cold rolling of steel shets in profiles like rail guard type A will be achieved the most probable not by enhancing the control aparatus precision but changing the algorithms of control. In the last period this is the way of ensuring progress: combining classical methods with computers and adequate software, even creating experts systems.

It is not yet the moment to say that the specialist is no longer needed, the human experience and inspiration being more than hard to program.

Received: May 17 2005

** The "Stefan Procopiu" School Group, Iasi*
*** The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi*

REFERENCES

1. **Huisman,R.L., Galma, M.E., Bruinsma, H.-** The application of a Matematical Model Based on Physical Relations for an On Line Preset Model for Cold Rolling, The Science and Technology of Flat Rolling, vol. 2, Deauville, France, 1987, pp.35-42;
2. **Zhou Guo Yng-** Calculul fortelor de laminare in cazul laminarii la rece, Neue Hutte, Germania, vol 35, nr.9, 1990, pp.331-335;
3. **Trillo, C.T.** – Controlul procesului la laminorul la rece de la Novi Ligure, Associazione Italiana di Metallurgia, Centro Lavorazioni Plastiche, 1981, pp.206-224;

4. **Alexandru, M.** – Cercetari experimentale, interpretarea rezultatelor si contributii fundamental –aplicative privind imbunatatirea parametrilor constructivi si functionali ai unei linii de laminare la rece-referatul 3, Universitatea Tehnica „Gh. Asachi”, Facultatea SIM, Iasi 1997;
5. **Alexandru, M.** – The Mathematical Model Based on Plastic Instability Theory of Roll Forming Force – Buletinul Institutul Politehnic Iasi, sectiunea Stiinta si Ingineria Materialelor, Tomul XLII (XLVI), Lucrarile celui de-al Doilea Congres International, 27-31 mai Iasi 1997
6. **Alexandru M.** – Contributii teoretice privind imbunatatirea parametrilor constructivi si functionali ai unei linii de laminare la rece – Teza de doctorat, Iasi 2004

TENDINTE DE MODERNIZARE IN LAMINAREA LA RECE A PROFILELOR PARAPET TIP A

(**Rezumat**)

In ultimii cincisprezece ani, pe piata profilelor laminate au aparut si se dezvolta mici intreprinderi specializate in fabricarea unei game foarte restranse de produse in conditii de calitate si pret deosebite, concurenti din ce in ce mai seriosi pentru marile intreprinderi. Lucrarea prezinta masurile tehice luate in lupta pentru pastrarea pietei de catre marii producatori de profile laminate la rece.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

RESEARCHES CONCERNING PROCESSING BIOACTIVE MATERIALS

BY

GH. T. POP and LILIANA VERESTIUC

Abstract Bioactive materials are called those materials which spontaneously bond to living bone. Among such materials on could mention Bioglass, Sinterid Hydroxyapatite and Glass Ceramic. The Bioactive materials form a bone-like apatite layer on their surfaces in the living body and bond to bone through this apatite layer. Such propertys are induce by functional groups :Si-OH, Ti-OH ,Zr-OH, H2PO4 and ~COOH. These fundamental findings provide methods for preparing new bioactive materials with improved mechanical properties such as titanium alloy, silica-ceramic and inorganic-organic composites through biomimetic process. Titanium metal(Ti) and its alloys are very tough, and have been widely used as orthopedic and dental implants. They are, however, non-bioactive, and therefore, are usually coated with HA by using a high-temperature process, such as the plasma spraying method, which partially decomposes and melts theHA. It has been suggested that such HA coatings are liable to delaminate from the substrate, and to dissolve in a short period after implantation. In view of the composition of the above functional groups effective for apatite nucleation, titanium metal and its alloys have the potential to exhibit intrinsec bioactivity by a surface modification, by biomimetic proceses, which has been used to deposit micronic bone like apatite ,such we did in this work.

Keywords: bioactivity; apatite; biomimetic process; simulated body fluid(SBF); bone like apatite.

1. Introduction

Materials used for implants have to present some specific properties, such as: biocompatibility, good mechanical properties for application field (especially regarding wearing resistance and Young's modulus) and bio- reactivity, for producing of strong bonds at implant – bone interface. Such properties are assured by a limited group of materials, which have to combine high mechanical characteristics with a controlled biocompatibility. These materials were intensively researched in last decade and they are usual metallic -ceramic composites and ceramic-polymeric systems obtained through biomimetic processes at relative low temperatures.

In paper are presented researches about processing and characterization of a metallic-ceramic nanocomposite biomaterial with applications in orthopedic and dental surgery. The reasons, which justify biomimetic techniques using, are based on superior properties of the biological materials by comparison to equivalent synthetics, as can be observed in Table 1.

Some essential aspects result from previous table data:

-natural biological materials like as ceramic-polymeric composites have lower modules of elasticity but they are a little rigid;

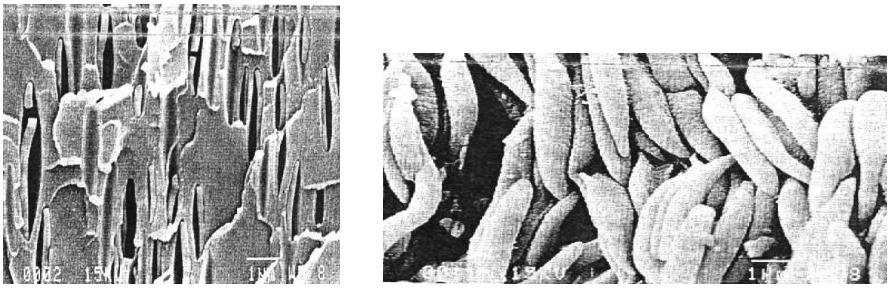
-the tensile strength of the natural materials is relatively reduced but the tenacity is increased by comparison to synthetic materials, which have a tensile strength, instead reduced tenacity;

-high tenacity and reduced modules of elasticity, specific to natural materials are also present at synthetic composites, aspect which confers to them properties of flexibility and fatigue resistance;

Table1.Physical-mechanical characteristics of the natural and synthetic biomaterials

Material	Volume of inorganic fraction, %	Modulus of elasticity, GPa	Tensile strength, MPa	Tenacity, J/mp
Dental enamel	92	45	75	100-200
Dentine	48	12	250	500
Femora	65	20	250	1500
Alumina	100	350	500-1000	7-10
Pearl	95	70	160	600-100
Natural hydroxyapatite	100	30-50	400-500	-
Ceramic-polymeric composite	35	20	160	3000

By studding the structure for some natural composites, like as bone, dentine, mollusk shells, etc, was found a fibrous or lamellar shape of the reinforcing phase from these materials which explain the increased tenacity. Originating to these findings were studied and realized various techniques for synthetic composite materials processing. For example, by sol-gel method from metallic alchoxides high performance composite materials have been obtained, like polymeric composites filled with TiO_2 fibers (Figure 1) or superficial covering with dense bioactive on metallic and ceramic surfaces by biomimetic methods, at low temperatures.



a) b)

Fig.1.Microscopic structures of ceramic-polymeric composites
a) in situ grown TiO_2 fibres in a polymeric matrix ;
b) in situ formed TiO_2 lamellas in a polyvynil chloride matrix.

The biomimetic treatments do not modify mechanical properties of the metallic materials instead the deposited superficial layer (having few microns) is gradually fited in basic metal and form a microstructure at metal – ceramic interface (Figure 2).

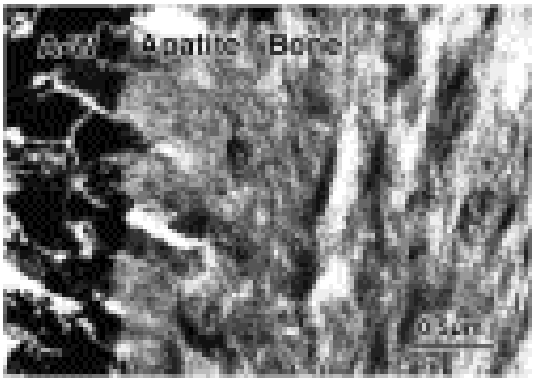


Fig. 2. The interface in apatite – metal composite

2 Materials and Method

2.1 SBF preparation

SBF solution was prepared by dissolving the reagent grade chemicals in the following order: NaCl, $NaHCO_3$, KCl, $Na_2HPO_4.2H_2O$, $MgCl_2.6H_2O$, $CaCl_2.2H_2O$ and Na_2SO_4 into deionized water. The fluid was buffered at pH=7.4 and 37^oC with tris-hydroxymethyl-aminomethane ($(HOCH_2)_3CNH_2$) and 1M hydrochloric acid (HCl) solution (Table 2).

Table 2. The SBF chemical composition

No.	Reactif	Concentration(g/l)
1.	NaCl	6.547
2.	$NaHCO_3$	2.268
3.	KCl	0.373
4.	$Na_2HPO_4.2H_2O$	0.178
5.	$MgCl_2.6H_2O$	0.305
6.	$CaCl_2.2H_2O$	0.368
7.	Na_2SO_4	0.071
8.	$(CH_2OH)_3CNH_2$	6.057

Comparisons between ion concentrations in SBF and human blood plasma are given in Table 3.

The Na^+, K^+, Mg^{2+}, Ca^{2+} ions from prepared SBF was determined by micro-analytical methods and atomic absorption spectroscopy. For Cl^- anion dosing also micro-analytical method was used. The HPO_4^{2-} anions (using also Blue Molybdenum method), HCO_3^- and SO_4^{2-} were dosed by UV spectroscopy.

Table 3. The ionic concentrations in SBF and human plasma

Type of ion	Prepared SBF (mM)	Kubota et colab.SBF (mM)	Human plasma (mM)
Na^+	142.0	142.0	142.0
Cl^-	121.4	147.8	103.0
HCO_3^-	27.0	4.2	27.0
K^+	5.0	5.0	5.0
Mg^{2+}	1.5	1.5	1.5
Ca^{2+}	2.5	2.5	2.5
HPO_4^{2-}	1.0	1.0	1.0
SO_4^{2-}	0.5	0.5	0.5

2.2 Hydroxyapatite deposition on Ti and Ti alloy (Ti6Al4V)

The method of superficial covering with bioactive apatite on Ti and Ti alloys consisted of following thermo-chemical processes:

a) The metallic samples with plate shape and adequate prepared (polished and cleaned - all samples were rinsed with water, cleaned in an ultrasonic bath of acetone for 10 min. and then of ethanol, rinsed once again with deionized water and then dried at 40°C) were immersed and maintained in a 0.5M NaOH solution, thermostated at 50 C, for 24 hours;

b) The samples were then thermal treated at 500°C for 1hour;

c) The samples were immersed in 25 ml SBF, at 37°C, in a thermostatically controlled environment for 3 days.

3. Results and conclusions

The mechanism of bioactive apatite micronic superficial layers forming on metallic and ceramic surfaces were intensely studied in the view to obtain layers which are able to assure an advanced biointegration of the metallic or ceramic implants. The bioactive apatite superficial layer deposited by biomimetic methods has special properties, similar with natural hydroxyapatite which form bones, dentine, dental enamel, etc. Among these exceptional properties are mentioned the strong adhesion to support, regeneration and bioactivity – manifested through capacity to form and activate biologic bonds with adjacent live tissue – for surgical implants.

The bioactive apatite layer can be induced only on functional materials, which have the capacity to form hydroxyl chemical combinations: Si-OH, Ti-OH, Zr-OH, -COOH. These materials have property to charge with negative electrical components in biological fluids and induce apatite forming, as calcium compounds like as: calcium silicate and amorphous calcium phosphate.

In the present paper were made researches about Ti and Ti6Al4V alloy, biocompatible materials wide used in medical fields like orthopedic, stomatology and neurosurgery. These materials have not bioactive properties instead are well tolerated by organism and have ideal mechanical properties for applications in recuperation medicine. To obtain HA coatings on metallic implants, various methods have been

applied, including plasma spraying, electrophoretic or PLD. Commercially HA coatings obtained by plasma spraying are already available on market. Nevertheless, it is nowadays generally accepted that this method is not reliable enough and produces coatings with poor crystallinity and lower adherence to the substrate.

Because of Ti and its alloys, like other few mentioned materials possess an intrinsic potential for activation, it is possible to induce on their surface forming of bioactive apatite layer, through chemical and thermal processes, at relative low temperatures.

When Ti and Ti6Al4V is treated with NaOH solution at 50°C the metallic surface is covered by a micronic layer of amorphous sodium titanate:

$$Ti + NaOH \xrightarrow{50^{o}C} Ti\ \{Na_2O.TiO_2\}(amorphous)$$

By treating the micronic layer with thermal process, at 500°C, amorphous sodium titanate layer is transformed in crystalline one, strong bonded at metallic surface:

$$Ti\ \{Na_2O.TiO_2\}(amorphous) \xrightarrow{500^{o}C} Ti\ \{Na_2O.TiO_2\}(crystalline)$$

In simulated biological fluid, with a chemical composition similar with human plasma, by ionic interchanging reaction, a micronic bioactive apatite layer (similar to bone-like apatite) is generated, with high adhesion to the metallic surface.

$$Ti\ \{Na_2O.TiO_2\} \xrightarrow{SBF\ solution} Ti\ \{Na_2O.TiO_2\}^{-} + Na^{+}$$

$$Ti\ \{Na_2O.TiO_2\} + H_3O \rightarrow Ti\{Ti\text{-}OH\}$$

$$Ti\ \{Ti\text{-}OH\} + Ca\ (SBF) \rightarrow Ti\ \{TiO_2.CaO\}(amorphous)$$

$$Ti\ \{TiO_2.CaO\} + PO_4(SBF) \rightarrow Ti\ \{Ca_3(PO_4)_2\}$$

$$Ti\ \{Ca_3(PO_4)_2\} \rightarrow \underset{\text{Steady HA precipitate}}{Ti\{Ca_{10}(PO_4)_6.(OH)_2\}}$$

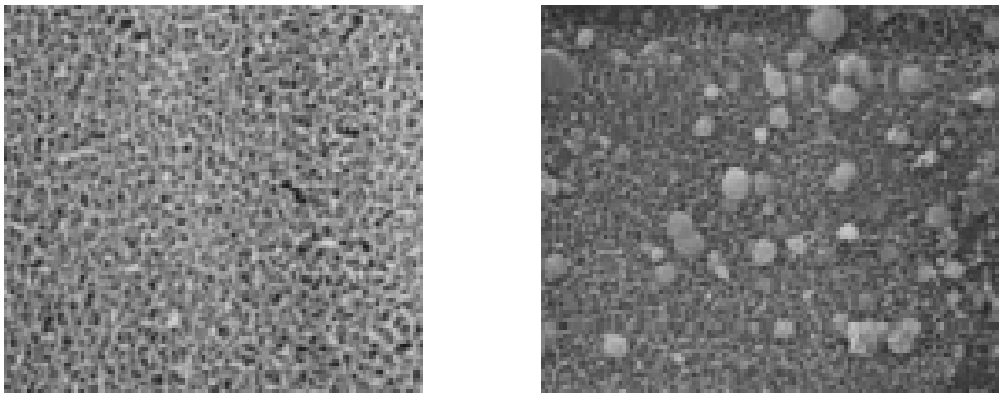
Experimental studies have verified concrete conditions for bioactive apatite forming on Ti and Ti6Al4V support, the most used materials in orthopaedic and dental surgery. Different metallic samples (plate shape) have been chemical and thermal treated and analysed.

It is noticed that technical procedure for superficial bioactive apatite forming on surface of implants is relative simple, doesn't need complex devices and operations; these practical aspects make as the procedure to present a special value for implantological practice.

In our experiments were verified technical procedures on metallic materials, chemical solution preparing, the thermal treatment parameters and physical parameters of the deposited ceramic layer.

The preliminary experimental results confirmed the value of technical principles and further researches will be made.

The superficial layer of bioactive apatite deposited on metallic materials was analysed by scanning electronic microscopy (SEM) and the microstructure of the interfacial metal – apatite zone is presented in figure 3.



a) b)

Fig.3. Scanning electronic microscopy(SEM) data for bioactive apatite deposited on Ti by biomimetic method; a) after NaOH and thermal treatment, b) after NaOH, thermal and SBF treatment.

4. Conclusions

The conclusions developed by our study are:

Ti and Ti alloys permits superficial covering with an apatite layer by using biomimetic processes;

The formed apatite layer on metallic surface is homogenous, adherent and bioactive, according to preliminaries experiments has essential aspect for being used in implantological surgery;

Experimental parameters of the used procedure have shown the possibility to cover Ti and Ti alloys with apatite, by using biomimetic principles at relative low temperatures;

Further experiments will be made for optimal parameters for thermal treatment and chemical growing process establishing, deposited layers analysis from composition point of view and tests on metallic implants.

These new materials, with bioactive properties, are expected to replace in a near future the classical materials used in osseous surgery.

Received May 13 2005-05-18

The "Gr.T.Popa" University of Medicine and Pharmacy, Iasi

REFERENCES

1. Kokubo T. *Novel bioactive materials*, Ed. Elsevier Sciente-2003

2. Kokubo T. *Spontaneus formation of bonelike apatite layer on chemical treated titanium matal.* Journal Amarican Ceramic Societet-1996

3. Kim H.M. *Apatite-forming ability of alkali-treated Ti metal in body enviroment.* Journal Japan Ceramic Societete-1997

4. Kokubo T. *Formation of biologically active bone like apatite on metals and polymers by a biomimetic process*. Termodinamica Acta-2003

5. Frauchiger L., Taborelli M., Aronsson B.O., Descouts P., *Ion adsorption on titanium surfaces exposed to a physiological solution*, Applied Surfaces and Science, 143, pp.67-77, 1999

6. Ishikawa K., Yakani S., Chow L.C., Ishikawa Y., Eanes E.D., Asaoka K., *Behavior of a calcium phosphate cement in simulated blood plasma in vitro*, Dent. Mater, 10, pp.26-32, 1994

7. Wolke J.G.C., van der Waerden J.P.C.M., de Groot K., Jansen J.A., Stability of radiofrequency magnetron sputtered calcium phosphate coatings under cyclically loaded conditions, Biomaterials, 18, pp.483-488, 1997

8. Shi J., Ding C., Wu Y., *Biomimetic apatite layers on plasma-spray titanium coatings after surface modification*, Surface and Coatings Technology, 137, pp.97-103, 2001

9. Ferraz M.P., Monteiro F.J., Serro A.P., Saramago B., Gibson I.R., Santos J.D., *Effect of chemical composition on hydrophobicity and zeta potential of plasma sprayed HA/CaO–P_2O_5 glass coatings*, Biomaterials, Vol.22, Nr.23, pp. 3105-3112, 2001

10. Clèries L., Fernández-Pradas J.M., Sardin G., Morenza J.L., *Application of dissolution experiments to characterise the structure of pulsed laser-deposited calcium phosphate coatings*, Biomaterials, Vol.20, Nr.15, pp.1401-1405, 1999

11. Fernández-Pradas J.M., Clèries L., Martínez E., Sardin G., Esteve J., Morenza J.L., *Influence of thickness on the properties of hydroxyapatite coatings deposited by KrF laser ablation*, Biomaterials, Vol.22, Nr.15, pp. 2171-2175, 2001

12. Darimont G.L., Cloots R., Heinen E., Seidel L., Legrand R., *In vivo behaviour of hydroxyapatite coatings on titanium implants: a quantitative study in the rabbit*, Biomaterials, Vol.23, Nr.12, pp. 2569-2575, 2002

13. Radin S.R., Ducheyen P., J.Mater.Sci.: Mater. Med., 3, pp.33, 1992

CERCETARI PRIVIND PROCESAREA DE NOI MATERIALE BIOACTIVE

(Rezumat)

Materiale bioactive sunt denumite acele materiale care au proprietatea de a se lega in mod spontan cu tesutul viu; printre acestea se mentioneaza Bioglasul, Hidroxiapatita si Sticlele ceramice.

Materialele bioactive au capacitatea de a forma pe suprafata lor un film micronic de apatita, cu structura si compozitie chimica asemanatoare osului, daca sunt introduse in medii fiziologice.Asemenea proprietati sunt conditionate de capacitatea materialelor de a forma asa numite grupe functionale ca : Si-OH, Ti-OH, Zr-OH, -COOH,etc

Titanul si aliajele sale sunt materiale tenace, cu exceptionale proprietati fizico-mecanice, motiv pentru care sunt larg utilizate in medicina implantologica; insa acestea nu poseda proprietati bioactive. Totusi asemenea metale dispun de un potential intrisec de a se acoperi cu un strat micronic de apatita bioactiva, prin tratamente chimice si termice speciale, bazate pe procese biomimetice. O asemenea procedura tehnica, aflata in faza de cercetare experimentala, este tratata in lucrarea de fata.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 681.3; 669.018

COMPUTERIZATED QUANTITATIVE MICROGRAPHICAL ANALYZIS OF DEPOSED LAYERS BY ELECTRICAL DISCHARGE IN IMPULSE ON AN HIGH ALLOYED TOOLS STEEL

BY

ADRIAN ALEXANDRU, SORIN IACOB STRUGARU, IOAN ALEXANDRU, LAURENTIU CIOBANU and SORIN TANASUCA

Abstract: This paper work presents the experimental results of optical quantitative computerisated analyze concerning the characterisation of the deposed layers by electrical discharge in impulse on a 155MoVCr115 steel.

Keywords: electric impulse, electric discharge, quantitative analyze

1. Introduction

The superficial thermic treatments technologies or deposition of thin layers, have each some disadvantages, so, today we trying to combine two or more technologies in order to increase the performances of the machine parts or tools.

The obtaining of thin layers by electrical discharge in impulse has some advantages as: verry good adherence of the coverings the possibility of deposition of all kind of materials with electric conductivity, the simplity of the devices and technologies, but also presents some disadvantages: large roughness and residual stress in the deposed layer.

We can say that joining alloying and deposition by electric impulse with a superficial thermic treatment, manny of those disadvantages will disapear.

Deposition and alloying by discharge in electric impulse uses inverse electroerosion, which means that the parts is the cathode and the tool electrode is the anode.

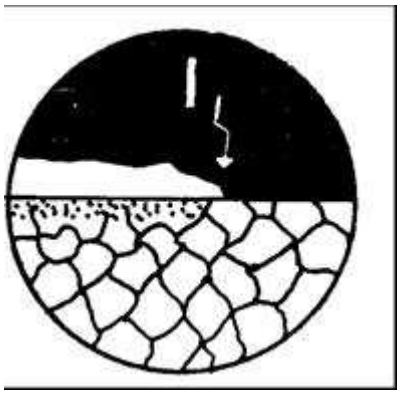


Fig.1 The process of superficial hardening by discharge in electric impulse

The experimental computerizated quantitative optical research has as scope a complete characterisation of the deposed layers on studied samples and carbide characterisation.

Also was chasing the influence of deposition of these layers above the initial structure of superficial layer of the material and the influence of some treatments after deposition above the deposed layers.

2. Experimental procedure

The sample by which were made the deposition is from high alloyed tool steel 155MoVCr115 with electrode from Ti15Co6, WCo8, and W. The chemical composition of the 155MoVCr115 steel is presented in table 2.

Table 1

Sample	Steel	Chemical composition											Obs.
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	Cu	
1	155MoV Cr115	1.5 ÷ 1.6	0.18 ÷ 0.45	0.1 ÷ 0.4	≤0.03	≤0.03	11÷ 12	≤0.6 ÷ 0.8	≤0.35	0.9 ÷ 1.1	–	≤0.30	STAS 3611-88
		1.38	0.41	0.22	0.021	0.025	11.7	0.72	0.16	1.05	0.03	0.23	determinate

The mechanical properties and thermic treatments parameters for this type of steel are presented in table 2.

Table 2

Steel	Mechanical properties			Thermic treatment parameters							
				Annealing		Annealing		Quenching		Tempering	
	$R_{p0,2}$, N/mm^2	KCU, J/cm^2	HB daN/mm^2	T, ^{0}C	Mediu	T, ^{0}C	Mediu	T, ^{0}C	Mediu	T, ^{0}C	Mediu
155MoV Cr115	-	-	255	880	c	-	-	1020-1030	U, a	160-200	a

The processing by electrical discharge in impulse were made by hand on plane surface without oxides and impuryties, using electrodes from Ti15Co6, with cilindrical sections (ϕ 2 mm) and length 25 mm.

The samples from 155MoVCr115 steel, before deposition of layers by electrical discharge in impulse were superficial thermic treated. The superficial thermic treatments parameters applied before deposition by electrical discharge in impulse are presented in table 3, and in table 4 and Fig. 2 are presented the experimental duplex variats of thermic treatments.

Table 3

Thermic treatment variant	Steel	Thermic treatment parameters
High frequency current hardening	155MoVCr115	1 000^{0}C/sintetic medium
Volume hardening + tempering	155MoVCr115	1 030^{0}C/oil + 180^{0}C/air

Table 4

Variant	Stages
A	Volume hardening + tempering + deposition by electrical discharge in impulse
B	high frequency currents hardening + deposition by electrical discharge in impulse

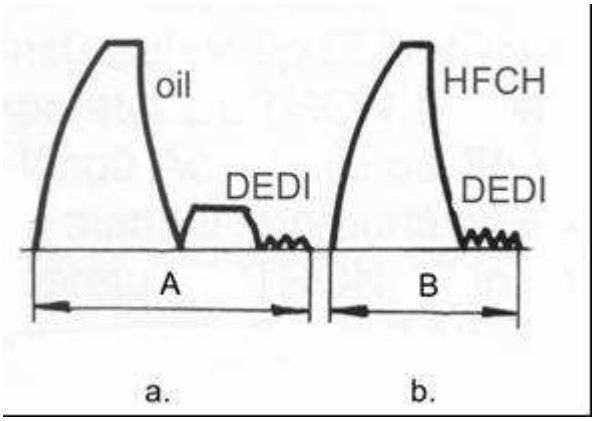


Fig. 2. The duplex variants of thermic treatments

The experimental researches of computerisated quantitative analysis were made for a complete characterization of the deposed layers on studied samples and carbides caracterization.

The computerisated line of image analysis is composed from: optical microscope (REICHERT UNIVAR, video camera with adapter, computer, printer).

The main software component of image analysis line is a complex program – IMAGE PROPLUS, produced by MEDIA CYBERNETICS Company USA. This programm is composed from a main general image analysis component and a component for quantitative metallographic determination – MATERIALS PROANALYZER.

The image processing takes place in this step:

– quantitative analyze of different images which have interest field as: grain limits, phases, particles etc;

– image processing, by hand or automatically when exists a controller for auto movement of the microscope table;

– quantitative measurement of interesting characteristics by using the A.S.T.M. agreed methods;

– determination of grain dimension;

– determination of dimension scale distribution of grains;

– determination of number and quantity of phases in poliphasic materials;

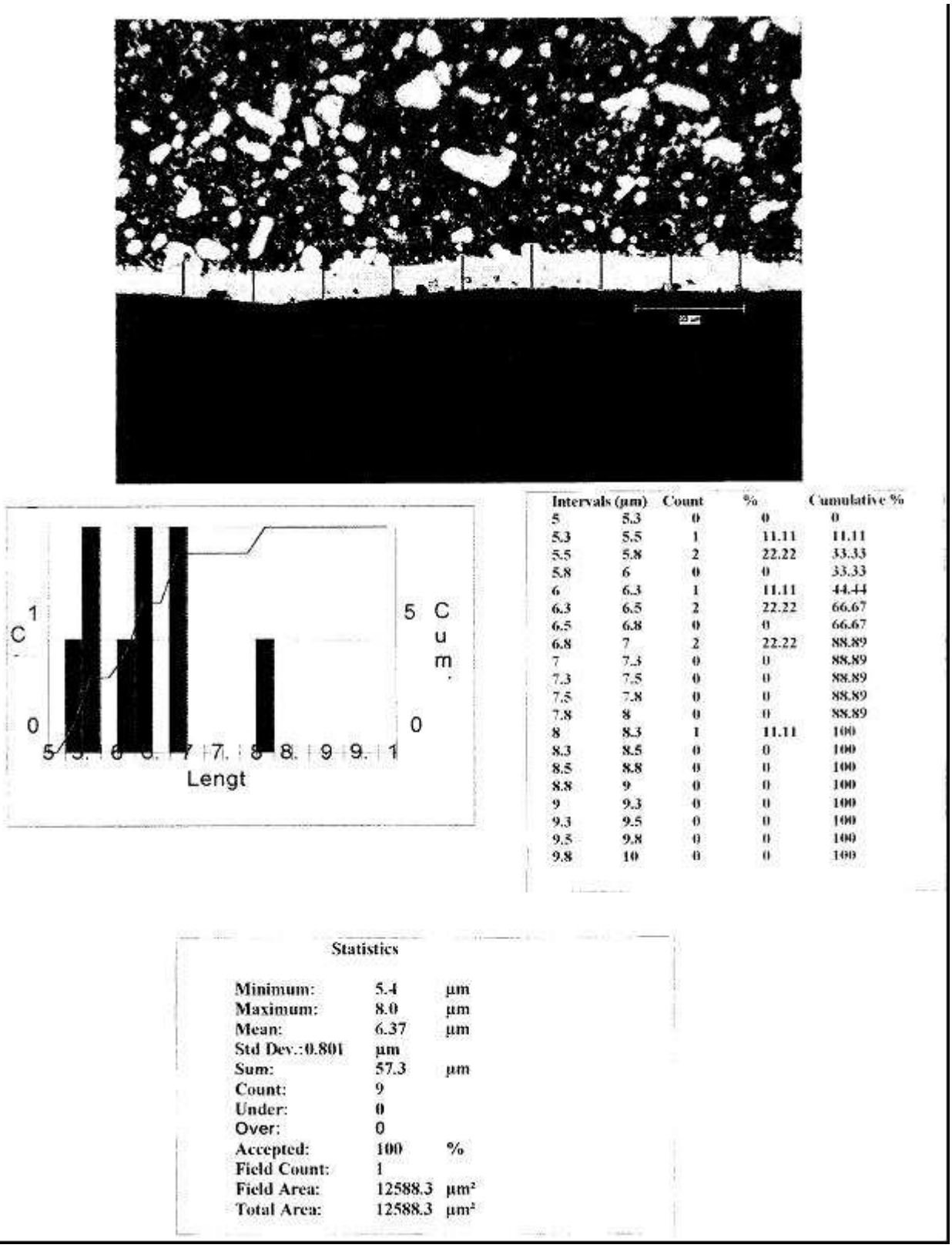
– quantitative determination of some particles by area, diameter, shape coefficients, perimeter etc;

– dimensional determination of the interdendritic spaces;

– thickness determination of singular of multiple layers.

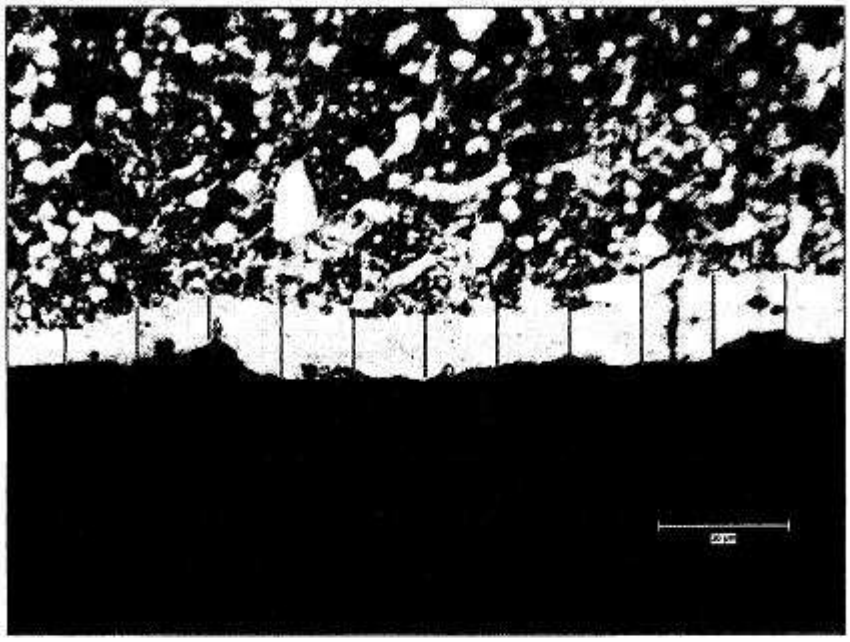
On this computerized line for analyze were characterisated the carbides and the thickness the deposed layers with diverse electrodes on 155MoVCr115.

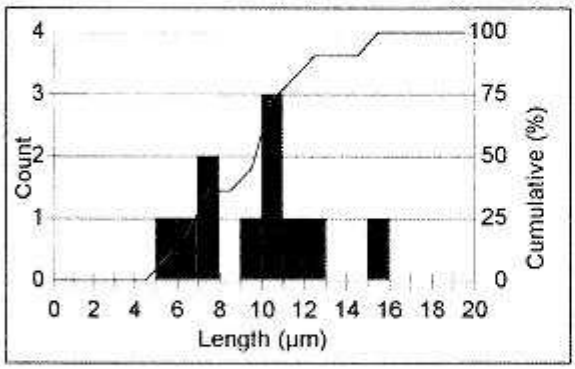
In Fig. 3 are presented the white layer parameters of the 155MoVCr115 steel quenched in volume and processed by electrical discharge in impulse with Ti15Co6 electrode, and in Fig.4 are presented the parameters of white layer from 155MoVCr115 quenched in high frequency current and after processed by electrical discharge in impulse with WCo8 electrode.



Intervals (µm)		Count	%	Cumulative %
5	5.3	0	0	0
5.3	5.5	1	11.11	11.11
5.5	5.8	2	22.22	33.33
5.8	6	0	0	33.33
6	6.3	1	11.11	44.44
6.3	6.5	2	22.22	66.67
6.5	6.8	0	0	66.67
6.8	7	2	22.22	88.89
7	7.3	0	0	88.89
7.3	7.5	0	0	88.89
7.5	7.8	0	0	88.89
7.8	8	0	0	88.89
8	8.3	1	11.11	100
8.3	8.5	0	0	100
8.5	8.8	0	0	100
8.8	9	0	0	100
9	9.3	0	0	100
9.3	9.5	0	0	100
9.5	9.8	0	0	100
9.8	10	0	0	100

Fig. 3. White layer parameters of 155MoVCr115 steel quenched in volume and processed by electrical discharge in impulse with Ti15Co6 electrode





Intervals (µm)		Count	%	Cumulative %
0	1	0	0	0
1	2	0	0	0
2	3	0	0	0
3	4	0	0	0
4	5	0	0	0
5	6	1	9.09	9.09
6	7	1	9.09	18.18
7	8	2	18.18	36.36
8	9	0	0	36.36
9	10	1	9.09	45.45
10	11	3	27.27	72.73
11	12	1	9.09	81.82
12	13	1	9.09	90.91
13	14	0	0	90.91
14	15	0	0	90.91
15	16	1	9.09	100
16	17	0	0	100
17	18	0	0	100
18	19	0	0	100
19	20	0	0	100

Statistics

Minimum:	5.3	µm
Maximum:	15.5	µm
Mean:	9.82	µm
Std Dev.:	2.81	µm
Sum:	108.0	µm
Count:	11	
Under:	0	
Over:	0	
Accepted:	100	%
Field Count:	1	
Field Area:	12588.3	µm²
Total Area:	12588.3	µm²

Fig.4. White layer parameters of 155MoVCr115 steel quenched in high frequency current and processed by electrical discharge in impulse with WCo8 electrode

3. Conclusions

i. The obtained layers by thermic treatments variants at which the last process is the electrical discharge in impulse are more large;

ii. The adherence and the compactity of the white layers with the transition sublayers is good;
iii. The results obtained by quantitative computerized analyze are the same with those obtained by direct measurements with the PMT 3 device.

Received 17 may 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Alexandru, A. **Doctorate Thesis**, January 2002.
2. Alexandru, A., Pop, F. **Metallic materials with hardened deposit created by electric arc with vibrating electrode**. Proceedings EUROMAT-JUNIOR, Lausanne, 1994.
3. Pop, D., Pop, F., Alexandru, A. **Hardened deposition with tungsten carbides on steel specimens.** Proceeding, vol. II, EUROMAT, Lisabona, 1998.

ANALIZA MICROGRAFICĂ CANTITATIVĂ COMPUTERIZATĂ A STRATURILOR DEPUSE PRIN DESCĂRCĂRI ELECTRICE ÎN IMPULS PE UN OȚEL BOGAT ALIAT DE SCULE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă rezultate experimentale de microscopie optică cantitativă computerizată privind caracterizarea straturilor depuse prin descărcări electrice în impuls pe un oțel bogat aliat de scule 155MoVCr115.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.319

CONSIDERATIONS REGARDING THE MODEL REFERENCE CONTROL SYSTEM FOR SPEED CONTROL OF DC MOTOR

BY

BAHRIN V. and HABA C. G.

Abstract: The structure of the adaptive system with reference model is presented. Particularities of the control system with passive adaptive controller are specified and its block diagram is presented. The control system with reference model achieved with apparently adaptive controller is implemented for the speed control of a d.c. separately excited motor.

Keywords: adaptive system, control system,

1. Introduction

Model reference adaptive system (MRAS) consists of an internal feedback control loop and an external loop that adjusts the parameters of the internal loop. The model reference specifies the desired performances of the system in the main loop (controlled process and classic regulator). The error, the difference between system output and reference model output, is applied to adaptive element. The performances of the adaptive system are specified with the reference model and the regulator parameters are adjusted based on the system error.

In this paper, we discuss some aspects regarding the realization of a model reference control system implemented with an apparently adaptive controller used in speed control of a DC motor.

2. The implementation of the model reference control system with apparently adaptive controller

On of the important problems related to MRAS is the model following problem. This can be stated in the case of automatic systems with adjustable parameters MRAS as the way of adjusting the parameters in such a way that the transfer function of the closed loop is as closer as possible to the prescribed model. The problem can be solved using a pole-allocation method. The model following problem is stated correctly if the poles-zeros excess of the model reference is bigger then the poles-zeros excess of the controlled process.

In practice, for MRAS implementation we need to make some approximations. A rapid response can be obtained using the feed-forward connection. When both model reference and process model are non-linear there are no special problems regarding system stability because these are restricted to the feed-forward compensator path. The operation of MRAS in the range of low frequencies is imposed through feed-back.

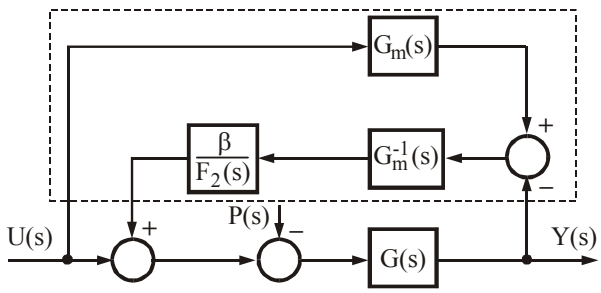


Fig. 1

In the case of smooth systems, the block diagram of the ensemble motor-passive adaptive controller is depicted in Fig.1. $G(s)$ is the transfer function of the ensemble rectifier-motor, and $G_m(s)$ and $G^{-1}(s)$ are the transfer function and the inverse of the dynamics corresponding to the model of the ensemble rectifier-motor respectively.

The gain factor, β, is used to modify system sensitivity when parametric variations occur. The low-pass filter, $1/F_2(s)$, satisfies condition $\lim_{s\to 0} F_s(s)=1$ and it is necessary because $G_m^{-1}(s)$ is usually a transfer function whose numerator has a greater degree than those of the denominator.

The transfer functions of the output with respect to the reference signal and with respect to perturbation have the following expressions:

$$\frac{Y(s)}{U(s)}=\frac{1}{\frac{F_2(s)}{F_2(s)+\beta}\delta(s)+1}G_m(s)\,. \tag{1}$$

$$\frac{Y(s)}{U(s)}=\frac{1}{\frac{F_2(s)}{F_2(s)+\beta}\delta(s)+1}\cdot\frac{F_2(s)}{F_2(s)+\beta}G_m(s)\,. \tag{2}$$

The term $\delta(s)=\frac{G_m(s)-G(s)}{G(s)}$ represents the difference between the dynamics of motor for rating values, $G_m(s)$ and the dynamics of motor parameters at present moment, $G(s)$. For the ideal case when $G(s) = G_m(s)$, the MRAS does not influence the obtained answer because the control signal is null.

In the case when the poles-zeros excess of transfer function $G_m(s)$ equals 1, the low-pass filter $F_2(s)$ can take the following form:

$$F_2(s)=\frac{1}{\tau_2 s+1}\,. \tag{3}$$

DC electric drives can be identified with high accuracy therefore, transfer functions $G(s)$ and $G_m(s)$ can have same gain factor and $\delta(s)$ zeros in stationary regime. Under these considerations, the stationary regime value does not modify when parametric variations of the fixed part occur.

In the dynamical regime, considering time constant τ smaller then time constants of the fixed part, the term $\frac{F_2(s)}{F_2(s)+\beta}$ determines a reduction of $\frac{1}{1+\beta}$ times of the influence of term $\delta(s)$. The growth of the gain factor results in a reduction of system sensitivity at parametric variations.

In the stationary regime, if $G(s)$ and $G_m(s)$ have the same gain factor, the output error related to perturbation will be reduced.

Consider the DC motor with separate excitation controlled using armature voltage using a command rectifier and modeled as a proportional block with gain K_{ee}. The transfer function of fixed part is:

$$G(s) = \frac{\omega(s)}{U(s)} = \frac{K_t K_{ee}}{(Ls+R)Js + K_t K_e}, \tag{4}$$

where L and R are the armature inductance and resistance respectively, U-armature voltage, ω-motor speed, J-motor torque inertia and K_t and K_e are motor torque and voltage constants.

The motor model, a transfer function of first order, can be simplified neglecting the electromagnetic time constant $T_e = L/R$, resulting in a simplification of the control algorithm.

The transfer function of the ensemble controlled rectifier- motor has the following expression:

$$G_m(s) = \frac{K_{ee}/K_e}{\frac{JR}{K_t K_e}s + 1} = \frac{K_m}{T_m s + 1}. \tag{5}$$

Figure 2 illustrates the block diagram of the control system using a passive adaptive controller. The control algorithm can be obtained by the discrimination of the transfer functions $\frac{\beta K_e}{K_{ee}} \cdot \frac{T_m s+1}{\tau_2 s+1}$ and $\frac{K_{ee}/K_e}{T_m s+1}$ found in controller structure.

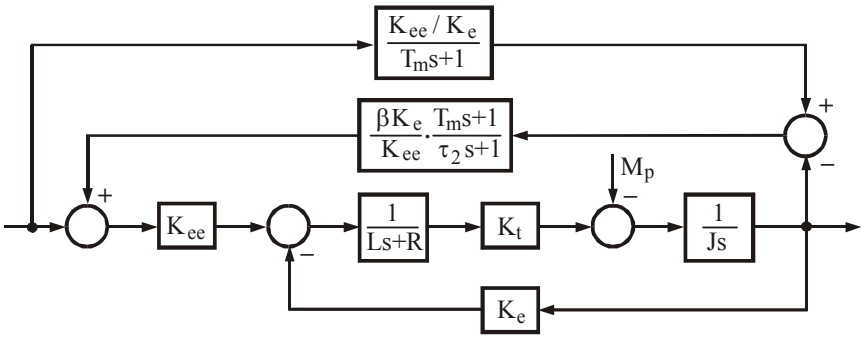
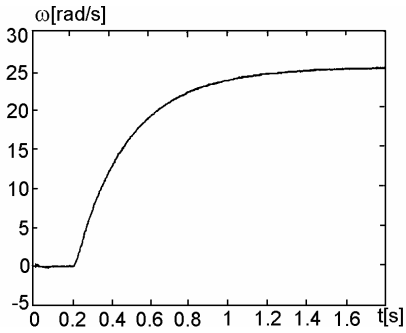


Fig. 2

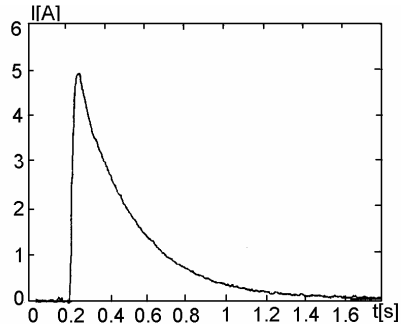
3. Experimental results

The control algorithm presented in previous chapter was applied on a DC motor controlled using a controlled 4-quadrant rectifier. DC motor parameters are: U_N = 110 V, P_N = 0.25 kW, I_N = 3.3 A, ω_N = 1750 rpm, armature resistance 3.1 Ω and armature inductance 0.16 H. The gain is β = 10, and the time constant of filter F_2 is τ_2 = 0.002 s. Rectifier gain factor is K_{ee} = 13.98.

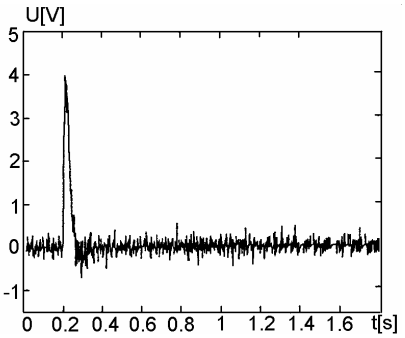
In Fig. 3 is depicted motor speed and armature current for rating values of motor parameters when the resistive torque is zero. The indicial answer of the control system with passive adaptive controller is identical to the motor answer for a step variation of the control voltage on the controlled rectifier.



a

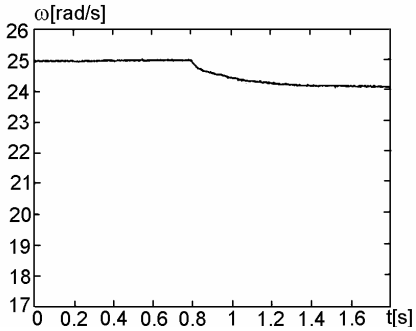


b

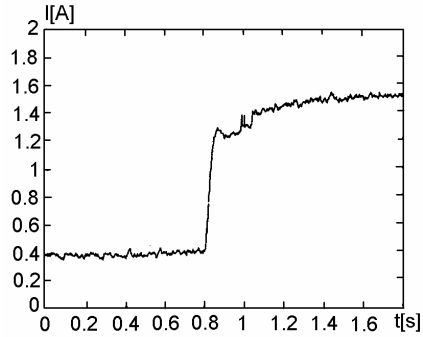


c

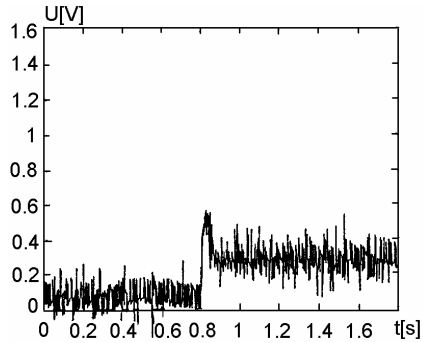
Fig. 3



a



b



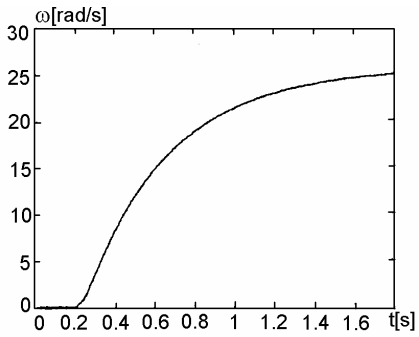
c

Fig. 4

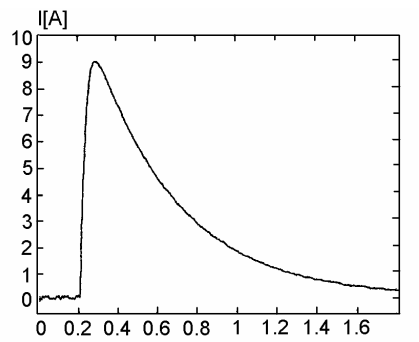
In Fig. 4 is represented system answer when a step perturbation ΔM_r = 0.75 N.m. Observe the reduction of system sensitivity to perturbations.

Fig. 5 illustrates the control system indicial answer in the situation when a parametric variation $\Delta J = 4J_N$ occurs. The dominant time constant of the fixed part increases 5 times and the modification of transitory regime duration is insignificant.

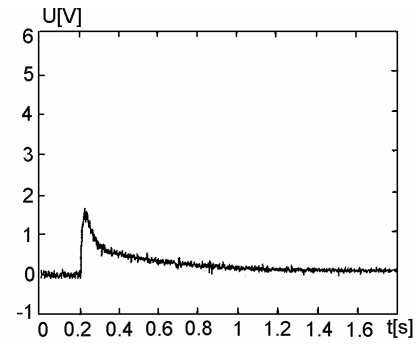
We can see in Fig. 6 the answer of the control system when a parametric perturbation occurs: $\Delta J = 4J_N$. The system is disturbed by a step perturbation torque ΔM_r = 0.75 N.m.



a

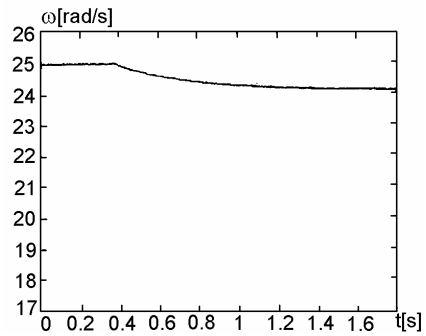


b

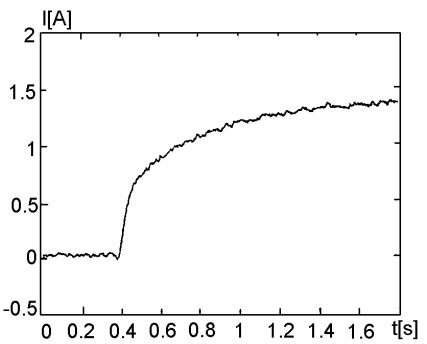


c

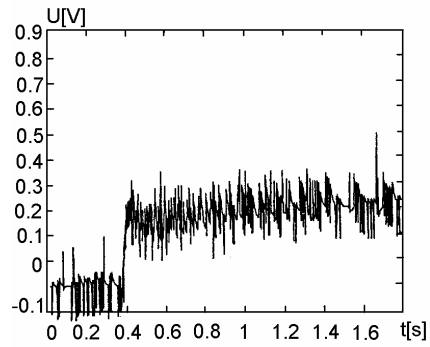
Fig. 5



a



b



c

Fig. 6

Received 13 may 2005

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. Călin S., Belea C. *Sisteme automate adaptive şi optimale*. Ed. Tehnică, Bucureşti, 1971.
2. Ionescu V., Popeea C. *Optimizarea sistemelor*. Ed. Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1981.
3. Voicu M. *Sisteme automate multivariabile*. Ed. "Gh. Asachi", Iaşi, 1993.
4. Bahrin V., Cojocaru-Filipiuc C. *Reglarea turației motorului de curent continuu prin sisteme adaptive cu model de referință*. A treia Conferință Internațională de Sisteme Electromecanice şi Energetice SIELMEN 2001, Chişinău, 4-5 Octombrie, 2001, vol. III, pp. 93-96.
5. Bahrin V., Haba C. G., Cojocaru-Filipiuc C. *Considerations Regarding Optimal Control of DC Motor Drive Systems*. 5th International Conference on IEEE Power Electronics and Drive Systems PEDS 2003, Singapore, 17-20 November, DS4-07, pp.1619-1623.

CONSIDERAȚII PRIVIND SISTEMUL DE CONTROL AL MODELULUI DE REFERINȚĂ PENTRU CONTROLUL VITEZEI UNUI MOTOR CC

(**Rezumat**)

The structure of the adaptive system with reference model is presented. Particularities of the control system with passive adaptive controller are specified and its block diagram is presented. The control system with reference model achieved with apparently adaptive controller is implemented for the speed control of a d.c. separately excited motor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

STUDY CONCERNING THE INFLUENCE OF VIBRATIONS ON THE COMPOSITION AND HARDNESS OF AN INGOT

BY

GELU BARBU

Abstract: In this paper we propose the research of chemical segregation and of hardness for the private case of the vibration of the steel, while casting into the casting equipment, with the frequence of 100 Hz. Hardness increases its uniformity grade by attaching the vibrations at solidification with 38.9% and the segregation, decreases without reserve with 27.8%. A more marked effect of vibrations, regarding the shrinking of segregations appears at chemical elements which constitutes steel carbide and less intense when elements form solid solutions.

Keywords: vibrations, casting, hardness, steel

1. General conditions

We propose to investigate the influence of vibrations on a weak steel confederate with molybdenum, chromium and nickel.

Thus we propose the research of chemical segregation and of hardness for the private case of the vibration of the steel, while casting into the casting equipment, with the frequency of 100 Hz.

For the previous mentioned analysis it shapes through geometrical similitude and, referring to the theory of physical and analogic simulation of the solidification process, the casting equipment necessary for the casting of the steel in the metallic mould SFAC 1300. The casting equipment has been geometrically shaped at the range of 1:10.

In Fig. 1 are presented the assembly sketch of the model for the casting equipment, which comprises: 1 – hot top; 2 – reluctant corning mixture; 3 – cast-iron mould; 4 – bolt for stiffness; 5 – stiffness system ; 6 – base stand; 7 – bottom; 8 – steel.

The knock-out bushing has the purpose to knock-out the ingot model from the casting equipment when the knock-out is tough.

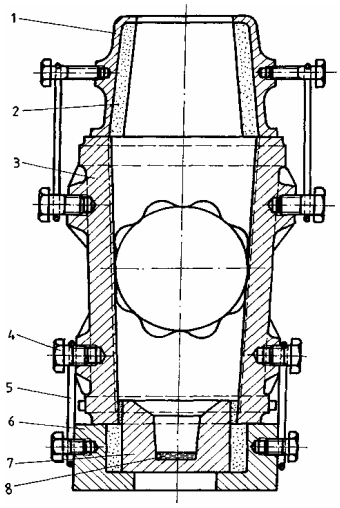


Fig.1. The assembly sketch of the model for the casting equipment: 1 – hot top; 2 – reluctant corning mixture; 3 – cast-iron mould; 4 – bolt for stiffness; 5 – stiffness system ; 6 – base stand; 7 – bottom; 8 – steel.

The preheating temperature of the casting equipment was 300°. The temperature of the steel at exhaust was 1580° C. The exhausted steel into the electric

furnace with heating through electric arc with the capacity of 20 t, faced with alkaline chemical nature fireproof material.

The chemical composition of the steel was the next one: C = 0.57%; Mn = 0.77%; Si = 0.25%; P = 0.024%; S = 0.17%; Cr = 0.70%; Ni = 1.45%; Mo = 0.19%; V = 0.17%; (the chemical composition of the steel was after the exhaust). The steel had been casted in a small capacity bull ladel, (approaching 40kg), by hand.

2. Experiments

The casting-model equipment vibrated during the casting and after the end of it, without reserve in 30 seconds. The time in which it mantained in the metalic cast was approaching 30 minutes. The two ingot models, after their feeding heads have been removed by cutting with abrasive blade, they have been longitudinally coped through the symmetrical axe, in the same way.

Then, the four ingot halfs have been transverse coped and the requisite distribution to find the hardness and the other analysis, according figure 2.

1.1	1.2	1.3	1.4	1.5
2.1	2.2			
3.1				
4.1				
5.1				
6.1				
7.1				
8.1				
9.1				
10.1				
11.1				
12.1				

Fig.2. Placing in the longitudinal section of the points where the hardness measuring were done

For the analysis of the influence of vibrations on the structure and, implicit on the properties, measures for the chemical segregation have been done, comparative, between the casted ingot and the vibrated one.

The spectral analysis has been accomplished at a PGS – 2 machine with difraction network and recording on photo plates, measuring the difference of blackening – straight proportional with the strength. The blackening valours for six elements, metals, have been determined, through the counterpart pairs of analytical lines, given below in table 1.

Table 1

Nr.	Element	The analytical lines A	Comparative line for Fe
1	Cr	3147,20	3154,20
2	Ni	3414,80	3465,90

The results of the measurements have been systematized in table 2.

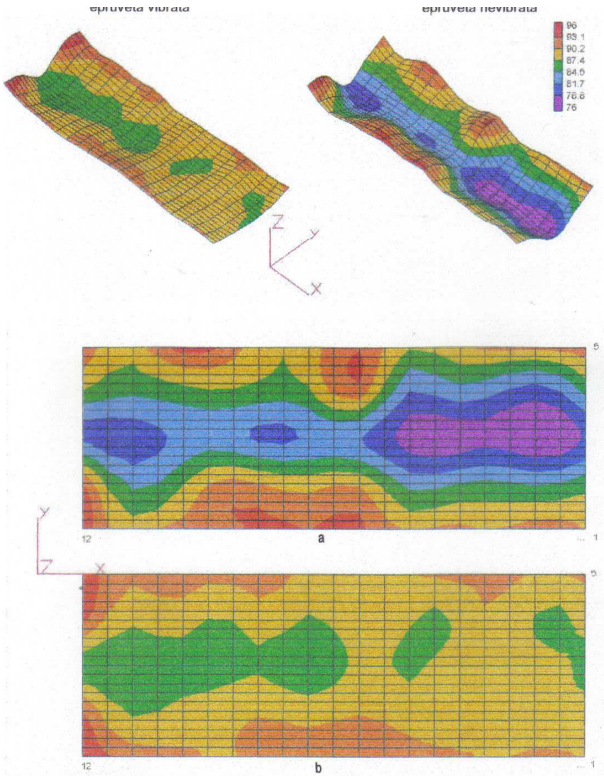
In table 2 the variation of toughness is presented, regarding that the distribution presented in figure 2 with the chemical segregation represented by the difference of blackening between the analysing line of the alloying element and the comparison line of the iron, for the static and vibrating cast ingots.

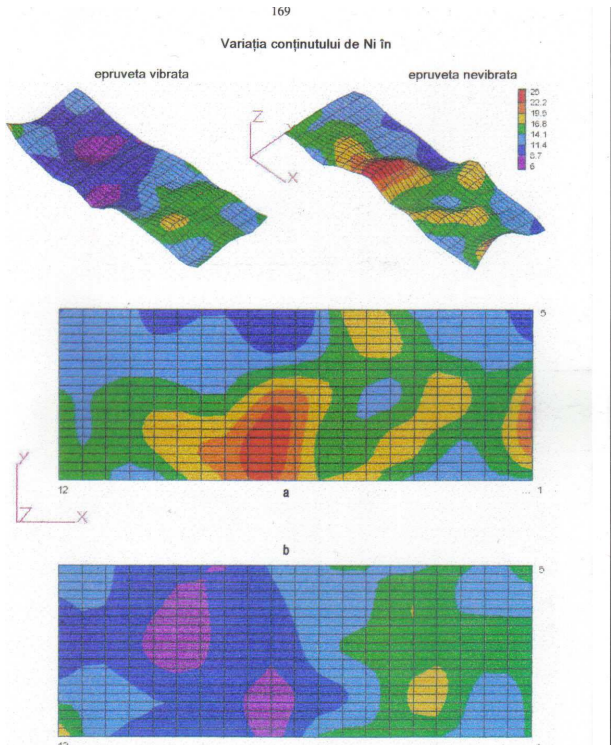
Table 2

Points	Duritatea, [HB]		Nichel		Crom	
	unvibrated	vibrated	unvibrated	vibrated	unvibrated	vibrated
1	2	3	4	5	6	7
1.1	95	96	14	19	57	65
1.2	93	93	14	12	61	58
1.3	81	86	13,5	8,5	66	48
1.4	87	94	12,5	10	58	34,5
1.5	93	95	10	11,5	30,5	49
2.1	89	92	14	11	63	56,5
2.2	84	87	13,5	12	66,5	55
2.3	80	85	13,5	10	62	38
2.4	85	88	12,5	10,5	60	35,5
2.5	88	91	12,5	11,5	54	36,5
3.1	91	91	11	9	32	44,5
3.2	86	88	16,5	10,5	80	56
3.3	82	86	15	7,5	82	44
3.4	86	89	11,5	8,5	65,5	32
3.5	94	92	10	8,5	65,5	35
4.1	92	90	16,5	7,5	72	55
4.2	91	89	19	10	81	59,5
4.3	83	86	14	5	68,5	20
4.4	87	87	11,5	6,5	57,5	14,5
4.5	93	91	10	8	60	24
5.1	94	91	20	10	85	44
5.2	90	90	20	8,5	81	59
5.3	81	87	14	10	62	52
5.4	86	89	12	9	59,5	37
5.5	88	92	10	7,5	39	32,5
6.1	93	92	23	6	78	31,5
6.2	89	89	25	6,5	92	31,5

Table 2 (continued)

6.3	82	85	20,5	8	79	18
6.4	87	87	10	9,5	45	40
6.5	89	89	8	11	30	58,5
7.1	94	93	16,5	13,5	67	66
7.2	90	90	16	9	59	48
7.3	82	88	18	12	75	63
7.4	92	89	12,5	12	65,5	57,5
7.5	93	90	10,5	13	70	59
8.1	90	92	18	15	58,5	68
8.2	84	89	14	11	55,5	57
8.3	78	87	13,5	14	57,5	67
8.4	82	88	16,5	12	59,5	54
8.5	88	90	19,5	14	77,5	54,5
9.1	91	91	13	14	67,5	68,5
9.2	84	88	18	16	73,5	70
9.3	77	88	13	15	50	70,5
9.4	83	87	16,5	16,5	70,5	74
9.5	89	91	13,5	12	43	60
10.1	90	90	12,5	13,5	67	59
10.2	85	89	14,5	17	54	70
10.3	78	88	19,5	15,5	73,5	62
10.4	82	90	13	14	37	58
10.5	91	91	12	14	49,5	63
11.1	92	91	12,5	11	62,5	46,5
11.2	84	88	14,5	11	62	46
11.3	77	88	14	15	54	64
11.4	80	87	12,5	13	46,5	55
11.5	91	90	11,5	13	30	67
12.1	90	90	13	14	14,5	50
12.2	86	88	22,5	15	75	44
12.3	79	87	21	16	76	62
12.4	85	88	12	13	35,5	58
12.5	92	91	8	15	50,5	68





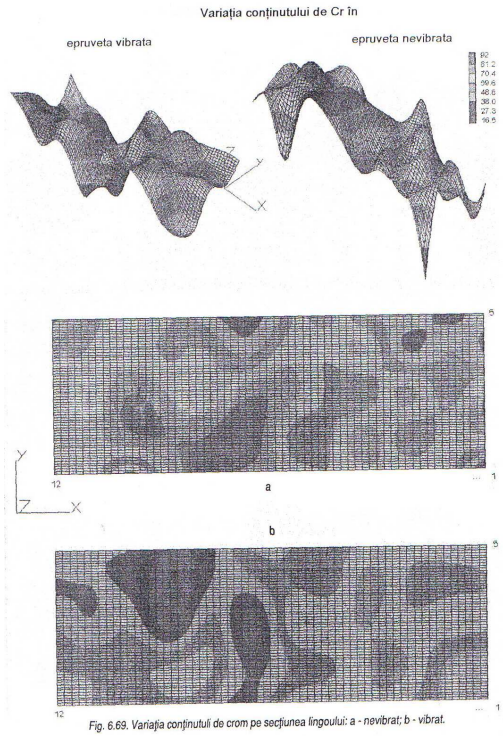


Fig. 6.69. Variația conținutului de crom pe secțiunea lingoului: a - nevibrat; b - vibrat.

3. Conclusions

Hardness increases its uniformity grade by attaching the vibrations at solidification with 38.9% and the segregation, decreases without reserve with 27.8%.

A more marked effect of vibrations, regarding the shrinking of segregations appears at chemical elements which constitutes steel carbide and less intense when elements form solid solutions.

Received:
May 13 2005

The "Gh.Asachi Technical University from Iasi

REFERENCES

1.Efimov V. – “Casting and crystallization of steels” ,”Editura tehnica”, Bucuresti, 1980
2.Gâdea S., Petrescu M. – “Physic metallurgy and the study of metals”, “Editura didactica si pedagogica”, Bucuresti, 1979

STUDII PRIVIND INFLUENTA VIBRATIILOR ASUPRA COMPOZITIEI SI DURITATII UNUI LINGOU

(Rezumat)

In lucrare sunt prezentate cercetari asupra segregarii chimice si a duritatii pentru cazul vibrarii unui otel, când se utilizeaza o instalatie de vibrare cu o frecventa de 100 Hz. La lingourile vibrate creste uniformitatea si valoarea duritatii cu 38,9 iar segregarea scade pe ansamblu cu 27,8 %. Un efect al vibrarii la solidificare este si faptul ca micsorarea segregatiilor este mai accentuata la elementele care formeaza carburi si mai putin la cele care formeaza solutii solide.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.01.2

THE CONNOTATIONS ON HARDNESS AT DYNAMIC CAST PIECES

BY

GELU BARBU

Abstract:The alloy which contains 99.4% Al, 0.18% Si. 0.13 Fe, is being vibrated circular-horizontally through an original vibrating system, studying the variation of hardness on longitudinal and transversal direction at some samples casted in shape of moulding sand and in metallic mould. The fact that bigger differences between the valours of hardness at the samples casted under the influence of vibrations and the one statically casted appear at the extremities of the pieces, when casted in moulding sand, and in the case when the pieces were casted in metallic moulds, the bigger hardness differences are at the middle of the pieces, on horizontally direction. In all the cases the samples casted under the influence of vibrations have higher hardnesses than the ones statically casted.

Key words: vibrating system, in metallic mould

1.General considerations

When the vibrations are beying applied, a series of physical processes appear, like the action of count forces, the mass macroscopic transfer, cavitation phenomenA, the amplification of the overcooling degree and the changing of the conditions of solid-fluid equilibrium. Thus, shearing forces appear, which act on the growing dendrites, at the solid-fluid severance limit. The macroscopical mass transfer depends on the correlation between the amplitude and the frequency of the movement, the crystalls which belong to the moving fluid will come into collision with the branch of the dendrites in the braxket, resullting a breaking effort τ_r, given by the relation:

$$\tau_r = \frac{1}{2}\rho_c W^2$$

In which ρ_c is the density of the crystals and W – the speed of the fluid.

The displacement of the alloy accomplishes in flowing regime given by the Reynolds criterion, in the expression interviening the amplitude and the casting frequency. When the relative speed between the fluid and the crystals is bigger than a critical speed, the cavitation phenomenon appears.

After the destruction of the cavitation bubble, the gases from the interior of it compresses itself almost adiabatic. The performing implosion is attended by an important rising of the local pressure, which may have as an impact the crashing of the crystals current growing.

But the possibility that at high amplitudes of the vibrating movements also exists, and also, to appear voids in the casted material and splashes at the exterior surface.

The mechanic-physical treatments, applied to the alloys in liquid state intensifies the vibration in the limitation layers, which conduces towards collateral

currents, changes the hydrodynamical situation at the limit between the solidified layer and the walls of the shape, so it changes the conditions of the heat convector transfer and the macroscopical mass transfer; thus, the speed grows and the solidification time reduces.

The vibrations influence the superficial tension between the phasels (solid-liquid) in the purpose to reduce it, to conduce to the shrinking of the minimum radius of the nucleuses on which these do not remelt but they follow a development process.

The propitious effect on the appearance on the solid phase owes to the conglomerate processes of the subcritical germs and the activation of the heterogeneous surfaces.

Among the technological effects of the application of the vibrations at solidification: the homogenization and the finishing of the solidification structure, the amplification of the compactication of the casted material, the degasing of the alloy, the shrinking of the segregations, the expulsion of unmetallic inclusions and the increase of the capacity of yielding alloy.

It is known that through vibration, while solidification of the metallic material structure it finishes, by finishing obtaining and emending some mechanic-physic properties.

2. Experiments

There have been done attempts to study the influence of the cooling speed and the vibrations applied at the aluminum solidification. Thereby shapes have been casted in moulding sand and in metallic moulds, static and under the influence of the vibrations.

Table 1 The chemical composition of the cast shapes

No. ingot	Mould	Pouring conditions	Al	Si	Fe
1	moulding sand	static	99,4	0,17	0,13
2	moulding sand	vibrated	99,3	0,21	0,16
3	metallic mould	static	99,4	0,17	0,12
4	metallic mould	vibrated	99,4	0,17	0,13

For melting there has been used an electric furnace, whith resistances, using pure metals, prealloys and alloy anterior melted, the liquid bath beying protected with a layer of agent of fusion.

The casting temperature was 730°C, and the shapes have been preheated at a temperature of cca.100° C.

There have been casted control cylinders, in section, which were coped, and in the section were determined the valours of hardness in 28 points, according to Fig.1 , the results of the determinations beying comprised in tables 2, 3, 4 and 5.

	a	b	c	d
1				
2				
3				
4				
5				
6				
7				

Fig.1. Placing in the longitudinal section of the points where the hardness measuring done

Table 2.Hardness values, [HB], for the ingot 1.

	A	b	c	D	media
1	63	64,5	63,8	64	63,83
2	63,3	63,3	64,9	62,9	63,6
3	63,5	63,5	65,4	64,7	64,28
4	61,1	64,4	64,9	64,3	63,68
5	62,2	62,5	64,3	65,3	63,58
6	60,8	62,2	63,6	65	62,9
7	62,1	61,2	63	58,6	61,23
media	62,28	63,09	64,27	63,54	

Table 3.Hardness values, [HB], for the ingot 2

	A	b	c	d	Media
1	66,6	65,1	65,1	65,5	65,58
2	65,4	65,1	64,5	65,0	65,0
3	65,4	64,1	65,7	64,5	64,98
4	65,1	62,9	65,3	63,4	64,18
5	63,0	64,4	63,4	64,3	63,78
6	65,8	63,8	63,5	64,8	64,48
7	61,2	65,3	62,6	65,6	63,68
media	64,67	64,39	64,3	64,73	

Table 4.Hardness values, [HB], for the ingot 3.

	A	b	c	d	media
1	67,8	66,3	66,1	66,3	66,63
2	67,1	65,7	67,2	65,6	66,4
3	67,8	63,3	67,2	66,5	66,2
4	66,9	62,4	67,3	66,5	65,78
5	66,9	64,5	67,8	66,1	66,33
6	67,0	64,8	66,8	67,1	66,43
7	67,7	65,1	67,4	67,4	66,9
media	67,3	64,5	67,11	66,5	

Table 5.Hardness values, [HB], for the ingot 4

	A	B	c	d	media
1	66,7	68,2	67,7	67,9	67,63
2	67,1	67,5	65,1	67,3	66,75
3	67,7	78,8	67,8	67,8	67,78
4	68,3	67,9	68,9	67,1	68,05
5	67,2	68,2	68,2	66,3	67,48
6	67,6	68,6	67,1	66,9	67,55
7	67,8	68,7	66,9	67,0	67,6
media	67,49	68,17	67,39	67,19	

In Fig. 2, 3, 4 and 5 are shown the variations of hardness in longitudinal plan for the experiment ingots.

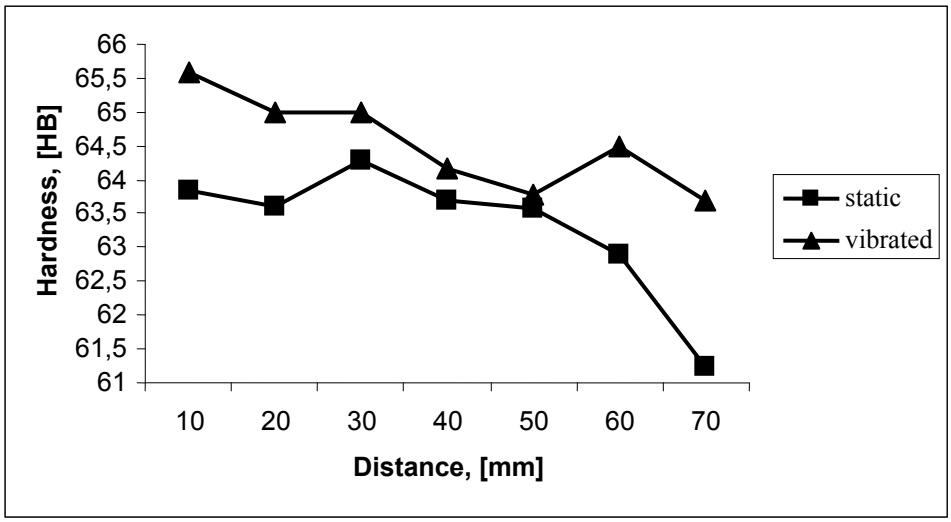


Fig. 2 Variation of the hardness in longitudinal plan for ingot casted in moulding sand

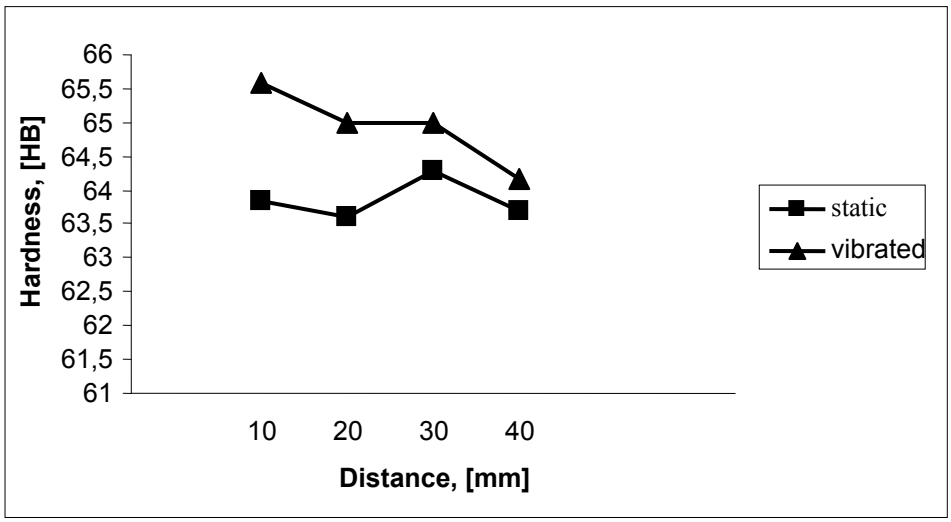


Fig. 3 Variation of the hardness in transversal plan for ingot casted in moulding sand

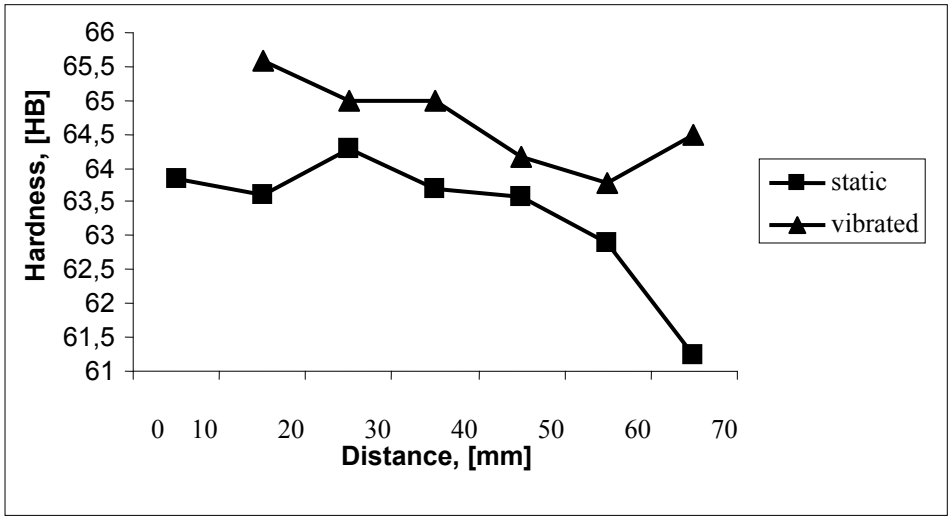


Fig.4 Variation of the hardness in longitudinal plan for ingot casted in metallic mould

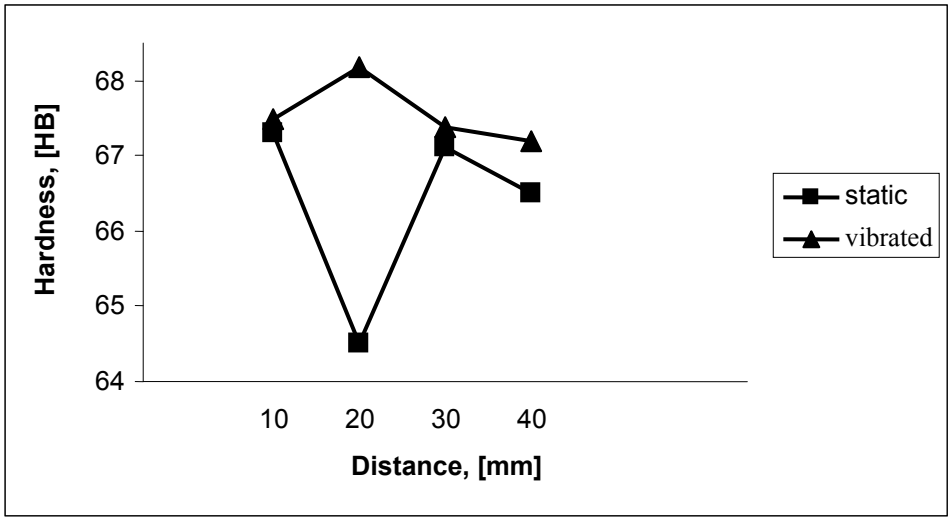


Fig.nr.5. Variation of the hardness in transversal plan for ingot casted in metallic mould

3. Conclusions

Bigger differences between the valours of hardness at the shapes casted under the influence of the vibrations and the one statically casted appear at the extremityes of the pieces, when casting in shapes of moulding sand.

In the case when the pieces, casted in metallic moulds the bigger differences of hardness are at the middle of the pieces, on horizontally course.

In all the cases the pieces casted in metallic shapes have bigger hardnesses than the one statically casted.

Received May 13 , 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1.Dittmann, O. ş.a. Verfahren zur Herstellung von Bassen aus Ferrolegierung, Kupfer-Legierungen, Aluminium – Legierungen unde de glehen – Anmelder; Umeura, Ikno,Tokio,Bundesrepublik Deutschland Deutsches Pateentamt, nr. 2.334.544.06.06.1973.
2.Barbu Gelu - Solidificarea aliajelor sub influenţa vibraţiilor, Iaşi, 2003.
3.Barbu Gelu, Cojocaru, V.Carcea – Instalaţie de turnare cu vibrare, brevet de invenţie, România, nr.108.934 B1 – 1994.

CONOTATII ASUPRA DURITATII LA PIESELE TURNATE DINAMIC

(Rezumat)

Se vibrează aliajul ce conţine 99,4% Al, 0,18% Si, 0,13% Fe, circular-orizontal, prin intermediul unui sistem de vibrare original, studiindu-se variaţia durităţii pe direcţie longitudinală şi transversală în cazul unor probe turnate în forme din amestec de formare şi metalice. Se observă că diferenţe mai mari între valorile durităţii la probele turnate sub influenţa vibraţiilor şi cele turnate static apar la extremităţile pieselor, în cazul turnării în forme din amestec de formare, iar în cazul pieselor turnate în forme metalice diferenţele mai mari de duritate sunt la mijlocul pieselor, pe direcţie orizontală. În toate cazurile probele turnate sub influenţa vibraţiilor au durităţi mai ridicate decât cele turnate static.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

NANOSTRUCTURED COMPOSITE COATING Ni-SiC OBTAINED BY ELECTRODEPOSITION

by

LIDIA BENEA*, PIER LUIGI BONORA and FRANÇOIS WENGER*****

Abstract: Due to their high wear resistance and the low cost of ceramic powder, nickel – silicon carbide composites have been investigated to the greatest extent and successfully commercialized for the protection of friction parts. The present work has the purpose of realisation and investigation of the nanostructured composite coatings by using nano sized silicon carbide particles (mean diameter 20nm) in electrodeposition process with nickel. The possibility of codeposition and some effects of nanosized SiC particles on the mechanism of metal deposition were investigated. A sulphate - chloride nickel plating bath was used. The embedded nano sised particles affect the metal matrix surface morphology and structure. Cathodic polarization and impedance diagrams were performed in the electrolyte without and in the presence of nano - dispersed phase to observe the influence of dispersed nanocrystals of SiC on the nickel reduction. The uniformity of the dispersed phase distribution and the surface quantitative analysis of the composite coatings were examined by SEM with an EDX system. SEM also revealed the comparative surface morphology of pure nickel and composite coatings. The presence of particles inside of the composite coatings was detected by X-ray diffraction and directly observed by TEM.

Keywords: nanostructured layers, nanoparticles, composite, silicon carbide, nickel matrix, electrodeposition.

1. INTRODUCTION

Due to their high wear resistance and the low cost of ceramic powder, Ni-SiC composites have been investigated to the greatest extent and successfully commercialised for the protection of friction parts. To achieve a combination of wear and heat resistance, the electrodeposited composite coatings contained mixtures of dispersed particles, or were composed of sublayers differing in the nature of inclusions and of metal matrix. In order to provide better adhesion to the substrate, a ceramic-free ductile underlayer was plated in a separate nickel bath before plating the Ni-SiC layer. In most cases the particle size was ranged from 1 to 40 μm. The most recent works on the Ni-SiC system used modulated current in order to obtain SiC gradient distribution or layer by-layers with different SiC content. The dimensions of dispersed SiC powder are in the range of micrometers and the shapes from round to acicular or a mixture of them are reported [1-11]. Some additives influence on SiC incorporation rate are presented in the paper [6]. Paper [5] present the influence of micrometric sized SiC particles (1.1-17μm) on the cathodic polarization curves and cathodic impedance diagrams correlated with the structure changes of nickel matrix.

The present work has the purpose of realization and investigation of the nanostructured composite layers by using (for the first time) nanocrystals of silicon

carbide (mean diameter 20 nm). There is a lack of information regarding the mechanism of codeposition process, therefore our work aims to examine the possibility of codeposition, some effects of nanosized SiC particles on the mechanism of nickel deposition from a sulfate - chloride nickel plating bath and how this inclusion affect the nickel matrix surface morphology and structure.

Cathodic polarization and impedance diagrams were performed in the electrolyte without and in the presence of particles in order to observe the influence of dispersed nanocrystals of SiC on the nickel reduction. The uniformity of the dispersed phase distribution and the surface quantitative analysis of the composite coatings were examined by SEM with an EDX system. SEM also revealed the comparative surface morphology of pure nickel and composite coatings in relation with their grain size. The presence of particles inside of the composite coatings was detected by X-ray diffraction and directly observed by TEM. It is shown that the incorporation the nano SiC modify the impedance and cathodic polarization diagrams in correlation with the changes observed surface morphology of nickel matrix. The corrosion properties of composite coating are improved comparative with pure nickel coating (electrochemical, salt spray and wear corrosion). These properties will be discussed in a further paper.

2. EXPERIMENTAL SET-UP

2.1 Influence of nano SiC particles on nickel electrocrystallisation

The SiC - nickel nanocomposite films were electrodeposited from a suspension of SiC nanoparticles (20 nm) in aqueous nickel sulphate - chloride electrolyte. The particles size dimension was observed by transmission electronic microscope (TEM), as we can see on Figure 1. The mean diameter was calculated at 20 nm.

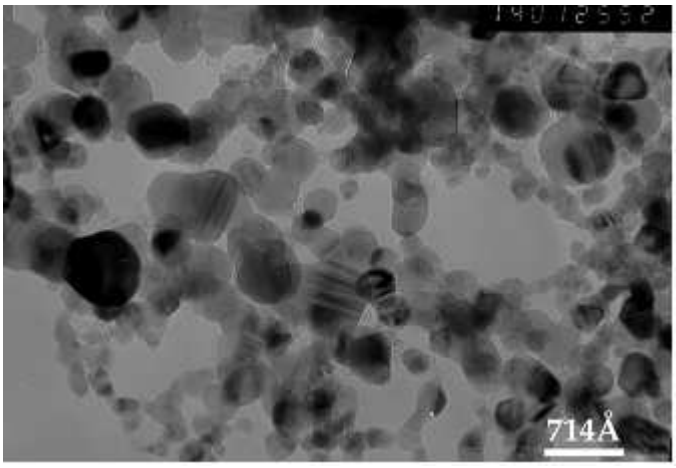


Fig.1 TEM image of nano SiC particles:
surface area=109m^2/g
Density=3.4 g/dm^{3}diameter=11-67 nm

Suspensions were prepared by adding SiC nanoparticles to the solution to give a concentration of 10-50 wt. %. The suspension were stirred for 24 hours before deposition. Electrodeposition of pure Ni and nanocomposite films was carried out on interchangeable rotating nickel disk electrodes. The same experiments were performed on cylindrical and planar cathodes in order to compare if codeposition could be obtained on different cell arrangements. The electrochemical investigations presented were performed only on rotating disk electrode. The plating cell was a glass container

with an outer jacket for water circulation. The solution temperature was maintained by water circulation at thermostated temperature of 45°C. Potential was controlled by a potentiostat/galvanostat (EG&G M273). Nickel cylindrical plate was used as anode and a Ag/AgCl (207 vs. NHE) was used as reference electrode. Magnetic stirring was employed at the cell bottom to maintain an uniform particle concentration in the bulk solution. Sodium dodecyl sulfate was used as additive to improve the particles wetability. The slow potentiodynamic polarization at a sweep rate of 0.5 mV/s were acquired with a programmed potentiostat interfaced to a computer. Electrochemical impedance spectra were acquired in the frequency range of 30 kHz to 3 mHz with a 10 mV amplitude sine wave generated by a frequency response analyzer.

2.2 Comparative structure of nanocomposite and pure nickel coatings.

The morphology of deposits was examined by scanning electron microscopy (SEM) with energy disperse analyzer system (EDX) in order to perform the composition of nanocomposite coating on the same surfaces. The performed analyze is only for informative comparison and not done as absolute values. Using transmission electron microscopy (TEM) the shape and size dimensions of nanoparticles was evidenced. The presence of nanoparticles inside of nanocomposite coating was established using TEM and X-ray diffraction methods.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1 Influence of nano SiC particles on nickel electrodeposition

Figures 2-4 show the potentiodynamic and impedance diagrams plotted at different cathodic potential with and without dispersed nanoparticles in the nickel plating bath at two electrode rotation speeds (200 rpm and 100 rpm).

The addition of silicon carbide nanoparticles displaces the nickel reduction curve (Fig. 1) to more positive potentials. The shift in reduction potential were attributed to an increase in the active surface area due to the adsorbed particles on the cathode and to a possible increase in ionic transport by nanoparticles with their ionic layers adsorbed. It is supposed that the nanoparticles are surrounded by a thin layer of (Ni^{2+}) and (H_3O^+) ions adsorbed after the particles were introduced in the electrolyte. These positively charged particles could reach the cathode surface. The negatively charged particles will be rejected to the bulk of the solution. The same displacement of the curve to more positive potential was observed by Watson [5] using micrometric SiC sized particles (1.1 to 17μm) codeposited with nickel in a sulfate nickel bath. The fixation of the particles has been often ascribed to the reduction of metallic ions adsorbed at the particle surface [1, 6].

Electrochemical impedance spectroscopy (EIS) were performed in the nickel plating bath with and without silicon carbide particles to further distinguish the effects of a semiconductive nanoparticles on the mechanism of nickel deposition (Figs. 3-4).

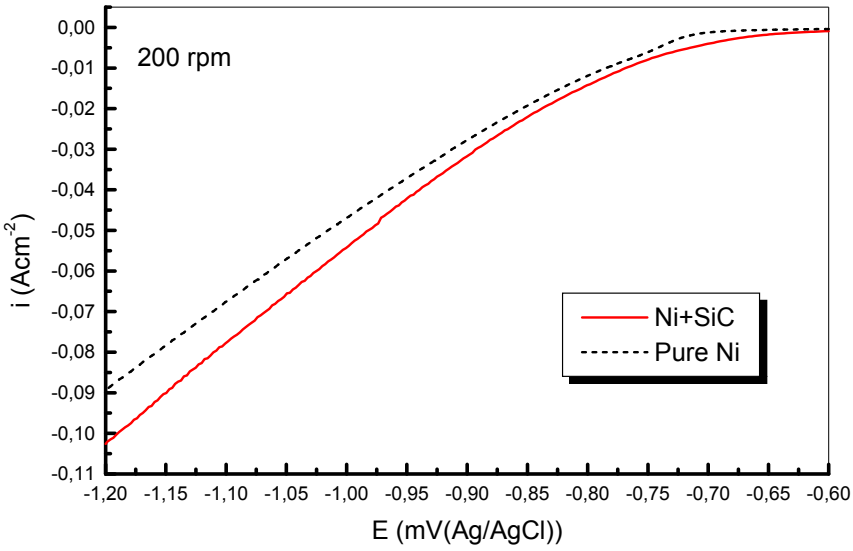


Fig. 2. Cathodic potentiodynamic diagrams for:
(solid line)-codeposition of nano-SiC particles with nickel (50 g/l SiC in the electrolyte),
(dash line)- pure nickel electrodeposition. Sweep rate 0.5 mV/s

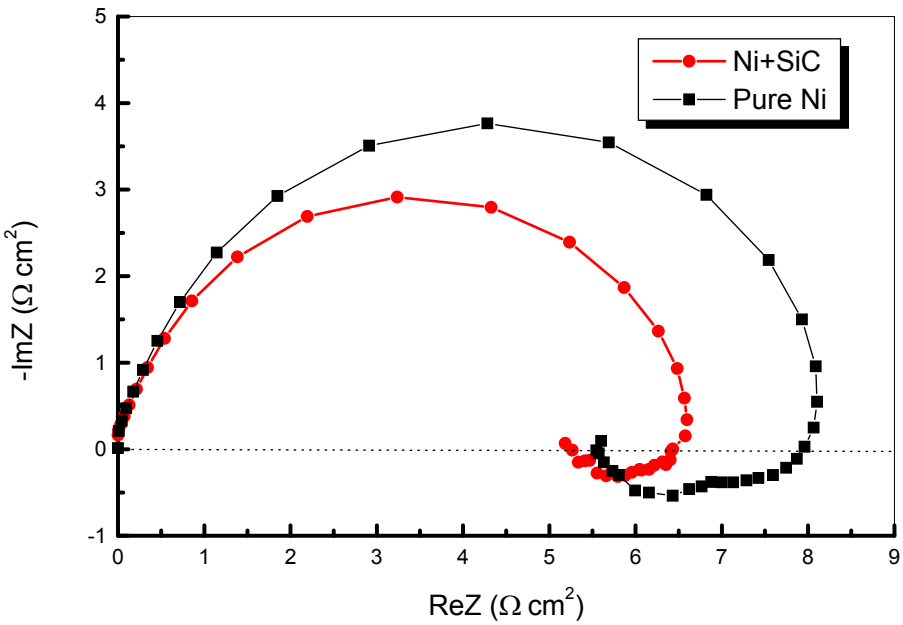


Fig. 3. Impedance diagrams performed at cathodic potential of –750mV (Ag/AgCl):
(solid circle)-codeposition of nano-SiC with nickel (50 g/l SiC in the electrolyte), (solid square)-pure nickel electrodeposition. Disks rotation 200 rpm.

The characteristic inductive loops at low frequency observed from the Nyquist plots are larger for pure nickel reduction than that for codeposition of nanoparticles with nickel. The adsorption / desorption process of intermediates at/from cathode surface seems to have different times constant in the case of nanoparticles codeposition. The charge transfer resistances were lower in the presence of nano SiC particles and very well defined at –750 mV (Ag/AgCl) reduction potential. Thus in

Fig. 3 the charge transfer resistance is about 6.5 Ωcm^2 for nanocomposite deposition and 8.2 Ωcm^2 for pure nickel plating at same reduction potential (-750mV).

The influence of nanoparticles on the impedance diagrams during electroplating is higher at smaller rotation of cathode disks. We can see that, at 100 rpm the shift of charge transfer resistance in presence of nano SiC is bigger at the same cathodic reduction potential of -750 mV (Ag/AgCl), Fig. 4. This could confirm the supposition that the nanoparticles enhance the ionic transport to the cathode surface by their adsorbed ionic layer. At smaller rotation rate of the disks, where the nickel plating could be dependent on mass transport (not only charge transfer controlled) the influence of nanoparticles are significant on impedance diagrams.

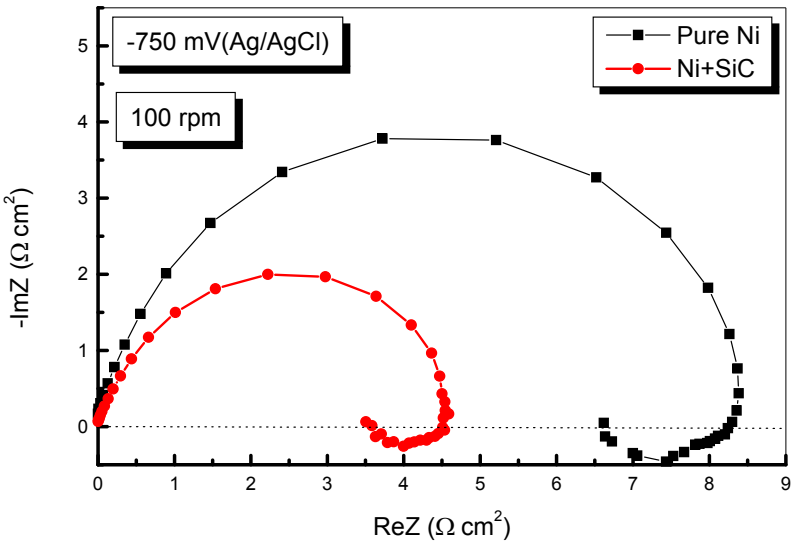


Fig. 4. Impedance diagrams performed at cathodic potential of –750mV (Ag/AgCl): (solid circle)-codeposition of nano-SiC with nickel (50 g/l SiC in the electrolyte), (solid square)-pure nickel electrodeposition. Disks rotation 100 rpm

The effect of micrometric sized SiC particles codeposited with nickel on impedance diagrams is observed also in the paper [5], but the diagrams are very poorly defined in the low frequency part. Using the Epelboin et al. mechanism [12,13] the author consider that the addition of micrometric SiC particles are preferentially catalyzing a $H_{(ads)}$ intermediate and no a $Ni^{+}_{(ads)}$. We consider that by decreasing the charge transfer resistance the nanosized SiC particles activate the nickel reduction. In the same Ebelboin et al. mechanism we consider that the preferentially catalyzing intermediate is $Ni^{+}_{(ads)}$. It is well known that electrodeposition process is a competition between nucleation and crystal growth. The nano SiC particles acts as more nucleation sites in detriment of crystal growth. The corresponding nickel matrix will have smaller crystal size according with this mechanism.

3.2 Structural aspects of nanocomposite coating

X-ray diffraction showed that the silicon carbide powder was a β SiC cubic face centered cubic. TEM (Fig. 1) showed particles to be spherical with diameters between 11 and 67nm. The diameter of 20 nm given by the producer can be considered as a

mean diameter. The specific surface area of nanoparticles, as reported by the producer, is 109 m^2g^{-1}. The density value for silicon carbide is 3.2 g/dm^3. Due to the small dimensions, low density, and low adsorption of electrons it is difficult to distinguish the particles from the nickel matrix using SEM.

Figs. 5 - 7 compare a pure nickel coating and nanocomposite coating, carried out with 50 g l^{-1} of SiC in the plating bath at 4 Adm^{-2}, on the rotating disk electrodes. The pure nickel deposit has a rather regular surface, whereas the composite coating develops in a nodular disturbed surface structure. The silicon carbide particles are not clearly visible on the surface because of their small dimensions (white particles in Fig. 6). At a higher magnification and by plating the surface with gold we could observe better the nanosized SiC particles using th electronic microscope (SEM), Fig.7. Figs. 6 and 7 show good uniformity of the dispersed nano-SiC phase in the composite coating. Smaller nickel grain size could be observed in the composite coating (Fig. 6) than in pure nickel coating (Fig. 5). The surface structure of the two types of coatings is different and we expect to have different behavior to corrosion and especially in wear corrosion systems [14,15].

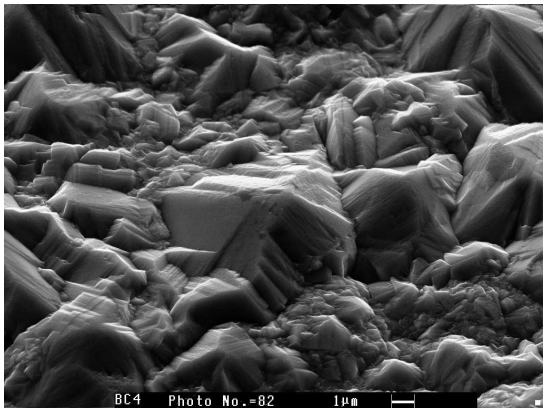


Fig. 5. SEM surface morphology of pure Ni electroplating.
(Current density 4 Adm^{-2})

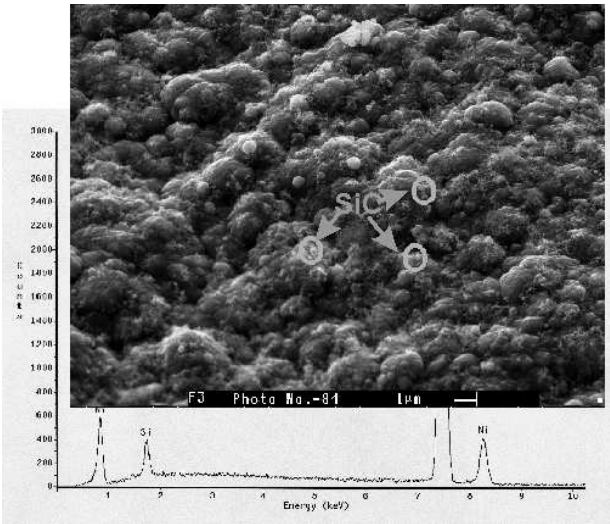


Fig. 6. SEM surface morphology of Ni+SiC nano-structured composite coating
(Current density 4 Adm^{-2}, 50 gl-1 SiC in the plating bath, disk cathode)

TEM investigations (Fig. 8) shows the presence of nanosized SiC particles inside of the composite coatings. X-ray diffraction of the same composite layer showed a low texture of nickel matrix with orientation (110), in agreement with electrochemical measures which show a disturbance of free growth of nickel crystals in presence of nanoparticles. In the presence of silicon carbide particle the nickel matrix result in a random than preferred orientation.

In the paper [5] the author consider that hydrogen included in the composite coating (Ni with microsized SiC) explain the smaller crystallite size obtained. We suppose that the higher nucleation sites with nanosized silicon carbide particles perturb the growth of nickel matrix resulting in smaller grain size and random orientation of nano composite coating.

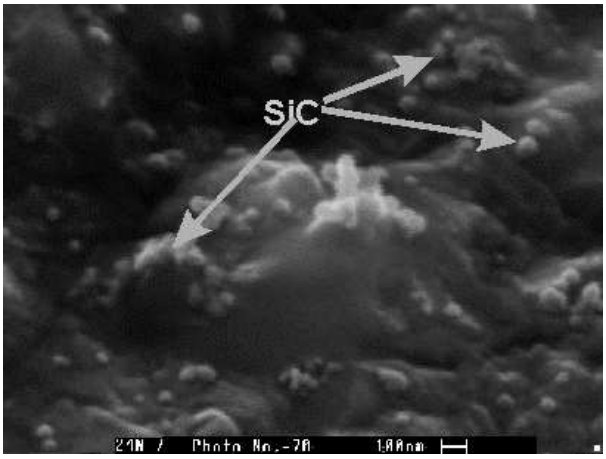


Fig. 7. SEM surface morphology of Ni+SiC nano-structured composite coating at higher magnification

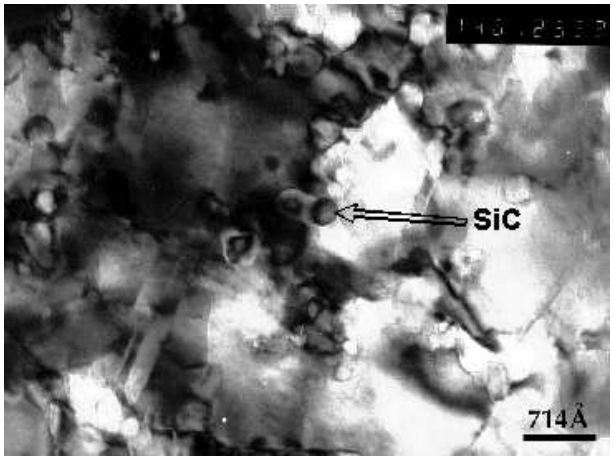


Fig. 8. TEM image inside of a nickel nano – structured composite coating obtained on a disk electrode

3.3 Quantitative analysis of SiC amount in the nanocomposite coating

Si content of the composite coatings was measured using a SEM with EDX. Figs. 9 (A) and (B) present the general surface analysis and the point analysis on a presumed silicon carbide phase.

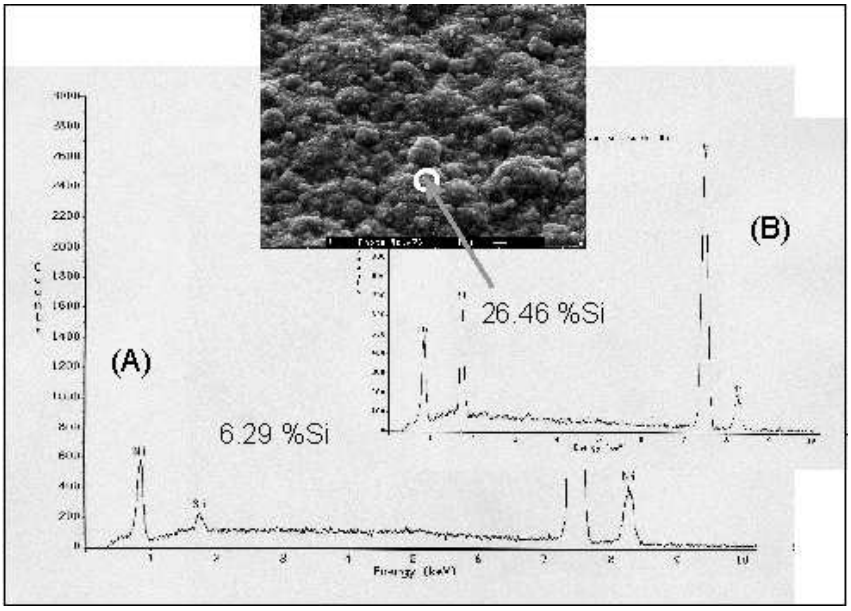


Fig. 9. EDX analysis of composite surface: (A) general surface analysis, (B) point analysis on SiC particles (white particles in Figs. 6, 7)

The results were transformed to SiC in weight and volume percent using a value of 3,2 g/cm^3 for the density of silicon carbide. For Ni-SiC structures presented in Figs. 6-8, the total amount of nano SiC particles inside the deposit was calculated at 9% weight percent (25 vol.%).

By increasing their content in the electrolyte we could increase the amount of SiC nanoparticles in the composite layer. It must be mentioned that before adding sodium dodecylsulfate in the nickel electrolyte the amount of nano SiC particles in the

coating was very small, 1 wt % in an agglomerated distribution dispersion. The addition of sodium dodecylsulfate was benefit to improve the amount and uniformity of dispersed particles in the nanostructured layer.

The anti corrosion properties of nanostructured Ni-SiC composite coatings are improved comparative with pure nickel coatings [14,15].

4. CONCLUSIONS

Our work proved that nanosized silicon particles (20 nm mean diameter) could be codeposited with nickel to obtain nanostructured composite coating.

The effect of nano SiC particles on the nickel electrodeposition by cathodic polarization and impedance spectroscopy measurements has been studied experimentally.

According to the experimental findings the nano silicon carbide particles affected the shape of the nickel reduction by displacing the curve to lower reduction potential and lower charge transfer resistance.

The influence of nanoparticles in the composite electrodeposition suggest an activation of entire deposition by increasing the ionic transport on the cathode surface due to the ionic layer adsorbed on nanoparticles surfaces. The results suggest the effect of nanosized SiC particles was to increase the nucleation site in detriment of crystal growth resulting in smaller grain size of nickel matrix.

The surface morphology of nano structured composite layers are different compared with pure nickel coating. The surface structure is disturbed by SiC nanoparticles. The smaller grain size of nickel could be observed on surface SEM images The crystal growth of nickel matrix result in a preferentially random than in a oriented one.

The addition of sodium dodecylsulfate improved the uniformity and amount of dispersed particles in the composite coating but their mechanism must be studied.

Received: 17 May 2005

** The "Dunarea de Jos" University Galati*
*** Trento University, Italy*
**** Ecole Centrale Paris, France*

REFERENCES

1.N. Guglielmi, *J. Electrochem. Soc*. **8,** 119 1009-1012 (1972).
2. L. Benea, *Composite Electrodeposition -Theory and Practice*, Ed: PORTO FRANCO, Romania, ISBN 973 557 490 X, (1998).
3. J. Fransaer, J. P. Celis and J.R.Roos; *J. Electrochem. Soc*., **139**, 413-425 (1992).
4. J. Fransaer, J. P. Celis and J. R. Roos; *Metal Finishing*, **91**, 97-100 (1993).
5. S. W. Watson; *J. Electrochem Soc*., **140,** 2235 (1993).
6. G. Maurin and A. Lavanant; *J. Appl. Electrochem*., **25**, 1113-1121 (1995)
7. L. Benea and G. Carac, *Metallurgy and New Materials Researches* **V** No **2**, 1-19(1997).
8. L. Benea, Proceeding volume *"Passivity and Its Breakdown"* P.M. Natishan, H.S. Isaacs, M. Janik-Czachor, V.A. Macagno, P. Marcus, and M. Seo, Sept. 1997, ISBN 1-56677-179-X.
9. L. Benea, *Materials and Manufacturing Processes*, Vol 14, N°**. 2,** 231-242, 1999.
10. L. Orlowskaja, N. Pereine, M. Kurtinaitiene, S. Surviliene; *Surface and Coating Technology* **111**, 234-239. (1999).
11. Sun Kyu Kim, Hong Jae Yoo; *Surface and Coating Technology* **108-10**9, 564-569, (1998).
12. I. Epelboin, M. Joussellin, and R. Wiart, *J. Electroanal. Chem*., **119**, 61 (1981).

13. E. Chassaing, M. Joussellin, and R. Wiart, *J. Electroanal. Chem*., **157**, 75 (1983).
14. BENEA L., BONORA P.L., BORELLO A., MARTELLI S.; *Materials and Corrosion,* 53, 23-29 (2002)
15. Lidia Benea, Pier Luigi Bonora, Alberto Borello, Stefano Martelli, *Wear* **249**, Issue: 10-11, Nov, pp 995-1003 (2001).

INVELISURI DIN Ni-SiC COMPOZITE NANOSTRUCTURATE OBTINUTE PRIN ELECTRODEPUNERE

(Rezumat)

Prezenta lucrare are scopul de a realiza o investigatie a acoperirilor din compozite nanostructurate prin utilizarea carburilor cu dimensiuni nanometrice(diametrul mediu 20 nm) in procesul de electrodepunere cu nichel.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc.1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 539

THE USES AND CLASSIFICATION OF BIOMATERIALS

BY

VASILE BULANCEA*, ŞTEFAN LĂCĂTUŞU and IOAN ALEXANDRU***

Abstract: The present thesis gives a concise account of the definition of biomaterials, biomaterials' fields of usage, organs that may accept different devices in their normal functioning, but also several criteria of biomaterials' classification.

Keywords: biomaterials, definitions, uses, classifications, selections.

1. INTRODUCTION

The achievements in the field of biomaterials are based on three scientific areas:chemistry, biology and physics, the technical applications or "the making of" reaching their climax with the clinical achievements.

Man has always been interested in the restoration of some parts of the human body, which had been deteriorated or lost because of some accidents or illnesses. Among man's first concerns there was the restoration of the denture which usually became spoilt because of the way of living and eating.

The quality of a material for making an implant, has to respect the following two criteria: the biochemical criterion and biomechanical criterion.

According to biochemical criterion, a material applicability is related to its biocompatibility, and from the biomechanical viewpoint is the fatigue strength, the most important parameter, but not the only one. Therefore, the material used for making an implant, concerning to recollect criteria, is called biomaterial. A biomaterial is a *synthetic material used to replace part of a living system or to function in intimate contact with living tissue*.

The Clemson University Advisory Board for Biomaterials has formally defined a biomaterial to be «*a systemically and pharmacologically inert substance designed for implantation within or incorporation with living systems*» /Hench/.

The role of biomaterials has been influenced considerably by advances in many areas of medicine (for example: the advent of antibiotics or advances in surgical technique).

2. USES OF BIOMATERIALS

The use of biomaterials depends by the performance of materials in the body. First, it may consider biomaterials from the point of view of the problem area that is to solved, as in Table 1.

Table 1 Uses of Biomaterials

Problem area	Examples
Replacement of diseased or damaged part	Artificial hip joint, kidney dialysis machine
Assist in healing	Sutures,bone plates and screws
Improve function	Cardiac pacemaker, contact lens
Correct functional abnormality	Harrington spinal rod
Correct cosmetic problem	Augmentation mammoplasty, chin augmentation
Aid to diagnosis	Probes and catheters
Aid to treatment	Catheters, drains

Second, it may consider the body on a tissue level, an organ level (Table 2), or a system level (Table 3). Third, it may consider the classification of materials as metals, polymers, ceramics, and composites as is done in Table 4.

In that vein, the role of such materials as biomaterials is governed by the interaction between the material and the body, specifically the effect of the body environment on the material, and the effect of the material in the body.

Table 2 Biomaterials in Organs

Organ	Examples
Heart	Cardiac pacemaker, artificial heart valve
Lung	Oxygenator machine
Eye	Contact lens, eye lens replacement
Ear	Artificial stapes, cosmetic reconstruction of outer ear
Bone	Bone plate
Kidney	Kidney dialysis machine
Bladder	Catheter

It should be evident in any of these perspectives that most current applications of biomaterials involve structural functions even in those organs and systems that are not primarily structural in their nature, or very simple chemical or electrical functions. Complex chemical functions such as those of the liver, and complex electrical or electrochemicafunctions such as those of the brain and sense organs, cannot be carried out by biomaterials.

Table 3 Biomaterials in Body Systems

System	Examples
Skeletal system	Bone plate, total joint replacements
Muscular system	Sutures
Digestive system	Sutures
Circulatory system	Artificial heart valve, blood vessels
Respiratory system	Oxygenator machine
Integumentary system	Sutures, burn dressings, artificial skin
Urinary system	Catheters, kidney dialysis machine
Nervous system	Hydrocephalus drain, cardiac pacemaker
Endocrine system	Microencapsulated pancreatic islet cells
Reproductive system	Augmentation mammoplasty, other cosmetic replacements

3. CLASSIFICATION OF BIOMATERIALS

An usual classification of the biomaterials is the structural one, in large classes of materials : matallic, ceramic, polymeric and composites, Table 4.

The metallic biomaterials like Fe, Cr, Co, Ni, Ti, Ta, Mo and W, used for implants , are tolerated by the living tissues in small quantities, although some of the materials in their natural state are essential for the cellular functions. Another special category of alloys is one with « form-memory alloys », that after plastic deformation they return to their initial form by simply hitting them.. [Medical applications: for intercranial anevrysms, filters for cava vein, for orthopedic implants i.e.]

Ceramic biomaterials usually are polycrystalline inorganic composites: metallic oxides (alumina), carbides, refractory hybrids, sulphids, selenids. [The most important ceramic materials are usually used in dentistry: dentures, for a special aesthetic look, for a greater resistance to compression and for it not to react with the human body's liquids.]

Composite biomaterials are formed by two or more distinct phases with distinct proprieties from the ones of the homogenous material. The added material in a composite may take the form of particles, fibers or stripes. Fibrous or laminated striped composite materials are anisotropic composites, and those who take the form particles, uniformly arranged all along the matrix are isotropic composites. The anisotropic composites have a greater resistance than the isotropic ones. The anisotropic composites can be used only if we know the direction of the application of the tension. It is necessary too that every constituent not to be degraded from the body environment. [Medical applications: dental composites for fillings, methilmetacrillate reinforced with carbon fibers and bone particles, zirconia, bone cement.]

Polymeric biomaterials are materials obtained by binding smaller molecules (mers) by primary covalent bindings in a main chain. [Medical applications: implants for the replacement or the remaking of soft human tissues – sutures, blood veins, artificial skin]

Table 4 Materials for Use in the Human Body

Materials	Advantajes	Disadvantajes	Examples
METALS Titanium Stainless Steels Co-Cr alloys Gold	Strong, tough Ductile	May corrode Dense	Joint replacement, bone plates and screws, dental root implants
POLYMERS Nylon Silicones Teflon Dacron	Resilient Easy to fabricate - -	Not strong Diform with time May degrade -	Sutures, blood vessels, Hip socket,, ear, nose, other soft tissues
CERAMICS Aluminum oxide Carbon Hydroxyapatite Zirconia Sticlele ceramice	Very biocompatible, Inert Strong in compresion - -	Brittle Difficult to make Not resilient - -	Dental; hip socket
COMPOSITES Carbon-Carbon	Strong, tailor-made	Difficult to make	Joint implants; heart valves

Other classification, introduces a new criterion regarding the origin of biomaterials (Muster).

According to this criterion, we may classify biomaterials in:

1. Biomaterials which are not of living origin:

1.1. Metallic biomaterials:

- Pure metals: - precious (Au, Ag, Pt)
  - non precious (Ti, Ta, Nb, W)
- Metallic alloys : - austenitic stainless steels
  - titanium (TiAl)
  - cobalt-chrom type (with or without W, Mo, Ni)
- Intermetallic composites : - dental amalgams
  - composites or alloys with form memory

1.2 Ceramic biomaterials

- Bioinert – based on oxides (Al_2O_3, ZrO_2)
  - based on carbures and nitrides (Si, Ti)
- Bioactive – calcium phosphate based (hydroxiapathite – HA, tricalcic phosphate – TCP)
  - other calcium salts based (carbonates, sulphates, aluminates)

1.3 Synthetic polymer – base biomaterials

- Ellastomers : silicones, polyurethanes
- Plastic materials: - thermohardenable (epoxy resins, triazines)

-thermoplastics (PMMA, PHEMA, PVA, polyethylene, PTFE, polysulphon, PEEK)
- bioresorbable: polyglycolic acid – PGA, polylactic acid – PLA)

1.4. Synthesis composite – basis biomaterials:

- organo-organic type
- mineralo –mineral type
- organo-mineral type

2. Biomaterials of biological origin
3. Mixed composite biomaterials

But from all these types of biomaterials that are described, there are few that are used and this because of the small biocompatibility of some of them. As for a higher technique, research is made on some spongy materials, but at the same time with small mechanic resistance. In this category we can include polyurethanic foam or the foamish metallic alloys where live cells can be cultivated in order to form live tissues, that is with very high biocompatibility.

In order to select biomaterials and to make an implant, it is necessary to take into account many factors: economic, mechanic, electric, the chemical environment, the biological insurance, thermal, surface, performance and research (Bunea).

4. CONCLUSIONS

The evaluation of biomaterials interacting with human tissues acquires a special importance for several International Medical Associations which recommend to the International Standard Organization to accept standardization practice in the field of biomaterials in order to augment their quality.

Nowadays, there is a certain "boom" of new biomaterials. But, in order for these materials to get to be successfully used, we must take into account the new medical requirements. We may improve the materials used only if there is a continuous collaboration with the medical staff. We must not forget that each material should adapt to the needs of each beneficiary, that is the patient, who may not accept standardized form or dimension. The price, that is the economic factor of today's market economy could be considered another important factor in the acquisition of a material. This is why, in the present conditions, we use mostly cheap materials obtained by medium techniques, but which mustn't lower the biocompatibility and biofunctionality characteristics.

Received May 12, 2005

**The Technical University "Gh. Asachi" of Iasi,*
*** The "Gr.T.Popa" University of Medicine and Pharmacy*

REFERENCES

Agarwal, B.D., Broutman, L.J., *Analysis and Performanc of Fiber Composites*, J. Wiley & Sons, N.Y., 1980
Bunea, D., Antoniac, V., Bunea, Zoe, Miculescu, Marian, - *A Classification of Biomaterials and Selection Criteria,* Volum CNMSM, Ed. PRINTECH, Buc., 2001, ISBN 973-652-389-6;
Craig, Robert G., *Restorative Dental Materials*, 1997, Ed. Mosby-Year Book, Inc.
Gibson, L.,G., Ashby, M.,F.*, Cellular Solids*, Pergamon Press, Elmsford, N.Y.
Hench, L.L. and Ethridge, E.C., *Biomaterials: An Interfacial Approach*, Academic Press, New York, 1982;
Muster, D., *Biocompatibilité et évolution de l´utisation des biomatériaux metaliques in Actualités en Biomatériaux*, vol. V, Ed. Romillat, 2000;
Park, J.B., *Biomaterials Science and Engineering*, Plenum Press, New York, 1984;
Webster, J.G. (ed), *Encyclopedia of Medical Devices and Instrumentation*, J.Wiley and Sons, New York, 1988.

UTILIZAREA ŞI CLASIFICAREA BIOMATERIALELOR

(**Rezumat)**

Lucrarea prezintă într-un mod concis, definirea biomaterialelor, domeniile de utilizare ale biomaterialelor, organele care pot accepta diverse dispozitive în scopul funcționării lor normale, sistemele corpului uman care acceptă dispozitive pentru restabilirea bunei funcționări a lor precum şi diverse criterii de clasificare a biomaterialelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc.1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15; 669.018.2

CRYOGENIC TREATMENTS APPLIED TO STEELS

BY

VASILE BULANCEA, IOAN ALEXANDRU, ADRIAN ALEXANDRU, DORIN CONDURACHE

Abstract: In the well-known American Journal "GEAR TECHNOLOGY" published in Illinois USA, issue no from March-April 1993, the professor Pete Paulin from 300° Below, Inc. Decatur presented the paper "Frozen Gears" in which he undertakes a comprehensive and comparative study of the researches in the field of cryogenic treatments carried out by a group of Jassy researchers directed by Ph.D Eng. Ioan Alexandru, pointing out the growing importance of the cryogenic thermal treatment in the USA and in the world. This acknowledgement of our activity determined us to publish a general presentation about cryogenic treatment.

Keywords: HSS, Heat Treatment, Cryogenic Treatment, Cryogenic Temperatures, Microstructures.

1. GENERAL ASPECTS

The techno-intrinsic value of the products is owed to the following attributes: functionality, economy, durability and reliability.

The durability, an important feature of the concept of reliability, is conditioned by the intrinsic resistance properties and by the actual conditions of exploitation of the product and represents the basic criterion for defining the quality of a tool.

The cryogenation of metals is a process known for 50 years as an efficient method for enhancing the durability or the "wear life" and for decreasing the residual tensions of the steels from the tools. The thermal treatment under 273 K (0°C) called also cryogenic treatment constitutes a modern thermal processing which is efficient and opportune and which, when applied correctly in the chain of the technological operations, determines important increases of the exploitation characteristics of the pieces and tools made of alloy steel and richly alloyed steel. The method of cryogenic treatment for tools is not expensive, and affects the entire mass, not only the surface of the tool. The tools may be new or used, sharp or blunt, and the sharpening cannot affect the treatment.

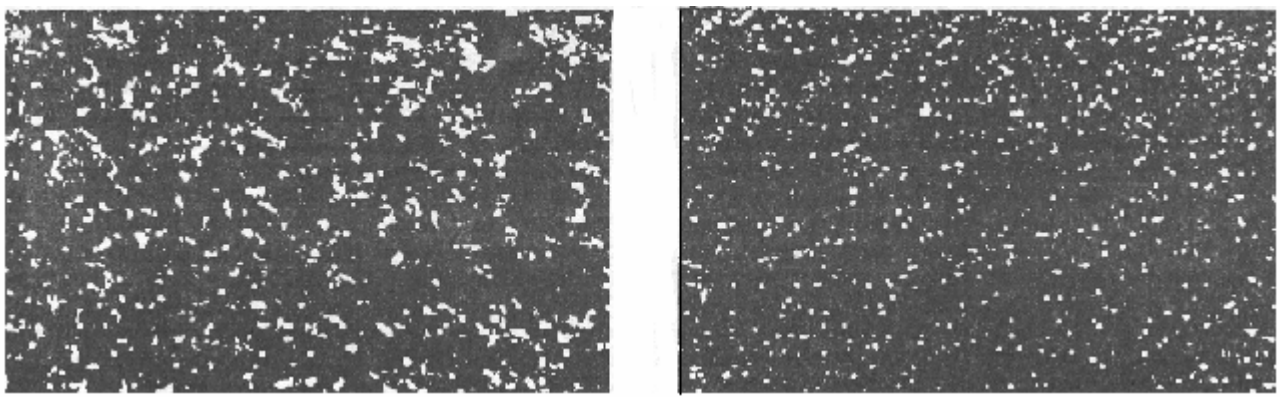
2. THEORETICAL ASPECTS

The cryogenic treatment may be efficient provided that at the environmental temperature, after the ordinary toughening, the austenite quantity is very large (exceeds 10%). Also, with a view to reduce the residual austenite quantity, there may be made a combination of the cryogenic treatment by resuming it once or twice.

The literature confirms the fact that when the separation of carbon takes place, the intern tensions from the martensite are reduced reducing thus the microfissure susceptibility. The wide distribution of the hard and fine carbids precipitated during the cryogenic treatment enhances the wear resistance, through a denser molecular structure and a wider contact surface, which reduces friction and wear.

Some metallurgists are skeptical regarding cryogenic processing because this does not causes evident visible changes of the metal. Their view is based on the idea that thermal treatment changes 85% of the residual austenite into martensite, while the cryogenic treatment transforms additionally only 8-15%, concluding thus that the cryogenic treatment is an inefficient processing method. The basic idea is correct, but the conclusion is false. The deep cooled metals develop a more even and fine microstructure with a higher density. The cryogenic treatment determines the appearance of the microfine carbids which fill the spaces remained from the microhollows leading thus to a much denser and more consolidated structure of the steel. The particles (microcarbids) were identified and numbered by means of an electronic microscope with quantification and they are responsible to a great extent for the increase of the wear resistance. Unlike the surface treatments, the caused change is uniform, in mass and will be preserved until the total wear of the tool, regardless of ulterior finishing, sharpening operations etc. It is an irreversible and permanent molecular change /2/.

The two microphotographs of 100 x (500 x or 1000 x), from Fig. 1, represent samples from the same steel (M1) treated classically (a) and cryogenically (b).



a. b.

Fig. 1: Fast treated steel M 1's micro photos (a) classically; (b) cryogenically.

3. THE EFFICIENCY OF THE CRYOGENIC TREATMENT

Cryogenic processing is an extension of the classical treatment and causes an important enhancement of the durability.

Ph.D. R. F. Barron from the Technological Institute of Lousiana, USA, presents in the "Cryogenics" magazine Issue No. 8/82 a series of results regarding the enhancement of the wear resistance through cryogenic treatments (2). Barron's researches are mentioned also by Ph.D. Dreger in "Machine Design" /4/. He subjected to cryotreatments 12 steels for tools, 3 stainless steels and other 4 steels and cast iron in order to determine the difference between toughening at -84°C and toughening at

-196°C. The tool steels presented a clear raise of the abrasive wear resistance after toughening at -196°C and a very small raise after the toughening at -84°C (fig2).

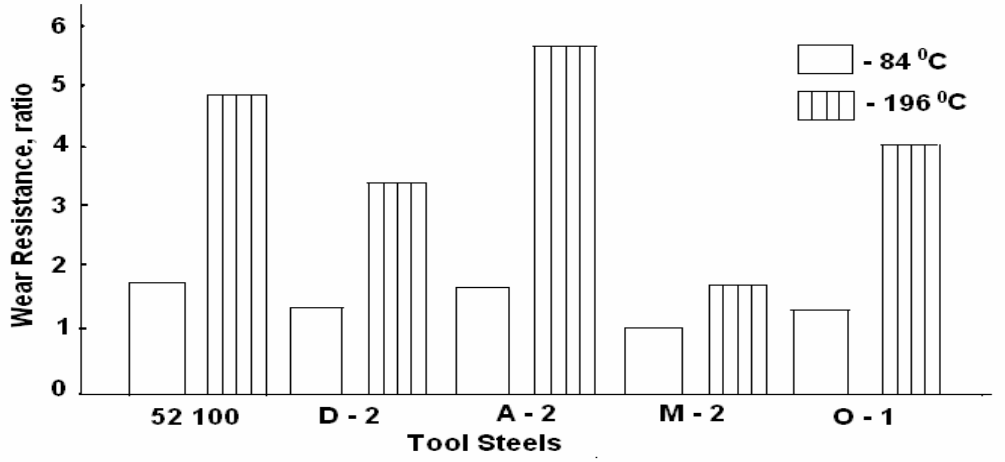


Fig. 2: Resistance at wear, ratio.

Increases of the wear resistance were synthesized by Barron in table 1.

Table 1

Increase the resistant percents at wear after cryogenic treatment			
AISI Standard	Materials	- 84 ^{0}C	-196^0 C
D – 2	Carbons steel / steel with Cr.	316%	817%
S – 7	Tools steel with Si.	241%	503%
S 2 100	Carbons steel of tools	195%	420%
A – 10	Tools steel graffitists	230%	264%
M – 1	HSS with Mo	145%	225%
M – 2	HSS with W-Mo	117%	103%
T – 1	HSS with W	141%	176%
440	Martensite inox steel	128%	121%
430	Ferrite inox steel	116%	119%
303	Austenitic inox steel	105%	110%

In 1982 the company "Mangrove Enterprise Inc." from Houston, USA, patented a method of cryogenic processing which has as result an important increase of the wear and corrosion resistance of the tools and different machine components /11/. The cryogenic treatment has lead to a residual austenite content of only 0,5% and to the even distribution of the carbids permitting thus the increase of the wear resistance with a factor of 3 at valves, valve seats and insertions for the pumps used at the petrol drill plants, with a factor of 31 at the centrifugal pumps from the paper industry and 5,1 at the components of the mechanical saws, from 5,5 to 8 for the tools used at the pneumatic hammers.

The company "Materials Improvements Inc." USA, treated cryogenically different materials through a method called by them CryoTech, /12/. This method was employed by the company "Packaging Inc" in the case of rapid steels for processing wood. Through this method, the chopping knives are changed only once a day, whereas before they were changed at each turn.

The company "Amcry Corporation" from USA has created a similar method, the company "Hewland Engineering" from USA treated under 0°C the steel gearings with Ni from the race car engines /5/, the company "BOC International Ltd." proposed and applied the method of toughening with laser and cooling under 0°C of the camshafts, mechanisms with levers, knives etc /10/.

The first researches on the cryogenic treatment were carried out by Russian researchers, Gulaev A.P. in 1937 and Petrosian P.P. in 1957. The cryogenic treatment became an object of study in USA, France (Institute International de Froid), Scotland, England, Germany, Russia (with many patents in the domain), some attempts being registered also in Bulgaria. In our country, the treatment was a research object in the University Centers of Jassy (where the first school in this domain was founded) and of Cluj-Napoca, as well as ICSITPCSM Bucharest.

The companies specialized in such treatments, the numerous inventions in the domain, the researches from our country speak about the good results of the cryogenic technologies. Thus, it was referred to a minimum raise by 2-3 times of the optimal functioning time of the knives from the paper cutting machine /4/, raises of the wear resistance by 7-8 times /6/, /9/, decrease of the damaging percentage of the layers of the working surfaces by pitting /9/, increase of the dimensional stability by 70-80%, /7/, /9/, decrease of the metal consume, /7/, reduction of the thermal treatment time by 1,5 – 2 times, /6/, reduction of the energetic consume.

4. INDUSTRIAL TESTING IS CONFIRMED BY THE LABORATORY TEST

The most recent studies regarding cryogenic treatment confirms the theory according to which this method enhances to a great extent the wear resistance.

By using modern equipments, the group of researchers from the Technical University "Gh. Asachi", Iasi, provided relevant results which are part of a comprehensive study (1). The study employed 13 variants of thermal treatment (A-N Fig. 3).

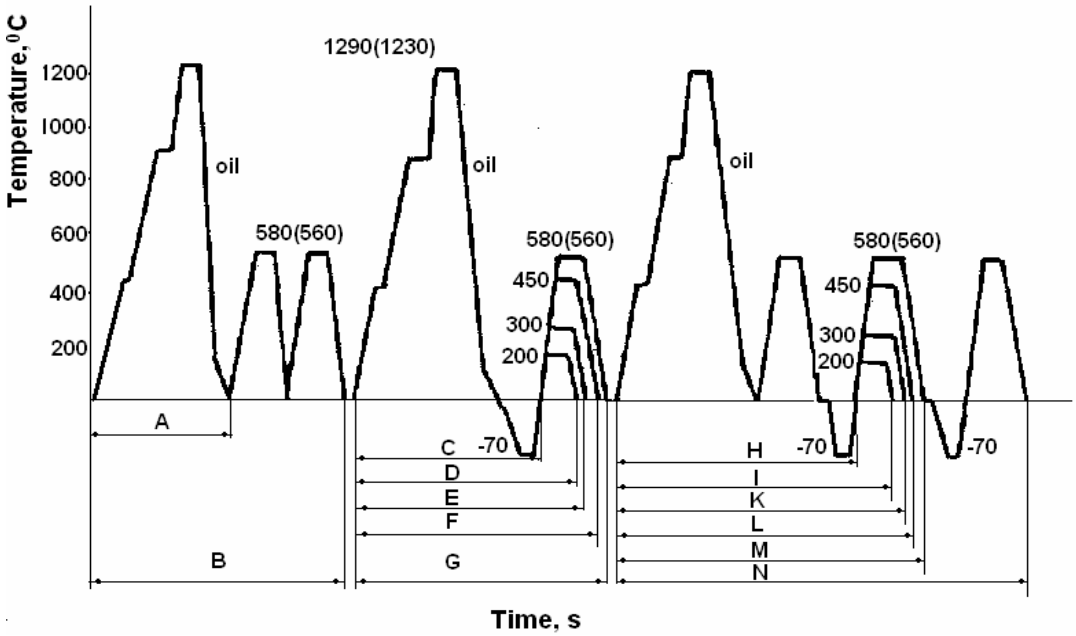


Fig.3: Heat treatment variants tested.

The used samples were taken out of rapid steels T1(W) and M2 (W-Mo), AISI Standard, each sample having the carbids particles numbered physically, both before and after the cryogenic treatment. The results confirmed evidently the precipitation of the carbids during the cryogenic treatment.

The samples were heated simultaneously at 1290°C and 1230°C, respectively, and then toughened in oil, 11 of them were subject to cryogenic treatment at -70 °C.

The results of the research end with the following conclusions and analyses which compare the classical thermal treatment with cryogenic treatments:

- The austenite decreases from 27,1% to 0,9%;
- The HRC hardness increased from 60,10 to 66,10;
- The durability from 20 min to 45 min

The results of Barron study are in accordance with the conclusions of the Jassy researchers group.

5. OPPORTUNITY OF THE THERMAL CRYOGENIC TREATMENTS

In the literature concerning the applicability of the cryogenic thermal treatments there are still serious debates. In the past, the improvements brought to the tools ranged from a small improvement to an over 100% durability increase. Today it has become harder and harder to reach consistent improvements.

In the case of the cryogenic treatment the secret for increasing the durability and reliability consists in processing. The heat exchange must be controlled in a rigorous manner in order to achieve relevant results. If a product is introduced in liquid N_2 it may get chapped. The computer-based processing solves this problem. The computer can optimize the cooling curve exactly according to time. The carrying out of cryogenation only by immersing the product into a cryogenic liquid does not present an adequate control. The new cryogenation systems reach considerable results. Moreover, its price gives the tools manufacturers the possibility to improve their product, profit and to enhance their contribution to the market with a product of superior quality.

The new equipments for thermal treatment operate by controlling the thermal treatment. “Controlled” means in fact: that the process is carried out according to a preset timetable. A PC may be used as a controller of the process which consists in heating, rapid cooling in oil, slow cooling up to -196°C, preserved for 20…60 h, heated at slackening temperature and then cooled slowly at room temperature. This process is “dry” meaning that, in comparison to other deep cryogenic tempering processes, it does not imply the immersion of the material in liquid N_2 which may cause damages through thermal shock.

6. THE EFFICENCY OF THE CRYOGENIC TREATMENT

The costs of the cryogenic processing of tools and of machine components are not high in comparison to the resulted benefits of improving the durability and the performances of the treated tools. For example, tool steel of superior quality may be obtained (T15 with 11, 5%-12,5% W and 0,7% Mo) at a half price, by cryogenic treatment of steel M7 with 1,5%-2% W and 8%-9,2% Mo. Some authors state that the cryogenic treatment increases by 15% the costs of a tool or machine component. Liquid N_2 constitutes the most expensive element in the cryogenation of tools. The newest systems of thermal treatment are designed for a more efficient cold transfer from liquid

N_2 to the metal parts which are treated without losing the cold in the exterior. These systems have reduced the processing costs to 50%, determining thus an economical processing of all parts and tools made of steel.

7. CONCLUSIONS

Most of the tools react to this method. By this method one may make tools of superior quality and may reduce a lot of expenses. The cryogenic thermal treatment constitutes today a key factor in the machine building industry reflected by the following:

Improvement of durability and hardness of the cutting and plastic deformation tools;

I) Improvement of the resistance properties of the stainless steel parts;

II) Increase of the resistance properties of the cemented parts or of the parts covered with TiN;

III) Reconditioning of the used measuring tools;

IV) Correction of some thermal treatments carried out inadequately;

V) Increase of the magnetic properties of the steels with special magnetic properties;

VI) The increase of the cutting-ability of some alloy steels, aluminium, titanium, phenol resins etc;

VII) Improvement of the physico-mechanic qualities of the high pressure ships and containers made up of stainless steel at the plants for great depths.

Received May 12, 2005

The Technical University "Gh. Asachi" of Iasi,

REFERENCES

/1/ Alexandru,I., Contribuţii privind influenţa tratamentului termic sub 0^0C ale oţelurilor bogat aliate asupra proprietăţilor de aşchiere, Teza de doctorat, Iaşi, 1980,

/2/ Barron, R.F., Cryogenic Treatment of Metals to Improve Wear Resistance, Rev.Cryogenics, Vol.22,nr.8, 1982,

/3/ Bulancea, V., Influenţa tratamentului criogenic asupra aspectelor legate de substructura oţelurilor bogat aliate şi caracteristicile funcţionale ale sculelor aşchietoare, Teza de doctorat, Iaşi, 1992,

/4/ Dreger, D., The Promise of Cryogenic Processing, Machine Design, USA, vol.53, nr.2, ian., 1981,

/5/ Hartley John, Gear Failures in Ni Steels Reduced by Subzero Treatment, Engineer, USA, 17, May, 1973,

/6/ Kalesnikov, V.P., Metodă de tratament termic, Brevet de invenţie, Rusia, C12 D6-04, nr.815051-1981,

/7/ Paletaev, A.V., Metodă de călire colorată a pieselor, Brevet de invenţie, Rusia, C 12 D1/56, nr. 740840/1980,

/8/ Pete Paulin, Frozen Gears, Rev.Gear Technology, USA, March – April, 1993,

/9/ Silov, V.I., Metodă de tratament termic a fabricatelor din oţeluri de scule, Brevet de invenţie, Rusia, C12 D9/24, C12 D6/04, nr. 779421/1980,

/10/ Tayloe, J., Heat Treatment Hots up with Laser, Metal Production, USA, nr,9, 1979,

/11/ ***, Cryogenic Processing ups Wear Properties, Metal Progress, USA,, vol. 122, 6, 1982,

/12/ ***, Utilizarea criogeniei în industria prelucrării lemnului (scule), Wood and Wood Products, USA, 87, nr. 3/1982

TRATAMENTUL CRIOGENIC APLICAT OŢELURILOR

(Rezumat)

Prezentare generală a aplicării criogeniei în tratarea sculelor având ca referinţe lucrări din străinătate şi cercetări din ţara noastră, mai ales ale autorilor. Rezistenţa la uzare creşte prin aplicarea acestui tratament cu un factor de la 3 până la 8 în cazul sculelor pentru lemn. În cazul oţelurilor rapide rezistenţa la uzare creşte de 3x, iar austenita scade de la 13...17% la 1 ...2%.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

EXPERIMENTAL DETERMINATION OF PERFORATED PLATES HOLES DISTORTION DUE TO MULTIPASS WELDING

BY

DORU CANTEMIR[a], LEONARDO BERTINI[b], MARCO BEGHINI[b], and PAUL DORU BÂRSĂNESCU[a]

Abstract: An experiment aimed to study the effects of multipass welding on perforated plates is presented, with a focus on modification of tube holes diameters. The experimental set up and some results are presented and discussed. A welding process involving two heat sources acting concomitantly was employed. The obtained results are useful for validation of this joining process in tubesheet fabrication as well as for finite element welding models verification.

Keywords: multipass welding, manual arc-welding, welding distortion, perforated plate, P355NL1 steel

1. Introduction

Large heat exchangers are used in ethylene oxide, methanol and methyl tertiary-butyl ether production plants. They can contain several thousand tubes, and their tubesheets could have diameters of 8 meters or even more. Such tubesheets have to be fabricated by welding together two or more pieces, preferably drilled before the joining process, in order to get a reasonable productivity.

Welding is a reliable and efficient joining process, widely employed in the fabrication of large structures. Due to extremely localized heating and cooling processes associated, residual stress and distortion are produced in the weldments, affecting significantly strength, integrity and in service behavior. A practical method to reduce welding distortion is to employ two heat sources that act concomitantly, from opposites directions, on the two plate sides is used in order to reduce the distortion.

There are numerous factors that influence welding distortion: fabrication and material parameters, plate thickness, joint type and structure's geometry [1]. In addition, a series of complex phenomena take place during welding, like transiently modification of structural stiffness as the filler metal is deposited, complex dimensional changes, modifications of the three-dimensional coupling between local weld zone and global structure, etc. As a result, it's very difficult to simulate numerically all these effects of welding, strong simplifications being needed in order to achieve reasonable computational costs. Therefore, it is essential to have experimental data regarding the process under study in order to examine the possible simplifications and to check to what extent the mathematical solution reflects reality. Experiments are very important in welding simulation, for validation and in order to obtain modeling data.

An experimental test has been carried out in order to study the arc-welding thermo-mechanical effects on perforated plates [2]. The thermal history experimental

determination is discussed elsewhere [3] while this paper is focusing on the modification of tube holes diameters due to joining process. These are important parameters, considering the tubesheet role, their dimension tolerances being about 1 mm, a very small value for a big structure like an 8 meters diameter plate.

2. Experimental set up

Two perforated plates, with a double-groove joint between them, were fabricated from hot rolled P355NL1 (according to EN-10028-3: 92) carbon steel for pressure vessels. The geometry, size and holes disposition are presented in Fig. 1, Fig. 2 and Fig. 3. The dimensions have been chosen in order to get welding effects on the plate, practically independent from edge effects.

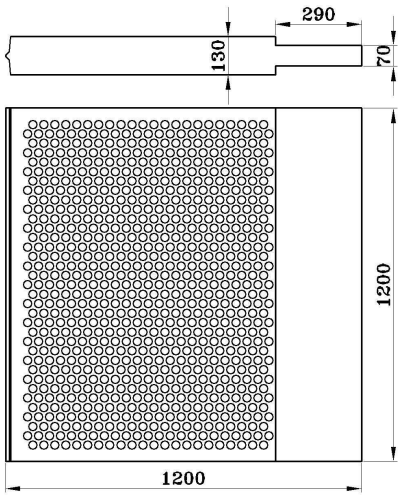


Fig. 2. One of the two perforated plates

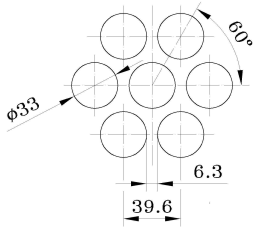


Fig. 1. Penetration pattern

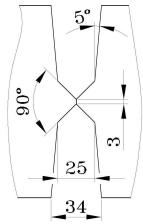


Fig. 3. Chamfer geometry

The plates have been manually arc butt-welded with two sources acting concomitantly, from opposite directions. The welding conditions are presented in Table 1. To complete the job, a total of 210 weld passes were laid.

Table 1. Welding conditions

Weld pass number	Electrode diameter	Amper range	Voltage range	Welding speed	Heat input	Pre-heating temperature	Inter-pass temperature
	mm	A	V	mm/s	J/mm	°C	°C
1	3.2	120 -140	10 -12	3	309.8	230 °C	220-250 °C
2 -105	4	160 -170	19 - 20	3	697.1		

The plates have been fixed in vertical position using a support (Fig. 4) designed in order to assure the stability but also to permit free distortion. A rigid frame, 2, was fabricated from steel section HE180A (European wide flange beam) with dimensions according to Euronorm 53-62. The plates to be weld, 1 and 3, have been inserted in this frame, being free to move on vertical and lateral directions. Some elastic pieces, 4, have been inserted between these ones and the frame, in order to secure the plates but,

in the same time, to permit displacement on thickness direction. For major safety, some bolts, 5, have been also utilized. It is believed that the effect of these security measures on the global distortion of weldment is small, given the much grater dimensions of plates.

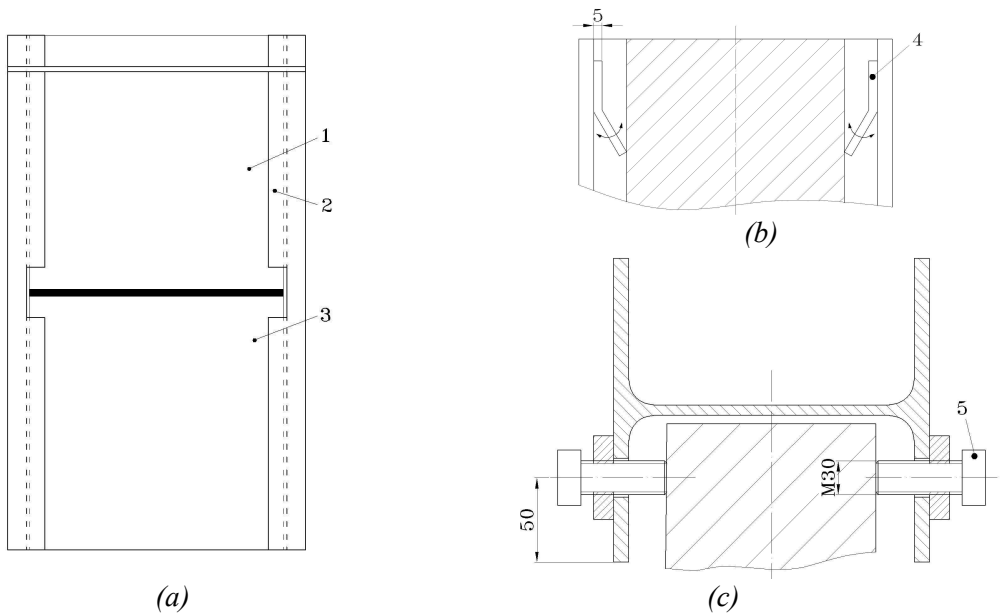


Fig. 4. Plates fixture; a-general view; b-springs detail; c-bolts detail

3. Results and discussion

To assess the distortion due to welding, 104 holes from a region considered critical – the one evidenced in Fig. 5 – were evaluated, before and after welding. Their diameters have been measured on two directions, the welding direction and the perpendicular one, on plate's surface and at half of its thickness (Fig. 6).

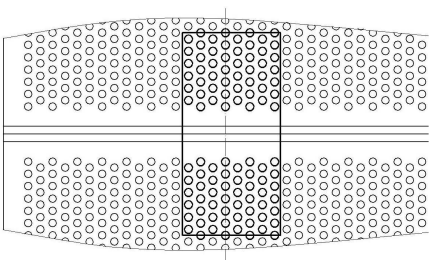


Fig. 5. Region for holes measurement

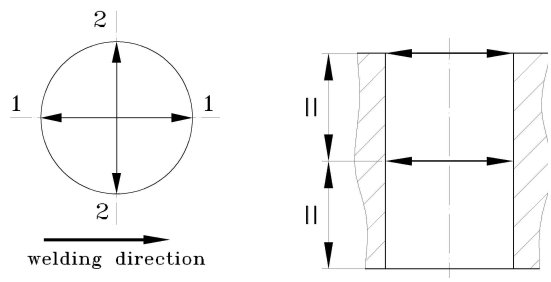


Fig. 6. Measuring directions

In order to reduce the errors due to the existing variation of nominal initial diameters value, a parameter more appropriate then the simple diameters difference was employed for distortion assessing - the hole diameter modification, E, calculated with the fallowing formula:

$$E = \frac{D_f - D_i}{D_i} \tag{1}$$

where D_i and D_f are the diameters measured before and after welding, respectively.

The dependence of diameter modification with distance from weld line to hole center is shown in the fallowing graphs. There are reported the experimentally determined points and, also, the polynomial trend lines together with them equations.

As could be observed in Fig. 7 and Fig. 8, for the holes near to weld line, the diameters decrease on welding direction, increasing in the perpendicular one, this trend being then inverted and, next, reversed again as the distance augment. The maximum variations are approximately 0.2 mm on direction 1-1 and 0.1 mm on direction 2-2 (see Fig. 6).

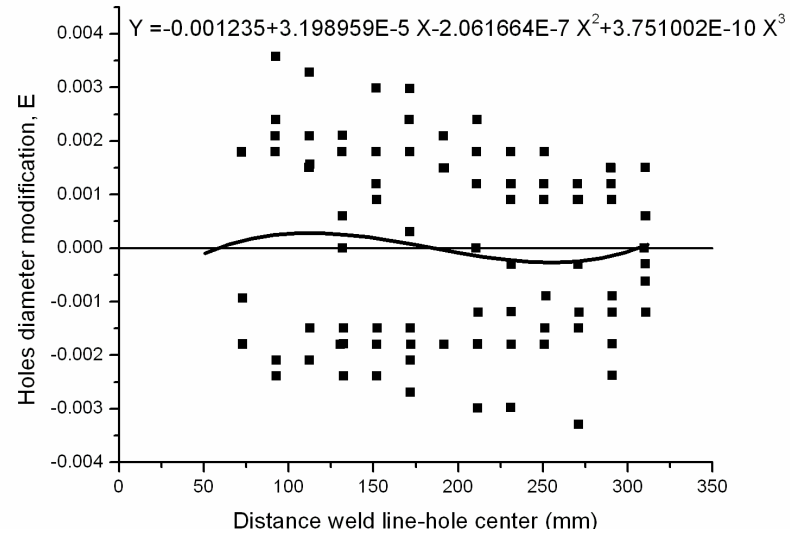


Fig. 7. Holes distortion in the longitudinal direction, at plate's surface

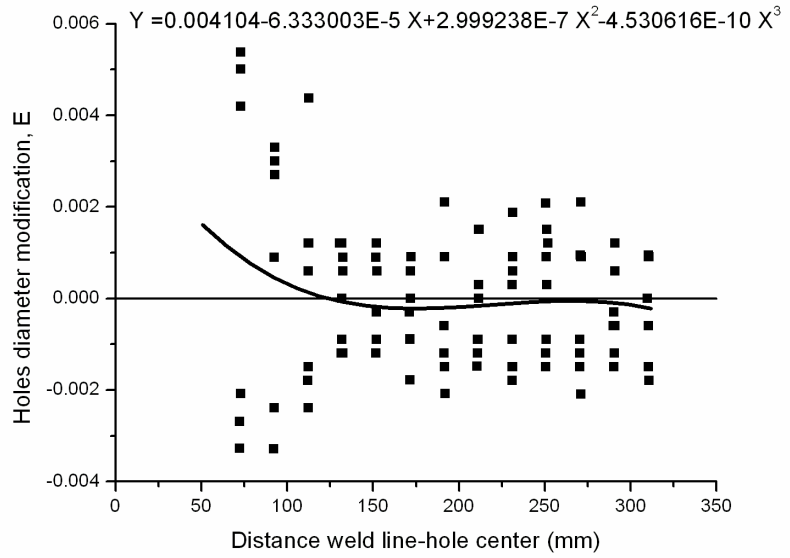


Fig. 8. Holes distortion in the transversal direction, at plate's surface

In the section situated at half of plate's thickness, the diameter modifications have a similar trend for both measurement directions, but bigger values are observed on longitudinal direction. However, the maximum diameter variations are fairly equal: approximately 0.09 mm on direction 2-2 and 0.12 mm on direction 1-1.

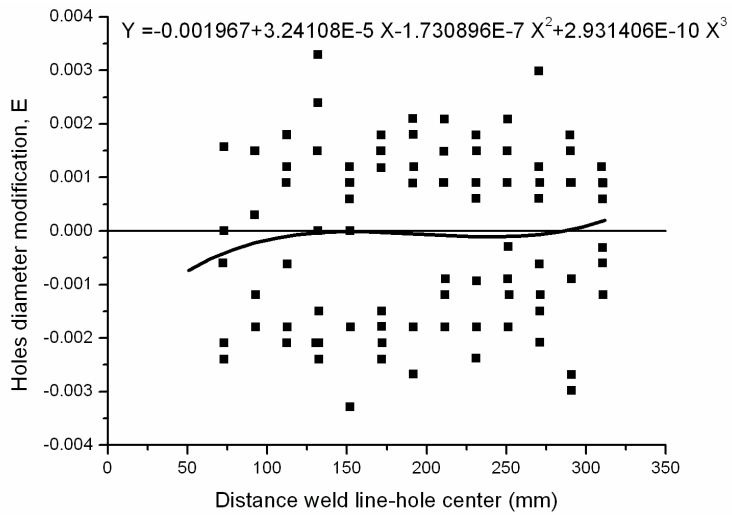


Fig. 9. Holes distortion in the longitudinal direction, at plate's half thickness

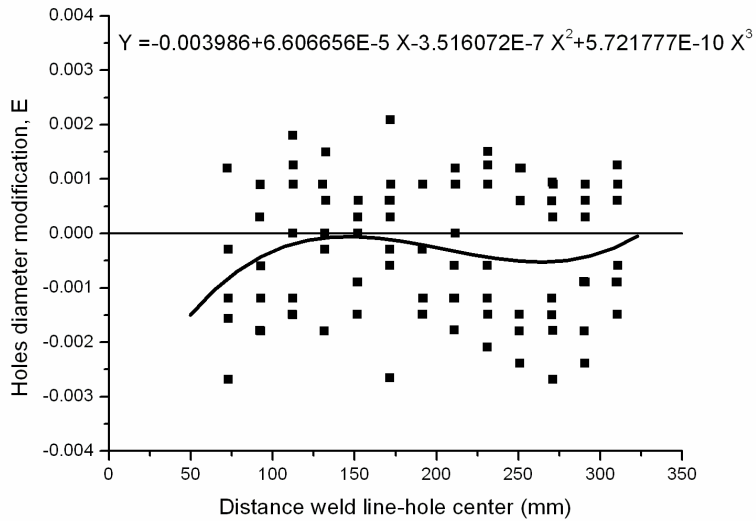


Fig. 10. Holes distortion in the transversal direction at plate's half thickness

The experimental results are useful for validation of the employed joining process in tubesheet fabrication. Also, it was used in order to validate a finite element procedure developed by authors in order to estimate distortion in large tubesheets fabricated by welding [4].

From the results obtained, some observations could be made:

1. The welding with two heat sources that act concomitantly, from opposites directions, permits the achievement of little tube holes distortion, much smaller then dimension tolerances.
2. The tube holes diameters modifications at the plate's surface are bigger then the corresponding ones at plate's half thickness.
3. The thickness effect also influences the holes distortion evolution with respect to distance from weld line.

4. The enormous dispersion of data underlines the complexity of the studied joining process and structure and, also, the difficulty of its numerical simulation.
5. The results obtained are also useful for verification of resulted predicted by finite element models.

4. Conclusions

A experiment was carried out in order to study welding effects on perforated plates. The diameter modifications due to the joining process had been evaluated for 104 tube holes. The experimental set up and the results are presented and discussed. The two-heat source welding process employed in this experiment is proved to be appropriate for tubesheet welding, as the resulted distortion doesn't exceed the imposed tolerances.

Acknowledgements

One of the authors (D. Cantemir) gratefully acknowledges his Ph.D. grant from the University of Pisa.

Received May 8, 2005

[a] *Technical University of Iassy, Romania*
[b] *University of Pisa, Italy*

REFERENCES

1. Masubuchi K., *Analysis of Welded Structures*, Pergamon Press, Oxford, 1980
2. Beghini M., Bertini,L., Cantemir, D., Barbieri, L., Nicodemi, L., Spadaccini, F., *Simulation of temperature evolution during multipass butt-welding of a large tubesheet*. 12th Int. Conf. on Exp. Mech., Bari, 2004
3. Cantemir D., Bertini, L., Beghini, M., *Experimental determination of temperature distribution during multipass welding of P355NL1 steel*, to be published, 2004
4. Beghini M., Bertini, L., Cantemir, D., *A finite element procedure for assessment of a large tubesheet holes distortion due to welding*. 15th Italian ABAQUS User's Meeting, Bari, 2004

DETERMINAREA EXPERIMENTALA A OVALIZARII GAURILOR UNOR PLACI PERFORATE SUDATE MULTISTRAT

In lucrare este prezentat un experiment efectuat pentru studierea modului in care procesul de sudare multistrat afectează plăcile perforate, discuția fiind concentrata asupra modificării diametrelor găurilor acestora. Sunt incluse, alături de prezentare instalației experimentale, o serie de rezultate şi concluzii. Experimentul a demonstrat ca sudarea cu doua surse acționând concomitent, din direcții opuse, poate fi folosita cu succes in sudarea plăcilor perforate, ovalizarea găurilor acestora nedepăşind tolerantele admisibile. De asemenea, rezultatele au fost folosite pentru calibrarea unei proceduri propuse de autori in vederea estimării deformațiilor plăcilor perforate cu ajutorul metodei elementelor finite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

SYNTHESIS AND MAGNETIC PROPERTIES OF Ni AND Ni-Fe NANOPARTICLES FOR BIOMEDICAL APPLICATIONS

BY

HORIA CHIRIAC*, ANCA-EUGENIA MOGA*, CARMEN GHERASIM and DUMITRU-DANIEL HEREA****

Abstract: In this work we present our experimental results on the preparation and magnetic properties of Ni and Ni-Fe nanoparticles. Nickel and nickel-iron alloy nanoparticles have been synthesised by polyol reduction method. The morphology and size of the nanoparticles were studied by scanning electron microscopy (SEM). Magnetic characteristics of the nanoparticles were determined at room temperature by using a vibrating sample magnetometer (VSM), in an external magnetic field of 15 kOe. To ensure the stability and biocompatibility, the as-prepared nanoparticles were coated with a thin layer of polyvinylpyrrolidone (PVP) or styrene – maleic anhydride copolymer.

Keywords: nickel, iron, nanoparticles, polyol process

1. Introduction

Magnetic nanoparticles have potential applications in many biological and medical applications such as drug delivery, hyperthermia, magnetic resonance imaging and cell separation. In these application the nanoparticles must be water dispersible and biocompatible.

Nanomaterials properties are strongly dependent on the size particle. Consequently, properties of the nanoparticles such as magnetic, optical, thermal or catalytic are different from bulk materials.

Nanoparticles that possess magnetic properties offer exciting new opportunities for delivering drugs to targeted areas in the body, replacing radioactive tracer materials, improving the quality of magnetic resonance imaging and producing smaller data storage devices. By modifying the surfaces of the particles with monoclonal antibodies, peptides or proteins, the nanoparticles can avoid the rapid uptake by reticuloendothelial system and prolong their blood circulation time [1, 2].

In this work we present our experimental results on the preparation and magnetic properties of Ni and Ni-Fe nanoparticles obtained by a chemical method called the polyol process [3]. This method is a simple and a single-step process for preparing nanoparticles, involving the suspending the corresponding metals salts in a polyol such as ethylene glycol and subsequently bringing the resulting mixture to refluxing temperature. Ethylene glycol acts as a solvent for the starting metallic compounds and subsequently is also used to reduce them into metals.

2. Experimental

Nanoparticles of Ni and Ni-Fe were prepared by refluxing an ethylene glycol solution containing their suspended sulphates. To obtain Ni nanoparticles we used a nickel sulphate bath with a molar concentration of 0.035 M in ethylene glycol. To obtain alloy nanoparticles, nickel sulphate and iron sulphate were suspended in ethylene glycol so that the final molarity of the nickel sulphate and iron sulphate were 0.032 M and 0.007 M, respectively. Upon heating, as both Ni^{II} and Fe^{II} are quantitative reduced by ethylene glycol itself, the Ni/Fe ratio in the metallic $Ni_xFe_{(100-x)}$ nanoparticles depends only on their initial ratio. From the above mentioned molarity ratio were obtained $Ni_{80}Fe_{20}$ alloy nanoparticles.

For the preparation of Ni and Ni-Fe nanoparticles, the pH of solutions were adjusted to 11–12 by addition of NaOH prior to reduction process.

The refluxing temperature and the reaction time are specific for obtaining either nanoparticles type: 190˚C-193˚C and 10 hours for Ni nanoparticles and 175˚C-180˚C and 7 hours for $Ni_{80}Fe_{20}$ nanoparticles, respectively**.** In all cases, the solutions turned black within a few minutes of reaching refluxing temperature.

The metal-ethylene glycol mixtures were cooled to room temperature, filtered, and then the collected precipitates were dried in vacuum.

The morphology and size of the nanoparticles were characterized by scanning electron microscopy (SEM) and atomic force microscopy (AFM).

Room temperature magnetic characteristics of the nanoparticles were determined by using a vibrating sample magnetometer (VSM), in an external magnetic field of 15 kOe.

To improve the stability and biocompatibility, the as-prepared nanoparticles were isolated with oleic acid, and after this process were coated with a thin layer of polyvinylpyrrolidone (PVP) .This coating process was performed in the following steps:

1. Preparation of oil phase. For a good dispersion, the nanoparticles were mixed with oleic acid.
2. Preparation of organic phase. PVP was dissolved in an organic solvent - ethylic alcohol.
3. Preparation of aqueous phase. The polyvinyl alcohol (PVA) was used as a stabilizer and was dissolved in water. Then nanoparticles coated with oleic acid will be added to this aqueous phase, thus forming micelles with magnetic nanoparticles core.
4. Emulsification. The above two phases were mixed together and homogenized at high speed. Speed mixing was varied for a good homogeneity.
5. Biocompatible magnetic nanoparticles formation. Water was subsequently added to the emulsion, leading to the diffusion of PVP to the micelles in aqueous phase. This process yields to the formation of core-shell structured nanoparticles.
6. Removal of non-magnetic nanoparticles. The biocompatible magnetic nanoparticles were collected with a permanent magnet and non-magnetic particles remain in solution.

3. Experimental results and discussion

Fig. 1 shows the SEM micrograph of the as-prepared Ni nanoparticles obtained by polyol process. In Fig. 2 is presented the SEM micrograph of the coated Ni nanoparticles.

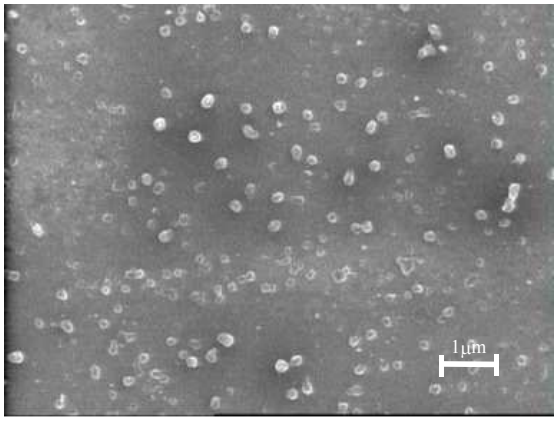


Fig.1 SEM micrograph of as-prepared Ni nanoparticles

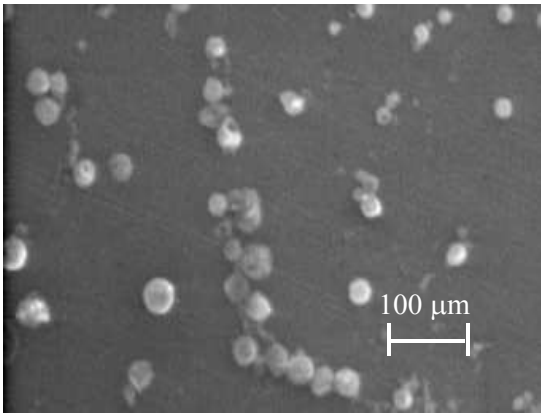


Fig.2 SEM micrograph of coated Ni nanoparticles

As shown in Fig. 1, the size of the as-prepared and coated Ni nanoparticles ranges between 80-400 nm and 5-25 μm, respectively. Due to the large surface to volume ratio and strong magnetic attraction forces, the nanoparticles tend to agglomerate in order to minimize the total surface energy of the system.

The hysterezis curves of as-prepared and coated Ni nanoparticles are presented in Fig. 3 and Fig. 4.

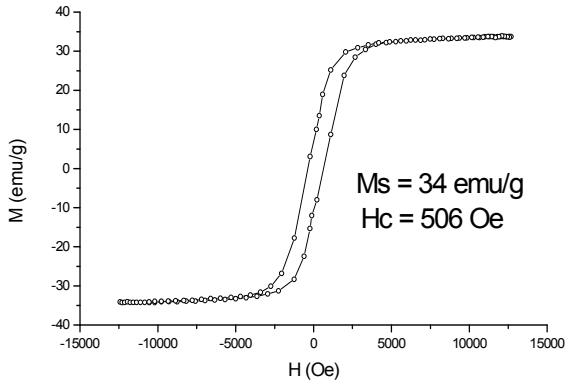


Fig. 3 Hysterezis curve of as-prepared Ni nanoparticles

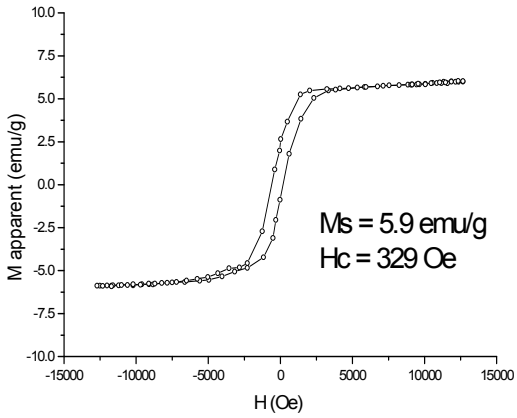


Fig. 4 Hysterezis curve of coated Ni nanoparticles

The saturation magnetization value for as-prepared Ni nanoparticles was 34 emu/g and the coercive field value was 506 Oe. Apparent saturation magnetization value for coated Ni nanoparticles was 5.9 emu/g and coercive field value was 329 Oe.

In Fig. 5 and 6 are presented the SEM micrographs of the as-prepared and coated $Ni_{80}Fe_{20}$ nanoparticles.

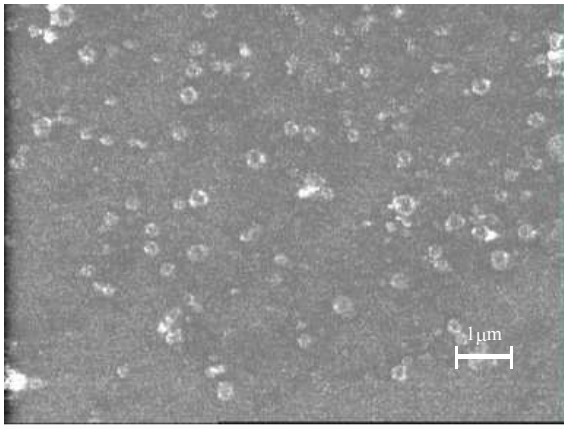


Fig.5 SEM micrograph of as-prepared $Ni_{80}Fe_{20}$ nanoparticles

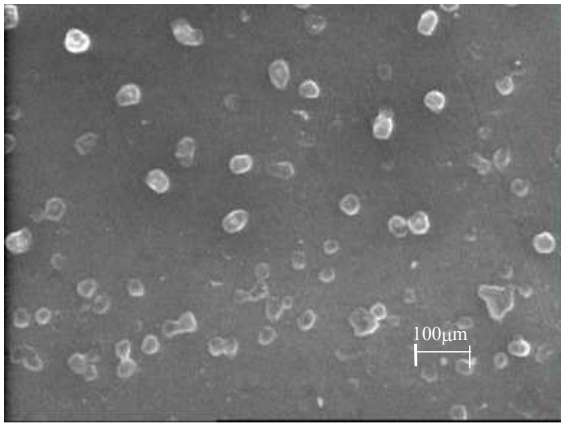


Fig.6 SEM micrograph of coated $Ni_{80}Fe_{20}$ nanoparticles

The SEM micrograph presented in Fig. 5 reveal that the Ni-Fe nanoparticles are mostly spherical. The size of the as-prepared Ni-Fe nanoparticles ranges between 50-200 nm and the size of coated Ni-Fe ranges between 3-30 μm.

Also, the size and the shape of Ni-Fe nanoparticles were determined using AFM images. In Fig. 7, Fig. 8 and Fig. 9 are shown AFM images of as-prepared Ni-Fe nanoparticles.

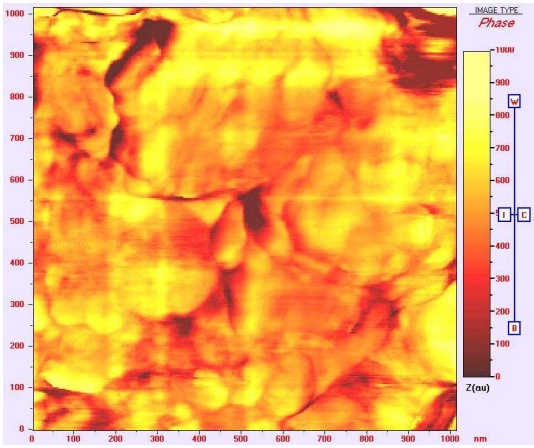


Fig.7 AFM image:phase image of Ni-Fe nanoparticles

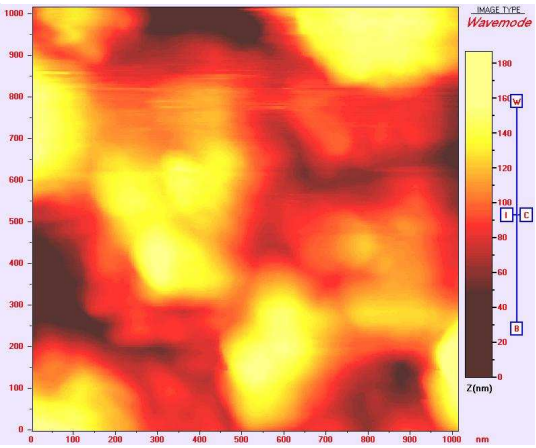


Fig.8 AFM image: topography of Ni-Fe nanoparticles

From the AFM phase and topography images it can be observed that the size of the Ni-Fe nanoparticles ranges between 30 nm and 150 nm and their size is very uniforme. Also, it can be observed that the shape of the nanoparticles is spherical.

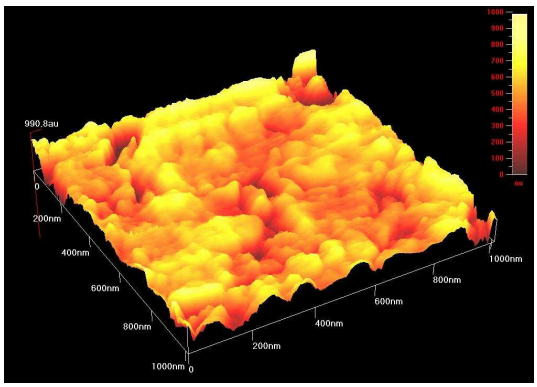


Fig. 9 AFM images of Ni-Fe nanoparticles:3d image

The hysterezis curves of as-prepared and coated $Ni_{80}Fe_{20}$ nanoparticles are shown in Fig. 10 and Fig. 11.

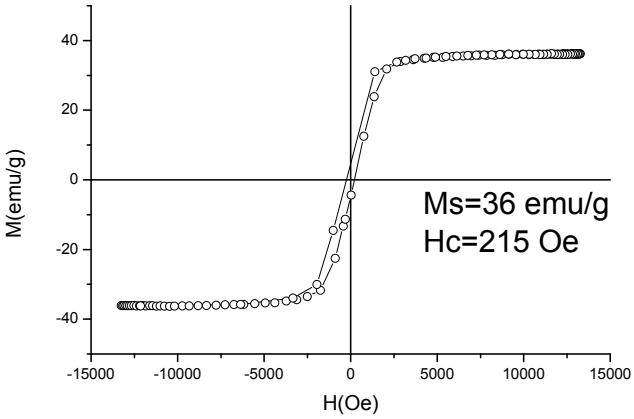


Fig. 10 Hysterezis curve of as-prepared $Ni_{80}Fe_{20}$ nanoparticles

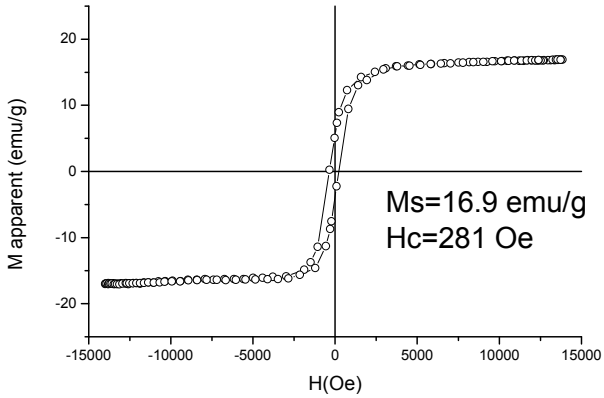


Fig. 11 Hysterezis curve of coated $Ni_{80}Fe_{20}$ nanoparticles

Saturation magnetization value for as-prepared $Ni_{80}Fe_{20}$ nanoparticles was 36 emu/g and coercive field value was 215 Oe. Apparent saturation magnetization value for coated $Ni_{80}Fe_{20}$ nanoparticles was 16.9 emu/g and coercive field value was 281 Oe.

From the hysterezis curves it is observed that the values of saturation magnetization of coated nanoparticles are smaller than the values of saturation magnetization of non-coated nanoparticles.

4. Conclusions

By control of the parameters of polyol process (molarity, pH and refluxing temperature of solutions), Ni and Ni-Fe nanoparticles with good magnetic properties were obtained. Ni and Ni-Fe alloy nanoparticles prepared by polyol process and coated with a layer of polyvinylpyrrolidone, were found to be stable under ambient conditions, without undergoing oxidation. Saturation magnetization values were changed significantly due to coating with PVP. Control of particle size and the

dispersion process requires careful control of the nucleation and growth steps in the polyol process and elimination of aggregation during growth. The amount of PVP determines the final size stability of coated biocompatible nanoparticles.

REFERENCES

[1] P. Tartaj, M.P. Morales,S.Veintemillas-Verdaguer,T.Gonzales-Carreno and C.J. Serna, ***Journal of Physics D: Applied Physics,*** *The preparation of magnetic nanoparticles for applications in biomedicine,* **36**, 2003, **R 182-R 197**

[2] D. K. Kim, Y. Zhang, W. Voit, K.V. Rao, M. Muhammed, ***Journal of Magnetism and Magnetic Materials,*** *Synthesis and characterization of surfactant-coated superparamagnetic monodispersed iron oxide nanoparticles,* **225,** 2001**, 30-36**

[3] L. K. Kurihara, G. M. Chow, S. H. Lawrence and P. E. Schoen, *Polyol- Derived Synthesis of Nanocrystalline Metals,* ***Processing and Properties of Nanocrystalline Materials***, 1996, **49-58**

* National Institute of Research Development for technical Physics Iasi
** Faculty of Physics, University "Al.I.Cuza" Iasi

SINTEZA ŞI PROPRIETĂŢILE MAGNETICE ALE NANOPARTICULELOR DE Ni ŞI Ni-Fe PENTRU APLICAŢII BIOMEDICALE

Rezumat: În această lucrare sunt prezentate rezultatele experimentale privind preparea şi proprietăţile magnetice ale nanoparticulelor de Ni şi Ni-Fe. Nanoparticulele de Ni şi $Ni_{80}Fe_{20}$ au fost obţinute prin metoda reducerii chimice (metoda "polyol"). Morfologia şi dimensiunile nanoparticulelor au fost studiate cu ajutorul microscopiei electronice (SEM) şi a microscopiei de forţă atomică (AFM). Din micrografiile prezentate se constată că majoritatea nanoparticulelor sunt sferice. Mărimea nanoparticulelor obţinute variază între 50-900 nm. Caracteristicile magnetice ale nanoparticulelor au fost determinate la temperatura camerei utilizând un magnetometru cu probă vibrantă (VSM), într-un câmp extern de 15 kOe.

Pentru a asigura stabilitatea şi biocompatibilitatea, nanoparticulele obţinute au fost acoperite cu un strat subţire de polivinilpirolidonă (PVP). Mărimea microparticulelor de Ni şi Ni-Fe acoperite variază între 3-30 μm.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

POLYMER-COATED MAGNETIC MICROPARTICLES AS MARKERS FOR MAGNETIC BIOSENSORS

BY

HORIA CHIRIAC AND DUMITRU-DANIEL HEREA

Abstract: Some results related to polymer-coated magnetic microparticles and polymer-functionalized surface of a magnetic sensor's sensing element based on giant-magnetoimpedance (GMI) effect are presented. Using an emulsion polymerization technique, polymer-coated magnetic microparticles in range of 5 to 30 μm have been obtained. Styrene and maleic anhydride monomers were used for copolymerization process to cover the magnetic sensing element. Finally, the polymeric surface of the sensing element has been functionalized with carboxylic groups.

Keywords: polymer-coated magnetic microparticles, emulsion polymerization, magnetic sensing element, biomolecules

1. Introduction

Polymer-coated magnetic nano/microparticles present an increasing interest in medicine, biology or biotechnology. They find multiple applications in biomedical domain. Thus, they can be used in "vivo" applications either in therapeutic procedures: hyperthermia, drug targeting, and obstructions of blood vessels, or in medical diagnosis: magnetic resonance imaging (MRI). Also, functionalized magnetic particles can be used for different applications "in vitro" for laboratory diagnosis: biomolecules separation/selection or as markers in some magnetic biosensors such as GMR/GMI-based biosensors.

There are different isolation methods of magnetic particles, but the most spread methods are based on polymers. The polymer plays multiple roles such as: to protect the particles in aggressive chemical media, to offer steric stability, to avoid their agglomeration, and to offer an adsorption surface, usually through physical bonds, for target biomolecules.

Among the most used methods developed for this goal, emulsion polymerisation is a method very used that is based on styrene as base-monomer.

Polymerization reactions cover a large domain of mechanisms, reactants, polymerisation media, and structures of reaction products. Among all possible combinations, emulsion polymerisation represents a reaction that uses a monomer or a mixture of monomers that are water emulsified and that are polymerised using a water soluble initiator. The reaction products consist of colloidal dispersions of micro/submicrometric particles inside an aqueous media, making so-called latex.

There are many advantages of emulsion polymerisation processes that are due mainly to the absence of organic solvents and to the apparition of reaction compartments. In such a system, water has many roles as it represents continuous inert

phase, maintains a low viscosity for final reaction products, and presents a very high caloric capacity. The polymerisation can be usually made at a very high output, and there is small residual polymer amount. However, the presence of additive mixtures, as surfactants and fragments of initiators, represents a disadvantage of the emulsion polymerisation for these substances could affect the quality of the final products.

The monomers used in emulsion polymerisation processes are generally low or moderate soluble in water (eg., styrene presents a solubility of 0.05 g/100 ml water) and can be selected depending on application requirements. The most used monomers as main participants in the emulsion polymerisation prescriptions are styrene, butadiene, vinyl acetate, acrylates, metacrylats and vinyl chloride [1]. Functional monomers are usually used together with those that work as base-monomers to adjust the polymer properties or the latex colloidal properties or to permit postpolymerisation reactions. The functional monomers are added in minute quantities and they are characterised by numerous types of reactive groups.

The emulsion polymerisation can be used to obtain polymer-coated magnetic microparticles that are useful as magnetic markers in some magnetic biosensors represented, in our case, by giant-magnetoimpedance (GMI) biosensor. Furthermore, the sensing element of the GMI-based magnetic biosensor can be covered with copolymer by emulsion copolymerisation to offer a functionalised layer for further coupling with biomolecules and magnetic markers.

In this paper we present some results concerning cobalt-based functionalized magnetic microparticles obtained in an emulsion polymerisation process and, also, the covering process of the GMI-biosensor sensing element by styrene-anhydride copolymer.

2. Experimental procedure

The first set of experiments was carried out using the emulsion polymerisation method to obtain polymer-coated cobalt magnetic microparticles functionalized with reactive carboxylic groups. Styrene was used as base-polymer and maleic acid was used as functional partner.

For this reason, we used Co bare magnetic microparticles with range between 0.6-0.9 micrometers having spherical shape (Fig.1). First, Co microparticles have been covered with oleic acid and agitated 1 h at 85°C using mechanical agitation. Oleic acid is a surfactant that avoids the microparticles agglomeration.

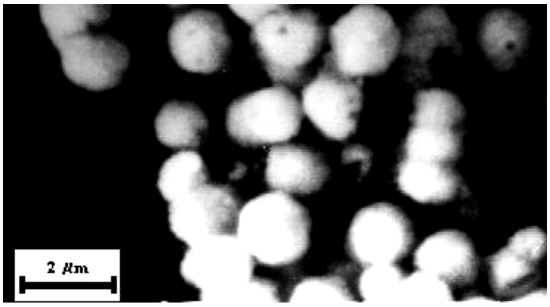


Fig.1 SEM image of cobalt bare magnetic microparticles of 0.6 – 0.9 μm in diameter

After this operation, magnetic microparticles have been immersed in styrene (2 g) (solution I) obtaining homogenous spatial distribution of the microparticles. Simultaneously, a solution of maleic anhydride (solution II) was prepared. Thus, 0.1 g maleic anhydride have been dissolved in 30 ml sodium dodecyl sulphate aqueous solution 0.2 %. In aqueous solutions, maleic anhydride transforms in maleic acid.

Separately, potassium persulphate aqueous solution 0.1 % (solution III) was prepared and used to initiate radical polymerisation process.

To obtain the emulsion, solution II was gradually added in solution I under vigorous agitation, obtaining after short time an opalescent solution that is specific for emulsions (Fig.2). Hexadecane was added in solution as osmotic agent to prevent so-called Ostwald ripening. Practically, hexadecane maintains constant the micelle sizes formed by emulsifying the emulsion component.

The emulsion has been maintained under mechanical agitation 1 h at room temperature. Then, the emulsion temperature was progressively raised at 60°C and the new work conditions, including agitation, have been maintained another 2 h. Thereafter, solution III was added in system and the emulsion temperature was raised at 72°C and maintained, in the same mechanical agitation condition, 4 h.

Finally, the emulsion has been cooled and centrifuged 15 min. at 3000 rpm, and washed three times with sodium dodecyl sulphate aqueous solution. The magnetic particles separation was carried out using a rare earth magnet (4000 Oe) for 10 min.

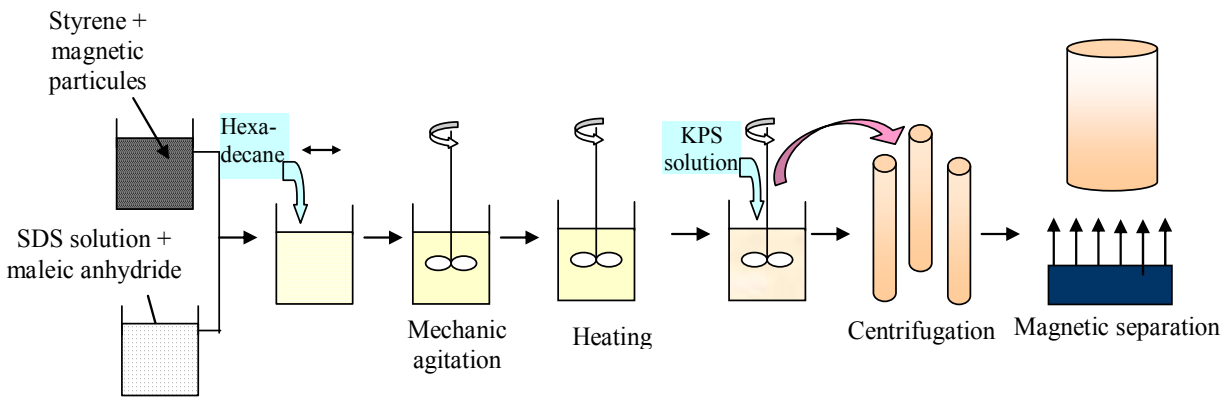


Fig.2 The main steps in the procedural chain for obtaining polymer-based cobalt magnetic microparticles

The second set of experiments has been carried out to obtain a functionalized sensing element for the GMI-biosensor using styrene-maleic anhydride copolymer. The sensing element of the magnetic biosensor is represented by a glass-covered magnetic microwire of 40 μm in diameter that can detect very low magnetic fields, including induced magnetic field of the magnetic markers (Fig.3). This magnetic microwire should be functionalized in order to make it able to receive on its surface different target biomolecules and, respectively magnetic markers.

To obtain styrene-maleic anhydride copolymer we used the respective monomers in molar ratio of 1:1 and benzoyl peroxide as polymerization initiator, using a polymerization technique in organic media (benzene). The copolymer, insoluble in benzene, has been obtained at 85°C after 40 min. The copolymer has been dissolved in acetone to reach a concentration of 7 g %.

Thereafter, the microwires have been cleaned with pure ethylic alcohol and washed with distilled water. Immediately, they have been immersed in copolymer solution and retired progressively after 60 s. For the acetone presents a high evaporation speed, the copolymer was quickly formed on microwire glass surface.

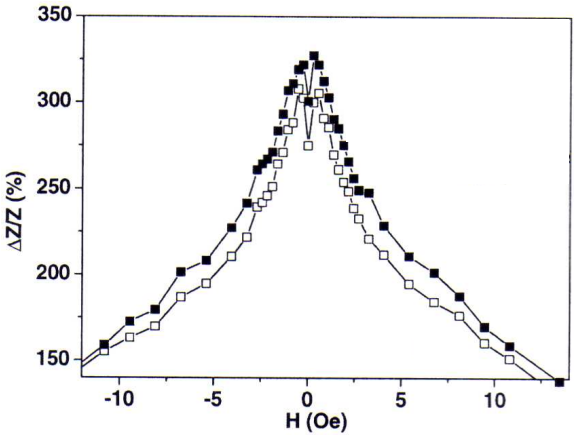


Fig.3 The dependence of the sensing element magneto-impedance on magnetic field with and without Dynal poymer-based magnetic microparticles [2].

Finally, the microwires have been treated with chloride acid 1 M in order to open the anhydride groups to form carboxylic groups [3].

The functionality of the microwire surface has been verified using Estapor magnetic microparticles that are covered with streptavidin – a protein with affinity for carboxylic groups.

3. Experimental results and discussion

Using scanning electron microscopy (SEM) we obtained different images of polymer-coated magnetic microparticles with dimensions between 5-30 μm (Fig. 4).

The SEM images show magnetic microparticles with integral polymer coverage, having spherical shapes.

The initial magnetic microparticles (0.6-0.9 μm) have been embedded in a polymer matrix to reach final dimensions of 5-30 μm. The polymer-coated magnetic microparticles should present on their surface reactive carboxylic groups, but this aspect will be investigated in our further work.

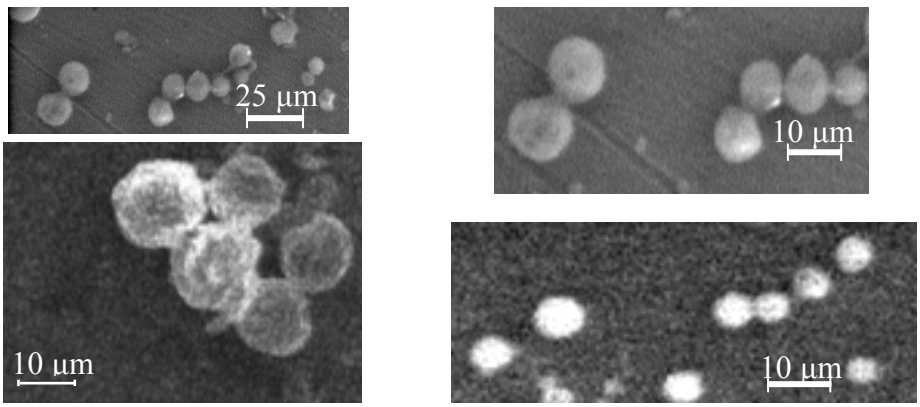


Fig.4. SEM images for different samples of polymer-coated Co magnetic microparticles

To investigate magnetic properties of the polymer-coated magnetic microparticles we used vibrating sample magnetometry (VSM) to evaluate saturation magnetization and coercive field. Fig. 5 shows that saturation magnetization (13.8 emu/g) is making the polymer-coated magnetic microparticles able to be used as markers in GMI-based biosensor.

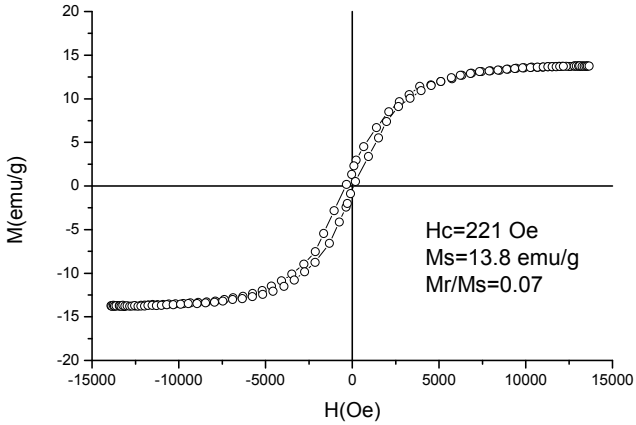


Fig.5 Magnetization dependence on applied magnetic field for polymer-based cobalt magnetic microparticles

The atomic force microscopy (AFM), used to investigate polymer-coated microwire surface, revealed maximum level differences of only 16 nm (Fig.6) that recommend the polymer-coated microwire to be used for biodetection events.

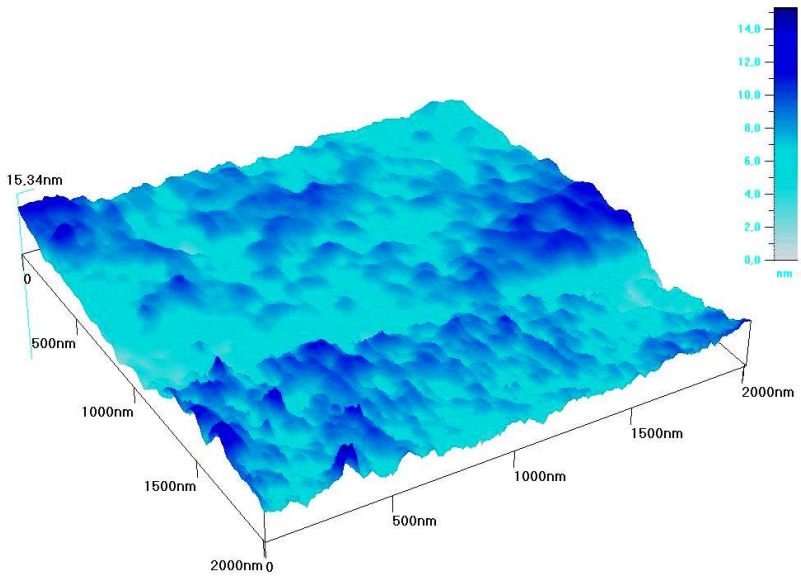


Fig.5 AFM 3D image of the styrene-maleic anhydride copolymer layer on the microwire surface. The 3D image shows a maximum level variation of the polymeric layer of about 16 nm.

SEM images showed that microwire surface has bound Estapor microparticles (1.9 μm in diameter), revealing that copolymer-coated microwire presents functional carboxylic groups (Fig.7).

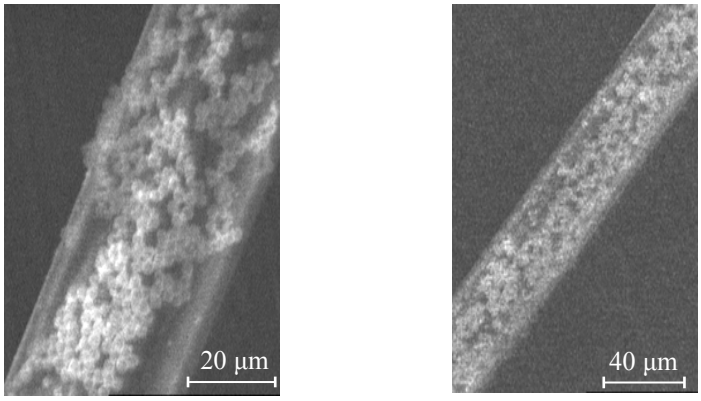


Fig.5 Microwires functionalized with carboxilic groups that have been covered with streptavidin- functionalized Estapor magnetic microparticles.

By SEM images we could receive information concerning the degree of microwire coverage with Estapor microparticles. Thus, the images revealed some zones with lower density of Estapor microparticles meaning some regions of polymer are not fully functionally. It is possible that plasma treatments should open more anhydride groups.

4. Conclusions

Using polymerization methods, polymer-covered magnetic microparticles have been obtained. Their magnetic characteristics, sizes and shape recommend them as markers in some magnetic biosensors such as GMI-based biosensors. Also, by polymerisation method, magnetic sensing element with functionalized surface has been carried out.

The evaluation of the carboxylic groups on the polymer-covered magnetic microparticles and tests with such microparticles in the GMI-based magnetic biosensors in real work conditions will form the subject of our further research.

REFERENCES

1. Xu, P., Zhong, W., Wang H., Tong R., and Du, Q., *On the copolymerization of acrylates in the modified microemulsion process,* **Colloid Polymer Science** (2004) 282: 1409–1414.
2. Kurlyandskaya, G., Levit, V., *Magnetic Dynabeads detection by sensitive element based on giant magnetoimpedance,* **Biosensors & Bioelectronics** 20 (2005) 1611-1616.
3. Ivanova, E.P., Papiernik, M., Oliveira, A., Sbarski, I., Smekal, T., Grodzinski, P., and Nicolau, D.V., *Feasibility of using carboxylic-rich polymeric surfaces for covalent binding of oligonucleotides for microPCR applications*, Smart Material and Structure, 11 (2002) 783-791.

MICROPARTICULE MAGNETICE ACOPERITE CU POLIMER CA MARCHERI ÎN BIOSENZORI

Rezumat: Sunt prezentate unele rezultate privind microparticule magnetice acoperite cu polimer şi câteva rezultate privind suprafaţa funcţionalizată cu polimer a elementului de detecţie al unui biosensor magnetic bazat pe efectul magnetoimpedanţei gigant. Utilizând o tehnică de polimerizare în emulsie, s-au obţinut microparticule magnetice acoperite cu polimer cu dimensiuni cuprinse între 5 şi 30 μm. Au fost utilizaţi monomeri de stiren şi anhidridă maleică pentru copolimerizare în scopul acoperirii elementului de detecţie magnetic. În final, suprafaţa polimerică a elementului de detecţie a fost funcţionalizată cu grupe carboxil.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

POINT OF VIEW GIVEN SPHEROIDIZING OF GRAPHITE

BY

VASILE COJOCARU-FILIPIUC

Abstract: The paper takes the moistening phenomenon of graphite by the metallic matrix into consideration, finding the limits of free enthalpy of the graphite-metallic matrix interface.

Having as base the definition of isobar thermodynamic potential, this one is expressed depending on entrophy, volume, pressure, chemical potential, interphase tension and graphite surface, all these from the graphite-metallic interface.

Then, the graphite surface is expressed during eutectic transformation and transformation what takes, place at temperatures bigger than eutectic temperature. So, it is established a mathematical model of that surface. For being nodular, graphite must have minimum surface, well, spheroidizing factors have to determine a minimum surface of graphite.

The spheroidizing factors what operate directly are chemical composition and temperature.

The spheroidizing factors what operate undirectly are enthalpy, graphite-metallic matrix interphase tension, thermodynamic activity of the chemical elements, specific heat, eutectic temperature and overheating temperature in liquid state.

Cooling rate operates on graphite spheroidizing undirectly.

Graphite increases nodularly into spheroidal place among particles from liquid iron or into bubbles of gaseous inoculant.

Key words: graphite-metallic matrix interface, moistening, free enthalpy, enthalpy, graphite surface, nodular graphite.

1. Aspects regarding geometry of the cooling curves

Nodular graphite is obtained by iron inoculating and malleable annealing, in specific conditions.

Nodular graphite is obtained in the case of Ni-C, Co-C, Pt-C, Rh-C, U-C etc.alloys, too, s1t.

According to s2t, in the case of grey cast iron, usually, the cooling curves, by inoculating for obtaining of nodular graphite iron, tolerate some changing, as in Fig. 1 – in zone of eutectic transformation. Fig. 1 shows that iron what is inoculated crystallizes with a small undercooling ratio.

Perhaps, the cooling rate, because changes the geometry of the cooling curves like the inoculants what are antigraphitizer, by increasing, has effect on graphite nodulizing.

The cooling curves are a manifestation of some properties of the alloys in liquid and solid state, the properties being dictated by chemical composition, temperature, cooling rate, metallographic microstructure and acceleration due to gravity. That's why the geometry of the cooling curves are a consequence of the modification

phenomenon what, in his turn, depends by a lot of factors – chemical composition of iron what is inoculated and of the inoculants, inoculating temperature, quantity of iron what is inoculated and of inoculant, state of aggregation of the inoculant, size of granulation inoculant, time between inoculating and beginning of crystallizing etc. At the same time, it must takes effects of the inoculating into consideration, for example, the size of graphite nodules, sphericity ratio of the graphite nodules, uniformity ratio of the inoculating etc. So, by some programmes, one order differential of the cooling rates are analyzed and the profile diagrams are elaborated. Finally, by expert systems, the results obtained are interpreted, so obtaining some information about the inoculation consequences and some factors what act on iron modification.

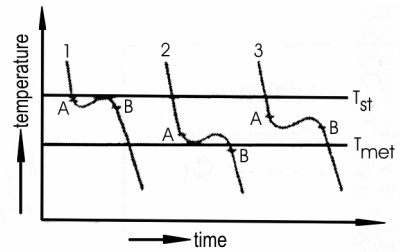


Fig.1.Cooling curves at eutectic transformation what represent initial iron (curve 1), iron inoculated by inoculants what are antigraphitizer (curve 2) and iron inoculated by inoculants what are graphitizer (curve 3), that's final iron: A – beginning of eutectic crystallization; B – final of eutectic crystallization; T_{st} – eutectic temperature of stable equilibrium; T_{met} – eutectic temperature of metastable equilibrium

2. Aspects regarding moistening phenomenon of graphite by metallic matrix

It is taken moistening phenomenon of the graphite by metallic matrix in consideration – Fig.2.

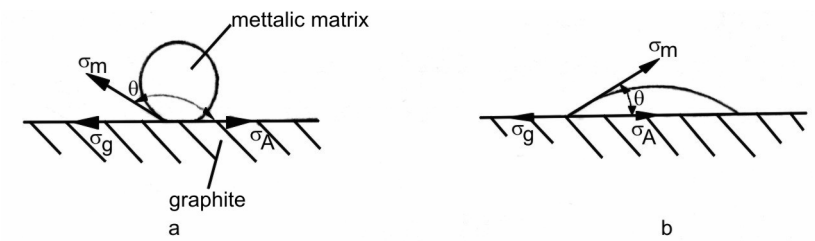


Fig.2. Representation of the moistening angle of graphite by liquid metallic matrix: σ_m – surface tension of the metallic matrix; σ_A– graphite-metallic matrix interphase tension; θ– moistening angle.

Taking the vectorial model from Fig.2, at equilibrium, into consideration, it must realize the (1) relation.

$$\sigma_g - \sigma_m \cdot \cos\theta - \sigma_A = 0, \quad (1)$$

where σ_g is graphite surface tension; σ_m – metallic matrix surface tension; σ_A– graphite-metallic matrix interphase tension; θ – moistening angle.

According to s4t source, the variation of free enthalpy of the graphite-metallic matrix interface – ΔG_A – , taken the (1) relation, too, into consideration, is the next one:

$$\Delta G_A = \sigma_g - \sigma_m - \sigma_A = \sigma_m (\cos\theta - 1), \quad (2)$$

Moistening angle varies between 0 and 180 degrees.

In the case when $\theta=0$ degrees, it results that $\Delta G_A = 0$ and moistening of the graphite is maximum.

Fig. 2 shows that in the case when moistening angle has small values, moistening is big, graphite having a big surface – graphite is flaky.

Because maximum moistening is in the case when $\theta=0^0$ and in the case when $\theta=0^0$ free enthalpy variation is zero, this situation involves the maximum moistening is realised when there are equilibrium conditions. The equilibrium conditions are obtained when the cooling rate is very small. Well, depending up on thermodynamic considerations, the very small cooling rates involve separating of flake graphite.

In the case when $\theta=180^0$, it results that $\Delta G_A = 2\sigma_m$.

Because $\sigma_m>0$, it results that $\Delta G_A< 0$ when $\theta=180^0$.

Because the moistening angle has the maximum value of 180^0, it results that, for this value, one obtains contact minimum surface between graphite and metallic matrix – one obtains the minimum moistening of graphite by metallic matrix. The minimum moistening is according to the spheroidal geometry of graphite, that's to value of $-2\sigma_m$.

Because, in the case when the moistening angle has value of 180^0, graphite is not moistened by metallic matrix – spheroidal graphite floats – it results that ΔG_A must not has the value of $-2\sigma_m$. Because, at equilibrium, ΔG_A has the value zero and the equilibrium conditions are not in practice, it results that

$$-2\sigma_m< \Delta G_A< 0 \tag{3}$$

Inequality (3) gives information about the value of free enthalpy variation of graphite-metallic matrix interface, but gives not information about the surface tension of the metallic matrix. For example, if σ_m has very small values, it results the σ_m tends to have zero value, that's ΔG_A tends to have zero value in the case when $\theta=180^0$, that's in the case of maximum moistening equilibrium conditions one realized. Well, inequality (3) has just a qualitative rôle.

The anterior conclusions shows that do not emphasize a conclusion about implicating of the cooling rate on modification process.

Practice shows that, in the case of castings having thick walls, nodular graphite is floated – is separated at the surface of the metal bath.

Taking (1) relation into consideration it results moistening angle θ – the

$$\theta = \arccos\frac{\sigma_g - \sigma_A}{\sigma_m} \tag{4}$$

same think from (2) relation.

$$\theta = \arccos\frac{\Delta G_A + \sigma_m}{\sigma_m} \tag{5}$$

Well, according to (5) relation moistening angle θ depends of free enthalpy variation of graphite-metallic matrix interface and surface tension of liquid iron.

3. Aspects of the implicating of graphite-metallic matrix interface thermodynamic potential

Taking the definition of free enthalpy into consideration, in the case when

metallic bath has minimum two chemical elements infinitesimale variation of free enthalpy of the graphite-metallic matrix – dG_A – is given by (6) relation, s5t.

$$dG_A = -S_A dT_A + V_A dp_A + \sum_{z=1}^{m} \mu_z^A dn_z + \sigma_A dA, \quad (6)$$

where S_A – entropy of isobar cooling of the interface; T_A – interface temperature; V_A – interface volume; p_A – interface pressure; μ_y^A – chemical potential of chemical elements from the interface; σ_A– graphite-metallic matrix interphase tension; A – surface of the graphite-metallic matrix interface; m – number of chemical elements from metallic bath.

Taking modification process is at constant pressure into account, it results that $dp_A = 0$ and (6) relation becomes (7) one.

$$dG_A = -S_A dT_A + \sum_{z=1}^{m} \mu_z^A dn_z^A + \sigma_A dA \quad (7)$$

One considers a eutectic transformation, that is than when eutectic cells are crystallized and increase.

Because during eutectic transformation the temperature is constant, it results that $dT_A = 0$ and (7) relation becomes the (8) one.

$$dG_A = \sigma_A dA + \sum_{z=1}^{m} \mu_z^A dn_z^A \quad (8)$$

If (8) relation is integrated by isothermal conditions, it results the value of G_A, that is

$$G_A = A\sigma_A + \sum_{z=1}^{m} \mu_z^A dn_z^A \quad (9)$$

The (9) relation involves the surface of the graphite-metallic matrix interface, that is

$$A = \frac{G_A - \sum_{z=1}^{m} \mu_z^A \cdot n_z^A}{\sigma_A} \quad (10)$$

One knows that

$$\mu_z^A = RT_A \ln a_z^A, \quad (11)$$

where R represents gas constant; a_z^A– thermodynamic activity of the chemical elements from interface.

So, it results a new expression for surface A, that is

$$A = \frac{G_A - \sum_{z=1}^{m} RT_A n_z^A \ln a_z^A}{\sigma_A} = \frac{G_A - \sum_{z=1}^{m} n_z^A \mu_z^A}{\sigma_A} \quad (12)$$

Nodular graphite corresponds to minimum surface of graphite.

To obtain a minimum value for A, according to (12) relation, G_A, T_A, n_z^A, a_z^A and σ_A must have optimum values. In addition, the next inequality have to be:

$$G_A > \sum_{z=1}^{m} RT_A n_z^A \ln a_z^A \text{ or } G_A > \sum_{z=1}^{m} n_z^A \mu_z^A \quad (13)$$

Consequence, the condition that σ_A to be very big it's not enough.

So, it seems that one is the cause that aluminum do not be inoculant (aluminum

increases surface tension of the metallic matrix).

In the case of separating of nodular graphite before liquidus line and between liquidus and eutectic temperature, integrating the (7) relation on a little temperature interval one obtains the next expression for G_A:

$$G_A = -S_A T_A^{'} + A\sigma_A + \sum_{z=1}^{m} \mu_z^A n_z^A, \tag{14}$$

where $T_A^{'}$ is the interface temperature but different of eutectic temperature.

Taking (11) relation and defining A it results the next result:

$$A = \frac{G_A + S_A T_A^{'} - \sum_{z=1}^{m} n_z^A R T_A^{'} \ln a_z^A}{\sigma_A} = \frac{G_A + S_A T_A^{'} - \sum_{z=1}^{m} n_z^A \mu_z^A}{\sigma_A} \tag{15}$$

To obtain a minimum value for A – to obtain nodular graphite – it must that G_A, S_A, $T_A^{'}$, a_z^A, n_z^A, μ_z^A and σ_A to have optimum values. In addition, it must that to be the next inequalities:

$$G_A > -S_A T_A^{'} + \sum_{z=1}^{m} n_z^A \mu_z^A \text{ or}$$

$$G_A > -S_A T_A^{'} + \sum_{z=1}^{m} R T_A^{'} \ln a_z^A \tag{16}$$

(12) and (14) relations exclude the direct implicating of the cooling rate in nodulizing process.

4. Implication of chemical composition and temperature of liquid iron on modification

Having as base (11) relation, definition of G_A– G_A= H_A-$T_A S_A$–, where H_A is interface enthalpy, definition of $a_z^A - a_z^A = f_z^A \cdot C_z^A$–, where f_z^A is thermodynamic activity coefficient of z element from interface and C_z^A is concentration on z element from interface and definition of σ_A, during the eutectic transformation, graphite surface A depends of temperature and chemical composition.

In addition, when temperature is bigger than eutectic one, it must take as base the definition of $S_A - S_A = C_p^A \ln \frac{T_s}{T_A^{'}}$–, where C_p^A is specific heat of interface and T_s is overheating temperature. So, it results that chemical potential of the chemical elements from interface must be correlated with specific heat of interface and ratio between overheating temperature and current temperature (another than eutectic one).

When the chemical composition of interface is constant, it results from inequalities (16) than if the overheating is increased, thermodynamic potential is increased too, and so, it is possible that graphite surface to have minimum values.

5. Implication of interface enthalpy on graphite nodulizing

If it considers the definition of isobar thermodynamic potential – $G_A = H_A - T_A^{'} S_A$– where H_A is interface enthalpy it results a new expression for surface A – (17) relations in the case of temperatures bigger than eutectic temperature.

$$A = \frac{H_A - \sum_{z=1}^{m} n_z^A \mu_z^A}{\sigma_A} = \frac{H_A - \sum_{z=1}^{m} RT_A \ln a_z^A}{\sigma_A} \tag{17}$$

In cases when temperature is eutectic, surface A has value as in (18) expressions.

$$A = \frac{H_A - T_A S_A - \sum_{z=1}^{m} n_z^A \mu_z^A}{\sigma_A} \text{ or}$$

$$A = \frac{H_A - T_A C_p \ln \frac{T_s}{T_A} - \sum_{z=1}^{m} n_z^A \mu_z^A}{\sigma_A} \text{ or} \tag{18}$$

$$A = \frac{H_A - T_A C_p \ln \frac{T_s}{T_A} - \sum_{z=1}^{m} RT_A n_z^A \cdot \ln a_z^A}{\sigma_A}$$

The factors what influence graphite nodulizing must be considered cumulatively at both temperatures – eutectic and bigger then eutectic. Well, the factors what have to be correlated for obtaining a minimum graphite surface – nodular graphite – are the next: H_A, T_s, T_A, n_z^A, a_z^A, C_p, a_z^A and σ_A. The means to activate on those ones are chemical composition, temperature and cooling rate. Those factors have to be optimum to obtain a minimum graphite surface. A relation more exact between those factors is (19) one.

$$H_A > T_A C_p \ln \frac{T_s}{T_A} - \sum_{z=1}^{m} RT_A n_z^A \cdot \ln a_z^A \tag{19}$$

When one tends to $H_A = T_A C_p \ln \frac{T_s}{T_A} - \sum_{z=1}^{m} RT_A n_z^A \ln a_z^A$, graphite tends to be point - like and iron tends to be motley.

When $T_A C_p \ln \frac{T_s}{T_A} = \sum_{z=1}^{m} RT_A n_z^A \ln a_z^A$, iron is solidified in Fe-C metastable system – interface becomes cementite – metallic matrix.

6. Implication of cooling rate on graphite nodulizing

Cooling rate influences undercooling ratio. So, cooling rate influences the temperature of the graphite-metallic interface. As a results, cooling rate influences the values of chemical potentials, entropy, specific heat, interphase tension and enthalpy. Well, all relations where those ones intervene, are conditioned by the cooling rate, too.

7. Implication of thermodynamic activity on graphite nodulizing

(18) relation, where thermodynamic activity intervenes is the base for analysis.

Considering the definition of thermodynamic activity, (19) relation becomes (20) one.

$$A = \frac{H_A - T_A C_p \ln \frac{T_s}{T_A} - \sum_{z=1}^{m} \left[RT_A (\ln f_z^A + \ln C_z^A \right]}{\sigma_A}$$

(20)

In (20) relation there is a very important factor – f_z^A – what depends, for a chemical element, by another chemical elements from the interface.

Well, one knows the general relation (21) for chemical element E_1.

$$\lg f_{E_1}^A = \%E_1 \cdot e_{E_1}^{E_1} + \%E_2 \cdot e_{E_1}^{E_2} + \%E_3 \cdot e_{E_1}^{E_3} + ... + \%E_m \cdot e_{E_1}^{E_m} \quad (21)$$

where E_1, E_2, … E_m represent the chemical elements from interface and $e_{E_1}^{E_m}$ represent the interaction coefficient of E_m chemical element on E_1 chemical element.

In (18) and (20) relations, among other things, for graphite surface to be minimum, it must $\sum_{z=1}^{m} n_z^A \ln a_z^A$ to be maximum. Well, for unalloyed irons, for example, the main chemical elements are Fe, C, Si, Mn, S and P.

If carbon has not a big thermodynamic activity, there is the risk that iron to solidify by Fe-C metastable system. Consequence, it must have a minimum thermodynamic activity of carbon for iron to solidify greyly and it must have a maximum thermodynamic activity of carbon for graphite to have a minimum surface. This one, one obtains in the case of big concentrations of carbon and silicium – s8t. Manganese decreases carbon thermodynamic activity – well, it must have small concentration.

In the case of an unalloyed iron, a carbon concentration less than 3,4% put under the question mark the graphite nodulizing by treatment of iron with magnesium.

It seems that it is very important that inoculant to be in interface and, in the same time, to have a big thermodynamic activity.

Well, inoculants as Mg, Ce, Y, Ca, Li, Na etc. must be adsorbed at interface and, in addition, confer it a maximum $\sum_{z=1}^{m} n_z^A \ln a_z^A$.

Adsorption capacity of inoculants at graphite surface results from adsorption isotherm of Gibbs – $\Gamma_z = -\frac{a_z}{RT_A} \cdot \frac{d\sigma_A}{da_z}$ – where Γ_z is adsorption coefficient of the z chemical element. Well, for adsorption, it must that

$$\frac{d\sigma_A}{da_z} < 0 \quad (22)$$

The source s4t indicates, in the case of iron inoculating with magnesium, by experiment, magnesium distribution in the graphite-metallic matrix interface and silicium distribution in the metallic matrix but next to graphite-metallic matrix interface. Silicium increases strongly carbon thermodynamic activity. This experiment conform the theoretical analysis.

In the case of unalloyed irons, the most important chemical element from interface is carbon what must have a big thermodynamic activity – big quantity and big thermodynamic activity coefficient. The s9t source indicates (23) relation for

carbon thermodynamic activity coefficient f_c.

$$\lg f_c = -0{,}23 + 0{,}049\ [\%_A C], \qquad (23)$$

where $\%_A$ represents atomic percentages. Well, beginning from about 5 atomic percentages up, f_c becomes positive and, so, influences significantly carbon thermodynamic activity.

8. Increasing place of nodular graphite – hypothesis

One estimates that nodular graphite germinates and increases in the blanks of spheroidal geometry from the particles from liquid iron.

In metals in liquid state there are microcavities among particles (molecules, atom, ions), microcavities what are in metals in solid state too, and what have big size in metals in gaseous state, s5t.

According source s4t, the microcavities geometry dictates the graphite geometry what is obtained in solid iron by transformation of cementite by thermal treatment (it is about of the obtaining of nest graphite and nodular graphite by special conditions – big sulphur concentration or spheroidal microcavities caused by special thermal treatment) and liquid iron by magnesium bubbles whose geometry is almost spheroidal. These aspects are verified experimentally.

Nodular graphite germination process excludes the presence of the graphite inclusions (specially the flaky ones) in liquid iron – excludes the heterogeneous structure of liquid iron what there is between liquidus line temperature and 1,400…1,410^{0}C temperature. Well, that one excludes the temperatures of liquid iron under 1,400…1,410^{0}C temperature. If liquid iron is not overheated at the temperatures bigger than 1,400…1,410^{0}C and if the charge contains metallic sorts with flake graphite, the flake graphite cannot be eliminated from liquid iron. Superheating iron excludes non-metallic inclusions in a large measure.

Nodular graphite germinates in a liquid iron whose structure is homogeneous.

Sulphur is adsorbed on residual graphite surface and keeps residual graphite until temperatures about 1.500^{0}C. So, it results that the sulphur content have to be small or when it is accepted the big contents it must increase the superheating ratio. Big equivalent carbon increases the stability of residual graphite. That's why, chemical elements as Si, P, S, Al, Sn etc. involve big superheating ratio if iron what must be inoculated.

One estimates that the propriety what conditions the geometry of the microcavities is the cluster-metallic matrix interphase tension.

There is a favorable chemical composition, influenced by inoculants too, what involves that cluster-metallic matrix interphase tension to have big values and the microcavities to have a quasispheroidal geometry.

In the case when the inoculant there is in the gaseous state, it must that the bubble – metallic matrix interphase tension to be big, the result being a quasispheroidal geometry for bubbles. So, a small inoculant quantity in liquid iron, involves for inoculant bubbles a unspheroidal geometry – unspheroidal graphite.

Graphite germinates on microcavities surface, increasing along base hexagonal plans – very much – and perpendicular on base hexagonal plans – not so much.

Increasing of graphite along the base hexagonal plans is stopped of meeting with

another base hexagonal plans what come from another graphite nucleus.

9. Conclusions

9.1. For obtaining nodular graphite, it must that graphite surface to be minimum;

9.2. Variation of free enthalpy of graphite-metallic interface has values in $-2\sigma_m ... 0$ interval, where σ_m is surface tension of the metallic matrix;

9.3. The moistening angle of graphite by liquid metallic matrix, θ, depends of metallic matrix surface tension, σ_m, and free enthalpy variation of the graphite-metallic matrix interface, ΔG_A, by the next relation: $\theta = \arccos\frac{\Delta G_A + \sigma_m}{\sigma_m}$;

9.4. Graphite surface, A, depends directly by the next factors: superheating temperature of liquid iron, T_s, specific heat, C_p^A, thermodynamic activity of chemical elements, a_z^A, chemical composition of iron, graphite-metallic matrix interphase tension, σ_A, enthalpy of that interface, H_A, and eutectic temperature, T_A, the interdependence being the next:

$$A = \frac{H_A - T_A C_p^A \ln\frac{T_s}{T_A} - \sum_{z=1}^{m} R T_A n_z^A \ln a_z^A}{\sigma_A};$$

9.5. In the case when one tends to equation

$H_A = T_A C_p \ln\frac{T_s}{T_A} - \sum_{z=1}^{m} R T_A n_z^A \ln a_z^A$, graphite tends to be point-like, and iron tends to be motley. In the case of that equation, iron is solidified by Fe-C metastable system – interface becomes cementite-metallic matrix.

9.6. Cooling rate is implicated indirectly on the graphite surface, activating on undercooling ratio – exchanging the eutectic temperature value;

9.7. To obtain nodular graphite, the liquid iron structure have to be homogeneous;

9.8. In the case of unalloyed irons – grey irons – a big carbon content is imposed;

9.9. Because an enough big number of factors activates on graphite nodulizing, graphite nodulizing is a complex problem;

9.10. Graphite nodulizing, imposes, for unalloyed irons, big contents for C and Si;

9.11. Graphite nodulizing is conditioned of the inoculant presence in graphite-metallic matrix interface, too;

9.12. One estimates that nodular graphite germinates and increases in the microcavities whose geometry is quasispheroidal or in the bubbles of inoculant of quasispheroidal geometry, too;

9.13. The most important factor what determines the quasispheroidal geometry of the microcavities among particles – among the clusters, for example – is the cluster metallic matrix interphase tension (big values);

9.14. The base factors what influences graphite nodulizing directly, are chemical composition of iron and iron temperature;

Received , 2005 The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1.Sofroni, L., {tefanescu, D.M. and Vincenz, C. *Fonta cu grafit nodular*. **Editura Tehnica**, Bucuresti, 1978;
2. Sofroni, L. and {tefanescu, D.M. *Fonte modificate cu proprietati superioare*. **Editura Tehnica.,** Bucuresti, 1971;
3. Cosneanu, C. and Ghiu, M. *Tehnologii moderne in productia de piese turnate*. **Revista de Turnatorie**, Bucuresti, No 2, 2000, p. 17...21;
4. Itofuji, H. *Proposal of site theory*. Translating by Sofroni, L. – Cu privire la teoria formarii grafitului nodular. **Revista de Turnatorie**, Bucuresti, No. 5, 6, 2004, p. 5...12;
5. Oprea, F., Taloi, D., Constantin, I. And Roman, R. *Teoria proceselor metalurgice*. **Editura Didactica si Pedagogica**, Bucuresti, 1978;
6. Sofroni, L. *Elaborarea si turnarea aliajelor*. **Editura Didactica si Pedagogica**. Bucuresti, 1975;
7. Vermesan, E., Ionescu, I. and Urseanu, A. *Chimie metalurgica*. **Editura Didactica si Pedagogica**, Bucuresti, 1981;
8. Vacu, S. et. al. *Elaborarea otelurilor aliate*. *Vol. I.* **Editura Tehnica,** Bucuresti, 1980;
9. Tripsa, I., Oprea, F. and Dragomir, I. *Bazele teoretice ale metalurgiei extractive*. **Editura Tehnica,** Bucuresti, 1967.

Thanks to Mr. Mihai {tefan, assist. Prof. At the Technical University „Gh. Asachi" for some mathematics suggestions.

Vasile Cojocaru-Filipiuc, D.Sc.Prof., Technical University „Gh. Asachi", Bv. Mangeron, nr. 61, Iaşi, Romania

PUNCT DE VEDERE PRIVIND NODULIZAREA GRAFITULUI

Rezumat: Se ia in consideratie fenomenul de umectare a grafitului de catre matricea metalica, aflându-se limitele intre care variaza potentialul termodinamic izobar al interfetei grafit-matrice metalica.

Plecând de la definitia potentialului termodinamic izobar, se expliciteaza acest parametru de stare in functie de factori ce actioneaza asupra interfetei grafit-matrice metalica – entropie, volum, presiune, potential chimic, tensiune interfazica, aria grafitului, temperatura eutectica, temperatura de supraincalzire in stare lichida si caldura specifica.

Ulterior, se expliciteaza aria grafitului la transformarea eutectica si la temperaturi mai mari decât temperatura eutectica, stabilindu-se un model matematic al acesteia in care figureaza factorii ce o influenteaza.

Conditia de nodulizare a grafitului este aceea de arie minima a grafitului, adica de valori ale factorilor implicati in nodulizarea grafitului care sa determine un minim al ariei grafitului.

Factorii principali implicati direct in nodulizarea grafitului sunt compozitia chimica a fontei si temperatura fontei.

Factorul indirect implicat in nodulizarea grafitului este viteza de racire.

Se estimeaza ca grafitul creste nodular in golurile sferice dintre particule, din fonta lichida, sau in bulele de modificator.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 681.3

EXPERIMENTAL DATA ACQUISITION FOR BALL BEARING FRICTION TORQUE MEASURING

BY

IOAN DAMIAN, VIOREL PALEU and SPIRIDON CREŢU

ABSTRACT. In ball bearings, the friction moment developed at both the inner and outer race level, can be experimentally estimated for complex load conditions (axial and radial load, and misalignment effect), similar to the running conditions found in practical applications. The paper presents the experimental rig, and the structure of the experimental data acquisition chain. The experimental measured values are in good agreement with those found in literature.

Key words: ball bearings, friction moment, data acquisition.

1. Introduction

For the estimation of the friction torque in the ball bearing there is a multitude of experimental devices which determines only the friction torque developed in the inner ring. The working conditions of the ball bearings make the modification of the rotation angle between the ball bearing rings which also produces a modification of the friction torque in the bearing.

Thus, it is necessary an experimental device which allows the friction moment measurement in the ball bearing, in the case of a complex loads conditions and also the simulation of the rotation angle between the bearing' rings because of the modification of the shaft rigidity under the running condition action.

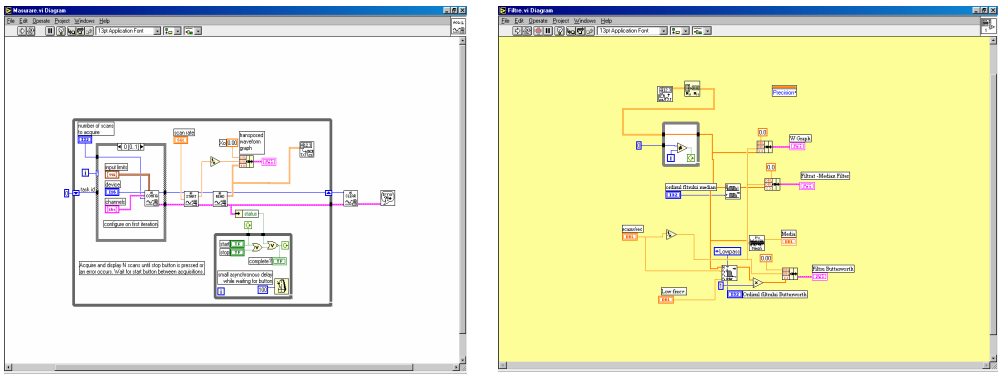
2. Experimental device

For the measurement of the friction torque in the angular ball bearing , an experimental device was designed and developed ,Damian (2002), presented in fig.2.1. The device allows the making of a complex load formed by a radial force F_r= 0÷2000 N, an axial load F_a= 0÷700 N and a misalignment between the tested bearing rings γ_z= 0÷15 min , for a rotation range n= 0÷8000 rot./min and the determination of the friction moment on both inner ring and outer ring in the bath oil lubrication condition.

For obtaining the experimental data it was used a measurement chain, which consists of the torque transducer, the measuring bridge, the device data acquisitions, and the soft LabView for working out this data.

The measurement chain diagram made with the aid of the LabVIEW program , fig. 2.2, offers the possibility to collect and to work out the experimental data obtained for the friction torque developed in the angular ball bearing.

Fig.2.1 The experimental setup



(a) (b)

Fig.2.2 Block diagrams: (a) data acquisition: (b) data processing

3. Experimental results

The friction torque developed in the angular ball bearing 7012 CTA P4 was measured with the aid of the experimental device, for the following conditions:

- the axial load: 350 N ; 700 N.
- the radial load: 500 N, 1000 N, 1500 N, 2000 N.
- the rotational speed of the inner ring: N_i = (0…8000) rot/ min.
- the lubricant viscosity: 0.033 Pa·s; 0.095 Pa·s.
- the misalignment between bearing's rings: γ_y= 0'; 5' ; 10' ; 15' .

The experimental results of the friction moments in the angular ball bearings present its evolution in the condition of following influences:

-the influence of speed running fig.3.1,
-the influence of axial force $F_a = F_z$, fig.3.2,
-the influence of radial force $F_x = F_r$, fig.3.3,
-the misalignment influence γ_y , fig.3.4,
-the viscosity influence η , fig. 3.5.

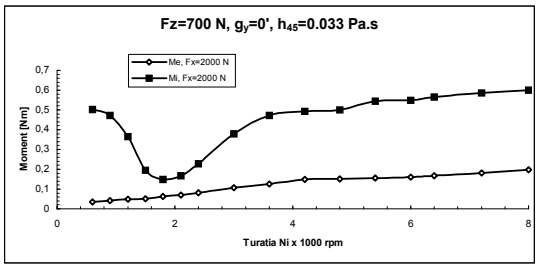


Fig. 3.1.

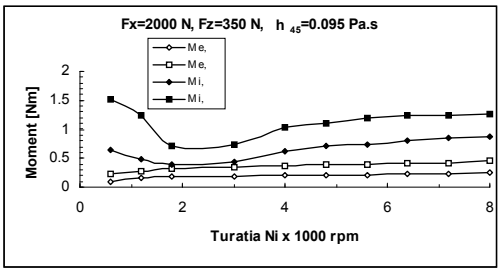


Fig.3.2.

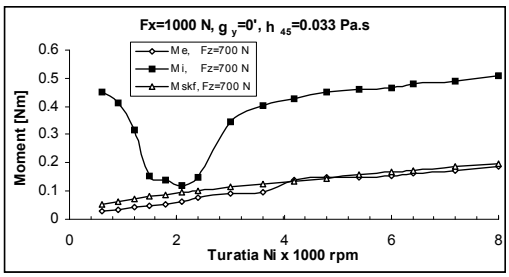


Fig.3.3.

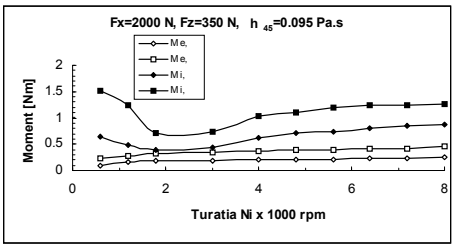
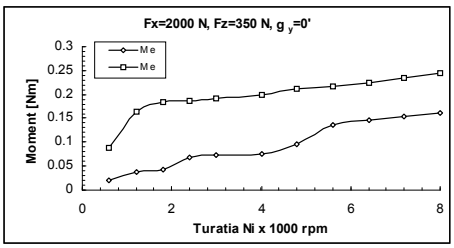


Fig.3.4.



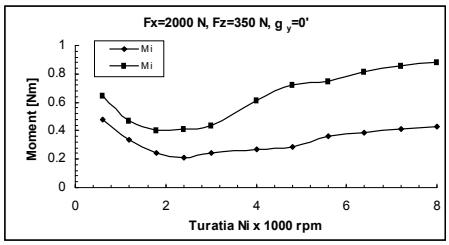


Fig.3.5.

1. Conclusions

By analysing the experimental results we reach the following conclusions:

-the measured torques in the outer ring "M_e" , are in the same values range as those obtained by the SKF Catalogue (1989);

-the friction moment in the inner ring "M_i"measured on the device has an evolution which is similarly with the variation of the lubricant parameter , in the case of superior coupling.(Stribeck)(Damian 2002);

-the continous increasing of the friction torque "M_e", is explained by the fact that at the outer contact level the balls desplacement gets close more by the rolling domain, the traction force from the outer contact having the values smaller than those from the inner contact;

-both a high speed increasment of the friction moment "M_e" and also of the friction torque "M_i" takes place when a misalignment "γ_y" is present between the two rings ;

-the increasing of the oil viscosity lead to the increasing of the friction torque values, both the outer ring "M_i", and the inner ring "M_e" .

Received April 20, 2005

Technical University "Gh.Asachi" , Jassy,
**Departament of Internal Combustion Engine and Automotive Vehicles*
and
***Departament of Machine Design and Tribology*

REFERENCES

1. Damian I. Teza de Docotorat: *Contributii privind influenta conditiilor de exploatare asupra pierderilor prin frecare din rulmenti*. IASI 2002.

2. Damian I. Brevet de Inventie nr. 118093 B, Int. Cl. G 01 M 13/04 , 28.11.2002.

3. *S.K.F. General Catalogue* 4000 / I.E. Industries INC. 1989.

ACHIZIȚIE DE DATE EXPERIMENTALE PENTRU MĂSURAREA MOMENTULUI DE FRECARE DIN RULMENȚII CU BILE

(Rezumat)

In rulmentii cu bile este posibila aprecierea pe cale experimentala a momentului de frecare dezvoltat la nivelul ambelor cai de rulare, in conditii de incarcare complexa (forta radiala, forta axiala si inclinare relativa a inelelor), similare conditiilor de functionare din aplicatiile practice. Se prezinta standul experimental si structura lantului de achizitie a datelor experimentale. Valorile masurate pe cale experimentala sunt in concordanta cu cele oferite de literatura.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 519.21

HEAT PROCESS OPTIMIZATION IN INDUSTRIAL FURNACES

BY

ADRIAN DIMA, ALINA ADRIANA MINEA and IULIA MARGARETA DIMA

***ABSTRACT**: Materials Science represents, by its applications, the beginning of the industrial society transformations in well develop society from society in developing. The large spectrum of activities of the materials science principles and laws in industrial societies goes to identification of the basis development directions, which contributes to gain the new materials and production technologies that are indispensable in a future industry society. This has, also, a benefice on ecology and rational utilization of the natural mineral resources.*
Materials engineering represent the applicative side of materials science and puts the basis of materials obtaining technologies, which are very important in the actual stadium of the industrial society development.
Using the computer assisted modelling leads to the development of the energetic bases, which involves a complete elimination of rejects, a decrease of costs and an increased productivity.

***Keywords**: furnace, materials engineering, optimization, computer modelling*

1. Introduction

Materials Science represents, by its applications, the beginning of the industrial society transformations in well develop society from society in developing. The large spectrum of activities of the materials science principles and laws in industrial societies goes to identification of the basis development directions, which contributes to gain the new materials and production technologies that are indispensable in a future industry society.

This has, also, a benefice on ecology and rational utilization of the natural mineral resources.

Materials engineering represent the applicative side of materials science and puts the basis of materials obtaining technologies, which are very important in the actual stadium of the industrial society development and also, creates the premises of an ulterior develop.

Metals heating, in a furnace, are conditioned by heating time in a furnace with known characteristics. Temperature control and uniformity present essentially the same problems in heat treating as they do in hot forging.

Good temperature control and uniformity throughout the furnace and load are required for all heat operations. Recommended temperature is generally those that are least critical and that can be used with practical time cycles.

2. Contributions

The general methods for heat treating include the use of molten salt – baths, air – chamber furnaces and induction heaters. The choice of heating equipment depends largely on the alloy and the configuration of the parts to be processed.

The heat in a furnace can be obtained in two principal ways:

- by burning – chemical process that consist in a chemical reaction between the fuel and an optimum quantity of air;
- by electricity – physical process that consists in obtaining heat from electrical energy.

Air furnaces are used more widely because they permit greater flexibility in operating temperature. Air furnaces are also more economical when the product mix includes a few parts; holding temperature of a large volume of salt in readiness for an occasional part is far more expensive than heating an equal volume of air.

In air furnaces, careful attention should be given to arrangement of the load. Air flow and natural temperature distribution within the furnace should be arranged to:

– offer minimum resistance to air flow
– produce the least disturbance in the natural temperature distribution
– afford constant replenishment of the envelope of air around each part.

Fuel furnaces are used because they are low costs equipments and permit wide processes at high temperatures.

Using fuel furnaces appear some problems with the evacuated gases. These gases create pollution and it must be evacuated using special equipments.

Fuels that are used in furnaces are:

- natural fuel
- artificial fuel.

Also, in industry are used solid, liquid or gaseous fuels. In the most applications are used gaseous fuels because of their advantages:

- easy transport
- burning in a minimum quantity of air
- the possibility of directing the heat on many burners
- the absence of ash.

Industrial heating furnaces are complex thermal units with high energy consumptions that are producing heat at optimal using parameters. It is commonly known by specialists in hot working that substantial energy decreases may be achieved by:

- strictly maintaining the working parameters,
- loading all units at nominal capacity,
- daily surveillance according to norms of energy and fuel consumptions.

In our opinion, the main levels to reduce energy consumptions in industrial furnaces are divided in two important categories:

- analytical calculation of billets heating processes. The calculus is referred to the steel, the size and geometrical configuration of the billet; the furnace type and to the hot working process which the heated billet will be later subjected to.
- accurate knowledge of the optimal functioning of the furnaces and its auxiliary units, in order to obtain a certain heating cycle. This operation is known in the literature as “know how”.

Obtaining an optimum functioning cycle for the industrial furnace, with "know how" procedure, uses the following main directions:

– from what
– with what
– to what.

The procedure of the furnaces functioning surveillance is described in figure 1.

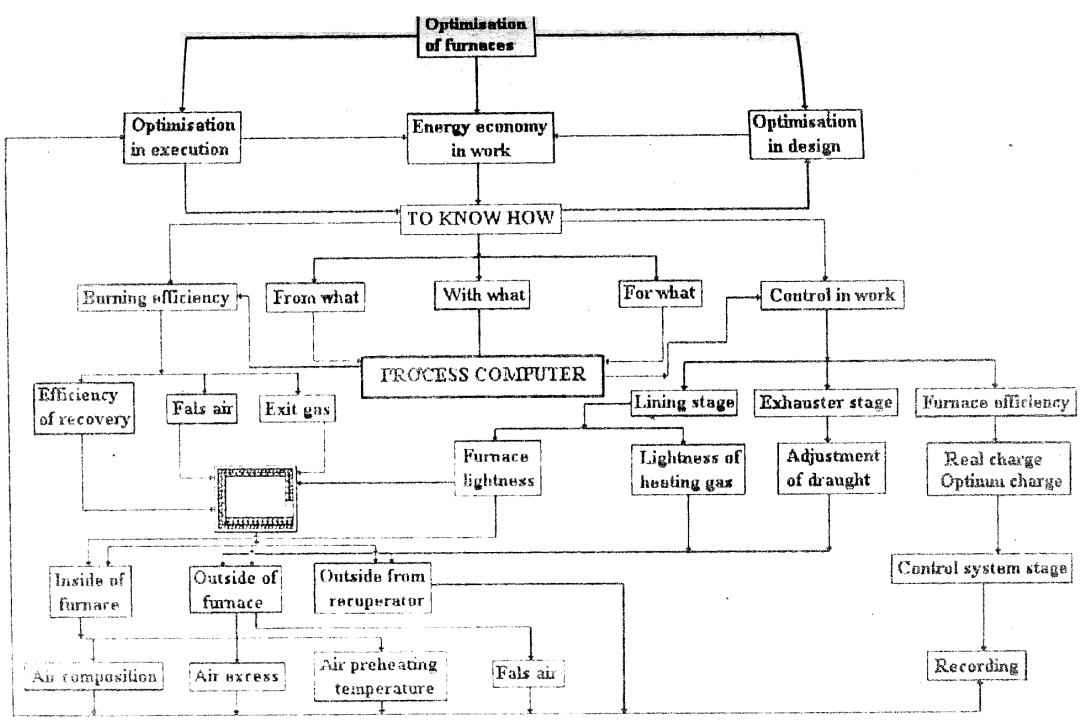


Figure 1.

The research direction using optimal heating technologies must be studied with "know how" technology that involves the following steps:

– critical analysis of heating technologies;
– redesigning industrial furnaces;
– introducing modern burners and heating process;
– analytical and theoretical design for thermal cycles;
– computer assisted optimization of the research theme.

Computer assisted optimization of the research theme is possible on the basis of establishing the needed input data:

– furnace chamber size;
– the ingots number of the charge;
– chemical composition of the material subjected to the heating processes;
– ingot geometry;
– the temperature gradient of the ingot core and surface;
– the final heating temperature for the ingot;
– physical characteristics variation with temperature;
– the criteria variation.

All of these data must be included in a computer program that is conceived from many modules that make possible the calculation of the heating time, ingot core and surface temperature variation in the process, as well as the stress variation.

3. Conclusions

Materials Science represents a science in full evolution in concordance with the necessities of a modern society. Without modern materials and without European integration we can not conceive a society development at the needed level.

As a conclusion, we must say that the use of the computer assisted mathematical models leads to the development of the energetical bases that involves a complete elimination of the rejects, a decrease of production costs and an increased productivity.

References

1 A. Dima, I. Alexandru, A. Simionescu, C. Ciochina, E. Andrei (1997) Stiinta si ingineria materialelor in societatile de tranzitie, cu particularizare in societatea romaneasca. Stiinta la sfarsit de mileniu. Academia Oamenilor de Stiinta din Romania. Bucuresti, pp. 140.

2 A. A. Minea (1996) Studies concerning the improvement of the construction and functioning parameters of aluminum alloys heat treatment furnaces.Bul. I.P.Ia[i

3 A. A. Minea, A. Dima (2002) Influence of the heating process on aluminum alloys failure. Materials Engineering, vol. 13, n.3, pp. 265-267, ISSN 1120-7302.

4 A. Dima, A.A. Minea (2002). Theoretical contributions regarding atmosphere circulation in a radiative furnace. Materials Engineering, vol. 13, n.2, pp. 187-190, ISSN 1120-7302

5 A.A. Minea (2003) Heat transfer and thermic instalations. Ed. Cermi, Iasi.

6 A.A. Minea , A. Dima(2005) Energy and mass transfer. Ed. Cermi, Iasi

7 A. Dima, A.A. Minea (2005) Furnaces and heating installations. Ed. Cermi, Iasi

A. DIMA, A.A.MINEA, I.M. DIMA, "GH. ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IASI, ROMANIA

OPTIMIZAREA PROCESELOR DE INCALZIRE IN CUPTOARELE INDUSTRIALE

REZUMAT: Stiinta materialelor reprezinta izvorul transformarilor societatilor industriale din societati in curs de dezvoltare in societati puternic dezvoltate. Ingineria materialelor reprezinta latura aplicativa a stiintei materialelor prin intermediul careia se pun bazele tehnologice de obtinere a materialelor necesare stadiului actual al dezvoltarii societatilor industriale.

Folosind optimizarea asistata de calculator a proceselor se ajunge la dezvoltarea bazei energetice, ceea ce implica o eliminare completa a rebuturilor, o descrestere a costurilor si o crestere semnificativa a productivitatii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.01.2

STUDIES CONCERNING THE ENHANCING OF THE MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THE ALUMINUM CAST ALLOYS BY HEAT TREATMENTS

BY

ADRIAN DIMA*, IULIA MARGARETA DIMA and ALINA MINEA***

Abstract: *The experimental research concerning the determination of the variation of the dynamic and static mechanical properties,during the heat treatments put into evidence the structural changes of the aluminum alloys leading at the drawing of the diagrams for these mechanical characteristic features.*
Keywords*: aluminium alloys, mechanical properties, heat treatment*

1. Introduction

Because of the structural changes that take place during the heat tretment process the static and dynamic mechanical characteristics of the material change too. So, hardness, and traction characteristics as well as the fatigue behavior of the cast aluminium alloys change significantly.

2. Material and experiment

The experiments were conducted for determining the breaking resistance to traction and for hardness determination. Two types of aluminium alloys were tested acording STAS 201-2-1971.

The tested pieces were obtained in a technological flow of casting in metallic moulds, in the same technological conditions as in the industrial production.

For the determination of the ultimate tensile strength value, there a set of five samples was used, for each type of thermal cycle (heat treatment).

Also for the determination of the average value of the hardness, with the Brinell method, there were used five experimental values. Table 1 shows the average tensile strength and the hardnes obtained in the tests without any heat treatment.

Alloy	Ultimate strength [dan/mm^2]	Hardness Brinell
ATC Si 10 Mg	20.1	65.4
ATC Si 5 Cu - 1	17.3	72.3

The figures 1 and 2 show the change in the ultimate strength values of the two studied alloys.

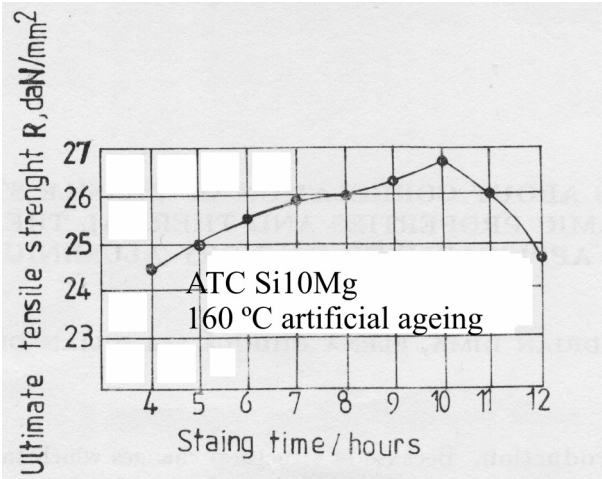


Fig. 1

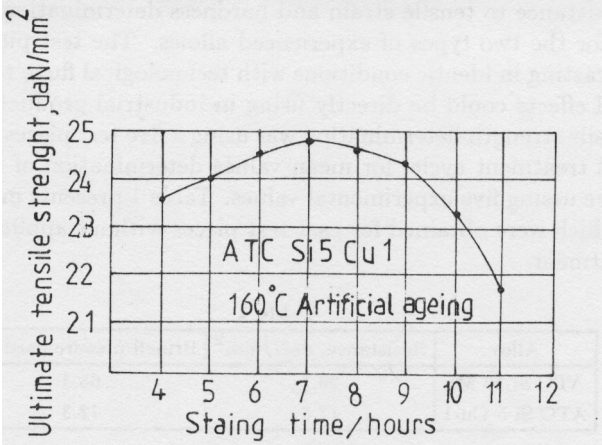


Fig. 2

Figures 3 and 4 show the change in the hardness Brinell for the two studied alloys.

A general study of the average value curves of static tensile properties variation shows that the performing experiences point out the structural changes.

The optimum values of static tensile properties studied for those two alloys (ATC Si 10 Mg and ATC Si 5 Cu -1) result from using complex heat treatment: hardening and artificial ageing at 160 ^{0}C, by maintaining the first alloy during 10 hours and for the second one for 7-8 hours.

The fatigue behavior is one of the propertie that must be studied too because many of aluminum casting are being used as parts in cycling motion.

For determining the fatigue resistance, there were used Amsler test pieces and constant bending cycles.

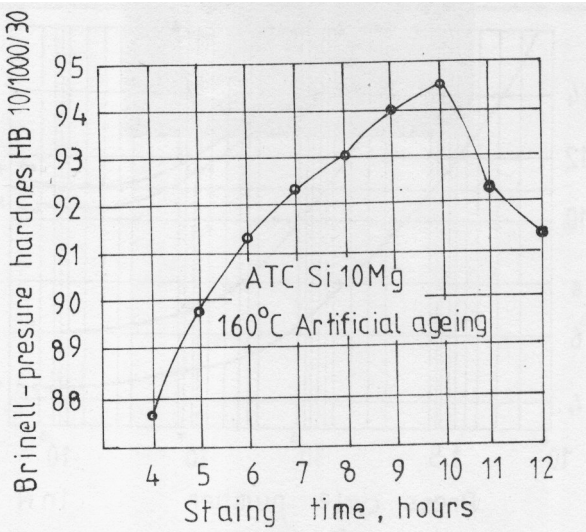


Fig. 3

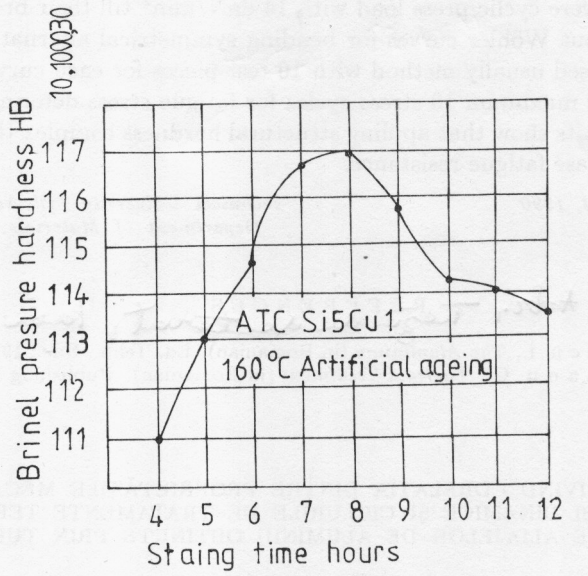


Fig. 4

The samples were cyclicly stress with 14 daN/mm^2 until breaking.

For obtaining the fatigue curves simetrical bending cycles were applied to 16 samples for each curve.

The Wőhler curves obtained are shown in figure 5: 1- ATC Si 10 Mg; 2 – ATC Si 10 Mg after 6 hours of putting into solution at 520 ^{0}C, quenching and artificial ageing for 10 hours at 160 ^{0}C; 3 – ATC si 5 Cu – 1; 4 – ATC si 5 Cu -1 after 6 hours of putting into solution at 520 ^{0}C, quenching and artificial ageing for 8 hours at 160 ^{0}C.

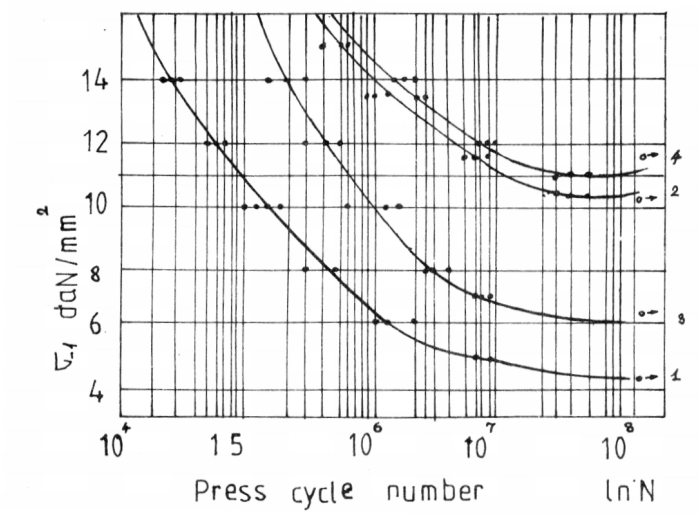


Fig . 5

3. Conclusions

For the studied alloys it can be seen that the fatigur resistance enhaced significantly after ageing, fact that is in accordance with the literature.

References

1. Dima, A, Teza de doctorat, I.P. Iasi, 1980
2. Lazarescu, I., Aluminiul, Ed Tehnica, Bucuresti, 1978
3. Vermesan, G., Tratamente termice, Ed. Dacia, Cluj-Napoca, 1978.

Adrian Dima ***Technical University Iasi**
Alina Minea
Iulia Margareta Dima ****District School Inspectorate Iasi**

STUDII PRIVIND CRESTEREA CARACTERISTICILOR MECANICE ALE ALIAJELOR TURNATE DIN ALUMINIUPRIN TRATAMENTE TERMICE

Rezumat: Cercetarile experimentale privind determinarea variatiilor proprietatilor mecanice, dinamice si statice in timpul tratamentelor termice pun in evidenta schimbarile structurale ale aliajelor de aluminiu conducand la trasarea diagramelor valorilor caracteristice mecanice si statice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01

CURRENT IN A 1D CIRCULAR WIRE

BY

MARIANA LATU

Abstract The paper reports a theoretical study of the electrical properties for a circular one-dimensional wire. We present a new derivation of the single-channel conductance formula. We consider the situation of a one-dimensional circular wire. From the Born-von Karman periodic boundary condition result the values for the electron wave function, energy and the density of states. Then we have calculated the total current flowing accros thr system and the conductance. The effects of the transmission coefficient on the conductance are studies.

Key-words: one-dimensional wire, electron wave function, energy, density of states. total current, transmission coefficient, conductance

1. Introduction

One important length scale characterizing quantum systems is the Fermi wavelength

$$\lambda_F = \frac{2\pi}{k_F} \tag{1}$$

where k_F is the Fermi wave number.

Consider a system confined into a box with sizes L_x, L_y and L_z ($L_x<L_y<L_z$). The system is a quantum wire (quasi 1D) if it is satisfied the relation [1]:

$$L_x < L_y \approx \lambda_F << L_z \tag{2}$$

The system is a one-dimensional wire (1D) if the relation is:

$$L_x < L_y < \lambda_F << L_z \tag{3}$$

Quantum structure have shown new phenomena associated with ballistic transport in which electrons can move without being scattering by impurities or random potential fluctuations, such as conductance quantization, the Coulomb blockade and Tomonanga-Luttinger liquid.

R.Landauer derived the relation between the conductance of a one-dimensional wire and the transmision and reflection probabilities at the Fermi level [2]. The sample is connected to two electron reservoirs by
ideal 1D conductors. A stream of particles hits the barriers, a fraction R is reflected, and a fraction T is transmitted. The total current flowing across the system is given by

$$I = (-e)v\frac{\partial n}{\partial E}T(\mu_1 - \mu_2) \tag{4}$$

Here v is the Fermi velocity, $\frac{\partial n}{\partial E}$ is the density of states for two spin directions and for carriers with positive velocity. μ_1 and μ_2 represent the quasi-Fermi energy.
. Taking into account that in one-dimension the density of states is:

$$\frac{\partial n}{\partial E} = \frac{1}{\pi\hbar v} \tag{5}$$

and the voltage difference between the reservoirs is given by:

$$(-e)V_{21} = (\mu_1 - \mu_2)R \tag{6}$$

for the conductance result:

$$G = \frac{e^2}{\pi\hbar}\frac{T}{R} \tag{7}$$

Landauer's formula has been extended to systems with higher dimensions having many-channels [3-6].

Transport quantities, other than the conductance, in one-dimension wire have also been studied [7-11].

2. The single-channel case

In this paper we present the derivation of the single-channel conductance of a one-dimensional circular quantum wire.

An approximation for the description of an electron gas is to neglect all interactions, the Coulomb interaction of the electrons with each other and the interaction of the electrons with the positive background (or the ion lattice). Every electron is then independent of every other and subject only to external force. This approximation is valid for the conduction electrons in monovalent metals and in many semiconductors.

If we neglect all interactions, the Schrödinger equation becomes:

$$-\frac{\hbar^2}{2m}\sum_j \nabla_j^2 \Phi = E\Phi \tag{8}$$

The wave functions Φ are appropriate combinations of one-electron wave functions. If also write the energy E as a sum over one-electron energies E_j, the relation (8) splits into one-electron equations [12]:

$$-\frac{\hbar^2}{2m}\nabla_j^2\Phi_{jj} = E_j\Phi_j \tag{9}$$

We can omit the index j and E will be the one-electron energy.
In the spherical coordinates, the laplacean is:

$$\Delta = \nabla^2 = \frac{1}{r^2}\frac{\partial}{\partial r}\left(r^2\frac{\partial}{\partial r}\right) + \frac{1}{r^2}\left[\frac{1}{\sin\theta}\frac{\partial}{\partial\theta}(\sin\theta\frac{\partial}{\partial\theta}) + \frac{1}{\sin^2\theta}\frac{\partial^2}{\partial\varphi^2}\right] \tag{10}$$

For a circular wire, in xOy plane, we have:

$$r = \text{const.}, \quad \theta = \frac{\pi}{2} \tag{11}$$

and Δ becomes:

$$\Delta = \frac{1}{r^2}\frac{d^2}{d\varphi^2} \tag{12}$$

With the notation:

$$k^2 = \frac{2mE}{\hbar^2} \tag{13}$$

the Schrödinger equation takes the form:

$$\frac{d^2\Phi}{d\varphi^2} + r^2k^2\Phi = 0 \tag{14}$$

The solution of the equation is:

$$\Phi(\varphi) = A_1e^{irk\varphi} + A_2e^{-irk\varphi} \tag{15}$$

The electron moves in the trigonometrical sense or in the other sense. Thus the solution (15) becomes:

$$\Phi(\varphi) = Ce^{irk\varphi} \tag{16}$$

Thwe Born-von Karman periodic boundary conditions is:

$$\Phi(\varphi) = \Phi(\varphi + 2\pi) \tag{17}$$

It follows from this condition that the wave vector of electron takes the following values:

$$k_n = \frac{n}{r}; \quad n = 0, \pm 1, \pm 2.... \tag{18}$$

The energy and the velocity of electron are:

$$E_n = \frac{n^2 \hbar^2}{2mr^2} \tag{19}$$

$$v_n = \frac{n\hbar}{mr} \tag{20}$$

From (19) we obtain the density of states for two spin directions:

$$\frac{\partial n}{\partial E} = \frac{mr}{\pi n \hbar^2} \Rightarrow \frac{\partial n}{\partial E} = \frac{1}{\pi \hbar v} \tag{21}$$

Using (6) and (21) in (4) result the conductance of a circular one-dimensional wire:

$$G = \frac{e^2}{\pi \hbar} \frac{T}{R} \tag{22}$$

3. The transmission coefficient

In this section, the effects of the transmission coefficient on the conductance are studies.

For example, we have considered a potential barrier described by a Dirac function

$$U(x) = K\delta(x - x_o) \tag{23}$$

In this case

$$T = \frac{1}{1 + \frac{mK^2}{2\hbar^2 E}} \tag{24}$$

If the difference between the quasi-Fermi energies μ_1 and μ_2 is chosen to be small enough so that the energy dependence of T within this range can be neglected, the conductance is

$$G = \frac{2e^2 \hbar E}{\pi\, mK^2} \tag{25}$$

The conductance depends on the opacity of the wall.

If the energy dependence of T in the range (μ_1 - μ_2) can`t be neglected, the current flow is given by

$$I = \frac{e}{\pi\hbar}\int_{\mu_1}^{\mu_2} T(E)dE \tag{26}$$

Result thus

$$I = \frac{e}{\pi\hbar}\left[\left(\mu_1 - \mu_2\right) - \frac{mK^2}{2\hbar^2}\ln\frac{2\hbar^2\mu_1 + mK^2}{2\hbar^2\mu_2 + mK^2}\right] \tag{27}$$

If the wall is almost completely transparent (T=0) we find the known relation

$$I = \frac{e}{\pi\hbar}V \tag{28}$$

4. Conclusions

The conductance of a one-dimensional circular wire is the same of a linear one-dimensional wire. The current and the conductance depend on the expression of the transmission coefficient. The conductance depends on the opacity of the wall.

Received: May 17 2005-05-18 *The „Gh.Asachi" Technical University from Iasi*

REFERENCES

[1] T.Ando, Y.Arakawa, F.Furuya, S. Komiyama, N. Nakashima, Mesoscopic Physics and Electronics, Springers Seriers in Materials Science, 1998
[2] R. Landauer, Philos. Mag., 21, 863, (1970)
[3] P.W. Anderson, D.J. Thouless, E.Abrahams, and D.S. Fisher, Phys.Rev. B 22, 3519, (1980)

[4]] P.W. Anderson, Phys. Rev. B 23, 4828, (1981)
[5] M.Y. Azbel, J. Phys. C 14, L225, (1981)
[6] M. Büttiker, Y. Imry, R. Landauer. and S.Pinhas, Phys. Rev. B 31, 6207 (1985)
[7] U. Sivan and Y. Imry, Phys. Rev. B 33, 551 (1986)
[8] P. Streda, J. Phys. Condens. Matter 1, 1025 (1989)
[9] P.N. Butcher, , J. Phys. Condens. Matter 2, 4869, (1990)
[10] C. Proetto, Phys. Rev. B 44, 9096 (1991)
[11] Y. Okuyama, T. Sakuma, and N. Tokuda, Surf. Sci. 263, 258 (1992)
[12] O. Madelung, Introduction to Solid State Theory, Springer, (1978)

CURENTUL INTR-UN FIR CIRCULAR 1D

(**Rezumat**)

Articolul studiaza teoretic o serie de proprietati electrice specifice unui fir circular unidimensional. Se prezinta o noua demonstratie a formulei conductantei pentru un fir unidimensional, in cazul unui singur canal. Din conditia de periodicitate Born-von Karman rezulta valorile pentru functia de unda a electronului, energie si densitate de styari. Apoi s-a calculat curentul total si conductanta. In penultimul paragraf se analizeaza efectul coeficientului de transmisie asupra conductantei.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.01.4

NUMERICAL AND EXPERIMENTAL CONTRIBUTION ABOUT THE ELECTRICAL RESISTANCE OF STEELS COVERED WITH DIFFERENT KIND OF METALIC LAYERS

BY

VASILE MANOLE and IOAN ALEXANDRU

Abstract: In order to establish the electrical resistivity of the materials a mechanism was built which allows the measurements on short cylindrical tests with the mechanism was conceived using the method of the 4 contacts obtained by studying the spreading of continuum electric field in big conductors. As usual temperature it results values of resistivity which are not influenced by the presence of the layer. This indicates that the spreading of electric field in the massive material remains unchanged. The presence of the converings influence the variation coefficient of the resistivity with temperature. This result couldn't be linked nor by the values of electric resistivity of the materials, nor by the coefficient of variations of electric resistivity with temperature. This behaviour is given by the ohmic contact of the materials with massif methal.

1. Theoretical considerations

The electrical resistance of most of the metals is conditioned esentially by the spreading on the acoustic phonons. In the case of strong degeneration of electrons' gas and considering the detent time on the acoustic phonons, the electrical resistivity of the ideal metal, linked with the temperature can be written as [3]:

$$\rho = 4\rho_0 \left(\frac{T}{\theta_D}\right)^5 J_5\left(\frac{T}{\theta_D}\right) \qquad 1.$$

where ρ_0 is a constant practically independent of temperature, Having the dimension of electrical resistivity, θ_D the Debye temperature, and $J_n(\theta_D)$ represents theDebye-Grüneisen function, which is a table function. At high temperatures (θ_D<<T), developping the exponential from the function J_n and maintaining only the first level terms, we obtain, [3]

$$\rho = \rho_0 \frac{T}{\theta_D} \qquad 2.$$

meaning the well-known linear dependence. For many metals θ_D is of 300 - 400 K and the condition is not respected anymore Considering the superior level terms in developing of the exponential we'll obtain [3],

$$\rho = \rho_0 \frac{T}{\theta_D}\left(1 - \frac{1}{18}\left(\frac{\theta_D}{T}\right)^2\right) \qquad 3.$$

valid for $\theta_D << 4{,}23T$.

When we form a dual alloy AB (solid solution), the electrical resistivity of metal increase, even when the A metal, with high electrical resistivity, is mixed with B

metal with low electrical resistivity [3]. This results appears because the introduction of the foreign atoms, the cristalline network is deformed and the spreading of the electrons increases. In the dual alloys the maximum of the electrical resistivity is obtained to a 50% atoms proportion and can be several times bigger than the compounds. The residual electrical resistivity (the equal value through the electrical resistivity tends during the decrease of temperature due of the spreading on the static imperfections) in the alloy case is described by a law:

$$\rho_R = \text{const} \cdot c(1-c) \qquad 4.$$

Called Nordheim rule, where c is the concetration. In this way the electrical resistivity of the basis solution of low impurities concetration is given by:

$$\rho = \rho_0 + \rho_R + \Delta\rho \qquad 5.$$

where ρ_0 is the electrical resistivity of the basis compound which depends of temperature and increase at the temperature increasing, $\rho_R \sim c$, and $\Delta\rho$ express a substraction due to the spreading on impurities, being proportional with their concentration.

2. Experimental considerations.

In order to establish the electrical resistivity of the materials a mechanism was built which allows the measurements on short cylindrical tests. The mechanism was conceived using the method of the 4 contacts [7], [4], [6], obtained by studying the spreading of continuum electric field in big conductors. When the four contacts are placed on the same line in space to equal distances (Fig.5.1.) on a surface which borders a half infinite volume, then the material's resistivity is given by:

$$\rho = 2\pi s \frac{\Delta U}{I} \qquad 6.$$

where s is the distance between contacts, and 'I' the intensity of the curent which past the test, ΔU – the difference of voltage measured.

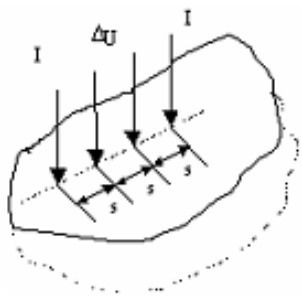


Fig. 1. The principle scheme of disposing the four points

For the surfaces which can't be considered half (6.) doesn't lead to exact results and it is necessary a correction using [1]:

$$\rho = \frac{2\pi s}{C} \frac{\Delta U}{I} \qquad 7.$$

The *c* correction can be calculated for each situation, considering the placing ways of curent and voltage contacts the dimensions of the test and the distances between contacts.

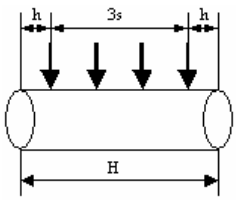


Fig.2. The disposing of the four contacts on the cylindr generatrix

If we consider a cylindr conductor of finite length (Fig.2.), of H length, having the distance between ends and curent contacts *h* and *a* diametre, the *c* correction is given by [6]:

$$C = 2\lambda[\lambda + F(\lambda) - F(2\lambda)] + \\ + \sum_{n=1}^{\infty} 2\lambda[F(\lambda(n\beta - 2)) - F(\lambda(n\beta - 1)) - F(\lambda(n\beta + 1)) + F(\lambda(n\beta + 2))] \quad 8.$$

where $\lambda = s/a$, $\beta = H/s$, and the marked with F function has the shape:

$$F(x) = \sum_{n=2}^{\infty} \frac{1}{x_{0n}} e^{-x_{0n}x} + \sum_{n=1}^{\infty}\sum_{k=1}^{\infty} \frac{2x_{kn}}{(x_{kn}^2 - n^2)} e^{-x_{kn}x}$$

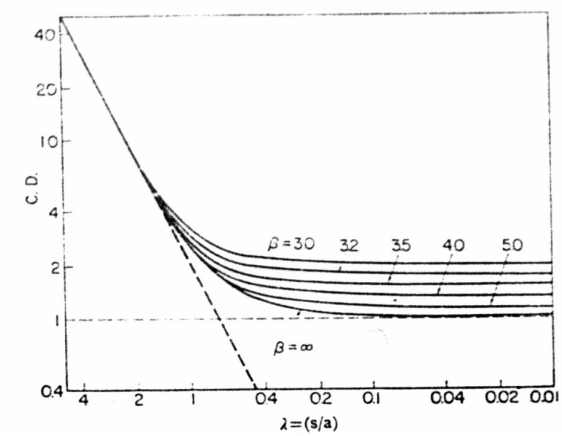


Fig.3. The C correction value in function of λ and β.

where x_{kn} is the n order root of equation $dJ_k(x)/dx = 0$, and $J_k(x)$ is the Bessel function of first degree and k order. In the Fig. 3. is represented the C correction dependent of λ and β. For high values of λ, the C can be aproximated with enough precision $2\lambda^2$. For low values of λ, C doesn't depend of λ. If curent contacts are placed to the ends of the test (β = 3), the curent distribution at the test's surface is constant, irreespective of the ray of the cylinder is bigger or smaller and $C = 2\lambda^2$.

The cylindrical used tests have the diameter of d = 2a = 10 mm, the length H = 215 mm, and the distance between electrodes s = 55 mm. It results λ = 5, β = 3,75, and C = 42. There were analysed tests of steel OLC60, covered with different types of materials: Ag, Cu, C_{grafit}, W, Al, Ni.

The imposed values of the intensity of the curent were considered in (0-100) A, and the measured voltages between (0 - 0,5) mV.

3. Numerical consideration about the spreading of the electric field at settling of electric resistivity using the 4 contacts method.

The spreading of medium electric field of the type used in the previous method described is given by Poison equation [3],

$$\Delta V = \frac{\rho}{\varepsilon} \qquad 9.$$

where V is the electric voltage, ε the electric permitivity of the field, and ρ the volum density of electric charge-source of the field. Similar with the field of stationary curents and electrostatic field in the analysed situation the function $\rho(\vec{r},t)$, in stationary conditions is given by [6]

$$\rho(x,y,z) = Q \cdot \delta(x - x_0)\delta(y - y_0)\delta(z - z_0) \qquad 10.$$

where (x_0, y_0, z_0) are the coordinates of electric charge Q, given by [10]

$$Q = I \cdot \varepsilon \cdot \rho \qquad 11.$$

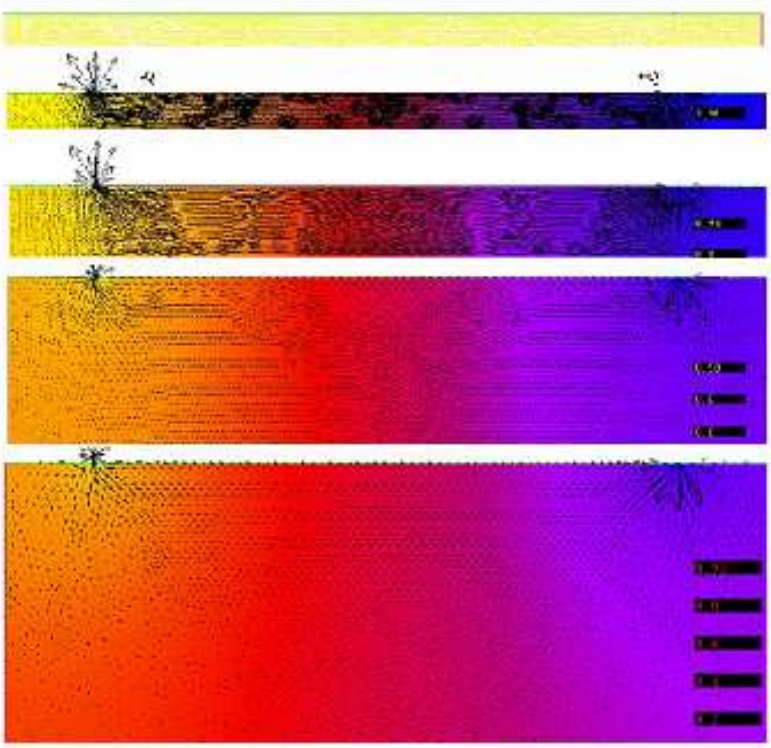


Fig.4.The spreading of electric potential and the intensity of electric field

Next there are presented the results obtained from the numeric key of the equation (9.) on a field of the type used in experimental works, using a method with finite differences. The transformed equation (9.) is discretesed using the regresive algoritm Euler [5], [8]. The imposed conditions are linked by the orientation on the edgen of the intensity of electric field, $\vec{E} = -\nabla V$,

$$\vec{n} \cdot \nabla V = 0 \qquad 12.$$

where $\vec{n}$ is the normal on surface.The electric charges ±Q were considered on the superior frontier, indicated in (Fig.5.a). The integrate domain (Fig.4.a) is made by 4635 knots and 2236 triangular elements with six knots.

In Fig.4.b-e are depicted the spreading of the electrical potential and the intensity of the electric field for different thicknesses of integration domain (test's diametres), d = 10 mm, d = 20 mm, d = 50 mm, d =100 mm. We mention by mean of $\vec{j} = \sigma\vec{E}$, where σ elecrtic conuctivity, the speading of the intensity vectors of the electric field is equal with the spreading of the curent density vectors, $\vec{j}$. In fig.5. is depicted the variation of electric potential along the superior border (the generating line of the cylinder on wich are placed both curent electrodes and voltage electrodes) and for comparison was traced also the potential spreading in the case of half infinite medium. We observe that is real situation, when the contact of curent electrodes is made on a finite surface (the source of the field isn't pointshaped like in ideal case) the discontinuity of the pontential in these regions dissapear. The variation of the thickness of integration domain settle significant changes of the pontential's variation on the analysed border (fig.5.). So, for small diametres of tests (d = 10 mm, d = 20 mm) rezults a spreading almost linear of the electrical potential on the genereting line of the cylinder, while for big thicknesses (d = 5 0 mm, d = 100 mm) the function potential tend to the ideal case, for half infinite medium. These results were considered in the finding of electric resistivitity using the four contacts method.

4. Experimental results

In fig.6. we present the experimental results obtained from settling of the electric resistivity using the previous described method. It was shown the way by the coverage of the steel with different kind of materials influence the value of the electric resistivity and also the way of variation with the temperature.

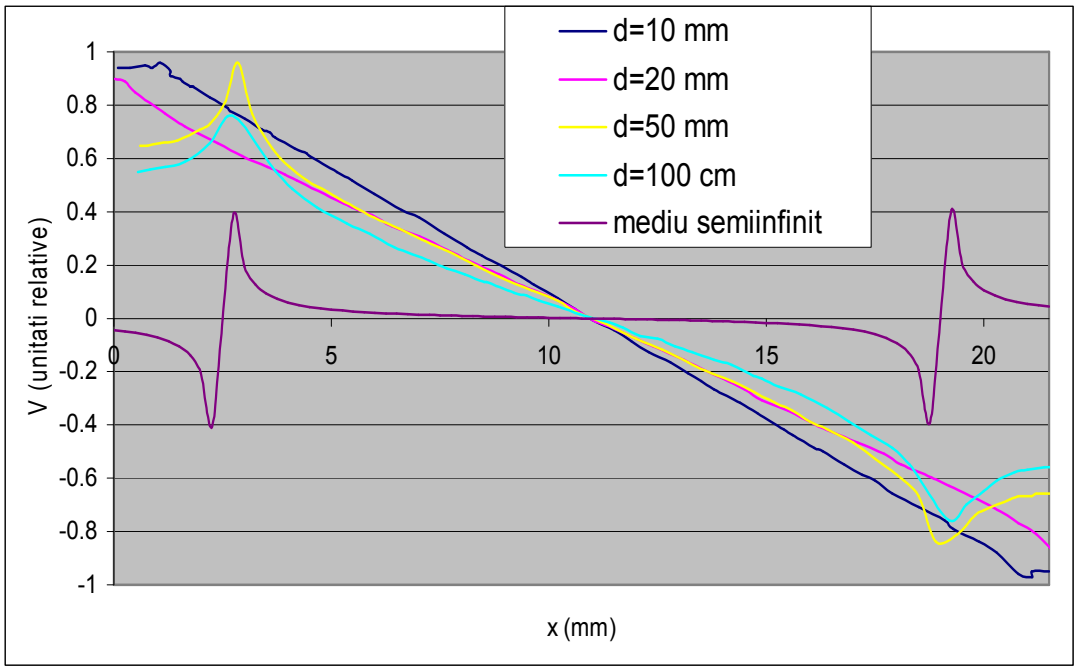


Fig.5.The variation potential on the analysed border depending of thickness variation of the integration domain

As usual temperature it results values of resistivity which are not influenced by the presence of the layer. This indicates that the spreading of electric field in the massive material remains unchanged. If we analyse the aspect of temperature's dependence, we can observe small deviations from the linear dependence (see 2.), in the limit of the measurement errors. Though the presence of the converings influence the variation coefficient of the resistivity with temperature (in fig.6 to see the equations of the lines marked using the methods of the smallest squares). This result couldn't be linked nor by the values of electric resistivity of the materials, nor by the coefficient of variations of electric resistivity with temperature [2]. This behaviour is given by the ohmic contact of the materials with massif methal. The variation of temperature leads to the chaging of the levels Fermi positions in the two materials and so the changing of the difference of contact potential [3], which affects the electric contact resistivity.

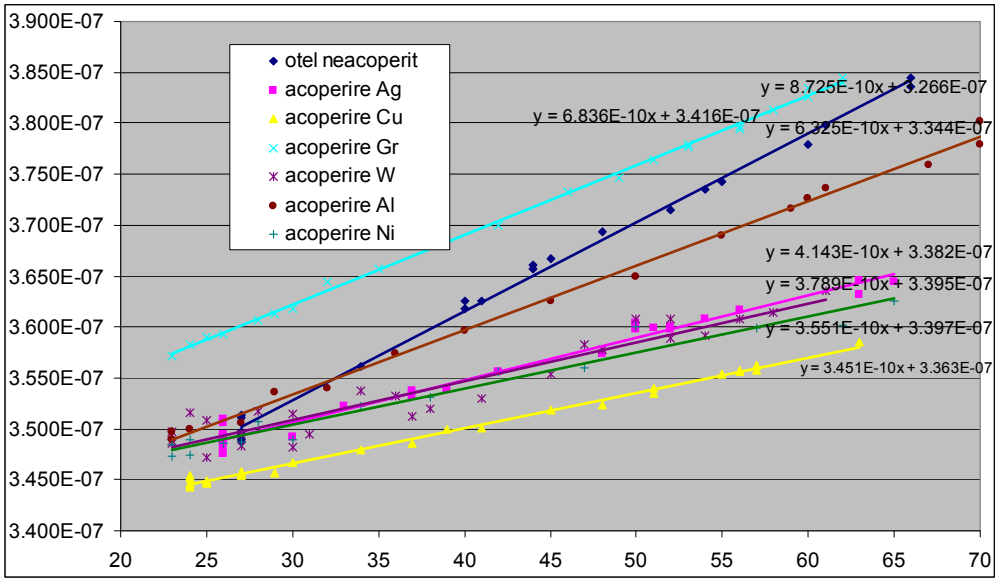


Fig.6. The experimental results obtained in the determination of the electric resistivity

REFERENCES

1. Bowman F., *Introduction to Elliptic Functions with Applications*, English Univ. Press Ltd, London, 1955. p. 43
2. Brandes E. A., *Smithells Metals Reference Book*, Butterworth. London, 1983.
3. Licea, I. – *Fizică metalelor*, Ed. stiintificã şi Enciclopedica, Bucuresti, 1986.
4. Murashima S., Kanamori H., *Jpn. J. Appl. Phys., 9* (1970), p. 58.
5. Shyy W., *Computational Modeling for Fluid Flow and Interfacial Transport*, Amsterdam: Elsevier, 1994.
6. Smits F.M., *Measurement of Sheet Resistivities with the Four Point Probe*, Bell Syst. Tech. J. 37 (1958), p. 711
7. Zet Gh., Ursu D., *Fizică Starii Solide. Aplicatii în inginerie*, Ed. Tehnica, Bucuresti, 1989
8. Zienkiewicz O.C., Taylor R.L., *The Finite Element Method*, McGraw-Hill, 1991.

CONTRIBUŢII NUMERICE ŞI EXPERIMENTALE ASUPRA REZISTIVITĂŢII ELECTRICE A OŢELURILOR ACOPERITE CU DIVERSE TIPURI DE STRATURI METALICE

Rezumat: Pentru determinarea rezistivităţii electrice a materialelor elaborate s-a folosit un dispozitiv care permite efectuarea măsuratorilor pe probe cilindrice scurte, ce are la bază metoda celor patru contacte elaborată prin studierea repartiţiei câmpurilor electrice continue în conductoare masive.

La temperatura camerei rezultă valori ale rezistivităţii care nu sunt influenţate de prezenţa stratului depus. Aceasta indică faptul că distribuţia campului electric în materialul masiv rămâne neschimbată.

Prezenţa acoperirilor influenţează coeficientul de variaţie a rezistivităţii cu temperatura. Acest rezultat nu a putut fi corelat nici cu valorile rezistivităţii electrice ale materialelor depuse şi nici cu coeficientul de variatie a rezistivităţii electrice a acestora cu temperatura. Acest comportament este dat de contactul ohmic al materialelor de depunere cu metalul masiv.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01

THEORETICAL ASPECTS ABOUT PHYSICAL PROCESSES OF TWO METALS CONTACT

BY

VASILE MANOLE and IOAN ALEXANDRU

Abstract: After theoretical and practical analysis it resulted then, when 2 metals are in contact there are developing structures of double electrical layers. In my opinion, the solution of the kind of pairs of concetration breathers correspond to the double electrical layer from the surface of contact metal- metal, and the solutions of the kind of concetration layers to the multiple electrical layers. The multiplication of the double electrical layers is made by self arrangement, meaning the generalised coherence.

When 2 metals are in contact there are developing structures of double electrical layers. Because of the great mobility of the electrons and the big difference of contact voltage, the electrons spread. It results a local field which hobble the electrons' spread and goesoff to the appearance of this structure of double layer. Their dynamics is described by this group of coupled equations,

$$\frac{\partial n_1}{\partial t} = D_{a_1}\Delta n_1 - \Gamma_2 n_2\,,\quad \frac{\partial n_{21}}{\partial t} = D_{a_{21}}\Delta n_2 + \Gamma_1 n_1$$

1.a,b

or using the adimensional parametres

$$\tau = \omega t,\ \xi = kx,\ \eta = ky\,,\ \alpha_1 = (D_{a_1}k^2/\omega),\ \alpha_2 = (D_{a_2}k^2/\omega)\ ,$$ 2.a-i

$$\beta_1 = (\Gamma_1/\omega),\ \beta_2 = (\Gamma_2/\omega),\ \phi_1 = (n_1/n_0),\ \phi_2 = (n_2/n_0),$$

$$\frac{\partial\phi_1}{\partial\tau} = \alpha_1\left(\frac{\partial^2}{\partial\xi^2} + \frac{\partial^2}{\partial\eta^2}\right)\phi_1 - \beta_2\phi_2\,,\quad \frac{\partial\phi_2}{\partial\tau} = \alpha_2\left(\frac{\partial^2}{\partial\xi^2} + \frac{\partial^2}{\partial\eta^2}\right)\phi_2 + \beta_1\phi_1$$

3.a,b

In the previous relations, the used dimensions have customary means from [1].

We'll solve the system 3.a,b using the method of finite differences. So, in the figure 1.a-i are shown numerical solutions for $\alpha_1 = \alpha_2 = 1/3$, $\beta = 1{,}9$, $\beta_2 = 1{,}8$, $\tau = 0$ - 2,25 and the initial condition $\phi_1(\xi,\eta,0) \sim \exp[-(\xi^2+\eta^2)]$. It results the breather concetration for law sequences of time. We remind you that the breathers are bidimensional dark solitons [3]. In my opinion, the solution of the kind of pairs of concetration breathers correspond to the double electrical layer from the surface of contact metal- metal, and the solutions of the kind of concetrstion layers to the multiple electrical layers. The multiplication of the double electrical layers is made by self arrangement, meaning the generalised coherence (the relationin amplitudeand phase of concetration breathersf- for details see [4].

The procces is fractale because the equal spread by polar curves are curves of Koch Type - fig.2 (the fractale dimension of pysical object from fig. 2. is $D_F \approx 1{,}26$- for details about fractale dimensions see [2].

Because of the fractale structure of selforganization, meaning the process of developping the double electrical layers, we can apply the theory of scale relativity [4]. So, for a contact surface metal – metal, the wave function of the entire system can be written like a superposition of two iron states, of ψ amplitude

$$|\psi\rangle = \psi_1|1\rangle + \psi_2|2\rangle \qquad 4.$$

where (1) and (2) are the own states corresponding to the 2 metals which compound the contact surface.

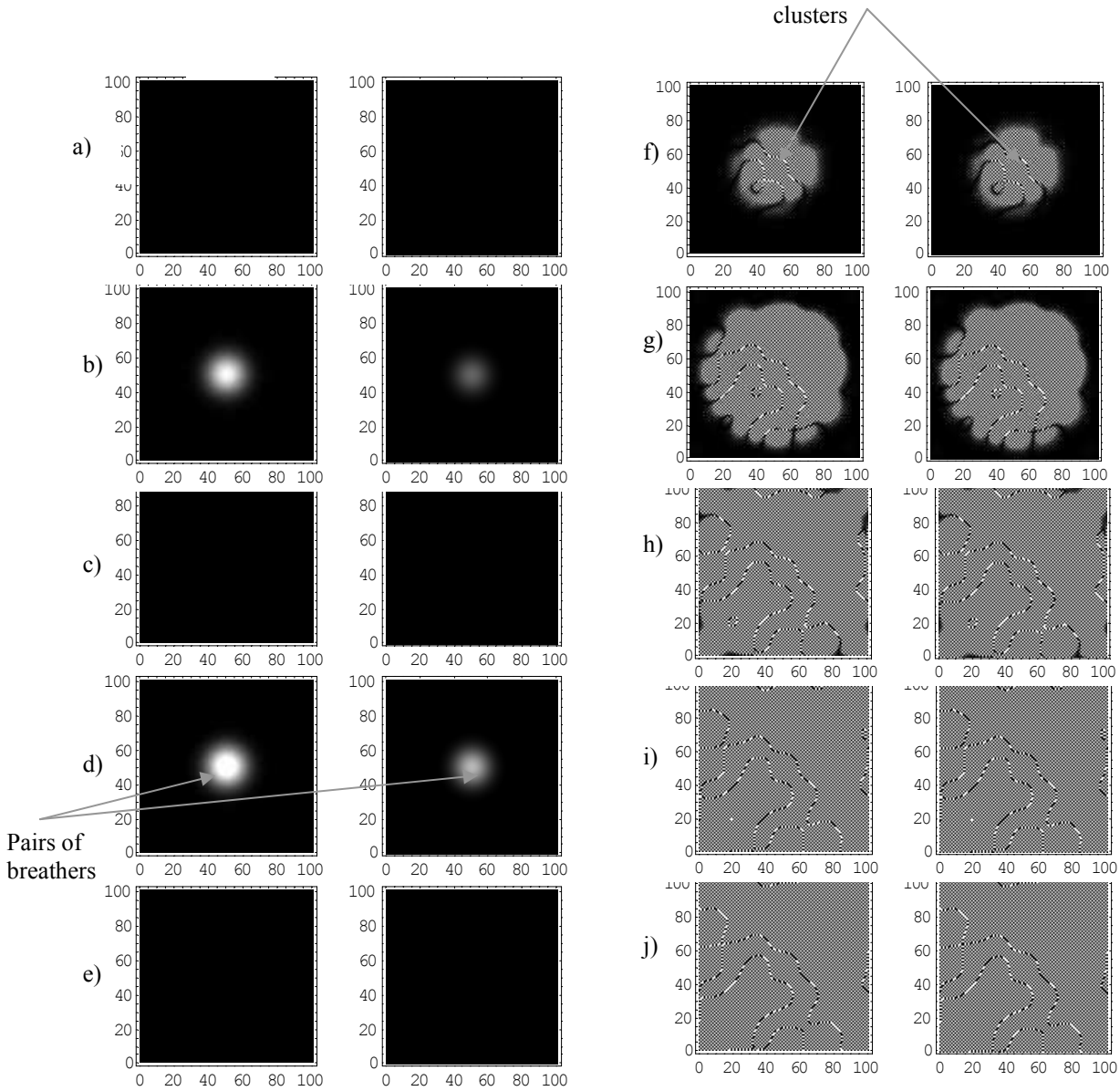


Fig. 1. The solution of the equations system for $\alpha_S = \alpha_L = 1/3$, $\beta_S = 1.9$, $\beta_L = 1.8$, $\tau(a) = 0$-$\tau(j) = 2.25$, $\Delta\tau = 0.25$ and the initial condition $\phi_L(\xi,\eta,0) \sim \exp[-(\xi^2+\eta^2)]$

System's Hamiltonian has the shape

$$H = H_1 + H_2 + H_T \qquad 5.$$

where

$$H_1 = E_1|1\rangle\langle 1|,\ H_2 = E_2|2\rangle\langle 2|,\ H_T = T(|1\rangle\langle 2| + |2\rangle\langle 1|)$$

6.a-c

and H_T the hamiltonian corresponding the transition by contact surface.

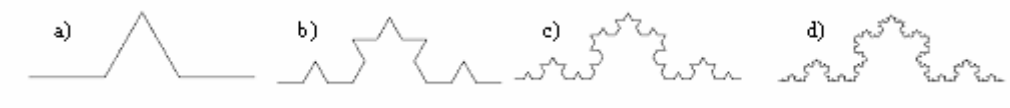


Fig. 2.: The Koch curves for 1, 2, 3, 4 iteratives

Because

$$2mDi\frac{\partial|\psi\rangle}{\partial t} = H\psi \qquad 7.$$

introducing (4.), (5.), in (6.a) we'll have

$$2mDi\frac{\partial\psi_1}{\partial t} = E_1\psi_1 + T\psi_2,\quad 2mDi\frac{\partial\psi_2}{\partial t} = E_2\psi_2 + T\psi_1$$

8.a,b

If there is a voltage V in interface then

$$E_1 - E_2 = 2qV \qquad 9.$$

Imposing the 0 value for the voltage, in the centre of the interface we have

$$E_1 = qV,\quad E_2 = -qV \qquad 10.$$

and then (8.a,b) becomes

$$2mDi\frac{\partial\psi_1}{\partial t} = qV\psi_1 + T\psi_2,\quad 2mDi\frac{\partial\psi_2}{\partial t} = -qV\psi_2 + T\psi_1$$

11.a, b

We consider the solution $\psi = \sqrt{n}e^{i\varphi}$, meaning

$$\psi_1 = \sqrt{n_1}e^{i\varphi_1},\ \psi_2 = \sqrt{n_2}e^{i\varphi_2}$$

12.a,b

and returning at (11.a) we have

$$2mDi\left(\frac{1}{2}\frac{\dot{n}_1}{\sqrt{n_1}}e^{i\varphi_1} + i\sqrt{n_1}e^{i\varphi_1}\dot{\varphi}_1\right) = qV\sqrt{n_1}e^{i\varphi_1} + T\sqrt{n_2}e^{i\varphi_2} \qquad 13.$$

We separate the real by complex parts, meaning

$$-mD\frac{\dot{n}_1}{\sqrt{n_1}}\sin\varphi_1 - 2mD\sqrt{n_1}\cos\varphi_1\dot{\varphi}_1 = qV\sqrt{n_1}\cos\varphi_1 + T\sqrt{n_2}\cos\varphi_2$$

$$mD\frac{\dot{n}_1}{\sqrt{n_1}}\cos\varphi_1 - 2mD\sqrt{n_1}\sin\varphi_1\dot{\varphi}_1 = qV\sqrt{n_1}\sin\varphi_1 + T\sqrt{n_2}\sin\varphi_2$$

14.a,b

Solving the equation system, connecting with $\dot{n}_1$ şi $\dot{\varphi}_1$ we'll obtain:

$$\dot{n}_1 = \frac{T}{mD}\sqrt{n_1 n_2}\sin(\varphi_2 - \varphi_1)$$

$$\dot{\varphi}_1 = -\frac{T}{2mD}\sqrt{\frac{n_2}{n_1}}\cos(\varphi_2 - \varphi_1) - \frac{qV}{2mD}$$

15.a,b

In the same way, from (11.b) results:

$$\dot{n}_2 = -\frac{T}{mD}\sqrt{n_1 n_2}\sin(\varphi_2 - \varphi_1)$$

$$\dot{\varphi}_1 = -\frac{T}{2mD}\sqrt{\frac{n_1}{n_2}}\cos(\varphi_2 - \varphi_1) + \frac{qV}{2mD}$$

16.a,b

So, with $\varphi = \varphi_1 - \varphi_2$,

$$\dot{n}_1 = -\dot{n}_2 = \frac{T}{mD}\sqrt{n_1 n_2}\sin(\varphi_2 - \varphi_1)$$

$$\dot{\varphi} = \dot{\varphi}_2 - \dot{\varphi}_1 = \frac{qV}{mD}$$

17.a,b

The curent has the expresion:

$$I = q(\dot{n}_1 - \dot{n}_2) = I_M \sin\varphi \qquad 18.$$

with

$$I_M = \frac{2T}{mD}\sqrt{n_1 n_2}\,,\ \varphi = \varphi_0 + \frac{q}{mD}\int V dt$$

19.a,b

and the pontential, by 17.a, 18., 19.a, $n_1 \approx n_2 = \sqrt{n_1 n_2}$ and the exchange energy:

$$W = \int P dt = \int IV dt = \frac{2T}{q}\sqrt{n_1 n_2}\int \sin\varphi \partial_t \varphi dt = -\frac{2T}{q}\sqrt{n_1 n_2}\cos\varphi \approx \sqrt{n_1 n_2}\, qV \qquad 20.$$

$$V \approx V_M \cos\varphi\,,\ V_M = -\frac{2T}{q^2}$$

21.a,b

So, the variation in time of the phase difference and the concentration difference lead in theinterface an electric voltage –see (17.b) and also an electric curent – see (18.).

In the absence of a voltage in the contact surface, for $I \le I_M$, in the surface contact is generated a continnous electrical curent (stationary effect). In the presence of a voltage, the energy given by the electrical field to the pairs electron – ion positive generate in the contact surface electromagnetic waves of pulsation:

$$\omega_n = \frac{qV_n}{nmD}\quad ,\quad n=1, 2, 3\ldots$$

22.a,b

that's why the intensity of the curent is modified with the same pulsation (unstationary effect). Let's explain this last efect for a voltage:

$$V(t) = V_0 + V_M \cos\omega t \qquad 23.$$

It results firstly (19.b), the time dependency of phase difference,

$$\varphi(t) = \varphi_0 + \frac{qV_0}{mD}t + \frac{qV_M}{mD\omega}\sin\omega t \qquad 24.$$

and with (18.) the curent:

$$I(t) = I_M \sin\left(\varphi_0 + \frac{qV_0}{mD}t + \frac{qV_M}{mD\omega}\sin\omega t\right) =$$
$$= I_M \sum_{n=-\infty}^{n=\infty}(-1)^n J_n\left(\frac{qV_M}{mD\omega}\right)\sin\left[\left(\frac{qV_0}{mD} - n\omega\right)t + \varphi'\right], \quad \varphi' = \text{const.} \qquad 25.$$

where J_n is the Bessel function of n order. When the pulsation $\omega_0 = (qV_0 / mD)$ is equal with a whole multiple of the pulsation ω, meaning $\omega_0 = n\omega$, the temporal average of I(t) hasn't the 0 value that's why there is a continous compound of the curent:

From (24.) we'll obtain resonnances in continuum curent at the voltage V_n=(nmDω/q) and so negative resistence. Because in practical activities we use sources of continuum curentof high impedance, in stead of resonances, levels of curent will be induced without regions of negative resistence.

The Cantorian structure can be included by admitting some levels also to the armonics $V_\upsilon = \upsilon(mD\omega/q)$, where υ must be identified with Cantor set [4].

If we have curent densities:

$$\vec{j}_1 = qn_1\vec{v}_1, \quad \vec{j}_2 = qn_2\vec{v}_2, \quad \vec{v}_1 = 2D\nabla\varphi_1, \quad \vec{v}_2 = 2D\nabla\varphi_2$$

27.a-d

and the continuity equations:

$$\frac{\partial(qn_1)}{\partial t} + \nabla\cdot\vec{j}_1 = 0, \quad \frac{\partial(qn_2)}{\partial t} + \nabla\cdot\vec{j}_2 = 0$$

28.a,b

Making the substraction between (28.a,b), and considering (18.), (19.a), $n_1 \approx n_2 = \sqrt{n_1 n_2}$, we'll obtain the equation:

$$\Delta\varphi + k_0^2 \sin\varphi = 0, \quad k_0^2 = \frac{T}{mqD^2}$$

29.a,b

A first integral, using the energy preserving law in the single dimension means:

$$\frac{1}{2}\left(\frac{\partial\varphi}{\partial x}\right)^2 - k_0^2\cos\varphi = \frac{\dot{\varphi}_0^2}{2} - k_0^2\cos\varphi_0 \qquad 30.$$

and lead to the expression:

$$\left(\frac{\partial\varphi}{\partial x}\right)^2 = 4k_0^2\left\{\left[\left(\frac{\dot{\varphi}_0^2}{2k_0}\right)^2 + \sin^2\left(\frac{\varphi_0}{2}\right)\right] - \sin^2\left(\frac{\varphi}{2}\right)\right\} \qquad 31.$$

We can distinguish two situations: i) For $(\dot{\varphi}_0 / 2k_0)^2 + \sin^2(\varphi_0/2) > 1$, the solution become:

$$\varphi = \pm sn[k^{-1}k_0(x - x_0)] \qquad 32.$$

where sn is the elyptical function of ordinary sin of Jacobi [10] of k modul:

$$k^2 = \left[\left(\frac{\dot{\varphi}_0^2}{2k_0}\right)^2 + \sin^2\left(\frac{\varphi_0}{2}\right)\right]^{-1} \qquad 33.$$

In these conditions, the fractale structure of curent:

$$I = \pm I_M \sin[\mathrm{sn}[k^{-1}k_0(x - x_0)]] \qquad 34.$$

is given in the Fig. 3.a-k, and that of voltage falling

$$V = V_M \sin[\pm \mathrm{sn}[k^{-1}k_0(x - x_0)]] \qquad 35.$$

In Fig. 4.a-k. the results were obtained using the interative envelope of the appropiate functions.

In the particular case $\left(\frac{\dot{\varphi}_0^2}{2k_0}\right)^2 + \sin^2\left(\frac{\varphi_0}{2}\right) = 1$, the key has the shape:

$$\varphi = \pm \mathrm{th}[k_0(x - x_0)] \qquad 36.$$

So the coherence is obtained by kink (+), and antikink (-) [31].

If $\left(\frac{\dot{\varphi}_0^2}{2k_0}\right)^2 + \sin^2\left(\frac{\varphi_0}{2}\right) < 1$, the key, from $k^2 = \left(\frac{\dot{\varphi}_0^2}{2k_0}\right)^2 + \sin^2\left(\frac{\varphi_0}{2}\right)$ has the expression:

$$\varphi = 2\arcsin[k \cdot \mathrm{sn}[k_0(x - x_0)] \qquad 37.$$

The fractale structure cab be found in the curent $I = \pm I_M \sin[2\arcsin[k \cdot \mathrm{sn}[k_0(x - x_0)]]]$ (Fig. 5.a-k), and also in the voltage $V = V_M \cos[2\arcsin[k \cdot \mathrm{sn}[k_0(x - x_0)]]]$ (Fig. 6.a-k), where in the graphic describe were values of the k module between 0 and 1, with periods of 0,1.

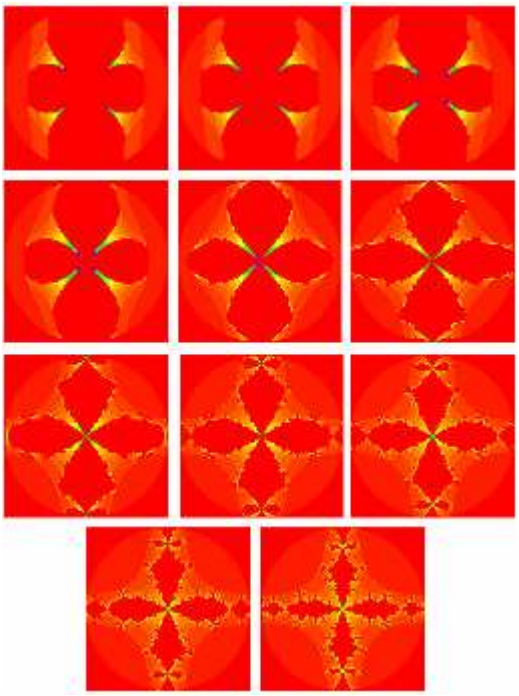


Fig. 3.a-k. The fractale structure of curent

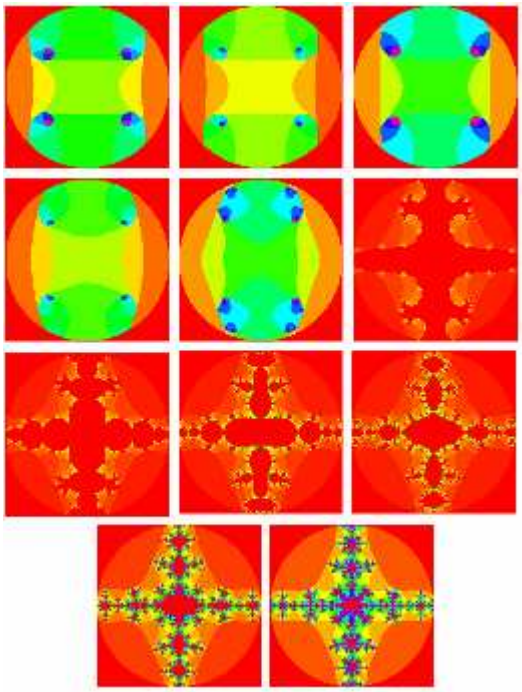


Fig. 4.a-k. The fractale structure of voltage falling

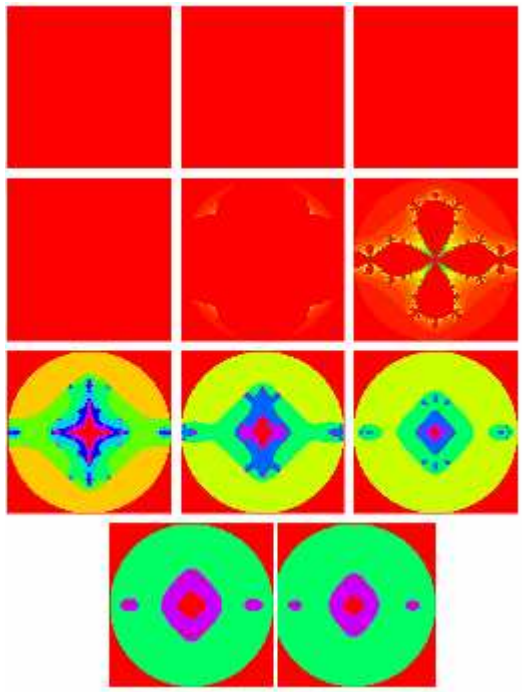


Fig. 5.a-k. The fractale structure of curent (with K =0-1 and periods 0,1)

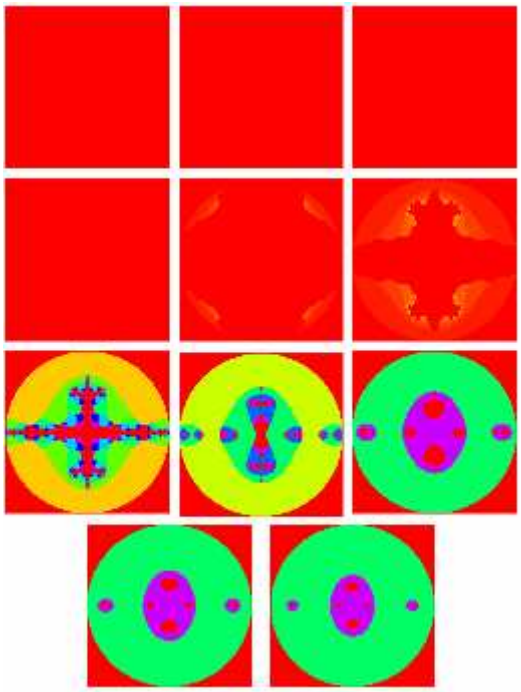


Fig. 6.a-k. The fractale structure of voltage falling (with K =0-1 and periods 0,1)

REFERENCES

1. Arzamasov B., *Materials Science*, Mir Publisher Moscow, 1989, p. 87.
2. Gouyet J.F., *Physique et Structures Fractales*, Masson, Paris, 1992.
3. Jackson E.A., *Perspectives of Nonlinear Dynamics,* Cambridge Univ Press, vol. I, 1991. p. 272
4. El Naschie M.S., Rössler O.E., Prigogine I., *Quantum Mechanics, Diffusion and Chaotic Fractals*, Oxford, Elsevier, 1995

ASPECTE TEORETICE ASUPRA PROCESELOR FIZICE DE LA CONTACTUL A DOUĂ METALE

(Rezumat)

În urma analizei teoretice şi practice a rezultat că la contactul a două metale se dezvoltă straturi duble electrice. Se pare că soluția de tip perechi de breather-i de concentrație corespunde stratului dublu electric de la interfața metal-metal, iar soluția de tip clusteri de concentrație straturilor multiple electrice. Generarea şi multiplicarea straturilor duble electrice se realizează prin autoorganizare, adică prin coerența generalizată.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

UHMWPE ACETABULAR CUP WEAR BY VISCO-ELASTO-PLASTIC DEFORMATION

BY

****FLORIN MUNTEANU, *MIHAI GAFIŢANU and **PAUL BOTEZ**

Abstract: Atkinson (1995) observed experimentally that there isn't a straight relation between the mass and the volume of the material removed by the wear. Another way, in function of the removed material's mass results a smaller volume consequently a smaller depth of penetration that results from the measurements.
As we know from the recent studies, the UHMWPE has a visco-elasto-plastic behavior but it is specified only the polyethylene' s creep behavior, unless the evaluation of the great importance of this behavior of late elasticity for the calculation of the depth of penetration. This work tries to demonstrate the fact that there is a component of the wear by deformation, which influence directly the visco-elasto-plastic behavior of the polyethylene with a big molecular mass.

Keywords: total hip implants, wear, penetration depth, visco-elasto-plastic behavior

1 - Introduction

This work tries to demonstrate the fact that there is a component of the wear by deformation, which influence directly the visco-elasto-plastic behavior of the polyethylene with a big molecular mass.

As it results from our own studies and the specialized literature [1, 2, 3, 5], the surface, which has a bigger degree of the wear, (in fact, a bigger penetration dept) is very smooth.

The phenomena is owed to plastically deformation of the polyethylene asperity's peaks, another way, maintaining constant the maximal level of the characteristic roughness for the UHMWPE's surface or a small variation of it, which medium is the value of the functional roughness.

Maintaining the value of the roughness between certain limits could be described this way: in the process of the wear it is noticed a growing of the maximum roughness value till the value for which the real pressure is bigger than the flow pressure. In this case, the asperity's peaks are plastically deformation till the value of the real pressure is equal to the elastic's limit of UHMWPE.

There is an elastic deformation but in the same time it appears a removal of the material by adhesive wear, (owed to the smaller value of the roughness), which will increase the maximal roughness.

The phenomena's is quite periodical repetition, leading finally to a supplementary dept of penetration considering the one, which was produced by the material's removal and of course, to maintaining a smaller roughness in the region of maximum penetration (contact area).

2 - Calculation of the dept of penetration owed to roughness deformation

For determination of the surface of UHMWPE maxim roughness variation, it is determinates the real pressure - p_r and after that, the limits for the pressure progress:

$$p_r = \frac{\overline{R}}{\eta \cdot A_n} \tag{1}$$

where: $\overline{R} = 1015$ N average load by a gait cycles;

$A_n = \pi \cdot a^2 = \pi \cdot 13{,}690965^2 = 588{,}868\,\text{mm}^2$ – nominal contact area;

$\eta = \dfrac{A_r}{A_n}$ - dimensionless real area:

$$\eta = \frac{b \cdot \nu}{d \cdot \nu - d - 1} \cdot \frac{L^2}{R \cdot \left(R_{\max O} + R_{\max P}\right)} \cdot \left[\left(\frac{D}{R_{\max O} + R_{\max P}} \right)^{\frac{1}{d}} \cdot p_0 \right]^{\nu - 1}$$

where: $D = \left(R_{\max O} + R_{\max P}\right) \cdot \left(k_\nu \cdot \dfrac{1}{b} \right)^{\frac{1}{\nu}} \cdot \left(\dfrac{1}{\Delta_r} \right)^{\frac{d}{2}} \cdot \left(\dfrac{1 - \nu_c^{\,2}}{E_c} \right)^{d}$

$$k_\nu = \frac{\nu_1 \cdot \nu_2 \cdot \Gamma(\nu_1) \cdot \Gamma(\nu_2)}{(\nu_1 + \nu_2) \cdot \Gamma(\nu_1 + \nu_2)} \qquad d = \frac{2}{2 \cdot \nu + 1} \qquad \Delta_r = \frac{R_{\max O} + R_{\max P}}{R \cdot b^{\frac{1}{\nu}}}$$

$E_c = 1400$MPa – elasticity modulus şi $\nu_c = 0{,}3$ – UHMWPE Poisson coefficient

In this preview relation's b and ν are the curve lift parameters:

$$b = b_1 + b_2 \text{ and } \nu = \nu_1 + \nu_2 .$$

In case of steel where R_a = 0,02, $\nu_1 = 0{,}9$, $b_1 = 1$, and for UHMWPE $\nu_2 = 3$, $b_2 = 3{,}5$ [6, 14]. The values of curve lift parameters are: $b = 4{,}5$ and $\nu = 3{,}9$.

R – roughness average curvature radius: $R = \dfrac{R_1 \cdot R_2}{R_1 + R_2}$

where by consider [7] R_1 = 45μm (steel) and R_2 = 35μm (polyethylene), consequently R = 19,687μm.

$R_{\max}$ - maximum roughness defined: $R_{\max} = R_{\max O} + R_{\max P}$

By consider [8], $R_{\max O}$ = 0,08μm (steel) and $R_{\max P}$ = 0,52μm, so $R_{\max}$ = 0,6μm.

L – specific length, p_0 – maximum hertzian pressure.

It is considered that real pressure evolutes between the elasticity limit $\sigma_e = 16{,}5$MPa and the flow limit $\sigma_c = 22$MPa [8]. Also it is considered that the only parameter which varies in the real pressure expression is the $R_{\max P}$, such is mentioned in [5, 9, 10, 11, 12], the roughness of the femoral head remain approximate constant all the function period, growing 10% in 15-20 years.

On determine $R_{\max P}$ for two limits of real pressure, $p_{r1} = c \cdot \sigma_e = 49{,}5$MPa respective $p_{r2} = c \cdot \sigma_c = 66$MPa, ($c$ = 3 [7]): $c = \dfrac{A_u \cdot b \cdot \nu}{\pi \cdot R \cdot R_{\max} \cdot n_a}$ n_a – number of contact asperities, A_u – contact area = wear area.

$R_{\max P1}\big|_{pr1} = 5{,}12778 \cdot 10^{-4}\,\text{mm}$ $\quad R_{\max P2}\big|_{pr2} = 5{,}631532 \cdot 10^{-5}\,\text{mm}$

The evolution of the maximal roughness: when their value is maximal, $p_{r2} = c \cdot \sigma_c = 66\text{MPa}$, is deformed till the real pressure is the same with the elastic limit and after that the value of the maximal roughness is growing because of the remained material till the critical value of the real pressure.

In this condition, the maximum roughness expression for UHMWPE surface is:

$$R_{\max P}(t) = \begin{cases} R_{\max P1} + H(t) & p_{r1} \le p_r \langle p_{r2} \\ R_{\max P2} + H(t) - \delta & p_r = p_{r2} \end{cases} \tag{2}$$

where: *H(t)* – removed material depth: $H(t) = \dfrac{V(t)}{A_u}$, *V(t)* – removed material volume; A_u – calotte wear area: $A_u = 2 \cdot \pi \cdot r_u h \cdot \dfrac{h + 2 \cdot r_c}{2 \cdot (h + r_c - r_u)}$, h = 0,090184; r_c = 16.1mm; r_u = 16mm, $\delta = \varepsilon \cdot R_{\max P2}$ - plastic roughness deformation, and ε specific deformation ε.

Remarks. The variation of the maximal roughness of the polyethylene surface represented in figure 1 is practically theoretic because in reality, periodicity is due to the dimensions of the polyethylene particles and could vary between with 10^{-5}mm (in slow wear regime) till 0.5 mm (in fast wear at the end of time of functioning the prosthesis) [13].

Considering the polyethylene's maximal limits and the period of time when we have the deformation (24000s), it is calculated total deformation h_d for the maximal roughness of the UHMWPE surface for a period of time of $1{,}7 \cdot 10^6$s:

$$h_d = \left(R_{\max P2} - R_{\max P1}\right) \cdot \frac{1{,}7 \cdot 10^6}{2{,}4 \cdot 10^4} = 0{,}003566\,\text{mm} \tag{3}$$

This value is summed with penetration depth due to the removed material for the same time interval.

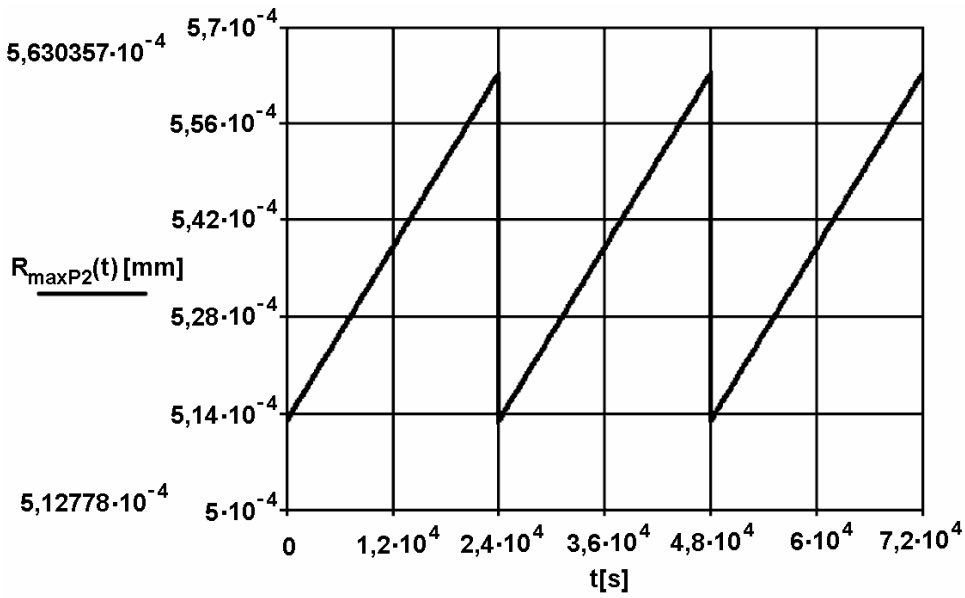


Fig. 1. Maximum roughness variation of UHMWPE

3 - Calculation of dept of penetration owed to the viscoelastic behavior of UHMWPE

Applying a force, it appears a late deformation with a exponential evolution (creep) and removing the force, it is also a exponential curve of the coming back (relaxing). Behind this process, de deformed dimension of the polyethylene doesn't come back the initial form, remaining a remnant deformation. The creep time hasn't the same value with the relaxing time [4], as also Abrahams, in 2000, confirmed experimentally: $\theta_f = 9400$ (creep time), $\theta_r = 13700$ (relaxation time). The evolution of the deformation, for the two cases, considering that the fluency take place between [0, t_1] and relaxation between [t_1, t_2] :

$$\delta_f(t) = \delta_m \cdot \left(1 - e^{\frac{-t}{\theta_f}}\right) \qquad \delta_r(t) = \delta_f(t_1) \cdot e^{\frac{-t+t_1}{\theta_r}} \tag{4}$$

where δ_m - deformation average for a gait cycle:

$\delta_m = \left(\frac{3 \cdot \overline{R}(t) \cdot \zeta}{E'}\right)^{\frac{2}{3}} \cdot \frac{1}{2 \cdot \zeta} = 0{,}03638\,\text{mm}$ cu $\overline{R}(t) = 1015\,\text{N}$ (average load), $E' = 3056{,}546\,\text{MPa}$ (equivalent elasticity module), ζ = 2576mm (equivalent contact radius ball on flat).

Calculation of remnant deformation is for a 24 hours period (86400s) because it is considered that a patient's activity is the same for each day, excepting the weekends, so that it is considered a medium activity of 4500 steps/day. For 355 days it was tested the method, for 1,5 hours/day (5400s), for obtaining the 1700000s for a year.
In 24 h, the deformation for the same conditions, is:

$$h_{ve}(t) = \delta_m \cdot \left(1 - e^{\frac{-t}{9400}}\right) + \delta_f(5400) \cdot e^{\frac{-t+5400}{13700}} \tag{5}$$

where creep deformation act in a time interval [0, 5400s] and relaxation deformation act in a time interval [5401, 86400s], so: $h_{ve}(86400) = 8{,}91 \cdot 10^{-6}$ mm. For the entire period the remnant deformation is: $h_{veT} = h_{ve}(86400) \cdot 315 = 0{,}003566\,\text{mm}$. The viscoelastic deformation for 24h is illustrated in fig. 2.

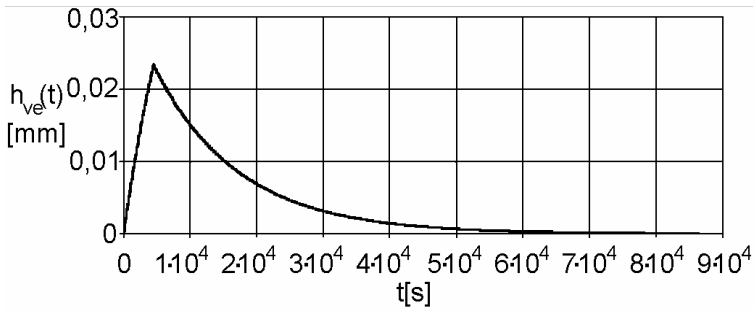


Fig. 2. The viscoelastic deformation for 24h in laboratory condition

It is interesting to know what happen if the charging interval is divided in two or three periods.

- The interval of loaning is divided in two parts, the relation of viscoelastic deformation is:

$$h_{ve}(t) = \delta_m \cdot \left(1 - e^{\frac{-t}{9400}}\right) + \delta_f(t_1) \cdot e^{\frac{-t+t_1}{13700}} + \delta_r(t_2) \cdot \left(2 - e^{\frac{-t+t_2}{9400}}\right) + \delta_f(t_3) \cdot e^{\frac{-t+t_3}{13700}} \quad (6)$$

Considering this time, that for an interval of 24h, the patient makes 4500 steps, the total value of the remnant deformation is for 365 days. This situation, t_1 = 3000s, the first interval is [0, 3000s], t_2 = 20000s, the unloading interval is [3001, 20000s], t_3 = 21500s the second loading interval is [21501, 86400s], followed by the last unloading interval of [21501, 86400s].

For one day, the remnant deformation is (fig. 3): $h_{ve}(86400) = 5{,}49 \cdot 10^{-6}$ mm, for the whole year, the remnant deformation is: $h_{veT} = h_{ve}(86400) \cdot 365 = 0{,}002808$ mm

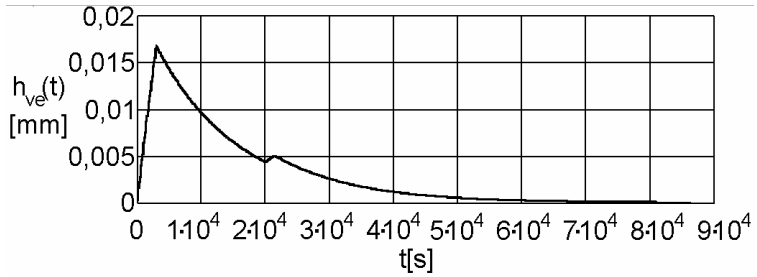


Fig. 3. Variation of the viscoelastic deformation in case of divided interval of loaning in two parts: a bigger one and a smaller one

- For the second situation, t_1 = 1000s, the first interval of loading is [0, 1000s], t_2 = 20000s the unloading interval is [1001, 20000s], t_3 = 23500s the second loading interval is [23501, 86400s], followed by the unloading interval of [23501, 86400s].

This case, the remnant deformation for one day is (fig. 4): $h_{ve}(86400) = 2{,}41 \cdot 10^{-6}$ mm and for the whole year the remnant deformation is: $h_{veT} = h_{ve}(86400) \cdot 365 = 8{,}82 \cdot 10^{-4}$ mm.

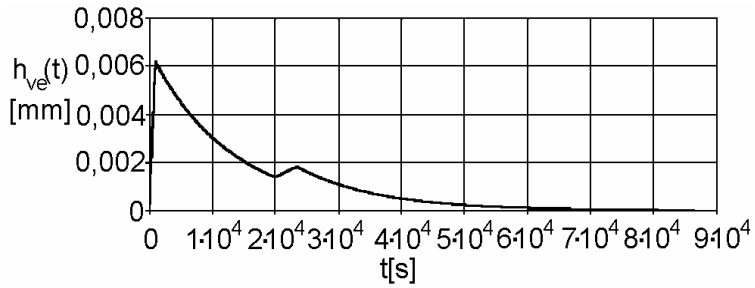


Fig. 4. Variation of the viscoelastic deformation in case of divided interval of loaning in two parts: a smaller one and a bigger one

- The interval of loading is divided in three parts. This case, the loaning interval is divided in three equal parts of 1500s, and for t_1 = 1500s, the first loading interval is [0, 1500s], for t_2 = 10000s, the unloading interval is [1501, 10000s], for t_3 = 11500s the second loading interval is [10001, 11500s], t_4 = 20000s, the second loading interval is

[11501, 20000s], t_5 = 21500s the third loading interval is [20001, 21500], and the last unloading interval is [21501, 86400s].
The viscoelastic deformation in this case is:

$$h_{ve}(t) = \delta_m \cdot \left(1 - e^{\frac{-t}{9400}}\right) + \delta_f(t_1) \cdot e^{\frac{-t+t_1}{13700}} + \delta_r(t_2) \cdot \left(2 - e^{\frac{-t+t_2}{9400}}\right) + \\ + \delta_f(t_3) \cdot e^{\frac{-t+t_3}{13700}} + \delta_r(t_4) \cdot \left(2 - e^{\frac{-t+t_4}{9400}}\right) + \delta_f(t_5) \cdot e^{\frac{-t+t_5}{13700}} \quad (7)$$

The remnant deformation for one day, in case when the interval of loading is divided in three parts is (fig. 5): $h_{ve}(86400) = 0\,\text{mm}$, and for one year total remnant deformation is: $h_{veT} = h_{ve}(86400) \cdot 365 = 0\,\text{mm}$

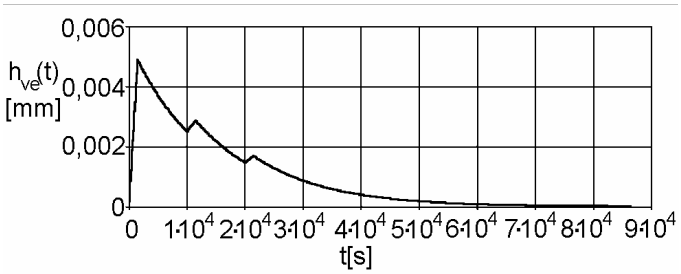


Fig. 5. The representation of viscoelastic deformation for the situation when the interval of loading is divided in three equal parts.

4 - Discussion

As it was demonstrated, we can conclude that the regime of function for the prosthesis, imposed by the patient, has a real importance.

Form calculations, results that he value of the remnant deformation depends of the first loading interval. For a difference of the first loading interval of 2000s, (0,55h), for the situation when this interval was divided in two parts, it appears a remnant deformation, corresponding for an year of functioning, of 0,0061mm, so, it is a smaller remnant deformation for a smaller loading interval. Also, it is observed that for more than two small intervals of pause between the loading intervals, the remnant deformation is null. This fact is very important for the professional reintegration of the patient after the surgery intervention.

5 - Conclusions

As it was calculated and measured before, we can conclude that the massic wear is smaller than the volume wear, fact owed to the plastically deformations of the roughness' picks and to the remnant deformations by late elasticity.

As result of laboratory testing, we conclude that the dept of penetration has three components; the first which corresponds to the volume of the removed material and which has the biggest percent from the total dept of penetration – 93,3%, the second which is owed to the plastically deformations from the level of roughness' picks, 3,69% and the third, as a result of viscoelastic remnant deformations, 3,01%.

As we mentioned before, the remnant deformations depend on the functionary regime of the prosthesis: even if is no a relative movement between the surfaces of the prosthesis articulations, this deformations are still produced, growing the total dept of penetration and consequently, the volume of wear material.

As a medical suggestion for the patient with a prosthesis is not only avoiding the excessive loading of the articulation by a big mass of the patient – it is contraindicated the obesity but also the reduction of the walking activity, as also avoiding standing very much for a long period of time. It is very important the professional reconversion, which costs, is smaller than a revision surgery (prosthesis reimplantation).

Received March 5th 2005

** Technical University of Iassy*
Faculty of Mechanics
*** University of Medecine and Pharmacy „Gr. T. Popa" Iassy*
Faculty of Medical Bioengineering

REFERENCES

1. Abrahams N., Goldsmith A. A., Nicol A. C. *An investigation into the permanent deformation of UHMWPE acetabular cups* **12th Conference of the European Society of Biomechanics**, Dublin, 2000, 226;
2. Atkinson J. R. et. al. *Laboratory Wear Tests and Clinical Observation of the Penetration of Femoral Heads into Acetabular Cups in Total Replacement Hip II: A Microscopical Study of the Surfaces of Chamley Polyethylene Acetabular Sockets* – **WEAR** No. *104*, 1995, 217-224;
3. Atkinson J. R. et. al. *Laboratory Wear Tests and Clinical Observation of the Penetration of Femoral Heads into Acetabular Cups în Total Replacement Hip III: The Measurements of Intemal Volume Changes in Explanted Charnley Sockets after 2 - 16 Years in Vivo and the Determination of Wear Factors* **WEAR** No. 104, 1995 225-244;
4. Moore F. D. *Viscoelastic Machine Elements, Elastomers and Lubricants in Machine Systems* **Butterworth-Heinemman Ltd. Linacre House OXFORD-0X2 8DP** 1993;
5. Wang A., Essner A., Polineni V. K., Sun D., Stark C., Dumbleton J. H. - *Lubrication and wear of ultra-high weight polyethilene in total joint replacements* - **Plenary and Invited Papers from The First World Tribology Congress** - London - 8 ÷ 12 sept. – 1997;
6. Pavelescu D. - *Tribotehnica* - **Editura Tehnica** - Bucureşti – 1983;
7. Tudor A. - *Contactul real al suprafeţelor de frecare* - **Editura Academiei** – 1990;
8. Jin Z. M., Dowson D. – *Analysis of fluid lubrication in artificial hip joint replacements* – **Proc. Instn. Mech. Engrs.** 1997, Vol. 211, Part II, (p 247 - 256);
9. Barbour P. M., Stone M. H., Fisher J. – *A hip joint simulator study, using simplified loading and motion cycles generating physiological wear paths and rates* – **Journal of Engineering in Medicine**, 213, 1999, (p 455 - 467);
10. Franek F, Pauschitz A., Kelman P. - *Tribologiscltes System des Huftgelenkes Simulationsversuche und Ubertragungsmaglichkeiten* - **Proc. of 10th Intemational Colloquim, Technische Akademie Esslingen** - 1996 (p. 1495 - 1504);
11. Teoh S. H., Chan W. H., Thampuran R. – *An elasto-plastic finite element for polyethylene wear in total hip arthroplasty* – **Journal of Biomechanics**, issue 35, 2002, (p 323 - 330);
12. Wilmann G. - *Reibungs und Verschlei fragen Keramischer Werkstoffe fur Kunstliche Gelenke* - **Proc. of 10th Intemational Colloquim, Technische Akademie Esslingen** -1996 (p. 1505 - 1518);
13. Cates H. E., Faris P. M., Keating E. M. – *Polyethylene wear in cemented metal backed acetabular cups* – **Journal of bone and Joint Surgery**, 75B, 1999, (p 249 - 253);
14. Bajaria H., Bellare A. – *Deformation, Morphology and Wear Behaviour of polyethylene Used in Orthopaedic Implants* – **Medical Plastics and Biomaterials**, March, 1998, (p 132 - 141);

UZURA PRIN DEFORMARE VÂSCO-ELASTO-PLASTICĂ A UNEI CUPE COTILOIDE DIN UHMWPE DE LA NIVELUL UNEI ENDOPROTEZE TOTALE DE ŞOLD

Rezumat: Din observațiile experimentale ale lui Atkinson (1995), rezultă faptul că nu există o corelație directă între masa şi volumul de material îndepărtat prin uzură. Altfel spus, conform masei de material îndepărtat rezultă un volum şi, implicit, o adâncime de penetrare mai mici decât volumul măsurat. Studiile de la nivel mondial iau, în ultimul timp, în considerație faptul că UHMWPE are o comportare vâscoelastoplastică fiind amintit, numai, comportamentul la fluaj al polietilenei fără însă a se face o evaluare a importanței acestui comportament de elasticitate întârziată în calculul adâncimii de penetrare. În această lucrare se încearcă demonstrarea existenței unei componente a uzurii prin deformare, ce este strâns legată de comportamentul vâscoelastoplasic al polietilenei cu greutate moleculară mare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.539

REJECTION POTENTIALLY DEFECTIVE КMOS CJ.

BY

POPO R.A

Abstract: In work some measures of increase of operational reliability of microcircuits at stages of manufacture and operation are considered{examined}.
Keywords:

1. Influence of gamma irradiation and annealing on criterial parameters CJ 564ЛЕ5.

On the algorithm submitted on fig. 1. Results on change criterials parameters have shown, that the most changing parameter at an irradiation is the current of consumption, and, it{he} grows almost by the order more at potentially defective and defective CJ. However, at room temperature there is a fast recession of values with gradual returning to reference values after an exhibitor. From the analysis of experimental results it is possible to draw the following conclusions:

1) Measurement of values of a current of consumption CJ 564ЛЕ5 during 1 ч after an irradiation a doze 105 P allows to classify them on suitable and a marriage{spoilage} (to suitable CJ at what the current of consumption does not exceed shop norm - 60нA concern);

2) Relative changes on other parameters it is less, than on a current of consumption (though values are higher);

3) At room temperature in day of return to reference values of parameters it is not observed;

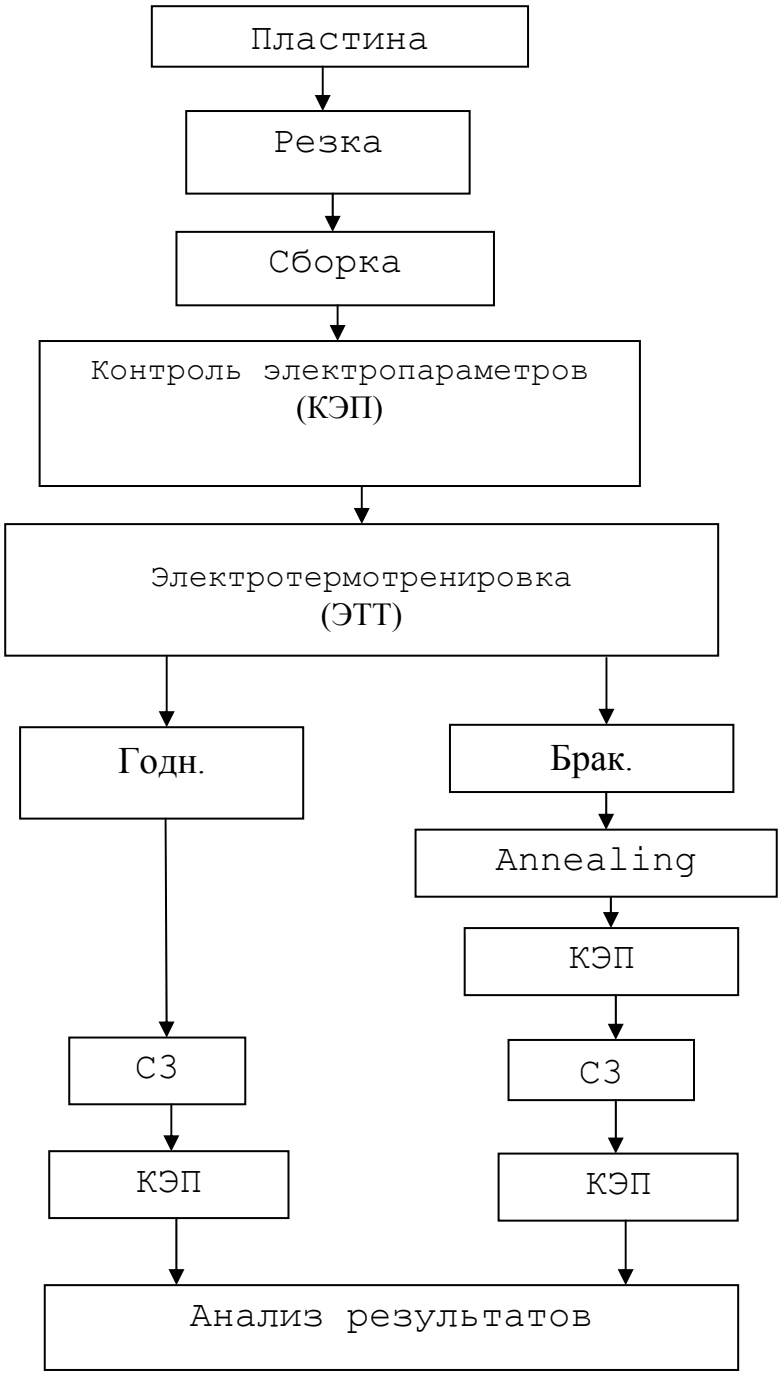
4) annealing at temperature 150□1800C within several hours does not return all parameters to reference values while annealing at 3500 With during 0,5-1 ч returns all parameters to reference values (including at defective).

The accelerated tests investigated CJ at temperature 1250 With and a pulse feed{meal} within 1 month have shown, that their parameters have remained within the limits of norms THAT.

2. Rejection potentially defective CJ on plates.

Rejection potentially defective CJ on plates after an irradiation is more expedient. However, it for today represents some industrial difficulties connected to necessity of the control of parameters of structures within several hours - day. At a plenty of plates it is possible to use the express train of sample, but it reduces reliability of rejection.

Fig 1. Algorithm of carrying out of research on influence of an irradiation on electro parameters CJ.



The researches which have been lead{which have been carried out} on algorithm, submitted on fig. 2, have shown, that after ЭТТ and the subsequent gamma irradiation relative changes of a current of consumption are much higher (2118 % - 1 part, 1192 % - 2 part, 129O than % - 3 part), than without carrying out ЭТТ (parts 2 and 3) while relative changes of a target current of a high level differ on 3,3 % (45,9 % - for 1 part, 49,2 % - for 3 parts). annealing CJ within 0,5-1 hours at temperature 3500C returns parameters to reference values, but after carrying out again ЭТТ the current of consumption grows at potentially defective CJ more.

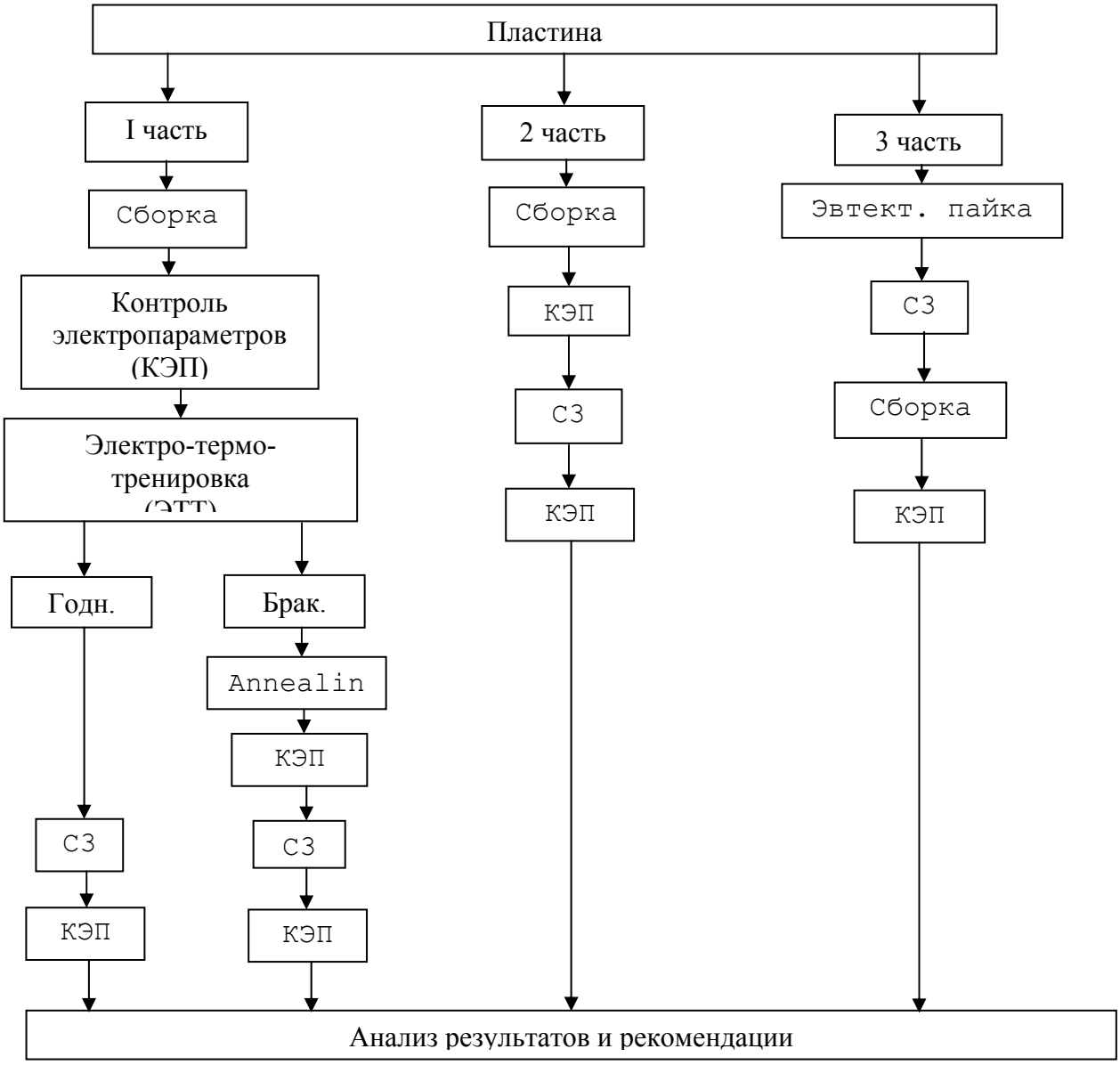


Fig. 2. Algorithm of carrying out of the comparative researches CJ made of one plate

Annealing within 3 day at temperature 1500C reduces values of a current of consumption (after ЭТТ were checked once again) up to reference values of effective articles. It means, that hour annealinga at temperature 3500C for investigated CJ was insufficiently for full restoration of parameters (system oxide - silicon remains unstable). It is possible to assume, that assembly CJ (landing{planting} on эвтектику in the investigated case, hermetic sealing) results in mechanical pressure{voltage} of a crystal which are added to internal pressure{voltage} in oxide and on border oxide silicon.

These pressure{voltage} are shown at temperature processings and gamma irradiation on changes of parameters. Gamma irradiation promotes display and deeper levels, and temperature annealing-to display and fineer.

As a result of gamma irradiation and annealing there is an improvement of structure for one part of crystals and deterioration - for another which is potentially defective.

So:

1) Rejection potentially defective CJ can be carried out{be spent} with the help of gamma irradiation and annealing and better her{it} to do{make} on plates;

2) The temperature mode of manufacturing подзатворного oxide and the subsequent operations of manufacturing CJ should be supervised well that it was as small as possible formed internal and mechanical pressure{voltage}.

3. Rejection potentially defective CJ a method of rise in temperature and submission of an exceeding pulse pressure{voltage} on the trunk of a feed{meal}.

In this section accelerated tests CJ of memory 565РУ1 and 556РТ5 are considered{examined}. The problem of accelerated tests (УИ) CJ for developers ЭА is essential as refusals CJ can do without and millions roubles of losses (for example, in space objects).

Let's consider results of research CJ of memory with the help of the forced tests heat aging with applying the raised{increased} electric loadings and the subsequent check of functioning in conformity about THAT.

At a choice of temperature of tests it is necessary to take into account the physical phenomena occuring in concrete tested CJ, opportunities of the test equipment. The size of an exceeding pressure{voltage} got out so that there was no breakdown Ó-» - transitions, подзатворных oxides and oxides of remembering elements. The conclusion has been made of the analysis of work CJ 565РУ1, that a mode at which all elements 565РУ1 work practically, the mode of record is. Time of submission of an exceeding pressure{voltage} is defined{determined} by the diagram of conditions (for 565РУ1 on an input{entrance} it should be equal 60□150 nanosecond, beginning from the moment of submission on input{entrance} "CE" 12 B). Thus have been picked up a pressure{voltage} (up to 20 B), temperature (700C), duration of an exceeding pulse (up to 700 nanoseconds). During tests it was supervised ОУР CJ 565РУ1.

Displacement of bottom border ОУР is typical of the majority investigated CJ on $_{UDD}$ aside increases on 0,8-2 In, and on $_{UBB}$ changes are insignificant. At action of temperature 700 With within 8 hours and amplitude 4 In from 70 investigated CJ five did not begin to store{keep} an exceeding pulse "1", one - "0", one "0" and "1", one - was restored. At action of the same temperature and an exceeding pulse amplitude 8 In within 24 hours 10 %, as well as in the first case have broken down 7 CJ from 70, that is. The conclusion arises, that over 8 hours to maintain CJ at 700C is inexpedient, that size of an exceeding pulse in 4 In and 8 In on influence do not differ. From investigated CJ the party{set} in 70 pieces which was exposed to temperature and electric influence within 140 hours per the same modes has been made. Any of them has not broken down, while from untried 70 CJ for same time 6 pieces have broken down. The analysis failed CJ has shown, that at the majority of them is punched диэлектрик.

In conformity about OST CJ of 556 series are tested at temperature 700C in a nominal mode 5 In within 168 hours. ЭТТ it is carried out{is spent} after "burn" smooth crosspieces and it is directed on revealing restored the ENCORE. Features of construction of internal structures and programming ENCORE ППЗУ allow to apply to them the following technique which essence is considered on an example 556РТ5.

Principal cause "зарастания" smooth crosspieces in ППЗУ after programming is diffusion, ускоряемая at ЭТТ in temperature and an electric field. If in a mode "reading" to submit exceeding pulses on the trunk of a feed{meal} 5В (duration of pulses is compared to duration of pulses of programming and frequency of their submission is defined{determined} by the diagram of conditions) the percent{interest} "зарастания" crosspieces considerably decreases. These ways of the accelerated tests are introduced in НИЦЭВТ, НПО "Cascade", МНИИПА. For ways of the accelerated tests »-МОП CJ and bipolar ППЗУ it is received two copyright certificates.

From told it is possible to draw the following conclusions:

1) The accelerated tests 565РУ1 allow to assert{approve}, that under certain conditions ЭТТ it is possible to speed up rejection potentially unreliable CJ;

2) Selection of temperature of the accelerated tests and exceeding pressure{voltage} should be carried out{be spent} in view of manufacturing techniques, design features and functioning CJ;

3) Failure CJ at the accelerated tests is connected, basically, with breakdown of poor made oxide.

4. Conclusions.

1. Gamma irradiation can be used for rejection potentially defective КМОП CJ with the help such criterials parameters as a current of consumption, a target current of a high level, etc.

2. As for restoration of parameters after gamma irradiation it is necessary to use annealing at temperature 3500C for reduction of the formed volumetric and superficial defects and as this temperature promotes formation{education} intermediate it is better to carry out{spend} rejection on plates. Besides rejection CJ on plates allows to save a significant amount of cases.

3. Used gamma irradiations for rejection of potentially defective crystals on plates it is economically justified and does not worsen reliability CJ the ambassador a plates.

4. Forced tests CJ (with the help of rise in temperature and submission of an exceeding pulse pressure{voltage}) can be used as a method of the accelerated rejection potentially defective CJ, and, time of tests in comparison with ЭТТ is reduced till 2-8 o'clock.

Received: May 17 2005

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.018

THE STUDY OF THE SANDS OF CĂPUŞ (CLUJ COUNTY) WITH THE VIEW TO USING IN FOUNDRIES

BY

NASTACA TIMOFTE and BOGDAN NICOLAU

Abstract: The purpose of this work is to research the properties of the sand of Cãpuş in order to use it in the foundries, because the different sandy varieties might be the basic staple in the material area for blends.

Analyzing the determinations made on the sand of Cãpuş and the blends made by these sands, we consider that this might enter into the economic circuit, in the component of the molding blends from the foundries of nonferrous.

Key words: sand, molding blends

1. General considerations

An elevated weight in the area of raw material in the metallurgical industry is hold by the molding materials necessary in foundries.

The basic raw material in this area constitutes different sands varieties. Currently, most used-up sands, in foundries, are the one with an elevated content of quartz, and these facts confer them high property of refractoriness, being thus capable to support high temperatures whereat they are constrained during the casting.

The amount of the quartz from these sands touches the values of as far as 99% quartz's, and the minimum amount admitted depends on materials which were casted.

Thus, for the casting of steel or a cast-iron, the high temperature enforces us to use sand that contains a percent over 90-92% quartz to prepare the molding sand.

For castings of nonferrous alloys the percent of quartz from sand might recede up to 80-85.

Generally speaking, in industry, sands are used with elevated contents of quartz in order not to create problems to the casting of different parts.

On the basis of the previous mentioned, the present work propose to analyze the properties of sand with a feldspat….. nature, so it can be used in foundries.

The sand comes from Cãpuş zone, Cluj County, and results from the extract of feldspats from the pegmatites from the exploitation Muntele Rece.

The sand of Cãpuş is the residue abaft the flotation in average HF pegmatitului feldspatic.

We shall establish, on the strength of a determinations and analyses, if these sands may be used in foundries, especially for the fount of nonferrous alloys.

2. The chemical and mineralogical composition of the sand of Cãpuş

As a result of the chemical analyses, we may establish the next chemical composition for the analyzed sandy samples .

Table 1. The chemical composition of the sand of Cãpuş

SiO_2	$Na_2O + K_2O$	Al_2O_3	MgO + CaO	Fe_2O_3
min. 88%	max 5%	max 7%	max 2%	max 0.22%

The mineralogical analyses of the sandy samples taken into consideration were made through the difractometrical method using DRON type machine.

The results of the X rays analyze are presented in the table 2.

Table 2. The mineralogical composition of the sand from Cãpuş

Feldspats	Quartz	Hornblend	Biotit	Illit
10 – 15 %	65 – 70 %	10 %	5 %	5 %

We may notice that 10-15 feldspats remain in the sand, as a result of extracting them by using the method of pegmatite flotation and these feldspats affect the refractoriness of the sand.

3. Granular analysis

For the granular analysis of the prelevated samples, we have used the next set of the sieves: 1, 00; 0, 630; 0, 500; 0, 400; 0, 315; 0, 250; 0, 200; 0, 160; 0, 100; 0, 090; 0, 063 mm.

The results obtained through the method of sifting are presented in the table 3. Interpreting the results we can establish which indexes characterize the granulation: The basic fraction (Fb), the average granulation (M_{50}) and the degree of uniformity (G.U.) Both the average granulation and the degree of uniformity may be established by using the cumulative curve shown in granular type-plug. The results obtained for the granular indexes are presented in the table 4.

Table 3. The granular analysis of the sand of Cãpuş

Diameter of granules [mm]	Type of test	Rest of screen		Fraction with the diameter < d [%]
		g	%	
1,00	s	5,14	0,28	99,72
0,630	s	0,44	0,88	98,84
0,500	s	1,1	2,2	96,64
0,400	s	1,28	2,56	94,08
0,315	s	4,94	9,88	84,20
0,250	s	5,40	10,80	73,40
0,200	s	8,32	16,64	56,76
0,160	s	5,77	11,54	45,22
0,100	s	13,30	28,60	16,62
0,009	s	1,40	2,80	13,82
0,063	s	3,44	6,88	6,94
0,063	s	3,47	6,94	0,00
sum	-	50,00	100,00	-

Table 4. Granular coefficient

Basic fraction Fb	Average granulation M_{50}	Degree of uniformity GU
0,2 – 0,1	0,185	51%

$$GU = 4/3\ M_{50} - 2/3\ M_{50}\ \%$$

4. Molding blends

The molding blending consists of granular material (quartos sand, usually) and of a component which generates the property of formability.

In principle, the preparation of the molding blending consists in the achievement of binder films around the sandy granules during the process of liaison.

Regarding the quality conditions for the molding blends and taking into account the achievement of some little-rugositied and without defect castings, we used for our attempts a number of 5 recipes of preparing the molding blends, presented in the table 5. The bonding agents used was bentonite, natrium silicate and the urelite.

Table 5. Used molding blend formulas

Symbol of mixture	Components	Content
I	Sand Bentonite Water	87 8 5
II	Sand Bentonite Wooden flour Water	77 13 4 6
III	Sand Bentonite Water	76 16 8
IV	Sand Natrium silicate	94 6
V	Sand Urelite Benzo-sulfonic acid	97 2.2 0.8

For determining the properties of suggested blends we have preceded according to STAS 942-73. The attempts have been accomplished on crudeness test-pieces.

Concerning the test-pieces made of the suggested blends, it has been effectuated some determinations of the resistor to pressure detrusion traction and bending through the submission of the standard test-pieces to the respective solicitations. The resistor to pressure has been determined on the type A cylindrical test-pieces, in accordance with STAS 9412-73 stipulations.

The determination of the bending resistance has been executed on parallelepipedical round-headed test pieces. Resistance to traction has been determined by using standard test-pieces with section of rupture of 5 cm^2.

The determinations concerning the resistor to detrusion of different blends have been made on cylindrical type A test-pieces, STAS 9412-73.

The results of the determinations are shown in the table 6.

Table 6. Mechanical resistances

Symbol of mixture Mechanical tests	I	II	III	IV	V
0	1	2	3	4	5
Compression daN/cm^2	0.25 0.23 0.25	0.32 0.26 0.28	0.64 0.50 0.58	8.3 8.6 8.4	8.6 8.8 8.6
Average	0.24	0.28	0.57	8.43	8.66
Bending daN/cm^2	0.05 Very small Very small	0.07 0 0.05	0.09 0.07 0.07	0.01 0.09 0.09	0.8 0.9 0.9
Average	-	0.04	0.096	0.093	0.86
Stretching daN/cm^2	Very small	0.28 0.2 0.24	0.4 0.25 0.3	1.5 1.2 1.4	3.6 4.4 4.2
Average	-	0.24	0.31	1.36	4.06
Shearing daN/cm^2	Very small	0.15 0.15 0.17	0.16 0.16 0.25	4.4 3.8 4.2	1.2 1.6 1.5
Average	-	0.15	0.19	4.13	1.43

Beside the nameable mechanic resistors the, about the suggested blends some extra-determinations have been made, such as: the penetrability, degree of shove, temperature of vitrification.

Beside the studied properties of the moulding blends it is necessary to knowthe behavior of the blend at high temperature, because in the process of casting both the form and the core are requested from the thermal point of view. Therefore, it is necessary to research refractoriness, which is influenced by the chemical composition, the mineralogical composition and by the size of sandy granules.

In practice, the refractoriness of the sand is influenced by two factors: the temperature of soak and the temperature of vitrification, the latest being very important.

It is preferable that the material's molten casting temperature not to exceed the temperature of vitrify of the blend.

The result of the effectuated determinations is presented in the tables 7, 8 and 9.

Table 7. Permeability

Symbol of mixture	Molding blend formulas	Permeability PU
I	Sand 87%, bentonite 8%, water 5%	75
II	Sand 77%, bentonite 13%, wooden flour 4%, water 6%	96
III	Sand 76%, bentonite 16%, water 8%	50
IV	Sand 94%, natrium silicate 6%	85
V	Sand 97%, urelite 2.2%, benzo-sulfonic acid 0.8% (A.B.s)	70

Table 8. The ramming degree

Symbol of mixture	Type of test	Number of the strokes applied	The ramming degree	
			Dietert units	
I	underdone	3	72	High ramming degree
		5	79	
		Average	75.5	
II	underdone	3	75	High ramming degree
		5	80	
		Average	77.5	
III	underdone	3	74	High ramming degree
		5	80	
		Average	77	
IV	Treated CO_2 (hardening)	3	80	High ramming degree
		5	82	
		Average	81	
V	Hardened with ABs	3	78	High ramming degree
		5	80	
		Average	79	

Table 9. Vitrification temperature

Number of test	Blends formula	Vitrification temperature °C
1	Căpuş sand	1200
2	Sand 77%, bentonite 13%	1100
3	Sand 94 %, natrium silicate 6%	1050 - 1100

Conclusions

As a result of the analyses and research accomplished at Capus concerning the sand and the mixtures prepared with this sand it can be ascertained that the studied sand is feldspar sand with a relatively fine granulation, the permeability of the mixtures prepared with this sand and with various binding agents is relatively small, but using auxiliary materials as wood powder, coal dust, etc., that would be inserted into the mixture content, this fact doesn't represent any hindrance in the using of this sand in foundries. Because the mixed substances have good physical-mechanical properties this constitutes another sign in favor of exploitation of this sand although it has a relatively high percentage of feldspar in its mineralized structure.

The presence of the feldspars influences only the vitrifying temperature and for this part is a hindrance only concerning when using the sands in the preparation of the mixtures from the cast iron and steel foundries where the casting temperatures are high.

Where there is taking place casting of alloys and non-ferrous materials the utilization of the Capus sand in the mixing of the formation structures is imposed, as the quartz sands that can be replaced with the Capus sands can be exploited much more profitable in other purposes.

Analyzing the research accomplished concerning the vitrifying temperature it can be stated with certainty that this sand can be used in the non-ferrous foundries.

As regarding the proposed formation mixtures the ones that impose themselves are II, IV, V, because they show physical-mechanical properties that are good fit for a minimum binding agent consumption.

For proving the veracity of the conclusions resulted as regarding the possibility of utilization of the Capus sand in foundries we used the mixture of type II that has a higher permeability for casting some aluminum and steel parts.

Based on the results of the present study and on the casting experiments for some non-ferrous parts it was established without any doubt that the Capus sand can enter the economic circuit in the constitution of the formation mixtures from the non-ferrous foundries.

Received, 2005 Technical University „Gh. Asachi”

References

1. Cosneanu C. Cl. Stefănescu (1989) – *Sisteme de amestecuri de formare pentru turnătorii*, Ed Tehnică, Bucureşti.
2. Gianei A. F. , E. J. Freise (1967) – *Oportunisation of X-ray diffraction quantitative analysis*, Trans. Mettalurg. Soc. Aime, no 239, p. 1676.
3. Petreuş I., L. Suciu (1983) – *Determinarea cantitativă a cuarțului din amestecuri de formare*, Creația Tehn. şi Fiabil. în Construcții de Maşini, 22 – 23 nov, Iaşi.
4. Petreuş I. (1977) – *Petrologia rocilor sedimentare*, Curs litografiat , Univ. “Al. I. Cuza”, Iaşi.

Nastaca Timofte, Technical University „Gh. Asachi”, Bv. Mangeron, nr. 61, Iaşi, Romania

STUDIUL NISIPURILOR DE CAPUS (JUDETUL CLUJ) IN VEDEREA UTILIZARII IN TURNATORIE

REZUMAT: Scopul lucrării prezentate este acela de studiere a proprietăților nisipurilor de Căpuş în vederea utilizării lor în turnătorii, deoarece materia primă de bază în domeniul materialelor de formare o constitue diferitele varietăți de nisipuri.

Analizând determinările efectuate asupra nisipurilor de Căpuş şi a amestecurilor preparate cu acest nisip, constatăm că acesta poate intra în circuitul economic în componenta amestecurilor de formare din turnătoriile de neferoase.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

COMPARATIVE STUDY ON MICROSTRUCTURAL AND MAGNETIC PROPERTIES OF FePt AND Fe/FePt THIN FILMS

BY

URSE MARIA*, CHIRIAC HORIA*, GRIGORAS MARIAN and MOGA ANCA – EUGENIA***

Abstract: Thin magnetic layers are widely used as functional materials for different applications. In recent years, the (Fe,Co)Pt alloys have attracted growing interest as hard magnetic materials competing with the well-established NdFeB. FePt are promising hard thin film materials due to their high magnetocrystalline anisotropy and magnetic saturation. This paper reports some results concerning the effects of the composition and thermal treatment conditions on the structural and magnetic properties of FePt and Fe/FePt films. Samples of varying thickness (50 - 60 nm) were prepared by R.F. sputtering from composite target (disc of Fe with Pt pieces disposed on their surface) for FePt films and two elemental targets (disc of Fe and disc of Fe with Pt pieces disposed on their surface) for Fe/FePt films. The samples were subsequently annealed, in vacuum, at temperatures between 450°C and 700°C and a comparison between FePt and Fe/FePt films is presented. The polycrystalline thin films exhibited a coercivity of 7.6 kOe. This high coercivity is attributed to the magnetic domain pinning at the grain boundaries. By depositing Fe layers on the FePt films, an increase of remanence was observed as a result of the exchange coupling of the Fe and FePt layers.

Keywords: thin films, multilayer, hard magnetic, magnetocrystalline anisotropy, corcive field

1. Introduction

The nanocomposite magnetic thin films are widely used as functional materials for different applications such as high-density magnetic memory systems and MEMS (Micro Electro Mechanical Systems). In recent years, the FePt alloys have attracted growing interest as hard magnetic materials competing with the well-established NdFeB. Owing to its high magnetic anisotropy, high coercivity, and good corrosion resistance properties, $L1_0$ phase Fe-Pt is a strong candidate for ultrahigh density perpendicular recording media and as magnetic bias films [1,2]. The source of high coercivity in this alloy has been of great interest [3].

This paper report some results concerning the effects of the composition and thermal treatment conditions on the microstructure and magnetic properties of FePt and Fe/FePt thin films. A comparison between the magnetic properties of FePt and Fe/FePt thin films is also reported.

2. Experimental

The FePt and Fe/FePt multilayer films were prepared using a conventional R.F. diode sputtering system (Laboratory Sputtering Plant Z-400) using composite and simple targets. For FePt thin films was used a composite target which was made of a

Fe disc having 7.5 cm in diameter, on which Pt discs having 0.5 cm in diameter, were disposed.

The Fe/FePt multilayer films were prepared by sequential deposition in vacuum from two elemental targets, disc of FePt and disc of Fe. The thickness of layers was controlled by sputtering time and measured by using a Film Thickness Monitor (resolution 0.1 nm) during deposition process. The Pt content in FePt thin films was changed by modifying the number of Pt discs disposed on the surface of the target.

The samples were deposited on various substrates, depending on the intended measurements. The substrates were cooled during deposition.

For structural analysis and magnetic measurements, the FePt and Fe/FePt multilayer thin films were deposited on Si substrates. The structure of the samples was investigated by X-ray diffraction (XRD) analysis. An X-ray diffractometer with a monochromatized Cu-K α radiation was used, in a Bragg-Brentano arrangement. Room temperature magnetic properties were measured by vibrating sample magnetometer (VSM) with the maximum applied field of 1500 kA/m.

The film composition was determined by electron probe analysis on Fe-Pt thin films that were deposited on molybdenum substrates.

The microstructure of FePt thin films was analysed by transmission electron microscopy (TEM), using Mo 'microscope grids'coated with an evaporated carbon (8 – 10 nm) thin films as substrates. FePt thin films with a total thickness of about 80 nm were used for TEM analysis. The electron microscopy studies were carried out with a JEOL –200 CX microscope.

The as – deposited FePt and Fe/FePt multilayer thin films were subsequently annealed, in vacuum, for different periods of time, at temperatures between 450°C and 700°C, in order to obtain the $L1_0$ ordered phase.

3. Results and discussion

We have prepared two types of samples on Si substrates: FePt with a thickness of about 50 nm and multilayer [Fe (2nm)/FePt (10nm)]x5 thin films with a total thickness of about 60 nm (Fe10 nm and FePt 50 nm).

The optimal chemical composition for FePt thin films was found to be close to $Fe_{55}Pt_{45}$ for a ratio 54/46 (%) of surfaces occupied by the Fe and Pt components on the surface of the sputtering target.

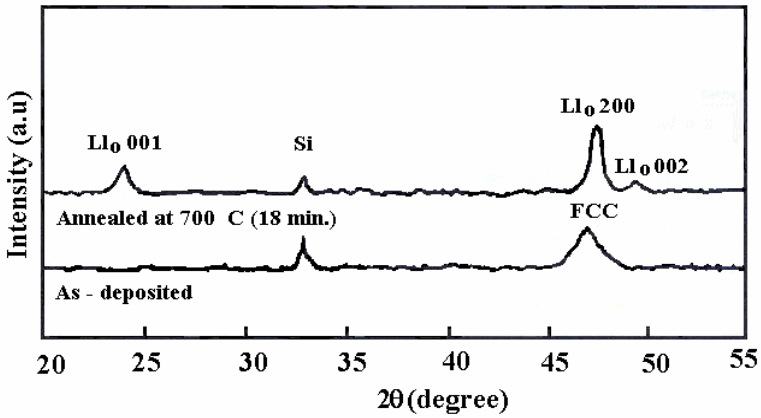


Fig.1. X- ray diffraction patterns for as – deposited and annealed FePt thin films

In Fig. 1 are presented the X-ray diffraction patterns for as – deposited and after rapid thermal annealing at 700°C for 18 minutes for FePt thin films with a thickness of about 50 nm. The XRD pattern for as – deposited sample indicates a (100) FCC phase. After the annealing process, the 50 nm thick FePt films exhibited a small X-ray diffraction intensity of the Ll_0 (001) and Ll_0 (002) peaks and a high intensity of Ll_0 (200) reflection.

The X-ray diffraction patterns corresponding to [Fe (2 nm)/FePt (10 nm)]x 5 thin films do not exhibit evident changes as compared to the XRD patterns for FePt (50 nm) which are presented in Fig.1, indicating that no major structural changes were produced.

Fig.2 presents the dependence of the saturation magnetization and coercive field of the annealing temperature for FePt and multilayer Fe/FePt thin films.

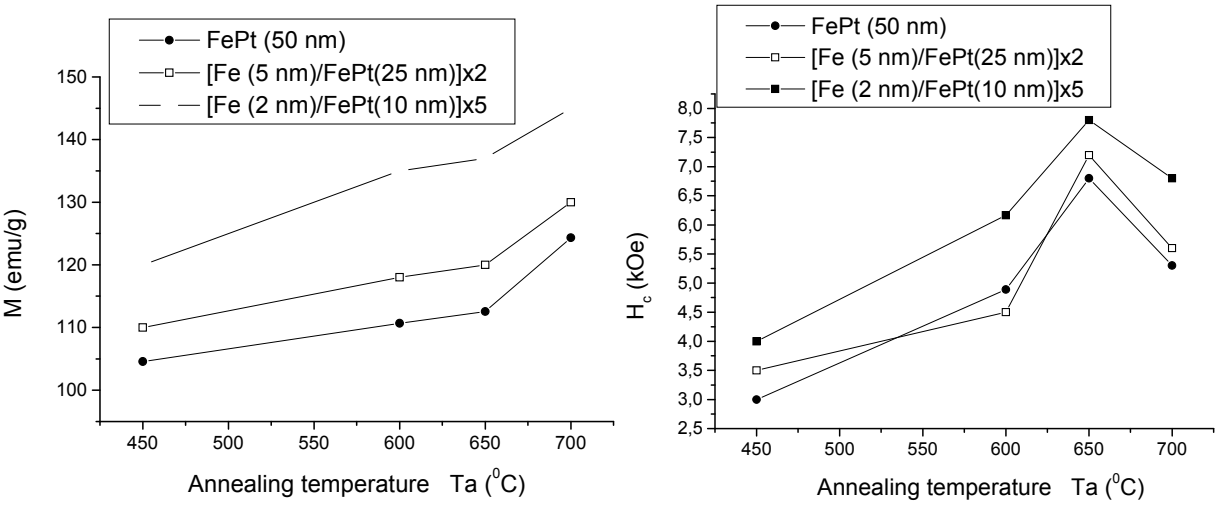


Fig.2.The dependence of the saturation magnetization and coercive field of the annealing temperature for FePt and multilayer Fe/FePt thin films.

One can see that the saturation magnetization values for multilayer Fe/FePt thin films are more as compared with FePt thin films. For all the samples, there is a gradual increase of the saturation magnetization values with increasing the annealing temperature up to 650°C, followed by an abruptly increase after annealing at 700°C. It can also be observed from Fig. 2 that, for all the samples, the coercive field values increase when increasing the annealing temperature up to 650°C and then decrease when increasing the annealing temperature up to 700°C. The Fe/FePt multilayer thin films present an enhanced coercivity as compared to the FePt thin films. The coercive field increases to about 7.6 kOe due to the domain wall pinning effect within the intergranular region.

For annealing temperatures around 650°C, the grains reach an optimum size of about 20 nm, fact suggested by the TEM image. After annealing at temperature of 700°C the grains have a size of about 30 nm and the coercive field values, for all the samples decrease.

Fig.3 shows the hysteresis loops at room temperature for FePt (50 nm) and [Fe(2nm)/FePt(10nm)]x5 thin films, annealed at 600°C, with the applied magnetic

field parallel to the sample plane. One can see that the values of the remanence for Fe/FePt thin films are more as compared with FePt thin films

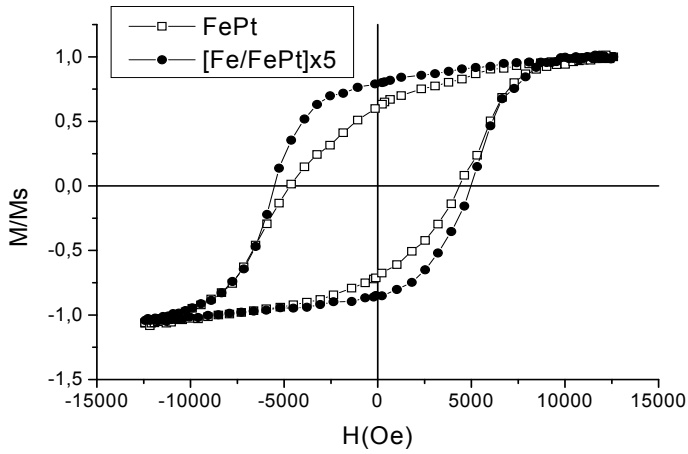


Fig. 3. The hysteresis loops at for FePt (50 nm) and [Fe(2nm)/FePt(10nm)]x5 thin films

Fig.4 shows the electron micrograph of [Fe (2nm)/ $Fe_{55}Pt_{45}$ (10nm)] x 2 thin film after annealing at 650°C.

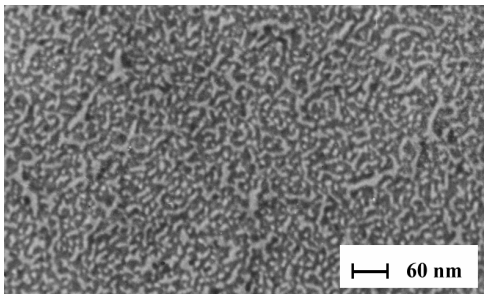


Fig.4. TEM micrograph of annealed [Fe(2nm)/$Fe_{52}Pt_{48}$ (10nm)] x 2 thin film

TEM image for annealed Fe/FePt films display spherical particles, with the average sizes are about 20 nm. Most of the particles are discontinuous, but a significant fraction exists as small chains.

By controlling the experimental conditions of thermally treatment and layers thickness in multilayer systems, the nanogranular Fe/FePt thin films with good hard magnetic properties were obtained.

4. Conclusions

The magnetic and microstructural properties of FePt and Fe/FePt thin films depend on the annealing temperature. An optimum of these characteristics was obtained for annealing temperature of 650°C.

As compared to FePt thin films, the multilayer Fe/FePt thin films, which have same thickness for FePt, exhibit a coercive field H_c about 7.6 kOe, saturation magnetization of about 135 emu/g and remanence of 0.75, after annealing at 650°C.

By analyzing these preliminary results it can be seen that the Fe/FePt thin films are interesting as permanent magnet for MEMS applications.

References

[1] Y.K.Takahashi, M.Ohnuma and K. Hono, - *Ordering process of sputtered FePt*, **J.Appl.Phys.93**, (2003) **7580-7582.**
[2] Y.K.Takahashi, T. Ohkubo, M.Ohnuma and K. Hono, - *Size effect on the ordering of FePt granular films*, **J.Appl.Phys.93**, (2003) **7166-7168.**
[3] J. Zhou, R. Skomski, X. Li, W. Tang, G.C. Hadjipanayis, and D.J. Sellmyer, - *Permanent – magnet properties of thermally processed FePt and FePt/Fe multilayer films*, **IEEE-Trans. Mag. 38,** No. 5, (2002) **2802-2804**.

* National Institute of Research Development for technical Physics Iasi
** Faculty of Physics, University "Al.I.Cuza" Iasi

STUDIU COMPARATIV PRIVIND PROPRIETĂȚILE MICROSTRUCTURALE ŞI MAGNETICE ALE STRATURILOR SUBȚIRI FePt ŞI Fe/FePt

Abstract. *Straturile subțiri magnetice sunt foarte mult utilizate ca materiale funcționale pentru diferite aplicații. În ultimii ani, aliajele (Fe,Co)Pt au fost intens studiate ca materiale magnetic dure, în competiție cu binecunoscutul material NdFeB. Straturile subțiri FePt sunt materiale magnetic dure convenabile pentru o serie de aplicații specifice, datorită valorilor mari ale magnetizării de saturație şi anizotropiei magnetocristaline. În această lucrare prezentăm o serie de rezultate privind efectele compoziției şi tratamentelor termice realizate după depunere asupra proprietăților structurale şi magnetice ale straturilor subțiri FePt şi Fe/FePt. Probele, cu grosimi variind intre 50 şi 60 nm, au fost preparate prin pulverizare R.F. din 2 tipuri de ținte de pulverizare: țintă compusă formată dintr-un disc de Fe (diametru 7,5 cm) cu discuri de Pt (diametru 0,5 cm) dispuse pe suprafată, pentru straturile subțiri FePt; 2 ținte, una compusă din FePt şi una simplă din Fe, pentru straturile subțiri Fe/FePt. Probele au fost succesiv tratate, în vid, la temperaturi cuprinse între 450 şi 700°C. Rezultatele experimentale privind probele FePt şi Fe/FePt sunt prezentate comparativ. Straturile subțiri policristaline FePt prezintă valori ale câmpului coercitiv de aproximativ 7.6 kOe. Acestă valoare mare a câmpului coercitiv este posibil să fie datorată procesului de fixare a domeniilor magnetice la granițele grăunților cristalini. În cazul straturilor subțiri multiple Fe/FePt se constată o creştere a remanenței, comparativ cu straturilr subțiri FePt, ca efect al cuplajului de schimb dintre straturile de Fe şi FePt.*

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C 539.3; 66.017

PARTICULAR ASPECTS ON THE DEFORMATION AND FRACTURE OF NOVEL DIBENZYL POLYURETHANE ELASTOMERS OF VARIABLE CRYSTALLINITY

BY

CRISTINA PRISACARIU, PAUL C. BUCKLEY and VICTOR ADRIAN PRISACARIU

Abstract: New polymers were achieved, with a controlled ordering of copolymer hard segment blocks on the macromolecular chain. They derive from either one single type of diisocyanate of rigid or variable geometry, or from mixtures of isocyanates. Wide angle X-ray diffraction of the as-moulded polymers revealed the presence of crystallinity in a series of PU materials based on a flexible isocyanate, 4,4'-dibenzyl diisocyanate (DBDI). Mechanical tests included load-unload cycles at constant rate of extension, with measurement of hysteresis and strain recovery, and stress relaxation tests. The presence of DBDI hard segments instead of 4,4'-methylene bis(phenyl isocyanate (MDI) led systematically to increases in: the input strain energy to a given elongation, hysteresis and residual strain under cyclic loading, and stress relaxation. The influence of the PU hard segment nature on the stress-strain data was followed for different PU of variable phase segregation.

Key words: flexible isocyanates, polyurethane elastomers, hysteresis, stress relaxation.

1. Introduction

Casting polyurethane elastomers (PU) have a segmented structure which gives rise to a heterophase morphology that is responsible for the "virtually crosslinked" state of the polymer and determines remarkable values of the polymer mechanical properties. The structure of PU consists of linear polymer primary chains which are segmented in composition and are specifically made up of alternating hard and soft segments which are joined end to end through strong covalent chemical linkages [1] .

A series of PU based on new dibenzyl (DBDI) monomers were obtained. These monomers belong to a large category of diaromatic compounds with a variable geometry which induces significant effects in the macromolecular chains, especially those in connection to the rearranging capacity of the molecular fragments and thus to the increase in the degree of crystallinity [1-5]. The present paper deals with the presentation of a series of physical/mechanical and chemical aspects of PU block copolymers derived from diisocyanates 4,4'-dibenzyl diisocyanate (DBDI), 4,4'-methylene bis(phenyl isocyanate (MDI), or combinations of those, giving rise to PU consisting of different chemical, physical and consequently mechanical properties.

Particular aspects of the mechanical response for a series of PU with diol chain extenders were followed. A systematic investigation was made of the effects of varying hard and soft segment chemistry, crosslinking and preparation procedures, on the mechanical response of melt-cast polyurethane elastomers. Rotation around the central $–CH_2-CH_2-$ bridge in DBDI allows alignment of aromatic rings and hence

crystallization within the hard phase, which is not available with MDI in melt-cast polyurethanes.

2. Experimental procedure

A family of polyurethane elastomers was synthesised in the Romanian laboratory. They were all three-component systems combined in stoichiometric proportions, and consisting of: (1) a diisocyanate (DI) generating hard segment HS (MDI or DBDI); (2) a soft segment macrodiol MD - poly(ethylene adipate) PEA, polytetrahydrofuran PTHF, or poly(butylene adipate) PBA; and (3) a small molecule diol as chain extender CE - anhydrous ethylene glycol EG, diethylene glycol DEG, or butylene glycol BG. The macrodiols were all of molar mass M_w = 2000±50 g mol^{-1}. The three components were always mixed in the proportions HS:CE:MD = 4:3:1, giving hard segment mass fractions in the region of 30%, and isocyanic index I =100. The synthesis procedure followed was the pre-polymer route described previously by Prisacariu et al. (2003). The HS and MD components were reacted together with vigorous mixing under vacuum at 100°C, to give prepolymer terminated by HS. This was then thoroughly mixed with the CE at 90°C, and cast into closed sheet moulds for curing at 110°C for 24 hours. The final result was polymer with M_w in the range 60-120 kg mol^{-1}, in the form of sheets with thickness in the range 0.3-0.6 mm. The sheets were stored at room temperature for at least one month before testing. For PU with mixtures of DI (MDI DBDI), the synthesis was performed as previously reported elsewhere [5].

3. Results and Discussion

3.1. PU crystallinity

As shown [2] in all cases the more mobile DBDI structure leads to hard segments with a higher tendency to self associate evidenced by higher melting points and crystallization tendency (Figure 1.a) which is visible even when such structures are included in the polyurethane soft segment matrix [2].

The X-ray diffraction patterns of Fig.1.a show that crystallizability of DBDI based PU largely remains even after of inclusion of soft segments [2] The crystallinity is however, considerably reduced with the incorporation of MDI, [2,5].

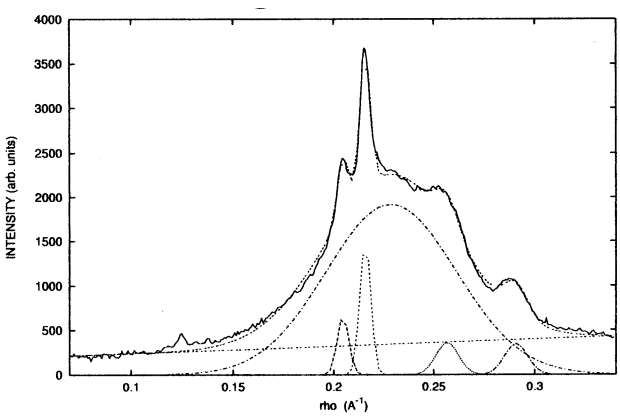
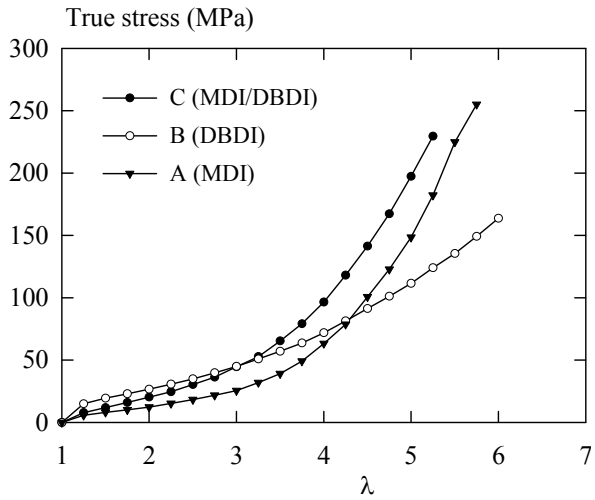


Fig. 1. PU materials - uniaxial stretch at nominal strain-rate = 0.0042/s; (a)Hard segments = DBDI χ=0.14;

2.2. PU stress-strain data and tensile strength properties

The characterization of different PU block copolymers consisting of different chemical, physical and consequently mechanical properties has been made by means of uniaxial tensile experiments.



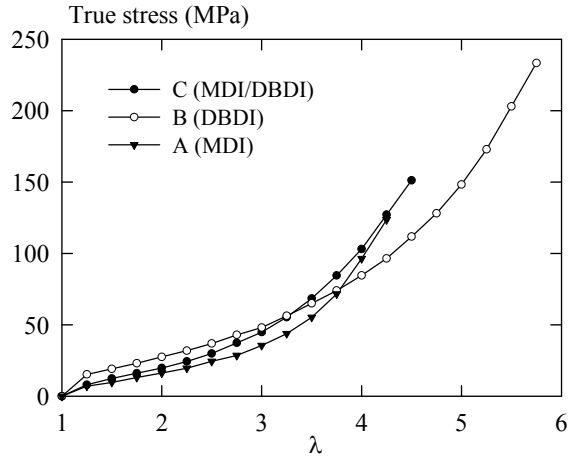
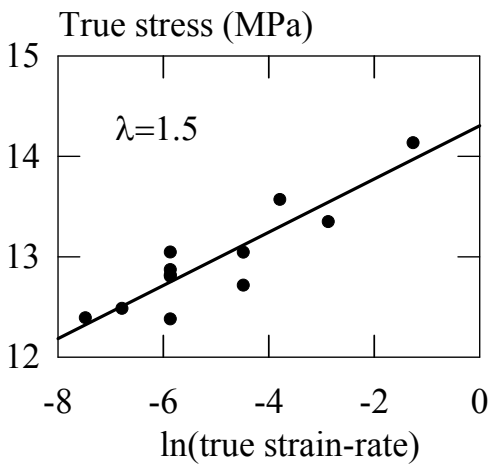


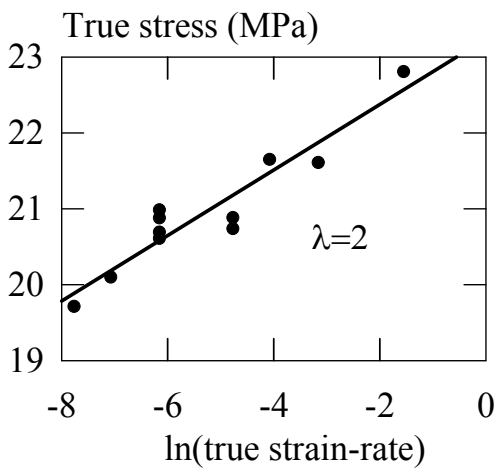
Fig. 2. Comparison between the PU stress-strain data of three PUs at nominal strain-rate = 0.0042/s. Polytetrahydrofuran (PTHF) was used as a soft phase; A=PU based on MDI;B=PU based on DBDI; C = PU based on mixtures of MDI/DBDI.

Fig. 3 As Fig.2 but for materials with poly(ethylene adipate(PEA) as soft phase

Stress-strain curves for three types of PU with PTHF or PEA are compared in Figs. 2 and 3, where systematic differences can be seen. Polymer B representing a PU based on DBDI has a higher flow stress than PU type A based on MDI and PU type C based on mixtures of MDI and DBDI. Yet PU derived from DBDI shows less pronounced strain stiffening. Polymer C shows more pronounced strain-stiffening than PU type A. All results shown here are for polymers A, B and C with poytetrahydrofuran (PTHF) as soft segment and ethylene glycol (EG) as a chain extender. The same pattern was observed in polymers where the adopted macrodiol (MD) was polyethylene adipate (PEA). The molar proportions used in the syntheses for these tests were diisocyanate D:MD:EG = 4:1:2.64.



(a)



(b)

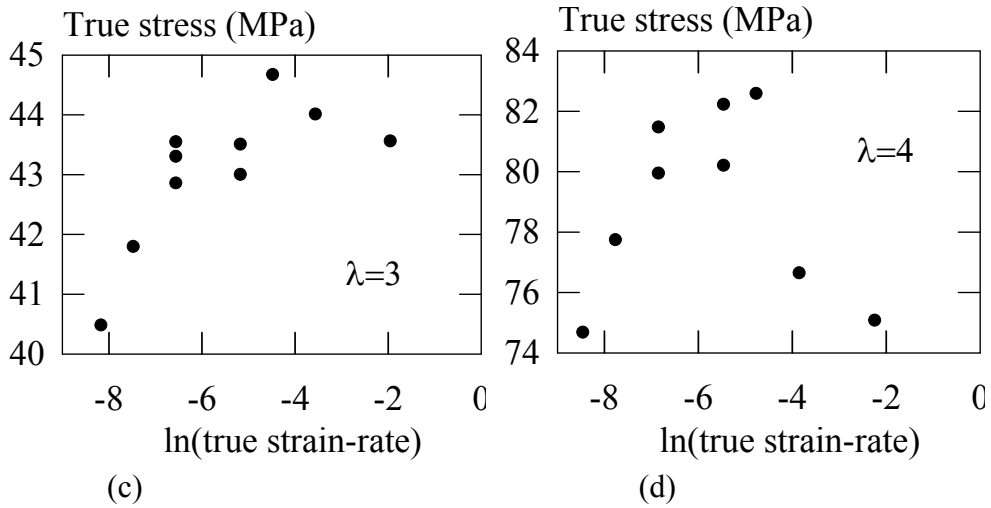


Fig. 4 Eyring plots for material C (MDI/DBDI).

Fig. 4 shows the dependence between the true stress and ln (true strain-rate) when materials of type C based on mixtures of diisocyanates (MDI/DBDI) [5-8] were investigated. Different stretching levels of PU sample elongation ranging from 50% (λ = 1.5) to 300% (λ = 4) were approached. As expected (Fig. 4), the true stress when the PU sample is elongated between λ = 1.5 to λ = 4 depends strongly on the true strain-rate. The wider id the limit of elongation the higher is the true stress corresponding to equal values of the same true strain-rates.

2.3. PU Stress relaxation

Stress relaxation of PU derived from DBDI and from classical isocyanates was studied. In Fig. 5 the stress variation at a constant 300% elongation of a PU specimen is plotted as a function of time (100 hrs).

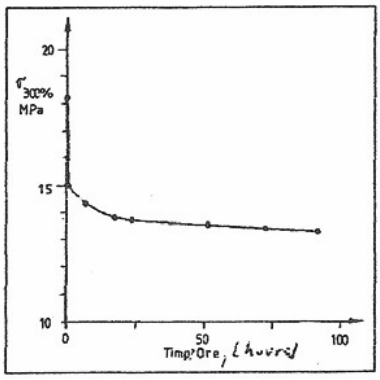


Fig.5. Stress relaxation curve (90 hrs) of a PU with DBDI based on BG, PEA,DBDI with I = 110.

As seen in Fig. 5, the main relaxation process occurs within the first 10 min. (70% of the relaxation value after 100 hrs) while the 24 hours relaxation is 95% of the relaxation value after 100 hours. The kinetics of the equation of relaxation proposed by Ferry [5] for other polymers was checked and it was found that eq (1) is valid also in the case of polyurethane elastomers, both in general as well as in the particular family of PU derived from dibenzyl structures.

$$\sigma_t = \sigma_o - a \cdot \log t \qquad (1)$$

where σ_o is the stress corresponding to a given 300% elongation and σ_t is the reduced stress for a certain deformation at time *t*. In our case the *a* constant value was experimentally determined as the respective straight line slope of the σ - *log t* dependence **,** for example *15 / 2.1 = 7.14* for a DBDI based PU, [2].

2.4. PU Cycling Tensile Tests

To investigate how the PU structure determines the mechanical performance of the materials as elastomers, a programme of cyclic tensile tests was carried out on the whole range of polymers synthesized [6-9]. Properties of particular interest were the strain energy input, and the strain energy recovery and strain recovery on unloading. In some cases these experiments were supplemented by stress relaxation tests. Wide angle X-ray diffraction (WAXD) was employed to compare the levels of hard segment crystallinity.

The sheet materials were cut into rectangular strips of dimensions 6 mm × 0.3-0.6 mm, and tested in tension at ambient temperature (23 ± 1°C) and humidity (41 ± RH) using an Instron model 4204 testing machine, with 50 mm between the grips. Extension was measured using an Instron extensometer, with a gauge length of 20 mm. All the tests reported here were conducted at a nominal extension-rate of $\pm 3\times10^{-2}$ s^{-1}. This was chosen for consistency with preliminary studies of the same materials [8].

In the first phase of the study, the materials were cycled between an extension of 3, and zero load, for 3 cycles. An examples PU curve of nominal stress versus nominal strain is shown in Fig. 6.

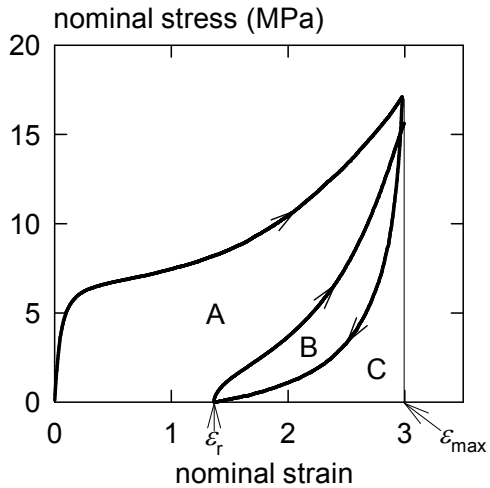


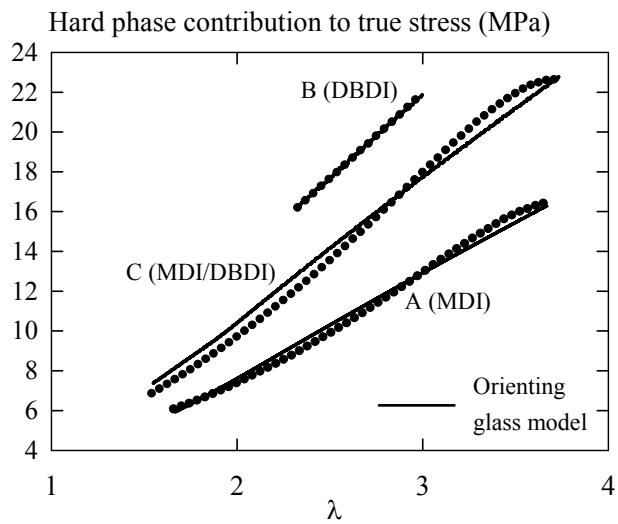
Fig. 6. Loading-unloading-reloading cycle for a PU with MDI/DBDI, with definitions of zones A, B, C of the diagram, maximum nominal strain ε_{max} and residual nominal strain ε_r.

It observes notable pronounced hysteresis, unrecovered strain and Mullins effect (whereby re-loading follows a stress-strain path closer to the unloading path than the original loading path).This is a specific feature for the DBDI/MDI and solely DBDI based PU with DI of variable crystallinity. From curves such as these several quantifiers of the inelasticity were calculated as reported elsewhere [9] in function of the defined three zones A, B and C in the stress-strain diagram denoting the energy density expended on first loading to a nominal strain of 3.

2.3. Interpretation in terms of a constitutive model

PU hysteresis and stress-strain curves in Figures 7 and 8 have the characteristic shape for elastomers containing reinforcing particles. There is a rate-dependent flow stress associated with stress-activated segmental diffusion at the surface or interior of reinforcing particles, superimposed on the strain-stiffening hyperelastic stress response of the elastomeric matrix. Such a system is amenable to a quantitative description in terms of the Glass-Rubber (GR) constitutive model framework which has been described elsewhere [6-8]. Hard and soft phases were assumed subject to the same deformation. PU hard phase contribution to the stress for polymers A, B and C, at a nominal strain rate of 0.0042 s^{-1} is shown in Figure 7 (data points).

Explanation for the differences between polymers A, B and C may be found in the structure of the hard phase, and structure of the soft phase. Structural information indicates the direction of increasing hard phase crystallinity is A→C→B, and suggests the direction of increasing phase separation is also A→C→B.



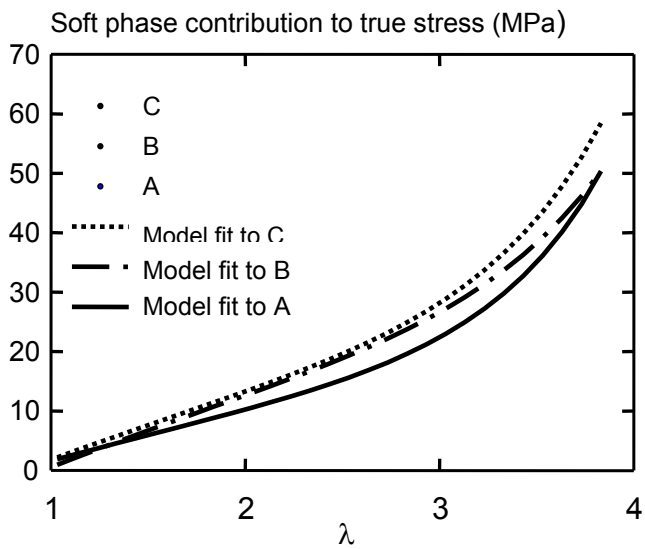


Fig.7. PU hard phase contribution to the stress for nominal strain-rate 0.0042 s^{-1}.
Fig.8. PU soft phase contribution to the stress at same nominal rate.

With regard to the PTHF based contribution of the hard phase (Fig.7), comparing A and B, the higher flow stress of polymer B is readily explained in terms of the higher level of hard phase crystallinity, and better phase segregation. Similarly, poorer phase segregation in A explains a lower density of flexible chains and chains with lower flexibility in the soft phase, (Fig.8).In both respects, polymer C is intermediate in structure and properties.

3. Conclusions

The characterization of different PU block copolymers consisting of different diisocyantes of combinations of them was made. PU phase separation tendency is significantly more pronounced in the case of polyurethanic materials based on dibenzyl structures then in the case of similar hard segments based on classical isocyanates of a rigid geometry as MDI. PU based on DBDI, display higher stiffness and strength than the conventional MDI-based PU, with lower strain recovery and strain energy recovery on cycling - a primary consideration for elastomers. Optimum response is obtained with mixed MDI/DBDI hard segments. The influence of the hard domain crystallinity in PU with DBDI structures is pronounced, leading to a significant increase in the stress in these experiments.

4. REFERENCES

1. C. Hepburn, **Iranian Journal of Polymers Science & Technology**, **vol.1 No2** , (1992), **84 -108**.
2. C. Prisacariu, Doctorate Thesis, Technical University "Gh. Asachi", Iasi, Romania, (1998).
3. A. Caraculacu, G. Caraculacu, **J. Macromol. Sci.-Chem**, A22 (5-7) (1985), **631-651**.
4. C. Prisăcariu, I. Agherghinei, **J.M.S.-Pure Appl. Chem., A37 (7),** (2002), **785-806**.
5. C. Prisacariu C., R.H.Olley, A. Caraculacu A., D.C. Bassett and C.M. Martin, **Polymer 44**, (2003), **5407-5421**.
6. C.P.Buckley C.P, C. Prisacariu C. and A. Caraculacu, **Euromech Colloquium and Workshop, Vienna, July 2002, 96-99**.
7. C.P.Buckley, C.Prisacariu C. and A. Caraculacu A.A, **12th International Conference in Deformatiion, Yield and Fracture of Polymers**, 7-10 April, Cambridge, UK 2003, **349-352.**
8. C. Prisacariu, C.P. Buckley and A. Caraculacu, Mechanical response of dibenzyl based polyurethanes with diol chain extension – in the press, **Polymer**, 2005
9. C.P. Buckley, C. Prisacariu, A. Caraculacu, C.M. Martin, **ECCMR 2005,** Stockholm.

CRISTINA PRISACARIU*, PAUL C. BUCKLEY and VICTOR ADRIAN PRISACARIU*****

* The Romanian Academy, Institute of Macromolecular Chemistry „Petru Poni" Iasi, Aleea Grigore Ghica Voda, Nr.41 A, 700487, Iasi, Romania
** The Department of Engineering Science, University of Oxford, Parks Road, Oxford, OX1 3PJ, Oxford, UK.
*** „Gh. Asachi" Technical University, Iasi, Faculty of Automatic Control and Computer Engineering, Department of Computer Engineering,
Bdul. Dimitrie Mangeron, no. 53 A, IASI, cod 6600 ROMANIA

ASPECTE PARTICULARE PRIVIND DEFORMAŢIA ŞI RUPEREA UNOR NOI ELASTOMERI POLIRETANICI CU STRUCTURI DIBENZILICE, DE CRISTALINITATE VARIABILĂ

Au fost obţinuţi noi polimeri poliuretanici (PU) ce prezintă ordonare controlată a blocurilor de segmente dure pe lanţul macromolecular. Aceşti polimeri au la bază fie un singur tip de izocianat cu geometrie fixă sau variabilă, fie combinaţii de izocianaţi. Studiiile de difracţii cu raze X au indicat prezenţa cristalinităţii în polimerii ce au la

bază izocianați cu geometrie variabilă. Încercările mecanice intreprinse asupra acestor polimeri au inclus studii histerezis prin efectuarea unor cicluri de întindere-revenire a polimerilor la o viteză constantă de alungire, precum şi studii de relaxare mecanică. Prezența sgementelor dure dibenzilice (DBDI) cu geoemtrie variabilă ce înlocuieşte izocianatul clasic MDI a determinat creşterea energiei de deformare şi a histerezisului PU, ca şi creşterea deformațiior reziduale în cazul solicitărilr cicliceşi de relaxare mecanică. Influența naturii de segment dur asupra curbelor caracteristice ale PU a fost urmărită pentru diferiți PU cu grade vaiabile de separare fazică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII(LVI), Fasc.1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.620.17; 621.643.2

TUBING AND CASING THREAD JOINT. THEORETICAL RESEARCH AND EXPERIMENTAL TESTS

BY

STEFAN GRIGORAS and CRISTEL STIRBU

Abstract One of the modern constructive solutions for tubing and casing joint is the integral two steps threaded joint. The buttress thread assures the joint functioning. The sealing metal/metal zones are placed, one on the outer of the join and the second on the inner zone of the box. A plastic material gasket may be used, like anticorrosive barrier, in the inner sealing zone. A central shoulder assures the final contact between the pin and the box and limits the make up torque. The value of the make up torque is the main parameter of well column mounting, because its influence on the contact deformations in the metal/metal contacts of the sealing. The stiffness of the two pieces determines the correct functioning of the joint. The material of the pin and box, the geometrical parameters and the load conditions influence the resistance of the joint. We have created a new method for stiffness evaluation and interconnection, based on the geometry of the joint and on the material parameters. We have determined the joint efficiency, the make up torque and the strength limits of the components by theoretical method. The experimental tests, which we have performed, confirm the theoretical functional parameters and the technological characteristics of the joint elements.

Keywords: tubing and casing joints; extractive industry; joint design

1. INTRODUCTION

The extractive industry uses many types of joints for tubing and casing. The integral joint is obtained of the pipes bodies. Figure 1 presents the aspect of an integral

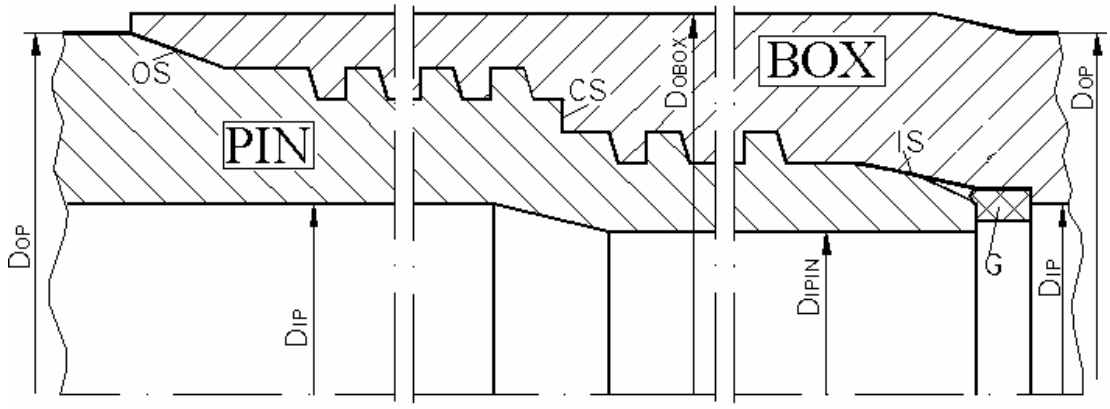


Fig. 1. The aspect of an integral joint.

two steps cylindrical thread joint (D_{OP} – the outer pipe diameter; D_{IP} – the inner pipe diameter; CS – central shoulder; OS – outer seal; IS – inner seal; plastic gasket). The

thread is paced on two cylindrical steps. The maximum outer diameter D_{OBOX} and the minimum diameter D_{IPIN} are limited by the bore and the drill diameter (the well technical conditions).

The widened box is obtained under cold technological conditions, like the compressed end of the pin. This process assures the necessary thickness for central shoulder materialization.

The aspect of a bended well column is presented by figure 2.

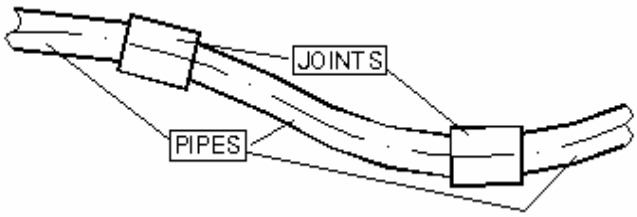


Fig. 2. A bended well column

2. THEORETICAL APPROACH

The joint functioning is assured by the thread (column montage), by the sealing zones (sealing efficiency), by the minimum area of the cross section (resistance to the traction loads), the wall thickness (inner and outer pressure and traction forces resistance), by the bending and combined resistance of the critical area and by the thread resistance and screwing capacity (figure 2). The main functional parameter of any joint is the make-up torque. The screwing of the pin produces local deformations in the metal/metal contacts of the joint and in the gasket, if that exits.

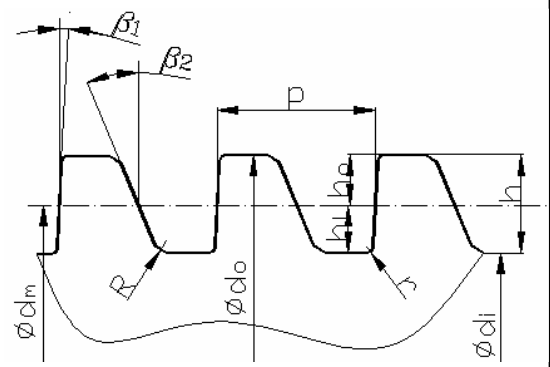
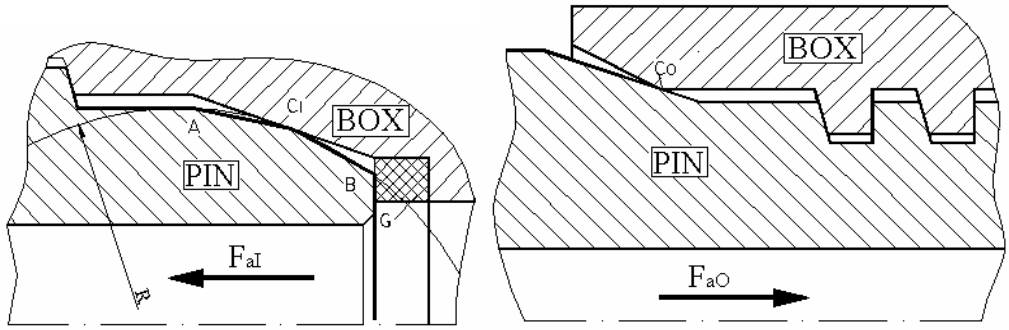


Fig. 3. The thread aspect

The cylindrical thread (figure 3) is placed on two steps. The two steps have pitch continuity, for manufacturing process assurance. The active angle β_1 has small value (maximum 3^0) and β_2 is greater (10-12^0). In this case, the probability of pullout is inexistent. The thread assures the strength end the montage. The sealing functioning isn't the role of the thread. The two steps an uniform distribution of tensile forces on the column assures.

The metal/metal contacts represent the sealing zones, presented by figure 4. In



a) b)

Fig. 4. The sealing metal/metal contacts : a) – inner contact on the end of the pin and b) – outer contact, on the end of the box.

the inner contact (fig. 4 a), the theoretical spherical end of the pin (radius R) is replaced by two tapered zones, AC_I and C_IB. The box is tapered too. The stiffness of

the metal/metal linear contact, of the end of the pin, of the gasket and the elastic deformations of the contact, of the gasket and of the pin generates the axial load F_{aI}. This load must be produced by the thread (maximum value is limited by the plastic deformations appearing and the minimum value is dictated by the seals functioning). The outer seal (fig. 4 b) is a metal/metal linear contact too. The stiffness of the contact, of the end of the box and of the pin are the mains parameters of the axial load of this zone, F_{aO}. This load is produced by the screwing (column make up). The maximum value of F_{aO} is limited by the box resistance and the minimum value is shows by the sealing functioning.

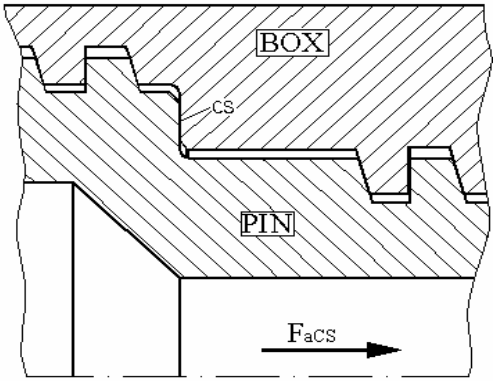


Fig.5. The central shoulder.

The contact between the pin and the box, on the central shoulder, shown in the figure 5 is the contact which limits the value of the make up torque. The contact pressure brings about to the axial load F_{aCS} determination, by limiting the pressure values to the material yield limit. The make-up torque is the functional parameter which assures the load on the contact.

The friction forces in all the described contacts, like the friction in the thread, produce the friction global torque, which is the make-up torque:

$$T = T_I + T_O + T_{TH} + T_{CS} \tag{1}$$

were: T_I, T_O, T_{TH} and T_{CS} are the friction torques in the inner (index *I*), outer (index *O*) contacts; in the thread (index *TH*) and on the contact shoulder, respectively. The make-up torque is *T*.

Another parameter of the joint functioning is his efficiency, defined by the ratio between the critical area of the joint, A_{crJ} (for traction) and the area of pipe section, A_P, [1]:

$$\varepsilon = \frac{A_{crJ}}{A_P} \cdot 100 \ [\%] \tag{2}$$

The efficiency -defined by (2)- is around 60…70%, for this joint type.

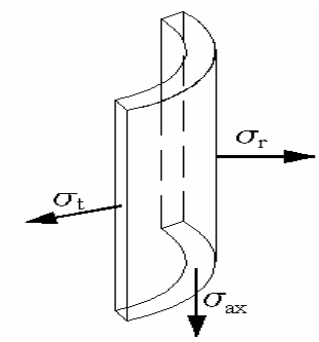


Fig.6. The stresses in the wall of pipe and joint

Other loads on the joint are the outer pressure, the inner pressure, the traction (column weight), the bending of the column and the thermal lengthen of the column (compression). The thread loads are the nonlinear distribution of traction load along the joint, the wear produced by the screwing and the bending and compression effects. An element of the wall of pipe or joint is represented in figure 6. The components of equivalent stress in the wall are:

- the normal axial stress: $\sigma_{ax} = f(\sigma_t, \sigma_b)$;
- the normal radial stress: $\sigma_r = f(p_i, p_o, p_c, p_s)$;
- the normal tangential stress: $\sigma_t = f(p_i, p_o, p_c, p_s)$,

were: σ_t is the traction stress, σ_b is the bending stress, p_i - the inner pressure, p_o - the outer pressure, p_c - the equivalent compression pressure produced by the thread and p_s - the pressure produced by the screwing, [2]. The equivalent stress, calculated using these components limits the load of the pipe and joint, [3] and [4].

The make-up torque, considered as the main parameter of the joint assure the column montage and the, distribution on along the thread and the column resistance.

3. EXPERIMENTAL TESTS

Experimental tests have been developed on different lots of joint, for many sizes and for different materials too. The make-up torque was calculated by our theoretical method [1]. The aim was to determine the resistance of the joint (according to the pipe) and the sealing efficiency evaluation.

We have developed **tests under inner pure pressure**. For the initial tests, water and oil were the active fluids. The pressure can be considered as the normal radial stresses in the pipe and joint wall. They stop at the yield limit of the pipes steels (maximum values were 1000 bar). On can notice that the joint assures a strength limit greater then the medium yield of the steel. Other tests were performed to the strength of the joint body. Figure 7 presents the aspect of a joint, destroyed under inner pressure. The sealing functioning was perfect, if the tests keep the values of the make up torque and of the manufacturing precision.

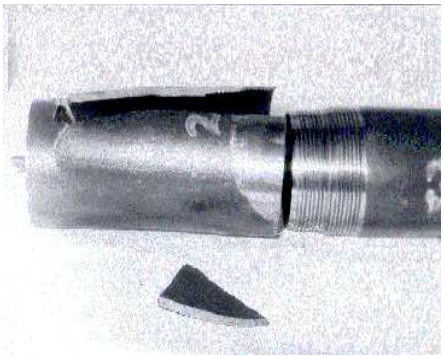


Fig. 7. The aspect of a destroyed joint under inner pure pressure

The plastic material gasket can be used only as a free option of the well designer; the seal efficiency was perfect whether this gasket is used or not.

The combined tests represent the experimental evaluation of the functional and strength parameters of the joints, simultaneously for minimum two loads: **the inner pressure and the traction force**. The diagram of figure 8 presents the inner pressure evolution. Curve A refers only to the inner pressure and curve B shows the inner pressure which induces the traction load in the critical cross section of the joint. The 7 tested joints were of $5\frac{1}{2}$ inches outer diameter of the pipe and 9.17 mm wall thickness of the pipe.

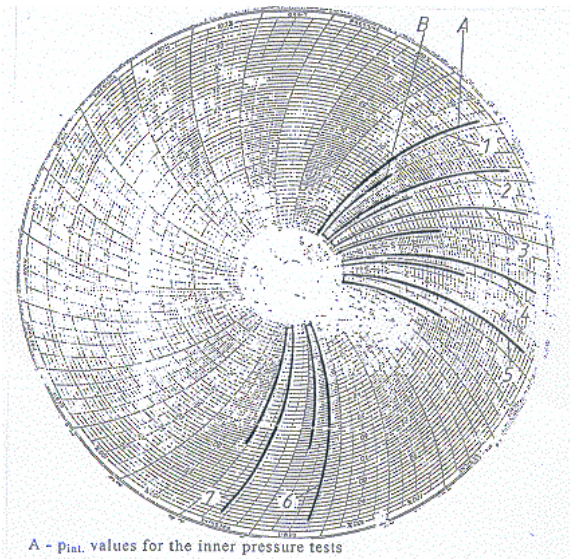


Fig. 8. The diagram of inner pressure evolution, for combined test: inner pressure and traction.

Table 1 presents the results of the tests, for 3 specimens of the joint. The sealing efficiency is remarkable. The work fluid is the water under pressure.

Table 1.Tests parameter for combined load

Specimen	Inner pressure,[MPa]	Traction force,[N]	Sealing efficiency
1	70…71	$8\cdot10^5$	Losses=0 for 3.5 hours
2	71…73	$8.5\cdot10^5$	Losses=0 for 72 hours
3*	69	$7.8\cdot10^5$	Losses=0 for one hour
* - test on joints without gasket.			

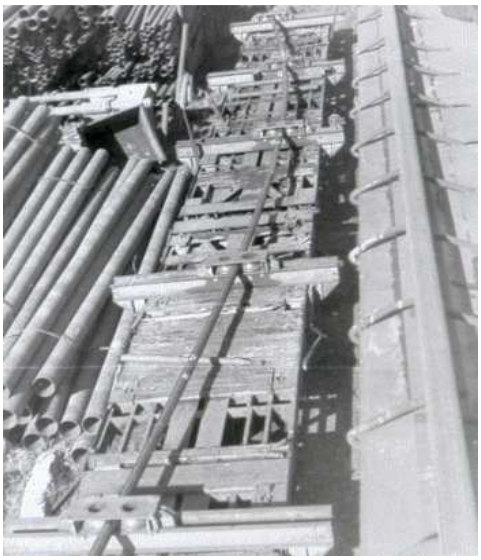


Fig. 9. Test under inner pressure, traction force and bended column

The well column has the bending tendency, because of the different composition of the earth, along the column (fig. 2). We have created the condition **for the experimental tests developed under inner pressure, traction forces and bending of the column, taken over by the joints**. The testing fluid was the liquid nitrogen. The angle of the column bending was maximum $10^0/20\,\text{m}$ column length, [1]. In this case, the axial stresses in the joint wall increase with 120 %, and the metal/metal seals lessen the normal loads on the contact surfaces. The minimum value of the make up torque assures the sealing efficiency, in perfect conditions and the resistance is perfect, too.

Figure 9 shows a test under bending, inner pressure and traction (the last load is produced by the inner pressure) on a column obtained of three joint pipes (outer pipe diameter is $5\frac{1}{2}$ inches and the pipe wall thickness is 9.17 mm). The maximum inner pressure was 40 MPa.

4. RESULTS

Figure 9 presents the theoretical axial load repartition on the thread pitches, along a joint between two pipes with 139.7 mm outer nominal diameter and 9.17 mm wall thickness. The 1 curve represents the load produced by screwing and the curve number 2 is the repartition of the column weight. The superposition of the two component leads to a uniform load distribution.

The figure number 10 presents the evolution of make-up torque values for the same joint. Different materials for pipes were used in the theoretical determination. We present the minimum and the maximum value of the make – up torque for any used steel, according to [1].

The experimental tests show that the joint assure the sealing and resistance parameters for well column in the oil or gas extractive industry.

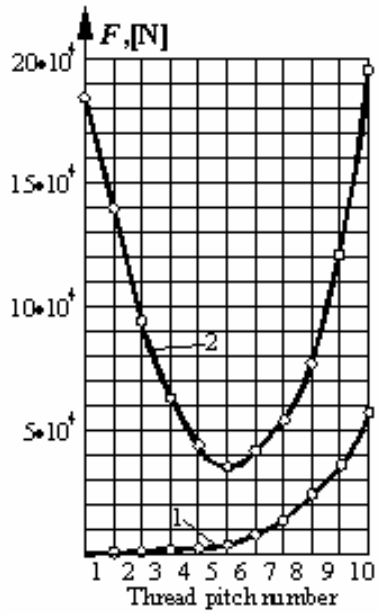


Fig. 9 Axial load distribution on the thread

4. CONCLUSIONS

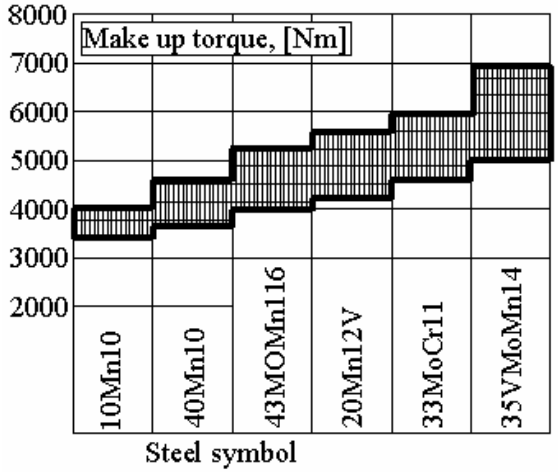


Fig.10. The make-up torque, for different steels

1. The presented joint is an original construction, because of its thread, sealing zones and manufacturing process.
The dimension of the joint are placed in the same domain like Hydril, Extrem Line, Vam and other companies. Joint performances are greater comparing with all the analyzed joints.
2. The experimental tests on pipes and joint confirm the choice of a type of joint (the technical solution) and the original algorithm of joints design. The tests developed under pure inner pressure shows the maximum efficiency of meta/metal seals, the role of anticorrosive barrier of the gasket and the resistance of the pipe and joint.
3. The combined tests (inner pressure and traction forces) determine the diminishing of contact stresses in the metal/metal seals. If the central shoulder is rationally placed and all the length dimensions depend on its position, the optimum functioning of the joint is assured. The manufacturing accuracy has a very important role in the joint evolution.
4. The main advantage of the new joint is the diminishing of thread stresses and the time of the screwing (reduced with 50%).

REFERENCES

1. American Petroleum Institute – Bulletin on Formulas and Calculations for Casing, TUBING, Drill Pipe, and Line Pipe Properties, ISO 10400/1993.
2. Gafitanu, M.D, Grigoras, St., Stirbu, C. - Original Joint for Casing And Tubing. Theoretical Analysis. Proceedings of The 26 – The Israel Conference on Mechanical Engineering, Haifa, 1996, 154 –156.
3. Gafitanu, M.D., Grigoras, S. and Stirbu C. - Functional Aspects of a Thread Joint for Tubing and Casing, Second WORLD TRYBOLOGY CONGRESS, Wienna, 2001, 693.
4. Stirbu, Cr.- Tubing and Casing Joints. Resistance and Functional Aspects, Meridian Engineering, ISSN 1683-853x, no.2, 2002, Edit. TEHNICA INFO, Chisinau, Rep. Moldova, 126-130.

IMBINARE PENTRU MATERIAL TUBULAR. CERCETARI TEORETICE SI EXPERIMENTALE

(Rezumat)

Lucrarea prezinta o solutie practica, originala de realizare a cuplarii tevilor de sonda. Sunt analizati parametrii functionali si de rezistenta necesari asigurarii competitivitatii si alinierii la normele API. De asemenea, sunt prezentae teste experimentale care confirma capacitatea imbinarii de a se adapta conditiilor oferite de explioaatrea la sonda. Concluziile prezinta momentul de strangere, ca parametru essential, precum si caqpacitatea imbinarii de a asigura etansarea si rezistenta cerute.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII(LVI), Fasc.1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.620.17; 621.643.2

TECHNICAL SOLUTIONS FOR TUBING AND CASING THREADED JOINTS

BY

CRISTEL STIRBU and STEFAN GRIGORAS

Abstract The paper presents different aspects of tubing and casing joints. These technical solutions have a lot of similar theoretical, technological and dimensional aspects, like the dimensional correlation with the pipes, drill and other well elements, the mechanical strength of pipes and joints to the inner and outer pressure and to the proper weight of the column, the bending resistance of the column under different conditions of the ground properties, the resistance under high temperatures of the column, the perfect seal functioning, for extraction efficiency, the resistance under corrosive conditions of the different zones of the earth and the resistance to the mechanical wear and the possibility of the reutilization of the component elements. The results of a theoretical analysis of joint constructive solutions are the subject of the paper, according API standards and calculus methods for pipes. The technological considerations are a main role in the paper, according the precision and the functional conditions of the joints.

Keywords: tubing and casing joints; extractive industry; joint design

1. INTRODUCTION

A column of well represents many pipes and the joints between these pipes. The proper weight, the inner and the outer pressure, the chemical action of the medium, the bending of the pipes and the thermal compression are the main outer loads of the well column. The resistance of the pipes is assured by the material, the wall thickness and the execution technology.

The joints of pipes are the elements who assure the column continuation, the mechanical resistance, the sinuous way of the column, the possibilities of pipes dilatations and the sealing functioning, between the column components. The companies of extractive pipes produce the joints too. The theoretical analysis of these joints is the subject of the paper. In this respect, we present many constructive solutions, according to the pipes and joint strength, the technological criteria and the functioning parameters. The joints may be selected of a large lot of constructive solution, by the well designer. He has the tendency to assure the minimum outer diameter, the minimum wall thickness, the minimum length of joint and the maximum resistance.

The tendencies of the well designer activity are the main start point for the joint designer who can select the joint solution between the classic constructions or between many new integral joints or between the coupling connections.

2. CONSTRUCTIVE ASPECTS

The joints between the two pipes have many constructive aspects. The table 1 presents some solutions of joint produced by different companies.

Table 1

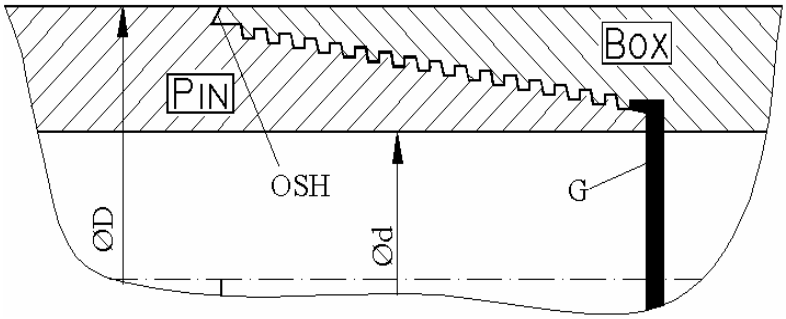
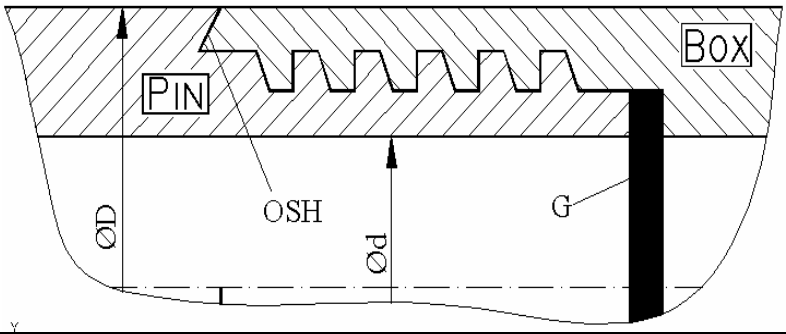
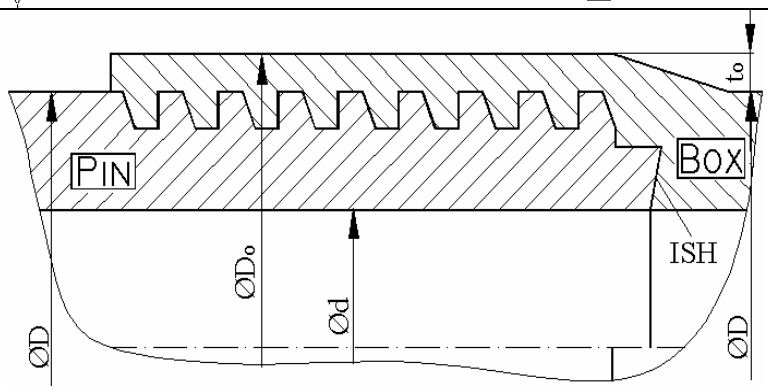
Constructive solutions of tubing and casing joint		
No	Type and characteristics	Constructive aspect
0	1	2
1	**Integral joint with tapered thread** The pin and the box are realized in the pipes wall (outer diameter ØD and inner diameter Ød). The thread is generated on a tapered surface; he is the mounting element and a sealing zone too; OSH - outer metal/metal shoulder; G - plastic material gasket;	
2	**Integral joint, with cylindrical thread** The same parameters as the first position in the table.	
3	**Integral joint** Joint with box thickened wall (t_0 value), for resistance increasing. ISH – inner blocking shoulder; on this shoulder can be considered and a sealing surface or a special plastic material rig.	

Table 1 (continuing)

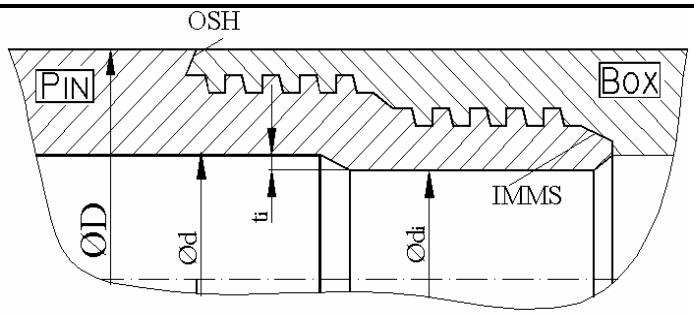
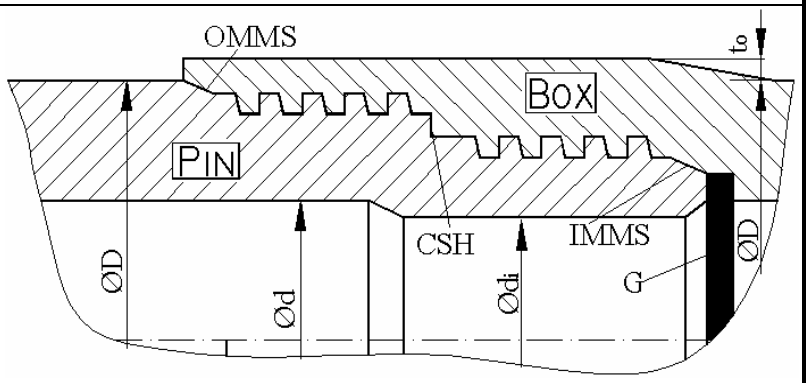
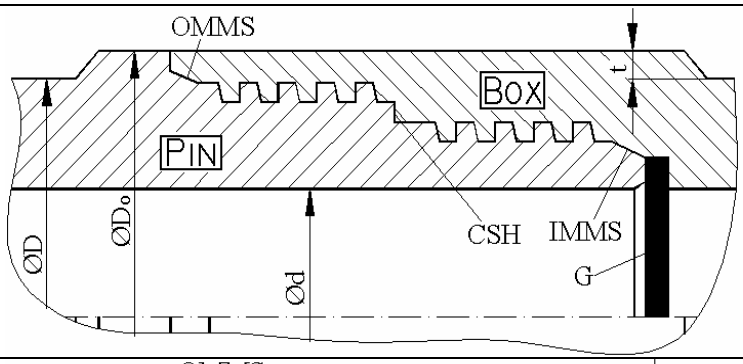
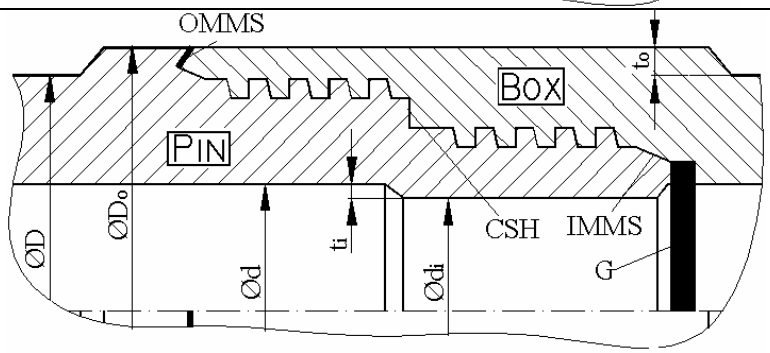
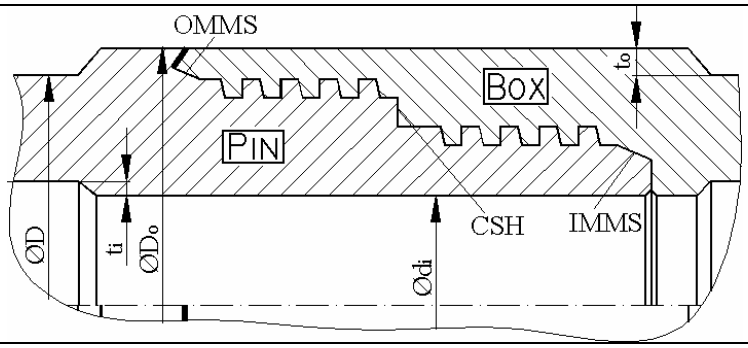
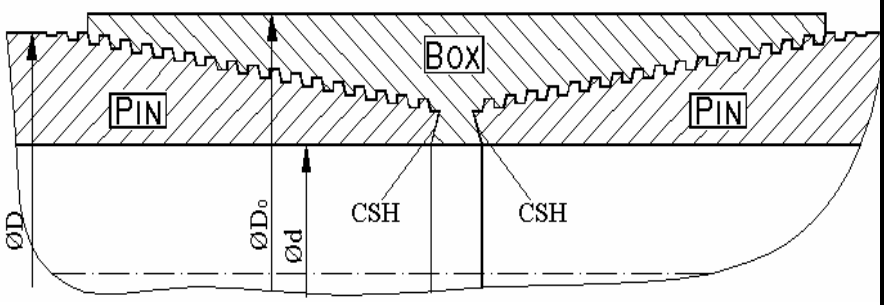
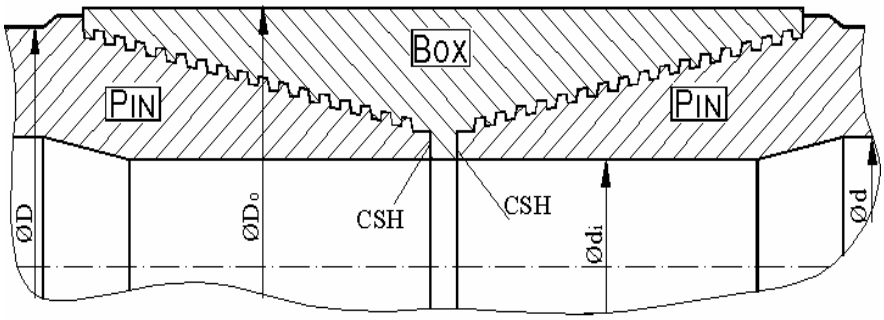
0	1	2
4	**Integral joint** The end of pipe is compressed (for two steps cylindrical thread realization). IMMS – inner metal/metal seal (linear elastic contact).	
5	**Integral joint** The pin is compressed and the box is widened under cold conditions. OMMS – outer metal/metal seal (linear elastic contact). CSH – central shoulder	
6	**Integral joint** Joint with both wall thickness of box and increased pin, under hot conditions. The noticed zones are the same	
7	**Integral joint** Complex joint with box and pin wall thickened at the exterior and compressed pin.	
8	**Integral joint** Joint with both pin and box thickened (on the outer and the inner diameters). High traction resistance. Long columns.	

Table 1 (continuing)

0	1	2
9	**Coupling connection** Joint with detachable box. Tapered thread with sealing role. Small outer diameter.	
10	**Coupling connection** High resistance joint with detachable box. Multiple make-up and brake use and torsion resistance. A special gasket can be used for sealing.	

The table shows that the first 8 positions are integral threaded joints and the last two are by threaded and coupled joints. The 1 and 2 positions are realized only in the pipe body. For the joints 3, 4 and 5 the pipe is compressed or (and) widened for pin and box manufacturing. The variants 6, 7 and 8 have the wall thickness of the end of pipes grated both for pin and box. For the last two variants were utilized only detachable boxes.

3. THE FUNCTIONING PARAMETERS

Any joint type is characterized by many mounting, exploitation, technological and designing parameters. For exploitation, the resistance under pressure, temperature, corrosion and traction condition and the perfect sealing are the performance criteria. The manufacturing of the pin and of the box shows as main criteria the correct positioning of sealing metal/metal surfaces and the start and the end of thread. The time of manufacturing process and the dimensional precision are the technological parameter. The columns montage in the well shows the make-up torque and the time of screwing as the main parameters.

2.1. The pipe and the connection resistance

The resistance under inner and outer pressure and the resistance under traction (column weight) are the subject of API standards, according to the material and to the pipe dimensions [10].

The internal pressure resistance is:

- internal yield pressure for pipe:

$$p = \frac{2 \cdot t \cdot \sigma_{0,2}}{D} \quad , \tag{1}$$

where: t and D are the nominal wall thickness and the nominal outside diameter of pipe, respectively and $\sigma_{0,2}$ is the minimum yield strength.

- internal yield pressure for couplings:

$$p = \sigma_{0,2} \cdot \frac{W - d_1}{W} \tag{2}$$

with: W - nominal outside diameter of coupling, d_1 - diameter at the root of the coupling thread at the end of the pipe in the power-tight position and $\sigma_{0,2}$ refers to the coupling.

- pressure resistance for buttress thread casing joint strength:

-for pipe thread strength:

$$P = 0.95 A_p U_p [1.008 - 0.0396(1.083 - \sigma_{0,2} / U_p) D] \tag{3}$$

-for coupling thread strength:

$$P = 0.95 A_c \cdot U_c \tag{4}$$

with: A_p - cross-sectional area of plain–end pipe; A_c - cross-section area of coupling; U_p - minimum ultimate strength of pipe; U_c - minimum ultimate strength of coupling and $\sigma_{0,2}$ refers to the pipe;

- integral casing joint strength:

$$P = A_{cr} \cdot U_p \tag{5}$$

where A_{cr} is critical section area of box, pin or pipe, whichever is least and U_p is specified minimum ultimate strength.

The thrust load P depends to the A_{cr}, defined by the joint efficiency, imposed by the design conditions and by the API standards. The critical area of the joint may be lees to the cross section of the pipe (1…5 variants in the table 1).

- bending load failure strength:

$$P_b = 0.95 A_{jp} [U_p - (\frac{140,5BD}{(U_p - \sigma_{0,2})^{0,8}})^5] \tag{6}$$

where: A_{jp} is cross sectional area of the pipe wall, under the last perfect thread, or, for integral joint, $A_{jp} = A_{cr}$; B bending angle, [^{0}/10 m column length], D - nominal outside diameter of pipe.

2.2. The sealing efficiency

The joint functioning depends to the sealing types, according to the column resistance. The metal/metal seals produce important axial loads in the joint thread. The local deformation of contact zones (theoretical linear contacts) and the limitation of this deformation to reduce the joint fracture or plastic deformation are the main functional conditions. The stiffness determination and the dimensional correlation between different sealing zones are the designing tendencies. The plastic material gaskets can be used only like a role of anticorrosive barrier.

2.3. Technological considerations

The axial dimensions of the pin and of the box assure the correct positions of the sealing zones and the screwing of the pin. In the variants 4…8 of the table 1, the central shoulder is the dimensioning base for metal/metal sealing surfaces. The measurement of axial dimensions, like the thread and sealing diameters assure the precision and the functioning conditions for the joints.

2.4. The column montage

The screwing of the pin is realized by specials tools, to the well. The make-up torque is the main mounting parameter. His value (imposed by the designer and measured to the well) assures the sealing functioning and the column continuity and stiffness. The time of screwing is very important too, because the great price of mounting operation.

The make-up torque is obtained by summing the friction torques in whole the sealing surfaces, the torques who determines the elastic deformations in the metal/metal contacts and the thread friction torque.

4. THEORETICAL RESULTS

Figure 1 presents the middle designed joint efficiency for the constructive cases presented by table 1. The calculus has developed for the same pipe sizes (5.5 inches – outside diameter and 9 mm nominal wall thickness).

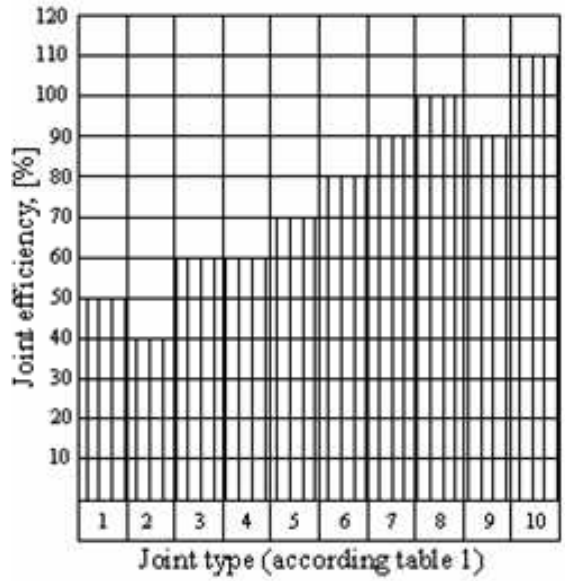


Fig. 1. The joint efficiency evolution for the joints of table 1

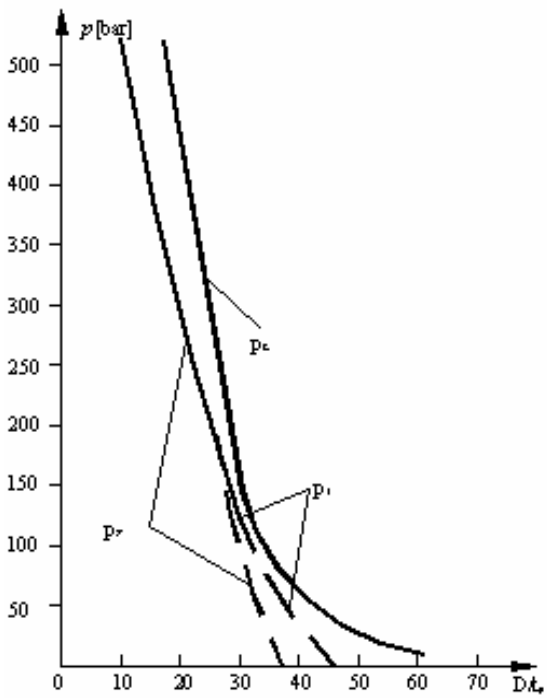


Fig. 2. The collapse pressure (E –elastic; P– plastic and T – transition domain, for N80 steel)

Fig. no.2 shows the limit collapse pressure for pipes, calculated according API recommendations and [2]. The joint has a great resistance under outer pressure, because his greater sizes. The main resistance problems refer to the pipe. The resistance under bending stresses is the main problem for the joint. The traction efficiency, presented by figure 1 diminishes with maximum 50% if the column is bended.

5. CONCLUSIONS

1. We present more constructive solution for tubing and casing joints, for theoretical comparisons and optimum design criteria establishing.

2. The integral joints represent the modern solution. The coupling connections refer primordially to the casing.

3. The joint resistance is superior to the pipe, except the bending resistance.

4. The traction forces, the dilatation, the bending and the torsion torques induce complex stresses in the pipe and in the joint walls. The evaluation and the minimization of the stresses are a designing procedure.

5. The technological process is based on linear sizes precision and on thread technology and start geometrical precision, to assure the mounting conditions.

6. The sealing metal surfaces are the main role for joint functioning. The local deformations are dictated by the stiffness and the resistance of the components.

Received:May 19 2005

The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi

REFERENCES

1. American Petroleum Institute – Bulletin on Formulas and Calculations for Casing, TUBING, Drill Pipe, and Line Pipe Properties, ISO 10400/1993.
2. Stirbu, Cr.- Tubing and Casing Joints. Resistance and Functional Aspects, Meridian Engineering, ISSN 1683-853x, no.2, 2002, Edit. TEHNICA INFO, Chisinau, Rep. Moldova, 126-130.

SOLUTII TEHNICE PENTRU IMBINARI FILETATE ALE TEVILOR DE EXTRACTIE SI BURLANELE DE TUBAJ

(Rezumat)

Lucrarea prezinta cateva solutii tehnice de imbinari ale tevilor de extractie si burlanelor de tubaj. Criteriiile de selectie a fost cele ale frecventei utilizarii si al evolutiei tehnologice. Imbinarile de tip "integral", la care mufele si cepurile sunt realizate direct din corpul tevii au avantajul simplitatii si unei elasticitati superioare. In schimb, rzistenta la tractiune nu este atuul lor esential. Etansarile functioneaza perfect in aceasta situatie. Imbinarile cu mufa detasabila, care folosesc filet conic prezinta avantajul unei rezstente superioare la incovoiere, dar timpul de realizare a montajului la sonda este mai mare. Eficienta la tractiune este, de regula superioara. Etansarea este asigurata de zonele speciale, dar si de filetul plasat pe generatoare conica. Solicitarile conduc la analiza starii spatiale de tensiuni si la comparatii intre modul de raspuns al tevariei si al imbinarilor. Pe baza aprecierilor comparative, au fost stabilite principalele criterii de proiectare. Momentul de strangere este considerat ca parametrul functional principal, data fiind importanta sa pentru portanta, etansare si reutilizarea elementelor imbinarilor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII(LVI), Fasc.1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.35; 539.3

TEMPERING EFFECTS ON THE MICROSTRUCTURE AND TENSILE BEHAVIOUR OF A Cu-Zn-Al SHAPE MEMORY ALLOY

BY

LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, VASILE DIA, VIORICA DAVID CORNELIU MUNTEANU and FLORIN MAXIM

Abstract The paper presents some experimental results concerning the effects of the tempering heat treatment applied to a quenched Cu-Zn-Al shape memory alloy. The alloy was quenched (800^0C/ 5 hours/ water) and tempered (300^0C/5, 10, 15, 20, 25 min/ water). The effects of tempering are investigated by optical microscopy and tensile testing. The results shown that with increasing the tempering time the initial martensitic phase is gradually transformed into a martensite + α phase structure. Owing to the α-phase occurrence, which is maintained within the elastic field during loading, the alloy becomes stiffer and presents a work hardening tendency.

Keywords: shape memory alloy; martensite; optical microscopy, tensile testing

1. INTRODUCTION

Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys (SMAs) are ranked on the second place among commercially available materials that present Shape Memory Phenomena [1]. However, during functioning a marked tendency has been reported for thermomechanical fatigue which induces important changes of the critical transformation temperatures [2].

The temperature-transformation-time (TTT) diagram for Cu-Zn-Al SMAs with the typical chemical composition is shown in Fig.1

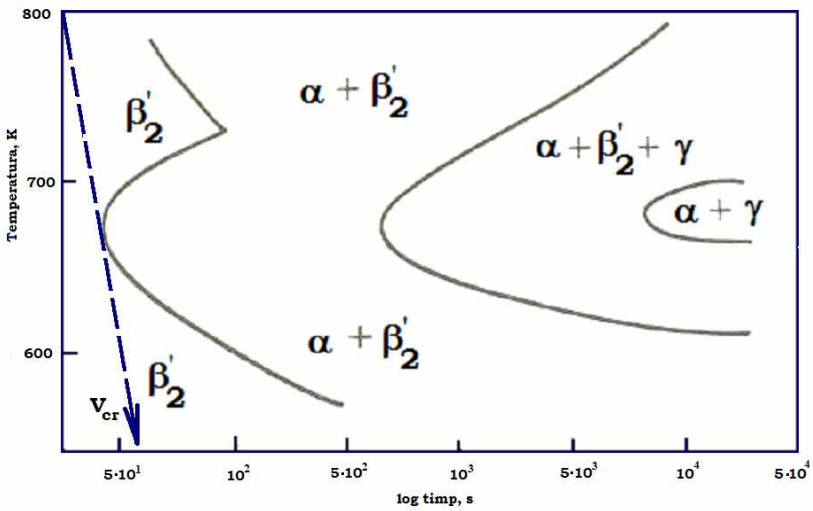


Fig.1 TTT diagram for a Cu-20 Zn-5 Al SMA [3]

From the diagram it is noticeable that the transformation curves are not clearly defined below 600 K (327^0C), especially for isothermal maintaining times longer than 500 seconds (about 8 minutes) [3].

The purpose of the present paper is to report the effects of increasing the maintaining time at the tempering heat treatment applied to a quenched Cu-Zn-Al SMA.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

The experiments were performed using a Cu-21.57 Zn-7 Al (wt. %) SMA which was subjected to optical microscopy observations and tensile tests. All the details concerning specimen preparation and the experimental devices employed were given in a previous paper [4].

3. RESULTS AND DISCUSSION

The optical micrographs are summarized in Fig.2.

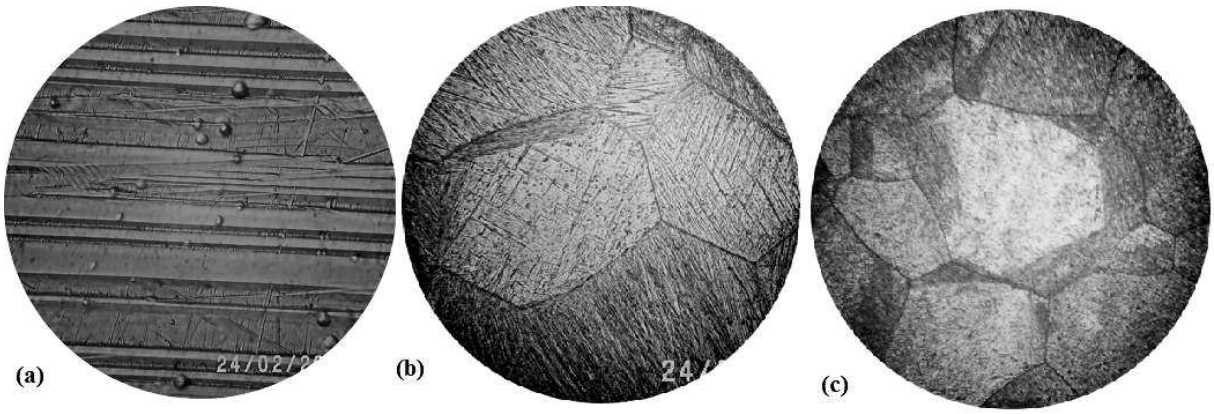


Fig.2 Summary of the optical micrographs recorded on the Cu-21.57 Zn-7 Al (wt. %) SMA: (a) in queched state (2000:1); (b) after 10 minutes maintaining at 300^0C (250:1); (c) after 25 minutes maintaining at 300^0C (250:1)

In Fig.2(a) the disposal mode of the martensite plates, of the quenched specimen is noticeable. The plates crossed during their growth the entire former austenite grains. Their substructure has perfectly parallel sides as an effect of the complete crossing of the grains. A part of the plates have a substructure with internal faults. However one should have in mind that, in spite of the presence of internal faults, the martensite plates are accommodated by twinning.

In Fig.2(b) the coexistence of martensite with α-phase is noticeable, after 10 minute maintaining at 300^0C.

In Fig.2(c) the complete disappearance of martensite is revealed, therefore the initial martensite structure decomposed into the α-phase the amount of which increases with the tempering time.

The effects of increasing the tempering time on the tensile behaviour are summarized in Fig.3.

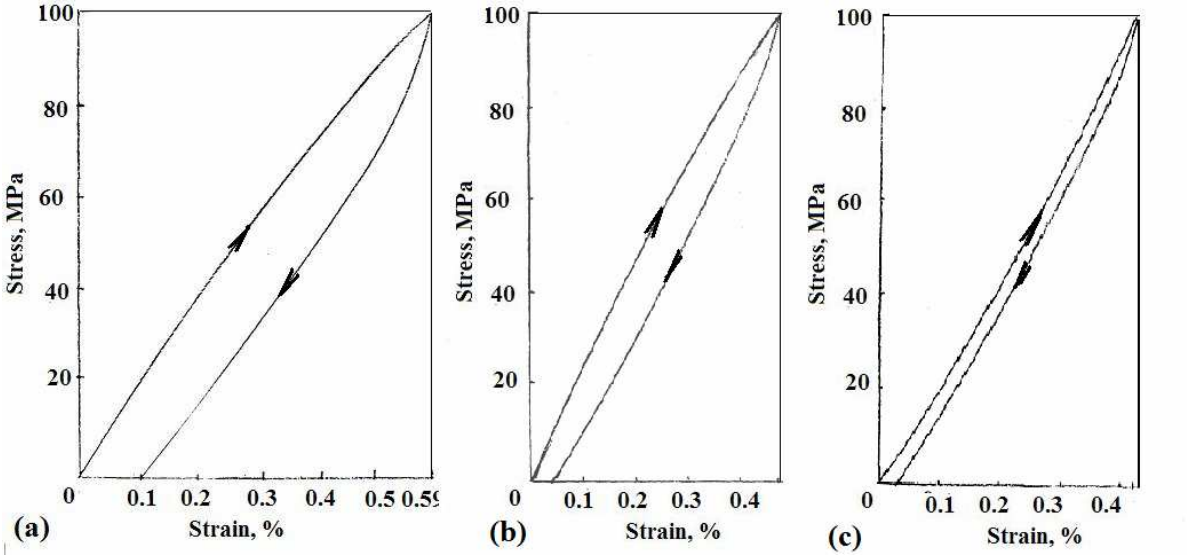


Fig.3 Tensile loading-unloading curves, recoded on the Cu-21.57 Zn-7 Al (wt. %) SMA: (a) in queched state; (b) after 10 minutes maintaining at 300^0C; (c) after 25 minutes maintaining at 300^0C

In this case, increasing tempering time cause the reduction of the loop area the decrease of total strain and a slight work hardening tendency illustrated by the gradual increase of the Young modulus on loading, in Fig.3(c), corresponding to thye specimen tempered for 25 minutes at 300^0C.

4. CONCLUSIONS

In the case of a quenched Cu-21.57 Zn-7 Al (wt. %) SMA the effects of increasing the maintaining time at 300^0C were emphasized under the form of α-phase formation from thermally induced martensite. As an effect of α-phase formation, the alloy became stiffer and presented a slight work hardening tendency. This effect was caused by the fact that the α-phase did not reach its yield limit on loading up to 100 MPa.

ACKNOWLEDGEMENTS

This paper was financially supported by the the Romanian Ministry of Education and Research, under CNCSIS Grant No.476/ 2005

Received:May 19 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi*

REFERENCES

1. Wu, M.H. – *Cu-based shape memory alloys,* **Eng.Asp.Shape Mem.All.** (Duerig, T.W. *et al.* eds.) Butterworth-Heinemann, 1990, **69-88**
2. Hornbogen, E. – *Fatigue of copper based shape memory alloys*, **Eng.Asp.Shape Mem.All.** (Duerig, T.W. *et al.* eds.) Butterworth-Heinemann, 1990, **267-280**.
3. Van Humbeeck, J. and Stalmans, R. – *Characteristics of shape memory alloys*, **Shape Memory Materials**, (Otsuka, K. and Wayman, C.M., eds.), Cambridge University Press, 1998, **149-183**

4. Leandru-Gheorghe Bujoreanu, Corneliu Munteanu, Iulian Ioniță, Mitică Temneanu And Viorel Kogăniceanu - *On the shape memory behaviour of Cu-based alloys and polyethylene terephthalate (PET),* Buletinul Institutului Politehnic Din Iaşi, Tomul LI(LV), Fasc.4, 2005, Secția ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR, **43-50**

EFECTELE REVENIRII ASUPRA MICROSTRUCTURII ŞI COMPORTĂRII LA TRACȚIUNE A UNUI ALIAJ Cu-Zn-Al CU MEMORIA FORMEI

(Rezumat)

Abstract Lucrarea prezintă unele rezultate experimentale referitoare la efectele tratamentului termic de revenire aplicat unui aliaj Cu-Zn-Al, călit, cu memoria formei. Aliajul a fost călit (800^0C/ 5 ore/ apă) şi revenit (300^0C/5, 10, 15, 20, 25 min/ apă). Efectele revenirii sunt cercetate prin microscopie optică şi încercări la tracțiune. Rezultatele arată că, odată cu creşterea duratei de revenire, faza martensitiă inițială se transformă treptat într-o structură de martensită + fază α. Din cauza apariției fazei α, care în timpul încărcării este menținută în domeniul elastic, aliajul devine mai rigid şi prezintă o tendință de ecruisare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII(LVI), Fasc.1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

DES RECHECHES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE CHAUFFAGE PRÉALABLE DE LA COQUILLE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES D'UN BRONZE ANTIFTICTION COULÉ PAR CENTRIFUGATION

FLORIN DIACONESCU, IOAN ALEXANDRU et IOAN CARCEA

Resumé: *À la coulée centrifuge on utilisent des moules permanents qui sont chauffés pour éviter le choc thermique et pour l'acroissement de la résistance en exploitation. La température du chauffage préalable doit être choisi avec discenement parce qu'elle a une influence sur l'échange de chaleur entre l'alliage liquid et la coquille en déterminant une certaine structure du materiel de la pièce coulée.*
Dans la présente on étudie l'influence de la température de chauffage préalable sur les propriétés mécaniques d'un bronze antifriction, en suivant la limitationde la téndence de ségrégation du plomb.

Mots clef: la *témperature de chauffage préalable de la coquille, l'échange de chaleur, microstructure, les propriétés mécaniques de la pièce coulée.*

1. Introduction

L'acroissement de la résistance des coquilles est une préoccupation permanente parce qu'il assure la diminution des frais de fabrication, des durées de stationnement et croît la productivité du travail.[1]

Bien que les moules permanents sont protégés avec une peinture réfractaire d'isolation, la température de chauffage préalable est importante parce qu'elle influence le champ des températures du système alliage liquid-moule et la transmission du chaleur en déterminant la finesse de la structure et les propriétés de la pièce coulée. Plus que la température de chauffage préalable est plus haute, plus l'échange du chaleur entre l'alliage liquid et la coquille est plus lent et la structure est plus grossière[3]

Par d'ailleurs, une température de chauffage plus baissée détermine la réduction de la résistance de la coquille et l'augmentation des frais de fabrication.

2. La méthodologie de la recherche

En vue des recherches ont coulé par centrifugation en bronze antifriction CuPb10Sn10 des manchons avec les dimensions Ø120/Ø30/120 mm en utilisant une machine avec l'axe verticale de rotation.

La coquille a eu la rotation n = 900 rot/min et differentes températures de chauffage: 60^0C; 220^0C; 280^0C et 300^0C. La température de la coquille a été mesurée par un themomètre digital type TM 1300 fabriqué par BEHA (Allemagne). La température de coulée de l'alliage a été constante (1180^0 C) pour éliminer l'influence du ce facteur technologique sur les propriétés des pièces.

Dès manchons, de cette façon obtenus, ont confectionné des échantillons, pour essais à traction, prélèvés de zone extérieure (e), moyenne (m) et intérieure (i).

Les essais à traction ont été effectuées à une machine type MTS 810 (Material Test System) avec un système de traçage de la diagramme force-allongement et un extensomètre pour la détermination d'allongement. Ont utilisé des échantillons *proportionnel-normales*, avec le facteur dimensionel $n = L_0/d_0 = 5$ et le diamètre $d_0 = 5$ mm.

La méthodologie d'essai a observé les prévisions de SR EN 10 002 – 1 : 1995

3. Les résultats expérimentaux et leur interpretation

Dans le tableau 1 sont présentés les propriétés mècaniques des piéces coulées par centrifugation en bronze antifriction CuPb10Sn10 en dependence de différentes températures de chauffage préalable de la coquille.

La littérature de spécialité recommande, à la coulée centrifuge des bronzes en Sn et Pb, l'utilisation des températures de chauffage préalable sous 100^0 C pour prévenir la ségrégation "à rayures" du plomb [2]. Cependant, dans la practique, ont utilisent des températures de chauffage préalable plus hautes [4] et voilà pourquoi nous avons employé des températures de 220^oC ; 280 ^{0}C et 300 ^{0}C pour observer leur influence sur les propriétés des pièces coulées par centrifugation.

Pour la zone extérieure (e) on observe que la résistance à la rupture baisse avec la température de chauffage préalable de 301,83 N/mm^2 jusqu'à 240,51 N/mm^2. Cette diminution s'explique par l'intensité reduite de l'échange de chaleur entre l'alliage et le moule, qui a déterminé la diminution du degré de finissage de la structure.

Tableau 1. Les propriétés mécaniques des pièces coulées à différentes températures de chauffage préalable

Symbol de l'échantillon	Température de la coquille [^{0}C]	La zone de prélèvage	La résistance à la rupture, R_m [N/mm^2]	La limite d'écoulement, R_e [N/mm^2]	L'allongement à la rupture, A_5 [%]
PM T_f 1	60	e	301,83	111,98	12,40
		m	286,60	110,62	12,82
		i	273,46	103,09	13,40
Pm T_f 2	220	e	299,10	115,15	12,45
		m	282,11	104,38	12,93
		i	247,17	93,67	14,65
PM T_f 3	280	e	256,17	87,35	13,83
		m	260,11	84,33	13,62
		i	238,34	77,46	16,47
PM T_f 4	300	e	240,51	84,18	15,11
		m	243,90	81,35	15,23
		i	214,35	69,07	17,56

Ainsi, à la coulée dans la coquille chauffée à 60 ^{0} C la solution solide α a un aspect dendritique estompé en présentant des petites dendrites isolées, mais avec la croissance de la température l'aspect dendritique est graduellement prononcé. Quand la température de chauffage de la coquille croît, les dendrites se ramifient et les dimensions des axes primaires et secondaires croissent et à la température de 300^0 C croît et leur épaisseur. L'eutectoïde (α+δ) est plus uniformement distribué pour la pièce coulée dans le moule chauffé à 60 ^{0}C et aux températures plus elévées les zones (α+δ) sont plus étendues et plus rares.

L'analyse d'image, effectuée à la ligne d'analyse assistée par ordinateur, a montré que les séparations de Pb occupent individuellement des aires sous 50 μm^2 (60,9% du nombre total) et de 50-100 μm^2 (35%) pour la pièce coulée dans la coquille chauffée à 60 ^{0}C, mais à 300^0 C la surface occupée individuellement croît jusqu'à 50-100 μm ^{2} pour 89,4 % du nombre total de séparations et justement à 100-400 μm^2 pour 11,6 % du nombre total de séparations.

Le degré de spheroïdisation (GS) des séparations de Pb a été 0,5-0,7 pour 48,7% du nombre total des séparations et 0,7-0,9 (30,44% des séparations) pour la pièce coulée dans la coquille chauffée à 60^{0}C et dans le cas de la pièce coulée dans la coquille chauffée à 300^0 C, GS = 0,5-0,7 pour 34,4% du nombre total de séparations, GS =0,7-0,8 pour 20,6%, mais on a constaté que 21% du nombre total de séparations ont eu GS=0,36-0,52. Donc GS c'est différent avec la croissance de la température de chauffage préalable de la coquille.

Vis-à-vis de la zone extérieure, la zone moyenne (m) a présenté une microstructure avec un aspect dendritique plus prononcé, mais on a constaté une diminution du degré de finissage de la structure avec l'acroissement de la température de chauffage de la coquille. La pièce coulée dans la coquille chauffée préalable à 60^{0}C a présenté dans la microstructure des dendrites de solution solide α et des zones fines d'eutectoïde (α+δ) . Les dimensions des axes primaires ont crû de 200-300 μm (t= 220^{0}C) jusqu'à 300-500 μm (t=280^0 C) et jusqu'à 400 μm pour la température de chauffage de 300^{0}C. De même, ont crû les dimensions des axes secondaires et tertiaires qui ont devenu graduellement plus épaisses, en ferment entre elles des zones plus étendues d'eutectoïde (α+δ).

L'analyse d'image a montré que l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb a crû, aves la température de chauffage de la coquille, de 0-70 μm^2 pour 62,5% du nombre total de séparations (t = 220^{0}C), jusqu'à 0-175 μm^2 pour 94,2% du nombre total de séparations (t = 300^{0}C).

En même temps le degré de spheroïdisation des séparations de Pb c'est diversifié avec l'augmentation de la température de chauffage, la quantité des séparations avec GS = 0,7-0,9 a crû de 28,7% (t = 60^0 C) jusqu'à 48,93% (t = 280^{0}C) et puis a baissé jusqu'à 14,5% du nombre total de séparations (t = 300^{0}C).

Les modifications structurales et la distribution du Pb expliquent l'acroissement de l'allongement à la rupture avec l'augmentation de la température de chauffage de la coquille.

La résistance à la rupture des échantillons prélèves de zone intèrieure (i) des pièces a baissé de 273,46 N/mm^2 jusqu'à 214,35 N/mm^2 avec l'acroissement de la

température de chauffage préalable de 60^0C jusqu'à 300^0C, mais l'allongement à la rupture a crû de 13,40% jusqu'à 17,56%.

L'étude microscopique a relevé le fait que la microstructure a présenté des dendrites de solution solide α ayant dimensions en peu reduits que celles de zone moyenne. À la température de chauffage de 280-300^0C on a constaté l'acroissement de la grosseur des axes dendritiques et une ramification diminuée, ce qui a déterminé l'apparition des zones étendues et isolées d'eutectoïde ($\alpha+\delta$).

L'analyse d'image a montré que l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb a crû, avec la température de chauffage, de 0-250 μm^2 pour 95-99% du nombre total (t = 60^0 C) , jusqu'à 0-375 μm^2 (t = 220^0C) et puis a baissé à 0-300 μm^2 (t = 280^0C) et à 0-200μm^2 (t = 300^0C).

La quantité de séparations de Pb avec GS=0,3-0,7 a baissé de 67,7% (t = 60^0C), jusqu'à 54,6% (t = 300^0 C), mais à la température de chauffage t = 300 ^{0}C ont apparu encore 25,4% séparations avec GS = 0,2-0,3 et séparations avec GS = 0,7-0,9.

Les propriétés plastiques des pièces coulées par centrifugation en bronze antifriction, ont crû avec l'augmentation de la température de chauffage préalable de la coquille.

4. Conclusions

L'acroissement de la température de chauffage préalable de la coquille à la coulée centrifuge du bronze CuPb10Sn10 détermine la reduction de la résistance à la rupture et l'augmentation d'allongement à la rupture.

Quand la température de chauffage de la coquille croît, l'intensité de l'échange de chaleur entre l'alliage liquid et le moule se reduit, ce qui détermine une diminution du degré de finissage de la structure. Toutefois, la structure de la zone extérieure (e) et intrieure (i) est un peau plus fine comme celle de la zone moyenne (m), ce qui détermine l'obtention d'une résistance à la rupture plus grande et un allongement à la rupture plus reduit.

Le degré de dispersion d'eutectoïde ($\alpha+\delta$) baisse avec l'acroissement de la température de chauffage et croît l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb.

Les recheches ont confirmé que la coulée centrifuge du bronze CuPb10Sn10, dans les coquilles chauffées jusqu'à 100^0C, assure une bonne résistance mécanique et des propriétés antifriction correspondantes, données par le grand degré de dispersion des constituants métallographiques.

BIBLIOGRAPHIE

1.Alexandru, I. ş.a. – *Alegerea şi utilizarea materialelor metalice*, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti,1997.

2. Colan, H., Tudoran, P., Ailincăi, G., Marcu, M, Drugescu, E. – *Studiul metalelor*, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti,1983.

3. Sofroni, L., Brabie, V., Bratu, C – *Bazele teoretice ale turnării*, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1980.

4. Ştefănescu Claudiu ş.a. – *Îndrumătorul proiectantului de tehnologii în turnătorii*, Editura Tehnică, Bucureşti, 1986.

Reçue le 15 Avril 2005

Université Tehnique " Gh. Asachi" Jassy

FLORIN DIACONESCU, Université Tehnique " Gh. Asachi" Jassy
IOAN ALEXANDRU, Université Tehnique " Gh. Asachi" Jassy
IOAN CARCEA, Université Tehnique " Gh. Asachi" Jassy

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA TEMPERATURII DE PREÎNCĂLZIRE A COCHILEI ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE UNUI BRONZ ANTIFRICȚIUNE TURNAT CENTRIFUGAL

Rezumat: La turnarea centrifugă se folosesc forme permanente care se preîncălzesc pentru evitarea şocului termic şi pentru creşterea durabilității. Temperatura de preîncălzire trebuie aleasă cu mult discernământ, deoarece ea influențează asupra schimbului de căldură dintre aliajul lichid şi formă, determinând o anumită structură a materialului piesei turnate. În lucrare se studiază influența temperaturii de preîncălzire asupra proprietăților mecanice ale unui bronz antifricțiune, urmărindu-se limitarea tendinței de segregare a plumbului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

DES RECHERCHES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE CHAUFFAGE PRÉALABLE SUR LA DISTRIBUTION DU Pb DANS LES PIÈCES COULÉES PAR CENTRIFUGATION EN BRONZE CuPb10Sn10

FLORIN DIACONESCU et ROMEU CHELARIU

Résumé: *Les coquilles se chauffent en préalable pour prévenir le choc thermique et, par conséquence, la diminution de la résistance en exploitation. La température de chauffage préalable influence sur l'échange de chaleur entre l'alliage liquide et la coquille, donc sur la vitesse de solidification. À son tour, la vitesse de solidification détermine une certaine finesse de la structure et voilà pourquoi dans le présent ouvrage on suit le choix d'une température de chauffage qui peut assurer une ségrégation minimale du Pb et sa distribution plus uniforme, pour augmenter la qualité des pièces coulées.*

Mots clef: *la température de chauffage préalable, l'échange de chaleur, la ségrégation minimale du Pb, la distribution uniforme.*

1. Introduction

La température de chauffage préalable des coquilles doit être choisie avec discernement parce qu'elle présume un compromis entre la consommation d'énergie thermique nécessaire pour chauffage et la résistance en exploitation. Quand ces deux aspects économiques ne conduisent pas à une solution, le facteur décisif devient l'assurance de la qualité du produit.

La température de chauffage préalable influence le champ des températures, l'intensité d'échange de chaleur, la vitesse de solidification, la structure et le degré de finissage des constituants métallographiques.

Dans les alliages antifriction Cu-Pb-Sn utilisés pour les coussinets, le plomb a la tendance de ségrégation selon le poids spécifique, ce qui détermine une hétérogénéité de la structure et des propriétés des pièces coulées.

À la même épaisseur de paroi, la ségrégation croît avec la diminution de la vitesse de solidification, parce qu'on produit une stratification du liquide selon le poids spécifique. C'est pourquoi la littérature de spécialité recommande au coulage des alliages Cu-Pb que la température de chauffage préalable des coquilles être sous 100^0C [2]. Toutefois, dans la pratique, on utilisent des températures plus hautes, jusqu'à 300^0 C, parce que aux coulages répétés les moules métalliques accumulent la chaleur de l'alliage liquide.

Puisque les alliages Cu-Pb-Sn se distinguent du point de vue structural, dans le

présent ouvrage on étudié et l'influence des autres températures, plus hautes que celles recommandées par la littérature de spécialité, sur la distribution du Pb.

2. La méthodologie de recherche

En vue des recherches ont coulé par centrifugation en bronze antifriction CuPb10Sn10 des manchons avec les dimensions Ø 120/Ø30/120 mm en utilisant une machine avec l'axe verticale de rotation. Les pièces ont coulé à la même rotation n=900 rot/min et la température de coulée a été dans tous les cases de 1180^0C pour éliminer l'influence de ces facteurs sur la structure.

Les températures de chauffage préalable, mesurées par un thermomètre type TM 1300 fabriqué par BEHA (Allemagne), ont été de 60^0C, 220^0C, 280^0C et 300^0C [1]. Dès pièces coulées par centrifugation ont prélevé des échantillons de trois places différentes et puis ont effectué des analyses chimiques des diverses points situés à direction du rayon, dans les zones extérieures (e), moyennes (m) et intérieures (I), ainsi que sur l'hauteur de la pièce, dans les zones supérieures (I), centrales (II) et inférieures (III). Avec les valeurs obtenues ont été construit des diagrammes de la distribution du Pb sur la surface des échantillons (figure 1). Pour étudier la distribution et la forme des séparations de Pb, ont effectué des analyses d'image à la ligne d'analyse assistée par ordinateur de la Faculté de Science et Génie de Matériaux de Bucarest.

2. Les resultants expérimentaux et discutions

Dans le cas de la pièce coulé dans la coquille chauffé à 60^0C (figure 1.a) on constate un contenu plus grand de Pb dans la zone extérieure-supérieure (I e) fait expliqué par la grande vitesse de refroidissement qui a déterminé la solidification rapide de la solution solide α et l'inclusion du Pb expulsé vers l'extérieur par la force centrifuge. Sur l'hauteur de la pièce le plomb est distribué inégal, c'est-à-dire à la partie supérieure (I) et centrale (II) le contenu de Pb est de 9,05% , mais à la partie inférieure baisse de 8,95% jusqu'à 8,65%. Dans la zone intérieure (i) on constate que le contenu de Pb croît graduellement de 8,45% jusqu'à 8,85% tandis que les lignes de distribution sont presque parallèles à la partie supérieure (I) et centrale (II).

De l'analyse d'image a résulté que dans la zone extérieure (e) l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb a été sous 100 μm^2 pour 91,4% du nombre total, dans la zone moyenne (m) de 500 – 1000 μm^2 pour 96% du nombre total et pour la zone intérieure (i) l'aire a baissé sous 250 μm^2 pour 94% du nombre des séparations, parce que la vitesse du refroidissement à la surface intérieure a été plus grande.

Dans la zone extérieure 48,7% du nombre total des séparations de Pb ont eu le degré de spheroïdisation GS = 0,5-0,7, dans la zone moyenne 48,83% et dans la zone intérieure 31,9%.

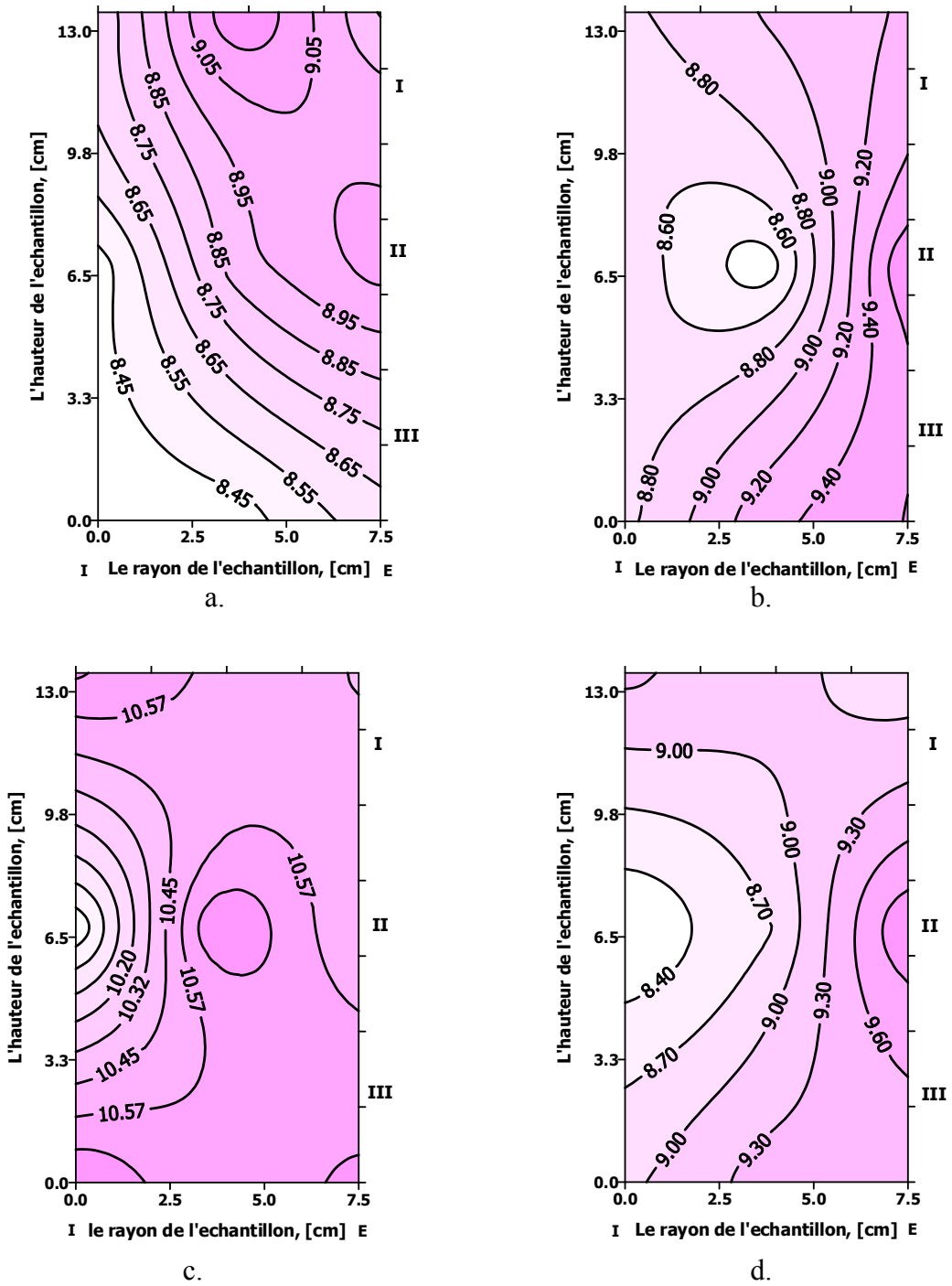


Figure 1. Les diagrammes de variation du contenu de Pb sur la section longitudinale des pièces coulées par centrifugation à différentes températures de chauffage de la coquille:
a) t= 60^{0}C; b) t= 220^{0}C; c) t= 280^{0}C; d) t= 300^{0}C

En même temps dans la zone extérieure 33,44% du nombre total des séparations de Pb ont eu GS = 0,7- 0,9 tandis que dans la zone moyenne et intérieure le degré de spheroïdisation a baissé jusqu'à 0,3 - 0,5 pour 43% respectivement 36,7% du nombre

des séparations, parce que les dendrites de solution solide α ont eu des ramifications plus grands que dans la zone extérieure.

Pour la pièce coulée par centrifugation dans la coquille chauffée à 220^0C (figure 1.b) on a constaté que dans la zone extérieure le contenu de Pb est plus grand, mais constant sur l'hauteur de la pièce. Dans la zone moyenne (m) le contenu de Pb est en peu élevé dans la partie supérieure (I m) et inférieure (III m), mais dans la zone centrale (II m) on constate un contenu minimal qui ne peut pas diminuer les propriétés antifriction de la pièce.

Dans la zone intérieure (i) le contenu de Pb est de même plus grand à la zone supérieure (I i) et inférieure (III i). L'accroissement de la température de chauffage a réduit l'intensité de l'échange de chaleur et a permis une petite ségrégation du Pb vers l'extérieur de la pièce.

L'analyse d'image a montré que dans la zone extérieure les aires occupées par les séparations de Pb sont différentes: sous 80 μm^2 (84,3% du nombre total des séparations), de 80 – 160 μm^2 (10,5%) et de 160 – 750 μm^2 (5%). Dans la zone moyenne (m) 62,5% du nombre total des séparations de Pb ont l'aire occupée sous 70 μm^2, 22,3% ont l'aire de 70 – 130 μm^2 et le reste ont l'aire de 130 – 600 μm^2. Dans la zone intérieure 96,5% du nombre total des séparations ont eu l'aire sous 375 μm^2 et 3,5% ont eu l'aire de 375 - 700 μm^2.

L'accroissement de la température de chauffage a déterminé l'extension des aires occupées individuellement par les séparations de Pb.

Le degré de spheroïdisation a été Gs = 0,4 - 0,9 pour 52,97% du nombre total des séparations de Pb à l'extérieur, dans la zone moyenne (m) pour 66,35% et dans la zone intérieure (i) a baissé jusqu'à GS = 0,3 - 0,7 pour 66,3% du nombre total des séparations.

Dans le cas de la pièce coulée dans la coquille chauffée à 280^0C (figure 1.c), on a constaté un contenu de Pb plus grand (10,57%) dans la zone extérieure (e) et moyenne (m) et une distribution uniforme sur l'hauteur de la pièce. Dans la zone intérieure (i) on observe une distribution inégale du contenu de Pb sur l'hauteur de la pièce ce qui réduit les propriétés antifriction.

L'analyse d'image a montré que l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb a crû jusqu'à 120 μm^2 pour 83,4% du nombre total dans la zone extérieure, jusqu'à 130 μm^2 pour 87,1% dans la zone moyenne et jusqu'à 300 μm^2 dans la zone intérieure.

Dans la zone extérieure GS a été différent: GS = 0,26 - 0,33 (pour 30% du nombre total), GS = 0,55 - 0,8 (pour 33,38%) et GS = 0,55 - 0,8 (pour 35,1%). Dans la zone moyenne GS = 0,4 - 0,7 pour 55,4% du nombre total des séparations de Pb et GS = 0,7 - 0,9 pour 36,5% des séparations. Dans la zone intérieure 28,95% des séparations ont eu GS = 0,3 - 0,53 et 26,68% ont eu GS = 0,53 - 0,76.

L'accroissement de la température de chauffage a réduit l'intensité de l'échange de chaleur et a déterminé une ramification plus puissante des dendrites de solution solide α et la diversification du GS à l'extérieur.

À la pièce coulée par centrifugation dans la coquille chauffée à 300^0C (figure 1.d), on a constaté un contenu de Pb plus grand dans la zone centrale-extérieure (II e), mais dans la zone moyenne le contenu de Pb a été approximativement constant sur

l'hauteur de la pièce et dans la zone intérieure c'est enregistré un contenu minimal dans la zone centrale (II i).

L'analyse d'image a montré que dans la zone extérieure l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb a baissé sous 100 μm^2 pour 89,4% du nombre total des séparations, mais ont apparu des séparations avec l'aire de 100 – 200 μm^2 (7%) et même de 200 – 400 μm^2 (4,6%). Vis-à-vis d'échantillon précédent dans la zone moyenne l'aire occupée a crû jusqu'à 175 μm^2 pour 94,2% du nombre des séparations et dans la zone intérieure a baissé jusqu'à 200 μm^2 , mais a crû le nombre des séparations avec l'aire de 200 – 600 μm^2.

Le degré de spheroïdisation (GS) est très différent dans toutes les zones. La majorité des séparations avec GS = 0,5- 0,75 représentaient 33% du nombre total dans la zone extérieure, 51,8% dans la zone moyenne et 29,8% dans la zone intérieure. La ramification prononcée des dendrites et la vitesse réduite de solidification ont produit une différenciation du degré de spheroïdisation sur la section de la pièce et une grande hétérogénéité structurale.

4.Conclusions

L'accroissement de la température de chauffage préalable de la coquille produit une distribution hétérogène du contenu de Pb sur la section de la pièce coulée par centrifugation, c'est - à - dire croît graduellement le contenu de plomb vers l'extérieur ce qui conduit à une légère diminution de la dureté, mais qui n'affecte pas les propriétés antifriction.

Avec la croissance de la température de chauffage l'hétérogénéité chimique s'intensifie en enregistrant la diminution du contenu de Pb dans la zone centrale-intérieure (II i) ce qui peut réduire les propriétés antifriction.

L'aire occupée individuellement par les séparations de Pb croît avec la température de chauffage dans toutes les zones, donc baisse le degré de finissage des séparations de plomb et se diversifie le degré de spheroïdisation.

Donc à la coulée par centrifugation des bronzes Cu-Pb-Sn on recommande d'employer une température de chauffage préalable de 60-100^{0}C pour limiter la ségrégation du Pb vers l'extérieur des manchons.

BIBLIOGRAPHIE

1. Diaconescu Florin, Carcea Ioan – *Experimental research concerning the influence of mould preheating temperature on the hardness of cenrtifuge cast parts from antifriction Cu-Pb-Sn bronze*, Buletinul Institutului Politehnic Iaşi, Tomul L (LIV) Fasc.1, 2004, p.83-88.
2. Iudin,S.B., Levin M.M., Rozenfeld S.E. – *Turnarea centrifugă*, **Editura Tehnică**, Bucureşti,1973

Reçue le 20 Avril 2005

Université Technique "Gh. Asachi" Jassy

FLORIN DIACONESCU, Université Technique "Gh. Asachi" Jassy
ROMEU CHELARIU, Université Technique "Gh. Asachi" Jassy

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA TEMPERATURII DE PREÎNCĂLZIRE A COCHILEI ASUPRA DISTRIBUȚIEI Pb ÎN PIESELE TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ Cu-Pb10-Sn10.

Rezumat:Cochilele se preîncălzesc pentru a se preveni şocul termic şi, în consecință, scăderea durabilității lor în exploatare. Temperatura de preîncălzire influențează asupra schimbului de căldură dintre aliajul lichid şi formă şi deci asupra vitezei de solidificare. La rândul ei viteza de solidificare determină o anumită finețe a structurii şi de aceea în lucrare se urmăreşte alegerea unei temperaturi de preîncălzire care poate asigura o segregare minimă a Pb şi distribuția sa cât mai uniformă, pentru a creşte calitatea pieselor turnate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DES RECHERCHES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA ROTATION DE LA COQUILLE SUR LA DISTRIBUTION DU Pb DANS LES PIÈCES COULÉES PAR CENTRIFUGATION EN BRONZE CuPb10Sn10

FLORIN DIACONESCU et ROMEU CHELARIU

Résumé: Les pièces coulées par centrifugation présentent une hétérogénéité chimique et structurale causée par la solidification dans le champ centrifuge. Dans les alliages antifriction Cu-Pb-Sn le plomb est introduit pour améliorer l'usinage et les propriétés antifriction. Sous l'action de la force centrifuge, Pb a une tendance de ségrégation et voilà pourquoi dans le présent ouvrage on suit la détermination d'une rotation optimale qui peut assurer une distribution plus uniforme du Pb sur la section de la pièce.

Mots clef: la hétérogénéité chimique et structurale, la solidification en champ centrifuge, la limitation de la ségrégation du Pb.

1. Introduction

Les matériaux antifriction doivent avoir des structures hétérogènes justement pour satisfaire les nécessités d'exploitation. Ainsi elles doivent contenir des phases malléables en jouant un roll antigrippaux et des dures phases qui donnent la résistance à l'usure de la matrice.

Dans le cas du bronze CuPb10Sn10 la dureté nécessaire est donnée par la matrice formée de solution solide α et surtout d'eutectoïde ($\alpha+\delta$) dure mais fragile, parce que la dureté du Pb (HB $\cong$8) est non significative. Pour obtenir des bonnes propriétés antifriction, il est nécessaire que le plomb être uniformément distribuait sur la surface de travail (intérieure) des coussinets, mais par suite de la force centrifuge, qui croît avec la rotation, il a une tendance de ségrégation. C'est pourquoi il est nécessaire à déterminer une rotation optimale qui peut assurer une uniforme distribution du Pb sur la surface de travail et sur la section transversale pour ne diminuer pas la dureté et la résistance à l'usure.

2. La méthodologie de recherché

Pour étudier l'influence de la rotation de la coquille sur la distribution du Pb dans les pièces coulées par centrifugation en bronze CuPb10Sn10, ont coulé des manchons ayant les dimensions Ø120/Ø30/120 mm, en utilisant une machine centrifuge avec l'axe verticale de rotation et rotations variables, en employant rotations de 700 rot/min, 800 rot/min, 880 rot/ min et 900 rot/min. La gamme restreinte de rotations a été imposée d'un part par la réalisation de la géométrie intérieure des pièces et d'autre part

par la limitation de ségrégation du Pb qui apparaît à rotations plus agrandis que 1000 rot/min.

La température de la coquille a été dans tous les cases de 100^0C, tandis que la température de coulée d'alliage a été de 1180^0C.

La composition du bronze CuPb10Sn10 a été celle prévue en STAS 1512-80.

Dès pièces coulées par centrifugation ont prélevé des échantillons de trois places différentes de la pièce et puis ont effectué les analyses chimiques des différentes points situés à direction du rayon, dans les zones extérieures (e), moyennes (m) et intérieures (i), ainsi que sur l'hauteur de la pièce, dans les zones supérieures (I), centrales (II) et inférieures (III). Avec les valeurs obtenues ont été construit des diagrammes de la distribution du Pb sur la surface des échantillons prélevés des pièces coulées à différentes rotations. Pour étudier la distribution et la forme des séparations de Pb, ont effectué des analyses d'image à la ligne d'analyse assistée par ordinateur de la Faculté de Science et Génie de Matériaux de Bucarest.

3. Les résultats expérimentaux et discussions

Dans la figure 1 sont représentées les diagrammes de variation du contenu de Pb sur la section longitudinale des pièces coulées en bronze CuPb10Sn10 à différentes rotations de la coquille.

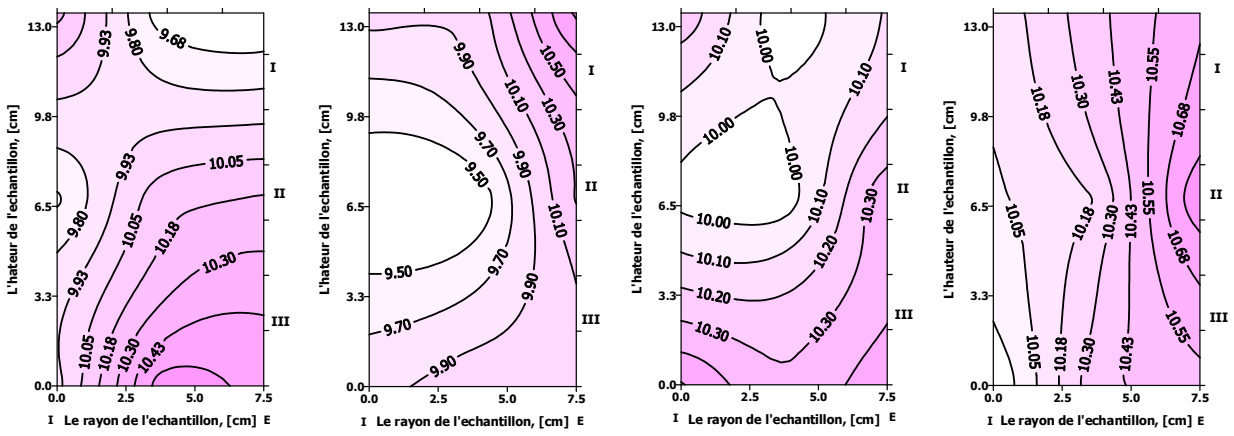
Pour la pièce coulée à 700 rot/min (figure 1.a) on observe un contenu plus grand de Pb (10,43%) dans la zone inférieure-extérieure (IIIe) et inférieure – moyenne (IIIm) par suite de la rotation diminuée qui a permis une petite ségrégation du liquide selon le poids spécifique. Pourtant les valeurs du contenu de Pb sont plus grandes à l'extérieur que l'intérieur.

L'analyse d'image a montré que dans la zone extérieure (e) l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb a été sous 250 μm^2 pour 95% du nombre total, dans la zone moyenne (m) l'aire occupée a crû jusqu'à 250 – 500 μm^2 par suite d'un échange lent de chaleur, mais dans la zone intérieure bien que le contenu de Pb a baissé un peu, l'aire occupée individuellement a crû jusqu'à 500 μm^2. Donc à la rotation réduite la distribution du Pb est inégale.

Les séparations de Pb avec le degré de spheroïdisation GS = 0,3-0,7 ont représenté à l'extérieur 59,7% du nombre total des séparations, à la zone moyenne a été de 66,65% et dans la zone intérieure de 71,63%.

Dans le cas de la pièce coulée à rotation n = 800 rot/min, la distribution du Pb est plus uniforme que celle du premier cas (figure 1.b). On a constaté l'accroissement du contenu de Pb dans la zone supérieure-extérieure (Ie) et une diminution jusqu'à 9,50% Pb dans la zone centrale-intérieure (II i).

L'analyse d'image a montré que l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb est plus réduite à l'extérieur en étant sous 100 μm^2 pour 90% du nombre total des séparations et à l'intérieur sous 2500 μm^2 pour 98% du nombre total, ce qui s'explique par l'intensification d'échange de chaleur à la croissance de la rotation. En conséquence, ont produit plusieurs cristaux de solution solide α qui ont été expulsé vers l'extérieur par la force centrifuge, en laissant pour le Pb liquide seulement des petites micro volumes qui n'ont pas permis aux séparations une importante extension.



a. b. c. d.

Figure 1. Les diagrammes de variation du contenu de Pb sur la section longitudinale des pièces coulées par centrifugation, à différentes rotations: a) n = 700 rot/min; b) n = 800 rot/min; c) n = 880 rot/min; d) n = 900 rot/min

Les séparations de Pb avec GS = 0,3-0,7 ont représenté à l'extérieur 51,69% du nombre total des séparations, dans la zone moyenne a été de 61,3% et dans la zone intérieure de 66,34%. En même temps ils ont apparu des séparations de Pb avec GS = 0,7-0,9 en quantité de 20% dans la zone extérieure, de 32,1% dans la zone moyenne et de 12,1% dans la zone intérieure. Ce fait s'explique par l'apparition des dendrites ramifiées de solution solide α dans la zone moyenne.

La pièce coulée à rotation n = 880 rot/min présente une distribution préférable du Pb vers la zone inférieure (III) de l'épreuve, expliquée par la ségrégation selon le poids spécifique puis un contenu de 10% Pb dans la zone centrale-intérieure (II.i) et dans la zone moyenne- supérieure (I.m) comme l'on voit dans la figure 1.c.

L'analyse d'image a montré que l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb a été à l'extérieur sous 100 μm^2 pour 95% des séparations et à l'intérieur sous 200 μm^2pour 88% des séparations, mais aussi à l'intérieur ils ont apparu des grandes séparations de 200 – 400 μm^2 pour 8% du nombre total et justement très grandes (400 – 800 μm^2) pour 2,3% des séparations L'aire des séparations de Pb a baissé vis-à-vis des cases antérieurs, ainsi que leur distribution c'est améliorée avec la croissance du degré de finissage de la structure de la matrice. Les séparations de Pb avec GS = 0,3 - 0,7 ont représenté à l'extérieur 67,33% du nombre total, mais dans la zone moyenne et celle intérieure a été 71,78% respectivement 71,42%. Des séparations avec GS = 0,7 - 0,8 ont apparu en quantité de 10,88% dans la zone extérieure (e) et de 12,4% dans la zone intérieure (i).

Enfin, pour la pièce coulée à rotation n = 900 rot/min apparaît une distribution graduelle du Pb, en enregistrant des contenus plus grands à l'extérieur (10,68% Pb) et de plus en plus petits vers l'intérieur (10,05% Pb)

Sur l'hauteur de l'échantillon la distribution du contenu de Pb est presque uniforme (figure 1.d), mais apparaissent les prémisses d'une ségrégation "à rayures".

L'analyse d'image a montré que vis-à-vis des autres échantillons, à la rotation de 900 rot/min l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb est sous 100 μm^2 pour 85,4% du nombre total dans la zone extérieure et de 85,6% pour la zone moyenne, mais dans la zone intérieure l'aire croît jusqu'à 200 μm^2 pour 91,8% du nombre total des séparations.

Les séparations avec GS = 0,3 - 0,7 représentent 65,58% du nombre total dans la zone extérieure, 64,96% dans la zone moyenne et 63,44% dans la zone intérieure.En même mesure les séparations avec GS = 0,3 - 0,7 représentent 23,75% du nombre total dans la zone extérieure et 17% dans la zone moyenne, mais dans la zone intérieure apparaissent des séparations avec GS = 0,7 - 0,9 en représentant 25,2% du nombre total.L'explication est donnée par la fragmentation des dendrites de solution solide α, par suite de la croissance de la pression du métal liquide avec la rotation. L'apparition de la structure dendritique fine avec l'agrandissement de la rotation, a déterminé la diminution de l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb et la croissance du degré de spheroïdisation (GS).

3. Conclusions

L'accroissement de la rotation de la coquille détermine l'apparition d'un échange de chaleur de plus en plus intense dans l'intérieur de la pièce en train de solidification. En conséquence la structure de la matrice se finisse, mais la distribution du Pb est plus uniforme.

Avec l'agrandissement de la rotation baisse l'aire occupée individuellement par les séparations de Pb dans la zone intérieure et se diversifie le degré de spheroïdisation, c'est-à-dire à rotations de 880 – 900 rot/min apparaissent des séparations avec GS = 0,7 - 0,9 , donc la structure se finisse.

À rotation n = 900 rot/min apparaissent les prémisses d'une "ségrégation à rayures", donc le dépassement de cette rotation peut conduire à une plus grande hétérogénéité chimique et structurale qui peut diminuer les propriétés antifriction des pièces coulées par centrifugation en bronze CuPb10Sn10.

BIBLIOGRAPHIE

1. Diaconescu Florin, Carcea Ioan – *Des recherches experimentales concernant l'influence de la rotation de la coquille sur la dureté des pièces coulées par centrifugation en alliages Cu-Pb-Sn*, Buletinul Institutului Politehnic din Iaşi, Tomul L (LIV) , Fasc. 1, 2004, p.89-94

2. Domşa Şerban, Miron Zeno – *Îndrumător pentru utilizarea fontelor, oţelurilor şi aliajelor neferoase*, Editura tehnică, Bucureşti, 1985

Reçue le 20 Avril 2005

Université Technique "Gh. Asachi" Jassy

FLORIN DIACONESCU , Université Technique "Gh. Asachi" Jassy
ROMEU CHELARIU, Université Technique "Gh. Asachi" Jassy

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENŢA TURAŢIEI COCHILEI ASUPRA DISTRIBUŢIEI Pb ÎN PIESELE TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ CuPb10Sn10

Rezumat : Piesele turnate centrifugal prezintă o neomogenitate chimică şi structurală cauzată de solidificarea în câmp centrifug. În aliajele antifricţiune Cu-Pb-Sn, plumbul este introdus pentru îmbunătăţirea prelucrabilităţii şi a proprietăţilor antifricţiune. Sub acţiunea forţei centrifuge Pb are tendinţa de a segrega şi de aceea în lucrare se urmăreşte determinarea unei turaţii optime care să asigure o distribuţie cât mai uniformă a Pb pe secţiunea piesei.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DES RECHERCES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA ROTATION DE LA COQUILLE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES D'UN BRONZE COULÉ PAR CENTRIFUGATION

DIACONESCU FLORIN, ALEXANDRU IOAN et CARCEA IOAN

Résumé: Les pièces coulées par centrifugation en bronze ont les propriétés mécaniques plus élevées que celles coulées en moules stationnaires parce que la force centrifuge détermine une meilleure séparation des inclusions oxhydriques et gazeuses vers la surface libre des manchons.

L'agrandissement de la rotation de la coquille détermine l'intensification de l'échange convectif de chaleur dans l'alliage qui se solidifie et, par conséquence, croît le degré de la structure.

Dans la présente on étudie l'influence de la rotation de la coquille sur les modifications structurelles et sur les propriétés mécaniques des pièces coulées par centrifugation en bronze CuPbSn10.

Mots clef : rotation de la coquille, la séparation des inclusions, le finissage de la structure, l'agrandissement des propriétés mécaniques.

1. Introduction

La coulée centrifuge présente l'avantage d'une séparation avancée des inclusions oxydiques et gazeuses. Cette séparation est donnée de la différence entre le poids spécifique du métal coulé et celle des inclusions oxydiques et gazeuses.

Dans un liquide en rotation à la vitesse angulaire ω et que contient des inclusions, la force centrifuge gui actionne sur une particule est :

$$F_c = m \cdot \omega^2 \cdot r = \omega^2 \cdot v \cdot (\rho_i \cdot r_1 - \rho_m \cdot r_2) \quad (1)$$

dans laquelle :

v est le volume de la particule d'inclusion ;

ρ_m – la densité du métal ;

ρ_i – la densité de l'inclusion ;

ω – vitesse angulaire ;

r_1 – le rayon du centre de la force d'inertie de la inclusion ;

r_2 – le rayon du centre de la force d'inertie du volume de métal disloqué par inclusion.

Quand l'inclusion a une densité uniforme, l'équation (1) a l'expression :

$$F_c = v \cdot \omega \cdot r(\rho_i - \rho_m) = \frac{\omega^2 \cdot v \cdot r}{g}(\gamma_i - \gamma_m) \quad (2)$$

dans laquelle:

γ_i est le poids spécifique de l'inclusion;
γ_m – le poids spécifique du métal;
g – la accélération de la gravité.

Comparativement avec la coulée en moules stationnaires, quand les inclusions sont soumises à une force d'ascension :

$$F_a = v \cdot g \cdot (\rho_i - \rho_m), \tag{3}$$

à la coulée centrifuge des forces qui actionnent sur une inclusion plongée dans le liquide en rotation, croissent de k fois, selon l'équation:

$$\frac{F_c}{F_a} = \frac{v \cdot \omega^2 \cdot r(\rho_i - \rho_m)}{v \cdot g(\rho_i - \rho_m)} = \frac{\omega^2 \cdot r}{g} = k \tag{4}$$

Quand $\rho_i < \rho_m$, la force centrifuge est négative et est orientée vers la surface libre, en favorisant la séparation des inclusions. Cette force dépend comme l'on voit, du carré de la vitesse angulaire.

2. La méthodologie de la recherche

Pour étudier l'influence de la rotation de la coquille sur les propriétés mécaniques des pièces coulées par centrifugation en bronze CuPb10Sn10, ont coulé des manchons à diamètre extérieur 120 mm, diamètre intérieur 30 mm et l'hauteur de 120 mm, en utilisant une machine avec l'axe verticale de rotation vitesses variables. La gamme de rotations (700, 800, 880 et 900 rot/min) a été imposée soit de réalisation de la configuration intérieure des manchons, soit de limitation du phénomène de ségrégation "à rayures" du plomb.

La température du coulée a été dans les cases 1170°C, et la température de chauffage préalable de la coquille de 160°C, pour éliminer l'influence des autres paramètres de coulée centrifuge.

Dès manchons, de cette façon obtenus, ont confectionné des échantillons, pour essais à traction, prélèves de zone extérieure (e), moyenne (m) et intérieure (i) qui ont des structures différentes produites par l'échange de chaleur entre la pièce et la coquille.

Les essais à traction ont été effectues à une machine tipe MTS 810 (Matériel Test System) prévue avec un système de traçage de la diagramme force – allongement et extensomètre pour la détermination d'allongement. Ont utilisé des échantillons proportionnel – normales, avec le facteur dimensionnel $n = L_0 / d_0 = 5$ et le diamètre $d_0 = 5$ mm.

La méthodologie d'essai a observé les prévisions de SR EN 10002 – 1 ÷ 1995.

3. Les résultats expérimentaux et leur interprétation :

Dans le tableau 1 sont présentés les propriétés mécaniques des pièces coulées par centrifugation en bronze antifriction, en dépendance de différentes rotations de la coquille.

Tableau 1. La variation des propriétés mécaniques des pièces coulées par centrifugation en dépendance de différentes rotations de la coquille

Symbole d'échantillon	Rotation [rot/min]	La zone de prélèvage	La résistance à la rupture R_m [N/mm^2]	La limite d'écoulement R_e [N/mm^2]	L'allongement à la rupture A_5 %
PM n 1	700	e	221.719	82.25	17.05
		m	237.717	91.76	16.48
		i	229.342	86.46	16.78
PM n 2	800	e	235.761	90.76	16.30
		m	260.454	89.19	13.50
		i	260.974	98.91	13.60
PM n 3	880	e	251.692	85.82	14.10
		m	268.863	90.33	13.40
		i	268.407	88.57	13.45
PM n 4	900	e	256.004	89.60	13.80
		m	276.069	92.76	13.30
		i	289.596	97.88	12.75

Pour la zone extérieure (e) on observe comme la résistance à la rupture croît avec la rotation de la coquille de 221,72 N/mm^2 jusqu'à 256,00 N/mm^2. Ce fait s'explique par les modifications structurales qui apparaissent à la croissance de la rotation de la coquille. L'analyse microscopique a montré que la structure de la masse métallique principale des bronzes coulés expérimentalement est biphasique en étant constituée de solution solide α, moins résistante mais plastique, et eutectoïde (α + δ) dur et résistant mais fragile.

À la rotation de 700 rot /min la solution solide α a un aspect dendritique peu prononcé, mais avec la croissance de la rotation cet aspect disparaît graduellement et croît la quantité d'eutectoïd (α + δ) par la suite de l'intensification de l'échange convectif de chaleur dans l'intérieur de la pièce en train de solidification.

La résistance mécanique croît avec la quantité d'eutectoïd (α + δ), tandis que l'allongement à la rupture (A_5) baisse de 17.05% jusqu'à 13.80%.

Comparativement avec les bronzes Cu-Sn , la résistance à la rupture est plus baisse par la suite du contenu de 10% Pb, introduit pour l'augmentation des propriétés antifriction.

L'analyse de l'image à la ligne assistée par computer (ordinateur) de la Faculté de Science et Génie de Matériaux de Bucarest, a montre que individuellement la surface occupée par les séparations de Pb baisse avec la croissance de la rotation. Donc à la rotation de 700 rot /min les séparations avec aire moins 250 μm^2 représentaient 95%du nombre total, ainsi qu'à la rotation de 900 rot /min 85.4% des séparations de Pb occupaient individuellement aires sous 90μm^2. La degré de spheroïdisation (GS) des séparations de Pb s'été modifié en fonction de rotation. Les séparations avec GS = 0.3-0.7 s'ont été mentenues dans les limites 59.7-67.33 %, tandis que ont crû de 20% jusqu'à 23.75% et ainsi a baissé l'effet d'entaille.

Pour la zone moyenne (m) la résistance à la rupture a crû avec la rotation de 237,06N/mm^2 jusqu'à 276.06 N/mm^2. Dans cette zone les microstructures ont présenté

un aspect dendritique plus prononcé vis-à-vis de la zone extérieure (e), parce que l'échange de chaleur entre alliage et le moule métallique a été plus lent. Cependant, par la comparaison des microstructures, ont constaté que la structure se finisse au fur et à mesure que la rotation de la coquille croît.

Donc à la rotation de 700 rot /min la microstructure a présenté des dendrites de solution solide α de grands dimensions et des fragments dendritiques tandis que pour des rotations plus élevées ont observé la diminution des dimensions des axes primaires de 300μm jusqu'à 150μm et la présence d'un nombre croissant des fragments dendritiques avec différentes orientations. La vitesse de refroidissement plus réduite à détermine l'apparition des dendrites avec des minces ramification qui s'ont fragmenté plus facilement par la suite de la croissance de la rotation.

La rotation de plus en plus rapide a détermine l'augmentation de la pression métalostatique sur les dendrites de solution solide α, en train de formation et leur rupture. Le degré de dispersion d'eutectoïd (α + δ) a crû concomitant avec la ramification des dendrites et leur fragmentation ce qui a conduit à l'augmentation de la résistance à rupture, mais aussitôt à la diminution de l'allongement à la rupture de 16,48 % jusqu'à 13,30%.

La croissance de la rotation a détermine, par le même mécanisme de rupture des dendrites, la réduction de l'aire occupé individuellement par 90 - 95% du nombre total de séparations de Pb de 250 – 500μm^2 pour la rotation de 700 rot /min, jusqu'à 0 – 175μm^2 dans le cas de la pièce coulée à 800 rot /min et jusqu'à 0 – 100μm²pour les pièces coulées à 880 rot /min. Les séparations de Pb avec le degré de spheroïdisation 0.3 – 0.7 ont représenté 61.3 – 71.78 % du nombre total, ainsi que celles avec GS = 0.7 – 0.9 ont crû avec la rotation de 34% jusqu'à 38 %.

Dans le cas de la zone intérieure (i) la résistance à la rupture croît avec la rotation de la coquille de 229.34 N/mm² jusqu'à 289.59 N/mm², ainsi que l'allongement à la rupture baisse de 16.78 % jusqu'à 12.75 %.

Dans la zone intérieure s'ont manifesté deux phénomènes: un refroidissement plus intense que la zone moyenne à cause de la surface libre de la pièce et une séparation différente des inclusions en dépendance de rotation et de viscosité du alliage liquide.

Par la suite de l'augmentation de la rotation, dans cette zone la structure s'est modifiée, c'est-à-dire à la 700 rot /min ont apparaît des dendrites de solution solide α un peu ramifiées, à 800 rot /min l'axe primaire des dendrites était de 200 – 300 μm ainsi que à 880 et 900 rot /min les dendrites ont été les plus fines, ce qui explique la croissance de la résistance à rupture.

L'aire occupée individuellement par 88 - 98% des séparations de Pb a été plus grande que dans les zones extérieure et moyenne, mais elle est diminuée avec l'augmentation de la rotation de 500μm² jusqu'à 200μm². Le degré de spheroïdisation des séparations de Pb a été 0.3 – 0.7 pour 63.4 – 71.63 % du nombre total de séparation, mais le nombre total de séparation avec GS = 0.7 – 0.9 a crû avec la rotation de la coquille de 12.09% jusqu'à 25.2 %, fait expliqué par la fragmentation des dendrites, qui ont limité la croissance des dimensions des séparations de Pb sur une direction préférable.

Les essais a traction ont montré que la rupture a été ductile, les échantillons en présentant un "cône" et une "coupe".

Les valeurs obtenues à traction pour la résistance à la rupture et l'allongement à la rupture sont plus grandes celles minimaux recommandées dans la littérature de spécialité.

4. Conclusions

L'augmentation de la rotation de la coquille à la coulée centrifuge de bronze en Sn et Pb détermine la croissance de la résistance à la rupture et la diminution des propriétés plastiques.

Le degré de finissage de la structure croît avec l'augmentation de la rotation, c'est-à-dire baissent les dimensions des dendrites, baisse la surface occupée individuellement par les séparation de Pb et croît le degré de spheroïdisation de ces séparations.

La finition de la structure détermine un blocage d'un nombre de plus en plus grand de dislocations et la croissance de la résistance à la rupture.

Avec l'augmentation de la rotation de la coquille croît aussi le degré de dispersion d'eutectoïd ($\alpha + \delta$), ce qui détermine la croissance de la résistance à la rupture et la diminution des propriétés plastiques.

La finition de la structure avec la croissance de la rotation se produit soit grâce à l'intensification de l'échange convectif de chaleur entre la pièce et la coquille, soit à cause de fragmentation des dendrites de solution solide α par suite de l'augmentation de la pression d'alliage liquide sur les dendrites en train de formation.

DIACONESCU FLORIN, Université Technique " Gh. Asachi" Jassy
ALEXANDRU IOAN, Université Technique" Gh. Asachi" Jassy
CARCEA IOAN, Université Technique" Gh. Asachi" Jassy

Reçue le 15 Avril 2005

Université Technique de Jassy

Bibliographie :

1. Alexandru, I., et autres *Alegerea si utilizarea materialelor metalice*. **Editura Didactica si Pedagogica**, Bucuresti, 1997.
2. Bratu, C., Sofroni, L., Brabie, V. *Bazele teoretice ale turnarii*. **Editura Didactica si Pedagogica**, Bucuresti, 1981.
3. Colan, H., Tudoran, P., Ailincai G., Marcu, M., Drugescu, E. *Studiul metalelor*. **Editura Didactica si Pedagogica**, Bucuresti, 1983.
4. Gâdea, S., Protopopescu, M. *Aliaje neferoase*. **Editura Tehnica**, Bucuresti, 1965.
5. Geru, N. Metalurgie fizica. **Editura Didactica si Pedagogica**, Bucuresti, 1981.

CERCETARI PRIVIND INFLUENTA TURATIEI COCHILEI ASUPRA PROPRIETATILOR MECANICE ALE UNUI BRONZ ANTIFRICTIUNE TURNAT CENTRIFUGAL

Rezumat: Piesele turnate centrifugal din brony au proprietati mecanice numai ridicate decât cele turnate in forme stationare, deoarece forta centrifuga determina o mai buna separare a incluziunilor oxidice si gazoase catre suprafata libera a bucselor.

Cresterea turatiei cochilei determina intensificarea schimbului convectiv de caldura in aliajul care se solidifica si in consecinta finisarea structurii .

In lucrare se studiaza influenta turatiei cochilei asupra modificatorilor structurale si mecanice ale pieselor turnate centrifugal din CuPb10Sn1.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-13

A SUITABLE METHOD FOR OBTAINING FUNCTIONAL POLYMER-METAL COMPOSITED MATERIALS BY ELECTRODEPOSITION

BY

FLORIN BRÎNZĂ, CRISTIAN PÎRGHIE and NICOLAE SULIŢANU

Abstract. A functionalised, nanostructured polymer-metal composite material was obtaining using technology of electrodeposition. Porous membrane of polyethylene or others thermoplastic polymers was electroactivated on one side. Using suitable bath, pure metals or alloys was deposited inside of membrane's pores. Obtained composite-materials maintain the plastic properties of polymers and adding new properties of nanostructured metal or alloy which is functionalized. Applications cover widely area, such magnetic polymers, functionalised catalytic membranes, electromagnetic shields with complicated shapes, medicine.

Keywords: composite materials, porous membranes, polymers, nanostructured metals

1. INTRODUCTION

Composite materials based on micro and nanoclusters of ferromagnetic metals are promising constituents for new-generation functional materials because of their unique physical and chemical properties with strong differences from same properties of bulk materials. Since the properties of clusters are size-dependant, the materials functions may be tuned by specifying the size and shape of those. A key step for making it possible is to establish methods for manufacturing of size and shape-preselected clusters [1].

One of most utilized technology is embedding of desired materials in nanostructured matrix with regular or irregular geometry. Magnetic materials, such as Fe [2], Co [3] or Ni [4] was embedded in nanoscale- and microscale-dimension holes of the membranes by electrodeposition, sol-gel or other techniques. Particularly, there is interest in Fe-Co alloys due of they high Curie temperature, high magnetization and low coercitivity.

Two principal ways are used for build a micro and/or nanostructured composite material: the mixture of components is suitable for packaging in a short-range atomic order or the components are forced to be structured using a matrix at corresponding dimensions. The second way have been developed in various manners, e.g. lithographic and nanolithographic methods or filling the pores with nanoscale dimensions of various membranes, like Al_2O_3 or others materials [1].

The aim of this paper is to present the preparation method and structural properties of clusters of Fe-Co alloy obtained by electrodeposition in polymer-based matrix.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

Porous membranes obtaining. Technology of those new classes of materials is a two-step type technology. First, the nano- and microporous membranes are obtained. Polyethylene (PE) foil with 0.01 to 0.1 mm in tick is obtained using co-lamination procedures of mixture polyethylene powder and high-temperature melting filler nano- and micro grains.

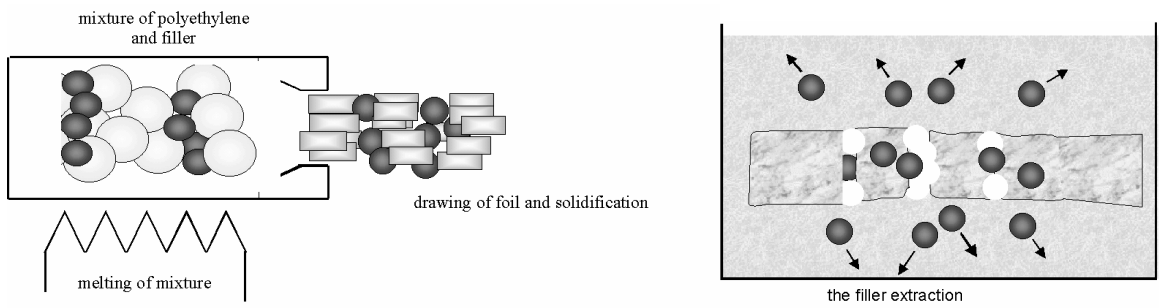


Fig. 1. Obtaining technology of porous membrane.

Primary obtained polyethylene powder are mixed with calculate quantities of filler with average diameter of grains dispersed in 40-2000 nm domain. The filler quantity and filler grains size depend of desired porosity and pores diameter. The both two types of grains are mixed in extrusion plant and mixture of melted PE and filler is laminated in order to obtain foil with various ticks. During lamination processes, the filler grains are surrounded by matrix of melted PE. The as-obtained foil having various ticks is washed in acetone bath in order to extract the filler. The washing time duration is 4 to 12 hours. After filler removal, obtained nanoporous membrane is dried using vacuum method. The obtaining technology is schematic depicted in Fig. 1.

Electric activation. On the one side of membrane, a thin film of conductive material, such Ag, In or Sn (in our experiment, Ag) is deposited using vacuum evaporation method. This thin film plays the role of the cathode for the electrodeposition processes. Membrane is placed in electrolytic bath, using precaution in order to avoid electrical contact between bath and Ag thin film or other parts of cathode's support. In this manner, ionic species are forced to penetrate by capillarity only the exposed side of membrane. Bath composition was 60 g/l $CoSO_4 \cdot 7H_2O$, 60 g/l $FeSO_4 \cdot 7H_2O$, 30 g/l H_3BO_3 and 1.5 g/l ascorbic acid. Bath was continuous stirred and maintained at 30ºC. Deposition was performed using DC power supply and chronoamperometry mode. The parameters was: starting current density- 20 mA/cm^2 and deposition time 240-600s.

Structure and composition analysis. Evaluation of pores-size and pores-filling distribution was performed using microphotographic method. Structure of filled membrane was relieved using SEM microscopy. The cross-section was obtained by breaking filled membrane in liquid nitrogen. The composition analysis was performed using EDS method. Structure of new material was determinate using X-ray diffraction (XRD) technique.

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

Fig. 3 present a section of the composite material. PE membrane used as irregular matrix of new material has low porosity degree (6-8%) and 100 μm thick. We can observe structure of composite material consisting in PE matrix surrounding Fe-Co clusters. The shape of reinforced material in a chain-like spherical nanodimensional and microdimensional clusters. Clusters form chains and are as follow of matrix structure. Dimensional dispersion of clusters is presented in diagram from Fig. 2b. The distribution is the similar of grain-size distribution of filler.

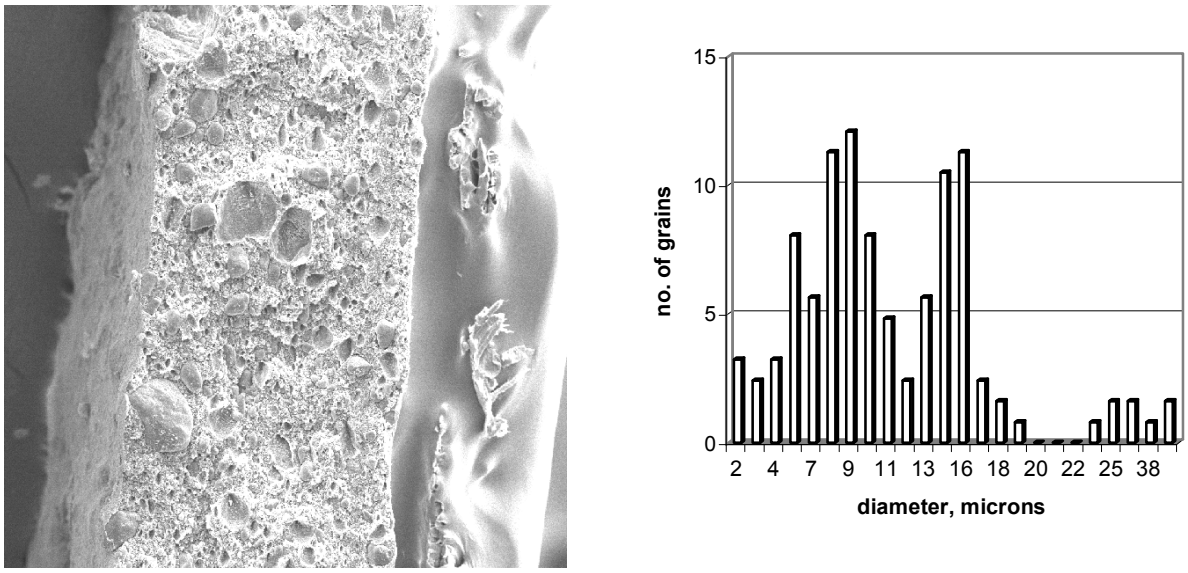


Fig. 2. a) SEM cross-section of PE membrane with Fe-Co clusters; b) distribution of average diameter of Fe-Co clusters.

Two maximum of average diameter distribution is centred on 9 μm and 16 μm.Those two values are similar to maximum of distribution of PE powder grains (9 μm) and filler grains (16 μm). Another small peak is presented at approximate value obtained by summing those two maximum average diameters, probably as result of spatial intermodulation processes. High-resolution TEM images presented elsewhere [13] reveal also presence of nanometric clusters, as result of internal nanometric spaces of macromolecular chains specific to PE membranes. XRD investigation of composite material confirm presence of micro- and nanoclusters.

Cluster composition have the same composition as thin films deposited from 50%-50% weight composition of Fe and Co precursors, respectively 47% atomic Co and 53% atomic Fe.

4. CONCLUSIONS

A possible two-step technology is presented for new composite materials obtaining, consisting in polyethylene or others polymers as matrix and ferromagnetic clusters or others metallic clusters as reinforced agent. In first step, micro- and nanoporous host membrane is obtained. In second step, one side electrical activated membrane is filled by electrodeposition technology. Cross-section of obtained material confirm the expected structure: chains of metallic clusters having average diameter

accorded with average diameter of host matrix polyethylene grains, internal spaces between polymeric chains and initial filler grains. This composite material has the mechanical properties of polyethylene foil. In this manner, can be obtained various functionalised membranes suitable for electromagnetic field absorbers, selective filters and other.

Received May 24, 2005

"Al. I. Cuza" University Iasi

REFERENCES

/1/. L.W. Wang, Y. Liu, Z. Zhang, *Handbook of Nanophase and Nanostructured Materials*, Kluwers Academic Publishers, The Netherlands, Dordrecht, 2002.
/2/. E. Rashba1, D. Gamota, J. Nanopartic. Res. 5 (2003) 401.
/3/. K.K. Lew, J.M. Redwing, J. Crystal Growth 254 (2003) 14.
/4/. K. Ouchi, IEEE Trans. Magn. 37 (2001) 1217.
/5/. F. Brînză, N. Sulitanu, Bul. Inst. Polit. Iaşi 2005, *in press.*

O POSIBILĂ METODĂ DE OBȚINERE A MATERIALELOR COMPOZITE POLIMER-METAL PRIN DEPUNERE ELECTROLITICĂ

(Rezumat)

O nouă clasă de materiale compozite polimer-metal, funcționalizate, au fost obținute prin tehnologia electrodepunerii. Membrane micro- şi nanoporoase de polietilenă sau alți polimeri termoplastici au fost electroactivate pe una din fețe. Utilizînd băi electrolitice de compoziție adecvată, în porii membranei au fost depuse materiale metalice pure sau aliaje metalice. Materialul compozit obținut păstrează proprietățile plastice ale polimerului-matrice dar la acestea se adaugă proprietăți noi, dependente de materialul metalic nanostructurat depus în pori. Aplicațiile acestor materiale acoperă o arie largă de domenii, cum ar fi polimeri magnetici, membrane catalitice funcționalizate, ecrane electromagnetice de forme complicate, aplicații în medicină.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15

HARDENING OPTIMIZING BY INDUCTION OF REVOLUTION SAMPLES

BY

MIHAI GRAMATICU AND SILVIU GABRIEL STROE

Abstract. Thermal treatments of fast heading steels, especially those applying to induction, develop themselves as surface localized treatments. This study carries on the experimental verification regarding the influence of specific power, displacement speed and rotational speed upon the surface hardness

Keywords: heat treatment, heading steels

1. INTRODUCTION

Thermal treatments of fast heating steels, especially those applying to induction, develop themselves as surface localized treatments, due to the advantages shown by this technique namely:

- it provides an optimum combination between hardness, mechanical stress and tenacity of the hardened steel, thus giving designers the possibility to decrease the dimension and mass of the hardened products;
- fast heating for austenitizing provides fine grained steel, lower dissolution of carbides and therefore higher resistance, hardness and increased resistance to wear and tiredness;
- compressive stress in the surface layer which results in the improvement of tiredness behaviour;
- minimal deformation;
- slight possibility of adjusting the hardness depth, by adjusting the electrical parameters, etc;

Induction heating generates a sufficiently intensive electromagnetic field to provide an optimum transmission of energy from the heating inductor into the treated sample(table 1).

Table 1. The transferable power by different heating techniques

Heating Type	Transmitted power (kW/cm^2)
Convection	$5\cdot10^{-1}$
Radiation (electrical ovens)	8
Thermal conduction	20
Infrared emission	$2\cdot10^{2}$
Flame	10^{3}
Induction Heating	10^{4}
CO_2- laser	10^{8}
Beam of electrons	10^{10}

The heating penetration v_i as well as the hardening penetration on current frequency and heating temperature. The supply sources have frequencies between 50 Hz to 3000 kHz, being of:

- low frequency: 50 Hz…500Hz;
- medium frequency: 500Hz…50kHz;
- high frequency: 50kHz…3MHz.

The pellicle effect is the basis of induction heating method, especially in surface hardening. It consists of non-uniform distribution of the current on section (fig.1):

The penetration of current [3]:

$$\delta = 503\sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}} \quad [\mathrm{m}] \qquad (1)$$

$$\frac{I_m}{I_{me}}; \frac{E_m}{E_{me}}; \frac{H_m}{H_{me}}$$

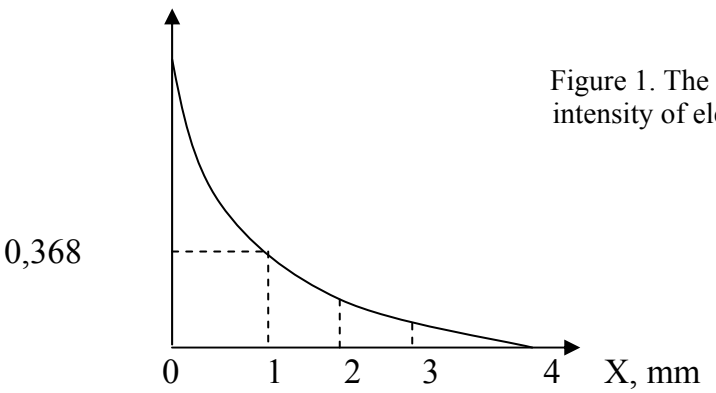


Figure 1. The dependence of current density and intensity of electric and magnetic fields on penetration.

The electric current density I_{me} on surface is given by the relation 2 [1]:

$$I_{me} = \sqrt{2} \cdot \frac{H_{me}}{\delta} \qquad (2)$$

The current penetration into steel and copper depending on current frequency is given in table 2

Table 2. The current penetration in mm

Frequency, Hz	Penetration, δ, in mm		
	Cu la 15°C (ρ=1,8*10^{-8}Ω*m, μ=1)	Steel 0,45%C	
		15^{0}C (ρ=2*10^{-7} Ω*m, μ=40)	800^{0}C (ρ=10^{-6} Ω*m, μ=1)
50	10.0	5.0	70.0
500	3.0	1.5	22.0
2500	1.3	0.67	10.0
10000	0.7	0.34	5.0
100000	0.22	0.11	1.6
1000000	0.07	0.034	0.5

If heated, steel changes its magnetic resistivity and permeability, that is its resistivity increases to Curie point, and decreases afterwards. The resistivities of steel remain approximately constant at above 800^0C temperature almost equal to 10^{-6} Ω*m.

The non-uniform distribution of the induced current into the heated conductor generates a heating gradient depending on heating temperatures achieved and on cooling conditions, will lead to a succession of structures and specific properties as well.

The penetration of hardened layer in the case of some cylinder pieces is almost equal to relation 3 [2]:

$$\frac{X_k}{D_p} = 0.05...0.1 \qquad (3)$$

where: X_k is hardening penetration, the distance from surface to semi-martensite; D_p is diameter of sample.

When choosing the hardening penetration, one should take into consideration the wearingness of the piece, the specific loads to which it is subjected, as well as the distribution of remanent tensions and of those resulted from external forces which influence greatly the resistance to tiredness.

The induction heating must be achieved in layer at temperatures of above Ac_3 to austenize the layer, thus obtaining the martensite structure inside the layer by energic cooling (water, oil, emulsion shower) figure 2.

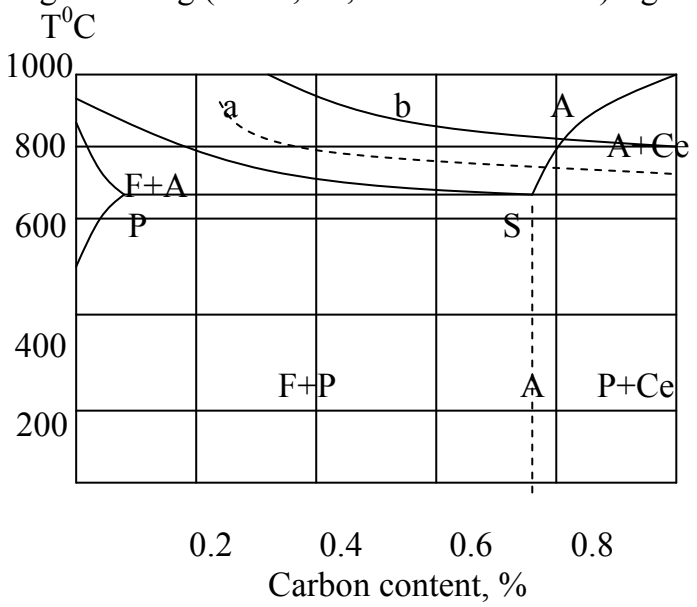


Fig. 2 Fragment of diagram Fe-C
a) heating in oven; b) induction heating

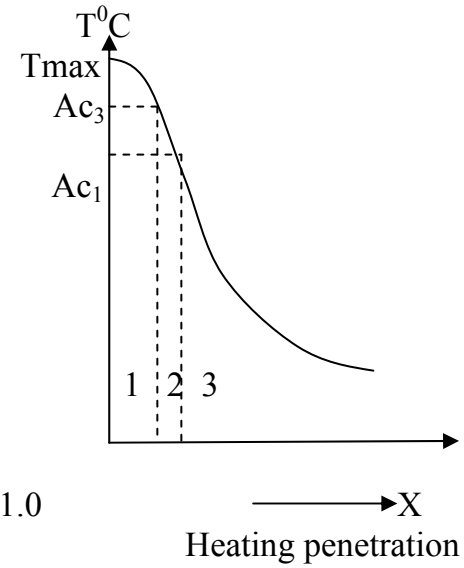


Fig. 3 Thermal gradient depending on heating penetration

At heating, a completely austenite structure results from layer 1 (figure 3) [4] which provides a martensite structure layer by energic cooling, at a speed above v_{cr} . Layer 2 which is subjected to intercritical heating will have a mixt structure at heating A+F (austenite+ferrite). while at cooling a structure M+F (martensite+ferrite), whereas layer 3 does not display any physical transformation, its structure being of pellet type.

The heating temperatures achieved inside layer depend on specific consumed power while the hardening penetration depends on supply current frequency of the inductor.

The heating temperature and thermal gradient on section determine the structural gradient and properties, parameters as well, and they will be adjusted by specific power adjustment and by choosing the high frequency generator which supplies the heating inductor.

Due to fast heating, the austenizing temperature is higher with 100..200^{0}C than that of common hardening and it is directly correlated to heating speed.

The following parameters must be established in order to apply the induction hardening method:

- current frequency; power of generator; heating penetration; heating temperature; heating time; overheating degree at given penetration; specific power at sample; yield of generator, displacement speed of inductor alongside sample, rotational speed of sample.

This research foccuses on the influence of specific power, displacement speed of inductor and rotational speed of the hardened sample on the hardness of hardened surface and on hardening penetration.

II. RESEARCH METHODS.

The research foccused on the effect of important technological parameters regarding surface hardening by induction (such as specific power p_{sp} in kW/cm^2, displacement speed of inductor v_i , mm/min and rotational speed of sample, n, rot/min) on the surface hardness of steel alloys 40Cr10, 34MoCr11 and 60Si15A.

The chemical composition of alloys determined by a POLIVAC analyzer is shown in table 3.

Table 3. The chemical composition of hardened steels.

Type	Chemical composition, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	W	Sn
34MoCr11	0.365	0.31	0.540	0.006	0.03	0.89	0.101	0.181	0.038	0.31	0.002	0.016
40Cr10	0.448	0.27	0.63	0.015	0.041	1.05	0.08	0.108	0.027	0.32	0.002	0.017
60Si15A	0.616	1.83	0.826	0.005	0.207	0.273	0.093	0.129	0.026	0.283	0.003	0.008

The initial structure of these alloys is pearlite-ferrite, with lamellar grained pearlite, and uniformly distributed ferrite.

The hardness and resistance of these steels with pearlite-ferrite structure are given in table 4.

Table 4. The Mechanical properties of experimental steels

Type	Hardness, daN/mm^2		Mechanical resistance to rupture, MPa	Structure
	Vickers	Brinell		
34Mocr11	231	219	740	P+F
40Cr10	348	333	1125	P+F
60Si15A	267	252	850	P+F

II.1. Experiment planning.

The planned parameters are:

A - specific power, in kW/cm^2

B - displacement speed of inductor alongside the hardened sample, in mm/min
C - rotational speed of sample, in rot/min.
For each factor, two levels noted with 1 and 2 are planned:
1 - inferior level and 2 - superior level
The experimental plan will be in this case of 2^k type [4].(two levels and k=3, 3 planned factors respectively).
The experimental plan which was used is shown in table 5.

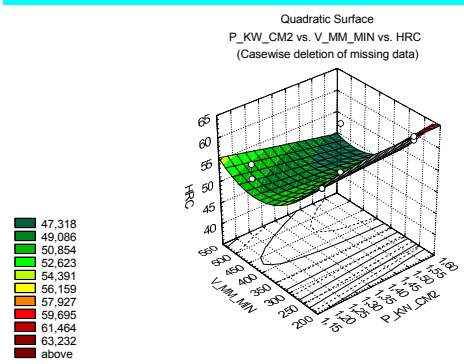
Table 5.

Experiment Number(No)	Factors			System answer Rockwell Hardness		
	A	B	C	34MoCr11	40Cr10	60Si15A
1	24	250	150	58	51	53
2	24	250	300	58	49	39
3	24	500	150	52	49	39
4	24	500	300	48	61	49
5	36	250	150	60	63	60
6	36	250	300	61	49	61
7	36	500	150	53	61	51
8	36	500	300	49	55	50

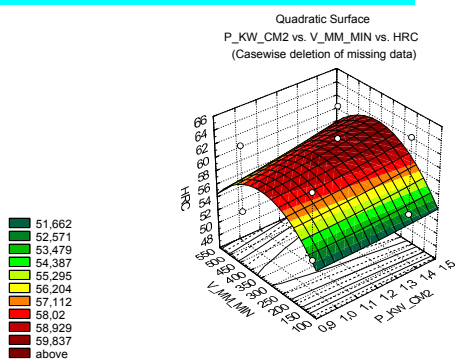
III.GRAPHICS.

HRC VS. SPECIFIC POWER AND DISPLACEMENT SPEED OF INDUCTOR ALONGSIDE THE HARDENED SAMPLE

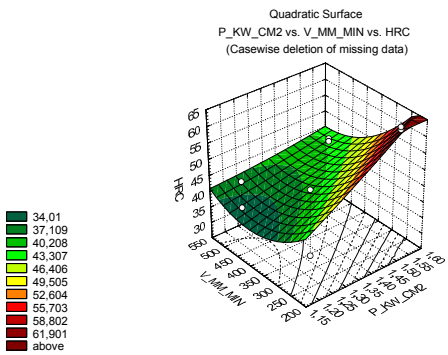
34 Mo Cr 11



40 Cr 10

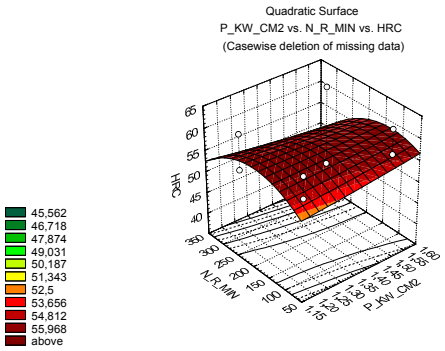


60 Si 15 A

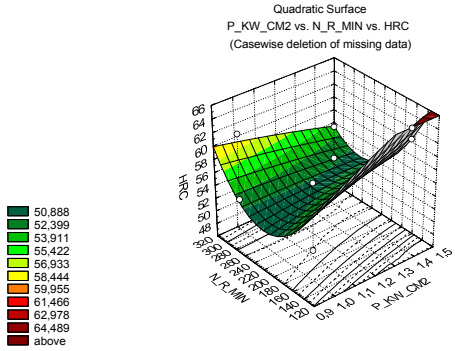


HRC VS. SPECIFIC POWER AND ROTATIONAL SPEED OF SAMPLE

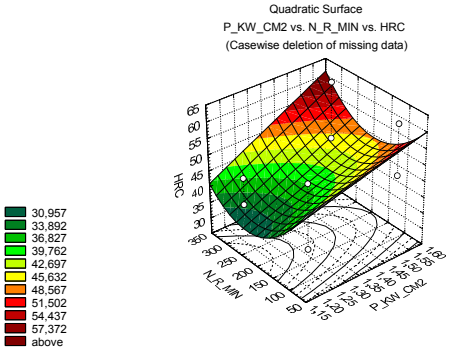
34 Mo Cr 11



40 Cr 10

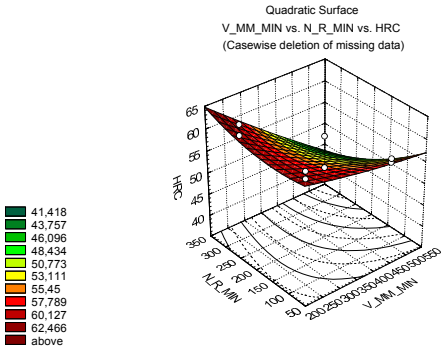


60 Si 15 A

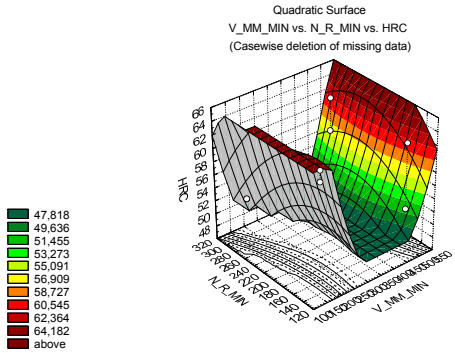


HRC VS. DISPLACEMENT SPEED OF INDUCTOR ALONGSIDE THE HARDENED SAMPLE AND ROTATIONAL SPEED OF SAMPLE

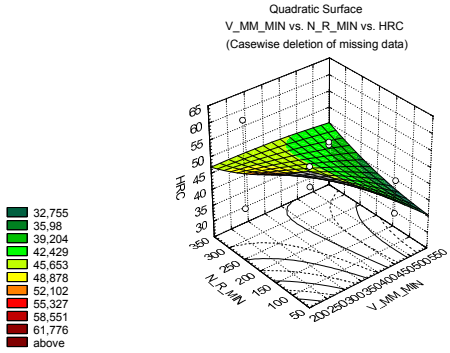
34 Mo Cr 11



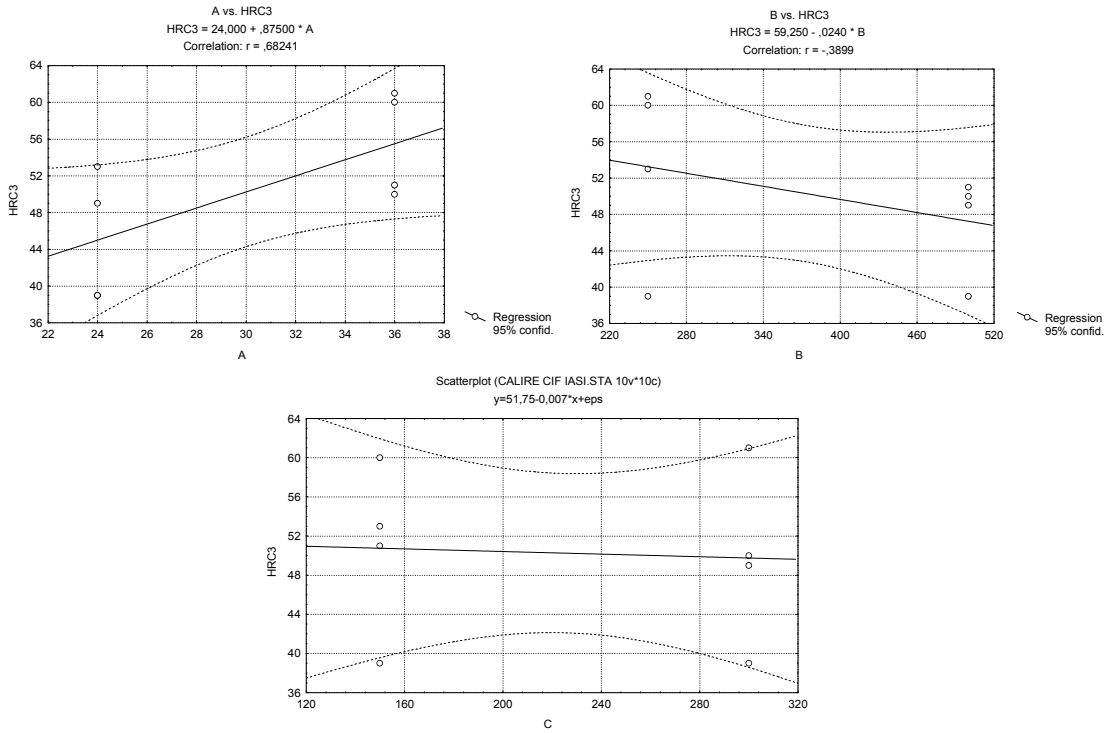
40 Cr 10



60 Si 15 A



HRC vs. A - SPECIFIC POWER; B - DISPLACEMENT SPEED OF INDUCTOR ALONGSIDE THE HARDENED SAMPLE AND C - ROTATIONAL SPEED OF SAMPLE



IV. CONCLUSIONS.

Surface hardening treatement provides an optimum combination between hardness, mechanical resistance and tenacity of hardened steels.

The penetration depends both on the material and the heating and cooling conditions for hardening.

From the analysis of variation graphics for hardness of the hardened surface layer, in the case of alloyed steels 34MoCr11, 40Cr10 and 60Si15A, we get to the conclusion that the optimum operating parameters of the hardening system must submit to the following:

- for 34MoCr11: - specific power: 1,45-1,6 kW/cm^2
  - displacement speed of inductor: 200-300 mm/min
- for 40Cr10: - specific power: 1,4-1,6 kW/cm^2
  - displacement speed of inductor: 200-400 mm/min
- for 60Si15A: - specific power: 1,45-1,6 kW/cm^2
  - displacement speed of inductor: 200-300 mm/min

From the hardness variation graphic of surface layer in hardened samples depending an rotational speed of sample we get to the conclusion that this factor does not have a significant influence on the final results, its important role foccusing on the hardened layer thickness of uniformity.

Received May 26, 2005 *"Ştefan cel Mare" University Suceava*

REFERENCES

/1/ Dulămiță T., Florian E., *Thermal and thermochemical treatement*, EDP, Bucureşti,;
/2/. Gâdea S., Petrescu M., *Physical Metallurgy and Metal Study,* EDP, Bucureşti, 1981;
/3/. Sluhoțkii A. E., Rîschin S.E, *Electric heating Inductors,* Ed. Tehnică, Bucureşti, 1982;
/4/. Ionescu R., Amarandei D., *Planning of efficient and qualitative experiments*, Ed. AGIR Bucureşti,2004;
/5/ Gramaticu M., Stroe S.G., *Surface hardening Optimization by induction of carbon steels*, Scientific Session TEHNOMUS XII, 6 - 7 mai 2005, Ed. Uiniversității Suveava.

OPTIMIZAREA DURIFICĂRII PISELOR DE REVOLUȚIE PRIN INDUCȚIE

(Rezumat)

Tratamentele termice ale oțelurilor rapide, mai ales ale celor ce folosesc inducția, s-au dezvoltat ca tratamente termice localizate. Lucrarea prezintă verificarea experimentală a influenței puterii specifice, vitezei de deplasare şi a celei de rotație asupra durității suprafeței.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.17

FATIGUE UNDER MULTIAXIAL STRESSES OF SOME STEELS

BY

MIHAI MIHALCUT, PAUL-DORU BARSANESCU and CONSTANTIN BITCA

Abstract. This study deals with simulations for cyclic stress/strain evolutions and redistributions, and evaluations of fatigue parameters suitable for estimating fatigue lives under proportional or non-proportional multiaxial loadings. The local cyclic elastic-plastic stress-strain responses were analysed using finite element program for both smooth and notched specimens made of three materials: a medium carbon steel in the normalized condition, an alloy steel quenched and tempered and a stainless steel, respectively. For experimental verifications, a series of tests of biaxial low-cycle fatigue composed of tension/compression with static or cyclic torsion were carried out on a biaxial servo-hydraulic testing machine. Different loading paths were carried out, in order to verify the effects of these loading paths in the additional cyclic hardening. The comparisons between numerical simulations and experimental observations show that the FEM simulations allow better understanding on the evolutions of the local cyclic stress-strain.

Keywords: simulation of stress/strain; redistribution of loading; multiaxial fatigue; non-proportional loading; low cycle fatigue; cyclic plasticity; fatigue life prediction

1. INTRODUCTION

Fatigue failure of mechanical components is a process of cyclic stress/strain evolutions and redistributions in the critical stressed volume. It may be imagined that due to stress concentration (notches, material defects or surface roughness) the local material yields firstly to redistribute the loading to the surrounding material, then follows with cyclic plastic deformation and finally crack initiates and the resistance is lost. Therefore, the simulations for cyclic stress/strain evolutions and redistributions are critical for predicting fatigue failure of mechanical components.

In this study, both numerical and experimental methods are applied to study the cyclic stress/strain evolutions under biaxial loading conditions. The local cyclic elastic-plastic stress-strain responses are analysed using Ansys finite element program for the notched specimens made of three materials: medium carbon steel in the normalized condition, an alloy steel quenched and tempered and a stainless steel, respectively.

Elastic-plastic FEM is used to predict the stabilized cyclic stress/strain state. The predicted stress relaxations are then compared with experimental observations. For experimental verifications, a series of tests of biaxial low-cycle fatigue composed of tension/compression with static or cyclic torsion were carried out on a biaxial servo-hydraulic testing machine (8800 Instron). Different loading paths were carried out, including proportional and non-proportional loading paths in order to verify the effects of these loading paths in the additional cyclic hardening [1, 2].

The FEM simulations allow better understanding on the evolutions of the local cyclic stress-strain. Based on the local cyclic elastic-plastic stress-strain responses, the energy-based multiaxial fatigue damage parameters are applied to correlating the experimentally obtained lives. A non-proportional parameter, based on the Minimum Circumscribed Ellipse to the shear stress path is proposed, which when applied to the ASME methodology for multiaxial loading improves correlation between the predicted and the experimental results.

2. EXPERIMENTS

In order to compare the sensitivity of materials to non-proportional loadings, three materials are studied in this research. The materials studied are: CK45 steel normalized, high strength steel 42CrMo4 and the stainless steel AISI 303. Some of the monotonic and cyclic mechanical properties of studied materials are shown in table 1.

Table 1: Mechanical properties of studied materials

Mechanical properties	CK45	42CrMo4	AISI 303
Tensile strength σ_R (MPa)	660	1100	625
Yield $Rp_{0.2}$, (MPa)	410	980	330
Young`s modulus E (GPa)	206	206	178
Elongation A (%)	23	16	58

The geometries and dimensions of the specimens are shown in Fig. 1. To compare the cyclic stress/strain evolutions and redistributions in the critical stressed volume, both smooth specimen, Fig. 1(a), and notched specimen, Fig. 1(b), were used in experiments. Table 2 shows the biaxial loading paths applied in experiments carried out using a biaxial servo-hydraulic machine 8800 Instron (fig.2).

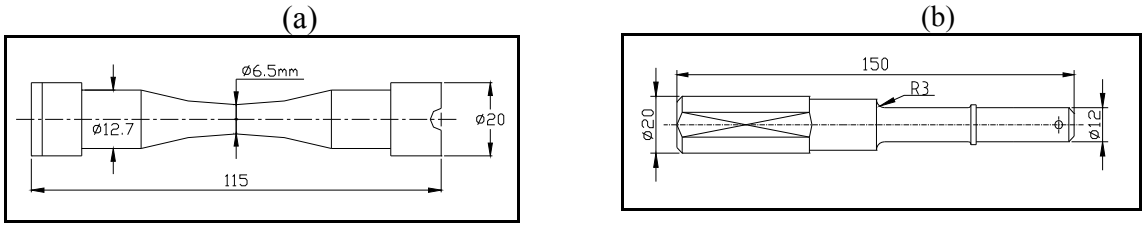


Fig.1: Specimens: (a) smooth, (b) notched

Axial stress σ and shear stress τ were calculated from load and torque measured by a load cell. Equivalent stress σ_{eq} and equivalent plastic strain ε_{eq}^{p} were defined by von Mises equivalence for tension/torsion loading as:

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma^2 + 3\tau^2} \tag{1}$$

$$\varepsilon_{eq}^{p} = \sqrt{\varepsilon^{p^2} + \frac{\gamma^{p^2}}{3}} \tag{2}$$

Equivalent total strain σ_{eq} was defined by analogy [3] as:

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\varepsilon^2 + \frac{\gamma^2}{3}} \tag{3}$$

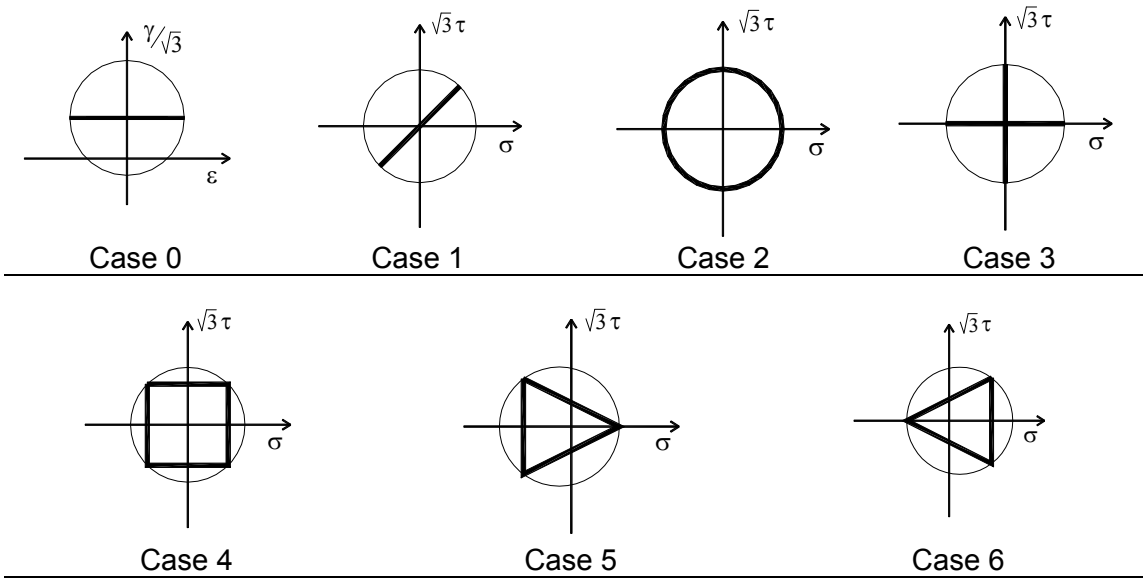
Fig.2: Biaxial testing machine 8800 Instron

The factor of non-proportionality of the loading paths can be characterized by the MCE (Minimum Circumscribed Ellipse) approach [4]:

$$F_{NP} = \frac{R_b}{R_a} \tag{4}$$

Where R_b and R_a are the minor and major radius of the Minimum Circumscribed Ellipse involving the loading path, as will be explained at the section of the MCE approach.

Table 2: Biaxial fatigue loading paths



3. NUMERICAL SIMULATIONS

The local cyclic elastic-plastic stress/strain responses are evaluated using Ansys finite element code. Isoparametric solid element C3D20R with 20 nodes and reduced integration points was used. Kinematic hardening model with von Mises yield criterion and associative flow rule was used for elastic-plastic FEA. The FEM analyses showed that the cyclic stress-strain responses are different under different loading paths. The

images of stress/strain distributions at different instant of the loading cycle are helpful to study the evolutions and redistributions of the cyclic stress/strain fields. Fig. 3 shows some cutting-view images of the notched specimen and Fig. 4 shows some cutting-view images of the smooth specimen under non-proportional loading.

Fig. 3: Some cutting-view images of the notched specimen

Fig. 4: Some cutting-view images of the smooth specimen

Fig. 5 shows the evolution histories of some local cyclic stress-strain responses, where it shows that the stabilized cycle differs from the initial cycle and the stress-strain ranges of the stabilized cycle are appropriate for life predictions.

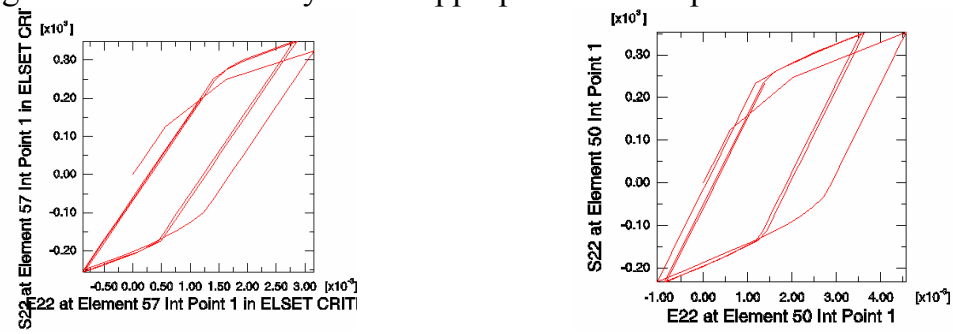
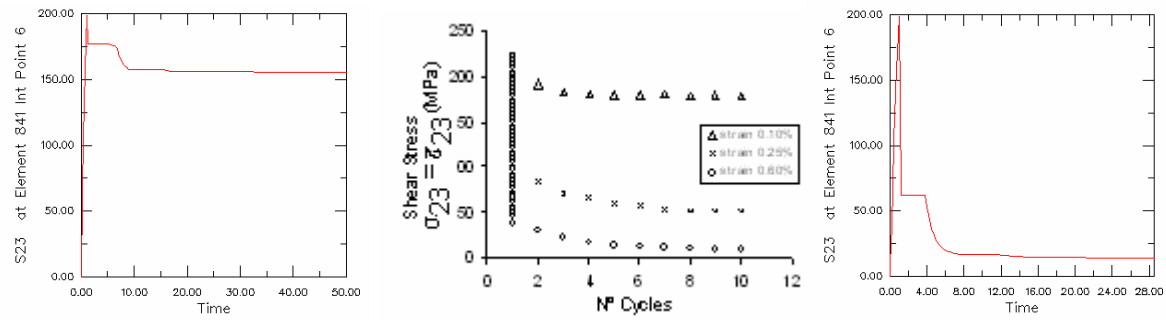


Fig. 5: Evolution histories of some local cyclic stress-strain responses

Fig. 6 shows the comparison between the shear stress relaxation during the first ten cycles for different levels of strain loading with loading path case 0, initial condition (see table 2). It is very interesting to note the similar way of the behaviour obtained.

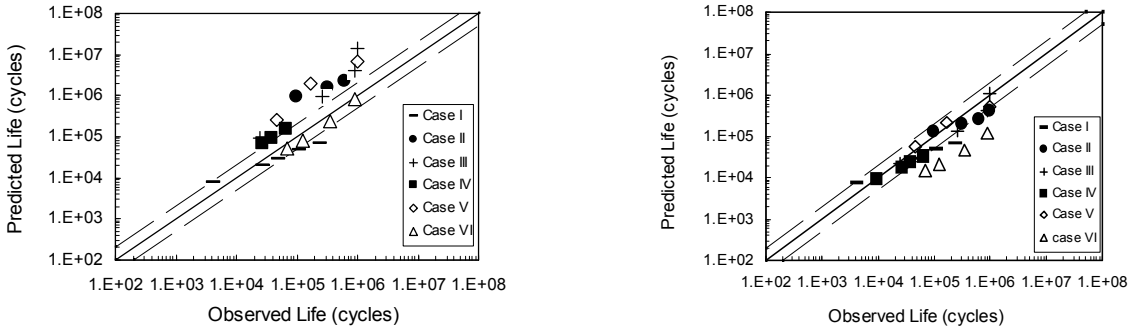


Strain=0.10% Strain=0.60%

Fig.6: Comparison between FEA simulation and experimental evolution of the shear stress (CK45 steel)

5. RESULTS AND DISCUSSIONS

Fig. 7 shows the comparisons of the experimental fatigue life against the predicted results without and with modification for non-proportional effects, respectively. It can be seen that the predictions with the modified equivalent strain range of the ASME code (Fig. 7(b)) are more accurate when compared to the experimental results.



a) b)

Fig. 7: Comparison between andurance experimental fatigue life of 42CrMo4 with predicted results by: (a) equivalent strain range of the ASME code, (b) modified equivalent strain range of the ASME code.

6. CONCLUSIONS

The local cyclic stress-strain states are influenced by the multiaxial loading paths, due to the interactions between the normal stress and shear stress during cyclic plastic deformation. The numerical simulations are very helpful to understand the evolutions and redistributions of the cyclic stress/strain field under multiaxial loading conditions.

The simple and easy of use approaches, such as the equivalent strain range of ASME code approach based on the distortion energy (6), can provide good predictions of fatigue life by taking into account some modifications for non-proportional effects.

Received May 30, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

/1/. D. F. Socie and G. B. Marquis, *Multiaxial Fatigue*, Society of Automotive Engineers, Warrendale, 2000. PA 15096-0001.

/2/. F. Ellyin, *Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction*, Chapman & Hall, 1997.

/3/. V. Aubin, P. Quaegebeur and S. Degallaix, *Cyclic Behaviour of a Duplex Stainless Steel under Multiaxial Loading: Experiments and Modelling*, Proceedings of the 6th International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue & Fracture, Edited by M. de Freitas, Lisbon, Portugal, 2001, pp. 911-916.

/4/. M.de Freitas, B. Li and J.L.T. Santos, A numerical approach for high-cycle fatigue life prediction with multiaxial loading *Multiaxial Fatigue and Deformation: Testing and Prediction*, ASTM STP 1387, S. Kaluri and P.J. Bonacuse, Eds., American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, 2000, PA, pp.139-156.

/5/. H. Zenner, A. Simburger and J. Liu, *On the fatigue limit of ductile metals under complex multiaxial loading*, Int. J. Fatigue, 22, (2000), pp.137-145.

/6/. ASME Code Case N-47-23 (1988) Case of ASME Boiler and Pressure Vessel Code, American Society of Mechanical Engineers

OBOSEALA LA SOLICITARI COMPUSE A UNOR OTELURI

(Rezumat)

Acest studiu prezintă simulări privind evoluțiile şi redistribuțiile tensiunilor şi deformațiilor ciclice, şi evaluarea parametrilor de oboseală necesari pentru aprecierea rezistenței la oboseală în cazul încărcărilor multiaxiale. Evoluția tensiunilor şi deplasărilor la solicitările locale elasto-plastice au fost analizate utilizând un program de analiză cu element finit pentru ambele tipuri de epruvete lustruite şi crestate, realizate din trei tipuri de materiale: un oțel carbon mediu obişnuit; un aliaj de oțel încălzit şi revenit şi un oțel inoxidabil. Pentru verificări experimentale sau efectuat o serie de teste la oboseală, compuse din tracțiune / compresiune cu torsiune statică sau ciclică pe o maşină servo-hidraulică de testat (Instron 8800). Comparațiile dintre simulările numerice şi observațiile experimentale arată că simulările FEM permit înțelegerea mai bine a evoluției locale a tensiunilor si deformațiilor ciclice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.715

MODIFICATION AND GRAIN REFINING OF MULTIFUNCTIONAL MATERIALS IN Al-Si-Mg SYSTEM BY ADDITION OF Sr, Ti AND B

BY

PETRU MOLDOVAN, GABRIELA POPESCU, IOANA APOSTOLESCU and MARIANA ZSIGMOND

Abstract. The aim of the paper is to present the influence of a new multifunctional material, a master alloy named Al-Sr-Ti-B, in aluminum foundry alloys. The Al-Sr-Ti-B master alloy represents a new combination of two master alloys, already known in aluminum industry, AlTiB and AlSr, used in treatment of aluminum alloys for grain refining and modification. The paper presents optic and electron microscopy studies realized on AlSi7Mg alloy treated with this new multifunctional material. The effect of nucleating particles $(Al,Ti)B_2$ together with the modification of structure obtained by $SrAl_4$ compounds was highlighted.

Keywords: master alloy, multifunctional materials, grain refining, modification

1. INTRODUCTION

Great progresses have been achieved on aluminum alloys after the Crosley and Mondolfo work [1]. Since then, it is well know that AlTiB master alloy has normally been used as a grain refining in aluminum foundry alloys, especially for Al-Si systems. As an alternative to this grain refining, Hydelko and Aluminum Rheinfelden introduced TiBloy in 1993 [2], alloy which put in evidence a better grain refining qualities compared with AlTiB master alloy. TiBloy was designed especially for foundry industry and proved his better properties regarding grain refining efficiency, and also long holding time in this alloy system [3,4]. Now, TiBloy is a well-established grain refiner for aluminum foundry industry.

As a further development of this master alloy, Hydelko tried to obtain another master alloy based on TiBloy but with strontium, named Strobloy. This new master alloy provides both grain refining of and modifies the Al-Si castings. The combined effect of this master alloy was studied by E.Bondhus and T.Sagstad [5]. They established that Strobloy had beneficial properties regarding grain refining and modification of A356 alloy.

In an effort to understand these remarks the authors tried to realize a multifunctional material Al-Sr-Ti-B, which have the benefits of both AlTiB as a grain refiner and AlSr as a modifier.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

Trials of grain refining and modification were realized in Department of Nonferrous Materials, Materials Science and Engineering Faculty, Polytechnic

University of Bucharest, on AlSi7Mg alloy. The chemical compositions of the AlSi7Mg alloy and also of the new master alloy Al-Sr-Ti-B used in experiments are presented in table 1.

Table 1. Chemical compositions of the used materials

Material	Chemical composition, wt.%							
	Al	Si	Mg	Mn	Fe	Ti	B	Sr
AlSi7Mg	Bal.	6.9	0.40	0.06	0.13	0.11	-	-
Al-Sr-Ti-B	Bal.	0.3	-	-	0.10	0.60	0.40	2.9

The Al-Sr-Ti-B master alloy was obtained by melting of AlSr10, AlTi10 and AlB8 master alloys in an electrical furnace with Khantal resistance, taking different percentages of master alloys, in the presence of argon gas as degassing agent and under refining and deoxidation protection fluxes. To realize this, first step was to allow Ti and B to react for obtaining $(Al,Ti)B_2$ particles, these particles having a low solubility in molten aluminum. Secondly, by adding strontium after this reaction, a minimum of phases containing Ti, B and Sr will be created. Therefore, phases such as $(Al,Ti)B_2$ and $AlSr_4$ will be dominating phases in Al-Sr-Ti-B.

The EDS analysis of Al-Sr-Ti-B master alloy is presented in figure 1. We can remark the presence of Sr, Ti and B in the quaternary master alloy.

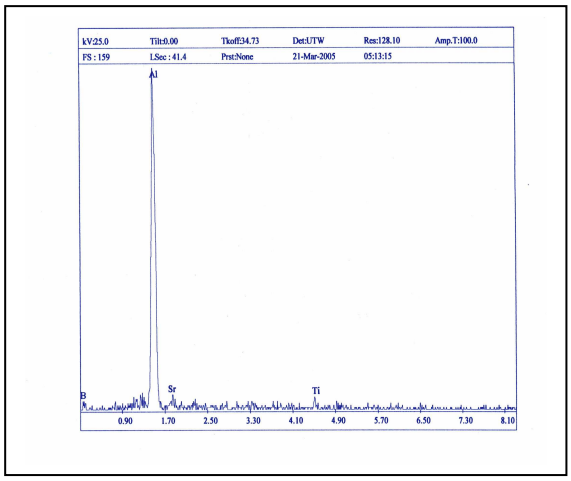


Fig. 1. EDS of multifunctional Al-Ti-Sr-B master alloy

The experiments were realized in graphite crucibles, staring with melts of 1kg, and taking samples of 200g from time to time.

The advantages of using Al-Sr-Ti-B multifunctional master alloy are:

- small addition, with low costs, because of cumulating of the two operations in one: grain refining and modification
- quick action of the grain refiners
- best quality of the cast parts surface because of the absence of microshrinkage and the absence of the hot cracking tendency
- high efficiency of modification and refining
- low contraction damages
- reducing of modifier/refiner addition error.

The treatment with this quaternary master alloy was realized on an AlSi7Mg alloy following the flowchart presented in figure 2.

The addition of Al-Sr-Ti-B master alloy was calculated for each sample at different strontium content: 50 ppm, 150 ppm, and respectively 250 ppm. Samples were taken from the molten melt at each 1 minute, 5, 30 and respectively 60 minutes.

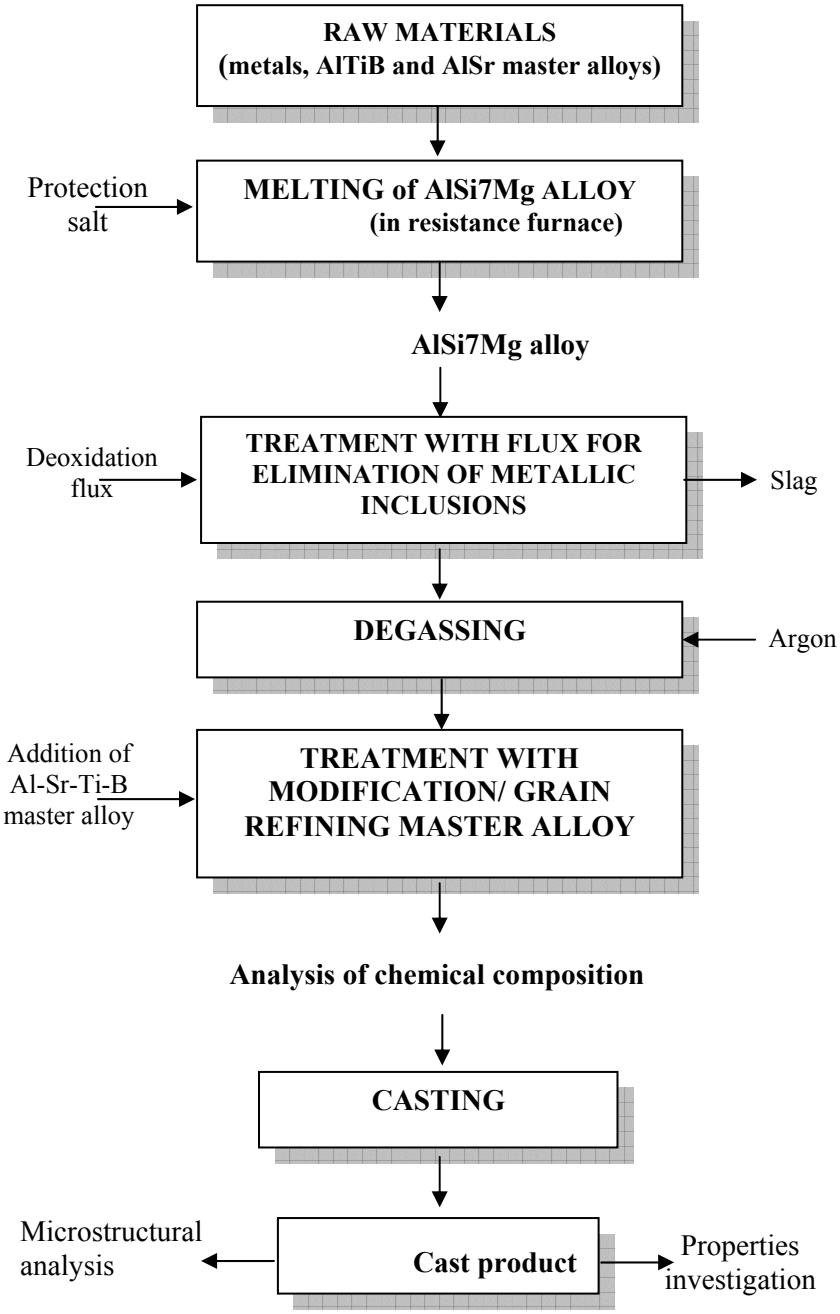


Fig. 2. Flow chart of AlSi7Mg multifunctional master alloy processing

3. Experimental results and discussion

The microstructure of an AlSi7Mg unrefined alloy is presented in figure 3.

The AlSi7Mg alloy was treated with Al-Sr-Ti-B master alloy introduced in the melt and stirred for 10 minutes. Due to the fact that the new master alloy contains a mixture of small boride particles, (Al,Ti)B2, with lower density then aluminum, the experiments were done with low stirring rate.

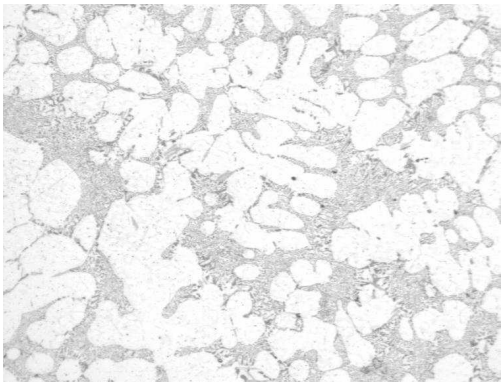


Figure 3. Microstructure of unrefined AlSi7Mg alloy; x200

The largest particles in Al-Sr-Ti-B were AlSr4 particles, which had fast-dissolving period then that are present in AlSr10 master alloy. The holding time before casting was increased in comparison with that used for refining only with Al-Ti-B master alloy. The microstructure of AlSi7Mg alloy treated with Al-Sr-Ti-B master alloy, containing 50 ppm Sr (noted sample 1), is presented in figure 4. We can observe the similarity of modification with that of the quaternary master alloy, which is almost the same or a better than the unmodified alloy but one cannot notice a significant improvement.

The microstructure of AlSi7Mg alloy treated with Al-Sr-Ti-B master alloy, containing 150 ppm Sr (noted sample 2), is presented in figure 5. We can remark a good modification and a good refining structure. We can say that this is the best content for the Al-Sr-Ti-B master alloy in order to obtain a very good structure.

The microstructure of AlSi7Mg alloy treated with Al-Sr-Ti-B master alloy, containing 250 ppm Sr (noted sample 3), is presented in figure 6. In this case, we remark a supermodification of the structure. So, we can stop with the strontium content at the level of 150 ppm, level in which we obtained a fine structure with fine dendrites. Also, we can remark the presence of Al2SrSi2 ternary eutectic.

Figures 7 and 8 underline the modification index of AlSi7Mg0.3 and the grain size of this alloy in the case of Sr modification (at different content). We can easily notice that the modification with 50ppm Sr slightly improves the structure of the alloy. When Sr is added in a proportion of 150ppm we observe a good grain refining of the alloy. The grains become smaller and the effect of the grain refiner is clearly improved and the obtained structure has the correct granulation. In the case of modification wit 250ppm Sr we can see an over modification of the alloy.

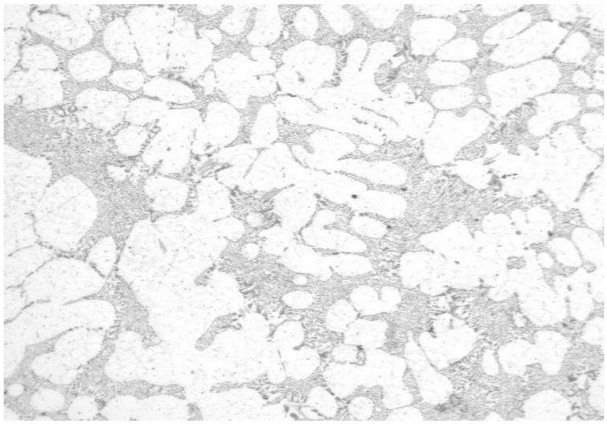


Figure 4. Microstructure of AlSi7Mg alloy treated with Al-Sr-Ti-B master alloy with 50 ppm Sr.

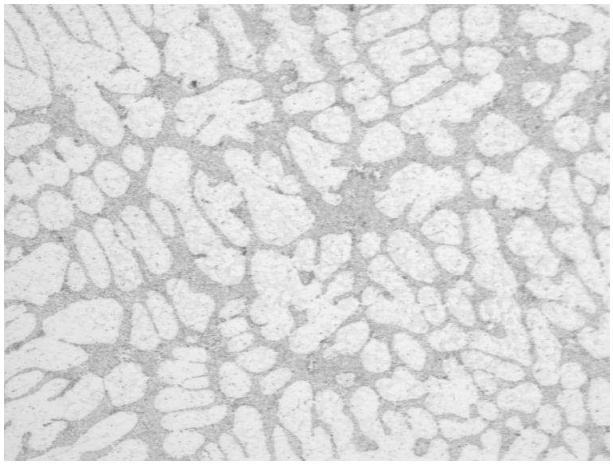


Figure 5. Microstructure of AlSi7Mg alloy treated with Al-Sr-Ti-B master alloy with 150 ppm Sr.

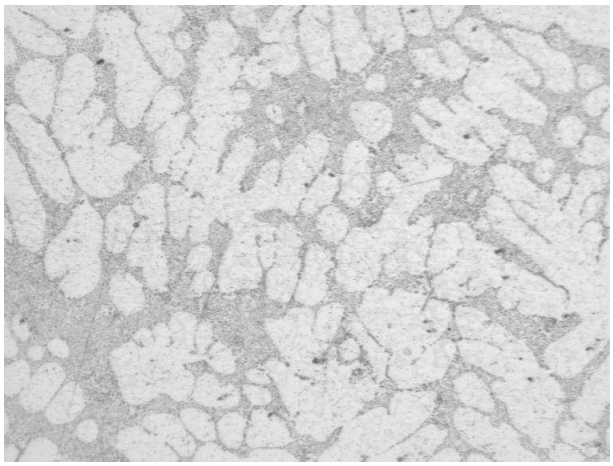


Figure 6. Microstructure of AlSi7Mg alloy treated with Al-Sr-Ti-B master alloy with 250 ppm Sr.

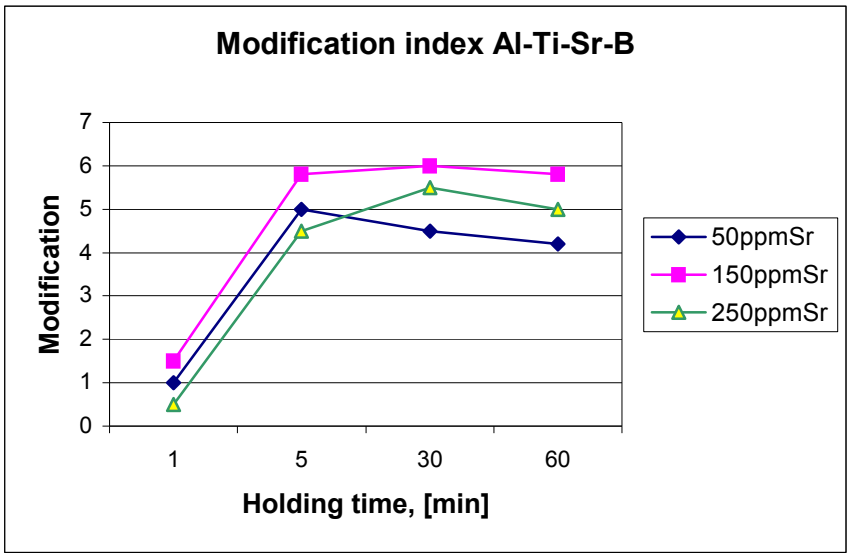


Fig.7 . Modification index of AlSi7Mg alloy with quaternary master alloy from Al-Ti-Sr-B system

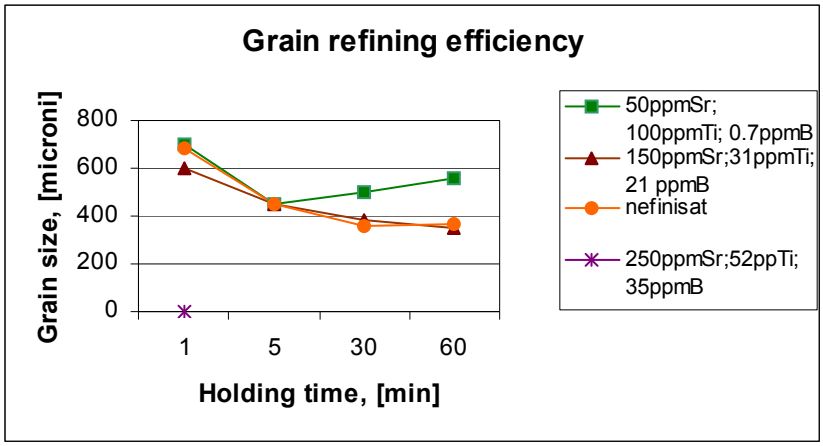


Fig. 8. Grain size of AlSi7Mg alloy in function of holding time of the Al-Sr-Ti-B master alloy

4. CONCLUSIONS

1. Obtained results conclude that, it is important to combine two operations, modification and grain refining, in only one of treatment
2. Metallographic analysis showed a very good modification with the present of fine eutectic silicon in case of alloy treated with Al-Sr-Ti-B master alloy contain 150 ppm Sr.
3. Compared to separated additions of Al-Ti-B and Sr, the efficiency of quaternary master alloy is approximately the same.

Received May 30, 2005

"Politehnica" University Bucureşti

REFERENCES

/1/. P.E.Crosley, L.F.Mondolfo, AFS Transactions, vol.74, 1966, pp.53-64.
/2/. H. Koch, U.Hielscher, A.Schaathum, a.o., "High effective permanent grain-refining for Al-Si foundry alloys", Rheinfelden, News fron R&D Departement.
/3/. E.Bondhus, T.Sagstad, "Grain refinement of hypoeutectic Al-Si foundry alloys with TiBloy", Light Metals 1999, pp.693-698.
/4/. T.Sagstad, Nora Dahle, a.o., "Grain refining of hypoeutectic Aluminum-Silicon alloys with TiBloy", Molten Aluminum Processing, AFS-1998, pp.97-116.
/5/. E.Bondhus, T.Sagstad, "Strobloy – The new combined grain refiner and modifier for hypoeutectiuc Al-Si foundry alloys", Light Metals 2000, pp.845-849.

MODIFICAREA SI FINISAREA GRANULATIEI MATERIALELOR MULTIFUNCTIONALE IN SISTEMUL Al-Si-Mg PRIN ADITIA DE Sr, Ti si B

(Rezumat)

Scopul acestei lucrări este de a prezenta influenta unui material nou, multifuncțional, un prealiaj denumit Al-Sr-Ti-B, in aliajele de aluminiu de turnatorie. Prealiajul Al-Sr-Ti-B reprezintă o noua combinație a doua prealiaje deja cunoscute in industria de aluminiu, AlTiB si AlSr, folosite in tratarea aliajelor de aluminiu in vederea modificării si a finisării granulației. Lucrarea prezintă studii de microscopie optica si electronica realizate pe aliaj AlSi7Mg tratat cu acest material multifuncțional. Efectul particulelor multifuncționale $(Al,Ti)Ti_2$ împreuna cu structura compusului $SrAl_4$ au fost evidențiate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.15.48

THE TECHNOLOGY FOR HEAVY METALS FROM ELECTROPLATING SLUDGE VALORIFICATION, FOR ENVIRONMENT DEPOLLUTION

BY

ROMANIŢA TEODORESCU and *MARIA GHEORGHE

Abstract. *The paper presents the results of the researches performed into the RELANSIN program, for establish a new non-polluting technology, by total recovery of the some heavy metals from electroplating sludge resulted in the neutralization station of rinsing waters and spent solutions from the electroplating lines. This technology is non-producing of another noxious. The technology for recovery of the heavy metals from the sludge relies on chemical and hydro-metallurgical procedures, the final products being salts or pigments of the respective metals [1,2,3,4]. The technology for the irreversible immobilization of the heavy metals contained in the sludge or in the technological residues consists of their solidification/stabilization in siliceous matrix , the final products obtained in the immobilization process being used as building materials [5,6]. This paper presents: the technology for recovery of some metals which for the content in the sludge is very high 8-15%; the inertization of the technological residues resulted from the heavy metals recovery process by immobilization in different kinds of composites materials utilized like building materials. The leaching tests have proved the irreversible binding capacity of metals in the composites materials structure [7].*

Keywords: *electroplating sludge, wastes, technologies, L:L extraction, cementation, precipitation.*

1. INTRODUCTION

Several industrial sectors especially those of surface treatment and electroplating lines, discharge waste solutions containing heavy metals such as zinc, copper, nickel, etc. These effluents are currently treated by conventional methods such as precipitation, ion exchange, evaporation, reverse osmosis, electro-dialysis , adsorption by activated carbon or clays, solvent extraction, cementation /1,2,3,4…./. The most popular is the neutralization/precipitation that generates sludge containing heavy metals. The resulting sludge, contain the metals like sparingly soluble hydroxides. Currently, these materials are stored in controlled waste disposals.

Nowadays we are facing an important decrease in natural raw materials. In the same time the concentration of useful non-ferrous metals in wastes is sometimes higher than that existing in ores.

Therefore, metals recovery from those polluting useless wastes, could be an important solution now and in the future. The use of wastes is also useful because of the necessity to eliminate the environmental pollution in the context of the integration of Romania in UE.

The available literature on this subject indicates that many specialists from all over the world are working to solve the pollution problems risen by the sludge containing toxic metal ions (Cr, Cu, Ni, Cd, Zn, Fe, Pb etc.). Chemical and hydro-

metallurgical processes and the immobilisation of the metals in siliceous matrixes are recommended for their recovery. These processes are based on metals leaching followed by their separation using different methods.

The immobilisation in siliceous matrix are realise by solidification/stabilisation of heavy metals from the sludge in hydraulic matrix with Portland cement, mixing with or without other supplements, or in ceramic matrix at the temp. over 1000^0C / 5,6.

In the case of the immobilisation of heavy metals the most important is the study of the irreversible immobilisation capacity of the metals in siliceous matrix. These determinations were realised by the study of the heavy metals leaching in waters for long time in accordance with international norms by leaching tests / 7 /.

This work presents the experiments performed last years by our research group in the field of recovery of heavy metals from electroplating sludge with high content of the metals. These sludge resulted from collective neutralisation of washing waters and spent solutions arise from electroplating lines on two Romanian industrial platforms of machine building and electro-techniques industry.

2. EXPERIMENTAL

Materials and the methods

The work presents the researches which was carried out for a new technology non-polluting and non producing of another noxious, stabilisation for some heavy metals from EL-CO and HIDROJET industrial sludge valorification.

Two work methods was utilised:

- chemical or hydro-metallurgical processing of the sludge, in acid medium at normal or high pressure and temperature, for quantitative leaching of the metals with high content,
- recovery of the metals from the leaching solutions by various methods.

The influence of the various work parameters like temperature, pH, L:S ratio, number of the extraction steps on leaching and recovery of the metals efficiency was studied.

The table nr.1 shows the compositions of the sludge which ware utilised in the works.

In order to the recovery of the heavy metals, the electroplating sludge was processed by washing, re-washing, filtration, drying and crushing.

The studies were conducted in three works variant (fig.nr.1), as follows:

In the first variant the processing of the sludge include the following steps:

- the acid leaching in counter-current at high temperature and pressure
- the processing of the finale solutions by cementation for copper recovery

The washed Cu-Zn-Ni sludge was introduced by continuous starring in leaching reactor (autoclave), in the first step over intermediate solution, resulted in the second step of the leaching. In the reactor the enriching in copper and zinc of the solution, the advanced separation of the impurities and bring the pH in 2-3 interval., take place. After separation of the phases, siphon off the clear solution and filtration, a final solution and a thickened was resulted . The thickened was re-introduced together sulphuric concentrate acid and washing and fresh water in autoclave in the second leaching step. In that step take place the finish of the leaching of the metals reaction and the partial purification of the solutions by re-precipitation of some impurities.

After filtration results:
- an intermediate solution which is re-circulate in the first step of the leaching
- a residue which comport washing, drying, and inertization in siliceous matrix

Table 1. Spectral and chemical composition of the EL-CO and HIDROJET sludge

Metals (in dry sludge) %	Spectral analyse	chemical analyse, %			
		EL-CO		HIDROJET	
		Sample 1	Sample 2	Sample 1	Sample 2
Cu	p	18,56	17,1	<0,005	10,46
Zn	p	14,21	17,3	9,33	0,18
Cr	0,5-1	1,46	0,56	-	0,01
Fe	0,5-1	1,38	2,13	22,62	0,54
Pb	0,5	0,06	0,042	0,09	<0,01
Si	0,1-0,5	0,62	1,48	0,25	0,016
Na	p	2,45	1,25	1,0	26,4
Al	5.10^{-2}	0,048	0,16	-	0,009
Ni	0,5-1	1,48	4,3	0,08	0,007
Mg	0,1-0,5	0,54	0,84	-	-
Ag	5.10^{-2}	0,062	0,054	-	-
Sn	5.10^{-3}	0,008	0,2	-	-
P	5.10^{-2}	0,01	0,04	12,55	-
Anions:NH_4^+		absence	absence	absence	absence
NO_3		7,56	2,85	1,0	4,5
SO_4		9,9	1,68	0,31	27,0
CO_3		8,41	10,97	0,84	30,07
Cl		0,76	0,22	0,01	14,87
H_2O		9,77	6,3	1,3	7,4
Lost of the burning: P.C. 800^0C P.C. 1000^0C		30,66 30,75	30,72 31,08	15,42 15,45	26,89 42,33

The leaching efficiency of the sludge in that variant is about 85%.

In order to recover the copper from the final solutions the cementation technique with zinc metallic was applied. The Cu cement resulted was separated by filtration from Zn and Ni solutions, washed, dried and grind.

The total efficiency for cementation of the copper in that variant is over 97%.

In the second variant the processing of the sludge include the following steps:

- the acid leaching in counter-current at high temperature and pressure
- the processing of the finale solutions by L:L extraction for copper recovery
- the regeneration of organic phase
- alkaline precipitation in three steps
- the inertization of the residue in siliceous matrix

The recovery of the Cu from the final solutions was realised by extraction with organic solvents. Like extraction agent was utilised the agent ACORGA M 5640 in KEROSEN . The leaching solutions with 15 g/l Cu content - resulted by dilution with water - was introduced in extraction installation, in three steps, in counter-current. Cu was extracted in organic phase. The regeneration of organic phase and the recovery of

the Cu after quantitative separation of the phases take place in striping installation, in three steps, in counter-current. Like striping agent is utilise an acid solution of copper sulphate. Finally, after three re-circulation, a copper sulphate with 45 g/l concentration and a Zn and Ni sulphate solutions, resulted from this installation. The recovery of the copper from the sulphate solutions was realised in electrolytic installation.

The recovery of the metals from Zn and Ni sulphate solution was realised in three steps, in alkaline medium, by precipitation.

In the first stage, in the interval of the pH = 3-5,5, the metal impurities like Cr, Fe, residual Cu a.o. are take away from the solutions and accumulate in solid phase .

Under continuous stripping the solutions with Zn and Ni content resulted at the cementation or at the L:L extraction was introduced in precipitation reactor together the agent of precipitation (NaOH sau Na_2CO_3).

In the second stage of the precipitation , in the pH= 5,5-7,5 interval , take place the quantitative Zn precipitation. After washing, drying and burning of Zn precipitate a ZnO pigment possible to utilise in the tyre or construction industry, was obtained .

In the third stage of the precipitation, in the pH = 7,5-10,5 interval , take place the quantitative precipitation of the Ni and the complete release of metals from the solutions.

The salts of the nickel , carbonate or hydroxide, resulted from the precipitation ware separated by filtration from the suspension, washed and dried. The washing waters, free of the heavy metals, ware sanded in the neutralisation station.

Results and discussions

In the following tables, the work parameters on the phases of the flow sheet , there are presented.

Table 1 shows that the sludge used for the experiments contain high quantities of heavy metals ions (Cu, Zn, Ni, Fe). In the experiments which were performed in the conditions presented in the table nr.2, 3... it was observed that :

Table nr.2 The work conditions utilised at the washing of the sludge

washing of the sludge	
washing agent	water
nr.of washing steps	4
work techniques	re-washing
temperature	20-30^{0}C
stirring times	30 min/ step
S:L ratio	1:4
The composition of the unwashed sludge: 3-8% SO_4^{2-} and 2 – 5 % Na	
The composition of the washed sludge: 0,5-1,3% SO_4^{2-} and 0,2 – 0,8 % Na	

Table nr.3 The work conditions utilised at the leaching of the sludge

Leaching *in open* ***system*** **/ autoclave**	
washing agent	acid medium - H_2SO_4
acid concentration	20%
temperature	*60 – 80* / 135-145^{0}C
pressure	*Normal* / 3-4 atm
consumption of the acid	*Excess* / stoichiometric
- S:L ratio	1 : 5 - 1 : 8
- reaction time	*2h* / 1h / step
- final pH	*1,5 – 2* / 2,5 - 3
- technique of the work	counter-current
- density	*1,1-1,2* / 1,2 – 1,3
Leaching efficiency	*80%* / 83-85%
The composition of the intermediate solution *11,55Cu, 10,82Zn, 1,44g/l Ni pH = 0,89*	
The composition of finale solution: *26,6 /* **35** Cu, *24,57* Zn, *1,59* Ni, *0,7* Fe, *0,59* Cr, *0,43 g/l* Si, pH = 2,6	

The composition of the sludge before and after washing shows that after 4 washing steps in counter-current in the optimum conditions presented in the table nr 2 , the removal efficiency of the SO_4^{2-} is over 95%

The analyse of the results obtained in the leaching experiments of the sludge in acid medium shows that

- for the sludge with high content of Cu and Zn, working in open system, at 70 - 80^{0}C S:L ratio 1 : 6, time 2 h , at pH=1,5 - 2, the leaching efficiency for the Zn is over 90% but for Cu is lower, about 50%
- for pH=0,5–1,5 the leaching efficiency is highest but, impurities pass in the solutions
- for the leaching of the sludge in autoclave, at high temperature 135-140^{0}C and 3-4 atm pressure, pH between 2,1–2,6 the content of the impurities in the solutions is minimum and the leaching efficiency of the copper is over 85 %
- the composition of the final solutions resulted in the second step of the leaching, in autoclave, in two counter-current steps, shows that the Cu and Zn contents , between 35-45 g/l, are with 25-30% over the same content from the solutions resulted in open system and the content of the impurities is under the content from the same solutions
- the leaching efficiency is higher in the counter-current system
- the consumption of the reactive are lower by re-circulation of the solution

Table nr.4 The work conditions utilised at Cu cementation

Copper cementation	
Cementation agent	metallic Zn
Consumption of Zn	stoichiometric+excess 20-30 %
time	105 minute
temperature	45^{0}C
washing agent	water
Cementation efficiency	97%
Cu cement: Cu 92,3,Zn 0,28, Ni 0,006, Cr 0,14, Fe 0,01%	
sulphates solutions Zn 61,4, Ni 3,3 %	

Working in the conditions presented in the table nr.4 the results show that:

-the cementation of the Cu is quantitative

-the Cu cement has good qualities.

Table nr.5 The work conditions utilised at the L:L extraction of the Cu

L: L Extraction in counter-current	
extraction agent	ACORGA M 5640 in KEROSEN
FO : FA Ratio	1:1
nr. of extraction steps	3
stirring time	5 minute / step
temperature ^{0}C	23
pH	about 2
extraction efficiency	99 %
Composition of the sulphate solution Zn , Ni 14 Zn, 2,7 Ni, 1,56 g/l Cu	

The analyse of results obtained in the extraction experiments show that : from the solutions with 14,3 Cu, 14 g/l Zn content, at pH=1,8-2, working in counter-current in 3 extraction steps, the rapport Cu/Zn is modified from 1,02 at 0,1-0,12 by removal of the Cu. The extraction efficiency of copper is over 95%. Therefor, from the solution where the content of the copper is under 14 g/l the extraction efficiency of copper is maximum.

Table nr.6. The work conditions utilised at the regeneration of the organic phase

OF Regeneration in counter-current	
striping agent	copper sulphate solution
OF: SA Ratio	1:1
nr. of re-extraction steps	3
stirring time	5 minute / step
temperature ^{0}C	ambient
re-extraction efficiency	99,9 %
initial solution : copper sulphate solution 18 g/l Cu , acidity ~180g/l H_2SO_4	
finale solution: copper sulphate solution 34 –37 g/l Cu and 1,1 –1,2 g/l Zn	

The experiments show that the Cu sulphate solution with 18 Cu, 180 g/l H_2SO_4, striping agent , realised the quantitative retention of the copper from OF like Cu sulphate . After 3 re-extraction steps the content of the Cu in solution is 44-45 g/l . Cu is recovered from this solutions by electrolysis. The re-extraction efficiency of Cu is over 98%. The content of Cu and Zn in regenerated OF in 3 steps is under 0,1 g/l

Table nr.7. The work conditions utilised at precipitation

Precipitation	
medium	NaOH / Na_2CO_3
temperature	40-60^{0}C
Nr.pp. steps	3
time	2h/ 1step, 3h/ 2 step 1h/ 3 step +1/2h at pH ct
pH	2,5 - 5,5 / 1step 5,5 - 7,5 / 2step 7,5 - 10,5 /3step

The purification of the solutions was realised by precipitation with a solution of NaOH or Na_2CO_3 355 g/l , in the interval of the pH 2,5-5,5. The precipitate of the impurities after washing and dried is possible to utilise in construction materials.

After the impurities separation, under continue stirring, at the pH between 5,5-7,5 zinc was precipitated from the solutions like hydroxide or carbonate. The Zn precipitation efficiency is over 95%. Over pH 7,7 from the solution was precipitated the salt of the Ni with very good efficiency. The technique of precipitation allow the release of all the metals from the solutions resulted after recovery of copper .

After separation of zinc salts by filtration, washing with water in 4 steps , dried and burning at 800-850^{0}C for 2 hours, resulted ZnO for rubber industry or substitution pigment in construction materials.

Table nr.8 The work conditions utilised at burning

Burning	
Material	zinc precipitate (2th step)
temperature	800 - 850^{0}C
Time	2 h
harden / washing agent	water

The immobilisation of the metals in the construction materials

From the technology which was presented in the fig.nr.1 resulted next to the final products:
- a precipitate of the impurities in the first step of the precipitation
- the technological residues resulted at the leaching of the sludge.

Table nr.9. The medium composition of a finale residue

Metal / residue	Cu %	Fe %	Al% / P %	Cr %	Ni %	Na %	Si %	Zn %	Ca %	SO_4^{2-} %
EL-CO residue from autoclavization	2,08	7,16	0,44/	1,00	0,036	0,27	0,002	0,22	6,09	19,6
EL-CO residue from normale solubilisation	1,9	1,35	/0,02	0,03	0,056	0,086	3,47	0,16	5,24	3,6
HIDROJET rezidue normale solubilisation	0,004	29,0	/15,5	0,18	0,007	0,034	0,034	2,3	6,3	0,6

The ecological immobilisation in siliceous matrix was realised by solidification/stabilisation of heavy metals from the technological residues in hydraulic matrix, mixing Portland cement with 50% residue, or the immobilisation of heavy metals in a stable structure with 10-15% residue with or without other supplements, the resulted materials can be used like construction materials.

The study of the irreversible immobilisation capacity of the metals in siliceous matrix were realised by the study of the heavy metals leaching in waters for long time in accordance with international norms by leaching tests. The results show us that after 365 days the content of the metals in water was <0,001g/l , therefore all the metals was complete immobilised .

2. CONCLUSIONS

The researches which was carried out ,allowed us to establish a complex technology which was patented and verified at pilot level .

The combinative process for the integral valorification of Cu, Zn, Ni, from the electroplating sludge consist in the leaching of the sludge in sulphuric acid , cementation or L:L extraction of the copper from the leaching solutions, the precipitation of the zinc and nickel from the solutions free of copper and the inertization of the technological residues in siliceous matrix .

Received April 19, 2005

Institute for Non-Ferrous and Rare Metals, Bucureşti
**Technical University of Civil Engineering, Bucureşti*

REFERENCES

/1/. Zadiranov A.N. *Recycling technologies of nickel metal – containing wastes recovery in electroplating industry*, Recycling and Waste Treatment in Mineral Processing: Technical and Economic Aspects 16-20 June 2002 , Lulea Sweden, Proceedings pg. 815-820.
/2/. Serdar Aktaş, *Recovery of zinc from galvanized scraps*, Turkish Journal of Engineering & Environmental Science 2002, 26(5) 395-402.
/3/. Gunter Subklew a.o., *Separation of heavy metals from industrial waste waters by reactive liquid/liquid extraction*, Models in chemistry 134 (6), 28 apr. 1997, pp 853-864.
/4/. Albinas Pigaga, a.o, *Waste treatment of two electroplating solutions of Cu and Zn by mixing and precipitation*, Separation Science and Technology, 37(13), 3155-3168 (2002)
/5/. R. Teodorescu , S. Martinez , J. MaNoguez Carulla , R. Mateuca, *Stabilisation of heavy toxic metals from electroplating sludges in siliceous matrixes* ,3rd International Conference of Balkan Environmental Association on Transboundary Pollution 23 – 26 nov.2000, Bucharest, Romania
/6/. M. Gheorghe, R. Teodorescu, *Some aspects regarding the influence of the type concrete matrix on the s/s process of some industrial electroplating sludge*; International Congress , Dundee University 2002 ,proc.
/7/. German Standard: DIN 38414 Tail 4

TEHNOLOGIE DE VALORIFICARE A UNOR METALE GRELE DIN NAMOLURI GALVANICE ÎN VEDEREA DEPOLUĂRII MEDIULUI

(Rezumat)

Lucrarea prezintă rezultatele cercetărilor efectuate în cadrul programului RELANSIN de stabilire a unei tehnologii noi, nepoluante şi neproducătoare de alte noxe, prin recuperarea totală a unor metale grele din nămolurile galvanice rezultate în stațiile de neutralizare uzinale a apelor de spălare si a soluțiilor epuizate din liniile de acoperiri metalice. Tehnologiile pentru obținerea metalelor grele din nămoluri se bazează pe procedee chimice şi hidro-metalurgice, produşii finiți fiind săruri sau pigmenți ai metalelor respective /1,2,3,4/. Tehnologiile de imobilizare ireversibilă a metalelor grele conținute în nămoluri sau în reziduurile tehnologice, constau în solidificarea/stabilizarea lor în matrice silicioase , produşii finiți obținuți în procesul de imobilizare fiind utilizați ca materiale de construcții /5,6/. Lucrarea prezintă: tehnologia de recuperare a unor metale pentru care conținutul în nămol este de peste 8-15 %; inertizarea reziduurilor tehnologice rezultate în procesul de recuperare a metalelor grele prin imobilizare în diverse tipuri de matrice silicioase cu obținere de materiale compozite cu utilizări în construcții. Testele de levigare ale acestor materiale evidențiază capacitatea blocării ireversibile a metalelor în structura matricei /7/.

Mulțumiri

Autorii mulțumesc Ministerului Educației şi Cercetării pentru ajutorul financiar acordat pentru realizarea acestui proiect.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PROCESSING EXAMPLE FOR SUSTAINABLE DEVELOPMENT CONCEPTON METALLURGICAL FIELD LEVEL

BY

MIRELA SOHACIU and AVRAM NICOLAE

Abstract. In this paper, the authors test concrete possibilities for appling sustainable development in case of recycling powder materials use (EAF dust, scale and slurry) for steelmaking in electric arc furnace. Using method for recycling powder materials is briquettes making. The authors research the briquettes behavior to transport and handling by experimental measurements concerning the fissure strength (R_f), crushing strength (R_s), crushing interval (R_{fs}). It was establish the best field from technological point of view for using efficient briquettes. It makes recommendations concerning the best proportions of EAF dust, scale and slurry, which can be add in briquettes.

Keywords: sustainable development, recycling powder materials, EAF dust briquettes

1. INTRODUCTION

The metallurgical process is submitted compulsory to the leading activity, today. For this, it appeals to processing named process identification.

The identification experiment has 2 phases:

- the knowledge (acquisition) of input-output process;
- processing of acquisition data.

For processing of acquisition data, we will use numerical methods of linear and / or not linear regression in parameters.

The model obtained, which are afferent for a process for its identification on processing of acquisition data, represents, in essence, which in literature named experimental modeling, too.

Taking into consideration that, in prospect, the using of by-products (including powder materials) will have a very big extension, the authors consider that the identification of such processes has a big importance, in this way, on the basis of model obtained it can provide the technologies leading (automatic, possibly) for expanding EAF materials base by using of substitute for scrap.

2. INFORMATION CONCERNING THE BRIQUETTES MAKING.

For briquettes making it was collected, in the first stage, lots of 50 kg of by-products (EAF dust, slurry, scale) from industrial high tide, which is to CH. Chemical analysis of these materials lots made by 2 methods: damp chemical

analysis and atomic absorption spectrometric analysis. The average chemical composition of 3 by-products is presented in table 1 and table 2:

Table 1. Chemical composition of raw materials which was made by damp chemical analysis

Component	Amount [%]		
	EAF dust	Scale	Slurry
SiO_2	5,36	0,8	1,29
CaO	9,33	0,49	0,77
MgO	5,93	0,36	0,58
Al_2O_3	0,66	0,14	0,21
Fe_{tot}	35,15	73,08	63,61
FeO	3,82	66,1	42,52
Fe_{met}	0,61	0,56	1,21
Fe_2O_3	45,15	30,33	42,03
MnO	3,49	0,42	0,57
Cr_2O_3	0,37	0,11	0,11
P_2O_5	0,22	0,14	0,05
S	0,14	0,02	0,05
Na_2O	0,55	0,18	0,19
K_2O	0,4	0,03	0,07
C	1,80	0,11	7,76
Calcinations loss	7,03	0	5,75

Table 2 Chemical composition of raw materials which was made by atomic absorption spectrometric analysis

Component	Amount [%]		
	EAF dust	Scale	Slurry
CuO	0,02	0,09	0,13
PbO	0,8	0,05	0,04
ZnO	8,1	0,06	0,04
CdO	0,03	0,001	0,001
NiO	0,02	0,03	0,02

The composition characteristics of using admixture materials are presented in tablel 3:

Table 3

Composition, %	Coke	Ash coke	Limestone	Lime	Bentonite
FeO	-	15,5	-	-	-
MnO	-	0,45	-	-	-
SiO_2	-	46	3,74	4,8	38,8
CaO	-	4,6	51,25	93	17
Al_2O_3	-	19...22	1,47	1,8	16,5
MgO	-	2,4	0,85	1,3	3
Fe_2O_3	-	1,6	-	-	-
Na_2O_3	-	-	-	-	-
S	1,1	-	-	-	-
P		-	-	-	-
C	86,7	-	-	-	-
V	0,7	-	-	-	-
W	7...8	-	-	-	14,9
A	11,6	-	-	-	-

The recipes of briquettes making, which subdue experiments are presented in tables 4 – 6:

Table 4. The recipes of briquettes making with EAF dust, [%]

Component	The recipe							
	BP 1	**BP 2**	**BP 3**	**BP 4**	**BP 5**	**BP 6**	**BP 7**	**BP 8**
EAF dust	71,5	72,0	72,5	73,0	73,5	74,5	75,5	76
Bentonite	7	7	7	7	6,5	6,5	6,5	6,5
	Constant							
Lime	3,8	3,8	3,8	3,8	4	4	4	4
	Constant							
Limestone	0,5	0,5	0,5	0,5	1,0	1,0	1,0	1,0
Coke	17,2	16,7	16,2	15,7	15,0	14,0	13,0	12,5
Total	100	100	100	100	100	100	100	100

Table 5. The recipes of briquettes making with scale, [%]

Component	The recipe					
	BT 1	**BT 2**	**BT 3**	**BT 4**	**BT 5**	**BT 6**
Scale	59,5	60,5	61	62	63	63,5
Bentonite	7	7	7	6,5	6,5	6,5
	Constant					
Lime	5	5	5	4,7	4,7	4,7
	Constant					
Limestone	0,5	0,5	0,5	1,0	1,0	1,0
Coke	28	27	26,5	25,8	24,8	24,3
Total	100	100	100	100	100	100

Table 6. The recipes of briquettes making with slurry, [%]

Component	The recipe					
	BN 1	**BN 2**	**BN 3**	**BN 4**	**BN 5**	**BN 6**
Slurry	62,0	62,5	63	64	65	66,0
Bentonite	7	7	7	6,5	6,5	6,5
	Constant					
Lime	5	5	5	4,7	4,7	4,7
	Constant					
Limestone	0,3	0,3	0,3	0,6	0,6	0,6
Coke	25,7	25,2	24,7	24,2	23,2	22,2
Total	100	100	100	100	100	100

3. EXPERIMENTAL RESULTS. GRAPHICAL PROCESSING. EXPERIMENTAL MODELING.

The experimental results are presented in table 7.

Graphical processing of experimental data is presented in figures 1…4.

The experimental modeling, which was materialize in regression equations, is presented in figures 1 … 4.

Table 7. The results of compresion tests

Sample	**R_f, [kN/cm^2]**	**R_s, [kN/cm^2]**	**ΔR_{fs}, [kN/cm^2]**	**Proba**	**R_f, [kN/cm^2]**	**R_s, [kN/cm^2]**	**ΔR_{fs}, [kN/cm^2]**
BP 1	0,76	0,91	0,15	BP 5	0,42	0,72	0,30
BP 2	0,68	0,87	0,19	BP 6	0,46	0,71	0,25
BP 3	0,59	0,79	0,20	BP 7	0,48	0,78	0,30
BP 4	0,57	0,80	0,23	BP 8	0,45	0,76	0,31
BT 1	0,39	0,49	0,10	BT 4	0,30	0,40	0,10
BT 2	0,34	0,45	0,11	BT 5	0,31	0,41	0,13
BT 3	0,33	0,43	0,10	BT 6	0,29	0,43	0,14
BN 1	0,34	0,38	0,04	BN 4	0,26	0,28	0,02
BN 2	0,33	0,36	0,03	BN 5	0,24	0,30	0,06
BN 3	0,30	0,33	0,03	BN 6	0,26	0,31	0,05

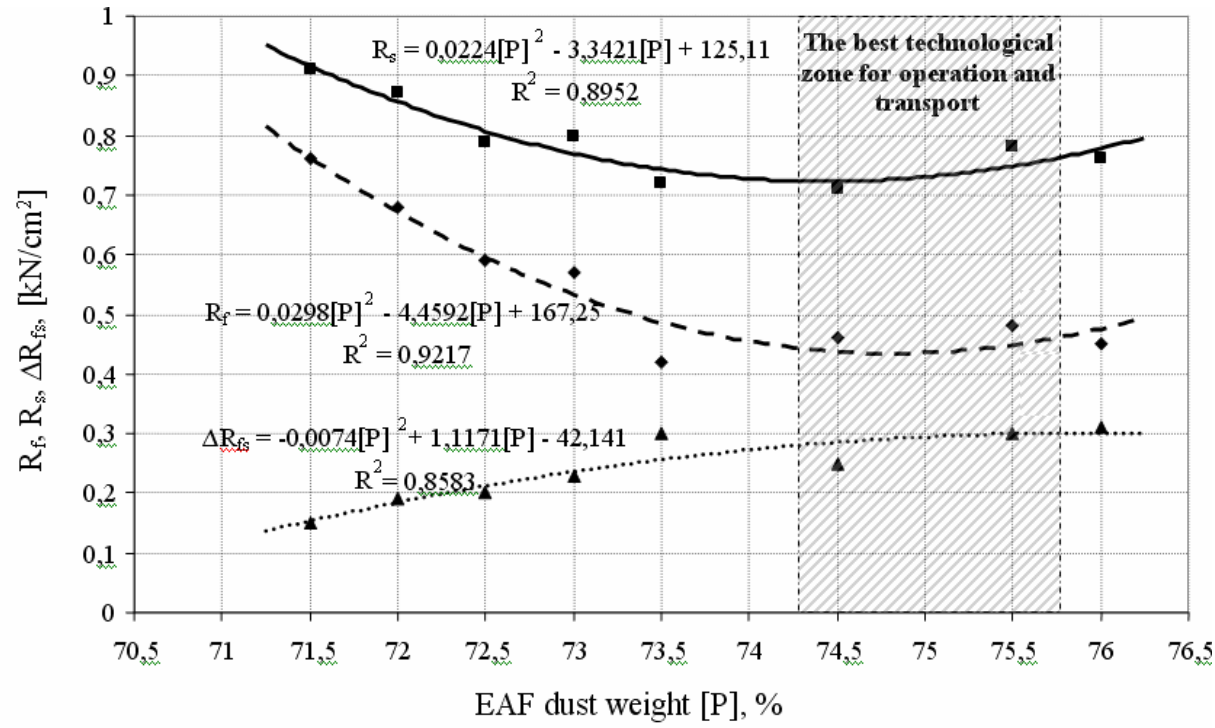


Fig. 1. The briquettes behaviour to operation and transport, function of EAF dust weight

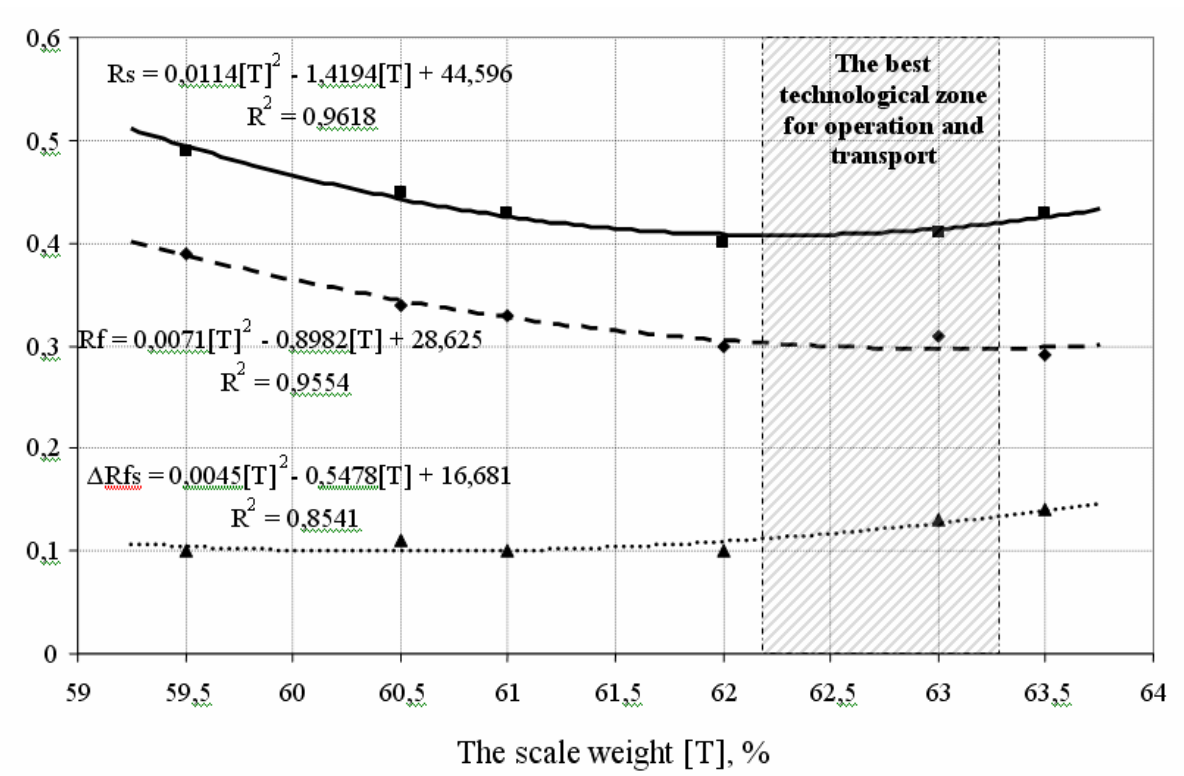


Fig.2. The weight scale influence on strength of compression

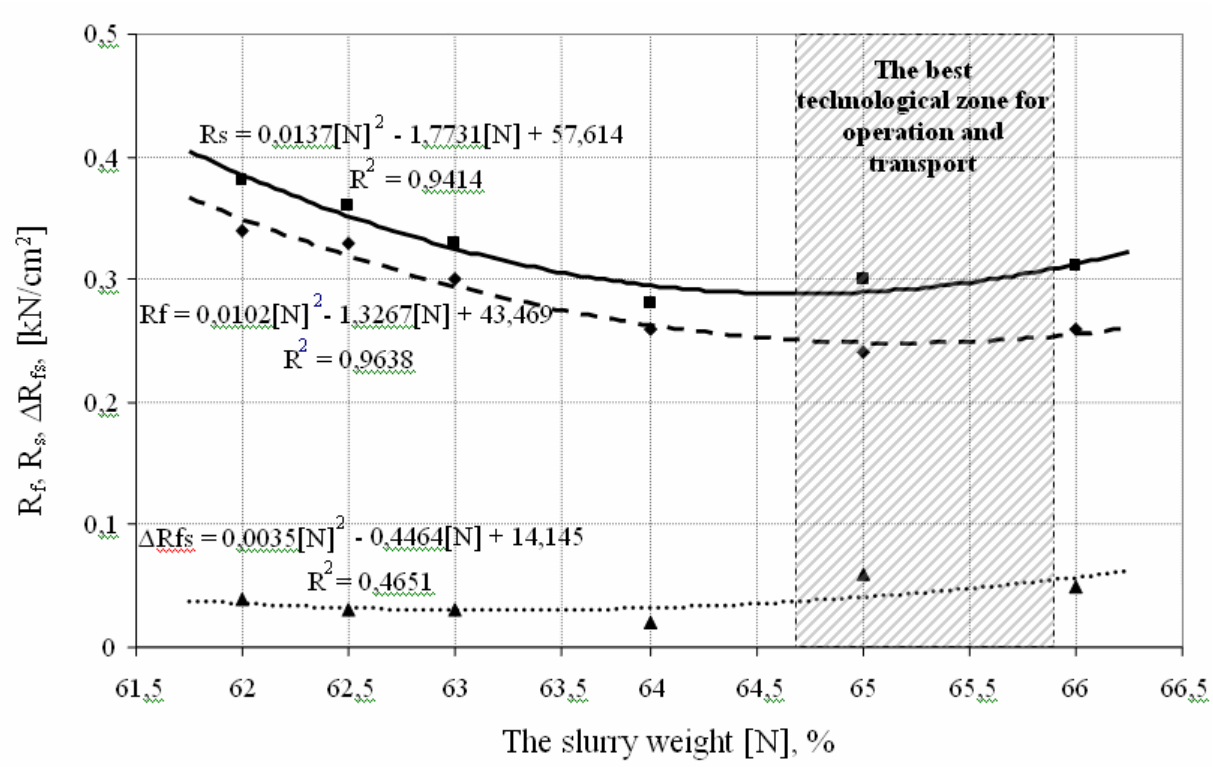


Fig. 3. The variation of strength of compression, function of slurry weight

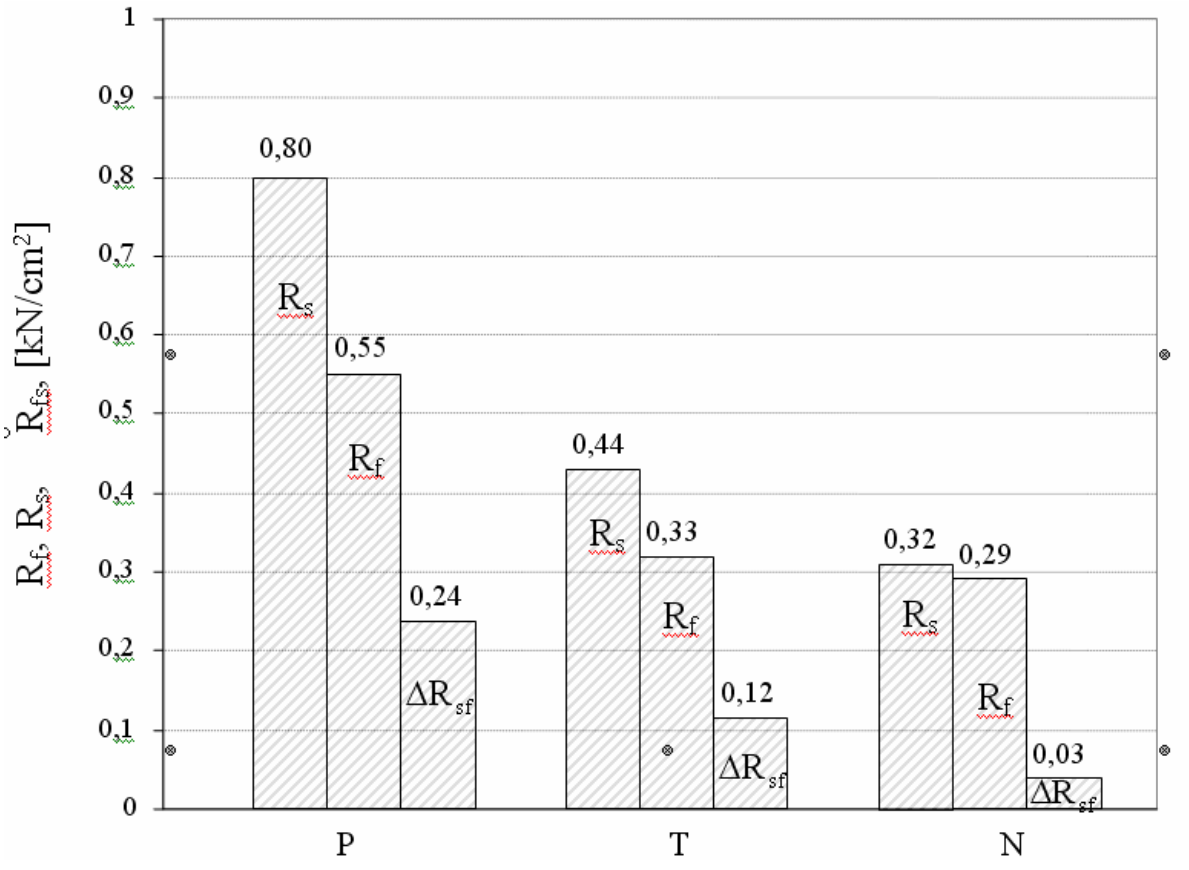


Fig. 4. Hystogram for comparison of 3 technological situations by mean value

4. CONCLUSIONS

The quantitative analysis of correlation equations, which were obtained by simple regression, shows that in case of briquettes, the EAF dust content have to be 74% for providing minimum 0,48 [kN/cm^2] fissuring strength.

From analysis for compression tests of EAF dust briquettes result the following conclusions:

a) The briquettes suffer a physical degradation during operation and transport; the compression strength will be influence be EAF dust content, bentonite content and lime content, too.

b) There are 2 phases in physical degradation process: I – the beginning phase of fissuring (the appearance of the first fissures) and II – the crushing phase (destruction of briquettes carcass). It is very important the crushing strength for the second phase. For the best EAF dust content, between 74-75%, the crushing content, too.

After charge of briquettes in electric furnace, the physical disintegration process of briquettes structures go on accelerated from 200^{0}C.

Received April 15, 2005 *"Politehnica" University Bucureşti*

REFERENCES

/1/. Nicolae, A., Nicolae, Maria, Sohaciu, Mirela ş.a., *Dezvoltare durabilă în siderurgie prin valorificarea materialelor secundare*, Ed. Printech, Bucureşti, 2004.

EXEMPLU DE OPERAȚIONALIZARE A CONCEPTULUI DE DEZVOLTARE DURABILĂ LA NIVELUL UNUI SEGMENT METALURGIC

(Rezumat)

În lucrare se experimentează posibilități concrete de a aplica conceptul de dezvoltare durabilă în cazul utilizării prin reciclare a materialelor secundare pulverulente (praf, țunder, nămol) la elaborarea oțelului în cuptorul cu arc electric (EAF). Metoda de valorificare este fabricarea brichetelor. Se cercetează comportarea brichetelor la transport şi manipulare prin măsurători experimentale privind rezistența la fisurare (R_f), rezistența la sfărâmare (R_s) și intervalul de sfărâmare (R_{fs}). Se stabilesc domeniile optime din punct de vedere tehnologic de utilizare eficientă a brichetelor.Se fac recomandări referitoare la proporțiile optime de praf, țunder şi nămol care pot fi adăugate în brichete.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 1, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOLUTIONS FOR A DATA ACQUISITION SYSTEM IN MATERIAL SCIENCE

BY

DOINA RĂDUCANU, TOM SAVU, MIHAI TÂRCOLEA, IONEL NEGULESCU, ION CINCA, VASILE DĂNUŢ COJOCARU

Abstract. The paper is focused on developing application-specific tools to find solutions match closely with Materials Science needs. The computer-based approach is used to develop test and measurement systems for plastic deformation procedures such as: longitudinal, transversal and helicoidally rolling, drawing, low and high temperature torsion. An adequate hardware solution is realized for each application mentioned above. The software solutions are based on LabVIEW program. The scientific parameters included in data acquisition system are: force, power, displacements, and temperature.

Keywords: data acquisition system, materials science

1. INTRODUCTION

The paper is focused on developing application-specific tools based on LabVIEW program to find solutions match closely with Materials Science needs, more specific for bodies deformation. The computer-based approach is used to develop dedicated software applications for test and measurement systems in plastic deformation procedures such as: longitudinal, transversal and helicoidally rolling, drawing, low and high temperature torsion.

The data acquisition system applies to five experimental testing-lines. Technical data for these testing-lines are presented as follows:

- Piercing helicoidally laboratory mill used to deform samples up to 30 mm diameter. One strain gauge force transducer is available.
- Cold strip rolling-mill used to deform ferrous and non-ferrous alloys. On the strip mill cylinder is available a strain gauges pressure transducer.
- Low and high temperature rolling-mill for ferrous and non-ferrous alloys. Two strain gauges force transducers are mounted on the working stand of this equipment.
- Drawing testing machine for ferrous and non-ferrous alloys wires and pipes, with three strain gauges force transducers.
- Low and high temperature torsion testing machine. For measurements of torsion moment and elongation, one strain gauge moment transducer is available.

2. EXPERIMENTAL LINE PRESENTATION.

Requires of this paper needs a detailed presentation only for a single experimental line: the drawing testing line as shown in figure 1.

This machine is used for experiments focused on cold drawing for ferrous and non-ferrous alloys wires and pipes, with small and medium diameter (up to 6 mm) and small wall thickness. Pipes drawing can be made using two methods, with or without internal support. The scientific parameter included in data acquisition system is the drawing force.

Three strain gauges force transducers are available. Two strain gauges force transducers are mounted: one on drawing-die holder (fig. 2) and an other on the carriage of drawing testing machine (fig. 3), both allowing measurement and recording for drawing force. The third one can be placed for more accurate measurements. Friction forces between deformed material and drawing-die can be measured (fig. 4). Also one electrical power transducer is available, connected to machine electrical engine.

Fig. 1. Experimental drawing testing line

Fig. 2. Drawing-die holder

Fig. 3. Carriage of drawing testing machine

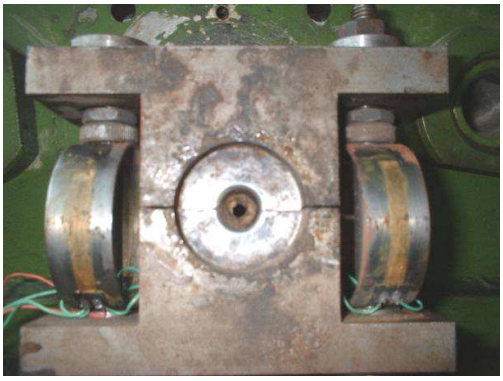


Fig. 4. Drawing-die holder for friction forces

3. DATA ACQUISITION SYSTEM SOLUTION.

The data acquisition system (fig. 5) is measuring the signals from:

- Three strain gauges force transducers (1.1, 1.2 and 1.3);
- One electrical power transducer (1.6);

- Two switches providing TTL boolean signals (1.4 and 1.5).

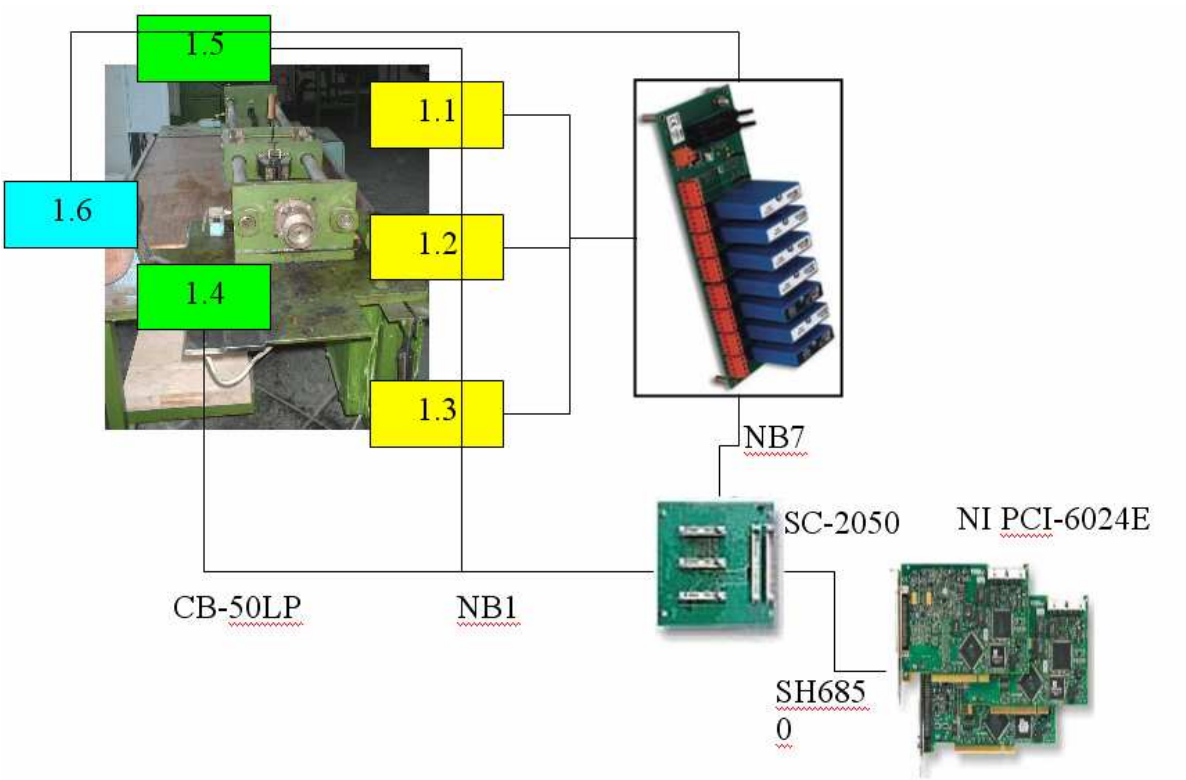


Fig. 5. Data acquisition system.

The signals from the force and electrical power transducers are first routed through a set of signal conditioning accessories:

- A set of three 5B38 full-bridge strain gauge modules (10 V excitation, 3 mV/V sensitivity, accepting transducer impedance from 300 Ω to 10 kΩ);
- One 5B41 analogue input module (± 10 V input range, 10 kHz bandwidth).

All the 5B modules are mounted on an eight channels back-plane, powered from a +5 VDC, 1 A, supply.

The conditioned signals are routed by the back-plane, through a 26-pin connector, to a PCI-6024E multifunction data acquisition board (16 single-ended or eight differential analogue input channels, digitised on 12 bits at 200 kS/s).

For making available the pins of the data acquisition board that are not used for communication with the 5B back-plane, the connection between the two system components is split by a SC-2050 adapter.

The available pins can be accessed through a CB-50LP block connector, this being the place where the signals from the two switches are entering into the data acquisition system.

4. COMMENTS.

The software application is developed in LabVIEW graphical programming environment.

Median software filters are applied to the measured values for reducing the environmental noise.

The signals from the three force transducers are measured between the true signals received from the two switches (marking the start and the end of the movement).

Transformation of the amplitude of the measured electrical signal into force units is performed using predetermined calibration constants.

Force and electrical power values are graphically and digitally represented in the user interface, being also saved to data files from which the values can be subsequently loaded for future reference.

The snapshot of the application's front panel can also be saved in a picture file.

The experimental testing line described above is useful to observe the influence of the technological parameters (deformed material, drawing-die geometry, quality of lubricants) upon process energetically balance (drawing force, necessary input power and energetically efficiency of the deformation process) in all cases described here.

With the acquired dates optimisation studies are available.

Received April 25, 2005

"Politehnica" University Bucureşti

REFERENCES

SISTEM INTEGRAT DE ACHIZIȚII DE DATE ÎN ŞTIINȚA MATERIALELOR

(Rezumat)

Lucrarea prezintă o serie de dezvoltări de aplicații, utilizând soluții specifice necesare şi apropiate de domeniul ştiinței materialelor. Baza de date a calculatorului este utilizată pentru a derula teste a face măsurători de parametrii pentru diferite procedee de deformare plastică, cum ar fi: laminarea longitudinală, transversală şi elicoidală, tragere, torsiune la cald sau la rece. Pentru fiecare dintre procedeele de deformare plastică menționate s-a realizat o aplicație hard. Aplicațiile soft sunt bazate pe programul Lab VIEW. Parametrii captați în achiziția de date, pentru diversele procedee menționate sunt: forță, putere, deplasări şi temperatură.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IASI

Publicat de

UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH. ASACHI", IAŞI

Tomul LIII (LVII)

Fasc. 1

Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2007

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Nicolae Badea, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Ion Giurma, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Vice-Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Managing Editor of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Dan Galusca, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering

Managing Editor of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc. prof. dr. eng. Iulian Ionita, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Scientific secretary of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Prof. dr. eng. Yuri A. Burennikov, Vinnitsia State Technical University, Ukraine
Prof. dr. eng. Borivoje Miškovic, Yugoslav Association of Metallurgical Engineers, Belgrad, Serbia-Muntenegru
Prof. dr. eng. Paolo Nanni, Universitad egli Studi da Genova, Italy
Prof. dr. eng. Strul Moisa, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel
Prof. dr. eng. Corneliu Munteanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Constantin Baciu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Luchian Zaharia, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Ioan Carcea, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Adrian Dima, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Ioan Alexandru, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof.dr.eng. Gelu Barbu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Leandru Gheorghe Bujoreanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Ioan Rusu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Gheorghe Badarau, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Petrica Vizureanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania

Editorial Secretary of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc. prof. dr. eng. Gheorghe Badarau, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LIII (LVII) 2007

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

BURAK ÖZKAL, MERT CANARAN and M. LUTFI ÖVECOGLU - EFFECT OF MECHANICAL ALLOYED TERNARY Ni-Fe-W ADDITION ON THE MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF LIQUID PHASE SINTERED TUNGSTEN HEAVY ALLOYS	1
GABRIEL BATIN, CĂTĂLIN POPA, VIOREL CÂNDEA, DAN MÂNDRU and IOAN VIDA-SIMITI - Ni-Ti BASED FUNCTIONAL BIO-COMPOSITE DESIGNED FOR MEDICAL DEVICES	9
MIRCEA BRĂILOIU and VASILE MIRON- MICROALLOYED STEEL LONG PRODUCTS, WITH HIGH STRENGTH AND TOUGHNESS FOR AUTOMOTIVE INDUSTRY	15
LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, SERGIU STANCIU and VASILE DIA - MICROSTRUCTURAL CHANGES OCCURRING DURING THE CONVENTIONAL PROCESSING OF Fe-Mn BASED SHAPE MEMORY ALLOYS	21
VIOREL CÂNDEA, SMARANDA LĂPUŞAN, GEORGE ARGHIR, IONUŢ GLIGOR, CODRUŢA PAVEL and CĂLIN PRICĂ - RESEARCH ON THE PROCESSING OF A Ni-Ti BASE SHAPE MEMORY ALLOY THROUGH POWDER METALLURGY TECHNOLOGY	27
VIORICA CHERTEŞ and RADU L. ORBAN - THE POSSIBILITIES TO OBTAIN FINE STRUCTURES IN SINTERED STEELS BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION	33
MIHAIL-LIVIU CRAUS, NICOLETA CORNEI, CARMEN MATA and MIHAI LOZOVAN - MAGNETIC STRUCTURE OF $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$ MANGANITES	39
MIHAIL-LIVIU CRAUS, MIHAI LOZOVAN and NICOLETA CORNEI - CRYSTALLINE AND MAGNETIC CHANGES INDUCED BY THERMAL TREATMENT AT $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$ MANGANITES	45
VIOREL DOBREA, MIHAIL-LIVIU CRAUS and MIHAI LOZOVAN - STUDY ON THE STRUCTURE AND TRANSITION TEMPERATURES OF $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ SHAPE MEMORY ALLOYS	51
BARBU DRAGAN and CEZAR OPRISAN - OPTIMUM ACTIVE CONTROL OF AUTOVIBRATIONS GENERATED BY STICK-SLIP PHENOMENON	55
LILIANA FODOR and VALER MICLE - STUDY REGARDING THE OBTAINING OF METAL MATRIX COMPOSITES REINFORCED WITH CARBON NANOTUBES	61
CORNEL FRĂŢILĂ, IOAN ROMAN, EUGENIU VASILE, ROXANA TRUŞCĂ FLORENTIN STOICIU and PETRU NIŢĂ - CERAMIC NANOSTRUCTURES PRODUCED ON TITANIUM AND TITANIUM ALLOYS	69
BRANDUSA GHIBAN, GEORGE ANGELOPOULOS, CORNELIA LUPU - KINETICS OF ALUMINUM CVD ON STAINLESS STEEL SUPPORTS CHARACTERISATION	75

CARMEN MITA, NICOLETA CORNEI, MIHAIL-LIVIU CRAUS and MIHAI LOZOVAN - SYNTHESIS, STRUCTURAL ANALYSIS AND MAGNETIC PROPERTIES OF $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-X}Cr_{X}MnO_3$ MANGANITES	85
FLORENTINA MOCANU - EVALUATION OF THE RESULTS REGARDING THE MECHANICAL BEHAVIOR OF ADHESIVE JOINTS WITH COMPOSITE MATERIALS	93
FLORENTINA MOCANU - STRENGTH EVALUATION OF ADHESIVE JOINT WITH COMPOSITE MATERIALS UNDER SHEAR LOADING	99
PETRA MOTOIU, CORNELIU MUNTEANU DANIELA VIOLETA DUMITRESCU, GABRIELA POPESCU and HORIA BINCHICIU - STUDY OF COMPOSITE MATERIAL FOR HARDFACING TO COUNTERACT THE TOOLING DAMAGE	105
CEZAR OPRISAN and ELENA DRAGĂN - EVALUATION OF THE DYNAMIC PARAMETERS OF THE FLEXIBLE CAM-FOLLOWER SYSTEMS	113
NĂSTACA TIMOFTE, BODGAN NICOLAU and ŞTEFAN TOMA - THE ELECTROPHORETIC DEPOSIT OF THE HYDROXYAPATITE	119
R. M. POPESCU, V.N. CÂNDEA and D. SENCHETRU - NEW HEAT TREATMENTS APPLIED TO ALUMINIUM ALLOYS AlCu2.5Mg	127
N.V. CÂNDEA, R. M. POPESCU and D. SENCHETRU - RESEARCHES ON MECHANICAL PROPERTIES FOR STEELS SINTERED WITH NICKEL AND MOLYBDENUM	131
N.V. CÂNDEA, R. M. POPESCU and D. SENCHETRU - THE FISSURING MECHANISMS IN WELDED JOINTS	137
N.V. CÂNDEA, R. M. POPESCU and D. SENCHETRU - METHODS FOR DETERMINING THE RELIABILITY OF SERVICE PIPES FOR TRANSPORTING CINDER IN POWER PLANTS	143
R. M. POPESCU, V.N. CÂNDEA and D. SENCHETRU - THE INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON STEELS USED IN STEAM POWER PLANTS	147
R. M. POPESCU, V.N. CÂNDEA and D. SENCHETRU - THE BEHAVIOUR OF PLASTIC DEFORMATION SLIM BANDS WITH HIGH MECHANICAL PROPERTIES	153
NĂSTACA TIMOFTE, BODGAN NICOLAU and VIOREL MOLDOVAN - THE MODIFICATION OF TITANIUM SURFACE STRUCTURE BY PHYSICAL AND CHEMICAL METHODS	157
NECULAI SCÂNTEIANU - THE MATHEMATICAL SIMULATION OF RETAIN PROCESS OF SULPHUR DIOXIDE FROM THE BURNT GASES FOR ECOLOGICAL HEATING FURNACES	165
IOAN SURCEL, VASILE SOARE, CONSTANTIN SERGHIE, VIOREL BADILITA and DAN GHEORGHE - AN ADVANCED ALUMINIUM ALLOY WITH HIGH PHYSICAL MECHANICAL CHARACTERISTICS FOR AERONAUTICAL CONSTRUCTIONS APPLICATIONS	169
VASILE SOARE, IOAN SURCEL, MARIAN BURADA, VICTORIA SOARE and FLORIN STOICIU - Pb–Ca ALLOYS OBTAINING BY CaO ELECTROLYSIS IN MOLTEN SALTS MEDIA	177
DOLORES PLOP-LUIS and VASILE PLOP-LUIS - ALLOYED CAST IRON RESISTENT TO ABRASIVE WEAR: PROPERTIES, ALLOYING ELEMENTS AND THEIR USE, APPLICATIONS	185

CORNELIU MUNTEANU, LUCIA ANIŞOARA DRĂGAN, STELUȚA MUŞAT, CIPRIAN LOHAN and MARIAN VASILE LOZNEANU - ELECTRICAL RESISTIVITY VARIATION WITH TEMPERATURE IN METALLIC AMORPHOUS RIBBONS FROM $Fe_{80-X}Re_XB_{20}$ (Re = Gd, Sm) SYSTEMS	189
GIGEL NEDELCU - THE EFFECTS OF MAGNETIC NANOPARTICLES ON CANCEROUS CELLS IN MAGNETIC FLUID HYPERTHERMIA TREATMENT	193
VASILE CAȚARSCHI, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, MIHAI DUMITRU and SMARANDA CAȚARSCHI- SIMULATION OF THE TECHNOLOGIES OF HEATING OF THE STEELS WITH HALF-WARM INITIAL CONDITION, DESIGNED IN C# LANGUAGE	199
VASILE CAȚARSCHI, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, AUREL FLORESCU and SMARANDA CAȚARSCHI - SIMULATION OF THE TECHNOLOGIES OF HEATING OF STEELS WITH COLD INITIAL CONDITION, DESIGNED IN C# LANGUAGE	205
GHEORGHE T. POP, LILIANA VERESTIUC, GABRIELA CIOBANU, OCTAVIAN CIOBANU, IOAN CARCEA, ROMEU CHELARIU, NICOLETA LUPU, MONICA ROSTAMI and VASILE DIA - RESEARCHES CONCERNING BIOACTIVE METAL-CERAMIC IMPLANTS	211
COSTEL ROMAN, MIRCEA BELOIU, ROMEO CHELARIU, IOAN CARCEA and CORNEL MUNTEANU - THE INFLUENCE OF THE PARAMETERS OF THE HEAT TREATMENT UNDERGONE BY CERTAIN ALUMINIUM BRONZES ON STRUCTURE AND MICROHARDNESS	219
GABRIELA POPESCU, PETRU MOLDOVAN, IOANA APOSTOLESCU and SIMONA BEJAN - EFFECT OF Al_2O_3 AND GRAPHITE REINFORCEMENT PARTICLES IN THE ALUMINUM ALLOY PARTICULATE COMPOSITE	227

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LIII (LVII) 2007

STIINTA SI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

BURAK ÖZKAL, MERT CANARAN şi M. LUTFI ÖVECOGLU - EFECTUL ADIȚIEI TERNARE DE Ni-Fe-W ALIAT MECANIC ASUPRA EVOLUȚIEI MICROSTRUCTURALE A ALIAJELOR GRELE DE TUNGSTEN SINTERIZATE ÎN FAZĂ LICHIDĂ	1
GABRIEL BATIN, CĂTĂLIN POPA, VIOREL CÂNDEA, DAN MÂNDRU şi IOAN VIDA-SIMITI - BIO-COMPOZITE FUNCȚIONALE PE BAZĂ DE Ni-Ti DESTINATE APLICAȚIILOR MEDICALE	9
MIRCEA BRĂILOIU şi VASILE MIRON - PRODUSE LUNGI DIN OȚELURI MICROALIATE CU REZISTENȚĂ ŞI TENACITATE RIDICATĂ PENTRU INDUSTRIA DE AUTOVEHICULE	15
LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, SERGIU STANCIU şi VASILE DIA - MODIFICĂRI MICROSTRUCTURALE PRODUSE ÎN TIMPUL PRELUCRĂRII CONVENȚIONALE A ALIAJELOR PE BAZĂ DE Fe-Mn, CU MEMORIA FORMEI	21
VIOREL CÂNDEA, SMARANDA LĂPUŞAN, GEORGE ARGHIR, IONUȚ GLIGOR, CODRUȚA PAVEL, şi CĂLIN PRICĂ - CERCETĂRI PRIVIND ELABORAREA UNUI ALIAJ CU MEMORIA FORMEI, DIN SISTEMUL Ni-Ti, PRIN TEHNOLOGIA METALURGIEI PULBERILOR	27
VIORICA CHERTEŞ şi RADU L. ORBAN - POSIBILITĂȚI DE OBȚINERE A STRUCTURILOR FINE, ÎN OȚELURILE SINTERIZATE, PRIN DEFORMARE PLASTICĂ SEVERĂ	33
MIHAIL-LIVIU CRAUS, NICOLETA CORNEI, CARMEN MATA şi MIHAI LOZOVAN - STRUCTURA MAGNETICĂ A MANGANIȚILOR $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$	39
MIHAIL-LIVIU CRAUS, MIHAI LOZOVAN şi NICOLETA CORNEI - COMPORTARE DE STICLA DE SPIN INDUSĂ PRIN TRATAMENT TERMIC LA MANGANIȚII $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$	45
VIOREL DOBREA, MIHAIL-LIVIU CRAUS şi MIHAI LOZOVAN - STUDIU PRIVIND STRUCTURA ŞI TEMPERATURILE DE TRANSFORMARE ALE UNOR ALIAJE $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ CU MEMORIA FORMEI	51
BARBU DRAGAN şi CEZAR OPRISAN - CONTROLUL ACTIV OPTIM AL AUTOVIBRAȚIILOR GENERATE DE FENOMENUL DE STICK-SLIP	55
LILIANA FODOR şi VALER MICLE - STUDIU PRIVIND OBȚINEREA COMPOZITELOR CU MATRICE METALICĂ ARMATE CU NANOTUBURI DE CARBON	61
CORNEL FRĂȚILĂ, IOAN ROMAN, EUGENIU VASILE, ROXANA TRUŞCĂ FLORENTIN STOICIU şi PETRU NIȚĂ - NANOSTRUCTURI CERAMICE PRODUSE PE TITAN ŞI ALIAJELE SALE	69
BRANDUSA GHIBAN, GEORGE ANGELOPOULOS şi CORNELIA LUPU - CARACTERIZAREA CINETICII DEPUNERII ALUMINIULUI PRIN METODA CVD PE SUPORTURI DIN OȚEL INOXIDABIL	75

CARMEN MITA, NICOLETA CORNEI, MIHAIL-LIVIU CRAUS şi MIHAI LOZOVAN - SINTEZA, STRUCTURA LOCALĂ ŞI PROPRIETAŢILE MAGNETICE ALE MANGANIŢILOR $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-X}Cr_{X}MnO_3$	85
FLORENTINA MOCANU - EVALUAREA REZULTATELOR PRIVIND COMPORTAREA MECANICĂ A ÎMBINĂRILOR ADEZIVE AVÂND SUPORŢI MATERIALE COMPOZITE	93
FLORENTINA MOCANU - EVALUAREA REZISTENŢEI LA FORFECARE A ÎMBINĂRILOR ADEZIVE AVÂND SUPORŢI MATERIALE COMPOZITE	99
PETRA MOTOIU, CORNELIU MUNTEANU DANIELA VIOLETA DUMITRESCU, GABRIELA POPESCU şi HORIA BINCHICIU - STUDIUL MATERIALELOR COMPOZITE PENTRU DURIFICAREA SUPRAFETELOR ÎN SCOPUL CONTRACARĂRII DETERIORĂRII ELEMENTELOR ACTIVE ALE UTILAJELOR	105
CEZAR OPRISAN şi ELENA DRAGĂN - EVALUAREA PARAMETRILOR DINAMICI AI SISTEMULUI ELASTIC CAMĂ –TACHET	113
NĂSTACA TIMOFTE, BODGAN NICOLAU şi ŞTEFAN TOMA - DEPUNEREA ELECTROFORETICĂ A HIDROXYAPATITEI	119
R. M. POPESCU, V.N. CÂNDEA şi D. SENCHETRU - NOI TRATAMENTE TERMICE APLICATE ALIAJELOR DE ALUMINU AlCu2,5Mg	127
N.V. CÂNDEA, R. M. POPESCU şi D. SENCHETRU - CERCETĂRI ASUPRA PROPRIETĂŢILOR MECANICE ALE OŢELURILOR SINTERIZATE CU NICHEL ŞI MOLIBDEN	131
N.V. CÂNDEA, R. M. POPESCU şi D. SENCHETRU - MECANISME DE FISURARE ALE ÎMBINĂRILOR SUDATE	137
N.V. CÂNDEA, R. M. POPESCU şi D. SENCHETRU - METODE DE DETERMINARE A FIABILITĂŢII CONDUCTELOR DE TRANSPORT AL ZGUREI ÎN CENTRALELE TERMICE	141
R. M. POPESCU, V.N. CÂNDEA şi D. SENCHETRU - INFLUENŢA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA OŢELURILOR UTILIZATE LA COINDUCTELE CENTRALELOR TERMICE	147
R. M. POPESCU, V.N. CÂNDEA şi D. SENCHETRU - COMPORTAREA BENZILOR SUBŢIRI, CU PROPRIETĂŢI MECANICE RIDICATE, OBŢINUTE PRIN DEFORMARE PĂLASTICĂ	153
NĂSTACA TIMOFTE, BODGAN NICOLAU şi VIOREL MOLDOVAN - MODIFICAREA STRUCTURII SUPRAFEŢEI TITANULUI PRIN METODE FIZICO-CHIMICE	157
NECULAI SCÂNTEIANU - MODELAREA MATEMATICA A PROCESULUI DE RETINERE A DIOXIDULUI DE SULF DIN GAZELE ARSE IN VEDEREA ECOLOGIZARII CUPTOARELOR DE INCALZIRE	165
IOAN SURCEL, VASILE SOARE, CONSTANTIN SERGHIE, VIOREL BADILITA şi DAN GHEORGHE - ALIAJ DE ALUMINIU AVANSAT CU CARACTERISTICI FIZICO-MECANICE RIDICATE PENTRU APLICAŢII ÎN CONSTRUCŢII AERONAUTICE	169
VASILE SOARE, IOAN SURCEL, MARIAN BURADA, VICTORIA SOARE şi FLORIN STOICIU - OBŢINEREA ALIAJELOR Pb-Ca PRIN ELECTROLIZA CaO ÎN SĂRURI TOPITE	177
DOLORES PLOP-LUIS şi VASILE PLOP-LUIS - FONTA ALIATA REZISTENTA LA ABRAZIUNE: PROPRIETATI, ELEMENTE DE ALIERE SI UTILIZAREA LOR, APLICATII	185

CORNELIU MUNTEANU, LUCIA ANIŞOARA DRĂGAN, STELUŢA MUŞAT , CIPRIAN LOHAN, şi MARIAN VASILE LOZNEANU - STUDIU COMPARATIV ASUPRA VARIAȚIEI REZISTIVITĂȚII ELECTRICE CU TEMPERATURA ÎN CAZUL BENZILOR METALICE AMORFE DIN SISTEMELE $Fe_{80-X}Re_XB_{20}$ (Re = Gd, Sm)	189
GIGEL NEDELCU - EFECTELE NANOPARTICULELOR MAGNETICE ASUPRA CELULELOR CANCEROASE IN TRATAMENTUL PRIN HIPERTERMIE CU FLUIDE MAGNETICE	193
VASILE CAȚARSCHI, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, MIHAI DUMITRU şi SMARANDA CAȚARSCHI - SIMULAREA TEHNOLOGIILOR DE ÎNCĂLZIRE A OȚELURILOR CU STAREA INIȚIALĂ SEMICALDĂ, PROIECTATE ÎN LIMBAJUL C#	199
VASILE CAȚARSCHI, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, AUREL FLORESCU şi SMARANDA CAȚARSCHI - SIMULAREA TEHNOLOGIILOR DE ÎNCĂLZIRE A OȚELURILOR CU STAREA INIȚIALĂ RECE, PROIECTATE ÎN LIMBAJUL C#	205
GHEORGHE T. POP, LILIANA VERESTIUC, GABRIELA CIOBANU, OCTAVIAN CIOBANU, IOAN CARCEA, ROMEU CHELARIU, NICOLETA LUPU, MONICA ROSTAMI şi VASILE DIA - CERCETARI PRIVIND IMPLANTURILE METALO-CERAMICE BIOACTIVE	211
COSTEL ROMAN, MIRCEA BELOIU, ROMEO CHELARIU, IOAN CARCEA şi CORNEL MUNTEANU - INFLUENȚA PARAMETRILOR TRATAMENTULUI TERMIC APLICAT UNOR BRONZURI CU ALUMINIU ASUPRA STRUCTURII ŞI MICRODURITĂȚII	219
GABRIELA POPESCU, PETRU MOLDOVAN, IOANA APOSTOLESCU şi SIMONA BEJAN - EFECTELE PARTICULELOR DE ARMARE AL_2O_3 ŞI GRAFIT ASUPRA COMPOZITELOR CU MATRICE DIN ALIAJ DE ALUMINIU	227

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EFFECT OF MECHANICAL ALLOYED TERNARY Ni-Fe-W ADDITION ON THE MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF LIQUID PHASE SINTERED TUNGSTEN HEAVY ALLOYS

BY

BURAK ÖZKAL[(1)], MERT CANARAN[(2)] and M. LUTFI ÖVECOGLU[(1)]

Abstract: The comparative high temperature sintering behaviors of W-Ni-Fe heavy alloy systems prepared with addition of the mechanical alloyed ternary Ni-Fe-W fraction were investigated. In order to achieve this, preblended powder mixtures constituting the composition of 56Ni-24Fe-20W were mechanically alloyed in an attritor mill up to 50 hours and the mechanical alloyed composition was added to initial W powder to obtain heavy alloys mixtures ranging 75 to 95 W (balance 7/3 Ni:Fe). After compaction and liquid phase sintering at high temperatures, samples were characterized by analytical microscopy techniques. Microstructural homogenization and fineness were obtained with the increasing mechanical alloying time and these features led to early densification in comparison with no mechanical alloyed counterparts. Although selection of higher sintering temperatures normalized the positive effects of the mechanical alloyed additions, by selection of lower sintering temperatures, it is possible to produce tungsten heavy alloys having relatively smaller grain sizes.

Keywords: tungsten heavy alloys, mechanical alloying and liquid phase sintering

1. Introduction

Tungsten heavy alloys (WHAs) are a category of tungsten-based materials that typically contain more than 80 wt% W along with the alloying elements of transition metals like Ni, Fe and Co. WHAs have two phase typical microstructure consist of the principal phase being nearly pure tungsten in association with a binder phase also called as matrix containing the transition metals and dissolved tungsten in it and liquid phase sintering (LPS) is the usual applied practice to reach full densities for WHAs [1].

Therefore a typical liquid phase sintered W-Ni-Fe heavy alloy microstructure is consisted from two contiguous phases; spherical W grains in the Ni-Fe-W matrix. Solubility of tungsten in the matrix phase is the major driving force for the rapid densification via solution-precipitation process during liquid phase sintering. Although mass transfer through liquid phase leads to densification, microstructural coarsening which degrades mechanical properties occurs inevitably during same process. Also in most cases heating rate to liquid phase sintering temperature is not so slow therefore tungsten diffusion to matrix can not reach to the thermodynamically possible levels prior to liquid formation.

For a multi-ingredient liquid forming system like Ni and Fe in W-Ni-Fe heavy alloy system, first melting realizes around the Ni rich and Fe rich regions and compositional homogenization within the matrix phase can not be accomplished during early densification stage unless pre-alloyed powders are not used as starting

material. Therefore by mechanical alloying of WHA elemental powders [2] or by mechanical alloying of a powder mixture near to matrix phase composition [3], the diffusion distances can be reduced.

The mechanical distribution of W phase, in the Ni and Fe rich regions prior to liquid formation was the motivation behind this study. In our early works [4, 5], mechanical alloying of same system was only discussed for solid state sintering stage. In this work more detailed discussion were done after focusing on a broader composition range of heavy alloys and investigating kinetics of sintering.

2. Experimental procedure

Elemental Ni, Fe powders which were produced by atomization were screened using 38 μm sieve and the finer fraction mixed together with the W powders having the average particle size of 6 μm to constitute 56Ni-24Fe-20W alloy composition. Preblended powder mixture of 56Ni-24Fe-20W was mechanically alloyed for 10, 20, 30, 40, 50 hours. Mechanically alloying performed in ethyl alcohol using attritor (Union Process 01-HD). For the experiments WC balls (D = 6.25 mm) were selected as milling media and ball to powder weight ratio (BPR) was maintained as 5:1 and 500 rpm attritor shaft speed were selected. Attrition was performed up to 50 hours and every 10 hours samples were withdrawn from the system and adjustment were done to keep the upper mentioned parameters constant.

In first set, in order to see the effect of mechanical alloying time, the mechanically alloyed powders were mixed with suitable amount of initial W powder to obtain the powder mixtures having exactly 90W7Ni3Fe heavy alloy composition. A second experimental set was also prepared by using only 50 hours mechanically alloyed powder mixture to obtain the target compositions of 75W-80W-85W-90W-95W-(7/3 Ni:Fe) heavy alloys. Resultant powder mixtures were compacted into cylindrical shapes under 150 MPa and liquid phase sintered at 1460°C and 1500°C under a protective atmosphere.

In the experimental studies; scanning electron microscopy (SEM) observations of mechanical alloyed powders were carried out to observe degree of homogeneity after mechanical alloying. Dilatometric studies were performed to observe online sintering behavior of compacts. Characterization of after sintering samples were performed by density measurements according to Archimedes Principles and optical microscopy observations were realized from the polished sample surfaces and hardness values were also measured in order to characterize the processing effects.

3. Experimental Results and Discussion

Compaction Behaviour of Prepared Powders

As it can be followed from Table.1 by the increase of mechanical alloying time a decreasing trend was obtained for the green density values for the compacts after pressing at 150 MPa. This behavior is related with degree of deformation were attained during mechanical alloying of 56Ni-24Fe-20W powders. It is expected behavior for ductile Ni and Fe powders to reach higher surface area and finer particle size

characteristics by means of effective deformation during mechanical alloying. It is clear that packaging characteristics of initial powders were negatively affected after mechanical alloying; the compact prepared directly from initial powders has approximately 5 % less porosity compared to 50 hours mechanical alloyed counterpart (Table 1).

Both Secondary electron image (SEI) and backscattered electron image (BEI) mode SEM micrographs of the fracture surfaces of after 150 MPa compaction of 90W7Ni3Fe heavy alloy powders (prepared from 50 h MA`ed 56Ni24Fe20W powders) were given in Figure 1 for different magnifications. Ni and Fe rich dark regions can easily be followed from BEI images in compare to tungsten rich white areas. However it should be noted that darker Ni and Fe rich regions have also 20 % W in it. Although increasing mechanical alloying time negatively affected the compactability of the powders, after overall investigation of fracture surfaces of compacted specimens it is concluded that better microstructural homogenization and fineness were obtained with the increasing mechanical alloying time.

Table 1. Green densities of the compacts pressed after 150 MPa for the 90W7Ni3Fe composition.

Attrition Time (hours)	**Compacted Density (g/cm^3)**	**Theoretical Density (g/cm^3)**	**% Theoretical Density**
0	9,29	17,15	54,19
10	9,23	17,15	53,84
20	8,42	17,15	49,12
30	8,30	17,15	48,44
40	8,41	17,15	49,08
50	8,49	17,15	49,50

Sintering Behaviour of Prepared Compacts

Samples having 90W7Ni3Fe alloy composition (constant composition different mechanical alloying times) and samples having 75W-80W-85W-90W-95W-(7/3 Ni:Fe) compositions (prepared from 50hs mechanical alloyed powders) were sintered in a horizontal tube furnace at 1500°C for 1 hr under flow of H_2 gas. After sintering density measurements of sintered compacts were performed according to Archimedes principles and results are given in Table.2. As it can be easily followed from the table, almost all samples showed high sintered densities near to their theoretical density values. For the 90W7Ni3Fe composition, increased homogeneity with increasing mechanical alloying time had a positive effect for the densification.

Since the green densities of the compacts were initially different (see Table.1), densification parameter (DP) may give better comparison about the effect of mechanical alloying. The calculated DP value for sintered sample of 10 hrs mechanical alloyed powder was 0.87 where as 1.0 was found for 50 hrs mechanical alloyed powder which proves the positive effect of mechanical alloying on densification. Microstructures of 90W7Ni3Fe heavy alloys as a function of mechanical alloying time are given Figure 2.

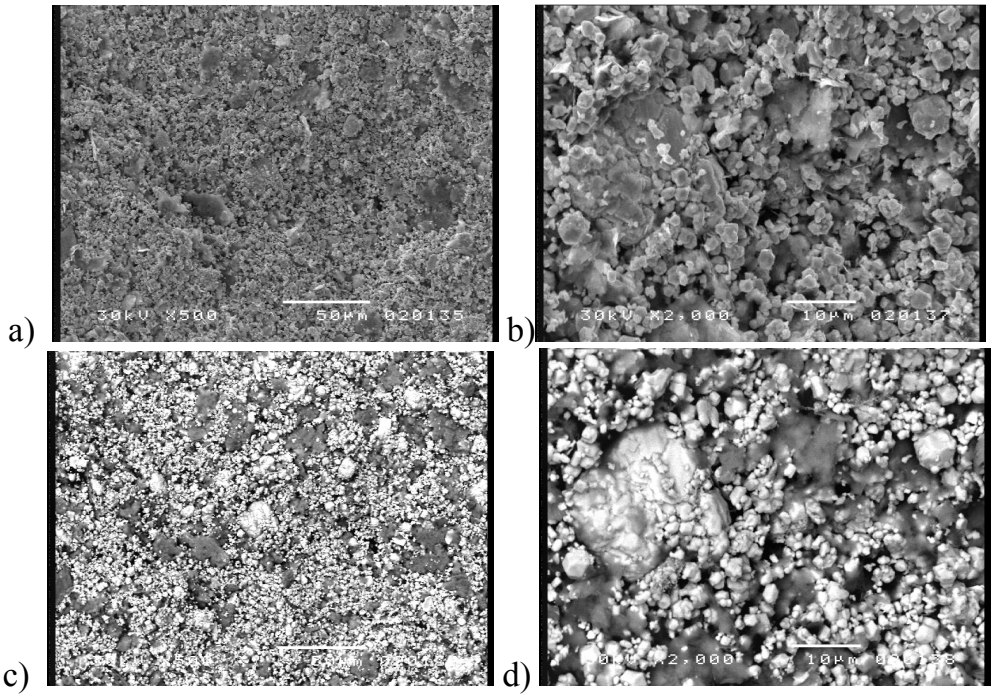


Fig.1 SEM micrographs of the fracture surfaces of after 150 MPa compacted 90W7Ni3Fe alloy prepared from 50 h MA`ed 56Ni24Fe20W powders (a and b SEI, c and d BEI images of same area).

Table.2 After sintering densities of the samples for the two experimental sets.

	Tungsten wt.% content	**Theoretical Density**	**Sintered Density**	**% Theoretical Density**
Prepared from 50 hrs Mechanical Alloyed Powders	75%	14,69	14,52	98,87
	80%	15,43	15,51	100
	85%	16,24	16,27	100
	90%	17,15	17,50	100
	95%	18,16	17,58	96,81
90W7Ni3Fe Composition	**Mechanical Alloying Time (hr)**	**Theoretical Density**	**Sintered Density**	**% Theoretical Density**
	10	17,15	16,16	94,24
	20	17,15	16,70	97,37
	30	17,15	17,07	99,57
	40	17,15	16,72	97,50
	50	17,15	17,50	100

Relatively at high sintering temperature like 1500°C, all compositions were normalized and showed nearly similar microstructural features. However microstructure of heavy alloys having different tungsten contents showed different tungsten contiguity levels; this behavior can be seen in Figure 3, it is clear that with

the increasing W content connectivity of W grains in the microstructure increased. Also higher hardness values obtained with the increasing W content. However no specific trend was observed as a function of mechanical alloying time after hardness measurements for the samples sintered at 1500°C; all samples showed similar hardness values between 310-334 HV proving the normalization behavior discussed above.

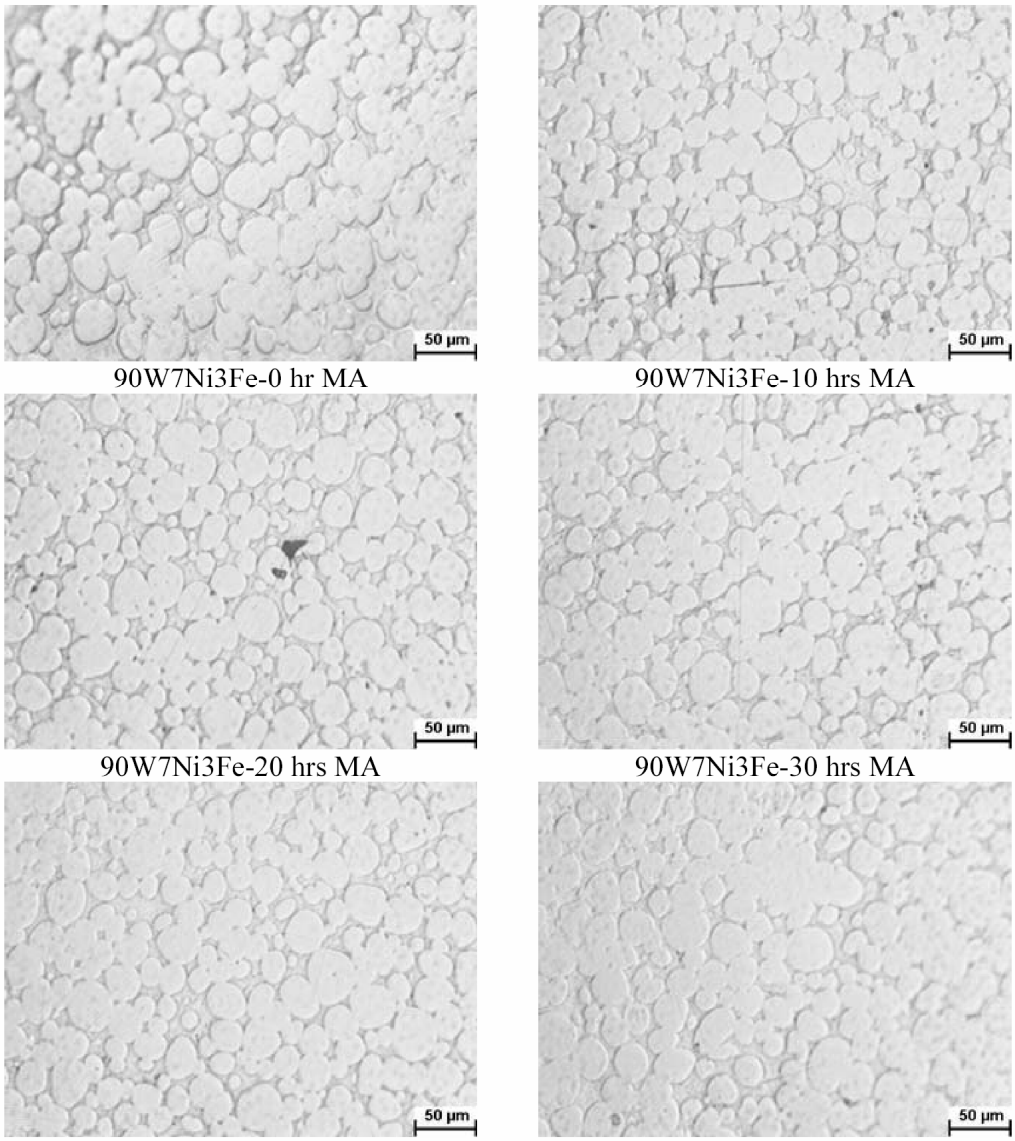
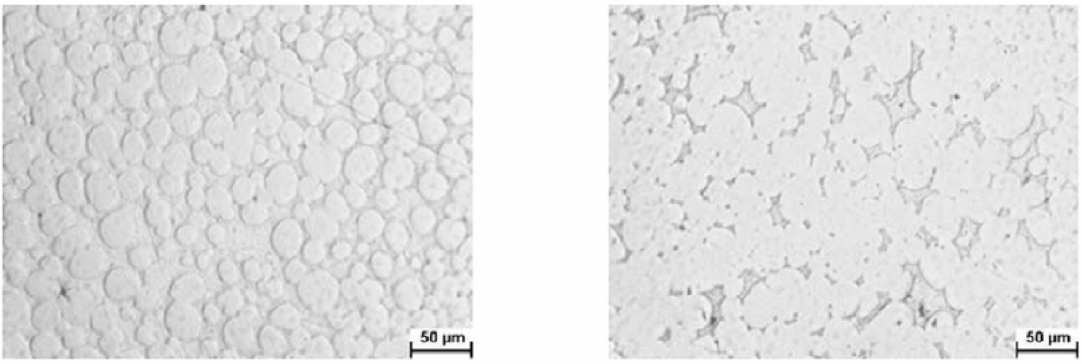


Fig.2 Microstructure of 90W7Ni3Fe Heavy alloys as a function of mechanical alloying time.

Therefore after careful investigations conducted with dilatometer, time dependent sintering experiments at 1460°C for the duration of 1min. to 1 hour sintering time were realized. Also in order to reduce diffusion supported mass transport prior to liquid phase formation, a special sintering method were applied [6] at 1460°C and kinetic sintering experiment realized at this temperature for duration of 1 min., 10 min., 30 min. and 60 min.



75W(7/3 Ni /Fe)- 50 hrs MA 95W(7/3 Ni /Fe)- 50 hrs MA

Fig.3 Microstructure of Heavy alloys 75W and 95W (7/3 Ni /Fe) prepared from 50 hrs mechanical alloyed powders.

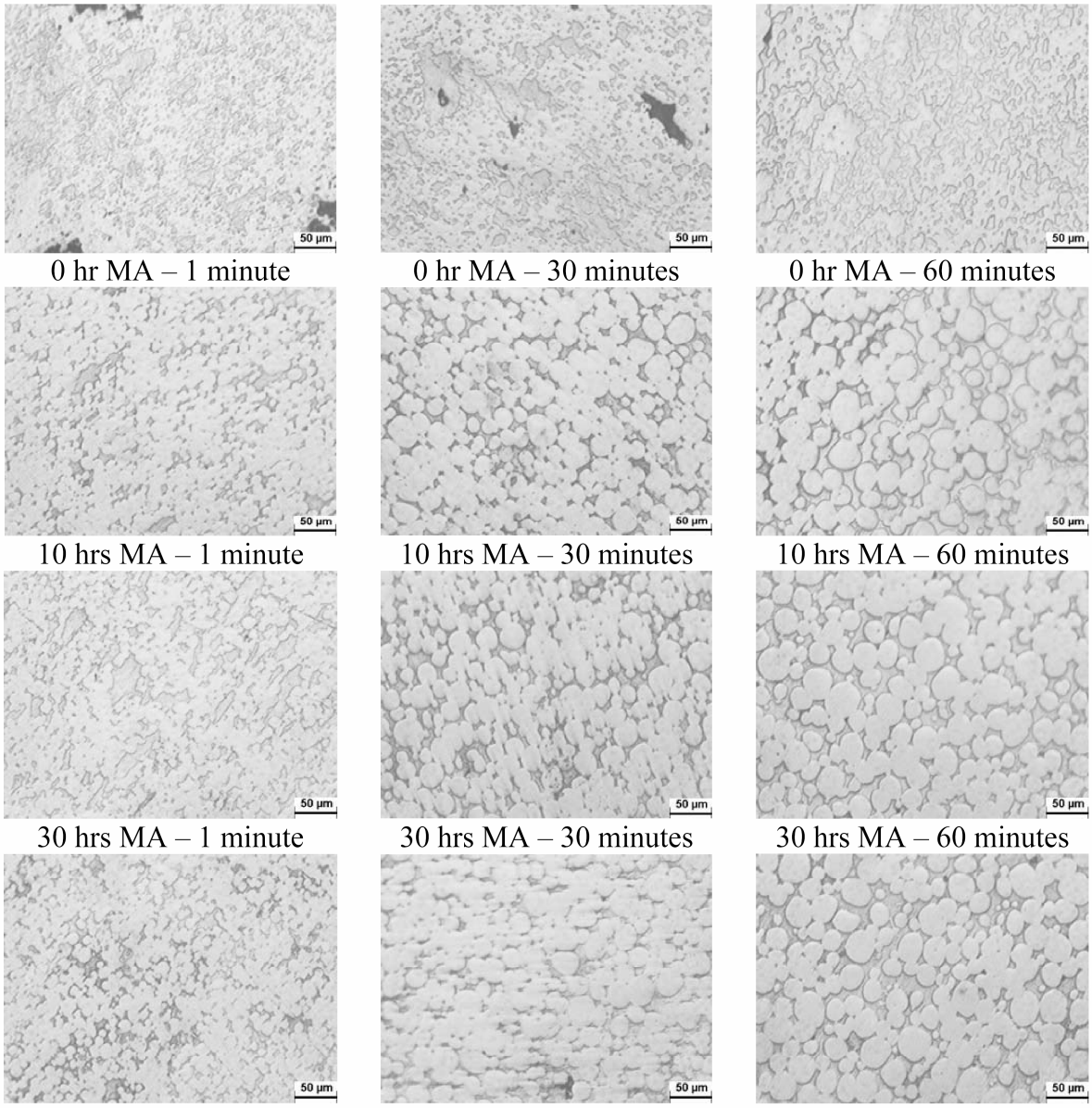
The experiment was showed clear microstructural differences and it is believed that this is a good sign for the lower temperature sintering production of tungsten heavy alloys with smaller tungsten grain sizes and better mechanical properties.
In Figure 4, microstructures of the samples sintered 1460°C were given and from these figures it is very obvious that there are no characteristic heavy alloy structure were obtain up to 1 hour sintering for initial powders, whereas increasing mechanical alloying of binder phase led to characteristic heavy alloy microstructure even after 1 minute sintering at 1460°C. Shape and size of the liquid pockets also gives information on the densification of the system. Indeed, with increasing mechanical alloying time size of the liquid pockets were decreased and homogeneously distributed within the microstructure.

Also one of the major problems during liquid phase sintering is void formation in the center of the liquid pockets during capillary spreading to neighborhoods. Such voids are proportional to initial powder size (for this study Ni and Fe size, liquid forming constituents) and sometimes such voids can not be eliminated further sintering. This kind of void formation is also known as “swelling behavior” in literature and usually be seen in the systems where solid phase solubility is limited in the forming liquid. As it can be seen from Figure.4, these kinds of voids did not appear in the mechanical alloyed samples. With the increasing sintering time again all mechanical alloyed structures normalized and showed approximately same W average grain size except no mechanical alloyed system.

4.CONCLUSIONS

For the 90W7Ni3Fe heavy alloy system almost all samples showed full densification after sintering at 1500°C and this behavior was independent from mechanical alloying time. However densification parameter (DP) values proved the positive effect of mechanical alloying on densification. Microstructural evaluation of the sintered samples showed that selection of relatively high sintering temperature like 1500°C, normalizes initial processing effects created during mechanical alloying. In

this case all sintered samples have similar characteristic heavy alloy structure leading rounded W spheres in the Ni-Fe-W matrix phase. However, after investigating microstructure of the samples sintered at 1460 ^{o}C, it was concluded that mechanical alloying has a positive effect on microstructural development.



0 hr MA – 1 minute | 0 hr MA – 30 minutes | 0 hr MA – 60 minutes
10 hrs MA – 1 minute | 10 hrs MA – 30 minutes | 10 hrs MA – 60 minutes
30 hrs MA – 1 minute | 30 hrs MA – 30 minutes | 30 hrs MA – 60 minutes
50 hrs MA – 1 minute | 50 hrs MA – 30 minutes | 50 hrs MA – 60 minutes

Fig.4 Microstructure of 90W7Ni3Fe Heavy alloys having different levels of mechanical alloying sintered at 1460°C as a function of time.

The characteristic heavy alloy microstructures were observed during microstructural investigations of all mechanical alloyed 90W7Ni3Fe heavy alloy samples after sintering at 1460°C. However, compacts prepared directly from initial powder mixtures (no mechanical alloyed) did not show such microstructural evolution. Investigation of the fracture surfaces of the unsintered compacts proved that microstructural refinement and homogeneity level were increased by mechanical

alloying time. Since the initial Ni and Fe powders selected for the study was coarser than W powders, intense deformation and refinement of ductile Ni and Fe phase were observed. W powders and its fragments were dispersed in this ductile matrix. Such a structure is compositionally more homogeneous in compare to initial powder mixture and degree of attained homogeneity level were increased by mechanical alloying time by approaching to alloy composition of 56Ni24Fe20W in microscale. Observed faster rearrangement densification during early liquid phase sintering was conducted with decreasing diffusion distances prior to liquid formation.

Received March 28, 2007

(1) Istanbul Technical University, Metallurgical and Materials Engineering Department PML LAB. 34469 Maslak – Istanbul, Turkey
(2) Bantboru San. Tic. A.S. No:36 34857 Maltepe-Istanbul, Turkey

REFERENCES

1. ASM Metals Handbook Vol.7 1998 p.914.
2. M.L Övecoglu., B Özkal. ve C Suryanarayana. "A Comparison of Sintering Characteristics of Ball-milled and Attrition-milled W-Ni-Fe Heavy Alloy" *J..Mater. Res.*, 11, 1673-1682 ,1996.
3.C.G. Mukira and T. H. Courtney The structure and properties of Mechanical Alloyed and Consolidated Ni-W(Fe) Alloys, P 2 C *Tungsten Refract Metals*, 157-167, 1995.
4. B. Özkal , ve M.L.Övecoglu " Mechanical Milling Studies in the Ni-Fe-W System and their Solid State Sintering Behaviors", *9th International Metallurgy and Materials Congress*, Proceedings Book Vol 1, p 487-492, Istanbul, Turkey, June 1997.
5. B. Özkal , ve M.L.Övecoglu " " Mechanical Milling Studies in the Ni-Fe-W System and their Sintering Behaviors in Heavy Alloys,Vol:1, p.287-292, *PM98 World Congress*, Granada, Spain, October 1998.
6.M. Canaran`, *M. S. Dissertation* , Istanbul Technical University, 2002

EFECTUL ADIȚIEI TERNARE DE Ni-Fe-W ALIAT MECANIC ASUPRA EVOLUȚIEI MICROSTRUCTURALE A ALIAJELOR GRELE DE TUNGSTEN SINTERIZATE ÎN FAZĂ LICHIDĂ

Rezumat: Au fost studiate comportamentele comparative, în timpul sinterizării la temperaturi înalte a sistemelor de aliaje grele W-Ni-Fe preparate cu adiții ternare de Ni-Fe-W aliate mechanic. Pentru a realiza aceasta, pulberile preamestecate, cu compoziția de 56Ni-24Fe-20W, au fost aliate mechanic într-o moară atritor, pe durate de până la 50 de ore iar compoziția aliată mechanic a fost adăugată pulberii inițiale de W, pentru a obține amestecuri de aliaje grele între 75 şi 95 W (raport 7/3 Ni:Fe). După compactare şi sinterizare în fază lichidă la temperature înalte, probele au fost caracterizate prin tehnici de microscopie analitică. Omogenizarea şi finisarea microstructurală au fost obținute odată cu creşterea duratei de aliere mecanică iar aceste caracteristici au dus la o densificare timpurie în comparație cu contrapiesele care nu au fost aliate mechanic. Deşi alegerea unor temperature mai înalte de sinterizare a normalizat efectele positive ale adițiilor aliate mechanic, este posibil ca, prin selectarea unor temperature mai scăzute de sinterizare să se produce aliaje grele de tungsten cu granulații relative mici.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

Ni-Ti BASED FUNCTIONAL BIO-COMPOSITE DESIGNED FOR MEDICAL DEVICES

BY

GABRIEL BATIN[(1)], CĂTĂLIN POPA[(1)], VIOREL CÂNDEA[(1)], DAN MÂNDRU[(2)], IOAN VIDA-SIMITI[(1)]

Abstract: The shape memory effect showed by Nitinol can be used to produce artificial muscles. These are made of composites with bio-polymers that act as matrices for the active shape memory alloys reinforcements. The authors proposed a new set of materials with the same properties as those used now, but with lower costs.

Keywords: biomaterials, artificial muscles, polymer matrix composites, Nitinol, shape memory alloys

1. Introduction

Ni-Ti shape memory alloys are used in many applications such as dentures, orthodontic arch wires, guide wires, needles, heart valves, stents, minimally invasive surgery and so on.

These applications are using Ni-Ti's alloys thermomechanical properties: superelasticity and shape memory effect.

Artificial muscles have a complex character, as the actuator elements made of shape memory alloys are in close contact with the other elements of the devices and / or with the organism systems.

The ability of artificial muscles to produce mechanical movement is in direct relation to the constructive geometry. Thus, typical constructions are made of composites with bio-polymers that act as matrices for the active shape memory alloys reinforcements.

Direct exposure of the alloys to the body fluids may result in adverse reactions. The corrosion resistance of metal alloys is based on a passivation phenomenon [1], which arises as a result of the metal oxide layer that forms on the surface of the metal. The surface of NiTi consists mainly of stable titanium oxides (TiO_2) and lower amounts of nickel oxides (NiO and Ni_2O_3) and metallic Ni, while nickel-titanium constitutes the inner layer [2, 3, 4].

Accidental or functional disruption of the oxide layer may determine adverse reactions, ranging from low intensity to metallosis. During the recovery to the trained shape, process that takes place in direct contact with the body fluids (blood, lymph, interstitial liquid), corrosion products may be formed (Ti or Ni ions, as well as complexes) and cause adverse reactions. The most dangerous reactions are provoked by nickel which is known for its toxicity and possible carcinogenicity [5]. To avoid the

direct contact between shape memory alloy fibres and tissue, the nitinol fibres are coated with a thin layer of polymer.

2. Materials and methods

Several types of composites were manufactured, using Ni – Ti wires as reinforcing elements. The wires have 315 and 700 μm in diameter. The most commercial Ni-Ti shape memory alloys (Nitinol) have concentrations close to equiatomic. This corresponds to a peak in the variation of properties (mechanical, electrical, etc.) for the solid solution.

Matrices were of epoxy resin or silicon rubber. Epoxy resin was produced by Policolor S.A. Bucureşti.

Several composite constructions were manufactured. Among them: single layers for planar muscles, stretching springs, compression springs.

The samples were analysed in terms of the mechanical capability when exerting the shape memory effect (SME). Heating in order to obtain the shape memory effect was performed electrically, using a D.C. current generator. Temperature was measured continuously by a thermo-couple.

3. Experimental results and discussion

3.1. Single layer lamella usable for planar muscles

Fig. 1. Single layer lamella; epoxy matrix, Ni-Ti thin wire

Samples are made of epoxy – Nitinol wire composite (Figure 1). The wire (315 μm diameter) is continuous, arranged parallel to the longitudinal axis of the device on most of its length. A better adhesion between wire and matrix was achieved by a preliminary coating of the reinforcement with araldit (epoxy glue). The optimal concentration of the glue was determined experimentally. The upper limitation of thickness comes from two reasons:

- a high concentration of the resin, that leads to a high thickness, results in a non-uniform layer, with external gas bubbles;
- the strains in the coated wire may produce surface cracks.

The Nitinol wire was placed in a plane that is displaced with 0.5 mm from the median plane of the lamella. Thus, when heating the wire, SME produces bending of the single layer.

During cooling, the recovery force is exerted by the epoxy matrix in the region under the median plane, where there is no reinforcement.

The lamella was blocked at one end, while the other was free to move and loaded with increasing weights. The sample was plugged and the value of the electric current was measured continuously. The best motion was obtained for 400 mA acting current. Experimental measurements have shown that this device can develop forces of maximum 157 N with a displacement of 15 mm, as shown in Figure 2. The value of the force was determined for weights that recover the shape to the initial planar one. Then, a higher temperature determines the lifting of the weight; subsequently, the applied force is increased until the sample is totally unbent. The experiment went on up to the moment when further heating couldn't produce additional force. For a long functioning life time, the displacement is most important. For high bending angles, sliding between matrix and wire may occur, leading to a malfunctioning of the device.

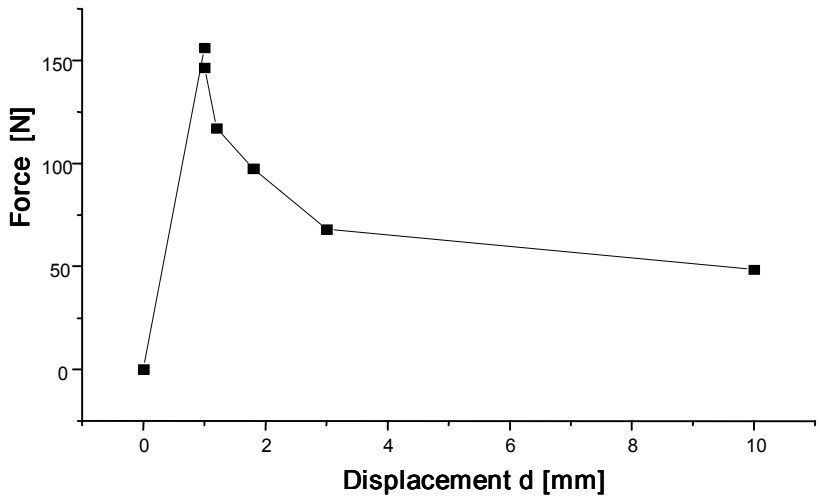


Fig. 2. Displacement vs. recovery force for single layer lamella

This type of composite is utilizable for exoprostheses of the upper limbs. The multi – layer construction, bringing together several single layers with different orientations of the Nitinol wire would be preferable.

3.2. Stretching actuator usable for the osteo – muscular cantilevers

The sample is made of a Nitinol stretching composed spring, engulfed in a silicon rubber matrix. Reinforcement is made of three 315 μm parallel wires that were interlaced. The transus temperature was 0 °C .

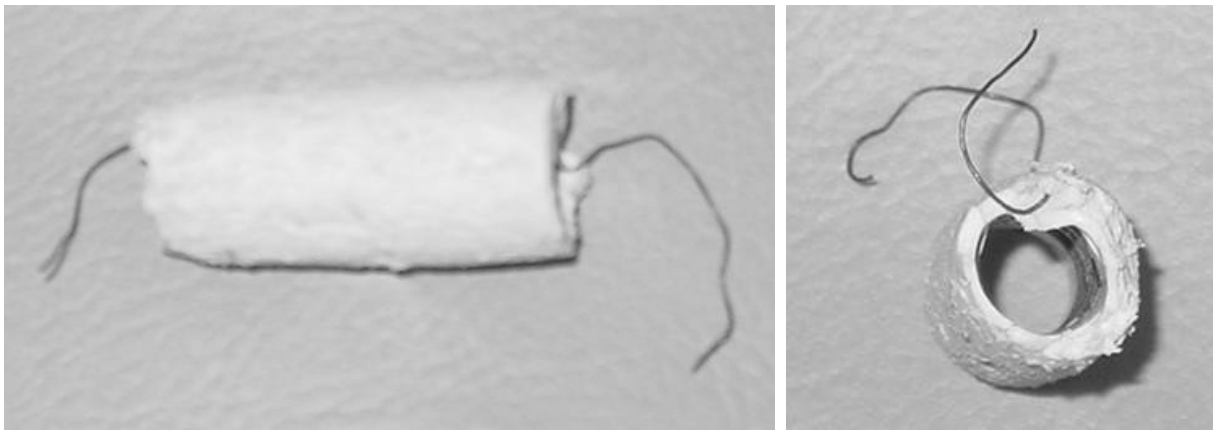
Manufacturing of the interlaced spring was made by rolling on a steel shaft. The Nitinol wire was rolled keeping a constant tension. After obtaining the final shape, the stretching tension in the triple wire was maintained. Subsequently, a heat treatment was performed, in order to train the spring to the obtained shape. Heat treatment was performed at 600°C and cooling was in air. Multiple heating were performed up to 600°C, followed by cooling to room temperature. Heat treatment was performed in four stages:

- heating to the regime temperature;

- dwelling for 30 minutes;
- air cooling to the room temperature.

After completion of the heat treatment, the spring was transferred on a PTFE shaft, pre-tensioned and completely engulfed in silicon rubber. The pretension was necessary considering the use of the device for actuator in the osteo-muscular cantilevers.

Mechanical testing was performed with the sample positioned on a vertical PTFE shaft. A guided plate was positioned on top of the device. Increasing mass value weights were placed on the plate, applying a compressive force to the spring. Subsequently, the sample was gradually heated. A displacement of 0,8 mm was obtained for 58 °C, applying a force of 11968,2 N; for a temperature of 80 °C, a 1 mm displacement of the same weight could be achieved.



(a) (b)

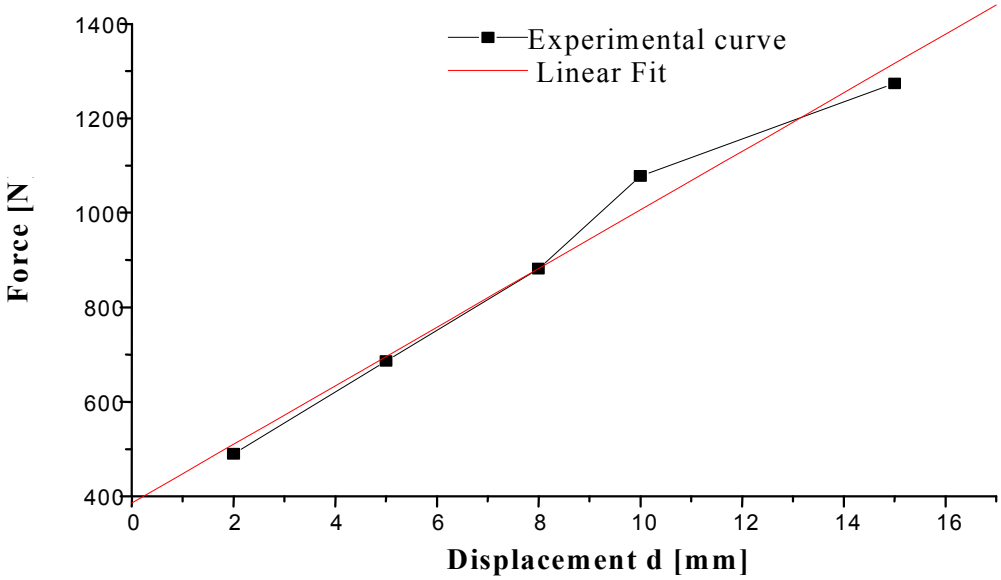
Fig. 3. Stretching composite actuator: a) side view, b) top view

The structure of the reinforcing spring was studied before and after the heat treatment. Under the transus temperature, the structure is entirely martensitic, displaying a marked orientation due to the rolling manufacturing of the half-product. Above the transition temperature, the austenite is still oriented, with small grains.

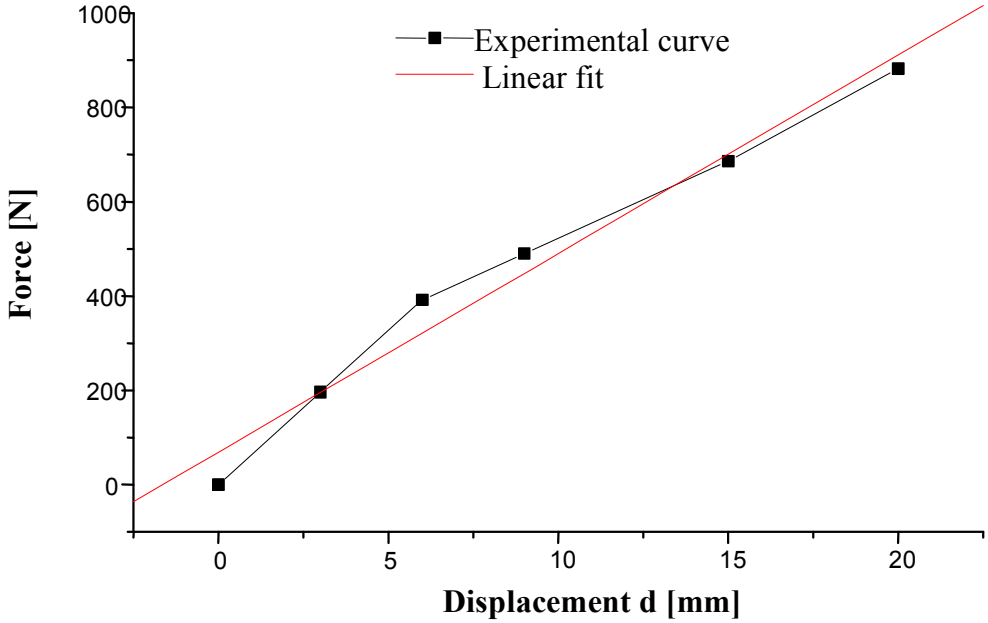
3.3. Compression actuator that simulates the action of long muscles

The sample is formed by a compression spring made of 750 μm diameter Nitinol wire. The top end of the spring was attached to a tie-rod, while the bottom one supported a plate where weights were positioned in succession. The sample was tested both in the martensite and in the austenite state. For testing the mechanical capability of the spring in an austenitic state, heat was applied permanently, even when the increasing force produced strain. The maximum displacement of a capable force was of 15 mm / 1274 N (Figure 4.a.). This is very suitable for muscular actuators of upper limbs.

The mechanical capability of the actuator in a martensitic state was determined starting at the room temperature. After stretching under a G force at the ambient temperature, the sample was heated to recover the initial shape, than cooled and loaded more. The capable displacement / force was 20 mm / 882 N (Figure 4.b.).



(a)



(b)

Fig. 4. a) Straining force vs. recovery displacement, austenitic state; b) Straining force vs. recovery displacement, martensitic state

4. Conclusions

Several constructive variants of Nitinol reinforced polymers shape memory composites were produced, targeting actuating applications in endo / exoprostheses.

In order to achieve a strongly bonded wire – matrix interface, a prior coating with epoxy glue is recommended.

The heating time for the Nitinol wire has to be as short as possible, not to induce a significant increase in the matrix temperature. This could lead to a decrease in the

matrix stiffness, so to an altering of the mechanical behaviour, mainly during the recovery stage.

The stretching composite spring comprising three parallel 350 μm diameter Nitinol wires and a silicon rubber matrix is able to develop, during the recovery stage, very high forces compared to its size.

The compression shape memory spring shows linear force / displacement characteristic both in the martensitic and austenitic state. The elastic constant (F/d) is of 1.47 times higher in the austenitic state compared to the martensitic one.

Received April1 12, 2007

(1) Faculty of Materials Science and Technology, Technical University of Cluj-Napoca, 400641, Cluj-Napoca, Romania
(2) Faculty of Mechanics, Technical University of Cluj-Napoca, 400641 Cluj-Napoca, Romania

REFERENCES

1. Kruger J., Fundamental aspects of the corrosion of metallic implants. In: Rubin LR (ed) Biomaterials in reconstructive surgery. Mosby, St Luis, 145-157, 1983.
2. Endo K., Sachdeva R., Araki Y & Ohno H , Effects of titanium nitride coatings on surface and corrosion characteristics of Ni-Ti alloy. Dent Mater J 13: 228-239, 1994.
3. Shabalovskaya S.A., Surface, corrosion and biocompatibility aspects of Nitinol as an implant material. Biomed Mater Eng 12: 69-109, 2002.
4. Kujala S., Biocompatibility and biomechanical aspects of nitinol shape memorymetal implants, Acta Univ. Oul. D 748, 88p., 2003.
5. Oller A.R., Respiratory carcinogenicity assessment of soluble nickel compounds. Environ Health Perspect 110 Suppl 5: 841-844, 2002.

BIO-COMPOZITE FUNCȚIONALE PE BAZĂ DE NI-TI DESTINATE APLICAȚIILOR MEDICALE

Rezumat: Datorită efectului de memorie a formei, nitinolul poate fi utilizat pentru obținerea de mușchi artificiali. Mușchii artificiali sunt construcții tipice din compozit biopolimer - aliaj cu memoria formei. Autorii propun un set nou de material cu aceleași proprietăți ca și a celor utilizate în prezent, dar cu un preț de cost mai redus.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MICROALLOYED STEEL LONG PRODUCTS, WITH HIGH STRENGTH AND TOUGHNESS FOR AUTOMOTIVE INDUSTRY

BY

MIRCEA BRĂILOIU and VASILE MIRON

Abstract: Researches refers to bars manufacturing from steels with 0.1-0.5% C, 0.5-1.9% Mn, microalloyed with Nb, V, rare earth elements, i.e. These steels could replace the 1% Cr, 0.3% Mo and 1.5% Ni alloyed steels for automotive parts manufacturing: block, connecting rod, crankshaft, axles, assembling parts, auxiliary rod, flanges, couplings. This new technology refers to manufacturing of bars from microalloyed steel; steel forging is performed under controlled condition (e.g. at 950^0C) cooling with air, or with air forced or with water and have the advantage to eliminate normalizing, quenching and tempering treatments. Other advantages of this new technology refers to the environmental risk - pollution diminution (by removing of heat treatments it is decreased the CO_2 emission) and also to economic advantages - low costs microalloyed steel due to the replacement of Cr, Ni, Mo contents (approx. total content of 2.8%) with a microalloying elements content 0.4% V, Nb ,rare earth elements and to the diminution of energy costs as a result of heat treatments removing. Classic technology consists of manufacturing of Ø20 - Ø90 mm bars from 1% Cr,0.3% Mo and 1.5% Ni alloyed steel; by forging at about 1000^0C there are obtained bars, and after that they are normalized (900^0C/air), quenched (850^0C/oil) and tempered (550^0C - 600^0C) with a subsequent difficult machining due to parts dimensional changes as result of heat treatments. In this paper it is shown the experimental results for a 50 kg heat micro-alloyed grade steel.

Keywords: micro-alloyed steel, bars, high resistance

1. Introduction

The present research contributes to develop the field “New products - bars from microalloyed steels” currently researched at European level. The researches have proposed the solving important problems, of high complexity for the given thematic area “Microalloyed steels” i.e. the setting of optimum chemical composition in order to achieve the required mechanical characteristics. Since nowadays, in Romania, there were not realized long products from microalloyed steels for forgings for automotive industry.

The research work has a character at the interface of the scientific and technical knowledge, being studied the mechanisms by which micro-alloying with Nb, V and rare earth elements influence the microstructure and the material characteristics; it will be used electronic microscopy and X-ray diffraction analysis.

This research comprise the following:

- Establishment of the charge formula for steelmaking induction furnace (50 kg weight) in order to achieve the optimum chemical composition of new products;
- Establishment of the production operating parameters; optimization of the sulfur and phosphorus elimination parameters; decrease of the gas content (oxygen, nitrogen, hydrogen) in order to achieve the imposed quality;

- Setting of the parameters for hot plastic deformation;
- Relationships setting: technological parameters – steel quality; optimum chemical composition – mechanical characteristics; plastic deformation degree – mechanical characteristics; nonmetallic inclusions content – toughness; residual elements content – steel macroscopic segregation level.

2. Experimental results

The charge from the micro-alloyed grade steel (50 kg weight) has been elaborated in an electric induction furnace; it was cast an ingot which had forging in Ø20 – Ø90 mm bars with followed by air cooling.

The results obtained are presented below.

2.1 Chemical composition

The chemical liquid composition from the experimental heat is given in Table 2.1

Table 2.1 – The chemical composition of liquid steel

%C	%Mn	%Si	%Al	%S	%P	%Nb	%V	%Ce	%La	N ppm	O ppm
0.43	1.38	0.36	0.024	0.010	0.013	0.030	0.05	0.04	0.02	61	41

In Table 2.1 it is observed a advantageous chemical composition (low sulphur content and nitrogen and oxygen moderately contents) in order to achieve a low nonmetallic inclusions, to obtain a high toughness of the steel.

2.2 Non-metallic inclusions content

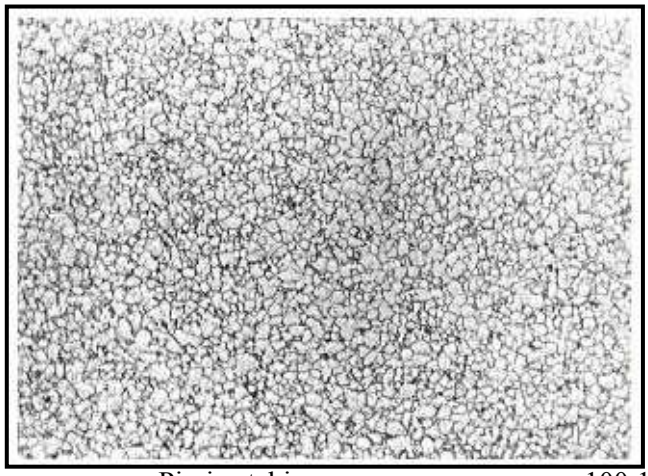
In Table 2.2 it is presented the results concerning the purity of steel determined through optic microscopy from the polished specimen steel. It is noticed the high purity of the steel; the individual inclusion points is max. 1.5 for A type, thin series (S), max. 1.0 for B type, thin series (S), max. 0.5 for D type, thin series (S) and max. 0.5 for D type, thick series (G). According to the control specimen by ASTM E 45 – D method, if individually punctuation from the non-metallic inclusions small series is under 2 value and from coarse series is under 1.5 value the steel is considered of a high purity. This low values for the non-metallic inclusions level concur to increase the plasticity and tenacity mechanical characteristics.

Tab. 2.2 – Maximum points for the inclusion type (sulphides, oxides, silicates, nitrides)

Microscopic field	**Inclusion type (A,B,C,D) series S – thin series G - thick**							
	A		**B**		**C**		**D**	
	S	**G**	**S**	**G**	**S**	**G**	**S**	**G**
1	1,5	-	1,0	-	-	-	0,5	-
2	0,5	-	0,5	-	0,5	-	0,5	-
3	1,0	-	0,5	-	0,5	-	-	0,5

2.3 The metallographic analysis

The austenite grains has been pointed out on polished specimen steel, picric etching and optic microscopy exanimate. Through the picric etching relieved austenite grains. This specimen has a fine granulation (6-7 size) according as it is shown in Fig. 2.1.



Picric etching 100:1

Fig. 2.1 Microstructural aspect: austenite ex - grains at end forging temperature (850^0)

Real steel granulation is with a ferrite - pearlite microstructure as a result of air-cooled after hammering (the ingot has been hot forged after heating hour-long at 1150^0C, after which end temperature hammering for the bars has been 850^0C). Real granulation is fine (8 size).

2.4 Electronic microscope and X – ray diffraction analyses

AlN, VC, NbC, VN and NbN have importance in the grain refining of steel. In Fig. 2.2 it is shown the microstructure of this particles in the micro-alloyed steel C-Mn-V-Nb-Al at X 26000 size (electronic microscope analyses).

X: 26000 (electronic microscopice)

Fig. 2.2 The particles form (nitrides, carbides and carbide-nitrides) in the micro-alloyed steel C-Mn-Nb-V-Al

For the particles evidence it was analysed a specimen of steel through X-ray (with DRON 3 difractometer) and it was established the interplanar distance d [Å]; with the ASTM sheets for the crystalline particles it was established crystalline phases from the Tab. 2.3. We see in the table 2.3 that the experimental steel heat contains particles (AlN, VC, VN, NbC, NbN) which is finishing the austenite and ferrite - pearlite grains. The values of interplanar distance for VC and VN, on the one hand, and NbN and NbC, on the other hand, are very close, which means that few particles had formed carbide-nitrures of V and Nb.

Table 2.3 – Particles nature in the micro-alloyed steel C-Mn-Nb-V-Al

Phase	d (Å)	(hkl)	θ	2 θ
AlN	1,3	(112)	15	30
AlN	2,3	(101)	8,5	17
AlN	2,6	(200)	7,5	15
VC	1,4	(220)	14	28
VC	2,4	(111)	8,5	17
VN	1,2	(311)	16	32
NbC	1,3	(311)	15	30
NbC	2,5	(111)	8	16
NbN	1,6	(220)	13	26

θ – the diffraction angle (degrees)

2.5 The mechanical properties

From the experimental bars were prepared traction and resilience specimens; it is remembered that the bars cooling after forging was made in air. In Tab. 2.4 it showed the experimental established mechanical results: tensile strength R_m, yield strength $R_{p0,2}$, elongation A_5 and impact value KV on Charpy V specimen.

Table 2.4 – The mechanical properties

R_m (N/mm^2)	$R_{po,2}$ (N/mm^2)	A_5 (%)	KV (0^0C) (J)	KV (-30^0C) (J)	Remarks
842	752	26	88	60	Bars diameter 90 mm.
866	774	22	79	49	Bars diameter 20 mm.

The steel has a tensile strength R_m of the 800 N/mm^2 class, and high low-temperature toughness KV (– 30^0C) at the same time. Ferrite – pearlite steel has a high yield ratio (yield strength/tensile strength) of 0.89 value.

3. Conclusions

A 50 kg charge was steel smelted in an induction furnace, in order to realise the necessary experimental researches; the steel was micro-alloyed with Al, Nb, V, Ce and

La. The austenite and ferrite-pearlite grains of the bars forged in the temperature interval 1150 - 850^{0}C (the bars diameter of 20 - 90 mm., air cooled after forging) was fine because the micro-alloyed elements. The steel purity was high, due to steel making process and the micro-alloying with Ce and La. The microstructure was evidenced through the electronic microscope and with X-ray diffraction; it was established that the particles which blocked up the grain rise at the heating for forging and which dressed the structure at solid recristalization (in the time of the cooling of bars in air after hot plastic deformation) was AlN, VC, VN, NbC, NbN and carbide-nitrides.

The mechanical properties are as same as an alloy steel (with Cr, Ni, Mo) quenched and high tempered. The advantage of this technology is that the micro-alloyed steel may be used in the stamping of automotive parts without heat treatments as normalisation, quenching and tempering. Other advantages of this new technology refers to the environmental risk - pollution diminution (by removing of heat treatments it is decreased the CO_2 emission) and also to economic advantages - low costs micro-alloyed steel due to the replacement of Cr, Ni, Mo elements (approx. total content of 2.8%) with a micro-alloying elements content 0.4% V, Nb, rare earth elements and to the diminution of energy costs as a result of heat treatments removing.

Received April 18, 2007 *Metallurgical Research Institute ICEM S.A., Bucharest*

REFERENCES

1. Yashiro Koyasu, Hiroshi Shinozaki, Nobuyuki Ishii, Nabukazu Suzuki, Akira Sakaguchi – **HSLA Steel Bar for Hot Forging without Subsequent Quenching and Tempering**, Nippon Steel Technical Report no. 30/1986
2. Yashiro Koyasu, Tatsuro Ochi, Hiromasa Takada, Husao Ishikawa, Hideo Kanisawa, Masato Yanase, Kenichiro Naito – **Development of Special Steel Bars and Wire Rods for High-Strength Automobile Parts**, Nippon Steel Technical Report no. 53/1992
3. Yashiro Koyasu, Toshihiko Takahashi, Nobuyuki Ishii, Hiromasa Takada, Hidetoshi Takeda – **High Strength and Toughness Microalloyed, Forging Steels for Fabrication of Automobile Underbody Parts without Subsequent Heat Treatment**, Nippon Steel Technical Report no. 47/1990

PRODUSE LUNGI DIN OŢELURI MICROALIATE CU REZISTENŢĂ ŞI TENACITATE RIDICATĂ PENTRU INDUSTRIA DE AUTOVEHICULE

Rezumat: Cercetările se referă la fabricaţia barelor din oţeluri cu 0,1-0,5% C, 0,5-1,9% Mn, microaliate cu Nb, V, lantanide, etc. Aceste oţeluri pot înlocui oţelurile aliate cu 1% Cr, 1,5% Ni şi 0,3% Mo în fabricaţia pieselor pentru autovehicule: butuc, bielă, arbore cotit, axe, organe de asamblare, bieletă, flanşe, cuplaje. Noua tehnologie se refera la realizarea barelor din oţel microaliat; matriţarea pieselor se realizează în regim controlat (de ex. la temperatura de 950^{0}C) cu răcire în aer, sau aer ventilat, sau apă cu avantajul eliminării tratamentelor termice de normalizare, călire şi revenire. Alte avantaje ale acestui procedeu sunt cele de mediu - reducerea noxelor prin evitarea tratamentelor termice (eliminarea emisiei de CO) şi cele economice – reducerea preţului de cost al piesei matriţate prin înlocuirea elementelor Cr, Ni, Mo (total 2,8%) cu 0,4 % elemente de microaliere V, Nb, pământuri rare şi reducerea energiei integrate în produs, ca urmare a eliminării tratamentelor termice. Tehnologia clasică, utilizată la fabricaţia produselor lungi destinate forjării (matriţării) pieselor pentru autovehicule, prevede realizarea de bare cu diametrul Ø20 – Ø90 mm din oţel aliat; piesele se obţin prin matriţare la temperatura de cca. 1000^{0}C, după care acestea sunt tratate prin normalizare (900^{0}C/aer) şi în continuare călire (850^{0}C/ulei) şi revenire (550^{0}C - 600^{0}C). Prelucrarea acestora prin aşchiere este dificilă ca urmare a modificărilor dimensionale a pieselor tratate termic. In această lucrare sunt prezentate rezultatele experimentale obţinute pentru o şarjă cu masa de 50 kg realizată dintr-o marcă de oţel microaliat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MICROSTRUCTURAL CHANGES OCCURRING DURING THE CONVENTIONAL PROCESSING OF Fe-Mn BASED SHAPE MEMORY ALLOYS

BY

LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU[(1)], SERGIU STANCIU[(1)] and VASILE DIA[(2)]

Abstract: The paper reports the experiments performed in order to produce Fe-Mn based shape memory alloys (SMAs). By means of optical microscopy (OM) the microstructural evolution of the processed alloy was monitored during the conventional production flow, comprising casting, homogenization and plastic deformation. This evolution has been accompanied by the increase of the amount of plates of ε martensite, which is responsible for the existence of thermal memory. Finally the occurrence of shape memory effect has been emphasized by free recovery in bending.

Keywords: martensite plates, microstructural evolution, shape memory effect, shape recovery degree

1. Introduction

Among Shape Memory Alloys (SMAs) four have become of commercial use, namely: Ti-Ni, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni and Fe-Mn-Si [1]. From the point of view of the crystalline structure of the parent phase (austenite) the first three alloys are of the β type (with bcc structure) while the last is of the γ type (with fcc structure) [2].

Fe-Mn-Si SMAs, typically containing 30 wt% Mn and 6 wt. % Si, were developed as SMAs with perfect memory by A. Sato et al. in 1982 [3]. These alloys experience a reversible martensitic transformation γ (fcc)↔ε (hcp) but no shape memory effect (SME) can be revealed unless ε stress induced martensite is formed [4].

The main characteristics of thermal memory of Fe-Mn-Si SMAs are summarized in Fig.1. As noticeable from Fig.1(a), a Shape Memory Effect (SME) characterized by a shape recovery degree of 90 % is obtained in the composition range Fe-(28-34)Mn-(4-6,5)Si [5, 6]. Fig.1(b) shows the variation of yield stress and SME with deformation temperature applied in order to obtain a cold shape characterized by a permanent strain of 1.5 %.. The lower part of this figure shows the decrease of SME from 100 % for the alloy deformed at M_s to bellow 20 % for the alloy deformed at M_d. In this case the magnitude of bending SME was determined with the relationship:

$$SME = (\theta_i - \theta_f)/\theta i \cdot 100 \quad (1)$$

where θ_i is the bending angle, in martensitic state, of the specimen with linear initial hot shape and θ_f is the remanent angle after heating. For perfect recovery, $\theta_f = 0$ and SME = 100. The reported experimental values of SME ranged between 61 to 80 % [7].

Unlike β-phase alloys, the martensitic transformation γ (fcc)↔ε (hcp), from Fe-Mn-Si, SMAs is neither thermoelastic nor ordered [8]. The transformation shear induces low energy stacking faults in austenite that are unable to permanently deform the parent phase.

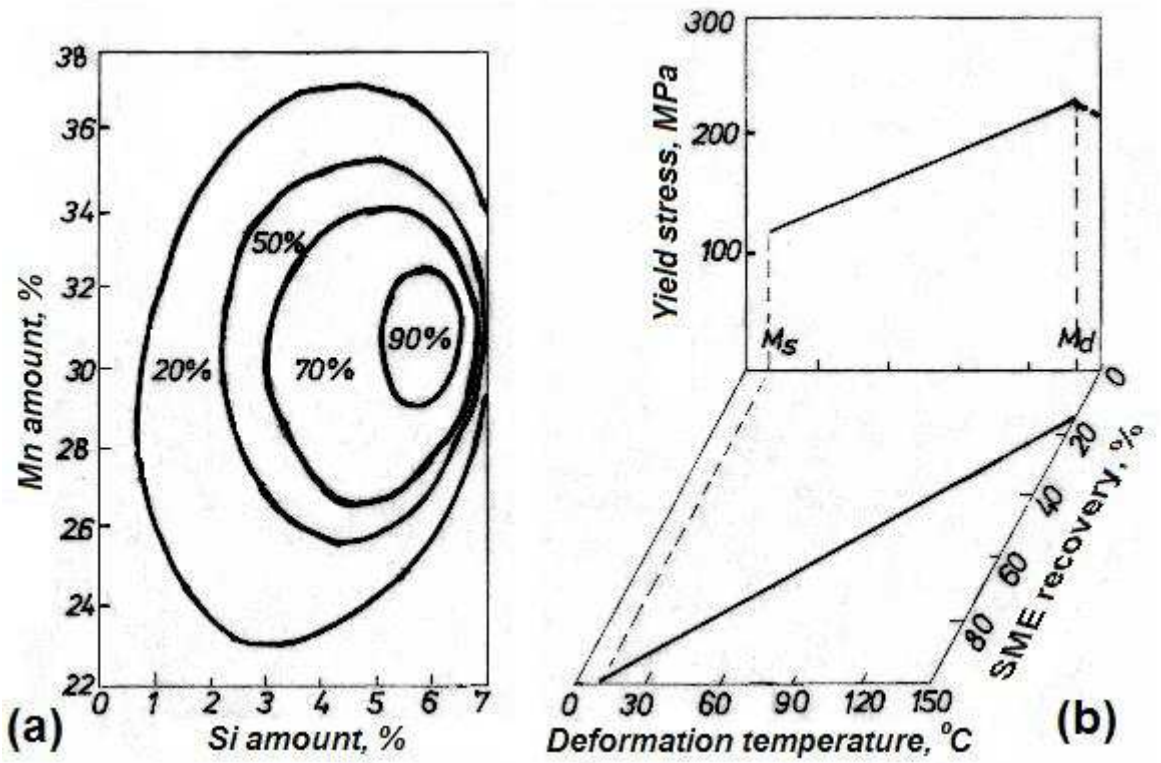


Fig.1. Characteristics of thermal memory at Fe-Mn-Si SMAs: (1) structural diagram for SME values as a function of chemical composition; (b) dependence of bending SME and yield stress on the deformation temperature applied for obtaining the cold shape [5, 6, 7]

Since austenite is elastically deformed during martensitic transformation, martensite reversion is favored during subsequent heating. It has been shown that martensite reversion is also favored by austenite strengthening , the best results being obtained by disperse precipitation of NbC nanoparticles [9].

The present paper aims to report the presence of SME in bending at specimens with chemical compositions different from the well known Fe-30Mn-6Si (wt. %).

2. Experimental procedure

Fe-Mn-Si alloys were produced in a high frequency induction furnace with a 0.2 kg Al_2O_3 crucible and insulated chamber with Ar atmosphere, starting from a Fe-20 wt.% Mn prealloy. After casting, the ingots (6 x 5 x $60 \cdot 10^{-3}$ m) were homogenized (1373K/24·3.6 ksec in Ar/ water) and quenched (1273K/ 1.8 ks/water) then subjected to hot forging (1173-1373 K) and quenching (1273K/ 1.8 ks/water), to the dimensions 3 x 3 x $100 \cdot 10^{-3}$ m. A final hot rolling was applied (1273K) with 15 % thickness reductions per pass, each followed by instant quenching, to thickness of $0.2 \cdot 10^{-3}$ m.

The final chemical composition of rolled specimens, determined by SEM, showed a maximum standard deviation of 0.92, which proves that the specimens were homogeneous.

Optical microscopy observations were performed on specimens etched with 10 % Nital solution.

Free recovery-bending cycles were applied comprising: (i) room temperature (RT) bending, (ii) heating until no shape recovery is observed and (iii) cooling to RT.

3. Experimental results and discussion

The typical structure of the as-cast binary Fe-20 % Mn prealloy is shown in Fig.2.

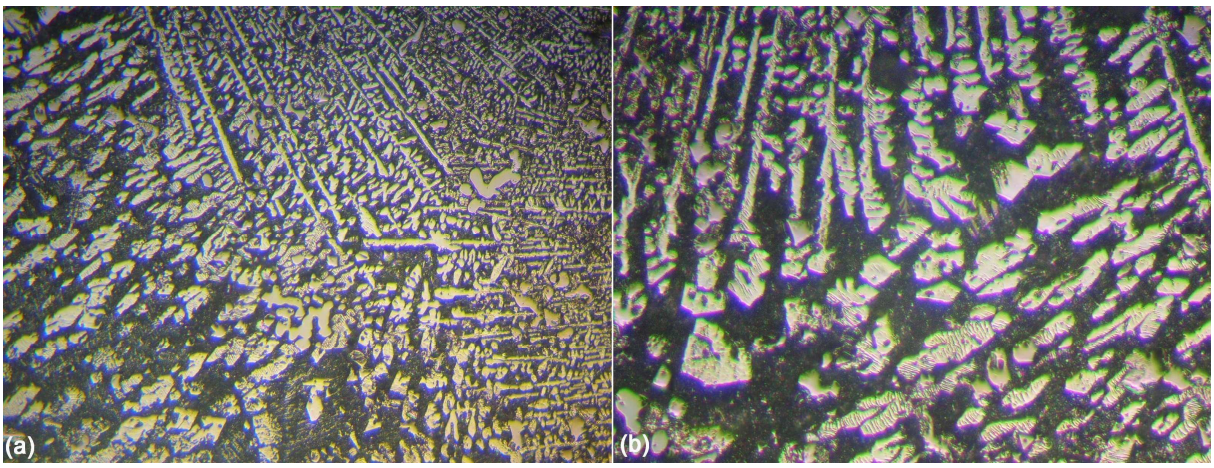


Fig.2 Typical optical micrographs of Fe-20%Mn as-cast prealloy: (a) intersection zone between F_α dendrites with two orientation and individual grains with dendritic aspect, 200x; (b) detail of the intersection zone revealing the transition of F_α from dendritic growth to individual grains; 400x

The structure is typical for casting. The white crystallites are alpha ferrite (F_α) with typical form and color since the alloy is ferromagnetic. As a result of the gamma forming action of Mn the dark background matrix is austenitic.

After the ternary addition of Si, no marked changes were observed in the structure of as-cast specimens. However, after homogenization and quenching, the dendritic structure disappeared and α' or ε martensites were formed depending on the Mn content. These aspects are illustrated in Fig.3, in the case of Fe-20 Mn-6 Si (%) alloy.

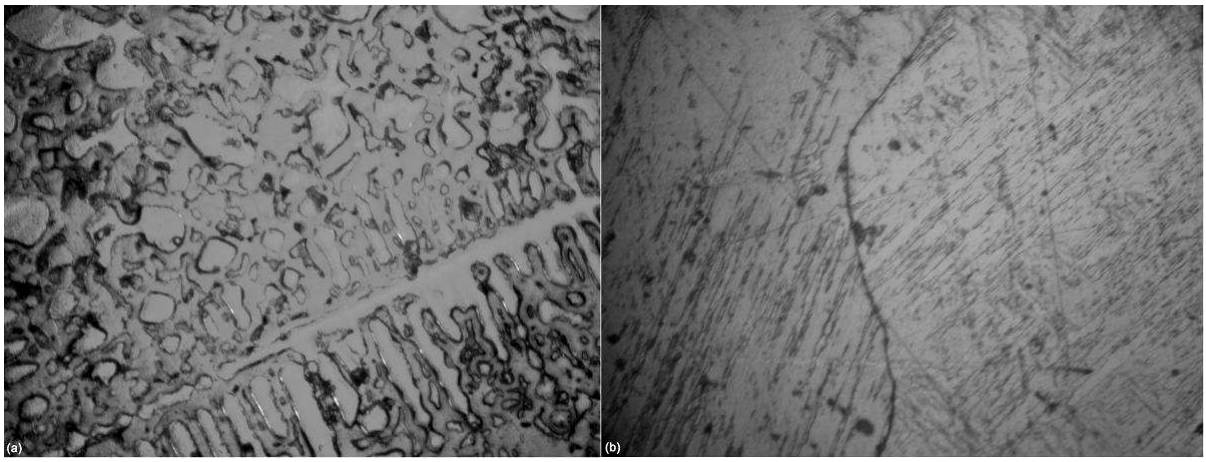


Fig.3 Optical micrographs revealing the effects of homogenization (1273K/12·3.6 ksec/ water) and quenching (1273K/ 1.8 ks/water) on the structure of cast Fe-20Mn-6Si (%) alloy: (a) initial dendritic structure, 200x; (b) formation of α' acicular martensite, after homogenization and quenching, 500x

Fig.3(a) reveals a typical casting structure, with F_α dendrites, the specimen being ferromagnetic. Fig.3(b) shows the boundary between two austenitic grains within which α' acicular ferromagnetic martensite was formed after homogenization and quenching, as an effect of water quenching and of the low value of Mn amount.

With increasing the Mn content, the specimen became paramagnetic and ε martensite became obvious after homogenization, as shown in Fig.4, for a Fe-30Mn-6Si (wt.%) specimen

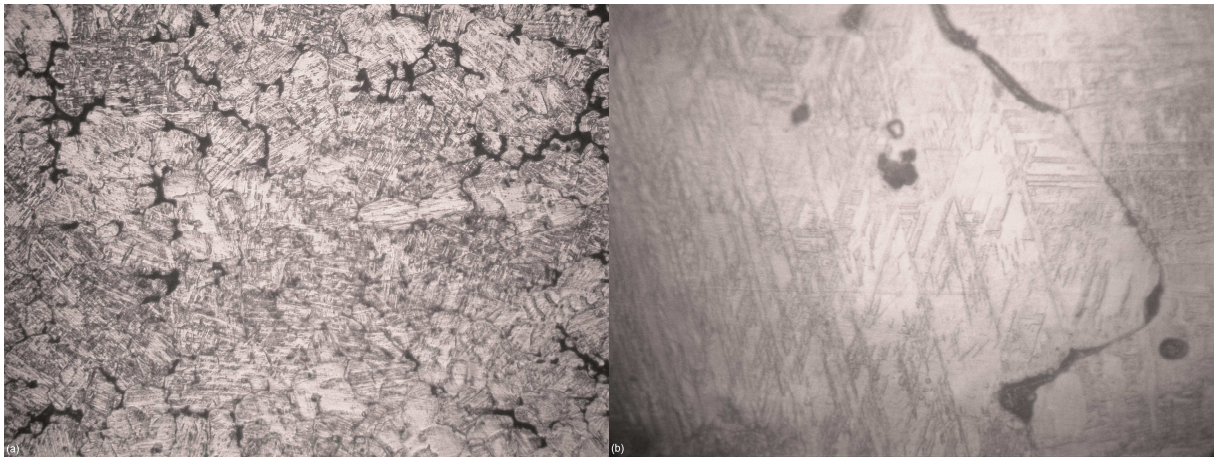


Fig.4 Optical micrographs of homogenized and quenched Fe-30Mn-6Si (wt. %) alloy revealing the formation of ε martensite with typical triangular morphology: (a) general aspect, 100x; (b) detail of ε martensite, 500x

The occurrence of both ε martensite plates is obvious even at low magnification, Fig.4(a). Higher magnifications reveal the typical triangular morphology of ε martensite, Fig.4(b).

Since the alloys with high manganese content proved to be very brittle for further experiments a Fe-23Mn-3 Si (wt. %) alloy was selected. The typical structures after hot forging and water quenching are shown in Fig.5.

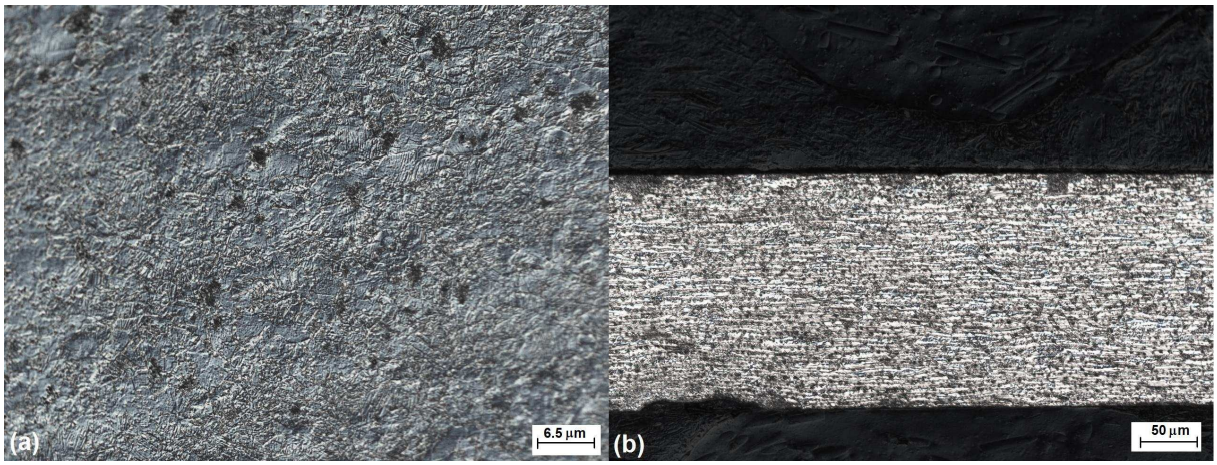


Fig.5 Optical micrographs on the axial surfaces of hot rolled and quenched specimens of Fe-23 Mn-3 Si (wt.%) alloy: (a) cross section on specimen's width; (b) cross section on specimen's thickness

As an effect of hot rolling and quenching ε martensite plates were formed but plastic deformation induced an aspect which is rather different from homogenized specimens, from two points of view: (i) no obvious grain boundaries are noticeable neither on width nor on thickness cross section; (ii) a marked texture is present on thickness cross section, mainly formed by elongated α' plates, since the specimen if ferromagnetic. ε martensite plates are noticeable only on width thickness and are less numerous than in undeformed homogenized and quenched Fe-30Mn-6Si (wt.%).

In order to emphasize the existence of SME, four cycles were applied to Fe-23Mn-3Si lamellar specimens, comprising room temperature (RT) bending – heating – cooling, as illustrated in Fig.6.

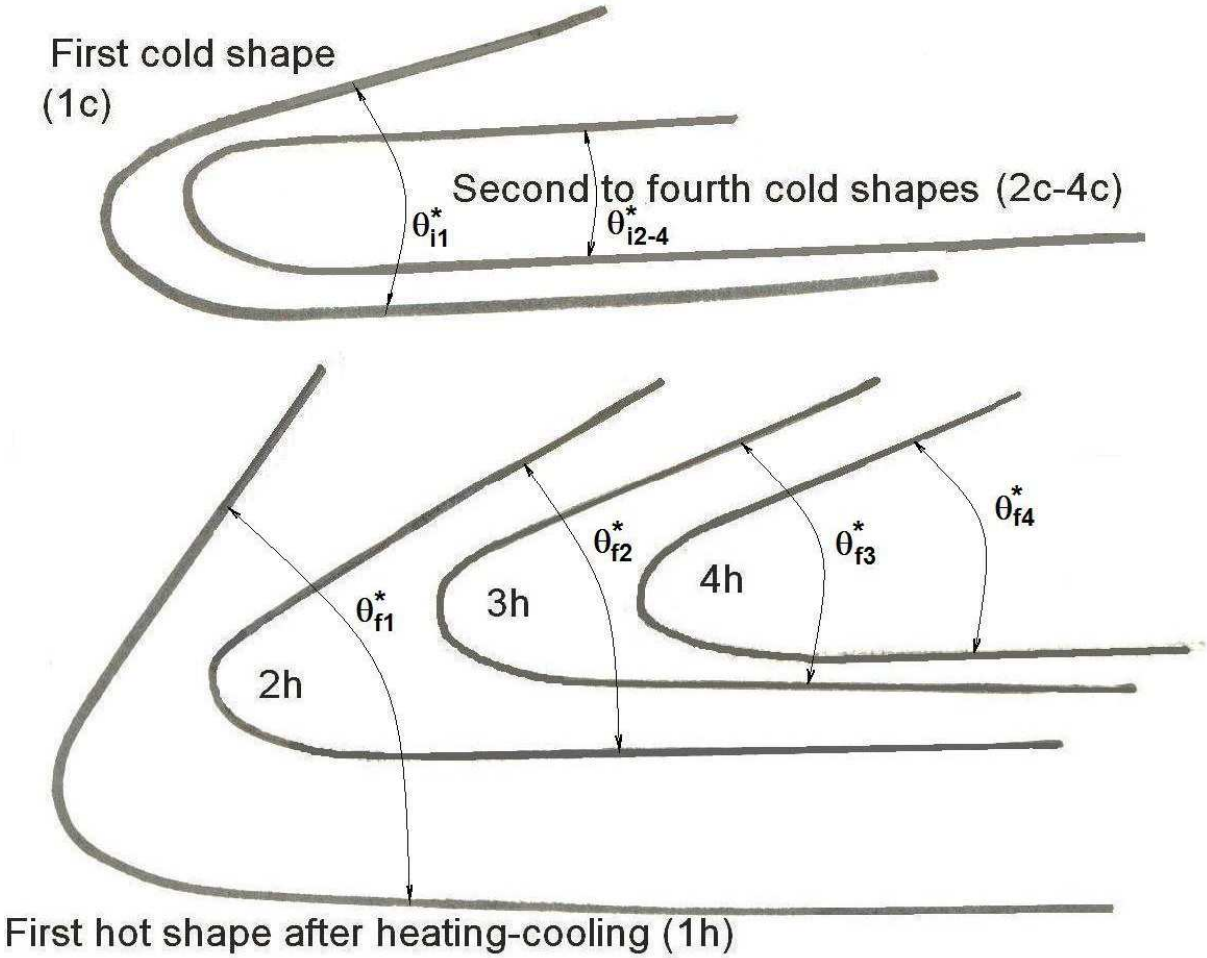


Fig.6 Recordings of the consecutive evolution of Fe-23Mn-3Si (wt./%) specimen contours during four cycles comprising RT bending-heating-cooling. 4 cold shapes (1c – 4c) were obtained by bending with the angles 180-θ_i* and 4 hot shapes (1h – 4h) were caused by free-recovery SME characterized by the angles 180-θ_f*

The values of the θ_i and θ_f angles, measured as complements of the angles θ_i* and θ_f*, from Fig.6, and the resulting SME values, determined according to relationship (1), are listed in Table 1.

Table 1

Parameter	Number of cycle			
	1	2	3	4
θ_i, ^{0}	166	180	180	180
θ_f, ^{0}	123	150	156	158
SME, %	26	17	13	12

The decrease of SME value could be determined by the irreversible deformation of α' martensite. However, the excellent plasticity of the alloy, which accommodates bending angles as high as 180^0 is to be noticed.

4. Conclusions

The formation of ε martensite was observed both in Fe-30Mn-6Si (wt. %) in homogenized and quenched state and in Fe-23Mn-3Si (wt. %) after homogenization, quenching, and hot rolling with instant quenching. It was assumed that the presence of α' stress induced martensite in Fe-23Mn-3Si limited the value of SME in bending to 26 %, value which is however higher then that reported in literature (20 %) for such chemical compositions. During cycling, the irreversible deformation of α' could be the cause of the gradual decrease of the SME value, from 26 to 12 % after 4 cycles.

Acknowledgements

This work was financially supported by the Romanian National University Research Council (grant A CNCSIS 275/2006, 2007).

Prof. L.G.Bujoreanu wishes to bring special thanks to dr. Takahiro Sawaguchi and Mr. Motomochi Koyama, from NIMS Tsukuba, Japan, for kind expertise and fruitful discussions and for technical support in specimen preparation, respectively.

Received April 30, 2007

(1)The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi
(2)S.C.MITTAL STEEL Iaşi S.A.

REFERENCES

1. Hornbogen, E. – *Alloys with shape memory-New materials for the technology of the future?,* **Progress in Shape Memory Alloys**, (Eucken, S., editor), DGM Informationsgesellschaft Verlag, Bochum, 1992, **3-22**
2. Bujoreanu, L.G – *Materiale inteligente,* **Editura JUNIMEA**, Iaşi, 2002
3. Sato, A., Soma, K. and Mori, T. – *Hardening due to pre-existing ε-martensite in an Fe-30Mn-1Si alloy single crystal*, **Acta metallurgica**, **30**,1982, **1901-1907**
4. Pandey, D. and Lele, S. – *On the study of the f.c.c – h.c.p. martensitic transformation using a diffraction approach – I. f.c.c.→h.c.p. transformation*, **Acta metall.**, **34**,1986, **405-413**
5. Frémond, M. and Miyazaki, S. – **Shape Memory Alloys. CISM Courses and Lectures**, Springer, Wien-New York, 1996
6. Dubois, B. – *Aciers à mémoire de forme. Espoir ou réalité?*, **Traitement thermique, 234**, 1990, **27-34**
7. Sade, M., Halter, K. and Hornbogen, E. – *Transformation behaviour and one-way shape memory effect in Fe-Mn-Si alloys,* **Progr.Shape Mem.All.**, (Eucken, S. ed.), DGM-Informationsgesellschaft Verlag, Bochum, 1992, **191-199**
8. Sato, A., Chishima, E., Yamaji, Y. and Mori, T. – *Orientation and composition dependencies of shape memory effect in Fe-Mn-Si alloys,* **Acta Metall., 32,** 1984, **539-547**
9. Sawaguchi, T., Kikuchi T., Kajiwara, S., *The pseudoelastic behavior of Fe-Mn-Si-based shape memory alloys containing Nb and C*, **Smart Materials and. Structure 14** (2005) **S317**

MODIFICĂRI MICROSTRUCTURALE PRODUSE ÎN TIMPUL PRELUCRĂRII CONVENȚIONALE A ALIAJELOR PE BAZĂ DE Fe-Mn, CU MEMORIA FORMEI

Rezumat: Lucrarea prezintă experimentele effectuate pentru a produce aliaje cu memoria formei (AMF) pe bază de Fe-Mn. Prin intermediul microscopiei optice (MO) a fost urmărită evoluția microstructurală a aliajului prelucrat, în timpul fluxului convențional de producție ce presupune turnare, omogenizare şi deformare plastică. Această evoluție a fost însoțită de creşterea cantității de plăci de martensită ε, care este responsabilă pentru existența memoriei termice. În final a fost evidențiată apariția efectului de memoria formei prin revenire liberă la încovoiere.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH ON THE PROCESSING OF A Ni-Ti BASE SHAPE MEMORY ALLOY THROUGH POWDER METALLURGY TECHNOLOGY

BY

VIOREL CÂNDEA, SMARANDA LĂPUŞAN, GEORGE ARGHIR, IONUŢ GLIGOR, CODRUŢA PAVEL, CĂLIN PRICĂ

Abstract. The present paper investigates the processing technology of a "smart" Ni-Ti base alloy (50 at.% Ni and 50 at.% Ti), with practical applications in the medical field. In this study, the Ni-Ti alloy was obtained by liquid phase atomization using an inert gas (Argon) as the spraying agent. Chemical composition, morphological and structural analysis of the resulting powder were conducted through optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction analysis.

Keywords: NiTi, atomization, X-ray diffraction.

1. Introduction.

Previous research and studies on certain materials, for use as permanent or provisional medical implants, showed that only certain materials can be tolerated by the human body and can ensure a perfect functionality of the organism in its presence. Important progress in orthopedics, dentistry, neurology and cardiology was made by using materials with special properties (like shape memory, superelastic rubber-like behavior etc.) [1][4]. Among these materials, the Ni-Ti base alloys proved to be the most efficient, due to its excellent mechanical stability, very good corrosion resistance and remarkable biofunctionality and biocompatibility [2][3].

On these grounds, the material presented in this work is the equiatomic Ni-Ti alloy with 55.1 wt% Ni and 44.9 wt% Ti.

2. Experimental, results and discussion.

In order to obtain the Ni-Ti alloy with the specified chemical composition, first three micro-ingots were elaborated through electron-beam vacuum melting, weighing 2200 g, 1800 g, and 1100 g, respectively. The elaboration process consisted in subsequent meltings, as Titanium was progressively added to the composition until it reached the necessary content. The three micro-ingots, with the average chemical composition presented in table 1, were used as raw material for obtaining the Ni-Ti powder. The X-Ray diffraction diagram of the first micro-ingot is presented in figure 1. The powder elaboration process was carried out in a liquid atomization installation where the melting of the micro-ingots was made in an induction melting furnace at 1300°C, with a vacuum pressure of 10^{-2} Torr. Before the vacuuming of the furnace the remaining air was flushed out with Argon gas. The melt was overheated with 100°C before atomization to ensure the optimal fluidity. After 5 Argon gas flushings of the

atomization container, the melt vein was disintegrated by high purity 4,5 Argon gas spraying. A ring-shaped spraying device was used with 12 circular section nozzles. The Argon gas spraying pressure was 20 bar. An increase of the spraying pressure could modify the grain size distribution, but would also lead to an increased quantity of unwanted spherical shaped powder particles.

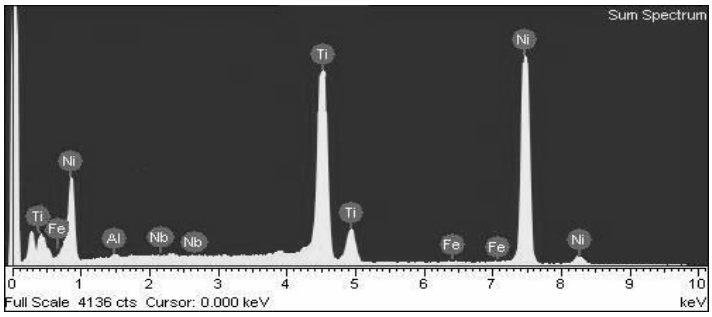


Fig. 1. EDX analysis of micro-ingot no.1(Ni-Ti).

Table 1. Average chemical composition of the Ni-Ti micro-ingots

Chemical composition, wt%				
Ni	Ti	Nb	Fe	Al
54.28	45.26	0.13	0.10	0.23

The obtained Ni-Ti powder was subjected to grain size analysis, microscopy, micro hardness and X-Ray diffraction. Table 2 shows the granulometric distribution of the powder.

Table 2. Granulometric analysis results.

Granulometric fraction, [μm]	< 40	40 – 63	63 – 80	80 – 100	100 – 200	>200
Granulometric fraction share, [%]	7.2	8.3	22.8	24.7	20.5	16.5

The SEM images from figures 2 and 3 show various particle shapes, from spherical to biscuit shape, and particle surface from smooth to rippled. The surface of the spherical shape particles is clearly smooth, sometimes with a dendritic aspect, figure 2, and in the case of irregular shape particles, severily rippled.

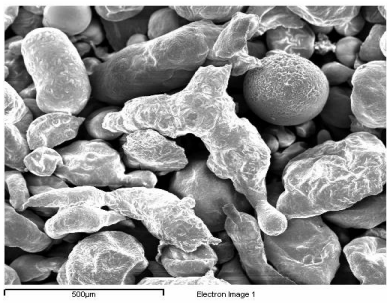
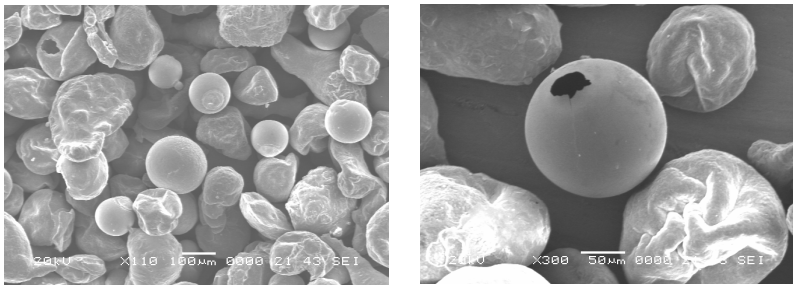


Fig. 2. SEM image of the atomized Ni-Ti powder.



a b

Fig. 3 a, b. SEM images of the atomized Ni-Ti powder: a – spherical particles, b - hollow particles.

A very distinct phenomena is the presence of hollow powder particles. The craters seen on their surface is the result of gas evacuation from the interior of the powder particle, figure 3. This process is probably due to the gas absorption phenomena by some of the powder particles. These gases later explode at the contact with the cold water from the atomization chamber. The fabrication of implants using hollow powder particles would have the advantage of highly reduced specific weights,

much easier to tolerate by the patient, and with much higher osteo-integration possibilities.

The chemical composition of the atomized powder, 53.61 wt% Ni, 43.32 wt% Ti, 0.28 wt% Fe, 0.24 wt% Al, 2.38 wt% O ad 0.17 wt% Mg, was obtained through EDX analysis, figure 4, using a JEOL 560 LV SEM microscope. The Ni and Ti content is close to the stoichiometric composition. The small quantities of Magnesium, Aluminum and Iron probably resulted from the melting furnace lining. The Oxygen is present in a fairly large quantity, of 2.38 wt%, and most probably in the form of titanium oxides.

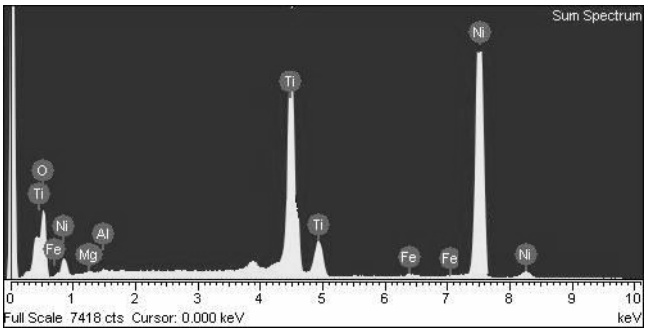


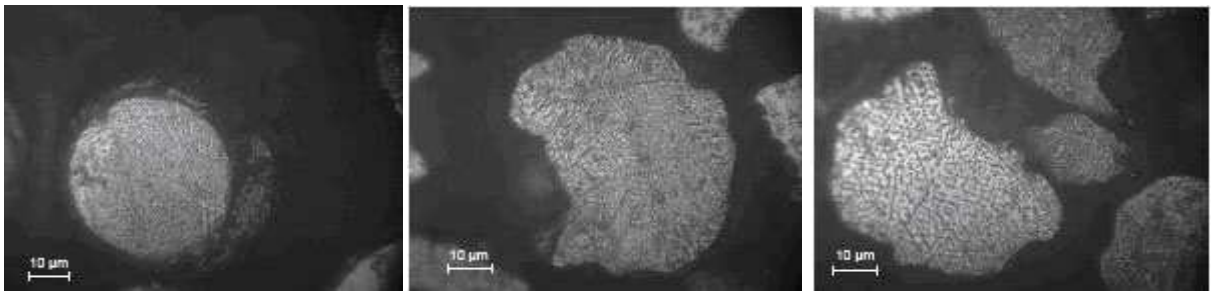
Fig. 4. EDX analysis of the atomized Ni-Ti powder.

Depending on the shape and size of the powder particles, after chemical etching with 1HF + 4HNO_3 + 5H_2O solution for 18 to 30 seconds, three types of structures could be distinguished:

a. fine dendritic structure, with a central orientation of the dendrites, figures 5 a, b, and c;

b. cellular aspect structure, with a clearly visible outline, figure 6;

c. mixed structure, where the dendritic formations alternate with cellular formations, figure 7.



a b c

Fig. 5 a, b, c. Optical micrographs of the atomized Ni-Ti powder.
Etched with 1HF+4HNO_3+5H_2O.

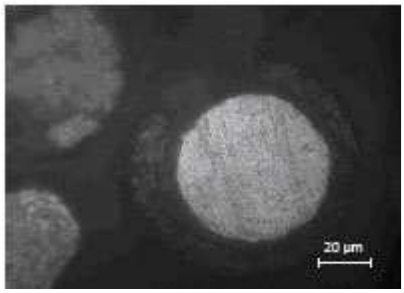


Fig. 6. Ni-Ti powder obtained by inert gas atomization.

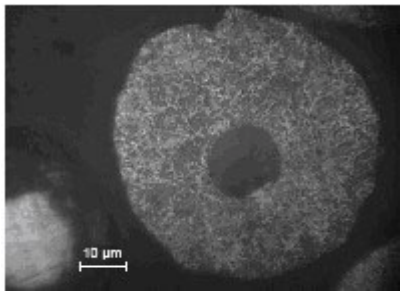


Fig. 7. Ni-Ti powder obtained by inert gas atomization.

Responsible for this difference in structure is supposed to be the different cooling rates of the powder particles caused by the difference in their size. The dendritic structure, corresponding to inhomogeneous phases, is normal for liquid phase processing where the cooling rates have very high values. Theoretically, applying a heat treatment could increase the homogeneity grade, but it is hoped this drawback will resolved after sintering.

For identifying the different possible phases present in the Ni-Ti powder, micro hardness measurements were carried out, using a 20 gf load, and X-Ray diffraction analysis using a DRON 4 equipment.

The average measured micro hardness values are presented in table 3, values that refer to the dendritic and cellular aspect structures.

Table 3. Vickers micro hardness values corresponding to the liquid phase atomized Ni-Ti powder.

Particle aspect	Micro hardness, $HV_{0,02}$	Comments
Dendritic structure	641	Fine dendrites
Dendritic structure	626	Coarse dendrites
Cellular aspect structure	753	Edge of grain
Cellular aspect structure	626	Center of grain

A short analysis of the micro hardness values from table 3 points out close values, whatever the surface aspect. However, in the case of the finer dendritic structure powder particles, and at the edge of the grain in the case of the cellular aspect structure, respectively, the measured micro hardness values were higher.

To find a more precise explanation, X-Ray diffraction analysis was carried out on different granulometric fractions of the Ni-Ti powder. The five XRD diagrams, together with the working parameters used, are presented in figures 8, 9, 10, 11, 12. The result of the XRD diagrams analysis are shown in table 4.

Table 4. XRD diagrams analysis results for the atomized Ni-Ti powder.

Analyzed sample	**Ni [%]**	**Ti [%]**	**Ni_3Ti [%]**	**NiTi [%]**	**$NiTi_2$ [%]**
Ni-Ti powder, -200 …+100 µm	-	-	-	98	2
Ni-Ti powder, -100 … +80 µm	4	2	-	91	3
Ni-Ti powder, -80 … +63 µm	34	6	2	56	2
Ni-Ti powder, -63 … +40 µm	31	15	3	46	5
Whole Ni-Ti powder, -100 µm embedded and grinded	25	4	8	52	11

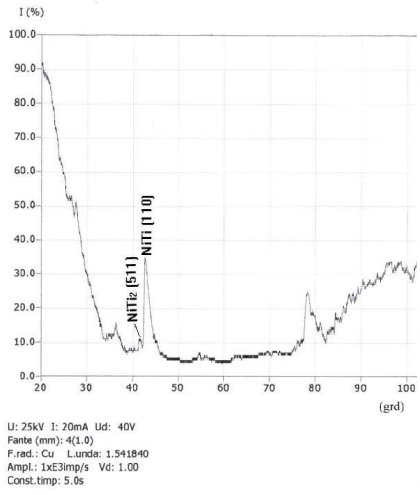


Fig. 8. XRD diagram for the atomized Ni-Ti powder, -200 … +100 μm fraction.

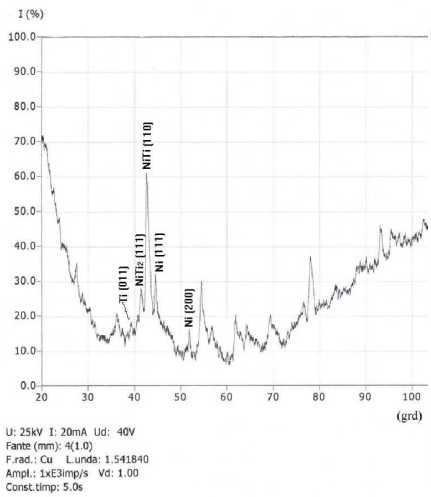


Fig. 9. XRD diagram for the atomized Ni-Ti powder, -100 … +80 μm fraction.

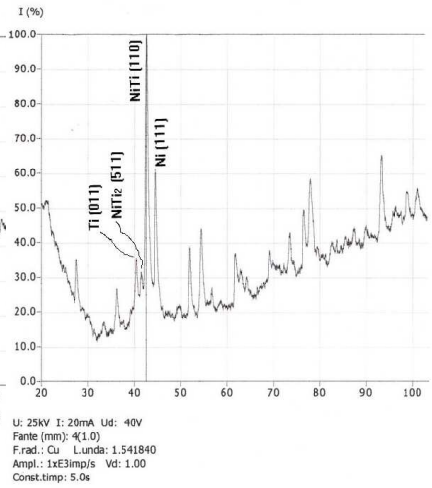


Fig. 10. XRD diagram for the atomized Ni-Ti powder, -80 … +63 μm fraction.

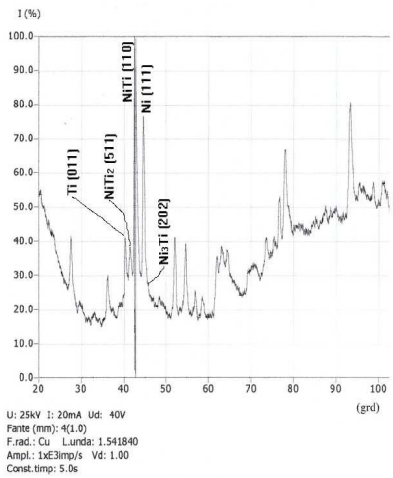


Fig. 11. XRD diagram for the atomized Ni-Ti powder, -63 … +40 μm fraction.

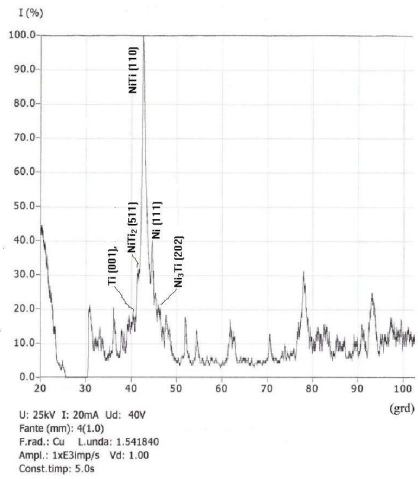


Fig. 12. XRD diagram for the atomized whole Ni-Ti powder, embedded and grinded, -100 μm fraction.

3. Conclusions

The present work established the processing technology of equiatomic Ni-Ti alloy in the form of metallic powder obtained through inert gas atomization.

Based on the chemical and structural analysis, the chemical composition of the processed alloy was in the range of the alloy we intended to obtain, 55.1 wt% Ni and 44.9 wt% Ti.

The studies on the alloy's microstructure, pointed out the presence of a number of phases, as follows:

- solid solution of NiTi intermetallic compound, as a predominant phase, with an essential role in obtaining the special characteristics of the alloy;
- solid solution of Ni_3Ti intermetallic compound;
- solid solution of $NiTi_2$ intermetallic compound;
- pure Nickel (Ni);
- pure Titanium (Ti).

The authors of this work intend to test the so obtained Ni-Ti powder in pressing and sintering operations. The use of a heat treatment will be necessary in order to drop down the Oxygen content, as well as a milling operation to modify the spherical shape of the powder particles, an essential condition to improve the pressability of the powder.

Received April 2, 2007

Technical University from Cluj-Napoca

References

1. J.B. Park and R.S. Lakes, **Biomaterials**: An Introduction, Plenum Press, 1992.
2. Hodgson, Darel E., Ming H. Wu, and Robert J. Biermann. **Shape Memory Alloys**. Online. Available SMA INC
3. Krone, L. et. al., The potential of powder metallurgy for the fabrication of biomaterials on the basis of nickel-titanium: A case study with a staple showing shape memory behavior, *Advanced Engineering Materials* 7 (2005), 7, 613 – 619
4. L. Gh. Bujoreanu, **Materiale inteligente**, Editura Junimea, Iaşi 2002

CERCETĂRI PRIVIND ELABORAREA UNUI ALIAJ CU MEMORIA FORMEI, DIN SISTEMUL Ni-Ti, PRIN TEHNOLOGIA METALURGIEI PULBERILOR

Rezumat: Lucrarea de faţă prezintă preocupări ale colectivului în domeniul elaborării unor aliaje „inteligente" din clasa Ni-Ti (50%at.Ni şi 50%at.Ti), destinate domeniului medical. A fost experimentată elaborarea prin pulverizare din fază lichidă cu argon (gaz inert) a aliajul Ni-Ti, determinându-se parametrii tehnologici de elaborare. Pulberea obţinută a fost analizată din punct de vedere morfologic, chimic şi structural, efectuându-se determinări prin microscopie optică, electronică şi difractometrie cu raze X. Au fost identificaţi trei compuşi chimici diferiţi: NiTi, Ni_3Ti şi $NiTi_2$, precizându-se forma, aspectul şi caracteristicile acestora.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE POSSIBILITIES TO OBTAIN FINE STRUCTURES IN SINTERED STEELS BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

BY

VIORICA CHERTES, RADU L. ORBAN

Abstract: The paper presents an analysis of the possibilities to improve mechanical properties of structural sintered steels by the bulk severe plastic deformation method. The results, obtained by the method application in the bulk mechanical alloying variant to the sintered carbon steels, proved the possibility of advanced pore elimination, as well as of the microstructure refining even up to the nanometric scale, in tight correlation with the deformation parameters and with the attained deformation degree. Their combined effects resulted in an important improvement of the determined mechanical properties.

Keywords: sintered structural steels, bulk severe plastically deformation

1. Introduction

Severe plastic deformation is a relatively new method applied to metallic materials with the purpose to improve their mechanical properties through the microstructure refining [1]. It has been successfully applied to the wrought steels – the method being under development and industrial implementation [2]. However, only few published papers have been found related to the method extension to the sintered structural steels [3]. Or, their wider application – required by the market owing to the known advantages in their production conferred by powder metallurgy, is still limited even by the possibilities to obtain high mechanical properties – similar with of the wrought steels [4]. The present paper aims to establish the possibilities to extend the method application to the mechanical properties of sintered carbon steels improving.

The approached problem, regarding the application of the bulk severe plastic deformation method to the sintered carbon steels, was to establish a correlation between deformation pressure applied on the sintered performs, microstructure and mechanical properties. It was analyzed the typical microstructure of the steel in the sintered and repressed conditions, an important crushing of the structure through repressing being expected. Consequently the investigations have been firstly focused on the influence of the conditions of severe plastic deformation on the crystal grain dimensions. Then, the density variation as a function of the re-pressing conditions has been investigated. Finally, in this first approach of the problem, the hardness variation as a function of the re-pressing pressure has been determined.

2. Theoretical considerations

Among the known methods of the severe plastic deformation [1], it was selected the bulk mechanical alloying (BMA), applied, with good results, by T.

Aizawa for the solid state synthesis of functional materials [5] because it was considered to be the most suitable for sintered materials. It consists in the multiple pressing in close dies that have the diameter a little greater then that of the sintered compact. So, the produced deformation is a combination of plastic deformation through compressing and shearing, i.e. pressing with transverse deformation. Consequently, the sintered preform must have a transverse section smaller and with a simpler shape then the final part. This deformation mode theoretically ensures, at a great enough deformation degree, the elimination of pores and the obtaining of a compact material, leading to superior properties (Fig. 1).

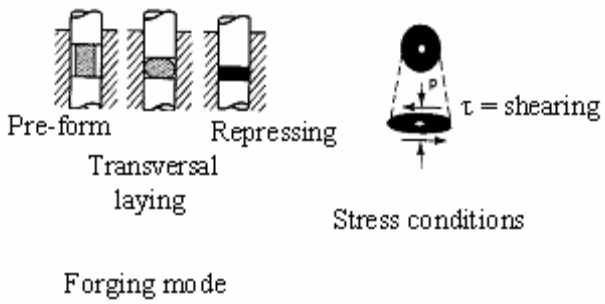


Fig.1 Compaction with the material transversal deformation [6].

The effective deformation degree has to be smaller then the value of the critical one - which corresponds to cracking.

3. Experimental conditions

ASC 100.29 type iron powder has been selected for experiments, as it has a high purity and good compactness, being widely used to the manufacturing of structural sintered parts, commonly in mixture with 0.4÷0.8 wt.% graphite to obtain a sintered carbon steel [4]. In the present investigations a proportion of 0.6 wt. % graphite has been adopted. Also, a proportion of 0.6 wt.% zinc stearate has been added as the compaction lubricant. The powder mixture homogenization has been realized in a TURBULA type blender, for 30 min, at a constant rotation speed of 100 r.p.m. Cylindrical samples of a cross section of 0.5 cm^2 (die diameter 8.2 mm) and 8 mm height were realized from these mixtures by cold axial bi-lateral compaction in rigid dies with compacting pressures of 200, 400, 500, 600, 700 MPa. For each determination 3 samples were realized, in the same conditions.

For the obtained green samples there were determined density, compactness and porosity by the standard methods [7]. The obtained values were used as the base for the determination, in the next step, of the density variation through sintering.

Sintering was performed in a tubular furnace, at 1120 °C for 40 min., using endo-gas as sintering atmosphere (dew point –35 °C). To avoid the steel quenching after sintering, the subsequent cooling was realized with a low cooling rate (~ 30 ^{0}C/min).

For the BMA application after sintering, the obtained samples with the nominal diameter of 8.2 mm (compacting die diameter) were successively re-pressed in dies with a diameter of 11.28 mm and 13 mm respectively, with re-pressing

pressures of 1400, 1600 and 1800 MPa, without a recrystallization annealing between the re-pressing steps.

The final characterization of the re-pressed samples was realized by the density variation as a function of the re-pressing pressure determination, by microstructural analyses and mechanical testing. To establish the effect of the applied BMA on the microstructure refinement, the final crystalline grain size was determined by the Scherre's method [8]. Finally, for the resulted effect on mechanical properties, among the known characteristics of their defining, only hardness was adopted in this first assessment of the topic. It was determined in a cross section, by the standard Rockwell B method.

4. Results and discussions

Figure 2 presents the variation of density of the sintered and re-pressed compacts as a function of the re-pressing pressure.

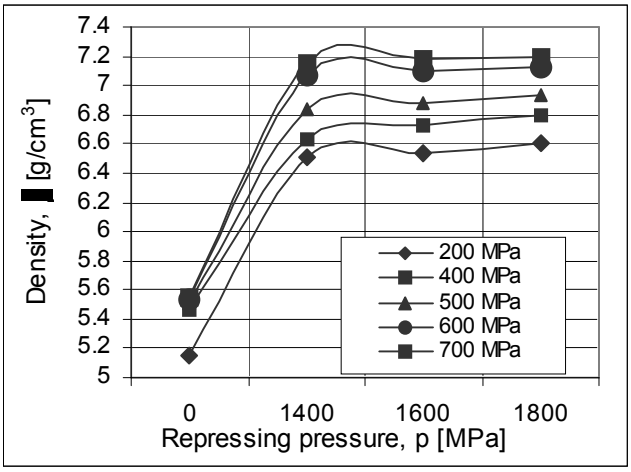


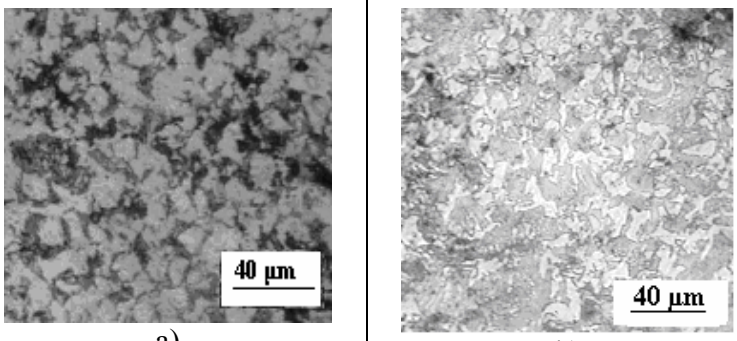
Fig. 2. The density variation of the sintered compacts by re-pressing, for various compacting pressures.

As it can be seen, even at repressing with the lowest adopted pressure (1400 MPa), a significant rising of the density comparing to the sintering density occurs. The value of this rising is influenced also by the compacting pressure used for the powder compaction, the highest final density being obtained for the highest value of the compacting pressure.

As it was expected, the material cold straining, during the repressing, leads to an important microstructure refining. Comparing the microstructures of the repressed compacts in cross sections perpendicular on the repressing direction, with those of the sintered samples analyzed in the same sections (Fig. 3), it can be seen a notable difference in the pores concentration and dimensions, but especially in the shape and dimensions of grains. It can be observed that almost all of the existing pores have been eliminated through BMA, especially by shearing through material radial flow in the die of bigger diameter or by solid state welding.

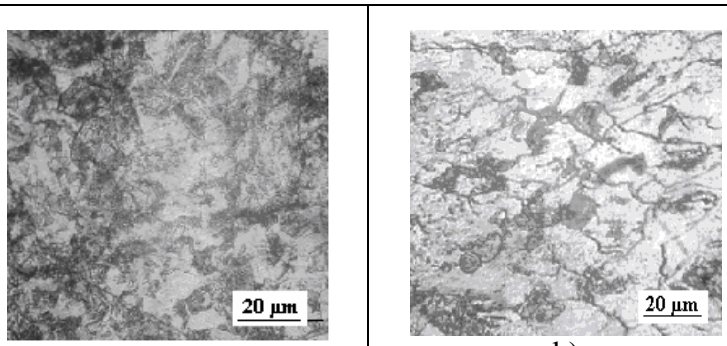
In an axial cross-section (Fig. 4), it can be clearly seen the preferential deformation along the flow direction under BMA. The pores are almost entirely eliminated - the residual ones heaving very small dimensions, and the crystal grains

have shapes with irregular contours – emphasizing the radial flow, which is a characteristic for the deformation through shearing produced by repressing in a die with a bigger diameter.



a) b)

Fig. 3. Typical microstructure of samples in a transversal cross-section: a) without repressing; b) re-pressed at 1600 [MPa].



a) b)

Fig. 4. Typical microstructure of samples in an axial cross-section: a) without repressing; b) re-pressed at 1600 [MPa].

The variation of the crystalline grains dimensions by re-pressing was determined through XRD analysis, by their calculation with the Scherrer's relationship, which considers the variation of the experimentally determined diffraction lines width at their half height, β, [3]:

$$ß = K*\lambda / D*\cos\theta \quad (1)$$

where D is the average dimension of crystallites, θ – Bragg angle and K a constant depending on the crystallites shape, on the Miller indexes, on the diffraction line characteristics and on the defining mode of D. The values of ß were measured on the obtained XRD patterns, while, according to some published recommendations [8], the value K = 1 was adopted.

Figure 5 illustrates the growth of the diffraction line width at their half height - corresponding to the reflections on crystallographic planes (110) and (200) with the increasing of the re-pressing pressure, which indicates the decreasing of the crystal grains dimensions. By calculating the average grain size value for the above mentioned crystallographic planes, a diminishing of the crystalline grains dimensions can be observed, depending on the repressing pressure – as shown in Figure 6.

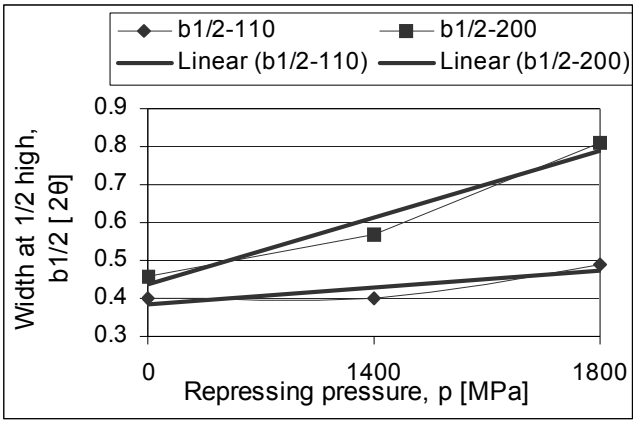


Fig. 5. Variation of the width at 1/2 height of the diffraction lines depending on the repressing pressure

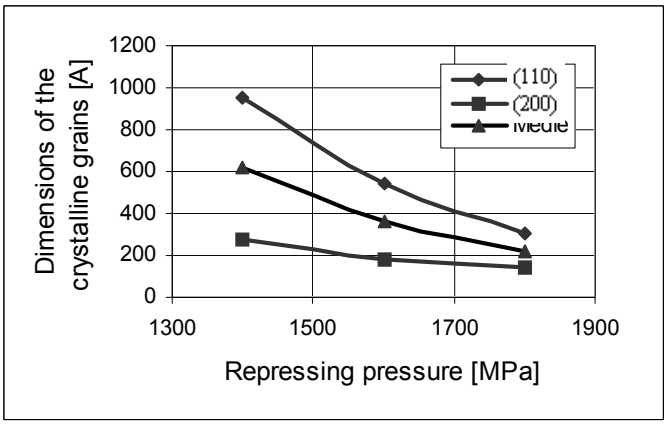


Fig. 6. Variation of the crystal grain dimensions vs. re-pressing pressure.

It is to be remarked that for the maximum re-pressing pressure these values are even in the nanometric domain. So, by BMA applying to the sintered carbon steels under appropriate conditions, even nanocrystalline structures can be obtained.

The resulted denser and finer microstructure, combined with the material cold-hardening during re-pressing, lead, as expected, to a notable increasing in the steel hardness (Fig. 7).

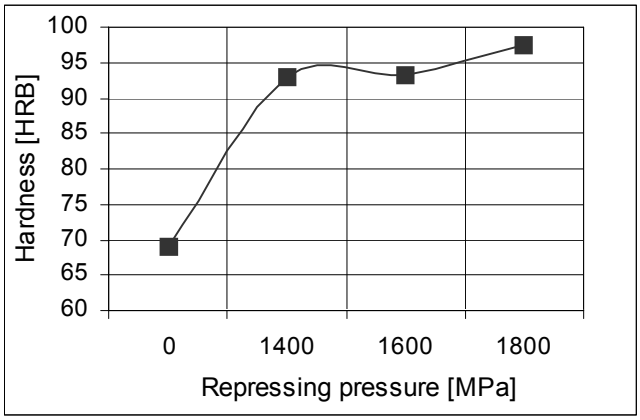


Fig. 7. The hardness variation for the re-pressed compacts vs. re-pressing pressure

Although it was not directly determined, it is expected that the tensile strength of these steels would also increase. However, as it can be seen, the hardness increasing is very abrupt for the first step of re-pressing and becomes shallower for the further

pressure increasing. The explanation is related to the prominent pore elimination in the first step of repressing and to the increase of the grain boundaries volume fraction density as the crystallites size approaches the nanometric scale.

5. Conclusions

The performed researches have demonstrated the possibility to improve the mechanical properties of structural sintered steels by the bulk severe plastic deformation. This is achieved by the combined effects of almost complete elimination of pores, microstructure refining and material cold hardening.

The behavior of the ASC 100.29 sintered steel at severe plastic deformation, obtained on the principle of bulk mechanical alloying, is in a close correlation with the powder compressibility, which determines the achievable deformation degree under acceptable conditions from the technical and economical points of view. The achievable improvement of mechanical properties depends on the attained deformation degree – determined by the applied pressure but also by the powder compressibility. At a deformation degree higher then the critical one, which corresponds to the cold hardening, an advanced structure refining – even to the nanometric domain is obtained, which leads to important improvements of mechanical properties.

Received March 12, 2007 *Technical University of Cluj – Napoca*

REFERENCES

1. Pranghell P. B., J. R. Bowen, **Mechanism of Formation of Sub micron Grain Structure During Sever Deformation**, T. M. S. Document Center, 2004.
2. Han B. Q., Laverne E. J., and Mohamed F. A., **Dislocation structure and deformation in iron processed by equal-channel-angular pressing** (2004). Metallurgical and Materials Transactions A, 35A (4), p. 1343-1350.
3. Kvackaj, T., Zemko, M., Kusculic, T. , et. al., **Nano & Ultra-fine Grained Materials, Severe Plastic Deformation**, Proceedings pf the World Congress of Powder Metallurgy, Busan, Korea, 2006, part 2.
4. X X X, **Höganäs Iron and Steel Powders for Sintered Components**. Höganäs AB Sweden, 1998.
5. Aizawa, T., Zhou C., **Bulk Mechanical Alloying for Solid-State Synthesis of Functional Materials**. Advanced Engineering Materials, Volume 2, Issue 1-2, 2000, p.11-59.
6. Chertes, V., Orban, R. **Analiza factorilor determinanți ai geometriei și dimensiunilor preformelor sinterizate pentru matrițar**e, Ştiință şi Inginerie, vol. VI, Ed. AGIR, 2004.
7. ASM HANDBOOK, vol. 7, **Powder Metallurgy,** 1993, 897 p.
8. Pop, V., Chicinaş, I., Jumate, N., **Fizica Materialelor**, Presa Universitară Clujeană, Cluj-Napoca, 2001, 355 p.

POSIBILITĂȚI DE OBȚINERE A STRUCTURILOR FINE, ÎN OȚELURILE SINTERIZATE, PRIN DEFORMARE PLASTICĂ SEVERĂ

Rezumat: Lucrarea prezintă o analiză a posibilităților de îmbunătățire a proprietăților mecanice ale oțelurilor structurale sinterizate, prin metoda deformării plastice severe a materialului masiv. Rezultatele obținute prin aplicarea metodei în varianta alierii mecanice masive, la oțelurile carbon sinterizate, au dovedit posibilitatea eliminării avansate a porilor precum şi a fnisării microstructurii, chiar până la scară nanometrică, în strânsă corelație cu parametrii de deformare şi cu gradul de deformare atins. Efectele lor combinate au dus la o importantă îmbunătățire a proprietăților mecanice determinate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MAGNETIC STRUCTURE OF $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$ MANGANITES

BY

MIHAIL-LIVIU CRAUS[1, 2], NICOLETA CORNEI[3], CARMEN MATA[3] and MIHAI LOZOVAN[1]

Abstract: The aim of present paper is to establish a correlation between the structure and microstructure parameters, on a side, and physical properties of $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-y}Co_yO_3$ manganites, on other side. Presintered and sintered manganites were monitored by X-ray analysis to determine begin of solid-state reaction, the phase composition, the parameters of unit cell, the average size of coherent blocks and the microstrains. Mn-O distances, Mn-O-Mn angles, atoms positions in the unit cell were determined. Variation of the average size of the coherent blocks and microstrains with Co concentration were studied. We discussed the dependence between the tolerance factor, the chemical disorder degree and the bandwidth, on a side, and the Curie temperature on other side.

Keywords: manganites, magnetic structure, XRD analysis, microstructure parameters

1. Introduction

The manganites were synthesized about 50 years ago, but the most important properties were discovered in early nineties. The $AMnO_3$ manganites, where A is a rare earth or an earth alkali cation, manifest a strong dependence of resistivity with applied magnetic field and temperature. For more manganites a metallic behaviour was observed at low temperatures. The presence of intrinsic and/or extrinsic magnetoresistance in rare-earth hole-doped manganites justifies the study on related compounds. The substitution of rare-earth cations with an earth alkali cations implies the appearance of Mn^{4+} cations, which are bounded with Mn^{3+} cations by O anions: $Mn^{3+}(t_{2g}^3 e_g^1)$-O^{2-}-$Mn^{4+}(t_{2g}^3 e_g^0)$. The double exchange aligns ferromagnetic the spins of Mn^{3+} and Mn^{4+} cations and allows a metallic behaviour of the manganite below Curie temperature. On other side, the substitution of rare earth with earth alkali cations leads to a modification of the average size of A places and of the Curie temperature. The magnetic and electrical properties of the manganites are explained by Zener double exchange theory [1]. If we substitute a Mn cation with a transition cation, as Co, Fe, Cr, Cu etc takes place a change in the local structure of the manganites. Presence of Co^{3+} and Co^{4+} cations lead to appearance of colossal magnetoresistance (CMR) and to a complex magnetic phase diagrams because Co cations exhibit more than two spin configurations [2, 3, 4]. $La_{1-x}Sr_xMnO_3$ manganites exhibit ferromagnetic (T_C) and metal-insulator (T_{MI}) transitions for x>0.1, with $T_C \in (150 \div 350$ K) [5].

2. Experimental procedure

The $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$ (x=0.0 ÷ 0.2) manganites were synthesized by

means of ceramic technology. Stoichiometric mixtures of La_2O_3, Ho_2O_3, $SrCO_3$, MnO_2 and $Co(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$ were milled in an agate mill, pressed and treated at 800ºC for 17 hours in air**.** The presintered samples were grinded again, pressed and finally sintered at 1200 ºC for 10 hours in air. The heating and cooling rates were 200 ºC/hour.

Samples were investigated by X-ray diffraction, by using a diffractometer with Cu anode tube and data acquisition system. XRD data were handled with DICVOL, CellRef and a Rietveld type programs (PowderCell [6], to obtain the phase composition, lattice parameters, atoms position in the unit cell, average size of coherent blocks and the microstrains. (Mn,Co)-O distances and (Mn,Co)-O-(Mn,Co) angles were also determined. Magnetic properties (specific/molar magnetization, Curie temperature) were determined from the variation of magnetization with the temperature, by using a Foner type magnetometer with data acquisition system, between 77 and 600 K. Resistance dependence on the temperature and the magnetic field intensity were obtained by means of four probe method, using a data acquisition system.

3. Experimental results and discussion

The sintered samples contain as major phase a manganite. The structure of the major phase was tested as being a Pnma (space group 62) structure (s. Fig.1 ÷ 3). Some authors indicated for similar compounds ($La_{0.7}Sr_{0.3}Mn_{1-x}Co_xO_3$ ($x \in 0.0 \div 1.0$)), a rhombohedral structure as possible [7]. Recently, Bindu et al have obtained by means of ceramic technology $La_{1-x}Sr_xMnO_3$ manganites with rhombohedral structure for $x \in 0.1 \div 0.4$ and orthorhombic structure for $x \in 0.5 \div 0.9$ [8].

We are trying now other structure variants, but the preliminary results indicate that the volume/formula unit, the distances Mn(Co)-O and the angle of the Mn(Co)-O-Mn(Co) bonds remain practically unchanged.

The lattice parameters associated with Pnma unit cell were determined with CellRef program and refined, together the positions of the cations/anions in the unit cell and the lattice parameters by a Rietveld program (s. Fig.1 ÷ 3 and Tab.1). The $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{0.9}Co_{0.1}O_3$ manganite synthesized by ceramic technology contains a small amount of foreign phase corresponding (s. Fig.2), while similar samples synthetisezed by sol-gel method are pure.

Table 1 Cations and anions positions in the Pnma (GS 62) unit cell for $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{0.9}Co_{0.1}O_3$ manganite

Atom	Wykoff position	X	Y	Z	B_{iso}	Occupation
La	4c	0.50575	0.25000	0.49733	0.8000	0.54
Sr	4c	0.50575	0.25000	0.49733	0.8000	0.35
Ho	4c	0.50575	0.25000	0.49733	0.8000	0.11
Mn	4b	0.00000	0.00000	0.50000	0.6936	0.90
Co	4b	0.00000	0.00000	0.50000	0.6936	0.10
O_{ap} *)	4c	0.02562	0.25000	0.62381	0.5784	1.00
O_{eq} **)	8d	0.71978	-0.00988	0.26760	0.8000	2.00

*) O_{ap} – oxygen in apical position;
**) O_{eq} - oxygen in equatorial position.

The unit cell volume have a minimum, while the average size of the coherent blocks and the microstrains have a maximum with the Co concentration in the samples (s.Tab.2).

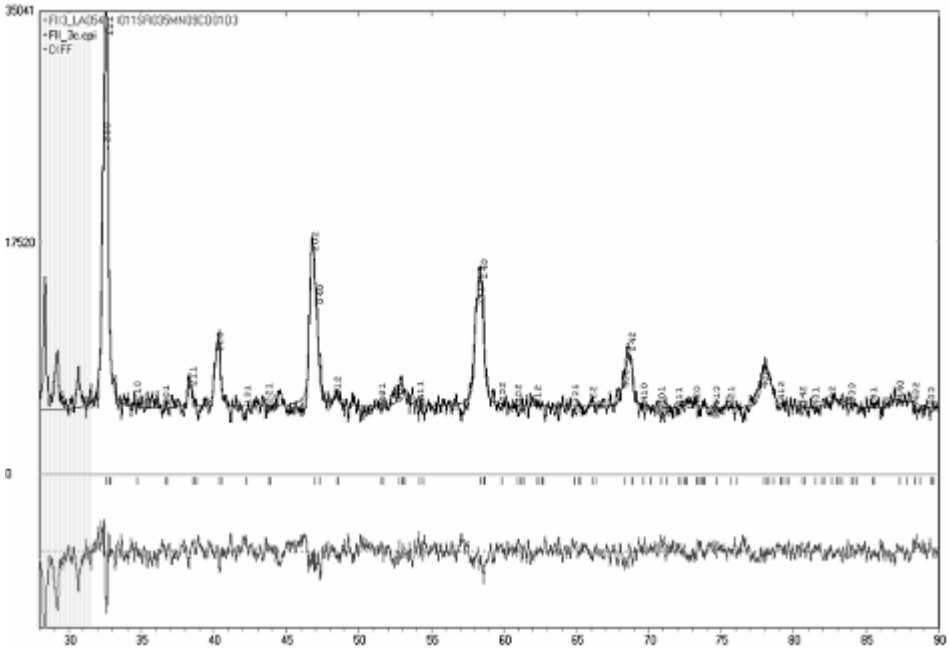


Figure 1 Difractogram of $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{0.9}Co_{0.1}O_3$ manganite (CuKα) (bottom-diffrence between calculated and observed difractograms)

The Mn-O_{ap} and Mn-O_{eq} distances and the Mn-O_{ap}-Mn bond angle have also maxima, while the Mn-O_{eq}-Mn bond angle increases monotonously, on the Co concentration in the manganites (s.Tab.3). The substitution of Mn^{3+}/Mn^{4+} cations (r_{Mn3+} = 0.785Å (high spin state); r_{Mn4+} = 0.530 Å) with Co^{3+}/Co^{4+} cations (r_{Co3+} = 0.75 Å (high spin state); r_{Co3+} = 0.685 Å (low spin state); r_{Co4+} = 0.67 Å) lead to a complex variation of the unit cell volume, Mn(Co)-O distances and Mn(Co)-O-Mn(Co) bond angles (s. Tab.3), because Co^{3+} can be found in a low state, an intermediate state or high state of spin.

Table 2 Lattice constants (a, b, c), unit cell volume (V), average size of the coherent blocks (D) and microdistortions (**ε**) for $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$ manganites

x	a (Å)	b (Å)	c (Å)	V (Å^3)	D (Å)	ε
0.00	5.5160	7.7155	5.4627	232.485	329.0	0.001089
0.10*	5.4841	7.6872	5.4502	229.766	365.1	0.001178
0.15	5.4875	7.6925	5.4498	230.050	368.7	0.001206
0.20	5.4974	7.6950	5.4598	231.457	240.9	0.000651

*) large amount of foreign phase

The observed change in the lattice constants are due to the variation of the Co^{3+}, Co^{4+}, Mn^{3+} and Mn^{4+} concentration with the chemical composition of the samples and to a possible appearence of Co cations in a low state of valence.

The unit cell volume has a minimum, while average size of the coherent blocks and the microstrains have a maximum with the Co concentration in the samples (s.Tab.3).

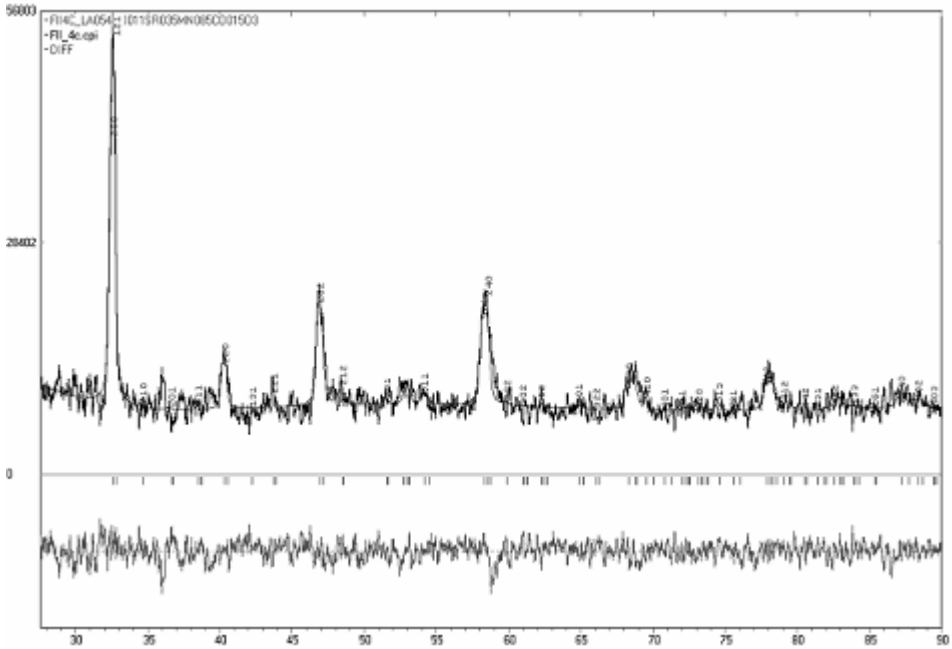


Figure 2 Difractogram of $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{0.85}Co_{0.15}O_3$ manganite (CuKα) (bottom-diffrence between calculated and observed difractograms)

Table 3 Mn-O_{ap} (d_{MnOap}), Mn-Oeq (d_{MnOeq}) distances and (∠Mn-O_{ap}-Mn) (∠Mn-O_{eq}-Mn) angles at $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$ manganites

x	d_{MnOap} (Å)	d_{MnOeq} (Å)	∠Mn-O_{ap}-Mn(°)	∠Mn-O_{eq}-Mn(°)
0.00	1.9563	1.9656	160.792	161.552
0.10*)	1.9492	1.9576	160.771	161.547
0.15	1.9582	1.9523	160.803	161.525
0.20	1.9648	1.9576	160.968	161.408

*) large amount of foreign phase

The Mn-O distances present a minimum, while the Mn-O-Mn bonds have a minimum, respectively, a monotonous decrease, on the diferent crystallographic directions, with the increase of Co concentration in the samples

We are investigating the cation distribution on valence and the spin state in $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$ manganites and the results will be published later.

The variation of the specific magnetization with Co concentration in the samples indicate a decrease of the specific magnetization maximum with the increase of Co concentration in the samples (s.Fig.3 and Tab.4). We supposed that the cation distribution in the samples is given by:

$$\left(La^{3+}_{0.54}Ho^{3+}_{0.11}Sr^{2+}_{0.35}\right)_A \left(Mn^{4+}_{y}Mn^{3+}_{1-x-y}Co^{4+}_{z}Co^{3+}_{x-z}\right)_B O_3 \qquad (1)$$

and calculated the Mn^{4+} and Co^{4+} concentration by using the molar magnetization.

The calculated value of y and z should support the supposition that the Mn and Co cations participate together to the double exchange interaction. Because we have obtained y>1 and z<0, that means that this model is not correct. On other hand, if we suppose that only Mn cations form the magnetic structure, we are obtaining a decrease of the Mn^{4+} concentration with the increase of Co concentration, implicitly a decrease of Mn concentration in the samples (s.Tab.4).

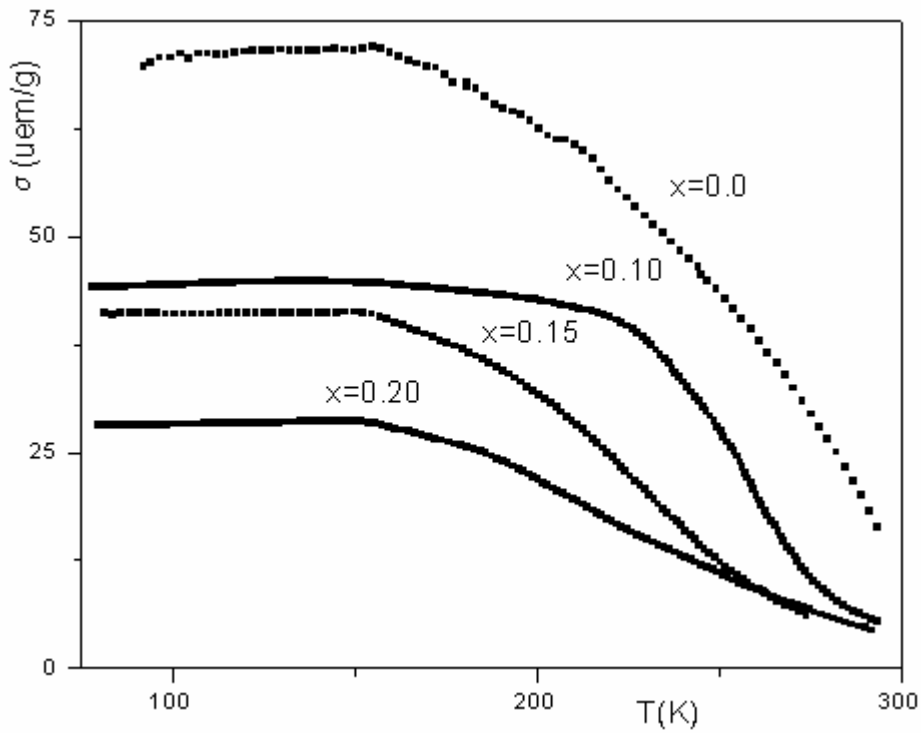


Figure 3 Variation of the specific magnetization with Co concentration (x) in $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$ manganites

A strong decrease of the Curie temperature takes place with the increase of the Co concentration in the manganites, in agreement with the decrease of the Mn^{3+}-O-Mn^{4+} bonds and with the increase of the absolute value of the band width (s. Tab.4).

Table 4 Magnetic moment per formula unit (p), bandwidth (w), the Curie temperature, (T_C), concentration of Mn^{4+} and the tolerance factor (t) for the $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$ manganites

x	p(μ_B)	$\lvert w \rvert$	T_C (K)	y	t
0.0	2.747	0.056	>300	0.392	0.957
0.10	1.824	0.059	264	0.260	0.943
0.15	1.683	0.060	231	0.240	0.941
0.20	1.249	0.065	208	0.177	0.934

The band width is given by:

$$w \propto \frac{\cos\left(\frac{\pi - \angle(Mn-O-Mn)}{2}\right)}{d_{Mn-O}^{3.5}} \tag{2}$$

The linear dependence betwen the tolerance factor and Curie temperature are in agreement with the well known literature data. A decrease of the double exchange interaction (s. variation of bandwidth in Tab.4) and a corresponding increase of superexchange interaction takes places with the increase of Co concentration in the samples.

4. Conclusions

We have obtained a row of $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$ manganites with the Curie temperature between 200 K and room temperature. The substitution of Mn with Co lead to a decrease of the Curie temperature and the calculated bandwidth, implicitly to a decrease of double exchange interaction between Mn^{3+} and Mn^{4+} cations. The variation of the molar magnetization and the Curie temperature with Co concentration confirm that the Co cations do not participate to the magnetic structure of the manganite.

Received Mar. 31nd, 2007

(1) National Institute of R & D for Technical Physics Iaşi, Romania
(2) Joint Institute for Nuclear Research, Dubna, Russia
(3) Chemistry Departament, "Al.I.Cuza" University,Iasi, Romania

REFERENCES

1. C.Zener, **Phys. Rev., 81**, 1951, **440**
2. T. P. Dhakal, K. Miyoshi, K. Fujiwara, J. Takeuchi, **J.M.M.M.**, **226-230**, 2001, **824**
3. E. Syskakis, G. Choudalakis and C. Papastaikoudis, J**. Phys.: Condens. Matter, 15,** 2003, **7735**
4. M.F. Tai, F.Y. Lee, J.B. Shi, **J.M.M.M.**, **209,** 2000, **148**
5. T. Suzuki and M. Awano, **J. Am. Ceram. Soc.**, **89,** 2006, **3854**
6. G. Nolze and W.Kraus, PowderCell , J. Appl.Cryst., **29**, 1996, **301**
7. X. J. Fan, J. H. Zhang, X. G. Li, W. B. Wu, J. Y. Wan, T. J. Lee and H.C.Ku, **J. Phys.: Condens. Matter**, **11,** 1999, **3141**
8. R.Bindu, S.K.Pandey, A. Kumar, S.Khalid and A.V.Pimpale, **J. Phys.: Condens. Matter, 17,** 2005, **6393**

STRUCTURA MAGNETICA A MANGANITILOR $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$

Rezumat: Scopul articolului este de a stabili o corelatie intre parametrii structurii si ai microstructurii, pe de o parte, si proprietatile fizice ale manganitilor $La_{0.54}Ho_{0.11}Sr_{0.35}Mn_{1-y}Co_yO_3$, pe de alta parte. Probele au fost obtinute prin tehnologia ceramica, utilizand oxizi (La_2O_3, Ho_2O_3, MnO_2 and Co_2O_3) si carbonati ($SrCO_3$). Manganitii presinterizati si cei sinterizati au fost monitorizati prin difractie de raze X pentru determinarea inceputului reactiei in faza solida, a compozitiei de faza, a parametrilor celulei elementare, a dimensiunilor medii ale blocurilor de mozaic si a microdistorsiunilor. Au fost determinate distantele Mn-O, unghiurile legaturilor Mn-O-Mn si pozitiile atomilor in celula elementara. A fost studiata dependenta dimensiunilor medii ale blocurilor de mozaic si a microdistorsiunilor in functie de concentratia de Co din proba. Am discutat dependenta intre factorul de toleranta, gradul de dezordine chimica si latimea de band, pe de o parte, si temperature Curie, pe de alta parte.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CRYSTALLINE AND MAGNETIC CHANGES INDUCED BY THERMAL TREATMENT AT $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$ MANGANITES

BY

MIHAIL-LIVIU CRAUS[1, 2], MIHAI LOZOVAN[1] AND NICOLETA CORNEI[3]

Abstract: The aim of present paper is to establish a correlation between the structure and microstructure parameters, on a side, and physical properties of $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$ manganites, on other side. Presintered and sintered manganites were monitored by X-ray analysis to determine begin of solid-state reaction, the phase composition, the parameters of unit cell, the average size of coherent blocks and the microstrains. Mn-O distances, Mn-O-Mn angles, atoms positions in the unit cell were determined. We discussed the dependence between the tolerance factor, the chemical disorder degree and the bandwidth, on a side, and the Curie temperature on other side. We consider also the influence of the change of the crystalline structure on the magnetic properties. The appearance at low temperature of the spin-glass behaviour is discussed in function on microstructure parameters.

Keywords: manganites, magnetic structure, XRD analysis, spin-glass behaviour

1. Introduction

The $AMnO_3$ manganites, where A is a rare earth or an earth alkali cation, manifest a strong dependence of resistivity with applied magnetic field and temperature. The substitution of rare-earth cations with an earth alkali cations implies the appearance of Mn^{4+} cations, which are bounded with Mn^{3+} cations by O anions: $Mn^{3+}(t_{2g}^3 e_g^1)$-O^{2-} -$Mn^{4+}(t_{2g}^3 e_g^0)$. The double exchange aligns ferromagnetic the spins of Mn^{3+} and Mn^{4+} cations and allows a metallic behaviour of the manganite below Curie temperature. The substitution of trivalent rare earth cations with other trivalent cations modifies the chemical disorder degree and the tolerance factor and influences the magnetic and transport properties of the manganites. The substitution of rare earth with earth alkali cations leads to a modification of the average size of A places and of the Curie temperature. The magnetic and electrical properties of the manganites are explained by Zener double exchange theory [1]. Different thermal treatments can lead to a change of the phase composition, a modification of the Mn^{3+}/Mn^{4+} concentration, implicitly to a modification of the structure and microstructure characteristics of manganites. Our aim is to investigate the change induced in the crystalline and magnetic structure of $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$ (x=0.2; 0.35; 0.50; 0.67) manganites by thermal treatments and due to substitution of Nd/In cations with Sr cations.

2. Experimental procedure

The $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$ (x=0.2; 0.35; 0.50; 0.67) manganites were synthesized by means of standard ceramic technology. Stoichiometric mixtures of

Nd_2O_3, In_2O_3, $SrCO_3$ and MnO_2 were milled in an agate mill, pressed and treated at 900ºC for 10 hours in air**.** The presintered samples were grinded again, pressed and finally sintered at 1200ºC for 5 hours in air, again grinded, pressed and treated 25 hours at 1200 ºC, in air. Samples were investigated by X-ray diffraction, by using a STOE (Guinier type) diffractometer with Cu anode tube and data acquisition system. XRD data were handled with DICVOL, CellRef and a Rietveld type programs (PowderCell [6-2], to obtain the phase composition, lattice parameters, atoms position in the unit cell, average size of coherent blocks and the microstrains. Mn-O distances and Mn-O-Mn bonds angles were also determined. Magnetic properties (specific/molar magnetization, Curie temperature) were obtained from the variation of magnetization with the temperature, by using a Foner type magnetometer with data acquisition system, between 77 and 300 K. The samples were cooled until 77 K without magnetic field, the magnetic measurements being performed in a 1 T magnetic field.

3. Experimental results and discussion

The treated $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$ samples contain as major phase a perovskite, with a Pnma (space group 62) structure unit cell (s. Fig.1 ÷ 2) for x=0.2 and 0.35. For higher concentration of Sr, the main phase is characterized by the I4/mcm (GS 140) unit cell. A small amount of In_2O_3 (cubic, Ia3, GS 206) and of pyrolusite was observed. Some manganites can be characterized by a rhombohedral structure [3]. Bindu et al have obtained by means of ceramic technology $La_{1-x}Sr_xMnO_3$ manganites with rhombohedral structure for $x \in 0.1 \div 0.4$ and orthorhombic structure for $\in 0.5 \div 0.9$ [4]. We have tested the possibility that the treated manganites to be formed by a mixture of orthorhombic/rhombohedral/tetragonal phases, but the results a less reliable, as comparing with those obtained by supposing that the sample is formed by one main phase (orthorhombic/tetragonal) and a small amount of impurities.

Table 1 Atomic positions in the Pnma (GS 62) unit cell for $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{0.8}Sr_{0.2}MnO_3$ manganites

Atom	Wykoff position	X	Y	Z	B_{iso}
Nd, In, Sr	4c	0.0426	0.2500	0.9946	0.8000
Mn	4b	0.0000	0.0000	0.5000	0.6936
O_{ap} *)	4c	0.4829	0.25000	0.0572	0.5784
O_{eq} **)	8d	0.2819	0.0371	0.7270	0.8000

*) O_{ap} – oxygen in apical position;
**) O_{eq} - oxygen in equatorial position.

Actually, we have found that all supplemental XRD maxima can be attributed to a superstructure like $P2_1/a$. The XRD data are being tested with a Rietveld programme, to obtain an exact answer to this question. A long duration of thermal treatment at high temperature induces a change in the phase composition, as comparing with similar compounds treated a shorter time [5]. We attributed this behaviour to a small change of the chemical composition of the main phase, including the modification of the Mn^{3+}/Mn^{4+} concentrations ratio. A smaller Mn^{3+} concentration means a more symmetrical structure, with the same nominal composition [5].

The lattice parameters associated with Pnma and I4/mcm unit cells were determined with CellRef program and refined, together the positions of the cations/anions in the unit cell and the lattice parameters, by a Rietveld program (s. Fig.1, 2 and Tab.1, 2).

Table 2 Atomic positions in the I4/mcm (GS 140) unit cell for $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{0.33}Sr_{0.67}MnO_3$ manganites

Atom	Wykoff position	X	Y	Z	B_{iso}
Nd, In, Sr	4b	0.0000	0.5000	0.2500	0.61
Mn	4c	0.0000	0.0000	0.0000	0.25
O_{ap} *)	4a	0.0000	0.0000	0.2500	1.28
O_{eq} **)	8h	0.7800	0.2800	0.0000	1.01

*) O_{ap} – oxygen in apical position;
**) O_{eq} - oxygen in equatorial position.

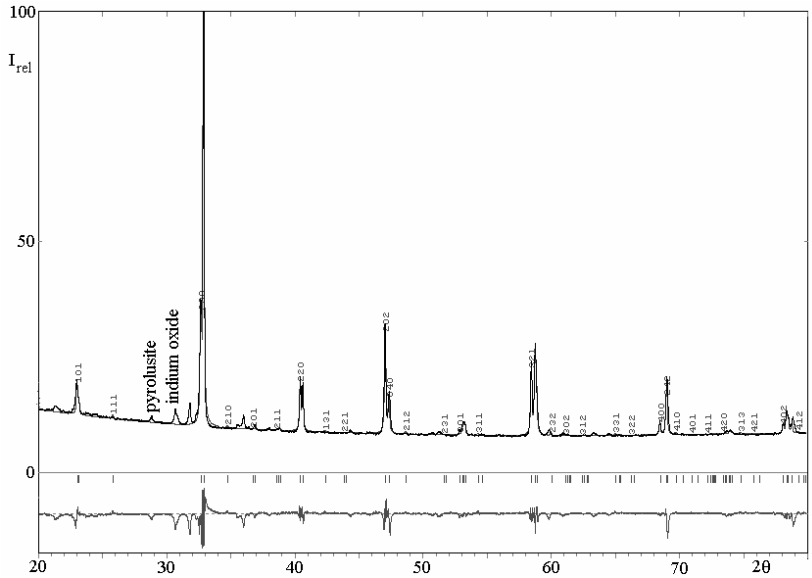


Figure 1 Difractogram of $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$ manganites *(x=0.2).Bottom part represents the difference between the observed and calculated diffractogram.*

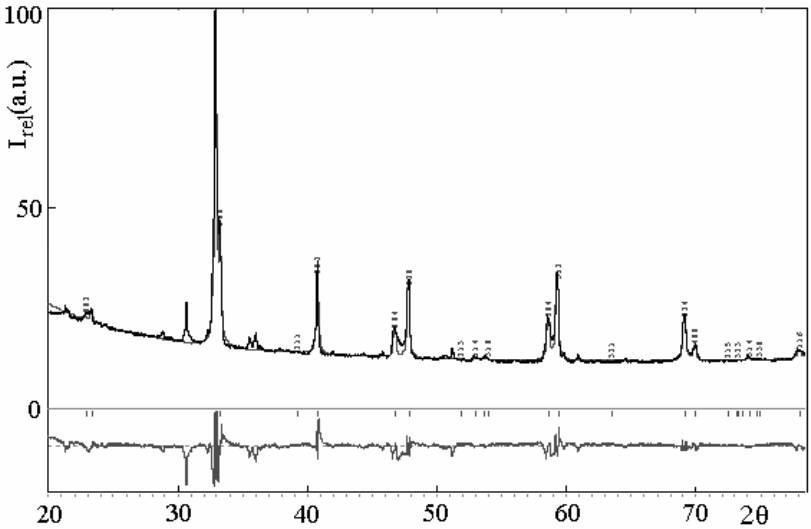


Figure 2 Difractogram of $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$ *manganites (x=0.67).Bottom part represents the difference between the observed and calculated diffractogram.*

The volume corresponding to the formula unit have a maximum with the increase of Sr concentration in the samples (s.Tab.3).

The substitution of Nd^{3+}/In^{3+} cations (r_{Nd3+} = 1.303 Å; r_{In3+} = 1.12 Å) with Sr^{2+} cations (r_{Sr2+} = 1.45 Å) leads to a modification of Mn^{3+}/Mn^{4+} concentration (r_{Mn3+} = 0.785 Å; r_{Mn4+} = 0.67 Å) and to a complex variation of the unit cell volume, Mn-O distances and Mn-O-Mn bond angles (s. Tab.2 and 3).

An important effect of the substitution of A^{3+} cations with Sr^{2+} cations is a decrease of the Mn^{3+} concentration, a cation characterized by Jahn-Teller effect. On the data concerning the Mn-O distances and lattices parammeters, the substitution of rare earth with Sr has a stronger effect as the increase of Mn^{4+} concentration for composition with x≤0.35, while for compounds with x>0.35 dominate the effect of increase of Mn^{4+} concentration; the apparence of a large amount of Mn^{4+} symmetrical cations leads to the transition from orthorombic to tetragonal structure.

The $Mn\text{-}O_{ap}$ and $Mn\text{-}O_{eq}$ distances and the $Mn\text{-}O_{ap}\text{-}Mn$ bond angle have maxima with the increase of Sr concentration (s.Tab.3).

Table 2 Lattice constants (a, b, c), unit cell volume (V), average size of the coherent blocks (D) and microdistortions (ε) for $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}\ Sr_xMnO_3$ manganites

x	a (Å)	b (Å)	c (Å)	V (Å^3)	D (nm)	ε
0.20	5.4746	7.6710	5.4375	228.351	75.88	0.000194
0.35	5.4615	7.7358	5.4597	230.639	75.32	0.000205
0.50	5.3848	5.3848	7.7708	225.314	49.36	0.000223
0.67	5.3725	5.3725	7.7553	223.847	47.63	0.001137

Table 3 $Mn\text{-}O_{ap}$ (d_{MnOap}), Mn-Oeq (d_{MnOeq}) distances and ($\angle Mn\text{-}O_{ap}\text{-}Mn$) ($\angle Mn\text{-}O_{eq}\text{-}Mn$) angles for $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}\ Sr_xMnO_3$ manganites

x	d_{MnOap} (Å)	d_{MnOeq} (Å)	$\angle Mn\text{-}O_{ap}\text{-}Mn$(°)	$\angle Mn\text{-}O_{eq}\text{-}Mn$(°)
0.20	1.9451	1.9614	160.774	159.152
0.35	1.9612	1.9632	160.874	159.051
0.50	1.9427	1.9174	180.000	166.315
0.67	1.9388	1.9131	180.000	166.314

An important change has been observed in the variation of the average size of coherent blocks, with becomes smaller, with the transition to a higher symmetry structure (s.Tab.3).

We supposed that the cation distribution in the samples is given by:

$$\left(Nd^{3+}_{0.67(1-x)}In^{3+}_{0.33(1-x)}Sr^{2+}_{x}\right)_A (Mn^{4+}_{x}Mn^{3+}_{1-x})_B O_3 \qquad (1)$$

and calculated the Mn^{4+} concentrations and molar magnetizations. The variation of the specific magnetization with Sr concentration indicates a sudden change of the specific magnetization maximum for x≥0.5 (s.Fig.3 and Tab.4). If we consider that Nd^{3+} did not participate to the magnetic structure of the samples, we obtained the data corresponding to the third column (Tab.4). The experimental molecular

magnetizations were calculated from the specific magnetization data at 77 K (s. second column, Tab.4). A fair agreement exists between the calculated and experimental data of magnetization for the manganites corresponding to x≤0.35 (s.Fig.3 and Tab.4).

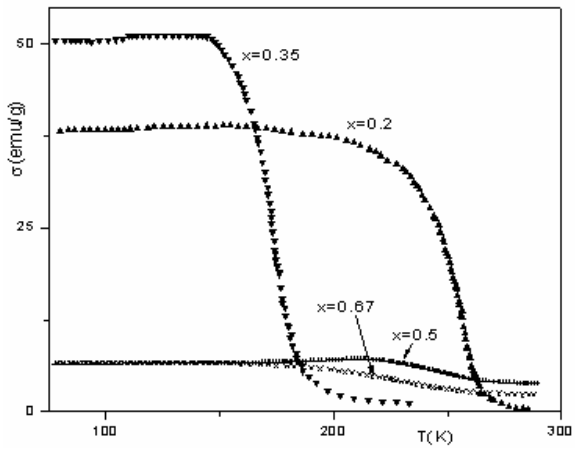


Figure 3 Variation of the specific magnetization with Sr concentration (x) for $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}$ Sr_xMnO_3 manganites

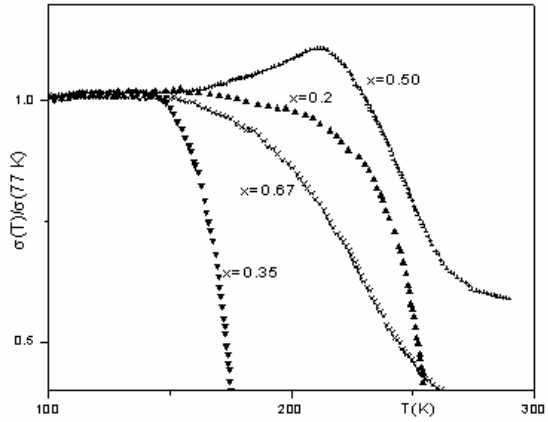


Figure 4 Variation of the normalized magnetization (σ(T)/σ(77K)) with Sr concentration (x) for $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}$ Sr_xMnO_3 manganites

The manganites with x>0.35 have small specific magnetizations, as comparing with those calculated (s.Fig.3 and Tab.4). We have associated this change with the transition to a more symmetrical lattice, implicitly an increase of the superexchange interaction as comparing with the double exchange interaction for the samples with x>0.35.

Table 4 Magnetic moment per formula unit (p), bandwidth (w), the Curie temperature, (T_C), concentration of Mn^{4+} (y_{teor}), the observed tolerance factor (t_{obs}), chemical degree disorder (σ^2), average size of coherent blocks (D_m) and microstrains (ε) for $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}$ Sr_xMnO_3 manganites

x	$p_{exp,77K}$ (μ_B)	$p_{calc,0K}$ (μ_B)	y_{teor}	t_{obs}	σ^2	$\lvert w \rvert$	T_C (K)	D_m (nm)	ε
0.20	1.55	1.40	0.20	0.915	0.013	0.094	254.6	75.88	0.000194
0.35	1.98	2.45	0.35	0.915	0.015	0.093	173.7	75.32	0.000205
0.50	0.25	3.50	0.50	0.994	0.014	0.100	246.3	49.36	0.000223
0.67	0.24	2.31	0.67	0.994	0.012	0.101	230.6	47.63	0.001137

$$w \propto \frac{\cos\left(\frac{\pi - \angle(Mn-O-Mn)}{2}\right)}{d_{Mn-O}^{3.5}} \qquad (2)$$

The observed tolerance factor (t_{obs}) and the band width ($\lvert w \rvert$) (s.Eq.2) remanin practically unchanged in the limits of the same structure and is associated more with molar magnetizations data as with the Curie temperature (s.Tab.4). On other hand the tolerance factor increases with the increase of the crystalline symmetry, as expected. The increase of the chemical disorder degree (σ^2) with the Sr concentration (x) in the samples can explain the variation of the Curie temperature in the limits of the same

structure. A specific contribution to the decrease of the Curie temperature has also the disorder degree at the crystallite level: a decrease of the average size of crystalline blocks and an increase of the microstrains means an increase of the disorder at the crystallite level and a decrese of the Curie temperature (s.Tab.4). At low temperatures for some samples, specially for those with tetragonal structure, we have observed a spin-glass behavior of the magnetization (s. Fig.4): an increase of the magnetization with the temperature

4. Conclusions

We have obtained a modified row of $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$ manganites with the Curie temperature between 170 and 255 K, due to a supplemental thermal treatment. The substitution of Nd/In with Sr leads to a decrease of Mn^{3+} cations concentration, associated with Jahn-Teller effect. The transition from a Pnma (orthorhombic) type structure to an I4/mcm (tetragonal) type structure can be associated with an increase of the Mn^{4+} concentration in the manganites, because Mn^{4+} cation is smaller, as comparing with Mn^{3+} cation. It is possible the appearance of a long range order (a superstructure), characterized by the space group $P2_1/a$. The observed variation of the unit cell volume was explained by the combined effects of the increase of Sr^{2+} and Mn^{4+} concentrations. The change of the crystalline structure determines a modification in the ratio between the superexchange and double exchange interactions and the reduction of the magnetic regions in the tetragonal manganites. The disorder at the crystalline level can induce the appearance of the spin-glass behavior of the manganites at low temperatures.

Received Mar. 31nd, 2007

(1) National Institute of R & D for Technical Physics Iaşi, Romania
(2) Joint Institute for Nuclear Research, Dubna, Russia
(3) Chemistry Departament, "Al.I.Cuza" University,Iasi, Romania

REFERENCES

1. C.Zener, **Phys. Rev., 81**, 1951, **440**
2. G. Nolze and W.Kraus, PowderCell , J. Appl.Cryst., **29**, 1996, **301**
3. X. J. Fan, J. H. Zhang, X. G. Li, W. B. Wu, J. Y. Wan, T. J. Lee and H.C.Ku, **J. Phys.: Condens. Matter**, **11,** 1999, **3141**
4. R.Bindu, S.K.Pandey, A. Kumar, S.Khalid and A.V.Pimpale, **J. Phys.: Condens. Matter, 17,** 2005, **6393**
5. N.Cornei and M.-L.Craus, **J.O.A.M.**, **6**, 2004, **269**

COMPORTARE DE STICLA DE SPIN INDUSA PRIN TRATAMENT TERMIC LA MANGANITII $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$

Rezumat: Scopul articolului este de a stabili o corelaţie intre parametrii structurii şi ai microstructurii, pe de o parte, şi proprietăţile fizice ale manganiţilor $(Nd_{0.67}In_{0.33})_{1-x}Sr_xMnO_3$, pe de altă parte. Probele au fost obţinute prin tehnologia ceramică, utilizând oxizi (Nd_2O_3, In_2O_3 si MnO_2) şi carbonaţi ($SrCO_3$). Manganiţii presinterizaţi şi cei sinterizaţi au fost monitorizaţi prin difracţie de raze X pentru determinarea inceputului reacţiei in fază solidă, a compoziţiei de fază, a parametrilor celulei elementare, a dimensiunilor medii ale blocurilor de mozaic şi a microdistorsiunilor. Au fost determinate distanţele Mn-O, unghiurile legăturilor Mn-O-Mn şi poziţiile atomilor in celula elementară. Am discutat dependenţa intre factorul de toleranţă, gradul de dezordine chimică şi lăţimea de bandă, pe de o parte, şi temperatura Curie, pe de altă parte. Este luată in considerare schimbarea structurii cristaline asupra proprietatilor magnetice. Apariţia comportării de spin la temperaturi joase este discutată in funcţie de microstructură.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY ON THE STRUCTURE AND TRANSITION TEMPERATURES OF $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ SHAPE MEMORY ALLOYS

BY

VIOREL DOBREA, MIHAIL-LIVIU CRAUS and MIHAI LOZOVAN

Abstract: The results of structure and transition points investigations of Ni-Mn-Ga alloys in polycrystalline state are evidenced by RX diffractometry and electrical measurements. The martensitic and premartensitic temperatures were evidenced by study of electrical resistivity variation versus temperature in range of 240 to 430 K.

Keywords: shape memory alloys, Heusler alloys, NiMnGa, martensitic transition

1. Introduction

The Ni_2MnGa Heusler alloy, which is a ferromagnetic intermetallic compound, undergoing a martensitic transition from cubic $L2_1$ structure to a complex tetragonal structure, has been investigated as a potential smart material and also as a candidate for actuator materials [1-3].

The Ni_2MnGa Heusler compound exists in a wide compositional domain. For the stoechiometric Ni_2MnGa, the alloy was found to be ferromagnetic with a Curie temperature of 376 K. Structural phase transition from the cubic austenite (a= 0.582 nm at T=295 K) to the tetragonal martensite (a=0.592 nm and c=0.557 nm at T = 4.2 K) takes place on cooling below T_M = 202 K. This phase transition is hysteretic, but reversible on heating, showing the shape-memory effect [4].

Work on alloys with nonstoechiometric compositions shows that the Curie temperature and the martensitic transition can be varied with the concentration [3, 5, 6].

The aim of the present work was to prepare polycrystalline samples with a different Ni content (at the expense of Ga) and to study the composition dependence of their structural transitions in order to obtain a Ni-Mn-Ga shape memory-alloy (SMA) with higher structural transition temperature than Ni_2MnGa compound.

2. Experimental procedure

Polycrystalline $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ alloys were prepared by three times arc-melting into buttons of the high-purity nickel, manganese and gallium under argon atmosphere. The composition of the alloys was characterized by Ni excess x in the range x = 0 - 4. Buttons were then remelted and drop-cast into a copper mold to obtain rods with a diameter of 1 and 5 mm and a length of 40 mm and lamella with 40x5x1 mm dimensions. For homogenization they were annealed at 1073 K for 4 days in a vacuum

quartz ampoule. After homogenization the samples were quenched into ice-water. Although quenching increases the brittleness of the samples it was considered to be important to obtain the highest degree of chemical order. The phase structure of the samples was identified by X-ray diffraction measurements at room temperature using a DRON 2.0 diffractometer with Cu *Kα* radiation. The structural transition (martensitic and premartensitic) temperatures of the alloys were evidenced by study of electrical resistivity variation versus temperature in range of 240 to 430 K.

3. Experimental results and discussion

The X-ray diffraction patterns of the annealed $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 2, 4) polycrystalline alloys at room temperature indicate a cubic (austenitic) phase for $Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$ alloy and a two phase mixture (austenite + martensite) for $Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$ alloy, as shown in Fig. 1.

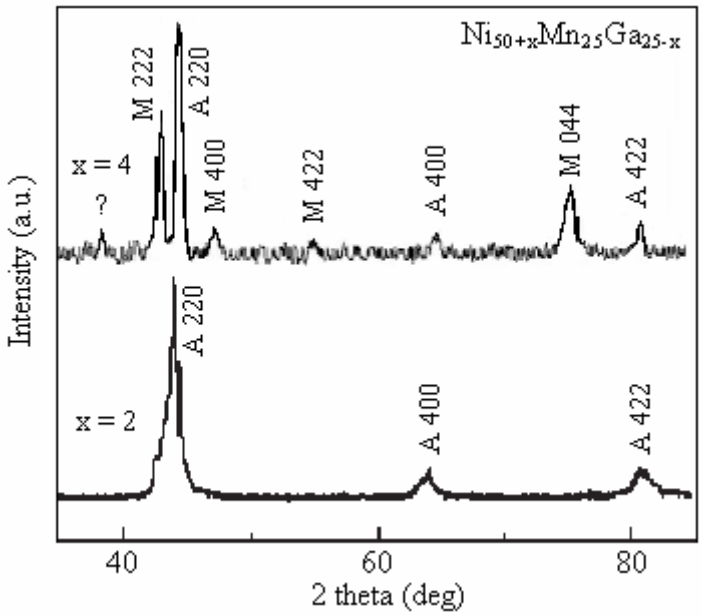


Fig.1 The X-ray diffraction patterns of the $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 2, 4) polycrystalline alloys at room temperature after homogenized treatment at 1073 K for 4 days

Presence of two phases in structure of $Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$ sample indicates that martensitic transition temperature for this alloy is near room temperature, while the existence of a single phase $Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$ sample shows that structural transition temperature is situated under the room temperature. We observed an unidentified phase (probably a compound of Mn with Ga: Mn_3Ga or similar) in the phase structure of the $Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$, that is present in very small amount.

In comparison with lattice parameters of stoichiometric $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ Heusler compound, the lattice parameters of these nonstoichiometric compounds at room temperature are presented in Table 1. The tetragonal coefficient of martensite (*c*/*a*) of the $Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$ alloy has the value of 0.781 and for the $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ stoechiometric compound (at 4.2 K) the value is 0.941. It is possible that this kind of martensitic structure should be different from that of the stoechiometric Ni_2MnGa.

The data presented in Table 1 show that the increase of Ni substitution in the Ga detriment from the alloy leads to an easy decrease of the lattice parameter of austenitic phase.

Table 1 Lattice parameters of $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 0, 2, 4) alloys structures at room temperature

Sample	Austenite (cubic)	Martensite (tetragonal)	
	a, nm	a, nm	c, nm
$Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ [3]	0.582 (at 295 K)	0.592 (at 4,2 K)	0.557 (at 4,2 K)
$Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$	0.579	-	-
$Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$	0.577	0.767	0.599

Direct current resistivity measurements provide a simple and effective tool to detect structural (martensitic and premartensitic) transitions. As shown in Figs. 2 and 3, at martensitic transition temperature (*Tm*) the resistivity exhibits a pronounced jump-like behavior, while at premartensitic transition temperature (*Tp*) only change in the slope takes place.

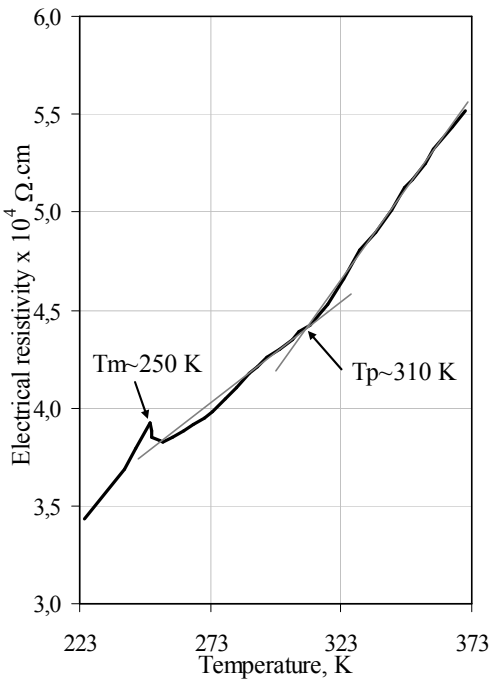


Fig.2 Resistivity as a function of temperature for the $Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$ sample

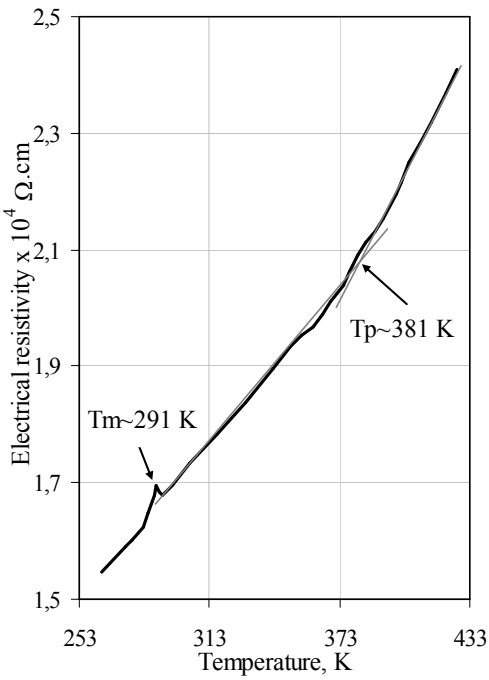


Fig.3 Resistivity as a function of temperature for the $Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$ sample

Table 2 Structural transition temperatures for $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x =0, 2, 4) alloys

Sample	Structural transition temperature	
	martensitic, Tm, K	premartensitic, Tp, K
$Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ [3]	205	245
$Ni_{52}Mn_{25}Ga_{23}$	250	310
$Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$	291	381

In Table 2, martensitic and premartensitic transition temperatures determined by study of resistivity variation versus temperature are presented. For comparison were

presented structural transition temperatures for $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ stoichiometric alloy obtained by the same method (s. reference [3] in Tab.3).

4. Conclusions

The martensitic transformation temperatures of the $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 0, 2, 4) alloys monotonically increase with the increase of Ni substitution for Ga from around 205 K to 291K. In the same time, the premartensitic transition temperature arises from about 245 K to 381 K (Fig. 4).

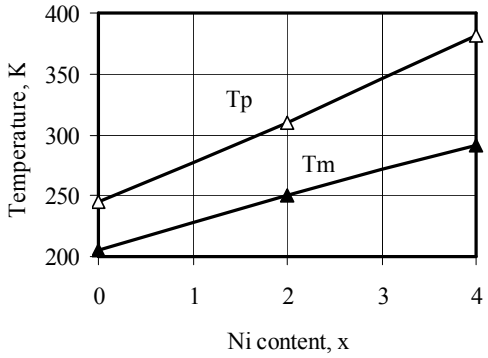


Fig.4. The structural transition temperatures Tm and Tp versus Ni content in $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 0, 2, 4) alloys.

These experiments have proved that with increasing Ni content in stoechiometric $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ Heusler compound, the structural transition temperature (*Tm*) increased significantly, and it can increase over the room temperature for higher Ni content. Also, it is interesting to study the evolution of the magnetic properties (magnetization, Curie temperature) versus Ni content for $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ (x = 2, 4) alloys.

REFERENCES

1. K. Ullakko, J. K. Huang, C. Kantner, R. C. O'Handley, and V. V. Kokorin, **Appl. Phys. Lett. 69**, 1996, **1966**
2. K. Ullakko, J. K. Huang, C. Kantner, R. C. O'Handley, and V. V. Kokorin, **Appl. Phys. Lett**. **69**, 1996, **1966**
3. Huibin Xu, Yunging Ma and Chengbao Jiang, **Appl. Phys. Lett**. **82**, 2003, **3206**
4. Gen Feng, Chengbao Jiang, Ting Liang and Huibin Xu, JMMM **248**, 2002, **312-317**
5. A. N. Vasil'ev, A. D. Bozhko and V. V. Khovailo, **Phys. Rev. B 59**, 1999, **1113**
6. F. Zuo, X. Su, P. Zhang, G. C. Alexandrakis, F. Yang and K. H. Wu, **J. Phys.: Condens. Matter 11**, 1999, **2821-2830**
7. F. Albertini, L. Pareti, A. Paoluzi, L. Morellon, P. A. Algarabel, M. R. Ibarra and L. Righi, **Appl. Phys. Lett. 81**, 2002, **4032**

Received Mar. 31nd , 2007 *National Institute of R & D for Technical Physics Iaşi*

STUDIU PRIVIND STRUCTURA ŞI TEMPERATURILE DE TRANSFORMARE ALE UNOR ALIAJE $Ni_{50+x}Mn_{25}Ga_{25-x}$ CU MEMORIA FORMEI

Rezumat: Sunt prezentate rezultatele obtinute prin difractometrie de raze X şi măsuratori electrice privind structura şi temperaturile de tranziţie pentru aliaje Ni-Mn-Ga. Temperaturile corespunzătoare transformării martensitice şi premartensitice au fost evidenţiate prin măsurători ale rezistivităţii electrice funcţie de temperatură in domeniul 240 to 430 K..

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

OPTIMUM ACTIVE CONTROL OF AUTOVIBRATIONS GENERATED BY STICK-SLIP PHENOMENON

BY

BARBU DRAGAN and CEZAR OPRISAN

Abstract: The position accuracy in a high performance motion control system is highly affected by vibrations due to compliance and nonlinear effects such as friction. The modelling and compensation of nonlinear friction are difficult tasks for precise motion control. The control will be even more difficult when other nonlinearities and mechanical compliance exist together with friction. A summary on friction phenomena, modelling and identification is presented. Methods for vibration suppression have also been studied. This paper presents theoretical and experimental results concerning the establishing of an active control strategy of the auto vibrations generated by the stick-slip phenomenon. Experiments show that the proposed controller with friction feed-forward compensation, not only is the positioning error reduced to within the range of the encoder resolution, it is also more robust to model uncertainties.

Key words: active control, nonlinear friction, stick-slip, vibrations.

1. Introduction

The dynamic phenomenon that arise in the kinematics couplings, where there is slip relative speed, are determinate by the interactions between elastic mechanical system and the working process. The actions of the working process son the elastic system are, generally, forces or moments. As result relative displacements of the elastic system components arise that, represent the reaction of the elastic system at the working process and lead to the modification of the functioning parameters.

Schematization of the interdependence between elastic system and friction process leads to the realization of a closed circuit (Fig. 1) that presents the elements of the dynamic system with the following notations: F(t) actions of the external factors that not depend by the system dynamic parameters; F - action of the friction process on the elastic system; y - elastic system reaction; y(t) - variation of the adjustment of the friction regime parameters that produce forced vibrations on the elastic system depending by the friction process.

The base parameter that characterises interaction between elastic system and friction process is the damping coefficient that depends not only elastic system parameters but also by the working process parameters included into the equivalent elastic system. The necessary values of the damping coefficient to study the dynamic behaviour of the mechanical systems must correspond to the system real operating conditions and can not be considered as universal valuable values.

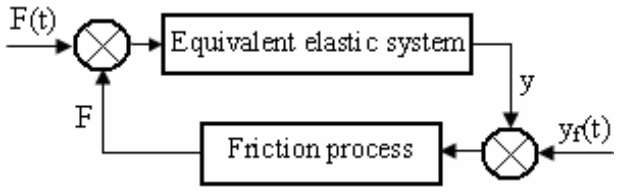


Fig. 1. Schematization of the interdependence between elastic system and friction process

The instability of a dynamic system, where there is an interaction between the elastic system and the friction process behaves as a stick-slip movement of the contact masses. This phenomenon arises at low slip speeds (0.18÷180 mm/min), in dry, mixed or limit friction conditions

Arising of the stick-slip phenomenon is conditioned by the slip movement and auto-vibrations generation.

There are three fundamental strategies to control the auto vibrations generated by the stick-slip phenomenon: passive control, active control and semi-active control.

Usually, the elimination or attenuation of the vibrations is realized by the passive control systems. However, these systems present an important disadvantage: impossibility to modify the damping coefficient that leads to the different behaviour in the case of the external conditions changes.

Active control systems realize a variation of the energy flux of the mechanical structure by a continuously measuring with sensors, the response of the mechanical system and using the actuators to apply external loads to optimize the dynamic behaviour.

Semi-active control systems recently developed make a compromise between the active and passive control systems and realize the vibrations control by the selective dissipation of the energy.

2. Theoretical considerations

Friction effects are often modeled as a combination of coulomb and viscous terms, with an occasional mention of stiction effects. Currently identified friction behavior includes viscous, coulomb, stiction, the Stribeck's effect, pre-sliding displacement, hysteretic or memory based effects, a dependency on normal force, a dependency on rate of an applied external force, a dependency on temperature, a dependency on machine life, a dependency on recent levels of activity and a dependency on the workspace location (fig. 2). The study of the auto-vibration generated by the stick-slip phenomenon can be realised using a dynamic model, one freedom degree, with damping presented in Fig. 3.

If the damping is considered proportional with the speed the movement, equation is given by:

$$m\ddot{x} + c_1(\dot{x} - v) - k(x_o + vt - x) + F - c_2\dot{x} = 0, \quad (1)$$

where: c_1 – damping viscous coefficient of the system; $F - c_2\dot{x}$ - kinematics friction force that has a constant component F and variable component proportional with the movement speed having the damping coefficient c_2.

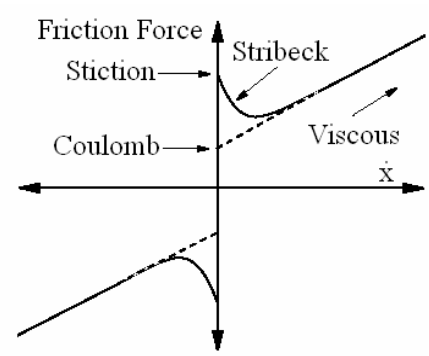


Fig. 2. Friction model effects

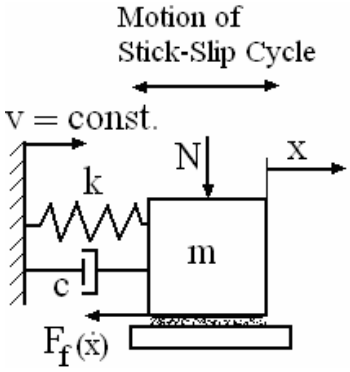


Fig. 3. Spring and damper representation of stick-slip

$$x = \frac{c_1 v}{k} + vt + \frac{\Delta F}{k} + \frac{v}{\omega_o} e^{-\alpha\omega_o t} \cdot \left[(2\alpha - A)\cos\omega_o t - (1 - A\alpha)\sin\omega_o t\right] \tag{2}$$

where: $\alpha = \frac{c_1 - c_2}{2\sqrt{km}}$; $\omega_o = \sqrt{\frac{k}{m}}$; $A = \frac{\Delta F}{v\sqrt{km}}$; $\Delta F = F_o - F$; F_o- static friction force.

The displacement speed of the mass m:

$$\dot{x} = v\left\{1 - e^{-\alpha\omega_o t}\left[\cos\omega_o t + (\alpha - A)\sin\omega_o t\right]\right\} \tag{3}$$

The stick-slip movement corresponds, for a given value of the critical damping coefficientα, at a critical value of the non-dimensional parameter A that can be determined by the transcendent function $A_c = f(\alpha)$ resulted from the equation:

$$2\alpha \cdot arctg\frac{A_c}{A_c\alpha - 1} = ln(1 + A_c^2 - 2A_c\alpha) \tag{4}$$

To the critical value A_c - that depends by the friction force characteristic of the kinematics friction couple, stiffness of the acting system and by the reduced mass of the mobile element - corresponds a critical movement of the mass m, that represents the minimum speed of the continuing movement of the mobile element of the kinematics couple and that can be determined by the relation:

$$v_c = \frac{\Delta F}{A_c\sqrt{km}} \tag{5}$$

For $v < v_c$ results a periodical jump movement presented in Fig. 4.

The jump duration can be determined from the equation:

$$\omega \cdot t_2 = \frac{1 + A_c^2 - 2A_c\alpha}{A_c - \alpha - ctg \cdot \omega_o t_1} \tag{6}$$

and the jump value s is:

$$s = \frac{\Delta F}{k}(2 - \pi\alpha) \tag{7}$$

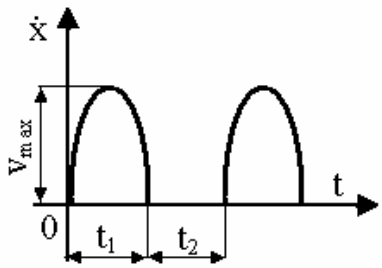


Fig. 4. Periodical jump movement

According to the given value, the movement can be stopped during the mobile element stationation or during jump, and, in the last case results a position maximum error given by:

$$\varepsilon = 2\frac{\Delta F}{k}, \text{ for } \alpha = 0 \tag{8}$$

3. Experimental equipment

To study the posibilities of active control of the auto-vibrations generates by the stick-slip phenomenon a test rig, schematically presented in Fig. 5, was used. A belt transmission transforms the rotational movement of a continuously current motor in a translation movement of the mobile element of mass m, supported by a linear bearing.

The position of the mobile element is measured by a linear displacement transducer with a precision of 5μm, and the slip speed by a piesoelectric accelerometer.

The aquisition and processing of the data, and the implementation of the active system control was realised by an aquisition device National Instruments şi with the LabVIEW programme. Identification of the inertia and friction of the dynamic model of the system was off-line realised, by several experiments.

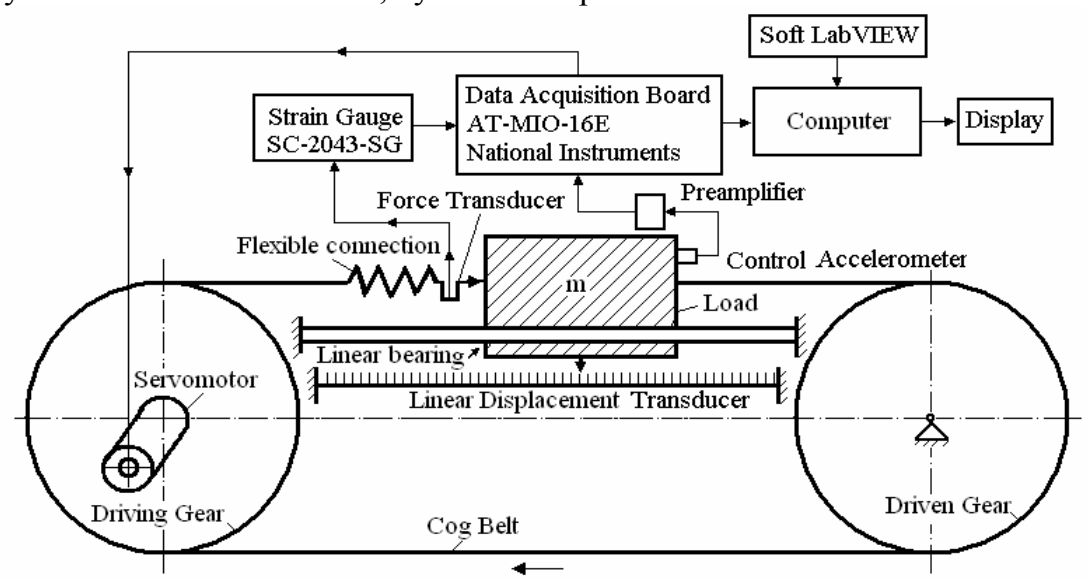


Fig. 5. Schematic of the experimental active control system

4. Active control strategies for auto- vibration suppression

If an accurate nonlinear friction model is available, it is easy to compensate friction by applying a force command equal and opposite to the instantaneous friction force, this can be implemented either by feedforward control [1],[2],[3]. The block diagram of the feedforward control system can be drawn as in Figure 6, from which the sampled error signal can be written as:

$$e(n) = d(n) + g\, u(n) \tag{9}$$

where d(n) is the disturbance, g is the vector of impulse response coefficients of the plant and u(n) is the vector of past values of the input signal to the plant. An angular velocity is used, as the reference signal, for feedforward control. Equation (8) allows a cost function equal to the mean square error signal,

$$J = E[e^2(n)], \tag{10}$$

where E denotes the expectation operator, to be written as a quadratic function of the

coefficients of the control filter.

The friction model parameters are identified by sets of simple experiments.

One difficulty of friction identification is the requirement of measuring acceleration which is needed in order to observe the friction force and take into account inertia effects at the same time.

Unfortunately, acceleration is immeasurable in many practical motion control [4] systems unless additional expensive equipment is used. An alternative is to use the desired acceleration as an estimate of true acceleration, and then the parameters of an inertia and friction model are individually identified through a set of experiments.

.

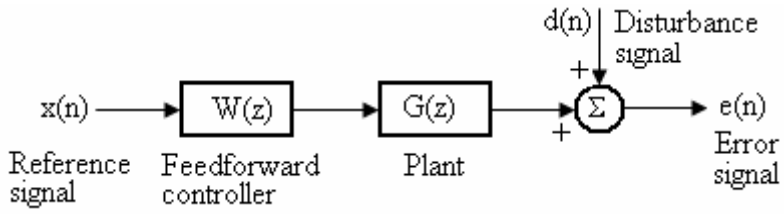


Fig. 6. Block diagram of a single channel feedforward control system

Fig. 7 shows the experimental results of this controller with also friction feed-forward compensation. The results show that the system stability is very sensitive to the change of the friction model parameters.

To reduce the final position error, when linear controllers are used, the nonlinear friction has to be compensated. If an accurate friction model is available, it is easy to compensate friction by applying a force command equal and opposite to the instantaneous friction force. However, since the friction varies with position, it is difficult to guarantee the robustness in terms of both stability and ffected by modeled dynamics and friction. performance by using fixed friction compensation.

Under the assumption of exact modeling and linearity of the physical system, perfect tracking may be obtained by feed-forward compensation.

However, due to the uncompensated nonlinear friction and an imperfect model of the system, the positioning error still can not be reduced to the required level and the robustness of the control is also degraded. Referring to the above results, it is apparent that the nonlinear controllers offer superior performance in both robustness and final positioning accuracy. Especially when uncertainties and nonlinear effects represent differences in parameters among individual machines, it would be beneficial to use the same controller settings for all the machines, i.e., without individual tuning while satisfying the required performance. There is a wide range of friction compensation techniques developed for applications involving high precision tracking or/and position control systems.

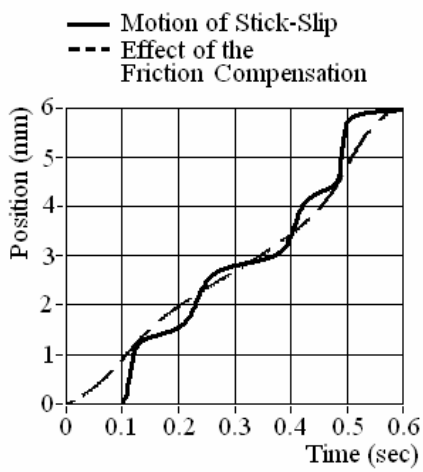


Fig. 7. Performance measures

6. Conclusions

Nonlinearities usually present difficulties for motion controlled systems to achieve high performance control, since the nonlinearities can not be completely compensated by a linear controller. Experiments show that the proposed controller has a strong robustness to the nonlinear friction. Friction compensation is not needed because the nonlinear controller in the position loop compensates the remaining disturbance of the friction.

The successful design of a model based compensation depends heavily on the accuracy of the friction models. Since the nonlinear friction in this complex system is not only time-varying but also position-dependent, to find an accurate friction model is almost impossible.

Received May 24th 2007

Technical University of Iassy
Department of Machine Design and Mechatronic

REFERENCES

1. Yu-Feng, Li, *Nonlinear Motion Control in the Presence of Friction and Mechanical Flexibility,* Licentiate Thesis Mechatronics Lab Department of Machine Design Royal Institute of Technology, Stockholm, 1999.
2. Yu-Feng, Li, *High Precision Motion Control Based on a Discrete-time Sliding Mode,* Doctoral Thesis, Mechatronics Lab, Department of Machine Design, Royal Institute of Technology, Stockholm, 2001
3. You-Feng, Li, Eriksson, B. & Wikander, J., *Sliding mode control of two-mass systems*, Proceedings of IFAC'99, Vol. *C*, Beijing, China, 5-9 July, 1999, 151-156.
4. Vedagarbha, P., Dawson, D., M., Feemster, M., *Tracking Control of Mechanical Systems in the Presence of Nonlinear Dynamic Friction Effects*, IEEE Transactions on Control Systems Technology, Vol.7, No.4, July 1999, 446-456.

CONTROLUL ACTIV OPTIM AL AUTOVIBRATIILOR GENERATE DE FENOMENUL DE STICK-SLIP

Rezumat Apariția fenomenului stick-slip este condiționată de: (1) existența alunecării; (2) generarea autovibrațiilor. În prezent există trei strategii fundamentale pentru controlul autovibrațiilor generate de fenomenul stick-slip: (i) controlul pasiv; (ii) controlul activ; (iii) controlul semi-activ. De obicei, eliminarea sau atenuarea autovibrațiilor se realizează cu ajutorul controlului pasiv, prin utilizarea unor izolatori pentru disiparea energiei. Acest tip de control nu necesită o sursă de energie exterioară şi este robust. Ca dezavantaj se menționează imposibilitatea modificării coeficientului de amortizare, ceea ce conduce la comportări diferite, în cazul schimbării condițiilor exterioare. Sistemele de control activ realizează o variație a fluxului de energie din structura mecanică, prin măsurarea continuă, cu ajutorul senzorilor, a răspunsului sistemului mecanic şi aplicarea unor acțiuni exterioare prin intermediul actuatorilor, pentru a obține o comportare dinamică optimă. În lucrare sunt prezentate rezultatele cercetarilor teoretice si experimentale realizate de autori în scopul stabilirii unei strategii de control activ optim a autovibrațiilor generate de fenomenul stick-slip.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY REGARDING THE OBTAINING OF METAL MATRIX COMPOSITES REINFORCED WITH CARBON NANOTUBES

BY

LILIANA FODOR and VALER MICLE

Abstract: The paper presents a scientific study of the newest technologies in the world regarding the obtaining of metal matrix composites reinforced with carbon nanotubes. The majority of researchers approached the methodology in order to obtain metal matrix composite with carbon nanotubes through the utilization of the powder metallurgy and through the infiltration of molten metal. The obtained materials show different characteristics, that depend on the process used and of course on the matrix. The study is aimed to present the dates from specialty literature which will be the base of some future experiments in order to obtain metal matrix composites reinforced with carbon nanotubes.

Keywords: carbon, nanotubes, metal, matrix, composites

The scientific investigation and applied research on composite materials can date back to 1940's, and these advanced materials have been introduced gradually in our daily life. Composites are also recognized as high-tech materials, which not only turn up in various sports, such as tennis, golf and sailing, but also constitute an increasing proportion of modern airplane and automobile [1].

The actual period is characterized through a true explosion in the field of fabrication and the usage of composite materials, which lead to a diversification without precedent in history. In present, in developed countries, are made currently composite materials with high specific resistance and rigidity, resistance at high temperatures, wear resistance, thermal-protective properties etc.

1. Principal properties of metal matrix composite materials

Physical properties of metal-matrix composites (MMCs) are improved as a result of the incorporation of reinforcements. As evidenced by the increased demand within the aerospace and commercial industries for materials with mechanical and physical properties superior to those of advanced monolithic alloys, it is becoming increasingly clear that composites will have many actual applications**.** The specific benefits of MMCs include:

- increased strength and stiffness per unit density, which reduce structural weight and increase performance,
- a decrease in the coefficient of thermal expansion (CTE), which reduce thermal strains in structures undergoing thermal cycles,
- increased creep strength, which is necessary for improving operating temperatures and performance of turbine engines,

- other specialized attributes, such as wear resistance and high conductivity [2].

Currently, metal matrix composites are commercially available with a variety of forms. They are used predominately in a wide range of applications, ranging from brake discs in trains to critical rotating parts in helicopters, from thermal substrates for advanced electronic and power modules to spikes for track shoes, and from tool materials to combustion engine components, from structural to electronic applications. In the sector of automotive and ground transportation, metal matrix composites are used for their specific stiffness, high temperature strength and excellent wear properties. In aerospace applications, metal matrix composites satisfy the principal requirements such as low thermal expansion coefficient, low density, high stiffness, and high strength. Indeed, in addition to the concern of absolute weight saving to reduce the launch costs, the primary demand in space technology is often the dimensional stability of the components, which are submitted to the inevitable thermal cycles associated with passing in and out of the Sun's shadow in the absence of convective heat transfer. Examples include beam structures and optical gimbals, which must not deform despite significant temperature fluctuations and gradients typical of space applications [1].

2. Carbon nanotubes

The aim of developing composites is to combine the mechanical properties of the components in order to meet diverse industrial requirements. In numerous fields of applications like aerospace and automobile industry, low density and good mechanical properties such as high damping, high strength and high stiffness are demanded for the materials. The stiffness of a metal matrix composite is strongly dependent on many parameters and factors such as the volumetric fraction of ceramic fibers, the elastic Young's modulus of the fibers and the matrix, and the aspect ratio of the fibers. On the other hand, increasing a mechanical property may cause a decrease in another, for instance, larger volumetric fraction may result in higher Young's modulus but lower damping capacity of the composite. The discovery of carbon nanotubes, with light weight, smaller dimensions and unique mechanical properties could fulfill further goals of higher damping capacity and better mechanical properties, compared to the conventional composites [1].

What stimulates the activity of researchers over nanotubes is the fact that these have more interesting properties. The one-dimensional character of nanotubes and the force of carbon-carbon bond give them excellent mechanical and electrical properties. Young modulus of a multi wall carbon nanotubes was calculated to be until 1.4 bigger than whisker graphite (1 TPa), the measurement being realized with the frequency of thermal vibrations of carbon nanotubes with a transmission electronic microscope, leading to values between 0.4 and 3.7 TPa [3].

A study realized by Wong and co. [4] with the help of an atomic force microscope permitted the measurement of Young modulus of average 1.28MPa, independent of the diameter of the tube.

Although their high stiffness, carbon nanotubes form kink-like ridges that can relax elastically when the stress is released. The direct observation with TEM at high resolution has shown their extraordinary flexibility; the curve seems completely

reversible until a critical angle of 110° for a tube with a single wall. According to calculations by Jerzy Bernholc and colleagues at North Carolina State University in Raleigh, a nanotube could be elongated by several per cent before it would fracture. Unlike carbon fibers, however, single-wall nanotubes are remarkably flexible. They can be twisted, flattened and bent into small circles or around sharp bends without breaking. Moreover, molecular dynamics simulations by Bernholc and colleagues indicate that in many cases the nanotube should regain its original shape when the stresses distorting it are removed [5].

The last researches of Jianyu Huang from Boston College discovered the super plasticity phenomenon over nanotubes [6]. In theory, single-walled carbon nanotubes have a maximum tensile strain of around 20%. But by stretching the nanotubes at high temperature, researchers at Boston College, Lawrence Livermore National Laboratory and Massachusetts Institute of Technology, all in the US, have extended nanotubes by almost 280%. The researchers made a 24 nm-long single-walled carbon nanotube by breaking down a multiwalled nanotube inside a high-resolution transmission electron microscope. They used a piezo manipulator to stretch the nanotube at a bias of 2.3 V. The nanotube failed when it became 91 nm long, a tensile elongation of 280%. Its diameter at failure was 0.8 nm, 15 times smaller than its initial diameter of 12 nm. The scientists reckon that the temperature inside the nanotube was more than 2000°C during deformation. Another advantage of nanotubes is their comportament to compression. As opposed to carbon fibers, which crack very easy to compression, CNT presents an elastic relaxation when compression force is canceled.

3. Realizing metal matrix composite materials with carbon nanotubes

Regarding metal matrix composites, Kuzumanki and co.[3] have prepared composites with carbon nanotubes in metal matrix by sintering under charge (600°C, in vacuum, 100MPa) and by extrusion (500°C, in vacuum, 1 cm. per min.). It has been used multi walls carbon nanotubes synthesized by electric discharge. It was determined at TEM that the nanotubes have not been deteriorated during the densification of composite material and that the reactivity at the interface nanotube-Al was zero because it wasn't evidenced any aluminum carbide. The composite material Al-carbon nanotube presents a tensile strength compared with the one of pure aluminum, but is not degraded by heating like the pure metal which resistance go down regularly with the growing of the hardness through a thermal treatment.

Xu and co.[7] have studied electric properties of composites Al-carbon nanotubes prepared by sintering at 520°C (25 MPa, 30 min.) of a mixture of the two components. They used multi wall carbon nanotubes obtained by catalytic decomposition. Authors shows that the resistivity grows with the temperatures and that a big leap can be seen at 80 K- tend to a null resistance, which correspond to a transition to a superconductive state.

Researchers from Zhejiang University from China [8] realized aluminum matrix composites reinforced with carbon nanotubes by pressure less infiltration. The pressure less infiltration process employs a spontaneous infiltration of a molten Al alloy containing Mg into a ceramic filler of preform, under a nitrogen atmosphere in a pressure less state and without any aid of vacuum or externally applied pressure .In

this study, pressure less infiltration process employed the spontaneous infiltration of a molten Al alloy into CNTs-Mg-Al performs and CNTs/Al composites were fabricated. Multi-walled carbon nanotubes were prepared by chemical catalytic vapor deposition (CCVD). Al, Mg metal powders with a purity of 99.8%, and an industrial Al-based alloy trademarked as LY12 were used as raw materials. CNTs, Al and Mg powders were mixed with predetermined ratios by ball milling at 300r/min for 7 hours in Ar atmosphere. Those milled powders then were pressed into preforms (diameter 70mm, thickness 15mm) for the following pressure less infiltration. In order to investigate the mechanism of infiltration we have prepared the performs with or without Mg. CNTs/Al composites were then produced by melt infiltrating LY12 Al alloy into above preforms at 800ºC for 5 hours under N2 atmosphere.

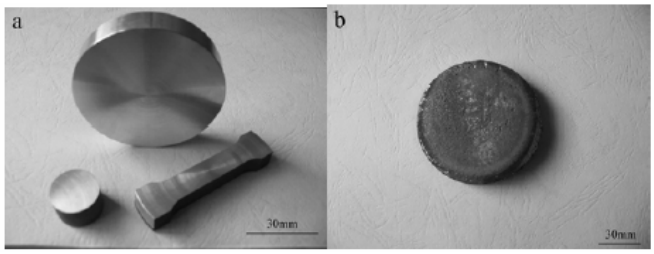


Fig.1 a) The composite containing 10vol% CNTs well infiltrated, b) the composite containing 10vol%CNTs and without Mg,which is not infiltrated at all

It was concluded that the results of pressure less infiltration are strongly related with the existence of Mg and nitrogen. The molten Al alloy had never infiltrated into well-mixed Al-CNTs performs without Mg in the temperature range of 700ºC to 900ºC in nitrogen atmosphere, and never infiltrated in Air atmosphere as well. Fig.1 (a) shows that the composite containing 10vol% CNTs and Mg produced under N_2 atmosphere is well infiltrated. Fig.1 (b) shows the composite containing 10vol%CNTs and without Mg, which is not infiltrated at all. Mg is an active metal that may easily react with nitrogen to form Mg_3N_2 at high temperature. It is suggested that Mg reacted with N_2 during infiltration to form Mg_3N_2, which greatly enhanced the wetting ability between molten Al alloy and powders. Mg initiates the infiltration by reducing the native alumina layer on the surface of Al-alloy therefore bringing about the contact of molten Al-alloy with the preform. The role of Mg during infiltration is to get the residual O_2 in the N_2 by vapor phase reaction and to make the infiltration front free of any passivating oxide layer. The abrupt termination of infiltration has been attributed to the formation of passivating alumina layer at the infiltration front due to the local depletion of Mg. Fracture surface morphology of the composite with 10vol.% CNT is shown in Fig. 2. It can be found that CNTs appear well dispersed and are fully embedded in the Al matrix. The micro hardness of the composites with different volume fractions of CNTs are listed in Table 1. It is evident that the hardness of the composite increases with increasing the volume fraction of CNTs, but then decreases with further increasing the volume fraction.

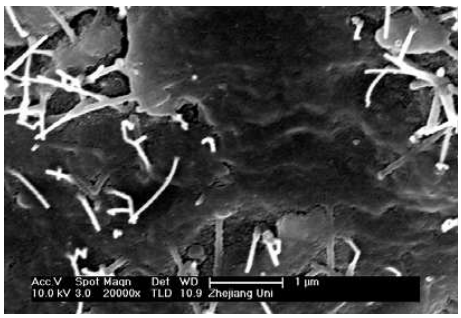


Fig. 2. SEM images of fracture surface of composite with 10 vol.% CNTs

Table 1. Volume fraction of CNTs and microhardness of the composites

Volume fraction of CNTs in composite (%)	0	5	10	15	20
Microhardness of composites (HV)	106.5	117.8	165.9	173.9	169

As shown in Table 1, the hardness of the composite with 15vol.% CNTs is the highest. Researchers from Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences [9] innovated a technology of fabrication of composites from nano-Al reinforced with single wall carbon nanotubes. Several studies have been made of the mechanical properties of composites in which CNTs were employed as a reinforcing phase, and it was found that their performance was not as good as had been expected.

One reason is that the properties of CNT composites with a purity of 60 vol.% might be reduced by the contaminants they contain, such as graphitic particles and amorphous carbons. As a one-dimensional nanostructured material (nanomaterial), CNTs are different from other traditional reinforcing fibres because of their excellent mechanical properties and much smaller size. Used as the matrix of composites, nano-materials may be more compatible with CNTs than traditional matrices of metal, ceramic and polymer. Single-walled carbon nanotube (SWNT)- reinforced nanocrystalline Al composite (SWNT/nano-Al) was fabricated, and the morphology and mechanical properties of the composite were studied. The nano-Al particles used, were produced by H plasma evaporation method in a chamber with a mixed gas of 60 pct H and 40 pct Ar from commercial aluminum with purity of 99.85%. SWNTs were produced by a semi-continuous hydrogen arc discharge method. With the addition of cocatalysts such as Fe, Ni, Co and a sulfur-containing growth promoter, web-like substances and thin films made up of SWNTs, catalyst particles and amorphous carbon were obtained from multi-walled carbon nanotubes and carbon fibres at a rate of about 2.5 grams per hour in a mixed atmosphere of H and Ar . The raw materials were oxidized in air at about 520 8C for 40 min to eliminate the graphite particles, and the catalyst particles were removed by hydrochloric acid washing. The purity of the purified SWNTs was estimated to be about 90% from the results TEM and SEM observations. Nano-Al particles mixed with 5.0 wt. % SWNTs were soaked in alcohol and stirred ultrasonically for 30 min and then dried. In the obtained mixture, SWNT bundles were dispersed homogeneously in the nano-Al particles. The nano-Al particles, whose size was determined to be about 50 nm in average by X-ray diffraction (XRD) analysis, were almost spherical with a thin outer layer of $Al_2 O_3$. The content of oxygen in the nano-Al particles was 3.1%. The homogeneous dispersion of SWNTs shows that the ultrasonic energy could overcome the Van der Waals force between SWNT bundles and between nano-Al particles. In addition, it is probable that SWNT should be easily dispersed into the nano-Al matrix because of the large grain boundary area in nano-materials. The mixture then was compacted into a disk (d=831.2mm) under 1.50 GPa pressure at room temperature. The disks were then consolidated for 30 min under 1.0 GPa pressure at temperatures ranging from 260 to 480 ^{o}C. The Vickers micro-hardness of both the SWNT/nano-Al composites and nano-Al was measured on the next parameters F=0.245 N, v=3 μm/s, t=10s. The hardness of the SWNT/nano-Al composites and nano-Al at different consolidating temperatures is shown in Fig. 3. As the consolidation temperature increased, the hardness of the nano-Al increased from 1.36 GPa at room temperature to a peak value of 1.69 GPa at 320°C,

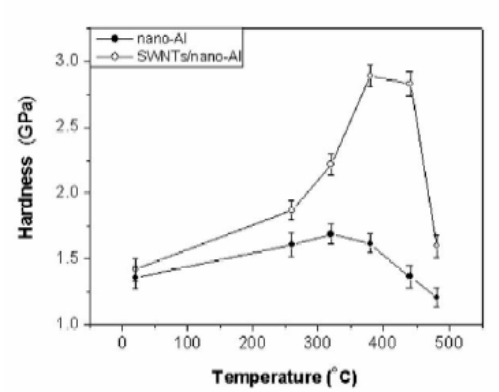


Fig.3. The hardness of nano-Al and SWNT/nano-Al composite at different consolidation temperatures

and then declined to 1.21GPa at 480 ^{o}C. Meanwhile, the hardness of the SWNT/nano-Al composites increased from 1.42 GPa at room temperature to a peak value of 2.89 GPa at 380 8C, and then declined rapidly to 1.60 GPa at 480 ^{o}C. The initial hardness increase of the SWNT/nano-Al composites and nano-Al probably resulted from the increased densities, and the subsequent hardness reduction may be caused by the grain growth of the nano-Al matrix. While the nano-Al matrix grew up slightly over 320 ^{o}C, the reinforcement by SWNTs was more evident with the increasing temperature, which caused the hardness of the SWNT/nano-Al composites to reach a peak value. The highest hardness of the SWNT/nano-Al composites was 2.89 GPa after the optimum consolidation procedure, which was approximately 20 times higher than that of the coarse-grained Al (0.15 GPa) and 178% of that of the nano-Al (1.62 GPa) consolidated at the same temperature. The novel mechanical properties of the SWNT/nano-Al composites indicate that SWNTs can be used as an excellent reinforcing phase in a nano-Al matrix. In summary, SWNTs/nano-Al composites were successfully fabricated by a procedure of mixing nano-Al particles and SWNTs, cold-consolidation and hot-consolidation. The hardness of the SWNT/nano-Al composites reached a peak value of 2.89 GPa, which shows that SWNTs are a promising reinforcement for some matrices

It was also realized magnesium matrix composites with different percents of carbon nanotubes [1]. Mg-1wt%MWCNTs (fig.4) was processed by hot pressing, whereas Mg-2wt%MWCNTs (fig.5) was synthesized by hot pressing then hot isostatic pressing (HIP) under high pressure. In order to obtain high density parts, it is better to increase the sintering temperature, temperatures between 60 and 90% of the melting-point of the particular metal or alloys to temperatures which sometimes can be even higher than 90% of the melting temperature. The welding together of the particles occurs by atomic diffusion and generates the strength required for application. In the processing of Mg-2wt%MWCNTs, 0.4 g of purified MWCNTs was oxidized by heat-treatment in a furnace at 500 °C for 5 min then cooled down to room temperature in air. These heat-treated MWCNTs and 19.6 g of commercial Mg powders (99.8 % purity, average particle size 38 μm) were placed in a container (5.5 cm in diameter and 4.5 cm in height), subsequently the MWCNTs and Mg powders were mechanically mixed by dry blending for 4 h in a Turbula T2C mixer. In order to separate the MWCNTs from the agglomerate state (the purified MWCNTs were agglomerated due to the intermolecular van- vander- Waals der-interactions between the nanotubes) and to mix MWCNTs with Mg powders sufficiently, 10 ceramic (Al Al2O3) balls were added into the container. After blending of the mixture, no agglomerates of MWCNTs

were visible and this indicates that both materials were well mixed together. The blends were placed in a double-action graphite tooling consisting of a die and two cylindrical pistons. The graphite tooling containing the mixture was mounted in a Sintris 10STV hot press and hot pressed under following processes: in vacuum, the sample was heated up from room temperature to 500 °C at a heating rate of 50 °C /min then from 500 °C to 600 °C at a heating rate of 10 °C /min under a pressure of 50 MPa. After sintering at 600 °C for 30 min, the sample was cooled down to room temperature and a disk-shaped compact (Ø 53 mm x 5mm) was obtained. Finally, the compact underwent hot isostatic pressing at 600 °C for 60 min under an argon pressure of 1800 bar. The surface of compact was before the density of the sintered part was measured. For the realizing of the composite Mg-1%MWCNTs was used a similar method just that the mixture of 0.2 g of heat-treated MWCNTs and 19.8 g of Mg powders was manually wet mixed in an alcohol and acid then it was dried. The used sintering temperature and the pressure were 550 °C and 25 MPa, respectively. This case did not experience hot isostatic pressing. It was concluded that CNT are better wetted in the case of processing by hot isostatic pressing.

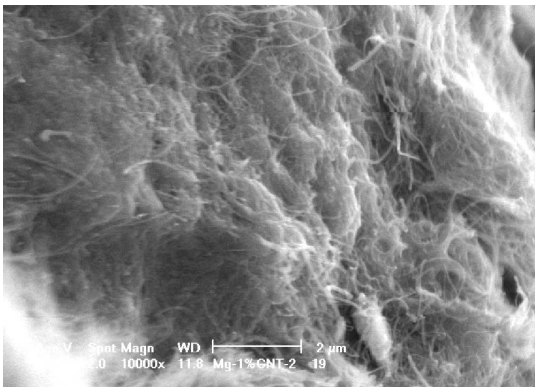


Fig.4. SEM image of fracture surface of Mg-1wt% MWCNTs

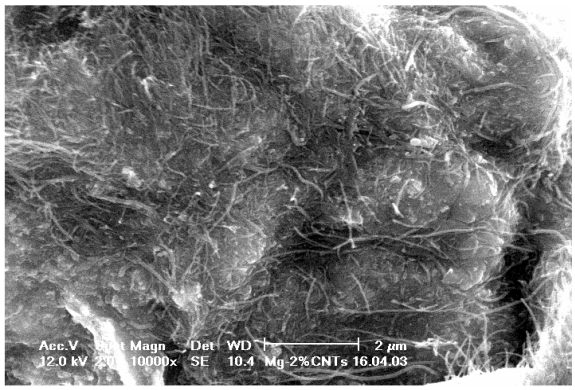


Fig.5. SEM image of fracture surface of Mg-2wt%MWCNTs. Homogeneous dispersion of MWCNTs in Mg matrix

Another method for obtaining metal matrix composites reinforced with carbon nanotubes is the usage of short fibers of alumina named SAFFIL [1] covered with carbon nanotubes and than infiltrated in molten metal. These fibers covered with carbon nanotubes are used as reinforcement materials in metal matrix composites. MWCNTs - based composites were synthesized in a gas pressure infiltration device, which allows one to infiltrate ceramic preforms with molten metals or their alloys. As matrix were used pure magnesium and aluminum alloys (Al-4%Cu-1%Mg-0.5%Ag (WFA)). Both preforms and the metals or their alloys were preheated at 720 °C in vacuum (10^{-2} mbar). A pressure of 2 MPa was applied during infiltration infiltration. Then the composites were rapidly cooled down by air circulation. WFA-25vol%SAFFIL-CNTs, WFA-25vol%SAFFIL, Mg-25vol%SAFFIL-CNTs, Mg-25vol%SAFFIL composites were obtained in this method.

Powder metallurgy is the technique used in the next experiment too [10]. Multiwalled and single-walled nanotubes were synthesized by arc evaporation method. In the case of MWNTs an electric arc was struck between a graphite anode and a copper cathode of respective diameters 7 mm and 12 mm in a helium atmosphere of

500 Torr. A cylindrical deposit grew on the copper cathode and consisted of a hard gray outer shell and a soft fibrous black core. The soft core mainly consisted of MWNTs. The graphite rod was drilled axially and densely packed with a mixture of nickel and iron 5% (1:1) and 95% graphite powder. The helium pressure is maintained at 100–200 Torr obtaining in this way SWNTs. CNTs (MWNT and SWNT) were dispersed in ethanol and sonicated for 20 min. The decanted solution was heated to vaporize ethanol and the residue was used as the reinforcement material. Commercial purity aluminum was used as the matrix material. A mixture of CNT and aluminum powder (200 mesh) were ball milled at 200 rpm for 5 min. The short duration and slower milling speed ensures that the carbon nanotubes are intact. The milled powder was compacted in a circular die with a load of 120 KN; the billets thus obtained were sintered in an inert gas environment (nitrogen) for 45 min at 580 °C and finally hot extruded at 560 °C. Some samples were also prepared with K_2ZrF_6 coated CNTs. This coating was added by first dissolving the salt in boiling distilled water, and then adding CNT powder. The water was allowed to evaporate off, leaving behind a residue, which was used in subsequent composite preparation.

Received April 20, 2007 *The Technical University from Cluj-Napoca*

REFERENCES

1. J.YANG, *Carbon Nanotubes as Reinforcements and Interface Modifiers in Metal Matrix Composites*, thèse no 3140 (2004), École Polytechnique Fédérale de Lausanne http://biblion.epfl.ch/EPFL/theses/2004/3140/EPFL_TH3140.pdf
2. S.Suresh, A.Mortensen, A.Needleman, *Fundamentals of Metal-Matrix Composites*, Butterworth-Heinemann, 1993
3. E.Flahaut, *Synthese par Voie Catalytique et Caracterisation de Composites Nanotubes de Carbone-Metal-Oxide. Poudres et Materiaux Denses*, These no 3566(1999), Universite Paul Sabatier de Toulouse
4. E.W.Wong, P.E.Sheehan, C.M.Lieber, Science, 277, (1997), **1971-1975**
5. http://physicsweb.org/articles/world/11/1/9
6. http://nanotechweb.org/articles/news/5/1/12/1
7. C.L. Xu, B.Q. Wei, R.Z. Ma, J. Liang, X.K. Ma, D.H. Wu, *Fabrication of aluminum /carbon nanotubes composites and their electrical properties*, **Carbon, 37** (5), 855(1999)
8. C.Y. Min ,X.B. Zhang*, Z.P. Ding,S.M.Zhou,X.Y.Tao,H.Zhang, G.L. XU,W.M.Zhu, F. Liu, *CNTs-reinforced Aluminium Composite Fabricated by Pressureless Infiltration Process and its Tribological Properties*, Department of Materials Science and Engineering, Zhejiang University
9. R.Zhong, H.Cong, *Fabrication of nano-Al based composites reinforced by single-walled carbon nanotubes*, ***Carbon*, v 41, n 4**, 2003, **848-851**
10. R. George, K.T. Kashyap, R. Rahul and S. Yamdagni, *Strengthening in carbon nanotube/aluminium (CNT/Al) composites*, **Scripta Mat**., **Vol 53**, Issue 10, Nov. 2005, 1159-1163

STUDIU PRIVIND OBTINEREA COMPOZITELOR CU MATRICE METALICA ARMATE CU NANOTUBURI DE CARBON

Rezumat: Lucrarea prezinta un studiu stiintific ale celor mai noi tehnologii pe plan mondial privind obtinerea compozitelor cu matrice metalica armate cu nanotuburi de carbon. Majoritatea cercetatorilor au abordat metodologia de obtinere a compozitelor utilizand metalurgia pulberilor si infiltrarea de metal topit. Materialele obtinute prezinta diferite caracteristici care depind de procesul si bineinteles de matricea folosita. Studiul se doreste a fi o prezentare a datelor din literatura de specialitate si este baza pentru experimente ulterioare in scopul obtinerii compozitelor cu matrice metalica armate cu nanotuburi de carbon.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CERAMIC NANOSTRUCTURES PRODUCED ON TITANIUM AND TITANIUM ALLOYS

BY

CORNEL FRĂŢILĂ[(1)], IOAN ROMAN[(2)], EUGENIU VASILE[(2)], ROXANA TRUŞCĂ[(2)], FLORENTIN STOICIU[(1)] and PETRU NIŢĂ[(2)]

Abstract: The anodizing is the process that a coating oxide layer is grown on a metal by an electrochemical way, by anodic oxidation. The paper describes the experiments regarding titanium and TA6V4 titanium alloy anodic oxidation aiming their corrosion rate decrease as implants and the minimization of corrosion products release into the human body. The samples surfaces are covered with adherent and uniform coloured coatings, by special preparation operations. Some water electrolytes with phosphate ions content were used. The layers grown on titanium and TA6V4 titanium alloy contain titanium oxides and phosphorus compounds; they are adherents, homogeneous and elastic. The coated samples were thermally treated at 600, 770^{0}C. The proposed surface treatment enables an excellent electrochemical stability at the interface implant/biological environment, minimizing the local and general toxic specific effects. The samples were characterized using: cyclic voltametry in Ringer solution, X-ray diffraction analysis, high resolution electron microscopy (HRTEM), and selected area electrons diffraction (SAED).

Key words: nanostructure, anodizing, coatings, ceramic, implants.

1. Introduction

The paper presents the results of the laboratory experiments regarding implant materials, like titanium and TA6V4 alloy oxidation, by electrochemical, controlled technology, using compatibles electrolytes with the structure and physical-chemical characteristics of the supports. The titanium electrochemical oxidation, that is it anodization, represents a procedure to artificial growth on the titanium surface of oxides layers, having higher thickness than the natural, spontaneous one.

This procedure has as purpose to increase the corrosion resistance in different environments and also to improve the plastic deformation conditions of both titanium and titanium alloys. This titanium and titanium alloys processing has long time concerned the electrochemists [1÷10] but we estimate that the resources are not yet exhausted. In this process the titanium is the anode and the cathode consists of metals such as lead, aluminium, titanium, platinum, stable metals in the used electrolytes. The anodic reaction is an oxidation process developed at the sample (titanium anode)/electrolyte interface:

$$Ti + 2H_2O \rightarrow TiO_2 + 4H + 4e^- \quad (1)$$

The cathodic reaction is a water reduction process:

$$4H_2O + 4e^- \rightarrow 2H_{2(g)} + 4OH^- \quad (2)$$

The hydrogen gives off at the cathode as bubbles during the anodizing process.

2. Experimental results

Pure titanium and TA6V4 titanium alloy, having chemical compositions given in table 1 were used. Titanium and TA6V4 alloy anodic oxidation experiments were carried according to the technological schedule in figure 1. The samples with the size of 28 x 20 x 0.5 mm were prepared according to the technological schedule. The samples were anodized in compatibles electrolytes (E3-E4), to realize on the titanium and titanium alloy surface oxidic layers with phosphorus content (named here „phosphating"): E3: H_3PO_4 0,5N + $NaHCO_3$ 10% phosphating electrolyte; E4: H_3PO_4 1N : citric acid 20g/l 1:1 phosphating electrolyte.

Table 1. Experimental results. Samples chemical composition (base material)

Symbol	Chemical composition [% weight]												
	Ti	**O**	**H**	**N**	**C**	**Al**	**V**	**Fe**	**Si**	**Ni**	**Cr**	**Co**	**Cu**
Ti	Bal.	0.12	0,012	0,04	0,06			0,15					
TA6V4	Bal.			0,005	0,03	5,53	3,9	0,13	0,05-0,1	0,01-0,05	0,005-0,01	<0,005	0,001

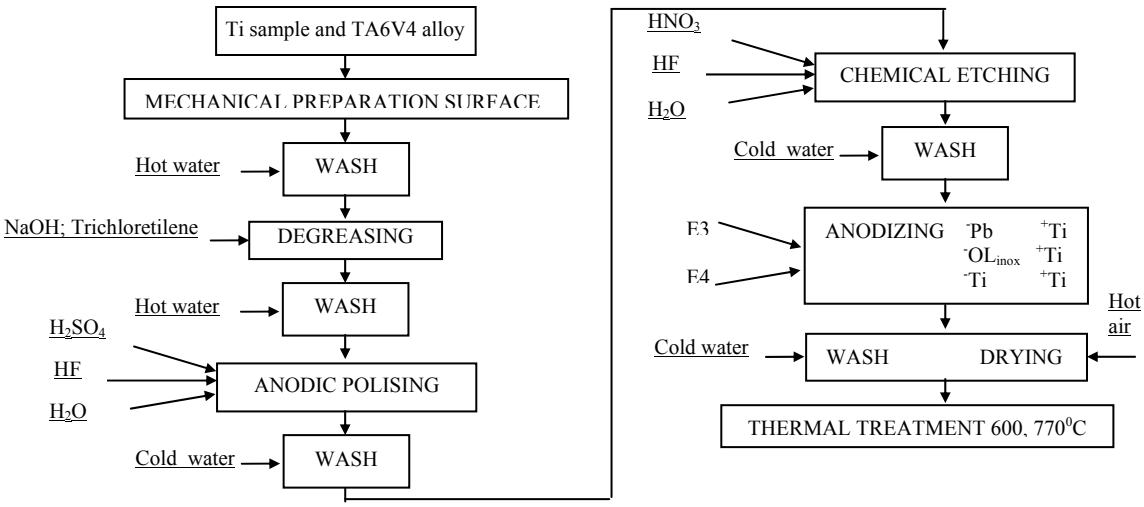
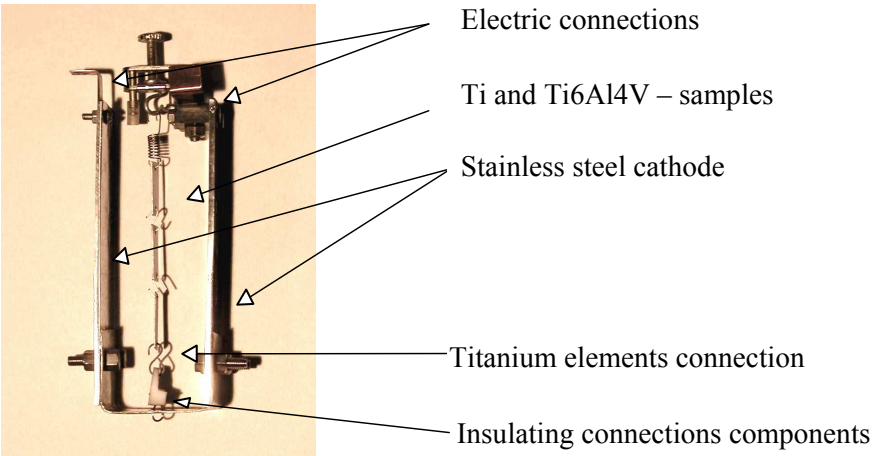


Figure 1 Titanium and titanium alloys anodic oxidation schedule

Several technological parameters were studied in order to accurately reveal the titanium and titanium alloy behaviour during the whole anodizing process. A special unit cathode – anode device was used, the cathodes plates being made of stainless steel or titanium, as shown in figure 2 (Experimental anode/cathode unit device).



The experimental conditions are presented in the tables 2, 3. Both titanium (index „T”) and TA6V4 alloy (index „A”) samples were used.

Table 2 Anodizing titanium

Sample Code	Anodic oxidation				Thermal Treatment	
	Electr olyte	$U_{max.}$ [V]	Time min	T °C	Time min	T °C
T-AF4	E3	100	25	25	-	-
T-AF4-350	E3	100	25	25	60	350
T-AF4-600	E3	100	25	25	60	600
T-AF4-770	E3	100	25	25	60	770
T-AF5	E3	75	20	25	-	-
T-AF5-350	E3	75	20	25	60	350
T-AF5-600	E3	75	20	25	60	600
T-AF5-770	E3	75	20	25	60	770
T-TEG	E4	50	180	25	-	-
T-TEG-350	E4	50	180	25	60	350
T-TEG-600	E4	50	180	25	60	600
T-TEG-770	E4	50	180	25	60	770

Table 3 Anodizing TAl6V4 alloy

Sample Code	Anodic oxidation				Thermal Treatment	
	Electr olyte	$U_{max.}$ [V]	Time min	T °C	Time min	T °C
AF4	E3	100	25	25	-	-
AF4-350	E3	100	25	25	60	350
AF4-600	E3	100	25	25	60	600
AF4-770	E3	100	25	25	60	770
AF5	E3	75	20	25	-	-
AF5-350	E3	75	20	25	60	350
AF5-600	E3	75	20	25	60	600
AF5-770	E3	75	20	25	60	770
TEG	E4	50	180	25	-	-
TEG-350	E4	50	180	25	60	350
TEG-600	E4	50	180	25	60	600
TEG-770	E4	50	180	25	60	770

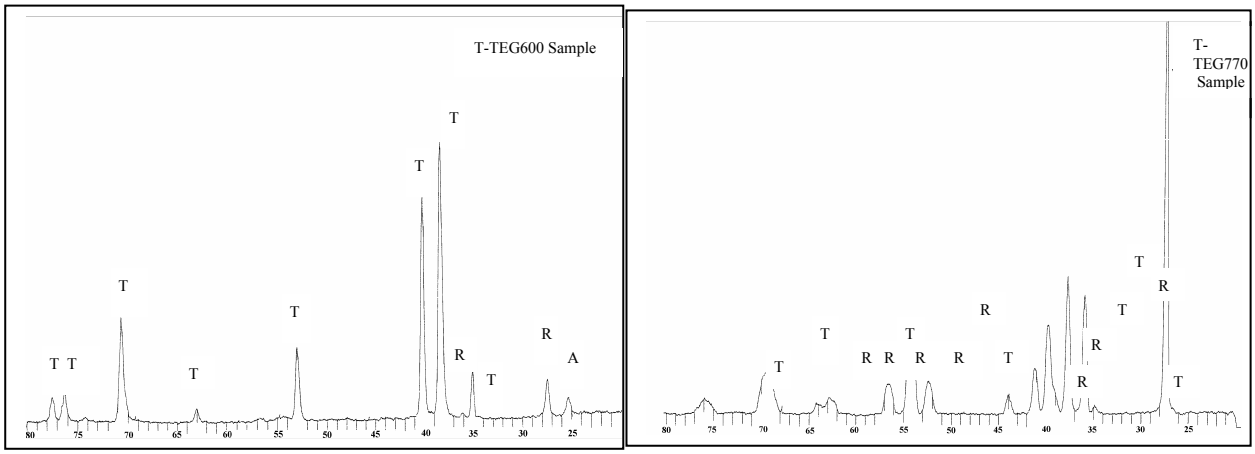
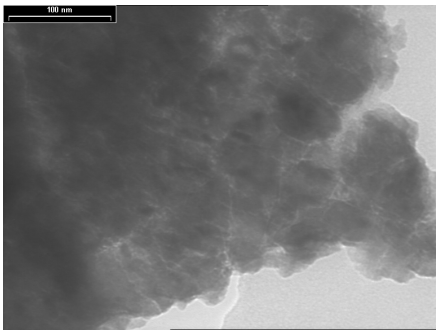


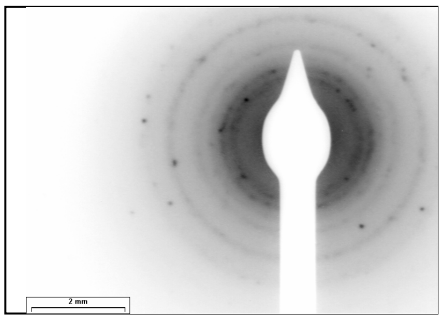
Figure 3. T- α titan; A- TiO_2 (anatase); R- TiO_2 (rutile)
X-ray diffraction analysis T-TEG600 sample and T-TEG770 sample

The samples were characterized using: X-ray diffraction analysis, high-resolution electron microscopy (HRTEM), selected area electrons diffraction (SAED) and cyclic voltametry in Ringer solution. X-ray diffraction (figure 3) for T-TEG600 sample revealed α–titanium TiO_2 (anatase) compound but also TiO_2 (rutile) with well defined peaks according of interplanar distance of 3.24 Å (angle $2\theta = 27.45^0$) and interplanar distance of 2.48 Å (angle $2\theta = 36.10^0$). Figure 4 presents high resolution electron microscopy (HRTEM) images for TTEG 600 sample structure characterization. The granular aspect of this sample heat treated at 600^0C is clearly revealed in TEMBF image figure 4a. Diffraction electrons image (SAED)- figure 4b- associated to the micro area from 4a figure revealed by diffraction rings the polycrystalline character of the sample. High resolution electron microscopy (HRTEM), from 4c and 4d figures reveals sample nanocrystalline structure by the existence of 10 Å size nanocrystals. The 4e and 4f figures show nanocrystals anatase and rutile presence –anatase interplanar distance 3.52 Å (101) and rutile interplanar distance – 3.24 Å (110).

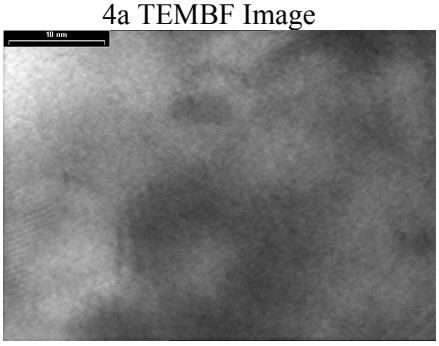
The X -ray diffraction for T-TEG 770 sample (figure 3) revealed other diffraction peaks besides α–titanium, TiO_2 (rutile) compound, with well defined main peak of 3.24 Å (angle $2\theta=27.45^0$) of maxim intensity. It is noticed the absence of main peak of anatase compound suggesting its disappearance from oxide layer, as a result of heat treatment at 770^0C.



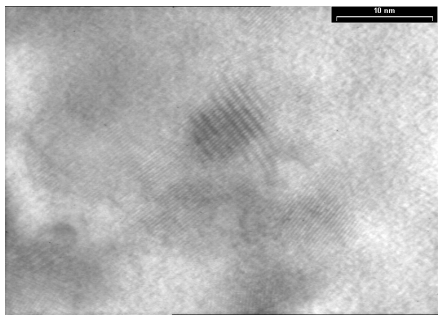
4a TEMBF Image



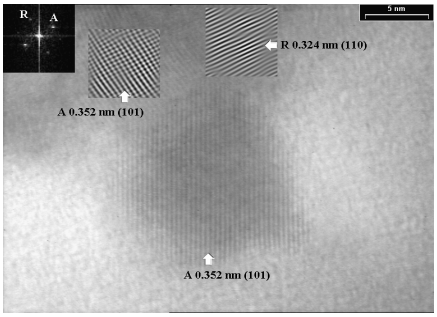
4b SAED Image



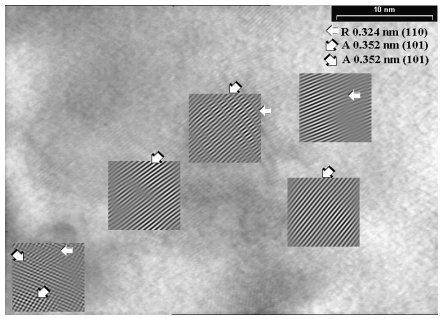
4c HRTEM Image



4d HRTEM Image



4e HRTEM Image



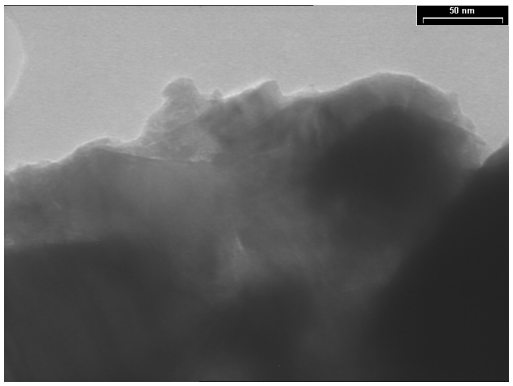
4f HRTEM Image

Figure 4 T-TEG 600 Sample

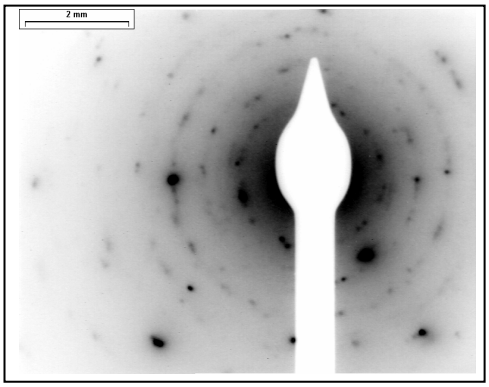
Figure 5 presents high-resolution electron microscopy images for structure characterizing of TTEG 770 sample. TEMBF images figure 5a show relative homogeneous aspect of sample at a medium magnification.

The electrons diffraction image figure 5b associated with micro area 5a figure, revealed the polycrystalline character of sample and index image shows that in sample TiO_2 (rutile) compound exists, pointed out by diffraction rings according to interplanar distances of de 3.3Å (110), 2.5 Å (101), 2.2 Å (111), 1.7 Å (211).

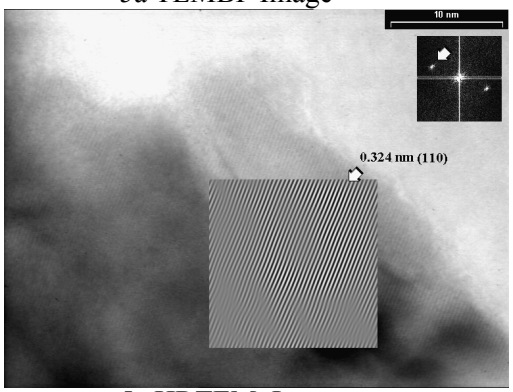
High resolution electron microscopy (HRTEM), from 5c, 5d , 5e and 5f figures show rutile nanocrystals existence by reticular aspect, interplanar distances of 3.24 Å, and 2.49 Å



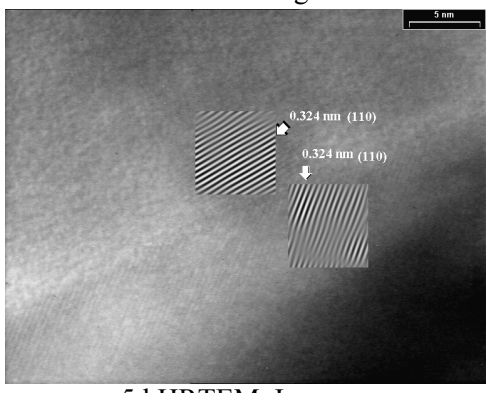
5a TEMBF Image



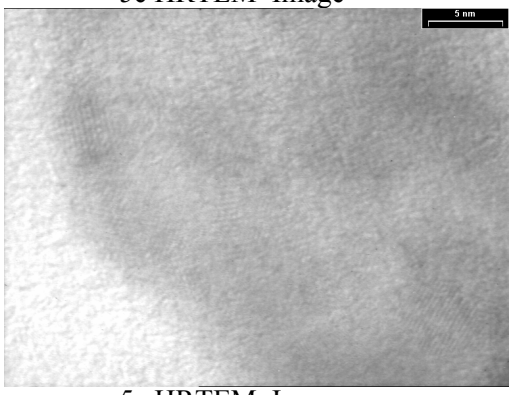
5b SAED Image



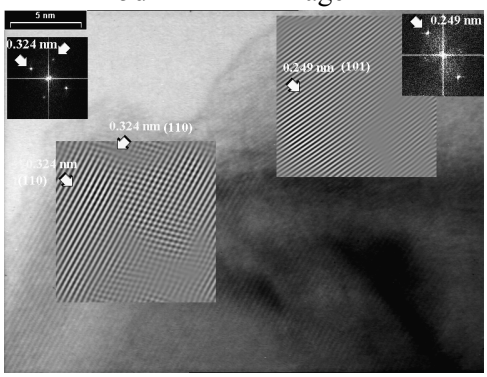
5c HRTEM Image



5d HRTEM Image



5e HRTEM Image



5f HRTEM Image

Figure 5 T-TEG 770 Sample

The samples were electrochemically investigated regarding the influence of heat treatment on the anticorrosive performance of the anodic oxidation layers achieved on titanium and on the TA6V4 alloy. The experimental technique was cyclic voltametry. Electrolyte used was Ringer solution, with pH 2.5. Investigated potential area was between -1000÷4000 mV e.s.c. Polarization rate was 1000 mv/sec. For titanium anodic oxidized samples TEG the heat treatment in air at 770°C produces an electrochemical inert surface, at electrochemical polarization no oxidation process was identified in the field of -1000÷4000mVe.s.c. Electrochemical investigations show that heat treatments increase the stability and chemical inertness of the layers.

It is especially proved that rutil presence considerably increases the corrosion resistance of the samples.

3. Conclusions

The paper presents a notable and complex technology for the improvement of the biocompatibility and quick osteointegration properties, in comparison with living organisms, of dental and body implants made up of titanium and TA6V4 alloy. This is achieved by the growth on the metallic substrate of ceramic nanostructures made up of ceramic oxide on the basis of anatase, brookite and rutile. Experiments have been performed for the acquirement of the ceramic nanostructures on titanium and TA6V4 alloy, by an electrochemical controlling anodizing process in electrolytes on the basis of phosphorus, followed by consolidation of thermochemically processed layers that took place in the air at 600 and 770^0C. The obtained samples have been characterised by X-ray diffraction analysis, high-resolution electron microscopy (HRTEM), selected area electrons diffraction (SAED) and cyclic voltametry in Ringer solution.

The changes that take place at the level of layer microstructure resulting from heat treatments applied in various conditions, in air, have been particularly studied. The layers contain titanium oxides with nanocrystalline structure and present special performances in synthetic Ringer solution.

Received April 23, 2007

(1) National Institute for Nonferrous and Rare Metals,Romania
(2) METAV CD SA Romania

REFERENCES

1. A.Aladjem *"Anodic oxidation of titanium and its alloys"* Journal of Materials Science 8 (1973), p.688/704;
2. J.L.Delplancke, M.Degrez, A.Fontana, R.Winand *"Self-colour anodizing of titanium";*
3. F.Climent Montoliu, R.Capellades Font *"Die anodische Oxidation von Titan"*;
4. H.Yamaguchi, K.Miki,H.Satoh, K.Shimogori "*Characteristics of anodized titanium and its application"* Societe Francaise de Metallurgie, Vol.4, P1817/22 Proceedings of the Sixth World Conference on Titanium Cannes, June 6-9,1988 Edited by P.Lacombe, R.Tricot, G.Beranger Published by les editions de phisique;
5. A.K.Sharma, H.Bhojaraj "Anodizing Titanium for Space Applications" Titanium 1990-Products and Applications, Vol.1,p.282/89 Proceedings of the Technical Program from the 1990 Conference Published by Titanium Development Association;
6. C.D.Hall and N.Hackerman, J.Phys.Chem., 57,262(1953);
7. M.Stern and H.Wissenberg, This Journal, 106,755 (1959);
8. J.F.Dewald, This Journal, 102,1 (1955);
9. A.Charlesby, Proc.Phys.Soc., B66,317 (1953);
10.T.Koizumi et al., "*Structure of Oxide Films Formed On Ti in Boiling Dilute acid* „Corrosion Sci., 1968, 8: 195-196.

NANOSTRUCTURI CERAMICE PRODUSE PE TITAN ŞI ALIAJELE SALE

Rezumat Anodizarea este procesul prin care un strat de oxid este crescut pe un metal pe cale electrochimică, prin oxidare anodică. Lucrarea descrie experimentări privind oxidarea anodică a titanului şi aliajului de titan TA6V4, în scopul scăderii vitezei de coroziune a implantelor şi pentru minimalizarea eliberării produşilor de coroziune în organismul uman. Suprafața probelor este acoperită cu straturi colorate uniforme şi aderente prin operații speciale de preparare. S-au utilizat electroliți apoşi cu conținut de ioni de fosfor. Straturile crescute pe titan şi aliaj de titan TA6V4 conțin oxizi de titan şi compuşi de fosfor; ele sunt aderente, omogene şi elastice. Probele acoperite sunt tratate termic la: 600, 770^0C.Tratamentele de suprafață realizate asigură o excelentă stabilitate electrochimică la interfața implant-mediu biologic, minimalizând efectele toxice locale şi generale. Probele au fost caracterizate utilizând: voltametria ciclica în soluție Ringer, difracția de raze X, microscopia de înaltă rezoluție (HRTEM) şi difracția de electroni (SAED).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

KINETICS OF ALUMINUM CVD ON STAINLESS STEEL SUPPORTS CHARACTERISATION

BY

BRANDUSA GHIBAN[(1)], GEORGE ANGELOPOULOS [(2)] and CORNELIA LUPU [(1)]

Abstract: Present paper presents the experimental results concerning deposition of aluminum on stainless steel supports by fluidized bed chemical vapor deposition process. Parameters used for the deposition were: temperatures about 530, 540, 550, 580 and 610 °C and maintaining periods between 15 minutes up to 180 minutes. Equations, optical and x-ray diffraction measurements were presented, in order to establish kinetics of the aluminum deposition on stainless steels supports.

Keywords: FBCVD method, aluminum deposition, stainless steel

1. Introduction

Stainless steel's oxidation/corrosion resistance at high temperatures can be improved using aluminum coatings on the surface, because the high near surface content of aluminium increases the ability of forming an Al_2O_3 protective film. The coatings were obtained using the Fluidised Bed Chemical Vapour Deposition Technique which is characterised by the following features: uniform temperature distribution over the whole reactor volume; uniform concentration of the reactive gases, which prevents the development of localized coating growths; higher mass transfer rates at the substrate surface; an easier introduction and extraction of the specimens, the furnace being at the treating temperature.

Present paper's aim is to put in evidence the behaviour of aluminum deposition by FBCVD method on stainless steel 316.

2. Experimental procedure

The experimental apparatus is presented in figure 1. It consists of a cylindrical fluidized bed (FB) quartz tube, 270mm length and 36mm inner diameter, heated by electrical resistance. Activators: A. I_2(s) or B. HCl (aq) 37 %.

FBCVD procedures according to the activator used may consist in:

a) A gas mixture of Ar (99.999 %) gas and iodine vapours is used for the fluidisation of the Al powder bed (99.8 %, grain size: 63-160μm). The iodine vapours are provided by means of an I_2 (> 99.8 %) evaporation device where the iodine crystals are being heated. The Ar gas is led through this device and serves as a carrier gas of the iodine vapours. For a set velocity of the Ar gas determined by the fluidization needs, the quantity of the iodine vapours is controlled by the temperature of the

evaporation device. In the present case, the fluidization velocity was set at $8x10^{-3}$ m/s and the temperature of the device at 100 °C. The iodine containing precursor vapours are formed *in situ* the reactor by the reaction of iodine and aluminium. White-violet coloured off-gases are preferable as they indicate that most of the iodine reacts with Al, while violet ones indicate a possible corrosion of the specimens as excess of iodine exists.

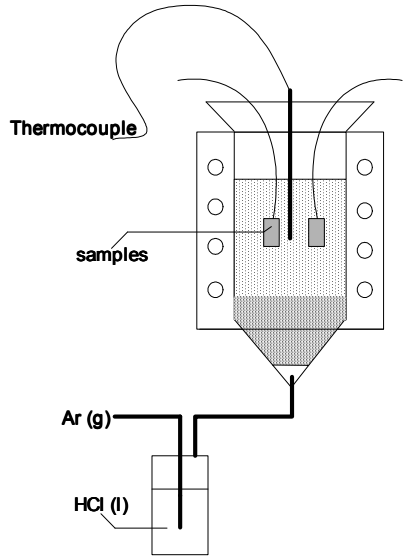


Fig. 1 FBCVD experimental device

b) Ar (99.999 %) gas is led through 37 % HCl (aq), subsequently entering the FB from the bottom, serving as a carrier for the chlorine gases and the fluidization. The quantity of the chlorine vapors is controlled by the velocity of the Ar gas. The chlorine containing precursor vapors are again formed *in situ* the reactor by the reaction of HCl and Al. Excess HCl vapors exit the reactor from its top rapidly enough to avoid corrosion of the test specimens. Presence of white off–gases indicates that the reaction between HCl and Al takes place. Following, the Al_xCl_y vapors result in Al deposition on the test specimen's surface. The liquid activator has to be renewed periodically because the vol. % of HCl in the aqueous solution decreases significantly.

The samples were inserted from the top into the Al filled reactor. Prior processing, the samples were polished up to 400 grids SiC paper, rinsed with dry alcohol, cleaned with acetone in an ultrasonic bath and blasted with Ar gas. After treatment, the samples were cleaned and treated with saturated aqueous solution of Na_2CO_3 for the removal of remnant traces of the activator, segmented, mounted in resin and polished up to 1μm diamond paste for the metallographic observation and SEM–EDX analysis.

3. Experimental results and discussion

The coatings were deposited on stainless steel 316, at 600°C for a treatment time of 30, 60, 120 and 180 minutes, with HCl activator. At this temperature the obtained coating has a dark-gray colour and is dense and homogeneous. The average thickness after 30 minutes of treatment is 7.463 μm, after 60 minutes 8.63 μm, after

120 minutes is 17.687 μm, and after 180 minutes it is 20.737. The variation of the treatment temperature was about ±10°C leading to the obtaining of a more uniform substrate.

Considering the obtained average values the variation of the substrate thickness graphic was drawn as a function of the treatment time and as a function of the root square of the time. One can see that the variation of the substrate thickness as a function of the treatment time has a smaller error value than the one given by the variation of the substrate thickness as a function of the root square of time, meaning that the mechanism of the substrate growing is given by the chemical reaction.

Some black spots can be seen in the picture representing the cross section of the Al coating. These spots results from either inconvenient metallographic preparation, either from electro-deposition. These spots may cause cracking in the substrate and even its breakdown.

Fig. 2 Cross section of the Al coating on a stainless steel 316, treatment time 30 minutes at 600°C, with HCl activator

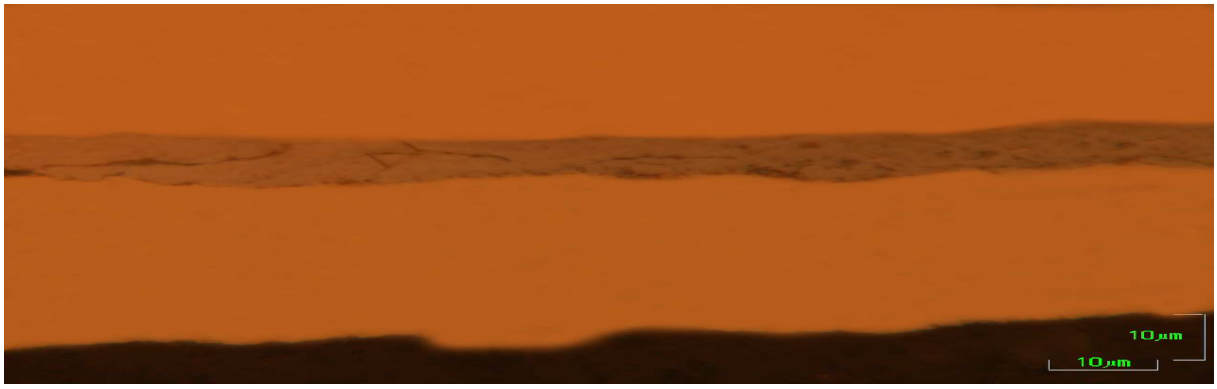


Fig. 3 Cross section of the Al coating on a stainless steel 316, treatment time 60 minutes at 600°C, with HCl activator

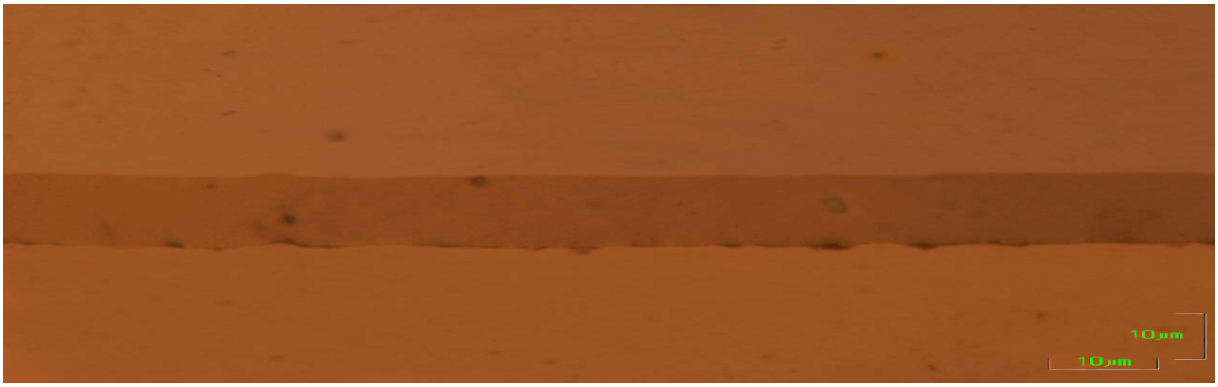


Fig. 4 Cross section of the Al coating on a stainless steel 316, treatment time 120 minutes at 600°C, with HCl activator

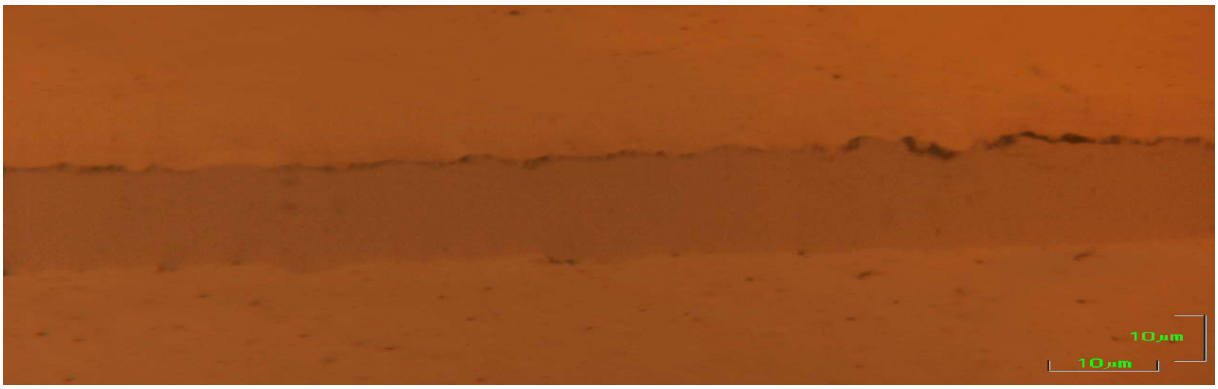


Fig. 5 Cross section of the Al coating on a stainless steel 316, treatment time 180 minutes at 600°C, with HCl activator

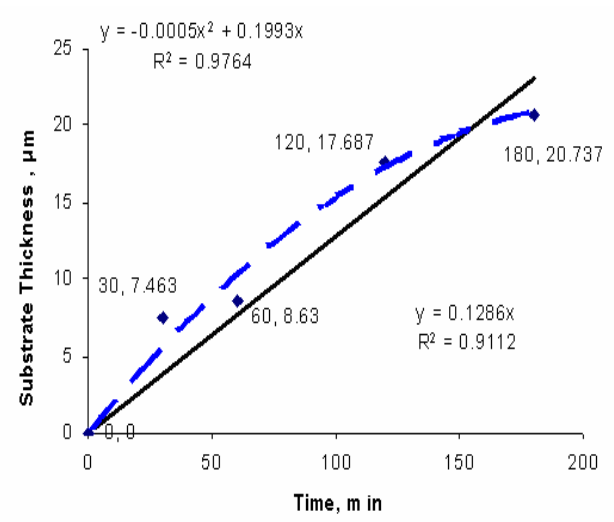


Fig. 6 The thickness of the substrate as a function of time

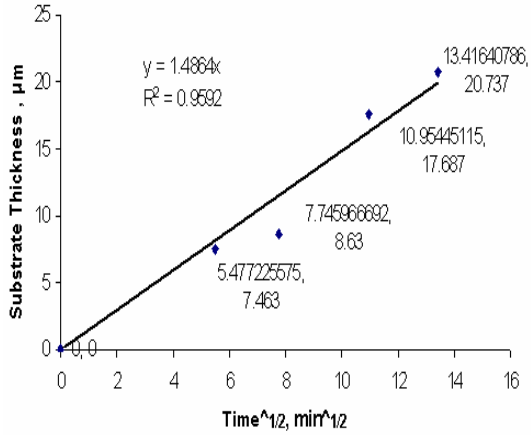


Fig. 7 The thickness of the substrate as a function of the square root of the treatment time

During another experiment, the deposited coating on stainless steel 316, at 610°C for a treatment time of 15, 30, 45 and 60 minutes, with HCl activator, has a dark-gray colour and is dense and homogeneous. The average thickness after 15 minutes of treatment is 6.42375 µm, after 30 minutes 9.18866 µm, after 45 minutes is 11.3575 µm, and after 60 minutes it is 14.575. The variation of the treatment temperature was about ±10°C leading to the obtaining of a more uniform substrate.

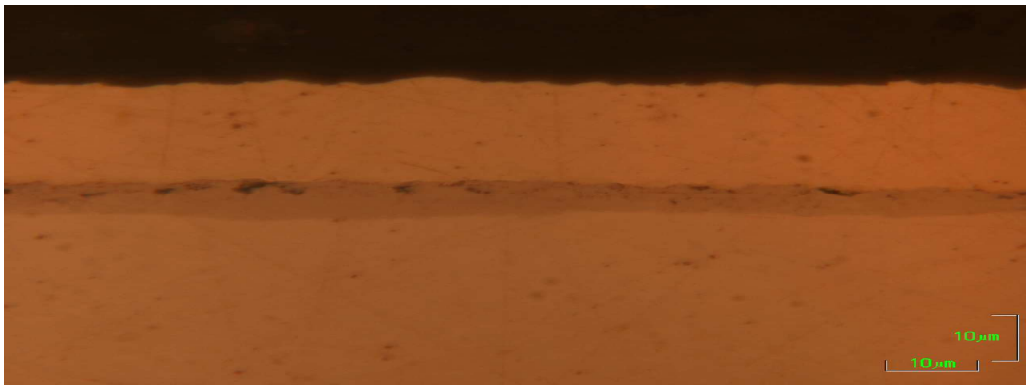


Fig. 8 Cross section of the Al coating on a stainless steel 316, treatment time 15 minutes at 610°C, with HCl activator

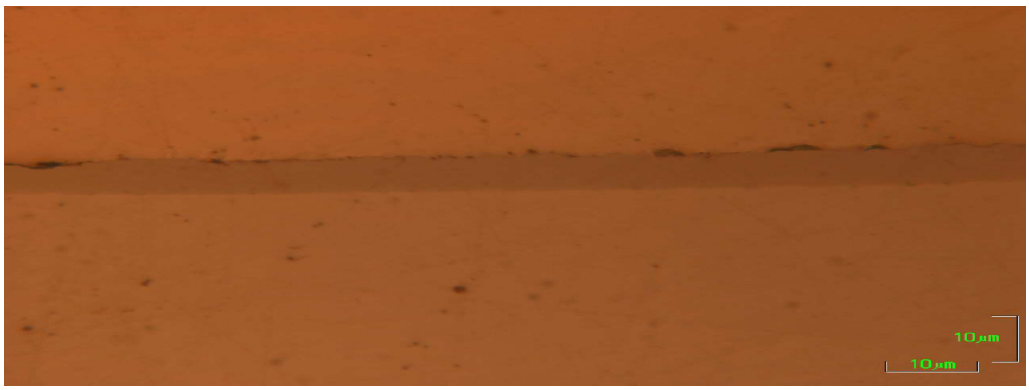


Fig. 9 Cross section of the Al coating on a stainless steel 316, treatment time 30 minutes at 610°C, with HCl activator

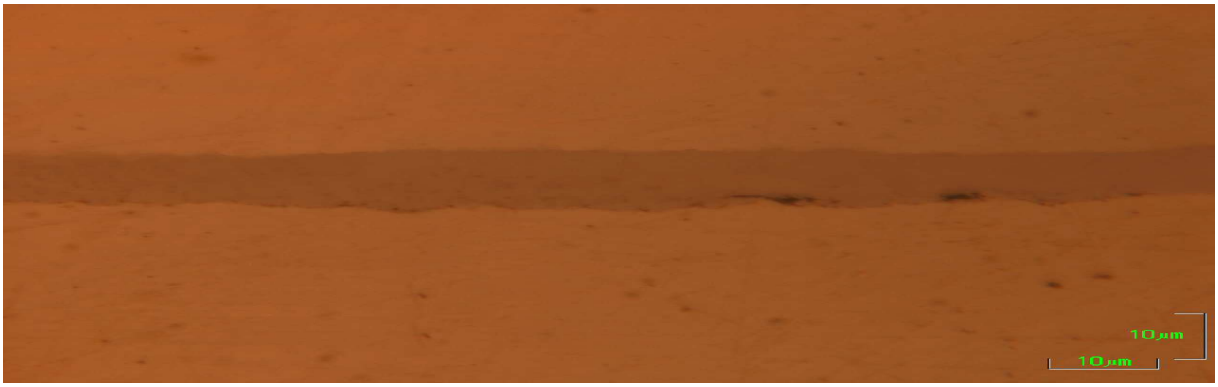


Fig. 10 Cross section of the Al coating on a stainless steel 316, treatment time 45 minutes at 610°C, with HCl activator

Fig. 11 Cross section of the Al coating on a stainless steel 316, treatment time 60 minutes at 610°C, with HCl activator

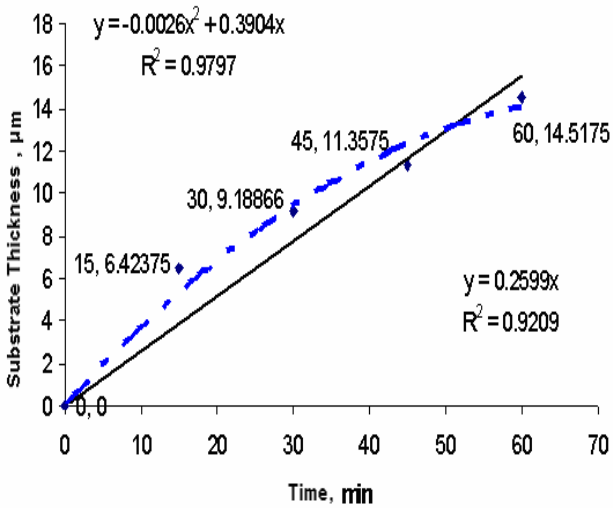


Fig. 12 The thickness of the substrate as a function of time

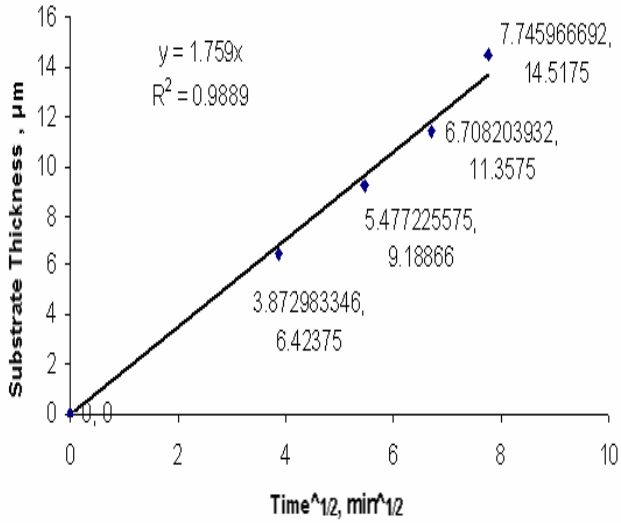


Fig. 13 The thickness of the substrate as a function of the square root of the treatment time

The fluidized bed is used for further experiments for the aluminium deposition on stainless steel supports at different temperatures: 530, 540, 550 and 580 °C and for different time of treatment, from 15 minutes up to 180 minutes.

4. Conclusions

From the present paper the following conclusions can be drawn:

- At the same treatment conditions the thickness of the deposited substrate is increasing with the temperature,
- through deposition at a certain temperature but at different maintaining time, the growth of the deposited substrate increases with the deposition time;
- the deposition rate in 60-120 minutes domain, is greater than in 120-180 minutes domain, meaning that after 120 minutes the deposition rate tends to decrease;

The treatment parameters must be carefully observed in order to avoid local temperature growth which may cause local growth of the substrate.

Table 1. Characterisation of the substrate and the deposition parameters

No.	Parameters		Substrate Description		Deposition Mechanism Characteri-sation	Kinetic Equation of the Deposition
	Tempe-rature (°C)	Time (min)	Thickness (µm)	Observation		
1	530±15	15	6.867	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense	Chemical Reaction	$y = -0.0004x^2 + 0.3657x$
		30	9.18763	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
		45	15.93318	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
		60	20.40391	Inhomogeneous, dark-grey, uniform, dense		

No.	Parameters		Substrate Description		Deposition Mechanism Characterisation	Kinetic Equation of the Deposition
	Temperature (°C)	Time (min)	Thickness (μm)	Observation		
2	540±25	15	11.99	Homogeneous, dark-grey, dense	Diffusion	$y = -0.0076x^2 + 0.8508x$
		30	19.836	Homogeneous, dark-grey, dense		
		45	20.55	Homogeneous, dark-grey, dense		
		60	24.84762	Homogeneous, dark-grey, dense		
3	550±8	30	2.0865	Homogeneous, black, dense	Diffusion	$y = -0.0002x^2 + 0.0689x$
		60	3.3775	Homogeneous, grey, dense		
		120	5.6658	Homogeneous, black, dense		
		180	6.575	Homogeneous, grey, dense		
4	550±10	15	1.15	Homogeneous, dark-grey, dense	Chemical Reaction	$y = -0.0005x^2 + 0.0633x$
		45	3.87	Homogeneous, dark-grey, dense		
		60	5.81	Homogeneous, dark-grey, dense		
5	610±10	15	6.42375	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense	Diffusion	$y = 0.0026x^2 + 0.3904x$
		30	9.18866	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
		45	11.3575	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
		60	14.5175	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
6	610±15	15	12.727	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense	Diffusion	$y = -0.008x^2 + 0.7801x$
		30	14.8095	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
		60	17.81	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
		120	18.1625	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		

No.	Parameters		Substrate Description		Deposition Mechanism Characterisation	Kinetic Equation of the Deposition
	Temperature (°C)	Time (min)	Thickness (μm)	Observation		
7	610±25	30	13.91857	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense	Diffusion	$y = -0.0011x^2 + 0.4396x$
		60	22.64	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
		120	34.85	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
		180	42.72421	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
8	580±10	60	10.2266	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense	Diffusion	$y = -0.0007x^2 + 0.2029x$
		120	13.491	Homogeneous, dark-grey		
		180	13.674	Homogeneous, dark-grey, dense		
9	540±10	30	4.068	Homogeneous, dark-grey, uniform	Chemical Reaction	$y = -0.0004x^2 + 0.1402x$
		60	7.222	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		
		120	10.0711	Homogeneous, dark-grey, uniform		
		180	11.411	Homogeneous, dark-grey, uniform, dense		

The table given above contains data about the deposited substrate of Al on stainless steel supports by FBVCD technique using different parameters.

Received April 24, 2007

(1) University Politehnica of Bucharest – ROMANIA
(2) University of Patras - GREECE

REFERENCES

[1].C. Gomez, M.C. Carpintero, M.P. Hierro, F.J. Perez, F.Pedraza –"**On the aluminisation of stainless steel by CVD in fluidised beds**", Surf. Coat. Technol. (2004)
[2].S.R. Levine, R.M. Caves, J. Electrochem. Soc. 121 8 (1974) 1051
[3]. H.M. Soliman, K.E. Mohamed, M.E.A. El-Azim, F.H. Hammad, J. Mater. Sci. Technol. 13 5 (1997) **383**
[4].A. Bahadur, T.L. Sharma, N. Parida, A.N. Mukherjee, O.N. Mohanty, J. Mater. Sci. 28 (1993) **5375**
[5].B. Ghiban, C.E. Dinescu, M. Zaharia –"**Surface Analysis of Aluminum Powders on Magnesium Substrates deposed by Fluidized Bed CVD Process**", International Conference on Advanced Materials and Technologies, 21-22 oct. Bucharest, ROMAT 2004, p.**155-162**
[6].B. Ghiban, G. Cosmeleata – "**Aluminum Deposition by CVD Method on Stainless Steel Supports**", BRAMAT 2005, ISBN 973-635-454-1, Brasov 24-26 February 2005.
[7].C.Lupu, B. Ghiban, G. Angelopoulos – "**Kinetic characteristics of aluminum CVD on stainless steel supports**", BRAMAT 2007, ISSN 1223-9631, Brasov 22-24 February 2007.

CARACTERIZAREA CINETICII DEPUNERII ALUMINIULUI PRIN METODA CVD PE SUPORTURI DIN OȚEL INOXIDABIL

Rezumat: Lucrarea de față prezintă rezultatele experimentale referitoare la depunerea aluminiului pe suport din oțel inoxidabil, prin intermediul procesului de depunere chimică de vapori în pat fluidizat. Parametrii utilizați pentru depunere au fost: temperature în jur de 530, 540, 550, 580 şi 610°C şi perioade de menținere între 15 şi 180 de minute. Au fost prezentate ecuații şi măsurători optice şi prin difracție de raze X, pentru a stabili cinetica depunerii aluminiului pe suporturi din oțel inoxidabil.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SYNTHESIS, STRUCTURAL ANALYSIS AND MAGNETIC PROPERTIES OF $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-X}Cr_XMnO_3$ MANGANITES

BY

CARMEN MITA[(1)], NICOLETA CORNEI[(1)], MIHAIL-LIVIU CRAUS[(2, 3)] AND MIHAI LOZOVAN[(2)]

Abstract: We have synthesized by sol-gel method $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-x}Cr_xMnO_3$ magnetoresistive bulk manganites. The samples contain only a perovskite phase, with Pnma orthorhombic structure. The substitution of Mn with Cr leads to the hipsochromic shift of the Mn-O frequencies, due to the decrease of MnO_6 octahedra symmetry. The magnetic properties of electron-doped manganite $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-x}Cr_xMnO_3$ polycrystalline samples have been investigated between 77 and 300K. The metal-insulator transition temperatures decrease from 98 K to 78 K with the increase of Cr concentration.

Keywords: manganites substituted with chrome, FT-IR, magnetic properties, magnetoresistance

1. Introduction

The phenomena of ‘‘colossal’’ magnetoresistance (CMR), observed in doped manganites ($La_{1-x}A_xMnO_3$, A = Ca, Sr, Ba), will likely find technological applications in devices involving magnetic heterostructures [1, 2]. This effect results from the application of a magnetic field driving a phase transition from a paramagnet insulator to a ferromagnetic metal in these manganites. The simultaneous presence of Mn^{4+} and Mn^{3+} ions in these compounds leads to the double exchange mechanism for the Mn^{4+}–O– Mn^{3+} coupling, which can account for the appearance of the ferromagnetism as well as the phase transition [3]. However, several reports have pointed out that the role played by the electron–phonon interaction mediated mainly by the Jahn–Teller distortion around the Mn^{3+} environment should not be neglected [4]. Substitution of La by Ca in antiferromagnetic (AFM) $LaMnO_3$ results in stable $La_{1-x}Ca_xMnO3$ systems, in which ferromagnetic (FM) double exchange: Mn^{3+}–O–Mn^{4+} competes with AFM super exchange: Mn^{3+}–O–Mn^{3+} [5]. In particular, A. Maignan et al. have shown that the CMR effect is maximum in $Sm_{0.2}Ca_{0.8}Mn_{1-y}T_yO_3$, only for T=Cr (y = 0.06) and not for T=Co(y = 0.06) and Ni(y =0.06) [6]. Furthermore, Raveau et al. [7] have found that Cr and Co substitution on the charge-ordered insulator $Pr_{0.5}Ca_{0.5}MnO_3$ can induce a semiconductor-to-metal transition (SMT) in the absence of any applied magnetic field as well as a CMR. Among the 3d-elements, Cr substitution is particularly interesting as Cr^{3+} is isoelectronic with Mn^{4+} and is a non-Jahn–Teller ion. In addition, the nature of the magnetic interaction between Cr^{3+}–O–Mn^{3+} is known to favour ferromagnetism through superexchange interaction. Hence, one might expect to induce a ferromagnetic phase in an otherwise

antiferromagnetic, charge-ordered ground state for the electron-doped manganites depending upon the Mn^{3+}/Mn^{4+} ratio [8, 9].

The purpose of present paper is to study the influence of the substitution of Mn with Cr on the magnetic and crystalline structure of $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-x}Cr_xO_3$ manganites.

2. Experimental procedure

Polycrystalline samples of nominal $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-x}Cr_xO_{3-\delta}$ (x=0.0, 0.05, 0.10, 0.15 and 0.20) composition were prepared by a sol–gel technology. Stoichiometric amounts of La_2O_3, Nd_2O_3 and Ho_2O_3 (purity: 99.99%) $CaCO_3$ (99.5%), $Cr(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$ (97%), and $Mn(CH_3COO)_2 \cdot 4H_2O$ (99%) were dissolved in a dilute HNO_3 solution with citric acid used as the chelating agents. The mixed solution was then heated until a dark brown- colored resin material was formed. The resin was subsequently fired at 673 and 1073K in air to decompose the organic residual. The resultant powder was then ground, palletized, and sintered at 1473K for 10 h in air atmosphere. To determine the decomposition temperature of the gel treated at 673 K, few samples were subjected to a thermal analysis (Fig.1). The decompose process takes place in four stages. The loss masse depends by the initial composition of samples: the increase of Cr/Mn ratio determined the increases of conversion degree.

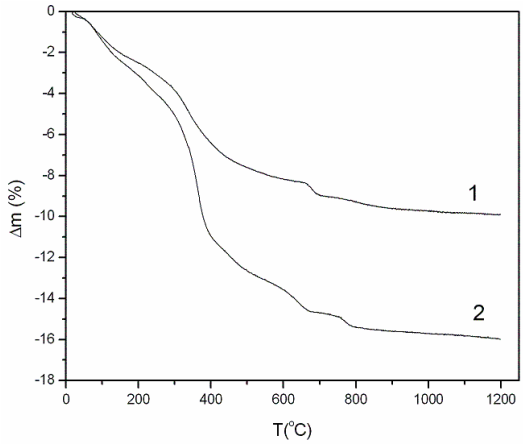


Figure 1. TG for $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-x}Cr_xO_3$ manganites (1-x = 0.0; 2- x = 0.2): sol-gel decomposition

The phase composition, structure, and lattice parameters were determined by powder X-ray diffraction using a diffractometer, equipped with a Cu X-ray tube and a data acquisition system. The precision of the interplanar distances was better as 0.001 Å. The magnetic measurements were performed with a vibrating sample magnetometer between 77 and 600 K. The measuring systems were previewed with a data acquisition system. The infrared (FT-IR) transmission spectrum was collected on powder samples with a JASCO 660 Plus spectrophotometer, in which KBr was used as a carrier. The FT-IR spectrum was taken in the frequency range from 1000 to 300 cm^{-1}. The electronic spectra were determined using a VSU-2P spectrophotometer.

3. Experimental results and discussion

The sintered samples contain only a phase, which have an orthorhombic structure (SG 62 – Pnma) in agreement with the literature [9]. These patterns are indexed to the perovskite structure with the space subgroup Pbnm and do not show the presence of any other phases or precipitates of unreacted oxides. Further analysis by the Rietveld method using the FULLPROF program [10] resulted in lattice parameters of a = 5.5296 Å, b = 7.8559 Å, c = 5.5190 Å (V =239.745Å^3) for the $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}MnO_3$ sample (Fig. 2). We expected of a decrease of the volume the unit cell with the increase of the Cr concentration in the sample. On Sudyoadsuk et al. the unit cell parameters should decrease with the increase of the Cr concentration in the samples [9]. The decrease in the unit cell volume with the Cr substitution can be attributed to the presence of Cr^{3+} since the ionic radius of Cr^{3+} (0.755 Å) is smaller than that of Mn^{3+} (0.785 Å) [11].

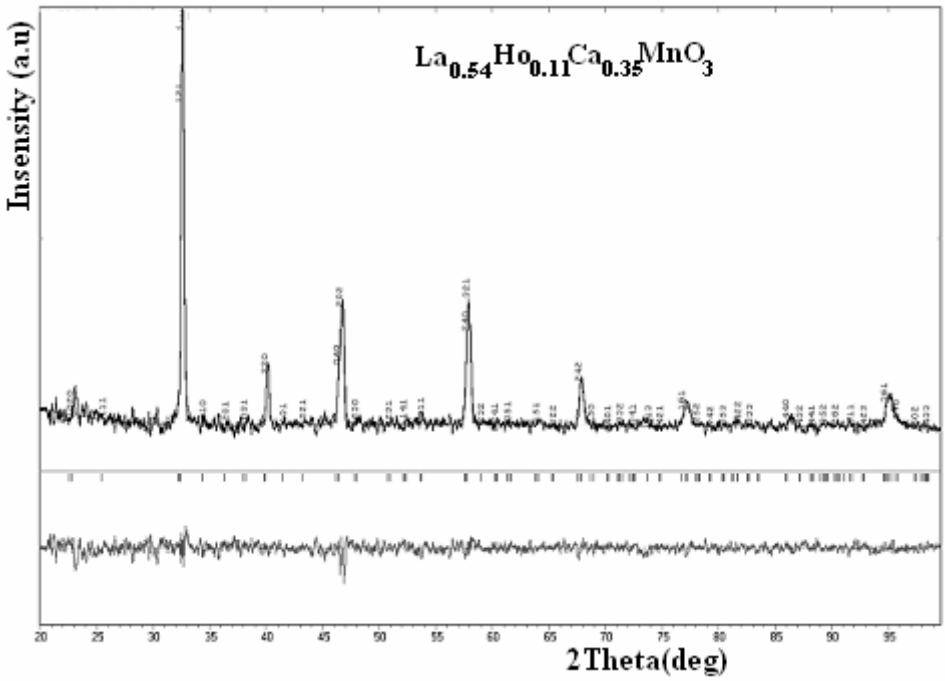


Figure 2. X-ray diffraction spectra of $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}MnO_3$. Data points are indicated with solid circles, while the calculated patterns are shown as a continuous line. The positions of the reflections are indicated with the vertical lines below the patterns.

The study of the manganites by FT-IR spectroscopy is determined from the effect of covalent degree of Mn-O bond and of the grain boundaries on the magnetic properties and charge transport. The vibrational spectra of perovskites have been described as the internal vibration of the octahedron containing highly charged and small B ion because of relatively weak A-O bonds [11]. The group analysis predicts that there are two infrared active vibrations modes for the MnO_6 octahedra, regarded as a molecular unity. The absorption peaks around 350 cm^{-1} correspond to the bending mode of O-Mn(Cr)-O and Mn(Cr)-O-Mn(Cr) bonds angle and the other peak around 600 cm^{-1} corresponds to the stretching mode which is sensitive to the Mn(Cr)-O bond

length [12]. The experimental infrared plot of the $Ho_{0.11}La_{0.54}Ca_{0.35}Cr_xMn_{1-x}O_3$ manganites shows the expected main peaks in both regions (Fig. 3).

The symmetry of MnO_6 groups is correlated with the existence of manganese ions into a mixture of two valence states, $Mn^{3+}$and Mn^{4+} and the Jahn-Teller effects (partly related to the average ionic radius and electronegativity of ions on the A sites)

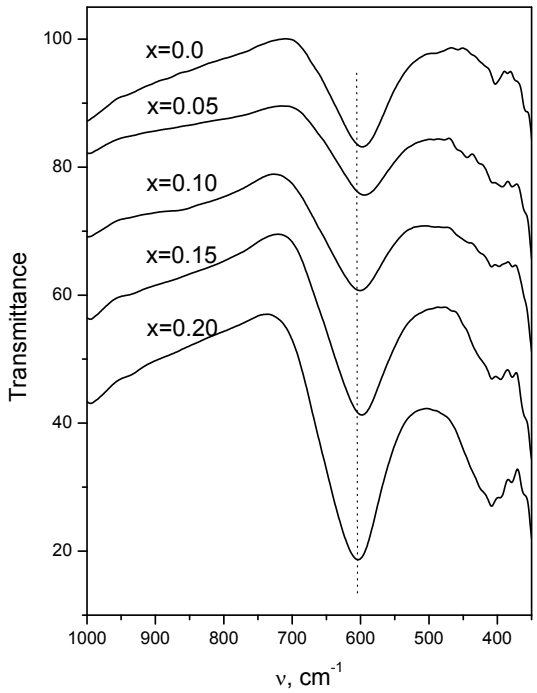


Figure 3. The FT-IR spectra of $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Cr_xMn_{1-x}O_3$ manganites.

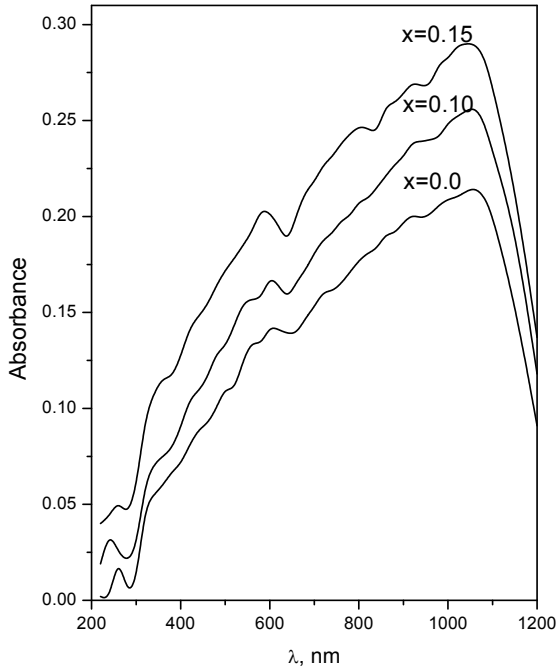


Figure 4. Diffuse reflection spectra of $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Cr_xMn_{1-x}O_3$ samples.

The maximum absorption bands of the stretching mode (ν_1) shift slow to higher frequency and the intensity of peaks increase with the increase of Cr content (Fig. 3 and Tab. 1). This increase may be, partially, ascribed to the size and electronegativity effects of Cr^{3+} ion on B places (Cr^{3+} = 0.755 Å for coordination number = 6) and decrease of local symmetry of crystalline lattice of manganites. This effect of Cr ions is counterbalanced by the increases of polarity of Mn-O bonds which can be determined by the increase of Mn^{4+} concentration and/or the supplementary polarization (dipole moment) due to local distortion of the the lattice near the grain boundary.

Table 1. The FT-IR values of $\Delta\nu_{Mn-O}$ (cm^{-1}) for the $Ho_{0.11}La_{0.54}Ca_{0.35}Cr_xMn_{1-x}O_3$ perovskites.

Samples	x	ν_1, cm^{-1}	$\Delta\nu_1$, cm^{-1}
$Ho_{0.11}La_{0.54}Ca_{0.35}Cr_xMn_{1-x}O_3$	0	594	201
	0.05	597	194
	0.10	598	198
	0.15	600	218
	0.20	603	219

The presence of Cr atoms into crystalline lattice of manganites determined the increase of peaks symmetry and the range of broad frequencies ($\Delta\nu_{Mn-O}$) with the

increase of Cr/Mn ratio. These processes are due to the increase of the homogeneity of average grain size and, respectively, to a light increase of crystallites concentration on unit volume.

Diffuse reflectance spectra were measured to know variation of the maximum bands in compounds and the d-d transition energy of Mn^{3+}, Mn^{4+}, Cr^{3+}, respectively, Cr^{4+}. The intensity of band depends on ionicity of bonding in solid. The fundamental term of Mn^{4+} (d^3 configuration) is $^4A_{2g}$, which is associated with minimum 3 d-d electronic transitions. The effect of spin-orbital coupling and the distortion of MnO_6 octahedra lead to the increase of the number of observed electronic transition (bands) into UV and near IR range [13]. The Mn^{4+} cation is associated with a decrease of Jahn-Teller effect and its influences on the splitting of the spectral terms. The Mn^{3+} cation – high spin at room temperature (d^4), in octahedric symmetry, presents an E_g fundamental term and a strong Jahn-Teller effect. For $Mn^{III}O_6$ chromophors were observed minimum two electronic transitions attributed the splitting of $^5T_{2g}$ ($^5B_{2g}$ and ^5E_g) and ^5E_g terms. For the strong distorted octahedra the transition energies of ^5E_g terms are enough high to have values in near IR range. Mn^{3+} ions present maximum 4 d-d electronic transitions.

In general, the hexacoordinated Cr^{3+} (d^3) and Cr^{4+} (d^2) spectra present three transition bands, in the same range of wavelength with Mn^{4+} [13]. The existence of Cr into more oxidation stage, non-equivalence of second coordination sphere and of the crystalline lattice determined the complexity of UV-VIS spectrum of chromium compounds.

The diffuse reflectance spectra of $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Cr_xMn_{1-x}O_3$ ($0\leq x \leq 0.2$) manganites are shown in Fig. 4.

The $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Cr_xMn_{1-x}O_3$. manganites show between 200 and 300 nm a band attributed to the Ln-O and Ca-O charge transfer (CT_{A-O}). The Mn-O and Cr-O CT transitions should be observed in 300-600 nm, more intense for the Mn-O due to more oxidative character of $Mn^{4+/3+}$ than Ln^{3+} and Cr^{3+}. For these reasons the intensities of VIS and near IR bands are much higher than the d-d pure transitions.

The partial substitution of manganese ions with chromium determines a hipsochromic shift of CT_{A-O} and CT_{B-O} transitions. The increase of CT energy could be explained by the decrease of covalent contribution of A-O and B-O induced to the the increase of oxidized character of ions on the B places (the increase of Mn^{4+} concentration). This is confirmed to the increase of relatively intensities of absorbance values in UV near IR range. The processes is accompanied to the batochromic shift and the supplementary splitting of chromium d-d transition due to the increase of asymmetry contribution of O-Cr-O bond angles (confirmed to the FT-IR spectrum for x=0.2).

The Curie temperature have a minimum with Cr/Mn ratio, except the sample with x=0.2 (Fig. 5 and Tab.2).

The specific/molar magnetization decreases monotonously with the increase of the Cr concentration in the samples (Fig.5 and Tab.2).

To determine the concentration of Mn^{3+}, Mn^{4+}, Cr^{3+} and Cr^{4+} we will suppose that the magnetic moment per molecule is due only to the Mn^{3+} and Mn^{4+} pars and the oxygen concentration corresponds to the nominal chemical formula of the investigated manganites. If the cations distribution on A and B places is:

$$(La^{3+}_{0.54}Ho^{3+}_{0.11}Ca^{2+}_{0.35})_A(Mn^{4+}_y Mn^{3+}_{1-x-y}Cr^{3+}_{x-z}Cr^{4+}_z)_B O_3 \quad (1)$$

the concentrations of Mn^{4+} (y) and Cr^{4+}(z) decrease and, respectively, increase with the total Cr concentration in the samples (Tab.2). The concentration of the Mn^{3+} which does not participate to the magnetic moment (1-x-2y) remains practically constant with the increase of Cr concentration (Tab.2). Concerning the molar magnetization variation with Cr concentration, we observed a good agreement with our previous hypotheses.

In the samples coexist more bonds types: Mn^{3+} - O – Mn^{4+}, Mn^{3+} - O- Mn^{3+}, Mn^{3+} - O – Cr^{3+}, Cr^{3+} - O – Cr^{3+}, Cr^{3+} - O – Cr^{4+}, Cr^{4+} - O – Cr^{4+}. Only first type can participate to the magnetic moment of the investigated samples, in agreement with the data of magnetic moment and the chemical composition. A part of the rest of the B cations form antiferromagnetic bonds characterized by a superexchange interaction (Mn^{3+} - O- Mn^{3+}, Cr^{3+} - O – Cr^{3+}, Cr^{4+} - O – Cr^{4+}). Two of these superexchange interactions, type Mn^{3+} - O – Cr^{3+} or Cr^{3+} - O – Cr^{4+}, should lead to the appearance of a net contribution to the total magnetic moment of the samples. A suplimentary contribution could be interpreted as a new magnetic phase, which its own Curie temperature and specific magnetization. This hypothesis is not confirmed by the variation of the specific magnetization/molar magnetization with the temperature.

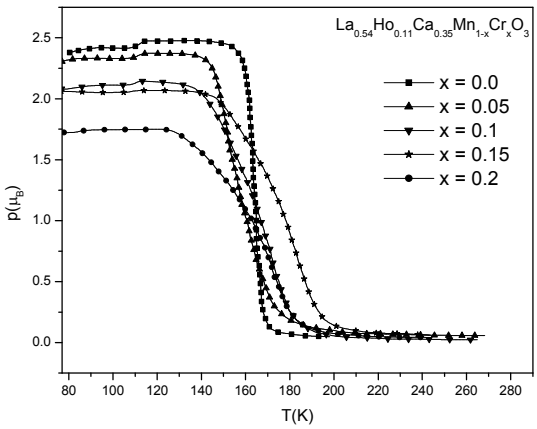


Figure 5 Variation of the specific magnetization vs. temperature and Cr concentration

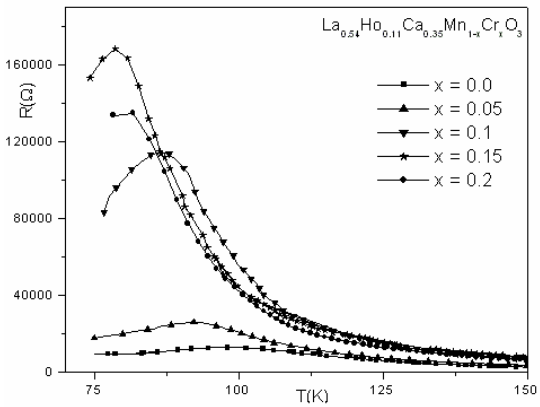


Figure 6. The variation of resistance vs. temperature at H=0 T.

The decrease of the specific/molar magnetization is due the decrease of the Mn^{3+}-O-Mn^{4+} pars, between which a Zener type interaction (double exchange interaction) takes place. The concentration of Mn^{3+} cations, which do not participate to the Mn^{3+}-O-Mn^{4+} bonds (1-x-2y, col.7, Tab.2) have a non-monotonous variation cu Cr concentration.

Preliminary investigations were performed concerning the transport properties. From the curves of variation of resistance with the temperature it was determined the transition temperature from metallic to insulator (semiconductor) temperature(T_{M-I}) (s. Fig.6). The transition temperature decrease with the increase of the Cr concentration in the samples.

In an intermediate range of temperatures the samples behave as pure semiconductors. Supplementary tests for variation of the resistivity with the temperature will be made to establish the nature of the transport mechanisms for other ranges of temperature. A difference appears between the variation of the Curie and transition temperatures with the Cr concentration in the samples.

Table 2 The variation of Curie temperature (T_C), the molar magnetization (p), transition temperature (T_{M-I}), Mn^{4+} and Cr^{4+} concentrations (y, respectively, z) with the chrome concentration (x)

x	T_C (K)	p (μ_B/fu)	T_{M-I} (K)	y	z	1-x-2y
0.00	164	2.48	98.8	0.35	0.0	0.30
0.05	152	2.38	92.0	0.34	0.01	0.27
0.10	172	2.15	86.4	0.31	0.04	0.28
0.15	182	2.07	78.6	0.29	0.06	0.27
0.20	173	1.75	-	0.25	0.10	0.30

The Curie and the transition temperatures have a non-monotonous variation, respectively, a decrease with the Cr concentration in the samples. The transport properties in present samples are due not only Zener mechanism by to the Mn^{3+}-O-Mn^{4+} bonds; it can be influenced by the presence of the crystalline defaults, which determine an increase of the extrinsic component of the magnetoresistance as comparing with the intrinsic magnetoresistance. The extrinsic component of magnetoresistance are determined by the regions with defaults from the crystallites (as boundaries layers), while the intrinsic component are connected with the inner, without defaults, core of the crystallites. The boundaries layers are characterized by a strong deformed Mn-O-Mn bonds, that means an associated Curie temperature lower than the Curie temperature corresponding to the inner core of the crystallite. The resistance of the boundaries layers can be much higher as the resistance due to the crystalline core and depends of the thickness of the boundaries layers. The investigations will be performed to determine the microstrain level with the Cr concentration in the samples, implicitly the correlation between the defaults concentration and the extrinsic component of the magnetoresistance.

4. Conclusions

The $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-x}Cr_xO_3$ orthorhombic manganites were obtained by sol–gel technology.

The presence of Cr cations on the B places induce a supplementary polarisation of Mn-O bonds due to the local distortion of lattice near the grain boundaries and the increase of Mn^{IV} concentration.

The variation of the molar magnetization confirms that the Cr cations do not participate to the magnetic moment of the samples. The samples can be considered as formed by a mixture between two phases: a magnetic phase, due to the double exchange interaction between Mn^{3+} and Mn^{4+} cations (via oxygen anions), and a matrix, where superexchange interactions between Mn^{3+} - O - Mn^{3+} or similar, predominate.

The extrinsic component of the magnetoresistance becomes stronger with the increase of the Cr concentration in the samples.

Received April 3, 2007

(1) "Al.I.Cuza" Technical University Iaşi
(2) National Institute Of Research&Development for Technical Physics Iasi
(3) Joint Institute for Nuclear Research, Dubna, Russia

REFERENCES

1. von Helmolt, R., Wecker, J., Holzapfel, B., Schultz and L., Samwer ,K.- *Gianegative magnetoresistance in perovskite like $La_{2/3}Ba_{1/3}MnO_x$ ferromagnetic films,* **Phys. Rev. Lett**,. **71**, 1993, **2331-2333**
2. Barnabe, A., Maignan, A., Hervieu, M., Damay, F., Martin, C. and Raveau, B. - *Extension of colossal magnetoresistance properties to small A site cations by chromium doping in $Ln_{0.5}Ca_{0.5}MnO_3$ manganites,* **Appl. Phys. Lett., 71**, 1997, **3907-3909**
3. Millis, A.J., Shraiman, B.I. and Mueller, R- *Fermi – liquid to polaron crossover. I. General results,* **Phys. Rev. B 54**, 1996, **5389-5404**
4. Biotteau, G., Hennion, M., Moussa, F., Rodrıguez-Carvajal, J., Pinsard, L., Revcolevschi, A., Mukovskii, Y.M. and Shulyatev, D. - *Approach to the metal-insulator transition in $La_{1-x}Ca_xMnO_3$ (0<~x<~0.2): Magnetic inhomogeneity and spin-wave anomaly*, **Phys. Rev. B 64, 10**, 2001, **104421-104435**
5. Maignan, A., Martin, C. and Raveau, B. – *Cobalt and nickel indiced ferromagnetisms and metallicity in $Co_{1-x}Sm_xMnO_3$ influence upon colossal megnetoresistivite (CMR) properties,* **Mater. Res. Bull., 34**, 1999, **345-354**
6. Raveau, B., Maignan, A. and Martin, C. – *Insulator –metal transition induced by Cr and co doping in $Pr_{0.5}Ca_{0.5}MnO_3$*, **J. Solid State Chem., 130** (1), 1997, **162-166**
7. Shames, A.I., Auslender, M., Rozenberg, E., Gorodetsky, G., Sominski, E., Gedanken, A. and Mukovski, Ya. M. – *Magnetic resonance in crystalline $La_{0.9}Ca_{0.1}MnO_3$. Comparative study of bulk and nanometer – sized samples*, **J. Magnetism and Magnetic Materials**, **300**, 2006, **12–15**
8. Sudyoadsuk, T., Suryanarayanan, R., Winotai, P.and Wenger, L.E. – *Suppression of charge ordering and appearanceof magnetoresistance in a spin-cluster glass manganites,* **J. Magnetism and Magnetic Materials**, **278**, 2004, **96–106**
9. Rodriguez-Carvajal, J.- *Recent advances in magnetic structure determination by neutron powder diffraction,* **Physica B 192,** 1994, **55-69**
10. Huheey, J.E., Keiter, E.A. and Keiter, K.I.- **Chemistry principles of structure and reactivity,** Harper Collins, Coliege Publishers, 1993, **114-117**
11. Nakamoto, K. - **Infrared and Raman Spectra of Inorganic and Coordination Compounds,** Wiley-Interscience, New-York, 1997, **214-220**
12. Petzelt, J., and Ostapchuk, T. - *Infrared and Raman spectroscopy of some ferroelectric perovskite films and ceramics*, **J.Opt.Adv.Mat., 5**, 2003, **725-733**
13. Lever, A. B. P.- **Inorganic Electronic Spectroscopy**, 2nd edition, Elsevier, Amsterdam ,1984, **414-444**

SINTEZA, STRUCTURA LOCALĂ SI PROPRIETAȚILE MAGNETICE ALE MANGANIȚILOR $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-X}Cr_XMnO_3$

Rezumat: Manganiții magnetorezistivi de tip $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-x}Cr_xMnO_3$ s-au sintetizat prin metoda sol-gel. Probele sunt monofazice, cu structura ortorombica Pnma. Substituirea parțiala a Mn cu Cr duce la deplasarea hipsocroma a frecventei de alungire a legăturii Mn-O, datorată scăderii simetriei octaedrelor MnO_6. Proprietățile magnetice ale manganiților policristalini $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-x}Cr_xMnO_3$ au fost determinate in domeniul 77 – 300 K. Temperaturile de tranziție metal – izolator scad odata cu creşterea concentrației cromului de la 98 K la 78 K

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EVALUATION OF THE RESULTS REGARDING THE MECHANICAL BEHAVIOR OF ADHESIVE JOINTS WITH COMPOSITE MATERIALS

BY

FLORENTINA MOCANU

Abstract: The present paper discusses the results of some investigations, which had in view the establishment the mechanical behaviour of the adhesive joints, with composite supports, made with epoxy and urethane adhesives. The structural response of various configurations of bonded composite joint is analyzed with experimental results.

Keywords: composite substrate, adhesive joints, mechanical behaviour, adhesive strength, epoxy, urethane.

1. Introduction

In the last 30 years many composite materials offer a combination of strength and modulus that either comparable to or better than many traditional metallic materials. The principal advantages of this new class of materials are: low weight and density, noncorroding behavior, moderate cost compared to metallic materials, high internal damping, good durability, high strength and high stiffness to weight ratio. The major structural applications for composite materials are in the field of military and civil aircrafts.

The composite material properties are usually determined by conducting mechanical tests under controlled laboratory conditions. The orthotropic nature of fiber-reinforced composites has led to the development of test methods that are often different from those used for traditional isotropic materials. The standard test methods, which are used for adhesive joints with composite materials, are following:

- tensile test: ASTM D3039-76;
- compressive test: ASTM D3410-87;
- flexural test: ASTM D790-81;
- shear test: ASTM D3518-76;
- interlaminar shear test: ASTM D2344-84;
- fatigue test: ASTM D3479-76;
- impact test: for metallic matrix - ASTM E23-81, for polymeric matrix - ASTM D256-78.

The results of the mechanical tests depend generally on: 1) the adhesive's nature, 2) application mode of adhesive and its cure cycle, 3) the adhesive layer's thickness and polymerisation cycle, 4) the support's material, 5) mode of surfaces' preparation, 6) thickness, mechanical characteristics and length of the supports'

superposing, 7) the geometry of the adherends, 8) the geometry of the joint, 9) the surface pre-treatment.

2. Strength of adhesive joints

Adhesive bonding of composite components is a joining method, which is attractive as an alternative or as a complement to more conventional methods like spot welding, riveting or bolting. Bonded joints use an adhesive interlayer between the supports in the joint region [1,2].

The strength of an adhesive joint depends, however, not only on the strength of the adhesive, but also on the geometry of the joint. This is because the stress distribution in the adhesive depends highly on the geometry of the joint. The maximum strength in achieved if the joint is designed so that the stress distribution in the adhesive is uniform. The performances of the composite adhesive joints depend by the following factors:

- the dimensions of the adherents;
- the non-linear mechanical properties of adhesive and of composite material;
- the thermal properties of the adhesive and adherent;
- the residual thermal stress generated due the coefficient of the thermal expansion difference between the composite adherent and adhesive;
- the environmental temperature at which the adhesive joint is used [3].

In order to design and dimension an adhesive bonded joint for a critical load application it is necessary to have a detailed knowledge of the strength behavior of the joint. Generally adhesive strengths are measured using a single lap-shear test specimen. The most simple strength evaluation method of this test specimen is given by the average shearing stress at fracture. In this case the stress concentrates at the bonding edges and this concentration differs depending on the specimen's shape [4].

For increasing the joint strength the following points are important in designing an adhesive joint: 1) increasing the ratio of lap length to substrate thickness; 2) tapering the substrate ends at the ends of the overlap reduce the high normal stresses at these locations; 3) fiber orientation in the laminate surface layers adjacent to the lap joints should be parallel to the loading direction; 4) equal axial stiffness for the substrates are highly desirable for achieving the maximum joint strength. Since stiffness is product of modulus E and thickness t, it is important to select the proper thickness of each substrate so that $E_1 \cdot t_1 = E_2 \cdot t_2$; 5) the important characteristic of a good adhesive are high shear tensile strengths but low shear and tensile modulus.

3. Experimental results, discussion

The purpose of the current work is to determine the variation mode of the strength of adhesive joints under static loading. The strength is investigated experimentally. On consider that: 1) the thickness of the adhesive layer is constant, 2) the stress are uniformly distributed on the adhesive layer thickness, 3) the adhesive layer thickness is small as compared with the supports, 4) the stress in both the adhesive and supports are uniformly distributed on the joint width, 5) the adhesive is

more flexible than the support material, 6) the adhesive layer is assumed to be isotropic and homogeneous, 7) the adherents of the specimen are deform elastically.

All tests have been developed at normal conditions of the temperature and humidity (23°C±2°C and 50%±5% relativ humidity). The joints used in this study consist of composite material adherents, joined with epoxy and urethane adhesives [5,6,7].

The material properties for all configurations are listed in Table 1.

Table 1. Material properties

Material properties	Substrate	Epoxy adhesive	Urethane adhesive
E_1 [MPa]	$1.82\cdot10^7$	$3.2\cdot10^5$	$4.5\cdot10^5$
E_2 [MPa]	$1.18\cdot10^6$	$3.2\cdot10^5$	$4.5\cdot10^5$
E_3 [MPa]	$1.18\cdot10^6$	$3.2\cdot10^5$	$4.5\cdot10^5$
ν_{12}	0.37	0.38	0.34
ν_{23}	0.3	0.38	0.34
ν_{13}	0.3	0.38	0.34

where:
E - Young's modulus;
ν - Poisson's ratio.

Adhesive shear strength is measured using a single lap-shear test specimen [8]. The supports have 25±0.25mm width and the superposition length is 12.5mm for all joints. For T-peel tests have been realised adhesives samples between the composite supports, joints through simple superposition. Adhesion was estimated from T-peel strength measurements of 150mmx20mm adhesive joints. On used samples with 30mm overlap length. The bond length used fixed at 20mm because the load capability of the adhesive joints satured in the vicinity of this value. The thickness of substrate was 5mm.

Thickness of adhesive layer is one of the significant design parameters for adhesive joints [9]. Adhesive joints between composite adherends with adhesive layer of various thicknesses were employed (adhesive layer between 0.2mm-5mm). The T-peel strength was measured in a test instrument (peel rate =0.1m/min). Variation of the shear and T-peel strengths as a function of thickness of adhesive layer is presented in Table 2. Results represent the average of ten specimens.

Table 2. Influence of thickness of adhesive layer

t [mm]	T[kN/m]		τ[MPa]	
	E	P	E	P
0.2	8.1	5.9	42.3	35.2
0.4	8.9	6.4	43.1	38.6
0.6	8.7	5.5	42.7	37
0.8	8.4	4.9	38.1	28.2
1	7.5	4.2	34.4	24.5
2	6.6	3.4	30	19.7
4	5.9	3.1	21,7	10.5
5	5.1	2.5	9.6	5.2

where:
E – epoxy adhesive;
P – urethane adhesive;
T – peel strength;
τ - breaking resistance to shear;
t - thickness of adhesive layer.

In general failure takes in the adhesive (cohesive failure) rather that between the adhesive and adherent or substrate (adhesive failure). The decrease in the breaking resistance to shear and T-peel strength of the adhesive joints with increasing adhesive layer thickness may be due to the presence of the residual internal stresses or defects in the adhesive bond-line.

The influence of the supports' thickness on the breaking resistance to shear and on T-peel strength has been established [10]. The thickness value of the two supports was selected between 1÷6mm. The thickness of the adhesive layer was 0.4mm for all adhesive joints. The effect of the thickness of supports on the strengths of adhesive joints is illustrated in Table 3.

Table 3. Influence of thickness of supports

s [mm]	T[kN/m]		τ[MPa]	
	E	P	E	P
1	5.1	4.3	27.3	17.5
1.5	5.9	4.9	34.1	22.6
2	6.7	5.3	36.8	27.1
4	7.5	5.8	39.7	33.7
5	8.9	6.4	43.1	38.6
6	8.1	5.9	49.5	40.9

s - thickness of composite supports.

Variation of the shear strength as a function of the superposition length is presented in Table 4 [11,12]. The superposition lengths have been selected between 8÷60 mm (s = 5mm, t = 0.4mm for all joints).

Table 4. Influence of the superposition length

l [mm]	τ[MPa]	
	E	U
8	42.4	37.9
12,5	43.1	38,6
20	39.7	33.8
30	33.1	27.7
40	28.2	23.4
60	17.1	15.5

l - superposition length of single lap-shear test specimen.

Processing of the obtained results permitted to establish establishment the variation mode of the T-peel strength of the adhesive joints with composite supports, made with epoxy and urethane adhesives as a function of peel rate. This influence is shown in Table 5.

Tabelul 5. Influence of peel rate

Peel rate [m/min]	T[kN/m]	
	E	U
0.05	8.2	5.9
0.1	8.9	6.4
0.2	8.6	6.1
0,4	7.7	5.6
0.5	6.8	4.8

4. Conclusions

The strength of the joints with urethane adhesive is always lower than that from epoxy adhesive.

In general failure takes in the adhesive (cohesive failure) rather that between the adhesive and adherent or substrate (adhesive failure).

The shear and T-peel strengths of the adhesive joints with composite materials increases to a maximum at an adhesive layer thickness of about 0.4mm and subsequently decrease. The decrease of these strengths of the adhesive joints with increasing adhesive layer thickness may be due to the presence of the residual internal stresses or defects in the adhesive bond-line.

A considerable influence on the strength of joints realised with epoxy and urethane adhesives is exercised by the support's thickness. With the increase of supports' thickness the whole adhesive layer becomes more actively involved in the load's taking over, while the joint's strength is improved.

For structural applications joints with low superposition lengths are preferred. The joints with relatively high superposition lengths and small thickness values of the supports should be avoided. That is justified firstly if considering the law of tangential stress distribution in the adhesive layer and respectively, the mathematical relation for the calculation of nominal stress. Decrease of the shear strength with the increase of superposition length may be explained, too by the fact that, with the increase of the adhesive amount in a joint, these also increases the possibility that it should contain air bubbles, impurities, generally plans with defects, which form effort concentrators that may weaken the joint's resistance.

The T-peel strength of the adhesive joints with composite substrates decreases with increasing peel rate, independent of the adhesive.

The result of these investigations does provide the strength data on adhesive joints available for engineering design purposes.

Received February 20, 2007 *The "Gh. Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Mocanu, F., - **Adezivi, îmbinări adezive**, Editura Gh. Asachi, Iaşi, 2001, ISBN 973-8292-43-3
2. Lilleheden L., - *Mechanical Properties of Adhesives "in situ" and in Bulk,* **Journal of Adhesion and Adhesives**, no. 13, 2005, **31-37**
3. Mocanu, F., Barsanescu, - *Some Aspects Concerning the Durability of Adhesive Joints,* **Bulletin of Polytechnic Institute of Iasi,** Supliment, Fasc. 3, 2005, **187-192**
4. Adams R. D., Harris J. A., - *The influence of local geometry on the strength of adhesive joints,* **Journal of Adhesion and Adhesives**, no. 2, 2002, **69-80**
5. Luhowiak W., - *L'étude de la résistance au cisaillement d'assemblage des matériaux collés par l'intermediaire d'une résine epoxidique,* **Informations Chemie**, no. 287, 1999, **19-27**
6. Mocanu F., Popa S. C., Bârsănescu P.D., - *The influence of the structure upon the breaking resistance to shear of the adhesive*, **Bulletin of Polytechnic Institute of Iasi,** Fasc. 3-4, Secția V, 1999, **333-337**
7. Mocanu F., - *Considerations on the elaboration of an epoxide adhesive*, **Bulletin of Polytechnic Institute of Iasi**, Fasc 3-4, Secția V, 1999, **107-112**
8. Mocanu F., Curtu I., - *Study of shearing resistance of adhesive joints*, **The Fifth World Conference on Timber Engineering**, Montreux, Switzerland, vol. 1, 1998, **850-851**
9 Mocanu, F., - *Fracture Behaviour in Adhesive Joint with Various Bond Thicknesses,* **Bulletin of Polytechnic Institute of Iasi**, Supliment, Fasc. 3, 2005, **199-202**
10. Kyogoku H., Sugibayashi T., - *Strength Evaluation of Single Lap Joints (Effects of the Adherent Thickness),* **J.S.M.E. International Journal**, vol. 49, no. 307, 1994, **160-167**
11. Mocanu F., Bârsănescu P.D., - *Strength evaluation of single lap joints bonded with an epoxide adhesive*, **The 27th. Israel Conference on Mechanical Engineering**, Haifa, 1998, **623-625**
12. Mocanu, F., - *Some observation on stress state in a simple overlapping adhesive joints,* **Bulletin of Polytechnic Institute of Iasi**, Fasc. 3-4, Secția V, 2003, **63-70**

EVALUAREA REZULTATELOR PRIVIND COMPORTAREA MECANICĂ A ÎMBINĂRILOR ADEZIVE AVÂND SUPORȚI MATERIALE COMPOZITE

Rezumat: Lucrarea prezintă rezultatele unor cercetări care au urmărit stabilirea modului în care se comportă, din punct de vedere mecanic, îmbinările adezive având suporți materiale composite. Pe baza rezultatelor experimentale, s-a stabilit variația rezistenței la forfecare şi la jupuire pentru diferite configurații de îmbinări realizate cu un adeziv epoxidic şi respectiv unul uretanic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STRENGTH EVALUATION OF ADHESIVE JOINT WITH COMPOSITE MATERIALS UNDER SHEAR LOADING

BY

FLORENTINA MOCANU

Abstract: The mechanical performances of adhesive joints are closely linked to the stress distribution in the adhesive layer, and then a good understanding of this distribution is essential. The shearing resistance of some samples obtained by single lap joints represents the most widely applied method of testing for adhesive joints. In this paper the influence of the superposition length and the supports' thickness on the breaking resistance has been established.

Keywords: shearing resistance, adhesive strength, single lap joints, geometric parameters, experimental results

1. Mechanics of composite materials

Fiber-reinforced composite materials consist of fibers of high strength and modulus embedded in or bonded to a matrix with distinct interfaces between them. Most fiber-reinforced composites are elastic in their tensile stress-strain characteristics. The heterogeneous nature of the composite materials provides mechanisms for high-energy absorption on a microscopic scale comparable to the yielding process. Depending on the type and severity of external loads, a composite material may exhibit gradual deterioration in properties but usually would not fail a catastrophic manner. Coefficients of thermal expansion of many composite materials are much lower than those for metals. As a result, composite structures may exhibit a better dimensional stability over a wide temperature range. However, the differences in thermal expansion between metals and composite materials may create undue thermal stresses when are used in joint.

Due to its superior properties composites have been one of the materials used for applications in many different engineering sectors. However, a major drawback which limits the utilization of their full capabilities in the accumulation of residual stresses within the layers of the composite during the cure process at high temperatures. These residual stresses arise from the differential thermal expansion between layers oriented at different angles within the laminate and can be high as sixty percent of the material's transverse strength [1].

The mechanics of composite materials are far more complex than that of conventional materials and are studied at two levels: micromechanics and macromechanics.

In the micromechanics levels the interaction of the constituent materials is examined on a microscopic scale. Equations describing the elastic and thermal characteristic of a lamina are based on micromechanics formulations. For example the micromechanical behavior of fiber-matrix interactions in a unidirectional lamina is studied in following assumptions:

- fibers are uniformly distributed throughout the matrix;
- perfect bonding exists between fibers and matrix;
- the matrix is free of voids;
- applied loads are either parallel to or normal to the fiber direction;
- no residual stresses are present in the lamina;
- both fibers and matrix behave as linearly elastic materials [2].

In the macromechanics level the response of a composite material to mechanical and thermal loads is examined on a macroscopic scale. The composite material is assumed to be homogeneous and equations of orthotropic elasticity are used to calculate stresses, strains and deflections. In the macromechanics level the performance of a composite material is judged by its properties and behavior under tensile, compressive, shear and other static or dynamic loading conditions in both normal and adverse test environments. This information is essential for selecting the proper material for an application as well as designing a structure with the selected composite material [1, 2].

2. Adhesive joints

The therm adhesion is used when referring to the attraction between substrates. The level of adhesion forces, which are operating across an interface, cannot usually be measured by mechanical tests. The science of technology of adhesion and adhesives are multidisciplined subjected: surface chemists, polymers chemists, physicists, materials engineering, and mechanical engineering.

Because of their weight penalty and their unavoidable stress concentration, bolted and riveted joints are advantageously replaced by adhesive bonded joints. The principal attribute of adhesive is their ability to form strong bonds with surfaces of a wide range of materials and to retain bond strength under expected use conditions.

Several test techniques for assessing the mechanical performance of adhesive joints under uniaxial tension, tensile-shear, compressive-shear loading have been specified. For determine adhesive strength are commonly used the guidelines published by the American Society for Testing and Materials (ASTM) [3].

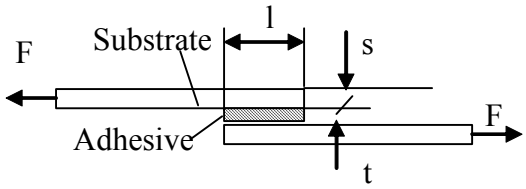
Extensive studies have been devoted to the stress analysis of adhesively bonded joints, both analytically and numerically, forming the basis for design and durability assessment of joints [4]. In order to design and dimension a composite/composite adhesive bonded joint for a critical load application it is necessary to have a detailed knowledge of the strength behaviour of the joint [5].

The results of the shearing tests, to which the adhesive joints with composite supports, joints obtained by single lap, represents the most widely applied method of testing for adhesive joints [6].

The present paper discusses the results of some investigations which had in view the establishment the variation mode of the adhesive strength as a function of the substrate' thickness for various superposition lengths.

3. Experimental results

Generally adhesive strengths are measured using a single lap-shear test specimen as shown in Fig. 1. The single lap joint is most commonly used for assessing the shear strength of adhesive-bonded joints in practice because of its simplicity. The most simple strength evaluation method of this test specimen is given by the average shearing stress at fracture. In this case the stress concentrates at the bonding edges and this concentration differs depending on the specimen's shape. Thus, this strength evaluation method cannot be applied to other shape adhesive structures. In this paper on confirm the adhesive strength of single -lap joints with various lap lengths and substrate thickness can be jointly expressed [7,8].



l - lap length;
t - adhesive layer thickness;
s - substrate thickness.

Fig. 1. Schematic shape and dimension parameters of adhesive single-lap joints.

A urethane adhesive is chosen in this study. The supports have 25±0.25mm width and for all joints, the superposition lengths have been selected between 8÷40 mm. The thickness values of the two supports are 0.8mm, 1.6mm, 2mm and 4mm. respectively. All tests have been developed at a temperature of (22 ±3)°C.

Variation of the shear strength as a function of the superposition length, for the four values of the thickness is presented in Fig. 2.

The variation curves indicate pronounced decrease of strength of the joint at higher superposition lengths. That can be justified firstly if considering the law of tangential stress distribution in the adhesive layer and respectively, the mathematical relation for the calculation of nominal stress. On the other hand, decrease of the breaking stress with the increase of superposition length may be explained, too by the fact that, with the increase of the adhesive amount in a joint, these also increases the possibility that it should contain air bubbles, impurities, generally plans with defects, which form effort concentrators that may weaken the joint's resistance [9].

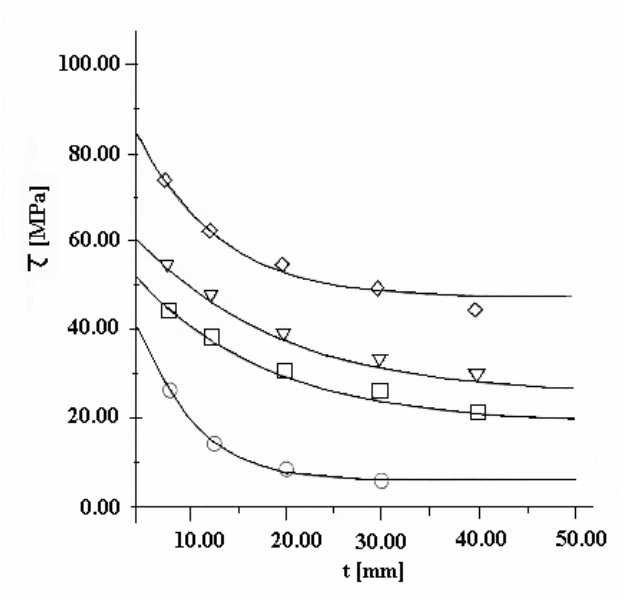


Fig. 2 Influence of the superposition length and of the support' thickness.

Influence of the superposition length on the shear strength of the urethane adhesive under study, for superposition lengths of the joints ranging between 5÷40mm is expressed through the following exponential variation law:

$$\tau = a \bullet exp(-b \bullet l) + c \quad (1)$$

Further on, the functional dependence τ = f (l, s) was established. The procedure applied was the following:

- establishment of the variation of coefficient ***a*** from equation (1) as a function of the support's thickness:

$$a = 15.2\, s^2 - 55.8\, s + 147 \quad (2)$$

- establishment of the variation of coefficient ***b*** from equation (1), as a function of s:

$$b = 0.0679\, s^2 - 0.293 s + 0.681 \quad (3)$$

- establishment of the variation of free term ***c*** as a function of the same variable:

$$c = 14.9 s - 7.13 \quad (4)$$

By means of an original program the three variation laws resulted for the three coefficients in equation (1) have been introduced and thus the surface representing the variation of shear strength was obtained as a function of the superposition length and thickness of the two supports (see Fig. 3).

The following relation gives such variation:

$$\tau = (15.2 \cdot s^2 - 55.8 \cdot s + 147) \cdot exp(-0.0679 \cdot s^2 + 0.293\, s - 0.681) \cdot l + 14.9 \cdot s - 7.13 \quad (5)$$

The relation (5) may be easily applied for fracture load prediction of some adhesive joints, in the concrete situation taken into consideration. The estimated results of the adhesive joint strengths using the maximum stress can express the experimental results concerning the influence of lap length and substrate thickness on adhesive joint strength [10].

The values listed in Table 1 indicate small differences between the values calculated with relation (5) and those established as a result of tests, which confirms the relation's precision.

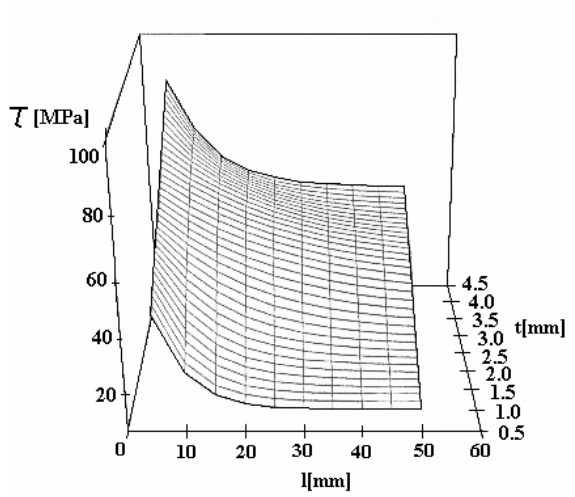


Fig. 3 Variation $\tau = f(l, s)$.

Table 1 Values calculated and the experimental results

l [mm]	Shear strength [MPa]							
	s=0.8mm		s=1.6mm		s=2mm		s=4mm	
	exp.	calc.	exp.	calc.	exp.	calc.	exp.	calc
8	20.5	21.1	34.5	34.8	39.8	40.2	47.9	48.5
12.5	14.9	15.2	28	28.3	30.6	31	36.6	36.9
20	10.6	11.3	18.8	19.5	26	26.8	32.4	31.8
30	4.8	5	15.9	16.4	22.8	23	28.7	28.9
40	-	-	10.1	10.8	17.5	18.1	23.8	24

4. Conclusions

The following conclusions were obtained:

A considerable influence on the strength of joints realised with adhesives is exercised by the support's thickness.

With the increase of supports' thickness the whole adhesive layer becomes more actively involved in the load's taking over, while the joint's strength is improved.

The estimated results show that the shearing strength increases in accordance with the increase of substrate thickness.

The shearing strength of single-lap joints decreases when the lap length increases to more than the substrate thickness.

For structural applications joints with low superposition lengths are preferred.

The estimated results coincide well with the experimental results.

Received February 20, 2007 *The "Gh. Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Kelley A., Rabotnov Y.N., - **Handbook of Composites,** vol. 3, Elsevier, 1985
2. Sih G.C., Skudra A.M., - **Handbook of Composites**, *Failure Mechanics of Composites,* vol. 3, North-Holland, Amsterdam, 1985

3. Mocanu, F., - **Adezivi, îmbinări adezive**, Editura Gh. Asachi, Iaşi, 2001, ISBN 973-8292-43-3
4. Mocanu, F., Barsanescu, - *Some Aspects Concerning the Durability of Adhesive Joints,* **Bulletin of Polytechnic Institute of Iasi,** Supliment, Fasc. 3, 2005, **187-192**
5. Lilleheden L., - *Mechanical Properties of Adhesives "in situ" and in Bulk,* **Journal of Adhesion and Adhesives**, no. 13, 2005, **31-37**
6. Adams R. D., Harris J. A., - *The influence of local geometry on the strength of adhesive joints,* **Journal of Adhesion and Adhesives**, no. 2, 2002, **69-80**
7. Mocanu F., Curtu I., - *Study of shearing resistance of adhesive joints*, **The Fifth World Conference on Timber Engineering**, Montreux, Switzerland, vol. 1, 1998, **850-851**
8 Mocanu, F., - *Fracture Behaviour in Adhesive Joint with Various Bond Thicknesses,* **Bulletin of Polytechnic Institute of Iasi**, Supliment, Fasc. 3, 2005, **199-202**
9. Mocanu, F., - *Some observation on stress state in a simple overlapping adhesive joints,* **Bulletin of Polytechnic Institute of Iasi**, Fasc. 3-4, Secția V, 2003, **63-70**
10. Bigwood D. A., Crocombe A. D., - *Elastic analyses and engineering design formulae for bonded joints*, **Journal of Adhesion and Adhesives**, no. 4, 1997, **229÷242**.

EVALUAREA REZISTENȚEI LA FORFECARE A ÎMBINĂRILOR ADEZIVE AVÂND SUPORȚI MATERIALE COMPOZITE

Rezumat: Performanțele mecanice ale îmbinărilor adezive sunt strâns legate de repartiția tensiunilor în stratul de adeziv. Ca urmare, cunoaşterea şi interpretarea corespunzătoare a acestei repartiții sunt esențiale. Încercarea la forfecare a îmbinărilor adezive realizate prin simplă suprapunere reprezintă cea mai folosită metodă de caracterizare a acestui tip de îmbinare. În această lucrare se prezintă rezultatele unor studii privind influența lungimii de suprapunere a suporților şi a grosimii acestora asupra rezistenței de rupere la forfecare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY OF COMPOSITE MATERIAL FOR HARDFACING TO COUNTERACT THE TOOLING DAMAGE

BY

PETRA MOTOIU[(1)], CORNELIU MUNTEANU[(2)] DANIELA VIOLETA DUMITRESCU[(1)], GABRIELA POPESCU[(3)] and HORIA BINCHICIU[(4)]

Abstract: The paper deals with the methods of wear prevention and/or repairing of tools and dies employed for many and different manufacturing processes: rolling mills, forging dies and punches, dies for die casting processes, dies for plastic injection moulding. The continuous increase of the applications of thermal sprayed coatings together with the demand for layers having always more and more enhanced performances and properties stimulates the research activity toward the development of new coating materials and alloys. To meet this goal, new complex alloys, based on the Fe, Si, B, Mo, Cu, W system, are here considered, through the development of new and innovative powders to be used, as powders directly or as a wire form, for thermal sprayed coatings to improve wear and corrosion resistance, as well as thermal fatigue properties of the coated parts, highlighting the materials performances and attaining economical and environmental advantages.

Keywords: composite, tubular electrodes, thermal sprayed coatings

1. Introduction

Abrasion fatigue is a degradation phenomenon of the friction surfaces, usually encountered in machines' and gears' functioning; it's a mechanical process which consists in softer surfaces wear by tougher particles, which may accidentally occur between two metallic surfaces in contact with hard mineral materials, [1].

Abrasion may occur through micro splintering by the sharpened parts of the hard particle or asperities, but also by plastic deformation. The volume of worn material obtained in such situations differs by 10 ÷ 20 % and depends on different factors. So, if the ratio between the roughness of a metal, H_m and that of a rougher, H_a has the value $H_m/H_a = 0.8 \div 1.3$ the rougher diminishes its cutting power; if the form is sharp, splinting prevails; if the abrasive particles roll between the surfaces, the wear is reduced compared to sliding. Situations like these happen especially to some agricultural machine organs, construction gear, diving strip gear, etc.

There are situations when abrasion happens on tough particles impact, for example foundry, throwing paddles and sand transporters, which is dried abrasive erosion. Similar cases, action with kinetic energy towards a surface in abrasive medium, happen to break up gear (eg. jaw crusher, hammer mill).

Advantages in using tubular electrodes for hardfacing abrasion surfaces

The main advantages of tubular electrodes consist in their constructive draft: tubular rod made out of steel belt/strap field with powdered core, which contains allied elements and graphitic or graphitic-basic layer, applied through immersion, [2]. The most important advantages of the tubular electrodes compared to conventional

electrodes are presented below:

- simpler and cheaper feasible technology;
- proxy; 1/3 welding/loading currents;
- reduced distortions of the machine parts;
- allow thin layers deposits;
- no burns through piercing of the thin parts;
- very small amounts of slag;
- bigger deposit yields;
- reduced losses in fabrication and using;
- easy use and accessibility, SMEs.

2. Experiments

Raw matters and materials

Raw matters are used under powder form and the sodium silicate under liquid form. Wolfram carbon is provided in granulation classes from 0.07 to 3.0 mm. For ferrous alloys (FeMn, FeCr etc) which are provided as balls, they are grinded and sieved under 0.3 mm, [3].

To obtain the tubes, cold laminated steel belt/strap made in Romania was used.

The dimensions of the steel belt/strap, used to obtain tubular electrodes, are presented below in *Table 1*.

Table 1. The dimensions of the steel belt/strap

Electrode's Diameter, [mm]	Breadth, [mm]	Thickness, [mm]
4.8 (5.0)	15	0.4
6.4 (6.0)	20	0.5

The chemical composition and the mechanical characteristics of the cold laminated steel belt/strap used to obtain tubular electrodes are presented below in *Table 2*.

Table 2. The chemical composition and the mechanical characteristics of the cold laminated steel belt/strap

Chemical Composition, [%]						Mechanical Characteristics			Type
C	Mn	Si	P	S	Al	R_m [N/mm²]	$R_{p0,2}$ [N/mm²]	A_{80} [%]	A3K04M SF 558/96
0.08	0.45	0.03	0.023	0.01	0.05	329	237	37.2	15 mm x 0.5 mm
0.05	0.29	0.02	0.015	0.019	0.04	322	202.5	40,3	20 mm x 0.5 mm

Wolfram carbon used to obtain different tubular electrodes has the following technical characteristics presented in *Table 3*.

Table 3. The technical characteristics of the wolfram carbon

Chemical Composition, [%]				Granulation, [mm]			Hardness
C_{free}	C_{total}	other	W				
max. 0.08	3.9	0.25	rest	< 0.05	0.5 ÷ 1.0	1.0 ÷ 2.0	1800 ÷ 2000 $HV_{0.05}$

The elaboration of the core recipes

In order to elaborate the core recipes, different allying levels for the two types of alloys which will form the tubular electrodes, were taken into consideration.

For the Wolfram Carbon electrodes, 4 different WC concentrations were elaborated: 40 %; 50 %; 55 % and 60 %WC, [4].

For Mn – austenitic tubular electrodes, 3 core variations were used.

One's component (element) concentration calculus, from the powder core, was made with the next formula:

$$C_{elem.core} = \frac{C_{elem.MD} + (1 \quad K_f)C_{elem.rod}}{K_f} \tag{1}$$

where: $C_{elem.core}$ – element's concentration, in the powder core [%]

$C_{elem.MD}$ - element's concentration, in the pure deposited metal [%]

$C_{elem.\ rod}$ - element's concentration, in the tubular rod [%]

K_f – filling coefficient

In the case of tubular electrodes, based on Wolfram Carbon, a 40 ÷ 70 % filling coefficient (function of particles granulation and rod's diameter) was taken into account.

In the case of manganese – austenitic tubular electrodes, a 55 % filling coefficient was taken into account for a 4.8 mm rod's diameter.

The compounds introduced into the powder core and their dosage limits are presented in *Table 4*.

Table 4. The compounds introduced into the powder core and their dosage limits

Nr. crt.	Component in the powder core	Dosage Limits, [%]	
		WC alloy	Mn-Ni alloy
1	Wolfram Carbon	70 ÷ 100	-
2	Ferrochrome	0 ÷ 5	2 ÷10
3	Metallic Chrome	-	0 ÷ 3
4	Metallic Nickel	0 ÷ 5	6 ÷ 12
5	Loose Ferromanganese	-	25 ÷ 50
6	Metallic Iron	0 ÷ 30	10 ÷ 50

K_f – the filling coefficient represents the ratio between the powder core mass and the tubular electrode mass. The values were obtained both through documentation and our own research and experimentation. Thus, it has resulted that, for the tubular electrodes, based on Wolfram Carbon, the K_f coefficients varied from 40 to 70 %, function of the rod's diameter and the WC granulation.

For the Mn-Ni type austenitic tubular electrodes with a larger diameter than 4 mm, the K_f coefficient has to be more than 55 %; a smaller K_f does not insure the

requested alloy level. The morphological study of the powder particles was accomplished with a Citoval type stereo-microscope, produced by Carl Zeiss Jena ltd, [5].

The metallographic determinations dwell on solidification structures' study, referring to both the particles' shape and dimensions, as to the quantitative determinations regarding the distribution of the crystalline grains of a certain phase.

The powder is formed of frosted particles (*Figure 1*), their shape varying from angular to irregular - polygonal. The particles have an apparent bi-phased structure, being formed out of rough grains of WC and a softer Co or W matrix.

In *Figure 2*, one can notice that the powder particles have spherical form. From time to time, particle dispersing appear due to atomization specific phenomena through the method of the two fluids, [6].

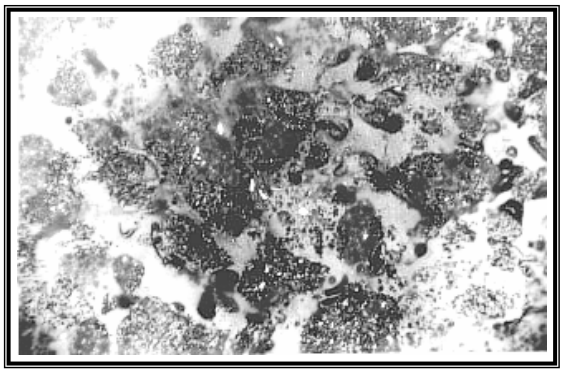


Fig.1 Alloy powder based on WC x 250

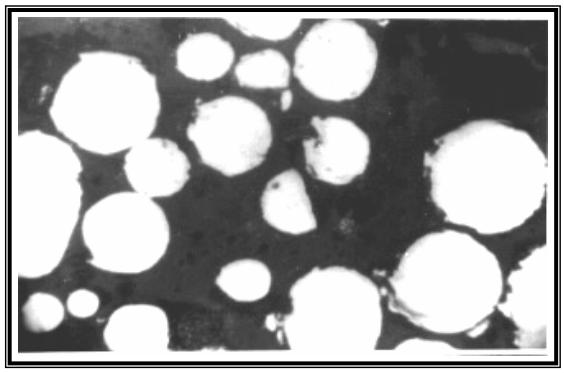


Fig.2 Mn – Ni type powder

The elaboration of the layer recipes

The research on reference electrodes underlined, that the most used tubular electrodes layers are the graphite type, basic or semi-basic. The graphite type layer insures a good protection for the electric arch, stability, easy kindling and very small amounts of slag, which are easily removed. The basic layers insure high purity metals, low content of non-metal inclusions and reduced tendency to crack.

The elaboration of the layer recipes pursued obtaining layers, which insure a good protection for the electric arch, a good welding behavior under loading manganese-austenitic steels, which are hard to weld.

In order to obtain an electrode with superior metallurgical and welding behavior characteristics, the layer must have a basic or semi-basic character, which provides a higher purity to the deposited metal, respectively low nonmetallic inclusions content.

To determine the layers' basicity, the Boniszewski basicity formula was used, as it contains all layer components effects:

$$BB = \frac{\%CaO + \%MgO + \%BaO + \%Na_2O + \%K_2O + \%CaF_2 + \%1/2(\%MnO + \%FeO)}{\%SiO_2 + 1/2(\%Al_2O_3 + \%TiO_2 + \%ZrO_2)} \quad (2)$$

In this basicity formula, the numerator is the sum (in %) of the acidic oxides and the denominator is the sum (in %) of the basic oxides, which form the layer.

The value of the BB ratio, calculated with this formula, defines the character of the layer as follows:

- acidic layer, for BB<1;
- basic layer, for BB =1÷ 1.5;

- semi-basic layer, for BB =1.5 ÷ 2.5;
- strong basic layer, for BB >2.5.

For tubular electrodes, interesting are the basic and semi-basic layers, [7] which have the following properties:

- provide suitable arch protection due to the substances that are introduced into the layer and produce gases, like: marble and calcium carbonate;
- eliminate possible nonmetallic inclusions appearance into the deposited metal, dew to small amounts of silica dioxide, introduced into the layer;
- enable a high transfer coefficient for the allied elements.

Besides these properties, the basic layers insure a low solidification time and a viscous increase during cooling process, in comparison with other types of layers. Also, these layers are recommended for high Carbon content steels welding, frequently met in loadings.

Based on the study of the slag systems, in order to elaborate layer recipes for the electrode coating, there were chosen two slag systems: CaO-BaO-CaF_2 (basic) and CaO-CaF_2-TiO_2 (semi-basic).

For the tubular electrodes based on WC, there were manufactured coating recipes with graphite-semi-basic, which insure a good welding behavior, considering their use in alternative current too, [8]. For the manganese-austenitic electrodes (Mn-Ni type), there were made basic coating recipes, which insure a higher purity for the deposited metal.

This is an important fact, because they are supposed to be used as buffer layers.

The structure of the coating recipes and the powder components of the electrodes are presented in *Table 5*.

Table 5. Layer Option for Layer Component

Nr. crt.	Layer Component	Layer Option, %	
		Basic (B)	Semi basic-graphitic (G)
1	Marble	20 ÷ 50	15 ÷ 35
2	Fluorine	20 ÷ 50	20 ÷ 40
3	Barium Carbonate	15 ÷ 20	0 ÷ 10
4	Strontium Carbonate	5 ÷ 10	5 ÷10
5	Feldspar	0 ÷ 10	0 ÷ 5
6	Aluminum Fluoride	0 ÷ 12	0 ÷ 5
7	Ruthile	0 ÷ 5	30 ÷ 50
8	Mica	0 ÷ 3	0 ÷ 3
9	Graphite	-	2 ÷10
10	Aluminum	0 ÷ 3	0 ÷ 3
11	Sodium silica (liquid)	10 ÷ 20	10 ÷ 20

Based on these recipes structure three options have been elaborated for each type of the layer: B1, B2, B3 and G1, G2, G3 respective.

Prime matters preparing and dosage

For tubular rods and electrodes based on WC, there was used carbide with grain size between 0.2 ÷ 2.0 mm, rallied into granular classes: 0.2 ÷ 0.5 mm; 0.5 ÷ 1.0 mm

and 1.0 ÷ 2.0 mm.

The powder raw matters used to obtain the core for the manganese-austenitic electrodes had the grain size of max. 0.3 mm. To obtain the layers, the powder prime matters had a grain size of max. 0.2 mm. The component dosage was made by hand in 2 kg lab batches, complying with the recipes for the powder core and layer. The weighing was made with technical scale (precision ± 5g).

Homogenizing core and layer mixtures process

The dried homogenizing process of the dosed prime matters takes place in porcelain mills with balls. In order to obtain homogenous mixtures, a pre-homogenizing process has been introduced. The process is mandatory because of the great differences in the specific weights of the prime matters, [9].

The specific weight of the powder core (γ) is given by the sum of the percentage contributions of each component:

$$\gamma = \sum a_i \times \gamma_i \tag{3}$$

where: a_i – recipes components' contents (%);

γ_i – recipes components' specific weights [g/cm³].

In *Table 6* are presented the specific weights of some powder prime matters, currently used to obtain welding and loading materials:

Table 6. The specific weights of some powder prime matters, currently used

Nr crt.	Prime Matter Powder	Specific Weight [g/cm³]
1	Wolfram Carbon	11÷16.7
2	Marble	2.70
3	Fluorine	1.70
4	Barium Carbonate	3.82
5	Ferromanganese	6.51
6	Ferrochrome	6.80
7	Ferrovanadium	6.62
8	Metallic Chrome	8.50
9	Metallic Nickel	8.56
10	Metallic Iron	7.11
11	Graphite	1.65

For the variants of elaborated electrodes, there were obtained specific weights of the powder mixtures as it follows:

- WC core: 11 ÷ 14 [g/cm³];
- powder core: 6.6 ÷ 7.0 [g/cm³];
- layer: 2.0 ÷ 2.6 [g/cm³].

These obtained values are specific to the tubular electrodes for allying loading through core and with thin layers applied through immersion.

Grouping prime matters by close specific weights and introducing the pre-homogenizing process, decreases the danger of non-homogenous mixtures appearance, dew to the segregation phenomena.

The tube forming, filling and cutting

In order to obtain the tubes, a strap of cold laminated steel A3K04M type with

15 mm x 0.5 mm and 20 mm x 0.5 mm has been used; the obtained tubular rods had 4.8 mm and 6.4 mm diameter.

The rods filling was made with a band batcher, thus allowing the simultaneously filling/dosage of two core mixtures with quite different granulation classes.

The batcher's band is activated by a continuous current engine (Fronius type) and allows to continuously regulating the band's speed, thus the filling flow. Also the thickness of the mixture layer may be taken by the band and may be regulated.

The obtained average coefficients were 40 %, 52 %, 60 % and 69 % for the WC rods. For the tubular rods with a core mixture of Mn-Ni type, the obtained average coefficients were between 56 ÷ 60 %. The tube cutting into rods at a 350 ± 5 mm length was made with a knife gear assembled on a pair of rolls.

3. Conclusions

The accomplished experiments and research led to new loading materials as tubular electrodes, whose main characteristics are compatible to the usual loading materials;

The new loading materials fit into the category of high-performance materials, which are mainly used to protect against the two most known types of wear: severe abrasion wear and abrasion wear combined with strong impact;

Types of loading alloys were elaborated: alloys based on WC for the severe abrasion wear and alloys based on austenitic-manganese steel for abrasion and strong impact;

The accomplished experiments and research led to obtain a new alloying system: 40 ÷ 70 % WC + Iron based matrix and the max. 1.2 %C, 11 ÷ 15 % Mn and 2 ÷ 5 % Ni one;

Slagging systems were studied, researched and elaborated:

- CaO-CaF2-TiO_2 for WC type electrodes and
- CaO-BaO-CaF_2 for austenitic-manganese type electrodes;

Based on the allying and slagging systems, recipes for the core and layer were elaborated.

Received April 20, 2007

(1) R&D Institute for Nonferrous and Rare Metals, 102 Blvd. Biruinței, Bucharest – Romania
(2) Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Faculty of Materials Science and Engineering
(3) University "POLITEHNICA" of Bucharest, Materials Science and Engineering Faculty, 313 Splaiul Independentei, Bucharest – Romania
(4) SC SUDOTIM AS SRL, 30 M.Viteazul, Timisoara – Romania

REFERENCES

[1] Metal Handbook-Powder Systems and Applications (p.569)
[2] Ronald W. Smith, Advances and Applications in US Thermal Spray Technology (II The Market and R&D), p. m. i, vol 23, nr. 4, 1991,(pp. 231)

[3] N. J. Grant, Powder and particulate production of metallic alloys- -Dep. of Materials Science and Engineering Massachusetts Institute of Technology Cambridge
[4] Metals Handbook, Ninth Edition, vol. 7, Powder Metallurgy-American Society for Metals-Ohio,-1984.(pp. 25-51)
[5] J. K. Beddow, The Production of Metals Powders by Atomization, Heiden, London, 1978
[6] K. M. Kulkarni, IBID 10 (pp. 142). Production of Nickel Alloy Powders by Atomization-
[7] K.M.Kulkarni, IBID 10 (pp. 824). Metal Powders Used for Hardfacing
[8] IBID 10 (pp. 827) Carbides
[9] S.W.H.Yih, Tungsten-; Plenum Press; 1981-Tungsten Carbides and the Hard Industry, (pp. 386).

STUDIUL MATERIALELOR COMPOZITE PENTRU DURIFICAREA SUPRAFETELOR ÎN SCOPUL CONTRACARĂRII DETERIORĂRII ELEMENTELOR ACTIVE ALE UTILAJELOR

Rezumat: Lucrarea se ocupă de metodele pentru prevenirea uzurii şi/sau repararea elementelor active şi a poansoanelor utilizate în procesele de prelucrare: bile de moară, matrițe de forjare, perforatoare, forme de turnare, matrițe pentru pulverizarea materialelor plastice prin injecție. Creşterea continuă a aplicațiilor pentru acoperiri termice împreună cu creşterea continuă a cererii de straturi cu proprietăți şi performanțe îmbunătățite continuu, stimuleaza activitatea de cercetare în direcția dezvoltării de noi materiale şi aliaje de acoperire. Pentru realizarea acestui deziderat, au fost luate în considerare aici noi aliaje complexe bazate pe sisteme cu Fe, Si, B, Mo, Cu, W, prin intermediul dezvoltării unor noi şi inovative pulberi, utilizate ca atare sau sub formă de electrod pentru acoperiri termice în scopul îmbunătățirii rezistenței la uzură şi coroziune ca şi a creşterii proprietăților de rezistență la oboseala termică a subansamblelor acoperite, punând în evidență performanțele materialelor şi avantajele economice şi de mediu.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EVALUATION OF THE DYNAMIC PARAMETERS OF THE FLEXIBLE CAM-FOLLOWER SYSTEMS

BY

CEZAR OPRISAN and ELENA DRAGAN

Abstract: The paper presents a method for of kinetoelastodynamics analysis of the mechanism with cams and elastic follower. It is studied the influence of the combined motion laws on the functionality of the mechanism with the follower being in translation movement. There are discussed the behavior of the following motion laws trapezoidal velocity. The motion equation is determined from the condition of the dynamic equilibrium applied to the reduced mass of the follower. The dynamic response of the mechanism is obtained with the help of the Laplace transformation in the hypothesis of neglecting the dumping.

Key words: Dynamic, Cam, Flexible follower, Combined motion

1. INTRODUCTION

The researches regarding the dynamic simulation of the cam follower systems, taking into consideration the elastic follower, led to the development of physical and mathematical models, which are used in the analysis of the real motion of these mechanisms. The choosing of the law of motion represents an important element in the design of the cam profile. Generally, the choosing of the follower's motion law is made on the basis of three criterions: function, dynamic and technological [4], [8].

The first criterion recommends a motion law, which must meet certain kinematics, conditions specific to the technologic operation executed by the follower directly, or by using transmission mechanisms. The technologic criterion characterizes the motion law from the point of view of the possibilities of processing of the profile in economic conditions.

The dynamic criterion becomes dominant especially in the establishment of the motion law for the cam mechanisms, which work at high velocity. Concordant to this criterion, the motion law must assure a working without shocks or vibrations and with requests of the links as reduced as possible.

The mathematical model, which describes the behavior of the physical model, is made of motion equations, which can be differential.

The number of freedom degree of the physical model gives the complexity of the mathematical model the number of the generalized coordinates. The solution of the mathematical model representing the motion law of the system is named the system response. The cam mechanism may be conceived (by approximation) as an oscillating system with a freedom degree.

The paper presents a way of elaboration of the mathematical model having on the basis of the Laplace transformation for the combined motion laws with trapezoidal velocity. This is an elegant method for the solving of the differential equation, which

represents the follower's motion law [2], [6], [9].

2.DYNAMIC MODEL

The dynamic model of the cam and flexible follower mechanism is presented in Fig. 1. The parameters, which define this model, are:

m – the reduced mass of the follower;
k – the resulted rigidity corresponding to the series system;
c_1 - the damping coefficient specific to the external damping;
c_2 - the damping coefficient specific to the internal damping of the follower;
F_0 - the preloading force of the compression spring;
F_t - technological force which drives on the mass m.

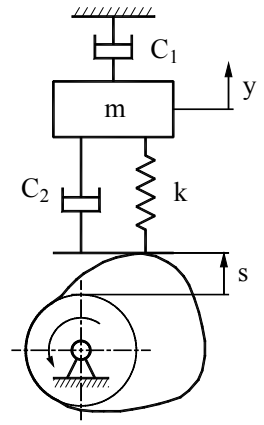


Fig. 1. Dynamic model of the cam mechanism

The displacement of the flexible follower is noted with y and the displacement due to the cam profile is s (Fig. 1).

The equation determined by applying the dynamic equilibrium to the mass m, has the following form:

$$m \cdot \ddot{y} + (c_1 + c_2) + k \cdot y = c_2 \cdot \dot{s} + k \cdot s - F(t) \tag{1}$$

where $F(t) = F_0 + F_t$.

Using the generalized coordinates Lagrange, $q = y - s$, $\dot{q} = \dot{y} - \dot{s}$, $\ddot{q} = \ddot{y} - \ddot{s}$ the relation (1) becomes:

$$\ddot{q} + 2 \cdot (n_1 + n_2) \cdot \dot{q} + \omega_n^2 \cdot q = -\ddot{s} - 2 \cdot n_1 \cdot \dot{s} - \frac{F(t)}{m} \tag{2}$$

where:

$\omega_n = \sqrt{\frac{k}{m}}$ - natural frequency of the linkage, [radians / sec];

$n_1 = \frac{c_1}{2 \cdot m}$ - external damping factor;

$n_2 = \frac{c_2}{2 \cdot m}$ - internal damping factor.

In the hypothesis of neglecting the friction forces and considering $F(t) = 0$, the equation (2) becomes:

$$\ddot{q} + \omega_n^2 \cdot q = -\ddot{s} \tag{3}$$

This equation will be used next for the dynamic analysis of the cam mechanisms designed on the basis of the combined motion laws.

3. METHOD FOR SOLVING THE MATHEMATICAL MODEL

The mathematic model represented with the differential equation (3) applies to the motion law trapezoidal velocity. For the establishment of the solution it is used the

Laplace transformation. Using this solving method it is obtained an analytic solution for the differential equation (3). The analytic solution offers superior possibilities of analysis compared with the numeric solution. As it follows there are presented the solutions for the differential equations corresponding to the three motion laws.

The differential equations of the motion are determined for the intervals $[0,t_s]$, $[t_s,t_1-t_s]$ and $[t_1-t_s,t_1]$ (Fig. A1, Appendix A). The relations (A_1) and (A_2) from

Appendix A define from the kinematics point of view the kinematics parameters of the respective motion law.

For the interval [0, t_S] (Fig. A1, Appendix A) the differential equation (3) has the following form:

$$\ddot{q}+\omega_n^2\cdot q=-A_1 \tag{4}$$

Appling the Laplace transformation for the equation (4) with the initial condition $q(0)=0$, $\dot{q}(0)=0$ results the following algebraic equation in the complex variable s_0 and the image function Lq: $s_0^2\cdot Lq+\omega_n^2\cdot Lq=-\dfrac{A_1}{s_0}$,

from the above relation it is determined the image function $Lq(s_0)$:

$$Lq=-A_1\cdot\frac{1}{s_0\cdot\left(s_0^2+\omega_n^2\right)}$$

The original function $q(t)$ it is obtained by applying the reverse Laplace transformation for the image function *Lq(s0)* [2]:

$$q(t)=-\frac{A_1}{\omega_n^2}\cdot\left(1-\cos\omega_n\cdot t\right) \tag{5}$$

In the interval $[t_s,t_1-t_s]$ (Fig. A1, Appendix A) the differential equation has the form:

$$\ddot{q}+\omega_n^2\cdot q=A_2. \tag{6}$$

with the initial conditions $q_{20}=q(t_s)$, $\dot{q}_{20}=\dot{q}(t_s)$ specific to the interval $[t_s,t_1-t_s]$.

Applying the Laplace transformation, in the same way, as in (4) it is obtained the following solution:

$$q(t)=q_{20}\cdot\cos\omega_n\cdot t+\frac{q_{20}}{\omega_n}\cdot\sin\omega_n\cdot t \tag{7}$$

For this interval, the relation (7) becomes:

$$q(t)=q_{20}\cdot\cos\omega_n\cdot\left(t-t_s\right)+\frac{q_{20}}{\omega_n}\cdot\sin\omega_n\cdot\left(t-t_s\right) \tag{8}$$

The interval $[t_1-t_s,\ t_1]$ (Fig. A1, Appendix A) is characterized by the following differential equation of motion:

$$\ddot{q}+\omega_n^2\cdot q=A_1. \tag{9}$$

The initial conditions are $q_{30}=q(t_1-t_s)$, $\dot{q}_{30}=\dot{q}(t_1-t_s)$. Determination of the solution with Laplace transformation is made in the same way as in relation (9). So, the solution equation (9) is:

$$q(t)=\frac{A_1}{\omega_n^2}\cdot\left(1-\cos\omega_n\cdot\left(t-t_1+t_s\right)\right)+q_{30}\cdot\cos\omega_n\cdot\left(t-t_1+t_s\right)+\frac{\dot{q}_{30}}{\omega_n}\cdot\sin\omega_n\cdot\left(t-t_1+t_s\right) \tag{10}$$

As it followers, parameters A_1 is computed with the relation presented in Appendix A. The real motion of the follower y for both intervals it is obtained with the relations:

$$y=s+q;\quad \dot{y}=\dot{s}+\dot{q};\quad \ddot{y}=\ddot{s}+\ddot{q}. \tag{11}$$

The functions $s(t)$, $\dot{s}(t)$, $\ddot{s}(t)$ are presented in Appendix A, and the functions $\dot{q}(t)$ and $\ddot{q}(t)$ are obtained by successive derivations in relation with time of the relation (8) and (10).

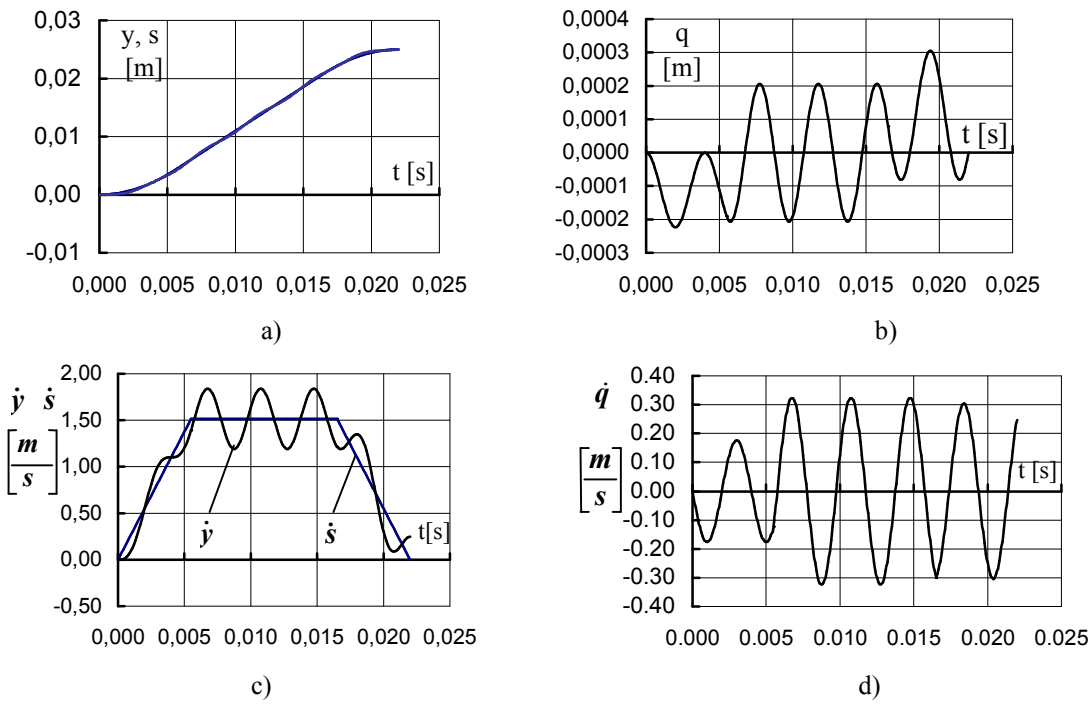
4. DISCUSSIONS OF THE NUMERIC RESULTS

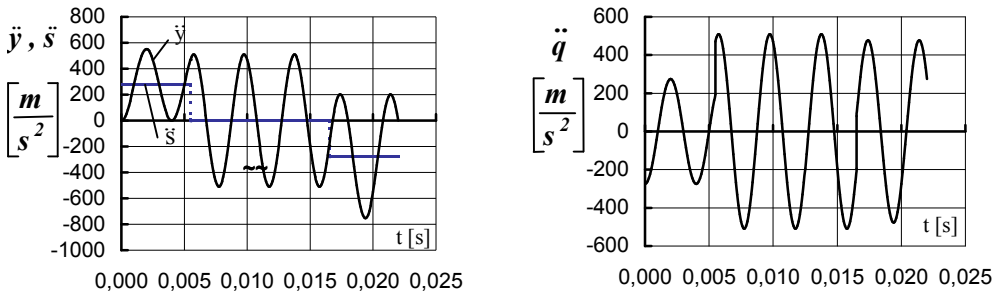
The initial data on which were made the diagrams form Fig. 2 are:

- the follower's course $h=0{,}025$ [m];
- the time period for the rising phase $t_1=0{,}022$ [s];
- the natural frequency $\omega_n=1570{,}7963$ [rad/s];
- the time periods for the connecting intervals $t_s=0{,}0055$ [s].

In figure 2 are presented the variation diagrams of the dynamic and kinematics parameters specific to the trapezoidal velocity motion law.

Analyzing the diagrams from Fig. 2 it is observed that the vibration's acceleration has two discontinuities (Fig. 2, f) at the passing from the positive acceleration to zero acceleration and as the passing from zero acceleration to negative acceleration.These discontinuities do not stop the obtaining a continue signal for the elastic follower's acceleration ($\ddot{y}$) (Fig. 2, f). The maximum values of the acceleration modulus were modified in the rising direction at the passing from an interval to another.





e) f)

Fig. 2 The variation of the parameters of the trapezoidal velocity motion law

5. CONCLUSIONS

The dynamic model without damping can be easily used in the characterization from the dynamic point of view of the motion laws with constant acceleration, trapezoidal velocity and sinusoidal modified trapezoidal velocity.

The Laplace transformation leads to the obtaining of an analytical solution for the differential equation of the motion, with superior possibilities in the dynamic analysis rather then numeric analysis.

Received April, 23 2007

Technical University of Iassy
Department of Theory of Mechanisms and Robotics

REFERENCES

1. Benson, H.T., *Principles of Vibration*, Oxford University Press, 1996.
2. Brown, F.T., *Engineering System Dynamics*, Marcel Dekker, Inc. New York, Basel 2001.
3. Dubowsky, S., Deck, J.F. and Costello, H., *The dynamic modeling of flexible spatial machine systems with clearance connections*, ASME – Transmissions and Automation in Design, vol. 109, pp. 87-94, 1987.
4. Duca, C., Popovici, A., Oprisan, C., *The basis of the cam mechanisms design* (in Romanian), Gh. Asachi, Iasi, 1999.
5. Grewall, P.S., Newcombe, W.R., *A comparative study of cam motions for high – speed semi – rigid follower cam systems*, Transaction of the ASME, vol. 12, No. 3, pp. 121 – 128, 1988.
6. Leviskii, N.I., *The vibrations of the mechanisms* (in Russian), Nauka, Moskva, 1988.
7. Mahyuddin, A.I., Midha, A., *Influence of varying cam profile and follower motion event types on parametric vibration and stability of flexible cam follower systems*, Transaction of the ASME, vol. 116, pp. 298 – 305, 1994.
8. Oprisan, C., Leohchi, D., *Specific Problems of the Cam Mechanisms Kineto-Elastodynamics*, COBEM – 2001, Brazil, 2001.
9. Redheffer, R., Port, D., *Differential Equations*, Jones and Bartlett Publishers, Boston, 1991.
10. Rothbart, H.A, *Cams,* John Wiley & Sons, Inc., New York, 1956.
11. Sigley, H.A., *Dynamic Analysis of Machines*, McGraw – Hill Book Company Inc, 1961.
12. Yu Wang, Zaiping Wang, „Dynamic analysis of flexible mechanisms with clearances”, Transactions of the ASME, vol. 118, pp. 592 – 594, 1996.

EVALUAREA PARAMETRILOR DINAMICI AI SISTEMULUI ELASTIC CAMĂ –TACHET

Rezumat Lucrarea prezinta o metoda privind analiza cinetoelastodinamica a mecanismelor cu cama si tachet elastic.Este studiata influenta legilor de miscare combinate asupra functionarii mecanismelor cu cama si tachet in miscare de translatie.In acest scop ,este folosit ca exemplu legea de miscare cu viteza trapezoidala. Raspunsul dinamic al mecanismului este obtinut cu ajutorul transformatei Laplace, in ipoteza neglijarii amortizarii.

APPENDIX A

The motion law with trapezoidal velocity

The time of the rising phase is shared in three intervals: one centered, $t \in \lfloor t_s, t_1 - t_s \rfloor$ with constant velocity and two laterals with $t \in \lfloor 0, t_s \rfloor$ and $t \in \lfloor t_1 - t_s, t_1 \rfloor$ with constant acceleration (Fig. A1).

$$t \in \lfloor 0, t_s \rfloor$$

$$A_1 = \frac{h}{t_s \cdot (t_1 - t_s)}$$

$$\text{(A1)} \qquad \begin{cases} s = \dfrac{A_1 \cdot t^2}{2} \\ \dot{s} = A_1 \cdot t \\ \ddot{s} = A_1 \end{cases}$$

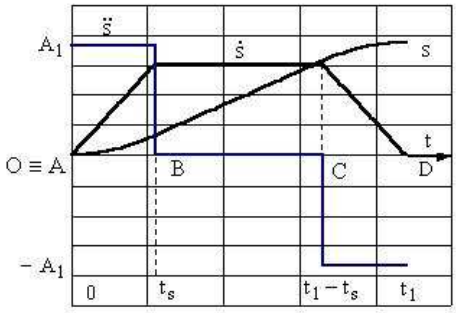


Fig. A1. Variation diagrams of the kinematics parameters

$$t \in \lfloor t_s, t_1 - t_s \rfloor$$

$$\text{(A2)} \qquad \begin{cases} s = A_1 \cdot t_s \cdot t - \dfrac{A_1 \cdot t_s^2}{2} \\ \dot{s} = A_1 \cdot t_s \\ \ddot{s} = 0 \end{cases}$$

$$t \in \lfloor t_1 - t_s, t_1 \rfloor;$$

$$B_3 = A_1 \cdot t_1;$$

$$C_3 = -A_1 \cdot \frac{t_1^2}{2} - A_1 \cdot t_s^2 + A_1 \cdot t_1 \cdot t_s$$

$$\text{(A3)} \qquad \begin{cases} s = -\dfrac{A_1 \cdot t^2}{2} + B_3 \cdot t + C_3 \\ \dot{s} = -A_1 \cdot t + B_3 \\ \ddot{s} = -A_1 \end{cases}$$

where; h–follower's course; t_s - time period of the interval [*A, B*]; t_1 - time period of the rising phase.

There are discontinuities at the acceleration in points B and C (Fig. A1).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE ELECTROPHORETIC DEPOSIT OF THE HYDROXYAPATITE

BY

NĂSTACA TIMOFTE, BODGAN NICOLAU and ŞTEFAN TOMA

Abstract: The present paper aims to establish the conditions of electrohoretic deposit of hydrohyapatite on titan. We present schemas that comprise sequences and work conditions. We presented the scheme of the electrophoretic deposit on a electrochemically activated surface and in another work scheme we opted for the use of a metallic sample etched with acids and activated with sodium hydrate . We presented images of the titan surface after the electrophoretic surface according to scheme I, where we can observe a uniform coverage with hydroxyapatite, of white mat color. The aspect of the sample surface after activation according to the scheme II shows an accentuated and non-uniform etching. We can claim that the electrophoretic deposit is less dependent upon the manner in which the activation takes place, but we must take into account the surface roughness.

Keywords: hydroxyapatite, electrophoretic, roughness, sand-blasting

1. Introduction

The coverage of metallic implants through the eletrophoretic methods presents the advantage of a very short time of coverage and a very good reproducibility : there are still disadvantages of the hydroapatite adhesion to the metallic layer if a previous sand-blasting is not executed , helping the increase of roughness and a calcination for the adhesion improvement.

The electropholic method ensures the coverage using hydroxyapatite previously synthesized which is deposited on the metallic support under the action of a great intensity electric field.

Under the experimental aspect, the study of the deposit of hydroxyapatite through the electrophoretic method supposes two distinctive methods:

- the synthesis and characterization of the hydroxyapatite
- the proper electrophoretic deposit

The main object is the preparation of a hydroxyapatite under the form of fine, synthesized dust. Several methods for obtaining the hydroxyapatite can be used, the best being the precipitation methods.

No matter the precipitation method used, a chemical and structural characterization of some synthetic hydroxyapatites is necessary for the purpose of choosing the most adequate product for coverage through the electrophoretic method. For the analysis, we used four hydroxyapatite samples noted HA1…HA4 that were obtained through precipitation from solutions in the system Ca^{2}+/H PO_4 $^{2-}$ using different reagents and modifying the reaction conditions.

After the synthesis and the characterization of the four samples, we reached the following conclusion: the hydroxyapatite with stoichiometric and well crystallized

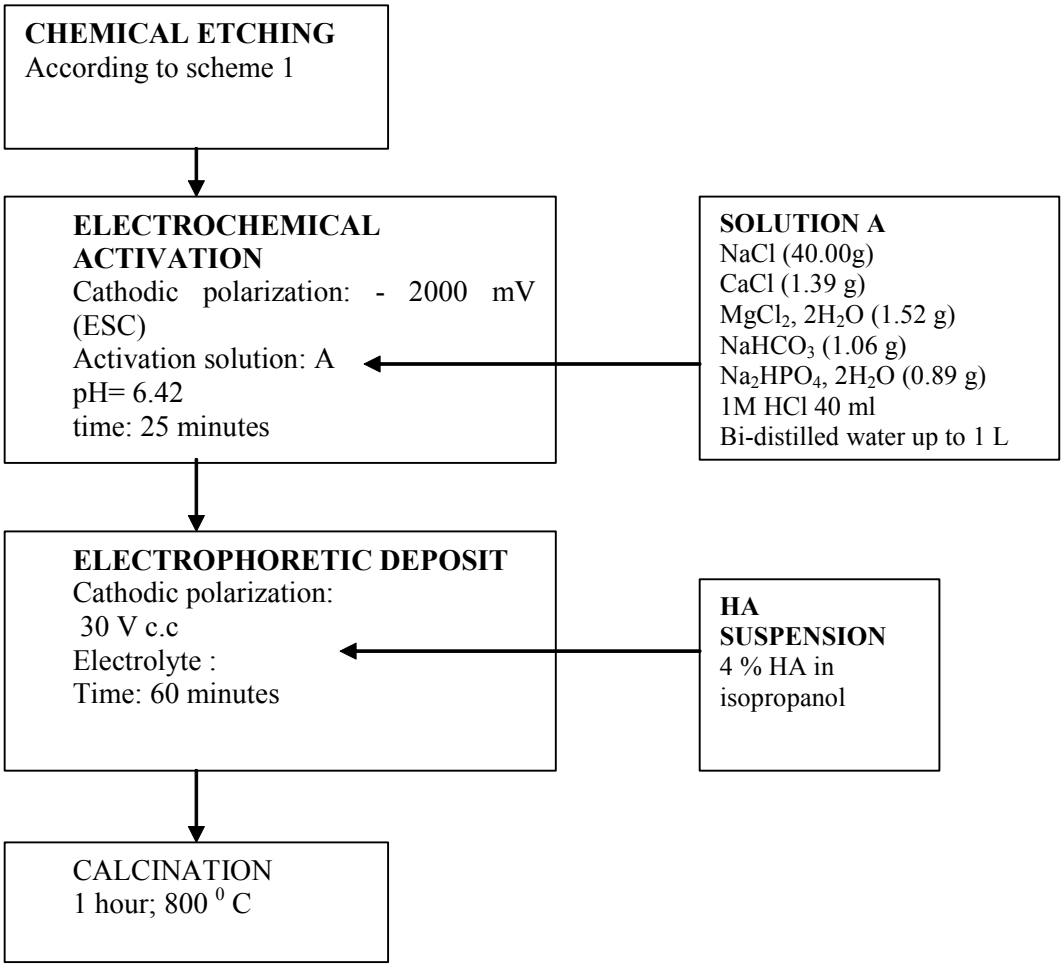
composition is obtained starting from CaCl2 and (NH4) PO4, working at 75° C for pH= 11…12 and ensuring a time of maturation of the precipitate of over 90 hours at the room temperature. For the coverage studies through the electrophoretic method, we used hydroxyapatite HA1C2, this having the report Ca/P= 1.67 and the best crystallinity.

2. The proper electrophoretic deposit of hydroxyapatite on the titanium

This was achieved through a fine suspension of hydroxyapatite in isopropyl alcohol. 4g of HA were introduced in 100 ml isopropyl alcohol and 5 ml HCL were added as a dispersion agent in an ultra-stirrer (30.000 rotations/minute) for 10 minutes.

Before the introduction in the electrochemical cell, this suspension was ultrasounded for 10 minutes for uniformity. The titan sample (the cathode) etched and previously activated was connected to the negative pole of a tension source, to the other pole being connected the platinum electrode (the anode). The distance between the electrodes was 4 cm.

After the deposit, the samples were washed with water, then dried at 110^{0} C, microscopically analyzed and roasted. In the 1st schema we present the work sequences and conditions in the case of electrochemical activation of the surface.



Scheme 1. The electro-phoretic deposit on the electrochemically activated surface.

Qualitatively, with the naked eye you can notice a uniform coverage with hydroxyapatite of white mat color. The microscopic analysis also emphasizes a consistent, relatively uniform deposit, figure 1

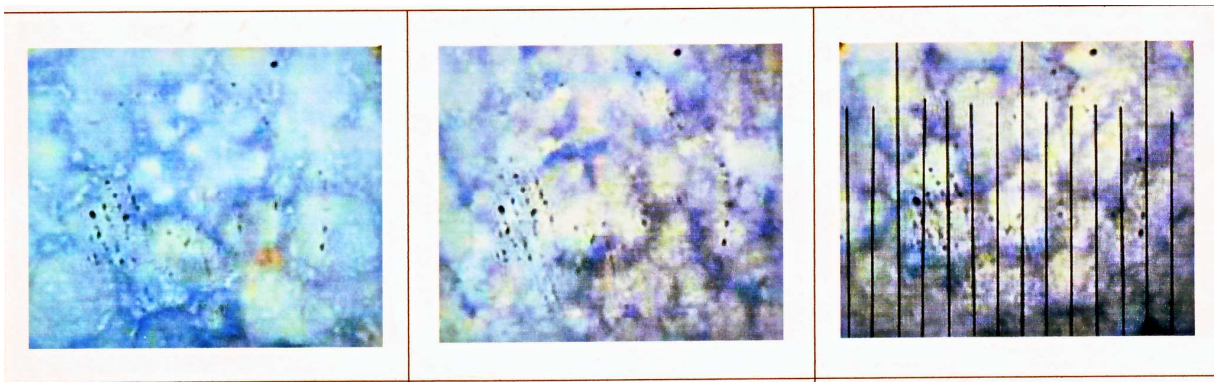


Figure 1. Images of the titan surface after the electrophoretic deposit according to scheme 1

We can still distinguish the micro particles of hydroxyapatite with dimensions of 40…60μm, rather uniform. The calcination of the sample covered was carried out only at 800° C since the hydroxyapatite used was already synthesized at 1200° C and the sample was warmed at 800° C for the fixation and compacting of the deposited layer, figure 2.

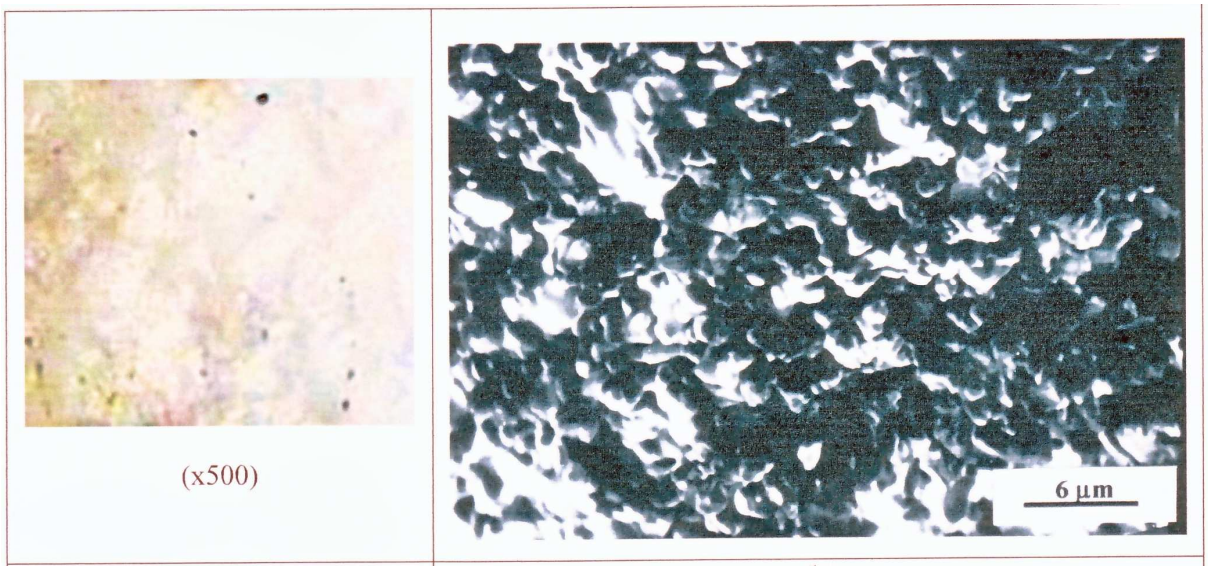
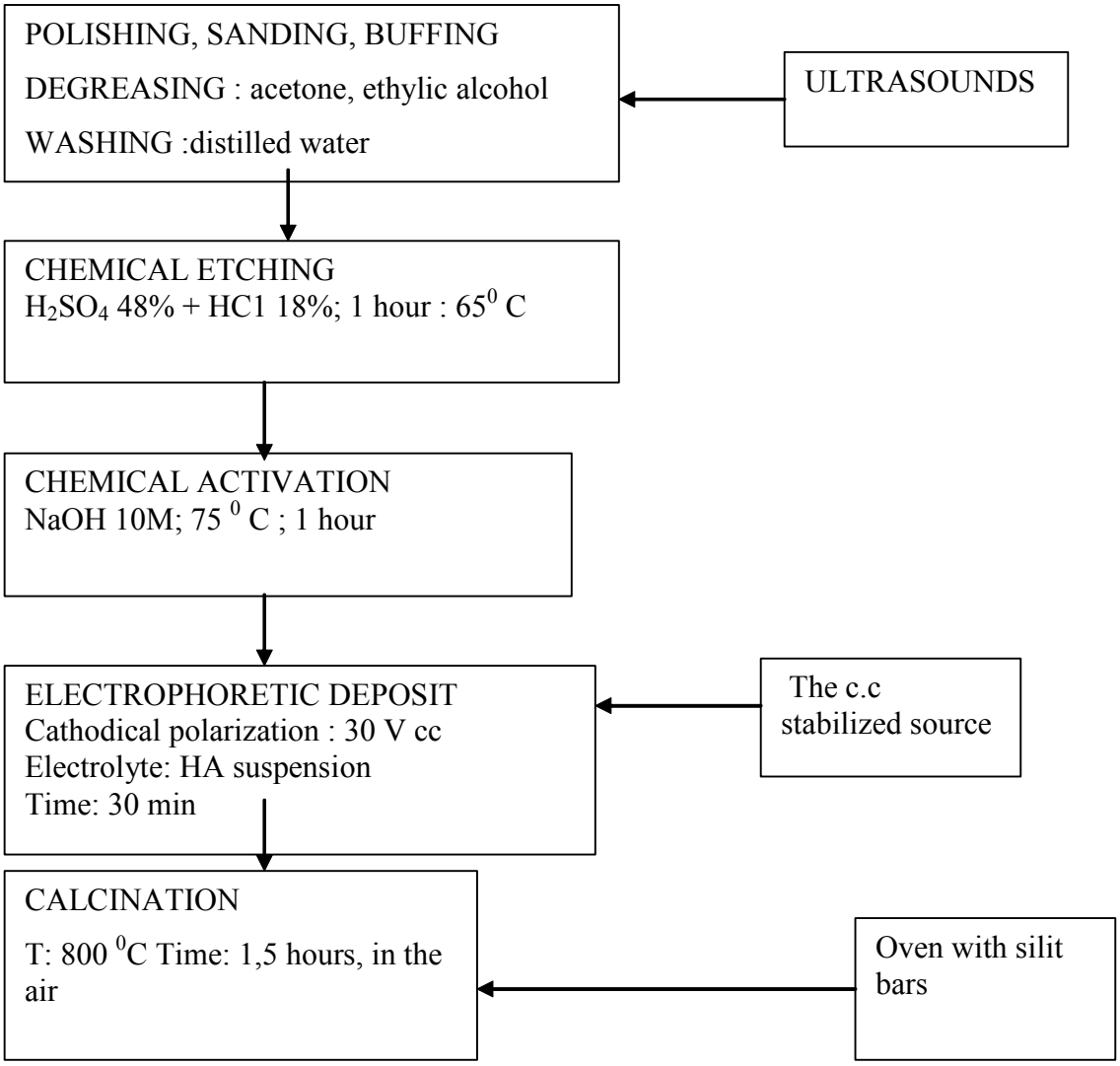


Figure 2. The surface of the sample covered after calcinations at 800 ^{0}C

We can ascertain that through the electrophoretic deposit, the morphology of hydroxyapatite was not essentially modified and the adherence at the surface of the metal is very good.

The use of a metallic sample etched with acids and activated with sodium hydrate is presented in scheme II. In this case we opted for a fast alkaline activation (60 min) using a very concentrated solution of sodium hydrate (10 mol/l) and the temperature of 75 ^{o} C.



Scheme 2

The electrophoretic deposit took place at 30 V for a period of 30 minutes using the same suspension of HA as in the scheme I. The aspect of the sample surface is illustrated in figure 3.

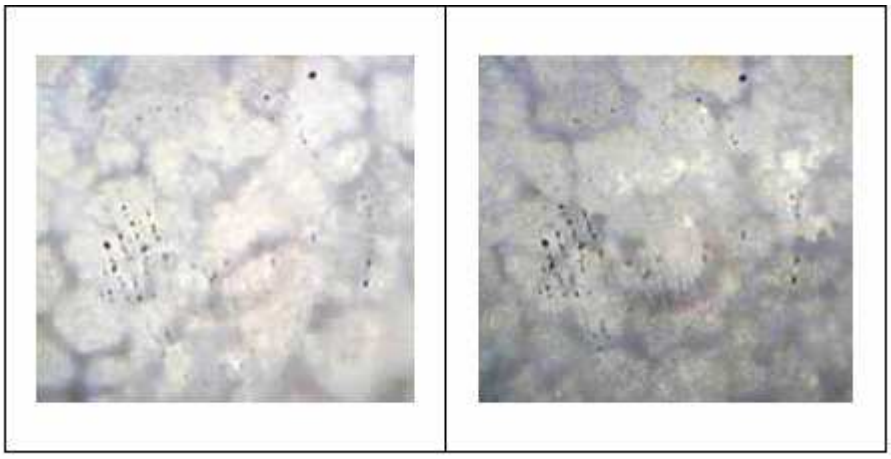
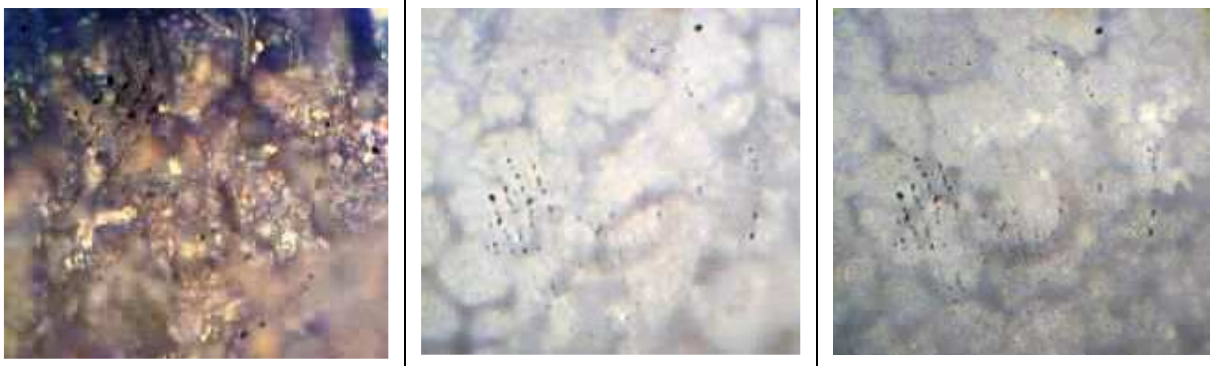


Figure 3 . The structure of the sample surface after the electrophoretic deposit

Thus we confirm the fact that the electrophoretic deposit is less dependent upon the manner in which the activation is made, but the roughness of the surface must not be neglected. The analysis through electronic microscopy emphasizes the same structure as in the case of the deposit according to the scheme I. the image obtained for this sample is presented in figure 4.



(a)	(b)	(c)

Figure 4: The surface structure after the chemical engraving and the activation with NaOH (a) and after the electrophoretic deposit. (b,c)

We can still notice the more accentuated dislevelment of the deposits due especially to the irregular roughness.

The X ray specter figure 5 obtained for this sample and SEM micrography, figure 6 shows that the material deposited is hydroxyapatite and its purity were not affected through the coverage process; the crystallinity of this sample is better especially because of the supplementary calcinations.

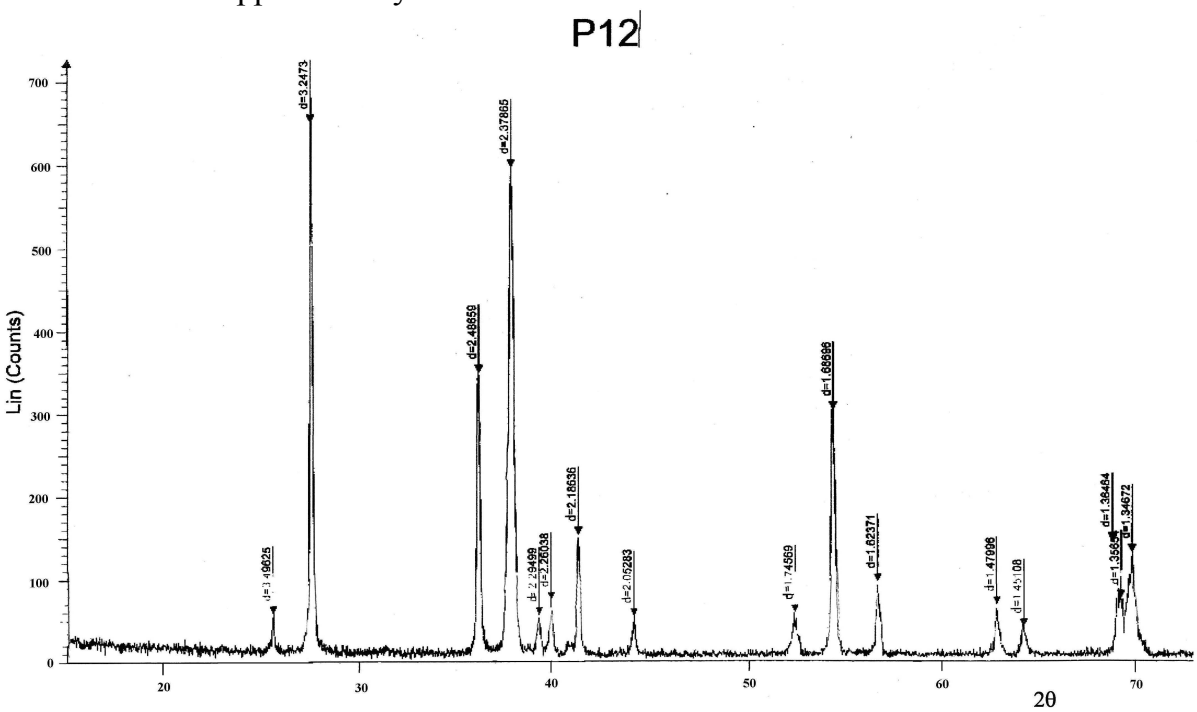


Figure 5: The X ray specter of the chemically activated sample and covered through electrophoresis

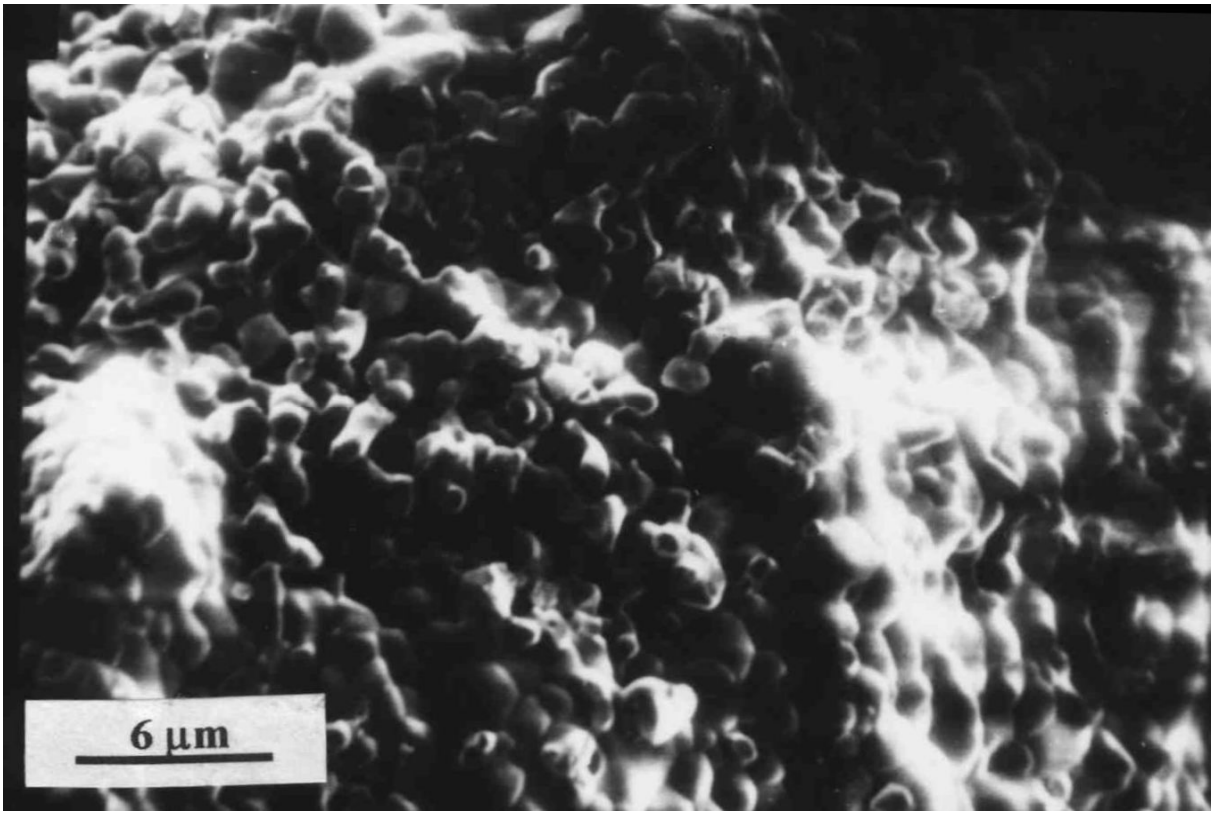


Figure 6. The SEM microforography for the chemically activated sample and covered through electrophoresis

3. Conclusions

The electrophoretic method uses the hydroxyapatite previously synthesized that is deposited on a metallic support under the action of an electric field of great intensity.

Although the method of spaying in the plasma is also used in the synthetic hydroxyapatite, because of the very high temperature, this can suffer serious alterations; so that from this point of view, the electrophoretic method seems more advantageous and more economical.

The electrophoretic method seems the most advantageous for the coverage of titan implants, being fast, non-polluting, requiring a reduced energy consume, which is very well fixed on the implant after calcinations.

Received April 23, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Zhang Qiyi, Leng Yang, Renlong Xin, A comparative study of electrochemical deposition and biomimetic deposition of calcium phosphate on porous titanium, *Biomaterials,* **26,** 2005, p. 2857-2865
2. Muller F A, Jonasova L, Helebrant A, Strnad J and Greil P, *Biomaterials,* **23,** 2002, p. 3095
3. Hata K, Ozawa N, Kokubo T and Nakamura T, *J. Ceram. Soc. Jap.*, **109,** 2001, p. 461
4. Muller F A, Jonasova L, Helebrant A, Strnad J and Greil P, *Biomaterials,* **25,** 2004, p.1187

DEPUNEREA ELECTROFORETICĂ A HIDROXYAPATITEI

Rezumat: Lucrarea de faţă isi propune stabilirea condiţiilor de depunere electroforetică a hidroxiapatitei pe titan. Sunt prezentate scheme ce cuprind secvenţe şi condiţii de lucru. A fost prezentată schema depunerii electroforetice pe suprafaţa activată electrochimic, iar intr-o altă schema de lucru s-a optat pentru utilizarea unei probe metalice gravată cu acizi şi activată cu hidroxid de sodiu. S-au prezentat imagini ale suprafeţei titanului după depunerea electroforetică conform schemei I, unde se poate observa o acoperire uniformă cu hidroxiapatita, de culoare alb mat. Aspectul suprafeţei probei dupa activare conform schemei II arată o gravare accentuată şi neuniformă. Se poate spune că depunerea electroforetică este mai puţin dependentă de modul în care se face activarea, trebuie ţinut seama însă de rugozarea suprafeţei.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NEW HEAT TREATMENTS APPLIED TO ALUMINIUM ALLOYS AlCu2.5Mg

BY

R. M. POPESCU, V.N. CÂNDEA and D. SENCHETRU

Abstract: This work describes a model of thermal treatment for the aluminium alloy AlCu-2.5Mg with the advisable use of the equipment and the thermal treatment appliances.

Keywords: materials, thermal treatment

1. Introduction

A recent tendency in the industrial hot processing development is the application of computer aided heat treatment processes and tooling in combination with the reduction of the energetic consumptions. The work methodology suggested for studying the improvement of the heat treatment technologies to be applied to the AlCu2.5Mg aluminium alloy comprise the following phases:

- adapting the heat treatment process to the said aluminium alloy;
- choosing the tooling and the installations required for carrying out the heat treatment cycles for the said aluminium alloy;
- choosing the installations and the devices to be used in the study of the mechanical characteristics and in the structural analysis of the said aluminium alloy;
- carrying out the experiment and analytical interpretation of the results.

Mention must be done that this methodology is an original one and has been conceived for enabling the establishment of the final heat treatment opportunities at high accuracy rates.

Thus, in order to improve heat treatment technologies for this aluminium alloy, there have been taken into account as follows:

- application of methods and techniques to eliminate the physical human labour;
- elimination of manual control manoeuvres by applying automated control systems, capable to maintain the proper operation of the tooling without any intervention on behalf of the process operator, no matter the external or internal actions;
- reduction of heat losses due to the lack of air-tightness, by using a proper insulation;

To this respect, components and semi-manufactured parts made of the said aluminium alloy shall be heated in electric ovens featuring a forced air circulation. The temperature of the heating mechanisms shall be set and controlled using automatic self-registration devices with a precision class as high as possible, so that the

measuring accuracy be within ±3°C. Control and adjustment devices shall be checked as soon as the operational area reaches the maximum temperature.

In order to perform treatment cycles as set forth, there has been chosen a SUPERTHERM oven manufactured by the Nabertherm company in Germany. This equipment is available in the endowment of the S.C. Compania Apa S.A. Joint stock trading company in Sibiu. The utilized heating installation is in accordance with the ISO 9001 standard requirements.

The heating oven meets all requirements of a final heat treatment applicable to such aluminium alloys. By means of this equipment, some heat treatment diagrams have been successfully accomplished and also, some heating – holding curves have been successfully maintained. [1]

By programming the desired temperature or a treatment cycle can be performed by the instrumentality of the 903 P controller. Using the same controller, several programs can be interconnected or the same cycle repeated under identical circumstances, for several times.

Typical μR1000-Yokogawa registration devices are fitted in addition in the oven, thus enabling, in parallel, the measurement of the heating / cooling temperature and speed, as well as the registration of the temperature – time diagrams and printing the main treatment cycle parameters onto the same.

With a view to modelling the final heat treatment process for the AlCu2.5Mg aluminium alloy [2], a minimum number of 9 experiments are necessary according to the 3^k factorial experiment theory; in this specific case k = 2, i.e. there are two variation factors: the quenching heat treatment temperature for putting into solution (T_c) and the heating temperature for ageing (T_r)

2. Performing the experiment and providing the analytical interpretation of the results

In order to optimize the heat treatment process for the chosen aluminium alloy, it is necessary to settle some heat treatment versions within the limits set forth in the standards as well as to research the mechanical, technological and structural properties of the test pieces to be obtained under differently directed heating, holding and cooling conditions.

In order to be able to perform mathematical modelling as desired, this experiment has to be programmed. This involves as follows:

- establishing the necessary and sufficient number of experiences and the accomplishment conditions thereof;
- establishing the regression equation representing the model of the process;
- establishing the conditions to attain the optimum value in terms of the accomplished process performance

Therefore, for each variable basic levels as well as variation intervals shall be determined. By adding the variation level to the basic level, the superior level of the variable, and by subtracting it, the inferior variable level is obtained. Variation intervals shall be chosen so that possibly most accurate values be involved in terms of a functional viewpoint. As a first step, basic levels and variation intervals shall be obtained.

For modelling the AlCu2.5Mg aluminum alloy final heat treatment process, the quenching and aging temperatures available as variables over the different physical or technological parameters obtained by way of experience.

Table 1 shows the variation interval and the basic level for programming the experiment in order to establish the optimum final heat treatment technology.
Table 2 shows the experiments that are necessary in order to obtain the mathematical model. Mention must be done that each test piece has been pressed and labelled using a code number so that it can be properly pursued during the experiment.

Table 1

Factor	Quenching temperature, T_c [°C]	Aging temperature, T_r [°C]
Basic level	515	160
Variation interval	10°C	10°C
Superior level (+)	525	150
Inferior level (-)	505	170

Table 2

Experiment	Test piece code number	Quenching temperature, T_c [°C]	Aging temperature, T_r [°C]
1	1.1.1	505	150
2	1.2.1	505	160
3	1.1.2	505	170
4	2.1.1	515	150
5	2.2.1	515	160
6	2.1.2	515	170
7	3.1.1	525	150
8	3.2.1	525	160
9	3.1.2	525	170

Using the obtained experimental results, it will be determined which are the ones yielding the most advantageous mechanical and technological properties among the proposed versions. Mention must be done that the holding times and the cooling conditions are the same for each experiment, and that the variables are only the heating temperatures used for the purpose of the heat treatment.

4. Conclusions

We deem that the chosen original research methodology enables carrying out experiments for the purpose of the improvement of heat treatment technologies applicable to aluminium alloys due to the following considerations:

- proper adoption of the heat treatment technology for the AlCu2.5Mg aluminium alloy taken into consideration;

- choosing a high-performance heating equipment by means of which the heating and holding process can be monitored for the performed heat treatment operations;
- choosing an up-to-date equipment for establishing the exact chemical composition;
- using the MTS 810 tooling for establishing the tensile strength values, the elasticity module, as well as other mechanical parameters. This is tooling of last generation equipment and provides failure diagrams as well as the registered parameters using a computer software.
- employing a more accurate apparatus for establishing hardness, at a 1 mm spacing over the parts diameter;
- using a proper and up-to-date method for analyzing material structures;
- experiment management and possibility to analytically analyze the results

Received April 26, 2007

REFERENCES

1. Brăgaru, A., and others: *Optimizarea produselor şi echipamentelor tehnologice (Optimization of technological processes and equipment)*, Bucureşti, Editura Didactică şi Pedagogică, 1996
2. Giacomelli, I., *et al.*: *Tratament termice (Heat treatments)*, Ed. Universitatea Transilvania, 1980
3. Zgură, G., and others: *Tehnologia sudării prin topire (Welding Engineering by Melting)*, Bucureşti, Editura Didactică şi Pedagogică, 1983

NOI TRATAMENTE TERMICE APLICATE ALIAJELOR DE ALUMINU AlCu2,5Mg

Rezumat: Această lucrare descrie un model de trament termic aplicat aliajului de aluminiu AlCu2,5 Mg, împreună cu recomandări de utilizare a echipamentului şi aparatelor de tratament termic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCHES ON MECHANICAL PROPERTIES FOR STEELS SINTERED WITH NICKEL AND MOLYBDENUM

BY

N.V. CÂNDEA, R. M. POPESCU and D. SENCHETRU

Abstract: This work describes the metallurgy of poor alloyed steel obtained from powders containing Ni and Mo, for producing sintered elements of high mechanical resistance.

Keywords: sintered materials

Low alloy steels obtained using Ni and Mo content powders are used for producing sintered components featuring high strength values.

Nickel influences iron powder compressibility which decreases as the nickel content decreases due to its ferrite hardening effect (Fig. 1). [1]

Nowadays, the tendency in obtaining low Ni, Cu, Mo alloy steels is to use partially alloyed powder obtained by diffusion. This is especially intended to avoid direct handling of nickel powders by the users, since it is well known that nickel has a noxious effect as to the human organism.

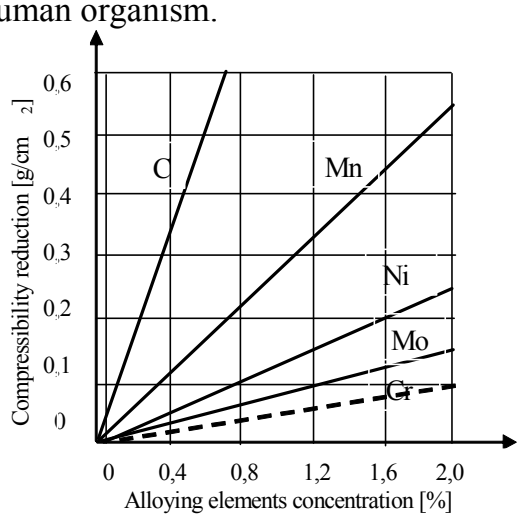


Fig. 1 The effect of the alloying elements onto the iron powder compressibility

The advantages of using partially alloyed powders include, among others, the avoidance of the component segregation during handling (for instance copper in Fe-Cu-C powder mixtures), increasing the homogeneity of the sintered material alloyed with a relatively low diffusion coefficient in Fe such as Cu, Ni, or Mo, providing some inter-diffusion as early as the treatment phase, the increase of the dimensional stability due to the sinter process.

Steels obtained from partially alloyed powders through diffusion feature a higher strength than the ones obtained using mixtures having the same composition. Strength in this latter case is subject to the carbon content (Fig. 2).

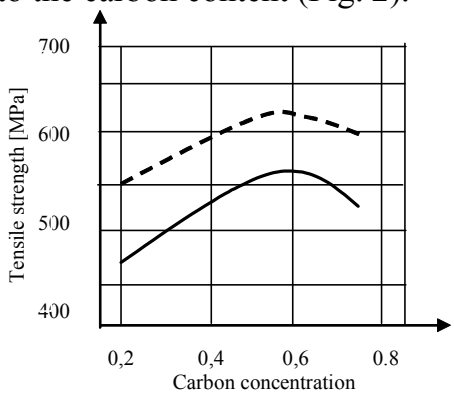


Fig. 2 Tensile strength variation depending on the Fe-4Ni-0.5Mo-1.5Cu steel carbon content obtained from 1) powder mixture; 2) partially alloyed powder through diffusion with additions of alloying elements

Table 1 and Table 2 show, by way of example, the most important chemical compositions and engineering properties featured by partially alloyed powders through diffusion. Such typical copper, nickel and molybdenum powder alloys can be regarded as being representative for partially allied powders through diffusion.

Typically, Fe-1.75Ni-1.5Cu-0.5Mo alloys (Distaloy SA) are the most recommended ones.

Table 1

Powder type	Iron powder used as a base	Concentration [%] of the alloying elements		
		Cu	Ni	Mo
Distaloy SA	SC 100.26	1.50	1,75	0.50
Distaloy AB	ASC 100.29	1.50	1,75	0.50
Distaloy SE	SC 100.29	1.50	4.00	0.50
Distaloy AE	ASC 100.29	1.50	4.00	0.50
Distaloy DC-1*	Astaloy Mo	-	2.00	1.50
Distaloy DH-1*	Astaloy Mo	2.00	-	1.50
Distaloy HP-1**	Astaloy Mo	2.00	4.00	1.50

* DC – dimensional control
** HP – high performance

The same simple compacting – sinter process, tensile strength can be increased to values as high as 650-700 MPa in typical Fe-4Ni-1.5Cu-0.5Mo steels obtained using atomized ASC 100.29 powder as a base and increasing the Ni concentration from 1.75 to 4.0% (Distaloy AE) in a mixture with 0.5% C. Such powders can be used for manufacturing large parts. In order to obtain Ni, Cu and Mo alloy steels, pre-alloyed powders can be used, just in the same way.

Table 2

Typical powder	Maximum particle size [μm]	Apparent density [g/cm^3]	Fluidity [s/50g]	Density at 600 MPa [g/cm^3]	O_2 (loss in hydrogen) [%]	C [%]
Distaloy SA	20-150	2.8	27	7.15	0.10	<0.01
Distaloy AB	20-180	3.05	24	7.15	0.10	<0.01
Distaloy SE	20-150	2.8	27	6.90	0.10	<0.01
Distaloy AE	20-180	3.05	24	7.14	0.10	<0.01
Distaloy DH-1*	20-250	3.15	25	7.09	0.10	<0.01
Distaloy DC-1*	20-250	3.10	25	7.10	0.10	<0.01
Distaloy HP-1**	20-250	3.15	25	7.09	0.10	<0.01

* DC – dimensional control
** HP – high performance

In the pre-alloyed powder particles the alloy elements are evenly distributed in the solid solution or available under the shape of other phases. This is due to the fact that they are obtained by spraying the already melted alloys. Compressibility in such alloys is, however, somewhat lower. Such typical powders are preferred no matter their high costs, in cases where higher structural homogeneity is required for the material in order to obtain higher properties. Table 3 shows the chemical compositions of some typically representative, slightly pre-alloyed powders to be used in sintered steels for constructions. It has been demonstrated that oil sprayed powders feature the best quality for a low oxygen content. The apparent oxygen content of these powders lies within 3.0 – 3.1 g/cm^3 while the particle size in this case is lower than 0.15 mm.

Table 3

Typical powder	O_2 (loss in hydrogen)	Concentration of the alloy elements [%]					Spraying environment	Producer
		C	Ni	Mo	Cr	Mn		
Astaloy A	0.1	0.05	1.90	0.50	0.08	0.25	water	Höganäs
Astaloy D	0.15	0.10	0.25	0.50	0.18	0.35	water	Höganäs
Sumiron 4600	0.1	0.05	1.90	0.50	-	0.15	oil	Sumitomo
HF 4	0.2	0.02	1.90	0.55	-	0.25	water	Mannesmann

The highest raw strength is attained in compacts made of oil sprayed powders (Sumiron 4600), due to the optimum morphology of the particle. The oxygen content of water sprayed Ni-Mo powders subsequently submitted to H_2 reduction treatments (Astaloy A, Astaloy D, HF 4) does not exceed 0.2% and that of the oil sprayed and treated powder does not exceed 0.1%.

The compressibility of such pre-alloyed powders is subject to the chemical composition and to the purity. The relevant values for the qualities given in Table 3, are shown in Fig. 3.

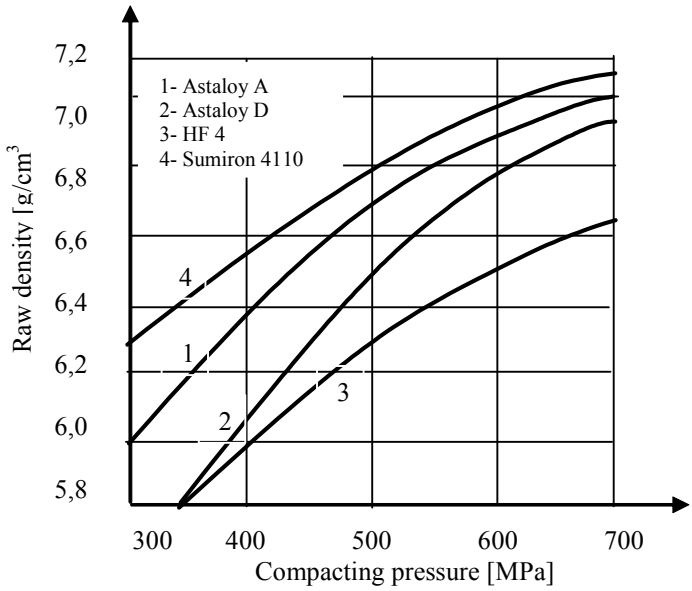


Fig. 3 Raw density variation in compacts obtained using different pre-alloyed iron powders according to the compacting pressure

The highest compressibility is featured by the Sumiron 4600 powder as a result of the oil spraying operation and the subsequent hydrogen reduction treatment. The lowest compressibility is shown by water sprayed HF 4 which, therefore, has a high oxygen content. Table 4 compares the mechanical properties of the sintered steel and, respectively, of the sintered and forged steel of the Fe2Ni-0.5Mo type including 0.3 and 0,8% graphite obtained using a mixture of iron powders with a powder made up of the alloy elements and, respectively, of pre-alloyed powder. Mention must be done that the considered mechanical properties in steels obtained using powder mixtures are higher in both conditions as compared to those obtained using pre-alloyed powder.

Table 4

Typical powder	C [%]	Density [g/cm^3]	Tensile strength [MPa]	HB hardness	Conditions
A1	0.15	6.55	330	72	sinter at 1200°C for 30 minutes in dissociated ammonia
A2	0.57	6.55	400	137	
B1	0.52	6.58	250	85	
B2	0.60	6.59	330	128	
A1	0.17	7.70	750	141	forging
A2	0.54	7.68	1120	211	
B1	0.14	7.70	675	156	
B2	0.47	7.72	925	159	

In Table 4 the mechanical properties in typical Fe-2Ni-0.5Mo sintered steels were obtained using A – powder mixture; B – Astaloy A pre-alloyed powder with additions of: 0.3% graphite – 1 and 0.8% graphite - 2.

Another method to obtain high strength alloy steels is to add to the pre-alloyed Ni and Mo powder another alloy element (Cu) in an elementary form. The effect of the copper addition to two types of pre-alloyed powders as to the mechanical properties under sinter and forging conditions are shown in Table 5. Copper enables that the system be sintered in the presence of the liquid phase. The effect of the copper addition as to the mechanical properties featured by sintered steels (6.5% density). Graphite addition: 0.3%. sintered at 1,200°C, 30 minutes. Atmosphere: dissociated ammonia; forging at 1,060°C in table 5.

Table 5

Typical powder	C [%]	Tensile strength [MPa]	Elongation [%]	HV 10 hardness	Conditions
A*	1.00	314	2.6	104	sinter at 1200°C for 30 minutes in dissociated ammonia
	1.50	325	3.3	118	
	2.00	312	2.3	121	
D**	1.50	256	3.5	87	
	2.00	294	3.0	87	
	2.50	308	2.8	95	
A*	1.00	765	16.5	204	forging
	1.50	882	11.9	215	
	2.00	903	12.5	222	
D**	1.50	650	20.5	221	
	2.00	685	17.3	227	
	2.50	708	16.7	247	

Conclusions

The compressibility of such pre-alloyed powders is subject to the chemical composition and to the purity.

The considered mechanical properties in steels obtained using powder mixtures are higher in both conditions as compared to those obtained using pre-alloyed powder.

By adding Cu in an elementary form, to pre-alloyed Ni and Mo powder, high strength alloy steels were obtained. The effect of the copper addition to two types of pre-alloyed powders as to the mechanical properties under sinter and forging conditions were shown. Copper enables that the system be sintered in the presence of the liquid phase.

Received April 26, 2007

REFERENCES

1. Popescu, R.: *Tehnologia materialelor* (Technology of materials), Bucharest, Editura Lux Libris, 2000
2. Brăgaru, A., and others: *Optimizarea proceselor şi echipamentelor tehnologice* (Optimization of engineering processes and equipment, Bucharest, Editura Didactică şi Pedagogică, 1996

CERCETĂRI ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE OȚELURILOR SINTERIZATE CU NICHEL ŞI MOLIBDEN

Rezumat: Această lucrare descrie metalurgia oțelurilor slab aliate, obținute din pulberi care conțin Ni şi Mo, pentru a produce elemente sinterizate de înaltă rezistență mecanică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE FISSURING MECHANISMS IN WELDED JOINTS

BY

N.V. CÂNDEA, R. M. POPESCU and D. SENCHETRU

Abstract: This work describes the looseness gearing of the welded conjunction due to thermal and structural stresses, by expansion, contraction, and phase transformations, that influences the technological and exploitation characteristics of metallic materials.

Keywords: materials, welding

When joining parts through welding, internal stresses might occur in the resulting products to be balanced within their volume, fully or partially remaining there as residual stresses. Stresses incurred by the welding process may be residual stresses and reaction stresses. The presence of the residual stresses sensibly influences product behaviour during the subsequent processing operations and during exploitation.

According to the cause which gives rise to them, internal stresses are of two kinds: *thermal*, i.e. due to the non-uniformity of the dilatations and the contractions further to the non-simultaneity of heating and cooling in different micro-volumes of the metallic body, and *structural*, i.e. due to the unevenness of the dilatations and contractions accompanying the phase transformations subject to the non-simultaneous heating and cooling in different micro-volumes of the metallic body.

The presence of the internal stresses sensibly influences the technological and operational characteristics of metallic materials, that is the metal products behaviour during the processing operations in service or even during storage.

From among the consequences that result in damages due to the presence of internal stresses in metal products, the most important ones are as follows:

1. alteration in shape and size further to subsequent processing and operation or during storage, in certain parts of the product, changes in the stress values which result in a disturbance of the forces and moments equilibrium and thus, in shape and size changes.

2. failure at much lower loads that the ones which would normally be withstood by the product in the absence of internal stresses. As these add up to the resulting stresses with the external loads, they may be increased or decreased. It is well known that if external tensile stresses overlap the remanent tensile stresses, cracks or failure can occur.

Internal stresses sensibly affect product behaviour under the chemical action of the environment combined or not with a mechanical action.

As to the extent and the distribution of remanent stresses, beyond uneven deformations due to the changes in the material volume while cooling, a certain

influence is also due to the volume changes occurring under the austenite decomposition temperature.

With different steel qualities, changes are subject to the carbon concentration and to the alloying elements. [1].

On grounds of the data shown in Table 1, assessments can be made as to the role of the composition on the occurrence of remanent stresses in welded joints.

Table 1

Steel quality	Austenite transfor-mation start temperature [°C]	Internal deformation before transfor-mation starts [%]	Stress before transfor-mation starts [daN/mm^2]	Temperature interval of compression stress availability [°C]	Internal deformation after cooling down to 200°C [%]	Stresses after cooling down to 200°C [daN/mm^2]
OL 370	680	+0.78	+1.7	670-550	0.33	+29
OLT 45K OLC 20	670	+0.72	+1.5	630-480	+0.30	+22
40Cr10	430	+1.4	+4.0	430-220	-0.22	+10
10TiNiCr180	-	+	+	none	+1.65	+24

In cross-section, heating is strong on the welding side and less strong on the opposite side. Over the entire length of the weld, heating is maximum next to the electric arc; in front of the arc components are cold and behind the arc they are under cooling process. Another source of stress is represented by possible expansions or contractions in welded structures.

The total amount of stress in welded parts is zero. The extent of the remanent stress further to this and to the deformations is subject to the heat quantity delivered during the unit time. This can vary much according to the applied welding procedure. Thus, at electric arc welding 50% lower heat quantity is transmitted during the unit time than in gas welding. The greater the melted metal volume the greater the contraction during the solidification period. The respective stress will occur in the same direction as the contractions, changing the steel structure and resulting in additional stress. Intense cooling of the welded area (or if using addition materials that can be welded in the air), welding structures such as bainite or martensite can build up. Alongside with these transformations a volume increase takes place accompanied by an internal stress generation.

Hydrogen penetration is intense both in the melted metal and in the basic material heated above 994°K which diffuses from the wet of the electrodes sheath. On cooling, as soon as structural transformations are completed, hydrogen, which is less soluble in ferrite and pearlite, agglomerates in the imperfection areas of the crystal lattice, thus giving rise to high local stresses. Therefore, it is necessary to observe the electrodes drying recommendations as well as to clean the joints, removing any trace of grease, rust, etc.

Welding under a 5°C temperature shall be avoided or performed by *protecting the welding spot* since steel contraction takes place more rapidly thus shortening $t_{8/5}$ and there is the risk to obtain welds with welding constituents. The great thickness featured by the parts to be welded results in high remanent stresses since inn addition

to the longitudinal and transversal stresses, thermal stresses occur over the weld thickness, as well. In this way spatial stresses occur, which are highly dangerous in terms of the welded construction security.

With steels showing no phase transformations within the welding temperature range, the arising issues are the grain size increase, carbide precipitations, and, in steels including much chromium, the occurrence of the σ_F phase [2] in the area influences by the heat. At high temperatures, some alloying elements such as chromium, build up carbides and get deposited in inter-grain layers making the steel to become fragile. In order to avoid this phenomenon, a rapid cooling is performed within the 500°C – 700°C range, by alloying with tantalum, niobium or titanium as well as by reducing the carbon content of steel.

The σ phase is an iron carbide at a 50% ratio each. It is hard and brittle. At the beginning it precipitates into inter-grain layers but as soon as it covers the layers, it occurs inside the austenite grains. Consequently, steel hardness is increased while its plasticity decreases.

The explanation of the structural fragility mechanism of the heat affected zone (HAZ), in weldable carbon and low alloy steels, shall also take into account the specific undulations imposed by the heat cycle on welding. Thus in HAZ favourable conditions are created for the occurrence of hard acicular welding structures, of high internal stresses and, finally, of micro-fissures and cracks.

Specific to such fissures is the fact that in the mechanism of their formation the main role is played by the concentration of the internal stresses, due to the *countersinking* phenomenon. This phenomenon is characterized by the crowding of the force lines in the vicinity of some discontinuities in the material or is due to other causes of geometrical nature. Thus, the countersinking phenomenon results in the transition of the material from the tenacious into a fragile condition.

As far as the countersinking phenomenon is concerned, this is due to the tensile stress level, required both for the development of the fissuring germs, and for the fissure propagation up to breaking (Griffith – Orowoan).

The fissures built up in the HAZ can be explained by the micro-model of dislocation agglomerations at the intersection of two sliding planes (Fig. 1) provoked by the deviation of the force lines next to the internal stress concentrators. [3].

The essence of the dislocation agglomeration mechanism resides in the idea that the sliding provoked by the movement of the dislocations from one source (Frank – Read source) is blocked by certain obstacles, such as, for example, grain boundaries. Internal stresses around the group head might reach the value of the steel cohesion resistance which, under certain load conditions, can result in local creeping phenomena and, implicitly, to the occurrence of micro-fissures. Then this micro-fissure propagates provided that Griffith's condition is met. Have not produced any prior sliding process whatsoever, since due to such processes stresses get relaxed. Any micro-fissure can propagate if the energy released thereby is at least equal to the one delivered from outside and if due to such increase and to the excess of released energy, the fissure propagation process is continued.

There are several methods for reducing the level of residual stresses in welded joints, which might result in fragility – fissures, but the most widely known is the application of a stress relieving heat treatment (TTD) after welding.

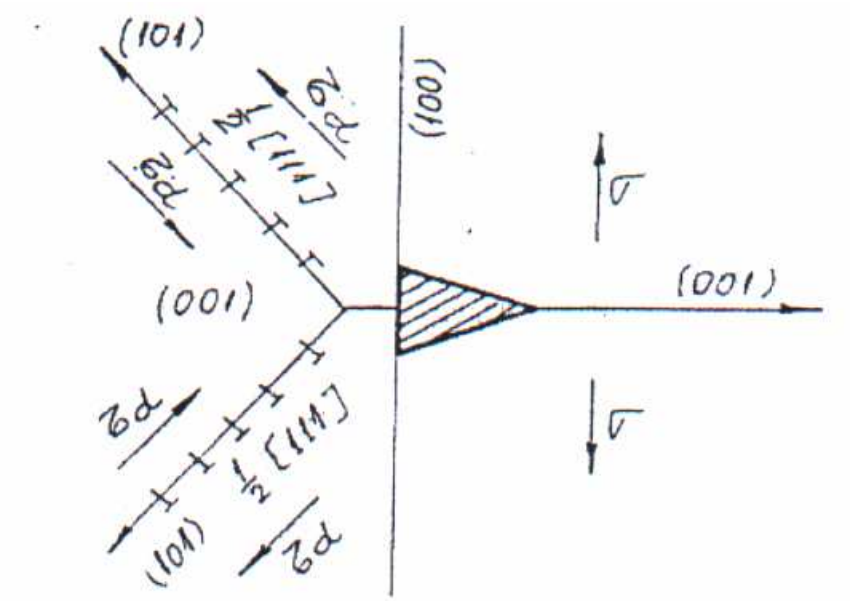


Fig. 1 Fissure formation due to the dislocations agglomeration mechanism according to Cottrell's theory

Such treatments feature multiple metallurgical implications, such as:

- restoring deformed crystal lattices;
- rearranging dislocations, carbide coalescence;
- providing some finely dispersed precipitates in the basic mass, as established during the TTD;
- blocking the sliding phenomena and the grain boundaries by a fine dispersion of stable particles (this dispersion is necessary for avoiding some uncontrolled structural transformations in cases where discontinuous precipitates occur, as well.

The above implications influence favourably or not certain mechanical characteristics (R_m, R_{p02}, A, Z, R_{cor}, KV, etc.) and structural features (shape and distribution of carbides, typical structures, etc.), onto which the welded structures behaviour in operation depends.

However, under these sophisticated circumstances, stress relieving heat treatments shall provide for the optimum reduction of the residual stress level, the restoration of the ductility in areas that got fragile, and the minimum degradation of the mechanical characteristics of the basic aim, unaffected by the thermal cycles on welding.

Beyond the effects that are favourable from the viewpoint of the reduction or the avoidance of fragile or inter-grain breaking, of dimensional stability or of corrosion under tension, the application of the stress relieving heat treatment after welding might result under certain circumstances in the degradation of the thermally influenced area, further to the fragility – fissuring phenomena.

Research carried out for the elucidation of damages in welded structures made of non-alloy (carbon) steels and alloy (low Cr-Mo alloy) steels submitted to stress relieving heat treatments highlighted the presence of some fine fissures, featuring a reduced (as low as 225μm) size, which are not noticeable by macroscopic analysis nor by X-rays.

Conclusions

Thus, in HAZ favourable conditions are created for the occurrence of hard acicular welding structures, of high internal stress and finally of micro-fissures and cracks.

The above implications influence favourably or not certain mechanical characteristics (R_m, R_{p02}, A, Z, R_{cor}, KV, etc.) and structural features (shape and distribution of carbides, typical structures, etc.), onto which the welded structures behaviour in operation depends.

For reducing the level of residual tensions in welded joints, which might result in fragility – fissures, there are several methods, but the most widely known is the application of a stress relieving heat treatment (TTD) after welding.

Received April 26, 2007

REFERENCES

1. Zgură, G., and others, *Tehnologia sudării prin topire (Welding engineering by melting)*, Bucharest, Ed. Facla, 1983
2. Voicu, S., *Controlul îmbinărilor şi produselor sudate (Control of welded joints and products)*, Timişoara, Ed. Facla, 1984
3. Pascu, D. R., *Influenţa factorilor structurali asupra caracteristicilor tehnologice şi proprietăţilor mecanice ale oţelurilor slab aliate pentru construcţii sudate supuse tratamentelor termice post-sudare (Structural factor influences onto the engineering characteristics and mechanical properties in low alloy steels for welde dconstructions submitted to heat treatments after welding)*, Doctorate thesis, Bucharest, Institutul Politehnice, 1982

MECANISME DE FISURARE ALE ÎMBINĂRILOR SUDATE

Rezumat: Această lucrare descrie mecanismul de creare a jocului în îmbinările sudate din caza tensiunilor termice şi structurale, prin dilatare, contracţie şi transformări de fază, care influenţează caracteristicile tehnologice şi de exploatare ale materialelor metalice

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

METHODS FOR DETERMINING THE RELIABILITY OF SERVICE PIPES FOR TRANSPORTING CINDER IN POWER PLANTS

BY

N.V. CÂNDEA, R. M. POPESCU and D. SENCHETRU

Abstract: This work describes researches concerning the reliability of steel pipes, used for transporting cinder derived from thermo-electrical power stations and the problems that intervene of their consequent action.

Keywords: materials, reliability

Reliability represents the totality of features providing for the proper operation of a product in keeping with the prescribed norms, even beyond the warranty period. Reliability is defined as:

a) the entirety of the qualitative characteristics featured by a technical system which establishes the capacity thereof to be used under given conditions for the longest possible while according to its intended use;

b) a measure characterizing the safe operation of a technical system;

c) a measure of the probability of the safe operation of a technical system in keeping with the prescribed norms.

Reliability means “quality in time”, the concept of reliability being closely related to the one referring to breakdown.

Breakdowns (failures) represent ceasing of the aptitude of a device to meet its intended use.

Also, reliability may be defined as being the aptitude of a device to meet its intended use under given circumstances and over a pre-set period of time.

Another component part of the concept of reliability is the ambient environment, the actual environmental conditions under which the product is operated. Environment strongly influences product performances as well as the actual life time / period of utilization thereof.

Should the product be utilized under environmental conditions other than those taken into account during its design and manufacturing phase, its operation might be seriously disturbed.

Reliability is a basic characteristic of any technical system or element, strictly depending on the quality of the given product or assembly, on the sale-purchase costs thereof, and, since it defines the behaviour during the entire lifetime of such technical systems or elements, also on the actual operating costs of the technological engineering. The general expression of correlation is given in Fig. 1.

In order to assess the reliability parameters the procedure to be used is pursuing the piping behaviour throughout its operation. Let's suppose that the piping is used

after a prior run-in (removal of the initial breakdowns/ failures) and before wear occurs (defects due to ageing), i.e. that the product is in its useful lifetime.

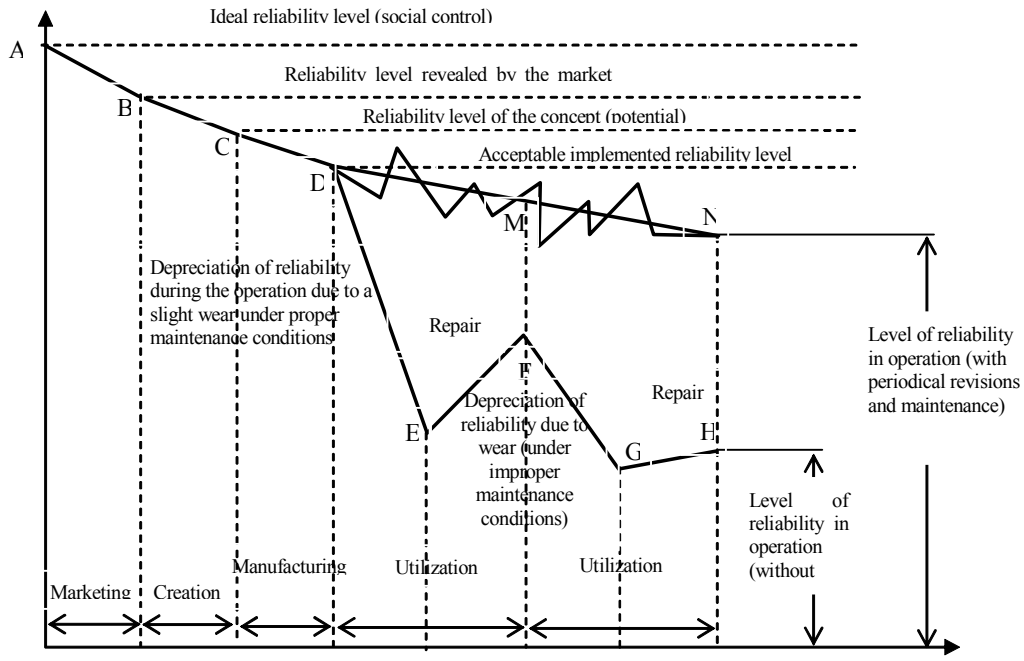


Fig. 1 Depreciation of reliability from its design phase to its operation

Statistical methods of reliability calculus on grounds of failure intensities (λ) feature a widespread, requiring, however, a longer period of time for the collection of statistic data. Probability methods are realistic and result in rational manufacturing output since they remove the shortcomings of the determinist methods introducing the value dispersion of input and output measures about the rated values, thus each and every input measure can be weighed against the output value.

Table 1 shows the lifetime of 10 ducts included in this study.

Table 1

Pipe no.	Operating time [h]	Pipe no.	Operating time [h]
1	228694	6	270605
2	242302	7	258605
3	242408	8	261308
4	258605	9	235986
5	264332	10	239794

The average operating time is:

$$t = \frac{\sum_{i=1}^{n} ti}{N} = \frac{12037353}{44} = 273576,2 \quad (1)$$

The main square deviation of the operating time is calculated using:

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{N} ti \quad t}{N \quad 1}} = \sqrt{\frac{1}{N \quad 1} \sum_{i=1}^{N} ti^2 \quad \frac{\left(\sum_{i=1}^{N} ti\right)^2}{N}} = 32776{,}7 \qquad (2)$$

The calculation algorithm is initiated at a t= 250,500 hours and a c = 275,400 hours value. The average operating time, in another calculation version, results in:

$$t = a \quad \frac{\sum_{i=1}^{N} ti^1 \quad ki}{N} + c = 296863{,}6 \qquad (3)$$

The main square deviation of the operating time is determined using:

$$s = a \quad \sqrt{\frac{1}{(N \quad 1)} \sum_{i=1}^{N} ti^{1\,2} \quad ki \quad \frac{1}{(N \quad 1)} \sum_{i=1}^{N} \frac{\left(ti^1 \quad ki\right)^2}{N}} = 32802{,}5 \qquad (4)$$

Piping in steam power plants shall operate without failures whatsoever during a certain time interval, usually for a long while, under given operating conditions. In the power supply industry, sizing relies on codes and calculation norms. Establishing permissible theoretical strength values is an important issue. Some norms confine themselves only to showing the way how permissible strength values are calculated, while others provide actual values for each acceptable material. Both ways, when establishing permissible strength values, the starting point is to find values that are guaranteed by norms for the strength characteristics of materials. All these characteristics are static measures. Piping elements in steam power plants feature an acceptable breaking probability even in their design phase. The breaking probability is lower in the design phase and increases in time, while the safety coefficient decreases down to a minimum value established for the calculated operating time.

Metallurgical degradation is mainly due to the structural deteriorations and especially to the fluctuations of the precipitates as well as of the alloy elements in the metal matrix. Structural degradations are difficult to be detected in operation from a quantitative point of view. Such degradations result in inter-grain erosions by cavitation, which determine the fragile rupture at high temperatures in steels. Mechanical degradation takes place due to cavity and micro-fissure forming processes, which are more easily detectable parameters in making estimates as far as the operating time is concerned.

Micro-structural research works related to the steels covered by this study highlight that further to a prolonged operation at normal parameters, irreversible changes occur therein, ferrite grains increase in size, pearlite areas get dispersed, carbides get precipitated and coalescence thereof takes place. The incurred structural modifications are the reason for changes in mechanical characteristics. Thus, the precipitation of some very fine carbides results at the beginning in increased mechanical strengths, and the quantity increase in precipitated carbides on the limit in between the grains as well as the coalescence thereof result in a decrease of the strength properties and ultimately, of the strength reserve. The mechanical characteristics of the piping materials, as established by static tests (R_m, R_{p02}, δ_5, Z),

show values that are greater than the ones prescribed for the material in delivery condition. The same holds true for resilience, too, i.e. shows values greater than the ones prescribed by the norms.

Studying the reliability curve is based upon the survival curve of the piping. An operation to be carried out prior to establishing the theoretical law is to remove from among the multitude of collected data, the non-homogeneous ones, which, being gross errors, are not included in the given repair.

Reliability, as a modern concept with technical, economical and social reverberations imposed by the industrial development, succeeds to define and characterize from a qualitative viewpoint the constructive concept adopted by the designer, the manufacturing method, the technical security in operation, the level of acceptance and maintenance expenditures, as well as production losses due to the frequency and the duration of breakdowns (failures).

There is no 100% reliability nor technical security since practically one must take into account the occurrence of the so called force major events. It is necessary to be aware of the optimum reliability or, respectively, technical security levels, and also, of the fact that about 95% of the piping failures are due to technological engineering activities and only about 5% are due to the working personnel.

On grounds of the professional knowledge concerning the manifestation logics of the piping behaviour in steam power plants, the hypothesis concerning the theoretical law of reliability is formulated to be followed by the experimental data. Non-homogeneous data (gross errors) are removed on grounds of the known tests. If reliability is high, failure rates are low. The reliability, the strength reserve as compared to the yielding limit and the strength reserve as compared to the breaking limit provide full information as far as steam power plant piping behaviour is concerned.

Conclusions

The mechanical characteristics of the piping materials as established by static tests (R_m, R_{p02}, δ_5, Z) show values that are greater than those prescribed for the material in delivery condition. The same holds true for resilience, too, i.e. shows values greater than the ones prescribed by the norms.

Received April 26, 2007

REFERENCES

1. Dima, A., *et al*, *Cuptoare şi instalaţii de încălzire - elemente de încălzire şi proiectare constructiv-funcţionale* (Heating ovens and installations – heating elements and constructive – functional designs), Iaşi, Ed. Gh. Asachi, 1993

2. Mitelea, I. *et al*, *Selectarea şi utilizarea materialelor metalice* (Selecting and using metal materials), Timişoara, Ed. Politehnica, 1998

METODE DE DETERMINARE A FIABILITĂŢII CONDUCTELOR DE TRANSPORT AL ZGUREI ÎN CENTRALELE TERMICE

Rezumat: Această lucrare descrie cercetările referitoare la fiabilitatea conductelor de oţel, utilizate pentru transportul zgurei provenite din centralele termice şi a problemelor ce intervin din acţiunea lor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON STEELS USED IN STEAM POWER PLANTS

BY

R. M. POPESCU, V.N. CÂNDEA and D. SENCHETRU

Abstract: This work describes the influence of alloying elements Ni, Mn, Cr, Si, P, S and Mo on the structure and mechanical properties of steel used in thermo power stations.

Keywords: metallurgy, materials

Steels used in steam power plants shall feature good mechanical properties, stability and withstanding to corrosion, as well as heat conductivity, dilatation and elasticity module of acceptable values.

Subject to the working pressure and the operating temperature, either carbon steels or especially Cr, Mo or Cr-Ni alloy steels are used.

In cases where the working pressure does not exceed P_{max} = 6 MPa and the operating temperature T_{max} = 400°C, OLT 35K and OLT 45K (STAS 8148-87) carbon steels and 16Mo3, 14CrMo10, K410, K460, K510 (STAS 2883/3-88) alloy steels are used. [1]

For a p_{min} = 15 MPa working pressure and a T = 550°C operating temperature ferrite and martensite steels are used. Such steels feature the following characteristics:

- a good creeping / yielding limit and fatigue strength at the operating temperature;
- tenacity both at ambient temperatures and at high temperatures;
- phase transformation spots occur at temperatures higher than the ones at which they are used;
- withstanding corrosions due to chemical substances, and wears due to erosion

Austenite steels are used for piping operated at T = 800°C in cases of short operating times and at a T = 700°C in cases of long operating times. There are alloy steels including 14÷ 30% Cr and 8÷35% Ni and elements such as Mo, W, Ti, Nb, V, Cu, Si, Mn, N in a smaller quantity and a C content under 0.1%. Austenite structures in these steels are hardened due t the precipitation of certain secondary phases (carbides, carbonates, inter-metallic compounds).

The mechanical properties featured by steels used in steam power plants at high temperatures are influenced by the chemical composition, by micro-structures and by the size of the grain. Breaking strength, creeping / yielding limits in these steels can be improved by Mo, Ti and Nb additions.

In Cr-Ni Austenite steels carbides are instable in the 427÷870°C temperature range, precipitated at the grain limits and decrease the withstanding to corrosion, however do not decrease the breaking strength or tenacity at ambient temperatures.

Cr-Ni austenitic steels can undergo an ageing during operation, thus resulting in fragility. This is decreased in cases where the steel includes Ti or Al additions.

Ni influences.

Alloy steels including Ni are more expensive, since the Ni is obtainable at a price of conjuncture. Ni alloy steels (Fig. 1) having a pearlitic structure, feature an elongation and an entirely special resiliency as well as a high breaking strength.

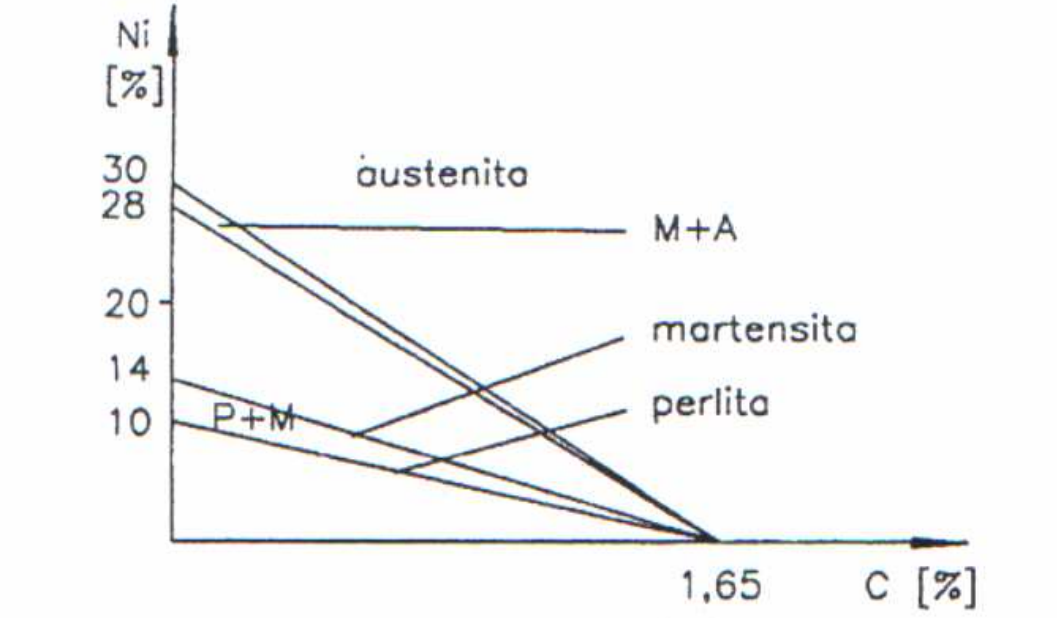


Fig. 1 Structural diagram of Ni alloy steels

Martensitic steels (Fig. 2) feature a very high breaking strength and limit of elasticity. However, the maxim strain to failure is low and therefore these steels have not much practical use, since they are fragile and difficult to be processed.

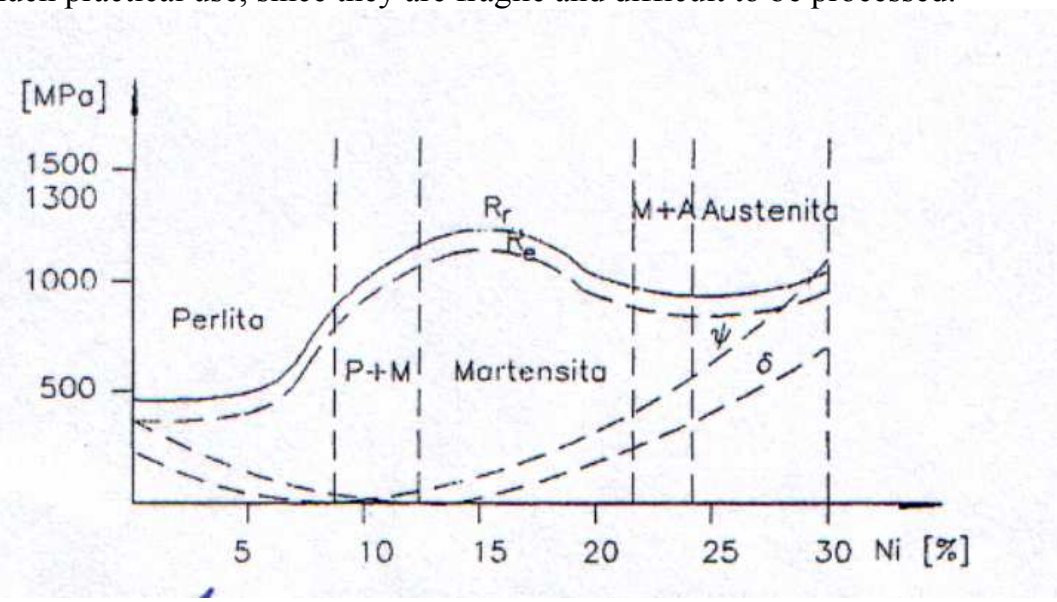


Fig. 2 Variation of mechanical properties according to the Ni content

Austenitic steels feature a breaking strength and elastic limit of low values, but their elongation and specific constriction are high. Since nickel does not form carbides, it has no influence on the steel hardness in annealed condition. Ni is associated with elements which form carbides (Cr, W, Mo), thus obtaining steels with obviously superior mechanical properties

Mn influences

.Manganese does not build special carbides, but a Mn_xC, which is totally miscible in cementite. Mn alloy steels (Fig. 3) feature the same patterns as the Ni alloy steels, but a smaller quantity is needed for changing the structures. A 0.2% C and 12% Mn steel is austenitic, while the same steel in a Ni alloy features a pearlitic structure. Mn incurs a breaking strength increase in annealed condition.

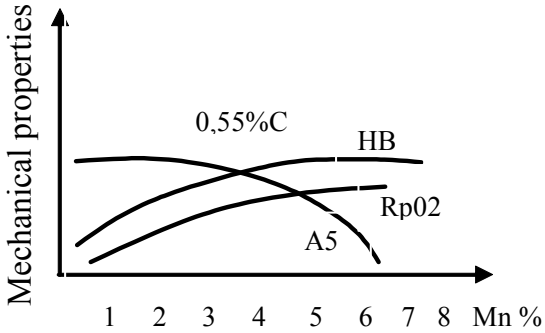


Fig. 3 Variation of mechanical properties according to the Mn content

For a 055% carbon content and a proper heat treatment, Mn produces a R_m, R_{p02} and HB increase and a decrease in elongation. Austenitic Mn alloy steels feature a pronounced tendency towards cold-hardening. Therefore their tensioning curve is a constantly ascending one. This high tendency towards cold-hardening featured by austenitic Mn alloy steels is the very reason why are they so difficult to be processed. Mn additions in small quantities result in significant hardening capacity increases. Manganese does not confer good magnetic properties to steels

Chromium influences

. Low carbon and 18% Cr content steels are ferritic at any temperature. As the carbon content increases, the steel can be austenitized and therefore, also hardened. Depending on the C and Cr content, steels can be pearlitic (1.67% C and 0 ÷ 8% Cr), martensitic (0 ÷ 1.66% C and 8 ÷ 18% Cr) which is characterized by its high hardness values due to the stable carbides that are built up to confer to the steel a high withstanding capacity to wear and qualities that make it suitable for undergoing chip removing processes. Hardening steels using Cr is accompanied by a decrease in resiliency and elongation. In order to cancel this effect, Ni quantities are added.

The steel hardening capacity increases as Cr content increases:

- a Cr content of at most 1% favours steel hardening capacity;
- a Cr content of 1 ÷ 3% increases withstanding to hydrogen under pressure and favours steel nitriding;

- as the Cr content increases, steels turn to be more withstanding to oxidization and corrosion;
- Cr contents over 30% make steels refractory;
- Chromium increases hardness, withstanding capacity to wear, decreasing however resiliency

Si influences

When smelting some steel qualities, Si is added to bind oxygen and reduce ferrous oxide (FeO) formed during the refining process. Should steels be rich in C, the Si can form carbides, too, and when Si is present in great quantities (over 3.5%), then it can graphitize the steel. Since Si features a great affinity to O_2, it forms silicate oxydes $(FeO)_2SiO_2$, $(MnO)SiO_2$, which persist as inclusions and might result in fibrous patterns during plastic deformations.

Si increases R_r and R_e with about 100 MPa for each 1% Si. Specific elongation is slightly decreased when the content does not exceed 2.2% Si; also, Si increases the strength to wear of the steel. When steels include Cr and Al, then the additions result in an increase in terms of the withstanding capacity to oxidation at high temperatures.

P influences

Phosphor can reduce weldability, favouring the occurrence of fragile breaking. Weldability of steels featuring a low (max. 0.17%) C content is not affected by the presence of the phosphor.

Phosphor dissolved in ferrite results in increasing the capacity to withstand corrosion in slightly corrosive atmosphere (industrial environment in metallurgical plants, glassware factories, building workshops). Thus, phosphor is one of the main impurities and brittles steel, so that its content is limited (to as low as 0.03÷0.06%).

S influences.

At high temperatures, sulphur produces brittleness and also, decreases steel tenacity, so that the S content thereof is set to 0.02% at most. Sulphur is an element which is suitable for chip removing processes due to the manganese sulphur which acts as a lubricant. Sulphur does not influence steel weldability unless participating in great quantities, and it decreases corrosion withstanding, as well.

Mo influences

Molybdenum influences the increase of the mechanical properties maintaining the steel tenacity. At high temperatures, it builds up with C and the compounds thereof Mo carbides (Mo_2C), which are fragile and very hard.

Introducing too much molybdenum induces in steels some tendency towards fragility. The influence of the molybdenum is shown by very small contents, i.e. of as low as 0.1% and progressively increases as this small content increases. Usually, molybdenum is added to steels in 0.4÷1% quantities, and only in cases of exception

this exceeds 2%. Molybdenum rises the re-crystallization temperature and favours the occurrence of stable carbides and some intermetallic compounds thus resulting in a breaking limit increase.

Pipes tubes in steam power plants are made of low alloy steels according to STAS -2883-88 and STAS 8184-87, in lamination sizes according to STAS-404-59.

Technical conditions for steam pipes shall meet the requirements given in the STAS-2478-82 standard. For ducts operated at temperatures above 450°C, the technical conditions shall be supplemented accordingly, with the conditions set forth for high temperatures, i.e. with the hot mechanical characteristics and with the micro-structure analysis; for temperatures in excess of 550°C, these technical conditions shall the supplemented with the inter-crystalline resistance to corrosion. Romanian low alloy steels shall meet the technical conditions set forth in STAS-8184-87 and STAS 2883/3-88 (see Tables 1, 2). [1].

Table 1

Quality	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Mo [%]	Other elements [%]
16Mo3	0.12÷0.2	0.15÷0.35	0.5÷0.8	-	0.25÷0.4	Al 0.01÷0.03
14MoCr10	0.1÷0.18	0.15÷0.35	0.4÷0.7	0.7÷1.1	0.4÷0.55	Al 0.015÷0.045
12MoCr22	0.08÷0.15	0.15÷0.5	0.4÷0.7	2÷2.5	0.9÷1.1	Al 0.015÷0.045

Table 2

Quality	R_c [MPa]				
	200°C	300°C	400°C	450°C	500°C
16Mo3	225	180	160	155	150
14MoCr10	240	215	190	180	175
12MoCr22	245	230	205	195	185

At temperatures over 250°C, steel oxidizes so quickly, that it gets covered with magnetite (Fe_3O_4) in a very short while under favorable conditions building up a compact and adherent layer that acts as a protection layer for the metal.

The subsequent evolution of the corrosion is mainly defined by diffusion, since iron and water cannot react in between themselves unless and to the extent iron diffuses through the protective layer. However, the diffusion process is very slow so that there is no metal loss to be mentioned. Should the protection layer be destroyed, a rapid oxidation takes place. When this phenomenon occurs repeatedly in the same place, then the pipe is destructed. The magnetite layer built up by the overheated steam is not free from strains, since its volume is twice bigger than the oxidized iron quantity.

At temperatures over 570°C, Fig. 4, instead of magnetite (Fe_3O_4), ferrous oxide can be built up, which no longer features protective properties. It builds up rapidly and damages the pipe in a short while. The chemical reaction that takes place with this type of corrosion is:

$$3Fe + 4H_2O \rightarrow Fe_3O_4\ 4H_2 \quad (1)$$

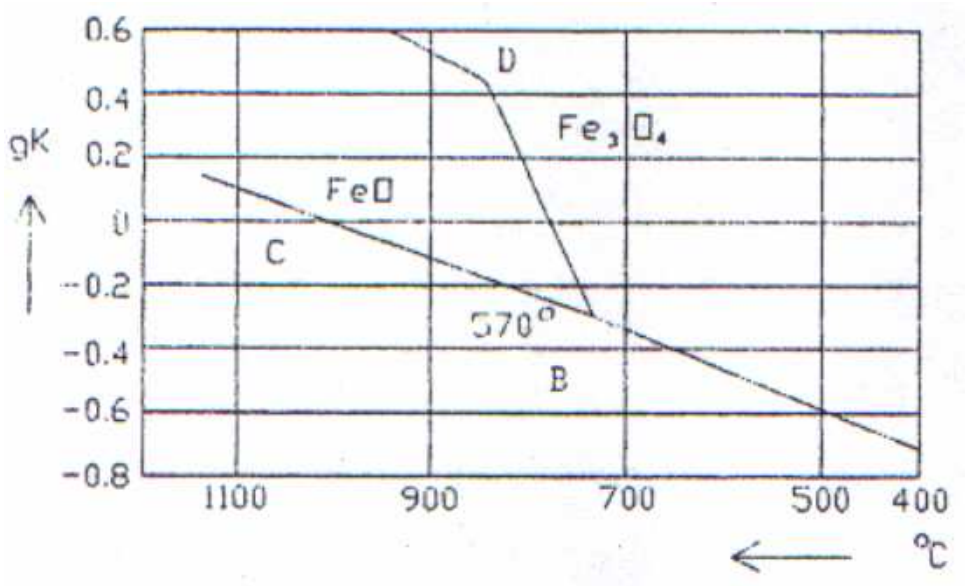


Fig. 4: Corrosion variation according to temperature

Usually, the reaction starts at a 450°C steam temperature. Speed is significant for the reaction progress: over 15 m/s no corrosion occurs, at 4 m/s there occurs H_2 and at 0.12 m/s corrosions are severe. Steam decomposition and its reaction with the steel has been studied by Chaudron. Steam action can be reduced almost entirely if a Fe_3O_4 protective layer is provided before

4. Conclusions

For ducts operated at temperatures, the technical conditions shall be supplemented accordingly, with the conditions set forth for high temperatures, i.e. with the hot mechanical characteristics and with the micro-structure analysis; for temperatures in excess, these technical conditions shall the supplemented with the inter-crystalline resistance to corrosion. The subsequent evolution of the corrosion is mainly defined by diffusion, since iron and water cannot react in between themselves unless and to the extent iron diffuses through the protective layer.

Received April 26, 2007

REFERENCES

1. Dima, A., *et al.*, *Cuptoare şi instalaţii de încălzire - elemente de încălzire şi proiectare constructive -funcţionale* (Heating ovens and installations – heating elements and constructive – functional designs), Iaşi, Ed. Gh. Asachi, 1993
2. Mitelea, I. and others, *Selectarea şi utilizarea materialelor metalice* (Selecting and using metal materials), Timişoara, Ed. Politehnica, 1998

INFLUENŢA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA OŢELURILOR UTILIZATE LA COINDUCTELE CENTRALELOR TERMICE

Rezumat: Această lucrare descrie influenţa elementelor de aliere Ni, Mn, Cr, Si, P, S şi Mo asupra structurii şi proprităţilor mecanice ale oţelurilor utilizate pentru conductele din centralele termice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE BEHAVIOUR OF PLASTIC DEFORMATION SLIM BANDS WITH HIGH MECHANICAL PROPERTIES

BY

R. M. POPESCU, V.N. CÂNDEA and D. SENCHETRU

Abstract: This work describes the technology for obtaining metallic straps with high mechanical properties, and the heat treatments used for reducing the level of plastic yielding and obtaining some reduced grain size.

Keywords: materials, plastic yielding

The behaviour during a plastic deformation of a metallic material as well as the effect of the deformation in terms of the material structure and properties differ depending on the ratio between the temperature at which the said deformation took place as compared to a certain characteristic temperature known as re-crystallization temperature. Cold plastic deformations incur in metallic materials three main types of structural alterations:

- in the shape and the dimensions of the crystal grain;
- in the spatial orientation of the crystal grains;
- a fine modification in the grain

As the extent of the cold deformation increases, grains get more and more elongated in the direction of the lamination getting the aspect of a fiber, the corresponding structure being named fibrous structure or cold plastic deformation fibering.

Along with the alteration of the crystal grain structure a change in their spatial orientation by the rotation of the crystal lattice takes place, too. Thus certain crystallographic elements are prone to be directed towards the direction of the deformation. The structure of such materials is called texture. The deformation texture mainly depends on the processing method. Cold plastic deformations result in significant alterations of the physical and mechanical properties. Thus, the tensile strength, yielding / creeping limit, hardness are increased as the deformation degree increases, while plasticity properties, just as the elongation and the constriction, decreases. The material becomes harder, stronger, less plastic – and this phenomenon is called hardening by deformation or cold-hardening. The cold-hardening capacity of a material is characterized by the cold-hardening coefficient. During the cold deformation process alterations of the physical properties occur, as well: the electric resistivity and the coercive field increase as the deformation degree increases. The condition attained by cold plastic deformation is a condition featuring a higher internal energy than the one of the non-deformed material. So, cold-hardened materials feature a spontaneous tendency to reach a condition of equilibrium. Applying a thermal

activation (heating), cold-hardened metallic materials can get a condition of equilibrium.

The heat treatment [1] i.e. heating the cold-hardened material for getting into the condition of equilibrium is called re-crystallization tempering. Subject to the temperature and the heating duration, inside the cold-hardened material there take place the following phenomena: restoring or re-establishing, re-crystallization and the increase of the grains.

Restoration involves two stages: expansion or detent and polygonizing.

Expansion is the phase where physical properties are restored without any possibility whatsoever to notice changes in the cold-deformed metal micro-structure During restoration, electric conductibility increases rapidly, heading towards a value corresponding to the annealed material. Restoration takes place at temperatures under the re-crystallization temperature, since in this phase there take place the diffusion process of the punctual defects, the annihilation of some punctual defects and of some dislocations featuring a contrary sign, located on the same sliding plan.

In the final restoration phase, in the vicinity of the re-crystallization temperature, dislocation structures are re-arranged into configurations of equilibrium.

The *actual re-crystallization* or primary re-crystallization is the process through which cold plastic deformation structures are replaced by a new generation of non-deformed grains. Actual re-crystallization takes places at a temperature above the re-crystallization temperature and is achieved through a germination and increase process. The motive force of the re-crystallization process is the elastic deformation energy of the crystal lattice.

Grain increase represents the last phase of the re-crystallization process and takes place as the temperature rises (beyond the re-crystallization temperature) and of the temperature hold period. Grain increase is determined by the high superficial energy featured by the small and uneven grains obtained by re-crystallization.

Mainly, re-crystallization is influenced by the following factors: the size of the deformation degree, the deformation temperature, the initial dimension of the grain, the chemical composition, and, respectively, the purity degree of the material.

The starting re-crystallization temperature decreases as the deformation degree increases up to a value known as re-crystallization threshold. Temperature, as a factor, is more important than the time factor. Doubling the annealing time is approximately equivalent to a 10°C increase in terms of the annealing temperature. During the re-crystallization process, all properties are changed reversely to the variation of the cold plastic deformation.

The continuous increase in of the user requirements and exigencies as far as product quality is concerned, as well as the high technical level attained due to the upgrading works carried out in production units, resulted in the accomplishment of a new and efficient system for steel bands lamination process monitoring. Such upgrading works involve the following:

1.- Utilization of high-performance control and measuring equipment [2], band speed measuring device using the laser technology, band profile measuring device using a measuring roll provided with piezoelectric sensors, numeric systems intended for the adjustment of the working cylinders speed, high-performance hydraulic systems for the cylinders displacement, high-accuracy apparatuses for measuring the

band thickness deviations, etc.

2. -Using high-performance hierarchic calculation systems to provide for the management of the lamination process according to different priority levels;

level 0, accomplished by the instrumentality of micro-controllers intended for the management of the electric actuating systems;

level 1, represented by automatic systems intended for the adjustment of the band thickness and profile;

level 2, represented by artificial intelligence (neuro-fuzzy) interfaces for modelling and general management purposes in the lamination process.

Up-to-date industrial management systems are mainly based on the experience gained by the human operators. Laminating tensions, and especially the tension distribution subsequently applied to the band, affect both the smoothness thereof and the control of the band shape according to its width in cold lamination processes. As the band smoothness decreases during lamination, an uneven subsequent tension distribution builds up in the deformation area of the band. The presence of the subsequent tension influences the transversal yield in metals, improving the band smoothness.

Nickel/iron alloys featuring high nickel contents, show special magnetic, thermal or elastic properties. Nickel strongly influences the linear expansion coefficient in iron; the Fe-Ni alloys expansion coefficient passing through a value near zero with 36% Ni. Changing the nickel content in iron-carbon alloys, steels featuring the expansion coefficient of some materials can be achieved, so that they can be welded with those very materials. Thus, 40% Ni steels have the same expansion coefficient as porcelain, 0.2%C and 46% Ni have te same expansion coefficient as platinum and glass. Nickel exerts an especially strong influence on the magnetic properties of the iron. The initial magnetic permeability (μ_a) highly increases with 78.5% Ni. Cold plastic deformation results in a reduction in terms of the magnetic permeability. However, if followed by a crystallization annealing, it results in the formation of a crystal texture that improves the magnetic permeability.

The applied subsequent tension influences smoothness in cold laminated bands by the intensity of the lateral creeping. The value of the subsequent tension is the one to [provide for and make even the band smoothness. It is mandatory to take this into account in calculi accompanying smoothness control band laminations. Entering the shape altering coefficient (α_j), the evenness of the subsequent tension applied to the laminated band can be quantitatively assessed.

Roll mills are up-graded according to the following directions: increasing the cylinder strength (reduction of wear and of the specific consumption), reducing the roll mill rotary parts as well as the weight thereof, increasing the laminating accuracy and improving the laminate quality; automation of the engineering processes and reducing the power consumption used in the manufacturing process. Roll mills will further be developed as lamination units according to the increase of the customers' exigencies, with the possibility to directly increase the referenced characteristics. Such exigencies shall especially result in reduced thicknesses, in combination with an increase in terms of the mechanical characteristics. Nowadays, lamination is no longer a simple method to get the final geometry of the product in the metallurgical industry, since managing the lamination process in a certain way, it becomes possible to obtain a given structure

to endow laminated products with the desired mechanical characteristics. When choosing the technological characteristics for lamination purposes, there shall be taken into account of the influence exerted thereby onto the structural transformations occurring during deformation (re-crystallization, phase transformation). Reviewing the measures playing a role of influence and on which material properties depend, technological measures can be defined for obtaining steel aspect and structure. Up-to-date roll mills enable now to meet close tolerances and, in addition, up-to-date lamination engineering enables the exertion of certain influences on the material properties, as well. Modern roll stands feature high laminating forces and high-performance measuring and adjusting installations.

Moreover, in addition to high productivity rates, recent band roll mills are provided with the most up-to-date improvements for accomplishing high quality products. A special importance is given to providing close tolerances for thicknesses over the width and the length of the band. Therefore, the most recent roll stands feature a very high rigidity (given by the big diameter of the supporting cylinders and the great weight of the frames), an automatic thickness control (gage-meter AGC) function to be operated during lamination, cylinder counter-curving devices and thickness measuring installations for providing the most suitable transversal profiles in bands.

4. Conclusions

The temperature and the heating duration, inside the cold-hardened material there take place the following phenomena: restoring or re-establishing, re-crystallization and the increase of the grains. Restoration involves two stages: expansion or detent and polygonizing.

Primary re-crystallization is the process through which cold plastic deformation structures are replaced by a new generation of non-deformed grains. Grain increase represents the last phase of the re-crystallization process and takes place as the temperature rises (beyond the re-crystallization temperature) and of the temperature hold period. The continuous increase in of the user requirements and exigencies as far as product quality is concerned, as well as the high technical level attained due to the upgrading works carried out in production units, resulted in the accomplishment of a new and efficient system for steel bands lamination process monitoring.

Received April 26, 2007

REFERENCES

1. Cazimirovici, E.: *Teoria deformării plastice (Theory of plastic deformations)*, Bucharest, Editura Academiei, 1995

2 Crivineanu, C.: Referat teză de doctorat: Aliaje Fe – Ni şi obţinerea acestora *(Doctorate thesis reference: Fe-Ni alloys and production thereof*

COMPORTAREA BENZILOR SUBŢIRI, CU PROPRIETĂŢI MECANICE RIDICATE, OBŢINUTE PRIN DEFORMARE PĂLASTICĂ

Rezumat: Această lucrare descrie tehnologia de obţinere a benzilor metalice, cu proprităţi mecanice ridicate, tratamentele termice folosite pentru a reduce nivelul curgerii plastice şi a obţine o granulaţie scăzută.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE MODIFICATION OF TITANIUM SURFACE STRUCTURE BY PHYSICAL AND CHEMICAL METHODS

BY

NĂSTACA TIMOFTE, BODGAN NICOLAU and VIOREL MOLDOVAN

Abstract: Because of mechanical properties and biocompatibility, the titanium is used in dental applications and in orthopedics. For the improvement of the biocompatibility of the pure commercial titanium's surface, were used some methods, which could be classified in: (i) physical methods; (ii) chemical methods; (iii) combined methods. This study attacks physical and chemical methods of changing the structure of the titanium's surface, which has as the purpose to accelerate the osteointegration. This is made by covering with hydroxiapatite or other phospho-calcium materials, by mechanical spraying, by anodic oxidation, or acids etching. For changing the titanium's surface, were used the following physical and chemical methods: (a) etching of the titanium's surface in acid medium; (b) biomimetical deposit of hydroxiapatite from solution; (c) activation of surface by alkaline treatment; (d) biomimetical deposit after alkaline activation..

Keywords: biomimetical, the immersion, osteointegration, biocompatibility

1. General aspects

The titanium is intensive used in orthopedic and dental applications, because of his mechanical properties and biocompatibility. The deficiencies appeared at the contact of the bone with titanium implant need a change of its surface, which is realized by covering with hydroxiapatite or some other phospho-calcium materials or by mechanical spraying, by anodic oxidation, or etching with acids.

The preparing of the titanium surface needs the removal of damaged superficial ledges, named in this case "carving by polarizing".

The etching techniques are:

- the immersion (the most often used);
- continuous sprinkling with solution;
- electrolytic etching;
- etching with gas**.**

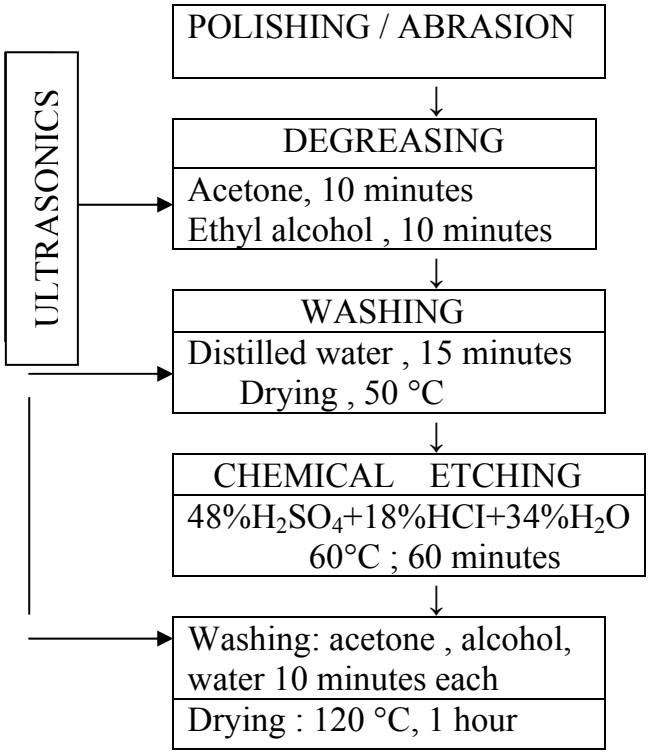
2. The etching of titanium surface in acid medium

The etching process in order to create a rugged surface was effectuated according to scheme I.

The image of the titanium surface before the chemical etching and after the treatment with acid is presented in fig. 1.

The images have shown the obtaining of an uniform attack of surface with the 5…15 μm cavity alternating with equal irregular proeminences. The proofs' color has

been changed into dark grey and the surface has got a rugged, matte aspect.



Scheme I. The chemical etching of the titanium samples through acid treatment

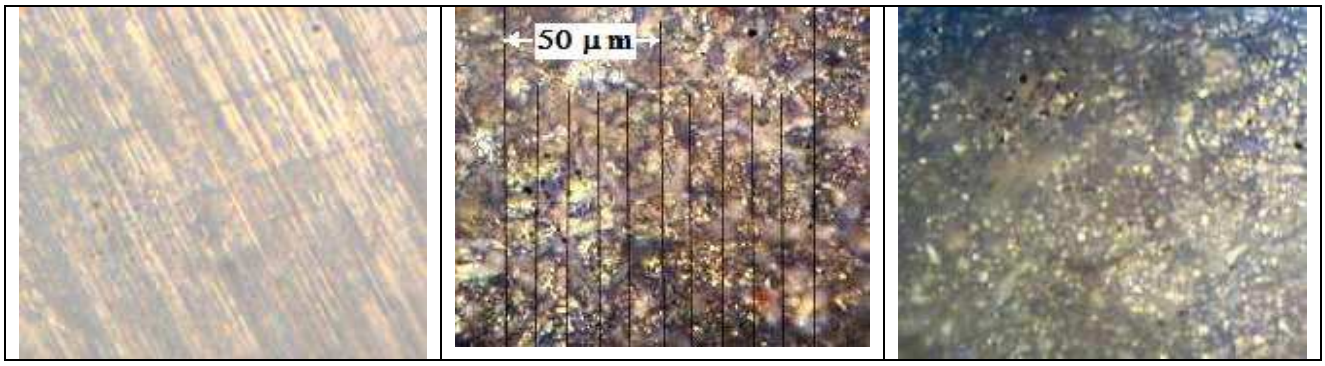


Fig.1 The image of the titanium surface before and after the chemical etching (x 500)

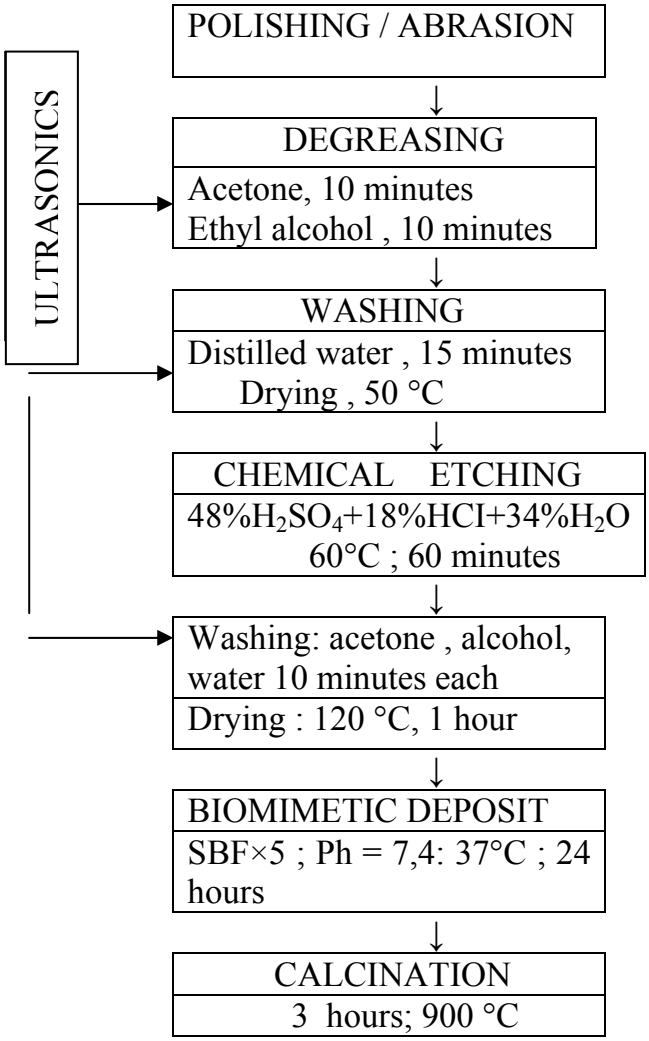
Due to this treatment the contact surface between the implant and tissues increases, improving the adherence at the implant's surface as well as the quality of some hydroxiapatite or other phospho-calcium materials deposits (biomimetical electrophoresis method 2).

3. The biomimetic deposit of hydroxiapatite in solution

The covering with hydroxiapatite by spraying in plasma has some inconvenient. This process can't assure an uniform covering on metallic porous surfaces. Using this method, the biological active apatite layer formed on a certain layer, after the immersion into a phospho-calcium supersaturated solution artificially prepared, which

contains organic components as in the human plasma, but in larger concentrations. This kind of solution is named **simulated body fluid (SBF)**.

The process is based on heterogeneous nucleation of the calcium phosphate from SBF, which is supersaturated in hydroxiapatite at pH=7,4 and 37° C, (in biological conditions). The classical biomimetical covering with Ca-P needs an immersion period of 14-28 days, with a repetitive change of the solution. The global process is illustrated in scheme nr Π. The solution's composition is indicated in table 1.



Scheme II. The biomimetic deposit of the hydroxyapatite from the super-concentrated simulated human plasma

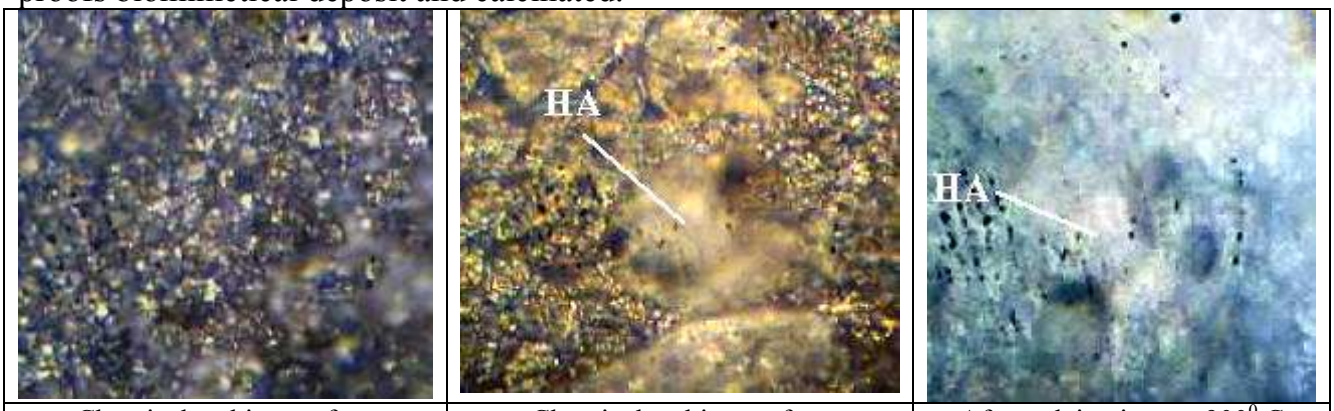
Table I. The human plasma composition and some simulated fluids (m mol/l)

Solution	NaCl	$MgCl_2.6H_2O$	$CaCl_2.2H_2O$	Na_2HPO_4	$NaHCO_3$
Plasma	146,7	1,5	2,5	1,0	27,0
SBF	146,7	1,5	2,5	1,0	4,2
SBFx1,5	220.1	2.3	3.8	1.5	6.3.
SBFx5	733.5	1.5	12.5	5.0	21.0

In the experiment it was realized the modification of the surface by quick biomimetical deposal from the SBFx5 solution, on rugged surface, without any kind of

previous activation.

The microscopically analysis of the proofs is presented in fig.2, for the rugged proofs biomimetical deposit and calcinated.



Chemical etching surface	Chemical etching surface	After calcinations at 900^0 C

Fig.2 The micro photos of the titan proof with biomimetical modification of the surface (x500)

It can be observed that the surface of the proof treated 24 hours in super concentrated simulated plasma (SBFx5), an insignificant quantity of phospho-calcium has deposit. After the calcinations of the proof, the ruggedness created by chemical etching with acids reduces, as a result of the advanced oxidation of the titan, on the surface appearing apatite traces.

The superficial distribution of the deposits on the titanium surfaces is illustrated by electronically microscopy in fig.3.

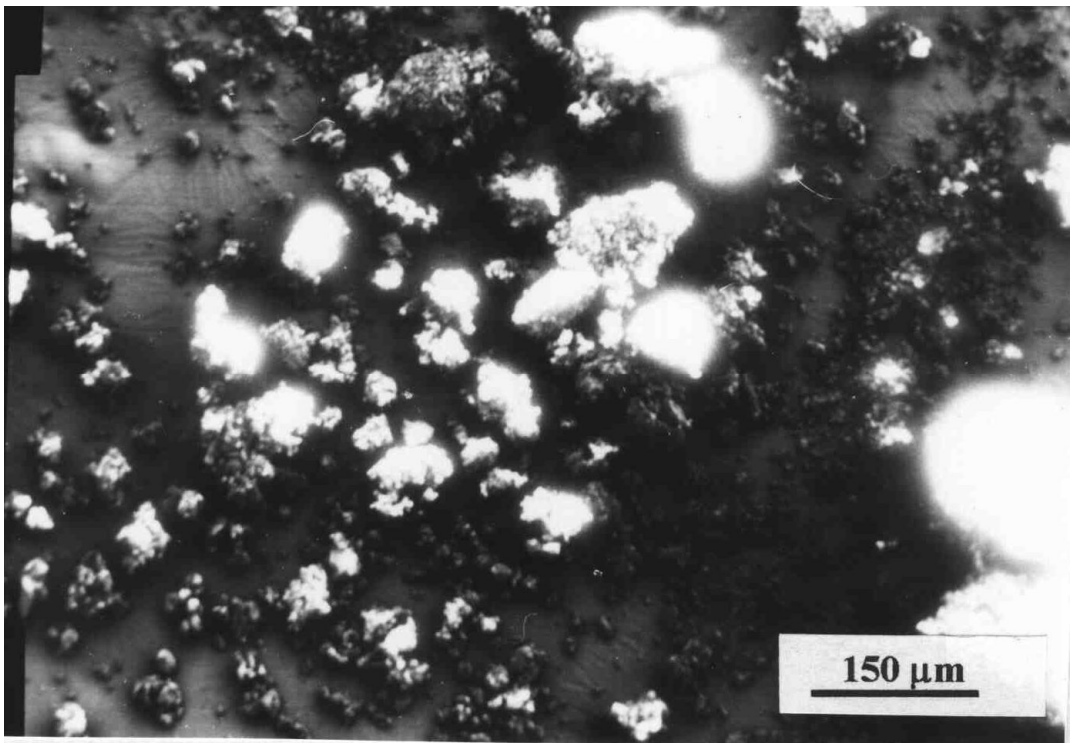
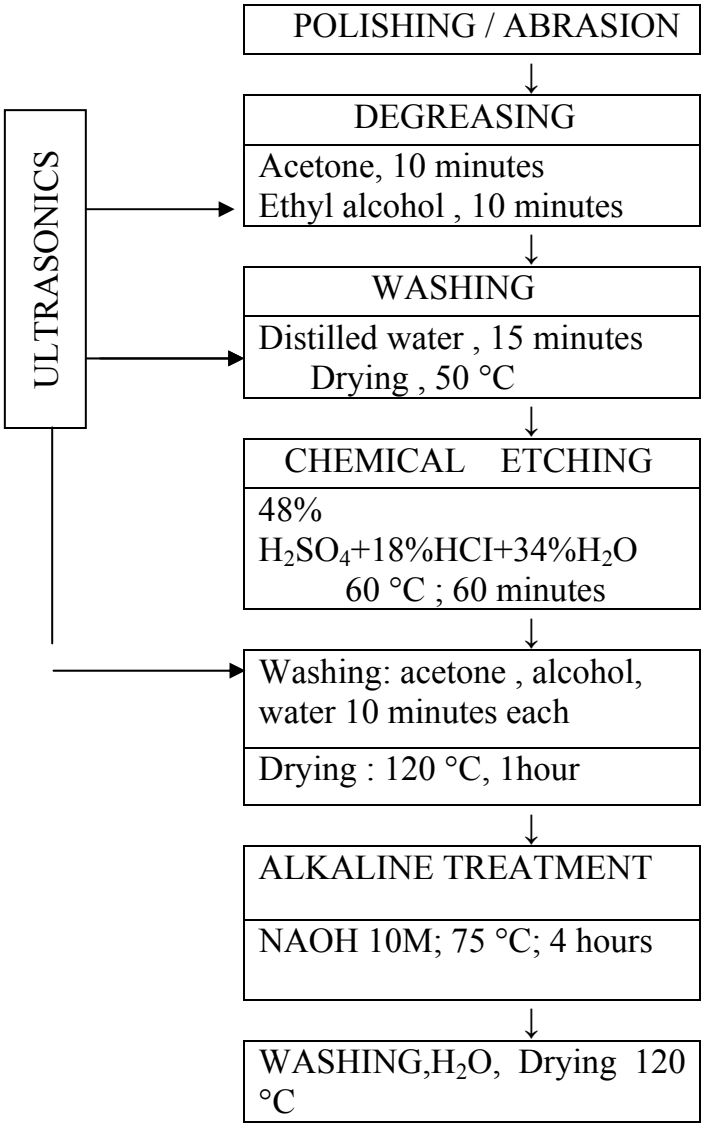


Fig.3 The micro photos of the calcinated proof at 1050 ^oC

In the figure it can observe a small density of phospho-calcium material and the agglomeration of the spherical granules in aggregates of a variety of dimensions.

4. The intensification of surface by alkaline treatment

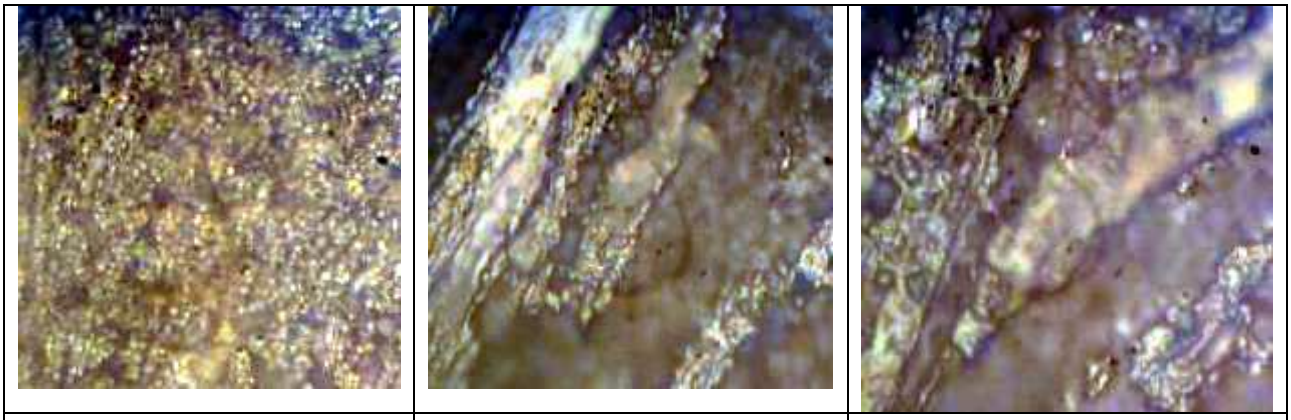
It was proved that the treatment of titanium's surface with hydroxide after acids etching improves Ca-P deposit process in biomimetical procedure. The procedure of alkaline treatment used in this experiment is synthesized in scheme III. After NaOH treatment, the proof was washed with water jet, with distilled water and it was dried at 120 °C. The effect of chemical treatment with NaOH of rugged proofs is presented in fig. 4.



Scheme III- Etching with acids and the alkaline activation of the titanium samples

5. The biomimetical deposit after alkaline intensification

The quantity and the quality of biomimetical deposits of hydroxiapatite grow by surface activation in alkaline medium, which goes to the nucleation speed growth of nuclear speed of phospho-calcium components. The work conditions and the succession of operations are presented in scheme IV.



Acid etching proof	After NaOH treatment	After NaOH treatment

Fig.4 The effect of chemical treatment with NaOH of rugged proofs in acids (x500)

CHEMICAL ETCHING
ACCORDING TO SCHEMA 1

↓

CHEMICAL ACTIVATION TO NaOH
NaOH 5M; 60 °C;20 hours

↓

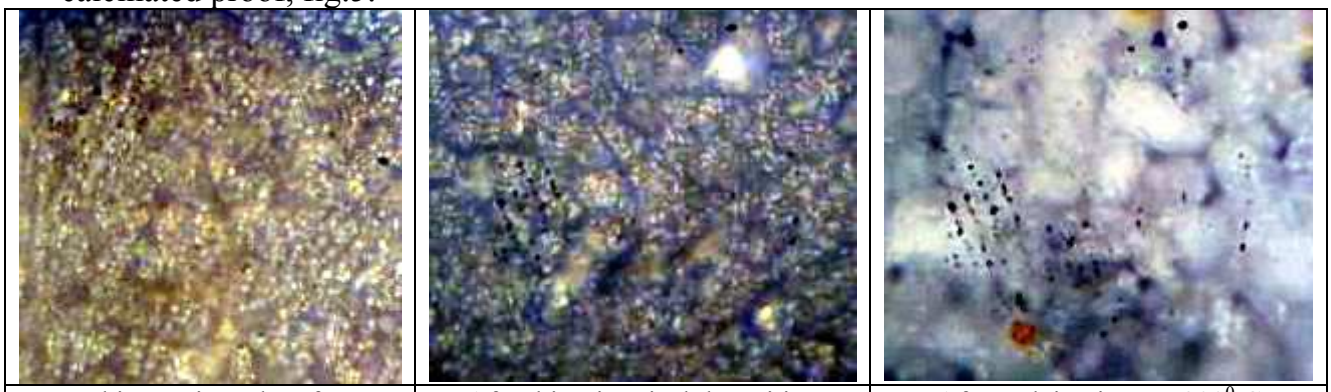
BIOMIMETIC DEPOSIT
Solution SBS×10; 37 °C; 20 hours

↓

Washing: acetone , alcohol, water 10 minutes each
Drying : 120 °C, 1 hour
Calcination , 3 hours ;900 °C

Scheme IV. Biomimetic deposit on a surface roughed with acids and activated in alkaline medium

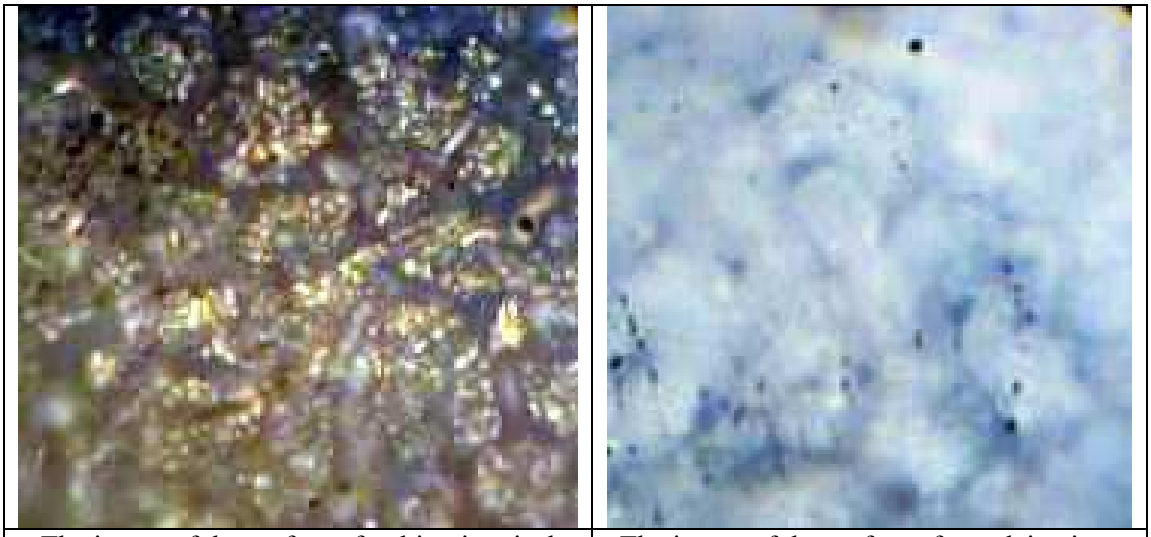
The micro photos of the proof's surface are presented in fig. 5. Contrary to the deposit on inactivated surface, in this case we find an intensification of deposits under compact globular shape. The structure of phospho-calcium deposits is more evident at calcinated proof, fig.5.



Etching activated surface	After biomimetical deposition	After calcinations at 900^0 C

Fig.5 The micro photos of the proof 'surface in biomimetical deposition cases on activated surfaces in alkaline medium (x500)

The micro photos of the surface after deposit and calcination are presented in fig. 6. We also find in this case globular deposits of 15…30μm diameter at non calcinated proof and after calcinations.



The image of the surface after biomimetical deposition	The image of the surface after calcinations at 900^0 C

Fig.6 The micro photos of implant surface obtained in second experiment

The SEM image of proof after biomimetical deposit on chemical etched and activated with NaOH surface is presented in fig. 7. Looking at the image, we find an intensification of the deposits in the same time with the reduction of spheroids dimensions, which are agglomerating.

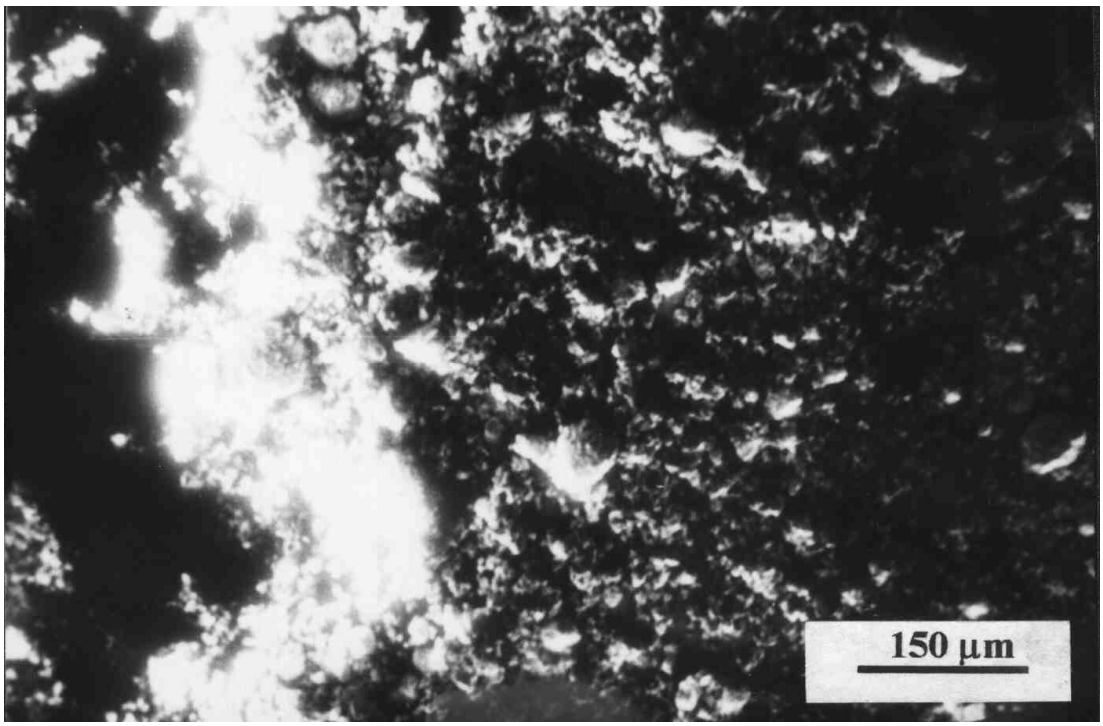


Fig. 7 The SEM image of proof after biomimetical deposit on chemical etched surface and activated with NaOH (after 900 ^oC calcinationn

6. Conclusions

In this study we tried different schemes for changing the surface of pure commercial titanium, to improve biocompatibility and activity in osteointegration process. The experimental results make evident that:

- the chemical etching, with mixture of strong acids at a high temperature can be a good method to obtain advanced ruggedness of the surface's titanium implant to grow the osteointegration and to facilitate the deposit of some biocomparable materials, like hydroxiapatite and some other physical and chemical materials.
- the activating process of surface's implant, rugged or not, is essential for the deposit of phospho-calcium materials. Doing this, on the metal's surface are created negative loads which are initiation centers of the crystallization process of some ingredients from solution.
- the biomimetical deposit from the solution which simulate interstitial fluid or human plasma, is a method which permits improving of integration implant/bone through creation of some nucleus by hydroxiapatite on the rugged surface of the implant.

Received April 23, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Feng B,Chen J, Zhang XD. Surface modi.cation of titanium by acid-etching. In: Zhang XD,Ikada Y,editors. *Biomedical Materials Research in Asian (IV). Kyoto,Japan* Kobunshi Kankokai,2000. p. 138.
2. Sato K, Kumagai Y, Tanaka J. Apatite formation on organic monolayers in simulated body environment. *J Biomed Mater Res*;***50***: 2000, p. 16–20.
3. Yang BC, Uchida M, Kim HM, Zhang XD, Kokubo T. Preparation of bioactive titanium metal via anodic oxidation treatment. *Biomaterials*;**25:** 2004, p 1003–10
4. Sena L.A., Andrade M.C., Rossi A.M., Soares G.A., Hydroxyapatite deposition by electrophoresis on titanium sheets with different surface finishing, *J Biomed Mater Res.,***60** 2002, p. 1-7;

MODIFICAREA STRUCTURII SUPRAFEȚEI TITANULUI PRIN METODE FIZICO-CHIMICE

Rezumat Datorită proprietăților mecanice şi a biocompatibilității titanul este utilizat atât în aplicațiile dentare cât şi în ortopedie. Pentru a putea îmbunătăți biocompatibilitatea suprafeței titanului comercial pur au fost utilizate mai multe metode, care pot fi clasificate în: (i) metode fizice, (ii) metode chimice, (iii) metode combinate. Lucrarea de față abordează metodele fizico-chimice de modificare a structurii suprafeței titanului care au ca scop accelerarea osteointegrării. Aceasta se face fie prin acoperirea cu hidroxiapatită sau alte materiale fosfo-calcice, fie prin spray-ere mecanică sau prin oxidare anodică sau rugozare cu acizi. Pentru modificarea suprafeței titanului s-au folosit urmatoarele metode fizico-chimice: (a) rugozarea suprafeței titanului în mediu acid: (b) depunerea biomimtică de hidroxiapatită din soluție ; (c) activarea suprafeței prin tratament alcalin ; (d) depunerea biomimetică după activarea alcalină.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE MATHEMATICAL SIMULATION OF RETAIN PROCESS OF SULPHUR DIOXIDE FROM THE BURNT GASES FOR ECOLOGICAL HEATING FURNACES

BY

NECULAI SCANTEIANU

Abstract: In the case of gases desulphurization from the heating furnaces caused to the high cost of the wet desulphurization installations, through absorption, the dry desulphurization process, through adsorption or reactive adsorption, is more economic if the desulphurization degree must not be bigger than 20%. A desulphurization degree of the burnt gases until 90% correspond to the imposed restrictions of ecological standards.

Keywords: modeling, desulphurization, ecology, micrograins

1. Introduction

Through *adsorption* or *reactive adsorption* the sulphur dioxide is removed from the burnt gases by direct injection in the fire-place of the calcium sorbents. The sorbent is first transformed in anhydrous lime which reacts with sulphur dioxide forming the stable sulphate of lime according to the reactions:

$$CaCO_3 \rightarrow CaO + CO_2 \qquad (1)$$

$$CaO + SO_2 \rightarrow CaSO_3 \qquad (2)$$

$$CaSO_3 + \tfrac{1}{2} O_2 = CaSO_4 \qquad (3)$$

Making the sum of the relations 1, 2 and 3, it results:

$$CaCO_3 + SO_2 + \tfrac{1}{2} O_2 = CaSO_4 + CO_2 \qquad (4)$$

The fixation of sulphur dioxide by the anhydrous lime resulted through the decomposition of the limestone in the fire-place or on the eviction way of the burnt gases is a viable cleaning solution.

2. Theoretical considerations

The rate of use of the limestone increases by diminishing the diameter of the particle. The diminish of the diameter of the limestone particle leads to the entrainment of the particle in the gas channel before reaching the transformation degree so that the excessive diminish of the particle diameter is not considered as solving the problem of increasing the rate of use of the limestone.

The precipitated limestone resulted from the growth and joining of the calcium single crystal, with the initial porosity bigger than calcareous stone could generate,

after calcinations, a porous particle similar as structure with synthetic particles respectively the model of the porous wall made of porous grains also named as subgrain model.

3. Models based on porous particles made of porous grainss

According to this model, elaborated by Akse s.a. and presented in figure 1, the solid particle surrounded by gaseous phase (A) presents a series of macropores that make accessible the interior porous grains to the reaction with sulphur dioxide.

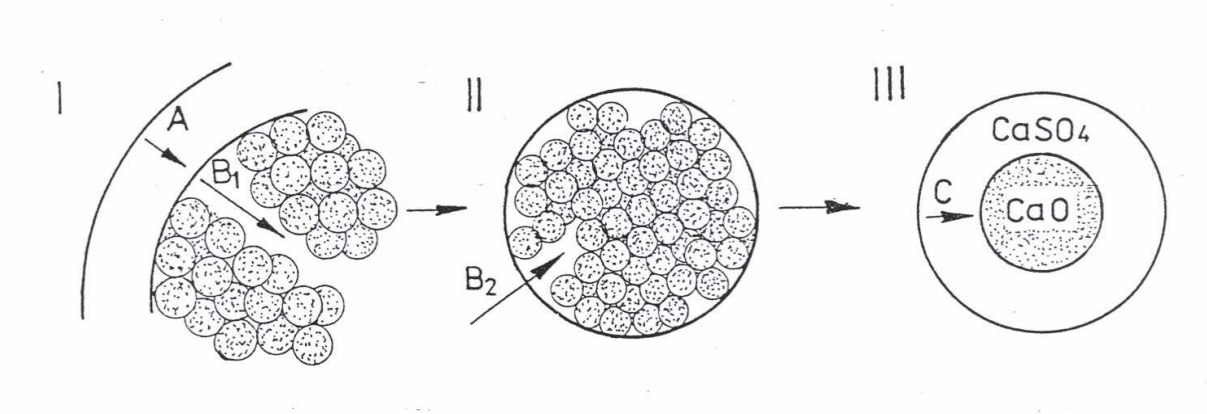


Figure 1. The geometric model of the primary particle formed of porous grainss of anhydrous lime: I – particle; II – grains; III – subgrains; A – the resistance of the exterior gas film; B_1 – the diffusion of gaseous phase towards macropores; B_2 – the diffusion of gaseous phase through micropores; C – the diffusion of gaseous phase through the formed product crust.

After the appearance of an infinitesimal crust around the micrograins of the anhydrous lime the diffusion of the sulphur dioxide through its pores becomes extremely slow so that the concentration of sulphur dioxide will be uniform in the volume of the particle because of the diffusion through macro and micropores inter and granular.

Other simplifying hypotheses are:

- the micrograins are spherical, homogenous and contain anhydrous lime (CaO);
- the free volume between the micrograins is proportional with their size;
- the sulphate of lime crust is pure and homogenous;
- the formation of the sulphate crust on a side of the grains will not affect its formation in another part;
- the sulphating stops at zero porosity;
- the radius of the particle and of the grains remain constant during the process, while the micrograins increases its diameter;
- the sulphating process is isothermal.

Along with the increase of the dimension of the micrograins it also modifies the dimensions of the pores, the radius of the micrograins can calculate according to the radius of the pores with the relation:

$$R_{sg} = r_p \cdot f \qquad (5)$$

where:

f – conversion factor that depends on the N radius intervals of the pores. The volume of the pores for a V_p interval will be equal with the volume of the micrograins, in free volume fraction for the same interval of the micrograins dimension:

$$x_i = \frac{V_{sg}}{\sum_{i=1}^{N} V_{sg}} \tag{6}$$

To calculate the conversion in each micrograins interval it is used the following model:

$$\left(\frac{\delta C}{\delta r}\right)_{R_{sg}} = \frac{C}{\frac{R_{sg}}{R_c}\left(R_{sg} - R_c\right) + \frac{D_{ef_{SO_2}}}{k_{T_{SO_2[g]}}}} \tag{7}$$

$$\frac{\delta V_{sg}}{\delta \tau} = 4\pi R^2{}_{sg}\frac{\delta R_{sg}}{\delta t} = 4\pi R^2{}_{sg} \cdot D_{ef_{SO_2}}\left(\frac{\delta C}{\delta c}\right)_{R_{sg}} \cdot \left(V_{M_{CaSO_4}} - V_{M_{CaO}}\right) \tag{8}$$

$$\frac{\delta V_c}{V_t} = 4\pi R^2{}_c\left(\frac{\delta R_c}{\delta t}\right) = 4\pi R^2{}_{sg} \cdot D_{ef_{SO_2}}\left(\frac{\delta C}{\delta r}\right)_{R_{sg}} \cdot \left(-V_{M_{CaO}}\right) \tag{9}$$

Where:

C – the concentration of SO_2 in gaseous phase;

r – the radius of the microgranule at a certain moment;

R_{sg} – the initial radius of the microgranule;

D – the diffusion coefficient of SO_2 through sulphate crust;

$k_{T_{SO_2[g]}}$ - the diffusion coefficient of SO_2 through gaseous phase;

V_{sg} – the volume of the granule;

V_c – the volume of the unreacted core.

The total transformation degree can be obtained with the relation:

$$\eta = \sum_{i=1}^{N} x_i \cdot \eta_i \tag{10}$$

The value of the transformation degree of the micrograins determines by solving the model in relations 7 and 8.

4. Conclusions

According to the presented model each micrograins has a proper transformation degree. Thus the smaller micrograins, which has a bigger specific surface, it reacts faster first reaching the limit of permissive porosity and stopping the transformation. The bigger micrograins, which confers a bigger volume of the pores, slowly closes the access of sulphur dioxide at the surface of the unreacted core, but even here the evolution of the reaction is blocked caused the advanced toughness of the crust. So in both cases the micrograins consists of an unreacted core (having a certain radius) surrounded of a crust with a constant thickness confirming the fact that anhydrous of lime with smaller pores faster lose the porosity than the one with smaller pores.

Received April 23, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Akse, H., A., s.a. – Development of a regenerative sulphur dioxide sorbent system "Final Report for the Commission of the European Communities", University of Twente, the Nederland, 1990;
2. Ataman, E. - Consideratii asupra reducerii poluarii cu SO_2, Energetica, seria A, nr. 5, 1992, p. 213-217;
3. Ataman, E. – Reducerea poluarii cu SO_2, Energetica, seria A, nr. 5, 1994;
4. Barbu, H., C., - Cercetari privind separarea dioxidului de sulf din gaze industriale diluate, Universitatea Al. I. Cuza Iasi, 1999;
5. Scanteianu, N., s.a. – The modernization of a thermal plant in Romania by equipping it with desoulphouration installations using the precipitated calcium carbonate ($CaCO_3$) as a reactive, KRAFT-WERKSTECHNISCHES KOLLOQUIUM DRESDEN – GERMANY, 2000;
6. Tutuianu, O., s.a. – Premize si solutii privind o abordare globala a emisiilor de poluanti gazosi pe ansamblul termocentralelor RENEL, Sesiunea Stiintifica ICEMENERG, Bucuresti, 1995.

MODELAREA MATEMATICA A PROCESULUI DE RETINERE A DIOXIDULUI DE SULF DIN GAZELE ARSE IN VEDEREA ECOLOGIZARII CUPTOARELOR DE INCALZIRE

Rezumat: În cazul desulfurării gazelor arse de la cuptoarele de încălzire, datorită costului mare a instalațiilor de desulfurare pe cale umedă, adică prin adsorbție, procesul de desulfurare pe cale uscată, prin adsorbție sau adsorbție reactivă este mai economic dacă gradul de desulfurare nu trebuie să fie mai mare de 90%. Un grad de desulfurare al gazelor arse de până la 90% corespunde restricțiilor impuse de normele ecologice în vigoare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

AN ADVANCED ALUMINIUM ALLOY WITH HIGH PHYSICAL – MECHANICAL CHARACTERISTICS FOR AERONAUTICAL CONSTRUCTIONS APPLICATIONS

BY

IOAN SURCEL[1], VASILE SOARE[1], CONSTANTIN SERGHIE[2], VIOREL BADILITA[1], DAN GHEORGHE[3]

Abstract

An advanced high strength aluminium wrought alloy, of Al – 4.5Mg – 0.7Mn – 0.15Cr type, suitable for aeronautical constructions, was obtained in experimental conditions.
The alloy's lots were elaborated using micro-alloying with Be, rare earth (Ce), Ti and B; the samples' final tempers were obtained by hot and cold rolling, and also by annealing heat treatments.

In the paper are presented representative physical - mechanical characteristics, of the alloy samples, in different tempers, determined by tensile and hardness tests. The obtained Al-Mg alloys behavior study at shear stresses testing, at temperatures situated in the range from 25 ^{0}C to 400 ^{0}C, was accomplished in cooperation with IMMG – Greece using an original method and shear-testing machine belonging to the collaborator's institute. The Al-Mg studied alloy has good mechanical tensile strength, and high and stable shear characteristics, in the 25 ÷ 75 ^{0}C temperature range. The alloy's plasticity at room temperature is very high, and increases with the temperature growth.
The structural study was achieved by optical qualitative and quantitative microscopy, and by X - ray diffraction; there were put in evidence the main constituents and the phases for the studied alloy. The alloy's structure is composed from fine αAl solid solution's grains and intermetallic compounds distributed along the rolling direction.

Key words: *aluminium alloy, mechanical characteristics, shear strength, shear modulus, structural phase, intermetallic compounds.*

1. Introduction

The aluminium alloys, in semi-finished and products shapes, are used on a large scale in aerospace constructions, due to their high physical-mechanical and corrosion resistance properties; they have also good technological (manufacturing, assembling) characteristics.

The aluminium alloys are continuously improved and they constitute principal materials (70 ÷ 80 % from the commonly used materials) in civil and military planes structures.

New and advanced aluminium alloys, with superior characteristics, replace the standard usual alloys; these substitutions, compared with new materials, need reduced efforts and costs, and also involve low risks[2].

The wrought Al-Mg alloys with 2 ÷ 5 % Mg and different Mn and Cr contents have good mechanical resistance characteristics at room and low temperatures, high plasticity and raised corrosion resistance.

The Al-Mg alloys use in aerospace constructions is limited by their behavior at high temperatures; in the usual temperature range, up to 200 ÷ 300 ^{0}C, the dimensional stability is affected thanks to their raised creep deformation. The crystalline structure is not stable at relative high temperatures when the grains growth happens.

Some Al-Mg-Mn-Cr alloys with special modifying during their elaboration tend to pass over the exposed disadvantage in relation with the thermal and microstructural stability.

2. Experimental material and procedure

2.1 Experimental material

An advanced high strength aluminium wrought alloy of Al – 4,5Mg – 0,7Mn – 0,15Cr type was elaborated using micro-alloying with: Be – in order to eliminate or decrease the oxygen and oxides content; rare earth (Ce) – for the solid solution alloying and its re-crystallization temperature raising; Ti and B – to obtain fine, modified structure.

The chemical compositions of the elaborated alloys, determined on cast samples, by standard chemical analysis methods are presented in the table 1.

Table 1

Batch	Chemical composition, % weight											
	Si	**Fe**	**Cu**	**Mn**	**Mg**	**Cr**	**Zn**	**Ti**	**B**	**Be**	**Ce**	**Al**
P1	0,05	0,09	0,01	0,48	4,32	0,15	0,01	0,08	0,003	0,001	0,002	balance
P2	0,04	0,10	0,008	0,52	4,30	0,25	0,01	0,05	0,002	0,002	0,024	balance
P3	0,05	0,40	0,014	0,58	4,56	0,08	0,03	0,02	0,001	0,002	0,031	balance

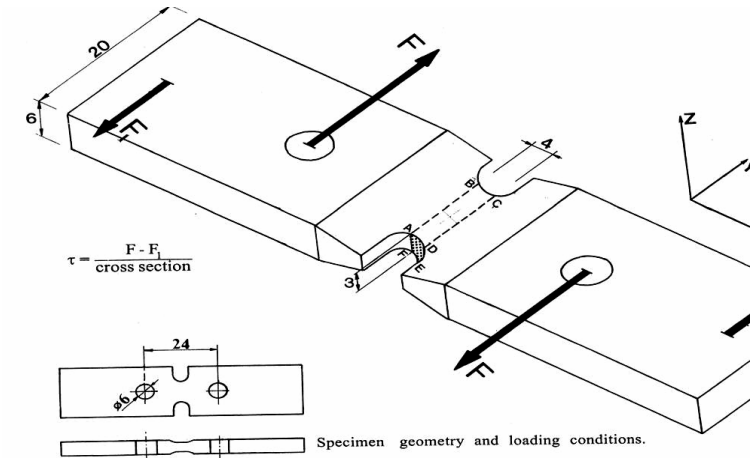
The cast bars were processed by hot and cold deformation. The product shapes of the lots were as plates and strip of 10 ÷ 20 mm width and 2 ÷ 10 mm thickness. The final samples' tempers (cold or hot working, annealing) were obtained by rolling and by annealing heat treatments.

2.2 Experimental procedure

The experimental lots from the studied Al-Mg alloy were characterized by: mechanical usual testing (tensile tests, hardness); thermal – mechanical shear testing; structural analyses by optical microscopy and X-ray diffraction. For each test or analysis kind there were prepared suitable samples.

Mechanical tests for tensile and hardness characteristics determinations were performed on adequate apparatus, using general standard methods and specific methods for the application field of the materials.

Shear thermal – mechanical testing were performed in the Institute of Mechanics of Materials and Geostructures – IMMG – Greece, in the frame of an EU international cooperation program. There were used original installations and methods (including an adequate software) developed by IMMG. There were performed: shearing tests with monotonous strain rate at room temperature at 75 ÷ 400 ^{0}C temperatures; creep and fatigue shear tests at 75 ^{0}C. The special designed test specimen [1] is shown in the figure 1.



Thermal differential analyses were accomplished in order to determine the transformations' temperatures.

Figure 1 - Shear test piece.

Microscopic optical investigations included *qualitative analyses* and *quantitative analyses* using an image analysis computerized line and a Buehler – OMNIMNET soft.

Phase structural analyses were achieved by *X-ray diffraction* using Bragg-Brentano method; qualitative phase analysis was performed according to ASTM Hanawalt method.

3. Results and disscusions

The main *mechanical characteristics* (R_m-tensile strength, $R_{0.2}$-elasticity limit, A_c-elongation and HB-hardness) of the plate and strip samples, from the experimentally elaborated Al – 4,5Mg – 0,7Mn – 0,15Cr alloy, and standard characteristics [3,4] are presented in the table 2.

Table 2

SAMPLE*	Temper**	TENSILE TESTING			Brinell Hardness
		R_m MPa	$R_{0,2}$ MPa	A_c %	HB
P1-PL	O	238	120	19.4	63.5
P2-PL		245	122	18.1	65.8
P3-PL		249	126	18.2	65.9
P1-S1	H 111	280	144	17.8	70.8
P2-S1		285	148	17.3	72.5
P3-S1		293	165	17.1	74.9
P1-S2	H 12	296	191	15.3	73.5
P2-S2		298	193	14.6	75.4
P2-S2		306	198	14.4	77.8
P1-S3	H 13	318	212	12.7	85.6
P2-S3		326	221	11.8	86.3
P3-S3		344	229	11.6	88.7
Standard	***H 111***	***275***	***125***	***15***	***70***

*Samples symbol	**Tempers symbol
PL – Plate ≠ 10 mm	H 111 – Hot rolled – as laminated.
S1– Strip ≠ 6 mm	O – Annealed
S2 – Strip ≠ 4 mm	H 11 – Strain-hardened ¼ Hard
S3 – Strip ≠ 3 mm	H 12 – Strain-hardened ½ Hard
	H 13 – Strain-hardened ¾ Hard

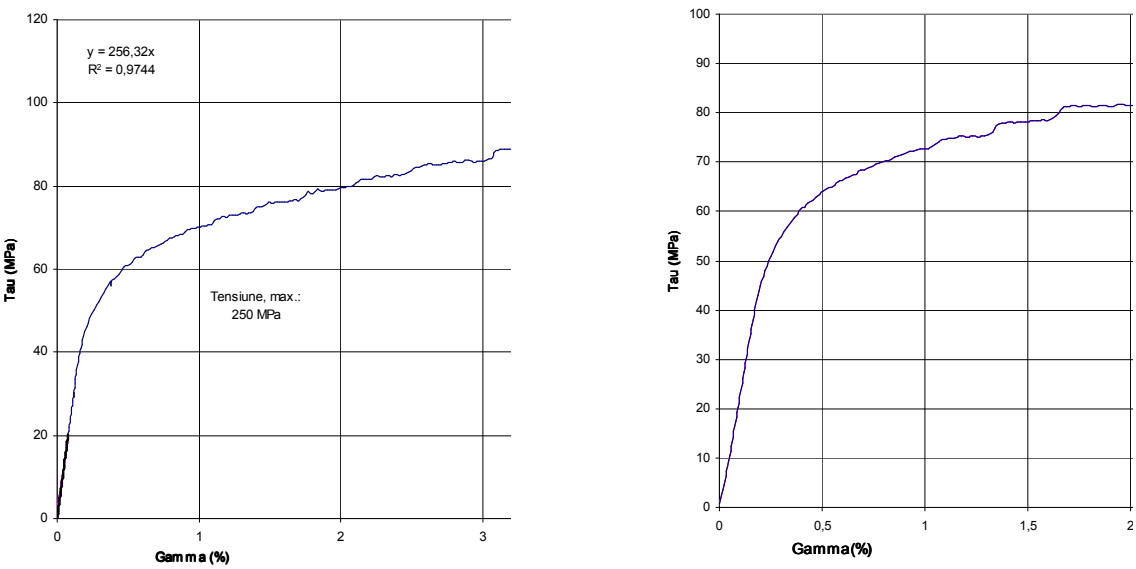
Micro-alloying influences upon the mechanical characteristics of the plates and strips from Al-Mg alloy. So, for the same dimensions and tempers of products, the Ti,

B and Ce additions increase the tensile and yield strength, and the elongation slowly decrease [3]. The cold work degree sharpens the mechanical strength increase.

Shear mechanical characteristics of the alloy's sample P2 in the O temper are presented in the table 2.

Table 2

Sample	**Temp.** ^{0}C	**Strain** γ maximum %	**Shear strength** at γ=4 %, τ MPa	**Shear modulus G,** GPa	**Observations**
1	25	8.5	105	25,63	tension marks use
2	75	8.05	94	22.92	tension marks use
3	75	9.8	50 (shear stress)		Fatigue test 79,000 cycles
4	150	9.2	67		in atmosphere
5	250	0.5	58		Vacuum 10^{-2} mbar
6	400	0.5	40		Vacuum 10^{-2} mbar



a. **b.**

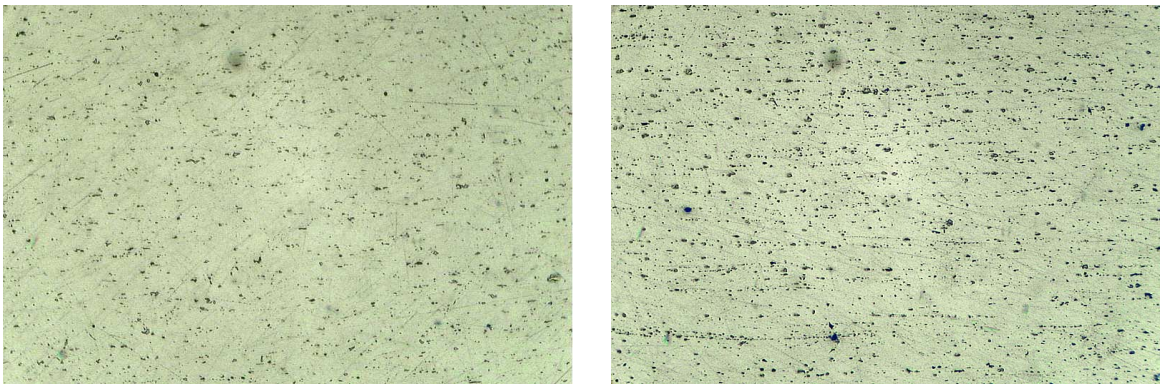
Figure 3. Tension – deformation diagrams of Al-Mg alloy samples at shear testing: a. at room temperatures; b. at 75 ^{0}C

The studied alloy has high shear strength and modulus characteristics, so at room temperature as at high temperatures, up to 400 ^{0}C. At the same time the alloy has good shear fatigue strength, even at 75 ^{0}C. The high recorded values of the elongation characteristics which were revealed at all tests, demonstrate high alloy plasticity and toughness.

The transformations temperatures determined by DTA analyses are: 590 ÷ 600 ^{0}C solidus temperature; 640 ÷ 644 ^{0}C liquidus temperature [6]. A thermal effect at about 330 ^{0}C could indicate the re-crystallization point.

Microstructures –Qualitative optical analysis

In figure 4 are presented optical microstructures of a rolled strip from Al-Mg alloy.
The sample structure is constituted from αAl solid solution of light color and dark Al-Mn compounds distributed along the rolling direction.



x 500 x 500

a. b.

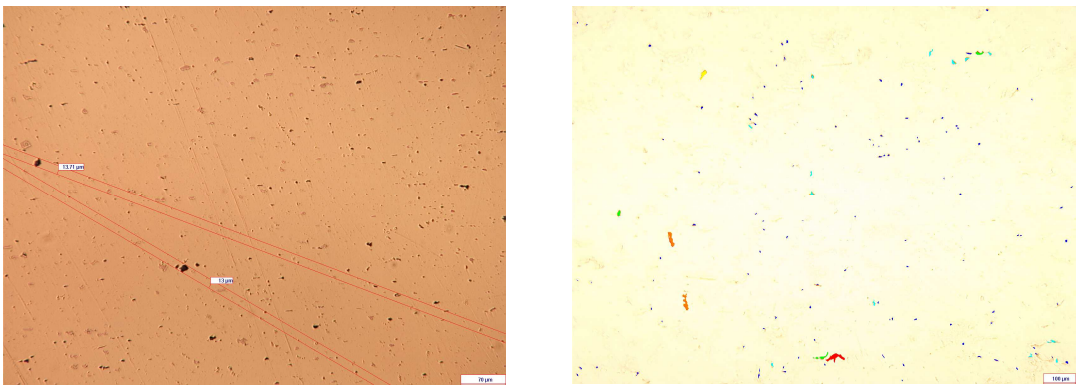
Figure 4. Microstructure of an Al-Mg strip (≠ 3.0 mm, H13 temper) observed by qualitative analysis.
a. Transversal section; b. Longitudinal section

Quantitative optical microscopic analysis

There were determined the contents and the sizes of the main constituents – aluminium solid solution and intermetallic compounds.

The grain size is of 20 – 50 μm.

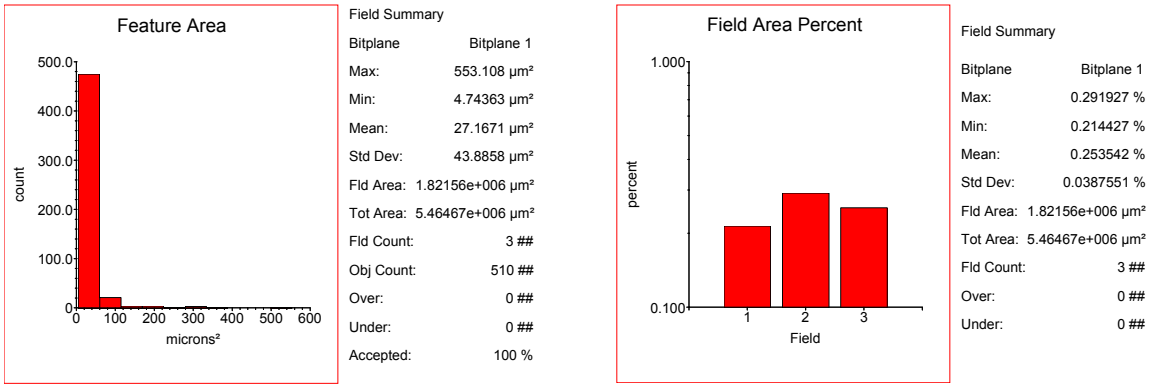
The intermetallic compounds area sizes are situated in the 5 – 20 μm^2 range; the total compounds area is of about 3 %.



5.1. **5.2.**

Figure 5. Microstructures of an Al-Mg strip (≠ 3.0 mm, H13 temper) observed by

quantitative analysis. Figure 5.1. Measurement of 2 particles dimensions.The two of the largest particles sizes are 13.0, respectively 13.71 microns.



a. **b.** **c.** **d.**

Figure 5.2. Quantitative analysis of the particles' sizes and surfaces.

a. In the particles category area of 0-50 μm^2, the countered particles are 5000; in the categories containing smaller or greater particles, their number is insignificant.

b. The particles areas are: min. 4.7 μm^2 / particle; 553 μm^2 max. and 27 μm^2medium.

c. The surfaces occupied by particles, in the second field is max. 0.29 %.

d. The surfaces occupied by particles, in the considered fields, are: min. 0.21 %, max. 0.29 % and mean 0.25 %.

Phase structure observed by X-ray diffraction

The qualitative phase analysis and semi-quantitative evaluations for P1 and P2 samples are presented in the table 3 and the figure 6.

Table 3

No	Identified phases	P1~ % Vol.	P3~ % Vol.
1	$(Al)_{ss}$ – Al base solid solution, *c.f.c.*	z.p.	z.p.
2	$Al_{(19)}Mn_4$ or α – (AlMnSi), cubic complex,138 at / cell, which could contain Fe, Cr, *a ≈ 12.66 Å.*	1 ÷ p.	1 ÷ p.
3	Mg_2Si – cubic, *a ≈ 6.34 Å.*	0.1 ÷ 1	0.1 ÷ 1

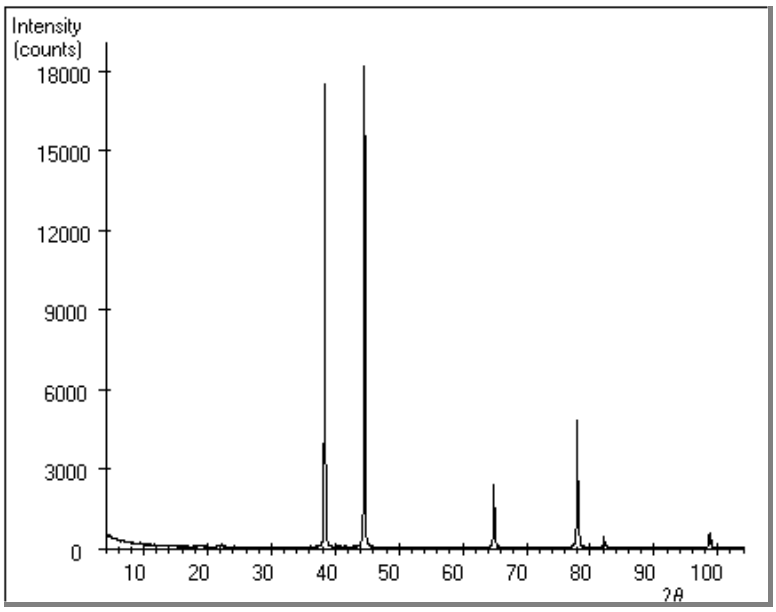


Figure 6. Diffraction diagram of the P3 alloy's sample.

The analytical representation of the analyzed profiles for the (311) and (222) lines is exposed in the table 4.

Table 4

Sample	*a, / Å*	$D_{(311)}$ / nm	$D_{(222)}$ / nm
P1 – hot rolled, annealed	*4.049 Å* (2.7 % Mg)	120	90
P3 – cold rolled	*4.060 Å* (2.4 % Mg)	40	30

By X-ray diffraction analysis were determined the main phase's components: αAl solid solution on aluminium base with magnesium; AlMn(Fe,Cr) complex compounds. There were established the lattice parameters of the phases of Al-Mg alloy samples of different compositions and products' tempers. The magnesium content of the solid solution is of about 2.7 % in the hot rolled and annealed sample (corresponding to the solubility limit of Mg in Al at ~ 100 ^{0}C), and decreases to 2.4 % in the cold rolled sample (Mg solubility in solid Al at lowered temperatures).

4. Conclusions

An advanced Al-4.5Mg-0.7Mn-0.15Cr wrought alloy, with high physical-mechanical characteristics, was achieved by micro-alloying using small additions of Ti, B, and rare earth (Ce), and by plastic deformations and heat treatments, performed in specific conditions.

The experimentally obtained alloy has raised shear strength characteristics at room temperature and at up to 400 ^{0}C temperatures; the alloy's plasticity is considerable.

The alloy's structure is very fine thanks to supplementary modifying and adequate processing. There were put in evidence the main phases of the alloy's structure: aluminium base solid solution and AlMn(Cr,Fe) intermetallic compounds.

Semi-finished products from this alloy with high and stable mechanical and corrosion resistance can be used in aerospace constructions and other applications.

ACKNOWLEDGEMENT

Analyzed materials and characterizing experiments were accomplished in the 31023 research project under the leadership and financial support of the Romanian AEROSPATIAL Program.

Thermo-mechanical shear characteristics study were performed in cooperation with the Institute of Mechanics of Materials and Geostructures – IMMG – Greece, the HPRI – CT – 2002 – 00185 project, in the framework of EU Program.

Received April 23, 2007

[1] National R&D Institute for Nonferrous and Rare Metals – IMNR, 102 Biruinţei Blvd., Pantelimon – Ilfov, ROMANIA
[2] National Institute for Aerospace Research "Elie Carafoli"– INCAS, 220 Iuliu Maniu Blvd., Bucharest, ROMANIA
[3] Materials Science and Engineering Faculty, "POLITEHNICA" University, 313 Independentei Ave., Bucharest, ROMANIA

REFERENCES

1. P.N. Michelis, P.D. Nicolaou, P.G. Kornezos - "Off – Axis Shear Behavior of Selected MMC's" – Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behavior of Materials, 1998 Elsevier Science Ltd., p. 480

2. E.A. Starke Jr., Aladar A.S.Csontos, "Aluminium alloys for aerospace applications", vol.4, Proceedings *of ICAA-6,* JILM, 1998, p. 2078
3. O.Roder, O.Schauerte, G.Lutjering, A.Gysler - "Correlation between Microstructure and Mechanical Properties of Al-Mg Alloys without and with Scandium", Materials Science Forum - Vols.217-222(1996), Transtec Publications, Switzerland, p. 1836
4. T.Furu, H.R.Sherclif, C.M.Sellars, M.F.Ashby – "Physically-based Modeling of Strength, Microstructure and Recrystallisation During Thermomechanical Processing of Al-Mg Alloys" - Materials Science Forum - Vols.217-222(1996), Transtec Publications, Switzerland, p. 456
5. M. Verdier, J.A. Sæter, M. Janecek - "Kinetic and Microstructural Aspects of Recovery in Al, Al-Mg and Al-Mn Alloys"- Materials Science Forum - Vols.217-222(1996), Transtec Publications, Switzerland, p. 437

ALIAJ DE ALUMINIU AVANSAT CU CARACTERISTICI FIZICO-MECANICE RIDICATE PENTRU APLICAȚII ÎN CONSTRUCȚII AERONAUTICE

Rezumat În condiții experimentale, s-a obținut un aliaj de aluminiu avansat, de înaltă rezistență, de tip Al – 4,5Mg – 0,7Mn – 0,15Cr, adecvat pentru construcții aeronautice.
S-au realizat loturi de aliaje utilizându-se microalieri cu Be, pământuri rare (Ce), Ti şi B; starea finală de prelucrare a fost obținută prin laminare la cald şi la rece, şi prin tratamente termice de recoacere.
În lucrare sunt prezentate caracteristici fizico-mecanice reprezentative ale probelor de aliaj, în diferite stări, determinate prin încercări de tracțiune şi duritate. Pentru aliajul Al-Mg obținut s-a întreprins un studiu al comportării la încercări de forfecare, la temperaturi în domeniul 25 ÷ 400 ^{0}C, realizat în cooperare cu IMMG – Grecia, utilizându-se o metodă originală şi o maşină de încercare la forfecare aparținând institutului colaborator, Aliajul Al-Mg studiat are caracteristici mecanice ridicate şi caracteristici de forfecare înalte, stabile, în intervalul de temperatură 25 ÷ 75 ^{0}C. Plasticitatea aliajului este foarte ridicată şi creşte odată cu creşterea temperaturii.
S-a realizat studiul structural prin microscopie optică calitativă şi cantitativă, şi prin difracție de raze X; s-au pus în evidență constituenții şi fazele principale ale aliajului studiat. Structura aliajului este alcătuită din grăunți fini de soluție solidă αAl şi compuşi intermetalici orientați în direcția de laminare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

Pb – Ca ALLOYS OBTAINING BY CaO ELECTROLYSIS IN MOLTEN SALTS MEDIA

BY

VASILE SOARE, IOAN SURCEL, MARIAN BURADA, VICTORIA SOARE

Abstract

Pb – Ca alloys are used to produce so called "maintenance-free lead-acid batteries", batteries which present high electrical performance, high feasibility as well as long term operational life.

In the present paper the experimental work performed for Pb – Ca alloys obtaining by electrolysis of CaO in molten salts are presented. Molten lead was used as electrolysis cell cathode; the anode was made from graphite. The electrolyte used was a mixture of calcium chloride and fluoride. The active specie in the electrochemical process was calcium oxide CaO. The duration of the process was 6 hrs. The result of the experimental works has been the obtaining of a Pb – Ca alloys with 8.2 wt.% Ca content.

Keywords: *Pb-Ca alloys, maintenance-free lead-acid batteries, electrolysis, cathode, anode, electrochemical cell.*

1.Introduction

The lead-acid batteries are extensively used in different industrial and social areas: automotive industry, electric transport, electrical enlightenment, telecommunication networks, uninterruptible power supply systems, etc.

The obtaining of new types of lead-acid batteries - the so called "maintenance-free lead-acid battery" - with high electrical and operational performances have become important, in order to eliminate some deficiencies of the classical lead-acid batteries [1]:

- Relatively short cycle life due mainly to the corrosion of the electrodes;
- Low mechanical resistance of the grids and plates;
- Environmental concerns regarding the spillage of the acid electrolyte, etc.

: Pb – Se, Pb – Sb, and specially, Pb – Ca alloys are used to produce the plates and grids of the new kind of lead-acid batteries.

The addition of only 0.2 – 0.3 wt. % of calcium to lead improves its mechanical and electrical performances as follows [1,2]:

- increases the hardness, which confers a higher mechanical resistance of the grids and plates;
- increases the electrical conductance;
- increases the corrosion resistance;
- eliminates the undesired phenomenon of electrodes passivity.

Conventional technologies for the production of Pb – Ca alloys use either a metallurgical route, involving the direct alloying of lead and calcium, or electrochemical processes.

These latter processes consist in the electro deposition of Ca on molten lead cathode pool in molten chloride or a mixed chloride/fluoride electrolyte [3].

These electrochemical technologies present the great disadvantage of Cl_2 (or F_2) evolution at the anode. Due to their noxious effect on the environment, these gases have to be collected and neutralized. For these operations expensive installation and technologies as well as specific reagents, etc. are needed.

The using of CaO as raw material in the electrolysis processes for Pb – Ca alloys obtaining can eliminate these problems. Calcium oxide is dissolved in molten calcium chloride or calcium chloride/fluoride mixture electrolyte, and calcium is electrowinned on molten lead cathode.

The electrochemical process is based on the following physical-chemical considerations:

- the solubility of CaO in molten calcium chloride is about 20 mol %, which can be compared with the negligible solubility of most oxides in their respective chlorides [4];
- the decomposition voltage of CaO is lower than that of $CaCl_2$ and CaF_2. [5, 6].

The high CaO solubility in the electrolyte (20 mol %) allows the use of high current densities during the electrolysis process with favorable effects on current and energy efficiency. Moreover, this brings an economical advantage over the classical electrochemical technologies: a lower applied voltage to the electrolysis cell has as results the decreasing of the energy consumption.

The lower decomposition voltage of CaO excludes the evolution of noxious gases Cl_2 and/or F_2 during the electrochemical process.

Another important advantage of CaO using consists in the low price of this oxide.

The half cell reaction equations, at the cathode, for the envisaged process of calcium oxide electroreducing, are shown below:

$$CaO \rightarrow Ca^{++} + O^{=}$$

$$Ca^{++} + 2e^{-} \rightarrow Ca_{\text{(on molten Pb cathode)}}$$

The reaction at the anode results in the evolving of CO_2 or CO gases, according to:

$$C + 2O^{=} \rightarrow CO_2 + 4e^{-} \;,\; C + O^{=} \rightarrow CO + 2e^{-}.$$

In respect to the electrolyte, a mixture of $CaCl_2$ - CaF_2 is used ,having the following advantages [4]:

- the solubility of Ca in molten calcium chloride is low, about 2 mol % ;
- the low melting point of the mixture electrolyte avoids the superheating of the electrolysis cell;
- CaF_2 decreases the viscosity of the electrolyte with favorable effect on active species movement in the electrolyte.

2. Experimental works

The experimental works consisted in the obtaining of Pb – Ca alloys by CaO electrolysis in molten chloride and fluoride mixture .

2.1 Reagents

The reagents used for experimental electrolysis works are presented in Table 1.
Tabelul 1.

Reagents	Formula	Purity	Producer
Lead	Pb	p.a.	Chimopar - Romania
Calcium oxide	CaO	p.a.	Merck – Germania
Calcium chloride	$CaCl_2$	p.a.	Chimopar - Romania
Calcium fluoride	CaF_2	p.a.	Merck – Germania

The electrolyte used in the experimental works was the eutectic mixture $CaCl_2$: 85 wt. % - CaF_2: 15 wt. %,(melting point of 650^0C). The quantity used for experiments was of.The following quantities of raw materials have been used:

- electrolyte : 350 g
- CaO : 24.5 g (7 wt. % from the total electrolyte quantity)
- molten lead cathode : 600 g.

2.2 Experimental installation

The experimental installation for Pb – Ca alloys obtaining by CaO electrolysis in molten salts media consists in the following:

- electrolytic cell
- heating furnace
- direct current power supply
- inert gas purification and drying device
- molten alloy and electrolyte siphoning device

The draft of the electrolytic cell is presented in Figure 1.

Description of the experimental installation:

Heating furnace. The experiments were carried out in an electrical resistance furnace with a power rating 4.5 kW and maximum temperature of 1200^0C : the accuracy of temperature control is 1^0C. The working area of the furnace is made from a ceramic tube. In the closed working area is mounted the electrolytic cell and an inert atmosphere (Ar) is provided.

Electrolytic cell (5) is a ceramic crucible made from a mixture of silicon and aluminum oxynitride, which resists to high temperature as well as to corrosive action of the molten electrolyte. The dimensions of the crucible are as follows: internal diameter: 68 mm, height: 100 mm, wall thickness: 5 mm. At the bottom of the crucible, a circular hole was made in order to assemble the electrical cathode contact (8) with the molten lead pool (7). This electrical contact was made from stainless steel, which presents a good corrosion resistance in the used electrolysis media. The ceramic crucible is fixed into a stainless steel crucible (2).

The *anode of the cell* (4) is made by super dense graphite and has the following dimensions: diameter: 54 mm, height: 80 mm, with a basal slope of 11^0. Two horizontal holes and one vertical hole were done in the anode in order to improve the

evacuation of the anodic evolved gases as well as the movement of the electrolyte. The anode support tube (1), which is made by stainless steel, allows the adjustment of the anode-cathode distance, the evacuation and collection of the anodic gases as well as the periodic feeding with raw materials and electrolyte.

The electrolysis cell is covered by a thermo insulator cover (3).

The electrolysis installation is fixed inside the working area of the electric furnace by means of a metallic support (9), which also permits the cathode electrical contact to power supply.

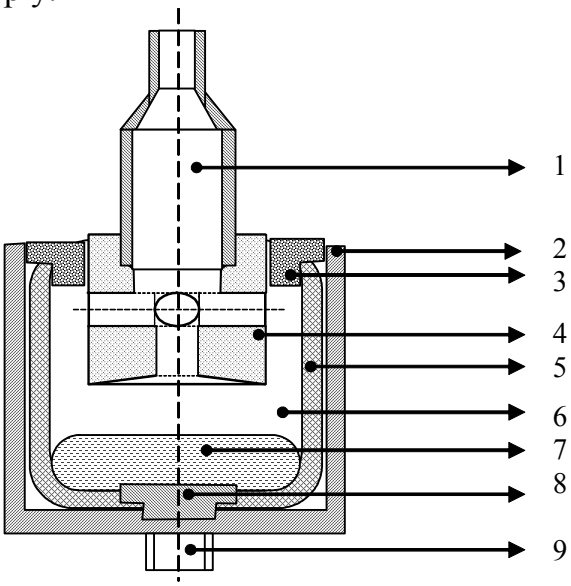


Fig.1 *The draft of the experimental electrolysis cell*

1. Anode holder tube	4. Graphite anode	7. Molten lead
2. Metallic crucible	5. Ceramic crucible	8. Cathode electric contact
3. Sindanyo cell cover	6. Molten electrolyte	9. Cell support

Experimental working

After the assembling of the components, the electrolysis cell was introduced inside the electric furnace. The operations succession was as follows: feeding of the lead into the cell in small pieces, feeding of the electrolyte and CaO mixture into the cell, fixing of the cell cover and superior furnace cover. The anode of the cell was fixed above the solid electrolyte level. Inert gas (Ar) was fed in to the furnace and the heating process was started.

After the reaching of the working temperature and approximate 30 minutes waiting period to attain equilibrium in the cell, the anode was introduced into the molten electrolyte, according to an anode – cathode distance D_{A-K} of 30 mm (from the molten lead level) , and the electrolysis process was started.

The duration of the process was 6 hrs.

During the electrochemical process, there were performed the following operations: recordings of the current and voltage values, raw material feeding as well as electrolyte feeding (when necessary) for constant electrolyte level maintaining.

At 30 minutes time interval, 6 g of CaO powder was heated and fed into the cell by means of the anode holder tube.

After the feeding of CaO, a variation of the current intensity was observed, variations which have stabilized in few minutes.

The main parameters of the process were as follows:

- Cell applied voltage: 3 V
- Current intensity: 15A
- Working temperature: 700^0C
- Anode-cathode distance: 30 mm

At the end of the process, the obtained alloy and the electrolyte were siphoned from the electrolytic cell and mechanically separated.

3. Experimental results

As a result of experimental electrolysis works, a quantity of 645,67 g Pb – Ca alloy was obtained.

The chemical analysis performed on a sample of the Pb – Ca alloy is presented in Table 2.

Table 2

Element	Pb	Ca	O	C	Si	Al	Fe	Bi
wt %	91,7	8.2	$\sim 10^{-3}$	$<5\cdot 10^{-3}$	$\sim 10^{-3}$	$\sim 10^{-3}$	$\sim 10^{-3}$	0.05

The chemical analysis performed on the electrolyte, before and after the electrolysis process is presented in Table 3.

Table 3

Element wt %	Ca	Cl_2	F_2	Pb	O_2	C
IN	38.40	54.30	7.30	-	-	-
OUT	42.9	47.53	6.73	0.15	2.46	0.23

In the table 4 the mass balance of the electrolysis process is presented . From the data presented in the table, results the calcium extraction efficiency of 79 %.

Optical microscopy analysis was used to examine the structure of the Pb – Ca alloy obtained.

From the microphotography presented in Figure 2, the presence of two phases can be observed. According to the Pb – Ca phase diagram, and the composition of Pb – Ca alloy obtained, the two present phases are Pb_3Ca and PbCa respectively.

TDA analysis of the Pb – Ca alloy sample is presented in Figure 3.

Table 4. Electrolysis mass balance

IN													
	Ca		Pb		C		O_2		Cl_2		F_2		Total
	%	g	%	g	%	g	%	g	%	g	%	g	g
$CaCl_2$	36.12	107.45							63.88	190.05			297.5
CaF_2	51.33	26.95									48.67	25.55	52.5
CaO	71.47	68.6					28.53	27.4					96
Pb			100	600									600
Graphite					100	218							218
Total	203		600		218		27.4		190.05		25.55		1264

OUT													
	Ca		Pb		C		O_2		Cl_2		F_2		Total
	%	g	%	g	%	g	%	g	%	g	%	g	g
Electrolyte	42.9	147.36	0.15	0.52	0.23	0.8	2.46	8.44	47.53	163.26	6.73	23.12	343.5
Pb – Ca alloy	8.2	54.17	91.8	591.5									645.67
Graphite					100	206							206
CO_2					27.3	6.33	72.7	16.87					23.2
CO					42.9	0.14	57.1	0.19					0.33
Mechanical losses		1.47		7.98				1.9		26.49		2.43	45.63
Total	203		600		218		27.4		190.05		25.55		1264

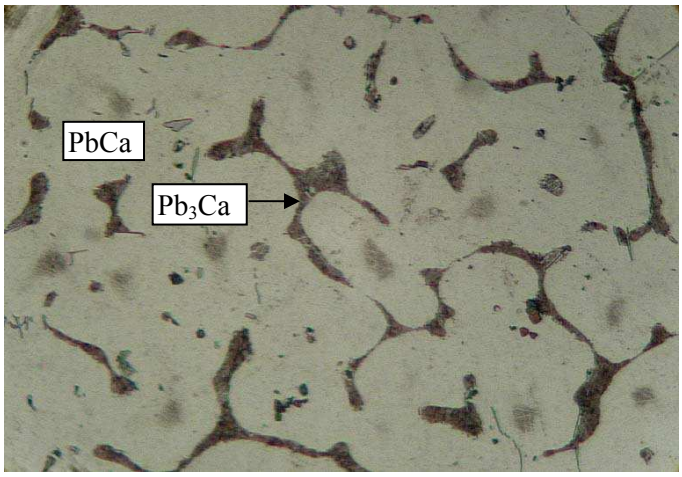


Figure 2. Microphotography of Pb – Ca alloys (x 250)

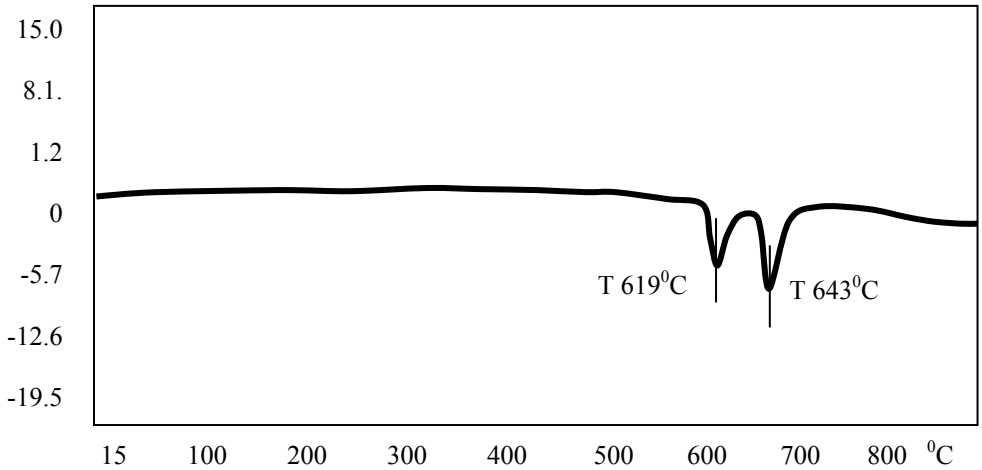


Figure 3. TDA analysis recording

Samples of anodic gases evolved during the electrochemical process were analyzed with the gas chromatograph.

The analysis confirms the presence of CO_2 and CO in proportion of 98 vol % and 2 vol % respectively.

No presence of Cl_2 and/or F_2 or their gaseous compounds were determined by gas chromatography analysis.

4. Discussion

The electrochemical process for Pb-Ca alloys obtaining by CaO electrolysis in molten $CaCl_2$-CaF_2 was carried out at a voltage of 3 V. This voltage is lower then the decomposition potentials of $CaCl_2$ and CaF_2.

In this condition, the electrolysis process consisted in the electrochemical decomposition of CaO, and in the electrodeposition of Ca ions on the molten lead cathode. This fact is also confirmed by the presence of no Cl_2 and/or F_2 or their gaseous carbon compounds in the evolved anodic gases.

From the results presented in Table 4, the current efficiency obtained for the deposition of calcium into molten lead was 79 %.

From the optical microscope analysis of the Pb-Ca alloy samples ,two phases Pb_3Ca and PbCa respectively are observed, without any salt/electrolyte inclusions (Figure 2). The intermetallic compounds are homogenously distributed in the alloy structure.

The presence of a the two phases is confirmed by the DTA analysis (Figure 3) also.

5. Conclusions

The experimental works have demonstrated that the obtaining of Pb – Ca alloys by electrolysis of CaO in molten chloride and fluoride mixture on molten lead cathode is possible.

The electrochemical process allows the **direct obtaining** of Pb-Ca alloys ; the current efficiency of the process is superior to the classical methods , having as consequence the decreasing of the production costs for Pb-Ca alloy .Also , thanks to the high Ca content in the master-alloy,(8.2%), the productivity of the Pb-Ca alloy fabrication significantly increases taking inaccount the law Ca content in the final alloy (0.2-0.3 wt %).

Furthermore, the raw materials used in this method are cheap (CaO, $CaCl_2$, CaF_2) , fact which open new horizons in the implementation of the new technology at industrial level.

In respect to the environment, this method has the great advantage to eliminate the noxious gases Cl_2 (or F_2) evolving during the process .

Received April 23, 2007

National R&D Institute for Nonferrous and Rare Metals – IMNR,
102 Biruinței Blvd., Pantelimon – Ilfov, ROMANIA

References

[1.] Wirty I .W. Proceeding of 7th International Conference on Lead, Madrid, 1980
[2.] Muller J.J. "Energy Research Abstract", Report 1996
[3.] Delimarski, M. „Electrochemistry of fused salts", Washington DC, 1963
[4.] Levin E.M. "Phase diagrams for ceramists, 1975 Supplement" ACS, Ohio, 1975
[5.] Winard R. „Electrochimica Acta" 8 (53), 1960
[6] Mantell, C.L. „Electrochemisty" 1960

OBȚINEREA ALIAJELOR Pb-Ca PRIN ELECTROLIZA CaO ÎN SĂRURI TOPITE

Rezumat Aliajele Pb - Ca sunt utilizate la fabricarea aşa numiților „acumulatori fără întreținere”, acumulatori ce prezintă performanțe electrice ridicate, un grad înalt de fiabilitate, timp îndelungat de utilizare.

In articol sunt prezentate lucrările experimentale de obținere a aliajelor Pb - Ca prin electroliză în săruri topite. O baie de plumb topit a constituit catodul celulei de electroliză; anodul celulei a fost realizat din grafit. Drept electrolit a fost utilizat un amestec de clorură şi fluorură de calciu. Materia primă în acest proces a fost oxidul de calciu CaO. Procesul de electroliză a durat 6 ore. In urma lucrărilor experimentale s-a obținut un aliaj Pb – Ca cu 8,2 % Ca.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ALLOYED CAST IRON RESISTENT TO ABRASIVE WEAR: PROPERTIES, ALLOYING ELEMENTS AND THEIR USE, APPLICATIONS

BY

DOLORES PLOP-LUIS and VASILE PLOP-LUIS

Abstract: *The paper synthetically deals with the vast metallurgic area of white cast iron alloys and their applications.*

Key words: *wear, abrasive, white cast iron, hypoeutectic, carbides, austenitization, critical speed, martensite, austenite, solidification, matrix, solubility, fatigue strength, critical point, eutectic, inverse eutectic, heat treatment, pearlite, microstructure.*

Abrasive wear resistant alloy cast iron are white cast iron with a content of 30-40% carbides type $(FeCr)_3C$, $(CrFe)_7C$, Mo_2C, VC, $M_{23}C_6$, martensite and/or residual austenite and up to 5% pearlite.

This cast iron is special cast iron with high hardness and cold-hardening capacity. Alloying elements such as nickel, chromium, molybdenum, which reduce the critical speed of cooling on hardening, find a positive application for the cast iron brands that must undergo a heat treatment and are characterized by wear resistance and dynamic stress resistance.

This type of cast iron is used to make certain pieces employed in sandblasting and molding equipment in foundries and grinding plants.

Extremely high wear resistance under circumstances of mechanical schock on impact is secured by the hardness of alloyed martensite (600 ... 700 HV), the hardness of carbides (1100 ... 1300 HV) and the dimensions and distribution of eutectic carbides.

Ledeburitic white cast iron with pearlitic structure are used for parts of energetic machinery, grinding and sandblasting equipment: blades, disks, pump parts, balls for mills, grinding bodies.

Martensitic white cast iron are used for grinding bodies, pump parts, crushing cylinders.

Ledeburitic white cast iron with austenitic structure are used in knives, parts for the manufacture of silicon bricks, wear and mechanic shock heavily stressed parts.

White cast iron with the eutectic made of carbides M_7C_3 and $M_{23}C_6$, with martensitic and martensito-austenitic structure with M_7C_3, are used for rolls in sorting machines, slurry pumps, shielding for cement or ore mills, hydro cyclones, blades for sandblasting machines with shots and rolling cylinders.

White cast iron with austenitic and austenito-martensitic structure are used for centrifugal machine parts, sandblasting machine blades, slurry pumps, blade stirrer, impellers, etc.

White cast iron is to be used in applications which need abrasion resistance, such as the building parts of the machines for abrasive materials crushing, grinding and manipulation.

The high amount of eutectic carbides in highly alloyed white cast iron microstructures secures the hardness needed to crush and grind mineral materials. The metallic matrix which supports the carbide phase of these cast irons may be egulated both by the alloying elements content and nature and by the heat treatment applied, which allows a suitable balance between abrasion resistance and the resilience needed to face the repeated mechanical impact to be achieved.

Economically speaking, complex alloying of cast irons will be used. All highly alloyed white cast irons have chromium to stop graphite from forming on solidification and secure the stability of the carbide phase. Most cast irons also contain Ni, Mo, V, Cu or their combinations to stop pearlite from forming in the microstructure. The hardness of parts cast from alloyed parts may reach 450-800 HB; alloyed white cast irons hat contain eutectic carbides such as M_7C_3, $M_{23}C_6$ are harder than white cast iron with classical or alloyed cementite.

Cast iron alloying with chromium will increase the carbides´tendency to form and will amplify the hardening properties, it will increase mechanical resistance, wear resistance and will reduce cast iron´s structured dependence on wall thickness.

The chemical composition of chromium highly alloyed white cast iron used to build cement mills observes the following concentrations:

a) 2 ... 4,3 % C;
b) 10 ... 26 % Cr;
c) 3,5 ... 10,2 Cr/C ratio;
d) up to 4,0 % Mo.

In chromium cast irons, the most used to build parts resistent to abrasive wear by grinding, the carbide percentage is of 20-30 %, with some exceptions of the value, 40-50 % or 10-15 %.

There are cast irons alloyed with chromium and nickel (e.g. 3% C, 9% Cr, 5% Ni) whose structues include duplex carbides, made of central carbide M_7C_3 surrounded by M_3C carbide. These duplex carbides identified are due to certain solid state transformations.

In hypoeutectic cast irons, eutectic carbides solidify in the spaces between the primary austenite dendrites, with carbides having a lamellar aspect. In hypereutectic alloys, primary austenite is replaced by big primary carbides.

In a ratio CrFe > 7,2 an austenitic metallic matrix is obtained. Molybdenum reduces this ratio down to aprox. 4,5. With less than 13 % Cr in the structure, a constituent similar to pearlite appears, which is made of chromium ferrite and alloyed cementite. Ni is almost entirely found in the primary matrix. It will stop the tendency of pearlitic transformation on cooling, facilitating the production of intermediary transformations of martensitic type.

In parts cast out of chromium and nickel cast iron, a structure made of carbides, martensite and residual austenite is intented to be obtained. Nickel reduces C´s solubility in the austenite, like silicon, but to a lesser extent.

If it is well correlated with the cast iron´s content in silicon and chromium, Ni increases hardness, resistance and toughness, as well as cast iron´s wear resistance.

Molybdenum, in chromium cast iron, is distributed in three phases: Mo_2C carbide, $(Cr, Fe, Mo)_7C_3$ complex carbide and the basic metallic phase.

An adittion of up to 3,5 % Mo finishes the basic mass´s structure, leading to an improvement of wear resistance, fatigue resistance and reduces a lot the structure´s dependence on the cast part´s wall thickness.

Additions of Mo are distributed between ferrite and cementite. Complex carbide with molybdenum, which appears on big concentrations of molybdenum, is less stable than iron-chromium carbides. With more than 2,5 % Mo in cast iron, a special carbide may appear.

$\% Mo_{carbide} = 0,53 (\% Mo) – 0,05$

$\% Mo_{matrix} = 0,23 (\% Mo) – 0,029$

Molybdenum reduces the austenitization temperature, having a positive action on the cast iron´s heat treatment of hardening.

Vanadium is an alloying element used is the production of wear resistant white cast iron. There are:

a. vanadium cast iron → Fe-C-V;
b. chromium and vanadium cast iron → Fe-C-Cr-V.

Eutectic cementite does not form in vanadium cast iron. Primary eutectic consists of austenite and vanadium carbides at alloying degrees which define Fe-C-V cast irons.

Within the A + VC eutectic column, vanadium carbide forms a hard dendritic case laid in a softer austenite mass, at temperatures higher than the critical points or lower critical temperatures with austenite´s transformation on cooling.

A + VC eutectic, γ + VC appears at approx. 1350ºC, and eutectic transformation takes place at 810°C – (α + VC).

Such a eutectic structure is considered „inverse”, the matrix being made of austenite.

Vanadium cast irons and inverse eutectic cast irons are characterized by fracture resistance, mechanic shock toughness and wear resistance. The cast iron´s content of vanadium is rectified with that of alloying elements.

Elements such as Al, Cu, Si, Ni will reduce vanadium carbides´s solubility in austenite; the critical content of vanadium needed in the eutectic structure is reduced.

Cr and Mn will reduce, in cast iron, the carbon´s thermodynamic activity; alloyed with elements that increase vanadium´s solubility in austenite induces a double influence:

- the first action of this group of elements is negative, increasing vanadium´s critical concentrations (Cr, Mn) in cast irons;
- the second action is positive and involves austenite´s cast state „destabilization” and on heat treatment. Austenite´s decomposition on slow cooling in metastable constituents secures an increase of hardness and mechanical strength.

The presence in the Cr-V cast irons´s structure of two types of eutectics ensures wear resistance and special mechanical features, including deformability and toughness.

Alloyed white cast irons resistent to abrasive wear, cast in molding mixtures reach a hardness of 400 ... 500 HV, while in those shell cast, the density reaches values of 575 ... 760 HV.

Martensitic white cast iron´s wear resistance is highly superior to that of austenitic cast iron.

The mechanical properties of alloyed white cast iron, especially hardness and wear resistance, are modified by heat treatments.

The following conditions must be met for a secure austenite-martensite transformation to take place:

1. The carbon and chromium content in the basic metallic mass, after solidification (austenite), must be reduced down to a certian limit, by precipitation of secondary globular carbides. The objective may be met depending on the alloy´s chemical composition, either by reducing the part´s cooling speed in the mold – slow cooling on balance – or by a hardening treatment.
2. Austenite poor in carbon and chromium shows martensitic transformation temperatures M_S (possibly M_F) with positive values and allows the development of martensitic transformation under the circumstances of metallic system cooling on slow speeds.

The alloy must show a certain value of the hardening property that may avoid the asutenite-pearlite transformation and the austenite-bainite transformation.

Received, April 2007 *District Inspectorate of Iasi*

REFERENCES

1. Vasile Cojocaru Filipiuc – „Fonte: obținere, proprietăți, utilizări” (Cast iron: production, properties, applications), Editura „Gh. Asachi”, Iaşi
2. Constantin Baciu, ş.a. – „Studiul materialelor metalice” (A study of metallic materials), Editura „Gh. Asachi”, Iaşi

FONTA ALIATA REZISTENTA LA ABRAZIUNE: PROPRIETATI, ELEMENTE DE ALIERE SI UTILIZAREA LOR, APLICATII

Abstract: Lucrarea tratează sintetic vastul domeniu metalurgic al aliajelor din fontă albă aliată şi domeniile lor de utilizare

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ELECTRICAL RESISTIVITY VARIATION WITH TEMPERATURE IN METALLIC AMORPHOUS RIBBONS FROM $Fe_{80-X}Re_XB_{20}$ (Re = Gd, Sm) SYSTEMS

BY

CORNELIU MUNTEANU[1], LUCIA ANIŞOARA DRĂGAN[2], STELUŢA MUŞAT[2] , CIPRIAN LOHAN[1], MARIAN VASILE LOZNEANU[1]

Abstract: The paper presents a study of the electrical resistivity variation with temperature in amorphous metallic ribbons from the systems $Fe_{80-X}Gd_XB_{20}$ for X = 0, 5, 7, 10 %at. and $Fe_{80-X}Sm_XB_{20}$ for X = 0, 2, 5, 7 %at., ribbons obtained by the melt quenching method. There have been used ribbon samples with 20÷40 μm thickness and 2 mm width. The equipment used has been designed for this purpose only and have platinum ducts and the thermocouple for temperature measurements connected at a V-545 multimeter endowed with a process interface. The experiment data for the electrical resistivity variation were being taken with an HAMEG-8112 measurement system, on-line with a computer. The electrical resistivity variation has a typical shape between 20 and 250 °C, $\rho = \rho_o (1 + \delta T) + \beta T\gamma$. In the $Fe_{80-X}Sm_XB_{20}$ system the resistivity variation is relatively uniform, with a maximum *at* X = 5 %at Sm and 250 °C.

Keywords: resistivity, amorphous,

1. Introduction.

The paper presents a study of the electrical resistivity variation with temperature in amorphous metallic ribbons from the systems $Fe_{80-X}Gd_XB_{20}$ for X = 0, 5, 7, 10 %at. and $Fe_{80-X}Sm_XB_{20}$ for X = 0, 2, 5, 7 %at., ribbons obtained by the melt quenching method. There have been used amorphous ribbon samples with 20÷40 μm thickness and 2 mm width.

2. Experimental details

For the measuring of the amorphous metallic ribbons electrical resistivity as a function of temperature there have been designed and developed a special equipment (Figure 1). It has a furnace (C) into which samples are being introduced, previously fixed on a support (PP). Furnace temperature can be adjusted by means of a thermoregulator, the electrical supply being achieved by self-transformer (AT).

The sensitive element of the thermoregulator is a Chromel-Alumel thermocouple (TC). A thermocouple of the same type is used for the measuring of the sample temperature. The platinum ducts and the thermocouple for measuring the sample temperature were being connected at the V-545 multimeter (MV), endowed with a process interface. The computer dialogue with the data acquisition module (MA) was done on the basis of a serial-parallel commutation of the multimeter mode.

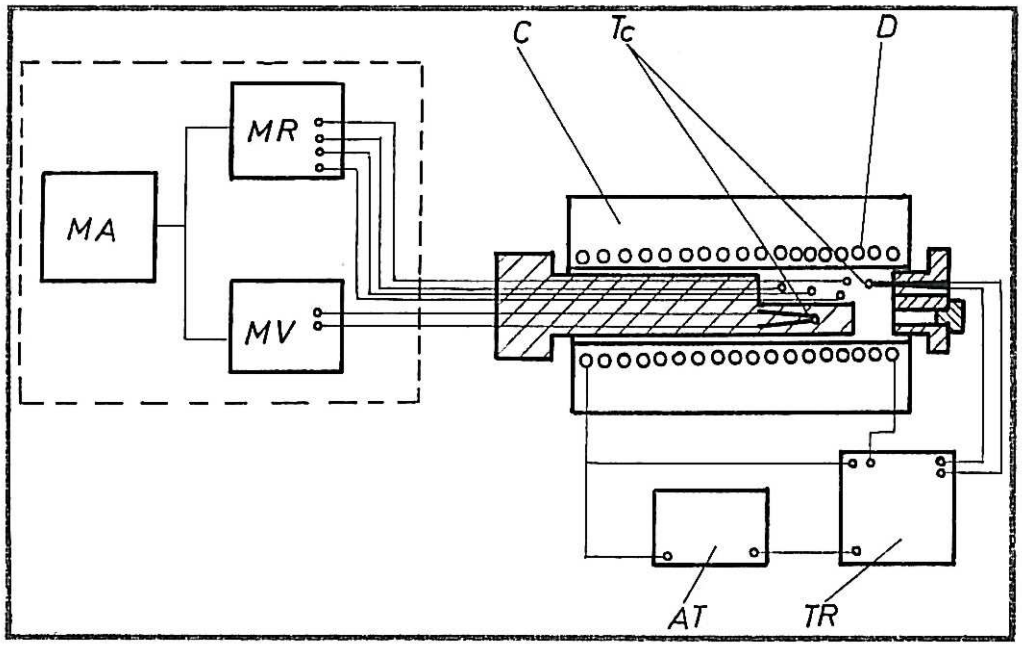


Figure 1. Electrical resistivity measurement equipement.

The experimental data for the electrical resistivity variation were taken with HAMEG-8112 measurement system, with its own interface.

The furnace has been manufactured by wrapping on a pyrolan tube of a Kantal-Al ribbon in a single layer. The furnace power is 150 W and with a maximum obtained temperature of 1200 °C.

The samples for resistivity measurements were obtained by cutting from amorphous ribbon at a length of 20 mm. We use the potential gauge method, the potential being measured with two electrodes placed at a distance **d** between them. In this case

$$V = \frac{I_d}{U_d \quad S} \tag{1}$$

where $\mathbf{I_d}$ – current, A; $\mathbf{U_d}$ – tension drop, V; **S** – cross section of the sample, m^2.

3. Results and conclusions

Measurements have been done relatively with the resistance value at 25 °C, respectively r(T)/r(25 °C). The experimental results for the obtained amorphous metallic ribbons are given in *Figure 2 and 3*.

The variation of the electrical resistivity with the temperature for the obtained amorphous metallic ribbons shows a typical shape between 20 and 250 °C, after a quasilinear law of type $\rho = \rho_o (1 + \delta T) + \beta T\gamma$, where β and γ are correction coefficients.

The system $Fe_{80-X}Sm_XB_{20}$ shows a maximum of the electrical resistivity and α coefficient at a 5 %at Sm. By comparison with the amorphous ribbons from $Fe_{37.5}Ni_{32.5-X}Cr_5Co_XB_{15}Si_{10}$ system the variation of the electrical resistivity of the Fe_{80-}

$_{X}Sm_{X}B_{20}$ system is much more uniform, fact explained by the occurring of less crystalline phases. The amorphous ribbons from this system are being recommended for X = 2 %at. Sm, for electrical use in ampermeters, precision routes for electronic measurement apparatus etc.

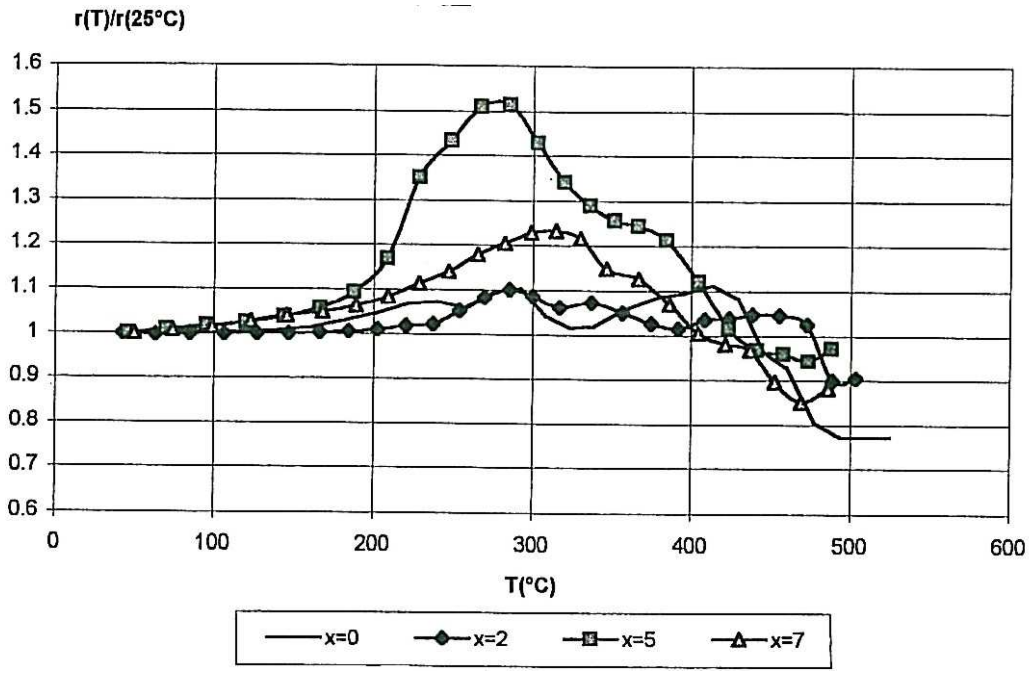


Figure 2. Electrical resistivity variation with temperature for $Fe_{80-X}Sm_{X}B_{20}$ system.

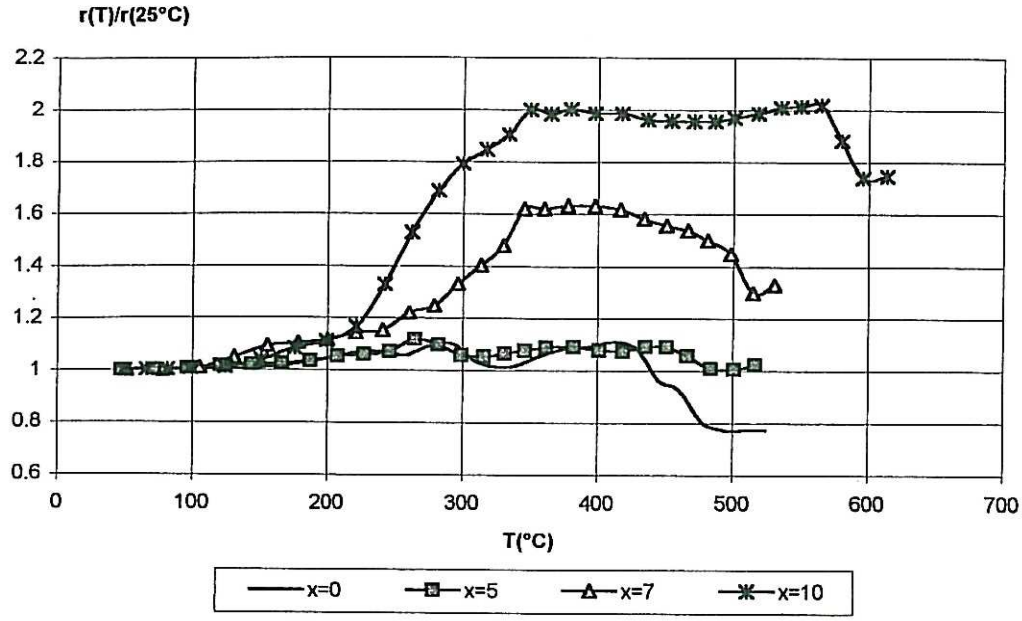


Figure 3. Electrical resistivity variation with temperature for $Fe_{80-X}Gd_{X}B_{20}$ system.

The variation of the resistivity with temperature in amorphous metallic ribbons from $Fe_{80-X}Gd_{X}B_{20}$ system shows a little increasing up to 250 °C, after which, for X = 7 and 10 %at. Gd, the resistivity (and the α coefficient) grows very much up to the

crystallisation temperature, progressively placed at higher values.

Received April 30, 2007

1.Technical University Gh. Asachi Iasi
2.Scolar Group of Services and Crafts Buzău

REFERENCES

1. **Guntherodt, H.J., Beck, H.** – *Glassy Metals I. Topics in Applied Physics*, vol. 46, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-New York, 1981.
2. **Herman, H.** – *Ultrarapid Quenching of Liquid Alloys*. *Treatise in Material Science and Technology*, vol. 20, Academic Press, London, 1981.
3. **Suzuki, K., Fujimori, H., Hashimoto, K.** – *Amorphous Metals*, translated from Japanese in Russian, Moscow, 1987.
4. **Munteanu, C., Rusu, I., Apachiţei, I.** – *Using Properties of Metallic Amorphous Ribbons From (Fe-Co-Ni) Metalloid System Obtained by Melt Quenching*, Journal de Physique, IV, Colloque C7, nov. (1993) 139.

STUDIU COMPARATIV ASUPRA VARIAŢIEI REZISTIVITĂŢII ELECTRICE CU TEMPERATURA ÎN CAZUL BENZILOR METALICE AMORFE DIN SISTEMELE $Fe_{80-X}Re_XB_{20}$ (Re = Gd, Sm)

Rezumat: Lucrarea reprezintă un studiu asupra variaţiei rezistivităţii electrice cu temperatura, în cazul benzilor metalice amorfe din sistemul $Fe_{80-X}Gd_XB_{20}$, pentru X = 0, 5, 7, 10 %at. şi sistemul de aliaje $Fe_{80-X}Sm_XB_{20}$, pentru X = 0, 2, 5, 7 %at., benzi obţinute prin călire ultrarapidă din stare lichidă. S-au folosit epruvete sub formă de bandă, cu grosimea de 20÷40 μm şi lăţimea de 2 mm. Echipamentul folosit a fost special proiectat în vederea realizării acestor cercetări, el având contactele de platină şi termocuplul de măsurare a temperaturii conectate la un multimetru V-545 cu interfaţă de proces. Datele experimentale referitoare la variaţia rezistivităţii electrice au fost obţinute cu un sistem de măsură tip HAMEG-8112, on-line cu un computer. Curba de variaţie a rezistivităţii are o formă tipică între 20 şi 250 °C, după legea $\rho = \rho_o (1 + \delta T) + \beta T\gamma$. Pentru sistemul $Fe_{80-X}Sm_XB_{20}$ variaţia rezistivităţii este relativ uniformă, având un maxim la X = 5 %at Sm şi 250 °C

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE EFFECTS OF MAGNETIC NANOPARTICLES ON CANCEROUS CELLS IN MAGNETIC FLUID HYPERTHERMIA TREATMENT

BY

GIGEL NEDELCU

Abstract: The mechanism of heat-induced cell death with magnetic nanoparticles (MNPs) generates numerous cellular changes, leading to morphological changes, cell detachment, and death. Cellular alterations include, changes in the membrane, nuclear and cytoskeletal structures, cellular metabolism, macromolecular synthesis etc. In this work the purpose is to explain the main mechanisms of magnetic fluid hyperthermia (MFH), more precisely the heating mechanisms of MNPs and the effects of this heating of MNPs through extracelullar and intracellular environments.

Keywords: magnetic nanoparticles (MNPs), heating mechanism, heating effects, cell death.

1. Introduction

Magnetic fluid hyperthermia (MFH), the heating of tissue temperature [1] using magnetic nanoparticles (MNPs), is a promising tool for therapy of various cancers. This is because tumour cells are more sensitive to temperatures in the range of 42-45ºC than normal tissue cells [2]. There are several benefits to using hyperthermia. This process not only enhances the effectiveness of other cancer treatments, but it also kills tumour cells that are resistant to other forms of treatment.

There are several methods of hyperthermia that are employed in cancer therapy: whole body hyperthermia, radiofrequency hyperthermia, inductive hyperthermia using a microwave antenna, implantable needles, and nanosized magnetic particles [3].

In this work, it is described MNPs heating theory [4-6] and the effects of MNPs on extra- and intracellular level [7].

It is crucial to understand the effect that the MFH process has on a cellular level. This paper will focus on the mechanisms of cellular destruction caused by MFH.

2. Heating theory of magnetic nanoparticles (MNPs)

There exist at least three different mechanisms by which magnetic materials can generate heat in an alternating field [8]:

1. generation of eddy currents in magnetic particles with size >1μ,
2. hysteresis losses in magnetic particles >1μ and multidomain magnetic particles,
3. relaxation losses in 'superparamagnetic' single-domain magnetic particles,
4. frictional losses in viscous suspensions.

Relaxation losses in single-domain MNPs fall into two modes: rotational (Brownian) mode and Néel mode. The principle of heat generation due to each individual mode is shown in figure 1, (a) and (b). In the Néel mode, the magnetic moment originally locked along the crystal easy axis rotates away from that axis towards the external field. The Néel mechanism is analogous to the hysteresis loss in multi-domain magnetic particles whereby there is an 'internal friction' due to the movement of the magnetic moment in an external field that results in heat generation. In the Brownian mode, the whole particle oscillates towards the field with the moment locked along the crystal axis under the effect of a thermal force against a viscous drag in a suspending medium. This mechanism essentially represents the mechanical friction component in a given suspending medium.

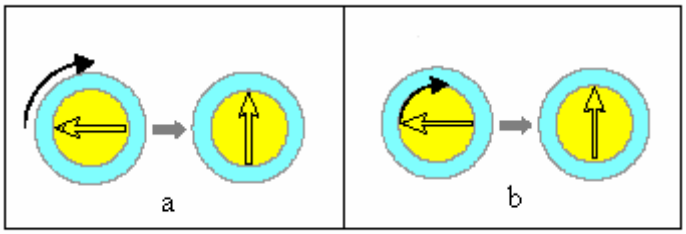


Figure 1. Relaxation mechanisms of MNP: a - Brownian relaxation, entire particle rotates in fluid; b - Néel relaxation, direction of magnetization rotates in core. The structure of MNP: core (yellow), shell (bleu). The arrow inside the core represents direction of magnetization.

The energy dissipation of MNPs in an alternating magnetic is

$$P = \pi\mu_0\chi_0 H_0^2 f \frac{2\pi f\tau}{1+(2\pi f\tau)^2} \tag{1}$$

where μ_0 is the permeability of free space, $4\pi\cdot 10^{-7}$ T m/A; χ_0 is the equilibrium susceptibility; H_0 and f are the amplitude and the frequency of alternating magnetic field; and τ is the effective relaxation time given by

$$\tau^{-1} = \tau_N^{-1} + \tau_B^{-1} \tag{2}$$

where τ_N and τ_B are the Néel relaxation and the Brownian relaxation time, respectively. τ_N and τ_B are written as

$$\tau_N = \frac{\sqrt{\pi}}{2}\tau_0 \frac{\exp(T)}{\sqrt{\Gamma}} \tag{3}$$

$$\tau_B = \frac{3\eta V_H}{kT} \tag{4}$$

where τ_0 is the average relaxation time in response to a thermal fluctuation; η is the viscosity of medium; V_H is the hydrodynamic volume of MNP; k is the Boltzmann

constant, 1.38×10^{-23} J/K; T is the temperature. Here, $\Gamma = KV_M/kT$ and V_M is the volume of MNP. The MNP volume V_M and the hydrodynamic volume including the ligand layer V_H are written as

$$V_M = \frac{\pi D^3}{6} \tag{5}$$

$$V_H = \frac{\pi(D+2\delta)^3}{6} \tag{6}$$

where D is the diameter of MNP; δ is the ligand layer thickness. The equilibrium susceptibility χ_0 is assumed to be the chord susceptibility corresponding to the Langevin equation, and expressed

$$\chi_0 = \chi_i \frac{3}{\xi}\left(\coth\xi - \frac{1}{\xi}\right) \tag{7}$$

where $\xi = \mu_0 M_d H V_M/kT$; $M_S = \phi M_d$; $H = H_0\cos 2\pi ft$; and ϕ is the volume fraction of MNPs. Here, M_d and M_S are the domain and saturation magnetization, respectively. The initial susceptibility is given by

$$\chi_i = \mu_0 \phi M_d^2 V_M/3kT \tag{8}$$

The temperature rise is calculated as $\Delta T = P\Delta t/\rho c_P$ where ρ and c_P are the effective density and the effective specific heat calculated as $\rho = \phi\rho_1 + (1-\phi)\rho_2$ and $c_P = \phi c_{P1} + (1-\phi)c_{P2}$, where subscripts 1 and 2 represent the MNPs and the medium, respectively.

3. The effects of magnetic nanoparticles (MNPs) on tumours and cancerous cells

Majority of hyperthermic treatments not achieve uniform heating of the tumour region to the desired temperature without damaging normal tissue. Therefore, researchers have proposed intracellular hyperthermia by using nanoszed magnetic particles [3]. MFH allows the heating to be restricted to the tumour area [9]. This method, which incorporates injecting the magnetic fluids directly into the tumour body, relies on the theory that any metallic objects when placed in an alternating magnetic field will have induced currents flowing within them [10]. As this occurs, the MNPs produce heat, as a product of resisting the current flow. With the application of an external AC magnetic field [11], the particles in turn heat the malignant cells when they come into contact, thus increasing the cells sensitivity to other treatments, ex. chemotherapy and radiation.

It was discovered that MNPs concentrated by an external constant magnetic field in tumour vasculature may lead to embolic lesions and necrosis of a tumour body

and further the heat produced for thermal activation of a drug enhances the effect of chemotherapy by local hyperthermic treatment of neoplastic cells [12].

The results suggested that MNPs are potentially effective tools for the treatment of solid tumours, causing both killing of the tumour cells by heat, and the induction of an immune response [3].

Using magnetite particles, Ohno *et al.*'s strategy was based on the heat radiation associated with the physical process of hysteresis loss of magnetic substance in the alternative magnetic field [13]. Instead, though, they made a thin stick-type mingled with carboxymethylcellulose (CMC) to obtain a higher heating effect [13]. The benefit of this product was that one could much more easily direct the MNPs to their desired location. What was found was that, by using CMC, the particles did not invade the surrounding normal tissue. In addition, the tumour sizes decreased, thus obtaining satisfactory results.

3.1. Effects on tumour

The response of the tumour to hyperthermia depends on the size of the tumour, its composition, physical location within the host tissue, and its vascularity [14]. During hyperthermia, the tumour bed does not vasodilate – therefore, blood flow can't increase and heat is retained in the tumour tissue at temperatures that would have caused normal capillary beds to vasodilate [14]. The growth of solid tumours is associated with the incorporation of fluid within the tumour mass as a result of nutrient deprivation, which can constitute up to 60 percent of the tumour volume [14]. This fluid, however, is void of oxygen and glucose, and contains excessive amounts of carbon dioxide and lactic acid. Under conditions of extreme nutrient deprivation, cell death occurs rapidly at 37ºC and even quicker at higher temperatures [14]. An increase in the temperature of this fluid may lead to an increase in the hydrostatic pressure due to the increase in molecular motion [14].

3.2. Destruction and death of cancerous cells in MFH treatment

Cell death occurs in two modes, *apoptosis* and *necrosis*, that are biochemically and morphologically different [15].

Apoptosis: Apoptosis is a genetically programmed and biochemically active mode of death in which the cell actively participates in its own elimination [15]. It is required for cell life span and normal development [16]. Apoptosis aids in self-deletion of injured cells, terminal differentiation of epithelial cells, and organ and tissue shaping [15]. Abnormalities of this process are implicated in several human diseases, including cancer.

This process can be recognized by cell shrinking, condensation of the chromatin, and eventually DNA fragmentation [15]. In addition, actin is considered to play a role in several main morphological events of apoptosis, including formation of blebs, cell rounding, detachment, and final cell disintegration into apoptotic bodies [16].

Cells inducing apoptosis retain much of their membrane function and do not elicit an inflammatory response [15]. This process can be triggered by radiation,

transduced signals, DNA damage, and hyperthermia. Furthermore, hyperthermia with a temperature range of 41-45ºC induces apoptosis to varying degrees in many cell lines [15]. The mechanism behind hyperthermia-induced apoptosis, however, isn't well understood. Some postulate that the primary targets are heat liable and newly synthesized proteins. These denatured proteins and unfolded nascent peptides can be cytotoxic and lead to cell death [15]. In addition, heat shock proteins act by preventing the aggregation of the denatured proteins through interactions with the ATP pathway [15]. Targeted proteins must go through the ATP pathway before they can be recognized as substrates for proteolysis. Therefore, when hyperthermia is induced on the cells, the proteins denature before the heat shock protein response can occur. It is logical to assume, then, that by administering hyperthermia, the cell can accumulate high does of heat shock proteins [15]. Some hypothesize that by inhibiting the synthesis of the heat shock proteins, the cells is unable to build a pool of protective stress proteins, and the cell loses its capability to survive [15].

Necrosis: Cells subject to toxic insult die by necrosis [17]. In this case, metabolic functions stop, which therefore causes a lack of osmotic regulation, thereby inflicting cellular swelling [17]. In addition, necrosis causes a sharp decline in ATP production, mitochondrial swelling, and eventually cytolysis and the release of pro-inflammatory agents [15]. Unlike apoptosis, these reactions occur as a natural result of loss of cell function. Although it had been widely accepted that hyperthermia always caused necrosis, it is now clear that this isn't the case [18]. Rather, hyperthermia induces apoptosis in neoplastic cells and tissues.

4. Conclusions

This paper reviews theoretical background of MNPs used in magnetic fluid hyperthermia and some of the cellular affects resulting from MFH. To summarize, tumour cells are more susceptible to high temperatures, thus allowing MFH to actually kill the malignant cells. Apoptosis, not necrosis, is one result of hyperthermia. High heat subjected to cells drastically effects the cellular components and pH is an important determinant of tumour cell death. And lastly, MNPs are emerging as a potential substance to increase the effectiveness of hyperthermia.

The future possibilities of this anti-cancer precursor are nearly endless. For example, researchers could soon use MFH treatments to completely inactivate the symptoms of HIV, thus allowing the patients to live a longer life. Further, MFH treatments may soon cure cancers such as leukemia. Although MFH is a relatively new treatment used for cancer, it has already changed the lives of many people.

REFERENCES

1. Hori Y., Nagai R., Urabe N., Yoshikawa T., and Otsuka M., **Bioorganic & Medicinal Chemistry, 10,** 2002, **111**

2. Shinkai M., Le B., Honda H., Yoshikawa K., Shimizu K., Saga S., Wakabayashi T., YoshidaJ., and Kobayashi T., **Japan Journal of Cancer Research, 92,** 2001, **1138**

3. Yanase M., Shinkai M., Honda H., Wakabayashi T., Yoshida J., and Kobayashi T., **Japan Journal of Cancer Research, 89,** 1998, **775**

4. Venkatasubramaniam S. Kalambur, Bumsoo Han, Bruce E. Hammer, Thomas W. Shield and John C. Bischof, **Nanotechnology, 16,** 2005, **1221**
5. Hergt R., Dutz S., Muller R. and Zeisberger M., **J. Phys.: Condens. Matter 18,** 2006, **2919**
6. Maenosono S. and Saita S., **IEEE Transactions on Magnetics, 42,** 2006, **1638**
7. Rister C., **Anatomy and Physiology for Engineers,** 2004
8. Andra W., **Magnetism in Medicine,** Berlin: Wiley–VCH, 1998
9. Tartaj P., Morales M., Veintemillas-Verdaguer S., González-Carreño T., and Serna C., **Journal of Physics D: Applied Physics**, **36,** 2003, **182**
10. Berry C. and Curtis A., **Journal of Physics D: Applied Physics**, **36,** 2003, **198**
11. Ŝafařik I. and Ŝafařiková M., **Chemical Monthly**, **133,** 2002, **737**
12. Babincová M., Leszczynska D., Sourivong P., Babinec P., and Leszczynski J., **Medical Hypotheses**, **62,** 2004, **375**
13. Ohno T., Wakabayahi T., Takemura A., Yoshida J., Ito A., Shinkai M., Honda H., and Kobayashi T., **Journal of Neuro-Oncology**, **56,** 2002, **233**
14. Vertrees R., Leeth A., Girouard M., Roach J., and Zwischenberger J., **Perfusion**, **17,** 2002, **279**
15. Poe B. and O'Neill K., **Apoptosis**, **2,**1997, **510**
16. Luchetti F., Mannello F., Canonico B., Battistelli M., Burattini S., Falcieri E., and Papa S., **Apoptosis, 9,** 2004, **635**
17. Huschtscha L., Jeitner T., Andersson C., Bartier W., and Tattersall M., **Experimental Cell Research, 212,** 1994, **161**
18. Rong Y. and Mack P., **International Journal of Hyperthermia**, **16,** 2000, **19**-27.

Received March 31nd , 2007 *"Al.I.Cuza" University, Faculty of Physics,Iaşi*

EFECTELE NANOPARTICULELOR MAGNETICE ASUPRA CELULELOR CANCEROASE IN TRATAMENTUL PRIN HIPERTERMIE CU FLUIDE MAGNETICE

Rezumat: Mecanismul distrugerii celulelor canceroase prin inducerea de căldură într-o tumoură cu ajutorul hipertermiei cu nanoparticule magnetice este putin cunoscut. De aceea am descris în această lucrare nu numai mecanismul fizic prin care nanoparticulele magnetice se încălzesc sub acțiunea unui câmp magnetic alternativ exterior, ci şi efectele căldurii degajate de aceste nanoparticule magnetice asupra țesuturilor tumourale şi implicit asupra celulelor tumourale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SIMULATION OF THE TECHNOLOGIES OF HEATING OF THE STEELS WITH HALF-WARM INITIAL CONDITION, DESIGNED IN C# LANGUAGE

BY

VASILE CAŢARSCHI[a], DAN-GELU GĂLUŞCĂ[a], MIHAI DUMITRU[a] and SMARANDA CAŢARSCHI[b]

Abstract: The biggest quantity of the forged parts of steel are achieved from ingots with the half-warm initial condition, at the introduction of these ones in the heating furnaces, when the temperature of the centre is bigger than the surface temperature. This is performed by the transport of the ingots after stripping in thermos wagons to the forging workshops or by direct transport, when the forging workshop is close to the electric steelworks. In this work three variants of the technologies of ingots heating for forging are presented, related to steel ingots equivalently cylindrical, charged in half-warm initial condition in the furnace, and a variant of the technology of heating of half-cold ingots, with the centre warmer than the surface, at which the temperature of the surface has decreased up to 400-600°C. The software's related to the regimes of heating as parts of the heating technologies are performed on PC in C# language.

Keywords: technologies of heating, C# language, half-warm initial condition, heating diagrams.

1. Introduction

The results of the mathematic modelling [1], of each heating regime, part of a heating technology for the steel half-products equivalently cylindrical, are designed in C# language taking into account the particularities of the initial and final condition of the metal.

After the introduction in the furnace of the warm ingot in the first heating regime, when the temperature of the centre is higher than the surface temperature, while the surface begins to heat, the temperature of the centre of the ingot continues to go down. This cooling takes place until the thermal flow from the surface reaches the ingot axle, moment when the centre of this one starts to heat. The time of cooling of the ingot centre named also "time of thermal inertia" (τ'), depends on the size of the ingot radius ($0 < r < R$) and on the thermal diffusivity (a_0), as per the following relation [2], [3]:

$$\tau' = \frac{r^2}{8 \cdot a_0} \qquad [h] \qquad (1)$$

After the time of thermal inertia, the centre of the ingots starts also to heat, and the thermal gradient of the ingot begins to decrease until a final value of this one is reached (ΔT_f) when the ingot is evacuated from the furnace in order to be forged on the press. If the initial thermal gradient from the ingot (ΔT_0) is very big, it is possible that the heating finish (to reach ΔT_f) in the thermal inertia interval (τ'), [4].

2. Simulation of the technologies

1. *Heating of the half-warm steel ingots with the initial thermal gradient different from zero*

The heating of the warm ingots with the initial temperature (after stripping) comprised between $T_{surf.init.}$ = 650-850°C and $T_{surf.init.} < T_{centre.init.}$ is achieved in two periods, i.e. (fig.1), [5], [6]:

- regime 1 of heating is achieved with constant increase speed (w_1) of the furnace temperature:

$$T_{furn.1} = T_{furn.in} + w_1 \sum_{i=1}^{n} \Delta\tau_i \quad n = 1, 2, 3, \dots, \infty \tag{2}$$

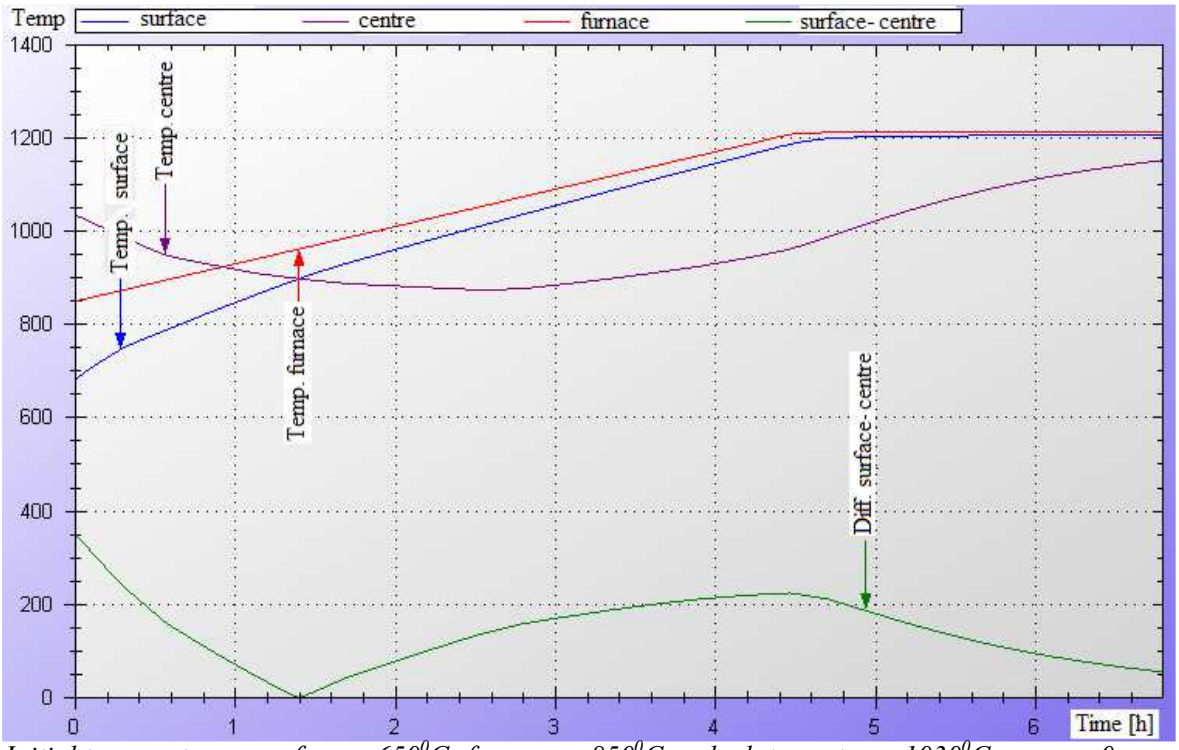
where: $T_{furn.in}$, $T_{furn.1}$ – initial temperature and respectively temperature of the first heating period;

w_1 – speed of heating of the furnace from the first heating period;

$\Delta\tau_i$ – time step;

n – number of the time steps until the final condition of the respective heating period is achieved;

- regime 2 of heating is achieved at constant furnace temperature ($T_{furn\ 2}$ = const.)



Initial temperatures: surface = 650^{0}C; furnace = 850^{0}C; calculate centre = 1030^{0}C; r_{centre} = 0 mm; Final temperatures: surface = 1207^{0}C; centre = 1154^{0}C; furnace = 1212^{0}C; Heating time [hours]: t_1 = 4.52; t_2 = 2.33; Total time = 6.85; Heating speeds [^{0}C/h]: v_1 = 59; medium diameter = 1200 mm; ingot length = 2700 mm; ingots number = 2; furnace CI = 40.0 m^2; r_{furn} = 4.414;

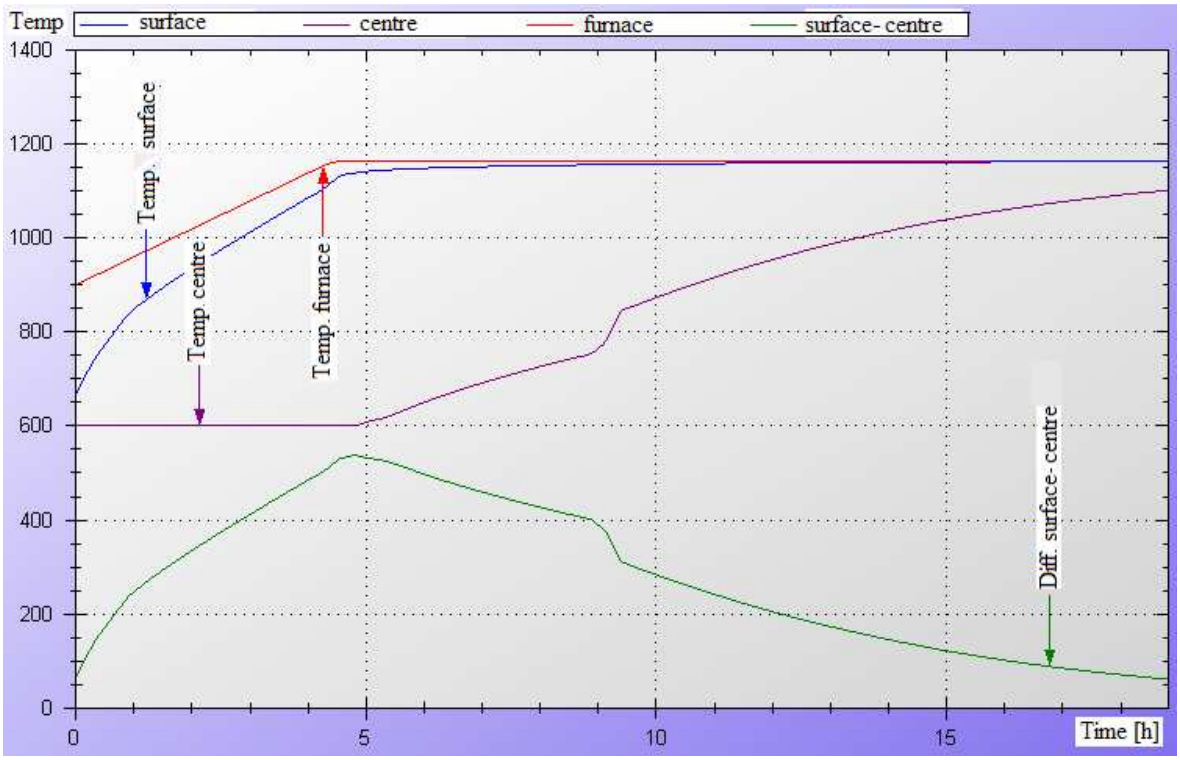
Fig. 1 Heating of half-warm steel ingots in 2 periods, with the initial thermal gradient different from zero, steel mark 90VMoCr18

2. *Heating of half-warm steel ingots with the initial thermal gradient zero*

A particular case is that when the temperature of the metal surface arrives to be

equal with that of the centre after the maintaining of the ingots in a furnace of thermal conservation and after that the ingots are transferred in a heating furnace in order to continue the heating up to the forging temperature.

In this case, the heating of the ingots with constant initial temperature ($T_{surf.init.} = T_{centre.init.} = 650\ldots750°C$) occurs still in two periods as in the previous case, with the remark that the temperature of the centre maintains constant in the thermal inertia interval (τ'), (fig.2), [5], [6].



Initial temperatures: surface = 600^{0}C; centre = 600^{0}C; furnace = 900^{0}C; r_{centre} = 0 mm;
Final temperatures: surface = 1162^{0}C; centre = 1102^{0}C; furnace = 1164^{0}C;
Heating time [hours]: t_1 = 4.45; t_2 = 14.52; Total time = 18.97; Heating speeds [^{0}C/h]: v_1 = 59; medium diameter = 1613 mm; ingot length = 4110 mm; ingots number = 2; furnace CI = 40.0 m^2; r_{furn} = 3.99;
Fig. 2 Heating of half-warm steel ingots in 2 periods, with the initial thermal gradient zero, steel mark 34MoCrNi15

3. *Re-heating of the warm steel ingots with the initial thermal gradient different from zero*

This technology is applied for the re-heating of the ingots between the forging operations, when the temperature of the surface went down under 800…850°C and the initial temperature of the centre ($T_{centre.init.}$) is lower than the centre final temperature of the previous heating ($T_{centre.fin.}$)

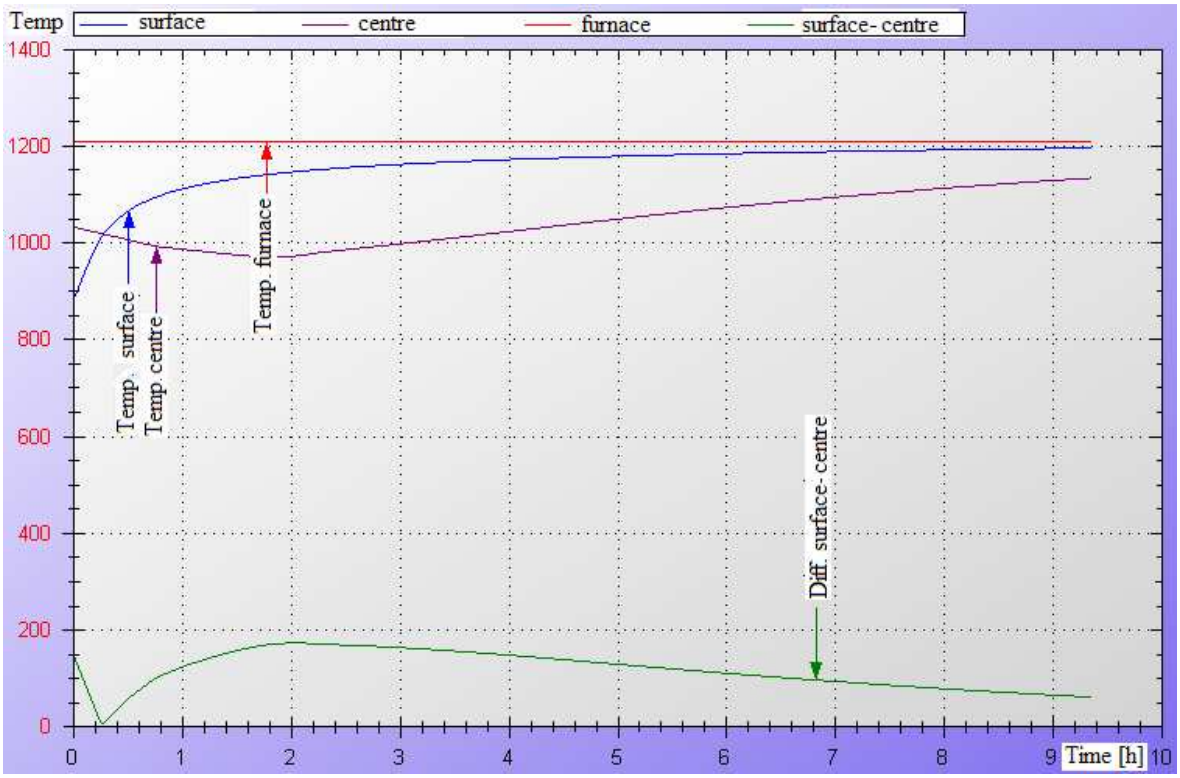
$$T_{surf.init.} < T_{centre.init.} < T_{centre.fin.} \tag{3}$$

The re-heating of the ingots takes place in a single heating period with the regime (fig.3), [5], [6]:

$$T_{furn.} = const. \text{ and } \Delta T_0 \neq 0 \tag{4}$$

And in this case, in the interval of thermal inertia (τ') a cooling of the centre of the half-product equivalently cylindrical takes place and then the proper heating of this one follows. The heating is finalized when the final thermal gradient (ΔT_{fin}) has reached a prescribed value as per the condition:

$$\Delta T_{fin.} \leq \Delta T_{fin.pr.} \tag{5}$$



Initial temperatures: surface = 850^{0}C; furnace = 1209^{0}C; r_{centre} = 0 mm;
Final temperatures: surface = 1196^{0}C; centre = 1137^{0}C; furnace = 1209^{0}C;
Heating time [hours]: t_1 = 9.55;- r_{furn} = 3.99;
medium diameter = 1613 mm; ingot length = 4110 mm; ingots number = 2; furnace CI = 40.0 m^2;

Fig. 3 Re-heating of warm steel ingots in 2 periods, with the initial thermal gradient different from zero, steel mark 55MoCrNi15

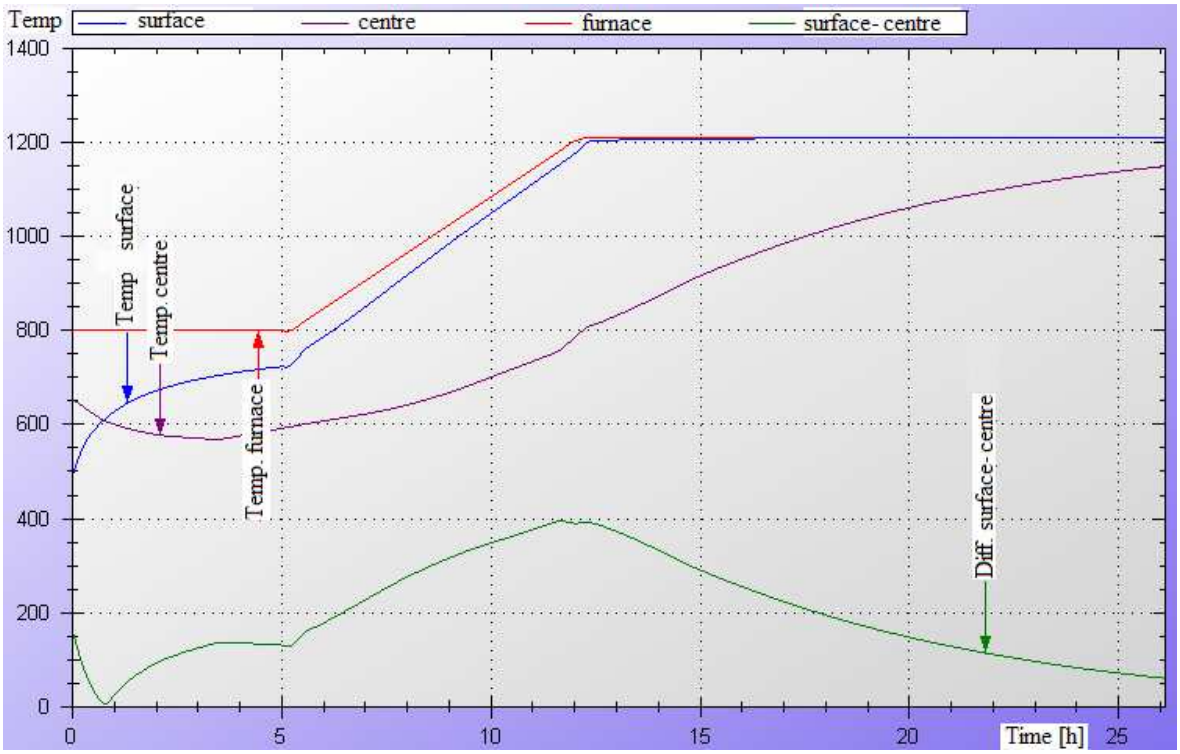
4. *Heating of the half-cold steel ingots with the initial thermal gradient different from zero.*

The half-cold ingots are defined those that after stripping became cold at the surface up to $T_{surf.init.}$ = 400…600°C, with $T_{centre.init.} > T_{surf.init.}$ and $\Delta T_0 \neq 0$.

The heating of the half-cold ingots takes place in three heating periods, with the regimes (fig.4), [5], [6]:

- regimes 1 and 3 of heating are achieved with constant furnace temperature ($T_{furn.1}$ = const.; $T_{furn.3}$ = const.)
- regime 2 of heating is achieved with constant speed (w_1)of increase of the furnace temperature (relation 2).

The heating of the ingot centre starts after the thermal inertia interval (τ'), in which the centre continued to cool down.



Initial temperatures: surface = 450^{0}C; furnace = 800^{0}C; r_{centre} = 0 mm;
Final temperatures: surface = 1209^{0}C; centre = 1150^{0}C; furnace = 1210^{0}C;
Heating time [hours]: t_1 = 5.22; t_2 = 6.91; t_3 = 14.11; Total time = 26.24;
Heating speeds [^{0}C/h]: v_1 = 59; - r_{furn} = 3.99;
medium diameter = 1613 mm; ingot length = 4110 mm; ingots number = 2; furnace CI = 40.0 m^2;

Figure 4: Heating of half-cold steel ingots in 3 periods, with the initial thermal gradient different from zero, steel mark 12MoCr50

3. Conclusions

The simulation of the technological heating processes on PC, presented at the numbers 1…4, determine the superior instruction of the students from the faculties in this profile (Materials Science and Engineering) as well as of the engineers from the workshops of forging on presses from the companies with hot sectors.

Heating diagrams for the concrete cases of the production workshops can be quickly obtained on a laptop, depending on the real conditions of the furnace charging with a charge of ingots of which the initial data are known (surface temperature, steel grade, dimensions of the representative ingot of the charge, type of the heating furnace and the initial temperature of this one, number of ingots etc.), [7].

Received April 25, 2007

[a] Technical University "Gh. Asachi" of Iassy,
[b] "Anghel Saligny" Technical School of Iassy

REFERENCES

1. Catarschi, V. – *Contributions to Computer Mathematical Adaptation of the Heating Technologies of Flow Susceptible Steel Ingots.* Buletinul Institutului Politehnic Iasi, Tomul XL(XLIV). Fasc.3-4/1994, Sectia IX, **704-712**.
2. Carslaw, H. S., Jaeger, J. C.- Conduction of Heat in Solids. At. the Clarendon Press, Oxford, 1964.

3. Roman, E., Maeder - *Programming in Mathematics*. Addison Wesley Publishing Company, Redwood City, California, U.S.A., 1991.
4. Samoilovici, Iu. A, Timospolskii, V. I. - *Nagrev stali:Spravocinic posobie.* Visaia scola..Minsk, 1990, **8-81**.
5. Catarschi, V. - *Contribution considering the computer designed technologies for steel ingots heating in INCFOR programs***.** METALURGIA INTERNATIONAL, nr.4/2004, ISSN 1582-2214, **8-13**.
6. Catarschi, V. - *Manufacturing Engineering of the Forged Mill Rolls for Rolled Products from SC FORTUS S.A. Iasi.* METALURGIA INTERNATIONAL**,** Nr.5/2004, ISSN 1582-2214, **27-34**.
7. Nemzer, G.G. - *Teplovie protessi proizvodstva crupnih pocovoc.* Masinostroenie, Leningrad, 1979.

SIMULAREA TEHNOLOGIILOR DE ÎNCĂLZIRE A OȚELURILOR CU STAREA INIȚIALĂ SEMICALDĂ, PROIECTATE ÎN LIMBAJUL C#

Rezumat: Cea mai mare cantitate de piese forjate din oțel se realizează din lingouri cu starea inițială semicaldă, care la introducerea lor în cuptoarele de încălzire, au temperatura centrului mai mare decât tempertura suprafeței. Acest lucru se realizează prin transportul lingourilor după stripare în vagoane termos la secția de forjă sau prin transportul direct în cazul în care secția de forjă se află la capătul oțelăriei electrice. În această lucrare se prezintă trei variante tehnologice de încălzire pentru forjare a ligourilor din oțel echivalent cilindrice încărcate cu starea inițială semicaldă in cuptor și o variantă tehnologică de încălzire a lingourilor semireci, cu centrul mai cald decât suprafața, iar temperatura suprafeței se află între 400-600^{0}C. Softurile realizate pentru regimurile de încălzire fac parte din tehnologiile de încălzire proiectate pe PC în limbajul C#.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SIMULATION OF THE TECHNOLOGIES OF HEATING OF STEELS WITH COLD INITIAL CONDITION, DESIGNED IN C# LANGUAGE

BY

VASILE CAŢARSCHI[a], DAN-GELU GĂLUŞCĂ[a], AUREL FLORESCU[a] and SMARANDA CAŢARSCHI[b]

Abstract: The advanced technologies at international level are those assisted by PC still in the design stage of these ones and till at the obtaining of the finished product. More and more the accent is put on the nanotechnologies, while the technologies of certain products and half-products of tens or hundreds of tons advance more slowly, even if these ones are used in the metallurgical industry, nuclear-energetic industry, naval industry, petrochemical industry, etc. In the present work are shown three variants of technologies of heating for forging of the ingots equivalently cylindrical of steel, charged in cold condition in the furnace, as well as of the milling rolls forged with a view to heat treatment. The software product utilized is formed by computer software related to the heating regimes designed in C# language. Heating diagrams obtained can be used both for the simulation of the heating technological processes and for their application at industrial scale in the production workshops of hot sectors.

Keywords: advanced technologies, technologies of heating, C# language, heating diagrams

1. Introduction

The achievement of certain optimal heating technologies both for the ingots equivalently cylindrical of steel and the forged milling rolls is made by PC assisted design. In the same time, it is absolutely necessary that the application of certain advanced heating technologies be achieved by means of modern heating technologies, with high flexibility, with reduced thermal inertia, with as high degree of heat recovering, with minimum energetic losses etc.

In order to achieve these technologies, it is absolutely necessary to achieve yet in the designing stage the optimal furnaces and if the existent furnaces are used, these ones must be modernized and optimized.

In the scheme of research-design of the thermal processes in steels, with a view to achieving the mathematic modelling of these processes, an important role is occupied by the schema of the statistic components included in the designing of heating technologies for plastic deformation (fig.1), [1].

2. Simulation of the technologies

For the design in C# language (C_{Sharp}) of the heating technologies for plastic deformation, a software product is assembled, formed by computer software afferent to each technology.

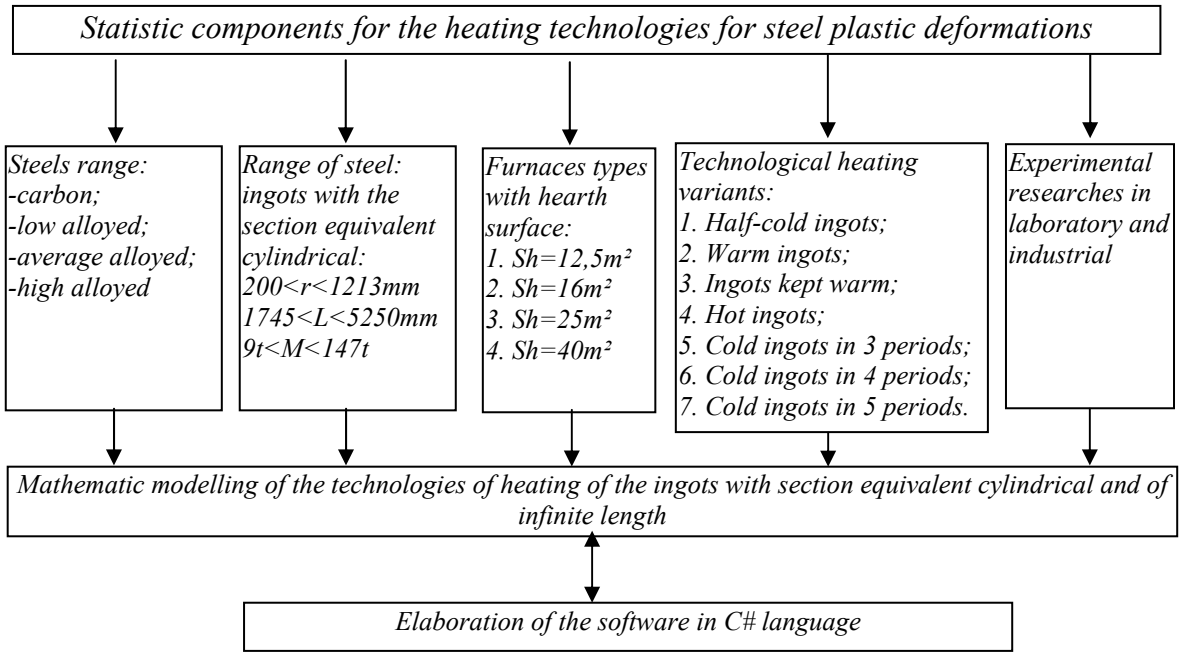


Fig. 1 Scheme of the statistic components for the heating technologies for steels plastic deformation

This computer software are performed based on mathematic modelling [1], of each heating regime related to the 3 technological variants for the steels with cold initial condition, as follows [2], [3]:

1. *Heating of cold ingots in 3 periods (fig.2) contains :*

- 1st and 2nd heating regimes are achieved with constant speed (w_1 and w_2) of furnace temperature increase:

$$T_{furn.1} = T_{furn.in} + w_1 \sum_{i=1}^{n} \Delta\tau_i \quad n = 1, 2, 3, \ldots, \infty \tag{1}$$

where: -$T_{furn.in}$, $T_{furn.1}$ – initial temperature and respectively temperature of the first heating period;

- w_1 – speed of heating of the furnace from the first heating period;
- $\Delta\tau_i$ – time step;
- n – number of the time steps until the final condition of the respective heating period is achieved;

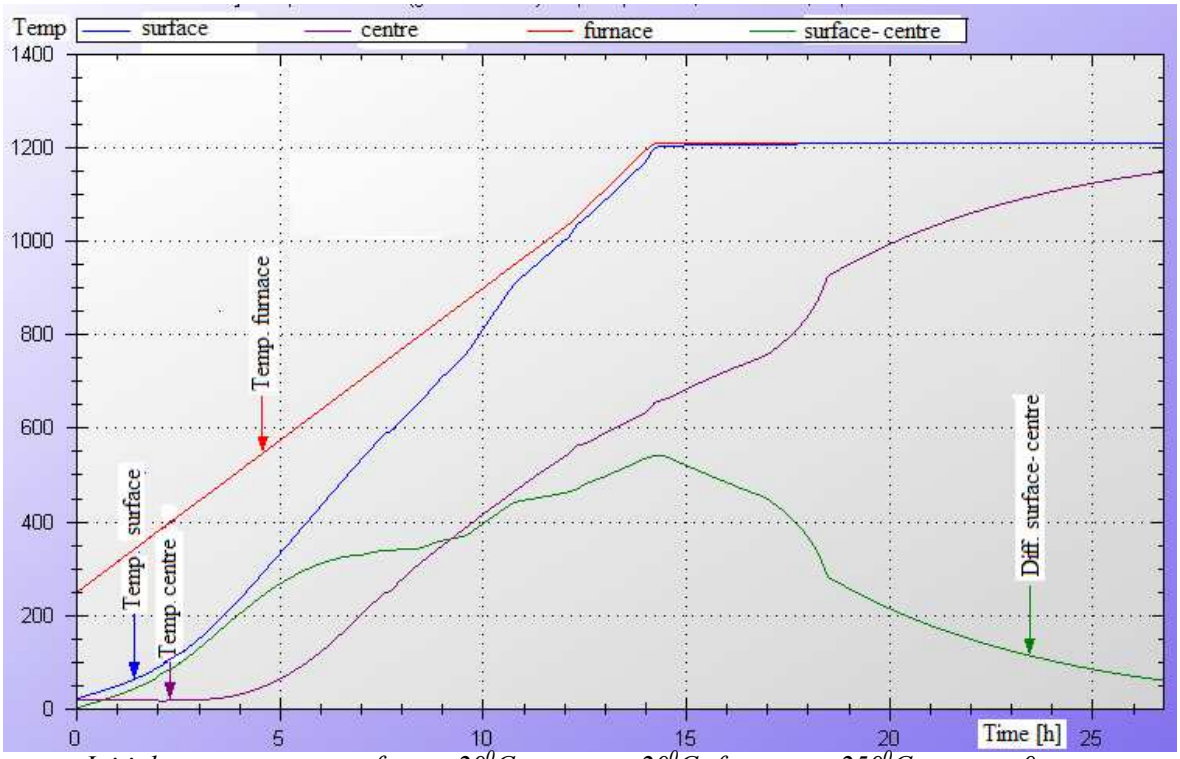
- the 3rd heating regime is achieved with constant temperature of the furnace ($T_{furn.3}$ = constant)

2. *Heating of cold ingots in 4 periods (fig.3) contains :*

- 1st an 4th heating regimes are achieved with constant temperature of the furnace ($T_{furn.1}$ = const., $T_{furn.2}$ = const.);
- 2nd and 3rd heating regimes are achieved with constant speed of furnace temperature increase (w_2 and w_3) (similar to 1st and 2nd regimes from the case 1).

3. *Heating of cold ingots in 5 periods (fig.4) contains :*

- 1st, 3rd and 5th heating regimes are achieved with constant temperature of the furnace ($T_{furn.1}$ = const., $T_{furn.3}$ = const., $T_{furn.5}$ = const.)
- 2nd and 4th heating regimes are achieved with constant speed of furnace temperature increase (w_2 and w_4), (similar to 1st and 2nd regimes from the case 1).



Initial temperatures: surface = 20^0C; centre = 20^0C; furnace = 250^0C; r_{centre} = 0 mm;
Final temperatures: surface = 1186^0C; centre = 1136^0C; furnace = 1210^0C;
Heating time [hours]: t_1 = 12.19; t_2 = 1.99; t3 = 12.65; Total time = 26.83;
Heating speeds [^{0}C/h]: v_1 = 84; v_2 = 100; - r_{furn} = 3.99;
medium diameter = 1613 mm; ingot length = 3200 mm; ingots number = 2; furnace CI = 40.0 m^2;

Fig. 2 Heating of cold ingots in 3 periods, steel mark 65MnCr15

Based on the statistic components scheme it is possible to effect the synthesis of the statistic information that together with the laboratory and industrial experiments can determine the particularization of certain technologies by groups of materials, groups of dimensions and the same heating furnace or different combinations between steel grades, ingots dimensional range and the types of heating furnaces [4], [5].

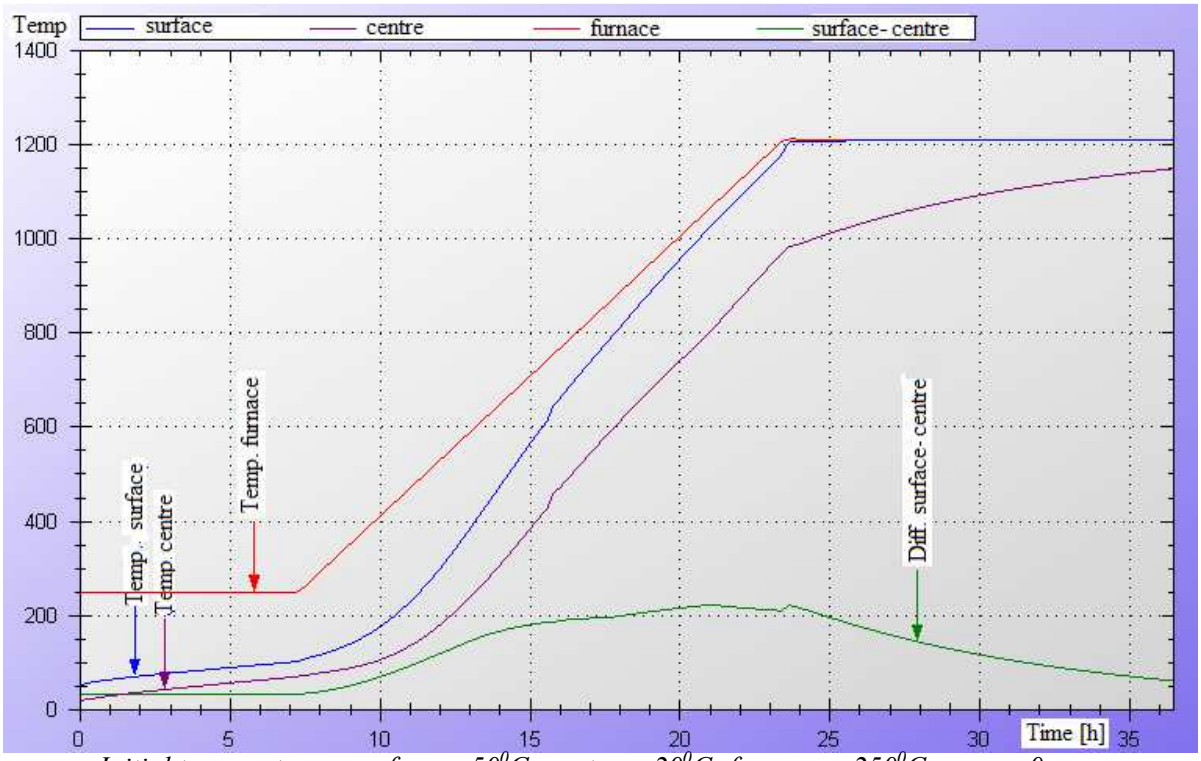
The development of the statistic components scheme (fig.1) needs the detailing of its components as it follows:

a) The steel grade contains: carbon steels, low alloyed steels, medium alloyed steels and high alloyed steels. The first two categories of steel can be framed in the heating cases (1) and (2) and the medium alloyed steels and high alloyed steels have to frame in the 3rd heating case (in 5 periods).

b) The range of steel ingots with the section equivalently cylindrical where the ingot radius is framed in the interval 1745…5250 mm and the ingot mass between 9 and 147 tons, must be framed depending on the ingots charge size in one of the four types of existent furnaces, in order to not exceed the maximum charging on the furnace hearth. In this range, conforming to the norms of S.C. FORTUS S.A Iasi, a number of 52 types – dimensions of ingots can be elaborated, ingots that could frame into the above dimensions and mass.

c) The types of heating furnaces like chamber with mobile hearth, heated with gas flame, have the hearth surface comprised in one of the following four cases : 1) S_v = 12.5 m²; 2) S_v = 16.0 m²; 3) S_v = 25.0 m²; 4) S_v = 40.0 m². Each type of furnace contains, into the framework of the mathematic modelling of the heat change

between the furnace chamber and the metallic charge, the three dimensions: the length and the width of the mobile hearth and the high of the furnace chamber. In these furnaces a very big variety of metallic charges can be introduced.



Initial temperatures: surface = 50^{0}C; centre = 20^{0}C; furnace = 250^{0}C; c_{entre} = 0 mm;
Final temperatures: surface = 1210^{0}C; centre = 1150^{0}C; furnace = 1211^{0}C;
Heating time [hours]: t_1 = 7.27; t_2 = 8.73; t_3 = 7.46; t_4 = 13.26; Total time = 36.72;
Heating speeds [^{0}C/h]: v_1 = 59; v_2 = 69; - r_{un} = 3.99;
Medium diameter = 1613 mm; ingot length = 3200 mm; ingots number = 2; furnace CI = 40.0 m^2;

Fig. 3 Heating of cold ingots in 4 periods, steel mark 13CrNi30.

d) The experimental researches, in laboratory and in industry, bring the necessary data to the introduction of checking at cracking during heating, as well as for the necessary correction applied to the theoretical heating diagrams, by respect to the experimental ones.

The determination of surface $T_{surf.n}$ ($T_{s.n.}$) and of $T_{centr.n}$ ($T_{c.n.}$) centre temperatures for a heated cylindrical ingot with equivalent radius R, for the heating mode $T_{furn.n}$ = const., in the conditions when the initial thermal gradient is $\Delta T_0 \neq 0$, the following relations are given [2], [3], [5]:

$$T_{s.n.} = T_{cupt0} + (T_{s.0.} \quad T_{cupt0}) \sum_{n=1}^{\infty} M_n J_0(z_n) e^{\ z_n^2 Fo} \tag{2}$$

$$T_{c.n} = T_{cupt.0} + (T_{s.0} \quad T_{cupt.0}) \sum_{n=1}^{\infty} M_n e^{\ z_n^2 Fo} \quad \Delta T_0 \sum_{n=1}^{\infty} W_n e^{\ z_n^2 \ Fo} \tag{3}$$

where: $M_n = \dfrac{2J_1(z_n)}{z_n[J_0^2(z_n) + J_1^2(z_n)]}$ and $W_n = \dfrac{4J_2(z_n)}{z_n^2[J_0^2(z_n) + J_1^2(z_n)]}$ (4)

$J_0(z_n)$; $J_1(z_n)$; $J_2(z_n)$ – Bessel function of 0; 1; 2 order and argument z_n;

$$\frac{J_0(z_n)}{J_1(z_n)} = \frac{z_n}{h \quad R} \tag{5}$$

$z_n = m_n R$ are the solutions of the transcendent equation (5) for $n = 1, 2, \ldots, \infty$.
R – equivalent radius of the mill roll, in mm;

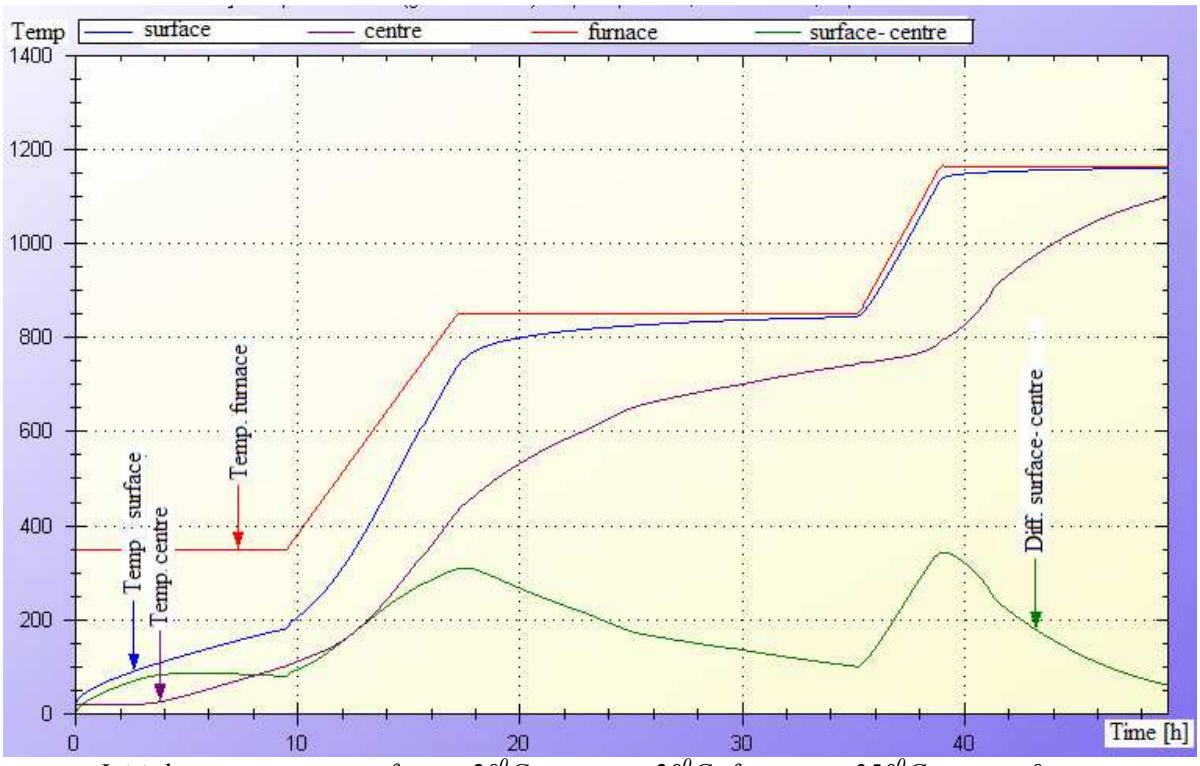
$h = \frac{\alpha}{\lambda}$ - the relative coefficient of thermal transfer of the steel;

α - heat passing coefficient at the surface of the metal;
λ - thermal conductivity coefficient at the surface in the metal;

$F_0 = \frac{a \cdot \tau}{R^2}$ - Fourier's criterion of metal heating;

$a = \frac{\lambda}{c \cdot \gamma}$ - thermal diffusivity coefficient of the steel;

c – specific heat of heated steel;
$\boldsymbol{\tau}$ - heating time, in hours;
γ - specific weight of the metal, depending on its chemical composition;
$hR = Bi$ – Biot's criterion of the metal heating;
$\Delta T_0 = T_{surf.0} - T_{centr.0}$ – initial thermal gradient of metal heating.



Initial temperatures: surface = 20^{0}C; centre = 20^{0}C; furnace = 350^{0}C; c_{entre} = 0 mm;
Final temperatures: surface = 1160^{0}C; centre = 1100^{0}C; furnace = 1162^{0}C;
Heating time [hours]: t_1 = 9.49; t_2 = 7.70; t_3 = 18.04; t_4 = 3.67; t_5 = 10.30; Total time = 49.20;
Heating speeds [^{0}C/h]: v_1 = 65; v_2 = 85; - r_{furn} = 3.99;
medium diameter = 1613 mm; ingot length = 3200 mm; ingots number = 2; furnace CI = 40.0 m^2;

Fig. 4 Heating of cold ingots in 5 periods, steel mark 90VMoCr18

3. Conclusions

The five statistic components introduced in the mathematic modelling of the heating technologies of the ingots with the cross section equivalently cylindrical and the designing of afferent computer software in C# language for each technology can form a software product of which both the industrial production sectors and the suppliers of industrial furnaces could benefit [6], [7].

Received April 25, 2007

[a] Technical University "Gh. Asachi" of Iassy,
[b] "Anghel Saligny" Technical Scool of Iassy

REFERENCES

1. Catarschi, V. – *Contributions to Computer Mathematical Adaptation of the Heating Technologies of Flow Susceptible Steel Ingots.* Buletinul Institutului Politehnic Iasi, Tomul XL(XLIV). Fasc.3-4/1994, Sectia IX, **704-712**.
2. Carslaw, H. S., Jaeger J. C.- Conduction of Heat in Solids. At. the Clarendon Press, Oxford, 1964.
3. Roman, E., Maeder - *Programming in Mathematics*. Addison Wesley Publishing Company, Redwood City, California, U.S.A., 1991.
4. Samoilovici, Iu. A, Timospolskii, V. I. - *Nagrev stali:Spravocinic posobie.* Visaia scola..Minsk, 1990, **8-81**.
5. Catarschi, V. - *Contribution considering the computer designed technologies for steel ingots heating in INCFOR programs***.** METALURGIA INTERNATIONAL, nr.4/2004, ISSN 1582-2214, **8-13**.
6. Catarschi, V. - *Manufacturing Engineering of the Forged Mill Rolls for Rolled Products from SC FORTUS S.A. Iasi.* METALURGIA INTERNATIONAL**,** Nr.5/2004, ISSN 1582-2214, **27-34**.
7. Nemzer, G.G. - *Teplovie protessi proizvodstva crupnih pocovoc.* Masinostroenie, Leningrad, 1979.

SIMULAREA TEHNOLOGIILOR DE ÎNCĂLZIRE A OȚELURILOR CU STAREA INIȚIALĂ RECE, PROIECTATE ÎN LIMBAJUL C#

Rezumat : Tehnologiile avansate la nivel mondial sunt cele asistate de PC, încă din faza de proiectare a acestora şi până la obținerea produsului finit. Se pune accent din ce în ce mai mult pe nanotehnologii, în timp ce tehnologiile unor produse şi semifabricate de zeci sau sute de tone avansează mai lent, cu toate că acestea sunt utilizate în industria metalurgică, industria nuclearo-energetică, în industria navală, petrochimică etc. În lucrare se prezintă trei variante ale tehnologiilor de încălzire pentru forjare a lingourilor echivalent cilindrice din oțel, încărcate în stare rece în cuptor, precum şi a cilindrilor de laminor forjați, în vederea tratamentelor termice. Produsul soft utilizat este format din programe ale regimurilor de încălzire proiectate în limbajul C#. Diagramele de încălzire obținute pot fi utilizate atât pentru simularea proceselor tehnologice de încălzire, cât şi pentru aplicarea lor la scară industrială în secțiile de producție ale sectoarelor calde.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCHES CONCERNING BIOACTIVE METAL-CERAMIC IMPLANTS

BY

GHEORGHE T. POP [(a)], LILIANA VERESTIUC[(a)], GABRIELA CIOBANU[(b)], OCTAVIAN CIOBANU[(a)], IOAN CARCEA[(c)], ROMEU CHELARIU[(c)], NICOLETA LUPU [(d)], MONICA ROSTAMI [(e)] and VASILE DIA[(f)]

Abstract: Bioactive materials are those materials which spontaneously bond to living bone. Among such materials one could mention Bioglass, Hydroxyapatite and Glass Ceramic. The Bioactive materials form a bone-like apatite layer on their surfaces in the living body and bond to bone through this apatite layer. Such properties are induced by functional groups: Si-OH, Ti-OH, Zr-OH, H_2PO_4 and – COOH. These fundamental findings provide methods for preparing new bioactive materials with improved mechanical properties such as titanium alloy, silica-ceramic and inorganic-organic composites through biomimetic process. Titanium metal and its alloys are very tough and have been widely used as orthopedic and dental implants. They are, however, non-bioactive and therefore, are usually coated with HA by using a high-temperature process, such as the plasma spraying method, which partially decomposes and melts the HA. It has been suggested that such HA coatings are liable to delaminate from the substrate and to dissolve in a short period after implantation. In view of the composition of the above functional groups effective for apatite nucleation, titanium metal and its alloys have the potential to exhibit intrinsic bioactivity by a surface modification by biomimetic processes, which has been used to deposit micronic bone like apatite, as we did in this work.

Keywords: hydroxyapatite, apatite-like bone, titanium, biomimetic process

1. Introduction

In the recent years, hydroxyapatite (HA) ceramic implants have attracted much attention as an alternative substance for autogenous free bone grafting [1-3]. It is the most prominent bioactive ceramic and is widely used and investigated. Applications include coatings of orthopaedic and dental implants, alveolar ridge augmentation, maxillofacial surgery, otolaryngology, and scaffolds for bone growth and as powders in total hip and knee surgery [4-5].

Synthetic HA is classified as polycrystalline ceramics since its material structure is derived from individual crystals that have been fused together by a high temperature sintering. Many biocompatibility studies prove that HA has a very similar chemical composition as the inorganic part of human hard tissue, such as bone and teeth. The most important advantage of HA being a bioactive material is that bone will form a direct chemical bond to HA implant without forming a collagen interface layer which is usually found in many other bioinert materials after implantation.

In view of the composition of the above functional groups effective for apatite nucleation, titanium metal and its alloys have the potential to exhibit intrinsic bioactivity by a surface modification, by biomimetic processes, which has been used to deposit micronic bone like apatite, as we did in this work.

2. Experimental

2.1. Materials

Metallic titanium and Ti_6Al_4V alloy were used as support materials and were obtained from ZIROM R.A. Giurgiu. Materials had a cylindrical bar form with a diameter of 60 mm and a high purity according to Tables 1 and 2. Metallic bars were obtained initially by casting and were worked out using a lathe and a milling machine in order to obtain plate samples of 3x10x10 mm.

Table 1. Chemical composition of raw titanium used as support material

Elements	Ti	Al	Fe	C	O	N	H
%	99.525	0.110	0.205	0.038	0.186	0.013	0.003

Table 2. Chemical composition of Ti_6Al_4V alloy used as support material

Elements	Ti	Al	V	Fe	C	N	H	O
%	88.50-90.50	5.5-6.5	3.5-4.5	max. 0.25	max. 0.08	max. 0.05	max. 0.015	max. 0.13

Diluted solutions of NaOH (5-10 M) were prepared in the UMF Iaşi laboratories and used for titanium samples oxidizing and sodium titanate superficial layer forming.

Diluted solutions of Simulated (or synthetic) body fluids SBF (Kokubo solution) were prepared in the UMF Iaşi laboratories with the chemical composition according to values presented in Table 3.

Table 3. Molarity of SBF solution

Ions	Na^+	K^+	Ca^{2+}	Mg^{2+}	Cl^-	CO_3^-	PO_4^{2-}	O_4^{2-}	pH
Mol	142.0	5.0	2.5	1.5	147.8	4.2	1.0	0.5	7.25-7.40

Supersaturated calcification solutions SCS were prepared and processed in cooperation with the Faculty of Engineering Chemistry of Technical University "Gh. Asachi" Iasi, with the chemical composition presented in Table 4.

Table 4. Ion concentration of supersaturated calcification solutions

Solution/ ion concentration	Na^+	Ca^{2+}	Cl^-	$H_2PO_4^-$	HCO_3^-
SCS-1	6,5	5	10	5	1.5
SCS-2	4	5	10	2.5	1.5
SCS-3	4	10	20	2.5	1.5

2.2. Experimental methods:

Experimental methods were developed in two directions:

a) Biomimetic treatment in Simulated Body Fluid solutions (SBF) consisting in chemical and heat treatment of titanium and titanium alloys metallic samples in three steps:

- metallic samples oxidizing in 5-10 M solutions of NaOH at 60 ^{0}C for a duration of 24 - 48 hours. Chemical treatment was performed in thermostated autoclaves according to formula:

$$Ti + 2\,NaOH \xrightarrow{60^0 C} TiO_2 \cdot Na_2O \quad (1)$$

- heat treatment of oxidized samples at 600 ^{0}C in order to bound $TiO_2 \cdot Na_2O$ layer to metallic surface by diffusion.

- formation and deposit of a bioactive apatite layer through a biomimetic process, in solutions of simulated body fluids *SBF,* at 36 ^{0}C, for a duration between 24 and 72 hours. During this step the chemical reactions between oxidized samples and SBF solutions can be envisaged as follows:

Ti-OH formation with negative loads on the surface of titanium after releasing of positive Na ions:

$$TiO_2 \cdot Na_2O_{(Ti)} + H_3O^-_{(SBF)} \xrightarrow{36^0 C} (Ti - OH)^-_{(Ti)} + Na^+ \quad (2)$$

Assimilation of Ca ions from SBF and formation of $TiO_2 \cdot CaO_{(Ti)}$ following formula:

$$(Ti - OH)^-_{(Ti)} + Ca^{2+}_{(SBF)} \xrightarrow{36^0 C} TiO_2 \cdot CaO_{(Ti)} \quad (3)$$

Continued assimilation of Ca ions from SBF has as result a positive electrical charge of the surface layer of $TiO_2 \cdot CaO_{(Ti)}$ favoring the deposition of negative phosphates ions and formation of $CaHPO_{4(Ti)}$ on the surface of substrate:

$$(TiO_2 \cdot CaO)_{(Ti)} + Ca^{2+}_{(SBF)} \xrightarrow{36^0 C} CaHPO_{4(Ti)} \quad (4)$$

Transformation of Ca phosphates in apatite in SBF medium as a natural chemical product, more stable at the reaction environment temperature.

$$CaHPO_{4(Ti)} \xrightarrow{at\ 36^0 C,\ in\ SBF} Ca_{10}(PO_4)_6 \cdot (OH)_{2(Ti)} \quad (5)$$

b) Biomimetic treatment in supersaturated calcification solutions (*SCS*) consisted in two steps: treatment in alkaline solutions of NaOH and treatment in acid solutions of SCS.

- metallic samples oxidizing in NaOH diluted solutions at 160 ^{0}C, during 48 hours, in autoclaves with $\mathbf{Na_2Ti_5O_{11}}$ formation following next chemical formula:

$$Ti + 2\,NaOH \xrightarrow{160^0 C} Na_2Ti_5O_{11} \quad (6)$$

- formation and deposition of apatite and calcium phosphate ceramic layer on the surface of metallic samples, in SCS solutions, following next formula:

1) $H_2PO_4^- \rightarrow HPO_4^{2-} + H^+$ (7)

2) $HPO_4^{2-} \rightarrow PO_4^{3-} + H^+$ (8)

3) $H^+ + HCO^{3-} \rightarrow H_2O + CO_2$ (9)

4) $10\,Ca^{2+} + 6\,PO_4^{3-} + 2\,OH^- \xrightarrow{at\ 36^0 C} Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$ (10)

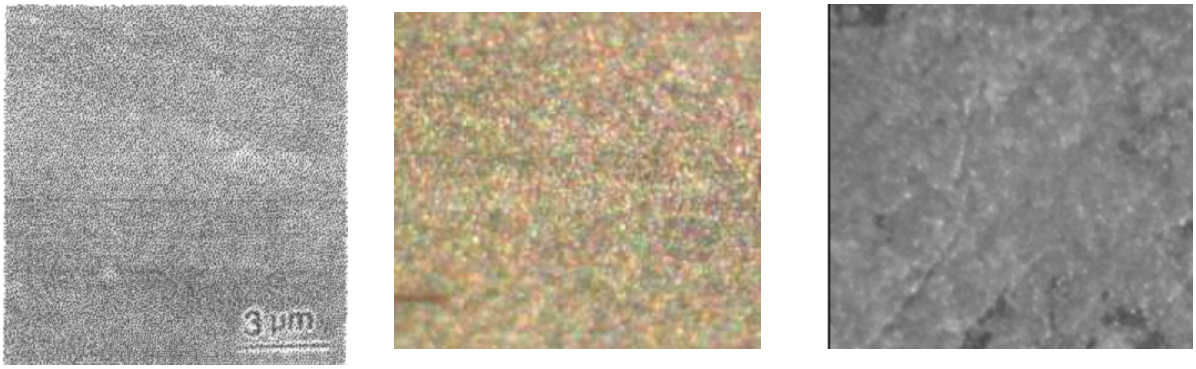
(hydroxyapatite)

5) $Ca^{2+} + HPO_4^{2-} + 2\,H_2O \xrightarrow{at\ 36^0 C} CaHPO_4 \cdot 2\,H_2O$ (11)

(brushite)

First two reactions amplify the solution acidity by HCl formation and enable $\mathbf{Ca^{2+}}$ ions formation and concentration growing.

The third reaction leads to solution pH growing by hydrogen ions consumption and to Ca ions supersaturation. According to fourth reaction, consumption of OH ions leads to lower pH values of solution during hydroxyapatite coating. Following mentioned treatments, it is possible to pass successively from superficial metallic structure to ceramic structure as in optical microscopy images depicted in Fig.1.



Metallic structure *Oxidized structure* *Ceramic structure*

Fig.1. Optical microstructure of successive transformation of metallic surface to ceramic surface.

3. Results and discussion

3.1. Optical microstructure

Experiments with titanium and titanium alloys samples were developed starting on May 2006 under a Romanian CNCSIS financed grant, processing 4 lots of samples by month. Experiments had as objective the verification of technical parameters of bioactive ceramic formation and deposition on samples according to data offered by published scientific papers and the determination of new series of original parameters of coating in biomimetic conditions. As valid samples were admitted those having a uniform deposition of ceramic layer (minimum about 70 % of the sample surface) as seen in Fig.2, after a micro and a macrostructural examination.

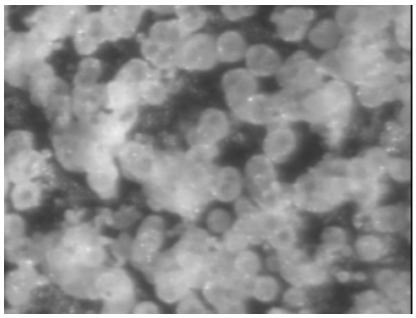
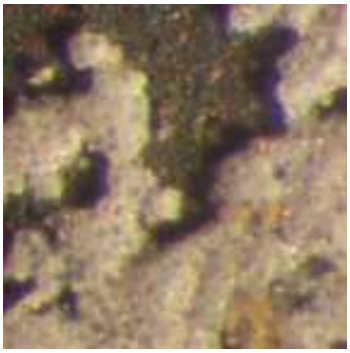
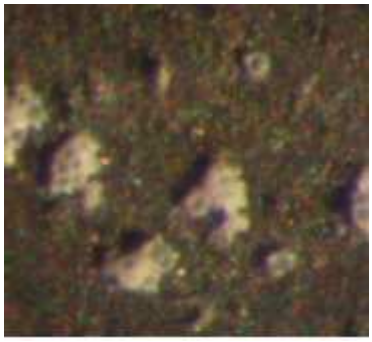


Fig.2. Optical mircostructure of the ceramic layer of samples (x 100).

Lots having a ceramic layer between 40 and 60 % of sample surface were considered having aleatory layers and those with a ceramic layer under 40 % of surface were considered as uncorresponding as in Fig.3.





a) *b)*

Fig. 3. Optical microstructure of (a) aleatory ceramic layer and (b) uncorresponding ceramic layers.

3.2. Ceramic layer study by X-ray diffraction (XRD) analysis

X-ray diffraction (XRD) analysis is frequently used in thin layers investigation for identification and highlighting of chemical nature of layers components. In present research, X-ray diffraction analysis was performed with a DRON-2.0 diffractometer with a CuKα radiation in the laboratories of National Institute of Physics from Iasi.

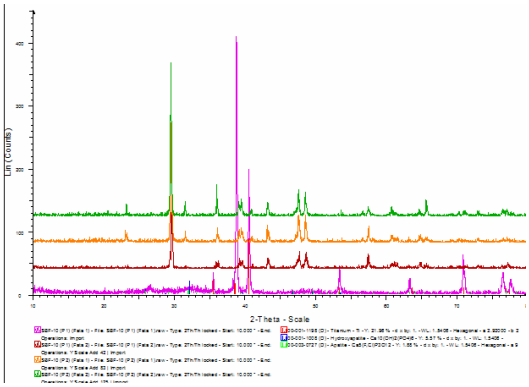
Identification and evidencing of ceramic layer components was accomplished using Bragg law:

$$2\ d\ \sin\Theta = n\ \lambda \qquad (12)$$

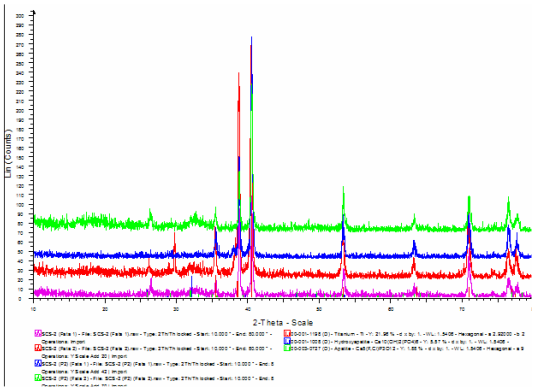
were **λ** is the wave length interatomic, **d** is planes distance and **Θ** is diffraction angle.

A lot of 11 samples with biomimetic coating deposition by SBF and SCS methods were analyzed by X-ray diffraction. XRD patterns of the biomimetic apatite layers are presented in the below pictures. XRD patterns show the next chemical components:
- Metallic titanium as basic support element;
- $Na_2Ti_5O_{11}$, a complex oxyde as intermediary layer;
- Apatite, as surface ceramic layer;
- Calcium phosphate ceramic layer (in SCS method).

Fig. 4 shows two XRD patterns obtained from samples treated by the biomimetic methods SBF and SCS. Presence of the apatite thin layer and titanium oxyde layer are highlighted by specific peaks from Fig. 4.



a) XRD pattern of the apatite layer deposition in the biomimetic SBF method



b) XRD pattern of the ceramic layer deposition in the biomimetic SCS method

Fig.4. XRD patterns of apatite coatings of samples treated by biomimetic methods with SBF and SCS

3.3. Electronic microscopy analysis (SEM) of ceramic layer

Scanned electronic microscopy (SEM) of samples was performed at "P. Poni" National Institute of Macromolecular Chemistry from Iasi. Optical microstructures show the presence of ceramic microcrystalline apatite on the surface of titanium samples as in Fig. 5.

a) The SEM micrograph of biomimetic apatite layer in SBF method.

b) The SEM micrograph of biomimetic apatite layer in SBF method.

Fig. 5. The SEM micrographs of biomimetic apatite layer

4. Conclusions

Results of experimental research confirmed the possibility of biomimetic coating of titanium and titanium alloys through two biomimetic methods.

Methods and investigation instruments were tested and verified in two research approaches in order to clarify all parameters of the apatite coating process of titanium samples.

A multidisciplinary cooperation was started in order to study the ceramic layer by optical and electronic microscopy and by X-ray diffraction analysis in officialy attestated laboratories of different organizations.

The biomimetic coating method with supersaturated calcification solutions (SCS) has as main advantage the elimination of a 600 ^{0}C thermal treatment, which can affect the mechanical properties, and the structure of the metallic support, a very important issue in the elaboration of real implants.

Apatite layer properties and structure studies were performed by modern investigation methods of optical and electronic microscopy and by X-ray diffraction analysis according to the international research practice.

Experimental results show that experimental parameters were correctly identified and correlated and it is possible to approach a new research step related to the bioactive apatite coating of dental and orthopedic implants.

Acknowledgements

Authors acknowledge with thanks the financial support of The Education and Research Ministry of Romania under CNCSIS 828/2006 Research Grant.

Received September 20, 2007

a) "Gr.T.Popa" University of Medicine and Pharmacy, Medical Bioengineering Faculty, Iaşi
b) "Gh. Asachi" Technical University of Iaşi, Faculty of Chemical Engineering
c) "Gh. Asachi" Technical University of Iaşi, Faculty of Materials Science and Engineering
d) National Institute of Technical Physics, Iasi
e) INGMET Research and Trading Company, Iasi
f))S.C.MITTAL STEEL Iaşi S.A

REFERENCES

1. Hyun – Min Kim and Kokubo, T. - *Preparation of bioactive Ti and its alloy via simple chemical surface treatment,* **Journal of Biomedical Materials Research**, **32**, 1996, **134 - 142.**
2. Kokubo, T. - *Formation of biologically active bone like apatite on metals and polymers by a biomimeticprocess,* **Thermodynamic Acta, 12**, 1999, **479-490.**
3. Takadama, H., and Kokubo, T. - *An X-ray spectroscopy study of the process of apatite formation on bioactive titanium metal,* John Willey & Sons, 2001
4. Wei, M.,.Kim, H.M and Kokubo, T. - *Optimizing the bioactivity of alkaline-treated titanium alloy.* **Materials Science and Engineering**, **C20**, 2002, **125-134.**
5. Haibo, W., Lee, J.K., MoursI, A. and Lannutti, J. - **J. Biomed. Mater. Res**., **68A**, 2004, **61-68**.

CERCETARI PRIVIND IMPLANTURILE METALO-CERAMICE BIOACTIVE

Rezumat: Titanul şi aliajele acestuia sunt materiale metalice rezistente şi biocompatibile şi sunt larg utilizate ca implanturi ortopedice şi stomatologice. Totuşi aceste materiale nu sunt bioactive şi de aceea se cerceteaza diverse procedee de acoperire cu ceramici bioactive, in special cu hidroxiapatită. Materialele bioactive formează un strat de de apatită similar osului pe suprafețele implanturilor şi se lipesc de os prin legaturi biologice. În scopul obținerii unor acoperiri ceramice, pe probe metalice din titan si aliaje de titan, s-au utilizat două metode biomimetice şi s-au preparat corespunzător două solutii: o soluție de fluid biologic sintetic- (SBF) şi o soluție calcică suprasaturată-(SCS). Straturile micronice de apatita depuse pe epruvete au fost investigate cu ajutorul microscopiei optice, electronice(SEM) şi prin difracție cu raze X (XRD), studiile efectuate au confirmat parametri tehnici de acoperire si unele caracteristici ale stratului .

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INFLUENCE OF THE PARAMETERS OF THE HEAT TREATMENT UNDERGONE BY CERTAIN ALUMINIUM BRONZES ON STRUCTURE AND MICROHARDNESS

BY

COSTEL ROMAN[(1)], MIRCEA BELOIU[(2)], ROMEO CHELARIU[(1)], IOAN CARCEA[(1)], CORNEL MUNTEANU[(1)]

Abstract. Aluminium bronzes belong to the category of special bronzes that also contain, besides Cu and Al, which are the main components, Fe, Mn, Ni, Co as alloy components. These are specific for cast parts subjected to high mechanical stresses and working in aggressive environments. The choice of technological hardening and tempering parameters depends on the chemical composition of the alloy and of the characteristics variation during secondary phase precipitation. This paper studies, from the structural and microhardness viewpoint, the influence of certain technological parameters, like temperature and hardening and tempering hold time, applied to some aluminium bronzes: CuAl11Fe3, CuAl11Fe3 Ni1.5 and CuAl11Fe3 Ni1.5 Co1.

Keywords: Aluminium bronze, microhardness, heat treatment, microstructure

1. Introduction

Aluminium bronzes belong to the category of special bronzes that also contain, besides Cu and Al, which are the main components, Fe, Mn, Ni, Co as alloy components. These are specific for cast parts subjected to high mechanical stresses and working in aggressive environments.

The heat treatments applied to aluminium bronzes are designed either to improve their operation, mechanical, physical and chemical characteristics, their stability in time and their operation in specific operation circumstances (low or high temperatures, corrosive environments), or to enable less difficult technological processes used to manufacture parts with these alloys.

Martensitic hardening is applied to aluminium bronzes that allow the suppression of $\beta \xrightarrow{565°C} (\alpha + \gamma_2)$ diffusion eutectoid transformation, for high speed cooling and high hardness martensitic phase formation. This martensite decomposes upon the subsequent tempering, thus resulting into high resistances [1,2].

The α phase is a solid aluminium in copper solution, with crystalline structure in cubic system with K_2[A1] centered faces, with maximum solubility for a 9.4% aluminium content at a temperature of 565˚C.

The β phase is a solid intermediate aluminium solution based on the Cu_3Al (Ce=3/2) electronic compound crystallized in cubic system with K_3[B32] centered

volume, of the Cu_3AlMn type with *a=5.84 Å* and 4 molecules in the basic cell. It results directly from the 8.5÷15%Al melt or from the eutectic reaction that occurs at a temperature of 1037°C.

The γ phase is also an intermetallic phase generated by the $Cu_{32}Al_{19}$ electronic compound. This phase includes de phenomenon of polymorphism, and we distinguish the γ_1 phase, corresponding to the Cu_9Al_4 (Ce=21/13) electronic compound crystallized in cubic α -Mn (A12) system and the γ_2 cubic network phase, specific for the $Cu_{32}Al_{19}$ electronic compound.

The hardening and tempering improve the corrosion resistance of the aluminium bronzes, especially the dealuminizing resistance in sea water, due to anode stage scattering, thus preventing corrosion spreading in depth [2].

The choice of technological hardening and tempering parameters depends on the chemical composition of the alloy and of the characteristics variation during secondary phase precipitation.

This paper studies, from the structural and microhardness viewpoint, the influence of certain technological parameters, like temperature and hardening and tempering hold time, applied to some aluminium bronzes: CuAl11Fe3, CuAl11Fe3Ni1.5 and CuAl11Fe3 Ni1.5 Co1. This would also allow to determine the influence of Ni and Ni + Co additions, respectively.

2. Materials and methods

The chemical composition of the alloys under survey is shown in Table 1.

Table 1 Chemical composition of copper alloys

Alloy symbol	Alloy type	Chemical composition, mass %							
		Al	Fe	Ni	Co	Sn	Zn	Mn	Cu,
1	CuAl11Fe3	10.60	4.20	0.00	0.00	0.012	0.053	0.372	rest
2	CuAl11Fe3Ni1,5	10.50	4.20	0.89	0.00	0.018	0.046	0.366	rest
3	CuAl11Fe3Ni1,5Co1	9.96	3.96	1.54	1.00	0.017	0.052	0.365	rest

The alloys we studied were obtained in an induction heated furnace with a 35kg graphite crucible. The load consisted of electrolytically refined metals. During the performance, the metal bath obtained was protected by a flux (Cupral) layer. Before the alloying of the melted copper bath with Al, Fe, Ni and Co, respectively, a phosphorized copper deoxidation was carried out.

The casting was performed in 300°C hot metal moulds with cylindrical cross-section, that were sampled for metallographic analysis and microhardness study.

The alloy samples studied underwent hardening and tempering treatments in a heating furnace with VULCAN A-130 electric resistance and a temperature accuracy of ±5°C.

In order to study the structural changes and the influence on microhardness, the hardening and tempering were performed at different temperatures and durations,

according to Table 2.

Table 2 Technological parameters of heat treatment

Metallurgical processing	Technological parameters				Microhardness [daN/mm^2]		
					CuAl11Fe3	CuAl11Fe3Ni1.5	CuAl11Fe3Ni1.5Co1
Casting	Solidification using metallic mold pre-heated at 300^{0}C				**196.17**	**238.86**	**277.73**
	Air cooling						
Quenching	Temperature of maintaining	T_{m1} = 700 ^{0}C	Time	t_m = 2 h	**227.61**	**236.86**	**290.35**
		T_{m2} = 900 ^{0}C			**242.05**	**279.78**	**367.14**
Quenching 1+ annealing	Temperature of maintaining	T_{m1} = 300 ^{0}C	Time	t_{m1} = 4 h	244.61	248.79	236.98
				t_{m2} = 6 h	265.43	287.99	242.10
				t_{m3} = 8 h	**282.80**	271.12	211.66
		T_{m2} = 450 ^{0}C	Time	t_{m1} = 4 h	265.41	285.61	235.69
				t_{m2} = 6 h	276.44	287.89	**244.63**
				t_{m3} = 8 h	246.59	**310.84**	236.00
		T_{m3} = 600 ^{0}C	Time	t_{m1} = 4 h	185.39	197.61	198.00
				t_{m2} = 6 h	**179.02**	**174.98**	**181.76**
				t_{m3} = 8 h	197.77	193.45	197.86
Quenching 2+ annealing	Temperature of maintaining	T_{m1} = 300 ^{0}C	Time	t_{m1} = 4 h	**307.83**	**334.10**	**391.95**
				t_{m2} = 6 h	284.93	307.34	325.14
				t_{m3} = 8 h	290.67	301.45	290.07
		T_{m2} = 450 ^{0}C	Time	t_{m1} = 4 h	249.79	299.16	287.39
				t_{m2} = 6 h	263.47	299.94	342.27
				t_{m3} = 8 h	257.36	287.54	277.34
		T_{m3}= 600 ^{0}C	Time	t_{m1} = 4 h	**177.41**	216.12	203.75
				t_{m2} = 6 h	188.31	**186.86**	212.35
				t_{m3} = 8 h	205.46	196.32	**202.50**

Hardened samples cooling down to 700°C and 900°C, respectively, were achieved in water and 20% NaCl solution at environment temperature (about 20°C). The cooling of the tempered samples was performed in the air.

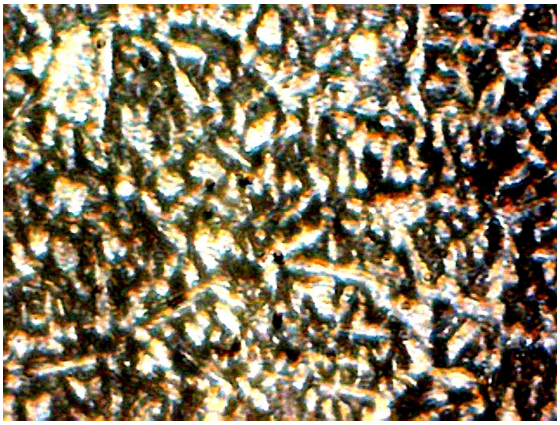
The metallographic analysis was performed by means of an image collection and processing device attached to an MC9 microscope.

Sample microhardness determination was carried out on a PMT3 microhardnessmeter.

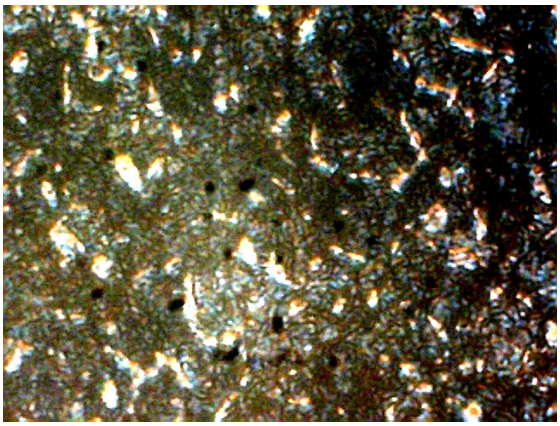
3. Experimental data and discussions

3.1 Structural analysis

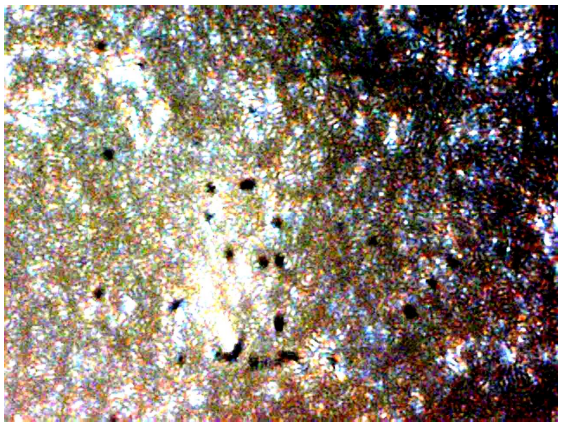
The figures 1-3 below show the microstructures of the samples in which changes in the morphology of the cast, hardened and tempered states were noticed.



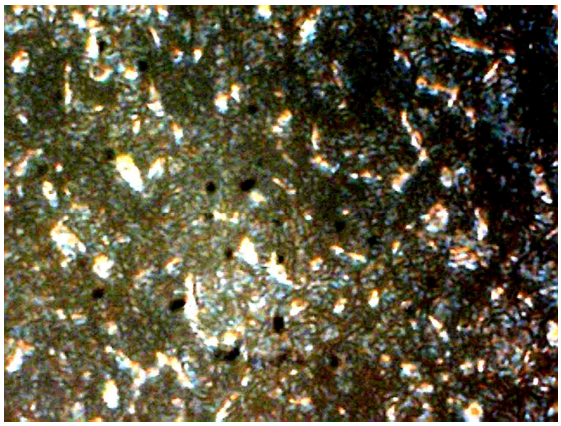
a) CuAl11Fe3 turnat



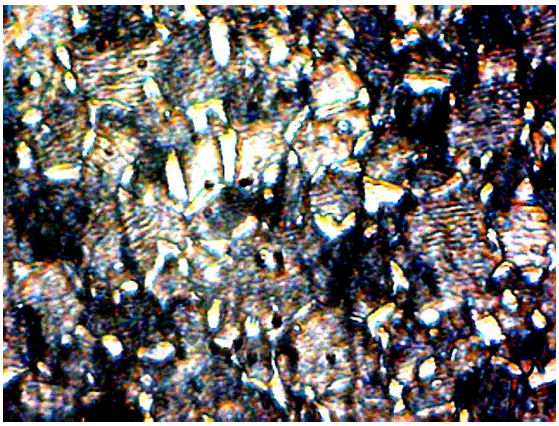
b) CuAl11Fe3 quenching 700°C,2h, salt solution cooling



c) CuAl11Fe3 quenching 900°C,2h, salt solution cooling

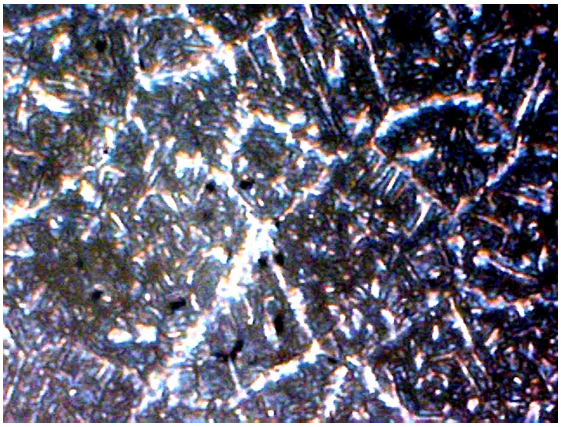


d) CuAl11Fe3 quenching 700°C,2h, salt solution cooling, annealing 450 ^{0}C, 6h, air cooling, cooling

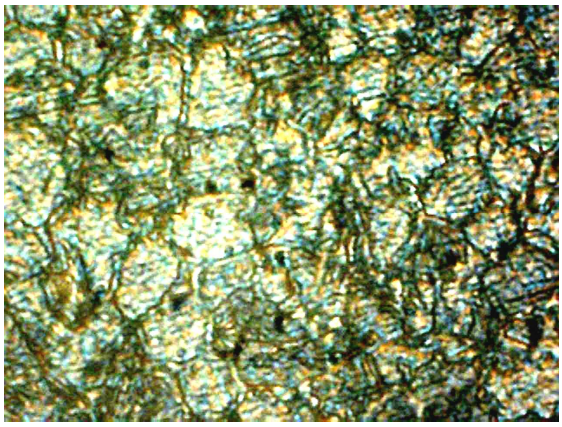


e) CuAl11Fe3 quenching 900°C,2h, salt solution cooling, annealing 300 ^{0}C, 4h, air

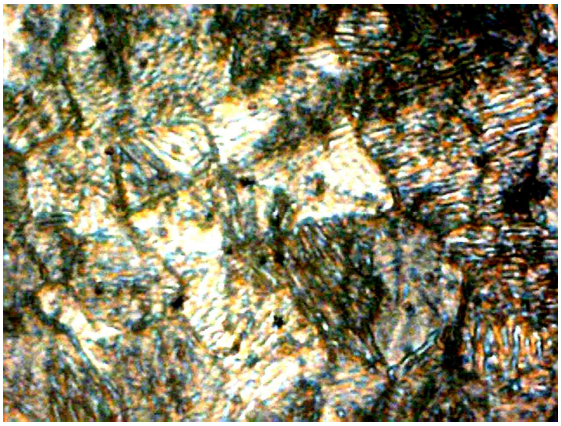
Figure 1. Representative microstructures of Cu Al11Fe3, depending on metallurgical processing.



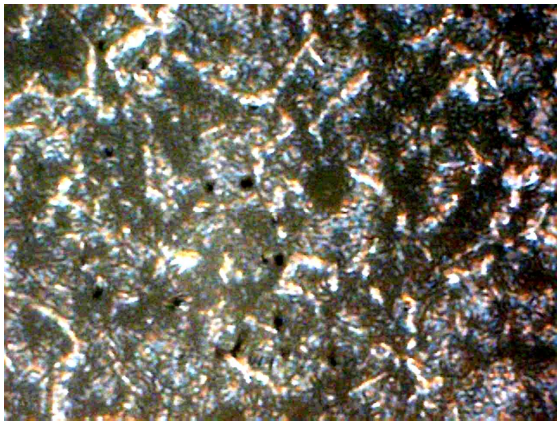
a) as-cast CuAl11Fe3Ni1.5



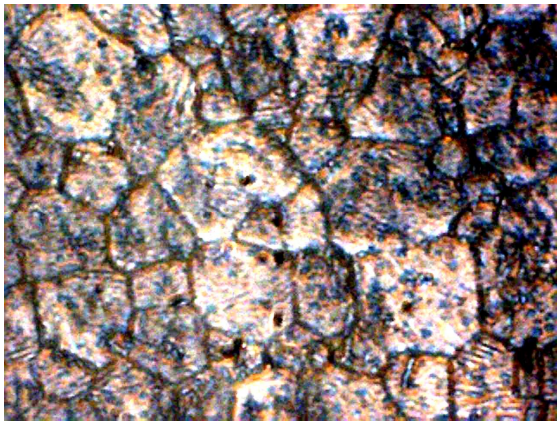
b) CuAl11Fe3Ni1.5 quenching 700°C,2h, salt solution cooling



c) CuAl11Fe3Ni1.5 quenching 900°C,2h, salt solution cooling

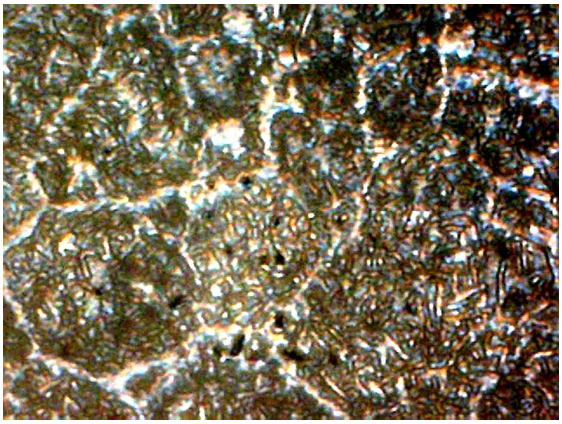


d) CuAl11Fe3Ni1.5 quenching 700°C,2h, salt solution cooling, annealing 450 ^{0}C, 6h, air cooling, cooling

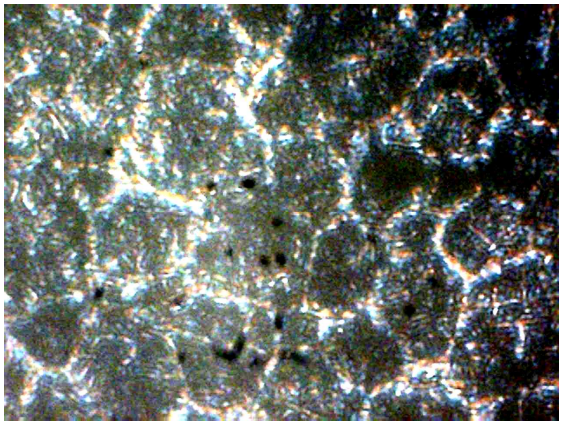


e) CuAl11Fe3Ni1.5 quenching 900°C,2h, salt solution cooling, annealing 300 ^{0}C, 4h, air

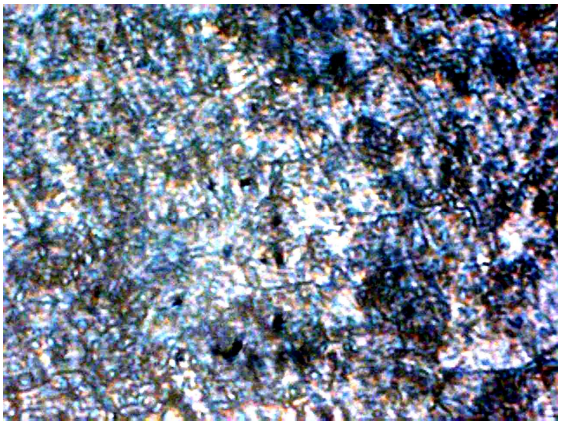
Figure 2. Representative microstructures of Cu Al11Fe3Ni1.5, depending on metallurgical processing.



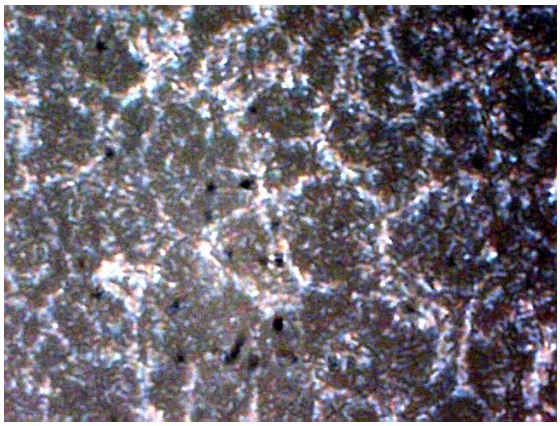
a)as-cast CuAl11Fe3Ni1.5 Co1



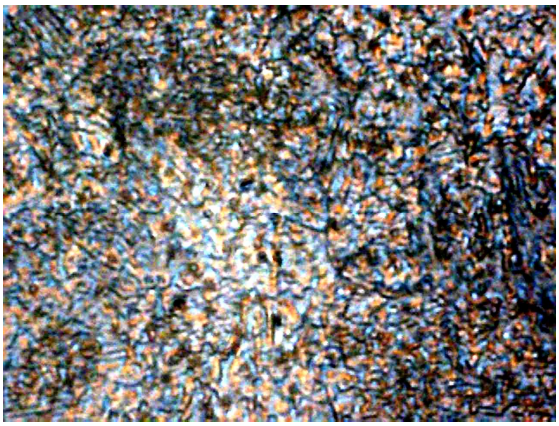
b) CuAl11Fe3Ni1.5 Co1 quenching 700°C,2h, salt solution cooling



c) CuAl11Fe3Ni1.5 Co1 quenching 900°C,2h, salt solution cooling



d) CuAl11Fe3Ni1.5 Co1 quenching 700°C,2h, salt solution cooling, annealing 450 ^{0}C, 6h, air cooling,

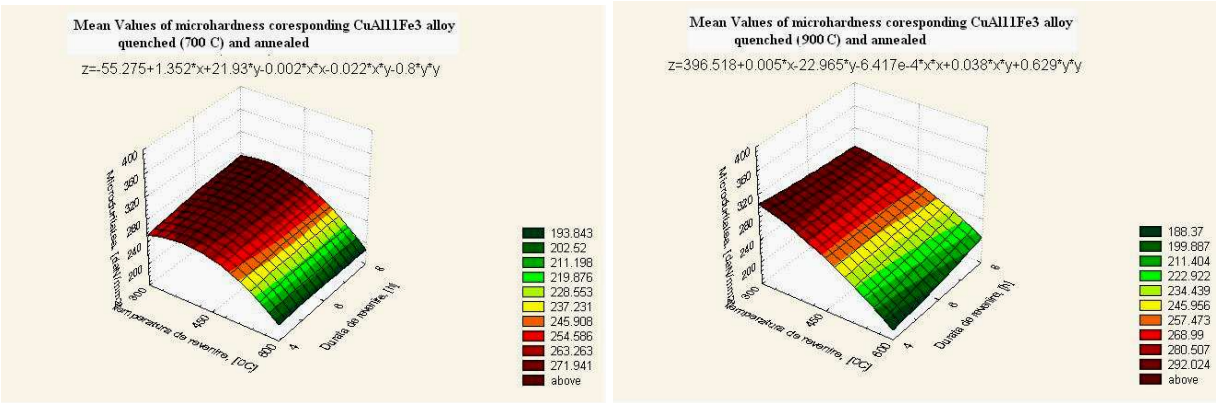


e) CuAl11Fe3Ni1.5Co1 quenching 900°C,2h, salt solution cooling, annealing 300 ^{0}C, 4h, air cooling

Figure 3. Representative microstructures of Cu Al11Fe3Ni1.5Co1, depending on metallurgical processing.

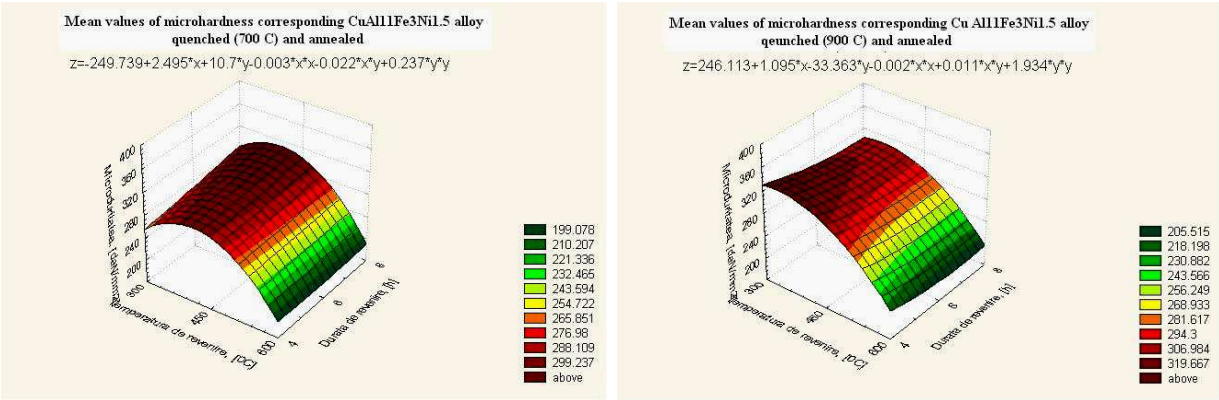
.2 Microhardness measurements

The figures 4-6 below are a graphical representation of microhardness variations of the samples under survey, depending on the type of alloy and heat treatment.



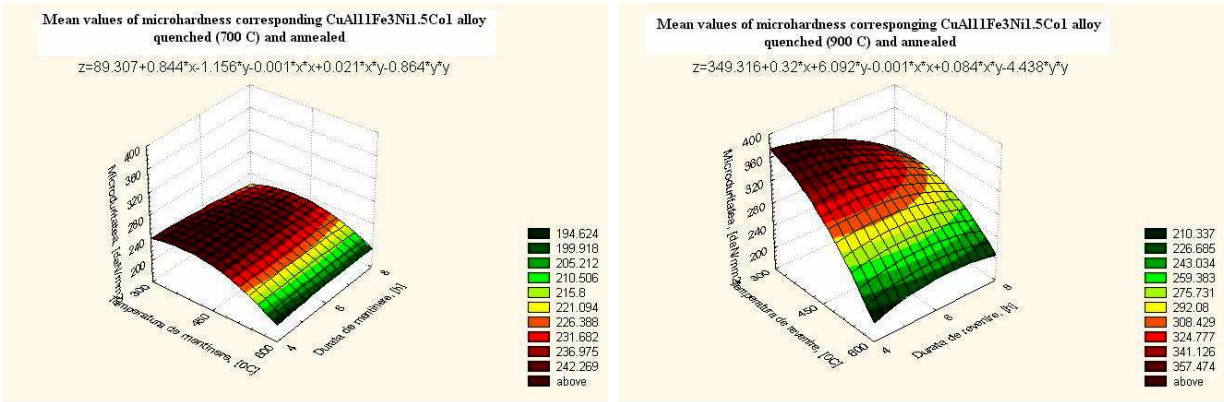
a) b)

Figura 4. Microhardness of CuAl11Fe3 alloy depending on the technological parameters of heat treatment



a) b)

Figura 5. Microhardness of CuAl11Fe3Ni1.5 alloy depending on the technological parameters of



heat treatment

a) b)

Figura 6. Microhardness of CuAl11Fe3Ni1.5Co1 alloy depending on the technological parameters of heat treatment

The differences between the mean values of the microhardness of the three cast alloys are significant from the statistical standpoint.

After the first 700°C hardening, there are significant differences only between the mean values of the CuAl11Fe3Ni1.5Co1–CuAl11Fe3, CuAl11Fe3Ni1.5Co1-CuAl11Fe3Ni1.5 alloys. After the second 700°C hardening, there are significant differences between the mean values of the microhardness of the three alloys. For the

CuAl11Fe3 alloy there are no significant differences between the microhardness after the two hardenings. For the CuAl11Fe3Ni1.5, CuAl11Fe3Ni1.5Co1 the differences are significant. Regardless of the alloy, for the temperings after the first hardening, the hold temperature and its interaction with the hold time have a significant influence. The highest values are at hold temperatures between 300÷450°C and hold times between 6÷8 h. The lowest values are at a hold temperature of 600°C and a hold time of 6 h. For the temperings after the second hardening, the hold temperature and its interaction with the hold time have a significant influence on the CuAl11Fe3 alloy. For the temperings after the second hardening, the hold temperature and the hold time have a significant influence on the CuAl11Fe3Ni1.5 alloy. For the temperings after the second hardening, both the hold temperature and time and their interaction have a significant influence on the CuAl11Fe3Ni1.5Co1 alloy. The highest values, regardless of the alloy, are at a hold temperature of 300°C and a hold time of 4 h. The lowest values, regardless of the alloy, are at a hold temperature of 600°C, but for hold times between 4÷8 h.

4. Conclusions

The analysis of the microstructures and charts shown above enables us to conclude the following:

(1) the nickel and cobalt alloying elements have a significant influence on the microstructure and microhardness of the cast samples. The dendritic structure and microhardness of 196.17 daN/mm^2 of the CuAl11Fe alloy turn into a grain structure and a microhardness of 277.73 daN/mm^2 for the CuAl11FeNi1.5Co1 alloy;

(2) the samples hardened at 700°C and 900°C respectively, we noticed a refinement of the structure and an increase in microhardness with the addition of nickel and cobalt and with the increase of the hardening temperature;

(3) the tempered samples with the highest mean values of microhardness are those hardened at 900°C and tempered at 300°C, with a hold time of 4 hours.

Received April 30, 2007

(1) The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi
(2) S.C. Petrotub S.A. Roman

References

1. Ienciu, M., s.a. *Elaborarea şi turnarea aliajelor neferoase speciale,* Ed. Did. şi Ped., Bucureşti, 1985
2. Ienciu, M., s.a. *Elaborarea şi turnarea aliajelor neferoase,* Ed. Did. şi Ped., Bucureşti, 1982
3. Geru, N., s.a. , *Analiza structurii materialelor metalice*, Editura Tehnică, Bucureşti, 1991
4. Popescu,N., s.a, *Tratamente termice şi prelucrări la cald,* Ed. Did. şi Ped., Bucureşti, 1983.

INFLUENȚA PARAMETRILOR TRATAMENTULUI TERMIC APLICAT UNOR BRONZURI CU ALUMINIU ASUPRA STRUCTURII SI MICRODURITĂȚII

Rezumat. Alegerea parametrilor tehnologici ai operațiilor de călire şi revenire depinde de compoziția chimică a aliajului şi de modul de variație a proprietăților in timpul precipitării fazelor secundare. În prezenta lucrare s-a cercetat, din punct de vedere structural şi al microdurității, influența unor parametri tehnologici ca temperatura şi timpul de menținere la călire şi revenire aplicate unor bronzuri cu aluminiu: $CuAl_{11}Fe_3$, $CuAl_{11}Fe_3Ni_{1,5}$ şi $CuAl_{11}Fe_3Ni_{1,5}Co_1$.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 1, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EFFECT OF Al_2O_3 AND GRAPHITE REINFORCEMENT PARTICLES IN THE ALUMINUM ALLOY PARTICULATE COMPOSITE

BY

GABRIELA POPESCU, PETRU MOLDOVAN, IOANA APOSTOLESCU and SIMONA BEJAN

Abstract: Discontinuously reinforced aluminium matrix composite have received much attention for both academics and manufacturing industries in the last years. Taking into consideration this new opportunities, the paper gives an overview of a National Research Project, **MAT – COM**, regarding the motivation, the objectives and the partnership. The research was focused to synthesis and characterization of new composite materials with aluminium alloy matrix reinforced with alumina (Al_2O_3) and graphite (whiskers) particles using liquid state processing. Two processing techniques will be experimented; first, will be the VORTEX technique, and second infiltration of aluminium matrix through alumina free power. Also, an experimental technique will be developed applying both gravity and centrifugal casting to melt composites. The processing techniques parameters will be presented and discussed.

Keywords: aluminium matrix, alumina particle, graphite particles, Vortex, infiltration

1. Introduction

During the past 40 years, materials design has shifted emphasis to pursue light weight, environment friendliness, low cost, quality, and performance. Parallel to this trend, metal-matrix composites (MMCs) have been attracting growing interest [1][2][3][4]. MMCs' attributes include alterations in mechanical behaviour (e.g., tensile and compressive properties, creep, notch resistance, and tribology) and physical properties (e.g., intermediate density, thermal expansion, and thermal diffusivity) by the filler phase; the materials' limitations are thermal fatigue, thermochemical compatibility, and low-transverse creep resistance.

The particulate reinforcements have been classified as the by-products from other technologies (e.g., SiC, SiO_2, Al_2O_3, aluminosilicates, graphite, and fly-ash) and are readily available or are naturally renewable at affordable cost (e.g., coconut shell char, mica, palm-kernel shell char, and zircon). Further, the potential nature of these filler materials is attractive.

The National Research Project, **MAT – COM**, put the basis of a powerful partnership formed by SC INTEC SA as coordinator, UPB-BIOMAT – P1, Technical University Cluj-Napoca – P2, 'Valahia' Univerity Targoviste – P3, 'Lucian Blaga' University Sibiu – P4, SC ICEM SA – P5, SC ICTCM SA – P6, INCD-ISIM – P7, IPMTB – P8 and SC UTTIS SRL – P9 having as motivation and objectives to provide results, information and solutions to MMCs and CMCs processing technologies, new applications worldwide spread of them and their mechanical, tribological, physical and electric properties.

2. Technique for obtaining composite materials

A. Vortex technique

The main techniques to obtain the mixing are:

- ✓ Introducing into the melt the reinforcing material by mechanical stirring;
- ✓ Injecting the particles into the alloy jet at the melt casting into shape with the help of an injection pistol;
- ✓ Adding of reinforcing materials into the liquid matrix by ultrasounds;
- ✓ Introducing the reinforcing materials into a metallic bath stirred electromagnetically;
- ✓ Centrifugal dispersion of the particles into the melt.

The composite mixture, metallic matrix – reinforcing materials, can be cast by conventional casting techniques, such as gravitational casting, casting under pressure and centrifugal casting, or techniques like, casting under pressure, spray deposition, ultra fast cooling or laser injection.

The method based on mechanical mixing of the components imposed by its simplicity and its relative low cost. The easiest way of obtaining consists in adding of reinforcing materials in the cone created into the melt, its mechanical stirring, with the help of a palette stirrer (**VORTEX technique**). The liquid alloy, representing the matrix, it is powerful stirred to create a vortex zone in which it is supplied Al_2O_3 or C (graphite), by specific dosage devices. Introducing progressively the reinforcing materials, the stirring intensity is lowered, a fact that imply an adjustment of the stirring rotation function of reinforcing material proportion introduced into alloy.

For metal matrix composite elaboration from Al alloys by Vortex method it exist the possibility of metallic melt oxidation at the surface. In order to avoid this melt oxidation it is necessary that the stirring, the one that increase the contact surface of melt with the air, to be done into a controlled atmosphere or in inert protection gas injection conditions over the metallic bath. The best results were obtained still for composite materials elaboration in vacuum.

The feeding and dispersion degree of the reinforcing material into the metallic matrix depends on stirring time. In the initial state, the reinforcing material can penetrate the melt as agglomerates, but due to continuous stirring take place its dispersion.

Even if the mechanical stirring methods give satisfactory results, there are some disadvantages that limit the usage of this technique:

- ✓ The possibility of adding a relative small proportion of reinforcing material, because, generally it is not always wetted properly by the liquid matrix; this determines the usage of special treating methods of reinforcing materials, which increase the cost price of composite material;
- ✓ The possibility of reinforcing material agglomerates during feeding and untotal dispersion of them when continuing stirring;
- ✓ Reinforcing materials fragmentation due to mechanical stresses at which they are subjected during stirring;
- ✓ Solid phase floated by binding to gas bubbles stirred into metallic bath.

In the mixing/vortex method, the pretreated and prepared filler phase is introduced in a continuously stirred molten matrix and then cast. The use of an inert

atmosphere or vacuum other than air is essential to avoid the entrapment of gases. Mixing can be affected ultrasonically or by reciprocating rods, centrifuging, or zero-gravity processing that utilizes an ultrahigh vacuum and high temperatures for long periods of time. A method of inertial injection has been developed for this process [5]. Difficulties, such as the segregation/settling of secondary phases in the matrix, agglomeration of ceramic particulate, particulate fracture during agitation, and extensive interfacial reactions, are often encountered. The DURAL process, which incorporates SiC and Al_2O_3 particles into molten aluminum, makes use of this method.

B. Infiltration

The infiltration process states in the existence of a porous preform from reinforcing material in which it is infiltrated the liquid alloy of the aluminium metallic matrix, the melt filling the interstitials and the preform pores (made of reinforcing material), resulting in this way the composite material. In figure 1 are presented two infiltration models.

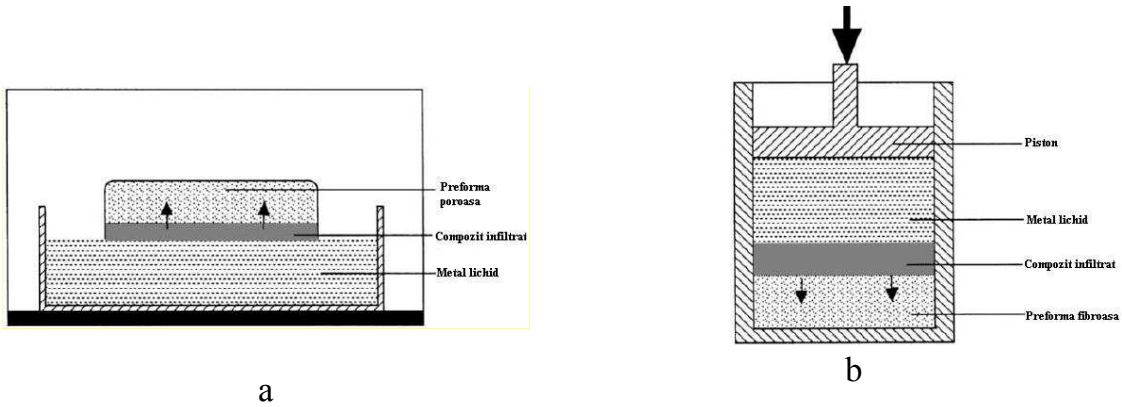


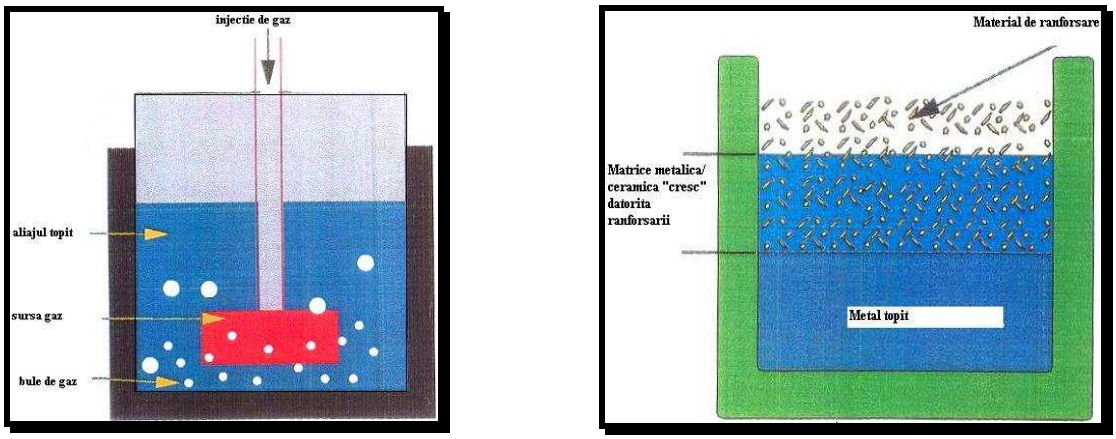
Fig.1. Schematic representation: a. Spontaneous infiltration; b. Infiltration under pressure

The considered parameters for infiltration are: initial composition, morphology, volume fraction, initial composition and the temperature of reinforcing material, the nature and amplitude of applied external force.

Infiltration under pressure is made to replace the insufficient wetting and to accomplish the mechanical load needed to force the liquid metal into the unwett matrix. Pressure can be applied by an inert gas, ex. Ar, or mechanically by a piston or a hydraulically press. Generally the pressure applied mechanically is greater than that applied by gas. The composites obtained by this method have generally a lower porosity. The major disadvantage of this technique would be the possibility of cracking or perform deformation due to the applied pressure.

The Al-Si alloy matrix composites reinforced with alumina were obtained by low pressure infiltration combined with a low vibration motion of 3kHz. The centrifugal casting methods were adapted to produce the tubular reinforcement of the metal. Also were studied the infiltration processes that use electromagnetic fields to infiltrate the material in preform.

A major advantage of infiltration process is that allows the obtaining of some complex shapes for parts totally or partially reinforced in a large frame of materials.



a *b*

Fig.2. Infiltration under pressure: a –in-situ method with gaseous reactants; b – Lanxide in-situ process principle

For parts reinforced in matrix at cold it is used high pressure and in this way can be reduced the reactions between the reinforcing material and matrix and there by can be obtained matrices without defects. A disadvantage of infiltration process is that the reinforcing material has to be a preform. The final product can be homogeneous due to infiltration or due to clusters formation from reinforcing material which can affect the mechanical properties of composite materials. To avoid or correct these defects will be requested a further preparation of the composites obtained and this operation will increase considerably the finite product price.

In infiltration, the molten metal penetrates a pretreated, formed, and prepared particulate bed or preform with pressure or without pressure (pressureless infiltration). In the latter case, however, the molten alloy infiltrates the reinforcement by percolation. This method is normally carried out in air, inert gas, or evacuated atmosphere. Mortensen et al. [6] have associated this technique with such disadvantages as reinforcement-reinforcement contact, structural distortion of the preform, large grain size, and undesirable interfacial reactions that culminate into microstructural inhomogeneity.

The first commercial application was the fabrication of aluminum-alloy diesel pistons containing alumina short fibers by Toyota Motor Corporation [7][8][9]. Squeeze casting was the primary manufacturing mode. Aluminum-alloy melt was poured into a porous alumina short-fiber preform inserted into a preheated die, and a squeeze pressure was applied in a hydraulic press. The composite aluminum pistons possessed better performance attributes than the unreinforced ones.

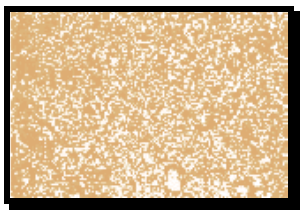


Fig.3. A micrograph of aluminium reinforced with Al_2O_3. Penetration of the molten metal was difficult because of wide particle-size distribution of the reinforcement. [10]

The major difficulty in the preparation of cast graphite/aluminum-alloy composites appears to stem from nonwetting of graphite by aluminum melts. The contact angle of aluminum with graphite is about 155°C and is reported to remain unwettable at temperatures between the melting point of aluminum and 1,080°C [11][12][13]. The major interest by scientists in the molten processing of this class of composites is, therefore, geared toward achieving good matrix-graphite wetting. The incorporation of coated graphite particles in a vortex through gas injection or with the aid of ultrasonic stirring and the addition of interfacial active elements [14][15] has been reported to yield good results, although this is associated with high indirect costs.

A simple and inexpensive vortex method has dispersed uncoated but heat-treated graphite particles into the LM13 melts at a temperature above the liquidus [11]. It was possible to disperse only 3 wt.% graphite, with a percentage recovery in the casting of 98%. No pores or voids are visible at the graphite-alloy interface, indicating good wetting. The tested mechanical properties of the composites containing up to 3 wt.% graphite are found to be adequate for several tribologic applications.

3. Effect of ceramic reinforcements on the behaviour of aluminium matrix in AMCs

Presence of relatively large (more than 10%) volume fraction of ceramic reinforcement (whisker/particle/short fiber/continuous fiber) profoundly effect the behaviour of aluminium matrix in aluminium matrix composites during manufacturing, heat treatment and their subsequent use in service [16][17][18]. These changes include both intrinsic and extrinsic ones.

Intrinsic effects

Intrinsic effects include microstructural changes, heat treatment characteristics and thermal stresses. These changes significantly alter and expand the physical, mechanical and tribologic property limits of aluminium alloys. Salient features of intrinsic effects caused by ceramic reinforcements are summarized below.

a) Solidification structure of AMCs: Presence of ceramic reinforcement can alter the solidification behaviour of aluminium alloys in several alloys. Ceramic reinforcement can serve as a barrier to diffusion of heat and solute, catalyze the heterogeneous nucleation of phases crystallizing from the melt, restrict fluid convection, and induce morphological instabilities in the solid–liquid interface.

b) Effect of ceramic reinforcement on the age-hardening characteristics of aluminium alloys: The age hardening characteristics of aluminium alloys are generally modified by the introduction of ceramic reinforcement. These modifications depend on the matrix composition, the size, the morphology and volume fraction of the reinforcement and the method of composite production.

Much of these changes in the age hardening characteristics of aluminium alloys due to the incorporation of ceramic reinforcement are attributed partly due to enhanced dislocation density. Large mismatch in the expansion coefficient of ceramic reinforcement and aluminium alloy matrix is responsible for increased density of dislocations. The increased density and consequent modifications in the age hardening

response of aluminium alloys is an important intrinsic effect of ceramic reinforcements.

c) Thermal residual stresses: Aluminium matrix composites often experience fabrication temperature in excess of 500°C, and large thermal residual stresses are included on cooling. Magnitude of thermal residual stresses developed is related to many variables including the type of reinforcement, volume fraction, diameter and aspect ratio. Mechanical behaviour of AMCs is profoundly affected by thermal residual stresses. Presence of residual stresses caused by ceramic reinforcement results a symmetrical yielding, and also affects fatigue and creep behaviour of AMCs.

Extrinsic effects of ceramic reinforcement

Incorporation of ceramic reinforcement in Al alloys leads to significant improvement in the sliding wear resistance of Al MMCs as measured by the pin-on-disc set up against a hardened steel disc and this is attributed to the intrinsic effect of SiCp [19][20]. When AMC brake disc slides against brake pad adherent tribolayer are formed on the surface of AMC disc at the contact region. Tribolayers thus formed further enhances the wear resistance of the AMC discs. Tribolayers consisting of mixed oxides are formed due to transfer of material from the brake pad on to the AMC disc during sliding. Material transfer and formation of tribolayers is primarily caused by the SiCp which stands proud of the matrix on the surface of AMC disc. Hence, tribolayer formation is caused by the extrinsic effect of SiC reinforcement in AMCs.

4. Comparison between the wear behaviour of the Al/Al_2O_3 composite and $Al/Al_2O_3/C$ metal matrix hybrid composite at room temperature and at high temperatures

The metallic matrix composite Al/Al2O3 and the hybrid composite $Al/Al_2O_3/C$ were manufactured by infiltration by pressure method. The optimum aging time for $Al/Al_2O_3/C$ composite was of 7 hours and the one for Al/Al_2O_3 composite lowered when the volume fraction grow up. The wear behaviour of these two aluminium matrix composite materials has been characterized by abrasive wear test in different conditions (volume fraction, sliding rate).

The composites wear resistance was improved by the presence of reinforcing elements. In order to analyze the wear mechanism, the surfaces subjected to wear were examined by SEM. The predominant mechanism of MMC's was the wear by adherent abrasion at all the sliding rates intervals at room temperature, and a different mechanism at high temperatures. The mechanism of wear by adherent abrasion was predominant at lower or intermediate sliding rates, and the melt and its wear by sliding were the predominant mechanisms at higher sliding rates.

The hybrid composite $Al/Al_2O_3/C$ wear resistance it is a good one in condition of high sliding rates due to carbon solid lubrication [21][22].

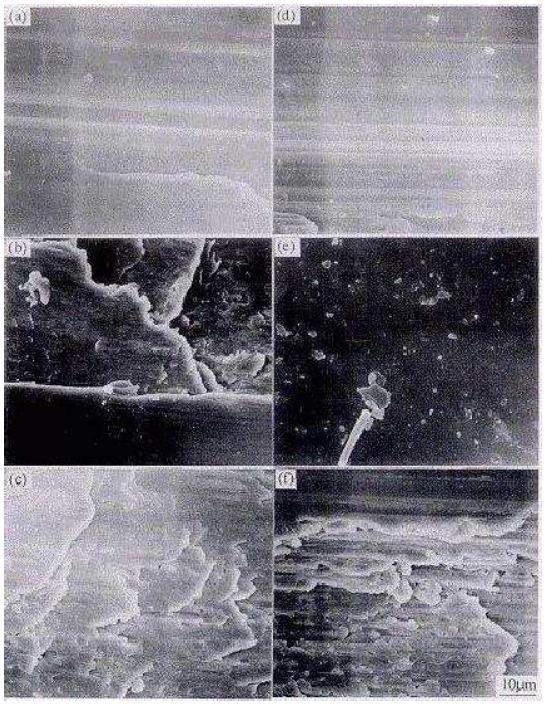


Figure 4. SEM analysis of surfaces subjected to wear mechanism

5. Conclusions

The major advantages of AMCs compared to unreinforced materials are as follows:

- ✓ Greater strength
- ✓ Improved stiffness
- ✓ Reduced density (weight)
- ✓ Improved high temperature properties
- ✓ Controlled thermal expansion coefficient
- ✓ Thermal/heat management
- ✓ Enhanced and tailored electrical performance
- ✓ Improved abrasion and wear resistance
- ✓ Control of mass (especially in reciprocating applications)
- ✓ Improved damping capabilities.

Received May 10, 2007

The "Politehnica" University Bucharest

REFERENCES

1. S.V. Nair, J.K. Tien, and R.C. Bates, **Intl. Met. Rev**., 31 (1985), p. 275.
2. P.K. Rohatgi, S. Ray, and Y. Liu, **Intl. Mater. Rev**., 37 (1993), p. 129.
3. K.K. Chawla, **Composite Materials Science and Engineering** (New York: Springer-Verlag, 1992) p. 102.
4. I.A. Ibrahim, F.A. Mohammed, and E.J. Lavernia, **J. Mater. Sci.,** 26 (1991), pp. 1137-1155.
5. B.M. Cox et al., in Ref. 15, pp. 88-99.
6. Mortensen, J.A. Cornie, and M.J.C. Flemings, **Metall. Trans.**, 19A (1988), p. 709.

7. T. Donomoto et al., SAE technical paper no. 83052 (Detroit, MI: SAE, 1983).
8. R. Kreibar, T. Morel, and M. Toaz, SAE paper 910632 (Detroit, MI: SAE, 1991).
9. D.J. Lloyd, **Intl. Mater. Rev**., 39 (1) (1994), pp. 1-23.
10. J. Yang and D.D.L. Chung, **J. Mater. Sci.**, 24 (1989), pp. 3605-3612.
11. B.P. Krishnan, M.K. Surappa, and P.K. Rohatgi, **J. Mater. Sci**., 16 (1981), pp. 1209-1216.
12. A.A. Baker***, Mater. Sci. Eng.,*** 17 (1975), p. 177
13. S. Das et al., **Mater. Trans***., JIM*, 32 (2) (1991), pp. 189-194.
14. F.A. Badia et al., **AFS Trans**., 79 (1971), p. 265.
15. V.G. Gorbunov et. al., **Russ. Cast Prod**., 8 (1974), p. 348.
16. Asthana R 1998 **Solidification processing of reinforced metals** (Trans. Tech. Publ.)
17. Clyne TW (ed.) 2000 *Comprehensive composite materials,* **Vol. 3. Metal matrix composites** (ser. eds) A Kelly, C Zweben (Oxford: Pergamon)
18. Clyne T W **2001 Metal matrix composites**: Matrices and processing. In *Encyclopedia of materials science and technology* (ed.) A Mortensen (Elsevier)
19. Clyne T W, Withers P J 1993 *An introduction to metal matrix composites* (Cambridge: University Press)
20. Lloyd D J 1999 *Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites*. **Int. Mater. Rev**. 39: 1–23
21. Maruyama B 1998 *Progress and promise in aluminium metal matrix composites*. **The AMPTIAC NewsLett.** 2(3):
22. Surappa M K, Rohatgi P K 1981 *Preparation and properties of aluminium alloy ceramic particle composites*. **J. Mater. Sci.** 16: **983–993**

EFECTELE PARTICULELOR DE ARMARE AL_2O_3 ŞI GRAFIT ASUPRA COMPOZITELOR CU MATRICE DIN ALIAJ DE ALUMINIU

Rezumat: "Compozitele cu matrice de aluminiu armate cu particule discontinue au primit o deosebită atenție în ultimii ani atât în mediul universitar cât şi în cel industrial. Luând în calcul noile posibilități, această lucrare prezintă Proiectul Național de Cercetare **MAT – COM**, privind motivația, obiectivele şi parteneriatul. Cercetarea s-a bazat pe sinteza şi caracterizarea noilor materiale compozite cu matrice de aluminiu armate cu particule de alumină (Al_2O_3) şi grafit (whiskers) folosind procesarea în stare lichidă. Două tehnici de procesare vor fi experimentate; prima va fi cea a procedeului VORTEX, iar a doua va fi infiltrarea matricei de aluminiu în pulberea liberă de alumină. De asemenea, o tehnică experimentală va fi efectuată aplicând atât turnarea gravitațională cât şi cea centrifugală a compozitelor topite. Vor fi discutați şi prezentați parametrii de procesare tehnologică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ „GHEORGHE ASACHI” DIN IAŞI

Tomul LV (LIX)
Fasc. 1

Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2009

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Published by the
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMANIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President: Prof. Dr. Eng. **Ion Giurma**,
Rector of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
Editor-in-Chief: Prof. Dr. Eng. **Carmen Teodosiu**,
Vice-Rector of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
Honorary Editors: Prof. Dr. Eng. **Alfred Braier,**
Prof. Dr. Eng. **Hugo Rosman**

Editorial Staff of the Section
MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

Editors: Assoc. Prof. Dr. Eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. Prof. Dr. Eng. **Gheorghe Bădărău**
Assoc. Prof. Dr. Eng. **Petrică Vizureanu**
Honorary Editors: Prof. Dr. Eng. **Dan Gelu Găluşcă,** Prof. Dr. Eng. **Adrian Dima**
Associated Editor: Assoc. Prof.Dr. Eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)
Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)
Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University, (U.S.A.)
Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University, (Ukraine)
Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw, (Poland)
Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)
Assoc. Prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences, (Japan)
Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)
Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)
Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest, (Romania)

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
CONTENT

ADRIAN ALEXANDRU and CARMEN CEZARINA BURLIBASA, THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENTS ON BIOFUNCTIONALITY CHARACTERISTICS AND STRUCTURE OF DENTAL ALLOYS BASED ON TITANIUM
ANCA ALUCULESEI, CONSTANTIN BACIU, IULIAN IONIȚĂ, GHEORGHE BĂDĂRĂU and MARICEL AGOP, THE QUANTIFICATION OF THE RESISTENCE IN NANOSTRUCTURES THROUGH THE SPONTANEOUS SYMMETRY BREACKING MECHANISM
AUREL ANDREESCU, ADRIANA SAVIN, RAZVAN PATRASCU , ALINA BRUMA, SORIN LEITOIU and RAIMOND GRIMBERG, THE THERMAL PROPERTIES OF CNT-RUBBER NANOCOMPOSITES
C. AXINTE and M. IORDACHE, DISTRIBUTION OF STRAINS AND STRESSES WITHIN PARTS MADE ON ANISOTROPIC METAL SHEETS
MONICA CRINELA BĂBUȚ, SYNTHESIS REGARDING THE BASIC CONCEPTS EMPLOYED BY RISK ASSESSMENT METHODS FOR ESTABLISHMENTS CONCERNED BY THE REQUIREMENTS OF SEVESO II DIRECTIVE
GABRIEL BĂBUȚ and ROLAND MORARU, PRACTICAL GUIDANCE PRINCIPLES IN OCCUPATIONAL RISK ASSESSMENT PROCESSES
ELENA RALUCA BACIU, NORINA CONSUELA FORNA, RADU COMANECI and NICOLETA MONICA LOHAN, RESEARCH ON BIOCHEMICAL PROPERTIES OF THE $Ni_{51}Ti_{49}$ ALLOY IN THE ORAL ENVIRONMENT SPECIFIC TEMPERATURES DOMAIN
MARIA BACIU, VASILE CAȚARSCHI and OCTAVIAN LUPESCU, RESEARCHES ON THE SHOCK RESISTANCE OF THE STEELS TREATED THERMALLY AND THERMO-CHEMICALLY IN ELECTROLYTIC PLASMA
MIHAELA BARHALESCU and CONSTANTIN DUMITRACHE, IMPROVING CORROSION RESISTANCE BY ELECTRICAL DISCHARGE IMPULSES USING BRONZE ELECTRODE
GABRIEL BATIN, CĂTĂLIN OVIDIU POPA, HORIA CHEZAN, NICOLAIE JUMATE, IOAN VIDA-SIMITI and VIOREL CONSTANTIN CÂNDEA, SELECTIVE LASER SINTERING OF TITANIUM POWDER FOR BONE IMPLANTS
TIBOR BEDŐ, VIOREL ENE and BELA VARGA, A SHORT GENERAL VIEW IN THE FIELD OF “AIR-SHOCK” MOLDING TECHNOLOGY
C. BEJINARIU, I. SANDU, A. PREDESCU, I.G. SANDU, C. BACIU and A.V. SANDU, NEW MECHANISMS FOR PHOSPHATATION OF IRON OBJECTS

NICOLA BIANCO, ORONZIO MANCA, ALINA ADRIANA MINEA and DANIELE RICCI, NUMERICAL MODEL FOR BACK TREATMENT OF MULTILAYER THIN FILMS BY A MOVING LASER SOURCE
NICOLA BIANCO, ORONZIO MANCA, ALINA ADRIANA MINEA and **VINCENZO NASO,** NUMERICAL STUDY OF THE QUASI-STEADY STATE TEMPERATURE FIELD BY A MOVING HEAT SOURCE FOR SURFACE TREATING
IONEL BORŞ, ANDRA STOICA, ANDREI BERBECARU and AVRAM NICOLAE, DEPENDENCE BETWEEN DEFORMATION SPEEDS AND HIGH ALLOY STEEL PLASTIC DEFORMATION STRENGTH
MIRCEA BRĂILOIU, THERMOMECHANICAL TREATMENT FOR MICROALLOYED STEEL PLATE
LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, SERGIU STANCIU, RADU-IOACHIM COMĂNECI, VASILE-VIOREL MOLDOVEANU, CIPRIAN LOHAN and NICOLETA-MONICA LOHAN, PSEUDOELASTIC EFFECTS OF THE FORMATION OF ε TENSILE-INDUCED MARTENSILE IN Fe-Mn-Si-Cr-Ni SHAPE MEMORY ALLOYS
VASILE BULANCEA, MIHAI SUSAN and DIANA ANTONIA GHEORGHIU, CRYOGENICS – A REALITY IN MATERIAL ENGINEERING (PART 1)
VASILE BULANCEA, DIANA ANTONIA GHEORGHIU and MARIA BACIU, CRYOGENICS – A REALITY IN MATERIAL ENGINEERING (PART II)
Yu.A. BURENNIKOV, L.G. KOZLOV, D.O. LOZINSKY, O.V. PETROV and S.V. REPINSKIY, METROLOGICAL CHARACTERISTIC OF THE TEST RIG WITH AUTOMATIC REGESTERING OF THE PROPORTIONALLY – CONTROLLED HYDRAULIC DRIVE
Yu.A. BURENNIKOV, L.G. KOZLOV and S.V. REPINSKIY, DYNAMICS OF HYDRAULIC DRIVE WITH VARIABLE PUMP ON THE BASIS OF FLOW REGULATOR
DOREL BUTNACIUC, MIHAI DUMITRU, ŞTEFAN DUMITRU and NICANOR CIMPOEŞU, CASTING AND SOLIDIFICATION PROCESSES SIMULATION OF ALUMINUM ALLOYS FOR FAUCETS FABRICATION
DOREL BUTNACIUC, MIHAI DUMITRU, ŞTEFAN DUMITRU and NICANOR CIMPOEŞU, NUMERICAL MODELING OF ALLOYS SOLIDIFICATION
DOREL BUTNACIUC, MIHAI DUMITRU, ŞTEFAN DUMITRU and NICANOR CIMPOEŞU, CASTING AND SOLIDIFICATION SIMULATION OF CAST IRON
A. BUZAIANU, E. VASILE, ROXANA. D. TRUSCA, ROXANA. M. PITICESCU, DOINA RADUCANU, V. D. COJOCARU, CARMEN. M. MOLDOVAN and S. RUSU, ANALYSIS OF HYBRID AND NANOSTRUCTURED BIOCOMPATIBLE MATERIALS BY HIGH RESOLUTION SEM
A. BUZAIANU , S. OPRISAN, A.F. OLTEANU, I.RUSU, MAGNESIUM ALLOYS IN THE ROMANIAN AERONAUTICAL INDUSTRY
OVIDIU CALANCIA and DIANA – ANTONIA GHEORGHIU,

RESEARCHES ABOUT THE SIZE OF CROSS POST-ELASTIC EFFECT PRESSING INTO THE MOULD OF SOME METALLIC MATERIALS POWDERS
DORINA-ADRIANA CATANA and DORIN CATANA, CASTING METHOD INFLUENCE ON MICROSTRUCTURE OF ANTIFRICTION ALLOYS
ADRIAN DIMA, FLORENTIN OAJDEA, LAURENTIU MARIN, RESEARCH ON OBTAINING IMPROVED MECHANICAL PROPERTIES THROUGH THERMAL TREATMENT FOR THE ALLOY $AlCu_4PbMg$
SORIN DIMITRIU, MIRCEA DOBRESCU and GABRIELA DUMITRIU, NANOTECHNOLOGY – A THREAT OR A KEY TECHNOLOGY FOR THIS CENTURY
ION DINESCU, GABI MOLDOVAN, IOANA MIHAELA DINESCU and MIHAELA SMEADA, THEORETICAL ASPECTS REGARDING THE FRICTION INSIDE THE BUSHINGS
MIRCEA DOBRESCU, SORIN DIMITRIU and MARIUS VASILESCU, TITANIUM AND TITANIUM-BASED ALLOYS FOR AEROSPACE
ELENA DRUGESCU, TIBERIU POTECAŞU, OCTAVIAN POTECAŞU and PETRICA ALEXANDRU, STEEL STRAPS WITH HIGH BREAKING STRENGTH OBTAINED THROUGH CONTIUOUS FLUX THERMAL TREATMENT
A. DRAGOMIR, A.M. MARMANDIU and R.M. POPESCU, RESEARCHES ON AUTOMOTIVE PIECES WEAR
CONSTANTIN DUMITRESCU, MIRCEA DOBRESCU and MARIUS VASILESCU, ADVANCED MATERIALS FOR ADVANCED INDUSTRIES. MECHANICAL ENGINEERING OF TITANIUM ALLOYS
ANTONETA FILCENCO-OLTEANUL, TANASE DOBRE, EUGENIA PANTURUL, ROZALIA RADULESCU and LUCI GRIGORAS, ECO-TECHNOLOGIES FOR RECOVERY OF GOLD FROM SECONDARY SOURCES
VIRGIL GEAMĂN, MARIUS MUREŞAN, RADU VITĂNESCU and BELA VARGA, HOT ISOSTATIC PRESSING (HIP) APPLIED FOR MANUFACTURING ORTHOPEDIC IMPLANTS
V. HOTEA, I. SMICAL, E. POP, GH. IEPURE and I. JUHASZ, THEORETICAL CONSIDERATIONS CONCERNING THE GALVANIC CELLS WITH SOLID ELECTROLYTE

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

ADRIAN ALEXANDRU şi **CARMEN CEZARINA BURLIBAS**A, INFLUENŢA TRATAMENTELOR TERMICE ASUPRA CARACTERISTICILOR DE BIOFUNCŢIONALITATE ŞI STRUCTURII ALIAJELOR DENTARE PE BAZĂ DE TITAN
ALUCULESEI ANCA, CONSTANTIN BACIU, IULIAN IONIŢĂ, GHEORGHE BĂDĂRĂU şi MARICEL AGOP, DETERMINAREA CANTITATIVĂ A REZISTENŢEI ÎN NANOSTRUCTURI PRIN MECANISMUL DE CEDARE SIMETRICĂ ŞI SPONTANĂ
AUREL ANDREESCU, ADRIANA SAVIN, RAZVAN PATRASCU, ALINA BRUMA, SORIN LEITOIU şi RAIMOND GRIMBERG, PROPRIETATILE TERMICE ALE NANOCOMPOZITELOR CARBON NANOTUBURI- CAUCIUC
C. AXINTE şi M. IORDACHE, DISTRIBUTIA TENSIUNILOR ŞI SOLICITĂRILOR ÎN PIESE DIN TABLE METALICE CU PROPRIETĂŢI ANIZOTROPE
MONICA CRINELA BĂBUŢ, DEPENDENŢA DINTRE VITEZA DE DEFORMARE ŞI REZISTENŢA LA DEFORMARE A OŢELURILOR ÎNALT ALIATE
GABRIEL BĂBUŢ şi ROLAND MORARU, PRINCIPIILE APLICABILE ÎN DERULAREA PRACTICĂ A PROCESELOR DE APRECIERE A RISCULUI PROFESIONAL
ELENA RALUCA BACIU, NORINA CONSUELA FORNA, RADU COMANECI şi NICOLETA MONICA LOHAN, CERCETARI ASUPRA PROPRIETATILOR BIOMECANICE ALE ALIAJULUI $NI_{51}TI_{49}$ IN DOMENIUL TEMPERATURILOR SPECIFICE MEDIULUI ORAL
MARIA BACIU, VASILE CAŢARSCHI şi OCTAVIAN LUPESCU, STUDII PRIVIND REZISTENŢA LA ŞOC A OTELURILOR TRATATE TERMIC ŞI TERMO-CHIMIC ÎN PLASMĂ ELECTROLITICA
MIHAELA BARHALESCU şi CONSTANTIN DUMITRACHE, CERCETARI PRIVIND OBTINEREA SI ANALIZA STRUCTURALA A STRATURILOR METALICE SUBTIRI REZISTENTE LA COROZIUNE
GABRIEL BATIN, CĂTĂLIN OVIDIU POPA, HORIA CHEZAN, NICOLAIE JUMATE, IOAN VIDA-SIMITI şi VIOREL CONSTANTIN CÂNDEA, SINTERIZAREA SELECTIVĂ CU LASER A UNOR PULBERI DE TITAN PENTRU IMPLANTURI OSOASE
TIBOR BEDŐ, VIOREL ENE şi BELA VARGA, SCURTĂ PRIVIRE GENERALĂ ÎN DOMENIUL FORMĂRII PRIN PROCEDEUL „AIR-SHOCK”
C. BEJINARIU, I. SANDU, A. PREDESCU, I.G. SANDU, C. BACIU şi A.V. SANDU, NOI MECANISME DE FOSFATARE A PIESELOR DIN FIER

NICOLA BIANCO, ORONZIO MANCA, ALINA ADRIANA MINEA şi DANIELE RICCI, **MODELUL NUMERIC PENTRU TRATAMENTUL STRATELOR SUBTIRI CU AJUTORUL UNEI SURSE LASER IN MISCARE**
NICOLA BIANCO, ORONZIO MANCA, ALINA ADRIANA MINEA şi VINCENZO NASO, STUDIUL NUMERIC AL STARII CVASISTATICE A CAMPULUI DE TEMPERATURA OBTINUT CU O SURSA DE INCARZIRE IN MISCARE IN TRATEMENTUL TERMIC DE SUPRAFATA
IONEL BORŞ, ANDRA STOICA, ANDREI BERBECARU şi AVRAM NICOLAE, MĂSURI TEHNICE DE MODERNIZARE A TRENULUI FINISOR LA FABRICAREA BENZILOR LAMINATE LA CALD
MIRCEA BRĂILOIU, TRATAMENTUL TERMOMECANIC AL TABLELOR GROASE DIN OTELURI MICROALIATE
LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, SERGIU STANCIU, RADU-IOACHIM COMĂNECI, VASILE-VIOREL MOLDOVEANU, CIPRIAN LOHAN şi NICOLETA-MONICA LOHAN, EFECTE PSEUDOELASTICE ALE FORMĂRII MARTENSITEI ε, INDUSĂ PRIN ÎNTINDERE, ÎN ALIAJELE Fe-Mn-Si-Cr-Ni CU MEMORIA FORMEI
VASILE BULANCEA, MIHAI SUSAN şi DIANA ANTONIA GHEORGHIU, CRIOGENIA – REALITATE IN INGINERIA MATERIALELOR (Partea I)
VASILE BULANCEA, DIANA ANTONIA GHEORGHIU şi MARIA BACIU, CRIOGENIA – REALITATE IN INGINERIA MATERIALELOR (Partea a II-a)
Yu.A. BURENNIKOV, L.G.KOZLOV, D.O. LOZINSKY, O.V. PETROV şi S.V. REPINSKIY, CARACTERISTICILE METROLOGICE ALE ECHIPAMENTULUI DE TESTARE CU INREGISTRAREA PROPORTIONALITATII – UNITATEA HIDRAULICA DE CONTROL
Yu.A. BURENNIKOV, L.G. KOZLOV şi S.V. REPINSKIY, DINAMICA UNITATII HIDRAULICE CU POMPA VARIABILA PE BAZA DE REGULATOR DE CURGERE
DOREL BUTNACIUC, MIHAI DUMITRU, ŞTEFAN DUMITRU şi NICANOR CIMPOEŞU, SIMULAREA PROCESELOR DE TURNARE SI SOLIDIFICARE A ALIAJELOR PE BAZĂDE ALUMINIUM FOLOSITE LA APLICAREA ROBINETELOR
DOREL BUTNACIUC, MIHAI DUMITRU, ŞTEFAN DUMITRU şi NICANOR CIMPOEŞU, MODELAREA NUMERICĂ A SOLIDIFICĂRII ALIAJELOR
DOREL BUTNACIUC, MIHAI DUMITRU, ŞTEFAN DUMITRU şi NICANOR CIMPOEŞU, SIMULAREA TURNĂRII ŞI SOLIDIFICĂRII PIESELOR DIN FONTĂ
A. BUZAIANU, E. VASILE, ROXANA. D. TRUSCA, ROXANA. M. PITICESCU, DOINA RADUCANU, V. D. COJOCARU, CARMEN. M. MOLDOVAN şi S. RUSU, ANALIZA MATERIALELOR BIOCOMPATIBILE HIBRIDE SI NANOSTRUCTURATE PRIN SEM DE INALTA REZOLUTIE
A. BUZAIANU , S. OPRISAN, A.F. OLTEANU şi I. RUSU, ALIAJELE DE MAGNEZIU IN INDUSTRIA AERONAUTICA ROMANEASCA
OVIDIU CALANCIA şi DIANA–ANTONIA GHEORGHIU, CERCETĂRI ASUPRA MĂRIMII EFECTULUI POSTELASTIC TRANSVERSAL LA PRESAREA ÎN MATRIŢĂ A PULBERILOR UNOR MATERIALE METALICE

DORINA-ADRIANA CATANA şi DORIN CATANA, INFLUENTA MEDODEI DE TURNARE ASUPRA MICROSTRUCTURII ALIAJELOR ANTIFRICTIUNE
ADRIAN DIMA, FLORENTIN OAJDEA şi LAURENTIU MARIN, CERCETARI PRIVIND OBTINEREA DE PROPRIETATI MECANICE IMBUNATATITE PRIN INTERMEDIUL TRATAMENTELOR TERMICE APLICABILE ALIAJULUI $AlCu_4PbMg$
SORIN DIMITRIU, MIRCEA DOBRESCU şi GABRIELA DUMITRIU, NANOTEHNOLOGIA – O AMENINȚARE SAU TEHNOLOGIA CHEIE PENTRU ACEST SECOL
ION DINESCU, GABI MOLDOVAN, IOANA MIHAELA DINESCU şi MIHAELA SMEADA, ASPECTE TEORETICE PRIVIND FRECAREA IN CUZINETI
MIRCEA DOBRESCU, SORIN DIMITRIU şi MARIUS VASILESCU, TITAN ŞI ALIAJE DE TITAN PENTRU INDUSTRIA AEROSPAȚIALĂ
ELENA DRUGESCU, TIBERIU POTECAŞU, OCTAVIAN POTECAŞU şi PETRICA ALEXANDRU, BENZI DIN OTEL CU REZISTENTA MECANICA MARE PROCESATE TERMIC IN FLUX CONTINUU
A. DRAGOMIR, A.M. MARMANDIU şi R.M. POPESCU, CERCETARI PRIVIND UZAREA PIESELOR DE AUTOVEHICULE
CONSTANTIN DUMITRESCU, MIRCEA DOBRESCU şi MARIUS VASILESCU, MATERIALE AVANSATE PENTRU INDUSTRII AVANSATE. INGINERIA MECANICĂ A ALIAJELOR DE TITAN
ANTONETA FILCENCO-OLTEANUL, TANASE DOBRE, EUGENIA PANTURUL, ROZALIA RADULESCU şi LUCI GRIGORAS, TEHNOLOGII ECO PENTRU RECUPERAREA AURULUI DE LA SURSE SECUNDARE
VIRGIL GEAMĂN, MARIUS MUREŞAN, RADU VITĂNESCU şi BELA VARGA, APLICAREA COMPACTARII IZOSTATICE LA CALD PENTRU EXECUTIA IMPLANTURILOR MEDICALE ORTOPEDICE
V. HOTEA, I. SMICAL1, E. POP1, GH. IEPURE şi I. JUHASZ, CONSIDERAȚII TEORETICE PRIVIND PILELE GALVANICE CU ELECTROLIT SOLID

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LV (LIX), fasc. 1, 2009
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENTS ON BIOFUNCTIONALITY CHARACTERISTICS AND STRUCTURE OF DENTAL ALLOYS BASED ON TITANIUM

BY
ADRIAN ALEXANDRU and CARMEN CEZARINA BURLIBASA

Abstract: Biomaterials used in oral implants must assure the transmission of occlusion forces to support tissues and they must present iso-elasticity and a sufficient mechanical resistance so that there are no modifications during physiologic forces exercise. Researches aimed a titanium alloy with aluminum and iron type TiAl5fe2.5 recently introduced in dental implantology due to excellent biocompatibility and biofunctionality it presents.

INFLUENŢA TRATAMENTELOR TERMICE ASUPRA CARACTERISTICILOR DE BIOFUNCŢIONALITATE ŞI STRUCTURII ALIAJELOR DENTARE PE BAZĂ DE TITAN

Rezumat: Biomaterialele folosite în implantologia orală trebuie să asigure transmiterea forţelor ocluzale, ţesuturilor de susţinere şi deci ele trebuie să prezinte o izoelasticitate, o rezistenţă mecanică suficientă pentru a nu suferi modificări în cursul exercitării forţelor fiziologice. Cercetările au vizat un aliaj de titan aliat cu aluminiu şi fier de tipul TiA15Fe2,5, recent introdus în implantologia dentară, datorită biocompatibilităţii şi biofuncţionalitâţii excelente pe care le prezintă.

THE QUANTIFICATION OF THE RESISTENCE IN NANOSTRUCTURES THROUGH THE SPONTANEOUS SYMMETRY BREACKING MECHANISM

BY
ALUCULESEI ANCA, CONSTANTIN BACIU, IULIAN IONIŢĂ, GHEORGHE BĂDĂRĂU and MARICEL AGOP

Abstract: In this paper the quantification of the resistence in nanostructure by means of the spontaneous symmetry breacking mechanism is analyzed.

DETERMINAREA CANTITATIVĂ A REZISTENŢEI ÎN NANOSTRUCTURI PRIN MECANISMUL DE CEDARE SIMETRICĂ ŞI SPONTANĂ

Rezumat: În această lucrare este analizată determinarea cantitativă a rezistenţei în nanostructuri prin mecanismul de cedare simetrică şi spontană.

THE THERMAL PROPERTIES OF CNT-RUBBER NANOCOMPOSITES

BY
AUREL ANDREESCU, ADRIANA SAVIN, RAZVAN PATRASCU, ALINA BRUMA*, SORIN LEITOIU and RAIMOND GRIMBERG**

Abstract: This paper presents a model for evaluation of effective thermal conductivity for the nanocomposites with carbon nanotubes and polymer matrix, having log-normal function of distribution of CNT, with direct effect over depolarization factor. The CNT are considered having cylindrical shape with L/d ratio very high. The model parameters are calculated in function of the data from literature. The influence of volume fraction of reinforced

materials, of the aspect ratio of the particles included and of the ratio of the two thermal conductivities are presented.

PROPRIETATILE TERMICE ALE NANOCOMPOZITELOR CARBON NANOTUBURI- CAUCIUC

Rezumat: Aceasta lucrare prezinta un modele de evaluare a conductivitatii termice efective a nanocompozitelor cu nanotuburi de carbon in matrice polimerica avand o functie de distributie log normal a nanotuburilor cu efect direct asupra factorului de depolarizare. Nanotuburile de carbon sunt considerate ca avand forma cilindrica cu factorul de forma L/d foarte mare. Parametri de model sunt calculate in functie de datele din literatura. Se prezinta influenta fractiei volumice a materialelor ranforsate si a factorului de forma a particulelor incluse si raportul conductivitatilor termice.

DISTRIBUTION OF STRAINS AND STRESSES WITHIN PARTS MADE ON ANISOTROPIC METAL SHEETS

BY

C. AXINTE and M. IORDACHE *

Abstract: The aim of this paper is to analyze the distribution of strains and stresses within virtual parts made on anisotropic metal sheets. It is important to know such distribution in different zones of part in order to further understand the instability phenomena that affect the part accuracy. The simulations are performed in ABAQUS/Explicit, by using the VUMAT subroutine.

DISTRIBUTIA TENSIUNILOR ŞI SOLICITĂRILOR ÎN PIESE DIN TABLE METALICE CU PROPRIETĂȚI ANIZOTROPE

Rezumat: Scopul acestei lucrari l-a constituit analiza distributiei tensiunilor si deformatiilor in piese obtinute prin simularea procesului de indoire in U a unor table metalice anizotropice. Cunoasterea starii de tensiuni si deformatii in diferite zone ale pieselor deformate ne ajuta sa intelegem si sa explicam fenomenele de instabilitate ce afecteaza precizia acestora. Simularile au fost realizate in ABAQUS/Explicit, utilizand subrutina VUMAT.

SYNTHESIS REGARDING THE BASIC CONCEPTS EMPLOYED BY RISK ASSESSMENT METHODS FOR ESTABLISHMENTS CONCERNED BY THE REQUIREMENTS OF SEVESO II DIRECTIVE

BY

MONICA CRINELA BĂBUȚ

Abstract: In the aim of preventing and controlling major accident hazards involving dangerous substances, many risk assessment methodologies have been developed worldwide. Until now, in Romania no formalized methodology has been proposed to competent authorities to determine the risk level of an industrial establishment. Based on the functional analysis of the risk assessment methods, there have been identified the key elements of the basic concepts employed in the risk assessment methods for establishments concerned by the requirements of Seveso II Directive. Within this purpose, the paper presents both a set of recommendations dedicated to the risk assessment global approaching issue and also the definitions of employed indexes (gravity, propagation flow, vulnerability and management). These recommendations can underlie the development of major accident risk assessment (identification and analysis) methodology and their prevention methods.

DEPENDENȚA DINTRE VITEZA DE DEFORMARE ŞI REZISTENȚA LA DEFORMARE A OȚELURILOR ÎNALT ALIATE

Rezumat: Lucrarea prezintă pentru oțelul rapid Rp_5, evoluția rezistentei la deformare în funcție de doi parametri (temperatura si viteza de deformare). Pentru a determina ecuația care face legătura între rezistenta la deformare si cei doi parametri au fost utilizate rezultatele experimentale obținute pentru diferite temperaturi dar la viteza constantă. Cunoaşterea vitezei de deformare este importantă, pentru că ne permite să alegem procesul de deformare cu care va fi prelucrat oțelul rapid marca Rp_5 in vederea obținerii unor scule aşchietoare cu proprietăți mai bune decât cele obținute folosind prelucrările prin aşchiere.

PRACTICAL GUIDANCE PRINCIPLES IN OCCUPATIONAL RISK ASSESSMENT PROCESSES

BY

GABRIEL BĂBUȚ and ROLAND MORARU

Abstract: Risk assessments are conducted primarily to support the decision-making process regarding the occupational health and safety. Decisions on the adequacy of a design usually occur during a design review. Integrating risk assessment in an organization is a process that generally follows a sequence of phases. To be effective, the company culture must be willing to embrace the risk assessment process, and cultural acceptance stems from management leadership. A very broad cross section of methods documents the current state of the art and wealth of activity in the risk assessment process. Risk assessment methods are being deployed in many industries, and that the momentum will likely continue. Although the level of sophistication in risk assessment processes varies from industry to industry and within industries, the general risk assessment process applies across all industries and applications. Emphasizing some of the major benchmarks in occupational risk assessment approaches, the paper summarizes and outlines several basic principles directed towards practical risk assessment process improvement.

PRINCIPIILE APLICABILE ÎN DERULAREA PRACTICĂ A PROCESELOR DE APRECIERE A RISCULUI PROFESIONAL

Rezumat: Procesele de apreciere a riscurilor au drept prim obiectiv sprijinirea procesului de adoptare a deciziilor privind securitatea şi sănătatea în muncă. Adoptarea deciziilor privind gradul de adecvare al unui sistem la cerințele aplicabile trebuie să fie rezultatul unui demers judicios, coerent şi sistematic. Integrarea aprecierii riscului într-o organizație constituie un proces care se derulează urmând o succesiune prestabilită de faze. Pentru a se obține eficacitatea scontată, sistemul de valori al organizației trebuie să dorească realmente să îmbrățişeze procesul de apreciere a riscului, iar top-managementul să inițieze şi, apoi, să dezvolte o „cultură de securitate”. Un spectru foarte larg de metode disponibile, utilizate pe plan mondial şi național, documentează în prezent stadiul tehnicilor şi varietatea activităților desfăşurate în cadrul procesului de apreciere a riscului. Instrumentele specifice demersului sunt răspândite în numeroase ramuri industriale, iar tendința este de continuă dezvoltare. Deşi nivelul de complexitate al abordărilor variază atât de la o ramură industrială la alta, cât şi în cadrul aceleiaşi ramuri, structura generală a procesului este, în esență, aceeaşi pentru toate industriile şi toate tipurile de aplicații particulare. Pornind de la evidențierea reperelor majore care ghidează procesele de apreciere a riscurilor profesionale, lucrarea sintetizează şi accentuează principiile operaționale pe care autorii consideră că trebuie să se fundamenteze practic creşterea eficacității proceselor de apreciere a riscurilor.

RESEARCH ON BIOCHEMICAL PROPERTIES OF THE $Ni_{51}Ti_{49}$ ALLOY IN THE ORAL ENVIRONMENT SPECIFIC TEMPERATURES DOMAIN

BY

ELENA RALUCA BACIU*, NORINA CONSUELA FORNA*, RADU COMANECI and NICOLETA MONICA LOHAN****

Abstract: In this paper are presented the biochemical properties by resistance and toughness of the alloy Ni_{51}-Ti_{49}. Experimental tests have been made on the wire tube, from alloy Ni_{51}-Ti_{49}, and the test`s parameters have been: the shifting speed of the traverse: vd=0,5mm/min, the temperatures from the climatic premises: 10, 22, 40, 60^0C. Through traction attempt have been determined the following characteristics of the Ni_{51}-Ti_{49} alloy: the ultimate strength: Rm [MPa]; conventional flow limit: $R_{p0,2}$ [MPa]; the breaking elongation: A_u [%].

CERCETARI ASUPRA PROPRIETATILOR BIOMECANICE ALE ALIAJULUI $NI_{51}TI_{49}$ IN DOMENIUL TEMPERATURILOR SPECIFICE MEDIULUI ORAL

Rezumat: Aliajul Ni_{51}-Ti_{49} este caracterizat printr-o comportare superelastică în intervalul termic 10…60^0C fiind astfel destinat unor aplicarii în medicina dentară.

Încercările mecanice la tracțiune efectuate la temperaturile de 10, 22, 40 şi 60^0C au evidențiat palierele corespunzătoare transformării reversibile austenită-martensită.

Pentru inducerea transformării martensitice la temperaturi mai mari de 11^0C va fi posibilă numai prin aplicarea unei deformări elastice inițiale cu valoarea de 6%.

Sârmele cu diferite diametre din aliaj Ni_{51}-Ti_{49} deformate elastic inițial cu valoarea de 6% vor putea fi utilizate în construcția bracket-ilor deoarece forța pe care ele o dezvoltă asigură deplasarea dinților în poziția proiectată.

RESEARCHES ON THE SHOCK RESISTANCE OF THE STEELS TREATED THERMALLY AND THERMO-CHEMICALLY IN ELECTROLYTIC PLASMA

BY

MARIA BACIU, VASILE CAȚARSCHI and OCTAVIAN LUPESCU

Abstract: The paper presents the manner in which the technological parameters (T_d and t_d) of the thermal and thermo-chemical treatments in electrolytic plasma influence the shock resistance of the steels treated thermally and thermo-chemically in electrolytic plasma.

STUDII PRIVIND REZISTENȚA LA ŞOC A OTELURILOR TRATATE TERMIC ŞI TERMO-CHIMIC ÎN PLASMĂ ELECTROLITICA.

Rezumat: Lucrarea prezintă modul în care parametrii tehnologici (TD si td) ai tratamentelor termice si termo-tratamente chimice în plasma electrolitica influențează rezistența la şoc a otelurilor tratate termic şi termo-chimic în plasmă electrolitica.

IMPROVING CORROSION RESISTANCE BY ELECTRICAL DISCHARGE IMPULSES USING BRONZE ELECTRODE

BY

MIHAELA BARHALESCU and CONSTANTIN DUMITRACHE

Abstract: The work entitled "Improving corrosion resistance by electrical discharge impulses using bronze electrode" presents the research done by the authors in regards with obtaining some superficial metallic layers, on samples made of carbon steel OL 37 brand, with the help of some electrodes from a corrosion resistant material (CuSn10). The corrosion resistance of the obtained experimental layers was determined through gravimetrical method. The superficial layers subjected to the corrosion agent (see eater) where analysed through optical microscopy, using the computers QX3 Intel Play microscope and through atomic force microscopy.

CERCETARI PRIVIND OBTINEREA SI ANALIZA STRUCTURALA A STRATURILOR METALICE SUBTIRI REZISTENTE LA COROZIUNE

REZUMAT: Lucrarea prezinta cercetari privind obtinerea unor straturi superficiale metalice prin descarcari electrice in impulsuri, pe piese din otel carbon marca OL 37, cu ajutorul unor electrozi dintr-un material rezistent la coroziune (CuSn10). Rezistenta la coroziune a straturilor obtinute experimental s-a realizat prin metoda gravimetrica. Straturile superficiale supuse agentului coroziv (apa de mare) au fost analizate prin microscopie metalografica optica, folosind microscopul calculator QX3 Intel Play si prin microscopie de forta atomoca.

SELECTIVE LASER SINTERING OF TITANIUM POWDER FOR BONE IMPLANTS

BY

GABRIEL BATIN, CĂTĂLIN OVIDIU POPA, HORIA CHEZAN, NICOLAIE JUMATE, IOAN VIDA-SIMITI and VIOREL CONSTANTIN CÂNDEA

Abstract: Titanium powder obtained through hydriding – milling – dehydriding with a distribution size range between 63 and 100 μm was used to produce endosseus implants from titanium powder via selective laser sintering. Two sets of powders were obtained: a) titanium powder coated with an epoxy resin (Ropoxid 500, Policolor) – batch A ; b) titanium powder coated with the same epoxy resin and then mixed with polystyrene powder in a volume ratio of 1:1 – batch B. The selective laser sintering operation was performed on a Sinterstation 2000 machine using a laser power ranging from 7 to 14 W (the increment was by 1W). The samples from batch A presented poor mechanical properties. Samples from batch B were very well sintered. The

mechanical properties of the green samples from batch B were determined by the 3-points bending test method. After the selective laser sintering stage, the samples from batch B were classically sintered in vacuum at 1160 ºC for two hours. The samples were packed in alumina powder in order to avoid the change of the shape after the resin is burned during the sintering process. Optical microscopy and X-ray diffraction were used to characterize the samples. All samples show a high open porosity.

SINTERIZAREA SELECTIVĂ CU LASER A UNOR PULBERI DE TITAN PENTRU IMPLANTURI OSOASE

Rezumat: Au fost obținute implanturi osoase prin sinterizare selectivă cu laser (SLS) utilizând pulbere de titan dehidrurată cu fracția granulometrică cuprinsă între 63 şi 100 µm. Două seturi de pulbere au fost obținute:
a) pulbere de titan acoperită cu rășină epoxidică (Ropoxid 500, Policolor) – setul A;
b) pulbere de titan acoperită cu acelaşi tip de rășină epoxidică şi amestecată apoi cu polistiren în raport volumic de 1:1 –setul B. Sinterizarea selectivă cu laser a fost realizată pe maşina Sinterstation 2000, puterea laser fiind cuprinsă între 7 şi 14 W, incrementul fiind de 1 W. Probele din setul A au prezentat proprietăți mecanice slabe. Probele din setul B au fost bine sinterizate. Proprietățile mecanice ale probelor din setul B au fost determinate prin metoda încovoierii în 3 puncte. După etapa de SLS, probele din setul B au fost sinterizate clasic în vid la 1160 ºC, timp de 2 ore. Probele au fost împachetate în alumină pentru a evita deformările după arderea rășinii în timpul sinterizării. Caracterizarea probelelor s-a făcut prin microscopie optică şi difracție cu raze X. Toate probele au prezentat porozitate deschisă mare.

A SHORT GENERAL VIEW IN THE FIELD OF "AIR-SHOCK" MOLDING TECHNOLOGY

BY
TIBOR BEDŐ, VIOREL ENE and BELA VARGA

Abstract: The increase of cast part quality is essential for today industry – particularly for the machine-building industry. The new molding – casting technologies, "air-shock, air-impact and air-impact plus", based on the expansion of the compressed air allow the casting of parts of an unprecedented quality, an essential feature on the current market of cast part. The "air-shock" moulding equipments are relatively more simple comparatively to the classical moulding machine. The compacting unit mainly consists of a pressure tank, an impulsive valve, and an air throttling member serving to spread the pressure wave evenly over the center and to the outer edges of the sand surface.

SCURTĂ PRIVIRE GENERALĂ ÎN DOMENIUL FORMĂRII PRIN PROCEDEUL „AIR-SHOCK"

Rezumat: Creşterea calității pieselor turnate este esențială pentru industria de turnătorie din zilele noastre, în special pentru construcția de maşini. Noile tehnologii de formare-turnare „air-shock, air-impact şi air-impact plus", care se bazează pe utilizarea energiei aerului comprimat, permit producătorilor de piese turnate să obțină o calitate mult superioară calității obținute în trecut. Acest fapt este esențial într-o piață concurențială în continuă expansiune. În lucrare se prezintă o vedere de ansamblu asupra acestei tehnologii de formare-turnare, făcându-se referire atât la procesul în sine cât şi la utilajele folosite. Este prezentat de asemenea un model matematic al procesului de îndesare al amestecului de formare utilizând energia aerului comprimat în detentă.

NEW MECHANISMS FOR PHOSPHATATION OF IRON OBJECTS

BY
C. BEJINARIU, I. SANDU*, A. PREDESCU, I.G. SANDU, C. BACIU and A.V. SANDU*****

Abstract: The paper presents two new mechanisms of the crystalline phosphatation process, in order to passivate iron objects, by chemical sequential precipitation, in two steps: additive-substractive mechanism and substractive-additive one. The two mechanisms were developed by elaborating a group of inventions, which have multiple applications: anticorrosion protection, lubricant capacity, color with adequate aesthetics for restored or new artifacts.

NOI MECANISME DE FOSFATARE A PIESELOR DIN FIER

Rezumat: Lucrarea prezintă două noi mecanisme a procesului de fosfatare cristalină în vederea pasivării obiectelor din fier, prin precipitare chimică secvențială, în două etape şi anume prin mecanism aditiv-substractiv şi invers substractiv aditiv. Cele două mecanisme au fost dezvoltate în urma elaborării unui grup de invenții, care au aplicații multiple: protecție anticorozivă, capacitate lubrifiantă, policromie cu estetică adecvată artefactelor patinate sau repatinate şi altele.

NUMERICAL MODEL FOR BACK TREATMENT OF MULTILAYER THIN FILMS BY A MOVING LASER SOURCE

BY

NICOLA BIANCO, ORONZIO MANCA*, ALINA ADRIANA MINEA, DANIELE RICCI***

Abstract: A two dimensional instationary analysis of the conjugate optical-thermal fields induced in a multilayer thin film structure on a glass substrate by a moving Gaussian laser source is carried out numerically in order to study back laser treatment processes. The work-piece is considered semi-infinite along the motion direction and different thicknesses of the thin film are considered. Thermal and optical non-linearities are induced during transient heating, since the response of weakly absorbing thin films depends on temperature. The heat source doesn't directly impinge the film surface but the glass substrate. The optical field is considered locally one dimensional and Maxwell equations are solved in order to evaluate the absorption in thin film while the thermal field is two dimensional. COMSOL Multiphysics 3.4 code has been adopted to solve this combined thermal and electromagnetic problem. Results are presented in terms of transient temperature profiles and fields for different Peclet numbers and a-Si thicknesses.

NUMERICAL STUDY OF THE QUASI-STEADY STATE TEMPERATURE FIELD BY A MOVING HEAT SOURCE FOR SURFACE TREATING

BY

NICOLA BIANCO, ORONZIO MANCA*, ALINA ADRIANA MINEA and VINCENZO NASO**

Abstract: A numerical analysis of a quasi-steady state three-dimensional thermal conductive field induced in a metallic finite solid by a Gaussian moving laser beam is carried out using a finite volume numerical technique. The numerical simulation allows for both surface heat losses, convective and radiative, and variable thermo-physical properties. The convective heat transfer on the outer surface of the solid is taken into account in order to simulate an impinging circular jet. This approach is suitable for any Peclet number value. The thermophysical properties of the solid are temperature dependent and radiative and convective heat losses, the latter due to an impinging gas jet on the upper surface, have been taken into account. Results in terms of dimensionless temperature profiles are reported in order to allow evaluating the main differences between heating with and without surface radiation and gas jet.

DEPENDENCE BETWEEN DEFORMATION SPEEDS AND HIGH ALLOY STEEL PLASTIC DEFORMATION STRENGTH

BY

IONEL BORŞ, ANDRA STOICA*, ANDREI BERBECARU* and AVRAM NICOLAE*

Abstract: In the paper is presented the importance of the processes from finishing train in obtaining geometrical qulaity of steel strips evaluated especoaly by thickness, profile and smoothness. It is described the structure of thickness automated adjustment system (RAS). It is presented the profiles and funtioning of components: hydraulic cylinders, closed loop adjustment system of nominal thickness, the profile of thickness and temperature rolling assesment .

MĂSURI TEHNICE DE MODERNIZARE A TRENULUI FINISOR LA FABRICAREA BENZILOR LAMINATE LA CALD

Rezumat: În lucrare este abordată importanţa proceselor din trenul finisor în obţinerea calităţii geometrice a benzilor din oţel, evaluate în special prin profil şi planeitate Este descrisă structura sistemului automat de reglare a grosimii (RAG). Se prezintă schiţele şi funcţionarea componentelor: cilindri hidraulici, bucla închisă de reglaj automat al grosimii nominale, schema de impunerea a grosimii şi temperaturii de laminare.

THERMOMECHANICAL TREATMENT FOR MICROALLOYED STEEL PLATE

BY

MIRCEA BRĂILOIU

Abstract: Heavy plate made from fine grains structural weldable steel are obtained through smelting steel in an oxygen converter, continuous casting of steel into slabs and obtaining heavy plates in a plate mill. At the end usually the heavy plates are heat treated through normalizing to obtain the prescribed mechanical characteristics. The paper describes our experimental researches concerning the controlled rolling (thermomechanical treatment) namely the heating of the slab at 1150 ^{0}C, hot rolling with certain reducing ratio up to 6-80 mm thickness (at 1.0 - 2.0 m width); the finished rolling temperature was 880 ±20 ^{0}C, followed by cooling in air. The benefit of the new technology is the elimination of the normalizing process, meaning a 10 % price reduction of heavy plate.

TRATAMENTUL TERMOMECANIC AL TABLELOR GROASE DIN OTELURI MICROALIATE

Rezumat: Tablele groase realizate din oteluri sudabile cu granulatie fina pentru constructii, sunt obtinute prin elaborare otel in convertizor cu oxigen, turnare continua sub formă de sleburi si laminare în table. In final, tablele groase astfel obtinute sunt tratate termic prin normalizare in vederea obtinerii caracteristicilor mecanice prescrise. Lucrarea descrie cercetarile experimentale legate de laminarea controlata (tratament termomecanic), in speta incalzirea slebului la 1150 ºC, laminare la cald, cu un grad de reducere precizat (grosimea finală a tablei este de 6-80 mm iar lăţimea de 1-2 m) temperatura finala de laminare fiind de 880 ºC, ±20 ºC, urmata de racire in aer. Beneficiile acestei tehnologii constau in eliminarea procesului de normalizare, care contribuie la scaderea cu 10% a pretului tablei.

PSEUDOELASTIC EFFECTS OF THE FORMATION OF ε TENSILE-INDUCED MARTENSILE IN Fe-Mn-Si-Cr-Ni SHAPE MEMORY ALLOYS

BY

LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, SERGIU STANCIU, RADU-IOACHIM COMĂNECI, VASILE-VIOREL MOLDOVEANU, CIPRIAN LOHAN and NICOLETA-MONICA LOHAN

Abstract: The paper presents some of the results obtained in the elaboration and characterization of a low-manganese Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy (SMA). After describing the main steps of classical-obtainment technology of Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloys, the results of tensile loading-unloading tests are reported in correlation with the formation of ε tensile-induced martensite, associated with the lack of any linear portion during initial loading. The presence of additional spring back during unloading, represented by recoverable strains up to 5.5 %, confirmed the pseudoelastic behaviour of Fe-Mn-Si-Cr-Ni SMAs. The formation of ε tensile-induced martensite was ascertained by scanning electron microscopy.

EFECTE PSEUDOELASTICE ALE FORMĂRII MARTENSITEI ε, INDUSĂ PRIN ÎNTINDERE, ÎN ALIAJELE Fe-Mn-Si-Cr-Ni CU MEMORIA FORMEI

Rezumat: Lucrarea prezintă unele dintre rezultatele obţinute la elaborarea şi caracterizarea aliajelor cu memoria formei (AMF) Fe-Mn-Si-Cr-Ni. După descrierea principalelor etape ale tehnologiei clasice de obţinere a aliajelor Fe-Mn-Si-Cr-Ni, sunt prezentate rezultatele încercărilor de încărcare-descărcare la tracţiune în corelaţie cu

formarea martensitei ε indusă prin tracțiune, asociată cu lipsa oricărei porțiuni liniare în timpul încărcării inițiale. Prezența revenirii elastice suplimentare din timpul descărcării, reprezentată prin deformații recuperabile de până la 5,5 %, a corfirmat comportarea pseudoelastică a AMF Fe-Mn-Si-Cr-Ni. Formarea martensitei ε indusă prin tracțiune a fost confirmată prin microscopie electronică cu baleiaj.

CRYOGENICS – A REALITY IN MATERIAL ENGINEERING
(PART 1)
BY
VASILE BULANCEA, MIHAI SUSAN and DIANA ANTONIA GHEORGHIU

Abstract. The purpose of this work consists in highlighting the extent of the cryogenics applications in the material engineering. The conclusions presented here are the result of the expertise accumulated by the authors, as well as by the world authorities in this field. The work is dealing with the cryogenics applications on steels, especially those for cutting and plastic deformation tools, but also on the non-ferrous metals, polymers, etc. The results are impressive. The literature indicates an increase by at least 2-3 times for the paper cutter optimum operation time, as well as a 7-8 times amplification of the wearing resistance; the decrease of the percentage destruction of the working surface layer through pitting, a 70-90% increase of the dimensional stability, the diminution of the metal and energy consumption, and a 1.5 -2 times decrease of the duration of the thermal treatment were also reported.

CRIOGENIA – REALITATE IN INGINERIA MATERIALELOR (Partea I)

Rezumat: Scopul lucrării constă în amploarea aplicației criogeniei în ingineria materialelor Concluziile prezentate sunt rezultatul experienței acumulate de autori dar şi de autoritățile mondiale din domeniu. Lucrarea se referă la aplicațiile criogeniei asupra oțelurilor, în special cele pentru scule de aschiere şi de deformare plastică, dar şi asupra metalelor neferoase, polimeri etc. Rezultatele sunt impresionante. Se indică o creştere minimă de 2...3 ori a duratei de funcționare optimă a cuțitelor de tăiat hârtie, creşteri ale rezistenței la uzare de 7...8 ori, scade procentul de distrugere a stratului suprafetelor de lucru prin pitting, mărirea stabilității dimensionale cu 70... 90%, micşorarea consumului de metal, micşorarea timpului de tratament termic de 1,5...2 ori, micşorarea consumului energetic etc.

CRYOGENICS – A REALITY IN MATERIAL ENGINEERING
(PART II)
BY
VASILE BULANCEA, DIANA ANTONIA GHEORGHIU and MARIA BACIU

Abstract. The paper presents the microstructural mechanisms which stay at the basis of the high properties of the deeply cooled steels. The amplification of the material properties at lower, deep cold temperatures (77…148K) implies the existence of an additional mechanism /28/. The gradual variation of martensite tetragonal character /63/ is associated with the precipitation of fine carbides nucleated on associated lattice flaws (macla boundaries, dislocations) which permits the precipitation of a large number of fine secondary carbides (of nanometer size), **ε** and especially **η**(Fe_4M_2C).

CRIOGENIA – REALITATE IN INGINERIA MATERIALELOR (Partea a II-a)

Rezumat: Lucrarea prezintă mecanismele microstructurale ce stau la baza proprietăților ridicate ale oțelurilor tratate termic la frig adânc ce urmăresc *"mişcarea carbonului"* în matrice cu efect măsurabil asupra formării carburilor specifice. Transformarea martensitică în domeniul frigului adânc (77…148K) presupune existența unui mecanism suplimentar: variația graduală a tetragonalității martensitei asociată cu precipitarea carburilor fine nucleate pe defectele de rețea asociate (limite de macle, dislocații) ce permit precipitarea unui număr mare de carburi secundare fine (dimensiuni nanometrice) de tip **ε** şi in special **η** **(Fe_4M_2C)**. S-a concluzionat că o mai mare densitate de dislocații şi clusterizarea carbonului ca urmare a tratamentului de criogenie sunt responsabile pentru îmbunătățirea proprietăților oțelurilor.

METROLOGICAL CHARACTERISTIC OF THE TEST RIG WITH AUTOMATIC REGESTERING OF THE PROPORTIONALLY – CONTROLLED HYDRAULIC DRIVE

BY

Yu.A. BURENNIKOV, L.G.KOZLOV, D.O. LOZINSKY, O.V.PETROV and S.V.REPINSKIY

Abstract: Test rig is presented for the investigation of static, dynamic and energy characteristics of proportionally - controlled hydraulic drives.
The given test rig enables physical modeling of the working processes in hydraulic drives and their registering by means of oscillography.

DYNAMICS OF HYDRAULIC DRIVE WITH VARIABLE PUMP ON THE BASIS OF FLOW REGULATOR

BY

Yu.A. BURENNIKOV, L.G. KOZLOV and S.V. REPINSKIY

Abstract: Circuit is proposed for designing automatic regulator of the variable pump that provides pump flow stabilization and overload protection under high values of pressure settings. It is determined how the combination of regulator parameters influences the regulation time of the variables that describe the control system state. Such combination of the regulator design parameters is found that provides quick response of the variable pump control system within the whole operation range.

CASTING AND SOLIDIFICATION PROCESSES SIMULATION OF ALUMINUM ALLOYS FOR FAUCETS FABRICATION

BY

BUTNACIUC DOREL, MIHAI DUMITRU, ŞTEFAN DUMITRU and CIMPOEŞU NICANOR

Abstract: A virtual casting and solidification method is obtained studying the practical way of the process. Advantages of this method are clearly connected with price and time process. Aspects of chemical composition or investigating method of temperature for in-situ process are also presented.

SIMULAREA PROCESELOR DE TURNARE SI SOLIDIFICARE A ALIAJELOR PE BAZA DE ALUMINIUM FOLOSITE LA APLICAREA ROBINETELOR

Rezumat: S-a obtinut o metoda virtual de turnare si solidificare prin studierea proceselor practice. Avantajul acestei metode este clar legat de durata de timp si de pretul proceselor. Au fost de asemenea prezentate aspecte ale compozitiei chimice si a metodei de inregistrare a temperaturii in timpul desfasurarii proceselor.

NUMERICAL MODELING OF ALLOYS SOLIDIFICATION

BY

BUTNACIUC DOREL, MIHAI DUMITRU, ŞTEFAN DUMITRU and CIMPOEŞU NICANOR

Abstract: This paper presents an improvement of the solidification process using numerical methods, in which is proven that the solidification curve tends to approximate very well the ideal curve if are chosen both the coolers and enlargement of the horizontal fixation plate and not separate. In the end, the solidification process is optimized and the feeder's shape is more efficient and provides higher quality castings. Achieving all these by means of numerical methods, gives a very good approximation of the real behavior during casting and saves more time and money in the very competitive field of metallurgy.

MODELAREA NUMERICĂ A SOLIDIFICĂRII ALIAJELOR

Rezumat: această lucrare prezintă o îmbunătățire a procesului de solidificare folosind metode numerice, în care

este dovedit tendința curbelor de solidificare de a aproxima foarte bine curbele ideale dacă sunt alese răcitoarele şi mărimea platoului de fixare orizontal în acelaşi timp. În final procesul de solidificare este optimizat şi forma maselotei este mult mai eficientă şi asigură turnări de o înaltă calitate. Realizând toate aceste lucruri prin metode numerice obținem o bună aproximare a comportamentului real din timpul turnării economisind timp şi bani în acest competitive domeniu al metalurgiei.

CASTING AND SOLIDIFICATION SIMULATION OF CAST IRON SAMPLES

BY

BUTNACIUC DOREL, MIHAI DUMITRU, ŞTEFAN DUMITRU and CIMPOEŞU NICANOR

Abstract: The paper suppose to design an experimental model for mathematical modelation of processes that took place at cast iron sample pouring, for an application of establishing some casting technologies with reduce energy and materials consume also to realize a program to establish a pouring technology which can prevent the negative effect of alloy contraction.

SIMULAREA TURNĂRII ŞI SOLIDIFICĂRII PIESELOR DIN FONTĂ

Abstract: Lucrarea presupune proiectarea unui model experimental destinat modelării matematice a proceselor care au loc la turnarea pieselor din fontă, pentru aplicarea la stabilirea unor tehnologii de turnare cu consumuri reduse de materiale şi energie cat si realizarea unui program pentru stabilirea unei tehnologii de turnare care să prevină efectul negativ al contracției a aliajului.

ANALYSIS OF HYBRID AND NANOSTRUCTURED BIOCOMPATIBLE MATERIALS BY HIGH RESOLUTION SEM

BY

A. BUZAIANU, E. VASILE, ROXANA. D. TRUSCA, ROXANA. M. PITICESCU*,DOINA RADUCANU, V. D. COJOCARU**, CARMEN. M. MOLDOVAN*** and S. RUSU****

Abstract: The continuous diversification of the new types of hybrid and nanostructured biomaterials requires additional microscopic tests, in the purpose of identifying the chemical components in very small samples and conducting microstructure imaging analyses on specimen micro arrays. In order to evaluate and characterize hybrid nanostructured biomaterials by high resolution SEM (Scanning Electron Microscopy), one needs to answer at least two questions: what are the tip phases existing in the biomaterials and what are the peculiarities of such elements (homogeneity, distribution, size, content elements and, possibly, other parameters) developed as a result of the processing of the different components and bioactive substrate hybrid materials.

ANALIZA MATERIALELOR BIOCOMPATIBILE HIBRIDE SI NANOSTRUCTURATE PRIN SEM DE INALTA REZOLUTIE

Rezumat: Continua diversificare a noilor tipuri de biomateriale hibride si nanostructurate impune teste suplimentare de microscopie, in scopul identificarii componentelor chimice pe esantioane de analiza foarte mici si realizarii de analize de imagini microstructurale pe micro arii de esantioane. Pentru evaluarea si caracterizarea prin SEM (Scanning Electron Microscopy) de inalta rezolutie a nanostructurilor de biomateriale hibride este necesar, in principal, a se raspunde la minimum doua intrebari: ce tipuri de faze exista in acele biomateriale si care sunt particularitatile acestor elemente (cu referire la omogenitate, distributie, marime, continut de elemente si posibil alti parametri) ce rezulta ca urmare a procesarii diferitelor componente si substaturi bioactive de materiale hibride.

MAGNESIUM ALLOYS IN THE ROMANIAN AERONAUTICAL INDUSTRY

BY

A. BUZAIANU , S. OPRISAN*, A.F. OLTEANU and I.RUSU*****

Abstract: The paper presents, in a brief succession, the history of the industrial application of magnesium base alloys in the Romanian aeronautical industry, from its beginnings till recent years. This approach was intended to outline the Romanian industrial tradition and make up for the lack of information on the use of these alloys in recent industrial historiography.

ALIAJELE DE MAGNEZIU IN INDUSTRIA AERONAUTICA ROMANEASCA

Rezumat: In lucrare se prezinta, printr-o rapida trecere in revista, perioada de inceput si istoria recenta a utilizarii industriale a aliajelor pe baza de magneziu in industria aeronautica romaneasca si nu numai. Lucrarea a aparut din necesitatea evidentierii firesti a traditiilor industriale romanesti, ca urmare a lipsei de informatii din istoriografia industriala recenta a utilizarii acestor aliaje.

RESEARCHES ABOUT THE SIZE OF CROSS POST-ELASTIC EFFECT PRESSING INTO THE MOULD OF SOME METALLIC MATERIALS POWDERS

BY

OVIDIU CALANCIA and DIANA – ANTONIA GHEORGHIU

Abstract: The paper presents the size variation of cross post-elastic effect correlated with double-action pressing applyed to the into mould metallic powders, (iron, aluminium and copper powders) and the analisys of the influence factors.

CERCETĂRI ASUPRA MĂRIMII EFECTULUI POSTELASTIC TRANSVERSAL LA PRESAREA ÎN MATRIȚĂ A PULBERILOR UNOR MATERIALE METALICE

Rezumat :Articolul abordează variația mărimii efectului postelastic transversal în funcție de presiunea de compactizare aplicată la presarea în matriță, cu acțiune bilaterală a pulberilor realizate din trei categorii de materiale (fier, aluminiu şi cupru) şi analiza factorilor de influență.

CASTING METHOD INFLUENCE ON MICROSTRUCTURE OF ANTIFRICTION ALLOYS

BY

CATANA DORINA-ADRIANA and CATANA DORIN*

Abstract: This paper studies the influence of modifications of some smelting-casting process parameters on the microstructure grain size and their distribution in the matrix of antifriction alloys used in bearings construction. The conclusions of this studies will be utilized in another work, that will be studied the influence of these microstructures on the mechanical properties of the antifriction alloys. The conclusion is that using adequate parameters for the technological process, a microstructure can be obtained, much better than the present one.

RESEARCH ON OBTAINING IMPROVED MECHANICAL PROPERTIES THROUGH THERMAL TREATMENT FOR THE ALLOY $AlCu_4PbMg$

BY

DIMA ADRIAN, OAJDEA FLORENTIN and MARIN LAURENTIU

Abstract: This study presents ample experimentals researche on the correlation between the applicable thermal treatments and the obtained properties for the purpose of achieving sustainability hardnesses at the benchmarks

from the alloy studied.

CERCETARI PRIVIND OBTINEREA DE PROPRIETATI MECANICE IMBUNATATITE PRIN INTERMEDIUL TRATAMENTELOR TERMICE APLICABILE ALIAJULUI $AlCu_4PbMg$

Rezumat:Lucrarea de fata prezinta ample cercetari experimentale privind corelatia dintre tratamentele termice aplicabile si proprietatile obtinute in scopul realizarii de durabilitati controlabile la reperele realizate din aliajul studiat.

NANOTECHNOLOGY – A THREAT OR A KEY TECHNOLOGY FOR THIS CENTURY

BY

SORIN DIMITRIU, MIRCEA DOBRESCU and GABRIELA DUMITRIU

Abstract: The paper deals with the advantages and risks of nanotechnology, when working on matter at the level of atoms and molecules. The question is if there are any problems for healthcare, food and environmental, security, new materials, energy production a.s.o., or nanotechnology is a key technology for the 21st century.

NANOTEHNOLOGIA – O AMENINȚARE SAU TEHNOLOGIA CHEIE PENTRU ACEST SECOL

Rezumat: În lucrare sunt prezentate comparativ principalele avantaje ale nanotehnologiei şi ale producerii nanomaterialelor, domeniile lor de utilizare şi riscurile pe care nanomaterialele le prezintă pentru sănătatea umană şi pentru mediul înconjurător. Aceasta în condițiile în care revoluția nanomaterialelor este încă la început.

THEORETICAL ASPECTS REGARDING THE FRICTION INSIDE THE BUSHINGS

BY

DINESCU ION, MOLDOVAN GABI, DINESCU IOANA MIHAELA and SMEADA MIHAELA

Abstract: : Knowing the frection parameters represents an essential issue regarding the tribological research of the bushings, because the frection always appears in the moment when there is a relative motion between the surfaces that are in contact.
In the process of functioning of a bushing the friction produces prejudices and that is why it should be restricted. The friction consumes energy, reduces the output and produces wear, leading to the quick deterioration of the mechanical systems. The energy used within the friction is being dissipated under the form of heat at the level of the friction coupling and also in the environment. Thus we must take in consideration both during the state of designing as well as in that of exploiting the bushings, so as for the energy losses resulted from the friction to be minimal, in order to ensure the highest production conditions.
The present paper reveals the main theoretical aspects of the frection inside the bushing.

ASPECTE TEORETICE PRIVIND FRECAREA IN CUZINETI

Rezumat: Cunoasterea parametrilor frecarii este esentiala pentru cercetarile tribologice in cuzineti, frecarea aparand in momentul miscarii relative a suprafetelor alate in contact. In procesul de functionare al cuzinetilor frecarea produce uzuri care trebuie restrictionate.
Frecarea presupune un consum de energie care se disipă sub formă de căldură, la nivelul cuplei de frecare şi în mediul înconjurător. Frecarea reduce randamentul, măreşte uzura şi conduce la deteriorarea rapidă a sistemelor mecanice.De aceea trebuie avute în vedere aceste aspecte atât în faza de proiectare, cât şi în faza de exploatare a cuzinetilor, astfel încât pierderile de energie să fie minime, în condițiile realizării unei fiabilități ridicate. Lucrarea prezenta isi propune sa reliefeze cateva aspecte teoretice privin fenomenele care apar la frecarea in cuzineti.

TITANIUM AND TITANIUM-BASED ALLOYS FOR AEROSPACE

BY

MIRCEA DOBRESCU, SORIN DIMITRIU and MARIUS VASILESCU

Abstract: There are many aerospace programs which have identified requirements for higher temperature, strength capability and excellent corrosion resistance of titanium alloys. In the paper are shown the main properties of titanium and titanium alloys, the influence of boron and silicon in Ti-Al alloys for aerospace, titanium alloys based on intermetallic compounds and possibilities of replacing classic alloy Ti-Al6-V4 with other low-cost titanium alloys with similar or even superior properties.

TITAN ŞI ALIAJE DE TITAN PENTRU INDUSTRIA AEROSPAȚIALĂ

Rezumat: Criza mondială de materii prime obligă la o alegere şi folosire rațională a materialelor. În acest context se impune cu necesitate utilizarea titanului şi aliajelor sale în domeniile industriale unde se pune accent pe proprietățile de rezistență la fluaj, la coroziune, greutate specifică mică, aşa cum este cazul industriei aeronautice.

În lucrare sunt prezentate principalele proprietăți ale titanului şi aliajelor sale, influența borului şi siliciului în aliajele Ti-Al pentru aeronautică, aliaje de titan pe bază de compuşi intermetalici şi posibilități de înlocuire a aliajului clasic Ti-Al6-V4 cu alte aliaje de titan mai economice şi cu proprietăți similare sau chiar superioare.

STEEL STRAPS WITH HIGH BREAKING STRENGTH OBTAINED THROUGH CONTIUOUS FLUX THERMAL TREATMENT

BY

ELENA DRUGESCU, TIBERIU POTECAŞU, OCTAVIAN POTECAŞU and PETRICA ALEXANDRU

Abstract: Low carbon steels, having low hardenability are not used in quenching thermal treatment consequently there is little study in this direction. In order to achieve high ultimate stress values higher carbon content steels are used or steels with alloying elements which increase their hardenability. Considering that these low carbon steels are easier and cheaper to produce, research towards broadening their domain of usage are opportune. Products with thin section areas are to be considered which should allow high cooling speeds hereby low hardenability would no longer be a major impediment in obtaining high ultimate stress values.

In this paper there are presented mechanical characteristics (resiliency, elongation) and structural characteristics resulted from quenching thermal treatment made on an experimental installation, in continuous flux, on low carbon steel straps (C = 0,185%), cheep, elaborated without special purity prescriptions. The experiments were made varying the furnace temperature while keeping all the other technological parameters constant. The straps' speed through the system was 2m/min and the cooling was made in water jet. Starting with heating temperatures of 900oC good mechanical characteristics are obtained: Rm 1500 = MPa and A80 = 4%.

BENZI DIN OTEL CU REZISTENTA MECANICA MARE PROCESATE TERMIC IN FLUX CONTINUU

Rezumat: Otelurile nealiate cu carbon scazut, avind calibilitatea redusa nu sunt destinate aplicarii tratamentului termic de calire si in consecinta nu sunt suficient studiate in acest sens. Pentru atingerea unor rezistente mari se utilizeaza oteluri cu un continut de carbon mai mare sau cu elemente de aliere care sa le mareasca calibilitatea. Pornind de la faptul ca aceste oteluri nealiate cu carbonul scazut, sunt mai usor de obtinut si mai ieftine, sunt oportune cercetari care sa largeasca aria lor de utilizare, cum ar fi cazul unor produse cu sectiuni mici (in cazul de fata benzi subtiri) care sa permita aplicarea unor viteze mari de racire, astfel incit, calibilitatea redusa sa nu mai constituie un impediment major in obtinerea unor rezistente mecanice ridicate.

In lucrare se prezintă caracteristicile mecanice (rezistenta, alungire) si structurale obtinute dupa tratamentul termic de calire efectuat pe o instalatie experimentala, in flux continuu, pentru benzi din otel cu carbon scazut (C = 0, 185%), ieftin, elaborat fara prescriptii speciale de puritate. Experimentarile s-au realizat variind temperaturile de incalzire ale incintei cuptorului si mentinand constanti ceilalti parametri tehnologici. Viteza de

deplasare a benzii prin cuptor a fost de 2m/minut si racirea s-a efectuat in jet de apa. Incepand cu temperaturile de incalzire de 900°C, se obtin rezistente de peste 1500 N/mm^{2}, iar alungirile raman peste 4 %.

RESEARCHES ON AUTOMOTIVE PIECES WEAR

BY

A. DRAGOMIR, A.M.MARMANDIU and R.M. POPESCU

Abstract: The present paper presents researches on automotive pieces wear, problem wherewith faced owners of cars manufacturing autochthonous and import is related to the direction system.

CERCETARI PRIVIND UZAREA PIESELOR DE AUTOVEHICULE

Rezumat: Unul dintre defectele frecvente cu care se confrunta posesorii de autovehicele de fabricatie indigena cat si de import este legata de sistemul de directie. Denivelarile si gropile cauzeaza socuri puternice ce in timp creaza usarea componetelor. Uzarea reprezinta degradarea starturilor superficiale ale elementelor cuplelor de frecare, fenomen ce se caracterizeaza fie prin pierderea de material fie prin deformarea plastica a suprafetelor de contact. Astfel au loc modificari ale proprietatilor fizico-mecanice. Pentru o buna fuctionare materialele trebuie sa indeplineasca urmatoarele cerinte:- rezistenta la rupere statica si oboseala;- rezistenta la uzura si la coroziune;- buna aderenta la lubrifianti, etc. Se recomanda o imperechere corespunzatoare a componentelor din punct de vedere al duritatii si calitatii materialelor.

ADVANCED MATERIALS FOR ADVANCED INDUSTRIES. MECHANICAL ENGINEERING OF TITANIUM ALLOYS

BY

CONSTANTIN DUMITRESCU, MIRCEA DOBRESCU and MARIUS VASILESCU

Abstract: Aerospatiale industry owes its development to the introduction of titanium alloys together with aluminium alloys and composite materials. In spite of titanium low castability or extremely expensive forged pieces used in aerospace, mechanical characteristics of titanium are not very inferior to hardened and tempered steel. Titanium's workability on machine tools is better that of a stainless steel. The greatest effect on machining has the coefficient of thermal expansion and modulus Young (half the value in steel). In the paper is shown the influence of mechanical working on the properties of titanium and titanium alloys used in aerospace. Mechanical alloying of titanium alloys obtained from powder metallurgy is also presented in the paper.

MATERIALE AVANSATE PENTRU INDUSTRII AVANSATE. INGINERIA MECANICĂ A ALIAJELOR DE TITAN

Rezumat: Industria aerospațială își datorează dezvoltarea introducerii aliajelor de titan alături de aliajele de aluminiu și materialele compozite. În ciuda turnabilității slabe a titanului și a costului mare al forjării produselor din titan, caracteristicile mecanice ale titanului nu sunt inferioare oțelului deformat și recopt. Prelucrabilitatea titanului este de asemenea superioară oțelului inox. Efectul cel mai important asupra prelucrabilității titanului îl are coeficientul de dilatare termică și modulul lui Young.

În lucrare este prezentată influența prelucrării mecanice asupra proprietăților titanului și aliajelor de titan utilizate în aeronautică.

ECO- TECHNOLOGIES FOR RECOVERY OF GOLD FROM SECONDARY SOURCES

BY

ANTONETA FILCENCO-OLTEANUL, TANASE DOBRE, EUGENIA PANTURUL, ROZALIA RADULESCU and LUCI GRIGORAS1

Abstract: The more restrictive regulations for controlling the environmental pollution by cyanide bearing streams and materials have given an impetus to the researches aiming the discovery of some new, more ecological methods for gold leaching. This paper present an alternative lixiviant system for the recovery of gold from secondary sources such as gravitational concentrates from alluvial sands. The method consist in leaching the gold with chlorine resulted from NaClO decomposition in hydrochloric acid medium, [AuCl4]- selective recovery from hydrochloric solutions by adsorption on non-ionic polymeric resin type Amberlite XAD-7, gold elution with a mixture of organic solvent – hydrochloric acid and its reduction with an organic reducer. The gold powder is melt obtaining thus high grade (999,6 ‰) gold with a recovery yield over 98 %.
The influence of the main parameters for the aqueous chlorination, the extraction and stripping data and the method for the recovery of gold from upgrade strip liquor are presented. A flow sheet based on this process is also presented.

TEHNOLOGII ECO PENTRU RECUPERAREA AURULUI DE LA SURSE SECUNDARE

Rezumat: Regulile cele lmai restrictive pentru controlul poluarii mediului inconjurator cu cianuri a apelor si materialelor care au nevoie de un stimulant pentru incarcare cu scopul descoperirii unor noi metode ecologice pentru filtrarea aurului.

HOT ISOSTATIC PRESSING (HIP) APPLIED FOR MANUFACTURING ORTHOPEDIC IMPLANTS

BY

VIRGIL GEAMĂN, MARIUS MUREŞAN, RADU VITĂNESCU and BELA VARGA

Abstract: All metal alloys used for manufacture of orthopedic implants are solidified solutions of crystals. All, at some stage, are melted and allowed to cool in a mould. During cooling the metal alloy crystallizes and contracts. During cooling, as the material shrinks, there appear voids in the structure of the cold alloy. For optimum mechanical properties of the metallic orthopedic device, the crystal size in the alloy must be uniform, the structure must be free of voids, and the alloy should not contain any impurities. Because it is virtually impossible to prevent some of these defects to occur in cast materials, the manufacturers use mechanical working of the cast alloys to close the voids between individual crystals and to expel the impurities. One such method is called Hot Isostatic Pressing.

APLICAREA COMPACTARII IZOSTATICE LA CALD PENTRU EXECUTIA IMPLANTURILOR MEDICALE ORTOPEDICE

Rezumat: Toate aliajele metalice utilizate la realizarea implanturilor medicale ortopedice sunt solutii solidificate ale cristalelor. Toate in anumite stari sunt topite, aliate si racite in forme. In timpul racirii, aliajele cristalizeaza si se contracta. Aceasta duce la aparitia golurilor, a retasurilor. Pentru a obtine proprietati mecanice optime la iimplanturile ortopedice, se cere o structura uniforma, fara goluri sau impuritati. O metoda prin care se pot elimina aceste neajunsuri consta in compactarea la cald a materialelor .
Lucrarea prezinta cateva aplicatii concrete ale compactarii izostatice la cald in cazul implanturilor medicale ortopedice.

THEORETICAL CONSIDERATIONS CONCERNING THE GALVANIC CELLS WITH SOLID ELECTROLYTE

BY

V. HOTEA, I. SMICAL, E. POP, GH. IEPURE and I. JUHASZ

Abstract: In this paper the main issues related to the theoretical galvanic cells with solid electrolyte are presented. There are also described the technological application possibilities, dwelling on their usage for thermodynamic properties assay of substances at high temperatures.

CONSIDERAȚII TEORETICE PRIVIND PILELE GALVANICE CU ELECTROLIT SOLID

Rezumat: În lucrare sunt prezentate principalele probleme legate de studiul teoretic al pilelor cu electrolit solid. Sunt descrise de asemenea, posibilitățile de aplicare tehnologică, insistându-se asupra utilizării lor la determinarea proprietăților termodinamice ale substanțelor la temperaturi înalte.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVI (LX), Fasc. 1 2010

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

ADRIAN ALEXANDRU şi ROXANA GABRIELA ŞTEFĂNICĂ, Straturi Dure rezistente la uzură depuse pe oțelul 21MoMnCr12 pentru organe de maşini. Cercetări de microduritate (engl., rez. rom.) 7

ANCA ALUCULESEI, RĂZVAN LIȚOIU, IOANNIS ZERICHIOTIS, CONSTANTIN BACIU şi MARICEL AGOP, Transferul termic în nanostructuri(I). Modelul matematic (engl., rez. rom.) 17

MIHAI AXINTE, CARMEN NEJNERU, MANUELA PERJU şi ION HOPULELE Utilizarea triodei ionice într-o instalație pentru studiul transferului termic şi de masă în plasmă, (engl., rez. rom.) 27

ROXANA-GABRIELA ŞTEFĂNICĂ şi ADRIAN ALEXANDRU, Aspecte asupra unor aliaje de aluminiu îmbătrânite ciclic şi clasic (engl., rez. rom.). 37

CIMPOEŞU NICANOR, AXINTE MIHAI, CIMPOEŞU HANU RAMONA, HOPULELE ION, ATUDOSIE IOAN şi PARASCHIV PETRONELA, Simularea capacității de disipare a unor materiale metalice (engl., rez. rom.) 45

RAMONA CIMPOEŞU HANU, CONSTANTIN BACIU, SERGIU STANCIU, DELIA MARINELA AELENEI, NICANOR CIMPOEŞU şi PETRONELA PARASCHIV, Studiul comportamentului la electro-coroziune a unui aliaj superelastic din Ni-Ti prin analize SEM şi EDAX (engl., rez. rom.). 55

SANDA CRETU, Aspecte teoretice şi experimentale privind modelarea fenomenelor ce se produc în asamblările nedemontabile (engl., rez. rom.) 67

ADRIAN GRECU, DAN-GELU GALUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, ION HOPULELE şi MIHAI AXINTE, Cercetări privind modificarea capacității de răcire a mediilor sintetice de călire tip poliachilenglicol (PAG) modificat (engl., rez. rom.) 73

ANCA ELENA LĂRGEANU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU şi ION HOPULELE, Impactul asupra coroziunii a straturilor superficiale obținute prin acoperire cu materiale de adaos prin metoda descărcării în impuls (engl., rez. rom.) 81

RĂZVAN LIȚOIU, IVANNIS ZERICHIORIS, ANCA ALUCULESEI, DAN GELU GĂLUŞCĂ şi MARICEL AGOP (engl., rez. rom.) 89
. . . . . .
NICOLETA MONICA LOHAN (MAHU) şi IONUT LUCIAN BISTRICIANU, Asupra proprietatilor mecanice a aliajelor dentare nenobile Co-Cr (engl., rez. rom.) 97
MANUELA CRISTINA PERJU, CARMEN NEJNERU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, PETRICĂ VIZUREANU şi TUDOR RĂILEANU, Analiza grosimii stratului de wolfram depus prin metoda electrodului vibrator (engl., rez. rom.) 105
IRINA SURDU, CARMEN NEJNERU, ROXANA CARABET, DAN GELU GĂLUŞCĂ şi MARCEL AGOP, Cercetări privind caracteristicile de răcire în pat fluidizat a mediilor pulverulente tip nisip, sare şi şpan de fontă barbotate cu aer (engl., rez. rom). 113
IOANNIS ZERICHIOTIS, ANCA ALUCULESEI, RAZVAN LITOIU, DAN GELU GĂLUŞCĂ and MARICEL AGOP, Transferul termic in nanostructure(III). Comportamentul de tip convective (engl., rez. rom.) 121

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVI (LX), Fasc.1 2010

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

ADRIAN ALEXANDRU and ROXANA GABRIELA ŞTEFĂNICĂ, Hard Layers with Wear Resistance Depose On 21MoMnCr12 Steel for Machine Parts. Microhardeness Researches (English, Romanian summary) 7

ANCA ALUCULESEI, RĂZVAN LIȚOIU, IOANNIS ZERICHIOTIS, CONSTANTIN BACIU and MARICEL AGOP, On the Thermal Transfer in Nanostructures (I). Mathematical Model, (English, Romanian summary) 17

MIHAI AXINTE, CARMEN NEJNERU, MANUELA PERJU and ION HOPULELE, Using Ionic Triode in a Plasma Study Facility in Terms of Termic and Mass Transfer (English, Romanian summary) 27

ROXANA-GABRIELA ŞTEFĂNICĂ and ADRIAN ALEXANDRU, Aspects on Some Aluminum Alloys Cyclic and Classically Aged (English, Romanian summary) 37

CIMPOEȘU NICANOR, AXINTE MIHAI, CIMPOEȘU HANU RAMONA, HOPULELE ION, ATUDOSIE IOAN and PARASCHIV PETRONELA, Damping Capacity Simulation of Some Metallic Materials (English, Romanian summary) 45

RAMONA CIMPOEȘU HANU, CONSTANTIN BACIU, SERGIU STANCIU, DELIA MARINELA AELENEI, NICANOR CIMPOEȘU and PETRONELA PARASCHIV, Electro - Corrosion Behavior Study of a Superelastic Ni-Ti Alloy Through Sem and Edax Analysis (English, Romanian summary) 55

SANDA CRETU, Theoretical and Experimental Aspects Regarding Phenomenons That Are Prodused in the Undismontable Assemblings (English, Romanian summary) 67

ADRIAN GRECU, DAN-GELU GALUȘCĂ, CARMEN NEJNERU, ION HOPULELE and MIHAI AXINTE, Research on Cooling Capacity Modification for Synthetic Quenching Environments Type as Modified Polyachilenglycol (PAG) (English, Romanian summary) 73

ANCA ELENA LĂRGEANU, DAN-GELU GĂLUȘCĂ, CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU and ION HOPULELE, Impact of corrosion on the surface layer prcessed by material addition coating by impuls discharge method (English, romanian summary) . . .

81

RĂZVAN LIȚOIU, IVANNIS ZERICHIORIS, ANCA ALUCULESEI, DAN GELU GĂLUȘCĂ and MARICEL AGOP, On the Thermal Transfer in Anostructures (II) Conductive Type Behaviour (English, Romanian summary) 89

NICOLETA MONICA LOHAN (MAHU) and IONUȚ LUCIAN BISTRICIANU, On the Mechanical Characteristics of Commercial Non-Precious Co-Cr Dental Alloys (English, Romanian summary) 97

MANUELA CRISTINA PERJU, CARMEN NEJNERU, DAN-GELU GĂLUȘCĂ, PETRICĂ VIZUREANU and TUDOR RĂILEANU, Thickness Annalisis of Tungsten Coating Layer Deposited by Electrode Vibrator Method (English, Romanian summary) 105

IRINA SURDU, CARMEN NEJNERU, ROXANA CARABET, DAN GELU GĂLUȘCĂ and MARCEL AGOP, Researches Concerning the Cooling Characteristics of the Powder Backing in Fluidized Bed Tip Sand, Salt And Shavings Cast Iron Barbotaged with Air (English, Romanian summary) 113

IOANNIS ZERICHIOTIS, ANCA ALUCULESEI, RAZVAN LITOIU, DAN GELU GALUSCA and MARICEL AGOP, On the Thermal Transfer in Nanostructures(III). Convection Type Behavior (English, Romanian summary) 121

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

HARD LAYERS WITH WEAR RESISTANCE DEPOSE ON 21MoMnCr12 STEEL FOR MACHINE PARTS. MICROHARDENESS RESEARCHES

BY

ADRIAN ALEXANDRU and ROXANA GABRIELA ŞTEFĂNICĂ

Abstract. The aim of this paper is to analyze the micro-hardness of hard layers depose by electrical discharge in impulse on machine parts by 21MoMnCr12 steel.

In order to establish the influence of alloying deposition by electrical discharge in impulse on machine parts, were made researches on 21MoMnCr12 romanian steel which was thermal treated before alloying deposition by electrical discharge in impulse by two variants : quenching and quenching +tempering.

Key words: micro-hardness, layer, electrode.

1. Introduction

Alloying and deposition by electrical discharge in impulse method uses the inverse polarity – the part which is processed is the cathode and the electrode is the anode- and in this case the deposition takes place in air or other gas, with or without a rotation movement.

By comparing with other methods, alloying and deposition by electrical discharge in impulse presents a series of advantages as: the deposed metallic layer presents a resistant connection with the basis material; the method makes possible the deposition of pure metals (Ni, Cr, Mo, W, Ti) or metallic alloys; it is not necessary a preliminary preparation of the deposition surface, etc.

The demanded properties for the layer are different of those of the basic material and almost in contradiction with them. The efficient combination of alloying and deposition by electrical discharge in impulse with a superficial thermal treatment can make disappear many disadvantages of this method as:

large roughness of the alloyed surface, residual stress in layers which decrease the wear resistance.

2. Basis Material, Electrodes and Technologies

In order to determining the influence of alloying and deposition by electrical discharge in impulse of layers wear resistant on machine parts were made researches on 21MoMnCr12 steel used as support.

Chemical composition of 21MoMnCr12 steel is: 0,18-0,24 %C; 0,8-1,2 %Mn; 0,17-0,37 %Si; 0,02-0,04 %S; 0,035 %P; 1-1,4 %Cr; 0,2-0,3 %Mo. In table 2.1 are presented the mechanical properties and thermal treatment parameters for the 21MoMnCr12 steel.

The 21MoMnCr12 steel is recommended for machine parts thermal treated. This kind of steels are used only thermal or thermo chemical treated. The 21MoMnCr12 steel set in STAS 791 - 88, is a heat-treated steel for production of parts in machine building.

Alloy steels for machine building come in the form of rolled or forged products with thicknesses below 250 mm, capable of normalizing or annealing of (for softening, increased machinability and training structure for the final heat treatment).

Table 2.1

Mechanical Properties and Thermal Treatment Parameters

Steel	Mechanical properties					Thermal treatment parameters							
	$R_{p0,2}$, [N/mm^2, min]	R_m, [N/mm^2, min]	A_5, [%, min]	KCU, [J/cm^2, min]	HB, [daN/mm^2]	Annealing		Normalising		Quenching		Tempering	
						T, [ºC]	Medium	T, [ºC]	Medium	T, [ºC]	Medium	T, [ºC]	Medium
21MoMn Cr12	880	1080	8	68	R+217	680-700	c	-	-	810-830	u	170-230	a

It is used only for thermochemical or heat treated condition. The main characteristic of this steel is the depth of guaranteed hardening in bandwidth as hardening curves, which were drawn on Jominy specimens with austenitic grain score of at least 5. Finally, parts of this steel can be treated by thermochemical hardening, cyanide and carbonitration if they have under 0.25% C, by nitriding

if the steel has over than 0.3% and contains Mo, Cr or Al, through entered hardening, followed by a low or high return and with a superficial hardening followed by low return, if it contains more than 0.25% C.

The yield stress of these steel is 495...1275 N/mm^2, the breaking strength is 685...1620 N/mm^2, resilience between 50 and 88 J/cm^2, the elongation at break of 7...15%, hardness in annealed is 179...248 HB and fatigue of 278...564 N/mm^2.

Correlation between resilience and resistance for the case of hardening alloy steel and improvement is decreasing.

The tenacity of alloy steels depends mainly on the carbon content, decreasing with the increasing the carbon content in the alloy steels for hardening and to the improvement, also decreases with decreasing test temperatures.

Strength properties of this steel decrease with the increasing temperature for annealing, and properties of plasticity increases, as shown in the diagrams.

Special properties of this steel are provided by the alloying elements. Thus, Mn, increases hardening and wear resistance, but prints crude steel structures, insufficiently reduced by addition of Si or V. The steels which contains Mn and Si are more resistant to wear, but more difficult to process and have the trend of surface decarburizing. Cr increases hardening and plasticity, and together with Si and V improves over property after improvement. Mo greatly increases hardening and mechanical characteristics. Ni increases the tenacity of the steel and Al, Cr, Mo and V improve the properties of nitrided layers formed by nitrides.

Alloy steels weldableness is medium for machine building, it requires a pre-and after annealing with electric arc welding. Steels alloyed with Al, Cr, Mo and V, are not recommended for welding. The machinability of alloy steels is low, it is improved by annealing.

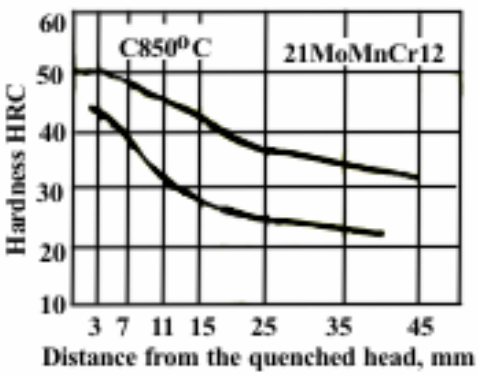


Fig. 2.1. – Hardening strips of 21MnMoCr12 steel.

As a specific use of 21MnMoCr12 steel, it is used as a substitute for steel chrome-nickel for machinery in the car industry: gearing, spare joint, shafts, axles, bolts, bushings, gears, wedges, etc.

2.1. Variants of Thermal Treatment Applied Before Alloying and Deposition by Electrical Discharge in Impulse

It was found that the filing and processing of metal surfaces by electrical discharge in impulse gives clear advantages such as: obtaining a layer and substrate with high adhesion to the basic material, get a higher hardness and wear resistance of the deposited layer obtaining special features of superficial layers decreases their fatigue, to obtain a high surface roughness, etc.

All the filing and alloying of the regions by electrical impulse filing can be totally or partially eliminated, combining effectively a thermochemical or thermal treatment with a processing of this kind.

Table 2.2.
Variants of the Applied Heat Treatment

Steel	Technological parameters
21MoMnCr12	a) Quenched at 820ºC/oil; b) Quenched at 820ºC/oil + tempered at 200 ºC/air

In Fig 2.2 are presented the applied heat treatment.

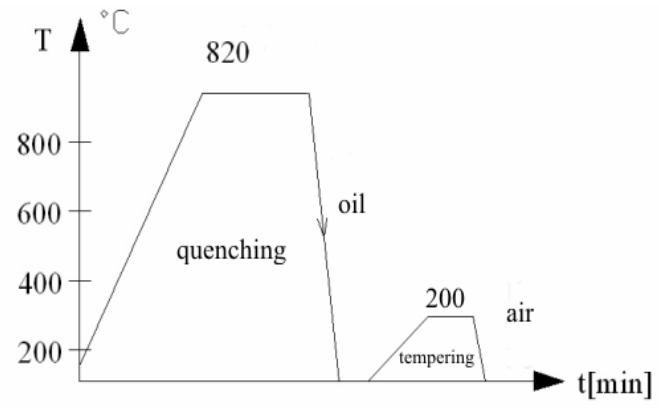


Fig. 2.2 - Applied heat treatment

2.2. Electrodes (Deposed Materials)

It was established that the electrode material has a large influence on the depth and hardness of hardened layer. The best electrodes for hardening the machine parts in terms of obtaining maximum hardness depths are chromium-based electrodes, made from ferrochromium chrome - manganese and pure chrome. The same materials ensure the highest wear resistance of hardened parts in comparison to other materials.

Based on the investigations and practical tests it was concluded that the deposit materials as electrodes with Ø4 x 25 mm dimensions are as shown in Table 2.3.

Table 2.3
Electrode Materials

No.	Electrode materials	
	Name	Chemical composition
1	Stelite	56%Co; 32%Cr; 21%W; 2,8%C; rest Fe
2	WCo8	92%W; 8%Co
3	Fe – Mo	67,9% Mo; 0,73% Si; 0,09% C; 0,35% Cu; rest Fe
4	Fe - Cr	60%Cr; 0,82% Si; 0,08% C; 0,31% Cu; rest Fe
5	Mo	Mo 100%
6	21MoMnCr12	0,21% C; 1,1% Mn; 0,3% Si; 0,9% Cr
7	40Cr10	0,43% C; 0,7% Mn; 0,3% Si; 0,9% Cr
8	OLC 55	0,56% C; 0,7506% Mn; 0,32% Si

2.3. Deposition Technologies

The samples submitted to the depositing and processing of alloy by electrical impulse discharge had the areas adjusted to Ra = 5 to 10 micrometers cleaned of oxides and other impurities.

To make deposits it was used ELITRON 52 for manual installation in the flat electrode with circular cross section diameter of 4 mm and 25 mm, is presented in Fig. 2.3.

Working conditions of ELITRON facility is chosen according to the electrode material, machinery material to be treated and the characteristics that are desired to obtain.

The form and gauge of the machine parts treated by deposit and alloy by electrical in pulse discharge can be any, the areas processed can be external

or internal. Power supply frequency is 50-60 Hz, and the roughness layer 2 ÷ 6 microns.

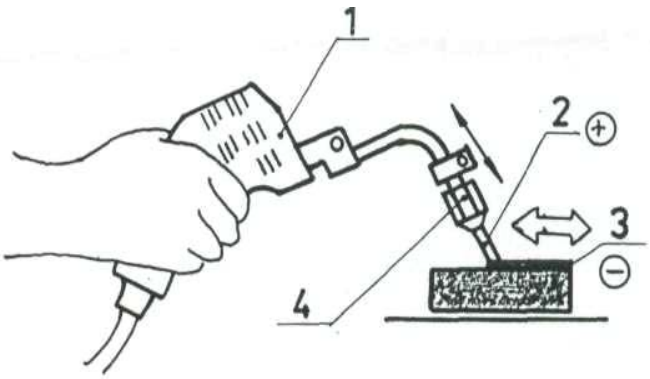


Fig. 2.3. Scheme of work for manual deposit and alloy by electrical in pulse discharge:1-shaker; 2-electrode, 3-deposited layer on the piece, 4-chuck clamping the electrode.

Deposition parameters are given in Table 2.4

Table 2.4
Deposition Parameters

Power consumed	1,12 kVA
Productivity	2 cm^2 / min
Voltage	220 V
Thickness of the deposited layer	0,05 ÷ 0,2 mm
Current Work	2,9 A
Surface roughness	1 ÷ 6 μm
Discharge energy	2,1 J

3. Experimental Research and Results

Rectangular samples (10x10x30 mm), on which were deposited layers by impulse electrical discharge on ELITRON 52 B installation, with electrodes from materials given from Table 2.3, were subjected micro-hardness measurements, thickness of the deposed layer, thickness of alloyed layer, roughness and microscopic investigations.

3.1. Mechanical Characteristics and Geometric Parameters of Layers

Measurements Results are Presented in Table 3.1.

Table 3.1
Measurements Results

Sample	Steel	Electrode	Heat treatment	Micro-hardness, HV_{50}			Thickness of the layers, [μm]		Roughness R_a, [μm]
				Deposed layer	Transition layer	core	deposed	transition	
1.a.1.	21MoMnCr12	Stelit	Q	1410	1110	407	61	46	4,72
1.a.2.		WCo8		1550	1231		67	39	5,20
1.a.3.		Fe-Mo		904	863		70	48	3,41
1.a.4.		Fe-Cr		880	791		72	45	3,14
1.a.5.		Mo		712	672		66	39	2,86
1.a.6.		21MoMnCr12		482	400		76	44	1,80
1.a.7.		40Cr10		588	411		75	41	1,92
1.b.1.		Stelit	Q+T	1351	836	393	68	40	4,56
1.b.2.		WCo8		1402	912		76	36	4,02
1.b.3.		Fe-Mo		886	732		71	39	3,40
1.b.4.		Fe-Cr		813	728		71	45	3,16
1.b.5.		Mo		690	493		67	36	2,06
1.b.6.		21MoMnCr12		474	402		78	34	1,68
1.b.7.		40Cr10		568	412		74	38	1,52

Obs. Q - quenching, T- tempering.

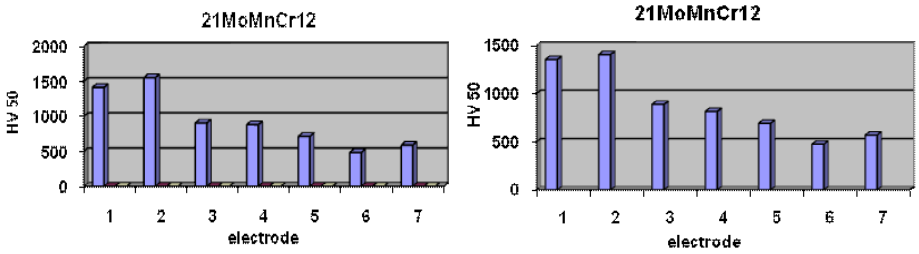
Micro-hardness was measured on NAMICON 400DM/2006 microhardmeter with a force of 50 gf, a push time of 15 s and a thickness of 600:1. Roughness was measured on a SURTRONIC 3 + device.

Following implementation of experimental program is established that:

- High microhardness is obtained using for deposition stelite electrodes;
- Transition layer is alloy and very hard when it is used rich electrodes in alloying elements in descending order: WCO 8, stars, Fe - Mo - Fe - Cr - Mo;
- Filing of electrode layers of alloy steel and carbon (21MoMn Cr12, 40Cr12, OLC 55) allows obtaining denser layers than suport steel, the cause is a very fine structure (nanocrystalline) and high internal tensions in these layers;
- One and the same electrode gives different microhardness depending of the nature of support steel and heat treatment condition (Q or Q + T);
- Transition layers are diffusion layers at using the rich electrodes in alloying elements WCo8, stelite, Fe – Mo, Fe – Cr and Mo and return layers on quenched steels;
- On transition layers microdensity is a lot higher than core samples, while microhardness in return layers is smaller than hardened core;

- Thickness of white layers is between 61 and 70 microns, because it was used on ELITRON 52 B device current intensities and discharge energies in pulse greater (16 A şi 2,1 J);
- The thickness of transition layer whether is difusion or tempered is smaller than white layers 30 ÷ 60 μm;
- Roughness Ra is higher when is using carbide electrodes (WCo8) and stelite (4,02...5,2 μm) and low when is using contruction steel electrodes (1,12 ÷ 2,86 μm).

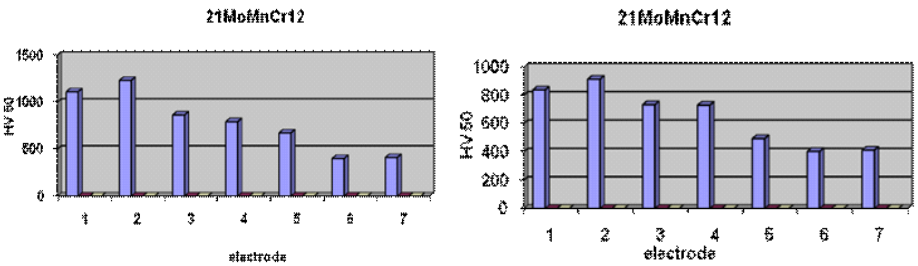
Micro-hardness values of the deposited layers on the three steels in hardened, toughened and tempered condition are given in Figure 3.1.



a *b*

Fig. 3.1 – Micro-hardness values of the white layers (deposed) with different electrodes on steels 21MoMnCr12: *a* – quenched; *b* – quenched and tempered.

Transition micro-hardness values of this steel in hardened, toughened and tempered depending on the nature of the electrodes is given in Figure 3.2.



a *b*

Fig. 3.2 – Micro-hardness values on transition values with different electrodes on 21MoMnCr12 steel: *a* – quenched; *b* – quenched and tempered.

Conclusions

– no matter of used electrode, the white layers are hard, even if the used electrode was from the same steel as the support;

– high micro-hardness values were obtained on the white layers deposed with WCo8 or stelite electrodes;

– on quenching steel, were obtained higher values of micro-hardness compared with quenched and tempering steel;

– Fe-Mo, Fe-Cr and Mo electrodes induced layers with high micro-hardness, and 21MoMnCr12 electrode induced smaller micro-hardness values, but higher than the case of the quenched or quenched + tempered steel.

Received: February 24, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Materials Science
e-mail: axa72us@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Alexandru A., Strugaru S.I., *Alierea şi depunerea superficială prin scânteie electrică-Influenţa tratamentelor termice asupra caracteristicilor straturilor*. Edit. Tehnopress, Iaşi, 2008.
2. Alexandru A., Pop F., *Metalic Materials with Hardened Deposit Created by Electric arc with Vibrating Electrode*. Euromat Junior-94, Lausane, Elveţia.
3. Alexandru I., Popovici R., Baciu C., Călin M., Cojocaru V., Bulancea V., Carcea I., Alexandru A., Paloşanu G., *Alegerea şi utilizarea materialelor metalice.* Edit. Did. şi Ped., Bucureşti, 1997.
4. Anderson A.W., *Physical Chemistry of Surfaces*. Wiley-lnterscience, New-York, 1990.
5. Filip N., Abramciuc Alex., *Studii şi cercetări experimentale privind formarea straturilor pe suprafeţele pieselor de maşini cu ajutorul metodei de aliere cu descărcări electrice în impuls*. In vol. *Tehnologii avansate în secolul XXI*, Chişinău, 68-69 (2000).
6. Vermeşan G. *et al., Procedee speciale de tratamente termice*. Tipografia I.P. Cluj – Napoca, 1990.

STRATURI DURE REZISTENTE LA UZURĂ DEPUSE PE OŢELUL 21MoMnCr12 PENTRU ORGANE DE MAŞINI. CERCETĂRI DE MICRODURITATE

(Rezumat)

Scopul acestei lucrări este analiza microduritătii straturilor dure depuse prin descărcare electrică în impuls pe organe de maşini din oţel marca 21MoMnCr12.

Pentru a stabili influenţa depunerii şi alierii prin descărcare electrică în impuls asupra organelor de maşini, s-au făcut cercetări pe oţelul 21MoMnCr12, care a fost

tratat termic înainte de depunere şi aliere prin descărcare electrică în impuls în două variante: călire şi călire + revenire.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ON THE THERMAL TRANSFER IN NANOSTRUCTURES(I). MATHEMATICAL MODEL

BY

ANCA ALUCULESEI*, RĂZVAN LIŢOIU*, IOANNIS ZERICHIOTIS*, CONSTANTIN BACIU* and MARICEL AGOP**

Abstract. Considering that the heat transfer in nanostructures takes place on fractal curves, a mathematical model wich unites the microscopic-macroscopic scales of thermal transfer, the conductive-convective thermal type behaviours etc. is established.

Key words: nanostructures, thermal transfer.

1. Introduction

The Nottale’s scale relativity (SR) model [1, 2] is based both on fractal space-time concept of Einstein’s principle of relativity to scale transformations. In other words, the SR model is build by completing the standard laws of classical physics(motion in space-time) by new scale laws, the space-time resolution are used as intrinsic variables, playing for the scale transformation the same role as played by velocities for motion transformation[1, 2].

Three scales of interaction of SR were developed:

i) A ”Galilean” version corresponding to the standard fractals with constant fractal dimensions and wich involves quantum mechanics;

ii) A special scale-relativistic version wich implies the high energy physics;

iii) A „general scale-relativistic” version wich implies the cosmology.

2. Consequences Extended of Non-Differentiality SR Model is Build According with the Unification of heat Transfer Phenomena in Nanostructures.

Let us suppose that the motion of particles take place on continuous but non-differentiable curves (fractal curves). The non-differentiability, according with Cresson's mathematical procedure [3, 4] and Nottale's physical principles [1, 2], implies the followings:

i) a continuous and non-differentiale curve(or almost nowhere differentiable) is explicity scale dependent, and its length tends to infinity, when the scale interval tends to zero. In other words, a continuous and non-differentiable space is fractal, in the general meaning given by Mandelbrot to this concept [5];

ii) there is an infinity of fractals curves(geodesies) relating any couple of its points(or starting from any point), and this is valid for all scales;

iii) the breaking of local differential time reflection invariance. The time-derivative of a function F can be written two-fold:

(1) $$\frac{dF}{dt} = \lim_{dt\to 0}\frac{F(t+dt)-F(t)}{dt} = \lim_{dt\to 0}\frac{F(t)-F(t-dt)}{dt}$$

Both definitions are equivalent in the differentiable case. In the non-differentiable situation these definitions fail, sice the limits are no longer defined. „In the framework of scale relativity, the physics related to the behavior of the function during the „zoom" operation on the time resolution δt, here identified with the differential element dt(„substitution principle"), which is considered as an independent variable. The standard function $F(t)$ is therefore replaced by a fractal function $F(t, dt)$([1, 4]) explicity dependent on the time resolution interval, whose derivative is undefined only at the unobservable limits→0"[1, 2]. As a consequence, this leads us to define the two derivatives os the fractal function as explicit functions of the two variables t and dt,

(2 a,b) $$\frac{d_+F}{dt} = \lim_{dt\to 0_+}\frac{F(t+dt,dt)-F(t,dt)}{dt}$$

$$\frac{d_-F}{dt} = \lim_{dt\to 0_-}\frac{F(t,dt)-F(t-dt,dt)}{dt}$$

The sign, +, corresponds to the forward process and, –, to the backward process;

(iv) the differential of fractal function $F(t, dt)$ can be expressed as the sum of two differentials, one which is not scale-dependent, $dF(t)$, and the other dependent on it,

$dF''(t, dt)$, therefore [1,4]

(3) $$dF(t,dt) = dF'(t) + dF''(t,dt)$$

Particularly, the differential of the generalised coordinates, $d_{\pm}X(t, dl)$, can be decomposed as follows:

(4a, b) $$d_{\pm}\vec{X}(t,dt) = d_{\pm}\vec{x}(t) + d_{\pm}\vec{\xi}(t,dt)$$

where $d_{\pm}x(t)$ is the "classical part" and $d\pm(t, dt)$ is the "fractal part". Starting from here, multiplying by $dt^{-1}$and using the substitutions

(5a -c) $$\vec{V}_{\pm} = \frac{d_{\pm}\vec{X}}{dt}, \vec{v}_{\pm} = \frac{d_{\pm}\vec{x}}{dt}, \vec{u}_{\pm} = \frac{d_{\pm}\vec{\xi}}{dt}$$

we obtain the velocity field

(6a, b) $$\vec{V}_{\pm} = \vec{v}_{\pm} + \vec{u}_{\pm};$$

(v) the fractal part of F, $i.e.$ F'', satisfies the relation [1-4]

(7) $$\left|F''(t) - F''(t')\right| \approx \left|t - t'\right|^{\delta}$$

depends on the fractal dimension $\boldsymbol{D_F}$ ([1,2,5]).

Particularly, the differential of the "fractal part" of $d_{\pm}X$, becomes

(8a, b) $$d_{\pm}\xi_i \approx dt^{\frac{1}{D_F}}$$

or more as an equality relation:

(9a, b) $$\left(\frac{d_{\pm}\zeta_i}{\lambda}\right) = \left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\frac{1}{D^F}}$$

Written as

(10 a, b) $$d_{\pm}\xi_i = \frac{\lambda}{\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{1}{D_F}\right)-1} dt$$

equations (9a,b) imply the temporal scales δt and τ , and the length scale λ, respectively. The significances of the time dt and τ result from the Random Walk (Brownian motion) or its generalization, Levy motion [1, 2]. The differential time dt is identified with the resolution time ("substitution principle" [1, 2]), $\delta t = dt$, while τ corresponds to the fractal -non-fractal transition time. The measure λ is a characteristic length, for example of Planck's or de Broglie's type ([1,2]) (vi) by the relation (10 a, b) the velocity field $\mathbf{V}^i_{\pm}$ becomes

(11a, b) $$V_{\pm}^{\ i} = v_{\pm}^{\ i} + u_{\pm}^{\ i} = v_{\pm}^{i} + \frac{\lambda}{\tau}\left(\frac{\tau}{dt}\right)^{1-\left(\frac{1}{D_F}\right)}$$

The transition scale τ yieds two distinct behaviors of the speed, depending on the resolution at wich it is considered, since $V_{\pm}^{i} \to v_{\pm}^{i}$ when $dt >> \tau$, and $V_{\pm}^{i} = u_{\pm}^{i}$, when $dt << \tau$;

(vii) the local differential time reflection invariance is recovered by combining the two derivatives, d_+/dt and d_-/dt, in the complex operator([1-4])

(12) $$\frac{\hat{d}}{dt} = \frac{1}{2}\left(\frac{d_+ + d_-}{dt}\right) - \frac{i}{2}\left(\frac{d_+ - d_-}{dt}\right)$$

We call this procedure "an extension by differentiability" (Cresson's extension - for detail see [3, 4]). Applying this operator to the "position vector" yields a complex speed

$$\vec{V} = \frac{\hat{dX}}{dt} = \frac{1}{2}\left(\frac{d_+\vec{X} + d_-\vec{X}}{dt}\right) - \frac{i}{2}\left(\frac{d_+\vec{X} - d_-\vec{X}}{dt}\right) =$$

(13) $$= \frac{\vec{V}_+ + \vec{V}_-}{2} - i\frac{\vec{V}_+ - \vec{V}_-}{2} = \frac{1}{2}\left[(\vec{v}_+ + \vec{v}_-) + (\vec{u}_+ + \vec{u}_-)\right] - \frac{i}{2}\left[(\vec{v}_+ - \vec{v}_-) + (\vec{u}_+ - \vec{u}_-)\right] =$$

$$\vec{v} - i\vec{u}$$

with

(14 a, b)

$$\vec{v} = \frac{\vec{V}_+ + \vec{V}_-}{2} = \frac{1}{2}\left[\left(\vec{v}_+ + \vec{v}_-\right) + \left(\vec{u}_+ + \vec{u}_-\right)\right]$$

$$\vec{u} = \frac{\vec{V}_+ + \vec{V}_-}{2} = \frac{1}{2}\left[\left(\vec{v}_+ - \vec{v}_-\right) + \left(\vec{u}_+ - \vec{u}_-\right)\right]$$

The real part, v, of the complex speed, V, represents the standard classical speed, which is differentiable and independent of resolution, while the imaginary part u is a new quantity arising from fractality, which is non-differentiable and resolution-dependent. In the usual classical limit, $dt >> \tau$,

(15 a, b)

$$\vec{v}_+ = \vec{v}_- = \vec{v}, \vec{u}_+ = \vec{u}_- = 0$$

so that

(16)

$$\vec{v} = \vec{V}, \vec{u} = 0$$

In the limit, $dt << \tau$;

(17)

$$\vec{v}_+ = \vec{v}_- = 0, \vec{u}_+ = \vec{u}_- = \vec{u}$$

and

$$\vec{v} = \vec{u}, \vec{u} = 0$$

(18)

$$\vec{\mathrm{v}} = \vec{\mathrm{u}}, \vec{\mathrm{u}} = 0$$

(viii) "in order to account for the infinity of geodesies in the bundle, for their fractality and for the two valuedness of the derivative which all come from the non-differentiable geometry of the space-time continuum, one therefore adopts a generalized statistical fluid like description, where instead of a classical deterministic speed or of a classical fluid speed field, one uses a doublet of fractal functions of spaces coordinates and time which are also explicit functions of resolution time" [1, 2]. Thus, the average values of the quantities must be considered in the previously mentioned sense. Particularly, the average of $d_{\pm}X$ is

(19)

$$\left\langle \mathrm{d}_{\pm}\vec{\mathrm{X}} \right\rangle = \mathrm{d}_{\pm}\vec{\mathrm{x}}$$

with

(20) $$\left\langle d_{\pm}\vec{\xi}\right\rangle = 0$$

(ix) in such an interpretation, the "particles", are identified with the geodesies themselves. As a consequence, any measurement is interpreted as a sorting out (or selection) of the geodesies by the measuring device [1, 2].

3. A Equation for Thermal Transfer

Let us now assume that the movement curves (continuous but non-differentiable) are immersed in a 3-dimensional space, and that X of components $x^i\left(i=\overline{1,3}\right)$ is the position vector of a point on the curve. Let us also consider the temperature $T(X,\ t)$ and the following Taylor series expansion, up to the second order:

(21a,b) $$d_{\pm}T = \frac{\partial T}{\partial t}dT + \nabla f \cdot d_{\pm}\vec{X} + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 T}{\partial X^i \partial X^j} d_{\pm}X^i d_{\pm}X^j$$

The relation (21) is valid in any point of the space-time manifold and also for the points

$''X$ "on the fractal curve which we have selected in relation (21a, b).

From here, the forward and backward average values of this relation, take the form:

(22a, b) $$\left\langle d_{\pm}T\right\rangle = \left\langle \frac{\partial T}{\partial t}dt\right\rangle + \left\langle \nabla T \cdot d_{\pm}\vec{X}\right\rangle + \frac{1}{2}\left\langle \frac{\partial^2 T}{\partial X^i \partial X^j} d_{\pm}X^i d_{\pm}X^j\right\rangle$$

We make the following stipulations: the mean values of the temperature / and its derivates coincide with themselves and the differentials $d_{\pm}X^i$ and dt are independent.

Therefore the averages of their products coincide with the product of average. Thus, Eqs. (22a, b) become:

(23a, b) $$d_{\pm}T = \frac{\partial T}{\partial t}dt + \nabla T \cdot \left\langle d_{\pm}\vec{X}\right\rangle + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 T}{\partial X^i \partial X^j}\left\langle d_{\pm}X^i d_{\pm}X^j\right\rangle$$

or more, using Eqs. (4a,b) with the properties (20 a,b),

(24a, b) $$d_{\pm}T = \frac{\partial T}{\partial t}dt + \nabla T \cdot d_{\pm}\vec{X} + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 T}{\partial X^i \partial X^j}\left(d_{\pm}X^i d_{\pm}X^j + \left\langle d\xi_{\pm}^i + d\xi_{\pm}^j \right\rangle\right)$$

Even the average value of the fractal coordinate, $d\xi_{\pm}^i$, is null (see (20 a,b)), for the higher order of the fractal coordinate average, the situation can be different. Let us focus on the mean $d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^j$. If $i \neq j$ this average is zero due the independence $d\xi^i$ of and $d\xi^j$. So, using (10a, b) we can write [1,2]

(25a, b) $$\left\langle d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^j \right\rangle = \pm\delta^{ij}\frac{\lambda^2}{\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}$$

with

$$\partial^{ij} = \begin{cases} 1 & \text{if} \quad i = j \\ 0 & \text{if} \quad i \neq j \end{cases}$$

and we had considered that:

$$\left\langle d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^j \right\rangle > 0 \quad \text{and} \quad dt > 0$$
$$\left\langle d\xi_{-}^i d\xi_{-}^j \right\rangle > 0 \quad \text{and} \quad dt < 0$$

Then Eqs. (24 a,b) may be written under the form:

(26 a, b) $$d_{\pm}T = \frac{\partial T}{\partial t}dt + \nabla T \cdot d_{\pm}\vec{X} + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 T}{\partial X^i \partial X^j}d_{\pm}X^i d_{\pm}X^j \pm \pm\frac{\partial^2 T}{\partial X^i \partial X^j}\delta^{ij}\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}dt$$

If we divide by *dt*, and neglect the terms which contain differential factors (for details on the method see [23]), Eqs. (26 a,b) are reduced to:

(27a, b) $$\frac{d_{\pm}T}{dt} = \frac{\partial T}{\partial t}dt + \vec{V}_{\pm}\nabla T \pm \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta T$$

with $\nabla^2 = \sum_i \frac{\partial^2}{\partial X_i^2}$.

These relations also allow us to define the operator,

(28 a, b)
$$\frac{d_{\pm}}{dt} = \frac{\partial}{\partial t} + \vec{V}_{\pm}\nabla \pm \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta$$

Under these circumstances, let us calculate $\hat{d}f/dt$. Taking into account Eqs. (12), (13), and (28 a,b), we obtain:

$$\frac{\hat{d}T}{dt} = \frac{1}{2}\left[\left(\frac{d_+T}{dt} + \frac{d_-T}{dt}\right) - i\left(\frac{d_+T}{dt} - \frac{d_-T}{dt}\right)\right] =$$

$$= \frac{1}{2}\left[\left(\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{V}_+\nabla T + \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta T\right) - \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{V}_-\nabla T - \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta T\right)\right] -$$

(29)
$$-\frac{i}{2}\left[\left(\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{V}_+\nabla T + \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta T\right) - \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{V}_-\nabla T - \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta T\right)\right] =$$

$$= \frac{\partial T}{\partial t} + \left(\frac{\vec{V}_+ + \vec{V}_-}{2} - i\frac{\vec{V}_+ - \vec{V}_-}{2}\right)\nabla T - i\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}$$

$$\Delta T = \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v}\cdot\nabla T - i\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta T$$

This relation also allows us to define the fractal operator

(30)
$$\frac{\hat{d}}{dt} = \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v}\cdot\nabla f - i\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta$$

We now apply the principle of scale covariance and postulate that the passage from classical (differentiable) mechanics to the "fractal" mechanics, which is considered here, can be implemented by replacing the standard time-derivative, *d/dt,* by the complex operator $(\hat{d}/dt)$ (this result is the principle of scale covariance given by Nottale [1], [2]). "This operator $(\hat{d}/dt)$ plays the role of a covariant derivative operator', namely, it is used to write the fundamental equation

of dynamics under the same form as in the classical and differentiable case.

Under its above form, the covariant derivative operator is not itself fully covariant since it involves second order derivative terms, while it is a first order time derivative. These second order terms imply that the Leibniz rule for a product is no longer the first order Leibniz rule, but a linear combination of the first and second order rules.

The strong covariance can be fully implemented by introducing new tools allowing us to keep the form of the first order Leibniz rule, despite the presence of the second order derivates [1, 2]". In this purpose, one defines the complex speed operator:

$$\hat{v} = \vec{v} - i\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\nabla \tag{31}$$

Particularly, for movements on fractal curves of the Peano type, *i.e* in the fractal dimension $D_F = 2$, the complex speed operator (31) takes the form

$$\hat{v}_{D_{F=2}} = \vec{v} - i\frac{\lambda^2}{2\tau}\nabla \tag{32}$$

Thus, the covariant derivative recovers the standard first order form of a total derivative in terms of partial derivatives, namely, the strong covariance Nottale's principle [1, 2]

$$\frac{\hat{d}}{dt} = \frac{\partial}{\partial t} + \hat{v}\cdot\Delta \tag{33}$$

In this condition the equation of heat transfer take the form:

$$\frac{\hat{dT}}{dt} = \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v}\cdot\nabla T = \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v}\cdot\nabla T - i\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta T = 0 \tag{34}$$

or more, by separating the real and imaginary parts:

$$\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v}\cdot\Delta T = 0, \quad -\vec{U}\cdot\nabla T = \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta T \tag{35 a,b}$$

By addition of equations(35 a,b), the equation of the heat transfer becomes:

$$\frac{\partial T}{\partial t} + (\vec{v} - \vec{u}) \cdot \Delta T = \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1} \Delta T \tag{36}$$

4. Conclusions

The main conclusions of the present paper are the followings:

i) considering that the mouvements of the particles take place on fractal curves, a fractal operator is build. This operator replaces the derivative d/dt from the classical mechanics:

ii) in such context the equations of the heat transfer for different scales are obtained;

iii) if **v**=**u** the equation (36) becomes a equation of diffusion (convective) type.

Received: February 24, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
** Faculty of Materials Science and Engineering*
e-mail: constantin_baciu@yahoo.com
*** Department of Physics*
e-mail: m.agop@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Maxwell J.C., *A Treatise on Electricity and Magnetism.* (Dover, New York, 1954), 3rd ed., Vol. 1, p. 435
2. El Naschie M.S., Rosier O. E., Prigogine I. (Eds.), *Quantum Mechanics, Diffusion and Chaotic Fractals,* Elsevier, Oxford 1995
3. Cresson J., *Int. J. of Geometric Meth. In Mod. Phys.,* 3, 1395 (2006).
4. Cresson J., *J. Math. Anal. AppL,* 307, 48 (2005).
5. Mandelbrot B.B., *The Fractal Geometry of Nature,* W.H. Freeman, San Francisco 1983.

TRANSFERUL TERMIC ÎN NANOSTRUCTURI(I). MODELUL MATEMATIC

(Rezumat)

Considerând că transferul termic în nanostructuri are loc pe curbe fractale, în prezenta lucrare se construieşte un model matematic ce uneşte scările microscopice – macroscopice de transfer termic, comportamentele de tip termal conductiv - convectiv etc.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

USING IONIC TRIODE IN A PLASMA STUDY FACILITY IN TERMS OF TERMIC AND MASS TRANSFER

BY

MIHAI AXINTE, CARMEN NEJNERU, MANUELA PERJU and ION HOPULELE

Abstract. Discharging process can produce an undesirable phenomena such as arc discharge or the double cathode effect. Active screen plasma nitriding (ASPN) is an emerging surface engineering technology. By placing the ionic triode is amended both polarized electric field distribution between electrodes and the characteristic volt-amperes curve configuration of electrical discharge. We can change a classical plasma nitriding facility very easy into ionic triode terms by placing a screen between anode and cathode with a power source to the active screen. A simplified scheme for a fizico-mathematical model for stability study of electrical discharge inside the thermo-chemical treatment is presented. Analysis of the test facility has resulted in a better stability in terms of discharge for polarization of the screen and possibly an increase in heating efficiency

Key words: active screen plasma nitriding, ionic triode.

1. Introduction

Heating installations currently operating in the heat treatments sectors have a low thermal efficiency, both due to constructive solutions, and inefficient methods of chemical energy or electrical energy transformation required in heating premises by thermo-chemical treatment. Using modern heating fluidized layer in the flow of electrons in vacuum, plasma and laser are effective methods to increase yield and quality of plants and treated parts.

A classical plasma nitridings should create necessary conditions for achieving an electrical luminescence in an atmosphere of nitrogen and hydrogen at a pressure as low as (2-12) MBA. where the nitriding parts should be the discharging cathode, voltage electrical 400 - 1000V.

Physically, the ionic nitriding facility form ionic diode cathode where
the cathode is the nitrided part subject and the discharge atmosphere is formed from a mixture of nitrogen and hydrogen at low pressure.

Physical discharging process produce an undesirable phenomena such as arc discharge or the double cathode effect, also part of the accumulated heat in the piece is lost in the environment by radiation.

To avoid these 2 phenomena several measures are taken to prevent, so to prevent arc discharge there are used specialized electronic circuits and to avoid double cathode is amended in convenient way pressure and supply voltage. Reduced heat loss is achieved through the use of thermal screens.

In case of ionic triode the screen between anode and cathode is electrically polarized, so it changes the configuration of electric field between anode and cathode.

Changing the electrical field between anode and cathode changes both degeneration conditions of the discharge in electric arc and the double cathode forming by adjusting electric potential of the screen. Due to changing electric field that surround the part in the thermo-chemical treatment process the forming difused layer parameters will change.

For the analysis of nitriding process in ionic triode conditions was manufactured a laboratory facility that allows to track the nitriding technology and physical parameters of discharge in the tenuous gas environment.

2. Facility for Nitriding Process Analysis in Conditions of Using an Ionic Triode System Type

The physical principle of a triode ion consists in introducing a polarized screen in the electric field between anode and cathode.This screen is intended to change the configuration of electric field between anode and cathode, so that the discharge to change in a convenient way. Polarized screen conditions are good for both of discharge starting and the discharge stability.

A classical plasma nitridings facility is very easy to adjust in the ionic triode conditions by an electrical power source to the active screen.

In order to establish the electric discharge operation conditions in the heating process and the diffused layer effects we designed a laboratory facility that allows the ionic triode presence parameters measurement.

Operational scheme plant is shown in Fig. 1.

After chamber washing and a vacuum of 10-1 Torr connects anodic current and regulates the discharging current. After a while the power is connected to the screen and adjust the desired value. It shall then reduce the degree of vacuum by introducing the gas then adjust anodic current to the

desired value. Due to changing discharge conditions the screen current is changing, which requires appropriate correction.

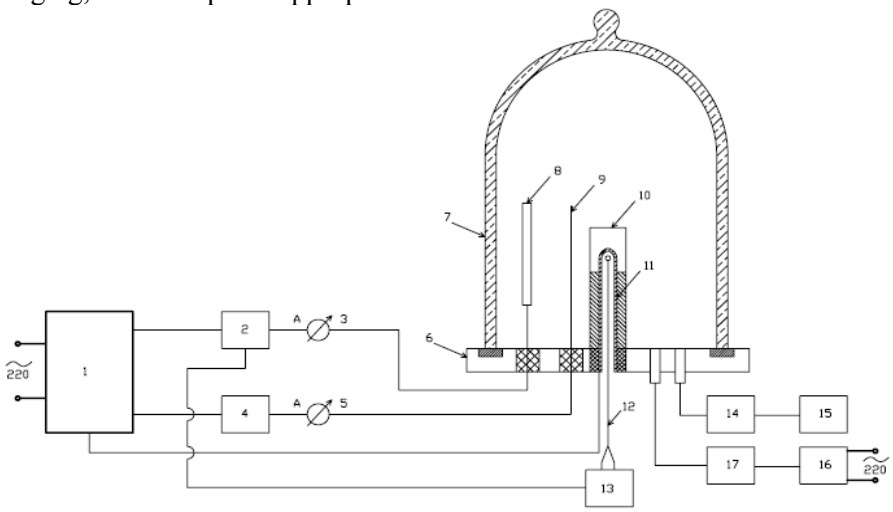


Fig.1. – Block scheme of the discharge in the tenuous gas in terms of ionic triode: 1 - Transformer - rectifier, 2 - Anodic current regulator, 3 - Device for measuring the anodic current, 4 - Current regulator for polarization display, 5 - Device for measuring the current screen, 6 – The installation support, 7 -Vacuum chamber, 8 - Metal anode, 9 - Polarized screen, 10 - Under heating tubes, 11 - Insulated sheath metal, 12 –Thermocouple, 13 - Temperature measuring and controlling installation, 14 - Regulating gas flow system , 15 - Gas tank , 16 - Vacuum pump, 17 - Vacuum regulating system.

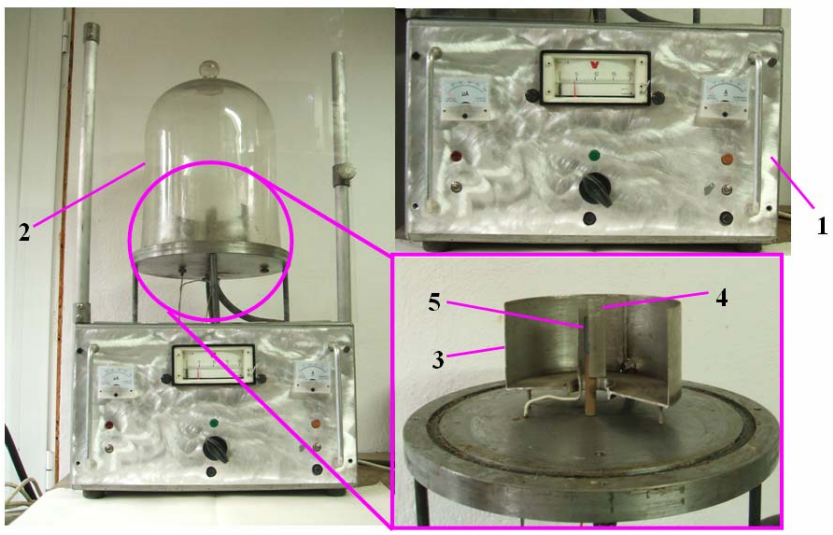


Fig.2. – Photo- installation in terms of ionic triode: 1 - desk power adjustment and control, 2 - Vacuum bell, 3 - Anode, 4 - Polarized screen, 5-Under heating tubes.

When the temperature reaches near the prescribed temperature the anodic current discharge is automatically reduced.

A photo of the plant is shown in Fig. 2 where is observed both power supply, adjustment and measurement desk and the precinct work.

Analysis of the test facility has resulted in a better stability in terms of discharge for polarization of the screen and possibly an increase in heating efficiency.

3. Electric Discharge Stability Analysis in Tenuous Gas

In the technological aspects (for the thermo-chemical treatment), the discharge in the tenuous gas must be stable and efficient in terms of heat and mass transfer in the superficial layer. In electrical discharge between two electrodes in a tenuous gas there are a range of physical phenomena that lead to a distribution of electric field (Fig.3).

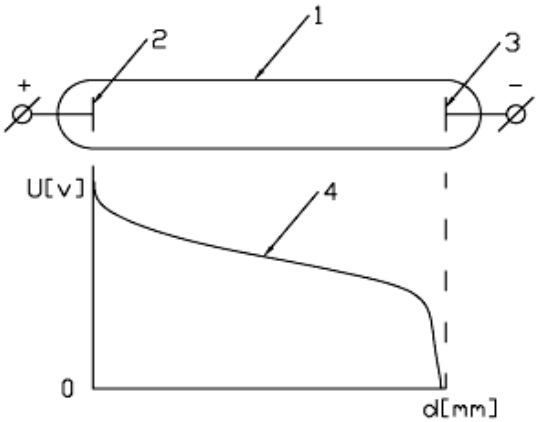


Fig. 3. – Distribution of electric field in the discharge: 1 - Tenuous gas space, 2 - Anode, 3 - Cathode, 4 - Distribution of electric field, U-voltage power between anode and cathode, d-distance between anode and cathode.

From electric field distribution analysis, it follows that the voltage drop occurs near the cathode, leading to a process of heating it. This phenomenon is even more intense as the current is higher and the vacuum is lower (1-10 Torr).

To have a picture of the phenomenon must be analyzed the characteristic curve volt-amps of discharge into the environment of tenuous gas, an example is provided in Fig. 4.

To achieve thermo-chemical treatment is used the discharge conditions
of FG part, which gives both a good stability of discharge and a power strong enough to ensure that the process of heating the cathode.

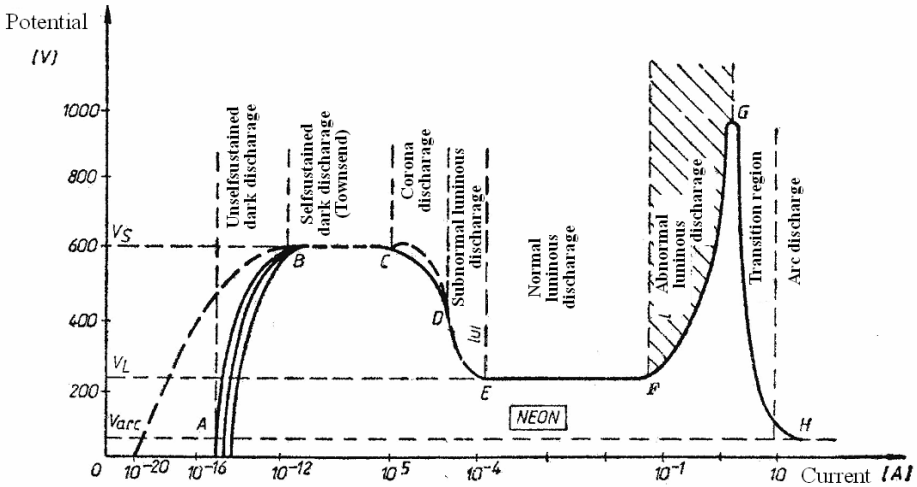


Fig. 4. – Characteristic volt-amperes curve for neon at a pressure of 1 Torr in a tube length of 50 cm and eletrodes section of 10 cm^2

An objective analysis of the technological process of thermo-chemical treatment by discharge into the environment of tenuous gas can be achieved by using a physico-mathematical model so as to reveal the stability of the process taking into account characteristic diagram volt-amperes.

To ensure stability of the process must take into account both the source of electric power and consumer characteristics (the discharge gas in tenuous gas.

A simplified scheme for a fizico-mathematical model for stability study of electrical discharge inside the thermo-chemical treatment is presented in Fig. 5.

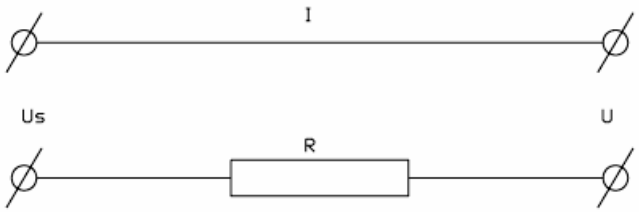


Fig. 5 - The source-consumer circuit for discharge into the environment of tenuous gas. ***Us***-voltage power source, ***U***-voltage discharge between electrodes, ***R***-resistance on the circuit power, ***I***-current intensity.

Under the scheme of figure 5 can be written following equation (physico-mathematical model):

(1) $$Us = U + IxR$$

Product I x R represents the drop of resistance voltage circuit.Electrical voltage U (of the discharge process) is in accordance with characteristic curve volt-amperes (presented in Figure 4) the portion is F-G:

(2) $$U=\Phi(I)$$

If in the download process appears a disturbance, meaning a variation of current (an instability), then the voltage will change according to changes in current.

(3) $$\Delta U = \frac{dU}{dI}\Delta I$$

Power supply will respond with a power of selfinduction, knowing that the power network is currently via a high voltage transformer. Changing supply voltage Us will value:

(4) $$\Delta U_s = L\frac{d(\Delta I)}{dt}$$

L inductance value depends on the electrical transformer and network features. As a result of these disruptions, relationship 1 acquires the following form:

(5) $$U_s + \Delta U_s = U + \Delta U + R(I + \Delta I)$$

Introducing the 3,4 values in the relationship 5 resulting:

(6) $$U_s - L\frac{d(\Delta I)}{dt} = U + \frac{dU}{dI}\Delta I + R(I + \Delta I)$$

Using 1 and simplifying the relationship bearing in mind that the U_s-U-$IR=0$ resulting:

(7) $$-L\frac{d(\Delta I)}{dt} = \Delta I(R + \frac{dU}{dI})$$

This relationship can be written as:

(8) $$\frac{d(\Delta I)}{\Delta I} = -\frac{1}{L}(R + \frac{dU}{dI})dt$$

By integrating resulting:

(9) $$\ln(\Delta I) = -\frac{1}{L}(R + \frac{dU}{dI})t + c$$

Conditions for the constant (C) are subject to the disturbance triggering:

For t = 0 corresponds:

(10) $$\Delta I = \Delta I_0$$

Thus the relationship (9) can be written as:

(11) $$\Delta I = \Delta I_0 l^{-\frac{1}{L}(R+\frac{dU}{dI})t}$$

For the perturbation (ΔI) to be reduced as quickly as possible it needs to have an electrical resistance (R) on electrical supply circuit of the discharge as high and a slope of the curve characteristic volt-amperes more pronounced (F-G portion).

Increasing resistance from the electrical supply leads to lower efficiency plant which requires the minimum possible limiting value of this resistance.

Regarding discharge characteristic curve inclination may be altered by adjusting gas pressure in the chamber and by changing the work current.

By placing the thermal screen is amended both polarized electric field distribution between electrodes and the characteristic volt-amperes curve configuration of electrical discharge in the environment of tenuous gas.

For this purpose facility can be used to analyze the thermo-chemical technological treatment.process stability.

4. Conclusions:

1. Ionic trioda has positive efect to the nitrided item surface quality, ionic sputtering do not affect the item roughness.

2. From the aproached matematical model we observe that facility energetic efficiency grows.

3. Ionic triode gets all the unwanted discharges avoiding the arc and the double cathode.

Received: February 14, 2008

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Materials Science
e-mail: mihai.axinte@gmail.com

R E F E R E N C E S

1. Găluşcă D.G., *Plasma nitriding*.Sedcom Publishing House, Iaşi, 1997.
2. Popa, Gh., *Technological Applications of Plasma*. Al. I. Cuza University publishing house, Iaşi, 1998.
3. Ştefan. M., *Considerations About the Thermal and Thermochemical Treatment. Equipments Utilisation using Vacuum Atmosphere*. 15th Heat Treatment National Conference Dunaujvaros, Hungaria, 19-21 oct. 1993.
4. Vermesan G., *Plasma nitriding technological bases*. Sibiu University Publishing House, Sibiu, 1992.
5. Axinte M., Carmen Nejneru, Hopulele I., Stefan M., *Facility for Study Heating and Diffusion Processes in Terms of ionic Triode Plasma.* Suceava, The 15-th International Conference Tehnomus, 2009 pag. 223.

UTILIZAREA TRIODEI IONICE ÎNTR-O INSTALAȚIE PENTRU STUDIUL TRANSFERULUI TERMIC ŞI DE MASĂ ÎN PLASMĂ

(Rezumat)

Nitrurarea în plasma cu ecran activ (ASPN) este o tehnologie în curs de dezvoltare în domeniul ingineriei suprafețelor. În procesul fizic de descărcare se produc

şi fenomene nedorite cum ar fi: descărcarea în arc sau efectul de catod dublu. Prin introducerea ecranului termic polarizat se modifică atât distribuția câmpului electric dintre electrozi cât şi configurația curbei caracteristice volt-amper a descărcării electrice în mediu de gaz rarefiat. O instalație clasică de nitrurare în plasmă este foarte uşor de reglat în condiții de triodă ionică printr-o sursă de energie legată la ecranul activ. Este prezentată de asemenea o schemă simplificată pentru realizarea unui model fizco-matematic de studiu a stabilității descărcării electrice în incinta de tratament termo-chimic. Din analiza procesului de testare a instalației a rezultat o stabilitate mai bună a descărcării in condiții de polarizare a ecranului şi posibil o creştere a randamentului de încălzire.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ASPECTS ON SOME ALUMINUM ALLOYS CYCLIC AND CLASSICALLY AGED

BY

ROXANA-GABRIELA ŞTEFĂNICĂ and ADRIAN ALEXANDRU

Abstract. The paper presents some aspects on some aluminum alloys taken into consideration with respect to tensile strength and micro-hardness. These aluminum alloys takes part of 7xxx series, more precisely A7075 T651. The results shown in the paper present a comparison between two different kinds of artificial ageing like classical versus cyclic heat treatment.

Key words: cyclic artificial ageing, mechanical response, A7075 T651.

1. Introduction

One of the most significant metallic materials discovered is aluminum. Yet, it is relatively new discovered although it is well known the fact it particularly forms the third part of Earth’s crust. Hence, is considered as the metal of the twenty’s century. Its particularly unique properties make it one of the most versatile, economic and attractive metallic material for a broad range of uses such as for aviation, navy, transportation etc.

Yet, aluminum is a soft metallic material with a density of only 2.73g/cm^3 and it uses as plating material because it is a good anticorrosive. It also uses for electric cables, cookers, viewing mirrors of the telescopes etc.

Unalloyed aluminum is soft and ductile and in commercial shape, it needs a higher strength that aluminum cannot afford. This strength achieves by adding different elements such as copper, magnesium, zinc, silicon, iron etc. In addition, there is almost no branch of the modern industry where aluminum alloys does not develop such as castings, forgings, rods, wires, profiles etc.

Aluminum alloys fall under different points of view such as density, number of electrons, processing method etc. Yet, aluminum alloys divide in

heat treatment and non-heat treatment aluminum alloys. More precise one can say that aluminum alloys divide in wrought and cast aluminum alloys.

The figure bellow presents the existent aluminum alloys:

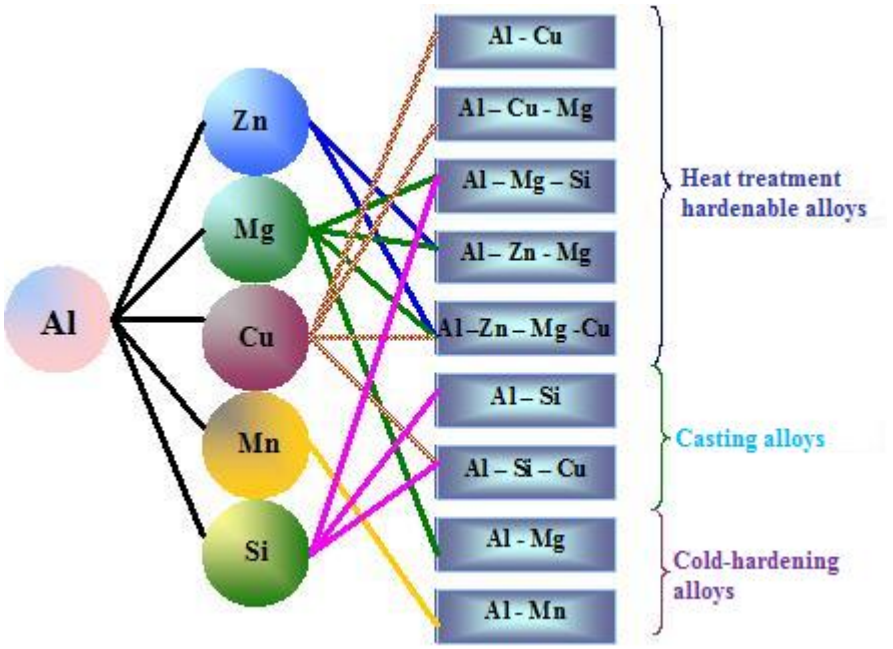


Fig. 1. – Aluminum and its alloys.

In this paper, we discuss wrought aluminum alloys from 7xxx series, A 7075 T651, that support heat treatment in order to get strength.

2. Discussion

In engineering applications, strength is, without any doubt, an important parameter. Yet, it is by no means the only important parameter and usually a material must provide a certain combination of properties.

Wrought aluminum alloys discussed in the paper are heat treatable alloys. The basic strength of these alloys intensifies by addition of alloying elements such as copper, magnesium, zinc, and silicon. Once these elements in different combinations show a solubility increase in aluminum with temperature increase, we can make them support some heat treatments. These heat treatments will give them a pronounced hardness and tensile strength.

The heat treatments an alloy support consist in annealing, solution treatment, quenching, and precipitation hardening (artificial ageing).

In the wake of a suitable heat treatment, the atoms of the solute

accumulate progressively to form smaller particles, which separate the proper grains of the matrix – this process is called precipitation. It should be well-known from the beginning the fact that precipitation is a metallurgical process (a phase transformation) that responds to the fact that alloy is initially in out of equilibrium state and giving him a sufficient time at a certain temperature, it take place progressively atoms diffusion. This transforms metallurgical structure (microstructure) to equilibrium. After rapid quenching in water or oil, under certain conditions of heat treatment, through precipitation, particles of precipitate create. They form a real impediment in dislocations path. The precipitation process goes on and the number and size of the precipitates increases so that aluminum alloy gets harder. Another name, frequently used for precipitation hardening is ageing hardening.

The aluminum alloy taken into discussion belongs to Al-Zn-Mg-Cu quaternary diagram.

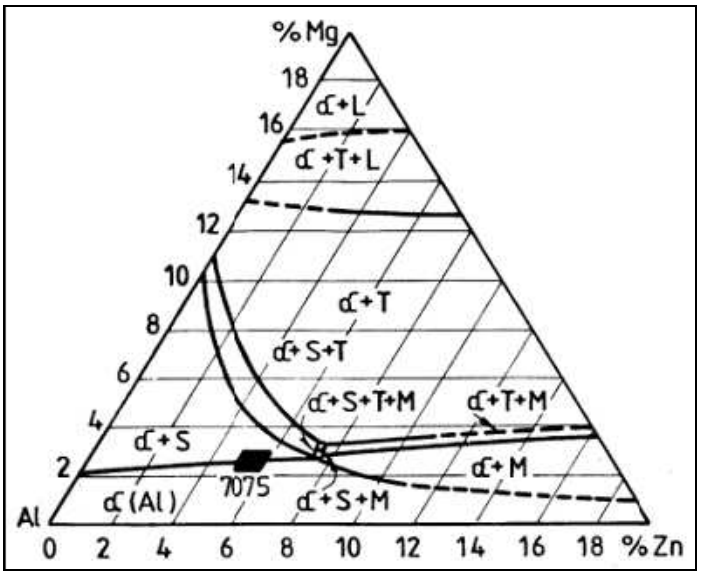


Fig. 2. – Isotherm section at 460°C of the aluminum rich angle from Al-Zn-Mg-Cu diagram for a constant copper content of 1.5%.

Although in this paper, 7xxx series discusses, aluminum-copper equilibrium diagram can be used to exemplify the structures achieve after a complete heat treatment.

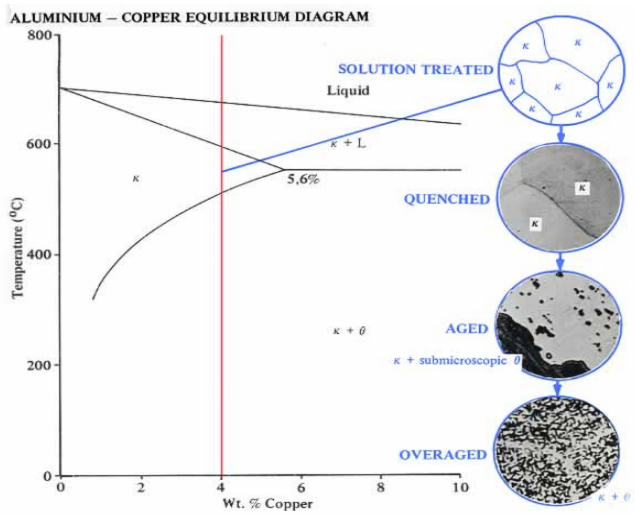


Fig. 3. – Al-Cu equilibrium diagram.

3. Results

The aluminum alloys taken into consideration take part from the remarkable 7xxx series. They use especially for structures, stressed parts etc. In addition, they must have a significant strength in order to bear different loads.

The chemical composition of the material influences its plasticity and deformation resistance both by nature and by distribution of the alloying elements and by phase transformations they produce. Along with increase of alloying degree plasticity decreases and deformation resistance increases.

Copper and chromium is added to improve corrosion resistance and crack strength. The content of iron (max. 0,2%Fe) and silicon (max. 0,1%Si) as impurities is very important because they diminish plasticity, and manganese additions (almost 1%Mn) neutralize the damaging influence of iron and increases corrosion resistance and hardening.

A7075 alloy has the chemical composition given in the table bellow:

Table 1.
Chemical Composition of A7075 Alloy

Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Zn %	Ti %
0.09	0.25	1,2	0.05	2,253	0.209	5,53	0.034

The proper heat treatment consisted in:

- annealing at 413ºC for two hours and cooling rate in air;

- solution heat treatment, which consisted in heating to 480ºC, maintaining for two hours and quenching in cold water.

Solution quenching is an intermediary heat treatment, which aims to achieve two goals:

- the achievemnt of the control values for plasticity, in order to be cold-processed;
- the achievement of starting structure for ageing.

- Artificial ageing in two different ways, which consisted in heating the alloy to 121°C, maintain at this temperature for 8 hours and air cooling and the second way was to heat the aluminum alloy to 121ºC, maintaining it for 20 minutes, water cooled and maintained for 5 minute, heated again to 121ºC maintained for 20 minutes, water-cooled. This heat treatment consisted in 3 complete cycles as described above.

By artificial agein understands a subcritical heat treatment realized for getting the materials in thermodynamic equilibrium. The material gets harder if the precipitates are coherently connected with the matrix. Once the coherency is broken, hardness starts to decrease.

The samples were heat treated and analyzed for microhardness and tensile strength.

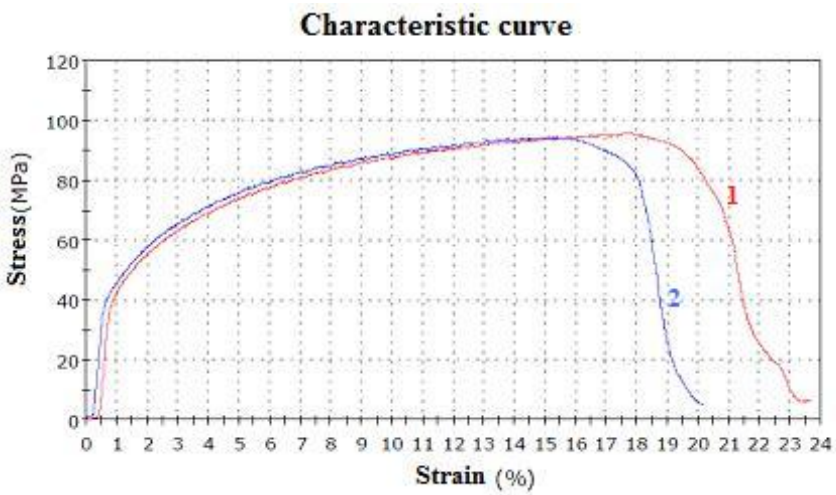


Fig. 4. – Characteristic curve for a cyclic artificially aged sample (1) and a classic artificially sample (2).

In Table 2 presents the values for tensile stress and tensile strain at break for the samples that were cyclic and classically heat treated.

Table 2.
Values for Tensile Stress at Tensile Strength and at Break for A7075 Cyclic and Classic Aged

Sample	Tensile stress at Tensile Strength MPa	Tensile strain at Break %
1	94.86	23.69
2	93.99	20.17

Table 3.
Variation of Micro-Hardness HV for a Cyclic Aged sample and a Classical One

Sample	HV
1 cyclic aged	46.9
2 classic aged	59.8

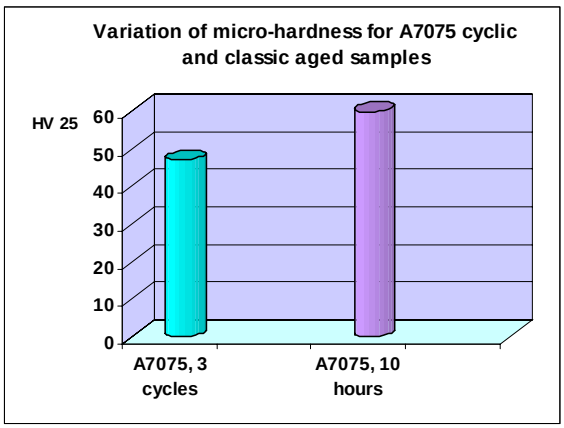


Fig. 5. – Variation of micro-hardness of A7075 cyclic and classical aged samples.

4. Conclusions

- Both samples were annealed, solution quenched and artificially aged. Yet, one of the samples was classically aged for 10 hours and the other one suffered a cyclic artificial age. From the values above of the tensile stress at Tensile Strength and tensile strain at Break, they clearly have a similar characteristic curve although the time for the artificial ageing was very different 200 minutes instead of 10 hours;
- From the variation diagram of the micro-hardness values, we see that the samples aged for 10 hours is a little bit harder than the other one cyclic aged, and yet it can be used for different commercial purposes.

Received: February, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi, Department of Materials Science
e-mail: r_carabet@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Aluminum and Aluminum Alloys, in *Metals Handbook Desk Edition,* 2nd ed., J.R. Davis, Ed., ASM International, 417–505 (1998).
2. Gibson, J. (n.d.) Equilibrium diagrams and common metal alloy systems. Sydney: Clarendon.
3. *http://hsc.csu.edu.au/engineering_studies/aero_eng/2580/aluminium_age2.jpg*
4. Shwe Wut Hmon Aye-The effect of ageing treatment of aluminium for fuselage structure light aircraft.Proceedings of world Academy of Science, Engineering and technology, **36**, 2008.

ASPECTE ASUPRA UNOR ALIAJE DE ALUMINIU ÎMBĂTRÂNITE CICLIC ŞI CLASIC

(Rezumat)

Lucrarea prezintă unele aspecte ale aliajelor de aluminiu luate în studiu cu privire la rezistența la tracțiune şi microduritate. Aceste aliaje de aluminiu fac parte din seria 7xxx, mai exact A7075 T651. Rezultatele prezentate în lucrare sunt o comparație dintre două tipuri diferite de îmbătrânire artificială şi anume îmbătrânire artificială clasică față de îmbătrânire artificială ciclică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DAMPING CAPACITY SIMULATION OF SOME METALLIC MATERIALS

BY

CIMPOEŞU NICANOR, AXINTE MIHAI, CIMPOEŞU HANU RAMONA, HOPULELE ION, ATUDOSIE IOAN* and PARASCHIV PETRONELA

Abstract. A shape memory alloy was analyzed about his dissipation capacity by simulation using Catia specialize software. The data's used in this study was obtained with a dynamic mechanical analyzer concerning the variation of internal friction end elasticity modulus of the material with temperature.

Key words: damping capacity, shape memory alloy, dissipation simulation.

1. Introduction

The vibration problem is a serious one in the modern practical applications this relaxation type IF (internal friction) is more world *e.g.* in the aerospace, transportation, and manufacturing. Among many damping mechanisms, the one utilizing the rapidly when the temperature is held at a constant martensitic/displace transformation in shape memory as Delorme's theory [1] predicts.

Internal friction at metals appear because of a big number of phenomena's which take place at microscopic scale and one or on other interfere more or less function of material nature.

Paying attention to the internal friction causes is impose to give up to internal friction name and replace with amortization like in English or German languages (damping, respectively dampfung). By historical reasons this term keeps not only in Romanian language but also in French or Russian languages (frotte-ment, respectively trenie). Even in English language the old terms like friction are still used in different applications context.

Internal friction causes can be grouped after different criteria's like type of amortization produce: relaxation, resonance or hysteresis. Now we will use a succession claim by the caused nature itself showing each time the type of internal friction that appear from that cause, also we resume the most important and frequent causes giving up a quantitative handling of phenomena's. Some of the internal friction causes can be systematize as:

a) Thermo elasticity;
b) conduction electrons;
c) magnetic phenomena's;
d) structural defects of crystalline network.

An important source of internal friction in metals is the tensions relaxation during grains boundaries, Ke being first that demonstrate the existing of some big peaks of internal friction because of grain boundaries relaxation by experiments done on high purity aluminum wires as monocrystal or polycristal material [2],...,[5]. Also was observe different values of elasticity modulus (which is proportional with the frequency square) at different temperatures with a big and sudden decrease in polycristal material case and decrease that can't be seen in monocrystal case, this behavior correspond to hypothesis that grains limits behave in certain limits, at high temperatures similar to viscous materials.

During the past century physicians reach to establish equations from what to result the real behavior of metallic bodies at variable solicitations in time and especially about the relaxation phenomena's [2].

For deviation explication from perfect elasticity at the beginning was considered that some aspects of internal friction mechanism are analog to liquids viscosity. By these reasons we appeal to Newton formula for viscous force express under equation 1 form:

$$\sigma = \eta \dot{\varepsilon} \tag{1}$$

One of the simplest interpretations phenomenological of internal friction owes to J.C. M a x w e l l which refers to tension relaxation phenomena. The studied metallic body can be considered as being compound by "Maxwell" elements comparable as behavior with a system form by an elastic resort and a damper connected in series, the resort behave under Hooke law and the damper under Newton law. In consequence the deformation suppose to be a sum $\varepsilon=\varepsilon_{el}+\varepsilon_{vasc}$ where

$$\varepsilon_{el}=\frac{\sigma}{M}, \quad \dot{\varepsilon}_{vasc}=\frac{\sigma}{\eta} \tag{2}$$

by derivation we obtain the relation: $\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{\mathrm{M}} + \frac{\sigma}{\eta}$, we suppose that starting with

moment $t = 0$ deformation remain constant meaning $\dot{\varepsilon} = 0$, in this case the derive equation became $\sigma + \frac{\eta}{M}\dot{\sigma} = 0$ marking $\tau_\varepsilon = \frac{\eta}{M}$ equation take form $\sigma = \sigma_0 \exp(-t/\tau_\varepsilon)$ from where result the relaxation time interpretation at constant deformation like being time that σ value decrease by e times by the moment that ε became constant. Let's calculate the internal friction of a body which behaves as equation $\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{M} + \frac{\sigma}{\eta}$. If the processes are quasi-periodical meaning: $\sigma = \sigma_0 e^{i\omega t}$ and $\varepsilon = \varepsilon_0 e^{i\omega t}$ we will find by derivation $\dot{\sigma} = i\omega\sigma$ and $\dot{\varepsilon} = i\omega\varepsilon$ which replaced in $\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{M} + \frac{\sigma}{\eta}$ take to:

(3) $$i\omega\varepsilon = \frac{i\omega\sigma}{M} + \frac{\sigma}{\eta}$$

and the complex elasticity modulus is: $Ж = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{i\omega}{\frac{i\omega}{M} + \frac{1}{\eta}}$ (a) and internal friction will be given by relation 4.

(4) $$Q^{-1} = \frac{M}{\omega\eta} = \frac{1}{\omega\tau}$$

At a Maxwell type body internal friction vary inverse proportionally with the frequency. The equation propose by Maxwell explain that behavior of some metals, that reaction as liquids when are stressed by slow variable forces (small ω) and as solids at fast variable forces (big ω), indeed for a very small ω (a) became $Ж = i\omega\eta$ and the tension became as in relation 5.

(5) $$\sigma = Ж\varepsilon = \eta i\omega\varepsilon = \eta\dot{\varepsilon}$$

that is Newton equation for liquids. For a ω bigger Ж=M and σ=Mε that mean Hooke's law for solids.

Maxwell elements has disadvantage of not presenting the relaxation phenomena of deformation at constant tension. If σ =const so $\dot{\varepsilon}$ =constant, than we have a constant rate smelting which is not a relaxation. More Q^{-1} doesn't represent a peak function of ω like the experiment proves. For these reasons the Maxwell elements can be replace with Voight-Kelvin elements, were the elastic element and the viscous one are in parallel connected, so we will totaled the tensions like in relation 6.

(6) $$\sigma = M\varepsilon + \eta\ \dot{\varepsilon}$$

for the case when σ drop to zero in moment t=0, from relation 6 we obtain $\dot{\varepsilon} + \frac{M}{\eta}\varepsilon = 0$ or if we note with $\tau_\sigma = \eta/M$ we have:

(7) $$\dot{\varepsilon} + \varepsilon\ 1/\tau_\sigma = 0$$

Solution of this equation is: $\varepsilon = \varepsilon_0 \exp(-t/\tau_\sigma)$ so the interpretation of τ_σ like being time after the deformation decrease by e times from the moment that σ became zero. For internal friction calculation we precede the same obtaining relation 8.

(8) $$Ж = M + i\omega\eta \quad \text{şi} \quad Q^{-1} = \omega\eta/M = \omega\ \tau_\sigma$$

In this case the observation is that IF is directly proportional with frequency. For the experimental part we will use the link between internal friction and elasticity modulus. The phase angle δ is the phase difference between the dynamic stress and the dynamic strain in a viscoelastic material subjected to a sinusoidal oscillation. The phase angle is expressed in radians (rad). The loss factor tan δ is the ratio of loss modulus to storage modulus. It is a measure of the energy lost, expressed in terms of the recoverable energy, and represents mechanical damping or internal friction in a viscoelastic system. The loss factor tan δ is expressed as a dimensionless number. A high tan δ value is indicative of a material that has a high, nonelastic strain component, while a low value indicates one that is more elastic [6-10].

According to ISO 6721-1 [11], the storage modulus E' represents the stiffness of a viscoelastic material and is proportional to the energy stored during a loading cycle. It is roughly equal to the elastic modulus for a single, rapid stress at low load and reversible deformation, and is thus largely equivalent to the tabulated figures quoted in DIN 53457. In the same ISO standard, the loss modulus E" is defined as being proportional to the energy dissipated during one loading cycle. It represents, for example, energy lost as heat, and is a measure of vibration energy that has been converted during vibration and that cannot be recovered. According to [12], modulus values are expressed in MPa, but N/mm^2 is sometimes used. The real part of the modulus may be used for assessing the elastic properties, and the imaginary part for the viscous properties [12]. E" “loss modulus” represent an amortization term describing the energy dissipation capacity in heat when a material is deform and appear named imaginary modulus as a part of complex elasticity modulus, E=E'+E". Discovering metallic materials with damping properties improve all the resistance properties of the materials all ready in use like polymers. High damping capacity has been one of the most important properties of materials

used in engineering structures where undesirable noise and vibration are to be passively attenuated. Among the prevalent high damping metallic materials, shape memory alloys (SMAs) could be one of the most promising candidates due to their high damping capacity arising from the reversible martensitic phase transition (MT) and the stress induced reorientation of martensite variants [13].

2. Experimental

Using results from a dynamic mechanical analyzer test, presented in Fig. 2, we simulate the behavior of a shape memory alloy body part. As material we use a copper-zinc-aluminum alloy, known as material with damping capacity.

For simulation we use Catia drawing and analysis software used in automotive industry or other complex applications. Finite elements method (FEM – Finite Element Method) represents one of the best existent methods for different calculations realization and simulations in engineering domain. This method and, of course the programs that are incorporate became base components of modern systems for projection assisted by computer.

The analysis made through FEM are, today, indispensable in all engineerical activities of high performance, assisted projection being a creative activity with many implications in other disciplines. To solve complex problems of samples and assemblies analysis the project engineer must have all information's which have to permit him wording the problem numerical way.

Must be remark that in order CAD – FEM – CAM exist a iterative process for projection - calculus – execution. In this process are realized successively synthesis operations and analysis of prototype and o the model for finite elements calculus (Fig. 1) [14].

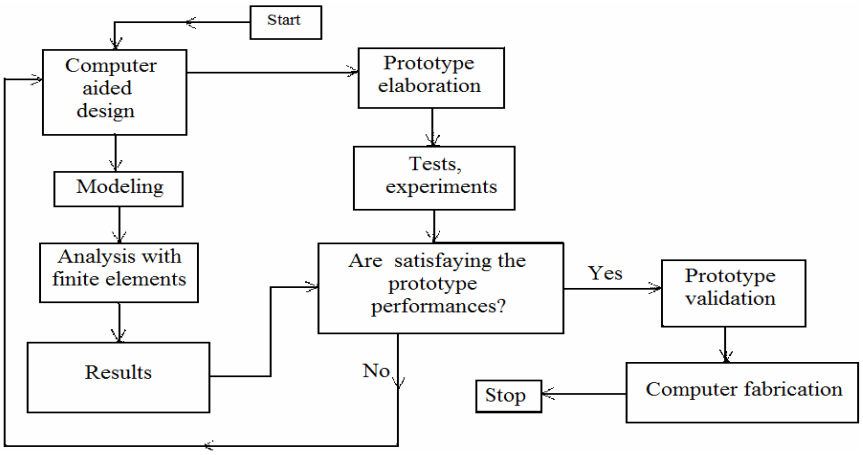


Fig. 1 – Main components of an integrate system CAD-CAM.

The investigated alloy is a shape memory alloy based on copper with chemical composition, determined with a spark spectrometer type Foundry Master, presented in Table 1. The small amounts of other elements are elementally for good damping properties.

Table 1.
Chemical Composition of the Shape Memory Alloy

Cu %	Zn %	Al %	Pb %	Fe %	Sn %	Co %	Ni %
68,6	13,2	4,85	2,36	4,05	1,57	1,22	1,12

Dynamic mechanical analyzer register the internal friction and elasticity modulus variation with temperature, all data's – 700 registered values being stoked in a text file under table form or graphical expose like in Fig. 2.

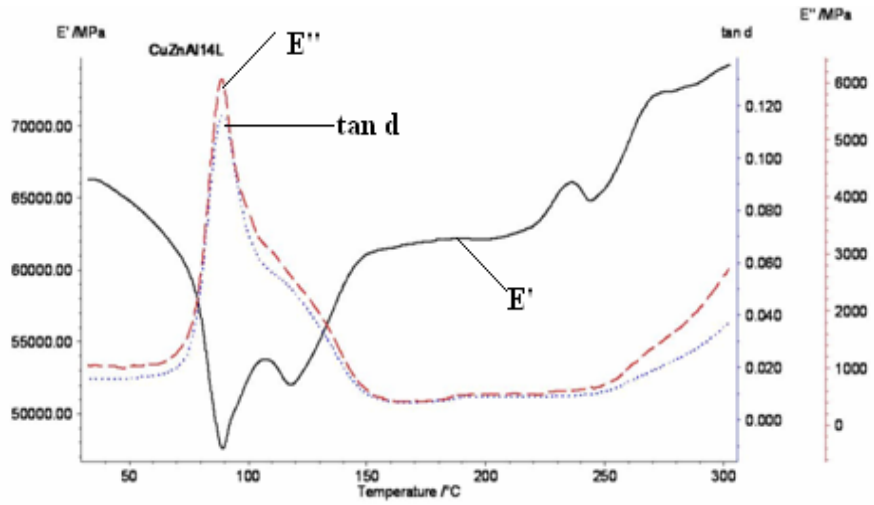


Fig. 2 – Dynamic behavior of a copper based alloy with form memory [15].

From Fig. 2 we observe a peak of internal friction in martensitic-austenitic field around 90ºC temperature. Simulations of material behavior will pay respect for these experimental values and for plate shape as well. After this temperature range doesn't appear other peaks of internal friction or significant decreases of elasticity modulus.

For the begin we analyze a plate form material having sizes 100x10x5 mm with restrains at the edges, presented in Fig. 3, and applying a 5000 N force on the center of the plate.

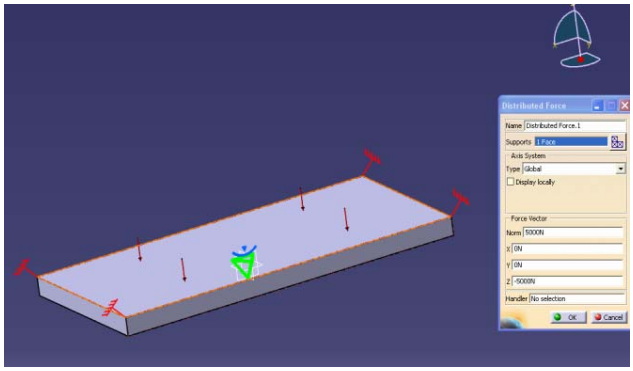


Fig. 3 – Plate form with edges restrains and force applied.

Using the software we can chose any part to restrain or any area to apply the forces depending on the investigated case. The simulation program give the chance for user to change the material, choosing one from a list already loaded in the software programs or to create one with his proper properties. In this case using as material steel and ordinary brass are evident differences between the maxim tensions results in the end with Von Mises model. In this order we analyze two brasses, one normal and one with memory effect and possible damping properties [15]. The entire model, from the shape to simulation must be correctly proposed to clear off all the inadequacies that might appear. On the material properties we can change the elasticity modulus, so we can use values from the DMA test to follow the material behavior.

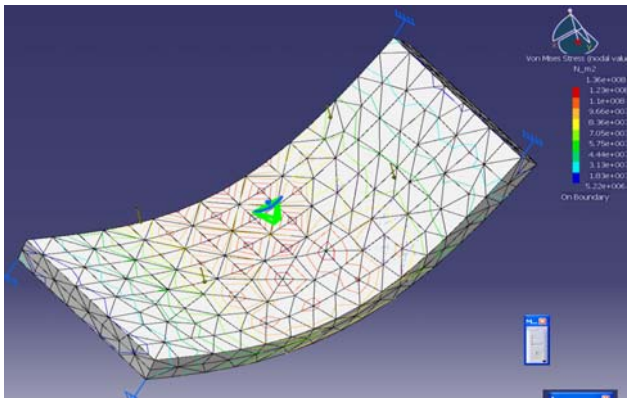


Fig. 4 – Tensions Von Mises in nodal points for an ordinary brass for a 5000 N load.

For the first material we obtain a maximum tension of 1,36e +008 N/m^2 in the middle area, with red color, having smaller values at the borders, changing the material with a shape memory alloy, we obtain different values, presented in Fig. 5.

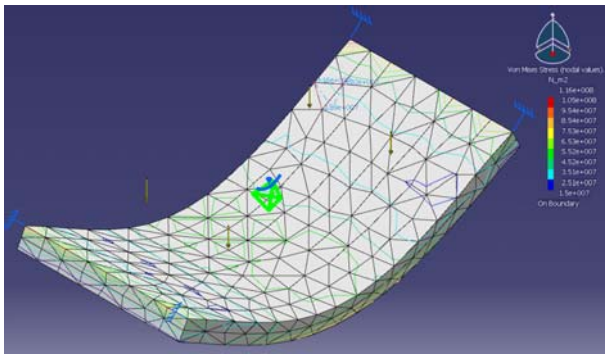


Fig. 5 – Tensions Von Mises in nodal points for a shape memory alloy from copper – zinc – aluminum system with chemical composition presented in Table 1.

In the second material case we have a maximum tension 1,05e+008 N/m^2, a value smaller then first, fact that present the improvement obtain with this alloy paying respect for the fact that the value use in this simulation is at room temperature, were conforming to diagram 2 the elasticity modulus is not decreased in the same time with an internal friction peak. After the tests made with computer, simulations of under force behavior of internal tensions in material we try to find methods to improve the material response, same work conditions, same material conditions but different geometrical dimensions. Thinking about the practical applications of this damper material, we test the same plate but with four connection holes for clamps. In this purpose, the plate, presented in figure 6, after simulation exhibit smaller von Mises tensions about 6,29e+007 N/m^2 more than a half as an ordinary brass.

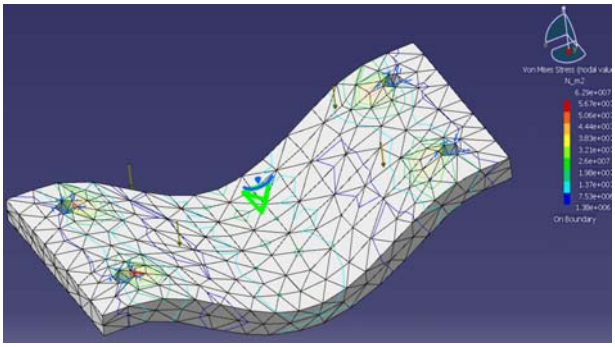


Fig. 6 – Tensions Von Mises in nodal points for a shape memory alloy from Cu-Zn-Al with holes on the edges.

Improving, with computer help by software, products for practical application represent an important gain in manufacturing area because of some

very important issues that we deal in our day's time and of course money.

3. Conclusions

- Damping metallic materials in the last decades won some new and very interesting partners in shape memory alloys.
- Using simulation software, Catia we can investigate the material behavior under extern stress by nodal tensions point of view.
- A shape memory alloy behave, in temperature martensitic transformation domain, 15 times better than a usually steel or brass at extern tension.

Received: February 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
**University "Al.I.Cuza", Iaşi,*
e-mail: nicanornick@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Delorme J.F., Schmid R., Robin M., Gobin P., J. Phys. *32* (1971) (in press).
2. Otsuka K., Wayman C.M. (Eds.), *Shape Memory Materials.*Cambridge University Press, Cambridge, 1998.
3. Wasilewski G.W., Trans. AIME 233 (1965) 169. Suzuki, Jpn. J. Appl. Phys. *33* (1994) 2897.
4. Hasiguti R.R., Iwasaki K., J. Appl. Phys. 39 (1968) 2182.
5. Postnikov V.S., Lebedinskiy V.S., Yevsykov V.A., Sharhakov I.M., Spring Meeting of Jpn. Inst. Metals, Narashino, Japan, Collected March 2002, 237.
6. Mercier O., Melton K.N., Y. de Preville, Acta Metall. 27 (1979).
7. Sugimoto K., Kamei K., Sugimoto T., Soeda T., in: Proc. Int. Conf.
8. Coluzzi B., Biscarini A., Campanella R., Trotta L., Mazzolai G., Watanabe A.Y., Saburi T., Nakagawa Y., Nenno S., J. Jpn. Inst. Metals Tuissi, F.M. Mazzolai, Acta Mater, *47* (1999) 1965, *54* (1990) 861 (in Japanese).
9. Yoshida I., Ono T., Asai M., J. Alloys Comp. 310 (2000) 339.
10. Yoshida I., Yoshida S., *Solid State Phenomena 89* (2003) 315. Sci. Eng. A, a Special Issue for ICIFUAS-13, Bilbao.
11. http://files.hanser.de/hanser/docs/20041012_2411215439-82_3-446-22673-7.pdf
12. Humbeeck J.V., J. Alloys Comp. *355*, 58 (2003).
13. San Juan J., J.M.L. Nó, J. Alloys Comp. *355,* 65(2003).
14. Ghionea I., *Proiectare asistată în Catia V5, Elemente teoretice şi aplicaţii*. Edit. Bren, Bucureşti, 2007.
15. Cimpoeşu N., Stanciu S., *A Shape Memory Alloy Characterization Through Thermal Analysis*. Bul. Inst. Polit. Iaşi, **LV (LIX)**, *4*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 83, 90 (2009).

SIMULAREA CAPACITĂȚII DE DISIPARE A UNOR MATERIALE METALICE

(Rezumat)

Un aliaj cu memoria formei a fost analizat cu privire la capacitatea lui de disipare prin simulare folosind soft-ul specializat Catia. Rezultatele folosite în acest studiu au fost obținute pe un analizor mecanic-dinamic realizându-se variația frecării interne şi a modulului de elasticitate cu varierea temperaturii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ELECTRO - CORROSION BEHAVIOR STUDY OF A SUPERELASTIC Ni-Ti ALLOY THROUGH SEM AND EDAX ANALYSIS

BY

RAMONA CIMPOEŞU HANU, CONSTANTIN BACIU, SERGIU STANCIU, DELIA MARINELA AELENEI, NICANOR CIMPOEŞU and PETRONELA PARASCHIV

Abstract. A Ni-Ti superelastic alloy was studied by electrochemical polarization method, SEM and EDX analysis, analyzing the effects of corrosion test on material surface. These studies reveal that in natural aerated Fusayama saliva this alloy behaves as a corrosion resistant material. In linear and cyclic polarization studies the alloy showed a passive behavior with a large potential independent region up to a potential of about 500 mV (SCE), followed by a region with significant increase in current density. At over-potentials greater than 500 mV (SCE) in Fusayama saliva this alloy exhibits a pitting corrosion; EDX studies evidences that the corrosion take place especially by nickel dissolution.

Key words: corrosion, supereleastic alloy.

1. Introduction

NiTi SMA is a new kind of functional material used in many fields, such as atomic energy, ocean development, instruments and medical device, aviation and space-flight etc., due to its special shape memory effect (SME) and superelasticity as well as excellent erosion resistance and outstanding biocompatibility [1],...,[3]. However, successful applications of any novel material not only hinge on its inherent characteristics, but also depend on solving problems of processing technologies (joining, machining, etc.). As a result, the uses of this material will be greatly limited unless problems of joining the material itself and to other materials are solved. Since 1980, the

joining of TiNi SMA has become the hot spot and front edge in the joining research field. NiTi shape memory alloy has been widely employed in various medical fields because of its special mechanical properties, good corrosion resistance and excellent biocompatibility [4]. In this work we analyze the effects of electro-corrosion tests on Ni-Ti wire using qualitative and quantitative EDS (Energy-dispersive X-ray spectroscopy) microanalysis by EDX detector. The shape memory metal Nitinol has increased in use and popularity since its discovery in 1959. Today we see Nitinol-based stents, guide wires, surgical instruments, coliosis rods, embolic protection filters and a whole host of other medical applications. Nitinol has become a valuable part of the medical device designer's armamentarium. Much of the early technical development of Nitinol alloys focused on refining the melting processes and understanding the basic metallurgical mechanisms. Nitinol melting is especially challenging, as Nitinol alloys must be melted under vacuum to minimize impurities.

The last decade has seen significant improvement in the understanding of manufacturing process technologies for producing Nitinol devices, especially advances in laser-cutting technology and surface finishing. Nitinol manufacturing has moved beyond the realm of blacksmithing, and most medical device manufacturing operations have implemented six sigma methodologies, including sophisticated manufacturing and test method validations, statistical process control and lean manufacturing tools. Another significant change over the last ten years has been greater knowledge and understanding of Nitinol among medical device engineers, both from a processing technology and a device development standpoint. This is due in part to a concerted effort on the part of the Nitinol producers to educate the industry on how to design, test and manufacture Nitinol medical devices. A key element of this educational process was the formation of the Shape Memory and Superelastic Technologies Society (SMST), and the launching of its conference series starting in 1994 [5].

A further development during the last decade has been improved understanding of Nitinol fatigue and corrosion behavior. Nitinol contains about 50% nickel, so its corrosion performance has been closely scrutinized. Like stainless steel, Nitinol is protected from corrosion by a protective surface layer, which is composed of titanium dioxide. When properly processed, the biocompatibility and corrosion resistance of Nitinol is excellent, with a performance close to that of titanium alloys. Finally, the last ten years have seen development of a number of ASTM standards that apply to both the Nitinol raw material itself and various test methods used to characterize the material. The F2063 wrought material standard now gives medical device engineers assurance that the starting material meets the basic requirements for use in a medical device.

However, Nitinol's final properties are mostly determined by the

processing it undergoes during the rest of device manufacturing. The various testing standards, the F2129 corrosion testing standard in particular, describe the currently acceptable test methods for verifying many of the critical outputs of the Nitinol medical device manufacturing process, including the effects of heat treatments and surface finishing.

In the past decade, the Nitinol medical device marketplace has been dominated by peripheral vascular products, such as stents and guidewires. The Nitinol self-expanding stent market took off with the 1998 market release of the Cordis SMART Stent®. Total worldwide sales of the SMART Stent are estimated to be about $1bn, making it arguably the Nitinol medical device industry's first true blockbuster product. In recent years, endovascular aneurysm repair devices, inferior vena cava filters and embolic protection devices have also developed into significant commercially successful products. In 2006, Nitinol-based devices accounted for over $750m of the US peripheral vascular device market. The extended worldwide market for these devices is currently estimated at $1.1–1.5bn [5].

2. Experimental Details

Corrosion behavior was realized by rapid electrochemical tests, particularly by dynamic potentiometry. The measurements of open potential circuit and potentiodynamic polarizations were performed on a VoltaLab 21 Electrochemical System (PGP201 - Radiometer Copenhagen) equipped with the acquisition and processing data software VoltaMaster 4. A three-electrode electrochemical cell was used. From commercial materials, the working electrodes were performed in cylindrical form and mounted in a Teflon support to enable the connection to rotating port-electrode of the electrochemical cell. The free area was precisely measured before embedding in the Teflon support. A saturated calomel electrode (SCE) was used as a reference and platinum as auxiliary electrode.

After the electrochemical treatments, a study of the modifications of the alloys surface was performed on a VEGA-TESCAN Scanning Electron Microscope equipped with QUANTAX Bruker AXS Microanalysis system, find on the SIM Faculty laboratories Iasi. The microscopy's was realized using a Secondary Electrons detector at different scales to present the corrosion effects at 30 kV power supply of the tungsten filament. The images were taken from a 10 mm distance of samples, for SEM results and by 16 mm distance between samples and AXS detector for chemical analysis, producer best performance recommendations. The alloy used in this study is a manufactured by Saes Getters Group, USA, and is a superelastic material at room temperature with characteristics presented in Table 1, under round wire type shape.

Table 1
Properties of Ni-Ti Superelastic wire [*6*]

As (Fully annealed)	-15
Nominal Loading plateau stress@3% strain, in Austenite	500 MPa, 72,500 psi
Nominal Ultimate Tensile Strength in Austenite	1250 MPa, 181,000 psi
Max. Residual elongation after 8% strain in Austenite [%]	0.5
Min. elongation to failure in Austenite [%]	10
Main Applications	Guidewires, Stents, Archwires, Implantable devices, Embolic Protection
Diameter:	**0.001" (0.025mm) to 0.040" (1mm) ± 0.0003" (0.075mm)** 0.040" (1mm) to 0.100" (2.5mm) ± 0.0005" (0.00127mm) 0.100" (2.5mm) to 0.175" (4.4mm) ± 0.001" (0.025mm)
Mechanical treatments:	- Cold drawn, Superelastic, Trained
Surface finish:	- Hard dark oxide, Dark oxide, Drawn Bright, Pickled, Mechanically or electro-polished
Typical impurity content in wt:	- O < 250 ppm: C < 250 ppm: Total all others < 1000 ppm
Standard Cut-length:	± 0.007" (0.18mm) for L< 12" (0.3m)
Tolerances:	± 0.2% of specified cut-length for L> 12" (0.3m)
Formats:	Round, Square[1], Rectangular[1], Shaped Wires[1]

3. Results and Discussions

Because in this study we intend to analyze the electro-corrosion effects on a nitinol wire in artificial saliva using SEM and EDX equipments it is necessary to present the wire surface before and after the test.

The surface wire, having a 700 μm diameter, is presented in Fig. 1 in an image of 950 μm view field presenting a smooth surface and a composition, presented in Table 2, with equal percents of nickel and titan and

a small percent of oxygen from titan oxide (the protector layer from the alloy surface).

In Table 2 are presented belong atomic number (AN), the series (in this scanning electrons microscope case K-series), weight percents (wt.%), (norm. wt%) and also norm at.% with the equipment error in % supported.

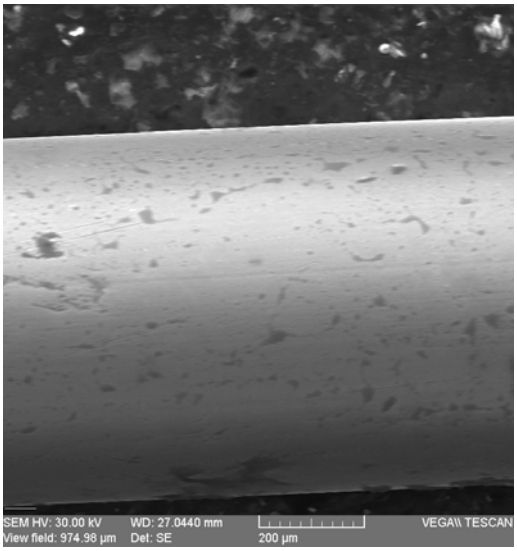


Fig. 1 – Ni-Ti wire surface at 500x magnify power, obtain with a SEM equipment.

Table 2
Chemical Composition of Ni-Ti wire Before Electro-Corrosion Test

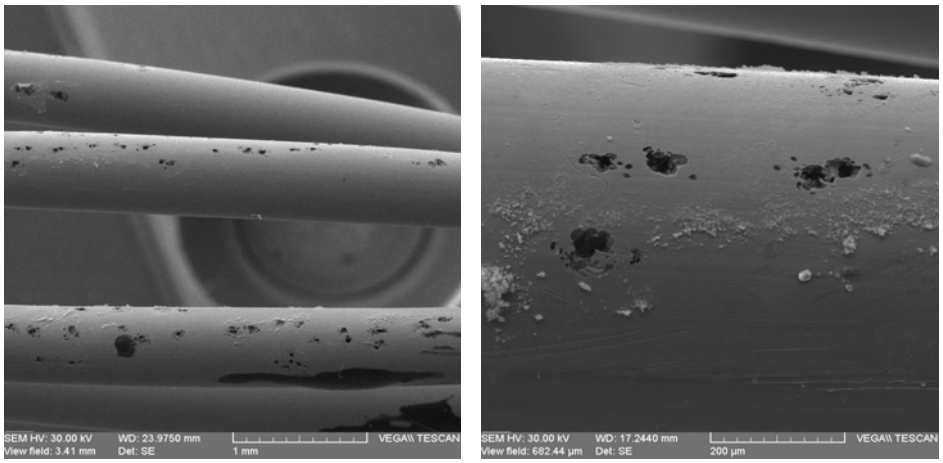
Element	AN	series	Net	wt.%	norm. wt.%	norm. at.%	Error in %
Nickel	28	K-series	60223	52,78445	49,94344	44,63196	1,3475
Titanium	22	K-series	90626	51,96307	49,16628	53,86044	1,460073
Oxygen	8	K-series	1259	0,940916	0,890273	1,5076	0,076463
			Sum:	105,6884	100	100	

As corrosion medium an aerated solution of Fusayama Meyer artificial saliva (Normalization 591-141) [7] was used, having the composition presented in table 3 and pH = 8.

Table 3
Electrolytic Solution of Artificial Saliva for Electro-Corrosion Test

Artificial saliva/ Compounds	NaCl g/l	KCl g/l	Na_2HPO_4/ 2 H_2O g/L	$NaHCO_3$ g/L	KSCN g/L	Urea g/L	$CaCl_2$ g/L	NaH_2PO_4 H_2O g/L	Na_2S g/L
FUSAYAMA	0.4	0.4	-	0.69	-	1	0.65	0.69	0.05

Urea or carbamide is an organic compound with the chemical formula $(NH_2)_2CO$. The molecule has two amine ($-NH_2$) residues joined by a carbonyl (-CO-) functional group [8]. Paying respect for the alloy component elements, nickel and titan and for artificial saliva compounds we will do the chemical analysis looking for all these elements. In Fig. 2 is presented the material surface after the corrosion test, at two different scales, 1 mm which present almost the entire wire surface and 200 µm for detail of the pitting points that characterize the behavior of this material in the Fusayama type of artificial saliva. For better observations we increase the magnify power to 5000 and focus on a pitting hole, as dimensions determination we can say that is 100 µm long, 70 µm large and 10 to 15 µm deep.



a *b*

Fig. 2 – Ni-Ti wire surface after electro-corrosion test:
a –100x magnify; *b* – 500x magnify.

Appreciating by holes distribution on the surface, for a 7000 μm^2 area by hole with five by an average surface of 490000 μm^2we can appreciate that 1/14 from the surface is corroded value that confirm reduce of material weight during the process.

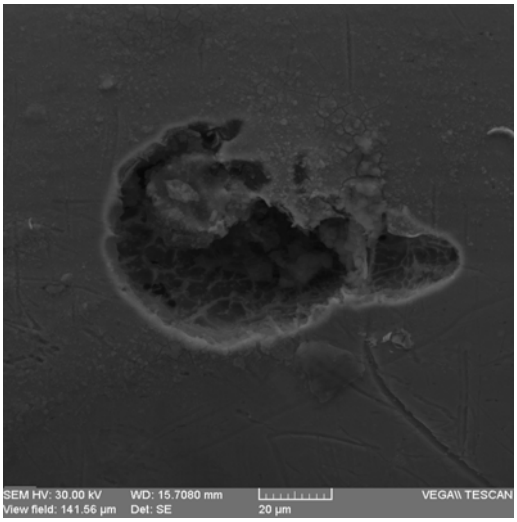


Fig. 3 - Detail of a pitting hole from the Ni-Ti alloy surface
at 5000x magnify and a 20 µm scale

On the surface, near to pitting hole are observed some compounds formed after corrosion based on elements from artificial saliva solution. In table 4 is presented the chemical composition of the Ni-Ti alloy after the corrosion test with elements like phosphorus, sodium or nitrogen which are all from the artificial saliva and a quite high amount of oxygen 31.84605 wt % that appear from the protective titan oxide that form on the surface. Increasing of this element, oxygen decrease the titan percentage, values presented in Table 4, so from this reason appear to be smaller than nickel percent.

Table 4
Chemical Composition of Surface Alloy After the Corrosion Test

Element	AN	series	Net	wt. %	norm. wt. %	norm. at. %	Error in %
Nickel	28	K-series	59737	40,37506	35,28934	17,89257	1,036719
Oxygen	8	K-series	3176	36,43555	31,84605	59,23392	59,24764
Titanium	22	K-series	91023	34,80742	30,42301	18,90891	0,986241
Phosphorus	15	K-series	2350	1,433917	1,253298	1,204145	0,095073
Sodium	6	K-series	1360	0,764059	0,667816	1,654613	0,184293
Nitrogen	7	K-series	233	0,595499	0,520489	1,105845	1,049779
			Sum:	114,4115	100	100	

To analyze the pitting hole area we can use the Line Mode Analysis, result presented in Fig. 4, to observe the elements from the surface variation with length, in our case on 100 µm. Analyzed elements are those obtain by chemical quantitative test presented in Table 4. The Ti variation, qualitative and quantitative present a big decrease of percentage on the hole zone, which is normal for a signal loss.

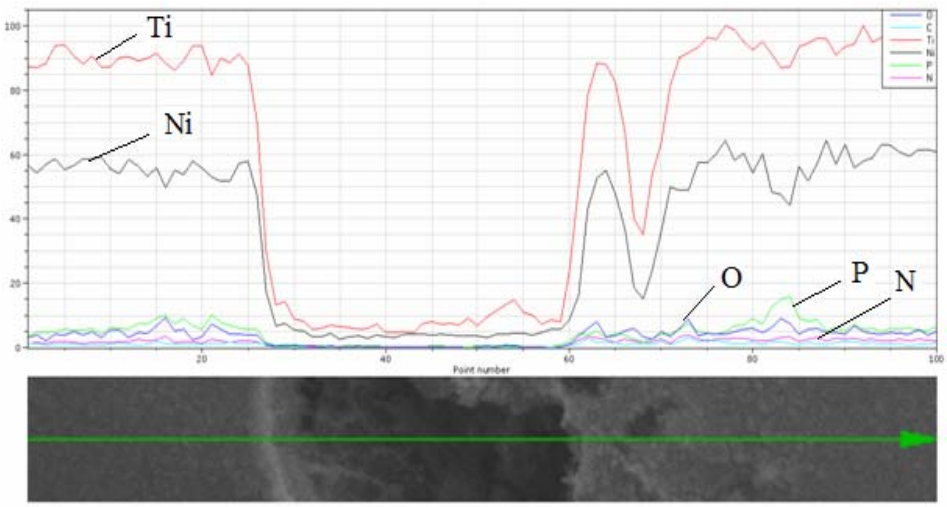
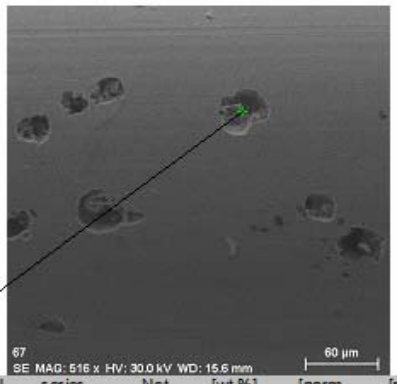


Fig. 4 – Elements variation on a line of 100 µ length on the Ni-Ti wire after the corrosion test.

We observe a variation of Ti near to pitting area as well given by the elements from the compounds formed, like oxygen, phosphorous or nitrogen that increase as percentage in those areas. All this elements appear from the electrolytic solution, nitrogen from the urea compound, in reaction with alloy surface. The compounds forms on the surface are not well bond with the material disappearing at a oxygenated water wash. From this variation diagram we observe that Ni percent is smaller than titan, which is a normal fact considering the electrodynamic activity scales [9] that gives the weaker element nickel and which theoretically got to corroded more.

Continuing with this analyze we investigate the interior of a pitting hole trying to determine the amounts of elements loss. By this point of view we realize a chemical analyze in a selected point having the results presented in the lower part of the Fig. 5. In the corroded area the element that loss more weight is nickel with 0.5 % more than titan, thinking that some non - homogeneities of the material are weaker and favorites the corrosion.



Element	AN	series	Net	[wt.%]	[norm. wt.%]	[norm. at.%]	Error in %
Titanium	22	K-series	104481	52,94107	35,123	22,63999	1,485171
Nickel	28	K-series	60646	52,06338	34,5407	18,16271	1,329286
Oxygen	8	K-series	1611	42,19862	27,99607	54,00478	69,22008
Carbon	6	K-series	3681	2,740948	1,818443	4,672607	0,479797
Phosphorus	15	K-series	856	0,786484	0,521781	0,519916	0,071976
			Sum:	150,7305	100	100	

Fig. 5 – Point EDAX chemical analyze in corroded area.

Using mapping mode analysis to track the elements distribution we investigate the same area observing from Fig. 6 the phosphorus compounds, titan and nickel distribution and some reduce areas with nitrogen.

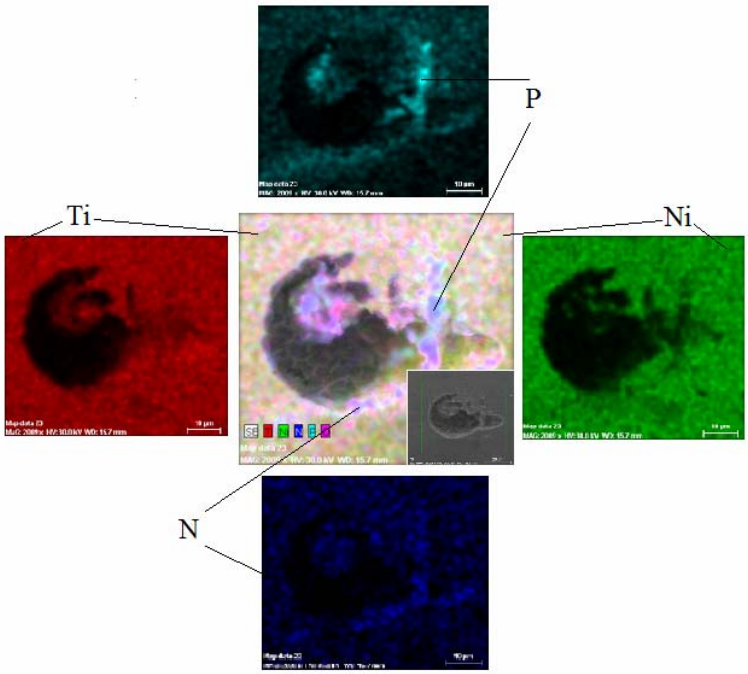


Fig. 6 - All elements distribution in center, investigated area in ingot and Ti distribution, Ni distribution, N distribution and P distribution.

The lack of signal is represented in mapping analysis type by black color, showing the pitting corrosion hole. In the detail, is represented the selected area for analysis.

4. Conclusions

- A fabricated Nitinol wire, with superelastic behavior, was investigated concerning surface electro-corrosion behavior by SEM and EDX point of view;
- The material behave very good in artificial saliva solution but under current exhibit pitting corrosion, a very dangerous type of corrosion;
- Sem and EDX analysis after the corrosion test reveal the pitting points and the loss of material during this process;
- The loss of superelastic alloy is around nanometers of material with reducing quantities of titan and nickel, a little more for the second one;
- Phosphorous, nitrogen and sodium compounds appear on the surface near to pitting holes.

Received: February 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
e-mail: ramonahanu@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Qiu X.M., Li M.G., Sun D.Q., Liu W.H., Study on Brazing of TiNi Shape Memory Alloy with Stainless Steels; *Key Laboratory of Automobile Materials, School of Materials Science and Engineering, Jilin University, Changchun 130025, China.* J. of Materials Processing Technology 176 (2006) 8–12 Received 12 June 2003.
2. Nam T.H., Saburi T., Kawamura Y., et al., *Shape Memory Characteristics Associated with the B2→B19 and B19→B19_ Transformations in a Ti–40Ni–10Cu (at.%) Alloy*. Mater. Trans. JIM *31*, 262–269, (1990).
3. Dilibal Savas, Murat Tabanli R., Dikicioglu Adnan, *Development of Shape Memory Actuated ITU Robot Hand and its Mine Clearance Compatibility*. J. Mater. Process. Technol. *105*/*106*, 1390–1394, (2004).
4. Saburi T., in: Otsuka K., Wayman C.M. (Eds.), *Ti–Ni Shape Memory Alloys. Shape Memory Materials*. Cambridge University Press, London, 1998.
5. http://www.medicaldevice-network.com/features/feature1338/
6. http://www.memry.com/products/wire.php
7. http://ljs.academicdirect.org/A11/033_040.htm
8. http://en.wikipedia.org/wiki/Urea
9. Cimpoeşu Hanu R., Baciu C., Nejneru C., Cimpoeşu N., Aelenei D.M., *Corrosion Resistance of a Shape Memory Alloy Based on Copper in Artificial Saliva*. Bul. Inst. Polit. din Iaşi, **LV (LIX)**, *2*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor 2009.

STUDIUL COMPORTAMENTULUI LA ELECTRO-COROZIUNE A UNUI ALIAJ SUPERELASTIC DIN Ni-Ti PRIN ANALIZE SEM ŞI EDAX

(Rezumat)

Un aliaj superelastic Ni-Ti a fost investigat prin polarizare electro-chimică, analize SEM şi EDX urmărind efectele testului de coroziune asupra suprafeţei materialului. Aceste studii prezintă că în saliva Fusayama aerată natural aliajul se manifestă prin rezistenţă la coroziune. În studiile de polarizare liniară şi ciclică aliajul prezintă un comportament pasiv cu o regiune de potenţial independent până la un potenţial de aproximativ 500 mV (SCE), urmată de o regiune cu o creştere semnificantă a densităţii curentului. Pentru un supra potenţial mai mare de 500 mV (SCE) în salivă Fusayama acest aliaj prezintă o coroziune de tip pitting, studiile prin EDX evidenţiind o pierdere în special de nichel.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL ASPECTS REGARDING PHENOMENONS THAT ARE PRODUSED IN THE UNDISMONTABLE ASSEMBLINGS

BY

SANDA CRETU

Abstract: The paper presents a computer modeling of the phenomenons that are prodused in the undismontable assemblings such as different tipes of materials tree-pad, constant lenght and different thickness.

Key words: undismontable assemblings, phenomenons modeling.

1. Introduction

For the phenomenon optimization that are prodused on the tree-pad undismontable assemblings interface surface level and to give a good corrosion resistance these sistems, i considered that we have different materials of the joint elements, different thickness dimensions and constant lenght.

For relieved joined obtain we will use as a material: steel OLC 45 for the tree, standardized STAT 880-80, and for the steel pad 16MnCr5, standardized acrording STAS 7131 DIN.

OLC 45 has the Following Chamical Compozition

Chemical elements	C	Si max.	Mn	P max.	S max.
%	0,42-0,50	0,20-0,42	0,50-0,80	0,035	0,045
The allowed deviation	± 0,02	+ 0,02	± 0,05	0,003	0,005

Technical Features

STAS	Material mark	Quality class (heat treatment)	Traction rezistance Rm [MPa]	Flowing limit $R_{p0,2}$ [MPa]	Break elongation A, [%] min.	Brinell HB hardness informative
880-82	OLC45	CR	700 ... 840	480	14	-
Observation: C- hardening; R- high return.						

Steel mark	Heat treatment	With tension concentrators				Without tension concentrators			
						Request			
		Traction on R $\sigma_{at}=\sigma_{ac}$ MPa	Bending on R σ_{ai} MPa	Twisting on R τ_{at} MPa	Shear on R τ_{af} MPa	Traction $\sigma_{at}=\sigma_{ac}$ MPa	Bending σ_{ai} MPa	Twisting τ_{at} MPa	Shear τ_{af} MPa
OLC 45	N	65	72...78	39...42	52	180	207	117	144
Observation: N =normalization; R= rezistance.									

Otel 16MnCr5 (EC80) has the Following Chemical Composition

Chemical elements	C	Si max.	Mn	P max.	S	Cr
%	0,14-0,19	0,40	1,00-1,30	0.035	≤ 0035	0,80 - 1,10
Allowed deviation	± 0,02	+ 0,03	± 0,05	+ 0,005	+ 0,005	± 0,05

Acording to STAS 7131 DIN the steel presents the following peculiarities:

- Deliver tyoughness <207 HRC;
- After cementing:

Diameter DD mm	Flowing limit $R_{p0,2}$ N/mm^2	Traction rezistance R_m N/mm^2	Elongation A_5 < %	Strangulation Z < %	Breacking energy (resilience) KCU
< 11	> 635	880÷1180	9	35	>41
< 30	>590	780÷1080	10	40	>41
< 63	>440	640÷930	11	40	>41

- Forging temperature: 1100 ÷ 850 °C;
- Rebaking for the softening: 750 ÷ 700 °C;
- The normalisation can be done in 2 ways:
- 850 ÷ 900 °C;
- 900 ÷ 1000 °C;

- Cementary temperature: 900 ÷ 950 °C;
- After the cementaring it is aply direct hardening (simple) which is the most adequate, or duble hardening (very rarely). The cementary can be done in an solid invironment or controoled atmosphere;
- The cooling it is done in 2 ways: in oil (160 ÷ 210 °C) or in nitrogen bath (580 ÷ 650 °C);
- The recomended hardness after the return is: 170 ÷ 210 HRC.

2. Tensions and Moments Modeling That Are Submissive Undismontable Assemblings

Phenomenons modeling that are produced on the interface surface level it is done after hardening from which results a large amount of rezidual austenit in the mechanical induced martensit, which confers the assambling an high hardness, high mechanical resistance.

Pursuant to, for obtaining good peculiarities after treatments that are submissived the assemblings, we will heat up the pad at 180°C temperature and we cool the tree at -20°C, the tree that initial was hardened. This way we have an improved material and another one cemented. Tension distribution in cemented and hardened level is very important because thats why is depending directly the resistance on the assambly tiredness.

On the computer modeling in the undismontable assembling such as tree-pad from the material that were presented higher and the moments that are exposed, we considered the contact lenght of an such an assembly being 70 mm, but with different thicknesses of the fretaj (of the joining area).

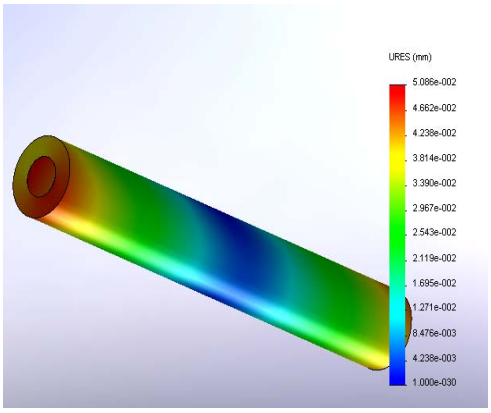


Fig. 1 – The phenomenons distribution in assembling by 70mm lenght and 5,013 fretaj- the tree diameter 5,013, interior pad 5mm and exterior 10 mm.

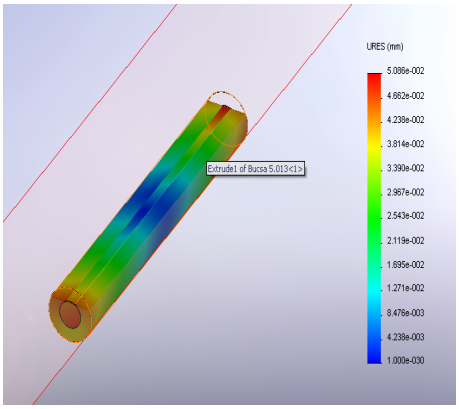


Fig. 2 – The phenomenons distribution in assembling by 70mm lenght and 5,013 fretaj- the tree diameter 5,013, interior pad 5mm and exterior 10 mm, in section.

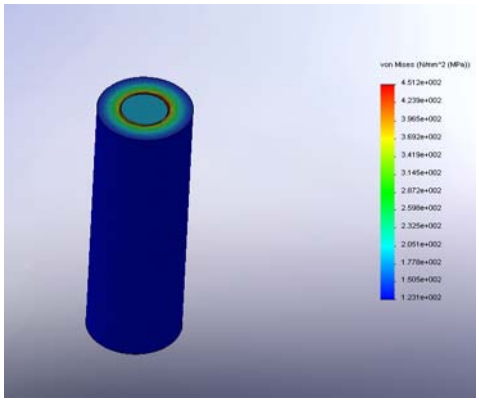


Fig. 3 – The phenomenons distribution in assembling by 70mm lenght and 10,025mm-the tree diameter 10,025mm, the interior pad 10mm and exterior 20mm.

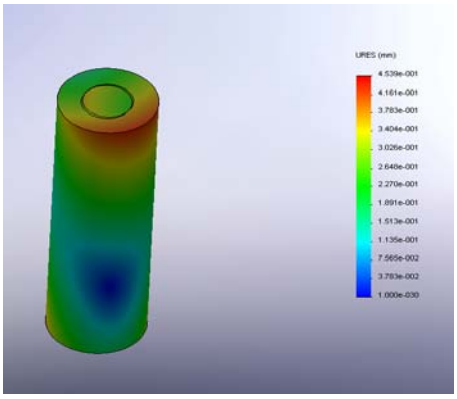


Fig. 4 – The phenomenons distribution in assembling by 70mm lenght and 10,025mm-the tree diameter 10,025mm, the interior pad 10mm and exterior 20mm.

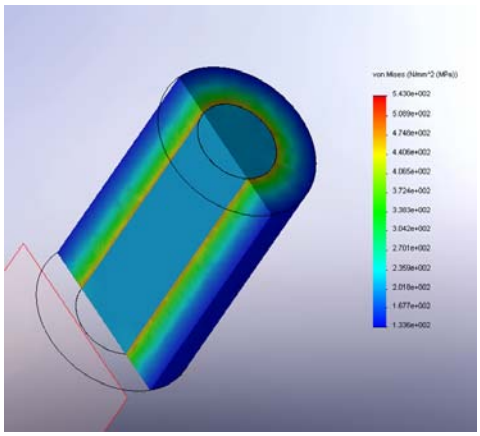


Fig. 5 – The phenomenons distribution in assembling by 70mm lenght and 20,055mm-the tree diameter 20,055mm, the interior pad 20mm and exterior 40mm, in section.

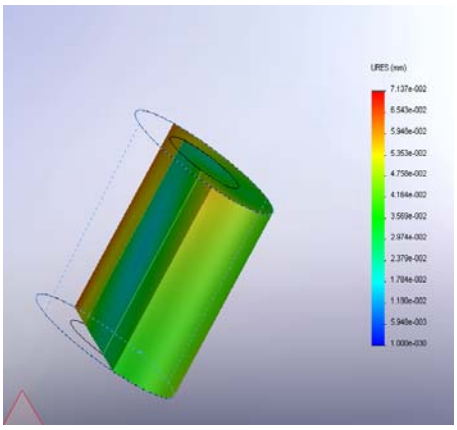


Fig. 6 – The phenomenons distribution in assembling by 70mm lenght and 30,085mm-the tree diameter 30,085mm, the interior pad 30mm and exterior 60mm, in section.

3. Conclusions

Following this simulation of tensions and moments request of an undismontable assembling, with different dimensions of the fretaj, of the contact area, we can concluded:

-in assembling ends appear powerfull sourses of tensions concentration;

- pressure contact growing at the assembling ends leeds to the tensions normal growth and and the shear ones;
- the tensions shear growth caused by twisting in the passing area from the hub to the pad;
- tensions shearing appearance on the contact surface;
- tensions distribution in the cemented and hardened level limits is very important because thats why depends directly the resistance of the assembling fatigue;
- compression of the stretching area is directly related to the level`s thickness.

Received: August 12, 2009

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
email: cretu.sanda@yahoo.com.

R E F E R E N C E S

1. Chişiu AL., Matieşan D., Pop D., *Organe de maşini*. Edit. Did. şi Pedag., Bucureşti, 1991
2. Minkevici A. N, *Tratamente termochimice ale metalelor şi aliajelor.* Edit. Tehnică, Bucureşti, 1968.
3. Sucală F., *Organe de maşini*, **I**, Casa de Editură "Transilvania PRESS", Cluj-Napoca, 1981.
4. Soporan V., Vermeşan H., *Consideraţii privind modelarea proceselor care au loc în cadrul ingineriei suprafeţelor*. Capitolul XVI, apărut în volumul Procedee avansate în ingineria suprafeţelor, Edit. UTPRES Cluj-Napoca 1998.
5. Teodorescu C., Mocanu D., Buga M., *Îmbinări sudate*. Edit. Tehnică, Bucureşti, 1972.
6. Tudor I., Rîpeanu R.G., *Ingineria coroziunii.* **I** şi **II**, Ed. Universităţii din Ploieşti, 2002.
7. Vermeşan G., et al.. – Introducere în ingineria suprafeţei, Editura Dacia, Cluj-Napoca, 1999

ASPECTE TEORETICE ŞI EXPERIMENTALE PRIVIND MODELAREA FENOMENELOR CE SE PRODUC ÎN ASAMBLĂRILE NEDEMONTABILE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă o modelare pe calculator a fenomenelor ce se produc în asamblările nedemontabile de tipul bucşă-arbore din materiale diferite, lungime constantă şi grosimi diferite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH ON COOLING CAPACITY MODIFICATION FOR SYNTHETIC QUENCHING ENVIRONMENTS TYPE AS MODIFIED POLYACHILENGLYCOL (PAG)

BY

ADRIAN GRECU, DAN-GELU GALUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, ION HOPULELE and MIHAI AXINTE

Abstract. Were studied and compared cooling environment like oil TT50, polyachilenglycol solution (PAG) 5% in water, 5% PAG solution in water with Na +: silicate: 0, 8, 16% and Calcium carbonate: 0, 5, 10% in water; have been traced cooling curves of a standardized Ag test-piece in above mentioned environments, with and without stirring. Based on cooling curves were calculated and plotted variation curves for cooling speeds versus temperature and variation curves of heat transfer coefficient part-environment. For each case was calculated cooling intensity also.

Key word: heat transfer coefficient, polyachilenglycol, cooling medium, cooling curves, cooling intensity.

1. Introduction

Cooling as the final operation of thermal treatment is of particular importance because it determines the structure and hence properties of heat-treated parts.

For a correct chose of a cooling environment must be analyze the kinetic cooling curve of alloy (T.R.C. diagram) and it compares to environments cooling curves.

The normal conduit of the cooling process has an important role for operation success with purpose of obtaining some structures in sample section (martensitic water quenching type structures) without producing quenching defects as cracks, deformations or big remanent tensions.

The oil has a has a very appreciate curve at cooling because of fast

passes through minimal stability domain of subcooled austenite (**A**) and have a reduce rate of cooling in martensitic transformation domain (**B**) when tension from structural transformations are very big. ($v_{spacific\ \underline{M}} > v_{specific\ \underline{A}}$) and thermal tensions induce by cooling rate are smaller.

But the oil have disadvantage that present a high ignition danger, is a nonecological environment (because of gas emanations which appears during hardening), for this was searched replacement of mineral oil for thermal treatment there was possible with cooling alternatives with reduce or nonstart ignition danger which can be synthetic environments.

Due this reasons in large quenching baths in the industry is currently used carbodimetil cellulose. Quenching bath during operation modifies its properties, therefore the presence of additives is required to give both constant properties and good cooling capacity depending on the type of steel and the type of each piece.

Another very important factor is represented by the environment agitation degrees which modify substantially the cooling curve, implicit instantaneous cooling rates and thermal transfer on different periods.

2. Experimental Results

Cooling curves were drawn for these quenching media:

1. OIL TT50
2. Solution 5% PAG in water
3. Solution 5% PAG + silicate Na 8% in water
4. Solution 5% PAG + silicate Na 16% in water
5. Solution 5% PAG + silicate Na 0% + 5% Ca carbonate in water
6. Solution 5% PAG + silicate Na 0% + 10% Ca carbonate in water
7. Solution 5% PAG + silicate Na 8% + 10% Ca carbonate in water

To do a proper comparison between environments cooling characteristics mentioned above, all were heated up to 40°C.

Fig. 1 - Installation for cooling characteristics determination.

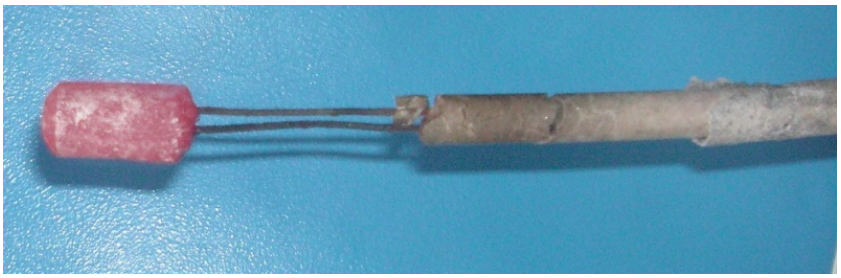


Fig. - 2. Silver samples with the following sizes and features:$Ø$ = 12,5 [mm], h= 25 [mm], S = 1408 [mm^2], m= 39.9 [g], ρ_{Ag} = 10.5 g/cm^3, λ_{Ag} = 418.5 W/m·

Facility as a whole is shown in the picture above and consists of the following main elements:

a) Test tube of silver
b) Cooling precinct
c) Furnance
d) Electric power supply
e) Cromel – Alumel thermocouple
f) Milivoltmeter for indication
g) Recorder OH 816/H

Test tube was heated in the oven to 800°C temperature then was introduced into researched environment, the cooling curve was recorded on ,"y-t recorder".

For each of the cooling medium were calculated:

i) Cooling rate on intervals [°C/s]
ii) Thermal transfer ceficient on intervals.

$$\alpha_i = \frac{3600 \cdot m \cdot c}{\Delta t_i \cdot S} \ln \frac{T_i - T_o}{T_f - T_o} \text{ [w/m}^2\text{k]}$$

where: m = 0.0399 [kg] sample mass; c = 0.056 [kcal/kg·grd] specific heat of silver; S = 0.001408 [m^2] sample surface; Δt [s] time interval; T_i T_f [°C] final and initial temperature on interval; T_o environment temperature.

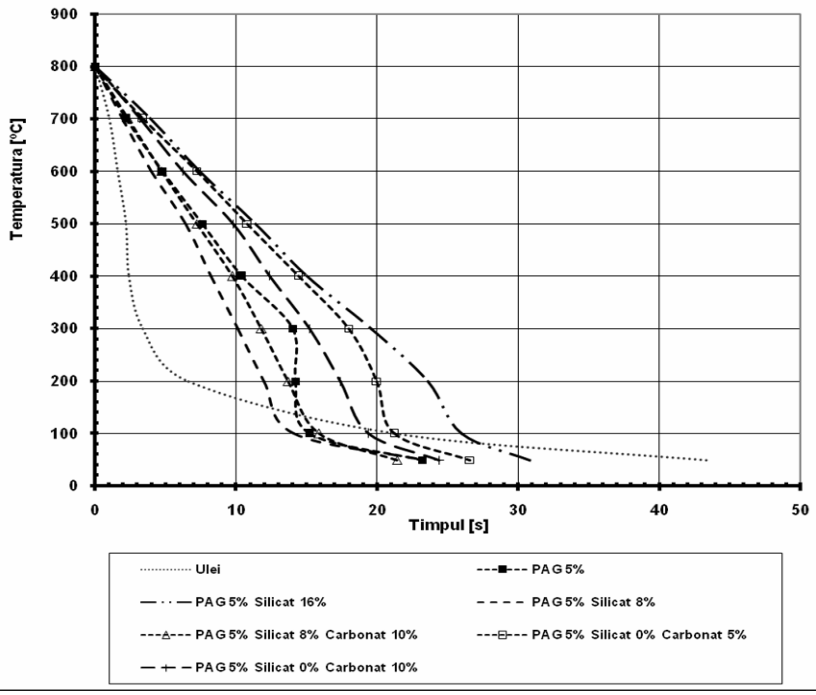
The obtained results were put in a table and based on them were made:

a) Cooling curves T = f (t) (table 1)
b) Cooling rate variation depending on temperature v_r = f(T)
c) Heat transfer coefficient variation depending on the temperature α_i=f(T).

Cooling Curves for Oil and Solutions: PAG 5% with Na Silicate: 0, 8, 16% and Calcium Carbonate: 0, 5,10%, in Water T_0=40°C

T[°C]	Oil t [s]	PAG 5% t [s]	PAG 5% Silicate 16% t [s]	PAG 5% Silicate 8% Carbonate 10% t [s]	PAG 5% Silicate 0% Carbonate 10% t [s]	PAG 5% Silicate 8% t [s]	PAG 5% Silicate 0% Carbonate 5% t [s]
800	0	0	0	0	0	0	0
700	1	2.2	3.9	2.3	3.2	1.9	3.4
600	1.6	4.8	7.4	4.7	6.2	4	7.2
500	2.2	7.6	11.4	7.2	9.8	6.4	10.8
400	2.4	10.4	15	9.7	12.4	8.2	14.4
300	3.4	14	19.6	11.8	15.2	10.1	18
200	6.6	14.2	23.6	13.7	17.4	12	20
100	21.2	15.2	26	15.9	19.4	14.1	21.2
50	43.4	23.2	30.8	21.4	24.4	23.4	26.6

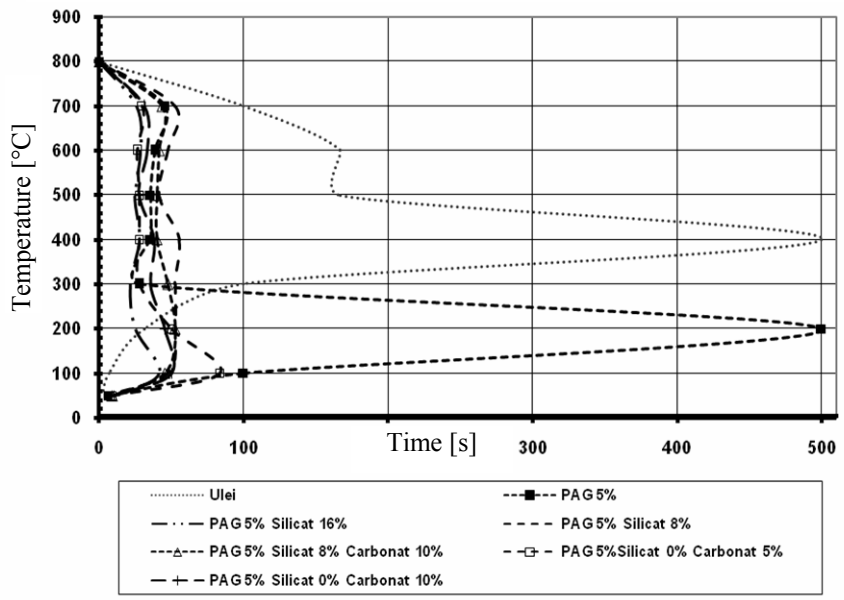
Cooling curves for oil and solutions: PAG 5% with Na silicate: 0, 8, 16% and calcium carbonate: 0, 5,10%, in water T_0=40°C



Cooling Rate Variation for Oil and Solutions: PAG 5% with Na Silicate: 0; 8; 16% and Calcium Carbonate: 0; 5; 10% in Water T_0=40°C

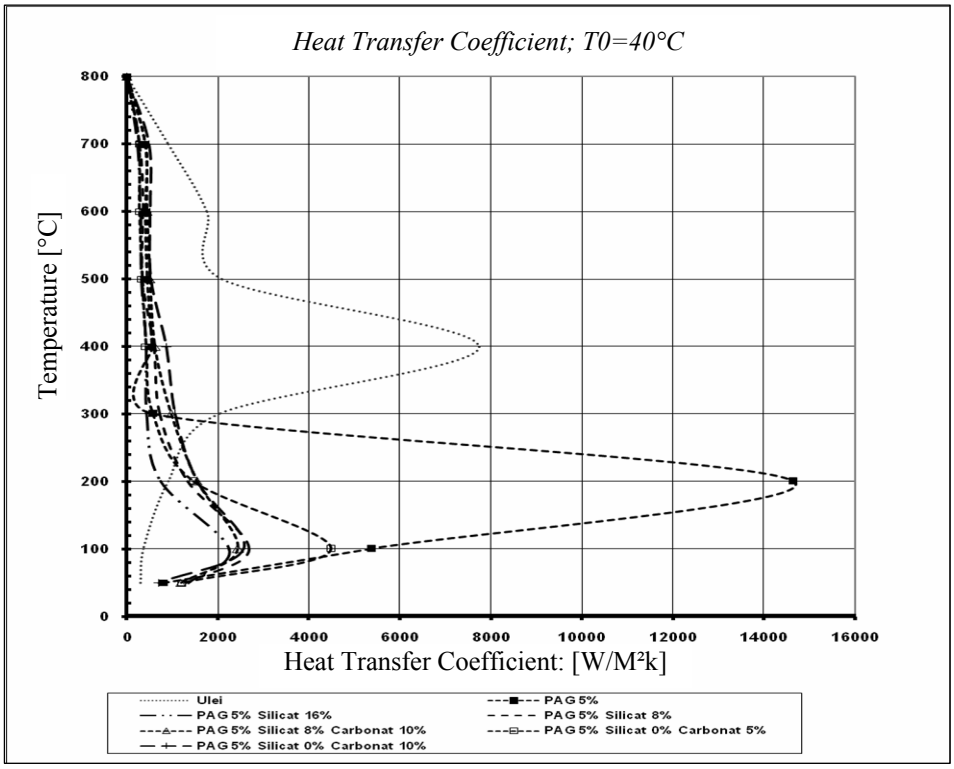
T[°C]	Oil V [°C/s]	PAG 5% V [°C/s]	PAG 5% Silicate 16% V [°C/s]	PAG 5% Silicate 8% Carbonate 10% V [°C/s]	PAG 5% Silicate 8% V [°C/s]	PAG 5% Silicate 0% Carbonate 10% V [°C/s]	PAG 5% Silicate 0% Carbonate 5% V [°C/s]
800	0	0	0	0	0	0	0
700	100	45.5	25.64	43.38	52.63	31.25	29.41
600	166.7	38.5	28.57	41.67	47.62	33.33	26.32
500	166.7	35.7	25	40	41.67	27.78	27.78
400	500	35.7	27.78	40	55.56	38.46	27.78
300	100	27.8	21.74	47.62	52.63	35.71	27.78
200	31.2	500	25	52.63	52.63	45.45	50.00
100	6.8	100	41.67	45.45	47.62	50.00	83.33
50	2.3	6.3	10.42	9.09	5.38	10.00	9.26

Cooling Rate Variation for Oil and Solutions: PAG 5% with Na Silicate: 0; 8; 16% and Calcium Carbonate: 0; 5; 10% in Water T_0=40°C



Heat Transfer Coefficient; T0=40°C, W/M²k

	Oil V [°C/s]	PAG 5% V [°C/s]	PAG 5% Silicate 16% V [°C/s]	PAG 5% Silicate 8% Carbonate 10% V [°C/s]	PAG 5% Silicate 8% V [°C/s]	PAG 5% Silicate 0% Carbonate 10% V [°C/s]	PAG 5% Silicate 0% Carbonate 5% V [°C/s]
800	0	0	0	0	0	0	0
700	909,2356	413,2889	233,1373	395,3198	284,1361	478,545	267,4222
600	1756,877	405,4331	301,1789	439,2192	351,3754	501,9648	277,4016
500	2090,186	447,8971	313,528	501,6448	348,3644	522,5466	348,3644
400	7740,86	552,9186	430,0478	619,2688	595,4508	860,0956	430,0478
300	2023,773	562,159	439,9505	963,7012	722,7759	1065,143	562,159
200	915,0118	14640,19	732,0094	1541,072	1330,926	1541,072	1464,019
100	368,0861	5374,057	2239,19	2442,753	2687,028	2559,075	4478,381
50	292,792	812,4978	1354,163	1181,815	1299,996	698,9228	1203,7



Alfa global	497,50	930,67	701,02	1008,95	884,90	922,71	811,71
H	0,59	1,11	0,84	1,21	1,06	1,10	0,97

3. Conclusions

1. PAG 5% with 16% Na_2SiO_4 and PAG 5% with 5% $CaCo_3$ curves presents in the high temperature (800 ÷ 350°C) cooling rates too low (danger do not appear martensite in the structure) and excessive speed cooling below 350°C leading to the emergence of tensions.

2. Was observed that PAG 5% with 8% Na_2SiO_4 and 10% $CaCo_3$ has a high speed between 150°C and 100°C when the martensitic transformation was already primed which shows that the effect of carbonate in the presence of silicate is to generate a more accurate curvature of the cooling rate in the second cooling interval.

Received: August 11, 2009

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Technologies and Equipment for Materials Processing
email: greuceanu24@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Nejneru C., Galusca D.G., Grecu A., Carabet R., *Researches Looking the Modification Cooling Capacity of Hardening Compounds in Magnetic Field*,. Technical University Galati, Romania, October 2007, **II**, Advanced Technologies and Materials, 161-165.
2. Nejneru C., Grecu A., Carabet R., Hopulele I., *Researches concerning the reconditioning of hardening bathes in synthetic medium based on carbodimethyl cellulose.* Technical University Galati, Romania, October 2007, **II**, Advanced Technologies and Materials, 318-324.

CERCETĂRI PRIVIND MODIFICAREA CAPACITĂȚII DE RĂCIRE A MEDIILOR SINTETICE DE CĂLIRE TIP POLIACHILENGLICOL (PAG) MODIFICAT

(Rezumat)

S-au studiat comparativ mediile de răcire precum uleiul TT50, soluție de poliachilenglicol (PAG) 5% în apă, soluție de PAG 5% în apă + cu Silicat de Na: 0; 8; 16% şi Carbonat de Ca: 0; 5; 10% în apă; s-au trasat curbele de răcire a unei epruvete standardizate de Ag în mediile mai sus menționate, cu şi fără agitare. Pe baza curbelor de răcire s-au calculat şi trasat şi curbele de variație a vitezelor de răcire cu temperatură precum şi curbele de variație a coeficientului de transfer termic piesă-mediu. S-a calculat în fiecare din cazuri şi intensitatea de racire.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IMPACT OF CORROSION ON THE SURFACE LAYER PRCESSED BY MATERIAL ADDITION COATING BY IMPULS DISCHARGE METHOD

BY

ANCA ELENA LĂRGEANU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU and ION HOPULELE

Abstract. The paper presents results from corrosion tests on cast-iron with phosphorous eutectic coated with nickel using the vibrator electrode technique. Corrosion tests were made using Volta lab 21 machine, and the aggressive environment used was sea water. Electronic scanning microscope investigations were made before coating to show the coating quality and after the corrosion to show the effect on the coated layer.

Key words: impulse discharge, coating layer, corrosion, saline environment, electrode.

1. Introduction

Corrosion in the main factor involved on a product lifetime. This is the deterioration factor of the most important material proprieties, because of the chemical reactions with the surrounding environment. Environment etching leads to material proprieties aggravation and subsequent destruction.

Corrosion is not only metallic material destruction, it affects also plastic, ceramic materials, concrete and even surrounding environment.

Everything is corrodible and any environment can be corrosive to a certain material. For example:

a) darkening of glass under bacterial action;
b) PVC is damaged under the influence of UV beams;
c) cars and their structural architectural fittings are affected by corrosion;
d) copper electric contacts are affected by oxidation;
e) super-alloys from warm gas turbines are affected by corrosion;

f) brass cracks in hydrogen nitride presence;
g) steel is becoming brittle in hydrogen, etc.

Corrosion process, is the chemical spontaneously modification of metals or alloys composition, after a chemical, electrochemical or biochemical reaction during environment interaction. Corrosion leads to changes of physical proprieties in metallic materials: crystalline structure, hardness, strength, thermal and electrical conductivity etc., as well as changes in chemical proprieties transforming a percent from the material in chemical compounds. Protection against corrosion consists in all measures taken to protect technical materials from the aggressive action of corrosive environments.

Anticorrosion methods are very varied and numerous; grouped in some categories:

i) corrosion prevention methods;
ii) using stainless metals and alloys;
iii) action methods on corrosive environment;
iv) metal coating methods.

Fig. 1 – Ornamental parts damage exposed to atmospheric corrosion.

One of the metal coating methods is the vibrator electrode.

2. Methodology

Hardening with electric sparks of metallic parts consists of , polar transport of the electrode material (anode) under the action of pulsating recovered current sparks discharge on the surface of the part (cathode).

The process starts by approaching the anode to the cathode. After penetrating the space between the electrodes and beginning of discharge flow development (plasmatic stage of discharge), vaporization and liquid stage discharge starts from the electrodes surfaces. In the time between two sparks, the small quantity of melted metal solidifies developing a protection layer. This coating layer must have a very good adherence on part surface and a large chemical and thermal compatibility with the substrate, as well as high ware and

oxidation proprieties.

Electrochemical corrosion studies were made in sea water, collected from Romanian seaside (Constanta), and with composition in terms of g L-1: Cl- - 8.26: HCO-3 – 0,183; CO2-3 – 0.022; SO2-4 – 1.137; Na+ - 4.47; K+ - 0.158; Ca2+ - 0,203; Mg2+ - 0,557. This composition has a salinity of 15.0 g L-1.

Potential measurement in open circuit and potentiodinamic polarizations were made with Volta Lab 21 equipment. Data processing was done with Volta Master 4 software. A three electrodes cell was used, equipped with agitation system.

Cylindrical electrodes were mounted on teflon support that allows connection to the electrochemical system spinning electrode. As auxiliary a platinum electrode is used and a calomel saturated electrode as reference. The measurements were made at 25°C, with natural airing.

Linear polarization curves were registered at the electrode scanning potential of 1 mV/s, in a potential domain of ± 150 mV, around potential in open circuit. Cilindrical polarization curves were registered with a speed of 10 mV/s between (-700 …+1500 mV).

Corrosion potential for zero corrosion currents E0≡E (I=0), Tafel grades (ba and bc) Polarization resistance (Rp), corrosion current density (Jcox) and corrosion speed (Vcox) were processed with Volta Master 4 software.

3. Discutions and Results

For studies, a phosphorous cast-iron was used, witch composition was determinated by spectrometry- using Foundry-Master (emission spectrometer).

Table 1

Phosphorous Eutectic Cast-Iron Chemical Composition, %

Material	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Phosphorous cast-iron	91.8	4.50	1.54	1.03	0.620	0.140	0.097	0.0572	0.148

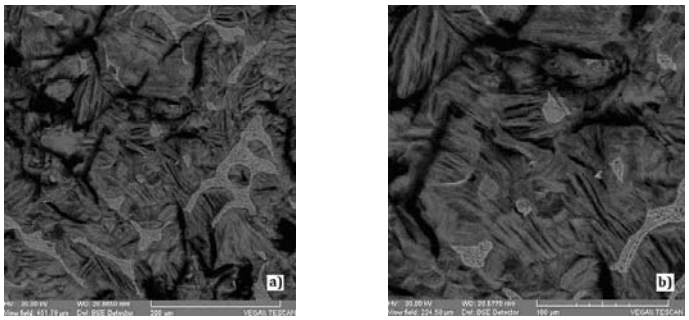


Fig. 2 – Pictures using electronic scanning on corroded phosphorous

cast-iron without coating; *a* – scale X500; *b* – scale X1000.

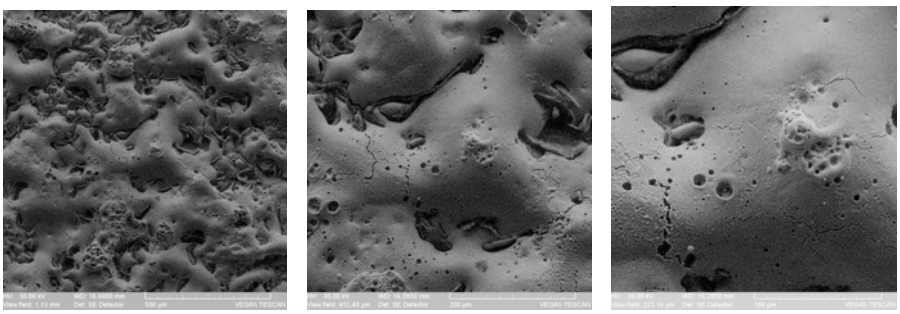
For impulse discharge coating method Elitron 22A machine was used, and the electrode for the coating layer is nickel electrode (Ni).

Nickel was used for coating because it shows the following characteristics from chemical point of view:

a) thermodynamic unstable in acid environment;
b) can not be corroded in pH=9-12 environments;
c) nickels corrosion speed in acid environment ill low because of the high ionization supratension of the metal and the passivation tendence in aerated solutions;
d) it is punctiform corroded by carbonated and chlorides water;
e) organic acids have a low impact on nickel;
f) very stable to basic and atmospheric corrosion action.

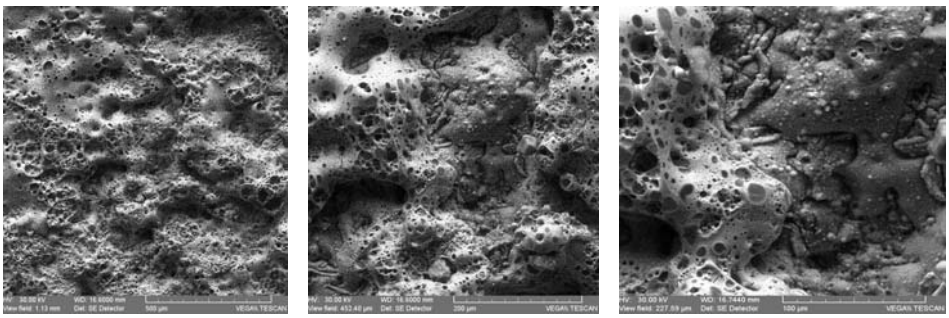
Complex investigation of the test parts was made on a electronic scanning microscope (SEM).

Nickel is used by electro erosion coating method because it improves ware proprieties and it adheres well on the part obtaining high thickness coating layers.



a *b* *c*

Fig. 3– Picture of nickel coating on phosphorous cast-iron substrate, using electronic scanning: *a* – scale X200; *b* – scale X500; *c* – scale X1000.



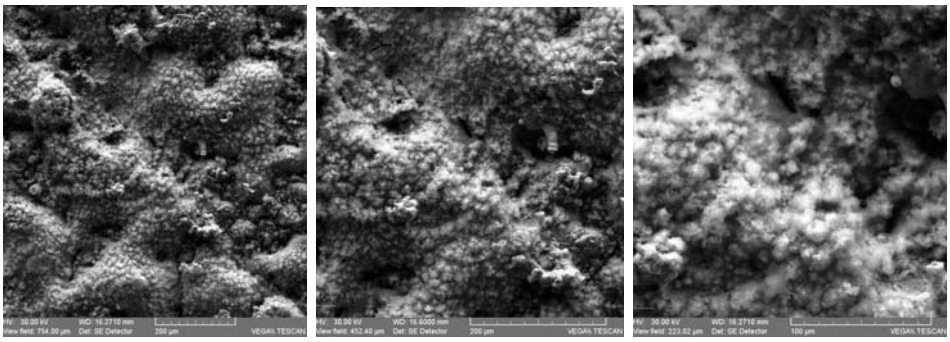
a *b* *c*

Fig. 4 – Pictures using electronic scanning on nickel double layer coating on phosphorous cast-iron; *a* – scale X200; *b* – scale X500; *c* – scale X1000.

Nickel is used mainly for obtaining corrosion resistant coating layers. Nickel's corrosion speed in acid environment is low because of high ionization supratension and pasivation thendency in aerated solutions. The metal is stable at no chloride water and very stable to basics and atmospheric action.

Nickel's atomic number is 28 very close to iron (26), witch means that their atomic radius difference is very low an so nickel can be transferred easily from the surface into the substrate creating a high thickness transition area, with beneficial impute on the coating layer adherence.

Corrosion behavior was achieved by fast electrochemical tests (dynamic potentiometer) Under quantity aspect, in Table 2 are presented corrosion process parameters in sea water on the sparked test part for nickel one layer coating as weal as for double layer coating, comparing with witness test part – eutectic phosphorous cast-iron material.



a *b* *c*

Fig. 5 – Pictures using electronic scanning on one layer nickel coating of phosphorous cast-iron support - sea water corrosion; *a* – scale X200; *b* – scale X500; *c* – scale X1000.

a *b* *c*

Fig. 6 – Pictures using electronic scanning on double nickel coating of phosphorous cast-iron – sea water corrosion; *a* – scale X200; *b* – scale X500; *c* – scale X1000.

Table 2

Corrosion Process Parameters in Sea Water for the Coated Test Parts

Test part	In line polarization						Ciclic polarization		
	E_0 (mV)	b_a (mV)	b_c (mV)	R_p (Ohm.cm^2)	J_{cor} (mA/cm^2)	v_{cor} (μm/an)	E_{cor} (mV)	E_{tr} (mV)	J_{1500} (mA/cm^2)
Ni 1 s	-732	52	-508	685	0.0332	388	-700	-698	318
Ni 2 s	-633	64	-225	587	0.0306	357	-661	-649	274
Witness	-760	51	-503	1210	0.0195	229	-724	-671	293

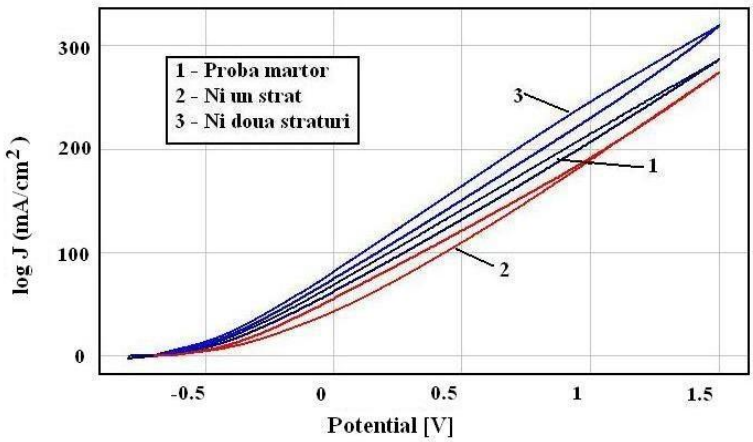


Fig. 7 – Linear polarization curve.

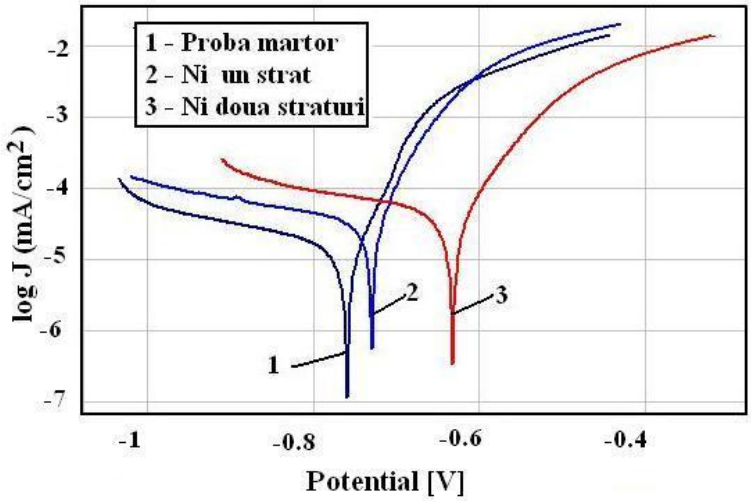


Fig. 8 – Cyclic polarization curve.

4. Conclusion

1) We can see at vibrator electrode nickel coating a corrosion resistance improvement for multiple layer coating.

2) When the coating degree raises and micro cracks from the first deposition are covered, electric rasps that sustain corrosion are formed.

3) The method ensures, beside corrosion resistance improvement, for acid rains an esthetic quality improvement of decorative objects.

4) Corrosion starts harder for electrode vibrator method nickel coating because is not pitting type, but on entire surface corrosion.

Received: February 18, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
e-mail: pufankapuf@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Nejneru, C., Perju M., Sandu A.V., Axinte M., Ungureanu G., *Improvement on Cast-Irons Corrosion Properties for Decorations Through Metallic Coatings*. ARTCAST, Galaţi, Mai 2008, 98,
2. Alexandru A., *Contribuţii privind alierea şi depunerea superficialş prin scânteiere electrică şi influenţa tratamentelor termice asupra caracteristicilor straturilor obţinute ale materialelor metalice*. PH. D. DISS., Iaşi, 2002.
3. Vermeşan E., Mureşan, I., *Coroziune şi protecţie anticorozivă*. UTC-N 1995.
4. www. yachtblogromania.blogspot.com/2007/10/coroziune
5. www.xtreme.hawaii.edu/corrosion/
6. www.paxcam.com/images/metal_corrosion_71.htm

7. www. commons.wikimedia.org/wiki/file:corrosion

IMPACTUL ASUPRA COROZIUNII A STRATURILOR SUPERFICIALE OBȚINUTE PRIN ACOPERIRE CU MATERIALE DE ADAOS PRIN METODA DESCĂRCĂRII ÎN IMPULS

(Rezumat)

Lucrarea prezintă rezultatele obținute la încercări de coroziune pe material de fontă cu eutectic fosforos pe care au fost depuse straturi de nichel folosind metoda electrodului vibrator. Incercările de coroziune s-au realizat folosind un aparat tip Voltalab 21, iar mediul agresiv ales pentru testare a fost apa de mare. S-au făcut investigații cu microscopul cu scanare electronică, înainte de depunere pentru evidențierea calității depunerii şi după coroziune pentru evidențierea efectului acesteia asupra stratului depus.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ON THE THERMAL TRANSFER IN NOSTRUCTURES (II) CONDUCTIVE TYPE BEHAVIOUR.

BY

RĂZVAN LIŢOIU*, IVANNIS ZERICHIORIS*, ANCA ALUCULESEI*, DAN GELU GĂLUŞCĂ* and MARICEL AGOP**

Abstract. Considering that the ″mouvements″ of the heat take place in fractal curves, the conductive type behavior of the nanostructures is analysed. It result that the enhancement in thermal conductivity is given through ″self structuring″ type mechanism.

Key words: nanostructures, conductive type behaviour, heat transfer

1. Introduction

In a recent paper we established a mathematical model on the ″mouvements″ of the particles on continous ecuations non-differentiable curves, *i.e.* on fractals [1, 2]. In the present paper we shall use this model to study the conductivity type selftransfer in nanostructures.

2. Mathematical Model

Let us consider the fractal operator [1] :

$$\frac{\hat{d}}{dt} = \frac{\delta}{\delta t} + \overline{V}\nabla - iD\nabla$$

(1a, b)

$$D = \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}$$

In relations (1a,b) **v** is the complex speed field.

$$\overline{V}=\overline{v} - i\overline{u}$$

With $\overline{v}$ the standard classical speed, differentiable and independent of resolution and $\overline{u}$ the fractal speed, non-differentiable and resolution dependent, **λ** is a lengthe scale, **dt** and **τ** are temporal scales.

As a consequence, we are now able to write the conservation law of a fractal function **ɛ́** in a fractal space-time under its strong covariant from:

(2) $$\frac{\boxed{\delta}\varepsilon}{dt}=\frac{\delta\varepsilon}{\delta t}+\overline{V}\square\nabla\varepsilon-i\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\quad \Delta\varepsilon=0$$

or more, by separating the real and imaginary parts:

$$\frac{\delta\varepsilon}{\delta t}+\overline{v}\square\nabla\varepsilon=0,$$

(3a, b)

$$-\overline{u}\square\nabla\varepsilon=\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta\varepsilon$$

Consequently, at the differentiable scale the local temporal variation $\frac{\delta\varepsilon}{\delta t}$ and the term, $\overline{v}\square\nabla\varepsilon$, are equal, while at the non-differentiable scale, the term, $\overline{u}\square\nabla\varepsilon$, and **Δɛ́** , compensate each other.

Particularly, for $\overline{v}$ = $\overline{u}$ (*i.e.* ″synchronal″ movements at different scales), from (3a,b) we get the diffusion type equatinon,

(4) $$\frac{\delta\varepsilon}{\delta t}=\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta\varepsilon$$

Such an equation is implied by the Fourier type law

(5) $$\bar{j}(\varepsilon) = -\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta\varepsilon$$

with a current density $\bar{j}$. Therefore, eqs. (4) and (5) describe a fractal fluid of conductive type behavior.

Particularly, for movements on fractal curves of the Peano's type [2,3], *i.e.* in the fractal dimension [3], $D_F = 2$, the equation (4) and (5) take the standard forms:

(6) $$\frac{\delta\varepsilon}{\delta t} = \frac{\lambda^2}{2\tau}\Delta\varepsilon$$

and respectively:

(7) $$\bar{j}(\varepsilon) = \frac{\lambda^2}{2\tau}\Delta\varepsilon$$

Let us now apply the previous considerations in the numerical simulations of thermal transport in a nanostructure.

The thermal expansion in a fractal fluid is solved in the planar normalized coordinative system.

(8) $$\bar{T} = \frac{T}{T_0}, \tau = \omega t, kx = \zeta, ky = \eta$$

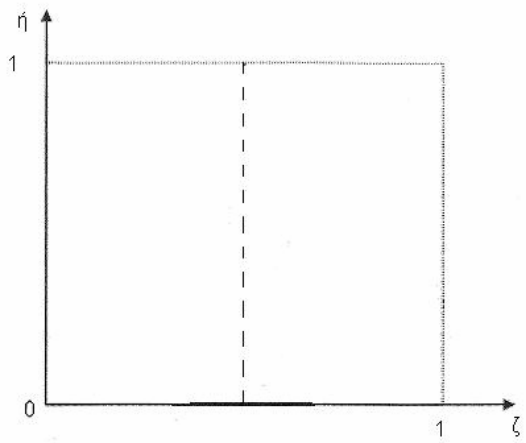


Fig. 1 – Integration domain used for the numerical simulation of thermal "expansion".

The thermal evolution is described with the following assumptions:

i) the fractal fluid is in the state of local thermo-dynamical equilibrium;

ii) the ″mouvements″ of the heat take place on Peano's type curves of fractal dimension $D_F = 2$ [2]. Than, we can choose:

$$D\frac{k^2}{\omega} = \frac{\lambda}{c\rho} \quad \frac{\mathrm{k}^2}{\omega} \equiv 1 \tag{9}$$

where **λ** , **c** and **ρ** are the standard coefficients [4];

iii) the thermal expansion is described in the approximation of a diffusion type equation;

iv) the thermal source term is introduced through the boundary condition.

In such circumstances, the two-dimensional heat dynamics is described by the equation:

$$\frac{\delta \overline{T}}{\delta \tau} = D\Delta \overline{T} \tag{10}$$

For the numerical integration, the following initial and boundary conditions are taken:

i) the box integration domain is initially ″filled″ with undisturbed fractal fluid

$$\overline{T} = 1 \quad \text{for} \quad \tau=0,\ 0 \le (\zeta \times \eta) \le (1 \times 1)$$

that is preserved on the boundaries,

$$\overline{T}(\tau,\zeta,1) = \overline{T}(\tau,1/2,\eta) = \overline{T}(\tau,1/2,\eta) = 1$$

ii) the thermal source is located as in Figure 1 and is assumed to have a Gaussian space-time profile,

$$\overline{T} = \exp\left[-\frac{(\tau-1)^2}{(1/2)}\right]\exp\left[-\frac{\zeta^2}{(1/2)^2}\right],$$

The diffusion equation of concentration with initial and boundary condition is numerically solved using finite differences [5]. Moreover, if the diffusion takes place in the presence of a wall, the previous condition is replaced by $\overline{T}/\eta(\tau,\zeta,1)=0$

a) τ = 0,3 b) τ = 0,6 c) τ = 0,9

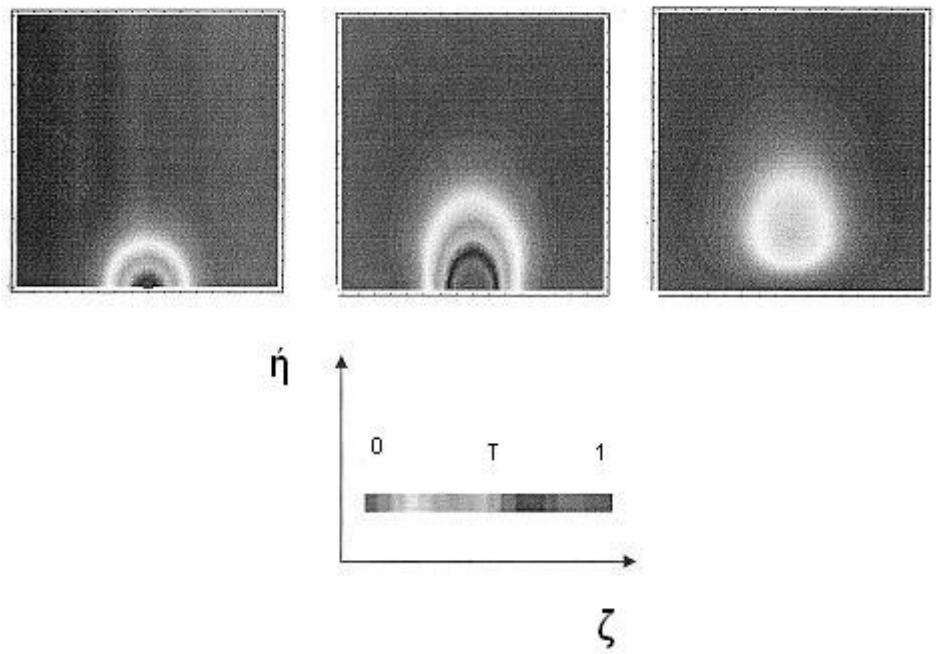


Fig. 2 – The contour curves of normalized temperature for various normalized time moments as resulted from the numerical simulation of the diffusion equation.

In Figs. 2 and 3 the two dimensional contour curves of the normalized temperature at the normalized time moments **τ** = 0,3 (a),

τ = 0,6 (b) and **τ** = 0,9 (c) are given as obtained from the numerical simulations (Fig. 2 in the absence of wall, Fig. 3 in the presence of wall).

The following considerations results:

i) the ″temperature plume″ ″disappears″ by diffusion;

ii) near the wall the ″temperature plume″ is ‘regenerating’.

We noted that previous proceedings may be transferred to explain the growth of nanofluid thermal conductivity.

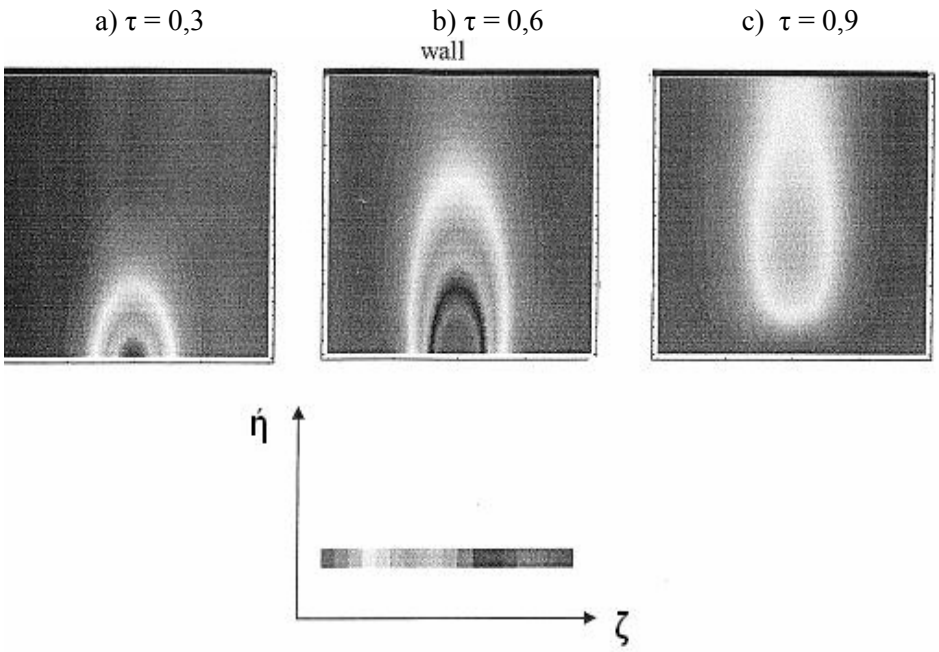


Fig. 3 – The contour curves of normalized temperature for various normalized time moments as resulted from the numerical simulation of the diffusion equation i n the presence of a wall.

3. Conclusions

The main conclusions of the present paper are the followings:

i) considering that the ″mouvements″ of the heat take place on fractal curves, the conductivity type transfer in nanostructures is analized;

ii) numerical solutions in the absence of a wall and in presence of a wall are given. It result that the ″temperature plume″ is regenerating near the wall.

In such context the enhancement in thermal conductivity in nanostructures is given through ″selfstructuring″ type mechanism.

Received: February 18, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
** Faculty of Materials Science and Engineering*
e-mail: dangalusca@yahoo.com
*** Department of Physics*
e-mail: m.agop@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Aluculesei A., Lițoiu R., Zerichioris I., Găluşcă D.G., Agop M., *On the Thermal Transfer in Nanostructures (I). Mathematical Model,* Bul. Inst. Polit., Iaşi, **LVI (LX)**, *1*, s. de Ştiința Materialelor (2010 in press).
2. L. Nottale Fractal Space-Time and Microphysics: *Towards a Theory of Scale Relativity,* World Scientific, Singapore 1993.
3. Mandelbrot B.B., *The Fractal Geometry of Nature*. W.H. Fresman, San Francisco 1977.
4. Kurz W., Fischer D.J., *Fundamentals of Solidifications Trans*. Tech. Publ., 82-92 (1989).
5. Avzamasov B., *Material Science*. Mir Publisher, Moscow, 90-95 (1989).
6. Zienkiewicz O.C., Taylor R.L., *The Finite Element Methods.* McGraw-Hiel, 132-136 (1991).

ASUPRA TRENSFERULUI TERMIC IN NANOSTRUCTURI (II) COMPORTAREA DE TIP CONDUCTIV

(Rezumat)

Considerând că ″mişcările″ căldurii au loc pe curbe fractale, în prezenta lucrare este analizat comportamentul conductiv al nanostructurilor. Rezultă că creşterea conductivității termice se datorează unui mecanism de autoorganizare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ON THE MECHANICAL CHARACTERISTICS OF COMMERCIAL NON-PRECIOUS CO-CR DENTAL ALLOYS

BY

NICOLETA MONICA LOHAN (MAHU) and
IONUT LUCIAN BISTRICIANU*

Abstract. A large variety of dental alloys are available now on the market and a fair selection of them is a difficult task. Although the mechanical properties of the dental materials do not represent necessarily their clinical performance, they can be used as a selection guide. Generally, dental alloy are placed in the mouth of the patients for a long time and they have to resist the mechanical load and corrosive action. Therefore, they must be extremely strong so that the small, delicate tooth restorations and appliances will not be broken or bent by the forces exerted during chewing. It is important to know the physical and mechanical properties of these materials because the material election for a prosthetic work manufacture those properties are very important, with biocompatibility and cost. The paper represents a references synthesis of the most important published works and mechanical properties of the non-precious dental alloys based on cobalt.

Key words: non-precious dental alloy, Co-Cr alloy, mechanical properties of Co-Cr dental alloys.

1. Introduction

The materials employed in the mouth must be completely tarnish-resistant, they must not react with the many alkaline and acid foods that are taken into the mouth, and they cannot be affected by mouth fluids. Non-precious dental alloys have been used in the dental practice over 70 years. From the benefits they offers, are mentioned a good corrosion resistance, superior mechanical properties (high hardness, high elastic modulus), low density, good compatibility and a low cost [2], [4], [5], [1], [8]. From the point of view of dental technique, Co–Cr alloys have been used for the fabrication of removable partial dentures, but also for metal ceramic prostheses, where fine framework

constructions are needed. In Fig. 1 are shown non-precious alloys used for removable partial denture, fixed partial denture and surgical implant.

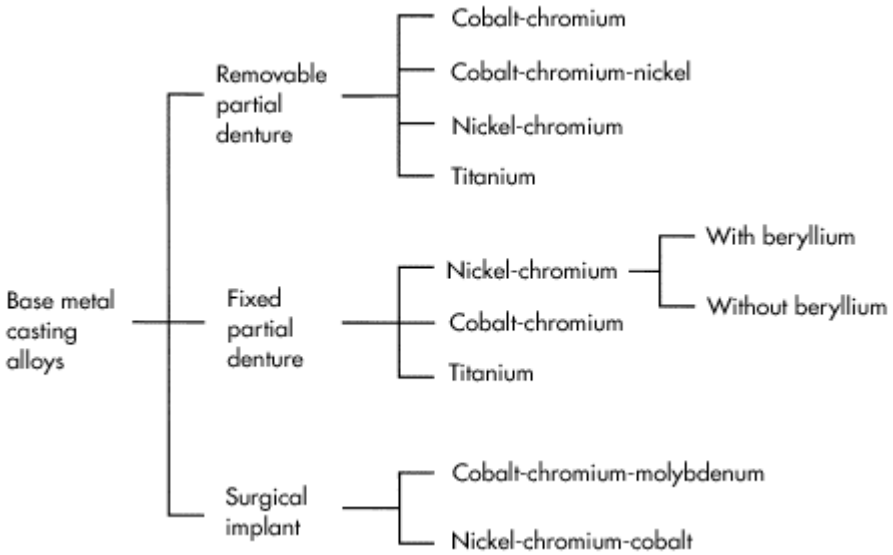


Fig. 1 – A classification of base metal casting alloys [2, 3].

For the casting of partial prosthesis, the most important parts of dental non-precious alloys are Co and Cr, which totalize almost 90% from the most used dental materials. Co-Cr alloys include almost 65% Co, 30% Cr and others elements (Mo, Si, C) with a percentage of 5%. The cobalt provides stiffness and hardness, while chrome increases strength and corrosion resistance. Although cobalt and chromium are major components of these casting alloys and constitute more than 90% of their mass, other components such as molybdenum, carbon, manganese, iron, silicon, beryllium, tungsten, boron and titanium have a great influence on the mechanical and physical properties of these alloys [3].

2. Mechanical Properties of Dental Alloys

The dental product market has developed very much in the last years and the studies on features evaluation are many also. The technicians are busy with the importance of the clinical tests before using the materials. Mechanical properties are therefore important in understanding and predicting a material's behavior under load. Knowing mechanical properties is essential for some dental works achievement to be performant for a long time [6]. In oral cavity, the restorations are submissive to the forces that born in the mastication process.

These forces act on the teeth/the materials producing a different reactions, that can lead to their distortion, which causes the reduction of the durability in time [3], [6]. The information regarding the base properties are available through national and international standards, from manuals and specialized journals of some types. The forces that have to submit most of the restoration materials appear during fabrication process or in mastication process. Therefore, mechanical properties are very important for understanding and anticipate the behavior on material request. Because the real quality measure is not given by one mechanical property, the introduction and knowing the principles involved in different behaviors of the tested materials in some conditions is very important [3], [6]. Dental materials are under the influence of two types of forces, some who are bound to the structure, and some that are related to the request on biomaterial [7]. The requests on the biomaterial results from the combining these internal and external forces, requests that can be simple through axial force application, through traction force, compression force, friction forces with cutting effect. Depending on these forces, there are many tests that are submitted the dental material samples. Depending on the loading features and the applied force, the materials can react in a different way. The exterior force applied can lead to the modified structure and initial dimensions. The rate between these is defined strain. This rate is important for determination of the mechanical properties. For each material there is a stress-strain curve – Fig. 2.

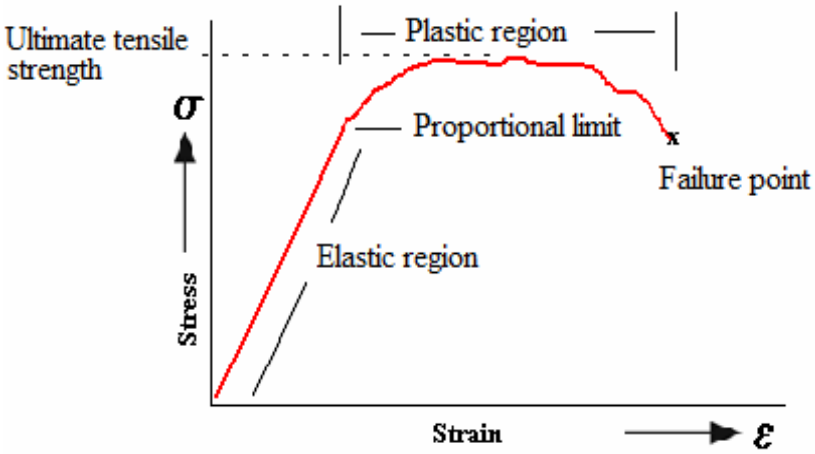


Fig. 2 – Stress-strain curve.

If under forces action the body does not modify his dimensions, the material elasticity is demonstrated (elastic region); the value that tension needs to produce permanent distortions in material represents the

proportionality limit; after this limit takes place the plastic distortion of the material (plastic region); material elasticity is been calculated through tension and distortion ratio and represents the elasticity modulus or Young's modulus; each material presents a resistance to deformation, but if the applied force goes after ultimate strength, the breaking will happen. All these concepts are applied in clinic situations [3], [6]. The elasticity modulus values, yield strength, tensile strength and elongation are given in Table 1.

The elasticity modulus - a material elasticity degree is appreciated through elasticity modulus or Young's modulus. This is a relatively material stiffness size. The higher the elastic modulus, the more rigid a structure can be expected, provided the dimensions of the casting are the same in both instances. With a greater elastic modulus, one can design the restoration with slightly reduced dimensions. The elasticity modulus value for the basis cobalt alloys it is twice then gold type IV, as it is seen in Table 1.

Yield strength – indicates the moment when it is going to be made a permanent deformation of a work or some parts of it, being one of the most important properties of the alloys destined removable partial denture. From the table it can be seen that the values for yield strength specific for the cobalt basis alloys, are up to 650 MPa and comparative with other dental alloys, are superior (with exception of the Cr-Ni alloy).

Tensile strength – this property it is used in dentistry to indicate dimension or transversal section necessary for a specific restoration. It is important to note that the alloy that was required till almost extreme value will remain deformated permanent and if the work will receive a supplementary request during use time, will became non-functional. From the table is seen that tensile strength of cobalt basis alloys has values higher than 800 MPa.

Elongation - alloy percent elongation it is important as an indicator of relative brittleness or ductility a restoration will exhibit. Therefore, elongation is an important property for comparison of alloys for removable partial-denture appliances. Because of their toughness, partial denture clasps cast of alloys with a high elongation and tensile strength do not fracture in service as often as do those with low elongation

Dental material surface properties represent a determinant factor in cases when these are placed in mouth cavity. These ones give information about scratches appearance and exterior loads application. Surface hardness is a parameter frequently used to evaluate material surface resistance to plastic deformation by penetration. Knowing materials hardness values in dentistry use is very important because on mouth cavity level are developed forces that demands dental work mechanical. These can lead to dental work deformation and even their breaking. That is why the hardness tests have an extreme important application in dentistry.

Table 1
Mechanical Properties of Dental Alloys [2], [3], [7], [9]

Alloys	Elastic modulus GPa	Yield strength MPa	Tensile strength MPa	Elongation %
Co-Cr alloys	210	300-650	870-900	1.5-4
Type IV gold alloys	100	480-510	480-510	6-10
Cr-Ni alloys	190	690	690-800	2-4
Ti	117	170-480	240-550	18-31

There are four standard methods of hardness testing: Brinell, Vickers, Knoop and Rockwell. Brinell method consists in force indenting of a steel ball penetrator with settled diameter, perpendicular on analyzed sample surface. The resulting hardness value, known as the Brinell hardness number (BHN), is computed as a ratio of the load applied to the area of the indentation produced. The Vickers hardness test, or 136-degree diamond pyramid, is also suitable for testing the surface hardness of materials. The indenter diagonals length is used in determination of trade size left by this one in material. Knoop test uses a load is applied to a carefully prepared diamond indenting tool with a pyramid shape, and the lengths of the diagonals of the resulting indentation in the material are measured. The Knoop hardness number (KHN) is the ratio of the load applied to the area of the indentation calculated from the following:

$$\mathrm{KHN} = \frac{L}{l^2 \cdot C_p}$$

where L is the load applied, l is the length of the long diagonal of the indentation and Cp constant relating l to the projected area of the indentation.

Rockwell test consists in indentation of the studied material surface with a diamond or steel ball. The main advantage of this hardness test method is its achieving time, which is 10 or 15 seconds until obtaining the results that are read on quadrant. In this case it is measured the trade depth with a sensitive comparator micrometer. In Table 2 are presented Brinell Vickers and Knoop harnesses for the three non-precious alloys and one gold alloy. It is observed that specific values of the Co-Cr alloy have superior values to the Au alloy.

Table 2
Dental alloys Hardness [*2*], [*3*], [*7*], [*8*], [*9*]

	Hardness, (Kg/mm^2)		
Alloys	Brinell	Vickers	Knoop
Co-Cr	180-350	200-460	350-400
Type IV gold alloys	120	160-220	-
Ni-Cr	230	200-360	314
Ti	200	210	-

Other important mechanical properties of dental alloys are wear resistance, fatigue resistant, resilience, bending, breaking force, fracture force[3], [6], [7], [10], [11]. Therefore, the mechanical properties of dental materials must be known so they can understand their behavior and for superior quality work achievement. With mechanical properties, a major importance presents chemical properties. Hereby, corrosion resistance is a property on which is taken the achievement decision for dental restoration (with biocompatibility, mechanical properties and cost) from certain type of material. Because dental alloys are placed in mouth of the patients for a long term and in mouth cavity is present a favorable environment for corrosion appearance (humidity and heat) most metals present a tendency to corrode. Due to this phenomenon, a large quantity ions will be released in mouth cavity, ions that will lead to biological reactions appearance such as: gingival inflammation, allergies, inflammatory processes or poisoning [1], [12].

3. Conclusion

In present there are on world market a large variety of products made from noble alloys or non-precious, which are capable to satisfy the same requests of a dental alloy. Mechanical, physical and chemical properties of dental materials present a special importance in devices design and new materials assembly. Therefore, mechanical properties mention creates the specific framework for entire dental material study beginning, which, without these data knowledge it could just prevent or to influence in a negative way the expected results. These properties have to be known before any medical application, but these also have to be known compared with the changes that can occur in time in the human body.

Received: February 17, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Materials Engineering and Industrial Safety
e-mail: monica.lohan@yahoo.com

**Faculty of Mechanics*
e-mail: ionutbistricianu@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Rincic N., Celebic A., Baucic I., Stipetic J., Prohic E., Miko S., *The Release of Ions from the Base Co-Cr-Mo Casting Alloy in Vitro Into the Phosphate Buffer at pH 6.0.* Acta Stomat Croat, 13-16 (2003).
2. J. O'Brien W., *Dental Materials and Their Selection* - 3rd Ed. (2002). Quintessence Publishing Co, Inc, ISBN 0-86715-406-3, (2002)
3.. Craig R.G, Powers M.J., *Restorative Dental Materials*. Eleventh Edition (2002) by Mosby-Year Book
4. Hryniewicz T., Rokicki R., Rokosz K., *Co–Cr Alloy Corrosion Behaviour After Electropolishing and "Magnetoelectropolishing" Treatments*. Science Direct, Materials Letters 62, 3073–3076, (2008).
5. Chiba A., Kumagai K., Nomura N., Miyakawa S., *Pin-on-disk Wear Behavior in a Like-on-Like Configuration in a Biological Environment of High Carbon Cast and low Carbon Forged Co–29Cr–6Mo Alloys.* Acta Materialia *55*, 1309–1318 (2007).
6. Wang L., D'Alpino P.H.P., Lopes L.G., Pereira J.C., *Mechanical Properties of Dental Restorative Materials: Relative Contribution of Laboratory Tests.* J. Appl Oral Sci, *11*(*3*): 162-167 (2003).
7. Stelea O., Panaite S., Morariu C., *Metalurgie stomatologică şi biomateriale*. Edit. Apollonia, Iaşi, 2000.
8. Niinomi M., *Mechanical Biocompatibilities of Titanium Alloys for Biomedical Applications.* J. of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, *1*, 30–42 (2008).
9. Toru Okabe, Chikahiro Ohkubo, Ikuya Watanabe, Osamu Okuno, Yukyo Takada, *The Present Status of Dental Titanium Casting. JOM, J. of the Minerals, Metals and Materials Society*. **50**, *9*, September 1998, 24-29.
10. Suthiwarapirak A., Suprichakorn S., Takahashi H., Arksornnukit M., *Wear Resistance of Titanium and Co-Cr Alloys Opposing Enamel.* The IADR/AADR/CADR 83rd General Session, March 9-12, 2005.
11. Zupan Rok, Legat Andra, Funduk Nenad, *Electrochemical and Mechanical Properties of Cobalt-Chromium Dental Alloy Joints*. Materials and technology 41 (2007) 6, 295–300.
12. Gottfried Schmalz, Dorthe Arenholt Bindslev, *Biocomparitbility of Dental Materials*. Publisher – Springer, 2009.

ASUPRA PROPRIETATILOR MECANICE A ALIAJELOR DENTARE NENOBILE Co-Cr

(Rezumat)

În prezent, pe piața mondială, o mare varietate de aliaje dentare sunt disponibile, iar o selecție corectă a acestora este o sarcină dificilă. Proprietățile mecanice ale materialelor dentare reprezintă un criteriu de alegere a acestora, cu toate că aceste proprietăți nu reprezintă neapărat performanțele lor clinice. În general, aliajele

dentare sunt plasate în gura pacientului pentru o lunga perioadă de timp şi acestea trebuie să reziste atât solicitărilor mecanice cât şi acțiunii corozive. De aceea o mare importanță se acordă cunoaşterii proprietăților mecanice şi fizice ale acestora deoarece la alegerea un material pentru fabricarea unei lucrări protetice se ține cont şi de aceste proprietăți, alături de bicompatibilitate şi cost. Lucrarea reprezintă o sinteză a referințelor celor mai importante lucrări publicate şi prezentarea unor proprietăți mecanice a unor aliajelor nenobile dentare, în comparație cu cele ale unui aliaj pe bază de aur.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THICKNESS ANNALISIS OF TUNGSTEN COATING LAYER DEPOSITED BY ELECTRODE VIBRATOR METHOD

BY

MANUELA CRISTINA PERJU, CARMEN NEJNERU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, PETRICĂ VIZUREANU and TUDOR RĂILEANU

Abstract. The paper is to achieve some metallic materials with superior functional performances. The obtained layer by vibrator electrode coating method must have a high adherence to the surface of the part and a high chemical and thermal compatibility with the sublayer, and a high fatigue and oxidation proprieties as well. So in the paper have been studied: tungsten layer thickness coated on ferito-perlitic cast iron sublayer, layer roughness and crack analysis. Pictures were made with electronic-scanning microscope.

Key words: electric spark alloying, layer thickness, crack, roughness, electronic scanning microscope.

1. Introduction

In present, part achievement assumes new materials utilization, created by artificial methods, with high hardness, high corrosion resistance, refractory, wear resistance etc. In making new products, geometric shape is more and more complex and meets difficulties fabricating them applying classic processing technologies, implicating tools through witch effect energy is applied in the processing area by direct contact of the tool with the material.

Direct contact tool-material causes some effects, that modifies the initial proprieties of the material (double way diffusion, strain hardness, plastic and elastic distortion, wear, etc.)

Material coating is one of the most important method for improving mechanical proprieties of metallic parts. For example wear resistance of some soft metals can be substantially increased by some treatments that can raise the

level of metallic surface hardness to be comparable to that of refractory materials.

For material coating there are some methods including electric spark coating method, that recently won an increase interest as a promising technique for material surface engineering, thanks to it's simplicity, efficiency and low cost of production. Electric spark coating is a surface process that is actually a micro welding with pulsating discharge.

Now electrode coating method is used for component coating in aerospace industry and nuclear components processing.

The goal of this work is studying ferrito-perlitic cast-iron surface hardening that can be used with benefic effect on water desalinization pumps, working in a high wear is to lengthen their life. One of the metal coating methods is the vibrator electrode.

2. Methodology

Electric sparking manufacturing process of materials is based on electroerosion phenomenon and anode material (electrode) polar transfer to cathode (metallic part) during electrical discharge into impulses between anode and cathode, discharge that takes place in a gaseous environment. Unlike classical processing by electroerosion, in electro sparking, a pulsing recovered current with inversed polarity is used. In this case, electro sparking processing method environment is air, the electrode performing a vibrating movement.

The essence of the process lies in that, in case of electrical spark discharge, in a gaseous environment, especially a electrode material (anode) erosion is produced, and a erosion products transfer takes place on the superficial processed part (cathode). The surface manufacturing process starts with approaching the electrode to the part, and at perforation critical distance, the impulse electrical discharge is triggered, that in most cases is continuous and just finishes at electrodes contact.

Following the material transfer and thermal changes in the discharge area, in the metallic material superficial discharge process by electric spark the cathode superficial layer modifies the structure and chemical composition.

The characteristics of this layer can variate between large limits depending of electrode material, of environment composition between the electrodes, impulse discharge parameters and other layer forming conditiones on the cathode.

3. Discutions and Results

The paper proposed, in this context, has the following goals:

a) Tungsten coating layer thickness analysis, obtained by two layer deposition;

b) Inside crack analysis of the coating layer;

c) Layer surface roughness testing;

For this experiment ferito-perlitic gray cast iron was used, in witch chemical composition is presented in Table 1, composition witch was obtained with Foundry Master Spectrometer.

Table 1

Basic Material Chemical Composition , %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
3.97	2.87	0.25	0.06	0.07	0.28	0.126	0.17	0.03

The tests were made with Elitron 22 machine and wolfram was used as addition material. Pictures that show the ferito-perlitic cast-iron microstructure (Fig.1) were made with an optical microscope.

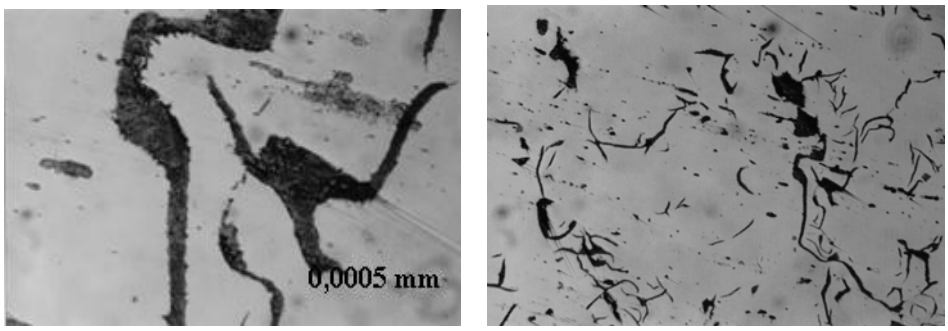


Fig. 1 – Basic material microstructure.

Using the electronic scanning microscope elements distribution were marked and we can see a good and uniform tungsten repartition both surface and in depth.

The coating layer has a uniform thickness, between 30,25÷60,41 μm. From layer thickness picture we can see tungsten layer quality. Even at double coating, the tungsten electrode creates material evulsions (gaps) and adherence areas, when unemelted materials adhere to the part surface creating micro bumps.

The double coated tungsten layer has a good coherence with ferito-perlitic matrix, but with pronounced cracks.

EDX analysis shows tungsten atoms presence in the exterior layer, with the depth lower than 30 μm, the layer showing some areas with adherences and cracks caused by the carbon lamellas from the part surface.

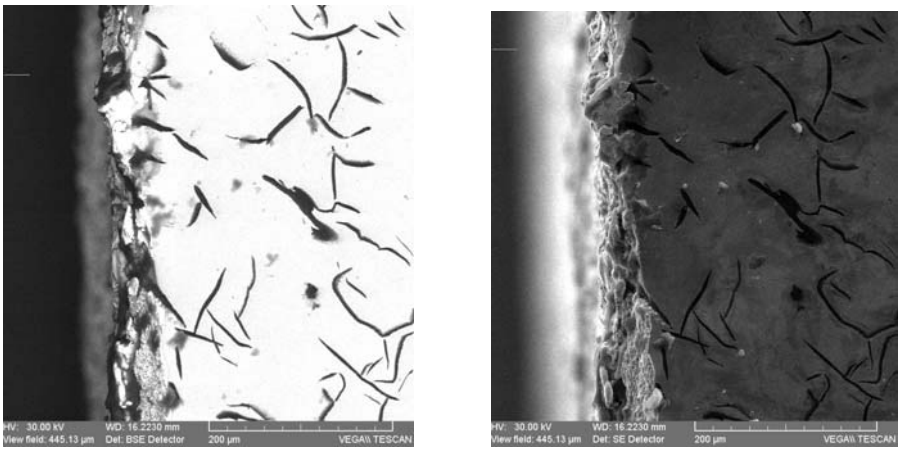


Fig. 2 –Two layers wolfram thickness coating.

Material extraction, cracks, layer unlevelness, and oxides presences represents coating characteristics with wolfram electrode.

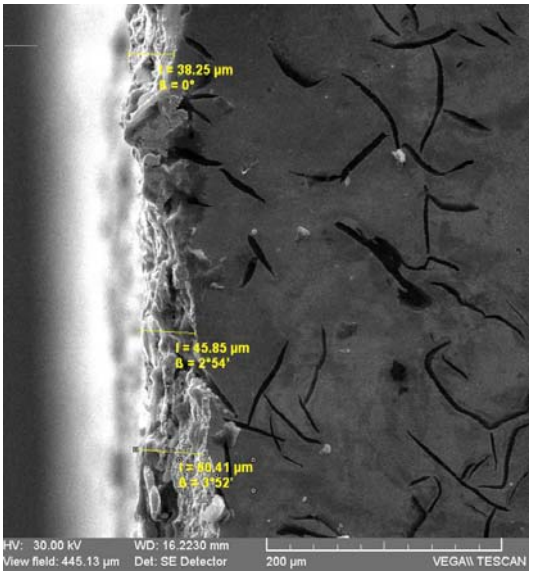


Fig. 3 – Layer thickness index.

Crack analysis is presented in the picture 4.

Improperly named coating because wolfram accidentally is involved in exterior layer hardening. This is achieved by exterior layer melting and fast solidifying witch leads to a cementite area forming (white cast-iron structure).

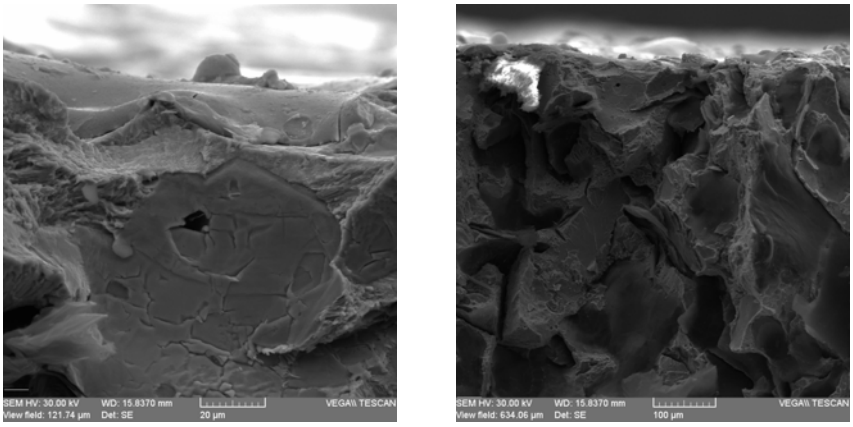


Fig. 4 - Double layer tungsten coating crack areas.

The measurements are done with a Surtronic 3+ roughness meter, and results interpretation was made with Talyprof program. This program is processing the experimental data, achieving indications from medium roughness and also measured profile data.

Table 2
Roughness Proportions

Coating layer	R_a [µm]
Basic material	0.400
W two layers	7.31

A complete roughness measurements file for wolfram double coating is presented in picture 5. Tungsten electrode for double layer coating, achieves a high roughness, with 7.31 µm. Tungsten coating electrode has high roughness, thing that can be explained by supplementary uprooting achieved by wolfram electrode that is difficult to work with, obtaining a more oxide surface and strong material uprooting.

4. Conclusion

1) Ferito-perlitic cast-iron hardening, with tungsten electrode, using electrode vibrator method, is done, mainly, because of a hard white cast-iron layer is formed. This layer is specific to superficial quenching.

2) Hardened layer thickness, obtained by tungsten coating, two layers, has a thickness between 38 µm and 60 µm.

3) Inside the crack we see that the hardened layer has a good coherence with the basic matrix. This leads to exfoliation absence. Part roughness is very big, because of material extractions caused by tungsten coating.

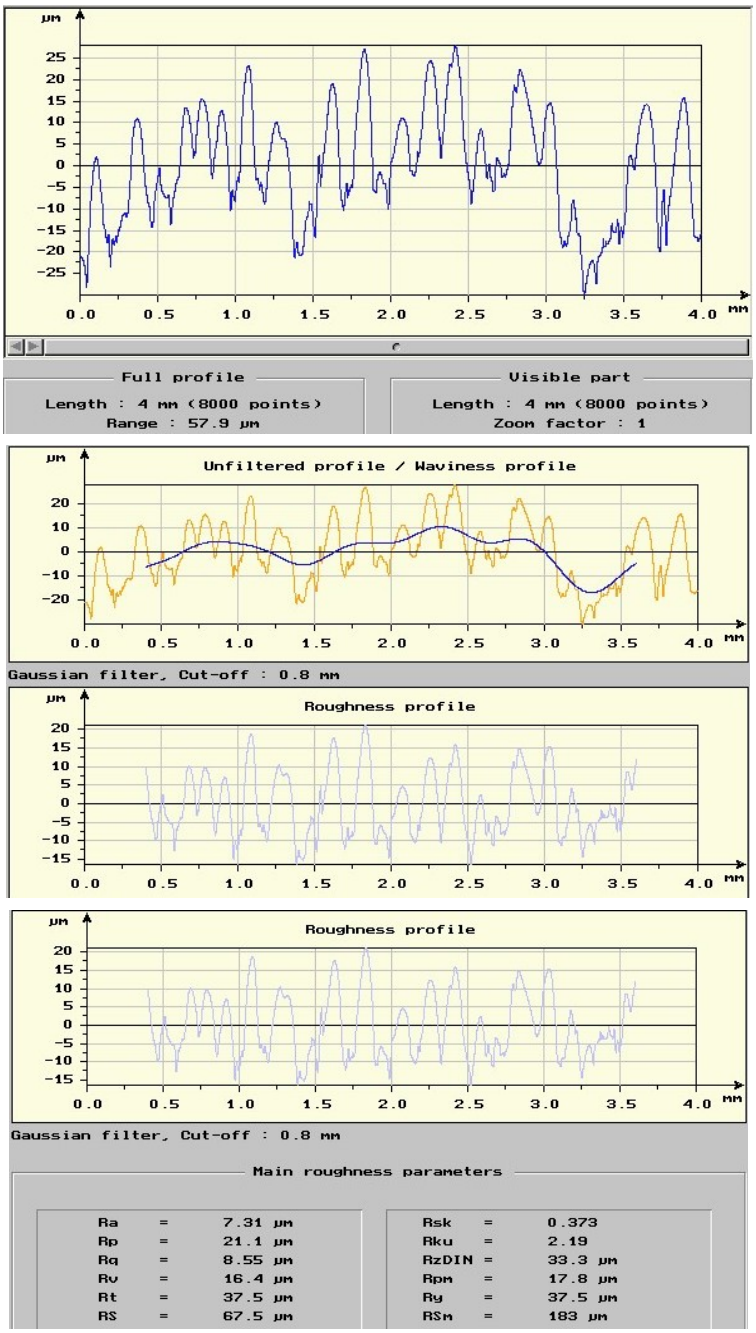


Fig. 5 – Roughness measurements for wolfram double coating.

Received: February 18, 2008

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
e-mail: (cryss_ela@yahoo.com)

R E F E R E N C E S

1. Alexandru A., *Contributii privind alierea si depunerea superficiala prin scanteiere electrica si influenta tratamentelor termice asupra caracteristicilor straturilor obtinute ale materialelor metalice*. Ph. D. Diss., Iaşi, 2002
2. Perju M.C., Găluşcă D.G., Nejneru C., Sandu A.V., Carabet R.G., *Determinarea caracteristicilor mecanice ale straturilor prin depunere, pe suport de fonta, cu electrozi de TiC si W, prin metoda electrodului vibrator*. Simpozionul national al tinerilor cercetatori in domeniul ingineriei materialelor, Bucuresti, 2008.
3. Perju M., Nejneru C., Răileanu T., Axinte M., Hopulele I., *Researches Concerning the Hardening of the Grey Cast iron Through the Vibrating Electrode Method Using a WC Electrode and in Combination with TiC and Ti Electrode.* The Annals of "Dunarea de Jos" Univ. of Galati, **IX**, *1*, Metallurgy and Materials Science, 2008.
4. Vermesan G., Vermesan E., Jichisan-Matiesan D., Cretu A., Negrea G., Vermesan H., Vlad M., *Introducere în ingineria suprafeţelor*. Edit. Dacia, 1999.

ANALIZA GROSIMII STRATULUI DE WOLFRAM DEPUS PRIN METODA ELECTRODULUI VIBRATOR

(Rezumat)

Lucrarea are în vedere realizarea unor materiale metalice cu performanţe funcţionale superioare. Stratul obţinut prin metoda electrodului vibrator trebuie să aibă o foarte bună aderenţă la suprafaţa piesei şi o mare compatibilitate chimică şi termică cu substratul, precum şi calităţi ridicate de rezistenţă la uzare şi oxidare. Astfel, în lucrare au fost studiate: grosimea stratului depus cu electrod de wolfram pe substrat de fontă ferito-perlitică, analiza în casură şi rugozitatea stratului. Fotografiile au fost obţinute cu ajutorul microscopului cu scanare electronică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCHES CONCERNING THE COOLING CHARACTERISTICS OF THE POWDER BACKING IN FLUIDIZED BED TIP SAND, SALT AND SHAVINGS CAST IRON BARBOTAGED WITH AIR

BY

IRINA SURDU*, CARMEN NEJNERU*, ROXANA CARABET*, DAN GELU GĂLUŞCĂ* and MARCEL AGOP**

Abstract. The paper presents the researches on the cooling thermical transfer in fluidized beds.

There were used for the experiments sand, salt and shavings cast iron particles:. The cooling curves were drawn with a silver control cylinder within a cromel-alumel thermocouple connected to an y-t recording apparatus. By studying the variation graphics of the cooling curves it can be noticed that sand has the biggest cooling velocity and salt has the smallest. The others are between the two curves with closer medium values.

Key words: fluidized bed, cooling velocity, cooling curve, heat transfer, sand particle.

1. Introduction

The fluidized bed is a heterogeneous, non-adiabatic system where the solid particles are executing a continuous motion on the enclosure, under the influence of a turbulent beat of pulses of a fluid stream.

The fluid strains among the particle layer without moving them at small speed. As long as the loss of pressure is smaller then the weight of the layer, reported to the fluidization surface, the layer remains fixed.

At a certain speed the individual particles get a liberty degree which allows an easy vibration of the particles round about the primary position. In this condition the particles mass behaves like a viscous liquid, the solid and the fluidization agent forming one phase (the dense phase).

The agent velocity which is completing this condition is called the minimum fluidization velocity (v_{im}) when appears the homogenous fluidization. Homogenous fluidization is characterized by uniform distribution of the particles and an uniform expansion of the layer, the distance between the particles increasing together with agent velocity.

Increasing continuously the speed of the fluid ($v>v_{im}$) turns out that the layer explodes a lot and the movement of the particles became violent and chaotic.

A part of the fluid goes through the layer like some irregular bubbles which are breaking at the fluidized medium surface, throwing up a jet of particles, the whole layer looking like boiling water. This is the non homogenous fluidization which is interested in applications with a view to heating in thermo-chemical and heat treatment.

During fluidization can appear secondary phenomena which produce the perturbation of the fluidized bed, specific to the non-homogenous fluidization such as: insistence and canalization.

The nature, size and form of the solid particles belonging to the fluidized bed influence directly the structure and the characteristics of yield of fluidized bed.

The size of the particles is one of the most important parameters of the fluidization, both hydrodynamic and heat and mass change. For the achievement of an optimum fluidization it is necessary that the field scattering of the particles size must be as limited as it can.

If the fluidized bed is composed of particles whose size has a field scattering wide, the fluidization velocity grows so that it can lead to the appearance of the small particles entrainment phenomena.

The size of the particles influences directly the velocity of the fluidization (specially the minimum fluidization speed) which grows proportionally with d_p^2, and also influences the pressure loss and specific weight of the layer.

It has been experimentally determined that optimum density of the particles material is between 1280 – 1600 kg/m^3. Dense materials produce low coefficients of heat transfer and need a bigger velocity of fluidization gas.

In fluidization are used materials such as: sand, corundum, graphite, aluminum oxide and other particles which are physical and chemical stable at the work temperature. The volume weight of the particles determines the specific weight of the fluidized bed and influences the minimum fluidization velocity and also the loss pressure in the layer.

2. Objectives

The fluidized beds can be used in heat and thermo-chemical treatments as active mediums, as heating mediums, soaking steps, and also as cooling mediums.

The cooling velocity is an important parameter of the heat and thermo-chemical treatments.

The paperwork is presenting an experimental study concerning the cooling capacity of the fluidized bed using different solid backing and as fluidization agent: air.

Advantages comparing to salt baths:

a) it is favorable for an uniform cooling but slow, being used lesser in hardening and more in annealing.

b) it is non-toxic comparing to salt baths.

c) it is easy to handle and to get, and there are needed simple installations easy to be upkeep.

d) it do not consume and damage like salt baths (it must always be added substances in order to be built-up the percentage).

e) it is cheaper than the salt baths, and easier to be maintained constant as properties.

As a disadvantage is the fact that they cannot be used for pieces bigger than 100 mm, the fluidization could be badly bred, the specific convection of the fluidized bed being clogged.

Conclusion:

- the most important advantage is that in certain circumstances they can replace the salt baths.

It was experimentally analyzed the factors which influence thermic transfer in fluidized bed.

3. Results

In order to determine the cooling medium like fluidized bed, it was used a control cylinder from silver within a chromel-alumel thermocouple which permits temperature measurement with a recording apparatus y-t. The control cylinder is heated up to the desired temperature (800°C) and cooled down in the fluidized bed.

The silver test bar has the following sizes and characteristics:

$$Ø = 13\ [mm],\ h= 28\ [mm],\ S = 1408\ [mm^2],\ m= 39.9\ [g],\ \rho_{Ag} = 10.5\ g/cm^3$$

$$\lambda_{Ag} = 418.5\ W/m\cdot K$$

The equipment used in experimental determination of the cooling curves is formed from:

- air fluidization system;
- heating system of the silver test bar (circular pipestill with electrical resistance);
- measurement system represented by an y-t recording apparatus(with modification apparatus of the shifting rate of the recording apparatus);
- Transformer of the filling variation of the ventilator for modification

the air velocity.

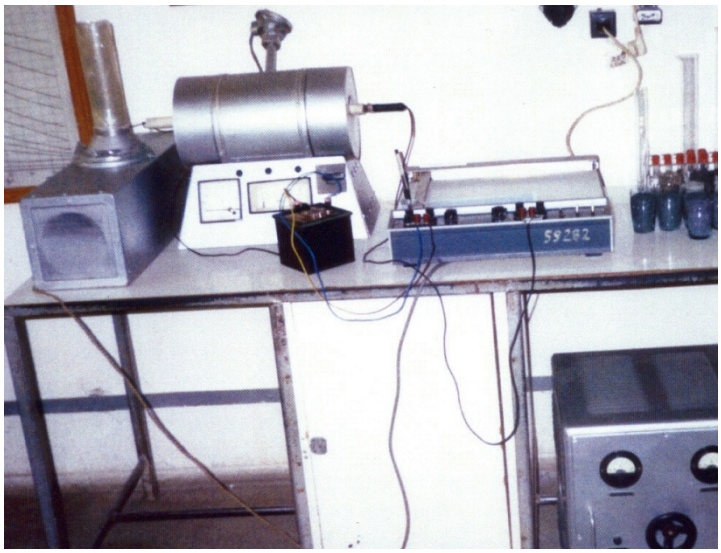


Fig. 1 – Equipment for the determination of fluidized beds cooling characteristics.

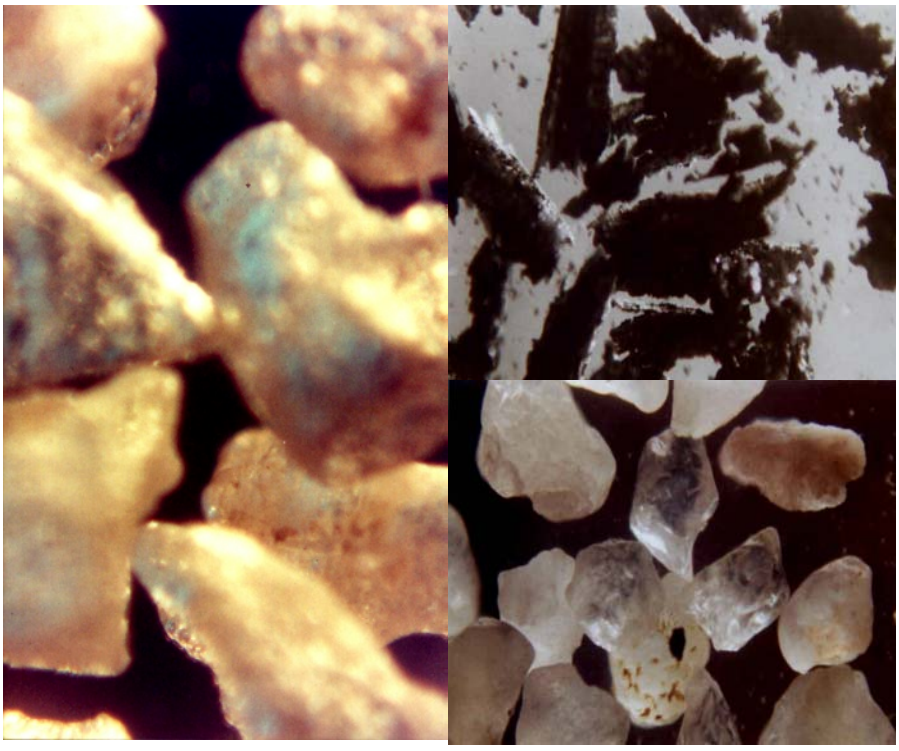


Fig. 2 – *a* – salt particles, *b* – shavings cast iron, *c* – sand particles1400 - 3000 μm.

The dusty environments mentioned before were fluidized with air.

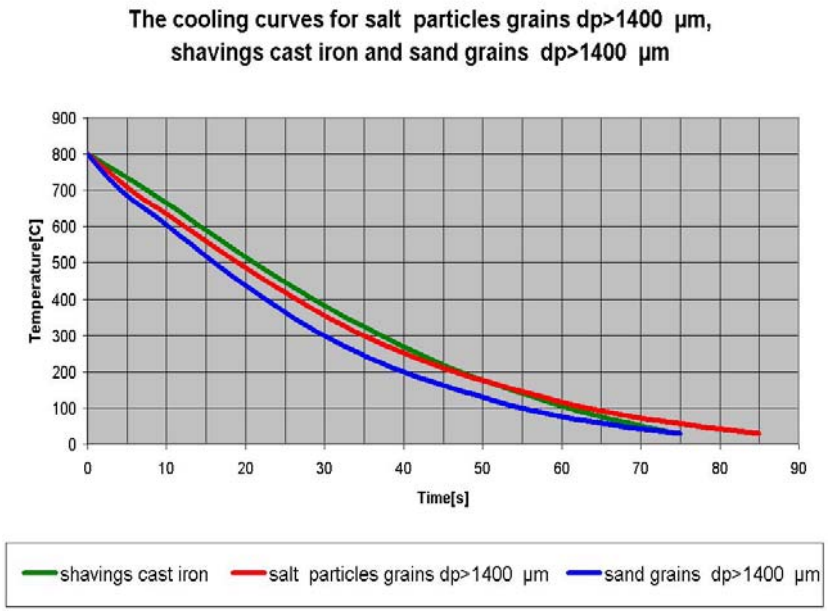
The silver test bar was conducted in a circular pipestill until 800°C and then was introduced in the fluidized bed, the cooling curve being recorded by the y-t recording apparatus.

For each cooling environment was calculated.

All the studied environments are for annealing (they cannot be used for hardening because of the small cooling velocities)

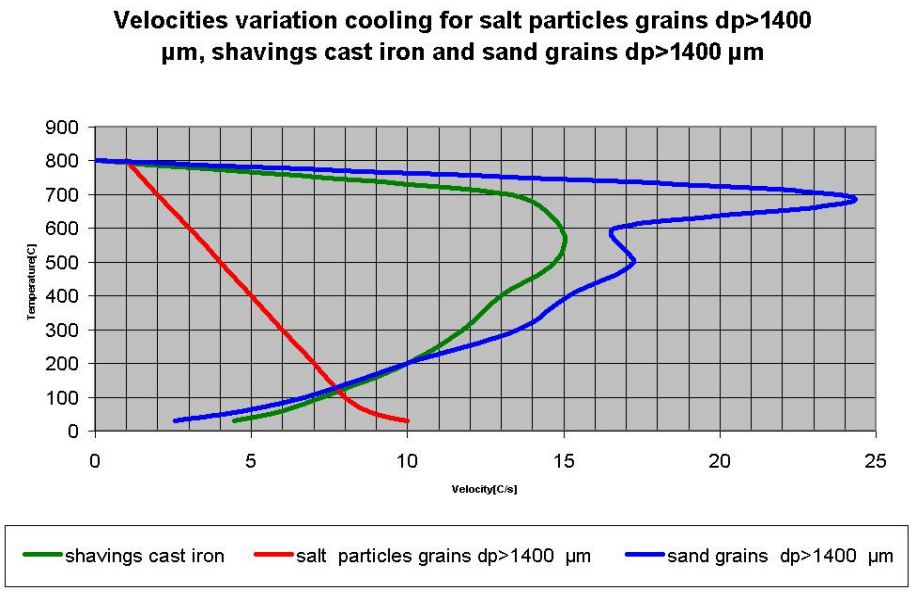
The Cooling Curves for Salt Particles Grains d_p>1400 µm, Shavings Cast Iron and Sand Grains d_p>1400 µm

T[^{0}C]	shavings cast iron	salt particles grains d_p>1400 µm	sand grains d_p>1400 µm
800	0	0	0
700	7,5	5,5	4,2
600	14,2	12,25	10,2
500	21	19	16
400	28,7	26,5	22,6
300	37,2	35	30
200	47,2	46,5	40
100	61	63,25	55
50	70	77	67,2
30	74,5	85	75



Velocities Variation Cooling for Salt Particles Grains D_p>1400 μm, Shavings Cast Iron And Sand Grains D_p>1400 μm

T[^{0}C]	shavings cast iron	salt particles grains d_p>1400 μm	sand grains d_p>1400 μm
800	0	0	0
700	13,33	18.18	23,81
600	14,93	14,81	16,67
500	14,71	14,81	17,24
400	12,99	13,33	15,15
300	11,76	11,76	13,51
200	10	8,7	10
100	7,25	5,97	6,67
50	5,56	3,64	4,10
30	4,44	2,5	2,56



4. Conclusions

1. It can be noticed from graphics that sand, shavings cast iron a salt particles size influence the cooling velocity in fluidized bed.

2. As a first step, the salt, being a good insulator, absorbs the heat from the test bar and yields it when the cooling velocity gets slower.

3. The form and the irregularity of the sand sands and shavings cast iron has an important influence; the form of the sand grains are rounded and semi-elongation with amount of crown. shavings cast iron has a taper and elongated

4. The velocity fluctuations between 700-400 C appear because of the form and irregularity of the sand and shavings cast iron.

- due to the size of the particle (fluidization is very well made on larger size of the particle) it can be noticed an approaching of the cooling curves;

- it can also be noticed that sand has the biggest cooling velocity and salt has the smallest cooling velocity due to particulate forms. speed corresponding particles closer to the spherical shape.

Received: January 20, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
** Faculty of Materials Science and Engineering*
e-mail: dangalusca@yahoo.com
*** Department of Physics*
e-mail: m.agop@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Samoila1.C., Ionescu M.S., Druga C., *Tehnologii si utilaje moderne de incalzire in metalurgie*. Edit. TehnicĂ,BucureŞti, 1986.
2. Grace J.R., Chaouki J., Pugsley T., Fluidized Bed Reactor *Encyclopedia of Chemical Processing*, Published on 30 November 2005

CERCETĂRI PRIVIND CARACTERISTICILE DE RĂCIRE ÎN PAT FLUIDIZAT A MEDIILOR PULVERULENTE TIP NISIP, SARE ŞI ŞPAN DE FONTĂ BARBOTATE CU AER

(Rezumat)

Lucrarea prezintă cercetările experimentale asupra transferului termic la răcire în medii pulverulente (nisip de turnătorie, sare şi span de fonta) barbotate cu aer.

Pentru experimente s-a folosit nisip şi sare cu mărimea granulelor cuprinsă între $d_p \in (1400 \div 3000)\,\mu m$, unde d_p este diametrul mediu al particulei

Curbele de răcire au fost tratate cu ajutorul unei epruvete de argint cu termocuplu înglobat şi conectat la un inscriptor y-t.

Studiind graficele de variaţie ale curbelor de răcire se observă că viteza cea mai mare de răcire o are nisipul şi cea mai mică sarea. Celelalte fiind cuprinse între cele două curbe cu valori intermediare foarte apropiate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 1, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ON THE THERMAL TRANSFER IN NANOSTRUCTURES(III). CONVECTION TYPE BEHAVIOR

BY

IOANNIS ZERICHIOTIS*, ANCA ALUCULESEI*, RAZVAN LITOIU*, DAN GELU GALUSCA* and MARICEL AGOP**

Abstract. Using the fractal theory, the convective type behavior of the heat transfer in nanostructures is analized. In such context, the momentum law conservation, the mass law conservation and the equation of heat transfer are obtained. The numerical solutions for these equations law imly a Lorenz type ‘’medianism’’.

Key words: nanostructures, convective behaviour, heat transfer

1. Introduction

Recent papers [1], [2] shows that the fractal structure of space –time implies the presence of the fractal operator

$$\frac{\hat{d}}{dt} = \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \pm \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1} \Delta \tag{1}$$

Using this operator in the present paper same transport equations are obtained.

2. The Transport Equations

The inertial principle in its strong covariance from (Nottale’s principle[3]) is reduced to an equation of the Navier-Stokes type

(2) $$\frac{d\hat{\vec{v}}}{dt}=\frac{\partial\vec{v}}{\partial t}+\hat{v}\cdot\nabla\vec{v}=\frac{\partial\vec{v}}{\partial t}+\vec{v}\cdot\nabla\vec{v}-i\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\quad\Delta\vec{v}=0$$

With a imaginary viscosity coefficient v

(3) $$\nu=i\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}$$

The measure λ is the leight scale, dt is the temporal resolution and τ the temporal scale.

This means that local complex acceleration field $\partial v/\partial t$ the convective term, $v\cdot\nabla v$, and the dissipative one, ∇v, reciprocally compensate in any point of the fractal curve. Moreocover, the behaviour of the fractal fluid is visco-elastic type.

Such results are in agreement with the opinions given in [3], [4]: the fractal fluid can be described by Kelvin-Voight or Maxwell rheological model with imaginary structure coefficient *v*.

Two types of motion are distinguished:

i) Rotational motions

Replacing the complex speed field v=V-iu in geodesies equation (2) and separating the real and the imaginary parts we obtain:

(4a, b) $$\frac{\partial\vec{V}}{\partial t}+\vec{v}\cdot\nabla\vec{V}-\vec{U}\cdot\nabla\vec{U}-\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\quad\Delta\vec{U}=0$$
$$\frac{\partial\vec{U}}{\partial t}+\vec{U}\cdot\nabla\vec{V}-\vec{V}\cdot\nabla\vec{U}\pm\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\quad\Delta\vec{V}=0$$

Using the operatorial relations:

(5 a,c) $$\nabla\left(\vec{V}\cdot\vec{U}\right)=\left(\vec{V}\cdot\nabla\right)\vec{U}+\left(\vec{U}\cdot\nabla\right)\vec{V}+\vec{V}\times\left(\nabla\times\vec{U}\right)+\vec{U}\times\left(\nabla\times\vec{V}\right)$$
$$\nabla\vec{V}^2=2\left(\vec{V}\cdot\nabla\right)\vec{V}+2\vec{V}\times\left(\nabla\times\vec{V}\right)$$
$$\nabla\vec{U}^2=2\left(\vec{U}\cdot\nabla\right)\vec{U}+2\vec{U}\times\left(\nabla\times\vec{U}\right)$$

Eqs. (4 a,b) become:

(6a, b)
$$\frac{\partial \vec{U}}{\partial t}+\nabla\left(\vec{V}\cdot\vec{U}\right)-\vec{V}\times\left(\nabla\times\vec{U}\right)-\vec{U}\times\left(\nabla\times\vec{V}\right)+\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta\vec{V}=0$$
$$\frac{\partial \vec{V}}{\partial t}+\nabla\left(\frac{\vec{V}^2}{2}-\frac{\vec{U}^2}{2}\right)-\vec{V}\times\left(\nabla\times\vec{V}\right)+\vec{U}\times\left(\nabla\times\vec{U}\right)-\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta\vec{U}=0$$

and moreover, introducing "the vortices"

(7 a,b)
$$\vec{\Omega}_V=\frac{1}{2}\left(\nabla\times\vec{V}\right),\quad \vec{\Omega}_U=\frac{1}{2}\left(\nabla\times\vec{U},\right)$$

(8 a,b)
$$\frac{\partial \vec{V}}{\partial t}+\nabla\left(\frac{\vec{V}^2}{2}-\frac{\vec{U}^2}{2}\right)-2\vec{V}\times\vec{\Omega}_V+2\vec{U}\times\vec{\Omega}_U-\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta\vec{U}=0$$
$$\frac{\partial \vec{U}}{\partial t}+\nabla\left(\vec{V}\cdot\vec{U}\right)-2\vec{V}\times\vec{\Omega}_U-2\vec{U}\times\vec{\Omega}_V+\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\Delta\vec{V}=0$$

Relations (8a,b) characterize the transport of the specific momentum both at the differentiable scale(8a) and the fractal scale (8b). It is conditioned by the inertial effects,

$$\left(\nabla\vec{V}^2,\nabla\vec{U}^2\right),\quad \left(\nabla\left(\vec{V}\cdot\vec{U}\right)\right)\quad \text{rotational effects}$$

$\left(\vec{V}\times\vec{\Omega}_V,\quad \vec{U}\times\vec{\Omega}_U\right)$, $\left(\vec{V}\times\vec{\Omega}_U,\quad \vec{U}\times\vec{\Omega}_V\right)$ and dissipative effects (($\Delta V,\Delta U$)) ;

Irrotational motions.
In this case

(9)
$$\nabla\times\vec{v}=0$$

so that the speed field can be expressed through the gradient of a scalar function Φ ,

(10)
$$\vec{v}=\nabla\varphi$$

named the scalar potential of the complex speed field,

$\varphi = \mathrm{Re}\,\varphi + \mathrm{i}\,\mathrm{Im}\,\varphi$

Substituting Eq. (10) in Eq. (2) and using the operatorial relationship

(11a,b) $$\frac{\partial}{\partial \mathrm{t}}\nabla = \nabla\frac{\partial}{\partial \mathrm{t}}$$

It results

(11c) $$\nabla\cdot\left[\frac{\partial\varphi}{\partial \mathrm{t}} + \frac{1}{2}(\nabla\varphi)^2 - \mathrm{i}\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{\mathrm{dt}}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{\mathrm{D_F}}\right)-1}\Delta\varphi\right] = 0$$

and by integration, a Bernoulli type equation

(12) $$\frac{\Delta\psi}{\psi} = \Delta\ln\psi + (\nabla\ln\psi)^2$$

with $F(t)$ a function which depends only on time. Particularly, for Φ of the form

(13) $$\varphi = -\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{\mathrm{dt}}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{\mathrm{D_F}}\right)-1}\ln\psi$$

where Ψ is a new complex scalar function, Eq. (12) with the operatorial identity

(14) $$\frac{\Delta\psi}{\psi} = \Delta\ln\psi + (\nabla\ln\psi)^2$$

takes the form

(15) $$\frac{\lambda^4}{4\tau^2}\left(\frac{\mathrm{dt}}{\tau}\right)^{\left(\frac{4}{\mathrm{D_F}}\right)-2}\Delta\psi + \mathrm{i}\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{\mathrm{dt}}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{\mathrm{D_F}}\right)-1}\frac{\partial\psi}{\partial \mathrm{t}} + \frac{\mathrm{F(t)}}{2}\psi = 0$$

From here, "Schrodinger" type geodesies result for $\mathrm{F}(t) = 0$, *i.e.*

(16) $$\frac{\lambda^4}{4\tau^2}\left(\frac{\mathrm{dt}}{\tau}\right)^{\left(\frac{4}{\mathrm{D_F}}\right)-2}\Delta\psi + \mathrm{i}\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{\mathrm{dt}}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{\mathrm{D_F}}\right)-1}\frac{\partial\psi}{\partial \mathrm{t}} = 0$$

Particularly, for the movement on fractal curves of the Peano's type, *i.e.* in the fractal dimension $D_F = 2$, and Compton's length and temporal scales,

(17a,b) $$\lambda = \frac{\hbar}{2m_0 c}, \quad \tau = \frac{\hbar}{m_0 c^2},$$

Eq. (16) takes the Schrodinger standard form

(18) $$\frac{\hbar^2}{2m}\Delta\psi + i\hbar\frac{\partial\psi}{\partial t} = 0$$

where ħ is reduced planck's constant.

Also , a fractal hydrodynamic model can be developed. Thus, by replacing the complex speed field (10) in eq. (2), and separating the real and imaginary parts we obtain

(19a, b) $$\frac{\partial\vec{U}}{\partial t} + \nabla\left(\vec{V}\cdot\vec{U}\right) + \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\nabla\vec{V} = 0$$
$$m_0\frac{\partial\vec{V}}{\partial t} + m_0\vec{V}\cdot\nabla\vec{V} = -\nabla\left(Q\right)$$

where Q is the fractal potential,

(20) $$Q = -\frac{m_0\vec{U}^2}{2} - m_0\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\nabla\cdot\vec{U}$$

The explicit form of the complex speed field is given by means the expression

(21) $$\psi = \sqrt{\rho e^{iS}}$$

with ρ the amplitude and S the phase. Then Eq. (10) with

(22) $$\varphi = -i\frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\ln\left(\sqrt{\rho e^{iS}}\right)$$

involves the complex velocity field components

(23a, b) $$\vec{V} = \frac{\lambda^2}{\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\nabla S, \quad \vec{U} = \frac{\lambda^2}{2\tau}\left(\frac{dt}{\tau}\right)^{\left(\frac{2}{D_F}\right)-1}\nabla \ln\rho$$

while the fractal potential (20), is given by the simple expression

(24) $$\nabla\left(\frac{\partial \ln\rho}{\partial t} + V\cdot\nabla\ln\rho + \nabla\cdot V\right) = 0$$

With equations (23 a,b), the equation (19b) takes the form:

(25) $$\nabla\left(\frac{\partial \ln\rho}{\partial t} + \vec{V}\cdot\nabla\ln\rho + \nabla\cdot\vec{V}\right) = 0$$

or, **by** integration with

(26) $$\rho \neq 0$$
$$\frac{\rho \neq 0\partial\rho}{\partial t} + \nabla\cdot\left(\rho\vec{V}\right) = T(t)$$

with $\boldsymbol{T(t)}$, a function which depends only on time.

Equation (19b) corresponds to the momentum conservation law, while Eq. (26), with $T(t) = 0$, to the probability density conservation law. So equations:

(27a, b) $$m_0\left(\frac{\partial\vec{V}}{\partial t} + \vec{V}\cdot\nabla\vec{V}\right) = -\nabla(Q)$$
$$\frac{\partial\rho}{\partial t} + \nabla\cdot\left(\rho\vec{V}\right) = 0$$

with Q given by (24), form the fractal hydrodynamic equations in the fractal dimension D_F. The fractal potential (24) is induced by the non-differentiable space-time.

The equations (27a,b) and the heat transfer equation can be used in the transport phenomena in nanostructures. In this context, giving a particular term of the equations (27a,b) , Lorenz type mechanism for the transport phenomena can be established.

3. Conclusions

The main conclusions of the present paper are the followings:

1) using the fractal theory, the momentum law conservation, and the mass law conservation are obtained;

2) this equations and mat transfer equations can be used in the numerical simulation of the transport phenomena in nanostructures;

3) for a particular form of this system a Lorenz type ‘’mechanis’’ appear.

Received: February 17, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
** Faculty of Materials Science and Engineering*
e-mail: dangalusca@yahoo.com
*** Department of Physics*
e-mail: m.agop@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Aluculesei A., Litoiu R., Zerichiotis I., Baciu C., Agop M., *On the Thermal Transfer in Nanostructures(I). Mathematical Model*. Bul. Inst. Polit., Iaşi, LVI (LX), *1*, s. de Ştiința Materialelor (2010 in press).
2. Litoiu R., Zerichiotis I., Aluculesei A., Galusca D.G., Agop M., *On the thermal transfer in nanostructures(II). Conductive type behavior.* Bul. Inst. Polit., Iaşi, LVI (LX), *1*, s. de Ştiința Materialelor (2010 in press).
3. Imry L., *Introduction tr Mesoscopic Physics*. Oxford Univerity Press, Oxford, 2002.
4. Nottale L., *Fractal Space-time, and Microphysics: Towards a theory of scale Relativity, World Scientific*. Singapore,1993.

TRANSFERUL TERMIC IN NANOSTRUCTURI (III).
COMPORTAMENTUL DE TIP CONVECTIV

(Rezumat)

Utilizând teoria fractalică se analizează comportamentul de tip convectiv al transferului de caldură în nanostructuri. Intr-un asemenea context se reține legea de conservare a impulsului masei şi ecuația transferului de căldură. Soluțiile numerice pentru aceste ecuații pot implementa un mecanism de tip Lorenz.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LVII (LXI)

Fasc. 1

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2011 **Editura POLITEHNIUM**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
PUBLISHED BY
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMÂNIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232-237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President : Prof.dr.eng. **Ion Giurma**, Member of the Academy of Agricultural Sciences and Forest, *Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University" of Iaşi

Editor-in -Chief : Prof.dr.eng. **Carmen Teodosiu**, *Vice-Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Honorary Editors of the Bulletin: Prof.dr.eng. **Alfred Braier**
Prof.dr.eng. **Hugo Rosman**
Prof.dr.eng. **Mihail Voicu**, Corresponding Member of the Romanian Academy, *President* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Editors in Chief of the **MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING** ***Section***
Assoc. prof. dr. eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. prof. dr. eng. **Gheorghe Bădărău**
Prof. dr. eng. **Petrică Vizureanu**

Honorary Editors: Prof. dr. eng. **Dan Gelu Găluşcă**
Prof. dr. eng. **Adrian Dima**

Associated Editor: Assoc. prof. dr. eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Assoc. prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences (Japan)

Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, „Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)

Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University (U.S.A.)

Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University (Ukraine)

Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, „Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)

Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw (Poland)

Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)

Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, Las Palmas de Gran Canaria University (Spain)

Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)

Prof. dr. **Viorel Păun**, University „Politehnica" Bucharest (Romania)

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** Las Palmas de Gran Canaria University (Spain)

Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1 2011

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

RAMONA HANU CIMPOEŞU, CONSTANTIN BACIU, MARICEL AGOP, GABRIEL DUMITRU PĂDURARU, NICANOR CIMPOEŞU şi VASILE MANOLE, Proceduri experimentale privind pregătirea suprafeţei metalice pentru procesul de depunere de straturi subţiri (I) (engl. rez. rom.) 9

DRAGOŞ DANĂ, PETRICĂ VIZUREANU, LUCIAN COSTAN şi NICANOR CIMPOEŞU, Analiza interfeţei unui material compozit cu matrice din aliaj cu memoria formei (engl. rez. rom.) 19

ALEXANDRU ENACHE, IULIAN CIMPOEŞU, SERGIU STANCIU, ION HOPULELE, MIHAI AXINTE şi NICANOR CIMPOEŞU, Rezultatele experimentale ale unor metode de lipire a plăcilor metalice (engl. rez. rom.) 27

RALUCA MARIA FLOREA şi IOAN CARCEA, Materiale compozite−sinteză (engl. rez. rom.) 35

BOGDAN–LUCIAN GAVRILĂ, MIHAI SUSAN, ELENA CHIRILĂ, DRAGOŞ–CRISTIAN ACHIŢEI şi BOGDAN COJOCARIU, Influenţa vitezei de tragere la procesarea ţevilor fără ghidaj interior în câmp ultrasonor (engl. rez. rom.) 45

ANCA ELENA LĂRGEANU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, MARICEL AGOP şi MANUELA CRISTINA PERJU, Depunerea prin ablaţie laser de straturi subţiri de Ti pe substrat de fontă (engl. rez. rom.) 55

PETRONELA PARASCHIV, CIPRIAN PARASCHIV şi NICANOR CIMPOEŞU, Materiale uşoare propuse pentru realizarea unui echipament de refacere a membrului superior (engl. rez. rom.) 63

BOGDAN PRICOP, NICOLETA MONICA LOHAN şi LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, Obţinerea unor aliaje Fe-Mn-Si-Cr-Ni cu memoria formei prin tehnologia pulberilor (engl. rez. rom.) 71

ADY RANCEA, Orteza ”Comarna”- calculul de dimensionare la forfecare (engl. rez. rom.) 79

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1 2011

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

RAMONA HANU CIMPOEŞU, CONSTANTIN BACIU, MARICEL AGOP, GABRIEL DUMITRU PĂDURARU, NICANOR CIMPOEŞU and VASILE MANOLE, Chemical Procedures for Metallic Surface Preparation for Thin Coatings Deposition Process (I) (English, Romanian summary) 9

DRAGOŞ DANĂ, PETRICĂ VIZUREANU, LUCIAN COSTAN and NICANOR CIMPOEŞU, Some Welding Metallic Sheets Methods Experimental Results (English, Romanian summary) 19

ALEXANDRU ENACHE, IULIAN CIMPOESU, SERGIU STANCIU, ION HOPULELE, MIHAI AXINTE and NICANOR CIMPOESU, Interface Analyze of a Composite Material With Shape Memory Alloy Matrix (English, Romanian summary). 27

RALUCA MARIA FLOREA and IOAN CARCEA, Composite Materials – a Review (English, Romanian summary) 35

BOGDAN – LUCIAN GAVRILĂ, MIHAI SUSAN, ELENA CHIRILĂ, DRAGOŞ – CRISTIAN ACHIȚEI and BOGDAN COJOCARIU, The Rate of Drawing Influence During the Tubes Processing Without Inside Guard in Ultrasound Field (English, Romanian summary) 45

ANCA ELENA LĂRGEANU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, MARICEL AGOP and MANUELA CRISTINA PERJU, Pulsed Laser Deposition of Ti Thin Films on Cast Iron (English, Romanian summary) 55

PETRONELA PARASCHIV, CIPRIAN PARASCHIV and NICANOR CIMPOEŞU, Lightweight Materials Propose for Upper Limb Recovery Equipment (English, Romanian Summary) 63

BOGDAN PRICOP, NICOLETA MONICA LOHAN and LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, Obtainment of Fe-Mn-Si-Cr-Ni SMAs by Powder Metallurgy (English, Romanian summary) 71

ADY RANCEA, Orthosis ''Comarna'' – Calculation of the Shear Rivets (English, Romanian summary). 79

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CHEMICAL PROCEDURES FOR METALLIC SURFACE PREPARATION FOR THIN COATINGS DEPOSITION PROCESS (I)

BY

RAMONA HANU CIMPOEŞU[1*], CONSTANTIN BACIU[1], MARICEL AGOP[2], GABRIEL DUMITRU PĂDURARU[3], NICANOR CIMPOEŞU[1] and VASILE MANOLE[1]

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
[1]Faculty of Materials Science and Engineering
[2]Department of Physics
[3]Chemical Engineering and Environmental Protection Faculty

Received: February 14, 2011
Accepted for publication: March 28, 2011

Abstract. Thin coatings deposition on metallic substrates is an improvement method of materials, especially those used in the medical field as in contact body applications. Few chemical engraving methods including anodizing were used to prepare the shape memory alloy wire surface for further thin metallic or non metallic films deposition. Chemical, by EDAX, and microstructure, with SEM, analyses are made to establish some surface characteristics after the surface modification processes.

Key words: coatings deposition, metallic surface, shape memory alloy.

1. Introduction

Surface modification and coating of Nitinol (an acronym for NiTi Naval Ordnance Laboratory), a family of nearly equiatomic NiTi alloys with shape memory and superelastic properties, is a subject of numerous recent studies directed

*Corresponding author; *e-mail*: ramonahanu@yahoo.com

at improving the material's corrosion resistance as well as its biocompatibility through elimination of Ni from the surface. This chemical element is known to be allergenic and toxic, though essential for the human body. Although it has been shown that the amount of Ni recovered in biological studies in vitro may be either very low from the beginning or drop to undetectable levels after a brief exposure to biological environments (Wever *et al*., 1998; Cui *et al*., 2005) 'the nickel case' keeps reappearing. Thus, the recent results obtained on commercial ready-to-use orthodontic wires showed that the Ni release varied in a wide range from 0.2 to 7l g cm^2 (Arndt *et al.,* 2005). Moreover, it has been reported that the Ni release can actually significantly increase with time (Sui *et al*., 2006; Kobayashi *et al*., 2005; Bogdanski *et al*., 2005; Clarke *et al*., 2006), maintaining a high level up to 8 weeks and even for a few months (Bogdanski *et al*., 2005; Clarke *et al*., 2006), indicating the need for better understanding of the material/surface interface.

Based on the number of published papers on Nitinol surfaces, especially recently, one might conclude that this issue indeed deserves serious attention. Various techniques and protocols have been used for surface treatments; among them mechanical and electrochemical treatments, chemical etching, heat treatments, conventional and plasma ion immersion implantation, laser and electron-beam irradiation, design of bioactive surfaces, and a proper technique can easily be lost in that jungle of publications. Some of the procedures that were developed originally for pure Ti and their application to NiTi not only may not bring any improvement but, rather, can cause surface damage because of inevitable Ni involvement.

The electrochemistry of Nitinol is poorly explored. Until recently, there have been no studies on electro-polishing and anodizing of this material. This situation is gradually improving with the publications of papers on electro-polishing processes in various electrolytes (Pohl *et al*., 2004), and anodizing in various solutions and voltage regimes (Shi *et al*., 2007). The effect of chemical etching (passivation) in $HF+HNO_3$ aqueous solutions on Nitinol surface chemistry has also been studied (Shabalovskaya *et al*., 2003).

In this study few chemical surface modification methods are analyzed to improve the adhesion on Nitinol with further superficial thin layers that can be deposited on them.

2. Experimental Details

A superelastic echiatomic NiTi shape memory alloy (www.saesgetters.com) acquisitioned from Saes Getters Group was prepared through different engraving solution for thin layers deposition operation. The shape memory alloy has 50.5% Ni and 49.5% Ti mass percentages and an oxide layer on the wire surface. The material was "attack" with different solutions like 34% H_2SO_4 + 12% HCl, 48% H_2SO_4 + 18 % HCl and anodization processes. Microstructure of alloy surface before and after chemical treatments were analyzed using SEM

equipment with a SE detector and 30 KV alimentation tension of the gun lamp. Using an EDAX equipment chemical analysis were performed on 2.5 mm^2 surfaces following especially the Ni and Ti percentage evolution and also the other elements from the surface like oxygen, fluorine, sodium or carbon.

3. Experimental Results

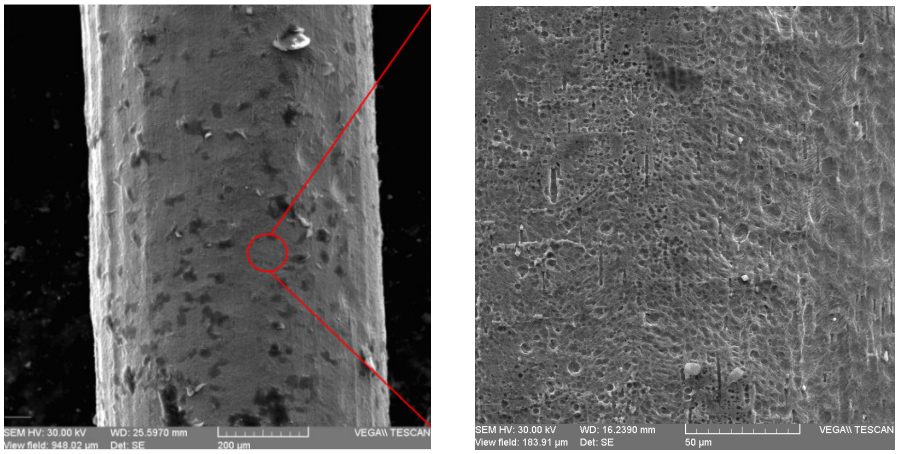
Various techniques and protocols to have been used for surface treatments; among them mechanical and electrochemical treatments, chemical etching, heat treatments, conventional and plasma ion immersion implantation, laser and electron-beam irradiation, design of bioactive surfaces, and a proper technique can easily be lost in that jungle of publications. Some of the procedures that were developed originally for pure Ti and their application to NiTi not only may not bring any improvement but, rather, can cause surface damage because of inevitable Ni involvement.

The surface state of shape memory alloy NiTi is presented in Fig. 1 at a 250x power amplification of the image and a 50 μm scale. Can be observing a smooth surface of the material obtained from the element manufacturing that had a preparation necessity for better adhesion of the superficial layers ready for deposition.

Fig. 1 – SEM microscopy of NiTi surface as takenat a 250x power amplification.

In a first stage, the material was treated with a 34% H_2SO_4 + 12% HCl solution for 60 minutes at room temperature and the effects are presented in Fig. 2 in two characteristic microscopies at 300x and 1000x amplification power. The results present an affected surface on entire area with many holes in materials, made especially from lose of titan and nickel oxides, no larger than 2-5 μm.

The electrolytic etching explored in this case induced highly porous NiTi surfaces that might lead to enhanced Ni release. In Table 1 is presented the chemical composition of the shape memory surface after the chemical process applied. Both nickel and titanium elements decrease comparing with the initial composition most of these percentages lost are based on oxides form like TiO and the appearance of a chloride element on the material surface. Increasing the solution concentration to 48% H_2SO_4+18 % HCl and maintaining a similar exposure time the results are\presented in Fig. 3 as microstructures and Table 2 as chemical composition variation.



a *b*

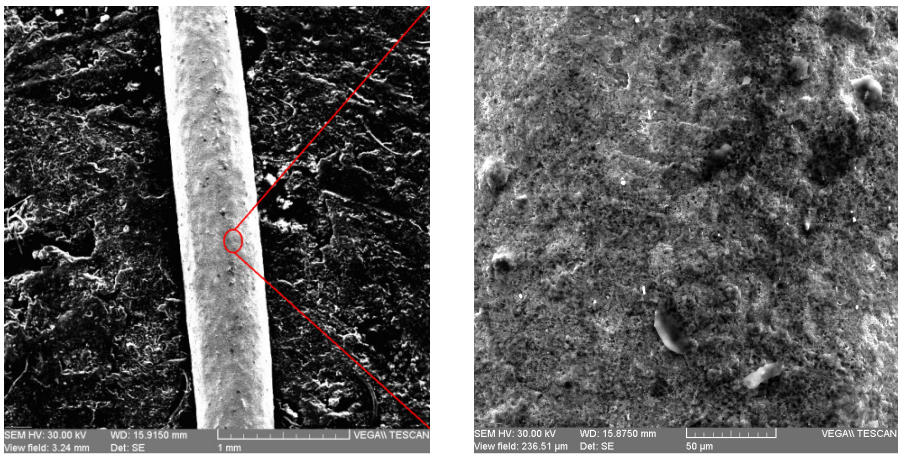
Fig. 2 – SEM microscopy of NiTi alloy surface after 34% H_2SO_4+12% HCl solution treated at: 300x (*a*) and 1000x image amplification (*b*).

Tabel 1

Chemical Composition of the NiTi Alloy Surface after the Etching Process with 34% H_2SO_4+12% HCl Solution

Element	AN	series	Net	wt. %	norm. wt.%	norm. %	Error %
Nickel	28	K-series	55590	45.10616	48.47978	35.01133	1.15665
Titanium	22	K-series	84222	39.53445	42.49135	37.61695	1.117648
Oxygen	6	K-series	4771	5.920843	6.36368	22.45776	0.95995
Chloride	11	K-series	803	2.479727	2.665192	4.913955	0.244898
Sum:				93.04119	100	100	

From Fig. 3*b* which is a detail from 3*a* can be observe a degraded surface obtained in this case with loss of material, especially on percentages of titanium based on surface corrosion and especially on appearance of sulfur and chloride chemical elements even in reduce percentages. The formation of TiO layer on the surface is a positive thing at nitinol simple utilization but can became as a negative aspect at the growing of new superficial layers on his surface.



a *b*

Fig. 3 – SEM microscopy of NiTi alloy surface after 48% H_2SO_4+18% HCl solution treated at: 100x (*a*) and 1000x image amplification (*b*).

The area affected, Fig. 3*b*, is homogeneous and fully attacked by chemical solution the sulfur element find on the surface becoming dangerous in any application to obtain thin layers.

Tabel 2

Chemical Composition of the NiTi Alloy Surface After the Etching Process With 48% H_2SO_4+18 % HCl Solution

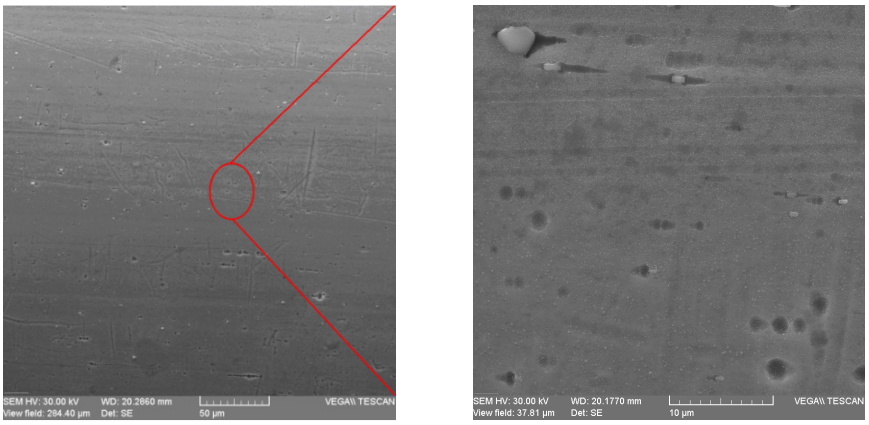
Element	AN	series	Net	wt. %	norm. wt.%	norm. %	Error %
Nickel	28	K-series	59995	49.25716	48.37716	34.41047	1.259201
Titanium	22	K-series	85391	38.52161	37.8334	32.98836	1.0895
Oxygen	9	K-series	400	11.15141	10.95219	24.06708	3.495825
Sulfur	6	K-series	1939	2.074414	2.037354	7.081523	0.420884
Chloride	11	K-series	276	0.814443	0.799893	1.452569	0.115832
Sum:				101.819	100	100	

Analyzing the surface statement these two attack methods are not considered suitable because of the surface prepared damaged and loss of materials and structural modifications of the surface. Electro-polishing and chemical etchings of Nitinol are known to be efficient for the elimination of defective surface layers and surface oxidizing. Owing to a gain in total energy caused by the differences in the enthalpy of formation of Ti and Ni oxides (Wagman *et al.,* 1982), the preferential oxidation of Ti on Nitinol surface always occurs. As a result, bare Nitinol surfaces are built from Ti oxides with Ni concentrations from 2 to 7 at. %, depending on the electrolytes and regimes employed. Chemical etching and electropolishing of NiTi can be used for surface structuring as well.

Anodizing is an electrolytic passivation process used to increase the thickness of the natural oxide layer on the surface of metal parts. The process is called "anodizing" because the part to be treated forms the anode electrode of an electrical circuit. Anodizing increases corrosion resistance and wears resistance, and provides better adhesion for paint primers and glues than bare metal. Anodic films can also be used for a number of cosmetic effects, either with thick porous coatings that can absorb dyes or with thin transparent coatings that add interference effects to reflected light. Anodizing is also used to prevent galling of threaded components and to make dielectric films for electrolytic capacitors. Anodic films are most commonly applied to protect the alloys although processes also exist for titanium, zinc, magnesium, niobium, and tantalum. This process is not a useful treatment for iron or carbon steel because these metals exfoliate when oxidized; *i.e.*, the iron oxide (also known as rust) forms by pits and flakes, these flakes both fall off as well as trap oxygen-bearing moisture, constantly exposing the underlying metal to corrosion.

Anodization changes the microscopic texture of the surface and changes the crystal structure of the metal near the surface. Thick coatings are normally porous, so a sealing process is often needed to achieve corrosion resistance. The anodization parameters are 55°C solution temperatures, a current of 0.8 mA in a 30 min. period time.

In Fig. 4 SEM microscopies, realized at 1000 and 7500 image amplification times, of Nitinol surface after the first anodizing process are presented as general aspect in Fig. 4*a* and detailed in Fig. 4*b*. As can be see the surface doesn't suffer big modifications comparing with the surface presented in Fig. 1, keeping a nice aspect with small holes on the surface.



a *b*

Fig. 4 – SEM microscopy of NiTi alloy surface after ANO1 conditions treated at: 1000x (*a*) and 7500x image amplification (*b*).

In Table 3 the EDAX analyze results, like mass or atomic percentages,

are presented having a relatively high Oxygen percentage most based on titanium oxide form on the surface and a reduce carbon percentage. All results were taken from K series with reduce errors in analyze.

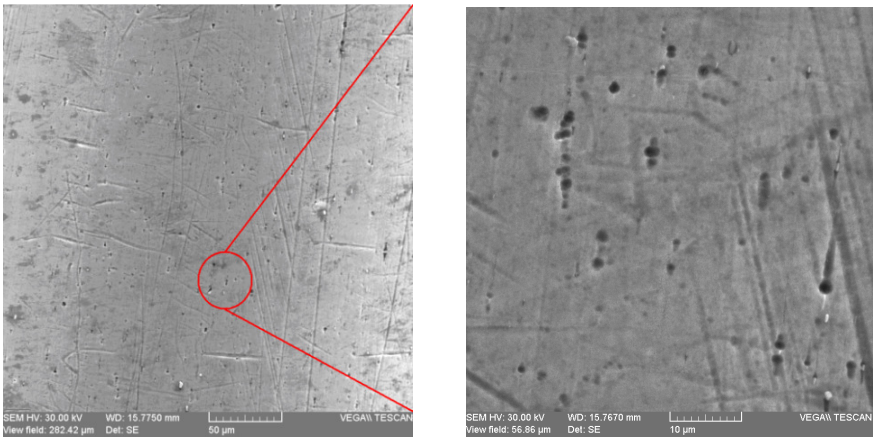
Tabel 3

Chemical Composition of the NiTi Alloy Surface After the Etching Process by ANO1 Conditions

Element	AN	series	Net	wt. %	norm. wt.%	norm. %	Error %
Nickel	28	K-series	58599	46.06932	46.12029	32.91557	1.179773
Titanium	22	K-series	88223	40.0286	40.07289	35.05864	1.130774
Oxygen	9	K-series	412	12.55827	12.57217	27.7199	3.891311
Carbon	6	K-series	1211	1.233284	1.234649	4.30589	0.290088
			Sum:	99.88947	100	100	

The experimental results doesn't present an improve of the surface by growing thin films point of view and present bad results for this material after anodizing method, in this experiment conditions, to be used like this without other improvements based on the still reduced percentage of titanium oxide and high percentage of nickel for the alloy surface.

Using second anodizing conditions, 55ºC bath temperature, 0.8 mA activation current and 45 min. period time, the surface is presented through scanning electrons microscopies in Fig. 5 as general view in 5*a* and detail in 5*b*.



a *b*

Fig. 5 – SEM microscopy of NiTi alloy surface after ANO2 conditions treated at:1000x (*a*) and 7500x image amplification (*b*).

Micro structural results are similar with the previously results with a smooth surface and small holes remarkable only at high magnification images

with dimensions under micron scale.

Chemical results are unsatisfactory as well for the material surface usage in direct contact with the human body (Chuanjun *et al.*). Keeping a high nickel percentage at the surface the material is not improved and the surface is to reduce engraved so applying in this conditions the anodizing is not favorable for the nitinol material.

Tabel 4

Chemical Composition of the NiTi Alloy Surface After the Etching Process by ANO2 Conditions

Element	AN	series	Net	wt. %	norm. wt.%	norm. %	Error %
Nickel	28	K-series	59001	48.56184	51.5174	43.61972	1.242112
Titanium	22	K-series	89438	43.85844	46.52775	48.2921	1.236405
Oxygen	6	K-series	1438	1.842694	1.954844	8.088184	0.403659
			Sum:	94.26297	100	100	

A reduce of the percentage of oxygen, six times smaller than the previous experiment, represent a small percentage of TiO form on the surface layer that is seen by a researcher as a good alternative for thin films deposition (Shabalovskaya *et* al.,). These results are considered very important in chemical improvement of the nitinol surface opening new research opportunities like embedding the TiO thin layer but also to open a path for anodizing process usage in surface preparation.

The research on the surface of nitinol material preparation by chemical methods continued in a further article using other attack solutions also observing the microstructural surface aspect and chemical behavior in the same time with observing the variation of TiO thin layer.

4. Conclusions

Nitinol materials are widely used in the medical field, many applications being in direct contact with the human body. Trying to improve the surface properties of these materials for depositions of superficial thin layers is considered a solution among the increase and evolves of TiO thin layer. Different engraving solution was used, part in this study and other in a further work, to improve the surface of material for adhesion with thin deposited layers the results being based on micrographic analyze (macro and micro areas analyzed) and chemical composition observation at the surface as well. Anodizing methods involving “attack” solutions were analyzed with good results in increasing the TiO superficial layer but with no decrease of nickel percentage at the surface.

REFERENCES

*** http://www.saesgetters.com/default.aspx?idPage=839

Arndt M., Bruck A., Scully T., Jäger A., Borauel C., *Nickel Ion Release from Orthodontic NiTi Wires Under Simulation of Realistic in-situ Conditions.* J. Mater. Sci., **40**, 3659–3667 (2005).

Bogdanski D., *Untersuchungen zur biocompatibilität and biofunctionalität von implantatmaterialien am beispiel von nickel – titan – formgeda chtnislegierungen.* Dissertation, Ruhr – Universitä Bochum: Germany, 2005.

Chuanjun Huang, Yibin Xie, Limin Zhou, Haitao Huang, *Enhanced Surface Roughness and Corrosion Resistance of NiTi alloy by Anodization in Diluted HF Solution,* Smart Mater. Struct., 18 024003.

Clarke B., Carroll W., Rochev Y., Hynes M., Bradley D., Plumley D., *Influence of Nitinol wire Surface Treatment on Oxide Thickness and Composition and its Subsequent Effect on Corrosion Resistance and Nickel Ion Release.* J. Biomed Mate.r Res., **79A**, 61–70 (2006).

Cui Z., Man H., Yang X., *The Corrosion and Nickel Release Behavior of Laser Surface-Melted Niti Shape Memory Alloys in Hanks Solution.* Surf. Coat .Technol., **192**, 347–353 (2005).

Kobayashi S., Ohgoe Y., Ozeki K., Sato K., Sumiya T., Hirakuri K.., *Diamond-Like Carbon Coatings* on *Orthodontic Archwires*. Diamond Relat. Mater., **14**, 1094–1097 (2005).

Pohl M., Heßing C., Frenzel J., *Electrolytic Processing of NiTi Shape Memory Alloys.* Mater. Sci. Eng., **A378**, 191–199 (2004).

Shabalovskaya S., Anderegg J., Laabs F., Thiel P., Rondelli G., *Surface Conditions of Nitinol Wires, Tubing, and As-Cast Alloys: The Effect of Chemical Etching, Aging in Boiling Water, and Heat Treatment.* J. Biomed. Mater. Res., **65B**, 193–203 (2003).

Shabalovskaya S.A., *Physicochemical and Biological Aspects of Nitinol as a Biomaterial*. Internat. Materials Review, **46**, 1 – 18 (2001).

Shi P., Cheng F., Man H., I*mprovement in Corrosion Resistance of Niti by Anodization in Acetic Acid*. Mater. Lett., **61**, 2385–2388 (2007).

Sui J., Cai W., *Effect of Diamond-Like Carbon (DLC) on the Properties of the NiTi Alloys*. Diamond Relat .Mater., **15**, 1720–1726 (2006).

Wagman D., Evans V., Parker V., Schumm R., Halow I., Bailey S., Churney K., J. Phys. Chem. Ref. Data, Suppl. **2**, 11 (1982).

Wever D., Velderhuizen A., De Vries J., Busscher H., Uges D., Van Horn J., *Electrochemical and Surface Characterization of NiTi Alloy*. Biomaterials **19**, 761–769 (1998).

PROCEDURI EXPERIMENTALE PRIVIND PREGĂTIREA SUPRAFEȚEI METALICE PENTRU PROCESUL DE DEPUNERE DE STRATURI SUBȚIRI (I)

(Rezumat)

Depunerea straturilor subțiri pe substraturi metalice reprezintă o metodă de îmbunătățire a materialelor şi se aplică în mod deosebit celor utilizate în mediul medical în aplicațiile ce necesită contact direct cu corpul uman. Câteva metode chimice de gravare ce include şi anodizarea au fost folosite pentru pregătirea suprafeței unui aliaj cu memoria formei pentru depuneri viitoare de straturi metalice sau nemetalice. Analize chimice, prin spectrometrie de raze X EDAX, şi microstructurale, folosind microscopul cu scanare de electroni SEM, au fost realizate pentru stabilirea câtorva caracteristici de suprafață după ce sau aplicat procesele de modificare a acesteia.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOME WELDING METALLIC SHEETS METHODS EXPERIMENTAL RESULTS

BY

DRAGOŞ DANĂ, PETRICĂ VIZUREANU*, LUCIAN COSTAN and NICANOR CIMPOEŞU

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
[1]Faculty of Materials Science and Engineering

Received: February 14, 2011
Accepted for publication: March 28, 2011

Abstract. Welding metallic plate sheets represent an important operation in all machinery manufacturing fields even the materials have different chemical composition, dimensions or properties. Two methods are propose and analyze for welding process based on laser and braze welding. Scanning electrons microscope and EDAX detector were used to characterize the weld line by micro-structural and chemical point of view. Microstructural analysis concentrated on the weld line area present reduces dimensional variation and a modification of the materials surface smoothness. Chemical elements distribution exhibits an increase of carbon percentage on the weld line and a decrease of iron in the same time and area.

Key words: braze welding, laser, scanning electrons microscopy.

1. Introduction

For weight and cost reduction, the technology of tailor welded blanks is a promising technology for automotive, aerospace sectors and vehicle industry.

*Corresponding author; *e-mail*: peviz2002@yahoo.com

In manufacturing of TWBs, a structural part or product is made up by joining several metal sheets of possibly different thicknesses, materials, and surface coatings. The reason is that the joining (welding) is performed prior to forming. The possibility of having different sheets of different thickness, strength, and material properties enable the designer to distribute the material optimally. Optimal distribution of the material, indeed, means lighter structures, higher strengths, and joining before forming results in lower production costs (Gaied *et al*., 2007).

Braze welding is a procedure used to join two pieces of metal being very similar to fusion welding. The filler metal is distributed onto the metal surfaces braze welding usually requires more heat than brazing, by tinning. Braze welding often produces bonds that are comparable to those made by fusion welding without the destruction of the base metal characteristics (Vorob'ev *et al*.) Braze welding result obtain through a SEM analyze is presented in Fig. 1 (www.mtalabs.com).

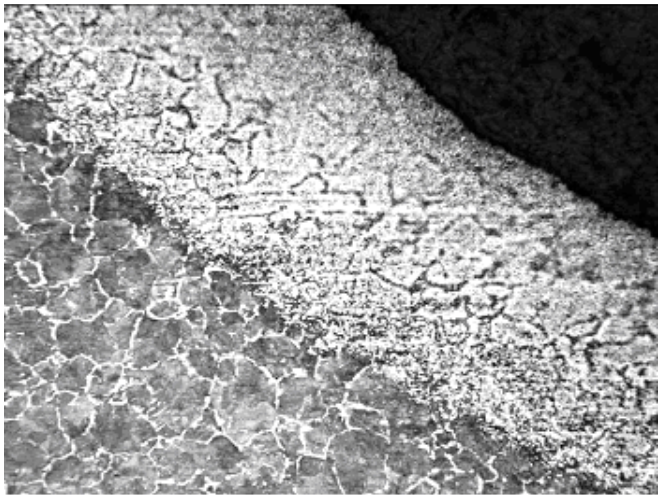


Fig. 1 – SEM image of a braze welded surface (www.mtalabs.com).

Braze welding has many advantages over other welding methods like fusion. It allows you to join dissimilar metals, to minimize heat distortion, and to reduce extensive preheating. Another side effect of braze welding is the elimination of stored-up stresses that are often present in fusion welding. This is extremely important in the repair of large castings.

The edges of the thick parts can be beveled by grinding, machining, or filing. It is not necessary to bevel the thin parts (one-fourth inch or less). The metal must be bright and clean on the underside as well as on the top of

the joint. Cleaning with a file, steel wool, or abrasive paper removes most foreign matter such as oil, greases, and oxides. The use of the proper flux completes the process and permits the tinning to occur (Taban *et al.,* 2010; Pasic *et al.,* 2007). After you prepare the edges, the parts need to be aligned and held in position for braze welding process. This can be done with clamps, tack welds, or a combination of both. The next step is to preheat the assembly to reduce expansion and contraction of the metals during welding. The method you use depends upon the size of the casting or assembly (Uzun *et al.,* 2005).

In this study experimental results of two metallic sheets welding by laser are presented in order to compare the obtained surface with braze welded surface.

2. Experimental Details

The surfaces of the metal must be cleaned for capillary action to take place. When necessary, chemically clean the surface by dipping it in acid. Remove the acid by washing the surface with warm water. For mechanical cleaning, you can use steel wool, a file, or abrasive paper.

One way to follow the influence of the weld line over de forming characteristics is to investigate what is happening in the weld line area from the metallographic and chemical point of view. Energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX) is an analytical technique used for the elemental analysis or chemical characterization of a sample having based on the software facilities different analysis modes like Line, Point or Mapping.

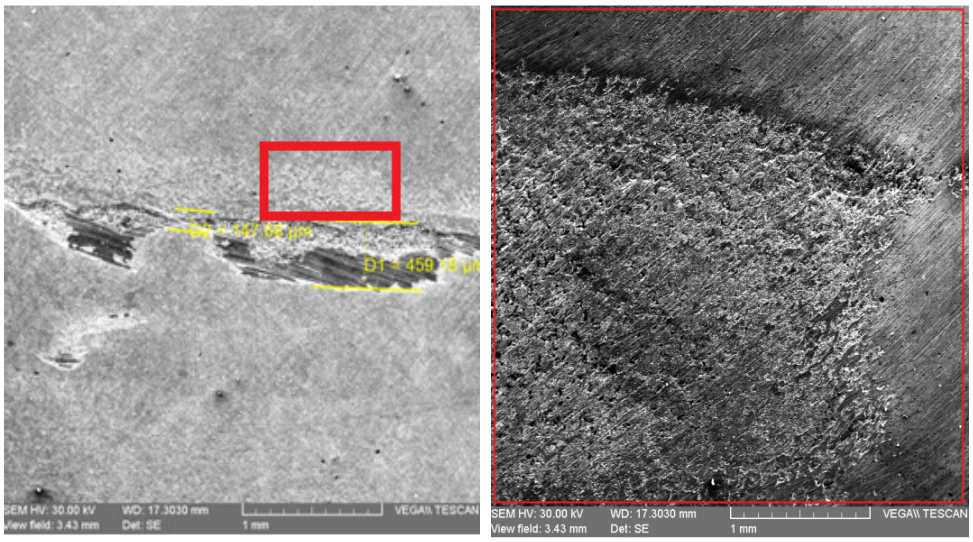
3. Experimental Results

The steel sheet named FeP05MB has the thickness of 0.75mm and the other steel sheet named SPE220BH has the thickness of 0.7mm. In Fig. 2 microscopy analyze of the welded area are presented characterizing by micrometer measurements the weld line evolution. From Fig. 2 *a* can be observe different thicknesses between 50 and 500 μm of the cordon and a near modify area exemplify in detail in Fig. 2 *b*.

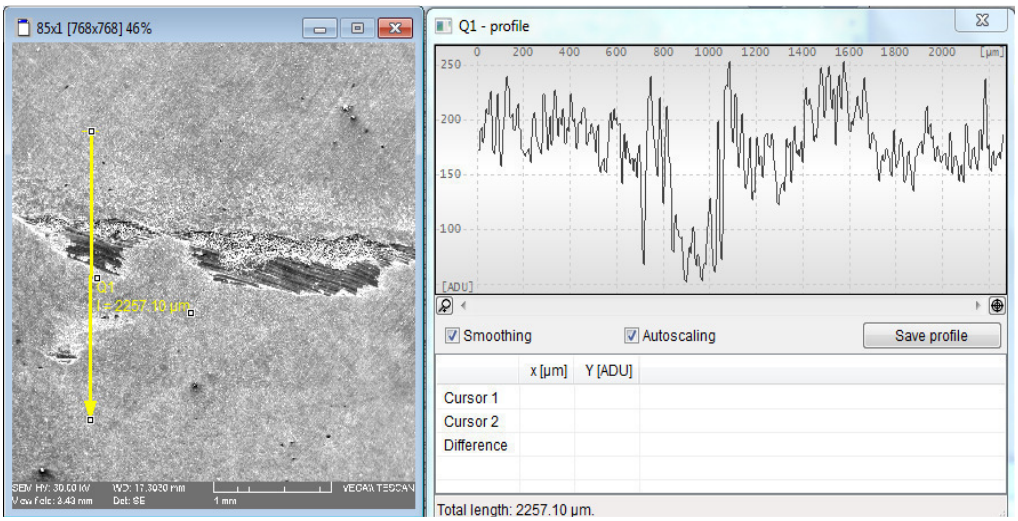
In Fig. 2 *c* a light intensity distributions on the welded area is presented on a 2.2 mm line passing to weld cordon as well and were can be observe a decrease of intensity similar to a hole fact that represent a surface modification in the welded area as roughness property.

In Fig. 3 a chemical elements distribution is presented on a 1.2 mm line that includes both metallic materials and the welded area. The main

results are given by the iron decrease in the connected area and in the same time the carbon increase.



a *b*



c

Fig. 2 – SEM microscopy of the welded area: *a* – microscopy at 250x with welding cordon and a near area presented in; *b* – and *c* – surface morphology on the welded area.

Fig. 3 – Chemical elements distributions on a 1.2 mm line.

Same chemical elements variation is observe on the mapping mode distribution presented in Fig. 4 were carbon agglomeration on the welded cordon can be seen.

The distribution analyze were made on a 2.56 mm^2 area following the iron, manganese and carbon elements evolution.

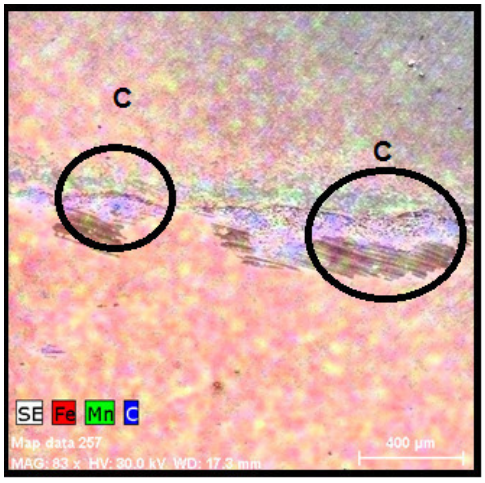


Fig. 4 – Chemical elements distribution on a selected area by mapping of iron (Fe), manganese (Mn) and carbon (C) with selected areas of C agglomeration.

The manganese element is fine distributed in both materials with a higher presence at the upper part of the cordon based on the higher percentage of manganese on the top material.

4. Conclusions

Microstructural characterization of the laser welded area give a dimensional variation of the weld cordon between 50 and 500 μm and evidence a roughness modification in the connection area. Chemical investigations mark a loss of iron percentage on the weld line in the same time with a gain of carbon that seems to agglomerate on the entire welded cordon.

The forming characteristics are significantly reduced in the stretching area of the forming limit diagram, corresponding to axial strain. This means that welded assemblies will extend less before failure when an axial force (along the weld line) is applied.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of POSDRU CUANTUMDOC "DOCTORAL STUDIES FOR EUROPEAN PERFORMANCES IN RESEARCH AND INOVATION" ID79407 project funded by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

*** http://www.mtalabs.com/Welding_And_Brazing.html

Gaied S., Roelandt J-M., Pinard F., *Numerical and Experimental Investigations in Twbs Formability*, J. of Material Processes and Technology, 908, 1463-1468 (2007).

Pasic O., Hajro I., Hodzic D., *Welding of Dissimilar Metals-Status, Requirements and Trends of Development*. Weld World, **51**, 377–384 (2007).

Taban E., Gould J.E., Lippold J.C., *Dissimilar Friction Welding of 6061-T6 Aluminum and AISI 1018 steel: Properties and Microstructural Characterization.* Mater. and Design. **31**, 2305–2311 (2010).

Uzun H., Donne C.D., Argagnotto A., Ghidini T., Gambaro C., *Friction stir Welding of Dissimilar Al 6013–T4 To X5CrNi18–10 Stainless Steel.* Mater. Des., **26**, 41–46 (2005).

Vorob'ev Yu.S., Chernobryvko M.V., Kolodyazhnyi A.V., Kruszka L., *Analysis of the Process of Explosion Braze-Welding of Heat Exchanger Tube Plates*.

REZULTATELE EXPERIMENTALE ALE UNOR METODE DE LIPIRE A PLĂCILOR METALICE

(Rezumat)

Lipirea plăcilor metalice reprezintă o operaţie importantă în toate domeniile conexe obţinerii de maşini chiar dacă materialul prelucrate prezintă proprietăţi chimice şi fizice diferite. Două metode de conectare sunt propuse şi analizate pentru procesul de

lipire pe bază de laser şi de brazare. Microscopul cu scanare de electroni şi detectorul EDAX au fost folosite pentru a caracteriza cordonul de sudură din punct de vedere microstructural şi chimic. Analizele microstructurale bazate pe linia de sudură prezintă variaţii ale cordonului de mici dimensiuni cât şi o modificare a stării suprafeţei în această zonă. Distribuirea elementelor chimice prezintă o creştere a procentului de carbon pe linia de sudură colaborată cu o descreştere a procentului de fier.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INTERFACE ANALYZE OF A COMPOSITE MATERIAL WITH SHAPE MEMORY ALLOY MATRIX

BY

ALEXANDRU ENACHE, IULIAN CIMPOESU, SERGIU STANCIU, ION HOPULELE, MIHAI AXINTE and NICANOR CIMPOESU*

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: February 14, 2011
Accepted for publication: March 28, 2011

Abstract. A new composite material made by a copper based shape memory alloy as a matrix and an arch steel material as a reinforcement element was analyzed. Using classical melting methods a composite material was obtained and analyzed concerning the interface between those two involve alloys (memory material CuZnAl and arch steel). Chemical and micro-structural considerations were performed to establish the composite behavior at the interface especially based on homogenization period time modification (between 10 and 360 minutes).

Key words: shape memory alloy matrix, diffusion, metallic interface.

1. Introduction

Since the shape memory alloys first investigations tremendous effort has been infused to the utilization and study of this smart material. Shape memory alloy (SMA) exhibits two related phenomena, shape memory effect (SME) and superelasticity (SE) (Greiner *et al.,* 2005*;* Kato *et al.,* 1994*;* Liu *et al.,* 2007).

*Corresponding author; *e-mail*: nicanornick@yahoo.com

Both are due to reversible phase transformations between two crystal structures, austenite and martensite. Composite structures have been around for many decades, but they are just beginning to see increased use in common structures today. As such there has been increasing interest in producing better, more functional composites and of particular interest are adaptive composites. Adaptive composites are those which have incorporated within their structure some form of "smart" material which can be used to sense the environment surrounding it and to then actuate or control the structure (Krstulovic-Opara *et al.,* 2003).

One type of adaptive composite which is currently under investigation are shape memory alloy composites (SMA-composites), in which SMA elements are usually incorporated into fibers reinforced epoxy composites but similar can be used (the shape memory alloy) as matrix material as well with arch steel reinforcement elements (Tsoi *et al*., 2003).

Accepting the shape memory matrix properties and the mechanical characteristics of the arch wire in this paper is analyzing the metal-metal interface created between the copper and iron based materials of the composite especially after different homogenization time periods.

2. Experimental Details

To obtain the alloy was used a laboratory furnace with a graphite crucible using copper, zinc and aluminum high purity materials with reduce the percentage of iron (Mares *et al*., 1997). The heat treatments were realized on a laboratory Vulcan furnace with good temperature variation control (Cimpoeşu *et al*., 2008).

Chemical composition was determined through sparking spectrometry analysis using Foundry Master equipment (for matrix and reinforcement elements chemical analysis) and EDAX analysis as well for interface study. In this study EDAX software applications were used to determine the chemical variation of the elements on Line, Mapping or Point mode with automatic or element list considerations. Microstructures of the composite in different heat treated states of material were obtained with a scanning electron microscope (SEM) LMH II by Vega Tescan brand using a secondary electrons (SE) detector.

3. Experimental Results

A composite material who used a shape memory alloy ($Cu_{75}Zn_{20}Al_5$) as a matrix and an Rp5 steel material as reinforcement fiber.

Shape memory composite material general view is presented in Fig. 1 with oxidation amounts, especially on the steel fiber and expressing a nice continuous interface between those two metallic materials involve in a

compound. Image was taking with a 250x power amplification obtaining a 200μm scale.

After the pouring of the matrix the composite material necessity is a homogeneity heat treatment that concern heating the material to 750°C, a maintaining period (10, 60 and 360 min.) followed by a cooling to room temperature with the furnace. In Fig. 2 are presented the composite material detail of them interfaces for material maintained 10 min. in *a*, maintained 60 minutes in *b* and 360 min. in *c*.

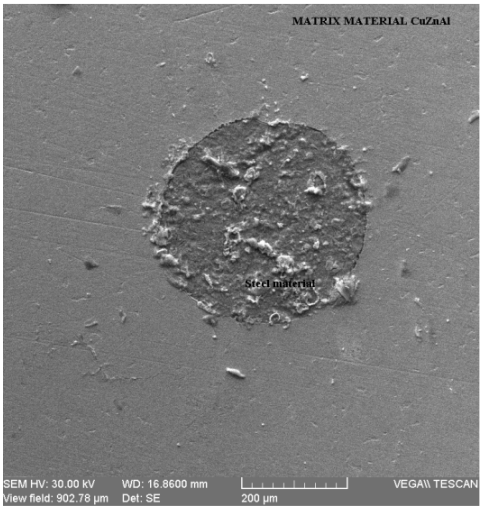


Fig. 1 – General view of a composite material with shape memory matrix and steel reinforcement fiber.

It can be observing the interface modification with increasing of maintaining period and appearing (forming) a different structural or chemical layer between the matrix and the fiber, especially in the last treatment case.

Dimensional measurements done on the interface results in these three cases shows some formation centers of a new layer on the border between materials in the first case that are small and rare and, which grow with the maintaining time, Fig. 2 *b* at 2-3 μm to 8-10 μm in the last case.

One of the chemical elements affected by the heat treatment maintaining period is aluminum which distribution exemplifies in Fig. 2 *d*, *e* and *f* can be observing the interface layer formation for different maintaining periods at the beginning just with some reduce and uniform presence in the matrix, Fig. 2 *d* few agglomerations of aluminum in Fig. 2 *e* for sixty minutes maintaining time and perfect contoured and formed layer at the interface in 2 *f* (formation of a bigger dimensional interface based on chemical reactions or diffusion).

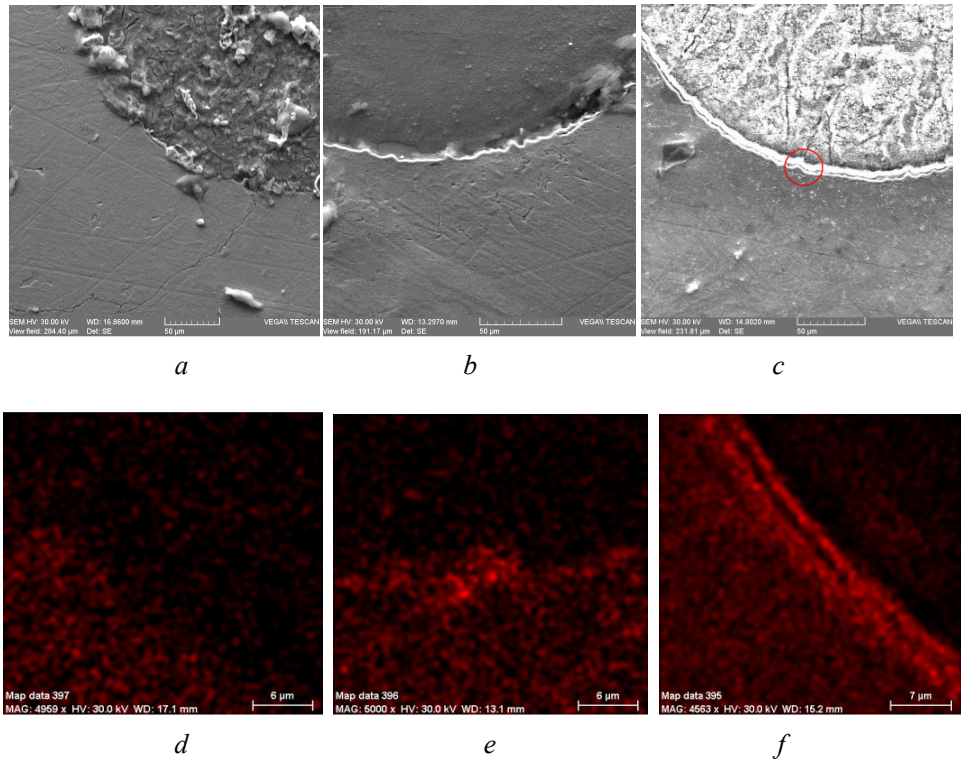


Fig. 2 – A composite materials with shape memory alloy matrix microstructures: *a*) after 10, *b*) 60 and *c*) 360 minutes heat treatment homogenous time and the aluminum element distribution in similar cases for *d*), *e*) and *f*).

In Fig. 3 two types of an interface that can be created can be observed and analyze, in the left the reactive interface type which occurs in the second part of the creating border process exemplifies by a mapping aluminum element diagram and also a line distribution on a selected area and the diffusion type presented in the right part of the image 3 and exemplify by a Line distribution of elements in the right down part of the figure.

These two processes occurred simultaneous and form the interface between matrix a shape memory alloy and the reinforcement fiber a steel material.

In Fig. 4, a detail of Fig. 2 *c* marked with a red color circle, is presented at a 5000-time amplification power the microstructure of the composite interface of a sample heat treated for homogeneity time of 360 min. Is observing a separation of the interface based on diffusion and chemical reactions that occur based on a thermal contribution of the heat treatment.

In Fig. 2 are selected two points on interface, one on the reinforcement part (one) and second on the matrix part (two) and the chemical analysis do in

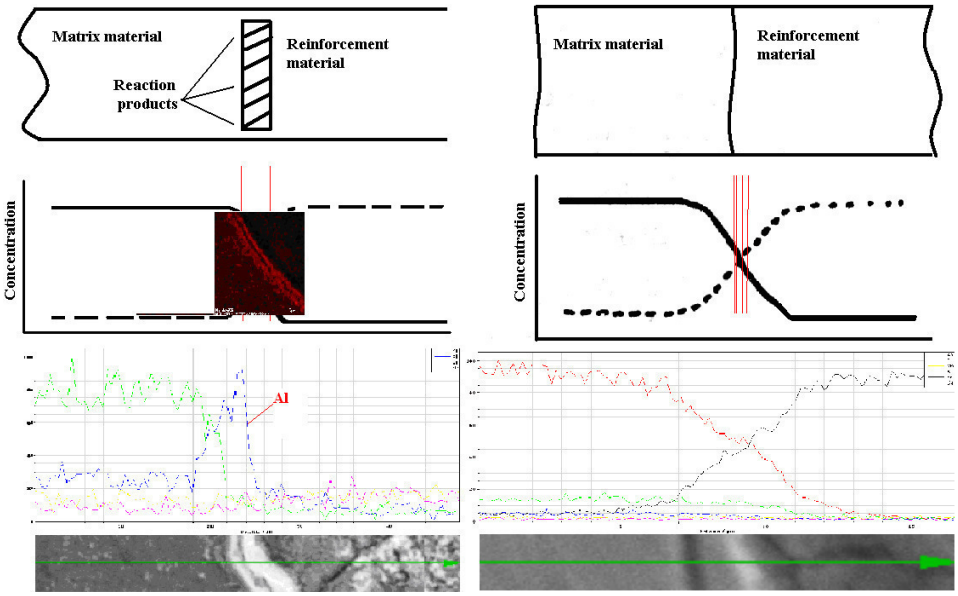


Fig. 3 – Interface behaviors on a metallic composite case with shape memory alloy matrix.

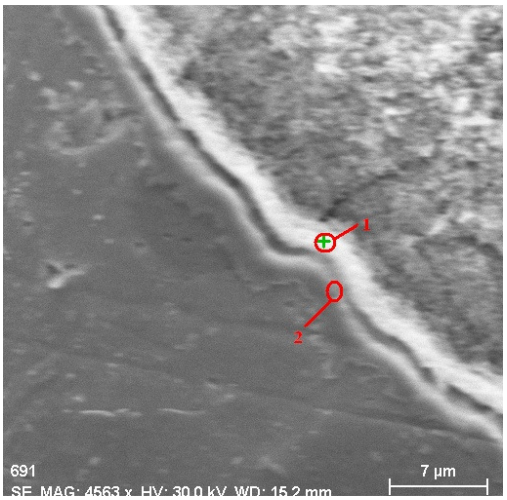


Fig. 4 – Detail of interface in the 360 minutes heat treated sample - red selected area from Fig. 2*c*.

these points has the results in Table 1 and 2. In these two points is following the evolution of most important elements that are based both alloys that form the composite material like a matrix made by copper, zinc and aluminum and the arch steel wire made of iron, manganese, silicon and non metallic carbon.

Table 1
Chemical Composition of the Interface Layer in Point One Selected in Fig. 4

Element	Net	wt. %	norm. wt. %	norm. at. %	Error in %
Iron	99591	65.99347	69.45526	56.30172	1.704284
Aluminum	18314	19.60635	20.63483	34.62187	1.031794
Copper	4568	5.076885	5.343201	3.806533	0.173997
Silicon	2183	2.07882	2.187868	3.526593	0.13665
Zinc	1294	1.565026	1.647122	1.140331	0.085399
Manganese	1278	0.695245	0.731715	0.602956	0.087863
Sum:			95.0158	100	100

Table 2
Chemical Composition of the Interface Layer in Point Two Selected in Fig. 4

Element	Net	wt. %	norm. wt. %	norm. at. %	Error in %
Iron	117534	70.82367	73.16777	65.16941	1.82436
Aluminum	10575	12.32013	12.72789	23.46462	0.668946
Copper	9165	10.36535	10.70842	8.382258	0.30521
Zinc	2022	2.426492	2.506804	1.906921	0.108126
Manganese	1123	0.556745	0.575172	0.520773	0.082693
Silicon	328	0.303881	0.313939	0.556015	0.050266
Sum:		96.79627	100	100	

We observe some differences in chemical composition results, even the both points are on interface and relatively close one to the other, manifest by a bigger percentage (mass and atomic) of iron in point two and aluminum in point one that are contrary to the position near the closest material like brass and steel. We are observing a different percentage of aluminum in the interface (only 5% in a matrix and more than 10 or even 20 in the interface), a smaller percentage of zinc compared with the matrix in point one and two.

4. Conclusions

A metallic composite based on a SMA matrix was obtained and analyze by interface modification with homogeneity heat treatment maintaining period. An interface based on iron, aluminum, and copper and zinc compounds is forming with increasing of the maintaining period of homogeneity treatment with sizes of 8-10 μm that improve the bond between matrix and the reinforcement elements. Diffusion and reactive interface growth processes were observed to contribute to a final obtained border exemplify by element distribution mapping and evolution.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of POSDRU CUANTUMDOC "DOCTORAL STUDIES FOR EUROPEAN PERFORMANCES IN RESEARCH AND INOVATION" ID79407 project funded by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

Cimpoeşu N., Enache A., Stanciu S., Nejneru C., Achiţei D., Hopulele I., *Composite Shape Memory Materials Obtaining Methods.* Simpozionul International ARTCAST 2008, Galaţi, 293-296 (2008).

Greiner Christian, Oppenheimer Scott M., Dunand David C., *High Strength, Low Stiffness, Porous NiTi with Superelastic Properties*. Acta Biomaterialia **1**, 705–716 (2005).

Kato H., Dutkiewicz J., Miura, S., *Superelasticity and Shape Memory Effect in Cu-23at.AI-7at%Mn Alloy Single Crystals*. Acta Metall. Mater., 42, 1994, 1359-1365.

Krstulovic-Opara N., Nau J., Wriggers P., Krstulovic-Opara L., *Self-Actuating SMAHPFRC Fuses for Auto-Adaptive Composite Structures*. Comput. Aided Civil Infrastructure Eng., **18**, 78–94 (2003).

Liu J., Li J.G., *Microstructure, Superelasticity and Fracture Behavior in Magnetic Shape Memory Co–Ni–Ga–Fe Alloys with Two-Phase Structures*. Scripta Materialia **56**, 109–112 (2007).

Mares M.A., Carcea I., Chelariu R., Roman C., *Mechanical and Tribological Properties of Aluminium Matrix Composites After Ageing Treatments*. Euromat 97 - Proceedings of the 5th European Conference on Advanced Materials and Processes and Applications: Materials, Functionality & Design.- Metals and Composites, **1**, 423-426 (1997).

Tsoi K. *et al*., *Impact Damage Behavior of Shape Memory Alloy Composites*. Mater. Sci. Enf., **342**, *1-2*, 207-215 (2003).

ANALIZA INTERFEȚEI UNUI MATERIAL COMPOZIT CU MATRICE DIN ALIAJ CU MEMORIA FORMEI

(Rezumat)

Un material compozit nou cu matrice din aliaj cu memoria formei pe bază de cupru şi element de ranforsare un oțel de arc a fost analizat. Utilizând metode clasice de topire şi turnare un material compozit a fost obținut şi analizat din punctual de vedere al interfeței dintre cele două aliaje implicate în compozit (un aliaj cu memoria formei CuZnAl şi un oțel de arc). Considerații chimice şi microstructurale au fost realizate pentru stabilirea comportamentului materialului compozit la interfață în funcție de timpul de tratament de omogenizare (între 10 şi 360 de minute).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COMPOSITE MATERIALS – A REVIEW

BY

RALUCA MARIA FLOREA* and IOAN CARCEA

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: March 24, 2011
Accepted for publication: March 28, 2011

Abstract: This paper presents an overview of composite materials. The main aim was to evaluate both the development and the requirement of those materials. The subject is treated during four chapters. In the first chapter is given an itinerary of composite materials from the time of ancient Egypt until today. In the second chapter are specified areas of applications with a sampling of dental adhesive composites. Chapter three is reserved for processing techniques of materials whit polymer, ceramic, carbon and metal matrix composites. This summary concludes with overall conclusions and a perspective view of composite materials.

Key words: cast, composite, matrix.

1. Introduction

Between the constituents of the universe, solar system, the land and any amount material are interactions that alter the characteristics of the whole system so it can be said that we live in a world of composite materials (Carcea, 2008). As a composite material is considered any material composed of two or more constituent interacting with each other to give

*Corresponding author; *e-mail*: raluca.m_florea@yahoo.com

birth to a completely new material with different properties and, in general, superior to any of them (Carcea, 2008; Banu *et al*., 2001).

Based on the patterns of nature: plants are reinforced with cellulose fibers, animal tissues are reinforced with fibers of collagen, elastin or keratin etc we can find examples of composite materials produced by people since ancient times: cellulose fiber reinforced with clay in ancient Egypt, counseling sand with chalk and volcanic tuff in Roman Empire, construction reinforcement with iron rods etc. Vessel at the museum in London, made in Scotland in the year 900 with glass fiber reinforced resin, foreshadows the current state of reinforced organic fiber composites. After the 1942 composite resin - glass fiber was used to conduct the first boat, followed by the aircraft and then was used for electrical components. The first boron and carbon fibers, with high tensile strength, occurred at the end of 1960, and composites made with these materials were considered advanced materials and from 1968 is used to manufacture many aircraft components. Ceramic matrix composite materials were introduced in 1970. Kevlar fibers were made by Dupont in 1973. Since the end of 1970s the need of composite materials and in particular the fiber-reinforced expanded into areas: aviation, automobiles, boats, sports, medicine etc. Benefits for these materials conquer product market are: low weight compared to conventional materials, high wear resistance, corrosion, mechanical properties in accordance with the operational demands of the product (Banu *et al*., 2001).

Since processing of composite materials is difficult and complex operating conditions are rigorous, and mechanical properties, physical, chemical, electrical, magnetic, etc. are dependent on the arrangement and compatibility of components, it is necessary to develop multidisciplinary research programs.

2. Fields of Use

The use of composite materials has a crucial role in increasing their specific properties and these properties which can be adapted to operating conditions. Because they have very wide applicability the following table aims to provide an insight into the way how are these used.

From this point of view an interesting example to note, is the use of composites materials in dentistry. If the first resins composite (*e.g.* methacrylate) were used after 1930, with auto curing resin dental fillings were used in the next decade.

According to the statements of Rafael L. Bowen (Gregory *et al.,* 1992) from 1962, resin composites reinforced with inorganic particles treated with silane gives good adhesion to the wall of the tooth, minimum polymerization shrinkage, increased hardness and mechanical load borne. A real breakthrough occurred in 1970 when were introduced the dental composites

Table 1
Applications of Composite Materials

Composite Materials – Fields of Use	
Mechanical engineering	- agricultural machinery; hoists; vehicles; rolling stock; - aircraft (glider, helicopter, aircraft, spacecraft): empennage; wings; propeller; hull; deflector; jet propulsion; black boxes; heat shield; - shipbuilding: boats; yachts; submarines; minesweeper.
Construction	- tanks, roofing, carpentry, cooling towers, pipes, tubes, profiles, patterns, framings, facade panels, movable bridges.
Medicine	-cardiac implants; orthopedics: prostheses; dentistry: implants.
Optical	- telescope; binoculars; microscopes; glasses frames.
Energy	- wind generator; turbine blades; heat and radiation shields.
Electronic	-computers; printers; televisions; radio; robots .
Sport	- bob; ski; bowling lanes; swimming pools; tennis racquets; pole vault.
Chemistry	- chemical equipment; pressure vessels; catalysts.

which polymerize under the action of light. Posterior dental treatments with modern hybrid composites are currently recognized by the German Association for Dental, Oral and Maxilla-facial and German Dental Association that continuous treatment (Willems *et al.,* 1993).

a *b*

Fig. 1 – Composites used in dentistry (Gregory *et al.,* 1992): *a* – dental composites reinforcing macro-particles can degrade easily and are more difficult to polishing; *b* – dental composite reinforced with micro-particles in excess are viscous and difficult to model.

3. Composite Materials Processing Techniques

Depending on the nature of matrix composite materials are classified as: polymeric, ceramic, carbon and metal. On this classification is based the following brief overview of methods and manufacturing.

3.1. Processing Techniques of Polymer Matrix Composites

The most important methods of manufacturing polymer-based composites are described below (Mareş, 2002; Asthana *et al.,* 2006; Nedelcu *et al.,* 2009).

- *gravity casting*: free fall casting of resins-particles (short fibers) to obtain large parts of thermosetting composites;
- *under pressure casting*: consists in injecting liquid matrix of fiber or particles in a premould placed in a metal mold;
- *forming by contact*: consist in use of open lasts on which are enforcing successive layers of polymeric material and reinforcing elements;
- *forming by simultaneous spray*: for this process is uses a device like a spray gun, wherein the matrix material is mixed with particles or chopped fibers to the desired length;
- *forming in sack*: consist on placing above the model of fibers and resins successive layers where is fixed an elastic and durable film (bag) tightly around the edges, through a pressure box or a metal frame, and after application of pressure, namely depression, is heated to polymerize;
-*forming by vacuum injection*: for process are used two metal moulds perfectly calibrated, between this mould is placed the reinforcing material, interior space is then evacuated, that so the resin (matrix) is brought forcibly to fill the intervals between the reinforcing elements;
- *cold pressing*: for this process are used two metal moulds in which in which the mixture of constituent is maintained under pressure until strengthen its complete;
- *hot pressing*: the materials are reticulated at warm in closed moulds, and the final thickness of the work piece is adjusted by the number of layers of introduced impregnated fabrics, after heat treatment the material is left to cool in the mold under pressure;
- *formation by continuous stratification*: it is used a furnace in which the matrix is reticulated and the material is specialized and it is cut at the wanted sizes;
- *formation of honeycomb core panels*: panels consisting of several layers joined together and secured in the form of honeycomb, process involves two steps: placing components cut to desired size and thermal formation of the panel itself, on a hot press platens at 170 ÷ 190°C and pressures of 2÷4 Mpa.

3.2. Processing Techniques of Ceramic Matrix Composites

The main technological methods of production ceramic composite are (Mareş, 2002; Asthana *et al.,* 2006; Russo, 2006; Leon-Patiño *et al.,* 2005):

- mixing, casting and sintering of components;

- infiltration of a matrix material slips into a preformed with reinforcing elements;

- producing a ceramic paste, which includes reinforced elements, then apply under pressure casting method;

- deposition of vaporized ceramic matrix into a reinforced elements premould.

Currently is using dispersed reinforcing elements like monocrystalline filaments (*e.g.* SiC) or like particles (most common are those of TiN or graphite).

3.3. Processing Techniques of Carbonic Matrix Composites

This type of composite has both matrix and reinforcing elements consisting of varieties of carbon and exceptional properties in terms of resistance to shock and abrasive wear.

The main method of producing carbon composites consist of successive impregnation of carbon fiber with precursor materials (synthetic resins, tar, asphalt, etc.). After compaction, the fiber packages are subject to thermal treatment and to hardening and solidification of the matrix (Carcea, 2008; Mareş, 2002):

- carbonization involves preheating the compacted mixture at 700 ÷ 900°C in an inert atmosphere, with the removal of hydrogen and volatile substances, plus a final heating at approx. 1500°C;

- graphitization includes the same preliminary stages but the final heat of the compacted material is at 2800 ÷ 3000°C.

During these stages is produced matrix material part vaporization and at the surface pores appear. To obtain a more compact material, porosity is filled by a new impregnation material precursor, and then repeats the carbonization and graphitization steps.

3.4. Processing Techniques of Metal Matrix Composites

Depending on the state of matrix incorporating reinforcing elements, processes for obtaining these composites can be divided into (Carcea, 2008; Asthana *et al.,* 2006; Zgură *et al.,* 2000; Nedelcu *et al.,* 2009): processing technology of composites from liquid or semisolid matrix, derived from the processes of casting alloys; production and processing technologies in solid matrix, derived from powder metallurgy; spray deposition technologies.

a) *Technologies Derived from Casting Processes*

Technologies derived from casting processes have emerged as the most cost-effective methods of implementing many variations and can replace

conventional products with similar products molded of composites materials with high performance. These technologies are classified in:

- *under gravity casting (gravity casting)* (Nedelcu *et al*., 2009): consists in pouring the matrix-reinforcement element mixture made by intense mechanical agitation - Vortex method – in the crucible melting facility;

- *centrifugal casting*: centrifuged the alloy-reinforcing suspension throughout the casting and solidification of the mixture;

- *campocasting*: is based on grains finishing process at the semi-solidified alloy casting, when appear the phenomenon called "dendrites remelting" (Ienciu *et al*., 1985);

- *infiltration casting*: is based on the introduction of the liquid alloy in the gaps of the reinforcing elements premould and it can happen in four technological options (Mareş, 2002; Asthana *et al.,* 2006; Leon-Patiño *et al.,* 2005; Zgură *et al.,* 2000): by capillarity; by pressurized injecting of liquid matrix; by vacuum form; by forced immersion of fibers in molten metal;

- *squeeze casting* (Carcea, 2008): casting of alloy-reinforcing suspension in metal molds and application of high pressure (approx. 2000 daN/ cm^2) during solidification;

- *casting in space*: consist in melting and solidification in space of special composite materials, obtained previously in normal.

b) *Production and Processing Technologies in Solid Matrix*

a) Manufacture of metal composite materials derived from powder metallurgy technologies

These technologies allow the production of finished parts as close, with different concentrations and combinations of components, including reactive coupling components (*e.g.* Ti/SiC_p (Caron *et al.,* 1990)) and mechanical properties superior to those obtained by casting technologies (Asthana *et al.,* 2006; Russo *et al.,* 2006; Barekar *et al.,* 2009; Ralph *et al.,* 1997).

The disadvantage is that the process is slow, expensive and requires additional safeguards (e.g. powders of Mg and Al are flammable) (Ibrahim *et al.,* 1991; Srivatsan *et al.,* 1991; Gupta *et al.,* 1993).

b) Methods based on solid state diffusion components

Consist in making a contact between areas of two distinct materials at high temperature by applying a mechanical pressure. These two conditions favor the diffusion between those two materials. Pressure can be lowered, in which case the process must be conducted in a vacuum or controlled atmosphere or high in cases where intentional deformation of the composite is desired (Mareş, 2002; Asthana, *et al.,* 2006; Russo, 2006). These methods are generally applicable to produce composites consisting of layers with reinforcing elements in fiber form.

c) *Spray Deposition Technology*

Spray deposition process can be considered an intermediate technology between the processes of casting and powder metallurgy based on because combines the mixing operations between the matrix of fine liquid particles form and complementary material with solidification and consolidation processes (Caron *et al.,* 1990; Ralph *et al.,* 1997).

Spray deposition or thermal spray process is applied in two variants:

a) *inert gas spray deposition*: this method, known as the Osprey process (Caron *et al.,* 1990; Ralph *et al.,* 1997); Ibrahim *et al.,* 1991) consists in the decay of liquid matrix in very fine drops under the action of an inert gas (usually argon) and in the injection of additional material (reinforcement material) particles, in a common field;

b) *plasma jet deposition*: is based on melting and disintegration of the alloy matrix in very fine droplets form in a plasma jet created by heating an inert gas in an electric arc to high temperatures (≥ 10000 K). The arc is established between the anode represented by matrices and a water-cooled copper cathode (Zgură *et al.,* 2000).

4. Conclusions and Perspectives

It can be said that composite materials opened the possibility of a new rival philosophies in the design of materials, because these materials allow the achieving of an ideal composition at desired material, simultaneously with the final design of optimal structure in an interactive process.

Polymer matrix composites are manufactured using very different methods, which allow the designer of the material to choose that option which is closely at the global properties of the final product specific application requirements.

In the case of ceramic composites, additional materials are often in the form of short or long fibers. Now are used ceramics with reinforcing elements dispersed like particle or crystal filaments.

For carbon matrix materials, more often, reinforcing elements have long fibers form. If the fibers are unidirectional it is obtained the higher tensile strength. If the fibers are arranged in two directions, the material his behavior is close to the isotropy. Materials in which fibers are arranged in three directions are nearly isotropic and have high resistance to crack propagation.

Compared to the polymeric, ceramic or the carbonic matrix metal matrix has some advantages related to: ductility and superior mechanical properties, resistance to certain solvents attack, a wider range of service temperatures, better electrical and thermal conductivity, greater resistance to ignition, dimensional stability, good capacity for processing, low porosity etc.

In future we would like that with a specific design of products and technologies to obtain the isotropic and anisotropic properties of the amount and spatial arrangement to have the highest reliability and performance of technical and economic efficiency. It is also considering contributing to environmental sustainability through research on resource conservation and pollution prevention.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of POSDRU CUANTUMDOC "DOCTORAL STUDIES FOR EUROPEAN PERFORMANCES IN RESEARCH AND INOVATION" ID79407 project funded by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

Asthana R., Kumar A., Dahotre N.B., *Material Processing and Manufacturing Science*. Academic Press, 2006.

Banu M., Naidim O., Tăbăcaru V., *Materiale neconvenţionale.* Edit. Fundaţiei Dunărea de Jos, Galaţi, **I**, 2001.

Barekar N., Tzamtzis S., Dhindaw B.K, Patel J., Hari Babu N., Fan Z., *Processing of Aluminum-Graphite Particulate Metal Matrix Composites by Advanced Shear Technology*. J. of Materials Engineering and Performance. **18**, 1230-1240 (2009).

Carcea I., *Materilale compozite – fenomene la interfaţă*. Ed. Politehnium. Iaşi, 2008.

Caron S., Masounave J., *A Literature Review on Fabrication Techniques of Particulate Reinforced Metal Composites*. Fabrication of Particulated Reinforced Metal Composites, Montreal, Canada, 83-88 (1990).

Gregory W.A, Berry S., Duke E., Dennison J.B., *Physical Properties and Repair Bond Strength of Direct and Indirect Composite Resins*. **68**, *3*, 406-411 (1992).

Gupta M., Mohamed F., Lavernia E., Srivatsan T.S., *Microstructural Evolution and Mechanical Properties of SiC/Al_2O_3 Particulate-Reinforced Spray Deposition Metal Matrix Composites*. J. of Material Science. **28**, 2245-2259 (1993)

Ibrahim I.A., Lavernia E.J., Mohamed F.A., *Particulate Reinforced Metal Matrix Composites.* A review. Materials Science Engineering, **24**, 1137-1156 (1991).

Ienciu M., Moldovan P., Panait N., Buzatu M., *Elaborarea şi turnarea aliajelor neferoase special*. Ed. Didactică şi pedagogic, Bucureşti, 1985.

Leon-Patiño C.A., Drew R.A.L., *Role of Metal Interlayers in the Infiltration of Metal–Ceramic Composites*. Solid State and Materials Science, **9**, 211–218 (2005).

Mareş M., *Materiale composite*. Edit. Univ. Tehn. "Gh. Asachi", Iaşi, 2002.

Nedelcu D., Carcea I., Neagu G., Zăgan R., Tăbăcaru L., Predescu C., *Tehnologii de obţinere a materialelor compozite*. Edit. Politehnium, Iaşi, 2009.

Ralph B., Yuen H.C., Lee W.B., *The Processing of Metal Matrix Composites – an Overview*. J. of Materials Processing Technology, **63**, 339-353 (1997).

Russo M., *Ceramic and Metal Matrix Composites: Routes and Properties*. J. of Mater. Processing Technology, **175**, 364–375 (2006).

Srivatsan T.S., Ibrahim I.A., Mohamed F.A., Lavernia E.J., *Processing Techniques for Particulate-Reinforced Metal Matrix Composites*. Mater. Sci. Engng., **26**, 5965-5978 (1991).

Willems G., Lambrechts P., Braem M., Vanherle G., *Composite Resins in the 21st Century*. Ed. Quintessence Int, **24**, 641-658 (1993).

Zgură Gh., Severin I., Tonoiu I., *Materiale compozite cu matrice metalică*. Ed. Acad. Române, Bucureşti, 2000.

MATERIALE COMPOZITE−SINTEZĂ

(Rezumat)

Lucrarea prezintă o vedere de ansamblu asupra materialelor compozite şi îşi propune ca obiectiv principal să evalueze atât dezvoltarea cât şi necesitatea acestor materiale.

Subiectul este tratat pe parcursul a patru capitole. În capitolul întâi este prezentat un itinerariu al materialelor compozite din vremea Egiptului Antic până în zilele noastre. În cel de-al doilea capitol sunt specificate domeniile de aplicații cu o exemplificare asupra compozitelor adezive dentare. Capitolul trei este rezervat tehnicilor de procesare a materialelor compozite cu matrice polimerică, ceramică, carbonică şi metalică.

Această sinteză se încheie cu concluziile generale şi cu o vedere de perspectivă asupra materialelor compozite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE RATE OF DRAWING INFLUENCE DURING THE TUBES PROCESSING WITHOUT INSIDE GUARD IN ULTRASOUND FIELD

BY

BOGDAN-LUCIAN GAVRILĂ*, MIHAI SUSAN, ELENA CHIRILĂ, DRAGOŞ-CRISTIAN ACHIŢEI and BOGDAN COJOCARIU

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: February 25, 2011
Accepted for publication: March 28, 2011

Abstract: The paper gives information about the rate of drawing, (v_{tr}), influence during the tubes processing without inside guard in ultrasound field / UVD system, when the die is placed in the antinodes of the waves oscillation and it is activated along the drawing direction. This the case of the tubes made of metallic materials which are strong hardened by cold plastic deformation.

Key words: tube, ultrasounds, oscillator system, rate of drawing, ultrasounds surface effect.

1. Introduction

The paper analysis the rate of drawing, (v_{tr}), influence to the force of the tubes processing without inside guard, “ultrasonic vibration drawing” / UVD system; the tubes made of metallic materials which are strong hardened

*Corresponding author; *e-mail*: bgdnlcn@yahoo.com

by cold plastic deformation. The object of the paper is to characterize, from the technological point of view, the new process in the tubes manufacturing, by drawing without inside guard in UVD system, when the die is placed in the antinodes of the waves oscillation and it is activated along the drawing direction, considering the rate of drawing, (v_{tr}), as the analyzed parameter. When the die is placed in the antinodes of the waves oscillation and it is activated along the drawing direction, the plastic deformation process generates "the ultrasound surface effect" or "the reduction of the metal – tool contact friction effect" based on the Severdenko's model, (Severdenko, *et al.,* 1990; Susan, 2008).

Severdenko and Miskevici have shown that, due to the composition of the two rate vectors, ($\vec{v}_v$ and $\vec{v}_a$), the resultant vector of the relative rate will change the direction of P point motion, (placed at the metal – tool contact surface), in this way: during $T/2+2t_1$, when the friction is a reactive one (F_f^-) and $\left|\vec{v}_a\right| < \left|\vec{v}_v\right|$ it takes place the properly plastic deformation and during $T/2-2t_1$, when $\left|\vec{v}_v\right| > \left|\vec{v}_a\right|$ and the friction is positive (F_f^+), – it takes place, mostly, the metal elastic deformation / the reduction of the metal-tool contact friction, Fig.1. The vibratory rate (v_v) of the material point „P" will be obtained by the time derivative of the moving, relation (1):

$$v_v = \frac{du}{dt} = \omega \cdot A \cdot \cos\left(\frac{2\pi}{\lambda}x - \omega t\right), \tag{1}$$

The maximum value of the vibratory rate will be obtained when $\cos\left(\frac{2\pi}{\lambda}x - \omega t\right) = 1$, using the relation (2):

$$\bar{v}_v = \omega \cdot A = 2\pi \cdot f \cdot A, \tag{2}$$

where: $u = A \cdot \sin\left(\frac{2\pi}{\lambda}x - \omega t\right)$; f – vibratory frequency of the ultrasound oscillation; A – oscillation amplitude, ($\bar{A}$ – maximum of the wave oscillation – in antinodes); ω – angular frequency, (ω = 2πf).

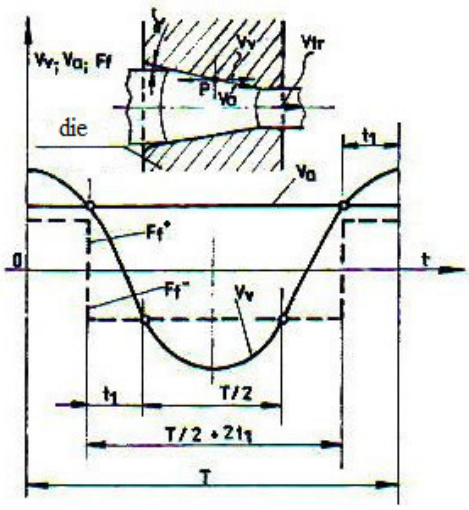


Fig. 1 – Severdenko's model about the reduction of the mean friction at the metal – tool contact surface in the technology of the metals with full section (wires, bars) drawing, (Severdenko, *et al.,* 1990): P – certain arbitrarily point placed at the metal – tool contact surface; α – half-angle of the die cone; v_a – slip rate / moving of the metal in the deformation area; v_{tr} – rate of drawing; v_v – vibratory rate of the die; F_f^- - reactive friction; F_f^+ - positive friction; T – oscillation time.

Assuming the Severdenko's model for the developing of the metal-tool contact mean friction reduction, the ratio, (Severdenko, *et al.,* 1990), given by the relation (3):

$$\varphi = \frac{(T/2 + 2t_1) + (T/2 - 2t_1)}{(T/2 + 2t_1) + (T/2 - 2t_1)}, \tag{3}$$

represents the rate of the mean friction reduction, in the considered point "P".

Because, in the technological drawing processes, the angle α has values between 8 …10°, (cosα → 1; cos 8° = 0.990 and cos 10° = 0.984), it can consider that $v_a \sim v_{tr}$.

Considering $v_{tr} = v_v$, it results the relation (4):

$$t_1 = \frac{1}{\omega} \cdot \arccos \frac{v_{tr}}{v_v \cdot \cos\beta}, \tag{4}$$

The values for t_1 and T (T=1/f) will be replaced in relation (3) and it results, relation (5):

$$\varphi = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{1}{\arccos \frac{v_{tr}}{v_v \cdot \cos\beta}}, \tag{5}$$

Considering that the rate of drawing has the mean value (based on the continuity equation of the metal flow), for the input-output sections in the plastic deformation focus area, the rate of the mean friction reduction (φ

coefficient), on the entire metal-tool contact area, is given by the relation (6):

$$\varphi = \frac{\pi}{2} : \arccos \frac{v_{tr} \cdot \dfrac{\lambda_i \cdot \cos\alpha + 1}{2\lambda_i \cdot \cos\alpha}}{\bar{v}_v \cdot \cos\beta}, \tag{6}$$

or, the estimative value of this coefficient is given by the relation (7):

$$\varphi = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{\bar{v}_v}{v_{tr}} \cdot \frac{2\lambda_i \cdot \cos\alpha}{\lambda_i \cdot \cos\alpha + 1} \cdot \cos\beta, \tag{7}$$

For cos β = 1, it results β = 0°, so, it means that the maximum efficiency will be obtained when the drawing tool is ultrasound activated along the drawing direction.

In relations (6) and (7), λ_i represents the elongation. Because our researches were made with the tubes drawing by using one single dye, $\lambda_i=\lambda_1=S_0/S_1$, ($S_0=\pi(R_0^2 - r_0^2)$, $S_1= \pi(R_1^2 - r_1^2)$ and $\lambda_1=1{,}18$. The rate of the section reduction can be determined using the relation, (Susan, 2008; Gavrilă, 2010): $\delta=100[1-(R_1/R_0)^2] = 19\%$. The determining of the drawing force with and without ultrasounds, (F^{UVD} and F^{CT}) is made with the loading cell ΔT – 106.00 and with the tensometrical bridge N 2314. The relative reduction of the drawing force or the technological efficiency – UVD is given by the relation (8), (Susan, 2008; Gavrilă, 2010):

$$\Delta F = \frac{F^{CT} - F^{UVD}}{F^{CT}} \cdot 100[\%], \tag{8}$$

2. Material and the Research Methodology

2.1. Researched Material

For the researches, there were used tubes made from stainless steel 10TiNiCr180/AISI 321, manufactured by S.C. OMEGATUB S.A. Iasi, which had the following dimensions: D_0=5,50mm, g_0=0,70mm and l_0=1200mm; one of the ends was processed by cold rolling and thermal treated by solution quenching.

The tubes, made from stainless steel, are manufactured using a classical rolling technology, from sheet-metal strips, figured through more than one rolling-mill stands and then welded along the generating line by WIG proceeding. The chemical composition of the stainless steel 10TiNiCr180 type, spectrographycal determined is presented in Table 1.

Table 1
Chemical Composition of the Stainless Steel 10TiNiCr180 type, [%]

C	Mn	Si	Cr	S	P	Ti	Ni
0,02	1.40	0.5	19.40	0.06	0.05	0.7	10,8

The microscopic structure of the cold plastic deformed steel is made from austenite polyhedron crystals-twin crystals with discrete ferrite separations at the crystals borders.

2.2. Research Methodology

The objective of the experimental study is to give a characterization of the tubes drawing through convergent conical dies, ultrasonic activated along the drawing direction/UVD system in comparison with the classic drawing technology/CT (without ultrasound activated of the die).

There were used dies with cores from metallic carbides, (WCr), made by S.C. Industria Sarmei S.A./S.C. Mechel S.A., with the cone half-angle α=8°.

The tubes drawing was realized on the longitudinal drawing bench/12tf belonging to S.C. Rezistoterm S.R.L. Iasi; it was used the chlorided paraffine as lubricant. The oscillator system used in the research is presented in Fig. 2.

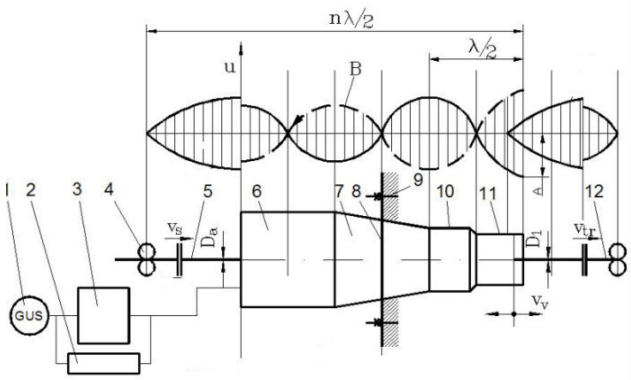


Fig. 2 – Scheme of the oscillator system used in the researching process, (Gavrilă, 2010): *a* – wave oscillation; *b* – properly scheme: 1 – ultrasonic generator, 2000W, f = 17500Hz; 2, 3 – polarization block; 4, 12 – ultrasonic energy reflectors; 5 – tube semi - product; 6 – magnetostrictor transducer; 7 – conic concentrator; 8 – noduled flange; 9 – resistance structure / frame of drawing equipment; 10 – graded cylindrical concentrator; 11 – draw-plate; 12 – drawn tube; v_{tr} – rate of drawing; v_v – vibratory rate of the die; v_s – slip rate; λ – wave length; D_a – diameter of the semi-product tube; D_1 – diameter of the processed tube; A – oscillation amplitude (vibration) of the draw-plate; —— running wave; ------ regressive wave.

3. Influence of the Rate of Drawing, (v_{tr})

The rate of drawing is a very important parameter of the stainless steel tubes drawing technology because it gives information about the efficiency of the drawing process. The rate of drawing, usually used in the classical technology, (CT), of the tubes drawing by S.C. Rezistoterm S.R.L. has the following values: 4, 6, 8 and maximum 10m/min, (0,06; 0,10; 0,13 and 0,16 m/s).

The value of the coefficient of the mean friction reduction, (φ), can be determined using the relation (6) and it is a function depending on the ratio v_{tr}/v_v with $\beta=0^{\circ}$. So, using the calculation algorithm presented in Fig. 4, there were drawn the variation curves $\varphi=f(v_{tr})$ for three values of the die oscillation amplitude, (A=25; 20 and 15μm), respectively for v_v=2,74; 2,19 and 1,64m/s, Fig. 3, (Gavrilă, 2010).

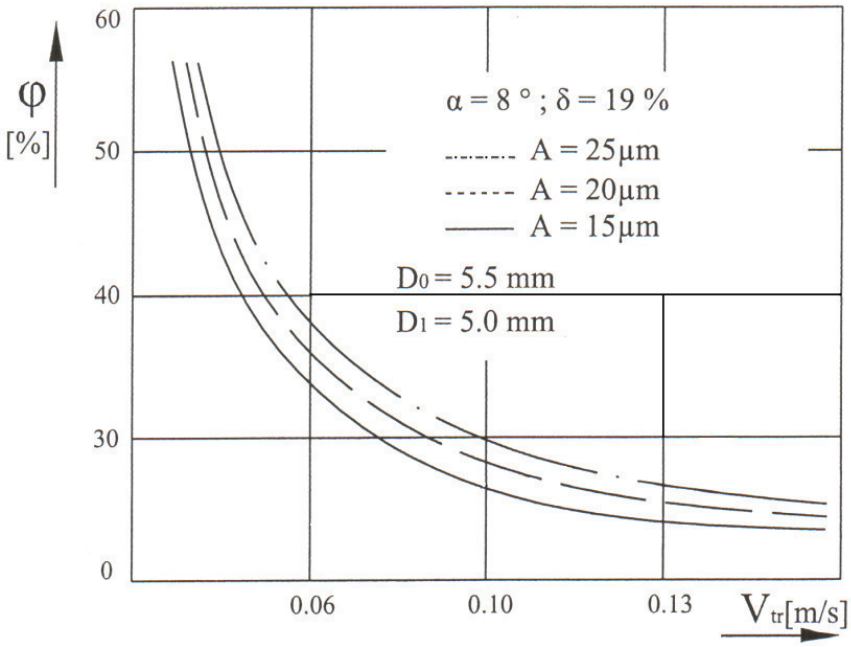


Fig. 3 – Variation of the coefficient φ depending on the rate of drawing v_{tr}.

The reduction of the metal-tool contact friction during the stainless steel tubes drawing in UVD system goes to the decreasing of the total force of drawing.

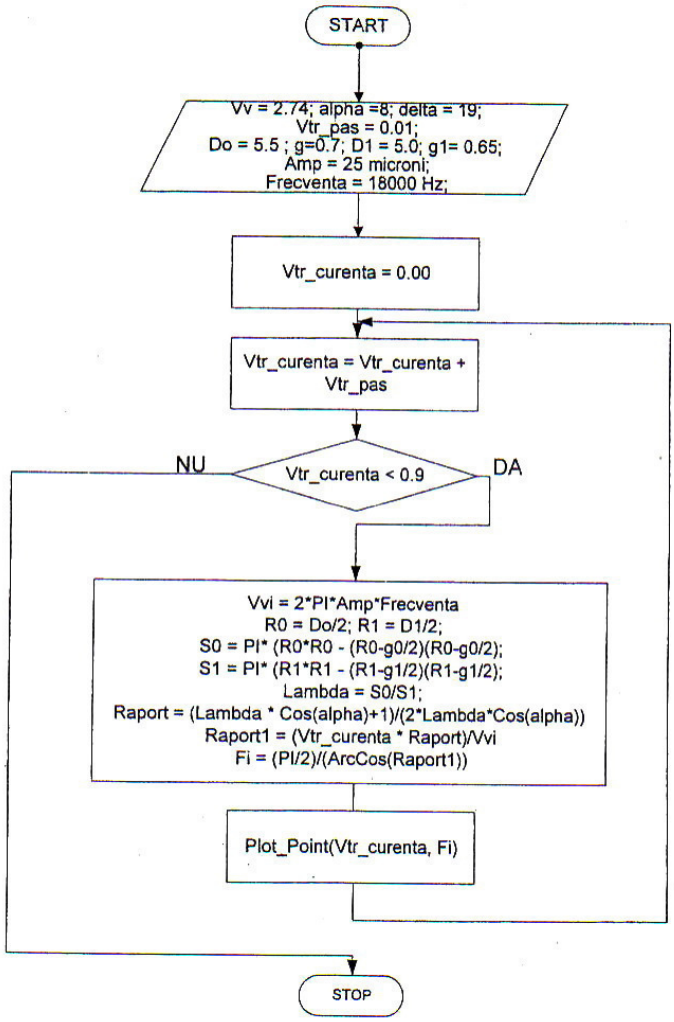


Fig. 4 – Calculation and graphical drawing algorithm of the coefficient φ variation, as a rate of drawing, v_{tr} function.

The experimental results about the influence of the rate of drawing up to the total force of drawing, obtained by S.C. Rezistoterm S.R.L. in the 10TiNiCr180 stainless steel tubes processed without inside guard drawing technology, are presented in Table 2 and Fig. 5.

The tubes processing in ultrasound field it will be realized in the next conditions: f=17.500 Hz and A=25 μm. Assuming the relation (2) it result v_v=2,74 m/s.

The relative reduction of the rate of drawing, ΔF[%], can be determined based on the relation (8). The graphical variation of the force of drawing in

UVD Technology, F^{UVD}, and of the relative reduction of the rate of drawing, ΔF[%] can be observed in Fig. 5 and 6.

Table2

Influence of the Rate of Drawing up to the Total force of Drawing, in the 10TiNiCr180 Stainless Steel Tubes Drawing Technology

Nr. crt.	Parameters of the drawing process						Force parameters			
	D_0 [mm]	g_0 [mm]	D_1 [mm]	g_1 [mm]	α [^{0}]	v_{tr} [m/s]	δ [%]	F^{TC}	F^{UVD}	ΔF [%]
1	5.50	0.70	5.0	0.65	8	0.06	19	1332	940	29.42
2	5.50	0.70	5.0	0.65	8	0.10	19	1332	986	25.97
3	5.50	0.70	5.0	0.65	8	0.13	19	1332	1052	21.02
4	5.50	0.70	5.0	0.65	8	0.16	19	1332	1106	16.96

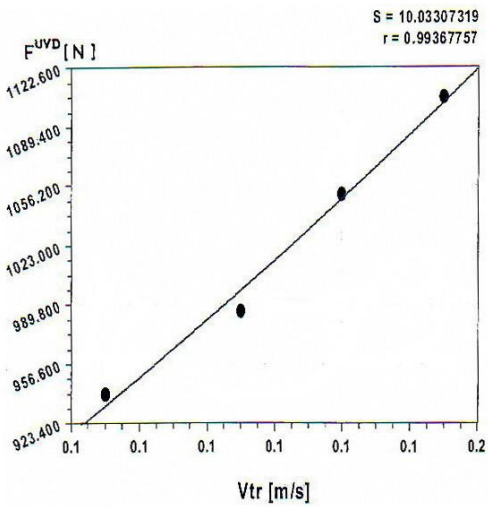


Fig. 5 – Graphical variation F^{UVD} as a function of the rate of drawing.

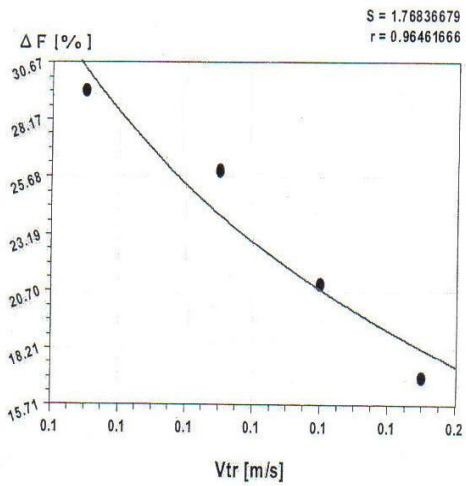


Fig. 6 – Graphical variation $\Delta F = f(v_{tr})$.

4. Conclusions

The paper presents the influence of the rate of drawing up to the total force of drawing, for the 10TiNiCr180 stainless steel tubes which were without inside guard drawn in ultrasound field/UVD Technology, when the die is placed in the antinodes of the wave oscillations and it is activated along the drawing direction and when, at the metal-tool contact surface, "the ultrasounds surface effect" or "the reduction of the metal-tool contact friction effect" takes place.

Assuming the Severdenko's model, the reduction rate of the metal-tool contact friction is given by the coefficient φ, relation (6), as a ratio v_{tr}/v_v

function. When v_v is a constant, the greater efficiency of the new technology (ΔF) is, the smaller value of the rate of drawing, (v_{tr}) is. This means that the new technology is recommended for the processing of the tubes, without inside guard, and made from metallic materials which have a strong harden by cold plastic deformation. The reduction of the drawing force (ΔF) is not a direct objective but a consequence of "the ultrasounds surface effect". It can be a technological objective "the reduction of the metal-tool contact friction effect", respectively, the hardening caused by "the ultrasounds surface effect" and all the processes, as a consequence, referring at the quality of this so processed tubes.

REFERENCES

Gavrilă B.L., *Raport de cercetare.* Anul I – proiect EURODOC, 2010.

Severdenko V.P., *Prokatkia i volocenie c ulitrazvukom.* NAUKA I TEHNICA, Minsk, 1990.

Susan M., *Deformarea metalelor prin tragere. Elemente de teoria şi tehnologia tragerii sârmelor, barelor şi ţevilor.* Ed. TEHNOPRESS, Iaşi, 2002.

Susan M., *Tragerea metaleleor cu vibraţii ultrasonice.* Edit. CERMI, Iaşi, 2008.

INFLUENŢA VITEZEI DE TRAGERE LA PROCESAREA ŢEVILOR FĂRĂ GHIDAJ INTERIOR ÎN CÂMP ULTRASONOR

(Rezumat)

Lucrarea scoate în evidenţă influenţa vitezei de tragere, (v_{tr}), la procesarea ţevilor fără ghidaj interior în câmp ultrasonor / sistem UVD, atunci când filiera este situată în maximul oscilaţiei undelor şi activată ultrasonor pe direcţia tragerii. Este cazul ţevilor procesate din materiale metalice puternic ecruisabile prin deformare plastică la rece.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PULSED LASER DEPOSITION OF Ti THIN FILMS ON CAST IRON SUBSTRATE

BY

ANCA ELENA LĂRGEANU*, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, MARICEL AGOP and MANUELA CRISTINA PERJU

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: February 14, 2011
Accepted for publication: March 28, 2011

Abstract. In this paper is present the technique of pulsed laser deposition (PLD), who change strongly from the initial light absorption in a target to the final deposition and growth of a film. One of the primary advantages of PLD is the stoichiometric transfer of material from target to a film on a substrate. The purpose of obtaining thin films by laser ablation is to improve corrosion resistance of certain materials in machine building industry. The study is based on microscopic analysis with Ti layers deposited on iron substrate using scanning electron microscope (SEM).

Key words: pulsed laser deposition, thin layers, SEM, EDX, titanium.

1. Introduction

Laser has been developed into a powerful tool in many application. It is especially useful in material processing (Metev, *et al.,* 1994). Laser possesses have many unique properties such as narrow frequency bandwidth, coherence

*Corresponding author; *e-mail*: pufankapuf@yahoo.com

and high power density. Besides, due to its high precision, reliability and spatial resolution, it is widely used in the industry for machining of thin films, modification of materials, material surface heat treatment, welding and micro patterning.

Lasers of different types found their applicability in various fields from amusement parks to guns. Main field of engineering in witch laser is applied are (http://laserul.idilis.ro) optical communications computer and integrated optics; production and diagnostics of plasma; automatic control of cars; heating materials without phase modification; melting and welding metals; vaporizing and thin layer deposition; ultra-fast photography; testing electronic components.

Apart from these, poly-component materials can be ablated and deposited onto substrates to form stoichiometric thin films. This last mentioned application of laser is the so-called pulsed laser deposition (PLD) (Chrisey *et al.,* 1994).

Pulsed laser ablation deposition (PLD) represents an efficient and low cost method for the growth of thin films of any material (Guido *et al*., 2004).

Pulsed laser deposition (PLD) is a thin film deposition (specifically a physical vapor deposition, PVD) technique where a high power pulsed laser beam is focused inside a vacuum chamber to strike a target of the material that is to be deposited. This material is vaporized from the target (in a plasma plume) which deposits it as a thin film on a substrate (such as a silicon wafer facing the target).

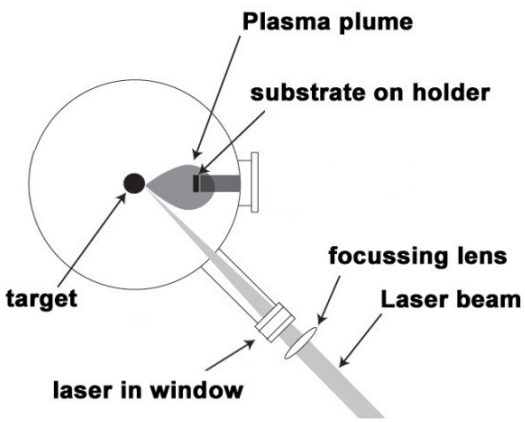


Fig. 1 – PLD deposition chamber.

This process can occur in ultra high vacuum or in the presence of a background gas, such as oxygen which is commonly used when depositing oxides to fully oxygenate the deposited films. In PLD, a large super saturation occurs on the substrate during the pulse duration. The pulse lasts around 10–40 microseconds depending on the laser parameters, (Granozio *et al.,* 2006).

2. Results and Discussions

Coating attempts using pulsed laser deposition (PLD) method and thin layers were obtained to improve corrosion resistance. For the experiment grey cast-iron was used as base material STAS 568/82, and titan as coating material.

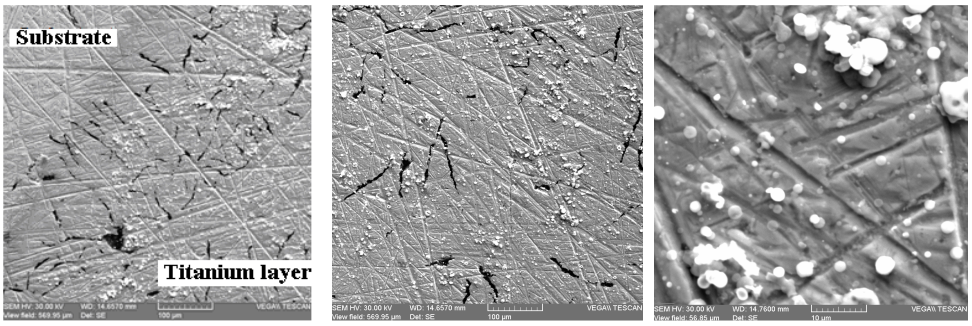
Chemical composition of base material used is presented in Table 1 and was determined with Foundry Master Spectrometer (Lărgeanu *et al.,* 2011).

Table 1
Chemical Composition of Cast-Iron, %

Material	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Cast-iron	91.8	4.50	1.54	1.03	0.62	0.14	0.096	0.057	0.148

PLD coating method conditions were established in a manner to favor TiO developing at the surface, witch is a compound with good anti-corrosive proprieties. Coating layers were studied by electronic microscopy and EDX analysis.

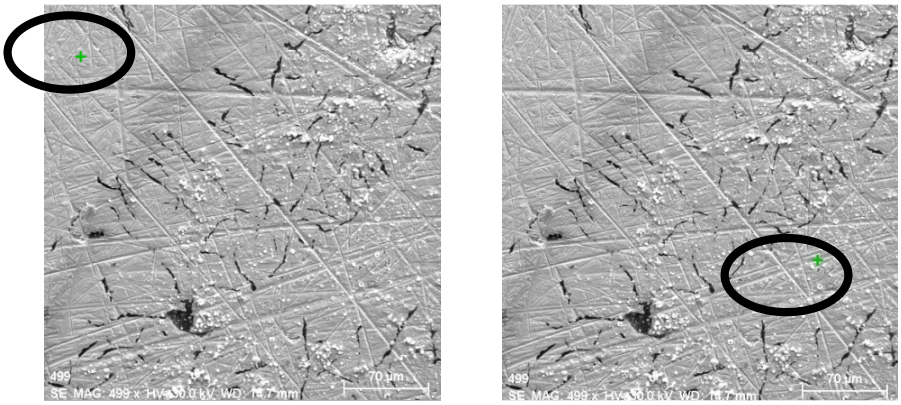
In Fig. 2 electronic microscopies are presented made with a secondary electrons detector (SE) from the surface of deposited metallic material in a nano-metric titan layer using laser ablation. Microscopy's are made at 100μm, at the border between the coating layer and the base material (Fig. 2 *a*), on the coating layer (Fig. 2 *b*) and at 10 μm (Fig. 2 *c*).



a *b* *c*

Fig. 2 – SEM micro-cracks for cast-iron sample coated with Ti nanometer layer using laser ablation: 100 μm highlighting the border between the substrate and the deposited layer (*a*), 100 μm Ti layer (*b*) and 10 μm Ti layer (*c*).

In Fig. 3 two selected points are presented, one on the sub-layer (Fig. 3 *a*) and the other on the coating layer, for witch chemical analysis will be performed with EDX.



a *b*

Fig. 3 – SEM microstructures for interest areas on witch are highlighted two points: *a* –for chemical analysis; *b* – one on the sub-layer and the other on the coating layer

Chemical analysis reveals material composition in selected points with the values in Table 2 and 3. Main elements from the sub-layer are iron, carbon, silicon, manganese and phosphorus. These elements are characteristic to substrate used cast-iron with presenting the energies spectrum.

The sub-layer is a cast-iron with a high iron percentage. Mass and atomic percents of base material elements are highlighted in Table 2.

Table 2

Chemical Composition in Selected Point From Picture 3a

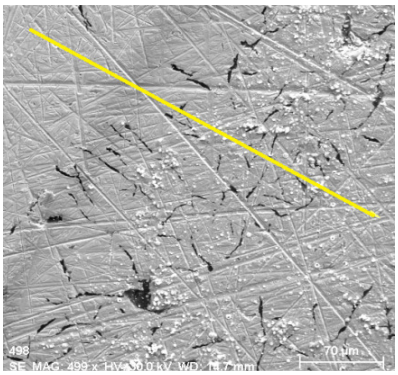
Element	norm. wt. [%]	norm. at. [%]	Error in [%]
Iron	94.14379	85.16814	2.290446
Carbon	2.217285	9.32669	0.484431
Silicon	1.898785	3.415693	0.124683
Manganese	1.052586	0.967988	0.101665
Phosphorus	0.687552	1.121493	0.064368

The point in which chemical composition was performed is selected in Fig. 3 *b*; is presenting an atomic percent of titanium and mass percent close to 3.5% and also a high mass percent of oxygen around 4.9% specific to TiO formations developed at the surface of the material covered with titanium by laser ablation.

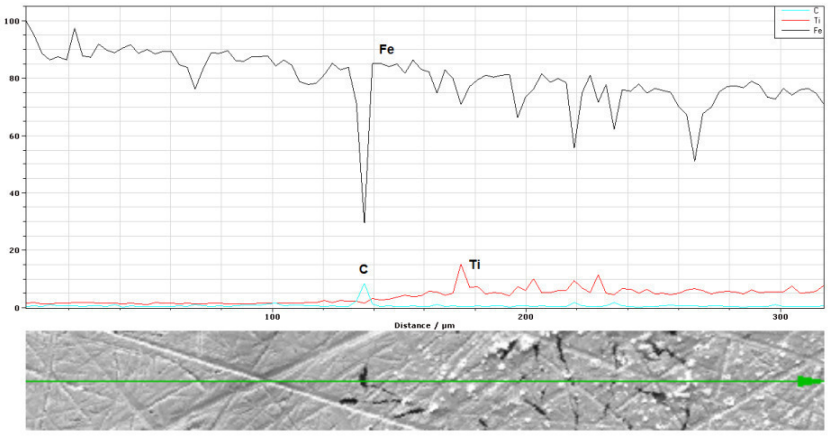
Titanium and titanium oxide superficial layer obtained by laser ablation is at nanometers scale. EDX analysis made possible elements detection: iron, manganese, silicon, elements from the substrate, identified also in the material energy spectrum.

Tabel 3
Chemical Composition in Selected Point From Picture 3 b

Element	norm. wt. [%]	norm. at. [%]	Error in [%]
Iron	87.96598	73.95346	2.227107
Oxygen	4.297309	12.61062	6.963392
Titanium	3.526408	3.457977	0.130003
Silicon	1.995947	3.336649	0.129916
Carbon	1.554777	6.077607	0.369664
Manganese	0.659581	0.563688	0.092122



a



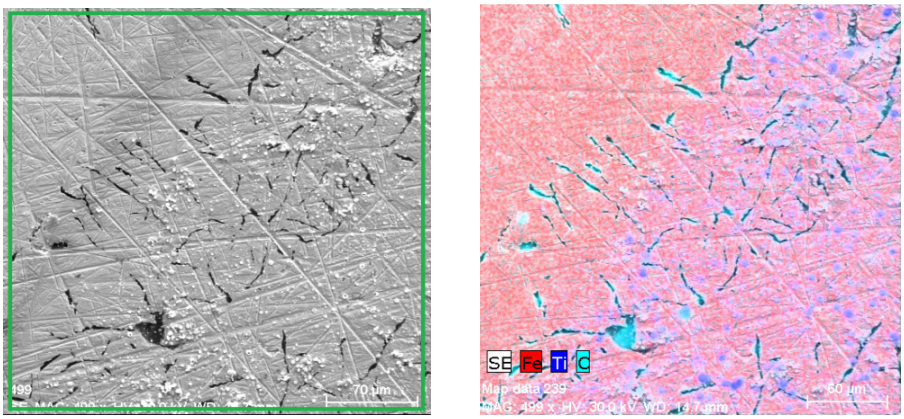
b

Fig. 4 – Chemical elements distribution titanium, iron and carbon on a selected line.

In Fig. 4 is presented chemical elements distribution titanium, iron, and carbon. Analyzed elements are marked on the images and are characterizing titanium distribution on the superficial layer surface obtained with laser ablation. On the right side of the distribution is highlighted the quality of

titanium element observing it's contribution around the big particles witch compose the deposited layer.

Chemical analysis for laser ablation obtained layer is continued by exemplifying the distribution of main chemical elements composing the layer and sub-layer by distribution of these elements on the interest selected area presented in picture 5 *a*. Element distribution iron, titanium and carbon are presented in picture 5 *b*.



a *b*

Fig. 5 – Element distribution iron, carbon and titanium on the laser ablation deposition area: *a* – selected area, *b* – main elements distribution.

We can observe, from the analysis, a good homogeneity for the coating layer with a high compactness and the participation of titanium and titanium oxide particles of small dimensions, nanometers scale, medium 1-2 µm and large 5-6 µm.

3. Conclusions

1. Laser ablation represents a special method to grow thin layers with big advantages regarding control and develop.

2. Microscopic analysis reveal crystalline structure of obtained layers with different particles with dimensions from nanometers to micrometers depending of atoms, ions and radicals species speed emitted from the target material under laser beam action.

3. Layers obtained by laser ablation are homogeneous, of small dimensions and compact, improving the material used as sub-layer from corrosion point of view, benefiting mainly of the titanium oxide layer at the surface.

REFERENCE

*** http://laserul.idilis.ro

Chrisey D.B., Hubler G.K., *Pulsed Laser Deposition of Thin Film*. John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.

Granozio F.M. *et al*., *In-situ Investigation of Surface Oxygen Vacancies in Perovskites*. Mat. Res. Soc. Proc. **967e**, (2006).

Guido D., Cultrera L., Perrone A., *The Pulsed Laser Ablation Deposition Technique: a New Deposition Configuration for the Synthesis Of Uniform Films*. Surface and Coatings Technology 180 –181, 603–606 (2004).

Lărgeanu A.E., Nejneru C., Perju M.C., Găluşcă D.G., *Thermal Conductivity Analysis for Metallic System Obtained Multiple Coating by Electro-Spark Deposition Method*. Metalurgia International, **5**, 43-46 (2011).

Metev S.M., Veiko V.P., *Laser Assisted Microtechnology*. Springer, Berlin, Heidelberg 1994.

Ursu C., *Diagnoza electrica Si optică a plasmei produsă prin ablație laser*. Ph. D. Diss., Iaşi, 2010.

DEPUNEREA PRIN ABLAȚIE LASER DE STRATURI SUBȚIRI DE Ti PE SUBSTRAT DE FONTĂ

(Rezumat)

In această lucrare este prezentat tehnica depunerii cu pulsații laser (PLD), care modifică puternic din absorbție a luminii inițială într-o țintă pentru depunerea finală şi de creştere a unui film. Unul dintre avantajele principale ale PLD este transferul stoichiometric de material de la țintă la un film pe un substrat. Scopul obținerii straturilor subțiri prin ablație laser este de a îmbunătăți rezistența la coroziune a unor materiale din industria construcțiilor de maşini. Studiul se bazează pe analiza microscopică a straturilor depuse cu Ti pe substrat de fontă, utilizând microscopul cu scanare de electroni (SEM).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

LIGHTWEIGHT MATERIALS PROPOSE FOR UPPER LIMB RECOVERY EQUIPMENT

BY

PETRONELA PARASCHIV[1*], CIPRIAN PARASCHIV[2] and NICANOR CIMPOEŞU[3]

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
[1] Faculty of Hydrotechnical Engineering, Geodesy and Environmental Engineering
[2]Grigore T. Popa University of Medicine and Pharmacy
[3] Faculty of Materials Science and Engineering

Received: February 14, 2011
Accepted for publication: March 28, 2011

Abstract. Robotic recovery systems involve usage of different materials as actuation elements, fixed structure elements, platform or other that participate at the final equipment weight. An Al-Si alloy is proposed as based material for rehabilitation equipments and analyzes by thermal and microstructural behavior point of view through dilatometer and optical microscopy techniques. Both thermal and microstructural analyses reveal a good metallic material stabilization.

Key words: upper limb recovery, lightweight materials, aluminum based alloy.

1. Introduction

The field of stroke rehabilitation is changing and improving rapidly based on the electronically equipments evolution. One major recent change in

*Corresponding author; *e-mail*: nicanornick@yahoo.com

clinic recovery especially of upper and inferior limbs is the increasing availability of robotic applications for rehabilitation.

Clinicians hear about robotic applications from articles in clinical journals, vendors anxious to sell products, news coverage of amazing recoveries attributed to a new device, with more expected results by patients searching for a miracle cure, and other rehabilitation professionals.

Rehabilitation processes seeks to develop strategies compensatory as well as to induce neural plasticity and recovery. Robotics is a tool that can be used for both these goals— to assist and for individual in activities of daily living or to assess and provide therapy for that individual. This article is a critical review of the clinically relevant literature that addresses robotic applications in the assessment and treatment of post-stroke upper limb motor dysfunction.

A variety of neuro-rehabilitation strategies have been used in the design of systems for robotic rehabilitation. For instance, repetitive movement training, or massed practice, and explicit learning paradigms are used by most current robotic systems for therapy. Robotic rehabilitation protocols incorporating neuro-rehabilitation strategies such as bilateral training, implicit training, feedback distortion, and functional task paradigms are in development at this time.

It is important to incorporate motor learning principles into the design of any rehabilitation program and to consider new metallic materials for fixed parts with lightweight properties to improve the dispositive control, utilization and effect. Although there is a body of literature regarding motor learning principles in individuals without neurological impairment, little research has been conducted to determine the materials properties that can help and optimize the post-stroke motor recovery.

Most existing rehabilitation robots use a massed practice approach and an explicit learning paradigm, specifically a target endpoint or path shaping task; these assumptions being largely based on research conducted with the MIT-Manus robot demonstrating that repetitive, goal-directed, robot-assisted therapy can improve clinical outcomes (Aisen *et al.,* 1997; Volpe *et al.,* 1999; Volpe *et al.,* 2000; Krebs *et al.,* 2000).

As pointed out in different reviews (Krakauer *et al.,* 2005; Krakauer 2006) few rehabilitation robots designed for post-stroke rehabilitation make use of other motor learning strategies, despite research suggesting that alternate paradigms induce better post-stroke rehabilitation outcomes.

It has been found that implicit learning paradigms may result in greater learning effects than explicit models (Pohl *et al.,* 2006; Patton *et al.,* 2004). Implicit learning refers to skill acquisition without awareness or not directed on a conscious level; this is in contrast to explicit learning that refers to skill acquisition that is self or other directed (Cleeremans, 2003). To give

an example the implicit learning way may be incorporated into a robotic rehabilitation program by programming the target training movements into a game or other such virtual environment that the patient may explore. Other researchers found that action observation and imitation (Buccino *et al.,* 2006) and contextual interference (Hanlon, 1996) may enhance retention of post-stroke training.

The literature concerning action observation and imitation shows that robotic applications would be most successful if learning goals were demonstrated to patients first. It has been suggested that amplifying movement errors generated by patients while they train may result in greater rehabilitation gains than the more common strategy of assisting patients to move in the correct direction (Patton *et al.,* 2006). So in this manner one error magnification paradigm induces a patient's limb to actively move in a particular trajectory by perturbing the limb in the direction opposite that of the desired trajectory. The subject counters the perturbing force in order to move in a straight line the affected member. Then, when the perturbing force is unexpectedly removed, the subject will move along the desired trajectory, this procedure is known as a neuromuscular after-effect. In one clinical study involving a group of persons 7 out of 10 individuals with post-stroke hemi-paresis who were tested demonstrated retention of such corrections for at least two hours after experiencing error magnified attempts (Patton *et al.,* 2006).

A lightweight material based on aluminum and silicon chemical elements is propose for upper limb recovery system as structural fixed elements and analyzed by thermal and microstructural properties point of view.

2. Experimental Details and Results

Aluminum based alloys are considered a proper solution in medical rehabilitation process especially for upper limb member pointing the influence of the system mass and weight. An Al-Si based alloy, with chemical composition presented in Fig. 1, is propose for active support elements of the equipment to reduce the weight and for very good material properties. In this study the material behavior at heating, through dilatometer procedure, analysis and microstructure investigation by optical means were realized. For thermal investigation was used a Linseis 75 dilatometer using a 5 K/min heating rate from room temperature (RT) to 250°C.

First the material was chemical analyzed using a mass spectrometer type Fouundry-Master with aluminum and silicon bases. Reduce percentages of iron, copper and zinc is also in the alloy composition most of them by melting process and by the elements used to obtain the alloy but with good influence of all these elements on the material properties.

Foundry-Master 01J0013 Optik 01J0013
Sample : aluminiu piesa
Alloy : AL_000 Mode :PA 2/26/2008 10:16:10 AM

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
1	82.5	13.1	0.772	1.92	0.221	0.143	0.836
Average	**82.5**	**13.1**	**0.772**	**1.92**	**0.221**	**0.143**	**0.836**

	Cr	Ni	Ti	Be	Ca	Li	Pb
1	0.0177	0.0817	0.0309	< 0.0001	0.0031	< 0.0001	0.116
Average	**0.0177**	**0.0817**	**0.0309**	**< 0.0001**	**0.0031**	**< 0.0001**	**0.116**

	Sn	Sr	V	Na	Bi	Zr	B
1	0.0986	< 0.0001	0.0065	0.0036	< 0.0050	0.0044	0.0006
Average	**0.0986**	**< 0.0001**	**0.0065**	**0.0036**	**< 0.0050**	**0.0044**	**0.0006**

	Ga	Cd	Co	Ag
1	0.0090	0.0021	< 0.0030	0.0029
Average	**0.0090**	**0.0021**	**< 0.0030**	**0.0029**

Fig. 1 – Chemical composition of Al-Si alloy.

The sample tested at temperature variation was made form of two geometrical shapes, the main structural elements in a rehabilitation system are usually cylindrical or parallelepiped, presented in Fig. 2 to follow the material behavior under thermal conditions respecting the plan conditions.

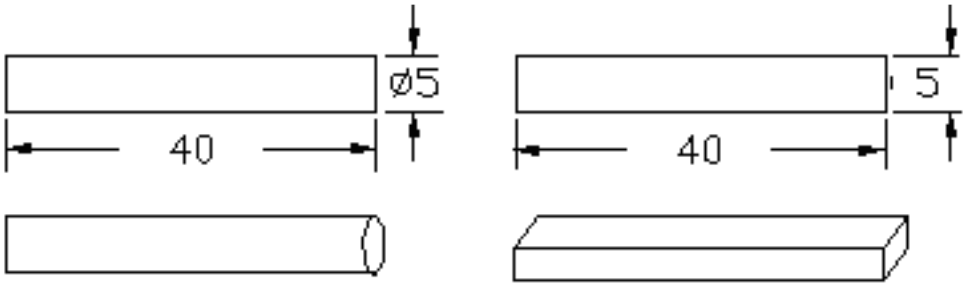


Fig. 2 – Sample sketch of the Al-Si material used in dilatation tests.

The sample experimental dimensions here 40.59 mm long and 50.6 mm width using a 5 K/min temperature rate. In table 1 inside oven and sample temperature are establish by free observation of the dilatometer equipment from 1 minute to another determining a “in situ” thermal conductivity of the material. The equipment is based on two temperature sensors that register the temperature on the sample and inside the furnace.

Table 1
Temperature Variation of a Metallic Sample and the Oven in a Dilatometric Test Realized on a Linseis Equipment

Time [min]	Sample Temperature [°C]	Oven temperature [°C]	Time [min]	Sample Temperature [°C]	Oven temperature [°C]
0	22	27	**21**	233.8	326
1	23.2	57,6	**22**	244	333
2	24.7	83,4	**23**	250	340
3	27.6	112,5	**24**	262	349
4	33.9	141,6	**25**	270	357
5	41.3	171,6	**26**	279	367
6	51.4	195,6	**27**	288	376,8
7	61.2	215,6	**28**	297	386
8	73.1	234,4	**29**	306	396
9	87.4	250	**30**	317	405
10	100.2	262	**31**	326	414
11	118.5	270	**32**	337	427
12	130	279	**33**	345	431
13	144.7	285	**34**	348	435
14	164.6	295	**35**	352	436
15	174.6	300	**36**	356	426
16	188.4	305,3	**37**	361	409
17	192.7	308	**38**	**367**	**367**
18	201.6	310	**39**	358	341
19	216.8	315	**40**	343	320
20	226	321	**41**	332	301

The thermal variations exhibit a reduce transfer of heat at the beginning with more than 140°C differences between the oven temperature and the sample fact that create a thermal inertia of the sample temperature reaching a maximum 367°C temperature that was not propose for the experiment having no research interest in this field of applications. The equipment function is based on reaching a propose temperature of the sample and paying respect for his properties the oven temperature must increase less or more to achieve that goal.

In Fig. 3 are presented the oven and sample temperatures variation in time including a cooling domain. The metallic material behave classic with no internal state modifications facts that increase the thermal stability properties of these cheap to prepare materials that can be used as connection elements in any lightweight structure. Having a thermal behavior characterization of a metallic material this can be easily controlled in any structural activity at any room or environment temperature.

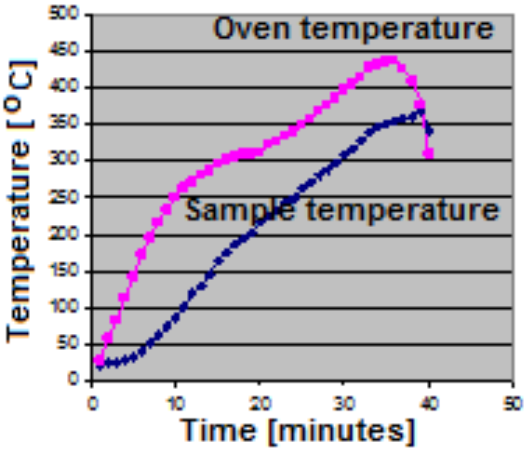


Fig. 3 – Heating of Al-Si alloy graph.

In Fig. 4 a dilatometer result is presented concerning the dimensional variation of an Al-Si alloy during a thermal variation process. Dimensional the material behaves very small modifications especially in 22 to 75ºC temperature range with values between 0.5 and 1.5 µm. for higher temperatures the Al-Si alloy dilatation increase reaching a 180.3 µm value.

The material microstructure after mechanical working operations like debiting, forging, heat treatment apply on the material for a finite element obtaining is presented in Fig. 5. Microstructure was reveal through optical microscopy after mechanical brazing of the material and a Regal water solution chemical attack.

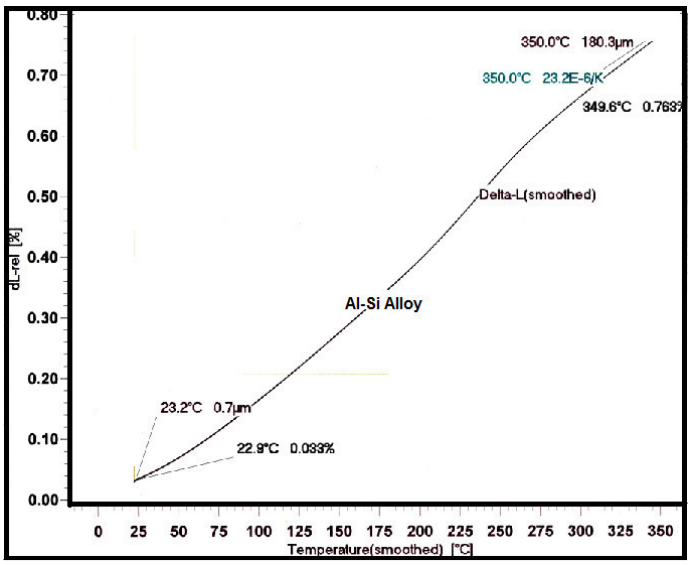
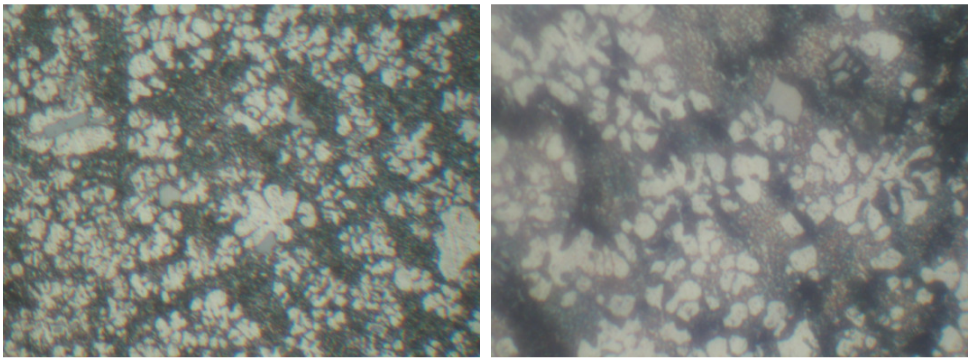


Fig. 4 – Dilatometer result on a Al-Si alloy.



a *b*

Fig. 5 – Optical microstructure images of Al-Si alloy in: *a* – middle sample area and *b* – border sample area for a 500x image amplification.

The microstructural analyze was realized in the middle of the final prepared piece and on the border to compare eventual modifications of the sample. The microstructure are similar and characterize the microstructural stability of the propose material after different mechanical working operations.

3. Conclusions

Robotic rehabilitation systems gain more and more space on clinical procedures for recovery actions of different human body parts and an important aspect is the system weight. A lightweight material based on aluminum with great corrosion resistance, nice thermal properties and microstructural stability after different processing operations is propose to be used as fixed elements in recovery equipments.

REFERENCES

Aisen M.L., Krebs H.I., Hogan N., McDowell F., Volpe B.T., *The Effect of Robot-Assisted Therapy and Reha-Bilitative Training on Motor Recovery Following Stroke*. Arch Neurol., **54**, 443–446 (1997).

Buccino G., Solodkin A., Small S.L., *Functions of the Mirror Neuron System: Implications for Neurorehabilitation*. Cogn Behav Neurol., **19**, 55–63 (2006).

Cleeremans A., *Implicit Learning. In: Nadel L, ed. Encyclopedia of Cognitive Science.* London: Nature Publishing Group, 2003.

Hanlon R.E., *Motor Learning Following Unilateral Stroke*. Arch. Phys. Med. Rehabil., **77**, 811–815 (1996).

Krakauer J.W., *Arm Function after Stroke: from Physiology to Recovery*. Semin. Neurol., **25**, 384–395 (2005).

Krakauer J.W., Motor *Learning: it's Relevance to Stroke Recovery and Neurorehabilitation.* Curr Opin Neurol., **19**, 84–90 (2006).

Krebs H.I., Volpe B.T., Aisen M.L., Hogan N., *Increasing Productivity and Quality of Care: Robot-Aided Neuro-Rehabilitation.* J. Rehabil Res. Dev., **37**, 639–652 (2000).

Patton J.L., Stoykov M.E., Kovic M., Mussa-Ivaldi F.A., *Evaluation of Robotic Training Forces that Either Enhance or Reduce Error in Chronic Hemiparetic Stroke Survivors.* Exp. Brain. Res., **168**, 368–383 (2006).

Patton J.L., Kovic M., Mussa-Ivaldi F.A., *Custom Designed Haptic Training for Restoring Reaching Ability to Individuals with Poststroke Hemiparesis*. J Rehabil Res. Dev., **43**, 643–656 (2006).

Patton J.L., Mussa-Ivaldi F.A., *Robot-Assisted Adaptive Training: Custom Force Fields for Teaching Movement Patterns.* IEEE Trans. Biomed. Eng., **51**, 636–646 (2004).

Pohl P.S., McDowd J.M., Filion D., Richards L.G., Stiers W., *Implicit Learning of a Motor Skill after Mild and Moderate Stroke.* Clin Rehabil., **20**, 246–253 (2006).

Volpe B.T., Krebs H.I., Hogan N., Edelstein O.L., Diels C., Aisen M., *A Novel Approach to Stroke Rehabilita- Tion: Robot-Aided Sensorimotor Stimulation.* Neu- Rology., **54**, 1938–1944 (2000).

Volpe B.T., Krebs H.I., Hogan N., Edelsteinn L., Diels C.M., Aisen M.L., *Robot Training Enhanced Motor Outcome in Patients with Stroke Maintained Over 3 Years.* Neurology., **53**, 1874–1876 (1999).

MATERIALE UŞOARE PROPUSE PENTRU REALIZAREA UNUI ECHIPAMENT DE REFACERE A MEMBRULUI SUPERIOR

(Rezumat)

Sistemele de recuperare robotice implică utilizarea a diferite materiale sub formă de elemente de actuație, platforme de susținere, elemente structural fixe sau alte elemente ce contribuie împreună la greutatea finală a echipamentului. Un aliaj pe bază de Al-Si este propus pentru realizarea elementelor principale ale echipamentelor de reabilitare şi analizat din punct de vedere al comportamentului termic şi microstructural prin tehnici de analiză de dilatometrie şi microscopie optică. Atât analizele termice cât şi cele microstructurale prezintă o stabilitate foarte bună a materialului metalic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

OBTAINMENT OF Fe-Mn-Si-Cr-Ni SMAs BY POWDER METALLURGY

BY

BOGDAN PRICOP*, NICOLETA MONICA LOHAN and LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: February 14, 2011
Accepted for publication: March 28, 2011

Abstract. By means of scanning electron microscope (SEM) and x-ray diffraction (XRD) the texture evolution and microstructural changes of a Fe-14Mn-6Si-9Cr-5Ni (%) powder was observed. After sintering the powder, the samples obtained were hot rolled at 1370 K followed by XRD measurement to identify the presence of ε martensite. The samples were ring formed and tested for shape memory effect (SME) varying the applied temperature.

Key words: Fe-Mn-Si-Cr-Ni, shape memory alloy, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, powders.

1. Introduction

Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloys produced by classical metallurgy based on melting, alloying and casting present several technological drawbacks such as: compositional segregation, difficult incorporation of Si into melt, manganese loss on melting and heat treatment, time consuming chemical composition homogenization, cooling contraction during solidification and quenching, tempering embrittlement, etc. (Berns *et al.,* 2008).

*Corresponding author; *e-mail*: pricopbogdan@ymail.com

A solution to avoid most of these problems could be powder metallurgy (PM) which has been successfully applied to other SMAs such as Ti-Ni or to Cu base alloys (Suzuki *et al.,* 1998). Assuming that most of the difficulties in preparing grain refined microstructures of Fe-Mn-Si-Cr-Ni SMAs with homogenous structure can be eliminated by mechanical alloying (MA) (He *et al.,* 2006), it is expected that one of its effects on PM Fe-Mn-Si-Cr-Ni SMAs would consist in increasing the solid-state solubility of alloying elements into Fe matrix (Hightower *et al.,*1997).

The Fe based SMAs have a good workability and reasonable low cost of production. The alloys are suitable for constrained recovery applications (Proft *et al.,* 1990), such as pipe joints (Kajiwara *et al.,* 2003) and rail couplings (Sato *et al.,* 2006). Considering the applications the present authors developed a Fe based SMA with the nominal composition Fe-14Mn-6Si-9Cr-5Ni to be used for pipe joints.

2. Experimental Procedure

Powder mixtures with nominal composition Fe-14Mn-6Si-9Cr-4Ni were prepared in tubular blender under protective atmosphere, from commercial powders. The obtained powders were then pressed and sintered at 1390 K, under cracked ammonia (75 % N_2 + 25 % H_2) followed by hot rolling at 1370 K (Pricop *et al.,* 2010).

The obtained specimens were analyzed by optical microscopy (OM), X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM). The optical micrographs were obtained with a MEIJI TECHNO IM7200 microscope that features an Evolution VF cooled color camera. XRD patterns were recorded on a BRUKER AXS D8 Advance diffractometer with Cu Kα and EVA software. SEM observations were done on a SEM – VEGA II LSH TESCAN scanning electron microscope, coupled with an EDX – QUANTAX QX2 ROENTEC detector and on a FEI Quanta 200 3D dual beam device.

For optical microscopy, the specimens were carefully grounded and polished and then etched with acetic glyceregia (1 ml HCl + 10 ml acid acetic + 5 ml HNO_3 + 2 drops of glycerin).

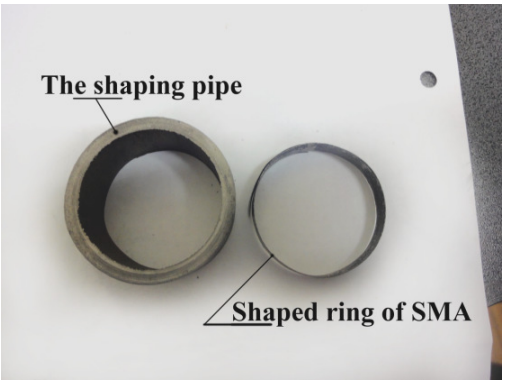
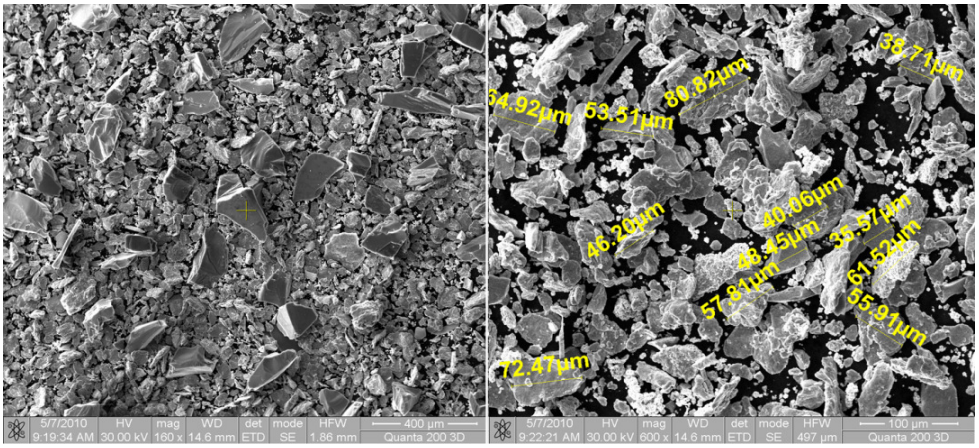


Fig. 1 – The shape setting device used for ring forming.

The hot shape imprinted to the hot rolled samples was obtained with a sectioned pipe with the same diameter as the pipes that will be joined, Fig. 1.

3. Results and Discussion

Typical aspects of as blended Fe-Mn-Si-Cr-Ni powders are presented in Fig. 2. It can be observed from Fig. 2 *a* that the Si particles, the big grey grains, are relatively big in size as compared to the other particle, meaning that the these particles were not very well milled. Fig. 2 *b* presents a few grain measurements with the average size of grains 58 μm.



a *b*

Fig. 2 – SEM micrographs of Fe-14Mn-6Si-9Cr-5Ni (%) powder: *a* – representative micrograph; *b* – detail with grain measurement.

The XRD patterns of the obtained powders listed in Fig. 3 presents the diffraction maxima of the constituent elements.

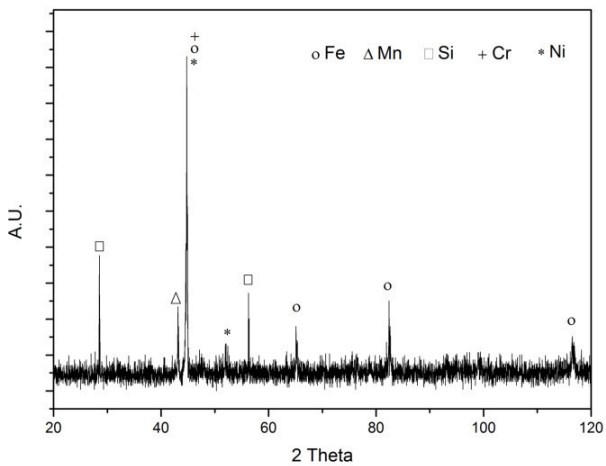


Fig. 3 – XRD patterns of Fe-14Mn-6Si-9Cr-5Ni (%) powder with element identification.

After sintering and hot rolling a sample was prepared for optical microscopy. Its typical aspect is presented in Fig. 4.

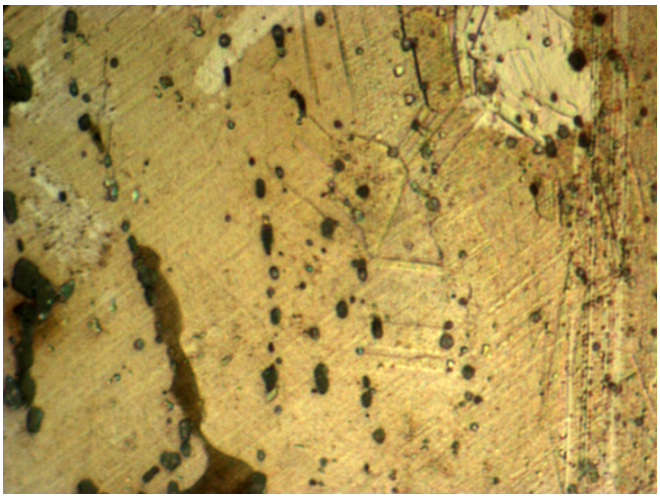


Fig. 4 – Optical micrograph of Fe-14Mn-6Si-9Cr-5Ni (%) hot rolled sample.

The general aspect of the sample consists in twins and dislocations situated throughout the surface. As an effect of applying solid solution heat treatment obvious structural changes were noticed as a function of maintaining temperature. These effects are illustrated in Fig. 5 by means of XRD patterns.

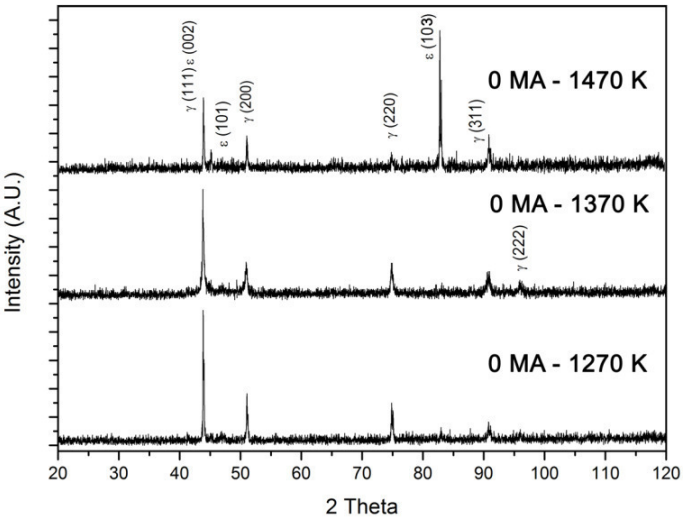
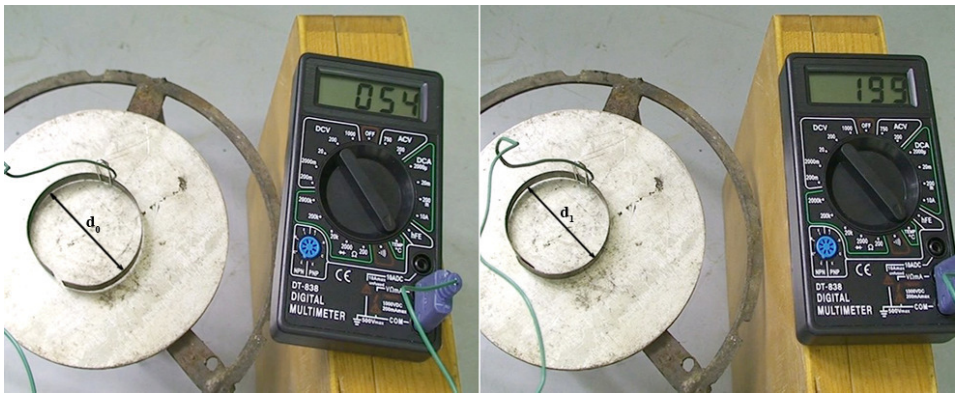


Fig. 5 – XRD patterns of the hot rolled samples that were subjected to three solution treatment temperatures, 1270 K, 1370 K and 1470 K.

The solution treated sample at 1270 K contains a large amount of austenite, γ phase, on the planes (111), (200), (220) and (311) and only small amount of ε martensite. With temperature increasing at 1370 K new austenite maxima appeared on the chart on (222) plane. Increasing furthermore the temperature at 1470 K the amount of γ phase diminished and another maxima appeared at (103) plane that was attributed to ε phase. So far the solution treatment at 1470 K produced the highest quantity of martensite and for that reason the further samples will undergo the same solution treatment temperature.

The samples were next ring formed with the device presented in Fig. 1 and subjected to a series of heating cycles in order to determine the EMF of the alloy, as shown in Fig. 6.



a *b*

Fig. 6 – Illustration of EMF on Fe-14Mn-6Si-9Cr-5Ni (%) ring shaped sample: *a* – the ring at the beginning and *b* – at the end of heating.

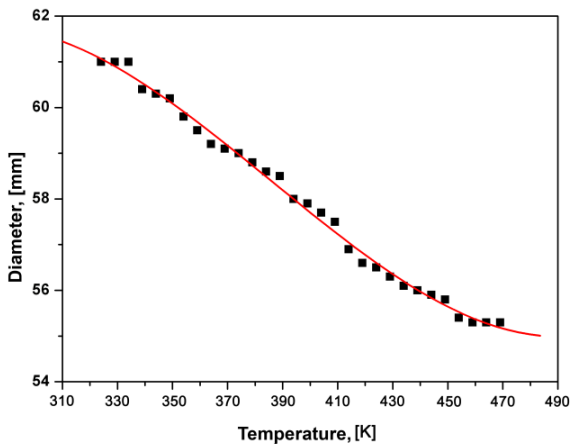


Fig. 7 – Variation of ring shaped sample inner diameter in regard to temperature.

The inner diameter of the shaped ring started from 61.4 mm and ended at 55 mm at the end of the heating cycle as presented in Fig. 7, this clearly shows that with a 10,42% reduction the ring is capable of joining two pipes together.

4. Conclusion

Commercial powders with nominal composition Fe-14Mn-6Si-9Cr-5Ni(%) were investigated. After pressing and sintering under cracked ammonia at 1390 K, followed by hot rolling at 1470 K the samples were investigated from the point of XRD and SEM. SME was tested with the ring shaped samples by heating cycles.

After the investigations were complete the following conclusion were drawn:

- from the XRD and SEM investigation appeared that the powder had a homogenous composition;
- after solution treatment at different temperature a conclusion was made that the use of 1470 K temperature was more favorable than the other temperature used, by applying it we have obtained a large quantity of ε martensite.
- the test on SME was conclusive, we've obtained a 10,42% contraction and therefore the ring can support the pipe coupling.

Acknowledgements. This paper was realized with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" Project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

Berns H., Theisen W., *Ferrous Materials*. Steel and Cast Iron, Springer, 190-198, 378-380, 397-399 (2008).

He Q., Jia C., J. Meng, Mat. Sci. Eng. A, 428 314 (2006).

Hightower A., Fultz B., Bowman R.C.Jr., J. Alloy Compd. 252 238 (1997).

Kajiwara S., Baruj A., Kikuchi T., Shinya N., Proc. SPIE 5053 (2003) 250.

Pricop B., Söyler U., Comaneci R.I., Özkal B., Bujoreanu L.G., Physics Procedia, **10,** 125–131 (2010).

Proft J.L., Duerig T.W., in: T.W. Duerig, K.N. Melton, D. Stöckel, C.M. Wayman (Eds.), *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*. Butterworth Heinemann, London, 115–129 (1990).

Sato A., Kubo H., Maruyama T., Mater. Trans. **47**, 571 (2006).

Suzuki Y., *In Shape Memory Materials*. Otsuka K., Wayman C.M., (Eds.), Cambridge, 145-147 (1998).

OBȚINEREA UNOR ALIAJE Fe-Mn-Si-Cr-Ni
CU MEMORIA FORMEI PRIN TEHNOLOGIA PULBERILOR

(Rezumat)

Cu ajutorul microscopului cu scanare electronică şi difracției de raze X au fost investigate textura precum şi modificările microstructurale ale unor pulberi având compoziția nominală 14Mn-6Si-9Cr-5Ni (%). După sinterizare, probele obținute au fost laminate la cald, la 1370 K, după care a fost realizată din nou difracție de raze X pentru a putea pune în evidență prezența martensitei ε. Probele au fost deformate la cald cu ajutorul unui dispozitiv cilindric pentru a se putea imprima forma caldă în vederea testării efectului de memoria formei prin ciclări termice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 1, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ORTHOSIS „COMARNA” – CALCULATION OF THE SHEAR RIVETS

BY

ADY RANCEA*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Department of Physical Education and Sports

Received: February 3, 2011
Accepted for publication: March 28, 2011

Abstract. The paper shows the calculation model of the shear rivets of an original orthosis „Comarna” type.

Key words: biomechanics, rivets, orthosis, tendon.

1. Introduction

Orthosis is being used for the recovery of the Achilean tendon after surgical treated injury. „Comarna” orthosis was used for the first time in 2007 by Bogdan Dimitriu for the recovery of a patient from the village with the same name.

It must be said that designing of this type of devices is being done mainly to be light, rigid and to ensure a controlled mobility. These devices are used for the recovering of patients in the hospitals, in the fitness rooms, at the based sports clubs and at by home users.

*Corresponding author; *e-mail*: rancea_ady_2008@yahoo.com

2. Model

So while walking and at rest, patient's weight is taken by rivets, a hinge plate that secures the arm and its axis (Buzdugan *et al.*, 1980; Budescu 2005; Denischi *et al.,* 1989; Drăgulescu *et al.,* 1993). These elements are submitted to shear forces Fig. 1.

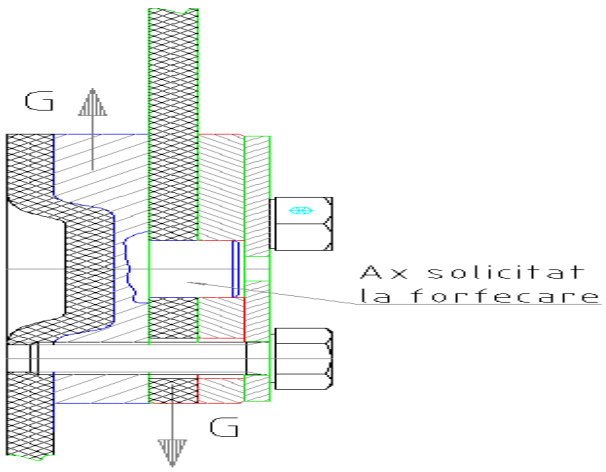


Fig. 1 – Scheme application shear axis (Rancea, 2011).

Shaft diameter is determined from the condition that the shear stresses are lower than allowable shear strength of the material.

$$\tau_f = \frac{G \cdot \psi}{\frac{\pi}{4} \cdot d_{ax}^2} \leq \tau_{af}, \quad [\mathrm{N/mm^2}] \tag{1}$$

where:

ψ = 1.8 is a factor of impact;
τ_{af}= 0,2 $R_{p0,2}$ N/mm^2- allowable shear strength of the material;
d_{ax} = diameter of rotating shaft (mm);
G = static force acting on the shaft, taken as the weight of the patient.

$$d_{ax} = \sqrt{\frac{G \cdot \psi}{\frac{\pi}{4} \cdot \tau_{af}}}, \quad [\mathrm{mm}] \tag{2}$$

2.1. Calculation of the Shear Rivets on Share Stress

Riveted joints are part of the orthosis, and functions as a couple of 5 class type that enables the controlled rotation of angle of the arms (Buzdugan *et al.,* 1980; Budescu 2005; Denischi *et al.,* 1989; Drăgulescu *et al.,* 1993).

The calculus total static shear strength is given by the patient's weight.

Total dynamic shear force is given by:

$$F_{df} = \psi \cdot G, \qquad [\mathrm{N}] \tag{3}$$

The constructive solutions consists in a number of 4 rivets that secure the hinge plate subsequently the share force by rivet becomes:

$$T = F_{df} / 4, \qquad [\mathrm{N}] \tag{4}$$

Shear stress of the rivet must be less than the allowable shear tension.

$$\tau = \frac{T}{A} \leq \tau_{af}, \qquad [\mathrm{N}] \tag{5}$$

$$A = \frac{\pi \cdot d^2_{riv}}{4}, \qquad [\mathrm{mm}^2] \tag{6}$$

where:

A is the sectional area mm^2 rivet;

τ_{af} = 22 N/mm^2 - voltage is allowable shear for aluminum;

d_{riv} = rivet diameter is mm.

Rivet diameter is given by:

$$d_{riv} \geq \sqrt{\frac{4 \cdot T}{\pi \cdot \tau_{af}}}, \qquad [\mathrm{mm}] \tag{7}$$

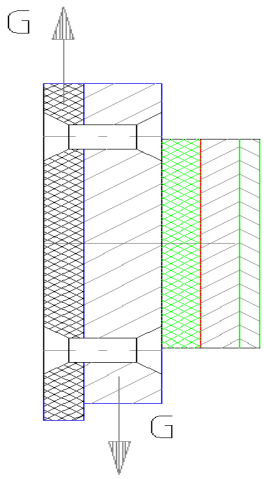
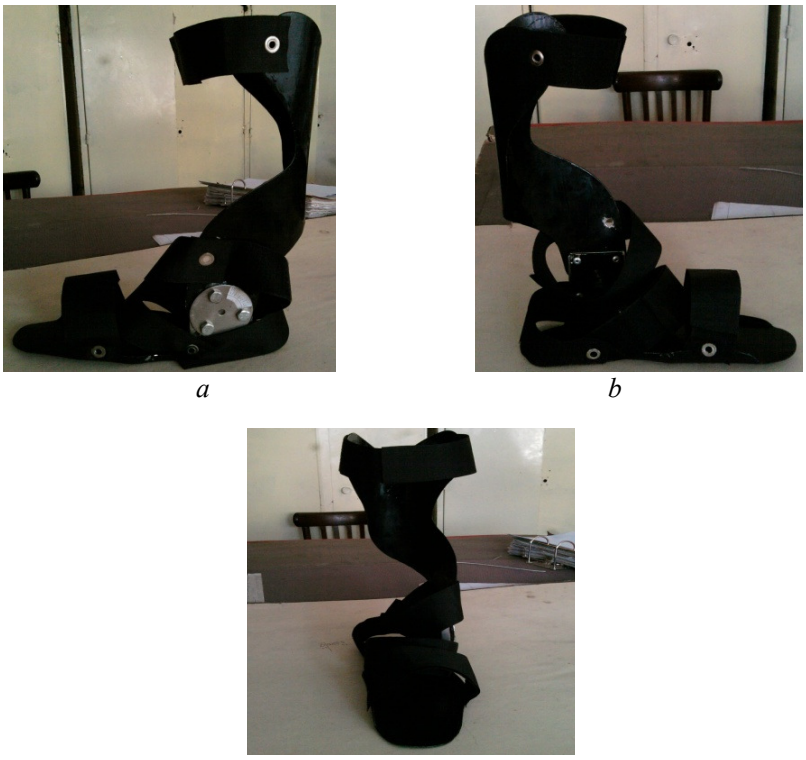


Fig. 2 – Scheme application shear rivets.

Orthosis „Comarna” resulting from the design and implementation is shown in Fig. 3.



a *b* *c*

Fig. 3 – Images Comarna orthosis: *a* – right side view; *b* – left lateral view; *c* – front view.

3. Conclusions

The standard SR EN 13291:2007 (EN 132921:2007) „Individual protection equipment. Ergonomic principles" is a guide related to the ergonomic characteristics of such products. Among the things that must be taken in consideration we are mentioning:

– „Comarna" orthosis ensures the protection against specified risks and is from an ergonomically point of view proper for the provided utilization;

– „Comarna" orthosis allows making specifically movements

– „Comarna" orhosis achieves adaptability and maintaining on the body: adjustment, stability of adjustments

– „Comarna" orthosis doesn't causes rashes and discomfort;

– the orthosis doesn't make worst the biomechanically characteristics: weight distribution, inertial forces distribution on the human body, limitation or stopping movements, abrasion or compression on teguments and muscles, raising of vibration;

– the orthosis isn't a stress factor for the patient.

REFERENCES

Budescu E., Iacob I., *Bazele biomecanicii în sport*. Ed. Univ. „Alexandru Ioan Cuza", Iaşi, 2005.

Buzdugan Gh., *Rezistenţa materialelor*. Ed. Tehn., Bucureşti, 1980.

Denischi A., Marin, I.G., Antonescu, D., Petrescu, L., *Biomecanica*. Ed. Academiei, Bucureşti, 1989.

Drăgulescu D., Toth Taşcău M., *Elemente de inginerie mecanică*. **I-II**, Ed. Univ. Tehn. Timişoara, 1993.

Rancea A., *Orteza „Comarna" pentru recupararea traumei pe tendonul lui Ahile post traumatic*. Ed. Univ. Tehn. „Gh. Asachi" Iaşi, Referat, *3,* Teză de doctorat, 2011.

ORTEZA „COMARNA"- CALCULUL DE DIMENSIONARE LA FORFECARE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă modelul de calcul al niturilor la solicitarea de forfecare a unei orteze originale tip „Comarna".

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH.ASACHI", IAŞI

Tomul LI (LV)

Fasc. 2

Secția

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2005

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng Nicolae Badea, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng Ion Giurma, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Vice-Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Managing Editor of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng. Dan Găluşcă, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering

Managing Editor of the *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
Assoc. prof. dr. eng. Iulian Ioniță, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Scientific secretary of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*

Prof.univ.dr.eng. Yuri A. Burennikov, Vinnitsia State Technical University, Ukraine
Prof.univ.dr.eng. Borivoje Mišković, Yugoslav Association of Metallurgical Engineers, Belgrad, Serbia-Muntenegru
Prof.univ.dr.eng. Paolo Nanni, Universita degli Studi da Genova, Italy
Prof.univ.dr.eng. Strul Moisa, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel
Prof.univ.dr.eng. Corneliu Munteanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Constantin Baciu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Luchian Zaharia, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Ioan Carcea, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Adrian Dima, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Ioan Alexandru, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc.prof.dr.eng. Leandru Gheorghe Bujoreanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Ioan Rusu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Gheorghe Bădărău, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Petrică Vizureanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania

Editorial Secretary of the *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
Assoc.prof.dr.eng. Gheorghe Bădărău, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LI (LV) 2005

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

DIMA, A., IONITA, I., BADARAU, GH. - AURELIAN I.SIMIONESCU (1923-2004)	1
GALUSCA, D.G., IONITA, I., BADARAU, GH. - CONSTANTIN C. CIOCHINA (1923-2004)	3
SEGAL, L., CIOBĂNAŞU, G. - RAPID PROTOTYPING: AN EFFECTIVE TOOL OF THE ENGINEERING DESIGN PROCESS	7
PALIHOVICI, V., GOANTA, V., GRIMBERG, R., SAVIN, A., STEIGMANN, R., ANDREESCU, A. - PROBABILISTIC MODEL FOR FATIGUE ACCUMULATION IN SUPERCONDUCTOR MAGNETS FROM ITER REACTOR	15
GHIMBĂŞEANU, I., PAŢACHIA, S. - PROGRAMME OF DATA ACQUISITION FOR DETERMINING THE VARIATION OF THE ELECTRICAL RESISTANCE OF A SEMICONDUCTOR MATERIAL, WITH THE TEMPERATURE	23
TÂRCOLEA, M., CIUCĂ, S., VLĂSCEANU, D. - AN ANALYTICAL MODEL FOR HOLLOW TUBE DRAWING	29
ALEXANDRU, A., IACOB STRUGARU, S., ALEXANDRU, I., CIOBANU, L., TANASUCA, S. - COMPUTERIZATED QUANTITATIVE MICROGRAPHICAL ANALYZE OF DEPOSED LAYERS BY ELECTRICAL DISCHARGE IN IMPULSE ON AN HIGH ALLOYED TOOLS STEEL	35
ANGHEL, A., BUJOREANU, C. - CONTRIBUTIONS CONCERNING VIRTUAL INSTRUMENTATION IN DATA AQUISITION AND ANALYSIS	41
DĂNILĂ, R., CALANCIA, O., FLORESCU, A., VIZUREANU, P., GOANŢĂ, V. - HIGH SPEED DETERMINATION OF THE SPECIFIC ISOTHERMS OF THE THERMIC FIELDS CREATED IN THE PROCESS OF CASTING ALLOYS IN METALLIC MOULDS HELPED BY COMPUTER	45
CALANCIA, O., DANILĂ, R., MOLDOVEANU, V., FLORESCU, A., DRĂGOI, L. - HIGH SPEED DETERMINATION USING THE COMPUTER FOR THE THERMAL TENSIONS FROM METALLIC MOULDS AT ALLOYS CASTING	53
CANANAU, N., GURAU, GH., HANGANU, D. - SEMI-PLANETARY ROLLING PROCESS AND EXPERIMENTAL SIMULATION	59
CĂNĂNĂU, N., HANGANU, D., GURAU, GH. - THEORETICAL SOLUTION OF FORGE CUTTING PROCESS	67
BUJOREANU, C., ANGHEL, A. - VIRTUAL INSTRUMENTATION FOR SCUFFING DIAGNOSE OF BALL BEARINGS	75
BUJOREANU, C., CRETU, S. - CONSIDERATIONS REGARDING THE SCUFFING FAILURE OF BALL BEARINGS	81

CHIRILĂ, E., CĂRĂUŞU, C. - ANALYTICAL STUDY ABOUT THE TRANSITORY WORKING CONDITIONS BEHAVIOUR OF THE ELECTRIC RESISTANCE FURNACE	89
CHIRILĂ, E., CĂRĂUŞU, C. - THE CONCEIVING OF THE AUTOMATIC MEASURING AND ADJUSTMENT BLOCK, ASSISTED BY THE COMPUTER, FOR THE VAT TEMPERATURE OF THE ELECTRIC RESISTANCE FURNACE	95
DUMITRACHE, C., COMANDAR, C., SABĂU, A., AMARIEI, N. - NUMERICAL MODEL TO COMPUTE THERMAL STRESS-RELIEF PROCESSES AT CARBON STEEL	99
ALBU-IACOB, C. - EXPERIMENTAL RESULTS REGARDING THE PRECISION AND THE UNIFORMITY OF THE TEMPERATURE IN AN ELECTRICAL FURNACE FOR HEAT TREATMENT USING AN AUTOADAPTIVE CONTROL SYSTEM	103
ALBU-IACOB, C. - PROGRAMME CARRIED OUT FOR AUTOADAPTIVE CONTROL OF AN ELECTRIC FURNACE OF HEAT TREATING USING A COMPUTER	109
COMANECI, R., VITALARIU, V., ZAHARIA, L., CHELARIU, R. - STUDY OF MECHANICAL BEHAVIOR OF DENTAL RESTORATIONS BY USING DATA ACQUISITION SYSTEMS	117
DROSESCU, R. - MUFFLER DESIGN USING FINITE ELEMENT MODELING AND SIMULATION	123
MIRON, V., GHERGHISOR, G., PAUNESCU, R. - THE CONTRIBUTION OF THE MATHEMATICAL MODELLING OF HOT AND COLD ROLLING AND OF COOLING REGIME TO THE IMPROVEMENT OF THE PLASTICITY CHARACTERISTICS OF LOW-CARBON STEEL SHEETS	131
MIHAI, D., STEFAN, M., BADARAU, GH. - THE COMPUTER ASSISTED ESTABLISHING OF CREEP BEHAVIOUR AT 500 °C FOR THE STEEL 33MoCr11	137
COMAN, GH. - THE MYTHOLOGY OF METALS IN MIRCEA ELIADE'S WORK	151
SANDU, I., GĂLUSCĂ, D.G., CARCEA, I., ŞTEFAN, M., SANDU, A.V. - AUTHENTICATION OF ANCIENT BRONZE COINS I. ASPECTS CONCERNING THE COMPOSITION OF THE PATINA	157
SANDU, I.G., SANDU, I.C.A., DIMA, A., SANDU, I., NEACŞU, I., - AUTHENTICATION OF ANCIENT BRONZE COINS II. MICROCHEMICAL, IR AND XRD ANALYSES	167
SANDU, I.G., STOLERIU, Ş., SANDU, I., DIMA, A., SANDU, I.C.A., NEACŞU, I. - AUTHENTICATION OF ANCIENT BRONZE COINS III. COLORIMETRIC AND THERMOGRAVIMETRIC ANALYSES	177
SANDU, I.G., DIMA, A., SANDU, I., DIACONESCU, F., SANDU, A.V. - THE CONSERVATION LEVELS OF METALLIC ARTEFACTS. I. ANCIENT COINS AND OTHER METALLIC NUMISMATIC PIECES	189
SANDU, I.G., DIMA, A., SANDU, I., SULIȚANU, N., STOLERIU, Ş., DIACONESCU, F. - STUDY OF THE ARTIFICIAL PATINA OF THE RESTORED ANCIENT BRONZE ARTIFACTS	197
CRISTEA, L., ZSIGMOND, M., APOSTOLESCU, I. - THE ENVIRONMENT TECHNOLOGY APPLIED TO THE PURIFYNG STATION "SLOBOZIA"	205
COCEA, M., MARCUS, L. - THE FOOTWEAR DESIGNING SESSIONS USING CRISPIN DYNAMICS ENGINEER	211

COCEA, M., MARCUS, L. - A STUDY FOR THE MATHEMATIC MODELING OF 2D IRREGULAR SHAPES FOR FOOTWEAR CAD SYSTEM	219
HARNAGEA, F., MIHAI, A. - SELF AND THERMO ADHESIVE TEXTILE MATERIALS USED IN FOOTWEAR MANUFACTURING	227
HARNAGEA, F., MIHAI, A. - ASPECTS REGARDING THE USE OF ADHESIVE DISPERSIONS IN FOOTWEAR INDUSTRY	233
VIZUREANU, P. - THE COMBUSTION FURNACES OPTIMISATION ASSISTED BY COMPUTER	239
VIZUREANU, P. - INDUSTRIAL INCINERATION SYSTEMS	243
MOLDOVAN, P., FIRESCU, L., APOSTOLESCU, I., POPESCU, G., BUTU, M. - THE HETEROGENEOUS NUCLEATION AND HYDROGEN ROLE ON THE PRIMARY MICROPOROSITY IN ALUMINUM ALLOYS	249
CIOBANASU, G., LUCA, D. - PARAMETRIC MODELING OF ELECTROMAGNETIC SHEET METAL FORMING DEVICES	257
CIOBANU, O., POP, GH., CANTEMIR, D. - HIGH RESIDUAL STRESS MEASUREMENTS	265
BADARAU, GH., STEFAN, M., IONITA, I. - STRATEGIES FOR REASONING CONTROL IN EXPERT SYSTEMS BASED ON PRODUCTION RULES	273
IONITA, I., STEFAN, M., BADARAU, GH. - INTERIOR POINT METHODS OF IN THE CONVEX OPTIMISATION OF THE PREHENSION FORCE OF A ROBOT USED IN THE TECHNOLOGICAL PROCESS OF CASTING	279
STEFAN, M., IONITA, I., BADARAU, GH. - METHODS OF INTERIOR POINT FOR THE CONVEX OPTIMATION OF THE LINEAR REGULATORS FOR THE PREDICTIVE CONDUCTION OF THE HEAT TREATING FURNACE, THE LABORATORY TYPE	283
STEFAN, M., BADARAU, GH., IONITA, I. - OPTIMIZATION AND COMPUTATIONAL METHODS IN MATERIAL SCIENCE AND ENGINEERING	289
STEFAN, M., IONITA, I., BADARAU, GH. - MATHEMATICAL MODELING AND OPTIMISATION IN MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING	293
ISARIE, C., MARIN, A. - HARDWARE AND SOFTWARE FOR ULTRASONIC FLOW METER TRANSDUCERS	297

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LI (LV) 2005

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

DIMA, A., IONITA, I., BADARAU, GH. - AURELIAN I.SIMIONESCU (1923-2004)	1
GALUSCA, D.G., IONITA, I., BADARAU, GH. - CONSTANTIN C. CIOCHINA (1923-2004)	3
SEGAL, L., CIOBĂNAŞU, G. - PROTOTIPAREA RAPIDĂ: O UNEALTĂ EFICIENTĂ A PROCESULUI DE PROIECTARE INGINEREASCĂ	7
PALIHOVICI, V., GOANTA, V., GRIMBERG, R., SAVIN, A., STEIGMANN, R., ANDREESCU, A. - MODEL PROBABILISTIC PENTRU ACUMULAREA OBOSELII IN MAGNETII SUPRACONDUCTORI DIN REACTORUL ITER	15
GHIMBĂŞEANU, I., PAȚACHIA, S. - PROGRAM DE ACHIZIȚIE DE DATE PENTRU DETERMINAREA VARIAȚIEI REZISTENȚEI UNUI MATERIAL SEMICONDUCTOR	23
TÂRCOLEA, M., CIUCĂ, S., VLĂSCEANU, D. - UN MODEL ANALITIC PENTRU PRELUCRAREA PRIN TRAGERE A ȚEVILOR	29
ALEXANDRU, A., IACOB STRUGARU, S., ALEXANDRU, I., CIOBANU, L., TANASUCA, S. - ANALIZA MICROGRAFICĂ CANTITATIVĂ COMPUTERIZATĂ A STRATURILOR DEPUSE PRIN DESCĂRCĂRI ELECTRICE ÎN IMPULS PE UN OȚEL BOGAT ALIAT DE SCULE	35
ANGHEL, A., BUJOREANU, C. - CONTRIBUȚII ASUPRA INSTRUMENTAȚIEI VIRTUALE ÎN ACHIZIȚIA ŞI ANALIZA DE DATE	41
DĂNILĂ, R., CALANCIA, O., FLORESCU, A., VIZUREANU, P., GOANȚĂ, V. - DETERMINAREA RAPIDĂ CU AJUTORUL CALCULATORULUI A IZOTERMELOR SPECIFICE CÂMPURILOR TERMICE LA TURNAREA ALIAJELOR ÎN FORME METALICE	45
CALANCIA, O., DANILĂ, R., MOLDOVEANU, V., FLORESCU, A., DRĂGOI, L. - DETERMINAREA RAPIDĂ CU AJUTORUL CALCULATORULUI A TENSIUNILOR TERMICE DIN FORMELE METALICE LA TURNAREA ALIAJELOR	53
CANANAU, N., GURAU, GH., HANGANU, D. – SIMULAREA EXPERIMENTALĂ A PROCESULUI DE RULARE	59
CĂNĂNĂU, N., HANGANU, D., GURAU, GH. – SOLUȚIE TEORETICĂ PENTRU PROCESUL DE DEBITARE PRIN FORJARE	67

BUJOREANU, C., ANGHEL, A. - INSTRUMENT VIRTUAL PENTRU DIAGNOSTICAREA GRIPARII IN RULMENTII CU BILE	75
BUJOREANU, C., CRETU, S. - CONSIDERATII PRIVIND DETERIORAREA PRIN GRIPARE IN RULMENTII CU BILE	81
CHIRILĂ, E., CĂRĂUŞU, C. – STUDIU ANALITIC ASUPRA CONDIȚIILOR DE LUCRU TRANZITORII ALE CUPTORULUI ELECTRIC CU REZISTORI	89
CHIRILĂ, E., CĂRĂUŞU, C. – CONCEPEREA UNUI BLOC DE MĂSURARE ŞI REGLARE ASISTAT DE CALCULATOR PENTRU TEMPERATURA VAT A CUPTORULUI ELECTRIC CU REZISTORI	95
DUMITRACHE, C., COMANDAR, C., SABAU, A., AMARIEI, N. - METODA NUMERICA DE REZOLVARE A ECUATIEI DIFERENTIALE A PROCESULUI DE DETENSIONARE TERMICA PENTRU UN OTEL OLC45	99
ALBU-IACOB, C. - REZULTATE EXPERIMENTALE PRIVIND PRECIZIA SI UNIFORMITATEA TEMPERATURII IN CUPTOARELE ELECTRICE	103
ALBU-IACOB, C. - CONTROLUL AUTOADAPTIV AL UNUI CUPTOR ELECTRIC	109
COMANECI, R., VITALARIU, V., ZAHARIA, L., CHELARIU, R. - ACHIZITIA DE DATE IN STUDIUL COMPORTARII MECANICE A RESTAURARILOR DENTARE	117
DROSESCU, R. - MODELARE CU ELEMENT FINIT ŞI SIMULARE	123
MIRON, V., GHERGHISOR, G., PAUNESCU, R. - ASPECTE PRIVIND CONTRIBUȚIA MODELĂRII MATEMATICE ASUPRA REGIMULUI DE LAMINARE LA CALD ŞI LA RECE ŞI ASUPRA CONDIȚIILOR DE RĂCIRE ÎN VEDEREA ÎMBUNĂTĂȚIRII CARACTERISTICILOR DE PLASTICITATE ALE BENZILOR DIN OȚELURI CU CONȚINUT SCĂZUT DE CARBON	131
MIHAI, D., STEFAN, M., BADARAU, GH. - COMPORTAREA LA FLUAJ LA 500 °C A OTELULUI 33MoCr11	137
COMAN, GH. - MITOLOGIA METALELOR ÎN OPERA LUI MIRCEA ELIADE	151
SANDU, I., GĂLUSCĂ, D.G., CARCEA, I., ŞTEFAN, M., SANDU, A.V. - AUTENTIFICAREA MONEDELOR VECHI DIN BRONZ I. ASPECTE PRIVIND COMPOZIȚIA PATINEI	157
SANDU, I.G., SANDU, I.C.A., DIMA, A., SANDU, I., NEACŞU, I. - AUTENTIFICAREA MONEDELOR VECHI DE BRONZ II. ANALIZA MICROCHIMICĂ, IR ŞI XRD	167
SANDU, I.G., STOLERIU, Ş., SANDU, I., DIMA, A., SANDU, I.C.A., NEACŞU, I. - AUTENTIFICAREA MONEDELOR ANTICE DIN BRONZ III. ANALIZA COLORIMETRICĂ ŞI TERMOGRAVIMETRICĂ	177
SANDU, I.G., DIMA, A., SANDU, I., DIACONESCU, F., SANDU, A.V. - NIVELE DE CONSERVARE A ARTIFACTELOR METALICE. I. MONEDE ANTICE ŞI ALTE PIESE NUMISMATICE METALICE	189
SANDU, I.G., DIMA, A., SANDU, I., SULIȚANU, N., STOLERIU, Ş., DIACONESCU, F. - STUDIUL PATINEI ARTIFICIALE OBȚINUTE PE ZONELE RESTAURATE A PIESELOR VECHI DIN BRONZ	197
CRISTEA, L., ZSIGMOND, M., APOSTOLESCU, I. – THENOLOGIE DE MEDIU APLICATĂ STAȚIEI DE EPURARE "SLOBOZIA"	205
COCEA, M., MARCUS, L. - SESIUNI DE PROIECTARE A INCALTAMINTEI UTILIZIND SISTEMUL CRISPIN DYNAMICS ENGINEER	211

COCEA, M., MARCUS, L. – STUDIU PENTRU MODELAREA MATEMATICĂ 2D PRIN SISTEMUL CAD	219
HARNAGEA, F., MIHAI, A. - MATERIALE TEXTILE AUTO SI TERMOADEZIVE FOLOSITE LA CONFECTIONAREA INCÃLÃMINTEI	227
HARNAGEA, F., MIHAI, A. - ASPECTE CU PRIVIRE LA UTILIZAREA DISPERSIILOR ADEZIVE IN INDUSTRIA DE ÎNCÃLȚÃMINTE	233
VIZUREANU, P. - OPTIMIZAREA CUPTOARELOR CU COMBUSTIE CU AJUTORUL COMPUTERULUI	239
VIZUREANU, P. - SISTEME INDUSTRIALE DE INCINERARE	243
MOLDOVAN, P., FIRESCU, L., APOSTOLESCU, I., POPESCU, G., BUTU, M. - NUCLEEREA HETEROGENA SI ROLUL HIDROGENULUI ASUPRA POROZITATII PRIMARE IN ALIAJELE DE ALUMINIU	249
CIOBANASU, G., LUCA, D. - MODELAREA PARAMETRIZATĂ A DISPOZITIVELOR DE DEFORMARE ELECTROMAGNETICĂ A TABLELOR	257
CIOBANU, O., POP, GH., CANTEMIR, D. - MĂSURAREA TENSIUNILOR REMANENTE MARI	265
BADARAU, GH., STEFAN, M., IONITA, I. - STRATEGII DE CONTROL A RATIONAMENTELOR IN SISTEME EXPERT BAZATE PE REGULI DE PRODUCTIE	273
IONITA, I., STEFAN, M., BADARAU, GH. - METODE DE PUCT INTERIOR IN OPTIMIZAREA CONVEXA A FORTEI DE PREHENSIUNE A UNUI ROBOT UTILIZAT IN PROCESUL TEHNOLOGIC DE TURNARE	279
STEFAN, M., IONITA, I., BADARAU, GH. - METODE DE PUNCT INTERIOR IN OPTIMIZAREA CONVEXA A REGULATOARELOR LINIARE PENTRU CONDUCEREA PREDICTIVA A CUPTOARELOR DE TRATAMENT TERMIC TIP LABORATOR	283
STEFAN, M., BADARAU, GH., IONITA, I. - OPTIMIZARE SI METODE COMPUTATIONALE IN STIINTA MATERIALELOR	289
STEFAN, M., IONITA, I., BADARAU, GH. - MODELARE MATEMATICA SI OPTIMIZARE IN STIINTA SI INGINERIA MATERIALELOR	293
ISARIE, C., MARIN, A. - HARDWARE ŞI SOFTWARE PENTRU TRADUCTOARE DE DEBIT ULTRASONICE	297

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 929 S

AURELIAN I.SIMIONESCU (1923-2004)

by

ADRIAN DIMA, IULIAN IONITA AND GHEORGHE BADARAU

Abstract: This paper aims to bring into the attention of a larger public some things about the activity of one of the most important personalities who worked at the Faculty of Materials Science and Engineering from the Technical University of Iasi; it is intended to be a small recognition of the efforts and success of a great scientists and professor who lived among us.

It is hard to resume just in an article's space the professional activity of a so dedicated person like Aurelian I. Simionescu, but this is what the authors intend to do when they started to think of writing these lines. Actually, the difficulty lies in the fact that we all regret of not doing such an attempt when the professor could still judge it. But the past is past and life does go on.

It all started in a day of August 1923 in Suceava, when in the family of Ioan Simionescu, the Appeal Court councillor and Felicia Simionescu the piano player lady a little boy was born.

When the time came, he went to school in Lespezi (1930-1935), at the High Scholl, "Stefan cel Mare" in Suceava (1935-1938) and "Eudoxiu Hurmuzachi" in Radauti (1938-1943).

All these years he was raised and taught in great respect for the Romanian traditions and in patriotism, in the northern region of Romania, Bucovina.

In 1943 he was admitted at the Faculty of Electromechanics at the Technical University of Iasi, the former Politechnical Institute of Iasi, and he graduated in 1948 becoming an engineer. His diploma was sustained with a work entitled "The electronic conductivity of non-metallic materials (semiconductors)" for what he received the greatest mention "Magna cum laude".

After graduation, at the proposal of professor dr. T. Câmpan he was named teaching assistant at the Thermotechnics Chair of the Faculty of Mechanics, of the Technical University of Iasi in 1949, becoming a lecturer and working in that position between 1950-1959.

After that, it was pushed away from teaching, for socio-political reasons (like he would say), in fact, for never giving up being a patriot.

He never stopped teaching even if he had to work in other places. He was in time a principal designer engineer at the Regional Designing Institute IPROCHIM Iasi (1959-1964) and principal scientific researcher at the Technical and Physical Research Centre

of Iasi of the Romanian Academy (1964-1966). He held the positions of head of the sector between (1966-1974) then he was named Chief of Laboratory (1974-1981).

During this time he sustained his doctoral thesis in the speciality Thermotechnics and Thermal Machines with the work entitled “The parameters of brown coal burning and elements of calculus for the steam boilers using these combustibles” in 1974. He also followed stages of specialisation at the Politechnical Institute of Sankt Petersburg, the Russian Federation (1969) and at the Technical University from Dresda, Germany (1973).

He regained his position at the Politechnical Institute of Iasi and he worked as a lecturer between (1981-1990), then he became professor (1990-1993) and advising professor (1993-2004).

In 1992 he became advisor for doctoral programs in the speciality of Thermal and Thermochemical Equipment and Installations and at the speciality of Materials Science and Engineering.

He published books, courses for students and over 140 scientific articles both in Romania and abroad. He obtained also 4 patents.

His research activity was wide but some directions were clear: heat recovery systems, heat pipes, improving the methods of determination of the thermal conductivity of materials, heat exchangers with intensified thermal flow rate.

In the field of heat pipes he was the one who conducted the team who achieved the first heat pipe and elaborated the first scientific article comprising testing and results in Romania. The heat pipes school in Iasi developed under his supervision a very long time and with significant results.

He conducted the teams who achieved 135 designs for the great industrial enterprises from Borzesti, Hunedoara, Galati, the Enterprise of Antibiotcs of Iasi, the Enterprise of Plastic Materials from Iasi. He executed the design named “The reconstruction of the city of Iasi” stage 1962-1965, at the problem “Thermal District”.

At the 31st of March 1975, the Romanian Academy awarded him with the price “Dragomir Hurmuzescu” for the group of works concerning the “Heat exchange in industrial installations”. At the Inventions Saloon in Iasi, 1979 he was awarded with the Second Prize and the Third Prize.

He was very proud of being a Commandeer (r) from the Romanian Navy Forces and also for being awarded with the medal “Crucea Comemorativa de Razboi” 1941-1945 and the Medal “A XXV Aniversare a Eliberării Patriei”.

He was a Member of the Romanian Academy of Scientists since 1987 and Scientific Secretary of the Branch of Iasi of this institution from 1995. He was an Honorary Member of the Ecological Academy since 1999 and his biography was published in the Romania, USA, and England. He was a member of the Society for Romanian Culture and Literature from Bucovina.

In November 2003 the Senate of the Technical University “Gh.Asachi” Iasi awarded him with the “Excellency Diploma” and the Medal “Gh. Asachi”.

He was an honest and fair man, an example to follow. He supported the young researchers and his students really appreciated him as a professional and as a person.

He past through the other world on the 3rd of May 2004 after suffering for a long time and he was buried with military honours in the Cemetery Eternitatea from Iasi, near his beloved wife and daughter.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 929 C

CONSTANTIN C. CIOCHINA
(1923-2004)

by

DAN GELU GALUSCA, IULIAN IONITA AND GHEORGHE BADARAU

Abstract: This paper aims to bring into the attention of a larger public some things about the activity of one of the most important personalities who worked at the Faculty of Materials Science and Engineering from the Technical University of Iasi; it is intended to be a small recognition of the efforts and success of a great professor who worked and lived among us.

Great personality with a high intellectual and moral identity the professor doctor engineer Constantin C. Ciochină served with real devotion the technical superior teaching more than 45 years.

He was born in 11th July 1923 in the commune Cristuru Secuiesc, county of Harghita.

He first go to school in Cristuru Secuiesc, then the first two classes of the high school at the Normal School in the same place 1934-1936. He continued studying at the High School „St. O. Iosif” from Odorhei 1936-1939. From the fall of 1940, following the giving up of the Northern Ardeal, he becomes a refugee with his parents in Sighisoara where he learn at the High School „Principele Nicolae” the last two classes the 7th and the 8th 1939-1942, at the scientific section.

After graduating he was admitted at the Politechnical Institute “Gh. Asachi” of Cernauti (later, Iasi and now the Technical University), at the Faculty of Electromechanics (1942-1948). He obtained the diploma of engineer with the mention „Magna cum Laude" in 1948.

At the beginning of 1949 he was hired in the university teaching at the Politechnical Institute Iasi, the Faculty of Mechanics, the Chair of Metals Technology where he worked all his life.

He obtained the scientific title of doctor in engineering in 1969 with the thesis „Contributions at the study of carburizing in solid media of some standardised carbon and alloyed steels".

In 1968 the Ministry of Teaching, in Hungary, sent him at a specialisation by

documentation at the Technical University in Budapest in the field of heat and thermochemical treatments.

He went up the entire teaching career: teaching assistant (1949–1951), lecturer (1951–1970), assistant professor (1970–1981), and professor (-1981–1993).

He was doctoral programs adviser in the speciality Materials Technology starting from 1990 leading the way for a large number of doctors in technical sciences, became in time themselves, professors or assistant professors, and he also participated in many occasions at commissions of validation of doctoral thesis at the Technical University "Gh. Asachi" Iasi and in other universities like Bucuresti, Brasov, Cluj-Napoca, Galati.

He activated like a consultant professor between (1993-2004) and he participated in an active and constructive way at the scientific life of the university and more.

He was Head of the Chair of Machine Building and Machines for Agriculture between (1973-1974) and he was an important member in the Faculty Boards at the faculties of Textiles, Mechanics, and materials Science and engineering.

In parallel with the activity at the University he worked also at the Technical and Physical Research Centre, at the Sector of Physics of Metals, as an honorific scientists between (1967 – 1974).

From 1976, together with the creation of the Branch in Iasi of I.C.P.T.S.C. Bucureşti he was named, on the behalf of the leadership of the I.C.P.T.S.C. Bucureşti, to do the scientific guidance, and organisation of the research, designing and technical assistance activities of the Branch.

He was a Member of the Scientists Academy from Romania (AOS).

During his long activity he taught courses at the disciplines: Materials Technology, Study of Metals, Equipment and technology of heat treatments, Theoretical Bases of Casting and is one of the founders of the metallurgical teaching in Iasi.

In the didactic activity he was remarked through a high moral and intellectual and professional behaviour.

He published a rich and valuable material supporting the students and over 100 scientific works in Romania and abroad.

The scientific activity of professor Constantin Ciochina developed also in the frame of 25 research contracts between the Politechnical Institute of Iasi and various enterprises like: Fabrica de Rulmenți Bârlad, Combinatul Siderurgic Galați, Centrul de Cercetări Fizice şi Tehnice Iaşi, EVLATEX Târgu Mureş, Fabrica de Industrie locală Bârlad, CIEET Bucureşti, Universitatea Galați, IUPS Botoşani, ICPUC Brăila, CUG Iaşi, IM Nicolina Iaşi

The research fields that made him known were heat and thermochemical treatments, plastically processing of materials, machining, welding technology, corrosion and elaboration of new alloys.

He was awarded with two prises of the Ministry of teaching for scientific research in 1953 – 1957, evidentiated professor in 1986 and with the Medal of the technical University " Gh. Asachi" Iasi 1996.

In the 45 years of work in the university teaching by his prodigious activity he contributed at the formation of over 40 generation, more than 5000 engineers.

He was a member of the research Board of Advisors of the American Biographical Institute and his biography is included in some prestigious speciality

publications from U.S.A., England and Romania.

He loved chess and he performed for a long time at high level of performance in this noble game.

He dedicated his entire life to the family and to the school honouring them with great devotion.

He past in the other world in the 7th November 2004 and he was buried in Iasi at the Saints Peter and Paul Cemetery.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 681.3

RAPID PROTOTYPING: AN EFFECTIVE TOOL OF THE ENGINEERING DESIGN PROCESS

BY

LIVIU SEGAL and GEORGETA CIOBĂNAŞU

Abstract: Today it is very important to guide a new product from concept to market quickly and inexpensively. Rapid prototyping technology aids this process, allowing engineers to evaluate their designs through a physical model and facilitating the elimination of design errors early in the product development stage and before any significant investment is made. The purpose of this paper is to provide technical specialists with an overview of rapid prototyping in achieving of the design-to-manufacture process.

Keywords: rapid prototyping, solid modeling, design process

1. Introduction

The conventional mechanical design process requires construction of physical prototypes for testing and evaluation. The rapid progress of CAD technology replaces the need for physical prototypes and these computer-generated models are much less expensive and more flexible then physical models. But no matter how accurate is a CAD model, it will never be exactly the same as the manufactured part.

Nowadays, the information in the 3D solid modeling database has affected the role of the physical prototype in two ways: it has made it possible to simulate a prototype from a 3D model, and it has made it faster and cheaper to create a physical prototype than other methods. Because the volumes contained in a design are fully defined in a solid modeling CAD system, physical models can be created by non-traditional technologies that translate the data into a physical entity.

Rapid prototyping (RP) is the name given to a multitude of related technologies that are used to fabricate physical objects directly from a CAD model. These methods are unique in that they add and bond materials in layers to form objects. Such systems, are also known by the general names freeform fabrication (FFF), solid freeform fabrication (SFF) and layered manufacturing. The resulting prototype provides a "conceptual model" for design visualization and review by the entire design team. It may be used by engineers to check form and fit and perform limited functional tests. It can also be utilized for soft tooling for prototypes and as a pattern for hard tooling. Though there are no restrictions concerning complexity and geometrical features, the physical objects are limited in their size. Another advantage is the fact that the same CAD data used for the prototype creation can be used to go directly from prototype to production, eliminating further sources of human errors.

To reduce the lead-time and costs for the development of new industrial products, “rapid prototyping” has been recognized as a unique, layered manufacturing technique for making prototypes.

2. Rapid Prototyping Process

Regardless of existing rapid prototyping techniques, the methodology of creating a 3D prototype employ the same basic five-step process [1] (fig. 1).

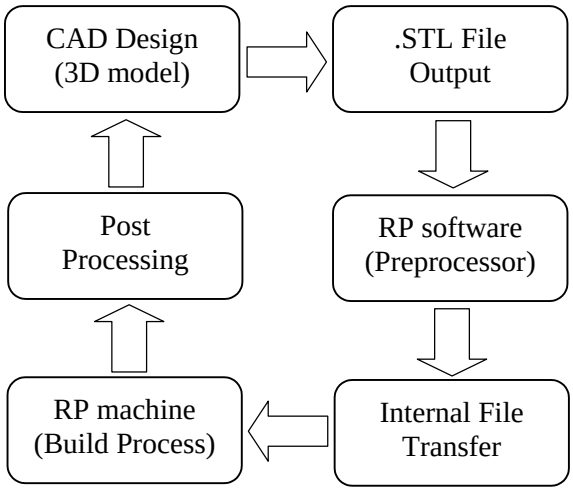


Fig.1 General Rapid Prototyping process

The first step is the CAD model creation. Solid modelers, tend to represent 3D objects more accurately than wireframe or surface modelers, and will therefore give better results. Due to various CAD packages use a number of different algorithms to represent solid objects the STL file, conceived by 3D Systems for its SLA (stereolithography apparatus) machines, has become the standard input format for almost all RP systems.

Therefore, the second step is to convert the CAD file into STL format. This format consists of an unordered list of a mesh of connected triangular planar facets representing the outer skin of an object. Each facet is defined in terms of its vertices and a unit surface normal vector directed away from the interior of the part. The vertices of triangular facets are also ordered to indicate (using the right hand rule) which side of the triangle contains the part mass. As the STL file is a facet model derived from a precise CAD model, it is an approximation of the model. The size and number of these facets that are used in the representation of the model, determine how accurately the STL file matches the original object. For example, the fig. 2 shows the various settings present in the dialog box used to export a 3D model as STL file using SolidWorks system.

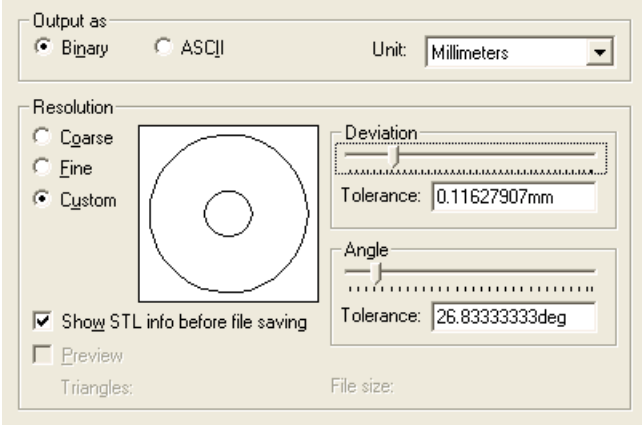


Fig.2 The STL output dialog box in SolidWorks

In the next step, the STL file must be prepared for various types of RP systems. Several programs are available, and most allow the user to adjust the size, location and orientation of the model for optimum part building. The pre-processing software slices the STL model into a number of layers from 0,01 to 0,07 mm thick, depending on the build technique and may also generate an auxiliary structure to support the model during the build. Pre-processing is usually done at a computer separate from the RP system, using a software that is usually part of the RP machine manufacturer. The output consists in a new slice file format, which is transferred to the RP device.

The fourth step is the actual construction of the part. Using different manufacturing techniques, most RP systems build parts within a few hours from polymers, paper or powdered metal. The final step is post-processing and this includes removing the prototype from the machine, as well as any necessary sanding or

finishing which will improve its appearance and durability. If the finished part meets the customer requirements, the cycle is complete.

3. Rapid Prototyping Technologies

In the last decade, a number of RP techniques have been developed. These techniques use different approaches or materials in producing prototypes and they give varying shrinkage, surface finish and accuracy. The most successfully developed techniques are presented bellow [1], [6]:

Stereolithography is the most widely used rapid prototyping technology, patented in 1986. The SLA process is based on photo-polymerization of liquid monomers using ultraviolet (UV) radiation (fig. 3a). A UV laser is scanned over a layer of the liquid monomer to cure the monomer in selected areas as dictated by the part geometry (or the computer generated tool paths). After completion of one layer, another layer of resin is coated on top of the cured layer, and the process is repeated until the part is completed.

Stereolithography generally is considered to provide the greatest accuracy and best surface finish of any rapid prototyping technology. Over the years, a wide range of materials with properties mimicking those of several engineering thermoplastics has been developed. Limited selectively color-changing materials for biomedical and other applications are available, and ceramic materials are currently being developed.

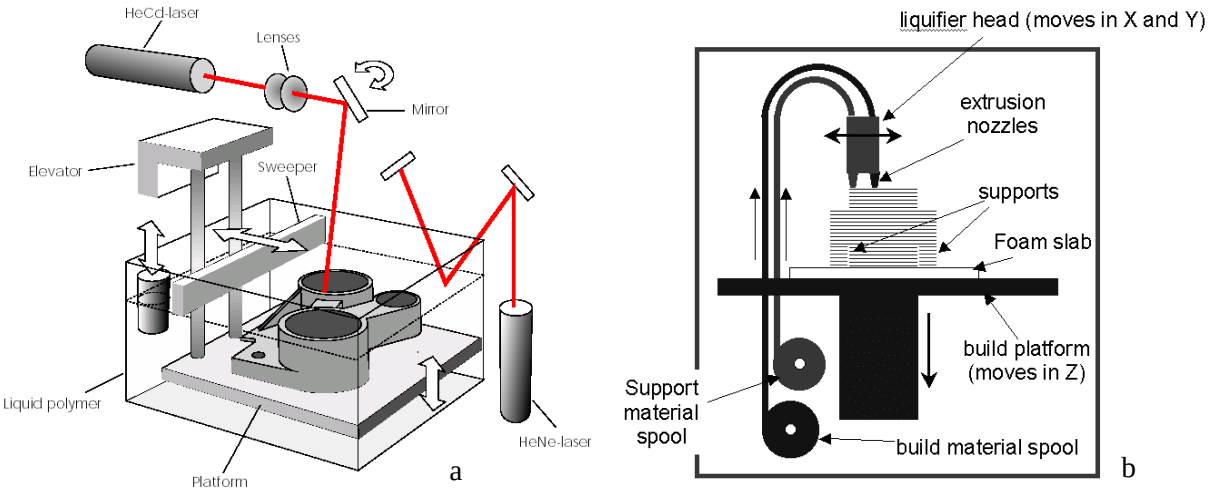


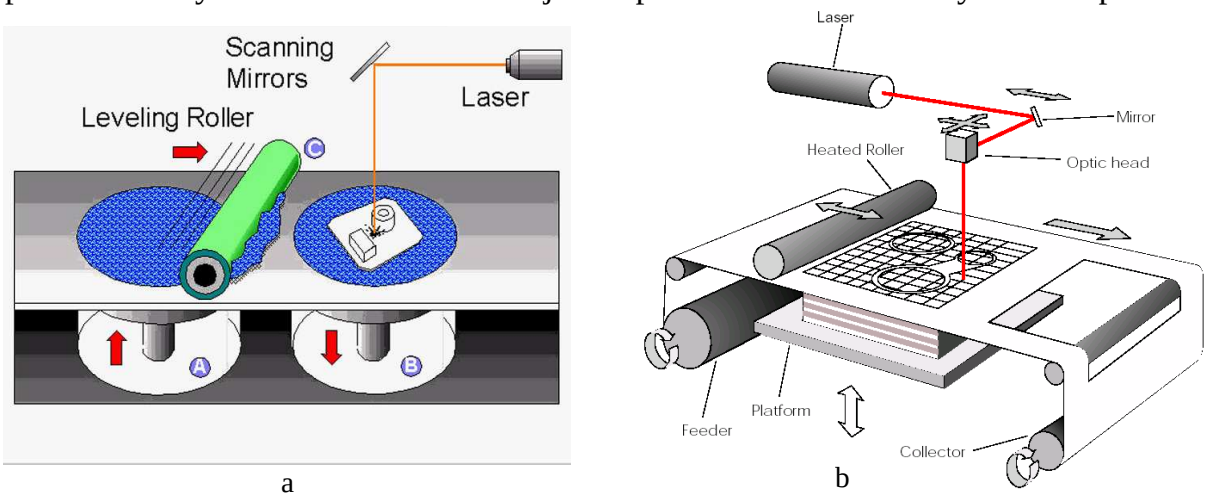
Fig.3 Schematic representation of SLA (a) and FDM (b) processes

Fused deposition modeling (FDM) is the second most widely used RP technology after SLA, developed by Stratasys, Inc. in the early 1990s. A plastic filament is unwound from a coil and supplies material to an extrusion nozzle. The nozzle is heated to melt the plastic and has a mechanism which allows the flow of the melted plastic to be turned on and off. The nozzle is mounted to a mechanical stage, which can be moved in both horizontal and vertical directions (fig.3b).

As the nozzle is moved over the table in the required geometry, it deposits a thin bead of extruded plastic to form each layer. The plastic hardens immediately after being squirted from the nozzle and bonds to the layer below. The entire system is contained within a chamber that is held at a temperature just below the melting point

of the plastic. Several materials are available for the process including ABS and investment casting wax.

Selective laser sintering (SLS), like SLA, is one of the pioneering RP techniques. It was commercialised around 1987 by DTM Corporation (Austin, Texas) who purchased the patents and licenses from University of Texas at Austin. The actual process could be thought of as a hybrid of 3D printing and SLA, in the sense that it involves deposition of a layer of dry powder, which is then sintered using a laser (fig.4a). In SLS, a thin layer (approx. 100-200 um) of powder is spread on a surface using a cylindrical roller. A laser is then scanned over the powder bed, which heats the powder locally and sinter-bonds the adjacent particles to form one layer of the part.



a b

Fig.4 Schematic representation of SLS (a) and LOM (b) processes

Laminated object manufacturing (LOM), produces solid parts from sheet of material, such as paper or vinyl. LOM systems can be used to create larger prototype parts, as shown in fig. 4b. Like all rapid prototyping processes, software first generates cross-sectional slices through the model. Instead of fusing the layer, however, a computer-controlled laser cuts it from the first sheet of material. Then a heated roller bonds the next sheet to the previous layer, and the next cross section is cut from this sheet. The material that will later be removed is cut into crosshatched shapes to make removal easier.

3D Printing (3DP) was invented at the MIT in 1988. It's often used as a direct manufacturing process as well as for rapid prototyping. The process starts by depositing a layer of powder object material at the top of a fabrication chamber (fig. 5). To accomplish this, a measured quantity of powder is first dispensed from a similar supply chamber by moving a piston upward incrementally. The roller then distributes and compresses the powder at the top of the fabrication chamber. The multi-channel jetting head subsequently deposits a liquid adhesive in a two dimensional pattern onto the layer of the powder which becomes bonded in the areas where the adhesive is deposited, to form a layer of the object. Once a layer is completed, the fabrication piston moves down by

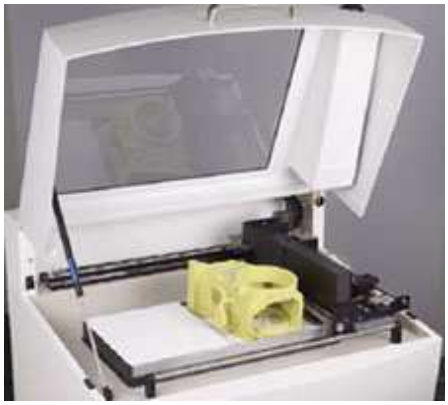
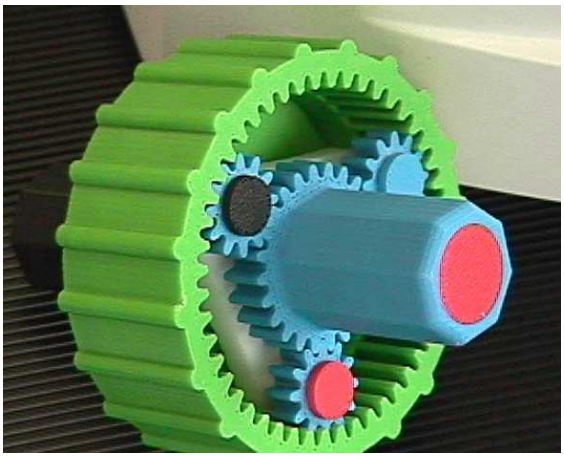


Fig.5 A 3DP printing system

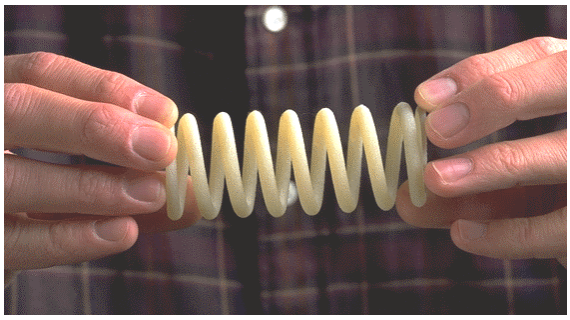
the thickness of a layer, and the process is repeated until the entire object is formed within the powder bed. After completion, the object is elevated and the extra powder brushed away leaving a "green" object. No external supports are required during fabrication since the powder bed supports overhangs.

Three-dimensional printing offers the advantages of speedy fabrication and low materials cost. In fact, it's probably the fastest of all RP methods. Recently color output and new materials have also become available. However, there are limitations on resolution, surface finish, part fragility and available materials.



A full color functional assemble

The mold to produce a cast metal part



A part with elastomeric properties

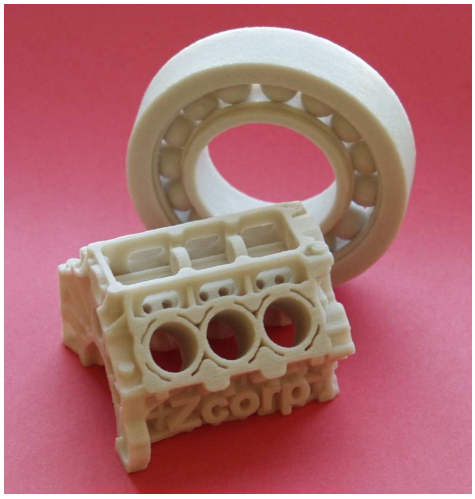


Fig.6 Some prototypes models produced by Z Corp.3D printers [8]

Z Corporation is one of the important vendors that radically streamline the process of building three-dimensional models from CAD files and other 3D data, which incorporates the 3DP process in its RP machines. Z Corp. offers a variety of 3D monochrome and color printers and two basic materials. The printers are fast, versatile and simple, allowing engineers to produce a range of concept models and functional test parts quickly and inexpensively.

The latest Z Corp. innovation, the ZCast Direct Metal Casting process, provides the ability to produce cast metal parts from a CAD file faster and less expensively than traditional prototype casting methods. The process involves printing molds and cores on a 3D Printer directly from digital data, eliminating the pattern and core box production step in the traditional sand casting process. Metal is then poured into the 3D printed molds. Some of prototype models produced by Z Corp. are shown in fig. 6.

4. Case study

The objective of this study was to evaluate the project of a piston, from an engine assembly, defined by the solid model data before final machining process. First, the object to be built is modeled using a CAD software package. Because solid modeling, the current state of the art in CAD, is the most sophisticated method of representing an object, providing more information than other modeling schemes, the part was modeled using the Autodesk Inventor modeler. The model creation start with the primary shape of the model. This base feature is created from the 2D sketch profile shown in fig. 7a, revolved about a centerline (fig. 7b). Then, different sketched and applied features are added to the base part so that, the finished 3D model of the piston with all needed features is shown in fig. 7c.

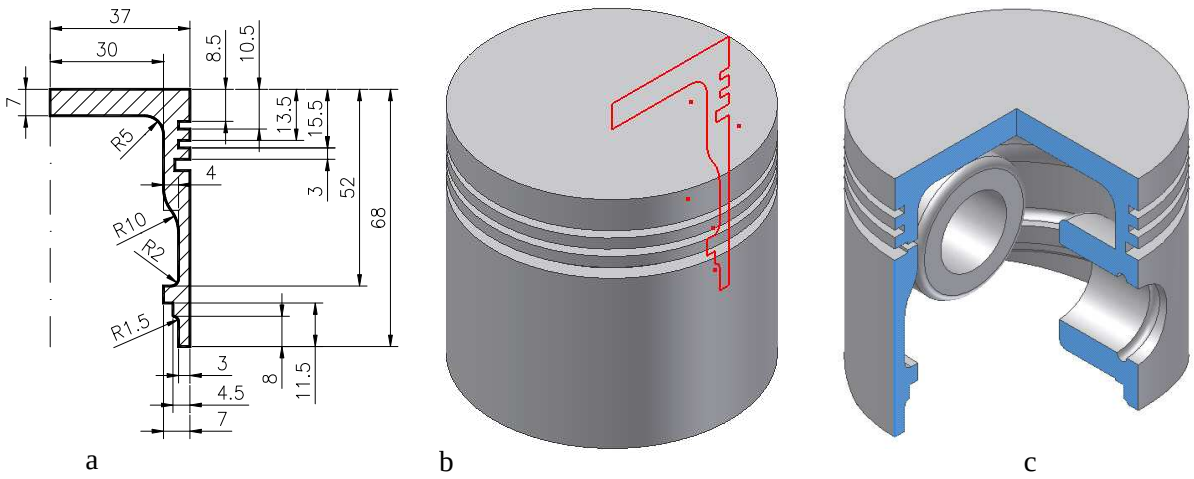


Fig.7 The parametric modeling procedure of the piston

Once the design is finished, the CAD model data must be exported to rapid prototyping system, using the STL standardized format file. STL files used in RP systems must be valid to avoid failure during manufacturing. However, because many commercial tessellation algorithms used by CAD vendors are not robust enough, the current STL file, can be verify using a STL viewer such as DeskArtes View Expert (fig. 8). The program is enable to display, smooth render, rotate, zoom, pan and print STL model data. More, the software identifies costly errors in the file and locates them so that the user can correct the problems in the CAD software. The STL file is then imported to any one of a variety of prototyping machines. For this case study, the rapid prototyping machine is a Z406 3D printing system made by Z Corp., USA.

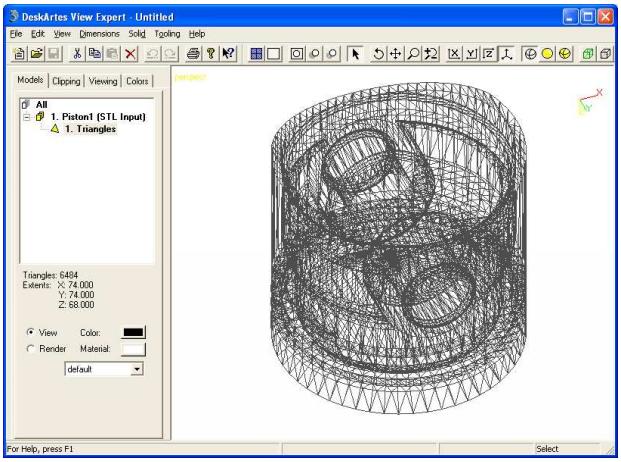


Fig.8 Analysis the STL file using DeskArtes viewer

The Z406 machine starts with STL file which is imported into Z Corp software where is automatically sliced and can be saved as a BLD file. After prepocessing, a ”3D Print” command is issued and the part

file is sent to the machine to build. During the build the machine spreads a layer of powder from the feed box to cover the surface of the build piston.

The Z406 system then prints binder solution onto the loose powder, forming the first cross-section. Where the binder is printed, the powder is glued together. The remaining powder remains loose and supports the layers that will be printed above. When the cross-section is complete, the build piston is lowered slightly, a new layer of powder is spread over its surface, and the process is repeated. Finally, the build piston is raised and the loose powder is vacuumed away, revealing the complete part.

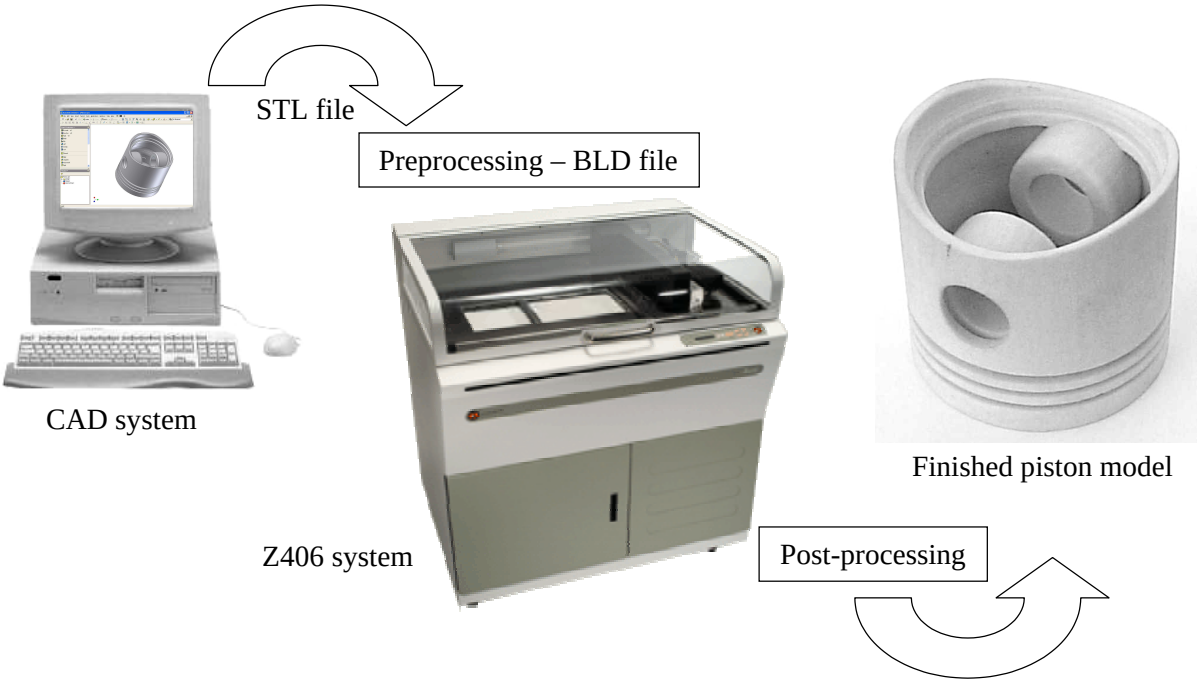


Fig.9 The RP process of engine piston fabrication

Once removed, the piston can be finished in a variety of ways to suit the customer needs. For a quick design review, the piston can be left raw or ”green”. To produce a more robust model that can be sanded, finished and painted, the part must be infiltrated with wax. The actual post-processing time will depend on the complexity of the part, the skill of the user, and the infiltrate used. The fig. 9 summarized the RP building process of the engine piston using 3D printing method, step by step.

5. Conclusions

Rapid prototyping is relatively a new technology that revolutionizing the manufacturing process, widely used in the automotive, aerospace, medical and consumer products industries. Within a rapid prototyping process, the object is firstly designed on a computer screen and then created based on the computer data. This eliminates inevitable errors that usually appear when a manufacturer interprets a set of drawings.

With such a 3D prototype, engineer designers dispose of an important aid wherewith can visualize potential problems and solutions, refining the product as early as possible in the design processes for low cost and high quality products to speed up the product development cycle.

Acknowledgements

The authors wish to express their thanks to *Z Corporation* for their support in building the physical model of engine piston and all additional materials.

Received April 25, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Cooper K. G. – **Rapid Prototyping Technology**, Marcel Dekker, Inc., New York, 2001, ISBN 0-8247-0261-1.
2. Kai C. C., Fai K. L. – **Rapid Prototyping: Principles and Applications in Manufacturing**, John Wiley, 1997.
3. Drăgoi G., Guran M. – **Sisteme integrate de producție asistate de calculator**, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1997, ISBN 973-31-1124-4.
4. Lockhart D. S., Johnson M. C. – **Engineering Design Communication**, Prentice Hall, New Jersey, 2000, ISBN 0-201-33151-9.
5.www.stereolithography.com/rapidprototyping.php
6.http://bmx.ab.ca/rapid-prototyping/rapid-prototyping-home-page.html
7.www.directindustry.com
8.www.zcorp.com

PROTOTIPAREA RAPIDĂ: O UNEALTĂ EFICIENTĂ A PROCESULUI DE PROIECTARE INGINEREASCĂ

Rezumat: Astăzi este important ca apariția unui nou produs, pornind de la concepție şi pînă la lansarea acestuia pe piață, să se facă într-un timp relativ scurt şi la costuri cît mai mici. Prototiparea rapidă (RP) oferă un mare potențial pentru îndeplinirea acestui deziderat, oferind proiectanților posibilitatea evaluării şi revizuirii produselor prin intermediul unor modele 3D vizuale (prototipuri funcționale). Scopul acestei lucrări este de a oferi specialiştilor o privire generală asupra importanței acestei tehnologii în dezvoltarea produselor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 519.21

PROBABILISTIC MODEL FOR FATIGUE ACCUMULATION IN SUPERCONDUCTOR MAGNETS FROM ITER REACTOR

BY

V.PALIHOVICI[*], V.GOANTA[*]
R.GRIMBERG[**], ADRIANA SAVIN[**], ROZINA STEIGMANN[**], A.ANDREESCU[**],

Abstract: The design and realization of International Thermonuclear Experiment Reactor (ITER) represents one of most ambitious research projects, launched by international scientific community. The reliability limit of the reactor working imposed by the design to 95% imposes that the confidence limit for the superconductor magnet shall be higher than 99.95%.The superconductor magnet works at 4K, the current intensity being $1.8x10^9$A. The jacket material is AISI 316L with external diameter 40.6mmand 2mm wall thickness. The jacket is weld on generatrix, the weld bead having 1mm. The jacket is control by eddy current using a transducer with orthogonal coils. The distribution rule of discontinuities with dimensions smaller that detection threshold through eddy current is considered as Marshall type. The numerical simulations were making with Monte Carlo method. To assure the lifetime imposed by ITER designers, the detection limit of evaluation method shall be 0.78mm length, 0.39mm high at 99.95% POD.In these conditions, the average lifetime will be $2x10^6$cycles.The experimental tests have shown that the mentioned above defect could be detect and thus the prescribed lifetime can be reach.

Keywords: International Thermonuclear Experiment Reactor, Probabilistic model, fatigue accumulation, cracks.

1. Introduction

One of most ambitious research project, launched by world research community is represented by the design and realization of „International Thermonuclear Experimental Reactor" - ITER. The thermonuclear fusion is made in this reactor confining high temperature plasma using very high power superconducting magnets. In these conditions, the temperature of plasma reaches at millions Kelvin degree, but due to confinement, the plasma doesn't enter in contact with the inner wall of reactor, thus, for relative short periods the reactor shall realize fusion of deuterium nucleus that shall give helium nucleus with high quantity of energy release.

The principle scheme of the reactor is presented in Figure 1.

The consortium that design the reactor has identified 100 important components of whom design was made on the basis of fundamental principles of fracture mechanics. It was established that the reliability limit of the reactor shall be 95%, that imposes as confidence limit for each component must be higher than 99.95%, thus, the probability of failure must be better than 1/2000.

Due to the functioning of superconducting magnets at 4K temperature, as well as to the important electromotive forces, because through superconductor cables circulates a current continuum with intensity over 1,8 $x10^6$ A and of the fact that will

exists periodical outage of installation, the critical components will be submitted to thermal and mechanical fatigue.

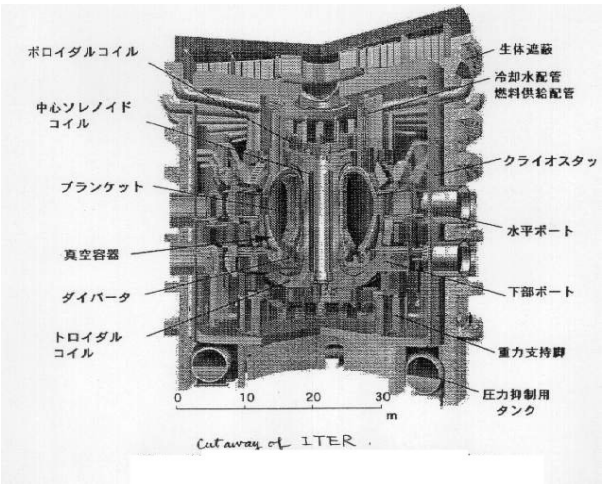


Figura 1. ITER

2. The problem

A very special problem is put in the case of the envelope of the superconductor cables. The material of cable's jacket is AISI 316L, austenitic steel used in nuclear energetic.

Japan Society of Applied Mechanics and Electromagnetics–JSAEM, together with Nondestructive Control Department had have the task to elaborate a method of nondestructive control that shall allows the detection and evaluation of cracks that can appear and grow in the jacket of superconductor cable from which the ITER's superconducting magnets are made.

The superconductor cables submitted to control have the jacket welded on generatrix. Inside, the cable superconductor is inserted. In figure 2 is presented one of the samples that have been controlled.

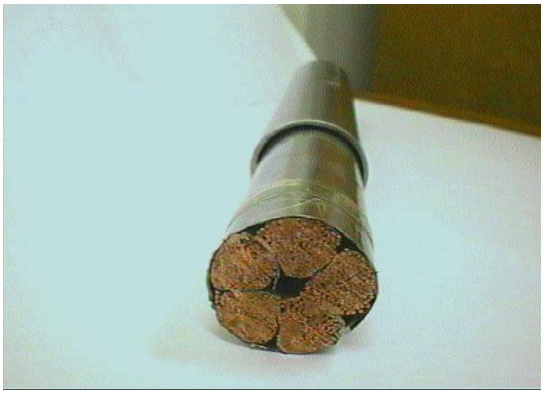


Fig.2. Super conductor cable from ITER

Through central inlet as well as through the space between superconductor and envelope, liquid Helium circulates. The dimensions of tubes that made the envelope are: inner diameter 38.6mm, wall thickness 2mm, the weld has 1mm inner accretion.

The accretion serves as guide for the superconductor cable. After the inserting of cable in envelope, the assembly is modeled to form a turn of superconductor magnet.

The sheet from which the envelope of SC is made, is tested nondestructive using ultrasound method with Lamb waves, eddy current methods and penetrant liquid method. In these conditions, the body of envelope can be considered without defects. But, the weld on generatrix can presents the typical defects of a weld and discontinuities in thermal affected zone are possible to appear. The weld is made with laser beam.

The design criteria, as well as the database referring to the construction of ITER's superconductor magnets are given in ***Design Criteria and Data Base,*** *N 11 RI 01 94-06-30 W0, ITER EDA, Superconducting Coils and Structures Division, Naka-Co-Center, June, 1995.* The study of materials from which the jacket and conductors will follow to be constructed is synthesized in the publication of Naka Company - Memo on Jacket Materials.

According to designers, the lifetime should be at least 45000 fatigue cycles, realized in the following conditions:

Table 1

Case	First Peak	Second Peak
1	340Mpa, R=0, x1	526Mpa, R=0.54, x20
2	200Mpa, R=0, x1	412Mpa, R=0.19, x20

The evaluation of fatigue state was made through a numerical code developed by MIT – Plasma Science and Fusion Center, Massachusetts Institute of Technology USA, in the following conditions:

- The fracture mechanics are applied in linear elastic range, using Paris equation to estimate lifetime.
- In the moment of failure due stress intensity factor, the breaking tenacity increases
- The average stress is introduced with Walker exponent.
- The model of cracks growth supposes a elliptical crack having long axis a and short axis b; thus exist 2 growing speed, after long axis and after short axis, respective.

3. Basis equations.

The growth speed of cracks at constant loading, is expressed in the conditions of linear elastic range of fracture mechanics by Paris law

$$\frac{da}{dN} = c\left(\Delta K\right)^n \tag{1}$$

where $\Delta K = K_{max} - K_{min}$, c and n are Paris parameters, a – half of the crack's length and N fatigue cycle.

The increase of average stress $(\sigma_{max} + \sigma_{min})/2$ for an applied stress, generally shorten the lifetime. The effect of average stress is expressed by stress intensity factor given by

$$\Delta K_{eff} = K_{\max}(1-R)^m = \Delta K(1-R)^m \tag{2}$$

Where R is the ratio between $(\sigma_{\min}/\sigma_{\max})$ and m is Walker exponent.

From the two equations results

$$\frac{da}{dN} = c(K_{\max})^n (1-R)^{mn} \tag{3}$$

where $K_{\max} = Y\sigma_{\max}\sqrt{\pi a}$.

Integration of eq. (3) gives the lifetime (the number of cycles until failure).

$$N_f = \sigma_{\max}{}^{-n}(1-R)^{-mn}\xi \tag{4}$$

where $\xi = \frac{1}{c}\int_{a_i}^{a_f}\frac{da}{Y^n(\pi a)^{n/2}}$

The expression of ξ can be obtained function of crack depth b, instead of semi length of crack, on the basis of knew ratio b/a. the expression for Y must be modified thus

$$\xi = \frac{1}{c}\int_{b_i}^{b_f}\frac{db}{Y^n(\pi b)^{n/2}}$$

where b_i and b_f are initial and final depth, respective. s

4. Development of probabilistic model for accumulative fatigue in the presence of material inhomogeneities and micro cracks.

Starting by the situation of testing the jacket of superconductor cable necessary to realize the superconducting magnets, it has came to the idea that the cracks in welding joint can not be nondestructive detected than if the dimensions of discontinuities exceed a certain value named detection threshold.

In these conditions, we are obliged to consider that in the weld joint exists the possibility of the presence of discontinuities smaller than detection threshold but due to the mechanical and thermal cycles stress they are growing contributing effectively to the nonlinear accumulation of fatigue.

We haven’t apriori information about the discontinuities with dimensions smaller that detection threshold, thus we are obliged to suppose that this distribution is purely random. The field of probability doesn’t form a Markov chain and in the same time didn’t present memory.

The distribution law of discontinuities with dimensions smaller than detection threshold is a Marshall distribution [1]

$$p(b) = \frac{1}{\mu}\exp\left(-\frac{b}{\mu}\right) \tag{5}$$

where b is crack’s depth and μ is average depth.

Because the dimensions of cracks are randomly, a probabilistic model can be elaborated, the numerical simulation being made with Monte Carlo method.

In Figure 3 is presented the histogram of cracks dimensions for 10000cracks possible to appear in weld joint of the superconductor jacket

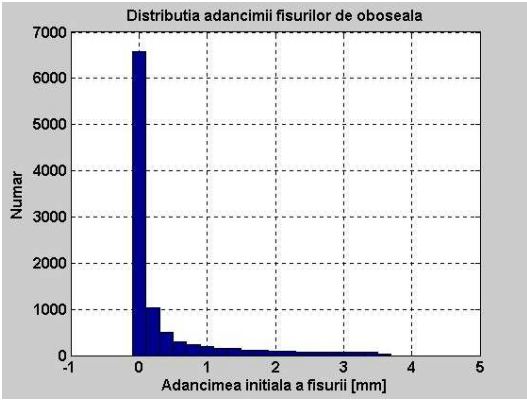


Fig 3. The distribution of fatigue cracks depths

The numerical code was developed in Matlab 6.5, using the own randomly numbers generator, uniform distributed. To determine in probabilistic sense the average depth of crack, the probability of the existence from the star of a crack with depth equal with the width of weld joint was imposed to be 10^{-4}. Using eq. (5), the average depth of crack is the solution of a transcendent equation that was graphically solved, the mean value being the abscissa of A point – the intersection of both curves presented in Figure 4.

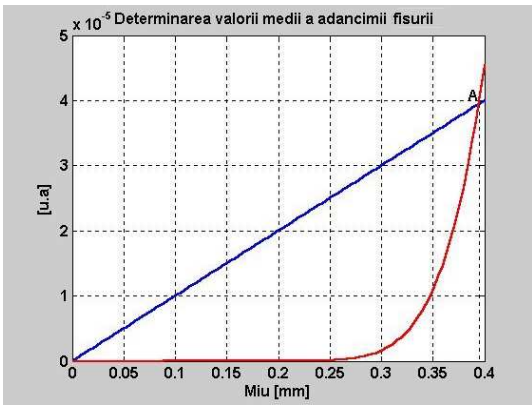


Fig. 4. The determination of man depth crack

Due to the fact that the number of simulated cracks is big, it can be considered that the probability of ratio r=b/a distribution is given by a normal distribution law, having the expression

$$p(r = b/a) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(r-\bar{r})^2}{2\sigma^2} \right) \tag{6}$$

where $\bar{r}$ is the mean value of ratio b/a and σ is the standard deviation.

It is logic to suppose that, in the case in which the cracks can appear in weld joint have a relative small length, the mean of ratio b/a is 0.5. If we consider a standard deviation of 0.16, the Monte Carlo simulation leads to a distribution of the crack's spectrum as those presented in Figure 5.

The mean value 0.39 of crack depth (abscissa of point A in figure 4) shows that the most probable, the length of crack shall be double, i.e. 0.78mm.

To ensure the life time required by ITER's designers, it was obtained that, through nondestructive control methods which are used to testing the coil of

superconducting magnet, the minimum discontinuity that can be emphasized shall have 0.39mm depth and 0.78mm length.

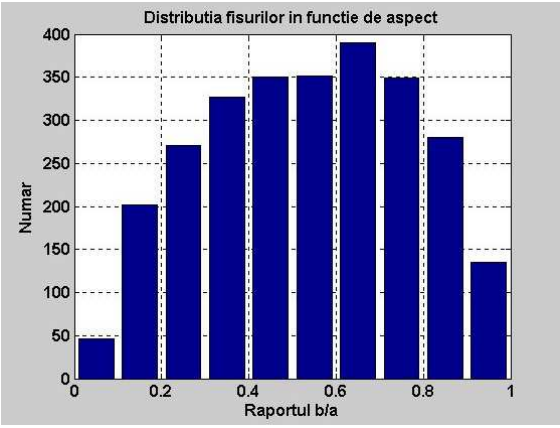


Fig5. Distribution of cracks function of aspect

5. Experimental results about fatigue of AISI 316L at 4 K

The fatigue testing as well as the growth of cracks measurements were independently performed by National Bureau of Standards (NBS)[2] and Naka Company Japan [3] as superconductor's producer. The mean value of results are presented in table 2.

Table 2. Lifetime at 4K

Nr	*c(m/cycli) x10^{-12}*	*n*	*ref*	*N (cycles)*	*ℓ ln(N)*
1	12.3	2.5	10	525805	13.17269
2	0.756	3.26	10	998129	13.81364
3	20	2.35	11	503182	13.12871
4	0.617	3.44	11	749958	13.52777
5	13.2	2.56	11	411264	12.92699
6	13.2	2.56	11	411264	12.92699
7	0.21	3.8	12	844495	13.64649
8	0.789	3.26	12	956387	13.77092
9	0.12	3.96	12	971946	13.78706
10	0.012	4.55	12	2142467	14.57747
11	0.09	3.96	12	1295603	14.07449
12	0.35	3.69	12	677595	13.4263
13	0.25	3.65	12	1054813	13.86887
14	0.5	3.57	12	652790	13.38901
15	0.14	3.81	12	1233796	14.02561
16	0.26	3.75	12	778260	13.56482
17	4.81	2.91	13	414414	12.93462

Case 1 - stress: 340 MPa x 1, R=0; 526 MPa x 20, R=0.54
Initial depth = 0.4 mm
Ratio b/a = 0.5
Critic factor of stress intensity = 128 MPa∗m$^{1/2}$
Exponent Walker = 0.67

These data were supplied by NBS –USA, to participants at ITER Project.

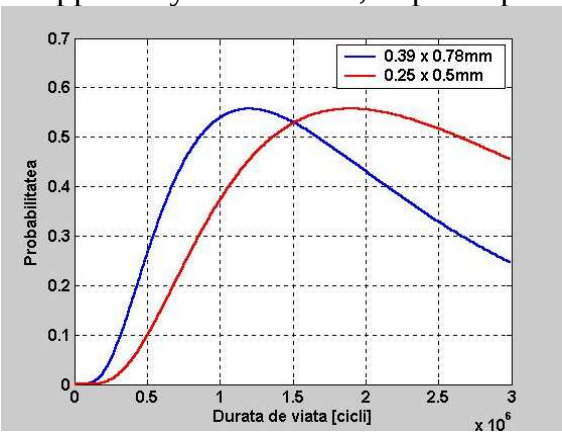


Fig 6. Distribution of lifetime for case 1

Naka Company has used other conditions to determine the fatigue strength. The results are presented in table 3.

Table 3. Lifetime at 4K

Nr	c (m/cycles) x10^{-12}	n	ref	N (cycles)	ℓ ln(N)
1	12.3	2.5	10	404197	12.90966
2	0.756	3.26	10	685842	13.4384
3	20	2.35	11	396364	12.89009
4	0.617	3.44	11	502763	13.12787
5	13.2	2.56	11	313157	12.65446
6	13.2	2.56	11	313157	12.65446
7	0.21	3.8	12	539571	13.19853
8	0.789	3.26	12	657103	13.3956
9	0.12	3.96	12	608114	13.31812
10	0.012	4.55	12	1241174	14.03157
11	0.09	3.96	12	810885	13.60588
12	0.35	3.69	12	439236	12.99279
13	0.25	3.65	12	687425	13.44071
14	0.5	3.57	12	430006	12.97155
15	0.14	3.81	12	787311	13.57638
16	0.26	3.75	12	500500	13.12336
17	4.81	2.91	13	299279	12.60913

Case 2 - stress: 200 MPa x 1, R=0; 412 MPa x 20, R=0.19
Initial depth = 0.4 mm
Ratio b/a = 0.5
Critic factor of stress intensity = 128 MPa$*$m$^{1/2}$
Exponent Walker = 0.67

Conclusions

The method used for nondestructive examination of superconductor's jacket was the eddy current method. This method presents the advantage that has good sensitivity and allows the emphasizing surface breaking defects as well as subsurface defects. To control the superconductor jacket, the eddy current transducer with orthogonal coils [4].

If the minimum detecting crack shall have 0.39mm depth and 0.78mm length, then to the maximum probability shall correspond a $1.2x10^6$ cycles lifetime, in the condition of case1.

If the minimum detecting crack shall have 0.25mm depth and 0.50mm length, then to the maximum probability shall correspond a $1.72x10^6$ cycles lifetime.

This lifetime assures 99,95% confidence limit imposed by designers

Acknowledgements

This paper was partially support by Romanian Ministry of Education and Research, under CNCSIS Grant No. 817/2003.

Received 1st May, 2005

*Faculty of Mechanical Engineering,
Technical University Gh.Asachi,
**Nondestructive Testing Department,
National Institute of Research and Development for Technical Physics

REFERENCES

1. 1. W. Marshall, "An Assessment of the Integrity of PWR Pressure Vessels," Report by a study group, available from H.M. Stationary Office, London, United Kingdom, 1976.
2. N.J. Simon and R.P. Reed, Structural Materials for Superconducting Magnets, I.AISI 316 Stainless Steel, National Bureau of Standards, Boulder Co 80303, June,1982.
3. **Design Criteria and Data Base,** N 11 RI 01 94-06-30 W0, ITER EDA, Superconducting Coils and Structures Division, Naka-Co-Center, June, 1995.
4. **R.Grimberg, R.Plavanescu, A.Andreescu, A.Savin,** Transducer for eddy current surface control, Romanian Patent no. 9960/1989
5. R. Grimberg &col., Modern Methods of Non Destructive Testing – ARoENd Simposium , second edition, 184-192, (1994)
6. C.E.Coleman, S Sagat, GK Shek – Int. J. Pressure Vessel Pipes, 43, 187-204, (1990)

MODEL PROBABILISTIC PENTRU ACUMULAREA OBOSELII IN MAGNETII SUPRACONDUCTORI DIN REACTORUL ITER

Rezumat: Proiectarea si realizarea a "International Thermonuclear Experiment Reactor" (ITER) reprezinta unul din cele mai ambitioase proiecte de cercetare lansate de comunitatea stiintifica internationala. Limita de incredere a functionarii reactorului impusa de proiect,la 95% impune o limita de confidenta de 99,95%.Magnetii supraconductori functioneaza la 4K, intensitatea curentului fiind de 1,8milioane A.Materialul mantalei conductorului este AISI 316L, cu diametru exterior de 40,6mm si grosime de perete de 2mm. Mantaua este sudata pe generatoare, suprainaltarea fiind de 1mm. Se considera ca legea de distributie a discontinuitatilor cu dimensiuni mai mici pragului de detectie prin curenti turbionari est eo lege de tip Marshall.Simularile numerice s-au facut cu ajutorul metodei Monte Carlo.Pentru a asigura timpul de viata impus de proiect, trebuie ca limita de detectie a metodei de evaluare trebuie sa fie adancime de 0.39mm si lungime de 0.78mm la o probabilitate de detectie de 99.95%. In aceste conditii, timpul de viata mediu va fi $2x10^6$cycles. Testele experimentale au aratat ca defectele precizate au putut fi detectate si astfel timpul de viata prescris poate fi atins.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 536.5

PROGRAMME OF DATA ACQUISITION FOR DETERMINING THE VARIATION OF THE ELECTRICAL RESISTANCE OF A SEMICONDUCTOR MATERIAL, WITH THE TEMPERATURE

I.GHIMBĂŞEANU, S.PAŢACHIA

Abstract: *The semi-conductor material we analysed in this paper has a sensibly thermo resistance. The semi-conductor material is made up of syntherized mixtures of metal oxides, such as manganese, iron, cobalt, nickel, copper. The method we used in order to determine the resistance of the semi-conductor material is a modern method of data acquiring designed within the LabVIEW programme that uses LabJack U12 acquisition plate.*

Keywords: *data acquiring, semiconductor, syntherized mixture.*

1. INTRODUCTION

LabVIEW is a program development application, much like various commercial C or BASIC development systems, or National Instruments LabWindows. However, LabVIEW is different from those applications in one important respect. Other programming systems use text-based languages to create lines of code, while LabVIEW uses a graphical programming language, G, to create programs in block diagram form. LabVIEW uses terminology, icons, and ideas familiar to scientists and engineers and relies on graphical symbols rather than textual language to describe programming actions.LabVIEW has extensive libraries of functions and subroutines for most programming tasks. For Windows, Macintosh, and Sun, LabVIEW contains application specific libraries for data acquisition and VI instrument control. LabVIEW also contains application-specific libraries for GPIB and serial instrument control, data analysis, data presentation, and data storage.

LabVIEW includes conventional program development tools, so it can set breakpoints, animate program execution to see how data passes through the program and single-step through the program to make debugging and program development easier.

Labview includes libraries of functions and development tools designed specifically for instrument control. For Windows, Macintosh, and Sun, LabVIEW also contains libraries of functions and development tools for data acquisition. LabVIEW programs are called virtual instruments (VIs) because their appearance and operation imitate actual instruments. However, they are analogous to functions from conventional language programs. VIs have both an interactive user interface and a source code equivalent, and accept parameters from higher-level VIs. LabVIEW programs are called virtual instruments(VIs). VIs have three main parts: the front panel, the block diagram, and the icon/connector. The front panel contains several numeric controls, boolean switches, slide controls, knob controls, charts, graph, and a thermometer indicator. The front panel contains a toolbar of command buttons and status indicators uses for

running and debugging VIs. Each front panel has an accompanying block diagram, which is the VI equivalent of a program. On create the block diagram using the graphical language G.

The block diagram contains source code. The components of the block diagram represent program nodes such as For Loops, Case structures, and multiplications functions. The components are wired together to show the flow of data within the block diagram.

The icon/connector pane is using to turn a VI into an object that can be uses in the block diagrams of other VIs as a subroutine or function.

The icon and connector are located in the upper right corner of the VI front panel. The connector terminals determine where must wire the inputs and outputs on the icon. The terminals are analogous to parameters of a subroutine or function.

The following are descriptions of these three VI features.

- VIs contain an interactive user interface, which is called the front panel, because it simulates the panel of a physical instrument. The front panel can contain knobs, push buttons, graphs, and other controls and indicators. The input data use a keyboard and mouse, and then the results appeared on the computer screen.
- Vls instructions were received from a block diagram, which was constructed in G. The block diagram supplies a pictorial solution to a programming problem. The block diagram contains the source code for the VI.
- VIs use a hierarchical and modular structure.

With these features, LabVIEW promotes and adheres to the concept of modular programming.

2. EXPERIMENTAL RESEARCHE

In order to have an experimental measurement of the resistance-temperature characteristic, a programme in LabVIEW graphic language for data acquisition using a LabJack U12 acquisition plate is designed.

The LabJack U12 is a measurement and automation peripheral that enables the connection of a PC to the real word. The LabJack U12 requires a PC running Windows 98SE, ME, 2000, or XP.

The external features of the LabJack U12 are: USB connector, DB25 digital I/O connector, 30 screw terminals. The USB connection provides power and communication. No external supply is needed.

Each individual screw terminal has a label, AI0 through STB. The LabJack U12 has 8 screw terminals for analog input signals. These can be configured individually and on-the-fly as single-ended channels, 4 differential channels, or combination in between. Each input has a 12-bit resolution and an input bias current of ±90μA.

The input range for a single ended measurement is ±10 volts. In differential mode, the voltage of each AI with respect to ground must be between ±10 volts, but the range of voltage difference between the 2 AI is a function of gain. The LabJack U12 has 2 screw terminals for analog output voltages. Each analog output can be set to a voltage between 0 and the supply voltage (5 volts nominal) with 10-bits of resolution. Connections to 4 of the LabJack's 20 digital I/O are made at the screw terminals, and are referred to as IO0-IO3. These 4 channels include a 1.5 kΩ series resistor that provides overvoltage/short-circuit protection. Connections to 16 of the LabJack's 20 digital I/O are made at the DB25 connector, and are referred to as D0-D15. These 16 lines have no overvoltage/short-circuit protection, and can sink or source up to 25 mA.

There are 37 functions exported by the LabJack dll, and matching functions in the LabVIEW VIs. The analogic entries are used for data acquisition. The resistance values are acquired on the first analogic channel and the temperature values are acquired on the second analogic channel. A potentiometric assembly is used for obtaining the resistance values, and a LM335z temperature sensor is used for obtaining the temperature values. The assembly we used is shown in figure 1.

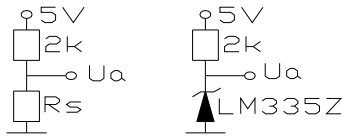


Fig.1 Assembly scheme

The data acquisition was done within a sampling period of 5 seconds. The results we obtained are shown in table 1, and the LabVIEW programme [1,2,3] is shown in figure 2 and 3.

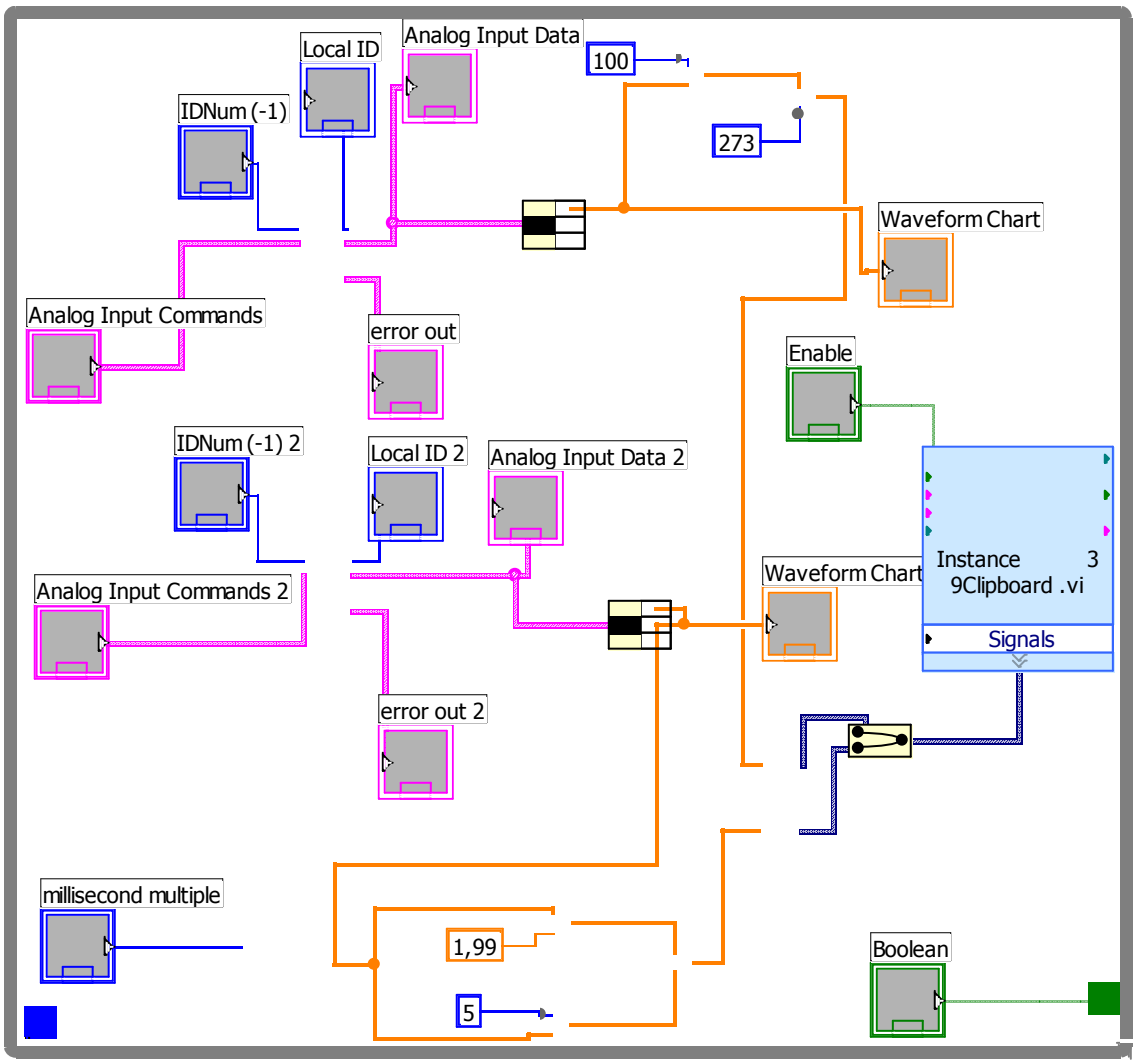


Fig.2.Aquisition block diagramme

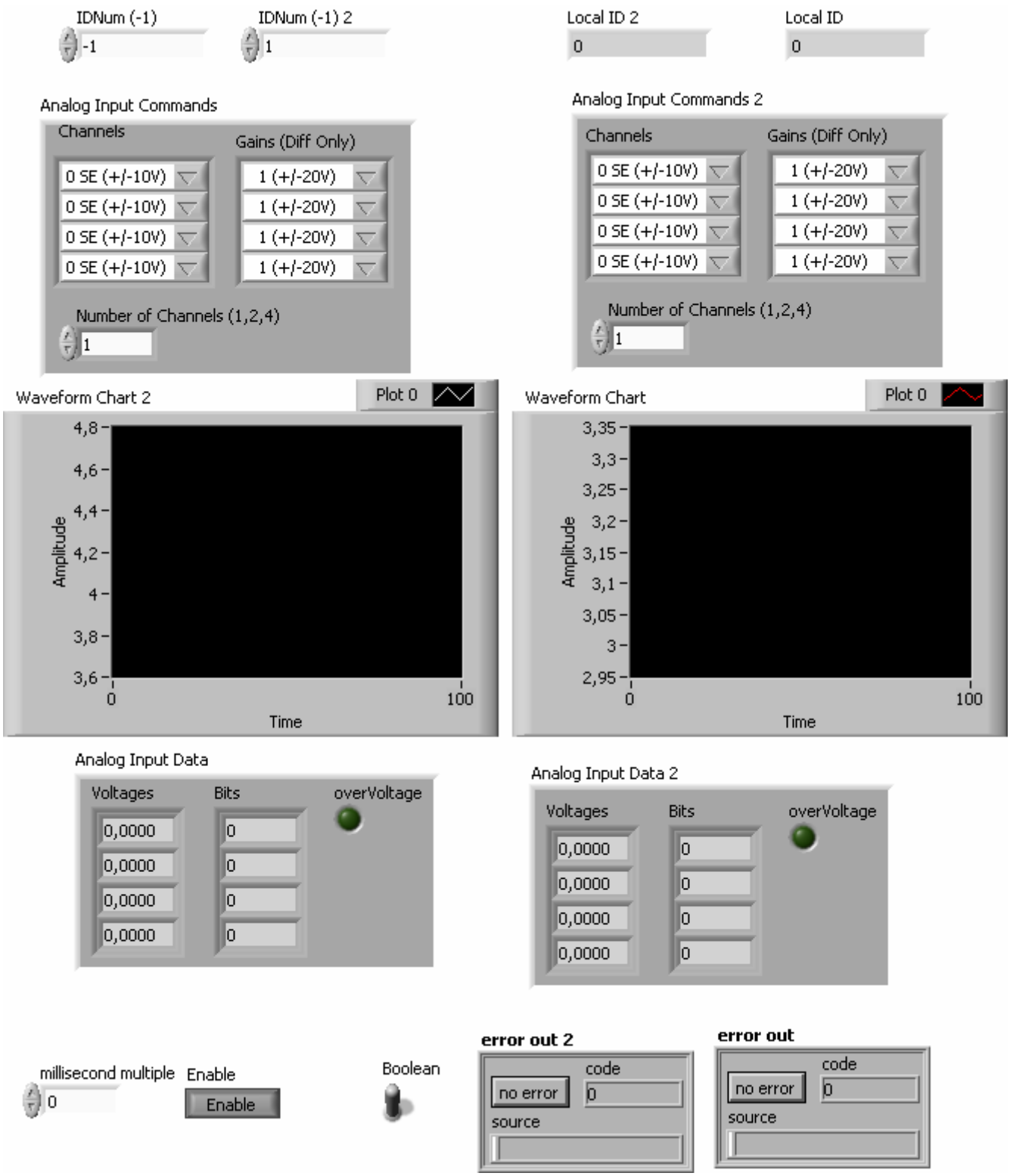


Fig. 3 Aquisition front panel

Table 1. Acquisition data

T[ºC]	R[kΩ]	T[ºC]	R[kΩ]
22.898437	24.135128	34.128906	15.279153
23.386719	24.474416	34.128906	15.426752
23.386719	23.804430	34.617187	14.991333
23.875000	24.135128	35.105469	14.712951
24.363281	23.804430	35.593750	14.577154
24.363281	23.482000	36.082031	14.312080
24.363281	23.167531	36.082031	14.312080
24.851562	23.804430	36.082031	14.055354
24.851562	22.860732	37.058594	13.806589
24.851562	22.860732	37.546875	13.447576
24.851562	22.561325	38.035156	13.331504
25.339844	23.167531	38.035156	13.331504
25.339844	22.561325	38.035156	12.884161
25.339844	22.269048	38.523437	12.565429
25.339844	21.983647	39.011719	12.260070
25.339844	22.561325	39.500000	12.063517
25.339844	21.983647	40.476562	11.778649
25.828125	21.704884	40.964844	11.595067
25.828125	21.432529	41.453125	11.328693
26.316406	21.983647	41.941406	11.156839
26.316406	21.166364	42.429687	11.072564
26.316406	21.166364	42.917969	10.746000
26.316406	21.166364	43.894531	10.588765
26.316406	20.906180	43.894531	10.285663
26.804687	20.906180	44.382812	10.139524
27.292969	20.906180	44.871094	9.926725
27.781250	20.651778	45.359375	9.721264
27.781250	20.159565	45.847656	9.588182
27.781250	19.921398	45.847656	9.394134
28.269531	20.402967	46.335937	9.330889
28.269531	19.688298	46.335937	9.024919
28.269531	19.460105	47.312500	8.907112
28.757812	19.688298	47.312500	8.678901
29.246094	19.236667	48.289062	8.568342
29.246094	19.017835	48.777344	8.406735
29.734375	19.017835	49.265625	8.198800
30.222656	19.017835	49.753906	7.999020
30.222656	18.387600	50.242187	7.713619
30.222656	18.185842	50.242187	7.854251
30.710937	17.988039	50.730469	7.532243
30.710937	18.185842	51.707031	7.400599
31.199219	17.988039	52.195312	7.189099
31.199219	17.794078	52.683594	7.066711
31.687500	17.234151	53.171875	6.869826
32.175781	17.054486	53.660156	6.681319
32.175781	16.705046	54.148437	6.536192
32.175781	16.878148	54.148437	6.45436
32.664062	16.368198	55.125000	6.361475
33.152344	16.535091	55.613281	6.226774
33.640625	16.204286	56.101562	6.032677

T[ºC]	R[kΩ]	T[ºC]	R[kΩ]
56.589844	5.939027	58.054687	5.447080
57.078125	5.817510	58.542969	5.474322
57.566406	5.642060	59.031250	5.529410
58.054687	5.529410		

The resistance(kΩ)-temperature(ºC) dependence is shown in figure 3.

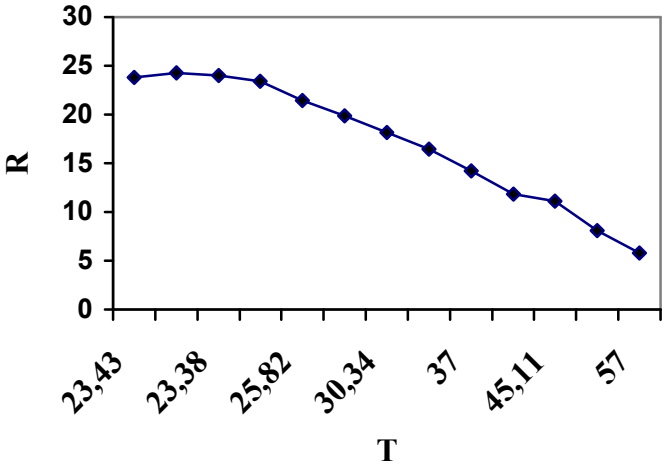


Fig. 3 Rezistence-temperature dependence

3) CONCLUSION

Analyzing the experimental results of the resistance-temperature variation, it could be observed a strong variation of this dependence on temperature.

This property defines the basic function of the material to change its electric resistance according to the variation of the temperature. Unlike metals, those electric resistance increases with the increasing of temperature, for the semi-conductors, the electric resistance decreases as the temperature increases.

4) REFERENCES

[1] D. Ursuţiu, Initiation in LabVIEW, Lux Libris Publishing House, Braşov, 2001.
[2] LabVIEW User Manual, National Instrument, January 1998.
[3] LabVIEW Function and VI Reference Manual, National Instruments, January 1998.

Received March 12, 2005

University "TRANSILVANIA" of Braşov

PROGRAM DE ACHIZIŢIE DE DATE PENTRU DETERMINAREA VARIAŢIEI REZISTENŢEI UNUI MATERIAL SEMICONDUCTOR

Materialul semiconductor analizat are o rezistenţă sensibilă termic şi este realizat din amestecuri sinterizate de dioxid de mangan, oxid de cobalt, oxid de nichel, carbonat de cupru, caolin. Metoda folosită pentru determinarea rezistenţei materialului semiconductor este o metodă modernă de achiziţie de date creată în programul LabVIEW care foloseşte o placă de achiziţie LabJack U12.

Pentru determinarea experimentală a caracteristicii rezistenţă-temperatură se întocmeşte un program în limbajul grafic LabVIEW pentru achiziţia datelor. Achiziţia datelor se face pe intrările analogice. La primul canal analogic se achiziţionează valorile rezistenţei iar pe canalul analogic 2 se achiziţionează valorile de temperatură. Pentru achiziţia rezistenţei se foloseşte un montaj potenţiometric iar pentru achiziţia valorilor temperaturii se foloseşte un senzor de temperatură LM335z.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

AN ANALYTICAL MODEL FOR HOLLOW TUBE DRAWING

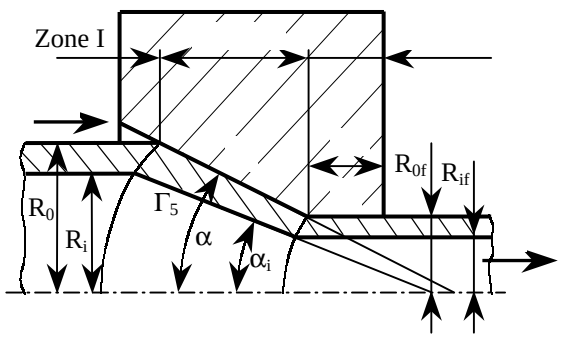
by

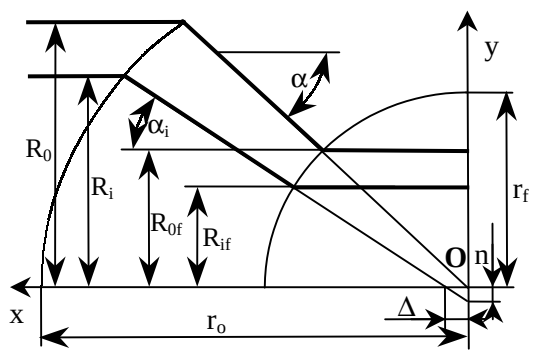
Mihai TÂRCOLEA, Sorin CIUCĂ, Daniel VLĂSCEANU

Abstract
The paper presents an analytical solution able to correlate almost all parameters of the drawing process, i.e. strain, stress, and power ones. Starting from Avitzur's distinct models for strain and respectively stress, is presented a new combined geometry of the deformation zone, able to determine simultaneously the draw force and the wall thickness, taking into account the evolution of material strength due to cold-work hardening. The aim of this solution is the definition of an "inner" hemi-angle, which determines the evolution of the inner surface of the tube in the deformation zone. The model permits also to determine the optimal angle of the die, correlated with the material characteristics, the geometry of the hollow billet and of the pipe.
Keywords*: hollow tube drawing, mathematical model*

Introduction

Computer simulation of real processes is an advantageous solution for technological design. The model for cold tube drawing is not clearly established yet. B. Avitzur presents two different models [1], one to determine the drawing force and another one to determine tube geometry. The present analytical solution [6] starts also from Avitzur's one, with some changes in the deformation zone geometry: we introduce here an "inner" hemi-angle that determine the evolution of inner surface of the tube; this angle α_i depends on all the geometric and energetic parameters of the process, including the stress hardening of the material. The geometry of the deformation zone is defined by the limiting surfaces Γ_1, Γ_2, Γ_3, Γ_4.





Zone II is limited by two spherical surfaces (Γ_1 with radius r_f and Γ_2 with radius r_o), and two conical surfaces (Γ_3 generated by the die angle α, and Γ_5 generated by the inner angle α_i, which determines the evolution of the inner diameter of the tube). The relative draw stress will be calculated with:

$$\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_c}=\frac{F_{rod}-F_{core}}{\pi\cdot\sigma_c(R_{of}^2-R_{if}^2)}=\frac{\sigma_{xf}/\sigma_c|_{rod}-(R_{if}/R_{of})^2\cdot\sigma_{xf}/\sigma_c|_{core}}{1-(R_{if}/R_{of})^2} \tag{1}$$

The friction can be considered considering the friction factor m or the friction coefficient f. Depending on this, the final form of the relative draw stress will be:

$$\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_c}=\frac{1}{1-\left(\frac{R_{if}}{R_{of}}\right)^2}\left\{2f(\alpha)\ln\frac{R_o}{R_f}+\frac{2}{\sqrt{3}}\left(\frac{\alpha}{\sin^2\alpha}-\mathrm{ctg}\alpha\right)+\frac{2}{\sqrt{3}}m\left(\mathrm{ctg}\alpha\ln\frac{R_o}{R_{of}}+\frac{L}{R_{of}}\right)-\right.$$
$$\left.-\left(\frac{R_{if}}{R_{of}}\right)^2\left[2f(\alpha_i)\ln\left(\frac{R_i}{R_o}\frac{R_o}{R_{of}}\Big/\frac{R_{if}}{R_{of}}\right)+\frac{2}{\sqrt{3}}\left(\frac{\alpha_i}{\sin^2\alpha_i}-\mathrm{ctg}\alpha_i\right)\right]-\frac{\sigma_{xb}}{\sigma_c}\left(\frac{R_o}{R_{of}}\right)^2\left[1-\left(\frac{R_i}{R_o}\right)^2\right]\right\} \tag{2,a}$$

or:

$$\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_c}=\frac{1}{1-\left(\frac{R_{if}}{R_{of}}\right)^2}\left\langle\left\{\begin{array}{l}2f(\alpha)\ln\frac{R_o}{R_f}+\frac{2}{\sqrt{3}}\left(\frac{\alpha}{\sin^2\alpha}-\mathrm{ctg}\alpha\right)+\\ +\frac{2}{\sqrt{3}}f\left[\mathrm{ctg}\alpha\left(1-\frac{\sigma_{xb}}{\sigma_c}-\ln\frac{R_o}{R_{of}}\right)+\frac{L}{R_{of}}\right]+\frac{\sigma_{xb}}{\sigma_c}\end{array}\right\}\frac{1}{1+2f\frac{L}{R_{of}}}-\right.$$
$$\left.-\left(\frac{R_{if}}{R_{of}}\right)^2\left[2f(\alpha_i)\ln\left(\frac{R_i}{R_o}\frac{R_o}{R_{of}}\Big/\frac{R_{if}}{R_{of}}\right)+\frac{2}{\sqrt{3}}\left(\frac{\alpha_i}{\sin^2\alpha_i}-\mathrm{ctg}\alpha_i\right)\right]-\frac{\sigma_{xb}}{\sigma_c}\left(\frac{R_o}{R_{of}}\right)^2\left[1-\left(\frac{R_i}{R_o}\right)^2\right]\right\rangle \tag{2,b}$$

where:

$$f(\alpha)=\frac{1}{\sin^2\alpha}\left[1-\cos\alpha\sqrt{1-\tfrac{11}{12}\sin^2\alpha}+\tfrac{1}{\sqrt{11\cdot12}}\ln\frac{1+\sqrt{\frac{11}{12}}}{\sqrt{\frac{11}{12}}\cos\alpha+\sqrt{1-\frac{11}{12}\sin^2\alpha}}\right] \tag{3}$$

From the geometrical reasons of figure 2 we can determine all dependencies of the shape factors, considering first the equations:

$$\begin{cases}x^2+y^2=r_f^2\\ y=m\cdot x+n\end{cases} \tag{4}$$

Taking into account that:

$$m=\mathrm{tg}\alpha_i=\frac{n}{\Delta} \tag{5}$$

$$r_o=\frac{R_o}{\sin\alpha} \tag{6}$$

$$r_f=\frac{R_{of}}{\sin\alpha} \tag{7}$$

$$\sin\beta=\frac{R_i}{r_o}=\frac{R_i}{R_o}\sin\alpha \tag{8}$$

$$\Delta = R_o \frac{\cos\beta}{\sin\alpha} - \frac{R_i}{tg\alpha_i} \tag{9}$$

$$n = \Delta \cdot tg\alpha_i = R_o \frac{\cos\beta}{\sin\alpha} tg\alpha_i - R_i \tag{10}$$

and the relative variable $Y = y / R_{of} = R_{if} / R_{of}$, we obtain the equation:

$$Y^2\left(1 + tg^2\alpha_i\right) + 2Y\frac{R_o}{R_{of}}\left(\frac{\cos\beta}{\sin\alpha}tg\alpha_i - \frac{R_i}{R_o}\right) + \left(\frac{R_o}{R_{of}}\right)^2\left(\frac{\cos\beta}{\sin\alpha}tg\alpha_i - \frac{R_i}{R_o}\right)^2 - \left(\frac{R_{of}}{\sin\alpha}\right)^2\frac{tg^2\alpha_i}{R_{of}^2} = 0 \tag{11}$$

Its only positive solution is:

$$\frac{R_{if}}{R_{of}} = A + tg\alpha_i\sqrt{\frac{\cos^2\alpha_i}{\sin^2\alpha} - A^2} \tag{12}$$

with:

$$A = \frac{R_o}{R_{of}}\left(\frac{R_i}{R_o} - \frac{\cos\beta}{\sin\alpha}tg\alpha_i\right)\cos^2\alpha_i \tag{13}$$

$$\beta = \arcsin\left(\frac{R_i}{R_o}\sin\alpha\right) \tag{14}$$

Considerations about the inner angle α_i

The relative draw stress σ_{xf}/σ_c has a minimum în terms of inner angle α_i; this minimum depends on almost all process factors, and the stress hardening of the material. The range of α_i values corresponding to the minimum of relative draw stress σ_{xf}/σ_c is relatively narrow, in the range of about $0.5\cdot\alpha$ to, at most, $(1.8 \ldots 2)\cdot\alpha$.

Mathematically, the problem is solved if there is determined the solution of equation:

$$\frac{\partial\left(\sigma_{xf}/\sigma_c\right)}{\partial\alpha_i} = 0 \tag{15}$$

The technological restrictions of the process do not allow to use a common numerical method to solve the above equation; that is because there is also possible to reach imaginary solutions; there was establish an original algorithm able to solve such an equation that can have only a narrow range of real values.

Influences of main processes parameters

Computer simulations were done using original programs developed under Matlab ®, using both models: **m** and **f**, named upon the friction law considered.

Firstly, there were studied the influences on the relative draw stress of reduction of the relative outer diameter $\mathbf{R_o/R_{of}}$, and of the initial relative wall thickness $\mathbf{R_i/R_o}$ for constant die angle $\boldsymbol{\alpha}$ (figure 3, table 1 and 2). For constant $\mathbf{R_o/R_{of}}$, with the increasing $\mathbf{R_i/R_o}$ (i.e. with decreasing thickness) the value $\boldsymbol{\alpha_i}$ corresponding to the minimum of draw stress decreases, at constant α. With the increase of $\mathbf{R_o/R_{of}}$, the real solutions of the above equation (15) correspond to increasing values of $\mathbf{R_i/R_o}$: that means intense reduction of outer diameter can be applied only to thin wall tubes.

Another important factor is the die angle $\boldsymbol{\alpha}$ (figure 4 and 5). With the increase of the die angle $\boldsymbol{\alpha}$, the corresponding values of the inner angle $\boldsymbol{\alpha_i}$ for the minimum of $\boldsymbol{\sigma_{xf}/\sigma_c}$ are increasing; i.e. there is a tendency of more and more thickening of the final tube wall.

For tubes with thick initial walls (**R_i/R_o = 0.75**), no matter the value of outer diameter reduction **R_o/R_{of}**, the die angle **α** did not have a pregnant influence on the relative reduction of the cross-section **δ**. For tubes with thin initial walls (**R_i/R_o = 0.90**), the relative reduction of the cross-section **δ** decreases with the increase of **α** for low reductions of outer diameter and increases with the increase of **α** for high reductions of outer diameter. This confirm the hypothesis of an interaction between the geometrical parameters of the tube and is also determined by the evolution of the strain hardening of the tube material.

Table 1. Calculus results for: **fm= 0.005**, **α = 12°**

No	R_o/R_{of}	R_i/R_o	σ_{xf}/σ_c	g_f/g_o	δ, [%]	R_{if}/R_{of}	α_i, [°]
1	1.3	0.75	0.2841	1.1593	17.28	0.6332	14.04
2	1.3	0.80	0.2870	1.1976	13.58	0.6886	14.04
3	1.3	0.85	0.2992	1.1882	12.64	0.7683	13.46
4	1.3	0.90	0.3353	1.1708	12.41	0.8478	12.89
5	1.3	0.95	0.4649	1.1215	14.75	0.9271	12.32
6	1.5	0.75	0.3837	1.1025	33.36	0.5866	12.89
7	1.5	0.80	0.3863	1.1663	28.72	0.6501	13.18
8	1.5	0.85	0.3978	1.2195	24.17	0.7256	13.18
9	1.5	0.90	0.4340	1.2472	20.66	0.8129	12.89
10	1.5	0.95	0.5773	1.3332	13.40	0.9000	12.61
11	1.7	0.85	0.4797	1.2062	35.09	0.6924	12.89
12	1.7	0.90	0.5142	1.3060	28.11	0.7780	12.89
13	1.7	0.95	0.6528	1.4120	19.92	0.8800	12.61

Table 2. Calculus results for: **f = 0.10**, **α = 12°**

No	R_o/R_{of}	R_i/R_o	σ_{xf}/σ_c	g_f/g_o	δ, [%]	R_{if}/R_{of}	α_i, [°]
1	1.3	0.75	0.3776	1.1593	17.28	0.6332	14.04
2	1.3	0.80	0.4014	1.1694	15.22	0.6958	13.75
3	1.3	0.85	0.4489	1.1882	12.64	0.7683	13.46
4	1.3	0.90	0.5542	1.1708	12.41	0.8478	12.89
5	1.3	0.95	0.8870	1.1215	14.75	0.9271	12.32
6	1.5	0.75	0.4609	1.1346	31.94	0.5745	13.18
7	1.5	0.80	0.4780	1.2063	26.81	0.6381	13.46
8	1.5	0.85	0.5151	1.2195	24.17	0.7256	13.18
9	1.5	0.90	0.6042	1.2472	20.66	0.8129	12.89
10	1.5	0.95	0.9102	1.1756	23.16	0.9118	12.32
11	1.7	0.85	0.5544	1.2720	32.23	0.6756	13.18
12	1.7	0.90	0.6188	1.3060	28.11	0.7780	12.89
13	1.7	0.95	0.8523	1.4120	19.92	0.8800	12.61

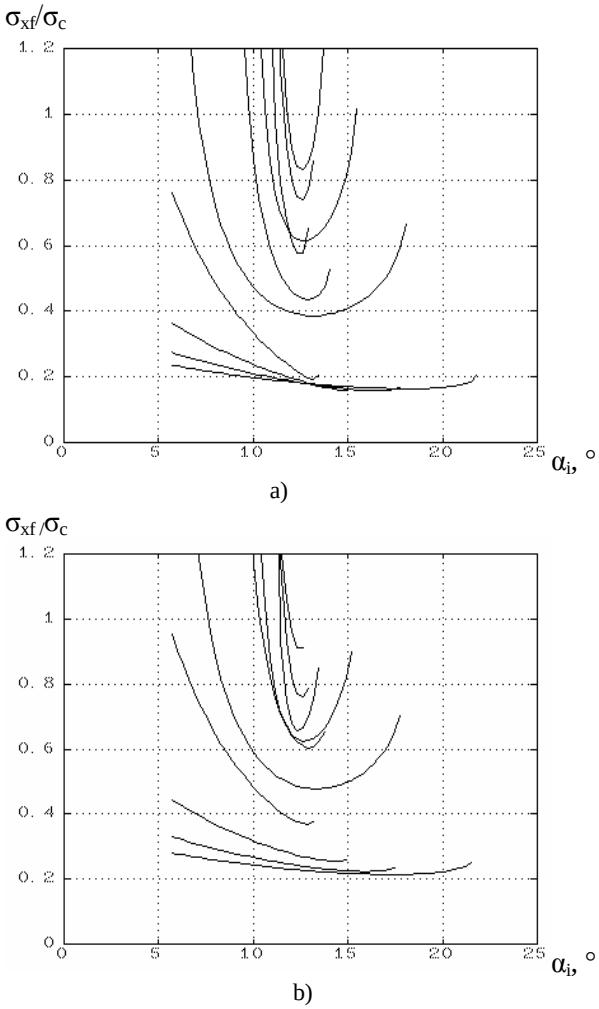


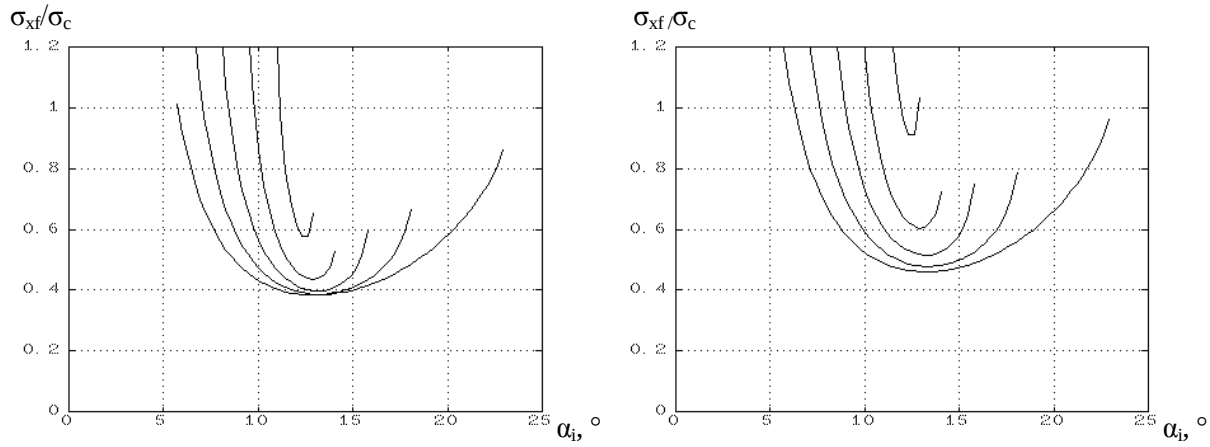
Figure 3. Influence of **R_o/R_{of}** and **R_i/R_o** on the value and position of the minimum of **$\sigma_{xf}/\sigma_c = F(\alpha_i)$**, for model **m** (**a**) and model **f** (**b**)

The friction conditions influence was also studied (figure 6). This must be correlated with all the geometrical conditions of the drawing. The evolutions of the results are similar for both mathematical models, even if they cannot be related because of the different friction laws considered. The models can be used independently in an experimental technique which allows us to evaluate the either the friction factor **m** or the friction coefficient **f**, if we can measure the draw force with strain gauges. This can be done by numerical solving of one of the following equations:

$$\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_c}(m) - \left(\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_c}\right)_{exp} = 0 \qquad (16)$$

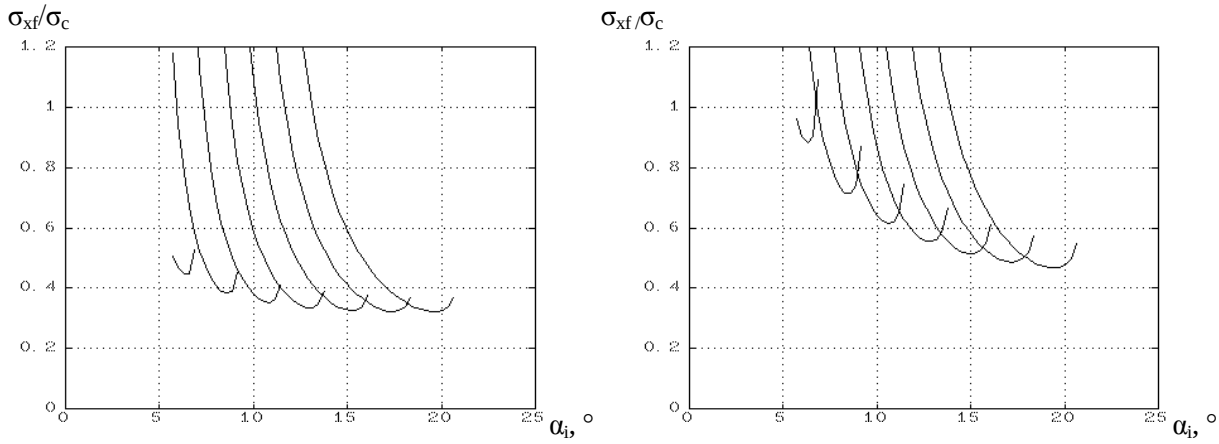
or:

$$\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_c}(f) - \left(\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_c}\right)_{exp} = 0 \tag{17}$$



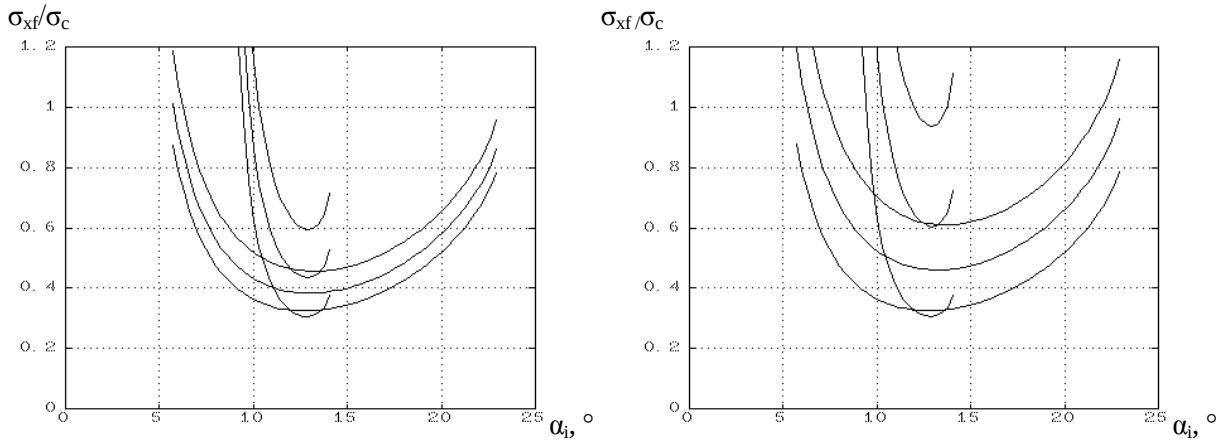
a) b)

Figure 4. Dependence of the value and position of the minimum of relative draw stress σ_{xf}/σ_c on the inner angle α_i, and wall thickness R_i/R_o, if relative reduction is R_o/R_{of} **= 1.5**, for model **m** (a) and model **f** (b).



a) b)

Figure 5. Influence of die angle α on the value and position of relative draw stress σ_{xf}/σ_c in regard to the inner angle α_i, with R_o/R_{of} **= 1.3** and R_i/R_o **= 0.90**, for model **m** (a) and model **f** (b).



a) b)

Figure 6. Influence of the value of friction factor **m** on the value and position of relative draw stress σ_{xf}/σ_c in regard to inner angle α_i, when R_o/R_{of} **= 1.5** and R_i/R_o **= 0.75** (a), respectively **0.90** (b).

CONCLUSIONS

The paper is proposing an analytical solution to evaluate draw stress for hollow tube drawing in the same time with the complete determination of the geometrical factors resulting for a specific material and die; there is also possible to estimate correctly the final wall thickness of the tube after drawing. This model can be also used to determine the optimal die angle for a specific technology applied to a specific material and a specific initial geometry.

The main idea for this model is the use of an inner angle that determines the inner diameter of the tube, which value depends n all the process parameters, and is determined by the minimum drawing stress is a specific frame of work (geometrical context of the tube/die, back-tension applied, material involved and friction conditions).

The model is presented in two distinct forms, one for friction factor **m** and another one for friction coefficient **f**. The hypothesis of friction factor **m** is more and more considered because it determined simpler mathematical models for plastic forming processes and creates a clearer context for analysis: no friction means **m = 0** and the adherence means **m = 1**.

There were also made experimental measurements that revealed a good concordance with computed values for relative draw stress as well as for geometrical parameters of the drawn tube.

Received May 2, 2005

"Politehnica" University Bucharest

References

1. Avitzur, B. - Metal Forming: Processes and Analysis, New York, Mc.Graw-Hill Book Co., 1968.
2. Cazimirovici, E., Târcolea, M. - Cercetări privind tragerea ţevilor capilare pe dorn deformabil, Metalurgia, vol.39, nr.6, 1987.
3. Cazimirovici, E., Târcolea, M. - Contribuţii privind stabilirea comportării la deformarea prin tragere a oţelului inoxidabil pentru ţevi capilare, Metalurgia, vol.40, nr.1, 1988.
4. Cazimirovici, E., Negulescu, I., Târcolea, M., Răducanu, Doina - Teoria şi tehnologia deformării prin tragere, Bucureşti, Editura Tehnică, 1990.
5. Cazimirovici, E., Târcolea, M. - Stabilirea parametrilor de tragere a ţevilor capilare din oţel inoxidabil, Contract de Cercetare Nr. 45-5-11/1985-86 între Institutul Politehnic Bucureşti şi C.C.P.T.T. - Bucureşti.
6. Târcolea, M. – "Studii şi cercetări privind modelarea procesului de deformare plastică prin tragere fără ghidaj interior a ţevilor" – TEZĂ DE DOCTORAT, UPB, 1994.

UN MODEL ANALITIC PENTRU PRELUCRAREA PRIN TRAGERE A ŢEVILOR

Rezumat
Lucrarea prezintă o soluţie analitică capabilă să coreleze toţi parametrii procesului de tragere, de exemplu, tensiuni, puteri specifice etc.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.14.018

COMPUTERIZATED QUANTITATIVE MICROGRAPHICAL ANALYZE OF DEPOSED LAYERS BY ELECTRICAL DISCHARGE IN IMPULSE ON AN HIGH ALLOYED TOOLS STEEL

by

ADRIAN ALEXANDRU, SORIN IACOB STRUGARU, IOAN ALEXANDRU, LAURENTIU CIOBANU, SORIN TANASUCA

Abstract: This paper work presents the experimental results of optical quantitative computerisated analyze concerning the characterisation of the deposed layers by electrical discharge in impulse on a 155MoVCr115 steel.

Keywords: electric impulse, electric discharge, quantitative analyze

1. Introduction

The superficial thermic treatments technologies or deposition of thin layers, have each some disadvantages, so, today we trying to combine two or more technologies in order to increase the performances of the machine parts or tools.

The obtaining of thin layers by electrical discharge in impulse has some advantages as: verry good adherence of the coverings the possibility of deposition of all kind of materials with electric conductivity, the simplity of the devices and technologies, but also presents some disadvantages: large roughness and residual stress in the deposed layer.

We can say that joining alloying and deposition by electric impulse with a superficial thermic treatment, manny of those disadvantages will disapear.

Deposition and alloying by discharge in electric impulse uses inverse electroerosion, which means that the parts is the cathode and the tool electrode is the anode.

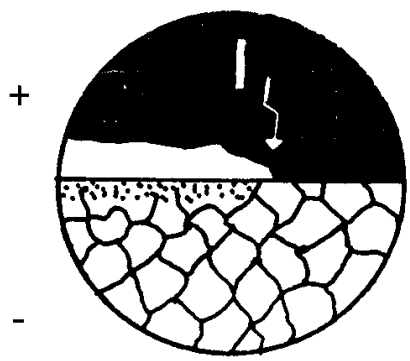


Fig.1 The process of superficial hardening by discharge in electric impulse

The experimental computerizated quantitative optical research has as scope a complete characterisation of the deposed layers on studied samples and carbide characterisation.

Also was chasing the influence of deposition of these layers above the initial structure of superficial layer of the material and the influence of some treatments after deposition above the deposed layers.

2. Experimental procedure

The samples by which were made the deposition are from high alloyed tool steel 155MoVCr115 with electrode from Ti15Co6, WCo8, and W.

The chemical composition of the 155MoVCr115 steel is presented in table 1.

Table 1.

Sample	Steel	Chemical composition											Obs.
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	Cu	
1	155MoV Cr115	1.5 ÷ 1.6	0.18 ÷ 0.45	0.1 ÷ 0.4	≤0.03	≤0.03	11÷ 12	≤0.6 ÷ 0.8	≤0.35	0.9 ÷ 1.1	–	≤0.30	STAS 3611-88
		1.38	0.41	0.22	0.021	0.025	11.7	0.72	0.16	1.05	0.03	0.23	determinate

The mechanical properties and thermic treatments parameters for this type of steel are presented in table 2.

Table 2

Steel	Mechanical properties			Thermic treatment parameters							
				Annealing		Annealing		Quenching		Tempering	
	$R_{p0,2}$, N/mm^2	KCU, J/cm^2	HB daN/mm^2	T, ^{0}C	Mediu	T, ^{0}C	Mediu	T, ^{0}C	Mediu	T, ^{0}C	Mediu
155MoV Cr115	-	-	255	880	c	-	-	1020-1030	U, a	160-200	a

The processing by electrical discharge in impulse were made by hand on plane surface without oxides and impuryties, using electrodes from Ti15Co6, with cilindrical sections (ϕ 2 mm) and length 25 mm.

The samples from 155MoVCr115 steel, before deposition of layers by electrical discharge in impulse were superficial thermic treated. The superficial thermic treatments parameters applied before deposition by electrical discharge in impulse are presented in table 3, and in table 4 and Fig. 2 are presented the experimental duplex variats of thermic treatments.

Table 3

Thermic treatment variant	Steel	Thermic treatment parameters
High frequency current hardening	155MoVCr115	1 000^{0}C/sintetic medium
Volume hardening + tempering	155MoVCr115	1 030^{0}C/oil + 180^{0}C/air

Table 4

Variant	Etapes
A	Volume hardening + tempering + deposition by electrical discharge in impulse
B	high frequency currents hardening + deposition by electrical discharge in impulse

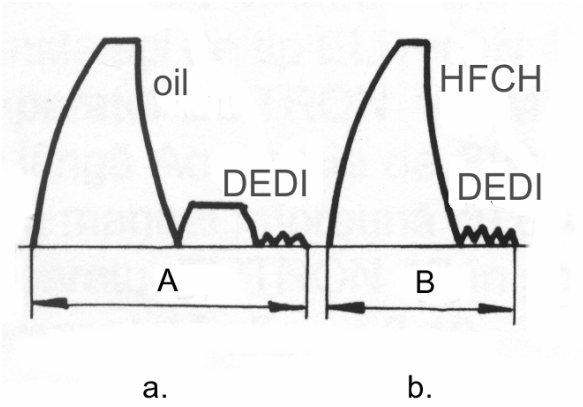


Fig. 2. The duplex variants of thermic treatments

The experimental researches of computerisated quantitative analysis were made for a complete characterization of the deposed layers on studied samples and carbides caracterization.

The computerisated line of image analysis is composed from: optical microscope (REICHERT UNIVAR, video camera with adapter, computer, printer).

The main software component of image analysis line is a complex program – IMAGE PROPLUS, produced by MEDIA CYBERNETICS Company USA. This programm is composed from a main general image analysis component and a component for quantitative metallographic determination – MATERIALS PROANALYZER.

The image processing takes place in this step:

– quantitative analyze of different images which have interest field as: grain limits, phases, particles etc;

– image processing, by hand or automatically when exists a controller for auto movement of the microscope table;

– quantitative measurement of interesting characteristics by using the A.S.T.M. agreed methods;

– determination of grain dimension;

– determination of dimension scale distribution of grains;

– determination of number and quantity of phases in poliphasic materials;

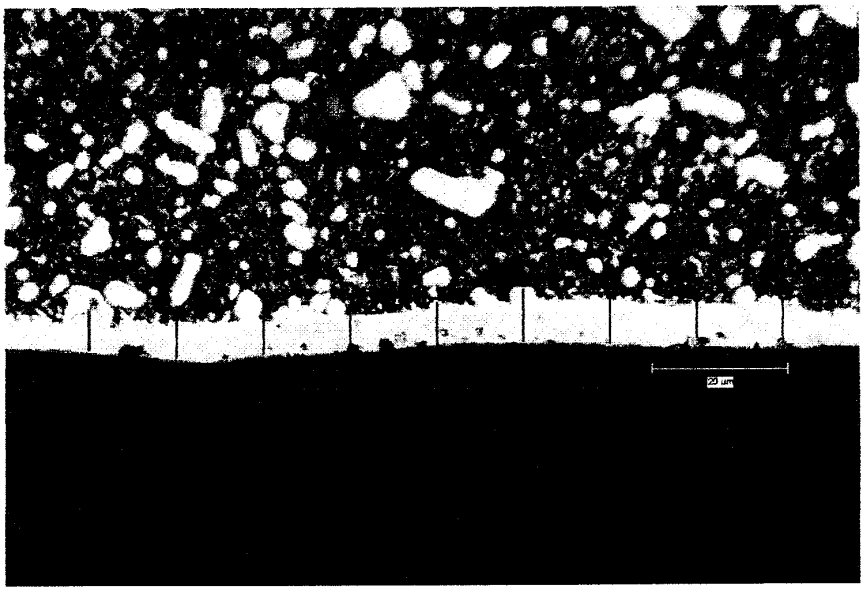
– quantitative determination of some particles by area, diameter, shape coefficients, perimeter etc;

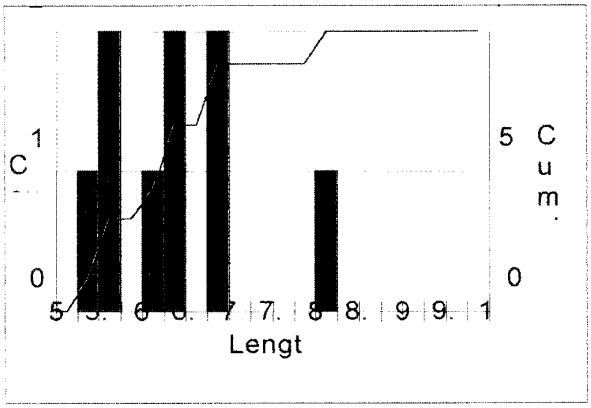
– dimensional determination of the interdendritic spaces;

– thickness determination of singular of multiple layers.

On this computerized line for analyze were characterisated the carbides and the thickness the deposed layers with diverse electrodes on 155MoVCr115.

In Fig. 3 are presented the white layer parameters of the 155MoVCr115 steel quenched in volume and processed by electrical discharge in impulse with Ti15Co6 electrode, and in Fig.4 are presented the parameters of white layer from 155MoVCr115 quenched in high frequency current and after processed by electrical discharge in impulse with WCo8 electrode.



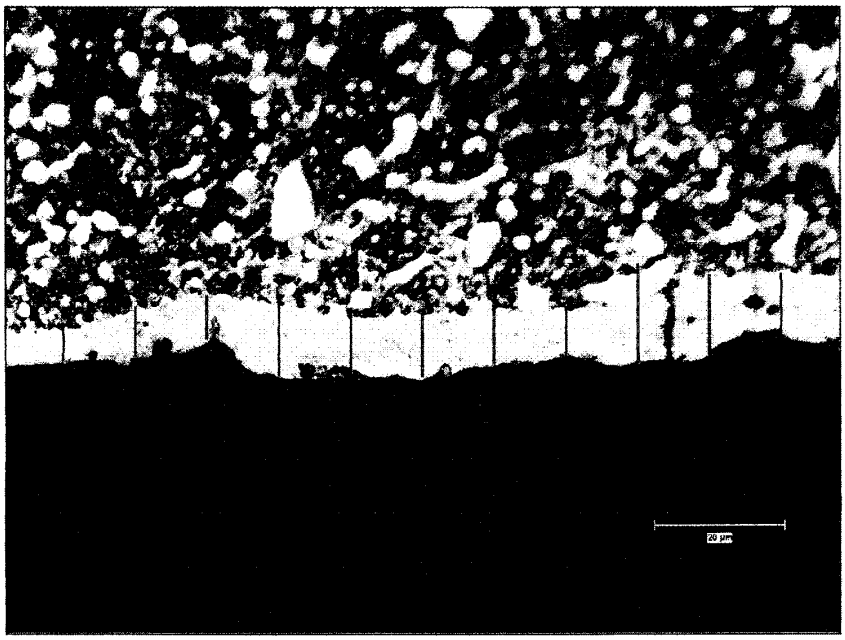


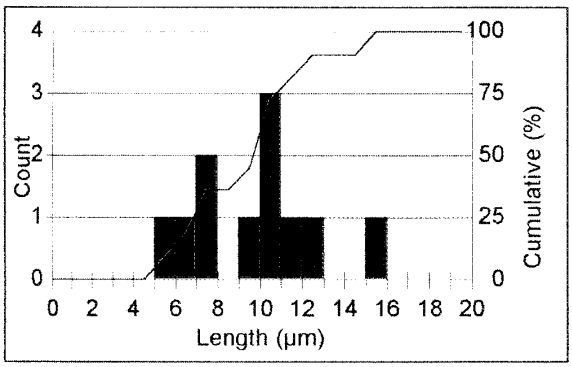
Intervals (µm)		Count	%	Cumulative %
5	5.3	0	0	0
5.3	5.5	1	11.11	11.11
5.5	5.8	2	22.22	33.33
5.8	6	0	0	33.33
6	6.3	1	11.11	44.44
6.3	6.5	2	22.22	66.67
6.5	6.8	0	0	66.67
6.8	7	2	22.22	88.89
7	7.3	0	0	88.89
7.3	7.5	0	0	88.89
7.5	7.8	0	0	88.89
7.8	8	0	0	88.89
8	8.3	1	11.11	100
8.3	8.5	0	0	100
8.5	8.8	0	0	100
8.8	9	0	0	100
9	9.3	0	0	100
9.3	9.5	0	0	100
9.5	9.8	0	0	100
9.8	10	0	0	100

Statistics

Minimum:	5.4	µm
Maximum:	8.0	µm
Mean:	6.37	µm
Std Dev.:	0.801	µm
Sum:	57.3	µm
Count:	9	
Under:	0	
Over:	0	
Accepted:	100	%
Field Count:	1	
Field Area:	12588.3	µm²
Total Area:	12588.3	µm²

Fig. 3. White layer parameters of 155MoVCr115 steel quenched in volume and processed by electrical discharge in impulse with Ti15Co6 electrode





Intervals (µm)		Count	%	Cumulative %
0	1	0	0	0
1	2	0	0	0
2	3	0	0	0
3	4	0	0	0
4	5	0	0	0
5	6	1	9.09	9.09
6	7	1	9.09	18.18
7	8	2	18.18	36.36
8	9	0	0	36.36
9	10	1	9.09	45.45
10	11	3	27.27	72.73
11	12	1	9.09	81.82
12	13	1	9.09	90.91
13	14	0	0	90.91
14	15	0	0	90.91
15	16	1	9.09	100
16	17	0	0	100
17	18	0	0	100
18	19	0	0	100
19	20	0	0	100

Statistics

Minimum:	5.3	µm
Maximum:	15.5	µm
Mean:	9.82	µm
Std Dev.:	2.81	µm
Sum:	108.0	µm
Count:	11	
Under:	0	
Over:	0	
Accepted:	100	%
Field Count:	1	
Field Area:	12588.3	µm²
Total Area:	12588.3	µm²

Fig.4. White layer parameters of 155MoVCr115 steel quenched in high frequency current and processed by electrical discharge in impulse with WCo8 electrode

3. Conclusions

i. The obtained layers by thermic treatments variants at which the last process is the electrical discharge in impulse are more large;

ii. The adherence and the compactity of the white layers with the transition sublayers is good;
iii. The results obtained by quantitative computerized analyze are the same with those obtained by direct measurements with the PMT 3 device.

Received March 3, 2005

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. Alexandru, A. **Doctorate Thesis**, January 2002.
2. Alexandru, A., Pop, F. **Metallic materials with hardened deposit created by electric arc with vibrating electrode**. Proceedings EUROMAT-JUNIOR, Lausanne, 1994.
3. Pop, D., Pop, F., Alexandru, A. **Hardened deposition with tungsten carbides on steel specimens.** Proceeding, vol. II, EUROMAT, Lisabona, 1998.

ANALIZA MICROGRAFICĂ CANTITATIVĂ COMPUTERIZATĂ A STRATURILOR DEPUSE PRIN DESCĂRCĂRI ELECTRICE ÎN IMPULS PE UN OȚEL BOGAT ALIAT DE SCULE

Rezumat: Lucrarea prezintă rezultate experimentale de microscopie optică cantitativă computerizată privind caracterizarea straturilor depuse prin descărcări electrice în impuls pe un oțel bogat aliat de scule 155MoVCr115.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

CONTRIBUTIONS CONCERNING VIRTUAL INSTRUMENTATION IN DATA AQUISITION AND ANALYSIS

BY

ALINA ANGHEL and CARMEN BUJOREANU

Abstract: The monitoring method that uses the vibrations as information carrying is one of the most widely used technique in the extraction of information from measured signal patterns and extracts the useful information from the signal by processing it. This paper presents a series of virtual instruments that save the vibration signal captured by the sensor and analyze it in time, amplitude and frequency domains.

Keywords: Digital Signal Processing, Virtual Instruments

1. General considerations

The monitoring methods for tool-wear deal with the extraction of information from signal patterns and this paper describes some aspects which are relevant in this field.

Powerful instrumentation systems, incorporating sophisticated analyzing and processing techniques are now available to the practitioner, but basic understanding and the capability to choose and evaluate these techniques often suffer because of the misleading ease of applying these.

The main reason to consider vibration signals for wear monitoring lies in their capability of responding to excitations occurring at practically inaccessible sources.

The ease of incorporating sensor in machine tool structure, its low price and the unsatisfactory performance of other known methods recommend the method as viable, in spite of the inherent difficulties.

2. The general processing scheme

The monitoring systems that use the vibrations as information-carrying operate using the following general scheme: the complex signal generated in the machining process is captured by a sensor, transformed into electrical signal and sent to a preprocessing block (containing hardware and software elements) that increases the ratio between the useful signal and noise, and makes data reduction.

The next block extracts the features and makes, after an analog-digital conversion, the signal analysis in time, amplitude and/or frequency domain. Through the comparison between the reference signal and the analyzed signal you can obtain information concerning the variable and identify the trends in its evolution.

3. Virtual Instrument for Data Acquisition

A virtual instrument consists of an interactive user interface, a dataflow diagram that serves as the source code and icon connections that allow the virtual instrument to be called from higher level virtual instruments.

More specifically, the virtual acquisition instrument has a structure as follows:

- The interactive user interface is called the front panel, because it simulates the panel of a physical instrument. The front panel contains knobs, push buttons, controls and indicators.
- The virtual instrument receives instructions from a block diagram, constructed in graphical programming language, *G*. The block diagram is a pictorial solution to the programming problem. The block diagram is also the source code for the virtual instrument.
- The virtual instrument has a hierarchical and modular structure. It can be used as top-level programs or as subprograms within other programs or subprograms. The icon and connector of the virtual instrument work like a graphical parameter list so that other virtual instruments can pass data to a subvirtual instrument.

With these features, the virtual instrument promotes and adheres to the concept of modular programming. The application is divided into a series of tasks until a complicated application becomes a series of simple subtasks.

In figure 1 is presented the block diagram of the virtual acquisition instrument, constructed by wiring together objects that send and receive data, perform specific functions and control the flow of execution.

Data are read and saved as global variables.

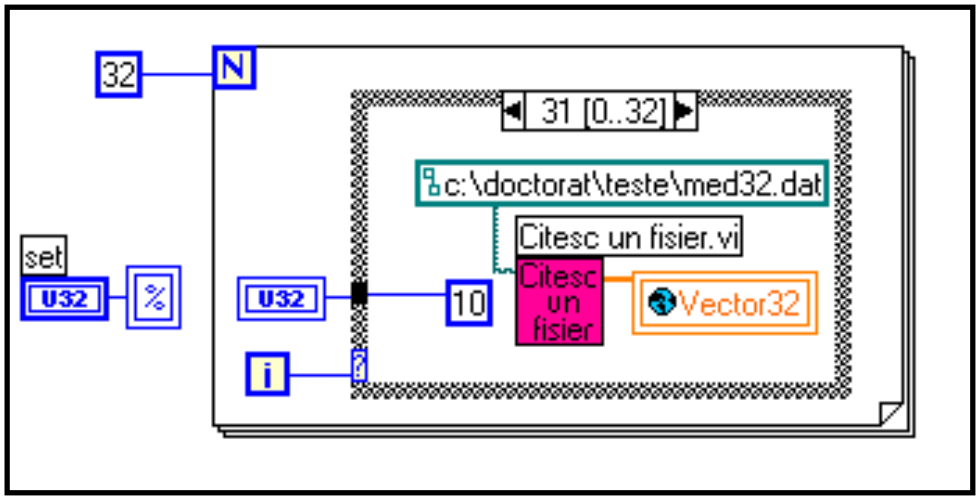


Fig.1 The block diagram of the virtual acquisition instrument
It is build a virtual instrument to accomplish each subtask and then combine those virtual instruments on other block diagram to accomplish the larger task

We build a virtual instrument to accomplish each subtask and then combine those virtual instruments on other block diagram to accomplish the larger task. Finally,

the virtual instrument contains a collection of subvirtual instruments that represent application functions.

Because each subvirtual instrument is constructed by itself, apart from the rest of the application, debugging is much easier.

4. Virtual Instruments for Data Analysis

The appliance of the general scheme for monitoring uses a virtual instrument for acquisition and saving to files the signals received from the sensor.

A main program, modulated, containing four levels, makes the processing of the files' data:

- Time domain analyse;
- Frequency domain analyse;
- Amplitude domain analyse;
- Dynamic analyser.

In figure 2 is presented the block diagram of the virtual instrument for data analysis.

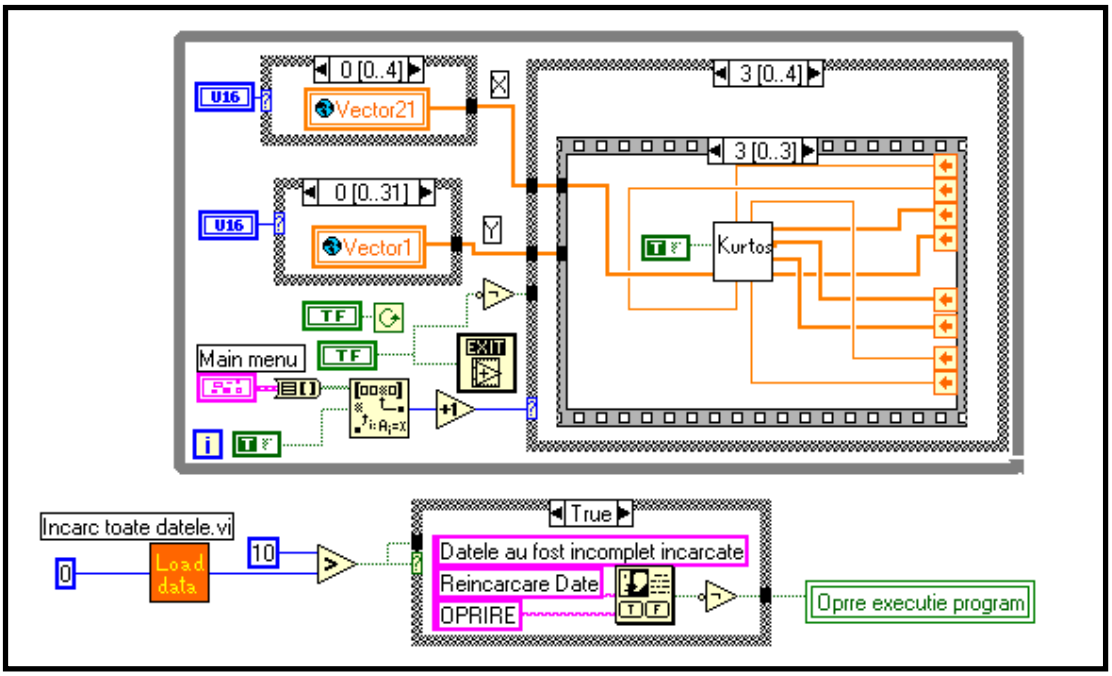


Fig. 2 The block diagram of the virtual acquisition instrument for data analysis

On main program run all the files saved using the virtual acquisition instrument. After data loading the analysis domain is chosen (figure 3). The operator can choose the reference vectors and the test vectors using selection buttons.

Fig. 3 The main program, modulated, contains four levels: time, frequency, amplitude domains and dynamic analyzer.

In each domain, the signal is process with dedicated virtual instruments. For example, the frequency domain analysis is based on the estimation of the spectra and follows these steps: obtaining the reference pattern, defining the limitative profiles, making spectra comparison and drawing the trend graph.

4. Conclusions

We have described some investigations concerning the monitoring method based on the analysis of vibration signals, using virtual instruments. All the virtual instruments are included in a main program that has four independent domain analyses: time, amplitude, frequency domains and dynamic analyzer.

The use of this program allows complex processing by selecting different functions and comparative graphical display of the variables.

Received March 14, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Braun, S. - **Mechanical Signature Analysis**, Academic Press, London, 1993, **321-340**
2. Ifeacher, E., Jervis, B. - **Digital Signal Processing**, Addison- Wesley Publishing Comp., 1993, **112-135**
3. LabVIEW - **Graphical Programming for Instrumentation**, National Instruments, 1996.

CONTRIBUȚII ASUPRA INSTRUMENTAȚIEI VIRTUALE ÎN ACHIZIȚIA ŞI ANALIZA DE DATE

Rezumat: Una dintre metodele de monitorizare cele mai des întâlnite este utilizarea semnalul de vibrații ca purtător de informație asupra stării sitemului. În lucrare este prezentat un program complex de monitorizare prin achiziție şi prelucrare de date în domeniile timp, amplitudine şi frecvență, prin instrumentație virtuală.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 681.3;536.5

HIGH SPEED DETERMINATION OF THE SPECIFIC ISOTHERMS OF THE THERMIC FIELDS CREATED IN THE PROCESS OF CASTING ALLOYS IN METALLIC MOULDS HELPED BY COMPUTER

BY

RADU DANILĂ, OVIDIU CALANCIA, AUREL FLORESCU, PETRICĂ VIZUREANU and VASILE GOANŢĂ

Abstract: The determination of the isotherm surfaces which are specific to termichal fields which appear on the alloys casting in metallic moulds according to the conditions and the way of the heat transfer within the couple casting alloy – metallic mould using LUSAS program calculations with finite elements.

Keywords: casting, alloy, the metallic mould, thermic field, isotherms, finite elements.

1. Introduction

In solidification and cooling processes of alloys castings in metallic moulds under the differences of the temperature appear a process of the heat transfer from the alloy to the mould and from the mould to outside. This heat transfer is thermodynamics processes which take place with final speed in determined conditions by space and time [1].

For high speed determination of the specific isotherms of the thermic fields created in the process of casting alloys in metallic moulds, we proposed to study the heat transfer using a calculation program with finite elements [2].

2. Work conditions and obtained results

The thermic charging conditions which are useful for the proposed study are [3]:

- the cast alloy has the initial temperature of 1350°C;
- the metallic mould before casting has the temperature of 20°C;
- the heat transfer at the outside contact, for the cast alloy as for the metallic mould, it's made through convection at 20°C temperature;
- the convection exchange rate was chosen average referring to the temperature variation and has the value $\alpha = 95$ W/(m^{2}K);
- the heat transfer within the cast alloy, the metallic mould and between them took place by conduction.

Considering the given heat transfer conditions, through the continuous media made from the cast alloy and the casting metallic mould it appears a low temperature field, represented through the total amount of temperature at a certain time moment. This field is varying with (in accordance with) the considered point position and with the time.

In this way there are established isotherm surfaces which are defined as being the geometrical spot of all the temperature points from the given part (material). These isotherm surfaces have a variable position in time which characterizes a transitory heat exchange regime.

The necessary equation for the numeric simulation is the thermic transfer equation through conduction given by Fourier-Kirchhoff [3]:

$$\rho\left(C-L\frac{\partial f}{\partial T}\right)\left(\frac{\partial T}{\partial t}+u\frac{\partial T}{\partial x}+v\frac{\partial T}{\partial y}+w\frac{\partial T}{\partial w}\right)=$$

$$=\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right) \qquad (1)$$

This thermic transfer equation presents a great number of solutions. Through the solving the presented differential equation, by imposing (enforcing) the limit conditions, it is obtained the exact solution of the problem. This is the analytic common way of solving, which is applicable yet in the case of relatively simple problems.

The analytic solving could be done only by creating a model so simplified that the equations could be integrated.

It’s obtained, in this way, the exactly solution for a simplified model. Often is being preferred that, instead the exact solution of a simplified model, to have an approximate solution of the real model.

The approximate solutions, obtained through numeric methods, are susceptibly in many cases to mirror better the reality than the exact solutions of some simplified models, but need a bigger calculation effort. These calculations could be made by computer aid, using specialized solving programs which are using the finite elements method [2].

As a specific for the finite element method is the fact that minimising is done on sub domains, named finite elements, and linked between them in poits named nodes [4].

For the model we are proposing in sequence for study and which is presented in figure no. 1 we make the following hypothesis when analyzing finite elements:

- It is tracking the heat transfer on the interface of the cast alloy and the metallic mould. (S1 surface);
- the heat exchange with the exterior on S2 and S3 surfaces is blocked. In practice, these surfaces are covered with a refractory mixture layer which makes the heat exchange with the exterior to be insignificant. This hypothesis was imposed with a view to obtaining a constant temperature along the length of the metallic mould wall and for intensify the warm exchange between alloy and the metallic mould;
- through S4 surface is going on the convection with the air at 20°C temperature;

- the initial time for the analyze is considered then when the alloy fill in the casting metallic mould;
- It is considered that both the alloy and the metallic mould don't present heterogeneities.

Taking into account that both the alloy and the metallic mould are symmetric to the central axis, for the finite element analysis it had been used the charged model, with axis-symmetric elements.

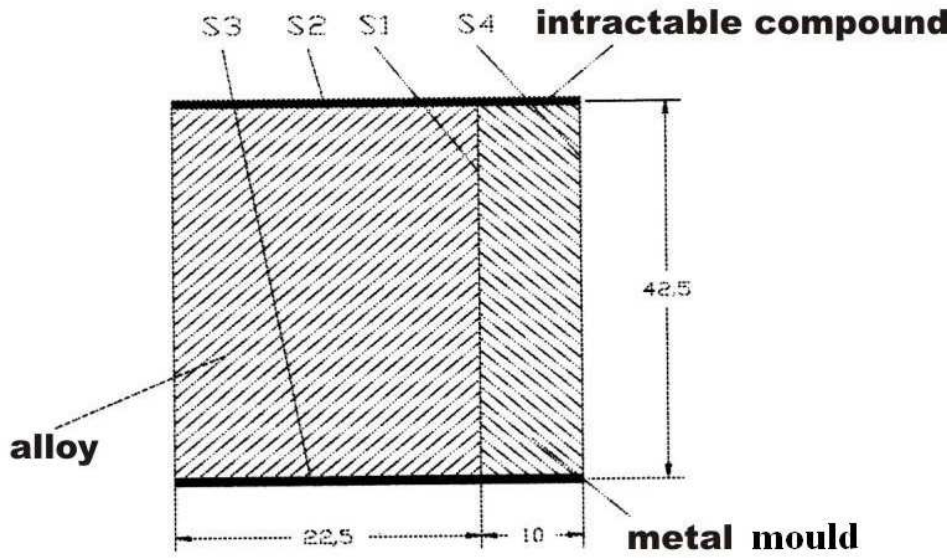


Figure 1. *Pattern geometry*

The analysis was made with the help of the LUSAS programmer, from its documentation using the element QFX4.

For the cast alloy (cast iron) were used the following thermo-physical constants:

- specific heat c_s = 560 KJ/ (KgK);
- the heat transmitting ratio λ = 42 W/(mK);
- reference temperature t = 20°C;
- the convection with the air ratio was chosen an average one in relation with the temperature variation α = 95 W / (m^2K);
- the metallic mould is cylindrical with the inside ray r_1 = 22.5 mm and the external one r_2 = 32.5 mm.

The discretization network and the numbering of the nodes, it is presented in figure no. 2. Within this network, the cast alloy is inside in the rectangle accompanied by the points 1, 2, 30 and 44, but the metallic mould is inside in the rectangle accompanied by the points 30, 44, 344 and 338. After processing, it is obtained the variation in time of the temperature for every node on a side.

In figure no. 3, it is given the variation in time of the temperature for some more significant nodes. The nods drowned from the curve in figure no. 3:

- 9 found in the center of the cast material;

- 126 belonging to the cast material and being in the immediate neighborhood of the interface between the cast material and the metallic mould;
- 51 on the surface;
- 389 belonging to the metallic mould and lying close to the interface;
- 351 belonging to the metallic mould and being at it's exterior;

It is noticed a relative high lowering of the temperature of the nodes which lie to the center of the ensemble casting alloy – metallic mould (from node 9 to node 125).

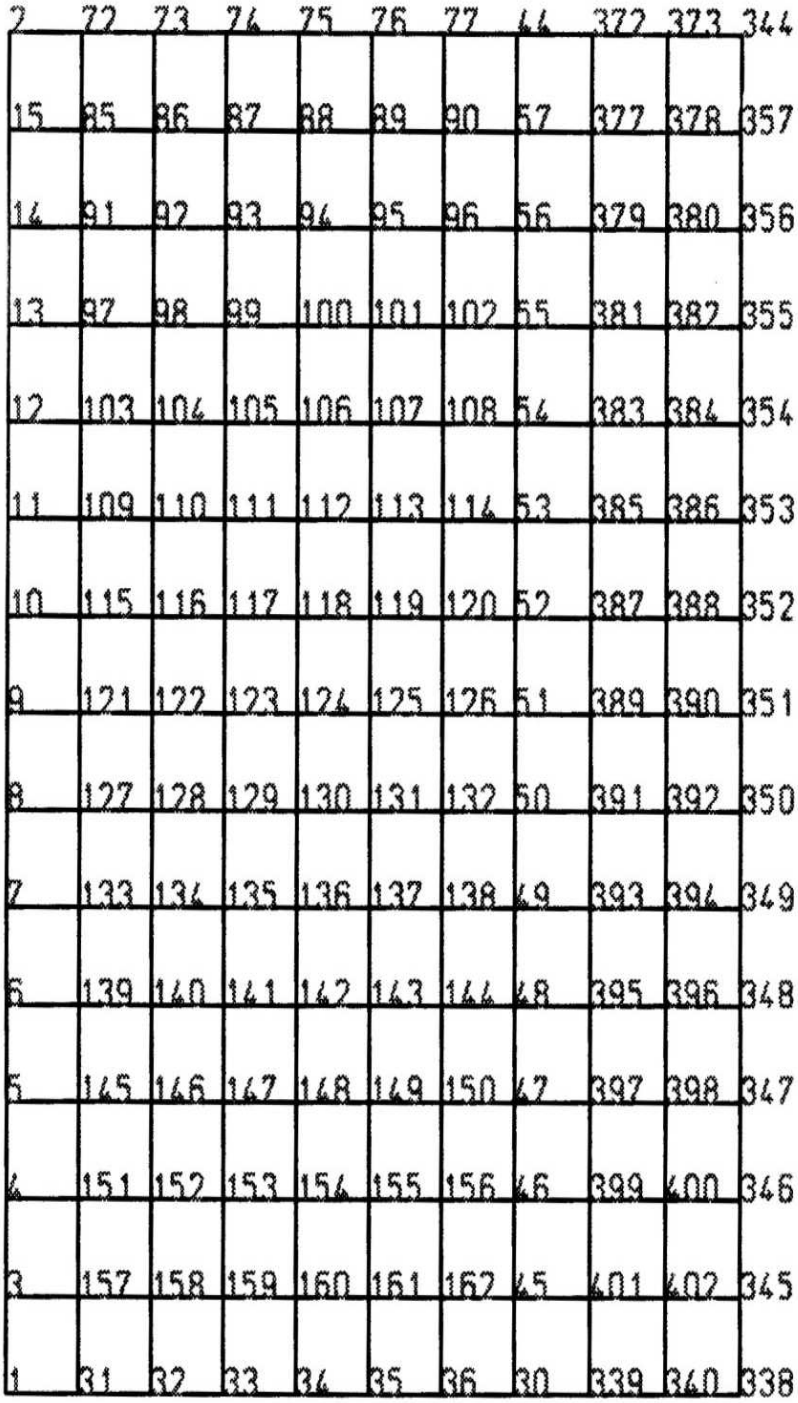


Figure 2. *Discretization network and knots numbering*

Node 126 which belongs to the alloy and it lies in the immediate neighborhood of the interface, suffers an abrupt decreasing of the temperature (figure no. 3). For node 51, which belongs to the metallic mould and lies on the interface, it is noticed a increasing of the initial temperature of the 453°C, after that it take place a slowly lowering to 20°C value. The curves presented are drawn to the total cooling of the ensemble.

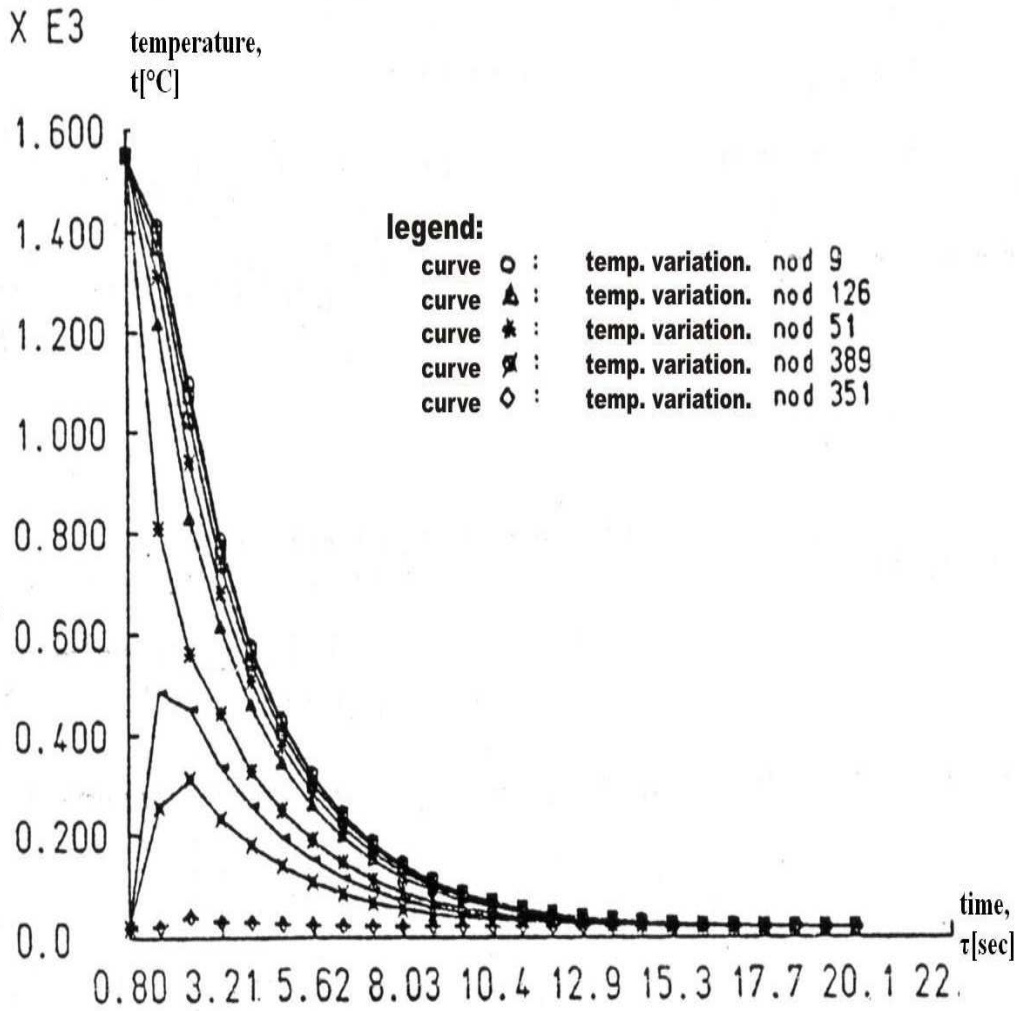


Figure 3. *Temperature variation with the time*

In figure no. 4, it is presented the spectrum of the isotherms established at 20000 sec. The parallelism of these isotherms is showing us that the heat exchange it's made entirely with the metallic mould. The aspect of these isotherms remains invariable for every temperature they are obtained at, only the temperature which characterizes them is modifying.

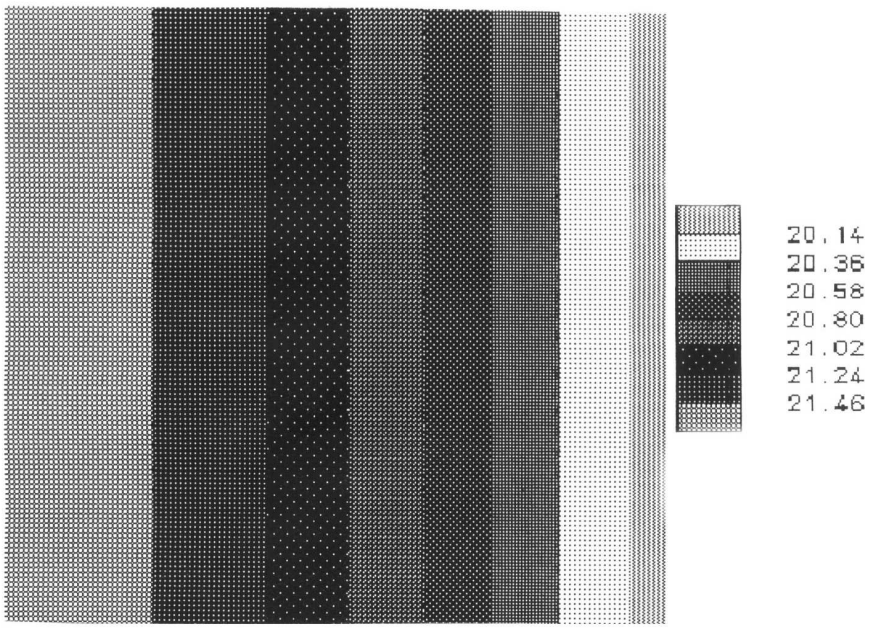


Figure 4. *Isotherms spectrums at 20000 sec*

To determine the variation of the temperature at the same time on the thickness of the casting metallic mould wall, therefore varying with the ray, there are chose the nodes 51, 389, 390 and 351. The time when the temperature of these nodes which belong to the metallic mould is registered is 400 sec. from of the analyze beginning.

The temperature variation for the metallic mould with the ray is given in figure no. 5. The maximum temperature is registered at the contact with the alloy (node 51) and is 453°C, and the minimum one is outside the mould and is 41°C (node 351).

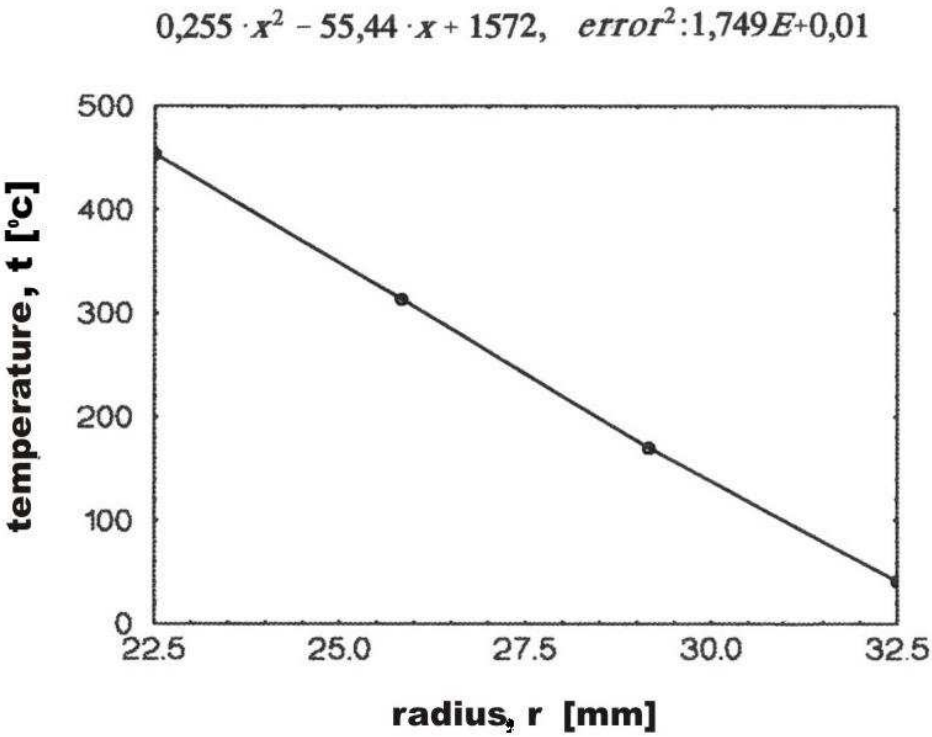


Figure 5. *Temperature variation as a function of radius*

The values for the temperature of the concerned nodes are taken from the listing with the variation of the temperature with the time and which is displayed after the processing ends. The represented curve (figure no. 5) is drawn by points, using the results obtained through -- the programme as a finite element. The second curve is obtained by extrapolation, approximating the first one, and it's given by the function:

$$t(r) = a\,x^2 + b\,x + c \qquad (2)$$

Where:

- t(r) represents the temperature variation with the ray;
- a, b, c – are the coefficients obtained after approximating the curve that gives the variation of the temperature on the thickness of the wall with the above function and have the values: a = 0.255, b = -55.44 and c = 1572, resulted after the interpolation;
- r – the ray measured fro the center of the ensemble to the point with t temperature.

In the figure no. 5, it can be noticed that it appears a difference of temperature between the internal and the external surface. Thus to the biggest moving tendency of the interior surface is opposing the reduced moving tendency of the neighbor and exterior surface.

3. Conclusions

The results which can be achieved using the LUSAS program calculation with finite element are [5]:

- graphical view in any moment of isotherms from different surfaces of the casting piece – metallic mould system which are necessaries for establishing the preferences directions of the heat (figure no.4);
- graphical view of the discretization network knots numbering for the same system, with the possibility to adopt the dimension of the finite elements to the measure of the gradient function studied (figure no.2);
- the temperatures of every knots network in every moment of the process (figure no.3);
- the variation of the temperature on the desired direction at one moment (figure no.5) which can give the occasion of the calculation of termichal tension from metallic moulds.

REFERENCES

1. **Chiriac, F.,** *Procese de transfer de căldură şi de masă în instalaţii industriale,* Editura Tehnică, Bucureşti, 1987.

2. **Gârbea, Dan**, *Analiza cu elemente finite*, Editura Tehnică, Bucuresti 1990.

3. **Dănescu, Al.**, *Termodinamica şi maşini termice*, Editura Didactică şi Pedagogică, Backrest, 1985.

4. **Dănilă, R.**, **Calancia, Ov., Ciocănel, C., Goanţă, V.,** *Considerations Concerning the Use of Calculus Programs with Finite Elements "LUSAS" at the Study of Heat Transfer in Solidification and Cooling Processes of Castings Poured in Metallic Shells. Description of the Chosen Model,* Buletin I.P. Iaşi, Tomul XLII (XLVI), Fasc. 1 – 2, 1996, Secţia IX, pag. 195 – 200.

5. **Dănilă, R.**: *Cercetări privind turnare aliajelor în forme metalice în scopul măririi durabilității acestora şi al îmbunătățirii calității pieselor turnate, Teză de doctorat*, Biblioteca U.T. Iaşi, 1996.

DETERMINAREA RAPIDĂ CU AJUTORUL CALCULATORULUI A IZOTERMELOR SPECIFICE CÂMPURILOR TERMICE LA TURNAREA ALIAJELOR ÎN FORME METALICE

(Rezumat)

În lucrare se determină suprafețele izoterme, specifice câmpurilor termice, ce apar la turnarea în forme metalice a pieselor din fontă. Condițiile şi modul realizării transferului de căldură, în ansamblul aliaj – formă metalică, este studiat folosind programul LUSAS de analiză cu elementele finite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

HIGH SPEED DETERMINATION USING THE COMPUTER FOR THE THERMAL TENSIONS FROM METALLIC MOULDS AT ALLOYS CASTING

by

OVIDIU CALANCIA, RADU DANILĂ, VASILE VIOREL MOLDOVEANU, AUREL FLORESCU and LEONACHE DRĂGOI

Abstract: The determination of the thermal tensions into the metallic moulds on the alloys casting, according to the way of variation of the temperature on the thickness of the metallic moulds wall, exactly determined through the finite elements analyze using LUSAS program.

Keywords: thermal tensions, casting, the metallic mould, alloy, thickness wall.

1. Introduction

The work is proposing a way to determine the stresses which appear in casting within metallic moulds. For this it has been used a program which uses the finite elements method, to determine the variation law of the temperature on the thickness of the casting metallic mould's wall. This equation will be inserted within the stresses expression which takes in account an axial-symmetric variation of temperature and in which the temperature doesn't vary on length.

With a view to establishing the temperature variation law on the thickness of the casting metallic mould wall, it will be considered the case of alloys casting in metallic moulds. The casting metallic mould can be considered, for the stresses analyze, as a tube with thick walls. Due to the contact between the alloy and the metallic mould, at interface it appears a heat transfer which has the sense from the alloy to the metallic mould.

2. Work conditions and obtained results

The thermic charging conditions are [1], [4]:

- the cast alloy has the initial temperature of 1350°C;
- the metallic mould before casting has the temperature of 20°C;
- the heat transfer at the outside contact, for the cast alloy as for the metallic mould, it's made through convection at 20°C temperature;
- the convection exchange rate was chosen average referring to the temperature variation and has the value $\alpha = 95$ W/(m^{2}K);

- the heat transfer within the cast alloy, the metallic mould and between them took place by conduction;
- the heat transmitting ratio $\lambda = 42$ W/(m K);
- reference temperature t = 20°C;
- the metallic mould is cylindrical with the inside ray r_1 = 22.5 mm and the external one r_2 = 32.5 mm.

In figure no. 1, is presented a section in the metallic mould made after a perpendicular layout on the symmetry axis and, also, there are shown the radial and tangent stresses that appears as a result of the temperature variation on the wall thickness [4].

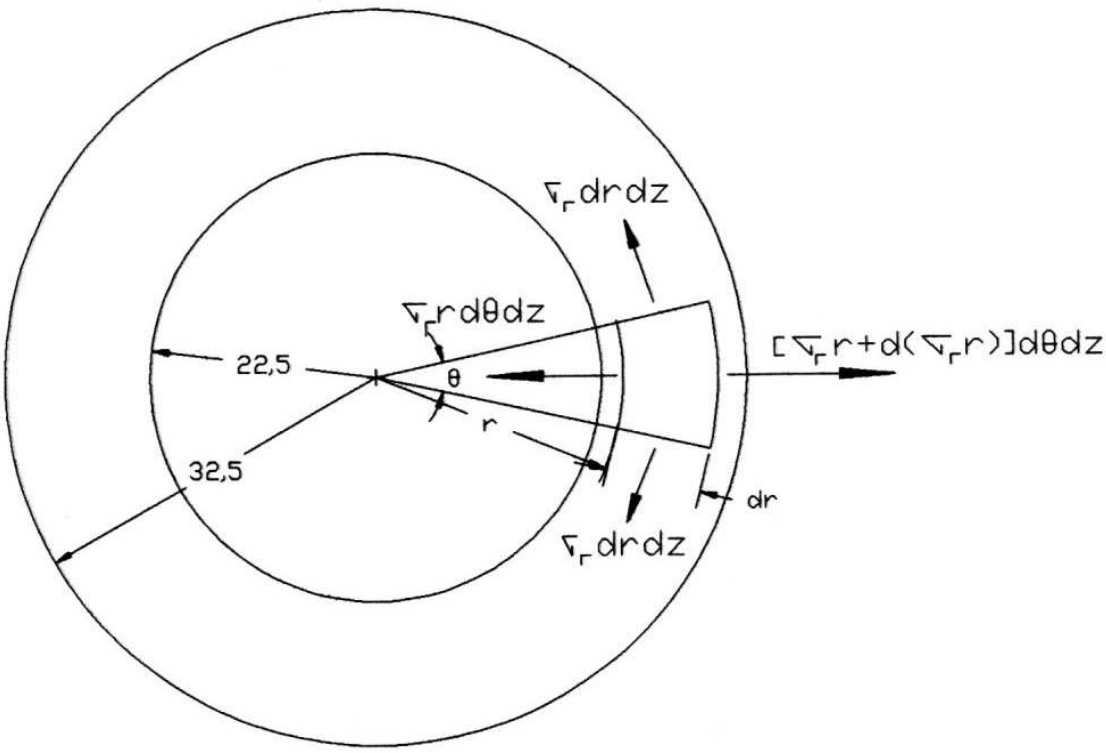


Figure 1. *Thermal tensions in section through metallic mould*

The relations for the unitary strains (efforts) σ_r, σ_t and σ_z that represent the tresses on the radial, tangent and longitudinal direction obtained from the deformations balance are [2]:

$$\sigma_r = \frac{E}{(1-\nu)}\left[-\frac{1}{r^2}\int_{r_1}^{r}\alpha t(r)rdr + \frac{r^2-r_1^2}{r^2(r_2^2-r_1^2)}\int_{r_1}^{r_2}\alpha t(r)rdr\right] \quad (1)$$

$$\sigma_t = \frac{E}{(1-\nu)}\left[\frac{1}{r^2}\int_{r_1}^{r}\alpha t(r)rdr + \frac{r^2+r_1^2}{r^2(r_2^2-r_1^2)}\int_{r_1}^{r_2}\alpha t(r)rdr - \alpha t(r)\right] \quad (2)$$

$$\sigma_z = \frac{E}{(1-\nu)}\left[\frac{2}{r_2^2-r_1^2}\int_{r_1}^{r_2}\alpha t(r)rdr - \alpha t(r)\right] \quad (3)$$

Where:

- ν – is the Poisson coefficient;
- r_1 – the interior ray of the metallic mould;
- r_2 – the exterior ray of the metallic mould;
- E – the longitudinal elasticity module;
- t(r) – the temperature variation on the metallic mould wall's thickness ($t(r)= a x^2 + b x + c$) [3].

If we replace t(r) in (1), (2) and (3) equations it results the following expressions for the stresses that take into account the temperature variation on the metallic mould wall's thickness.

The variation of σ_r, σ_t and σ_z stresses given by the equations (4), (5) and (6) are presented in figure no. 2.

$$\sigma_r = \frac{\alpha E}{1-\nu}\left[-\frac{1}{r^2}\left(\frac{ar^4}{4}+\frac{br^3}{3}+\frac{cr^2}{2}-\frac{ar_1^4}{4}-\frac{br_1^3}{3}-\frac{cr_1^2}{2}\right)\right]+ \\ +\frac{\alpha E}{1-\nu}\left[\frac{r^2-r_1^2}{r^2(r_2^2-r_1^2)}\left(\frac{ar_2^4}{4}+\frac{br_2^3}{3}+\frac{cr_2^2}{2}-\frac{ar_1^4}{4}-\frac{br_1^3}{3}-\frac{cr_1^2}{2}\right)\right] \tag{4}$$

$$\sigma_t = \frac{\alpha E}{1-\nu}\left[\frac{1}{r^2}\left(\frac{ar^4}{4}+\frac{br^3}{3}+\frac{cr^2}{2}-\frac{ar_1^4}{4}-\frac{br_1^3}{3}-\frac{cr_1^2}{2}\right)\right]+ \\ +\frac{\alpha E}{1-\nu}\left[\frac{r^2+r_1^2}{r^2(r_2^2-r_1^2)}\left(\frac{ar_2^4}{4}+\frac{br_2^3}{3}+\frac{cr_2^2}{2}-\frac{ar_1^4}{4}-\frac{br_1^3}{3}-\frac{cr_1^2}{2}\right)-\left(ar^2+br+c\right)\right] \tag{5}$$

$$\sigma_z = \frac{\alpha E}{1-\nu}\left[\frac{2}{r_2^2-r_1^2}\left(\frac{ar_2^4}{4}+\frac{br_2^3}{3}+\frac{cr_2^2}{2}-\frac{ar_1^4}{4}-\frac{br_1^3}{3}-\frac{cr_1^2}{2}\right)-ar^2-br-c\right] \tag{6}$$

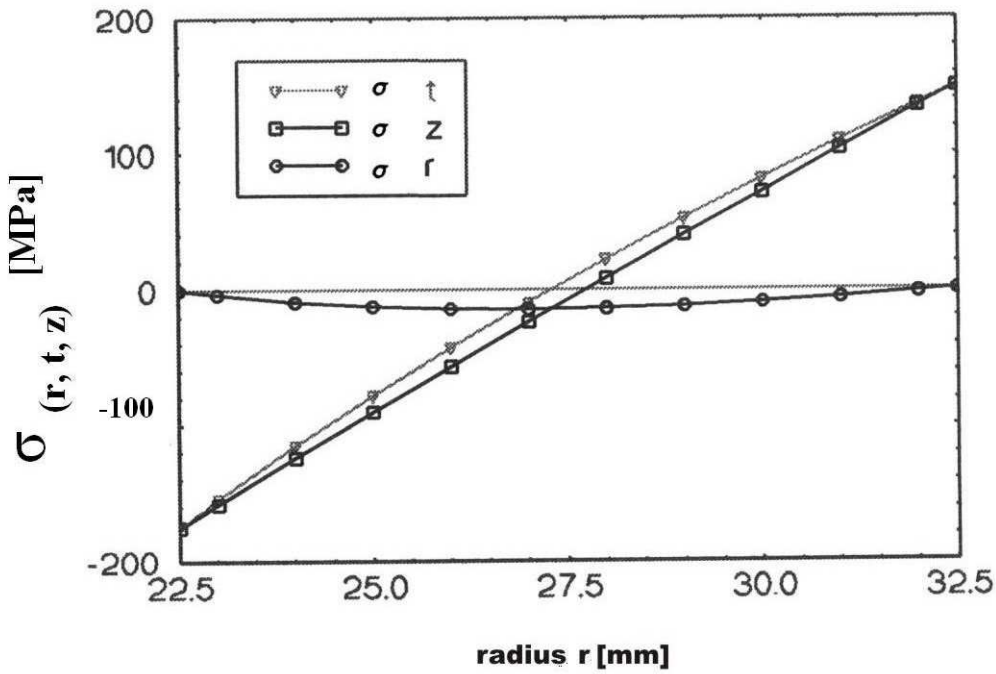


Figure 2. *Variation of stresses as a function of radius*

We notice that the stress on the radial direction is zero inside at outside the metallic mould and as size is much smaller than the tangent and longitudinal stresses. Also, at the interior and the exterior of the metallic mould the tangent and the longitudinal stresses have equal values.

The variation on the wall's thickness of these is likewise, with higher values of compression for σ_z then σ_t and bigger elongation values for σ_t.

The equivalent Von Misses stress has the relation [2]:

$$\sigma_{ech} = \sqrt{\frac{1}{2}\left[(\sigma_r - \sigma_t)^2 + (\sigma_t - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2\right]} \tag{7}$$

The variation of the equivalent stress on the metallic mould wall's thickness is shown in figure no. 3. It can be noticed that the dangerous stress appears inside the metallic mould and has the value $\sigma_{ech(r=22.5)}$ = 124 MPa.

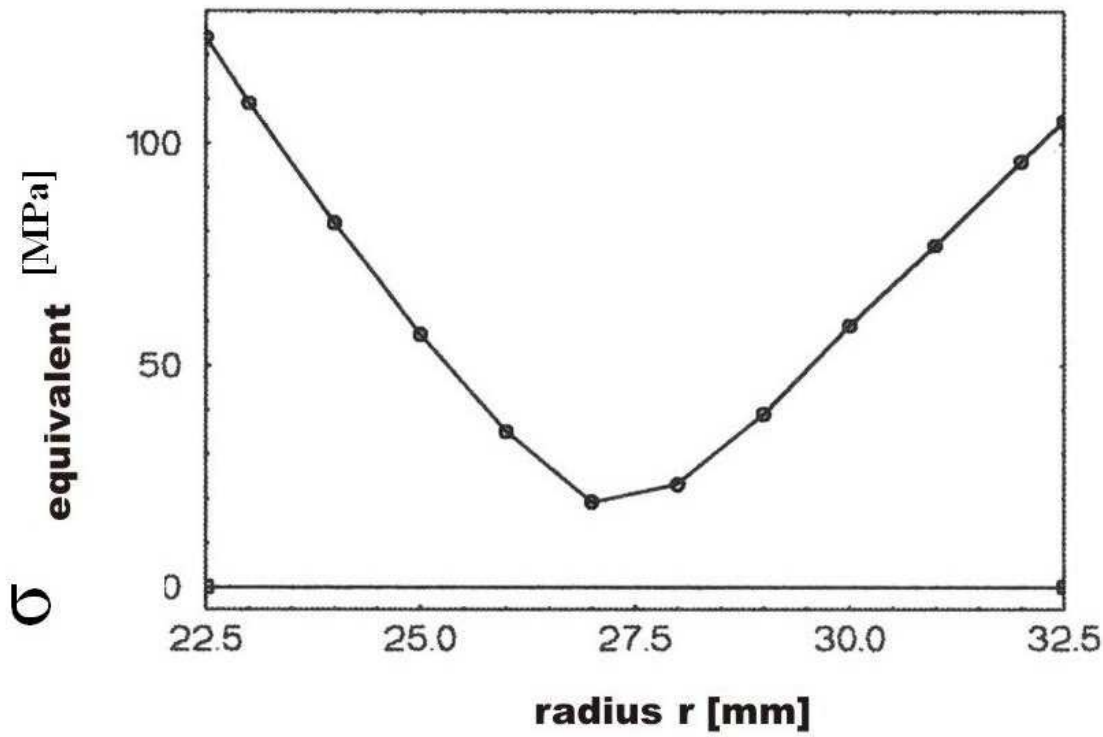


Figure 3. *Variation of equivalent stress as a function of radius*

3. Conclusions

Casting the alloys in metallic moulds induces within them a field of temperatures varying with time. At a certain moment of time it is established a maximum temperature difference between the warmer side of the metallic mould (node 51) and the colder side (node 351), which can be observed in figure no. 3, after 1600 sec. from the beginning of the casting [3], [4].

σ_r, σ_t and σ_z stresses that appears in this case could be calculate (estimate) with the relations specific to the materials strength [4], considering the temperature variation with the metallic mould wall thickness. The variation law of the temperature was obtained by approximating the given curve by point through the finite elements analysis. The stress variation on the metallic mould wall thickness is showing us that the dangerous strain is of compression one and it appears inside the metallic mould.

REFERENCES

1. **Dănescu, Al.**, *Termodinamica şi maşini termice*, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucuresti, 1985.

2. **Ponomariov, D.**, *Calcule de rezistenţă în construcţie de maşini,* Editura Tehnică, Bucureşti, 1984.

3. **Danilă, R., Calancia, Ov., Florescu, A., Vizureanu, P., Goanţă, V.,** *High Speed Determination of the Specific Isotherms of the Thermal Fields Created in the Process Casting Alloys in Metallic Moulds Helped by Computer***,** Lucrările celui de-al V-lea Congres Internaţional de Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, Iaşi, 26 – 28.V.2005.

4. **Dănilă, R.**: *Cercetări privind turnare aliajelor în forme metalice în scopul măririi durabilităţii acestora şi al îmbunătăţirii calităţii pieselor turnate, Teză de doctorat,* Biblioteca U.T. Iaşi, 1996.

DETERMINAREA RAPIDĂ CU AJUTORUL CALCULATORULUI A TENSIUNILOR TERMICE DIN FORMELE METALICE LA TURNAREA ALIAJELOR

(Rezumat)

În lucrare se determină tensiunile interne (termice) ce apar în formele metalice (tip tuburi cu pereţi groşi) la turnarea aliajelor, în funcţie de modul de variaţie a temperaturii pe grosimea peretelui formei. Variaţia temperaturii a fost stabilită cu precizie prin analiza cu elemente finite, folosind programul LUSAS.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

SEMI-PLANETARY ROLLING PROCESS AND EXPERIMENTAL SIMULATION

by

NICOLAE CANANAU, GHEORGHE GURAU, DORU HANGANU

Abstract *The semi-planetary rolling is a original method for plastic deformation. The semi-planetary rolling mill consists of a planetary rolling cylinder and a massive cylinder. Into the deformed material an asymmetrical deformation state is developed. Thus the semiproduct curves. In this paper are showed the experimental researches concerning the influence of same factors on curvature of the semi-planetary rolled product.*

Keywords: rolling, semiplanetary, modeling, simulation

1. Introduction

The semi-planetary rolling (Fig.1) leads to an asymmetrical stress and strain state on the thickness of the semi-product.

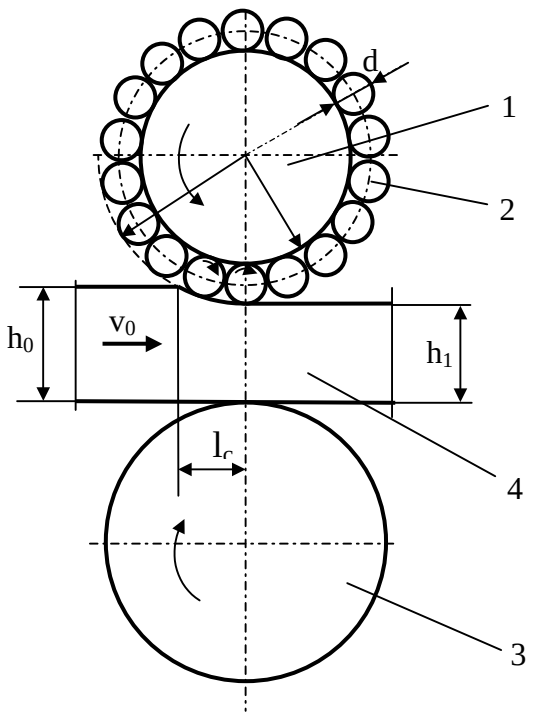


Figure 1 Scheme of semi-planetary rolling: 1-planetary cylinder, 2-satellyte cylinder, 3-massive cylinder, 4-semi-product

The strain developed in the proximity of the superior planetary cylinder has greater intensity then the strains developed in the proximity of massive cylinder). As effect, after semi-planetary rolling the body, with rectilinear form, becomes curve body. An important application of semi-planetary rolling, which may become a solution for quality assurance of the metallurgical products, may be the unbending of the continuous cast slabs of high strength steels. These steels have a reduced plasticity, in casting state and, also, at the temperature of 850 – 950 ^{0}C, they present a fragility domain.

At the same time in the unbending zone, into the proximity of interior surface of slab section, a plane tensile stress state is developed.

Coupled these two causes, respectively, the reduced plasticity of steel and the bi-axial tensile stress state may lead at the appearance of the superficial fissures.

The semi-planetary rolling applied in

the unbending zone, to the exit of slab from curve thread of the continuous casting machine, induces an unbending moment in the condition of the compression stress state.

From the forces equilibrium (Figure 2), results:

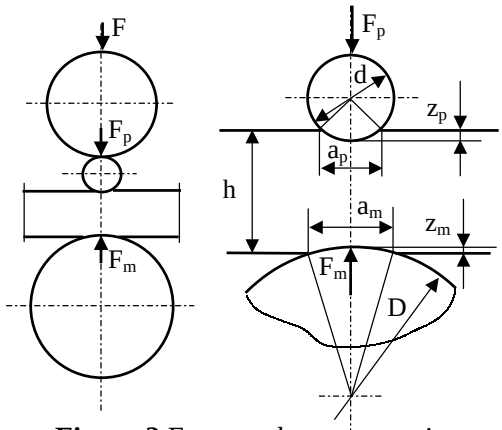


Figure 2 Forces scheme to semi-planetary rolling

$$F = F_p = F_m \tag{1}$$

In relation (1) F_p is the force developed on planetary cylinder and F_m is the force developed at the massive cylinder. It is evident :

$$F_p = p_p \cdot a_p \cdot b\,, \quad F_m = p_m \cdot a_m \cdot b \tag{2}$$

$$\frac{p_p}{p_m} = \frac{a_m}{a_p} \tag{3}$$

It denominate z_p the penetration depth of the satellite cylinder and z_m the penetration depth of the massive cylinder into material of body. From geometrical conditions we have:

$$a_p = 2\sqrt{2r \cdot z_p - z_p^2}\,, \quad a_m = 2\sqrt{2R \cdot z_m - z_m^2} \tag{4}$$

In the relations (4) r is the radius of satellite cylinder and R is the radius of the inferior cylinder. The terms z_p^2 and z_m^2 are very small then the products $(r\cdot z_p)$ and $(R\cdot z_m)$, respectively. Thus we can neglect the second terms of the radical arguments and the relations
(4) become:

$$a_p = 2\sqrt{2r \cdot z_p}\,, \quad a_m = 2\sqrt{2R \cdot z_m} \tag{5}$$

From (3) and (5) we obtain:

$$\frac{p_p}{p_m} = \sqrt{\frac{R \cdot z_m}{r \cdot z_p}} \tag{6}$$

Using the relations (5) we can write:

$$\frac{a_p}{a_m} = \sqrt{\frac{r \cdot z_p}{R \cdot z_m}}$$

From this relation we obtain:

$$\frac{z_p}{z_m} = \frac{r}{R} \cdot \left(\frac{a_p}{a_m}\right)^2 \tag{7}$$

The strain intensity in thickness direction, in the proximity of the planetary cylinder, is greater then the strain intensity at the proximity of massive cylinder.

We denominate ε_{tp} , ε_{lp} , ε_{bp} the strains in the proximity of the planetary cylinder and ε_{tm} , ε_{lm} , ε_{bm} the strains in the proximity of massive cylinder.

Neglecting the strains in the breadth direction we obtains the conditions:

$$\varepsilon_{lp} = -\,\varepsilon_{hp} \quad \text{and} \quad \varepsilon_{lm} = -\,\varepsilon_{hm} \tag{8}$$

Because the mean strain intensity is in direct relation with the penetration depth (Fig. 3) we can write:

$$\frac{\varepsilon_{lp}}{\varepsilon_{lm}} = \frac{z_p}{z_m} \tag{9}$$

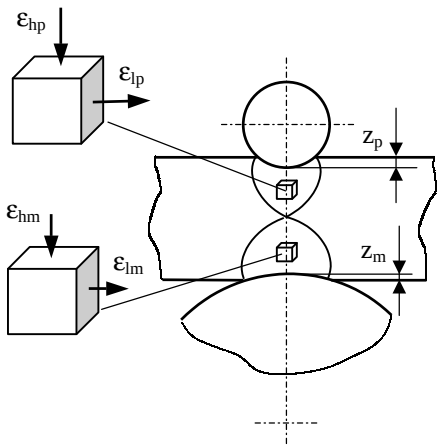


Figure 3 The local deformation states

Therefore, the strain intensity, at the length direction, developed in the proximity of the planetary cylinder is greater then the strain intensity, induced in the proximity of the massive cylinder.

Consequently, in the cross section of the semi-product will be developed the compression stress with greater intensity in the proximity of planetary cylinder.

Thus into the cross section of the body a bending moment is developed (Figure 4).

Intensity of this moment is greater, so much greater is the reduction of thickness ($\Delta h = h_0 - h_1$, h_0 is the initial and h_1 final thickness.).

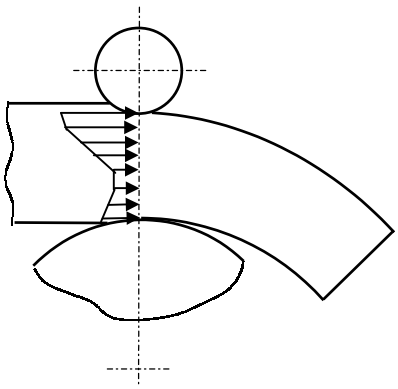


Figure 4 Bending process at semi-planetary rolling

At the same time, the bending moment is influenced by b/h ratio. For the great b/h ratio, the condition of the plan deformation state is performed and the relations (8) are satisfyed. For smaller b/h ratio, relatively, the deformation in the breadth direction are different of zero and the bending moment intensity is more reduced.Thus the intensity of the bending moment is influenced by reduction of thickness Δh and b/h ratio:

$$M_i = f\left(\Delta h, \frac{b}{h}\right) \tag{10}$$

If the intensity of the bending moment is great the rolled product curves more intense. The bending intensity of the rolled product may be defined by the curvature or radius of curvature:

$$C_i = \frac{1}{R_i} = g\left(\Delta h, \frac{b}{h}\right) \tag{11}$$

where the C_i is curvature and R_i is radius of curvature of semi-product rolled of semi-planetary rolling.
In this paper are show the experimental results concerning the influence of the thickness reduction and the b/h ratio on curvature to semiplanetary rolling semi-product.

2. Experimental Conditions

The experiments were been done at a laboratory rolling mill equipped with upper planetary cylinder. The exterior diameter of the planetary cylinder is of 80mm. The diameter of the sarellite cylinders is of 12mm. The planetary cylinder includes 18 satellite cylinders.

The diameter of the inferior massive cylinder is 80mm.

The length of the active surface of cilinders is of 50mm.

The samples were processed from lead, through casting and symetrical rolling at the dimensions: the thickness of 10mm and various values for breadth. The values of the b/h ratio were: 1.15, 2.5 and 3.3.

The values of the thickness reduction were of 0.2, 0.4 and 0.6mm i.e. 2%, 4%, 6%, respectively.

Other matter of interest was the repartition of penetration depth of the sarellite cylinder and massive cylinder.

In this aim, it was prepared an equipment compused of a massive cylinder a sattelyte cylinder and a tensometer.

Also, we prepared samples with different values for b/h ratio. Loading the experimental system to the different press forces shall been induced various penetration depths of upper and lower cylinders according to their diameters.

3. Experimental Results

In the aim of evaluation of the z_p/z_m ratio they were effectuated pressing tests using the samples between the massive cylinder and satellite cylinder.

The Table 1 contents some results of these experimental researches.

The values of penetration were been calculated using the relations:

$$z_p = r - \sqrt{r^2 - \left(\frac{a_p}{2}\right)^2}, \quad z_m = R - \sqrt{R^2 - \left(\frac{a_m}{2}\right)^2} \qquad (12)$$

The penetration depth for various reduction of thickness and breadth **Table 1**

b_0 mm	h_0 mm	a_p mm	a_m mm	z_p mm	z_m mm	$\frac{z_p}{z_m}$
24.0	9.2	3.2	6.2	0.22	0.12	1.83
24.0	9.2	4.7	9.3	0.48	0.22	2.18
33.5	6.7	3.0	5.9	0.19	0.11	1.72
33.5	6.7	4.5	8.6	0.44	0.24	1.80

It is evident that the values of z_p/z_m ratio are 1.72 – 2.18. This proves that the penetration depth in the proximity of the planetary cylinder is greater of the penatration depth in the proximity of the inferior massive cylinder.

Consequenly the effect of the asymmetrical strains repartition at semi-planetary rolling is justifyed.

Also we effectuated experimental tests in the aim of establishing the influence of the thickness reduction and b/h ratio on curvature and radius of curvature of the semi-planetary rolled samples.

In Figure 5 is showed the radius of curvature variation of the samples rolled at the semi-planetary rolling mill in function of thickness reduction and b/h ratio.

In Figure 6 is showed the cumulated radius of curvature variation in function of thickness reduction.

In Figure 7 is showed the curvature variation of the samples rolled at the semi-planetary rolling mill in function of b/h ratio for various thickness reductions.

The curvature of the samples increases when the thickness reduction increases and, also, when the b/h ratio increases.

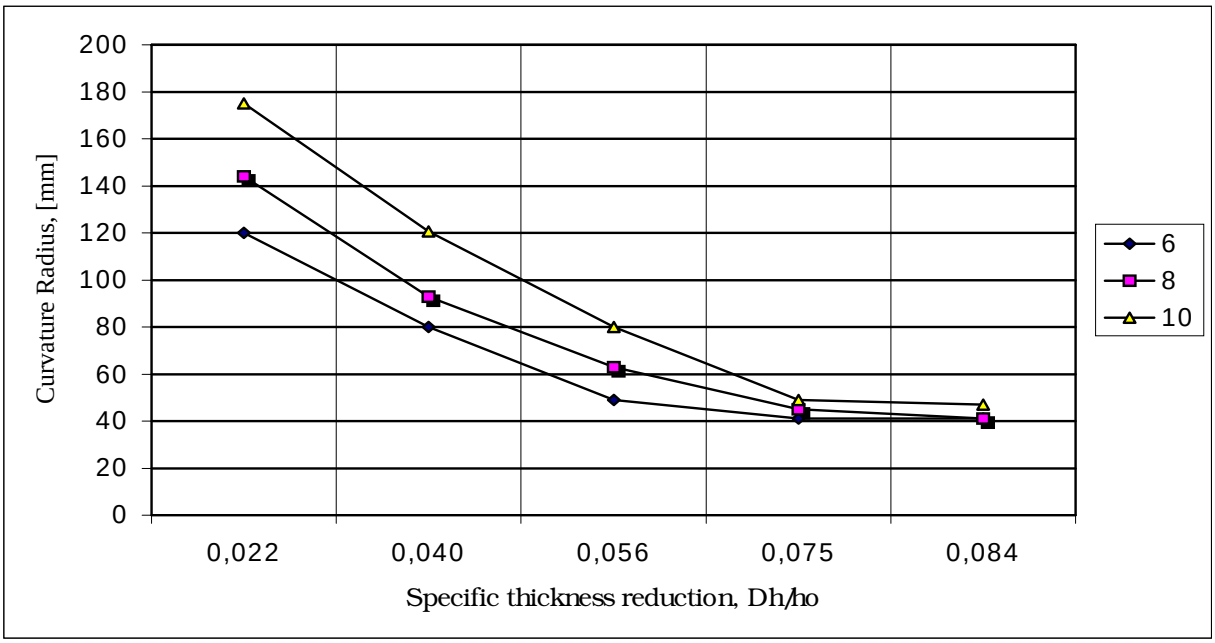


Figure 5 The variation of radius of curvature with reduction of thickness and b/h ratio

The influence of the reduction of thickness has a more important influence then the b/h ratio.

Haw the effect of the stress and strain fields, developed at the semi-planetary rolling, is reversible this deformation method may be used, also, for the unbending of the continuous casting slabs of high strength steels, without tensile stresses and, consequently, in conditions of the guarranted quality of production.

Thus, the quality of continuous cast slabs shall be assured, because the unbending process is developed in same time of semi-planetary rolling, in conditions of compression stresses state. Since the critical tensile stresses are eliminated, the cause of the superficial fissures is eliminated and the surfaces of the continuous cast slabs results continuos without fissures or cracks.

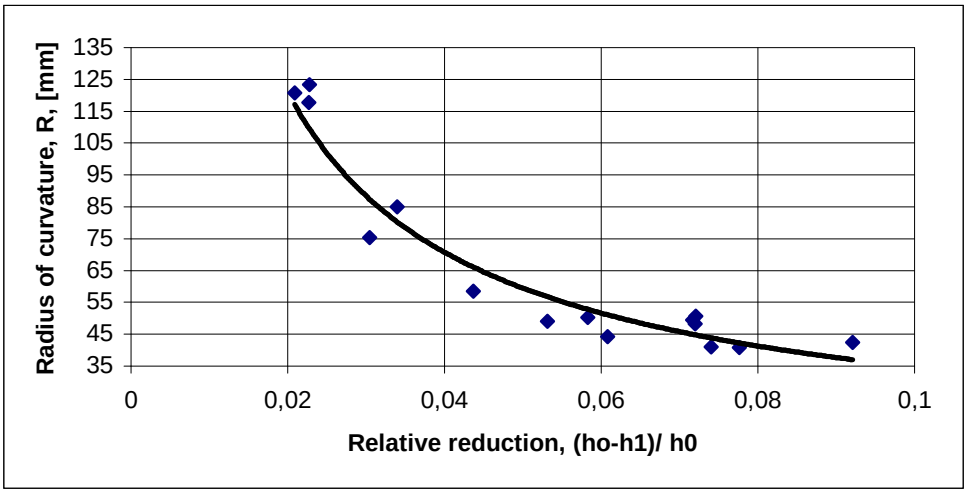


Figure 6 The variation of overall radius of curvature with reduction of thickness

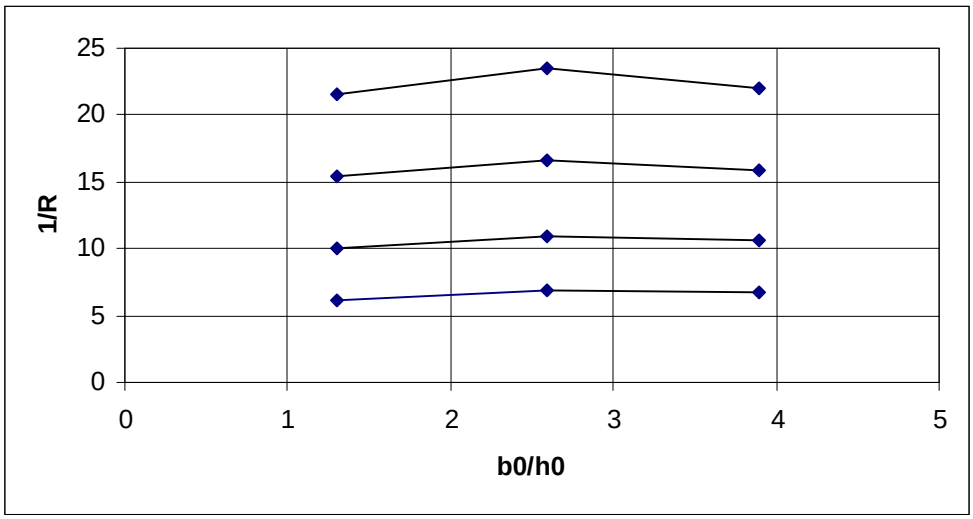


Figure 7 The variation of curvature with the b/h ratio

4. Conclusions

The semi-planetary rolling method may be applied to processing of the curve pieces or for unbending of the curved semi-product. For example the unbending of the continuous casted slabs of the high strength steels may be a favorized process of semi-planetary rolling.

The researches showed in this paper prove the validity of idea of continuous tast slabs unbending.The advantage of this application is the unbending in condition of the compression stress state, this being the condition of the quality assurance of the casted slabs and, finally, the guarrantee of the metallurgical products quality.

In case of curved pieces production, for the deffined curvature (or radius of curvature) and b/h ratio we may be establish the optimum value of the thickness reduction.

In case of the unbendig of continuous casted slab (with the b/h ratio and radius of curavture deffined) we may be establish the thickness reduction necessary for its unbending.

The researches performed and showed in this paper prove that the semi-planetary rolling is a viable method for these aims.

References

[1]. **CĂNĂNĂU,N.,IVĂNESCU,A**. *Studii şi cercetări cu privire la defectul discontinuităţi la tablele groase din oţel*. Sesiunea de comunicări "Realizări şi perspective în Metalurgie şi Ştiinţa materialelor". Universitatea din Galaţi, 13-15 octombrie 2000

[2]. **CĂNĂNĂU,N.,IVĂNESCU,A**. *Study on the Relation between the Quality of Continuous Cast Slabs and the Surface Discontinuities of the Steel Thick Sheet.* '01 International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies, September 18-21, 2001, Leganes, Madrid, Spain, vol. 2, p.949-954.

[3]. **CĂNĂNĂU,N.,IVĂNESCU,A**. *Technological Method of Forestall of the Superficial Cracks Network to the Continuous Cast Slabs.*. '01 International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies, September 18-21, 2001, Leganes, Madrid, Spain, vol. 2, p.955-960.

[4] **ANON,** *Thin Hot Strip Using Planetry Mill,* Steel Time Intern., Sept. 1995, 33-5.

[5] **CANANAU,N.,IVANESCU,A.,CANANAU,D.,** *Study on the Deformation Process at the Semi-planetary Rolling,* Acta Mechanica Slovaca, Kosice, nr.3, 2001.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

THEORETICAL SOLUTION OF FORGE CUTTING PROCESS

by

NICOLAE CĂNĂNĂU, DORU HANGANU, GHEORGHE GURAU

Abstract: *The aim of theoretical analysis of the forging process is the calculation of the deformation force. The force developed in the forge cutting process is smaller, relatively of the force of other forge operations. Consequently, the calculation of forge cutting force is not solved and the analytical modeling of this process has not interest. However, the mathematical modeling of the forge cutting process presents interest for the theory of plastic deformation. In the present paper is showed a methodology of mathematical analysis of the forge cutting process.*

Keywords*: forge cutting, modeling, simulation.*

1. Introduction

The forge cutting aim is the total or partial separation of a part of the semi-product. The force developed in the time of forging is small, relatively and is not important for technological calculus. But the forge cutting process has its particularities, what presents interest from the viewpoint of theory of plastic deformation.

The present paper brings a contribution to the modeling and simulation of the forge cutting process.

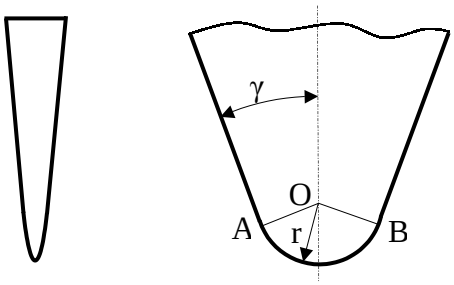


Figure 1 The aspect of cutting edge of forge tool: a-in normal conditions, b-in the theoretical approximation

The cutting forge tools, cutters and axes, have two parts: the edge and lateral surfaces. The edge of tool is the stress concentrator and determines the cutting of material. The lateral surfaces determine the separation of the parts of body. The edge is not perfect sharpened. In the time of using of cutting tool the edge uses and, consequently, it shall round, relatively quickly (Figure 1).

Thus, to the forge cutting process the stress field will developed at the contact surface between the material of semi-product and cutting tool.

The forge cutting force is the result of two components: the force developed to the edge of cutting tool and the force to lateral surfaces.

2. Establishing of Force at Edge of Cutting Tool

We consider the round form of the edge of cutting tool. We denominate r the radius of tool edge.

We admit that the material of semi-product is homogeneous and isotropic.

The calculus scheme is showed in Figure 2.

We denominate t the penetration of the cutting tool into the semi-product material.

The contact surface is limited of the angle α in relation with the point O.

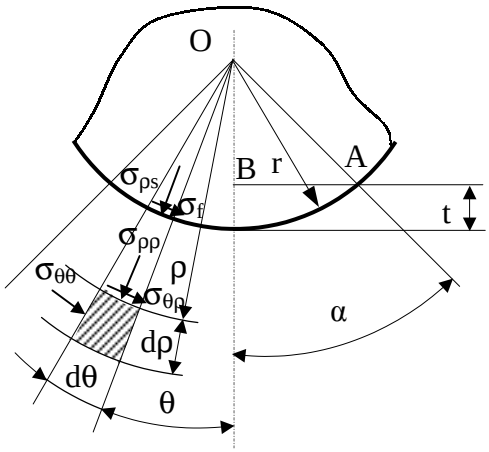


Figure 2 Calculus scheme of the section force

We consider the elementary volume at the angle θ with angular dimension dθ and radial dimension dr.

The stresses developed on the elementary volume are:

- $\sigma_{\rho\rho}$ is normal stress, determined of action of the cutting tool. It is the active stress;
- $\sigma_{\theta\theta}$ is normal stress, determined of interaction of the considered mass element and the adjacent zones. It is the reactive stress.
- $\sigma_{\theta\rho}$ is tangential stress, determined of friction force, in the angular direction, to the contact surface of cutting tool and body material,
- $\sigma_{\theta z}$ is tangential stress, determined of friction force, in the direction of length to the contact surface of cutting tool and body material,

The named stresses respect the equilibrium equation: $\sigma_{ij,j} = 0$, (i and j = 1,2,3)

For cylindrical coordinates, in the developed form the equilibrium equation is,

$$\frac{\partial\sigma_{\theta\rho}}{\partial\rho}+\frac{1}{\rho}\cdot\frac{\partial\sigma_{\theta\theta}}{\partial\theta}+\frac{\partial\sigma_{\theta z}}{\partial z}+\frac{2\sigma_{\theta\rho}}{\rho}=0 \qquad (1)$$

The initial conditions are:

$$\sigma^0_{\rho\rho}=\sigma^0_{rr}=\sigma_0\ ,\ \sigma^0_{\theta\theta}=\sigma^0_{\theta\rho}=\sigma^0_{\theta z}=0 \qquad (2)$$

The limit conditions are:

$$\sigma^\alpha_{\rho\rho}=\sigma^\alpha_{rr}=\sigma_0\ ,\ \sigma^\alpha_{\theta\theta}=\sigma^\alpha_{\theta z}=0\ ,\ \sigma^\alpha_{\theta r}=\sigma^\alpha_{f} \qquad (3)$$

where:

σ_0 is the stress intensity characteristic stress of material at the concrete deformation conditions, and σ_f is the intensity of friction stress. For calculation of stress σ_0 is used the equation of deformation behavior,

$$\sigma_0 = \sigma(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T)\,, \qquad (4)$$

And ε is the strain intensity $\dot{\varepsilon}$ is strain rate intensity and T is the deformation temperature.

The deformation in direction of the length may be neglected and, consequently, the stress $\sigma_{\theta z} = 0$, and $\frac{\partial \sigma_{\theta z}}{\partial z} = 0$.

Also, at hot forging the variation of $\sigma_{\theta\theta}$ with the radial coordinate ρ may be neglected.

The variation of the stress $\sigma_{\theta\rho}$ is result of the friction stress σ_f to the contact surface of cutting tool and material. From the condition of homogenous and isotropic material this is linear variation (Figure 3).

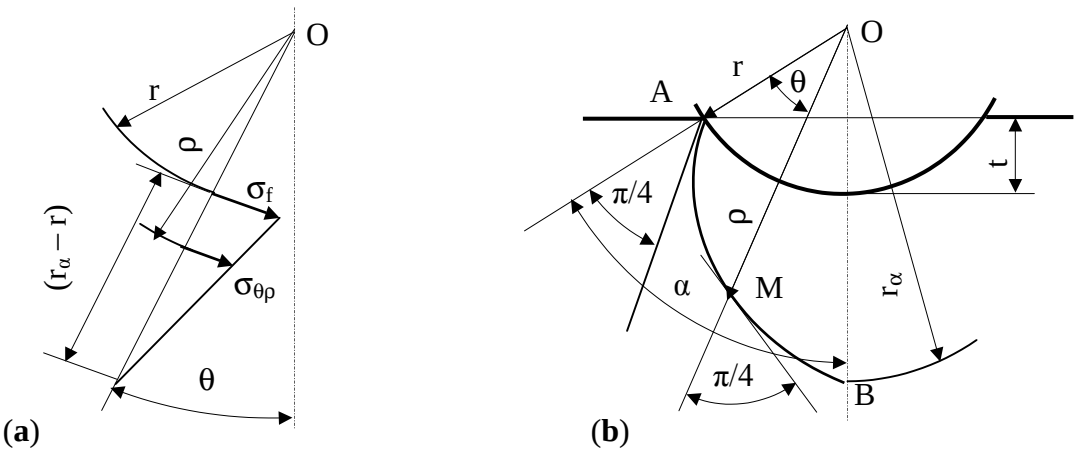


Figure 3 The scheme for calculus of stress $\sigma_{\theta\rho}$

This variation is determined of the relatively slide of the atomic layers. Consequently, we can consider the length of the zone of linear variation of the $\sigma_{\theta\rho}$ stress how the extension of the plastic deformation zone, defined by the radius r_α .

The tension $\sigma_{\theta\rho}$ has the maximum value to the contact surface (for $\rho = r$) and becomes zero at the limit of the plastic zone ($\rho = r_\alpha$).

For establishing of the radius r_α we consider the slip line, which begins in the point A, to the contact surface, and until to the point B, where the slip line intersects the symmetrical axis (Figure 3).

Because between the geometrical tangent, in the point M of slip line and the radial direction is constant and equal of $\pi/4$ the slip line is defined by logarithmic spiral and its equation is:

$$\rho = r \cdot e^{\theta} \tag{5}$$

For $\theta = \alpha$ we have

$$\rho(\alpha) = r_\alpha = r \cdot e^{\alpha} \tag{6}$$

where:

$$\alpha = \arccos\left(\frac{r - t}{r}\right) \tag{7}$$

We denominate γ the angle of the lateral surface at the symmetrical axis of the cutting tool. We have:

$$\alpha = \frac{\pi}{2} - \gamma \tag{8}$$

and:

$$r_\alpha = r \cdot e^{\frac{\pi}{2} - \gamma} \tag{9}$$

Consequently, we can write:

$$\frac{\sigma_{\theta\rho}}{\sigma_f} = \frac{r_\alpha - \rho}{r_\alpha - r} \tag{10}$$

Thus we have:

$$\frac{\partial \sigma_{\theta\rho}}{\partial \rho} = -\frac{\sigma_f}{r_\alpha - r} \tag{11}$$

And

$$\frac{\sigma_{\theta\rho}}{\rho} = \frac{\sigma_f}{\rho} \cdot \frac{r_\alpha - \rho}{r_\alpha - r} \tag{12}$$

According to the above considerations the equation (1) becomes:

$$\frac{\partial \sigma_\theta}{\partial \theta} = -\frac{\tau_f}{r_\alpha - r} \cdot (2r_\alpha - 3\rho) \tag{13}$$

The stresses σ_θ and σ_ρ are principal tensions and in base of the plasticity condition we have:

$$\frac{\partial \sigma_\theta}{\partial \theta} = \frac{\partial \sigma_\rho}{\partial \theta} \tag{14}$$

And equation (8) becomes:

$$\frac{\partial \sigma_\rho}{\partial \theta} = \frac{\sigma_f}{r_\alpha - r} \cdot (2r_\alpha - 3\rho) \tag{15}$$

For establishing of the force developed to forge cutting, the solving of the stress $\sigma_{\rho s}$ at the contact surface is necessary.
Thus the equation (15) becomes:

$$d\sigma_{\rho s} = \frac{\sigma_f}{r_\alpha - r} \cdot (2r_\alpha - 3r) \cdot d\theta \tag{16}$$

We admit the friction stress σ_f of uniform repartition ($\sigma_f = \mu\sigma_0$) and we have:

$$\sigma_{\rho s} = \mu\sigma_0 \cdot \left(2 - \frac{r}{r_\alpha - r}\right) \cdot \theta + C \tag{17}$$

In base of the limit conditions we obtain:

$$\sigma_{\rho s} = -\sigma_0\left[1+\mu\cdot\left(2-\frac{r}{r_\alpha-1}\right)\cdot(\alpha-\theta)\right], \tag{18}$$

The elementary force is:

$$dF = \left|\sigma_\rho\right|\cdot a\cdot r\cdot\cos\theta\cdot d\theta \tag{19}$$

The total force is:

$$F = 2\int_0^\theta\left|\sigma_\rho\right|\cdot a\cdot r\cdot\cos\theta\cdot d\theta \tag{20}$$

After substitution of the expression of $\sigma_{\rho s}$ stress (equation 18) and integration, we obtain the equation for calculus of the forge cutting force into relation with the θ parameter, or with the penetration depth of the cutting tool t, where these following parameters are considered into geometrical relation:

$$F_1(\theta) = 4k\cdot a\cdot r\cdot\left[\sin\theta+\mu\cdot\left(2-\frac{r}{r_\alpha-r}\right)\cdot\left[(\alpha-\theta)\cdot\sin\theta+1-\cos\theta\right]\right] \tag{21}$$

And for $\theta = \alpha$ we have:

$$F_1(\alpha) = 4k\cdot a\cdot r\cdot\left[\sin\alpha+\mu\cdot\left(2-\frac{r}{r_\alpha-r}\right)\cdot(1-\cos\alpha)\right] \tag{22}$$

Into above equations we denominate the dimension of the semi-product in the length of the cutting tool.

3 Establishing of the Force Developed on the Lateral Surfaces of Cutting Tool

On the lateral surface of the cutting tool are developed the perpendicular and friction forces.

We will consider elementary surfaces at the level t (Figure 4). On these surfaces are developed the perpendicular tension p and tangential tension μp, (μ is friction coefficient)

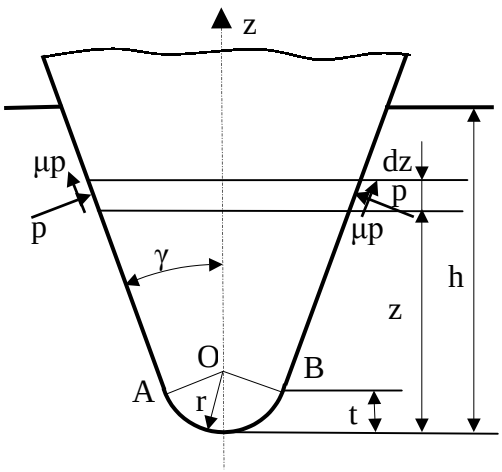


Figure 4 Scheme of forces on the lateral surfaces o cutting tool

The differential equation of elementary force developed on the lateral surfaces is:

$$dF = 2p\cdot a\cdot\frac{dz}{\cos\gamma}\cdot\sin\gamma+2\mu\cdot p\cdot a\cdot\frac{dz}{\cos\gamma}\cdot\cos\gamma \tag{23}$$

We admit $p = \sigma_0$ and we integrate for limits t and z-t and we obtain:

$$F_2(z) = 2\sigma_0\cdot a\cdot(tg\gamma+\mu)\cdot(z-t) \tag{24}$$

For the limit value of parameter z the expression of this force is:

$$F_2(h) = 2\sigma_0\cdot a\cdot(tg\gamma+\mu)\cdot(h-t) \tag{25}$$

The resultant force, developed into forge cutting process is the sum between F1 and F2 and is defined by the composed function:

$$F = \begin{cases} F_1(\theta), & \text{for } \theta \in [0, \alpha],\ z \le t \\ F_1(\alpha), & \text{for } \theta > \alpha,\ z > t \end{cases} \tag{26}$$

4 Influence of Geometrical Factors on Forge Cutting Force

The geometrical factors what have a determinate roll on the value of forge cutting force are the radius r of the edge and the angle γ of lateral surfaces of cutting tool.

We developed a computation program for calculation of the force to the forge cutting.

Testes values are presenting in follows figures.

In figure 5 is shown variation of cutting force at vertex blade, with penetration.

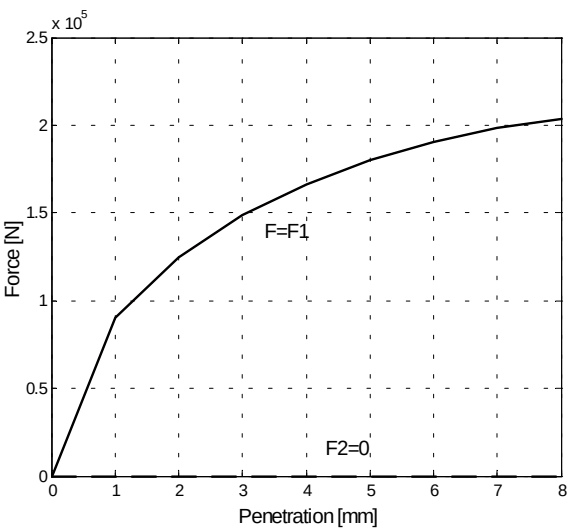


Figure 5 Force variation versus depth of penetration, less than or equal with radius of vertex blade

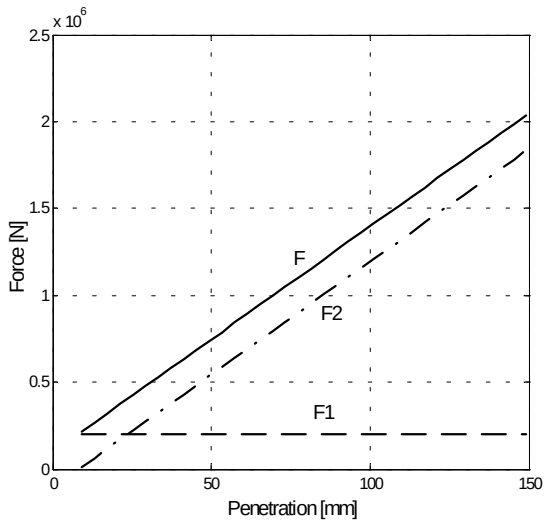


Figure 6 Force variation versus depth of penetration, greater than or equal with radius of vertex blade

Forge cutting force is definite by follows conditions: $F_1 \neq 0$ and $F_2 = 0$.

Force increases parabolic with penetration of the vertex blade. It has radius " r ".

In figure 6 is shown variation of cutting force, versus depth of penetration, after penetration is greater than or equal with radius " r ".

In figure 7 is shown radius influence versus forge cutting force.

Is possible to see that force F_1 is linear increase with radius " r ". F_2 force is linear decrease because when radius increasing for same depth penetration, length of contact surface between material and cutting tool is lessening.

5 Conclusions

The forge cutting consists by two successive processes. First is the effective cutting process as effect of the action of cutting tool edge. The second is the separation process of the parts of body.

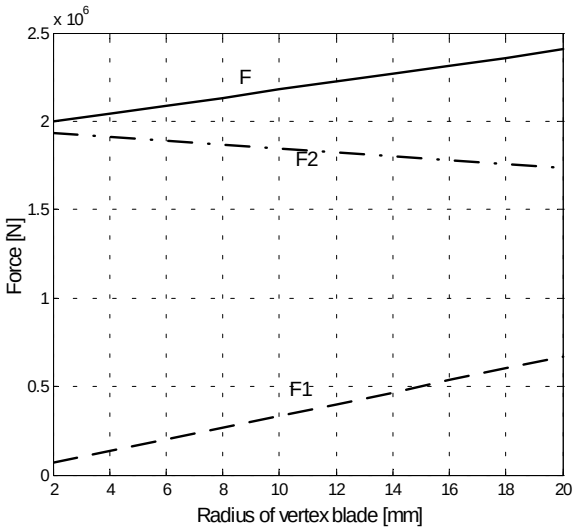


Figure 7 Radius influence versus forge cutting force

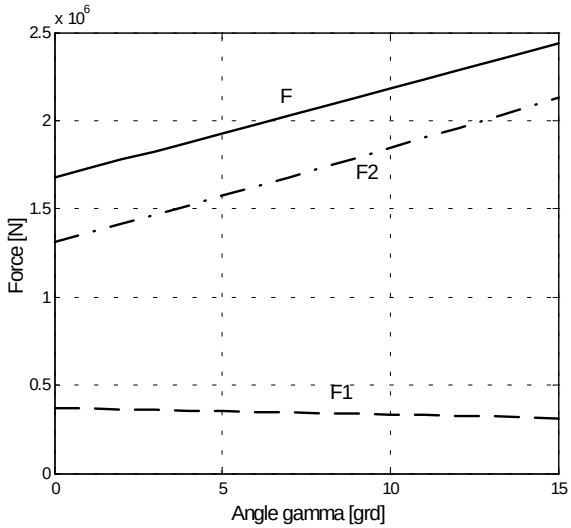


Figure 8 Angle γ influence versus forge cutting force

The cutting tool edge has a round form, what increase in the radius, in the time of use of the cutting tool, consequence of the wear.

Through the analytical modeling of the forge cutting process we established the relation of calculation of the force necessary and the evolution of this force in the time of the penetration of cutting tool into material.

The obtained results are useful for practical calculations and, also, for the theory of plastic deformation

REFERENCES

[1] **M.ADRIAN, S.BADEA –** *Bazele proceselor de deformare plastica*, Editura tehnică, Bucureşti, 1983;
[2] **N.CANANAU** – *Teoria deformarii plastice*, Universitatea din Galati, 1994;
[3] **M. GHINEA, V. FIREȚEANU** – *MATLAB – calcul numeric- grafică – aplicații*, Editura Teora, Bucureşti, 1998
[4] **I.DRAGAN –** *Tehnologia deformarilor plastice*, Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1976.
[5] **E.CAZIMIROVICI** – *Bazele teoretice ale deformării plastice,* Editura Bren, Bucureşti,1999
[6] **ROWE,G.W.**, *Elements of Metalworking Theory*, Ed. Arnold, London, 1978.
[7] **CONSTANTIN I.RADU** – *Algebră liniară, geometrie analitică şi diferențială*, Editura ALL, Bucureşti, 1998

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.822.6

VIRTUAL INSTRUMENTATION FOR SCUFFING DIAGNOSE OF BALL BEARINGS

BY

CARMEN BUJOREANU and ALINA ANGHEL

Abstract: In the metallurgical industry, one of the diagnose problem is concerned with a large number of very heavily loaded low speed rolling element bearings. Scuffing diagnose of rolling element bearings can be made by the analysis of the bearing friction forces which are the most sensitive indicator of bearing defects. Scuffing limits in angular contact ball bearings are estimated by an original algorithm and computer code. The theoretical model has been sustained by an experimental investigation. This paper presents an efficient virtual instrument in order to evidence the scuffing occurrence.

Keywords: Ball bearing, Scuffing, Test device, Virtual instrument.

1. Introduction

The means and methods of machine vibration monitoring are practically the same in all the industries and ensure similar results. Specific peculiarities for different industries occur only in the methods of detailed diagnostics.

In the metallurgical industry, the first problem is concerned with a large number of very heavily loaded low speed rolling element bearings. The traditional diagnostic methods which use the appearance of shock pulses for such bearings very often do not work because, even in non-defective bearings, at low speeds there appear many breaks of the lubrication film and the presence of defects does not change the shock pulse features significantly. So, the main possible damage is related to scuffing.

Scuffing can take place either at low sliding velocity and high normal pressure, by softening and melting a thick surface layer of the contacting bodies, or at high sliding velocities and low normal pressure, by a process of abrasion and adhesion. Also, occasionally abnormal operation causes premature bearing failure that is usually microscuffing and/or scuffing [2].

The diversity of running conditions and, implicitly, of their typical influences on scuffing failure in bearings rolling contacts is a limiting factor for researcher's options to a global study. From a strictly mechanical point of view, to estimate the bearing's scuffing risk means to settle the interdependence between the Kinematics, dynamic, lubrication and friction phenomena realized in bearing's rolling contacts subjected to an important sliding.

Our researches have been studied this interdependence by a theoretical model also sustained by an experimental simulation [3]. The defects that occur during rolling element bearing operation, first of all, influence the properties of friction forces in the

bearing [4].

A sudden increase of friction force evidences the scuffing onset. The main task of monitoring the friction force is to obtain maximum possible information and minimize the loss of information during the analysis of signals under monitoring. Such analysis is possible only when an adequate model of the monitored process is known.

Data acquisition and signal conditioning and processing of the bearing friction forces created an efficient virtual instrument to estimate the scuffing failure in ball bearings.

2. Theoretical considerations

The scuffing approaches analysis and our original experiments on bearing's contacts have been detached the idea that, any scuffing mechanism considered, there is an energetically unbalance in the rolling contact. This unbalance generates disruptions in lubrication conditions and the scuffing risk appears.

So, we consider the most adequate model to estimate the scuffing limits an energetically one.

According to lubrication regime, the amount of heat is related to the oil film parameter, λ , and can be estimated as follows:

$$q = \begin{cases} \mu \cdot p \cdot V / h_c & \lambda \geq 3 \\ \mu_{ech} \cdot p \cdot V & 1 \leq \lambda \prec 3 \\ \mu_a \cdot p \cdot V & \lambda \prec 1 \end{cases} \tag{1}$$

where: h_c is the central film thickness; p is the average contact pressure; V represents ball-race contact sliding speed. This is measurable for specimens experimental simulation, but for angular contact ball bearings tests it must be calculated.

The model also consider: μ - traction coefficient on ball-race contact for EHL regime; μ_{ech} - friction coefficient on ball-race contact for boundary lubrication regime, considering both the fluid friction (F_l) and solid friction on the asperities (F_{asp}) under the normal load Q; μ_a - friction coefficient on ball-race contact asperities, determined by a methodology described in [10]

Therefore, a dependence between contact pressure, sliding speed and critical level of energy dissipated can be settle for any operating conditions in a ball bearing which contact geometry and lubricant properties are known.

3. Experimental considerations

Scuffing tests were performed on 7206 angular contact ball bearing included in an original test, presented in figure 3. The test rig is adapted on 4-ball machine from our laboratory.

The operating speed on the test rig was moderate (max. 2800 rpm), so the ball-inner ring sliding speed too. As the bearing scuffing risk is deeply correlated to high sliding speed (typical to high-speed ball bearings) we realised these conditions by the cage's braking. It were obtained sliding speeds enough high to initiate scuffing phenomenon for a boundary lubrication regime.

During the running process, an electromagnetic brake (figure 4) fixed on the cages of bearings system, through disk-cage device, realized the cage's braking.

The speed transducers quantify the braked cage speed ω_c and the braking torque, implicitly the force F_c between ball and cage. With these two known parameters, the correlation between experimental and theoretical investigations can be settled. The test rig also allows measuring the friction torque by means of strain gauges. The sudden increase of the friction force (as in experimental tests on disks) indicates the scuffing occurrence.

The testing conditions are the followings:

- Tested bearings were subjected to pure axial loading.
- A Raynger MX4 infrared thermometer has measured average bearing temperature.
- An electric resistance measurement device from our laboratory facilities quantified the oil film thickness. It has been imposed a poor lubrication, in order to realise a boundary regime for scuffing occurrence

A general view of the test rig is presented in figure 1.

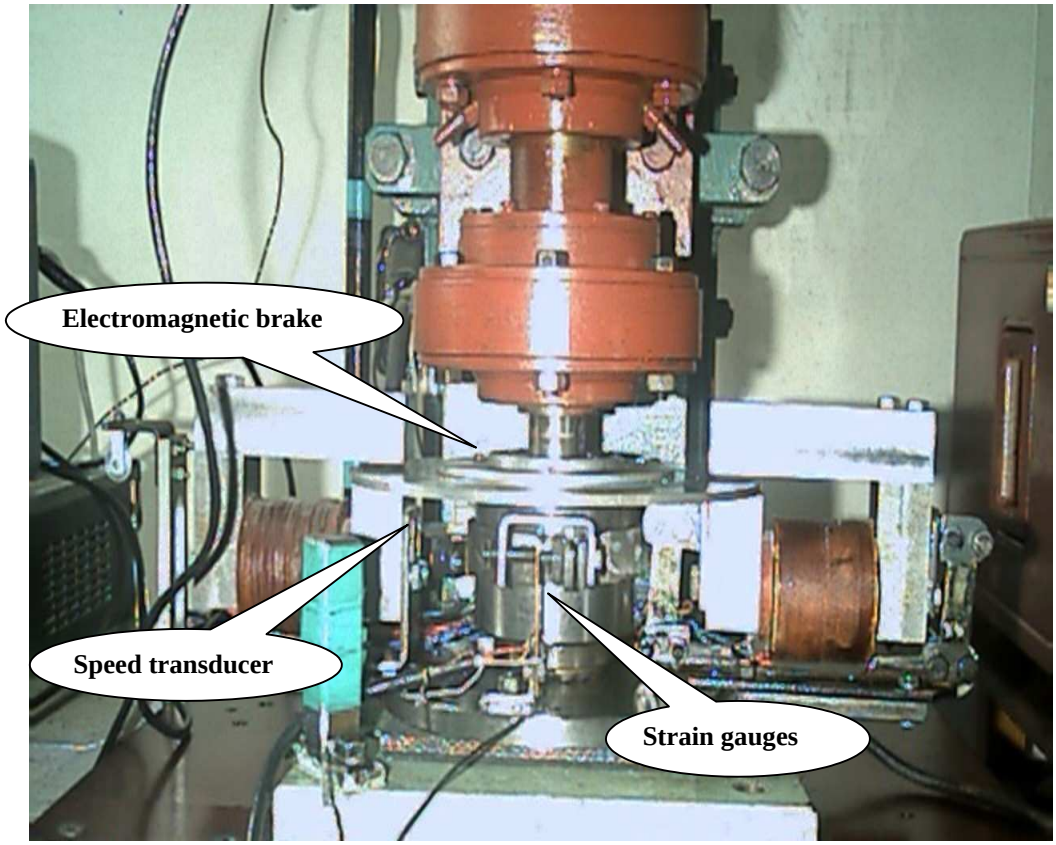


Fig.1 The test device

Observations

-Owing to the cage's braking, the ball-race sliding speeds were substantially increased (~ 3 m/s) and the scuffing appeared.

-The boundary lubrication regime potentates the scuffing risk.

-The results lead to establishment of unique scuffing limits of $1.5 \cdot 10^8\ W \cdot m^{-2}$ (in terms of energy dissipation) in a given ball bearing (7206C), for imposed running conditions.

4. Virtual instrument for scuffing diagnose

A virtual instrument consists of an interactive user interface, a dataflow diagram that serves as the source code and icon connections that allow the virtual instrument to be called from higher level virtual instruments.

In the followings figures are presented the block diagram of the virtual acquisition instrument created, constructed by wiring together objects that send and receive data, perform specific functions and control the flow of execution. Data are read and saved as global variables.

Data acquisition and transducers signal processing were realised using NI-DAQ board and LabVIEW 5.1 soft. This virtual instrument with two channels readings monitoring the friction force respectively the braking torque is presented in figure 1.

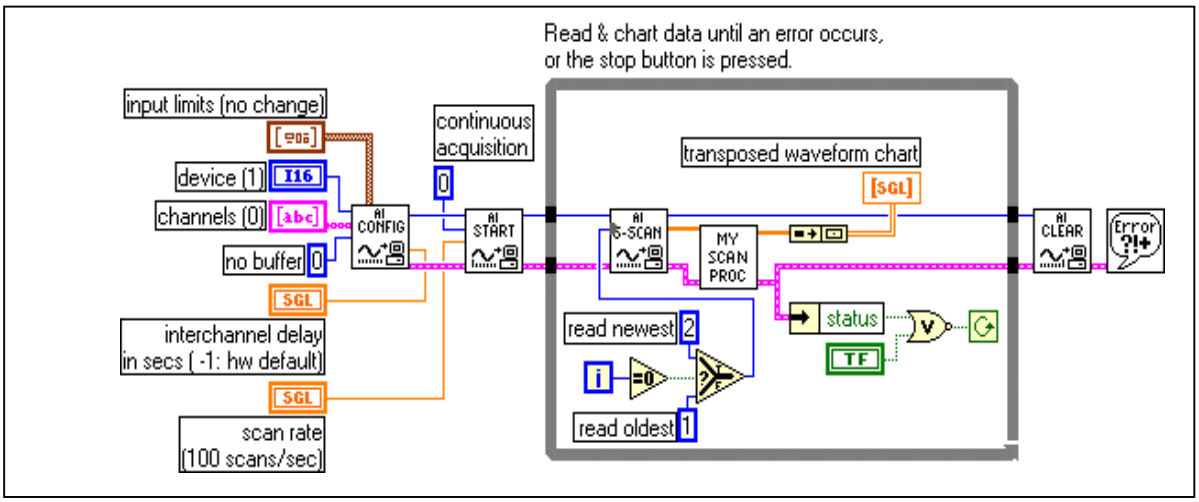


Fig.1 The block diagram of the virtual acquisition instrument

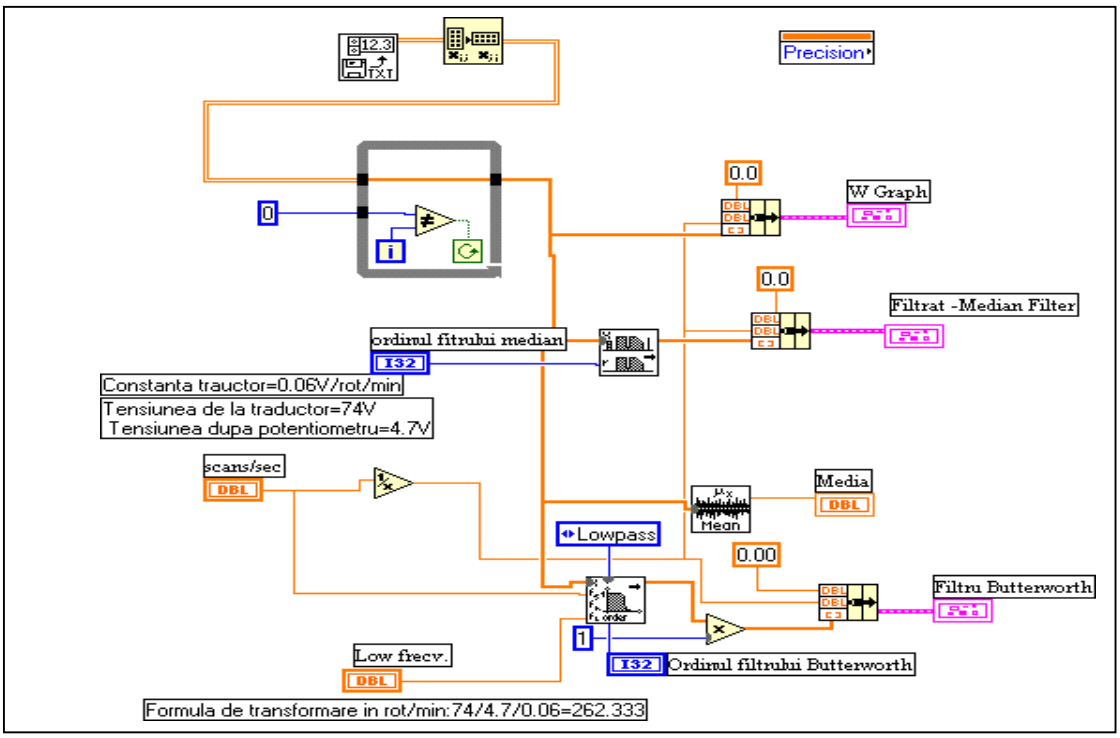


Fig. 2. Block diagram for average filtering and noise removal

The main task of monitoring is to obtain maximum possible information and minimize the loss of information during the analysis of signals under monitoring.

There is a real danger that interfering signal components may spoil the results of diagnostics. The diagnostic accuracy in this case can suffer. Therefore, in order to remove this danger, figure 2 presents the block diagram for the noise removal from acquisition chain and the signal averaging.

Figure 3 presents the scuffing initiation registered with the virtual instrument created for scuffing onset. It can be remarked the sudden friction torque increase (absolute value), accompanied by noise and vibrations. This is the moment where the machine was stopped at an earlier stage of damage process. The friction torque, in this case, was very high (around 1 N·m).

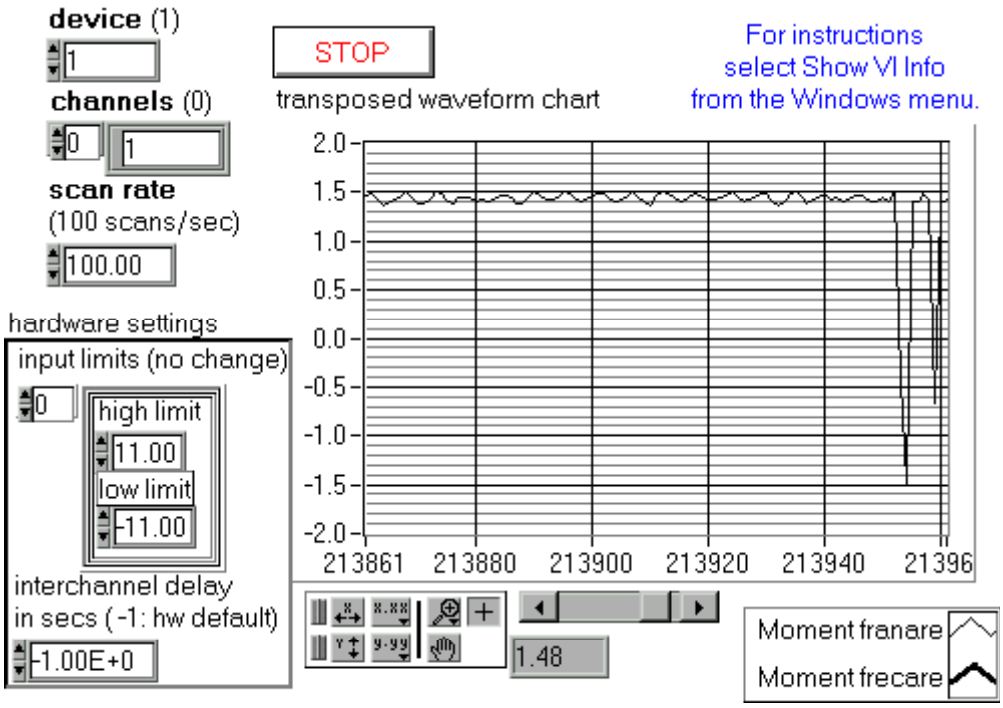


Fig.3. Scuffing onset (F = 750 N; n = 2800 rpm)

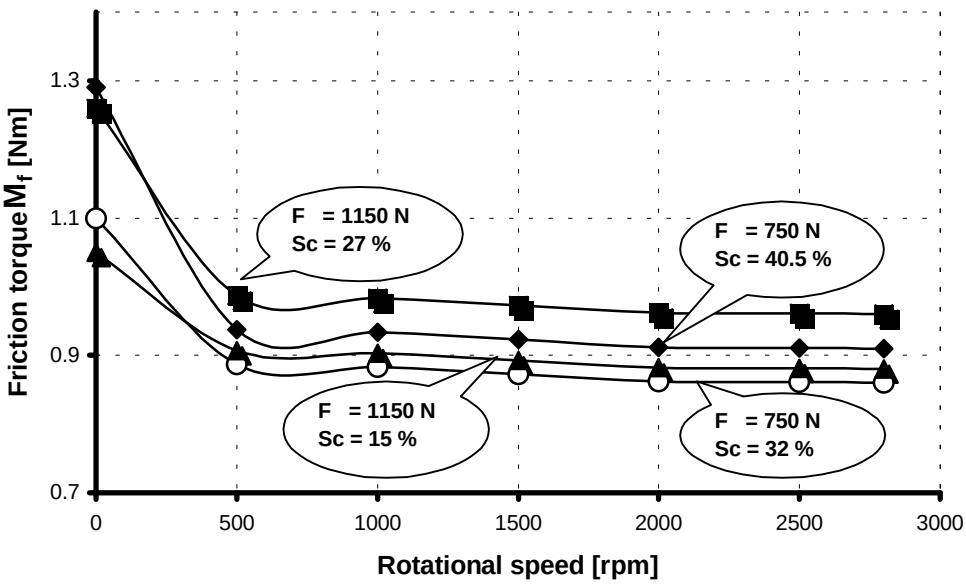


Fig.4. Friction torque with scuffing risk

5. Conclusions

The experimental results allow the evaluation of scuffing damage in angular contact ball bearing (7206C).

The algorithm established a scuffing criterion. Corroboration between the energetically criterion and the scuffing temperature leads to the bearing performance related to scuffing.

The virtual instrument created to evidence the scuffing onset is an efficient one and lead to results agreeing the literature.

The necessity to monitor rolling element bearing condition confronts the most machine users. Optimizing the combination of diagnostic methods and means to include bearing problems is one of the most important challenge.

Received March 14, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. S.C Lee, H.S. Cheng, - *Experimental Validation of Critical Temperature-Pressure. Theory of Scuffing*, **Tribol. Trans**., 38, 3, 1995, **738-742**
2. Nélias, D., Nassare, F., Flamand, L., - *Etude experimentale et theorique du microgrippage dans les contacts elastohydrodynamiques*, **Rev.Gen.Therm**., 36, 1997, **26-39**
3. C. Bujoreanu, D. Olaru, Sp. Cretu, D. Nelias, *Etude de la limite de grippage dans les roulements à billes", Roulements et Tribologie*, **Actes des Journées Internationales Francophones de Tribologie**, 2001, **195-210**
4. Alexej V. Barkov, Natalia A. Barkova , -*The artificial intelligence systems for machine condition monitoring and diagnostics* , **Proc. of the Saint Petersburg Post-graduate Institute of the Russian Federation Power Industry and Vibration Institute**, USA, Vol. 9, 1999. **1-36**
5. J.J.Chapman, -*Angular Contact Ball Bearing Dynamics, an Experimental and Theoretical Investigation*, **Lubricants and Lubrication**, 1995, **435-443**.
6. *** *LabVIEW - Graphical Programming for Instrumentation*, National Instruments, 1996.

INSTRUMENT VIRTUAL PENTRU DIAGNOSTICAREA GRIPARII IN RULMENTII CU BILE

Rezumat: Diagnosticarea fenomenului de gripare in rulmenti se efectueaza prin analizarea fortelor de frecare, ale caror variatii reprezinta un indicator sensibil al deteriorarilor. Limitele de gripare din rulmentii cu bile (intalniti in industria metalurgica) sunt estimate printr-un algoritm si cod de calculator originale. Modelarea teoretica este sustinuta de investigatia experimentala. Lucrarea descrie instrumentatia virtuala pentru achizitia datelor referitoare la momentele de frecare si de franare in cazul in care este initiat fenomenul de gripare, in conditii critice de presiune, viteza si temperatura.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.822.6

CONSIDERATIONS REGARDING THE SCUFFING FAILURE OF BALL BEARINGS

by

CARMEN BUJOREANU and SPIRIDON CRETU

Abstract: An experimental study has been performed both on the specimens and bearing test rig to estimate scuffing limits in angular contact ball bearings, often met in metallurgical industry. Some scuffing tests have been carried out on the high-speed twin-disk machine. Another series of scuffing tests were applied on the 7206 angular contact ball bearing included in an original test rig. An electromagnetic brake fixed on the cages of bearings system, through disk-cage device, realised the cage's braking. Corroboration between our experimental and theoretical results allows a scuffing criterion to estimate this type of damage. It is shown that the scuffing areas correspond to scuffing criterion $\mu \cdot p \cdot V^{0.8}$.

Keywords: Ball bearing, Scuffing, Energetically criterion, Cage braking.

1. Introduction

The literature underlines that the scuffing failure models suppose the settlement of a complex function including mechanical, physical and chemical effects of rolling contacts in running. Therefore, it is difficult to predict the solution of such a complex problem.

However, details of the circumstances and the way in which this type of distress occur are still the subject of debate, so that, various mechanisms have been proposed over the past few decades to characterize the scuffing failure. Among the multiple models, none is sufficiently effective and reliable**.** Over the years, there have been three major approaches to explain when sudden scuffing failure occurs. They are hydrodynamic, temperature and chemical approaches [1].

Scuffing is a complex phenomenon of severe adhesive wear generated under particular combinations including contact pressure, lubrication, speed and friction. Scuffing involves the sudden collapse of the lubricant film and is generally regarded as resulting from thermal phenomena. At this temperature, the breakdown film with local welding or adhesion of the contacting surfaces can appear. As result of local adhesion, the friction increases and causes a still higher temperature, and then the process can become catastrophic.

Scuffing can take place either at low sliding velocity and high normal pressure, by softening and melting a thick surface layer of the contacting bodies, or at high sliding velocities and low normal pressure, by a process of abrasion and adhesion.

An experimental study has been performed both on the specimens and bearing test rig to estimate scuffing limits in angular contact ball bearings. Some scuffing tests have been carried out on the high-speed twin-disk machine available at LMC facilities. Another series of scuffing tests were applied on the 7206 angular contact ball bearing

included in an original test rig. An electromagnetic brake fixed on the cages of bearings system, through disk-cage device, realised the cage's braking.

The diversity of running conditions and, implicitly, of their typical influences on scuffing failure in bearings rolling contacts is a limiting factor for researcher's options to a global study. From a strictly mechanical point of view, to estimate the bearing's scuffing risk means to settle the interdependence between the Kinematics, dynamic, lubrication and friction phenomena realized in bearing's rolling contacts subjected to an important sliding.

The scuffing appearance for the studied ball bearings is presented in figure 1.

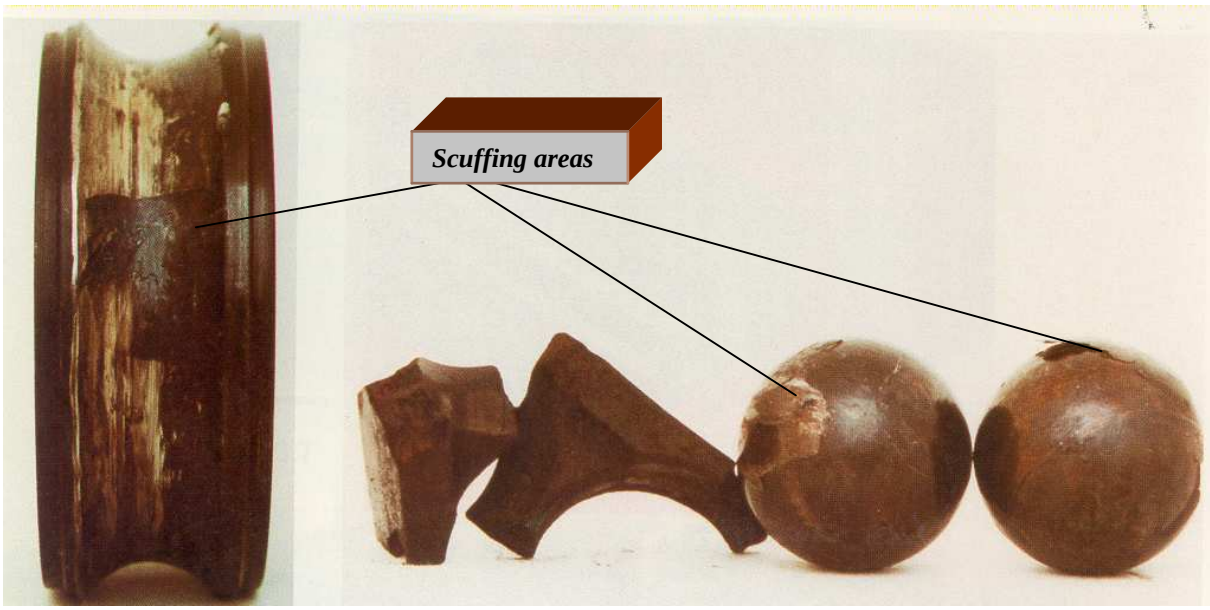


Fig.1 Scuffing appearance in ball bearings

2. Theoretical considerations

The scuffing approaches analysis and our original experiments on bearing's contacts have been detached the idea that, any scuffing mechanism considered, there is an energetically unbalance in the rolling contact. This unbalance generates disruptions in lubrication conditions and the scuffing risk appears.

So, we consider the most adequate model to estimate the scuffing limits an energetically one.

Therefore, according to lubrication regime, the amount of heat is related to the oil film parameter, λ, and can be estimated as follows:

(1) for complete EHL regime ($\lambda \geq 3$):

$$q_{fluid} = F_l \cdot \dot{\gamma} \tag{1}$$

where: q_{fluid} represents the energy dissipated in contact within the oil film; $\dot{\gamma} = V / h_c$ is the lubricant shear rate; $F_l = \int \tau dA = \mu \cdot p$ is the shear friction force within the oil film; h_c is the central film thickness; p is the average contact pressure; V represents ball-

race contact sliding speed. This is measurable for specimens experimental simulation, but for angular contact ball bearings tests it must be calculated.

(2) for boundary lubrication regime (λ = 1…3):

$$q_{mixt} = \mu_{ech} \cdot p \cdot V \tag{2}$$

where q_{mixt} represents the energy dissipated as consequence of the two friction components combined action (fluid and solid).

(3) for direct contact ($\lambda < 1$):

$$q_a = \mu_a \cdot p \cdot V \tag{3}$$

where q_a represents the energy dissipated on the asperities, when there is no lubrication.

The sliding friction is related to the degree of film formation or portion of load supported by the asperities contact.

So, the model considers:

♦ μ - traction coefficient on ball-race contact for EHL regime, determined as follows:

$$\mu = (A + B \cdot \xi) \cdot exp(- C \cdot \xi) + D \tag{4}$$

This equation simulates the traction behaviour, taking account both of slide-to-roll ratio ξ and the lubricant rheological characteristics derived from traction curves experimentally determined using a twin-disk machine. The coefficients of the model, *A, B, C, D* are depending on operating conditions and are also determined from the experimental investigations.

A mineral oil (ELF 154 NS) was used as lubricant. Its rheological parameters (shear modulus *G* and shear stress τ_0), included in the general model for estimating scuffing risk, were predicted, pressure and temperature dependent, as described in [2].

♦ μ_{ech} - friction coefficient on ball-race contact for boundary lubrication regime, considering both the fluid friction (F_l) and solid friction on the asperities (F_{asp}) under the normal load *Q*:

$$\mu_{ech} = \frac{F_l + F_{asp}}{Q} \tag{5}$$

♦ μ_a - friction coefficient on ball-race contact asperities, determined by a methodology described in [3], with B_0 and C_0 experimentally estimated:

$$\mu_a = \frac{F_{asp}}{Q} = 0.18 \cdot exp\,(- B_0 \cdot \lambda^{Co}) \tag{6}$$

It can be concluded that the following relation expresses the energy dissipated:

$$q = \begin{cases} \mu \cdot p \cdot V / h_c & \lambda \geq 3 \\ \mu_{ech} \cdot p \cdot V & 1 \leq \lambda \prec 3 \\ \mu_a \cdot p \cdot V & \lambda \prec 1 \end{cases} \tag{7}$$

Therefore, a dependence between contact pressure, sliding speed and critical level of energy dissipated can be settle for any operating conditions in a ball bearing which contact geometry and lubricant properties are known.

3. Experimental considerations

Scuffing related to rolling contact in angular contact ball bearing was experimentally studied both on specimens and ball bearings.

3.1 Tests on specimens

Some scuffing tests have been carried out on the high-speed twin-disk machine described in [1]. For this simulative tribotesting, the simulation criteria reefer to material, geometrical characteristics and the lubrication regime of the practical system, which is 7206 angular ball-bearing.

Testing conditions

The contacting disks, presented in figure 2, were arched performed in order to reproduce the ball-inner ring contact from 7206 ball bearing (the ellipticity factor k = 8.964).

The lubricant used in these tests is a mineral oil, ELF 154 NS. Its rheological behaviour is estimated from experimental traction curves obtained on the twin-disk machine [2].

In the experimental procedure the scuffing limit is reached by increasing progressively the sliding speed, other operating conditions such normal load and the rolling speed being kept constant. The evidence of disk scuffing is a sudden increase of friction force, which stops automatically the machine at an earlier stage of damage process.

Scuffing limits for mean rolling speed of 40m/s, three maximum hertzian pressures (0.8, 1.0, and 1.2 GPa) and three oil feed temperatures (40, 70 and 100 ^{0}C) have been studied on the twin-disk machine. A total of 16 tests have been carried out.

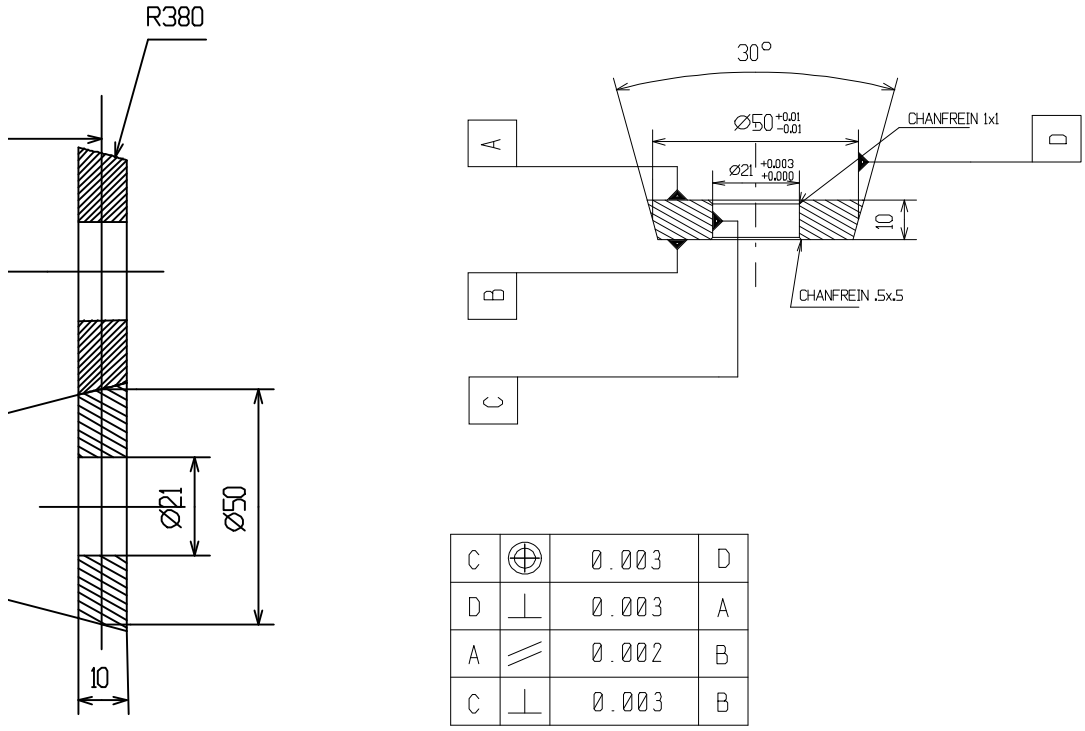


Fig.2 Scuffing test specimens

3.2 Tests on ball bearing

Scuffing tests were performed on 7206 angular contact ball bearing included in an original test, presented in figure 3. The test rig is adapted on 4-ball machine from our laboratory and was described in [4]

A general view of the test rig is presented in figure 3.

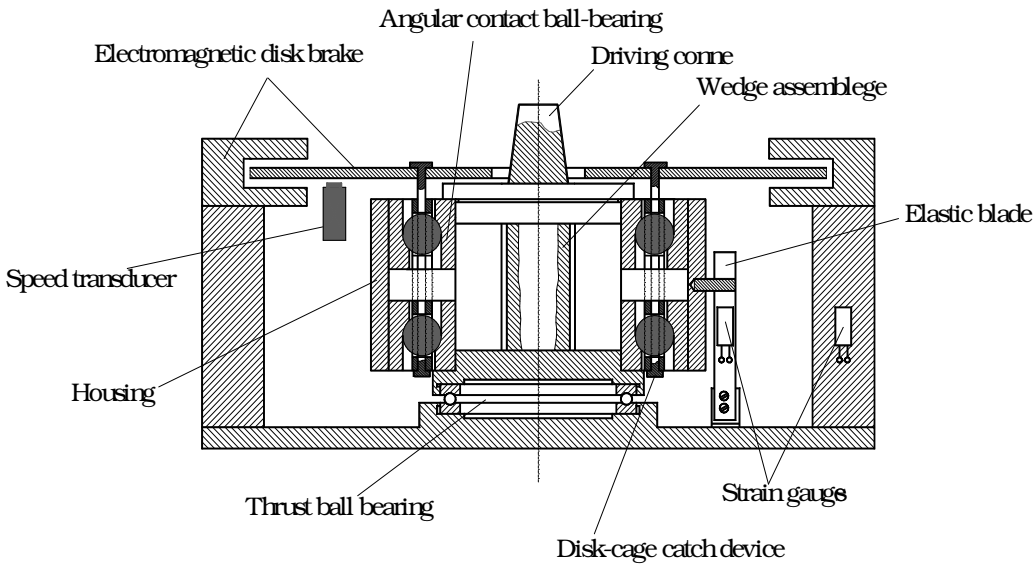


Fig.3 Scuffing test rig

4. Results

Figure 4 presents some results on scuffing limits on specimens. Scuffing sliding speed has critical value up to 9 m/s (for testing specified conditions and a complete EHL regime).

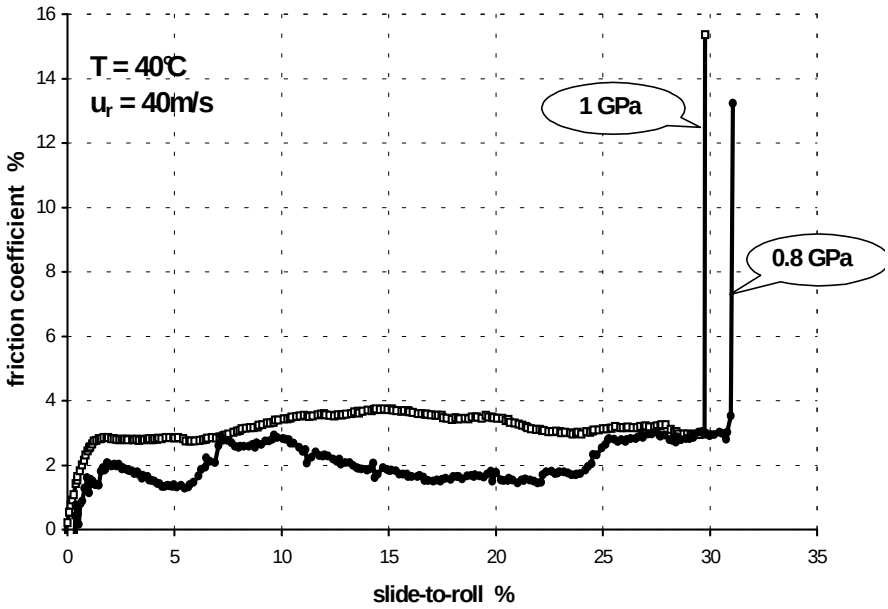


Fig.4 Scuffing limits in specimens

Figure 5 presents some scuffing limits on ball bearings. The operating speed on the test rig was moderate (max. 2800 rpm), so the ball-inner ring sliding speed too. As the bearing scuffing risk is deeply correlated to high sliding speed (typical to high-speed ball bearings) we realised these conditions by the cage's braking. It was obtained sliding speeds enough high to initiate scuffing phenomenon for a boundary lubrication regime.

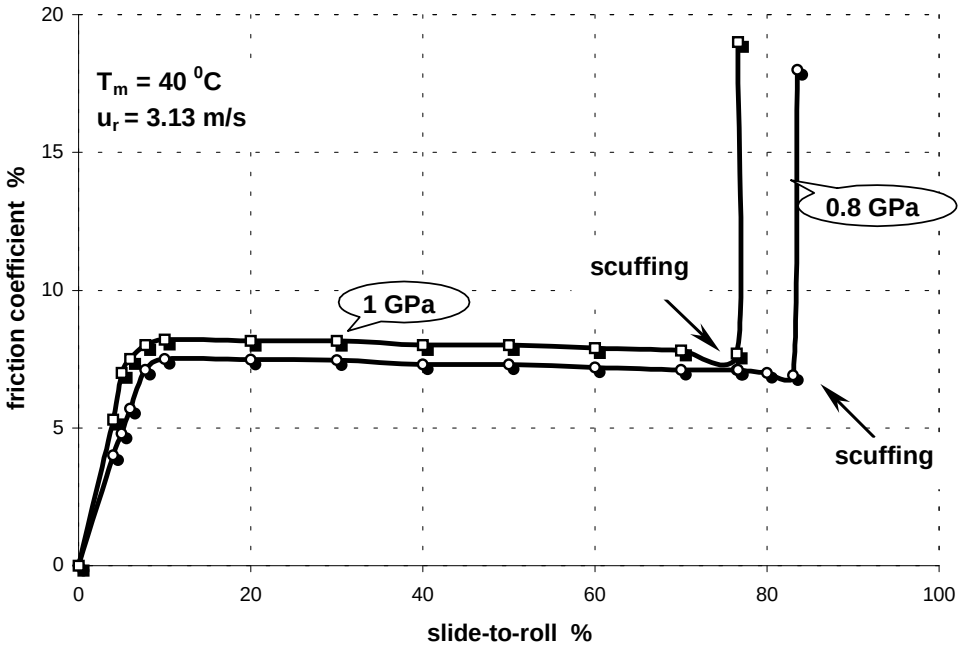


Fig.5 Scuffing limits in ball bearings

These results lead to establishment of unique scuffing limits of $1.5 \cdot 10^8$ $W \cdot m^{-2}$ (in terms of energy dissipation) in a given ball bearing, for imposed running conditions(figure 6)

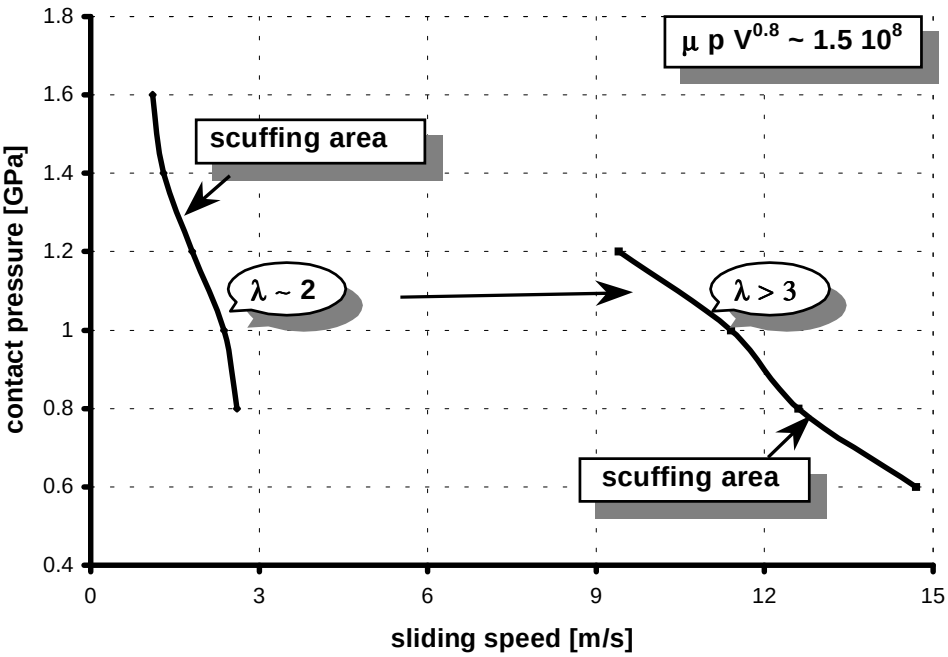


Fig. 6 Scuffing estimation in ball bearings

5. Conclusions

It can be remark that the tests on angular contact ball bearing (7206C) lead to scuffing limit around 3 m/s in a gross sliding context (boundary lubrication regime).

Contact pressure and also oil temperature increasing lead to decreasing the scuffing limit for sliding speed.

Sliding speeds enough high to initiate scuffing phenomenon were obtained by cage's braking, despite moderate rolling speed performed on the test rig.

Corroboration between all these experimental results allows a scuffing criterion to estimate this type of damage in ball bearings.

Received March 14, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Bowman, W.F., Stachowiak, G.W., -*A Review of Scuffing Models* , **Tribology Letters**, no.2, 1999, **113-131**
2. C. Bujoreanu, D. Olaru, Sp. Cretu, D. Nelias, *Etude de la limite de grippage dans les roulements à billes", Roulements et Tribologie*, **Actes des Journées Internationales Francophones de Tribologie**, 2001, **195-210**
3. Aihara, S., -*A New Running Torque Formula for Tapered Roller Bearings Under Axial Load,* **Trans. of ASME, J. of Tribol**., 109, july, 1997, **471-476**.
4. Nélias, D., Nassare, F., Flamand, L., - *Etude experimentale et theorique du microgrippage dans les contacts elastohydrodynamiques,* **Rev.Gen.Therm**., 36, 1997, **26-39**

CONSIDERATII PRIVIND DETERIORAREA PRIN GRIPARE IN RULMENTII CU BILE

Rezumat: Lucrarea descrie cercetarile autorilor privind deteriorarea prin gripare in rulmentii cu bile, deseori intalnita in industria metalurgica. S-a proiectat si realizat un stand original pentru testarea rulmentilor. Prin coroborarea rezultatelor teoretice si experimentale se stabileste un criteriu de gripare specific acestor rulmenti, cu caracter practice pentru proiectantii si utilizatorii de rulmenti.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.041

ANALYTICAL STUDY ABOUT THE TRANSITORY WORKING CONDITIONS BEHAVIOUR OF THE ELECTRIC RESISTANCE FURNACE

BY

ELENA CHIRILĂ and CONSTANTIN CĂRĂUŞU

Abstract: The paper represents a theoretical and experimental analysis about the behaviour of the electric resistance furnace in transitory working conditions. So, it studies, in an analytical and experimental way, the dynamical characteristics of the transitory working conditions (the time constant and the dead time) and the answer of the automatic system when the entering values and the perturbation values are variable for the automatic adjustment of the parameters of the processes which take place in these equipments.

Keywords: transitory working conditions, electric resistance furnace, time constant, dead time, automatic adjustment

1. Introduction

This theoretical and experimental study about the behaviour of the electric resistance furnace in transitory working conditions is necessary for automatic adjustment of the functional variable parameters of the processes in these equipments. The automatic adjustment is strictly necessary in a correct lead of the heating processes. Wanting a stationary working condition of the processes for a long time, it must quickly and precisely observe the errors of the functional parameters out of the reference values.

2. General considerations

Analysing the most important parameters of these kind of equipments it can be observe that all of them are variable in time because of the different kind of perturbations (the current and productivity variations, the false air admission, the calorific looses etc.).

For a correct automatic adjustment, it must study the interdependence between the variations of the parameters. Therefore, during the working of the equipment, there are independent variable parameters (their automatic adjustment is made in simple circuit, for each independent parameter), but there are interdependent parameters, too (their automatic adjustment is made in complex circuit). The automatic adjustment will also going to an automatic measurement, a long distance transmission, an indication and recording of the parameters, an automatic checking including audio or video signals and commands for some of the parameters.

In modern technologies, the heating processes, which take place in electric resistance furnace, impose very strictly conditions for the performances. So, a constant value for the vat temperature must take place not only in all the space of the vat, but in

time, too.

The automatic adjustment of the vat temperature for the electric resistance furnace is very important because the vat temperature is the most important parameter in well working conditions of the furnace and on the other side, the adjustment of this parameter takes place in typical conditions connected with the heating transfer phenomenon.

For the electric resistance furnace, the dead time, T_m, depends on: the type and size of the heating source; the way of the heating generation and it transfer to the walls the furnace and to the load (depending on the design and the material of the heating surface and on the placement of the heating source); the thickness and the material of the walls; the type, the construction and the placement of the measure elements into the furnace.

The time constants, T_1 and T_2, are a measure for the answer time of the furnace. This means that all furnaces are inertia elements (the answer of the automatic process is not in the same time with the variation of the entrance parameters but after a transitory working and the exit parameter has an aperiodic variation). The existence of the time constants depends on the proprieties of the adjustment elements to accumulate energy or masses (capacity) – the capacity of the walls to accumulate heating. The time constants depend on: the volume of the vat; the power of the heating source; the material of the walls; the type, the construction and the placement of the measure element into the furnace.

The amplification factor of the furnace, K, shows the effects of the execution parameters or of the perturbation parameters. It depends on: the dimensions of the furnace, the type of the execution organ and of the measure element of the automatic adjustment system.

3. Theoretical Study of the Transitory Working

Analysing the behaviour of the electric resistance furnace in stationary working conditions, these equipments are generally real nonlinear elements (certain parts of the static characteristic have nonlinearities – the saturation and the curved parts beeing the most important). So, the furnace is a linear element only in a part of the *m(t)* characteristic – so called linear zone.

For the linear zone (generally, the working zone of the furnace), the behaviour of the transitory working conditions is described by linear differential equations (the coefficients of the equation are constant values).

Knowing that heating processes are generally show aperiodical processes, the electric resistance furnace can be assimilated to a second degree superamortized element. S0, the behaviour of this equipment is described by the following general equation:

$$a_0 \frac{d^2T}{dt^2} + a_1 \frac{dT}{dt} + a_2 \cdot T = b_1 \cdot m, \tag{1}$$

where a_0, a_1, a_2, b_1 are characteristic constants of the furnace.

The equation (1) represents the interdependence between the vat temperature *T(t)* and the execution variable of the system, *m(t).*

In particular case, equation (1) becomes:

$$T_2 \frac{d^2T}{dt^2} + T_1 \frac{dT}{dt} + T = K \cdot m, \tag{2}$$

where: $T_2 = \frac{a_0}{a_2}$ and $T_1 = \frac{a_1}{a_2}$ are time constants; $K = \frac{b_1}{a_2}$ - amplication factor.

The amortized factor (the superamortization) is $\xi = \frac{T_1}{2\sqrt{T_2}} = 2\ldots3$.

The equation is the same when the perturbation variables have their action to the furnace.

If the furnace is an experimental one (a laboratory equipment having a thin brickwork), the constant T_2 has negligible values considering it null. So, in this conditions, the furnace can be assimilated to a first degree element and it behaviour is described by the following equation:

$$T_1 \frac{dT}{dt} + T = K \cdot m, \tag{3}$$

So, after the variations of the execution and the perturbation variables, the vat temperature tends to a new stationary value (a final constant value). So, the equipment can be considered as a autoadjustable element. This property is conditioned to the heating transfer phenomenon of the process.

In a good approximation, the electric resistance furnace is similar to a superamortized second degree element ($\xi > 1$) and it transfer function (the complex answer of the automated process) is:

$$Y(S) = \frac{K}{T_2 \cdot S^2 + T_1 \cdot S + 1}, \tag{4}$$

where S is superadjustment.

But in reality, the dynamic behaviour of these equipments is more complex because, excepting the inertia of the answer (because of the time constants), there is a strong influence of the dead time, T_m. The value of this constant is not negligible.

As a conclusion, when the vat temperature of the electric resistance furnace is automatic adjustment, these equipments can be similar to:

- first degree elements with dead time (for a laboratory equipment). Their equation is:

$$T_1 \frac{dt}{dt} + T = K \cdot m \cdot (t - T_m), \tag{5}$$

- second degree elements with dead time. Their equation is:

$$T_2 \frac{d^2T}{dt^2} + T_1 \frac{dT}{dt} + T = K \cdot m \cdot (t - T_m), \tag{6}$$

For a practical estimate of the complex behavior of these equipments, in transitory working conditions, wanting to find the dynamic characteristics, the real indicial functions are replaced by the equivalent indicial functions, the error of this approximation being smaller when the degree of the furnace is higher. This approximation is based on the replacement of one real element by two ideal elements in series in this way:

- one element with dead time having:

- the equation: $T = m \cdot (t - T_m)$ (7)
- the transfer function: $Y_m(S) = e^{-S \cdot T_m}$ (8)

- one first degree element having:

- the equation: $T_1 \frac{dT}{dt} + T = K \cdot m \cdot (t - T_m)$, (9)
- the transfer function: $Y_1(S) = \frac{K}{1 + T_1 \cdot S}$, (10)

So, the ineffectual element has the following transfer function:

$$Y(S) = \frac{K \cdot e^{-S \cdot T_m}}{1 + T_1 \cdot S}, \tag{11}$$

4. Experimental Study of the Transitory Working

The experimental researches of the dynamic of the heating processes in electric resistance furnace show that this equipment has the following transfer function:

$$Y(S) = \frac{K}{1 + S \cdot T} \cdot e - T_m \cdot S, \tag{12}$$

For the identification of the process, must find in an experimental way, K, T and T_m parameters.

The identification is based on the indicial answer of the process obtained when a stage (step) signal is applied. Analysing this answer it can find the model of the process using the graphic method.

The amplification factor, K, is:

$$K = \frac{\Delta Y}{\Delta U} = \frac{Y_2 - Y_1}{U_2 - U_1}, \tag{13}$$

where: Y_1 – the value of the exit parameter in a stationary working, when a stage signal was applied;

Y_2 – the value of the exit parameter in a stationary working before the stage signal was applied;

U_1 – the initial automatic drive (before the stage signal was applied);

U_2 – so-called automatic drive.

The dead time, T_m, was calculated knowing that it is the time after the exit parameter is more than $0,01 \cdot Y_1$ from the initial value of the exit parameter.

The time constant, T, was calculated knowing that it is the time after the exit parameter is $y = 0,632 \cdot y_{st}$, y_{st} is the stationary component of the answer.

The graphs showed in fig. 1 (a, b, c, d, e) represent the answers of the process when different values stages were applied.

For each answer the values of the parameters of the mathematical model determined and they were noted in table 1.

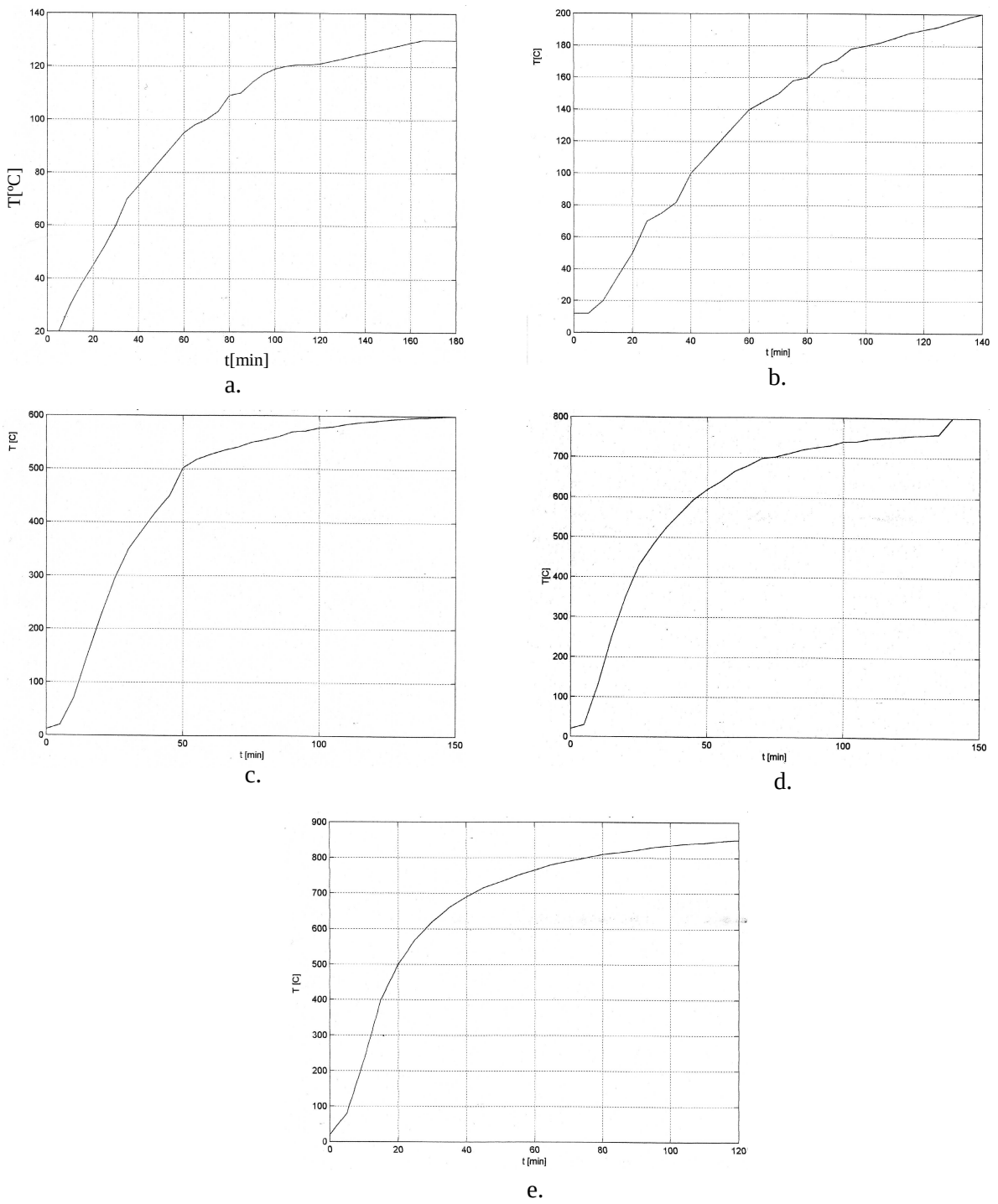


Fig. 1. The answers of the system applying stages with: a. 15%; b. 30%; c. 40%; d. 50%; e. 60%

Table 1. The values of the parameters of the mathematical model

U [%]	T [min]	K	T_{min} [min]
15	55	7,33	10
30	42	14	2,5
40	41,5	14,55	2
50	34	14,8	1
60	24	13,83	0,5

Doing the calculations of the mean values of the parameters of the mathematical model for these five answers of the process, the transfer function is:

$$Y(S) = \frac{12,31}{1+39,4\cdot S}\cdot e-3,95\cdot S\,, \tag{14}$$

But $0,1 < \frac{T_m}{T} \le 1$, so the period of samples has the following values: $T \simeq (0,32 \div 1,2)\cdot T_m$.

We have chosen $T = 0,76\cdot T_m = 3\min$.

5. Conclusions

It will take into consideration all of the compound elements of the automatic adjustment circuit for the vat temperature, all of them having influence over the dynamic behaviour of all system; each of the elements influences which its transfer function. So, the dynamic characteristics of the system depend on by the characteristics of each compound element.

The total amplification factor of the system is the product of the amplification factors of the elements in series; the total time constant and the total dead time also depend on the inertias of the elements of the automatic equipment.

Usually, the dynamic characteristics of the transitory working are experimental found on a real industrial equipment varying the stage, the ramp or the sinusoidal signal of the execution variable.

Received April 20, 2005

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. Olah, I. – *Echipamente şi structuri convenţionale*. Ed. „Gh. Asachi" (rotaprint), Iaşi, 1996.
2. Oprescu, I., Vârcolacu, I. – *Automatizări metalurgice în instalaţii de deformare plastică şi tratamente termice.* Ed. Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1983.
3. * * * - *DAQ 6023E/6024E/6025E. User Manual.* National Instruments Corporation. 2000 (format electronic).
4. * * * - T*he Measurement and Automatization*. Catalog 2000, Austin. National Instruments Corporation.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.041

THE CONCEIVING OF THE AUTOMATIC MEASURING AND ADJUSTMENT BLOCK, ASSISTED BY THE COMPUTER, FOR THE VAT TEMPERATURE OF THE ELECTRIC RESISTANCE FURNACE

BY

ELENA CHIRILĂ and CONSTANTIN CĂRĂUŞU

Abstract: After a short analysis of the elements and the conditions of the vat temperature measurement for an electric resistance furnace, the paper presents the conception of the authors about the automatic measuring and adjustment block, assisted by the computer, of the most importance parameter of this equipment process (the vat temperature).

Keywords: electric resistance furnace, vat temperature, automatic adjustment block

1. Introduction

The vat temperature is the most important constructive-functional parameter of the electric resistance furnace.

As a matter of fact, the vat temperature is the temperature in the emplacement point of the measurement sensitive element (the thermocouple). So, it is difficult to provide a uniform variation for the temperature in all the space of the vat using classic adjustment system for automatic adjustment. It can realize only a pre-established variation in time of the temperature measured with a sensitive element.

The uniformity of the temperature into the furnace depends on a correct designing and exploitation of this kind of equipment.

2. General considerations

The sensitive elements used in temperature measuring (usually, thermocouples) influence the dynamic behaviour of the process, so, they influence the process which will be adjust in two ways:

- the emplacement of the thermocouple into the furnace;
- the own thermocouple dynamic behaviour depending on the constructive peculiarity.

The thermocouples can be emplace in the centre of the load that heats in the furnace, or inside of the walls (for the adjustment of the conventional temperature) or, in extreme case, near by the heating source. This last solution is justified on the necessity for the source (the resistances) and the sensitive element to be closely connected. This means that the heating transfer time and the temperature variation are shorter when the thermopower of the furnace is variable. Obviously, this kind of emplacement used for the discontinuous adjustment of the temperature goes to the

variations of the temperature with oscillations having very small amplitudes on the load, but having, in the same time, many contacts in unit time. In the same time, the oscillations near by resistances can have high amplitudes which are more different from the amplitude on the load; so, when the furnace heats on, after the door opens (for ex.: when the charge is loaded), the temperature on the load has not the wanted value (the energy stored in the walls could be the energy that source released in the short time of the connecting, so the thermic flood to the charge is in fact zero). But, the emplacement of the thermocouple near by the source has the advantage of the superheating source protection. Wanting to avoid the disadvantage but to use the advantage of this situation, it can use a supplementary safe thermocouple emplaced near by the resistance used for the disconnected of the furnace when the superheating takes place; the thermocouple of the adjustment circuit will be emplace a little for off the source.

So, wanting an optimum emplacement of the thermocouple will be respect the following conditions:

- the real heating of the load with the technological prescribe temperature;
- the superheating source protection;
- oscillations with minimum amplitudes in the interest point;
- minimum connectings of the furnace in unit time (discontinuous adjustment case).

3. The automatic measuring and adjustment block, assisted by computer for the vat temperature

When the authors have conceived this block, they take into account the dynamic behaviour of the sensitive temperature elements – aperiodical elements having one or two degrees, constant time, T, and dead time, T_m. The values of these dynamic characteristics depend on the construction of the thermocouple (material, the thickness of the protection sheath, etc.) and they influence the dynamic characteristics of the furnace.

The block contains the sensitive temperature element (the thermocouple) and the automatic measuring and adjustment equipment (fig. 1).

The automatic measuring equipment includes a regulator and an execution element. The regulator may be a continuous (P, PI, PD or PID) or a discontinuous one (biposition, triposition or with impulses).

Introducing the computer, the automatic drive of the process is provided.

The automatic adjustment of the vat temperature can be realized for a fixed entering value or for a diagram entering signal. The medium precision of this kind of automatic adjustment is 5÷10 ºC for thermal treatment processes, 0,2÷0,5 ºC for laboratory processes and 10÷25 ºC for the melting processes and for the heating plastic deformation processes.

It can be apply any of the automatic adjustment method (continuous, discontinuous or semicontinuous). The discontinuous method is recommended because the electric resistance furnaces have high temperature inertia. This method is also the simplest, the cheapest and the most precise one (the relative precision is 1÷3%).

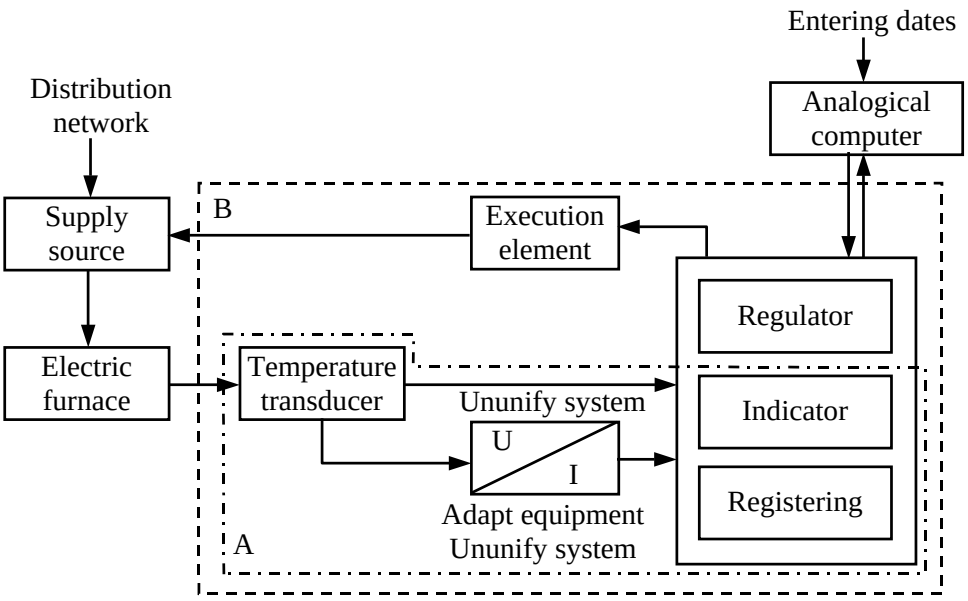


Fig. 1. The scheme of the automatic measuring and adjustment assisted by computer equipment: A – the automatic measuring equipment; B - the automatic measuring and adjustment block equipment

When the vat temperature of the electric resistance furnace is automatic adjusted, everybody knows that this equipment is feeded usually in mono or three-phase alternative current (the electric mains has maximum 500 V. The temperature adjustment is made varying the electric power of the descending transformer.

When the automatic measuring and adjustment is made assisted by the computer, it can be used a LabView software – a power and flexible software system.

Using the solutions given by LabView it can obtain a lot of information, it can realize applications for the acquisitioned information analyse or this information may be presented in different ways (graphic interferences, Web pages, based information files).

Using LabView software it can create and demonstrate fast programmes for the generation and acquisition of the signals from integrate circuits, USB equipments or Ethernet systems. The acquisition of information offers more facilities, such as: automatic configuration and testing panels for the verification of the operation, configurations channels for scanning of the data series, generator for the watch signals, events numerator, clock for the events measuring, etc. These entrance-exit facilities combined with types of special data and virtual equipments for the analysing of the measurements are very fast special acquisitions data from the sensories.

In the same time, LabView gives hardware equipments for direct connecting equipments. So, it can configure and use in virtual any kind of measuring equipment including instruments, integrate equipments for data acquisitions, motion controllers, systems for images acquisitions, logical programmable (PCL), etc.

Knowing that LabView drives for the instruments have ordinary architecture and interface, the connecting and the communications are easy, without cod program lines.

A virtual instrument (the identical reproduction of the real instruments behaviour using the computer) has a frontal panel (represents the user interface and the block diagram - so called program). So, LabView is an editor, an compiler and a run time operating system, in the same time.

To begin the work with a LabView application means to chose the respective instrument using LabView library. Automatically, the screen of the monitor shows the panel for an interactive operation realizing for the data introduction, the fixing of an entrance, the visualing of an exit, the selecting of the working way, etc. The aspect of the virtual panel is identical with the panel of the real instrument.

In the back site of the frontal panel there is the block diagram selecting Window – Block Diagram option (so called the program of the application). As a matter of the fact DB is a source cod containing inferior level instruments such as: circuits For or While, arithmetical or trigonometric functions, case structures, signal generation or processing, statistical calculations, etc. These elements – so called nodes – are wired, so the flow of date takes place.

A nod has a graphical representation (icon) and some terminals which connect different nodes with other subroutine of the program.

Each of the windows contains the title bar, the main bar, a palette with buttons for the virtual instrument action (Panel Palette), a work site and a icon.

4. Conclusions

The computer replaces the classical automatic adjustment equipment including the regulators functions, with a lot of advantages, such as: the decreasing of the price of the adjustment equipment, the possibility to replace a lot of different kind of regulations using the same software.

Received April 20, 2005

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. * * * - *DAQ 6023E/6024E/6025E. User Manual.* National Instruments Corporation. 2000 (format electronic).
2. * * * - T*he Measurement and Automatization*. Catalog 2000, Austin. National Instruments Corporation.
3. * * * - LabVIEW Basic Course Manual. Austin, 1994. National Instruments Corporation.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

NUMERICAL MODEL TO COMPUTE THERMAL STRESS-RELIEF PROCESSES AT CARBON STEEL

BY

CONSTANTIN DUMITRACHE, CORNELIU COMANDAR, ADRIAN SABĂU, NICUŞOR AMARIEI

Abstract: *In the article [3] the authors propose a mathematical model of optimization thermal stress-relief process which are conditioned by the plastic yield speed phenomenon. These actual models take in advance experimental results but don't reflect another practical phenomenon, the plastic yield speed is increasing in the vicinity of material yield point. In this paper is computed using numerical method Runge-Kutta [1] the time variation law σ(t) of thermal residual stresses at OLC45 steel.*

Keywords: *Residual Stresses, Thermal Stress-Relief*

1. Mathematical model of thermal stress-relief process

The authors' article [3] propose a new equation for the plastic yield speed calculus:

$$\frac{d\varepsilon_p}{dt} = \frac{K \cdot \sigma}{\sigma_c - \sigma} \tag{1}$$

where is the time functions like K –steel creep coefficient [1/h], σ –residual stress [MPa] with the initial value $\sigma(0)=\sigma_0$ and σ_c –the material yield point [MPa].

In the stress relaxation process the specific elongations there are in equation:

$$\varepsilon_0 = \varepsilon + \varepsilon_p \tag{2}$$

where ε_0 –initial specific elongation which is caused by internal stress value, ε –elastic specific elongation and ε_p –specific plastic elongation.

Through derivation with the time, equation (2) become:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} + \frac{d\varepsilon_p}{dt} = 0 \tag{3}$$

where elastic specific elongation $\varepsilon = \frac{\sigma}{E}$ and through derivation with time is getting:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\frac{d\sigma}{dt} \cdot E - \frac{dE}{dt} \cdot \sigma}{E^2} \tag{4}$$

and E –longitudinal elastic modulus. With the equations (1) and (4) in (3) can get the differential equation of thermal stress-relief process:

$$\frac{d\sigma(t)}{dt} + \frac{K(t) \cdot E(t) \cdot \sigma(t)}{\sigma_c(t) - \sigma(t)} - \frac{dE(t)}{dt} \cdot \frac{\sigma(t)}{E(t)} = 0 \tag{5}$$

with the solution σ(t) check initial condition $\sigma(0)=\sigma_0$. All the functions from equation (5) are variation laws with the time.

2. The calculus model of function E(t), σ(t), K(t)

For determining the time laws variation it's necessary to use:
- the values of E(T), $\sigma_c(T)$ and K(T) with temperature which represent analytical functions;
- the relation of T=f(t) from cycle of stress-relief annealing.

The values of E(T) and $\sigma_c(T)$ at the different temperatures have experimentally determined and the variation laws are presented in [2] using suitable approximation functions.

The coefficient K(T) is calculated using relation (1) and the creep limit $\sigma_{1/10000}(T)$ which is representing the stress, produce a specific plastic elongation $\frac{d\varepsilon_p}{dt} = 1\% = 0{,}01$ in 10000 hours at the temperature T. This stress produces plastic deformation with the medium speed:

$$\frac{d\varepsilon_p}{dt} = \frac{0{,}01}{10000} = 10^{-6}\left[\frac{1}{h}\right] \tag{6}$$

From the relations (1) and (6) result:

$$K(T) = 10^{-6} \cdot \frac{\sigma_c(T) - \sigma_{1/10000}(T)}{\sigma_{1/10000}(T)} \tag{7}$$

with the temperature law variation in [2].

Using relation (1) it can get accurately determination of steel creep coefficient K(t) if it use creep curves, which are drawing at 50-100 hours who are corresponding at time stress-relief period.

Between temperature and time could be written a linear expression:

$$T = a \cdot t + b \tag{8}$$

where the parameters a and b have different values on the thermal stress-relief annealing (fig. 1).

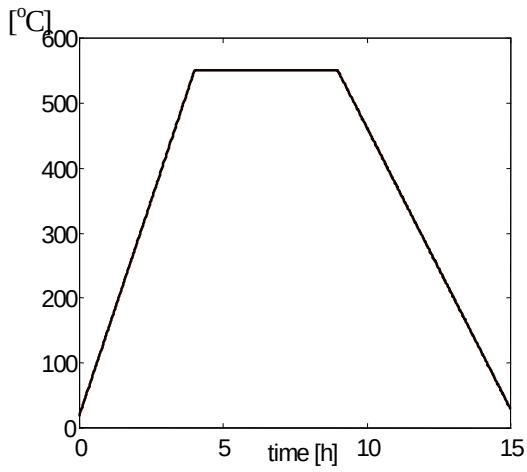


Fig. 1. The cycle of thermal stress-relief annealing for OLC45 steel [1]

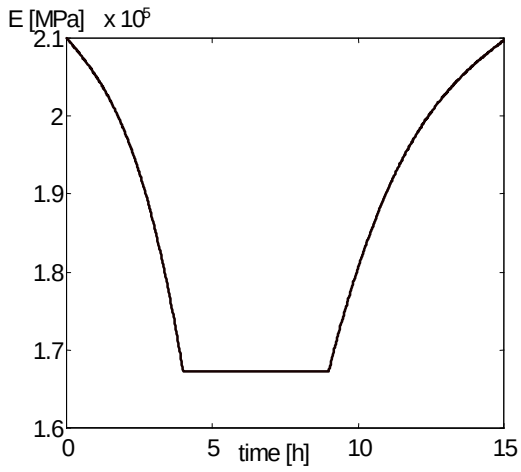


Fig. 2. The time variation law of E(t) for OLC45 steel [1]

The parameter a represents heating/cooling rate and during the heat treatment, at the maintain time process, the parameter a=0.

With the relation (8) in the temperature laws variation for E(T), σ_c(T) and K(T) it can get the time variation laws E(t), σ_c(t) and K(t) (fig. 2, 3, 4).

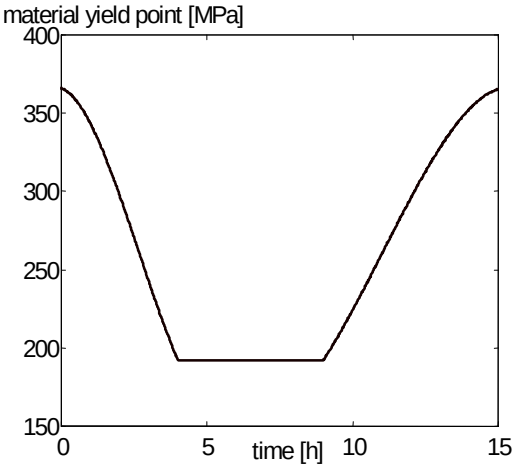


Fig. 3. The time variation law of σ_c(t) for OLC45 steel [1]

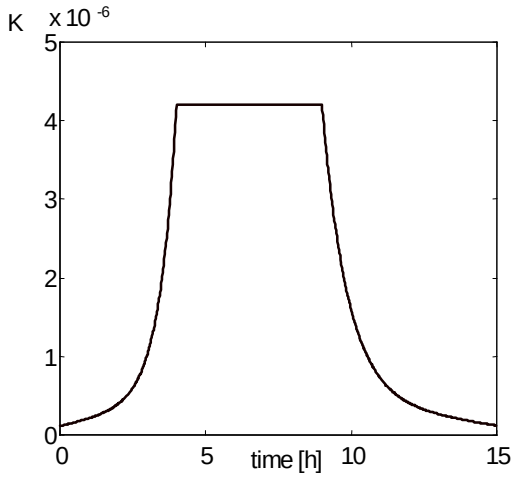


Fig. 4. The time variation law of steel creep coefficient K(t) for OLC45 steel [1]

It consider that the initial temperature of heating for OLC45 steel type is T_0=20°C and the maximum stress-relief temperature is T_{max}=550°C. Near the end of the treatment, the cooling temperature with the furnace become T_{fin}=30°C [4].

The time period of heating is 4 hours, maintain period at the maximum temperature T_{max} is 5 hours and the period of cooling is 6 hours.

3. Numerical method to compute thermal residual stresses

All these time variations laws could be introduced in relation (5) and the function σ(t) represents the solution of differential equation of thermal stress-relief process:

$$\frac{d\sigma(t)}{dt} = f(t,\sigma(t)) \tag{9}$$

$$f(t,\sigma(t)) = -\frac{K(t)\cdot E(t)\cdot\sigma(t)}{\sigma_c(t)-\sigma(t)} + \frac{dE(t)}{dt}\cdot\frac{\sigma(t)}{E(t)}$$

$$\begin{aligned}
&\sigma_{i+1} = \sigma_i + \frac{1}{6}\cdot(K_1 + 2\cdot K_2 + 2\cdot K_3 + K_4)\, i = 0,1,2,...\\
&K_1 = h\cdot f(t_i,\sigma_i);\\
&K_2 = h\cdot f\left(t_i + \frac{1}{2}\cdot h, \sigma_i + \frac{1}{2}\cdot K_1\right);\\
&K_3 = h\cdot f\left(t_i + \frac{1}{2}\cdot h, \sigma_i + \frac{1}{2}\cdot K_2\right);\\
&K_4 = h\cdot f(t_i + h, \sigma_i + K_3)
\end{aligned} \tag{10}$$

Because didn't find any analytical solution of this equation I used the numerical method Runge-Kutta [1] and finally obtained table values solution. For computing,

I've started using the initial known value of stress and I applied the alghoritm no. 4 (10) of this method, where h –represents the time computing step.

4. Conclusions

Residual stresses during thermal stress-relief process (fig. 5, 6) will change in time and they depend with initial residual stress σ_0 and cycle' parameters of thermal stress-relief annealing (the maximum stress-relief temperature, maintain period at the maximum temperature):

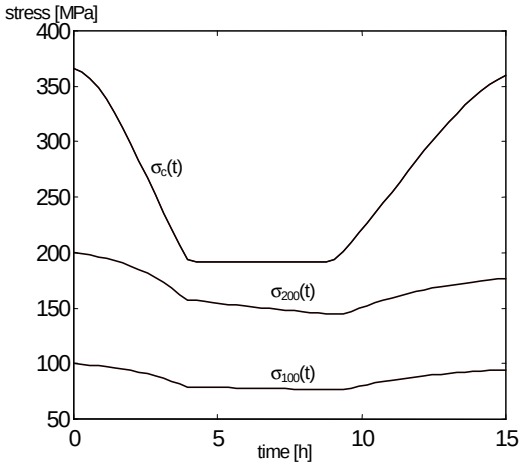


Fig. 5. Material yield point and residual stresses variation during thermal stress-relief process obtained with computational numerical method Runge-Kutta [1]

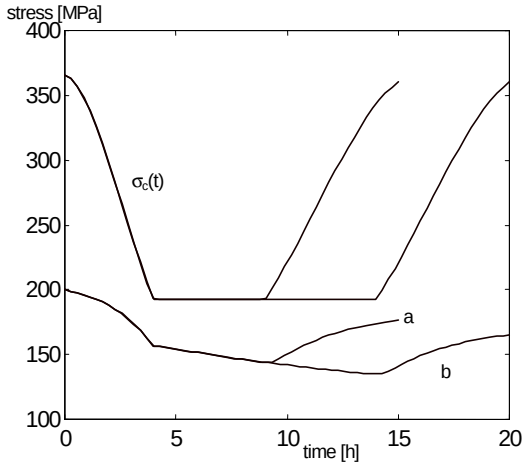


Fig. 6. Material yield point and residual stresses variation during thermal stress-relief process at the different maintain period at stress-relief temperature: a-T_{detens}=550°C and maintain period t_{ment}=6 hours; b-T_{detens}=550°C and maintain period t_{ment}=10 hours [1]

REFERENCES

[1]. Dumitrache C. - **Cercetări privind influența ultrasunetelor asupra elementelor de substructură şi tensiuni ale construcțiilor sudate**, Teză de doctorat, Iaşi, 2000;

[2]. Dumitrache C., Comandar C., Sabău Adrian Amariei N. – **Computational model of optimization thermal stress-relief processes at carbon steel, 3rd International Conference "Research and development in mechanical industry" RaDMI 2003**, 19-23 sept. 2003 Herceg Novi, Serbia and Montenegro

[3]. Hopulele I., Leon D., Amariei N., Ştefan M. - **Un nou model matematic de analizare şi de optimizare a proceselor de detensionare termică**, Timişoara, 1993

[4]. Vermeşan G. – **Îndrumar de tratamente termice**, Ed. Dacia, Cluj Napoca, 1987

METODĂ NUMERICĂ DE REZOLVARE A ECUAȚIEI DIFERENȚIALE A PROCESULUI DE DETENSIONARE TERMICĂ PENTRU UN OȚEL OLC45

REZUMAT: Această lucrare constituie continuarea articolului [2] şi pune in evidență rezolvarea numerică a ecuației diferențiale de ordinul I din relația 5 prin metoda Runge-Kutta. Soluția care se obține este sub forma unui tabel de valori, iar pentru determinarea acesteia s-a pornit de la valoarea inițială cunoscută a tensiunii remanente şi aplicând algoritmul de ordinul patru al metodei. Aceasta rezolvare computerizată permite reglarea parametrilor ciclogramei de tratament termic astfel încât să se obțină o anumită valoare a tensinii remanente finale. Se poate modifica temperatura de detensionare T_{max} care însă nu poate depăşi o anumită limită; de asemenea se poate modifica durata de menținere la temperatura de tratament.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.041

EXPERIMENTAL RESULTS REGARDING THE PRECISION AND THE UNIFORMITY OF THE TEMPERATURE IN AN ELECTRICAL FURNACE FOR HEAT TREATMENT USING AN AUTOADAPTIVE CONTROL SYSTEM

by

CRISTINA ALBU-IACOB

Abstract

The paper presents a few experimental results regarding the diagrams of applied heat treatments obtained at heat teatments applied to some copper alloys, heat treatments which have been effected in two situations: at first using the classic equipment of process control and then using a system of autoadaptive control of the heat treatment, made up of a computer (endowed with specialised soft), a power control unit with silicon controlled rectifiers and an electronic interface between them.It comes out that the precision and the uniformity of the temperature are of ±2 °C using a system of autoadaptive control. Moreover, the experiments effected have pointed out both the savings of electrical energy and the improvement of the results of the heat treatment applied, shown by comparing the microstructures of the machine parts which were heat treated in the improved installation to those obtained in the initial installation.

Keywords

Temperature uniformity, temperature precision, heat treatment, autoadaptiv control

In order to confirm through experiments the precision and uniformity of the temperature in an electrical furnace for heat treatment endowed with a system of autoadaptive control I have performed both light/idle tests and load tests, usingcharges of copper alloys mentioned in the fabrication protocol of S.C. “COMES” S.A. Săvineşti. A few of the load tests are presentet in this paper.

The diagrams of heat treating obtained for annealing of homogenizing of the machine parts made of bronze with aluminium CuAl9-B, SR CR 1338:2000, in two situations, are presented in figures 1-4:

- using the classic instalation of heat treating (figure1 and the detail in figure 2);
- using the installation of heat treating endowed with a system of autoadaptive control (figure 3 and the detail in figure 4).

Analysing the detailed representation it comes out that the temperature regulation performed by the initial control of the furnace is done with high deviations, the values of temperature in the vault being between 863°C and 888°C, instead of a value of 875°C required by the heat treatment (that is a deviation of up to 13°C).

In the case of utilisation of the improved control system, a deviation of up to 5°C (between 873°C and 880°C) from the assigned temperature has been recorded, the higher deviations being recorded at the begining of the maintenance period.

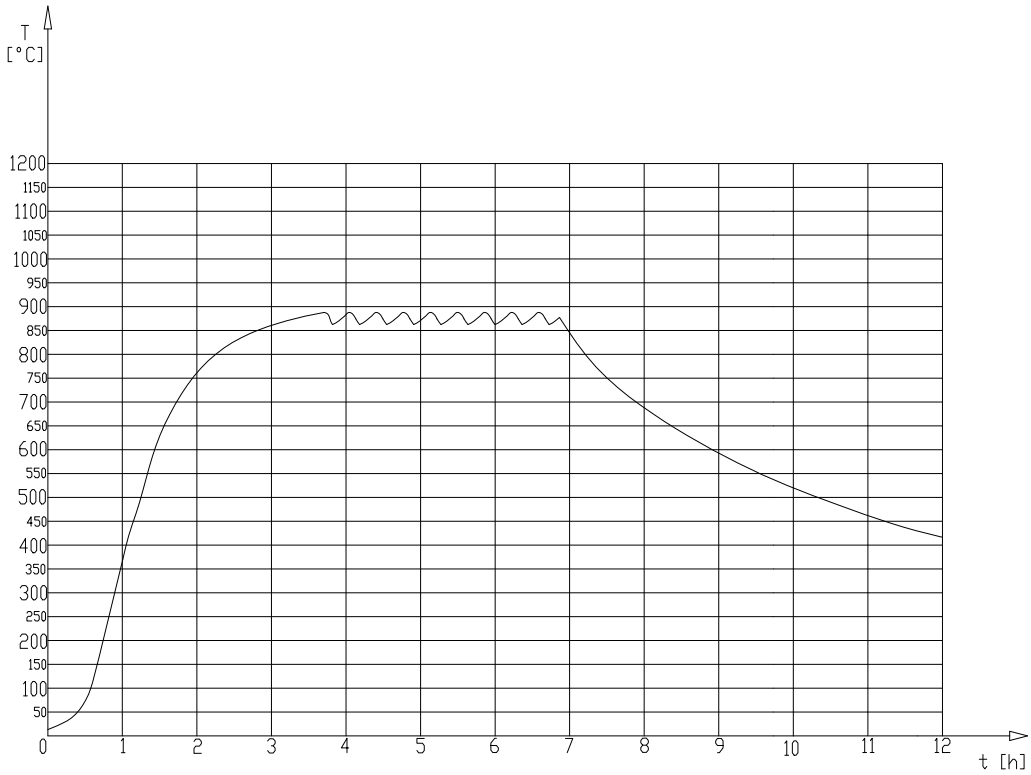


Figure 1. Heat teatment diagram obtained for annealing of homogenizing of the machine parts made of bronze with aluminium CuAl9-B using the initial installation

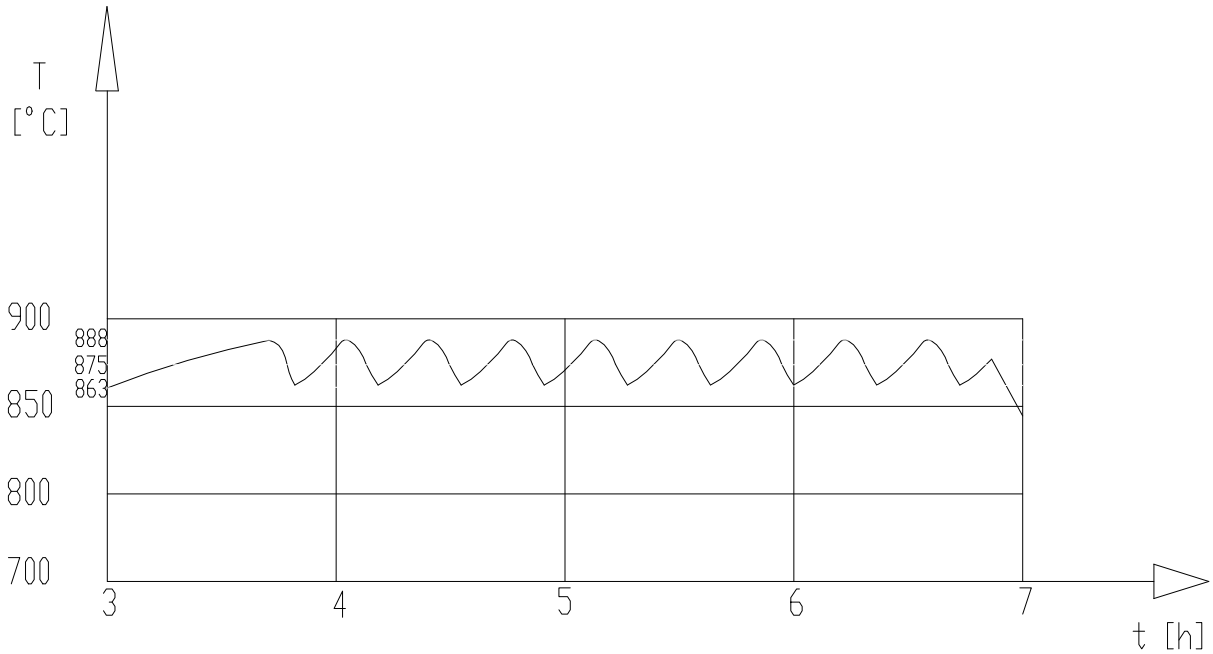


Figure2. Detail of figure 1

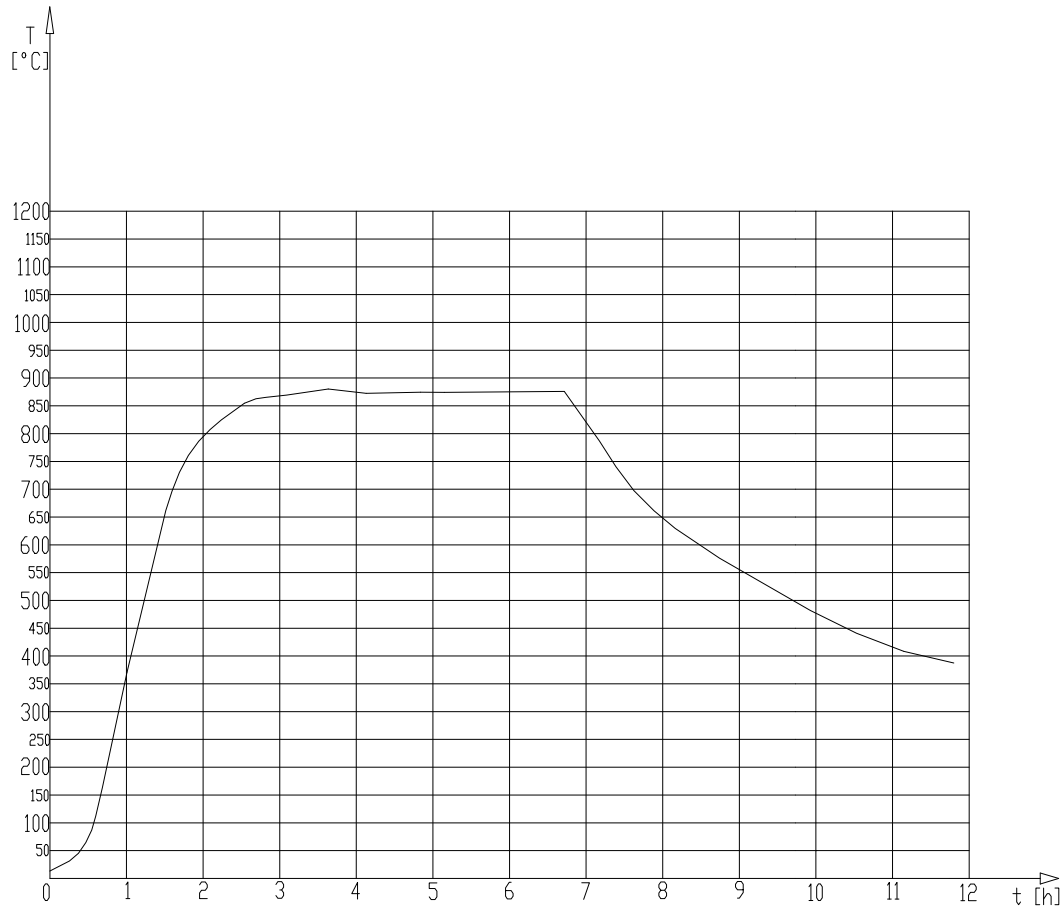


Figure 3. Heat teatment diagram obtained for annealing of homogenizing of the machine parts made of bronze with aluminium CuAl9-B using the improved installation

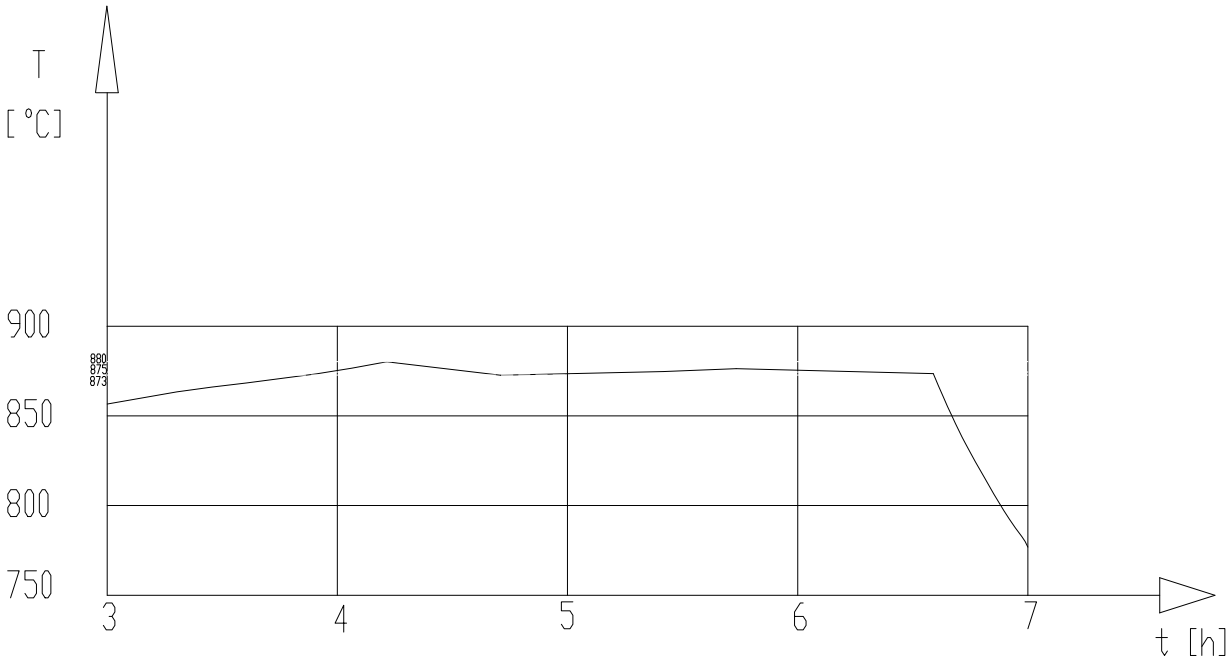


Figure 4. Detail of figure 3

The technological requirements impose in some situations cooling speeds which are lower than the one of natural decreasing of the temperature of the furnace, through the variation of the amount of energy supllied to the resistors, especially in the case of the furnaces having low temperature delay. The controlled cooling requires so much the more a competitive system of control, compared to the maintenance period in the cycle of heat treatment. This is the case of the heat treatment presented in figures 5-9, namely annealing of homogenizing of the complex biphase brass CuZn39PbAl-B, SR CR 1338:2000.

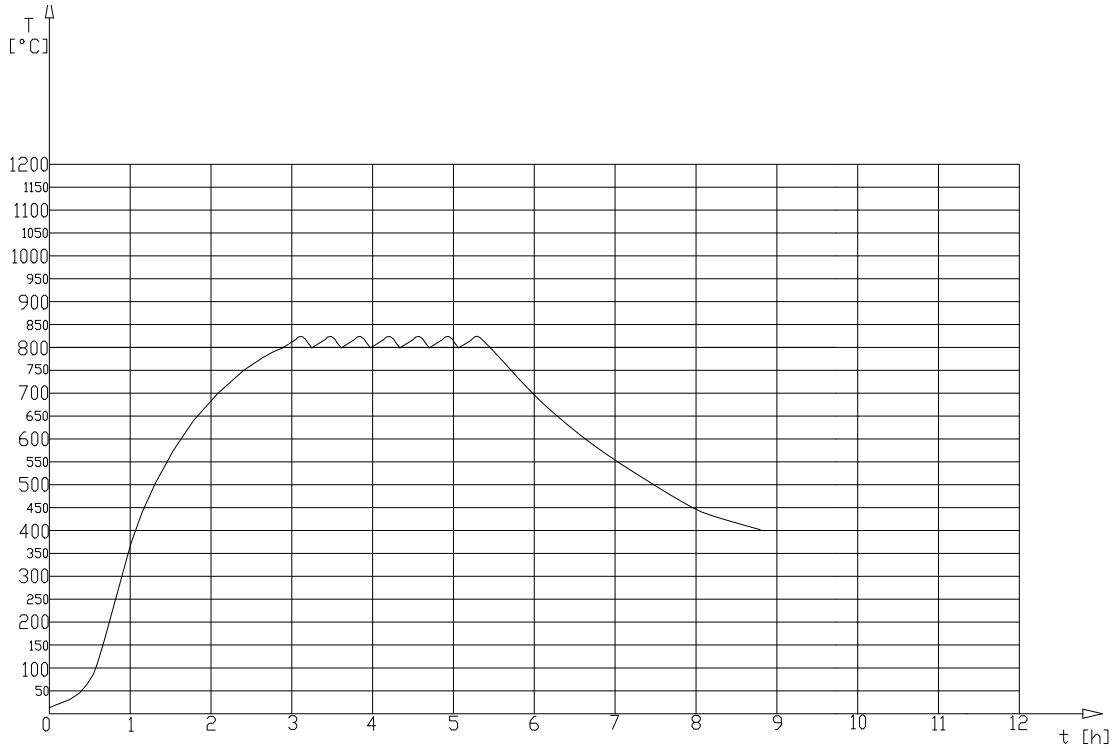


Figure 5. Heat teatment diagram obtained for annealing of homogenizing of the machine parts made of CuZn39Pb-B using the initial installation

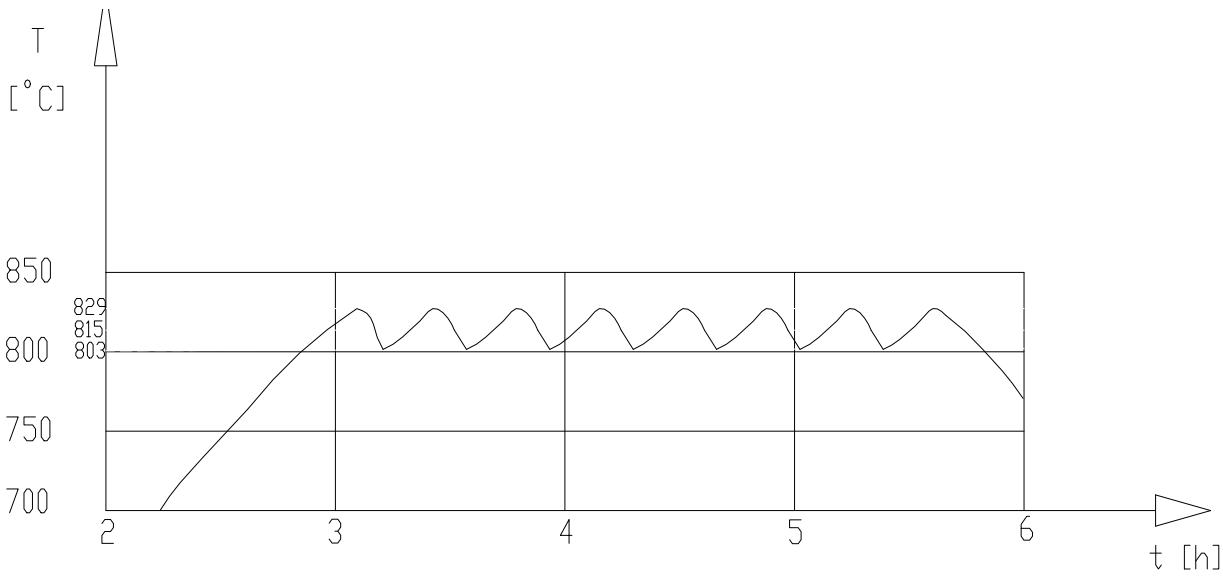


Figure 6. Detail of figure 5

Using the initial instalation, the diagram presented in figure 5 and the detail in figure 6 has been obtained. Using the autoadaptive system, the diagram in figure 7 and the detailes presented in figure 8 (maintening) and in figure 9 (controlled cooling) has been obtained.

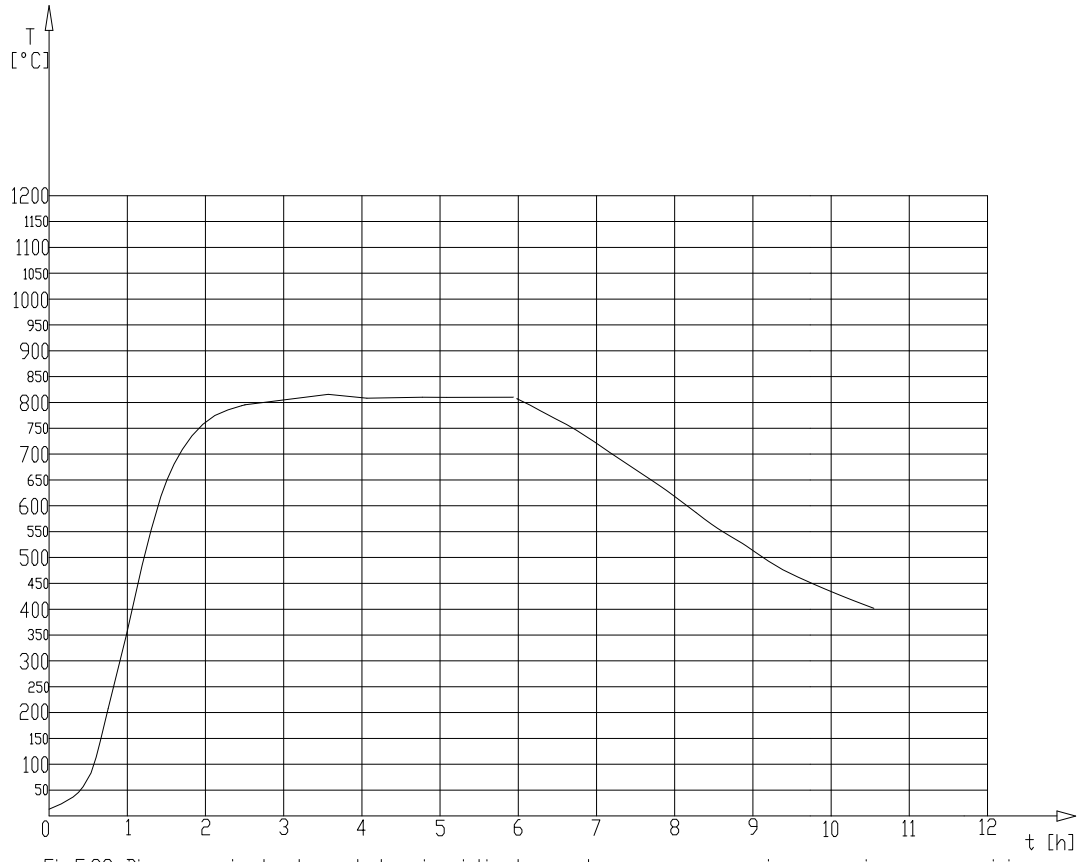


Figure 7. Heat teatment diagram obtained for annealing of homogenizing of the machine parts made of CuZn39Pb-B using the improved installation

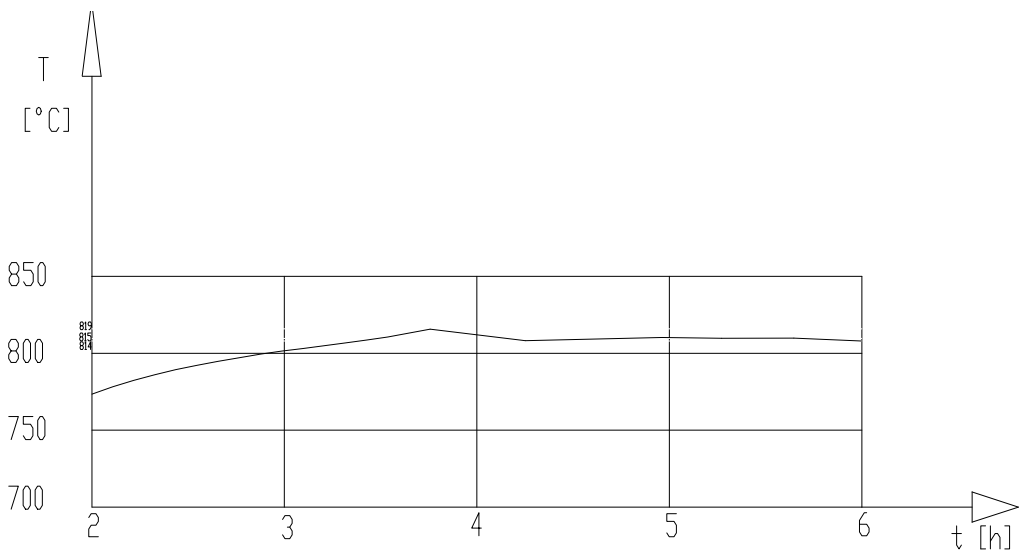


Figure 8. Detail of figure 7

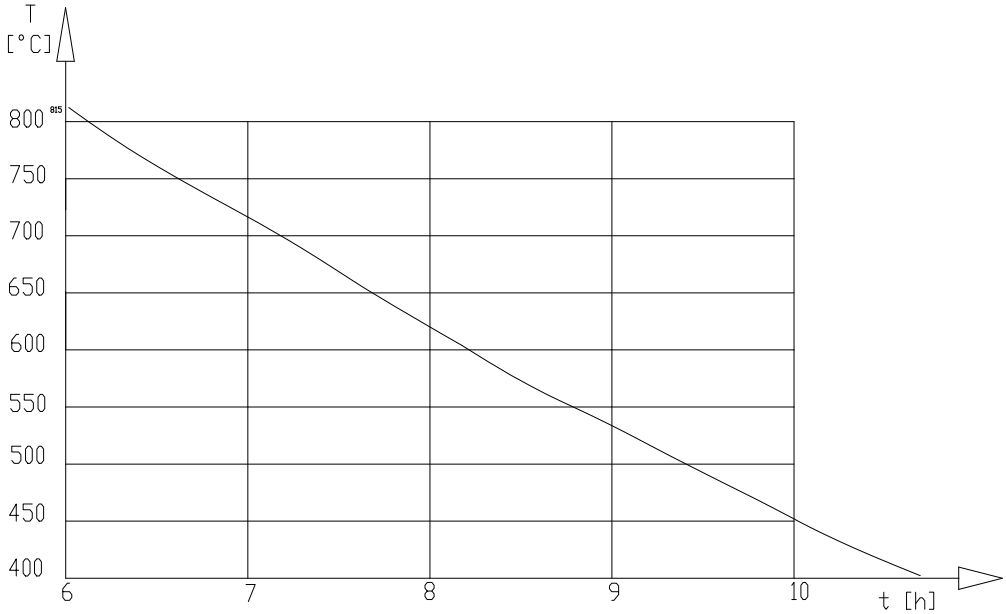


Figure 9. Detail of figure 7

References:

Cristina Albu-Iacob- Teza de doctorat ,, Contributii privind imbunatatirea constructiv-functionala a instalatiilor de tratament termic al aliajelor de cupru”, Iasi, 2002

Received May 2, 2005

Technical Coledge of Transport, Piatra Neamt, Neamt, Romania

REZULTATE EXPERIMENTALE PRIVIND PRECIZIA SI UNIFORMITATEA TEMPERATURII IN CUPTOARELE ELECTRICE

Rezumat. Lucrarea prezinta cateva rezultate experimentale privind diagramele de tratament termic aplicat obtinute la tratamentele termice aplicate unor aliaje de cupru , tratamente termice care s-au efectuat in doua situatii:mai intai folosind un echipament de conducere clasica a procesului si apoi folosind un sistem de conducere autoadaptiva a tratamentului termic, format dintr-un calculator(dotat cu soft specializat),o unitate de comanda a puterii cu tiristori si o interfata electronica intre acestea. Se constata ca folosind un sistem de conducere autoadaptiva precizia si uniformitatea temperaturii sunt de ±2ºC.In plus, experimentările efectuate au scos în evidență atât economia de energie electrică, cât şi îmbunătățirea rezultatelor tratamentelor termice aplicate, ilustrată prin compararea microstructurilor pieselor tratate în instalația îmbunătățită cu cele obținute în instalația inițială.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.041

PROGRAMME CARRIED OUT FOR AUTOADAPTIVE CONTROL OF AN ELECTRIC FURNACE OF HEAT TREATING USING A COMPUTER

by

CRISTINA ALBU-IACOB

Abstract
The equipment for ordering, controlling and regulating the technological process of heat treatment must enable the continuous regulation of the input voltage of the resistors in order to obtain a time-temperature dependence according to the given diagram of heat treating.This condition can be obtain using a command system <<on-line>> in closed circuit for the process of heat treatment. Controlling the process of heat treatment, taking into account the particularities of all the factors involved, can be done using the outfit consisting in a numerical computer which should communicate with the control unit endowed with silicon controlled rectifiers through a specialised interface, instead of the conventional equipment of controlling. The computer uses a specialised soft which should observe as well as possible the concrete aspects of the controlled process, which confers both an increase of the power efficiency of the installations and better results regarding the quality of the machine parts heat treated.

Keywords
Programme, autoadaptiv control, electrical furnace, heat treatment

The programme carried out ensures the autoadaptation for the parameters of the thermoregulator device having a PID behaviour through the method of the unit step response of the furnace.Taking into account the necessity of the experimental knouledge of the constructive-functional characteristics of the furnace, a first experiment in order to determinate the unit step response of it was performed. The gradual control of the heatig power was achieved using silicon controlled rectifiers operated in a phase angle. In this case the relation between power and the control angle is (1): $P = \frac{U_s^2}{R}\left(1 - \frac{\psi}{\pi} + \frac{\sin 2\psi}{2\pi}\right)$ (1)

A variation of π radians of the control angle ψ corresponds to a variation of the cue voltage U_{com} from the exist of the analogue-digital converter of 10 V,thus U_{com} = 0 V corresponds to the angle $\psi = \pi$ (rad),and U_{com} = 10 V corresponds to the angle ψ= 0 V. Therefore, there is a relation (2):

$\psi = \pi - \frac{U_{com}}{10}\pi$ (2) or $\frac{\psi}{\pi} = 1 - \frac{U_{com}}{10}$ (3), whence $2\psi = 2\pi - U_{com}\frac{\pi}{5}$ (4)

The relation (5) results: $P = \frac{U_s^2}{R}\left(\frac{U_{com}}{10} + \frac{\sin\left(\frac{\pi U_{com}}{5}\right)}{2\pi}\right)$ (5)

The relation between the theme of the variator U_{com} and the number of the bits (binary units) applied to the analogue-digital converter on 8 bits is: U_{com} = 10 V – corresponds to a number of 256 bits, U_{com} = 0 V – corresponds to a number of 0 bits.
One can conclude that N bits will correspond to a voltage U_{com} according to the formula: $N = \frac{U_{com}.256}{10}(\text{bits})$ or $Ucom = \frac{10N}{256}$ (6)

The power $P = \frac{U_s^2}{R} = P\max$ will correspondto an angle ψ=0 and the power P=0 will correspond to the angle ψ = π.

$$P = P_{MAX}\left(1 - \frac{\psi}{\pi} + \frac{\sin 2\psi}{2\pi}\right) \quad (7) \quad , P = P_{MAX}\left(\frac{U_{com}}{10} + \frac{\sin\left(\frac{\pi U_{com}}{5}\right)}{2\pi}\right) \quad (8)$$

Expressed by means of the number of bits: $P = P_{MAX}\left(\frac{N}{256} + \frac{\sin\left(\frac{2\pi N}{256}\right)}{2\pi}\right)$ (9)

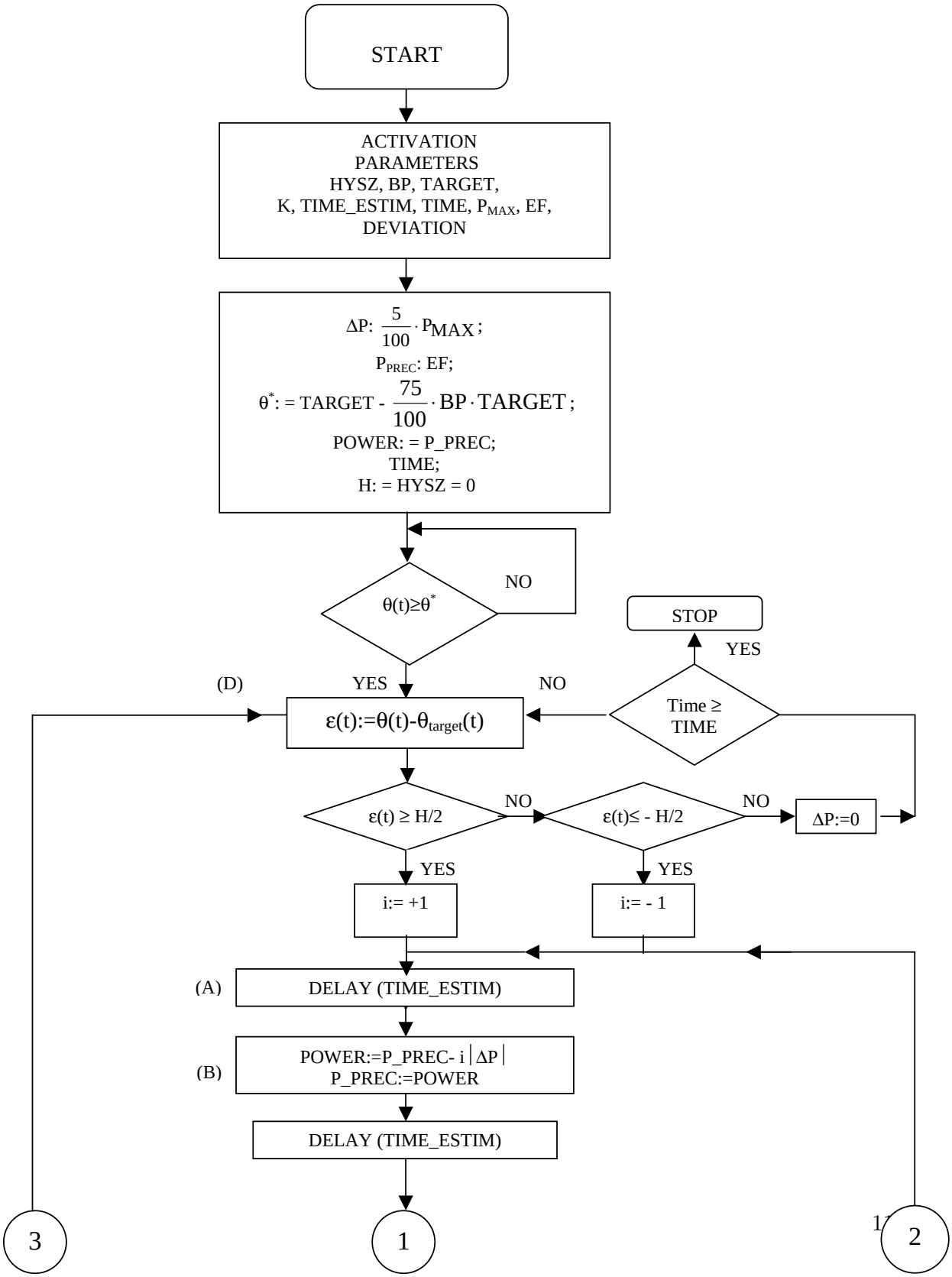
I.Activation parameters:

1°. Target temperature (TARGET) (°C)
2°. Proportionality band (BP) (%): 5% … 40%
3°. Hysterezis (HYSZ) , max $|\theta_{measured}(t) - \theta_{programed}(t)|$): 2°C … 5°C
4°. The initial power applied to the furnace (EF) (%) : (60 …80)x P_{MAX}/100
5°. Time (TIME), (min)
6°. Sampling cuantum (K): 10 … 15 seconds
7°. Estimation time (TIME_ESTIM) for the parameters T_u and V_{MAX}: 3 … 4 min
8°. Maximum deviation (DEVIATION) : max $|\theta_{măsurat}(t) - \theta_{estimat}(t)|$: 1…3°C

II. The furnace being at the ambient temperature, we apply an initial power equal to the one settled at the point 4° from above (EF).
III. When the temperature in the furnace, θ(t), reaces the value:
$\theta(t) \geq TARGET - \frac{75}{100} \text{ x BP x TARGET}$ (10), we shell check up the condition of hysterezis: $|TARGET - \theta(t)| \leq \frac{HISZ}{2}$ (11)
If the temperature observes this condition, the power will not have to be modified again (ΔP=0).
If the temperature measured doesn't observe this condition, a supplementary step of power will have to be applied following the algorithm given below:

1°.The sampling quantum (expressed in seconds) being K and the time of estimation (TIME_ESTIM), expressed in minutes, a number of quanta will results:
$\text{number} = \frac{\text{TIME_ESTIM x 60}}{K}$ (12)
In the time interval TIME_ESTIM we shall memorize the values of the temperatures measured at the equal intervals of time (K) in the sequence : $TEMP_TC_2[j]$, in which

the index j varies from 0 to the maximum value of the number of quanta, number given above (in the logocal scheme-see block A).
The logical scheme of programme is presented in the figure1.



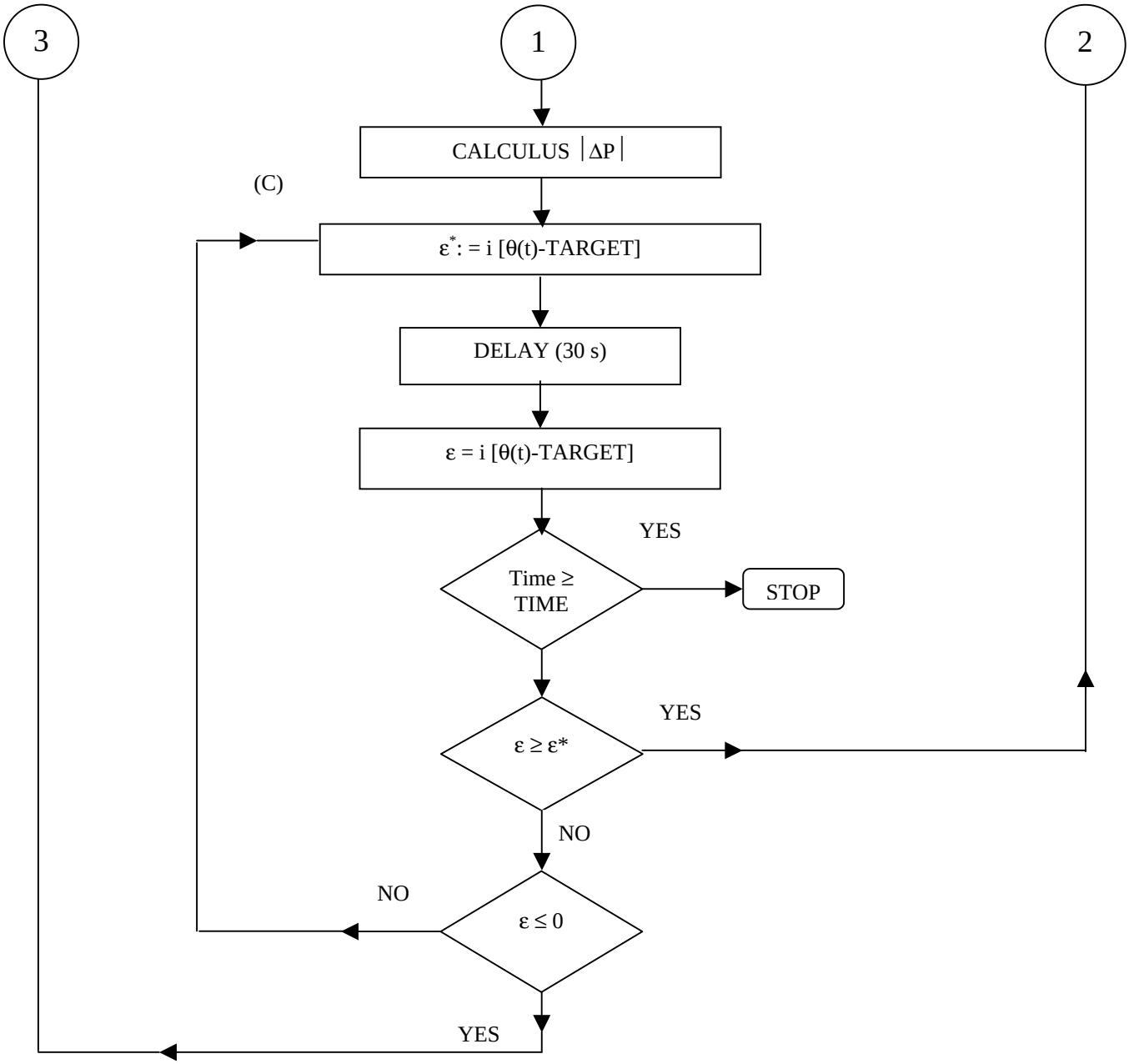


Figure 1. Logical scheme of the programme

2°.A supplimentary step of power 5/100 P_{MAX} will be applied to the furnace. Taking into account the variations that are in line approximately on short intervals of time(TIME_ESTIM), that is 3-4 minutes, we can estimate having a good approximation how the temperature in the furnace would have evolved if the step of power from above hadn't been applied.

In figure 2 we note with (1) the variation of the temperature in the furnace, temperature measured in the interval 0-T (T= TIME_ESTIM).

Without the applying of the supplementary step of power, the temperaturewould have evolved in the interval (T-2T) following the curve (1), which we can approximate

with the straight line AB, noted with (2) on the shorter interval of time (T-3T/2). The slope of the straight line (2) can be calculated in this way:

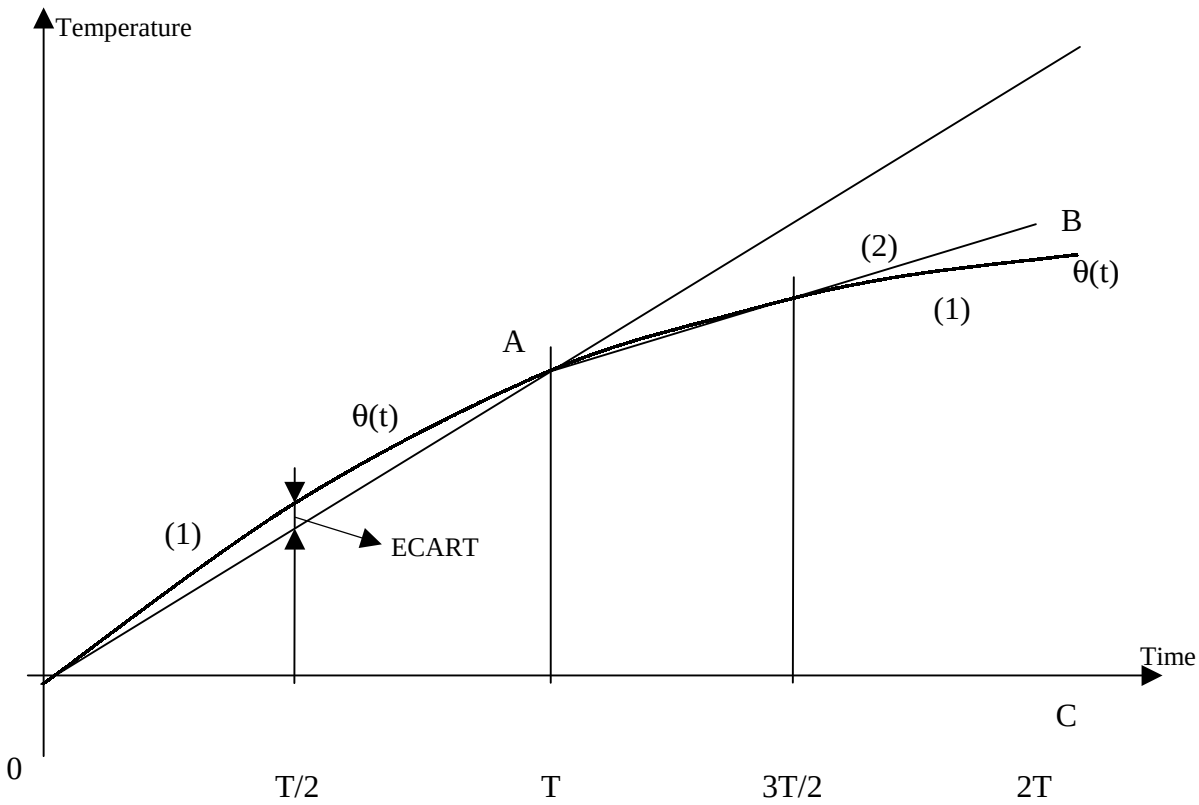


Figure2. Graphic representation of the model for the estimation of the evolution of the temperature

- we draw the straight line OA and then we measure a difference at the moment T/2 :

$$\theta\left(\frac{T}{2}\right)-\frac{TEMP_TC_2[0]+TEMP_TC_2[T]}{2}=ECART$$

(13)

- we prolong the straight line OA up to the point C in which the value of the y-coordinate will be:

$$STRAIGHT\ LINE[2T]=2\,x\,TEMP_TC_2[2T]-TEMP_TC_2[0]$$

(14)

We find out the point B if we diminish the value of the temperature gap/separation five times, experimentally determined value for variations of the temperature tangent line which are not higher than 1°C/min.In order to estimate the temperature we have made the sequence:

$$BETA[q]=STRAIGHTLINE[number]+$$
$$+\ q\ \ x\ \ ((STRAIGHTLINE[2\ x\ number]-5\ x\ ECART)-STRAIGHTLINE[number])/number$$

(15)

The index q varies from 0 to the maximum value=number (in the logical scheme see block B).

3°.In the time interval (T-2T) we check up the condition (16) for q=1...number, that is the maximum deviation between the value measured and the estimated one should not overreach the value settled. The last index q which satisfies the condition (16) will provide us T_u at a first estimation T_u=q x K:

$$TEMP_TC_2[q] - BETA[q] \le DEVIATION \quad (16)$$

4°.At the end of the period T we can calculate $tg\alpha_{max}=V_{max}$, according to figure 3 which represents graphically the method of determination for the calculus of the parameters involved in the calculus of the parameters of the continuous regulator PID.uu.

$V_{max} = \dfrac{\theta(T) - \theta(i \cdot K)}{T - i \cdot K}$, (17), where $i \cdot K = T_u$, the one in the first estimation(point 3°).

But V_{max} can be expressed in this way, too: $V_{max} = \dfrac{\theta(i \cdot K)}{i \cdot K - t_m}$ (18).

This relation will enable us to recalculate the time T_u:

$$T_u = t_m = i \cdot K - \frac{\theta(i \cdot K)}{V_{max}} \quad (19)$$

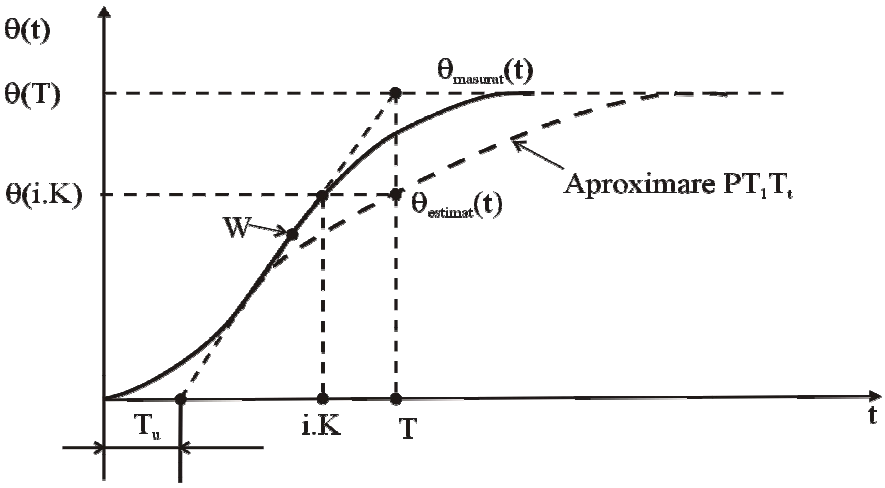


Figure 3. Graphic model of calculus used for the determination of the parameters of the continuous regulator PID

IV. At the end of the period T we can calculate:

$$\int_0^T \theta_{measured}(t)dt \quad \text{and} \quad \int_0^T \theta_{estimated}(t)dt.$$

$$\Delta W = K_R\left(\int_0^T \theta_{measured}(t)dt - \int_0^T \theta_{estimated}(t)dt\right) \quad (20), \quad \frac{\Delta W}{T} = P(T) - P(0) \quad (21)$$

In the relation(21), P(0) is the old step of power and P(T) the new power applied to the furnace.It means that: $K_R = \frac{T[P(T)-P(0)]}{\int_0^T \theta_{measured}(t)dt - \int_0^T \theta_{estimated}(t)dt}$ (22)

We know now, at the end of T period, the following parameters: T_u, V_{max} and K_R, the essential parameters in order to recalculate the parameters K_P, T_I and T_D for a continuous PID regulator.

V. In order to reach the desired temperature θ_{target} it is necessary that we should apply a step of power:

$\Delta P = K_R \cdot \left[K_P(\theta_{target} - \theta(T)) + \frac{1}{T_i} \cdot \int_0^T (\theta_{target} - \theta(t))dt + T_d \cdot \frac{d(\theta_{target} - \theta(t)}{dt} \right]$(23), where K_P, T_I and T_D will be calculated according to the following empiric rules deduced by the the application of the Ziegler-Nichols method (the unit step response method):

$$K_P = \frac{\theta_{consemn}}{1{,}7 \cdot V_{max} \cdot T_u \cdot 100}, \quad T_I = 2T_u, T_D = 2T_u$$

It means that:

$$\Delta P = K_R \cdot \left[\frac{\theta_{target}}{1{,}7 \cdot V_{max} \cdot T_u \cdot 100}(\theta_{target} - \theta(T)) + \frac{1}{2T_u} \cdot \frac{\theta(0) - \theta(T)}{2} T + 2T_u \frac{\theta(0) - \theta(T)}{T} \right] (24)$$

VI.After we have calculated the step of power ΔP which is necessary in order to reach the target temperature assigned (TARGET), we shall measure a difference ε*=θ(t)-TARGET and after 30 seconds we shall measure again : ε=θ(t)-TARGET. If the time overreach the settled value TIME, the process of regulation will end (block STOP in the logical scheme).If not, we shall keep on testing if a diminution of the distance between the temperature measured and the one prescribed, ε ≥ ε*, takes place in these 30 seconds.If the distance increase, we shall obviously have to recalculete the step f power ΔP.If the distance decreases, (ε < ε*), but ε > 0, we shall recalculate ε* and ε (we go back to block (C) in the logical scheme).If, this time, ε ≤ 0 it is the moment to resume the testing of the interval of hysterezis (block D in the logical scheme)

In conclusion, controlling the process using a computer offers the possibility to have the repeatibility of the cycles of heat treating, owning to the computer programme conceived, which enables monitoring, memorizing and stocking the parameters which can be settled and the real temperatures in the charge in graphic and numerical form.

References:

Cristina Albu-Iacob- Teza de doctorat ,, Contributii privind imbunatatirea constructiv-functionala a instalatiilor de tratament termic al aliajelor de cupru”, Iasi, 2002

Received May 2, 2005

Technical Coledge of Transport, Piatra Neamt, Neamt, Romania

CONTROLUL AUTOADAPTIV AL UNUI CUPTOR ELECTRIC

Rezumat. Echipamentul pentru comanda, controlul şi reglarea procesului tehnologic de tratament termic trebuie sa permita reglarea continua a tensiunii de alimentare a rezistorilor pentru a obține o dependență temperatură – timp în conformitate cu diagrama de tratament termic dată. Această condiție se poate obține folosind un sistem de conducere « on–line » în circuit închis a procesului de tratament termic. Conducerea procesului de tratament termic, ținând cont de particularitățile tuturor factorilor implicați, se poate face prin utilizarea, în locul echipamentului de conducere convențional, a unui echipament folosind un calculator numeric care să comunice cu unitatea de comandă cu tiristori printr-o interfață specializată. Calculatorul foloseşte un soft specializat care să respecte cât mai mult aspectele concrete ale procesului condus, ceea ce conferă atât o creştere a eficienței energetice a utilajului, cât şi rezultate mai bune privind calitatea pieselor tratate termic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

STUDY OF MECHANICAL BEHAVIOR OF DENTAL RESTORATIONS BY USING DATA ACQUISITION SYSTEMS

by

R.COMANECI*, A.M.VITALARIU, L.ZAHARIA*, R.CHELARIU***

ABSTRACT: *The restoration of endodontically treated teeth with dental materials that have similar properties with dental tissues became a major aim in the restorative dentistry. Thus, today are available on the market different kind of non-metallic post, made from zirconium oxide ceramics or composite resins reinforced with carbon, glass and quartz fibers. Unfortunately, there are few information about the influence of the post material on the fracture resistance of endodontically treated teeth.*
This study was undertaken to characterize the fracture resistance and mode of failure of endodontically treated incisors restored with prefabricated titanium, or carbon/glass/quartz fibers-reinforced composite posts. Because of their brittle behavior, it would be more appropriate to study the fracture resistance and mode of failure of a post-and-core system at its initial failure. Accurate recording of the first sign of failure is possible only by modern data acquisition equipment.

KEYWORDS**:** *fiber reinforced posts, post and core system, fracture resistance, data acquisition*

INTRODUCTION

The high success rate for modern endodontics have resulted in an increased demand for clinically convenient post and core systems to help restore lost tooth structure. It is well known that the use of a post does not increase the strength of the remaining tooth. Its role is to provide retention to the core material. The price for this retention, however, may be an increased risk of root fracture.

Many specialists agree that the design and the material of the post have a certain influence on the fracture resistance of endodontically treated teeth (1, 2, 3, 4). An ideal post should have similar shape to the prepared root canal, mechanical properties identical to dentin to resist to occlusal forces and to induce minimal tensions on dental root. In addition, a post should provide a good retention for the core material and should be easily removed from the root it is necessary.

Due to composition and structure of dental tissues, and to their mechanical characteristics, teeth have a brittle behavior. Because that, it is difficult to determine the moment of failure threshold by classic methods. In this context, the failure point was recording by using modern data acquisition equipment.

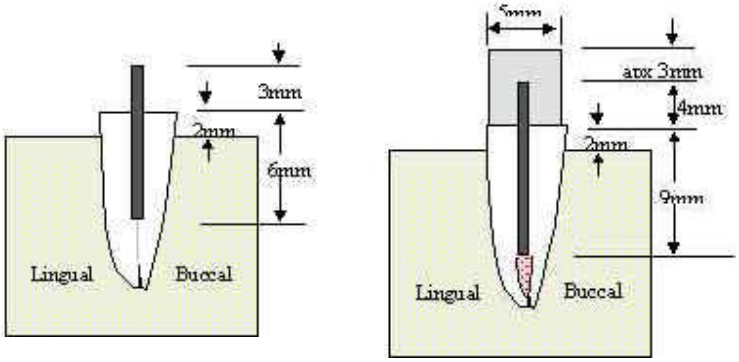
MATERIALS AND METHOD

Forty freshly extracted human maxillary central incisors free of cracks, caries, fractures, abrasion and restorations, were selected based on dimensional requirements and randomly divided into four groups of 10 specimens:

- group 1 – teeth restored with carbon fiber posts (Carbopost)
- group 2 – teeth restored with glass fiber posts (Snowlight)
- group 3 – teeth restored with prefabricated titanium posts (Ancorextra)
- group 4 (control) – endodontically treated teeth but without posts.

Preparation of the samples:

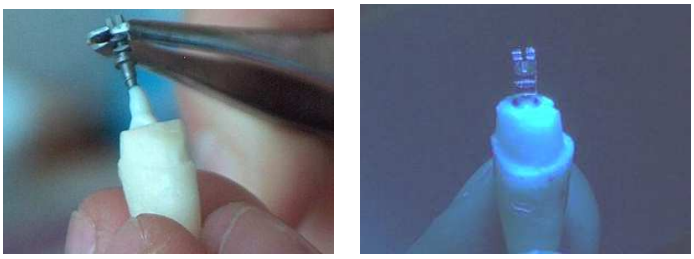
- the anatomic crowns of teeth fron experimental groups (1,2 and 3) were sectioned horizontal to the long axis, 2 mm coronal to the cemento-enamel junction (CEJ), figure 1a, using a diamond bur
- after endodontic instrumentation, all roots were obturated with gutta percha and resin sealer AH-26 (DeTrey), Figure 1b
- post space was prepared removing gutta percha with appropriate drills; 3 mm was kept on the apex region to ensure a good endodontic seal



a) b)

Figure 1. Preparation of the samples

- the posts were placed into the roots leaving 4 mm above the toot section and were cemented with a dual-cure resin cement (Panavia F), Figure 2



a) b)

Figure 2. a) Post cementation; b) light-curing of the cement

- the crown portion was built up with a light-curing composite (Blend-a-lux) until a 6 mm height core is achieved, Figure 3

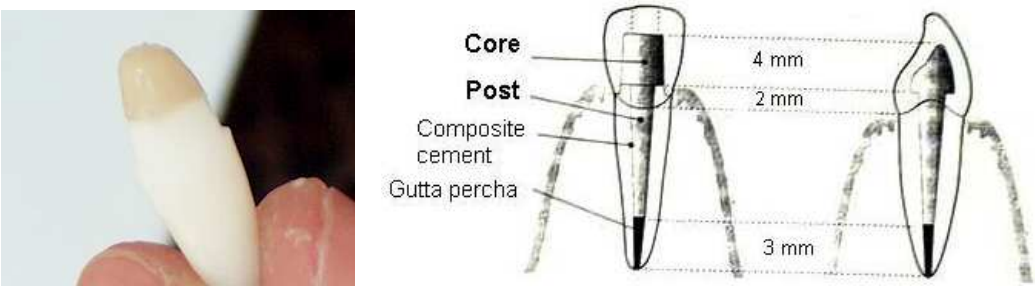


Fig. 3. a) the core buid-up; b) schematic drawing of a tooth restored with a post-and-core

- the roots were embedded in clear self-cure acrylic resin (Superacryl/Spofa) surrounded by stainless steel cylinders (20 mm high, 20 mm diameter), Fig. 4.
- finally, metal cast crowns were cemented on all specimens
- on the oral surface of each metal crown was made a notch (0,3 mm deep and 1 mm wide), right above the cingulum, in order to place there the compressive load during the test, Figure 5

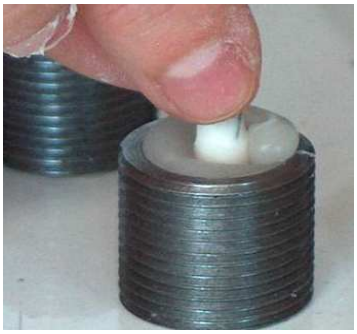


Figure 4. The roots are embedded in self-cure resin

Figure 5. The specimen mounted in metallic cylinders

TEST PROCEDURE

All specimens were screwed into a custom-made stainless steel mounting device (Figure 6) and loaded until fracture. Compressive load was applied with an universal load-testing machine with nominal forces of 25kN to the teeth at a cross-head speed of 19mm/min. Loads were applied at an angle of 45 degrees at the oral surface of the crown, in order to reproduce the normal transmission of occlusal forces on the anterior teeth, Figure 7.

Figure 6. a)The specimen mounted in the testing device;

b) the specimen monted in the testing machine

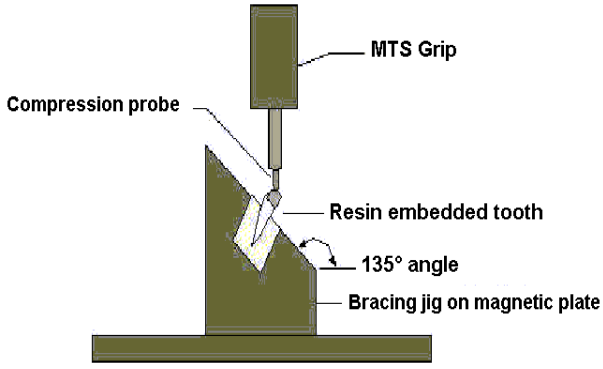


Figure 7. The principle of compressive test

Force measurements were recorded with a compressive force transducer - load cell - (nominal forces of 100kN) with strain gauges connected as full Wheatstone bridge. Each strain gauge – type 3/350 LG11 HBM *Hottinger Baldwin Messtechnik* - have an internal resistance of 350Ω.

The testing apparatus was connected to a measuring amplifier N2302 and to PCI6023E National Instruments data acquisition board respectively, Figure 8.

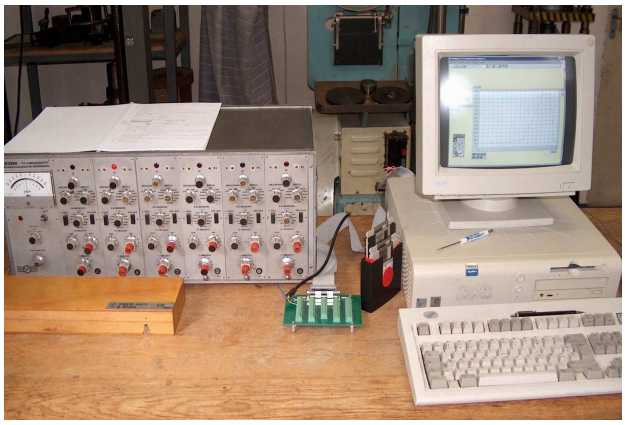


Figure 8. Data acquisition equipment

LabVIEW 6.0 National Instruments software was used to perform a data acquisition virtual instrument for measurement with a scan rate of 1000scan/sec (5, 6).

All data was recorded from the first fracture point that were represented on the paper chart by the first drop of the load, Figure 9 and 10.

The load testing-machine was not interrupted after the drop of load. Waiting for complete destruction of the crown post-and-core system would interfere with final result when investigating the mode of fracture. All specimens failed with teeth fracture.

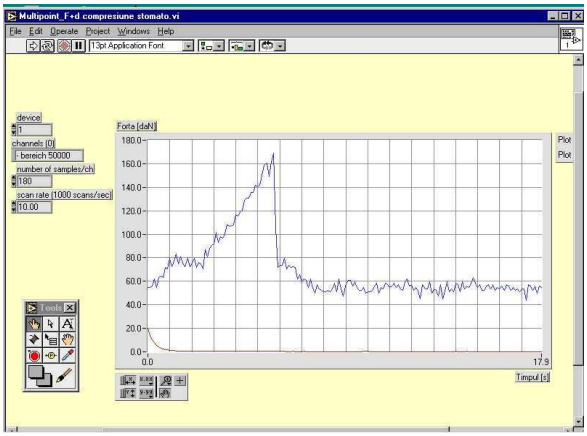


Figure 9. Recorded load forces by data acquisition.

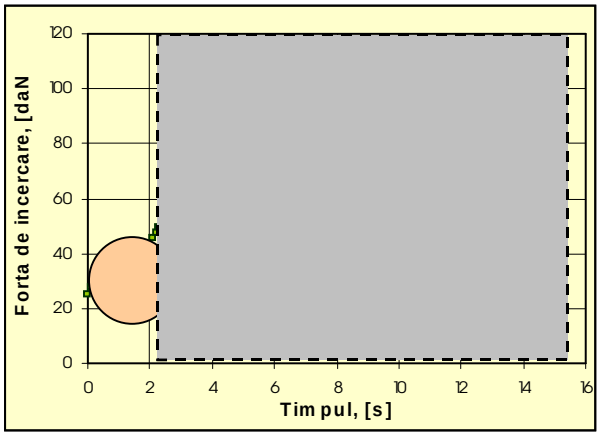


Figure 10. Filtered values of load forces

EXERIMENTAL RESULTS AND CONCLUSIONS

The range of load resistance of the teeth to the point of fracture was about 31-35daN, Table 1. The load values for all specimen groups are graphically illustrated in Figure

11. By using data acquisition, we be able to accurately determine the initial moment of failure by first drop of the force on the paper chart. Comparison of resistance showed no significant differences between titanium and carbon or glass fiber reinforced composite posts.

Table1. The fracture resistance of restored teeth

Group	F_r, [daN]
Control (M)	**31 ÷ 34,9**
Carbon (C)	**31,8 ÷ 32,2**
Glass (S)	**31,3 ÷ 35,1**
Titanium (T)	**31,75 ÷ 35,25**

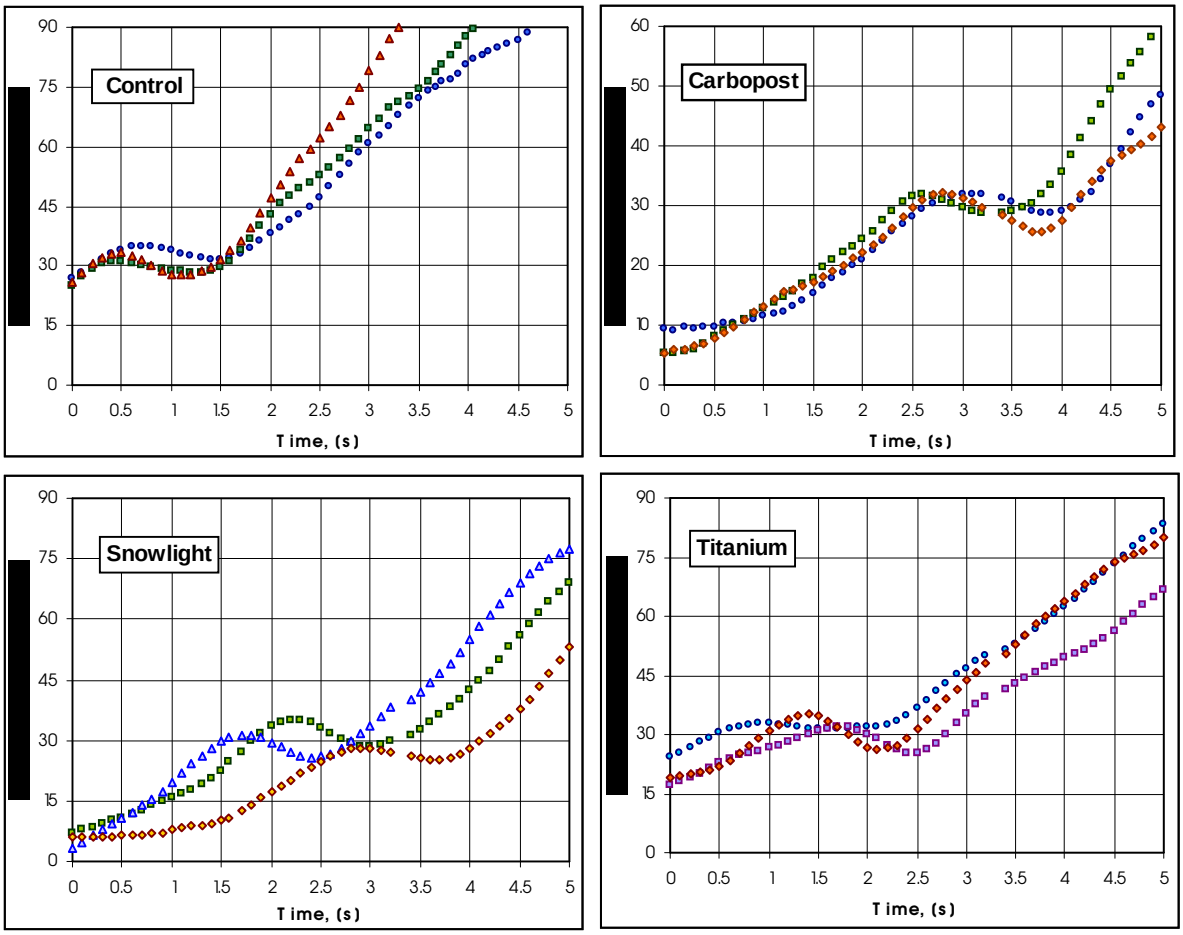
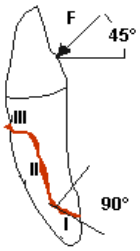


Figure 11. Compressive loads for each studied group of specimens

Differences were observed among the groups regarding the mode of failure of the different posts studied. The fracture patterns of all test groups are presented in Table 2. The fracture loads were determined and the mode of failure was recorded and classified as favorable (repairable) or catastrophic. The number of catastrophic

fractures was higher in group of metallic posts restorations (titanium) – 50% vertical root fractures, 30% combined root fractures. In this case, less rigid dentin are not able to absorb stresses and are therefore susceptible to failure.

Table 2. The patterns of teeth fractures

Group	Number of specimens	Repairable fractures	Vertical root fractures 	Combined root fractures
Carbopost	10	5	3	2
Snowlight	10	8	-	2
Titanium	10	2	5	3
Control	10	5	-	5

The greatest number of restorable fractures were recorded in Snowpost group (80%) and in the Carbopost group (50%). These results may be attributable to the fact that carbon/glass fiber reinforced posts have the modulus of elasticity closer to the dentin.

Received May 6, 2005

***) Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Faculty of Science and Materials Engineering**
****) University of Medicine and Pharmacy „Gr.T. Popa" Iasi, Faculty of Dental Medicine**

REFERENCES

1. Akkayan B., Gülmez T. – Resistance to fracture of endodontically treated teeth restored with different post systems – J Prosthet Dent 2002; 87: 431-437
2. Assif D., Bitenski A., Pilo R., Oren E. – Effect of post design on resistance to fracture of endodontically treated teeth with complete crowns – J Prosthet Dent 1993; 69:36
3. Maccari PC, Conceicao EN, Nunes MF – Fracture resistance of endodontically treated teeth restored with three different prefabricated esthetic posts – J Esthet Restor Dent 2003;15(1):25-30
4. Möllersten L., Lockowandt Paul, Lindén Lars-Åke – A comparison of strengths of five core and post-and-core systems – Quintessence Int. 2002,vol.33,nr.2, 140-149.
5. The Newsletter for PC-Based Data Acquisition and Control, December 2002, ISSN 1472-0221.
6. A. Bruce Buckman - Computer-Based Electronic Measurement: An Introductory Electronics Laboratory Workbook Based on LabVIEW and Virtual Bench, Prentice Hall, 1999, 0-20-136182-5.

ACHIZITIA DE DATE IN STUDIUL COMPORTARII MECANICE A RESTAURARILOR DENTARE

Rezumat. Restaurarea dinţilor tratați endodontic cu materiale ce au proprietăţi apropiate de cele ale dentinei a devenit un obiectiv major în dentistica restaurativă. În acest context, au apărut pe piaţă pivoturile din material compozit armat cu fibre de carbon, sticlă (cuarţ) şi polietilenă, precum şi pivoturi din ceramică pe bază de oxid de zirconiu. La ora actuală există un număr relativ limitat de informaţii privind influenţa materialului pivotului asupra rezistenţei la fracturare a dinţilor tratați endodontic, cu reconstituiri corono-radiculare (RCR).
Prezentul studiu a fost realizat in scopul determinării rezistenţei la fracturare şi a modului de fracturare a dinţilor cu reconstituiri corono-radiculare cu pivoturi din titan sau cu pivoturi compozite cu fibre de carbon, respectiv sticlă. Datorită comportării mecanice prin excelentă fragile a RCR, este recomandată determinarea rezistenţei la rupere în momentul iniţial al propagării fisurii. Determinarea cu precizie a primului semn de fracturare este posibilă numai prin utilizarea echipamentului modern de achiziţie de date.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 681.3

MUFFLER DESIGN USING FINITE ELEMENT MODELING AND SIMULATION

by

RADU DROSESCU

ABSTRACT: *Computer simulation offers the possibilities to achieve better values for all factors that will minimize the production efforts and costs of a muffler design and fabrication process. The most important factors involving in muffler design are noise level attenuation, back pressure, size and weight. In order to obtain the optimal solution for a specifically muffler design, many prototypes involving material, time spend and expensive costs are necessary, including acoustic tests and measurements. Precise computer modeling and simulation using FE programs can replace all this operations resulting considerable improvement in shorting the design time and cost production.*

KEY-WORDS: muffler, silencer, acoustic, finite element, modeling, simulation

1. Introduction

Considerable effort has been directed over the years in connection with attempting to optimize the design of muffler for internal combustion engines in which there is a flow of gases having a noise component entrained or accompanying the gases. There are many factors which are considered in determining whether or no a particular muffler design is a success, the most commonly considered parameters being size, weight, back pressure and, perhaps most important, noise reduction. Reductions of size offer the designers greater flexibility in the positioning of the muffler and also, the possibility in its use on other combustion engines.

Existing exhaust systems have attained a noise reduction level, which is satisfactory for today's requirements, but the future NVH standards demand lower noise levels, which will be tolerated in parallel with the increase in standards as to reduction of pollutants in exhaust gases. Another factor that competes directly with noise reduction is the effect of the muffler on engine performance. More particularly, mufflers inherently impede the flow of exhaust gases from the engine. This obstacle creates a back pressure between the engine and the muffler, with a negative resulting effect upon the power production of the engine. Hence, increasing back pressure as a results of noise and weight reduction solutions decrease the engine efficiency and will defeat the effects of these improvements. Automotive designers therefore must make design decisions that will achieve a selected noise level while minimizing back pressure and its effect on the engine performance.

2. Muffler geometry

Mufflers are radiating structures emitting sounds into the surrounding space. Modeling the acoustics of a muffler implies the mathematical descriptions of the pressure wave propagation and the analysis of damping for propagation of harmonic acoustic waves. Mathlab and Simulink are valuable platforms used to develop

simulation finite element type programs used in acoustic waves modeling. FEM programs like Nastran or Fluent can be also used to model the pressure wave propagation into a muffler.

In Fig.1 and 2 are shown two muffle with semblable 3D geometries used to meet the customer demands.

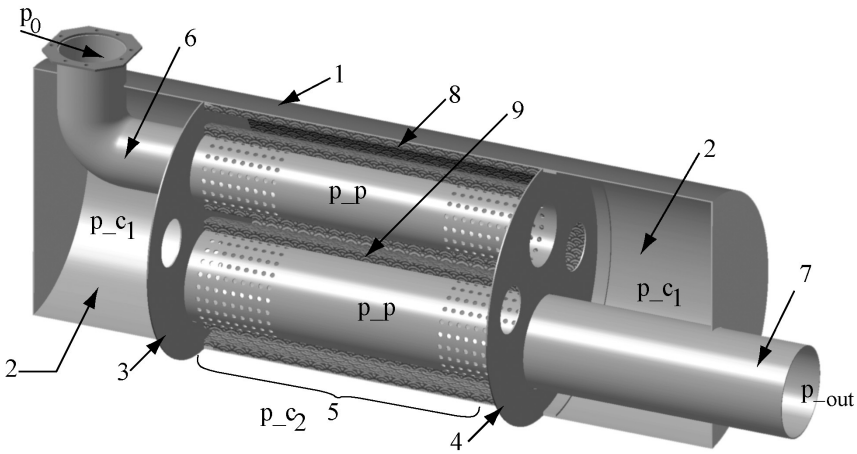


Fig.1 Muffler- 3D geometry representation

For this application we have choose a classical silencer construction with two expansion chamber 2 and a middle resonance chamber 5 known as a low frequency tuning chamber [2]. These chambers are formed from the muffler shell 1 with two internal baffles 3 and 4 which also support two pipes (tubes) 6 and 7 used to conduct the exhaust gaze. The inlet tube 6 will extend through the inlet chamber 2 and the central chamber 5 and will enter into the outlet chamber 2. The inlet tube must be of solid wall construction through the inlet end chamber but will be perforated in the central chamber of the muffler. Similarly, the outlet tube 7 opens in the inlet chamber 2 and passes through the central and outlet chambers 5, respectively 2. The outlet tube is typically of solid wall construction in the outlet chamber 2 and perforated in the central chamber. The communication of the flow between these tree chambers is made with circular perforations in the baffle walls or with one or two transfer tube as can be seen in Fig.2.

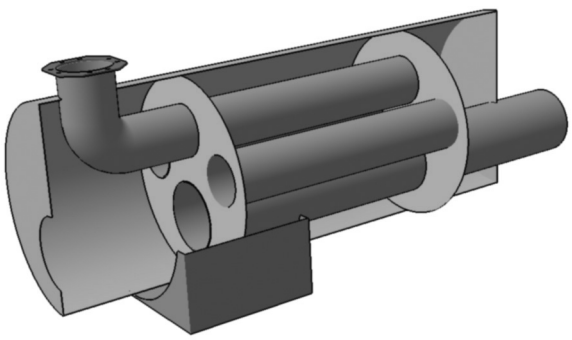


Fig.2 Muffler-with two expansion and one resonance chambers and internal transfer tubes

The transfer tube(s) may be also perforated, as it passes through the resonance chamber. The resonance chamber is packed with a sound absorbing material 9 around the passing tubes and around the shell wall, 8. Typical absorbing materials used in muffler construction are fiberglass, steel fibers or ceramic fibers. Fiberglass at high

temperatures and high speeds tends to blown out from the absorbent coating and in time, will degrade the acoustic characteristics of the muffler.
Many muffler design parameters can affect the acoustic behavior as the back pressure evolutions. Between them, the most important are the chamber sizes, the number and diameter of the perforations, tube diameters, wall thickness, and the offset position of the tubes in respect with the muffler centerline [3]. Same rules must be kept in mind when design a muffler.

- Hence, the varying size chambers each have their own noise attenuation characteristics. More particularly, the small chambers are efficient in attenuating high frequency noise, while the larger chambers tend to be effective in attenuating low frequency noise. However, the resonance chamber is slightly larger than either expansion chambers.
- The perforations of the tubes in the region of the resonance chamber contribute to the sound attenuation of the muffler. The size and density of these holes must be selected to achieve the desired attenuation of low frequency noise produced by the exhaust gases passing through the tubes.
- High frequency tuning chamber can be obtained with little space consumption by surrounding the central tube portion by a solid wall generally having a circular or tubular structure as can be seen from Fig.3.

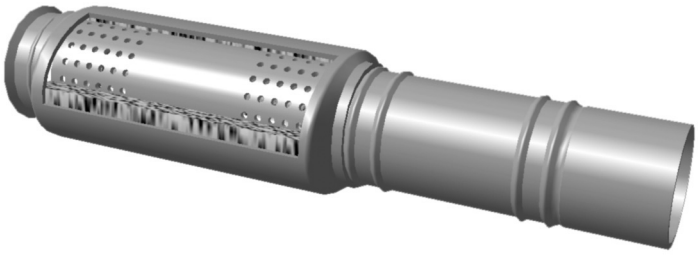


Fig.3 High frequency tuning chamber

The external added tubular member is provided with pinches adjacent fixed in the tube rims in order to achieve a secure positioning. The interspace between the tube and the high frequency tuning chamber wall is filling with a sound absorbing material as fiberglass.

3. Modeling equations

The model equation most frequently used in muffler simulation is a slightly modified Helmholtz's relation [1] for acoustic pressure, p_{ac}:

$$\nabla \cdot \left(-\frac{\nabla p_{ac}}{\rho} \right) - \frac{\omega^2 \cdot p_{ac}}{c_s^2 \cdot \rho} = 0 \qquad (1)$$

where ρ is the exhaust gases density which must be explicitly considered in cases that variations in density in different material exist, c_s is the sound speed and $\omega = 2 \cdot \pi \cdot \text{freq}$ being the angular frequency. This equation must be adapted to the boundary conditions, which include the external and internal walls of the muffler.

For this reasons, modeling process begins with the geometry design of the muffler in 3D space. We can use for that a lot of CAD programs like SolidWorks (used in this case), ProEngineer, Mechanical Desktop, CATIA, which can generate an

output file in one of the graphical format accepted from FE meshing programs (igs, iges, stl, vrm, etc.). All these programs offer the meshing options for the 3D geometries with different levels of accuracy and refinement. In Fig.4 is shown the meshing used in FE modeling for the selected muffler geometry.

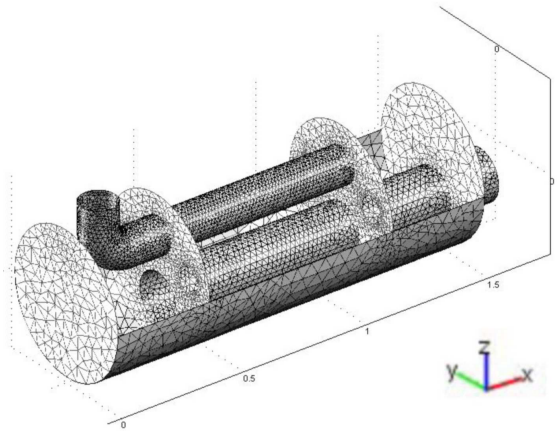


Fig.4 Meshing geometry for the tree chambers muffler

Tree different boundary equations are necessary for the outer wall of the muffler, at the baffle walls between the expansion and resonator chambers, and for the tubes walls. The sound pressure variables are noted for these bounds with p_{c1}, p_{c2}, respectively p_p. At the outlet boundary, the radiating wave plane is described by equation:

$$\left(-\frac{\nabla p}{\rho}\right)\cdot \mathbf{n} - \frac{i\cdot\omega}{c_s\cdot\rho}\cdot \mathbf{p} = 0 \tag{2}$$

At the inlet boundary is a combination of incoming and outgoing plane waves described with equation:

$$\left(-\frac{\nabla p}{\rho}\right)\cdot \mathbf{n} - \frac{i\cdot\omega}{c_s\cdot\rho}\cdot \mathbf{p} + 2\cdot\frac{i\cdot\omega}{c_s\cdot\rho}\cdot \mathbf{p}_0 = 0 \tag{3}$$

where p_0 is the outer pressure applied at the muffler input and ***i*** is the imaginary unit.

Replacing variables with the notes one results the following equations:

$$\nabla\cdot\left(-\frac{\nabla p_{c1}}{\rho_0} + q_s\right) - \frac{\omega^2\cdot p_{c1}}{c_s^2\cdot\rho_0} = 0 \tag{4}$$

for the expansion chambers with ρ_0=1.25, $c_s = 343\ m/s$ and q_s dipole source. Similarly for the resonance chamber:

$$\nabla\cdot\left(-\frac{\nabla p_{c2}}{\rho_0} + q_s\right) - \frac{\omega^2\cdot p_{c2}}{c_s^2\cdot\rho_0} = 0 \tag{5}$$

and for the pipes:

$$\nabla\cdot\left(-\frac{\nabla p_p}{\rho_0} + q_s\right) - \frac{\omega^2\cdot p_p}{c_s^2\cdot\rho_0} = 0 \tag{6}$$

In order to appreciate the noise attenuation, a damping variable is defined as the ratio between the acoustic energies on the muffler outlet and inlet using relation:

$$ac_d = 10 \cdot \log\left(\frac{w_{outlet}}{w_{inlet}}\right) = 10 \cdot \log\left(\frac{\int_{\partial\Omega} \frac{|p_{out}|^2}{2 \cdot \rho \cdot c_s} \cdot dA}{\int_{\partial\Omega} \frac{|p_0|^2}{2 \cdot \rho \cdot c_s} \cdot dA}\right) \quad (7)$$

4. Simulation results

The objectives ob this project consist in founding muffler architectures, which will improve the existing customer silencer by at least 20 dB. As can be seen from Fig.5

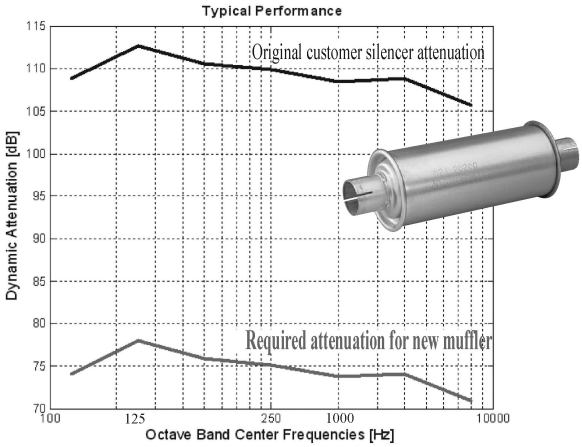


Fig.5 Dynamic attenuation for the customer silencer and proposed muffler

It must be known that a coarse meshing as can be seen in fig. 4 implies 29182 elements and 47776 degree of freedoms and the simulation time on a Pentium 4, 2.8 GHz with 1 Gb memory is approximately 5 hours without the consideration of tubes perforations. The frequency range was 100 – 1000 Hz with 10 Hz working interval. In normal meshing mode, the number of elements is 53836 and it became 80461, 109769 and 178933 for the fine, finer, respectively extra fine meshing mode necessary to simulate the perforations in tubes. All this resolutions beginning with the normal mode override the computing and memory capacities and are not possible to be run on the existing computer.

The attenuation characteristic for the proposed muffler is depicted in figure 6. It can be seen that the 30 dB objective can be reached for most of the frequency ranges, the worse behavior being recorded in the 400-500 Hz range with the 470 Hz the resonance frequency. This plot reveals that the damping is better at higher frequencies with the exception of several deep peaks throughout the selected frequency range. The dips correspond to the resonance frequencies for different parts on the muffler system.

By choosing adequate sizes for the tree chambers, these levels can be significantly reduced. It must also consider the attenuation in the low frequency range added by using the resonance tube perforations and absorption materials.

In order to enhance attenuations in frequencies higher than 900 Hz, additional piggyback chamber like that of Fig. 3 could be used. Better results are obtained by

replacing the muffler wall fiberglass coating with steel or ceramic fibers but the production prices will be higher.

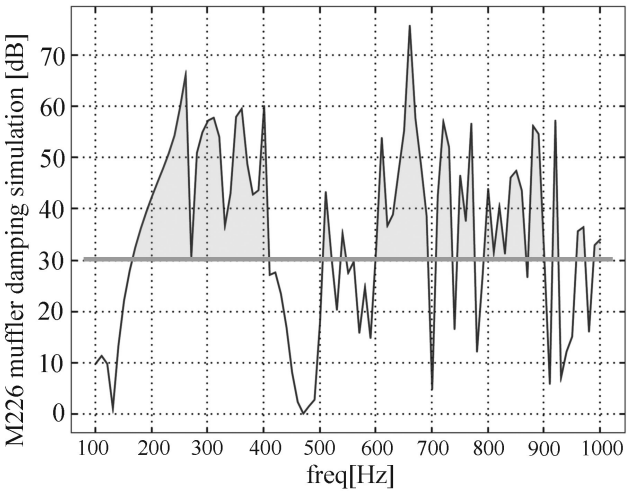


Fig.5 Dynamic attenuation for the customer silencer and proposed muffler

The acoustic pressure plot varies with the resonance frequency selected. For, example, at the 470 Hz the pressure plot is shown in Fig.6 with the real values of the pressure being plotted as isosurfaces, and the absolute value of the pressure being displayed as a boundary plot on the inner walls of the muffler.

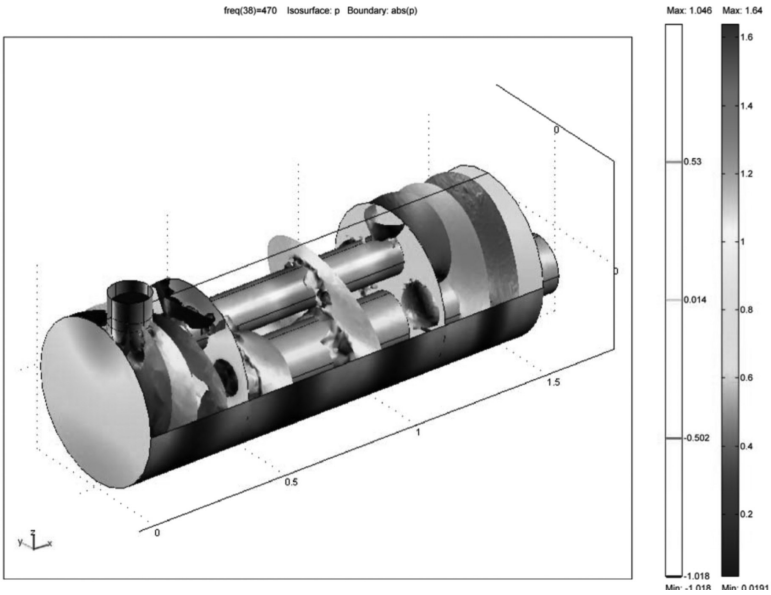


Fig.6 Projection on the x-y plane of the acoustic pressure solution at 470 Hz resonance frequency

The dip in the damping around the 470 resonance frequency is caused by the resonance in the central chamber 5. For other resonance frequencies it can be seen the resonance in the expansion chambers, for example in Fig.7 for the 590 Hz, and Fig.8 for 700 Hz.

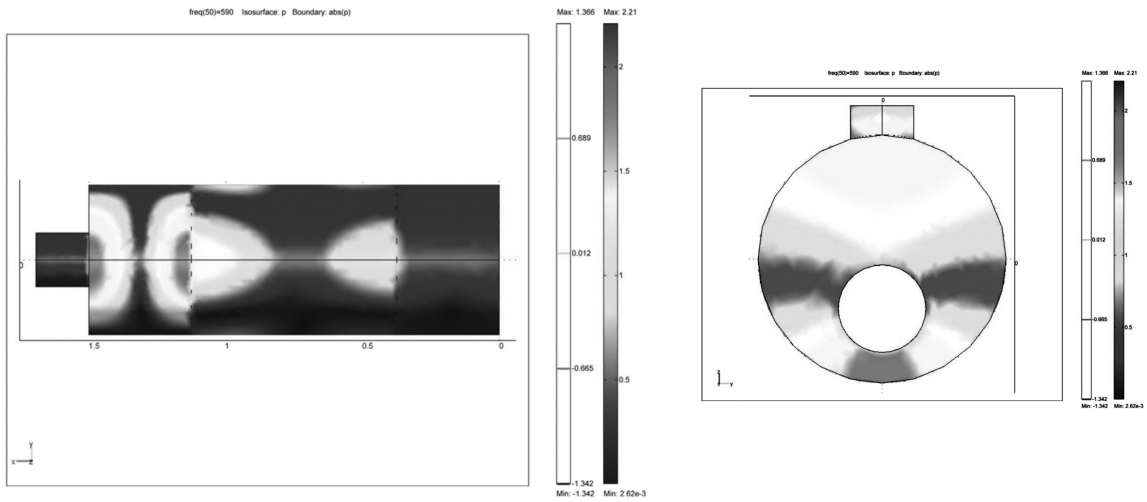


Fig.7 Projection on the x-y plane of the acoustic pressure solution at 590 Hz resonance frequency

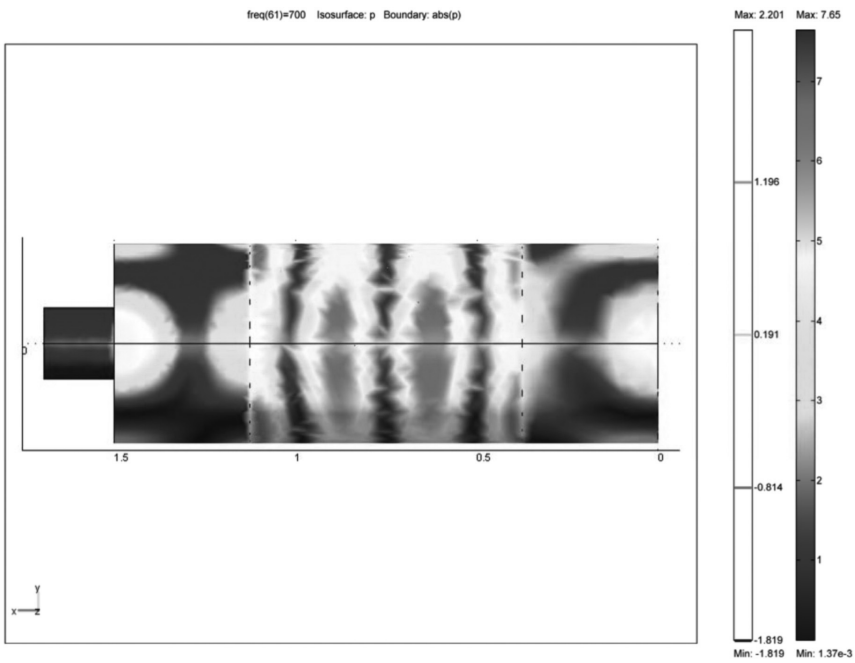


Fig.8 Projection on the x-y plane of the acoustic pressure solution at 700 Hz resonance frequency

5. Conclusions

The advantages of the finite element simulation as a design tool in the muffler design become clear, especially its accuracy in all frequency range and its resultant high reliability and availability, as well as its ability to record all the negative resonance frequencies.

The measure range of 100-1000Hz with 10 Hz tick interval is sufficient to determine the muffler attenuating behavior in most disturbing acoustic interval.

Accurate resultants can be obtained without the time, material and cost spends only by replacing some programming parameters in the computer system modeler. Test and analysis time has been short so dramatically that development engineers must use these FE simulations extensively.

REFERENCES

1. L. Beranek., "*Noise Reduction*", New-York, McGraw-Hill, 1960, p.227-250
2. C.H., Harris., "*Handbook of Noise Control*", McGraw-Hill, 1957, p.18-24
3 Don. D. Davis Jr., et al., "*Theoretical & Experimental Investigation of Muffler with Comments on Engine-Exhaust Muffler Design*", Report 1192, Langley Aeronautical Laboratory, 1980

MODELARE CU ELEMENT FINIT ŞI SIMULARE

Rezumat Lucrarea analizează câteva metode de îmbunătățire a comportamentului acustic al unei tobe furnizată de fabricant axate în principal pe alegerea unei geometri cu trei camere şi două tuburi parțial perforate, precum şi a unor îmbrăcăminți utilizând materiale sono-absorbante precum fibre de sticlă, fibre ceramice sau sârmă de oțel. Validarea modelului propus se face pe calculator cu ajutorul ecuațiilor de tip element finit. Este analizată atenuarea în banda 100-1000Hz, fiind propuse şi soluții de îmbunătățire a acesteia.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.01.2

THE CONTRIBUTION OF THE MATHEMATICAL MODELLING OF HOT AND COLD ROLLING AND OF COOLING REGIME TO THE IMPROVEMENT OF THE PLASTICITY CHARACTERISTICS OF LOW-CARBON STEEL SHEETS

by

V. MIRON, G. GHERGHISOR, R. PAUNESCU

Abstract.*The fabrication of deep-drawing cold-rolled sheets with high plasticity characteristics – according to the European norm EN 10130-92 – depends greatly on the granulation size and on the texture of hot-rolled sheet.*

An increase of the granulation (size: 7-8) and an intensifying of the (111) texture have been obtained by imposing a final hot-rolling temperature of minimum 860° C and a reduction ratio of maximum 15% on the last two finishing passes, as well as by imposing a quick and intense cooling of the rolled sheet; this cooling must assure a passing temperature of 520° - 560° C.

The optimization of the temperatures and of reductions has been obtained by the mathematical modelling of the hot rolling regime and of the cooling after rolling.

The experimental results confirmed that the Anan model is the most adequate one to the industrial conditions.

Keywords: flat products, cold rolled sheets

1. INTRODUCTION

The deep-drawing cold-rolled plates and sheets are made, generally, of low-carbon non-alloyed steel, aluminium-killed.

The specific problems of their fabrication are, apart the obtaining of surface aspects and of size tolerances, the plasticity mechanical characteristics (A_{80} – min. 38%) and the drawing capacity (r_{90} – min. 1.60 and n_{90} – min. 0.180) of the material.

The obtaining of mechanical characteristics is greatly influenced by the granulation size and by the texture of hot-rolled sheet.

A granulation of sizes 7 – 8 (20 – 30 μm) and the intensifying of (111) texture constantly involve high mechanical characteristics [1, 2].

For these steels, a correlation of the hot-rolled sheet granulation size to the temperature and reduction ratio, as well as a correlation of its granulation to the cold-rolled sheet granulation are encountered [3].

2. EXPERIMENTS

The steel used in our tests has been elaborated in a combined - blast converter, using low - sulphur cast iron; it was continuous cast in slebs of 200 mm in thickness.

The steel chemical composition, compared to the European norm EN 10130-92, is presented in table 1.

Table 1. The chemical composition of cold-rolled sheet

Chemical composition, %							
Elements	C	Mn	Si	P	S	Al	N
According to EN 10130-92	max. 0.080	max. 0.40	-	max. 0.030	max. 0.030	-	-
Existing	0.040	0.30	0.01	0.012	0.008	0.040	0.006

Based upon the analysis of several mathematical models of the hot-rolled regime, it is stated that the Anan model [4] is the most adequate for the industrial rolling condition.

Various reduction regimes and rolling temperatures have been computer simulated, based on this model. Two variants of rolling, for two different thicknesses of the hot rolled sheet have been chosen and experimentally tested.

In view to intensify the (111) texture and to avoid the precipitation, in this stage, of the recrystallization inhibitor AlN, the sheet has been quickly cooled after hot-rolling, the passing temperature being 520 - 560°C.

The hot rolled sheets of 2.3 and 3.0 mm in thickness have been cold - rerolled to 0.8 and 1.0 mm, annealed in a bell-furnace at 680 - 700°C and levelled to an elongation ratio of 1.5 – 2.0%.

3. RESULTS

3.1. The metallographical analysis of hot-rolled sheet

The results obtained in the microstructural analysis of hot-rolled sheet, compared to the simulated variants analysis, are presented in figures 1 and 2.

A fine granulation of 9 – 10 size, with an average diameter of maximum 20 μm, is obtained when the final temperature is maximum 830° C and the reduction ratios for the two last passes are 20 – 25% (variant no.1), indifferently of the thickness of hot-rolled sheet (figure1).

An increase of the granulation up to 20 – 30 μm (size 7-8) is noticed in variant no. 2 – with a final rolling temperature of minimum 860° C and with reduction ratios on the last two passes of maximum 15% (figure 2).

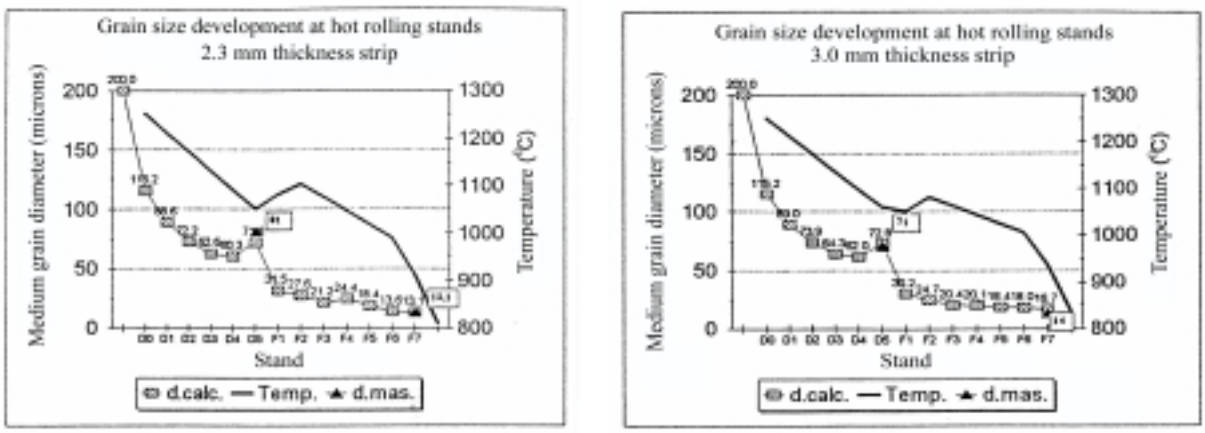


Fig. 1. Calculated and existing medium grain diameter (variant no.1)
a) 2.3 mm in thickness b) 3.0 mm in thickness

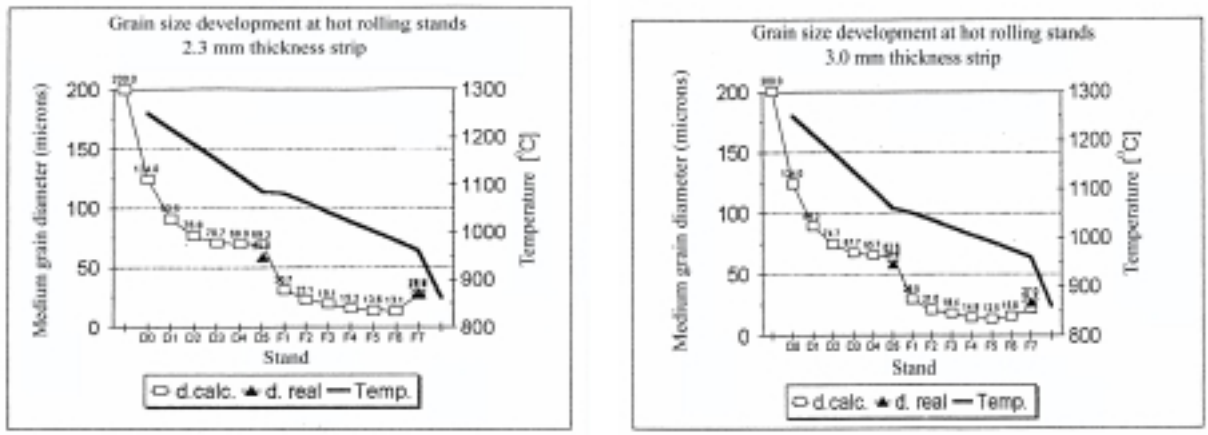


Fig. 2. Calculated and existing medium grain diameter (variant no.2)
a) 2.3 mm in thickness b) 3.0 mm in thickness

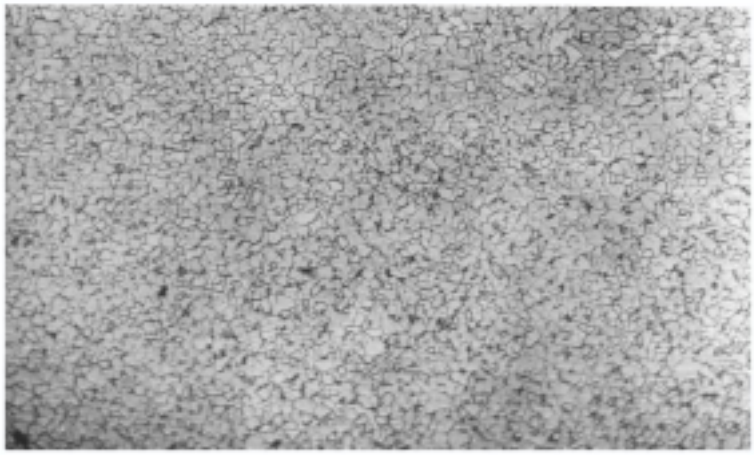
3.2. Microstructural analysis of cold-rolled sheet

The cold-rolled sheet has been analysed as microstructure and mechanical characteristics.

The microstructural analysis confirms a direct dependency between the granulation in hot-rolled sheet to that in cold-rolled one.

In variant no.1 the granulation is maximum 18 - 22 μm (size 9 –10) (figure 3) and in variant no. 2 the granulation is increased, the average grain diameter being 26 – 31 μm (size 7 – 8) (figure 4).

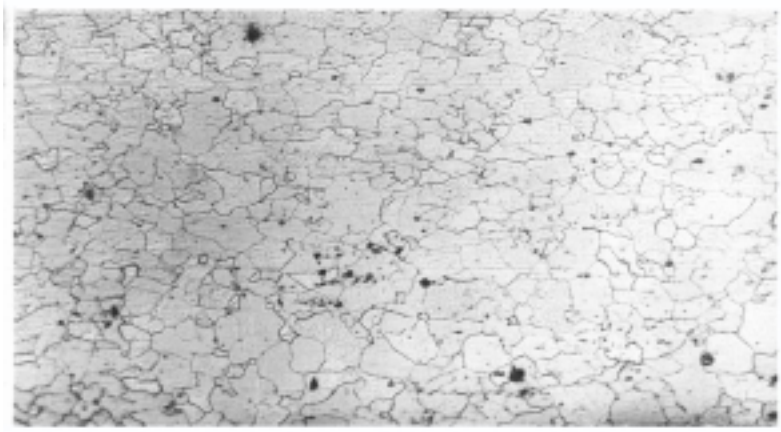
The mechanical characteristics values of the cold-rolled sheet, in the two variants of hot-rolling regime, are presented in table 2.



5% Nital etching 100:1

Medium grain diameter: 18 - 22 μm (size 9 – 10)

Fig. 3. The cold rolling strip microstructure achieved after recrystallization annealing (variant no. 1)



5% Nital etching 100:1

Medium grain diameter: 26 - 31 μm (size 7 - 8)

Fig. 4. The cold rolling strip microstructure achieved after recrystallization annealing (variant no. 2)

Table 2. The influence of hot-rolling regime upon the mechanical characteristics of cold-rolled sheet

Technological variant	Thickness of hot rolling sheet (mm)	Thickness of cold rolling sheet (mm)	Mechanical characteristics				
			$R_{p0,2}$ N/mm^2	R_m N/mm^2	A_{80} %	r_{90}	n_{90}
$FePO_4$ EN10130-92	-	-	max. 210	270 - 350	min. 38	min. 1.60	min. 0.180
Variant 1	2.30-3.00	0.80-1.00	226 - 232	337 - 348	36.5-37.0	1.49-1.62	0.162-0.170
Variant 2	2.30-3.00	0.80-1.00	158 - 164	276 - 285	40.0-42.0	1.74-1.82	0.200-0.215

It can be noticed that in variant no.2 the increasing of granulation size is connected to a decrease of yield stress, $Rp_{0.2}$, to values under 165 N/mm^2 and to an increase of fracture elongation, A_{80}, from 37% to above 40%.

The increase of hardening coefficient, n_{90}, to 0.200 and above, is also noticeable, the prescribed value in EN 10130-92 being minimum 0.180.

An increase of the normal anisotropy coefficient, r_{90}, to values of 1.70 and above are also encountered in the variant no. 2, due to intensifying of the (111) texture.

4. CONCLUSIONS

An improvement of the plasticity and deep-drawing characteristics of the cold-rolled sheets, above the prescribed level in the European norm EN 10130-92, can be obtained by:

- The optimization of reduction and temperature regime in hot-rolling on the bases of a mathematical modelling of the plastic deformation process;
- Adequate condition of cooling after hot rolling.

REFERENCES
1. Wolfgang Bleck, Rolf Bode: Stahl und Eisen 114 (1994) nr. 3, p. 6l - 67
2. Wolfgang Bleck: Stahl und Eisen 115 (1995) nr.4, p. 55 – 63
3. Pârvu Gh.: Teza doctorat 1980
4. Anan S: ISIJ International nr.3 / 1992

Received May 2, 2005

METALLURGICAL RESEARCH INSITUTE – ICEM S.A.
UNIVERSITY POLITEHNICA BUCHAREST

ASPECTE PRIVIND CONTRIBUȚIA MODELĂRII MATEMATICE ASUPRA REGIMULUI DE LAMINARE LA CALD ŞI LA RECE ŞI ASUPRA CONDIȚIILOR DE RĂCIRE ÎN VEDEREA ÎMBUNĂTĂȚIRII CARACTERISTICILOR DE PLASTICITATE ALE BENZILOR DIN OȚELURI CU CONȚINUT SCĂZUT DE CARBON

Rezumat

Realizarea unor caracteristici superioare de plasticitate a benzilor laminate la rece pentru ambutisare adâncă, la nivelul normei europene EN 10130 - 92, depinde în mare măsură de mărimea granulației şi textura benzii laminate la cald.

Impunând o temperatură finală de laminare la cald de minim 860° C şi grade de reducere de maxim 15% pe ultimele două treceri finisoare, precum şi o răcire rapidă şi intensă a benzii după laminare, care să asigure o temperatură de rulare de 520° - 560° C, s-a putut obține o creştere a granulației (punctaj 7 - 8) şi o intensificare a texturii (111), favorabilă ambutisării adânci.

Optimizarea reducerilor pe trecere şi a temperaturilor a fost posibilă prin modelarea matematică a regimului de laminare la cald şi a răcirii după laminare.

Din analiza mai multor modele matematice s-a confirmat de către rezultatele experimentale faptul că modelul propus de Anan este cel mai apropiat de condițiile industriale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.14.018

THE COMPUTER ASSISTED ESTABLISHING OF CREEP BEHAVIOUR AT 500 °C FOR THE STEEL 33MOCR11

by

DUMITRU MIHAI, MIHAI STEFAN AND GHEORGHE BADARAU

Abstract: The paper shows a new method of determination of the family of creep curves and its application for a 33 MoCr 11 steel. This computer assisted method enables more accuracy and reliability for the results obtained by using an original high quality mathematic apparatus.

Introduction

The use of steels at the building of some installations from the energetic industry, operated for a long time at high temperatures, imposes the knowing of their creep behaviour. In view of designing, machining and operating in safety conditions of such installations there are necessary many experimental determinations. A special place is being held by the long duration tests, the traction creep tests being the most used. A wide use is specific for the mild alloyed steels; in these steels Mo and V are being introduced for enhancing the creep behaviour and Cr is added to enhance the resistance to oxidation.

Methodology for establishing the function of a family of creep curves

For the evolution in time of the accumulation of plastic deformation at the constant temperature and constant tension it is proposed a function like:

$$\varepsilon_{plastic}(t) = Q.t + M\left(1 - e^{N.t}\right) \quad (1)$$

where:

$\varepsilon_{plastic}$ - is the specific plastic deformation;

t - time ;

Q,M,N coefficients that depend on material, tension and temperature.

The values of the coefficients Q,M,N are determined on the basis of experimental results, applying the method of the smallest squares. For this purpose it was used a calculus program. Making creep tests for several initial tensions σ_i (four as a minimum), one can obtain the functions:

$$\varepsilon_{i\ plastic}(t) = Q_i.t + M_i\left(1 - e^{N_i.t}\right) \quad (2)$$

In view of establishing a function for the creep family curves one extrapolates the results obtained for the coefficients Q_i,M_i,N_i .

$$\varepsilon_{plastic}(t) = Q.t + M\left(1 - e^{N.t}\right)$$

This relation represents the equation of a surface generated by the creep curves at the T temperature.

Developing in a Mac- Laurin series:

$$e^{-N.t} = 1 - \frac{N.t}{1!} + \frac{(Nt)^2}{2!} - \frac{(N.t)^3}{3!} + ... + \frac{(-1)^n}{n!}(N.t)^n + R_n \quad (3)$$

$$\varepsilon_{plastic}(t) = A_0 + A_1.t + A_2.t^2 + A_3.t^3 + A_4.t^4 + A_5.t^5 + A_6.t^6 + A_7.t^7 \quad (4)$$

The specific plastic deformation can be computed with the relations (1) and (4), from the graphs, it result they are convergent.

The determination of the function of the family of creep curves for the steel 33MoCr11 at 500 °C

The chemical composition of the studied steel, determined by the spectral method with a Quantovac type equipment is shown in table 1.

Table 1 The chemical composition of the steel 33MoCr11

33MoCr11	C %	Si %	Mn %	Cr %	Mo %
STAS 791-80	0,3-0,37	0,17-0,37	0,40-0,80	0,90-1,30	0,15-0,25
Sample	0,36	0,35	0,63	1,26	0,18

For determining the mechanical characteristics there have been made tests for traction at two temperatures 20^0 C and 500^0 C . Tests were made according to the prescriptions from SR EN 10002-1994 for the tests at environmental temperature and SR EN 10002-5 - 1995 for the tests made at high temperatures. Tests results are given in table 2.

Table 2 Mechanical properties in given testing condition

Material	Temperature [^{0} C]	$R_{p\,02}$ [MPa]	R_m [MPa]	$A_{11,3}$ [%]
33MoCr11	20	650	850	12
	500	425	610	21

For the creep tests there were used samples having the shape and the sizes foreseen in STAS 6596-81 and there were conducted on a MF – 300 installation.

The heating of the sample was achieved by using an electric furnace, the temperature being measured with three thermocouples Pt – PtRh . The maintaining and the regulation of the temperature were done with an electronic regulator that ensures the nominal testing temperature $\pm 2^0 C$ during the whole period of the test.

The measurement of the deformations (elongations) was done with a mechanic extensometer that ensures a precision of 1µm. There were made creep tests at the following tensions 200 MPa, 300 MPa , 350 MPa and 400 MPa . The results of these tests are shown in figures 1, 2,3,4 .

One can see that the creep speed enhances very much at tensions overcoming 400 MPa.
Tests made at the tensions 430 MPa and 500 MPa were made until breaking. The breaking elongations A_n and the creep necking Z , as well as the duration until breaking t_R are given in table 3 .

Table 3 The breaking elongations A_n, the creep necking Z and the duration until breaking t_R as a function of tension

Tension [MPa]	t_R [min]	A_n [%]	Z [%]
430	295	25	70
500	26	18	68

The following creep curves were obtained:
- for $\sigma = 200MPa$
$\varepsilon_{plastic}(t) = \beta(t)$; $\varepsilon_{plastic}(t) = o(t)$, time is given in hours (h) .

ORIGIN ≡ 1

$$x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.714 \cdot 10^{-3} \\ 1.071 \cdot 10^{-3} \\ 1.3214 \cdot 10^{-3} \\ 1.42 \cdot 10^{-3} \\ 1.4285 \cdot 10^{-3} \\ 1.785 \cdot 10^{-3} \\ 1.7857 \cdot 10^{-3} \\ 1.9642 \cdot 10^{-3} \\ 1.9928 \cdot 10^{-3} \\ 2.142 \cdot 10^{-3} \\ 2.1428 \cdot 10^{-3} \\ 2.3214 \cdot 10^{-3} \end{pmatrix}$$

$n := \mathrm{length}(x)$

$m := 7$

$i := 1 .. n$

$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$

$$s_k := \sum_i \left[(x_i)^{k-1} \right]$$

$k := 1 .. m + 1$

$$b_k := \sum_i y_i \cdot \left[(x_i)^{k-1} \right]$$

$i := 1 .. m + 1$

$j := 1 .. m + 1$

$a_{i,j} := s_{i+j-1}$

$c := a^{-1} \cdot b$

$$c = \begin{pmatrix} -1.334 \times 10^{-6} \\ 1.166 \times 10^{-3} \\ -4.412 \times 10^{-4} \\ 1.007 \times 10^{-4} \\ -1.484 \times 10^{-5} \\ 1.683 \times 10^{-6} \\ -1.325 \times 10^{-7} \\ 4.657 \times 10^{-9} \end{pmatrix}$$

$$w(t) := 4.657 \cdot 10^{-9} \cdot t^7 - 1.325 \cdot 10^{-7} \cdot t^6 + 1.683 \cdot 10^{-6} \cdot t^5 - 1.484 \cdot 10^{-5} \cdot t^4$$

$$n(t) := -4.412 \cdot 10^{-4} \cdot t^2 + 1.166 \cdot 10^{-3} \cdot t - 1.334 \cdot 10^{-6} + 1.007 \cdot 10^{-4} \cdot t^3$$

$$o(t) := w(t) + n(t)$$

$$t := 0, 0.0543 .. 10$$

$$\beta(t) := 1.25980149421483 \cdot 10^{-4} \cdot t + 1.0578699617622 \cdot 10^{-3}\left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$$

$$C := 1.01869818391696$$

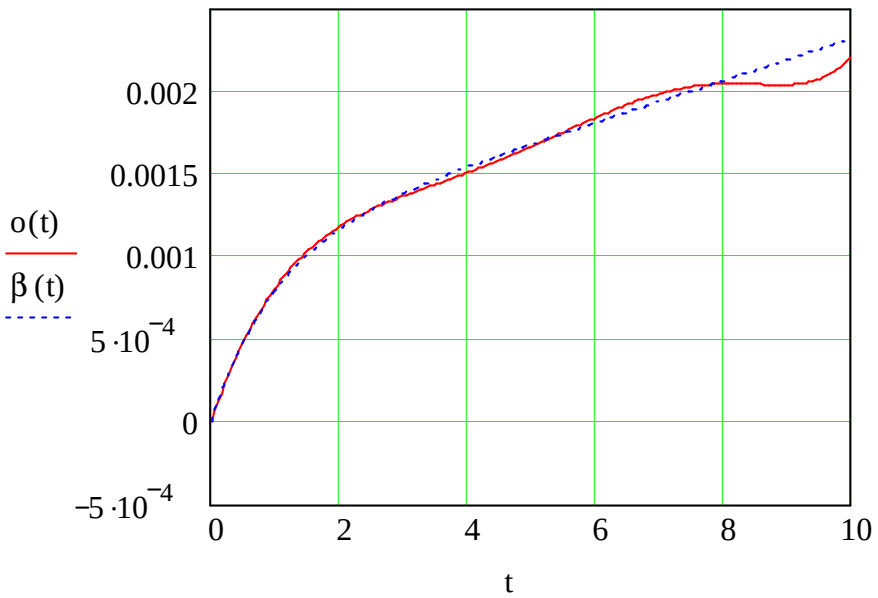


Figure 1

- for $\sigma = 300MPa$

$\varepsilon_{plastic}(t) = \beta(t)$; $\varepsilon_{plastic}(t) = o(t)$

ORIGIN ≡ 1

$$x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 2.1428 \cdot 10^{-3} \\ 2.8928 \cdot 10^{-3} \\ 3.5714 \cdot 10^{-3} \\ 4.2857 \cdot 10^{-3} \\ 4.6428 \cdot 10^{-3} \\ 5.3571 \cdot 10^{-3} \\ 5.7142 \cdot 10^{-3} \\ 6.4285 \cdot 10^{-3} \\ 6.7867 \cdot 10^{-3} \\ 7.5 \cdot 10^{-3} \\ 7.8571 \cdot 10^{-3} \\ 8.5714 \cdot 10^{-3} \end{pmatrix}$$

$n := \mathrm{length}(x)$

$m := 7$

$i := 1 .. n$

$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$

$$s_k := \sum_i \left[\left(x_i \right)^{k-1} \right]$$

$k := 1 .. m + 1$

$$b_k := \sum_i y_i \cdot \left[\left(x_i \right)^{k-1} \right]$$

$i := 1 .. m + 1$

$j := 1 .. m + 1$

$a_{i,j} := s_{i+j-1}$

$c := a^{-1} \cdot b$

$$c = \begin{pmatrix} 2.014 \times 10^{-7} \\ 4.513 \times 10^{-3} \\ -3.408 \times 10^{-3} \\ 1.582 \times 10^{-3} \\ -4.022 \times 10^{-4} \\ 5.6 \times 10^{-5} \\ -3.997 \times 10^{-6} \\ 1.141 \times 10^{-7} \end{pmatrix}$$

$w(t) := 1.141 \cdot 10^{-7} \cdot t^7 - 3.997 \cdot 10^{-6} \cdot t^6 + 5.6 \cdot 10^{-5} \cdot t^5 - 4.022 \cdot 10^{-4} \cdot t^4$

$n(t) := 1.582 \cdot 10^{-3} \cdot t^3 - 3.408 \cdot 10^{-3} \cdot t^2 + 4.513 \cdot 10^{-3} \cdot t + 2.014 \cdot 10^{-7}$

$o(t) := w(t) + n(t)$

$t := 0, 0.0543 .. 10$

$\beta(t) := 6.51819504563946 \cdot 10^{-4} \cdot t + 1.99574903419039 \times 10^{-3} \left(1 - e^{-C \cdot t} \right)$

$C := 1.84161907030211$

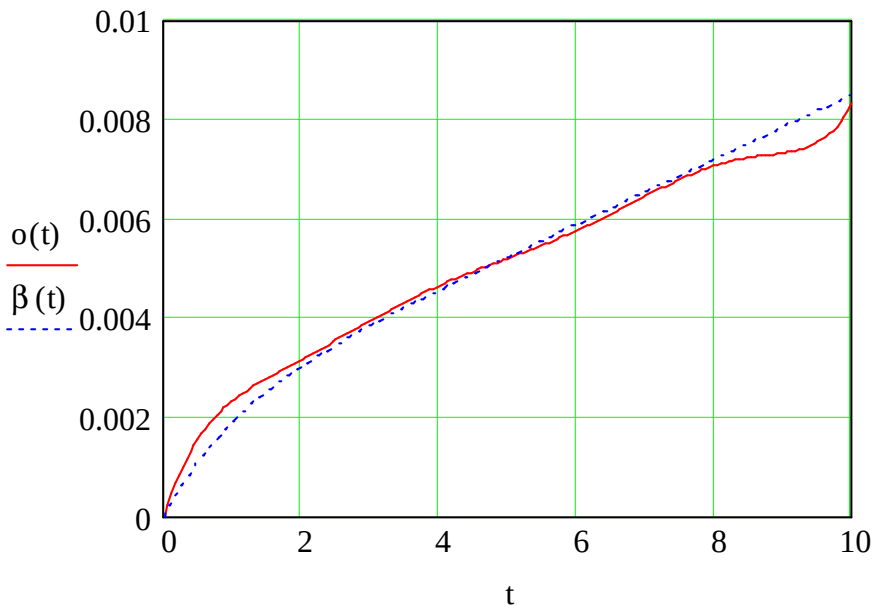


Figure 2

- for $\sigma = 350MPa$

$\varepsilon_{plastic}(t) = \beta(t)$; $\varepsilon_{plastic}(t) = o(t)$

ORIGIN ≡ 1

$$x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 3.75 \cdot 10^{-3} \\ 4.8214 \cdot 10^{-3} \\ 6.25 \cdot 10^{-3} \\ 6.964 \cdot 10^{-3} \\ 7.678 \cdot 10^{-3} \\ 8.75 \cdot 10^{-3} \\ 9.821 \cdot 10^{-3} \\ 10.535 \cdot 10^{-3} \\ 11.25 \cdot 10^{-3} \\ 12.85 \cdot 10^{-3} \\ 13.75 \cdot 10^{-3} \\ 14.64 \cdot 10^{-3} \end{pmatrix}$$

$n := \mathrm{length}(x)$

$m := 7$

$i := 1 .. n$

$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$

$$s_k := \sum_i \left[(x_i)^{k-1} \right]$$

$k := 1 .. m + 1$

$$b_k := \sum_i y_i \cdot \left[(x_i)^{k-1} \right]$$

$i := 1 .. m + 1$

$j := 1 .. m + 1$

$a_{i,j} := s_{i+j-1}$

$c := a^{-1} \cdot b$

$$c = \begin{pmatrix} 9.424 \times 10^{-6} \\ 7.371 \times 10^{-3} \\ -4.999 \times 10^{-3} \\ 2.085 \times 10^{-3} \\ -4.855 \times 10^{-4} \\ 6.304 \times 10^{-5} \\ -4.251 \times 10^{-6} \\ 1.157 \times 10^{-7} \end{pmatrix}$$

$$w(t) := 1.157 \cdot 10^{-7} \cdot t^{7} - 4.251 \cdot 10^{-6} \cdot t^{6} + 6.304 \cdot 10^{-5} \cdot t^{5} - 4.855 \cdot 10^{-4} \cdot t^{4}$$

$$n(t) := 2.085 \cdot 10^{-3} \cdot t^{3} - 4.999 \cdot 10^{-3} \cdot t^{2} + 7.371 \cdot 10^{-3} \cdot t + 9.424 \cdot 10^{-6}$$

$$o(t) := w(t) + n(t)$$

$$t := 0, 0.0543 .. 10$$

$$\beta(t) := 1.1502697426546 \cdot 10^{-3} \cdot t + 3.05171457769499 \times 10^{-3}\left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$$

$$C := 2.89842273492303$$

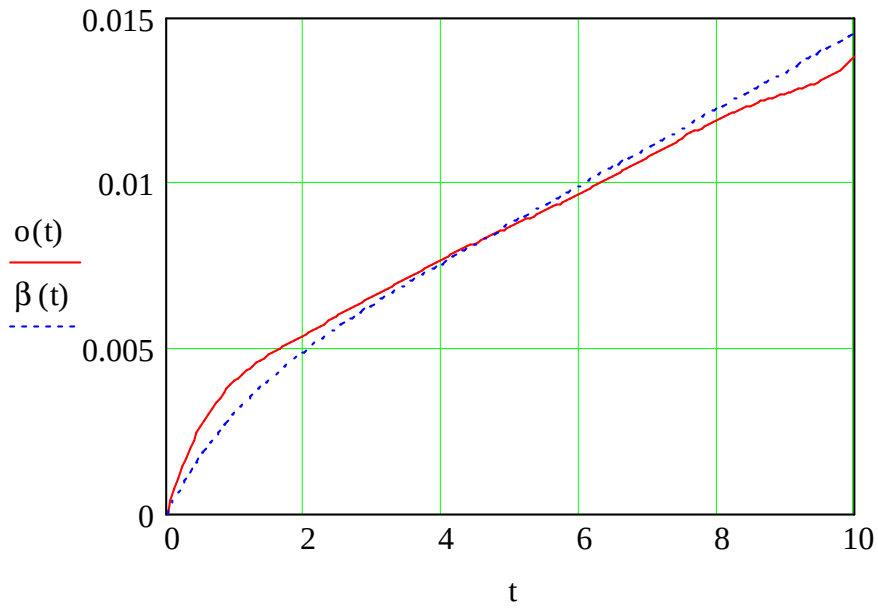


Figure 3

- for $\sigma = 400MPa$

$\varepsilon_{plastic}(t) = \beta(t)$; $\varepsilon_{plastic}(t) = o(t)$

$$ORIGIN \equiv 1$$

$$x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 5.178 \cdot 10^{-3} \\ 6.928 \cdot 10^{-3} \\ 8.392 \cdot 10^{-3} \\ 9.821 \cdot 10^{-3} \\ 10.535 \cdot 10^{-3} \\ 12.321 \cdot 10^{-3} \\ 13.75 \cdot 10^{-3} \\ 14.821 \cdot 10^{-3} \\ 16.071 \cdot 10^{-3} \\ 17.857 \cdot 10^{-3} \\ 19.285 \cdot 10^{-3} \\ 20 \cdot 10^{-3} \end{pmatrix}$$

$n := \mathrm{length}(x)$

$m := 7$

$i := 1 .. n$

$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$

$$s_k := \sum_i \left[(x_i)^{k-1} \right]$$

$k := 1 .. m + 1$

$$b_k := \sum_i y_i \cdot \left[(x_i)^{k-1} \right]$$

$i := 1 .. m + 1$

$j := 1 .. m + 1$

$a_{i,j} := s_{i+j-1}$

$c := a^{-1} \cdot b$

$$c = \begin{pmatrix} 8.49 \times 10^{-6} \\ 9.925 \times 10^{-3} \\ -6.195 \times 10^{-3} \\ 2.355 \times 10^{-3} \\ -5.019 \times 10^{-4} \\ 6.043 \times 10^{-5} \\ -3.826 \times 10^{-6} \\ 9.874 \times 10^{-8} \end{pmatrix}$$

$w(t) := 9.874 \cdot 10^{-8} \cdot t^7 - 3.826 \cdot 10^{-6} \cdot t^6 + 6.043 \cdot 10^{-5} \cdot t^5 - 5.019 \cdot 10^{-4} \cdot t^4$

$n(t) := 2.355 \cdot 10^{-3} \cdot t^3 - 6.195 \cdot 10^{-3} \cdot t^2 + 9.925 \cdot 10^{-3} \cdot t + 8.49 \cdot 10^{-6}$

$o(t) := w(t) + n(t)$

$t := 0, 0.0543 .. 10$

$\beta(t) := 1.59659754874751 \cdot 10^{-3} \cdot t + 4.3107448362346 \times 10^{-3} \left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$

$C := 2.69918925716663$

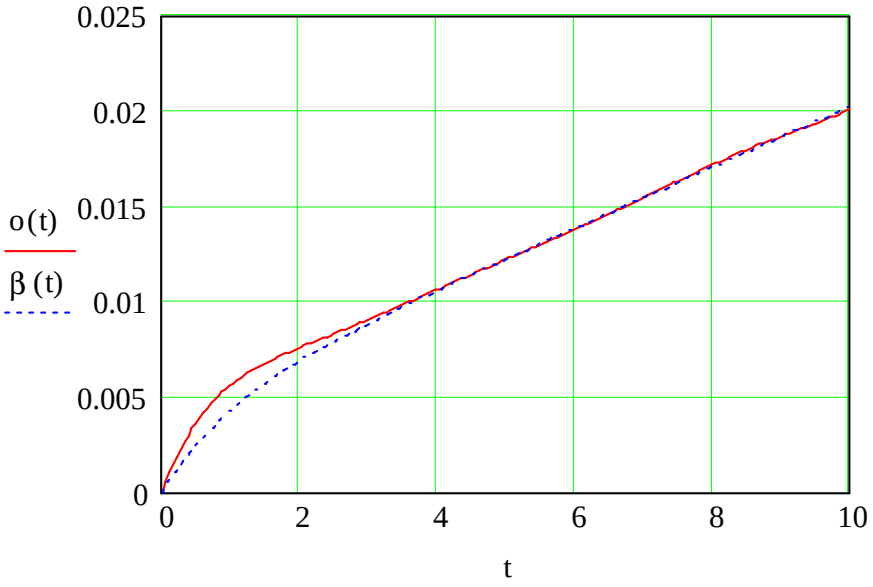


Figure 4

Conclusions

The methodology shown is especially useful for the establishing of the function of the family of creep curves at a certain temperature, by making a restrained number of tests. Having in view the lack of experimental data referring to the creep behaviour of the mild alloyed steels it is necessary to extend it to other steel brands and other temperature recommended for thermal power plants.

Received March 12, 2005

Faculty of Mechanics
Faculty of Materials Science and Engineering

References

1. Constantinescu, A., rotenstein, B., Lascu-simion, N., Fluajul metalelor, Editura Tehnica, Bucuresti, 1970
2. Mocanu, D.R., s.a., Incercarea materialelor, vol 1, Editura Tehnica, Bucuresti, 1982
3. Vernon, J,Testing of materials, McMillan, London, 1992
4. Mihai, Dtru, Influence of the exposure temperature and time on some pipe steels used for live steam transport, European journal of Mechanical and Environmental engineering, vol. 46, nr. 3, 2001, p. 185, Bruxelles 5, Belgia
5. Mihai, Dtru., Bujoreanu, L.Gh., Mechanical properties degration in a Cr-Mo low alloy steel pipe after prolonged use for gas transport in a power station, Rev. Metalurgia, Madrid 38 (2002)
6. Mihai, Dtru., Effects of a long exposure at elevated temperatures and pressures 151211 steel, 15 - 175, Ostrava, Metal 2001, Czech republic
7. Mihai, Dtru., fiabilitatea conductelor din otel 15123, utilizate la transportul aburului viu in termocentrale, Cercetari metalurgice si de noi materiale, vol IX, nr. 3, 2001.

COMPORTAREA LA FLUAJ LA 500 °C A OTELULUI 33MOCR11

Rezumat: Lucrarea prezinta o noua metoda de determinare a curbelor de fluaj si aplicarea ei la otelul 33MoCr11. Aceasta metoda asistata de calculator permite obtinerea cu mai mare acuratete si incredere a rezultatelor. Prin utilizarea unui aparat mathematic original de inalta calitate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669

THE MYTHOLOGY OF METALS IN MIRCEA ELIADE'S WORK

by

GHEORGHE COMAN

Abstract. *The paleoanthropics' and the hominians' mythologies are based on the interpretation that everything is the result of a love between a masculine entity and a feminine entity, that everything grows, and dies. This concept witnesses the lapse of time until our ages through the Hellenic and Arabic alchemic texts which tell about the "torture" of metals in order to reach their "maturation" from ores, and then their processing. The phenomenon is taken over from the elaborated mystics itself of the Alexandrian and Christian world – that eternal life cannot be achieved but with sufferings and death.*

Object and motivation of this study

In an interview about Mircea Eliade (1907-1986), the French philosopher, Edgar MORIN, said: "For me, Eliade was not simply a mythologist, but an authentic myth". And, indeed, Mircea Eliade became a legend, a myth while he was still alive.

Why mythology? Because, as Mircea Eliade mentions: "The myths are perfectly true histories which explain how a reality, be it the cosmos in its entirety, or one of its aspects, came into being as a consequence of the super-human beings' deeds. The myth is eminently a sacred history because it tells about the gods' and the other superhuman beings' activity. The myths also depict the emergence of the sacred into the world, an emergence which, in fact, founds the world. The myths always refer to a creation; they show how something came into being: the cosmos, the earth, the human being, an institution, or a behaviourist pattern. In this regard, the myths represent paradigms for fundamental human acts".

In his vast work, among the mythical topics he was interested in there is one concerning the mythology of metals. It seems natural to us just by considering the fact that metals had and still have an important place in the development, progress, and maintenance of the human civilization. The periodization of human history itself is thought, from a certain point of view, in accordance with the nature of the used materials for the tools making: the stone age, the age of bronze and the age of iron which, considered as a whole, may merge into the age of metals, resulting in the "Civilisation of Metal", as a TV show was named after.

The mythology of metals seems fascinating to us, first of all because in its context one may encounter the still unseparated "practices" related to mythological rites and other ones related to the handicrafts norms which will generate the bases of science founding in time. In Mircea Eliade's language, we find a sort of "underground conflict" here. From his point of view, "to follow the history of the underground conflict between the "mystical" experiencing and the "scientific" experiencing means to acknowledge all transformations which led to the birth of modern world. It is a fascinating and dangerous issue, which cannot be dwelled upon but by resorting to a whole arsenal of facts and documents, and a lot of sense of criticism".

In the current study we will refer to some ideas which present this "underground conflict" between mythology and science throughout the long history of discovering and using the metals existing in the surrounding nature with a human purpose.

The Civilisation of Metals: the First Manifestations

The transition from the civilisation of stone to the bronze one meant a gigantic step for the human civilisation. The civilisation of bronze follows the iron one which provides the germs of modern civilisation. This is known as the civilisation of the cast iron and steel, both of them based on the preponderant use of iron in their structure.

The first iron samples known by the people originated in the meteoritic iron. Mircea Eliade mentioned that "the meteorites made a strong impression on the primitive man's mind"[1]. Concerning this topic, Mircea Eliade writes as follows: "The meteoritic origin of the metals bestow them, of course, various magic qualities. The metals – be they directly from the Sky (by meteors) or discovered in the core of the Earth – were infused with magic powers. That is why not everyone could work with them. The metallurgical rites […] had a very well established magic function. In fact, these beliefs related to metallurgy are met not only in the Mesopotamian cultures. In China and in India, the boiling vessels for melting the ores and the "initiates" in know of the rites maintained a sacred aura around them, fed and guarded by magic powers… Those who work with metals are in connection with mysterious forces, be they of meteoric origin or from the earth. In the first instance, the metal is charged with all the Sky's virtue from whose canopy it was separated, and the second instance, the ore is uprooted from the matrix of Mother Earth before time, and this almost gynaecologic operation was extremely dangerous because of the magic power which was discharged during the said intervention"[2]. "In metallurgy, the Indian proved to be exquisite technicians. The iron column in Kutab of at least 1,500 years is the most thick column which could be obtained in the whole world until the 17th century A.C. The chemical analyses proved that the iron was pure, unmixed. Metallurgy was one of the ancient India glories. The metallurgic texts available to us present us a highly advanced technique, empiric, almost industrial. In spite of all that, we should not forget that in India, like in other regions, too, metallurgy was a "sacred" activity from the very the beginning. It is true there are not many texts left; nevertheless, Rig Veda keeps the tradition of some vegetable drugs owned by the blacksmiths and which allow us to infer the obscure connections between magic, mystics, and metallurgy"[7].

Metallurgy was a sacred art everywhere. That was due to the fact that metals were not one of the "profane gifts" of human's existence. They originated in extraterrestrial areas: they were send either by Heaven or uprooted from the "underground matrix" – the metals always came from "the other world". From this point of view, the primitive logic of the archaic cultures seems to be coherent in the case, too. Everything which does not belong naturally to man, everything which cannot be found around him, everything which does not participate in the "Adamic condition of existing" is mysterious, sacred, or daemonic, because it changes its nature. This is the authentic, primordial significance of all faiths as far as metallurgy is concerned: metals change the human's nature by modifying his existence conditions. And, on the one hand, this modification is fulfilled because it annuls the paradisiac

state (the stage of fruit and seed reapers) by creating a new state – and, on the other hand, because the presence of metals itself in the human society brings along unknown magic forces which are out of number, belonging to other cosmic levels, and the game of these obscure forces (sacred or daemonic) reveals other horizons to the human soul and it allows him to have other experiences [3].

The discovery of metals and the invention of metallurgic methods of smelting them from ores, as well as their subsequent processing by altering the form and casting, had as a consequence important modifications in the structure of the human community mental.

First of all, it was considered that, in comparison with the meteoric iron, the ores represent an incomplete "gestation" of the metal, and the metallurgical process acts as an accelerating factor in the process of the product maturation. This maturation and perfection of the finished product is achieved after a suffering and sacrifice process endured by the subject, therefore it was transposed in the human being's "maturation" process. "Each new modification of the human structure means a new fructification of conscience in a certain way - thus the man having acquired new experience fields and having discovered analogies between different cosmic levels"[4]. From this point of view, maybe it is significant the fact that the first systematic studies on man and his ages combine with the image of the historical ages named after the used metals. We refer to Hesiod and his *Days and Nights*.

The modification of the human mental based on some mythology of the surrounding nature which comprises not only the metallurgical phenomenon seems to be the factor which led to discovering the sacred. Mircea Eliade stated that each manifestation of the sacred is important in assessing the evolution of human mental; any rite, any myth, any faith or divine character reflects the experience of the sacred and, implicitly, the concepts of being, significance, and truth. "It is difficult for us to imagine how the human spirit might function without having the conviction that something irreducibly real exists in the world; and it is impossible to imagine how conscience may appear without conferring a certain significance to human's impulses and experiences. The awareness of a real and significant world is closely related to the discovery of the sacred. Through the existence of the sacred, the human spirit noticed the difference between what is revealed as being real, powerful, rich, and significant, and what is deprived of these qualities, that is the chaotic and perilous passing of things, their fortuitous apparitions and disappearances deprived of any significance". On the most archaic levels of culture, to live like a human being is a religious act in itself, because the alimentation, the sexual life and labour have a sacramental value. In other words, to be or rather to become human means to be "religious".

In the agriculturalists' religions, the origin of cereals is divine; the cereal offering to the people is often related to a herogamy relation between the god of heaven and Mother Earth, or to the mythical drama involving copulation, death, and resurrection. The fertility of the earth is solidary with the feminine fecundity. The agricultural civilisations elaborate what might be called a cosmic religion, because the religious activity is focused on the main mystery: the periodical renewal of Moon.

This herogamy is taken into consideration in the case of metals, too. The following lines are from the period of the middle ages alchemy: "The world conceived seven metals / as planets seven are alike, / And the cosmos gave us to use / Both the

iron and the copper, and the silver. / Both the tin and the gold, and the lead… / My child! / Their father is the sulphur. / And now, hurry, son, to find out / That the mother of all is the mercury".

These lines reverberate of the medieval belief according to which the growth or the regeneration of a metallic ore requires a parent and a matrix who should be capable of receiving the generating action. These functions were carried out by the two chemical elements mentioned in the lines, the sulphur and the mercury. By mixing the mercury and the sulphur with the ore, the sulphur behaves as masculine seed, and the mercury as feminine seed in conceiving and "giving birth to a child". For the "easy confinement of the ore" it is required a kind of natural vessel, like the lodes, where the ore is conceived. The golden ore is confined by the action of Heaven, especially that of the Sun, without the intervention of fire. The copper ore is conceived under the influence of planet Venus, the iron ore under the influence of Mars, the lead ore grows under the influence of Saturn, etc. Each known metallic element was the beneficiary of a cosmic association: gold-sun; silver-moon; mercury-mercury; copper-Venus; iron-Mars; tin-Jupiter; lead-Saturn [8]. There can be noticed a harmonious association between the alchemic mysticism and the metallurgical techniques.

Since the Neolithic age and till the iron age, the history of ideas and religious beliefs is the same with the history of civilisation. Each technological discovery, each economical and social invention, etc. seems to be "doubled" by a religious significance and value.

The "mythology of metals" followed the "mythology of grinded stone", the richest and the most characteristic one being elaborated and based on iron. The metallurgy of the terrestrial iron is what made this metal be suitable for everyday use. This aspect had important religious consequences. The metals "grow in the core of the earth". The caves and the mines are associated to the matrix Mother-Earth.

All the mines and mountains mythologies, the numerous fairies, genii, elves, phantoms, and spirits are multiple epiphanies of the sacred presence the man is faced with in his intent to reach the geological levels of Life. In numerous mythologies, the divine blacksmiths make at a forge the gods' weapons, thus insuring their victory against the Dragons and other monstrous Beings. All these ideas and beliefs focused on the profession of mine workers, metallurgists, and blacksmiths considerably enriched the *homo faber's* mythology as it was inherited from the stone age.

Mircea Eliade's philosophy has been always concerned about discovering the sacred. For him, the sacred is an element in the structure of conscience and not a stage in the history of this conscience.

It cannot be written a history of a spiritual creation category before presenting its structure and morphology. "The History of Beliefs and Religious Ideas" is, above all, a history, and not a personal interpretation of the different religions presenting it. Mircea Eliade stated when referring to this book – "I have written this book to present what happened during the historical time, resorting to some intuitions, experiences and religious ideas which contributed to the human condition building from the prehistoric times and until the beginning of our age".

The paleoanthropics' and the hominians' mythologies are based on the interpretation that everything is the result of a love between a masculine entity and a feminine entity, that everything grows, and dies. This concept witnesses the lapse of

time until our ages through the Hellenic and Arabic alchemic texts which tell about the "torture" of metals in order to reach their "maturation" from ores, and then their processing. The phenomenon is taken over from the elaborated mystics itself of the Alexandrian and Christian world – that eternal life cannot be achieved but with sufferings and death. According to the Arabic alchemy, one cannot hope for the Eternal Life without enduring suffering and death – and the archaic traditions of the Creation tell that man and all living things were made out of god's blood, through his death, through his sufferings. Also, the buildings raised by the man's hand cannot last (cannot have an "eternal life" in the matter sense of speaking) unless someone, human or animal, is sacrificed at their foundation. We talk here about the redeeming suffering, the voluntarily experienced death so that one may be granted eternal life – significances which were discovered and made more profound with the emergence of Christianity. But, however, they were preceded by a long Oriental tradition[5].

As a first conclusion, we present one of Mircea Eliade's remarks: "… the great discoveries – metallurgy, agriculture, the calendar, the "law" etc. – significantly modified the human condition. But the subtle dynamics of this modification and its implications failed to be understood. Indeed, for each fundamental new discovery, the human being enlarges not only the domain of empiric knowledge and renews his means of subsistence, but he discovers a new cosmic level, he experiences another order of reality. It was not the discovery of metals as such the fact which entailed the mental evolution, but the "presence" of metals, by means of which the human being discovers another cosmic level, that is he gets in touch with unknown realities or realities left unknown until then. In other words, metallurgy – like agriculture, etc. – causes mental syntheses which radically modify the human condition by modifying its representation about the Cosmos". He appreciates that: "… metals change the human nature by modifying his existence conditions. And the said modification is fulfilled, on one hand, because it annuls the paradisiac stage (the stages of the fruit and seed reapers) creating instead a new stage – and on the other hand, because the presence of metals itself in human society brings along numerous unknown magic forces belonging to other cosmic levels, and this game of obscure forces (sacred or daemonic) reveals to the human soul other horizons and allows it to have new experiences"[6].

Received May 3, 2005

Universitatea „Ştefan Lupaşcu" Iaşi

References.

[1] **Eliade Mircea**, *Babylonian Cosmology and Alchemy*, Iasi, "Moldova" Publishing House, 1991, p.49
[2] **Eliade Mircea**, *Babylonian Cosmology and Alchemy*, Iasi, "Moldova" Publishing House, 1991, p.52-54
[3] **Eliade Mircea**, *Babylonian Cosmology and Alchemy*, Iasi, "Moldova" Publishing House, 1991, p.58
[4] **Eliade Mircea**, *Babylonian Cosmology and Alchemy*, Iasi, "Moldova" Publishing House, 1991, p.79
[5] **Eliade Mircea**, *Babylonian Cosmology and Alchemy*, Iasi, "Moldova" Publishing House, 1991, p.81
[6] **Eliade Mircea**, *Asian Alchemy*, Bucharest, "Humanitas" Publishing House, 1991, p.73, 117
[7] **Eliade Mircea**, *The Way to the Core*, Bucharest, "Univers" Publishing House, 1991, p.602
[8] **Coman Gheorghe**, *The Study of Metals*, Polytechnic Institute of Iasi, I – 1986; II – 1987.

MITOLOGIA METALELOR ÎN OPERA LUI MIRCEA ELIADE

Mitologiile paleantropilor şi hominienilor au la bază interpretarea că totul se naşte din iubire între o entitate masculină şi o entitate feminină, creşte şi moare. Această concepție străbate timpul până la noi prin textele alchimice helenistice şi arabe care vorbesc de „tortura” metalelor pentru „maturizarea” lor din minereuri şi apoi prelucrarea acestora. Fenomenul este preluat chiar de mistica elaborată de lumea alexandrină şi creştinã – că viața eternă nu poate fi obținutã fără suferință şi fără moarte.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.3

AUTHENTICATION OF ANCIENT BRONZE COINS I. ASPECTS CONCERNING THE COMPOSITION OF THE PATINA

by

ION SANDU[1], DAN GELU GĂLUSCĂ[2], IOAN CARCEA[2], MIHAI ŞTEFAN[2], ANDREI VICTOR SANDU[2]

Abstract *– The paper presents the chemistry of the main compounds from the structure of patina of ancient bronze coins, which results from the corrosion, respectively from pedological processes and also from contamination, while are held in collections or in archeological sites. The comparative study of the main types of compounds resulted from corrosion and from contamination permits the selection of mineral phases by microscopy and their chemical analysis.*

Keywords*: surface corrosion, pedological process, corrosion products, contaminants, mineral phases*

1. Introduction

There is known that the ancient bronze coins have in the main alloy composition, among the fourth elements: Cu, Sn, Zn and Pb a series of microelements, resulted from minerals, as are: Fe, Si, As, Sb, Al, P and others. In time, those suffer two types of proceses: surface corrosion and pedological processes. The corrosion is happening at the exposure in the museum and also in archeological sites. The pedological processes are happening just in archeological sites [1-3].

In the conservation and valorization of ancient coins, from collections and new discovered in archeological sites, the knowledge of the composition of the patina has an important role, with multiple practical implication in authentification and in restoration processes [1-3]. So, the problem is related to the question: are the materials corrosion products, are they common outdoor contaminants or are they from a past treatment? The results presented here provide an example of what materials can be found on outdoor bronzes and, more importantly, there is a discussion of the possible source of these materials.

This paper is intended to form part of a series of reviews on current knowledge concerning the corrosion products of copper alloys, their occurrence on ancient coins.

2. Compounds resulted from copper corrosion

The main copper compounds identified in the patina ancient bronze coins were: oxides, hydroxides, carbonates, sulphides, chlorides, sulphates and other.

2.1. Copper oxides and redeposited copper

Cuprite (Cu_2O, a copper(I) oxide) was a common corrosion product, identified in the patina layer. Cuprite is almost equally distributed between exposed, partly exposed and sheltered areas, and the greatest quantity of cuprite was identified on bronze coins. **Tenorite** (CuO) was identified only on some surface of ancient coins. On out-door copper and copper alloys, cuprite is a common corrosion product [4], usually found next to the metal surface [5].

Along with the copper oxides identified, copper metal was also detected in low quantities. The copper is probably redeposited metal resulting from the decomposition of cuprite. Thermodynamically, cuprite is stable with respect to tenorite and copper [5], but in dilute acids cuprite becomes unstable and copper(I) ions can disproportionate into copper(II) ions and metallic copper [5,6]. Light may also play a role in promoting the photoreduction of cuprite to metallic copper [6]. A factor contributing to copper formation may have been corrosion processes that took place during indoor storage of the samples before they were analyzed.

2.2. Copper carbonates

Ancient bronze coins (before X^{th} century) contain copper carbonates. After the Xth century non contain copper carbonates in any of the surface samples. The basic copper carbonates, ***green malachite*** $Cu_2(OH)_2CO_3$ and ***blue azurite*** $Cu_3(OH)_2(CO_3)_2$, are often identified on archaeological bronzes coins [7] but only rarely are they found on outdoor bronzes coins [8]. The formation of azurite and malachite on buried copper alloys is promoted by high levels of carbonate ions in groundwater, with azurite favoured at higher carbonate levels [9]. Although basic copper carbonates can form on copper exposed to the atmosphere, the formation of other basic copper compounds is usually favoured because of the higher relative concentrations of sulphate ions and chloride ions.

2.3. Copper sulphides

Ten of the 25 coins contained crystalline copper sulphides. **Chalcocite** (Cu_2S) was identified six times, **Geerite** (Cu_8S_5 or $Cu_{1.6}S$) was detected three and **djurleite** ($Cu_{31}S_{16}$ or $Cu_{1.94}S$) was found once. These sulphides were identified on coins made after X^{th} century and were identified about equally in samples from exposed, partly exposed and sheltered areas. It has been suggested that the black areas on outdoor bronze coins consist principally or partly of copper sulphides [10], which are hard to be identified. Although crystalline copper sulphides have been identified in other studies, they were usually only minor componenta. There are several different ways these copper sulphides could have formed. **Chalcocite** is known to form when copper is exposed to air containing hydrogen sulphide (H_2S) [11], a common pollutant from pulp and paper mills. (Another possible, although unlikely, source of H,S could have been sulphate-reducing bacteria growing in anaerobic conditions under the surface corrosion. Such copper sulphide formation due to sulphate-reducing bacteria has been noted on archaeological bronzes [12].) Chalcocite could also have formed through

oxidation-reduction reactions involving copper and sulphur dioxide [13], Finally, a dark layer of copper sulphides could have been produced artificially by the chemical patination of the bronze surface using potassium, sodium or ammonium sulphides [14].

2.4. Copper chlorides

Seven copper chlorides were identified in 10 surface samples (70%), generally on coins from sea sites. This high percentage was surprising because chloride-containing corrosion products are normally associated with a marine environment [4]. If the site is not close to the sea and its precipitation does not contain significant amounts of chloride ions, the copper chlorides must not be present in the patina. In the areas where precipitation contained an average chloride ion concentration of 0,2 $mg \cdot l^{-1}$ compared to an average sulphate ion concentration of 3,0 $mg \cdot l^{-1}$, there could be found copper chlorides [3]. From the copper chlorides the most frequent found are Cu_2Cl_2 (**nantokite**) and $CuCl_2$. Out of 100 ancient coins, extracted from sea, more than 30 contained cuprous chloride or nantokite. This particular sample also contained calcium chloride hydrate. Nantokite is a naturally occurring, pale grey, wax-like mineral [15] with low solubility in water [16]. It forms under conditions of plentiful chloride ion concentration, acidity and reducing (low oxygen) conditions [17]. In moist air, nantokite is unstable and it reacts with oxygen and water to produce basic copper chlorides and hydrochloric acid [16]. Only rarely has nantokite been identified on outdoor bronzes [3]. It is believed, however, that the long-term existence of nantokite on an outdoor bronze requires isolation from moisture and air, possibly by a relatively thick corrosion layer.

2.5. Copper chloride hydroxides

The four copper chloride hydroxides, also called basic copper chlorides, were **atacamite** α-$Cu_2(OH)_3Cl$, **paratacamite** γ-$Cu2(OH)_2Cl$, the **copper chloride hydroxide** Cu(OH)Cl, and another **copper chloride hydroxide** $Cu_2(OH)_3Cl$. Atacamite was detected in 6 of 10 surface samples, paratacamite was detected in 2 of 10 surface samples, and the other two were each detected in one surface sample. Atacamite and paratacamite have been detected previously on outdoor copper and copper alloys [18]. They are naturally occurring minerals with the same chemical formula but different crystal structures, and they have green colours and hardnesses similar to **brochantite** and **antlerite** [19, 20].

Atacamite and paratacamite were mostly found in sheltered and partly exposed areas. These are the areas not readily washed by rain, where enough chlorides, probably from road salt, could have accumulated. Laboratory studies have shown that if brochantite is placed in a solution containing high levels of chloride ions, it will convert to atacamite through a mechanism of dissolution and precipitation [21]. Atacamite was identified approximately three times more frequently than paratacamite. An increased abundance of atacamite over paratacamite has also been observed by *Mourrey* [3]. Although the formation of these minerals must depend on kinetic factors, because the difference in their free energies of formation is so small [21], the important factors are not well understood [22].

2.6. Copper chloride hydroxide hydrates

Two copper chloride hydroxide hydrates were identified: **anthonyite** $Cu(OH,Cl)_2 \cdot H_2O$, and $Cu_7Cl_4(OH)_{10} \cdot H_2O$. Anthonyite is a naturally occurring mineral that is soft (2 on the Mohs scale) and insoluble in water but readily soluble in cold, dilute acids [3]. It is subject to dehydration as are other hydrated basic copper salts. The presence of these two hydrated copper chloride hydroxides may indicate recent corrosion on the statues or other processes occurring during sample storage prior to analysis.

2.7. Copper sulphates

A small fraction (24%) of the coins contained one or more of eight different copper sulphates (three copper sulphate hydroxides, three copper sulphate hydroxide hydrates, and two others).

2.7.1. *Copper sulphate hydroxides*

Copper sulphate hydroxides, also called basic copper sulphates, occurred in 100 coins with ***brochantite*** $Cu_4(SO_4)(OH)_6$ in 83, ***antlerite*** $Cu_3(SO_4)(OH)_4$ in 16, and the copper sulphate hydroxide $Cu_2(SO_4)(OH)_2$ in one. Brochantite and antlerite are naturally occurring green minerals; antlerite is brittle and somewhat softer (3,5 on the Mohs scale) than brochantite (3,5 to 4 on the Mohs scale) [19]. They are common corrosion products in the green patina on outdoor bronze coins [3].

Brochantite was identified in roughly equal numbers of surface samples from exposed, partly exposed or sheltered areas, and it was identified in surface samples with a wide range of macroscopic colours, including green, black, yellow, red, brown or grey. It was observed that, in general, the longer a coin remained outside, the greater the fraction of its surface samples containing brochantite, although there were three exceptions. Antlerite, identified in only 16% of the surface samples, was found mainly on recent coins. The surface samples containing antlerite were from sheltered or partly exposed areas. Robbiola *el al.* also detected antlerite in sheltered areas on outdoor bronzes [18]. In 1984, Nielsen suggested that acid rain was attacking brochantite and converting it to the more soluble (and therefore less proiective) antlerite [23]. However, laboratory experiments failed to pro-vide evidence for any direct conversion of brochantite to antlerite in acid Solutions [24]. *Nassau et al.* proposed, instead, that the two crystalline materials form independently as a result of localized corrosion conditions, such as differences in pH [24].

2.7.2. Copper sulphate hydroxide hydrates

Six surface samples contained hydrated copper sulphate hydroxides: four contained ***posnjakite*** $Cu_4(SO_4)(OH)_6 \cdot H_2O$, one $Cu_5(SO_4),(OH)_6 \cdot 5H_2O$ and one $Cu_2(SO_4)_2(OH)_2 \cdot 2H_2O$. These six samples came from sheltered or exposed areas. The mineral posnjakite is light blue, has a hardness of 2 to 3 on the Mohs scale [24], and has been detected on outdoor bronzes [3]. It differs from brochantite only in having

water of hydration [24], and is thought to be a precursor to brochantite formation, Posnjakite and the other copper sulphate hydroxide hydrates may indicate recent active corrosion on these statues. On the other hand, their presence may also be the result of reactions occurring during storage after sampling and before analysis.

2.7.3. *Other copper sulphates*

The two remaining copper sulphates were ***ammonium copper sulphate hydrate*** $Cu(NH_4)_2SO_4 \cdot 2H_2O$ and ***devilline*** $CaCu_4(SO_4)_2(OH)_6 \cdot 3H_2O$, a calcium copper sulphate hydroxide hydrate. The ammonium copper sulphate hydrate was detected in a surface sample from an exposed coins. A similar compound, known as Tutton salt $Cu(NH_4SO_4)_2 \cdot 6H_2O$, has been detected on two pieces in sheltered areas where the salt, despite being highly soluble, was not easily washed away [3]. Possible sources of ammonia are insects excrement or atmospheric dust containing ammonium sulphate particles [3]. The devilline was found on a sheltered area; gypsum ($CaSO_4$-$2H_2O$) was present in the same sample. Gypsum and its solubility are discussed in more detail below.

3. Compounds resulted from tin corrosion

The only tin compounds identified were tin oxides. The stannic oxide **cassiterite** (SnO_2) was detected six times, another **stannic oxide** (SnO_2) was detected once, and the stannous oxide **romarchite** (SnO) was detected twice from 10 ancient coins, mainly in green-coloured samples. Cassiterite, a naturally occurring mineral with a hardness of 6 to 7 on the Mohs scale, is white when pure but it is often stained by impurities. Romarchite is black or blue-black [25]. Cassiterite has been detected by others on outdoor bronzes [3].

When exposed outdoors, tin readily develops a thin film of essentially insoluble Cassiterite which slows further corrosion by passivating the tin surface [26]. Surface studies have detected higher levels of tin at the outer surface of green areas than at the outer surface of black areas [18]. It is thought that, in areas not regularly washed by rain, the tin oxide formed initially becomes covered with extraneous deposits and corrosion products. On the other hand, in areas regularly washed by rain, any extraneous materials or slightly soluble corrosion products are washed away, leaving the less soluble materials such as tin oxide, brochantite or atacamite. This process would explain why the tin oxides were identified mainly in green-coloured samples.

4. Compounds resulted from zinc corrosion

The only zinc compound, zinc oxide or **zincite** (ZnO), was identified in five coins. When zinc is exposed outdoors, it initially forms zinc oxides and hydroxides [27] which transform slowly to one of several basic zinc compounds [3]. The corrosion products of zinc tend to be soluble in weakly acidic solutions [27] and so are readily dissolved. It is possible that the zincite identified on these five statues results from corrosion of freshly exposed zinc. It is also possible, however, that the zincite is not a corrosion product but an extraneous deposit of windblown paint; zincite is a common white pigment in paint.

5. Compounds resulted from lead corrosion

The lead compounds identified were **anglesite** $PbSO_4$, **cerussite** $PbCO_3$, **hydrocerussite** $Pb_3(CO_3)_2(OH)_2$, **lead oxide hydrate** $PbO\text{-}xH_2O$, **lead oxide hydroxide hydrate** $Pb_{13}O_8(OH)_{10}\text{-}H_2O$ and **lead oxide sulphate hydrate** $Pb_4O_3(SO_4)$ H_2O. These compounds occurred in few coins. Lead was identified in metal samples from about half of the ancient coins.

Anglesite was the most frequently identified lead corrosion product. The presence of anglesite is not surprising because it is the principal atmospheric corrosion product on lead [28]. Stockle *et al.* have detected anglesite on copper and bronze test pieces after only one year of outdoor exposure [3]. Anglesite forms white crystals which are slightly soluble in water but less soluble at lower pH [28].

The lead carbonates, cerussite and hydrocerussite, were detected mainly on the ancient coins (before X^{th} century). Cerussite was detected three times and hydrocerussite twice. Lead carbonates are common corrosion products on lead exposed to atmospheric conditions [28]. Cerussite forms colourless crystals; hydrocerussite, also known as basic lead carbonate or white lead, forms white crystals. The parțial pressure of carbon dioxide in the atmosphere favours hydrocerussite formation [26], but lower pH values favour cerussite formation [28].

On the ancient coins, significantly more lead corrosion products were detected than other common corrosion products such as brochantite. These lead corrosion products could be from a patination process based on lead compounds, such as lead acetate or lead dioxide [14]. A contributing factor may have been car exhaust.

6. Compounds resulted from contamination

Most of the compounds discussed in this section are believed to be deposited from pedological processes rather than formed by corrosion of the coins bronzes. The inorganic compounds are discussed first, followed by the organic ones. Some of these compounds are not harmful (silicates, iron compounds); others may promote corrosion (gypsum, organic materials).

6.1. Silicates

Most of these silicates were identified in six out of then coins, from archaeological sites. Of importance is quartz (40%), in sheltered, partly exposed and exposed areas. The abundance of quartz on outdoor bronze pieces has been noted by others [3].

Quartz, a colourless mineral often tinted by impurities, is harder (7 on the Mohs scale [25]) than most copper corrosion products (2-5 to 4 on the Mohs scale [19]). Quartz is often the main constituent of sand, which is used in large quantities in building materials. Quartz and other silicates could be residual sand from a sand-casting process [3], or they could result from the accumulation of airborne particulate material. In future, it would be useful to analyze the shapes and sizes of the quartz grains and study the layering of material on the surface, to try and identify the source of the quartz.

6.2. Iron compounds

Iron oxides and iron oxide hydroxides, various iron sulphates and iron sulphate hydroxides, one iron carbonate and one iron chloride were identified. The largest numbers of iron-containing compounds were identified on coins from archaeological sites with mobile chemical deposites. The iron compounds are probably from other iron pieces, which are in the same site as the coins. The iron oxides, were two forms of FeO, four forms of Fe_2O_3 and Fe_3O_4; **haematite** (α-Fe_2O_3), the iron oxide identified most frequently, was detected mainly in exposed areas. The iron oxide hydroxides, consisted of four different crystal forms of FeOOH; the predominant one was **goethite**. Most of these iron oxides and iron oxide hydroxides form naturally when iron corrodes outdoors [3]. They are also common pigments.

Many different sulphate-containing iron compounds were detected. The six iron sulphates, each found only once, were two ferrous sulphates, $K_2Fe(SO_4)_2 \cdot 6H_2O$ and $(NH_4)_2Fe_2(SO_4)_2$ three ferric sulphates, $Na_3Fe(SO_4)_3$, $Fe_2(SO_4)_3 \cdot H_2O$ and $(NH_4)_3Fe(SO_4)_3$, and one mixed ferrous-ferric sulphate $Fe_2(SO_4)_4 \cdot 22H_2O$. The three iron sulphate hydroxides were two crystal forms of $Fe(OH)SO_4 \cdot 2H_2O$ (parabutlerite and butlerite) and amarantite $Fe(OH)SO_4 \cdot 3H_2O$. Sulphate ions accelerate iron corrosion and become incorporated into the rust layer [3]. The ammonia component may originale from particulate matter [3] or insects excrements [3]; ammonia forms soluble complexes with copper and stimulates copper corrosion.

Other iron compounds were an iron chloride hydrate $FeCl_3 \cdot 7H_2O$ and siderite $FeCO_3$. The iron chloride hydrate is deliquescent and water-soluble. The siderite it has low solubility in water and is normally formed in slightly alkaline, carbon-ate-rich and oxygen-poor conditions.

6.3. Gypsum

Calcium sulphate hydrate (gypsum, $CaSO_4$ $2H_2O$) was present in the surface of the pieces from archaeological sites. Gypsum is a soft (1,5 to 2 on the Mohs scale), naturally occurring mineral that is colourless when pure. It was found mainly in sheltered or partly exposed areas; only rarely was it identified in samples from exposed areas, probably because gypsum is slightly soluble in water [29].

A possible source is the formation of gypsum from the reaction of calcium carbonate with sulphate ions [29], from sites with high chemical deposites. Burmester and Koller, who identified gypsum on sheltered bronze doors, were concerned at damage caused by expansion as calcium carbonate converts to gypsum [3]. As mentioned earlier for quartz, it would be useful in the future to analyze the shapes and sizes of gypsum grains to determine their exact source.

6.4. Other inorganic calcium compounds

The four calcium carbonates were **calcite** $CaCO_3$, another crystal form of $CaCO_3$, **fairchildite** $K_2Ca(CO_3)_2$ and **ankerite** $Ca(Fe,Mg)(CO_3)_2$.

In total, 80% of the coins from archaeological sites contained one or more of these carbonates; they were detected in samples from sheltered, partly exposed and exposed areas. Calcium carbonates are used as fillers for paint [3] and as building materials (for example, limestone, cement) and so they are probably wind-blown material. As discussed above, calcium carbonates are susceptible to conversion to calcium sulphates. Furthermore, fairchildite is deliquescent [30] and will promote corrosion under conditions of high humidity.

One calcium chloride, the hydrate $CaCl_2 \cdot 4H_2O$, was identified in a surface sample from a partially exposed area on the National War Memorial. This hydrate is usually formed from another hydrate, $CaCl_2 \cdot 6H_2O$, when the relative humidity is low. Therefore the presence of calcium chloride may result from the sea water It may also result from a reaction between sodium chloride and calcium-containing material such as calcite. Because calcium chloride deliquesces at a relative humidity above about 33%, its presence on the coins will promote corrosion [30].

6.5. Organic compounds

The organic compounds identified at the surface of the patina are humic acid, oxalates, uric acid and others which speed up the corrosion processes [3].

7. Conclusion

This paper has documented the surface compounds on the ancient bronze coins and has attempted to discuss the possible sources of these materials. It is hoped that this information can be used as a resource by conservators and conservation scientists involved with all aspects of the treatment of ancient bronze coins.

References

1. I. Sandu, A. Dima, I.G. Sandu, **Conservarea şi restaurarea obiectelor metalice**, Ed. Corson, Iaşi 2002;
2. I. Sandu, I.G. Sandu, **Aspecte moderne privind conservarea bunurilor culturale, vol.I, Nomenclatură, tipologii şi cazuistici**, Ed. Performantica, Iaşi, 2005;
3. W. Mourey, **Conservarea antichităților metalice – de la săpătură la muzeu**, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1998;
4. E. Matson, R. Holm, "*Copper and copper alloys*", in **Metal Corrosion in the Atmosphere,** ASTM Special Technical Publications, 435, American Society for Testing and Materials, Philadalphia, 1968, p. 187;
5. R.L. Opila, „*Copper patinas: an investigation by Auger electron spectroscopy*", în **Corrosion Science**, 27, (1987), p. 685;
6. H. W. Richardson, "*Copper compounds*" in **Kirk-Othmer Encyclopedia of Chemical Technology**, 4-th edn, vol. VII, Ed. John Wiley & Sons, New York, 1993, p. 505;
7. R.J. Gettens, "*Patina: Noble and vile*" in **Art and Technology: A Symposyum an Classical Bronzes**, ed. S. Doeringer, D.G. Mitten and A. Steinberg, MIT Press, Cambridge MA (1970), p. 57;
8. J.D. Meakin, D.L. Ames, D.A. Dolske, "*Degradation of ancient bronze*", in **Athmospheric Environment**, 26B, (1992), p. 207;
9. R.M. Garrels, C.L. Christ, **Solutions Minerals and Equilibria**, ed. Jones and Barlett, Boston, 1990, p. 154;

10. P.D. Weil, P. Gaspar, L. Gulbransen, R. Lindberg, D. Zimmerman, *"The corrosive deterioration of outdoor bronze"*, in **Science and Technology in the Service of Conservation**, Ed. IIC, London, (1982), p. 130;
11. S.P. Sharma, *"Reaction of copper and copper oxide with H_2S"* in **J. Electrochemical Society**, 127, 1980, p. 21;
12. W.A. Oddy, N.D. Meeks, *"Unusual phenomena in the corrosion of ancient bronzes"* in **Science and Technology in the Service of Conservation**, Ed. IIC, London, (1982), p. 119;
13. S.K. Chawla, J.H. Payer, *"The early stage of atmospheric corrosion of copper by sulfur dioxide"* in **J. Electrochemical Society**, 137, 1990, p. 60;
14. R. Hughes, M. Rowe, **The Colouring, Bronzing and Patination of Metals**, Ed. Crafts Council, London, 1982;
15. R.J. Ghettens, "*Mineral alteration products on ancient metal objects*" in **Recent Advances in Conservation,** Ed. Butterworths, London, 1963, p. 89;
16. D. Scott, "*Bronze disease: a rewiew of some chemical problems and the role of relative humidity"*, in **J. American Institute for Conservation**, 29, (1990), p. 193;
17. M.B. Mcneil, "*Interpretation of bronze disease and related copper corrosion mechanism interms of log-activity diagrams"*, in **Materials Issues in Art and Archealogy**, III, Ed. Materials Research Society, Pittsbourg, 1992, p. 1055;
18. L. Robbiola, C. Fiaud, S. Pennec, "*New model of outdoor bronze corrosion and its implications for conservation*", in **ICOM Committee for Conservation 10-th Trienneal Meeting,** Washington D.C., 1993, p. 796;
19. C. Palache, H. Berman, C. Frondel, **The System of Mineralogy, 7th edn**, Volumul II, Ed. John Wileiy & Sons, New-York, 1951;
20. H.R. Oswald, J.R. Gueter, *"Crystal data on paratacamite"*, in **J. Applied Crystallography**, 4, (1971), p. 530;
21. T. L. Woods, R.M. Garrels, *"Use of oxidized copper mineral as environmental indicators"*, in **Applied Geochemistry**, 1, (1986), p. 181;
22. A. M. Pollard, R.G. Thomas, P.A. Willeams, *"Synthesys and stabilities of the basic Cu(II) chlorides atacamite, paratacamite and botallackite"*, in **Mineralogical Magazine**, 53, (1989), p. 557;
23. N. Nielsen, "*Keeping the torch lit"*, in **Materials Permormance**, 23, (1984), p. 78;
24. K. Nassau, P.K. Gallancher, A.E. Miller, T.E. Graedel, „*The Characterisation of patina components by X-ray diffraction and evolved gas analysis"* în **Corrosion Science,** 27, (1987), p. 669;
25. R.C. Weast (editor), **CRC Handbook of Chemistry and Physiscs**, Ed. CRC Press, Boca Raton, 2004;
26. S. Turgoose, "*The corrosion of lead and tin: before and after escavation"* in **Lead and Tin: Studies in Conservation and Technology** (ed. G. Miles, S. Pollard), Ed. United Kingdom Institute for Conservation, London, 1985, p. 15;
27. T.E. Graedel, "*Corrosion mechanism for zinc exposed the atmosphere"*, in **J. Electrochemical Society**, 136, (1989), p. 193;
28. T.E. Graedel, "*Corrosion mechanism for lead exposed the atmosphere"*, in **J. Electrochemical Society**, 141, (1994), p. 922;
29. E.M. Winkler, **Stone: Properties, Durability in Man's Environment**, Ed. Springer – Verlag, New York, 1973, p. 94;
30. R. Waller, "*Temperature and humidity sensitive mineralogical and petrological specimens"*, in **The Care and Conservation of Geological Materials**, (ed. F.M. Howie), Butterworth – Heinemann Ltd., London, 1992, p. 36;

Received March 12, 2005

[1)] „Al.I.Cuza" University of Iasi, Department of Cultural Heritage
[2)] „Gh. Asachi" Tehnical University of Iasi, Faculty of Material Science and Engineering

AUTENTIFICAREA MONEDELOR VECHI DIN BRONZ
I. ASPECTE PRIVIND COMPOZIȚIA PATINEI

Rezumat *– Lucrarea prezintă chimismul principalilor componenți din structura patinei monedelor vechi din bronz, care au rezultat prin procese de coroziune şi pedologice, dar şi prin contaminare, la expunerea în colecții sau în situri arheologice. Studiul comparativ al principalelor tipuri de compuşi rezultați din coroziune şi prin contaminare permite selectarea fazelor minerale prin microscopie în vederea analizării lor chimice.*

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.3

AUTHENTICATION OF ANCIENT BRONZE COINS
II. MICROCHEMICAL, IR AND XRD ANALYSES

by

IOAN GABRIEL SANDU[1], IRINA CRINA ANCA SANDU[2], ADRIAN DIMA[1], ION SANDU[3], ION NEACŞU[4]

Abstract *– The paper deals with the experimental results obtained from the micro-chemical, IR and XRD analyses for the identification of the corrosion products and of the surface contaminants, formed in time or during pedological processes. These results can converge to establish correlations useful for age determination and for authentication.*

Keywords*: microchemistry, micro-stratigraphy, corrosion products, contaminants*

1. Introduction

The authentication expertise of ancient coins, new discovered or from different collections, uses in the analytical system one or more of the attributes of authentication: material, conception or engraver, coin factory, efigies etc. The material, under the two aspects, the basic alloy (the metal composition) and its corrosion products formed in time on the surface, under the action of the exogenous factors and first of all under the pedological ones, is a very important indication for authentication. The analysis of their composition, based on chronological systems of comparison, allows the obtaining of data concerning the age and the processes undergone in time from the loss phase to the discovery.

The aggressivity of the physical-chemical systems in the archaeological site influences both the composition of the corrosion products on the surface of artifact and the contamination materials.

In this respect, the present paper deals with the authentication of old bronze coins, discovered on the territory of our country, through the analysis of the composition of the corrosion products and of the surface contaminants using the micro-chemical, IR and XRD techniques of investigation.

2. Experimental techniques

Three groups of ancient bronze coins, discovered on the territory of Romania or from private collections, were studied. In order to analyze the corrosion products and the surface contaminants four techniques were applied: microphotography on normal cleaned samples, with or without nital attack and on stratigraphical sections (transversal sections), micro-chemical analysis, IR spectroscopy and X-ray diffraction.

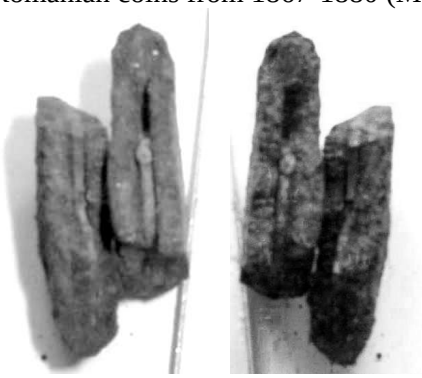
2.1. Sampling and processing of materials. Materials and methods

Samples were taken from three groups of ancient bronze coins: coins in a collapse state discovered in the village of Nufărul (Constanța county) in 2000, dated from IV-Vth century, with christian symbols (fig. 1-a), 6 Austrian coins (Kreutzer) from 1813-1815, of different values (fig. 1-b) and 6 of the first Romanian coins from 1867-1881 – having the value of 5 bani and 10 bani respectively (fig. 1-c), noted MA, MO and MR. Two o the coins in collapse of IV-Vth century were broken in order to put in evidence the metallic bulk (fig. 2).

a

b c

Fig. 1. The three groups of bronze coins taken into study:
a – fragments of coins from IV-Vth century, with christian symbols (MA);
b – Austrian Kreutzers from 1813-1815 (MO), and
c – Romanian coins from 1867-1880 (MR).



a b

Fig. 2. Photography of two fragments of old coins (MA) broken in middle
in order to put in evidence the metallic bulk (pre-collapse): a – in VIS; b – in UV

2.2. Micro-chemical and stratigraphical analysis

Both the transversal sections and the surfaces of the coins were analyzed by optical microscopy using a OLYMPUS CX21 microscope under reflected light (Vis) followed by micro-chemical tests. The micro-photographies were taken with an OLYMPUS digital camera, adapted to the microscope. The nature of the corrosion products and of the contaminants was established by micro-chemical reactions on surfaces or transversal sections, in a native state or after previous mechanical or chemical cleaning (nital attack). The nature of the structural components of the corrosion products and contaminants, disposed in concentrated areas as beautifully colored crystals, was directly attributed, based on the color and crystallographic system.

2.3. IR Spectroscopy

The IR analysis was done using fine dispersed samples as KBr pellets. The IR spectra were registered in the field of 200-4000 cm^{-1}, using a SPECORD M80 Carl Zeiss Jena spectrophotometer.

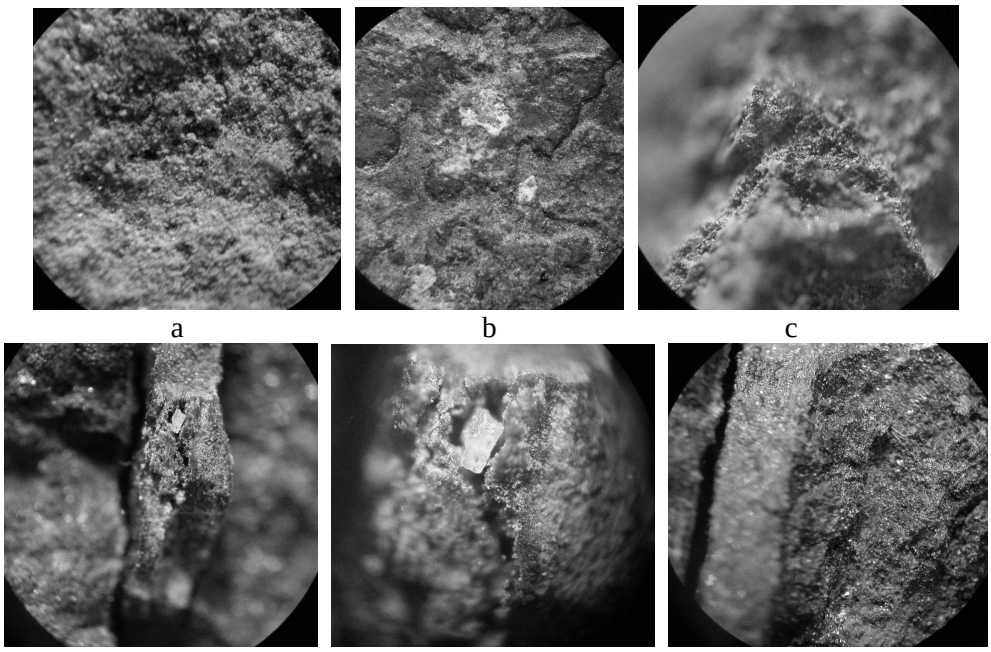
2.4. X-Ray Diffraction (XRD)

The X-ray diffraction analysis was done on powders of crystallites, finely grinded. Or this purpose a Philips 1130/00 diffractometer equipped with a Cu anode and a Ni filter (for high resolution), at 1200 W and vertical goniometer with an angular resolution bigger than 0,005 degrees.

3. Results and discussions

Considering that the old bronzes are mainly composed of four metals: Cu, Sn, Zn and Pb and small quantities of microelements: Fe, Sb, Al, As, Si and P, the visual microscopical analysis studied the morphology of the micro-crystallites on the surfaces and in the sections and successively the micro-chemical tests with specific reagents contributed to the determination of the mineral components of the corrosion products and contaminants, formed in time or by pedological processes.

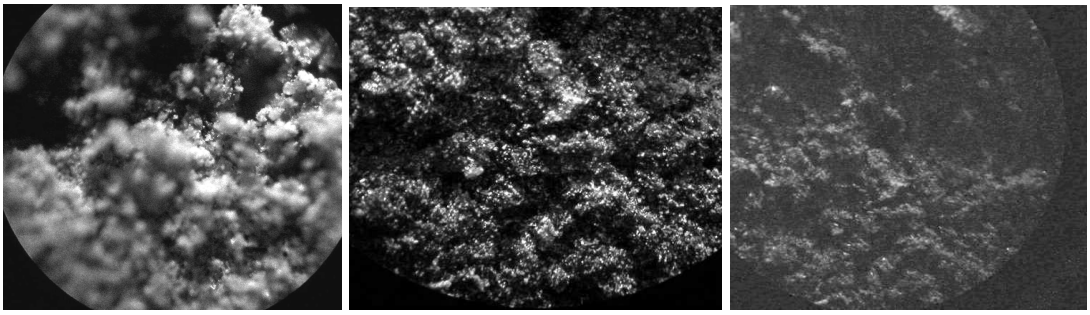
In the figures 3 and 4 the micro-photographies of the surface structures and on transversal sections, subject to micro-chemical tests are given. These are showing the presence of main cations and of alloy-forming cations or induced by pedological processes (table 1), but also the morphology and the color of the micro-crystallites.



a b c

d e f

Fig. 3. Micro-photographies of the surface structured and on sections, analyzed by micro-chemical reactions: a – MA coin (160X); b – MO coin (240X); c – MR coin (300X); d – section of MA coin (16X), e – structure after nital attack of the MO coin (16X), f – micro-stratigraphy of the deposit on a MR coin (160X)



a b c

Fig. 4. Microphotographs in VIS (300X) of the surface structures microscopically analyzed for the study of the crystallites' morphology with specific colors due to the corrosion products or contaminants: a – MA coins; b – MO coins; c – MR coins.

It should be underlined that the coins dated from IV-Vth century have a corrosion layer very loosen, with an important quantity of organic and inorganic contaminants. The metallic bulk, observed in the stratigraphical section (fig. 3-a and d) presents a segregation effect of Zn with its accumulation in the area of shrink on the surface. The same phenomenon, but less visible, was observed in the Austrian coins fig. 3-b and e). The last, because of the complex composition in the alloying process forms in time large, non-uniform corrosion structures, with zonal repartition of certain components. In exchange, the Romanian old coins, with a limited alloying composition (95% Cu, 4% Sn and 1% Zn) and rigorously elaborated, have an uniform patina, compacted and very thin, made mainly of oxydes, sulphides, carbonates and weakly hydrated sulphates (fig. 3-c and f).

The IR spectra (fig. 5) and X-ray diffractogramms (fig. 6) put in evidence the complex nature of the corrosion products of the three groups of coins. In the obtained diffractogramms for the three groups of coins, 20 mineral compounds were

identificated, the main part of them being formed by corrosion, but also by contamination, such as: gypsum, quartz, calcite and a limited series of organic compounds (table 2).

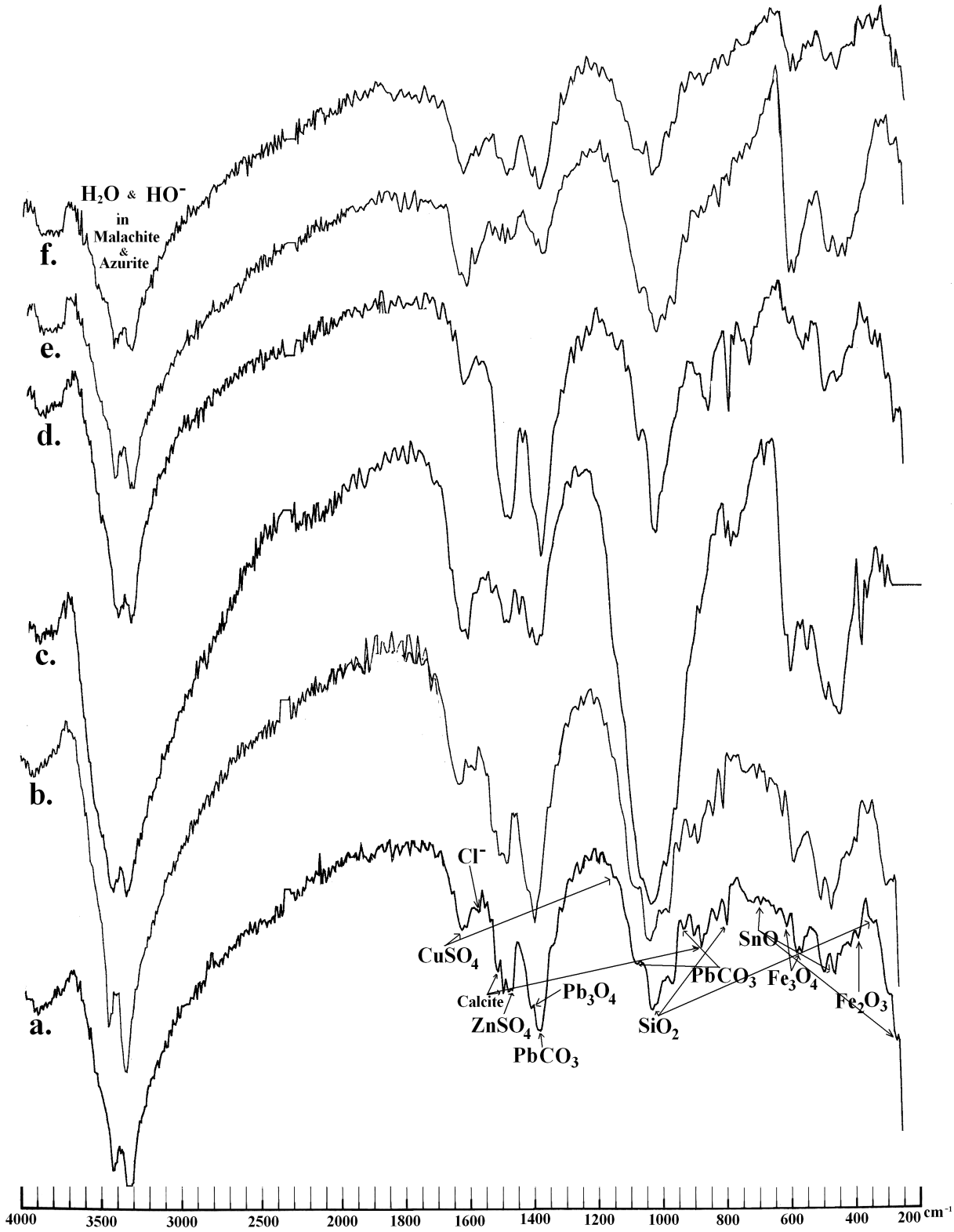


Fig. 5. IR spectra: a – MA (a), b – MA(b), c – MO(1813), d – MO(1815), e – MR (1867), f – MR (1881)

Table 1. Cations found in the corrosion products and contaminants, analyzed by micro-chemical and IR spectroscopy

Coins	Cu(II)	Sn(II)	Zn(II)	Pb(II)	Fe(II)	Sb(III)	Al(III)	As(III)	Si(IV)	P(V)
MA (a)	++++	++++	++	++	++	+	+	+	++	+
MA (b)	++++	++++	++	++	++	+	-	+	++	+
MO (1813)	++++	++++	++	+	+	-	-	-	+	-
MO (1815)	++++	++++	++	+	+	-	-	-	+	-
MR (1867)	++++	++++	++	+	+	-	-	-	-	-
MR (1881)	++++	++++	++	+	+	-	-	-	-	-

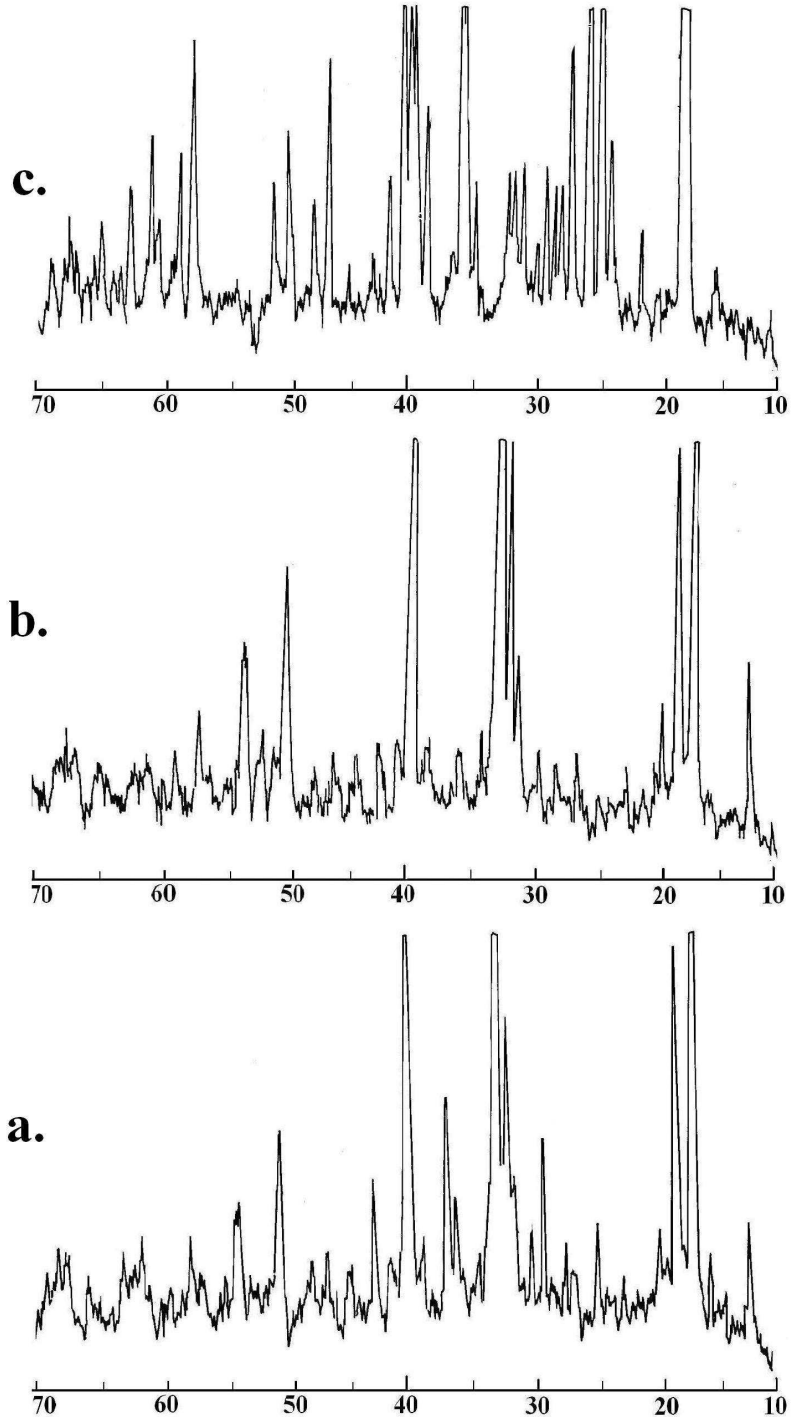


Fig. 6. X-ray diffractogramms:
a –MA coins, b – MO coins, c – MR coins.

Table 2. Chemical compounds determined by IR spectroscopy and XRD in the corrosion products and contaminants

Mineral phase	Chemical formula	Color and aspect	N. pick	PDF	MA (a)	MA (b)	MO 1813	MO 1815	MR 1867	MR 1881
Malachite	$CuCO_3 \cdot Cu(OH)_2$ or $Cu_2(OH)_2CO_3$	Green, with a characteristic vitreous aspect	22	10-399	+++	+++	++	++	+	+
Azurite	$2CuCO_3 \cdot Cu(OH)_2$ or $Cu_3(OH)_2(CO_3)_2$	Dark blue	20	11-136 11-682	++	++	++	++	-	-
Athacamite	$Cu_2(OH)_3Cl\ nH_2O$ or $CuCl_2 \cdot 3Cu(OH)_2 \cdot nH_2O$	Emerald-green with more or less dark tones in function of n and with a vitreous aspect	62	2-0146 25-0269	++	++	+	+	-	-
Parathacamite	$Cu_2(OH)_3Cl$ $CuCl_2 \cdot 3Cu(OH)_2$	Green-blue	20	15-694 19-389 25-1427	++	++	+	+	-	-
Nantokite	Cu_2Cl_2	Waxy gray-white	1	6-0344	+	+	+	+	+	+
Cuprite	Cu_2O	Brick-Red, with gray-brownish or yellowish to orange tones	76	5-0667	++	++	++	++	++	++
Tenorite	CuO	Black-gray to brown	1	41-0254	+	+	+	+	+	+
Cassiterite	SnO_2	Shiny white	2	6-0395	+	+	-	-	-	-
Minium	Pb_3O_4	Red	1	29-0781	+	+	+	+	-	-
Calcocite	Cu_2S	Pb-like gray, with metallic brightness	2	9-0328 33-0490	+	+	++	++	++	++
Calconite	$CuSO_4 \cdot 5H_2O$	Clear blue	33	21-0816 36-0432	++	++	+	+	+	+
Anthlerite	$Cu_3(OH)_4SO_4$ or $CuSO_4 \cdot 2Cu(OH)_2$	Blackish with green tones	16	7-0407	++	++	+	+	-	-
Brochantite	$Cu_4(OH)_6SO_4$ or $CuSO_4 \cdot 3Cu(OH)_2$	Blue to clear green	83	13-0398 43-1458	++	++	+	+	+	+
Langite	$Cu_4(OH)_6SO_4 \cdot H_2O$ or $CuSO_4 \cdot 3Cu(OH)_2 \cdot H_2O$	Dark bright green	4	20-0364	++	++	++	++	++	++
Anglesite	$PbSO_4$	Grey – greenish gray	20	5-0577 36-1461	+	+	+	+	-	-
Cerrusite	$Pb_2(OH)_2CO_3$	White	2	13-0131	+	+	+	+	-	-
Gloslarite	$ZnSO_4 \cdot 7H_2O$	Grey with opalescent reflexes	5	36-1451	+	+	+	+	+	+
Gypsum	$CaSO_4 \cdot 2H_2O$	White-gray	33	21-0816 36-0432	+	+	-	-	-	-
Quarz	SiO_2	Translucid gray	7	5-0490	+	+	-	-	-	-

Calcite	$CaCO_3$	White-gray	14	5-0586 24-0027	++	++	-	-	-	-
Organic substances		Black-brownish	2	28-2016 31-1982	+	+	-	-	-	-

The complexity of the spectra and diffractogramms patterns increments from the old coins (MA) to the Romanian ones (MR). This aspect is interpreted as a result of the alloy composition and age of the artifact, but also as an effect of the aggressive action of the exogenous factors, that modified the material. It is true that some endogenous factors, related to the material and the creation technology, together with the exogenous ones, determines in most cases the mechanism o the degradation and deterioration processes. Many ancient coins were exposed to strong pedological processes (erosions and corrosions, until the collapse) or to thermal processes, that made them fragile and caused phases modifications, in most cases irreversible.

Conclusions

The paper is the third part of a series of notes that aims to establish correlations between the composition of the basic material (alloy) and the corrosion products, contaminants respectively, by analyzing the surface distribution and in the volume phase of the structures that form the natural patina of a coin. This study will allow to elaborate an experimental method for authentication.

The obtained experimental data allow the study of the corrosion and erosion mechanisms to which the coins and all the numismatic pieces are subject in time, when the so-called natural patina is formed. Its characteristics allow to draw up correlations between the composition and the distribution of the main alloy components and of those induced by the aggressive external environments or by pedological processes.

In this way, using the micro-chemical and morphological analysis on surface and sections of coins, together with the IR spectroscopy and X-ray diffraction, data concerning the composition and the distribution of the corrosion products and contaminants from the patina was obtained. These results will be applied in a complex system of age and oldness evaluation, using other modern techniques and methods of analysis.

References

1. I. Sandu, A. Dima, I.G. Sandu, **Conservarea şi restaurarea obiectelor metalice**, Ed. Corson, Iaşi 2002;
2. I. Sandu, I.G. Sandu, **Aspecte moderne privind conservarea bunurilor culturale, vol.I, Nomenclatură, tipologii şi cazuistici**, Ed. Performantica, Iaşi, 2005;
3. W. Mourey, **Conservarea antichităţilor metalice – de la săpătură la muzeu**, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1998;
4. A. Dima, I. Sandu, I. G. Sandu, I.C.A. Sandu, *„Valorization of metallic objects belonging to the national and world cultural heritage*”, în **Buletinul Institutului Politehnic din Iasi**, Tomul XLVII (LI), Fasc. 1-2, Secţia Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, (2001), p. 141 - 150;
5. I. Sandu, A. Dima, I.G. Sandu, I.C.A. Sandu, *„Effects and stages experienced by old metallic artefacts from creation to museum exhibition”*, în, **Buletinul Institutului Politehnic din Iasi**, Tomul XLVIII (LII), Fasc. 3-4, Secţia Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, (2002), p. 83;
6. C. Palache, H. Berman, C. Frondel, **The System of Mineralogy, 7th edn**, Volumul II, Ed. John Wileiy & Sons, New-York, 1951;

7. R.A. Nyquist, R.O. Kagel, **Infrared Spectra of Inorganic Compounds,** Academic Press, New-York and London, 1971;
8. * * * , **The Sadtler Standard Spectra**, Ed. Stadler Research Laboratories, Philadelphia PA, 1972;
9. * * * **JCPDS Mineral File: Joint Committee for Powder Diffraction Inorganic Search Manual**, International Centre for Diffraction Data, Swarthmore, 1992;
10. H.P. Klug, L.E. Alexander, **X-ray Diffraction Procedures for Polycrystalline and Amorphus Materials,** Ed. Wieley, New-York, 1974;
11. F.M. Helmi, *„X-ray study, geochemistry and mineralogy of some ancient Egyptian coins (Graeco-Roman period) and their natural raw materials”* în **MSc Dissertation**, Aimshams University, Cairo, 1973;
12. K. Nassau, P.K. Gallancher, A.E. Miller, T.E. Graedel, *„The Characterisation of patina components by X-ray diffraction and evolved gas analysis”* în **Corrosin Science,** 27, (1987), p. 669;
13. L.S. Selwyn, N.E. Binnie, J. Poitras, M.E. Laver, D.A. Downham, *„Outdoor Bronze Statues: Analysis of Metal and Surface Samples*” în **Studies în Conservation**, vol. 41, nr. 4 (1996), p. 205;
14. D.A. Scott, J. Podany, *„Ancient cooper alloys: some metallurgical and technological studies of Greek and Roman bronzes”* in **Small Bronzes from the Ancient World,** Ed. J. Paul Getty Museum, Malibu, California (1990), p. 31;
15. T.E. Graedel, K. Nassau, J.P. Franey, *„Copper patinas formed in the atmosphere. I. Introduction”* în **Corrosion Science,** nr. 27 (1987), p. 639.

Received May 3, 2005

[1)] „Gh. Asachi” Tehnical University of Iasi, Faculty of Material Science and Engineering
[2)] Consiglio Nazionale delle Ricerche, ICVBC, Firenze
[3)] „Al.I.Cuza” University of Iasi, Department of Cultural Heritage
[4)] National Military Muzeum, Bucureşti, Conservation Laboratory

AUTENTIFICAREA MONEDELOR VECHI DE BRONZ
II. ANALIZA MICROCHIMICĂ, IR ŞI XRD

Rezumat– *Lucrarea se refera la rezultatele experimentale obținute din analizele microchimice, IR şi XRD pentru identificarea produşilor de coroziune şi a contaminanților de suprafață, formați în timp sau în urma proceselor pedologice. Aceste rezultate pot stabili unele corelații folositoare la determinarea vârstei şi pentru autentificare.*

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.3

AUTHENTICATION OF ANCIENT BRONZE COINS III. COLORIMETRIC AND THERMOGRAVIMETRIC ANALYSES

by

IOAN GABRIEL SANDU[1], ŞTEFANIA STOLERIU[2], ION SANDU[3], ADRIAN DIMA[1], IRINA CRINA ANCA SANDU[4], ION NEACŞU[5]

Abstract *– The paper deals with the experimental results obtained through colorimetry by reflection and thermogravimetry in a dynamic regime, in order to identify the corrosion products and the surface contaminants, formed in time or following pedological processes. These data are useful for establishing correlations used in the age determination and authentication respectively.*

Keywords*: colorimetry by reflection, thermal derivatography, weight loss in a dynamic thermal regime, thermal effects, corrosion products, contaminants*

1. Introduction

The natural patina and the composition of the basic alloy are among the main aspects studied by the scientific researchers, due to the implications regarding the conservation state, the valorization by exhibition and treasuring, the age determination and the quota of value indication [1,2].

The patina, with any of its obvious forms on ancient coins (the layer of corrosion products, the surface polishing due to the use and so on) [3], is one of the most important patrimonial elements that can be used for authentication [4]. For this purpose, a series of experimental methods and modern analytical techniques, mostly destructive and invasive, can be applied, such as: thermogravimetric analysis, XRD, mass spectrometry, metallography and other [5-12]. In the last years, a series of methods were studied and these are using direct non-invasive techniques on the object, without sampling. Among these, our research group is mainly applying the colorimetry by reflection [13]. This technique allows the determination of the conservation state ad of the oldness of the objects by measuring the deviations and the chromatic alterations.

This method needs of rigorously studied reference systems and therefore in most cases it is necessary to correlate it with other techniques.

In this respect, the present paper deals with the experimental data obtained by reflection colorimetry and thermogravimetry, in view of establishing the composition of the corrosion products and of the contaminants that form the patina of the ancient bronze coins. These experimental data will be used for an expert system of age determination, that will allow the elaboration of an authentication method by comparison of two groups of characteristics: composition and physical-structural,

mechanical and optical properties of the basic alloy of the layer that forms the natural patina.

2. Experimental techniques

Three groups of ancient bronze coins, from various archaeological sites or private collections, were taken into study. In order to analyze the corrosion products and the surface contaminants, two techniques, one non-destructive, the colorimetry by reflection and another one invasive (with sampling), thermal derivatography.

2.1. Sampling and processing of materials. Materials and methods

For the derivatographic analysis, samples of three groups of ancient bronze coins were chosen, as it follows: MA – ancient coins (dated from IV-Vth century, with christian symbols), in a collapse state, from the treasure discovered in the village of Nufărul (Constanța county) in 2000, (fig. 1-a), MO – Austrian coins (Kreutzers) from 1813-1815 (fig. 1-b) and MR – Romanian coins from 1867-1881 (fig. 1-c).

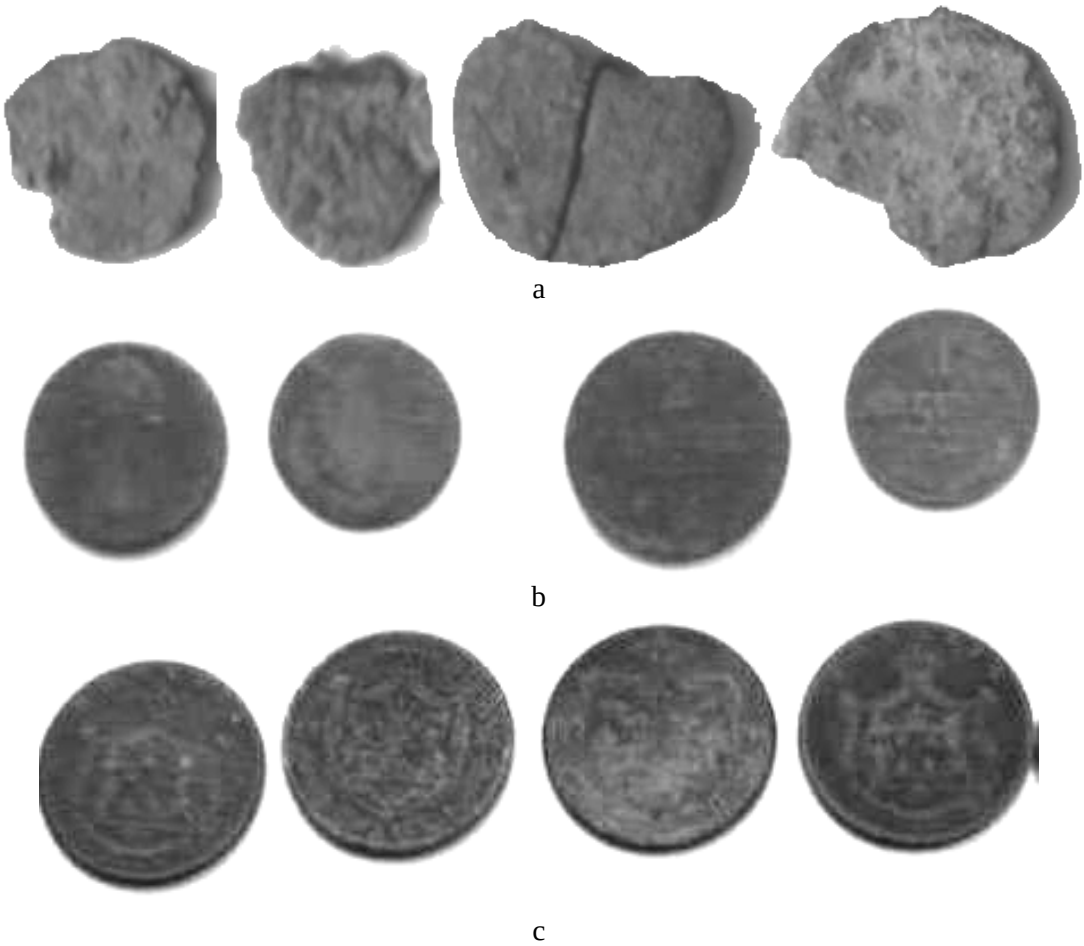


Fig. 1. Bronze coins taken into study:
a – MA; b – MO and c – MR.

The colorimetric analysis, being a non-invasive technique, was done directly on each coin.

2.2. Colorimetry by reflection

The colorimetric study was done by selecting on the surface of the coins the areas with corrosion products and area with an uniform passivated patina. A digital colorimeter with two types of optical devices (based on optical fibers) with different illumination geometries and observation angles (fig. 2 and 3), coupled with a computer with which the values R G B of the CIE colorimetric triangle were established. The analyzed areas were covered with *mylar* (PET), foreseen of small holes that delimit the measuring areas. The number of 3-5 points is corresponding to the comparison areas (basic alloy and patina). In each point the transducer was positioned directly on the material, protecting in this way its color from the contact.

Because the colorimetric analysis was applied on a non-shining surface, with rough areas, using the same light spot projected in one point, 3-5 determinations were done, in order to eliminate the errors of the measure.

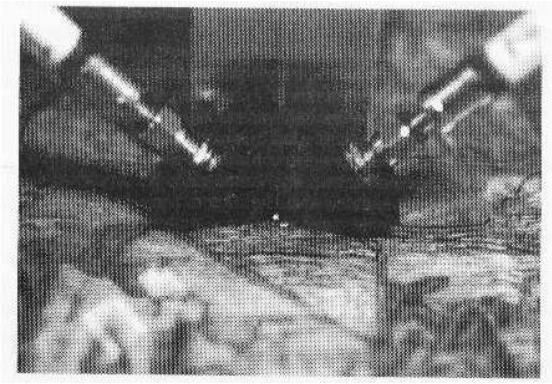


Fig. 2. Sonde 2x45°/0°

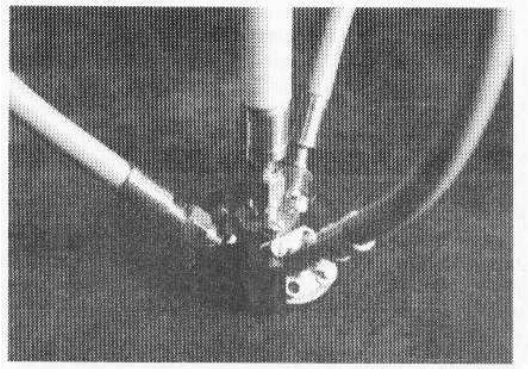


Fig. 3. Sonde d/8°

The colorimetric calculation was done on the average spectrum of each point, for which the standard deviation was successively determined. It has to be said that the analyzed areas were first cleaned with aqueous and alcohol solutions and for the alloy a side area with active corrosion was chosen for being treated with nitric acid (40%) in order to remove the corrosion layer from the metal. After the nital attack with acid, the coin was attentively cleaned with water and acetone and afterwards desiccated on filter papers.

2.3. Thermal Derivatography

The thermal processes that occurs in the samples taken into study were analyzed with a Analyser SHIMADZU DTG-TA-51H Complex instrument which simultaneous measure - thermogravimetry (TG)/ differential thermo-analysis (DTA); temperature range: room temperature to 1500°C, mass measurable range: ±20 up to ±200mg; readability: 0.001 mg; DTA measurement range: ±0.15 to ±1000 μV, sample quantity: max 1g; heating speed: 0.1 to +50°C/hour; hold time: 0 to 999 min or 0 to 999 hours, cooling method by ventilation; signal output: analog and digital; atmosphere: air; reference material: Al_2O_3.

These experimental parameters were the same for the samples made of high porosity corrosion material from the MA coins and for the thin patina of the MO and MR coins.

3. Results and discussions

Based on the experimental results of the I note [14], regarding the chemical nature of the corrosion products mainly as beautifully colored minerals, the areas for the colorimetric analysis by reflection were selected under an OLYMPUS CX21optical microscope (fig. 4).

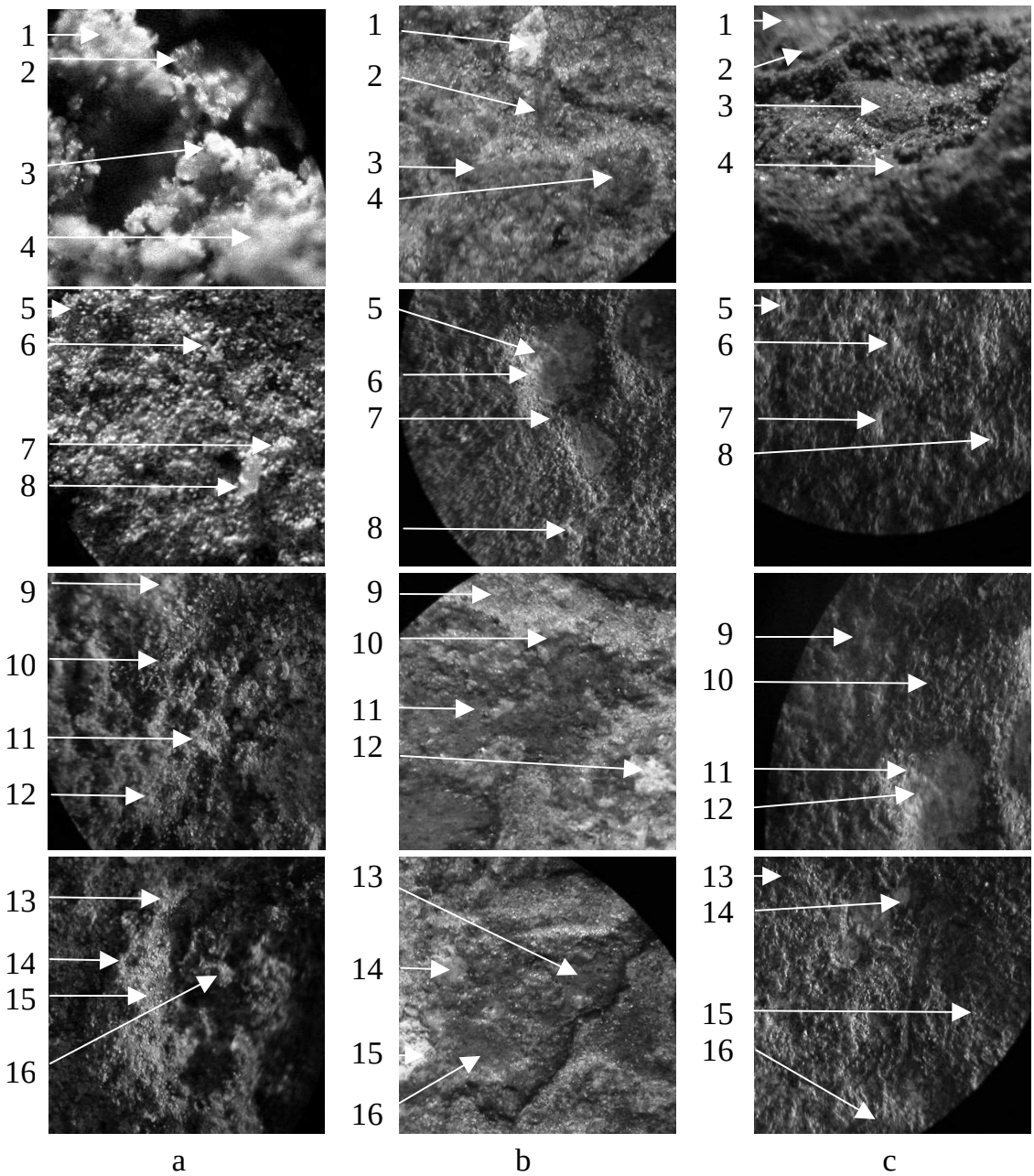


Fig. 4. Sampling areas for the colorimetric analysis: a – MA, b – MO, c – MR.

The points selected for analysis are represented by mineralogical entities more or less unpurified, both during the corrosion processes and by contamination after the pedological processes (recristallizations, dehydrations, segregations, osmoses, carbonations, sulphations, chlorination etc.).

The colorimetry has the advantage that allows a punctual analysis of the color of the microcrystallites. In this respect, the mineralogical phases, studied also with other methods [14] were identified in their major part (table 1).

Table 1. The colorimetric results (RGB) for the minerals in the structure of the patina analyzed by groups of coins

Nr. crt.	Mineral	MA coins			Mineral	MO coins			Mineral	MR coins		
		R	G	B		R	G	B		R	G	B
1	Calcite	231	246	57	Quartz	234	244	122	Antlerite	100	76	6
2	Malachite	75	140	14	Cuprite	138	58	9	Langite	159	147	27
3	Malachite	58	117	51	Malachite	62	125	21	Calcocite	165	118	28
4	Calcite	251	241	109	Cuprite	140	49	5	Cuprite	158	75	7
5	Cuprite	211	55	0	Anglesite	104	85	0	Antlerite	106	36	0
6	Cuprite	215	82	15	Gloslarite	242	206	84	Brocantite	57	55	6
7	Calcite	255	236	209	Tenorite	211	109	24	Cuprite	170	95	2
8	Quartz	216	157	39	Calcite	219	183	63	Cassiterite	231	157	60
9	Paratachamite	159	136	30	Tenorite	180	100	5	Brocantite	63	61	13
10	Minium	220	125	41	Brocantite	78	84	10	Tenorite	184	80	9
11	Tenorite	175	88	9	Cuprite	195	62	17	Atacanite	135	130	10
12	Calcocite	125	114	22	Ceruza	249	255	157	Cassiterite	236	212	62
13	Tenorite	160	116	7	Cuprite	153	45	0	Nantokite	63	31	8
14	Atacanite	149	152	19	Atacanite	139	164	36	Anglesite	112	99	7
15	Malachite	84	108	24	Gypsum	241	252	124	Cuprite	192	100	35
16	Paratachamite	134	135	31	Cuprite	182	56	16	Cuprite	180	83	41

From the table 1 the deviations and chromatic alterations can be evaluated with the relative color modifications of micro-crystallites morphologically similar in the same group of coins (table 2) or between groups (table 3).

According to the results of the table 2, only some mineralogical phases, derived from the corrosion and pedological processes, can be used for the study of the evolution of these processes in time. Malachite, cuprite, tenorite etc. are among these minerals and are formed during the corrosion processes, while calcite derives from contamination.

Tabelul 2. Differences between the R G B values in the variation field, relative to a mineral from the patina of the analyzed coins

Mineral	ΔR			ΔG			ΔB		
	MA	MO	MR	MA	MO	MR	MA	MO	MR
Malachite	26	0	-	32	0	-	37	0	-
Cuprite	4	57	86	27	17	64	15	16	34
Atacamite	0	0	0	0	0	0	0	0	0
Paratacamite	25	-	-	1	-	-	1	-	-
Tenorite	15	31	0	28	9	0	28	19	0
Calcocite	0	-	0	0	-	0	0	-	0
Anglesite	-	0	0	-	0	0	-	0	0
Nantokite	-	-	0	-	-	0	-	-	0
Brocantite	-	0	6	-	0	6	-	0	7
Antlerite	-	-	6	-	-	40	-	-	6
Gloslarite	-	0	-	-	0	-	-	0	-
Ceruse	-	0	-	-	0	-	-	0	-
Minium	0	-	-	0	-	-	0	-	-
Cassiterite	-	-	5	-	-	65	-	-	2
Calcite	24	0	-	10	0	-	52	0	-
Gypsum	-	0	-	-	0	-	-	0	-
Quartz	0	-	-	0	-	-	0	-	-

The R G B values for the same compounds (table 3) allow also the determination of characteristics with chronological value, that together with the study

of the evolution in time of the alteration processes can be used as quantitative parameters for authentication.

Tabelul 3. Differences between the R G B values relative to the same mineral from the patina of the three groups of coins

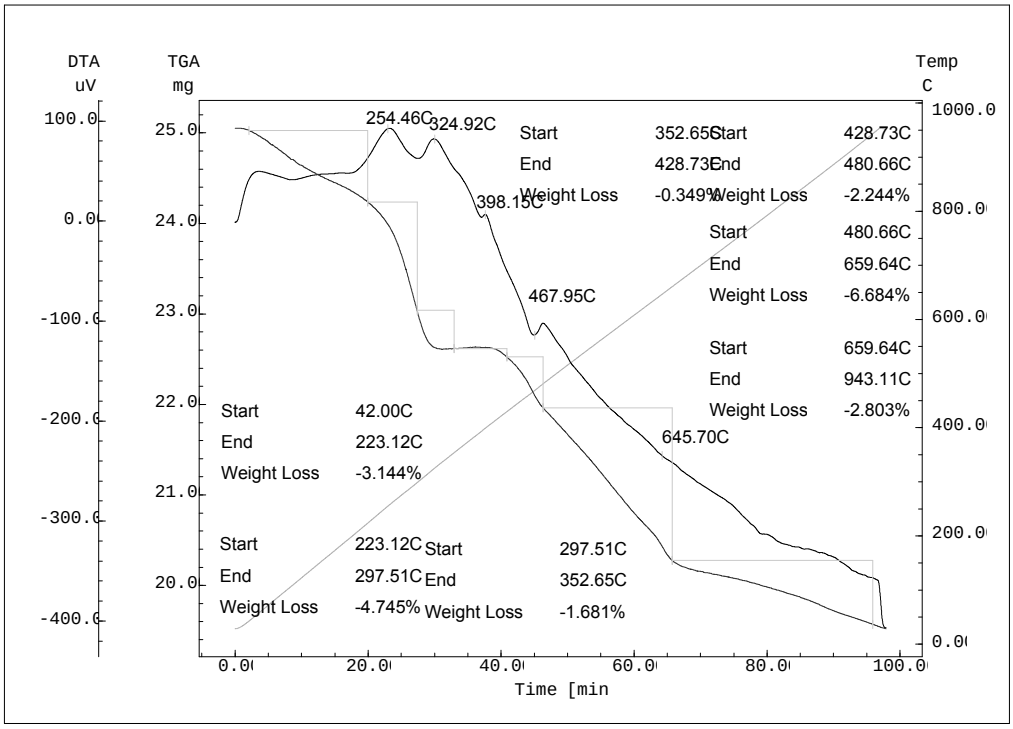
Mineral	ΔR (MA-MO)	ΔG (MA-MR)	ΔB (MO-MR)
Malachite	22	-	-
Cuprite	78	67	41
Atacamite	10	14	26
Tenorite	51	24	29
Calcocite	-	40	-
Anglesite	-	-	7
Brocantite	-	-	4
Calcite	32	-	-
Quartz	18	-	-

We should also mention that the chromatic analysis did not covered all the micro-crystallites from the structure of the patina of the analyzed coins, because it was not the intention of the present paper. The main purpose was the correlation between the colorimetric data concerning the identification of phases and their thermal behavior, studied through gravimetry.

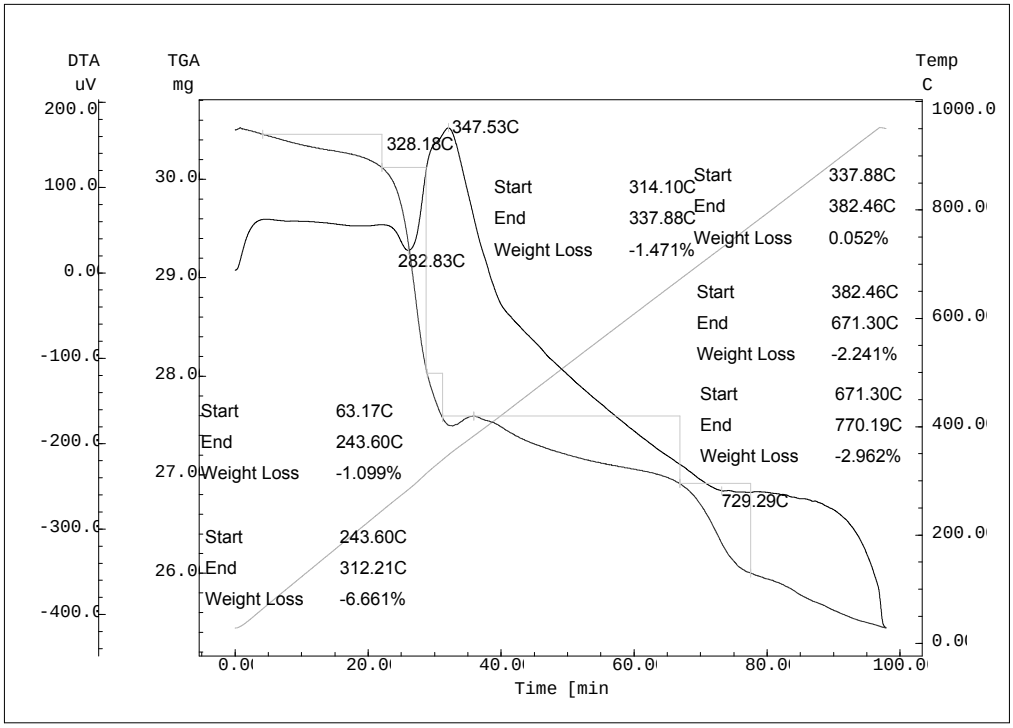
The thermal analysis, in a dynamic regime through the study of the TGA and DTA curves, allows the characterization of the weigh loss and thermal effects evolution during the gradual heating of the samples and puts in evidence the complexity of the composition of the analyzed materials. Studying the thermograms from the figure 5, important differences between the three groups of coins are obvious. In this respect, the MA coins (fig. 5) are containing besides the hygroscopic water also an important quantity of water chemically bounded (constitutive water), under the forms of coordination water, crystallization water, zeolitic water and as OH groups, that are eliminated generally under 315°C. In exchange, the MO coins (fig. 6) present over the area of water elimination a series of oxidation processes of active metallic structures, sulphides and inferior oxides. The MR coins (fig. 7), more recent, with an uniform patina and a poor composition in corrosion products, present, in a limited manner, both the interval of water elimination and the interval related to the processes of thermal decomposition of some oxides, carbonates etc.

At every group of coins can be observed that the external structures are well hydrated (fig. 5b, 6b and 7b). The hydration process rate grows with the age.

The thermogravimetry together with DSC, even they are destructive methods, allow the mathematical elaboration of the DTA curves and the obtained data can be chronologically correlated. Therefore our research group is paying a special attention to these methods. It should be underlined that these methods should be correlated with others when they have to be applied for authentication.

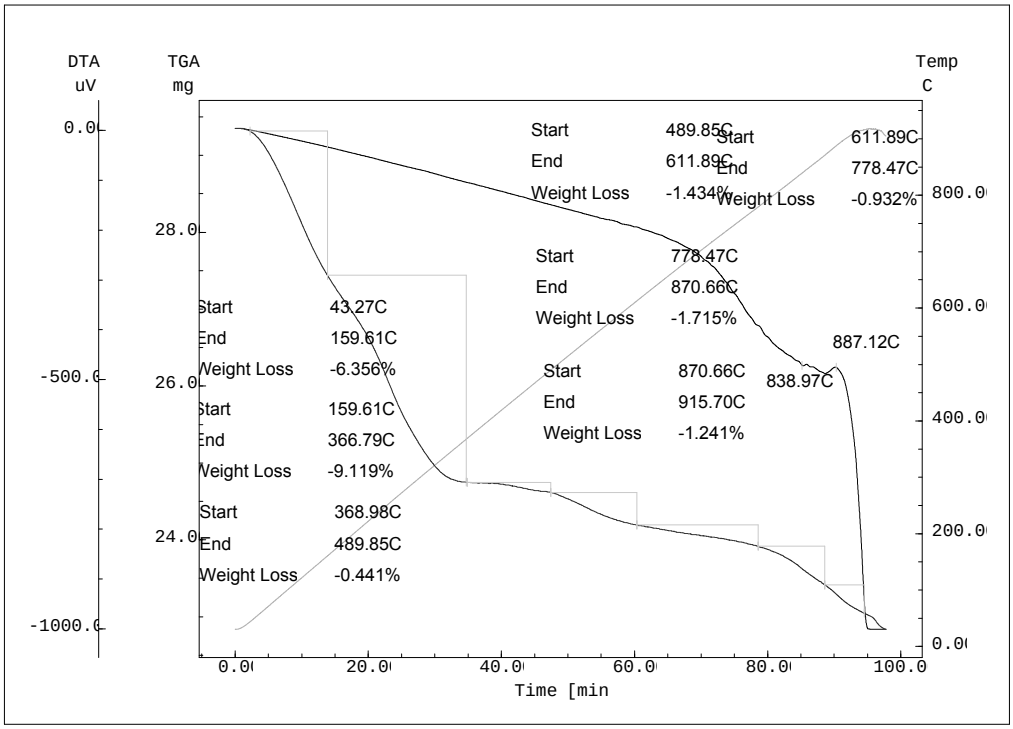


a.

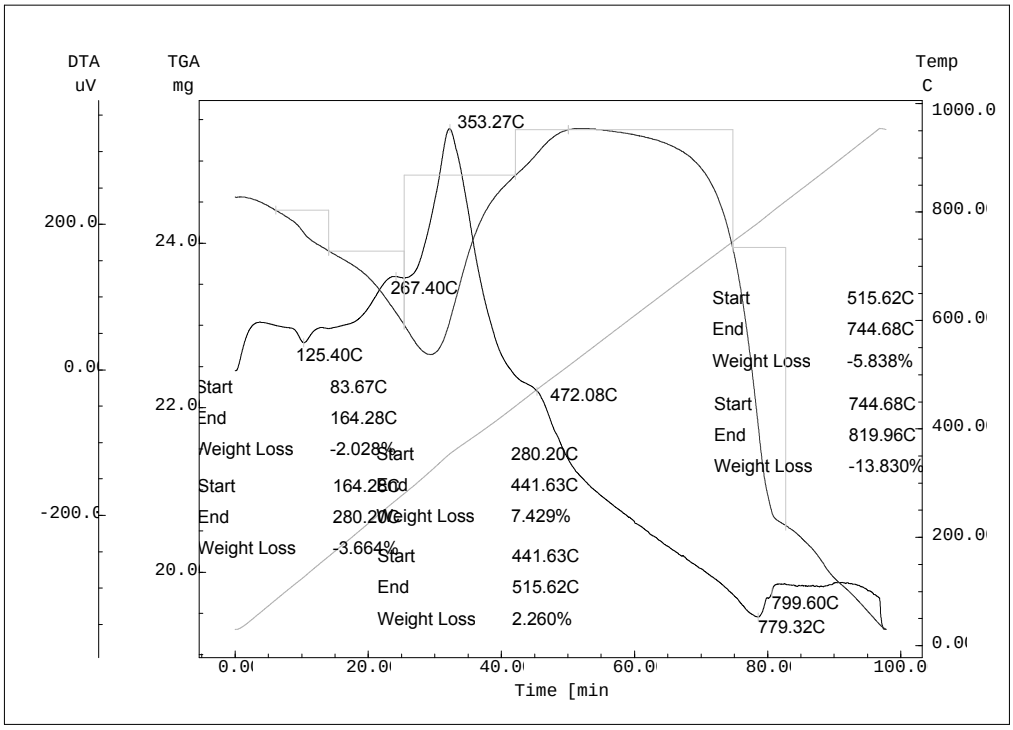


b.

Fig. 5. Derivatogramms of the corrosion products in the structure of the patina for MA coins: a – inside coin; b – at surface

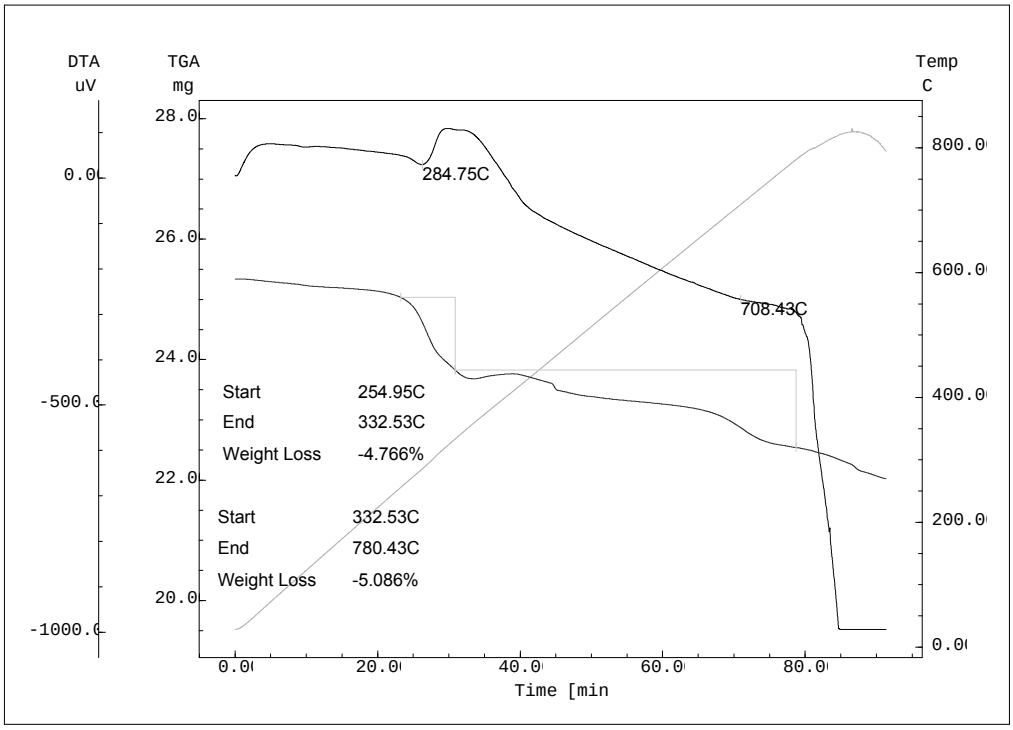


a.

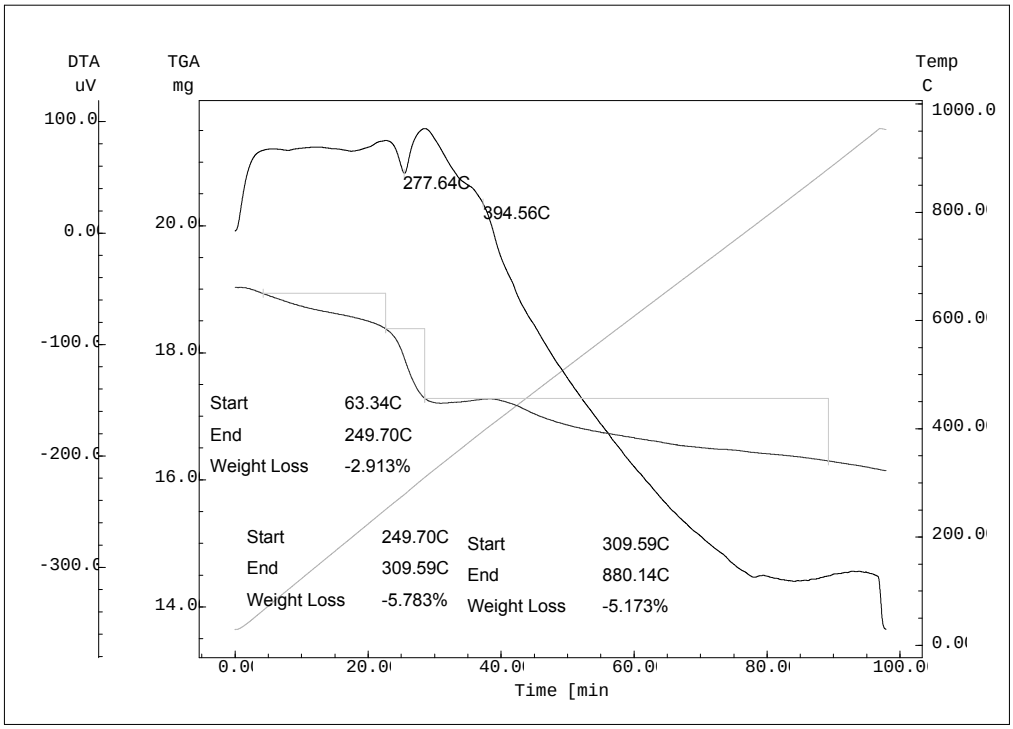


b.

Fig. 6. Derivatogramms of the corrosion products in the structure of the patina for MO coins: a – inside coin; b – at surface



a.



b.

Fig. 7. Derivatogramms of the corrosion products in the structure of the patina for MR coins: a – inside coin; b – at surface

Conclusions

The paper is the second note from a series that has the purpose of establishing correlations between the composition of the basic alloy and the corrosion products, respectively of the contaminants found in the structure of the patina of the ancient bronze coins, using the analysis of their chemical, physical, optical and structural characteristics. This study will allow the elaboration of an experimental method, as base for an expert system for authentication of ancient bronze artifacts.

The experimental data allow the deeper knowledge of the mechanisms of the corrosion and pedological processes that the coins are subject to during exhibitions or in the archaeological sites when the so-called natural patina is formed. Its characteristics are important in establishing the correlations between the composition and the distribution of the main components of the alloy and those induced by the aggressive exogeous environments or by the pedological processes.

In this way, using two analytical techniques completely different: colorimetry by reflection and thermogravimetry, the difference and the complexity of the corrosion products and contaminants formed in time as a more or less passivant layer (patina) were put in evidence for the three groups of bronze coins, of different époques.

References

1. I. Sandu, A. Dima, I.G. Sandu, **Conservarea şi restaurarea obiectelor metalice**, Ed. Corson, Iaşi 2002;
2. I. Sandu, I.G. Sandu, **Aspecte moderne privind conservarea bunurilor culturale, vol.I, Nomenclatură, tipologii şi cazuistici**, Ed. Performantica, Iaşi, 2005;
3. L. Kockaert, R.H. Marijinissen, **Dialogue avec l'oeuvre ravagee apres 250 ans de restauration**, Ed. Bibliotheque des Amis du Funds Mercator, Paribas, 1996;
4. F. Schweizer, *„Bronze objects from lake sites: from patina to biography"*, în **Ancient and Istoric Metalls** (ed. D.A. Scott, J. Podany, B. Considine), Ed. Getty Conservation Institute, Marina del Rey, California, 1994, p.33;
5. I. Sandu, I.C.A. Sandu, A. van Saanen, **Expertiza ştiinţifică a operelor de artă**, vol. I (Autentificarea şi stabilirea paternităţii), Ed. Univ. „Al.I. Cuza" Iaşi în colaborare cu Ed. Trinitas, Iaşi, 1998;
6. D.A. Scoott, **Metallography and Microstructure of Ancient and Historic Matalls,** Ed. Getty Conservation Institute, Marina del Rey, California, 1991, p.23;
7. K. Nassau, P.K. Gallancher, A.E. Miller, T.E. Graedel, *„The Characterisation of patina components by X-ray difracttion and evolved gas analysis"* în **Corrosin Science,** 27, (1987), p. 669;
8. H.P. Klug, L.E. Alexander, **X-ray Diffraction Procedures for Polycrystalline and Amorphus Materials,** Ed. Wieley, New-York, 1974;
9. N.H. Tennent, K.M. Antonio, *„Bronze disease: synthesis and characterization of botallackite, paratacamite and atacamite by IR spectroscopy"*, în **ICOM Committee for Conservation 6th Triennial Meeting**, Ottawa, (1981), p. 11;
10. R.L. Opila, *„Copper patinas: an investigation by Auger electron spectroscopy"*, în **Corrosion Science**, 27, (1987), p. 685;
11. L.S. Selwyn, N.E. Binnie, J. Poitras, M.E. Laver, D.A. Downham, *„Outdoor Bronze Statues: Analysis of Metal and Surface Samples*" în **Studies în Conservation**, vol. 41, nr. 4 (1996), p. 205;
12. D.A. Scott, J. Podany, *„Ancient cooper alloys: some metallurgical and technological studies of Greek and Roman bronzes"* in **Small Bronzes from the Ancient World,** Ed. J. Paul Getty Museum, Malibu, California (1990), p. 31;
13. I. Sandu, I.C.A. Sandu, I.G. Sandu, **Colorimetria în artă**, Ed. Corson, Iaşi, 2002;

14. I.G. Sandu, I.C.A. Sandu, A.Dima, I. Sandu, I. Neacşu, „*Ancient bronze coins authentification. I. Histochimic, mineralogic, IR and XRD Analysis*”, in în **Buletinul Institutului Politehnic din Iasi**, Tomul XLXI (LV), Fasc. 1-2, Secția Ştiința şi Ingineria Materialelor, (2005), p.;
15. D. Costache, **Analiza chimică prin metoda cinetică**, Ed. Academiei RSR, Bucureşti, 1974.

Received May 4, 2005

[1)] „Gh. Asachi” Tehnical University of Iasi, Faculty of Material Science and Engineering
[2)] Universitatea Politehnica Bucureşti, Facultatea de Chimie Industrială
[3)] „Al.I.Cuza” University of Iasi, Department of Cultural Heritage
[4)] Consiglio Nazionale delle Ricerche, ICVBC, Firenze
[5)] Muzeul Militar Național Bucureşti, Laboratorul de Restaurare

AUTENTIFICAREA MONEDELOR ANTICE DIN BRONZ
III. ANALIZA COLORIMETRICĂ ŞI TERMOGRAVIMETRICĂ

Rezumat – În lucrare se prezintă datele experimentale obținute prin analiza colorimetrică prin reflexie şi termogravimetrică în regim dinamic, pentru identificarea produşilor de coroziune de interior şi exterior şi a contaminanților de suprafață, rezultați în timp la expunere în colecții sau prin procese pedologice în situri arheologice, în vederea stabilirii unor corelații implicate în determinarea vechimii, respectiv în autentificare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.3

STUDY OF THE ARTIFICIAL PATINA OF THE RESTORED ANCIENT BRONZE ARTIFACTS

by

IOAN GABRIEL SANDU[1], ADRIAN DIMA[1], ION SANDU[2], NICOLAE SULIȚANU[3], STEFANIA STOLERIU[4], FLORIN DIACONESCU[1]

Abstract – The paper deals with the study of the patina obtained by chemical passivation of the ancient coins surfaces that were subject to interventions of restoration. A series of structural characteristics of the patina obtained with a patented procedure are compared with the characteristics of the natural patina and the cleaned basic alloy. Several modern techniques are used in the present study, such as: SEM, AFM, metallographic analysis and colorimetry by reflection.

Keywords: natural and artificial patina, passivation, mineralogical phases, SEM, AFM, metallographic analysis, colorimetry.

1. Introduction

The role and the importance of the natural patina of the ancient cultural goods, especially those made of metal that acquire it in time, either in the archaeological site either during the conservation and exhibition in a museum. This patina gives a noble value to the object and is one of the basic patrimonial elements used in authentication and has also a positive role in protecting the artefact with a passivant layer [1, 2].

Usually, the craftsmen practice of metallic artifacts used as artistic elements made of copper's alloys or with other uses (coins, medals, frames, guard life-lines chandeliers, statues and statuary groups etc.) and the conservation practice of ancient pieces of cultural heritage for obtaining polychrome patinas apply the method of artistic painting with protective layers, by brushing in a thin layer or by immersion or spraying the product. This methods have the great disadvantage of "imitating" the patina, that successively needs a complex elaboration for tones, textures and drawing. On other hand this patina has a limited resistance in time, the product used being easily altered by exfoliation, alveolization, cracking etc., and forming deposits and pellicles that become adherent and monolithic [1, 2, 3].

There are also known the passivation processes for metallic surfaces of bronze and brass, that make use of chemical passivation by oxidation and of electrochemical (anodic oxidation) passivation with aqueous acid or alkaline solutions or with alkaline melting mixtures and oxidizing salts. These procedures can be easily applied on pieces or objects of cultural heritage that have corrosions extended to all the surface, because the technique implies the total immersion in solution or melt and therefore cannot be

applied locally on limited surfaces [6 - 8]. These have also the disadvantage of a very thin, transparent passivant layer that is formed. This layer has a non-uniform unique tone, that is affected chromatically by the oxidized spots formed „in situ” or successively to passivation, in the presence of humid climatic environments.

In the last few years the restoration practice introduced pastes or a wet layer with high porosity that contain oxidizing dispersions of oxides or silver salts [9], calchonatronite, benztriazol and others [10, 11]. These procedures have the disadvantage of giving passivant structures very thin and difficult to be chromatically integrated that in time change their colour due to contamination with sub-products formed in reagents used for treatments.

The present paper deals with a patination procedure by chemical surface passivation patented by the authors [12, 13], that allows the obtaining of an uniform layer as thickness and colour, climatically resistant and adherent to metallic substrata made of copper alloys, using an alcoholic dispersion of ethylic or isopropyl alcohol , that contains Sb penta-suphide as passivant reagent (with redox and acid-base activity) and two additives, ammonium sulphide and thioureea, structurally characterized by AFM, SEM and colorimetry by reflection. In order to render easier the experiments the samples taken into study are ancient coins, that are the smallest pieces made of copper alloys from, among the objects of cultural heritage. Moreover, their abundance as number, the diversity as alloy composition and casuistic indicate the coins as more appropriate for various studies and researches.

2. Experimental techniques

2.1. Sampling and obtaining the patina of the restored areas

The analyses were done on a group of Romanian bronze coins that circulated between 1867 and 1888 and that presented a very good natural patina.

Half of the front and back sides was treated by immersion in an aqueous solution of nitric acid 40%, in this way being removed the patina and the corrosion products. Afterwards the coins were washed, cleaned and dried. Half of the cleaned area and was re-varnished by brush with a dispersion containing ethylic alcohol and Sb penta-sulphide as passivant reagent (with redox and acid-base activity) and two additives, ammonium sulphide and thioureea. The alcoholic dispersion was obtained by finely grinding the three components and mixing them with gradually added quantities of alcohol. Successively the dispersion was applied on the cleaned surface by brush and friction, at the room temperature for 5 minutes. After the washing with alcohol of the treated area and drying with compressed air device, a protective was applied in a very thin, transparent layer of alcoholic solution of propolis [14].

The so treated coins were analysed by Scanning electron microscopy (SEM), high force microscopy (AFM), metallography (MM) and colorimetry by reflection (CR).

2.2. Scanning Electron Microscopy (SEM)

Scanning Electron Microscopy was done with an electron microscope HITACHI S2600N with EDAX spectrometer, with two functions:

- Image analysis with secondary electron detector (SE): resolution: up to 4.0 nm (at 25 kV in high vacuum mode); magnification range: 15x to 300,000x; accelerating voltage:0.5 kV to 30kV;300,000x
- Element mapping with energy dispersive x-ray spectrometer (EDAX): 72 elements from sodium to uranium (up to 8 elements simultaneously) are displayed and automatically overlaid.

2.3. Atomic Force Microscopy (AFM)

An atomically sharp tip is scanned over a surface with feedback mechanisms that enable the piezo-electric scanners to maintain the tip at a constant force (to obtain height information), or height (to obtain force information) above the sample surface. The force between the tip and the sample surface is very small, usually less than 10^{-9} N. AFMs can achieve a resolution of 10 pm, and unlike electron microscopes, can image samples in air. By using AFM can be obtained information on 3-Dimensional topography of surfaces, metrology and analysis of sub-micron phase distribution in metals, thin film mechanical and physical property characterization, defect imaging in metal failure analysis etc.

2.4. Metallographic analysis

For the metallographic analysis a Zeiss – Neophot metallographic microscope was used, and for the nital attack solutions of 25 cm^3 HCl (1,19 g/cm^3) and 75 cm^3 HNO_3 40% were prepared. The samples wee immersed for 5-10 seconds, and successively washed under water jet.

2.5. Colorimetry by reflection

The colorimetric study was done by selecting on the surface of the coins the areas with corrosion products and area with an uniform passivated patina. A digital colorimeter with two types of optical devices (based on optical fibers) with different illumination geometries and observation angles, coupled with a computer with which the values R G B of the CIE colorimetric triangle were established. The analyzed areas were covered with *mylar* (PET), foreseen of small holes that delimit the measuring areas. The number of 3-5 points is corresponding to the comparison areas (basic alloy and patina). In each point the transducer was positioned directly on the material, protecting in this way its colour from the contact.

Because the colorimetric analysis was applied on a non-shining surface, with rough areas, using the same light spot projected in one point, 3-5 determinations were done, in order to eliminate the errors of the measure.

The colorimetric calculation was done on the average spectrum of each point, for which the standard deviation was successively determined. It has to be said that the analysed areas were first cleaned with aqueous and alcohol solutions and for the alloy a side area with active corrosion was chosen for being treated with nitric acid (40%) in order to remove the corrosion layer from the metal. After the nital attack with acid, the coin was attentively cleaned with water and acetone and afterwards desiccated on filter papers.

3. Results and discussions

A group of coins, that circulated on our territory between 1867 and 1888, now in a private collection, was taken into study The coins have the natural patina very well preserved on the entire surface. The analysts considered also coins with areas affected by active corrosion processes (fig. 1.), that were cleaned, some on half of the surface (for comparison) and others on the entire surface, being removed both the natural patina and the corrosion products and contaminants.

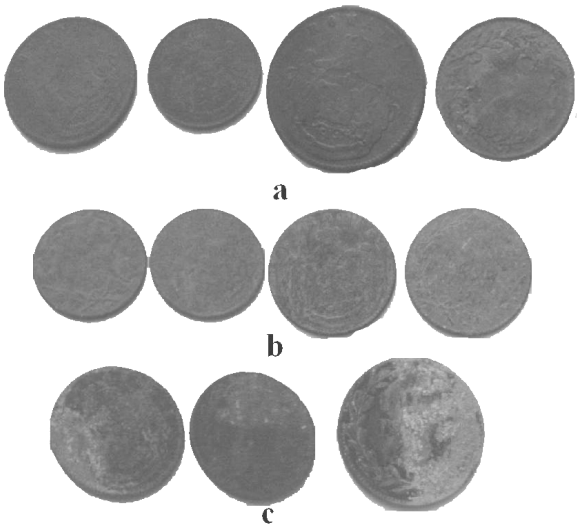
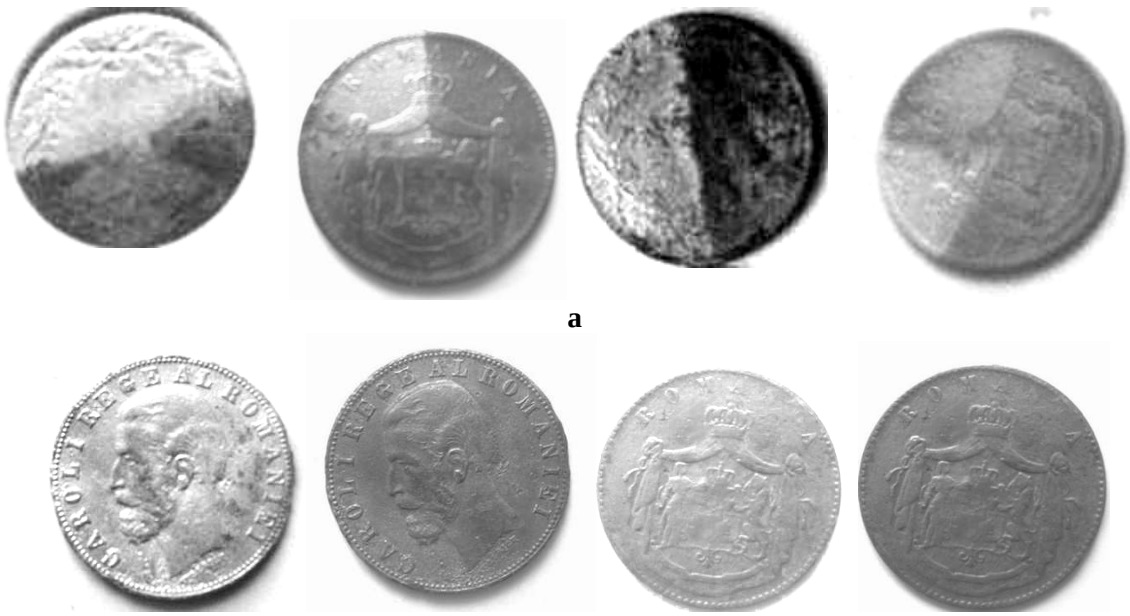


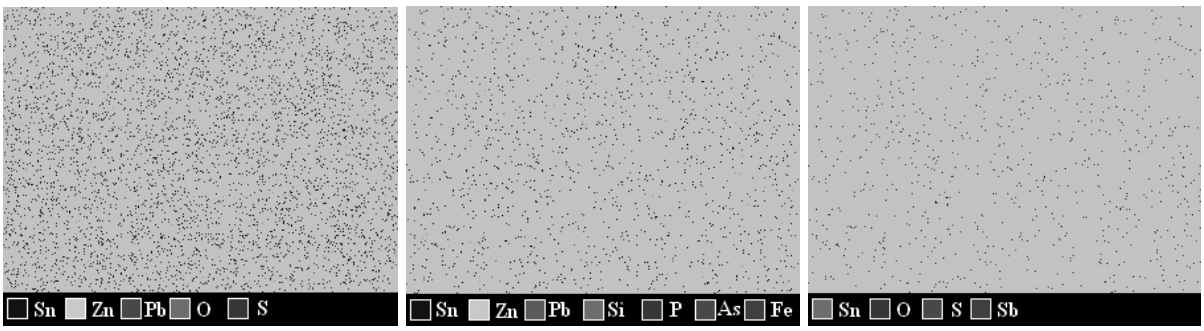
Fig. 1. Coins taken into study: a – with well preserved patina ;
b – with patina and slow extended corrosion ; c – with patina and active corrosion



b

Fig. 2. Cleaned and varnished coins:
a – on half of the surface for comparison; b – on the entire surface;

The SEM analysis put in evidence the distribution of the structural components in the natural patina (coin as collection piece), in the basic alloy (cleaned coin) and in the re-varnished structure (Fig. 3).

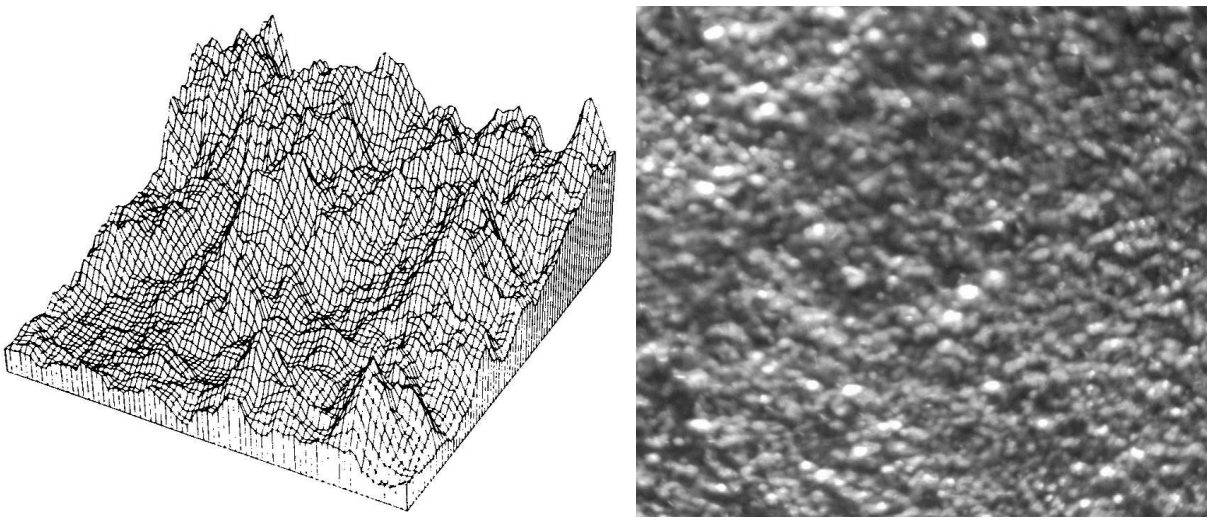


a b c

Fig. 3. Distribution of atoms by SEM analysis for:
a – ancient patina; b – basic cleaned alloy; c – re-varnished structure

It can be observed the presence of the oxygen and sulphur atoms both in the ancient patina and in the newly obtained artificial patina, the last having also Sb atoms in composition (a limited number). It can be also observed the uniform distribution of passivant microelements and their crowding in function of the type of patina, natural or artificial.

Figure 4 shows the AFM topography of passivated surface. The AFM images emphasized the uniform distribution of the surface structures after the repatination.



a **b**

Fig. 4. AFM topography of the repatinated surface:
a -3D surface profile image; b – top view surface image.

The figure 5 gives the compared images obtained by metallographic analysis, in which the structures of natural patina under the form of cracked, eroded surface (fig.

5a), the crystalline phases of basic alloy (fig. 5b) and the homogenous structures of the artificial patina (fig. 5c).

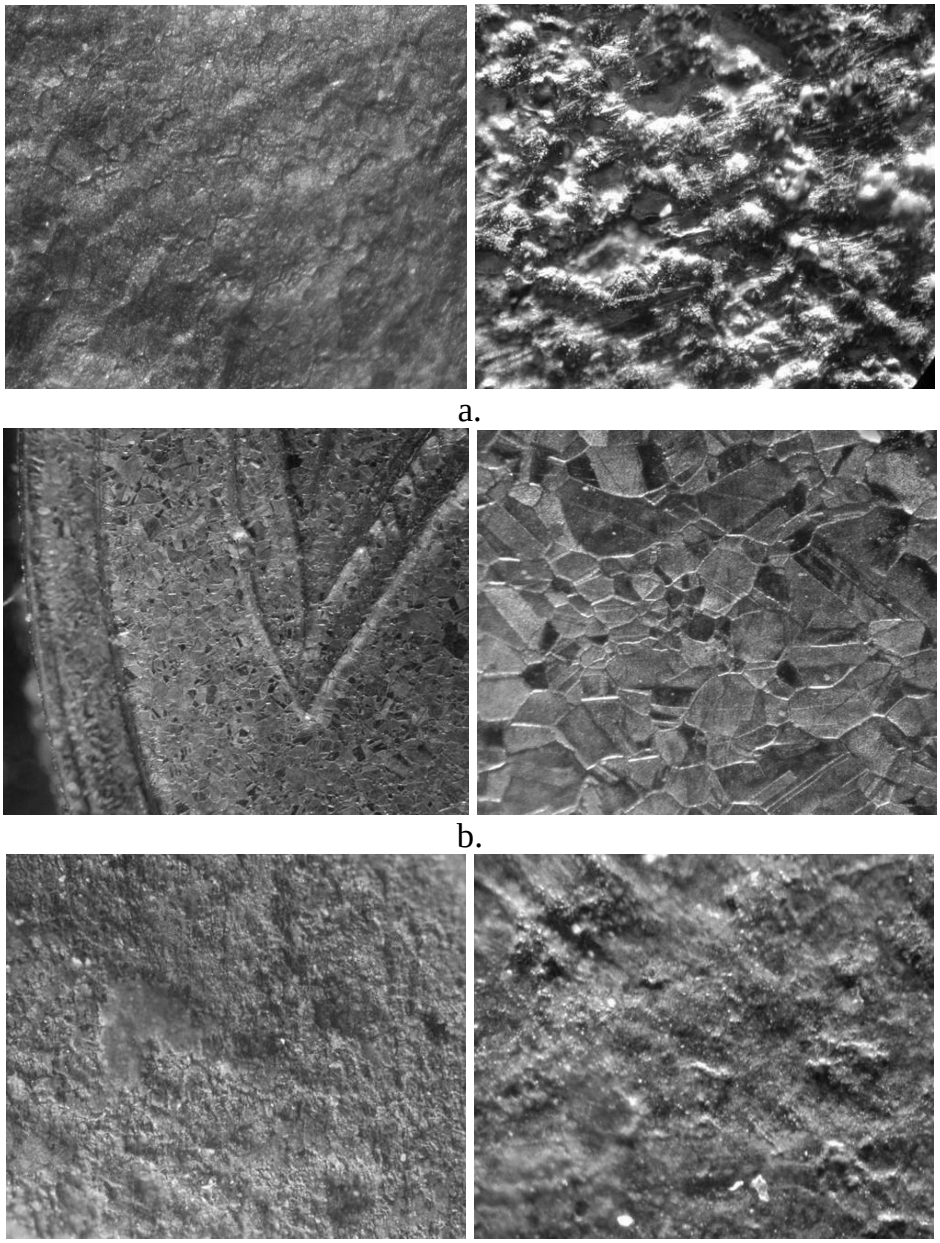


Fig. 5. Metallographic images (40X and 200X):
a – natural patina, b – metal cleaned by nital attack; c – re-varnished surface

The colorimetric analysis took into consideration areas of structures with a homogenous colour. In this respect, for the natural patina (fig. 6a) the measures were done in the points corresponding to some minerals of similar background colour (cuprite, calcocite and tenorite), for the cleaned coin (fig. 6b), in the points with an homogeneous colour corresponding to brass, and for the re-varnished areas (fig. 6c) in the points corresponding to the same minerals as for the natural patina (cuprite, calcocite and tenorite).

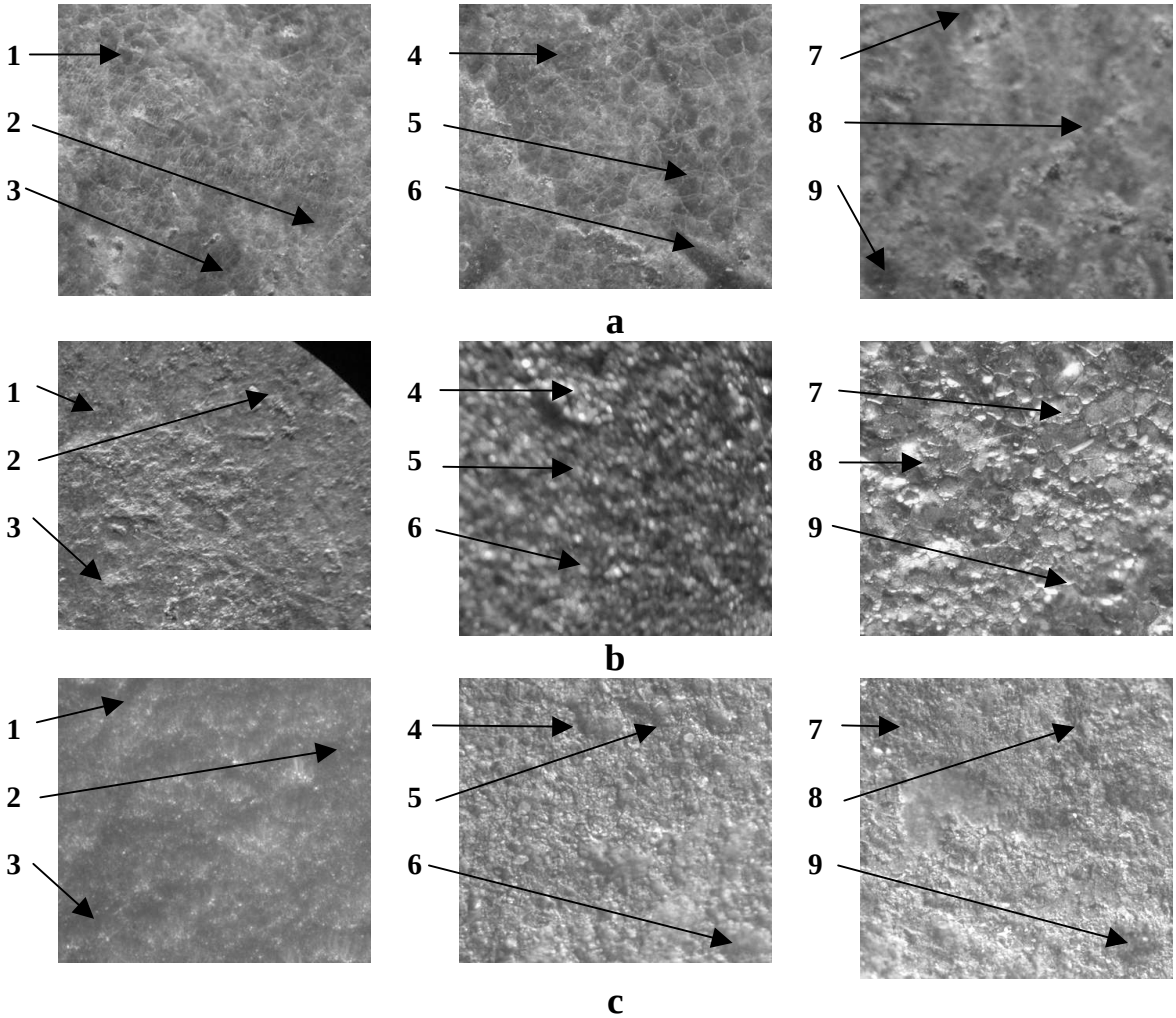


Fig. 6. Images of the surfaces used for colorimetric analysis: a – natural patina; b – cleaned coin; c – artificial patina.

The data obtained from the colorimetric measures for the three types of surfaces: natural patina, cleaned main alloy and artificial patina are reported in the table 1.

Table 1. The colorimetric results (RGB) for the minerals in the structure of the patina analysed by groups of coins

N.	Natural patina			Main alloy			Artificial patina		
	R	G	B	R	G	B	R	G	B
1	121	90	26	223	114	49	114	51	20
2	112	77	11	235	135	75	117	57	29
3	129	93	17	235	119	60	106	64	27
4	124	92	35	229	124	56	105	58	32
5	106	71	5	243	150	81	100	44	17
6	117	86	22	233	110	50	103	45	7
7	122	86	24	244	89	33	121	55	3
8	141	106	25	255	131	75	118	51	25
9	105	49	2	255	145	77	120	55	10

It can be observed that the variation field of the three parameters RGB for each type of material (natural patina, cleaned main alloy or artificial patina) is quite limited and that proves the chromatic homogeneity of the surface structures. Among them the cleaned main alloy and the artificial patina have a certain homogeneity of the tone, while the natural patina has a larger variation of the colours that correspond to a wider number of minerals that are formed in time from the interaction with the exogenous agents.

4. Conclusions

The paper deals with the characteristic of the patina obtained through a patination procedure of ancient bronze coins in the areas restored by chemical, redox and acid-base passivation under the form of an uniform layer as thickness and colour, climatically resistant and adherent to the substrate.

These passivating structures were analysed by scanning electron microscopy (SEM), high force microscopy (AFM), metallography (MM) and colorimetry by reflection (CR),that put in evidence the uniform characteristics of the distribution of microelements in the phases of natural patina, of the area under the natural patina (obtained by its pickling) and of the cleaned and re-varnished area.

References

1. I. Sandu, A. Dima, I.G. Sandu, **Conservarea şi restaurarea obiectelor metalice**, Ed. Corson, Iaşi, 2002;
2. I. Sandu, I.G. Sandu, **Aspecte moderne privind conservarea bunurilor culturale, vol.I, Nomenclatură, tipologii şi cazuistici**, Ed. Performantica, Iaşi, 2005;
3. W. Mourey, **Conservarea antichităților metalice – de la săpătură la muzeu**, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1998;
4. A. Marinescu, Gh. Andonianț, E. Bay, **Tehnologii electrochimice şi chimice de protecție a materialelor metalice,** Ed. Tehnică, Bucureşti, 1984;
5. L. Oniciu, E. Grunwald, **Galvanotehnica**, Ed. Ştiințifică şi Enciclopedică, Bucureşti, 1980;
6. Brevet US 4919787;
7. Brevet EP 0149720;
8. Brevet RO 113660;
9. V.C. Sharma, U. S. Lal. M.V. Nair, „ Zinc dust treatment – an effective method for the control of bronze desease on excavated objects", in **Stud. in Conserv.**, 40, 2, May (1995), p. 110;
10. C.V. Horie, J.A. Vint, „Chalconatronite: a by-product of conservation", **Stud. in Conserv.**, 27, (1982), p185;
11. W.D. Richey, „The interaction of benzotriazole with copper compounds" in **ICOM Committee for Conservation Triennial Meeting**, Madrid (1972), p. 14;
12. I.G. Sandu, A. Dima, I. Sandu, L. Roibu, A.V. Sandu, "*Procedeu de patinare artistică a pieselor metalice"*, Dosar OSIM nr. A00128/2004
13. I. G. Sandu, A. Dima, I. Sandu, N. Sulițanu, Ş. Stoleriu, I. Neacşu, A.V. Sandu, "*Procedeu de repatinare a pieselor din bronz şi alamă"*, Dosar OSIM nr. A00236/2005.

Received May 8, 2005

[1)] „Gh. Asachi" Tehnical University of Iasi, Faculty of Material Science and Engineering
[2)] „Al.I.Cuza" University of Iasi, Department of Cultural Heritage
[3)] „Al.I.Cuza" University of Iasi, Department of Solid Physics
[4)] Politehnical University Bucharest, Faculty of Industrial Chemistry

Studiul patinei artificiale obținute pe zonele restaurate a pieselor vechi din bronz

Rezumat – Lucrarea se referă la studiul patinei, obținute prin pasivarea chimică a suprafețelor monedelor vechi, care au suferit intervenții de restaurare. Sunt prezentate comparativ o serie de caracteristici structurale ale patinei obținute conform unui procedeu revendicat de autori în raport cu patina de vechime şi aliajul de bază curățat prin decapare. În acest studio se implică o serie de tehnici moderne, cum ar fi: SEM, AFM, analiza metalografică şi colorimetria prin reflexie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.3

STUDY OF THE ARTIFICIAL PATINA OF THE RESTORED ANCIENT BRONZE ARTIFACTS

by

IOAN GABRIEL SANDU[1], ADRIAN DIMA[1], ION SANDU[2], NICOLAE SULIȚANU[3], STEFANIA STOLERIU[4], FLORIN DIACONESCU[1]

Abstract – The paper deals with the study of the patina obtained by chemical passivation of the ancient coins surfaces that were subject to interventions of restoration. A series of structural characteristics of the patina obtained with a patented procedure are compared with the characteristics of the natural patina and the cleaned basic alloy. Several modern techniques are used in the present study, such as: SEM, AFM, metallographic analysis and colorimetry by reflection.

Keywords: natural and artificial patina, passivation, mineralogical phases, SEM, AFM, metallographic analysis, colorimetry.

1. Introduction

The role and the importance of the natural patina of the ancient cultural goods, especially those made of metal that acquire it in time, either in the archaeological site either during the conservation and exhibition in a museum. This patina gives a noble value to the object and is one of the basic patrimonial elements used in authentication and has also a positive role in protecting the artefact with a passivant layer [1, 2].

Usually, the craftsmen practice of metallic artifacts used as artistic elements made of copper's alloys or with other uses (coins, medals, frames, guard life-lines chandeliers, statues and statuary groups etc.) and the conservation practice of ancient pieces of cultural heritage for obtaining polychrome patinas apply the method of artistic painting with protective layers, by brushing in a thin layer or by immersion or spraying the product. This methods have the great disadvantage of "imitating" the patina, that successively needs a complex elaboration for tones, textures and drawing. On other hand this patina has a limited resistance in time, the product used being easily altered by exfoliation, alveolization, cracking etc., and forming deposits and pellicles that become adherent and monolithic [1, 2, 3].

There are also known the passivation processes for metallic surfaces of bronze and brass, that make use of chemical passivation by oxidation and of electrochemical (anodic oxidation) passivation with aqueous acid or alkaline solutions or with alkaline melting mixtures and oxidizing salts. These procedures can be easily applied on pieces or objects of cultural heritage that have corrosions extended to all the surface, because the technique implies the total immersion in solution or melt and therefore cannot be

applied locally on limited surfaces [6 - 8]. These have also the disadvantage of a very thin, transparent passivant layer that is formed. This layer has a non-uniform unique tone, that is affected chromatically by the oxidized spots formed „in situ” or successively to passivation, in the presence of humid climatic environments.

In the last few years the restoration practice introduced pastes or a wet layer with high porosity that contain oxidizing dispersions of oxides or silver salts [9], calchonatronite, benztriazol and others [10, 11]. These procedures have the disadvantage of giving passivant structures very thin and difficult to be chromatically integrated that in time change their colour due to contamination with sub-products formed in reagents used for treatments.

The present paper deals with a patination procedure by chemical surface passivation patented by the authors [12, 13], that allows the obtaining of an uniform layer as thickness and colour, climatically resistant and adherent to metallic substrata made of copper alloys, using an alcoholic dispersion of ethylic or isopropyl alcohol , that contains Sb penta-suphide as passivant reagent (with redox and acid-base activity) and two additives, ammonium sulphide and thioureea, structurally characterized by AFM, SEM and colorimetry by reflection. In order to render easier the experiments the samples taken into study are ancient coins, that are the smallest pieces made of copper alloys from, among the objects of cultural heritage. Moreover, their abundance as number, the diversity as alloy composition and casuistic indicate the coins as more appropriate for various studies and researches.

2. Experimental techniques

2.1. Sampling and obtaining the patina of the restored areas

The analyses were done on a group of Romanian bronze coins that circulated between 1867 and 1888 and that presented a very good natural patina.

Half of the front and back sides was treated by immersion in an aqueous solution of nitric acid 40%, in this way being removed the patina and the corrosion products. Afterwards the coins were washed, cleaned and dried. Half of the cleaned area and was re-varnished by brush with a dispersion containing ethylic alcohol and Sb penta-sulphide as passivant reagent (with redox and acid-base activity) and two additives, ammonium sulphide and thioureea. The alcoholic dispersion was obtained by finely grinding the three components and mixing them with gradually added quantities of alcohol. Successively the dispersion was applied on the cleaned surface by brush and friction, at the room temperature for 5 minutes. After the washing with alcohol of the treated area and drying with compressed air device, a protective was applied in a very thin, transparent layer of alcoholic solution of propolis [14].

The so treated coins were analysed by Scanning electron microscopy (SEM), high force microscopy (AFM), metallography (MM) and colorimetry by reflection (CR).

2.2. Scanning Electron Microscopy (SEM)

Scanning Electron Microscopy was done with an electron microscope HITACHI S2600N with EDAX spectrometer, with two functions:

- Image analysis with secondary electron detector (SE): resolution: up to 4.0 nm (at 25 kV in high vacuum mode); magnification range: 15x to 300,000x; accelerating voltage:0.5 kV to 30kV;300,000x
- Element mapping with energy dispersive x-ray spectrometer (EDAX): 72 elements from sodium to uranium (up to 8 elements simultaneously) are displayed and automatically overlaid.

2.3. Atomic Force Microscopy (AFM)

An atomically sharp tip is scanned over a surface with feedback mechanisms that enable the piezo-electric scanners to maintain the tip at a constant force (to obtain height information), or height (to obtain force information) above the sample surface. The force between the tip and the sample surface is very small, usually less than 10^{-9} N. AFMs can achieve a resolution of 10 pm, and unlike electron microscopes, can image samples in air. By using AFM can be obtained information on 3-Dimensional topography of surfaces, metrology and analysis of sub-micron phase distribution in metals, thin film mechanical and physical property characterization, defect imaging in metal failure analysis etc.

2.4. Metallographic analysis

For the metallographic analysis a Zeiss – Neophot metallographic microscope was used, and for the nital attack solutions of 25 cm^3 HCl (1,19 g/cm^3) and 75 cm^3 HNO_3 40% were prepared. The samples wee immersed for 5-10 seconds, and successively washed under water jet.

2.5. Colorimetry by reflection

The colorimetric study was done by selecting on the surface of the coins the areas with corrosion products and area with an uniform passivated patina. A digital colorimeter with two types of optical devices (based on optical fibers) with different illumination geometries and observation angles, coupled with a computer with which the values R G B of the CIE colorimetric triangle were established. The analyzed areas were covered with *mylar* (PET), foreseen of small holes that delimit the measuring areas. The number of 3-5 points is corresponding to the comparison areas (basic alloy and patina). In each point the transducer was positioned directly on the material, protecting in this way its colour from the contact.

Because the colorimetric analysis was applied on a non-shining surface, with rough areas, using the same light spot projected in one point, 3-5 determinations were done, in order to eliminate the errors of the measure.

The colorimetric calculation was done on the average spectrum of each point, for which the standard deviation was successively determined. It has to be said that the analysed areas were first cleaned with aqueous and alcohol solutions and for the alloy a side area with active corrosion was chosen for being treated with nitric acid (40%) in order to remove the corrosion layer from the metal. After the nital attack with acid, the coin was attentively cleaned with water and acetone and afterwards desiccated on filter papers.

3. Results and discussions

A group of coins, that circulated on our territory between 1867 and 1888, now in a private collection, was taken into study The coins have the natural patina very well preserved on the entire surface. The analysts considered also coins with areas affected by active corrosion processes (fig. 1.), that were cleaned, some on half of the surface (for comparison) and others on the entire surface, being removed both the natural patina and the corrosion products and contaminants.

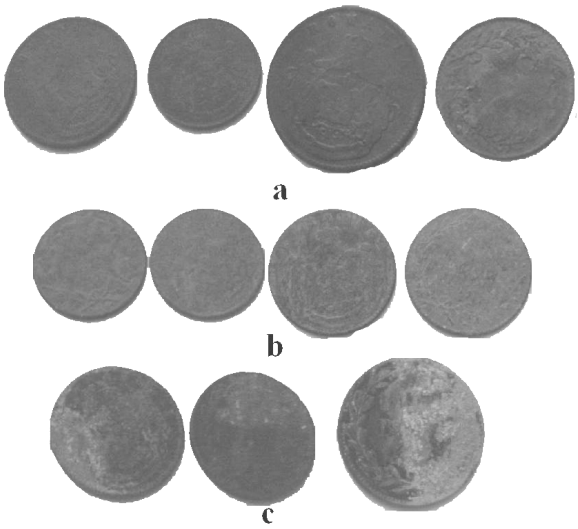
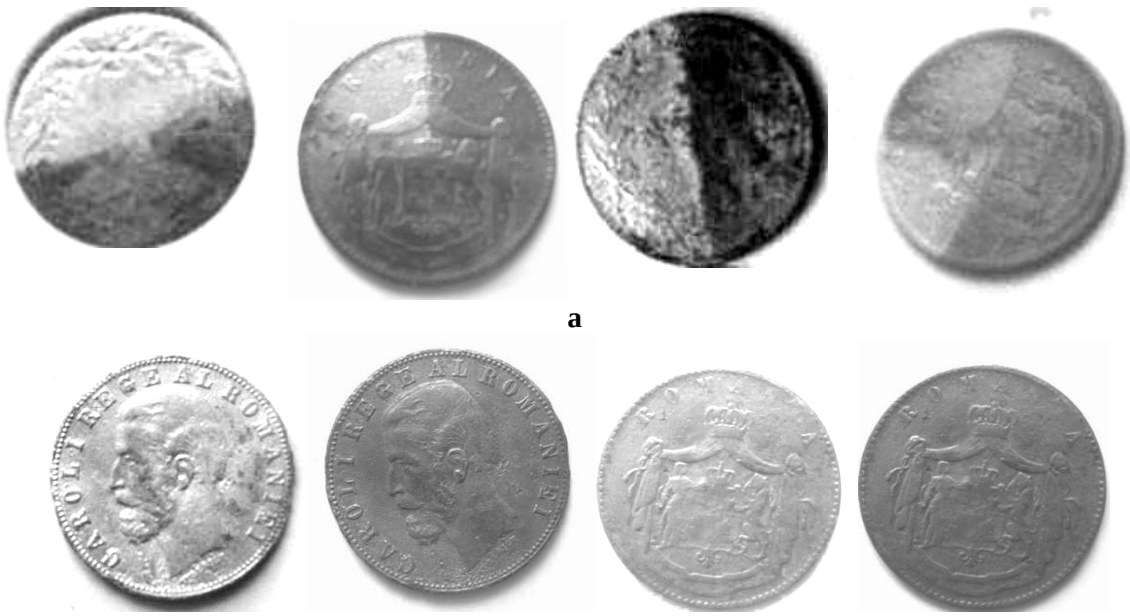


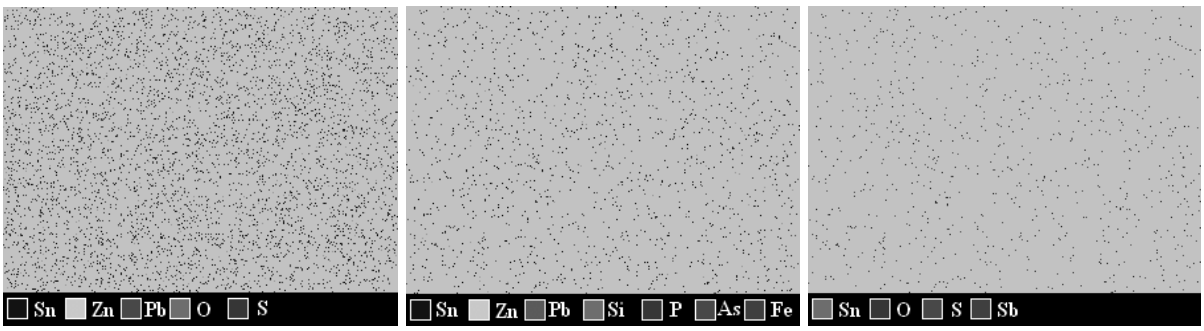
Fig. 1. Coins taken into study: a – with well preserved patina ;
b – with patina and slow extended corrosion ; c – with patina and active corrosion



b

Fig. 2. Cleaned and varnished coins:
a – on half of the surface for comparison; b – on the entire surface;

The SEM analysis put in evidence the distribution of the structural components in the natural patina (coin as collection piece), in the basic alloy (cleaned coin) and in the re-varnished structure (Fig. 3).

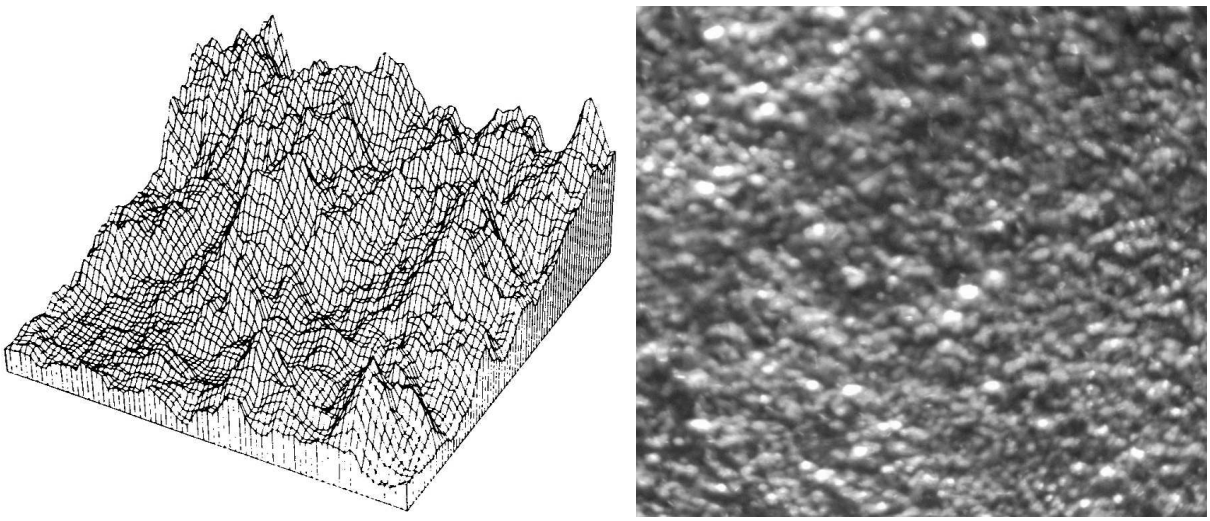


a b c

Fig. 3. Distribution of atoms by SEM analysis for:
a – ancient patina; b – basic cleaned alloy; c – re-varnished structure

It can be observed the presence of the oxygen and sulphur atoms both in the ancient patina and in the newly obtained artificial patina, the last having also Sb atoms in composition (a limited number). It can be also observed the uniform distribution of passivant microelements and their crowding in function of the type of patina, natural or artificial.

Figure 4 shows the AFM topography of passivated surface. The AFM images emphasized the uniform distribution of the surface structures after the repatination.



a **b**

Fig. 4. AFM topography of the repatinated surface:
a -3D surface profile image; b – top view surface image.

The figure 5 gives the compared images obtained by metallographic analysis, in which the structures of natural patina under the form of cracked, eroded surface (fig.

5a), the crystalline phases of basic alloy (fig. 5b) and the homogenous structures of the artificial patina (fig. 5c).

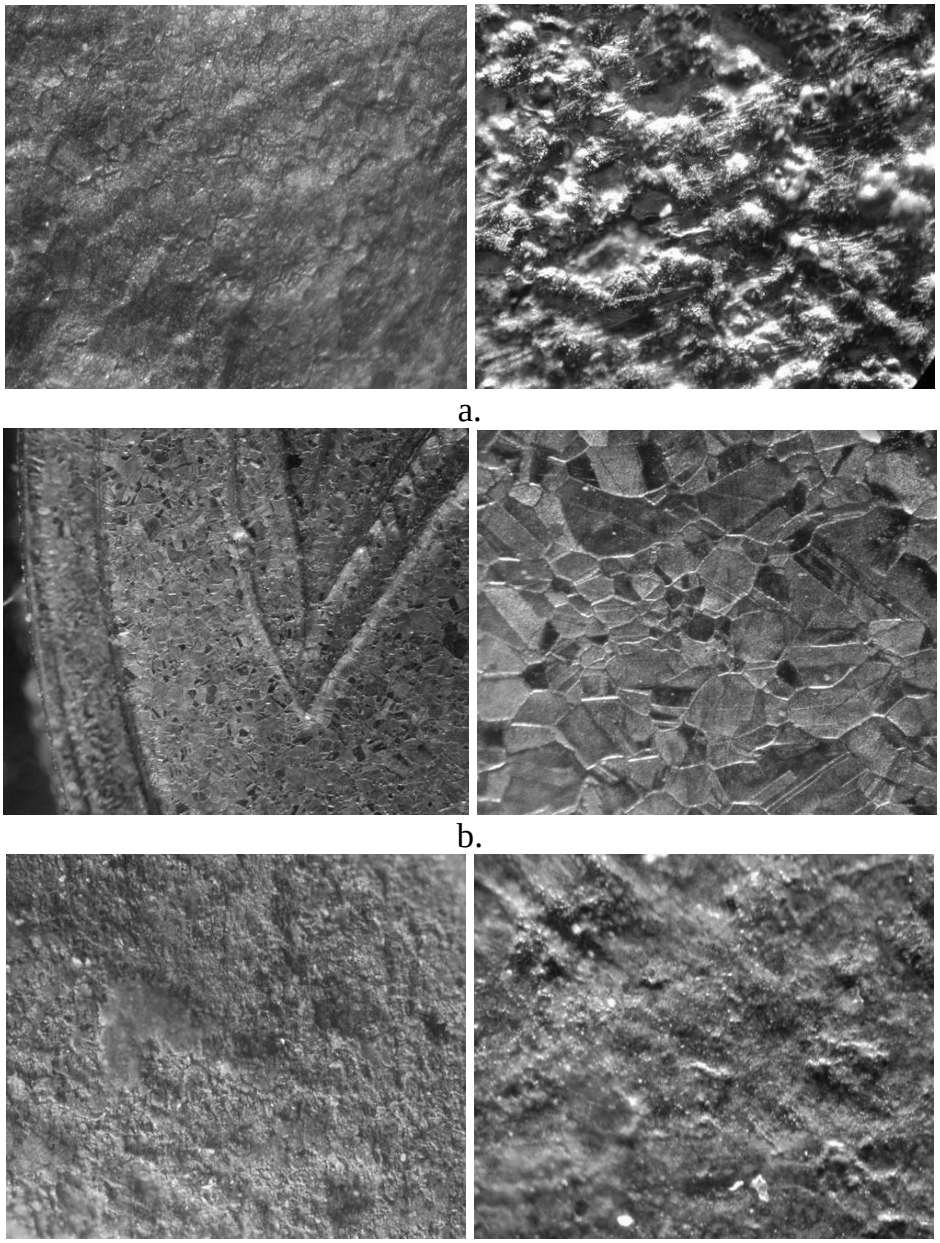


Fig. 5. Metallographic images (40X and 200X):
a – natural patina, b – metal cleaned by nital attack; c – re-varnished surface

The colorimetric analysis took into consideration areas of structures with a homogenous colour. In this respect, for the natural patina (fig. 6a) the measures were done in the points corresponding to some minerals of similar background colour (cuprite, calcocite and tenorite), for the cleaned coin (fig. 6b), in the points with an homogeneous colour corresponding to brass, and for the re-varnished areas (fig. 6c) in the points corresponding to the same minerals as for the natural patina (cuprite, calcocite and tenorite).

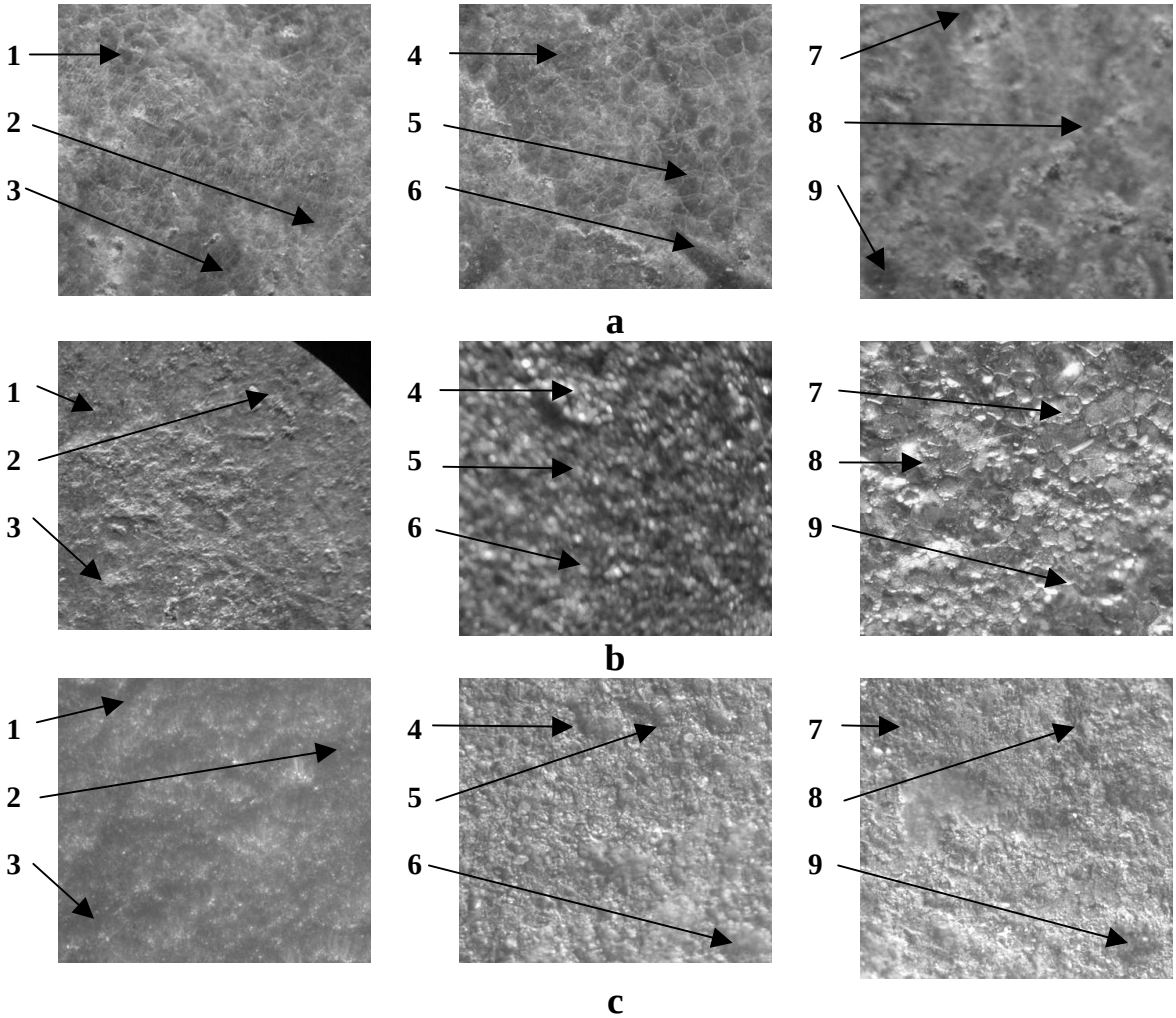


Fig. 6. Images of the surfaces used for colorimetric analysis: a – natural patina; b – cleaned coin; c – artificial patina.

The data obtained from the colorimetric measures for the three types of surfaces: natural patina, cleaned main alloy and artificial patina are reported in the table 1.

Table 1. The colorimetric results (RGB) for the minerals in the structure of the patina analysed by groups of coins

N.	Natural patina			Main alloy			Artificial patina		
	R	G	B	R	G	B	R	G	B
1	121	90	26	223	114	49	114	51	20
2	112	77	11	235	135	75	117	57	29
3	129	93	17	235	119	60	106	64	27
4	124	92	35	229	124	56	105	58	32
5	106	71	5	243	150	81	100	44	17
6	117	86	22	233	110	50	103	45	7
7	122	86	24	244	89	33	121	55	3
8	141	106	25	255	131	75	118	51	25
9	105	49	2	255	145	77	120	55	10

It can be observed that the variation field of the three parameters RGB for each type of material (natural patina, cleaned main alloy or artificial patina) is quite limited and that proves the chromatic homogeneity of the surface structures. Among them the cleaned main alloy and the artificial patina have a certain homogeneity of the tone, while the natural patina has a larger variation of the colours that correspond to a wider number of minerals that are formed in time from the interaction with the exogenous agents.

4. Conclusions

The paper deals with the characteristic of the patina obtained through a patination procedure of ancient bronze coins in the areas restored by chemical, redox and acid-base passivation under the form of an uniform layer as thickness and colour, climatically resistant and adherent to the substrate.

These passivating structures were analysed by scanning electron microscopy (SEM), high force microscopy (AFM), metallography (MM) and colorimetry by reflection (CR),that put in evidence the uniform characteristics of the distribution of microelements in the phases of natural patina, of the area under the natural patina (obtained by its pickling) and of the cleaned and re-varnished area.

References

1. I. Sandu, A. Dima, I.G. Sandu, **Conservarea şi restaurarea obiectelor metalice**, Ed. Corson, Iaşi, 2002;
2. I. Sandu, I.G. Sandu, **Aspecte moderne privind conservarea bunurilor culturale, vol.I, Nomenclatură, tipologii şi cazuistici**, Ed. Performantica, Iaşi, 2005;
3. W. Mourey, **Conservarea antichităților metalice – de la săpătură la muzeu**, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1998;
4. A. Marinescu, Gh. Andonianț, E. Bay, **Tehnologii electrochimice şi chimice de protecție a materialelor metalice,** Ed. Tehnică, Bucureşti, 1984;
5. L. Oniciu, E. Grunwald, **Galvanotehnica**, Ed. Ştiințifică şi Enciclopedică, Bucureşti, 1980;
6. Brevet US 4919787;
7. Brevet EP 0149720;
8. Brevet RO 113660;
9. V.C. Sharma, U. S. Lal. M.V. Nair, „ Zinc dust treatment – an effective method for the control of bronze desease on excavated objects", in **Stud. in Conserv.**, 40, 2, May (1995), p. 110;
10. C.V. Horie, J.A. Vint, „Chalconatronite: a by-product of conservation", **Stud. in Conserv.**, 27, (1982), p185;
11. W.D. Richey, „The interaction of benzotriazole with copper compounds" in **ICOM Committee for Conservation Triennial Meeting**, Madrid (1972), p. 14;
12. I.G. Sandu, A. Dima, I. Sandu, L. Roibu, A.V. Sandu, "*Procedeu de patinare artistică a pieselor metalice"*, Dosar OSIM nr. A00128/2004
13. I. G. Sandu, A. Dima, I. Sandu, N. Sulițanu, Ş. Stoleriu, I. Neacşu, A.V. Sandu, "*Procedeu de repatinare a pieselor din bronz şi alamă"*, Dosar OSIM nr. A00236/2005.

Received May 8, 2005

[1)] „Gh. Asachi" Tehnical University of Iasi, Faculty of Material Science and Engineering
[2)] „Al.I.Cuza" University of Iasi, Department of Cultural Heritage
[3)] „Al.I.Cuza" University of Iasi, Department of Solid Physics
[4)] Politehnical University Bucharest, Faculty of Industrial Chemistry

Studiul patinei artificiale obținute pe zonele restaurate a pieselor vechi din bronz

Rezumat – Lucrarea se referă la studiul patinei, obținute prin pasivarea chimică a suprafețelor monedelor vechi, care au suferit intervenții de restaurare. Sunt prezentate comparativ o serie de caracteristici structurale ale patinei obținute conform unui procedeu revendicat de autori în raport cu patina de vechime şi aliajul de bază curățat prin decapare. În acest studio se implică o serie de tehnici moderne, cum ar fi: SEM, AFM, analiza metalografică şi colorimetria prin reflexie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 574

THE ENVIRONMENT TECHNOLOGY APPLIED TO THE PURIFYNG STATION "SLOBOZIA"

by

LIDIA CRISTEA*, MARIANA ZSIGMOND* *, IOANA APOSTOLESCU **

Abstract. *The environment economy consists of the ensemble of specific activities regarding the management of the environment resources for the purpose of satisfying the human community needs by taking into consideration the rational use of natural resources and the preservation of the ecosystems equilibrium. The purification represents an ensemble of works and measures having as a purpose the diminishing of the loading indicators for the residual waters at values which won't modify its quality over certain limits once they got into the emitting a good and friendly technology.*

The waters quality is also affected by an improper purification of the industrial and household waters by the disappearance of the natural areas of water dumping.

The paper presents aspects connected with the structure of the purifying station of water Slobozia .

Keywords: quality, water, purification, technology, environment.

1. INTRODUCTION

The environment quality is connected with the pollution masses and it can affect its functions (fig.1). [1,2]

It is about the used household waters which came from the following sources:

- the household waters of the town of Slobozia,
- the household waters of the village Amara,
- the household waters of the Slaughter House Slobozia,
- the household waters of Dacia Service and the Chemical Laundry.

After being purified, the waters are evacuated in the river Ialomita. In order to be spilled in the river Ialomita, the waters must have the environment index values which should correspond to the quality standards established by the legislation.

The main parameters of quality can be considered:

- CBO_5 = 35mg/1 and
- imp. =30 mg/l.

At the moment, the efficiency of the purification of the station is of about 90% with a maximum capacity of 750 l/s.

This efficiency would improve considerably if the tanks for airing would work at a capacity of biological processing of 500-600 l/s, as they were initially calibrated.

This is not possible, because they were built in a wrong way, so they are not hermetically sealed.

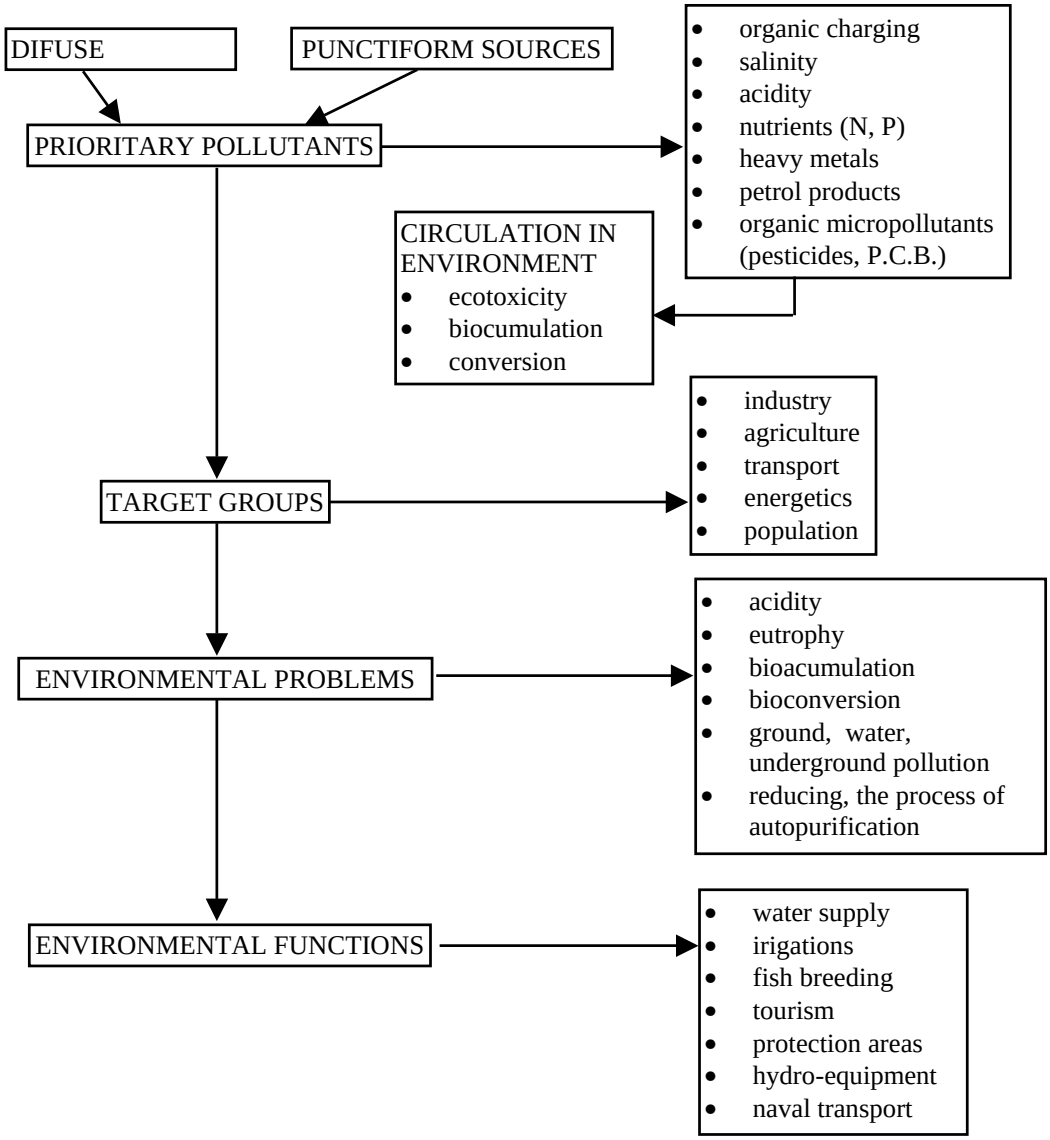


Fig.1 Quality standards for environment

2. THE STRUCTURE OF THE PURIFYING STATION

In order to reduce the concentrations of noxious substances in the residual waters up to the limits admissible by the sanitary rules within the purifying station of Slobozia, there are the following three purifying stages (fig.2):

- the mechanical stage,
- the biological stage,
- the mud processing equipment.

The quantity of oxygen necessary in all parts of the tank for airing must be of 1-3 mg/l. W.W. Eckenfelder shows the existence of a close connection between the purifying efficiency and the necessary oxygen. This relation is shown in the chart from fig.3

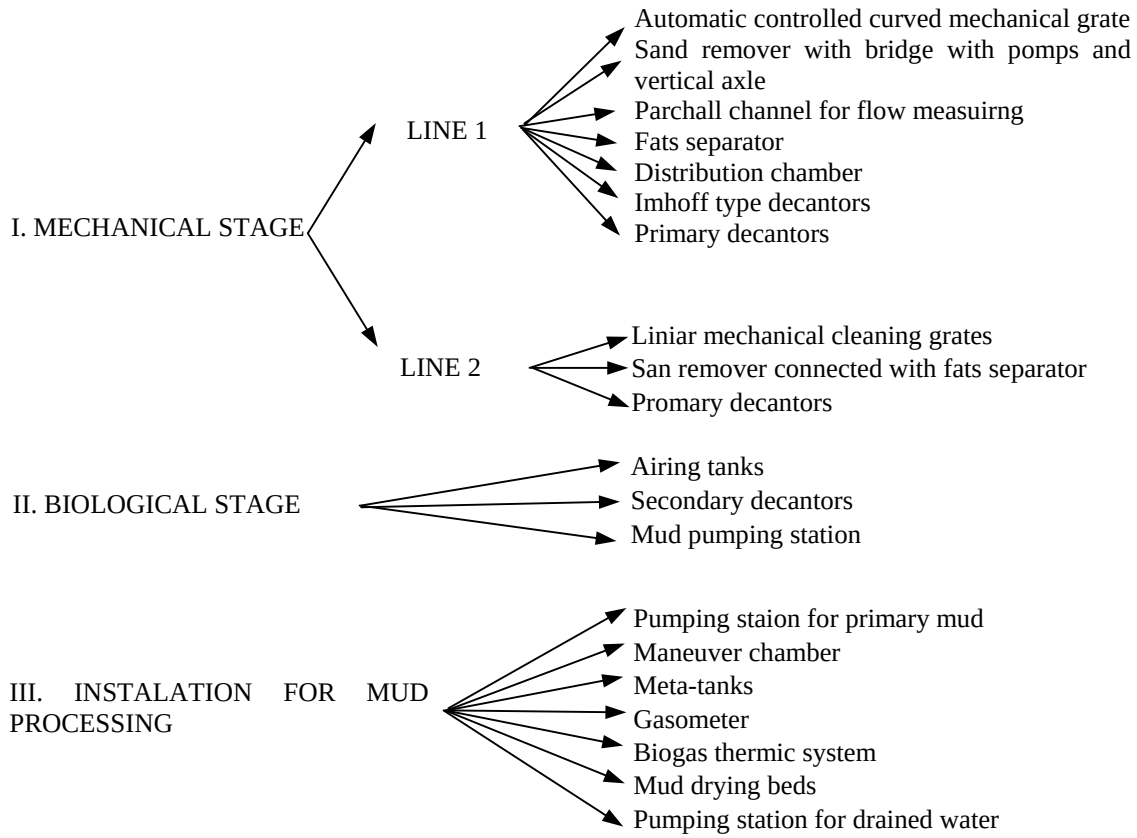


Fig.2 The structure of the purifying station Slobozia

.

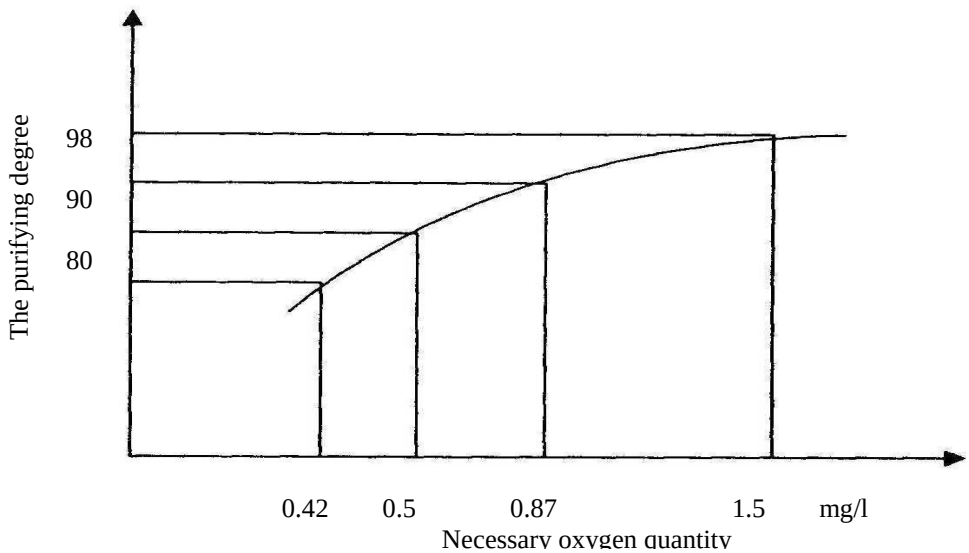


Fig.3 The variation of the necessary oxygen depending on the purifying degree

3. THE WATER STANDARDS OF QUALITY FROM THE POINT OF VIEW OF LAB ANALYSIS

The results presented in this paper were obtained during the period May 5th, 2003 - May 14th, 2003, with the help of the station staff.

The residual water was taken from the sewers at the purifying station ENTRANCE, as well as from the evacuation pipes after the purifying process EVACUATION.
The incoming waters have a fetid smell which partially disappears after the complete purifying process. In the days of the 10th and 11th the water got a faint sulphuric smell which was due to the insufficient O_2, because the airing tanks couldn't be properly used.
The following parameters were analysed:

- pH,
- temperature,
- CCO-Mn,
- CBO_5,
- suspension,
- N total,
- organic substances,
- NH_4.

In table 1 you can see the pH and temperature variation at the ENTRANCE and the EVACUATION of water in the station..

Table 1. pH and temperature variation

ANALYSIS / DATE	pH		TEMPERATURE ^{O}C	
	ENTRANCE	EVACUATION	ENTRANCE	EVACUATION
May 5	7,28	7,32	23,1	22
May 6	7,19	7,3	23	23,1
May 7	7,25	7,3	17,8	18
May 8	7,36	7,4	19	20
May 9	7,23	7,4	18,5	19
May 10	7,23	7,4	19	19,5
May 11	7,2	7,2	20,5	20,6
May 12	7,24	7,2	19	19,2
May 13	7,31	7,25	21,5	21,6
May 14	7,35	7,1	18	18

Bellow we analyse the pH variation.
Within the 10 days in which the pH values were registered both at the entrance and at the evacuation, there was a slight raise with 0.1-0.3 units in the case of the evacuated water submitted to the purifying process.
The pH index didn't register values which could endanger the activity of organisms from the river Ialomita, because the registered values were within the normal limits of 6.5 - 8.5, which don't affect the life forms .
So, we can perform a good purifying action with the Ph which doesn't go over 8.5.
Any value higher than that would trigger the fungus spreading and would impede the purifying process (fig.4).
The values were registered at 9 o'clock AM.

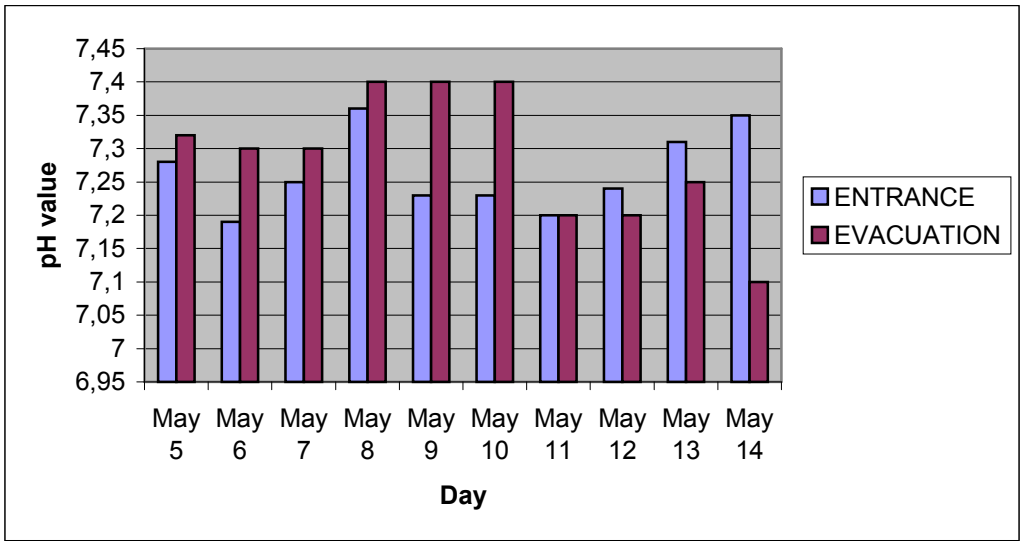


Fig. 4 Registered pH values

4. ECONOMIC ANALYSIS IN THE TECHNOLOGY OF WATER PURIFICATION

The purifying station of household water in Slobozia treats annually 2.962.000 m^2 of household water which comes from the town population and 91.000 m^2 which come from economic agents and has a number of 15 people hired for operating the station.
The fee requested by S.C. URBAN for purifying the water is 153 lei/m^2. If we were to estimate the whole amount of money collected by S.C. URBAN for purifying the water, it would be about 3 and half billion lei only for the water which comes from people without taking into consideration the possible changes of price during the year.
Detailed lists of expenses for 1 m2 of household water are shown in table no.2.

Table 2 The detailed structure of the expenses paid by the population for 1 m^2 of household water

ELEMENTS OF EXPENSES	ESTIMATED COSTS lei/m^2
1. Variable expenses	171
• technological electrical energy	171
• technological materials	
• expenses for the protection of water quality	
• other specific expanses	
2. Steady expenses, out of which:	927
a) material expenses:	170
• materials	85
• amortization	
• due	30
• repairing within the station	22
• repairing with specialized firms	17
• studies and research	
• other services made by contractors	10
• collaborations	4
• bonus and errands	

• protocol, publicity • mail, telecommunications • other material expenses b) expenses with actual work, out of which: • wages • pension • unemployment • heath c) financial expenses	6 6 757 551 140 28 38
I. Total expenses (1+2)	1098
II. Profit 5%	55
III. Price/fee	1153
IV. The quantity of processed water, including the internal consumption (thousands of m^2)	3000

5. CONCLUSIONS

Out of the total of 1153 lei for one m^2 of household water:

- 2/3 of its value, namely 757 lei are destined to pay wages for the 15 people working there - so the largest sum goes to the employees;
- an considerable amount - 171 lei is given for the electrical energy necessary to keep the equipment working;
- an small amount is given to the repairing within the purifying station 22+17 =39 lei/m^2;
- we can consider that the purifying station registers a little profit 5% out of the value of one m^2 of household water namely 55 lei;
- the sum which should be paid by a person in Slobozia for the purifying of one m^2 of water is not very big and if the quality of the purified water is not consistent with the standards in force this thing is due to the bad management of the station.

The repairing of the biological stage would improve the water quality considerably and the expenses for one m^2 wouldn't be much higher.

The quality of the good technology applied is contributed to increase the standards for water with special em phases for the purification station Slobozia .

Received May 5, 2005

***The Romanian University of Sciences and Arts "Gheorghe Cristea"**
****Politehnica University of Bucharest**

REFERENCES

l. Baloiu, Liviu, Mihail, Angelescu, Anca, Protecţia mediului ambient, Lito A.S.E., Bucureşti, 1995.
2. Blitz H., Epurarea apelor uzate orăşeneşti, Ed. Tehnica, Bucureşti, 1966.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 687.1.073

THE FOOTWEAR DESIGNING SESSIONS USING CRISPIN DYNAMICS ENGINEER

by

COCEA MARIANA and MARCUS LIVIU

ABSTRACT *This paper presents how the* ***CRISPIN Dynamics Engineer*** *can be used in designing of footwear products. This is a part of application* ***CRISPIN Dynamics CAD Suite****. This is a range of quality software products to give the shoemaker the advantage of latest technology. With* ***CRISPIN Dynamics,*** *one can visualise a range of designs on-screen, work out the costs of a new style and even cut out sample shoe components. Reliance on manual skills is largely eliminated, so the staff can work creatively, but with increased accuracy and productivity. One can even send designs to a distant office or manufacturing centre in a matter of minutes.*

Key word: *footwear, design, computer, part, pattern*

1.INTRODUCTION

By classic methodology, designing footwear is a very complex and laborious activity. This is because classic methodology requires many manual graphic executions, which consume lot of the producer's time. Moreover, the results of this classical methodology may contain many inaccuracies with the most unpleasant consequences for the footwear producer. The decisive step in this way has been made some time ago, with the powerful technical development and massive implementation of electronical calculus systems and informatics, CAD (Computer Assisted Design).

This paper presents the basic functions of **CRISPIN *Dynamics* CAD Suite Engineer** for footwear design**.** The software is a 2D application of the **CRISPIN Dynamics CAD Suite**. The **Engineer** program is broken into a series of 'tasks'. Each 'task' has a 'tool tray' that contains a number of separate functions to achieve the task. This are:

- **Drawing**
- **Grade**
- **Assess**

When the Engineering program first starts the Draw task is active and the tool tray is displayed, as shown in the above partial image.

2. THE LAYOUT OF CRISPIN DYNAMICS ENGINEER

The layout of **CRISPIN Dynamics Engineer** follows a pattern established by many PC programs using the 'single document' model as the basis of operation (see figure nr. 1). This means that a single instance of Engineer can only have one pattern file open at a time.

Engineer consists of these main areas:

- A title bar, that shows the program title with the name of the pattern currently loaded.
- A menu bar, at the top, following normal Windows convention.
- A main toolbar, underneath the menu bar (default location).
- A small 3 option task bar, underneath main tool bar.
- A tool tray at the left of the screen, the Draw, tool tray is automatically active at startup (see fig. 1).
- The Parts and layers manager will 'slide out' from the right side of the screen when the mouse pointer 'hits' the side. There is an alternative 'icon brwser' view of the parts not shown below.
- A status bar at the base of the screen displays prompts and other information while the program is being used.
- Last but not least is the main workspace area. When a pattern is first loaded the program is in 'selection mode' waiting for a line type or function to be selected.

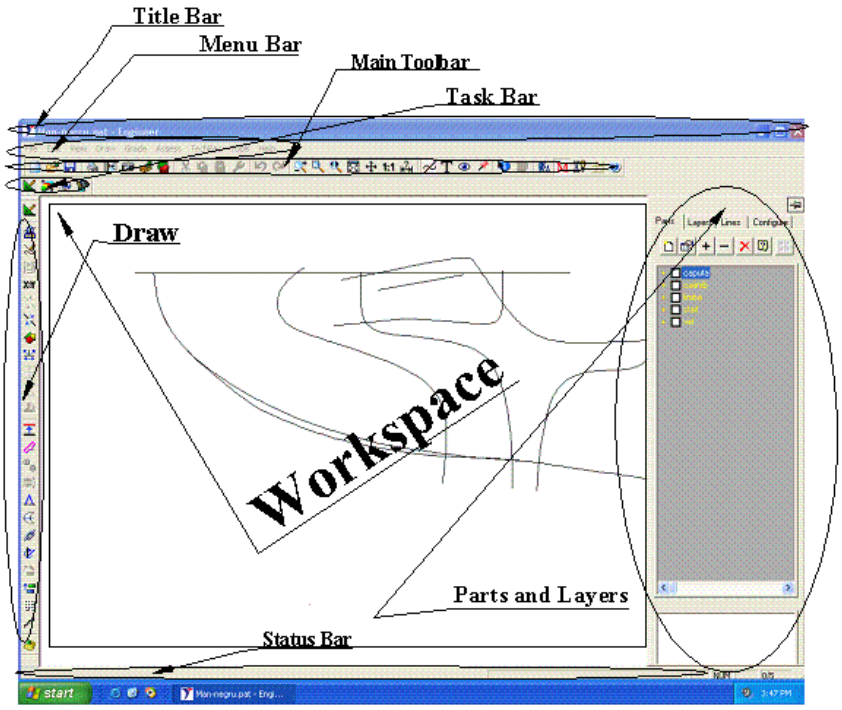


Fig. 1, *The layout of CRISPIN Dynamics Engineer*

3. THE BASIC FUNCTIONS FOR DRAWING

ICON	Name of function	Function
	Digitise (a pattern)	The function digitises base lines
	Draw (base line)	The function freehand draws wits the mouse
	Duplicate	The function duplicates one or more base line
	Split	Splits a single base line, at any point, to creat two more new base lines
	Join	Joins 2 or more base lines together, to create one new base line
	Shape	A function to draw regular geometric base lines shapes
	Construct a base line	A function to draw single straight (two points) base line starting in 'free space', from one base line or two intersecting base lines.
	Mean (Average of two base lines)	Creates an average base line of two approxi-mately parallel lines
	Partial Mean (Average of two base lines)	Creates an average base line of a portion of two approximately parallel lines
	Spring	This function changes existing or creates new base lines by moving and rotating selected lines to a new position
	Margins	A function to create or modify dependant margins
	Markers (Stitch Markers/Slots)	A function to create or modify dependant markers
	Stabs	A function to create or modify dependant stabs (perforations)
	Mirror	A function to create dependant mirrored lines
	Boundary	A Boundary line is just a dependant closed line connecting one or more lines to define the shape of a pattern part

	Chain	A Chain line is connecting two or more lines
	Rotate	A function to create or modify dependant rotated lines
	Translate	A function to create or modify dependant translated lines
	Offset	A function to create or modify dependant offset lines
	Decorative (Feature)	A function to create or modify Decorative features
	Gimp Plus	A function to create or modify Gimp lines

4. RESULTS. THE FOOTWEAR DESIGNING SESSION

4.1. Digitise the flattened half shell or standard

The first step in a footwear design session is to save in the computer's memory the digitized form of "'half shell', or standard. Afterwards, the steps of digitizing are as folows:

- Prepare the flattened half shell or standard for digitising by lightly marking where the key points to record are on the edges and internal lines.
- Align the shell on the digitiser, fix in place with a little low tack tape and digitise all the lines.

The process continues with the input of base line data from a 2D digitising tablet. You can use any 2D digitiser supported by the 'Wintab' standard and as only 3 buttons (and delete) are needed it is easy to learn, quick and accurate.

To begin we will assume that the digitising tablet has been correctly configured and calibrated if necessary. So the first step is to click on the digitise icon, shown above. There is a variation in the process if there is already data on the sceen but for the moment let us assume this a new pattern. Align the shell on the digitiser, fix in place with a little low tack tape and digitise all the lines.

For that prepare and mark the shell with a pencil, the points to digitise along the lines.

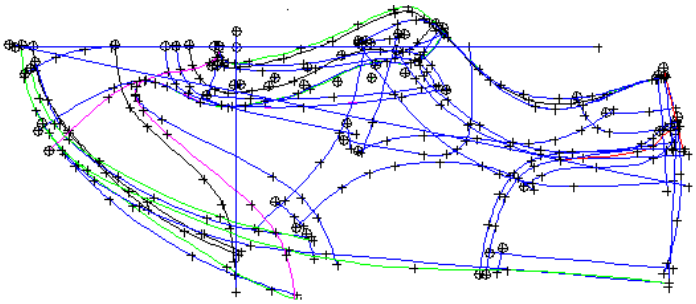


Fig. 2, *Digitise the flattened half shell*

In the process keep the number of data points to a minimum. In picture 2 there is one example of a digitsed pattern.

4.2 Develop into a full shell

For define the shape of a pattern part we develop into a full shell using various dependant line types, like margins and boundaries

Fig. 3, *Develop into a full shell*

The system **CRISPIN *Dynamics* CAD Suite Engineer** offers many functions for the drawing of the footwear pattern. Using the CRISPIN function once can develop into a full shell and create sundries effect for the fotwear patterns. Picture 3 presents one example of developing pattern.

4.3 Create the individual parts

The individual parts (see picture 4) will created using the menu **Parts Manager**.

The selection, creation and management of parts is on the first tab of the dialog that 'slides out' from the right side of the workspace, when the mouse cursor comes within 5 pixels of the edge.

In practice you simply 'bump' the mouse pointer to the edge of the screen and the dialog is displayed. This is easier when the program is 'maximised' as the pointer literally 'hits' the edge of the screen.

This does not happen in all circumstances, for example when 'dragging' an area with a mouse button held down. Also to minimise the accidental selection of this dialog there is a 500 millisecond delay before it activates. This delay can be changed by editing the registry.

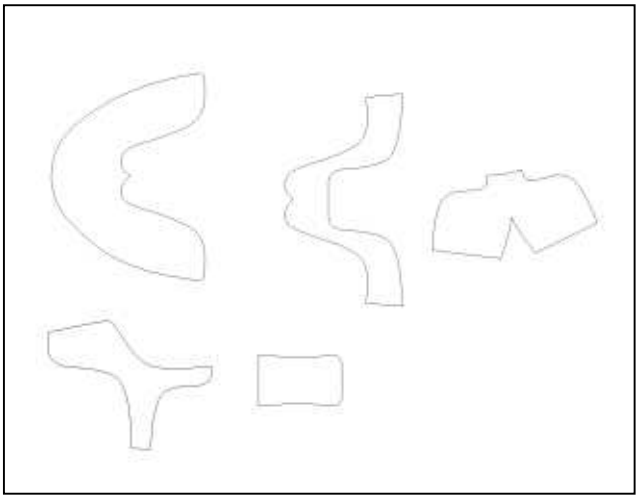


Fig. 4, *Parts of pattern*

The dialog can also be 'pinned' in the 'out' condition. In this mode the dialog will stay visible until a function is started at which point it will be hidden, when the function is complete the dialog will re-appear (see picture 1).

4.4 Grading

The grading a pattern and/or parts can be make using the **Grade Task Tool Tray**. This task is many fuctions wich launches the dialogs providing all the facilities to set up a size range and grading parameters. In picture 6 presents one examples of grade pattern.

The major fuctions for the grade are:

– Choice of **Arithmetic** or **Geometric grade** and whether or not width fittings apply.

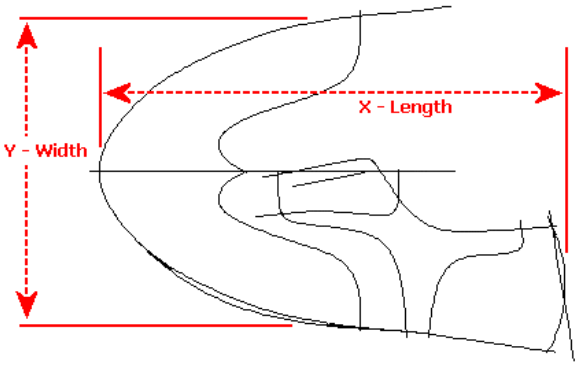


Fig. 5, *Dimension the base pattern*

Using Arithmetic grading basically means that you simply add the size increment value to the previous graded size. If you were to plot the size change on a graph you would find that the resulting line is straight. Geometric grade, where the increment values are applied as a percentage, will produce a curved line.

Using Geometric grading basically means that you apply the size increment value as a percentage of the previous graded size. If you were to plot the size change on a graph you would find that the resulting line is curved.

– The definition of the model size, its length and width measurements. The button at the left will start a special measure function. (see picture 5) The values measured are actually stored within the pattern documentation.

Note:

1. A 'free space' grade centre actually 'sits' on a single point base line. Base line control functions like the context menu option Move can be used to position them.
2. Any subsequent grade centres can be placed on any standard line type or the intersection of any two lines.
3. When a single line is picked you will be able to put the grade centre at either end of the line.
4. A grade centre can be placed on another grade centre's base line point, thus 'stacking' them at a single location.

In picture 6 and 7 will grade the base pattern using two grade centres.

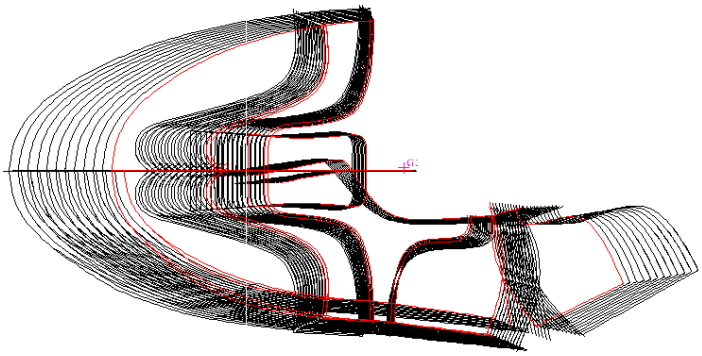


Fig. 6, *Grading the base pattern*

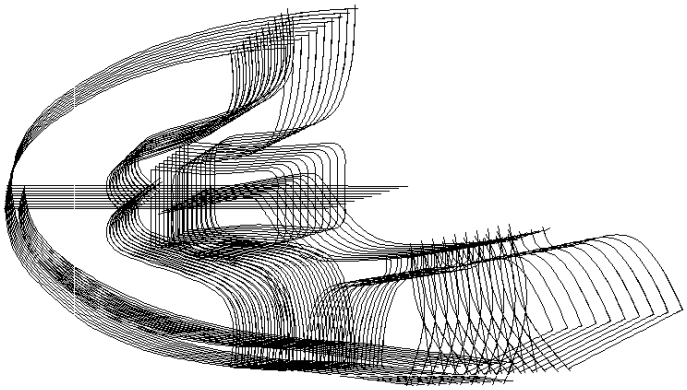


Fig. 6, *Grading the base pattern with moving grade centre*

5. Conclusion

The software produced by ***Crispin Dynamics*** has remarkable results in footwear design but it is working with an authorisation of the company. A license 'authorises' a computer to run specific **CRISPIN Dynamics** software. Licenses are often also used to specify which options within an application can be run.

The licence for the Faculty of Leather and Textiles, ***Crisipin Dynamisc Engineer*** was installed thanks to the generosity of *Luca Caironi*, *Sales Manager* for **CRISPIN Systems Limited**. We would like to take this opportunity and express our gratitude to him.

REFERENCES

1. Cocea, M. and Croitoru, D. F., *Proceduri CAD destinate proiectarii încălțămintei*, Editura Gh Asachi, Iasi, 2003
2. Malureanu, G. and Mihai, A. *Bazele proiectării încălțămintei*, Editura Performantica, Iaşi, 2003
3. *** web site *www.crispindynamics.com*
4. *** web site *www.texon.com*

Received May 3, 2005

SESIUNI DE PROIECTARE A INCALTAMINTEI UTILIZIND SISTEMUL CRISPIN DYNAMICS ENGINEER

REZUMAT

In prezenta lucrare se prezinta principalele secvente de lucru asistate de calculator pentru proiectarea produselor de incaltaminte utilizind aplicatia CRISPIN DYNAMICS ENGINEER. Mentionam ca aceasta aplicatie este un soft profesional elaborat de compania CRISPIN si donat, prin amabilitatea managerului companiei Luca Caironi, Universitatii Tehnice "Gh. Asachi", Iasi, Facultatea de Textile-Pielarie, Catedra Confectii din piele.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 687.1.073

A STUDY FOR THE MATHEMATIC MODELING OF 2D IRREGULAR SHAPES FOR FOOTWEAR CAD SYSTEM

by

COCEA MARIANA AND MARCUS LIVIU

Abstract. *For using a specialized footwear CAD system it's imperative to know the analytical _expression of the outlines of the footwear patterns. This brings us to the field of mathematical modeling. Mathematic modeling is based on the equation of the function defining the outline of the model contour. This allows the designer to process or alter the outlines: grading, changing the shape, optimizing the consumption of materials, making economic estimates and so on.*
This paper presents a study regarding the interpolation of the footwear components and outlines contours and the graphic visualization, using the following methods: Lagrange, B-Spline, Bezier.

Key words*:equation, function, footwear, interpolation*

1. Mathematic Modelling of Components. Requierements.

Geometrical shapes commonly used in **Computer Aided Design** (**CAD**) systems can be defined by several points obtained through the digitizing process. The co-ordinates of the points situated between two nodes can be approximated through both analytic and graphic methods, with interpolation curves. Thus, the analytic expression of the curve that approximates the points will be a interpolation function. The graphical form will be represented by a curve that crosses all the co-ordinates of the digitized points, without bringing any mutations of the initial curve.

Shapes, contours cannot be identified, in designing, by simple function of the form y=f(x), because most of them have irregular forms, with many concavities and convexities, wich explains why their form is intrisically dependent on the coordinates system. For example, if we want to plot a curve, it is absolutely necesary that we choose the right set of contour points in a system of coordinates, but the important factor in determining the form of the object is the relation between these points, not that between the points and the randomly chosen coordinates system.

Furthe more, the contour forms may have vertical tangents. If the shape were represented by a function y=f(x), the vertical tangents would be an incovenient in designing, wich might be avoided by an aproximation of analytic function (e.g. of

polynomials) For all these reasons, the dominant representation of shapes in CAD is not possible a function y=f(x) but a set of function wich can be obtained on various partions.

The analytic functions, approximating the contour to be designed, may be obtained by extrapolation if and only if there has been made a numeric coding of the geometric body, wich should furnish all necesary data.

As, however, many contours have irregular forms, the mathematic models are aproximative. Taking into account the advantage of computation technigue for these last years, we can asseses that highly performant programmes lead to approximations with minimum of errors.

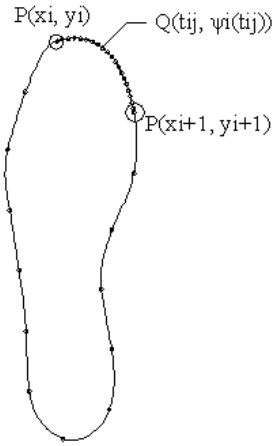


Fig. 1, The points Q between $P(x_i, x_{i+1})$ and $P(x_{i+1},y_{i+1})$ are defining for the coordinates $(t_{i,j}, \psi_j(t_{i,j}))$ with $t_{i,j} \in (x_i, x_{i+1})$

Mention has to be of the processing centers with numerical command existent in highly developed countries, where, on the basis the coorditates of a set of points, the model to be designed in physically made up with the desired accuracy.

On a local scale, although the description and modelling of bodies, wich is an initial stage of data input, is slow (form keyboard) or very expensive (with specialized equipment) all efforts will be warranted by the spectacular results obtained.

Therefore, being given a finite number of points describing a curve, an interpolation problem is to be solved.

1.1 Interpolation Methods in Mathematic Modelling. Interpolation is a special case of a more general, approximating problem [3].

A function f(t) will be approximated by interpolation as a finite sum:

of a simple function ψ_i , so as to satisfy a certain set of constraints for function g(t). As the constants $c_1,c_2,...,c_n$ have to be determined, it is necessary that the restrictive conditions for function g(t) should be specified.

Usually these conditions are imposed on the function g(t) so as to be a goot aproximation for function f(t).

If function g(t) is continuous over the approximating interval [a,b] then the function $\psi_1(t)$, $\psi_2(t)$, ...$\psi_n(t)$, continuous on [a,b], will be chosen. In the approximating theory, the constraints imposed on function g(t) will very often be the following:

- interpolation constraints:

$$g(t_i)=f(t_i) \quad \text{for } i€[1,n],$$

in other words, the functions curves will have the same number of values within a finite number of points;

- mixture of interpolation and constraints:

a) $g(t_i) = f(t_i)$ for i€[1,k], k<n,

b) $g'(t_1) = f'(t_1)$ and $g'(t_k) = f'(t_k)$,

c) g(t) - twice differential function;

- variational constraints:

$$\| f-g \| = \min\{ \| f-h \| / h \in \text{distance}(\psi_1, \psi_2, ...\psi_n)\},$$

i. e. constants $c_1, c_2, ..., c_n$ should be chosen in such a way as to allow that the minimum of a possible functions $\| f - h \|$ should be obtained of the set of all possible linear combinations:

$$h = c_1\psi_1 + c_2\psi_2 + c_3\psi_3 + ...c_n\psi_n$$

In order to accurately model it is necessary to pay special attention to certain qualities wich are characteristic to a set of curves under specific conditions.
Some call this quality a shape characteristic.

A whole series of interpolating methods are dealt with in the literature [1]. In this paper we will prezent methods and results for following interplolation methods:

- L a g r a n g e interpolation;
- B e z i e r interpolation;
- B-S p l i n e interpolation.

2. Lagrange Interpolation

The Lagrange interpolation is a classic method of interpolation. The Lagrange polynomials are among the simplest interpolating polynomials.

Being given n+1 discrets points:

$x_0 < x_1 < x_2 < ... < x_n$

and a second set of real numbers:

$y_1, y_2, y_3, ..., y_n$

there may be defined the Lagrange polynomial of nth power, associated to the two sets of number $\{x_i, y_i\}$ as being the polynomial P(x) wich solves the interpolation problem:

$P(x_i) = y_i, \qquad i \in [0,n]$

where x_i are called nodes and the y_i constraints of interpolation function.

The advantage of this way of interpolating is that these polynomials are single. If a function is defined in $x_0, x_1, x_2, ..., x_n$ and the corresponding $y_0, y_1, y_2, ...y_n$ values are known, then:

$f(x_i) = y_i \qquad i \in [0,n],$

and by Lagrange interpolation of the nth power of the function f(x) in nodes x_i there results polynomial:

$$P_n(x) = \sum_{i=1}^{n} f(x_i) L_{i,n}(x)$$

with:

$$L_{i,n} = \frac{(x-x_0)(x-x_1)...(x-x_{i-1})(x-x_{i+1})...(x-x_n)}{(x_i-x_0)(x_i-x_1)...(x_i-x_{i-1})(x_i-x_{i+1})...(x_i-x_n)}$$

or expresising the classic Lagrange polynomial:

$$P_n(x) = a_0 + a_1x + a_2x^2 + a_3x^3 + ... + a_{n-1}x^{n-1}$$

It results from the theoretical considerations mentioned above that mathematic modelling by Lagrange method implies solving a system of n+1 equations with n+1 unknows of the form:

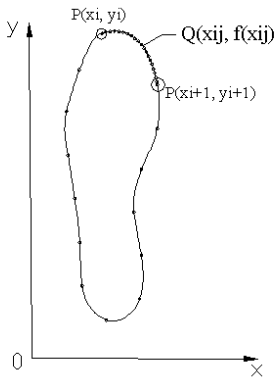


Fig. 2, The points Q between $P(x_i, y_i)$ and $P(x_{i+1},y_{i+1})$ are defining for the coordinates $(x_{i,j}, f(t_{i,j}))$ where f is the Lagrange polynom

$$y_0 = a_0 + a_1x_0 + a_2x_0^2 + a_3x_0^3 + ... + a_nx_0^n$$
$$y_1 = a_0 + a_1x_1 + a_2x_1^2 + a_3x_1^3 + ... + a_nx_1^n$$
$$y_2 = a_0 + a_1x_2 + a_2x_2^2 + a_3x_2^3 + ... + a_nx_2^n$$

$$y_n = a_0 + a_1x_n + a_2x_n^2 + a_3x_n^3 + ... + a_nx_n^n$$

where (x_i, y_i) with $i \in [0,n]$ are the points describing the forme to be indentified.

Therefore, the problem consists in determining the polynomial coeficients $a_0, a_1, a_2, ... , a_n$ by solving a system of n + 1 equations with n +1 unknowns.

2.1 Experimental estimations For mathematical modelling of a contour by Lagrange interpolation will considered a contours of a footwear part to wich a system of XoY coordinates was attached. The contour was divided in several partions of convenient size, as shown in Fig. 2, after wich the coordinates (x_i, y_i) of the chosen points, necessary for Lagrange interpolation, were selected.

NOTE

Mention is made to the fact that an accurated modelling of a number of points the nth power of the polynomial does not have to be too big, because is ocurring errors and oscillations in displaying the polynomial. For that, we will utilize the parametrically represented.

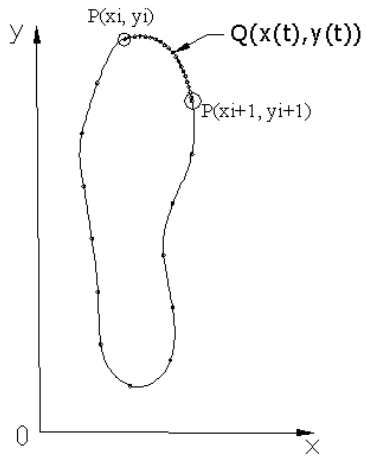


Fig. 3, The points Q between $P(x_i, y_i)$ and $P(x_{i+1},y_{i+1})$ are defining for the coordinates (x(t),y(t)) two interpolating polynoms

3. The Parametrically Represented

The shapes of footwear parts cannot be precisely described by a simples function y=f(x). In CAD the shapes are parametricaly represented using a set of functions:

$$x = x(t); \qquad y = y(t).$$

In order to do that, we will attach two supplementary systems of co-ordinates – *tOx* and *tOy* – to the present one – *xOy*. We select the variation domain of parameter t. Then, we solve the two independent problems of theoretical interpolation for the two variables, x and y using many methods.

The parametric equations used in interpolation are actually polynomial equations, usually bicubic, described as:

$$g(t)=at^3+bt^2+ct+d$$

Thus, we will approximate the set of points $(x_0, y_0), (x_1, y_1)\ldots (x_{n-1}, y_{n-1})$ by the aid of two variables *x(t)* and *y(t)*, defined by two parametric interpolation equations:

$$x(t)=a_xt^3+b_xt^2+c_xt+d_x$$
$$y(t)=a_yt^3+b_yt^2+c_yt+d_y$$

In order to do that, we will attach two supplementary systems of co-ordinates – *tOx* and *tOy* – to the present one – *xOy*. We select the variation domain of parameter t. Then, we solve the two independent problems of theoretical interpolation for the two variables, x and y.

3.1 Defining Bezier interpolating polynoms This will allow the determination of the four coefficients from the following restrictive conditions:

1. The value of the polynom in the nodes must be the same with its numeric value:

$$x(t_i)=x_i,\ y(t_i)=y_i$$

where i=0… n and x_i and y_i are nodes: $(x_0, y_0), (x_1, y_1)\ldots (x_n, y_n)$

2. The vector that is tangent to the curve in a node must be the same as the vector of the initial curve. If the components of the vector tangent to the interpolating curve are:

$$x'(t)=3a_xt^2+2b_xt+c_x$$
$$y'(t)=3a_yt^2+2b_yt+c_y$$

then the restrictive conditions for the limit will be:

$x'(t_i)=l_i$ and $y'(t_i)=m_i$

where l_i and m_i are the values of the incline of the tangents in the nodes, as determined in the tOx and tOy co-ordinates systems.

0

3.1.2 Theoretically solving the interpolation Bézier curves. Without affecting the general area of an interpolation problem, the interpolating Bézier polynoms derive from the following conditions:

C1. We take the interval [0,1] as a variation domain for parameter t. In this case, the conditions for the limit will be:

$$x(0)=d_x \qquad y(0)=d_y$$
$$x(1)=a_x+b_x+c_x+d_x \qquad y(1)=a_y+b_y+c_y+d_y$$

C2. The directions of the tangents in the nodes will be defined as the inclination of the tangent led in every node. For example, in the (x_i,y_i) node, they will be calculated with the following relations:

$$l_i=m(x_i-x_{c1}) \qquad m_i=m(y_i-y_{c1})$$
$$l_{i+1}=m(x_{i+1}-x_{c2}) \qquad m_{i+1}=m(y_{i+1}-y_{c2})$$

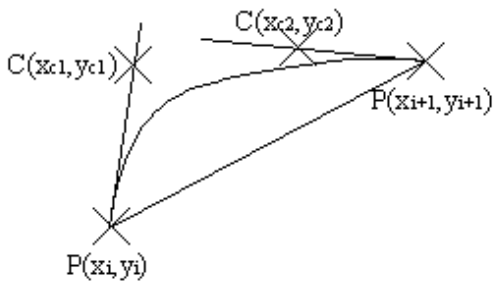


Fig. 4 The Bezier polynom is defined for two nodes and two points of of control

where:

- *m*, known as a **shape factor** in the literature, usually takes the value 3,
- x_i,y_i and x_{i+1},y_{i+1} are **the co-ordinates of the nodes** (the extreme point of the curves),

- x_{c1},y_{c1} and x_{c2},y_{c2} are the co-ordinates of the two points that belong to the tangents to the Bézier curve and they are called **points of control**.

This relations and of the two conditions lead to a system of 8 equations with 8 unknown values, with the following solutions:

$d_x=x_i$ $\quad$ $d_y=y_i$

$c_x=3(x_{c1}-x_i)$ $\quad$ $c_y=3(y_{c1}-x_i)$

$b_x=3(x_{i+1}-x_i)-c_x$ $\quad$ $b_y=3(y_{i+1}-y_i)-c_y$

$a_x=x_{c2}-x_i-c_x-b_x$ $\quad$ $a_y=y_{c2}-y_i-c_y-b_y$

<u>This represents the mathematical expression of the coefficients of the bicubic polynomial Bezier functions.</u>

3.1.3 Discussions

If we analyse the two conditions, the conclusions will be as follows:

1.0000000 A Bézier curve is defined by four points:

• two fixed points on the Bézier curve (nodes), that are fixed;

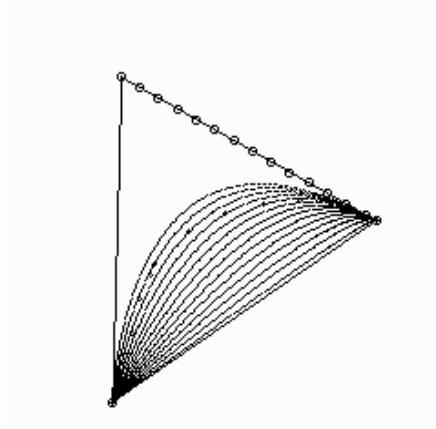


Fig. 5, Between two nodes we can define many Bézier curves

- • two other intermediate points, that belong not to the curve, but to its tangents. The two points are called **control points** and are positioned on the tangents of the curve led in the nodes($P(x_i,y_i)$, $P(x_{i+1},y_{i+1})$, *see picture 4*).

.2. Between two nodes we can define many Bézier curves, related to the position of the control point on the tangent *(see picture 5)*. This makes it possible, in a CAD work session, to draw several Bézier curves and choose the convenient one – the one that approximates a set of points between the two nodes with the highest precision.

Bézier

3.2 Defining B-Spline interpolating polynoms

Let's take into consideration a network of points called $t_0<t_1<.....t_n$ whose nodes have known values given by $\{f_i\}$, $i\in[0,n]\rightarrow R$, where $\{f_i\}$ is an interpolating B-spline function that fulfills the following conditions:

- g(t) is continuous on the (t_0,t_n) interval, together with its first and second rank derivates.
- on each $[t_{i-1},t_{i+2}]$ interval, the function is a third degree polynom, $i\in[1,n-1]$
- in the nodes of the $\{t_i\}$, $i\in[0,n]$ network, the following conditions are fulfilled: $g(t_i)=f_i$, $i\in[0,n]$; g' fulfills the conditions of the limit: $g'(t_{i-1})=f'(t_{i-1})$ $g'(t_{i+2})=f'(t_{i+2})$ g'' fulfills the conditions of the limit: $g''(t_i)=f''(t_i)$

3.2.1 The mathematical expression of the coefficients of the bicubic polynomial B-Spline functions

The B-spline functions are thirdy degree polynoms on portions defined by the pointes t_{i-1},t_i,t_{i+1},t_{i+2}.

By applying the same methodology as presented in the previous paragraph, the third degree polynom representing the interpolating B-spline function looks like:

$$x(t)=a_x t^3+b_x t^2+c_x t+d_x$$
$$y(t)= a_y t^3+b_y t^2+c_y t+d_y$$

where:

$a_x=(-x_{i-1}+3x_i - 3x_{i+1} + x_{i+2})/6$ $\quad a_y=(-y_{i-1}+3y_i - 3y_{i+1} + y_{i+2})/6$

$b_x= (3x_{i-1}-6x_i+3x_{i+1})/6$ $\quad b_y= (3y_{i-1}-6y_i+3y_{i+1})/6$

$c_x = (-3x_{i-1} + 3x_{i+1})/6$ $\quad c_y = (-3y_{i-1} + 3y_{i+1})/6$

$d_x = (x_{i-1} +4x_i + x_{i+1})/6$ $\quad d_y = (y_{i-1} +4y_i + y_{i+1})/6$

for $i\in[1,n-1]$.

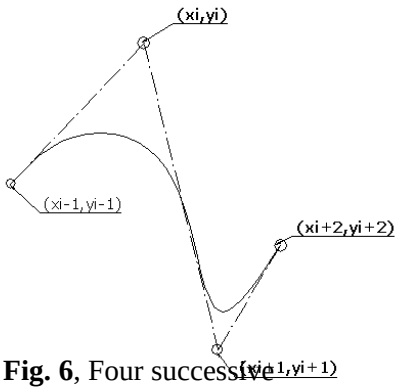


Fig. 6, Four successive coordinates determined a curves B-Spline

The expressions lead to the conclusion that the interpolating B-spline function can be determined only by four successive coordinates of the shape.

3.2.2 Discussion

After those presented, it can be noticed that a point belonging to a B-spline polynom depends on the coordinates of its neighboring points, but it doesn't depend at all of all the points defining the shape. In the words of specialists, this means that "a B-spline approximation has a local scheme".

The characteristic of being able to decrease the variation and the local character of the approximation when using a B-spline function can be explained by looking at the geometrical behavior of the B-spline curves.

- a point on such a curve is a convex combination of K neighboring nodes of the polygon and thus the curve can very well "fit" with the polygon.
- if one node of the polygon is moved, the curve will only be modified locally, in the neighborhood of the node. This characteristic is essential in design, because it allows the creator to modify a curve he is not satisfied with, without having to re-make the whole outline.

References

1. D o g a r u D., *Elemente de grafica 3D*. Editura Stiintifica si Enciclopedica, Bucuresti, 1989
2. Eric J. Stollnitz, Anthony D DeRose, *Wavets for Computer Graphic, Theory and Aplication*, The Morgan Kufman Publishers, 1996
3. Cocea Mariana, *Utilizarea tehnicii de calcul in industria confecţiilor din pile si înlocutori*, Ed. Tehnica Chişinau, Iaşi, 2002

Rezumat

Prezenta lucrare cuprinde un studiu teoretic cu mici aprecieri experimentale privind utilitatea metodelor de modelare matematică în sisteme CAD pentru proiectarea încălţămintei.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 687.1.073

SELF AND THERMO ADHESIVE TEXTILE MATERIALS USED IN FOOTWEAR MANUFACTURING

FLORENTINA HARNAGEA and AURA MIHAI

Abstract: *Self and thermo adhesives woven or knitted fabrics are used for strengthening uppers in footwear modern making technologies. These materials have to be resistant on stress conditions from lasting process, as well on wear period, to maintain the shape and to ensure dimensional stability of the product. The experiments have been designed from footwear producer point of view regarding the product shape stability, reason for that the materials were presented into the codified manner. Not a specific commercially named textile material is the subject of this study, but the percentage of plastic deformation from total deformation of the doubled uppers structures, characteristic that predict how the shoe will preserve shape and dimensions in wearing.*
Key words: *fabrics, leather, footwear, lasting, deformation*

1. Introduction

Self and thermo-adhesive textile fabrics (woven fabrics and knit fabrics) for strengthening stitches and leather uppers are increasingly used in modern technologies of ready-made shoe products. The use of self and thermo-adhesive textile fabrics in the process of shoe manufacturing is justified by the reducing of toxicity at the place of work, the insurance of the process accuracy and, implicitly, the increment of the work productivity. The characteristic trait of self-adhesive textile fabrics is the permanently gluey state due to the pressing-sensitive contact adhesives and the modality of application by simply pressing with the hand. The thermo-adhesive materials join with leather or leather substitute with special pressing machine at 60-70°C because a bigger temperature could influence the upper surface and its mechanical properties.
The self and thermo-adhesive textile fabrics, along with the uppers, have to be stress proof during the shape forming process (named lasting process) and during utilisation; they have to insure the product shape and the dimensional stability preservation in time [1]. Usually, for the uppers there are used leather and leather substitutes, which are characterised by theire elastic and mouldable (plastic) behaviour. During the shape forming process, the uppers are subject to tension stress occurring while they are being pulled on the last. The uppers are tensioned so that they are shaped according to the complex spatial shape of the last and the form reliability is provided after the extraction of the last out of the finished product and especially during its use [2].

Taking into consideration that, the total deformation achieved by the tension stress when pulling the uppers on the last is the sum of elastic and plastic deformations, the mouldable component has to provide the conferred spatial shape after the cessation of the tension, by the annulment of the elastic component of the deformation. In order to stabilise the behaviour of the spatial shape, which is conferred to the half-finished good during the forming process, it is necessary to cause a remnant deformation in the structure of the material, a ratio as high as possible of the total deformation to be transformed in plastic deformation [3]. The weight of the plastic deformation within the total deformation underlines the materials shaping capacity and it is appreciated that the higher the weight the higher the spatial reliability which resulted from the spatial shaping proces

The size of the deformation during the tension stress is influenced by the materials assembly composition and structure and by the duration of the tensioned state as well. If after the deformation of the material it preserves its tensioned state, there takes place a relaxation of the tension (stress relaxation) within the material after a while and at the same time an increment of the remnant (plastic) deformation (creep) [4,5].

It is known the fact that during tension stress of the elastic and plastic materials, the increment of the deformation is not linear with the load, as the Hooke' s law is described. The loading curve does not correspond with the unload curve. This phenomenon has been called "elastic after-effect", being related to deviation from the Hooke law, i.e. stress relaxation, creep, contraction, histeresis loops, etc.

The strengthening of the uppers is in correspondence with the shoe model chosen. Thus it is shown the strengthening patterns for vamp, quarter and heel, figure 1

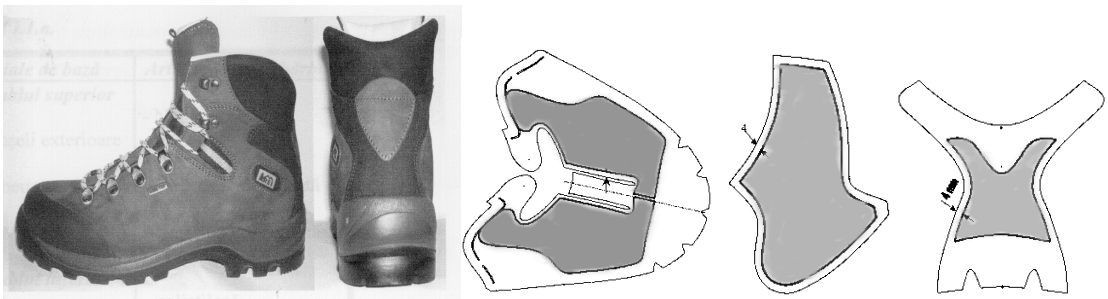


Figure 1

Starting from these general considerations, the present study intends to establish the modality by which the self and thermo-adhesive textile fabrics used in strengthening uppers determine the size of the plastic deformation, which is decisive in preserving the shape of the shoe.

2. Method and experiments

In order to highlight the influence of the self and thermo-adhesive textile fabrics used for strengthening leather uppers over the size of the total deformation and, implicitly, over the plastic deformation when tension stress, there were carried out experiments both with simple test samples and with reinforced test samples (coated). For reinforcing the leather or leather substitutes references there were used self and

thermo-adhesive woven fabrics and thermo-adhesive knit fabrics. Materials used in this study were commercial grade products, being tested from footwear manufacture point of view.

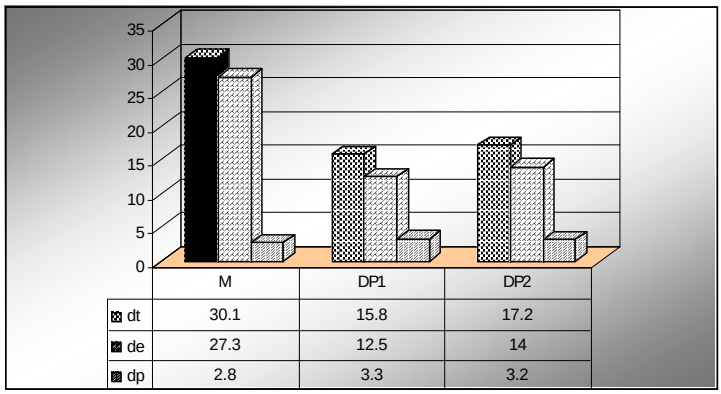
The test samples were subject to tension stress on universal tensile testing machine in the following conditions: stress under 10 N/mm^2, of 7 N/mm^2, respectively, the initial length of the test sample of 100 mm, the deformation speed of 100 ±10 mm/minute, in accordance with ISO 3376/76, adopted in Romania in 1997. The samples were cut in the shape of dumb-bell and the dimensions in accordance with described standard. All samples have been conditioned for 48h at standard atmosphere (temperature T=20 ±2° C, humidity 65± 5%). For the imposed stress value there was registered the total deformation. When ceasing the stress, part of this deformation is annulled, remaining the plastic deformation. In all cases 10 samples were tested and average value reported.

The total deformation (d_t), the instantaneous elastic deformation (d_{ei}), the delayed elastic deformation (d_{ed}) and the plastic or remnant deformation (d_p) were calculated according to the initial length of the test sample, the length of the test sample between the trappers, when the load reached the imposed value of 7 N/mm^2; the length of the test sample measured immediately after the cessation of the tensioned state, the length of the test sample measured at 30 minutes after the cessation of the tensioned state.

3. Results and discussions

During the spatial shaping process, while acting the tension unidirectional stress with an imposed value of the stress, the deformability of genuine leather which is reinforced with self adhesive and thermo-adhesive textile fabrics is radically different from the deformability of the non-strengthen materials.

Therefore, with the non- strengthen materials the plastic (remnant) deformation represents a small percentage of the total deformation. By their coating with self and thermo-adhesive textile fabrics it is highlighted the increment of the remnant deformation (plastic deformation).



Legend:
M - Leather (witness sample)
DP1 - Leather +Woven fabric 1 self-adhesive
DP2 - Leather+Woven fabric 2 self-adhesive
dt - total deformation
de - elastic deformation
dp - plastic deformation

Figure 2

It is presented the variation of plastic and elastic deformation comparatively to total deformation in the

case of using self-adhesive textile materials, Fig.2 and for thermo-adhesive textile materials, Fig.3.

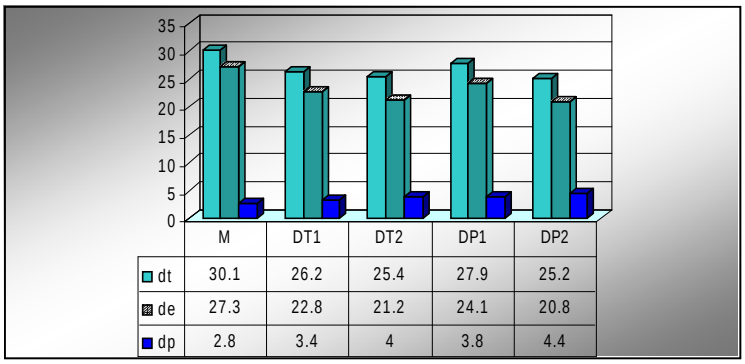


Figure 3

Legend:
M - Leather (witness sample)
DT1 - Leather + Knitted fabric 1 thermo adhesive
DT2 - Leather+Knitted fabric 2 thermo adhesive
DP1 - Leather+Woven fabric 1 thermo adhesive
DP2 - Leather+Woven fabric 2 thermo adhesive
dt - total deformation
de -elastic deformation
dp -plastic deformation

This increment is even more obvious by the maintenance in a tensioned state for 5 minutes and 30 minutes, respectively, Fig.4

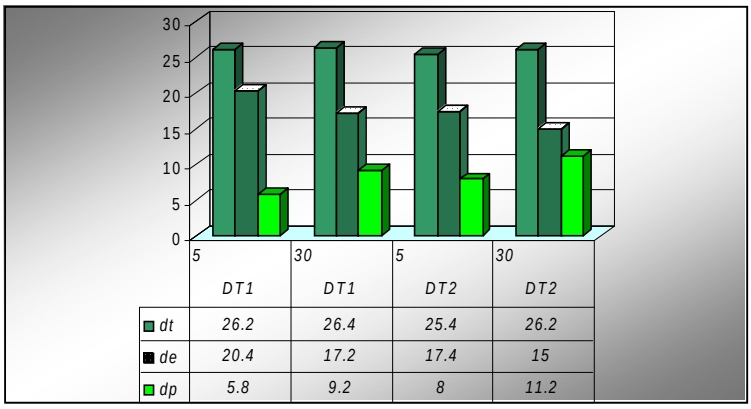


Figure 4

Legend:

DT1 - Leather + Knitted fabric 1 thermo adhesive
DT2 - Leather+Knitted fabric 2 thermo adhesive
dt - total deformation
de - elastic deformation
dp - plastic deformation

The capacity of preserving the shape after the load that caused the deformation is being removed will be even more marked by the maintenance of the spliced vamps with self and thermo-adhesive textile fabrics in tensioned state. By their coating with self and thermo adhesive textile materials, it is highlighted the increment of the plastic deformation of the total deformation by the ratio dp/dt, fig.5 and fig.6.

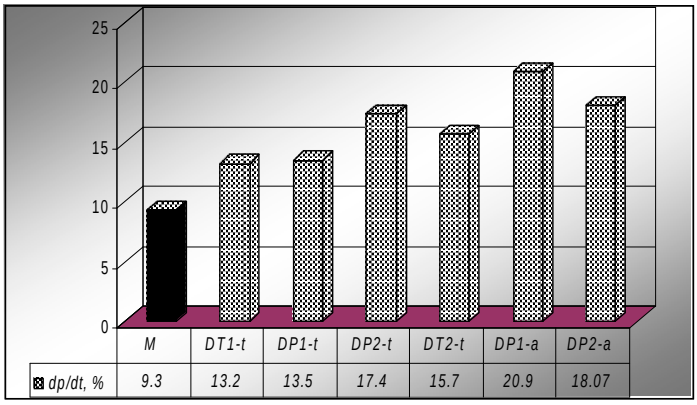


Figure 5

Legend:
M- Leather (witness sample)
DT1-t: Leather + Knitted fabric 1 thermo adhesive
DT2-t: Leather+Knitted fabric 2 thermo adhesive
DP1-t: Leather+Woven fabric 1 thermo adhesive
DP2-t: Leather+Woven fabric 2 thermo adhesive
DP1-a: Leather+Woven fabric 1 self-adhesive
DP2-a: Leather+Woven fabric 1 thermo adhesive

Out of the two types of tested materials (woven fabrics and knit fabrics), the highest value of the ratio d_p/d_t was achieved for the leather coated with woven fabric 1-article 375 (with cloth weave).

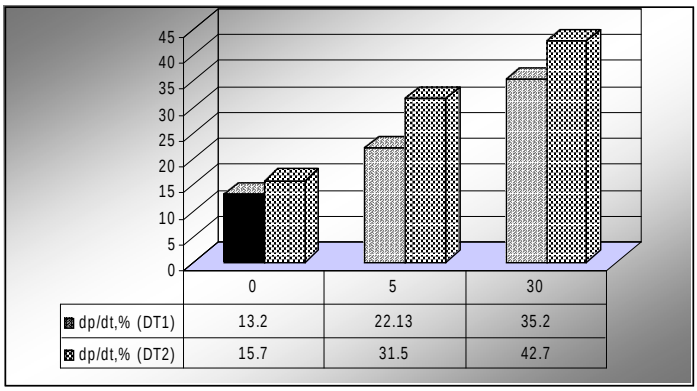


Figure 6

Legend:
DT1- Leather + Knitted fabric 1 thermo adhesive
DT2-Leather+Knitted fabric 2 thermo adhesive
By preserving the tension stress, an increment of the ratio d_p/d_t results; the highest value is registered in the case of the leather coated with thermo-adhesive knit fabric 2 (42.7% respectively in comparison with 15.7%).

4. Conclusions

1. In order to provide reliability to the ready-made shoe products, it is recommended the use of the self and thermo-adhesive textile fabrics that, by the ratio of the plastic deformation within the total deformation, are to influence the capacity of preserving the spatial shape after the vamps are removed from the lasts.
2. The size of the remnant (plastic) deformation achieved in the case of the materials used during the experiments highlights their different behaviour in the same working conditions.
3. The values of the duration of tension state maintenance had as a main purpose the increment of the plastic deformation within the total deformation. This increment of the plastic deformation within the total deformation is evidenced by the ratio d_p/d_t, being even more marked by keeping the test samples in tensioned state for 30 minute.

4. In practical conditions, there are used the materials which allow a satisfactory dimensional stabilisation by reducing the elastic elongation for the plastic elongation (necessary in preserving the shape of the shoe and the commercial appearance), taking into account the possibilities of these materials application, too.

References

[1].Vidru M., Aspecte privind extinderea chimizarii procesului de confectie a incaltamintei, Vol. "A X-a conferinta de textile pielarie", Iaşi, 1992, p.201-208

*[2] Harnagea F. Mălureanu G.,*Studiu privind influenta unor parametri tehnologici asupra proprietatilor fizico-mecanice ale materialelor în vederea asigurarii fiabilitatii formelor spatiale, *Vol. "A X-a conferinta de textile pielarie", Iasi, 1992, p.15-19*

[3] Harnagea F., Ionescu C., *L'influence du régime de thermofixation sur les propriétés physico-mécaniques du cuir synthétique en vue de l'assurance de la fiabilité des formes spatiales*, Buletinul I.P.Iasi, tomul XLI (XLV), fasc. 3-4, 1995

[4] Mihai A., Harnagea F., Metoda de apreciere a deformatiei remanente a materialelor flexibile folosite la confectionarea incaltamintei-, *"Creativitate. Tehnologie. Marketing", ISBN 9975 -910 -06-8, Ed. Tehnica, Chisinau, 1996, p.138-142*

[5] Harnagea F., Mihai, A., *Modelarea matematica a comportarii la solicitarea de tractiune a inlocuitorilor de piele*, Lucrările celei de-a XII-a Conferinta româna de Textile-pielarie, Iasi, 2002, Ed.Performantica

Received May 4, 2005
Gh. Asachi Technical University of Iasi, Faculty of Leather and Textiles Engineering, Footwear Department

MATERIALE TEXTILE AUTO SI TERMOADEZIVE FOLOSITE LA CONFECTIONAREA INCÃLÃMINTEI

Rezumat

Materialele textile auto şi termoadezive pe bazã de tesãturi sau tricot sunt folosite tot mai mult în tehnologiile actuale de confecţionare a încălţămintei pentru întărirea feţelor. Aceste materiale trebuie sa fie rezistente la solicitãrile din procesul de formare spaţialã şi din timpul purtării produselor, sã asigure menţinerea formei şi a stabilitãţii dimensionale în timp. În acest sens, pentru menţinerea formei spaţiale conferite în procesul de tragere pe calapod, este importantã componenta plasticã a deformaţiei totale. Prin întãrirea feţelor încãlţãmintei cu materiale textile auto şi termoadezive, respectiv prin menţinerea în stare tensionatã, este posibilã creşterea ponderii deformaţiei plastice în total deformaţie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 687.1.073

ASPECTS REGARDING THE USE OF ADHESIVE DISPERSIONS IN FOOTWEAR INDUSTRY

FLORENTINA HARNAGEA, and AURA MIHAI

Abstract. *The paper presents the results of the research concerning the use of water based adhesive dispersions in modern technologies of soles bonding in shoe manufacturing. Thus there have been established mathematical models of bond strength function of the open time for adhesive dispersions and solvents. These allow estimating the best time corresponding to the maximal bond strength.*
Keywords: *adhesive, dispersion, bonding, open time, footwear.*

1.Introduction

Solvent-based adhesive has been traditionally used in shoemaking for their excellent performance in service. When looking at footwear production processes from an environmental viewpoint, an important issue is restricting the emissions of solvents and other toxic vapours.

Solvent-free adhesives are, however, becoming more common worldwide as manufacturers have to be more environmentally conscious and seek ways to meet increasingly stringent environment protection legislation.

The product classes „Dispersions”(so called „water based products”) represent surely the most matured replacement for solvent adhesives. A large amount of quantities of uppers-soles bonding are carried out successfully with these products already.

This paper illustrates the results obtained through the research of the bonding adhesive strength, case of adhesive dispersions in comparison with solvent-based adhesive, using mathematical models of dependence.

2.Method and experiments

There had been used identical substrates made from standard rubber and also different substrates: leather or standard rubber.

The bonding of substrates has been done with:

- ✓ PUR adhesive dispersion ECO248 in 40% concentration
- ✓ PUR solvent based adhesive POLIGRIP 325 in 20±1% concentration.

Samples from leather and rubber have been cut at dimensions of 20x120mm and were conditioned in standard parametres; they have been bonded as in the classical bonding technology.
Samples have been joined in order to result a perpendicular application effort on the bonding layer; after that there has been applied a tensile effort at 72 hours from the pressing

The peel strength after 72hours has been established with the relation:

$$Rd = \frac{Fmed}{b}$$

Where:

F_{med}-the medium force, in N
b - width of the bonding, in mm
The medium force at which the bonding peel takes place is:

$$Fmed = \sum_{i=1}^{n} Fi / n$$

where:

F_i –the force in every measuring point or at reading time intervals, in N,

n – number of measuring or reading points

In the case of using Eco PU 248 in free atmosphere, the open time varies from 20, 25,……,45, being done 5 determinations for each value.

3. Results and discussions

The variation of peel strength depending on the open time it is shown in figure nr.1.In this case the bonds have been done with nonhalogen rubber substrates. From figure nr.1 it results a maximum peel strength established at an open time of 35min.
The same maximum value for peel strength is also reached for bonds with adhesive emulsion using halogen rubber substrates, figures nr.2.

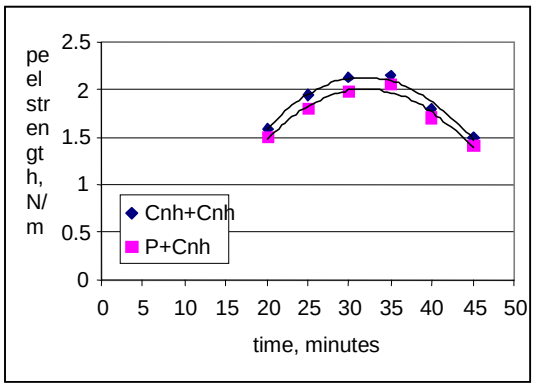


Figure 1

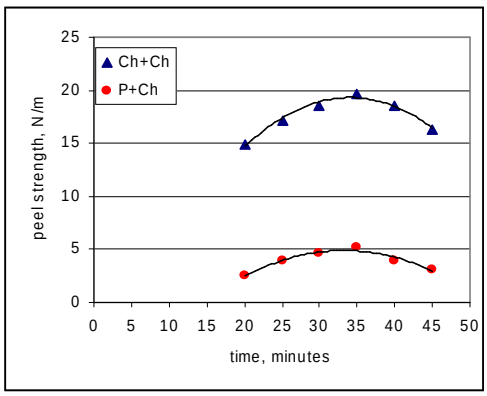


Figure 2

There can be noticed that the bond strength for rubber+ nonhalogen rubber has a value of 20N/mm.

Figure nr.3 shows the peel strength of the bonds with rubber substrates using adhesive emulsion and also of the bonds with PUR solvent based adhesive. For a value of the open time of 35 minutes it results the maximum peel strength using leather+ halogen rubber.

The variation of the peel strength in the case of using PUR solution Poligrip 325 it is illustrated in figure nr.4 + figure nr.5.

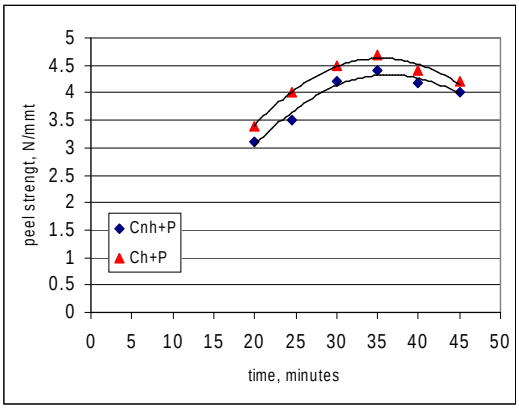


Figure 3

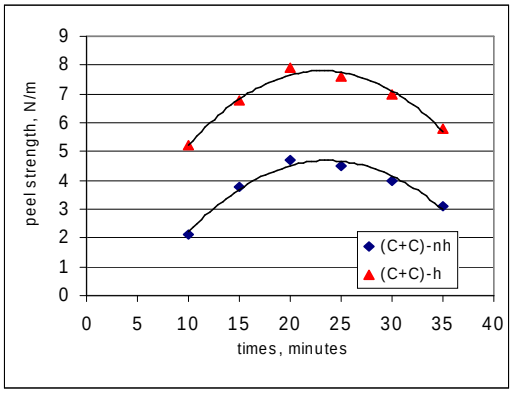


Figure 4

There can be observed that the best time corresponding to the maximal peel strength has a value of 20minutes.

The regression models are of polynomial type and have the following relation:

$$\mathbf{R} = -\mathbf{at}^2 + \mathbf{bt} + \mathbf{c}$$

Where: R – the peel strength, in N/mm or daN/cm

t-open time, in minutes

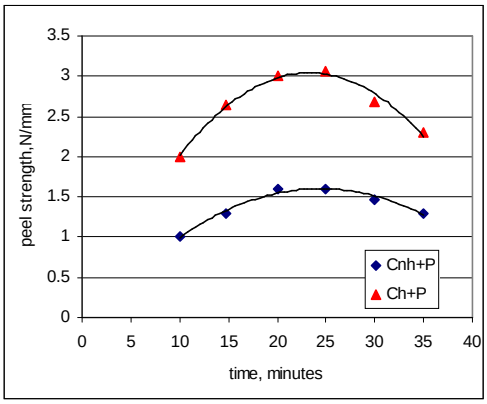


Figure 5

From regression curves of the final peel strength there can be established the best time corresponding to the maximum bond strength.

The maximum value of the bond strength it is reached for $\frac{\partial R}{\partial t} = 0$.

Table nr.1 presents the mathematical models of peel strength in connection to the open time.

Table 1

The nature of the adhesive	Code	The nature of the substrates from bonding	Mathematical model	Coef.
PUR dispersion ECO248	P+Cnh	Leather+ nonhalogen rubber	$- 0.0037t^2 +0.2335t- 1.7223$	0.9627
	Cnh+Cnh	(Rubber+ rubber) nonhalogen	$-0.0038t^2 +0.2437t -1.7443$	0.9716
	P+Ch	Leather+ halogen rubber	$- 0.0139t^2+0.9207t -10.393$	0.9466
	Ch+Ch	(Rubber+rubber)-halogen	$- 0.0236t^2 +1.6024t -7.9129$	0.9736
Solution for leather Dispersion for rubber	P+Cnh	Leather+nonhalogen rubber	$- 0,0052t^2 + 0.367 t-1.8646$	0.9789
	P+Ch	Leather+halogen rubber	$- 0,0048t^2 +0.349t - 2.029$	0.9631
PUR solution Poligrip 325	(C+C)nh	(Rubber+rubber)- nonhalogen	$- 0,0133t^2+0.6299 -2.7609$	0.9725
	(C+C) h	(Rubber+rubber) halogen	$-0,0149t^2+ 0.6674 - 0.1457$	0.9811
PUR solution – Poligrip 325	P+Cnh	Leather+nonhalogen rubber	$-0,0029t^2 + 0.1422t - 0.134$	0.972
	P+Ch	Leather+halogen rubber	$-0,0058t^2 + 0.2702t- 0.1037$	0.9809

Figure nr.6 presents comparatively the variation of the bond strength for halogen rubber substrates using emulsion (Eco Pu 248) and adhesive solution (Poligrip 325).

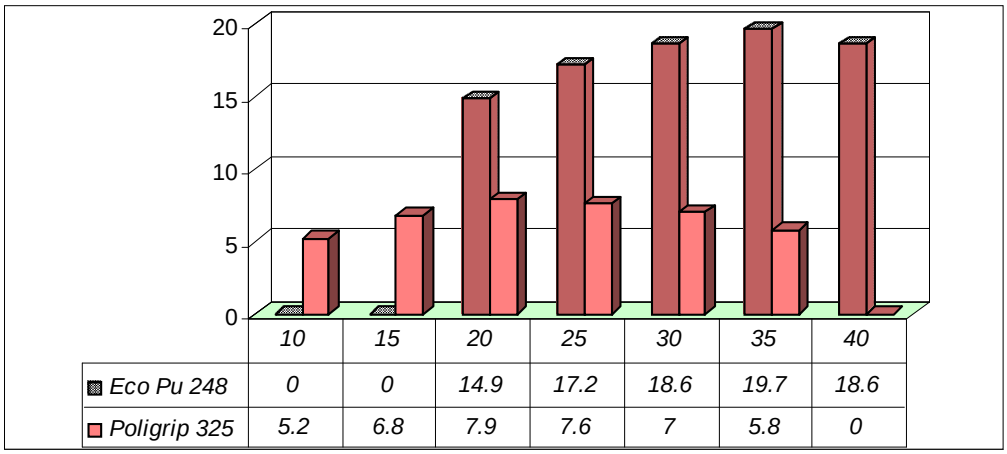


Figure 6

Graphics show that for PUR adhesive emulsion, the bond strength has a higher value that for PUR adhesive solutions.

Conclusions

1. The non-linear regression models are of polynomial type and have the following relation:

$$\mathbf{R = -at^2 + bt + c}$$

Where: R – the peel strength, in N/mm or daN/cm

t - open time, in minutes.

2. The bond strength with adhesive PUR emulsion is superior to the bond strength with PUR solvent based adhesive.

3. The best time for obtaining maximum bond strength can be established using the regression curves.

4. The water based adhesives represent the best realizable alternative compared to usual solvent based adhesive.

References

1.F. Harnagea, A. Mihai, Cociu V., *Contribuţii la stabilirea regimului optim de formare a peliculei solide în procesele de îmbinare prin lipire,* Analele Universităţii Oradea, 2001, Ed.Univeritităţii din Oradea, 2001, ISSN 1582-5590

2.Harnagea F ., Cociu V., Roşculet V., Modelarea matematicã a comportãrii la solicitarea de tracţiune a îmbinãrilor prin lipire, Rev. de Pielãrie-Incãlţãminte, nr.1, ISSN 1583-4433, 2003

3. Roşculeţ V., Harnagea F.- Aspecte privind utilizarea adezivilor pe bazã de apã în industria de încãlţãminte-Rev. de Pielãrie-Incãlţãminte, nr.1, 2003, ISSN 1583-4433

Received May 4, 2005

Gh. Asachi Technical University of Iasi, Faculty of Leather and Textiles Engineering, Footwear Department

ASPECTE CU PRIVIRE LA UTILIZAREA DISPERSIILOR ADEZIVE
IN INDUSTRIA DE ÎNCÃLŢÃMINTE

Rezumat

Lucrarea prezintã rezultatele cercetãrii cu privire la utilizarea dispersiilor apoase de adezivi poliuretanici în tehnologiile moderne de lipire a tãlpilor în industria de încãlţãminte. In acest sens, au fost stabilite pe baza datelor experimentale, modele matematice de dependenţã a rezistenţei în funcţie de timpul deschis. Acestea au permis estimarea timpului optim de formare a peliculei solide, corespunzãtor rezistenţei maxime a îmbinãrilor adezive în cazul utilizãrii dispersiilor adezive, comparatriv cu soluţiile adezive pe bazã de solvenţi organici.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.041

THE COMBUSTION FURNACES OPTIMISATION ASSISTED BY COMPUTER

by

PETRICĂ VIZUREANU

Abstract. *The purpose of the heating operation is the metallic materials preparation for the forging processes in the technological flow. The heating technologies play an important part in the future quality of the product. For satisfying the production needs it is necessary to achieve a sharp control of heating processes' parameters. In such a context the development of the computer control system has a vital importance for obtaining the functional optimisation of the furnace through the mathematical model, by processing a big volume of data. The using of computer in the equipment designing and operation beside the using of new refractory materials and the burning equipment optimisation can lead at optimum heating furnaces from the constructive and operational point of view.*

Keywords: *furnace, combustion, heating, optimisation*

I. Heating regimes design for semi - products in view of forging

The heating process of metallic materials in view of forging has to ensure the achieving of the required temperature as more possible uniform distributed upon the entire section of semi - product, in a time as short as possible and without producing the fracturing or cracking of the material. The decreasing of heating time leads to the fuel consumption reducing and at the decreasing of oxidation and of decarburation of the heated material. The exaggerate decreasing of the heating time leads to a big temperature difference between the core and the semi - product surface and at stresses that lead to fractures and cracking in the material.

Taking into account the previous presented it results that, for achieving an optimum heating regime in the shortest time and without semi - product cracking danger, there is necessary such a leading of the furnace so the temperature difference between the core and the ingot surface be close to maximum acceptable value during heating. For the correct setting of the heating regime the values of the physical – mechanical parameters have to be those of the current material temperature during heating or at least average values for small temperature intervals.

For this it is necessary a computer programme with the help of which one can plot heating diagrams for the rang of polygonal ingots or round and prismatic semi-products. The programme starts from the heat transfer relations presented in the literature [4].

The initial data of this programme are:

• semi - product sizes;

• heating temperature;

• physical and mechanical feature of the steel that will be heated (λ, c, β, γ, E).

The programme is applicable for every kind of steel for which one know the physical - mechanical features values as function of temperature and the breaking limit function of material state (the cast reminded strains).

II. The combustion process optimisation by using of new burning equipment

There exists two trends in this direction:

• heat recovery from hot gases using regenerative burners;

• the using of gas analysers for burning control in heating furnaces.

II.1 Heat recovery from hot gases using regenerative burners

In the forge sections, important energy consumers, a special place was be represented by the heating furnaces for plastical deformation, which use as combustible the methane gas and at which during the technological processes there is a low degree of energy utilisation. The most part of the energy loss will be done by the gases vented from the working space and as it was be known, the most efficient recovery is that by which the energy was used in the charge heating process: primary recovery. Thus one can make appeal to the regenerative method by which the from the burned gases will be used to intensively preheat the combistion air using regenerative burners.

By this method the temperature of burned gases became 100-200ºC by comparison with the previous situation when the gases vented from the working space can have temperatures sensible equal with those of the furnace. One recommands the using of regenerative burners on heating furnaces with maximum working temperatures about 1250ºC with continuous or discontinuous operation. The regenerative method wasn't recommended to other gases due to its impurities.

II.2. The using of combustion gases analysers for burning control in heating furnaces

The advantages of the last burned gas analysers' generation were identified by the following features:

• they are made from a block of sensors placed on the pipes of burned gases of the boiler and from an electronic block placed in the furnace command desk zone, the link between them being achieved by a protective cable;

• the burned gases are being vented from the block of pipes passed through a floppy filter (which is permanently being cleaned from solid particles by reverse blowing of its inactive zone), or they filter themselves in the case of thermo-diffusive extraction and then they are being passed through the sensors and after that are sent back in the pipes (figure 1);

• the block of sensors has a ZrO_2 sensor for oxygen concentration measurement and the catalytic combustion sensor with platinum cataliser for combustible gases measurement;

• the block of sensors works at the high temperature making possible its location closer possible by the burner.

The electronic block is being endowed with a microprocessor that has several entrances and exits analogues and digital, playing the part of a general controller of burning. It fulfils the following functions:

• it displays oxygen and combustibles gases concentration values given by the block of sensors;

• it calculates and displays the values of optimum necessary and effective air excess;

• it accomplishes the adjustment through various adjustment laws and commands the execution elements (operation) for the getting of the required flow rates for combustible and air;

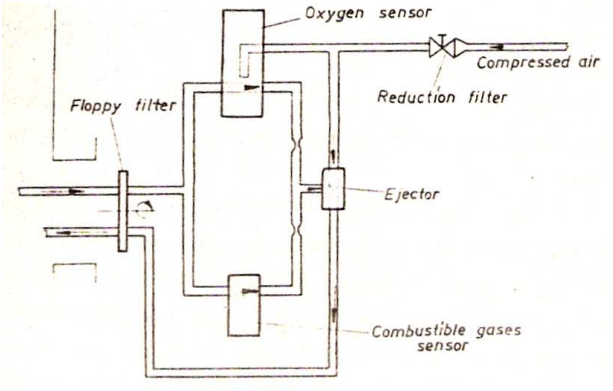


Figure 1.

• it facilitates an active dialogue with the operator which by means of a functional keyboard and of a display block can set the adjustment and advertising parameters and commands directly at the execution elements;

• it watches and commands the burners operation;

• in case of same disfunctionalities it brings the parameters at previous settled values.

This burning adjustment system optimises the efficiency of burning process by minimising the losses due to the air excess in the furnace or to unburned evacuate combustible. At the same time it helps at the maintaining of a proper fraction air/combustible despite the variation of caloric power, pressure, temperature or combustible density.

III. The computer assisted desiginig of heating equipment

As a result of the experience there follows that the designing of heating furnaces implies laborious calculation for the thermal regime as well as for the effective dimensioning. With the PC aid and with an advanced software one could elaborate sets of programmes for analytical designing of heating furnaces.

The designing methodology supposes the elaboration of a mathematic algorythm by which starting with a calculation of the combustible burning one pass to the designing of the thermal regime for the required heating technology and the proper heat recovery system.

An important chapter in the designing stages is the establishment of the thermal balance of the heating equipment that has to have optimum balance features [3].

Each section of the thermal balance of the furnace is being calculated using analytical relations that model the heat transfer. After the calculation of each type of heat flow rate one makes with the computer aid a feed-back cycle as in the case of the heat loss through to the walls. After the average temperature calculation of the middle layer of the furnace brickwork by means of feed-back cycle, these are being approximate such as the difference does not exceed 10 %. If this difference exists one makes the calculation again taking into account the average temperatures of the middle layers previously settled.

In this way one accomplish the calculation for the other chapters of the balance too, having in view the specificity of each.

References

1. Chelu, Gh. - Optimizarea regimurilor de încălzire a lingourilor şi semifabricatelor in vederea forjarii, Revista Metalurgia nr. 1, 1993, p. 5-11.

2. Grancea, V., Dima, A., Vizureanu P. - Necesitatea introducerii dimensionarii asistate de calculator a cuptoarelor de incalzire în procesul didactic - Sesiunea tiintificä “45 ani de învăţământ superior”, Galaţi, oct. 1993, vol.2, p.170-174.

3. Dima, A., Grancea, V., Vizureanu P. - Computer Assisted Mathematic Modelling of Heating Processes in the Solidus Field of Fe-C Alloys - Heat Treatment Conference - Dunayvaros - Ungaria, 1993, p.85-90.

4. Grancea, V., Vizureanu, P., Alexandru, M. – New Trends in the Forging Furnaces Constructive and Operational Optimisation, Buletinul I.P. Iaşi, tomul XL (XLIV), secţia IX, Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, vol. II, 1994, pp.613-618.

Received May 4, 2005

Technical University Iaşi

OPTIMIZAREA CUPTOARELOR CU COMBUSTIE CU AJUTORUL COMPUTERULUI

Rezumat. Încălzirea materialelor metalice în vederea deformării plastice la cald se face cu ajutorul cuptoarelor cu combustie. În acest sens este necesară optimizarea regimurilor termice din aceste utilaje mari consumatoare de energie. Optimizarea se referă la posibilităţi de recuperare a energiei termice furnizate prin intermediul elementelor încălzitoare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.041

INDUSTRIAL INCINERATION SYSTEMS

by

PETRICĂ VIZUREANU

Abstract. *Refractory performance is a key factor in the economics in large scale incinerator operations since repair and relining of incinerators involves costly downtime or lost production. The search for more durable refractories has been particularly intense in the early 1990's leading to rapid adaptation of new products with improved spalling resistance.*

Refractories wear by thermal shock in the extreme thermal environment in secondary combustion chambers of large incinerators and by corrosion processes involving lime iron aluminosilicate liquids. In other incinerator components, abrasion, acid gas and liquid attack, alkali attack, and physical damage on slag removal influence refractory life.

Further improvements in refractory life can be expected with improvements in incinerator design to limit thermal loading on the hot face of refractories. In this respect, incinerator practices can evolve as have practices in slagging utility boilers.

Keywords: *refractory, incinerator, corrosion, slag, waste, hazardous waste, biological waste, sewage sludge, volatile organic compound (VOC), thermal shock.*

I. INCINERATION PROCESS

Incineration of waste materials is becoming a growing necessity in developed countries with increasing industrial growth and as societies become acutely aware that traditional means of disposal such as landfill will either be unavailable in the future or that the environmental risk of landfill or ocean disposal are unacceptable. Developing countries have the option to avoid the same problems on waste disposal that the developed countries have already experienced.

There is a great diversity of waste material that is currently being incinerated. Generally wastes are considered as „hazardous" or "non-hazardous" with respect to human health. In the United States, the Federal Resource Recovery and Conservation Act of 1976 (known as "RRCA") requires that hazardous wastes must be properly recycled, treated, or sent for disposal. Also in the USA, the Federal Comprehensive Environmental Remediation, Compensation, and Liability Act of 1980 (known as "CERCLA" or "Superfund") places ultimate responsibility on the generator of any waste with respect to handling, treatment, storage, and disposal. This makes it possible for any waste considered as "non-hazardous" today to be classified as "hazardous" tomorrow. Incineration thus becomes a means of permanently disposing of waste while managing future liability under CERCLA since all incinerator residuals are sent to hazardous waste landfills.

Another key piece of US legislation affecting incineration is the Federal Hazardous and Solid Waste Amendments of 1984 (HSWA) which mandates incineration of certain classes of hazardous wastes unless the US Environmental Protection Agency can set standards for treatment of these wastes prior to disposal or rule that land disposal is the only viable option. Efforts by the EPA to set the requisite standards have continued into the early 1990's. There are many literature citations on social and legislative issues regarding waste disposal and incineration [1,2,3].

Waste materials that can be incinerated include organic and inorganic solids, organic liquids, organic vapors, and inorganic solids mixed with organic liquids. Waste streams from manufacturing include solvents and materials used to filter and clean solvents. Volatile organics from manufacturing are now "incinerated" or oxidized in large quantities. Agricultural wastes that can be incinerated including residuals from seeds and grains. Military ordinance such as chemical weapons may be incinerated as the only means of destroying toxic materials [4].

Incineration is being considered as one of the safe means of treating soils contaminated with polychlorinated biphenyls or PCB's [5]. Town wastes incinerated can include garbage and sanitary sewage.

Under US regulations, hazardous waste incinerators are required to destroy or remove at least 99.99% of the principal organic constituents in the waste and meet standards on inorganic emissions. These inorganic emissions include acid gases, trace heavy metals, and particulates. A common acid gas which must be removed from the incinerator gas stream is hydrogen chloride (HCl) generated on combustion of chlorinated hydrocarbons. Due to its high solubility in water, equipment for HCl removal typically consists of wet scrubbers with neutralization by lime (CaO) or another basic substance like sodium hydroxide. Incinerator operators may try to trap trace metals in a slag or vitreous phase formed in the oxidation section or secondary

II. INCINERATION. DESIGN AND OPERATION

There are many types of incinerators in use with the most popular including rotary furnaces types, fixed or movable (non-rotating) hearth types, liquid or vapor injection types, and box or boiler types, the latter of which are typical of smaller units [6, 7, 8, 9]. The key components of the incineration systems are discussed below.

II.1. Waste Stream Delivery System

Liquids are typically injected into the primary combustion chamber using pumping and storage systems after delivery in drums or from bulk trucks. The typical hazardous waste incinerator will log liquid identity, fuel value (heat release on combustion), and composition. Attempts are made to control heat release by mixing liquids, although refractory performance results often suggest very high temperatures are achieved and injection may be sporadic causing problems in thermal shock of refractories.

Solids are typically injected into incinerators using pusher or ram mechanisms. Solids may be bulk solids as in the case of municipal incinerators or tab packs" in the case of hazardous waste incinerators. Solids include glass and metal containers which influence slag chemistries within the incinerator components.

Gas streams laden with volatile organic compounds (VOC's) are injected into incinerators either directly from their source or after gas cleanup operations such as solids removal.

II.2. Primary Combustion Chamber

The primary combustion chamber (PCC) has the function of the initial incineration or burning of the waste material. The chamber is typically refractory lined in thick wall (brick or monolithic) conventional designs or thin wall (monolithic or tile) boiler-type designs. Waste solids ignite within a few feet of the injection port where local temperatures are maintained in excess of 1150ºC through burning of hazardous waste liquids or auxiliary fuels. Temperatures measured by the incinerator operator by thermocouple measurement may range up to 1300-1400°C although practical observations of primary combustion chamber walls suggest localized temperatures may be higher.

In incinerators designed for continuous use, there is a means to force the burning solid process burden to progress along the hearth. This is why rotary kilns are popular designs. Smaller incinerators may use movable multiple hearths which intermittently push the process burden along the step wise inclined hearth. Some new designs propose fluid beds to achieve the same purpose.

There is a residual or "ash' or "slag" produced by the primary combustion process. This ash may exit into a water sealed quench tank, and it is conveyed to storage. It is important to note that any residual from a hazardous waste incinerator is also considered as hazardous waste requiring disposal in a hazardous waste permitted landfill.

In some incinerators, such as municipal incinerators, oxidation of combustibles may be sufficient in the PCC so that a second step, called secondary combustion or secondary oxidation, may be unnecessary. If secondary combustion is unnecessary, the gases are next neutralized and cleaned of particulates.

II.3. Secondary Combustion Chamber

The secondary combustion chamber (SCC) is typically a refractory lined chamber, either rectangular or cylindrical, with an auxiliary burner system and a sufficient volume to allow for oxidation of organic volatiles which were a product of incomplete combustion in the primary combustion chamber. To achieve the required oxidation, the SCC must operate above 'red heat' or above about 1100°C, but operating temperatures may reach 1375°C or greater in hazardous waste incinerator SCC's.

Another important function of the SCC in hazardous waste incinerators is the creation of a slag or vitreous phase to capture particulates laden with heavy metals. Slag removal by gravity flow is favored by higher temperatures.

While incinerator operators might question the magnitude of these local temperatures, many speak of a "fireball" in the entrance section of the SCC where auxiliary burners, air injection, and even oxygen injection are used. Since the "control thermocouple" can be downstream from the fireball zone, there may be poor comprehension by the operators of the extremes of temperature reached in these zones. Another important point is that the operator is controlling oxidation efficiency by monitoring carbon monoxide (CO) gas emissions at the stack suggesting that complete

oxidation is a first priority despite the generation of high refractory surface temperatures which result from these efforts to achieve complete oxidation.

If stack emissions of CO increase, a primary control response is to increase the auxiliary combustion or oxidant rate into the SCC which obviously results in higher local temperatures and possibly sporadic thermal conditions in the SSC.

Slag is removed from the SCC in slagging units through a slag tap involving a water quench. Slag accumulation may reach a depth of up to as much as two meters during an incinerator campaign in those incinerators where slag is not continuously tapped. Like slag from the PCC, SCC slag from hazardous waste incinerators must be sent to a permitted landfill.

II.4. Gas treatment

Gas treatment may involve quench by water spray, or use of a “wetted bottom” furnace chamber, followed by neutralization, demisting, or particulate removal in a conventional baghouse prior to atmospheric release. Exhaust monitoring equipment includes gas analysis monitors and opacity measuring equipment. Gas treatment may produce a filtercake residual which is sent to a permitted landfill.

III. Refractory Materials Used in Incinerators

Literature on refractory materials for incinerator applications is usually of a very general nature [8] or is produced as commercial literature by refractory suppliers [10, 11, 15]. A more specific reference is available giving incinerator designs [13]. Technical meetings have been held in the United States and in Europe with sessions on incinerator refractories [12, 14].

A problem exists in the lack of engineering information on refractories for incinerators in the United States. Incinerator operators tend to hold refractory performance results in-house as if any public perception of a “problem” with incinerator operation would add to negative sentiment on incinerators. Refractory suppliers may hold performance information in-house due to negative publicity from “failures” during the evolution of incinerator operations and because of potential liabilities.

Another problem exists in that incinerator operation is highly developed in terms of emissions (due to regulation), but the operation of incinerators has not evolved in a similar fashion as with other industrial furnaces such as utility boilers. For example, more complete information on surface temperature distribution in incinerators and knowledge of the effects of varying fuel rates on the life of refractories would help improve the life of refractories in incinerators.

CONCLUSION

Designers of incinerators should include surface temperature calculations in various zones to limit corrosion processes. Control of temperatures is particularly important in secondary combustor or oxidizer sections. Operators using incinerators retrofitted for hazardous waste incineration should realize how equipment limitations and operating conditions can adversely affect refractory life.

Progress in obtaining better refractory life in incinerators can come with application of engineering analysis to refractory performance with discussion in public scientific circles. Collective action by those involved in incineration to develop

methods and procedures with respect to refractories should be a priority of the industry so that incineration quickly becomes as well developed as are slagging utility boilers with respect to refractory performance. Society as a whole will benefit from such collective action.

References:

1. Thomas J. Overcamp, Issues In Hazardous Waste Incineration, White Paper Report Prepared For The South Carolina Research and Education Foundation, Clemson University, September, 1990.
2. E.T. Oppelt, "Incineration of Hazardous Waste ... A Critical Review," JAFCA, 37 (5), 558-586 (1987).
3. 'Hazardous Waste Incineration: A Resource Document," American Society of Mechanical Engineers, New York, 166 pp, 1988.
4. "Burning Chemical Weapons," USA Today, May 14, 1991, p. 11
5. "AOSTRA-SoilTech Anaerobic Thermal Processor Treats PCBs in Soils at Wide Beach Superfund Site In Brant, New York," EPA Information Update, May, 1991.
6. "Permit Writer's Guide To Test Burn Data," EPA/625/6-86/01 2, Environmental Protection Agency, 1986.
7. L. Theodore and J.P Reynolds, Introduction To Hazardous Waste Incineration John Wiley and Sons, New York, 1987.
8. T. Banner et. al., Hazardous Waste Incineration Engineering, Noyes Data Corporation, Park Ridge, NJ, 1981.
9. Wafter R Niessen Combustion and Incineration Processes Application In Environmental Engineering Marcel Dekker New York 1998.
10. „Refractories To Tame The Hottest Incinerators Under The Sun", Carborundum Company 1998.
11. "Incinerators" in Modern Refractory Practice Harbison-Walker Refractories Company, 1991.
12. St Louis Section, The American Ceramic Society, May 24, 1991.
13. Technology of Monolithic Refractories, Plibrico Japan Company Limited, Tokyo, 1994.
14. XXXIV International Colloquium on Refractories, Aachen, Federal Republic of Germany, September 23-26, 1991.
15. Brosnan, D.A., „Refractories for incinerators", Key Engineering Materials, vol. 88, 1993, pp. 71-102, Trans Tech Publications, Switzerland.

Received May 4, 2005

Technical University Iasi

SISTEME INDUSTRIALE DE INCINERARE

Rezumat. Performanțele materialelor refractare utilizate pe scară largă în construcția sistemelor industriale de incinerare reprezintă un factor cheie atât în timpul exploatării, cât şi în timpul reparării sau refacerii izolațiilor termice ale acestora. Factorii agresivi la care trebuie să reziste aceste materiale refractare în exploatare sunt de ordin mecanic (abraziune), termic (până la 1400ºC) şi chimic (coroziune, mediu alcalin, acizi etc.)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018

THE HETEROGENEOUS NUCLEATION AND HYDROGEN ROLE ON THE PRIMARY MICROPOROSITY IN ALUMINUM ALLOYS

BY

PETRU MOLDOVAN, LUCIA FIRESCU, IOANA APOSTOLESCU, GABRIELA POPESCU, MIHAI BUTU

Abstract: This paper presents the formation procedure and increase of the primary microporosities in aluminum alloys and some scientifically consideration on the heterogeneous nucleation role and the hydrogen concentration evolution during solidification.

Keywords: microporosity, heterogeneous nucleation, pores, hydrogen concentration

1. Introduction

Porosity is one of the most encountered defects in aluminum alloys and it is responsible for the significant decreasing of the parts qualities and especially the physical – mechanical properties and the surface quality of the cast products.

The porosity formation process is controlled by a lot of factors which simultaneously appear, thus is very difficult to distinct their separate influence.

Porosity appears in one of this ways:

- Pores formation by hydrogen atoms diffusing from the solution (primary gaseous porosity);
- Solidification contraction;
- Combining these two effects.

Gaseous porosity of the aluminum alloys is determined especially by the hydrogen.

For the bubble formation in the melt or in the solidified material it should be passed the condition:

$$p_B \geq p_A + p_M + p_k$$

where: $p_k = \frac{2\sigma}{r}$

p_B – is the pressure inside a hydrogen bubble in the melt;
p_A – atmospheric pressure (in open furnaces);
p_M – metalostatic pressure;
p_k – capillary pressure;
σ – melt surface tension;
r – formed bubble radius.

During aluminum alloys solidification, the internal pressure of the hydrogen bubble increases constantly due to the decrease of the solubility of the hydrogen in the melt. In actual cases, p_A and p_M are usually constant. If the internal pressure of the hydrogen

p_B is equal or over the sum between p_A+p_M formation and increasing of the bubble depend only on p_K.

2. Theoretical consideration

Probability of the gas bubble formation capable to grow in the melt, in case of the homogeneous germination can be determined by the germination theory in heterogeneous environment. Starting from the differences between the specific superficial and volumetric energies, the critical radius of the germ capable to increase can be determined.
Number of the germs with critical radius is determined with the aid of the relationship:

$$N = \sqrt{\frac{2\sigma}{\pi m}} n_G \exp[-\frac{16\pi\sigma^3}{3kT(p - p_0)}]$$

where: N is the number of the gas nuclei with critical dimension;
k - Boltzman constant, J/K;
m - molecule mass, g;
n_G - gas concentration, ppm;
p - gas bubble pressure (nucleus), barr;
p_0 - pressure over the melt, barr;
T - temperature, ^oC or K;
σ - superficial tension, dyn.cm^{-1}.

To the heterogeneous nucleation, the bubbles formation energy decrease function of the wetting angle θ. This energy decreasing to the plane interface solid / liquid can be expressed by Volmer (fig. 1)[1]:

$$f(\theta) = \frac{A(\theta)}{A_0} = \frac{1}{4}(2 - \cos\theta)(1 + \cos\theta)^2$$

where: $A(\theta)$ is the heterogeneous nucleation energy; A_0 - homogeneous nucleation energy; θ - wetting angle.

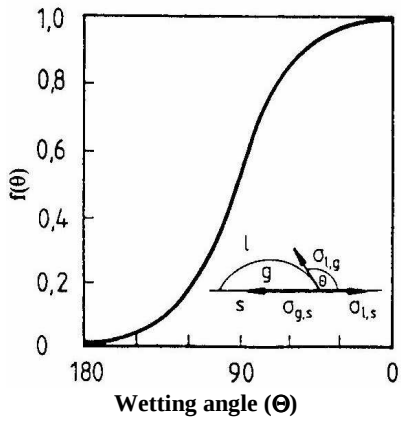


Fig. 1. Function f(θ) for the bubble formation case.

The nucleation energy is proportional with the square of the saturation pressure (p_h) of the dissolved hydrogen, necessary for the gaseous bubble formation:

$$\frac{p_h}{p_0} = \sqrt{f(\theta)}$$

where: p_0 "fracture pressure of the liquid by homogeneous nucleation.

Mechanism formation of the bubbles on the fractures and voids is presented in fig 2 and 3[1].

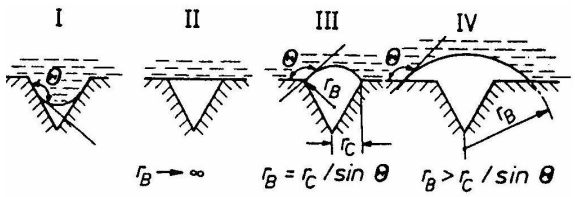


Fig. 2.Heterogeneous nucleation of the bubbles on the fractures and voids for wetting angle θ > 90°

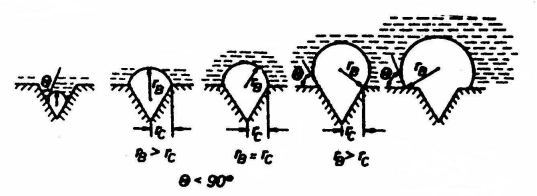


Fig 3.. Heterogeneous nucleation of the bubbles on the fractures and voids for wetting angle θ < 90°

For $\theta > 90^o$ the nucleation can easily take place on the base of the depth. Before the bubble to be capable to grow, the process is inhibited due tot the fact that the radius of the bubble should pass over a critical values to fulfill the growing criteria.

To reduce the energy of the heterogeneous nucleation Chalmers presented another geometrical model for the gas bubble formation. As it can be seen in the fig 4 [1], the nucleus capable to grow can be formed at the concave interface with the atoms less than convex interface of the other atoms, thus the appearance of the nuclei capable to grow needs a smaller nucleation energy and realize a reduce undercooling.

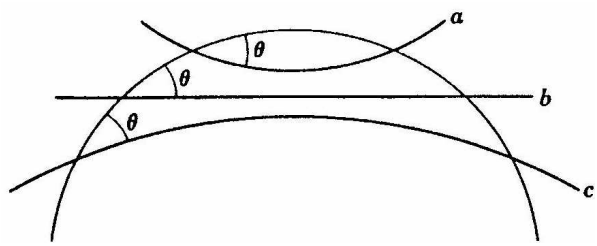


Fig. 4. The influence of the geometry on the heterogeneous nucleation at the same angle θ: 1 – convex surface; 2 – plane surface; 3 – concave surface

In the vacuum degassing process, when the equilibrium in the system gas phase / metal is destroyed, in the melt the following reactions take place:

$2[H] = 2H_{(g)}$

$2H_{(g)} = H_{2(g)}$

$2[H] = H_{2(g)}$

We can consider that hydrogen is eliminated by the separation surface, by convective diffusion and formation, growing and ascension of the gaseous bubble. The mechanism of the H_2 induced porosity can be analyzed considering separation of the dissolved hydrogen on the solid/liquid interface.

During solidification, the interdendritic liquid is easily enriched with H2 as the solid fraction grows, due to the fact that that most the H_2 quantity is rejected to the solid / liquid

The heterogeneous nucleation to the gas bubble formation in the melt is realized on the solid particles suspended in the metallic bath and on the crucible walls or of the mould. The heterogeneous nucleation energy is reduced tot the solid / liquid limit by decreasing the wetting of the solid due to the melt.
In the specialty literature there are some recent information that clearly shown that excepting the free hydrogen in liquid alloys there always a certain oxide quantity and other nonmetallic inclusions which are responsible on the contraction porosity appearance.
Contraction microporosity is dispersed in the interstitial of the solidification dendrite regions, underlining especially in alloys with a wide range of solidification.
The inadequate or limited feeding with liquid metal in interdendritic areas is an important cause of this porosity type formation.
The growing process of the pores to the porosity formation is described by Pehkle schematically in fig. 5[1].

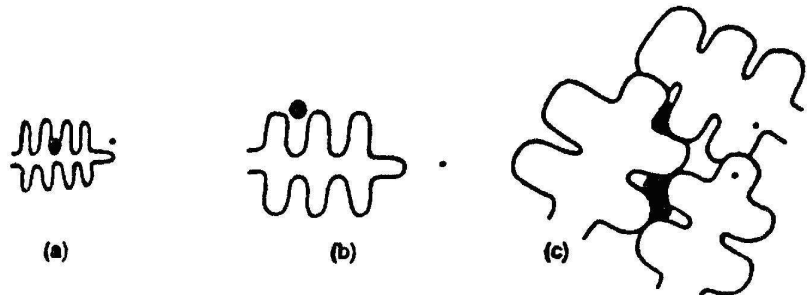


Fig. 5. Growing of pores process

The gaseous pores can nucleate on the base of dendrite arms (fig 5). Synergy between contraction and gaseous porosity pass the negative free energy to form the gas metal surface, facilitate the nucleation process (fig.5a). Ongoing the solidification, the pores grow due to the intense degassing of the gas in liquid alloy. The pores radii become large enough to decrease the contribution of the inter phase energy and the pores are detaching the dendrite (fig. 5b). Next the neighbors dendrite are joining together making difficult the liquid feeding among the dendrites and the porosity increases to compensate the solidification contraction (fig. 5c).
The pores can be formed during solidification of aluminum alloys. Pores that are formed before solidification are spherical and relatively large and the pores formed after solidification has irregular shape and are caused by the contraction porosity.

3. Methods used to determine the porosity in aluminum alloys

The principal methods used for determine the porosity in aluminum alloys are:

- Quantitative microstructure analyzes;
- Computerized tomography;
- VAC – TEST procedure to determine the primary porosity of the aluminum alloys;

Quantitative microstructure analyzes

In cast aluminum alloys porosity is reduced but the pores dimensions are quite large and as a result, pores density is small. To the microscopic enlargement, where the resolution is satisfactory, we can observe one or two pores in the visual area and some microscopic fields do not contain pores.

This fact causes serious problems of determination the porosity in alloys samples. There is large variation form one field to another due to the fact that the pores are randomly spread. So the errors in measuring the micro pores are large enough. Thus the measuring of some fields are inefficient due tot the fact that is not possible for large enough areas to be observed on a microstructure. The creating of some montage with a large number of microstructure for example 100 or more is not viable from the practical point of view. Also the micro pores measures are not quite exact.

Recently a method based on image analyzes software which ensures a montage with a high number of microstructure associated parts in the memory of the image analyzer [2].

This procedure allows the automatic measurement of the area, perimeter, dimension and coordinates (X, Y) of each micro pore in the montage which covers the entire area of the sample. All the microstructure parameters can be calculated from these data with the aid of the computer.

Using the montage allows the measuring of the distances between the micro pores which aren't in the same field ensuring that the measuring is realized on each field in metallographic plane and each field is observed and analyze only once.

The volumetric fraction of the micro pores V_V is correlated with the mean value of the micro porosity fraction area $\overline{A_A}$, observed in metallographic plan by the general relationship:

$$V_V = \overline{A_A}$$

The area fraction $\overline{A_A}$ is equal to the sum of the all pores area observed on the montage divided to the montage area.

The total surface area of the micro pores on the unit volume, S_V, can be estimated by using the relationship:

$$S_V = \left(4/\pi\right) L_A$$

where L_A is the sum of the perimeters of all micro pores from the montage divided to the montage area.

The mean curvature of the pores, H, can be estimated from the next relationship:

$$H = \left[\pi^2 N_A\right] / \left[2 L_A\right]$$

where: N_A is the density of the pores in the montage (number of pores on the surface unit of the montage)

Using a special transformation technique (Saltykov), in certain conditions, can be calculated the three-dimensional distribution of the micro pores from the two dimensional distribution observed in metallographic plane.

The computerized tomography method

The computerized tomography method borrowed from medicine can be applied in the aluminum alloys industry but due to the elevated cost is limited to the parts used in aerospace industry.

In the last years, two new techniques for facilitating of the industrial use of the computerized tomography (TC):

- Using a TC volumetric scanner, capable to produce hundreds of inspection plans from one single scanning;
- Incorporating of the mathematic – morphological techniques for facilitating automatic data interpretation and quantitative information in actual time.

Traditional computerized tomography consists in inspection of a section of 1.5 mm thickness and needs 3 seconds.

The volumetric scanner TC, recently realized, is capable to reconstruct over the 500 sections by one single scanning which needs 180 seconds.

The automatic image analyses to auto detect the porosity consists in detection, quantification and display.

The computerized with X rays tomography is based on the penetration of the radiation for a large number of angles for reconstructing of the image of the transversal section of some object.

The X ray flux attenuation which passes through an object measured by a detection system placed on the other part of the object. The object is rotated with 180 degrees during measuring. The measured projections are reconstructed by the computer in a two dimensional image of the attenuation coefficients of the transversal section irradiation.

The computerized technology quantitatively determines, point by point, the density values in the thin sections of some object. Each point in TC images is defined as a volume element (voxel) which represents finite dimensions X, Y and Z of the scanned object [3].

The data base of the computerized tomography has a contrast resolution very high (ability of measuring the differences very small of the density) and the large spatial resolution (ability of solving fine structural details).

For processing is necessary a ultra good computer, thus the method is very expensive.

VAC-TEST procedure

This method is based on the calculus of the density index of two samples: one solidified in vacuum (80 mbarr) and the second one solidified under atmospheric pressure. The aluminum alloy is melted in an electric furnace and melted at 750°C. At this temperature the alloy is maintained for few minutes. The samples are taken with the aid of a special spoon and are cast in two crucibles. One of the crucible is placed on the working bank and the melt is solidifying at atmospheric pressure and the other one is placed in the vacuum room (80 mbarr) (fig. 6a.). After the samples were solidified, they were extracted from the crucibles and subjected to the process of measuring of the density index on the density terminal (fig 6b).

a

b

Fig. 6. VAC-TEST device

The density index (D.I.) which is automatic displayed evaluates the primary porosity of the alloy. The calculus of the density index is realized with the aid of the relationship:

$$ID = \frac{D_{aer} - D_{vid}}{D_{aer}}$$

where: D.I. – density index (primary porosity);

D_{aer} – air density;

D_{vid} – vacuum density.

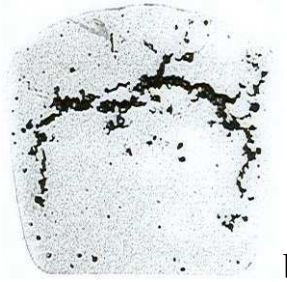
VAC – TEST procedure ensures a rapid and efficient evaluation of the aluminum alloys porosity by measuring the density index and has the main advantage that could separate the gaseous porosity [4]. In fig 7 is shown the analyze of the porosity type underlining in samples of AlSi7Mg0.3.

a

b

AlSi7Mg0.3 solidified a. in air, b in vacuum (80 mbarr) 0.5cm^{3}H$_2$/100g, ID 6.5, gaseous porosity

a


b

AlSi7Mg0.3 solidified a. in air, b in vacuum (80 mbarr) 0.008 cm^{3}H$_2$/100g , ID 5.7, contraction porosity

a

b

AlSi7Mg0.3 solidified a. in air, b in vacuum (80 mbarr) 0.3 cm^3 H_2/100g, ID 6, combined (gaseous and contraction) porosity

Fig. 7. Examples of porosity types on a AlSi7Mg0,3 alloy

4. Conclusions

The realized analyze was for the pores nucleation at the aluminum alloys solidification.

Some methods for determination of the primary porosity of aluminum alloys were analyzed and compared.

REFERENCES

1. P. Moldovan – *Treatment of Molten Metals,* V.I.S. PRINT, Bucharest, 2001, ISSBN 973-99924-5-5, **293-332**.
2. A. M. Samuel, F. H. Samuel – *Porosity factor in aluminium castings*, **AFS Transactions**, vol. 92, 1989, **657 – 665**;
3. V. Lauren, C. Rigaut – *Experimental and numerical study of criteria functions for predicting microporosity in cast aluminium alloys* , **AFS Transactions**, vol. 92, 1989, **647 – 654**;
4. VAC TEST, *Technical Documentation*, **IDECO**, Bochold, Germany, 2002

Received May 9, 2005

POLITEHNICA University Bucarest

NUCLEEREA HETEROGENA SI ROLUL HIDROGENULUI ASUPRA POROZITATII PRIMARE IN ALIAJELE DE ALUMINIU

Rezumat: In aceasta lucrare sunt prezentate procesele de formare si de crestere a microporozitatilor primare si cateva consideratii stiintifice privind rolul nuclereii heterogene si a evolutiei concentratiei hidorgenului in timpul solidificarii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 681.3; 669.01.2

PARAMETRIC MODELING OF ELECTROMAGNETIC SHEET METAL FORMING DEVICES

BY

GEORGETA CIOBANASU[a] and DORIN LUCA[b]

Abstract: This paper focuses on a new approach of computer modeling technology, known as the feature-based parametric modeling technique, applied in the electromagnetic sheet metal forming device design. The main advantage of this new design technique is the capability to produce very flexible designs and evaluate them with minimum effort.

Keywords: electromagnetic forming devices, sheet metal forming, parametric modeling, CAD design, solid modeling, assembly modeling.

1. Introduction

The electromagnetic forming process is one of the more common high rate techniques. The source of energy used to deform the metal is an electrical discharge. This process is primarily used for three forming operations, namely sheet metal forming, tube expansion and tube compression.

Electromagnetic forming is the only high velocity forming technique to gain significant acceptance in commercial metal working. The electromagnetic forming technique has been in use commercially for the last 30 years. It has been mostly used for joining and assembly of concentric parts. The minimal springback inherent in all high velocity forming processes makes for high quality joints. One of the most common applications is the compression crimp sealing and assembly of axisymmetric components such as automotive oil filter canisters. As the name implies, electromagnetic forces are used in this technique to form the material. A current pulse from a capacitor bank is passed through a coil which is placed in proximity to a workpiece. The current pulse causes a high magnetic field around the coil. This field introduces an eddy current in the workpiece and an associated secondary magnetic field. The two fields are repulsive and the force of magnetic repulsion causes the deformation of the workpiece. Depending upon the forming operation [1], three types of coils are used:

a) a flat coil witch consists of a metal strip wound spirally in a plane – coils of this type are used for forming of sheet metal [2];
b) a helical coil used for tub expansion – for an expansion operation, the coil is placed inside the tube to expanded;
c) a coil used for ring compression – this coil is similar in geometry to an expansion coil – however, during the forming operation, the coil is placed surrounding the tube to be compressed.

This work approach types a) for electromagnetic sheet metal forming.

2. Computer Modeling process of the Proposed Device

The experimental device has been designed using a parametric, feature-based modeling (FBM) approach, with SolidWorks software. Using parametric modeling, has several advantages for engineering design. One of these is that models can be updated by changing the sizes and relationships that define the model as the design changes.

Another advantage is that FBM make the modeling process more efficient by creating and modifying geometric features of a solid model in a way that represents how geometries are created using common manufacturing processes. A last aspect is that parametric modeling stores information about each feature and its relationship to its parent feature. This is known as parent-child relationship and is critical to maintaining design intent of a part.

To reduce the complicacies of the product design SolidWorks software, as other 3D parametric modelers, provides different design environments, as follows:

- ***Part mode***, to create solid models of individual parts. Using SolidWorks, the virtual part on the screen will look very similar to the actual part once it has been manufactured.
- ***Assembly mode***, to create assemblies by assembling the components created as individual part files. Two types of assemblies, regarding the direction and the time order in which the components are elaborated, can be used here: top-down assemblies and bottom-up assemblies.
- ***Drawing mode*** is used for the documentation of the parts or the assemblies in the form of the two-dimensional engineering drawing representations.

The part mode is the driving mode for all other modules. The modeling procedure begins with part mode. Subsequent assemblies and drawings are based on the original part files. The advantage of SolidWorks environments is their dynamic links (fig. 1). Any change to a part model will automatically be updated to any corresponding assembly or drawing files. Again, the assembly or drawing can be edited and the change will reflect back to the part.

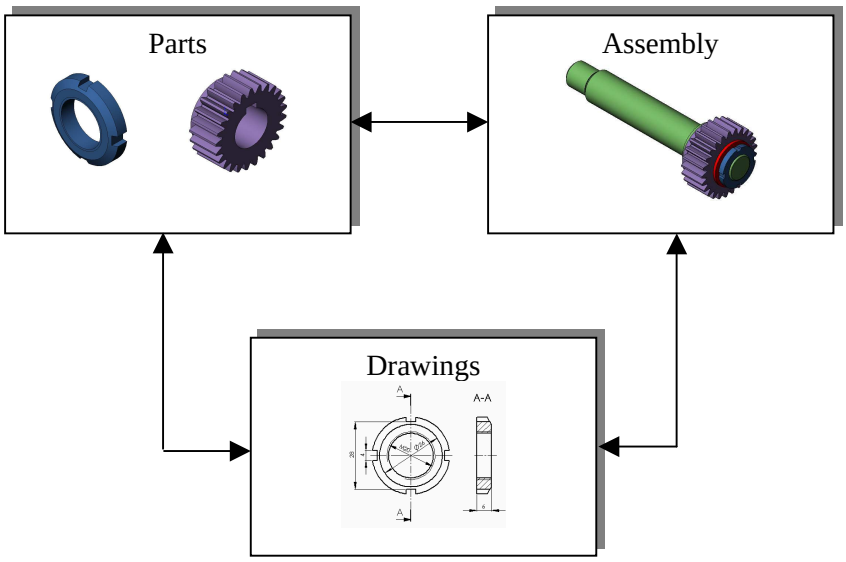


Fig.1. Bidirectional associativity among SolidWorks design modules.

The design process of the virtual device starts by designing the individual components, created as separate part files (*. Sldprt). For example, in fig. 2 is illustrated how the flat coil component from body coil subassembly (fig. 3) was generated. The modeling process begins by creating a 3D sketch profile (a composite curve formed by a spiral, lines and arcs) for the path and a 2D sketch (a circle) as profile curve (fig. 2a).

The next step is sweeping the profile along the path curve (fig. 2b). Because all of the parts are parametrically defined, one or more of the parametric features can be easy modified [4]. So, due to there many types of forming coil used for the present device with a parametric model this can be easily generated (see fig. 2c).

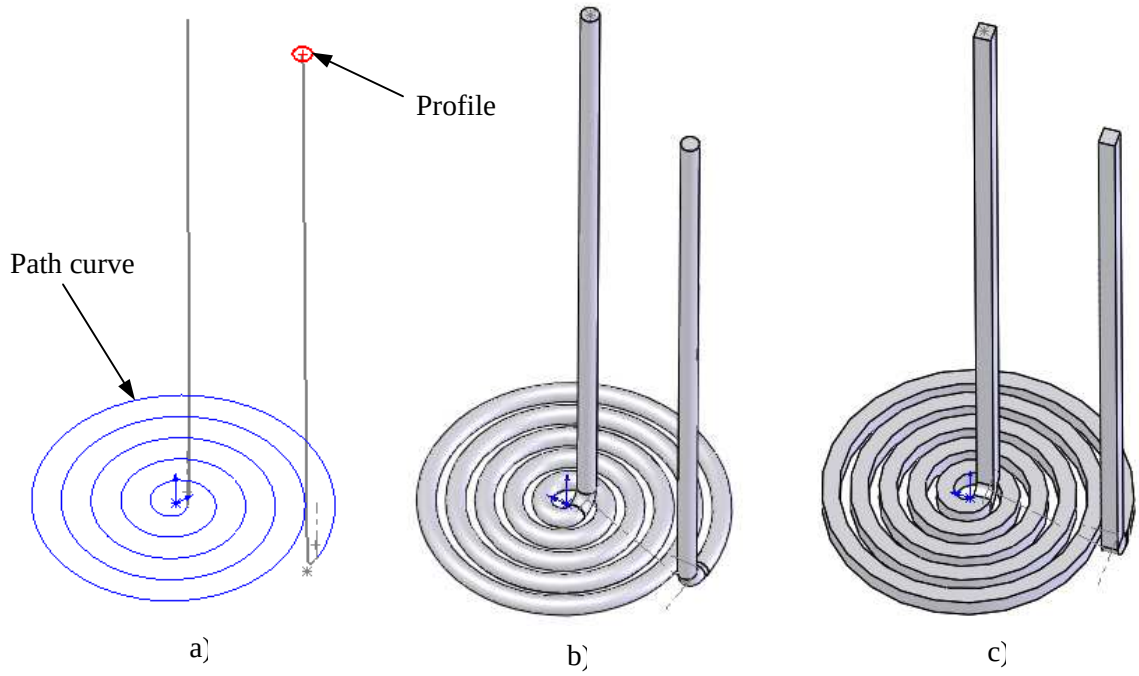


Fig. 2. Creating the flat coil using a sweep operation a) sketch profiles b, c) different profile models.

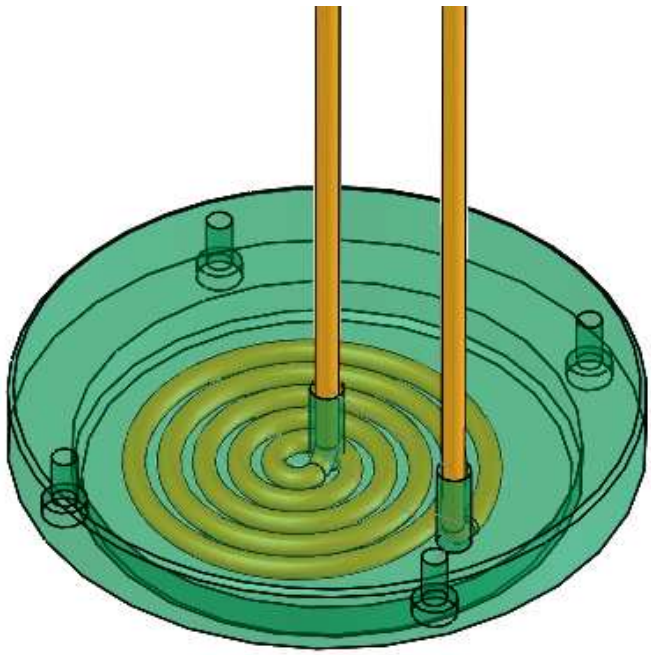


Fig.3. The body coil subassembly [5], [6], [8].

Another component modeling example is given next. Because most of the device components are turned parts, these are typically very well suited for manipulation with the Revolve command (fig. 4). The other features of these parts are than directly applied to the base feature using the Hole wizard tool.

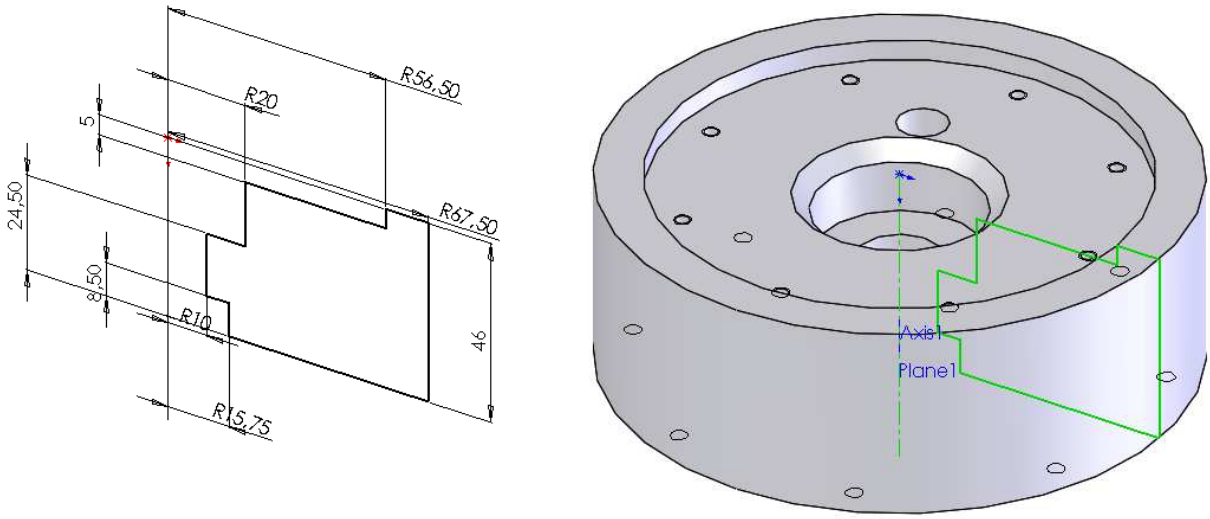


Fig. 4. Sketch geometry for the revolved base feature and the complete part after adding all features.

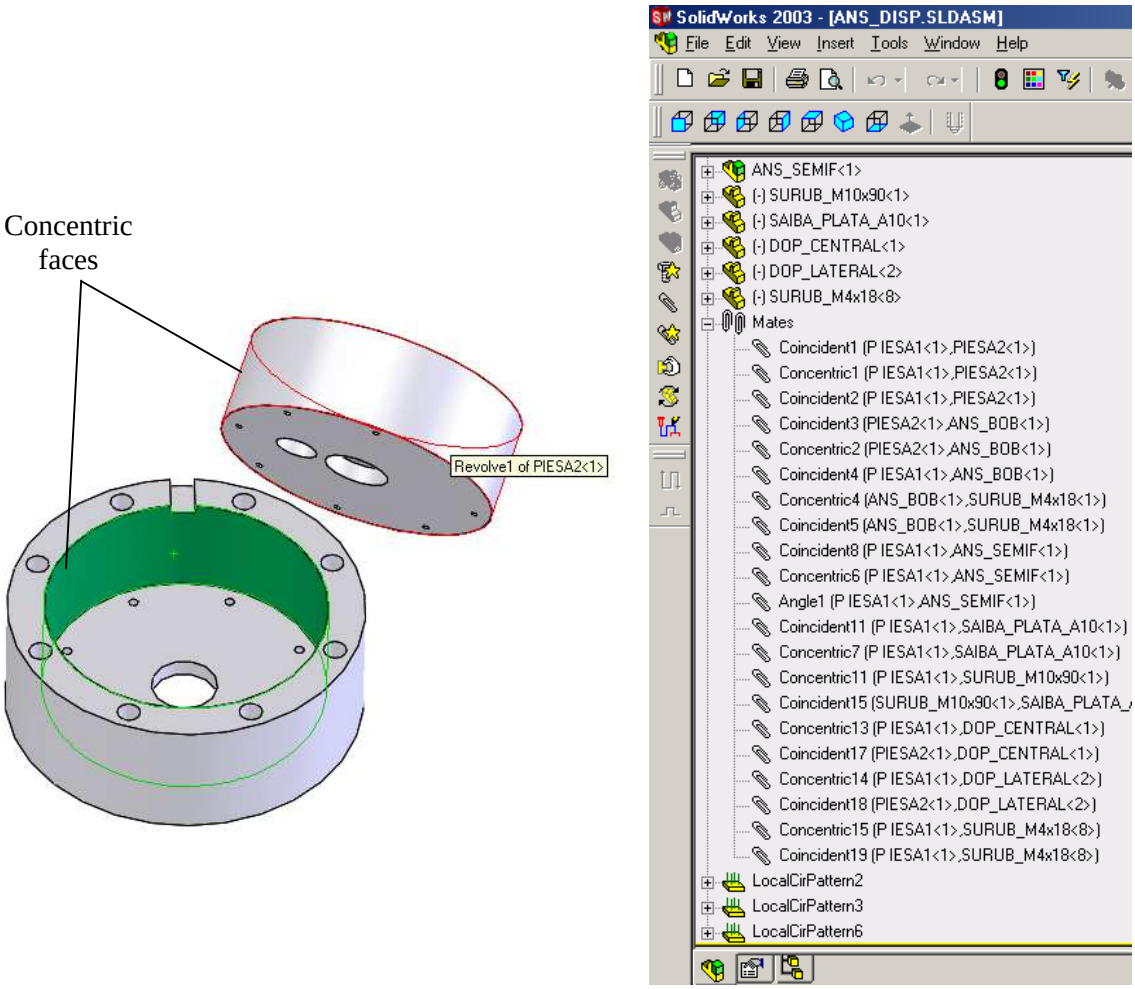


Fig.5. Concentric mate between two components and the assembly mate structure for full assembly.

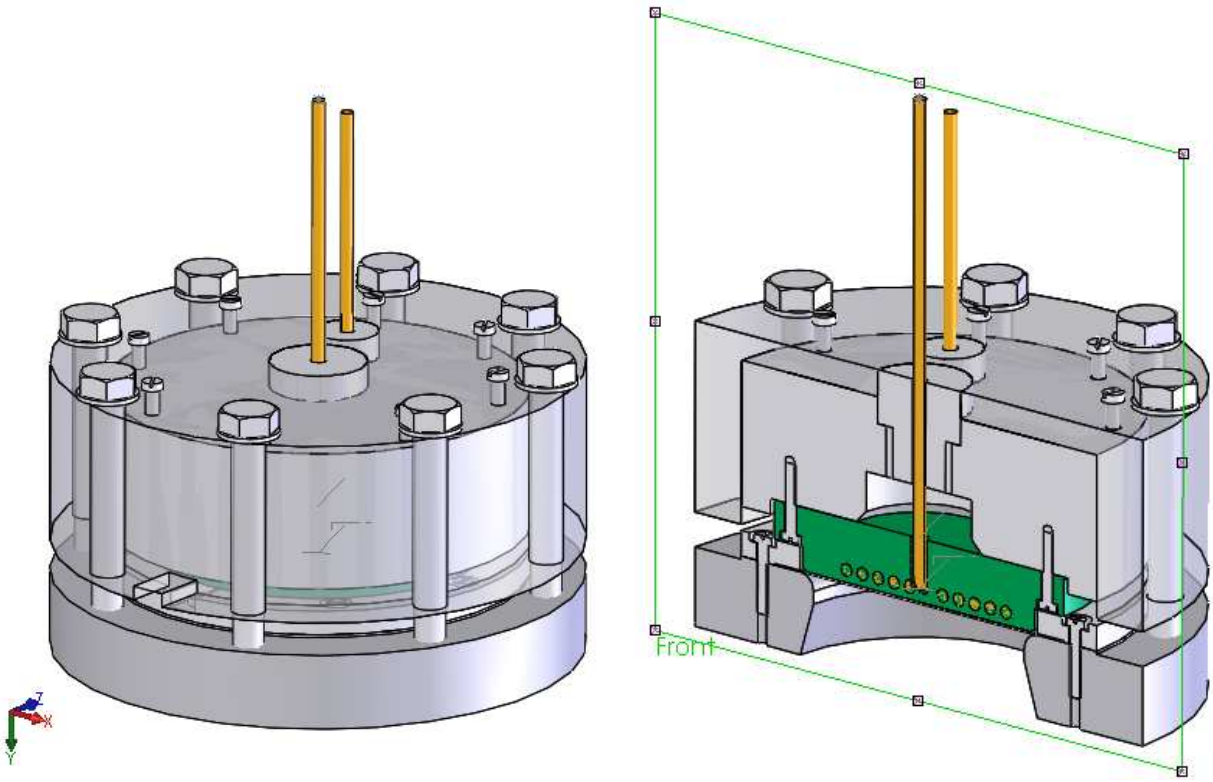
Once all components of the device have been created they are inserted into an assembly document (*.Sldasm) and than attached to one another using assembly constraints (or mates). Mates help restrict degrees of freedom for an assembly component. In SolidWorks, the components are assembled using seven basic mate types.

In our case, only concentric and coincident mates have been used for assembling the components.

For example, in fig. 5 is illustrating a concentric mate applied to adding a cylindrical component into another component.

The FeatureManager design tree has a mates area that lists mates defined within an assembly. Fig. 5 shows this structure for our assembly.

Fig. 6 presents the finished virtual model of the device, with a short presentation of the components. In order to assure a good resemblance with the real assembly, the components received color and texture properties to make them as natural as possible.



a) b)

Fig.6 The finished virtual assembly in shaded mode a) and as section view b) [6], [7], [8].

For a better understanding of the device, fig. 7 presents an exploded view of the assembly. This view has the advantage that allows a more precise illustration of the reciprocal positions between components and to visualize the assembly procedure. Each component is separated from the components with which it mates, usually along the assembly axis.

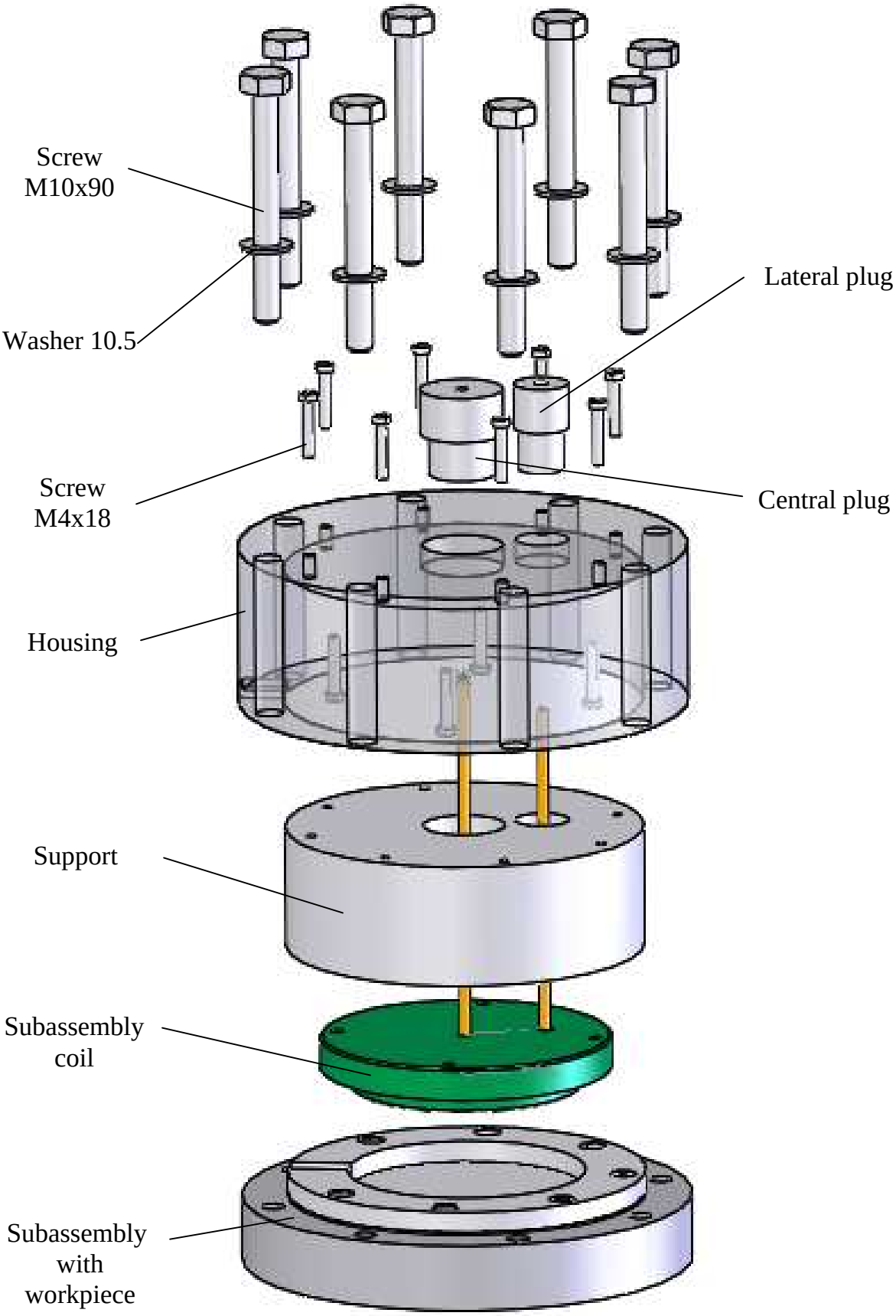


Fig.7. The exploded view of device assembly [3], [8].

Once all of the components have been assembled, the assembly can be checked for the interference and clearances between parts.

The last step of device design was to generate the two-dimensional drawings based on existing parts and device assembly. The automated process used to create drawings with SolidWorks is very user friendly and eliminates many of the tedious aspects normally associated with drafting.

The finished assembly drawing for our device is shown in fig. 8.

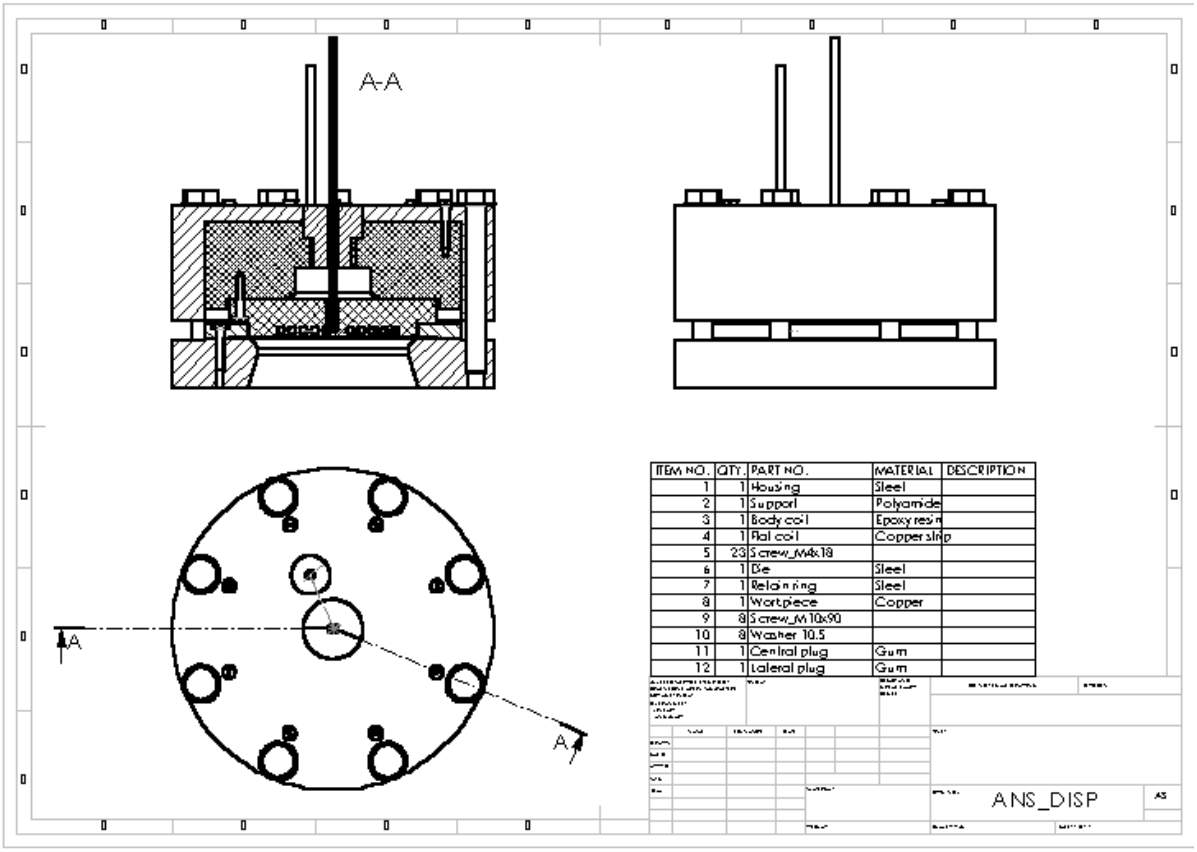


Fig.8. The device partial assembly drawing.

3. Conclusions

Parametric assembly creation, which is a relatively new addition to the world of product modeling is an important tool in the hands of design engineers. Parametric models are easier to interpret and can be easily altered. Parametric models can be applied to the models and the results graphically displayed.

Therefore, it is important that assembly modeling be included in the engineering design graphics curriculum.

Acknowledgements

The authors wish to express their thanks to Professor Dr. Petre Dusa for his support; this material has been used for academic purposes.

SolidWorks is a trademark of SolidWorks Corporation.

Remark

This paper presents some results of researches achieved by the authors within the framework of the Grant CNCSIS type A, cod 529/2005.

Received, April 20, 2005

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi
[a]) Department of Descriptive Geometry and Technical Drawing
[b]) Faculty of Materials Science and Engineering

REFERENCES

1. Luca, D. – *Research and contributions regarding plastic processing by the electromagnetic forming proceeding.* PhD Thesis (in Romanian). Iasi: Technical University, 2000.
2. Luca, D.; Zaharia, L.; Gheorghiu, Diana; Mihordea, T. – *Researches Regarding the Flat Coils for Electromagnetic Forming*, **Metal '98. 7th International Metallurgical Symposium**, Ostrava, 1998, vol. 4, pp. 252-255. ISBN 80-86122-14-X.
3. Luca, D. – *Device for sheets formability testing* (in Romanian), Romanian Patent no. 114.877, 1997.
4. Ciobanasu, Georgeta, Segal, L. – *Parametric modeling and design of robot grippers mechanism* **Bulletin of the Politechnic Institute of Jassy**, 2004, Tom L (LIV) - Fascicula 6A, Secția Construcții De Maşini, pp. 339-344.
5. Racocea, Cristina; Ciobanasu, Georgeta; Segal, L. – *3D Modeling and the design process,* **Bulletin of the Politechnic Institute of Jassy**, 2001, Tom XLVII (LI)-supliment – Maşini Unelte şi Scule , Secția Construcții De Maşini, pp. 51-56.
6. Ungureanu, G. – **Computer Aided Design,** Editura Tehnopress**,** Iaşi, 2005.
7. Bertoline, G., Wiebe, E. and Miller, C. – **Fundamentals of Graphics Comunication –** second Edition, McGraw-Hill Companies, 1998, ISBN 0-07-289201-3.
8. * * * – User's Guide SolidWorks, 2003.

MODELAREA PARAMETRIZATĂ A DISPOZITIVELOR DE DEFORMARE ELECTROMAGNETICĂ A TABLELOR

Rezumat: Această lucrare prezintă una dintre cele mai noi concepții privind proiectarea asistată (CAD) şi anume proiectarea parametrizată bazată pe caracteristici, cu aplicație la proiectarea dispozitivelor de procesare a tablelor prin magnetoformare. Principalul avantaj al acestei noi tehnici de proiectare îl reprezintă posibilitatea de a realiza desene flexibile, uşor de modificat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.01.2

HIGH RESIDUAL STRESS MEASUREMENTS

BY

OCTAVIAN CIOBANU, GHEORGHE POP and DORU CANTEMIR

Abstract: The study was conducted with reference to the case of semi-infinite body carrying a blind hole. A uniform stress distribution was assumed at large distance from the hole and the material was considered to exhibit a bilinear stress-strain behavior. In hole drilling method, strains produced by stress relaxation are relatively small and as a consequence, the material plastic behavior can be linearly approximated without significant errors, provided that this relationship is specifically selected in order to reproduce the near stress-strain curve. Using a corrective procedure and analytic relations, the measurement of residual stress is improved, permitting measurements up to 90% of the material yield strength.

Keywords: high residual stress, tensometry, hole drilling method, corrective procedure

1. Introduction

Residual stresses are the stresses present in a body which is free from external load. Processes involved in the manufacture of structures and components often result in the formation of residual stresses.

The effects of residual stresses are often not evident until the components or the structures are subjected to external loads or exposed to an adverse environment. Residual stresses are superposed upon loading stresses, thus resulting in a change of the load capacity of a structure.

Industry has been searching for methods capable of measuring residual stresses accurately, quickly and easily without damaging the material to be tested.

Several methods have been developed; the most important are:

1. Conventional methods: cutting (destructive method), sectioning (destructive method), hole drilling (partially destructive method).
2. Nondestructive methods: X ray diffraction technique, ultrasonics, electromagnetics

The effects of residual stresses cab be either beneficial or detrimental and depend upon its sign, magnitude and distribution. Surface compressive stresses, produced in metal components by peening operations are known to extend fatigue life.

Detrimental residual stresses are particularly insidious because their existence is generally not recognized or even considered until structure performance falls short of design and service requirements. Detrimental residual stresses lead to early warpage and corrosion of the metal and reduce its tensile strength.

The hole drilling-strain gage method was formalized in the U.S. standard ASTM, Standard Method E 837 [1] and it is probably the most cost-effective and least destructive of all conventional methods. A hole-drilling strain gage consists of two, three or four tensometric elements forming a rosette. The strain gage is placed in the

area of measurements and a hole is drilled at the geometric center of the strain gage rosette to a depth of about 0.4 of the main diameter of the strain gage circle (D). Residual stresses relax in the surrounding recording instrument. Within close vicinity of the hole, the stress relief is nearly complete.

The surface strain relief is related to the relieved principal stresses by relations of following type:

$$\varepsilon = (A + B\cos 2\alpha) \sigma + (A - B \cos 2\alpha) \sigma \qquad (1)$$

where ε it is the relieve strain measured by a radially aligned strain gage centered at a point P;

A and B are calibration constants according to ASTM E 837;

α it is the angle position of P point;

σ_1 and σ_2 are the main stresses; σ_1 it is the maximum principal stress and σ_2 it is the minimum principal stress in the hole location before drilling.

Rendler N.J. [2] and Whitney T.J. [5] showed that this kind of strain gage rosettes is usually limited to relatively low stress levels (up to 50% of yield stress).

Other studies [3, 4, 6] show that the blind hole drilling method it is the unique standardized stress measuring method and the most cost-effective of all conventional methods. Accurate results are obtained when two or three methods are used for the same measurements [4].

One of the most significant limits in the application of the ASTM standard is the maximum stress that can be measured. Residual stress in components should not exceed one-half of the material yield strength. Another limitation is connected with the requirement of through-thickness uniformity of residual stress; significant variations of residual stress with depth are often observed in practical applications.

The classical approach to the problem is based on the hypothesis of a linear elastic isotropic material which allows to apply the superposition principle for relating residual stress to relaxed measured strain.

Recently, the effect of plasticity on the measurement was systematically investigated in order to increase the range of measurable residual stress [1].

A general procedure for evaluating residual stresses when plasticity is present was proposed which accounts for the influence of stress biaxiality and material strain-hardening properties.

2. Experimental procedure

The study was performed in the laboratories of Mechanic Engineering Department of Pisa University, during an international research grant, with reference to the case of semi-infinite body carrying a blind hole. A uniform stress distribution was assumed at large distance from the hole and the material was considered to exhibit a bilinear stress-strain behavior.

In order to obtain results with less errors at high stress, a new original method developed at University of Pisa [2,3,4,5] was applied containing a corrective calculus in some steps:

1. Computation of the principal residual stresses σ_x and σ_y according to ASTM standard:

$$\sigma_x , \sigma_y = (\varepsilon_1 + \varepsilon_2)/4A \pm ((\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_1 + \varepsilon_2 - 2 \varepsilon_3)^2)^{1/2} /4 B \quad (2)$$

where ε_1 , ε_2 and ε_3 are deformations measured by transducers and A and B are the calibration constants of rosette [7].

2. Computation of the biaxiality factor: $\Omega = \sigma_{ASTM} / \sigma_{xASTM}$ (3)
3. Computation of σ_{eqi} : $\sigma_{eqi} = \sigma_{yi}(1- \Omega + \Omega^2)^{1/2}/(3- \Omega)$ (4)
4. Computation of a loading factor: $f_{ASTM} = (\sigma_{eq} - \sigma_{eqi})/(\sigma_y - \sigma_{eqi})$ (5)

where σ_{eq} is: $\sigma_{eq} = (\sigma_{max}^2 + \sigma_{min}^2 - \sigma_{max} \sigma_{min})^{1/2}$ (6)

5. Computation of the effective loading factor:

$f = (-1 + (4*C*f_{ASTM})^{1/2}/2*C$ (7)

where C is a parameter: $C = (0,167 – 0,28*r)\sin 2\gamma + (0,299 – 0,390*r)$ (8)

with $\gamma = \mathrm{arctg}\, \Omega$ (9)

and $r = 0,01$ (hardening coefficient) (10)

6. Computation of $\sigma_{correction} = \sigma_{yi} (f (1/(\Omega^2 – \Omega + 1)^{1/2} – 1/(3- \Omega)) + 1/(3- \Omega))$ (11)

In hole drilling method, strains produced by stress relaxation are relatively small. As a consequence, the material plastic behavior can be linearly approximated without significant errors, provided that this relationship is specifically selected in order to reproduce the near stress-strain curve.

A stress-strain curve of an elastic-perfectly plastic steel is presented below in figure 1.

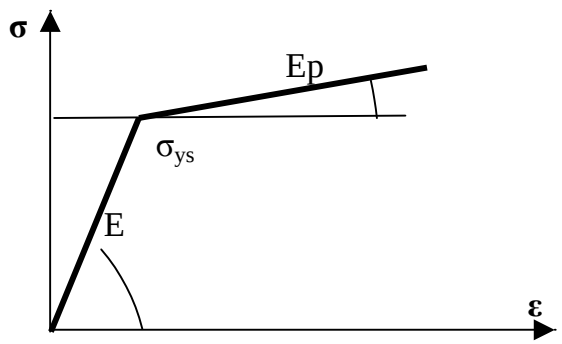


Fig. 1 Stress-strain curve of an elastic-perfectly plastic steel

In this figure, E=Young`s modulus, Ep= Young`s modulus in plastic condition and σ_{ys} = yield strength.

In order to get a residual stress free steel, two treatments were performed on samples:

- stress relief treatment by heating;
- normalization treatment

Stress relief treatment was accomplished by heating the material up to 600° and cooling it smoothly inside furnace.

Normalization treatment was accomplished by heating the material up to 900° and cooling it outside furnace.

Following these treatments, the material of samples was closer to an elastic-perfectly plastic behavior like the figure 2.Its characteristics were: E = 210000 N/mm, Poisson coefficient = 0.27 and Yield strength = 280 N/mm^2

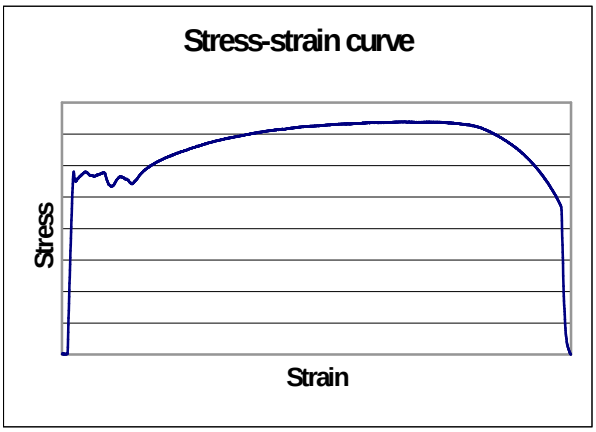


Fig.2 Stress strain curve of steel samples used in experiments

Shape of samples and positions and orientation of four gage rosettes are presented in figure 3. Figure 4 presents a picture of connections to gages.

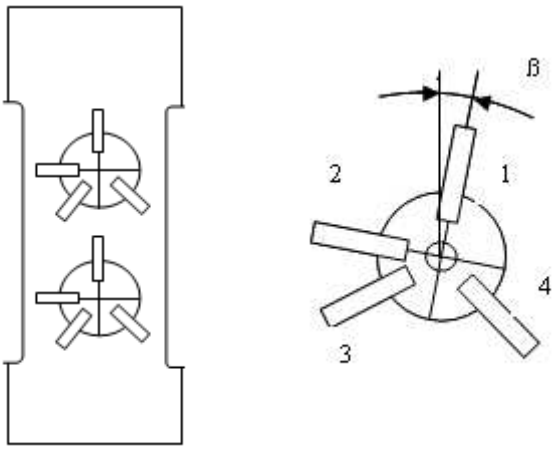


Fig.3 Shape of samples and position and orientation of rosettes

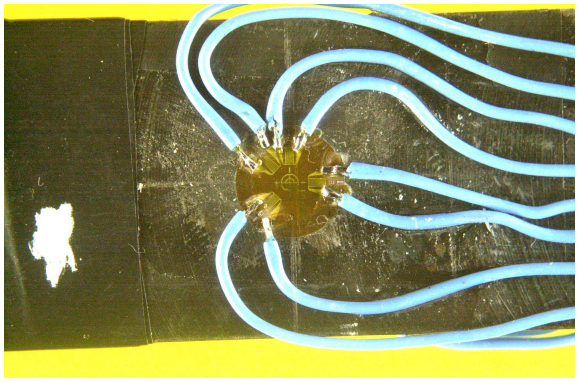


Fig 4 A photo of connections to the gages

Loading machine and position of sample and of tensometric rosettes are presented in figure 4

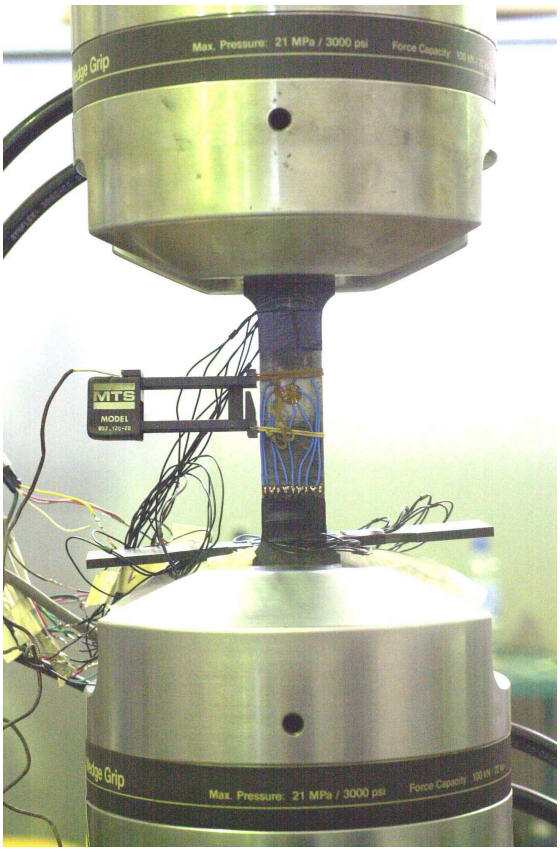


Fig.4 Loading machine used in stressing samples

3. Experimental results and discussion

In this research, residual stress was simulated using external loads. In order to simplify the procedure of determining high residual stresses, there were 3 steps:

- samples were subjected to external load in elastic domain, registering signals produced by rosettes ($\boldsymbol{\varepsilon}^0$);
- samples were drilled (blind hole method);
- drilled samples were subjected to high external load, registering rosette signals ($\boldsymbol{\varepsilon}^+$**).**

All samples used in this study were drilled using a special device produced by SINT Technology S.a.- Calenzano, FI, Italy. The drilling and control system consists of a high speed air turbine (300000 rpm), a carbide cutter electronic device for air pressure control and signals adapter, a PC unit with a Labview software and a data acquisition card (PC-LPM-16).

Position of cutter is controlled along 3 orthogonal axes: x, y and z. Vertical movement of cutter is controlled using a precise step by step electric motor. The electronic device assures electric power stabilization, control of air pressure and connexion with PC.

Precise initial position of cutter of device is furnished by a microscope having the same axeis as the cutter.

All holes were drilled in succesive increments of depth in order to minimimize production of residual stress. Drilling operation was controlled on line (speed, number of increments and depth of drilling) using Labview soft: drilling speed: 300000 rpm; vertical speed of cutter: 0,08 mm/min, depth of holes: 2 mm; number of increments (steps in depth): 20, increment depth: 0,1 mm, cutter diameter: 1,5 mm, medium diameter of rosette: 5,04 mm.

If $\boldsymbol{\varepsilon}^0$ and $\boldsymbol{\varepsilon}^+$ are the signals produced by a gage before drilling and after drilling, the counting of simulated high residual stress can be done using the difference:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^+ - \boldsymbol{\varepsilon}^0 \qquad (12)$$

After calibration of rosettes (k, A and B constants), undrilled samples were gradually stressed under an increasing and then decreasing traction load as in figure 5.

Signals produced by the four gage rosette are similar to the example from figure 5. The highest signals (upper graph) are produced by the transducer 1 (oriented as in Fig.3), parallel to direction of applied force.

Signals produced by transducers 3 and 4 (middle signals) are almost equals. If the $\boldsymbol{\beta}$ angle (Fig.3) is 0, theoretically signals produced by 3 and 4 transducers must be equal. Signals produced by transducer 2 have a negative sign.

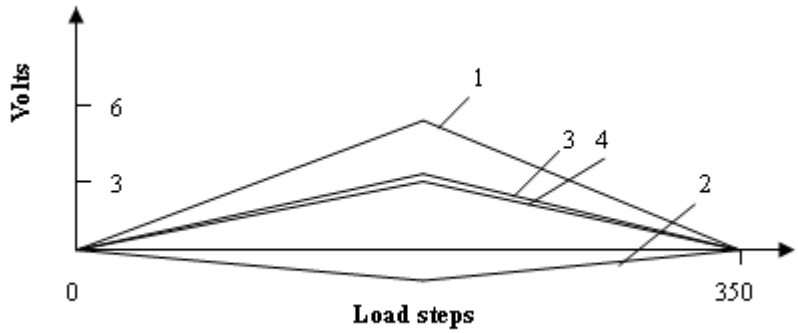


Fig.5 Signals produced by the four gages under stress

Following the steps described before, the principal stresses in the sample can be computed using the method presented in ASTM standard:

$$\sigma_x, \sigma_y = (\boldsymbol{\varepsilon_1} + \boldsymbol{\varepsilon_2})/4A \pm ((\boldsymbol{\varepsilon_1} - \boldsymbol{\varepsilon_2})^2 + (\boldsymbol{\varepsilon_1} + \boldsymbol{\varepsilon_2} - 2\,\boldsymbol{\varepsilon_3})^2)^{1/2}/4\,B \qquad (2)$$

where $\boldsymbol{\varepsilon_2}$, $\boldsymbol{\varepsilon_2}$, $\boldsymbol{\varepsilon_2}$ are deformations measured by transducers 1, 2 and 3 (Fig. 4) and A and B are the calibration constants of rosette [6].

Stresses calculated with ASTM method has large errors in the domain of high stress (at 0.9 of stress yield) as can be seen in Fig. 6, where stress curve computed after ASTM method is the upper curve with greatest errors at high load.

Stresses computed using the new method described in this paper (6 steps of corrective calculus) and in the same samples, have less errors as can be seen in Fig.6 (middle curve) and comparing with the real stress.

In elasic conditions, the errors can be considered as negligible.

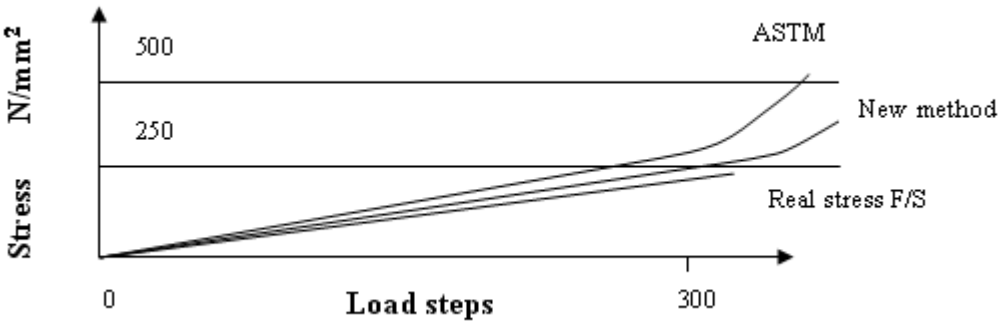


Fig.6. Stresses in a sample (ASTM procedure, new method and computing F/S –force/surface).

4. Conclusions

One of the most significant limits in the application of the classic stress measurement ASTM standard is the maximum stress that can be measured. This means that residual stress in metallic components should not exceed 50% of the material yield strength. Another limitation is connected with requirement of through-thickness uniformity of residual stress; significant variations of residual stress with depth are often observed in practical applications.

It can be observed in one of the charts obtained from experimental results (Fig.6) that residual stresses computed after ASTM procedure may be overestimated. Using the new method with corrective calculus the errors at high stress had diminished and show a better approximation of real stress level.

This research and other studies confirm that corrective procedure (and blind hole method), permit residual stress measurements up to 90% of the material yield strength with acceptable errors.

Acknowledgements

Prof. O. Ciobanu wishes to thank Prof. Leonardo Bertini and Prof. Marco Beghini from University of Pisa for their valuable expertise and support in the experimental works for testing the high residual stress measurement method.

REFERENCES

1. M. Beghini, L. Bertini, P. Raffaelli *Numerical Analysis of Plasticity Effects in the Hole –Drilling Residual Stress Measurement* Journal of Testing and Evaluation, Nov. 1994
2. M. Beghini and L. Bertini *Recent Advances in the Hole Drilling Method for Residual Stress Measurement* Journal of Materials Engineering and Performance 1998, 7, pp 163-172

3. M. Beghini, L. Bertini *Analytical expressions of the influence functions for accuracy and versatility improvement of hole drilling method* Journal of Strain Analysis vol 35, 2000, pp 125-135
4. M. Beghini, L. Bertini *Efetto delle deformazioni plastiche nella misura delle tensioni residue* Gruppo di lavoro AIAS. Studi per una proposta di raccomandazione sulla Analisi Sperimentale delle tensioni residue, 2001
5. M. Beghini, L. Bertini *An analytical expression of the influence functions for hole drilling residual stress measurement* The International conference on material engineering, Gallipoli-Lecce 4-7 september 1996
6. E 837-99 Standard Test Method for Determining Residual stresses by Hole–Drilling Strain-Gage Method

The "Gr.T.Popa" University

MĂSURAREA TENSIUNILOR REMANENTE MARI

Rezumat: Una dintre principalele deficiențe ale metodei de măsurare a tensiunilor remanente din oțeluri cu ajutorul mărcilor tensometrice este mărimea domeniului de măsurare. Tensiunile remanente măsurate cu ajutorul mărcilor tensometrice nu pot depăşi 50% din rezistența admisibilă a oțelului încercat. Utilizând o metodă nouă, dezvoltată la Universitatea din Pisa, se poate ajunge cu domeniul de măsurare al mărcilor tensometrice până la 90% din rezistența admisibilă în anumite condiții. Lucrarea prezintă o serie de încercări mecanice care au permis testarea şi aplicarea acestei metode.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.681.3

STRATEGIES FOR REASONING CONTROL IN EXPERT SYSTEMS BASED ON PRODUCTION RULES

By

GHEORGHE BADARAU, MIHAI STEFAN and IULIAN IONITA

Abstract*: The paper presents the main strategies in reasoning control that are being used in the expert systems based on production rules.*
Keywords*: expert system, production rule, strategy of control*

1. Introduction

The expert system represents the concretisation in the structure of a computer of a component based on knowledge and high capacity of specialized processing so this system can offer an intelligent advise or to provide an intelligent decision regarding a processing activity.

In fact the experts systems are particular cases of production systems that address to some domains with a very narrow specialization.

Figure 1 shows the type of structure the most often seen of an expert system.

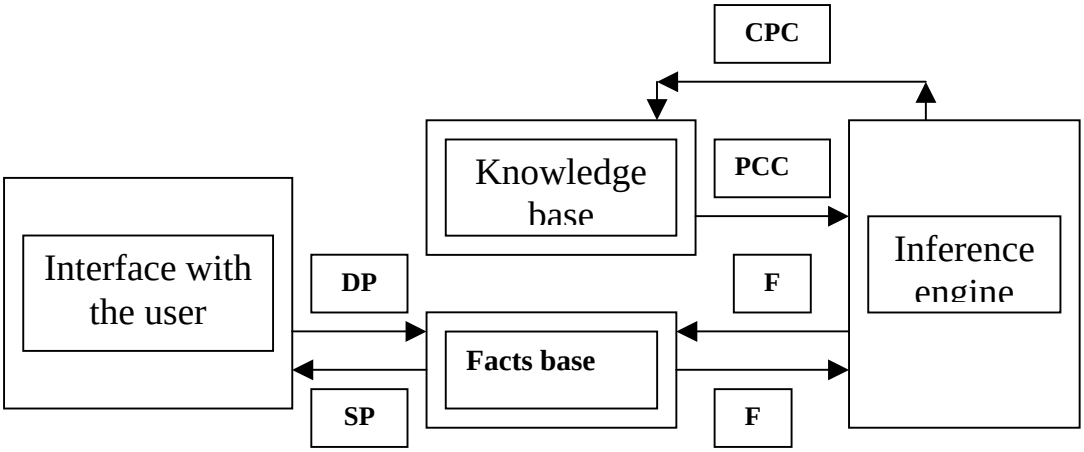


Fig 1 Principle scheme of an expert system
DP input; SP output; PCC conceptual knowledge pieces; CPC request of knowledge pieces; F facts

As in the case of a human expert, the expert system has a limited competence sphere, generally very restricted and it functions having as a base the human reasoning.

Starting from certain knowledge or facts the expert system develops a series of inferences (by means of an inference engine) and reaches a certain conclusion.

Being a component of the production systems the expert system is one of the most frequently used model for the representation and manipulation of knowledge.

The signification of the word production can be interpreted rather as production of new facts, that add in the knowledge base following a set of rules and must not be taken by mistake as what happens in factories and enterprises.

The functioning of an expert system having the structure like in figure 1 consists in the following: the user, by means of an interface formulates the problem naming the dates that constitute the initial context of it.

The dates are disposed in the basis of facts. Starting from the initial context and from the type of problem to solve the inference engine request from the knowledge basis the pieces of necessary knowledge (CPC).

With the help of the knowledge contained in the basis (PCC), the inference engine ensures the developing of the reasoning by modifying or not (by deposition of intermediary results) the content of the basis of facts (the problem context) and furnishes, in the end the solution of the problem (SP).

In the case of expert systems, the inference engine ensures the functions of the resolutive system and even a part of the functions of the cognitive system. This is why this mechanism of control or rules interpretor, frequently named as inference engine ensures the establishment of the order of application of the rules for the existing data base, the selection of rule which must be applied and the solving of the conflicts.

2. The functioning of an inference engine

The functioning of an inference engine consists in the cycling derulement of four phases:

- the selection phase – all the parts of knowledge are selected (rules) that satisfy certain criteria. The set of all rules selected make the “set of applicable rules”;
- the filtering phase – enables the reduction of the cardinal of the set of applicable rules by the retaining among these only of those for what there were found pieces of knowledge that satisfy the conditions from the premise: the set obtained constitutes “the conflictual set”;
- the phase of solving of the conflicts – if the conflictual set contains more than one element, then one eliminates first the one which produce replies of those symbols in the context, then the remaining rules are sorted according to the strategy of solving the conflicts of priority applicable ti the respective domain of use;
- the execution phase – it is executed the part of action of the rule with the higher priority; if there are no applicable rules nothing is executed; one of the direct effects of these phase is the modification of the context of the problem (the modification of the base of facts).

If at the end of the resolutive cycle the objective of the problem was reached (the solution was found) then the event is signaled to the user.

If the problem solution was not found but the context of the problem was modified by applying the rules in the phase of execution, a new resolutive cycle is initiated.

In the remaining case the problem has no solution in the context and on the basis of the available knowledge from the base of knowledge.

3. Strategies for the control of reasoning

The reasoning is defining a process of building of inferential network between the premises and the conclusions of a problem. This process is fundamented on data furnished by the problem text and knowledge about the respective type of problem.

Having represented the problem to be solved, its solving supposes the performing of a reasoning so, starting from the premises to reach the results (conclusions) of the problem. How, a reasoning contains a network of inferences more or less complex, its correct development must ensure on the basis of a strategy that ensures the correct succession of inferences.

The main strategies for reasoning control are:
- control forward;
- control backward;
- control forward – backward;
- circumstantial control.

3.1. The strategy of control forward

The strategy of control forward starts from the initial state (dates of the problem) and by applying some rules or of some operators generates successively "conditions" at the solutions until one obtains an answer corresponding to the objective of the problem.

<Initial state context>
Rule 1
<Context of successive state 1>
Rule 2
<Context of successive state 2>
……..
Rule n
<Context of final state>=<Objective of the problem>

Fig. 2 The strategy of control forward

Starting from the facts contained at a certain moment in the data base (initial context) by successive applying of various rules (selected upon certain criteria) one passes successively from a state to another testing each time the concordance between the current state and the objective of the problem until they become equivalent, moment in which the process stops.

By applying the strategy of control one obtains a tree of knots forming a space of problem states.

The methods based on the strategy of control forward are called also productive methods and about the strategy one can say that is directed by the problems dates (from bottom to top) and leads to searching in the space of states.

3.2. The strategy of control backward

The strategy of control backward starts from the objective of the problem and tries, by means of applying of certain rules to obtain the decomposition of it in smaller complexity problems or refrasing the problem in terms derived on the basis of the rule used.

Figure 3 shows a scheme of the control backward strategy.

Rule 1
<Context of precedence state>
Rule 2
<Context of precedence state>
……
Rule n
<Context of initial state>

Fig. 3 Strategy of control backward

The strategy of control backward is driven by the objective of the problem from top downwards.

Each context becomes sub-objectives of the given problem.

The methods based on this strategy of control are named also reductive methods.

3.3 The strategy of combined control

The strategy of combined control backward –forward applies reductive methods for obtaining sub-problems and solves these problems by productive or reductive methods.

One must remark the fact that excepting the case when meta-problems are being approached (when the primitive symbols identify, themselves, problems), once the solving started by a productive control method, this must be kept through the obtaining of the final solution (of the problem or of the sub-problem). This condition is necessary because the productive methods generate even from the first step candidates for the solution in terms of primitive objectives of the problem as it is not possible to quit the productive method for continuing solving with other methods.

3.4. The circumstantial strategy of control

The circumstantial strategy of control is characterised by the fact that the validity of the rules depends on the circumstances of their applying. This supposes, beside the evaluation of the condition of truth, as a function of the current state of the problem also the analysis of the relational characteristics resulted from the current situation of the objectives of the problem.

The use of circumstantial strategies of control can lead to the enhancement of the performances of resolutive systems.

4. Perspectives of the expert systems

Even if at the beginning the expert systems promoters hoped to reach at the developing of certain systems that overcome by their performances the human experts, this desire did not fulfil yet. This is because the data acquisition in an expert system is a more complicated thing that it appears. The difference, the most important of them, is that the human expert gains not only knowledge but experience. Simple knowledge enable the developing of reasoning based on rules (as in an expert system). Experience, on the other hand enables more subtile reasoning, what we can call inspiration or instinct; for the moment this kind of behaviour is not accessible to computer programs.

References

1. Ignizio, J.P., Introduction to expert systems: The Development and Implementation of Rule-Based Expert Systems, Mc.graw hill, 1991
2. Jeffery, K., Expert databese Systems, Academic Press Ltd., London, 1992
3. Turban, E., aroson, J., decision support systems an dIntelligent Systems, Prentice – hall, NJ, 1998
4. Zaharia, M., Hospodar, A., Sisteme expert, Editura Lux Libris, Brasov, 1999
4. Zaharie, D. s.a., Sisteme expert. Teorie si aplicatii, Editura Dual Tech Bucuresti, 2002

Gheorghe Badarau
Mihai Stefan
Iulian Ionita

Faculty of Materials Science and Engineering
Technical University “Gh. Asachi” Iasi

STRATEGII DE CONTROL A RATIONAMENTELOR IN SISTEME EXPERT BAZATE PE REGULI DE PRODUCTIE

Rezumat: Lucrarea face o trecere in revista a strategiilor de control a rationamentelor in sistemele expert bazate pe reguli de productie. Sunt prezentate succint cele mai cunoscute metode de strategii de control.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.018

INTERIOR POINT METHODS OF IN THE CONVEX OPTIMISATION OF THE PREHENSION FORCE OF A ROBOT USED IN THE TECHNOLOGICAL PROCESS OF CASTING

By

IULIAN IONITA, MIHAI STEFAN and GHEORGHE BADARAU

Abstract: The paper deals with some methods of optimisation of the prehension force of a robot used in foundries. The mathematical model is described together with a preliminary discussion about the role and place of the robots in this branch of metallurgy.
Keywords: optimisation, interior point methods, prhension force of a robot

1. Introduction

the producing of castings in little and medium series imposes in the present, all over the world the flexible automation of the technological flow of casting. For this purpose there are used manipulators and robots, placed in various flexible cells inside the main flow. For every operation of the casting technological flow (preparing of moulds, core mounting, closing and ensuring of the casting assembly, casting itself, extraction of piece from the mould, cleaning and selecting of castings etc.) there is a specialised flexible cell, working in interdependency with other cell of the flow.

The robotiation of the operations inside a foundry have at least the folowing advantages:

- the shortening and the simplification of the fabrication cycle in the conditions of the essential diminishing of slow work (phisical work) and substantial increasing of work productivity;
- the improving the castings quality and of the drawing coefficient of the liquid alloy by the precise observing of the sequencs of the technological flow;
- the diminishing of human accident risk and of the volume on Nox inhaled by people through a complete protection of workers (protection against heat, noise, vibrations, gases, toxic substances etc.);
- the diminishing of working spaces by the use of rigid and durable moulds (metallic casting dies) easy to manipulate by the robot;
- the elimination of some classic operations in the foundry shops and of the spaces necessary by using of metallic moulds recommended for automate flows (deposits and spaces for preparation of the moulding sands and core mixtures, moulding itself on special moulding machines, zones and equipment for moulds and core drying, zones and installations for regeneration of the sands etc.).

The introduction of robots in the technological process of casting transforms the inexactities of human operator and human errors into precision and higher quality. It appears in this way a new connection in the production system, namely, human-robot-machine, different from the human – machine connection.

An important step in the industrial implementation in foundries is the designing of the robots. At the industrial robot designing one takes into account the complexity and autonomy degree of them in the environment in which they work, these two elements being a function of the number of levels of command and programming.

Also in the designing (dimensioning) of a robot it is necessary to have in view the optimation of the prehension force.

In a general presentation the optimation of the prehension force of a robot has at the base the convex optimation which consists in the determination of a point that achieves the minimum of a convex function observing some restrictions expressed with convex or afine functions.

The interior point methods in the convex optimation are ones of the most powerful resources in sense of algorithm definitions with superior properties, complexity and convergence.

The interior point methods in the mathematical programming constitue one of the most fascinating adventures in the field of optimation and, in the applied mathematics and computer science in general.

Moreover, we can not speak about the optimation of the prehension force of a robot without having in view the interior point methods for the second order conical programming.

The second order conical programming consists in the minimising of a liner function by rapport with the intersection of an afine set with the product of some second order (square) cones.

The second order conical programming can be expressed by the folowing mathematical program:

$\min f^T x$ refering at:

$$\|A_i x + b_i\| \le c_i^T x + d_i, i = 1,...,N \tag{1}$$

where: $x \in R^n$ is the vector of the optimising variables, $f \in R^n$, $A_i \in R^{(n_i-1)xn}, b_i \in R^{n_i-1}, c_i \in R^n and, d_i \in R$ The norme that appears in the problem (1) is the standard euclidian norme, i.e. $\|u\| = (u^T u)^{1/2}$.

Lets remark that the problem has the objective function a linear one. This is not an impediment because any problem of mathematical programming can be reduced in one having the objective function a linear one.

The rstriction: $\|A_i x + b_i\| \le c_i^T x + d_i$ (2)

Is called second order cone (square) of size n_i. The motive we use this name is that the standard unit cone (convex) of size k is defined as:

$$C_k = \{\begin{bmatrix} u \\ t \end{bmatrix} : u \in R, \|u\| \le t\} \tag{3}$$

frequently refered as the cone of Lorentz or square cone. For kă1 on edefines the second order cone as:

$C_1 = \{t : t \in R, 0 \le t\}$ (4).

The set of points that satisfy a conical restriction of second order is the inverse image of the unit second order cone of an afine transformation, i.e.:

$$\|A_i x + b_i\| \le c_i^T x + d_i \Leftrightarrow \begin{bmatrix} A_i \\ c_i^T \end{bmatrix} x + \begin{bmatrix} b_i \\ d_i \end{bmatrix} \in C_{n_i} \quad (5).$$

So this set is convex. The problem (1) is a convex program because the objective function is convex and the restrictions define a convex set.

2. The optimation of the prehension force of a robot

Let us consider a rigid (but fragile) body which is hold by the hand of a robot having N fingers. Let suppose that the mass centre of the body is the origin on the axis system. The fingers action with various forces of contact in the points $p_1, p_2, ... p_n \in R^3$ the unit vector normal to the surface of the body directed toward its interior, in the ith point of contact and $F^i \in R^3$ the force applied in that particular point.

Each force of contact F_I can be decomposed in two components:

- one normal to the surface of the body,

$(v_i)^T F^i v^i$;

- one tangential at the surface,

$(I - v^i (v^i)^T) F^i$.

We suppose that the tangential component is due to friction and its amplitude can not overcome a certain fraction of the normal component given by the friction coefficient $\mu > 0$, i.e.:

$$\left\|(I - v^i (v^i)^T) F^i\right\| \le \mu (v^i)^T F^i, i = 1,..., N \quad (6)$$

Obviously these conical restrictions of friction are of second order but in tha variables F^i.

Finally , we suppose that that the forces and external momentum that acts on the body are equivalent with a single external force F^e with the point of application in the origin (the mass centre of the piece) and an external momentum M^e. With thse, the static equilibrium of the body is characterised by six linear equations:

$$\sum_{i=1}^{N} F^i + F^e = 0, \sum_{i=1}^{N} p^i F^i + M^e = 0 \quad (7)$$

The problem is to find the contact forces F^i that satisfy the friction conical conditions (6), the static equilibrium conditions (7) and certain superior limitations imposed to the normal component of the contact force:

$(v^i)^T F^i \le f_{\max}$.

This is a matter of fezability of a conical second order problem.

When the problem is admitted then we can select a particular set of forces by optimising of a certain criterion. For instance we can calculate the finest prehension force i.e. the set of forces F^i for which the prehension is stable and minimises the normal maximum force in the contact points. This means solving the following problem of second order conical programming:

min t

Refering at:

$$
\begin{aligned}
&(v^i)^T F^i \le t, i = 1,...N, \\
&\left\|(I - v^i (v^i)^T F^i)\right\| \le \mu (v^i)^T F^i, i = 1,...N, \\
&\sum_{i-1}^{N} F^i + F^e = 0, \\
&\sum_{i=1}^{N} p^i F^i + M^e = 0
\end{aligned}
\tag{8}
$$

3. Conclusions

Even if the mathematics of the model seams to be a little difficult, the implementation of the appropriate numerical methods will solve the problem.

More over, in the stage of testing of the robot hand, some particular corrections can be stored in the computer program and made the adjustments if they are necessary.

Nevertheless, it is obvious that this method is very productive by shortening the periods of regulation and give to the designer and builder of the robot hand a solid point for starting the tests.

References

1. Andrei, N., Metode de puinct interior in optimizarea convexa, Matrix Rom, Bucuresti, 2000
2. Buss, M., Faybusovich, L., Moore, J.B., Recursive algorithm for real time grasping force optimization, Proceedings of International Conference on Robots and Automation, 1997
3. Iunius, ray, Fl., Chioreanu, S., Proiectarea turnatoriilor, UT Brasov, Facultatea de Utilaj Tehnologic, 1990
4. Lobo, M.,S., Vanderberghe, L., Boyd, S., Lebret, H., Applications of second order cone programing. Linear algecra and its applications, vol 284, pp193-228, nov.1998

Iulian Ionita
Mihai Stefan
Gheorghe Badarau

Faculty of Materials Science and Engineering,
Technical University"Gh.Asachi" Iasi

METODE DE PUCT INTERIOR IN OPTIMIZAREA CONVEXA A FORTEI DE PREHENSIUNE A UNUI ROBOT UTILIZAT IN PROCESUL TEHNOLOGIC DE TURNARE

Rezumat Lucrarea trateaza o metoda de optimizare a fortei de prehensiune a unui robot utilizat in turnatorii. Este descris modelul matematic alaturi de o investigare preliminara a rolului si locului robotilor in procesele tehnologice din turnatorii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.681.3;669.14.018

METHODS OF INTERIOR POINT FOR THE CONVEX OPTIMATION OF THE LINEAR REGULATORS FOR THE PREDICTIVE CONDUCTION OF THE HEAT TREATING FURNACE, THE LABORATORY TYPE

By

MIHAI STEFAN, IULIAN IONITA and GHEORGHE BADARAU

Abstract*: The paper deals with some aspects concerning the mathematical model of optimation of the linear regulators used at the heat treatment furnaces, the laboratory type.*
Keywords*: optimisation, linear regulator, predictive control, interior point methods*

1. Introduction

In the present the technology of predictive control can be met in a very wide variety of applications that include processes in the chemical, food, automotive, air-space, metallurgical, paper industries.

Everybody knows that a process functions, as a rule at a point of operation obtained at the intersectin of the restrictions. The regulator must, in this case to maintain the system as close as possible from the restrictions without braking them. Moreover, the industrial processes are complex, nonlinear, multivariable having a dynamic behavior that modifies in time because of the changes in the operation points

Because of these reasons advanced techniques of conducting this kind of systems were developed and constructed, based on the regulation of a model of the process itself.

In the industries a general methodology of control based on models developed, for which the problem of dynamic optimization is being solved on-line at each moment of application of the command to the process.

The commands are calculated to optimise the future behavior of the process through a period of time named prediction horizont.

The regulator is designed by the minimisation of a square objective function. The dynamics of the fixed part is described by an explicit model of the process, that may take, as a principle any mathematical shape.

The restrictions imposed for the input dates and exits of the process are directly included in the formulation of the control problem and so, future violations of the restrictions are anticipate and prevented. The first element from the optimal command sequence is applied to the process and the problem is being solved again in the moment of application of the command using the new sizes of the measured parameters of the process.

2. Elements of optimisation predictive control

In the predictive conducting of a heat treatment furnace, the laboratory type, the linear regulators with closed loop, of a single variable (time) have as a function to optimised the temperature. According the temperature difference (between the prescribed temperature and the real temperature from the furnace) a regulation measurement is being extracted (the difference of temperature itself) that can be amplified as a function of the regulation precision and transmitted to the linear regulator. In this sense the problem is to optimise this temperature difference that must be minimum.

This kind of problem can be inscribed in the interior point convex optimisation and represents an interesting application of second order conical programming (a set very efficient methods).

We will consider the case of static systems, the extension of the dynamic case being made directly.

The close loop system we will consider is shown in figure 1.

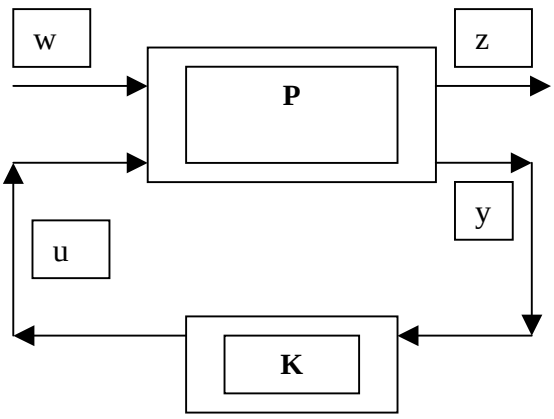


Fig. 1 Close loop system

The signals have the following meaning:

- w exogene input $w \in R^{n_w}$, that can be perturbation or noise;
- z is the output $z \in R^{n_z}$, the measure to control;
- u is the command measure $u \in R^{n_u}$, we can manipulate it by means of the regulator K in the sense of satisfying the needs of regulating z;
- y – is the output measured $y \in R^{n_y}$, input measure for the regulator K.

In all the cases R^n is the real n dimensional space;

We suppose that the installation P is known. The problem is to design the regulator K.

We consider P and K as linear, represented by a matrix of corresponding sizes, the signals being linked by the relations:

$$\begin{bmatrix} z \\ y \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} P_{zu} & P_{zw} \\ P_{yu} & P_{yw} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} u \\ w \end{bmatrix}, \ldots u = Ky \qquad (1)$$

for formulating the problem of designing of the regulator we must describe the set of possible perturbations w, how we measure the critical values z we want to regulate and what are the limit of evolution of the input values u. for this a lot of scenarios can be imagined. A simple case supposes that the vector of perturbations w is included in the given elipsoide:

$W = \{\overline{w} + Fp : \|p\| \le 1\}$.

The system performance in closed loop is appreciated after the worst functioning given on the pick of the critical measure z:

$$Z = \max_{w \in W} \max_{i=1,n_z} |z_i| \qquad (2)$$

Because we work with signals of finite values we will impose a limit of the maximum pick of u that can be determined by w:

$$U = \max_{w \in W} \max_{i=1,n_u} |u_i| \qquad (3)$$

in such conditions, the problem of the designing of the regulator K can be rephrased as:

$$\begin{array}{c} \min z \\ \text{refering to:} \\ U \le U_{\max} \end{array} \qquad (4)$$

what is the same like saying: lets chose the matrix of the regulator $K \in R^{n_u x n_y}$ that determines U and Z according the relations (3) and (2) so the picks Z and U to be small.

In the following we will show how this problem can also be rephrased as a second order conical program. For the beginning lets express the signals z and u in terms of the matrix K. Eliminating y from (1) we get z = Hw, where:

$$H = P_{zw} + P_{zu} K (I - P_{yu})^{-1} P_{yw} \qquad (5)$$

I – the unit matrix of n order.

We remark that H, that defines the transfer between perturbations and the critical measures to regulate depends in a very complicated manner of the K matrix.

We suppose that the matrix I-P_{yu}K can be reversed. Similar, we express u like u= Gw, where:

$$G = K(I - P_{yu} K)^{-1} P_{yw} \qquad (6)$$

From the relations from above, on the components we can write:

$z_i = h_i^T (\overline{w} + Fp)$, $u_i = g_i^T (\overline{w} + Fp)$ where, $\|p\| \le 1$ parametrises w and h_i^T and g_i^T represent the line I from the matrix H and respectively G.

With these taking into account the relations (2) and (3) we can write the expressions of Z and U in terms of the lines of matrixes H and G. Indeed from (3), taking into account that for $\|p\| \le 1$, $p^T c$ is in the domain given by $\pm\|c\|$ we obtain:

$$U = \max_{i=1,\dots n_u} \max_{\|p\| \le 1} \left| g_i^T (\overline{w} + Fp) \right| = \max_{i=1,\dots n_u} (\left| g_i^T \overline{w} \right| + \left\| F^T g_i \right\|)$$

In a similar way from (2) we get:

$$Z = \max_{i=1,\dots n_z} (\left| h_i^T \overline{w} \right| + \left\| F^T h_i \right\|)$$

Then the problem of designing (4) can be expressed as:

$$\min \gamma$$

refering to:

$$\begin{aligned} &\left|h_i^T \overline{w}\right| + \left\|F^T h_i\right\| \le \gamma, i = 1,...n_z \\ &\left|g_i^T \overline{w}\right| + \left\|F^T g_i\right\| \le U_{\max}, i = 1,..n_u \end{aligned} \tag{7}$$

in which the variables of the problem are the matrix K and the scalar γ.

As it can be seen the problem (7) is a very complicated one, nonlinear and nonconvex optimization. For making it treatable we must execute a changing of the variables in (7), in view of transforming it into an equivalent problem but a convex one. We define the matrix:

$$Q = K(I - P_{yu}K)^{-1} \in R^{n_u x n_y} \tag{8}$$

as the matrixes H and G from (5) and (6) become:

$H = P_{zw} + P_{zu}QP_{yw}, G = QP_{yw}$.

It is important to note that this algebra artifice make G a linear function of Q and H an afine function, i.e. a linear function plus a constant, what contrast powerful with the very complicated matrix dependency of matrixes H and G upon K.

Now, being sure that the matrix $I+QP_{yu}$ is reversible we can reverse the transformation from above for getting K as a function of Q:

$$K = (I + QP_{yu})^{-1}Q \tag{9}$$

With these we see that (8) and (9) are inverse relations that link each K by a matrix Q very particular and vice versa.

Considering now Q as a designing variable, once determined the optimum matrix Q, than from (9) one can calculate immediately the matrix of the regulator K.

3. Conclusions

So, as an expression of Q the problem of the regulator becomes:

$$\min \gamma$$

refering to:

$$\begin{aligned} &\left|h_i(Q)^T \overline{w}\right| + \left\|F^T h_i(Q)\right\| \le \gamma, i = 1,...n_z \\ &\left|g_i(Q)^T \overline{w}\right| + \left\|F^T g_i(Q)\right\| \le U_{\max}, i = 1,...n_u \end{aligned} \tag{10}$$

in which the designing variables are the matrix Q and the scalar γ.

Because h_i and g_i are functions afine of Q it results that the problem (10) is a conic second order program.

A very interesting extension of the optimisation of linear regulators consists in the considering of the problem of the optimisation of afine regulators. In essence the problem has the same formulation in the conditions in which one supposes that the installation P and the regulator K are described by afine relations, i.e. linear relations plus a constant.

An afine regulator corresponds to a linear regulator having a reference given value. The extension, in the case of this type of regulators is immediate. A new

component of the vector w is added fixed at a value equal with 1. In the same time this unit signal is introduced in the regulator as a new component of y.

So the expanding of the optimisation of the regulator follows the same procedure described above, fact that shows the idea that the techniques of conical programming of second order can be used for optimising both the reference and the matrix of the regulator.

References

1. Andrei, N., Programarea matematica. Metode de punct interior, Ed. Tehnica, Bucuresti, 1999
2. Boyd, S.P., Barratt, C., Linear controller design. Limits and performance, Prentice hall, 1991
3. Lazar, C., Conducerea predictive a proceselor cu model cunoscut, Matrix Rom, Bucuresti, 1999
4. Salcudean, S., Algorithms for optimal design of feedback compensators, Ph.D. Thesis, University of California, Berkeley, 1986

Mihai Stefan, Faculty of Materials Science and Engineering
Iulian Ionita The Technical University “Gh.Asachi”from Iasi
Gheorghe Badarau

METODE DE PUNCT INTERIOR IN OPTIMIZAREA CONVEXA A REGULATOARELOR LINIARE PENTRU CONDUCEREA PREDICTIVA A CUPTOARELOR DE TRATAMENT TERMIC TIP LABORATOR

Rezumat: Lucrarea prezinta tehnica optimizarii prin metode de punct interior cu exemplificare pe un regulator cu bucla inchisa specific cuptoarelor de trament termic tip laborator.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.681.3

OPTIMIZATION AND COMPUTATIONAL METHODS IN MATERIAL SCIENCE AND ENGINEERING

by

MIHAI STEFAN, GHEORGHE BADARAU AND IULIAN IONITA

Abstract: The paper shows the link between mathematical optimization and computational methods and their place in the materials' science
Keywords: optimization, mathematical model, computer science, rolling mill

The theory and practice of the optimization is based on the development of computer sciences. In a wider sense the computational sciences consists in the use of computers for analyzing of scientific problems.

All the intellectual structure humanity dispose of is based on a small number of fundamental principles. The first principle is that of the simplicity in the sense the nature seams to enable descriptions starting from a surprisingly small number of hypotheses. This does not mean that these representations, even expressed with mathematical symbols, (i.e. using mathematical models) are simple but there is a simplicity in the concepts they express. It is important to note the facts that the natural phenomena are not powerful nonlinear. It seams that nature, in its entire splendor and complexity can be represented very well by second order non-linearities. There are lots of examples in mechanics or in the electromagnetic field – actually all the mathematical equations are differentials of second degree.

The second principle that seams to govern the nature laws is that often they can be expressions of an equilibrium implying a minimum or a maximum. We can call this principle the principle of the economy. The third principle is that of the simetricity and the fourth refers to the fact that the mathematics as we know enable the modelling of the technico-engineering phenomena.

The essence is the fact that the way of approaching is the localist one, based on small variations in the neighborhood of a functioning point

So, the first sciences that "awakes thinking" are the sciences of the number and of measurement (calculus and mathematics), actually the computer sciences. The entire technical progress, the elaboration and development of the theories in various field of the finest refinement and abstraction are due entirely to mathematical sciences, in fact to computational sciences.

The effort of seeing and understanding nature functioning requests a special intellectual concentration, meaning the representation of nature in terms of mathematical models. In this sense the model maker builds a path from the real world

of physical processes and phenomena to the world of mathematical symbols. The purpose of computational sciences is to obtain an understanding of the functioning of a part of the creation, by analyzing the associated mathematical models. Thus, the mathematical modeling stands in a central place in the frame of computational sciences. The idea is that by modeling to get information carrying added value, non-hypothetical, about the evolution of a given phenomenon. From this it results that for a given part of the creation one can build a diversity of models, all of them having the same nucleus, the analyzed phenomenon. The process of solving of a problem can be shown as in figure 1.

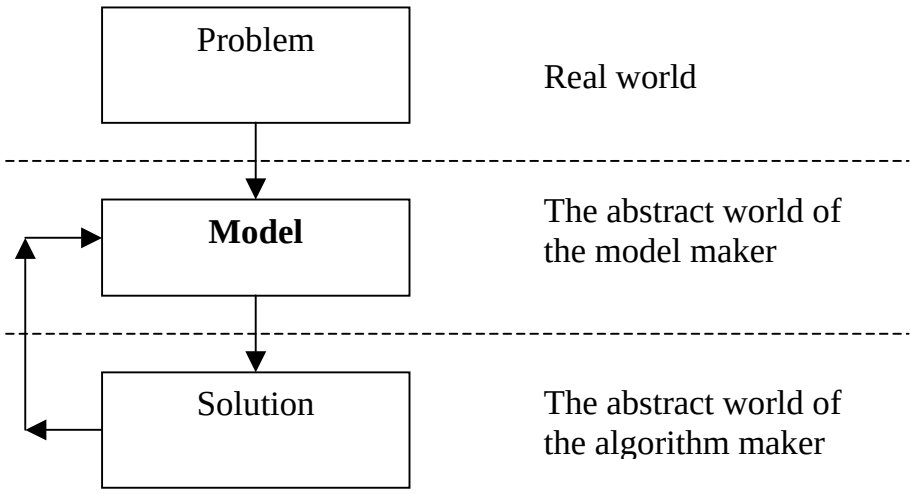


Fig. 1 The process of solving a problem

We can see that from the real world one can build the mathematical model of the problem in which we are interested in, placing us in an abstract world in which the mathematics rule. Using theories non related with the physical signification of the elements of the problem the model is solved and one gets a solution. The interpretation of the solution con lead to a modification of the model by re-addressing to the real world.

In the abstract world of the model maker, one operates with a series of concepts and laws, specific for the field in which the model is done, the phenomenology that characterizes the field. Also at this level one operates with concepts from the theory of compilers, languages theory that contribute to the definition of some software instruments that conceive, elaborate, modify and maintain the models – the elaboration of the languages of mathematical programming oriented on the algebra or on icons.

On the other hand the algorithm maker operates in his world with mathematical concepts from the linear algebra, differential calculus, convex analysis etc. that contribute to the definition of the algorithms of solving the problem (model) and study of its properties of convergence and complexity. This is the place where the software is made too.

It is clear that for a large number of problems their model must by simplified for being able to solve it with the available mathematics. So the following question arise: what is more desirable – to use an approximate model and determine an exact

solution on this base or, to get an exact as possible model and to obtain an approximate solution? Experience shows that the last approach gives better results.

The optimization problems, known also as mathematical programming can be framed in this kind of solving. Characteristic for these problems is that now one has a well done theory, naming the conditions for getting a solution, doubled by a body of techniques, methods, algorithms and software materializing and implementing this theory.

What ever the domain of application, the materials science make no exception the computational sciences problems have the following characteristics:

1. They have a precise mathematical description (mathematical model);
2. They can non be treated by traditional methods;
3. They request very detailed knowledge in the field of the problem as well as knowledge in the field of mathematical and computational techniques involved in solving the problem.

The language of communication of ideas in the computer sciences is mathematics and programming languages. Now the effort of developing of a programming language that offers flexibility and structure seams to give results in Fortran 90, Matlab and also in some packages written in C or C++.

Matlab is a high performance package of programs, in fact a working environment to solve a large diversity of problems, dedicated to numeric calculus and graphic representation. By using the package TOMLAB, specialized for solving large sized problems of optimization, Matlab becomes a very respectable tool.

The discussion can continue in this respect very much, but we must emphasize that the community of computer sciences is very divers and includes researches with many terms and development methodologies, placing it in the zone of multidisciplinary research.

For instance in the materials science there are a lot of domains where computers take more and more charge in designing of technologies and control of process.

More over, in the conditions of the high quality requested for the materials by the down flow manufactures the optimization of the control becomes a necessary tool in the efforts of obtaining economic results.

Some of the domains in what the optimization of the quality of the products using computers is now the cold rolling of profiles.

It is well known that making sheets of steel is not a problem, but at the quality required by the appliance industry the problem becomes very serious for engineers and designers. Because of the surface quality requested and also of the small tolerances at the main size, thickness constancy, making steel sheet is not so easy at it can seam. For solving it the great manufacturers made efforts in implementing complex programs of mill control. The software must transpose an optimization problem “the surface quality of the product” in the conditions of obtaining of the thickness requested.

By controlling the parameters of the equipment, online regulations, adding new equipment requested “by the mathematical model” (for example cooling zones for stabilizing the structure and the shape) one can solve these kind of high complexity problems.

References
1. Andrei, N., Sisteme si pachete de programe pentru programarea matematica, Ed. Tehnica Bucuresti, 2002
2. Grace, A., Optimization Toolbox for use with Matlab. Users' guide. The Math Works Inc., 1995
3. Holmstrom, K., Bjorkman, M., The TOMLAB NLPLIB toolbox for non linear programming, Advanced Modelling and Optimization, Vol.1, no. 1, 1999, pp. 70-86
4. Holmstrom, K., Bjorkman, M., Dotzauer, E., The TOMLAB OPERA toolbox for linear and discrete optimization, Advanced Modelling and Optimization, Vol.1, no. 2, 1999, pp. 1-8

Mihai Stefan, Gheorghe Badarau, Iulian Ionita – Technical University of Iasi
Faculty of Materials Science and Engineering

OPTIMIZARE SI METODE COMPUTATIONALE IN STIINTA MATERIALELOR

Rezumat: Lucrarea prezinta foarte pe scurt circuitul de legatura dintre optimizarea matematica si metodele computationale si locul lor in stiinta materialelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.681.3

MATHEMATICAL MODELING AND OPTIMISATION IN MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

BY

MIHAI STEFAN, IULIAN IONITA and GHEORGHE BADARAU

Abstract*: The paper presents some considerations about the place and importance of the mathematical modeling and optimization in the materials science and engineering.*
Keywords*: optimization, mathematical modeling*

1. Introduction

The world trend in the economy development, especially the globalization require more and more flexibility and performance in each sector of activity. Performance and economic efficiency, this is the goal of each manager in every enterprise no matter the size.

The technological level of our days has as a support the material in its various structures, shapes and designs. The progress in materials can and must be the engine of the new economic growing.

This is why, the materials science field is one of the most dynamic in the economy. The possibility of progress in this field is, like in many others the introducing of information technology, together with the better modeling and optimization of the processing technologies. Particular in the metallurgy, in the conditions of materials reduction and environment protection the optimisation is needed more then ever.

2. Modeling and optimisation

The possibility of solving more and more complicated technical problems stays in solving bigger and mare complex mathematical problems fact that requests the elaboration of mathematical modeling and optimization instruments more and more sophisticated. Among these, the modeling languages for mathematical programming imposed themselves as being the ones able to formulate and solve, in an industrial context the real optimization problems.

The algebra's languages have as a characteristic a structure based on the declarations, expressing more "what we calculate" than "how we calculate". But the most important characteristic of them is their extensive use in the domains of variations for the variable indexes or of the parameters of the problem. The most important algebra languages and for mathematical modeling, very much used in the conceptualization, formulation and communication of optimization models are: GAMS, AMPL, ALLO, MPL, described in the literature /1/. The use of mathematical programming languages lead at the possibility of construction of large sizes

mathematical models for optimization which, beside the fact they offer the possibility of a better representation (more precise) of the reality, so of practical use, they were one of the most challenges in what concerns the development of techniques, methods and algorithms of non-linear optimization.

The mathematical modeling for optimization is a powerfully iterative process that implies a series of steps for: identifying the parameters and variables that characterize the analyzed phenomenon; the definition of the sets of evolution of the indexes of these elements; the pointing of the definition domains of variables (the boundaries); the elaboration of the objective function; writing the relations that link the variables and the parameters and collecting the dates associated with the model.

The next step, consists in solving the model, the analyzing of the solution and, on this base to start a new modeling process. Figure 1 shows the main steps of the modeling process an model solving.

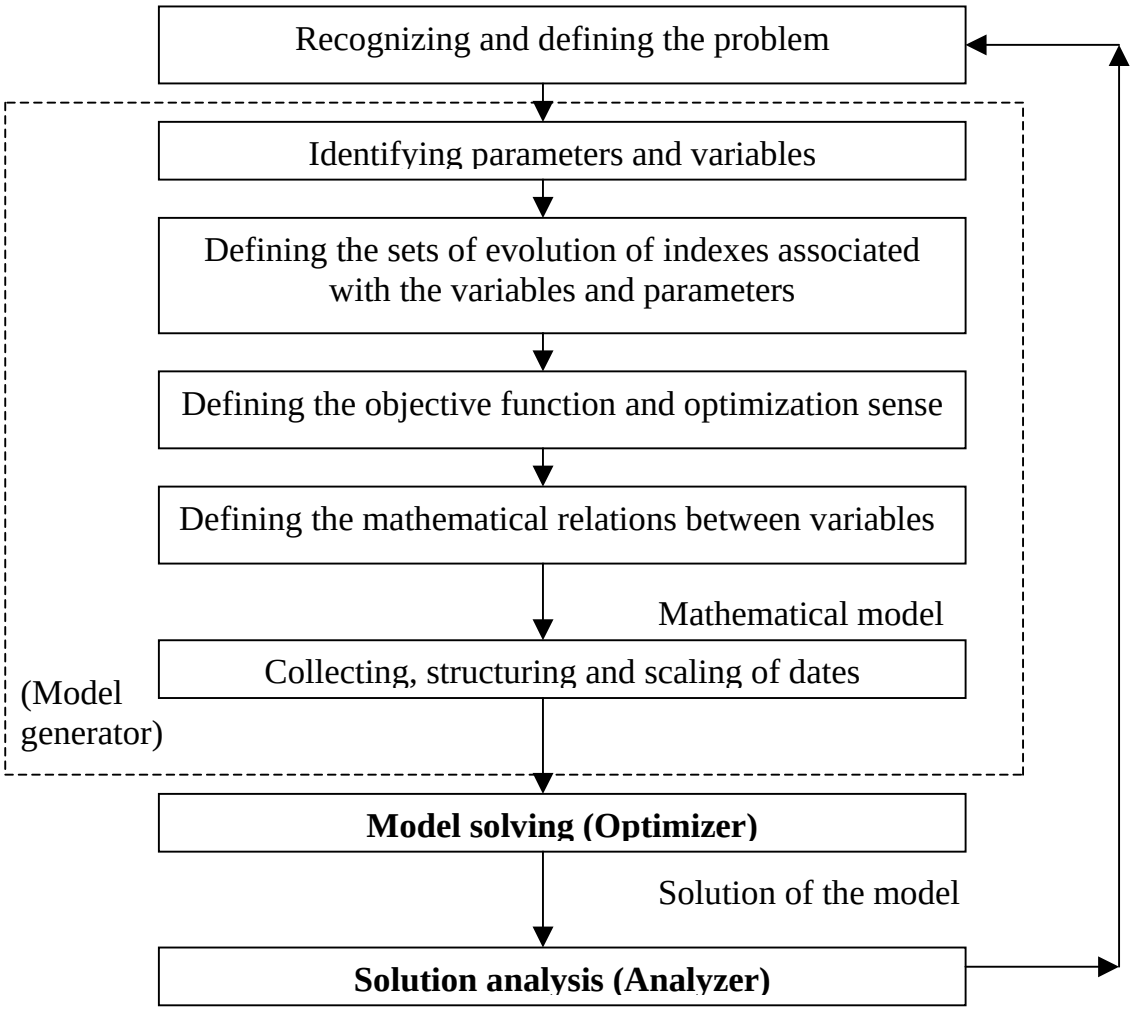


Fig 1 The modeling process

The model maker passes through these steps many time, repeating some steps until the model is completely defined.

Nevertheless the recognizing and defining the problem is the most difficult part, stage in which one insulate a part of the univers and imposes the conditions and requests from it.

The analyzing of the solution that implies before the solving of the model determines the restarting of the modeling process.

The first four steps of the modeling finish with the mathematical model. At this moment one must send the model to an optimizer that will give a solution or establish the impossibility of solving the model.

The information technology, enabling this transmission, is given by the mathematical programming languages. The purpose of the modeling languages is to achieve a link between the natural formulation of the model, as it is made by the model maker, and the scheme of input dates accepted by the optimizer. Real problems imply thousands or tenth of thousands of variables and restrictions that can not be generated manually. A modeling language enables the model imaging in which the model maker describes in a clear, concise and efficient shape the relations between variables and parameters. In any mathematical programming language, it is important, if not, fundamental to have the ability of grouping entities in similar sets that can be followed by indexes.

As a difference from the programming languages, in which the procedures are in a dominant position by rapport to declarative instructions, the mathematical programming languages use the last ones more. Nevertheless, the complexity of models imposed the use of structures as: if-then-else or loops, beside the simple read/write or solve.

An important feature of some modeling languages (AMPL, GAMS) is that of treating non-linear models. In this case, after setting the domains of variation of indexes of variable and parameters the model maker writes the non-liner expression of the model in the usual algebra notations. The translator associated has the role of evaluation for the non-liner expression and elaboration of the differentials automatic or/and symbolic needed for the optimizers. The most interpreters included in the programming languages are based on automatic differentials. The interfaces between the mathematical programming and optimizers can be enough complicated to define so it appeared an another trend.

This trend consists in the elaboration of the systems of modeling and optimization. In these systems the modeling language is placed in a central place. What characterizes a modeling and optimization system is the presence of the problem analyzers and solution analyzers. The most known instruments of analyzing the mathematical programming problems are ANALIZE and MPROBE. ANALIZE is dedicated to the analyze of linear programming and MPROBE is better in non-liner problems.

In the same time these systems can be coupled with a data base that enable the correct generation of large size models.

A model in a mathematical programming language is a ASCII file containing the declarations of defining of the elements of the model. It may have also a filter enabling the translation of data toward and from a data base. The interfacing between an user and the mathematical programming language can be done by developing of the links between the system of management of the data base, model and files associated with the model. Having in view that for the most part of the real model the structure is more stable then the data that instance the model, often, the mathematical programming languages enable the elaboration of models prototypes.

In the case of the icon oriented programming languages, the models are been achieved by combining certain reusable blocks, characterized by well stated mathematical relations, interconnected according the structure modeled. For a given domain, i.e. materials science and engineering, some representative entities must be identified , illustrated by icons representing the functioning of a certain part of the reality. These entities, as elements of the icon modeling have inputs and outputs and internal variables between which certain mathematical relations act. The model maker calls these entities in a scheme of the analyzed process by introducing the links between the icons, defining names for these links, evolution ranges, values for parameters, variables etc. that will participate to the model generation. LPFORM is a representative system for generating models in the linear programming. Using analogies with objects from the real world, the icon representation is relatively real. From the point of view of the cognitive complexity the model maker is somehow limited in maintaining a simple structure but this kind of systems enable a more rapid building of very complex models of optimization.

3. The link between the model and optimization

In a modeling system, once the model generated, the optimization can be called in two ways. The first consists in the initiating of an independent process. The other method is calling a subroutine linked with the modeling system directly or by a construction DLL (dynamic link library).

Both situations need the construction of an internal representation of the model understandable by the optimization package. This implies the use of special routines specific for each modeling-optimization coupling construction.

The advantages of using systems for modeling and optimization is the easy way of executing of numerical experiments, being possible to implement various models in various algebra configurations leading to a better understanding and more efficient solving of the problem.

References

1. Andrei, N., Pachete de programe, modele si probleme de test pentru programarea matematica, Ed. Matrix Rom, Bucuresti, 2001
2. Chinneck, J.W., Analyzing Mathematical Programs using Mprobe, Annals of Operations Research Special Issue on Modeling Languages, Technical Report, Systems and Computer Engineeering, Carleton University, 1999
3. Hurlimann, T., Modeling and optimization, Kluwer Academic Publishers, 1999
4. Murphy, F.H., Stohr, E.A., Asthana, A., Representation scheme for linear programming models, Management Sciences, vol 38, 1992, pp. 964-991.

MIHAI STEFAN, IULIAN IONITA, GHEORGHE BADARAU
Faculty of materials Science and Engineering Technical University “Gh.Asachi” Iasi

MODELARE MATEMATICA SI OPTIMIZARE IN STIINTA SI INGINERIA MATERIALELOR

Rezumat: Lucrarea prezinta unele consideratii despre locul si importanta modelarii matematice si a oprimizarii in stiinta si ingineria materialelor, si implicatiile noilor tehnologii informationale in aceste domenii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 2, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.681.3

HARDWARE AND SOFTWARE FOR ULTRASONIC FLOW METER TRANSDUCERS

BY

Claudiu ISARIE and Alexandru MARIN

Abstract: *The paper is focused on analyzing, respectively on hardware - software implementation of a case-study for a transit-time working principle flow meter. This new-technology type flow meters take the advantage of modern microprocessor-based technology and they generally outperform their precursors, particularly in their accuracy levels of ±1 % or better.*

The device uses two transducers, which function as both ultrasonic transmitters and receivers, clamped to the outside of a closed pipe at a specific distance from each other. After a through examination of the working principles, the authors described the hardware - analogue/numerical converter for 8 bits, with 4 multiplexed inputs - and software implementation of the ultrasonic device on a PC, which realizes the change of information with the flow measurement system using the parallel port LPT 1; for graphic interface the program language Borland C++ was used.

For the application and the case-study of the transient-time working principle, it was concluded, by comparison with Doppler effect procedure, the selection criteria for choosing a specific technological implementation. Also, it were made considerations on the multi-path ultrasonic flow meters, using multiple pairs of transducers that alternate in their functions as senders and receivers over the same path length.

Keywords*: ultrasonic flow meter, Doppler flow meter principle, transit-time principle, hardware-software implementation*

1. Introduction

I.1. Electronic flow meters

While the flow measurement technologies named as *electronic* are neither exclusively electronic in nature, they do represent a logical grouping of flow measurement technologies. All have no moving parts - excepting maybe some vibrations, are relatively non-intrusive and are feasible by today's sophisticated electronics technology. Magnetic flow meters, for example, are the most directly electrical in nature, deriving their first principles of operation from Faraday's law. Vortex meters depend on piezoelectric sensors to detect vortices shed from a stationary shedder bar. Today's ultrasonic flow meters owe their successful application to sophisticated digital signal processing.

I.2. Ultrasonic flow meters - Measuring Principle

The flow measurements with ultrasound signals are physically grounded on penetrating the pipe. Time differences, frequency variations or phase shifts of the

ultrasonic signals, caused by the flowing liquid, are subsequently evaluated.

The measurement of flow is based on the principle that sound waves traveling in the direction of flow of the fluid require less time than when traveling in the opposite direction. The difference in transit times of the ultrasonic signals is an indication for the flow rate of the fluid.

Since ultrasonic signals can also penetrate solid materials, the transducers can be mounted onto the outside of the pipe.

Fast digital signal processors and sophisticated signal analysis guarantee reliable measuring results, even under difficult conditions, where previously ultrasonic flow meters had failed.

I.3. Principle of Doppler flow meter

For cases, where the liquid is not sonically conductive, i.e. for liquids with a very high solid or gaseous content (> 10 % of volume), another measuring principle, similar to the Doppler principle has been developed for ultrasonic flow meters. This principle actually relies on particles or gas bubbles flowing with the liquid in order to give a flow rate reading. The Doppler flow meter measures the velocity of particles moving with the flowing fluid. Acoustic signals of known frequency are transmitted, reflected from particles and are picked up by a receiver. The received signals are analyzed for frequency shifts and the resulting mean value of the frequency shifts can be directly related to the mean velocity of the particles moving with the fluid. Software can be used to reject stray signals and correct for frequency changes caused by the pipe wall or transducer protective material. No special transducers are required for the ultrasonic flow meters to operate in Doppler mode. Both the reflection and diagonal transducer mounting method are suitable (see Figure 1).

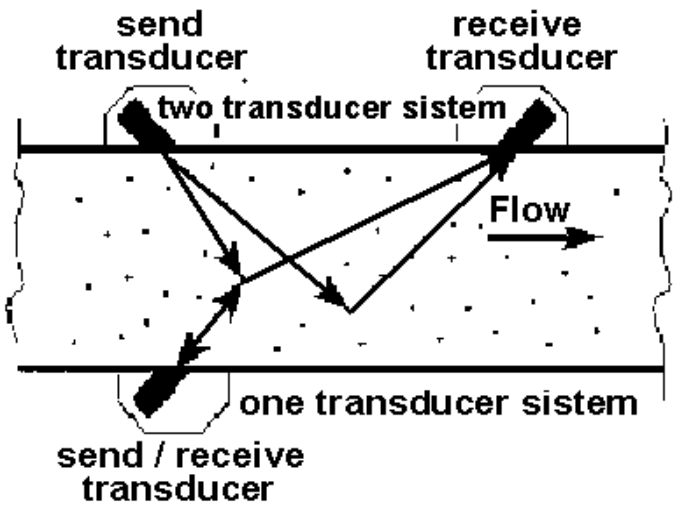


Fig. 1 Reflection and diagonal transducer mounting method

The accuracy of the flow meter operating in Doppler mode is less than when

working in transit-time mode. Doppler flow meter performance is highly dependent on physical properties such as the liquid's sonic conductivity, particle density, and flow profile. Likewise, non uniformity of particle distribution in the pipe cross section leads in a computed mean velocity that is incorrectly weighted. Therefore, the meter accuracy is sensitive to velocity profile variations and to distribution of acoustic reflectors in the measurement section. Unlike other acoustic flow meters, Doppler meters are affected by changes in the liquid's sonic velocity. As a result, the meter is sensitive to changes in density and temperature. These problems make Doppler flow meters unsuitable for highly accurate measurements in some applications. Doppler meters play a very important role where other meters will not work. These might be liquid slurrys, aerated liquids or liquids with some small or large amount on suspended solids.

Doppler flow meter transducers operate at 0.640 MHz (in clamp-on designs) and at 1.2 MHz in wetted sensor designs. The transducer sends an ultrasonic pulse or beam into the flowing stream. The sound waves are reflected back by such acoustical discontinuities as particles, entrained gas bubbles, or even by turbulence vortices (see Figure 2).

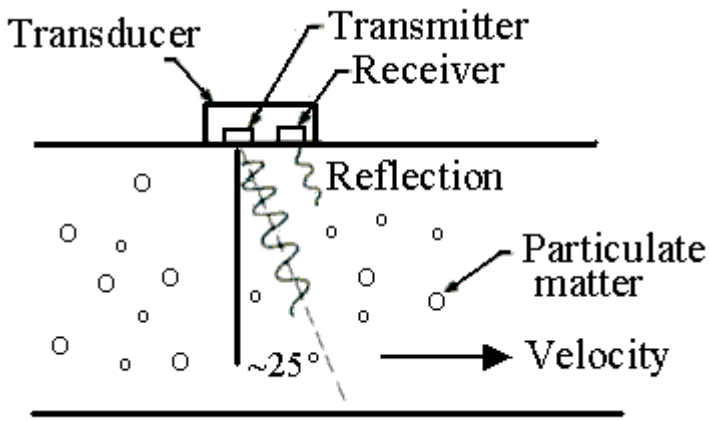


Fig. 2 Working scheme of an Doppler flow meter transducers

For clamp-on designs, measurement inaccuracy ranges from ± 1 % to ± 5 % full scale (FS). The meter detects the velocity of the discontinuities, rather than the velocity of the fluid, in calculating the flow rate. The flow velocity (v) can be determined by:

$$v = (f_0 - f_1)C_t ./ 2f_0 \cos(a) \tag{1}$$

where C_t is the velocity of sound inside the transducer, f_0 is the transmission frequency, f_1 is the reflected frequency, and a is the angle of the transmitter and receiver crystals with respect to the pipe axis. Because C_t /$2f_0$cos(a) is a constant (K), the relationship can be simplified to:

$$v = (f_0 - f_1)K \tag{2}$$

Thus, flow velocity v (ft/sec) is directly proportional to the change in frequency. The flow (Q in gpm) in a pipe having a certain inside diameter (ID in inches) can be obtained by:

$$Q = 2,45 \cdot \mathrm{v} \cdot (ID)^2 = 2,45[(f_0 - f_1)K](ID)^2 \quad (3)$$

The presence of acoustical discontinuities is essential for the proper operation of the Doppler flow meter. The generally accepted rule of thumb is that for proper signal reflection there be a minimum of 80-100 mg/l of solids with a particle size of +200 mesh (+75 micron). In the case of bubbles, 100-200 mg/l with diameters between +75 and +150 microns is desirable. If either the size or the concentration of the discontinuities changes, the amplitude of the reflected signal will shift, introducing errors.

2. Application and case-study on the transit-time principle

The present paper is focused on analyzing, respectively on hardware - software implementation of a case-study for a transit-time working principle flow meter. This device uses two transducers, which function as both ultrasonic transmitters and receivers. The transducers are clamped to the outside of a closed pipe at a specific distance from each other. This distance is calculated by the flow meter after all pipe and medium parameters have been entered into the instrument.

The transducers can be mounted in reflection (see Figure 3) or in diagonal mode (see Figure 4). This selection is based on pipe and liquid characteristics.

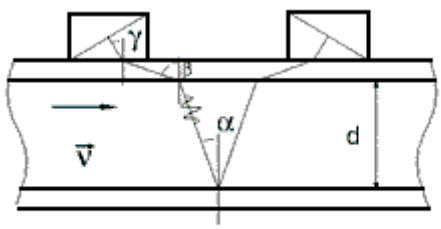


Fig. 3 Transducers mounted in reflection mode

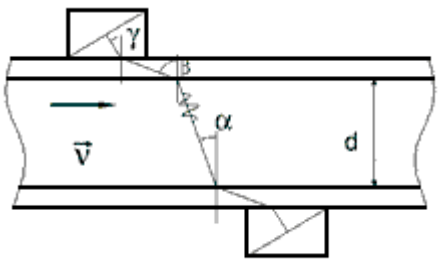


Fig. 4 Transducers mounted mode

The flow meter operates by alternatively transmitting and receiving ultrasonic signal pulses between the two transducers. The ultrasonic signals are first transmitted in the direction of the fluid (fd) and then against fluid flow (afd). Since sound energy in a moving liquid is carried faster when it travels in the direction of flow than against it, a time difference (td) between the signals' time-of-flight will occur (see Figure 5).

When the flow is zero, the time for the signal T_1 to get to T_2 is the same as that required to get from T_2 to T_1. When there is flow, the effect is to boost the speed of the signal in the downstream direction, while decreasing it in the upstream direction. The flowing velocity (V_f) can be determined by the following equation:

$$v_f = Kdt / T_L \tag{4}$$

where K is a calibration factor for the volume and time units used, dt is the time differential between upstream and downstream transit times, and T_L is the zero-flow transit time.

The time difference of the ultrasonic signals is proportional to the flow velocity in the pipe. The measured flow velocity is multiplied with the cross-sectional area of the pipe; hence the flow rate of the fluid can be calculated.

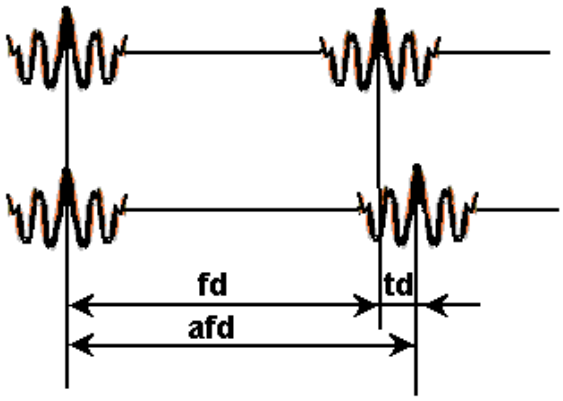


Fig. 5 Time difference between the signals' time-of-flight occurring

Using the transit-time technique, accuracies of 1 % of measured value can be achieved without process calibration. Measurement accuracy can be in the range 1 to 3 percent of measured value of 0.5 percent with process calibration depending on the application. The portable microprocessor-based electronics unit provides a local display and has a keypad for setting up and diagnostics. The flow meter can read flow units in common imperial or metric units, measures flow in both directions, can store data points internally, give analogue or serial outputs and has optional inputs for thickness gauges. The electronics unit can log data for measuring sites. It can also provide a PC interface via RS-232 serial communication, and an output of 4-20 mA DC for operating a digital controller.

Block sketch of flow measuring system is presented in Figure 6.

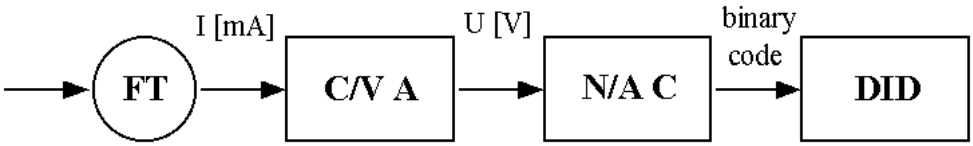


Fig. 6 Block sketch of flow measuring system

The measuring system contains (see Figure 6):

- flow transducer (FT);
- current/voltage adapter (C/V A);
- numerical/analogical converter (N/A C);
- decimal index display (DID).

The flow rate Q is converted by the transducer (FT) in an electric signal I. In Figure 7 is presented the characteristic I = f (Q), between I and Q existing a linear dependence described by the following relationship:

$$I = 0{,}8 \cdot Q + 2 \tag{5}$$

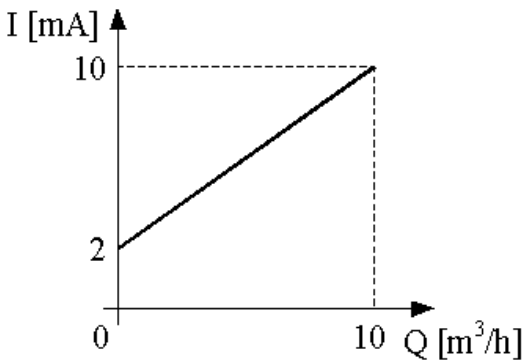


Fig. 7 Characteristic I = f (Q)

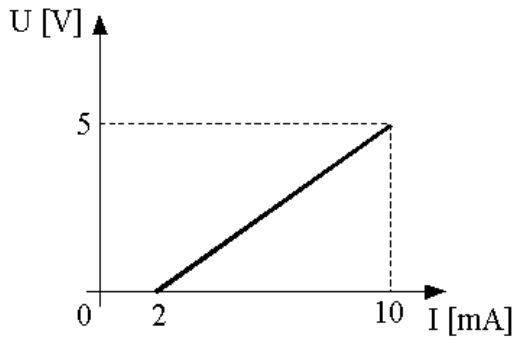


Fig. 8 Characteristic U = f (I)

The current/voltage adapter (C/V A) has the roll to convert the current I into a voltage. The linear dependence between these two signals is done by the following relationship:

$$U = 0{,}625 \cdot I - 1{,}25 \tag{6}$$

This could be observed also in the graphics representation (see Figure 8) of the characteristic U = f (I).

This kind of transducers has a satisfying precision only for stationary flows, which pass a limit depending of the transducer used in the application.

The numeric/analog converter (N/A C), realizes the voltage conversion V in a binary code on 8 bit. This conversion is described by the relationship:

$$n = \frac{2^8 - 1}{U_{\max}} \cdot U = \frac{255}{U_{\max}} \cdot U = 51 \cdot U \tag{7}$$

The decimal number N corresponds to the read binary code. It is the integer of the number n. As example, in the Table 1 the corresponding values n and N for certain values of V are given.

Table 1

Nr.	U [V]	n	binary code	N
1	0	0	0000 0000	0
2	0.5	25.5	0001 1001	25
3	1	51	0011 0011	51
4	1.5	76.5	0100 1100	76
5	2	102	0110 0110	102
6	2.5	127.5	0111 1111	127
7	3	153	1001 1001	153
8	3.5	178.5	1011 0010	178
9	4	204	1100 1100	204
10	4.5	229.5	1110 0101	229
11	5	255	1111 1111	255

The decimal index display (DID) has the role to convert the binary code in decimal and to display the value of the flow rate. The relationship is:

$$Q_m = \frac{Q_{\max}}{2^8 - 1} \cdot N \tag{8}$$

In Table 2 results of 11 measured points (Q_m) are given.

Table 2

Nr.	Q [m^3/h]	I [mA]	U [V]	N	Q_m [m^3/h]
1	0	2	0	0	0.0000
2	1	2.8	0.5	25	0.9804
3	2	3.6	1	51	1.9608
4	3	4.4	1.5	76	2.9804
5	4	5.2	2	102	3.9608
6	5	6	2.5	127	4.9804
7	6	6.8	3	153	6.0000
8	7	7.6	3.5	178	6.9804
9	8	8.4	4	204	7.9608
10	9	9.2	4.5	229	8.9804
11	10	10	5	255	10.0000

For estimate the range of error we use the equation:

$$a_m = \frac{1}{\text{exp.}} \cdot \left(\sum Q - \sum Q_m \right) = 0{,}0196 \ [m^3/h] \tag{9}$$

An analogue/numerical converter for 8 bits, with 4 multiplexed inputs was used. The inputs may be configured for the following operation modes:

- with the reading of a single input, measuring the voltage between the input and null;
- with differential reading, measuring the voltage between the two entrances.

The converter realizes the entrance voltage conversion, corresponding to one of the two operating modes, in a binary number of 8 bits.

We implemented the procedure on a PC, which realizes the change of information with the flow measurement system using the parallel port LPT 1. For graphic interface the program language Borland C++ was used.

The information received from the measuring system is read at the following entrances of the parallel port: Busy, ACK, Paper Empty and Select. The selection signals are on the outputs: Data1 and Data2.

The program contains also a graphic module that indicates the variation of flow. A sequence from the “Flow rate calculation software” is presented here below:

```
.................................
/* Graph mode init. */
detectgraph (&gdriver, &gmode);
initgraph (&gdriver, &gmode, ’’C:\BC45\BGI ’’);
maxx = getmaxx ( ); maxy = getmaxy ( );
plansa (maxx,maxy);
do
      {
      rate=0;
      /* Binary code reading – first group */
            outportb(DATA,     0x04);     input=inportb(STATUS);
      input=input^XORINPUT;
            if((input&0x80)==0x80)
                  rate=rate+128;
            if((input&0x40)==0x40)
                  rate=rate+64;
            if((input&0x20)==0x20)
                  rate=rate+32;
            if((input&0x10)==0x10)
                  rate=rate+16;

      /* Binary code reading - second group */
            outportb(DATA,     0x02);     input=inportb(STATUS);
      input=input^XORINPUT;
            if((input&0x80)==0x80)
                  rate=rate+8;
            if((input&0x40)==0x40)
                  rate=rate+4;
            if((input&0x20)==0x20)
                  rate=rate+2;
```

```
            if((input&0x10)==0x10)
                rate=rate+1;

        /* Flow compute display and graph */
        rate=rate*10/255; write_rate(rate)
        x_o=x_i; y_o=y_i;
        x_i++;y_i=460-ceil(flow*30);
        setlinestyle(0,0,3); setcolor(RED);
        line(x_o, x_i, y_o, y_i);
        setlinestyle(0,0,3); delay(100);
.........................................
```

3. Conclusions

Pipe size and the ability to resolve time differences are the main practical limits for the time transit flow meter. An advantage is that a determination of velocity can be made every transmit cycle, which allows rapid response in large pipe. Therefore, it is an ideal choice for pipe diameter above 1 meter.

Measuring in ultrasonic Doppler mode is not the preferred mode for most of the applications, but there are some cases, which fit this method.

Multipath ultrasonic flow meters use multiple pairs of transducers that alternate in their functions as senders and receivers over the same path length. By averaging the values given by the different paths, the flow rate is determined with greater accuracy than single-path meters can provide. Multipath instruments are used in large-diameter conduits, such as utility stacks, and in other applications where non-uniform flow velocity profiles exist.

Selection criteria will necessarily include:

- the characteristics of the fluid to be measured;
- the level of measurement accuracy required;
- the extent to which the fluid can be confined, touched, or altered;
- accessibility for maintenance requirements;
- price.

Received May 9, 2005

REFERENCES

1. Miller R.W., *Flow Measurement Engineering Handbook*, McGraw Hill, 1996;
2. Ginesi D., *Flow Sensing: The Next Generation*, Control Engineering, November 1997;
3. Espina P., *Ultrasonic Clamp-On Flowmeters: Have They Finally Arrived?*, Flow Control, January 1997.

Tipar Digital realizat la **Tipografia** pim
Șoseaua Ștefan cel Mare nr. 11
Iași - 700498
Tel. / fax: **0232-212740**
e-mail:editurapim@pimcopy.ro
www.pimcopy.ro

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IASI

Publicat de

UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH. ASACHI", IAŞI

Tomul LII (LVI)

Fasc. 2

Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2006

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LII (LVI) 2006

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENT

VOICU, M., WELCOME ADRESS	I
ZAHARIA, L., COMĂNECI, R., CHELARU, R., CHICHIRĂU, M., THE STUDY OF FLOW AND THE EVALUATION OF STRAIN BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING	1
VIDA-SIMITI, I., JUMĂTATE, N., HARD LAYERS OBTAINED BY COATING WITH NICKEL BASE SUPERALLOYS	7
PRISACARIU, C., SCORTANU, E., PRISACARIU, VA., CHARACTERIZATION OF SOME POLYURETHANE ELASTOMERS WITH 1,4-BUTANEDIOL CHAIN EXTENDER AND DIBENZYL DERIVATIVES	13
PREDESCU, C., CALEA, GG, NICOLAE, A., SOCIAL ENGINEERING - A NEW INSTRUMENT FOR ENGINEERS TO MAKE OPERATIONAL THE CONCEPT OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT	19
PRISACARIU, C., SCORTANU, E., MODIFICATIONS INDUCED BY STATIC TENSILE TESTINGS IN THERMOPLASTIC POLYURETHANIC FILMS	23
NICOLAE, M., SOHACIU, M., PARPALA, D., NICOLAE, A., FOREVER YOUNG AND GREEN, STEEL WILL BE IN THE FUTURE A SUSTAINABLE MATERIAL	27
NEJNERU, C., , BERNEVIG, M., CARABET, R., HOPULELE, I., STUDIES ABOUT THE COOLING CHARACTERISTICS OF THE POWDER BACKING IN FLUIDIZED BED TIP SALT, FERRO-MANGANESE PARTICLES, CAST-IRON SPLINTERS BARBOTAGED WITH AIR	31
GEAMĂN, V., JIMAN, V., WORKED EXAMPLES IN THE FIELD OF HOT ISOSTATIC PRESSING	37
CIOBANU, I., MUNTEANU, S.I., CRISAN, A., RESEARCHES CONCERNING THE ANALYSIS OF CASTING SOLIDIFICATION USING THE REAL SOLIDIFICATION MODULE	41
NEJNERU, C., ACHIŢEI, D., CARABET, R., CIMPOEŞU, N., HOPULELE, I., STUDIES ABOUT THE SIZE OF PRECPITATES IN PARTIAL SOLUTION QUENCHING OF SOME ALUMINUM ALLOYS	47
BACIU, M., ALEXANDRU, I., BACIU, C., ALEXANDRU, A., IMPLICATIONS OF THE THERMAL AND THERMO-CHEMICAL TREATMENTS IN ELECTROLYTIC PLASMA IN THE PHYSICAL STRUCTURE OF THE STEELS OLC15 AND 21MoMnCr12	53
VARGA, B., **FINISHING OF THE STRUCTURE OF SILUMINS BY MEANS OF RAPID COOLING**	61
BRABIE, G., ALBUT, A., SIMULATION OF THE RESIDUAL STRESS DISTRIBUTION IN THE CASE OF DRAW PARTS MADE FROM HOMOGENEOUS AND HETEROGENEOUS METAL SHEETS	69

CÂNDEA, V. , LĂPUŞAN, S., POPA, A., ZLATE, I., CHENDE, R., ASPECTS CONCERNING THE PRESSING AND REPRESSING BEHAVIOUR OF A NI-BASE SUPERALLOY	75
CIUCESCU, E.P., CIUCESCU, D., A METHOD TO DETERMINE THE DISTRIBUTION OF TEMPERATURE IN CUTTING TOOLS OF GIVEN CONFIGURATION	81
ANTON, A.D., SLĂTINEANU, L., ONOFREI, R., CALCULATIONAL MODEL OF ENERGETIC BALANCE-SHEETS IN THE CASE OF PROCESSING THROUGH ELECTRIC EROSION	87
DIMA, A., MINEA, AA., SUSTAINABLE INDUSTRIAL DEVELOPMENT, THE ONLY WAY FOR EUROPEAN INTEGRATION OF ROMANIA	91
BURCEA, C.O., MINEA, A.A., DIMA, M I, IBN OMER MOHAMED ABDALLA MOHAMED ABUGUSSAISSA, ASPECTS REGARDING MICRO ALIED STEELS BEHAVIOR AT HOT FORGING	95
DIMA, A., MINEA, A.A., DIMA, MI., IBN OMER MOHAMED ABDALLA MOHAMED ABUGUSSAISSA, MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING, AN IMPORTANT AREA OF A SUSTAINABLE DEVELOPMENT	99
PITICESCU , RR., TECHNOLOGY TRANSFER IN ADVANCED MATERIALS IN ROMANIA: A KEY ISSUE FOR SUSTAINABLE DEVELOPMENT	103
TIMOFTE, N., NICOLAU, B., THE STUDY OF SANDS FROM THE REGION VĂLENI THE VALLEY FÂNTÂNELE (HUŞI)	109
PITICESCU, R. M., PITICESCU, R.R., VASILE, E., HYDROTHERMAL PROCEDURES: A NEW METHOD IN THE ENVIRONMENTAL DEVELOPMENT OF NANOMATERIALS	117
SPOREA,I., MANDEK,FR., BORDEASU,I., STOICAN, I.., SPOREA,M., STUDIES REFFERING TO THE EFFECT OF THERMIC TREATMENT, OF CLASSIFICATION THROUGH THE PRECIPITATION OF ALUMINIUM ALLOYS THAT ARE CAST IN THE PISTONS OF TERMIC MOTORS	125
SUSAN, M., ILIESCU, V., DUMITRAŞ, P., CHANGES OF THE MECHANICAL CHARACTERISTICS OF HIGH RESISTANCE WIRES DRAWN IN ULTRASONIC FIELD	131
OMER MOHAMED ABBALLA MOHAMED, DIMA, A., CONSIDERATIONS CONCERNING THE METAL-PLUG CONTACT FRICTION AT THE PIPES DRAWING WITH ULTRASONIC VIBRATIONS	137
ONOFREI, RI., NEGURA, C., CONSIDERATION CONCERNING THE OUTPUT PARAMETERS OF THE CO_2 LASER	143
ALEXANDRU, M., BADARAU, G., RUSU, L., MIRON, V., MANEA, R., MODERNISATION TRENDS IN THE COLD ROLLING AND CONSIDERATIONS CONCERNING THE DETERMINATION OF THE OPTIMUM COLD ROLLING FORCE	151
DIA, V., ALEXANDRU, M., COJOCARA, M., HINCU, D., BADARAU, G., IDENTIFICATION AND MEASUREMENT OF QUALITY PARAMETERS FROM RESIDUAL WATER, WHO ARE SPECIFIED TO TECHNOLOGICAL PROCESS OF THERMAL ZINC PLATING, FOR SOLVE BY EFFICIENCY WAY, THE CHEMICAL (SEWAGE) TREATMENT PROCESS, WITH STRAIGHT IMPLICATION TO THE ENVIRONMENT.	155
MIRON, V., HINCU, D., ALEXANDRU, C., DIA, V., COJOCARU, M., RESEARCHES ABOUT THE SUSTAINABLE DEVELOPMENT AND HOT – DIP GALVANIZING	163

MNERIE, D., ANGHEL, GV., SOME ADVANCED MATERIALS AND TECHNOLOGIES FOR ELECTRONICS	171
ALEXANDRU, I., ALEXANDRU, A., IACOB STRUGARIU, S., BACIU, M., THE STUDY OF DEGRADATION THROUGH AGEING OF THE THERMORESISTENT STEELS 13CRMO4-5 USED IN THE TUBULATURE OF THE LIVE STEAM IN THERMO-ELECTRIC POWER STATIONS	179
ALEXANDRU, A., IACOB STRUGARU, S., ALEXANDRU, I., GHEORGHIAN, M., THE EFFECT OF COOLING BELOW 0^0C ON STRUCTURE AND HARDNESS OF BEARING STEELS	185
BACIU, C., ALEXANDRU, I., GEORGESCU, S., DÉVELOPPEMENT DURABLE DES SYSTÈMES DE PRODUCTION. L'INTÉGRATION DE L'ERGONOMIE ET DE LA PREVENTION DANS UN PROJET DE CONCEPTION D'UNE ALUMINERIE	191
BRABIE, G., CHIRITA, B., CHIRILA, C., APPLICATION OF THE RULE OF MIXTURE, PARALLEL TENSILE TEST AND IMAGE ANALYSIS METHOD FOR DETERMINATION OF THE WELD METAL PROPERTIES IN THE CASE OF TAILOR WELDED BLANKS	197
CORĂBIERU, A., ALEXANDRU, I., VELICU, S., CORĂBIERU, P., VRABIE, I., BUTNARU, S., SUPERFICIAL HARDENING OF TOOLS THROUGH SUCCESSIVE ALLOYING	203
CORĂBIERU, P., PREDESCU, C., CORĂBIERU, A., BUTNARU, S., EXPERIMENTS REGARDING THE CASTING OF BIMETALLIC CYLINDERS WITH SMOOTH BARREL ROLL	211
DRUGESCU, E., BALINT, L., BALINT, S., CO-FeTi COMPOSITE MATERIAL WITH SOFT MAGNETIC PROPERTIES	217
MIHAI, D., STEFAN, M., BADARAU, G., THE CREEP BEHAVIOUR AT 500°C FOR THE STEEL 41MoCr11	225
VIZUREANU, P., EXPERIMENTAL PROGRAMMING IN MATERIALS SCIENCE	239
PAPADATU, CP., SOME ASPECTS REGARDING THE INFLUENCE OF THE THERMOMAGNETIC TREATMENTS ON THE HARDNESS NUMBER OF STEELS AND THE SUPERFICIAL LAYERS NITRIDED EVOLUTION DURING WEAR PROCESS	243

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LII (LVI) 2006

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

VOICU, M., CUVANT DE DESCHIDERE	I
ZAHARIA, L., COMĂNECI, R., CHELARU, R., CHICHIRĂU, M., STUDIUL CURGERII ŞI EVALUAREA DEFORMĂRII LA PRESAREA UNGHIULARĂ ÎN CANALE EGA**LE**	1
VIDA-SIMITI, I., JUMĂTATE, N., STRATURI DURE OBŢINUTE PRIN ACOPERIRE CU SUPEALIAJE PE BAZĂ DE NICHEL	7
PRISACARIU, C., SCORTANU, E., PRISACARIU, VA., CARACTERIZAREA UNOR ELASTOMERI POLIURETANICI PE BAZĂ DE ALUNGITORUL DE LANŢ 1,4 - BUTANDIOL ŞI DERIVAŢI DIBENZILICI	13
PREDESCU, C., CALEA, GG, NICOLAE, A., "INGINERIA SOCIALĂ-NOU INSTRUMENT DE OPERAŢIONALIZARE DE CĂTRE INGINERIA CONCEPTULUI DE DEZVOLTARE DURABILĂ"	19
PRISACARIU, C., SCORTANU, E., MODIFICĂRI INDUSE DE SOLICITĂRI DE ÎNTINDERE STATICĂ ÎN FILME POLIURETANICE TERMOPLASTE	23
NICOLAE, M., SOHACIU, M., PARPALA, D., NICOLAE, A., "ÎNTOTDEAUNA TÂNĂR ŞI VERDE, OŢELUL VA FI ÎN VIITOR UN MATERIAL DURABIL."	27
NEJNERU, C., BERNEVIG, M., CARABET, R., HOPULELE, I., STUDII PRIVIND CARACTERISTICILE DE RĂCIRE ÎN PAT FLUIDIZAT A MEDIILOR PULVERULENTE TIP SARE, FEROMANGAN, SPAN DE FONTA BARBOTAT CU AER	31
GEAMĂN, V., JIMAN, V., APLICAŢII PRACTICE CU EXEMPLIFICĂRI ÎN DOMENIUL COMPACTĂRII IZOSTATICE LA CALD	37
CIOBANU, I., MUNTEANU, S.I., CRISAN, A., CERCETĂRI PRIVIND ANALIZA SOLIDIFICĂRII PIESELOR TURNATE PRIN METODA MODULULUI DE SOLIDIFICARE REAL	41
NEJNERU, C., ACHIŢEI, D., CARABET, R., CIMPOEŞU, N., HOPULELE, I., STUDII PRIVIND MARIMEA PRECIPITATELOR LA CALIREA DE PUNERE IN SOLUTIE PARTIALA A UNOR ALIAJE PE BAZA DE ALUMINIU	47
BACIU, M., ALEXANDRU, I., BACIU, C., ALEXANDRU, A., IMPLICAŢIILE TRATAMENTELOR TERMICE ŞI TERMOCHIMICE ÎN PLASMĂ ELECTROLITICĂ ASUPRA COMPOZIŢIEI FAZICE A OŢELURILOR OLC15 ŞI 21 MOMNCR12	53
VARGA, B., **FINISAREA STRUCTURII SILUMINURILOR PRIN APLICAREA UNOR VITEZE MARI DE RĂCIRE**	61
BRABIE, G., ALBUT, A., SIMULAREA DISTRIBUTIEI TENSIUNILOR REZIDUALE IN CAZUL PIESELOR REALIZATE DIN TABLE METALICE OMOGENE SI ETEROGENE	69

CÂNDEA, V. , LĂPUŞAN, S., POPA, A., ZLATE, I., CHENDE, R., ASPECTE PRVIND COMPORTAREA LA PRESARE SI REPRESARE A UNUI SUPERALIAJ CU BAZA Ni	75
CIUCESCU, E.P., CIUCESCU, D., O METODĂ PENTRU DETERMINAREA DISTRIBUŢIEI TEMPERATURII ÎN SCULELE AŞCHIETOARE DE CONFIGURAŢIE DATĂ	81
ANTON, A.D., SLĂTINEANU, L., ONOFREI, R., MODEL DE CALCUL AL BILANŢULUI ENERGETIC ÎN CAZUL PRELUCRĂRII PRIN EROZIUNE ELECTRICĂ	87
DIMA, A., MINEA, AA., DEZVOLTAREA INDUSTRIALA DURABILA, SINGURA SANSA A ROMANIEI IN CONTEXTUL INTEGRARII EUROPENE	91
BURCEA, C.O., MINEA, A.A., DIMA, M I, IBN OMER MOHAMED ABDALLA MOHAMED ABUGUSSAISSA, ASPECTE PRIVIND COMPORTAREA LA DEFORMARE PLASTICA LA CALD A UNOR OTELURI MICROALIATE CU VANADIU	95
DIMA, A., MINEA, A.A., DIMA, MI., IBN OMER MOHAMED ABDALLA MOHAMED ABUGUSSAISSA, STIINTA SI INGINERIA MATERIALELOR, DOMENIU DEFINITORIU AL UNEI DEZVOLTARI DURABILE	99
PITICESCU , RR., TRANSFERUL TECHNOLOGIC IN DOMENIUL MATERIALELOR ADVANSATE IN ROMANIA: UN DOMENIU KEY CHEIE PENTRU DEZVOLTAREA DURABILA	103
TIMOFTE, N., NICOLAU, B., STUDIUL NISIPULUI DIN ZONA VĂLENI VALEA FÂNTÂNELE (HUŞI)	109
PITICESCU, R. M., PITICESCU, R.R., VASILE, E., PROCEDEELE HIDROTHERMALE: METODE NOI ECOLOGICE IN DEZVOLTAREA NANOMATERIALELOR	117
SPOREA,I., MANDEK,FR., BORDEASU,I., STOICAN, I.., SPOREA,M., STUDII REFERITOARE LA EFECTUL TRATAMENTULUI TERMIC AL CLASIFICARII PRECIPITARII COMPLETE A ALIAJELOR DE AL TURNATE IN PISTOANELE MOTOARELOR TERMICE	125
SUSAN, M., ILIESCU, V., DUMITRAŞ, P., MODIFICARI ALE CARACTERISTICILOR MECANICE PENTRU SARME DE INALTA REZISTENTA TREFILATE IN CAMP ULTRASONOR	131
OMER MOHAMED ABBALLA MOHAMED, DIMA, A., CONSIDERATII PRIVIND FRECAREA DE CONTACT METAL-DOP LA TRAGEREA TEVILOR CU VIBRATII ULTRASONICE	137
ONOFREI, RI., NEGURA, C., CERCETĂRI PRIVIND EVALUAREA UNOR PARAMETRI DE IEŞIRE AI LASERULUI CU CO_2	143
ALEXANDRU, M., BADARAU, G., RUSU, L., MIRON, V., MANEA, R., TENDINTE DE MODERNIZARE IN LAMINAREA LA RECE SI CONSIDERATII PRIVIND DETERMINAREA OPTIMA A FORTEI DE LAMINARE	151
DIA, V., ALEXANDRU, M., COJOCARA, M., HINCU, D., BADARAU, G., IDENTIFICAREA SI MĂSURAREA PARAMETRILOR DE CALITATE DIN APELE UZATE, SPECIFICE PROCESULUI TEHNOLOGIC DE ZINCARE TERMICĂ A ŢEVILOR, ÎN VEDEREA SOLUŢIONĂRII EFICIENŢEI PROCESULUI DE EPURARE A APELOR UZATE, CU IMPLICAŢII DIRECTE ASUPRA PROTECŢIEI MEDIULUI INCONJURĂTOR	155
MIRON, V., HINCU, D., ALEXANDRU, C., DIA, V., COJOCARU, M., CERCETARI DESPRE DEZVOLTAREA DURABILA SI DESPRE GALVANIZAREA PATRUNSA	163

MNERIE, D., ANGHEL, GV., CATEVA MATERIALE SI TEHNOLOGII AVANSATE DESTINATE ELECTRONICII	171
ALEXANDRU, I., ALEXANDRU, A., IACOB STRUGARIU, S., BACIU, M., STUDIUL DEGRADARII PRIN IMBATRANIRE A OTELULUI TERMOREZISTENT 13CRMO4-5 FOLOSIT IN TUBULATURA DE ABUR VIU A TERMOCENTRALELOR ELECTRICE	179
ALEXANDRU, A., IACOB STRUGARU, S., ALEXANDRU, I., GHEORGHIAN, M., EFECTUL RACIRII LA TEMPERATURI SUB 0^0C ASUPRA STRUCTURII SI DURITATII OTELURILOR PENTRU RULMENTI	185
BACIU, C., ALEXANDRU, I., GEORGESCU, S., DEZVOLTAREA DURABILĂ A SISTEMELOR DE PRODUCŢIE. INTEGRAREA ERGONOMIEI ŞI PREVENŢIEI ÎN CADRUL UNUI PROIECT DE CONCEPŢIE A UNEI TURNĂTORII DE ALUMINIU	191
BRABIE, G., CHIRITA, B., CHIRILA, C., APLICATII ALE METODELOR DE ANALIZA A IMAGINILOR, MIXTURII SI TENSIUNILOR PARALELE IN DETERMINAREA PROPRIETATILOR METALELOR SUDATE, IN CAZUL ARBORILOR	197
CORĂBIERU, A., ALEXANDRU, I., VELICU, S., CORĂBIERU, P., VRABIE, I., BUTNARU, S., SUPERFICIAL HARDENING OF TOOLS THROUGH SUCCESSIVE ALLOYING	203
CORĂBIERU, P., PREDESCU, C., CORĂBIERU, A., BUTNARU, S., EXPERIMENTS REGARDING THE CASTING OF BIMETALLIC CYLINDERS WITH SMOOTH BARREL ROLL	211
DRUGESCU, E., BALINT, L., BALINT, S., COMPOZIT DE CO-FETI CU PROPRIETĂŢI MAGNETICE MOI	217
MIHAI, D., STEFAN, M., BADARAU, G., COMPORTAREA LA FLUAJ LA 500 °C A OTELULUI 41MOCR11	225
VIZUREANU, P., PROGRAMAREA EXPERIMENTULUI ÎN ŞTIINŢA MATERIALELOR	239
PAPADATU, CP., ASPECTE PRIVIND INFLUENTA TRATAMENTELOR TERMOMAGNETICE ASUPRA DURITATII OTELURILOR SI EVOLUTIA STRATURILOR SUPERFICIALE NITRURATE, IN TIMPUL FUNCTIONARII	243

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE STUDY OF FLOW AND THE EVALUATION OF STRAIN BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

BY

LUCHIAN ZAHARIA[*], RADU COMĂNECI[*], ROMEO CHELARU[*], MIHAI CHICHIRĂU[**]

ABSTRACT: *Severe Plastic Deformation (SPD) has been recently used in order to produce nanometric granulations, required for superplastic deformation. Nanostructural materials by severe plastic deformation can be produced by several processes, such as: Equal Channel Angular Pressing (ECAP), Cycling Upsetting in Channel Die (CUCD), Accumulative Roll-Bonding (ARB), High Pressure Torsion (HPT) etc. This paper presents the analysis of flow and evaluation of deformation in the case of ECAP. For the study of flow the rectangular grid method was used and for evaluation of deformation the engineering and true strain method was applied. A geometrical relation for evaluation of deformation was determined and the theoretical results were compared with the experimental ones.*

KEYWORDS: *severe plastic deformation, ECAP device, rectangular grid method, engineering strain, true strain*

1. Considerations regarding severe plastic deformation

Equal Channel Angular Pressing (ECAP) is a method of Severe Plastic Deformation (SPD) of metallic materials. The notion of SPD is used to define the type of plastic deformation in which severe sliding of atomic planes occurs, that leads to strains over the limit attained with classical processes.

Usually, SPD is obtained by cyclical processes, after which high accumulative strains result, in order to produce very fine granulations, within the nanometric range, required for the superplastic state [1]. The idea of SPD appeared as an alternative to industrial plastic deformation processes (rolling, extrusion, drawing) and to classical methods of achieving microstructural superplasticity (thermomechanical treatments combined with dynamic recrystallisation, controlled diffusion and precipitation of secondary phases, sudden cooling followed by ageing at low temperatures, etc.). Through these methods microgranular structures can be obtained, with grain sizes up to 1-2 μm [2]. It has been observed that by decreasing the grain size in the nanometric range, normal metallic materials can be superplasically deformed [3], and the strain can be increased to acceptable values for competitive industrial production. That is why the interest in these techniques that lead to decreasing the grain size beyond the micrometric range has recently been raising. Innovative concepts have been used to

obtain nanometric grain sizes, materialised in new deformation methods and devices. According to these concepts, several methods of SPD through which the grain size can be brought in the 1μm – 100 nm range imposed themselves. Thus, the so called nanostructural materials have been realised. Among the SPD methods, the most common are [4, 5]:

- **Equal Channel Angular Pressing (ECAP)**. This method resembles the working scheme of lateral extrusion, the only difference being that the dimension of the exit (lateral) section is equal to the dimension of the main channel section (where the punch works). The shape of the cross section of the channels can be square or circle. When the sample is passed from one channel to the other a shearing in the entire cross section takes place. The area of the cross section after deformation remains the same, which allows the sample to be reintroduced in the main channel for a new deformation. The effect on deformation of the repeated passes is cumulative, which leads to very high strains (severe plastic deformation).
- **Accumulative Roll-Bonding (ARB)** implies the simultaneous deformation of several layers of sheet, using 50% reduction. Initially there are two sheets of the same dimension, which are overlapped and then rolled with 50% reduction. The resulted sheet is cut in two halves (in length), which are overlapped again to form the initial thickness and then re-rolled with 50% reduction etc. Due to the repetitive cycle the number of layers increases exponentially while the thickness of each layer decreases exponentially. After 10 passes the number of layers reaches 1024. If the initial thickness of the sheet before rolling was several mm (1-2 mm), nanometric thicknesses of the sheet layers can be obtained after rolling.
- **Cycling Upsetting in Channel Die (CUCD).** Using this method the rectangle-shaped sample (usually squared) is upset in a channel made in a die, having the length equal to the height of the sample. As the lateral walls of the channel prevent the flow of the material, the conditions of a plane state of strain are obtained, while the state of stress is of triaxial compression and, as a consequence, the possibility of cracking is reduced. After upsetting, the resulted sample has the length dimensions of the channel so that, after rotating with 90° the length becomes height for a new upsetting. The described procedure is repeated several times, so that very high strains are reached, which reduces the grain size to nanometric dimensions.
- **High Pressure Torsion (HPT)** is a continuous process of SPD that consists of shearing by torsion of the material situated in between two tools – a fixed one and a rotating one. The torque, which produces the torsion in the material, is created by the friction forces in the contact area between sample and tools. A force is applied on one of the tools, so that a hydrostatic pressure is induced in the material. Thus an excessive reorientation of the grains is produced, which leads to their crushing.

2. Experimental procedure

The schematic layout of the device used for the study of flow of the material, in the case of equal channel angular pressing, is shown in Figure 1. The channel from the die had a squared cross section with a length of 10 mm and the inclination angle between the two channels was 120°.

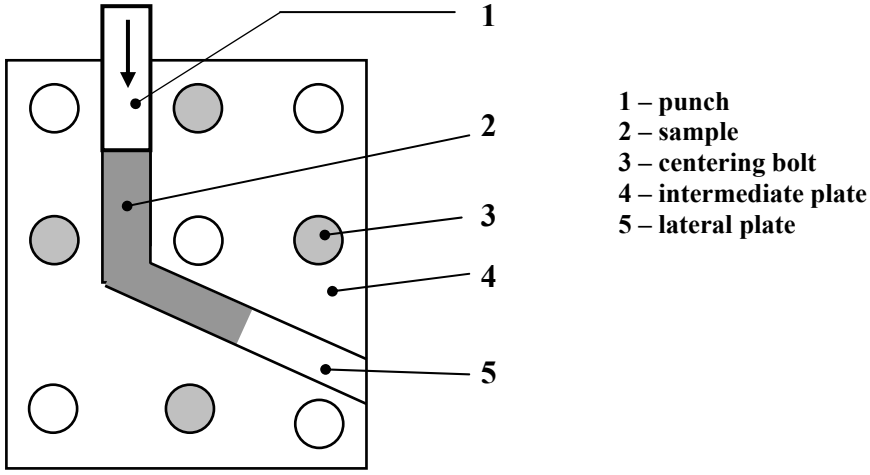


Fig.1: Schematic layout of the device for equal channel angular pressing

Two lead samples were used for the experiments, with initial dimensions of 5×10×50 mm. One of the samples was marked with 5 mm apart perpendicular lines on the longitudinal axis. This sample was scanned and its image is shown in Figure 2. The two samples were overlapped in order to obtain a sample with the dimensions 10×10×50 mm and then introduced in the channel of the die where they were pressed and deformed by shearing. The deformation was realised by multiple passes, without the rotation of the sample, repositioning the sample in the channel as at the first pass.

The evaluation of deformation can be made using the engineering (relative) and true(logarithmic) strain.

One of the easiest ways of representing the severity of deformation during ECAP is using the relative area ratio:

$$\varepsilon_A = \frac{A_0 - A_f}{A_0}$$

$$\varepsilon_A\% = \frac{A_0 - A_f}{A_0} x100 = \left(1 - \frac{A_f}{A_0}\right) x100 \qquad (1)$$

where: A_0- area of the initial cross section (equal to the squared value of the side of the square)

A_f – area of the deformed cross section (on the rectangular grid)

ECAP was made by multiple passes to decrease the grain size. It is known that when the final deformation is obtained by multiple passes, the ratio of the final and initial area is determined by multiplying the partial relative area ratios after each pass [6]:

$$\left(\frac{A_f}{A_0}\right)_{total} = \left(\frac{A_f}{A_0}\right)_1 \left(\frac{A_f}{A_0}\right)_2 \ldots \left(\frac{A_f}{A_0}\right)_n \qquad (2)$$

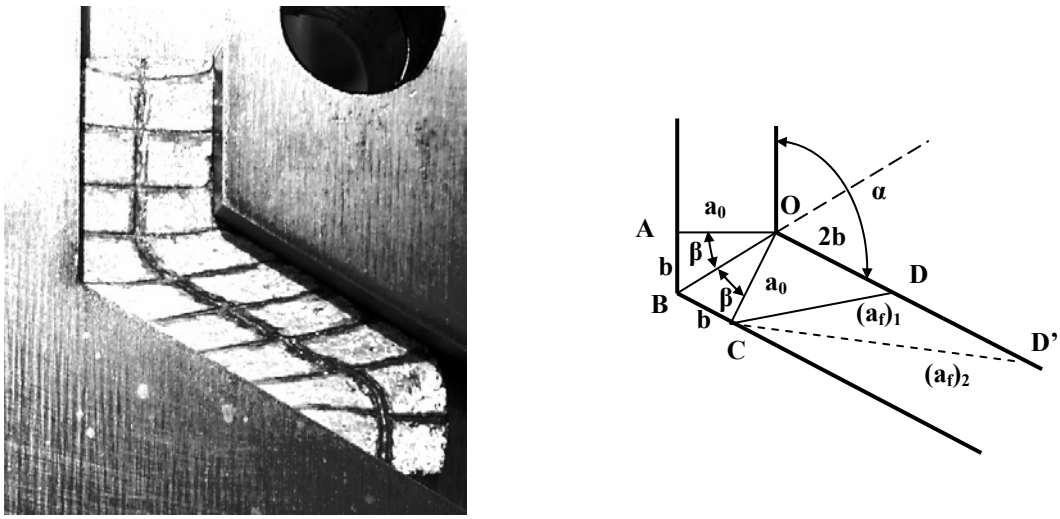
During the ECAP deformation only one side of the final cross section is modified; the other side remains constant. It can be written:

$$\frac{A_f}{A_0} = \frac{a_f * a_0}{a_0 * a_0} = \frac{a_f}{a_0} \qquad (3)$$

where: a_f – the deformed side of the cross section after each pass

a_0 – the initial side of the cross section (corresponds to the side of the channel)

The dimensions of a_f and a_0 can be easily seen in Figure 2.



a) b)

Fig.2: Geometrical scheme for evaluation of deformation: a) experimental; b) theoretical

The dimension of a_f can be determined both experimentally (by direct measurement) and theoretically. For the theoretical calculation the notations from Figure 3.b are used, plus the fact that **OD=2b**.

From the right-angled triangle OCD one can obtain:

$$\left(a_f\right)_1 = CD = \sqrt{OC^2 + OD^2} = \sqrt{a_0^2 + 4b^2} \tag{4}$$

From the right-angled triangle OAB:

$$b = AB = a_0 tg\beta \tag{5}$$

where: $\beta = \pi - \left(\frac{\pi}{2} + \frac{\alpha}{2}\right) = \frac{\pi}{2} - \frac{\alpha}{2}$ (6)

and thus: $b = a_0\, ctg\frac{\alpha}{2}$ (7)

Using equation (3) one can obtain:

$$\left(a_f\right)_1 = a_0\sqrt{1 + 4ctg^2\frac{\alpha}{2}} \tag{8}$$

Equation (8) shows that $\boldsymbol{a_f}$ depends on the angle between the two channels.

At the second pass OD becomes OD'= 4b and thus:

$$\left(a_f\right)_2 = a_0\sqrt{1 + 16ctg^2\frac{\alpha}{2}} \tag{8'}$$

At the third pass OD becomes OD''= 6b and thus:

$$\left(a_f\right)_3 = a_0\sqrt{1 + 36ctg^2\frac{\alpha}{2}} \tag{8''}$$

It can be observed that at pass *n*, a_f can be written in the following manner:

$$\left(a_f\right)_n = a_0\sqrt{1+\left(2n\right)^2 ctg^2\frac{\alpha}{2}} \tag{9}$$

where ***n*** represents the number of the pass.

Another attractive way of representing the severity of deformation is through the natural logarithm of the ratio between the final and initial area of the cross section:

$$\varphi = \ln\frac{A_f}{A_0} = \frac{a_f}{a_0} \tag{10}$$

When the deformation takes place by multiple passes the total strain is calculated as a sum of the partial strain at each pass:

$$\varphi_{total} = \varphi_1 + \varphi_2 + \ldots + \varphi_n = \left(\ln\frac{A_f}{A_0}\right)_1 + \left(\ln\frac{A_f}{A_0}\right)_2 + \ldots + \left(\ln\frac{A_f}{A_0}\right)_n \tag{11}$$

3. Experimental results

The sample was deformed in 3 passes with the above described procedure. The number of passes was limited to 3 because the length of the sample after the third pass is higher than the height of the entering channel. The images after each pass are presented in Fig. 3:

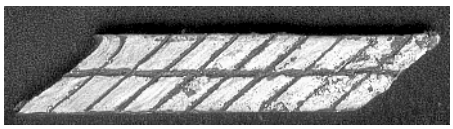
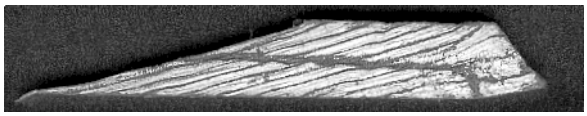
Number of pass	**The image of the sample in longitudinal cross section**
0	
1	
2	
3	

Fig.3: Images of the sample before (pass 0) and after deformation (pass 1,2,3)

The dimension of a_f was measured after each pass, in order to determine the strain experimentally. The results were then compared with theoretical values. The synthesis of the results is presented in Table 1.

Table 1: Theoretical and experimental strains at ECAP

Number of pass		0	1	2	3
Dimension of a_f, mm	Theoretical	10	15,1	24,8	35,3
	Experimental	10	15,2	25	35
Engineering strain **ε**, %	Theoretical	-	51	64	42
	Experimental	-	52	66	40
True strain **φ**	Theoretical	-	0,41	0,49	0,35
	Experimental	-	0,42	0,49	0,33

4. Conclusions

The images from Figure 3 show the flow of material due to shearing when passing from one channel to the other. It can be observed that during the shearing process the transversal planes, initially perpendicular on the longitudinal axis, are rotating and inclining more and more as the number of passes increases.

ECAP is a severe deformation process, capable of producing very high strains. In our experiments, after the 3 passes a cumulative total strain rate of 235% was obtained, to which it corresponds a real (logarithmic) strain of 1.25. The experimental results are very close to the theoretical values, which make equation (9) very useful when calculating the deformed side of the sample for practical applications. Thus the size of strain can be anticipated after a certain number of passes.

REFERENCES

1. Sitdikov O.S., Kaybyshev R.O., Safarov I.M., Mazurina I.A., Evolution of the microstructure and mechanisms of formation of new grains upon severe plastic deformation of the 2219 aluminum alloy, Physics Of Metals and Metallography, 92 (3), 2001, 270-280
2. T.Y.M. Al Naib, L. Duncan – Superplastic Metal Forming, Int. Journal of Mech. Sciences nr.7/1970
3. Umemoto, M, Nanocrystallization of steels by severe plastic deformation, Materials Transactions, vol. 44, 10, 2003, 1900-1911.
4. Furukawa, M., Nemoto, M., Horita, Z., Processing of metals by equal-channel angular pressing, Journal of Materials Science, 36, 2001, 2835-2843
5. Furukawa, M., Horita, Z., Langdon, T., Processing by equal-channel angular pressing: applications to grain boundary engineering, Journal of Materials Science, 40, 2005, 2835-2843
6. B. Avitzur – Handbook of Metal Forming Processes. John Wiley & Sons, 1983

Received 12.12.2005

[*]*Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*
[**]*S.C. Tehnoton S.A. Iaşi*

STUDIUL CURGERII ŞI EVALUAREA DEFORMĂRII LA PRESAREA UNGHIULARĂ ÎN CANALE EGALE

REZUMAT: In ultimii ani se foloseşte deformarea plastică severă (DPS) pentru a produce în materialele metalice granulații nanometrice, necesare în deformarea superplastică. Sunt cunoscute câteva procese de deformare plastică pentru a obține materiale nanostructurale: presarea unghiulară în canale egale(PUCE), refularea ciclică în canalul unei matrițe(RCCM), laminarea cumulativă multistrat (LCM), torsiunea la presiune înaltă (TPI).
In lucrare se prezintă un studiu asupra curgerii şi evaluarea mărimii deformării la DPS pe un dispozitiv de PUCE. Pentru studiul curgerii s-a folosit metoda rețelei rectangulare iar pentru evaluarea deformării s-au utilizat gradele relative şi reale de deformare. S-a determinat o relație geometrică care dă lungimea secțiunii transversale deformate, necesară pentru calculul gradelor de deformare. Rezultatele teoretice au fost comparate cu cele experimentale, rezultând o bună concordanță .

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

HARD LAYERS OBTAINED BY COATING WITH NICKEL BASE SUPERALLOYS

BY

I.VIDA-SIMITI[1], N. JUMATE[1]

***ABSTRACT**: The parts sintered from iron powder have a low hardness and resistance to wear and corrosion. This study presents the studies made on the high-resistance and high-hardness layers obtained by the diffusion of the Ni-base superalloy in parts sintered from iron powder. Diffusion-coated layers have been obtained, by the application of powder metallurgy processes. The study presents the processes used to obtain the layers and the microstructure investigations of the obtained layers.*

KEYWORDS : diffusion, coating, hardness, powder

1. Introduction

The phenomena of wear, fatigue and corrosion which are taking place mostly in the surface layer, are the most important factors leading to the damage of parts, including their deterioration.[1].

The goal of the change in structure and chemical composition of the surface layers using the coated process by diffusion is the improvement of the physical-chemical and mechanical properties of these layers compared to the core [2,3]. The most important goal is to obtain a wear-proof, corrosion-proof, heat-resistant and fatigue-proof structure over a strong core [4].

2. Experimental Method

D.W.P. 200 powder type, low-alloy iron powder was used, with a total alloying elements of approx. 0.25%. We selected this material with a very low content of alloying elements on purpose, because it allows us to accurately analyze the reciprocal layer-sublayer diffusion.

The coating material used is a nickel and chromium-base powder with content boron, carbon and silicon.

The study of the interface phenomena during coating of the sintered carbon steel parts with Nickel-base superalloys has been carried out by the application of 4 technological coating methods on carbon steel samples [5]:

- diffusion in vacuum (CAP method (**C**ompaction by **A**ir **P**ressure));

- diffusion in reagent atmosphere (dissociated ammonia);
- diffusion in inert atmosphere (argon);
- thermal spraying with flame.

For the obtaining of the samples and the study of coating we used: casts, hydraulic press, tubular furnace, vacuum apparatus, active and protective gas apparatus, optical and electronic microscopes, hardness testers, micro-hardness testers, etc.

The analysis of the structure of the samples by X-ray diffraction has been carried out using a Dron 3 type X-ray diffractometer.

The micro-hardness was determined for the structural components of the layer and the sublayer, as well as for the base matrix. For determinations we used a Hannemann type microhardness tester attached to a Neophot type metallographical microscope.

3. Results and Discussions

In figures 1 a selection of the representative diffractograms of the samples are shown. After the calculation of the d interplanar distances for a sample, the phases existing in the material of the sample are identified using the ASTM (American Standard Testing Materials) material specifications.

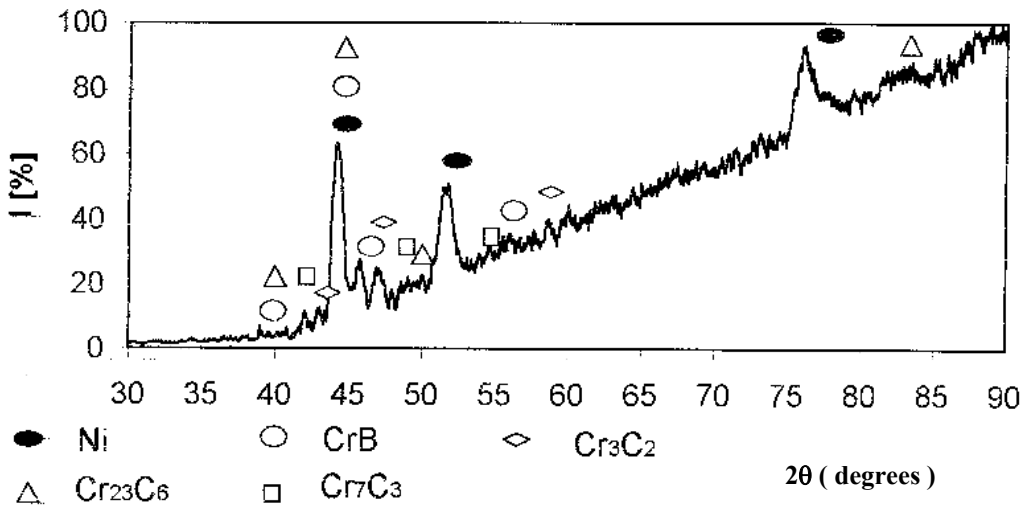


Fig.1. The X-ray diffractogram of the NiCrBSiC superalloy layer coated in vacuum

On the NiCrSiBC alloy coating layer the following phases have been identified:

- CFC crystallized Niγ solid solution;
- Chromium borides CrB (orthorombic crystals);
- Chromium carbides: $Cr_{23}C_6$ (complex cubic crystals); Cr_7C_3 (hexagonal structure); Cr_3C_2 (orthorombic structure)

Comparing the data obtained using the optical microscopes (Fig. 2) and X-ray diffraction, the phases obtained in the layer and the interface are the following:

- Niγ solid solution with boron and silicon;
- binary eutectic (Niγ solid solution + CrB);
- polinary eutectic (Niγ solid solution + chromium carbides + silicon borides);
- Feα (Ni,Cr,C) solution, CVC crystallized (at the interface).

Figures 2 a, b, c and d show diffusion areas of samples coated in vacuum, in inert and reagent environment, and sprayed with flame. Note that the microstructure and width of the diffusion zone are depending on the coating method.

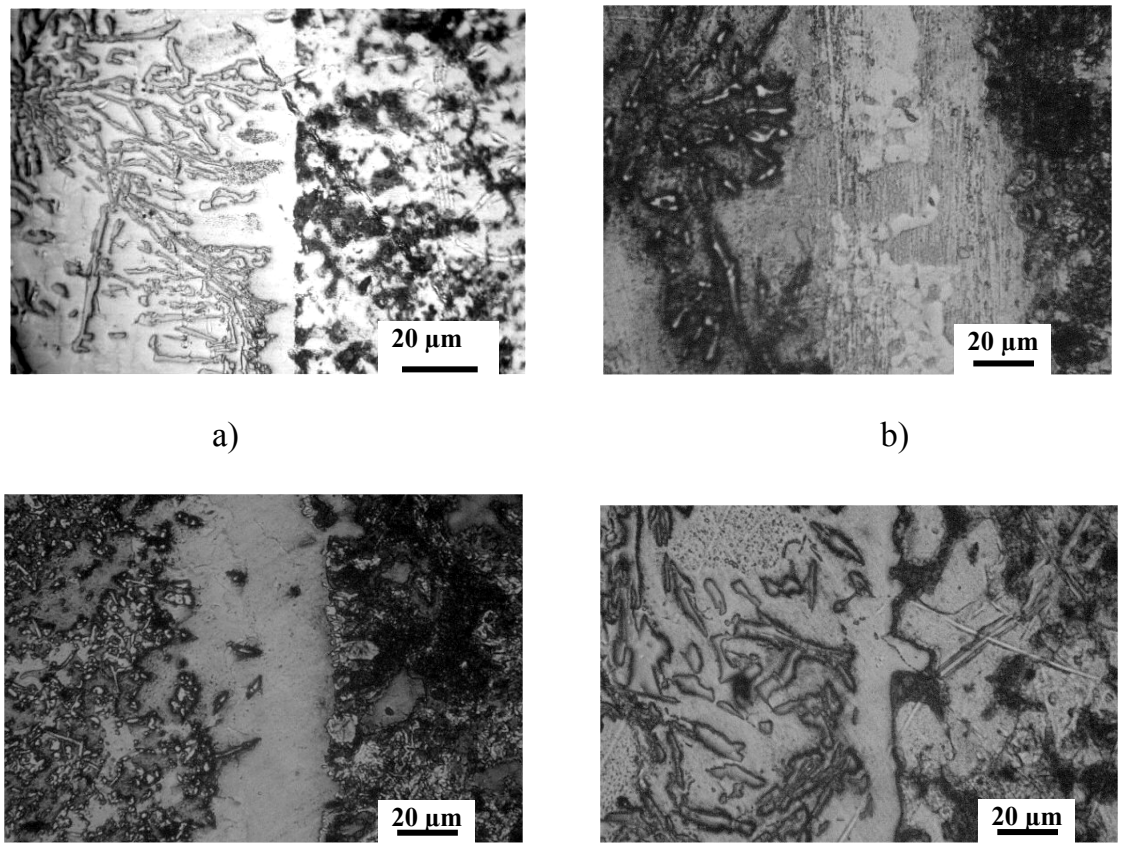


Fig. 2. The diffusion zone for the layer coated
a – in vacuum, b – in reagent environment, c – in inert environment,
d – by spraying with flame

The variation of the microhardness of the coating layer in the diffusion zone (coating in vacuum) is show in figure 3.These microhardnesses have been determined, as much as possible, at equal distances (steps of 50 µm) in the base matrix, interface or substrate. Note that the highest microhardnesses for the Niγ solid solution appear at the samples coated in vacuum and neutral environment.

In the case of spraying with flame , the microhardnesses are lower than for the other methods, probably due to the fact that the alloy elements are burnt by the flame (especially boron and carbon in the NiCrBSiC powder used for spraying).

Moreover, a higher level of microhardness is found compared to the ferrite in the sublayer, due to the diffusion of the chemical elements within the layer.

As a result of the iron diffusion in the layer, in the transition zone a Niγ(Fe) solution is formed that reduces the microhardness

In addition to the microhardnesses determined in the layer-sublayer matrix, the microhardnesses of other components have been determined :

- note the presence in the layer (fig 2, in the eutectic) of dispersed white colored particles of chromium boride and carbide with dimensions of 1 to 4µm (stable phase)

CrB with a microhardness of 4000$HV_{0,02}$ and acicular Cr_7C_3 carbides with a microhardness of 2500 $HV_{0,02}$

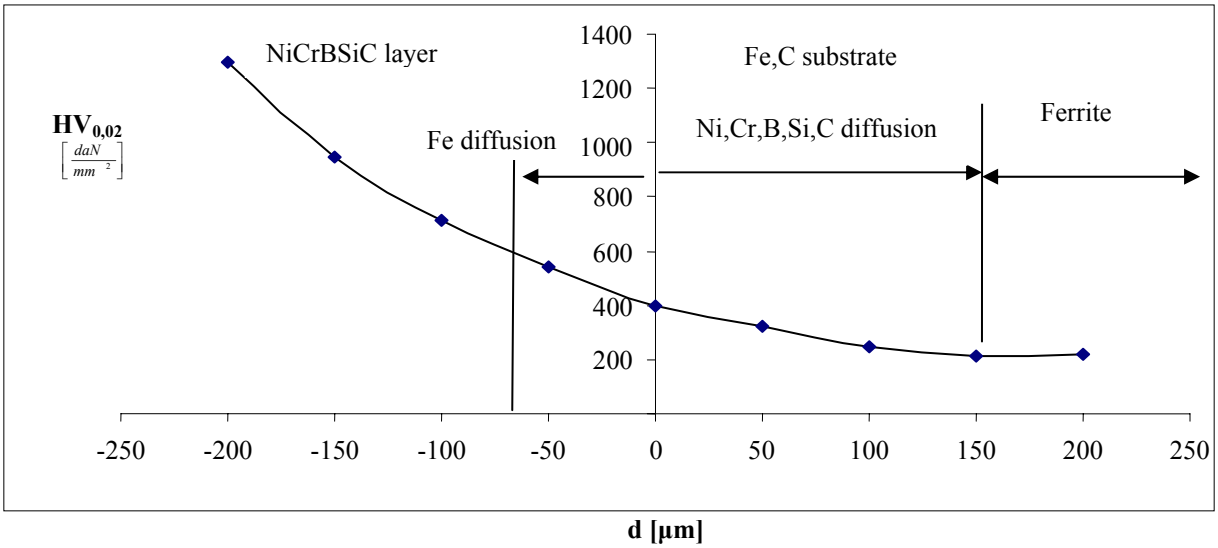


Fig.3.The variation of the microhardness of the coating layer in the diffusion zone (coating in vacuum)

- white colored Niγ solid solution grid with a microhardness of 480 $HV_{0,02}$
- dark colored intergranular grid with a microhardness of 1480 $HV_{0,02}$ (ternary or polinary eutectic).

Figures 4-6 show the Vickers hardness variance for the coated samples depending on the distance from the coated surface.

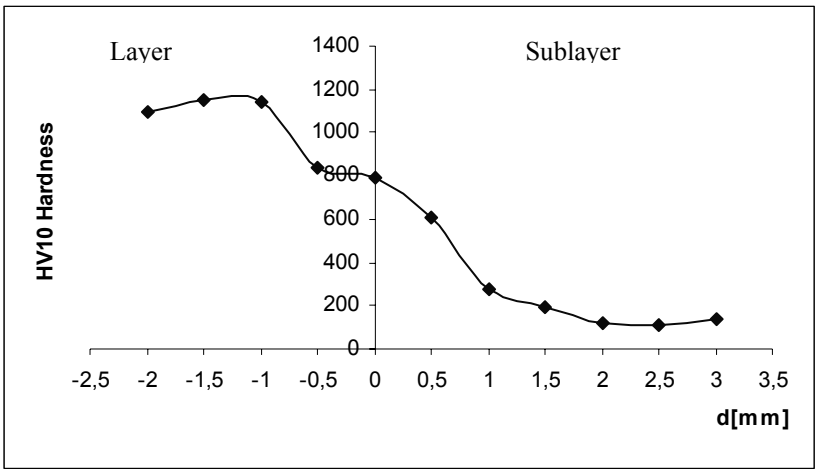


Figure 4. Variance of the hardness of the samples coated in vacuum, depending on the distance from the surface of the samples (coating at 900°C)

These graphics show that on the surface of the layer the hardness is lower. This reduction of hardness is due to the interaction of the layer with the coating atmosphere. The percentage of the elements such as boron and carbon decreases in this part of the layer. The ferrite layer near the interface has a higher hardness due to the diffusion of

the sublayer elements to a distance of 0.5-1.5 mm. The samples with the highest degree of hardness in the interface area are those coated thermally or in vacuum.

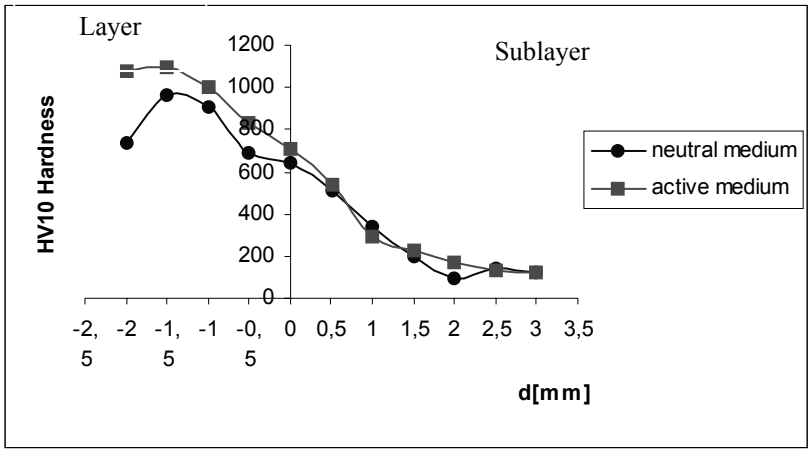


Figure 5. Variance of the hardness of the samples coated in active or neutral medium, depending on the distance from the surface of the samples (coating at 900°C)

In case of coating at temperatures exceeding approx. 950°C (sintering in liquid phase), the hardness values obtained are lower due to the diffusion of iron within the layer, stronger at higher temperatures (Figure 6).

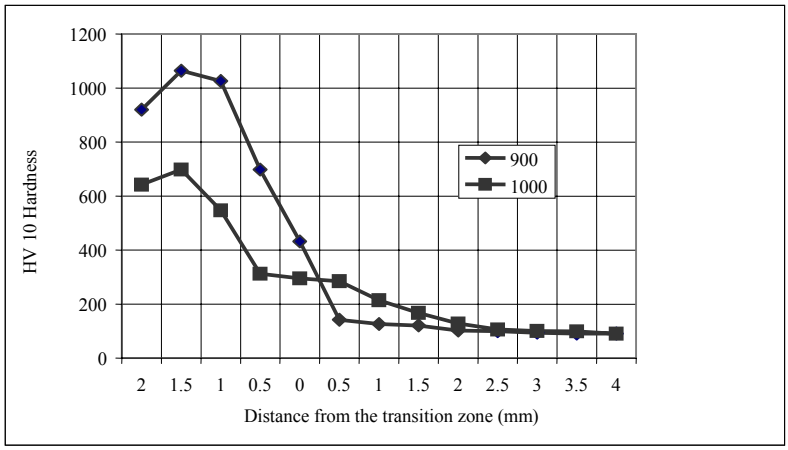


Figure 6. Variance of hardness for the samples sintered at 900 °C and 1000 °C and the distance from the metal-coated surface of the samples.

It can be observed that in case of an active medium (25%H_2+75%N_2), the hardness values in the layer are higher as in case of a neutral medium, and this is probably caused by the formation of nitrides when interacting with the coating atmosphere.

4. Conclusions

-The pressed DWP 200 iron powder sample has been coated with a nickel-base superalloy layer.

-For all the methods used it has been observed that the hardness of the deposited layers decreases from the superalloy towards the pressed sublayer of iron powder, due to the following:

- the diffusion of the hard nickel-base and chromium-base elements (borides, silicides etc.) towards the iron powder sublayer
- the inverse diffusion of iron in the sublayer towards the superalloy layer.

-Since the superalloy powder based on nickel melts at temperatures exceeding 950°C, the phenomenon of diffusion takes place in liquid state and becomes increasingly intense as temperature rises.

-It has been observed that usually the same phases and components of the interface structure are produced during each coating method. Their quantity and distribution determines the physical-chemical properties of the layer-sublayer pair.

-It has been identified the following phases at the layer-substrate interface : CFC crystallized Niγ solid solution, chromium borides CrB (orthorombic crystal), chromium carbides: $Cr_{23}C_6$ (complex cubic crystal), Cr_7C_3 (hexagonal structure), Cr_3C_2 (orthorombic structure), binary and polinary eutectic, Feα (Ni,Cr,C) solution, CVC crystallized.

-The samples coated in vacuum at the temperature of 1100°C (coating-sintering with liquid phase) have the lowest interface porosity. The porosity of samples coated by thermal spraying is lower than the porosity of samples coated in active or neutral environment.

-The highest microdurity is obtained by samples coated in vacuum, active and neutral environment. The microdurity of samples coated by thermal spraying is lower.

REFERENCES

1. O.Knotek, E. Lugscheider, H.Eschnauer: Hartlegierungen zum Verschleischutz, Düsseldorf, Verlag Stahleisen, 1975;
2. G.Matei, E.Bicsak, G.Lindeman: Practical Metallography,Düsseldorf, 22 (1985), p. 124-134;
3. N.A.Rhodes, J.V.Wood, and J.R.Moon: Powder Metallurgy, 2000, vol.43, No.2, 157-162
4. C.E.Campbell, s.a., Development of a diffusion mobility database for Ni-base superalloys, Acta Materialia 50 (2002), pag. 775-792;
5. R.D.Knobloch, N. Jumate, I. Vida-Simiti, Study of the Hardness of Layers Creatid By Coating with NiCrBSi Powders, Acta Technica Napocensis, Serie Materials, Cluj-Napoca, 2005, p. 109-113.

Received 12.12.2005

[1]*Technical University of Cluj-Napoca, Romania*

STRATURI DURE OBȚINUTE PRIN ACOPERIRE CU SUPEALIAJE PE BAZĂ DE NICHEL

REZUMAT: Această lucrare prezintă studiile efectuate pe straturi de înaltă rezistență şi duritate obținute prin difuzia elementelor din superaliaje pe baza de nichel în piese sinterizate din pulbere de fier. Au fost obținute straturi placate prin difuzie aplicând procedee ale metalurgiei pulberilor. Sunt prezentate si comentate rezultatele asupra investigațiilor microstructurii, duritatii şi microduritățile straturilor obținute.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CHARACTERIZATION OF SOME POLYURETHANE ELASTOMERS WITH 1,4-BUTANEDIOL CHAIN EXTENDER AND DIBENZYL DERIVATIVES

BY

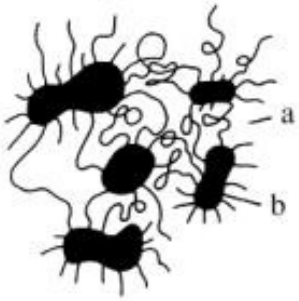
CRISTINA PRISACARIU[1], ELENA SCORTANU[1], VICTOR ADRIAN PRISACARIU[2]

ABSTRACT. *Segmented polyurethane elastomers (PUs) of different structures have been synthesized based on two hard segments derived from 1,4-butanediol (BD) and two isocyanates of different geometries: (MBI) 4,4'-methylenebis-(phenylisocyanate) with a rigid geometry, and flexible DBDI (bibenzyl 4,4'-dyil diisocyanate) with internal –C-C- rotation axis. PUs structural properties and the effects of varying hard segment have been investigated by means of wide angle X-Ray scattering (WAXS), dynamic mechanical analysis (DMA) and scanning electron microscopy (SEM). Results were discussed in terms of the effect of PUs crystallinity. The couple consisting of the flexible bibenzyl 4,4'-dyil diisocyanate (DBDI) - BD giving rise to a special hard segment conformational mobility induces a specific physical-mechanical behaviour in PU and leads to a high tendency of crystallization and hard segment block phase separations.*

KEYWORDS: *macromolecular chain flexible bibenzyl 4,4'-dyil diisocyanate, 1,4-butanediol, crystallinity*

1. Introduction.

Segmented polyurethane elastomers (PUs), which are composed of alternating soft and hard segments along with a high molecular weight polymeric backbone, are very versatile polymers with a wide range of applications. This is a direct result of the availability of three main starting materials for their synthesis, e.g. diisocyanates (DI), polymeric glycols (MD) and diol or diamine chain extenders (CE), [1-7]. The mechanical properties of PUs are mainly determined by their microphase structure. The morphology of PU elastomers consists of a continuous soft segment phase, linked to each other with strongly hydrogen bonded hard segment domains, (Figure 1). An essential factor that influences the microphase morphology of PUs is the conformational structure of the adopted isocyanate of a rigid geometry [1,2] or based on a variable conformational mobility as shown in Figure 2. As shown in our previous works [1-7], the investigation of a new diisocyanate (DI) with a variable geometry, as in the case of bibenzyl 4,4'-dyil diisocyanate (DBDI) in the PU synthesis, brings dramatic changes in the properties of the so-obtained elastomers if compared to other similar usual polyurethane elastomers obtained with classical diisocyanates as 4,4'-methylenebis-(phenylisocyanate) (MBI) or 1,5 – naphatalene diisocaynate (NDI) with rigid geometries.



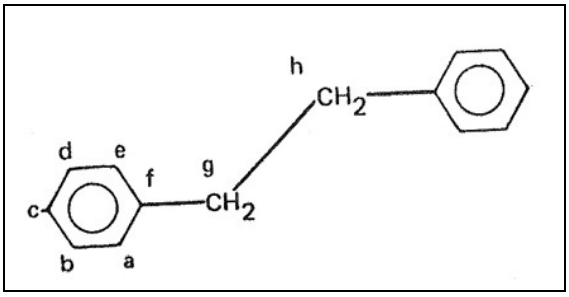


Figure 1. PU Structures; (a) soft block domain; (b) hard block domain (adopted from Ferguson, 1991)
Figure 2. Schematic of DBDI (bibenzyl 4,4'-dyil diisocyanate)

In the present study, the PU synthesis was made on employing 1,4-butanediol (BD) as a chain extender (CE), thus generating hard segments of the DBDI – BG couple types. The aim of this work was to assess the capacity of the so-obtained polymers to segregate into hard crystaline phases.

2, Experimental Procedure.

The soft segment macrodiol (MD) was poly(ethylene adipate) (PEA) of molar mass 2000±50. The CE used in the synthesis was 1,4-butanediol (BG) according to Table 1. To obtain better elastomeric properties, reactive PU with a small excess of NCO groups was prepared, by using a deficit of CE with molar concentrations such as DBDI:PEA:BD = 3:1:1.727, giving isocyanic index I = 110 as shown in our previous publications [3,4]. The synthesis was complete only after performing the total consumption of the isocyanate group excess by postcuring with water present in ambient atmospheric humidity. The description of the PU synthesis envisaged in this paper has been described elsewhere [1,2].

Table 1. Casted PU adopted structure

PU #	DI	MD	CE	DI:MD:CE
1	DBDI	PEA	BD	3:1:1.727
2	MBI	PEA	BD	3:1:1.727

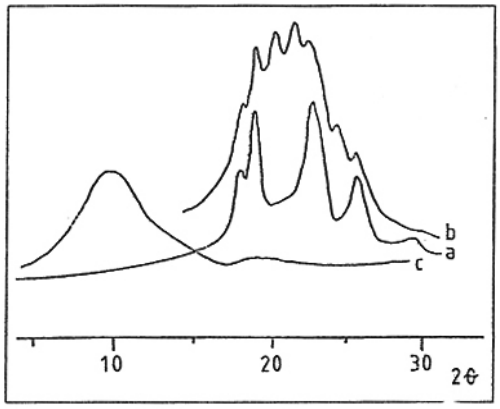
Isocyanic index was I=110 where I (isocyanic index %) = $100\times[NCO]/([OH]_{MD} + [OH]_{CE})$.

3. Results and Discussion

3.1. Structural studies. Crystallinity

The remarkable PU properties are mainly due to their special tendency to form discrete regions in which the hard segments made up by diisocyanate and chain extender tend to self associate in separate microdomains. As shown, PU obtained by the reaction between DBDI and BD are polymers with a high tendency of crystallization as in the case when using DBDI and ethylene glycol (EG) as a CE [1,3]. Figure 3.a displays typical Wide Angle X-ray scattering curves of PUs with MDI and DBDI and corresponding homopolyurethane [1,2] based on DBDI made up only by hard segments of the MBI-BD or DBDI-BD type[1,4].WAXS experiments were made using copper Kα radiation. Phase separation, crystallization and orientation phenomena in the present materials were also studied by means of DSC and IR dichroism from which results are reported elsewhere [1]. As ascertained from Figure.3.a and b., characteristic to PUs based on DBDI, in comparison to the WAXS

curve 3.c of the MBI-based PU, the X-ray diffraction patterns of the $[DBDI\text{-}BD]_n$ homopolyurethane and the corresponding DBDI-based copolyurethane show that crystallization did not disappear with the inclusion of the hard segments in a block copolyurethane elastomeric matrix, indicating the appearance of more or less phase separations associated with the formation of crystalline hard domains.



I - 2Θ deg

Figure 3. WAXD of PU with MBI-BD and DBDI-BD hard segments: (a-) homopolyurethane - $[DBDI\text{-}BD]_n$ - model; (b) – a DBDI based PU with structure DBDI:PEA:BD = 3:1:1.727; (c) – a MBI based PU with structure DBDI:PEA:BD = 3:1:1.727. where I =110 in both cases.

The presence of these structures induces a special mechanical behaviour in the obtained elastomers. The disordered orientation of these domains in the soft polymer matrix appears initially isotropic on the macroscale but when subjecting the polymer to stretching, the crystalline microdomains tend to orient in parallel directions, maintaining in some extent their anisotropy even after removing the stress. As a result some enhanced residual elongation was evident. This stress induces orientation was substantially confirmed by SEM or even by using a simple polarizing optical microscope [1]. It should be noted that after annealing the elastomer at 110°C for 60 minutes, the crystallinity of PU with DBDI decreases significantly [2].

3.2. DMA measurements

The DMA measurements were carried out with a Gabo Qualimeter Eplexor 150 N. The samples were tested in tensile mode with a starting distance between the clamps of 45 mm. The cross section area of the specimen was 5 mm x 1-2 mm. The samples were placed in the temperature chamber and cooled down to the starting temperature of –140°C. The cooling conditions were: room temperature till –60°C cooling rate of 10 Kelvin/minute, -60°C to -120°C 3,5 K/min and –120°C to -140°C 2 K/min.

The tests started at –140°C and the complex modulus (E*), storage modulus (E‘), loss modulus (E‘‘) and the loss factor (tan δ) were measured as a function of temperature at a heating rate of 1 K/min. The instrument was operated with controlled sinusoidal force with a frequency of 1 s^{-1}. As shown in Figure 4, for the DBDI-based PU 1 the DMA measurements have shown that the storage modulus (E’) in the temperature range above the glass transition region is the highest for the DBDI-based PU1 which is controlled by the crystalline content of hard segments given by the stronger tendency of the DBDI-BG hard segments to self-associate in a coplanar packing [1-3].

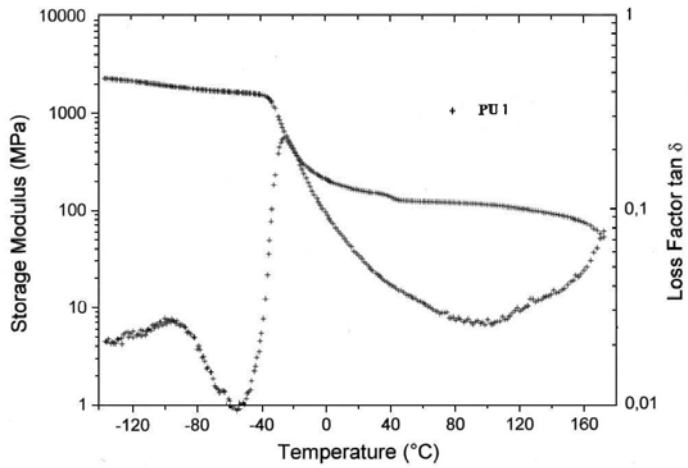


Figure 4. Storage modulus and Loss Factor as a function of temperature for PU_1 based on DBDI with the structure BD:PEA:DBDI(3:1:1.727), I=110).

The decrease of the modulus at about 150°C is connected with the softening/melting of the samples. The glass transition temperature in the maximum of the loss factor at f=1 s^{-1} has ranged among – 10^0 C to 21^0 C, and the lowest T_G value corresponds to PU1, BG:PEA:DBDI(3:1:1.727), I=110), based on hard segments of conformational mobility. The glass transition temperatures in the maximum of the loss factor at f=1 s^{-1} are: for PU 1, T_G = -24^0 C. Tan δ = 0.198 and for PU 2, T_G = - 16^0C, with Tan δ = 0.418.

3.3. Morphology

Previous SEM examination of stretched PUs when recovered after uniaxial tension at a 300% extension was made and it was shown that after the materials are stretched under the above mentioned conditions and allowed to recover, they respond differently. Their response varies between different types of PUs derived from the two isocyanates with either rigid or variable geometries [2]. In the present paper the polymer surface structure was examined initially after synthesis, on original PU sheets. Both of the PU 1 and PU 2 materials display a relatively coarse structure on 10 μm scale but which varies from a polymer to another. This is shown in Figure 5.

Scanning electron microscopy (SEM) was performed on the outer surface of the original cast sheets. Specimens were coated with a sputtered film of gold to prevent charging, and were tilted at 45^0 in the specimen chamber to improve contrast. For the materials subjected to stretching/rupture and then relaxed, the specimens were rotated so that the draw direction lies approximately from bottom left to top right of the rectangular pictures displayed.

Figure 5.a displays the features of PU 1 original sheet. At 0.1 mm magnification the arrow points to a particularly prominent area of the banding which is typical of this specimen. The most prominent feature is what is referred to as the *coarse structure* of about 10 μm in scale (Fig.5.a): this is due to large extent of PU phases separation in the PU1 dibenzyl-based material There are only the faintest hints of a texture on this scale in the equivalent in PU 2.

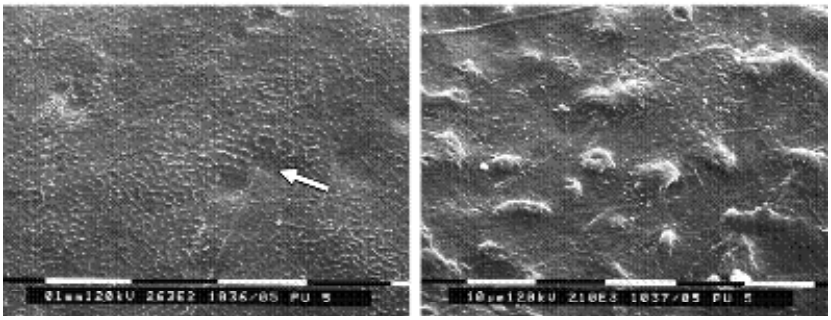


Figure 5.a. SEM of PU 1 original sheet at two magnifications.

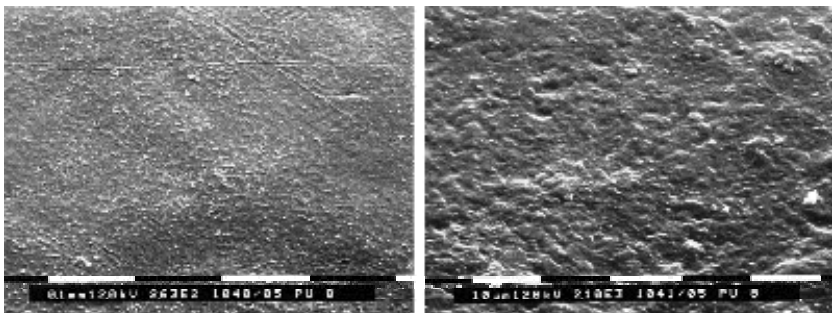


Figure 5.b. SEM of PU 2 original sheet at two magnifications.

This banding is made up of phase-segregated lumpy regions, which are either finer or not present at all in PU 2.

Figure 5.b displays the features of PU 2 original sheet. The banding also appears, but much less pronounced. PU 1 which displays X-ray crystallinity tends to give a rougher surface morphology than PU 2.

4. Conclusions

The role of the hard segment nature and geometry on the polyurethane elastomers structure/morphology and properties of polyurethane elatomers has been followed. Segmented PUs of two different structures have been designed and synthesized based on the couple made up by BD as a chain extender and on two isocyanates of different geometries: (MBI) 4,4'-methylenebis-(phenylisocyanate) with a rigid geometry, and flexible DBDI (bibenzyl 4,4'-dyil diisocyanate) with internal –C-C- rotation axis. Two types of hard segments were differentiated based on MBI-BD and DBDI-BD. As in the case of the MBI-EG and DBDI-EG hard segments containing PU systematic differences were observed between PU made up of the classical isocyanate MBI as compared to the polyurethane derived from the isocyanate of conformational mobility DBDI. Polymer with DBDI has a higher flow stress than polymer derived from MBI, but shows less pronounced strain stiffening. As in other previous studies PU phase separation tendency is significantly more pronounced in the case of polyester polyurethanic material based on PEA as soft segment, BD as a chain extender and dibenzyl structures then in the case of similar hard segments based on classical MDI. The DMA measurements have shown that due to the higher content of hard segments derived from DBDI, the storage modulus (E') in the temperature range above the glass transition region is the highest for the DBDI based PU of the type PEA-DBDI for which 1,4-butanediol (BG) was used as a chain extender. In all cases the more mobile DBDI structure leads to hard segments with a higher tendency to self associate

evidenced by higher melting points and crystallization tendency which is visible even when such structures are included in the polyurethane soft segment matrix.

5. References

1. Prisacariu Cr., *Interaction between physical-mechanical properties and chemical lstructure of polyurethane elastomers with dibenzyl structures, Doctorate Thesis, "Gh.Asachi"* University, Iasi, Romania, June, 1998.
2. Prisacariu C, Olley RH, Caraculacu A, Bassett DC and Martin C., *Polymer,(2003); 44*: 5407.
3. Prisacariu C, Buckley C.P, Caraculacu A., *Polymer, (2005); 46(11)*: 3884-3894
4. Prisăcariu C, Agherghinei I, *J.M.S.-Pure Appl. Chem*., A37 (7), 785-806 (2000)
5. Buckley C.P., Prisacariu C. and Caraculacu A.A, *Constitutive response of model segmented copolyurethane elastomers*, Euromech Colloquium and Workshop, Vienna, July 2002, 96-99 (2002),.
6. Buckley C.P., Prisacariu C. and Caraculacu A.A., *Effects of hard segment crystallinity on constitutive response of copolyurethane elastomers*, 12th International Conference on Deformation, Yield and Fracture of Polymers, Cambridge, UK, 7-10 April 2003, 349-352 (2003).
7. Prisacariu C, Caraculacu A.A. and Olley R.H, *Approaches for novel polyurethanic materials of variable crystallinity,* Biennial Polymer Conference, Polymer Physics Group, UK, 10-12 September 2003.

Received December 12, 2005

[1]*The Romanian Academy's Institute of Macromolecular Chemistry "Petru Poni", Iasi, Romania*
[2]*"Gh. Asachi" Technical University, Faculty of Automatics and Computers, Iasi, Romania*

CARACTERIZAREA UNOR ELASTOMERI POLIURETANICI PE BAZĂ DE ALUNGITORUL DE LANȚ 1,4 - BUTANDIOL ŞI DERIVAȚI DIBENZILICI

REZUMAT: A fost sintetizată o serie de elastomeri poliuretanici (PUs) cu diferite structuri având la bază 1,4-butandiol (BD) şi doi izocianați cu geometrie diferită: (MBI) 4,4'-metilenebis-fenilizocianat care prezintă o geometrie rigidă şi izocianatul DBDI (bibenzil 4,4'-dyil diizocianat) cu geometrie variabilă datorită posibilității de rotație internă a axei –C-C-. Proprietățile structurale ale PUs şi efectele varierii tipului de segment dur au fost investigate prin intermediul studiilor de raze X la unghi mare (WAXS), prin analize mecano-dinamice (DMA) şi prin experimente de microscopie electronică de baleiaj (SEM). Rezultatele obținute au fost discutate în raport cu efectul produs asupra cristalinității PUs. Cuplul flexibil DBDI - BD capabil să genereze o mobilitate conformațională specială a segmentelor dure induce un cumportament fizico-mecanic specific în aceste tipuri de polimeri şi determină o tendință mai pronuțată de cristalizare şi fenomene de separare fazică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOCIAL ENGINEERING - A NEW INSTRUMENT FOR ENGINEERS TO MAKE OPERATIONAL THE CONCEPT OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT

BY

CRISTIAN PREDESCU[1], G.G. CALEA[1], AVRAM NICOLAE[1]

ABSTRACT. *The penetration of zones outside the technical sciences becomes a special task for engineers. An example in this sense is making operational the concept of sustainable development by help of social engineering. It is demonstrated that this is a new scientific branch studying the optimization of the impact of industrial policies, technologies and equipments on life quality.*
KEYWORDS: *social engineering, sustainable development, life quality, industrial policies, political technology.*

1. INTRODUCTION

In our opinion, *the social engineering represents the scientific branch and education field the object of which is the optimisation of the impact of industrial policies, technologies and equipments on life and environment quality.*

The launch of social engineering on the scientific market is sustained also by the fact that the man acts within the social-ecological system for fulfilling his own whishes, which concern the social aspect too, his highest acception, i.e. that including also the cultural aspect. The social engineering can be a support for both the life level and life standard, between them being the following distinction: the first represents the real living conditions and the second - the aimed life conditions.

Taking into account other literature data, we are tempted to assume that there are obvious similitudes between the social engineering and what in other works is known as *political technology*.

The political technology stands out as a field studying the social consequences of the new technologies and examines possible or realisable technologies in order to help the actual society to evoluate to a superior stage. In the same time, the political technology has the responsibility to study the consequences of the new technologies on the human psychology and hence, on the society, mutations which are and will be produced in the manpower structure, the use by the people of production and extraproduction time, as well as a whole serie of other aspects. The political technology can recommend the society adaptation in advance to the new processes.

2. DISCUSSIONS

The political technology can formulate requirements to the technology and even to the science for satisfying, in perspective, the society needs, thus establishing a number of social functions, which the technical systems are to fulfill and searching the way in which these functions can be realised. For this reason it is suitable for the scientists and researchers of technology and technical systems too. Thus, the political technology has two major aspects, one addressed to the way of governing the society and the other - to the innovation way. It put together the social and the technological - in which way the social can favorize those technologies contributing in the highest measure to the economical and social process, but also the way in which the science and technology must turn their efforts to satisfy the large needs of the society in the making.

Regardless of name, the social engineering or political technology means for an engineer a way of making operational the new concept defined in EU as CSR (corporate social responsibility). As it is shown in the paper "Green Paper - Promoting a European Framework for Social Corporate Responsibility", Brussels, COM, 2001, 366, one works so that by using CSR the European economy "become the most competitive and dynamic economy based on worldwide knowledge and be able to ensure the permanent economical development, offering better jobs and social cohesion".

The Company Social Responsibility is a concept which includes the social and environmental concerns in the business strategies and at the level of relationships with the other interested parts, voluntarily, in the continuous traying to improve the performances, increase the profit and of development.

A more succint definition shows that CSR is a concept by which the companies integrate social and ecological concerns into their commercial activities and interactions with the involved factors on a voluntary basis.

The social responsibility is a SD subject, at least because it makes us to think of:

- the concern for that the future reserves us is the best way of progress for all of us;
- it is right to look for solutions regarding the energy demand and improve the social and environmental performances on medium and long terms;
- satisfied customers: 70% of customers of the European firms say that the firm adhesion to the principles of social responsibility is an important criterion, when the decision to buy a product or a service is taken;
- satisfied employees: the companies which introduce benefits programmes, competitive for the employees, record a costs decrease by reducing the absenteeism, personal fluctuation, seak leaves etc.;
- better access to the capital: the experts assert that the investments are obtained easierly when the principles of social responsibility are respected;
- better relationships with the local community.

The above mentioned general considerations must be taken into account if a new scientific sub-branch known as **"metallurgical social engineering"** is projected. In its framework the metallurgical engineer should define and make operational the specific ways by help of which life and environment quality will be risen, as one try to predict below.

- An important mutation concerning people cares is recorded: the transition from the preponderently technological concerns to those with social feature. They must yield in such a technological frame, in that the technologies of the primary sector must gain new qualities and, especially, functions, so that the goods and needs made at disposal by the primary industries be evaluated and apreciated as key factors, which contribute to the liquidation of physical discrepancies, but human and social too bewteen persons, regions or countries.
- *Life conditions* (directly related in the human environment, respectively with the society conditions and their physical medium,) and *human needs* (material goods) produced as well by the metallurgical industry are blended objectively within the contour of life quality.
- Today, the socio-eco-systems improve themselves on the basis of the transition from the *interaction duo* (natural-social) to the *interaction trio* (natural-artificial-social), the artificial being represented in fact by the industry of metallic materials too.
- Life quality rising is based more and more upon the utilization of *eco-standards, eco-materials and eco-products* resulted obviously from the engineering activity.
- The increase of consumption per capita (inclusively of the social-cultural one) was and is possible due to the industrial rising. The richness is realised there where the new industrial technologies act.
- The support of the cultural needs could be materialised, e.g., as an answer to questions as follows: what is the relationship between the technological performances at the Integrated steel plant - Galatzi and the audiance of the local theatre?

REFERENCES:

1. "Dezvoltare durabilă în siderurgie prin valorificarea materialelor secundare", Ed. Printech, Bucureşti, 2004, Nicolae, Maria, Tudor, P., Predescu, C., Licurici, M., Serban, V., Mândru, C., Calea, G., G., Ioana, A., Sohaciu, Mirela, Semenescu, Mihaela, Parpala, Diana, Nicolae, A.
2. "Convergenţe juridico-inginereşti în dreptul mediului", Ed. Printech, Bucureşti, 2005, Nicoale, A., Predescu, C., Calea, Gh., Gh.,ş.a.
3. Volumul "Societatea informaţională- Societatea cunoaşterii ", Academia României, Ed. Expert, Bucureşti, 2001.

Received December 12, 2005

[1]*POLITEHNICA UNIVERSITY - BUCHAREST*

“INGINERIA SOCIALĂ-NOU INSTRUMENT DE OPERAȚIONALIZARE DE CĂTRE INGINERIA CONCEPTULUI DE DEZVOLTARE DURABILĂ”

REZUMAT. Penetrarea zonelor din afara ştiinţelor tehnice devine o sarcină deosebită pentru ingineri. Un exemplu în acest sens este operaționalizarea conceptului de dezvoltare durabilă cu ajutorul ingineriei sociale. Se demonstrează că aceasta este o nouă ramură ştiinţifică care studiază optimizarea impactului politicilor, tehnologiilor şi echipamentelor industriale asupra calităţii vieţii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MODIFICATIONS INDUCED BY STATIC TENSILE TESTINGS IN THERMOPLASTIC POLYURETHANIC FILMS

BY

CRISTINA PRISACARIU[1], ELENA SCORTANU[1]

ABSTRACT. *The present paper deals with the study the modifications induced by static tensile testing experiments on a series of novel thermoplastic polyurethanic films prepared by using one or mixtures of isocyanates Thermoplastic polyurethane elastomeric films (PUs) of different structures have been synthesized based on two hard segments derived two isocyanates of different geometries: (MDI) 4,4'-methylenebis-(phenylisocyanate) with a rigid geometry, and a flexible diisocyanate, DBDI (4,4'-dibenzyl diisocyanate). The aim of this work was to determine how the PU tensile testing properties change when the linearity of macromolecules is not anymore perturbed by the used isocyanate excess, thus allowing a higher mobility of individual macromolecules. PU materials with hard segments based on a single diisocyanate (DBDI) display a higher resistance in the first deformation phases, followed then by values of strain which necessitate smaller stress increments. By contrast, in the case of PU based on one diisocyanate MDI, which contains hard segments of a rigid geometry, the crystallinity is practically absent, and the corresponding polymer exhibit a more constant proportionality between the enhance of the stress and the resulted degree of deformation.*

KEY WORDS**:** polyurethane elastomers, flexible hard segments, isocyanic index, tensile testing

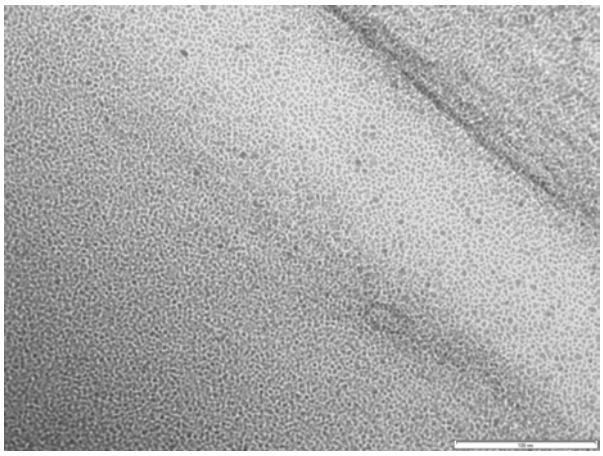
1. Introduction.

Polyurethane (PUs) polymers form a class of materials with unique versatility. They consist of alternating flexible (soft) and relatively rigid (hard) segments. In a previous work we studied a series of PUs in the synthesis of which we used a technique which leads to the appearance of valorous resistant polymer networks obtained in the final stage of the process by the interaction of some residual isocyanic (NCO) groups, generated when using a 2-10% diisocyanate excess, with the atmospheric humidity [1-6].

The aim of this work is to determine how the PUs tensile testing properties change when the linearity of macromolecules is not anymore perturbed by the used isocyanate excess, thus allowing a higher mobility of individual macromolecules.

Under the conditions, the segregation is expected to perform to a greater extent and thus it can be the better evidenced. As already known, the PUs phase segregation occurs during and after polymerization, to produce an elastomeric matrix of the soft segments, containing rigid inclusions (of size scale 10-100 nm) formed by association of the hard segments as shown in Figure 1. Therefore the PUs structure can be regarded as a polymer matrix microcomposite.

The aim of the specific work reported here was to investigate the role of hard segment structure on the PUs properties, when the phase segregation is no more perturbed by any potential crosslinking.



↔ 100 nm

By courtesy of Dr Kayleen Campbell, University of Queensland

Figure 1 TEM photo of the two – phase microstructure of a thermoplastic polyurethane elastomer derived from DBDI

Two hard segment types were compared, based on the two diisocyanates (DI): 4,4'-methylene bis(phenyl isocyanate) (MDI) [2] and 4,4'-dibenzyl diisocyanate (DBDI) [3,4]. The former is widely used in commercial PU materials. The latter is a novel diisocyanate, also available commercially, first synthesized in our Romanian laboratory. The two DI differ only in that DBDI contains two methylene groups between the aromatic rings, while the conventional MDI has only one [1-4]. This apparently small difference nevertheless produces substantial changes in properties of the resulting polymer, due to the possibility of rotation around the central -C-C- bond, allowing a more compact interchain packing and even the appearance of crystallization involving the hard segments blocks. Rotation around the central $–CH_2-CH_2-$ bond in DBDI allows alignment of successive aromatic rings thus favoring the tendency of crystallization which involves the DBDI hard phase. MDI hard segments do not exhibit crystallization in the polymers studied here.

2. Experimental

In the present study two hard segments were used based on DI, MDI and DBDI. MDI is from Aldrich and DBDI is an experimental product from the pilot plant (CIFC Savinesti, Romania) and it was recrystallized twice from anhydrous cyclohexane mp 88-89^0 C. Three sets of PUs have been achieved: (a) thermoplastic polyurethane elastomers derived from a single diisocyanate: (PU_1) PU 94 and (PU_2) PU 95 in Table 1; (b) thermoplastic polyurethane elastomers derived from two isocyanates randomly distributed, (PUc_1) PU 91 in Table 1; (c) PUs from two isocyanates with selective diisocyanate distribution, (PU_{C2}) PU 92 based on MDI and (PU_{C3}) PU 93 based on DBDI respectively. The macrodiol was a hydroxyl-terminated polyethylene adipate PEA $M_W = 2000 \pm 50$ (PEA_{2000}), a commercial product from CIFC Savinesti, Romania while the extender was anhydrous ethylene glycol (EG). In all cases the adopted value of the isocyanic index was I = 100. Molar proportions were diisocyanate DI:PTHF:EG = 4:1:3. The general procedure in the case of PUs derived from a single isocyanate and from mixtures of diisocyanates was previously reported elsewhere [1].

Results and discussion. Results of the tests have shown significant differences between PU, revealing differences in the mechanical contribution of the hard phase, since the matrix was formed from the same macrodiol (PEA) and same chain extender (CE), in each case ethylene glycol (EG).

Table 1. Thermoplastic PU adopted structure

Recipe	PU structure
PU_{C1}(PU 91)	EG-PEA-(DBDI-MDI)
PU_{C2}(PU 92)	EG-(PEA-DBDI)-MDI
PU_{C3}(PU 93)	EG-(PEA-MDI)-DBDI
PU_1(PU 94)	EG-PEA-DBDI
PU_2(PU 95)	EG-PEA-MDI

As a rule the higher the disorder in the PUs matrix, the better the elastic properties of the PU elastomeric film. This fact is characterized by a lower variation of the Young's Modulus (E) during the augmentation of deformation, and also by a lower residual elongation. Similar conclusions can be obtained with regard to the general strain energy (mechanical yield) of polymer (intermolecular cohesion) measured when stretching the polymer to 0–300% elongation [1,2,6]. Due to the variable geometry of DBDI, the PUs derived from dibenzyl structure were found to display a stronger capacity of crystallization.

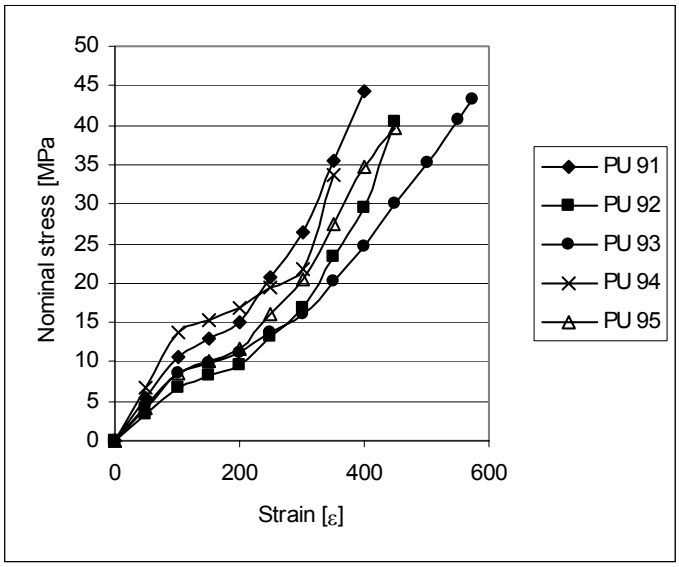


Figure 2. Nominal stress vs. Strain for the series of PUs of Table 1

As seen in Figure 2, the studied PUs exhibit a different stress-strain behaviour regarding the proportionality between the increase of stress and the resulted degree of deformation. Thus, in general it ascertains that the materials with hard segments based on DBDI (PU 1) display a higher resistance in the first deformation phases, followed then by values of strain which necessitate smaller stress increments. This phenomenon seems to be correlated to the appearance of better structured hard segment domains, in the case of the DBDI-EG couple, determined by their more advanced tendency to associate in hard crystalline zones which are preferentially affected in the first steps of the PU deformation. By contrast, PU 2 based on MDI, which contains hard segments of the MDI-EG structure type, in which the crystallinity is practically absent, exhibit a more constant proportionality between the enhance of the stress and the resulted degree of deformation. With regard to the copolymers which contain mixtures of

DBDI and MDI, they generally exhibit a intermediary behaviour. The best advantageous network organization is retained in the case of PU_{C1}, when MDI and DBDI were mixed together prior to the synthesis. It also observes that the most easy deformable networks were obtained when DBDI was added after the formation of the prepolymer with the structure MDI-PEA-MDI.

3. Conclusions

New contributions have been brought to the study of the thermoplastic polyurethanic elastomeric films prepared by using mixtures of isocyanates. In general, the properties of these polymers were similar to that obtained when in the synthesis it was used an isocyanate excess (index I was greater than 100) [1]. Mechanical and thermal improvement in PU properties with DBDI was retained when both diisocyanates are included , especially when reacted together in a random fashion, rather than sequentially by means of a prepolymer stage, whereas the values of PU residual elongation returned to that of a more conventional polyurethane, eliminating the major inconvenience derived from the high permanent deformability and high crystallinity which is undesirable for an elastomer measurements .

Acknowledgement:s With many thanks to Professor Adrian A. Caraculacu, Institute of Macromolecular Chemistry "Petru Poni", Iasi, Dr Kayleen Campbell, University of Queensland and Dr. Paul C. Buckley, University of Oxford, for helpful assistance in the synthesis of polymers and TEM experiments.

REFERENCES

[1] Prisacariu C., Olley R.H., Caraculacu A.A., Bassett D.C, Martin C., *Polymer 44*, 2003, 5407-5421.
[2] Hepburn C., *Iranian Journal of Polymer Science & Technology*, vol. I, No.2, 1992, 84-108.
[3] Oertel G., *Polyurethane Book,* Munich: Hanser Publishers, 1985.
[4] Caraculacu A. et al., *Romanian Patent* 6578/27.07.1977.
[5] Geanau L.,. Caraculacu et al. *"Proces tehnologic de fabricare a Moldotanului D"* - Institute of Macormolecular Chemistry 'Petru Poni' Iasi, 1978.
[6] Prisacariu C, Buckley C.P, Caraculacu A., *Polymer, (2005); 46(11)*: 3884-3894

Received December 12, 2005
[1]*The Romanian Academy's Institute of Macromolecular Chemistry "Petru Poni", Iasi, Romania*

MODIFICĂRI INDUSE DE SOLICITĂRI DE ÎNTINDERE STATICĂ ÎN FILME POLIURETANICE TERMOPLASTE

REZUMAT Scopul acestei lucrări a fost acela de a studia modificările induse prin solicitări de întindere statică asupra unor noi tipuri de filme poliuretanice termoplaste (PUs) având la bază un izocianat şi/sau combinaţii ale acestora. PUs cu diferite structuri au fost sintetizaţi prin utilizarea a doi izocianaţi cu geometrie diferită: (MDI)- 4,4'-metilenebis-fenilizocianat) ce prezintă o geometrie rigidă şi respectiv izocianatul flexibil DBDI (4,4'-dibezil diizocianat). Scopul acestei lucrări a fost acela de a determina modul în care proprietăţile mecanice la întinderea PUs se modifică în cazul în care linearitatea macromoleculei nu mai este perturbată de utilizarea unui exces de grupe izocianice, permiţând astfel o mobilitate crescută a macromoleculelor individuale. PUs având la bază segmente dure pe bază de un singur izocianat (DBDI) prezintă o rezistenţă mecanică mai mare în primele etape ale deformării, urmată ulterior de valori ale deformaţiei care necesită creşteri mai mici ale tensiunilor de întindere. Prin contrast, în cazul PUs pe bază de MDI, care conţin segmente dure cu o geometrie rigidă, cristalinitatea este practic absentă şi polimerii de acest tip prezintă proporţionalitate între creşterea tensiunii şi gradul de deformaţie produs.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FOREVER YOUNG AND GREEN, STEEL WILL BE IN THE FUTURE A SUSTAINABLE MATERIAL

BY

MARIA NICOLAE[1], MIRELA SOHACIU[1], DIANA PARPALA[1], AVRAM NICOLAE[1]

ABSTRACT. *The steel is one of the few materials that satisfy largely the claiming of sustainable development concept.*
Firstly, because it is a performant material due to high values of technological properties it is practicaly indispensable for all building industries.
Secondly, because is young: the steel making technologies are in a continuous perfecting.
At the third place, because is green: steel in the form of scrap, it is almost entirely reciclable.

KEYWORDS: *eco-material,(green material), advanced material, performant material, steel, metallurgical techologies.*

1. INTRODUCTION

Because, has some of the highest values for the utilization (technological) properties and characteristics and is used practically in all domains, steel is considered the first "**sustainable material**". This new conception about what would mean the notion of material for the next generations determines us to assume that the sustainable (development) material is a larger category than "advanced material" or " ecological material (eco-material)".

In our opinion the sustainable material is a complex idea emerging the strains imposed by the three materials' categories: *performant material*, *eco – material* (green material) and *young material* (perfectible material).

The performant material quality is given by the fact that the steel is and will be for the next generation the *metallic vector developing the principal* direction of a modern economy Achiving such a quality is explained primarily by designing and elaborating new steel brand with *tremendous properties*.

The wide variety of mechanical and technological properties of the new steel brand allow to the designing companies to obtain elevated final properties for the most demanding beneficiary.

2. DISCUSSIONS

Some of these new brands has been taken into consideration for different European projection demonstrating the steel potential to any type of construction in high industry mentioned above.

- In the *automobile industry* the steel provides:
  - the comfort, in all respects;
  - long working life by high values of fatigue and corrosion resistances;
  - the decrease of the gasoline and oils consumption as a logical result of the whole assembly lightening;
  - the decrease of the wastes amount at the end of their economic life and the increase of the recycling level;
  - the increase of the construction reliability;
- In the *branch of metallic constructions* it was demostrated that steel selling prices rise much slower than the resistance of the material for mechanical (sub) assemblies.
- *The household utensils* for induction or microwaves heating are manufactured today generally from special steels with Joule effect remarkable values;
- The stainless steel is used on a large scale in the agricultural-food industries because it meets all requirements of this sector;
- The European norms concerning the unpollution of the exhaust gas(es) from the vehicles and industrial furnaces determine the use of high amounts of special steels resistant to high temperatures and corrosion;
- The exceptional corrosion resistance, the increased mechanical characteristics and the good moulding capacity make steels the most suitable materials for the *transport assemblies;*
- Steel became and indispensable material for *electrical motors* because of its magnetic and electric properties;
- The *antiphonic protection* ("the world of silence and anti-vibrations") requires special steels for sandwich plates used in the constructions coating to protect them against sounds, noise and vibrations;
- The *constructions coating* with steel prevarnished with esthetic and resistant foils is also a new orientation of steels utilization in the building industry;
- The branch of *metallic packages* profits by some special steel properties.

The eco – material quality (green material) is underlined by large number of aspects as:

- the fabrication technologies which are the object of a wide strategy, policy and ecologising measures;
- by its product, steel, the steel industry creating the necessary condition for application *the environmental quality and quality of life standards.*
- the objective that has to reach by the *social engineering* is realized today using the steel on large scale.

- as scrap iron the steel is recyclable; most specialists do not consider scrap iron as scrap but as raw material.
- the globalization of steel industry creating condition for diminishing the poisoning.
- by its recycling the steel ensures the next generation reserves of natural metals.
- the steel industry is a field providing a lot of working places at a high level of personnel qualification.

The *eco-material quality* is certified by the fact that in metalurgy the researches of reducing polutant energetical consumption consequently to economize primary energy supply.

In metallurgy are used different sources of energy. The *primary energy sources* are those expandable and non-recoverable constituents of the natural capital, generating energy. The *primary fuels (fossil)* represent the main source of primary energy used in metallurgy. The *primary energy,* E_p is the energy contained in the *deposit*, the primary source of energy. For making the difference between sources, it is measured in $[J]_p$ or $[Wh]_p$.Its value is:

$$E_p = M_z \times P_c$$

in $[J]_p$ or $[Wh]_p$/deposit.

The young material quality can be proved by consideration as:

- The steel industry is a branch that is self perfecting permanently improving its scientific- technological possessions.
- *Steel and siderurgy base their evolution on industrial fitness.*

As an element of the sustainable development, the industrial fitness represents the model by which an industrial segment remains permanently present and necessary. The industrial fitness is, shortly, the method by which an industrial branch keeps its youth, for the metallurgists this being not an age problem but a question of inner attitude. To be forever young from the industrial point of view by using fitness means to be never finished, to learn permanently, to try all the time something new even some times the things go wrong.

Steel and industry will remain young long tine, because the fitness used for their evolution is already projected on modern goals, as:

- practically, the complete recycling of steel, which is a classical example eco-material;
- the most advanced branches cannot plan the added value without steel utilization, a material with remarkable application characteristics; in this context, one can that the fitness-base “training” is owned in siderurgy firstly to the pressure exerted by the top industrial branches;
- the siderurgy develops its partnership both upstream and downstream on modern and efficient principles of management and marketing; the new generations of steels are designed function of the customers;
- the remarkable technological innovations and engineering services concerning both the development of the new steel products and construction of new aggregates and installations are the base of the economical success in siderurgy; the research activity demonstrates that innovation potential is not in the least exhausted;

- in the context of a health global economy, the siderurgy does not necessite state support, its aim being only a correct and ordered legal legal framework;
- the development based on modern fitness means robustness and perseverance (some times even stubbornness); face to face with a challenge provoqued by the disadvantages of the supplying market, restrictions of ecological nature and existant political-economical instability, the siderurgy was "stubborn", we can say it was even "refractory" and always has returned spectacularly.

- A qualitative leap is registered also in the field of the *new* siderurgical *deontology.*
- *The siderurgy turns from an exclusive materials provider into a systems provider.*

Changes take place inside the branch too. In the future, the associated members will deliver not only steel of different sizes with various alloying degrees but, often and often, steel structures too. The steel industry will go beyond the tradition to a certain extent. The separated until now levels of values making merge and form higher units.

- *The attitude towards the mass-media is permanently improved.*

Our industry has problems related to its impact with the fourth power of the contemporary world-the mass-media-and its utilization.

The steel publicity had a technical, dry character until now. The people have also an emotional level and for this reason they must be addressed properly, in order to obtain an as high as possible horizontal effect, thus making deeper the product between a positive action and its emphasising in different ways.

REFERENCES

1. "Dezvoltare durabilă în siderurgie prin valorificarea materialelor secundare", Ed. Printech, Bucureşti, 2004, Nicolae, Maria, Tudor, P., Predescu, C., Licurici, M., Serban, V., Mândru, C., Calea, G., G., Ioana, A., Sohaciu, Mirela, Semenescu, Mihaela, Parpala, Diana, Nicolae, A.
2. Ciocănea, A. – "Dezvoltarea socio-economică durabilă şi metabolismul sistemelor industriale", În vol. "CNDD", Bucureşti, 2003, p. 41-46.
3. Ameling, D.- "Oțelul – material inovator", În "Stahl & Eisen", 1999, nr. 6, p. 83.

Received December 12, 2005

"POLITEHNICA" UNIVERSITY OF BUCHAREST.

"ÎNTOTDEAUNA TÂNĂR ŞI VERDE, OȚELUL VA FI ÎN VIITOR UN MATERIAL DURABIL."

REZUMAT. Oțelul, este unul dintre puținele materiale care satisfac pe deplin pretențiile conceptului de dezvoltare durabilă.
În primul rând deoarece este un material performant, datorită valorilor ridicate ale proprietăților tehnologice şi este practic indispensabil pentru industriile constructoare.
În al doilea rând deoarece este tânăr tehnologiile de fabricare ale oțelului sunt într-o continuă îmbunătățire.
În al treilea rând deoarece este tânăr oțelul în forma de fier vechi este reciclabil aproape complet.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDIES ABOUT THE COOLING CHARACTERISTICS OF THE POWDER BACKING IN FLUIDIZED BED TIP SALT, FERRO-MANGANESE PARTICLES, CAST-IRON SPLINTERS BARBOTAGED WITH AIR

BY

NEJNERU CARMEN[1] , BERNEVIG MIHAI[1], CARABET ROXANA[1], HOPULELE ION[1]

ABSTRACT. *The paper presents the researches on the cooling thermical transfer in fluidized beds. Ther were used for the experiments three tipes of particles: 1)salt with size of particles 1400 <d_p < 3000 [μm]; 2) ferro-manganese particles with size 1200 < d_p < 1400[μm]; 3) cast-iron splinters. The cooling curves were drawn vhith a silver control cylinder within a cromel-alumel thermocouple connected to an y-t recording apparatus.*

KEYWORDS: *fluidized bed, cooling velocity, cooling curve, heat transfer, salt, ferro-manganese particles, cast-iron splinters particles.*

1. Introduction

Fluidization is a technique in which a particle bed is brought into a condition where it behaves like a liquid, each particle being separated by the others through a gas stream.
The fluidized bed is a heterogeneous, non-adiabatic system where the solid particles are executing a continuous motion on the enclosure, under the influence of a turbulent beat of pulses of a fluid stream.
The nature, size and form of the solid particles belonging to the fluidized bed influence directly the structure and the characteristics of yield of fluidized bed.
The size of the particles is one of the most important parameters of the fluidization, both hydrodynamic and heat and mass change. For the achievement of an optimum fluidization it is necessary that the field scattering of the particles size must be as limited as it can.
The size of the particles influences directly the velocity of the fluidization (specially the minimum fluidization speed) which grows proportionally with d_p^2, and also influences the pressure loss and specific weight of the layer.
In fluidization are used materials such as: sand, salt, cast-iron splinters, corundum, graphite, aluminum oxide and other particles which are physical and chemical stable at the work temperature. The volume weight of the particles determines the specific weight of the fluidized bed and influences the minimum fluidization velocity and also the loss pressure in the layer.

2. Objectives

The fluidized beds can be used in heat and thermo-chemical treatments as active mediums, as heating mediums, soaking steps, and also as cooling mediums.

The cooling velocity is an important parameter of the heat and thermo-chemical treatments.
The paperwork is presenting an experimental study concerning the cooling capacity of the fluidized bed using different solid backing and as fluidization agent: air.
Advantages comparing to salt baths:
- it is favorable for an uniform cooling but slow, being used lesser in hardening and more in annealing.
- it is non-toxic comparing to salt baths.
- it is easy to handle and to get, and there are needed simple installations easy to be upkeep.
- it do not consume and damage like salt baths (it must always be added substances in order to be built-up the percentage).
- it is cheaper than the salt baths, and easier to be maintained constant as properties.

As a disadvantage is the fact that they cannot be used for pieces bigger than 100 mm, the fluidization could be badly bred, the specific convection of the fluidized bed being clogged.
Conclusion:
- the most important advantage is that in certain circumstances they can replace the salt baths.

It was experimentally analyzed the factors which influence thermic transfer in fluidized bed.

3. Experimental results

In order to determine the cooling medium like fluidized bed, it was used a control cylinder from silver within a chromel-alumel thermocouple which permits temperature measurement with a recording apparatus y-t. The control cylinder is heated up to the desired temperature (800°C) and cooled down in the fluidized bed.
The silver test bar has the following sizes and characteristics:

$Ø = 13$ [mm] , h= 28 [mm], S = 1408 [mm^2], m= 39.9 [g], $\rho_{Ag} = 10.5$ g/cm^3
$\lambda_{Ag} = 418.5$ W/m·K

The equipment used in experimental determination of the cooling curves is formed from:
- air fluidization system;
- heating system of the silver test bar (circular pipestill with electrical resistance);
- measurement system represented by an y-t recording apparatus(with modification apparatus of the shifting rate of the recording apparatus);
- Transformer of the filling variation of the ventilator for modification the air velocity.

Fig.1 Equipment for the determination of fluidized beds cooling characteristics

At salt, ferro-manganese particles, cast-iron splinters there were used grain sizes1200< d_p <1400 where : particle diameter (the eye sieve) - in μm

The dusty environments mentioned before were fluidized with air.
The silver test bar was conducted in a circular pipestill until 800°C and then was introduced in the fluidized bed, the cooling curve being recorded by the y-t recording apparatus.
For each cooling environment was calculated:

- the maximum and medium cooling velocity;
- global factor of heat transfer;

$$\alpha_g = \frac{\alpha_1 \cdot \Delta t_1 + ... + \alpha_s \cdot \Delta t_8}{t_{total}} \text{ ; where: } \alpha_i = \frac{3600 \cdot m \cdot c}{\Delta t_i \cdot S} \ln \frac{T_i - T_o}{T_f - T_o} \text{ [w/m}^2\text{k]}$$

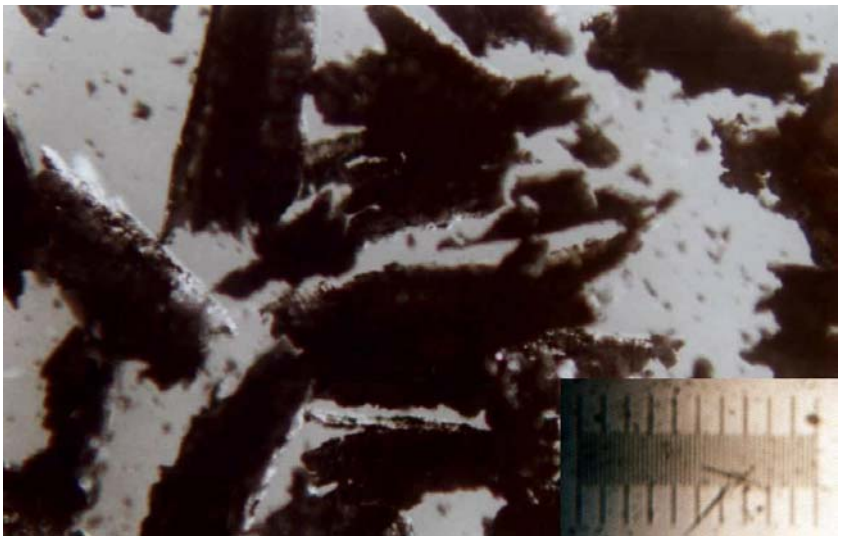
where:
m=0, 0399 Kg, the test bar weight;
c=0,056 Kcal/Kg, specific heat capacity at silver;
S=0, 001408, the test bar surface;
Δt, sec= time interval;
T_i, T_f, °C the initial and final temperature interval;
T_o environment temperature;

- cooling intensity $H = \frac{\alpha_g}{2\lambda}$ [m^{-1}]

$\lambda_{Ag} = 418{,}5 w/mk$

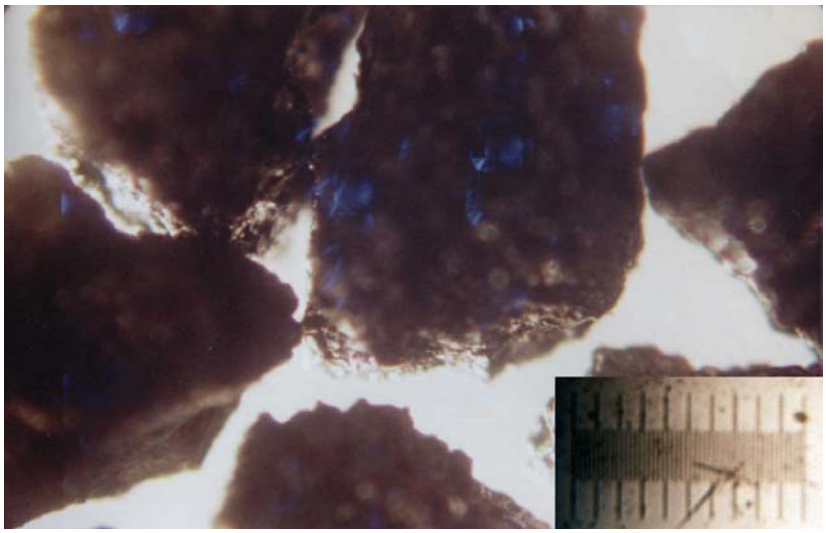
The results have been written in tables where we can find cooling intensities(H)

All the studied environments are for annealing (they cannot be used for hardening because of the small cooling velocities)



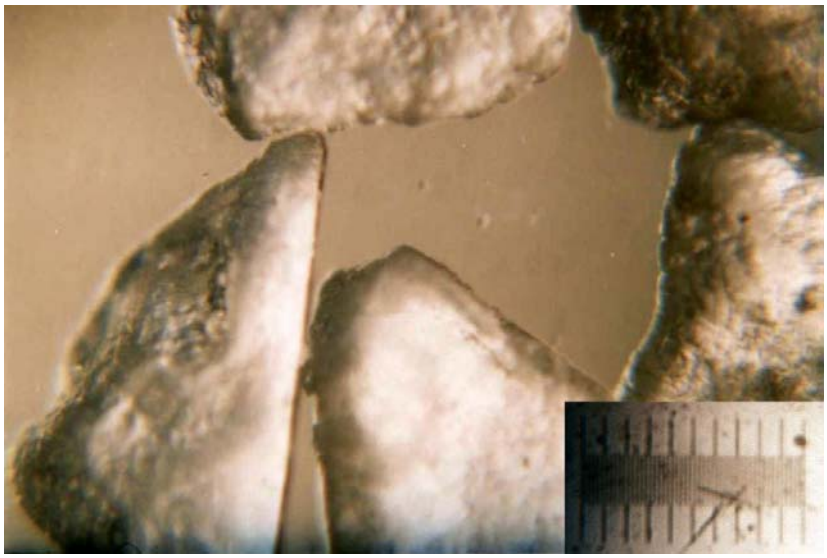
I ***0.02mm*** I

Fig.2 Cast-iron splinters



I ***0.02mm*** I

Fig.3 Ferro-manganese particles



I ***0.02mm*** I

Fig.4 Salt particles

3. Conclusions

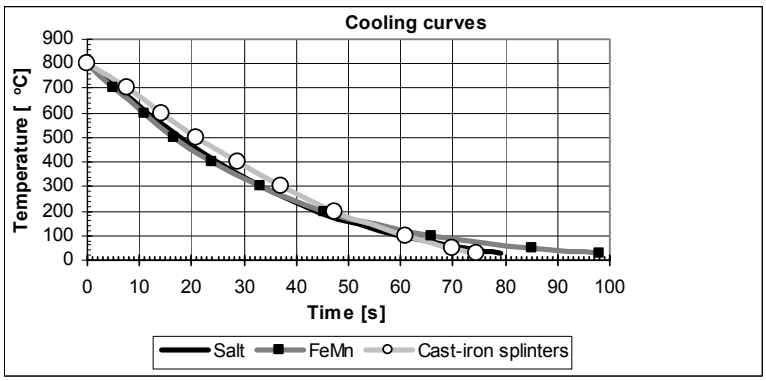
Observing the graphs we can notice the cooling particularities in those three types of powder.

As a first step, the salt, being a good insulator, absorbs the heat from the test bar and yields it when the cooling velocity gets slower.

The form and the irregularity of the salt grains, Fe-Mn particles and cast-iron splinters have an important influence; the form of the salt grains is semi-elongation with amount of crown. Fe-Mn particles have the same form, but cast-iron splinters have a irregular form like needle that make to lose heat more than salt and Fe-Mn particles. The cast-iron splinters have a heat transfer more intense than salt and Fe-Mn particles which means that the velocity is more uniform on intervals by firstly absorbing the heat and then yielding the heat. The process is very intense so that the cooling velocity in cast-iron splinters is the smallest.

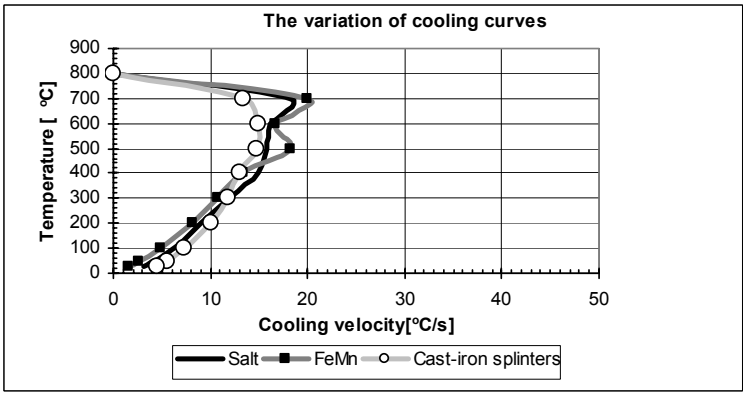
The cooling curves for salt, FeMn and cast-iron splinters

T [°C]	salt, t [s]	FeMn,t[s]	cast-iron	T [°C]
800	0	0	0	800
700	5.5	5	7.5	700
600	11.7	11	14.2	600
500	18	16.5	21	500
400	24.7	24	28.7	400
300	33	33.25	37.2	300
200	44	45.5	47.2	200
100	60	66	61	100
50	72.5	85	70	50
30	79	98	74.5	30



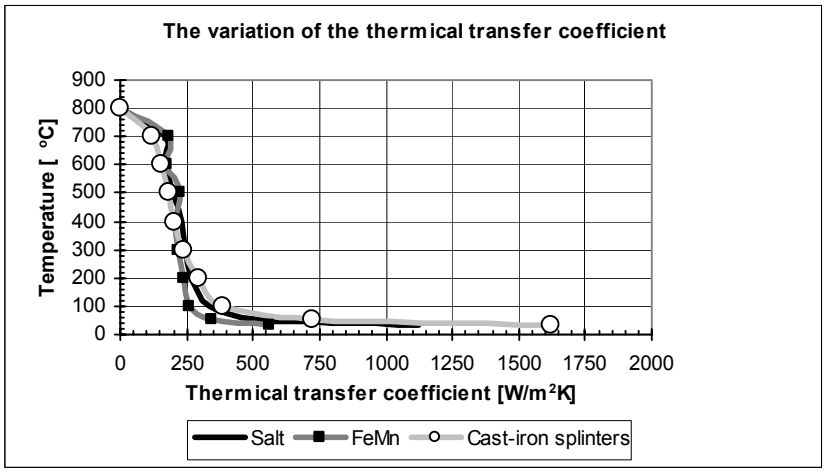
The variation of cooling velocities for salt,FeMn and cast-iron

T [°C]	salt	FeMn	cast-iron	T [°C]
800	0	0	0	800
700	18.18	20	13.33	700
600	16.13	16.67	14.93	600
500	15.87	18.18	14.71	500
400	14.93	13.33	12.99	400
300	12.05	10.81	11.76	300
200	9.09	8.16	10	200
100	6.25	4.88	7.25	100
50	4.00	2.63	5.56	50
30	3.08	1.54	4.44	30



The variation of thermic transfer coefficient

T [°C]	salt	FeMn	cast-iron	T [°C]
800	0	0	0	800
700	165.30	181.8	121.2	700
600	170.00	175.7	157.3	600
500	199.10	228	184.4	500
400	231.10	206.4	201.1	400
300	243.80	218.8	238.1	300
200	266.20	239	292.8	200
100	335.90	262.1	389.4	100
50	520.00	342.1	722.2	50
30	1120.10	560	1617.9	30



References

1. C. Samoila, M.S. Ionescu, C. Druga - Tehnologii si utilaje moderne de incalzire metalurgie, Editura Tehnica,Bucuresti, 1986

Received December 12, 2005

[1]TECHNICAL UNIVERSITY "GH. ASACHI" IASI

STUDII PRIVIND CARACTERISTICILE DE RĂCIRE ÎN PAT FLUIDIZAT A MEDIILOR PULVERULENTE TIP SARE, FEROMANGAN, SPAN DE FONTA BARBOTAT CU AER

REZUMAT: Lucrarea prezintă cercetările experimentale asupra transferului termic la răcire în medii pulverulente barbotate cu aer.

Pentru experimente s-a folosit sare, feromangan, span de fonta cu mărimea granulelor (diametrul mediu al particulei) variind în intervalul: $d_p \in (1200 \div 1400)\mu m$.

Curbele de răcire au fost tratate cu ajutorul unei epruvete de argint cu termocuplu înglobat şi conectat la un inscriptor y-t.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

WORKED EXAMPLES IN THE FIELD OF HOT ISOSTATIC PRESSING

BY

VIRGIL GEAMĂN[1], VASILE JIMAN[1]

ABSTRACT. *Hot isostatic compression involves the simultaneous application of pressure and elevated temperature to materials. The pressure applied, usually by a gas, is isostatic because it's developed in a suitable pressurized vessel by a fluid (even a gas is a fluid). Under these conditions of heat and pressure, internal pores or defects within a solid body or a powder compact collapse and weld up. Encapsulated powder and sintered components densify easily and faster than due to sintering alone. Therefore HIP (hot isostatic pressing) is today used for a lot of applications, like upgrading castings (removing shrinkage pores in interdendritic space), densifying pre-sintered components, consolidation of powders and interfacial bonding. In this paper we try to give two worked examples used in the field of HIPing applications.*

KEYWORDS: *HIP, compression mechanism, full density.*

1. INTRODUCTION

The principle feature of HIP is described below: a component is put into a vessel which can be pressurized by a gas (usually argon, but in special cases also helium or nitrogen). The whole vessel is heated up to approximately 0.8 of the absolute melting point of the material. The very hot gas is then under very high pressure such that it acts like a hot forge isostatically. Typical gas velocities are around 1000 m/s and one can calculate from the kinetic theory of gases, assuming ideal gas laws to hold, that 10^{30} collisions square meter and second occur on the component walls. The density of the gas used usually increases considerably (such that even ideal gas laws may not further be applicable). For instance argon, which has a density at standard conditions of 1.8 kg/m^3 will have a density of 370 kg/m^3 under HIPing conditions at 1500 K and 1000 atm.

2. BREAKDOWN IN THE IDEAL GAS LAWS UNDER THE TEMPERATURES AND PRESSURES USED IN HIPping.

Question

For the ideal gas laws to apply, the following requirements must be met:

- the attraction between gas atoms or molecules must be negligible;
- the volume of the atoms or molecules must be negligible in comparison with the volume occupied by the gas;
- the atoms or molecules must behave like perfectly elastic spheres;
- the duration of their collisions must be negligible in comparison with the time between collisions.

The intention here is not to prove that the ideal gas laws break down during HIPing but rather that the conditions developed are such that the above conditions are unlikely to apply. Calculate the mean atom spacing in argon gas under STP (STANDARD TEMPERATURE AND PRESSURE - i.e. 298 K and 1 atm.) conditions and compare this with the mean spacing under typical HIPing conditions of 1000 atm. and 1500 K. Calculate the density of argon under these conditions given that the density at STP is 1.8 kgm^{-3}.

Answer

Under STP (i.e. 298 K and 1 atm.) the atom spacing d_1 is given by

$$d_1 = \left(\frac{\text{volume occupied by 1 mol at STP}}{\text{number of atoms in 1 mol}}\right)^{\frac{1}{3}} \tag{1}$$

$$\begin{aligned} d_1 &= \left(\frac{22{,}4*10^{-3}}{6*10^{23}}\right)^{\frac{1}{3}} \\ d_1 &= 3{,}4*10^{-9}\,m \\ d_1 &= 34\,\mathring{A} \end{aligned} \tag{2}$$

This compares with an atom spacing of about 2 $\mathring{A}$ in solids. Assuming that the ideal gas laws apply (an assumption which is not in fact justified), then the volume K_2 of 1 mol of gas under HIPing conditions can be obtained from:

$$\frac{p_1V_1}{T_1} = \frac{p_2V_2}{T_2} \tag{3}$$

where: p_1 = 1 atm, V_1 = 22.4 x 10^{-3} m^3, T_1 = 298 K, p_2 = 1000 atm. and T_2= 1500K.

$$\begin{aligned} V_2 &= \frac{p_1V_1T_2}{p_2T_1} \\ V_2 &= \frac{1*22{,}4*10^{-3}*1500}{1000*298} \\ V_2 &= 1{,}1*10^{-4}\,m^3 \end{aligned} \tag{4}$$

The atom spacing d_2 under HIPing conditions is then given by:

$$\begin{aligned} d_2 &= \left(\frac{\text{volume occupied by 1 mole under HIPping conditions}}{\text{number of atoms in 1 mol}}\right)^{\frac{1}{3}} \\ d_2 &= \left(\frac{1{,}1*10^{-4}}{6*10^{23}}\right)^{\frac{1}{3}} \\ d_2 &= 6\,\mathring{A} \end{aligned} \tag{5}$$

Despite the fact that this calculation requires an assumption that the ideal gas laws do in fact apply, when the result shows that strictly they cannot, it does illustrate that the atomic spacing in the HIPing gas is much closer to that of a solid or liquid than to that of a gas at STP. Given the density at STP of 1.8 kgm^{-3} for argon, and the fact that, from the above calculation, the volume is reduced by a factor of 1.1 X 10^{-4}/22.4 x 10^{-3} between STP and HIPing conditions the density ρ_2 under HIPing conditions will be:

$$\rho_2 = \frac{\text{mass}}{\text{volume}}$$
$$\rho_2 = \frac{1{,}8}{1{,}1*10^{-4} / 22{,}4*10^{-3}} \tag{6}$$
$$\rho_2 = 370 kgm^{-3}$$

This should be compared with the density of water which is 1000 kg m^{-3}. Since increasing the pressure increases the density while increasing the temperature reduces it, there is in fact a temperature at which the argon density is a maximum. This occurs at around 733 K for a pressure of 1000 atm. and the density then is approximately equivalent to that of water.
Where the ideal gas laws break down at high pressure the Van der Waals equation is used:

$$(p + \frac{a}{V^2})(V - b) = RT \tag{7}$$

where: a and b are constants and R = 8.314 $Jmol^{-1}$ K^{-1}.

3. CALCULATION TO INVESTIGATE WHETHER MICROWELDING AT MICROSCOPIC POINTS OF CONTACT IS FEASIBLE

Question

Using the Clausius-Clapeyron equation which allows the change ΔT in a melting point due to the application of pressure to be calculated, find the change in melting point for 1 kg of iron if the HIPing pressure is 100 MPa. The Clausius-Clapeyron equation is

$$\frac{\Delta T}{T_m} = \frac{\Delta p \Delta V}{\Delta H_m} \tag{8}$$

where: - T_m is the melting temperature;
- Δp the difference in pressure between STP and HIPing pressure;
- ΔV the change in volume on making the transition from solid to liquid at the melting point;
- ΔH_m the latent heat of fusion. (For iron the density is 7860 kgm^{-3}, $\Delta H_m = 27 \cdot 10^4$ Jkg^{-1}, T_m=1808K and $\Delta V/V$=3% at the melting point).

Comment on whether microwelding would ever take place in HIPing and in what other situations it might occur.

Answer

Since $\Delta V/V$=3% then ΔV= 0.03V= 0.03m/ρ; m = 1kg from above and ρ = 7860 kgm^{-3}; hence ΔV = 0.03/7860. Then substituting values in the Clausius-Clapeyron equation gives:

$$\Delta T_m = \frac{T_m \Delta p \Delta V}{\Delta H_m}$$
$$\Delta T_m = \frac{1808 * 10^8 * 0{,}03}{27 * 10^4 * 7860} \tag{9}$$
$$\Delta T_m = 2{,}5K$$

Typically for iron the HIPing temperature is at least 200 K below the melting point. Therefore the local pressure at the contact points would have to be at least two orders of magnitude higher than the HIPing pressure in order to lower the melting point sufficiently for microwelding to occur. In practice, this would never take place because such a high local concentration of stress would lead to yielding. Microwelding could occur in situations such as DPC – DYNAMIC POWDER COMPACTION where localized frictional heating can lead to surface melting.

4. CONCLUDING REMARKS

There are a lot of phenomena that occur to make a good practice for industrial application in the field of HIPing consolidation for metallic or ceramic materials. But these phenomena are very difficult to be controlled. In the last years a lot of scientist are trying to give more details in this field to help the designers to have more complete data bases.

REFERENCES

1. Atkinson H.V. and Rickinson B.A. – *Hot Isostatic Processing*. Adam Hilger Series, U.K. 1991.
2. Frost H.J. and Ashby M.F. - *Deformation Mechanism Maps*, Pergamon Press, Anglia, 1982.
3. Geamãn V. and Varga B.- *Cold and Hot Isostatic Pressing Diagrams forAluminum Alloys*, in microCAD'94, Miskolc, Hungary, Vol. C, pag. 17 - 24.
4. James P.J - *Isostatic Pressing Technology*, in Metals and Materials, Nr. 10/1992 pag. 541 - 546.
5. Swinkels F.B. s.a. - *Mechanisms of Hot Isostatic Pressing*, in Acta metallurgica, Vol.39, Nr. 4/1991, pag. 641 - 649.

Received December 14, 2005

[1]*Transilvania University of Braşov*

APLICAȚII PRACTICE CU EXEMPLIFICĂRI ÎN DOMENIUL COMPACTĂRII IZOSTATICE LA CALD

REZUMAT: Compactarea izostatică la cald impune aplicarea simultană asupra materialelor a presiunii şi temperaturii. Presiunea izostatică se aplică uzual unui fluid, de obicei unui gaz într-o incintă de presare. În aceste condiții de încălzire şi presare simultană, o serie de defecte interne ale materialelor se elimină sau se remediază (eliminarea porilor , sudarea microretasurilor, etc.). Deoarece compactitatea corpurilor creşte rapid comparativ cu sinterizarea, apilcarea compactării izostatice la cald are o serie întreagă de aplicații cum sunt: compactarea pieselor turnate, compactarea pulberilor, a componentelor presinterizate, etc.
Lucrarea tratează două exemple ale aplicațiilor concrete ale consolidării materialelor prin presare izostatică, care vin în sprijinul proiectanților care se ocupă de acest domeniu.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCHES CONCERNING THE ANALYSIS OF CASTING SOLIDIFICATION USING THE REAL SOLIDIFICATION MODULE

BY

CIOBANU IOAN[1], MUNTEANU SORIN ION[1], CRISAN AUREL[1]

ABSTRACT: *In the paper there are presented the results of a research about casting solidification analysis using the real solidification modules method. It is analyzed the solidification of a casting from the range of small wheels. Based on the values of real partial solidification modules of the elements that compose the wheel and of the runner it was evidenced the possibility to realize an uniform solidification or a directional solidification, with the but of obtaining castings without defects caused by solidification. It is highlighted that in some situations the elimination of shrinkage in the wheel hub it is only possible by using heat insulated runners.*

KEYWORDS: *casting, solidification module*

1. Introduction

The casting solidification analysis based on real solidification module is applied in casting technology design as result of the following advantages: need simple calculation accessible for medium level designer; can evidence the solidification orientation; do not need investments in hardware and software.

The notion of solidification module (M) for castings defined by N. Chvorinov [4, 5] is expressed throw:

$$M = \frac{V}{S} \tag{1}$$

where: V represent the casting volume; S- casting area in contact with the mould, surface passed by the heat flux from liquid alloy to mould.

In previous papers [1÷3] we evidenced the deficiencies of the equation proposed by N. Chvorinov. The deficiencies come from the fact that the equation (1) is based on an ideal hypothesis that specific heat transfer has the same intensity on the entire surface of the casting. As result we defined the **real solidification module** of casting. This can be calculated throw equation:

$$M = \frac{V}{\sum_{i=1}^{i=n} k_i \cdot S_i} \tag{2}$$

where V represent the casting volume; n – number of casting surfaces; S_i – area of the surface with the index “i”; k_i – the cooling coefficient corresponding to surface S_i.

This relation considers the real conditions of heat transfer inside the mould. The cooling coefficient k_i considers the real contribution of each surface of casting in contact with mould at heat transfer liquid alloy-mould during solidification. For the surfaces where the heat transfer develop normally (large plane surfaces situated far away from walls or other castings) this coefficient has the value $k_i=1$. In the case of part surfaces throw which the heat transfer part-mould during solidification is attenuated (partially or entirely) by local saturation in heat of the mould wall (as example in the case of very thin cores, in the case of other parts vicinity or by reason of local using of heat insulated materials) the coefficient k_i has values less than one ($0 \leq k_i < 1$). In the case of the surfaces throw which the heat transfer part-mould during solidification is intensified (as example in the case of surfaces in contact with external coolers) the coefficient k_i has values more than one ($k_i>1$).

The value of the cooling coefficient depends on the following factors: casting geometry and dimensions; thermal properties of mould walls; initial temperature of mould walls; number of casting simultaneously cast in a mould and the distance between them; the position of feeders and gating system in rapport with part.

The cooling coefficient values for some practical situations encountered in moulds (plane walls or plane plates parallel situated in the same mould, bars with U section) were determined based on previous researches about solidification simulation on computer [2,3,6]. There were determined too the equations to calculate the cooling coefficients in the case of variation of the mould walls thermo-physic characteristics (using coolers or thermo insulated materials) and in the case of temperature variation of the mould walls [7, 8].

2. Paper target

In this paper there are presented the results of a research about the using of **real solidification module method** to analyze the solidification of casting when it pursue to obtain uniform or directional solidification. The research was realized for the case of small wheels cast in sand moulds.

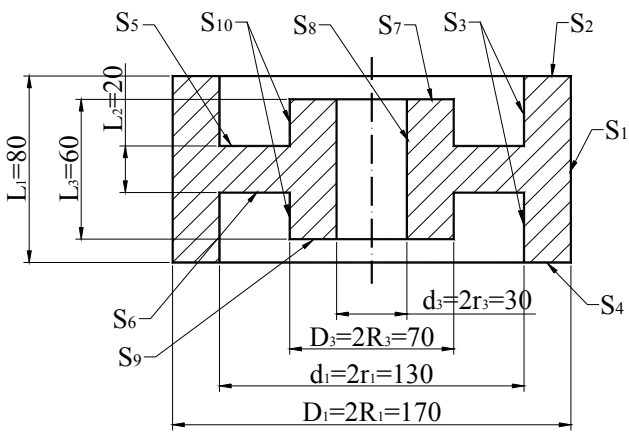


Fig.1. Small dimensions cast wheel. Sketch to compute solidification modules

In the figure 1 there is presented the sketch of the cast wheel studied. This is composed by the three constructive elements specific to this group of parts: hub, rim and disk that connects these. The geometry of this kind of parts is characterized in function of the walls thickness for the three elements, and the rapport between wall thickness and the radius of the elements (relative walls thickness). The small wheels are characterized by small radius and high thickness of the walls. The wheel presented in figure 1 has uniform thickness of the walls. This construction was conceived in the intention to obtain a uniform solidification and to avoid concentrated shrinkage at solidification. The solidification

analysis for this part is done calculating the partial solidification modules of the three zones rim, disk and hub.

In the research were analyzed many variants of casting, constructive and technological. From space limit consideration, in this paper are presented only the variants which assure to obtain casting without defects caused by solidification.

3. The solidification analysis for a wheel with uniform wall thickness

In a first variant were analyzed the real solidification partial modules of the three elements of part having the geometry and dimension from figure 1. In the real solidification modules calculation it was considered that the molding batch inside the hub and that between hub and rim strongly heat because of the small diameter of the core (d_3) and small width of the disk (r_1-R_3). As result the heat transfer from part to mould throw S_8, S_{10}, S_6, S_5, S_3 surfaces is diminished, and the cooling coefficients for this surfaces have values less then 1. In the table 1 there are presented the equations to calculate the real solidification modules and their values. There are presented too the cooling coefficients values for each surface of the part. In this variant the real solidification modules were calculated without considering the gating system. The research evidenced that, generally, the presence of the pouring gate has a small influence on the real solidification modules by reason of small section of the runner.

Table 1. Real solidification modules of the wheel zones from figure 1 computed in the hypothesis of no gate system, no feeders and coolers.

No.	Part zone	The equation to calculate the real solidification module	Cooling coefficient value	Real module value
				[mm]
1	Rim	$M_1 = \dfrac{V_1}{k_1S_1 + k_2S_2 + k_3S_3 + k_4S_4}$	k_1=1, k_2=1 k_3=0,75, k_4=1	9,43
2	Disk	$M_2 = \dfrac{V_2}{k_5S_5 + k_6S_6}$	k_5=0,5, k_6=0,5	20
3	Hub	$M_3 = \dfrac{V_3}{k_7S_7 + k_8S_8 + k_9S_9 + k_{10}S_{10}}$	k_7=1, k_8=0,5 k_9=1, k_{10}=0,5	13,95

Analyzing the results from table 1 there is highlighted that even the wall thickness is uniform, this geometry is entirely non technological by casting point of view. Because the real solidification module of the disk is much higher than the real solidification modules of others elements (hub and rim), the hub and rim solidifies faster then the disk between them. So the feeding of the disk with liquid alloy during solidification is cut off anywhere will be the pouring gate or feeders, on the hub or rim. As result inside the disk it will appear a concentrated shrinkage. This shrinkage can be eliminated in two kinds by modifying the part solidification: assuring uniform solidification conditions or using feeders and assuring a directional solidification to these.

4. Assuring uniform solidification

To obtain uniform solidification for this casting it is necessary that the real solidification modules to be equal for the three elements of the casing. In this but it is necessary to reduce the disk thickness at half (L_2=10mm) to diminish the real

solidification module at a value nearest of the others elements module, so it is shown in figure 2. Diminish of the disk thickness determine in the same time a small diminish of the real solidification module of the hub because its external surface is increasing (S_{10}). In the table 2 there are presented the equations to calculate the real solidification modules for wheel parts from figure 2 in the conditions of reducing the disk thickness at L_2=10mm and without gating system.

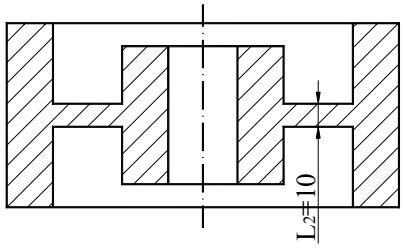


Fig.2 The sketch of the wheel with disk thickness diminished in the view of uniform solidification

Table 2. The real partial solidification modules for the wheel elements from figure 3, computed in the conditions of reducing the disk thickness at L_2=10mm, without gating system and without feeders or coolers

No.	Part zone	The equation to calculate the real solidification module	Cooling coefficient value	Real module value
				[mm]
1	Rim	$M_1 = \dfrac{V_1}{k_1S_1 + k_2S_2 + k_3S_3 + k_4S_4}$	k_1=1, k_2=1 k_3=0,75, k_4=1	9,08
2	Disk	$M_2 = \dfrac{V_2}{k_5S_5 + k_6S_6}$	k_5=0,5, k_6=0,5	10
3	Hub	$M_3 = \dfrac{V_3}{k_7S_7 + k_8S_8 + k_9S_9 + k_{10}S_{10}}$	k_7=1, k_8=0,5 k_9=1, k_{10}=0,5	10,62

It is observed that by diminish the disk thickness, the real solidification modules for the three elements of the wheel become quite equals, that assure practically simultaneously solidification. So, the concentrated shrinkage that appear in the disk is eliminated.

In this research was analyzed too the casting solidification when it is considered the presence of gating system (for the disk thickness L_2=10mm). It was analyzed the case when the casting is feed throw a circular pouring gate with feeders symmetrically disposed on the exterior of the rim. The presence of feeder system near the rim modifies a little the cooling conditions throw the external surface of the rim (S_1). This area diminish with feeders section and the cooling coefficient for this surface became k_1=0,9 because the molding batch between rim and distribution canal is heated by the heat released by this one. In the presence of the pouring system, the real solidification modules for the elements of the wheel with thin disk (L_2=10mm) became M_1=9,58mm, M_2=10mm and M_3=10,62mm. It can be observed that, considering the pouring gate, the real solidification module of the rim little augment comparing with the values from table 2, which correspond to a better uniformity in part solidification. In these conditions the part geometry assures the obtaining of casting without concentrated shrinkages and don’t need feeder head. These constructive and technological variants represent an economic solution by small consumption of liquid alloy. However in the case of uniform solidification there is the tendency to appear micro shrinkage as axial porosity. The extension of this zone depends on the degree of compensation of the solidification contraction with liquid alloy from the pouring system and of the thickness of the casting walls.

5. Assuring directional solidification

To obtain a directional solidification of the casting it is necessary that the real partial solidification modules to increase continuous from one end to other end or from the middle to extremity. In this case for obtaining casting without defects it imposed that in the neighborhood of zones with the greatest solidification module to use feeders that feed these zones with liquid alloy during solidification. For this purpose the feeders must have solidification modules bigger then the neighbor zones.

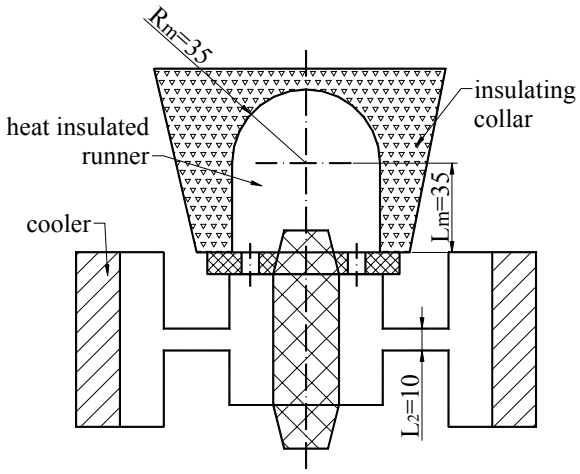


Fig. 3. Sketch to calculate real solidification modules in the conditions of the wheel with modified disk (L_2 = 10 mm), heat insulated feeder on the hub and an external cooler on the rim

In the case of the wheel analyzed it can be applied many variants of directional solidification. One of them is presented in figure 3. In this variant the solidification is directed from rim to hub by applying a cooler on the external surface of the rim and a feeder with thermo insulated cover placed on the hub. So the real solidification module of the rim decrease to become smaller then disk module. As result the rim solidifies before the disk.

The direct feeder placed on the hub determine an increasing of solidification module of the hub and as result a slowly solidification of this one. The superior surface of the hub does not contribute to heat transfer casting-mould. The results and expressions for solidification modules as well as the cooling coefficients values in this case are given in table 3.

Table 3. The real solidification modules for the wheel from figure 4, computed in the conditions of reducing the disk thickness, using a heat insulated feeder on the hub and an external cooler on the rim.

No.	Part zone	The equation to calculate the real solidification module	Cooling coefficient value	Real module value
				[mm]
1	Rim	$M_1 = \dfrac{V_1}{k_1S_1 + k_2S_2 + k_3S_3 + k_4S_4}$	k_1=10; k_2=1 k_3=0,75; k_4=1	1,61
2	Disk	$M_2 = \dfrac{V_2}{k_5S_5 + k_6S_6}$	k_5=0,5; k_6=0,5	10
3	Hub	$M_3 = \dfrac{V_3}{k_8S_8 + k_9S_9 + k_{10}S_{10}}$	k_8=0,5; k_9=1 k_{10}=0,5	16,44
4	Heat insulated feeder	$M_m = \dfrac{V_m}{k_mS_m}$	k_m=0,25	58,33

It is observed that the real solidification modules values for the wheel elements and feeder are in the relationship $M_1 < M_2 < M_3 < M_m$ (M_m represent the solidification module of the feeder). A big gradient between this modules assure a strong directional solidification from rim to hub that represent a guaranty to obtain casting without

shrinkage. The values for the cooling coefficients for the surfaces where is applied the external cooler (k_1=10) and for the feeder surface in contact with thermo insulated material (k_m=0,25) were determined conform the dates from previous papers [9].

In the research was analised too the case of using a simple feeder on the hub (without thermo insulated cover). In this case the feeder has a real solidification module M_m=14,58mm (for a coolig coeficient k_m=1). This value of the solidification module is smaller then the hub solidification module and so can not assure the shrinkage elimination from the hub.

5. Conclusion

The results of the researches presented in this paper lead to the following conclusions:

- In computing the real solidification modules must consider the saturation in heat of mould walls, as well as the position of gating system and feeders;
- The uniform solidification can be assured by modifying of the wall thickness of castings so to realize equal real solidification modules for all the casting elements;
- In the case of wheels that have the internal radius of the hub small in rapport with the thickness of the hub wall, the heat transfer throw its inner surface is strongly attenuated by reason of the saturation in heat of the core. For this reason the solidification module of the core has a higher value and simple feeders can't assure shrinkage elimination. In this case it is imposed to use heat insulated feeders or exothermal feeders that have a higher solidification module.

References:

1. **Ciobanu I., Munteanu S.I., Crişan A.-** Un nou concept în turnătorie: modulul de solidificare real al pieselor turnate.- Revista de turnătorie, nr. 1-2, 2005, pag 27 – 33, ISSN 1224-21-44
2. **Ciobanu I., Munteanu S.I., Crişan A.-** Modulul de solidificare al barelor cu secţiune U.Partea I: Modulul de solidificare ideal.- Revista de turnătorie, nr. 3-4, 2005, pag3–7, ISSN 1224-21-44.
3. **Ciobanu I., Munteanu S.I., Crişan A.-**Modulul de solidificare al barelor cu secţiune U.Partea II: - Modulul de solidificare real.- Revista de turnătorie, nr. 5-6, 2005, pag 9 –16, ISSN 1224-21-44
4. **Chvorinov N.** – Teoria solidificării pieselor turnate. – Giesserei 17 mai 1940, pag.177-186, Giesserei 31 mai 1940, pag.201-208, Giesserei 17 iunie 1940, pag.222-225.
5. **Defretin G.** - Calcul des modules de solidification apparents des pieces de fonderie. – Fonderie 384, decembrie 1978, pag. 355-361.
6. **Ciobanu I., Munteanu S., Crişan A.-**Influenţa distanţei dintre piese în formă asupra solidificării pieselor turnate -Metalurgia, nr. 8, 1998, pag. 18 – 27, ISSN 0461/9579
7. **Ciobanu I., Crişan A., Munteanu S.I.-** Influenţa caracteristicilor termofizice ale formelor de turnare asupra modulului de solidificare real. - Metalurgia, nr. 11, 2005, pag. 26 –37, ISSN 0461/9579
8. **Ciobanu I., Munteanu S., Crişan A.-**Influenţa temperaturii pereţilor formei de turnare asupra modulului de solidificare real al pieselor turnate- Metalurgia, nr. 12, 2005, pag. 12 –23, ISSN 0461/9579

Received December 12, 2005

[1]TRANSILVANIA UNIVERSITY OF BRASOV

CERCETĂRI PRIVIND ANALIZA SOLIDIFICĂRII PIESELOR TURNATE PRIN METODA MODULULUI DE SOLIDIFICARE REAL

REZUMAT: În lucrare se prezintă rezultatele unei cercetări privind analiza solidificării pieselor turnate prin metoda modulelor de solidificare reale. Se analizează solidificarea unei piese din categoria roţilor de dimensiuni mici. Pe baza valorilor modulelor de solidificare reale parţiale ale elementelor componente ale roţii şi ale maselotei, s-a pus în evidenţă posibilitatea de obţinere a unei solidificări uniforme sau a unei solidificări dirijate, cu scopul de a obţine piese turnate fără defecte cauzate de solidificare. Se evidenţiază că în anumite situaţii eliminarea retasurilor din butucul roţilor este posibilă numai prin utilizarea maselotelor izolate termic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDIES ABOUT THE SIZE OF PRECPITATES IN PARTIAL SOLUTION QUENCHING OF SOME ALUMINUM ALLOYS

BY

CARMEN NEJNERU[1], DRAGOŞ ACHIŢEI[1], ROXANA CARABET[1], NICANOR CIMPOEŞU[1], IOAN HOPULELE[1]

ABSTRACT : *Taking into consideration the alloying elements of the alloy used for the experimental tests, the tests were made at three different making temperatures for the partial solution quenchind heat treatment (570ºC, 580ºC, 590ºC) and at three soaking times (4h, 6h and 8h) in order to obtain a dissoboing of the secondary precipitates as complete as it can be (intermetalic componends Al – Cu – Ni – Fe) to obtaine a better cutting workability.*

Metallographic photos were made on the bar tests which wer heat treated in order to show precipitates dissolving and also was using the Surface Scan – program to measure the R_{max} to determine the effiency of the heat treatment.

KEYWORDS : *partial solution quenchind, secondary precipitates*.

1.Introduction

The intermetalic compounds that can exist into alloys are primary or secondary. The primary intermetalic compounds have much bigger dimensions and came directly from the melting comparatively with secondary intermetalic compounds that appear mostly because the solubility variation of chemical elements that compound them and have much smaller dimensions.

Biphasic structures have the disadvantage to be cracky and cannot be processed through cold deformation.

The solution quenching heat treatment is a treatment applied to the alloys that presents a biphasic solid structure composed from a solid solution α + a precipitate (usually an intermetalic compound).

When this treatment is applied takes place a total or partial dissolve of the precipitates which confer the alloys a good workability in cold deformation.

If in the structure of the alloy are only secondary precipitates the quenching is total; if we have inn the structure also primary and secondary precipitates the quenching is partial. In the second case the alloy gets after the heat treatment o lower hardness and this is a good thing because it gets cutting workability.

2.Experimental results

The work presents an experimental study on the efficiency of the solution quenching heat treatment applied to an aluminum alloy with the following chemical composition:

Table 1.

Chemical composition [%]												
Cu	Fe	Ni	Zn	Ti	Sn	Pb	Cr	Co	Mn	Si	Cd	Al
2.618	1.21	1.20	0.59	0.077	0.003	< 0.003	0.04	< 0.001	0.03	0.16	< 0.001	rest

Based on the ternary equilibrium diagrams Al-Cu-Ni and Al-Cu-Fe and using the determined chemical composition it is ascertained that the studied alloy has a biphasic structures having in the basic metallic weight intermetallic complex compounds type: Al_2Cu, Al_7Cu_2Fe, Al_3Fe, Al_9Cu_3Ni, $AlFe_2Ni$, Al_2FeNi, Al_9FeNi and Al_3Fe. For the studied alloy the solution quenching can be only partial.

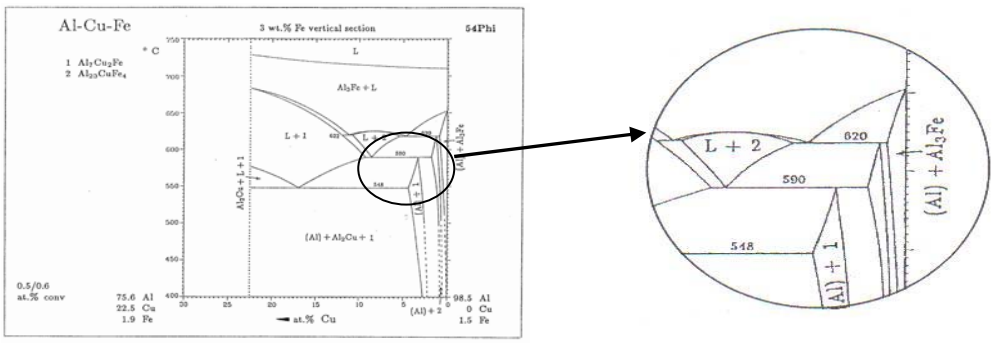


Figure 1. Ternary equilibrium diagram Al-Cu-Fe

It can be noticed from the Al-Cu-Ni ternary equilibrium diagram that the solution quenching temperature can vary in the interval 570…600°C and from technologic point of view in order to obtain a complete dissolving of the precipitates, the soaking time can vary in the interval 4…8 h.

The experiments were made on the following test matrix, in the soaking temperatures of 570, 580 and 590°C and at the soaking times of 4, 6 and 8 hours.

There were made tests also at 620°C but the test bars were partially melted which imposed the superior limit of the experiment at 590°C.

We must say that before the solution quenching heat treatment the test bars have suffered a stabilization annealing which consisted in heating and maintaining for an hour at 500°C followed by slow cooling with the furnace having in view to obtain into the alloy an equilibrium structure.

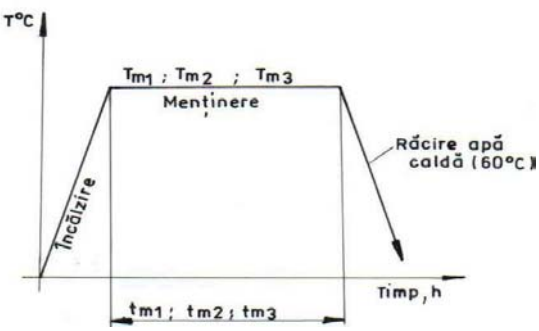


Figure 2. Heat treatment.

The heat treatments were made into an electric conducting-hearth furnace.

The ATNSi9 alloy because of the high thermal conductivity presents a high sensibility to the temperature variations which can reach on the entire length of the furnace until 10°C.

For this reason the heat of the test bars it is realized with the help of a cylinder piece with thick wall made from OLC 45 steel and to handle the test bars it was used a wire device. After heating and maintaining at the desired treatment temperature the test bars are cooled in water with high velocity at 60°C. The water had been before-hand heated into a calorimeter.

There were realized metallographic photos of the test bars before and after the heat treatment. The test bars were before-hand sanded and attacked with 10% NaOH solution.

In the metallographic photo of the untreated test bar it can be noticed easily the primary and secondary precipitates of the alloy.

In the metallographic photos of the heat treated test bars at soaking temperatures of 570, 580 and 590°C and soaking time of 4 h, it can be noticed a slight dissolving of the precipitates at the same time with the increase of the temperature.

With the help of the metallographic photos and wit the SURFACE SCAN program it was made an image analised to determine the sizes of the primary and secondary precipitates.

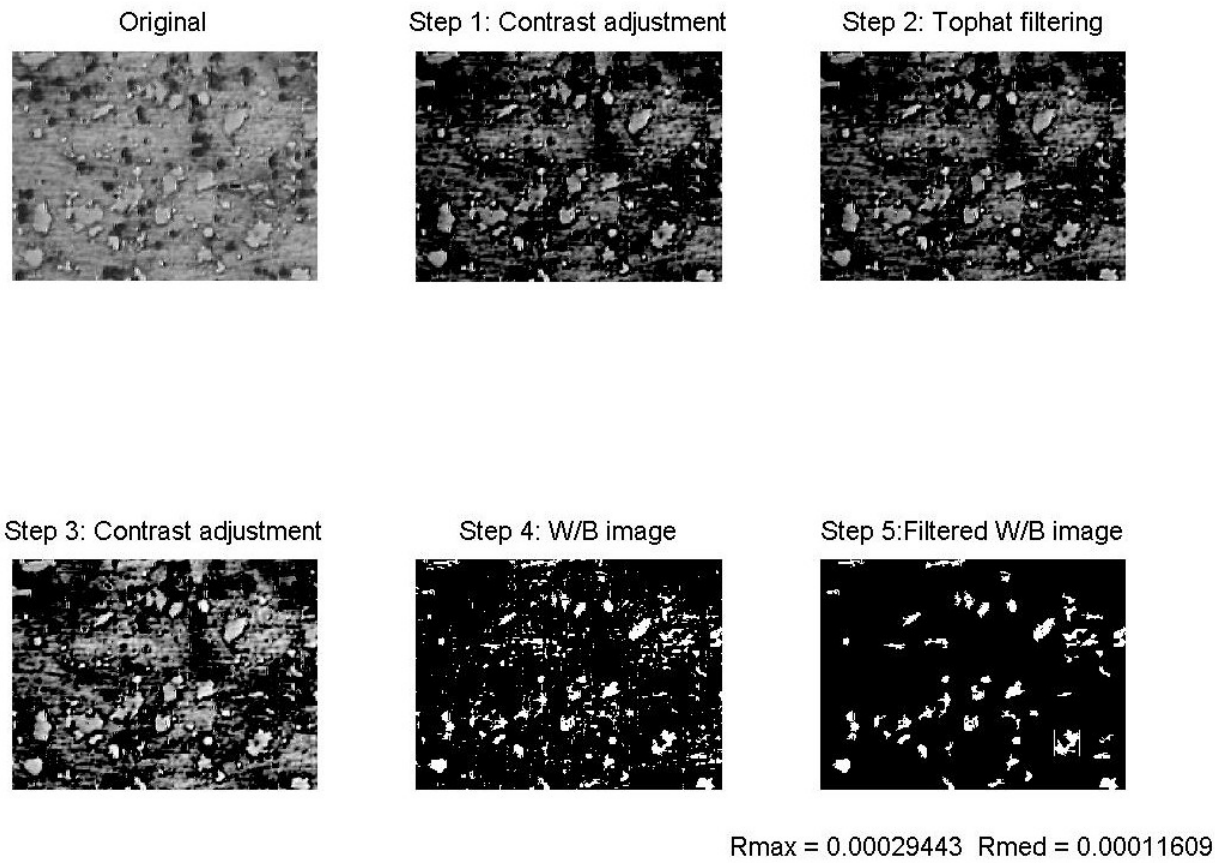


Figure 3. SURFACE SCAN used on test bar untreated.

It was determined the R_{max} of the precipitated, with a special program, using the placement of the precipitate's form in a rectangle (R_{max} was the minimal dimension of the oval forms because the precipitate's dissolving is made on the minimal dimension.

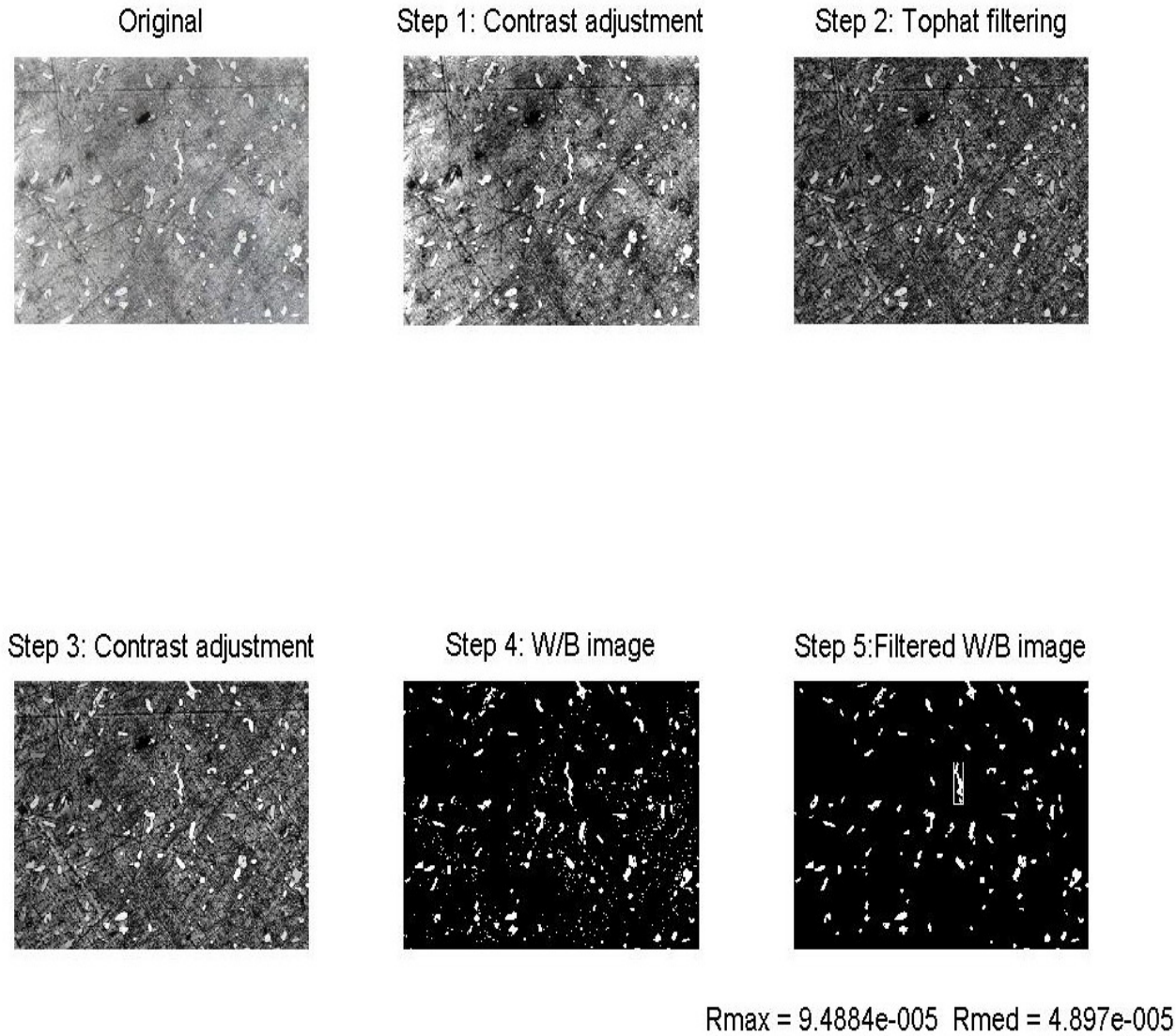
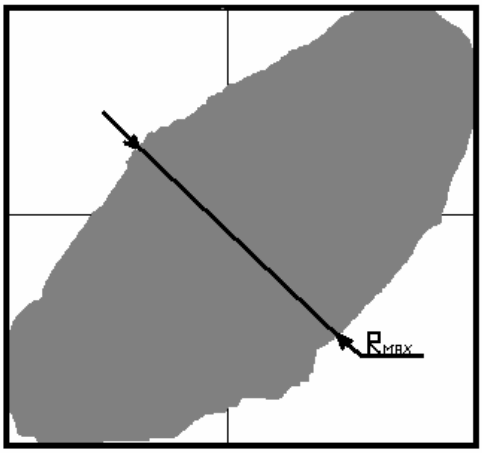
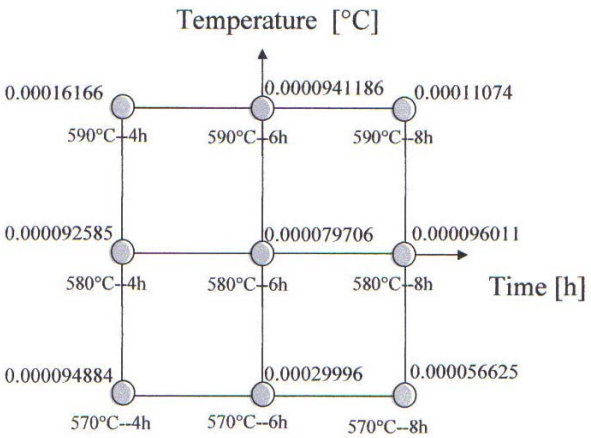


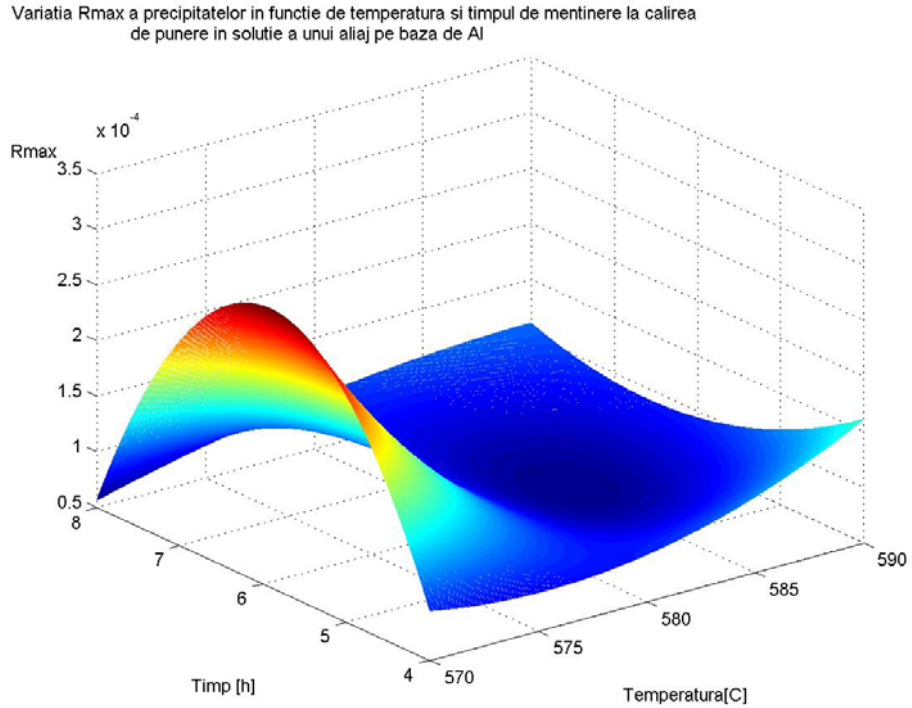
Figure 4. SURFACE SCAN used on test bar treated at 570[ºC] and 4 [h].

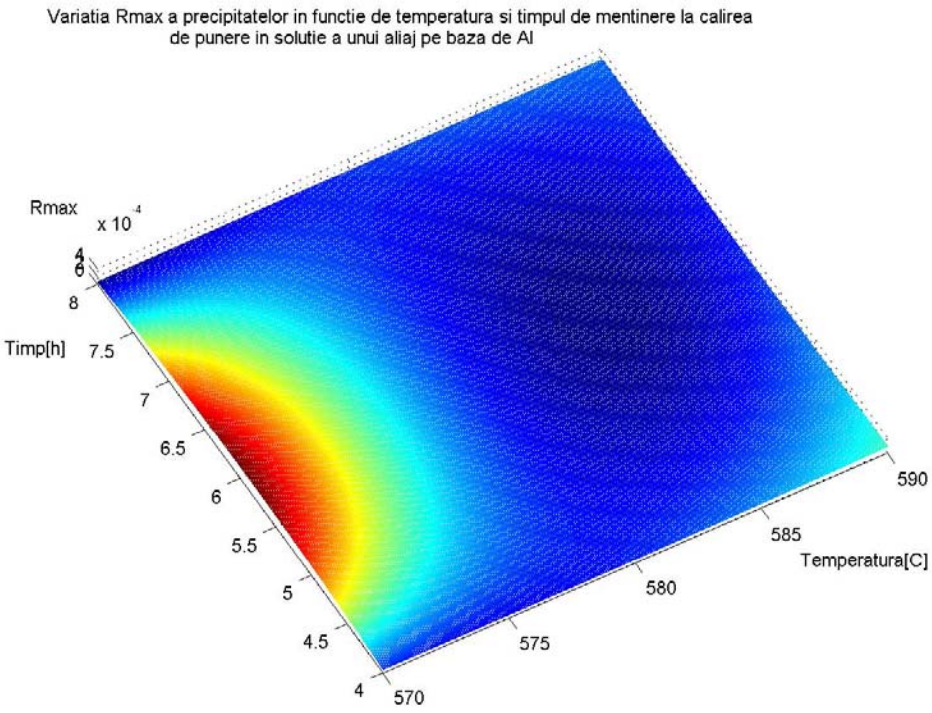


Variation of R_{max} [mm] of precipitates with temperature and time of mentenance



Based on these values was traced a spatial graphic in coordinates (T, t, R_{max}).





3. Conclusions

It can be noticed by studying the traced spatial graphic based on the measured values of the R_{max}, which a lower value of that though a powerful dissolving of the precipitates was obtained for a soaking temperature of 590°C and a soaking time of 8 and 6 hours.

It also can be noticed from the images analysis of the metallographic photos of the heat treated test bars that R_{MAX} of the precipitate is directly proportional with soaking time.

REFERENCES

[1.] I. Hopulele, G. D. Găluşcă, I. Alexandru – Tratamente termice şi termochimice, vol. **I** şi **II**, Rotaprint Iaşi, 1983.

[2.] S. Gadea , M. Petrescu – Metalurgie fizica si studiul metalelor ,Editura Didactica Pedagogica , Bucuresti ,1983 .

[3.] T. Dulamita , E .Florian – Tratamente termice si termochimice ,Editura Didactica Pedagogica, Bucuresti ,1982 .

[4.] N .Geru – Metalurgie fizica ,Editura tehnica , Bucuresti ,1981 .

[5.] * -** Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams **.**

Received December 12, 2005

[1]TECHNICAL UNIVERSITY IASI

STUDII PRIVIND MARIMEA PRECIPITATELOR LA CALIREA DE PUNERE IN SOLUTIE PARTIALA A UNOR ALIAJE PE BAZA DE ALUMINIU

REZUMAT: Tinand cont de elementele de aliere ale aliajului folosit pentru incercarile experimentale. s-au facut incercari la 3 temperaturi diferite de mentinere pentru tratamentul termic de calire de punere in solutie partiala (570ºC, 580ºC, 590ºC) si 3 timpi de mentinere (4h, 6h si 8h), pentru a obtine o dizolvare cat mai completa a precipitatelor secundare (compusi intermetalici Al – Cu – Ni – Fe) in vederea obtinerii unei bune prelucrabilitati prin aschiere.

S-au realizat fotografii metalografice, pe probele tratate termic pentru evidentierea dizolvarii precipitatelor si folosind programul SURFACE SCAN s-a determinat raza maxima a precipitatelor, pentru a determina eficienta tratamentului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IMPLICATIONS OF THE THERMAL AND THERMO-CHEMICAL TREATMENTS IN ELECTROLYTIC PLASMA IN THE PHYSICAL STRUCTURE OF THE STEELS OLC15 AND 21MoMnCr12

BY

MARIA BACIU[1], IOAN ALEXANDRU[1], CONSTANTIN BACIU[1], ADRIAN ALEXANDRU[1]

ABSTRACT. *By the X-ray diffraction we identified the phases in the structure of steels OLC15 and 21MoMnCr12 treated thermally and thermo-chemically in electrolytic plasma as well as the influence of these proceedings on the physical structure of the steels analyzed.*

KEYWORDS: *thermal treatments, electrolytic plasma, carbiding, carbonitriding, diffractogram*

1. Introduction

The analysis of the physical composition of the steels OLC15 and 21MoMnCr12 treated thermally and thermo-chemically in electrolytic plasma permits to establish a correlation between the technological parameters of the processing process and the physical-mechanical properties obtained in the end.

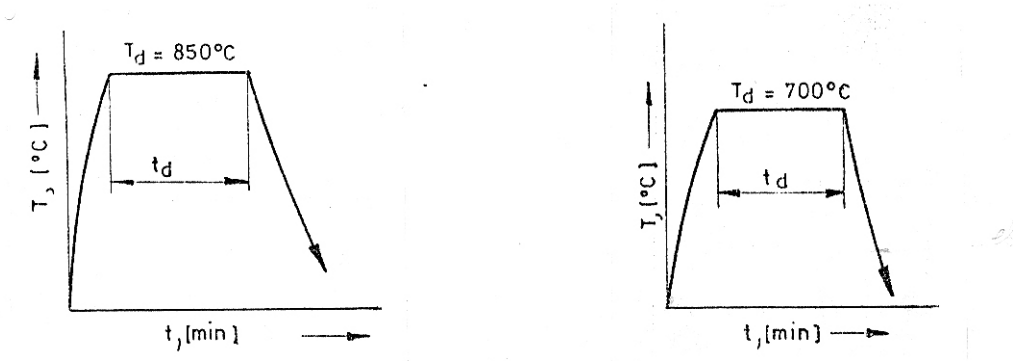
The experimental determinations were made by X-ray diffraction, the analysis of the diffractograms allowing us to calculate the inter-planar distances d_{hkl} and the identification of the phases in the structure of the steels studied.

2. Experimental procedure

The experimental researches were made on cylindrical specimens Ø15x50 mm of the steels OLC15 and 21MoMnCr12 processed thermally by anodic warming in watery electrolytes according to the conditions presented in table 1 and figure 1.

Table 1. Technological parameters of thermal and thermo-chemical treatment in electrolytic plasma

No. crt.	Type of steel	Specimen	Thermal and thermo-chemical treatment applied	Technological parameters of thermal processing
1	OLC15	1D	carbiding + chilling	T_{inc} = 850°C; t_{inc} = 9 min
2	21MoMnCr12	2G		T_{inc} = 700°C; t_{inc} = 3 min
3	OLC15	1F	carbonitriding + chilling	T_{inc} = 850°C; t_{inc} = 3 min
4		1O		T_{inc} = 700°C; t_{inc} = 9 min
5	21MoMnCr12	2L		T_{inc} = 700°C; t_{inc} = 3 min



a) carbiding and chilling
T_d = 850°C; t_d = 3 and 9 min

b) carbonitriding and chilling
T_d = 700°C; t_d = 3 and 9 min

Figure 1. Variants of thermal treatments in electrolytic plasma

The diffractograms were obtained by the device DRON –2, using the radiations $M_0K_{\square}$ and $FeK_{\square}$. The interval analyzed goes between the values 2Ø = 15°…40°. The exterior surfaces were radiated of the two steels by carbiding and carbonitriding followed by chilling in electrolyte.

3. Experimental results

In figures 2…6 we illustrate the diffractograms obtained. On them one can identify the peaks of maximum intensity specific to the phases and plans of diffraction:

- austenite (111); (220); (311);
- ferrite and martensite : (200); (002); (211); (112);
- cementite; coals, nitro-carbides and nitrides □ – $F_{2-3}N$; Fe_4N; Fe_3N

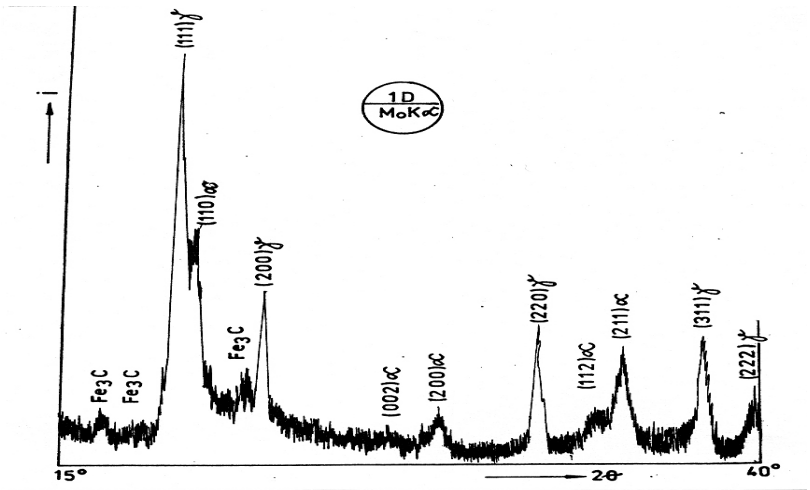


Figure 2. Diffractogram of steel OLC15 carburized and chilled in electrolytic plasma – specimen 1D

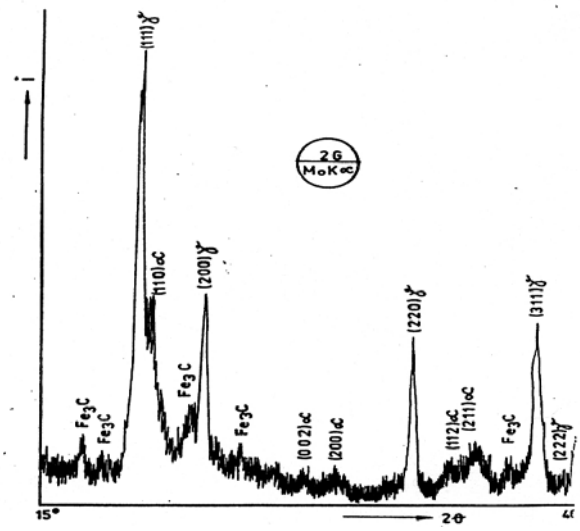


Figure 3. Diffractogram of steel 21MoMnCr12 carburized and chilled in electrolytic plasma – specimen 2G

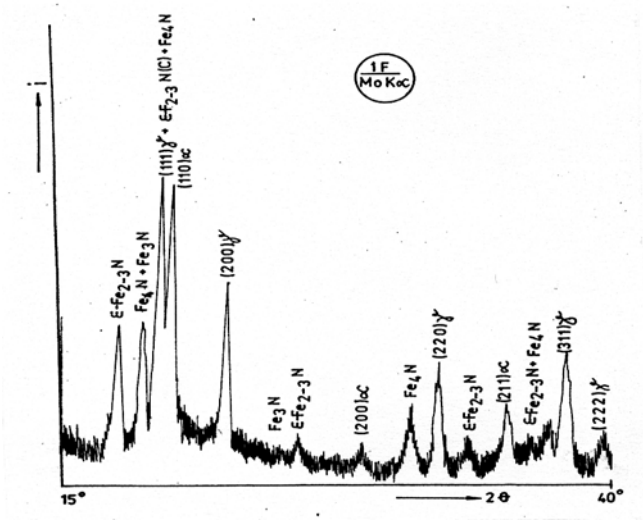


Figure 4. Diffractogram of steel OLC15 carbonitrated and chilled in electrolytic plasma – specimen 1F

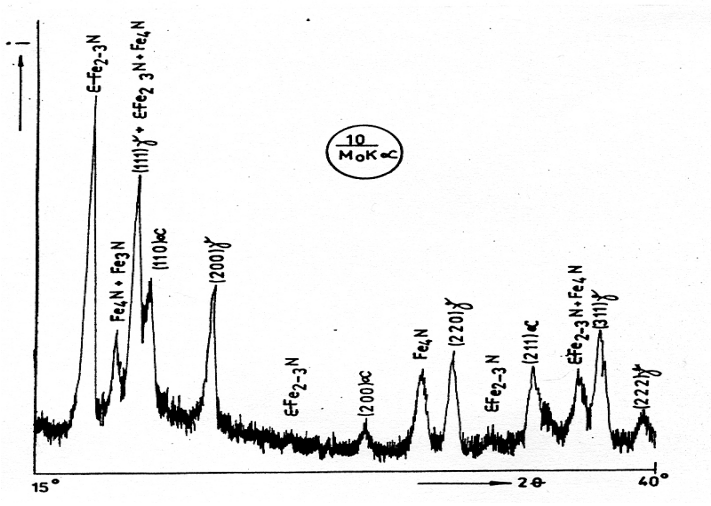


Figure 5. Diffractogram of steel OLC15 carbonitrated and chilled in electrolytic plasma – specimen 1O

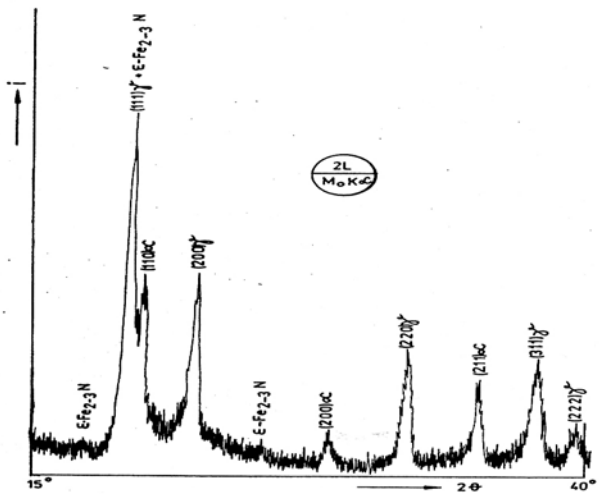


Figure 6. Diffractogram of steel 21MoMnCr12 carbonitrated and chilled in electrolytic plasma – specimen 2L

The analysis of these diffractograms allowed us to calculate the inter-planar distances d_{hkl} and to identify the phases in the structure of each specimen. (tables 3…7)

Table 3. Inter-planar distances and the phases in the structure of the steel OLC15 carbided and chilled in electrolytic plasma (specimen 1D).

d_{hkl}	Phase
2,392	Fe_3C
2,257	Fe_3C
2,213	Fe_3C
2,054	□
2,003	□
1,8543	Fe_3C
1,8023	□
1,5140	Fe_3C
1,4221	□
1,2734	□
1,1976	Fe_3C
1,1682	□
1,0849	□

Table 4. Inter-planar distances and the phases in the structure of the steel 21MoMnCr12 carbided and chilled in electrolytic plasma (specimen 2G).

d_{hkl}	Phase
2,402	Fe_3C
2,284	Fe_3C
2,235	Fe_3C
2,085	□
2,016	□
1,8535	Fe_3C
1,6869	Fe_3C
1,5819	Fe_3C
1,5072	Fe_3C
1,4313	□
1,2806	□
1,2172	Fe_3C
1,1737	□
1,1272	Fe_3C
1,0889	□
1,0434	□

Table 5. Inter-planar distances and the phases in the structure of the steel OLC15 carbonitrated and chilled in electrolytic plasma (specimen 1F).

d_{hkl}	Phase
2,311	□ – $Fe_{2\text{-}3}N$
2,172	Fe_4N + Fe_3N
2,088	□ + Fe_4N + Fe_3N + □
2,039	□
1,8139	□
1,6385	Fe_3N
1,5717	□
1,4341	□
1,3326	Fe_4N
1,2812	□
1,2313	□
1,1728	□
1,1376	Fe_4N + □
1,0948	□
1,0504	□

Table 6. Inter-planar distances and the phases in the structure of the steel 21MoMnCr12 carbonitrated and chilled in electrolytic plasma (specimen 1O).

d_{hkl}	Phase
2,319	□ – $Fe_{2-3}N$
2,189	Fe_4N + Fe_3N
2,101	□ + Fe_4N + Fe_3N + □
2,055	□
1,8323	□
1,6148	□ – $Fe_{2-3}N$
1,4443	□
1,3343	Fe_4N
1,2898	□
1,2351	□
1,1741	□
1,1187	□
1,0987	□
1,0518	□

Table 7. Inter-planar distances and the phases in the structure of the steel 21MoMnCr12 carbonitrated and chilled in electrolytic plasma (specimen 2L).

d_{hkl}	Phase
2,322	□ – $Fe_{2-3}N$
2,079	□
2,026	□
1,8200	□
1,6068	□ – $Fe_{2-3}N$
1,4370	□
1,2889	□
1,1741	□
1,0970	□
1,0492	□

4. Conclusions

We drew the following conclusions prior the experimental determination by X-ray diffraction over the specimens of the two steels processed thermally in electrolytic plasma:

□ in the steels OLC15 and 21MoMnCr12 carbided and chilled in electrolytic plasma these phases are present: martensite, carbides and residual austenite;

□ for the same steels carbonitrated and chilled in electrolytic plasma we identified the presence of the nitrides of the type □ – $Fe_{2-3}N$, Fe_3N and Fe_4N besides martensite and residual austenite.

References:

1. Baciu, Maria – *Contributions in the structural and property modifications of the steels treated thermally and thermo-chemically in electrolytic plasma*, doctoral thesis, Technical University, Iasi, 1999

2. Baciu, C.; Baciu, Maria – *Incalzirea anodica a otelurilor in plasma electrolitica*, Buletinul Sesiunii Academice Romane – filiala Iasi, pp. 42-45, Iasi, 1996

Received December 13, 2005

[1]*TECHNICAL UNIVERSITY IASI*

IMPLICATIILE TRATAMENTELOR TERMICE SI TERMOCHIMICE ÎN PLASMA ELECTROLITICA ASUPRA COMPOZITIEI FAZICE A OTELURILOR OLC15 ŞI 21 MoMnCr12

Rezumat. Analiza compozitiei fazice, permite stabilirea unei corelatii între parametrii tehnologici ai proceselor de prelucrare termica si termochimica în plasma electrolitica ($T_{înc}$ si $t_{înc}$) si proprietatile fizico-mecanice ale straturilor obtinute în final.

Determinarile experimentale au fost efectuate prin difractie de raze X. Analiza difractogramelor a permis calcularea distantelor interplanare d_{hkl} si identificarea fazelor prezente în structura otelurilor OLC15 si 21MoMnCr12, prelucrate termic prin încalzire anodica în electroliti aposi.

Pentru cele doua aliaje studiate, supuse carburarii si calirii în plasma electrolitica au fost puse în evidenta fazele: martensita, carburi si austenita reziduala.

La aceleasi oteluri carbonitrurate si calite în plasma electrolitica a fost identificata prezenta nitrurilor de tip $Fe_{2-3}N$, Fe4N alaturi de martensita si austenita reziduala.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FINISHING OF THE STRUCTURE OF SILUMINS BY MEANS OF RAPID COOLING

BY

BELA VARGA[1]

ABSTRACT: *In addition to outstanding casting properties, silumins also have a number of remarkable operational features. Improving operational features implies directing/control of the casting structure. Good results are obtained by the application of high cooling rates (rapid cooling). The paper presents the experimental results obtained by applying cooling rates of orders of magnitude of 10^3 - 10^4 °C/s.*

KEYWORDS*: silumins, structure, rapid cooling, primary silicon separations*

1. INTRODUCTION

Silumins have a number of special properties: small values of the thermal dilatation coefficient, good corrosion strength, small values of the friction coefficient, small densities and good machinability by cutting. The enumerated conditions imply a fine and uniform distribution of both the primary phases and the eutectic. When using silumins for the casting of IC engine pistons, decreasing the value of the thermal dilatation coefficient to one close to that of the cylinder material requires the use of high silicon contents of 20 to 40%, figure 1. For these compositions the issue of finishing primary silicon separations is even more pressing.

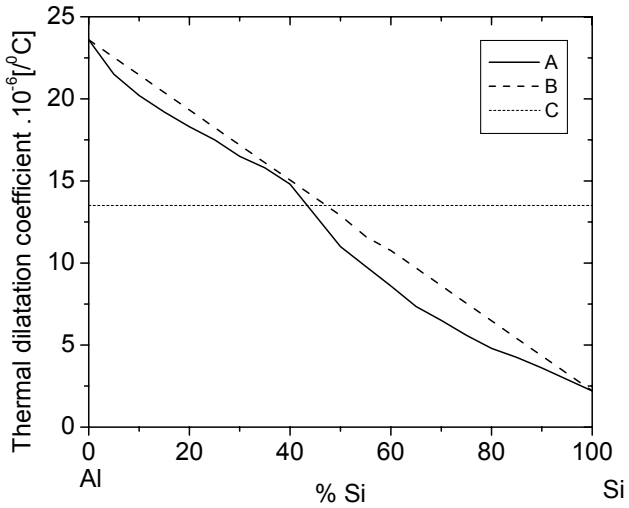


Fig.1 Variation of the thermal dilatation coefficient in the Al-Si system:
A – measured values:
- for chill-cast silumins (0 - 40 % Si,)
- processed by atomisation - pressing (50-100 % Si);
B –theoretical values, computed by the law of additivity;
C – for the cylinder material

Hardening at high cooling rates represents the simplest manner of improving the structure, at least from the theoretical viewpoint. Rapid cooling applied to metal workpieces determines, in addition to finishing of the structure, its deviation from equilibrium. The obtained unbalanced (non-equilibrium) phases cannot be evaluated any longer based on the thermal equilibrium diagrams.

Advanced finishing of structures by increasing the cooling rate requires modifications of both the transformation technology of liquid into solid alloy (table 1), and the technologies applied for the subsequent processing of the solid metallic material.

A number of structural modifications occur by increasing the cooling rate in the alloy subjected to solidification. The modifications are presented further on, in the increasing order of cooling rates:

- decreasing dendrite dimensions and of their internal structure;
- increasing chemical homogeneity by reducing segregations;
- expanding the domain of solid state solubility by generation of supersaturated solid solutions;
- occurrence of new meta-stable crystal phases;
- generation of amorphous materials (metallic glasses).

It is noted that by increasing cooling rate, the quantitative modifications of the structure turn into qualitative ones.

Structure finishing under the influence of rapid cooling is evaluated by the distance between dendrite branches, known as dendrite parameter. This interdependence is described by an equation of form:

$$d = A \cdot v^{-n}, \tag{1}$$

where: d is the dendrite parameter, (μm);

v – cooling rate, (°C/s);

A, n – constants.

The mechanical strength of the alloy increases with structure finishing. This correlation is described by the Hall-Petch equation:

$$R = R_0 + k \cdot d^{-1/2} \tag{2}$$

where:

- R is the flow limit
- R_0 and k are constants depending on the quality of the metallic material.

In the case of aluminium the interdependence is represented by the diagram shown in figure 2.

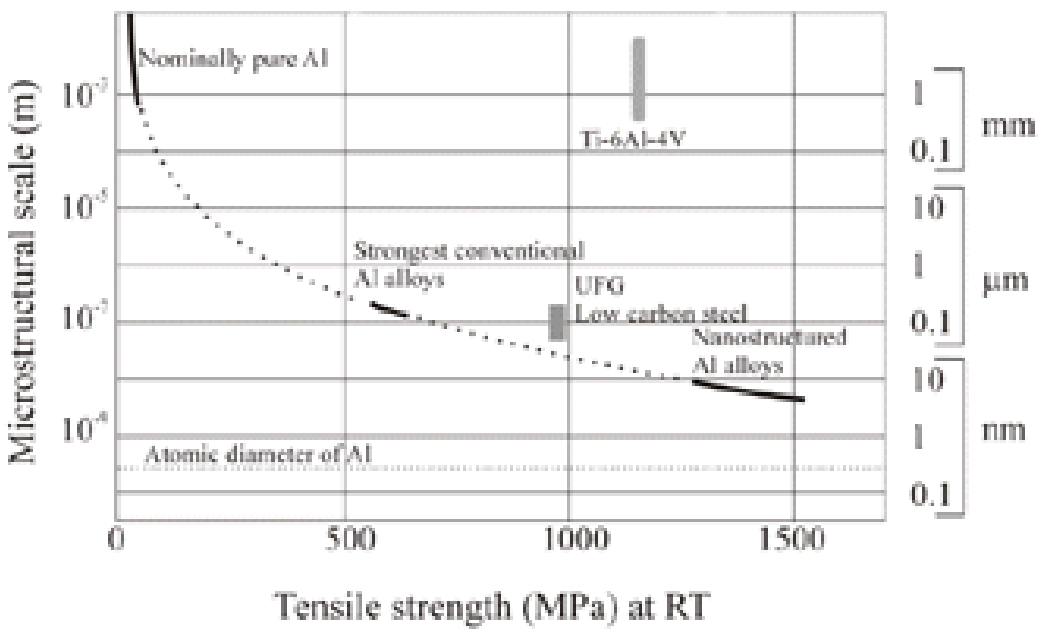


Fig.2 Interdependence: tensile strength – dendrite parameter

The variation of the dendrite parameter in dependence on the cooling rate values typical for various processing technologies are presented in table 2.

Table 1. Cooling rates recorded in the processing of various aluminium based alloy workpieces (1)

Workpiece	Processing conditions	workpiece dimensions (mm)	Cooling rate (ºC/s)
Cast parts	sand - cast	medium dimension parts	10^{-2}
	chill - cast		10^{0}
ingots (pigs)	water-cooled chill-cast	D = 500	10^{-1}
	continuous casting	D =1000	10^{0}
		D =100	$5 \cdot 10^{1}$
profiled workpieces	flat strip	H=6	10^{2}
	wire	D =6	$5 \cdot 10^{2}$
Grains	water-cast	D =4	$5 \cdot 10^{3}$
		D =0,5	$5 \cdot 10^{4}$
		D =0,05	$5 \cdot 10^{5}$
Powders	Nitrogen atomisation	D =0,4	$5 \cdot 10^{3}$
		D =0,05	$5 \cdot 10^{4}$
Scales (tape)	on metal support	H=50 □m	$5 \cdot 10^{5}$
		H=20 □m	10^{6}
		H<10□m	10^{9}

Table 2.Cooling rates and dendrite parameter for aluminium based alloys solidified by various processing technologies (1)

Cooling rate (ºC/s)	Dendrite parameter (m)	Processing conditions
10^{-3}	1000	sand-casting of parts chill-casting of large diameter ingots (pigs)
10^{0}	100	chill-casting continuous casting
10^{3}	10	large grains
10^{6}	1	small grains and scales
10^{9}	0,1	superfine scales
10^{12}	0,01	superfine scales with high initial undercooling
10^{15}	0,001	not obtained experimentally

Certain papers (2) consider the variation of the dendrite parameter depending on nature and concentration of the alloying element in the case of deformable aluminium alloys as insignificant. Consequently the diagram of function (1) plotted in double logarithmic coordinates for the linearization of the interdependence, can be used for determining the cooling rate of any aluminium alloy processed under various cooling conditions.

Based on data from literature, table 3 presents for various aluminium based alloys the values of constant n from equation (1).

Table 3. Constant "n" for aluminium based alloys (according to various authors)

alloy	cooling rate (ºC/s)	n
duralumin	0,007...2000	0,38
Al + (4,0...5,0) % Cu	<350	0,39
Al + Cu, Mg, Zn, Si	-	0,337
Al + (5,05...3) % Cu	<3	0,276
Al + (1,0...10,6) % Cu	0,67...5,0	0,25
Al + (5,5 ...26,6) % Cu	0,16...1,6	0,25
Al + (1,4...4,3) % Si	0,67...5,000	0,25
Al + (2,0....5,0) % Mn	$10^{-10}...6.10^{-3}$	0,32
Al + Cu, Si, Pd, Fe	$10^{8}...10^{9}$	0,33
Al + Mg	$0,01...5.10^{3}$	0,32
Al + Cu	$0,01...5.10^{3}$	0,37
Al + Fe	$0,01...5.10^{3}$	0,33

Al + Mn	$0,01...5.10^3$	0,377

The paper addresses the determination of constants A and n from equation (1), for the primary phases of hypo- and hypereutectic silumins.

It should be mentioned, that in the case of binary Al-Si alloys in addition to the quantitative structural modifications, also a number of qualitative changes occur under the influence of rapid cooling:

- Displacement of the eutectic point to the right;
- Modification of the form of eutectic silicon (modified alloy);
- Modification of the proportion of phases and constituents;
- Generation of silicon supersaturated α solid solution.

In the case of chill-casting of small test-pieces the cooling rate is of 10^2 °C/s, the corresponding modification of proportions of phases and constituents being presented in the diagrams of figure 3.

The diagram of figure 4 presents the influence of the cooling rate on the variation of silicon concentration in α solid solution for alloys with different contents of silicon.

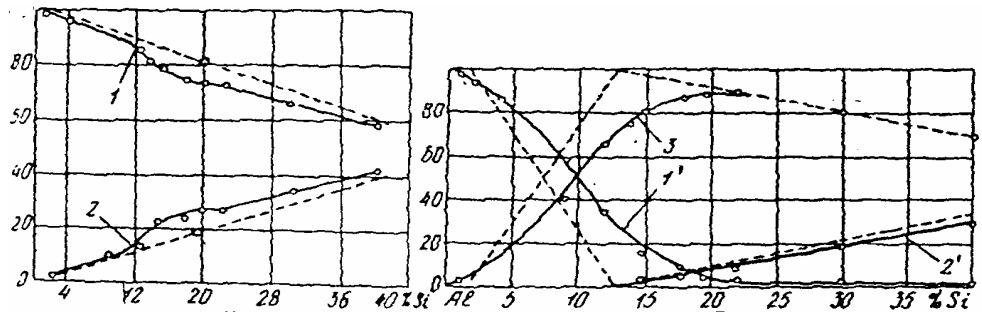


Fig.3 Proportion of phases (a) and constituents (b) in Al-Si alloys, for chill-casting at 100 ºC/s cooling rate: 1 – phase; 2 – phase; 1'– primary solid solution; 2' – primary (Si) solid solution; 3 – eutectic; experimental values (continuous line); theoretical values (dotted line) (5)

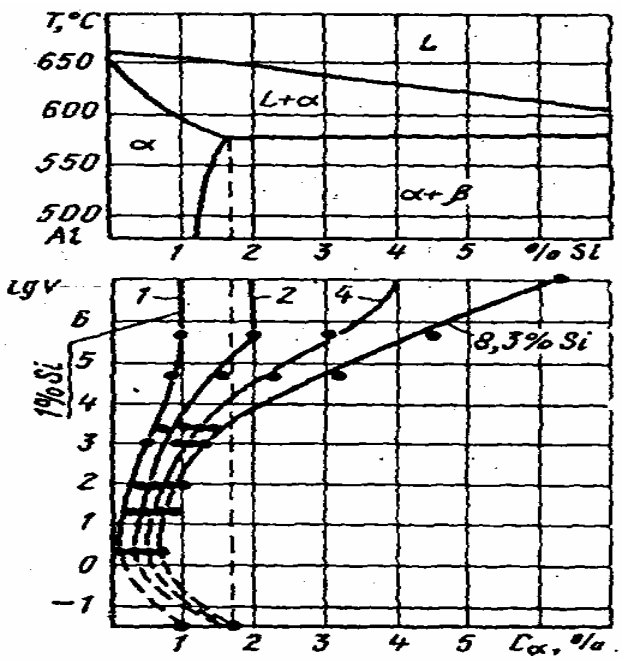


Fig. 4 Variation of silicon concentration versus cooling rate in α solid solution for alloys with various contents of silicon (3)

2. EXPERIMENTAL DETERMINATIONS

Samples were cast under various cooling conditions (in refractory brick and metal moulds of various dimensions and shapes) in order to establish the interdependence of the value of the cooling rate and the dendrite parameter. The conditions of experimenting are those presented in (7).

Test-pieces were taken from the cast samples for determination of the dendrite parameter by microscopic examination.

Table 4 features the values of constants A and n obtained by mathematical processing of the experimental results for ATSi5Cu1 hypoeutectic alloy and Al-Si 18 % hypereutectic composition, together with data from literature concerning foundry alloys.

Table 4. Values of coefficients A and n for different aluminium based alloys

Composition	Analysed phase	n	A	Source
Al – Si 18 %	primary silicon	0,402	2,548	(6)
		0,354	2,013	own determinations
Al- Si 7 %	□ solid solution, silicon dissolved in aluminium	0,4	2,37	(4)
Al- Si 5 %		0,37	2,3	own determinations

The diagram of figure 5 shows the graph of function (1) for the 18% silicon hypereutectic composition. The line plotted for the same composition based on data from literature is presented in parallel.

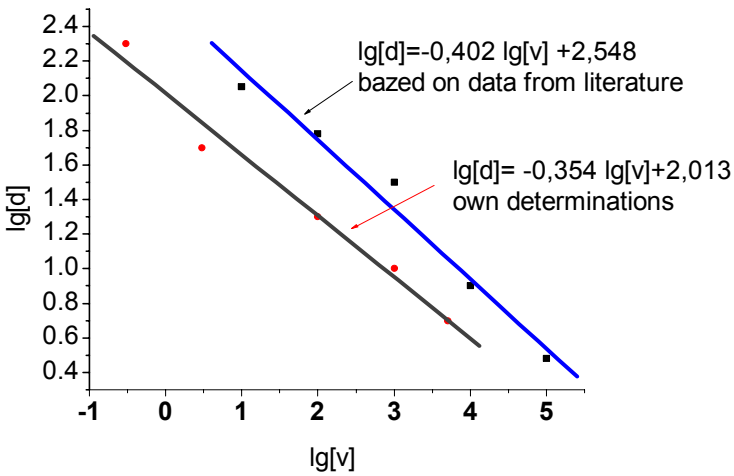


Fig.5 Variation of primary silicon separation dimensions versus cooling rate value

3. CONCLUSIONS

The data presented in table 3 concerning the value of constant "n" from equation (1) highlight the wide variation interval (0.25 … 0.39) of this constant for aluminium based alloys cooled at rates of 0.007 ... 10^9 °C/s.

Based on the data of table 4 the closeness of the values of constants A and n for the two categories of silumins is worth noticing, despite the fact that germination and growth of the two pro-eutectic phases is achieved by significantly different mechanisms.

The advanced finishing of the structure by rapid cooling requires the modification of both the transformation technology of liquid into solid alloy (atomisation or casting of tapes or thin wire) and the subsequent processing technologies.

In the case of hypereutectic silumins a high rate of solidification is recommended, also preferred because it allows avoiding silicon segregation.

It should be mentioned that rapid cooling also contributes to decreasing the negative influence of metal impurities, thus allowing the increased use of recyclable materials for generation of the solid charge.

REFERENCES

(1) Dobatkin V. I., Elagin V. I., Federov V. M: *Bâstrozakristallizovannie aliuminievie splavâ*, Moskva, VILS, 1995, p. 341

(2) Gâdea S., Petrescu M., Vavernea M., Minciunescu C.: *Cercetari asupra calirii din stare lichida pentru obtinerea de noi aliaje*, în Metalurgia nr.11, 1984, p. 572...580

(3) Badaev V. G.: *O raspredelenii legiruiutcih elementov mejdu fazovîmi sostavliaiucimi v litîh dvukomponentnîh aliuminievîh splavah*, în Metallovedenie i termicieskaia obrabotka metallov, nr. 10, 1983, p. 8...11

(4) Shivkumar S., Wang L., Apelian D.: *Molten Metal Processing of Advanced Cast Aluminium Alloys*, JOM, 1991, nr.1. p. 26-33

(5). Badaev V. G., Lermontova L. M., Zaharov A. P.: *Vliianie skorosti ohlajdenia rasplava pri kristalliza□ii na sostav i kolicestvo faz v splavah sistemi Al-Si*, Tehnologia Liogkih splavov, 1992, nr. 3. p. 21...24

(6). Tmakov Iu. V., Zenina M. V., Riabov I. V.: *Sovremennoje sostojanie i dalnejtee razvitie portnevâh splavov na Al-osnove*, Liteinoe Proizvodstvo 2000, nr. 11. p. 3...4

(7) Varga B.: *Structura siluminurilor racite rapid si metoda de realizare a acesteia*, Revista de Turnatorie 2003, nr. 1-2. p. 13...16

Received December 15, 2005

[1]*University Transilvania of Brasov*

FINISAREA STRUCTURII SILUMINURILOR PRIN APLICAREA UNOR VITEZE MARI DE RACIRE

REZUMAT: Siluminurile pe langa proprietatile excelente de turnare poseda o serie de proprietati de exploatare remarcabile. Îmbunatatirea proprietatilor de exploatare presupune dirijarea structurii de turnare. Rezultate bune se obtin prin aplicarea unor viteze de racire marite. În lucrare sunt prezentate rezultatele experimentale obtinute prin aplicarea unor viteze de racire de ordinal 10^3 - 10^4°C/s.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SIMULATION OF THE RESIDUAL STRESS DISTRIBUTION IN THE CASE OF DRAW PARTS MADE FROM HOMOGENEOUS AND HETEROGENEOUS METAL SHEETS

BY

G. BRABIE[1], A. ALBUT[1]

ABSTRACT: *The experimental investigation of the residual stress distribution in the case of draw parts is a difficult problem because of complexity of the forming operations and formed parts geometry. A solution to the problem can be the simulation of the forming process and residual stress distribution. The present paper investigates the distribution of the residual stresses by simulating the drawing process in the case of a rectangular part made in homogeneous and heterogeneous steel sheets.*

KEYWORDS*: forming simulation, residual stresses distribution, homogeneous and heterogeneous sheets*

1. Introduction

The residual stresses that occur in the machined parts after the removing of the tools are the main cause that determines the springback of the draw parts made in metal sheets. Hence, to investigate this instability phenomenon it must be known the state of residual stresses developed in the part by its machining. But, the experimental investigation of the residual stress distribution in the case of draw parts is a difficult problem because of complexity of the forming operations and formed parts geometry. A solution to the problem can be the simulation of the forming process and residual stress distribution. The present paper investigates the distribution of the residual stresses by simulating the drawing process in the case of a rectangular part made in homogeneous and heterogeneous steel sheets.

2. Conditions of simulation

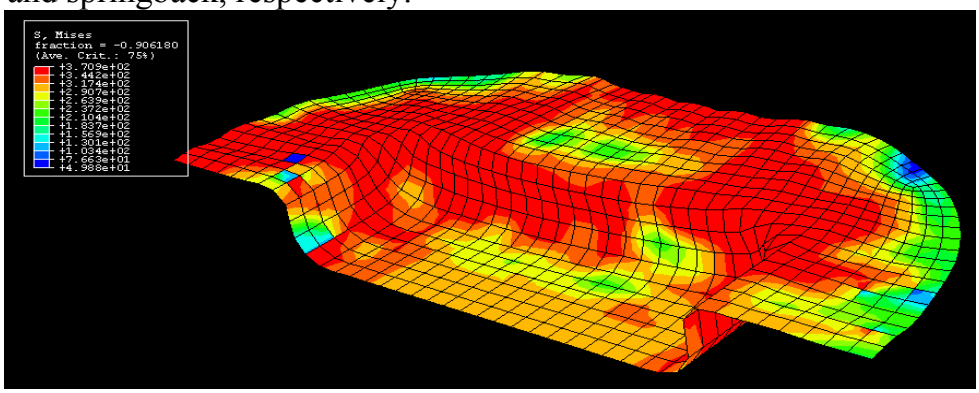
The analysis concerning the residual stress distribution was performed by simulation using ABAQUS-Explicit software. The model was created in order to ensure the simulation of the quasi-static problem and to obtain the state of equilibrium after the forming operation. The simulation was performed for the parts made from: SPE 220BH steel sheets and in TWB obtained by laser welding of FEPO 5MBH and SPE 220BH steel sheets. The materials elastic properties for simulation were as follows: Young's modulus, Poisson's ratio and material density. A three dimensional model was used for the simulation. The blank was considered as deformable with a planar shell base. The integration method was Gaussian with 5 integration points through the thickness of the shell. The elements used for the blank mesh were of S4R type (4 nodes reduced integration shell). The blank-holder, punch and die were

modelled as rigid surfaces. Contact interactions between the blank and the tools were modelled using penalty method. The materials were considered elastic-plastic with an isotropic hardening.
The working parameters were as follows: Drawing depth = 22mm, Drawing speed = 18 mm/min, Blank holding force = 10 kN.

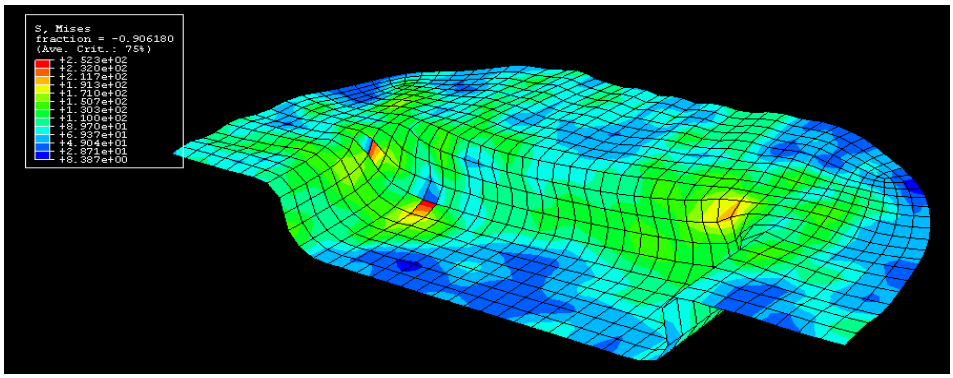
3. Investigation results

The results of simulation for the parts made in SPE 220BH steel sheet have been presented in Figure 1a and b - for the state of stresses resulted after drawing and springback, respectively. The distributions of the von Mises equivalent stress on the sheet thickness and part bottom in the case of part made from SPE220BH steel sheet have been presented in Figure 2.

The results of simulation in the case of parts made from TWBs have been presented in Figure 3 a and b – for the von Mises state of stresses resulted after drawing and springback, respectively.

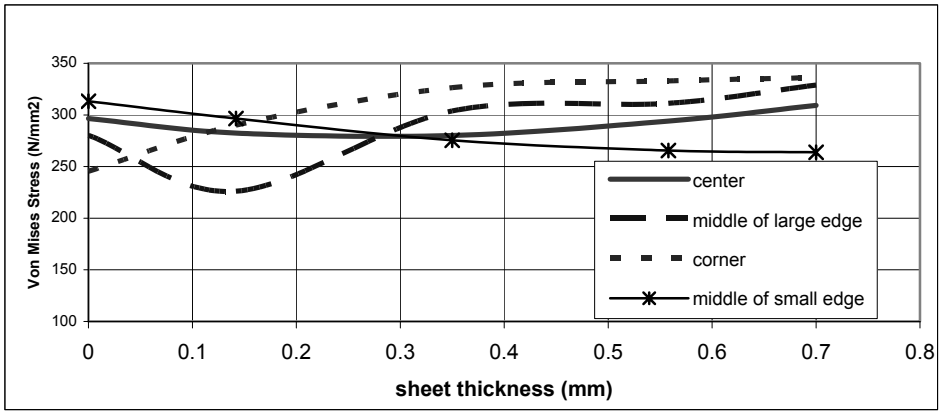


a. after drawing

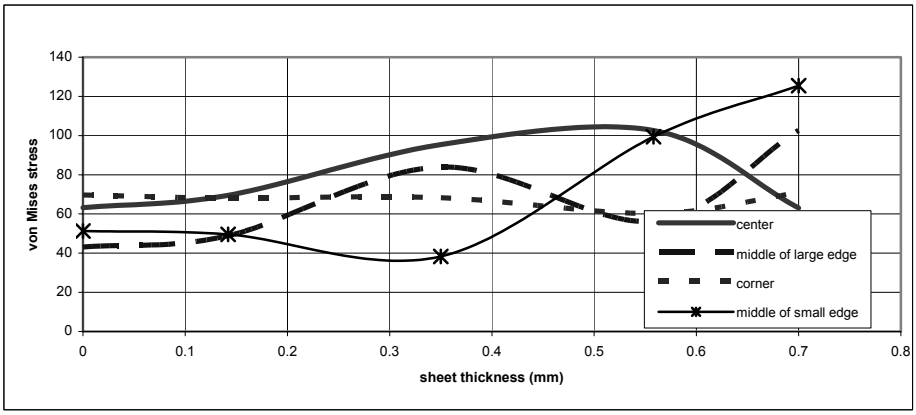


b.after springback

Figure 1 State of stresses in the case of parts made from SPE 220BH steel sheet

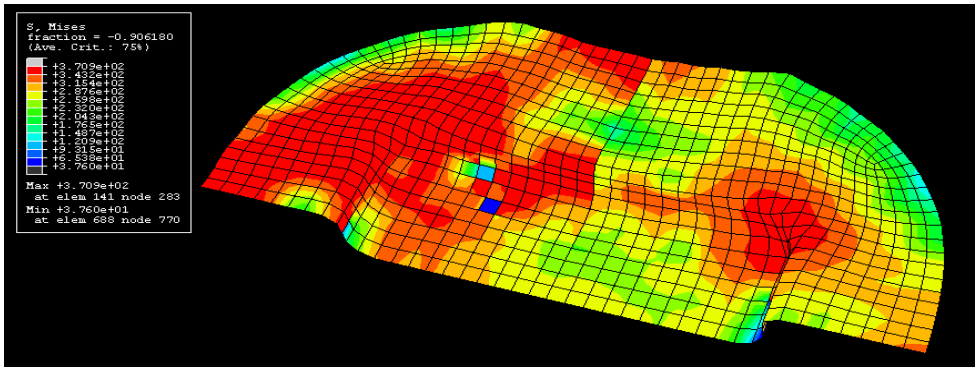


a. after drawing

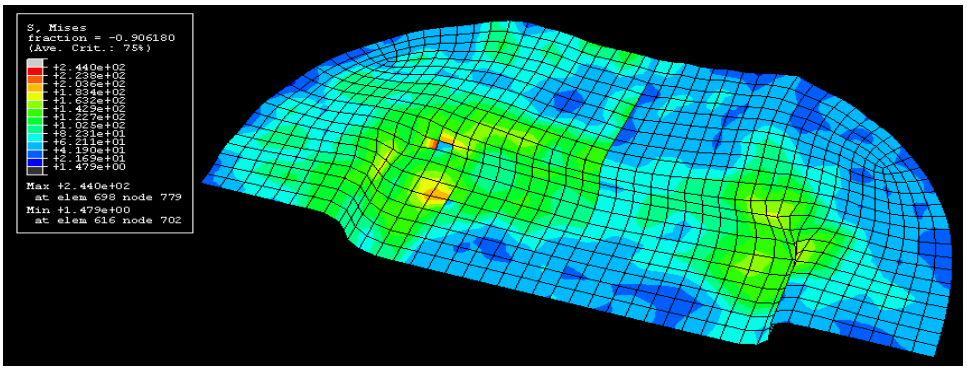


b. after springback

Figure 2 Distribution of the von Mises equivalent stress in the case of parts made from SPE 220BH steel sheet



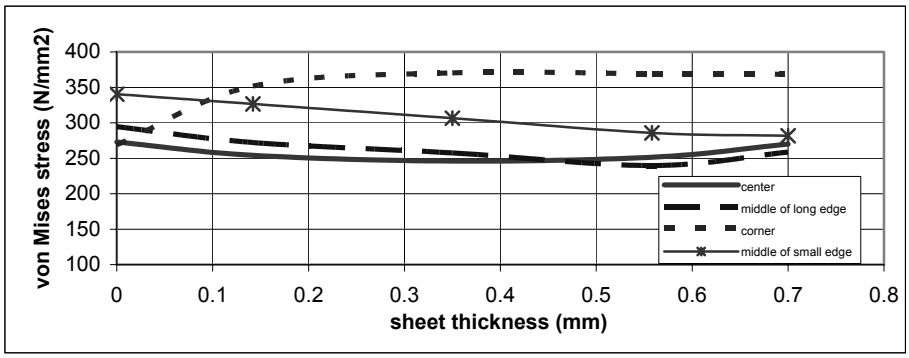
a. after drawing



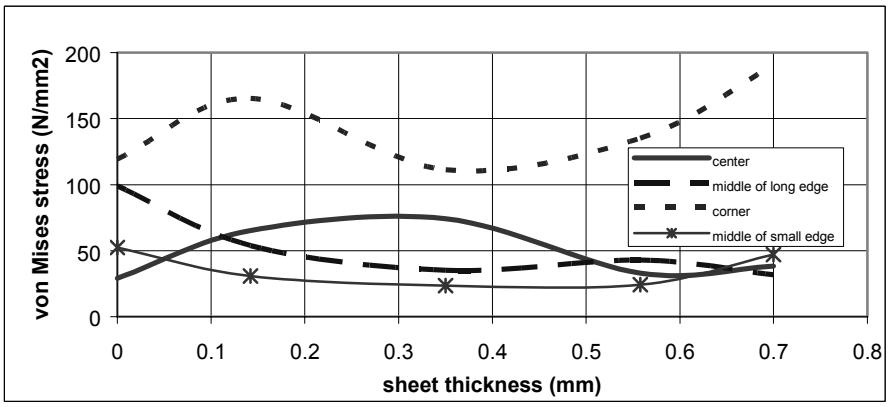
b. after springback

Figure 3 State of stresses in the case of rectangular part made from TWB

The distributions of the von Mises equivalent stresses on the TWB thickness for the half of the bottom in the case of part made from SPE220BH steel sheet are presented in Figures 4.



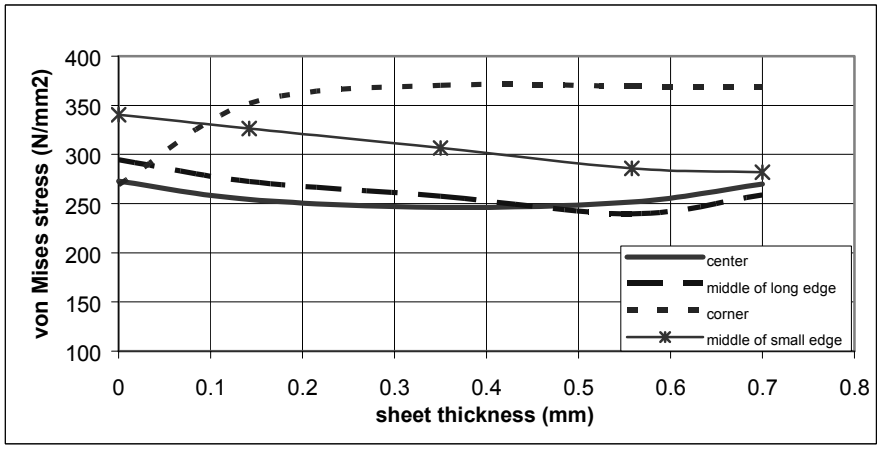
a. after drawing



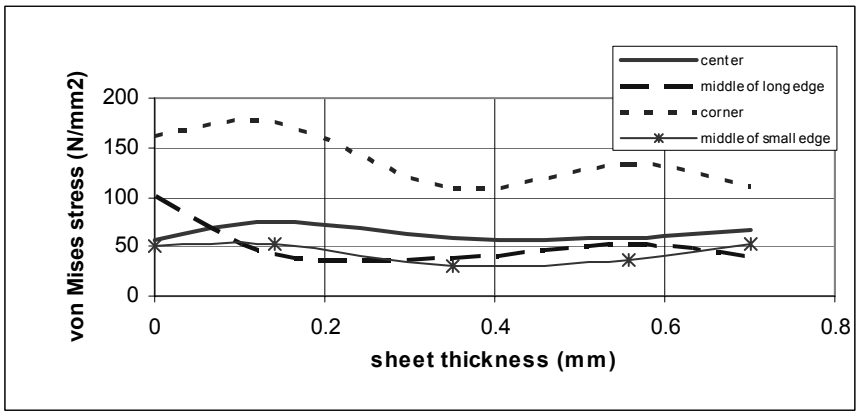
b. after springback

Figure 4 Distribution of the von Mises equivalent stress on the TWB thickness for the half of the bottom in the case of part made from SPE 220BH steel sheet

The distributions of the von Mises equivalent stresses on the TWB thickness for the half of the bottom in the case of part made in FEPO 5MBH are presented in Fig 5.



a. after drawing



b. after springback

Figure 5 Distribution of the von Mises equivalent stress on the TWB thickness for the half of the bottom in the case of part made from FEPO 5MBH steel sheet

4. Conclusions

By analysing the residual stress distribution on the all-draw part, the following aspects can be remarked:

- a concentration of the residual stresses can be observed after drawing in the regions of connection of the part walls with the bottom and flange that are stressed by bending – in the case of both analysed materials (Figures 1a and 3a); a strong concentration of residual stresses can be also observed at the corner of the parts made from both analysed materials.
- a relaxation of the stresses takes place after springback in the case of both analysed materials (Figures 1b and 3b).

By analysing the residual stress distribution on the bottom of the part, the following aspects can be remarked:

- in both cases of analysed materials the stress values vary on the sheet thickness.
- in the case of parts made from homogeneous sheets the lowest values of the residual stresses will result at the middle of the smaller edge; the greatest ones will result with the increase of the sheet thickness in the following regions of the bottom: corner, middle of the longer edge and the bottom centre.
- in the case of parts made from heterogeneous sheets the variation of the residual stresses takes place on a narrow field in the following regions of the bottom: middle of the smaller edge, middle of the longer edge and the bottom centre. By comparing the residual stress values on both halves of the part made from TWB it can be remarked that the greatest values have resulted on the half made from SPE 220BH steel sheet having higher yielding strength.
- by comparing the values of the residual stresses in the case of parts made from homogeneous and heterogeneous sheets we can observe that in the case of parts made from TWB these values are higher than in the case of parts made in homogeneous steel sheets.

References:

1. Brabie G., s.a, Tensiuni reziduale generate de procesele de transformare mecanica a materialelor metalice, Ed. Junimea, Iasi, 2005
2. Brabie G., Chirita B., Chirila C., 2003,Residual stresses control by experiment and simulation in formed tailor welded sheets, MOCM-9, Academia de Stiinte Tehnice,p. 18-22

Received December 14, 2005

[1]*University of Bacau*

SIMULAREA DISTRIBUTIEI TENSIUNILOR REZIDUALE IN CAZUL PIESELOR REALIZATE DIN TABLE METALICE OMOGENE SI ETEROGENE

REZUMAT: Cercetarile experimentale privind distributia tensiunilor reziduale in cazul pieselor metalice este o problema extreme de dificila datorita complexitatii operatiilor de formare si realizarii configuratiei geometrice. O solutie ar fi simularea procesului de fabricatie al reperului si a starii de tensiuni reziduale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ASPECTS CONCERNING THE PRESSING AND REPRESSING BEHAVIOUR OF A Ni-BASE SUPERALLOY

BY

V. CÂNDEA[1], S. LĂPUŞAN[1], A. POPA[2], I. ZLATE,[1] R. CHENDE[1]

ABSTRACT: *After elaboration through atomizing from liquid phase of the Nimonic 80 alloy, the coarse fraction (>125 μm) representing useless material was milled in a planetary mill for the improvement of the pressability characteristics. The pressing parameters were determined. After sintering, for the porosity diminishing, a repressing was applied. In order to obtain the specific structure of this superalloys class - γ solid solution with hard phases precipitates - heat treatments were applied.*

KEYWORDS: *superalloy, pressing, repressing, heat treatment, structure*

1. Introduction

The continuous competition between a cost price as reduce as possible and mechanical properties, refractoriness, creep, corrosion and thermal shock resistance as good as possible, required to the superalloys meant for parts which equip the turbo reactors engines, has lead to the development of some researches in this direction, via-PM.

There were greeted difficulties in connection with:

- the powder oxidation during atomizing,
- the weak powder pressability thanks to the improper shape of the particles,
- the obtaining of a high porosity,
- the structural changes induced by the mechanical milling,
- the weak sinterisability thanks to the surface oxides.

The present research tries to solve these problems.

2. Experimental procedure

There were elaborated several charges through vertical atomizing from liquid phase with argon at the 24 bar pressure. The chemical composition of the charge analyzed in the paper contains: 0,10% carbon, 20,08% chromium, 0,46% silicon, 1,64% cobalt, 1,80% titanium, 1,43% aluminum, 1,46% iron, 0,399% oxygen, nickel balance.

The gaseous atomizing agent and the small pressure leaded to the getting of a powder containing about 40% spherical powder and useful fraction below 125 μm, 56% [1]. It was choose nevertheless for argon atomizing and not with water, to avoid

the powder oxidation, and the pressure was of small value for reducing the spherical powder percentage (usually, the nickel alloys have big nodulizing tendency of the particles thanks to the great surface tensions).

After elaboration, the powder was reduced in hydrogen 4 hours at 1150 ^{0}C, the oxygen content diminishing to 0,162%.

All the elaborated powder with below 400 μm sizes was milled in a planetary mill, time of 3, 5, respectively 8 hours, using ø15 and ø22 mm balls. After milling for 8 hours, the granules of spherical shape disappear entirely, the powder being able for the pressing operation.

From the three sorts of powder, integral and granulometric fractions sorted from this - table 1, were bilaterally pressed pills with 8 mm in diameter, at 700 and 800 MPa pressures.

Table 1. The particle size distribution of Nimonic 80 powder

Sort	Powder	Granulometric fraction proportion [%]					
		<40 [μm]	40-63 [μm]	63-80 [μm]	80-100 [μm]	100-125 [μm]	125-400 [μm]
1	After atomizing	4.60	7.10	10.20	13.05	21.05	44
2	8 hours milled-ø15mm	32.80	24.60	22.80	16.28	3.52	0
3	8 hours milled-ø22mm	39.50	26.25	15.20	17.00	2.05	0

The sort 1 powder presented very weak pressability characteristics, for this reason further will mention only the experiments effectuated with the powder milled 8 hours, using ø15 and ø22 mm balls.

After pressing, the samples from sorts 2 and 3 were sintered in vacuum at 1400^{0}C temperature for 2 hours. In order to increase compactness, the pills realized both from integral powder and from granulometric fractions until 100 μm were repressed at 700 and 800 MPa pressures.

3. Results and discussion

In figures 1 - 6 it is presented the calculated values of the compactnesses after pressing, sintering and repressing. From the comparative analysis of the data written in the first 4 diagrams it can observe the followings:

- the greatest compactnesses, regardless of compacting pressure, it is obtained to the powder with the granulation under 40 μm: the 71,21% value, respectively 71,61%;
- after pressing, the compactnesses can reach until 65,67%;
- after sintering, the compactness increases percentually from 0,63 to 10,53%;
- after repressing, the compactness can increase with 1,90 until 5,01%;
- the shrinkage after sintering and repressing registers the decreased values comparing to the increasing of the granulometric fraction size.

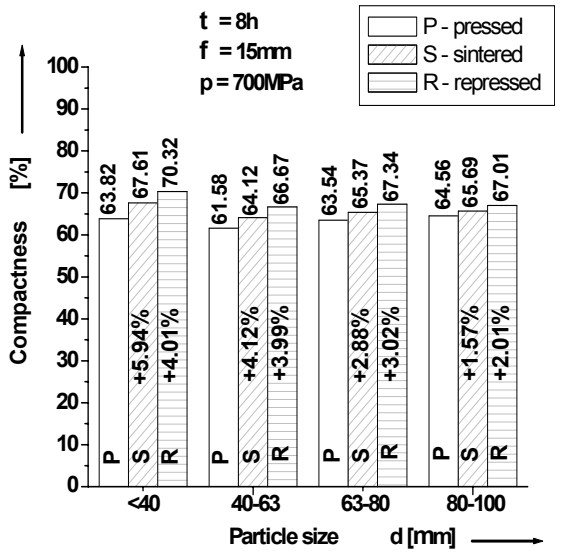


Fig. 1 The graphic representation of the compactness - sort 2 powder

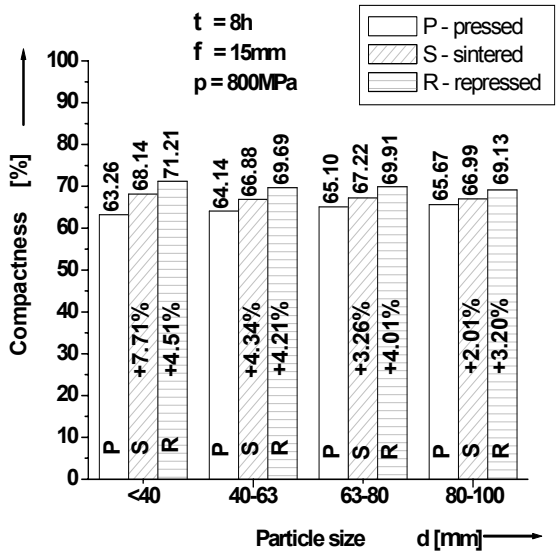


Fig. 2 The graphic representation of the compactness - sort 2 powder

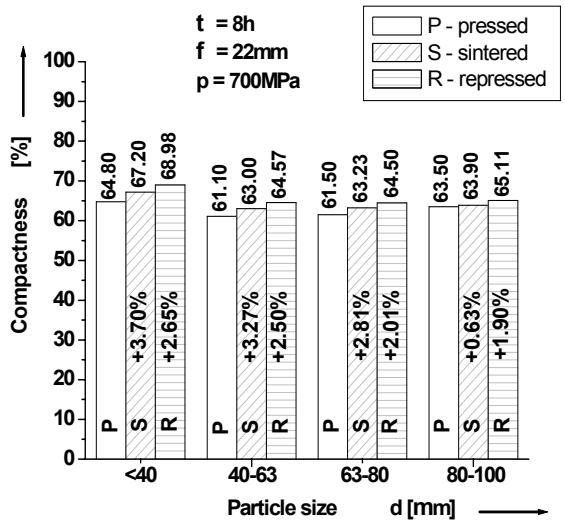


Fig. 3 The graphic representation of the compactness - sort 3 powder

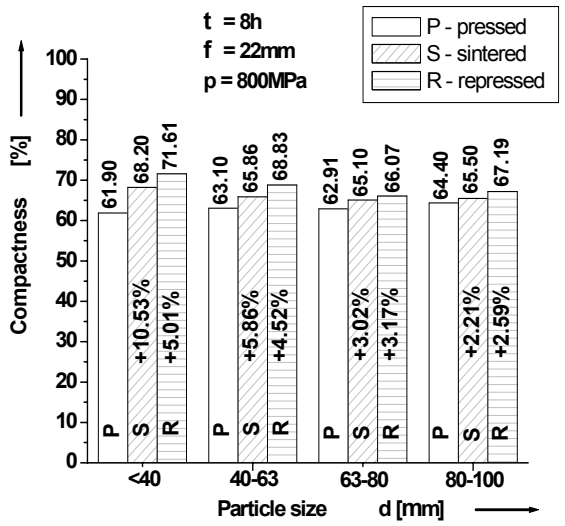


Fig. 4 The graphic representation of the compactness - sort 3 powder

To the integral powder, figures 5 and 6, the analysis of the compactness variation in state pressed, sintered and repressed at 700 respectively 800 MPa pressures shows the followings:

- the pressing capacity of this powder is better than of anyone component granulometric fraction;
- the compactness after pressing at 800 MPa pressures reaches to 69,65%;
- the compactness after sintering varies between 70,82% and 75,86%;
- the repressing improves the compactness with 4,27% until 5,37%, the determined maximum value being of 79,10%.

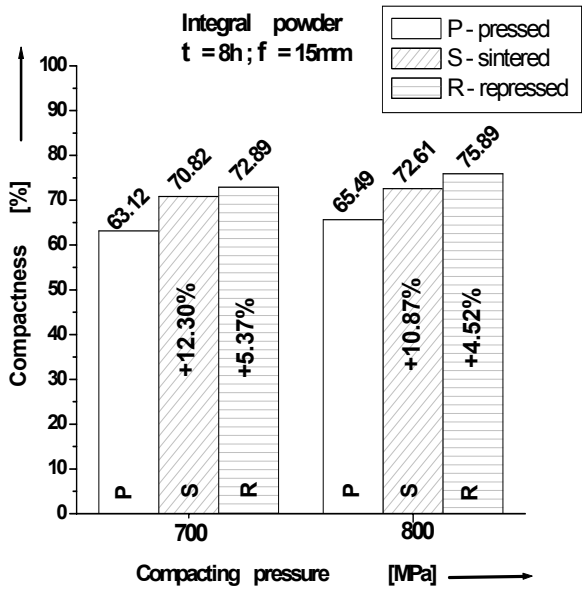


Fig. 5 The compactness variation in accordance with the compacting pressure - sort 2 integral powder

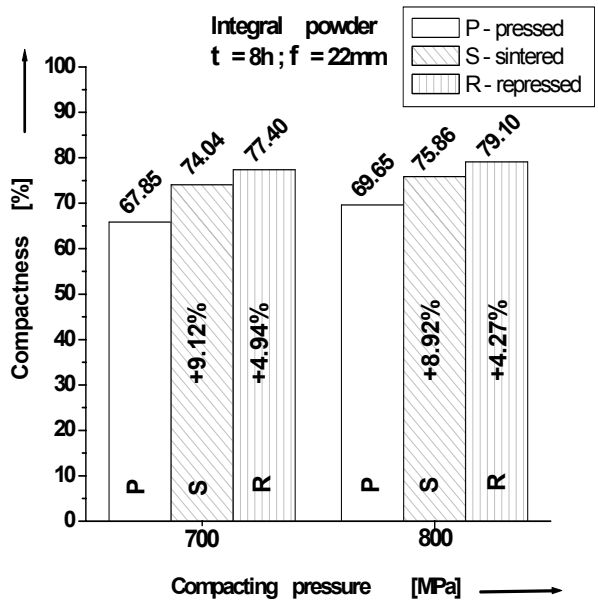


Fig. 6 The compactness variation in accordance with the compacting pressure - sort 3 integral powder

All of these phenomena are accountably through the shape and pores distribution change, figures 7 and 8.

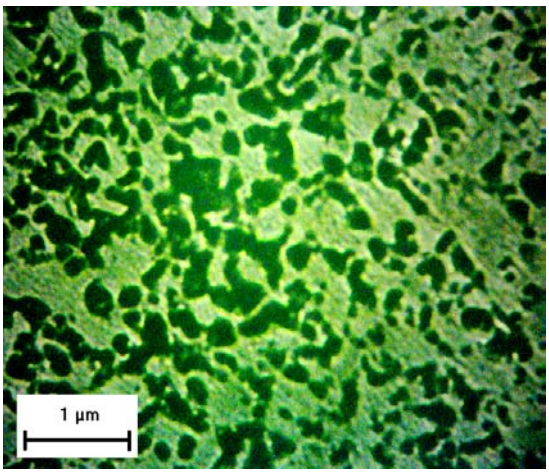


Fig. 7 The pores distribution after sintering - general aspect

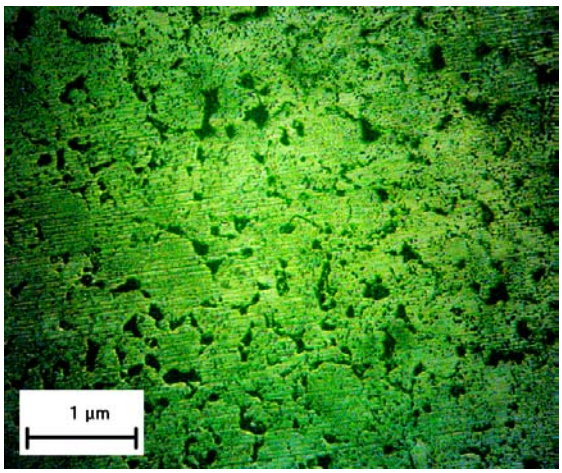


Fig. 8 The pores distribution after 800 MPa repressing - general aspect

The SEM analysis after sintering, figure 9, contrary to those expected, has distinguished a structure formed from a homogeneous solid solution with Ni - base, without hard phases separations, phenomenon due to the mechanical milling process [1], [3].

The samples were quenched in water from 1050 ^{0}C, then heated to 850 ^{0}C for 24 hour, and colded together with the furnace (in tight containers filled to begin with argon).

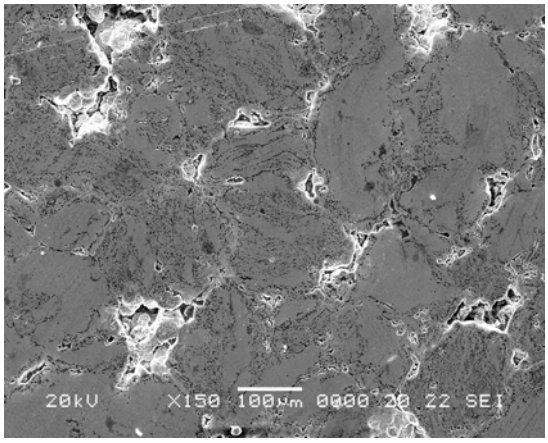
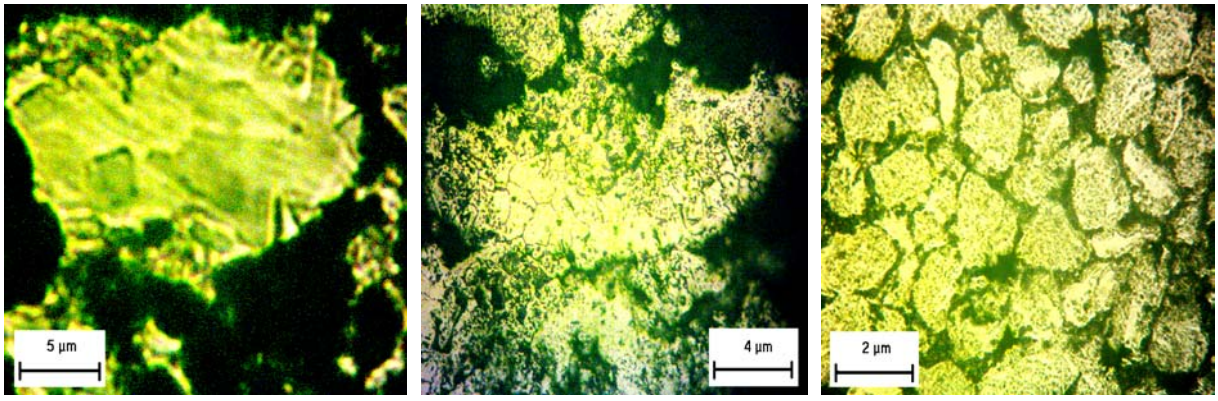


Fig. 9 The alloy structure after sintering - integral powder, 8 hours milled, ø22mm, p_c = 800 MPa

The heat treatment has re-established the classic structure (figure 10). It is observe the separation of the chromium carbides in the likeness of some networks and of the γ' compound, $Ni_3(TiAl)$, in the likeness of some dark color precipitates.



a *b* *c*

Fig. 10 The alloy structure after heat treatment of quenching and annealing - sort 3 integral powder

3. Conclusions

The powder elaborated through atomizing cannot be compacted because of the spherical shaped granules presence. The mechanical milling resolves this trouble, being possible the reaching some maximum compactnesses as pressed of 65,67% for the powder with (80-100) µm granulation, the sort 2, and of 69,65% for the integral powder, the sort 3, at the 800 MPa pressing.

The sintering and repressing can increase the compactness with maximum 15,54% in the case of the granulometric fractions and with 17,67% for integral powder.

The mechanical milling operation for 8 hours produces the structure change in sense the acceptation in the solution setting of the precipitate phases, resulting a homogeneous solid solution. The heat treatments applied, bring back the hard phases in the basic structure.

REFERENCES

1. V. Candea, S. Lapusan, C. Popa, A. Popa, M. Rosso, Study concerning the increase of the utilization ratio of a Nickel based powder obtained through gas atomization, PM2004 World Congress Wienna, vol PM non ferrous, p. 763-768.
2. *** Metals Handbook, ASM, 8th edition, 1998, vol.7.
3. *** Metals Handbook, ASM, 9th edition, 1998, vol.4.
4. D. Furrer, H. Tech, The performance demands on new superalloys, Advanced materials and processes, January 1999, p. 81-83.

Received December 12, 2005

[1] *Technical University of Cluj-Napoca, Romania*
[2] *Metallurgical Research Institute of Bucharest, Romania*

ASPECTE PRVIND COMPORTAREA LA PRESARE SI REPRESARE A UNUI SUPERALIAJ CU BAZA Ni

REZUMAT: După elaborarea prin pulverizare din fază lichidă a aliajului Nimonic 80, fracția grosolană (>125 μm) reprezentând material nefolosit in mod practic, a fost măcinată într-o moară planetară pentru îmbunătățirea caracteristicilor de presabilitate. Au fost determinați parametrii de presare. După sinterizare, pentru reducerea porozității, s-a aplicat o represare. In vederea obținerii structurii specifice acestei clase de superaliaje, soluție solidă γ cu precipitate din faze dure, s-au aplicat tratamente temice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

A METHOD TO DETERMINE THE DISTRIBUTION OF TEMPERATURE IN CUTTING TOOLS OF GIVEN CONFIGURATION

BY

CIUCESCU EDUARD PETRE[1], CIUCESCU DORU[2]

ABSTRACT: *In order to predict the behavior of tools is is very important to determine the distribution of temperature during cutting.. The difficulty of this problem is the impossibility to lay out the thermocouples at the surfaces placed between the cutting tool and the part to be cut. It is known that the risung of the tempering temperature leads to a gradual decrease of the fineness of the phase mixture and consequently to a decrease in hardness. In this paper is presented a method to determine distribution of temperature during cutting based on the hardness obtained after tempering.*

KEY WORDS: *quenching, tempering, hardness, temperature, cutting tools.*

1. INTRODUCTION

The behaviour of tools during running is influenced by the temperature obtained due to the friction with the part to be cut. In order to predict the behaviour of tools during running is very important to know the distribution of temperature in the volume during cutting. The main problem in determining the distribution of temperature during cutting is the imposibility to lay out the thermocouples at the surfaces placed between the cutting tool and the part to be cut.

In the same time it is known that the risung of the tempering temperature leads to a gradual decrease of the fineness of the phase mixture and consequently to a decrease in hardness.

Also, there are many references concerning mathematical modells from which some are developped in the form of softs sold in the markets.

In this paper is presented is presented a method to determine distribution of temperature in the volume during cutting based on a new approach of this problem, which is the hardness obtained after tempering.

2. SOME ASPECTS OF TEMPERING THE STEELS

As it is known, the quenched steel is hard and brittle due to the martensitic transformation wich is made by rising of the volume.The tempering is a subsequent heat treatment made in the attempt to realize a convenient combination of strength and

toughness. This goal is realized by a heating to a temperature less than Ac_1 and a slow cooling.

During tempering, the two solutions –martensite and retained austenite- are suffering a gradual decomposition by diffusion, which arrive in a mixture of ferritic matrix with finely disseminated carbides particles. When the tempering temperature is rised, the fineness of the phase mixture is decreased and, consequently, the hardness is also decreased.

In the case of a plain carbon hypoeutectoid steel with 0,45 %C, the microconstituents obtained during tempering are in the following order: temper martensite, temper toostite, temper sorbite and globular pearlite in which the carbides particles are more and more globular.

The tempering of this steel proceeds in several stages (Fig.1): I. heating up to 200 ^oC, when the eccess carbon is eliminated as submicroscopic carbides; II. heating from 200 ^oC up to 300 ^oC, when the retained austenite is decomposed; III. heating from 300 ^oC to 400 ^oC, when are eliminated the internal stresses by recovery and recrystallization of ferrite; IV. heating from 400 ^oC to 700 ^oC, when is occuring the coalescense and spheroidizing of cementite.

Consequently, the hardness is decreasing gradually (Fig.1).

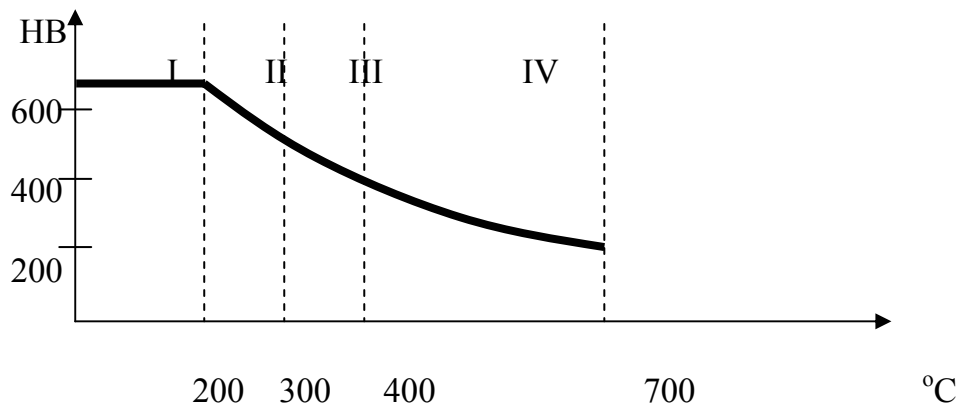


Fig.1. The evolution of hardness during tempering of the steel OLC45.
I. heating up to 200 ^oC, when the excess carbon is eliminated as submicroscopic carbides; II. heating from 200 ^oC up to 300 ^oC, when the retained austenite is decomposed; III. heating from 300 ^oC to 400 ^oC, when are eliminated the internal stresses by recovery and recrystallization of ferrite; IV. heating from 400 ^oC to 700 ^oC, when is occuring the coalescence and spheroidizing of cementite.

3. DESCRIPTION OF THE METHOD

Firstly, are prepared a number as great as necessary of OLC 45 steel specimens (at least 30 specimens) which have the configuration of the cutting tool to be studied. Also, the part to be cut is a soft steel, as OLC 15.

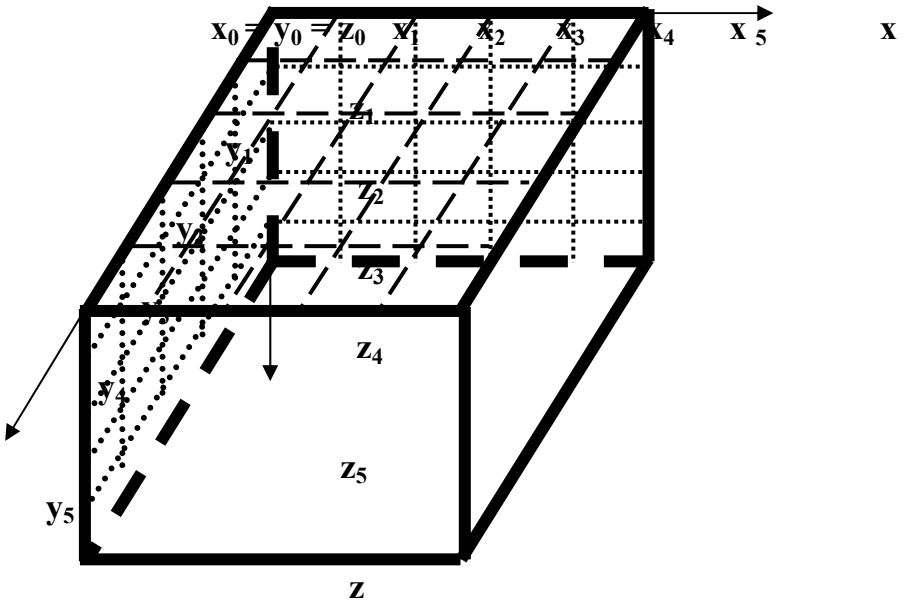


Fig.1. The web of points to determine the hardness and temperature

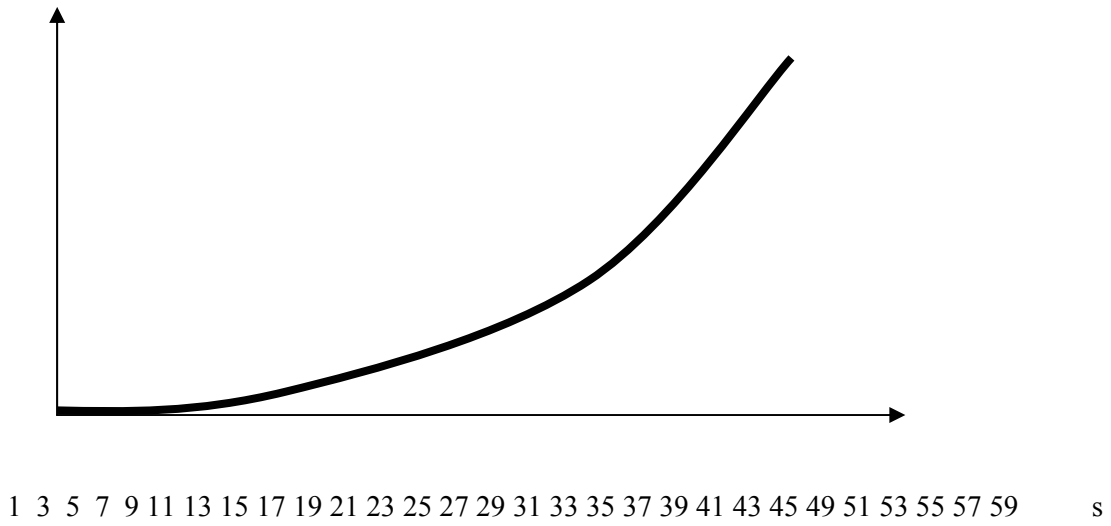


Fig.2. The evolution of temperature in time

Table 1. The values of hardness and temperature obtained at t = 1 s.

x_1y_1		x_1y_2		x_1y_3		x_1y_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =
x_2y_1		x_2y_2		x_2y_3		x_2y_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =
x_3y_1		x_3y_2		x_3y_3		x_3y_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =
x_4y_1		x_4y_2		x_4y_3		x_4y_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =
x_1z_1		x_1z_2		x_1z_3		x_1z_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =
x_2z_1		x_2z_2		x_2z_3		x_2z_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =
x_3z_1		x_3z_2		x_3z_3		x_3z_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =

x_4z_1		x_2z_2		x_3z_3		x_4z_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =
z_1y_1		z_1y_2		z_1y_3		z_1y_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =
z_2y_1		z_2y_2		z_2y_3		z_2y_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =
z_3y_1		z_3y_2		z_3y_3		z_3y_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =
z_4y_1		z_4y_2		z_4y_3		z_4y_4	
HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =	HRC=	t =

The method proceeds in several stages:

1) the hardening by bulk quenching of all 30 specimens in the same conditions:

-heating temperature: 850 ^{o}C;

-maintaining time: at least 30 minutes;

-water bath;

2) the determining the distribution of hardness at a single specimen at the cross points of the web made from lines placed at 3 mm distance for 3 faces, as a vrifying of the uniformity of bulk quenching;

3) the use, for the same type of cutting, of each specimen, taken separatelly for different times, for example: 1 s, 3 s, 5 s, 7 s, 9 s, 11 s, 13 s, 15 s, 17 s, 19 s, 21 s, 23 s, 25 s, 27 s, 29 s, 31 s, 33 s, 35 s, 37 s, 39 s, 41 s, 43 s, 45 s, 47 s, 49 s, 51 s, 53s, 55 s, 57 s, 59 s, after which poceds to a cooling in water to reduce the self-tempering;

4) at the las specimen is determined the evolution of the temperature in time in an accessible point, for example, x_2y_2 with a thermocouple (Fig.2);

5) the determination af the hardness for all specimens at points x_1y_1; x_1y_2; x_1y_3..., which are mentioned in corresponding tables, for exemple: table 1; table 2...;

6) on the bases of stages 4) and 5) are converted the values of hardness in values of temperature.

4. CONCLUSIONS

The advanteges of this method are the following:

-permits to determine the temperature in the points of the surface where can not be placed thermocouples;

-may be used for all kinds of cutting tools;

-permits the determination of a „cloud" of values of temperature, which is in 3D and variable in time;

-the „cloud" may be used as a verification of an elaborated mathematical model or as data for a new one.

REFERENCES

1. Ciucescu, D. (2001). *Materials Study * Metallic Materials*, Plumb Printing Company, Bacău.
2. Petrescu, M. ş.a. (2000). Metals, ceramics and polymers, Tipografia Printing Company, Bucureşti.

Received December 14, 2005

[1]*UNIVERSITY "DUNĂREA DE JOS" FROM GALAŢI*
[2]*UNIVERSITY FROM BACĂU*

O METODĂ PENTRU DETERMINAREA DISTRIBUȚIEI TEMPERATURII ÎN SCULELE AŞCHIETOARE DE CONFIGURAȚIE DATĂ

REZUMAT: Pentru a prevedea comportarea sculelor este foarte important să se determine distribuția temperaturii în timpul aşchierii. Dificultatea problemei constă în imposibilitatea plasării termocuplelor pe suprafețele situate între scula aşchietoare şi piesa de aşchiat. Se ştie că ridicarea temperaturii de rvenire duce la o scădere graduală a fineței amestecului de faze şi, în consecință, la o scădere a durității. În această lucrare este prezentată o metodă de determinare a distribuției temperaturii în timpul aşchierii bazată pe duritatea obținută după revenire.

Metoda presupune parcurgerea următoarelor etape: 1) durificarea prin călire a tuturor probelor în aceleaşi condiții; 2) se determină distribuția durității HRC la o singură probă pe direcții paralele între ele, situate la o distanță de 3 mm pe trei fețe sau mai multe fețe; 3) separat, fiecare probă este utilizată la aceeaşi operație de aşchiere pentru durate diferite de timp (după care este răcită prin imersie în apă (răcirea cu apă nu afectează duritatea constituienților de revenire deja formați, dar opreşte continuarea procesului de revenire datorată inerției termice); 4) la ultima probă, într-un punct dat se determină continuu temperatura cu ajutorul unui termocuplu şi a unui aparat corespunzător; 5) se determină distribuția durității HRC la toate probele şi se trec în tabele; 6) pe baza datelor obținute în etapele 4) şi 5) se converteşte în grade Celsius fiecare duritate obținută şi se trece în aceleaşi tabele.

Avantajele metodei constă, în principal, în posibilitatea determinării temperaturii în orice punct al suprafețelor sculelor aşchietoare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CALCULATIONAL MODEL OF ENERGETIC BALANCE-SHEETS IN THE CASE OF PROCESSING THROUGH ELECTRIC EROSION

BY

ANTON ADRIAN DAN[1], SLĂTINEANU LAURENŢIU[1], ONOFREI ROXANA[1]

ABSTRACT: *In general, to calculate useful energies of thing by processing through electric erosion it takes (into consideration) into account for the calculation, just the phenomenon of the melts and evaporation who are in progress in the zone of thing. Taking into account of the other phases which appear on lengthways process, the actual study determines the energetic balance-sheet, totalizing specific energy of each phase.*

KEYWORDS: *balance-sheets, melting temperature, temperature of vaporization*

1. Introduction

The processing through erosion takes part of the series of technological methods from dimensional processing that are fundamental in the technology of manufacturing machines [2].

The processing through erosion is a technological method of finale processing, based on the erosive effect of an electric non-steady discharges, that leads to the destruction integrity and to the overweight material take-off from the surface blank under the form of fluxes of particles solids, liquids, gaseous, of plasma or radiance electro-magnetic [2].

To determine the energetic balance-sheet in zone of thing, it is taken into account the fact that at a discharge, beside temperature of melt and evaporation, there are losses of energy as a result of heating and decomposing the environment of thing [1].

The present study aims to calculate the useful necessary energy processing through electric erosion using four phase of process:

- bring material until temperature of melts;
- effective melting of material;
- bringing of an amounts of material from temperature of melts until temperature of vaporization;
- vaporization of an amounts of material.

Using an equipment of processing through electric erosion that already is in the laboratory (fig.1) we will realize some experimental attempts, and then we will

elaborate a graphic representation of the craters size depending on the capacity condenser.

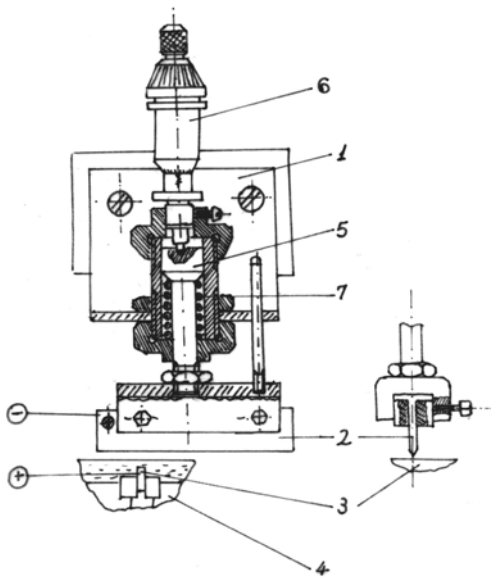


Fig.1
The equipment of processing through electro-erosion
using an alone impulse of discharge

Board 1 could be mounted on the vertical slatted of machines tools; the electrode-tool 2 in form of sleazy plate displaced toward the blank 3, immobilized in the box clamp 4, with the help of a system with piston 5, act of micrometer screw 6. At turning in sense reversely of micrometer screw, under action bow 7 will be in progress the withdrawal electrode.

2. The energetic balance-sheet concerning the processing through electric erosion.

Useful necessary energy processing can be written as:

$$W_u = K_1 W_d \tag{1}$$

in which: W_d is the energy discharge;

K_1 - coefficient concerning used energy for the take-off material from blank (not all the discharge energy is used for take-off).

Energy of discharge W_d may be evaluated using these relations [1]:

$$W_d = \frac{C}{2}\left(U_i^2 + U_f^2\right) \tag{2}$$

in which: C is the capacity condenser

U_i - feeding tension initial;

U_f - feeding tension final.

To realize the energetic balance-sheets will cause necessary energy for each phase of processing:

1. Necessary energy to bring the material to a melting temperature:

$$W_{t1} = mC\,\Delta\theta = mC(\theta_t - \theta_i) \tag{3}$$

where: m is the amount of material;

C – specific heat;

$\Delta\theta$ – variation of temperature;

θ_i - initial temperature;

θ_t - melting temperature.

2. Necessary energy for the melting material:

$$W_{t2} = m\lambda_t \tag{4}$$

where: λ_t is the latent heat of melts;

3. Necessary energy to bring the material to a temperature of vaporization:

$$W_{v1} = K_2 mC(\theta_v - \theta_t) \tag{5}$$

where: K_2 is the coefficient concerning the loss of energy which appears before vaporization (not all molten material are transformed in vapors)

θ_v - temperature of vaporization;

θ_t - temperature of melts.

4. Necessary energy for the temperature of vaporization:

$$W_{v2} = K_2 m\lambda_v \tag{6}$$

where: λ_v - latent heat of vaporization.

To realize energetic balance-sheet we will totalize the four energies concordant with each phase:

$$W_u = W_{t1} + W_{t2} + W_{v1} + W_{v2} \tag{7}$$

$$K_1 \frac{C(U_i^2 - U_f^2)}{2} = mC(\theta_t - \theta_i) + m\lambda_t + K_2 mC(\theta_v - \theta_t) + K_2 m\lambda_v \tag{8}$$

From the expression of density $\rho = \frac{m}{V}$ we have the mass of material $m = \rho \cdot V$.

We will consider that volume craters realize for initiation electric discharges is $V = \frac{\pi R^2 h}{2}$ so we can write: $m = \rho \frac{\pi R^2 h}{2}$.

As a result the energetic balance-sheets expression can be written such as:

$$K_1 \frac{C(U_i^2 - U_f^2)}{2} = \rho \frac{\pi R^2}{2} h[C(\theta_t - \theta_i) + \lambda_t + K_2 C(\theta_v - \theta_t) + K_2 \lambda_v] \tag{9}$$

$$R = \sqrt{\frac{K_1 C(U_i^2 - U_f^2)}{\rho \pi h[C(\theta_t - \theta_i) + \lambda_t + K_2 C(\theta_v - \theta_t) + K_2 \lambda_v]}} \tag{10}$$

3. Experimental dates

For the graphic representation specified in the introduction I have achieved experimentally some discharges on a blank from steel, to different discharged capacities and I obtained the set of values for R presented in the table 1.

Table 1. Experimental results

C=330 μF	U=57 V	R=0,90 mm
C=660 μF	U=54 V	R=1,14 mm
C=1000 μF	U=53 V	R=1,16 mm
C=2000 μF	U=51 V	R=1,32 mm
C=3000 μF	U=49,5 V	R=1,97 mm

Analyzing the form of the crater section surface it can be noticed that it is approximate circular just as it is presented in (fig.2).

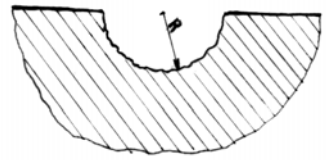
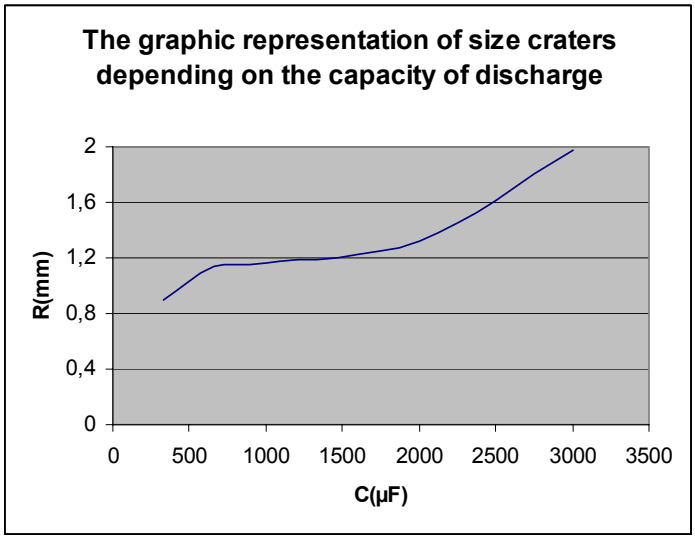


Fig.2
Form of the crater section surface



4. Conclusions:

It has been from the graphic representation and from the experimental dates that if the capacity grows the dimension of the crater grows too.

In the case of processing by erosion electric to establish the balance energetic it is required besides the energy necessary for melting, and vaporization of the material, to be aware of the other losses of energy that appear in the processing time.

REFERENCES

1. Gavrilaş, I., Marinescu, N. Processing ne-conventional in construction of machines. vol 1, Printing House Technique, Bucharest, 1991;
2. Nichici, A., Popa, N., Popovici, V. and. al. Processing through erosion in construction of machines. Romania, Printing House Facla, 1983.

Received December, 15 2005

[1]*Technical University Gh. AsachiIasi*

MODEL DE CALCUL AL BILANŢULUI ENERGETIC ÎN CAZUL PRELUCRĂRII PRIN EROZIUNE ELECTRICĂ

REZUMAT: În general, pentru calculul energiei utile de lucru la prelucrare prin eroziune electrica se iau în calcul doar fenomenele de topire şi evaporare ce au loc în zona de lucru. Ţinând cont şi de celelalte faze care apar pe parcursul procesului, lucrarea de faţă determină bilanţul energetic, însumând energia specifică fiecărei faze.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUSTAINABLE INDUSTRIAL DEVELOPMENT, THE ONLY WAY FOR EUROPEAN INTEGRATION OF ROMANIA

BY

A. DIMA[1], A.A. MINEA[1]

***ABSTRACT**: Protecting the environment became, at this time, a major problem of all the humanity.*
In this context, regarding Romania integration in European community, we must show that one of the principals chapters that were negotiated for time extension is Environment.
In the present article, on the basis of the new scientifically ways to board the "TO KNOW HOW" area, we are proposing for analysis an other way to board the sustainable development concept.

***KEYWORDS:** industrial development, European integration, new concept*

1. Introduction

Protecting the environment became, at this time, a major problem of all the humanity. The irrational industrial developments, the excessive chemicalization of agriculture, town extension are the factors of polluting, with high negative impact on environment. This chaotic development can not contribute to a sustainable development; it goes to a present development with negative effects in future times.

2. Discussions

We must remark that, in the present, are a lot of studies which shows that a brutal action under environment will damage the ecological equilibrium that goes, finally, to disasters. These ecological disasters will negatively influence not only the further development, but the life possibilities in safe conditions, too.
As follows, near United Nations Organizations take place an International Commission of Development and Environment. This commission is supervising the evolution of environment quality and monitor economical activities that could damage the earth ecological equilibrium.
In this context, regarding Romania integration in European community, we must show that one of the principal chapters that were negotiated for time extension is Environment. This chapter can not be closed until full integration, that we all want it in 2007, 1 January.
Making a step back to International Commission of Development and Environment we can show that its activity till now is concretized in creation and consolidation of a new concept called Sustainable Development Concept.

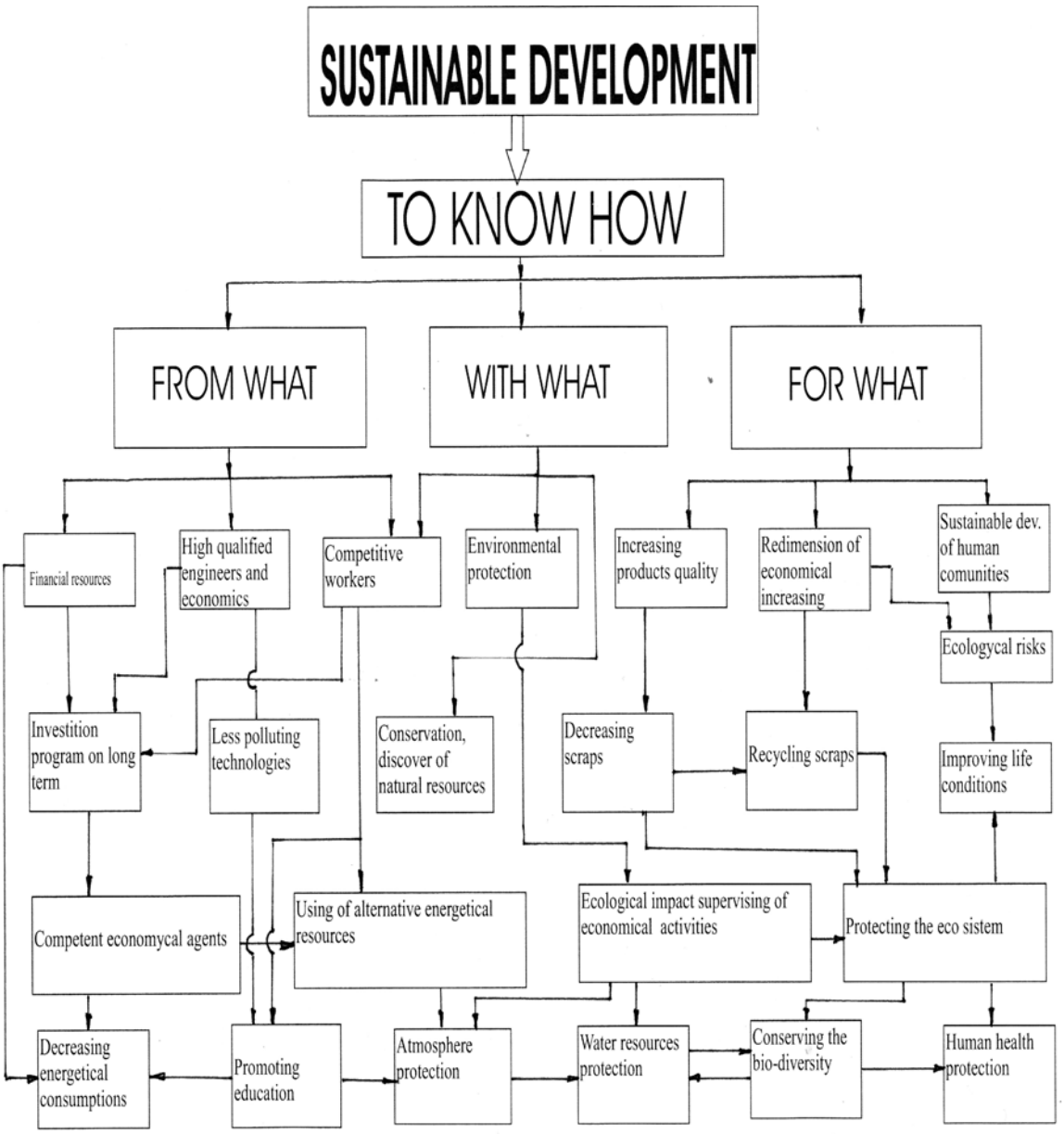


Figure 1. Scheme for illustrating the influence sustainable development concept

The concept is promoting that way of economical development that assure the rational use of conventional energetical resources, resources that assure the use of non conventional energetical resources and the regenerative ones, along with protection and conservation the environment.

This concept shows that, for assuring the welfare of the present and future generations it is highly recommended to preserve and conserve the existing patrimonies.

So, by practically applying this concept, we must find the optimum solutions regarding economical dimensioning in all areas in order to discover and to apply the non polluting technologies and to develop an ecological agriculture.
The concept of sustainable development can be defined like: the developments that accomplish the present necessities without compromising the needs of the future generations.
In conclusion, by applying this concept in the concrete case of our country, it can be said that sustainable development consist in the capacity of the national system and the authorities to realise a perfect equilibrium between social, technical and economical conditions and environment quality that are contributing to the welfare of our country.
The sustainable development concept is creating lot of disagreement in opinions moving to dangerous ideas regarding stopping the economical development and absolutization of environment role.
In this idea, in the rapport of Rome Club regarding human economical development is pointed that it is not normal to absolute the environment role in the disfavour of economical development. Also, in this rapport is shown that sustainable development must sustain human progress on the entire planet for as longer as it can. In this context, there are a lot of comments regarding principal objectives, priorities and concrete actions.
In this article, on the bases of the new scientifically ways to board the "TO KNOW HOW" area, we are proposing for analysis an other way to board the sustainable development concept, as shown in figure 1.

3. Conclusions

In conclusion, by applying this concept in the concrete case of our country, it can be said that sustainable development consist in the capacity of the national system and the authorities to realise a perfect equilibrium between social, technical and economical conditions and environment quality that are contributing to the welfare of our country.
In order to apply the ways and programmes that is going to a sustainable development are necessary important financial and human resources and to understand that, at the moment, it is necessary to minimize our profits to accomplish large benefits later. The difficulties are amplified by the necessity of immediate financial resources, while the positive effect is very hard to quantify it now.
It is obvious the fact that, without European community immediate support, our country can not accomplish a sustainable development at a competitive level. This support will be given to us because the sustainable development issue, that implies environment protection, is a global problem.

REFERENCES

1 T.Rusu, L.Moldovan, SE Avram (2003) Managementul activitatilor pentru protectia mediului, Ed. Mediamira, Cluj Napoca
2 A. Nicolae (2004) Dezvoltare durabila in siderurgie prin valorificarea materialelor secundare, Ed. Printech, Bucuresti.
3 V. Nistreanu (1999). Elemente de ecologie, Ed. Bren, Bucuresti.

Received December 12, 2005

[1] *"Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Romania*

DEZVOLTAREA INDUSTRIALA DURABILA, SINGURA SANSA A ROMANIEI IN CONTEXTUL INTEGRARII EUROPENE

REZUMAT: Protectia mediului a devenit, la ora actuala, o problema majora, de o deosebita importanta, cu care se confrunta omenirea.
In acest context, privind integrarea romaniei in comunitatea europeana, trebuie sa aratam ca unul din principalele capitole la care s-a negociat prelungirea timpului de rezolvare si dupa integrarea propriu-zisa este Mediul.
In prezenta lucrare, pe baza perceptelor noii modalitati stiintifice de abordare a domeniului „TO KNOW HOW", va propunem spre analiza o alta modalitate de abordare a conceptului dezvoltarii durabile.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ASPECTS REGARDING MICRO ALIED STEELS BEHAVIOR AT HOT FORGING

BY

C.O. BURCEA[1], A.A. MINEA[2], M I DIMA[3], IBN OMER MOHAMED ABDALLA MOHAMED ABUGUSSAISSA[2]

ABSTRACT: *The paper is a presentation of micro allied steels advantages. The experiments were done in accurate conditions and it results clearly the contributions brought by this paper.*
In the case of metallic materials hot forging, in order to examine their deformability, we can twist a pipe with different twisting degrees and the plasticity is given by the number of twisting until test part breaks.
This method have the advantage of a great flexibility and an increased number of tests on a single test part, by applying different temperatures and deformations on different parts of the same test part. Torsion test is the most complete test that can be applied. As a disadvantage is the appearance of a full range of torsion rates in the part section. The hot torsion test was made at 800, 900 and 1000°C. At the first moment, the parts were heated at 1100°C for 300 sec. and cooled at testing temperatures.
We can conclude that the crack deformation and the maximum stress are increased for the micro allied steel.

KEYWORDS: *micro allied steel, hot forging, crack deformation*

1. Introduction

Hot forging is an industrial widely used technological process for steels. It is well known that pure metals are more plastically than their alloys and the fact that monophasic alloys are more deformable than polyphasic alloys. These certain is given by the presence of foreign atoms in metallic network that are producing a phenomenon of distortion, also making harder the cleaving process on high density planes of atoms. So, in these conditions, metal plasticity is decreasing with the increasing of deformability resistance.

In steels case, if carbon percentage is increasing also the plasticity get lower and deformability resistance get higher.

The plasticity of steel with maximum 1% carbon, in the temperature area for austenitic stadium, is high enough getting closer to ferrous plasticity. Increasing the carbon percentage, steels plasticity is decreasing especially because of the higher number of foreign atoms in the base network of α ferric.

2. Experimental

The alloying constituents from base metal can condition the plasticity and also the deformation resistance in many conditions:

- foreign atoms, coming into crystal lattice of base metal, can provoke lattice distortion increasing the deformation resistance – this aspect become more obvious if the foreign atom is from a chemical element that is far from iron in the Mendeleev Periodical Table of elements;
- if the number of alloying elements is very high, also the deformability resistance will be higher, because of the cold-hardening;
- the alloying elements that are contributing to phase transformation from mono to biphasic are a source of plasticity decreasing.

The influence of alloying elements on steels deformability is shown in table 1.

Table 1. Influence of alloying elements on steels deformability

Influence of alloying elements	Plasticity	Deformability resistance
Increasing influence	Cr > 15%, Ti < 0,15%, Mn, V < 1,5%, Co, Ca, Rare earth	Cr < 9%, Ni > 0,03%, W, Ni
No influence	C < 1%, Cr < 0,6%, Ni > 5%, N < 0,03%	Ni < 5%, Al, C, P, Ti, B, As, Cu, S, Pb, Ca, Nb
Decreasing influence	C > 1%, Al, S, Mo, W, Nb, Cr < 9%, As, Cu, P, B, Si, N > 0,03%, Pb, Ti > 0,2%	Cr > 13% Mn > 10%

Vanadium micro – allied steels, that are used for petroleum pipes, have some particularities regarding hot forging.

The recristallisation and dynamic precipitation that appear during hot forging have a great influence on final austenitic germ size that is conditioning the steel properties. These phenomenons can be shown, for many steels, using hot forging stretching methods for different deformation rates. Micro allying elements are determined for steels characteristics because of their solution in austenitic matrix and of the precipitation(figure 1).

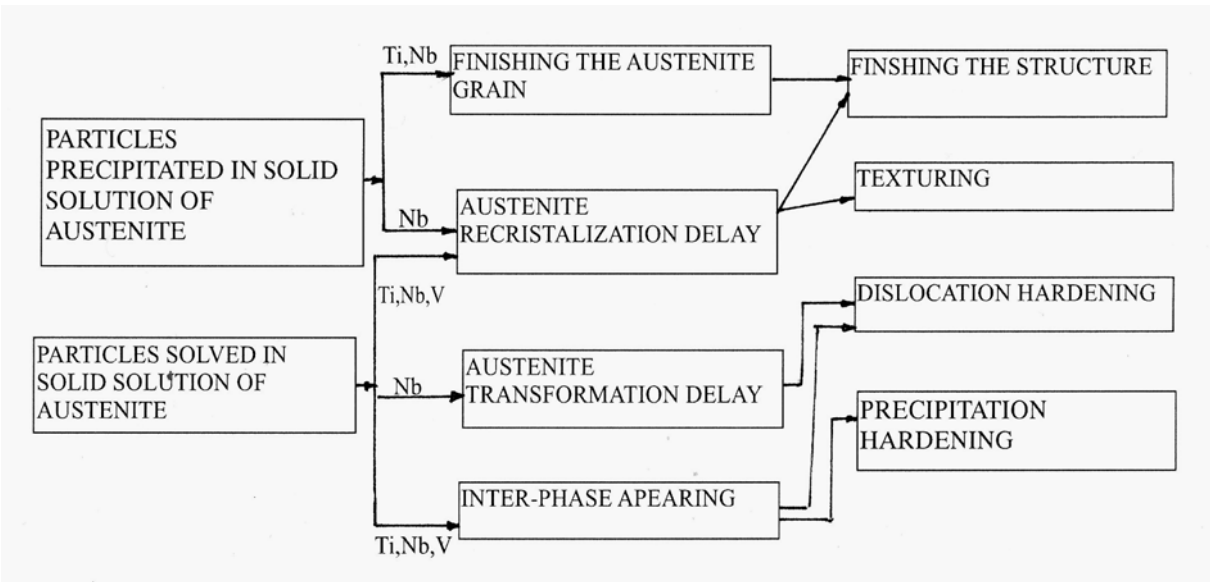


Figure 1. Scheme for illustrating the influence of micro allying elements

The experimental study was made on two steels, as in table 2, that are used at hot forging petroleum pipes.

Table 2. Chemical composition of studied alloys

steel	Chemical composition									Observations
	C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Mo	Al	
OLT 65	0,4 – 0,5	0,7 – 1.0	0,17 – 0,35	Max. o,04	Max. o,04	0,09	-	0,001	0,019	Reference steel
31VMn12	0,28 – 0,34	1,1 – 1,4	0,17 – 0,37	Max. o,035	Max. o,035	0,11	0,1 – 0,2	0,001	0,018	Study steel

These steels were elaborated in charges of 50 Kg and forged in 20 mm pipes, from which were sampling the test parts for hot forging stretching test. (figure 2) These tests were made on an SETARAM equipment from ICEM Bucuresti.

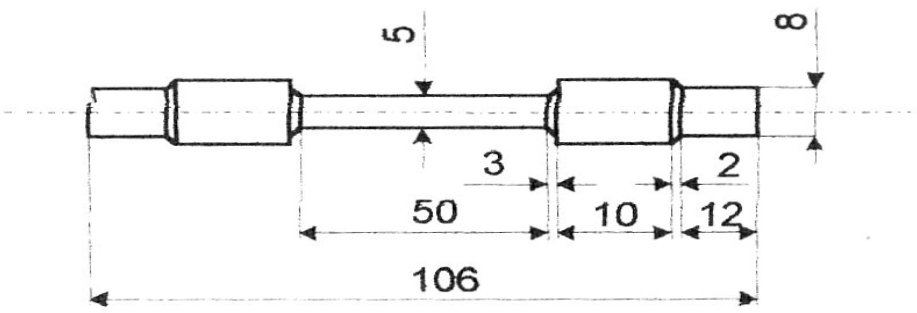


Figure 2. Stretching test part

In the case of metallic materials hot forging, in order to examine their deformability, we can twist a pipe with different twisting degrees and the plasticity is given by the number of twistings until test part breaks.

This method have the advantage of a great flexibility and an increased number of tests on a single test part, by applying different temperatures and deformations on different parts of the same test part. Torsion test is the most complete test that can be applied. As a disadvantage is the appearance of a full range of torsion rates in the part section.

The hot torsion test was made at 800, 900 and 1000°C, and is illustrated in figure 3. At the first moment, the parts were heated at 1100°C for 300 sec. and cooled at testing temperatures.

Analyzing the experimental dates that were obtained, we can write, mathematical:

$$\varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{R\theta}{L\sqrt{3}} = \frac{R2\pi n_r}{L\sqrt{3}} = 0{,}218 n_r$$

In this equation, terms are:

R – test part radius, 3 mm

L - test part length, 50 mm

θ – torsion angle

n_r – number of rotations.

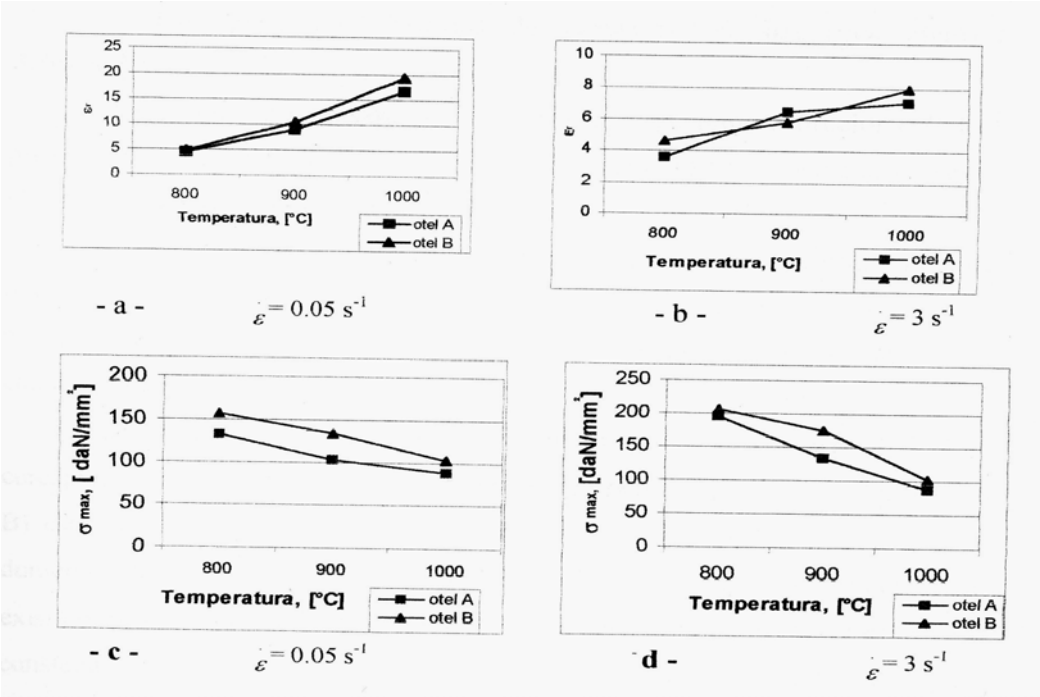


Figure 3. Variation of deformation and tension on forging temperature

3. Conclusions

The experiments were done in accurate conditions and it results clearly the contributions brought by this paper.

Also, we can conclude that the crack deformation and the maximum stress are increased for the micro allied steel, in comparison with the allied steels.

This fact is recommending the micro allied steels for fabrication of petroleum pipes.

REFERENCES

1 C.O.Burcea (2002) Cercetari privind influenta microalierii asupra comportarii la procesarea otelurilor destinate tevilor pentru transportul produselor petroliere, Bucuresti

2 E. Cazimirovici (1999) Bazele teoriei deformarii plastice, Ed. Bren. Bucuresti.

3 Cuida Oleg (2000). Influenta elementelor de aliere reziduale si de microaliere asupra plasticitatii otelurilor, Ed. Image, Bucuresti

Received 12 december 2005

[2]Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Romania
[3]Tutora School, Tutora, Iasi

ASPECTE PRIVIND COMPORTAREA LA DEFORMARE PLASTICA LA CALD A UNOR OTELURI MICROALIATE CU VANADIU

REZUMAT: Aceasta lucrare prezinta importanta folosirii microalierii cu vanadiu, in cazul fabricarii prin deformare plastica la cald a tevilor utilizate in industria petroliera.

Rezulta clar, din experimetele efectuate, ca atat deformatia la rupere cat si tensiunea maxima pana la rupere sunt mai mari pentru otelul microaliat, dacat cel utilizat clasic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING, AN IMPORTANT AREA OF A SUSTAINABLE DEVELOPMENT

BY

A. DIMA[1], A.A. MINEA[1], M I DIMA[2], IBN OMER MOHAMED ABDALLA MOHAMED ABUGUSSAISSA[1]

ABSTRACT: *The paper is a presentation of materials science and engineering field and its importance in a sustainable development. Materials engineering represent the applicative side of materials science and puts the basis of materials obtaining technologies, which are very important in the actual stadium of the industrial society development.*
In conclusion, Materials Science and engineering represents a science in full evolution in concordance with the necessities of a modern society. Without modern materials and without European integration we can not conceive a society development at the needed level

KEYWORDS: *materials science, engineering, sustainable development*

1. Introduction

In the actual economical situation of our society, economical increasing must remain the principal objective for our integration in European community.
Economical increasing can not be concrete without protecting the environment, because a chaotically economical development it is going to ruin the life conditions with non recoverable repercussions in time.
Sustainable development, the concept that clearly define that it must establish the present necessities without compromising the ability of future generations to satisfy their own needs, represent the only way to progress.
Also, there are many opinions that this concept, of sustainable development is a utopia, that this concept can not be imposed to transition and poor countries, because of their impossibility to apply and respect these principles.
So, it is necessary a stagnation of economical development if we do not want to affect the environment.
The outstanding results in area of materials science and engineering from the last 10 years, on the basis of developing non polluting technologies and constant re-using of scraps is creating the premises to affirm that the materials science and engineering development permit the discovery of non polluting technologies, that are using non conventional fuels, ecological technologies for scraps reusing.
These facts are contributing to realise an effective economical increasing on the basis of sustainable development.

2. Discussions

Economical development on industrial basis it is strictly connected with development of materials engineering, environmental protection and its resources because of using the minerals resources (bringing out, working out, processing) in industrial processes that are producing industrial gases that have a high degree of pollution, and affects the environment.

For decreasing these negative aspects, the materials obtaining and processing technologies must concentrate on reducing the consumptions of materials and energy, on decreasing the technological losses and minerals resources and on minimizing of polluting emissions and scraps.

In highly developed countries it was imposed a legislation regarding pollution, a legislation that is needed to be applied in our country, too. These laws are referring at the designing in the same time with the destruction (at the end of the life-cycle) of technologies or products. This project of designing (with the project of destruction) must contain elements and possibilities of recovery of some parts of the initial project.

The implementation of non polluting or with a low degree of polluting technologies (ecological technologies) are very expansive and need important material resources. The economical agents, in their majority, do not have enough capital and financial assets to apply these technologies, so authorities must interfere to support these initiatives to introduce the non polluting technologies and to minimize the negative effect of industrial activity over environment.

The chaotically industrial development, massive forest land clearings, water courses deviations, brutal modifications of eco systems, intense exploitation of natural deposits are important risk factors that can not be avoided.

It is a very wrong thesis that sustains the issue according to this is the price we have to pay for welfare increasing.

For underlining the importance of some economical and industrial category as a subject of sustainable development, in assuring environmental quality conditions, these have the eco suffix. Eco-material and eco-product represent, in this context, categories that have an ecological performance, as:

- to respect the norms of environmental quality, product norms and emissions norms;
- to have a high degree of recyclability to justify big expanses for storing or neutralization.

It can be said, at this moment, that the eco suffix is old, because in the present time we must rapport us not only at ecological matters, also at the matters that satisfied the model of sustainable development.

In this context we must operate with notions as sustainable material or durable material.

It may say that a sustainable material, processed in a sustainable industry is the result of an industrial process characterised through:

- have eco material characteristics and it is, also an performant material;
- have the substitution of diverse assets: natural, economical, human etc;
- metallurgical processes and technologies are transforming into social engineering;

- represents the success of scientifically and technological progress, in industrial globalization conditions;
- integration of environmental engineering in scientifically sciences, as part of socio – economical theory.

From industrial metallic materials area an important place have steel. In this context, we can say that, in the present, steel can be considered as a sustainable material, made in a sustainable syderurgy.

The arguments for sustaining this idea are:

- steel is and will be the principal metallic vector for developing high research areas, with direct implications in life quality;
- syderurgy represents an auto-performant area through increasing the technical and scientifical assets. Often, the assets in this area are underestimated, because the innovations are known, strictly by the specialists and producers. The work from materials engineering is find in developing of materials industries;
- the syderurgy have a process of translating the quality of material giver to industrial systems giver;
- steel evolution is based on industrial fitness, defined as the way found by an industrial area stays always in actual trend.

Industrial fitness represents the procedure in which an industrial area stays young, for its workers. This is not a biological age issue; it is the expression of an interior attitude. To be always young in industrial sciences means not to be finished ever, to continue improving the development.

3. Conclusions

For our country, that is in a full process of European integration , the phenomena's and processes which take place at international level, represents a chance to integrate us in this process without going through precursory levels.

Materials Science represents a science in full evolution in concordance with the necessities of a modern society. Without modern materials and without European integration we can not conceive a society development at the needed level.

In our region we put accent on regional development especially by education at the level of technical high – degree education. Therefore, after the right training of human capital, we can introduce modern and competitive engineering in order to produce modern materials through advanced technologies.

In conclusion, to this area, of materials science and engineering it is assigned the mission to find technical and technological solutions for reducing the negative aspects of other activities, for reducing the environmental pollution and to contribute with scientifically researches to invigorate the polluted areas.

REFERENCES

1 T.Rusu, L.Moldovan, SE Avram (2003) Managementul activitatilor pentru protectia mediului, Ed. Mediamira, Cluj Napoca

2 A. Nicolae (2004) Dezvoltare durabila in siderurgie prin valorificarea materialelor secundare, Ed. Printech, Bucuresti.

3 M.Bordea (2006). Consideratii si cercetari privind informatizarea proceselor metalurgice din unele aggregate moderne pentru elaborarea otelurilor, teza de doctorat, Cluj Napoca.

4 A.Dima, AA Minea (2004) Durable development – way to progress, welfare and european integration, Buletinul IPI,trom XL, Iasi

Received 12 december 2005

[1]Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Romania
[2]Tutora School, Tutora, Iasi

STIINTA SI INGINERIA MATERIALELOR, DOMENIU DEFINITORIU AL UNEI DEZVOLTARI DURABILE

REZUMAT: Această lucrare prezinta importanta domeniului Stiinta si Ingineria Materialelor in dezvoltarea durabila a unei regiuni. Se poate spune ca, in acest moment, denumirea tehnologiilor specifice ingineriei materialelor cu prefiul eco este depasita, deoarece in prezent trebuie sa ne raportam nu numai la rigorile de natura ecologice, ci in specil la cele de dezvoltare durabila.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

TECHNOLOGY TRANSFER IN ADVANCED MATERIALS IN ROMANIA: A KEY ISSUE FOR SUSTAINABLE DEVELOPMENT

BY

ROBERT RADU PITICESCU[1]

ABSTRACT. *The technology transfer of advanced materials including nanomaterials is of crucial importance for the sustainable development of many industrial branches from textiles and home appliances to high tech applications in microelectronics, sensors, actuators or medicine. Synthesis of nanopowders (metallic, ceramic, semiconductors composites or hybrid inorganic/organic) and their processing to advanced materials is accompanied by a number of changes in chemical or physical properties that require a close cooperation between the research and industry for their successful transfer into innovative high added value products. Some examples of technologies ready to be transferred from the recent portofolio of National Institute for Non-ferrous and Rare Metals are presented.*

KEY WORDS*: advanced materials ,nanopowders, technology transfer.*

1. SYNTHESIS OF ADVANCED MATERIALS IN THE NATIONAL R&D INSTITUTE FOR NON-FERROUS AND RARE METALS.

National is a strategic institute with about 40 years of activity in the field of non-ferrous metallurgy, material science and engineering. The basic activity consists in the elaboration of studies, research works, technology transfer, consulting as well as small tonnage production developed in the following main fields:

Metallurgy and environment protection: new technologies for obtaining non-ferrous and rare metals, hydrometallurgical technologies, recycling of Non-ferrous and Rare Metals, technologies for environment protection.

New and Advance Materials: special alloys:non-ferrous Powder Metallurgy, biomaterials (metallic, ceramic and composites), metallic, ceramic and composite coatings; nanomaterials; modeling and optimization of synthesis processes.

The main equipment for research activities and technological services existing are: hydrometallurgical laboratory plant; electron beam furnace, electric furnaces, induction furnaces, laboratory plant for electrolysis of metals, laboratory for sol-gel colloidal synthesis of ceramics and composite powders, autoclaves for hydrothermal synthesis of nanopowders, hydrothermal/electrochemical system for thin film nanostructured films, laboratory for chemical analysis, XRD, TDA and TG, microstructural characterization.

2. CENTER FOR TECHNOLOGY TRANSFER OF ADVANCED MATERIALS

During last years, following the participation of the institute in more NATO Science for Peace, European Projects (in the frame of 5th and 6th Programmes) a significant number of new materials and technologies have been made available for both national market and European partners. The transfer of these technologies became of high importance in order to improve the competitiveness of the Institute. With the support of National Programme INFRATECH starting with 2004 it was started the Centre for Technology Transfer for Advanced Materials (CTT AVANMAT). The centre is located inside the headquarter of the National R&D Institute for Non-ferrous and Rare Metals and has as strategic partners the Romanian Chamber for Trade and Industry with main idea of a wide dissemination of knowledge toward SMEs and National R&D Institute for Microtechnologies for future implementation of some advanced materials toward high tech environment.

The mission of the centre consists in:

- Rapid technological transfer and implementation of new technologies toward SMEs;
- Identify market requirements for new technologies, services and products in the field of advanced biocompatible and smart metallic, ceramic and composite materials;
- Consultancy and expertise in the field of advanced materials ;
- Participation in elaboration of prognoses in the field;
- Improving industrial training for personnel working in the field of advanced materials;
- Encouraging specialized studies for students, masters, PhD students;
- Consultancy for SMEs and companies in the elaboration and participation in national and European R&D projects;
- Support for SMEs in implementation of European standards for materials.

3. TECHNOLOGICAL OFFER

Some examples of technologies available in the portfolio of CTT AVANMAT are given below:

- **New metal/ceramic nanocomposites with designed composition and phase distribution for special applications**.

A chemical sol-gel colloidal process starting from inorganic precursors has been developed to produce nanostructured composite powders consisting of a metallic core (stainless steel, Ni, magnetic alloys) and a thin nanostructured ceramic shell was developed. Figure 1 presents the special morphology of these powders. This was developed in he frame of an European CRAFT project. The processing of these powders may be done by conventional pressing and sintering in controlled atmosphere, plasma spraying as well as other advanced techniques such as microinjection molding. As a function of the nature of components the applications may vary from high corrosion resistant coatings to magnetic microsensors and even substrates for implants.

- **Technology for the hydrothermal synthesis of nanostructured ceramic powders.**

Low reactions temperatures specific to hydrothermal synthesis of nanopowders avoid problems related to the volatilisation of components and stress induced defects, produces nanocrystalline powders due to uniformity of nucleation and growth and it is economically accessible for SMEs due to the lower costs for energy, instrumentation and precursors. The time required for one-step synthesis process and energy consuming is lower for the hydrothermal processes due to the fact that mixing and milling steps used in traditional ceramic technology are not necessary.

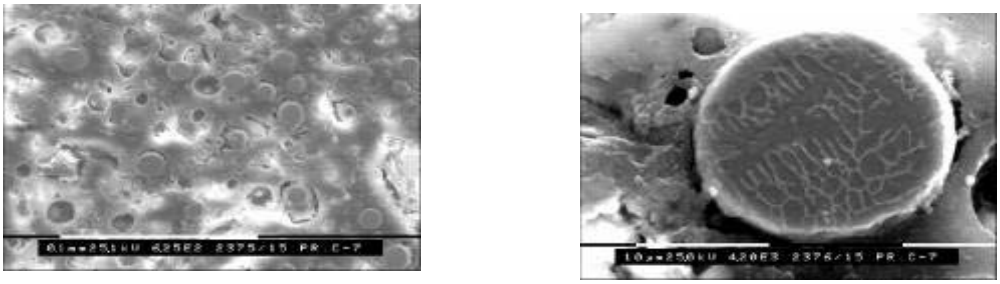


Figure 1. SEM for composite stainless steel core/alumina shell particles, calcined in Ar atmosphere

Technologies for a large range of ceramic nanopowders have been optimised, such as: - barium titanate (BT) and lead zirconate titanate (PZT) (resulting form an European PHARE Project for Technology Transfer and Quality Management and a project in the National Programme for New and Advanced Materials, Micro and Nanotechnologies). These powders can be processed into dense sintered pellets used as substrates in piezoelectric device applications (figure 2).

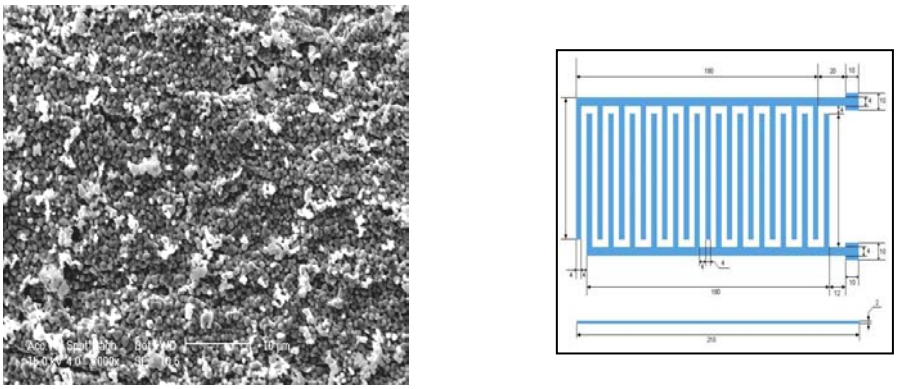


Figure 2. SEM image of PZT sintered pellet and design of piezoelectric sensor system

- yttria-doped zirconia/alumina nanocomposite powders that could be processed via different methods (tape-casting, hot pressing) for mechanical pressure sensors with higher sensitivity (applications resulting from a NATO Science for Peace Project).

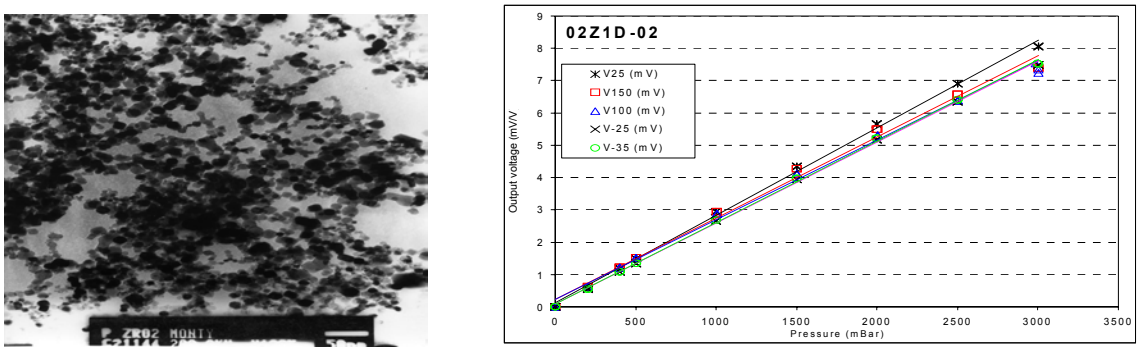


Figure 3. TEM image of Y2O3-ZrO2 nanopowders obtained by hydrothermal method and the signal output of the mechanical pressure sensor obtained by processing of these nanopowders

- hybrid composite nanopowders based on hydroxyapatite and functionalized poilymers were synthesized in-situ at temperatures below 150^0C resulting in powders with high specific surface area and enhanced properties for biomedical applications (table 1). The original process has been developed in the frame of an project financed by the National Programme for New and Advanced Materials, Micro and Nanotechnologies. It opens new fields of applications in the field of tissue engineering as materials with enhanced biocompatibility (figure 4).

Table 1. Main characteristics of hybrid hydroxyapatite/polymer nanopowders

Characteristics	**Commercial hydroxyapatite**	**Hydrothermal synthesized hydroxyapatite**	**Hydroxyapatite/ maleic acid copolymer hybrid nanopowders**
Specific surface, m^2/g	39	59.48	148.59
Picnmetric density, g/cm^3	3.02	3.03	2.93
Particle size, nm	33	33.27	14.4

Figure 4. Visual aspect of hybrid hydroxyapatite/polymer nanopowders obtained by hydrothermal method and its behavior during in-vivo tests

- **Technological services**

We can offer also services for characterization of metallic, ceramic and composite materials (main elements, impurities, C, N and O content, XRD, SEM, complex thermal analysis), compressibility tests for a wide range of metallic, ceramic and composite powders as well as other tests required for implementation of advanced materials into different fields of applications.

Received December, 15 2005

[1]*Center of Technologycal transfer for Advanced Materials*

TRANSFERUL TECHNOLOGIC IN DOMENIUL MATERIALELOR ADVANSATE IN ROMANIA: UN DOMENIU KEY CHEIE PENTRU DEZVOLTAREA DURABILA

REZUMAT. Transferul tehnologic in domeniul materialelor avansate inclusiv nanomaterialele are o importanta cruciala in dezvoltarea durabila a majoritatii ramurilor industriale de la textile si bunuri de larga folosinta la aplicatii " high tech" in microelectronica, senzori, actuatori sau medicina. Sinteza nanopulberilor (metalice, ceramice, semiconductori, composite sau hibride anorganic/organic) si procesarea lor la materiale avansate este insotita de un numar de modificari ale propietatilor chmice si fizice ce necesita o cooperare stransa intre cercetare si industrie pentru a asigura succesul transferului tehnologic in produse cu valoare adaugata ridicata. In lucrare se prezinta cateva exemple. de tehnologii ce pot fi transferate din protofoilul recent al Institutului National de C-D pentru Metale Neferoase si Rare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE STUDY OF SANDS FROM THE REGION VĂLENI THE VALLEY FÂNTÂNELE (HUŞI)

BY

NASTACA TIMOFTE[1], BOGDAN NICOLAU[1]

***ABSTRACT**: On the outskirts of the locality Văleni (Huşi), from the perimeter of Pădureni, there is an important accumulation of sand on a high profile of 30-40 m laying on a surface of 2 km.*

The analysed sand in the region Fântânele belongs to the superior Chersonian, being divided into three distinct levels:

- *the superior level, composed of very thin granular sands, with a high levigating component of 6,07%;*
- *the medium level, composed of thin sand, with a medium levigating component on a profile of 1,72%*
- *the inferior level, composed of very thin sands, with a high levigating component of 7,39%*

The sand in the region Fântânele developed in a deltaic environment, with a mineralogical content, consisting of quartz (65 – 85%), muscovite (5 – 10%), opaque minerals (1 – 3%) and iron oxydes of the goethite - limonite type.

***KEYWORDS:** Văleni (Huşi), granular sands, mineralogical*

1. INTRODUCTION

South from the town Huşi, in the superior basin of the Elan river (affluent of Prut), in the hills of Lohan, an important accumulation of sand develops. To the Elan` springs there are several affluents of this river, which, by erosion, have opened excellent massive horizons of great dimensions of sand, with thin intercalations of gritstones and clays. The best opening than 2 km long, can be found along the valley Fântânele, which in the region of its springs opens the sands. The Valley Fântânele goes through the village Văleni (Huşi), and then it flows into the Elan river.

2. THE GEOLOGY OF THE REGION

The examined perimeter comprises sarmatian formations belonging to the Chersonian.

In his doctoral dissertation Jeanrenauld (1958) divided the Chersonian from south of Huşi in two unities:

- The inferior unity, with small mactres;
- The superior unity, in seaside facies , lacking in fossils.

The superior unity, which comprises the sands examined by us, facies deltaic develops, without mactres.

North from the village Văleni, (ancient Şchiopeni), the Valley Fântânele opens the succession of sands that totalizes 80 – 90 m thickness (fig. 1). Excellent openings appear in the almost vertical slopes of the canion of sand which the Valley Fântânele

digged through erosion. In this profile, the Chersonian begins with an horizon of 5 m of bluish clays. At the entrance in the canion, going upstream, there follow 10 – 12 m of sand with crossed structure and microconglomerates with clay pebbles. Then there are reddish sands, weakly ferruginous (4 m thick), out of which we have gathered samples 5 and 6. It follows a level of sandy clays and clayey sands (9 m thick), out of which we have gathered. Then, on a thickness of 10 m, there are sands with fragments of Planorbis. The following 10 m thickness consist of sands that contain small concretions. To the superior part of the profile from the Valley Fântânele there is compact sand, with a thickness of 40 m. In these sands, there are lenticular quartz gritstones and trovants.

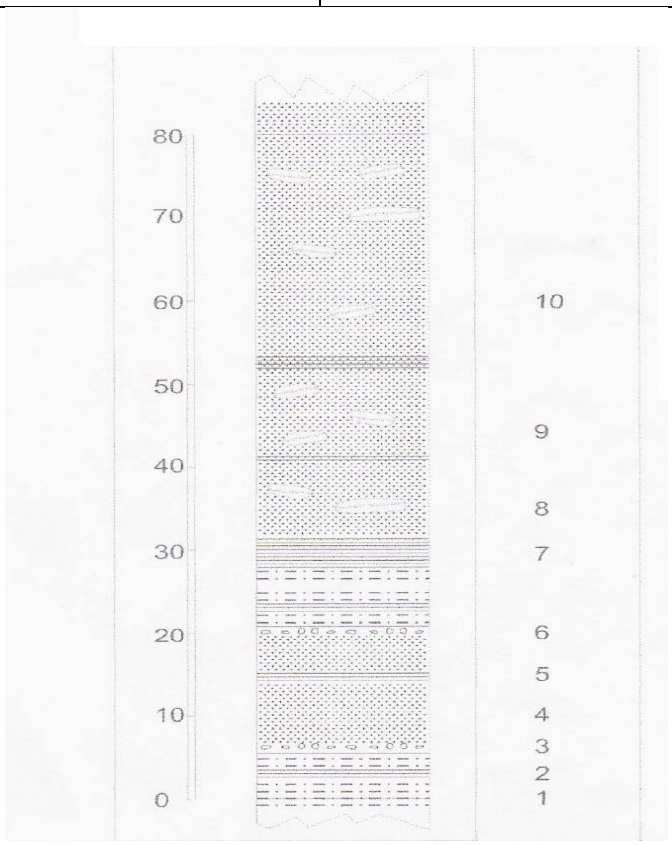
Thickness	Lithological column	Number of samples	Type of rock
		10	Massive sands with trovants and lenticular gritstones strata
		9	Trovants sands
		8	Trovants sands
		7	Bluish clays and sands
		6	Breccia with clay pebbles
		5	Ferruginous sands
		4	Massive sands with crossed structure
		3	Microconglomerates with clay pebbles
		2	Clays and silthites
		1	Sandy clays

Fig. 1. The lithological column of sands of Văleni (Huşi) in the outcrop from the stream Fântânele.

3. THE GRANULOMETRIC COMPOSITION

We have analysed granulometric 18 samples of sand, collected in the following way:

1. From the profile of the riverbad and from the slopes of the Valley Fântânele: samples V, F-14, F-12, F-2;
2. From the quarry of sand from the village Leoşti, Pădureni (Huşi): samples IV, V.

In the Table 1 are presented the results of the granulometric analyse expressed in granulometric fractions, separated through sifting. The results are given in grams and percents of weight remained on each sieve. We have calculated also the

cumulative which we expressed in percents remained on the sieve and in percents passed through the sieve.

Table1. Granulometric composition of the sands from the region Văleni, Valley Fântânele (Huşi)

Sample V	Sieve	Remained on the sieve		Cumulative	
	mm	Grams	Grams %	Remained %	Passed %
Total mass = 50 g Left on the server = 1.320 Losses = 0.379	1.00	0.25	0.5	0.5	99.5
	0.63	0.47	0.94	1.44	98.56
	0.5	0.56	1.12	2.56	97.44
	0.4	0.61	1.22	3.78	98.22
	0.315	0.74	1.48	5.22	94.74
	0.25	1.99	3.98	9.24	90.76
	0.2	9.66	17.32	26.56	73.44
	0.16	0.66	1.32	27.88	72.12
	0.1	31.87	63.74	91.62	8.38
	0.063	2.49	4.98	96.6	3.4

Sample F-14	Sieve	Remained on the sieve		Cumulative	
	mm	Grams	Grams %	Remained %	Passed %
Total mass = 50 g Left on the server = 0.97 Losses = 0.490	1.00	0.14	0.28	0.28	99.72
	0.63	0.29	0.56	0.84	99.16
	0.5	0.22	0.44	1.28	98.72
	0.4	0.34	0.68	1.96	98.04
	0.315	0.53	1.06	3.02	96.08
	0.25	1.18	2.38	5.38	94.62
	0.2	6.85	13.7	19.08	80.92
	0.16	16.84	33.68	52.76	47.24
	0.1	18.97	37.94	90.7	9.3
	0.063	3.19	6.38	97.08	2.92

Sample F-12	Sieve	Remained on the sieve		Cumulative	
	mm	Grams	Grams %	Remained %	Passed %
Total mass = 50 g Left on the server = 0.97 Losses = 0.490	1.00	0.62	1.24	1.24	87.76
	0.63	0.62	1.24	2.48	97.52
	0.5	0.54	1.08	3.56	96.44
	0.4	0.23	0.46	4.02	95.98
	0.315	0.42	0.84	4.86	95.14
	0.25	3.42	6.84	11.7	88.3
	0.2	16.65	33.3	45	55
	0.16	14.65	29.3	74.3	25.7
	0.1	10.55	21.1	95.4	4.6
	0.063	1.55	3.1	98.5	1.5

Sample F-4	Sieve	Remained on the sieve		Cumulative	
	mm	Grams	Grams %	Remained %	Passed %
Total mass = 50 g Left on the server = 1.93 Losses = 1.4	1.00	9.1	18.2	18.2	81.8
	0.63	2.74	5.48	23.68	76.32
	0.5	1.22	2.44	26.12	73.88
	0.4	1.43	2.86	28.98	71.02
	0.315	2.16	4.32	33.3	66.7
	0.25	2.16	4.32	37.62	62.38
	0.2	5.16	10.32	47.94	52.06
	0.16	6.03	12.06	60	40

	0.1	11.33	22.66	82.66	17.34
	0.063	5.34	10.66	93.34	6.66

Sample F-2	Sieve	Remained on the sieve		Cumulative	
	mm	Grams	Grams %	Remained %	Passed %
Total mass = 50 g Left on the server = 0.960 Losses = 0.460	1.00	5.34	10.68	10.68	89.32
	0.63	1.66	3.32	14	86
	0.5	0.58	1.16	15.16	84.84
	0.4	0.654	1.3	16.46	83.54
	0.315	0.98	1.84	18.3	81.7
	0.25	2.369	4.76	23.06	76.94
	0.2	5.94	11.88	34.94	65.06
	0.16	8.54	4.9	39.84	60.16
	0.1	25.96	51.92	91.76	8.24
	0.063	2.84	5.68	97.44	2.56

Sample IV	Sieve	Remained on the sieve		Cumulative	
	mm	Grams	Grams %	Remained %	Passed %
Total mass = 50 g Left on the server = 0.960 Losses = 0.460	1.00	0.06	0.12	0.12	99.88
	0.63	0.04	0.08	0.2	99.8
	0.5	0.03	0.06	0.26	99.74
	0.4	0.03	0.06	0.32	99.68
	0.315	0.14	0.28	0.6	99.4
	0.25	0.29	0.58	1.18	98.82
	0.2	3.36	8.72	7.9	92.1
	0.16	1.83	3.66	11.56	88.44
	0.1	32.96	65.92	77.48	22.52
	0.063	7.8	15.9	93.08	6.92

Based on these results we have built histograms, frequence curves and cumulative curves for all the samples. On the basis of these curves we have calculated the average, the standard deviation, the asymmetry, the graphic sharpness, the modified sharpness and the sorting coefficient Trask, S_0.

The obtained results allow the division of the column of sand in three different levels:

- The superior level (samples V and F-2 to F-4), composed of very thin granular sands;
- The medium level (samples F-12 and F-14) which consists of thin sand;
- The inferior level (samples 5) composed of very thin sands.

The analysed sands show in the field a strong crossed stratification specific to the deltaic sands.

We have used the granulometric parameters calculated in order to built binary graphics of covariation of the pairs of parameters. On this basis we could determine the environments of sedimentation. The results are the following:

- Samples F-12, F-14, IV, V are part of the category eolian sands (from the dunes);
- Samples F-2, F-4, are sands of marine beach (Fig. 2).

4. THE LEVIGATING COMPONENT

The levigating component has been determined by washing, stirring, leaching and sedimentation. We have used a mechanic agitator with the speed of 300 rotations /

minute, with 20 mm long palettes, and with the angle of adjustment of 30 - 35º. The results are presented in the figure 2. The levigating component varies between 0,53% and 18,12% with the average of profile of 4,16%.

Table 2. Levigating component and the environment of sedimentation of the sands from the region Văleni – Valley, Fântânele (Huşi).

The analysed samples	Levigating component		Environment of sedimentation
	%	Average on the profile	
V	18.12	4.16	Dune sand
IV	6.9		Dune sand
F-2	1.60		Marine beach sand
F-4	3.86		Marine beach sand
F-12	0.88		Dune sand
F-14	1.94		Dune sand

The mineralogic composition

The microscopic analyse and with the binocular magnifying glass of the samples of sand showed the presence in the samples of the following minerals (Fig. 3):

- Quartz, in the form of isometric granules or easily elongated and fragments of quartz and quartzite crystals;
- Lune spar, in the form of rounded granules and fragments of limestones;
- The muscovite , in the form of white grey thin papers, sometimes with hexagonal outline;
- Opaque minerals, in small quantities, consisting of pyrites and magnetite.

The quartz and lune spar granules are often covered with a film of goethite and haematite.

Table 3. The mineralogical composition of the sands from the region Văleni – Valley, Fântânele (Huşi)

Number of sample	Minerals limits of variation, (%)				
	Quartz	Lune spar	Muscovite	Clayey minerals	Opaque minerals
V	65-75	10-15	5-10	10-17	1-3
IV	70-80	10-15	5-10	5-7	1-3
III	70-80	10-15	5-10	3-5	1-3
II	70-80	10-15	5-10	5-7	1-3
I	80-85	5-10	5-10	1-2	1-3
F-2	76-80	10-15	5-10	1-2	3-5
F-4	75-80	5-10	5-10	3-5	1-3
F-5	80-85	5-10	5-10	1-2	1-3
F-6	75-85	5-10	1-3	1-2	3-5
F-7	70-75	10-15	5-10	3-5	3-5
F-8	80-85	5-10	5-10	1-3	1-3
F-12	70-75	10-15	5-10	1-2	3-5
F-14	70-75	10-15	5-10	2-3	1-3
9	65-75	5-10	5-7	10-15	1-3
8	75-80	5-10	5-10	5-10	1-3
6	80-85	10-15	5-10	3-5	1-3
5	80-85	5-10	5-10	2-3	1-3

5. CONCLUSIONS

1. On the northern outskirts of the locality Văleni (Huşi), from the perimeter of Pădureni, in the minor riverbed and in the slopes of the Fântânele stream, there is

an important accumulation of sands, well open in the quarry of Leoşti and on the stream Fântânele.

2. The natural opening from the valley Fântânele is impressive by the following characteristics:
   A) the excellent development of the profile in canion, with vertical walls 30 – 40 m high, which we prefer to call for the first time cansand; B) the alternation of the sequences of sand with deltaic pseudoconglomerates lens; C) the sand shows a strong crossed stratification, typical for the delta; D) the cansand spar in the formation of sand is 2 km long and has vertical walls 30 – 40 m high.
3. The sands from the region Fântânele (Huşi) are specific to the facies deltaic, without mactres, from the chersonian of the Moldavian Platfom.
4. The sands from the region Fântânele (Huşi) belong to the superior Chersonian, being equivalent in the geological column of the Moldavian Platform to the sands of Păun (Iaşi)
5. The stream Fântânele opens, by erosion, a succession of sand, silthite and clays of about 80-90 m thickness.
6. The sand analysed in the region Fântânele can be divided into three distinct levels:

A.the superior level (samples I- IV and F-2, F-4), composed of very thin granular sands, with a high levigating component, of 6,07%; B. the medium level (samples F-5, F-12 and F-14), composed of thin sand, with a levigating component, average on the profile of 1,72 %; C. the inferior level (samples 5, 6, 8 and 9), composed of very thin sands, with a high levigating component of 7, 39%;

7. The sands from the region Fântânele are made of the following minerals:

A.quartz (65 – 85%);B.lune spar (5 – 15%);C.muscovite (5 – 10%);D. opaque minerals (1 – 3%);

8. Consisting of pyrites, magnetite and haematite. The red sand contains iron oxydes of the goethite - limonite type; The sands from the region Fântânele (Huşi) developed in a deltaic geological environment.

REFERENCES

1. Brânzilă M. (1983): Contribuţii la studiul nisipurilor cuarţoase de Bârnova din perimetrul localităţii Răducăneni. Conferinţa naţională de turnătorie 26-27 mai Iaşi
2. Grasu C., Petreuş I, Brânzilă M. (1987) Associations des mineraux lourds dans le sable de Şcheia (plate forme Moldoava). Anal St. Univ. Al.I Cuza, II b Geol-Geogr XXXIII, Iasi
3. Ionesii L (1994): geologia unităţilor de platformă şi a orogenului Nord-Dobrogean, ed. Tehnica, Bucuresti
4. Ionesii L, Petrus I si Ionesii Bica (1977): Studiul geologic si petrografic al nisipurilor si argilelor volhiniene din bazinul Somuzului Mare si al argilelor

Received January, 10 2006

[1]*Technical University "Gh. Asachi" Iasi*

STUDIUL NISIPULUI DIN ZONA VĂLENI VALEA FÂNTÂNELE (HUŞI)

REZUMAT:La poalele localitatii Valeni (Husi), in perimetrul zonei Padureni, exista o importanta acumulare de nisip cu un profil inalt, in strat de 30-40 m, pe o suprafata de 2 km.

Nisipul analizat din zona Fantanele apartine Chersonianului superior, existand in trei nivele diferite:

- nivelul superior, alcatuit din nisip granular foarte fin, cu componenta levigabila inalta de 6,07%;

- nivelul mediu, alcatuit din nisip fin, cu componenta levigabila medie de 1,72%;
- nivelul inferior, compus din nisip foarte fin, cu componenta levigabila inalta de 7,39%.

Nisipul din regiunea Fantanele s-a dezvoltat in mediu deltaic, cu continut mineralogy, constand din cuart (65-85), muscovite (5 – 10%), minerale opace (1-3%) si oxizi de fier de tipul goetit si lymonit.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

HYDROTHERMAL PROCEDURES: A NEW METHOD IN THE ENVIRONMENTAL DEVELOPMENT OF NANOMATERIALS

BY

ROXANA MIOARA PITICESCU[1], R. R. PITICESCU[1], E. VASILE[2]

ABSTRACT. *Earth is a closed system and the energy and heat losses should be minimized to protect its biosphere, lithosphere, atmosphere and hydrosphere. In this purpose an increasing number of scientists focused their efforts toward new materials less harmful for the humans and new environmental friendly processes for their fabrication.. Well known and established techniques like CVD, MOCVD, sputtering, MBE and other spraying techniques require high energy consumption and require special means to avoid environmental problems. Soft solution (or soft chemical) processing like hydrothermal-electrochemical methods, inspired by the nature, have a great potential in the development of morphology-controlled nanomaterials for a wide range of applications, from opto/microelectronics to automotive, catalysis and biomaterials for implants. The main advantages come from their low energy consumption (low temperatures in one-step process), reduced environmental impact, versatility in production of many new materials in any shape and size. The paper presents a literature survey on the hydrothermal/electrochemical procedures for obtaining of perowskite powders and thin films and also some original results about the synthesis of Nb-doped PZT and BST materials using these methods.*

KEY WORDS: *hydrothermal synthesis, nanopowders, thin films, PZT, BST*

1. INTRODUCTION

In the 1960s Feynman proposed to explore nanoscale size in different scientific disciplines, but the term nanotechnology was introduced for the first time in 1974 by Taniguchi. In 1980s Drexler popularized the term “nanotechnology” and introduced the concept of “molecular manufacturing” [1]. Starting from 1985 together with the discovery of C_{60} the scientists were more and more interested in the field of nanomaterials. Development in computing power and materials modelling coupled with advances in characterisation techniques (AFM-atomic force microscopy, STM-scanning tunnelling microscopy) and synthesis routes are important factors that have enabled the designing of nanomaterials for specific application [2]. Today, nanotechnology is a frequently used term but it is no consensus regarding the limit of the nanodomain. Nanomaterials link together these two fields: nanosciences and nanotechnology. The properties of materials at nanoscale (1nm to 250 nm according to [2]; 1nm to 100 nm according to [1]) are governed by surface properties due to the large surface area. The variations of nanostructured microstructure can affect the macroscopic properties such as: electronic, optical, magnetic, chemical, mechanical and electrical properties. For nanomaterials it is expected the increase of some properties, such as: electrical conductivity of ceramics nanocomposites, electrical

rezistivity of metals, magnetic coercivity, hardness and strength of metals and their alloys, luminescent efficiency of semiconductors.

It is well known that the size range below 100 nm is of greatest interest for the scientific community and represents the greatest application potential. Nanomaterials could be polymers, metals and ceramics. Nanoparticles can have different morphologies: spheres, flakes, platelets, tubes, rods and dendritic structures.

Nanoparticles can be manufactured by four generic routes: wet chemical, mechanical, form-in-place and gas phase synthesis [2]. Wet chemical procedures include: sol-gel methods, hydrothermal techniques and precipitation processes. Mechanical processes include grinding, milling and mechanical alloying techniques. Form-in-place processes include lithography, vacuum deposition techniques (CVD, PVD), spray coatings. Gas phase synthesis includes flame pyrolysis, electro-explosion, laser ablation, high temperature evaporation, plasma synthesis techniques.

The aim of the paper is to present hydrothermal electrochemical procedures an environmentally friendly method to produce nanomaterials. Some original results about the synthesis of Nb doped PZT and BST materials using these methods will be also presented.

2. BRIEF SURVEY ON HYDROTHERMAL ELECTROCHEMICAL TECHNIQUE

The first publication on hydrothermal synthesis of ceramics dated from the middle of the 19th century [3]. At the beginning the geologists tried to simulate in the laboratory natural hydrothermal phenomena occurring in the Earth's crust. The development of pressure engineering vessel in the 19th century determined the enhancing of researches in the field of hydrothermal synthesis in Germany, France, Italy and Switzerland. In the 20th century the main centres for studying and development of the hydrothermal techniques were in USA, Russia and Japan. In the 20th century hydrothermal synthesis was clearly identified as an important technology for material synthesis mainly for single crystal growth [3]. Due to the severe conditions required for the single crystal growth in the hydrothermal conditions (supercritical conditions), the commercialisation was very difficult. In the recent years the interest in commercialisation of the hydrothermal methods enhanced in part due to the possibilities to obtain a large family of materials under mild conditions (temperature <350°C, pressure < 100 MPa) [3]. Riman [3] defined hydrothermal synthesis as a process that utilises single or heterogeneous phase reactions at temperatures > 25°C and elevated pressures > 100 kPa to crystallise ceramic materials directly from solutions. The pressure is the vapour pressure above the solution at the hydrothermal parameters namely temperature, composition and concentration of the precursor solutions. Some additives are used: mineralising agent (organic / inorganic) to control pH and to promote solubility and other agents (organic / inorganic) to control the morphology or to promote the particle dispersion. A significant number of powders and films can be obtained in hydrothermal conditions at temperatures in the range 25-200°C and pressures <1.5 MPa. This hydrothermal synthesis breakthrough made it more interesting for the industry.

Some advantages of the hydrothermal synthesis are presented below:

- Hydrothermal synthesis is an environmentally friendly procedure due to the fact that it takes place at lower temperatures and pressures closely to the living conditions

on Earth. Other processes require higher temperatures and higher/lower pressures and therefore they are considered environmentally stressed (see figure 1) [4]. Low reactions temperatures avoid problems related to the volatilisation of components and stress induced defects;

- The rate and uniformity of nucleation, growth and aging can be controlled;
- Powders, fibbers, single crystals, monolithic bodies, coatings on metals, polymers, and ceramics can be prepared;
- The costs for energy, instrumentation and precursors are lower. According to [4] a large quantity of energy is necessary to create melt, vapour, gas, plasma comparing to the formation of an aqueous solution at the same temperature. The time and energy consuming is lower for the hydrothermal processes due to the fact that mixing and milling steps are not necessary.
- Hydrothermal processes can be combined with electrochemical, mechanical, microwave techniques. Hydrothermal electrochemical synthesis is a soft solution processing (SSP) [4] which allows in situ fabrication of shaped, sized, oriented ceramic materials without firing, sintering or melting steps.

The increasing interest in hydrothermal synthesis is illustrated by the growing of number of scientific papers. In figure 1 is presented the estimated evolution of scientific papers on hydrothermal and hydrothermal electrochemical synthesis based on our own literature survey.

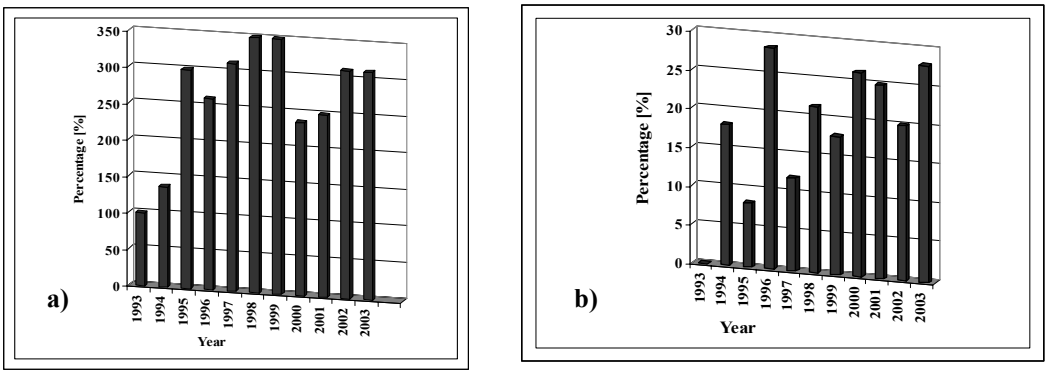


Figure 1. Scientific papers on hydrothermal synthesis (a) and hydrothermal electrochemical deposition processes (b)

In the last years hydrothermal methods were intensively studied and were applied to obtain nanomaterials: powders, thin/thick films, nanorods, fibbers, nanotubes. Some of the recent examples are presented below: nanotubes arrays of barium titanate (BT) and barium strontium titanate (BST) were synthesised under hydrothermal conditions taking oxidised titania nanotubes as templates [5]; submicron, spherical $Ba_{0.75}Sr_{0.25}TiO_3$ powders were prepared by microwave-hydrothermal route using potassium titanyl oxalate, barium and strontium titanates as precursors; the mineralising agent was potassium hydroxide [6]; barium titanate powders were obtained by hydrothermal route starting from barium hydroxide and anatase [7]; thin films based on BST were grown on titanium electrodes in aqueous solutions by hydrothermal-electrochemical method starting from barium and strontium hydroxides deposited on anodised titanium [8]; thin or thick ferroelectric films (PZT for example) were obtained by electrophoretic deposition using a trifunctional additive [9]; PZT thin films were obtained by a hydrothermal method [10, 11]; α - Fe_2O_3 nanoparticle were

synthesised in hydrothermal conditions in aqueous organic microemulsion under mild conditions [12]; alkali-metal titanates [13] and single crystalline spinal cobalt ferrite nanorods [14] were also synthesised in hydrothermal conditions; indium hydroxide nanocubes (around 70nm length) have been prepared by a hydrothermal synthesis [15].

3. ORIGINAL RESULTS

When a synthesis technology of different materials is transferred to an end user some activities related to the environment protection have to be considered namely: identifying and characterisation of the wastage source, determination their environmental impact, management of the fabrication wastages getting together and storage, management of the fabrication wastages recovery. The Directive 96/61/EC regarding the provenience and integrated control of the contamination has to be taking into account. Our experimental laboratory work was organised following both the environmental impact of the hydrothermal synthesis and the obtaining of the nanostructured materials by this technique.

3.1. PZT powders and thin/tick films

Lead zirconate titanate based powders and thin/thick films were synthesised in hydrothermal conditions starting from soluble salts of Pb(II), Zr(IV) and Ti(IV). The synthesis procedure is described elsewhere [16, 17]. The impact of synthesis parameters on the environment with respect to the regulations is presented in table 1.The environmental impact can be reduced by using a continuous flow hydrothermal process.

Table 1. Experimental values for some ions after hydrothermal synthesis

Product	Cations concentration	Anion concentration
Mother liquour	Pb= 0.001-0.012 g/L (mean 0.01 g/L) Ti <0.005 g/L Zr<0,005 g/L K^+=17,5-24,37 g/L (mean 21.4 g/L)	NO_3^-mean 14,26 g/L Cl^- mean 16,8 g/L
Washing solution, 1st step	Pb= 0.007-0.012 g/L (mean 0.036 g/L) Ti <0.005 g/L Zr<0,005 g/L K^+ mean 4.00 g/L	NO_3^- mean 4.34g/L Cl^- mean 3.00 g/L
Washing solution, 2nd step	Pb mean < 0.0002 g/L Ti <0.005 g/L Zr<0,005 g/L K^+ mean 0,48 g/L	NO_3^-mean 0.93 g/L Cl mean 0,31 g/L
PZT powder	According to desired molar formula	
Gases from drying	Pb under limit of detection. May contain nitrates	

The remained lead amount in solution after hydrothermal treatment decreases with synthesis time. If the synthesis time is higher than 6 hours redissolution reaction can take place. $PbZr_{1-x}Ti_xO_3$ powders (x=0.52; 0.57) were obtained in hydrothermal conditions (different temperatures, pH and synthesis time). The powders composition was determined by quantitative chemical analysis (inductively coupled plasma and direct coupled plasma) and powders phase composition was investigated by XR diffraction [16]. Dried powders morphology was determined by transmission electron microscopy. Small quantities of these powders were immersed in isopropyl alcohol,

the suspension being ultrasonically homogenised. Some examples of the transmission electron microscopy images for PZT powders synthesised in hydrothermal conditions (high alkaline pH, 200°C, 1 hour) are presented in figure 2.

Thin PZT films with the composition $PbZr_{0.52}Ti_{0.48}O_3$ were deposited on titanium or platinum by a hydrothermal –electrochemical procedure from soluble salts of titanium, zirconium and lead. The mineralising agent was potassium hydroxide.

The films deposition was performed in a CORTEST Teflon autoclave endowed with working electrode, counter electrode and reference electrode. The deposition system was computer controlled using a potenstiostat - galvanostat PGZ 100 Radiometer and VOLTALAB software. The films microstructure was investigated by scanning electron microscopy (Phillips 515 scanning electron microscope) and by transmission electron microscopy (Phillips TEM CM30 endowed with EDAX).

Figure 2. TEMBF of dried $PbZr_{0.52}Ti_{0.48}O_3$ (a) and $Pb(Zr_{0.52}Ti_{0.48})_{0.975}Nb_{0.025}O_3$ (b)

Some examples of TEM images are presented in figures 3a to 3c . The investigation by TEM showed the existence of the nanoclusters with crystalline structures. In figure 5a TEM BF image relieves nanometric clusters (30 nm) linked in twiggy chains. TEM BF image presented shows that in sample are also present very small clusters (3-5 nm). Energy dispersive XR microanalysis showed for both type of nanoclusters the presence of Pb, Zr and Ti. Electron diffraction image (SAED) (figure 3c) associated to the micro area from figure 5b relieves the polycrystalline structure of the nanoclusters. The inter-planar distances corresponding to the diffraction arches are 2.89 Å; 2.1 Å; 1.65 Å; 1.30 Å which correspond to a crystalline planes family of tetragonal PZT.

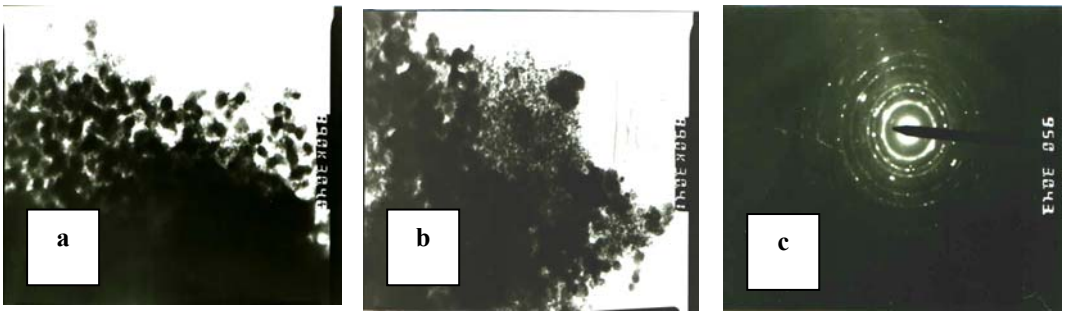


Figure 3. a) and b) TEM BF image (x 89000); c) SAED image associated to b)

3.2. Barium strontium titanate powders and sintered pellets

Barium strontium titanate powders were synthesised in hydrothermal conditions in alkaline media, at 200°C and different time. The powders composition was determined by quantitative chemical analysis (inductively coupled plasma and direct coupled plasma).

The powders morphology and microstructure was investigated by transmission electron microscopy in bright filed (TEMBF), electron diffraction (SAED) and high resolution transmission electron microscopy (HRTEM) using electronic microscope Philips CM 12 with a resolution of 2Å. Some examples of TEMBF and HRTEM images for BST powders and sintered BST pellets are presented in figures 4a and 4b.

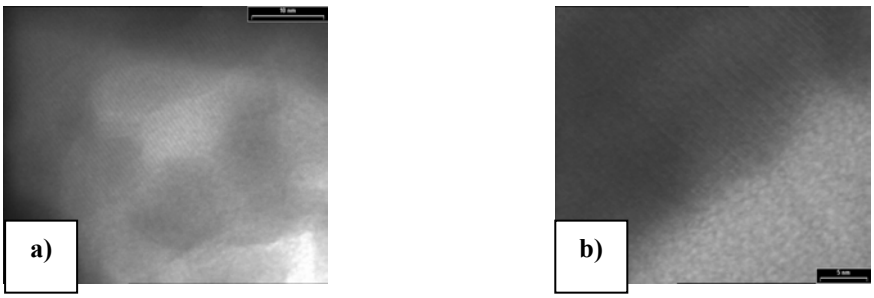


Figure 4. Transmission electron microscope analysis: a) HRTEM image of the sintered BST pellet; b) a crystallite with ferroelectric nanodomains (from sintered BST pellet)

REFERENCES

[1] J.Schoonman, Solid State Ionics, **135** (2000), 5-19
[2] Michael J.Pitkethy, Nanotoday, December 2004
[3] R.E.Riman, Ann. Chim. Sci. Mat., **27(6)** (2002), 16-36
[4] M.Yoshimura and W.Suchanek, Solid State Ionics, **98** (1997), 197-208
[5] Jianlig Zhao, Xiaohui Wang, Renzheng Chen and Longtu Li, Materials Letters (2005) available on line, in press
[6] S.B.Deshpande, Y.B.Khollam, S.V.Bhoraskar, S.K.Date, S.R. Sainkar, H.S.Potdar, Materials Letters, **59** (2005) 293-296
[7] Lai Qi, Burtrand I.Lee, Prerak Badheka, Dang-Hyok Yoon, William D.Samuels, Gregory J.Exarhos, J.Eur. Ceram.Soc., **24** (2004), 3553-3557
[8] Seema Agarwal and G.L. Sharma, Sensors and Actuators, **B 85** (2002), 205-211
[9] Patent US 2001002681
[10] Patent EP 1020937
[11] Patent EP 1039559
[12] S.Giri, S.Samanta, S.Maji, S.Ganguli and A.Bhaumik, J.Magnetism and Magnetic Mat., **285** (2004) 296-302
[13] Dong-Seok Seo, Hwan Kim and Jong-Kook Lee, J.Cryst. Growth, available on line, in press
[14] G.B.Ji, S.L.Tang, S.K.Ren, F.M.Zhang, B.X.Gu and Y.W.Du, J.Cryst. Growth, **270** (2004), 156-161
[15] Hongliang Zhu, Yong Wang, Naiyan Wang, Ye Li, Jun Yang, Materials Letters, **58** (2004), 2631-2634
[16] Roxana M.Piticescu, Ana Maria Moisin, Dragos Taloi, Viorel Badilita, Iuliana Soare, J. Eur. Ceram. Soc., **24** (2004), 931-935
[17] Roxana M.Piticescu, Liliana Mitoseriu, Massimo Viviani , Victor Moagar Poladian, J. Eur. Ceram. Soc. (in press)

Received December, 15 2005

[1]*Center of Technologycal transfer for Advanced Materials*
[2] *Metav C.D. S.A*

PROCEDEELE HIDROTHERMALE: METODE NOI ECOLOGICE IN DEZVOLTAREA NANOMATERIALELOR

REZUMAT Pamantul este un sistem inchis in care pierderile energetice si termice trebuiesc minimalizate pentru protectia biosfereie, litosferi si hidrosferei. In acest scop un numar tot mai mare de cercetatori isi concentreaza eforturile spre noi materiale mai putin daunatoare sanatatii si fabricarii lor prin tehnologii ecologice. Tehnologiile cunoscute cum ar fi CVD, MOCVD, pulverizarea si tehnicile de spraiere au uin consum energetic ridicat si necesita masuri speciale de proetctia mediului ambiant. Metodele chimice soft in solutii ca de ex. metodele hidrotermal-electrochimice, inspirage din natura, au un impact ridicar in dezvlotarea nanomaterialelorcu morfologie controlata pentru un domeniu larg de aplicatii de la opto si micorelectronica la industria auto, cataliza si materiale pentru implanturi. Principalele avantaje sunt: consumul energetic redus (temperaturi joase si procese in tr-o singura etapa) impact redus asupr mediului, versatilitste in productia unor materiale noi si avansate in orice forma si marime. Lucrarea prezinta o trecere in revista a procedeelor hidrotermal/electrochimice de obtinere de pulberi si filme perovskitice si cateva ezultate originale despre sinteza materialelor de PZT dopat cu Nb si BST..

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDIES REFFERING TO THE EFFECT OF THERMIC TREATMENT, OF CLASSIFICATION THROUGH THE PRECIPITATION OF ALUMINIUM ALLOYS THAT ARE CAST IN THE PISTONS OF TERMIC MOTORS

BY

SPOREA I.[1] MANDEK FR.[1] BORDEASU I.[1] STOICAN C.[1] SPOREA M.[1]

***ABSTRACT**: The paper presents the resultsof the tests in order to determinated the effects of the thermic treatments applied to the aluminium alloys that function at higher temperatures in the equilibrum diagram in comparison with the line „solvus", that is an alloy element (reffering to the thermic motors pistons).Key words: alloys, aluminium, pistons, thermic treatments.*

KEYWORDS: aliaje, Al, pistoane,motoare termice.

1. INTRODUCTION

The 20-th century, considered also the speed century, led to the discovery of some technical solutions, in which the pistons of the thermic motors must fully satisfy the requires of the society, as: a high refraction [7], a reduced thermic dilatation coefficint [2][11], a good processing through splinting [14], acceptable casting features[12], high mechanical features[1],[4] and so on.

The best aluminium alloys to meet these requirements were found to be the alloys that contain as alloy elements: Si,Cu,Mg,Ni, and a lot of other alloy elements

It is known, that most of the above elements dissolve in aluminium, making a solid substance (ssα), which in certain conditions of cooling, after casting or after a thermo-mechanic treatment or violent cooling, may become supersaturated substance in the alloys and as a result the alloy gets mechanic properties (hardness and breaking resistance), and it is superior than the state in equilibrum of slow cooling.

Based on the thermic treatments (T.T), applied to the aluminium alloys, cast or reformed plastically called: steeling and recovering, putting into solution, hardening through precipitation (or dispersion) natural or artificial ageing, it may be obtained mechanical properties 50% higher in comparison with those untreated thermically (N)[13], in alloys that form ssα of Al (Cu,Mg,Zn,etc).

Knowing the good effect of hardening through precipitation, the special literature recommends practical applications of aluminium alloys that are hardened (usually hardaluminium).

2. THE STABILITY OF T.T. EFFECT OF ALUMINIUM ALLOYS CAST IN THERMIC MOTOR PISTONS

The benefic effects of T.T. applied to aluminium alloys refer to the using of surronding temperature while the pistons of thermic motors functioning, reach the temperature higher than 300 [1],[5].So it is necessary the making of T.T. of disperse durification recommended by the bibliography [1],[4].

The aluminium alloys used to cast the pistons of thermic motors with firing through a spark, contain as main alloy elements Si and Cu.These elements react the best to the asked requirements: good mechanical and cast properties, reduced thermic dilatation coefficient and high refraction, etc.

One of these alloys is also the alloy ATSI 5 Cu 7 Mg Ni (Fe) upon which there were experimental a lot of attempts in order to relieve the T.T. effect after the cast and to state them during the functioning.

The alloy had the chemical composition: Si=4,8%; Cu=5,11; Mg=0,53; Fe=0,53; Mg=0,34, rest Al, and it was elaboreted in an oven with indirect flame (iron cast creuzet) and test tubes were obtain in the oven (concordant STAS 200-61).The test tubes were put to T.T. of durification through precipitation as: heating above Solvus line (400) for 10'/mm diameter, and cooled in water; and a part that was not treated thermically (N).The test tubes were tried: breaking resistance, carrying resistance R_m, hardening HB, alloys A (table 1). The results of the mechanical tests as 20º.

Table 1

the state of alloy	R_m[daN/M]	HB[daN/mm]	Alloy A[%]
Treated Thermically(T.T)	32,00	137	0,30
Untreated (N)	21,00	105	1,00

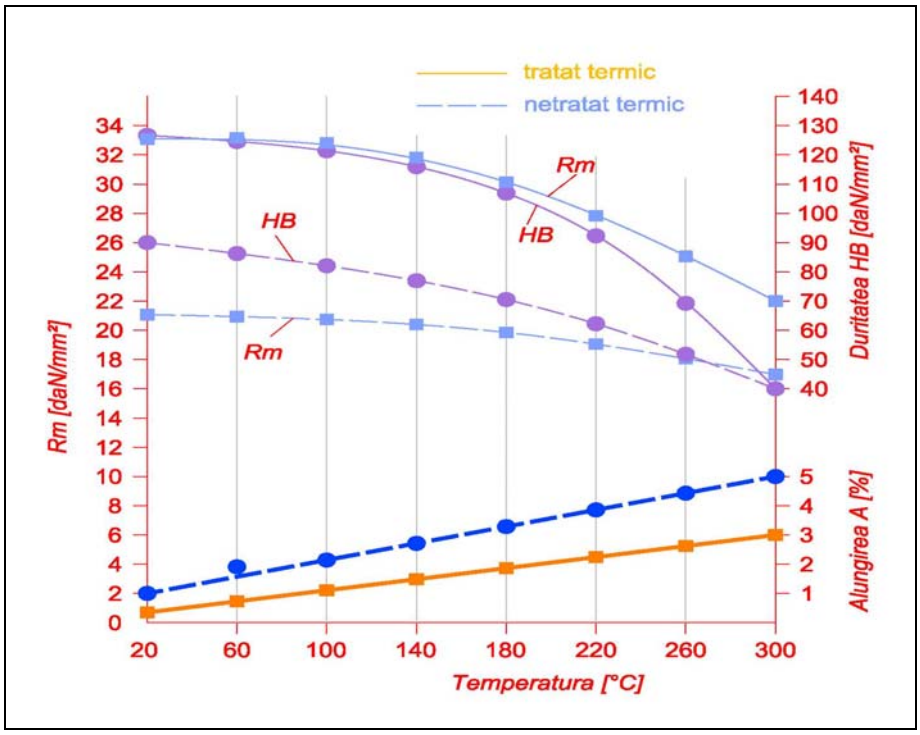


Figure 1. The influence of the heating temperature upon the properties of the aluminium alloys T.T. and N.

Then the test T.T. and N werw put to a continuous heating (picture 1), till the temperature of 300, measuring some properties at some temperature levels:60;100;140;180;220;260; and 300.

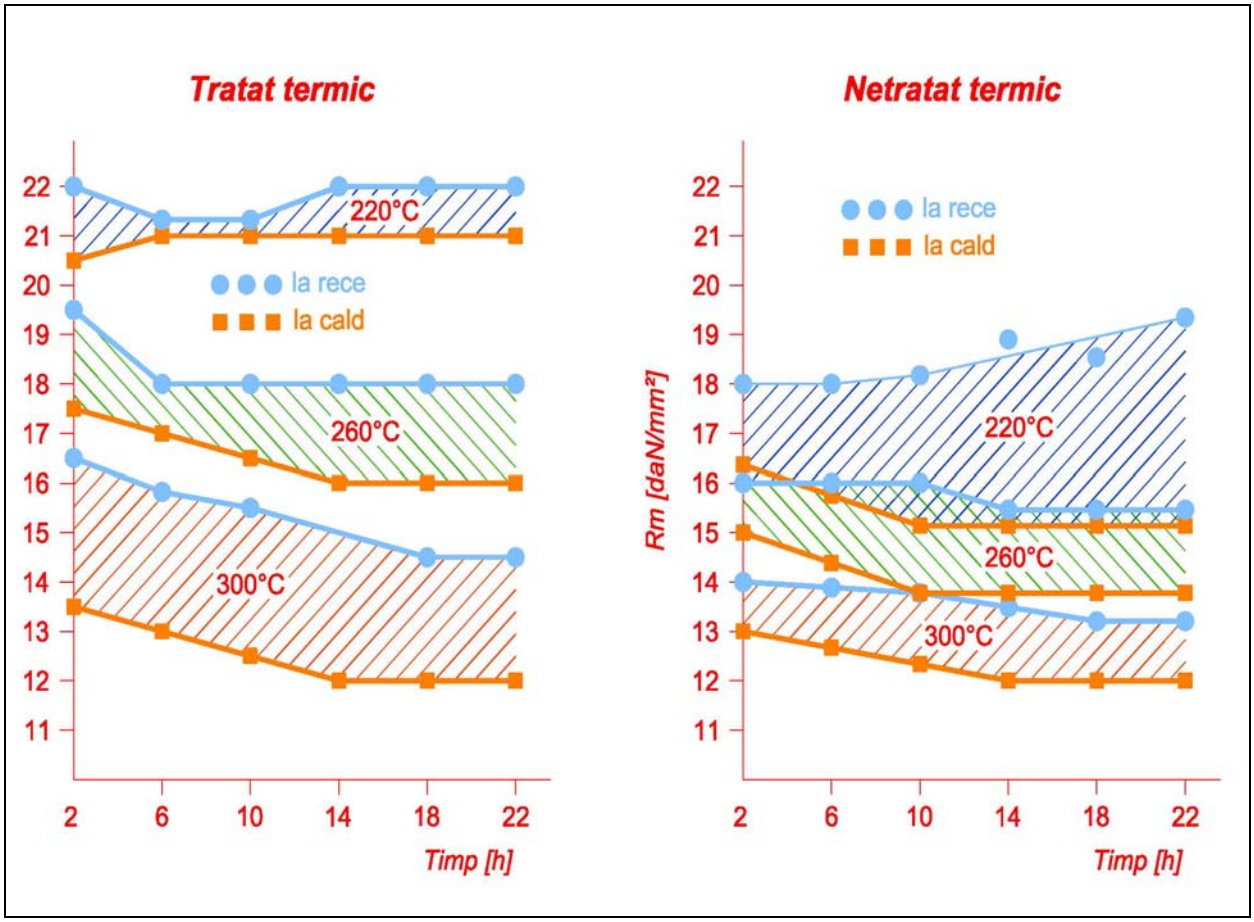


Figure 2.The influence of the heating temperatures and of keeping time upon R_m and T.T and N alloys.

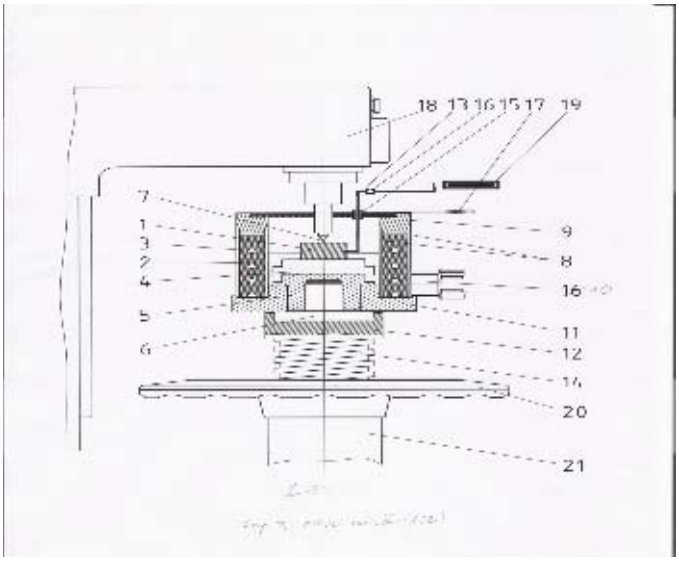


Figure 3.The equipment for determining the hardness in hot atmosphere of T.T and N alloys in which: 1-test; 2,4,5,6,7,12,14,18,20,21 - elements of device Brinell; 3,8,9,10,11,17 – elements of hot device ; 13,15,16,19 – elementes of the measuring temperatures plant

Because the pistons of thermic motors are put to the wearing out (at hot and cold temperatures, at different humidity), it is necessary to know also the hard values that the T.T and N alloys obtain, knowing that hardness influences the most the state of wearing out (and also the structures of alloy).
In order to fiind out the hardness, it was used a heating equipmentthat was built on device Brinell (picture 3).The result of the mesures are presented in picture 4.

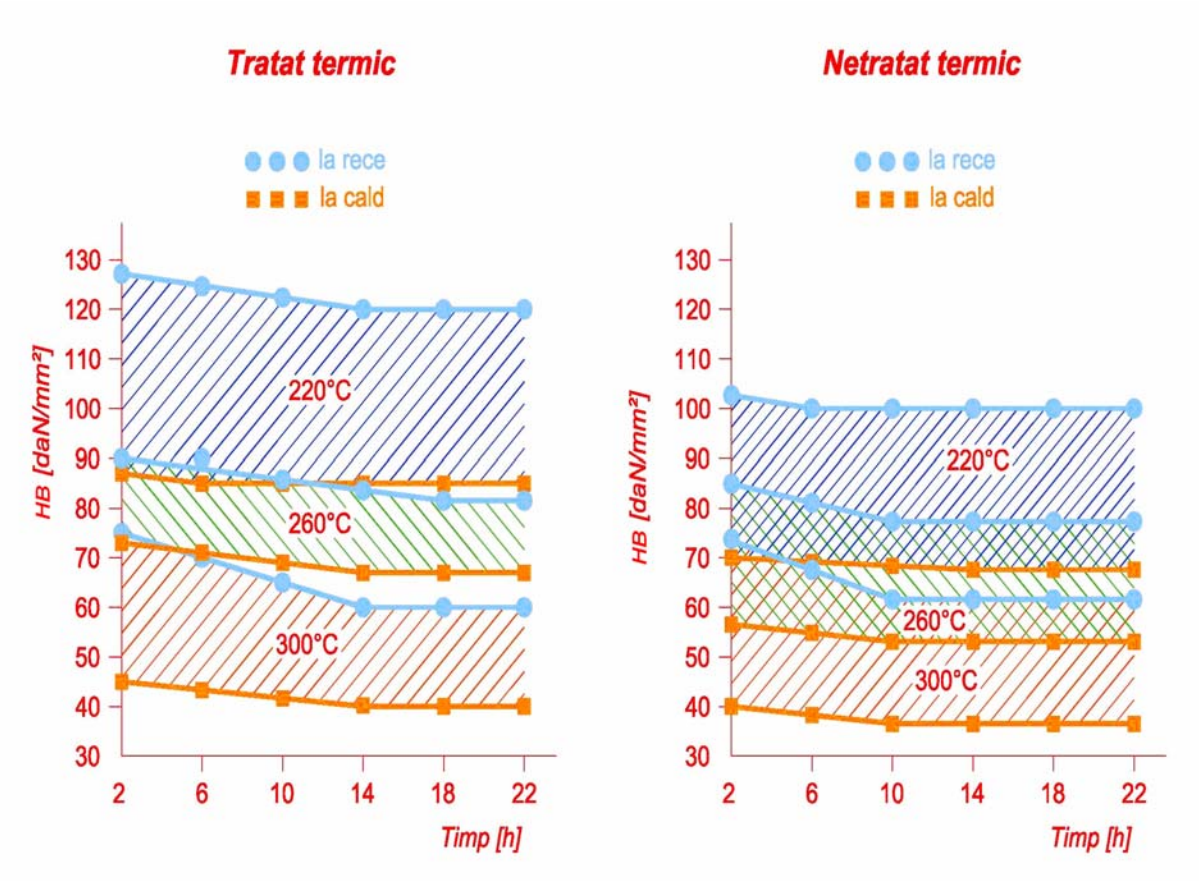


Figure 4. Temperatures and the heating temperatures until stabilisation of value HB.

3.CONCLUSIONS

From the tests of determining the properties of ATSi5Cu7 + MgNi(Fe) treated thermically and centreated, for the casting of the pistons of thermic motors with firing through spark was shown that:

3.1. The thermic treatment of hardening through precipitation, the treatment that wants to obtain some maximum mechanical properties based on a solid solution supersaturated by Ea in Al, it is proved to be useless, because of the following phenomena

3.2. The pistons of thermic motors, during functioning, pass over the SOLVUS CURVE temperature (the solubility curve in a solid state of Ea in Al), and the obtained effect through T.T is annuled.

3.3. The annulment of the obtained effects after T.T, of hardness through precipitation, depends on temperature and on the maintaing time at this temperature (functioning of the thermic motor, time, speed e.t.c.).

3.4. Between the breaking resistance at pushing and the hardness of the tested alloys exists a close link.That is why, in future may be done only experiments of hardness in relation with the behavious of alloys, because they are simpler, more confortable, cheaper and easier to do.

3.5. Because on the pistons, the temperature obtained during functioning is different, it is supposed that the top of the T.T piston will resist better to working out (especially if it is not a greasing part), and we shall have less lack of gases in the oil bath (a cleaner oil and consumed; e.t.c.)

REFERENCES

1. Apostolescu, N., Băgaţă, N., – Motoare cu ardere internă E.D.P.Buc.1967,pg.51

2. Bagiu, L., Sporea, I., – Cercetări teoretice şi experimentale asupra pistoanelor motoarelor cu combustie internă. BSt.TIPT-şoara, Tom 7 (21) 1962.
3. Bagiu, L., Sporea, I., – Cercetări teoretice şi experimentale cu privire la înlocuirea aliajelor pentru pistoanele motoarelor cu combustie interna BSt.TIPT-şoara, Tom 7 (21) 1962.
4. Bagiu, L., – Metode de calcul a proporţiei constituenţilor şi fazelor aliajelor neferoase polinare.Rezumatul Tezei de Doctorat. I.P. „Tr. V" Timişoara 1971.
5. Bănărescu, M. - Motoare cu ardere internă. E.T., Buc 1967.
6. Domşa, A., Chişu, A., Treborius, I., – Pistoane, ETB, 1961, pg.11-80.
7. Kolobnev, I.F., – Jaroprocinosti liteinâh aliuminievâh splavov Moskva „Metallurghia" 1973, pg.21-42.
8. Mandek, Fr., ş.a. – Influenţa modificării aliajului ATSi12CuMgNi asupra proprietăţilor pistoanelor tip Dacia.Anal of the Univ. of Oradea, vol III (XIII), 2004, Fascicle of MTE.
9. Mandek, Fr., ş.a. – Încercări practice de folosire a aliajelor de Al modificate turnate în pistoane.Univ.Tehnică Cluj-Napoca, TSMA 2004.
10. Mandek, Fr., Sporea, I., Bordeaşu, I., Sporea-Iacob, I., Marta, C-tin. – Influenţa sistemului de turnare asupra caracteristicilor bilelor turnate din oţel austenitic manganos T120CrMn130.Analele Univ. „Aurel Vlaicu" Arad, 2002.
11. Sporea, I., - Influenţa temperaturii de încălzire şi a timpului de menţinere asupra valorilor coef. BST 8 (22), 1963, Fasc. 2.
12. Sporea, I., ş.a. – Asupra eficacităţii modificării aliajelor de tip silumin. BSTIPT, Tom 22 (36), Fasc. 1., 1997.
13. Sporea, I., ş.a. – Studii privind stabilitatea efectului de T.T la piesele turnate din AA. Metalurgia, 19 (1967), Nr. 1, Buc. Pg. 11-15.
14. Sporea, O., Ghiţă, M.,Sporea, I. – Vlianie vibraţii na serohovatasti poverhnasti pri obrabotve ciugunov. TAP. Nr. 3-4 Penza 1997, Rassia, pg.109-110.

Received january, 11 2005

[1]*POLITEHNICA University, Timişoara*

STUDII REFERITOARE LA EFECTUL TRATAMENTULUI TERMIC AL CLASIFICARII PRECIPITARII COMPLETE A ALIAJELOR DE AL TURNATE IN PISTOANELE MOTOARELOR TERMICE.

REZUMAT*:* Lucrarea prezinta rezultatele testelor in ordinea determinarii efectelor tratamentelor aplicate aliajelor din Al realizate la temperaturi ridicate in diagrama "solvus" care este un element de aliaj (referitor la pistoanele motoarelor termice)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CHANGES OF THE MECHANICAL CHARACTERISTICS OF HIGH RESISTANCE WIRES DRAWN IN ULTRASONIC FIELD

BY

SUSAN MIHAI[1], ILIESCU VIOREL[2], DUMITRAŞ PETRU[3]

ABSTRACT: *The changes oh the mechanical characteristics of same high resistance wires, drawn in ultrasonic field while the die is located into the oscillation maximum of the waves and actuated parallel to the drawing direction, have been mainly determined by the work – hardening decrease caused by the "surface effect of ultrasonics" as a consequence of the fractional regime of plastic deformation.*

KEYWORDS*:mechanical characteristics, hardening, ultrasonic*

1.INTRODUCTION

The drawing of high resistance wires in ultrasonic field represents one of the modern technologies of plastic working of metals, besides other techniques that use directional flows of magnetic, light, electric and so on energies.

Ultrasonic or ultra – acoustic waves represent a variety of elastic waves with the frequency ranging between 16.000 and 10^{10} Hz [1].

The area of the elastic medium in vibratory state, which lodges the ultrasonic waves, is denominated as "ultrasonic field".

As in the case of other plastic working technologies of metals, at wire drawing in ultrasonic field high – energy ultrasonics are used. This ultrasonics, when propagating through an elastic medium such as a metal, undergo a damping effect which depends upon time.

For high resistance wire drawing, it is recommended that the deformation focus is located in the oscillation maximum of the waves while the tool is actuated parallel to the drawing direction [2]. Under these conditions, as compared to classic wire drawing a sensible reduction of the drawing force is obtained due to the "surface effect of ultrasonics". This effect is explained by means of the "mechanism of frictional force reversion", illustrated in Fig. 1 [2].

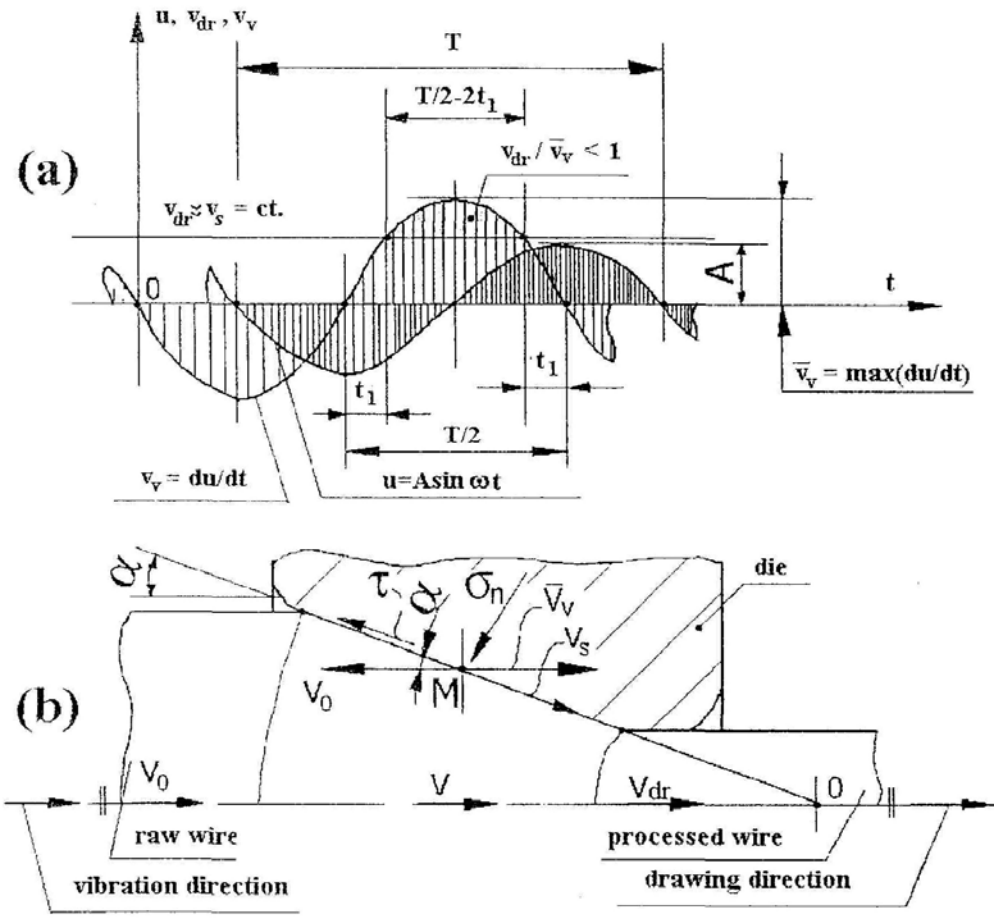


Figure 1. Principle scheme of technology wires drawn in ultrasonic field: (a) –variation in time of wave displacement (u), drawing rate (v_{dr}) and vibration rate (v_v); (b) -proper scheme: σ_r – normal stress in any given point M, τ – shear stress on metal-tool interface; v_s – slip rate of metal during drawing; v_v – maximum vibration rate of the die; α – semiangle of deformation cone; v_o – initial rate (row wire); v_{dr} – final drawing rate (processed wire); A – oscilation amplitude.

Conical convergent die were used with a cylindrical calibration zone of the processed wire. Any given point M, from the deformation zone, takes part to notions: a feed motion with v_s rate along the generator of the deformation care and a vibratory motion with v_s rate. The resulting vector of relative rate (after composing the two rate vectors) will change the displacement sense of point M as follows: during $T/2-2t_1$ its displacement sense will coincide with that of the metal and during $T/2+2t_1$ the displacement will be done in contrary sense. This suposition explains, in fact, the "reversion mechanism of average friction force" at the metal – tool contact, assuming a Coulomb – type friction [3].

2.EXPERIMENTAL TEST AND RESULTS

The experiment have been carried out at a laboratory level on wires made of RUL 1V/STAS 11250-89 steel-grade with the chemical composition in Table 1.

Table 1. Chemical composition of RUL 1V steel - grade in wt. % according to STAS 11250 – 89

C	Mn	Si	Cr	S	P	Mo	Ni, Cu
1,10	0,40	0,30	1,50	0,02	0,02	0,08	0,2

The wire drawing installation, with hydraulic control, is equipped with a UZG 2-4M ultrasonic generator, that functions in conjunction with magnetostrictive transducers at the resonance frequency of 17500 Hz, and includes standard force concentrators of the type PMS 15A-18.
The oscillating system is of the "closed" type being designated according to "n·λ/2". The die is located in the oscillation maximum of the waves and actuated parallel to the drawing direction, as shown in fig. 2.

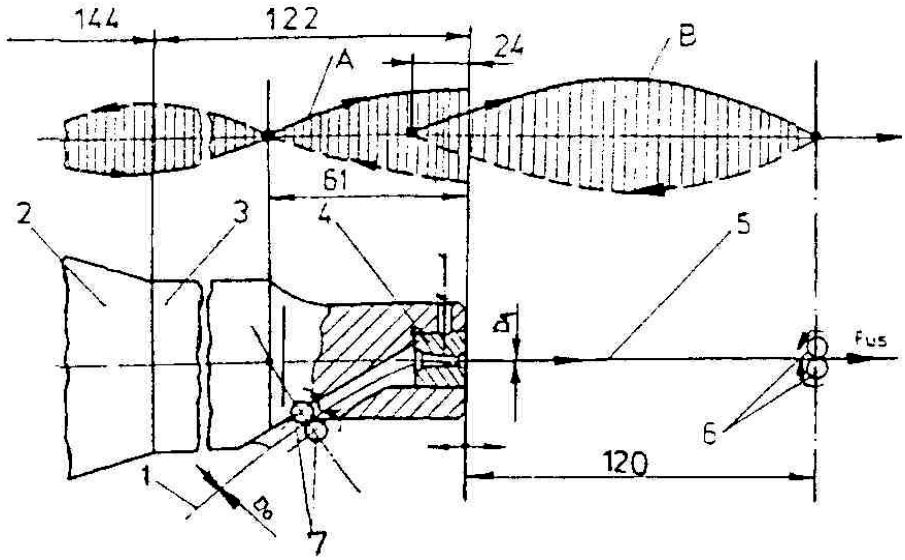


Figure 2. Schematic structure of the oscillation system [4]: 1 – raw wire; 2 – PMS15A-18 force concentrator; 3 – cylindrical step concentrator (for work); 4 – die; 5 – drawn wire; 6,7 – reflectors of ultra-acoustic energy: A – oscilation of the work concentrator; B – oscillation of the wire.

The wavelength is determined as:

$$\lambda = \frac{c}{f} \tag{1}$$

where: c is the propagation rate of ultrasonics within the given medium and f is the resonance frequency.
Closing the oscillation system is accomplished by means of the reflectors of ultra-acoustic energy, located at certain well-defined distances [4] in order to obtain a stable system of stationary within the wire.
The work concentrator is made from a titanium-based alloy, BT 3 (90% Ti, 6% Al and 4% V with $\rho = 4{,}42$ Kg/dm^3), resisting at ultrasonic fatigue.
For drawing the RUL 1V wires, both with and without ultrasonics, WC-Co metallic carbides dies are used. These dies have the opening semiangle $\alpha = 8^o$ and achieve a total 41% cross-section reduction (determined between two applied heat treatments for structure restoring) if soap powder is used as a lubricant. The degrees of cross-section reduction are determined for pass with:

$$\delta_i = 1 - \left(\frac{D_i}{D_{i-1}}\right)^2 \tag{2}$$

and for the whole operation (the total degree of section reduction) with:

$$\delta_{tot} = 1 - \left(\frac{D_i}{D_0}\right)^2 \tag{3}$$

The raw wires, with an initial diameter D_o = 3,85 mm, are in annealed condition, being properly prepared for drawing. The efficiency of ultrasonic drawing is emphasized by:

$$\Delta F = \frac{F_0 - F_{us}}{F_0} \cdot 100_{[\%]} \quad (4)$$

where: F_o is the drawing force for classic wire drawing and F_{us} is the force used at ultrasonic field wire drawing. The experimental determination of the force, either with and without ultrasonics was accomplished by means of a tensiometric dose of the type DT-106.000 and a tensiometric bridge, type N 2314. In order to better emphasize force fluctuations they were recorders as a function of time by means of plotter, type Recorder XY-Endim 620.02. This, the stability of the system of stationary wares within the wire could be checked out by means of the force constancy at ultrasonic field wire drawing.

The technologic, ultrasonic and force parameters. Used within the experiments, are listed in Table 2.

The mechanical resistance parameters have been determined on long specimens, according to STAS 6951-80. From each of the wires either with or without ultrasonics, three samples have been taken.

The tensile mechanical characteristics, namely: ultimate strength (R_m), technical flow strength ($R_{p0.2}$) and ultimate strain (A_{100}), have been determined from the recorder stress-strain curves. For a more accurate determination, the tensile curves have been plotted by using an extensometer. The values listed in Table 3 have been obtained as an average of three tests.

Table 2. Ultra-acoustic, tehnologic and force parameters used for experiments.

Symbol of the drawing series	Drawing course	Ultra-acoustic parameters			Tehnologic parameters					Force parameters		
I	$D_0 \rightarrow D_1$ [mm]	f [Hz]	A [μ m]	$\overline{v}_v$ [m/s]	δ_i [%]	δ_{tot} [%]	α [^{0}]	v_{dr} [m/s]	$v_{dr} / \overline{v}_v$	F_0 [N]	F_{us} [N]	ΔF [N]
I/1	3,58 → 3,60	17500	28	3,0	14	14	8	0,03	0,01	1280	866	32,34
I/2	3,60 → 3,45				10	21				1350	1053	22,00
I/3	3,45 → 3,30				10	28				1225	812	33,71
I/4	3,30 → 3,20				8	32				982	708	27,90
I/5	3,20 → 3,10				8	36				950	613	35,47
I/6	3,10 → 3,00				8	41				882	530	40,00

Table 3. Values of tensile mechanical characteristics, obtained as an average of three tests.

Symbol of the drawing series	Drawing course	Wire drawing stresses		Mechanical characteristics							
				Classic wire drawing				Ultrasonic wire drawing			
I	$D_0 \rightarrow D_1$ [mm]	σ_{to} [MPa]	σ_{tus} [Mpa]	R_m [MPa	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{100} [%]	$HV_{0,1}$ -	R_m [MPa	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{100} [%]	$HV_{0,1}$ -
0	3,85	-	-	630	475	18,0	179	630	475	18,0	179
I/1	3,58 →	127	83	935	855	14,2	230	905	811	15,0	215
I/2	3,60	146	113	1025	998	12,2	250	1003	939	13,0	234
I/3	3,60 →	144	95	1110	1080	10,4	275	1090	1045	11,8	249
I/4	3,45	123	88	1170	1145	9,5	288	1152	1117	11,0	268
I/5	3,45 →	126	81	1245	1225	9,0	298	1230	1201	10,0	284
I/6	3,30	125	75	1335	1319	8,5	304	1323	1302	9,0	292
	3,30 → 3,20										
	3,20 → 3,10										
	3,10 → 3,00										

The tensile tests have been carried out on an EU-40 – type machine, with a drawing speed of 20 mm/min, according to prescriptions found in STAS 6951-80. The mechanical characteristics have been calculated according to STAS 200-87. Besides the three above-mentioned tensile mechanical characteristics, table 3 also contains the average values of HV0.1 Vickers microhardness, determined acoording to STAS 7057-78, by means of a PMT-3 microhardness tester.

The maximum value of the oscillation (vibration) rate of the tool is determined with the relationship:

$$V_v = 2\pi f \cdot A \qquad (5)$$

where: f - is resonance frequency and A is the oscillation amplitude of the tool. The wire drawing stresses are determined during the drawing processes, carried out both with and without ultrasonics, as the ratio between the force value and the drawn wires'cross-sections.

3.CONCLUSIONS

The changes of the mechanical characteristics, during the drawing of RUL 1V wire field with the die located in the oscillation maximum of the waves and actuated parallel to the drawing direction, have been mainly determined by the "surface effect of ultrasonics" that is by diminution of the "friction force at metal-tool contact."

During a complete oscillation period of the tool, the plastic deformation of the metal occurs only for the duration of $T/2+2t_1$ (when a certain amount of ultra-acoustic energy is introduced within the wire) since on the $T/2 - 2t_1$ time interval metal-tool contact surfaces are separated.

Actually, under such circumstances, practic deformation is produced by impulses (fractionally) causing a decrease of the wire drawing force on the drawing series, a stabilization of the plastic deformation process, a work-hardening decrease and a diminution of the cold working non-uniformity. All these effects induce changes of the

mechanical characteristics, generally illustrating an increase of plasticity, at the wires drawn in ultrasonic field.
Thus, the possibility to increase both the deformation degree and the safety level of plastic deformation may be foreseen.

REFERENCES

[1] Drăgan, Ov. ş.a, - *Ultrasunete de mari energii*. Editura Academiei, Bucureşti, 1983
[2] Severdenro, V.P. ş.a - *Uitrazvuk şi plasticinosti*. Nauka i Tehnika, Minsk, 1976
[3] Susan, M ş.a, - *The metal-tool contact friction at the ultrasonic vibration drawing of ball–bearing Steel wires*. Rev. Metal, madrid 35 (1999). Pp.379 – 383.
[4] Susan, M., - *Cercetări privind trefilarea sârmelor din oţeluri de rulmenţi în câmp ultrasonor.* Teză de doctorat, Universitatea Tehnică "Gh. Asachi", Iaşi, 1996.

Received January, 3 2006

[1] *Technical University "Gh. Asachi" Iasi*
[2] *Cablero SA Iasi*
[3] *Technical Academy, Rep. Moldova*

MODIFICARI ALE CARACTERISTICILOR MECANICE PENTRU SARME DE INALTA REZISTENTA TREFILATE IN CAMP ULTRASONOR

REZUMAT. Modificarea caracteristicilor mecanice pentru sarmele de inalta rezistenta mecanica trefilate in camp ultrasonor cu filiera situata in maximul oscilatiei undelor si activata paralel cu directia tragerii, sunt determinate in special de reducerea ecruisarii cauzata de "efectul de suprafata al ultrasunetelor", respectiv de regimul fractionat al deformarii plastice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONSIDERATIONS CONCERNING THE METAL-PLUG CONTACT FRICTION AT THE PIPES DRAWING WITH ULTRASONIC VIBRATIONS

BY

OMER MOHAMED ABBALLA MOHAMED[1], ADRIAN DIMA[1]

ABSTRACT: *At tube drawing, on sustained plug, ultra-acoustically actuated by means of longitudinal oscillations, a decrease of the drawing force has been obtained due to the "surface effect of ultrasonics". The decrease of the average frictional force at the metal-plug contact is discussed by means of the magnitude of the φ coefficient, expressed as a function of the* v_{tr} / v_{v} *ratio, which offers sufficient design data for the new tube drawing technology.*

KEYWORDS:*friction, ultrasonic vibration, frictional force*

1. INTRODUCTION

The tubes made from some hardly cold-workable metallic materials cannot be deformed by conventional drawing, due to the extremely high frictional forces and stresses, which are developed, causing both micro and macrocracks in the cold worked tube.

By means of tube cold-drawing with ultra-acoustic actuation, most of the drawbacks of classic working are avoided due to the volume and/or surface effects of high-energy ultrasonics. For ultrasonic field drawing, either the die or the sustained plug can be actuated or even several schemes of combined ultra-acoustic actuation can be applied [1].

Die-actuation is recommended when a special quality is required for the drawn tubes external surface while plug-actuation is applied in the cases which involve particular case for internal surface.

In the case of tube drawing on ultra-acoustically-actuated, sustained plug (the Sonodraw system), besides the technical applicability ease, the ultra-acoustic energy transfer is provided inside the tube, where deformation efforts are extremely high [2].

The decrease of the force for ultrasonic drawing as compared to classic technology, is mostly based on the „surface effect of ultrasonics", technically materialized by the frictional force reduction at the metal-pug contact (the Coulomb-type friction being admitted), Figure 1.

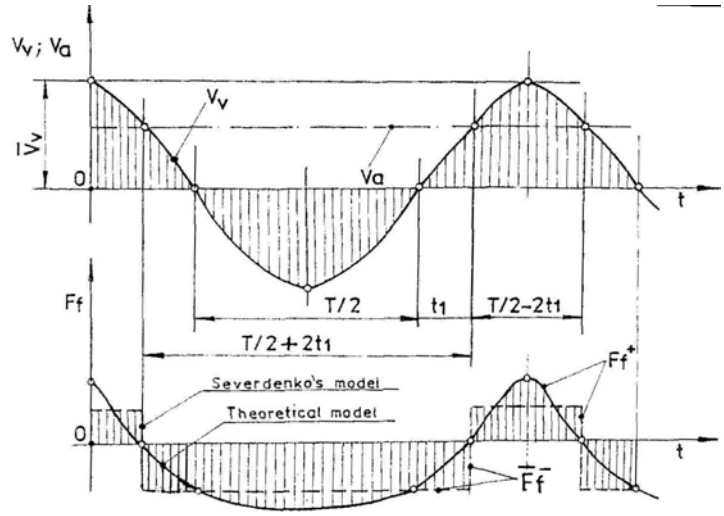


Figure 1. Variations of the oscillations and the feed rates (v_v and v_a, respectively and of the frictional force, during a complete oscillation period).

At plug-actution, with longitudinal ultra-acoustic oscillation, any A` point from the B-B_1 contact surface of the plug Figure 2 takes part at two movements.
Firstly there is a feed movement along plug`s generator, with a V_a rate and secondly there is an oscillation (vibration) movement, with a V_v rate.

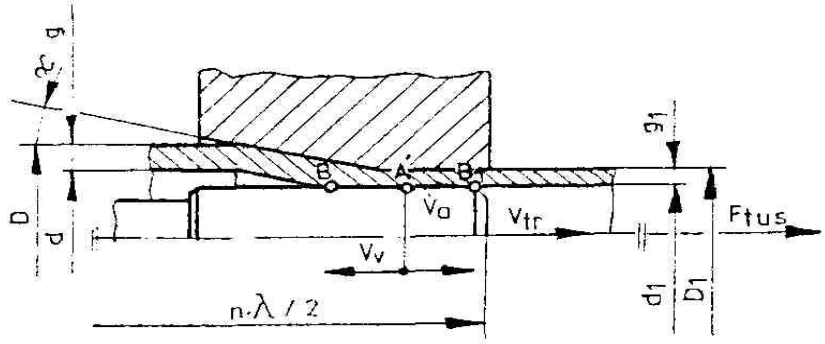


Figure 2. Scheme for tube drawing on sustained plug, ultra-acoustically-actuated by means of longitudinal ascillations.

When the oscillation rate of the plug is higher than the feed rate, $v_v > v_a$, the total vector of the relative rate of A` point, on the B-$B_1$ contact surface, will change its sense. Thus, during a part of the oscillation period, the total relative rate of point A` will coincide with the metal`s displacement along plug`s generator while during the other part, it will have a contrary sense.
When $v_v < v_a$, the vector of the total relative rate will always coincide with the metal`s displacement sense.
Nosal and Rimsa [1] consider that for $v_v > v_a$ the frictionai force contributes to metal`s displacement, thus reducing the value of the totat drawing force while for $v_v < v_a$ no reduction of the drawing force occurs.
From Figure 1 it is noticeable that during $T/2 - 2t_1$ the frictional force is positive and during $T/2 + 2t_1$ it is negative (F_f), at the level of a complete oscillation period.
The ratio designated by φ represents a coefficient that emphasizes the diminution of the average frictional force at the metal-plug contact, in the A` point. Its value is [1;3]:

$$\varphi = \frac{(T/2+2t_1)+(T/2-2t_1)}{(T/2+2t_1)-(T/2-2t_1)} \qquad (1)$$

If the oscillations` displacement is condiered according to the movement law: $u = A \cdot \sin\omega \cdot t$ (2)

The oscillation rate (v_v) may be determined as:

$$v_v = du/dt = A\omega\cos\omega \cdot t \quad (3)$$

The maximum value of the oscillation rate ($\bar{v}_v$) is obtained for $\cos\omega \cdot t_1 = 1$; its value is: $\bar{v}_v = A\omega = 2\pi f \cdot A$ (4)

From the relationship (3) and (4) it follows that:

$$v_v = \bar{v}_v \cos\frac{2\pi}{T} t_1 \quad (5)$$

If the feed and oscillation rates are equal $v_v = v_a$, t_1 results as:

$$t_1 = \frac{T}{2\pi}\arccos\frac{v_a}{v_v} \quad (6)$$

By replacing t_1 and T in the relationship (1), the coefficient φ becomes:

$$\varphi = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{1}{\arccos\frac{v_a}{v_v}} \quad (7)$$

In order to obtain a reduction of friction upon the entire metal-plug contact surface it is necessary to replace the value of the feed rate in point A` by the value of the average displacement rate of the metal, determined between the start and the finish points of the metal-plug contact surface.

By applying the equation of the metal flow continuity it follows that:

$$S_B v_B = S_{B1} v_{B1} = S_{B1} v_{tr} \quad (8)$$

Which leads to: $v_B = v_{tr}\frac{S_{B1}}{S_B}$ (9)

Since the tubes subjected to ultra-acousticaly-actuated cold drawing have much less wall-thickness, as compared to their diameters [2]:

$$\frac{g}{D} = \frac{1}{10} \cdots \frac{1}{200} \quad (10)$$

Based on the above considerations, from equation (9) it follows that:

$$v_B = v_{tr}\frac{g_1}{g}\cos\alpha \quad (11)$$

where: g and g_1 represent the wall-thickness for the raw and the drawn tubes. respectively; v_{tr} – drawing rate; α – opening semiangle of the die. Therefore, the average displacement rate of the metal, on its contact surface with the plug, becomes:

$$v_m = \frac{v_B + v_{tr}}{2} = \frac{v_{tr}}{2}\left(\frac{g_1}{g}\cos\alpha + 1\right) \quad (12)$$

By replacing the mean rate value obtained from (12) in the relationship (7) and by considering the low-value of the $\omega \cdot t_1$ product, the coefficient φ becomes:

$$\varphi = \pi\frac{v_v}{v_{tr}}\frac{1}{\frac{g_1}{g}\cos\alpha + 1} \quad (13)$$

Based on the logical scheme illustrated in Figure 3, the variation of φ, that emphasizes the decrease of the average drawing force at the metal – plug contact (in the

conditions: $\alpha = 8^0, f = 18000Hz, g/g_1 = 1{,}07$ and $\lambda_i = 1{,}2$), is determined as a function of the v_v/v_{tr} ratio.

For qualitative evaluation of the influence that the friction reduction, on the metal – plug contact, exerts on the total drawing force, simplified relationship introduced by A. Gavrilenko can be used [1]:

$$F_t = F_d + F_f = F_d(1 + \mu ctg\alpha) \quad (14)$$

Where: F_d is the proper deformation force; F_f – the frictional force, μ - the friction coefficient and α has the above mentioned significance.

For tube drawings on a sustained plug, ultra – acoustically – actuated with longitudinal osclillations, the relationship (14) changes to:

$$F_{tus} = F_d(1 + \frac{\mu ctg\alpha}{\varphi}) \quad (15)$$

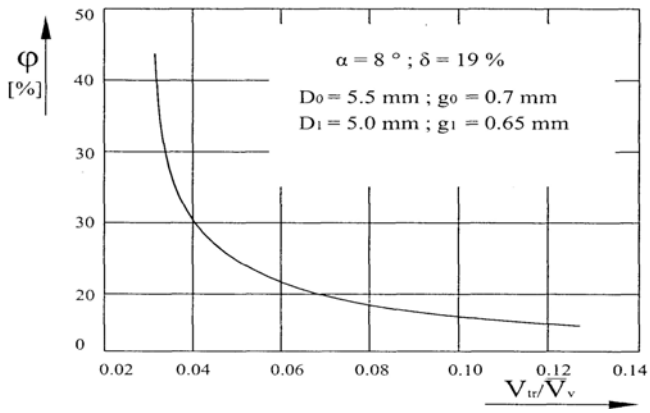


Figure 3. Variations of the coefficient φ as a function of the $\bar{v}_{tr} / v_v$.

3. CONCLUSIONS

In this case of tube drawings on a sustained plug, ultra – acoustically – actuated with longitudinal oscillations (according to the Sonodraw system) it is firstly recommended to plot the graphical variation of the coefficient as a function of the ratio between the drawings and the oscillation rates, $\varphi = f(v_{tr} / \bar{v}_v)$. The φ coefficient will emphasize, thus, the average frictional force seduction on the metal – plug contact.

Blendes the concrete technology drawings conditions with this occasion some direct information can be obtained on the ultra – acoustic parameters, as well, due to relationship (4): $\bar{v}_v = 2\pi fA$ (where f is the resonance frequency and A is the amplitude of plug oscillation).

REFERENCES

[1] Severdenko, V.P.; s.a.; *Prokatka; volocenie ulitrazvokom Nauka i Tehnika*, Minsk, 1970
[2] Drăgan, Ov. ş.a. *Ultrasunete de mari energii.* Editura Academiei, Bucureşti 1983
[3] Susan, M. ş.a., *The metal – tool contact friction at the ultrasonic drawing of ball – bearing steel wires*. Rev. Metal, Madrid 35 (1999), pp. 379...383.

Received December, 2006

[1] *Technical University "Gh. Asachi" Iasi*

CONSIDERATII PRIVIND FRECAREA DE CONTACT METAL-DOP LA TRAGEREA TEVILOR CU VIBRATII ULTRASONICE

REZUMAT: La tragerea ţevilor pe dop susţinut şi activat ultraacustic, cu oscilaţii longitudinale, se obţine reducerea forţei de tragere pe baza „efectului de suprafaţă al ultrasunetelor”. Reducerea forţei medii de frecare la contactul metal – dop este pusă în discuţie, prin mărimea coeficientului φ, ca o funcţie de raportul v_{tr}/v_v – care prezintă suficiente informaţii de proiectare a noii tehnologii de tragere a ţevilor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONSIDERATION CONCERNING THE OUTPUT PARAMETERS OF THE CO_2 LASER

BY

ONOFREI ROXANA IOANA[1], NEGURA CRISTINA[1]

ABSTRACT: *Laser had a big impact in manufacturing industries. In this paper we went present two types of measurement whit gas laser. We utilized a laser that uses carbon dioxide for cooling. The laser utilizes a gas source whit close circuit. We realized two types of measurements: in the first case we studied the variation of the thermodynamic tension and in the second case we followed the variation of the temperature. For the first experiment we use a chromium-aluminum thermocouple which was put in a metallic piece, the thermocouple is connected to the DT 830 B measure device. In the second experiment to measure the temperature we used a thermocouple from the DT 9208A measure device box. The results pointed different values for different conditions of measurement.*

KEYWORDS: *laser beam, measurement, termocouple*

1. INTRODUCTION

Laser is an acronym for Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation. Laser creates an intense coherent beam of light when atoms or molecules in a gas, liquid or solid medium, force an incoming mix of wavelengths (or colors) of light to work in phase, or, at the same wavelength. Laser light is analogous to a loud, single-pitch note, while normal white light is analogous to audio static on a radio.

Einstein can be considered as the *father* of the laser. 80 years ago he postulated photons and stimulated emission and won the Nobel Prize for related research on the photoelectric effect. This section discusses the historical evolution from microwave lasers to optical lasers and finally to x-ray lasers and lasers discovered in space.

The CO_2 laser (carbon dioxide laser) is a laser based on a gas mixture as the gain medium, which contains carbon dioxide (CO_2), helium (He), nitrogen (N_2), and possibly some hydrogen (H_2), water vapors, and/or xenon (Xe).. Nitrogen molecules are excited by the discharge into a metastable vibration level and transfer their excitation energy to the CO_2 molecules when colliding with them. Helium serves to depopulate the lower laser level and to remove the heat. Other constituents such as hydrogen or water vapors can help (particularly in sealed tube lasers) to re-oxidize carbon monoxide (formed in the discharge) to carbon dioxide.

The major types of CO_2 lasers are:

- sealed tube or no-flow lasers for low powers
- axial flow lasers
- fast transverse flow lasers (for multi-kW continuous-wave output powers)

- transverse excited atmosphere (TEA) lasers with very high (about atmospheric) gas pressure and a series of electrodes and gas inlets along the tube (for pulsed mode only, suitable for multi-kW average powers)
- high power slab lasers, with the gas in a gap between a pair of planar water-cooled RF electrodes
- gas dynamic CO_2 lasers for multi-MW powers (e.g. for anti-missile weapons), where the energy is not provided by a gas discharge but by a chemical reaction in a kind of rocket engine

The concepts differ mainly in the technique of heat extraction, but also in the used gas pressure and electrode geometry. In low power sealed tube lasers (used e.g. for laser marking), waste heat is transported to the tube walls by diffusion or a slow gas flow. The beam quality can be very high. High power CO_2 lasers utilize fast forced gas convection, which may be in the axial direction or in transverse direction (for highest powers).

CO_2 lasers are widely used for material processing, e.g. cutting and welding (with multi-kW powers) and for laser marking (with lower powers), but also in laser surgery and for range finding. Compared to solid state lasers with similar output powers, they are usually cheaper, but have a lower potential for very strong focusing, remote welding, and short pulse generation. Also, beam delivery can be a problem, since there are no optical fibers for high power 10-μm laser beams.

Due to their high powers and high drive voltages, CO_2 lasers raise serious issues of laser safety. However, their long operation wavelength makes them relatively eye-safe at lower intensities.

2. EXPERIMENTAL CONDITIONS AND RESULTS

In this paper we went present two types of measurement whit gas laser. We utilized a laser that uses carbon dioxide for cooling. This laser belongs to The No-conventional Technology Laboratory of The Machine Manufacturing Faculty. The laser was made by The Physical, Laser, Plasma and Radiation Institute, Bucharest.

Due de fact that the active medium is carbon dioxide, the wave length of the laser beam radiation is λ=10,6 μm, that means the laser works in infrared field. The laser source can offer 35 W maximum powers in direct current. Two sources of electrical discharges are available, each of them have the intensity between 5-25 μa. The cooling system of the laser is made by a water circuit with a debit of 2-3 l/min. Considering the existing conditions in the laboratory we tried to realize different experiments to the better knowledge of this laser.

How do we use the laser :

- checking the laser beam shutter to be Off;
- set the cooling water system and control the water debit coming out from the cooling system (optimum debit 2-3 l/min);
- set ON the self fuse from the posterior control panel, checking the state of the high tension switch that generate the discharges in the laser tube;
- connect to the network supply with alternating monophase current 220V;
- mark the working area with laser and take the safety measures;
- set left switcher: ON; on the measuring device will be indicated the current in the discharge tube;

- the current adjustment allows the continue check of the power between 1-10W (for a single discharge);
- activate the second discharge part (the switcher from the right part of the frontal panel);
- with the two discharges activated at the maximum current (25mA) the maximum power transmitted by the laser is 35W;
- for technical applications at the outlet of the laser is assembled detachable focusing head. The focusing head has a 90^0 reflection mirror of the laser beam which is emitted and focused by a KCL lens, the focus distance is 7cm;
- when working with the laser beam will be insured a gas flow through the protection device of the focusing lens and put ON the shutter of the laser beam.

Fig.1 The laser equipment

The laser positioned on a drilling machine base with the possibility of vertical movement. We realized two types of measurements: in the first case we studied the variation of the thermodynamic tension and in the second case we followed the variation of the temperature.

For the first experiment we use a chromium-aluminum thermocouple which was put in a metallic piece, the thermocouple is connected to the DT 830 B measure device. In order to measure the variation of thermo-electromotive tension, on the two perpendicular directions, we used a moveable table to which we attached two comparators. All this assembly was fixed on a wooden table with four cylinders. The supports of the two comparators were fixed on the wooden table with some weights.

The working area of the laser was limited by a ceramic flat, 8mm thickness, in which we realized a conical whole so that the laser beam will fall directly on the thermocouple without reflecting on the metallic surface towards the operator. The positioning of the thermocouple in the center of the ceramic flat was easy to realize because the thermocouple was on the top of the cutting tool and pointed out.

Also to protect the operator a glass screen was mounted on a moveable table and the operator had to wear goggles. We used a shit of paper that covered the ceramic flat to view the laser beam position.

To have a bench-mark, we searched the maximum value that the tension can reach to, both on horizontal and vertical direction; we found the maximum value of 1,9 mV and the minimum value 0,3mm. Then we moved the table from 0,1mm to 0,1 mm, on both directions, to the maxim value and back to the minimum one and we obtained the values pointed out in tab. no.1.

Table no.1.The variation of the thermo-electromotive tension

No. experiment	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Distance, mm	0	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9	1.0	1.1	1.2	1.3
T.E.M, mV	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.4	0.4	0.4	0.4	0.5	0.5	0.5	0.6
No. experiment	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28
Distance, mm	1.4	1.5	1.6	1.7	1.8	1.9	2.0	2.1	2.2	2.3	2.4	2.5	2.6	2.7
T.E.M, mV	0.7	0.8	1.0	1.1	1.2	1.3	1.4	1.4	1.4	1.5	1.5	1.7	1.8	1.9

Using a computer program elaborated in T.C.M. faculty, we established a empirical model for the values in table no.1:

$$U=0.1846 + 0.78479a - 1.0336a_2 + 0.43326a_3 \quad (1)$$

The Gauss sum for this mathematical model is $S = 6{,}6379 \times 10^{-3}$ (2)

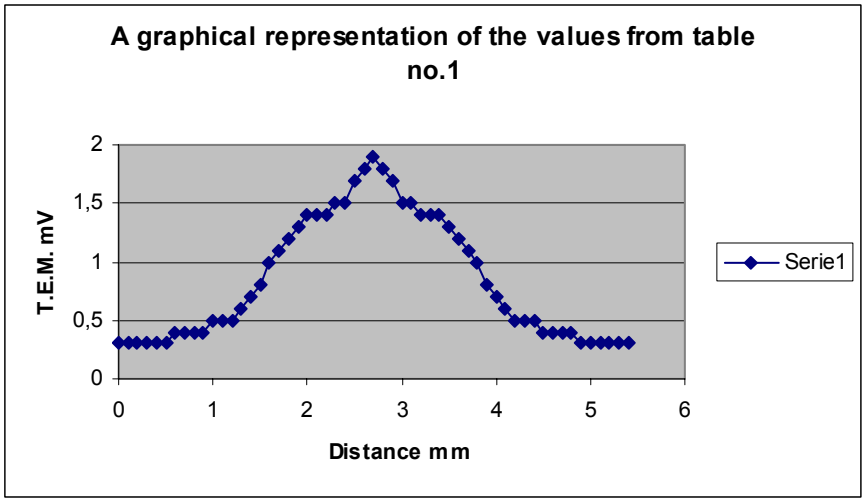


Fig.2. A graphical representation of the values from table no.1

For the second experiment we used a thermocouple from the measure device case DT 9208A. We used the same ceramic flat with a little conical whole so that the laser beam will fall directly on the thermocouple without reflecting on the metallic surface towards the operator. A bit difficult this time was to centre the thermocouple in the ceramic flat because the thermocouple was thinner and not fitted on the cutting tool. This assembly was put on a movable table of which we attached two comparators. The magnetic supports of the two comparators were fixed on the metallic

table. In this case we also used a shit of paper that covered the ceramic flat to view the laser beam position.

Also to have a bench-mark, we searched the maximum temperature that can be touched and we found a maximum of 108°C and a minimum of 34ºC, measuring from 0,5 to 0,5mm. The results are pointed out in the table no.2.

Table no.2 Temperatures values

No. experiment	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Distance, mm	0	0.05	0.1	0.15	0.2	0.25	0.3	0.35	0.4	0.45
Temperature, °C	85	83	81	79	73	67	59	53	51	49
No. experiment	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
Distance, mm	0.5	0.55	0.6	0.65	0.7	0.75	0.8	0.85	0.9	0.95
Temperature, °C	48	47	46	45	44	43	37	36	35	34

The mathematical model for these experimental results is:

$U=88.65842 + (-105,9283)a + 51.03657a^2$ (3)

For this mathematical model is $S=8.83117$ (4)

Table no.3.Variations of the temperature with the distance to the laser beam axe

No. experiment	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Distance, mm	0	0.05	0.1	0.15	0.2	0.25	0.3	0.35	0.4	0.45
Temperature, °C	74	72	71	67	65	64	63	61	59	58
No. experiment	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
Distance, mm	0.5	0.55	0.6	0.65	0.7	0.75	0.8	0.85	0.9	0.95
Temperature, °C	57	55	53	52	51	49	47	45	44	42

The mathematical model for these experimental results is:

$U=75.378-37.604A+5.1944A^2$ (5)

The Gauss sum is $S=0.4471$ (6)

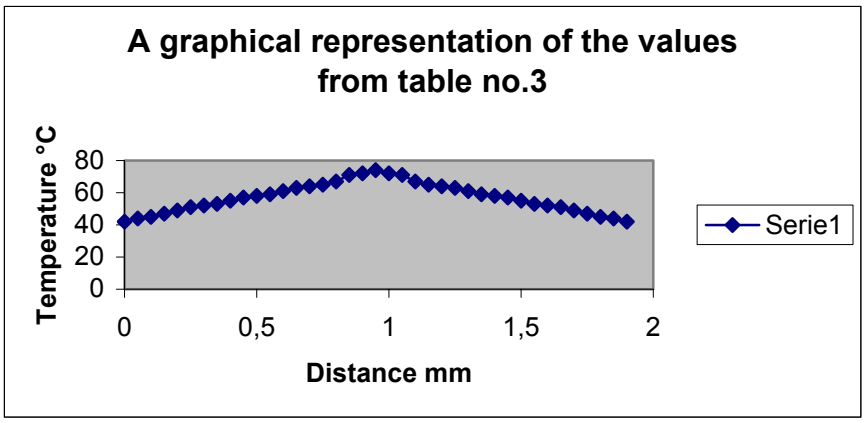


Fig.4. A graphical representation of the values from table no.3

Considering that the obtained values do not point the exact temperature that can be reached, we tried another method by bonding the thermocouple on a ceramic flat with abrasive surface and covering the reflection area with a shit of paper. With this assembly we made measurements for different distances between the thermocouple and the laser spot area. The obtained values are:

- at 1 cm, the maximum value is 102ºC;
- at 2 cm, the maximum value is 85ºC;
- at 2,5 cm, the maximum value is 74ºC;
- at 5 cm, the maximum value is 88ºC;

For X axis starting with 102ºC, the maximum temperature, we obtained 82ºC, the minimum temperature, by measuring from 5 to 5 mm and for Y axis from 92ºC to 52ºC.

3. CONCLUSIONS

One of the conclusions we reached to, is that when the gas debit is low the temperatures are high, but the absence of the gas leads to deterioration of the lens.

Another explanations for the fact that the temperatures are low is that the radius of laser beam is 0,4 mm comparing with the radius of the warm welding of the thermocouple that is 1mm, the heat of the laser beam being spreaded in all warm welding area of the thermocouple.

Improvement solutions:

- Another method to protect the lens (besides compressed air);
- Using a warm welding with the same area as the laser beam;
- Using a numerical command table;

REFERENCE:

1. Slatineanu, L., *Non traditional technologies in Machine Manufacturing*, Chisinau, Publishing house Tehnica-Info, 2000;
2. ****Using instructions for the CO_2 laser The Physical*, Laser, Plasma and Radiation Institute, Bucharest;
3. Cretu, Gh., *Bases of experimental research*, Laboratory Guide;
4. Dumitras, D., *Gas laser*, Publishing house Academy R.S.R., 1982;

Received december, 19 2005

[1]*Technical University Gh. Asachi Iasi*

CERCETĂRI PRIVIND EVALUAREA UNOR PARAMETRI DE IEŞIRE AI LASERULUI CU CO_2

REZUMAT: Laserul a avut un impact foarte mare asupra industriei. În această lucrare, vom prezenta doua tipuri de măsurători cu ajutorul laserului cu gaz. Am utilizat un laser care foloseste CO_2 pentru răcire. Laserul foloseşte o sursă de gaz cu circuit închis. Am făcut două tipuri de măsurători: în primul caz am studiat variația tensiuni termodinamice iar în al doilea caz am urmărit variația temperaturi. Pentru primul experiment am folosit un termocupul de cromel-alumel care era introdus într-o piesă metalică termocuplul fiind legat la un aparat de măsurat de tip DT 830B. În al doilea experiment am folosit pentru a măsura temperatura, un termocuplu existent în trusa aparatului de măsură de tip DT 9208A. Deasemenea, termocuplul a fost pus într-un cuțit dispunând de canal. Rezultatele au arătat că pentru diferite condiții de lucru se obțin valori diferite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MODERNISATION TRENDS IN THE COLD ROLLING AND CONSIDERATIONS CONCERNING THE DETERMINATION OF THE OPTIMUM COLD ROLLING FORCE

BY

MIHAI ALEXANDRU[1], GHEORGHE BADARAU[2], LIVIU RUSU[1], VASILICA MIRON[1], ROMICA MANEA[1]

ABSTRACT: *The paper presents modern way to get cold rolling products, and also presents a mathematical model of the process, combined whit a Bland and Ford model for determination a optimum of the cold rolling force.*

KEY WORDS: *rolling force, optimation, mathematical model*

1.INTRODUCTION

In the cold rolling profile manufacturing, in the last decay, it was seen an interesting behavior of the market. So, small enterprises appeared having one or two products in the production of which they are completely specialized. From the point of view of the quality and price of the products these enterprises are competitive becoming a real threat for the big rolling mills.

In these circumstances appeared some technical reactions that we will present in this paper.

2. MODERN PREOCCUPATIONS CONCERNING THE DIRECTIONS OF MODERNIZATION AND THE TRENDS OF DEVELOPMENT IN THE FIELD OF COLD ROLLING.

In the present paper, after analyzing a great number of specialty publications, we draw the conclusions that the main directions in which the specialists and researches work do not imply the construction of new rolling units but the modernization of the existing ones.

The modernization of the Sakai rolling mill can be included in this current. This modernization started in 1989 by the introduction of the forth cage beside the three existing ones (3TM) and it continued with the introduction of the continuous decapation line (2CP). Once these modifications made there were achieved important technological modifications too. The aim of these important modifications is the enhancing of the productivity, quality improvement and diversifying of the products.
The scheme of positioning of the modernized line is shown in the next figure.

The steel producers have introduced cages having six cylinders in height and cooling units, both having a good capacity of shape control. Sometimes these systems can be combined. The same type of methods gave satisfaction at the Nagoya Works at the number 3 rolling mill.

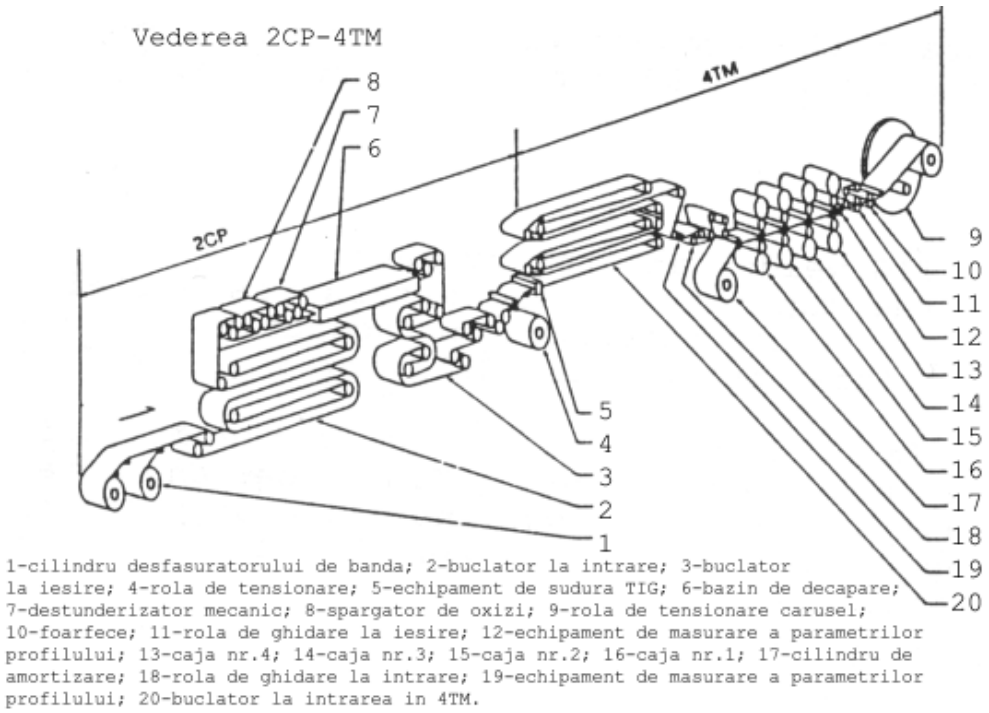


Fig. 1 The scheme of principle of the asembly 2CP – 4TM
1 - cylinder of the strip developer; 2 - entrance loop maker; 3 - exit loop maker; 4 – tensioning roll; 5 – TIG welding equipment; 6 – decapation tank; 7 – mechanical cleaner; 8 – oxides breaker; 9 – tensioning carusel roll; 10 – scissors; 11 – guiding roll; 12 – profilometer; 13 – cage no.4; 14 – cage no. 3;
15 – cage no. 2; 16 – cage no. 1; 17 – shock absorber cylinder ; 18 – guiding roll;
19 – profilometer; 20 – loop maker at the 4TM entrance.

Solving with the finite element method enables the determination of the forming limit *e* in each finite element of the part. The strip between the tensions represents the general low of Hook's for homogenous nad isotope materials.

Using the relation of the cold forming force and the optimum value of the forming limit determined by the theory of plastic instability one obtains the optimum values of the tension. The optimum value of the forming force must satisfy the following conditions: $Opt_x(x)$; $x \in E^n$

$h_i(x)=0$ j=1,1

$g_j(x) \leq 0$ j=j+l,m

x is the vector of variables

Optimation is being achieved in the following stages :

- a point P_1 $(x_{i,1})$ i= $1,n$ is chosen in the space having n dimensions in which we define this function;
- the value of a size is being taken, knowing that the accuracy of estimations is proportional with 1/a;
- P_i $(x_{i,i})$ j= 2, n+1 is determined in the condition that the distance between two established points is constant and equal with a;

-we calculate f (P_1) ... f (P_{n+i}) and then we determine the most unfavorable value:

$$X_i^{(N)} = \left(\frac{2}{n} \left(\sum_{j=1}^{n+1} x_i^{(j)} - x_i^{(R)} \right) \right) - x_i^{(R)}$$

where: $x_i^{(N)}$ is the coordinate of the new point;

$x_i^{(R)}$ is the coordinate of the rejection point that gives the worst value for f.

For the optimation of the parameters of the rolling process we have calculated in an analytical way the deformation forces, in which all the expressions that are constant were introduced as they are and the other were calculated using the dependency relations.

After a complex research we came along with a relation having the shape below. The relation is being derived from the Bland and Ford model adapted for the cold rolling and using an original program.

$$P = \frac{\pi \cdot E_C \left(\sqrt{\delta + \delta_1 + \delta_2} + \sqrt{\delta_2} \right)^2 \cdot \left(\delta - R \arccos^2 \cdot \left(1 - \frac{\delta}{2R} \right) \right)}{16R\left(1 - v^2\right) \arccos^2 \left(1 - \frac{\delta}{2R} \right)}$$

We could do in this particular manner a comparison between the experimental values and the ones obtained in the analytical way for the rolling force on width unit remarking a good correlation of the mathematical model Bland and Ford with the programmed experiment.

Valorizing the experimental results we determined the functions of variation and the regression equations that correlate the cold plastic deformation process of the profile with the compression test.

The figure below presents the experimental point as well as the variation polynomial curve associated.

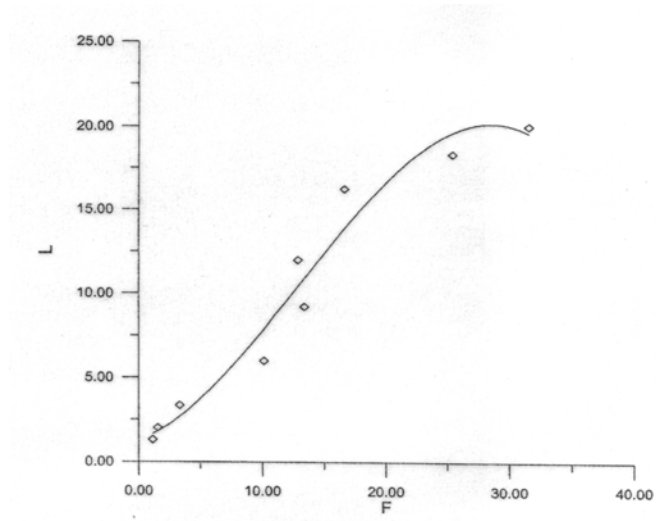


Figure 2 Experimental point as well as the variation polynomial curve associated.

3. CONCLUSION

Both the regression ecuation and the maximum of the function assures that the nine points are representatives for the chosen domain. The theoretical curve based on the experimental dates comprises the phenomenon, demonstrating the correspondence in the study field, expressing the close interdependency between the linear sizes variation and the deformation force.

REFERENCES

1. **Huisman,R.L., Galma, M.E., Bruinsma, H.**- The application of a Matematical Model Based on Physical Relations for an On Line Preset Model for Cold Rolling, The Science and Technology of Flat Rolling, vol. 2, Deauville, France, 1987, pp.35-42;
2. **Zhou Guo Yng-** Calculul fortelor de laminare in cazul laminarii la rece, Neue Hutte, Germania, vol 35, nr.9, 1990, pp.331-335;
3. **Trillo, C.T.** – Controlul procesului la laminorul la rece de la Novi Ligure, Associazione Italiana di Metallurgia, Centro Lavorazioni Plastiche, 1981, pp.206-224;
4. **Alexandru, M.** – Cercetari experimentale, interpretarea rezultatelor si contributii fundamental –aplicative privind imbunatatirea parametrilor constructivi si functionali ai unei linii de laminare la rece-referatul 3, Universitatea Tehnica „Gh. Asachi", Facultatea SIM, Iasi 1997;
5. **Alexandru, M.** – The Mathematical Model Based on Plastic Instability Theory of Roll Forming Force – Buletinul Institutul Politehnic Iasi, sectiunea Stiinta si Ingineria Materialelor, Tomul XLII (XLVI), Lucrarile celui de-al Doilea Congres International, 27-31 mai Iasi 1997
6. **Alexandru M.** – Contributii teoretice privind imbunatatirea parametrilor constructivi si functionali ai unei linii de laminare la rece – Teza de doctorat, Iasi 2004

Received December, 21, 2006

[1]*High School "Stefan Procopiu" Iasi*
[2]*Technical University "Gh. Asachi " Iasi*

TENDINTE DE MODERNIZARE IN LAMINAREA LA RECE SI CONSIDERATII PRIVIND DETERMINAREA OPTIMA A FORTEI DE LAMINARE

REZUMAT: Lucrarea prezinta metode moderne de obtinere a produselor laminate; deasemenea prezinta un model matematic al procesului combinat cu modelul Bland and Ford pentru determinarea fortei optime de deformare la laminarea la rece.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IDENTIFICATION AND MEASUREMENT OF QUALITY PARAMETERS FROM RESIDUAL WATER, WHO ARE SPECIFIED TO TECHNOLOGICAL PROCESS OF THERMAL ZINC PLATING, FOR SOLVE BY EFFICIENCY WAY, THE CHEMICAL (SEWAGE) TREATMENT PROCESS, WITH STRAIGHT IMPLICATION TO THE ENVIRONMENT.

BY

VASILE DIA[1], MIHAI ALEXANDRU[2], MARIA COJOCARA[3], DOINA HINCU[2], GHEORGHITA BADARAU[4]

ABSTRACT: *The paper present some of the biggest polluting factor who are found in the sewage industrial waters from the zinc plating process, some ways to reduce that factors, and some solution to make a nonpolluting future.*

KEY WORDS: *zinc plating process, sewage waters*

1.INTRODUCTION

Quality and quantity characteristicals of sewage industrial waters

Establishing the origin and quality characteristicals of sewage industrial waters, required the knowledge of the industrial process for a better design work for purification stations. Sow, we must know the origin of principals affluent to define purification way. If we want to reduce the debit of sewage industrial waters, we must use new technology. The principals bad substance of sewage industrial waters are organically substance (CBO_5), suspension substance, toxically substance, and hard metals. Sewage industrial waters may contained organically substance (CBO_5) who have a harmful effect in the good way sense of a better function for purification stations, because the oxygen it is necessary for aerobiosis process (aerobiosis bacteria's), who oxides the organically substance. The suspension substances (base crude oil, different kind of oil) make hard the absorption of the oxygen by the surface of the water, and auto filtration, blocking-up the filters for water filtration. That kind a substance are deposit to the bottom of the receiver, and blocked the filtration process.

Hard metals (Pb, Cu, Zn, Cr) have a toxically action for aquamarine organism, make worsen any process of filtration. CCO_5 and CCO, azotical and phosphorical salts (nutrients) make maritime algae to grow faster. But, in the last years, technological process are using new toxically substance who are hard to determinated: nitrochlorbenzen, phitopharmaceutical, etc.

In sewage industrial waters are impose different maximal concentration (mg/l) for ammonium (NH_4), ammonia (NH_3), azotates (NO_3), NO_2, CO_2, Ca, cyanides (CN), free chlorine (Cl_2), chlorides (Cl), hydrogen ions (pH), tri valence Cr, hex valence Cr, Cu, anion abluent, carbolate, sulfurated hydrogen (H_2S), Hg, O_2, Na, sulphates (SO_4), Zn, bacillite.
For organically substance we define consumption of biochemical oxygen (CBO_5), and consumption of chemical oxygen (CCO), the last by the method who use CCOMn or CCOCr.

Effectiveness, the filtration of sewage industrial waters degree, are calculated with relation:

$$\beta = ((M-m)/M)\ 100$$

M= initial substance concentration, m= after filtration concentration

Because the industrial contaminants are refers at the organically loading, defined based by CBO_5, and at impurity suspensions, it is necessary to define a indicator who reunited these dates. So, it is use "equivalents inhabitants", who defined some of the principal characteristics of pollution, in present case CBO_5, and suspensions, if we use same units measures.

Because sewage industrial waters have different debits and different concentration in time, beyond purification stations it is necessary to make the equalizing for sewage industrial water, but after pre-purification stations who are for cleaning away nondisolving contaminant.

2. CHEMICAL QUALITATIVE INDICATORS OF SEWAGE INDUSTRIAL WATERS WHO ARE IMPOSED BY THE STANDARDS

Sewage industrial waters collect in the combined storm and sanitary sewer network, or in the purification stations are make in the condition imposed by the annex 2 of NTPA-002/2002. Before are evacuated in the naturals receptors, sewage industrial waters will be constrained to a secondary filtration, to respect the normative (table 1).

Table 1

Nr. crt.	Quality indicator	UM	Demands conf. NTPA 002/2002	
			Admisibile value	Analizing methods
1	Temperature	°C	40	-
2	Concentratio of hydrogen ions (pH)	unit pH	6,5 – 8,5	SR ISO 10523-97
3	Suspensions particules	mg/dm3	350	STAS 6953-81
4	Biochimichal oxygen consume at five days (CBO5)	mg O2/dm3	300	STAS 6560-82 SR ISO 5815/98
5	Chimichal oxygen consume – bicromat of K method (CCOCr)	mg O2/dm3	500	SR ISO 6060/96
6	(NH4+)	mg/dm3	30	STAS 8683-70
7	(P)	mg/dm3	5.0	STAS 10064-75
8	(CN)	mg/dm3	1.0	SR ISO 6703/1-98
9	(S2-)	mg/dm3	1.0	SR ISO 10530-97
10	*($SO3^{2-}$)*	*mg/dm3*	*2*	*STAS 7661-89*
11	($SO4^{2-}$)	mg/dm3	600	STAS 8601-70

12	Water vapors mixed whit fenols (C6H5OH)	mg/dm3	30	STAS 7167-92
13	Exctractible substance mixed whit organical solvents	mg/dm3	30	SR 7587-96
14	Sintetiquals active anion abluent	*mg/dm3*	*25*	*SR ISO 7875/1.2-96*
15	(Pb2+)	mg/dm3	0.5	STAS 8637-79
16	(Cd2+)	mg/dm3	0.3	SR ISO 5961/93
17	(Cr3+)	mg/dm3	-	-
18	*(Cr3+ + Cr6+)*	*mg/dm3*	*1.5*	*STAS 7884-91*
19	(Cr6+)	mg/dm3	0.2	STAS 7884-91 SR ISO 11083-98
20	(Cu2+)	mg/dm3	0.2	STAS 7795-90
21	(Ni2+)	mg/dm3	1.0	STAS 7987-67
22	(Zn2+)	mg/dm3	1.0	STAS 8314-87
23	(Mn2+)	mg/dm3	2.0	SR 8662/1-96 SR ISO 6633-96
24	*Free rezidual Cl (Cl_2)*	*mg/dm3*	*0.5*	*STAS 6364-78*

3.IDENTIFICATION AND MEASUREMENT OF CHEMICAL INDICES OF SEWAGE INDUSTRIAL WATERS WHO RESULTS AT TECHNOLOGICAL PROCESS OF THERMAL ZINC PLATING

Depending of specificall activity made, sewage industrial waters can be characterized by much many indicator than we find in the table 1.The study must shows, also, quality and quantity methods of analyzing, but also the adequate technology for water filtrated and there are approval by the central publican authority.

Inside the thermical zinc plating workshop are used acid based on water solution, basically, cromical, which are contained some toxically and aggressive components. These solutions, are consumed because the chemical process of the surface the tubes.

In the same time, they are finish the basic components and are get rich in contaminants who make to became inactive. After some time, it is necessary to exhaust these big quantities of depletion solutions. Because they are priority acid, first of all, we must treat them whit an neutralization substance.

Acids-alkaline depletion solutions are reverse first of all in the neutralizing collectors from the sewage industrial waters filter station, whit the washing waters from the technological process of surface tube preparing. For a better results are used milk caustic lime, the reaction been:

$$Ca(OH)_2 + 2HCl \rightarrow CaCl_2 + 2H_2O$$

$$Ca(OH)_2 + FeCl_2 \rightarrow CaCl_2 + Fe(OH)_2$$

$$Ca(OH)_2 + ZnCl_2 \rightarrow CaCl_2 + Zn(OH)_2$$

$CaCl_2$ and $ZnCl_2$ are deposit whit high speed, but $Fe(OH)_2$ are deposit very hard, because this big solubility. For a quick deposit, we do a barbotage whit air who mixed and the depletion solutions whit milk caustic lime for speeding velocity of reaction.

$$2\,Fe(OH)_2 + 1/2\,O_2 + H_2O \rightarrow 2\,Fe(OH)_3$$

After neutralization, waters from the collectors are pump over in centrifugal settling tank where sludge are purificated and separated.

Precious information are obtained after physical- chemical analyzed of a slam (sludge) who are result after chemical treatments process. As we aspect, the slam is composed most of $CaCl_2$, $ZnCl_2$, $Fe(OH)_2$, $Fe(OH)_3$. We are take assay from sewage industrial waters and from the slam by different places: neutralization collectors, settling tank, slam, water from evacuation channel, and we make analysis.

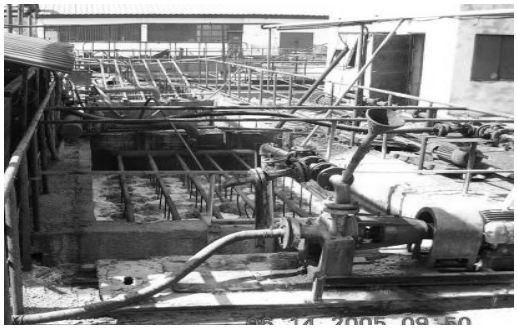


Fig. 1 Neutralization collectors

Fig. 2 Centrifugal settling tank

In fig. 3 it's shows slam assay from the settling tank who present trace of $Fe(OH)_2$ (green trace), so, the aerate of the neutralization bath it not was made right. That thing will cause the exceed

Fig. 3 Slam assay taked from settling tank

Fig. 4 Slam assay taked from settling tank after separation

value for the quality indicator $Fe2^{+}$. In fig. 4 are shows a assay of settling tank and who was separated by gravitation whit water. That slam still have a big quantity of water, and he must be centrifuged. To find best solutions for water filtration who are results from zinc plating, was made a physical-chemical and granulometrical analyze to the contraries who was find in the water.

Fig. 5 Mesh wire for granulometircal measures

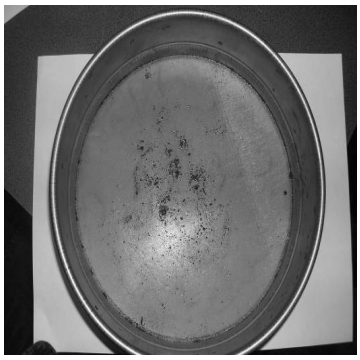


Fig. 6 Contraries stopped whit 35μm mesh wire

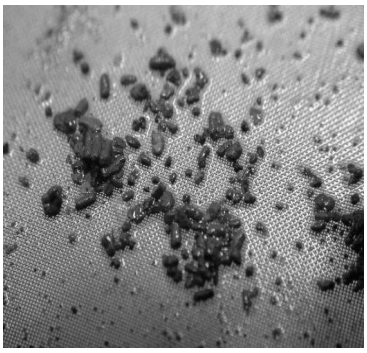


Fig.7 Macro aspect of contraries(0.035mm)

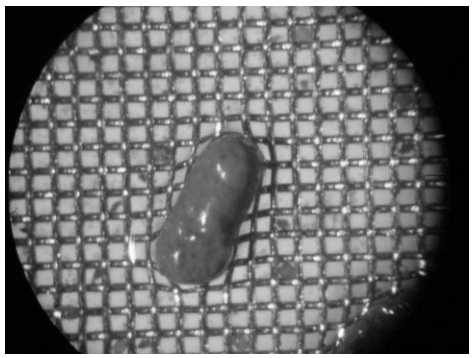


Fig. 8 Particle of Zn(OH) obtained with 100 mesh wire. Contraries are ≈ 650 μm

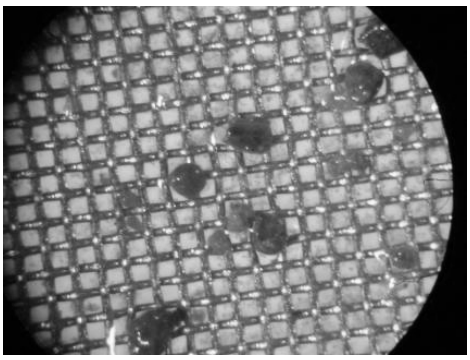


Fig. 9 Particle of Fe $(OH)_3$ and $CaCl_2$ with size 100-130 μm

In table 2 are shows quality indices of sewage industrial waters who results at technological process of thermal zinc plating, and same value who are obtained in 2005 (medium and maximum value). As we shows, exceeded from value are : pH, contraries, chloride, and at hard metal Fe and Zn.

Table 2

Nr. crt	Sewage water quality indicator	U.M.	Medium value /2005	Maximum value/2005	Maximal value admissible NTPA 002/2002+ Contract RAJAC
1	pH	unit. pH	7,66	**4,5**	6.5-8.5
2	contraries	mg/dm^3	212	**657**	300
3	extractible substances	mg/dm^3	5,9	23	30
4	Zn	mg/dm^3	**21,3**	**151,8**	1
5	Fe	mg/dm^3	**8,6**	**150**	5
6	CBO_5	mg/dm^3	18.46	27	300
7	CCo-Cr	mg/dm^3	60.48	124	500
8	NH_4	mg/dm^3	11.33	28,5	30
9	Cr	mg/dm^3	0.34	1,3	1.5
10	chloride	mg/dm^3	287.32	**427**	300
11	fixed waste	mg/dm^3	675	**1391**	1000

4.SOLUTION REGARDS REDUCING THE POLLUTION OF THE SEWAGE INDUSTRIAL WATERS WHO ARE SPILLED IN CENTRAL CITY CHANNEL.

Possible alternative for removing and recuperating of the toxically organical compounds from sewage industrial waters are:

- Oil separating machine
- Flocculation for organical colloidal
- Floating for contraries who are bigger than 1
- Settling whit chemical precipitation
- Complete oxidation and reduction using air and O_2
- Filtrating with small volume of water
- Neutralizing, when must spilled solution who have pH=6-8, using solution like calcium hydroxide

If we look carefully in the tables, we seen, making a comparetion whit NTPA 002/2002, that:

- Are some accidental exceeded to the pH at the assays who was collected at a zinc plating section
- Continual exceeded in Zn and Fe in assays from collector
- High concentration in chloride and fixed residue exceeded in the collector

If the exceeded of the pH value it is a accident, caused by a technological indiscipline, worst problems are in mater whit Fe and specially Zn.

5. CONCLUSION

Possible solution to reduce ionic Zn concentration are to neutralizing in excess water until rich a 8.5-9 value of pH, when are take place precipitation of $Zn(OH)_2$. That sing precipitating the Zn and that can be separated in the separator. Other more efficient way, but much expensive, are to coagulate and flocculate, method which presume removing some particle by sedimentation (coagulation) and destabilization by absorbing some big molecule of polymers who forming bridges between particle.(flocculation) Are being used for the colloidal particle. Of course, the best way to reduce water pollution by zinc plating is to change all actually technology whit non polluting technology, or whit an smaller grade of pollution. That thing means very big investition because implies to change some equipments, and a new design for a filtration station.

REFERENCES

1.Epurarea apelor uzate industriale (vol. 1), Coordonator Mircea Negulescu, Ed. Tehnica, Bucuresti, 1987

2. Epurarea apelor uzate industriale (vol. 2). Coordonator Mircea Negulescu. ed. Tehnica, Bucuresti, 1989

3. **Varduca Aurel.** Monitoringul integrat al calitatii apelor. Ed. H.G.A., Bucuresti, 1999

4. **Varduca Aurel.** Protectia calitatii apelor. Ed. H.G.A., Bucuresti, 2000

5. Water Resources. Environmental Planning, Management and Development. Editor Asit K.Biswas. McGraw – Hill, 1997

6. **Grigg Neil S.** Water Resources Management: Principles, regulations and cases. McGraw – Hill, 1996.

7. Sustainable Water Management in the Baltic Sea Basin. Book 2. Water Use and Management. Editor Larss-Christer Lundin, Uppsala University, 2000

8. **Tobolcea V., Ungureanu D**. Managementul apelor uzate. Partea I. Iasi:, 1993

9. **Lidia-Maria Vaicum.** Epurarea apelor uzate cu namol activ. Bazele biochimice. Editura Academiei RSR, Bucuresti, 1981
10. **Robesen D. s. a.** Tehnologii, instalatii si echipamente pentru epurarea apei. Ed. Tehnica, bucuresti, 2000
11. **W.W. Eckenfelder Jr., J.C. Musterman**. Activated Sludge Treatment of Industrial Wasterwater Technomic Publishing. Co. Inc., 1995, 281 p.

Received January, 10 2006

[1]S.C. Mitall Steel S.A.
[2]High School "Stefan Procopiu" Iasi
[3]High School Valeni Vaslui
[4]Technical University "Gh. Asachi" Iasi

IDENTIFICAREA SI MĂSURAREA PARAMETRILOR DE CALITATE DIN APELE UZATE, SPECIFICE PROCESULUI TEHNOLOGIC DE ZINCARE TERMICĂ A ȚEVILOR, ÎN VEDEREA SOLUȚIONĂRII EFICIENȚEI PROCESULUI DE EPURARE A APELOR UZATE, CU IMPLICAȚII DIRECTE ASUPRA PROTECȚIEI MEDIULUI INCONJURĂTOR

REZUMAT: Lucrarea prezinta citiva din cei mai mari factori poluanti care se gasesc in apele uzate provenite de la procesul de zincare a tevilor, citeva cai de reducere a lor, si solutii pentru un viitor nepoluant.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCHES ABOUT THE SUSTAINABLE DEVELOPMENT AND HOT – DIP GALVANIZING

BY

VASILICA MIRON[1], DOINA HINCU[2], CONSTANTIN ALEXANDRU[3], VASILE DIA[4], MARIA COJOCARU[5]

ABSTRACT: *SD is the right approach for a responsible industry. It is also measurable in terms of the improvement in the quality of life (social), the number of jobs created (economic), and the level of care given to the water, air, and Earth (environmental). Now, whole industries and companies are regularly graded for their commitment to SD.*

KEY WORDS: *sustainable development, hot dip galvanizing, zinc coating*

1. INTRODUCTION

What is Sustainable Development? Sustainable Development (SD) is the social, economic, and environmental commitment to build a future that is more prosperous, more just, and more secure. It involves business growth and development that balances near-term interests with the protection of the interests of future generations. Investment decisions in the industry and companies are made as a result of these grades.

Zinc metal has a number of characteristics that make it well-suited for use as a coating for protecting iron and steel products from corrosion. Its excellent corrosion resistance in most environments accounts for its successful use as a protective coating on a variety of products and in many exposure conditions.

The excellent field performance of zinc coatings results from their ability to form dense, adherent corrosion product films and a rate of corrosion considerably below that of ferrous materials, some 10 to 100 times slower, depending upon the environment. While a fresh zinc surface is quite reactive when exposed to the atmosphere, a thin film of corrosion products develops rapidly, greatly reducing the rate of further corrosion.

In addition to creating a barrier between steel and the environment, zinc also has the ability to catholically protect the base metal. Zinc, being anodic to iron and steel, will preferentially corrode and protect the iron or steel against rusting when the coating is damaged . A number of different types of zinc coatings are commercially available, each of which has unique characteristics.

These characteristics not only affect applicability but also the relative economics and expected service life. The method of processing, adhesion to the base

metal, protection afforded at corners, edges and threads, hardness, coating density and thickness can vary greatly from one type of zinc coating to another.

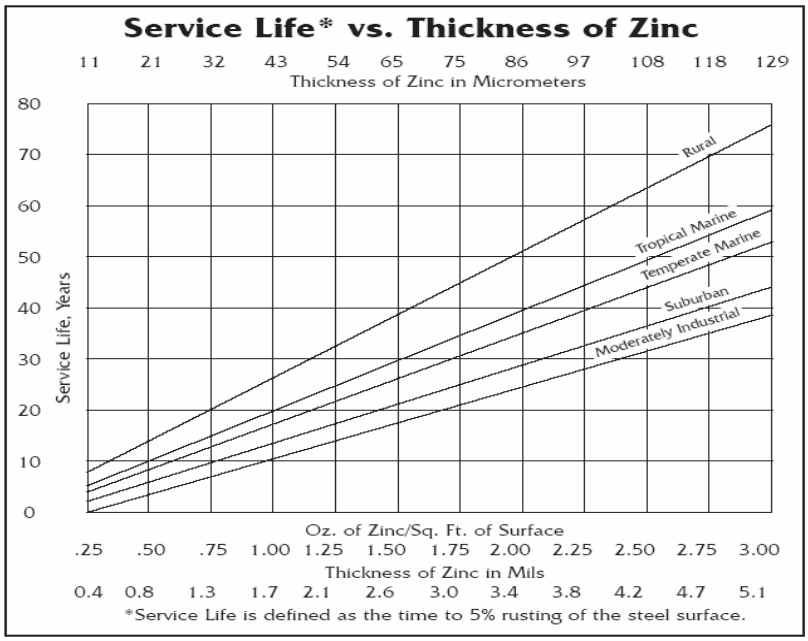


Figure 1 Service life to first maintenance (5% red rust) of iron and steel based on the zinc coating thickness and the environment.

Each of the major types of zinc coatings, applied by batch hot-dip galvanizing, continuous sheet galvanizing, electro galvanizing, zinc plating, mechanically plating, zinc spraying and zinc painting, are discussed here as a practical aid to the specialist who must assess and select zinc coatings for corrosion protection.

2. BATCH HOT-DIP GALVANIZING.

The hot-dip galvanizing process, also known as “batch” galvanizing, produces a zinc coating on iron and steel products by immersion of the material in a bath of molten zinc metal. The steel to be coated is first cleaned to remove all oils, greases, soils, mill scale and rust. The cleaning cycle usually consists of a degreasing step, followed by acid pickling to remove scale and rust, and fluxing to apply a protective surface to inhibit oxidation of the steel before dipping in the molten zinc.

Fluxing can be accomplished by pre-fluxing in a solution of zinc ammonium chloride (dry process), or by use of a molten flux blanket on the zinc bath surface (wet process) Materials to be hot-dip galvanized may range in size from small parts such as nuts, bolts and nails, to very large structural shapes.

The upper limit is restricted by the size of available zinc baths and material handling capabilities. Molten zinc baths 60 feet long and six feet deep are common in North America. By double-dipping or progressive dipping (immersing one portion of the product and then the other), the maximum size that can be accommodated in the zinc bath is increased substantially, to near double bath length or depth.

Since the material is immersed in molten zinc, the zinc can flow into recesses and other areas difficult to access, allowing all areas of even the most complex shapes to be thoroughly coated and protected against corrosion.

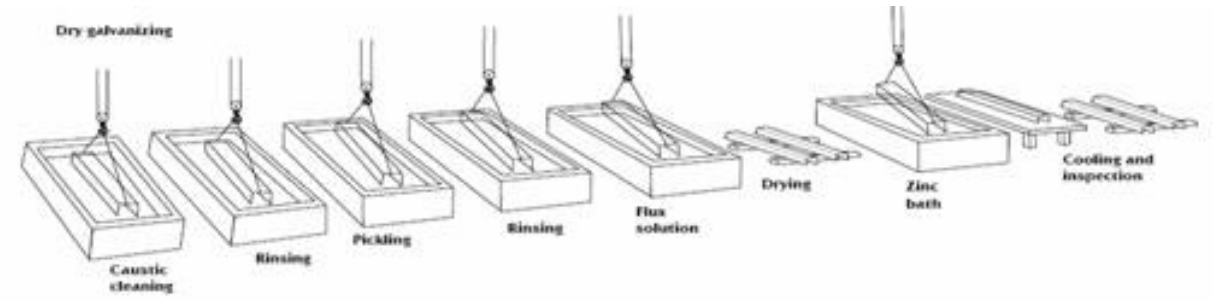


Figure 2 Dry process of the hot dip galvanizing

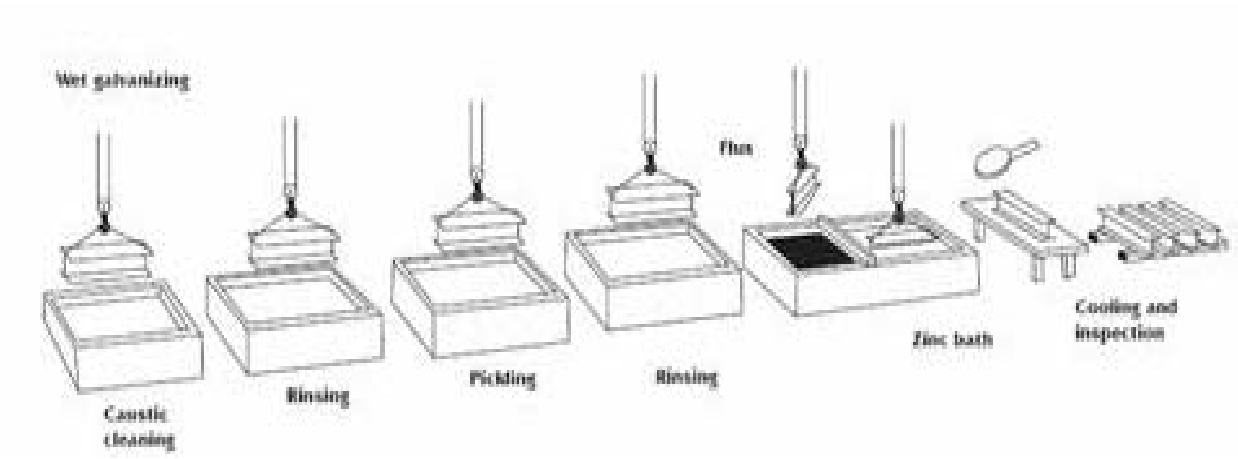


Figure 3 Wet process of the hot dip galvanizing

3. CHARACTERISTING OF ZINC COATING

The batch hot-dip galvanized coating consists of a series of zinc-iron alloy layers with a surface layer of zinc. The coating is unique in that it is metallurgical bonded to the steel substrate, with the coating integral to the steel. The strength of the bond, measured in the range of several thousand psi, results in a very tightly adherent coating. Batch hot-dip galvanizing produces thick coatings.

The standard coating thickness requirement is 2 oz/ft2 (600 g/m2), 3.3 mils (85 ∝m). Thicknesses of 6 to 8 mils (150-200 ∝m) on structural steels are common.

For most steels, the coating thickness obtained is relatively insensitive to processing variables. Heavier coating thicknesses can be obtained by abrasive blast cleaning of the steel prior to galvanizing. Coating thickness is proportional to coating weight, with 1 oz of zinc/ft2 (320 g/m2) of surface equal to 1.7 mil (43 ∝m) thickness.

The zinc-iron alloys that make up the coating have hardness values that approach or exceed those of the most commonly galvanized structural steels, offering excellent abrasion resistance for applications such as stairs and walkways.

The zinc-iron alloy layers are actually harder than the base steel. The coating is generally uniform on all surfaces.

Edges, corners and threads have coatings at least as thick, or thicker than, on flat surfaces providing excellent protection at these critical points. The pure zinc layer

and the zinc-iron alloy layers are anodic to steel, providing sacrificial protection in the event the coating is scratched.

This ensures that the steel exposed as a result of damage to the hot-dip coating will not rust as long as there is sufficient coating on the surface of the steel.

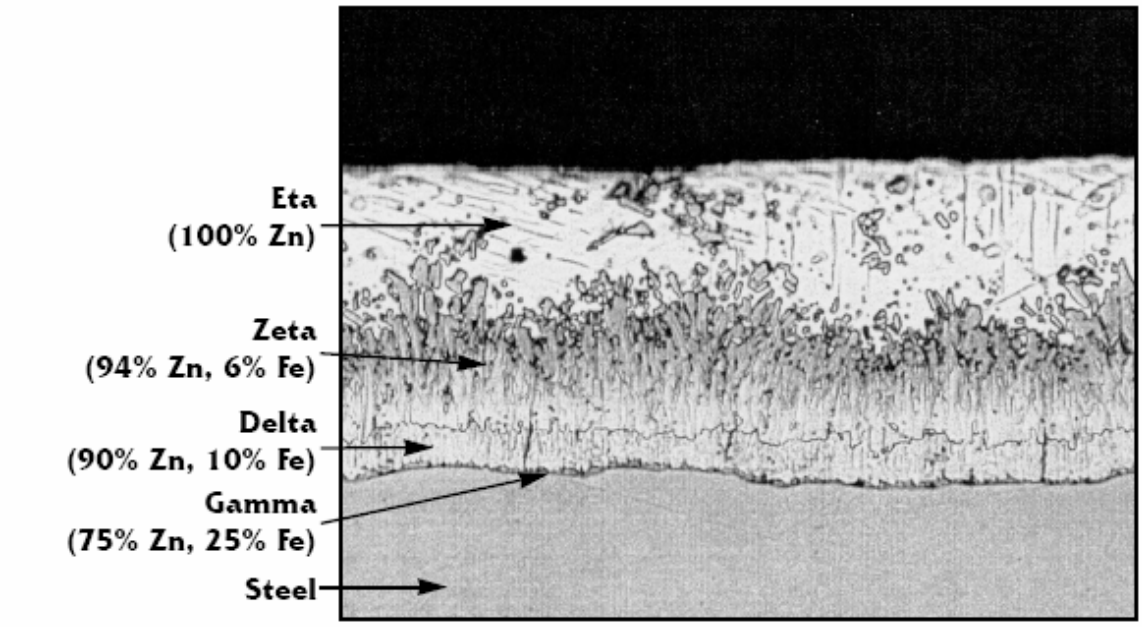


Figure 4. Photomicrograph of batch hot-dip galvanized coating

Coating Thickness vs. Coating Weight.

The usual criterion for determining the expected service life of zinc coatings is thickness: the thicker the coating, the longer the service life. This is an acceptable criterion when comparing zinc coatings produced by the same process .

When comparing zinc coatings produced by different processes, the thickness criterion cannot be used without considering the amount of available zinc per unit volume. It is also important to keep in mind various ASTM or other specifications as they relate to coating weight or thickness, and reduce the coating requirements to a common denominator prior to making a comparison of different zinc coatings.

While the coating densities for some of the different types of zinc coatings are nearly identical, others differ considerably. The coating densities, in terms of thickness required to equal 1 oz. of zinc/ft2 of surface, are:

Hot-dip galvanizing 1.7 mils (43 ∝m)
(batch or continuous),
electro galvanizing, zinc plating
Zinc spraying (Metallizing) 1.9 mils (48 ∝m)
Mechanical plating 2.2 mils (55 ∝m)
Zinc-rich paint 3-6 mils (75-150 ∝m)

Each of these thicknesses, representing the same weight per unit area of zinc, would be expected to provide equivalent service life; i.e. 1.7 mils of hot-dip galvanized would give about the same service life as 2.2 mils of mechanical plating or 3-6 mils (depending on the paint formulation) of zinc rich paint.

It is also important to remember that for all continuous galvanized sheet materials, including electro galvanized, the coating weight is given in weight per unit area of sheet. To obtain the amount of zinc per unit area of surface, the weight given must be divided in two, assuming equal distribution on both sides.

For example, an ASTM A 653 Class G90 sheet contains 0.90 oz. zinc/ft.2 of sheet or about 0.45 oz./ft.2 on a surface. A G210 (2.10 oz/ft.2) sheet would have to be specified to obtain about 1 oz/ft2 on each side of the sheet.

4. ECONOMIC CONSIDERATIONS.

Selection from the wide range of coatings available for steel will normally depend on the suitability of the coating for the intended use and the economics of the protective system. Factors that affect the economics for a particular application include:

1. Initial cost of the coating;
2. Coating life to first maintenance;
3. Cost of maintenance;
4. Hidden costs, such as accessibility of the site, production loss due to maintenance re-coating, and rising wages for labor-intensive coatings, such as metal spraying and painting.

The choice of the most economical system cannot be precise, because neither the timing nor the cost of future maintenance can be accurately predicted. In addition, depreciation of capital investment, tax relief for investment and maintenance cost and the time value of money must be considered and can change over time.

Sustainable HDG Steel Project Applications

Hot-dip galvanized steel is used in several different types of project applications. From bridges and buildings to power and recreational applications, hot-dip galvanized steel is used to fight corrosion. The following applications identify the numerous ways that hot-dip galvanized steel can be used to provide a sustainable future.

These wind turbine electrical generators were entirely constructed using hot-dip galvanized steel. The tower structures are fabricated of three components measuring from three to four feet in diameter, with heights as tall as 72 feet. The hot-dip galvanized coating covers the turbine nacelle, access platform, and miscellaneous steel. There are more than 7,000 turbines located in the Altamont Pass area, and a recent inspection of the project revealed the galvanized coating still exhibited the traditional coating appearance.

Figure 5

Texas Motor Speedway is the second-largest sports facility in the country and the third largest in the world. Hot-dip galvanizing was chosen for several reasons, including low maintenance costs, increased safety, cost effectiveness, and aesthetic appeal. In addition to the structural steel, the bracings, handrails and fixtures were also galvanized.

Figure 6

This 90 by 1,500-foot structure heralds a new generation of piers at the Norfolk Naval Base, serving as a model for the rehabilitation or replacement of all the base's piers within the next 25 years. Its innovative design incorporates precuts concrete pile caps, slabs, and edge beams protected by aesthetically pleasing hot-dip galvanized fenders and corner bolsters. The canopy structure is part of the 35th Street bridge that crosses over a major expressway in Chicago and connects the Chicago White Sox baseball park with the internationally renowned Illinois Institute of Technology. Eighty-six tons of hot-dip galvanized steel were used to support the fiberglass roof panels of the canopy. The selection of hot-dip galvanized coating was made easy by the desire to have a simplistic uniform coating that could withstand the substantial level of road salts used during snowy winters.

REFERENCES

1. Sustainable Water Management in the Baltic Sea Basin. Book 2. Water Use and Management. Editor Larss-Christer Lundin, Uppsala University, 2000
2. Water Resources. Environmental Planning, Management and Development. Editor AsitK. Biswas.

McGraw–Hill, 1997
3. W.W. Eckenfelder Jr., J.C. Musterman. Activated Sludge Treatment of Industrial Wasterwater

Received January, 11 2006

[1] Technical University "Gh. Asachi " Iasi,
[2] High School "Stefan Procopiu" Iasi,
[3]Informatical High School "Grigore Moisil" Iasi,
[4]S.C. "Mittal Steel" Iasi,
[5]High School Valeni Vaslui

CERCETARI DESPRE DEZVOLTAREA DURABILA SI DESPRE GALVANIZAREA PATRUNSA

REZUMAT: Dezvoltarea durabila este maniera cea mai potrivita de abordare pentru o industrie bine pusa la punct. Se poate, de asemnea, masura in termeni precum nivelul calitatii vietii (social), numarul de locuri de munca create (economic) si nivelul de responsabilitate fata de poluarea aerului si apei si solului (ecologic). Astazi, anumitor ramuri ale indistriei, precum si unui numar de companii li se acorda note care atesta implicarea lor in dezvoltarea durabila.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOME ADVANCED MATERIALS AND TECHNOLOGIES FOR ELECTRONICS

BY

DUMITRU MNERIE[1], GABRIELA-VICTORIA ANGHEL[1]

ABSTRACT: *Advanced Materials is the top in the materials sciences, with the highest independently assessed impact factor of any professional. In general, advanced materials can be: semiconductors; linear and non-linear optical materials; glasses; photoactive materials; laser materials; luminescent, photo chromic and electro chromic materials; ceramics including high temperature superconductors; magnetic materials; low dimensional solids; polymer encapsulates; biological materials; electro-rheological fluids; liquid crystals; chemically modified electrodes; resists; metallic conductors. For the future of electronics it must be to develop the continuum research about electroceramics.*

KEY WORDS: *material, electronics, technologies, electroceramics, nonoparticules*

1. INTRODUCTION

The complexity of microelectronics integrated circuits continues to increase whiles the size of the products. There are many firms who support the electronics industry, through making better electronic materials as well as by providing:

- materials development,
- systems engineering,
- synthesis,
- processing,
- testing services.

Hybrid microelectronics applications often require substrates and packages with desired tailored electrical and thermal properties. It meets these needs by preparing custom powders and parts. Hot pressing is particularly effective in preparing electronic substrates and packages. Additionally, it makes:

- special thick-film
- pastes
- additives for improved
  - electrical,
  - thermal
  - mechanical properties of microelectronics polymers.

Now are many firms who support the electronics industry, through making better electronic materials as well as by providing materials development, systems

engineering, synthesis, processing, and testing services. For example, it is development projects to make materials with desired electrical and thermal properties. In addition, it measures electrical and thermal properties of materials using some test and measurement equipment.

Some engineers are deeply involved in creating novel materials and processes with the objective of finding real-world applications for these technologies.

Advanced Materials for Electronics aims to provide a forum for the exchange of knowledge of those materials - inorganic, organic, polymeric and biological - whose focus of interest is the emerging discipline of Information Technology in its broadest sense. Its purpose is to bring about the integration and interaction of the science and technology of advanced materials whose scope includes:

2. FUTURE FOR NANOMATERIALS

Current efforts are focused on exquisitely responsive materials for sensor applications, electro-optic materials for electronics and communication applications, and special composites for strong, lightweight materials and corrosion-resistant coatings. Sensor applications range from the detection of explosives at unprecedented levels of sensitivity, sensing of chemical warfare agents and toxic industrial chemicals through the use of highly selective chromo-pores, and the detection of organisms of concern in biological warfare, medical diagnostics, and food safety via a variety of probes and reagents.

In the field of electro-optic materials, the focus has been on finding practical applications for discoveries made by our scientists in collaboration with others. For example, it is exploiting the unique optical properties of micro-spheres and fiber coatings to control the flow of light within chemical sensors and optical fiber networks. In last time it has developed a new class of low-dielectric constant organic polymers for integrated circuit manufacture that promise-enhanced speed.

Current work with nano-particles is focused on the photo-luminescent properties of these materials for use in light-emitting diodes, radiation dosimeters, and medical imaging agents. We are also exploiting the physical properties of nano-materials, and carbon nano-tubes in particular, for the development of extremely strong, lightweight composites. Another nano-particle-based composite with great potential for widespread use is a new class of environmentally friendly corrosion-resistant coatings being developed for the Air Force.

Figure 1. – Different forms of rows material for material electronics.

Also it is using nano-materials to construct a matrix for tissue engineering, and current development efforts in this area promise to open entirely new opportunities in culturing artificial tissue. Finally, in the early-stage exploration of other applications for nano-materials, it is including shaped nano-particles and nano-wires.

Nowhere is the ability to produce new materials more crucial than in the electronics industry. Indeed, semiconductor device manufacturers pioneered many of the materials and processes now having an important impact in other industries. Materials used to process semiconductors and printed circuit boards as well as advances in areas such as diamond films and conductive polymers will shape the electronics industry in the coming years.

2. SOME EXAMPLES

Advanced semiconductor and circuit board manufacturing requires a long list of specialized and high purity materials.

For example, some new interesting subjects are:

- Ultra-pure materials for the semiconductor industry
- Advanced glasses and glass ceramics
- Rare earths
- Advanced ceramics, fine and nano-ceramic powders
- Optical coatings
- Magnetic materials
- Diamond
- Electronic polymers
- Sol gel
- Carbon products: fiber, foams and composites
- Switch able ferroelectric, electro-chromic and optical materials
- Iron and iron-oxide powders
- Nano-structured materials: electronic, magnetic and optoelectronic
- Plastics
- Semiconductor materials
- Nano-materials
- Doping materials for semiconductors.

Figure 2. Mitsubishi's Electronic materials.

For example Mitsubishi Materials can supply sputtering targets for the following applications: LSI, Magnetic Disk and Head, Magneto-Optical Disk, Optical Disk, Superconducting Thin Film, Protective Film and Precious Metal.

Table 1.

	Application	***Comments***
1	**Large Scale Integration**	Types = Al, Mo, W, Mo-Si, W-Si, Ti-Si, Ti, Ti-W, TiN all with 5N purity
2	**Magnetic Disk & Head**	Types = Co-Cr, Co-Ni, Ni-Fe, Permalloy, Supermalloy all with 3N purity; Cr with 2N8/3N5/4N5 purity; Co-Ta-Zr,Co-Nb-Zr (±5% of each composition); Sendust (Fe-Al-Si) with any composition
3	**Magneto-Optical Disk**	Types = Tb-Fe, Tb-Fe-Co, Tb-Gd-Fe-Co, Nd-Dy-Fe-Co with negotiable composition
4	**Optical Disk**	Types = Te, Se, Sb, Te Alloy, Se Alloy, Sb Alloy, In-Alloy with negotiable composition ... more than 100 different compositions produced. Alloy elements are controlled within ±0.5%.
5	**Superconducting Thin Film**	Types = La-Sr-Cu-O, Y-Ba-Cu-O, Bi-Sr-Ca-Cu-O; 3N purity; any composition is available
6	**Protective Film**	Types = SiO2 (5N purity) and Sialon (Si-Al-O-N)
7	**Precious Metal**	Types = Au (3N/4N/5N purity); Au-Si, Au-Ge, Au-Sn (4N purity) any composition available; Ag, Pd, Pt (3N/4N purity)

Mitsubishi Materials Corp. (MMC) is a provider of specially purified Pb and solders alloys. Low alpha materials are products whose alpha-ray counts have been reduced to approximately 1/100 ~ 1/1000 of their normal values. Alpha-ray emission is a known cause of soft errors in sensitive semiconductor memories.

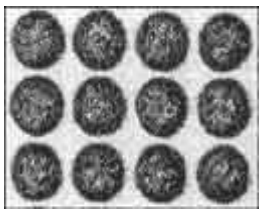
MMC's production facility includes a special refining line, which removes significant amounts of "trace" materials and produce a very pure grade of Pb and Sn. Low alpha solder products from MMC have been used in the Japanese semiconductor industry for over 10 years. Since the beginning, MMC has retained statistical data on alpha measurements to provide analysis of lot-to-lot consistency and superiority over standard materials. Below is a comparison of lead products CPH (Alpha-ray counts per hour).

(cph/ cm^2) – *Table2.*

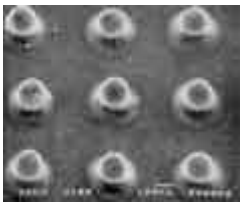
	LA		**ULA**		**SULA**	
	Spec.	*Actual*	*Spec.*	*Actual*	*Spec.*	*Actual*
Pb-Sn series	<1.0	0.3 [2]	<0.02	0.01	-	-
Lead-Free	-	-	<0.01	0.005	<0.005	0.001

Low alpha solders in a variety of forms including foil, paste, liquid and balls. Lead free products are also available.

Special paste



Printability



After re-flow

MMC's low alpha soldering paste is made with fine particles and has excellent printability. After re-flow the solder forms perfect bumps. The solder pastes is available in standard Pb-Sn and also lead free formulations.

Liquid

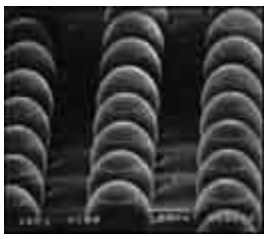
Bump from MMC solution

Conventional solution

Low alpha solder solution for flip chip use. The solution will create ideal bumps for the flip chip, being perfectly round in shape with a flat top as can be seen in the photos on the left.

Balls

LA/ULA solder balls



After mounting

Low alpha solder balls in various diameters from 0.10mm to 0.30mm, with very tight tolerances. The balls can be made in Pb-Sn, Sn-Ag or other formulations.

Gold Bonding Wire

With the continuing trend toward smaller circuits, we have continued in developing new types of wire to meet customer's requirements such as low loop, long loop, and higher strength fine wire. Magnetic garnet single crystals are used for the optical isolators that suppress or redirect backscattered or back-reflected laser light in optical communications.Optical waveguide are important devices that handle the divergence and convergence of signals sent through optical fibers in optical communications.

Anti-ferroelectric Liquid Crystal is a novel LC materials characterized by high-speed response and wide viewing angle. The LCD applied AFLC is capable of displaying complete moving images.

Electroceramic materials excel for many reasons.

Figure 3. Gold Bonding Wire.

Enormous strides have been made in microprocessor speed and memory density during the past few decades, but comparable developments in sensors and actuators have, in many cases, lagged considerably.

Many such devices remain bulky, consume substantial power, do not readily interface with electronics, and respond sluggishly. The effective integration of functional electroceramic materials into microelectronic and micro-electromechanical (MEMS) technologies remains a key challenge for this field.

The ability to harvest the benefits of miniaturization, low power, integration, and the ability to fabricate large arrays, will, however, pay major dividends in performance, versatility, speed, and reduced costs.

To appreciate the versatility of electroceramics and their potential use in smart systems, we summarize some of the key properties most commonly associated with sensing and actuating functions. For example, piezoelectrics such as $Pb(Zr_{1-x}Ti_x)O_3$ (PZT) are used to detect mechanical displacement electrically and inversely to induce mechanical displacements by applying electric fields.

Solid electrolytes, such as $Zr_{1-x}Y_xO_{2-x/2}$ (YSZ), are used potentiometrically to monitor the chemical state (oxygen activity) of an environment or to modify that state by electrochemically pumping oxygen into that environment. These and other examples that relate to transduction between electrical, optical, magnetic, and thermal forms of energy are summarized in Table 1.

Typical materials and applications are included in this table.

Table 3.

Energy Transduction	***Materials***	***Applications***
Electrical mechanical	$Pb(Zr_{1-x}Ti_x)O_3$ (PZT)	Positioner, optical tuner
Mechanical electrical		Igniter
Electrical chemical	$Zr_{1-x}Y_xO_{2-x/2}$ (YSZ),	Oxygen pump
Chemical electrical	SnO_2	Gas sensor
Electrical optical	$LiNbO_3$	Electro-optic modulator

Optical electrical	GaN	Light detector
Electrical magnetic	$AB_2 O_4$ spinel: A,B = Mn, Zn	Write head
Magnetic electrical	$La_{1-x} Ca_x MnO_3$	Read head
Electrical thermal	SiC	Resistive heater
Thermal electrical	$AB_2 O_4$ spinel: A,B = Mn, Ni, Fe, Co, Cu	NTCR thermistor
	$BaTiO_3$ perovskite	PTCR thermistor

In the microelectronics industry, *piezoelectric motors* or stacks enable mask positioning in the submicron range.

Similar positioning systems are used in electron microscopy and *atomic force microscopy* (AFM) to control stage movements of 10–100 nm.

In AFM, for example, the position of the micro-cantilever beam relative to the substrate is detected optically by reflecting a laser beam off the micro-cantilever beam and measuring its movement by using position-sensitive photo-detectors.

Thus, the feedback loop involves an optical sensor, computer, and piezoelectric actuator.

3. CONCLUSIONS

These examples about advanced materials are at the base of other new materials, and the nanoscience can be offers

Consumer applications include *camera lens controllers* and video camera stabilizers.

Auto-focus camera lenses now contain built-in piezoelectric ultrasonic motors.

These motors operate in a feedback mode and reposition the optical components in the lens to achieve fast and accurate auto-focusing.

Some manufacturers use piezoelectric sensors to sense *video camera vibrations*. Two piezoelectric velocity sensors respond to the camera's movement along its vertical and horizontal axes.

The sensors control motors that realign a prism that bends the light to compensate for vibrations.

In each period there are many transformations of the strategies, thus about some advanced materials and technologies for electronics can be show many interesting things, and about these applications.

REFERENCES

[1]. Haertling, G.H. in *Ceramic Materials for Electronics*, R.C. Buchanan, ed., Marcel Dekker, NY, 1991. pp. 129–202.

[2]. Hill, D.C. and H.L. Tuller, in *Ceramic Materials for Electronics*, 2nd ed., R.C. Buchanan, ed., Marcel Dekker, NY, 1991, pp. 249–347.

[3]. Kuwabara, M., in *Additivies and Interfaces in Electronic Ceramics*, M.F. Yan and A.H. Heuer, eds., *Advances in Ceramics*, Vol. **7**, American Ceramic Society, Columbus, OH, 1983, p. 128.
[4]. Mnerie, D., *Electroceramic materials,* - Răduță, A., Nicoară, M., Berta, Laura, Firu, Carmen, Advanced materials, Ed. Orizonturi Universitare, Timişoara, 2002, pp.203-230.
[5]. Moulson, A.J. and J.M. Herbert, *Electroceramics Materials, Properties, Applications*. Chapman and Hall, 1990.
[6]. Tuller,H., *Encyclopedia of Smart Materials,* Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, M.A. Ytshak Avrahami, Massachusetts Institute of Technology, Article Online Posting Date: July 15, 2002.

Received december, 15 2005

[1]*POLITEHNICA University, Timişoara, Faculty of Mechanics*

CATEVA MATERIALE SI TEHNOLOGII AVANSATE DESTINATE ELECTRONICII

REZUMAT. Materialele avansate sunt in atentia stiintei materialelor, cu un factor mare de impact pentru orice domeniu de activitate.
In general, materialele avansate pot fi: semiconductori, materiale optice, (liniare si non-liniare), sticle, materiale fotoactive, materiale pentru laser, materiale luminiscente, materiale foto-cromatice si electro-cromatice, ceramicele, care includ semiconductoare rezistente la temperaturi inalte, materiale magnetice, solide de dimensiuni mici, polimeri, materiale biologice, fluide electro-reologice, cristale lichide, electrozi modificati chimic, rezistente, conductori metalici.
Lucrarea prezinta cateva aspecte ale prezentului si perspectivei de dezvoltare a electroceramicelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE EFFECT OF COOLING BELOW 0^0C ON STRUCTURE AND HARDNESS OF BEARING STEELS

BY

ADRIAN ALEXANDRU[1], SORIN IACOB STRUGARU[1], IOAN ALEXANDRU[1], MIRELA GHEORGHIAN[2]

ABSTRACT: *The paper presents the influence of thermal treatments at temperature below 0^0C on phasic composition and hardness of bearings steels100Cr6 and 100CrMnSi6-4 SREN ISO 683-17: 2002, the equivalents of steels RUL 1 and RUL 2 – STAS 1456-89.*
After application of these thermal treatments, the quantity of residual austenite decreases, the submicronics dimensional carbides density increases and the hardness increases with positive influences above durability of bearings.

KEYWORDS*: bearings steel, thermal treatment below 0^0C, residual austenite*

1. INTRODUCTION

The construction of bearings is confronting at this moment with new demands concerning the dimensional stability, noise level and durability. All of these are ensured by the presence of a small quantity of residual austenite, of a very fin carbides and a fine martensite in important quantity. The structure which presents such conditions it may be obtained only by application of some unconventional processing: quenching below 0^0C, quenching in ultrasonic or magnetic field, thermo-mechanical treatments etc.

These qualities of final structure cannot be obtained only if the initial structure obtained after the thermal treatment of normalising and annealing (800^0C/3h, cooling and maintaining at 700-720^0C/4h; slow cooling in oven) is formed by fine and homogeneous globular perlite.

The parameters of classic quenching and tempering and the quantity of residual austenite depending on initial structure of 100Cr6 and CrMnSi6-4 bearing steel are presented in table 1.

We can say that by classic thermal treatments the smallest quantities of residual austenite (11.3÷13.6%) are obtained after the application of some variants of thermal treatments V or VI which ensures in structure the fine and homogene globular pearlite.

Continuously cooling in oil at -30^0C or -60^0C results a phasic constitution optime for the properties of exploitation of bearings.

The bearings treated below 0^0C it sale with attractive prices thanks to the destination of devices or machines which contains rotating organs. Such destinations may be the device and machines which must ensure the security of humans in trains, plains, spaceships; devices which works in polar zones etc.

Table 1

Steel	Initial state		Lamellar pearlite (I)	Fine globular pearlite (II)	Partial unglobulizate pearlite (III)	Inhomogeneous globular pearlite (IV)	Homogene globular pearlite (V)	Fine globular pearlite normalized (VI)
100Cr6	Quenching	Admitted interval (^{0}C)	820-830	810-860	810-830	810-850	810-835	810-840
		Optim interval (^{0}C)	-	810-840	-	-	820-830	820-830
		Maintaining time (min)	15	15-30	15-30	15-30	15-30	15-30
	2h(^{0}C)Tempering		180-200	180-200	180-200	180-200	180-200	180-200
	Corresponding AR (2h at 180^{0}C after tempering) (%)		16.6-17	11.6-15.2	13-14.2	11.5-14.4	11.3-13	12-15.5
CrMnSi6-4	Quenching	Admitted interval (^{0}C)	800-830	800-850	-	-	810-840	800-830
		Optim interval (^{0}C)	-	820-830	-	-	-	-
		Maintaining time (min)	15-20	15-20	-	-	15-20	15-20
	2h(^{0}C)Tempering		180-200	180-200	-	-	180-200	180-200
	Corresponding AR (2h at 180^{0}C after tempering) (%)		18.8-20	17-20	-	-	15.6-19.2	13.2-17

Technical literature in this domain appreciate that the implementation of thermal treatment below 0^0C processing will increase the cost price with 13%, but this increase is covered by the demands of the market.

2. EXPERIMENTAL PROGRAMME

The research were made on rings of bearings by two alloyed steels for bearings with chemical composition determinate which is presented in table 2.

Table 2

Chemical composition (%)								
Steel (SR EN ISO 683-17)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Others
100Cr6	0.93-	0.15-	0.25-	0.025	0.015	1.35-	Max.0.1	Al

	1.05	0.35	0.45			1.6		Max.0.05
determination	0.98	0.30	0.36	0.018	0.014	1.45	-	
100CrMnSi6-4	0.93-1.05	0.45-0.75	1.00-1.20	0.025	0.015	1.40-1.65	Max.0.1	-
determination	1.00	0.51	1.15	0.015	0.010	1.48	-	

The bearings elements were thermally treated by the variants given in table 3.

Table 3

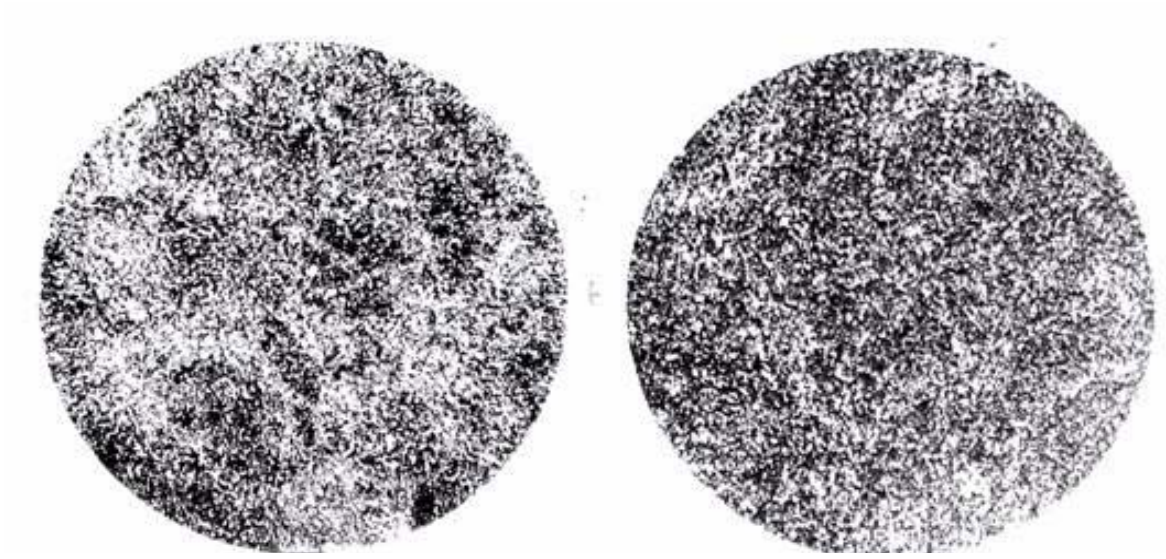
Thermal treatments variants	Technological parameters
A	Quenching at 840^{0}C in oil at 60^{0}C, tempering at 190^{0}C/3h
B	Quenching at 840^{0}C in oil at 60^{0}C, cooling at -30^{0}C, tempering at 170^{0}C 1.5 h
C	Quenching at 840^{0}C in oil at 60^{0}C, cooling at -60^{0}C, tempering at 170^{0}C 1.5 h

The samples thermal treated by these variants were investigated by optical microscopy X rays diffraction and Rockwell hardness determination.

3. EXPERIMENTAL RESULTS

Microscopically researches were made on an optical microscope Neophote 21 at 500:1 magnification after the attack with natal 3% reactive.

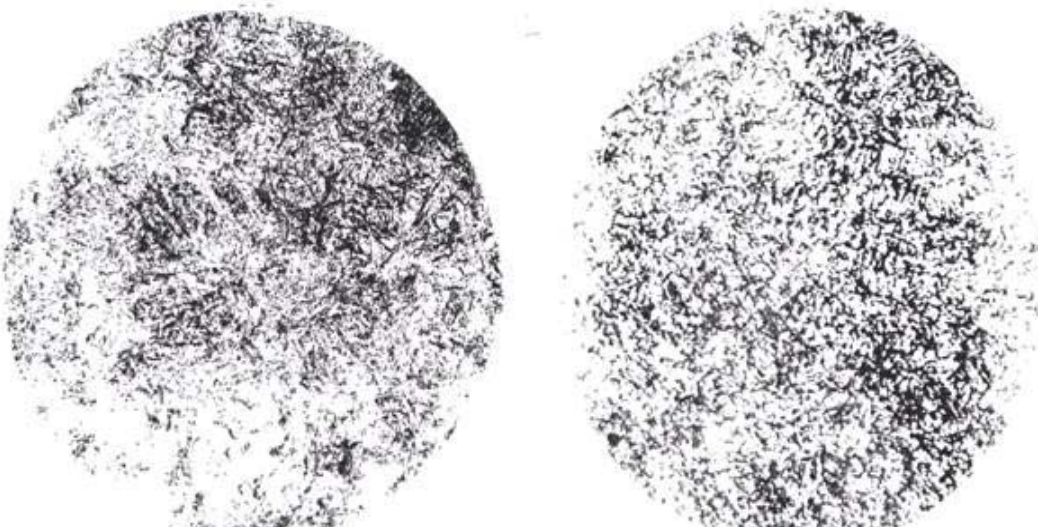
The structure of the researched bearings steels after the primar thermal treatment of normalizing and globulization annealing is presented in figure 1, a,b were can be observed the globular pearlite which is fine and homogene in the two steel.



a b.

Fig. 1. The structure of 100Cr6(a) and 100CrMnS6-4 (b) after the globulization annealing (500:1)

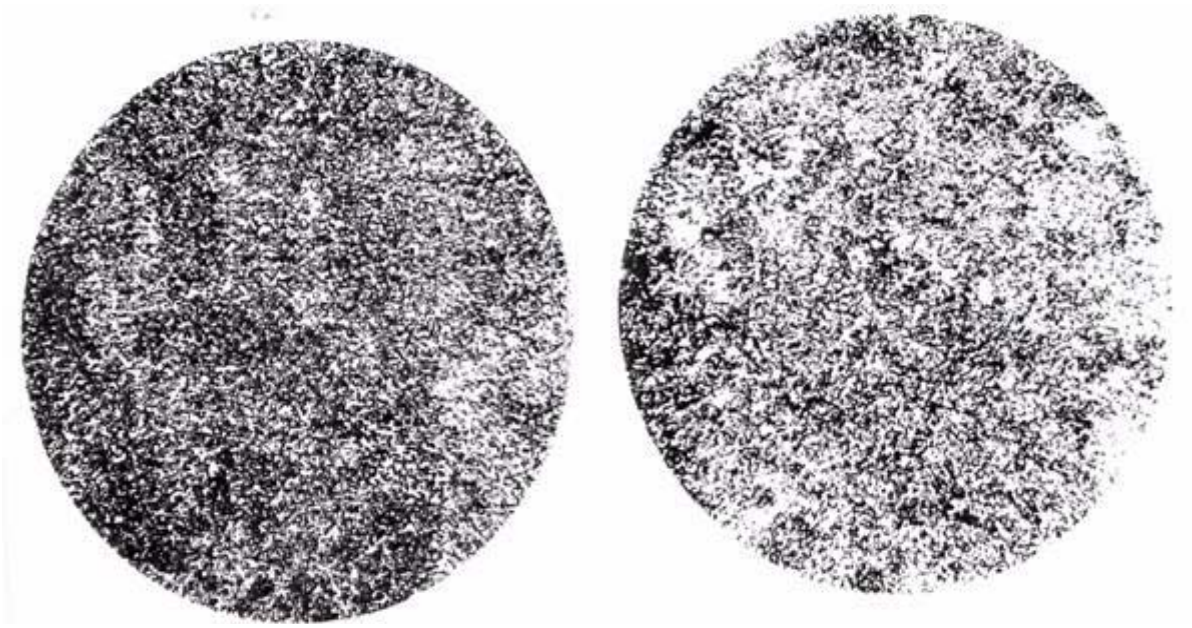
The bearings steels structures after classic quenching and tempering (A variant) is formed by martensite very fine, residual austenite and carbides, as is presented in figure 2, a, b.



a b.

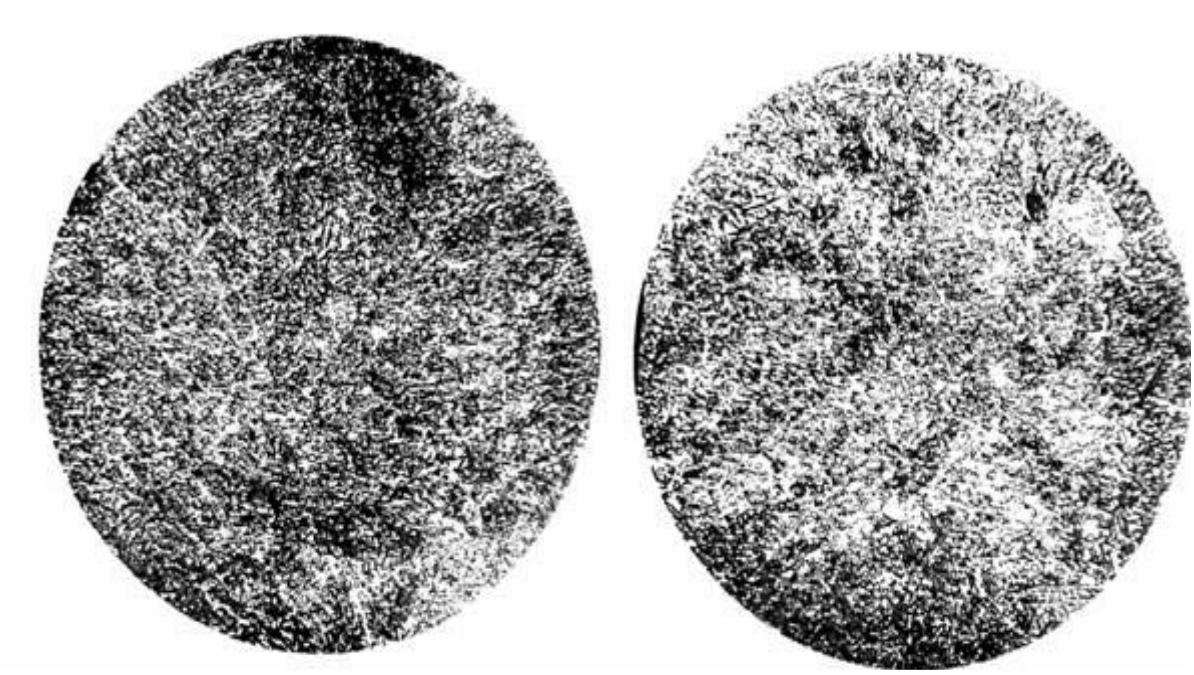
Fig. 2. The structure of 100Cr6(a) and 100CrMnS6-4 (b) after quenching in oil and tempering 500:1

The structures of bearings steels after cooling at -30^{0}C and -60^{0}C and tempered at 170^{0}C are formed by very fine martensite, small quantities of residual austenite and carbides with small dimensions as is presented in fig. 3 a, b and 4 a,b.



a b.

Fig. 3. The structure of 100Cr6(a) and 100CrMnS6-4 (b) after cooling at -30^{0}and tempering 500:1



a b.

Fig. 4. The structure of 100Cr6(a) and 100CrMnS6-4 (b) after cooling at -60^{0}and tempering 500:1

The value of hardness and quantities of residual austenite (AR) difractographic determinated on the bearings steels are presented in table 4.

Table 4

Steel	Quenching					Tempering			
	Heat temp. (^{0}C)	Time (min.)	Cooling Temp./ Maintain temp. (^{0}C)	HRC	AR(%)	Heat temp. (^{0}C)	Maintain Time (min)	HRC	AR (%)
100 Cr 6 (RUL 1)									
	840	30’	oil 60^0	63	16.5	190	3 h	61	9.85
	840	30’	-30^0/30’	64	7.38	170	1.5 h	63.5	6.28
	840	30’	-60^0/30’	66	6.13	170	1.5 h	64	4.08
100CrM nSi6-4 (RUL 2)	840	30’	oil 60^0	63	20.98	180	3 h	62	17.80
	840	30’	-30^0/30’	65	12.8	170	1.5 h	64	7.13
	840	30’	-60^0/30’	66	10.18	170	1.5 h	64	6.74

It see that with the increasing of cooling temperature at -30^{0}C and -60^{0}C the quantity of residual austenite decrease from 9.85%, at 6.38%, respective 4.08% for the 100Cr6 steel and from 17.8% at 7.13% respective 6.74 for 100CrMnSi6-4 steel and the hardness increase from 61 HRC at 64 HRC.

4. CONCLUSIONS

By application of thermal treatments at temperatures below 0^{0}C in the bearings steels takes place important phasic modifications - decrease the quantity of residual austenite, increase the density and uniformity of the small dimensional carbides (0.001 mm).

These structural modifications determine the increase of hardness and in the end the increase of bearings fiability.

REFERENCES

1. Gary Jeff – Cryogenic Treatment of Steel. University of Texas of Austin, Department of Mechanical Engineering, Spring, 1999.
2. Carlson Earl – Cold Treating and Cryogenic Treatment of Steel. ASM Handbook, vol. 4, Heat Treating, 1991.
3. Alexandru Ioan, Bulancea Vasile- Effect of Cryogenic Cooling on Residual Stresses, Substructure, cap. 26, Handbook of Residual Stresses and Distortion of Steel, U.S.A., 2002.

Received January, 11 2006

[1]Technical University "Gh. Asachi" Iasi;
[2]Bacau University

EFECTUL RACIRII LA TEMPERATURI SUB 0^0C ASUPRA STRUCTURII SI DURITATII OTELURILOR PENTRU RULMENTI

REZUMAT: Lucrarea prezinta influenta tratamentelor termice la temperaturi sub 0^0C asupra compozitiei fazice si duritatii otelurilor de rulmenti 100Cr6 si 100CrMnSi6-4 SR EN ISO 683-17 :2002 echivalentul otelurilor RUL 1 si RUL 2 – STAS 1456-89.

In urma aplicarii acestor tratamente termice cantitatea de austenita reziduala scade, densitatea carburilor cu dimensiuni submicronice creste si duritatea se mareste cu efecte pozitive asupra durabilitatii rulmentilor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE STUDY OF DEGRADATION THROUGH AGEING OF THE THERMORESISTENT STEELS 13CRMO4-5 USED IN THE TUBULATURE OF THE LIVE STEAM IN THERMO-ELECTRIC POWER STATIONS

BY

ALEXANDRU IOAN[1], ALEXANDRU ADRIAN[1], IACOB STRUGARIU SORIN[1], BACIU MARIA[1]

***ABSTRAC**T: The paper deals with the stage of thermoresistent steels 13CrMo4-5 degradation, as a result of utilization in exploitation at 565 °C for 10^5 hours in the tubulature of live steam, in Borzesti thermo-electric power station. The structural analysis and mechanical tests are made comparatively with the delivery conditions and with the values prescribed in standards.It has been found that the steel exploitation at work temperature did affect neither the structure nor the mechanical properties*

***KEYWORDS**: thermoresistent steel, live steam ducts, ageing process.*

1. INTRODUCTION:

The thermoresistent steels are carbon steels or allied with manganese, chrome-molybdenum, silicon-manganese or vanadium-molybdenum-chrome, realized in shape of tubular and flat products, and used in the -20…+640 °C temperature range, corresponding to the technical requirements imposed and supervised by ISCIR.

The main utilization characteristics are the mechanical resistance and the tenacity. Great importance for these steels has the influence that they have over the main utilization characteristics, the aggressive environment actions, the mechanical tensions, the temperature and the time.

The mechanical resistance depends mainly on alloying degree with chrome and molybdenum, and on the applied thermal treatment. The increase of mechanical resistance is possible through the alloying of ferrite, in presence of fine dispersed carbides, especially Mo_2C precipitated at 450…600 °C and through the decrease of ferrite amount in the structure. The resistance to rupture of these steels is between 400 and 640 N/mm^2.

The flow limit is 175…590 N/mm^2 at ambient temperature and decrease at 100…200 N/mm^2 when the assay temperature rise until 450…500 °C. This assay temperature becomes important if the steels are used at moderate temperatures or short periods, when the creep does not interpose. At higher temperatures or exploitation periods, when the creep interpose, keeping the resistance and the flow limit at the utilization values depends on steels structural stability, especially determined by the resistance opposed at the molybdenum carbides, chrome-molybdenum carbides and

molybdenum-vanadium-wolfram carbides.

The steels tenacity has higher values, to avoid the fragile fracture during a long exploitation at high temperatures (370…600 °C). The warm brittleness of the steels allied with molybdenum or molybdenum-chrome is caused by the hardening of metallic matrix through precipitation with carbides of type M_2C. The brittleness appears especially in the thermal influenced area of the weld or at the ex-austenitic grains boundary, where the compounds rich in carbon precipitate or where impurities segregate. The brittleness is produced at temperatures below the creep appearance temperatures, when is named reversion creep and determines the decrease of the resilience with 25%, and at the creep appearance temperatures (the creep brittleness), when produces both the decrease of brittleness and the elongation at creep rupture.

2. THE RESEARCH METHOD

The researched steel is a thermoresistent steel used for under pressure equipments, with the mark: 13CrMo4-5 – SREN 10028: 1996, respectively 12MoCr22 – SMG 2883-88. The steel results from a tube section, which worked at 565 °C temperature and at 28 Barr pressure. The test-bar has been subdued at the investigations prescribed through ISCIR C29-82 standards: the compositional analysis, the micrographic analysis in longitudinal and transversal section, the mechanical tests – the breaking resistance (R_m), the flow limit ($R_{p0.2}$), the elongation (A_5), the constriction (Z), Brinell hardness.

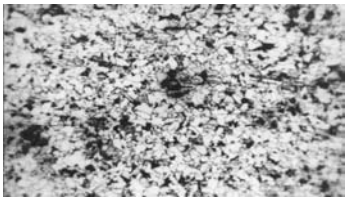
Experimental results: The chemical analysis, spectrographically determined, is presented in table 1 and frames the steel in mark 13CrMo4-5.

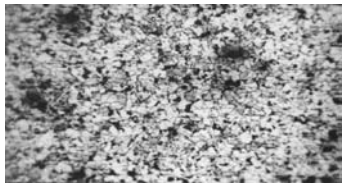
Table 1

Source	Chemical composition, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	S	P
Test-bar	0.11	0.25	0.6	2.1	0.1	0.95	0.2	0.15	0.027	0.027
prescribed	0.08 0.15	0.15 0.5	0.3 0.6	4.0 6.0	-	0.9 1.1	-	-	0.03	0.035

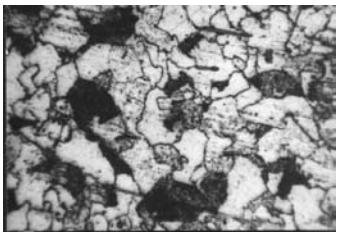
The micrographic analysis: Is made on transversal and longitudinal surfaces, on an optical microscope Neophat 21 at: 100:1, 500:1 and 1000:1 magnification, after chemical attack with nital 3%, with the purpose of pointing out the carbides precipitation process at the grains boundaries.

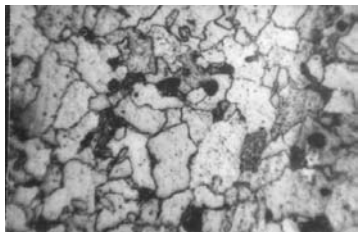
The analyzed steel presents a ferrito-perlite polyhedral structure, with a reduced amount of perlite, with grains uniform as size (8/9 score). There are not pointed out decarburizations or small precipitations of chrome and molybdenum carbides. The amount of insular or intergranular carbides is reduced (which are pointed out only at 1000:1 magnification), figure 1a, b, c, d, e, f. From the structural point of view, the steel used at 565 °C temperature at 28 Barr pressure and for 10^5 hours, is not deteriorated. *Mechanical tests* are made on normal test-bars, subdued from the tube wall thickness, on longitudinal and transversal direction at 20 °C, 510 °C, 540 °C, 565 °C, and 580 °C temperatures.



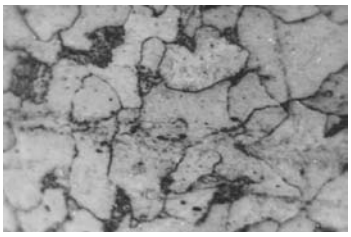


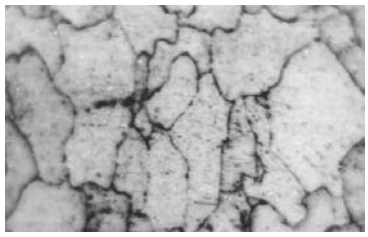
a– L 100 : 1 b - T





c – L 500 : 1 d – T





e – L 1000 : 1 f – T

Figure 1. The micrographics of 13CrMo4-5 steel used at 565°C for 10^5 hours.

The mechanical resistance values (R_m), elongation (A_5), flow limits ($R_{p0.2}$), constriction (Z), resilience (KCU), Brinell hardness (HB), are presented in table 2 and the variation of these properties with the test temperature is presented in figure 2.

Table 2.

Characteristic	Section	Work temperature, °C				
		20	510	540	565	580
R_m, daN/mm^2	T	50.9	45.45	38.11	36.9	34.94
	L	50.08	40.96	36.96	35.3	34.6
$R_{p0.2}$, daN/mm^2	T	34.02	31.36	30.86	30.45	26.3
	L	39.21	30.44	29.32	26.06	26.02
A_5, %	T	25.4	26.0	27.1	26.8	27.0
	L	25.1	26.8	26.0	27.1	27.4
Z, %	T	65.05	67.17	77.41	81.2	83.95
	L	78.11	81.95	84.2	86.3	87.61
HB	T	164.75	162.27	141.24	119.16	115.38
	L	173.06	157.42	140.26	115.34	102.05
KCU, daJ/cm^2	T	16.7	14.2	11.9	11.3	10.4
	L	34.6	24.7	23.4	21.5	18.1

It has been ascertained that the values of mechanical properties determined at 20 °C temperature are superior to the values indicated in standards, and once with the increase of test temperature, the values of resistance properties (R_m, $R_{p0.2}$, HB, KCU) decrease continuously, and the tenacity properties (A_5, Z) increase continuously.

It results that the variations of mechanical properties with the temperature is framed into the general behavior of the thermoresistent mild-allied steels.

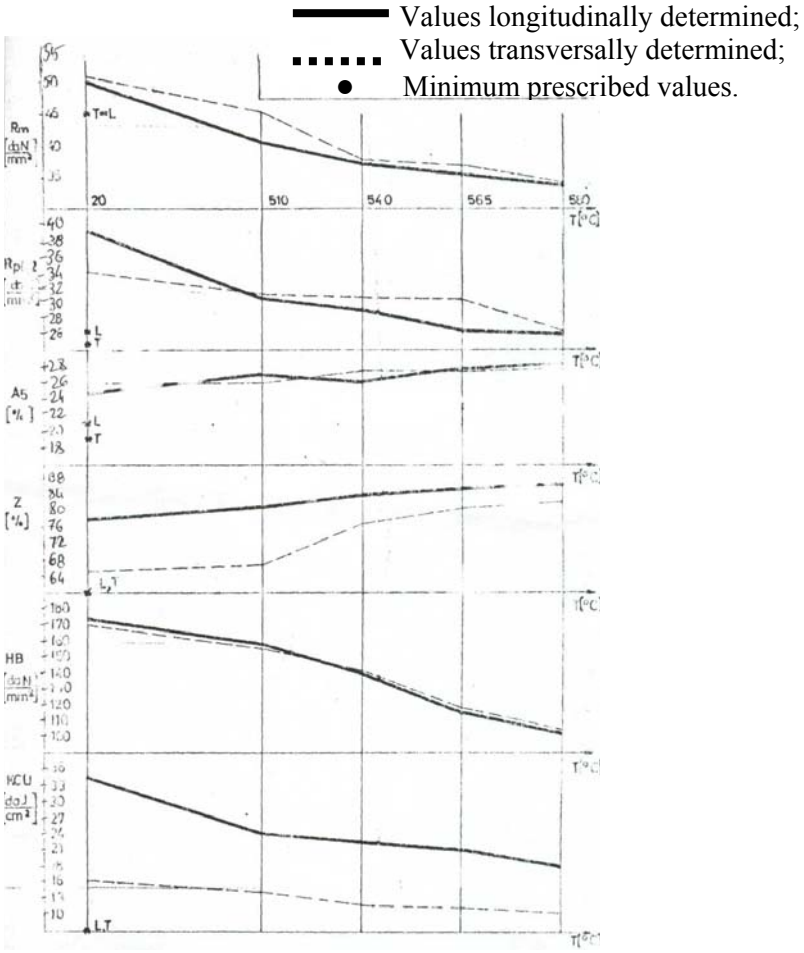


Figure 2. The mechanical properties variation with the test temperature.

3. CONCLUSIONS

The researches pointed-out the fact that the thermoresistent mild-allied steel 13CrMo4-5 SREN 10028: 1996, exploited in live steam ducts in thermo-electrical power stations at 565°C temperature, 28 Barr pressure and for 10^5 hours, is not degraded from the structural point of view and from the mechanical properties values point of view, and the fact that the steel could be maintained in exploitation.

REFERENCES:

1. **Baciu C-tin, Alexandru Ioan** – "Stiinta materialelor metalice", E.D.P. Bucuresti, 1996.
2. **Alexandru Ioan, s.a.** – "Alegerea si utilizarea materialelor metalice", E.D.P. Bucuresti, 1997.
3. **Baciu C-tin, Alexandru Ioan** – "Studii asupra stadiului transformarilor structurale ale materialelor tubulaturii de aburde la cazane din termocentrale", Comitet de cercetare, 1990.

Received January, 10 2006

[1]*Technical University "Gh. Asachi" – Iasi.*

STUDIUL DEGRADARII PRIN IMBATRANIRE A OTELULUI TERMOREZISTENT 13CRMO4-5 FOLOSIT IN TUBULATURA DE ABUR VIU A TERMOCENTRALELOR ELECTRICE

REZUMAT: Lucrarea trateaza stadiul degradarii otelului termorezistent 13CrMo4-5 in urma utilizarii in exploatare la 565°C timp de 10^5 ore in tubulatura de abur viu in termocentrala electrica de la

Borzesti. Analizele structurale si incercarile mecanice s-au facut comparative cu starea de livrare a otelului si cu valorile prescrise de standarde. S-a constatat ca exploatarea otelului la temperatura de lucru nu a afectat nici structura si nici proprietatile mecanice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DÉVELOPPEMENT DURABLE DES SYSTÈMES DE PRODUCTION. L'INTÉGRATION DE L'ERGONOMIE ET DE LA PREVENTION DANS UN PROJET DE CONCEPTION D'UNE ALUMINERIE

PAR

CONSTANTIN BACIU[1], IOAN ALEXANDRU[1], SILVIA GEORGESCU[1]

***RÉSUMÉ**: Cet étude a été réealisée afin de reconstituer l'activité d'un ergonome qui, de concert avec deux spécialistes en prévention, a mis en place une démarche originale pour intégrer l'ergonomie et la santé-sécurité (SST) dans un projet de construction d'une aluminerie. Les cinq stratégies d'intervention identifiées ont permis aux spécialistes d'influencer la conception des situations de travail, d'éliminer un grand nombre de risques à la source et de concevoir le programme de prévention avant le démarrage de l'usine..*

***MOTS CLÉS**: développement durable; ergonomie de conception; ergonomie et prévention, sécurité et santé du travail (SST).*

1. INTRODUCTION

L'idée que le développement durable des systèmes de production passe, entre autres, par l'intégration de l'ergonomie et de la SST dans toutes les phases de leur conception est admise en ergonomie depuis plus de vingt ans. Mais les moyens de réaliser et réussir une telle intégration restent à développer. La recherche peut y contribuer en produisant des connaissances sur les stratégies et les outils utilisés dans des situations concrètes par des praticiens. Celle présentée ici se situe dans cette lignée.

Elle a consisté à reconstituer l'activité de l'ergonome qui, de concert avec deux spécialistes en prévention, a été impliquée dans le projet de conception d'une aluminerie et à tirer des enseignements généraux de cette étude de cas, entre autres, en matière de gestion des projets et des organisations.

2. MÉTHODOLOGIE

La recherche a bénéficié des acquis d'un programme plus large qui, par la modélisation des pratiques d'ergonomes et de spécialistes en prévention oeuvrant en correction comme en conception, vise entre autres à améliorer leurs outils d'intervention et leur contexte de travail. À ce jour, cinq recherches ont été réalisées dans le cadre de ce programme (Lamonde, Beaufort, & Richard, 2002). Des généralisations ont été dégagées de chacune en mettant à profit la littérature sur la pratique professionnelle, l'intervention et la conduite de projet (ingénierie simultanée, sociotechnique, *Total Quality Management,* ergonomie de conception). Des recherches du même type sont menées dans des disciplines variées comme l'architecture,

l'éducation, l'urbanisme et l'ingénierie.

En ce qui a trait à l'étude présentée ici, elle couvre les phases du projet allant du préconcept à l'ingénierie détaillée (graphique 1). L'activité des trois intervenants a été reconstituée *a posteriori* à partir de 37½ heures d'entretiens enregistrés et retranscrits réalisés avec eux et avec six de leurs interlocuteurs dont les chefs des équipes projet et exploitation (décrites plus loin). Ces entretiens ont été menés suivant une méthodologie inspirée du courant théorique de l'action située : nous avons cherché à documenter la signification des actions et des communications des intervenants de leur point de vue, ici et maintenant. Une démarche analytico-régressive a permis d'identifier leurs stratégies, des structures significatives autour desquelles s'organise la cohérence de leurs actions. Les résultats de l'analyse de l'activité ont été validés par les intervenants, comme il est d'usage de le faire en ergonomie.

1996		1997	1998	1999	2000	2001-2002
Préconcept	Concept	Ingénierie préliminaire	Ingénierie détaillée	Appels d'offre et construction	Vérifications pré-opérationnelles	Démarrage

Graphique 1: Phases du projet avec, en gris, celles couvertes par l'étude

3. RÉSULTATS

Le travail des intervenants, déterminé par les caractéristiques tant du projet que de l'entreprise, a permis d'obtenir des résultats à la fois positifs et négatifs. Un des cinq stratégies mises en œuvre est détaillée afin d'illustrer comment les éléments de contexte favorables et défavorables à la prise en compte de la SST et de l'ergonomie dans la conception ont été identifiés.

Le contexte de travail de l'ergonome et des deux spécialistes en prévention

La conception de l'aluminerie exigeait d'innover techniquement, mais aussi de concevoir une usine respectant les valeurs fondamentales de l'entreprise en matière d'ergonomie, de SST, de protection de l'environnement et de gestion des ressources humaines. Une équipe projet et une équipe exploitation ont conduit les travaux, en invitant entre autres les spécialistes en ergonomie et en SST dont l'activité a été étudiée.

L'équipe projet et de conception

Au préconcept, le directeur du projet a nommé son équipe: neuf responsables décisionnels du processus d'ingénierie d'un secteur de l'usine (centre d'électrolyse, des anodes, de coulée, etc.) et un spécialiste en environnement, hygiène industrielle et sécurité, pour les influencer. Il devait faire respecter le budget temps du projet, formaliser les spécifications techniques et piloter l'ingénierie réalisée à l'externe. Au cours des phases étudiées, des liens contractuels ont été établis avec 7 firmes externes pour répondre aux besoins en ingénierie, en architecture et en gérance du projet. Deux millions d'heures d'ingénierie ont été nécessaires et de 700 à 1000 concepteurs (ingénieurs, techniciens, etc.) ont travaillé à la définition détaillée de l'usine.

L'équipe exploitation

Fait remarquable, le directeur de la future usine a été nommé en même temps que le chef de projet afin d'influencer la conception.

Pour ce faire:

1) il s'est adjoint les services d'un ergonome au préconcept;

2) du préconcept à 50% de l'ingénierie préliminaire, il a créé un groupe témoin par sous-secteur de la future usine, chacun réunissant des utilisateurs (ingénieurs, techniciens, etc.) des usines existantes, afin de tirer profit de leur expérience;

3) il a nommé un préventionniste, à 50% de l'ingénierie détaillée pour voir à ce que les choix de conception facilitent la gestion de la prévention dans la future usine ;

4) à l'ingénierie détaillée, il a constitué la future équipe de direction (groupes de pilotage) pour qu'elle «apprenne» la nouvelle usine pendant sa conception, un rôle qui l'a aussi poussé à questionner et à influencer l'équipe projet.

Des outils et des compétences disponibles au départ

Au démarrage du projet es intervenants disposaient:

1) d'une politique d'entreprise plaçant les enjeux d'ergonomie et de SST au premier plan;

2) d'une méthodologie de conduite des projets obligeant la tenue de revues critiques SST par les concepteurs afin d'identifier les risques, en mettant à contribution, au besoin, le personnel d'exploitation et des spécialistes (en SST, en ergonomie, etc.);

3) d'un processus de pré qualification des entrepreneurs réservant le droit de soumissionner à ceux qui respectent certains critères relatifs, notamment, à l'ergonomie et à la SST et donc d'un bassin d'entrepreneurs de la région connaissant les pratiques de l'entreprise dans ces domaines;

4) d'un bassin d'ingénieurs, de techniciens et autres, oeuvrant dans les usines en exploitation et ayant reçu des formations de base en ergonomie et en SST et travaillé en collaboration avec des spécialistes de ces domaines.

Les résultats positifs et négatifs obtenus

Les intervenants ont contribué à diminuer de beaucoup la présence de risques dans les milieux de travail. En effet, leur travail a mené à l'identification de 3108 risques majeurs, dont 2051 ont été éliminés et 497 ont été diminués au stade de l'ingénierie. De plus, la gestion des 1057 risques résiduels a pu être planifiée dans le programme de prévention avant le démarrage de la nouvelle usine. Ils ont par ailleurs contribué à améliorer le processus global d'ingénierie.

Ainsi, une banque de données sur les risques identifiés a aussi été conçue pour aider l'équipe exploitation à retrouver à tout moment les plans d'ingénierie. De plus, tout en aidant à identifier des risques, l'ergonome a ciblé des équipements non nécessaires aux opérations.

Cependant, des gains plus importants auraient pu être obtenus puisque:

1) 1057 risques, pourtant identifiés au stade de l'ingénierie, n'ont pas été éliminés et devront de ce fait être gérés pendant tout le cycle de vie de l'usine;

2) les risques mineurs n'ont pas été traités;

3) la conception de certaines parties de l'usine n'a pu être suivie;

4) des risques n'ont été identifiés qu'au démarrage de l'usine;

5) les problèmes d'utilisation générant de l'inefficacité sans pour autant générer des risques SST n'ont pas été systématiquement identifiés, l'ergonomie ayant été utilisée comme une technique d'identification des risques SST, ce qu'elle n'est pas.

L'activité des trois intervenants

Ces résultats sont liés à la mise en place de quatre principaux moyens (graphique 2):

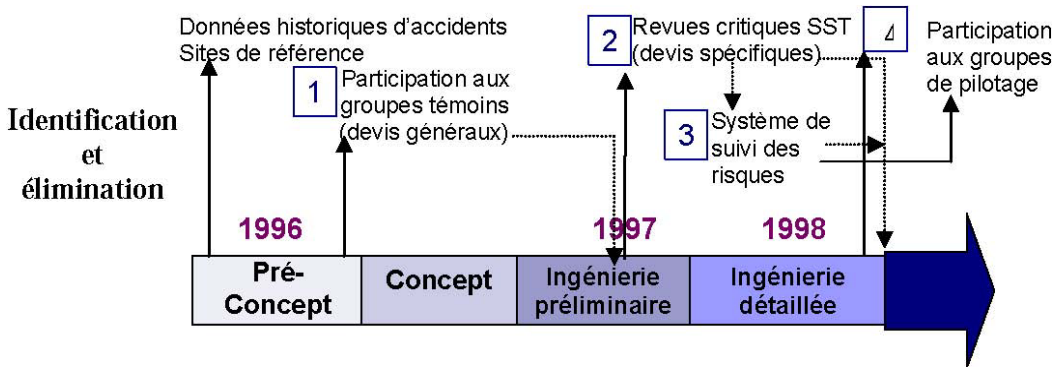
1) le recours à des données d'accidents et à des études ergonomiques (données des usines en exploitation et visites de sites de référence) pour alimenter les réflexions

des groupes témoins et influencer les devis généraux;

2) l'insertion dans la programmation du projet et la réalisation de revues critiques pour influencer les devis spécifiques;

3) la conception d'un système de suivi des risques pour assurer la réalisation effective des modifications et pour préparer le programme de prévention avant le démarrage de l'usine;

4) la participation aux groupes de pilotage pour continuer d'influencer la conception après l'ingénierie détaillée.



Graphique 2 : Tâches effectuées pour identifier et éliminer les risques en cours de conception

Derrière ces outils concrets se cachent cinq principales stratégies d'intégration déployées tout au long du projet: avancer pas à pas; s'ajuster aux exigences de l'ingénierie; légitimer les actions en SST et en ergonomie; mettre les choix de conception à l'épreuve de la logique d'utilisation; et construire une mémoire de leurs actions.

Ces stratégies sont détaillées dans Lamonde, Beaufort, & Richard (2002); une brève illustration est proposée ici.

«S'ajuster aux exigences de l'ingénierie» comprend trois stratégies plus fines dont une consiste à réaliser un arbitrage constant entre faire soimême, voire avoir recours à plus spécialisé que soi, et déléguer à des nonspécialistes ayant une formation de base. Deux déterminants de cette façon de faire (et des résultats obtenus) peuvent être soulignés. D'abord, ce dosage a été possible parce que les deux types de compétences étaient disponibles. Tel que mentionné, depuis vingt ans, les intervenants avaient multiplié les activités de transfert de leur savoir-faire à l'interne et aux firmes de la région ; les formations et outils d'intervention simples ainsi développés ont servi à initier les concepteurs des nouvelles firmes externes. Avec 700 à 1000 concepteurs impliqués, les trois spécialistes ne pouvaient traiter tous les aspects SST et ergonomie. Ce dosage leur a permis de s'investir là où ils avaient le plus de valeur ajoutée et d'influencer les choix de conception même en leur absence. Cependant, l'expertise en prévention et en ergonomie avait jusque là été peu formalisée dans l'entreprise : la culture prédominante en était une de prise en charge par les non-spécialistes. Cela a donné lieu à une programmation de projet supportant mal la multidisciplinarité : seule était prévue la réalisation de revues critiques. Les intervenants ont perdu beaucoup de temps en cours de conception à structurer la coopération avec les concepteurs, du temps qui aurait pu être dédié à des interventions «à valeur ajoutée directe».

4. LES RECOMMANDATIONS FORMULÉES À L'ENTREPRISE

Pour donner les moyens aux spécialistes en prévention et aux ergonomes d'agir plus efficacement dans les projets futurs et dans l'organisation, les recommandations formulées concernent:

1) le développement d'une démarche de conception réellement multidisciplinaire;

2) la façon de doser expertise et transfert entre les spécialistes en SST et en ergonomie d'une part et les non-spécialistes initiés à ces domaines d'autre part, mais également entre les spécialistes en prévention et les ergonomes;

3) l'intégration de la SST et de l'ergonomie quand la conception est réalisée à l'externe; et enfin;

4) la façon de structurer l'amélioration continue de la conduite de projet.

5. CONCLUSIONS

Cette étude de cas illustre l'ampleur de la valeur économique ajoutée de l'intégration de l'ergonomie et de la SST en conception. De plus, elle a permis de dégager des principes directeurs généralisables à d'autres situations, capables de soutenir les ergonomes et les spécialistes en prévention dans leurs efforts de structuration d'une stratégie d'intégration de leur discipline respective dans les organisations et les projets.

Ils abordent en effet des questions comme:

- l'importance d'une stratégie offensive consistant à «prendre le train» de tendances convergentes comme celles liées à la performance globale, aux programmes à valeur ajoutée (PVA), au développement durable, à l'ingénierie simultanée et au *Total Quality Management*;
- l'arrimage stratégique à assurer entre les activités en correction et en conception («l'ergonomie de conception» ne peut être pensée en marge, voire en opposition à, «l'ergonomie de correction»);
- la gestion équilibrée des interventions «de premiers soins» et en expertise, y compris entre ergonomes et spécialistes en prévention (un élément important à l'heure où, en France, ergonomes et spécialistes en prévention envisagent une collaboration plus étroite);
- les marges de manœuvre qu'il est possible d'aller chercher en favorisant et en infiltrant les activités de «mémoire de projet»

REFERENCES

1. Daniellou, F., *Ergonomie et démarche de conception dans les industries de processus continu: quelques étapes clé. Le travail humain*, 51, pp. 185-194, 1988
2. Bossard, P., Chanchevrier, C., Leclair, P., *Ingénierie concourante, de la technique au social*, pp. 39-55, Edition Economica, Paris, 1997
3. Lamonde, F., *L'intervention ergonomique, un regard sur la pratique professionnell*e, Les éditions Octarès, Toulouse, 2000
4. Lamonde, F., Beaufort, P., Richard, J.G., *La pratique d'intervention en santé – sécurité et en ergonomie dans des projets de conception. Étude d'un cas de conception d'une usine,* Rapport no. R318, IRSST (www.irsst.qc.ca), Montréal, 2002
5. Maillebouis, M., Vasconcellos, M.D., *Un nouveau regard sur l'action éducative: l'analyse des pratiques professionnelles. Perspectives documentaires en éducation*, 41, pp. 35-67, 1997
6. Schön, D.A., *The reflexive Practitioner: How Professionals Think in Action,* Basic Books, New York, 1983

7. Vinck, D., *Ingénieurs au quotidien, ethnographie de l'activité de conception et d'innovation,* Presses Universitaires de Grenoble, 1999

Reçu janvier, 10 2006

[1]*Université technique "Gh. Asachi" Iaşi*

DEZVOLTAREA DURABILA A SISTEMELOR DE PRODUCTIE. INTEGRAREA ERGONOMIEI SI PREVENTIEI ÎN CADRUL UNUI PROIECT DE CONCEPTIE A UNEI TURNATORII DE ALUMINIU

REZUMAT: Acest studiu a fost realizat în vederea reconstituirii activitatii unui specialist în ergonomie care, împreuna cu specialisti în preventie, a conceput un sistem original pentru integrarea ergonomiei, securitatii si sanatatii în munca în cadrul unui proiect de constructie a unei turnatorii de aluminiu. Strategiile de interventie identificate au permis specialistilor sa influenteze conceptia locurilor de munca, sa elimine un numar important de riscuri la sursa si sa conceapa un program de preventie înaintea demararii investitiei.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

APPLICATION OF THE RULE OF MIXTURE, PARALLEL TENSILE TEST AND IMAGE ANALYSIS METHOD FOR DETERMINATION OF THE WELD METAL PROPERTIES IN THE CASE OF TAILOR WELDED BLANKS

BY

G.BRABIE[1], B. CHIRITA[1], C. CHIRILA[1]

ABSTRACT: *The quality of a weld in the tailor welded blank is very important for the success of the forming operation. The mechanical properties of the weld metal can be determined by applying different methods, such as: parallel test, normal test, microhardness test etc. The present paper investigates the mechanical properties of the weld metal in a tailor welded sheet made by joining similar metals. The investigation was performed by applying the microhardness and parallel tests in conjunction with the rule of mixture. The analysis of the behaviour of tailor welded blanks by examining the strain variation during tensile parallel test of tailor welded sheets applying the image analysis method is also presented in the paper.*

KEYWORDS: *weld metal properties, parallel test, rule of mixture, image analysis, strain distribution*

1. INTRODUCTION

A tailor welded blank consists of two or more sheets that are welded together to make a single blank prior to forming (Fig. 1). These sheets can be identical, or they can be of different thickness, mechanical properties, or surface coatings. The blanks are either joined by mash seam welding or by laser beam welding, electron-beam welding, and induction welding.

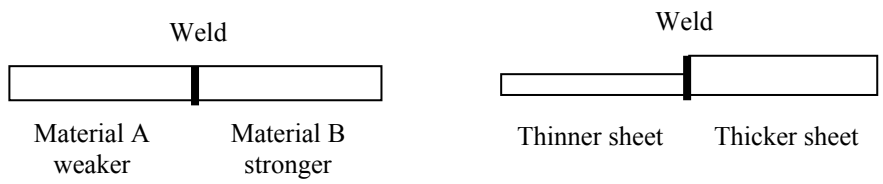


Fig. 1 Tailored blanks

The quality of the weld in the tailor welded blank is very important for the successful of the forming operation. Physical testing of the weld metal is very important to determine the behaviour of the TWB during forming. Generally, for a steel TWB the basic metal has significantly lower yield strength and tensile strength and hence higher ductility than the weld metal.[1], [2] The mechanical properties of the weld metal can be determined by applying different methods, such as: parallel test, normal test, microhardness test etc. The present paper investigates the mechanical properties of the weld metal in a tailor welded sheet by applying the microhardness

and parallel tensile tests in conjunction with the rule of mixture, and by analysing the strain variation during parallel tensile test using the image analysis method

2. DETERMINATION OF WELD METAL PROPERTIES FROM PARALLEL TEST

To extract the weld metal properties, a parallel test can be done in conjunction with the "*rule of mixture*". According to this rule, the stress-strain tensile test must be performed using specimens cut from basic materials and from TWB. The following relation gives the total load applied on specimen:

$$F = \sigma_1 A_1 + \sigma_2 A_2 + \sigma_w A_w \ , \tag{1}$$

where: σ_1, σ_2 are the stresses corresponding to the areas of the basic materials; σ_w is the average stress corresponding to the weld area; A_1, A_2 and A_w are the cross section areas of the basic and weld metal, respectively. The longitudinal strains are assumed to be constant across the TWB specimen, so that:

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = \varepsilon_w \, . \tag{2}$$

Based on the Ludwik-Hollomon equation, the relation (1) takes the following form:

$$F = \left(K_1 \varepsilon_1^{n_1}\right) A_1 + \left(K_2 \varepsilon_2^{n_2}\right) A_2 + \sigma_w A_w \, . \tag{3}$$

From relation (3) the average stress will result as follows:

$$\sigma_w = \frac{F - \left(K_1 \varepsilon_1^{n_1}\right) A_1 - \left(K_2 \varepsilon_2^{n_2}\right) A_2}{A_w} \, . \tag{4}$$

By taking into account the assumption (2), equation (4) can be rewritten as:

$$\sigma_w = \frac{F - \left(K_1 \varepsilon_w^{n_1}\right) A_1 - \left(K_2 \varepsilon_w^{n_2}\right) A_2}{A_w} \, , \tag{5}$$

equation that defines the stress-strain relation for the weld metal. In the conditions when the basic materials are the same and the sheets have the same thickness, the following parameters of the materials and sheets will have equal values:

$$K_1 = K_2 = K, \, n_1 = n_2 = n, \, A_1 = A_2 = A \, .$$

Hence, the equation (5) can be rearranged as follows:

$$\sigma_w = \frac{F - 2\left(K \ \varepsilon_w^n\right) A}{A_w} = \frac{F - \left(K \ \varepsilon_w^n\right)\left(A_t - A_w\right)}{A_w} \, , \tag{6}$$

where the cross section area of the basic materials was replaced by $A = \left(A_t - A_w\right)/2$. The area A_w of the weld metal cross-section can be obtained using the following methods: the direct measurement of the weld width; the measurement of a metallographic section; the determination of micro hardness profiles. [3], [4]

The parallel test was performed in the frame of laboratories from LMecA – ESIA Annecy, France on an INSTRON-5569 Tensile Testing Machine. Standard specimens were used in the test. The specimens were made from TWBs and obtained by joining the same metals: SPE 220BH and FEPO 5MB. The width of the weld was determined on a microhardness profilometer. The results concerning the weld metal properties obtained from the parallel test were compared with the results obtained from the image analysis.

The obtained results have been presented as follows: Hardness variation on the width of the specimens in Figure 2, Estimated values of A_w area in Table 1, True stress

– strain curves for the weld metals in Figures 3 and 4.

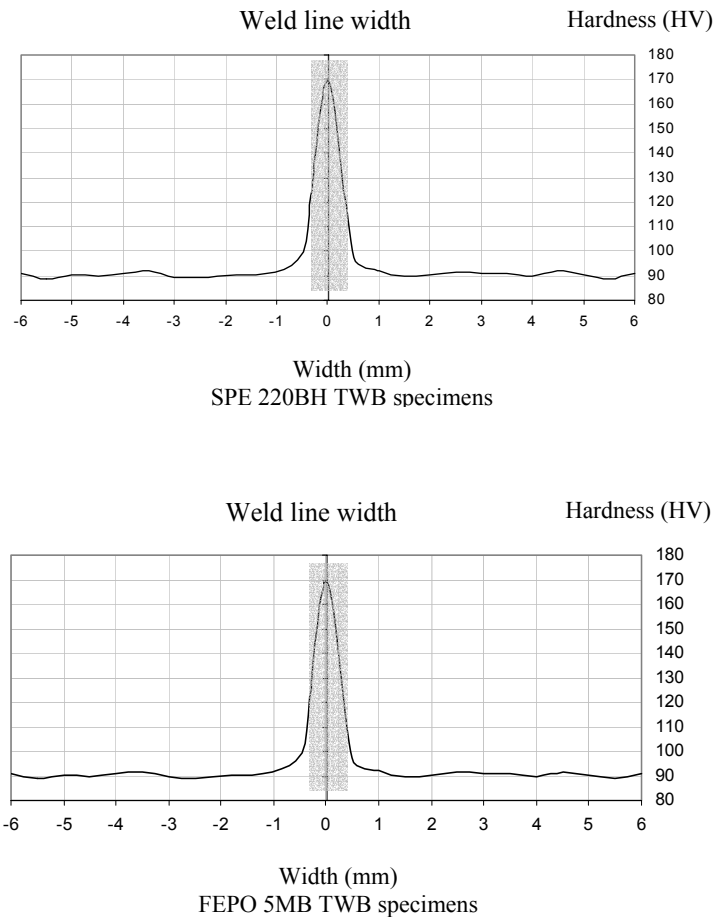


Figure 2 - Hardness variation on the width of the specimens

Table 1. Estimated values of A_w area

TWBs	Sheet thickness (mm)	Width estimating method	Width value (mm)	A_w area (mm)
TWBs made in SPE 220BH steel sheets	0,7	Direct measurement	0,64	0,448
		Hardness measurement		
TWBs made in FEPO 5BM steel sheets	0,75	Direct measurement	0,65	0,4875
		Hardness measurement		

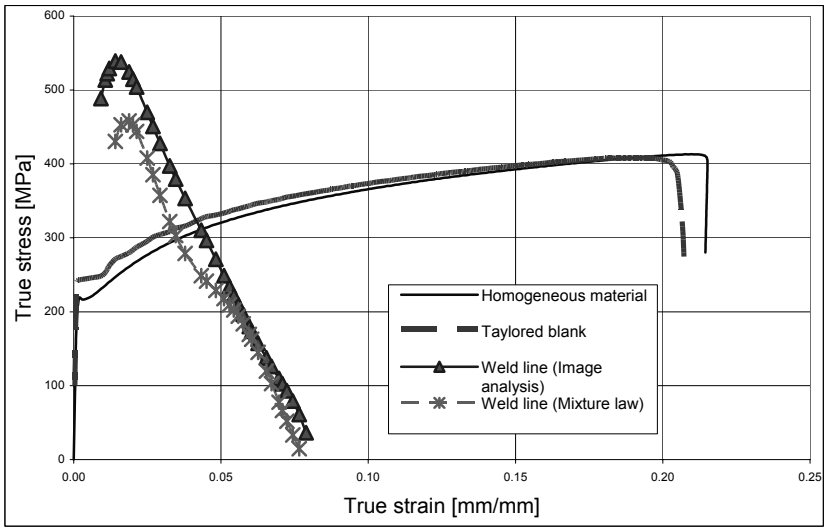


Figure 3 - True stress – strain curves for the weld metal for TWB - SPE 220BH TWB specimens

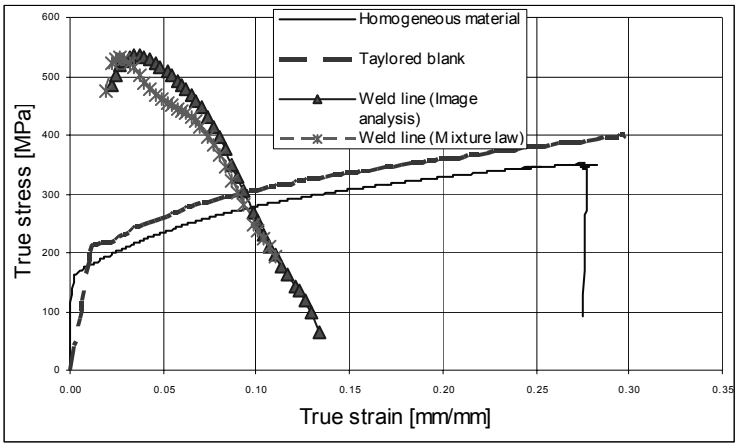
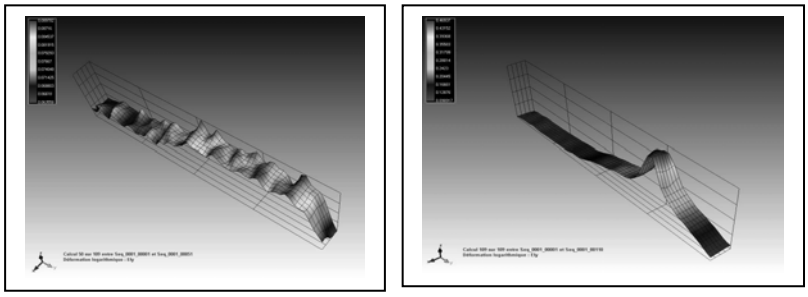


Figure 4 - True stress – strain curves for the weld metal for TWB - FEPO 5MB TWB specimens

3. DETERMINATION OF STRAIN VARIATION DURING THE TENSILE TEST OF TWB SHEETS BY USING THE IMAGE ANALYSIS METHOD

The tests were performed on an INSTRON-5569 Tensile Testing Machine. The parallel tensile test was applied and standard specimens were used. The strain measurement was performed based on the method of image analysis using a Hamamatsu C4742-95 digital video camera. The specimens were prepared using as basic materials in TWB the SPE 220BH steel sheet. Each test was repeated three times in the same experimental conditions and using the same type of specimen. The processing of the experimental results was performed using a SEPT-D LMECA – version 0.5.0.15 software.

The obtained results have been presented as follows: Strain variations in parallel test - from test half stage till fracture - TWB made in SPE 220 BH steel in Figure 5, Parallel tested specimens: zone of necking and fracture in Figure 6.



Strain variation on specimen length

Figure 5 Strain variations in parallel test - from the initial stage of the test till fracture - TWB made in SPE 220 BH steel

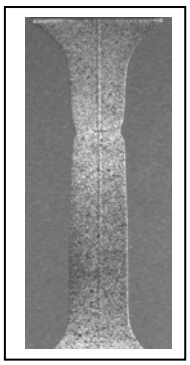


Figure 6 Parallel tested specimens: zone of necking and fracture

4. CONCLUSIONS

Concerning the mechanical properties of weld metal:

In the case of parallel test, for both TWBs, the strains of the weld metal in elastic region could not be determined. For the plastic region both methods – low of mixture and image analysis - lead to approximately the same result.

The tensile strength of the weld metal is 1.6 times bigger than that of the base material in the case of TWBs made in SPE 220BH and 1.3 times bigger in the case of TWBs made in FEPO 5MB.

Concerning the strains distribution:

By analyzing the graphs which represent the strain variation on the basis of the analysis of images (Figure 5), the following aspects were notified:

-the strains variation on the specimen thickness presents a smaller intensity on the weld line in comparison with the matrix one.

-the strains on the specimen length are uniformly distributed on the matrix and weld

metal till necking stage; the fracture will occur first in the weld metal as can be seen in Figure 6.

-the strains on the specimen width are mainly located in the matrix, the weld metal presenting only small strains.

General conclusions:

Basing on the hardness variation at the transverse section of a specimen and on the strain variation at the specimen width, it can be concluded that the analysis of TWB mechanical properties should only take into account the behaviour of base materials and weld materials whereas the heat affected zone (HAZ) does not seen to have any influence.

Based on the uniform strain distribution at the width, thickness and length of a specimen, the assumption that the longitudinal strains are constant across the TWB specimen applied in the rule of mixture can be considered as correct. Hence, we can conclude that for the determination of weld metal properties the application of the parallel test in conjunction with rule of mixture is benefical for the accuracy of results.

Acknowledgments. This research was performed with the financial support of the European Commission.

REFERENCES:

[1] Tailor welded blank design and manufacturing manual, http://www.a-sp.org

[2] Annual book of ASTM Standards, 1990

[3] Lee J.K, Chun B.K. Numerical investigation of TWB forming and springback, Simulation of Mat. Proc. Theory, pp. 729-734, 2001

[4] Abdullah K., a.o., Tensile testing for weld deformation properties in similar gage TWBs using the rule of mixture, J. of Mat. Proc. Tech., 112 (2001), pp 91-97

Received December, 20 2005

[1]*University of Bacau*

APLICATII ALE METODELOR DE ANALIZA A IMAGINILOR, MIXTURII SI TENSIUNILOR PARALELE IN DETERMINAREA PROPRIETATILOR METALELOR SUDATE, IN CAZUL ARBORILOR

REZUMAT: Calitatea sudurii in cazul arborilor obtitinuti prin sudura este foarte importanta pentru succesul operatiei de fabricare a acestora. Proprietatile mecanice ale imbinarilor sudate pot fi determinate prin aplicarea diferitelor metode de incercare, cum ar fi: metoda paralelelor, testul normal, teste de microduritate etc. In lucrarea de fata se investigheaza proprietatile mecanice ale sudurilor prin metode combinate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUPERFICIAL HARDENING OF TOOLS THROUGH SUCCESSIVE ALLOYING

BY

ANIŞOARA CORĂBIERU[1], IOAN ALEXANDRU[2], ŞTEFAN VELICU[3], PETRICĂ CORĂBIERU[1], IOAN VRABIE[1], SANDU BUTNARU[4]

ABSTRACT.*Superficial hardening through zonal structural modifications method is formed from two main phases:*
-successive alloying - direct achieved from casting through interaction of the liquid steel with the alloying layers which are deposited on the casting form walls. These alloy layers were obtained using alloying pastes which contain graphite, FeV, FeMo, FeCr, electrolytic Ni, diluent and binders;
-zonal heating process through contact – it is made on a simple installation using treatment cyclograms, which were established before, depending on the material of the tools which are treated, composition and structure of the superficial layers obtained after the first phase .

KEYWORDS: *Successive alloying, zonal heating processes*

1. INTRODUCTION

Superficial hardening through zonal structural modifications is a modern manufacturing method for the achievement of tools with soft and tenacious core and hard superficial layers, which are resistant at all loading.

The thickness of the superficial layer is usual small comparative with the base material which assumes the majority of loading during the tools working. Comparative with the usual versions the tools manufacturing through ASPHZC method assures a substantial reduction of the costs and all special properties of the work surfaces are respected. All this reasons justifies the growth of industry interest for the using of superficial hardened tools like a characteristic of the modern economical development.

The efficiency of tools manufacturing through successive alloying and hardening through subsequent heating treatments of the superficial layers is determined by the knowledge of phenomenons which are during deposition and alloying and using of all technical indications for the achievement of high quality tools. The growth interest of the businessmen from industry for the tools is determined by the economical and technical advantages, which became very important because the working parameters from advanced industries must be improved [2].

The ASPHZC method will be used for the achievement of different types of tools from metallurgy, electrotechnics, manufacturing of machinery, etc. The tools which can be manufactured through ASPHZC method are necessary in any technological process. The manufacturing of high quality tools depends on constructive conception and

material selection. The high developed countries use tools especially in manufacturing of machines for energetic and chemical industries, because it assure materials savings and an increased durability.

2. SUGGESTED TECHNICAL SOLUTION – SUCCESSIVE ALLOYING AND ZONAL HEATING PROCESSING BY CONTACT

The suggested process for manufacturing of tools is new because it is obtained through successive alloying and zonal heating processing by contact [1].
ASPHZC method is formed from two main phases:
-successive alloying - direct achieved from casting through interaction of the liquid steel with the alloying layers, which are deposited on the casting form walls. These alloy layers were obtained using alloying pastes which contain graphite, FeV, FeMo, FeCr, electrolytic Ni, diluent and binders;
-zonal heating process through contact – it is made on a simple installation using treatment cyclograms, before established, depending on the material of the tools which are treated, composition and structure of the superficial layers obtained after the first phase.

2.1. Successive alloying AS

The successive alloying replace the classic version of manufacturing for the tools from alloy steels with a more simplified version like phases and technological operations; it is based on casted steels that are cured in liquid phase through a new method which can be achieved on the installations from firms with metallurgic profile. This method offers the advantage that the steel has a low manufacturing price and the high mechanical-physical characteristics are obtained through the diffusion of the carbide alloy elements (V, W, Cr) from the alloy pastes which are deposited on the cast form cavity surface for the tool. The durability of the tools, which are obtained through ASPHZC, is comparative with the durability obtained through classic versions, respectively from alloy steels through one-piece method.
The science purpose is to obtain tools with a superficial layer which is resistant at composed loading: contact pressure, compression, wear, endurance and heating-mechanical composed alternative shocks.
After ASPHZC process, the low alloy steel obtains mechanical and physical characteristics in the superficial layer like a high - alloy tool steel. The technology of superficial successive alloying in liquid phase consists in the covering of the cast form cavities surface with a paste that is formed from carbide alloy powders, which allows the diffusion of carbide elements in the tools superficial layer through casting [1].
Through this method it will be obtained the microalloying of tools working surface on a superficial layer depth of maximum 5 mm and the keeping of the tool core which is formed from a steel or low alloy steel metallic matrix. The growth of tool-working

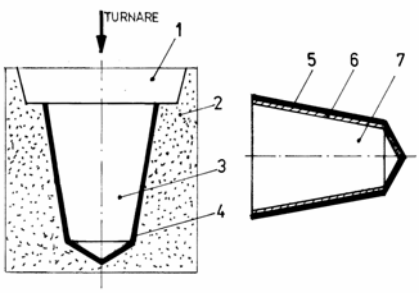
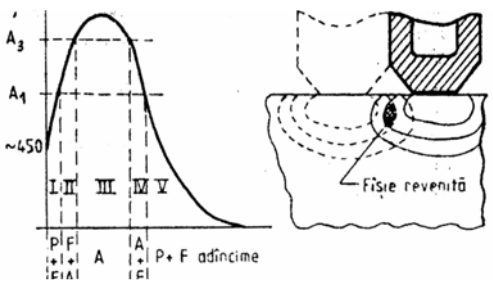


Fig.1 The principle scheme of the AS - superficial successive alloying - direct from the tool casting.1.Casting feeder cavity; 2. Casting form;
3. Casting form cavity; 4. Alloying paste layer;
5. Successive alloying superficial layer; 6. Transition intermediate layer; 7. Tool core.

zone hardening will make with keeping of a high- tenacity, which represents an accumulator of stresses from manufacturing. The method principle is described in fig.1.
The performances which are obtained through AS are comparative with the results obtained through the casting of high alloy steels

2.2. The zonal heating processing by contact (PHZC)

The zonal heating processing by contact consists in using of Joule-Lenz effect which is produced by continuos or alternative current of 50 Hz frequency through the contact resistance from pressing of a copper electrode roll on the tool surface. The heat quantity is distributed between roll and tool, but the superficial layer absorbs the most important part of heat. In a very short time a volume from the tool superficial layer arrives the austenite range. The current density proportional decreases with the square of distance to the core of processed tool. The heating of tool superficial layer is a gradual heating in spiral and the majority of tools have a cylinder shape or cylinder portions. This method has the following particularities:
-the appearance of a cold superficial layer (fig. 2a);
-the forming of auto-tempered strips in spiral (fig. 2b).
The temperature that must be maintained for the roll and superficial layer is 450° C and so the heat is continuos send to the tool core and roll [3].



a b

Fig. 2 The temperature variation in the tool superficial layer depth
a – zones which appear in the superficial layer at heating; b – the mode how appear the auto-tempered strips in spiral after cooling.

The temperature in the depth of tool superficial layer varies after a diagram which has five zones: - zone I under-heated (under A_1); - zone II intercritical heated; - zone III: heated over A_3; - zone IV intercritical heated; - zone V temperature under A_1. Because there are these five heating zones the hardened structure is non uniform and it has three distinct portions:
-section I with initial structure (zone I and zone V);
-section II - incomplete hardened (zone II and zone IV);
-section III - complete hardened (zone III).
The existence of zone I represents an advantage because it is avoided the overheating, but it is a disadvantage the necessity of processing for removing of zone I and zone II which are soft.
The auto-tempered strips appear because the roll creates a thermal field which partial overlaps over the already hardened strips. ASPHZC can be used especially for the manufacturing of tools which have cylindrical shapes or cylindrical sections; the results are comparatively with the tools, which are obtained through the classic version: one-piece from high alloy steels.

The method novelty consists in the following aspects:
-in the first phase it is achieved ,direct from casting, the successive alloying (AS) of the tools active superficial layers; the tools superficial layers are enriched with alloy elements Cr, Ni, V, Mo while the carbon content grows until 0,6%;
-in the second phase it is achieved the zonal heating process by contact (PHZC) which consists in two phenomenons:

- the martensite hardening (structural transformation of phase); it is obtained a hard martensite-sorbite structure;
- the forming of the hard chemical compounds in the superficial layer: hard carbides of Cr, Ni, V, Mo (chemical transformations).

3. ANALYSIS OF THE LABORATORY EXPERIMENTS RESULTS

The laboratory experiments which consisted in hardness tests, chemical and metallic analysis were made on 12 samples. The laboratory experiments results are presented in table 1.

Table 1. Laboratory experiments results

Sample notation	Carbon content	Carbon content layer ,%			Core layer HRC	Core hardening HRC	Layer depth mm
		on	1,5 mm depth	2,5 mm depth			
P1	0,2	0,4	0,3	0,25	50	35	2,5
P2	0,2	0,56	0,4	0,3	55	30	3
P3	0,2	0,5	0,4	0,25	50	35	2,5
P4	0,22	0,58	0,45	0,35	55	30	3
P5	0,22	0,6	0,4	0,3	60	30	3
P6	0,22	0,55	0,42	0,25	55	30	2,5
P7	0,25	0,61	0,43	0,32	60	30	3
P8	0,25	0,56	0,38	0,24	50	35	2,5
P9	0,25	0,62	0,45	0,35	60	30	3
P10	0,26	0,61	0,43	0,32	60	30	3
P11	0,26	0,6	0,4	0,33	60	38	3
P12	0,26	0,61	0,43	0,37	60	38	3,5

For the tests achievement were casted in the induction furnace four hotmetal charges from low alloy steel which are presented in table 2

Table 2 Chemical composition

No charge	Mass kg	Chemical composition %								
		C	Mn	Si	P	S	Mo	Cr	Ni	V
1	80	0,2	1	0,17	0,05	0,05	0,1	0,4	0,2	0,2
2	80	0,22	1,4	0,2	0,04	0,04	0,1	0,3	0,3	0,2
3	80	0,25	1,2	0,2	0,04	0,04	0,05	0,2	0,2	0,1
4	80	0,26	1,3	0,17	0,04	0,04	0,05	0,2	0,3	0,2

Examples of micro-structural observations of some test samples are presented in fig. 3÷5.

Sample 1 – charge no.1- carbon from core: 0,2%; - carbon from superficial layer: 0,4%; - carbon at depth of 1,5 mm: 0,3%; - carbon at depth of 2,5mm: 0,25%; - superficial layer depth: 2,5mm; - layer

hardening: 50 HRC; - core hardening: 35 HRC; - geometrical configuration: ∅50mm; - L= 200mm; - casting version:I; - paste type: A; - PHZC version: 1; - structure: nytal 2,5% atack, 100:1

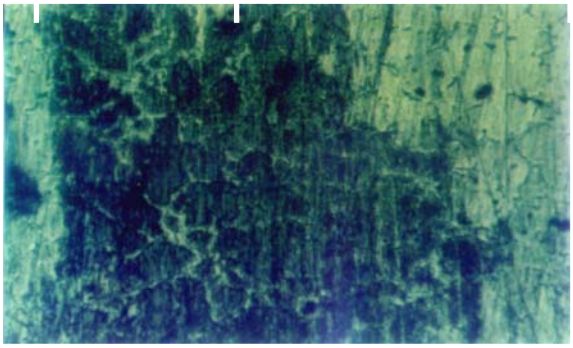


Fig. 3. Sample 1 micrograph from charge 1, paste A, version 1 PHZC. 1- superficial layer (martensite structure with complex carbides, acicular cementite);2- transition zone (transition sorbite-pearlite structure); 3 – core (gross ferrite+pearlite).

Sample 2 – charge no.1- carbon from core: 0,2%; - carbon from superficial layer: 0,56%; - carbon at depth of 1,5 mm: 0,4%; - carbon at depth of 2,5mm: 0,35%; - superficial layer depth: 3mm; - layer hardening: 55 HRC; - core hardening: 30 HRC; - geometrical configuration: ∅50mm; - L= 200mm; - casting version:I; - paste type: A; - PHZC version: 1; - structure: nytal 2,5% atack, 100:1

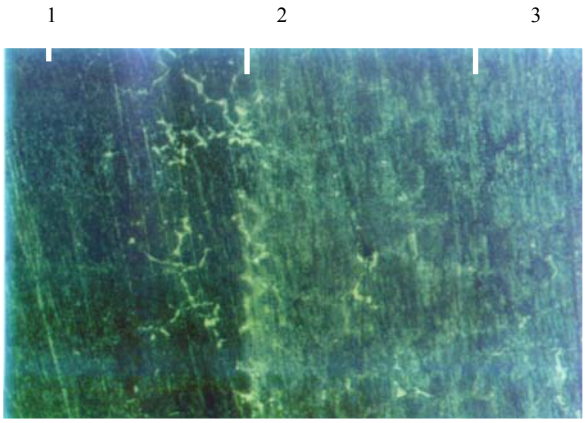


Fig. 4. Sample 2 micrograph from charge 1, paste A, version 1 PHZC. 1-superficial layer (martensite structure with complex carbides, acicular cementite); homogeneous layer with adequate depth; 2- transition zone (transition sorbite-pearlite structure); 3 – core (gross ferrite+pearlite).

1

Sample 3 – charge no.1- carbon from core: 0,2%; - carbon from superficial layer: 0,5%; - carbon at depth of 1,5 mm: 0,4%; - carbon at depth of 2,5mm: 0,25%; - superficial layer depth: 2,5mm; - layer hardening: 50 HRC; - core hardening: 35 HRC; - geometrical configuration: ∅ 50mm; - L= 200mm; - casting version:I; - paste type: A; - PHZC version: 1; - structure: nytal 2,5% atack, 100:1

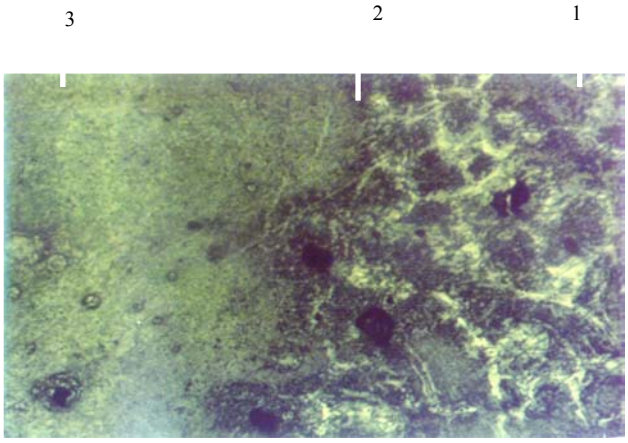


Fig. 6. Sample 4 micrograph from charge 2, paste A, version 1 PHZC.1- superficial layer (martensite structure with complex carbides, acicular cementite); homogeneous and dense layer with penetration on depth;2-transition zone (transition sorbite-pearlite structure); 3 – core (gross ferrite + crowds of zonal pearlite).

4. CONCLUSIONS

- The sample were casted in three casting versions: Version I – forms with semicircular transversal section; Version II – forms with semicircular core; Version III – forms with type I core;
- PHZC were executed on a PHZC installation and it were used two versions:

Version PHZC 1: - process temperature = 850º C; - heating speed = 250 º C/s; - I = 600A/mm; - D_1 = 90A/cm^2; - maintenance temperature = 450º C;

Version PHZC 2 : - process temperature = 900º C; - heating speed = 300 º C/s; - I = 700A/mm; - D_1 = 100A/cm^2; - maintenance temperature = 450º C;

- After experiments it were obtained the following optimal values for every technological parameter: Carbon content in core: minim 0,2%; maximal 0,26%; Carbon content in superficial layer: minim 0,4%; maximal 0,62%; Carbon content at 1,5mm depth: minim 0,3%; maximal 0,45%; Carbon content at 2,5mm depth: minim 0,25%; maximal 0,37%; Superficial layer hardening: minim 50 HRC; maximal 60 HRC; Core hardening: minim 30HRC; maximal 38 HRC; Superficial layer depth: minim 2,5mm; maximal 3,5mm; Casting temperature: minim 1150º C; maximal 1600º C; Temperature in superficial layer during PHZC process: minim 850º C; maximal 900º C; Heating speed during PHZC process: minim 250º C/s; maximal 300º C/s; Electric current intensity/roll breadth during PHZC process: minim 600A/mm; maximal 700A/mm; Current density in superficial layer during PHZC process: minim 90A/cm^2; maximal 100A/cm^2; Layer heating depth: minim 4mm; maximal 5mm; Maintenance temperature of superficial layer during PHZC process: 450º C.
- The best results for the technological parameters were obtained when it were used the following: casting version no.II – forms with semicircular cores; casting version no. III – forms with type I cores; C paste type : graphite + FeV + FeMo + FeCr + electrolitic Ni; PHZC version no.2

REFERENCES

1) P.Corăbieru, A.Corăbieru, I.Alexandru, I.Vrabie - Buletinul Institutului Politehnic Iaşi, Tomul LI (LV) Fasc.3 Secția Ştiința şi Ingineria materialelor (2005), p. 83

2) D. Bunea., R.Şaban., V.Toma , D.Gheorghe , M. Brânzei – Alegerea şi Tratamentele Termice ale Materialelor Metalice – Editura Didactică şi Pedagogică R.A. Bucureşti, (1996), p.213

3) A.Corăbieru, P.Corăbieru, I.Vrabie, D.Ciobănică – Revista de Ecologie Industrială nr. III-IV (2004), p. 60

Received december, 20 2005

[1]PRESUM PROIECT Sh. C. Iaşi, România
[2]Technical University Gh. Asachi, Iaşi, România
[3]Technical University POLITEHNICA,Bucureşti, România
[4]B.M.T. Sh.C. Iaşi România

DURIFICAREA SUPERFICIALĂ A SCULELOR PRIN ALIERI SUCCESIVE

REZUMAT. Metoda de durificare superficială a sculelor prin alieri succesive este formată din două faze:
– alieri succesive - realizate direct din turnare prin interacţiunea oţelului lichid cu straturile de aliere depuse pe pereţii formei. Straturile de aliere depuse s-au obţinut folosindu-se paste de aliere având în compoziţie grafit, FeV, FeMo, FeCr, Ni electrolitic, diluant şi elemente de liere;
– prelucrarea termică zonală prin contact -se efectuează pe o instalaţie relativ simplă utilizându-se ciclograme de tratament dinainte stabilite în funcţie de materialul sculelor de calibrare şi pneumatice tratate şi de compoziţia şi structura straturilor superficiale obţinute în urma primei faze.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTS REGARDING THE CASTING OF BIMETALLIC CYLINDERS WITH SMOOTH BARREL ROLL

BY

PETRICĂ CORĂBIERU[1] , CRISTIAN PREDESCU[2], ANIŞOARA CORĂBIERU[1], SANDU BUTNARU[3]

ABSTRACT: *The assembling between the main components (support-barrel roll) was made by indirect casting of a steel joint body between support and barrel-roll. Also we checked technological parameters of casting for the steel joint body.*

The experimental metodology consists in casting of steel bodies which assure the filling of the clearance between support and barrel roll or between support and mould. This clearance is technological made for the joint through diffusion and local welding (the precompression and compression forces created by the steel contraction during crystallization and solidification of the steel joint body between the main components).

The assembly method by indirect casting between support and barrel roll was experimented in three versions.

KEYWORDS**:** *casting bimetallic cylinders, barrel roll*

1. INTRODUCTION

Assembly process between support and barrel roll by casting must be analised through the thermal phenomenous which are during the casting of the steel in the clearance between support and barrel rol until the cooling of the whole assembly.

The experiments werw made on samples of support with cylindrial shape with diameters between 30 and 180 mm and on samples of barrel rol which werw forged and casted with diameters between 100 and 300 mm. The samples had the mass between 15-40 Kg and were fabricated from plain carbon steel and low-alloy steel.

The assembling between the main components (support-barrel roll) was made by indirect casting of a steel joint body between support and barrel roll. Also we checked the technological parameters of casting for the steel joint body. The experiments werw made at S.C. FORTUS S.A. IAŞI în the Steel Foundry.

In all experiments we checked the main technological parameters for casting and also we follawed same technological aspects regarding the heat change and the interaction between the casted steel and support respective the barrel roll which influenced the joint quality. After the experiments we determined that the follawing parameters had a small influence on the joint quality: surfaces roughness and the type of antioxygen flux layer from the contact surfaces with liquid steel.

Also it was necessarry to check the next parameters: the quantity of steel for washing, the dilatation and contraction coefficients of the steels from assembly

(determinated by the cooling conditions and the quantity of casted steel). The researches were made for finding a technology of assembling, in industrial conditions, between support and barrel roll.

2. EXPERIMENTS REGARDING THE ASSEMBLING OF PROFILED SUPPORT AND PROFILED BARREL ROLL-BY INDIRECT CASTING-VERSION II

At this version the support and barrel roll have longitudinal and cross chanalls. So the contact surfaces between casted joint body and the main components (support and barrel roll) became bigger (about 2 times like version I) and this implics thegrowing of the precompression force between the main components which result from the contraction of the steel from the casted joint body. The main consequence is the growing of the joint rigidity.

For the experiments it were used supports and barrel rolls fabricated from the following steel marks: OL37, OL60, OLC45, OSC7 and 12MoCr22. It were used three geometrical shapes of the clearance between support and barrel roll and we present in the next figure.

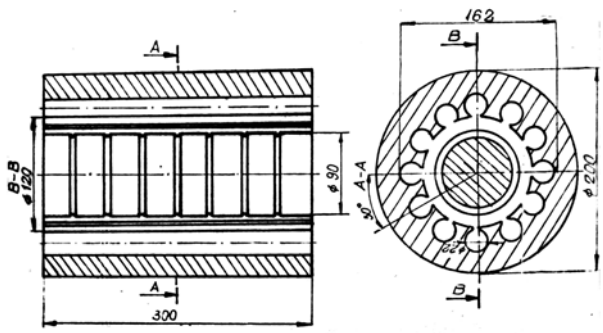


Fig.1 Experimental technological scheme for assembling profiled cylindrical support-profiled barrel roll (the longitudinal chanalls have the same length with the barrel roll lenyhth) by casting-version II-1

Table 1 Experimental technological parameters at assembling of profiled support and profiled barrel roll by indirect casting exterior diameters: 100-300 mm.

No	Ratio: barrel roll width /support width	Assembly: barrel roll-support according version			Preheating temperature °C		Casting temperature °C	Ratio: quantity of steel for recirculation/quantity of steel from casted joint body	Observations
		II-1	II-2	II-3	tăblie	Ax			
1	0,25	X			400	300	1550	1	oft-grade assembling
2	0,30		X		450	350	1550	2	oft-grade assembling
3	0,35		X		450	350	1560	2	sufficient assembling
4	0,40		X		450	350	1580	2	sufficient assembling
5	0,45			X	600	500	1570	2	normal assembly
6	0,50			X	600	500	1600	4	normal assembly
7	0,55			X	600	500	1600	3	normal assembly
8	0,60	X			600	500	1600	3	cross cracks on the casted joint body

9	0,65	X			650	550	1600	5	cross cracks on the casted joint body

Acording with the results presented in table 1 the best results were obtained in the following conditions:
- the assembling is made with version II-3;
- the ratio barrel roll width/support width has values of 0,45÷0,55;
- the heating temperature of support and barrel roll is between 500÷600ºC (under A_{c1});
- casting temperature of the steel is between 1570÷1600ºC;
- the quantity of steel for recirculation is minimum there times bigger like the quantity of steel for casted joint body.

3. EXPERIMENTAL METHOD FOR ASSEMBLING OF SUPPORT-CASTED BARREL ROLL - VERSION III

This version consists in using of a metalic mould where is put and centered the support. The barrel roll is fabricated through the casting of the liquid steel in the clearance between support and mould; the solidification of the steel starts from the mould to the center of support.

During the experiments we followed to find an optimal ratio between casted barrel roll width and support width according to the mechanical stresses of the assembly. We determine the next conclusions:
- for small values of the barrel roll width we obtained low mechanical characteristics of the jointing and when we exceeded the optimal values it were created elogantion tensions (fissures at the exterior surface of the barrel roll);
- the admissible deformation of the steel from barrel roll and support must be smaller like the proper deformation from elasticity limit.

The admissible deformation is estimated through the following parameters: elasticity limit, long-time creep strength and fracture strength. The rigidity of the cased assembly is also influenced by the geometrical shape of the support. The correlation between the ratio casted barrel roll width/support width and the metallurgical parameters was experimental determinated and this results are presented in tabele no.2.

Table 2 Technological parameters of the barrel roll/support assemblies with exterior diameter between 100-300 mm.

No.	Ratio: barrel roll width/forging support width	Assembly: barrel roll-support according version			Preheating temperature °C	Casting temperature °C	Ratio: quantity of steel for recirculation/ quantity of steel from casted joint body	Observations
		III-1	III-2	III-3				
1	0,15			X	200	1520	1	un adequate assembly
2	0,20	X			300	1550	1,5	adequate assembly medium
3	0,25		X		500	1580	2	adequate assembly
4	0,30		X		600	1600	2,5	adequate assembly

5	0,35			X	600	1600	3	adequate assembly
6	0,40	X			600	1600	2,5	un adequate assembly
7	0,45		X		600	1600	3	un adequate assembly

The conclusion is that the best results were obtained in the following conditions:

- ratio between casted barrel roll width and support width must have values of 0,25÷0,35;
- heating temperature of the support: 500÷600ºC;
- steel temperature at casting: 1580÷1600ºC;
- quantity of steel for recirculation must be twice or more like the quantity of steel for casting of the barrel roll.

The geometrical shapes of the support which was used during the experiments from this version are presented in figure no.2.

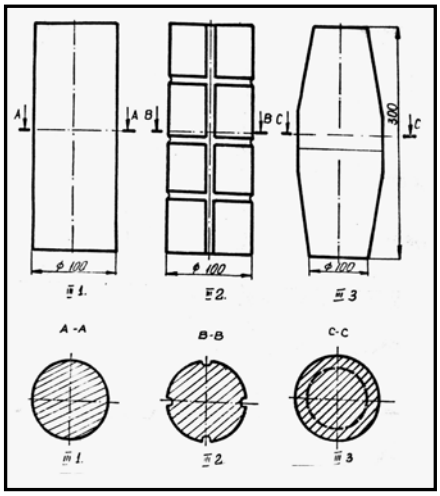


Fig. 2 Geometrical shapes of the supports which were used in support barrel roll assembling: Version III-1 cylindrical support; III-2 cylindrical support with from longitudinal chanalls wich are equidistant disposed; III-3 double taper support

4. METALLOGRAPH RESEARCH OF THE SUPPORT-CASTED BARREL ROLL ASSEMBLIES

The metallograf research meaned macrograph and micrograph analysis of support-casted barrel rolls assemblies samples according to three experimental procedures: version I; support-smooth barrel roll; version II: support-casted barrel roll.

In macrographs and micrographs of the samples it were pointed out the dimensions and geometrical shape of the support and the common phases of transition from support-casted body and casted body barrel roll.

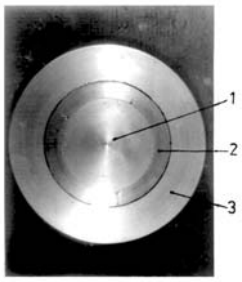


Fig.3 Macrography in cross section of support-smooth barrel roll sample-version I
1- support from rolled hypoeutectoid steel; 2- joint casted body from T20Mn14; 3- barrel roll from rolled alloy steel

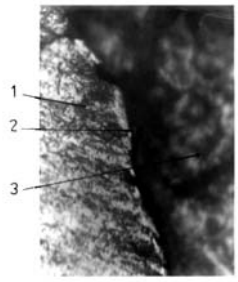


Fig.4 Microstructura of the transition zone support-joint casted body T20Mn14, version I, x400, nital attak 2%
1-support:ferite-pearlite structure of normalizing; 2-transition zone: support joint casted body (oxides layer at common interface); 3- joint casted body-ferite-pearlite structure of casting

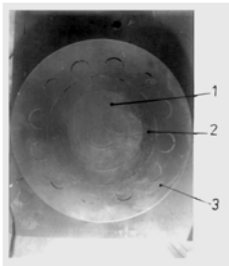


Fig.5 Macrography in cross section D_{max}= 300 mm-version II
1- support from rolled hypoeutectoid steel; 2- joint casted body from T20Mn14; 3- profiled barrel roll with axial roles from rolled alloy steel

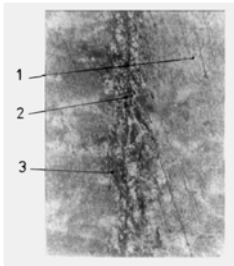


Fig.6 Microstructura of the transition zone support-joint casted body T20Mn14, version II, x200, nital attak 2%
1-support:ferite-pearlite structure of normalizing; 2-transition zone: support joint casted body (slight smelting and pearlite concentration); 3- joint casted body-ferite-pearlite structure of casting

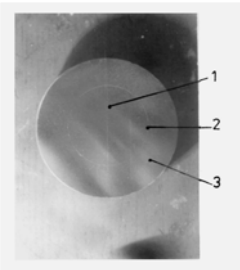


Fig.7 Macrography in cross section D_{max}= 102 mm-version III
1- support rolled hypoeutectoid steel; 2-interface; 3- casted barrel roll

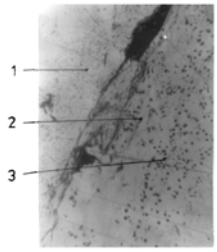


Fig.8 Microstructura of the transition support- casted barrel roll (alloy hypoeutectoid steel) version III, x400, nital attak 2%
1-support:ferite-pearlite structure of normalizing; 2-transition zone support -casted barrel roll (inclusions of pearlite on ferite-pearlite background, oxides in common interface); 3 casted barrel roll

5. CONCLUSIONS

the best experimental results were obtained with version II-3, which assures a good rigidity; it is proposed for experiments in industry;

-version II-2 doesn't assure the elimination of the clearance between support and barrel roll;

-version I-1 dosen't assure a good stability in axial ditection and also it is necessary a mechanical work of the toped support;

-version III-3 assures a good axial stability but it dosen't assure a good rigidity; it is difficult the mechanical work and also it is difficult to make a heat tratment because the clanping values (the casted barrel roll contraction on support) are in a restricted interval (0,9÷2,49 mm) which is difficult to control;

-version III-2 assures a good rigidity because the axial and cross contact surfaces have smelting and slight diffusion zones wich imply low tangential and radial stresses in barrel roll and it at joint surface; the cross channels from support and barrel roll permit bending stresses of the assembly; it is possible the heat tratment for the assembly and this version is proposed for experiments in industry;

-version III-1 assures a good dimensional stability, but it has the metallurgical problems from version III-3;

-the experimental samples which were obtained at version I had a clearance between barrel roll and casted body and a oxides layer between casted body and support.

REFERENCES

1. Corăbieru Petrică, Corăbieru Anişoara, Curecheriu Petru- Bimetale fabricate prin imersie şi centrifugare verticală. Editura Tehnopress, Iaşi, 2004, ISBN 973-702-048-0.

2. Corăbieru Anişoara, Corăbieru Petrică – Cilindri bimetalici fabricaţi prin asamblări ax- tăblie din turnare. Editura Tehnopress, Iaşi, 2004, ISBN 973-702-020-0.

3. Corăbieru A., Corăbieru P., Vrabie I., Bugeac D.,- Experimentări privind fabricarea cilindrilor bimetalici prin asamblări ax-tăblie din turnare, Revista de Ecologie industrială, nr. III-IV 2004, pag.46-59, Editor: Oficiul de Informare documentară pentru industrie, cercetare, management, ISSN 1224-3183.

4. Corăbieru P., Alexandru I, Corăbieru A., Alexandru A.- Contribuţii privind obţinerea şi caracterizarea unor asamblări bimetalice ax- tăblie prin turnare, Conferinţa naţională- Turnătoria, de la rigoarea tehnicii la artă, ARTCAST 2004- ediţia a-II-a, Galaţi 14-15 mai 2004, Editura Academica, pag. 243-250, ISBN 973-8316-43-X.

Received december, 20 2005

[1]PRESUM PROIECT Sh. C. Iaşi, România
[2]Technical University POLITEHNICA, Bucureşti, România
[3]FORTUS Sh.C. Iaşi România

EXPERIMENTĂRI PRIVIND FABRICAREA CILINDRILOR BIMETALICI PRIN ASAMBLĂRI AX-TĂBLIE DIN TURNARE

REZUMAT. Asamblarea celor două componente de bază (ax-tăblie) s-a făcut prin turnare indirectă (între ax şi tăblie) şi verificarea parametrilor tehnologici de turnare a unui corp de legătură din oţel. Metodologia experimentală constă în turnarea unor corpuri din oţel care să asigure umplerea interstiţiului ax-tăblie şi ax-cochiă. Acest interstiţiu este tehnologic creat în scopul îmbinării prin difuzie şi sudare locală (datorită forţelor de prestângere şi strângere create de contracţia oţelului în timpul cristalizării şi solidificării între componentele de bază ax-tăblie. Metoda de asamblare prin turnare ax-tăblie a fost experimentată în 3 variante.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CO-FeTi COMPOSITE MATERIAL WITH SOFT MAGNETIC PROPERTIES

BY

ELENA DRUGESCU[1], LUCICA BALINT[1], SIMION BALINT[1]

***ABSTRACT**, This composite material was obtained in the likeness of film through electrochemical deposit, which has a dendritic structure, a perpendicular texture to the electrodeposition plan support. Cobaltul is a chemical element which crystallize in the hexagonal system, what assures to obtain uniaxiale anisotropy in the layer deposited. Thus established alone direction of easy magnetization, comed on the hexagon axis.*
The experimental researches distinguish the appearance metalografic of dendrites developed perpendicular, to parallel kathode among themselves (photo 1) and magnetic soft property of Co-FeTi films after thermochemical treatment in reducing atmosphere of hydrogen in mixture with the argon to temperature of 200^0C, 350^0C, 1050^0C and 1150^0C.

***KEY WORDS**: composite, magnetic, induction, coercivity, treatment.*

1. INTRODUCTION

Composite materials consist of a metallic or non-metallic matrix (of organic or inorganic nature) in which case particles or small fibers are dispersed.

The dispersion phase can take place in any aggregation status.

Composite materials can be deposited on metallic or non-metallic substrates through different procedures; after taking away the support, coating with special properties in comparison with the base material are obtained.

This paper presents results obtained through electrochemical deposition of a composite material with superior magnetic properties.

Cobalt was chosen as matrix for the composite material because it has a hexagonal crystallographic structure, with only one direction of light magnetization, which together with a perpendicular dendritic increases on the support, ensures the existence of single axial magnetic anisotropies.

Iron-cobalt alloys near the echiatomic composition are technologically important because of their high saturation magnetization, low magnetocrystalline anisotropy, and associated high permeability. The high saturation values, high curie points, high permeability, and low coercivity obtainable in these materials have made them suitable for transformer core materials requiring high flux densities. High saturation values allow for miniaturization where weight or size savings are important, such as in air electric generators. These alloys are also used for receiver coils, switching and storage cores, high temperature components, as diaphragms in telephone hands because of the high incremental permeability over a wide induction range and to a limited extent for magnetostrictiv transducers for sonar.

The temperature of treatment is analyzing of phase diagrams. Iron and cobalt form a complete series of disordered f.c.c. solid solution γ, at elevated temperatures. At low temperatures the b.c.c. solid solution α, exist above 730^0C up to ~ 75 %Co. The α b.c.c. solid solution near equiatomic composition undergo below 730^0C an atomic ordering to the CsCl structure tip α_1, and this order-disorder transformation plays an important role in determining the magnetic properties of these materials. This materials tend to be brittle because of the ordering of a α phase and the presence of trace amounts of carbon, hydrogen and oxygen. Consequently, the magnetic properties attainable are sensitive to heat treatment and purity of the alloys.

Experimental research has shown some magnetic hysteresis curves with very low values for the coercitive magnetic field.

2. EXPERIMENTAL INVESTIGATION

Composite coats were obtained with different thicknesses, on steel tin with surface special prepared for the exfoliation of the coat.

The electrodepositing of cobalt was performed with an electrolyte made of 86 % cobalt sulphate, and 14 % cobalt chloride, with pH~5 and the current density of 100-650a/m^2.

The ferrotitanium powder of dimensions smaller than 10μm was introduced in the electrolyte and was stirred during the electro deposition. The deposited material was exfoliated from its substrate and was treated for 30 minutes at 200^0C, 1050^0C, 1150^0C and 350^0C, 1050^0C, 1150^0C, in argon and hydrogen atmosphere.

Many experiments have been conducted and led to the establishing of the optimal parameters for the material to present the requested properties.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The quality of the ferrotitanium composite coatings in cobalt matrix was compared to electrodeposited coatings of pure cobalt through macrostructural analysis, the distribution of the disperse phase in cobalt matrix and the magnetic hysteresis curve.

3.1. Microstructural analysis

Through microstructural analysis, the increase of the cobalt crystals was pointed out and dendrites developed parallel with each other and on perpendicular direction of the support (photo 1).

Electrodepositing method, practical on various bases, materials, results in better characteristics than those of components do and shortage materials savings do. The trade of thin layers resulting from electrolysis, their structure and depend on the surface state of basis material, deposition current density, electrolyte's pH, electrolyte's temperature and the stirring, for homogenization of ion concentration in the cathodic film and in the bath solution.

Electrodepositing operational factors have been determined experimentally so to obtain fine grain structure in the deposit layer and, consequently, good mechanical and magnetic characteristics.

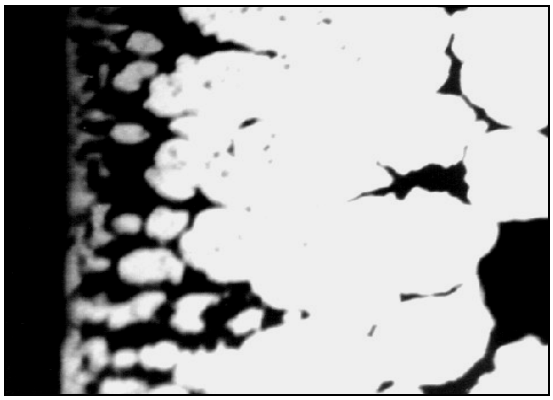


Photo 1. Dendrites developed parallel with each other
on perpendicular direction of the support (200x).

3.2. Experimental results and their interpretation

As basis material for electrodepositing were used steel sheet samples, with the chemical composition: 0,05 %C; 0,26 %Mn; 0,02%Si; 0,012 %P; 0,015 %S; 0,039 %Al; and Fe. The layers were obtained consequent to several operations given below, in schemes 1 and 2.

Scheme1:
Polishing→Washing→Organic solvent degreasing→Washing→Chemical degreasing→Washing→Chemical pickling→Washing→Greasing with oil→Assembling in the electrolyser.

Scheme 2:
Assembling of steel sheets at the cathode→Assembling of graphite anode→Filling of electrolyser with electrolyte→Dosage of ferrotitanium powder in electrolyte→Stirring of bath solution→Electrodepositing→Washing→Loading in the heat treatment furnace

Organic solvent degreasing to dissolve saponificable and nonsaponificable fats was made at temperature through immersion in benzene.

Alkali degreasing solution had the following composition: 30-50 g/l Na_2CO_3; 5-10 g/l Na_2SiO_3. The working temperature was 70-80 ^{0}C, the holding time about 10 min. hot water washing followed.

Surface pickling is always consequent to degreasing so as to remove oxide layers from metallic surfaces treated with acid solutions, resulting water soluble salts. The composition of chemical pickling solution was 100 ml H_2SO_4, time 10-30 sec. Flushing and drying followed.

The sheets prepared for electrodeposition were assembled at the cathode of the electrolyser varied between 135 and 615 A/m^2.

The layers were tested with regard to grain size variation and Vickers microhardness, related to current density increasement, as well as adherence of layers to basis material.

The composite film so obtained was treatments of small and high temperature for analysis magnetic properties.

The treatments were carried out in a tight closed precinct, where a mixture of ases of argon and hydrogen (1/3) was introduced for protection respectively for

reducing the impurities typical of electrodeposition which affect the magnetic properties.

The treatment against fragility eased the detachment of the films from the support material. Treatment parameters are presented in Table 1

The semples microstructures are presented in Photos 2 and 3, following a treatment at 200^0C respectively 350^0C, in Photo 4 following a treatment al 1050^0C and Photo 5 following a treatment at 1500^0C.

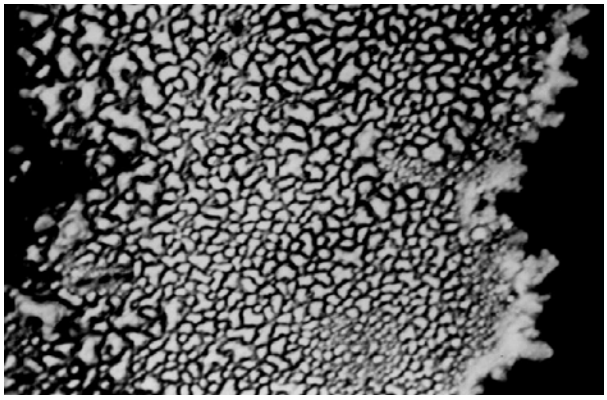


Photo 2. Sample microstructure nr.1, after treatment at 200^0C (left: support-right: the dendritic crests) (x200).

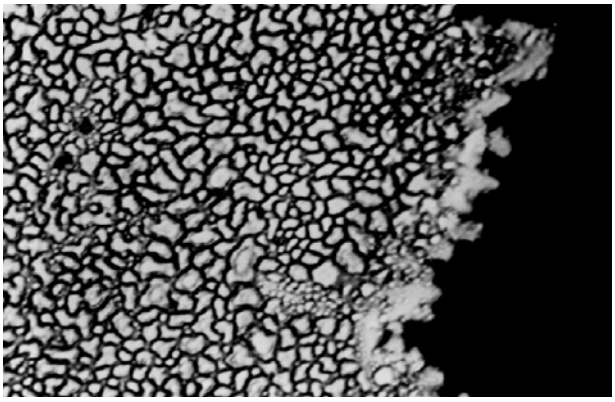


Photo 3. Sample microstructure nr.2, after treatment of 350^0C temperature, (x200).

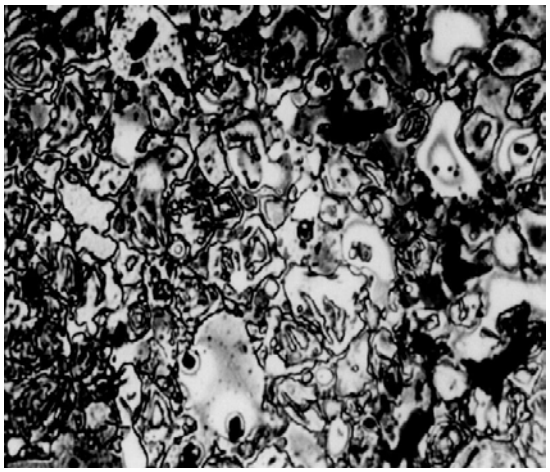


Photo 4. Sample microstructure nr.3, after treatment of 1050^0C, temperature (x200).

Photo 5. Sample microstructure nr.3, after treatment of 1150^0C, temperature (x200).

Table 1.

Nr. Sample	Thickness of films [μm]	Treatment	Temperature [^{0}C]	Observations
1	35,5	unbreakable	200	Mat dark gray
2	35,5	unbreakable	350	Mat dark gray
3	35,5	thermal treatment	1050	Silvery white, metallic gloss
4	35,5	thermal treatment	1150	Silvery white, metallic gloss
5	56,9	unbreakable	200	Mat dark gray

6	56,9	unbreakable	350	Mat dark gray
7	56,9	thermal treatment	1050	Silvery white, metallic gloss
8	56,9	thermal treatment	1150	Silvery white, metallic gloss

The samples were subjected to magnetic analysis on a Ferro-tester, for 0.5x120mm. The values that were obtained were introduced in Table 2

Table 2.

Nr. Sample	Temperature [^{0}C]	Surface, [mm^2]	Remanent induction, B_r, [T]	Saturation induction, B_S, [T]	Coercivity force, H_c,[A/m]
1	200	5	-	0,240	12
1	1050	5	0,21	0,480	1736,7
1	1150	5	0,06	0,210	1603,1
2	200	1	0,23	0,600	-
2	1050	1	0,9	2,100	1335,9
2	1150	1	0,75	2,250	1870,3
5	350	5	0,01	0,255	53,4
5	1050	5	0,26	0,645	1603,1
5	1150	5	0,06	0,390	1335,9
6	350	1	0,23	1,200	26,7
6	1050	1	1,13	1,800	2137,5
6	1150	1	0,75	2,400	1870,3

Table 3.

Nr. Sample	Temperature [^{0}C]	Surface, [mm^2]	Remanent induction, B_r, [T]	Saturation induction, B_S, [T]	Coercivity force, H_c,[A/m]
1	200	5	-	0,240	12
1	1050	5	0,21	0,480	1736,7
1	1150	5	0,06	0,210	1603,1
2	200	1	0,23	0,600	-
2	1050	1	0,9	2,100	1335,9
2	1150	1	0,75	2,250	1870,3
5	350	5	0,01	0,255	53,4
5	1050	5	0,26	0,645	1603,1
5	1150	5	0,06	0,390	1335,9
6	350	1	0,23	1,200	26,7
6	1050	1	1,13	1,800	2137,5
6	1150	1	0,75	2,400	1870,3

The results above mentioned, emphasizes the fact that the film's thickness does not influence the magnetic characteristics, but does influence the current density used to obtain the films.

In Figure 1 are presented the variations of the coercitive field with the treatment temperature for samples 1 and 5. It can be seen that the coercitive field reaches a maximum at 1050^{0}C, and very low values at 200^{0}C for sample 1.

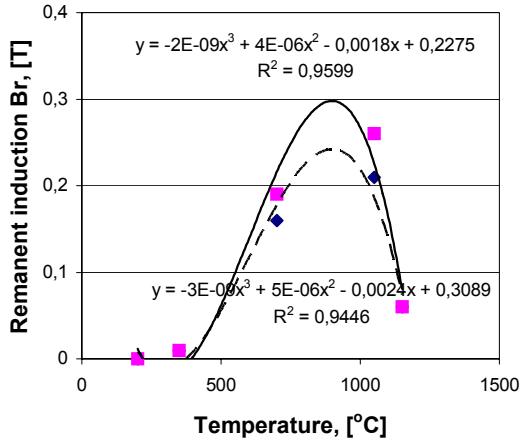


Figure 1. The variation of the coercitive field with the treatment temperature

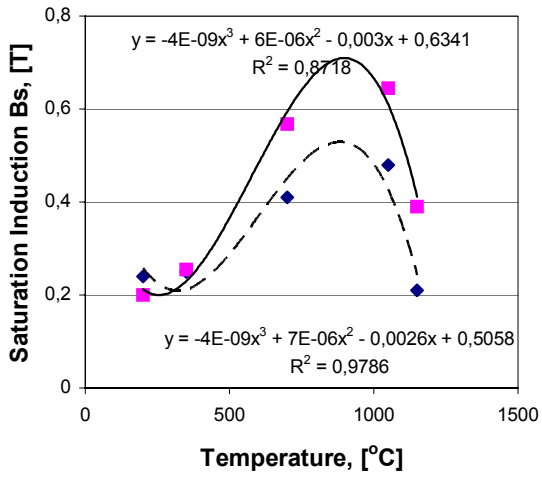


Figure 2. The variation of the remanent induction with the treatment temperature

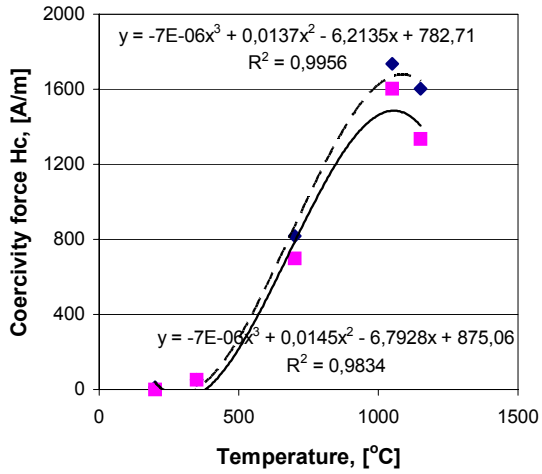


Figure 3. The variation of saturation induction with the treatment temperature

4. CONCLUSIONS

The ferrotitan composite films in cobalt matrix obtained at current densities of 135 and 615 A/m^2, are very dense, the interdendritic areas disappear almost completely and the surface of the deposition is very smooth, with few singular systems especially when 615A/m^2 current density is used.

The spread phase which is made of ~1μm ferrotitanium particles is evenly distributed inside the granules as well as on their edges.

The thermal treatment against fragility must be carried out after the electrolysis process, in order to eliminate the specific impurities.

The thermal treatment was carried out in protection atmosphere because of the advanced instability of cobalt in air at temperatures higher than 200^{0}C.

After the thermal treatment the samples are silvery gray colored, without any oxides.

After thermal treatment at 1150^{0}C the ferrotitanium particles can no longer be distinguished and areas of microdiffusion appear where initially ferrotitanium particles were.

The composite films obtained at a current density of 615 A/m^2 have better soft magnetic properties than those obtained at 135A/m^2.

The thermal treatment against fragility at ~200^{0}C leads to lower coercitive forces than the one carried out at 350^{0}C.

The increase of temperature contributes to the increase of magnetic hardness of the material reaching a maximum at ~1050^{0}C

REFERENCES

1. O. Mitoşeriu, E. Drugescu, "*Straturi subțiri de tip compozit cu matrice metalică*", Simposiom – Academia Română , Bucureşti 1994, vol. Tech. Spec., p. 349-356;
2. G,Y. Chin, J.H. Wernick, Soft Magnetic Metallic Materials;
3. F. Potecaşu, E. Drugescu, "*Aspecte structurale ale depunerilor compozite*", vol. 1, p. 212-215, 1998;
4. I.D.Bursuc, N.D. Sulițanu, "*Proprietăți magnetice ale straturilor subțiri*", Editura tehnică, Bucureşti 1991, p. 430-437.
5.L. Balint, Drugescu E. s.a., "*Research on the Composite Coats with Uniaxial Magnetic Anisotropy Perpendicular on the Coat Plane",* Analele Universității « Dunărea de Jos » din Galați, fascicula IX, 1997.

Received January, 10 2006

[1]*University "Dunărea de Jos", Galați,*

COMPOZIT DE CO-FeTi CU PROPRIETĂȚI MAGNETICE MOI

REZUMAT. Acest compozit a fost obținut sub formă de pelicule prin depunere electrochimică, rezultând o structură dendritică, texturată perpendicular pe planul suportului electrodepunerii (a catodului). Cobaltul este un element chimic care cristalizează în sistemul hexagonal, ceea ce asigură

obținerea unei anizotropii uniaxiale in stratul depus. Astfel se stabileşte singura direcție de magnetizare uşoară, dată de axa hexagonului.

Cercetările experimentale evidențiaza aspectul metalografic al dendritelor dezvoltate perpendicular pe catod, paralele între ele (photo 1) şi proprietățiele magnetic moi ale peliculei compozitului Co-FeTi tratat termochimic în atmosferă reducătoare de hidrogen în amestec cu argon la temperature de 200^0C, 350^0C, 1050^0C and 1150^0C.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE CREEP BEHAVIOUR AT 500°C FOR THE STEEL 41MoCr11

BY

DUMITRU MIHAI[1], MIHAI STEFAN[1], GHEORGHE BADARAU[1]

ABSTRACT: *The paper shows the determination of the family of creep curves by an original method for the steel 41MoCr11.*

KEYWORDS: *creep behaviour, steel, low alloyed*

1. INTRODUCTION

The use of steels at the construction of some installations from the energetic industry, operated for a long time at high temperatures, imposes the handling of their behaviour in creep conditions. For designing, achieving and operating in safety conditions of such installations there are necessary a great number of experimental tests. A special importance have the long duration mechanical tests, the traction creep testing being the most used. A large spreading have the low alloyed steels, in these steels, Mo and V are being introduced for enhancing the creep behaviour and Cr for enhancing the oxidation resistance.

2. METHODOLOGY FOR ESTABLISHING THE FUNCTION OF A FAMILY OF CREEP CURVES

For describing the evolution in time of the accumulation of plastic deformation at the constant temperature and constant tension it is proposed a function as follows:

$$\varepsilon_{plastic}(t) = Q.t + M\left(1 - e^{N.t}\right) \quad (1)$$

in which :

$\varepsilon_{plastic}$ -is the specific plastic deformation;

t - time;

Q,M,N coefficients that depend on material, tension and temperature.

The values of the coefficients Q,M,N can be determined on the basis of experimental results, by applying the method of least squares. For this purpose it was used a calculus program. Making creep test for several initial tensions σ_i (at least four), one can obtain the functions:

$$\varepsilon_{i\ plastic}(t) = Q_i.t + M_i\left(1 - e^{N_i.t}\right) \quad (2)$$

In view of establishing a function for th creep family curves one extrapolates the results obtained for the coefficients Q_i,M_i,N_i .

$$\varepsilon_{plastic}(t) = Q.t + M\left(1 - e^{N.t}\right)$$

This relation represents the equation of a surface generated by the creep curves at the T temperature. By developing in a MacLaurin series:

$$e^{-N.t} = 1 - \frac{N.t}{1!} + \frac{(Nt)^2}{2!} - \frac{(N.t)^3}{3!} + ... + \frac{(-1)^n}{n!}(N.t)^n + R_n \quad (3)$$

$$\varepsilon_{plastic}(t) = A_0 + A_1.t + A_2.t^2 + A_3.t^3 + A_4.t^4 + A_5.t^5 + A_6.t^6 + A_7.t^7 \quad (4)$$

The specific plastic deformation can be computed with the relations (1) and (4), from the graphs it results they are convergent.

The determination of the function of the family of creep curves for the steel 41MoCr11 at 500 °C

The chemical composition of the studied steel, determined by the spectral method with a Quantovac type equipment is shown in table 1.

Table 1. The chemical composition of the steel 41MoCr11

41MoCr11	C %	Si %	Mn %	Cr %	Mo %
STAS 791-80	0,38-0,45	0,17-0,37	0,40-0,80	0,90-1,30	0,15-0,25
Sample	0,42	0,36	0,75	1,28	0,21

For determining the mechanical characteristics there have been made traction tests at the temperatures of 20 °C and 500 °C. The tests were made according to the prescriptions from the standards SR EN 10002-1994 for tests at the environment temperature and SR EN 10002-5 - 1995 for high temperature tests. The results are given in table 2.

Table 2 mechanical properties in given testing conditions

Material	Temperature [^{0} C]	$R_{p\,02}$ [MPa]	R_m [MPa]	$A_{11,3}$ [%]
41MoCr11	20	850	1000	15
	500	625	810	28

For the creep tests there were used samples having the shape and the sizes foreseen in STAS 6596-81 and there were conducted on a MF –300 installation.

The heating of the sample was achieved by using an electric furnace, the temperature being measured with the three thermocouples Pt – PtRh. The maintaining and the regulation of the temperature were done with an electronic regulator that ensures the nominal testing temperature with an accuracy of $\pm 2^0 C$ during thye whole testing period.

The measurement of deformations (elongations) was done with a mechanic extensometer that ensures a precision of 1μm. there were done creep tests at the following tensions 200 MPa, 300 MPa , 350 MPa and 400 Mpa. The results of these tests are shown in figures1,2,3,4. One can see that the creep speed enhances very much at tensions overcoming 400 MPa.

The tests made at the tensions 430 MPa and 500 MPa were done until breaking. The breaking elongations A_n and the creep necking Z, as well as the duration until breaking t_R are given in table 3.

Table 3 the breaking elongation A_n, the creep necking Z and the duration until breaking t_R

Tension [MPa]	T_R [min]	A_n [%]	Z [%]
430	310	28	75
500	29	19	61

The following creep curves were obtained:

- for $\sigma = 200MPa$

$\varepsilon_{plastic}(t) = \beta(t) = \theta(t)$; $\varepsilon_{plastic}(t) = o(t)$;

$$\text{ORIGIN} \equiv 1$$

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.821 \cdot 10^{-3} \\ 1.087 \cdot 10^{-3} \\ 1.421 \cdot 10^{-3} \\ 1.48 \cdot 10^{-3} \\ 1.521 \cdot 10^{-3} \\ 1.795 \cdot 10^{-3} \\ 1.8125 \cdot 10^{-3} \\ 1.9713 \cdot 10^{-3} \\ 2.0231 \cdot 10^{-3} \\ 2.2415 \cdot 10^{-3} \\ 2.261 \cdot 10^{-3} \\ 2.4265 \cdot 10^{-3} \end{pmatrix}$$

$$x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

$$n := \mathrm{length}(x)$$

$$m := 7$$

$$i := 1 .. n$$

$$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$$

$$s_k := \sum_i \left[(x_i)^{k-1} \right]$$

$$k := 1 .. m + 1$$

$$b_k := \sum_i y_i \cdot \left[(x_i)^{k-1} \right]$$

$$j := 1 .. m + 1$$

$$i := 1 .. m + 1$$

$$a_{i,j} := s_{i+j-1}$$

$$c := a^{-1} \cdot b$$

$$c = \begin{pmatrix} 1.987 \times 10^{-6} \\ 1.492 \times 10^{-3} \\ -8.627 \times 10^{-4} \\ 3.287 \times 10^{-4} \\ -7.57 \times 10^{-5} \\ 1.009 \times 10^{-5} \\ -7.084 \times 10^{-7} \\ 2.012 \times 10^{-8} \end{pmatrix}$$

$$w(t) := 2.012 \cdot 10^{-8} \cdot t^7 - 7.084 \cdot 10^{-7} \cdot t^6 + 1.009 \cdot 10^{-5} \cdot t^5 - 7.57 \cdot 10^{-5} \cdot t^4$$

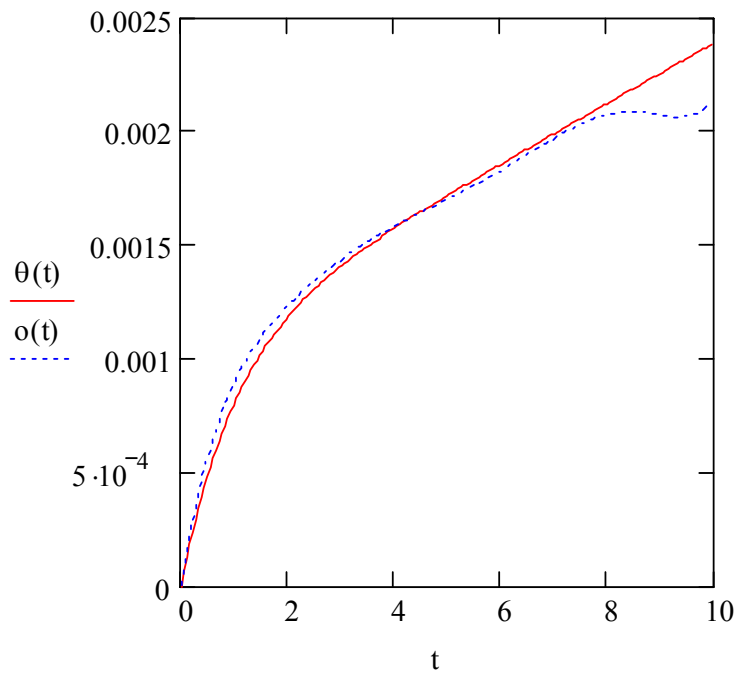
$$n(t) := 3.287 \cdot 10^{-4} \cdot t^3 - 8.627 \cdot 10^{-4} \cdot t^2 + 1.492 \cdot 10^{-3} \cdot t + 1.987 \cdot 10^{-6}$$

$$o(t) := w(t) + n(t)$$

$$t := 0, 0.05467 .. 10$$

$$\theta(t) := 1.32793903026957 \cdot 10^{-4} \cdot t + 1.06157320381208 \cdot \left(10^{-3}\right)\left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$$

$$C := 1.25258096215274$$



- for $\sigma = 300MPa$

$\varepsilon_{plastic}(t) = \beta(t) = \theta(t)$; $\varepsilon_{plastic}(t) = o(t)$;

$$\mathrm{ORIGIN} \equiv 1$$

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 2.4352 \cdot 10^{-3} \\ 2.9121 \cdot 10^{-3} \\ 3.6214 \cdot 10^{-3} \\ 4.3125 \cdot 10^{-3} \\ 4.7231 \cdot 10^{-3} \\ 5.4628 \cdot 10^{-3} \\ 5.8137 \cdot 10^{-3} \\ 6.5270 \cdot 10^{-3} \\ 6.8521 \cdot 10^{-3} \\ 7.781 \cdot 10^{-3} \\ 8.1 \cdot 10^{-3} \\ 8.614 \cdot 10^{-3} \end{pmatrix}$$

$$x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

$$n := \mathrm{length}(x)$$

$$m := 7$$

$$i := 1 .. n$$

$$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$$

$$s_k := \sum_i \left[\left(x_i \right)^{k-1} \right]$$

$$k := 1 .. m + 1$$

$$b_k := \sum_i y_i \cdot \left[\left(x_i \right)^{k-1} \right]$$

$$j := 1 .. m + 1$$

$$i := 1 .. m + 1$$

$$a_{i,j} := s_{i+j-1}$$

$$c := a^{-1} \cdot b$$

$$c = \begin{pmatrix} 5.64 \times 10^{-6} \\ 5.515 \times 10^{-3} \\ -4.637 \times 10^{-3} \\ 2.154 \times 10^{-3} \\ -5.309 \times 10^{-4} \\ 7.094 \times 10^{-5} \\ -4.847 \times 10^{-6} \\ 1.325 \times 10^{-7} \end{pmatrix}$$

$$w(t) := 1.325 \cdot 10^{-7} \cdot t^7 - 4.847 \cdot 10^{-6} \cdot t^6 + 7.094 \cdot 10^{-5} \cdot t^5 - 5.309 \cdot 10^{-4} \cdot t^4$$

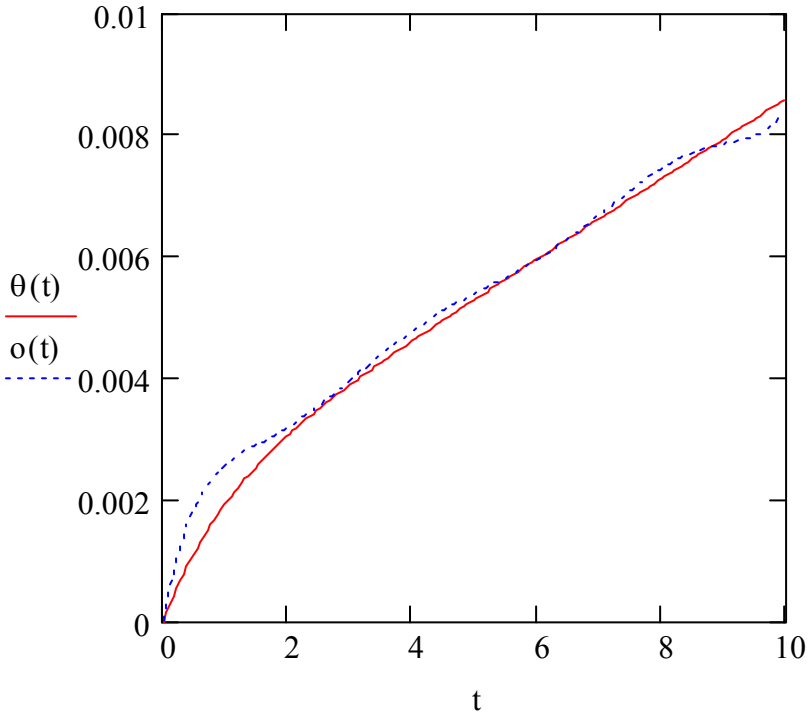
$$n(t) := 2.154 \cdot 10^{-3} \cdot t^3 - 4.637 \cdot 10^{-3} \cdot t^2 + 5.515 \cdot 10^{-3} \cdot t + 5.64 \cdot 10^{-6}$$

$$o(t) := w(t) + n(t)$$

$$t := 0, 0.05467 .. 10$$

$$\theta(t) := 6.5925429177144 \cdot 10^{-4} \cdot t + 2.01360146952748 \cdot \left(10^{-3}\right)\left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$$

$$C := 3.06300691220006$$



- for $\sigma = 350MPa$

$\varepsilon_{plastic}(t) = \beta(t) = \theta(t)$; $\varepsilon_{plastic}(t) = o(t);$

ORIGIN ≡ 1

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 3.81 \cdot 10^{-3} \\ 4.921 \cdot 10^{-3} \\ 6.413 \cdot 10^{-3} \\ 7.01 \cdot 10^{-3} \\ 7.706 \cdot 10^{-3} \\ 8.820 \cdot 10^{-3} \\ 9.921 \cdot 10^{-3} \\ 10.62 \cdot 10^{-3} \\ 11.35 \cdot 10^{-3} \\ 12.93 \cdot 10^{-3} \\ 13.91 \cdot 10^{-3} \\ 14.851 \cdot 10^{-3} \end{pmatrix}$$

$$x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

$$n := \mathrm{length}(x)$$

$$m := 7$$

$$i := 1 .. n$$

$$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$$

$$s_k := \sum_i \left[\left(x_i \right)^{k-1} \right]$$

$$k := 1 .. m + 1$$

$$b_k := \sum_i y_i \cdot \left[\left(x_i \right)^{k-1} \right]$$

$$j := 1 .. m + 1$$

$$i := 1 .. m + 1$$

$$a_{i,j} := s_{i+j-1}$$

$$c := a^{-1} \cdot b$$

$$c = \begin{pmatrix} 1.055 \times 10^{-5} \\ 7.272 \times 10^{-3} \\ -4.662 \times 10^{-3} \\ 1.864 \times 10^{-3} \\ -4.23 \times 10^{-4} \\ 5.428 \times 10^{-5} \\ -3.649 \times 10^{-6} \\ 9.955 \times 10^{-8} \end{pmatrix}$$

$$w(t) := 9.955 \cdot 10^{-8} \cdot t^7 - 3.649 \cdot 10^{-6} \cdot t^6 + 5.428 \cdot 10^{-5} \cdot t^5 - 4.23 \cdot 10^{-4} \cdot t^4$$

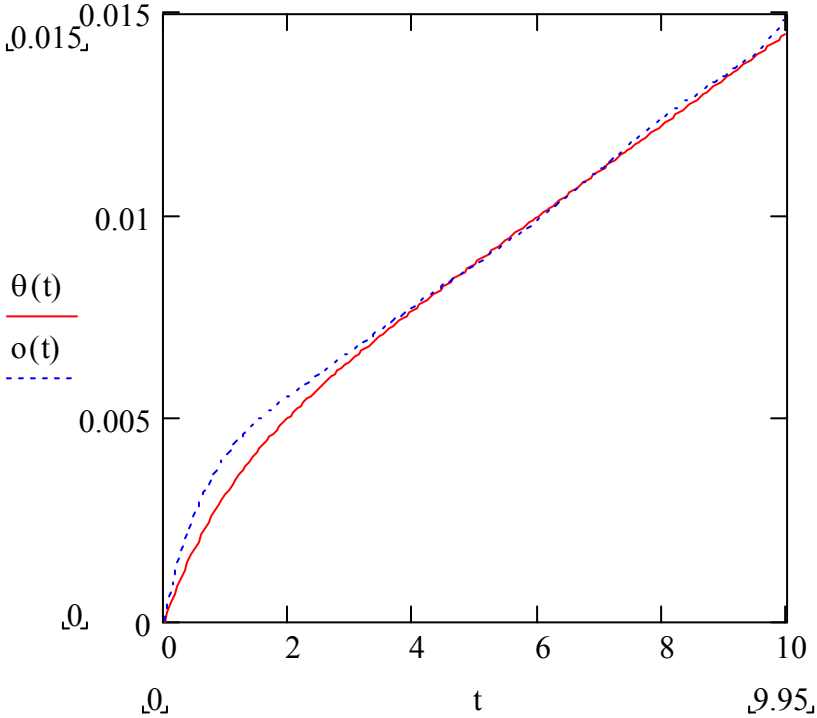
$$n(t) := 1.864 \cdot 10^{-3} \cdot t^3 - 4.662 \cdot 10^{-3} \cdot t^2 + 7.272 \cdot 10^{-3} \cdot t + 1.055 \cdot 10^{-5}$$

$$o(t) := w(t) + n(t)$$

$$t := 0, 0.05467 .. 10$$

$$\theta(t) := 1.13170467981006 \cdot 10^{-3} \cdot t + 3.21400684929937 \cdot \left(10^{-3}\right)\left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$$

$$C := 2.62122833108804$$



- for $\sigma = 400MPa$

$\varepsilon_{plastic}(t) = \beta(t) = \theta(t)$; $\varepsilon_{plastic}(t) = o(t)$;

$$\text{ORIGIN} \equiv 1$$

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 5.214 \cdot 10^{-3} \\ 7.041 \cdot 10^{-3} \\ 8.402 \cdot 10^{-3} \\ 9.921 \cdot 10^{-3} \\ 10.625 \cdot 10^{-3} \\ 12.431 \cdot 10^{-3} \\ 13.924 \cdot 10^{-3} \\ 14.921 \cdot 10^{-3} \\ 16.241 \cdot 10^{-3} \\ 17.925 \cdot 10^{-3} \\ 19.423 \cdot 10^{-3} \\ 20.324 \cdot 10^{-3} \end{pmatrix}$$

$$x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

$$n := \mathrm{length}(x)$$

$$m := 7$$

$$i := 1 .. n$$

$$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$$

$$s_k := \sum_i \left[(x_i)^{k-1} \right]$$

$$k := 1 .. m + 1$$

$$b_k := \sum_i y_i \cdot \left[(x_i)^{k-1} \right]$$

$$j := 1 .. m + 1$$

$$i := 1 .. m + 1$$

$$a_{i,j} := s_{i+j-1}$$

$$c := a^{-1} \cdot b$$

$$c = \begin{pmatrix} 4.567 \times 10^{-6} \\ 0.01 \\ -6.372 \times 10^{-3} \\ 2.445 \times 10^{-3} \\ -5.267 \times 10^{-4} \\ 6.426 \times 10^{-5} \\ -4.136 \times 10^{-6} \\ 1.088 \times 10^{-7} \end{pmatrix}$$

$$w(t) := 1.088 \cdot 10^{-7} \cdot t^{7} - 4.136 \cdot 10^{-6} \cdot t^{6} + 6.426 \cdot 10^{-5} \cdot t^{5} - 5.267 \cdot 10^{-4} \cdot t^{4}$$

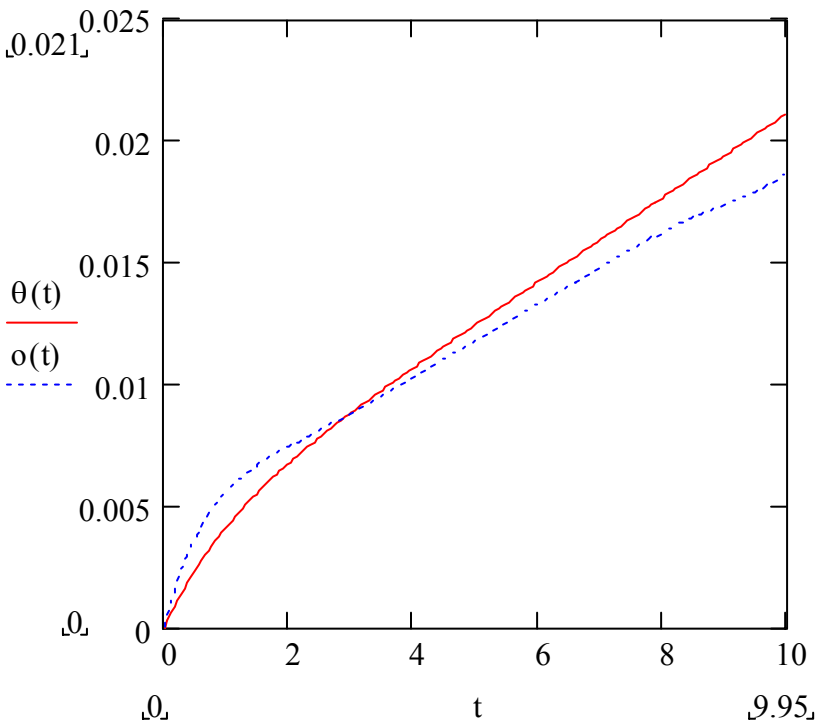
$$n(t) := 2.445 \cdot 10^{-3} \cdot t^{3} - 6.372 \cdot 10^{-3} \cdot t^{2} + 0.01 \cdot t + 4.567 \cdot 10^{-6}$$

$$o(t) := w(t) + n(t)$$

$$t := 0, 0.05467 .. 10$$

$$\theta(t) := 1.73580760087601 \cdot 10^{-3} \cdot t + 3.81593841256878 \cdot \left(10^{-3}\right)\left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$$

$$C := 5.46247097039668$$



3. CONCLUSIONS

The methodology shown is especially useful for establishing a function of the family of creep curves at a certain temperature, by making a restrained number of tests. Having in view the lack of experimental data referring to the creep behaviour of the

mild alloyed steels it is necessary to extend it to other steel brands and temperatures recommended for thermal power plants.

REFERENCES

1. Constantinescu, A., Rotenstein, B., Lascu-Simion, N., Fluajul metalelor, Editura Tehnica, Bucuresti, 1970
2. Mocanu, D.R., s.a., Incercarea materialelor, vol.1, Editura tehnica, Bucuresti, 1982
3. Vernon, J., testing of materials, McMillan, London, 1992
4. Mihai, D., Influence of the exposure temperature and time on some pipe steels used for live stream transport, European Journal of Mechanical and Environmental Engineering, vol. 46, nr.3, 2001, p185, Bruxelles, Belgia
5. Mihai ,D., Fiabilitatea conductelor din otel 15123, utilizate la transportul aburului viu in termocentrale, Cercetari metalurgice si de noi materiale, vol. IX, nr.3, 2001.

Received January, 2006

[1]*Faculty of Materials Science and Engineering,*
Technical University "Gh.Asachi" Iasi

COMPORTAREA LA FLUAJ LA 500 °C A OTELULUI 41MOCR11

REZUMAT Lucrarea prezinta determinarea familiei curbelor de fluaj aentru otelul 41MoCr11 printr-o metoda originala.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL PROGRAMMING IN MATERIALS SCIENCE

BY

PETRICA VIZUREANU[1]

ABSTRACT. *The main stage in solving an optimization problem is finding the performance function (the target function) of the analyzed process. In most of the real problems the process's efficiency is appreciated not through an indicator but through more. In this situation it is necessary to peak one of this indicators, the most complete or the most representative and finally check the way in which the optimum solution corresponds from the other indicators point of view.*

KEYWORDS*: materials science, computer, experimental programming*

1.INTRODUCTION

In all technical and economical fields being familiar with the technological processes and facts of all kind is based on processing and improving the information obtained after performing some tests.

In the context of the contemporary technical and scientific revolution, in which our country is profoundly involved, a special attention is granted to the qualitative increase, the diversification and the improvement of the material production.

The special task that is put in front of our industry in the actual stage can be at a higher qualitative level and entirely solved only through a scientifically approach and an optimum management of the technological processes.

By using science as a productive force, people work is moving towards reasoning and taking decisions, operational work being gradually taken by machineries and automatic equipment.

For reasoning and taking decisions, in the management of a process, science puts at our disposal necessary means as patterns – physical and mathematical – able to reach at any change in the working conditions.

Taking into consideration that researching on physical patterns has important shortcoming, like long standing of researching involving a higher consumption of intellectual activity and the impossibility to cover economical factors, the actual purpose in managing technological processes is the use of the mathematical patterns on a large scale. These patterns reproduce the process studied using some functional

relations and they allow finding most favorable conditions to work duly and spending less money than using physical patterns.

The experiment has always served as a way of knowing the reality, being a good criterion to verify the hypothesis and theories. For a long time, it has been thought that choosing the experiments' strategy and materializing it are determined by the experience and tester's intuition, Mathematics being used only at processing the results.

The rapid growth of experiments research volume has led in the centre of attention the problem of experiments efficient growth. The appearance of electronic computers has allowed the realization of such experimental schemes that contribute to the output's sensitive increase in research

In this content appeared the mathematical theory of the experiment as part of it (within the fragment of it) the experiment's organization. The experiment is programmed according to a determined plan which is perfect from the algorithm's point of view referring to the factor's modification. Realizing the experiment provides a complex influence concerning variable conditions of the researched object.

The variety of the purposes is followed in research; generate a multitude of experimental programs. The mathematical experiments theory places in hand a series of necessary concepts to achieve the research's goals.

Generally, experimental research is realized without a very well determined logic, without programming the laborious experiments and without establishing from the very beginning and with accuracy what there is to do and where to aim it. Many times, those experiment something new. Do so as to obtain what they want and not what they must obtain.

Processing the experimental data trough statistic methods presumes having a very good general knowledge.

The leading process is an informational process based on a methodology that must cover:

• collecting and preparing the information about the state of the object that is managed;

• processing the obtained information to get to the necessary decision;

• sending forth the execution for the leading decisions.

The systems can be studied through different methods. No matter what method is used to the base of these theories stands the "modeling concept".

Modeling is the studying method of the technological processes where the experiment is on a certain object and not on the original.

2. THE STAGES OF SOLVING AND OPTIMISATION OF THE PROBLEM

The main stages that must be followed to solve and optimise a problem are:

1 – By ***gathering the information referring to the studied process***, we understand the gathering of statistic data and information that describe the specific process.

2 **– *The elaboration of the mathematical model.*** The mathematical model of a process defines as being the equation's and inequation's system capable to describe correctly the interdependences between the process's variables.

The mathematical models of the technological processes are of two kinds:

• theoretical models, obtained on the basis of some determined relations between the elements of the process; and on the relations that make the models equations;

• statistical models obtained by the statistic processing of the experimental data.

The elaboration of the mathematical model includes the next principal stages:

• the formulation of the model is made in four stages:

• establishing the model's purpose;

• the determination of the modeled process;

• establishing the process's parameters;

• the determination of the model's necessary type.

• establishing the performance function. The performance function is a unique univocal and objective criterion, through which the efficiency of the technological process is estimate (the economical criterion).

• establishing the equations of the mathematical model is done trough theoretical and empirical methods in other words through verified theoretical methods and completed through empirical methods (statistical and mathematical).

3 – ***The examination of the mathematical model***. Verifying the model contains the next stages:

• analyzing the errors on the model's equation;

• simulating the process on a computer;

• trying the model on an "on-line" computer.

4 – ***The determination of the optimum solution***. Finding the optimum solution is made through the determination of some values of the independent variables, so that the best value for the performance function is obtained. Through the best value of the performance function it is understood, from case to case, its maximum or minimum value.

5 – ***the application of the optimum solution***. Applying the optimum solution consists in exploiting it in normal conditions and observing its behavior in process of the realized optimization.

3. CONCLUSION

The enhancing of the volume of experimental research had brought into attention the problem of enhancing of the experiment efficiency. The introduction of electronic computers enabled the achieving of such schemes of testing to contribute at the sensible growing of the efficiency in research. In this context the mathematical theory of experiment was developed and in it the experiment programming. The experiments are being programmed according a determined plan, previously established, optimum from the point of view of the algorithm of modification of factors, its achievement ensuring a complex influence on the variable state of the researched object.

REFERENCES

1. J. T. Nosek, "*The Case for Collaborative Programming*," in *Communications of the ACM*, vol. 41 no. 3, 1998, pp. 105-108.
2. D. O. Case and G. M. Higgins, "*How Can We Investigate Citation Behavior? A Study of Reasons for Citing Literature in Comminucation*," *J. American Society for Information Science*, 51(7), pp. 635-645, 2000.
3. Titu M, Oprean C – "*Tehnici si metode in conducerea proceselor tehnologice*", Editura Universitatii Lucian Blaga din Sibiu, 2001.
* * * - "*Computer and Information Science Papers CiteSeer Publications Research Index*" http://citeseer.ist.psu.edu/cis, 2004.

Received January 10, 2006

[1]*TECHNICAL UNIVERSITY IASI*

PROGRAMAREA EXPERIMENTULUI ÎN ŞTIINŢA MATERIALELOR

REZUMAT. Etapa esentiala în rezolvarea unei probleme de optimizare este alegerea functiei de performanta (functia obiectiv) a procesului analizat. În cele mai multe probleme reale, eficienta procesului este apreciata nu printr-un singur indicator, ci prin mai multi. Într-o asemenea situatie este necesar sa se aleaga unii dintre acestia, cel mai complet sau cel mai reprezentativ si sa se verifice în final modul în care solutia optima corespunde din punctul de vedere al celorlalti indicatori.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LII (LVI), Fasc. 2, 2006
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOME ASPECTS REGARDING THE INFLUENCE OF THE THERMOMAGNETIC TREATMENTS ON THE HARDNESS NUMBER OF STEELS AND THE SUPERFICIAL LAYERS NITRIDED EVOLUTION DURING WEAR PROCESS

BY

PAPADATU CARMEN-PENELOPI[1]

ABSTRACT*: Two types of steels subjected to a nitriding thermo-chemical treatment after thermomagnetic treatments. The structural aspects into superficial layer of these steels are studied during friction process by using of an Amsler machine, taking two sliding degrees, different contact pressures and testing time. I tried to determine the durability of these materials, the surface structure evolution at different tests after thermomagnetic treatments.*

KEYWORDS: *thermo-magnetic treatments, wear process, durability*

1. Introduction

Overlapping a magnetic field on Conventional heat treatments (the hardening and the recovery processes - the improvement process), the energy of magnetic field interferes in global energy balance of solid stage transformation. This magnetic field changes (thermodynamic changes), the transformations mechanism and cinetics – obtaining the thermomagnetic treatment.

In the end, it can be obtained the change of the mechanical properties and the change of structure configuration for these materials. Interciding with a surface treatment (thermo-chemical treatment) like nitriding with plasma (ionic nitriding), the resistance to wear increase (8) and the resistance to corrosion too.

In this paper, it was made the balance- sheet looking at the advantages/disadvantages between: classic improvement plus ionic nitriding and the improvement in different regimes of magnetic field (continuous or alternative current), different cooling regimes and ionic nitriding.

Until 1932, the martensitic structure of steels – after hardening process, it was considered the principal materials for the magnets (6). Minkievici, Stark and Zaimovski, Erahtin, Komar and Tarasov studied roentgenographic, these alloys.

They demonstrated that, the optimal magnetic properties are a consequence of their variable structure-that appear in the initials processes stages by order.

Because variable structure, the materials has individuals micro-volumes of different phases. Each of these micro-volumes of ferromagnetic phase, has a spontaneous magnetization and a marked magnetic anisotropy (a single axes by light magnetization). These micro-volumes are isolated magnetic layers, un-magnetic layers

or, easily magnetic layers. Result, a big coercitive force which depends by the grain size and the temperature.
For the stable magnetic texture making, are preferred two methods:
a). The cooling regime in outside magnetic field - thermo-magnetic treatment;
b). The cooling regime based on overlap to unilateral elastic tensions - Thermo-mechanic treatment.

2. Experimental tests

I considered two few alloy steels, for improvement treatments, useful in metallurgical industry: 42MoCr11 (code V) and, 38MoCrAl09 (code R). These materials are presented in table 1.

Table 1: The chemical composition

Steel grade	C(%)	Mn(%)	Si(%	P(%)	S(%)	Cr(%)	Cu(%)	Mo(%)	Al(%)
42MoCr11 (code V)	0,38-0,45	0,60-0,90	0,17-0,37	Max. 0,03	0,02-0,04	0,90-1,20	Max 0,30	0,15-0,30	0,02
38MoCrAl09 (code R)	0,35-0,42	0,30-0,60	0,20-0,45	Max. 0,03	0,02-0,035	1,35-1,65	Max 0,30	0,15-0,25	0,70-1,10

The heat and thermo-chemical treatments applied are:
t_1= Martensitic hardening process (at 850 °C for code V and 920°C – for code R) and high recovery (at 580°C –for code V and 620°C – for code R)), without magnetic field (classic treatment: H =0). T1= t_1 + ionic nitriding (at 530°C);
t_2= Complete martensitic hardening process in weak alternative magnetic field (cooling in water) and high recovery process (just cooling in water, in strong alternative magnetic field –H=1300 A/m). T2 = t_2 and ionic nitriding;
t_3= hardening process (cooling in water, in strong alternative magnetic field) and high recovery process (cooling in water, in strong alternative magnetic field – more then 1300 A/m). T3 = t_3 and ionic nitriding;
t_4= hardening process (cooling in water in strong continuous magnetic field) and high recovery process (cooling in water in strong continuous magnetic field). T4 =t_4 and ionic nitriding.
T_5= t_1 + laser nitriding (t= 5 ms);
T_6= t_1 + laser nitriding (t = 5 ms);
T_7 = t_4 + laser nitriding (t = 5 ms);
T_8= t_3 + laser nitriding (t = 5 ms).

The usual methodology for the machinery parts study (roller wheel) useful in the metallurgical industry, presents the theoretic contact like a point (point contact) or, a line (linear contact).
On Amsler machines (7), I tried to determine the durability of rolls, the surface structure evolution at differents tests. Not must be neglect the other factories which influence the wear process: the geometric forms at contact machinery parts (roll on roll, roll on ring), the technological parameters (the surface quality, the heat treatments,) or, the exploitation conditions (the solicitation temperature – for example).

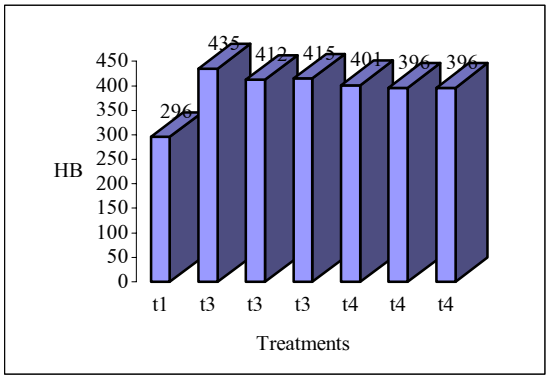


Figure 1: The influence of the magnetic field applied on the hardness number, for code V (42MoCr11)

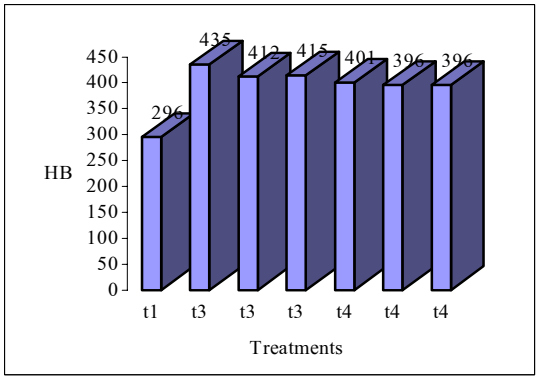


Figure 2: The influence of the magnetic field applied on the hardness number, for code R (38MoCrAl09)

It were submissive at wear process on Amsler machine from University "Dunarea de Jos" of Galati –Romania, rolls with different diameters and, different materials (code V, code R) which suffered differents regimes like: T_1, T_2, T_3,T_4,T_5,T_6,T_7,T_8. The forces Q_i are variable from a roller to another one, and the wear process period, is variable too.

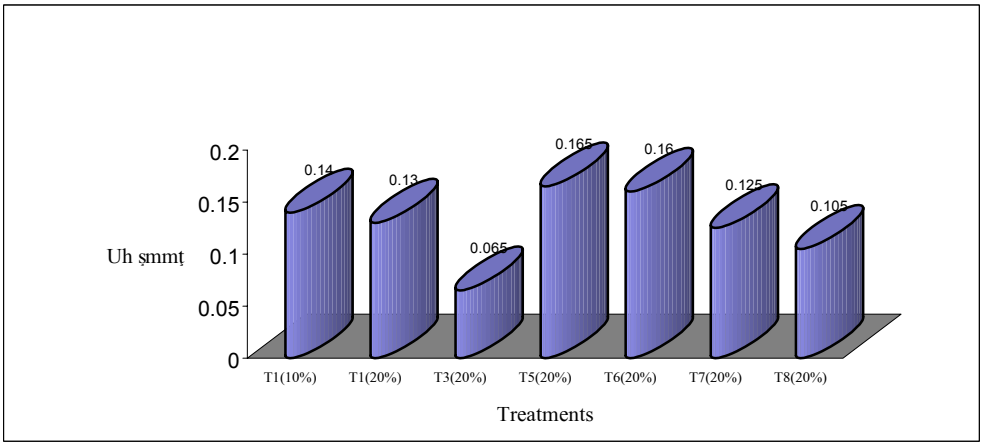


Figure 3:The worn-out layer depth evolution as a function by the treatments applied for 38MoCrAl09 (code R) steel grade

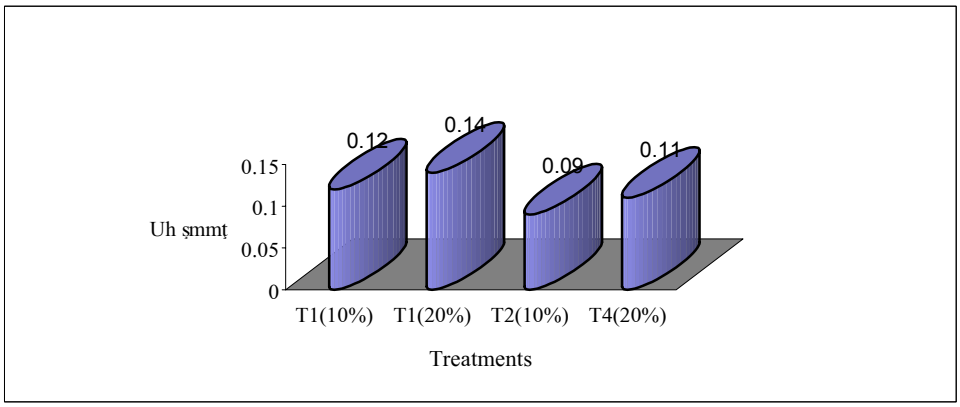


Figure 4: The worn-out layer depth evolution as a function by the treatments applied for 42MoCr11 (code V) steel grade

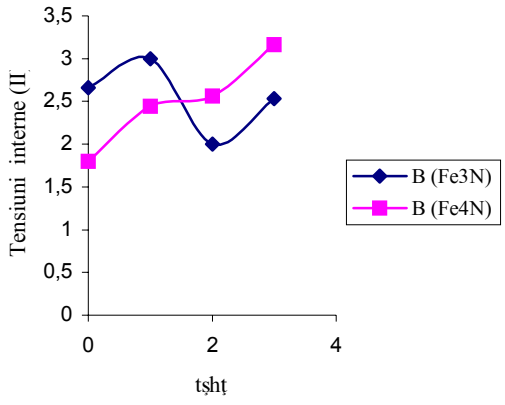


Fig.5 : The evolution of internal tensions (II) function by period, during wear process, for two phases: Fe3N and Fe4N (T1, 75 daN, 10%,Code V)

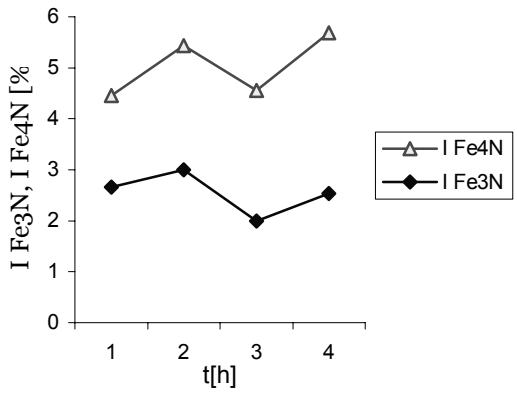


Fig.6: The phases distribution on the depth nitriding layer at differents wear process stages (T1, 75 daN, 10%, Code V)

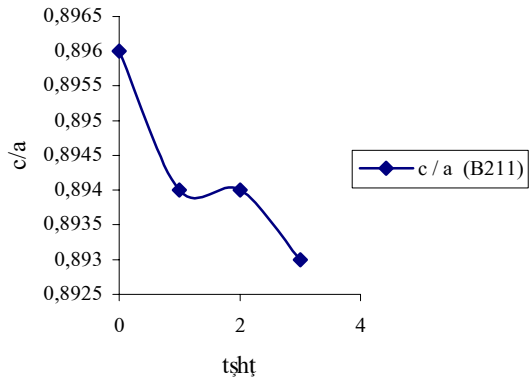


Fig.7:The degree of tetragonality evolution, for martensite phase (T1, 75 daN, 10%, Code V)

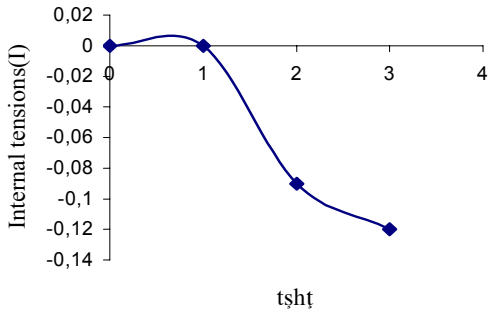


Fig.8: The deviation of diffraction line(220) position (which corresponding to internal tensions I), function by the wear process period (T1, 75 daN, 10%, Code V)

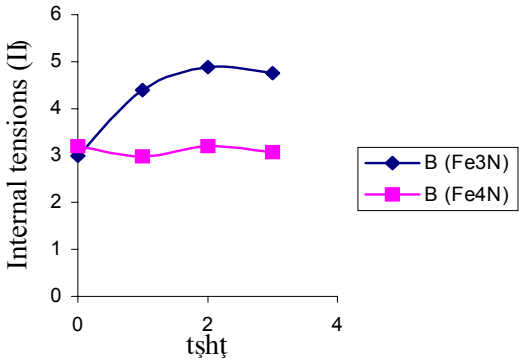


Fig 9: The B(Fe3N) and B (Fe4N) variation function by the wear off length (T1, 75 daN, 10%, Code R)

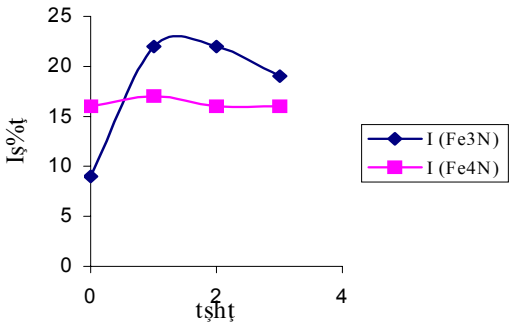


Fig.10:The phases distribution on the depth nitriding layer at differents wear process stages (T1, 75 daN, 10%, Code R)

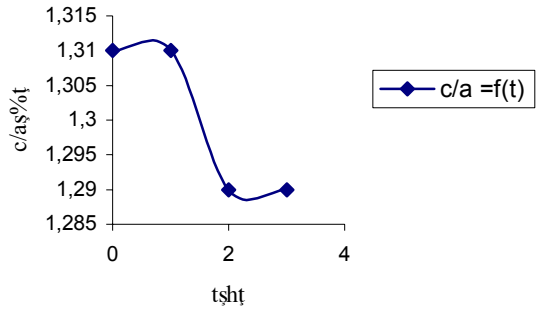


Fig.11: The degree of tetragonality evolution, for martensite phase (T1, 75 daN, 10%, Code R)

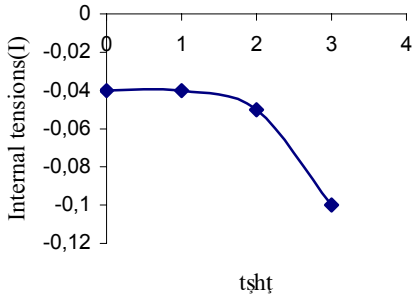


Fig.12:The deviation of diffraction line (211)position (which corresponding to internal tensions I), function by the wear process period (T1, 75 daN, 10%, Code R)

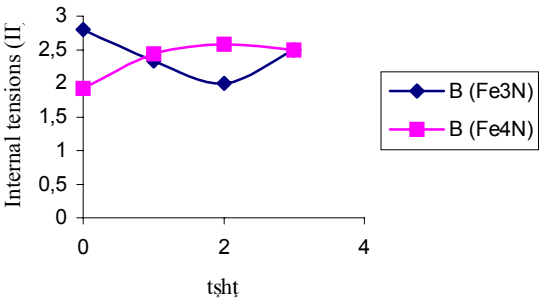


Fig.13:The evolution of internal stress (II) function by wear process period, for Fe3N phase and Fe4N phase (T2, 75 daN, 10%, Code V)

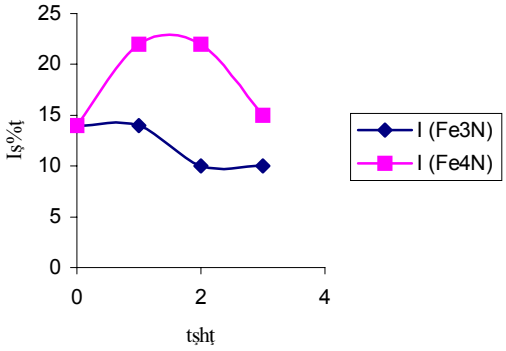


Fig.14:The phases distribution on the depth nitriding layer at differents wear process stages (T2, 75 daN, 10%, Code V)

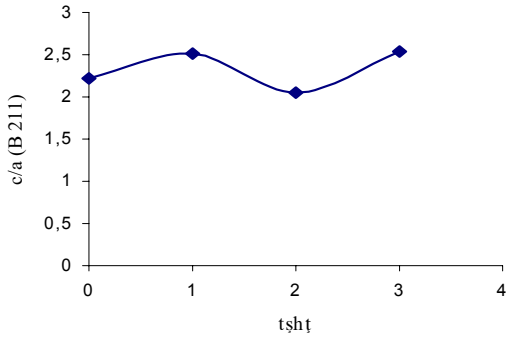


Fig.15: The degree of tetragonality evolution, for martensite phase, during the wear process (T2, 75 daN, 10%, Code V)

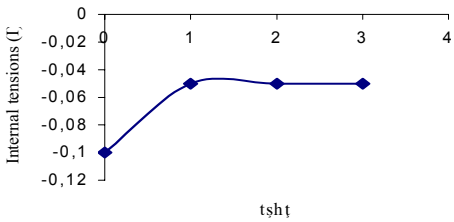


Fig 16: The deviation of diffraction line (220) position function by the wear process period (T2, 75 daN, 10%, Code V)

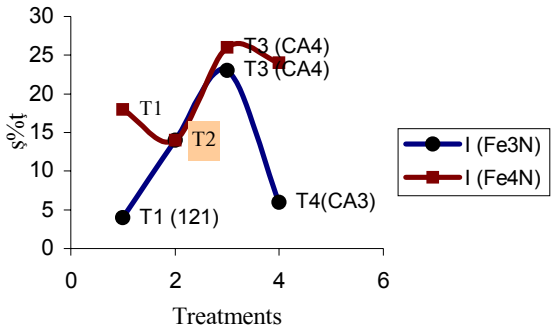


Fig. 17: The phases distribution on the depth nitriding layer function by the treatments applied, before wear tests (code V)

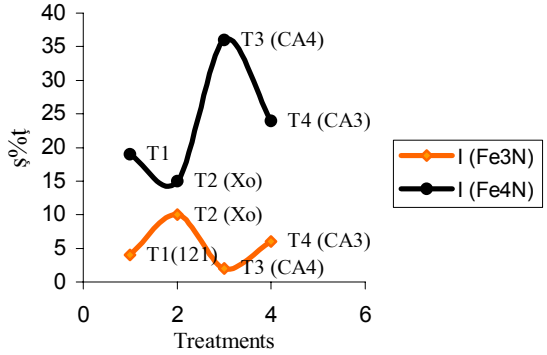


Fig.18: The phases distribution on the depth nitriding layer function by the treatments applied, before wear tests (code R

3.Conclusions

The worn-out layer depth decrease and the hardness number of steels increase for the thermomagnetic treatments case. This study may be considered like a fundamental research as it shows the necessity to perform typical studies for each kind of material and each kind of thermal or thermochemical treatment applied.

REFERENCES

(1) Crudu I., Gheorghies C., , *Incercarea materialelor*, Editura Tehnica, Bucuresti; 1986

(2) Crudu I. s.a., *Structural modification in the superficial layer of the material in wear and fatigue processes* », Nagoya, Japan; 1990,

(3) Gheorghies C., Crudu I., - *A Cybernetic Structural Model Applied to the Study of Friction Process"*, NORDTRIB 2000, 11-14 IUNIE Porvoo, Finland;

(4) Gheorghies C., *Modificari structurale in procese de uzura si oboseala*, Ed. Tehnica, Bucuresti

(5) Drugescu, E.- Teza de Doctorat;

(6) Vonsovski: *Teoria moderna a magnetismului*, Editura Tehnica, Bucuresti, 1956, pag.311;

(7) Stefanescu,I., s.a.-"*Organe de masini*", Indrumar de laborator, Editura Fundatiei Unioversitare "Dunarea de Jos'' din Galati, 2002

(8) Papadatu,C, Stefanescu, I: *-Experimental study on the behaviour of some non-conventional treated steels during friction process* », Analele Universitatii "Dunarea de Jos" din Galati, Fasc.VIII-Tribology, 2004.

(9): **Papadatu, C.-P**., Stefanescu, I.:,, An overview of researches regarding the change of mechanical characteristics by thermomagnetic treatment"-ROTRIB2003-Galati;

Received January, 11 2006

[1] *"Dunarea de Jos"University of Galati*

ASPECTE PRIVIND INFLUENTA TRATAMENTELOR TERMOMAGNETICE ASUPRA DURITATII OTELURILOR SI EVOLUTIA STRATURILOR SUPERFICIALE NITRURATE, IN TIMPUL FUNCTIONARII

REZUMAT: Au fost studiate doua oteluri nitrurate (ionic sau , cu laser) dupa aplicarea tratamentului termomagnetic volumic. Aspectele stratului superficial sunt studiate in timpul procesului de uzura prin frecare, acest proces de uzura efectuandu-se pe un stand Amsler, lund in considerare doua grade de alunecare si sarcini de solicitare diferite. S-a incercat sa se determine durabilitatea acestor oteluri, urmarind evolutia straturilor superficiale la diferite solicitari, straturi obtinute prin tratament termochimic aplicat dupa tratament termomagnetic volumic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH.ASACHI", IAŞI

Tomul LIII (LVII)

Fasc. 2

Secția

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2007

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Nicolae Badea, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Ion Giurma, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Vice-Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Managing Editor of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Dan Galusca, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering

Managing Editor of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc. prof. dr. eng. Iulian Ionita, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Scientific secretary of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Prof. dr. eng. Yuri A. Burennikov, Vinnitsia State Technical University, Ukraine
Prof. dr. eng. Borivoje Miškovic, Yugoslav Association of Metallurgical Engineers, Belgrad, Serbia-Muntenegru
Prof. dr. eng. Paolo Nanni, Universitad egli Studi da Genova, Italy
Prof. dr. eng. Strul Moisa, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel
Prof. dr. eng. Corneliu Munteanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Constantin Baciu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Luchian Zaharia, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Ioan Carcea, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Adrian Dima, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Ioan Alexandru, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof.dr.eng. Gelu Barbu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Leandru Gheorghe Bujoreanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Ioan Rusu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Gheorghe Badarau, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Petrica Vizureanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania

Editorial Secretary of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc. prof. dr. eng. Gheorghe Badarau, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LIII (LVII) 2007

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

D. G. GĂLUŞCĂ, C. NEJNERU, M. AXINTE, GH. POPA - STUDIES CONCERNING THE INFLUENCE OF PRESSURE AND TEMPERATURE ON LUMINESCENCE DISCHARGE MECHANISM IN PLASMA NITRIDING	1
A. IOANA - OPTIMIZATION OF EAF'S TECHNOLOGICAL BLOWING PROCESS BY MODELLING	7
C. PREDESCU, E. MATEI, M. SOHACIU, D. PARPALA, A. BERBECARU - CHARACTERIZATION OF SOME WASTES FROM IRON AND STEEL INDUSTRY BY LEACHING TEST	11
GH. BRABIE, M. RADU - ASPECTS CONCERNING THE APPLICATION OF THE FUZZY LOGIC METHOD IN THE DESIGN OF TOOLS FOR DRAWING OF HEMISPHERICAL DRAW PARTS MADE FROM METAL SHEETS	17
GH. BRABIE, N. NANU - ASPECTS CONCERNING THE APPLICATION OF THE TAGUCHI METHOD FOR TOOLS OPTIMIZATION IN THE CASE OF CONICAL DRAW PARTS MADE BY USING CYLINDRICAL PUNCH	25
A. SAVIN, R. GRIMBERG, L. UDPA - STUDY OF FATIGUE PHENOMENON IN NANOSTRUCTURED CARBON-BIOCOMPATIBLE ALLOY STRUCTURES	33
P. VIZUREANU - THE COMBUSTION FURNACES OPTIMISATION ASSISTED BY COMPUTER	41
P. VIZUREANU, A. ANDREESCU, N. IFTIMIE, A. SAVIN, R. STEIGMANN, S. LEITOIU, R. GRIMBERG - NEURO-FUZZY EXPERT SYSTEMS FOR PREDICTION OF MECHANICAL PROPERTIES INDUCED BY THERMAL TREATMENTS	45
R. GRIMBERG, P. BARSANESCU, A. SAVIN, R. STEIGMANN, M. M. CAZACU - EVALUATION OF CARBON EPOXY COMPOSITES DELAMINATIONS USING LAMB WAVES	53
R. GRIMBERG, I. CURTU, I. SZAVA, A. SAVIN, R. STEIGMANN, N. IFTIMIE, M. M. CAZACU - NONDESTRUCTIVE EVALUATION WITH ULTRASOUND OF SANDWICH LIGNO-CELLULOSE COMPOSITES USING NONCONTACT TRANSDUCERS	61
R. GRIMBERG, A. SAVIN, R. STEIGMANN, S. LEITOIU, F. PINTE, R. PALIHOVICI, A. BRUMA - NONDESTRUCTIVE EVALUATION OF IMPLANTED PROSTHETIC HEART VALVES BJORK SHILEY CONVEXO CONCAVE TYPE	69
R. GRIMBERG, A. SAVIN, R. STEIGMANN, N. IFTIMIE, A. BRUMA - LIFETIME PREDICTIONS FOR MEDICAL PROSTHESES MADE FROM NANOSTRUCTURED OXIDES OF ZR, HF, AL	77

R. GRIMBERG, A. SAVIN, R. STEIGMANN, S. LEITOIU, A. BRUMA - MODELING OF BEHAVIOR OF PRESSURE TUBES MADE FROM ZR 2.5%NB FROM CANDU NUCLEAR REACTORS	85
S. MOISA, D. ITZHAK - THE METALS IN THE BIBLICAL WORLD OF THE OLD TESTAMENT	93
R. WENKERT, I. SARGHIE, S. MOISA, V. NEAGU, I. BUNIA - INVESTIGATION ON THE Cr(III) SORPTION PROPERTIES OF AN ACRYLIC RESIN WITH FUNCTIONAL GROUPS OF HYDROXAMIC ACID AND AMIDOXIME	101
M. AGOP, P. VIZUREANU, D.G. GALUSCA, I. IONITA - NANOSTRUCTURES AND FRACTAL SPACE-TIME (I)	109
P. VIZUREANU, M. AGOP, D.G. GALUSCA, I. IONITA - NANOSTRUCTURES AND FRACTAL SPACE-TIME (II)	121
R. C. IVĂNUŞ - SIMULATION OF HEAT TREATMENT STRESS AND DISTORSION	127
R. C. IVĂNUŞ, M. STĂNESCU - MODELLING AND SIMULATION FOR HEAP BIOLEACHING OF COPPER WASTES	135
E. CHIRILĂ - THEORETICAL CONTRIBUTIONS ABOUT THE TRANSITORY WORKING CONDITIONS BEHAVIOUR OF THE ELECTRIC RESISTANCE FURNACE	143
S. MOHORIANU, M. LOZOVAN - NEW MODEL BASED ON ANN FOR DESIGN AND CHARACTERISATION OF FERROMAGNETIC ALLOYS	151
M. CHISAMERA, I. RIPOSAN, S. STAN, D. WHITE - (Mn,X)S COMPOUNDS - MAJOR SITES FOR GRAPHITE NUCLEATION IN GREY CAST IRON	155
L. ZAHARIA, A. MOCANU - THE ANALYSIS OF ACCUMULATIVE ROLL-BONDING	163
L. ZAHARIA, R. COMANECI, A. DINESCU - THE GRAIN FRAGMENTATION BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION	171
M. BACIU, I. RUSU, O. LUPESCU - MICRO-STRUCTURAL MODIFICATIONS PRODUCED IN THE IMPROVEMENT STEELS 40Cr10 AND OLC 55 BY THERMAL AND THERMO-CHEMICAL TREATMENTS IN ELECTROLYTIC PLASMA	177
C. DUMITRACHE, C. COMANDAR, N. AMARIEI, A. SABĂU - NUMERICAL MODEL TO COMPUTE ULTRASONIC STRESS-RELIEF PROCESSES AT CARBON STEEL	185
C. NEJNERU, D. G. GALUSCA, M. PERJU, T. RAILEANU, D. ACHITEI - STUDIES ABOUT THE GRAY CAST IRON HARDENING BY USING THE VIBRATING ELECTRODE METHOD BY MULTIPLE LAYER DEPOSITION USING W ELECTROD	189
C. NEJNERU, D. G. GĂLUŞCĂ, A. GRECU, M. PERJU, I. HOPULELE - RESEARCHES CONCERNING VARIATION OF COOLING INTENSITY OF THE SYNTHETICAL MEDIUMS LIKE POLIALCHILENGLICOL (PAG) 5% SOLUTION IN WATER MODIFIED BY ADDING 16% Na_2SiO_4 AND $CaCO_3$ (5%, 10%, 15%)	197
V. BULANCEA, M. AGOP - ON QUANTUM MECHANICS NAVIER – STOKES ANALOGUE AND SOME OF ITS APPLICATIONS	203
V. BULANCEA, D. CONDURACHE, O. LUPESCU, F. TUDOSE-SANDU VILLE - DURABILITY EVALUATION FOR CRYOGENICALLY TREATED BEARINGS	207

A. CORĂBIERU, P. CORĂBIERU, S. VELICU, D. VASILESCU - STUDY AND DETERMINATION OF THE ELECTRIC RESISTIVITY, OF THE COEFFICIENT OF VARIATION OF THE ELECTRIC RESISTIVITY AND OF THE ELASTIC MODULUS FOR THE BIMETALLIC BUSHINGS FOR AUTOMOBILES	215
A. CORĂBIERU, P. CORĂBIERU, C. PREDESCU, D. VASILESCU - STUDY OF THE PROCESSING BY HEAT TREATMENTS OF BIMETALLIC BUSHINGS FOR AUTOMOBILES, OF HYPOEUTECTOIDE CARBON STEEL-BRONZE	221
P. CORĂBIERU, A. CORĂBIERU, M. SOHACIU, D. VASILESCU - INDUSTRIAL APPLICATIONS OF THE BIMETALLIC BUSHINGS. ECONOMIC ASPECTS	225
D. D. VASILESCU, C. BACIU, M. LOZOVAN, P. CORĂBIERU, A. CORĂBIERU - STUDY OF THE THERMO-PHYSICAL PARAMETERS AND THEIR CORRELATION IN THE RAPID TREATING WITH BORON-CARBON-VANADIUM, ELECTRO-CHEMICALLY CONTROLLED, OF THE COLD PLASTIC DEFORMATION TOOLS	231
V. GEAMĂN, A. CRIŞAN, S. I. MUNTEANU - APPLICATIONS OF RHEOCASTING PROCESS TO Al-Si ALLOYS	237
A. CRISAN, S. I. MUNTEANU, I. CIOBANU, V. GEAMAN - STUDY ON THE DEPENDENCE BETWEEN CHEMICAL COMPOSITION AND CHARACTERISTICS OF CAST IRONS	241
S. I. MUNTEANU, I. CIOBANU, A. CRISAN, M. MASNITA, V.GEAMAN - THEORETICAL AND EXPERIMENTAL RESEARCHES ABOUT THE MACROSOLIDIFICATION OF BARS WITH U SECTION	249
F. TUDOSE SANDU – VILLE, V. BULANCEA, O. CALANCEA - TEMPERATURE AND THERMAL STRESS FIELD AT ROLLING LINEAR CONTACT, WITH APPLICATIONS AT ROLLING CYLINDERS	257
I. CUCOŞ - THE CONDUCTYNG OF FURNACES FOR THERMIC TREATMENT BY MODELING OF TRANSFORMATION PROCESSES AND THE PREDICTION OF MICROSTRUCTURES AND PROPERTIES OF STEELS	265
O. CIOBANU - STATE OF ART OF CAD/CAM IN PROSTHETICS	273
I. CARCEA, C. ROMAN, R. CHELARIU, M. GHERGHE - OPTIMIZATION OF THE POWER FACTOR IN METAL AND ALLOY CASTING SECTORS	281
C. MIREA, M. AGOP - MATHEMATICAL MODEL CONCERNING THE SOLID-LIQUID INTERFACE STABILITY AND THE DETERMINATION OF THE THERMAL STRESSES IN THE ELECTRIC ARC HARDFACING PROCESSES	287
A. COMĂNICI - MECHANICAL CHARACTERISTICS OF ALUMINUM ALLOYS PREDICTION BY ELECTRICAL CONDUCTIVITY AND HARDNESS MEASUREMENTS	295

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LIII (LVII) 2007

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

D. G. GĂLUŞCĂ, C. NEJNERU, M. AXINTE, GH. POPA - STUDII PRIVIND INFLUENȚA PRESIUNII ŞI TEMPERATURII ASUPRA MECANISMULUI DESCĂRCĂRII LUMINISCENTE LA NITRURAREA ÎN PLASMĂ	1
A. IOANA – OPTIMIZAREA PROCESULUI DE SUFLARE LA CEA PRIN MODELARE	7
C. PREDESCU, E. MATEI, M. SOHACIU, D. PARPALA, A. BERBECARU – CARACTERIZAREA DEŞEURILOR DIN INDUSTRIA OȚELULUI ŞI FONTEI PRIN TESTE DE DIZOLVARE	11
GH. BRABIE, M. RADU – ASPECTE CU PRIVIRFE LA APLICAREA METODELOR FUZZY LOGIC LA PROIECTAREA SCULELOR PENTRU PIESE EMISFERICE DIN METAL	17
GH. BRABIE, N. NANU - ASPECTE CU PRIVIRE LA APLICAREA METODEI TAGUCHI PENTRU OPTIMIZAREA SCULELOR UB CAZUL PIESELOR CONICE REALIZATE CU BERBEC CILINDRIC	25
A. SAVIN, R. GRIMBERG, L. UDPA - STUDIUL FENOMENELOR DE OBOSEALA IN STRUCTURI CARBON NANOSTRUCTURAT-OTEL BIOCOMPATIBIL	33
P. VIZUREANU - OPTIMIZAREA CUPTOARELOR CU COMBUSTIE CU AJUTORUL COMPUTERULUI	41
P. VIZUREANU, A. ANDREESCU, N. IFTIMIE, A. SAVIN, R. STEIGMANN, S. LEITOIU, R. GRIMBERG - SISTEME EXPERT NEURO FUZZY PENTRU PREDICTIA PROPRIETATILOR MECANICE IDUSE DE TRATAMENTE TERMICE	45
R. GRIMBERG, P. BARSANESCU, A. SAVIN, R. STEIGMANN, M. M. CAZACU - EVALUAREA DELAMINARILOR COMPOZITELOR CARBON EPOXY UTILIZAND UNDE LAMB	53
R. GRIMBERG, I. CURTU, I. SZAVA, A. SAVIN, R. STEIGMANN, N. IFTIMIE, M. M. CAZACU - EVALUAREA NEDISTRUCTIVA CU ULTRASUNETE A COMPOZITELOR LIGNOCELULOZICE TIP SANDWICH UTILIZAND TRADUCTORI FARA CONTACT	61
R. GRIMBERG, A. SAVIN, R. STEIGMANN, S. LEITOIU, F. PINTE, R. PALIHOVICI, A. BRUMA - EVALUAREA NEDISTRUCTIVA A PROTEZELOR DE VALVE PENTRU INIMA IMPLANTATE, TIP BJORK SHILEY CONVEXO CONCAVE	69

R. GRIMBERG, A. SAVIN, R. STEIGMANN, N. IFTIMIE, A. BRUMA - PREDICTIA TIMPULUI DE VIATA PENTRU PROTEZE DIN OXIZI NANOSTRUCTURATI DE ZR, HF SI AL	77
R. GRIMBERG, A. SAVIN, R. STEIGMANN, S. LEITOIU, A. BRUMA - MODELAREA COMPORTAMENTULUI TUBURILOR DE PRESIUNE REALIZATE DIN ZR 2.5%NB DIN REACTOARELE PHWR TIP CANDU	85
S. MOISA, D. ITZHAK – METALELE IN VECHIUL TESTAMENT	93
R. WENKERT, I. SARGHIE, S. MOISA, V. NEAGU, I. BUNIA – INVESTIGATII ASUPRA PROPRIETATILOR Cr(III) PENTRU O RASINA ACRILICA CU AMIDOXINA SI ACID HIDROXAMIC	101
M. AGOP, P. VIZUREANU, D.G. GALUSCA, I. IONITA – NANOSTRUCTURI ŞI SPATIU-TIMP FRACTALIC (I)	109
P. VIZUREANU, M. AGOP, D.G. GALUSCA, I. IONITA - NANOSTRUCTURI ŞI SPATIU-TIMP FRACTALIC (II)	121
R. C. IVĂNUŞ - SIMULAREA TENSIUNILOR ŞI DEFORMAŢIILOR PROVOCATE DE TRATAMENTUL TERMIC	127
R. C. IVĂNUŞ, M. STĂNESCU - MODELAREA ŞI SIMULAREA BIOSOLUBILIZĂRII ÎN VRAC A DEŞEURILOR DE CUPRU	135
E. CHIRILĂ - CONTRIBUŢII TEORETICE PRIVIND MODELAREA MATEMATICĂ A FENOMENELOR FIZICE LA INTERFAŢA ZGURĂ-BAIE METALICĂ LA TOPIREA ÎN CUPTORUL ELECTRIC CU ARC	143
S. MOHORIANU, M. LOZOVAN - NOU MODEL CU RETELE NEURONALE PENTRU PROIECTAREA SI CARACTERIZAREA UNOR ALIAJE FEROMAGNETICE	151
M. CHISAMERA, I. RIPOSAN, S. STAN, D. WHITE - COMPUSII (Mn,X)S – PRINCIPALII GERMENI DE GRAFITIZARE IN FONTELE CENUSII	155
L. ZAHARIA, A. MOCANU - ANALIZA LAMINĂRII ADEZIVE CUMULATIVE	163
L. ZAHARIA, R. COMANECI, A. DINESCU - FINISAREA GRANULAŢIEI PRIN DEFORMARE PLASTICĂ SEVERĂ	171
M. BACIU, I. RUSU, O. LUPESCU - MODIFICĂRI MICROSTRUCTURALE PRODUSE ÎN OŢELURILE DE ÎMBUNĂTĂŢIRE 40CR10 ŞI OLC55 PRIN TRATAMENTE TERMICE ŞI TERMOCHIMICE ÎN PLASMĂ ELECTROLITICĂ	177
C. DUMITRACHE, C. COMANDAR, N. AMARIEI, A. SABĂU - METODĂ NUMERICĂ DE REZOLVARE A ECUAŢIEI DIFERENŢIALE A PROCESULUI DE DETENSIONARE CU ULTRASUNETE PENTRU UN OŢEL OLC45	185
C. NEJNERU, D. G. GALUSCA, M. PERJU, T. RAILEANU, D. ACHITEI - CERCETĂRI ASUPRA DURIFICĂRII FONTEI CENUŞII FOLOSIND METODA ELECTRODULUI VIBRATOR PRIN DEPUNERI DE STRATURI MULTIPLE FOLOSIND ELECTRODUL DE W	189
C. NEJNERU, D. G. GĂLUŞCĂ, A. GRECU, M. PERJU, I. HOPULELE - CERCETĂRI PRIVIND VARIAŢIA INTENSITĂŢII DE RĂCIRE A MEDIILOR SINTETICE TIP POLIALCHILENGLICOL (PAG) 5% SOLUŢIE ÎN APĂ MODIFICATE PRIN ADĂUGAREA 16% Na_2SiO_4 AND $CaCO_3$ (5%, 10%, 15%)	197
V. BULANCEA, M. AGOP - ASUPRA ANALOGULUI NAVIER – STOKES AL MECANICII CUANTICE ŞI CÂTEVA DIN IMPLICAŢIILE SALE	203
V. BULANCEA, D. CONDURACHE, O. LUPESCU, F. TUDOSE-SANDU VILLE - EVALUAREA DURABILITATII RULMENTILOR TRATATI TERMIC CRIOGENIC	207

A. CORĂBIERU, P. CORĂBIERU, S. VELICU, D. VASILESCU - ANALIZA ŞI DETERMINAREA REZISTIVITĂȚII ELECTRICE, A COEFICIENTULUI DE VARIAȚIE A REZISTIVITĂȚII ELECTRICE ŞI A MODULULUI DE ELASTICITATE PENTRU BUCŞELE AUTO BIMETALICE	215
A. CORĂBIERU, P. CORĂBIERU, C. PREDESCU, D. VASILESCU - ANALIZA PRELUCRĂRII BUCŞELOR AUTO BIMETALICE OȚEL CARBON HIPOEUTECTOID – BRONZ PRIN TRATAMENTE TERMICE	221
P. CORĂBIERU, A. CORĂBIERU, M. SOHACIU, D. VASILESCU - APLICAȚII INDUSTRIALE ALE BUCŞELOR BIMETALICE. ASPECTE ECONOMICE	225
D. D. VASILESCU, C. BACIU, M. LOZOVAN, P. CORĂBIERU, A. CORĂBIERU - ANALIZA PARAMETRILOR TERMOFIZICI ŞI CORELAȚIA LOR ÎN PROCESUL TERMOCHIMIC DE BOROCARBOVANADIZARE RAPIDA CONTROLATĂ ELECTROTERMIC AL SCULELOR DE DEFORMARE PLASTICĂ LA RECE	231
V. GEAMĂN, A. CRIŞAN, S. I. MUNTEANU - APLICAȚII ALE PROCESULUI DE REOTURNARE LA ALIAJELE AL-SI.	237
A. CRISAN, S. I. MUNTEANU, I. CIOBANU, V. GEAMAN - STUDIU ASUPRA DEPENDENTEI DINTRE COMPOZITIA CHIMICA SI CARACTERISTICILE UNOR FONTE	241
S. I. MUNTEANU, I. CIOBANU, A. CRISAN, M. MASNITA, V.GEAMAN – CERCETĂRI TEORETICE ŞI EXPERIMENTALE ASUPRA BARELOR CU SECȚIUNE U	249
F. TUDOSE SANDU – VILLE, V. BULANCEA, O. CALANCEA - CÂMPUL DE TEMPERATURI ŞI TENSIUNI TERMICE LA CONTACTUL LINIAR CU ROSTOGOLIRE, CU APLICAȚII LA CILINDRI DE LAMINOR	257
I. CUCOŞ - CONDUCEREA CUPTOARELOR DE TRATAMENT TERMIC PRIN MODELAREA PROCESELOR DE TRANSFORMARE SI PREDICTIA MICROSTRUCTURII SI A PROPRIETATILOR OTELULUI.	265
O. CIOBANU - STADIUL ACTUAL AL UTILIZĂRII TEHNOLOGIILOR CAD/CAM ÎN PROTEZARE	273
I. CARCEA, C. ROMAN, R. CHELARIU, M. GHERGHE - OPTIMIZAREA FACTORULUI DE PUTERE IN SECTOARELE DE ELABORARE A ALIAJELOR	281
C. MIREA, M. AGOP – MODEL MATEMATIC CU PRIVIRE LA STABILITATEA INTERFETEI SOLID-LICHID SI DETERMINAREA TENSIUNILOR TERMICE IN PROCESELE TERMICE CU ARC	287
A. COMĂNICI - ESTIMAREA CARACTERISTICILOR MECANICE ALE ALIAJELOR DE ALUMINIU PRIN MASURAREA DURITATII SI A CONDUCTIVITATII ELECTRICE	295

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDIES CONCERNING THE INFLUENCE OF PRESSURE AND TEMPERATURE ON LUMINESCENCE DISCHARGE MECHANISM IN PLASMA NITRIDING

DAN GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, MIHAI AXINTE, GHEORGHE POPA

Abstract
The paper presents experimental studies that refer to the variation of specific power and of the cathode drop thickness function the cathode temperature and azote and hydrogen ratio in constant nitriding pressure of 5 mm Hg. It also presents experimental studies referring to the variation of cathode drop and the tension function the total pressure from the nitriding chamber and the ratio of the gases at 500 °C temperature.
Keywords: *ion nitriding, luminescent discharge,ionization process*

1. Introduction

The ionic nitriding bases on the principles of electric discharge in gases respectively the plasma state reached under certain pressure and temperature conditions.

The ionic nitriding realizes in abnormal luminescent discharge regime in a N_2 and H_2 atmosphere or in dissociated NH_3 to a pressure of 0,1…10 torr and when between the cathode, represented by the sample and the anode represented of the work chamber is applied o potential difference of 500…1000 V. From physical point of view, the electric discharges in thin gases imply three phenomena groups:

- the formation of charge carrier: electrons and positive ions;
- the movement of charge carrier in the electric field applied between the electrodes;
- the charge carrier neutralizing.

The primary ionization coefficient α is dependent on the pressure and the nature of the gas. The multiplication of the charge carrier through secondary processes at the electrodes is characterized through γ coefficient that gives indications referring to the number of electrodes emitted by the cathode through positive ions incidents firing, incident photons, rapid neutral atoms etc. The increase of the potential applied to the electrodes determines the amplification of ionization processes and the density of the current could increase until the limited value of impedance of the current supply.

2. Researches concerning the influence of the work conditions on the luminescent discharge mechanism in plasma nitriding

The luminescent discharge under normal regime presents different zones like cathode dark space, cathode light. The dimensions of the cathode dark space depend on the gas pressure, the chemical nature of the gases, the ration of the partial pressures

of the gases and the difference of applied potential. The correlations between the specific power P=UI/S, the thickness of the cathode fall d_c and the temperature of the T cathode are presented in the first figure.

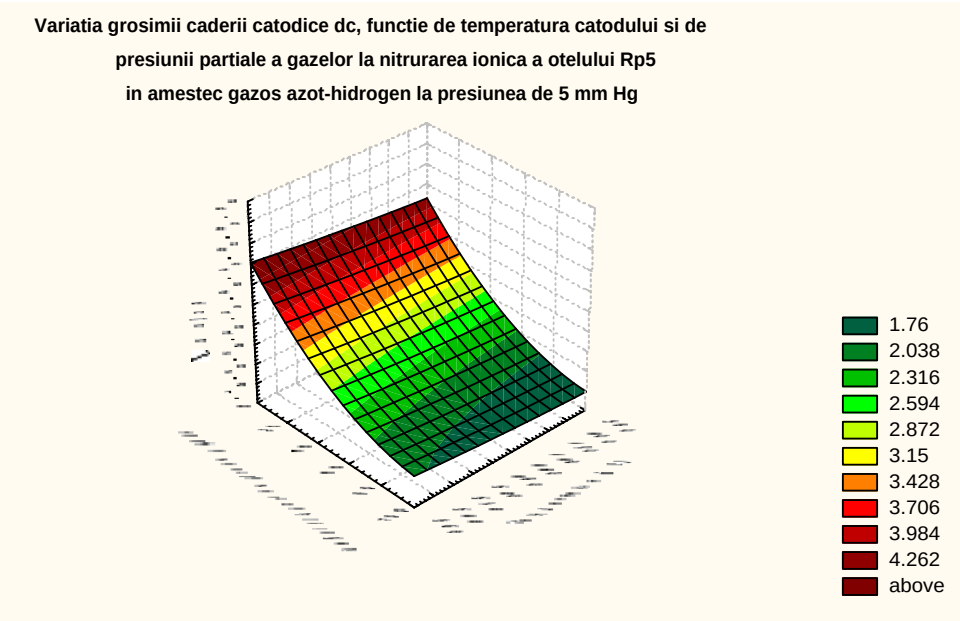
The established correlations between the tension of cathode fall and the total pressure within the nitriding chamber are presented in the second figure.

Table 1

The variation of P [W/cm^2]								
T[°C] / $100\%P_{N2}/P_{N2}+P_{H2}$	400	420	440	460	480	500	520	540
0	3,54	3,83	4,16	4,58	4,91	5,33	5,71	6,00
20	3,08	3,46	3,75	4,16	4,58	4,87	5,33	5,87
40	2,63	2,91	3,16	3,51	3,86	4,30	4,80	5,30
50	2,43	2,71	2,96	3,34	3,67	4,16	4,54	5,12
60	2,51	2,87	3,12	3,46	3,62	3,92	4,37	4,88
80	2,08	2,38	2,54	2,79	3,04	3,33	3,54	3,83
100	2,21	2,42	2,67	2,88	3,17	3,51	3,75	4,08

Table 2

The variation of d_c [mm]								
T[°C] / $100\%P_{N2}/P_{N2}+P_{H2}$	400	420	440	460	480	500	520	540
0	4,4	4,4	4,25	4,4	4,5	4,45	4,6	4,6
20	3,01	3,02	3,05	3,1	3,1	3,1	3,3	3,3
40	2,7	2,7	2,85	2,85	2,9	2,9	3,0	3,0
50	1,95	2,0	2,1	2,05	2,2	2,25	2,22	2,3
60	2,3	2,3	2,4	2,35	2,43	2,5	2,5	2,6
80	1,7	1,7	1,7	1,7	1,9	1,85	1,88	1,85
100	1,45	1,5	1,5	1,52	1,6	1,6	1,65	1,65



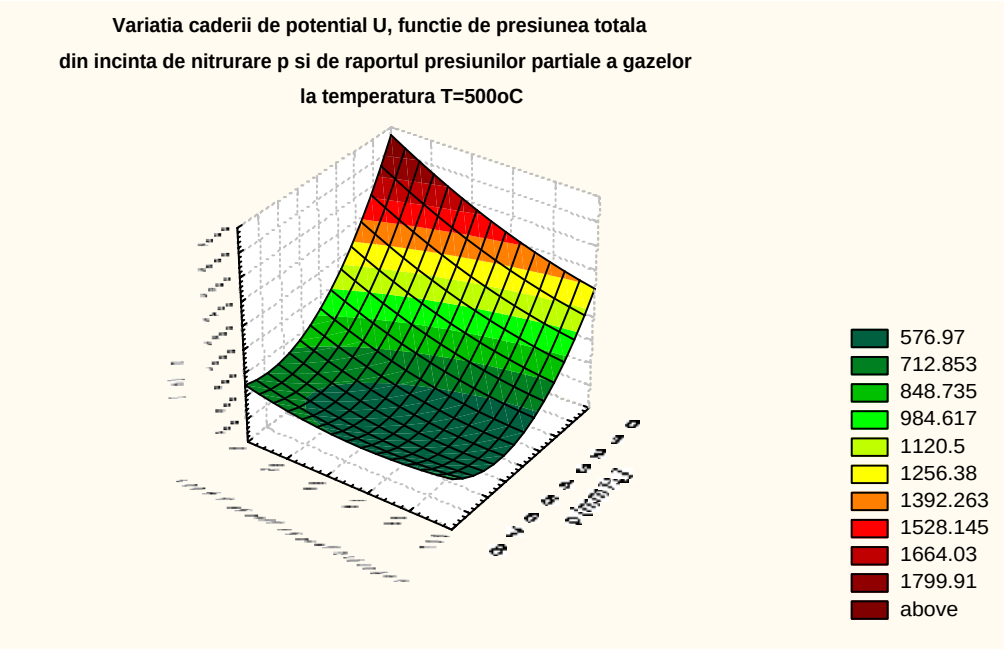
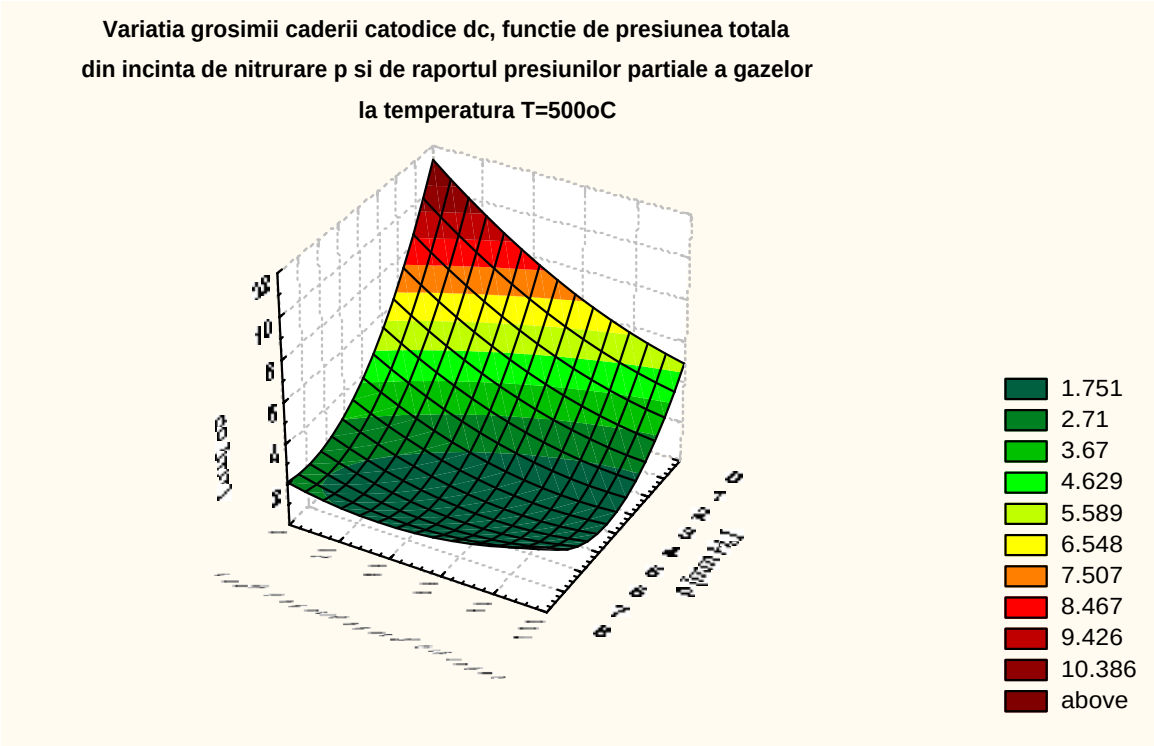


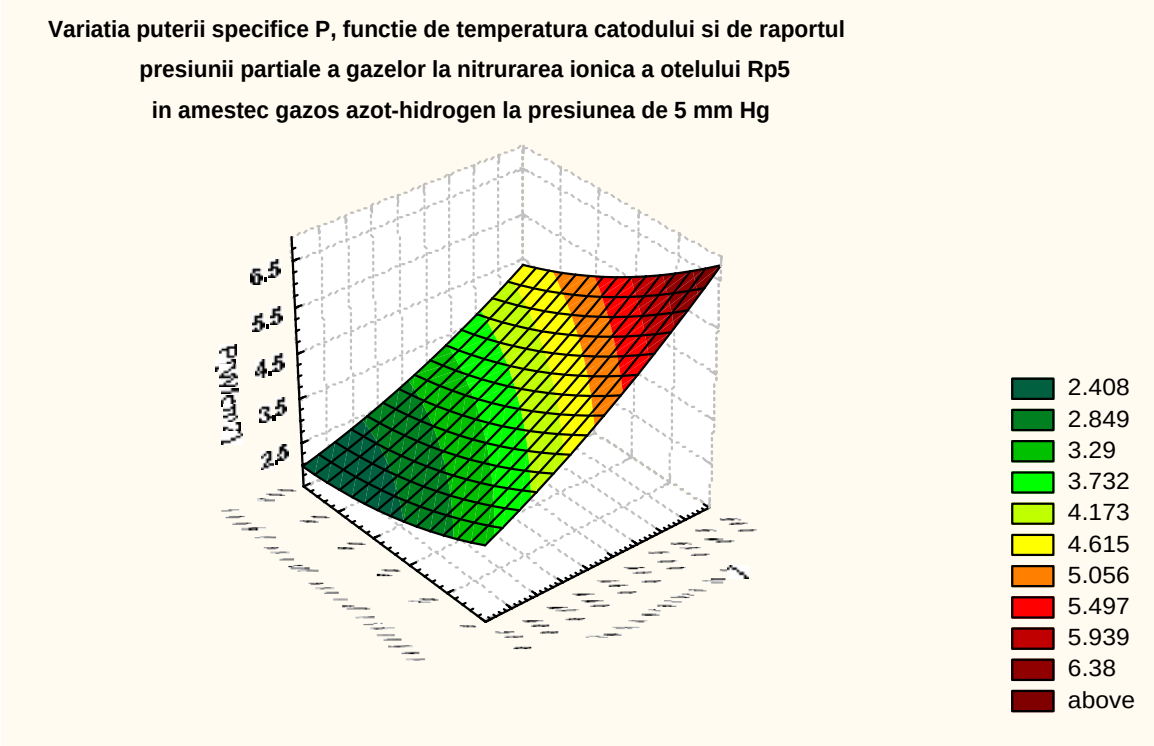
Table 3

The variation of P [W/cm^2]							
P [mmHg] / 100%PN_2/PN_2+PH_2	1	2	3	4	5	6	7
0	1588	1192	984	879	750	681	622
20	1574	1121	935	828	725	622	591
50	1276	892	691	578	523	493	469
60	1173	858	662	590	531	500	490
80	921	722	554	502	468	422	402
100	1053	782	614	540	510	505	492

Table 4

The variation of d_c [mm]							
P [mmHg] / 100%PN_2/PN_2+PH_2	1	2	3	4	5	6	7
0	10,4	6,3	4,8	3,9	2,6	2,05	1,8
20	7,3	4,6	3,4	2,6	1,9	1,82	1,78
50	5,8	3,05	2,05	1,65	1,3	1,15	1,12
60	4,9	2,92	1,9	1,42	1,3	1,1	1,08
80	3,2	1,6	1,57	1,45	1,37	1,18	1,16
100	4,0	2,2	1,8	1,4	1,38	1,16	1,14





3. Conclusions

- the specific power increases with the temperature of the differential cathode based on the chemical composition of the gas;

- the increases of power specified in increase temperature are determined of the growth of temperature gradient and the increase of the radiated cathode power;
- the increases of specific power are almost linear;
- Hydrogen has a conductibility coefficient bigger than the azote and the gases put in hydrogen need specific powers bigger in order to reach the desired temperature comparing those which are enriched with azote;
- for pressures ratio $(P_{N2}/ P_{N2} + P_{H2})x100\% = 80\%$ it is obtained an imposed temperature at the cathode with a minimum power consumption;
- the thickness of the cathode fall is temperature independent but is gas nature dependent; the thickness of the cathode fall is smaller as the gaseous mixture is richer in azote;
- the discharge parameters are influenced by the chemical composition of the gas meaning that for electric discharges in gaseous mixture rich with hydrogen the formation stresses of the plasma and the thicknesses of the cathode falls are bigger;

- in order to obtain thin cathode falls, in ionic nitriding, of the tools executed from rapid steels and in order to obtain a minimum power consumption it must be worked with big pressures (P = 5...10 torr) and tensions of 500…600 V using a gaseous mixture rich in azote or dissociated ammonia.

References

1.**D.G.Găluşcă, A. Dima, R. Comăneci** – Nitrurarea ionică, Editura Sedcom Libris, Iaşi, 1997, ISBN 973-98187-0-6

Received March 15, 2007

Technical.University"Gh. Asachi", Iasi
University "A.I. Cuza", Iasi

STUDII PRIVIND INFLUENȚA PRESIUNII ŞI TEMPERATURII ASUPRA MECANISMULUI DESCĂRCĂRII LUMINISCENTE LA NITRURAREA ÎN PLASMĂ

(Rezumat)

Lucrearea prezintă studii experimentale referitoare la variația puterii specifice şi a grosimii căderii catodice funcție de temperatura catodului şi de raportul dintre azot şi hidrogen la presiunea constantă de nitrurare ionică de 5mm Hg, precum şi studii experimentale referitoare la variația căderii catodice şi a tensiunii, funcție de presiunea totală din incinta de nitrurare şi raportul gazelor la temperatura de 500°C.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

OPTIMIZATION OF EAF'S TECHNOLOGICAL BLOWING PROCESS BY MODELLING

ADRIAN IOANA

Abstract

The liquid steel's quality is strongly influenced by the reactive power's blowing process in Electric Arc Furnaces (EAF). This is mainly reflected by: the gases' content decrease, advanced desulphuration, impurities' content decrease.

The paper presents the main steps of a power blowing process in the EAF modelation algorithm.

The conceived mathematical model has as a goal both determining oxygen's and sulphur's concentrations dependences on the blowing regime (based on modelating the weight transfer), and determining the velocity field and the system's turbulence characteristics.

Key Words: *EAF, Modelling, Blowing Process, Steel Quality, Weight Transfer, Velocity Field.*

1. INTRODUCTION

The mathematical model has the following goals:

A. Determining the dependence between oxygen and sulphur concentration and the blowing conditions on the basis of mass transferring modelling (with its diffusive and conductive elements).

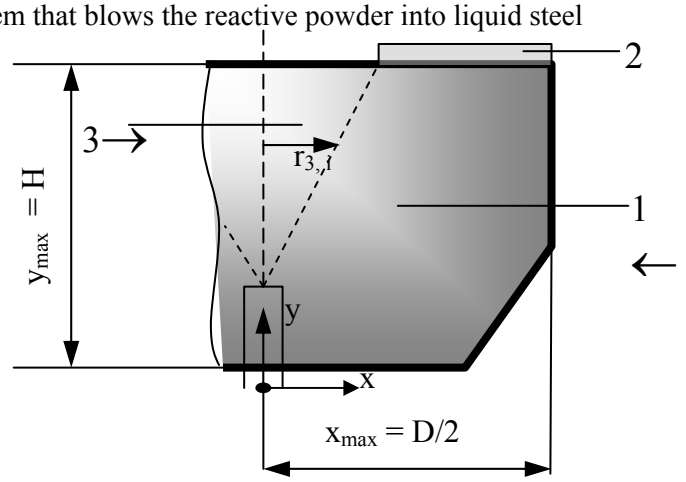
B. Determining the speed area and the system's turbulence characteristic.

2. DESCRIBE OF ALGORITHM

The scheme of the system that blows the reactive powder into the liquid steel is presented in figure 1.

Figure 1. The scheme of the system that blows the reactive powder into liquid steel

1. Liquid steel area
2. Liquid slag area
3. Three-phased area



The three-phased area refer to: spurt of inert corrying gas (bubbles), solid particles (reactive powder) and liquid steel.

The modelling algorithm main stages are:

1. Continuity law: $$\frac{1}{x}\cdot\frac{\partial}{\partial x}\left(\rho_x\cdot v_x\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(\rho_y\cdot v_y\right)=0 \qquad (1)$$

Where: ρ_x, ρ_y – are the densities of the afferent environment of the area in the radial direction x, respective longitudinal y;

v_x, v_y – are the radial (in the x direction) and the longitudinal (in the y direction) components of the velocity.

Evidently:

- for $x > r_{3,i} \Rightarrow \rho = \rho_{steel}$ (2)
- for $x < r_{3,i} \Rightarrow \rho = d_f\,\rho_{gas} + (1 - d_f)\cdot\rho_{steel}$ (3)

Where d_f is the phases distribution parameter given by relation:

$$d_f = \frac{Q_{gaz}}{2\pi\cdot\int_o^x v_y dx} \qquad (4)$$

Where Q_{gaz} is the blowed rare gas flow (m^3/h)

2. The movement low in the radial direction x:

$$\frac{1}{x}\cdot\frac{\partial}{\partial x}\left(\rho\cdot x\cdot v_x^2\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(\rho\cdot v_x\cdot v_y\right)=\frac{1}{x}\cdot\frac{\partial}{\partial x}\left[x\cdot\mu_{ef}\,\frac{\partial v_x}{\partial x}\right]+ +\frac{\partial}{\partial y}\left[\mu_{ef}\,\frac{\partial v_x}{\partial y}\right]-\frac{\mu_{ef}\cdot v_x}{x^2} \qquad (5)$$

Where μ_{ef} – is the real viscosity, witch is calculated with:

$$\mu_{ef} = \mu_m + \mu_t \qquad (6)$$

In which: μ_m – is the molecular viscosity;

μ_t – is the turbulent viscosity.

The turbulent viscosity can be calculated on the basis of the model:

$$\mu_t = \frac{K}{\sqrt{W}} \qquad (7)$$

Where: K is the kinetic turbulent energy of the fluid; W is the frequency of the turbulent fluctuation.

3. The movement law in y direction

$$\frac{1}{x}\cdot\frac{\partial}{\partial x}\left(\rho_x\cdot v_x\cdot v_y\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(\rho\cdot v_y\right)=\frac{1}{x}\cdot\frac{\partial}{\partial x}\left[x\cdot\mu_{ef}\,\frac{\partial v_y}{\partial x}\right]+ +\frac{\partial}{\partial y}\left[\mu_{ef}\,\frac{\partial v_y}{\partial y}\right]+\rho\cdot g \qquad (8)$$

Where "g" is the gravity acceleration.

4. Determining the speed potential's transport law p_v :

$$x^2 \cdot \left[\frac{\partial}{\partial y}\left(\frac{p_v}{x} \cdot \frac{\partial f_c}{\partial x} \right) - \frac{\partial}{\partial x}\left(\frac{p_v}{x} \cdot \frac{\partial f_c}{\partial y} \right) \right] - \\ - \left[\frac{\partial}{\partial y}\left(x^3 \frac{\partial}{\partial y}\left(\mu_{ef} \frac{p_v}{x} \right) \right) + \frac{\partial}{\partial x}\left(x^3 \frac{\partial}{\partial y}\left(\mu_{ef} \frac{p_v}{x} \right) \right) \right] = 0 \qquad (9)$$

5. Determining the current correlation:

$$\frac{\partial}{\partial y}\left[\frac{1}{\rho x} \cdot \frac{\partial f_c}{\partial y} \right] + \frac{\partial}{\partial y}\left[\frac{1}{\rho x} \frac{\partial f_c}{\partial x} \right] + p_v = 0 \qquad (10)$$

6. In the system formed by (9) and (10) correlation, by imposing the constraints specific for the blowing of reactive powder into the liquid steel (on basis of inert gas), the following should be determined:

6.1. The distribution of the speed's components in the two analysed directions: radial (x) and longitudinal (y), (m/s).
6.2. The distribution of the current lines, (kg/s).
6.3. The distribution of the turbulent function, (1/s).
6.4. The distribution of the effective viscosity, (kg/m.s).

7. Determining the oxygen and sulphur law of diffusion within the system.

$$\frac{\partial C}{\partial t} + v_x \frac{\partial C}{\partial x} + v_y \frac{\partial C}{\partial y} = D_t \cdot \left[\frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{1}{x} \cdot \frac{\partial}{\partial x}\left(x \frac{\partial C}{\partial x} \right) \right] + P \qquad (11)$$

Where C is the concentration; D_t is the diffusivity in the state of turbulent movement ($D_t = \rho / \mu_t$); P is the steel's of purity (expressed by the specific dezoxidation of the liquid steel's volume unit or the specific desulphuration).

3. RESULTS OF THE MATHEMATICAL MODELLING AND CONCLUSION

The simulation of the process of blowing reactive powder in liquid steel was made in the following conditions:

- a 50 t recipient;
- brant: non-alloyed steel (OL37);
- the blowing deepness (penetration): 2000 mm from the basic level of the steel;
- the diameter of the blowing tube: 20 mm;
- the debit of the gas (Ar);
- the mass debit of the powder;
- the CaSi composition;
- the CaSi granulation;
- the duration of the process: 15 min.

The hydrodynamic behaviour of the liquid steel and slag, under the influence of the argon and CaSi powder spurt, can be characterized, on the basis of the analyse of the results obtained after applying MIP, leads to the following conclusions:

- The phenomenon of transport on radial direction are emphasized in the superior area of the recipient, which is suggested by the higher values of the speed component on this direction: v_x = 0,4-0,6 cm/s. In this way, favourable conditions are settled for a good fluid shuffle.
- Assuring a relatively high value of the longitudinal component of the velocity in a sensitive size area: v_y = 1,2-2,5 cm/s, which lead's to good steel's recycling.
- The resulting velocities' field (v) assures maintaining continuous injected fluids (argon and Ca vapours) and the reaction products' accelerating. Creating and maintaining this velocities regime and, therefore, the continuous areas of transport of the liquid steel are ensured by the mentioned injection parameters.

The utility and finality of the mathematical model for calculating the reactive powders' blast in the EAF consists of the possibility to analyze through simulating the triphasal liquid steel-powder and supporting gas-slag system's hydrodynamics. On the basis of this analysis, one can present the best constructive and functional parameters of the blast plant, in direct correlation with the technological performances (gas purity, enclosure purity) that the process imposes.

REFERERENCES

1. Ioana, A. - "The Electric Arc Furnaces (EAF) Functional and Technological Performances with the Preheating of the Load and Powder Blowing Optimisation for the High Quality Steel Processing", Master Degree Paper, University 'POLITEHNICA' of Bucharest, 1998.
2. Ioana, A., Dimitriu, S. - Management Elements of the Metallurgical Technological Plants, Conferința Internațională ISMT-Oradea, 2004.
3. Ioana, A., Nicolae, A., Dumitrescu, D., Ivănescu, S. - Modelling and Simulation of EAF' Processes, Conferința Internațională BRAMAT 2003, Braşov, 2003.
4. Ioana, A., Predescu, C., Sandu, I. F., Sohaciu, M., Calea, Gh., Nicolae, A. – "Optimal Managing of Electric Arc Furnaces", Fair Partners Publishing, Bucharest, 2002.
5. Ioana, A., Bălescu, C. - Optimization of Steel Elaboration in EAF through Mathematical Modelling, Junior Euromat Conference 2006, Proceeding, Lausanne, 4 - 8 September 2006.
6. Ioana, A. - Technical – Economical Analysis Options for the Quality of the Steel Elaborated in the EAF, Conferința Internațională IMT, Proceeding, Oradea, 2006.
7. Ioana, A. - Methods for Reducing the EAF's Polluting, Conferința Internațională „PRIORITĂȚI PENTRU RESTAURAREA FACTORILOR DE MEDIU NATURALI ŞI ARTIFICIALI", Proceeding, Sulina, 2006.

Received March 15, 2007

University "POLITEHNICA" of Bucharest

Rezumat

Calitatea oțelului lichid este puternic influențată de procesele de suflare a pulberilor reactive în cuptorul cu arc electric (CAE). Această influență este reflectată în principal de conținutul scăzut de gaze In oțelul lichid, de desulfurarea avansată şi de conținutul scăzut de impurități.

Lucrarea prezintă etapele principale ale procesului de suflare în algoritmul de modelare a CAE.

Modelul matematic conceput are ca scop atât determinarea dependențelor concentrațiilor de O_2 şi S în funcție de regimul de suflare (bazat pe modelarea transferului de masă), cât şi determinarea caracteristicilor de viteză şi ale turbulențelor sistemului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CHARACTERIZATION OF SOME WASTES FROM IRON AND STEEL INDUSTRY BY LEACHING TEST

CRISTIAN PREDESCU, ECATERINA MATEI, MIRELA SOHACIU, DIANA PARPALA, ANDREI BERBECARU

Abstract: *According to the new environmental regulations, it is necessary that the disposal of each type of waste to be made by help with some disposal criteria. For this, the applying of leaching test becomes compulsory, in order to establish the potential impact on environment of the waste, especially for the hazardous elements.*

Keywords: waste, leaching test, environment, heavy metals.

1. INTRODUCTION

The leachate means, according to Order 867 / 2002 any liquid washing the disposed wastes, emitted by deposit or retained by this. This leachate may contain hazardous substances, collection and treatment of this leachate being a very important activity for waste deposit.

Criteria for acceptance of a waste into a deposit are made according to waste characteristics:

- physical and chemical composition;
- organic content;
- biodegrability of organic compounds;
- hazardous elements content;
- leaching test / prognosis;
- ecotoxicological properties of the waste and the leachate.

Due to physical and chemical characteristics, wastes from iron and steel industry represent may be used in various industrial sectors. Today, in our country, these types of wastes are partially recovered. For example, the most current method for slag recovery is their use in cement industry and road construction, according to their properties. Their recycling is an environmental task that can lead to natural resource protection and soil pollution prevention by minimizing areas with slag deposit.

In order to establish if the types of slags from different iron and steel areas can be recovered as building materials for roads, it is necessary to assess their environmental impact, beginning with finding the content of the hazardous elements (heavy metals) and the risk of their leacheability into soil and groundwater by help of rain waters.

This assessment is made with *leaching test*, which consists from the extraction into a liquid medium, in this case is rainwater, of different hazardous elements from waste, based on theirs solubilities in that medium.

In this paper are presented the results obtained after the leaching test applied for slag and dust samples generated in iron and steel industry. The tested wastes are now disposed in dumps, without being reused, and their quantity increases continuously.

2. RESULTS FROM LEACHING TEST FOR DIFFERENT WASTES

The national standard referring to waste analysis by leaching test is SR EN 12457 - 2003: Waste characterization. Leaching test. Validation test for granular wastes and sludges.

The leaching test standard refers to a liquid / dry solid ratio of 2 l / kg dry solid and 10 l / kg dry solid for 3 types of acid liquid phase: pH about 6 (distillate water), pH about 5 (buffer solution), pH about 3,5 (acetic acid solution).

The optimum stirring time is about 4 hours. The granular sizes are 4 mm and 10 mm for the waste.

After filtration, form liquid phase the specific indicators are analyzed.

This standard has been adopted as national standard according to the Environmental Acquis. At European level, the leaching test is available as requirement in German, Dutch or French standards.

For these laboratory experiments had been followed SR EN 12457 - 2003: Waste characterization. Leaching test. Validation test for granular wastes and sludges.

This standard presents the method for the solubilization of the solid sample, the obtained solution being analyzed by atomic absorption technique.

The method is used for solid and plastics wastes, which can be crushed and is not suitable for those wastes for which the leachate volume (aqueous solution) is less than 2l.

The experiments had been made on basic oxygen and electric arc furnace slags and electric arc furnace dust. Their chemical characterization is presented in table 1 and figure 1.

Table 1. Chemical composition of some wastes from iron and steel industry

Chemical composition, (%)	Basic oxygen furnace (BOF) slag	Electric arc furnace (EAF) slag	Electric arc furnace (EAF) dust
Ca	39,84	33,26	31,9
SiO_2	9,82	14,55	1,60
Al_2O_3	0,90	0	ND
MnO	6,26	7,46	2,4
MgO	1,97	22,71	ND
P_2O_5	2,26	0,48	ND
Fe tot	12,86	12.09	49,13
Fire losses	0,002	5,60	ND

ND-unavailable; the element has not been analysed.

The test had been made in order to:

- Assessment of the soluble portion from waste samples;
- Assessment of the waste quality;
- Behavior assessment of pollutants from slag during leaching test.

Working procedure had involved the following steps:

- 1. Preparation of the samples for testing;
- 2. The contact between solid sample and aqueous solution;
- 3. Separation of the solid material from liquid medium (leachate);
- 4. Leachate analysis.

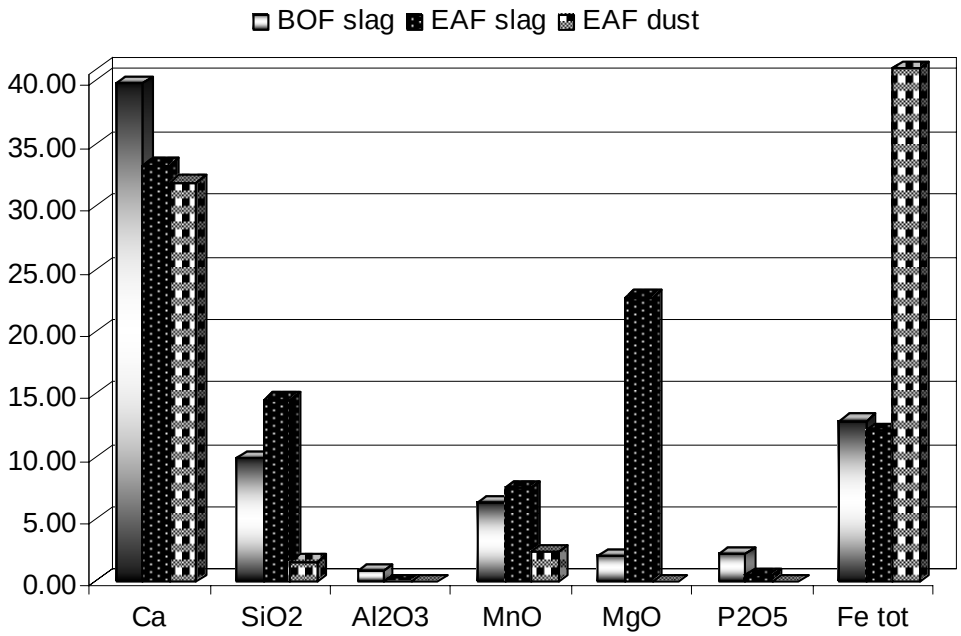


Fig. 1 Chemical composition of wastes

1) Preparation of the samples for testing

The procedure refers to the obtaining of the laboratory samples, after checking of the waste state (diameter, solid or slurry aspect, etc).

In the first step, the waste samples had been crushed in order to obtain the solid particles with size less than 4 mm.

According to standard, in case of a size higher than 4 mm, being impossible to reach at this size, the sample will be the subject of an especially analysis and will be establish depending by final objectives. The other recommended size is 10 mm.

By using the ball crusher and sieve set had been possible the obtaining of an adequate size.

2) The contact between solid sample and aqueous solution

This represents the main leaching step, when the waste is bring into the contact with aqueous phase and it takes place the transfer of the soluble compounds from the waste into liquid medium.

The contact time of the solid waste with the solution is an important parameter, the separation efficiency of the soluble compounds being related with this.

The contact time depends on the following factors:

- Material size;
- Composition of tested material and its compounds;
- Stirring frequency.

The optimum contact time, according with the standard SR EN 12457:2003 is about 4 hours under continuous stirring for the two phases, with the help of the magnetic stirrer, at 60 – 80 rot/min.

3) Separation of the solid material from liquid medium (leachate)

The standard recommends as a separation technique the filtration and/or centrifugal hydro extraction in order to obtain a higher efficiency. Filtration was made by a filter paper with pore sizes up to 0,45 μm, after a coarse filtration.

The liquid phase – *the leachate* will be available for chemical characterization in order to analyze *the heavy metal traces*, thus being possible to assess the negative impact of these metals on soil and ground waters.

4) Leachate analysis

The obtained leachate (the liquid medium) was analyzed in order to establish its chemical composition with help of atomic absorption spectrometry, using as apparatus for analysis a GBC932 AB PLUS atomic absorption spectrometer.

The work procedure was made according to SR EN 12506 – 2004: Wastes characterization. The elute analysis. Determination of: pH, As, Ba, Cd, Cl^-, Co, Cr, Cr^{6+}, Cu, Mo, Ni, NO_2^-, Pb, S total, SO_4^{2-}, V şi Zn. The metallic elements are analyzed by help with the atomic absorption method.

An overview of the activities applied during leaching test is presented in figure 2.

The experiments had been made for chemical characterization of the solution obtained by leaching test in static condition.

The chemical composition of the leachates (liquid solution after separation from slag samples) is presented in the table 2.

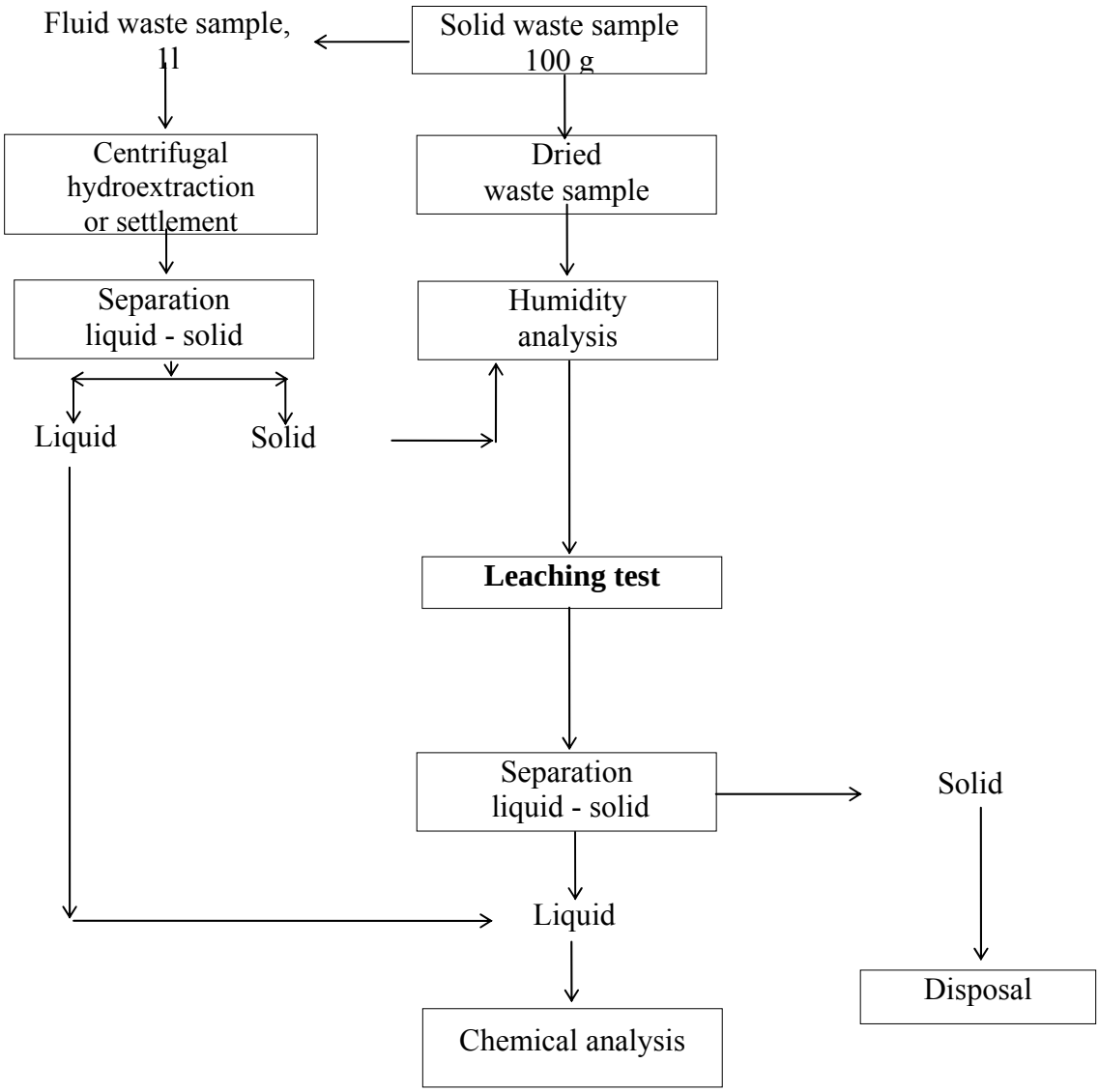


Fig. 2 Leaching test steps

The maximum admitted values are established in Order no. 867/2002 regarding *classification criteria of the wastes in order to be accepted in national list of the wastes and into different deposits.*

According with this Order, the iron and steel slags are classified into the deposit class of the nonhazardous wastes, 10 08 09 code – the others slags, 10 06 01 code – primary and secondary treatment slags, 01 03 08 code – dust and powder wastes.

Table 2. Chemical composition of leachate (mg/dm^3)

Indicators	BOF slag	EAF slag	EAF dust	Maximum admitted values, Order 867/2002	Analysis method
Ni	0,0006	0,0013	0	1,0	SR EN 12506 – 2004
Pb	0,021	0,016	0,005	0,5	
Zn	0,006	0,023	0,019	1,0	
Cd	0,003	0,003	0	0,3	
Cr tot	0,02	0,01	0,02	1,5	
Cr^{6+}	0,007	0,002	0,005	0,2	
Cu	0,01	0,014	0,009	0,2	
Ca	11,21	17,98	10,45	100*)	
Fe_{tot}	3	2,4	2,0	0,1*)	
pH	9	7 - 7,5	7,2	6,5 – 7,4*)	

**) the Ord. 867/2002 has not limited the calcium and iron content and also the pH value from leachate and these values were compared with STAS 1342 – 91 standard for potable water quality as reference.*

From laboratory tests it can be observed that some heavy metals ions can be solubilized by demineralized water.

The contact time for these samples was 4 hours. Thus, even if the initial composition of the wastes has not comprised the heavy metals content, which can be appear by accident, it could be observed, that some ions, due to contact between water and crushed samples of slags, were solubilized by demineralised water in small quantities.

Thus, for basic oxygen slag, where pH of the leachate has a basic value (pH=9), the heavy metal ions contents are important due to the impurities and fluxes content during the steel process (the similar effect is for electric arc furnace slag and dust).

In this case, it is expected the presence of some ions as Cd^{2+}, Pb^{2+}, Zn^{2+}.

The iron ions, due to slightly acid (amphoteric feature) characteristic of the ferric oxide Fe_2O_3 and the low water solubility of the ferrous oxide FeO (II), the efficiency values obtained for the total amount of iron are below 1 %.

For the calcium ions, the separation efficiency values are higher for electric arc furnace slag due to calcium oxide amount from initial composition of the wastes (and also the CaO has high water solubility).

Thus, for 1 t waste, the maximum iron and calcium quantities, expected to be extracted by about 10 m^3 water from one tone of slag into soil and groundwater are presented in table 3.

Table 3. Iron and calcium quantities extracted by leaching test application

Leachate from 1 t slag:	Ca^{2+}, g	Fe_{tot}, g
- basic oxygen furnace slag	220	60
- electric arc furnace slag	360	48
- electric arc furnace dust	209	40

It is important to observe that the heavy metal ions are not presented in high quantities.

After leachate analysis, it was observed that maximum admitted values are not exceeding, except iron, comparing with values admitted according with water quality standard. But, the iron quantity is expected due to its content in initial waste composition and its opportunity to be extracted into liquid medium.

3. CONCLUSIONS

Physical and chemical characterization and study of these types of wastes brought into contact with the water, according to leaching test, offer some information regarding the possible risk on environment of these wastes in case of theirs reuse as road construction materials, especially for analyzed slags.

The leaching test is important for assessment of the soluble portion from wastes samples and the waste quality and also for behavior study of pollutants from wastes during the test.

Three types of wastes were analyzed: BOF and EAF slags and EAF dust.

The samples were prepared according to working steps from the standard SR EN 12457:2003 and were analyzed according to SR EN 12506 – 2004 and Order 867/2002 requirements.

The obtained results show the presence of calcium, silicium and iron oxides, in the large amounts, as a result of used fluxes.

Applying this laboratory test on steel wastes (basic oxygen furnace slags and electric arc furnace slags) it is observed that:

- no one of these heavy metal ions are presented in high quantities in the leachate over the maximum admitted values:
- there are high quantities of some elements from leachate, such as iron and calcium, due to theirs presence in initial composition of the slags; the concentration values of these ions are not exceed the maximum admitted values for potable water (STAS 1342-91);
- the wastes from iron and steel industry are not hazardous wastes on environment, but the risk of some heavy metal ions appearance is possible, this being a reason for time to time testing of these waste types, having in mind the influence of these heavy metals on environment and life.

Received March 15, 2007

University POLITEHNICA of Bucharest

REFERENCES:

[1]. X X X, Environmental Control in the Steel Industry, Papers prepared for the 1991 ENCOSTEEL World Conference, International Iron and Steel Institute, 1992;

[2]. M. Abdelghafour, Realisation et mise au point d'un test de lixiviation sous pression. Application a la stabilisation des boues d'epuration d'eaux industrieles. Laboratoire de Chimie Physique Appliquee et Environnement, INSA, Lyon 1989;

[3]. X X X, MAPM Order nr. 867 / 2002;

[4]. X X X, SR ISO 8288 / 2001;

[5] X X X, NF X31-210 / 1992;

[6] SR EN 12457 / 2003;

[7] SR EN 12506 – 2004.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ASPECTS CONCERNING THE APPLICATION OF THE FUZZY LOGIC METHOD IN THE DESIGN OF TOOLS FOR DRAWING OF HEMISPHERICAL DRAW PARTS MADE FROM METAL SHEETS

G. BRABIE, M.RADU

Abstract: Springback of draw parts considerably affects their accuracy and deviations from the theoretical profile, this instability phenomenon determining the changes of the part shape and geometric parameters. The methods applied in order to reduce or eliminate springback are based on the following methods: tools correction after designing and testing, utilization of special tools and devices, optimization of process parameters based on some methods that establish a link among springback parameters and the influencing factors of this phenomenon. These methods are expensive and need a big number of experimental tests. Based on these conclusions, it is necessary to develop a method that will permit the reduction or the elimination of the springback from the designing stage of tools.
Keywords: *springback, hemispherical draw parts, tools correction, Fuzzy logic method*

Introduction

The springback is an elastic phenomenon, induced by the distribution of the residual stresses on the section of the deformed part (in our case, a hemispherical part), stresses that occur in addition to the internal stresses generated by the forming process. The springback phenomenon substantially affects the process accuracy, the deviations from the theoretical profile (figure 1) being recorded for the following parameters: the radius of the hemispherical part (Rp); the radius of connection between the flange and part (Rf); the angle between the flange and the horizontal axis (A).
To eliminate or to minimize the springback effects it is necessary to do this early in the conceptual phase of the tool and working process. An efficient way to solve this problem can be the application of the Fuzzy logic method. Based on the above mentioned method the influences of the process parameters on the geometrical parameters of the part can be quantified.
The system based on the Fuzzy logic allows to expand the true value to all numbers comprised in the [0, 1] interval. Each number from this interval can be considered as a possibility that the assertion to be true or false. One of the most important advantages of this method is its ability to formulate and manipulate the variables in a similar manner like in the case of a human expert. The Fuzzy logic allows a more flexible interpretation of the membership notion.
A procedure performed using fuzzy variables and rules starts with the understanding of the physic or by other nature phenomena. The Fuzzy logic method includes the following three phases**:**

- the fuzzyfication of the input variables which consists in their representation by a fuzzy set, defined by a membership degree; the Fuzzy variables are linguistic ones which don't describe the numerical data;
- the inference rule which realizes the connection between the input and output variables;
- the defuzzyfication of the input variables applied after the fuzzy set setting, set that is induced by the inference rule; that consists in the determination of a strictly singular value based on this set.

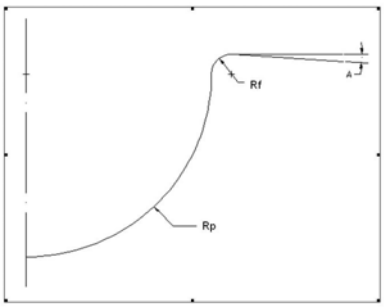


Figure 1 The geometrical parameters of the deformed part

The phases of the optimization method

Using Fuzzy logic in order to optimise the drawing process involves the setting of the input and output variables used to establish the influence of different factors on springback and on the geometrical parameters of the tool. The optimisation module searches for a combination of the factor levels, so that the requirements imposed equally to influence factors and to geometrical parameters of the tool to be simultaneous satisfied. Its application will allow also the optimisation of the tools geometry and the changing of several technological parameters of the drawing process. The precision of optimization can be increased by enlarging the number of the process influence factors that can be considered. The phases of the optimisation method are as follows:

- the setting of geometrical parameters of the part (Rp, Rf,A) ;
- the setting of parameters which influence the drawing process (Fr= blankholder force);
- the setting of the input variables (Rpn, Rm, Fr) ;
- the setting of the output variables (Rp, Rf, A) ;
- the setting of two levels of variation for each parameter: minimum and maximum ;
- the simulation of the process using Fuzzy logic ;
- the comparison between the resulted parameters and the nominal ones.

In figure no 2 it is presented the theoretical profile of the hemispherical draw part. The nominal parameters of the part are as follows: part radius Rp=55 mm, connection flange radius Rf=6 mm, flange angle with the horizontal axis A=0 and piece height h=62,6.

The geometrical parameters of the part which recorded considerable errors from the theoretical profile are as follows: the piece radius, the flange connection radius and the flange angle with the horizontal axis (figure 2).

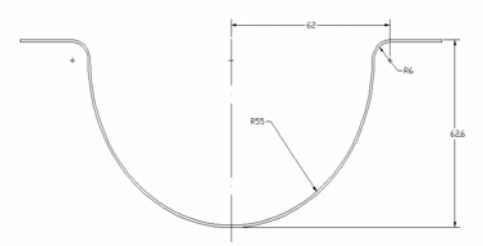


Figure 2 Theoretical profile of the drawpart

The setting the of the process parameters is one of the most important phase in the attempt to control the springback phenomenon. The original configuration of the tools used in the hemispherical drawing process is shown in figure no 3. The part made using the initial tool is shown in figure no 4.

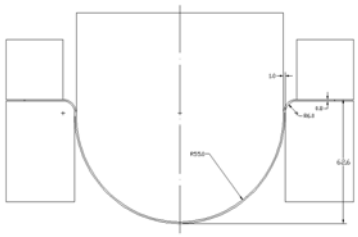


Figure 3 The initial tool

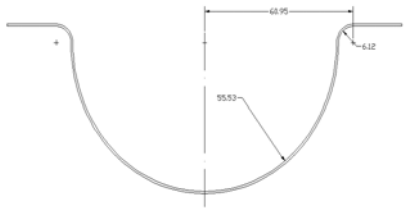


Figure 4 The part made using the initial tools

From the experimental tests it resulted that the blankholder force Fr has a significant effect on springback intensity and therefore it will be marked as the *input variable.* The tool radius R_{pn} (the punch radius) and the die radius R_m affects the springback intensity and therefore its will be marked as the *input variables.* So, the 3 input variables which affects the springback phenomenon are as follows: punch radius R_{pn}, die radius R_m and blankholder force F_r. These three parameters will directly influence the following parameters considered to be the *output variables:* the piece radius R_p, the connection flange radius R_f and the springback angle of the flange A.

For each of these parameters the following so - called *linguistic variables* which contain 3 "fuzzy sets" have been defined: "small" – it describes the minimum value of the input and output variables; "medium"- it describes the medium value of the input and output variables; "big"- it describes the maximum value of the input and output variables. Each of the above presented variables has a field of variation between a minimum and a maximum limit, as it is shown in the tables 1 and 2.

Table 1

Input variables	**minimum value**	**maximum value**
Die radius (Rm)	5 mm	7 mm
Punch radius (Rpn)	55 mm	56 mm
Blankholder force (Fr)	20 kN	70 kN

Table 2

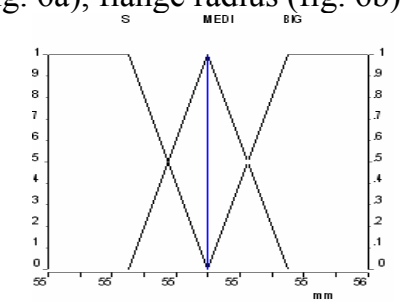
Output variables	**minimum value**	**maximum value**
Piece radius (Rp)	55 mm	57 mm
Flange connection radius (Rf)	5 mm	7 mm
Springback angle (A)	0 mm	1mm

The simulation of the drawing process using Fuzzy logic

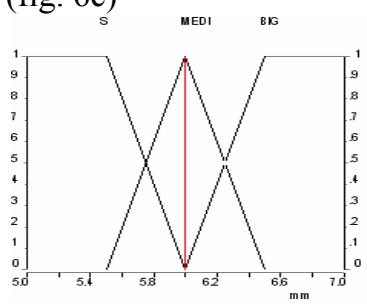
The manipulated variables of the proposed algorithm are the following: punch radius, die radius and blankholder force. For each of them a so called linguistic variable must be defined. For example the linguistic variable “die radius” which consists of three fuzzy sets: small: it describes the *small* radius; medium: it describes a *medium* radius: big: it describes a *big* radius. The set small is trapezoidal, having the big base of 1 and the small base of 0,5. The set big is also trapezoidal but using the big base of 1 and small base between 0,5. The set medium is triangular with the base of 1. The linguistic variable “punch radius” is very similar to the linguistic variable “die radius”. The output variables are as follows: part radius, flange radius and the springback angle. All of them have the following characteristics: three fuzzy sets: small, medium and big; the small and big sets are trapezoidal and the medium set is triangular. The results of simulations are presented bellow

Simulation no 1

Input variables: punch radius (fig. 5a), die radius (fig. 5b). Output variables: piece radius (fig. 6a), flange radius (fig. 6b), springback angle (fig. 6c)



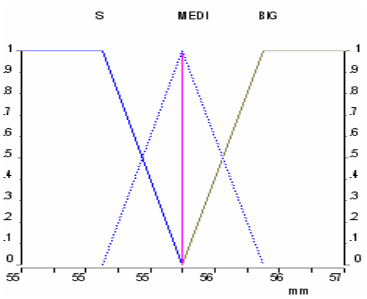
a



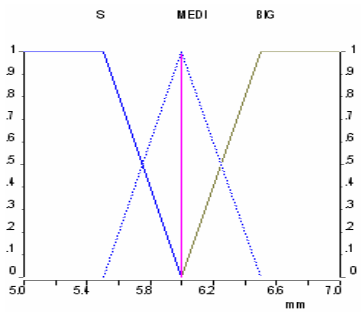
b

Input variable	Resulted value
Die radius	6 mm
Punch radius	55,5mm

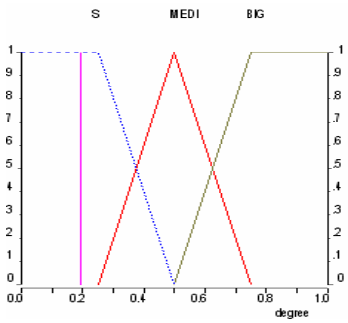
Figure 5 Input variables



a.



b.



c.

Output variables	Resulted value
Piece radius	55,75 mm
Flange connection radius	6 mm
Springback angle	0,2degree

Figure 6 Output variables

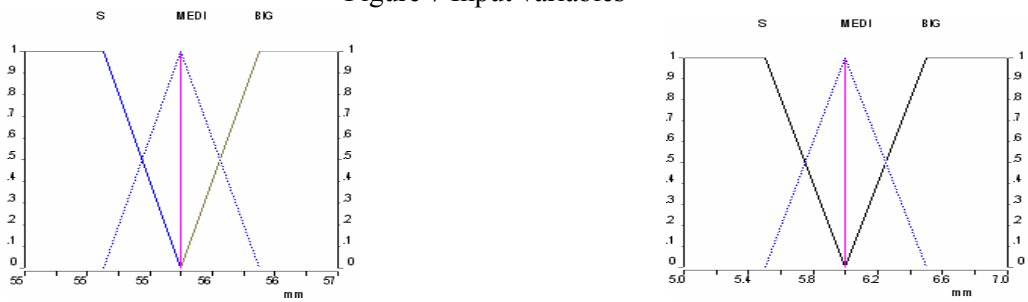
Simulation no 2

Input variables: punch radius (fig. 7a), Blankholder force (fig. 7b). Output variables: piece radius (fig. 8a), flange radius (fig. 8b), springback angle (fig. 8c)

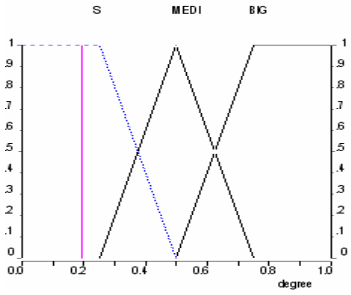
a. b

Input variables	Resulted values
Blankholder force	45 kN
Punch radius	55,5 mm

Figure 7 Input variables



a. b.



c.

Output variables	Resulted values
Piece radius	55,75 mm
Flange connection radius	6mm
Springback angle	0,2 degree

Figure 8 Output variables

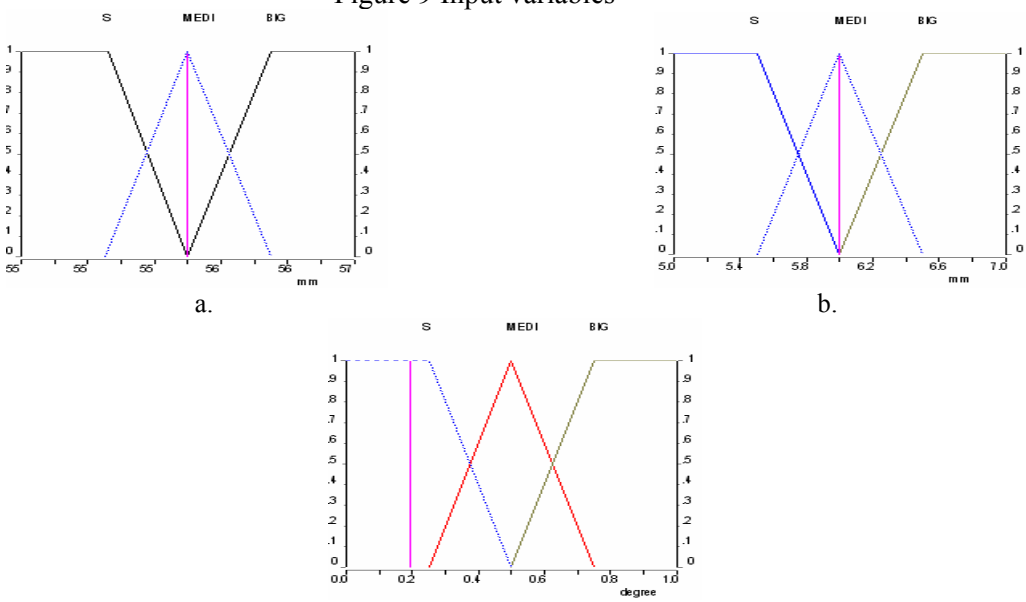
Simulation no 3

Input variables: Die radius (fig. 9a), Blankholder force (fig. 9b). Output variables: piece radius (fig. 10a), flange radius (fig. 10b), springback angle (fig. 10c)

a. b.

Input variables	Resulted values
Blankholder force	45 kN
Die radius	6 mm

Figure 9 Input variables



a. b.

c.

Output variables	Resulted values
Piece radius	55,75 mm
Flange connection radius	6mm
Springback angle	0.2 degree

Figure 10 Output variables

Conclusions

A comparison between the theoretical parameters of the part, the parameters resulted from simulation based on Fuzzy logic and experiments presented in table no 3.

Table 3

	Blankholder force	Part radius	Flange connection radius	Springback angle
Theoretical values	35 kN	55mm	6 mm	0 degrees
Values resulted from experiment	35kN	55,53	6,12	0,4 degrees
Values resulted from simulation based on Fuzzy logic	45kN	55,75mm	6mm	0,2 degrees

By analysing the results presented in the table, we can observe some differences between the simulated by using Fuzzy logic and theoretical values, but a decrease of springback intensity obtained from experiment using initial tools.

Acknowledgments:
The present research was performed in the frame of the CEEX grant no 317/2006 with the financial support from the MEC - ANCS

References:

[1] Cox E., *"The fuzzy systems handbook"* Academic Press. Inc., 1994
[2] Ene C.F., Teza de doctorat, "*Cercetari privind optimizarea procesului de ambutisare a pieselor semisferice"*, Univ. Politehnica Bucuresti, 2006
[3] McNeill M.F., Thro E., "*Fuzzy logic a practical approach*" Academic Press. Inc., 1994
[4] Klir J., Yuan B., *"Fuzzy set and fuzzy logic Theory and applications"* , Prentice Hall PTR, 1995
[5] Kasabov N.K.,"*Foundations of Neural networks,Fuzzy systems,and Knowledge Engineering*", Massachusetts Institute of Technology 1996
[6] Brabie G., s.a., Dfeormarea tablelor metalice. Fenomene de instabilitate, Ed.Junimea, 2006

Received March 15, 2007

University of Bacau, Department of Production Systems Engineering

Rezumat
Revenirea elastică este un fenomen determinat de distribuția tensiunilor reziduale pe secțiunea piesei deformate, tensiuni care apar suplimentar tensiunilor interne generate de procesul de deformare. În cazul ambutisării pieselor semisferice, fenomenul afectează în mod substanțial precizia procesului, abaterile de la profilul teoretic fiind înregistrate pentru următorii parametri: raza piesei semisferice, raza de racordare dintre flanşă şi corpul piesei, unghiul dintre flanşă şi axa orizontală. Eliminarea sau diminuarea efectelor revenirii elastice se realizează actualmente prin aplicarea unor corecții la sculele de lucru, realizarea unor construcții speciale de scule sau aplicarea unor proceduri de optimizare a parametrilor procesului. Aceste metode se caracterizează prin costuri ridicate şi consumuri mari de manoperă şi timp. Din aceste motive, este necesară aplicarea unei metode care să permită eliminarea sau diminuarea efectelor revenirii elastice încă din faza de proiectare a sculei şi procesului de deformare. O cale eficientă de rezolvare a problemei constă în aplicarea metodei Fuzzy Logic pe baza căreia pot fi cuantificați parametrii geometrici ai sculei şi ai procesului de lucru; aplicarea metodei în cazul pieselor semisferice a condus la eliminarea efectelor revenirii asupra unor parametri geometrici ai piesei şi la reducerea considerabilă a efectelor asupra altor parametri.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ASPECTS CONCERNING THE APPLICATION OF THE TAGUCHI METHOD FOR TOOLS OPTIMIZATION IN THE CASE OF CONICAL DRAW PARTS MADE BY USING CYLINDRICAL PUNCH

BRABIE G., NANU N.

Abstract: Springback of draw conical parts considerably affects their accuracy and deviations from the theoretical profile, this instability phenomenon determining the following changes of the part shape and geometric parameters: flange connection radius, bottom radius, flange angle between real profile and theoretical profile. The methods applied in order to reduce or eliminate springback are based on tools correction after designing and testing, on the utilization of special tools and devices, on the optimization of process parameters based on some methods that establish a link among springback parameters and the influencing factors of this phenomenon. These methods are expensive and necessitate a big number of experimental tests. Based on these conclusions, it is necessary the development of a method for the reduction or the elimination of the springback from the designing stage. The present paper analyses the possibilities to apply such method in the case of a conical part made from steel sheets.
Keywords: *springback, conical draw parts, tools correction, Taguchi's method*

Introduction

The elastic springback phenomenon in the case of conical draw parts is important because this phenomenon has as effect the following changes of shape of the draw part: flange connection radius, bottom radius, flange angle between real profile and theoretical profile. Generally, the elastic springback intensity is strongly influenced by the applied blankholder force and also by some parameters and working conditions like: material parameters, part geometry, tool geometry, friction coefficient.
The methods applied in order to obtain the springback minimization are based on the following theoretical and technical solutions:

- the tools correction after the designing, manufacturing and testing of the initial tools;
- the application of different models that consider the effects of different factors on springback intensity;
- the construction of special tools [1].

All the above mentioned methods lead to high costs and need many experiments.
Starting from the above presented aspects, we can conclude that in order to increase the accuracy of the drawing processes it is necessary the development of a method for the reduction or the elimination of the springback from the designing stage. An optimal solution can be obtained by using the process simulation in combination with a statistical modelling that allows the mathematical description of the influence of

different process parameters on the draw part geometry and accuracy. For this purpose, the factorial design offers the possibility to use a statistical method – for example Taguchi method. This method uses some predefined tables and on their basis it is possible to establish the relative importance of process parameters and their interactions on the springback intensity. The present paper analyses the possibilities to apply such method in the case of a conical part made from steel sheets.

Methodology of optimization

The Taguchi method uses some predefined tables and on their basis it is possible to establish the relative importance of processes parameters and their interaction on the springback intensity [3]. The optimization method of the forming process using Taguchi method has as purpose the reduction of elastic springback intensity of the draw part. Between the geometric parameters of the pieces and the parameters of the process can be established a dependence by using a quadratic or linear polynomial function. Taguchi's method suppose that by varying a number of factors (parameters of influence), the optimization process is more efficient if the number of tested factors is more important. Sometimes, the number of factorial plans that correspond to the number of tests can increase and hence the complexity of the problem that must be solved. Using this method we can optimize the tools geometry and also to modify some technical parameters of the drawing process. The main stages of the optimization method are as follows:

- the selection of geometrical parameters of the pieces that determine the deviations from the theoretical profile;
- the selection of the process parameters that influence the springback intensity;
- the establishing of two levels of variations for each of chosen parameters and the selection of the fractional factorial plans;
- the simulation of the drawing process using the finite element method combined with the experimental factorial planes;
- the selection of the model of linear or quadratic polynomial dependence and the construction of the factorial plane of experiment;
- the global optimization of the drawing process parameters by using an optimization function, so that the part geometrical parameters to be closer to nominal desired value;
- the verification of the resulted parameters obtained from the applied optimization method.

The Taguchi method was applied to optimize the drawing process in the case conical parts having the variation field of the considered parameters as it is shown in table no.1.

Table 1

Field a variation of the parameters used in optimization

Parameter	Initial value	Minimum value (-1)	Maximum value(+1)
Blanckholder force **(F_r)**	20 kN	20 kN	70 kN
Punch radius **(R_p)**	4 mm	4 mm	6 mm
Die radius **(R_m)**	4 mm	4 mm	6 mm

Selection of the part geometrical parameters that influence the deviations from the theoretic profile

Because the elastic springback phenomenon is characterized by many parameters, it is needed to determine all the parameters that affect the theoretical profile. In this order it is necessary to optimize the following parameters: flange radius, bottom radius, and curvature radius of the sidewall. The theoretical profile of the conical part is shown in figure 1.

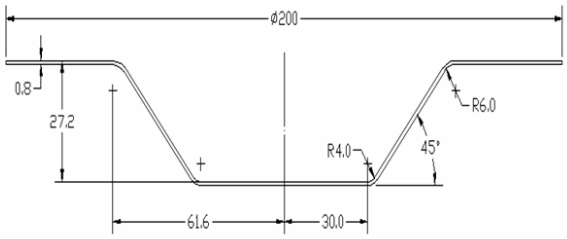


Figure 1 Theoretical profile of the conical part

After the drawing process we desire to obtain the following parameters of the draw part: the bottom radius R1=4 mm, the flange connection radius R2=6 mm and the curvature radius of the sidewall ρ that must be maximized (Figure 2)

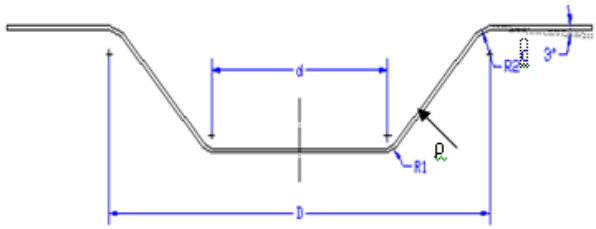


Figure 2 Real profile of the draw part

Selection of the process parameters that influence the drawing process

The process parameters must be carefully selected, because these parameters have an important influence on the accuracy of the finished part. The configuration of the initial tools is shown in figure 3 and the geometry of the part obtained using the initial tool is shown in figure 4.

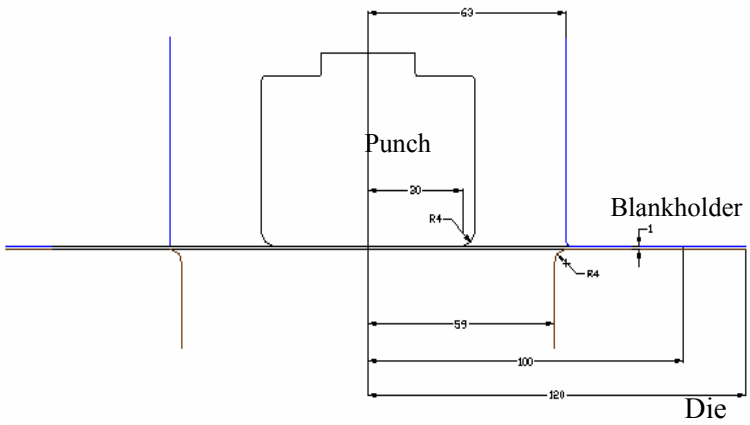


Figure 3 Initial tools

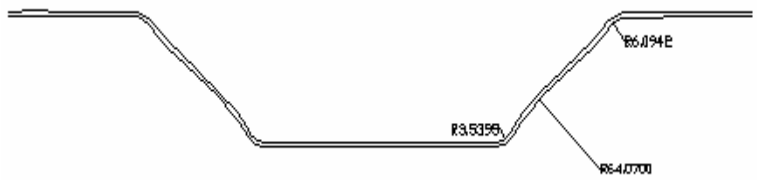


Figure 4 Shape of the part obtained using the initial tools

After the drawing process by using the initial tools, the configuration of the finished part presents a deviation from the given theoretical profile. On the basis of experimental researches, the process parameters which have an important influence on the springback intensity are as follows: *Blankholder force* $\boldsymbol{F_r}$ *, the radius of the punch* $\boldsymbol{R_p}$ *and radius of the die* $\boldsymbol{R}$**m**

Simulation of the drawing process using the finite element method and the factorial plane

The drawing process has been simulated using the ABAQUS-Explicit software. The simulation was performed for the conical parts made from E220 steel sheets - along and normal to the loading direction. The materials elastic properties used for simulation were as follows: Young's modulus 2.1×10^5 MPa, Poisson's ratio 0.3, density 7800 kg /m3. A three dimensional model used for simulation was created in order to ensure the simulation of the quasi-static problem and to obtain the state of equilibrium after the forming operation. The geometry of the models is shown for both parts in figure 5. The blank was considered deformable with a planar shell base [4]. The integration method was Gaussian with 5 integration points for every node, equal distributed through the thickness of the shell. The elements used for the blank mesh were of S4R type. The blank-holder, punch and die were modelled as rigid surfaces. Contact interactions between the blank and the tools were modelled using penalty method. In order to describe the plastic behaviour of the used material, 10 points were chosen from the stress – strain diagram. The materials were considered elastic-plastic with an isotropic hardening. The coefficient of friction used for the contact between blank, punch, die and blankholder was $\mu = 0.005$.
The process parameters were as follows: drawing depth = 30mm, drawing speed = 54 mm/s, blankholder force = 20 -70 kN. A symbolic mass of 1 kg is attached to the blankholder and an initially concentrated load of 20 kN is applied to the reference node of the holder.

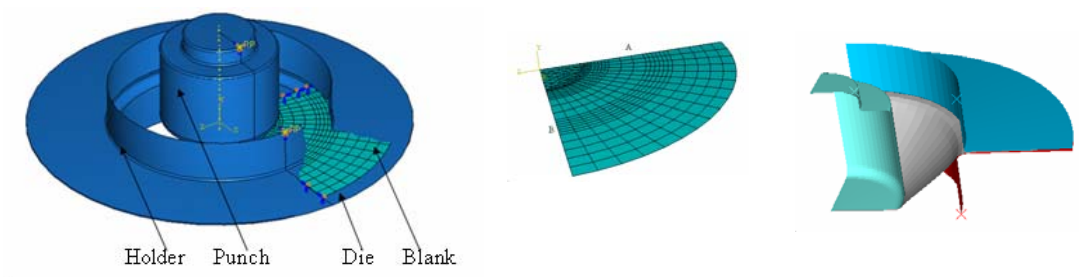


Figure 5 Geometrical model used in Abaqus

In order to establish a relation of dependence, Y(x), between the part geometrics parameters and process parameters two types of function, ***linear polynomial and quadratic functions***, can be used.[2]
In the case of determination of the linear polynomial function, we can use a factorial plan (experimental array) where for every factor of influence two variation levels (considered important for researching parameters evaluation) and a minimal level, coded(-1), and a maximal one, coded (+1) are assigned. For example, if we test ***k*** influence factors for a parameter and each factor is considered at two levels, we need an factorial experiment that requires 2^k experiences. In this case, because three influence factors have been selected, we should operate a number of 2^3 simulations. In order to minimize the number of simulation we only chosen the combinations that are representative for the main effects getting an ***fractioned factorial plan (2^{k-1})***.
In the case of determination of the quadratic polynomial function a fractioned factorial plan was used where, nearby first experiments, another three additional levels of each factors were used; the factors were coded as (-b), (0) and (+b) were b represents a real value (required to be smaller than -1 and bigger than +1).
First we used the factorial plans for determination of linear dependence function, and in the case when the obtained accuracy is not enough the experiments are continued according to fractioned factorial plan for quadratic function determination. But, by comparing the values resulted from simulation with that obtained using the above presented model a great difference was obtained especially in the case of the radii. Hence, we can conclude that the geometrical parameters considered in the linear model do not present a linear variation with the geometrical parameters of the tools. In this case it is needed to apply the optimization based on the quadratic model.
The following polynomial function of second degree was used in the quadratic model:

$$Y = a_0 + a_1X_1 + a_2X_2 + ... + a_nX_n + a_{11}X_{12} + ... + a_{nn}X_{n2} + a_{12}X_1X_2 + ... + a_{n-1,n}X_{n-1}X_n \quad (1)$$

where: Y represents the value that must be optimized (r_1, r_2, ρ) and $X_1..X_n$ represent the values of the input parameters that must be varied (F_r, R_p, R_m). In order to determine the coefficients of the model, a number of 10 additional simulations were used. The results of simulations are given in table no 2.

Table 2

Simulations with -b, 0, +b levels

	Fr	Rp	Rm	r1	r2	ρ
9	0	0	0	4.731	4.2259	103.5372
10	-1.287	0	0	4.3925	5.9578	217.9189
11	1.287	0	0	4.9855	4.7701	67.0711
12	0	-1.287	0	3.1929	4.3650	116.5062
13	0	1.287	0	5.6981	4.3445	75.1673
14	0	0	-1.287	4.8538	4.4366	80.6901
15	0	0	1.287	4.5953	5.0843	272.6595

The following models were obtained from calculation:

$$r1 = 4.71756 + 0.005F_r' + 1.0309R_p' - 0.14R_m' - 0.148F_r'R_p' - 0.02F_r'R_m - 0.095R_p'R_m' - 0.01F_r'^2 - 0.16R_p'^2 + 0.01R_m'^2$$

$$r2 = 4.34689 - 0.616F_r' - 0.277R_p' + 0.3062R_m' + 0.3162F_r' R_p' + 0.109F_r' R_m - 0.083R_p'R_m' + \rho F_r'^2 \rho R_p'^2 1 \rho R_m'^2$$

$$\rho = 83.433 - 71.89F_r' + 43R_p' + 117.18R_m' - 39.16F_r' R_p' - 72.78F_r' R_m + 46.698R_p'R_m' + 44.69F_r'^2 + 16.52R_p'^2 + 65.33R_m'^2$$

In order to test the obtained model, a simulation was performed for the case when: F_r=45 kN , R_p=5 mm, R_m=5mm. The obtained results are presented in table no 3.

Table 3

Simulation in the centre of the field

	F_r'	R_p'	R_m'	Values obtained from calculation	Values obtained from simulation	Deviation
r_1	0	0	0	4.7176	4.731	-0.013
r_2	0	0	0	4.3469	4.2259	0.121
ρ	0	0	0	83.433	103.5372	-20.1

By comparing the values resulted from simulation with that obtained using the above presented model, it was observed a diminution of the differences between the values obtained by applying the both methods. Also, if we compare the values obtained by applying the linear and quadratic models we can observe that in the case of quadratic model the differences are smaller than in the case of the linear model

Global optimization of drawing process parameters using an optimization function

To optimize the process parameters and to obtain simultaneously the three desired values for the part parameters (r_1 = 4 mm, r_2 =6 mm, ρ =1000 mm), the following function was applied:

$$F = (r_1 - 4)^2 + (r_2 - 6)^2 + (\rho - 1000)^2 \quad (2)$$

In the field of variation of the process parameters defined by the values -1 and +1, the function has some minima, but any of the minima is not equal to zero. The function F = 0 for r_1 = 4 mm, r_2 =6 mm, ρ =1000 mm. Hence we can choose in this field the lowest minimum value for the function F that must present the optimum value for which the above presented three conditions of optimization will be better and simultaneously satisfied. The values of the process parameters for which the function F will present the minimum value are given in table 4.

Table 4

Optimum values

	F_r'	R_p'	R_m'	r_1[mm]	r_2[mm]	ρ[mm]
Values obtained from calculation	-1.00 (20kN)	-0.26 (4.17 mm)	1.00 (6 mm)	4.19959	5.8498	387.059

By verifying the parameters resulted from optimization using the finite elements method the results presented in table no 5 were obtained.

Table 5

Values obtained from simulation

	r_1[mm]	r_2[mm]	ρ[mm]
Values obtained from simulation	4.16	6.2	315.047

The optimizated tools are shown in figure 6 and the part obtained by using the optimizated tools is shown in figure 7.

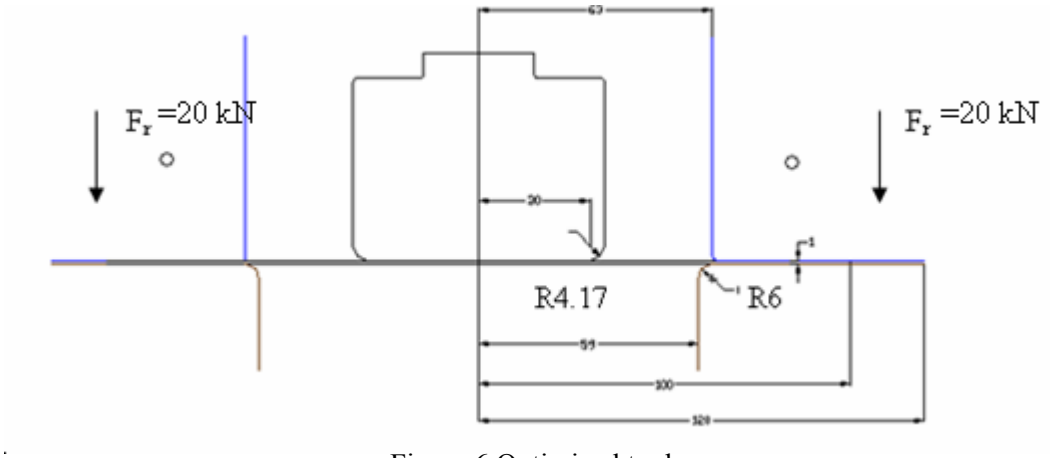


Figure 6 Optimized tools

Figure 7 The part obtained by optimizated tools

Conclusions

The values obtained after the process optimization are shown in table no 6.

Table 6

The values obtained after the optimization process

		r_1[mm]	r_2[mm]	ρ[mm]
Initial tools	**Values obtained from initial tools**	3.5395	6.0942	64.0755
Optimized tools	**Values obtained from calculation by applyng quadratic functions**	4.19959	5.8498	387.059
	Values obtained from simulation	4.16	6.2	315.047

In case of conical drawparts by using optimized tool and process parameters the springback intensity decreases . The best results are obtained by using quadratic functions. The method applied for the conical parts can be extended for all drawing processes.

Acknowledgments:
The present research was performed in the frame of the CEEX grant no 317/2006 with the financial support from the MEC - ANCS

References

[1] Ene C. F., "Cercetari privind optimizarea procesului de ambutisare a pieselor semisferice ", PhD thesis, T.U. of Bucharest, 2006
[2] E. Pairel, Y. Ledoux, R. Arrieux, L. Tabourot, O. Incandela " Correction of geometrical defects of stamping parts , by numerical simulation and design of experiment", Laboratory of Applied Mechanics, University of Savoy, BP 806, 74016 ANNECY Cedex, France.
[3] Bacivarov I., Bacivarov A., Ţipilică A." Ingineria calitaţii. Iniţiere în metoda Taguchi", Bucuresti 1998.
[4]Claes Arwidson " Numerical simulation of the sheet metal forming for high strenght steels", Lulea University of Technology, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Division of Manufacturing Systems Engineering 2005.

Received March 15, 2007

University of Bacau, Department of Production Systems Engineering

Rezumat

Revenirea elastică este un fenomen determinat de distribuţia tensiunilor reziduale pe secţiunea piesei deformate, tensiuni care apar suplimentar tensiunilor interne generate de procesul de deformare. În cazul ambutisării pieselor semisferice, fenomenul afectează în mod substanţial precizia procesului, abaterile de la profilul teoretic fiind înregistrate pentru următorii parametri: raza piesei semisferice, raza de racordare dintre flanşă şi corpul piesei, unghiul dintre flanşă şi axa orizontală. Eliminarea sau diminuarea efectelor revenirii elastice se realizează actualmente prin aplicarea unor corecţii la sculele de lucru, realizarea unor construcţii speciale de scule sau aplicarea unor proceduri de optimizare a parametrilor procesului. Aceste metode se caracterizează prin costuri ridicate şi consumuri mari de manoperă şi timp. Din aceste motive, este necesară aplicarea unei metode care să permită eliminarea sau diminuarea efectelor revenirii elastice încă din faza de proiectare a sculei şi procesului de deformare. O cale eficientă de rezolvare a problemei constă în aplicarea metodei Taguchi pe baza căreia pot fi cuantificaţi parametrii geometrici ai sculei şi ai procesului de lucru; aplicarea metodei în cazul pieselor conice a condus la reducerea considerabilă a efectelor revenirii elastice asupra parametrilor geometrici ai piesei finite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY OF FATIGUE PHENOMENON IN NANOSTRUCTURED CARBON-BIOCOMPATIBLE ALLOY STRUCTURES

BY

ADRIANA SAVIN, RAIMOND GRIMBERG, LALITA UDPA

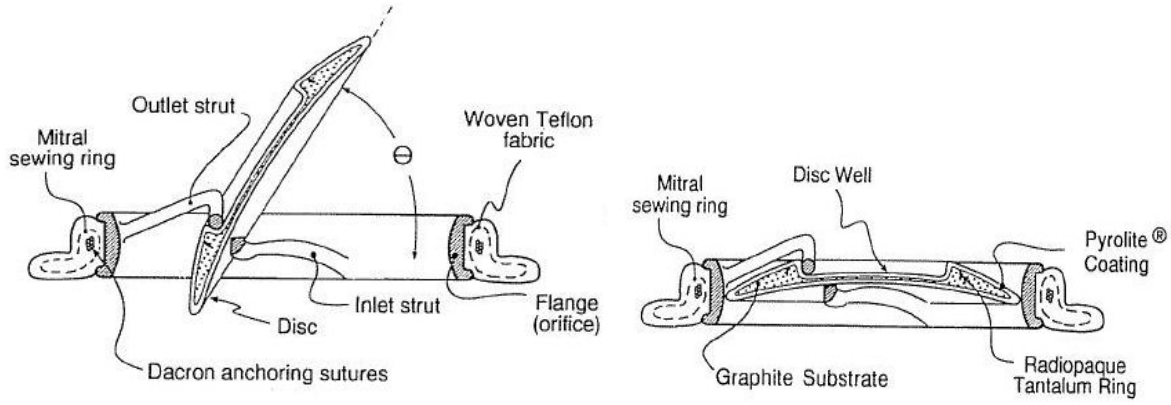
Abstract: This paper present the studies about fatigue phenomenon in complex structures made from nanostructured carbon- biocompatible alloy, as the components of Bjork Shiley convexo-concave prosthetic heart valves. For Haynes 25 alloy were determined the S-N curves and for occluder disk, the number of cycles until failure when a fatigue crack is growing, were determined

Keywords: BSCC prosthetic heart valve, fatigue phenomenon, fatigue cracks, Pyrolite carbon, biocompatible alloy

1. Introduction

Complex structures as nanostructured carbon - metallic alloy with biocompatible properties have uses more and more numerous, especially in different types of mechanical medical prosthesis [1]. A typical example of such structure is represented by Bjork-Shiley convexo-concave (BSCC) prosthetic heart valve [2], [3].

The BSCC prosthetic heart valve comprises a flange (orifice ring) an inlet strut, a disc occluder and a cloth sewing ring [4] (figure 1).



a b

Figure 1 The BSCC prosthetic heart valve – central cross – section drawing:
(a) Disc in open position (θ either 60^0 or 70^0)
(b) Disc closed

The flange and the inlet strut were fabricated as a single piece from a cylinder of cobalt based Haynes 25 alloy bar stack. The outlet strut was formed from a wire of

the same alloy and joined to the flange by tungsten inert gas (TIG) welding, which melted the ends of the two outlet strut legs and the surrounding flange metal to form integral welds, without filler material. The flange and struts were hand-polished to provide mirror finishes on the blood flaw contact surfaces.

The disc made by Carbo Medix Inc. is composed of an outer nanostructured carbon Pyrolite coating over graphite core that bias an embedded, radio-opaque tantalum ring. The marker ring is incomplete, with an intentional gap to allow thermal expansion during the carbon nanostructured coating. The disk was inserted into the flange orifice by cold-bending the outlet strut, making specific tolerance checks to ensure proper clearance around the perimeter of the disk and setting the hook-to-well gap between the outlet strut tip and the bottom of the well in the disc's convex surface. The disk well is engaged by the hook-shopped control tip of the outlet strut to limit disc opening translation and rotation about the inlet strut. On closing an outflow over inflow side pressure gradient strut's reverses flow forcing the disc to settle down on the inlet strut's convex surface and placing the disc in a neutral, mid-orifice, occlusive position, perpendicular to the orifice axis (figure 2).

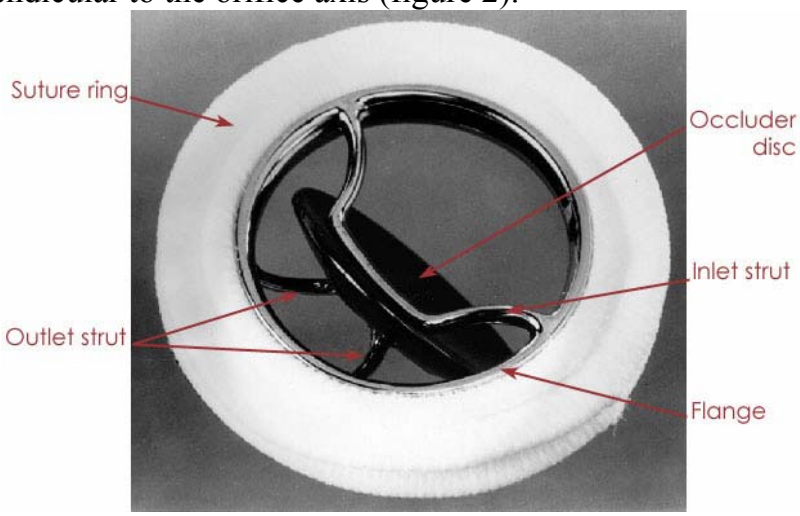


Figure 2. BSCC prosthetic heart valve

An epidemiological study [5] found 42 strut fracture and 8 occluder disc fractures during mean follow-up of 66 years. At present in all the world approximately 250.000 patients use such device.

Both types of fractures (outlet struts fractals and occludes disc fractals) are due especially to the degradations induced by fatigue. This paper is occupied with study of fatigue in alloy Haynes 25 type as well as in occluder disc coated with nanostructured carbon.

2. Samples taken in study

Because the epidemiological studies showed that maximum number of deteriorations of BSCC prosthetic heart valves are due to phenomenon associated with fatigue of outlet struts, the fatigue phenomenon on samples made by Haynes 25 wire alloy having 1.03mm diameter, identical with OS were studied. Chemical composition

for alloy is presented in table 1, the data being delivered of Haynes International Inc. USA.

Table 1 Chemical composition for Haynes 25 alloy (L605), according UNS-R30605

Element	Co	Cr	W	Ni	Fe	Mn	C	Si
Constituent [%wt.]	51*	20	15	10	3	2.0	0.1	0.4

* Balance

The principal mechanical characteristics indicated by producer are presented in table 2.

Table 2 Mechanical characteristics for Haynes 25 (L605) alloy

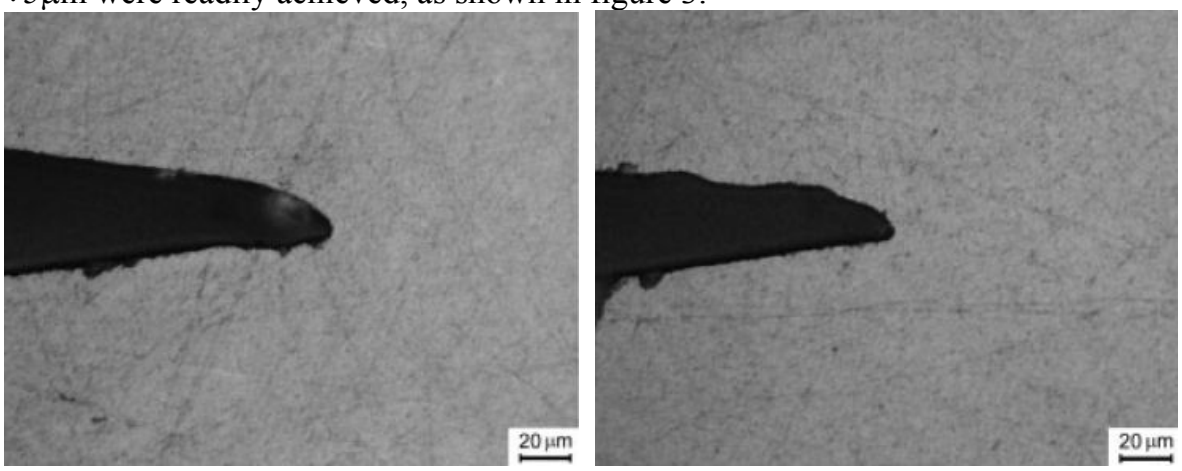
Characteristics	Young's modulus [GPa]	Strength [MPa]	Fracture toughness [MPa $\sqrt{m}$]	Fatigue threshold [MPa $\sqrt{m}$]
Value	209	450-1000	~60	4.5÷10

In case of prosthetic heart valves BSCC, occluder disc is manufactured by graphite core (show figure 1 and 2) on which a nanostructured carbon layer is deposited. The producer of disc, Carbo Madix Inc-USA had given the principal mechanical characteristics for this composite structure, sandwich type.

Table 3 Mechanical characteristics of nanostructured carbon

Characteristics	Young's modulus [GPa]	Strength [MPa]	Fracture toughness [MPa $\sqrt{m}$]	Fatigue threshold [MPa $\sqrt{m}$]
Value	27-31	350-530	1-2	0.7-2

The tests were made on samples of occluder disc with 18.8mm diameter, 0.9mm thickness and 5.5mm initial notch depth (measured from the load line). Razor micro notch were placed at the end of the saw cut notches by repeatedly slinding a razor blade over the notch under a light normal load (~1N) using a custom made ring in the presence of a 1μm diamond slurry. Using this method, notch root radii of 3÷5μm were readily achieved, as shown in figure 3.



a *b*

Figure 3 Optical micrographs showing examples of razor micro notches in nanostructured carbon coated graphite: a) match root radii ~ 5μm; b) match root radii ~ 3μm

The image of strut of nanostructured Pyrolite carbon which cover graphite core (obtained with Atomic Force Microscopy) is presented in figure 4. The layer has advantage that is tromboresistive.

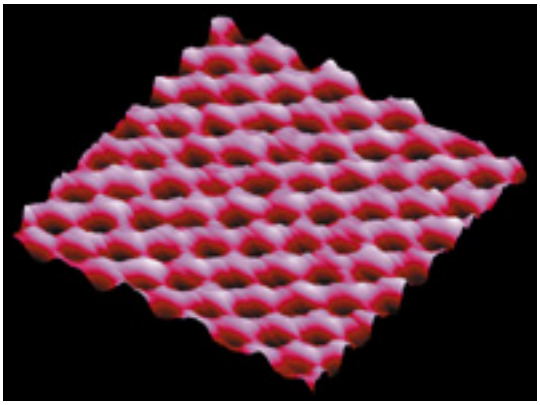


Figure 4. AFM imagine of nanostructured Pyrolite carbon

3. Experimental results

The fatigue tests were made at Michigan State University, College et Engineering, Mechanics Dept, using in this purpose the equipment INSTRON 1350 with ±100kN capacity of loading.

Samples of Haynes 25 wires were supposed at uniaxial cyclic extension-compression stress with 30Hz frequency. The tests were made in air at room temperature (+25^{0}C) as well as in solution Ringer lactate (a solution perfusable with electrolytic proprieties similarly with human blood).

In figure 5 are presented the curves S-N type for Haynes 25 alloy.

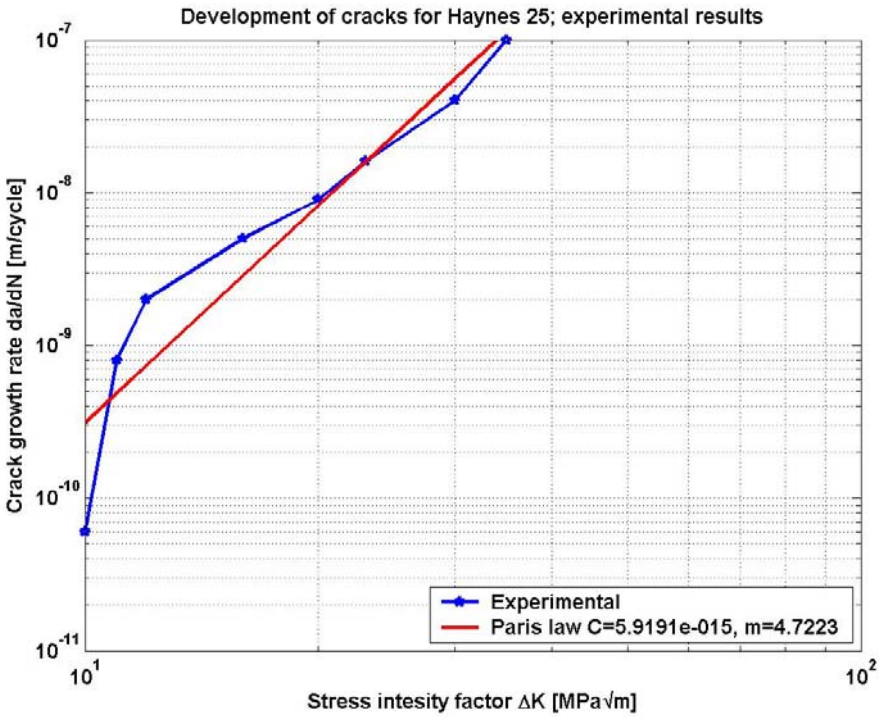


Figure 5 S-N curves for Hayes 25 Alloy

To measure fatigue – crack growth properties were used standard samples from Haynes 25, the measurement principle being presented in figure 6.

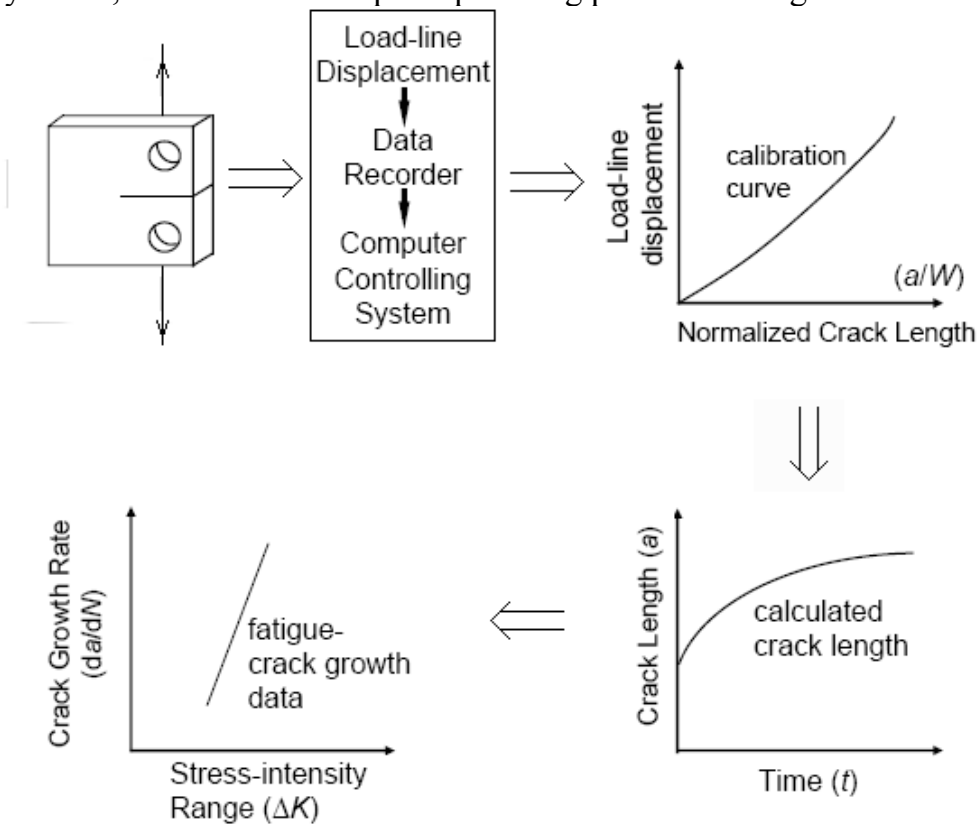


Figure 6 Measurement of Fatigue-Crack Growth

The results which describes the dependence of fatigue-crack propagation rate, da/dN, where *a* is crack length and N is number of cycles, are presented in figure 7 for samples immersed in Ringer lactate solution for coefficient: R = -1.

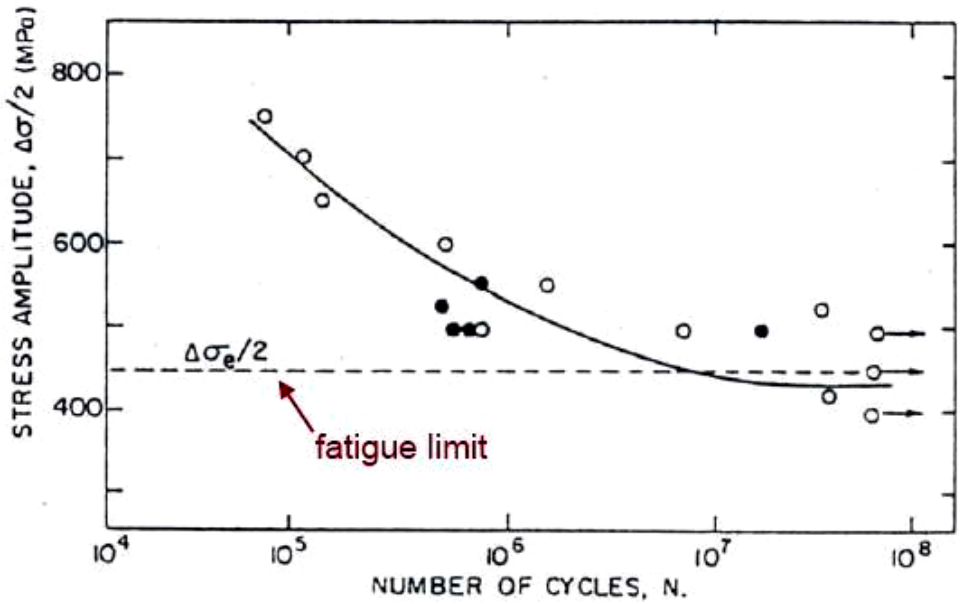


Figure 7 Fatigue crack propagation rate vs. Stress intensity factor

Occluder discs were tested in concordance with ASTM E-399. The discs were loaded with 0.44N/s loading rate until unstable fracture occurred. The critical stress intensity, K_c, for each sample was then computed from the peak load P and sample dimension, w is disk diameter, B is disk thickness, *a* is crack's length [7]:

$$K = \frac{P}{B\sqrt{w}} f\left(\frac{a}{w}\right) \tag{1}$$

where

$$f\left(\frac{a}{w}\right) = \frac{2+\frac{a}{w}}{\left(1-\frac{a}{w}\right)^{\frac{3}{2}}}\left[0.76+4.8\left(\frac{a}{w}\right)-11.58\left(\frac{a}{w}\right)^2+11.43\left(\frac{a}{w}\right)^3-4.08\left(\frac{a}{w}\right)^4\right] \tag{2}$$

Results to obtain are presented in table 4.

Table 4. Fracture Toughness Test Results for Micro matched Occludes Disks

Sample No.	K_c [MPa $\sqrt{m}$]
1	1.42
2	1.29
3	1.48
4	1.28
5	1.35
Mean ± Std. Dev	1.36 ± 0.08

4. Results and discussion

It was considered that the crack-growth relationship for Hayes 25 alloy is given by Paris law [8]:

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta K\right)^m \tag{3}$$

the parameters being determined by best-fitting method.

The values C = 5.9191×10^{-15} and m = 4.7223 are obtained, on basis data by figure 7.

The form factor for fatigue cracks l/a (l = crack's length and a = crack depth) has average value ½ [8].

Stress intensity, K, can be expressed with relation:

$$K = Q\sigma\left(\pi a\right)^{\frac{1}{2}} \tag{4}$$

where

$$Q = \frac{2}{\pi} \quad \text{in case of } \frac{\mathrm{l}}{\mathrm{a}} = \frac{1}{2} \tag{5}$$

Introducing (5) and (4) in (3) and effectuating the calculus, the number of cycles until failure of outlet strut for crack's fatigue can be found:

$$N_t = \frac{2}{(m-2)CQ^m \Delta\sigma^m \pi^{\frac{m}{2}}} \left[\frac{1}{a_0^{\frac{m-2}{2}}} - \frac{1}{a_t^{\frac{m-2}{2}}} \right] \tag{6}$$

where

$$a_t = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{max}}{Q_{max}} \right)^2 \tag{7}$$

Experimental results are presented in figure 8.

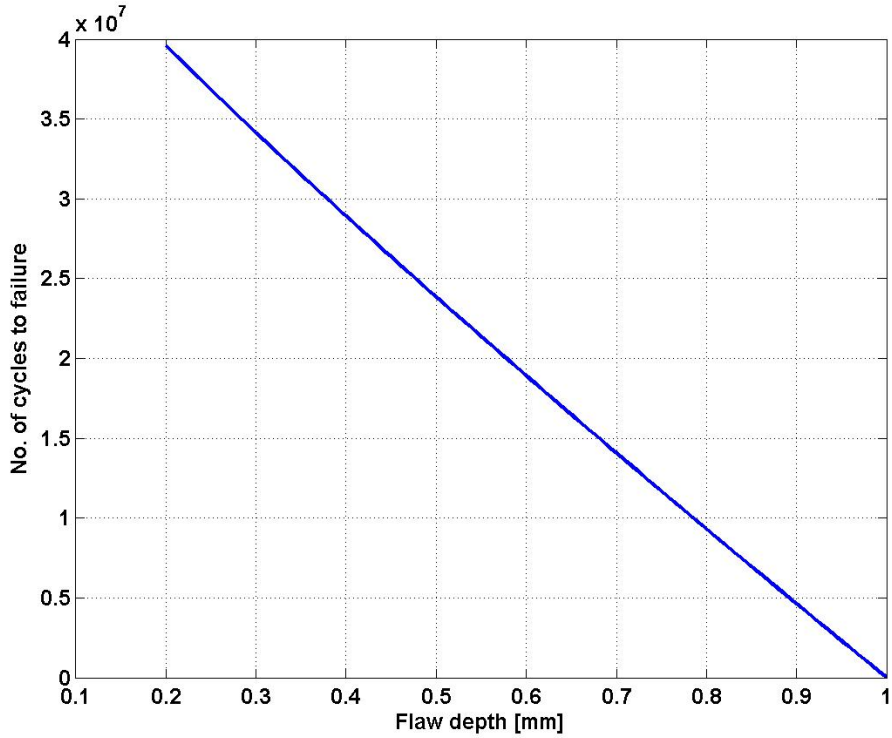


Figure 8 Number of cycles to failure vs. flaw depth

In case of occluder disk the propagation of cracks is made more slowly so that the number of cycles until break to exceed $8x10^8$, superior of BSCC heart valve prosthesis functioning time which is 53.8 years.

Examining the results presented in figure 8, we arrive at the conclusion that if a nondestructive examination method for heart BSCC prosthetic heart valve, which allow determination of fatigue crack with 0.6mm depth with probability of detection bigger or equal with 98% for imposed reliability coefficient, can be perfected, remain enough time for physician (cca 6 months for a heart rhythm of 72 battle/minutes) to prepare operation for explant – reimplant in good conditions.

Acknowledgements

This paper is supported by Romanian Ministry of Education and Research under the National University Research Council - Grant no.586/2006

Received March 1st , 2007

Nondestructive Testing Department,
National Institute of Research and Development for Technical Physics
47 D. Mangeron Blvd., Iasi, 700050, Romania
Michigan State University, 2120 Engineering Building,
East Lansing, MI 48824 – 1226, USA

REFERENCES

1. D. W. Weiting, A. C. Eberhardt, H. Reul, E. M. Breznock, S. G. Schreck, J. G. Chandler, "Strut Fracture Mechanisms of the Björk-Shiley Convexo-Concave Heart Valve", Journal of Heart Valve Disease, **8**, No.2, 206-217, (March 1999).
2. V.O. Bjork, *A new tilting disk valve prosthesis,* Second J. Thoroc. Cardiovascular Surg, 3 (1969), pp 1-10;
3. V.O. Bjork, *The improved Bjork-Shiley tilting disc valve prosthesis,* Second J. Thoroc. Cardiovascular Surg, 12 (1978), pp 81-84;
4. D.W. Wieting, A.C. Eberhardt, H. Reul, E.M. Breznoh, S.G. Schah, J.G. Chandler, *Strut Fracture Mechanism of the Bjork-Shiley Convexo-Concave heart valve,* J. Heart Valve Disc, 8, 2 (1999), pp. 206-217;
5. Y. vonder Grobf, P. de Ward, L.A van Herweden, J.J. Defauw, *Risk at strut fracture of Bjork-Shiley valves-Lancet*, 339 (1992), pp 257-261;
6. ASTM E 399-90, vol. 03.01, ASTM International, W. Consholochan, 2004;
7. J.J. Kruzic, S.J. Kuskowski, R.O. Ritchie, *Simple and accurate fracture toughness testing methods for pyrolitic carbon/graphite composites used in heart-valve prostheses,* Published online 22 June, 2005 in Wiley Inter Science;
8. J. Lemaitre, J.L. Cheboche, *Mechanics of solid materials,* Cambridge University Press, U.K, 1994.

STUDIUL FENOMENELOR DE OBOSEALA IN STRUCTURI CARBON NANOSTRUCTURAT-OTEL BIOCOMPATIBIL

Rezumat: Aceasta lucrare prezinta studiile asupra fenomenelor de oboseala in structurile complexe realizate din carbon nanostructurat- otel biocompatibil, asemeni componentelor valvelor de inima protetice tip Bjork Shiley convexo-concave. Pentru otelul Haynes 25 s-au determinat curbele S-N iar pentru cazul discului de inchidere a valve, s-a determinat numarul de cicli pana la fractura, in cazul existentei unei fisuri de oboseala.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE COMBUSTION FURNACES OPTIMISATION ASSISTED BY COMPUTER

BY

PETRICĂ VIZUREANU

Abstract. *The purpose of the heating operation is the metallic materials preparation for the forging processes in the technological flow. The heating technologies play an important part in the future quality of the product. For satisfying the production needs it is necessary to achieve a sharp control of heating processes' parameters. In such a context the development of the computer control system has a vital importance for obtaining the functional optimisation of the furnace through the mathematical model, by processing a big volume of data. The using of computer in the equipment designing and operation beside the using of new refractory materials and the burning equipment optimisation can lead at optimum heating furnaces from the constructive and operational point of view.*

Keywords: *furnace, combustion, heating, optimisation*

I. Heating regimes design for semi - products in view of forging

The heating process of metallic materials in view of forging has to ensure the achieving of the required temperature as more possible uniform distributed upon the entire section of semi - product, in a time as short as possible and without producing the fracturing or cracking of the material. The decreasing of heating time leads to the fuel consumption reducing and at the decreasing of oxidation and of decarburation of the heated material. The exaggerate decreasing of the heating time leads to a big temperature difference between the core and the semi - product surface and at stresses that lead to fractures and cracking in the material.

Taking into account the previous presented it results that, for achieving an optimum heating regime in the shortest time and without semi - product cracking danger, there is necessary such a leading of the furnace so the temperature difference between the core and the ingot surface be close to maximum acceptable value during heating. For the correct setting of the heating regime the values of the physical – mechanical parameters have to be those of the current material temperature during heating or at least average values for small temperature intervals.

For this it is necessary a computer programme with the help of which one can plot heating diagrams for the rang of polygonal ingots or round and prismatic semi-products. The programme starts from the heat transfer relations presented in the literature [4].

The initial data of this programme are:

• semi - product sizes;
• heating temperature;
• physical and mechanical feature of the steel that will be heated (λ, c, β, γ, E).
The programme is applicable for every kind of steel for which one know the physical - mechanical features values as function of temperature and the breaking limit function of material state (the cast reminded strains).

II. The combustion process optimisation by using of new burning equipment
There exists two trends in this direction:
• heat recovery from hot gases using regenerative burners;
• the using of gas analysers for burning control in heating furnaces.
II.1 Heat recovery from hot gases using regenerative burners
In the forge sections, important energy consumers, a special place was be represented by the heating furnaces for plastical deformation, which use as combustible the methane gas and at which during the technological processes there is a low degree of energy utilisation. The most part of the energy loss will be done by the gases vented from the working space and as it was be known, the most efficient recovery is that by which the energy was used in the charge heating process: primary recovery. Thus one can make appeal to the regenerative method by which the from the burned gases will be used to intensively preheat the combistion air using regenerative burners.
By this method the temperature of burned gases became 100-200ºC by comparison with the previous situation when the gases vented from the working space can have temperatures sensible equal with those of the furnace. One recommands the using of regenerative burners on heating furnaces with maximum working temperatures about 1250ºC with continuous or discontinuous operation. The regenerative method wasn't recommended to other gases due to its impurities.
II.2. The using of combustion gases analysers for burning control in heating furnaces
The advantages of the last burned gas analysers' generation were identified by the following features:
• they are made from a block of sensors placed on the pipes of burned gases of the boiler and from an electronic block placed in the furnace command desk zone, the link between them being achieved by a protective cable;
• the burned gases are being vented from the block of pipes passed through a floppy filter (which is permanently being cleaned from solid particles by reverse blowing of its inactive zone), or they filter themselves in the case of thermo-diffusive extraction and then they are being passed through the sensors and after that are sent back in the pipes (figure 1);
• the block of sensors has a ZrO_2 sensor for oxygen concentration measurement and the catalytic combustion sensor with platinum cataliser for combustible gases measurement;
• the block of sensors works at the high temperature making possible its location closer possible by the burner.
The electronic block is being endowed with a microprocessor that has several entrances and exits analogues and digital, playing the part of a general controller of burning. It fulfils the following functions:

• it displays oxygen and combustibles gases concentration values given by the block of sensors;
• it calculates and displays the values of optimum necessary and effective air excess;
• it accomplishes the adjustment through various adjustment laws and commands the execution elements (operation) for the getting of the required flow rates for combustible and air;

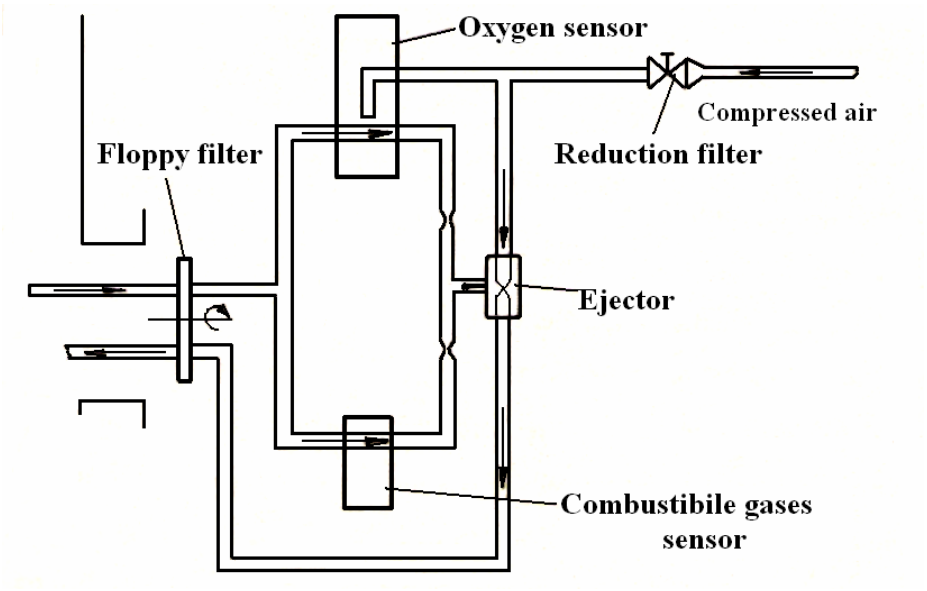


Figure 1.

• it facilitates an active dialogue with the operator which by means of a functional keyboard and of a display block can set the adjustment and advertising parameters and commands directly at the execution elements;
• it watches and commands the burners operation;
• in case of same disfunctionalities it brings the parameters at previous settled values.
This burning adjustment system optimises the efficiency of burning process by minimising the losses due to the air excess in the furnace or to unburned evacuate combustible. At the same time it helps at the maintaining of a proper fraction air /combustible despite the variation of caloric power, pressure, temperature or combustible density.

III. The computer assisted desiginig of heating equipment

As a result of the experience there follows that the designing of heating furnaces implies laborious calculation for the thermal regime as well as for the effective dimensioning. With the PC aid and with an advanced software one could elaborate sets of programmes for analytical designing of heating furnaces.
The designing methodology supposes the elaboration of a mathematic algorythm by which starting with a calculation of the combustible burning one pass to the designing of the thermal regime for the required heating technology and the proper heat recovery system.
An important chapter in the designing stages is the establishment of the thermal balance of the heating equipment that has to have optimum balance features [3].

Each section of the thermal balance of the furnace is being calculated using analytical relations that model the heat transfer. After the calculation of each type of heat flow rate one makes with the computer aid a feed-back cycle as in the case of the heat loss through to the walls. After the average temperature calculation of the middle layer of the furnace brickwork by means of feed-back cycle, these are being approximate such as the difference does not exceed 10 %. If this difference exists one makes the calculation again taking into account the average temperatures of the middle layers previously settled.

In this way one accomplish the calculation for the other chapters of the balance too, having in view the specificity of each.

References

1. Chelu, Gh. - Optimizarea regimurilor de încălzire a lingourilor şi semifabricatelor in vederea forjarii, Revista Metalurgia nr. 1, 1993, p. 5-11.

2. Grancea, V., Dima, A., Vizureanu P. - Necesitatea introducerii dimensionarii asistate de calculator a cuptoarelor de incalzire în procesul didactic - Sesiunea tiintifică "45 ani de învăţământ superior", Galaţi, oct. 1993, vol.2, p.170-174.

3. Dima, A., Grancea, V., Vizureanu P. - Computer Assisted Mathematic Modelling of Heating Processes in the Solidus Field of Fe-C Alloys - Heat Treatment Conference - Dunayvaros - Ungaria, 1993, p.85-90.

4. Grancea, V., Vizureanu, P., Alexandru, M. – New Trends in the Forging Furnaces Constructive and Operational Optimisation, Buletinul I.P. Iaşi, tomul XL (XLIV), secţia IX, Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, vol. II, 1994, pp.613-618.

Received March 4, 2007

Technical University Iaşi

OPTIMIZAREA CUPTOARELOR CU COMBUSTIE CU AJUTORUL COMPUTERULUI

Rezumat. Încălzirea materialelor metalice în vederea deformării plastice la cald se face cu ajutorul cuptoarelor cu combustie. În acest sens este necesară optimizarea regimurilor termice din aceste utilaje mari consumatoare de energie. Optimizarea se referă la posibilităţi de recuperare a energiei termice furnizate prin intermediul elementelor încălzitoare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NEURO-FUZZY EXPERT SYSTEMS FOR PREDICTION OF MECHANICAL PROPERTIES INDUCED BY THERMAL TREATMENTS

BY

PETRICA VIZUREANU[*], AUREL ANDREESCU[**], NICOLETA IFTIMIE[**], ADRIANA SAVIN[**], ROZINA STEIGMANN[**], SORIN LEITOIU[**], RAIMOND GRIMBERG[**]

Abstract: This paper presents an Expert System designed to be able to predict the mechanical properties - the yield strength and the tensile strength for some low alloy steels with the suitable heat treatment. The Expert System uses a neural network as the inference engine.

Keywords: expert system, neuro-fuzzy network, thermal treatment, low alloy steels.

1. Introduction

The heat treatment, as the technological process used in the obtaining the metallurgical products, involves the heating and cooling operations applied to the metals and alloys to achieve desired mechanical properties. The most heat treatments are made to improve ductility and toughness, to increase or reduce hardness, to increase strength and so on. The steels will have the desired properties according as the microstructure of alloys, which can be ferrite-pearlite, ferrite - pearlite - bainite or martensite.

There are a lot of recommended practices for conditions of heat treatment in function of chemical compositions and desired mechanical properties. These are looking for the austenitising temperature, the austenitising time, the heating and cooling rate, the tempering temperature and other parameters. The results are not always that we waited!

The possibility to predict or estimate the results of heat treatment leads to the development of physical and mathematical models regarding to the tensile strength, the yield strength, toughness, creep life, fatigue life etc. The lack of progress in predictions for the mechanical properties is due to their dependence on large number of variables. Nevertheless there are more patterns recognized by metallurgists, which are the guide for thermal treatment.

The neural networks as part of the artificial intelligence are using to model the complex systems in the engineering process where it is difficult to formulate an

analytical model. The Expert System (ES) offer a way to overtake the lack of experimental data and physical models in this domain and to realize the empirical quantitative model of great advantage in Materials Science [1].

The basic idea behind the Expert Systems is simply - the expertise, which is the vast body of task-specific knowledge, is transferred from a human to a computer.

The neural networks can achieve an exhaustive analysis by a non-linear relationship among sets of input and output data of the system. The advantage of Neural Networks is their capability to learn from the set of actual data. The transfer functions which realize the non-linear correlations between sets of input and output data are flexible and determined by interconnect- weights of input data. The encoding weights are been done by a learning technique by a special type. The combine effects of alloying elements for different mechanical properties are predicted when weights are chosen on the basis of metallurgical understanding. The realization of the Expert System depends on some problems which are the key of his performance: the data base which must created with a large experimental actual data, the selection of the adequate variable to describe the physical process and the use of artificial parameters so the Neural Networks system "discovere" the non-linear correlations.

The paper presents an Expert System designed to be able to predict the mechanical properties - the yield strength and the tensile strength for some low alloy steels with the suitable heat treatment.

The ES uses as inference engine a neural network back propagation type. The ES has three sets of neurons: one input layer with 10 neurons, a hidden layer with 2 neurons and the output layer with 2 neurons (fig. 1).

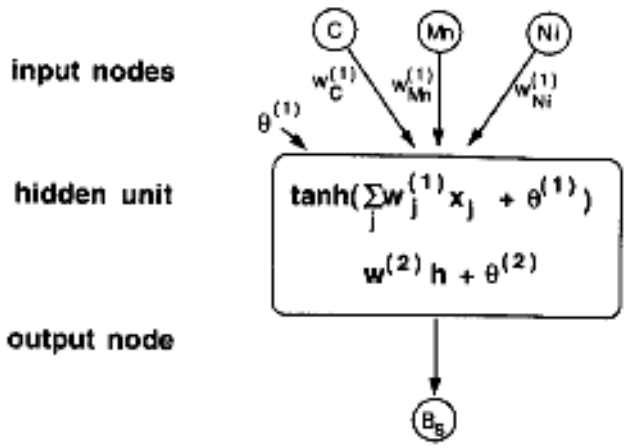


Figure 1. A non-linear network representation

The first layer includes one neuron for each input parameter, respectively the chemical composition (C, Mn, Si, Cr, Ni, Mo), the austenitising temperature, the austenitising time, the cooling rate (air cooling, oil cooling, water cooling). The second layer consists of a number of neurons as non-linear operators, the arguments of which are the weighting inputs from the first layer. The output layer has 2 neurons, one each for the output parameters: the yield stress and the tensile strength.

The transfer functions used in ES is a hyperbolic tangent function. The calculus relations are:

$$h = \tanh\left(\sum w_j^{(1)} x_j + \theta\right) \tag{1}$$

and

$$y = w^{(2)} h + \theta^{(2)} \tag{2}$$

The weights do not need to be known in advance. They will be adjusted by the Neural Network using a training algorithm in accordance with database for σ_y and σ_r. The encoding weights are been made by a learning technique by a special type. The combined effects of alloying elements for different mechanical properties are predicted when weights are chosen on the understanding metallurgical basis. The same thing is done using the regularization constants.

The database includes 50 sets of inputs data for the training and 25 sets of data for testing the ES. The sets of data relate to the low alloys cast steel and low alloy rolling steel used in machine construction**:** EN 10028, EN 10137, EN 10113.

The selection of input parameters are basis made on the literature data, where it is shown their influence on the mechanical properties [2], [3]. The yield and tensile strength has been modelled as a function of C, Mn, Si, Cr, Ni and Mo concentrations. The weight of concentrations is very important in determinate the mechanical properties as how it is known. On the metallurgical basis search the carbon concentration have the most significant influence on tensile strength (cca 80 MPa for each 0.1% C) and the yield strength (cca 50 MPa for each 0.1% C). The influence of Mn is smaller with the increases (10 MPa for each 0.1% Mn for σ_y and σ_r). The same thing we can say about Si but the Ni has a different influence for σ (80 MPa for each 1% Ni) respectively a minor influence about yield stress. The chrome has a similarity contribution as nickel.

The austenitising temperature allows materials to reach a γ-phase structure, in which the carbon element is interstitial lattice dissolved; that is in the temperature range $850^0 \div 980^0$C. The austenitising time allows the equalization temperature for the whole section of the material and a quantitative carbon element to dissolve in the austenite phase. The austenitising time may varies between 10 minute and 2 hours.

The cooling rate is function of the sample dimension, its surface temperature and the cooling medium. Its values varies between $0{,}3 \div 1^0$C/sec (air cooling), 75^0C/sec (oil cooling) or 360^0C/sec (water cooling). In function of the cooling rate, chemical composition of steel and the different austenitising stages the different metallurgical structure are formed: ferrite - pearlite, bainite - ferrite - pearlite or direct in martensite and so on

The tempering temperature of steel we taken in study varied between $570^0 \div 650^0$C.

The evaluation of the mechanical properties of the steel may be done with more hidden units in the second layer. More hidden units need more time of running program and more equivalent costs so it is necessary to make an optimum choice. The test error shows the optimum choise.

For the estimation of the yield and tensile strengths in the rolling plate as function of chemical compositions and rolling parameters it were reported 2 neurons in hidden layer [4]. For prediction of the Vickers hardness in austempered ductile iron it

was used 10 neurons correlating the hardness with the nominal composition, austenitisation temperature, austenitisation time, austempering temperature and austempering time [5].

Table1 The variables used in the analysis as the input parameters.

Analysis Parameters		**Minim**	**Maxim**
Input Parameter	Carbon, wt.%	0.09	0.55
	Manganese, wt.%	0.4	1.4
	Silicon, wt.%	0.2	0.8
	Crom, wt.%	0.3	1.8
	Molybdenum, wt.%	0.15	0.35
	Nickel, wt.%	0.3	3.55
	Austenitising temperature, ^{0}C	850	980
	Austenitising time, min	10	120
	Cooling rate, ^{0}C/sec	0.3	360
	Tempering temperature, ^{0}C	570	650
Analysis Parameters		**Minim**	**Maxim**
Output Parameter	Yield strength, MPa	275	1030
	Tensile strength, MPa	540	1320

2. Artificial neural network approach

In our model the network has one input layer, one hidden layer and one output layer. The input layer has 10 input parameters: the principal elements of chemical composition, austenitisation temperature, austenitisation time, cooling rate and tempering temperature.

One important step in our analysis is the normalization which brings the range of variations of all the variables between -0.5 and + 0.5 as follows:

$$x_N = \frac{\left(x - x_{\min}\right)}{\left(x_{\max} - x_{\min}\right)} - 0.5 \tag{3}$$

This is made to avoid the different scales of variations between the different input parameters and the important influence each parameter is shown. The transfer function is one hyperbolic tangent type. The argument of this function is *quantity* of type W.X+Θ with X (the vector input parameters) and W (the matrice of weights of input parameters). The output parameters are of form than (W.X+Θ). The output variables are a linear combination of hyperbolic tangent functions.

The calculated parameters are checking in regarding with the real parameter from the database. The error model is determined by minimized error function given by:

$$E_d = 1/n\ \Sigma(Y_{target} - Y_{calc})^2 \tag{4}$$

The error function is the sum squared error between the target and the prediction for a given choice of weights.

The weights are adjusted until the error is equal with the imposed limit.

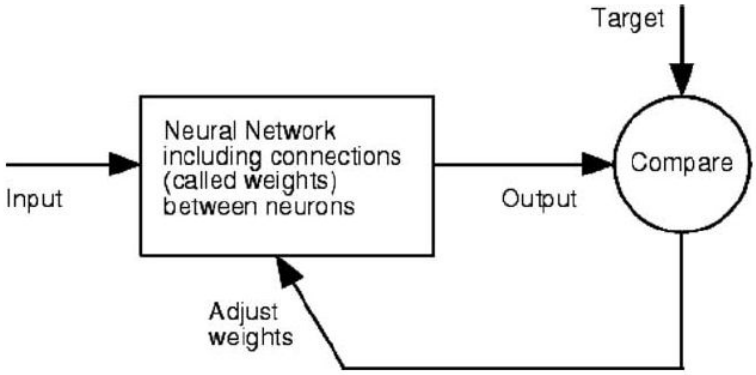


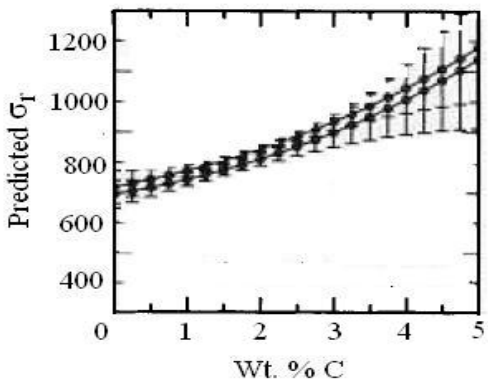
Figure 2. Training process for artificial neural networks

The algorithm used is a gradient descent type. The learning rate was taken 0.005. Numbers of iteration is 100.000. The algorithms automatically search the network configuration to avoid the over-fitting.

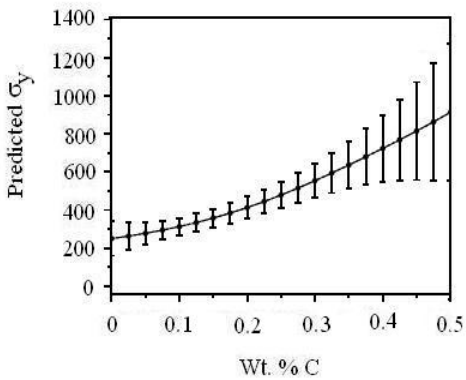
In order to reduce the search for the best training network to a reasonable time we used only network with one hidden layer.

3. Results

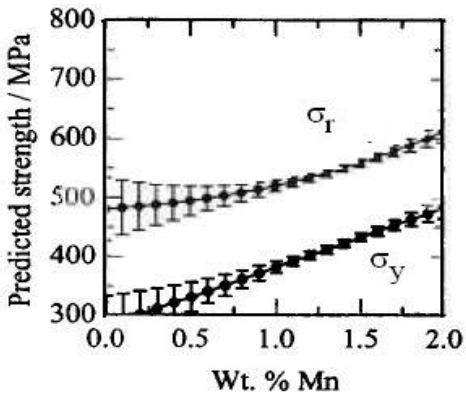
The predictions of the yield strength and tensile strength as a function of chemical composition are shown in figure 3 for wt% C, wt% Mn, wt% Cr.



a



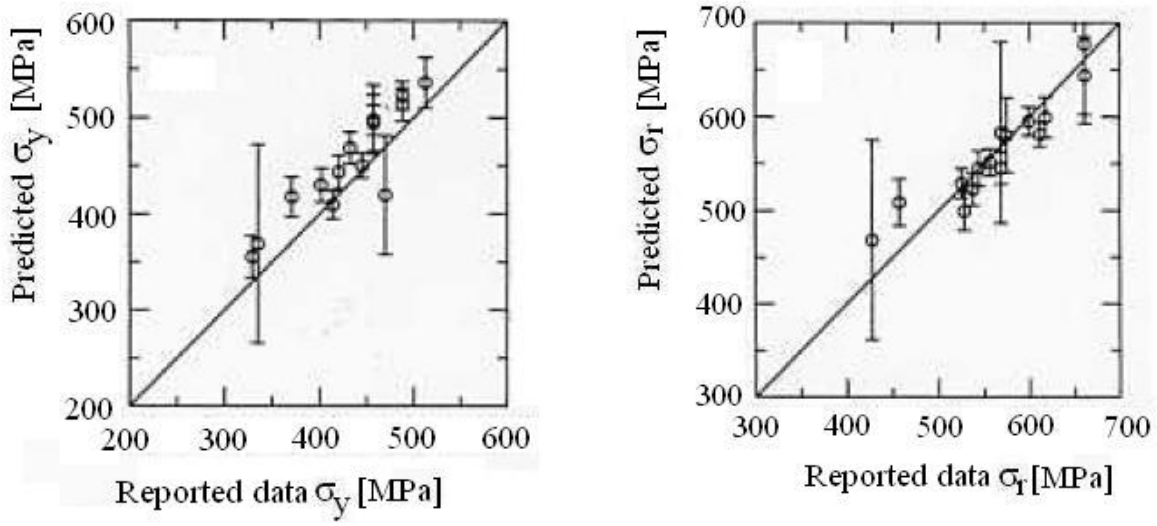
b



c

Figure 3. (a) and (b) Variation of σ_y and σ_r with carbon for steel without any micro alloying additions;
(c) Variation of σ_y and σ_r with manganese for steel without any micro alloying additions

The synergetic effect of all the input variables on the yield stress and the tensile strengths are shown in figure 4.



a b

Figure 4 Comparison of predicted σ_y (a) and σ_r (b)with data reported in literature standards

The comparison between the predicted and the measured values is good at the small concentrations of alloyed elements and the small cooling rate, so the treatment is in range of ferrite – pearlite microstructure.

Conclusions

The prediction of neural network model as a function of input parameter used is consistent with the metallurgical trends and can be used to study of the effect of each variable.

The one interesting results on the yield strength and the tensile strength but it is necessary a more database for the same class of steels.

Acknowledgements

This paper is supported by Romanian Ministry of Education and Research, Research of excellence Program, under Contract no. 171/2006 acronym PROTHERM.

Received March 1st , 2007

*Technical University Gh. Asachi Iasi
67 D. Mangeron Blvd., Tasi, 700050, Romania
**National Institute of R&D for Technical Physics Iasi
47 D. Mangeron Blvd., Tasi, 700050, Romania

REFERENCES

1. H.K.D.H. Bhadeshia, Neural Network is Materials Science, ISIJ International, vol. 39 (1999), No. 10, pp. 966-978;
2. Ovidiu Hatarescu, Indreptar de metalurgie, Ed. tehnica, Bucuresti, 1988 ;
3. George Vernescu, Tratamente termice, Editura Dacia, 1987 ;
4. S.B. Singh et al., Neural network analysis of steel plate processing, Iron making and Steel making 1998, vol. 25, no. 5, pp. 355-365;
5. M.A. Yescas, Prediction of the Vicker hardness in austempered ductile irons using neural networks, http://www.msm.cam.ac.uk/map/mapmain.html;

SISTEME EXPERT NEURO FUZZY PENTRU PREDICTIA PROPRIETATILOR MECANICE IDUSE DE TRATAMENTE TERMICE

Rezumat: Aceasta lucrare prezinta un sistem expert proiectat pentru a face predictii asupra proprietatilor mecanice ca limita de curegere si rezistenta la tractiune pentru o serie de oteluri slab aliate supuse tratamentelor termice specifice. O retea neuronala de tip feed –forward a fost antrenata sa coreleze limita de curgere si rezistenta la tractiune in functie de elementele de aliere, temeperatura si timpul de austenitizare, viteza de racire si temperatura de revenire.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EVALUATION OF CARBON EPOXY COMPOSITES DELAMINATIONS USING LAMB WAVES

BY

RAIMOND GRIMBERG*, PAUL BARSANESCU, ADRIANA SAVIN*, ROZINA STEIGMANN*, MARIUS MIHAI CAZACU*****

Abstract: This paper present a new nondestructive evaluation procedure for carbon- epoxy composites materials, based on production of low frequency Lamb wave in examined material using low frequency ultrasound transducers with Hertzian contact. Measuring the propagation speed for Lamb waves, using a triangulation method and a data fusion procedure, we can estimate more precisely the position and surface of delaminated area.

Keywords: carbon epoxy composites, low frequency ultrasound transducer, Hertzian contact, Lamb waves, delamination

1. Introduction

Carbon epoxy composites materials are used today in most different domains from aeronautics industry to sports goods. These materials consist by carbon fibre networks which forms composite reinforcing embedded in the matrix of epoxy resin. Carbon epoxy composites present a series of excellent advantages [1]:

- low density,
- great breaking limit,
- mechanical fatigue state is hard to establish,
- possibility to directly obtain complicate structures without being necessarily the mechanical processing and joints,
- reduced radar cross - section.

Between the disadvantages of carbon epoxy composites materials it can mention small resistance at impact after a perpendicular direction on the plan of the fibres arrangement. The impact induces a plastic deformation of the zone, appearing possible delamination accompanied or not by breaking of fibres, in function of impacted energy [2].

Calculation of lifetime prediction for the structures made from carbon- epoxy composites imposes knowledge of position and surface of delaminated area [3]. In this purpose, different methods of nondestructive evaluation methods were developed:

- ultrasounds methods [4], [5] with the disadvantage that is necessary to use coupling fluids between ultrasound transducers and examined material on one hand and on the other hand, the control operation lasts long;

- electromagnetic methods [6], [7] with the disadvantage that the estimated area of delaminated region evaluated by this method is in constant manner greater than real area.

Also, a series of monitoring methods of the structures from carbon-epoxy composites based on fibre Bragg gratings [8], on ultrasound transducers embedded in composites [9], and on acoustic emission [10] were developed.

In this paper is presented a new nondestructive evaluation procedure for carbon-epoxy composites materials, based on production of low frequency Lamb wave in examined material, using low frequency ultrasound transducers with Hertzian contact [11]. Measuring the propagation speed for Lamb waves, using a triangulation method and a data fusion procedure, we can estimate more precisely the position and surface of delaminated area.

2. Lamb waves in carbon-epoxy composite

Lamb waves are plane elastic wave guided between two free parallel interfaces. The theory of Lamb waves is developed in a series of references books [12], in this paper being presented only the mathematical development, absolute necessarily.

The analysis starts from the wave equations:

$$\begin{aligned} &\frac{\partial^2\Phi}{\partial x^2}+\frac{\partial^2\Phi}{\partial y^2}+\frac{\omega^2}{c_L^2}\Phi=0 \\ &\frac{\partial^2\Psi}{\partial x^2}+\frac{\partial^2\Psi}{\partial y^2}+\frac{\omega^2}{c_T^2}\Psi=0 \end{aligned} \tag{1}$$

where Φ and Ψ are two scalar potential functions,

$c_p^2=\dfrac{\lambda+2\mu}{\rho}$ - pressure (longitudinal) wave velocity,

$c_s^2=\dfrac{\mu}{\rho}$ - shear (transversal) wave velocity,

λ, μ - Lamé constants, ρ - mass density.

The time degradation is assumed harmonic in the form: $e^{-j\omega t}$.

The general solution of eq. (1) is

$$\begin{aligned} &\Phi=\left(A_1\sin py+A_2\cos py\right)e^{-j(\xi x-\omega t)} \\ &\Psi=\left(B_1\sin py+B_2\cos py\right)e^{-j(\xi x-\omega t)} \end{aligned} \tag{2}$$

where $\xi=\dfrac{\omega}{c}$ - is the wave number

$$\begin{aligned} &p^2=\frac{\omega^2}{c_L^2}-\xi^2 \\ &q^2=\frac{\omega^2}{c_T^2}-\xi^2 \end{aligned} \tag{3}$$

The four integration constants, A_1, A_2, B_1, B_2 are to be found from the boundary conditions. Using the relations between the potential functions and the displacements, stress and strains:

$$\begin{aligned} u_x &= \frac{\partial \Phi}{\partial x} + \frac{\partial \Psi}{\partial y} \\ u_y &= \frac{\partial \Phi}{\partial y} - \frac{\partial \Psi}{\partial x} \\ \tau_{yx} &= \mu\left(2\frac{\partial^2 \Phi}{\partial x \partial y} - \frac{\partial^2 \Psi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \Psi}{\partial y^2}\right) \\ \tau_{yy} &= \lambda\left(\frac{\partial^2 \Phi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \Phi}{\partial y^2}\right) + 2\mu\left(\frac{\partial^2 \Phi}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x \partial y}\right) \end{aligned} \tag{4}$$

we obtain:

$$\begin{aligned} u_x &= \left[\left(A_2 j\xi \cos py + B_1 q \cos qy\right) + \left(A_1 j \sin py - B_2 q \sin qy\right)\right] e^{j(\xi x - \omega t)} \\ u_y &= \left[-\left(A_2 p \sin py + B_1 j\xi \sin qy\right) + \left(A_1 p \cos py - B_2 \xi \cos py\right)\right] e^{j(\xi x - \omega t)} \end{aligned} \tag{5}$$

The terms in eq. (5) have been grouped into two ports, the first corresponding to symmetry motion and second to anti-symmetry motion (figure 1).

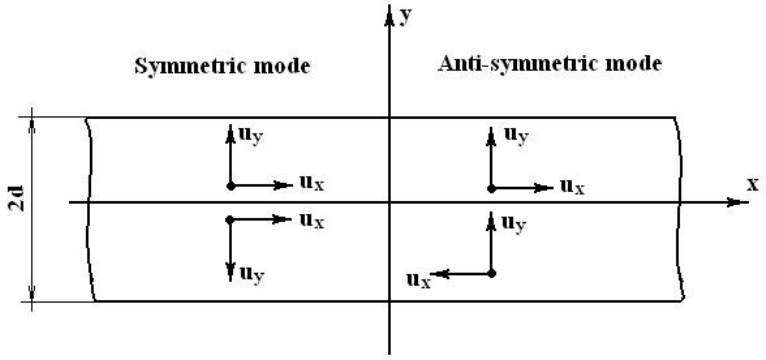


Figure 1 Symmetric and anti-symmetric particle motion across the plate thickness

For the free wave ratio, we derive the homogenous relation by applying the stress free boundary conditions at the upper and lower surfaces (y = ±d, where d is the plate half thickness). On obtains the characteristic equation for the operations (5):

$$\begin{aligned} &\left(\xi^2 - q^2\right)\cos qd \sin qd + 4\xi^2 pq \sin pd \cos qd = 0 \\ &\text{(symmetric motion)} \\ &\left(\xi^2 - q^2\right)\sin qd \cos qd + 4\xi^2 pq \cos pd \sin qd = 0 \\ &\text{(anti-symmetric motion)} \end{aligned} \tag{6}$$

Equations (6) accept a number of eigenvalues $\xi_0^s, \xi_1^s, \ldots$, and $\xi_0^A, \xi_1^A, \ldots$, respectively. To each eigenvalues corresponds a set of eigencoefficients (A_2, B_1) for the symmetric case and (A_1, B_2) for the anti-symmetric case. Substitution of these

coefficients into eq. (5) yields the corresponding Lamb mode shapes. Since the coefficients p and q in eq. (6) depend on the angular frequency, ω, the eigenvalues ξ_i^s and ξ_i^A will change with also change with frequency. This phenomenon is named dispersion. Lamb wave are highly dispersion, and their speed depends on the product f·d.

3. Generation of Lamb waves in carbon-epoxy plates using Hertzian contact

If two solid bodies are superposed and pressed with relatively low forces, they get elastically deformed, giving rise to a Hertzian contact between each other. If one of the bodies is spherical of radius R and the other one is a plate material, the contact area is circular of radius a, which can be determined from the relation [12]:

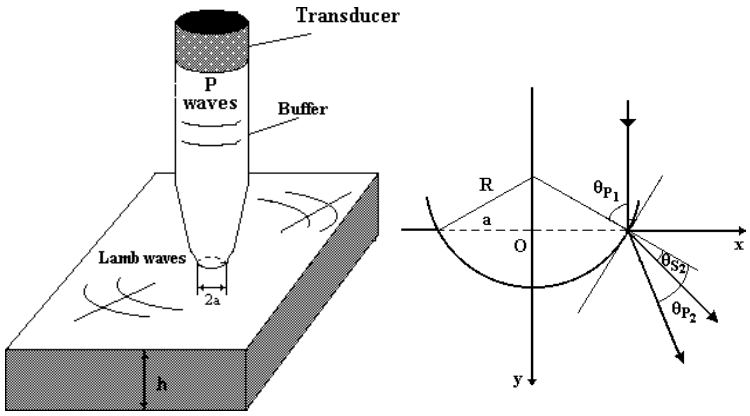
$$a = (FDR)^{1/3} \tag{7}$$

where F is the force and D is give by

$$D = \frac{3}{4}\left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} - \frac{1-\nu_2^2}{E_2}\right) \tag{8}$$

ν_1, ν_2, E_1 and E_2 standing for the Poisson ratio and Young's module for the two bodies.

Thus, by means of the Hertzian contact it can excite in a plate the pressure and the shear ultrasonic wave in the case in which in buffer is generated pressure ultrasonic wave (figure 2).



a b

Figure 2 (a) Ultrasonic transducer with Hertzian contact
(b) Detail of the contact

The propagation speed for module A0 in a plane with 2d thickness and density ρ_2 is obtained using transcendental equation (6), for case Hertzian contact. Finally is obtained:

$$c_{AO} = \left(\frac{d}{2\rho_2 D}\right)^{\frac{1}{4}} \omega^{\frac{1}{2}} \tag{9}$$

For case a buffer having curvature radius of pick 2mm, Young modulus 208GPa and Poisson coefficient 0.29 in Hertzian contact with a plate by carbon-epoxy

with thickness 6mm having 48 layers of carbon fibres with orientations $\left[-45^0_2, 0^0_2, 45^0_2, 90^0_2\right]_s$ having density 1.78Kgm^{-3}, Young modulus perpendicular on fibres plane 104GPa and Poisson coefficient 0.31. It was calculated the dependence of propagation speed for module AO in function of plate thickness, the results being presented in figure 3.

The presence of delamination is equivalent with thickness plate composite decreasing and thus the propagation speed for module AO will decrease.

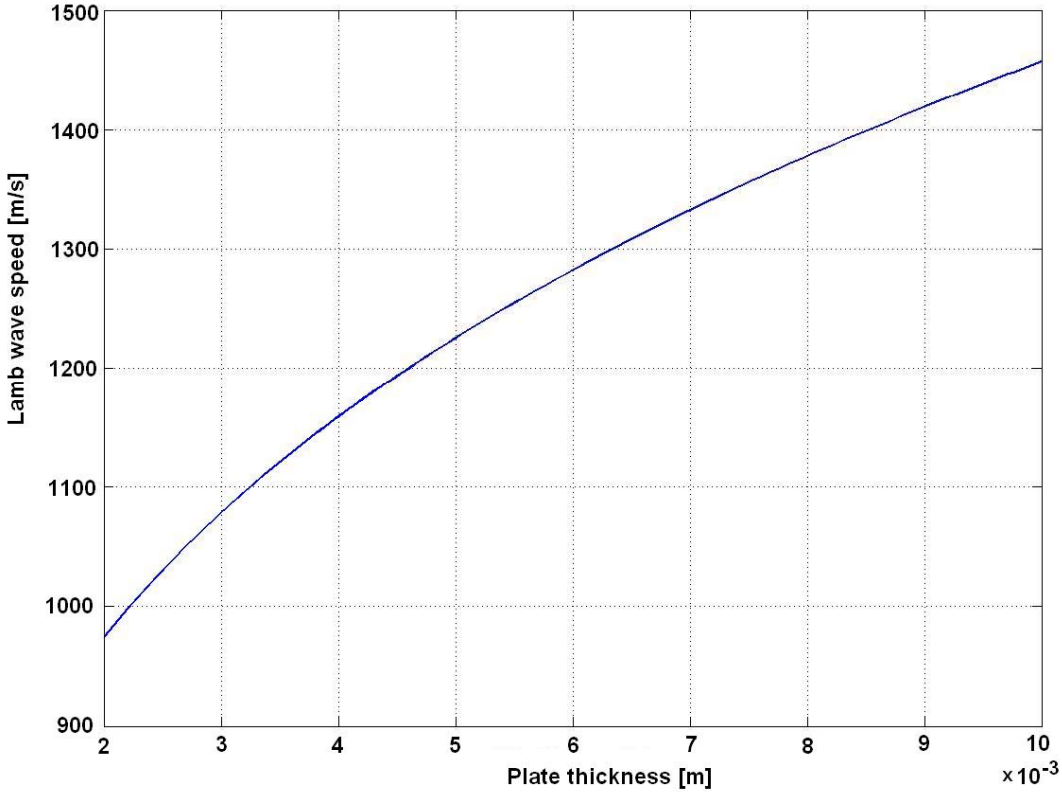


Figure 3 Wave speed for AO Lamb wave-ultrasound frequency 60 kHz

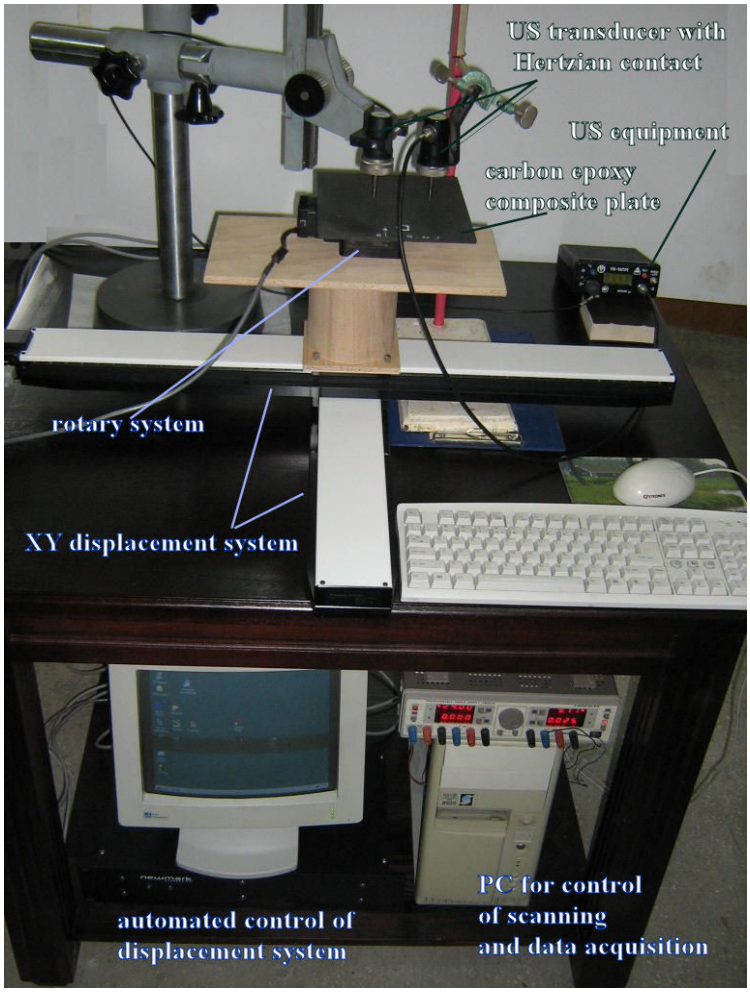
4. Studied samples, experimental set-up

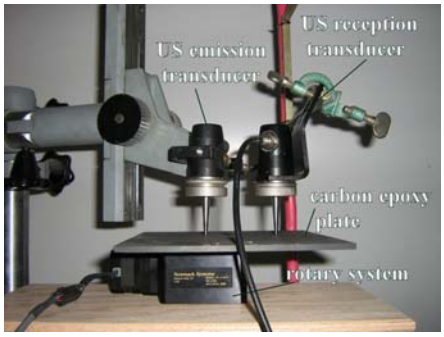
Carbon-epoxy plates with thickness of 6mm having 48 layers of carbon fibres made of Boeing USA were taken in study. The plates were impacted with impact energies between 0.5J and 9J. To impact was made at ONERA – France.

The experimental set-up is presented in figure 4.

The emission transducer was pressed on the surface of composite with a force of approximately 20N. The electronic system allows the measurement of propagation speed with precision of $\pm 0.1\mu s$, the displacement system X-Y allows the positioning with precision $\pm 1\mu m$ and rotating system allows the rotation in step of 2”.

During experiments, the emission and reception transducers were maintain at constant distance, only the composite plate bearing the motion.





a b

Figure 4 (a) Experimental set-up; (b) Ultrasound transducer

5. Experimental results

A region of 65x65mm which contains the delamination was choose from composite plate. The emission transducer was positioned step by step in angular points shown in figure 5. The angles represent the regions in which speed of module AO decrease with more than $\bar{c}_{AO} - 3x\sigma$, where $\bar{c}_{AO}$ represent the means of propagation speed for module AO in region without delamination and σ is the dispersion of speed values.

Using the theory of evidence given by Shafer and Dempster [13] a data fusion between three measurements to accomplish on each plate imported was achieved.

In Figure 6 are shown the results of the fusion with correct indication of delaminated region and of the area of delaminated region. The impact of plate was made with 9J energy.

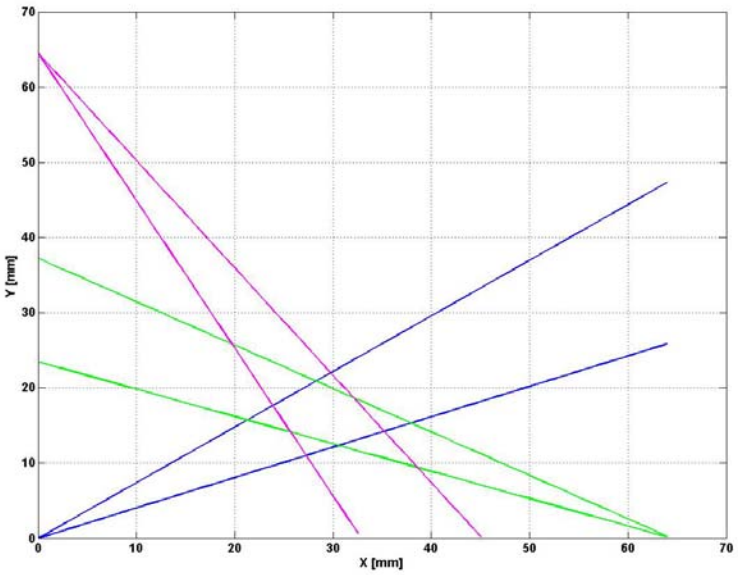


Figure 5. Angular positioning of transducers

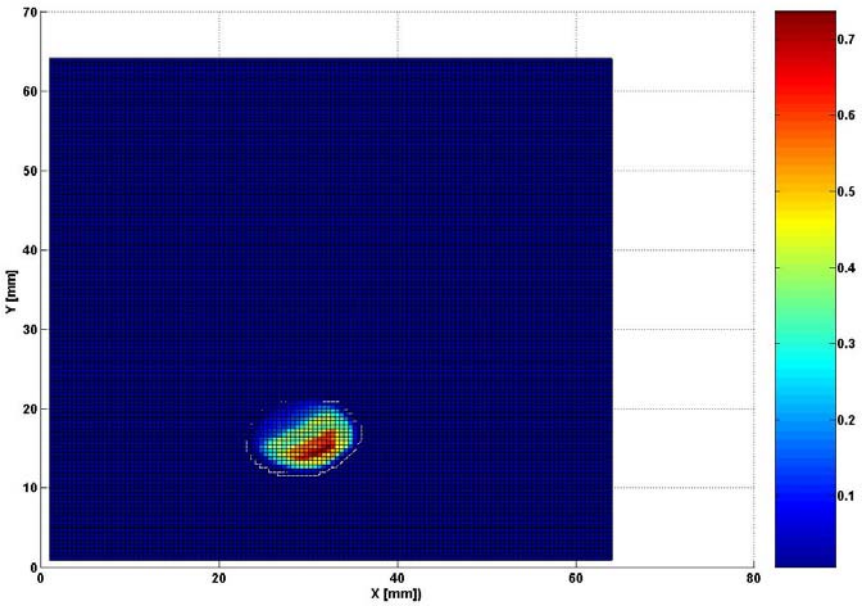


Figure 6 Results of data fusion for 9J impact energy

6. Conclusions

Lamb waves were generated in plates of carbon-epoxy composite using Hertzian contact method. It was calculated propagation speed for module AO, unique nodispersive mode, which is in very good concordance with experimental obtained results. Using 3*σ law, the angular regions in which delamination can be found, and then, predictions by data fusion using theory of evidence to determine position and area of delaminated region were determinate.

Acknowledgements

This paper is supported by Romanian Ministry of Education and Research, Research of excellence Program, under Contract no. 49/2006 acronym ROLIGHT.

Received March 1st , 2007

*National Institute of R&D for Technical Physics Iasi
47 D.Mangeron Blvd., Iasi, 700050, Romania
** Technical University Gh.Asachi Iasi
67 D.Mangeron Blvd., Iasi, 700050, Romania
*** Al.I.Cuza University
11 Carol I Blvd, Iasi, 700506, Romania

REFERENCES

1. L.A. Pilato, M.J. Michno, *Advanced Composite Materials,* Springer Verlag, Berlin, Germany, 1994;
2. M. Mauro, A.T. Marques, *Prediction of low velocity import danged in carbon-epoxy laminate,* Composites Part. A, 33 (2002), pp. 361-368;
3. J. Kim et. al, *Mechanical properties at waves laminates and felt composites using carbon fibers in plane properties,* Composites Science and Technology, 64 (2004), pp. 2221-2229;
4. M.M. Schwarts, *Composite Materials. Properties Nondestructive Testing and Repair,* vol. 1, Prentice Hall Inc., N.J., USA, 1997;
5. V. Giurgiutin, *Tuned Lamb Wave Excitation and Distortion with Piezoelectric wafer Active Sensors for Structural Health Monitoring,* J of Intelligent Material Systems and Structures, 16 (2005), pp. 291-305;
6. M. Lemistre, R. Gouyon, D. Balageas, *Electromagnetic Localization of Distortion in Carbon Epoxy Materials,* SPIE, vol. 3399 (1998), pp. 89-96;
7. R. Grimberg, D.Prémel, A.Savin, Y. Le Bihan, D.Placko, Eddy Current Holography Evaluation of Delamination in Carbon – Epoxy Composits, INSIGHT 43,4, UK,(2001), p.260-264
8. Eric Udd, Stephen T. Kreger, Sean G. Calvert, Marley Kunzler, and Tad Taylor, "Nondestructive Evaluation of Composite Materials Using Multi-axis Fiber Optic Grating Strain Sensors," Proceedings of SPIE, Vol. 5278, p. 1, 2003
9. V. Giurgiutin, j. Bao, W. Zhao, *Active Sensor Wave Propagation Health Monitoring of Beam and Plate Structures,* SPIE, (2001), pp. 1-12;
10. K.M. Holford, C.A. Featherston, R. Pullin, M.J. Eaton, Acoustic Emission Monitoring of Buckling Behaviour in Impact-Damaged Composite Plates, Proceedings of 26th European Conference on Acoustic Emission Testing, September 15-17, 2004 – Berlin
11. R. Grimberg, A.Savin, A.Lupu, L.Iancu, C.Rotundu, A Method to Determine the Debonding Zones in Multilayer Wood Materials, Proceedings of the 15th World Conference of Non-Destructive Testing, Roma, Italy, (2000), IDN 522 - The e-Journal of Nondestructive Testing & Ultrasonics Vol. 5 No. 10 - October 2000
12. L.Landau, E.M.Lifshitz,Theory of Elasticity, Pergamon, N.Y., 1959
13. G Shafer, *A Mathematical Theory of Evidence*, Princeton University Press, 1976

EVALUAREA DELAMINARILOR COMPOZITELOR CARBON EPOXY UTILIZAND UNDE LAMB

Rezumat: Aceasta lucrare prezinta o metoda de evaluare nedistructiva a materialelor compozite tip carbon epoxy bazata pe producerea undelor Lamb de joasa frecventa in materialul de examinat folosind traductori de ultrasunete de joasa frecventa cu contact Hertzian. Se poate estima mult mai precis pozitia si aria suprafetei delaminate, masurand viteza de propagare a undelor Lamb, utilizand metoda de triangulatie si un procedeu de fuziune de date.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NONDESTRUCTIVE EVALUATION WITH ULTRASOUND OF SANDWICH LIGNO-CELLULOSE COMPOSITES USING NONCONTACT TRANSDUCERS

BY

RAIMOND GRIMBERG*, IOAN CURTU, IOAN SZAVA**, ADRIANA SAVIN*, ROZINA STEIGMANN*, NICOLETA IFTIMIE*, MARIUS MIHAI CAZACU*****

Abstract. In this paper we present a method for non-destructive examination of wood based panels ultrasound method that allows the determination of physical and mechanical parameters of the product, as well the debonding of multi-layered wood based panels.

Keywords: ultrasound examination, non contact transducer, and wood based products.

1. Introduction

Wood is a natural composite whit complex structure and diverse properties function of essence, water content and testing direction. It can be used as timber, panels and batten boards. The timber utilized in the furniture industry can be upgraded by sticking veneer foils of noble essence on the basic materials. In this case, the basic material can be board or agglomerated wood chips stuck together in plates, a multi-layers structure being obtained. For other applications, the foils can be from composite materials, usually glass-epoxy.

In the latest time big efforts have made for the introduction of European quality standards, developing of new nondestructive evaluation techniques and adequate instruments for the wood and wood based products examination by ultrasound [1], [2], [3], visual [4], X rays [5]. These techniques shall emphasize and measure wood density, the presence and the surface occupied by knots, wood defects like decay, insect damage, splits, cracks, etc.

In the case of nondestructive examination of wood composites multi-layers, the mean issue is the determination of the regions in which isn't bonding between layers due to deficiency of glue. In the case in which the composite is ennobled by veneer layers applying, besides adherence, the problem of veneer quality evaluation is posed. The using of clasical ultrasound methods in which transducer-examined product coupling is assured through a layer of fluid isn't applicable due to hygroscopic property of wood and veneer damaging. Using the hertzian transducer-examined

product contact [3] even if the impress is very small, reduce the control speed, therefore such equipment can't be mounted on production line.

In this paper is presented a system for nondestructive evaluation of quality of gluing between the layers of plywood in 3 layers, using ultrasound non-contact transducers.

In the same time, to examine the state of veneer layer a visual examination method is used, employing images acquired and processed through typically image processing.

1. Physical principle of nondestructive examination method for multi-layer plywood ungluing using ultrasound non-contact transducer

Being a composite multi-layer plate that presents a ungluing between the layers. An ultrasound beam generated by a non-contact transducer perpendicularly on superior surface of plywood, is propagated through material and is received by the second transducer, identically with the first, placed face to face with the reception transducer, on the other side of plywood, Figure 1.

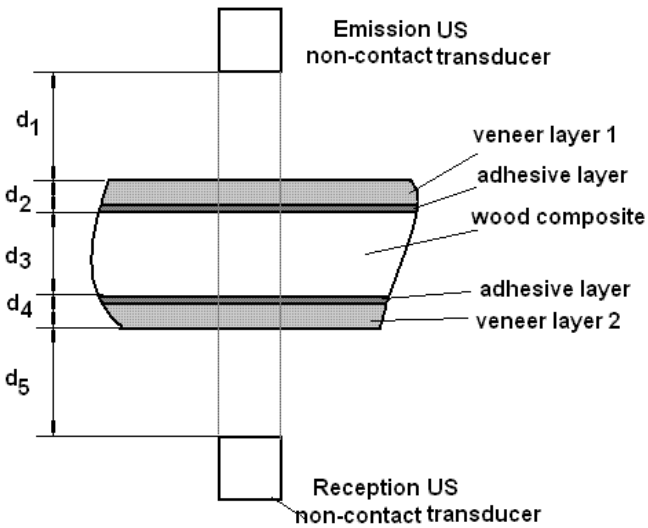


Fig.1: Physical principle

Usually, the thickness of the two veneer layers are identically, thus we can consider $d_2=d_4$. The thickness of adhesive layer is very small, and therefore, despite that the presence of adhesive influences the propagation, it wasn't considered in Fig. 1.

The time of flight, i.e. the time elapsed between the moment of emission and one of reception is given by the relation

$$t_t = \frac{d_1}{c_1} + \frac{d_2}{c_2} + \frac{d_3}{c_3} + \frac{d_2}{c_2} + \frac{d_5}{c_1} \tag{1}$$

where c_1 is the propagation speed of US in air at work temperature; c_2 is US propagation speed in veneer, c_3 is US propagation speed in wood material, d_1, ..., d_5 having the signification from Figure 1.

The arrangement from Figure1 was preferred because if the distance between emission transducer and the reception one remains fixed, the vibration of the plywood

didn't modify the distance traveled by ultrasound in air, then didn't influence the experimental results.

Considering the layered composite as a single material, for 100 KHz frequency of ultrasound beam, 4301±90m/s propagation speed was obtained. The wave length of ultrasound in composite will be approximate 4cm.

The presence of an ungluing in composite material is equivalent with the existence of a barrier in the way of US beam propagation, so that, on the barrier borders, the phenomenon of diffraction can appears [6], [7], (Figure 2)

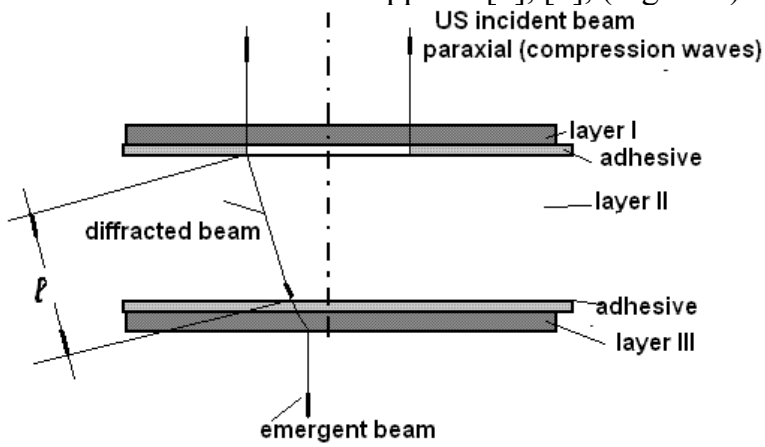


Fig.2: US diffraction

In the condition in which the adhesive layer is considered infinitely thin, the diffraction has take place on a barrier. For big angles of diffraction, function of elastic properties of the layers that the composite contain, a change into the propagation mode can take place; the compression waves could be transformed in shear waves (S wave). This phenomenon leads to an important attenuation of emergent ultrasound beam at the appearance of diffraction on a barrier.

Because the diffracted beam in layer II has lengthy bigger than d_3 ($\ell > d_3$) the total propagation time will increases.

Therefore, the measuring of the time of flight can serve as criteria for the determination of ungluing of multilayer wood composites.

To evaluate the states of veneer layers, the classical method of image processing is preferred. The composites are taken in picture with a video camera. The image is saved in *.BMP format, being presented as 3D matrix. This matrix can be decomposed in three 2D matrixes; each element of these matrixes contains information about the intensity of the three fundamental colors: red, green and blue (RGB). The red matrix contains the maximum of intensity about some possible defects that weren't emphasized at quality control operations of veneer and therefore, is the one with whom will work ahead.

2. The studied samples

The plywood consists in two layers 1mm thick beech veneer glued on two faces of a 2mm thick plate made of agglomerated poplar chips, Urelyte was used for gluing according to the usual procedure. The debonding was simulated by inserting

rectangular frames made of 80μm thin Raylon foil, the frame thickness being 0.5mm and no adhesive being applied inside the frame.

The diagram of the etalon is presented in Figure 3.

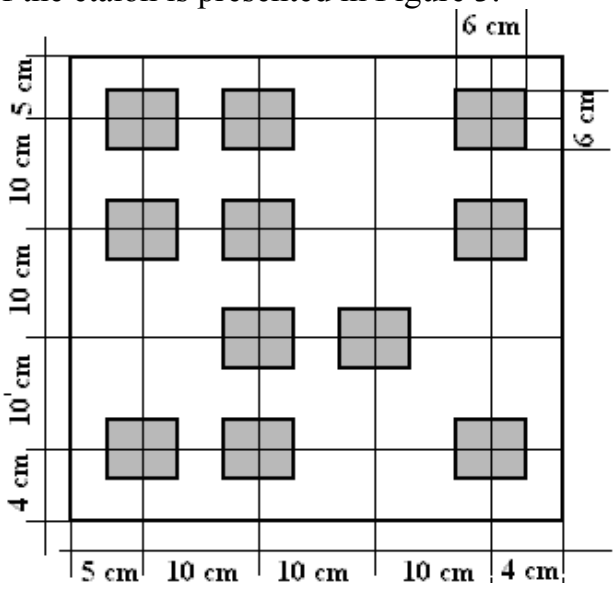


Fig.3: Diagram of etalon

Also, plywood plates, which, after inspection with ultrasound using non-contact transducer, were destructive, controlled to confirm the justness of the method.

3. Experimental set-up

The experimental set-up is presented in Figure 4.

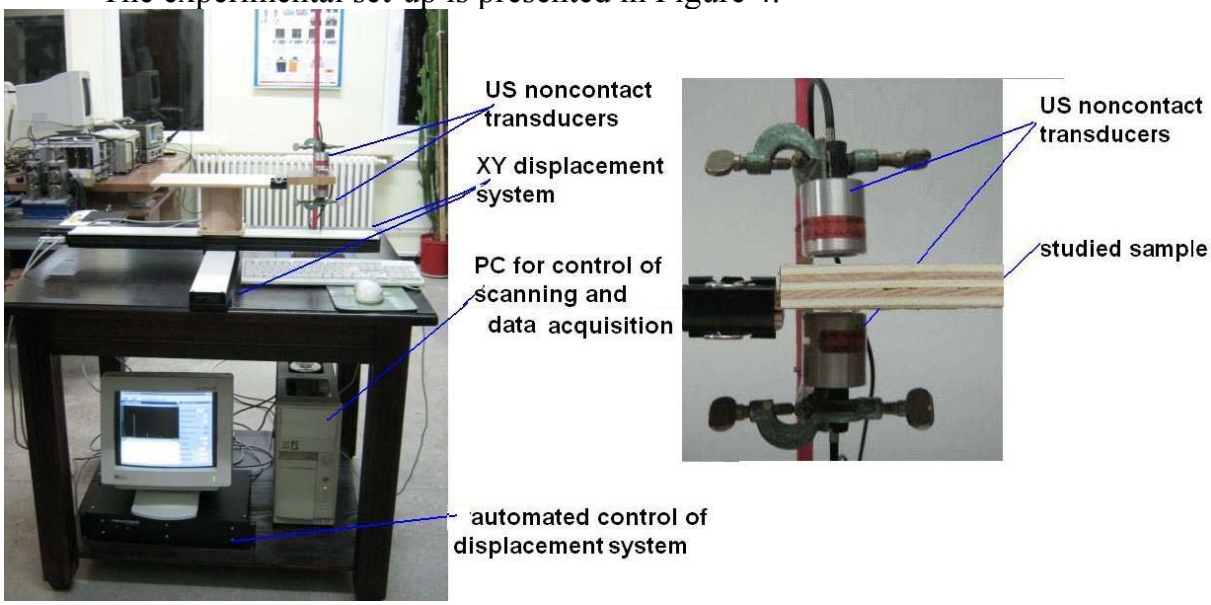


Fig.4: Experimental set-up

The emission and reception transducers are NCG100S25 type, produced by *ULTRAN GROUP* USA, having central frequency 100KHz, 25mm diameter of piezo-

composite plate and 10mm air column. The emission signal, chirps with 100kHz central frequency, is delivered by programmable function generator AWG7223 and amplified until 200V amplitude, value recommended by the transducer's producer.

The US beam is received by the reception transducer, amplified in a large band preamplifier and digital converted in a high speed A/D Converter SFT 4200 type.

The time of flight represents the interval elapsed between first sinusoid from chirps of emission until the reception one. This interval is measured with Programmable Counter/Timer, the data being inserted into PC Texas Micro through IEEE488 interface. To global command of the equipment, a graphical user interface (GUI) developed in MATLAB 6.5 was used. In the same media, the functions for the acquisition of data, image processing and final classification has write.

The plywood has an advance longitudinal moving with 5cm/s and the US transducers scan the examined surface after a transversal direction with 2cm/s speed. The time of flight data were obtained from millimeter to millimeter.

4. Work method

To execute the measurements, a plywood plate that presents ungluing between layers and which was nondestructive examined with the procedure described in [3] is placed between the transducers. The average value of time of flight and dispersion of results are calculated into significant number of points.

According to 3σ rule (σ is the dispersion of time of flight data) [8], so long as the time of flight is in the interval

$$\bar{t} - 3\sigma \le t \le \bar{t} + 3\sigma \tag{2}$$

where $\bar{t} = \frac{\sum_{i=1}^{N} t_i}{N}$ represents the average time of flight for a sample without debonding and

$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n} (t_i - \bar{t})^2}{N(N-1)}}$ is the dispersion of data.

It can be considered that the multilayered wood composite plate has corresponding quality with 99.73% probability.

If

$$t > \bar{t} + 3\sigma \tag{3}$$

Results that in the controlled zone exist a ungluing.

If

$$t > \bar{t} - 3\sigma \tag{4}$$

results that in the basis layer of composite exists a fixed inclusion form a material of which propagation speed of compression waves is higher than this of wood, example being the metallic inclusion with an important surface.

For the veneer layers images processing we proceed hereby: the image is decomposed in the 3 matrixes on fundamental colors using ahead the red matrix. The region of interest (ROI) is delimited correlated with the displacing speed. It is searched that ROI

shall be free of distortions, especially keg type. The ROI matrix is filtered by convolution with a Gaussian kernel and then the image is binarized with a adaptive threshold. To emphasize cracks of veneer layer the morphologic operators are used: dilatation and erosion.

Because the two morphologic operators are complementarily, the images of knots and/or cracks appear at 1:1 scale, therefore the dimensions result directly.

At the image of time off flight, the debonding zones appear larger that they are in reality with a scan step, therefore with 1mm.

In the basis of these observations, for the data fusions, the common referential has created.

5. Results

The time of flight measurements made on a region of composite having total thickness 4.5mm, without debonding (the adhesive layer after polymerizing having 0.25mm thickness) show that:

- the average time of flight $\overline{t} = 1.5\mu s$
- the dispersion σ=0.12μs.

The time of flight measurements made on a region from the center of debonding zone show that:

- the average time of flight in the region with debonding $\overline{t} = 2.6\mu s$
- the dispersion σ=0.16μs.

In Figure 5 we present the image of the etalon presented in Figure 3

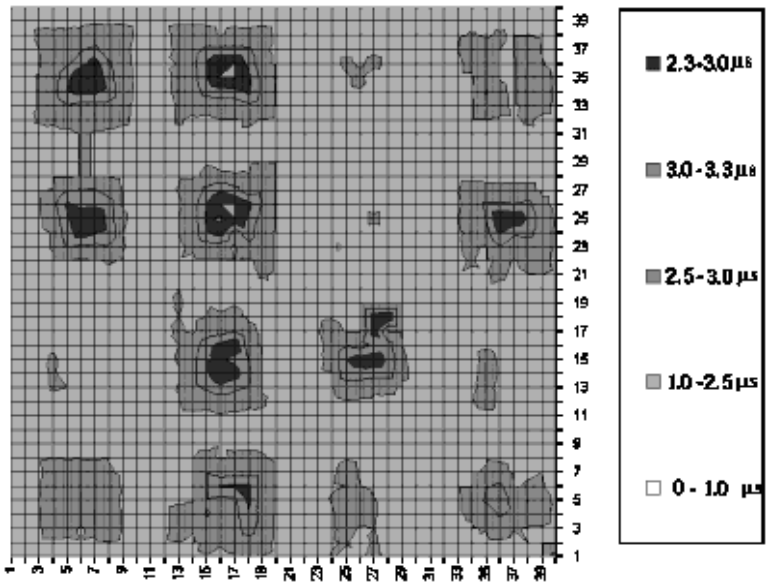


Fig.5: The original image of time of flight

To amplify the quality of the image, the filtering with Gaussian filter was applied, the results being presented in Figure 6.

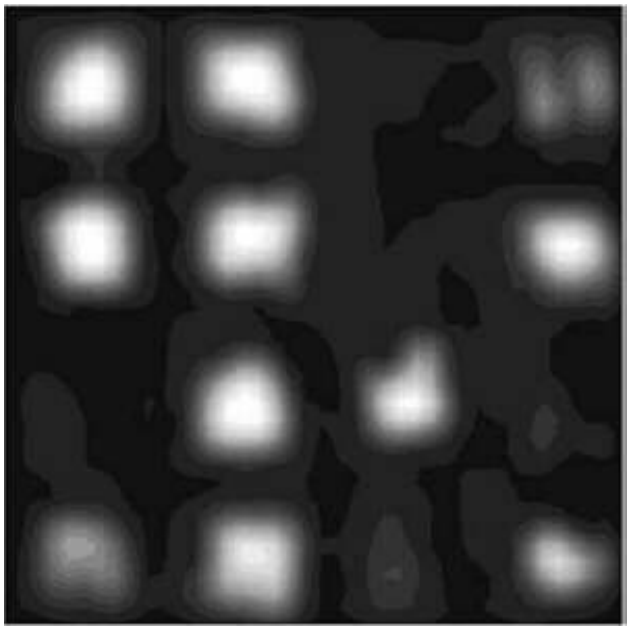


Fig.6: Filtered image of the etalon

6. Conclusions

The multilayered wood based composite materials can be nondestructive evaluated using the method of ultrasound generated and received by non-contact transducers, this method characterizing exactly the regions with debonding between the plywood layers.

To evaluate the quality of veneer layer, the numerical algorithm of image processing was used, that allow the emphasizing of knots, cracks or incorrect joint of veneer.

Acknowledgements

This paper is supported by Romanian Ministry of Education and Research, Research of excellence Program, under Contract no. 49/2006 acronym ROLIGHT.

Received March 1st , 2007

*National Institute of R&D for Technical Physics Iasi
47 D.Mangeron Blvd., Iasi, 700050, Romania
** Transilvania University Brasov,
29 Eroilor Blvd., Brasov, 500122, Romania
***Al.I.Cuza University
11 Carol I Blvd, Iasi, 700506, Romania

REFERENCES

[1] Bucur V, Ansell MP, Barlow CY, Pritchard J, Garros S, Deglise X. 'Physical methods for characterising wood composite panel products.' Holzforschung, 52 no 5 (1998) 553-561

[2] Sandoz J.L. Benoit Y., Demay L., Wood Testing using Acousto-Ultrasonic Technique, Proc. of the 12th Int.Symp. on Nondestructive Testing of Wood, Sopron, Hungary, 2000

[3] Grimberg R., Savin A., Lupu A., Iancu L., Rotundu C., A Method to Determine the Debonding Zones in Multilayer Wood Materials, Proceedings of the 15th World Conference of Non-Destructive Testing, Roma, Italy, (2000), IDN 522

[4] Grimberg R, Savin A., Andreescu A., Iancu L., Steigmann R, Nondestructive evaluation of timber, panels and batten board, The 1st INTERNATIONAL CONFERENCE ADVANCED CONCEPTS IN MECHANICAL ENGINEERING, Bul.Inst.Polit.Iasi, t. L(LIV), Fasc.6B, 2004, pg.147-152

[5] Lindgren O., Medical CAT Scanning X ray absorption coefficient, Proc. of 8th Int.Symp. on Nondestructive Testing of Wood, Vancouver, 1997

[6] Morse P.M., Feshbach H., Methods of Theoretical Physics, McGraw-Hill Ed., NY, 1953

[7] Schmerr Jr., Fundamentals of Ultrasonic Nondestructive Evaluation, ch.8, Plenum Press, NY, 1988

[8] Bendat J.S., Piersol A.G., Random Data: Analysis & Measurement Procedures, John Willey &Sons Inc., NY, 1986

EVALUAREA NEDISTRUCTIVA CU ULTRASUNETE A COMPOZITELOR LIGNOCELULOZICE TIP SANDWICH UTILIZAND TRADUCTORI FARA CONTACT

Rezumat: Aceasta lucrare prezinta o metoda de examinare nedistructiva a compozitelor lignocelulozice utilizand prin ultrasunete utilizand traductori fara contact, permitand determinarea parametrilor fizici si mecanici a compozitelor precum si zonele de dezlipiri din materiale lemnoase multistrat

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NONDESTRUCTIVE EVALUATION OF IMPLANTED PROSTHETIC HEART VALVES BJORK SHILEY CONVEXO CONCAVE TYPE

BY

RAIMOND GRIMBERG[1], ADRIANA SAVIN[1], ROZINA STEIGMANN[1], SORIN LEITOIU[1], FLORINA PINTE[2], RAZVAN PALIHOVICI[3], ALINA BRUMA[4]

ABSTRACT. This paper presents a new electromagnetic method for evaluating Björk-Shiley Convexo-Concave (BSCC) prosthetic heart valves based on the use of a transducer with orthogonal coils. The approach examines the imaginary component of the transducer reception coil signal and uses the first harmonic of the component's power spectrum as the indicator of the condition of the valve. *In vitro* testing of this method with 32 BSCC heart valves has demonstrated 100% accuracy. The proposed method is suitable for detecting and characterizing fractures in BSCC heart valves with high accuracy.

Keywords: eddy current examination, nondestructive methods, transducer with orthogonal coils, Björk-Shiley convexo-concave prosthetic heart valves.

1. Introduction

Heart valves play a critical role in maintaining unidirectional blood flow through the cardiovascular system of the body. Due to reasons such as congenital defect, aging, disease and trauma, the proper functioning of one or more of the heart valves may be impaired. The treatment of such impairment include monitoring, medication, corrective surgery and, in severe cases, valve replacement. A replacement valve can be either a tissue (bioprosthetic) or mechanical in nature. Since a heart valve operates (opens and closes) an average of more than 40 million times a year [1], the design and construction of a prosthetic replacement valve must be both hemodynamically efficient to avoid thromboembolism, and mechanically reliable to prevent failure due to fatigue or stress corrosion [2], [3]. Current prosthetic heart valve devices are subject to strict regulatory ([5],[6]) and engineering controls in design evaluations, manufacturing quality control and *in vitro* verifications, and must demonstrate satisfactory results in both animal and human trials. Until its withdrawal from the market in 1986, the Björk-Shiley Convexo-Concave (BSCC) prosthetic heart valve (Figure 1) was one of the commonly implanted prosthetic heart valves. Between 1979 and 1986, approximately 86,000 BSCC valves were implanted worldwide.

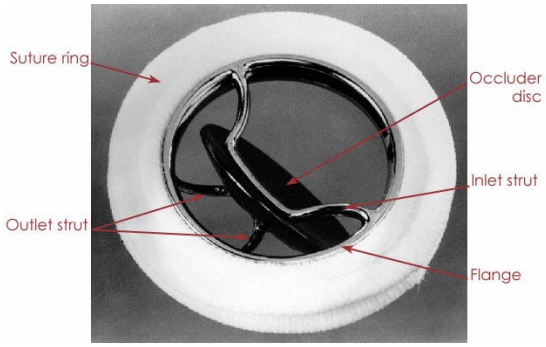


Fig. 1. The BSCC prosthetic heart valve

The BSCC heart valve comprises of a flange (orifice ring), an inlet strut, an outlet strut, a disc occluder and a woven Teflon fabric sewing ring for implantation. The flange and the inlet strut are manufactured as an integral unit from a cobalt-based Haynes-25 alloy bar stock. The outlet strut is formed from a wire of the same alloy and joined to the flange by TIG welding. The occluder disc is composed of an outer Pyrolite® coating over a graphite core. During valve assembly, the disc was inserted into the flange orifice and the outlet strut was cold-bended into place. The metallic parts of the heart valve were then hand-polished to provide mirror finishes, and checked for tolerance compliance. Occasionally, after years of use, the weld at one of the two sites on the outlet strut fractures, resulting in a single-leg separation (SLS) of the strut. This single-leg separation causes the load on the weld at the other end of the strut to increase, thereby setting the stage for it to fail eventually. If the outlet strut is severed from the flange, the occluder disc can escape, leading to loss of blood flow control and fatality in most cases. Although the failure mechanism of the BSCC heart valve is not yet completely understood, many reports ([2], [4]) have suggested material fatigue as the key cause of the fractures. There is, therefore, a necessity and considerable interest in developing techniques to detect cracks and SLS failures before a complete outlet strut fracture (OSF) occurs.

Many detection approaches have been proposed. They generally belong to one of the three categories:

a) High speed and energy cineradiography [7]. This approach is currently the only clinical diagnostic tool for detecting SLS in BSCC heart valve patients despite its less-than-satisfactory success rate. This approach is incapable of detecting and characterizing any fatigue cracks that may be under development.
b) Acoustic approaches [8]-[10]. Noninvasive active and passive acoustic approaches have been proposed to detect cracks and SLS cases in BSCC heart valves. These approaches are mostly under development at the time of this writing and are not yet ready for clinical applications.
c) Electromagnetic approaches [9], [10]. Gradiometer-based electromagnetic approaches have been developed for the detection of fractures in BSCC heart valves. These approaches are highly accurate and promising, but they also involve catherization procedures that carry risks to the patient.

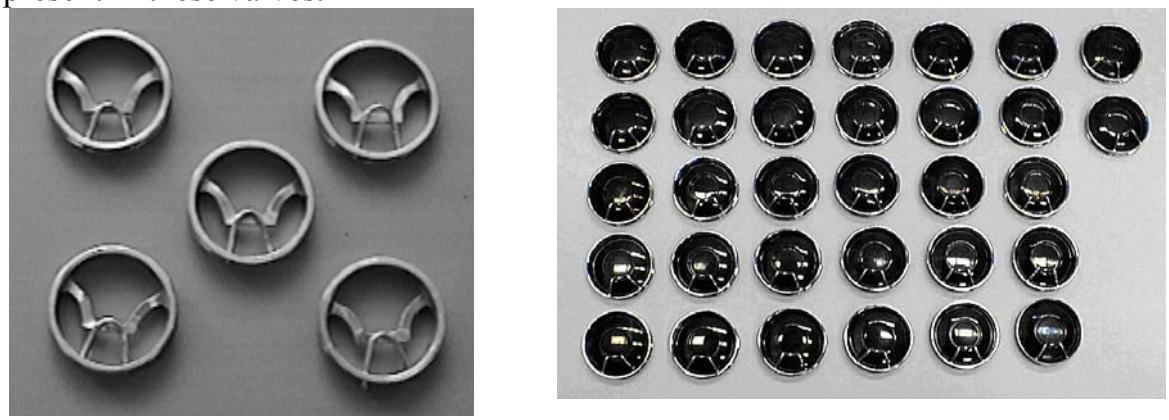
This paper proposes a novel electromagnetic method for noninvasive *in vivo* detection of fatigue cracks in the outlet strut. In this method, an absolute send-receiver transducer ([11], [12]) with orthogonal coils for excitation and reception is used. The method is capable of detecting discontinuities in the outlet strut from a distance equal

to that from an implanted heart valve to the chest surface. Characterization of the detection system with heart valve replicas has demonstrated high system sensitivity to crack size as small as 0.4 mm. Meanwhile, *in vitro* testing of 32 BSCC heart valves with various outlet strut conditions using the proposed method has demonstrated 100% accuracy in indicating SLS failures.

2. Test Specimens

Two types of test specimens were used in the studies:

1. Replica valves made from Haynes-25 alloy using the same manufacturing technologies as the production valves. Each replica has the dimensions and tolerances of a 27 mm BSCC valve. On the outlet strut of each specimen, there is either no crack or an EDM notch with a depth of one of 0.2, 0.4 or 0.6 mm. The replicas do not contain occluder discs (Figure 2a). This is done without loss of accuracy since the contribution of conductivity from the disc is small, as is its influence on the results of the inspection.
2. BSCC heart valves with either intact or single-leg separated outlet struts (Figure 2b). The SLS cases consist of both manufactured and naturally occurring defects. In the manufactured SLS cases, a laser was used to sever one of the outlet strut legs. The valves with naturally occurring SLSs are obtained from either explantations or autopsies of BSCC heart valve patients. The occluder discs are present in these valves.



a b

Fig. 2. BSCC valves: a) replicas; b) real valves

2.1 Fatigue Growth Rate

The relationship between the fatigue growth rate per cycle, *da/dN*, and stress intensity range ΔK is given by Paris law [13]

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta K\right)^n$$

For the Haynes-25 alloy, *da/dN* was also experimentally determined using alloy wire samples with a diameter of 1.2 mm, immersed in Ringer's lactate solution at 37^0C. Figure 3 shows a comparison between the experimental and theoretical results.

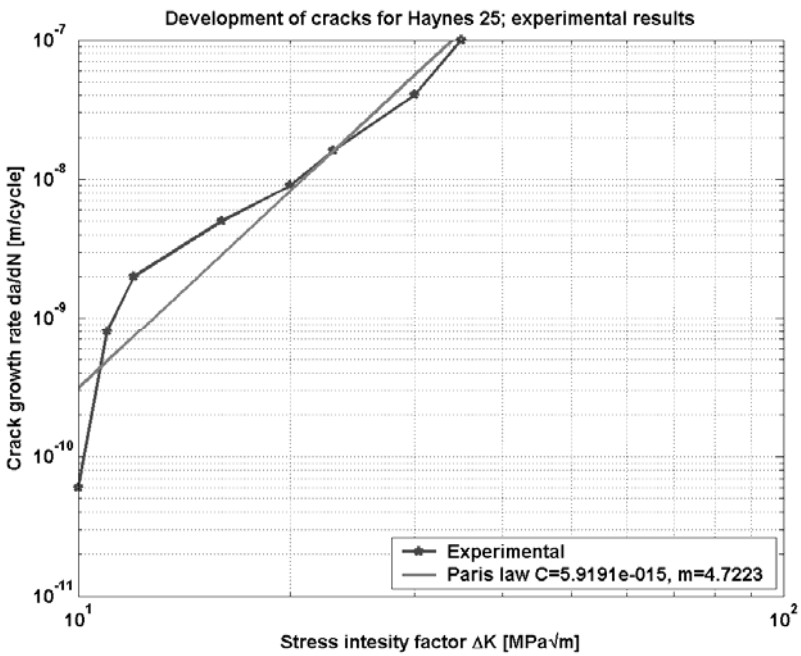


Fig. 3. Comparison of experimental and theoretical results

3. Experimental Setup

A test setup had been constructed to investigate the proposed approach involving the use of orthogonal coils and to demonstrate the method's ability to accurately detect and characterize discontinuities on outlet struts of BSCC heart valves. For each test, the heart valve is rotated 40^0 clockwise and tilted back 60^0 from the vertical, with the outlet side of the valve facing "up" towards the transducer. The transducer is placed approximately 70 mm away from the outlet strut of the valve. This particular valve orientation and test configuration resembles the situation when the transducer is placed on the chest surface of the patient.

During the heart valve inspection, the relative position and distance between the transducer and the heart valve continuously vary due to the cardiac cycle. In order to investigate the effects of this movement on the performance of the proposed orthogonal coils detection system, a cinegram of an unidentified BSCC heart valve patient was obtained and the *in situ* movement of the heart valve was traced from a series of fluoroscopic images [10]. The obtained travel path (Figure 4) was then used to program a motorized stage to simulate the relative movement between the transducer and the outlet strut. In the *in vitro* test setup, the heart valve was held at a fixed location by a silicon holder while the transducer was mounted on and moved by the motorized stage. The schematic diagram of the experimental setup is shown in Figure 5. The proposed detection system uses an absolute send-receiver electromagnetic transducer [11], [12]. The emission coil is 120 mm in diameter and has 300 turns. The reception coil is wounded in the plane orthogonal to the emission coil and also has 300 turns. The advantages of this transducer are its remarkable sensitivity and self-nulling property.

The emission coil was excited with a 60 kHz, $40V_{rms}$ sinusoidal signal. The motorized stages simulating the relative *in vivo* valve-transducer movement had a repetitive frequency of 1.2 Hz, corresponding to a 72 cycles/minute cardiac rhythm. The data acquisition frequency was 100 samples/second.

Fig. 4. Trajectory of a point on the outlet strut during a cardiac cycle

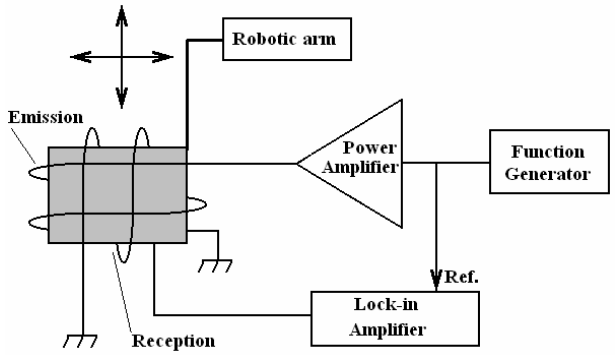
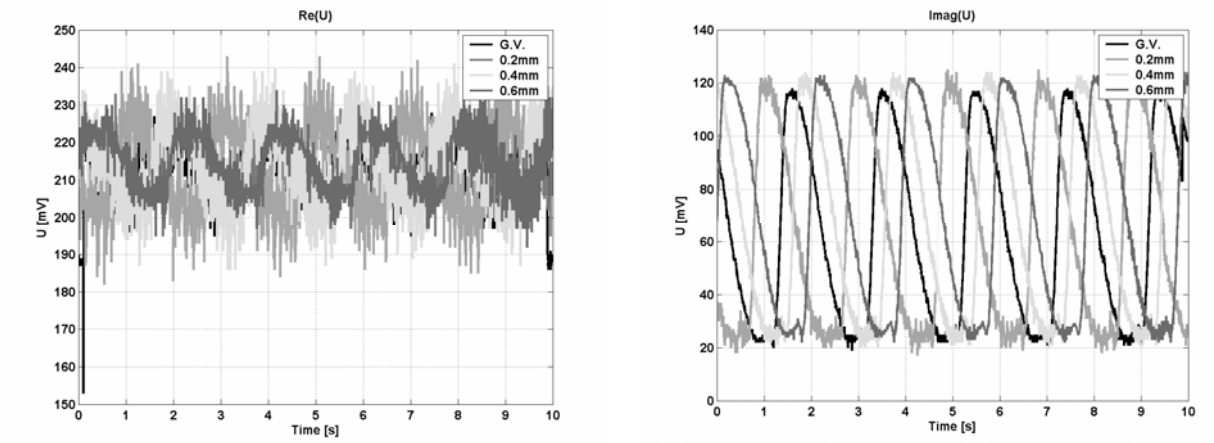


Fig. 5. Experimental setup

The real and imaginary components of the induced signal in the reception coil were measured. Figures 6a and 6b show the phase dependency of the received signal for testing the replica valves with no defect, and those with one of 0.2, 0.4 or 0.6 mm deep EDM notch, respectively.

These results suggest that a simple examination of either the signal amplitude or the phase angle, or both, cannot serve as an indicator of BSCC valve quality state.



a) real component b) imaginary component

Fig. 6. Experimental measurements

4. Experimental Results

In the proposed detection system, the power spectrum is obtained for the imaginary component of the reception coil signal. The amplitude of the first harmonic of this power spectrum is then used as the indicator of BSCC valve quality state.

The power spectrum of a signal U is defined as

$$S = \frac{1}{N} fft\left(\mathrm{Im}(U)\right) * conj\left(fft\left(\mathrm{Im}(U)\right)\right)$$

where N is the number of samples and *fft* is the Fast Fourier Transform function. The power spectrum contains N harmonics.

4.1 Determination of Probability of Detection (POD)

One hundred measurements were taken on BSCC valve replicas with intact outlet struts as well as those with EDM slots of 0.2, 0.4 and 0.6 mm deep. The recorded signals were processed using the procedure described above. Examples of the processing scheme outputs are shown in Figure 7 for 12 of the measurements.

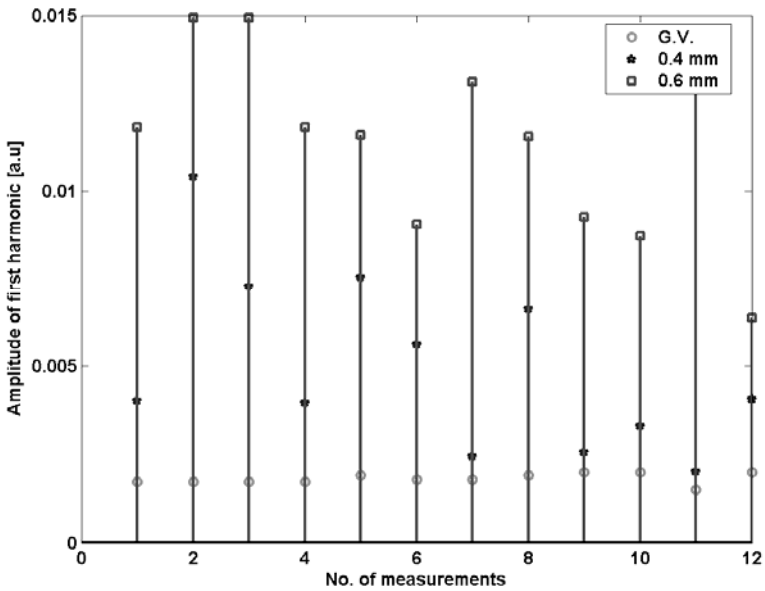


Fig. 7. Experimental results on BSCC replica valves

From the measured data, the lower-bound for the probability of detection with a 95% confidence level [14] was determined for each slot depth. The results are summarized in Table 1.

Table 1. The lower-bound probability of detection for a 95% confidence level for various slot depths

Slot depth [mm]	Probability of Detection (POD) [%]	Probability of Missing Flaw (PMF) [%]
0.2	41.3	58.7
0.4	84.6	15.4
0.6	97	3

Although all the 0.6 mm cases were correctly classified, the POD was less than 100% due to the imposed 95% confidence level and the fact that the number of measurement was 100.

4.2. In Vitro Testing with BSCC Heart Valves

Double-blind *in vitro* tests using 32 BSCC heart valves were also performed. The test samples consisted of 12 valves with intact outlet struts, 10 valves with manufactured SLSs and 10 explanted valves with SLSs. The data collected are

processed and the results are presented in Figure 8. In this figure, only the amplitude of the first harmonic of a signal's power spectrum is considered. The decision threshold was obtained using the 3σ law [13]: the mean plus three times the standard deviation of all the good valve data points:

$$Threshold = \mu_{g.v.} + 3\sigma_{g.v.}$$

Any valve with a data point located above this threshold was considered an SLS valve. Using this technique, the proposed detection method achieved a 100% correct classification with all the BSCC heart valves samples.

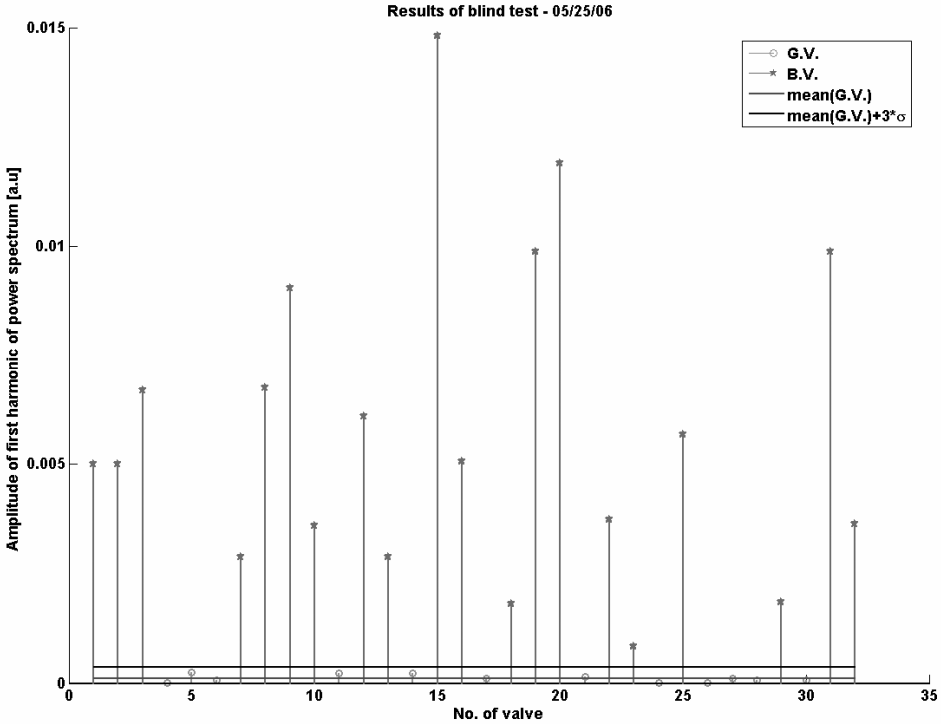


Fig. 8 Results of the double-blinded *in vitro* test

6. Conclusion

A novel electromagnetic method has been developed for noninvasive detection of cracks in the outlet strut of BSCC prosthetic heart valves. The method uses an absolute send-receiver transducer with a set of orthogonal coils for emission and signal reception, respectively. System characterization and performance evaluation have been performed with BSCC heart valves and replicas. With the valve replicas, this detection method has demonstrated a POD of 86.4% for a 0.4 mm deep crack, and a POD of 97% for a 0.6 mm deep slot in the strut.

An *in vitro* test system is constructed with motorized stages to simulate the relative movement between the heart valve and the transducer. Double-blind testing of 32 BSCC heart valves with various outlet strut conditions using this system resulted in 100% correct classification of single-leg separated valves. With the current clinical diagnostic success rate of 68% using cineradiography, the proposed detection method is highly promising.

Acknowledgements

This paper is supported by Romanian Ministry of Education and Research under the National University Research Council - Grant no.586/2006.

Received March 1st , 2007

[1]*National Institute of R&D for Technical Physics Iasi*
47 D.Mangeron Blvd., Iasi, 700050, Romania
[2] *Central Army Hospital, 88, Int Furtuna Stefan, Bucharest, Romania*
[3] *Medical and Pharmacy University Gr. T. Popa Iasi, 16, Universitatii, 700115 Iasi,Romania*
[4] *Al.I.Cuza University,11 Carol I Blvd, Iasi, 700506, Romania*

REFERENCES

[1] V.O. Bjork, Metallurgic and design development in response to mechanical dysfunction of Bjork-Shiley heart valves, Scand J Thorac Cardiovasc Surg. 1985; 19 (1), pp. 1-12
[2] R.O. Ritchie, P. Lubach, Fatigue life estimation procedures for endurance of cardiac valve prosthesis: Stress/life and damage-tolerant analysis, J. Biomechanical Eng., 108, (1986), pp. 153-160
[3] P. Hedger, Single-leg separations in explanted BSCC heart valves, Lancet, 343, (1994), pp. 294-295
[4] P. Hedger, Important updated information for physicians about patients with Björk-Shiley convexo-concave heart valves – Dear Doctor letters, Irvine, CA: Shiley Inc. March/April, 1993.
[5] ISO 5840:1996 (E) Cardio-vascular implants – cardiac valve prostheses
[6] EN 12006-1:1999 Non-active surgical implants – Particular requirements for cardiac and vascular implants : Part I. Heart valve substitutes
[7] W.W. O'Neil, J.G. Chandler, G.T. O'Connor, Radiographic detection of strut separation in BSCC valves, New Engl. J. Med, 333, (1995), pp. 414-419
[8] J.W. Candy, H.E. Jones, Classification of Prosthetic Heart Valve Sounds: A Parametric Approach, J. Acoustic Soc. of America, 97, 6, (1995), pp. 3675-3687
[9] S. Udpa, New electromagnetic methods for the evaluation of prosthetic heart valve, J. Appl. Phys., 90, (2002), pp. 1-5
[10] S.C. Chan, R. Clifford, S. Majunar, N. Nair, S. Ramakrishnan, Y. Li, P. Ramuhalli, L. Udpa, S. Udpa, Novel Methods for detecting fractures in prosthetic heart valves, INSIGHT, 47, (2005), pp.15-19
[11] E. Radu, R. Grimberg, A. Savin, O. Mihalache, Modelling the operation of the eddy current transducer with orthogonal coils in the presence of material discontinuities, Sensors and Actuators, A, 59, (1997), pp. 201-204
[12] R. Grimberg, A. Savin, E. Radu, O. Mihalache, Nondestructive Evaluation of the Severity of Discontinuities in Flat Conductive Materials Using the Eddy Current Transducer with Orthogonal Coils, IEEE Trans on Mag. 36, 1, (2000), pp. 299-307
[13] J. Lemaitre, J.L. Cheboche, Mechanics of Solids Materials, Cambridge University Press, 1990
[14]. R.C. McMaster, R.C.P. McIntire, M.L. Master, Nondestructive testing handbook (2nd Ed), 4 Electromagnetic testing, American Society for Nondestructive Testing, London, 1986
[15] D.W. Wieting et all., Strut fracture mechanism of the BSCC heart valve, J. Heart Valves Dis., 8, 2, (1999), pp. 206-217

EVALUAREA NEDISTRUCTIVA A PROTEZELOR DE VALVE PENTRU INIMA IMPLANTATE, TIP BJORK SHILEY CONVEXO CONCAVE

Rezumat . Aceasta lucrare prezinta o noua metoda electromagnetica pentru evaluarea valvelor protetice pentru inima tip Björk-Shiley convexo-concave (BSCC) utilizand un traductor cu bobine ortogonale. Abordarea examineaza componenta imaginata a semnalului receptionat de traductor si utilizeaza prima armonica a componentei spectrului de putere ca indicator al conditiei valvei. Testarile in vitro a acestei metode pe 32 de valve BSCC a demonstrat acuratetea metodei. Metoda propusa este convenabila pentru detectarea si caracterizarea cu acuratete a fisurilor in valvele BSCC.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

LIFETIME PREDICTIONS FOR MEDICAL PROSTHESES MADE FROM NANOSTRUCTURED OXIDES OF ZR, HF, AL

BY

RAIMOND GRIMBERG*, ADRIANA SAVIN*, ROZINA STEIGMANN*, NICOLETA IFTIMIE*, ALINA BRUMA**

Abstract: In this paper, the fatigue of ceramics for biomedical implant devices is briefly described by examining the commonality of mechanisms affecting fatigue-crack growth in ductile and brittle materials, with particular focus on the methods for lifetime prediction.

Keywords: lifetime prediction, implanted prosthesis, fatigue-crack growth, ceramic materials

1. Introduction

Modern medical prosthesis as dental implant, knee prosthesis and hip stem are made from high strength brittle materials such ceramics, intermetallics and their respective composites for structural applications where cyclical loading is critical. More over, it is now known that they are susceptible to cyclic fatigue failure [1], [2]. Ironically, this fatigue susceptibility increases in microstructures designed for greater damage tolerance.

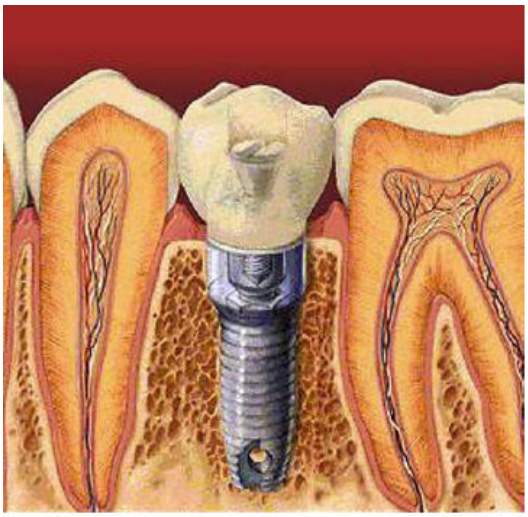
In brittle materials, such as monolithic and composites ceramics and intermetallics, the mechanism associated with fatigue-crack propagation are quite distinct from those encountered in metal fatigue. The sensitivity of crack-growth rates, da/dN, to the applied stress intensity K, for example, is markedly higher that in most metals. The notion that crack growth is a mutual competition between intrinsic microstructural damage mechanisms and extrinsic crack-tip shielding mechanisms provides a useful framework to compare fatigue mechanisms of ductile and brittle materials. Intrinsic mechanisms are defined as those which promote crack extension via processes at or ahead of the crack tip, while extrinsic mechanisms operate behind the crack tip and typically retard crack growth.

In this paper, the fatigue of ceramics for biomedical implant devices is briefly described by examining the commonality of mechanisms affecting fatigue-crack growth in ductile and brittle materials, with particular focus on the methods for lifetime prediction.

The importance of these researches is due in first row to the useful of these materials in different types of biological implants, figure 1.

a

b



c

Figure 1. Biological implants
a) knee prosthesis,
b) hip stem
c) dental implant

2. Studied samples

Ceramic plates from ZrO_2 stabilized with HfO and Al_2O_3, were investigated.

The company Carma –Marseille, France, produces total hip prosthesis with ceramic-ceramic couple from these materials.

The plates have 2x2x15mm dimensions, being obtained through sintering from nanometric powders.

In the case of plates from Al_2O_3, the average dimension of grains was 1.3μm and in the case of ZrO_2, this was between 10nm and 1μm. the plates were cyclically loaded (sinwave R=0.1) in cantilever bending using mechanical test frame ELF 3200 produced by Endura TEC –USA. The frequency was 1Hz.

Cycling was periodically interrupted, after intervals of 500-1000cycles during which the sample was removed from the machine and the tensile side examined for cracking using bright-field optical microscope Olimpus STM-UM with 0.5μm resolution.

The stress –intensity range was calculated using solutions for surface cracks in bending [3]. The report between depth and semi-length was considered approximately 1.

Crack growth rates, da/dN, were computed by dividing crack extension by the number of cycles for each cycling interval.

Principal mechanical characteristics were put as our disposal by the producer and are indicated in table 1.

Table 1.

Mechanical parameter	***Al_2O_3***	***ZrO_2***
Young modulus [GPa]	380	220
Poisson coefficient	0.28	0.31
Density [kg/m^3]	3.9	6.1
Compression strength [GPa]	~4	~6

The crack – opening profiles has been measured using scanning electron microscope Jeal 7312 – Japan. All the measurements have been made in Characterization Laboratory – Mechanical Department – College of Engineering, Michigan State University.

3. Experimental results

In figure 2 is presented the dependence of fatigue growth rates da/dN function of applied stress intensity range Δk, for three average grain size of ZrO_2, certain 10nm, 70nm si 1μm.

Using a best fitting method for each samples, the Paris Law graphic was traced, corresponding, the constant being determined.

The classical form of Paris Law was taken into consideration [4]

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta k\right)^m \tag{1}$$

The constant C and the exponent m were determined for each grain size, the results form table 2 being obtained.

Table 2. Paris Law coefficients

	Grain size (medium value) [nm]		
	10	70	1000
m	31.73	18.20	19.04
C	$3.16*10^{-18}$	$3.16*10^{-16}$	$5.012*10^{-22}$

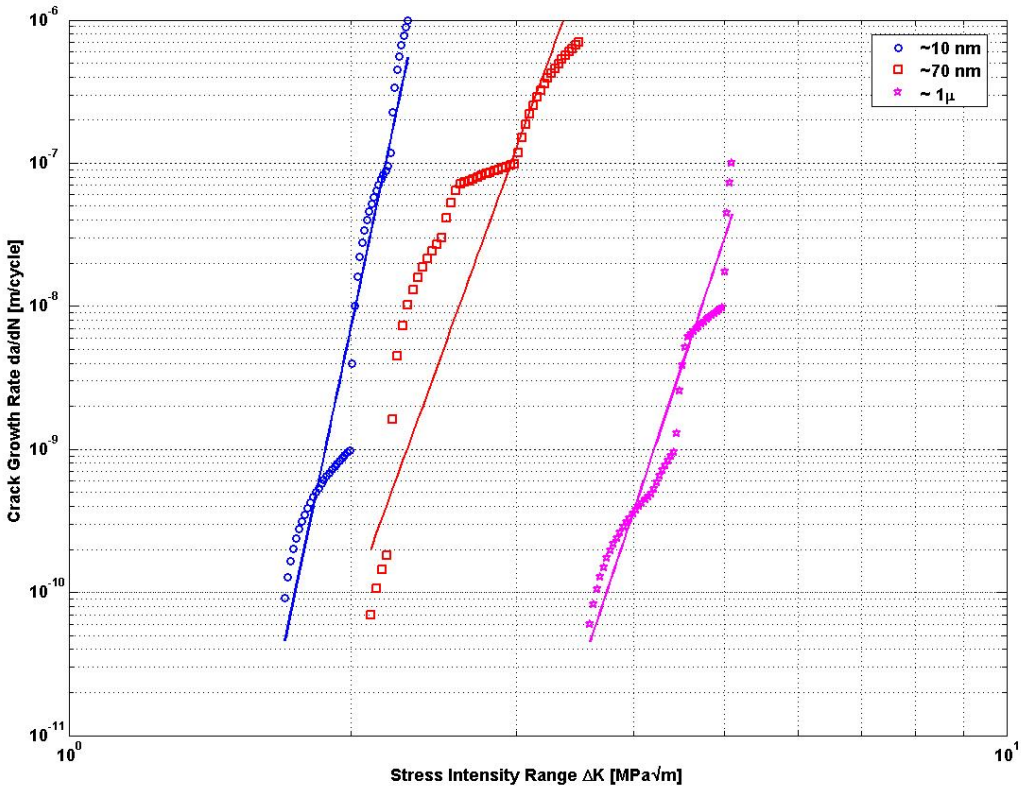


Figure 2. Fatigue-crack growth rates da/dN v.s the applied stress-intensity range for various grain size

Examining the curves from figure 2 as well as the data from table 2, it is observed that, in the case of ceramics and in the first row, in the case of ZrO_2, the exponent m takes high values, compared with values of metals, showing a mark sensitivity of growth rates to k_{max}, rather than to Δk [5]. From this reason, the Paris law can be write as

$$\frac{da}{dN} = C'(k_{\max})^n (\Delta k)^p \tag{2}$$

where C' is scaling constant and n+p=m. The exponents n and p from modified Paris law [1] were determined, the results being presented in table 3.

Table 3. n and p exponents of modified Paris Law

	Grain size (medium value) [nm]		
	10	70	1000
n	~30	16.70	18.30
p	1.70	1.50	0.70

It is observed that in all cases p<<n and in the same time, the exponent p decrease together with average grains size.

The dependence of exponent p by average particle size is given in figure 3.

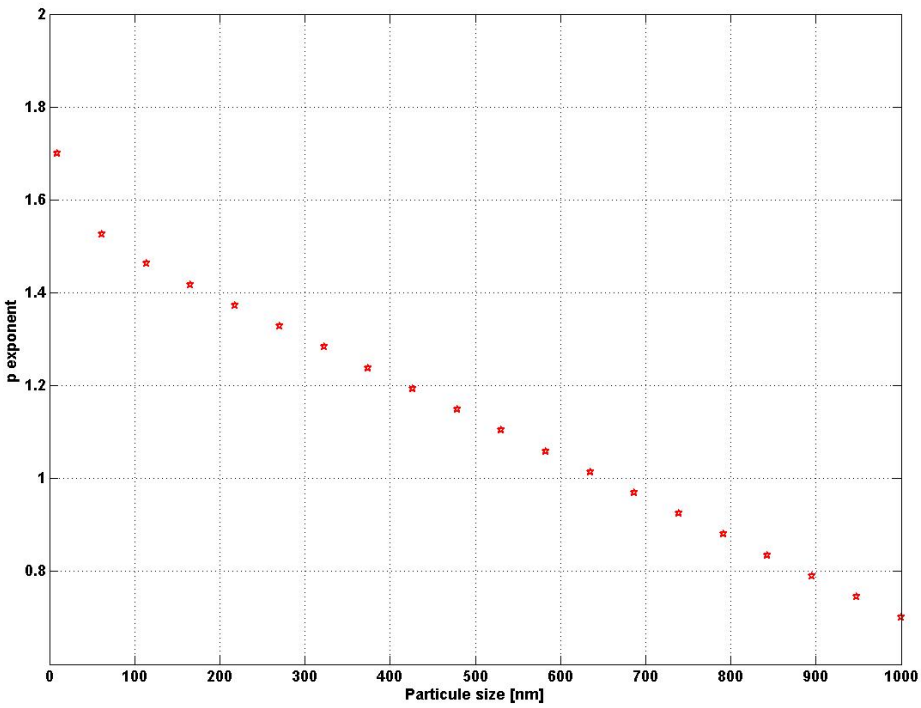


Figure 3. p- exponent vs particle size

4. Fatigue-crack propagation in ZrO_2 ceramics

Resistance to crack extension results from a competition between two classes of mechanisms. Crack growth is promoted ahead of the crack tip by intrinsic microstructural damage mechanisms, and impeded by extrinsic mechanisms acting primarily behind the crack tip, which serve to screen the crack tip from the far-field driving force.

Intrinsic mechanisms are an inherent property of the material, and thus are active irrespective of crack size or geometry. They control driving forces (or stress intensities) necessary to initiate cracking. Extrinsic mechanisms, conversely, act in the crack wake and are thus dependent on crack size and specimen geometry.

Whereas the cyclic processes in metal fatigue are predominantly intrinsic in nature, cyclic fatigue processes in ceramics are extrinsic. This is consistent with the marked dependency of growth rates on K_{max} in ceramics and a similarity in fracture surface appearance under cyclic and monotonic loading. Is considered the mechanism of fatigue degradation operating in ZrO_2 ceramics. In this case, decay in bridging is associated with the relative motion and subsequent frictional wear of ligaments or grain spanning the crack walls.

Under monotonic loading, the closing traction distribution associated with grain bridging, p(x), has been well documented. It can be expressed in terms of a bridging zone length, L, an exponent, k, and a peak bridging stress, P_{max}, as

$$P(x)=P_{max}\left(1-\frac{x}{L}\right)^{k} \tag{3}$$

The function p(x) describes the bridging stress distribution as a function of distance behind the crack tip, x, starting from a maximum value of P_{max} at the crack tip (x = 0), and falling to zero at the end of the bridging zone (x=L).

Under cyclic loads, the repetitive opening and closing of the crack results in a decrease in the toughening capacity of the bridging zone by reducing the grain bridging stress.

Bridging-traction distributions under specified loading conditions can be quantified by comparing measured crack-opening profiles, u(x), to known elastic solutions for bridged cracks [5]. The net crack-opening profile, u(x), for a linear-elastic crack under an applied far-field stress intensity, KA, with a bridging traction distribution, p(x), of length L acting across the crack faces can be expressed, in terms of the appropriate elastic modulus E', as:

$$u(x)=\frac{K_A}{E'}\left(\frac{8x}{\pi}\right)^{1/2}+\frac{2}{\pi E'}\int_0^L p(x')\ln\left|\frac{\sqrt{x'}+\sqrt{x}}{\sqrt{x'}-\sqrt{x}}\right|dx' \tag{4}$$

The first term in Eq. (4) reflects the traction free crack under tensile loading in small-scale yielding, and the second term accounts for contributions associated with the traction-stress distribution.

Because Eq. (4) is the near-tip solution and neglects specimen boundary or geometry effects, this description is only sufficient when bridging zones are small compared to specimen size and crack length, figure 4, figure 5.

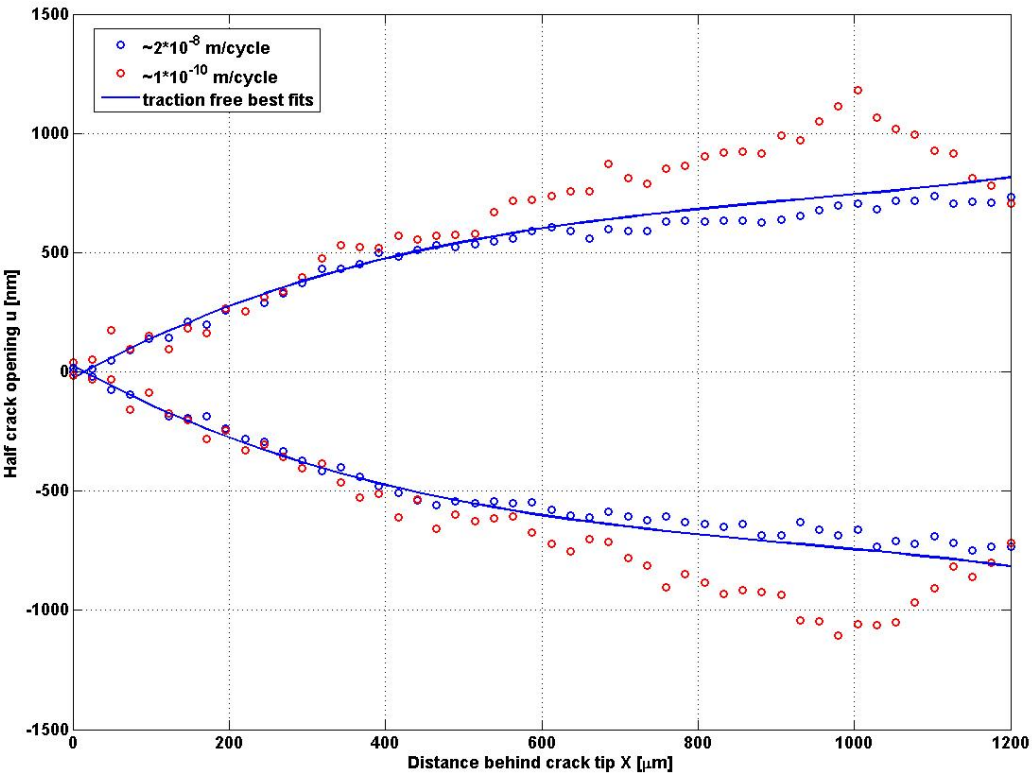


Figure 4

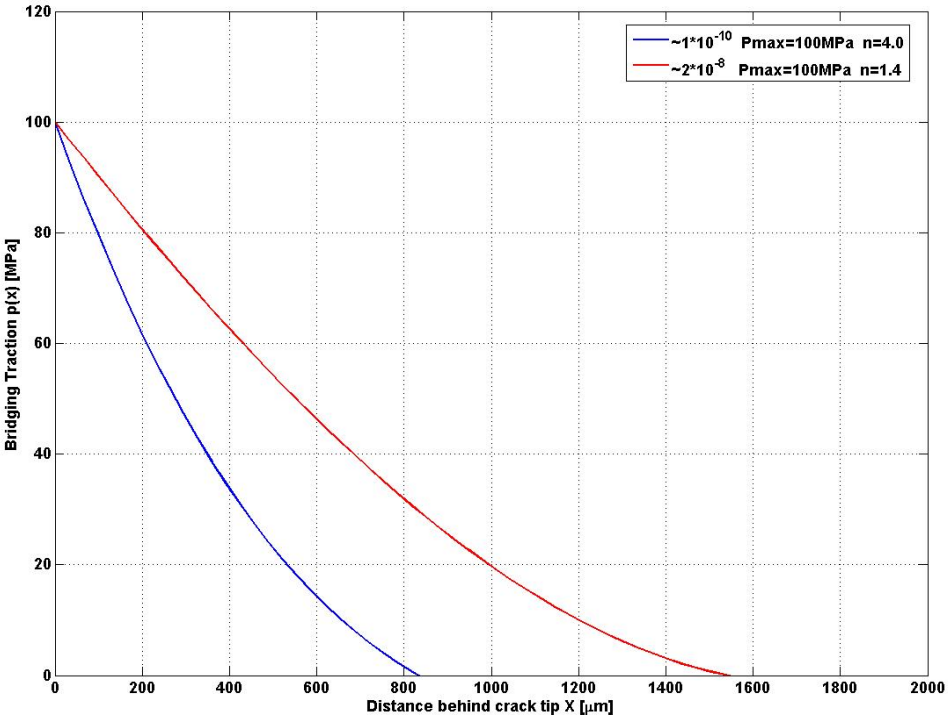


Figure 5

The bridging distribution can be estimated using Eq. (4), and fitting to the form of p(x) described in (3). Once p(x) is determined, it is possible to calculate the associated R-curve using the equation

$$K_B(\Delta a)=\left(\frac{2}{\pi}\right)^{1/2}\int_0^{\Delta a}\frac{p(x)}{\sqrt{x}}dx \tag{5}$$

where K_B is the bridging term and Δa is the amount of crack extension.

5. Lifetime estimation

Once the mechanisms of fatigue crack propagation are identified, is relatively simple to effectuate lifetime prediction.

Because in the case of fatigue crack, both for metals and ceramic materials, their aspect is semicircular

$$K = Q\sigma(\pi a)^{1/2} \tag{6}$$

where $Q=2/\pi$.

Large tolerant lifetime analyses can be performed for brittle implants in similar manner to metallic devices

$$N_t = \int_{a_0}^{a_t}\frac{da}{CQ^m\Delta\sigma^m\pi^{m/2}a^{m/2}} \tag{7}$$

Analyses are complicated by scatter in toughness and fatigue data and by large crack-growth exponents (m in Paris law).

If a lifetime ~100 years, which can correspond to 10^8 cycles is imposed, the value of preexistent crack shall be smaller than 30μm.

6. Conclusions

The ceramic materials from stabilized Al_2O_3 and ZrO_2 are utilized at larger scale in the construction of implantable prosthesis. The extreme high value of m exponent made these materials to become very sensitive at stress and at initial cracks dimensions. For the prosthesis having ~100 years lifetime, initial flaw size must, in this case, be less than ~30μm.

From quality control point of view, this imposes nondestructive detection methods able to reject components that contains cracks with depth bigger than 30μm.

Acknowledgements

This paper is supported by Romanian Ministry of Education and Research, Research of excellence Program, under Contract no. 6110/2005, acronym SINERMAT and Nucleus Program PN 06 - 38 01 03.

Received March 1st , 2007

**National Institute of Research and Development for Technical Physics Iasi*
47 D.Mangeron Blvd, 700050, Iasi, Romania
*** Al.I.Cuza University*
11 Carol I Blvd, Iasi, 700506, Romania

REFERENCES

[1] R.O. Ritchie*, C.J. Gilbert, J.M. McNaney, Mechanics and mechanisms of fatigue damage and crack growth in advanced materials, International Journal of Solids and Structures, 37, (2000) , pp 311-329

[2]. R.H. Dauskardt, , 1993. A frictional-wear mechanism for fatigue-crack growth in grain bridging ceramics. Acta Metallurgica et Materialia 41 (9), 2765±2781

[3] J.C.Newman, , I.S.Raju, , An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. Engineering Fracture Mechanics 15, (1981), pp.185–192.

[4] F Ellyin,., Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction. Chapman & Hall, London, UK, 1997.

[5] J.Radel, J.Kelly, B.R. Lawn, In situ measurements of bridged crack interfaces in the scanning electron microscope, Journal of the American Ceramic Society 73 (11), 1990, pp 3313-3318.

PREDICTIA TIMPULUI DE VIATA PENTRU PROTEZE DIN OXIZI NANOSTRUCTURATI DE ZR, HF SI AL

Rezumat: Aceasta lucrare se prezinta pe scurt fenomenul de oboseala in materiale ceramice pentru implanturi biomedicale, examinand mecanismele afectate de cresterea fisurilor de oboseala in materiale ductile si casante, in particular metodele de predictie de timp de viata..

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MODELING OF BEHAVIOR OF PRESSURE TUBES MADE FROM ZR 2.5%NB FROM CANDU NUCLEAR REACTORS

BY

RAIMOND GRIMBERG*, ADRIANA SAVIN*, ROZINA STEIGMANN*, SORIN LEITOIU*, ALINA BRUMA**

Abstract: In this paper it was elaborate a Markov model for life time prediction of pressure tubes in inspection of nuclear reactors PHWR type using MATLAB 7.0 program with a series of apriority knowledge; it was developed a soft using MATLAB 7.0.

Keywords: life time prediction, pressure tubes, degradation state.

1. Introduction

Pressure tubes (PT) assure the cooling fuel channels in nuclear power plant CANDU type. During the run of nuclear power plants, it appears hydrogen which is absorbed by the material of manufactured tubes, Zr-2.5%Nb alloy, due to the zirconium corrosion. The absorbed hydrogen forms the zirconium hydrates which are decreasing the materials resistance. Under the influence of hydrate, the incipient cracks in pressure tubes can develop in unstable and uncontrolled forms being named Delayed Hydrogen Cracking (DHC) phenomena. The nature of the crack's incipient can have a different reason among which degradation of spring garters which is designed to keep the pressure tube concentric with calandria tube, by cooler system for fuel bundles.

The statistically analysis for existent data is made by the IAEA Vienna and that indicates a slowly evolution to a dangerous state systems.

The Canadian Norms of flaw depth restriction to 1.6 mm by from wall thickness (4.1mm) for pressure tubes, after that it imposes the change of pressure tubes. Some thresholds are imposed to establish limit values for degradations indicator for materials or some mechanical-physical systems.

Improving the knowledge of degradation phenomenon is the key of industrial issue for the control of ageing of a plant unit. In this paper, the focus is placed on degradation mechanisms that affect passive components (such as crack length, corrosion loss of material etc) [2, 3].

The stochastic processes provide an interesting way of dealing with this uncertainty. As we shall see, these models rely on very simple considerations on

physics (e.g. linear or nonlinear trend) and complete this information by a statistical treatment of a degradation measures dataset, generally obtained via *non-destructive tests (NDT)* [4]. In such models, the degradation indicator becomes a *random variable.*

For a given environment, the aim is not to forecast the exact value of X_t, but rather the range of possible values weighted by a *probability distribution function (* P_r) denoted by f_{Xt} ; the more important $f_{Xt}(x)$, the more likely X_t to take values in ranges [a, b] is given of relation:

$$P_r\left(a \le X_t \le b\right) = \int f_{Xt}\left(x\right)dx \tag{1}$$

To describe the degradation processes we used Markov processes [3]. A Markov process is a stochastic process with the properties that the given value of X(t), at time τ, where τ > t, are independent of the values of X(u), u < t.

We assume that the system structure can be any one of N ≥ 0 discrete states. A Markov chain is a discrete-time stochastic process $\{X_n, n = 0, 1, 2, \dots ,\}$ for which the Markov process properties holds.

The conditional probability of moving into state *j* at time *n+1* gives that at the current time, *n,* the object is in state *I,* is given by:

$$P_{ij} = P_r\left\{X_{n+1} = j \middle| X_n = i\right\} \tag{2}$$

To define the Markov chain X_n, it is necessary to asses the transition probabilities between all possible condition state pairs. If there are N states, then this results in an NxN matrix:

$$P = \begin{bmatrix} P_{11} & P_{12} & \dots & P_{1N} \\ P_{21} & P_{22} & \dots & P_{2N} \\ . & . & . & . \\ P_{N1} & P_{N2} & \dots & P_{NN} \end{bmatrix} \tag{3}$$

The transition probabilities by P matrix are difficult to evaluate and this reason to appeal to judgment experts or to evaluate by laboratory experiments.

2. Studied samples

To evaluate the life time for pressure tubes (PT) it is a probabilistic model made on basis if continue Markov chains. The system consists by pressure tubes by frame CNE – CANDU type.

Let's S denote the number of possible states for system at t time, finite number, and $X_n(t) \in S$ denote system state at t time. On during between two successively controller for pressure tubes,

$$nT \le t < T, \qquad n = 1, 2, \dots, \tag{4}$$

where T denote the length control range, the pressure tubes system achieves as homogenous Markov chain. A Markov chain is governed by transition matrix P, where $P_{jk}(t)$ elements represent the transition probability of moving from the current state **j** to state **k**:

$$P_{jk}\left(t\right) = P\left(X\left(t\right) = k \middle| X\left(0\right) = j\,;\, j,k \in S, t > 0\right) \tag{5}$$

It is defined the following possible states in which we can found PT system in function by deteriorating degree; we define:

- OK : S state in which PT not degraded;
- D_1 : S state in which PT are in slowly degradation state; depth limit of defect is 0.15mm;
- D_2 : S state in which PT are degradation in relatively major degree; depth limit of defect is 0.5mm;
- F_1 : S state in which PT system can be in critical degradation state; depth limit of defect is 1.6mm;

The system states D are included in two categories:

- states with defects detected at control effected D_{1d} and D_{2d};
- states with defects undetected at control effected D_{1n} and D_{2n};

If we start in one of the states OK, D_{1n} or D_{2n} at the beginning of an inspection interval, we get a time continuous Markov chain. This will be valid for the complete inspection interval of length, *T*. However, if we during the inspection detect that the line is in the state D_1, then the next inspection interval will start in state D_{1d}, and then the more general diagram of Figure 1 applies.

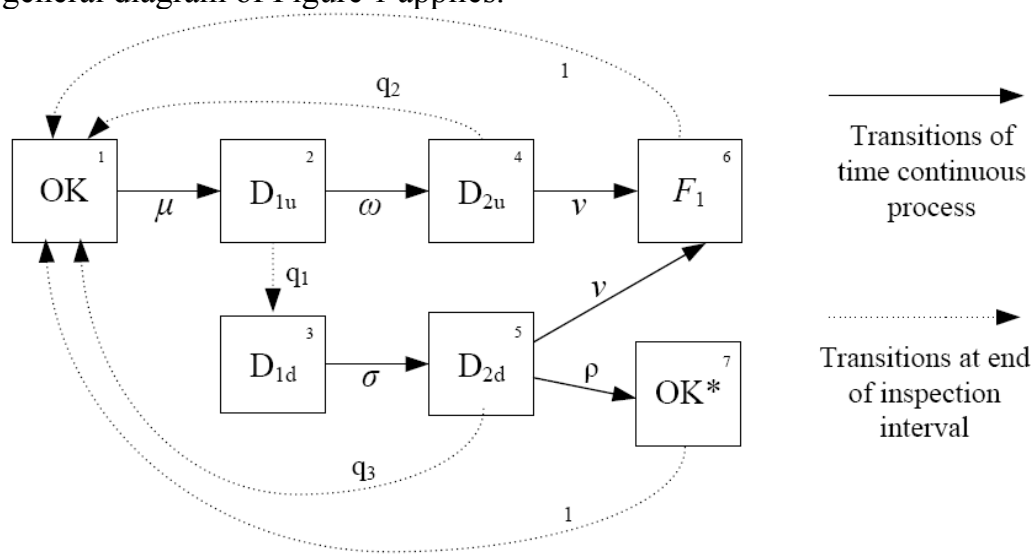


Figure 1. Overall failure/maintenance model, (state F2 not included)

The states $X_n(0)$ and $X_n(T)$ are of particular interest, where *T* is the length of the inspections interval. Now, we consider the transitions of state that may occur at the following of the inspection (occurring at times *T*, 2*T*, ….). In order to be able to fit the model to the failure/inspection data, we now introduce the variables U_n and V_n. U_n tells the true state for PT immediately before inspection, and V_n tells the true state immediately after inspection, i.e. at the start of the next inspection interval. Thus, we have:

$$\begin{aligned} U_n &= X_n(T) \\ V_n &= X_{n+1}(0) \end{aligned} \qquad n = 1, 2, \tag{6}$$

Now, introducing the asymptotic distributions of *Un* and *Vn*

$$\begin{aligned} a_k &= P\left(U_k = k\right) \\ b_k &= P\left(V_k = k\right) \end{aligned} \quad k = 1, 2, \ldots, 7 \tag{7}$$

we can then introduce the matrix R for the transitions at the inspections, transitions from U_n to V_n.

$$R = \begin{bmatrix} OK & D_{1n} & D_{1d} & D_{2n} & D_{2d} & F_1 & OK^* \\ 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1-q_1 & q_1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ q_2 & 0 & 0 & 1-q_2 & 0 & 0 & 0 \\ q_3 & 0 & 0 & 0 & 1-q_3 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \tag{8}$$

Further, we introduce probabilities that degraded states are detected by inspection:

q_1 – probability that state D_1 of the system is detected;

q_2 – probability that a degraded failure D_2 is detected by the inspection; it is not know in advance that the state D_1 was reached;

q_3 – probability that a degraded failure D_2 is detected by the inspection; it is known in advance that the state D_1 was reached.

The dotted lines of Figure 1 indicate transitions at the end of the test interval.

The state vectors $\vec{a}$ and $\vec{b}$, which correspond to the system states before and after inspection, are calculated with relations:

$$\begin{aligned} \vec{b} &= \vec{a} \cdot R \\ \vec{a} &= \vec{b} P(T) \end{aligned} \tag{9}$$

or

$$\begin{aligned} \vec{a} &= \vec{a} \cdot R \cdot P(T) \\ \vec{b} &= \vec{b} \cdot P(T) \cdot R \end{aligned} \tag{10}$$

The probability of moving from the state j in state k is calculate with relation:

$$p_k(t) = \sum_{j=1}^{7} b_j p^*_{jk}(t) \tag{11}$$

where p^*_{jk} is means probability on a give range.

The input parameters for the estimation of model parameters are listed in Table 1. The statistical data was made on 10.000 pressure tubes in range time 10-12 years at IAEA Viena.

Table 1: Inputs to parameter estimation

Parameter definition	Parameter	Value
Number sets	N	10 000
Length of rail	L	62 000
Number of tests/inspections 1989-2002	n_{TF}	11.3
Number of tests/inspections 1991-2002	n_{TD}	9

Number of days, 1989-2002	N_1	4661
Number of days, 1991-2002	N_2	3909
Length of test/inspection interval	T	360
Number of observations in state D1, (i.e. transitions from D1u to D1d)	N_{D1}	187
Number of observations in D2 when it was not known that state was degraded, (i.e. transitions from D2u)	N_{D2a}	238
Number of observations in D2 when it was known that state was degraded, (i.e. transitions from D1d)	N_{D2b}	20
Number of observations in F1	N_{F1}	83
Probability of detecting D1 failure for coefficient of 95%	q_1	0.48
Probability of detecting D2 failure at test (state D1n not detected previously) for coefficient of 95%	q_2	0.70
Probability of detecting D2 failure at test (state D1 already detected)	q_3	0.98
Rate of detecting D2 in additional inspections; (assuming on the average two additional inspections within each interval *T*)	ρ	(2/T)* q_3

3. Experimental results

The system states before inspection to determinate by NDT tests by which show states a_2 , a_4 , a_5 and a_6 with detection probabilities q_1,q_2, q_3, and (2/T)*q_3 respectively.

State a_3 assume that system or to be in state 2 by which moving from state 3 with transition probability q_1, or state to be direct in state 3 in which are not possible ulterior transitions, i.e. in state 5:

$$\vec{a}_3 = \left(\vec{a}_2 \cdot q_1 + \vec{a}_3\right)\left(1 - e^{-\sigma T}\right) \tag{12}$$

The system transitions from state 3 (D_{1d}) to state 5 (D_{2d}) can be made with rate of transitions σ. Going with initial value for σ_i , we obtain a distribution for states q_i with state vectors $\vec{a}$.

For the new value σ_{i+1} we obtain a new state vector $a_{(i+1)}$:

$$a_{(i+1)} = a(i) R \cdot P(T) \tag{13}$$

The system states after inspection can be obtained by the relation:

$$\vec{b} = \vec{a} \cdot R \tag{14}$$

where R is matrix detection probabilities at effectuated control, respectively:

$$\begin{aligned} b_1 &= a_1 + a_4 \cdot q_2 + a_5 \cdot q_3 + a_6 + a_7 \\ b_2 &= a_2\left(1 - q_1\right) \\ b_3 &= a_2 \cdot q_1 + a_3 \\ b_4 &= a_4\left(1 - q_2\right) \\ b_5 &= a_5\left(1 - q_3\right) \end{aligned} \tag{15}$$

The probability as system is in state k at time t is taking by relation:

$$p_k(t) = \sum_j b_j p_{jk}(t) \tag{16}$$

(a) Determination of the detection probabilities for small discontinuities with depth of cca 0.125mm.

In this scope it was used the sample ARG 1 from Argentina in frame of Contract No. 11164/R between NIRDTP Iasi and IAEA Vienna [5].

The inspection defects are noted with #1, #2, #3 and #4 with dimensions and orientations given bellow.

Table 2: Flaw details in ARG 1 sample

Flaw #	Location and Orientation	Length (mm)	Width (mm)	Depth (mm)	Characteristics
1	ID, axial	6.1	0.3	0.136	calibration slot
2	OD, axial	6.15	0.4	0.14	calibration slot
3	ID, circumferential	6.2	0.3	0.152	calibration slot
4	OD, circumferential	6.6	0.4	0.16	calibration slot

The distribution for the estimated defect severity with depth 0.125 mm is present in figure 2 using a original method to resolve inversion problem for EC [1]. Considering the probability distribution for defects of log normal type (continue curve by figure 5) and integrating in range 0.1 – 0.3 it was a detected probability of 46% with reliability coefficient 95%.

(b) Determination of the detection probabilities for small discontinuities with depth of cca 0.47mm.

The inspection defects are noted with #1 and #4 with dimensions and orientations given of KOR 1 sample.

Table 3 Flaw details in KOR 1 sample

Flaw #	Location and Orientation	Length (mm)	Width (mm)	Depth (mm)	Characteristics
1	OD, axial	6.0	0.3	0.47	Short notch deeper than calibration slot
4	OD, circumferential	6.0	0.3	0.41	Short notch deeper than calibration slot

The histogram and log normal distribution for estimations concerning the defect with 0.47 mm depth is present in figure 3. It was made 30 measurements and 30 estimations for defect severities. In two cases the defect was estimate as having depth 0.4 mm, in 4 cases the signal was estimate as being from defect with depth 0.4 mm, in 8 cases the defect was estimate as having depth 0.5 mm, in 9 cases the signal was estimate as being from defect with depth 0.6 mm and in 7 cases the signal as being from defect with depth 0.7 mm. It was a detected probability of 70% with reliability coefficient 95%.

(c) determination of the detection probabilities for small discontinuities with depth of cca 1.63mm. It was a detected probability of 98% with reliability coefficient 95%.

The figures 4 and 5 show the probability to detect a pressure tube to be found in the degradation state (D_{1n} or D_{2n}) but not put in evidence by eddy currents procedure in function of time range between the inspections.

We can see that in time range between 300-400 days is minimum time up at the inspection following. Hence, it results that in this range the chance as a flaw is undetected is minim.

Upper 600 days in the range time between two inspections to undetected probability of the flaws which can be dangerous for reactor running.

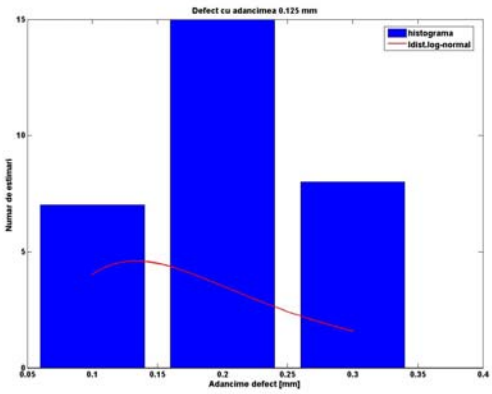


Figure2 To estimated distribution for flaw with depth 0.125mm

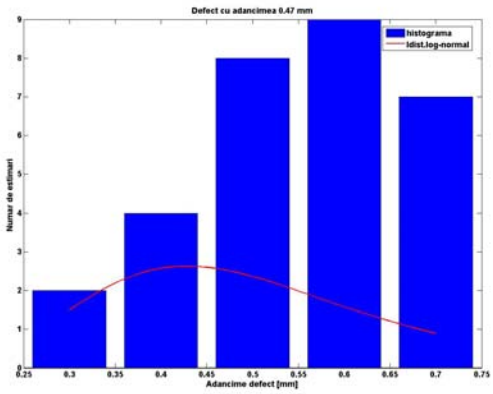


Figure 3 To estimated distribution for flaw with depth 0.47mm

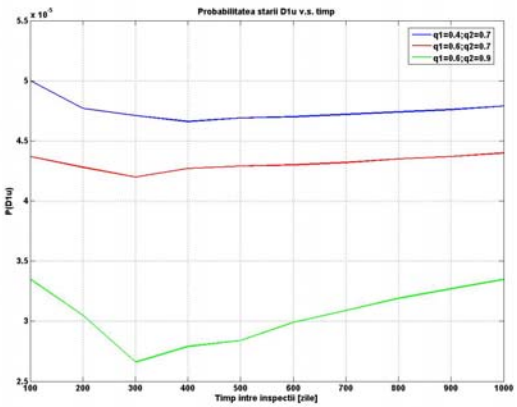


Figure 4 The probability for state D_{1n}

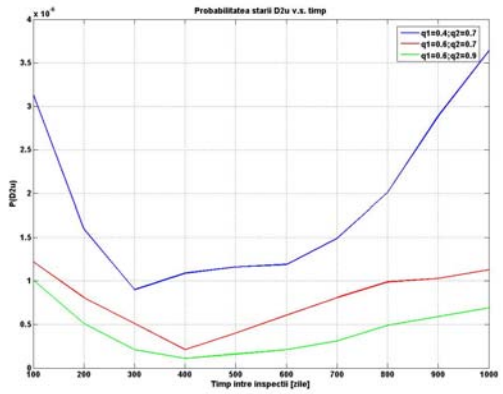


Figure 5 The probability for state D_{2n}

]

4. Conclusions

It was elaborate a Markov model for life time prediction for pressure tubes. The initial values with which we have to work are given in table 1.

We developed a soft using MATLAB 7.0 programmer which uses a series of apriority knowledge which appear as accumulated experience in the exploitation of nuclear reactors PHWR type. Other results are obtained by nondestructive testing for pressure tubes at annual outage.

This model has more simplifications for interpretation light the results and to use for maintenance optimization.

Acknowledgements

This paper is supported by Romanian Ministry of Education and Research, Research of excellence Program, under Contract no. 6110/2005, acronym SINERMAT and Nucleus Program PN 06 - 38 01 03.

Received March 1st , 2007

**National Institute of Research and Development for Technical Physics Iasi*
47 D.Mangeron Blvd, 700050, Iasi, Romania
*** Al.I.Cuza University*
11 Carol I Blvd, Iasi, 700506, Romania

REFERENCES

[1] Raimond Grimberg et al. Emerging Technologies in Non-destructive Testing, ETNDN Fourth International Conference, April 2 – 4, 2007, Stuttgart, Germany;
[2] Dan M. Frangopol, Maarten-Jan Kallen and Jan M van Noortwijk, Probabilistic models for life-cycle performance of deteriorating structures: review and future directions, Prog. Struct. Engng Mater. 2004; 6 : 197-212;
[3] Christophe Blain, Taking into Account Uncertainties of Non-Destructive Tests in the Estimation of Stochastic Degradation Processes, ECNDT 2006 – Tu. 3.7.2;
[4] Per Hokstad, Helge Langseth, Bo H. Lindqvist, Failure modeling and maintenance optimization for a railway line, International Journal of Performability Engineering Volume 1, Number 2, October 2005.
[5] IAEA TECDOC 2005 , Report for CRP Meeting Chalk River Canada - October 2005

MODELAREA COMPORTAMENTULUI TUBURILOR D EPRESIUNE REALIZATE DIN ZR 2.5%NB DIN REACTOARELE PHWR TIP CANDU

Rezumat: In aceasta lucrare s-a elaborat un model Markov pentru predictia timpului de viata a tuburilor de presiune din inspectia reactoarelor nucleare de tip PHWR si s-a dezvoltat un soft utilizand programul MATLAB 7.0 care utilizeaza o serie de cunostinte apriori.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE METALS IN THE BIBLICAL WORLD OF THE OLD TESTAMENT

STRUL MOISA and DAVID ITZHAK

Abstract: *Modern historians divide the roughly 3,000 year-period beginning approximately 3200 B.C. into two major segments—the Bronze Age and the Iron Age. The Bronze Age extends from about 3200 B.C. to 1200 B.C. Thereafter it is the Iron Age. These periods are parallel and contemporary to the events presented in the Old Testament. The periods are actually related to the most commonly used metals. Six metals are mentioned in the Bible: gold, silver, copper, iron, lead, and tin. There are numerous intriguing evidence references to the metals and metals working in the Old Testament as they came in use in the Near and Middle East. Although the Bible is a religious text, it represents an authentic written source of information.*

The article presents 3 aspects: (a) references regarding the way the metals are mentioned "for the first time" in the Bible; (b) references which due to incorrect translations of the Bible, create the false impression that brass might have existed in the Biblical antiquity; and (c) a micro-journey through the existing names in the list regarding metals and the ancient metallurgical art.

Keywords: *metal, copper, iron, bronze, brass, Bronze Age, Iron Age, ancient metallurgy, biblical world, Old Testament.*

A. Historical survey of the ancient biblical metallurgy

The technological civilian progress is appropriately evaluated by the stage at which its pyrotechnology has reached. For example, the Neolithic age of civilization is marked by the use of fire that was of major impotence in food processing, light and heat formation. The designations Chalcolytic, Bronze, and Iron Ages are simply reflections of the stage of pyrotechnic at which a particular culture has arrived. The earliest stage in which metallurgy has started to be developed is considered to be around 5000 B.C when the first known metallic objects – tools and jewels - were made in the Middle East and Afghanistan; the raw material used, was pieces of basic natural metal, all related to the noble elements group: gold, silver and copper. Men discovered the noble metals in rivers and mountains being attracted by their glittering. Still, the shape of these objects was pretty much like the stone tools. But sophisticated metal use requires smelting process, using special furnaces in order to extract metal from ores. The second stage of development the early metallurgy began the moment men realized that metal can be processed in different shapes when heated. The first objects produced by melting and forging looked like authentic metal tools with no resemblance with the stone tools. Nearby the natural metals, men often found colorful minerals such malachite, chalcopyrite, etc. The next important logic metallurgic discovery has started by heating the minerals on vegetal coal based fire. Copper has been obtained by this type of process and this was the beginning of the copper age. The copper minerals, such as malachite, were easily

found in nature as compared to the basic natural metals. This method of copper extraction was widely used and provided large amount of copper during a very long period. The Bronze Age, started around 3200 B.C. It was the first time in human history to demonstrate how technology of metals revolutionized society. It was the most important result of the early experiments to increase the resistance of copper by alloying it with other metals – initially 90 percent Cu and 10 percent Sn. Copper was the first metal to be smelted and used in abundance, but the real metallurgical innovation was the discovery of copper alloys. This also enabled an easier molding into shapes. The fact that the earliest metalworking period is called the Bronze Age is testimony to the importance of bronze. The earliest copper alloy, *arsenic bronze*, was developed in the Middle East. This alloy usually contained few percent of arsenic. It was probably obtained as a by-product of smelting copper from copper sulfide mineral. This was a product which was quite comparable to bronze in hardness and utility. The extraction was dangerous due to the hazard of arsenic fumes released during the smelting process.

The use of iron became popular around the year 1200 B.C., almost 2000 years after discovery of bronze. The reason is very simple: the melting point of copper (1084°C) is much lower than the melting point of iron (1538°C). Iron processing requires high temperatures technology was used in the old word for the first time by the Hittite in northern Anatolia. The Black Sea coast has self-fluxing iron sand, contains eighty percent of magnetite and other elements promote the fusing of the heated metal. The real reason why iron swept the ancient world was very simple. It was cheaper and much more abundant as compared to copper and tin. The iron's alloying – *carburized iron* - and the quench hardening became known soon after the beginning of the Iron Age. The properties of the new carburized iron products were superior to the similarly bronze products. Through most of history iron was extracted by smelting ore to obtain "bloom", a mixture of iron and slag. To shape it, the iron was heated red hot and pounded into shape. The progress in the iron technologies affected the development of society through the history. Society skilled in the iron and carburized iron technologies had a crucial advantage over the others in terms of war strategy and dominating far territories with a small and powerful army. To establish the historical context of the events presented in the Old Testament, is wanted taking into consideration the historical events and the chronological evolutions which are parallel with the ones in the Old Testament.

B. Metals in biblical "première"

Next, the verses in the Bible that mention for the first time the 6 metals will be presented: *gold, silver, copper, iron, lead, and tin.* The chemical symbols for these elements (*Au, Ag, Cu, Fe, Pb,* and *Sn*, respectively) come from their Latin names, a testament to their antiquity.

Gold - Latin *aureum*, Greek *chrysos* - is the first metal named in the Bible, in the Paradise/Eden Garden description context, ***Genesis 2:11***: "*The name of the first is Pishon; that is it which compasseth the whole land of Havilah, where there is* ***gold***".

The first biblical reference on **copper** and **iron** is in ***Genesis 4:22:*** *"Zillah also had a son, Tubal-Cain, who forged all kinds of tools out of* ***copper*** *and* ***iron***". As presented in Bible, Tubalcain is also the first biblical metalworking of copper and iron; this reference is the first biblical recorded reference to the profession of blacksmith.

The first biblical reference related to **silver** (Latin *argentums*, Greek *arguros*) is in ***Genesis 13:2***: "*And Abram was very rich in cattle, in* ***silver****, and in gold"***.

The first biblical reference on ***lead*** is located in the second book of the Pentateuch, ***Exodus 15:10***: *Thou didst blow with thy wind, the sea covered them: They sank as* ***lead*** *in the mighty waters*.

The first biblical reference on **tin** is located in ***Numbers 31:22***: *howbeit the gold, and the silver, the brass, the iron, the tin, and the lead*. Although tin is mentioned tangential in the Old Testament – statistic, only 4 references - the tin is a very important metal: the alloying between copper and tin leaded to produce the alloy known under the name bronze. Certainly, without the existence of the tin, the age of bronze wouldn't have existed.

C. Is the existance of brass and steel in the biblical antiquity a fact? Consequences of an incorrect translation of some metallurgical terms.

Brass is the term used for alloys of copper and zinc, the amount of zinc varying from 5-45 % to create a range of brasses, each with unique properties. The idea of dealing with this subject comes after reading the American version of the Old Testament, *American Standard Version* (ASV). For example ***Genesis 4:22***: *And Zillah, she also bare Tubal-cain, the forger of every cutting instrument of* ***brass*** *and iron: and the sister of Tubal-cain was Naamah*. The question in the title is asked again: was brass known in the age of the Old Testament? The reader interested in a comparative reading will have a few surprises. Therefore we will go back to the former example from ***Genesis 4:22*** while comparing the translation of 2 versions in English – *American Standard Version* (ASV) and *Modern King James Version* (MKJV) - with one version in Romanian - *Romanian Ortodox Bible* (ROB).

- (ASV) *And Zillah, she also bare Tubal-cain, the forger of every cutting instrument of* ***brass*** *and iron: and the sister of Tubal-cain was Naamah.*
- (MKJV) *And Zillah also bore Tubalcain, the hammerer of every engraving tool of* ***bronze*** *and iron. And the sister of Tubalcain was Naamah*.
- (ROB) *Sela a născut şi ea pe Tubalcain, care a fost făurar de unelte de* ***aramă*** *şi de fier. Şi sora lui se chema Noema*.

In order to find an answer to the title question, a further example is brought, this time from ***Deuteronomy 8:9***. The example is also presented through the four versions mentioned above:

- (ASV) *a land wherein thou shalt eat bread without scarceness, thou shalt not lack anything in it; a land whose stones are iron, and out of whose hills thou mayest dig* ***copper***.
- (MKJV) *a land in which you shall eat bread without want. You shall not lack any thing in it. It is a land whose stones are iron, and out of whose hills you may dig* ***brass***.
- (ROB) *Într-o țară unde sunt măslini, untdelemn şi miere, în care fără lipsă vei mânca pâinea ta şi nu vei duce lipsă de nimic; în care pietrele au fier şi din munții căreia vei scoate* ***aramă***.

The question in the title comes back again and again especially for the metal expert: was brass known during the age of the Old Testament? Can it be free-brass found in nature? Answer: **free-brass cannot be found in nature;** brass is an alloy, an artificial engineering composite material. For the ordinary reader the question may seem unimportant. Inconsistancies in the translation of the Old Testament from Hebrew into other languages, as well as various translations in English, may cause confusions for a reader less initiated into the history of metals science. We talk about the inconsistency regarding the unanimous consensus of the chronology of the historical ages of metals (and alloys): Chalcolytic time/Copper Age, Bronze Age and Iron Age. This confusion can become clearer and stronger for the reader who is anchored in the field of metal science. In fact, the reference to inconsistancy refers to the premature appearance on the history stage of the technical alloy known as **brass**. We talk about the period in the Old Testament which includes events between centuries 13-2 BC. The contradiction results from the translation of the Hebrew word **copper** / **נחשת** – as it appears in the Old Testament – both into **brass** and into **bronze**.

Mention must be made that both brass and bronze are binary technical alloys based on copper, but they are two completely different materials: brass is an alloy based on copper and zinc, while bronze is an alloy based on copper and tin. Therefore the two notions - brass and bronze – are two completely different notions.

The events presented in the Old Testament cover the period between Genesis and the birth of Jesus Christ. In order to clarify the period when the events presented in the two previous examples – ***Genesis 4:22*** and ***Deuteronomy 8:9*** – took place, mention must be made that both verses refer to events previous to year 1400 BC. According to these 2 verses brass existed during the period of the Old Testament. Still, the answer to the generic question – whether brass was known during the Old Testament – is very clear: brass was not known during the Old Testament. This will be discussed on the basis of various translation related to the SEPTUAGINTA. This was the first translation of the Old Testament from Hebrew into Greek and it was made in the first half of the third century B.C. A few references to metals and metallurgy are problematic; the difficulty is somewhat tempered by the fact that the Hebrew word **nechoshet** is translated into English as either bronze or copper (also Greek *Chalkkos* can indicate either copper or bronze), although the proper - antique and modern - translation is copper. The original Hebrew version of the Old Testament does not use the term **bronze**; only the term **copper** appears. The metallurgical process to obtain the technical alloy known as brass (melting copper and zinc) was not known during the period of the Old Testament, while the melting of bronze (binary alloy of copper and tin) was widely used since 3000 BC. This is why the whole period is called the Bronze Age.

Only six metals are mentioned in the Old Testament – gold, silver, copper, iron, lead and tin – zinc does not appear.

Progressing in time, towards the period described in the Old Testament which was written in the first century CE, it looks like the antics discovered the ore of Calamine, a mixture of zinc carbonate ($ZnCO_3$) and zinc silicate [$Zn_4Si_2O_7(OH)_2{\cdot}H_2O$]. Around the years 20 BC – 20 CE, the metal workers were able to use the calamine mixed with copper obtaining the brass known as *Calamine Brass*. The ancient Greeks called this brass "*oreichalcos*" (*orei* meaning gold in Greek). The Romans used brass to make helmets, jewelers, coins and to decorate armors. In ancient Rome, the brass alloy made of 75% copper, 20% zinc, 5% tin was called "*aurichalcum*" because it looked like gold (*aurum* is the latin for gold). Of course, the value of the *aurichalcum* coin was inferior to the silver coin although they had the same weight.

How was the Calamine Brass obtained? Three parameters had to be considered: two parameters regarding zinc – the melting point and the boiling point of zinc being 420ºC and 910ºC respectively. The third parameter was the melting point of copper, 1083ºC. It can be seen that the melting point of copper is higher than the melting and boiling temperatures of zinc. The manufacturing process for obtaining the calamine brass consisted in heating a mixture of copper and calamine to a high temperature for several hours. This temperature was higher than the boiling temperature of zinc, but lower than the melting point of copper. At this temperature zinc vapors were obtained. Maintaining the mixture at this temperature allowed zinc vapors to distill from the ores and permeate the metallic copper. In fact, it was obtained a surface coating of copper with zinc. The homogenizing of the chemical composition in the whole bulk was obtained through a later melting. Using calamine – instead of metallic zinc- to obtain calamine brass, had two disadvantages: (a) contained a significant amount of slag material resulting from the non-zinc components of calamine, and (b) the process did not permit to accurately produce the desired final proportion of copper to zinc. These disadvantages contributed to a limited use of brass.

It can be concluded:

- Brass is a binary alloy obtained by melting two distinct metallic materials: metallic copper and metallic zinc. Even if calamine brass is accepted as what we call brass today, it

appeared only during the confluence of the events presented in the Old Testament with the events in the New Testament.

- Before 1700 CE metallic zinc didn't have a birth certificate, in other words pure zinc couldn't have been produced. Only in 1738 William Champion granted the patent of producing metalic zinc by cracking calamine with coal. In 1746 pure metalic zinc was obtained by Andreas Marggrag who also established its properties. In 1781 James Emerson granted the method of obtaining brass from metalic zinc and copper. Therefore, we can conclude that brass appeared on the history stage – as a technical alloy and according to a well defined technology – in the middle of the 18th century, moment when the industrial process of obtaining metalic zinc was defined.

Consequently, the "extension" of the term copper or bronze towards brass for the period of the Old Testament does not have scientific archeo-metallurgic support (archeological traces, typified technology etc.) Moreover, the substitution generates confusions.

Remark: The reference version of the Bible in Romanian follows the Hebrew version, the translation being *arama*. Today, in Modern Hebrew, the confusions for the copper alloys are totally excluded because the word ***arad*** is used for bronze and the word ***pliz*** is used for brass.

Moving on to the period of reference of the New Testament – in the ancient Rome period – the existence of brass can be accepted. But even now the various translations cause hesitations. As an example, two verses from the first two books of the New Testament are presented. **The Gospel of Matthew, *Matt 10:9*** and **The Gospel of Mark, *Mark 7:4***. For the parallel translation of the verses the International Standard Version (ISV) was also used.

Matt 10:9:

- (ASV) *Get you no gold, nor silver, nor **brass** in your purses*;
- (ISV) *Don't take any gold, silver, or **copper** in your moneybags*,
- (MKJV) *Do not provide gold or silver, or **copper** in your purses*,
- (ROB) *Să nu aveți nici aur, nici arginți, nici **bani** de arama în cingătorile voastre*;

Mark 7:4:

- (ASV) *and when they come from the market-place, except they bathe themselves, they eat not; and many other things there are, which they have received to hold, washings of cups, and pots, and **brass** vessels*.
- (ISV) *They don't eat anything from the marketplace unless they dip it in water. They also observe many other traditions, such as the washing of cups, jars, **brass** pots, and dinner tables*.
- (MKJV) *And coming from the market, they do not eat without immersing, and there are many other things which they have received to hold, the dipping of cups and pots, and of **copper** vessels, and of tables*.
- (ROB) *Şi când vin din piață, dacă nu se spală, nu mănâncă; şi alte multe sunt pe care au primit să le țină: spălarea paharelor şi a urcioarelor şi a vaselor de **aramă** şi a paturilor*.

In some other versions of the translations of the Old Testament in English, the confusion is even more striking: for the Hebrew word **copper** the word **steel** is used in addition to brass and bronze. To illustrate the explanation above, three comparatively translated verses are presented from ***2 Samuel 22:35***, ***Job 20:24***, ***Psalms 18:34*** and **Jeremiah 15:12.** For this illustration it was also used the King James Version (KJV+):

2 Samuel 22:35:

- (ASV) *He teaches my hands to war, So that mine arms do bend a bow of **brass***.
- (KJV+) *He teaches my hands to war; so that a bow of **steel** is broken by mine arms*.

- (MKJV) *He teaches my hands to war, so that my hands may bend a bow of* ***bronze***.
- (ROB) *Care-mi deprinde mâinile mele la război Şi braţele mele să întindă arcul de* ***aramă***.

Job 20:24:

- (ASV) *He shall flee from the iron weapon, and the bow of* ***brass*** *shall strike him through*.
- (KJV+) *He shall flee from the iron weapon, and the bow of* ***steel*** *shall strike him through*.
- (MKJV) *He shall flee from the iron weapon, a bow of* ***bronze*** *shall pierce him*.
- (ROB) *Dacă va scăpa de platoşa de fier, îl va străpunge arcul de* ***aramă***.

Jeremiah 15:12:

- (ASV) *Can one break iron, even iron from the north, and* ***brass****?*
- (KJV+) *Shall iron break the northern iron and the* ***steel****?*
- (MKJV) *Can one break iron, iron or* ***bronze*** *from the north?*
- (ROB) *Poate cineva să rupă fierul, fierul de la miazănoapte şi* ***arama****?*

Psalms 18:34:

- (ASV) *He teacheth my hands to war; So that mine arms do bend a bow of* ***brass***.
- (KJV+) *He teacheth my hands to war, so that a bow of* ***steel*** *is broken by mine arms*.
- (MKJV) *He teaches my hands to war, so that a bow of* ***bronze*** *is bent by my arms*.
- (ROB) *Cel ce întăreşti mâinile mele în vreme de război, şi ai pus arc de* ***aramă*** *în braţele mele*.

To conclude, the three very distinctive terms – iron, carburized iron, steel - should be included into the progressive historical context. Iron was used long time before it could be melted. The scientific world agrees today that the meteoric iron was used by the ancient civilizations. The melting point of iron is at about 1538°C, but this high temperature could not have been reached with the pyrotechnical methods existing at that time. After the beginning of the Iron Age, around 1200 BC, concurrent with the transition from bronze to iron age was the discovery of *carburization of iron*, which was the process of adding until 0.8 % carbon to the irons of the time. Iron was recovered as sponge iron, a mix of iron and slag with some carbon and/or carbide, which was then repeatedly hammered and folded over to free the mass of slag and oxidize out carbon content, so creating the product wrought iron. Wrought iron was very low in carbon content, usually less than 0.035%C, and was not easily hardened by quenching. The people of the Middle East found that a much harder product could be created by the long term heating, 920 – 950 ^{0}C, of a wrought iron object in a bed of charcoal, which was then quenched in water (or oil). The resulting product, *carburized iron*, was harder and less brittle than the bronze it began to replace. Hittites knew *carburized iron* since the VIII century BC and by the end of the same century, because of migrations, the process of the carburized iron was spread over Middle East. This aspect represented a remarkable qualitative lap because the use properties of the carbonized iron were definetely superior to those of bronze – even if the new empiric technology was not simple for that period.

Steel is a metalic alloy, in which iron is the major component and carbon represents 0.02 – 1.8% of its weight. Steel has higher proprieties compared to iron and at the same time represents a higher level of pyrotechnology and metallurgical technology. However, the steel metallurgy was developed much later than the events presented in the Bible. Steel is also to be distinguished from wrought iron with little or no carbon. It is common today to talk about

'the iron and steel industry' as if it were a single thing; it is today, but historically they were separate products. Consequently, if the substitution of the term bronze with brass in the Old Testament was attributed to translations, the "evolutionist" extension of the term brass with steel is totally inappropriate and discordant with the historic evolution of the metallurgical science. It is important to underline that the Romanian translation of the Bible is faithful to the original text.

D. A micro-incursion in the world of the existing names in the list of names regarding metals and the ancient metallurgical art.

The Old Testament reflects - among other things - the intimacy of the ancient biblical peoples with the metals and the metallurgic arts; throughout the subsequent two millennia of Judaic existence as a nation and as a Diaspora culture, Jews were closely associated with metallurgy. Metallurgical industries revived in Judah with the return of artisans from the Babylonian exile (586-538 BC) and continued to flourish into the Greek and Roman periods. The Jewish artisans continued to practice their metallurgic trades in the most populous Jewish center in the Diaspora. It was the practice to assume a surname either of the town or region from which they stemmed, or of the trade with which they made a livelihood. Onomastic studies prove the existence of a large scale in this direction.

The fact that names such as *Gold, Goldsmith, Goldberg, Goldstein, Goldman, Golda, Aura, Aurica,* etc. from gold, *Silver, Silberstein, Silberberg, Silversmith,* etc. from silver, *Ferro, Ferrere, Ferriere Hierierro, Eisen, Eisenstein, Eisensmith,* etc. from iron, *Cupersmith, Coppersmith, Cuperstein, Copperman, Cupermann, Kupfermann,* etc. from cooper, became generically names and remain so to the present day bespeaks the seminal role of artisans in these trades through the centuries. Many examples of names originated in the profession practiced can be given even from Russian: from **gold** – золото (zoloto): *Золотов (Zolotov), Золотой (Zalatoi), Золотников (Zolotnikov), Золотых (Zalatăh),* etc., from **silver** – серебро (serebro): *Серебров (Serebrov), Серебровский (Serebrovski), Серебрянский (Serebrianski), Серебряный (Serebrianâi), Серебреников (Serebrenikov)*, *Серебряков (Serebriakov)*, etc., from **copper** – медь (med'): *Медник (Mednik), Медников (Mednikov), Медяков (Mediakov), Медяник (Medianik), Медянников (Medianikov), Медянщиков (Mediansciko v), Медянкин* (*Mediankin*), etc., from **tin** – олово (olovo): *Оловянишников (Oloviani şnikov), Оловянников (Olovianikov), Оловяношников (Oloviano şnikov), Оловенников (Olovenikov),* etc., from **iron** – железо (jelezo): *Железников (Jeleznikov), Железнов (Jeleznov), Железняк (Jelezniak), Железняка (Jelezniaka), Железняков (Jelezniakov), Железный (Jeleznâi),* etc.

All the names were likewise distinctly surnames that identified gold-, silver-, iron- and respectively cooper-smiths, who carried on their trade in an Italian, French, Spanish, Romanian, Russian or German environment through the ages. In Italian, a typical name, *Orrefici*, or *Auraru* in Romanian, translates to gold-worker. Likewise, *Argintaru*, *Cupraru*, *Aramaru, Fieraru,* in Romanian, translates to silver- copper- iron-worker respectively. Similarly the names *Blecher* (Yiddish, tin- or plate-worker) and *Klempner* (German, metal-folder) are recognizable names that translate literally to tin- or plate-smith. The names *Messing, Messinger,* (brass-worker) and *Prager* (minter) likewise derive from German, and remained characteristically names for centuries.

Received March 15, 2007

Department of Materials Engineering, Ben-Gurion University of Negev, Israel.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INVESTIGATION ON THE Cr(III) SORPTION PROPERTIES OF AN ACRYLIC RESIN WITH FUNCTIONAL GROUPS OF HYDROXAMIC ACID AND AMIDOXIME

R. WENKERT, I. SARGHIE, S. MOISA, V. NEAGU, I. BUNIA

Abstract: *The sorption of Cr(III) ions on an acrylic ion exchange resin with functional groups of hidroxamic acid and amidoxime has been studied. In order to establish the proper conditions of sorption, the effect of some experimental factors (pH, initial concentration, amount of exchanger, contact time) on the retention process has been investigated. It was shown that the equilibrium distribution of Cr(III) between sorbent phase and solution is well described by the Langmuir model with two parameters. The bifunctional resin under study exhibits favorable kinetic properties, indicating the flexibility of applications in environmental management.*

Keywords*: hidroxamic acid, amidoxime, acrylic resin, Langmuir model.*

1. Introduction

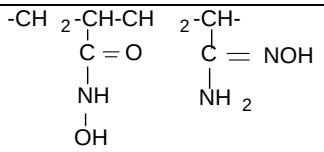
Today, with the rapid increasing urban population and water resources becoming more and scarcer, there is a strong need to reconsider our consumption patterns and the way we use our water resources. Developing countries suffer from water pollution; the high cost of contents and treatments make the major problems in these countries. A perspective method for water treatment is the sorption. Using this method the sorbents have to answer to a number of requirements to be active, stable, selective, accessible, cheap and easy to regenerate, [1].

In order to find new materials fulfilling these requirements, a study concerning the sorption of Cr(III) ions from aqueous solutions on an acrylic ion exchange resin with hydroxamic acid and amidoxime functional groups has been performed. The experimental results are very promising for removal of Cr(III) ions from aqueous effluents. It can be mentioned that in previous studies the acrylic bifunctional resin with functional groups of hydroxamic acid and amidoxime has been tested for Cu(II) and Co(II) ions[2-5].

1. Experimental

- Acrylic bifunctional ion exchange of type A, with features recorded in Table 1.
- Stock solution of Cr(III) with $5x10^{-2}$M concentration,
- Working solutions, obtained by appropriate dilutions of the stock solution
- Buffer solutions of pH (CH_3COOH-CH_3COONa; NH_4Cl-NH_4OH)

Table 1, The features of acrylic bifunctional resin under study

Functional groups*	Weak acid exchange capacity		Diameter of particles (mm)
	mEq/mL	mEq/g	
	1.38	4.06	0.3 – 0.8

* The ion exchanger has been performed with a crosslinked degree of 10 % DVB in the presence of benzene, as diluent at dilution D = 0.25 (D = mL diluent/ mL diluent + mL monomers).

The study of Cr(III) retention on the acrylic bifunctional resin has been carried out by the batch method. Samples of about 0.05g exchanger were equilibrated with volumes of 25 mL solution containing known amounts of Cr(III). The phases were separated by filtration, after a determined time of contact (24 hours, intermittent stirring) The Cr(III) amount in filtrate was determined spectrophotometrically with complexon III (concentration range: 10-40μg/mL; λ= 550nm).

2. Results and Discussion

In order to establish the optimum conditions of Cr(III) retention, the influences of pH, initial concentration, amount of exchanger and contact time on sorption efficiency have been studied.

Influence of solution pH

Due to acid-base character of the both functional groups, the retention process of Cr(III) on acrylic bifunctional resin depends on the solution pH. Figure 1 presents the sorption percentage change as function of medium pH, adjusted by buffer solution addition.

As can be seen from Figure 1, the sorption process has high values in the pH range of 4-6. Until the value of pH= 3, the metallic ion retention is very low, due to amidoxime group protonation resulting in the decrease of the weakly acid functional group toward H^+ ions. It can be mentioned that the pH value corresponds to the solution obtained by a simple dilution of the initial solution, without use of buffer solution. From this reason, the subsequent determinations were performed in unbuffered solution.

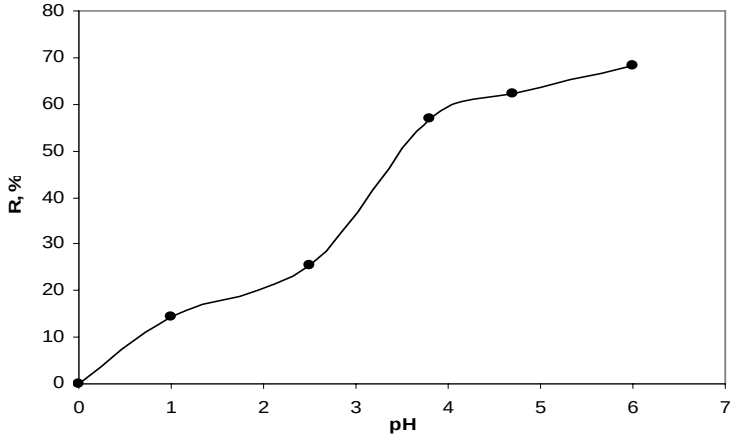
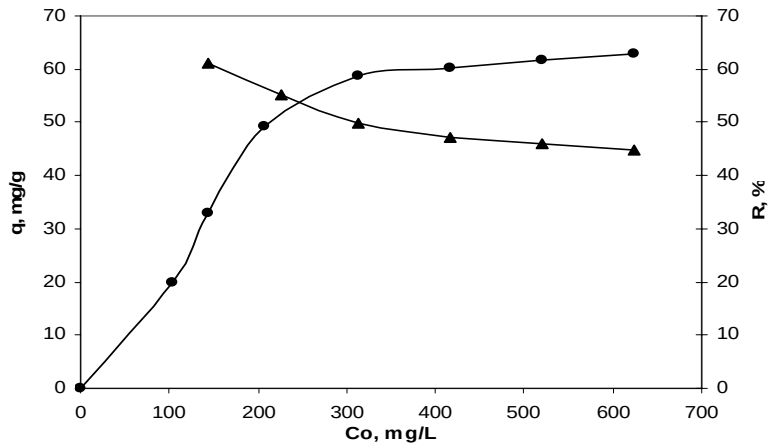


Fig.1, The Cr(III) sorption percentage as function of solution pH.
(initial concentration C_0=156mg/L; equilibration time= 24h)

Influence of Cr(III) concentration in initial solution

The effect of solution initial concentration on Cr(III) sorption by bifunctional acrylic resin is shown in Figure 2.



Fig, 2, The influence of Cr(III) concentration in initial solution on its sorption process by ion exchange resin with functional groups of hidroxamic acid and amidoxime

In solutions with pH=4 the amount of Cr(III) retained on acrylic bifunctional resin with functional groups of hidroxamic acid and amidoxime increases to metallic ion initial concentration increasing until to saturation of resin. On the other hand, the increase of Cr(III) results in the decrease of the sorption percentage. This behavior of the solid support suggests that the bifunctional resin could be efficient in quantitative recovery of Cr(III) from diluted solutions.

Influence of contact time of phases

To point out the effect of phases contact time on Cr(III) retention process by acrylic bifunctional resin the experimental determinations were performed at two metallic ion initial concentrations: 156mg/L and 312mg/L respectively (figure 3).

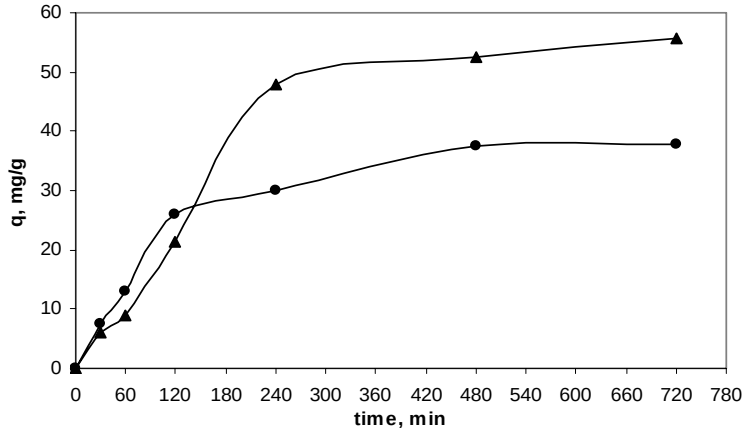


Fig. 3, The effect of contact time in Cr(III)- acrylic bifunctional resin sorption systems

It is obvious from figure 3 that to Cr(III) concentration of 156 mg/L almost entire amount of metallic ion is retained after about 2 hours. For higher concentration of Cr(III), the equilibrium is attained harder; the sorbent needs four hours to retain the most part of Cr(III) amount. To determine the value of rate constant K' (min^{-1}) the kinetic experimental data were processed according to Lagergren equation:

$$\lg (q_0 - q) = \lg q_0 - K't/2.303 \quad \text{where}$$

q_0 is the Cr(III) amount taken up per 1 gram of acrylic bifunctional resin at equilibrium, mg/g, q is the amount of Cr(III) taken up per gram of sorbent at time t, mg/g, and K' is the sorption rate constant, min^{-1}. The values of these constants determined from the linear Lagergren plots are recorded in table 2. The kinetic data recorded in table 2 lead to the conclusion that the retention of Cr(III) on acrylic ion exchange resin with hydroxamic acid and amidoxime group is a process of mass transfer, determined by diffusion of Cr(III) ions on exchanger bead. Furthermore the kinetic data confirm to the assumption that the resin under study can be used to concentration of Cr(III) ions from diluted aqueous solutions.

Table 2, Processing of experimental data according to Lagergren equation

	t, min	lg (q_0- q)	Equation of regression	R^2
156mg/L	30 60 120 240 480 720	1,48 1,47 1,26 0,99 0,31 -0,52	y = -0,003x + 1,76 q_0 = 38,48 K'= 6,9x$10^{-3}min^{-1}$	0,9977
	t, min	lg (q_0- q)	Equation of regression	R^2
312mg/L	30 60 120 240 480 720	1,71 1,69 1,57 1,34 0,98 0,43	y = -0,0018x + 1,7903 q_0= 58,87 K'= 4,14x$10^{-3}min^{-1}$	0,9963

Influence of acrylic resin amount

Another parameter under study is the variation of acrylic resin amount taken up per a determination the experiments were carried out by contacting different amounts of sorbent with volumes of 25 mL solution containing 316 mg Cr(III)/L at pH=4.

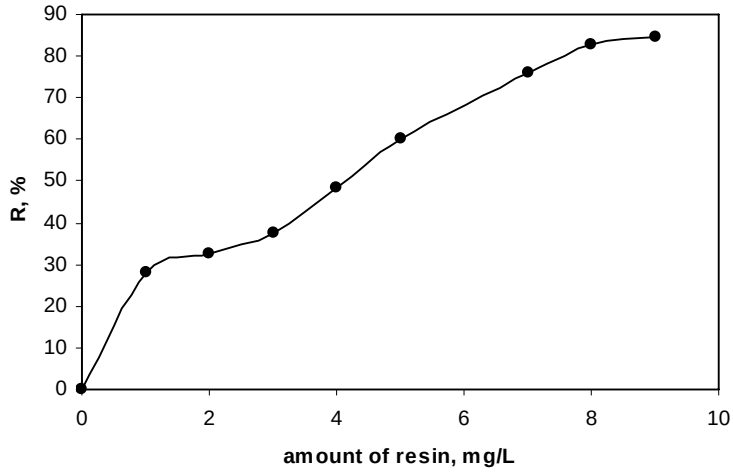
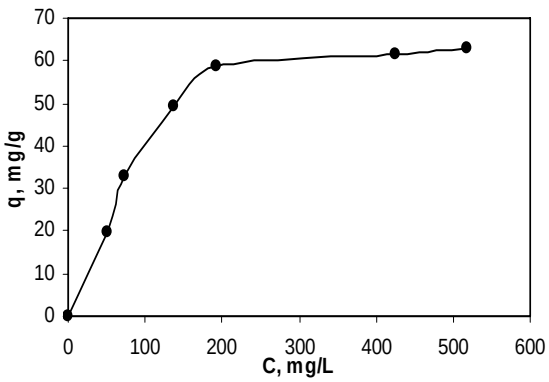


Fig. 4, The influence of the sorbent amount in the sorption systems under study

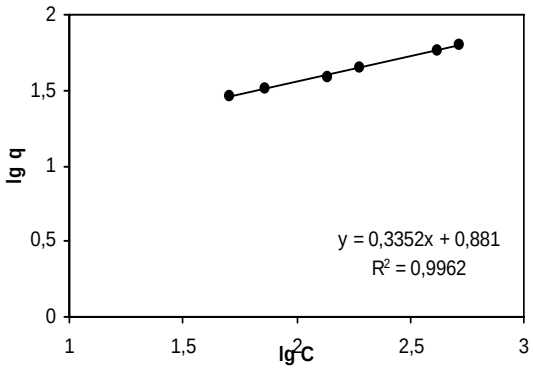
The dependence in figure 4 shows a percentage of Cr(III) retention (R≈90%) increase to ratio of phases increasing.

The characterization of sorbent process

The equilibrium distribution of Cr(III) between the ion exchange resin and aqueous solutions of pH=4 and variable initial concentration has been described by means of Langmuir and Freundlich isotherm models (Figures 5 and 6)



Fig,5, The Langmuir isotherm of Cr(III) sorption on acrylic bifunctional resin of type A



Fig,6, Freundlich plots of Cr(III) sorption on acrylic bifunctional resin of type A

Langmuir isotherm

The linear form of the Langmuir isotherm in figure 5 is described by equation:

$$q = K_L.q_0.c/(1+K_L.c)$$ where:

q = the amount of sorbed Cr(III) on acrylic resin (mmol/g); c = equilibrium concentration of Cr(III) in solution (mmol/mL); q_0 = maximum capacity of sorption (mmol/g); K_L = affinity parameter that represents the power of the bond between the metal retained and sorbent, (L/mol).

A plot of 1/q versus 1/c is linear with the intercept equal to $1/q_0$ and the slope equal to $1/K_L.q_0$. The q_0 and K_L values derived from the linear Langmuir plot in the studied system are given in Table 3.

Freundlich isotherm

The Freundlich isotherm is represented in this study by the following equation:

$$\lg q = \lg K_F + (1/n) \lg c \qquad \text{where:}$$

q is the amount of Cr(III) taken up per 1 gram of sorbent (mg/g); c is the equilibrium concentration of Cr(III) in solution (mmol/mL); K_F and n are the Freundlich constant relating to all factors affecting the retention process. The condition for a favorable sorption is: $1< n < 10$.

Table 3 records the K_F and n values derived from the Freundlich plot given in Figure 6. To compare the Langmuir and Freundlich isotherm models, the experimental data were statistically processed by linear regression. The regression equations of y=ax+b type and the obtained values of the coefficient of correlation R^2, are given in table 3, too. The results in table 3 indicate that by introducing hydroxamic acid and amidoxime groups into the acrylic resin of type A favorable conditions for selective retention of Cr(III) were created.

Table 3, Quantitative description of the Cr(III)-acrylic bifunctional resin sorption system on the basis of the Langmuir and Freundlich models

	Langmuir constants		Statistical analysis	
Langmuir model	q_0(mg/g)	K_L(L/mol)	Equation regression	R^2
	1.3842	699	y = 0.7224x+1.033	0.9994
	Freundlich constants		Equation regression	R^2
Freundlich model	K_F	n	y = 0.3352x + 0.881	0.9962
	7.868	3.0175		

In addition, from table 3 it may be noticed that the obtained data fit better the Langmuir model (higher value for R^2). The values of the Langmuir constants, q_0 and K_L indicate the existence of a complexing mechanism between the metallic ions and the functional groups of the resin under study. On the basis of Langmuir sorption constant K_L, the Gibbs free energy change has been calculated using the usual relation ($\Delta G = -RT\ln K_L$). The obtained value is negative, ΔG = -15,948kJ/mol, and reflects the high affinity and accessibility of functional groups toward Cr(III) ions.

3. Conclusions

On the basis of these experimental results the following conclusions may be drawn:

- The percentage of Cr(III) retention on acrylic ion exchange resin with functional groups of hydroxamic acid and amidoxime depends on solution pH, being very high in the pH range of 4-6.
- Due to decrease of retention percentage to initial concentration increasing, the Cr(III) preconcentration by sorption on bifunctional resin can be efficiently for diluted solution.

- The study of contact time influence reveled the fact that Cr(III) retention from diluted solutions requires a contact time of minimum 2.5 hour, with for more concentrated solutions was necessary a time of 3.5 hours.
- The equilibrium distribution of Cr(III) between sorbent and solution phases has been described on basis of the Langmuir and Freundlich models. The obtained results point out that the Cr(III) sorption process conforms better to Langmuir model of monolayer adsorption.
- The values of Langmuir sorption constants and Gibbs free energy suggest a high affinity of resin bifunctional groups toward Cr(III) ions and are characteristic to a spontaneous process taking plan by a complexing mechanism.

References

[1] D. Bilba, D. Bejan, L. Tofan, *Croatica Chemica Acta*, **71**(1), 155, (1998)
[2] V. Neagu, I. Bunia, I. Pleşca, M. Popa, J. Appl. Polym. Sci., 88 (2003) 2956
[3]] R. Wenkert; I. Sârghie, V. Neagu, I. Bunia, Annals of the Suceava University, 13 (nr.1-2006)
[4] M.B. Colella , S. Siggia, R.M. Barnes, Anal. Chem., 52 (1980) 967
[5] E.S. A. Hegazy, H. Kamal, N. A. Khalifa, G. A. Mahmoud, J. Appl. Polym. Sci. 81 (2001) 849

Received March 15, 2007

R. WENKERT, Soroka University Medical Center, Beer-Sheva, Israel, rodicawe@clalit.org.il
I. SARGHIE, "Gh. Asachi" Technical University, Faculty of Chemical Engineering, Department of Environmental Engineering and Management, 71 D.Mangeron Bd., 700050 Iasi, Romania
S. MOISA, Ben-Gurion University of the Negev, Department of Materials Engineering, POB 653, Beer-Sheva 84105, Israel, smoisa@bgu.ac.il
V. NEAGU, **I. BUNIA**, "P. Poni" Institute of Macromolecular Chemistry, Aleea Grigore Ghica Voda 41A, Iasi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NANOSTRUCTURES AND FRACTAL SPACE-TIME (I)

M. AGOP, P. VIZUREANU, D.G. GALUSCA, I. IONITA

Abstract: *A theoretical approach of the transport mechanisms in nanostructures, considering that the motion of the micro-particles takes place on continuous but non-differentiable curves, i.e. on the fractals, is established. Then, by means of a scale covariance form of the Newton's equation, the Scrödinger's type equation, as an irrotational motion of the fluid in the topological dimension* D_T*=2, results. The interface dynamics between two nanostructures as an application of the model is given.*

I. Introduction

Acording to [1-3], the transport of charged particles in electronic devices is generally described by kinetic models such as Boltzmann-like equations or macroscopic models of hydrodynamic or diffusion type. Due to the ongoing miniaturization of these devices, reaching the nanometric scale, the reliability of these classical models becomes doubtful as quantum effects become important. Since, at an intermediate scale, collision phenomena remain significant, one of the most challenging areas of investigation in semiconductor modeling deals with the setting-up of quantum transport models which take into account scattering effects. Though many works are concerned with the numerical simulation of ballistic quantum transport models for semiconductors (see *e.g.* [4, 5]), a quantum theory of collisions is still under development (among other works on the quantum theory of scattering, see *e.g.* [6, 7]. Furthermore, several attempts were made to adapt existing classical macroscopic models to quantum mechanics [8, 9] but, generally, the link between the so-obtained models and a microscopic quantum description of the particle transport is to a large extent phenomenological.

New ideas concerning the physical basis of self-organizing phenomena observed in the so called intelligent materials miniaturized at micrometer and nanometer sizes gained substantial interest because of the wide range of their technological purpose. Thus, miniaturization makes possible the implementation of better computer architecture but the presence of physical limits imposed by quantum and thermal fluctuation phenomena makes such systems less and less reliable. The recognition of these ultimate limits has lead computer scientists to seek inspiration from biology. This is because living organisms operate with functional elements that are of mesoscopic scale dimensions and actually exploit collective quantum effects and thermal energy for ensuring its "living" state. The hope to break the barrier of miniaturization seems to lie in the knowledge of the self-organization mechanism able

to explain the self-assemblage and the working regime of the simplest organisms created by nature.

In solid-state physics and electronics, a large variety of different nonequilibrum phenomena accompany the spontaneous self-assemblage of spatial and spatio-temporal patterns [10]. Thus, attention has been paid to thyristor-like semiconductor structures with large active area, as these nonlinear systems with bistable properties show several spatial and spatio-temporal current density patterns. Such semiconductors could potentially be used as multi-stable elements for integrated circuits, self-organizing devices for image recognition and image processing. It is remarkable that the instability mechanism observed in such samples exhibits some features very similar to those studied in biological or chemical media.

Self-organization phenomena can be revealed also in non-crystalline materials in which metastable configuration of atoms at nanometer scale gives to the material the possibility to choose one among various pathways to change free energy [10]. This occurs when, by providing some energy, the system is pushed to modify the quasi-equilibrium phenomenon ensures the reversibility of the atomic state during energy exchange with the surrounding medium.

All these results requires the development of a new "scale" physical theories, *i.e.* of fractal space-time type (for details see Refs [11, 12]), in which the macroscopic scale specific to the classical quantities coexist and it is compatible, simultaneously, with the microscopic "scale" specific to the quantum quantities. Then i) the semi-quantum physical theories, *e.g.* Wigner-Boltzmann model [8], must not be imposed, but are generated as transitions between the interaction scales; ii) the topological dimension and implicitly, the fractal one (for details see Ref. [13]) induces the transport mechanisms; iii) the so-called anomalies, *e.g.* the increases of the thermal conductivity in nanostructures [14], appear as natural phenomenon in the context of material structures self-organization by means of the spontaneous symmetry breaking (for details see Refs. [8-10, 15]). In the present paper, a fractal space-time theory will be established to explain the transport mechanisms in nanostructures.

This paper is organized as follows: Section II, discusses the fractal function and dilatation operator. Section III provides the fractal variables and the genesis of scales. In the Section IV, by means of a scale covariance form of the Newton's equation, the Scrödinger's type equation, as an irrotational motion of the fluid in the topological dimension D_T=2, is established. The dynamics of interface as an application of the model is given in the Section V. In Section VI the conclusions are given.

II. Fractal functions. Dilatation Operator

Let us build a curve $f(x)$ between the points A and B which has to be continuous, yet nowhere differentiable. If we start from the segment $\overline{AB}$, it is differentiable in every point, thus there will be an x, where $F(x_1)$ doesn't situate itself on this segment and let us denote by C this point. Now we have the crooked line ACB.

By continuing the procedure, we get to the crooked line $ADCEB$ (see Fig. 1). If we continue the reasoning limitless, a fractal curve is obtained everywhere between A and B.

Such a curve has an infinite length. This differentiable is a direct consequence of a Lebesque theorem, which states that a finite length curve is almost everywhere (i.e. except a set of points with null dimension).

Another important feature of the curve built is that between any two points of the curve, we can get a curve with the same properties as the initial curve, i.e. it is continuous, nowhere differentiable and therefore of infinite length. We state for such a curve that it is **almost selfsimilar everywhere**.

A possibility of approximating such a curve is to divide the interval $\lfloor x_0, x_f \rfloor$ into parts of length ε, i.e. to consider the absices $x_0, x_1, ..., x_n, ..., x_f$ with

$$x_n - x_{n-1} = \varepsilon, \quad n \in N \tag{1}$$

and to obtain a crooked line in the points

$$f(x_1), ..., f(x_n), ..., f(x_f) \tag{2}$$

Let $f(x,\varepsilon)$ be the function which describes this crooked line and we say that it is the ε **scale approximation** of the fractal function $f(x)$.

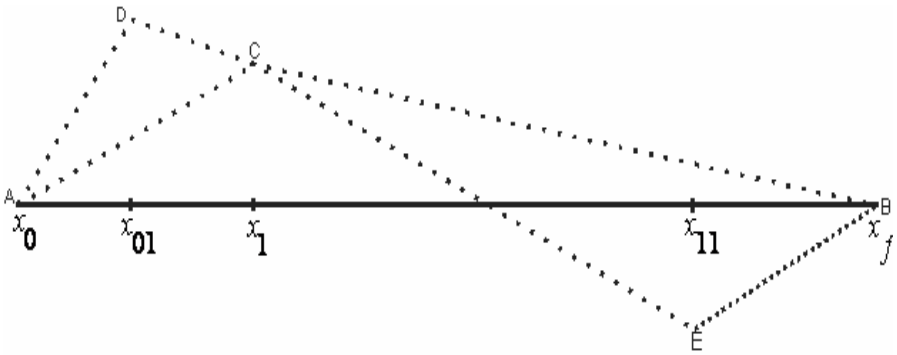


Fig. 1 The fractal curve construction

A change of scale from ε to $\varepsilon + d\varepsilon$ must keep the fractal properties of $f(x)$. Moreover, since the fractal is almost selfsimilar, if we take a certain multiple of this scale, the situation has to be the same. What remains unchanged after this scale inflation, as can be seen from Fig. 2, is the ratio

$$\frac{d\varepsilon}{\varepsilon} = d\rho \tag{3}$$

Therefore, in explicitating the properties of **scale invariance,** the ratio (3) plays an important part.

The function $f(x,\varepsilon)$ is differentiable in the interval $\lfloor x_0, x_f \rfloor$ except for a finite number of points with the abscisa $x_0 + n\varepsilon$, yet on a finite metric set, i.e. $f(x,\varepsilon)$ is almost everywhere differentiable.

Now we can make an infinitesimal scale transformation (see (3))

$$\varepsilon' = \varepsilon + d\varepsilon = \varepsilon + \varepsilon d\rho \tag{4}$$

and after that, the fractal function $f(\varepsilon)$ (we have omitted the variable *x*, which remains unchanged according to the considerations below) becomes

$$f(\varepsilon') = f(\varepsilon + \varepsilon \cdot d\rho) = f(\varepsilon) + \frac{\partial f}{\partial \varepsilon} \varepsilon d\rho \tag{5}$$

and

$$f(\varepsilon') = \left(1 + \varepsilon \frac{\partial}{\partial \varepsilon} d\rho\right) f \tag{6}$$

respectively. Yet

$$\frac{\partial}{\partial \varepsilon} = \frac{\partial(\ln \varepsilon)}{\partial \varepsilon} \frac{\partial}{\partial \ln \varepsilon} = \frac{1}{\varepsilon} \frac{\partial}{\partial \ln \varepsilon} \tag{7}$$

and thus (6) becomes

$$f(\varepsilon') = \left(1 + \widetilde{D} d\rho\right) f(\varepsilon), \qquad \text{with} \quad \widetilde{D} = \frac{\partial}{\partial \ln \varepsilon} \tag{8}$$

where $\widetilde{D}$ is the **dilatation operator**.

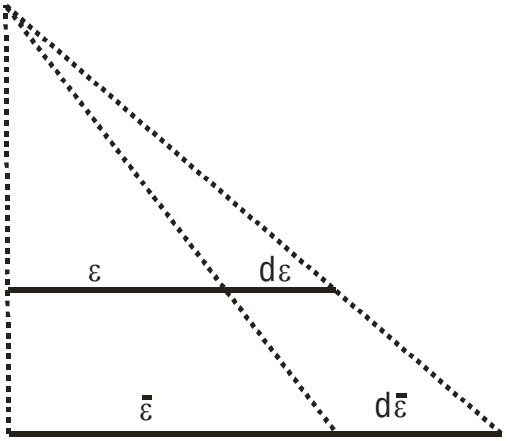


Fig. 2 The dilatation of the scale

From the above it is obvious that the intrinsic variable of resolution isn't ε, but $\ln \varepsilon$. This claim has yet another important consequence. **Since both the argument of the logarithm and the exponent of the exponential function must be non-dimensional, the same feature must have the variables of the fractal functions (in the above case ε).**

III. Fractal variables. The genesis of the scales

Even if the fractal functions are not differentiable, taking into account the experience of centuries of the theoretical physics, we will be forced to discover a way to find a link to the differential calculus. There are continuous curves which are not fractals but have points where they are not differentiable, in these points we find the left and right derivative. We try now to make a link to these concepts.

Let $P(x^1, x^2)$ be a point of the fractal curve and let us consider a line which starts from this point and let Q be the first intersection of this line with the fractal curve.

We denote by $x^1 + dX^1$, $x^2 + dX^2$ the coordinates of Q, thus ***PQ*** is a vector of components dX^1, dX^2. We denote by dX^i the components of the vector ***PQ*** for which $dX^1 > 0$, hence they are at the right of the line (d) and by dX^i the case when $dX^1 < 0$,

such as is the case for the vector ***PQ'*** – see Fig. 3. Considering all the lines (segments) which start from *P*, we denote the average of these vectors by $dx_{\pm}^{i}$ i.e.

$$\left\langle dX_{\pm}^{i} \right\rangle = dx_{\pm}^{i} \quad (i = 1,2) \tag{9}$$

Therefore we can write

$$dX_{\pm}^{i} = dx_{\pm}^{i} + d\xi_{\pm}^{i}, \tag{10}$$

where

$$\left\langle d\xi_{\pm}^{i} \right\rangle = 0 \tag{11}$$

Here $dx_{\pm}^{i}$ are the left and right differentials of the classical variables, and $d\xi_{\pm}^{i}$ describe the fractal characteristic.

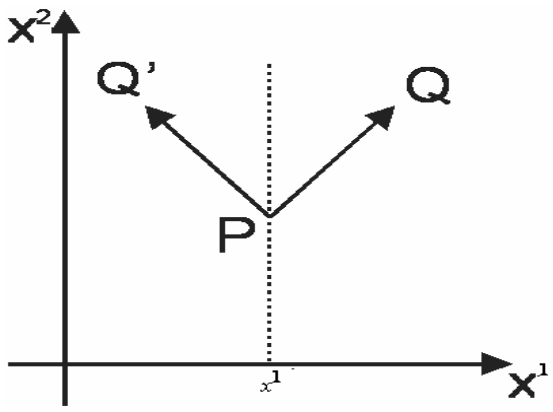


Fig. 3 The continuous curves which are not fractals but have points where they are not differentiable

If a point like body along the fractal curve moves, the parameter *t* of the time could establish the place where the moving object is at a given moment. Since $d\xi_{\pm}^{i}$ describes the fractal properties of the considered curve which has the fractal dimension D_T, it is natural to impose $\left(d\xi_{\pm}^{i}\right)^{D_T}$ to be proportional to dt, *i.e.*

$$\left(d\xi_{\pm}^{i}\right)^{D_T} = D_o dt \tag{12}$$

where D_0 is a coefficient of proportionality.

Let us suppose that the motion of physical objects takes place on continuous but non-differentiable curves, *i.e.* on fractals. The "non-differentiable" nature of space-time implies a breaking of differential time reflection invariance. In such a context the usual definitions of the derivative of a given function with respect to time

$$\frac{df}{dt} = \lim_{\Delta t \to +0} \frac{f(t+\Delta t) - f(t)}{\Delta t} = \lim_{\Delta t \to +0} \frac{f(t) - f(t-\Delta t)}{\Delta t} \tag{13}$$

are equivalent in the differentiable case. One passes from one to the other by the transformation $\Delta t \to -\Delta t$ (time reflection invariance at the infinitesimal level). In the non-differentiable case two functions (df_{+}/dt) and (df_{-}/dt) are defined as explicit functions of t and of dt

$$\frac{df_{+}}{dt} = \lim_{\Delta t \to +0} \frac{f(t+\Delta t, \Delta t) - f(t, \Delta t)}{\Delta t}, \quad \frac{df_{-}}{dt} = \lim_{\Delta t \to +0} \frac{f(t, \Delta t) - f(t-\Delta t, \Delta t)}{\Delta t} \tag{14a, b}$$

The sign (+) corresponds to the forward process and (-) to the backward process.

From (10) we obtain the speed field:

$$\frac{d\boldsymbol{X}_{\pm}}{dt}=\frac{d\boldsymbol{x}_{\pm}}{dt}+\frac{d\boldsymbol{\xi}_{\pm}}{dt} \tag{15}$$

We denoted by $(d\boldsymbol{x}_{+}/dt)=\boldsymbol{v}_{+}$ the "forward" speed and by $(d\boldsymbol{x}_{-}/dt)=\boldsymbol{v}_{-}$ the "backward" speed. If $(\boldsymbol{v}_{+}+\boldsymbol{v}_{-})/2$ may be considered as classical speed, the difference between them, i.e. $(\boldsymbol{v}_{+}-\boldsymbol{v}_{-})/2$ is the fractal speed, so that we can introduce the complex speed:

$$\boldsymbol{V}=\frac{\boldsymbol{v}_{+}+\boldsymbol{v}_{-}}{2}-i\frac{\boldsymbol{v}_{+}-\boldsymbol{v}_{-}}{2}=\frac{d\boldsymbol{x}_{+}+d\boldsymbol{x}_{-}}{2dt}-i\frac{d\boldsymbol{x}_{+}-d\boldsymbol{x}_{-}}{2dt} \tag{16}$$

Using the notations $d\mathbf{x}_{\pm}=d_{\pm}\mathbf{x}$, (16) becomes:

$$\boldsymbol{V}=\left(\frac{d_{+}+d_{-}}{2dt}-i\frac{d_{+}-d_{-}}{2dt}\right)\boldsymbol{x} \tag{17}$$

that allows defining the operator:

$$\delta=\frac{d_{+}+d_{-}}{2dt}-i\frac{d_{+}-d_{-}}{2dt} \tag{18}$$

To summarize, while the concept of velocity was classically a single concept, if space-time is non-differentiable, we must introduce two speeds instead of one, even when going back to the classical domain. Such a two-valuedness of the speed vector is a new, specific consequence of non-differentiability that has no standard counterpart (in the sense of differential physics), since it finds its origin in a breaking of the symmetry ($dt\to -dt$). Such a symmetry was considered self-evident up to now in physics (since the differential element *dt* disappears when passing to the limit), so that it has not been analyzed on the same footing as the other well-known symmetries. Note that it is actually different from the time reflection symmetry *T*, even though infinitesimal irreversibility implies global irreversibility.

Now, at the level of our description, we have no way to favor $\boldsymbol{v}_{+}$ rather than $\boldsymbol{v}_{-}$. Both choices are equally qualified for the description of the laws on nature. The only solution to this problem is to consider both the forward ($dt>0$) and backward ($dt<0$) processes together. The number of degrees of freedom is double with respect to the classical, differentiable description (6 velocity components instead of 3, see (16)). Thus, **the two interaction scales are obtained, the non-fractal by means of the classical variables $dx^{i}_{\pm}$, and the fractal one through the variables $d\xi^{i}_{\pm}$, the transition between them being given by the proportionality coefficient D_0.**

IV. Special consideration in the topological dimension D_T=2

Let us assume now that the fractal curve is immersed in a 3-dimensional space, and $\boldsymbol{X}$ of components X^{i} (i=$\overline{1,3}$) is the position vector of a point on the curve. Let us consider also a function $f(X,t)$ and the following Taylor series expansion up to the second order:

$$df=f(X^{i}+dX^{i},t+dt)-f(X^{i},dt)=\left(\frac{\partial}{\partial X^{i}}dX^{i}+\frac{\partial}{\partial t}dt\right)f(X^{i},t)+\frac{1}{2}\left(\frac{\partial}{\partial X^{i}}dX^{i}+\frac{\partial}{\partial t}dt\right)^{2}f(X^{i},t) \tag{19}$$

From here, the forward and backward average values of this relation using notations $dX_{\pm}^{\ i} = d_{\pm}X^{\boldsymbol{i}}$ take the form:

$$\langle d_{\pm}f\rangle = \left\langle \frac{\partial f}{\partial t}dt\right\rangle + \langle \nabla f \cdot d_{\pm}\mathbf{X}\rangle + \frac{1}{2}\left\langle \frac{\partial^2 f}{\partial t^2}(dt)^2\right\rangle + \left\langle \frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial t}d_{\pm}X^i dt\right\rangle + \frac{1}{2}\left\langle \frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial X^l}d_{\pm}X^i d_{\pm}X^l\right\rangle \tag{20}$$

We make the following stipulations: the mean values of the function *f* and its derivates coincide with themselves, and the differentials $d_{\pm}X^i$ and *dt* are independent, therefore the averages of their products coincide with the product of average. Then (20) becomes:

$$d_{\pm}f = \frac{\partial f}{\partial t}dt + \nabla f\langle d_{\pm}\boldsymbol{X}\rangle + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial t^2}\langle (dt)^2\rangle + \frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial t}\langle d_{\pm}X^i dt\rangle + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial X^l}\langle d_{\pm}X^i d_{\pm}X^l\rangle \tag{21}$$

so that, using (10) in the form (9),

$$d_{\pm}f = \frac{\partial f}{\partial t}dt + \nabla f d_{\pm}\boldsymbol{x} + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial t^2}(dt)^2 + \frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial t}d_{\pm}x^i dt + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial X^l}\left(d_{\pm}x^i d_{\pm}x^l + \langle d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^l\rangle\right) \tag{22}$$

Let us focus now on the mean $\langle d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^l\rangle$. If $i \neq l$ this average is zero due the independence of $d\xi^i$ and $d\xi^l$. So, using (14) we can write:

$$\langle d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^l\rangle = \delta^{il}(D_0 dt)^{2/D_T} \tag{23}$$

with

$$\delta^{il} = \begin{cases} 1, & if \quad i = l \\ 0, & if \quad i \neq l \end{cases}$$

Through of a Peano type curves which covers a two-dimensional surface, i.e. D_T=2, (23) becomes:

$$\langle d\xi_{\pm}^i d\xi_{\pm}^l\rangle = \pm\delta^{il}(D_0 dt) \tag{24}$$

where we had considered that:

$$\begin{cases} \langle d\xi_{+}^i d\xi_{+}^l\rangle > 0 \ and \ dt > 0 \\ \langle d\xi_{-}^i d\xi_{-}^l\rangle > 0 \ and \ dt < 0 \end{cases}$$

Then (22) may be written under the form:

$$d_{\pm}f = \frac{\partial f}{\partial t}dt + \nabla f d_{\pm}\boldsymbol{x} + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial t^2}(dt)^2 + \frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial t}d_{\pm}x^i dt + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial X^l}d_{\pm}x^i d_{\pm}x^l + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial X^l}\delta^{il}D_0 dt \tag{25}$$

If we divide by d*t* and neglect the terms which contain differential factors, (25) is reduced to:

$$\frac{d_{\pm}f}{dt} = \frac{\partial f}{\partial t} + \boldsymbol{v}_{\pm}\nabla f_{\pm} \pm \frac{D_0}{2}\Delta f \tag{26}$$

Let us calculate, under the circumstances *(δf/dt)*. Taking into account (26), we have:

$$\frac{\delta f}{dt}=\frac{1}{2}\left[\frac{d_+f}{dt}+\frac{d_-f}{dt}-i\left(\frac{d_+f}{dt}-\frac{d_-f}{dt}\right)\right]=\frac{1}{2}\left(\frac{\partial f}{\partial t}+\boldsymbol{v}_+\nabla f+\frac{D_0}{2}\Delta f\right)+\frac{1}{2}\left(\frac{\partial f}{\partial t}+\boldsymbol{v}_-\nabla f-\frac{D_0}{2}\Delta f\right)-$$
$$-\frac{i}{2}\left[\left(\frac{\partial f}{\partial t}+\boldsymbol{v}_+\nabla f+\frac{D_0}{2}\Delta f\right)-\left(\frac{\partial f}{\partial t}+\boldsymbol{v}_-\nabla f-\frac{D_0}{2}\Delta f\right)\right]=\frac{\partial f}{\partial t}+\left(\frac{\boldsymbol{v}_++\boldsymbol{v}_-}{2}-i\frac{\boldsymbol{v}_+-\boldsymbol{v}_-}{2}\right)\nabla f-i\frac{D_0}{2}\Delta f \tag{27}$$

or using (17):

$$\frac{\delta f}{dt}=\frac{\partial f}{\partial t}+\boldsymbol{V}\cdot\nabla f-iD\Delta f\,,\qquad 2D=D_0 \tag{28a, b}$$

with D a scale coefficient.

This relation also allows us to give the definition of the fractal operator:

$$\frac{\delta}{dt}=\frac{\partial}{\partial t}+\boldsymbol{V}\cdot\nabla-iD\Delta \tag{29}$$

We now apply the principle of scale covariance, and postulate that the passage from classical (differentiable) mechanics to the new non-differentiable mechanics that is considered here can be implemented by replacing the standard time derivative *d/δt* by the new complex operator δ/dt. As a consequence, we are now able to write the Newton's equation in covariant form:

$$\frac{\delta\boldsymbol{V}}{dt}=\frac{\partial\boldsymbol{V}}{\partial t}+\boldsymbol{V}\cdot\nabla\boldsymbol{V}-\eta\Delta\boldsymbol{V}=\frac{\boldsymbol{F}}{m}=-\nabla\left(\frac{U}{m}\right) \tag{30}$$

with U scalar potential of the external field and m the rest mass of the test particle.

The equation (30) is a generalized Navier-Stokes type equation with a imaginary viscosity coefficient $\eta=iD$ and contains, simultaneously, the macroscopic scale and microscopic one by means of the complex speed field $\boldsymbol{V}$.

From here and from the operational relation

$$\boldsymbol{V}\cdot\nabla\boldsymbol{V}=\nabla\left(\frac{\boldsymbol{V}^2}{2}\right)-\boldsymbol{V}\times(\nabla\times\boldsymbol{V}) \tag{31}$$

we obtain the equation

$$\frac{\delta\boldsymbol{V}}{dt}=\frac{\partial\boldsymbol{V}}{\partial t}+\nabla\left(\frac{\boldsymbol{V}^2}{2}\right)-\boldsymbol{V}\times(\nabla\times\boldsymbol{V})-\eta\Delta\boldsymbol{V}=-\nabla\left(\frac{U}{m}\right), \tag{32}$$

Moreover, applying of the curl operator to (32) and denoting

$$\boldsymbol{\Omega}=\nabla\times\mathbf{V} \tag{33}$$

the vortex equation results

$$\frac{\delta\boldsymbol{\Omega}}{dt}=\frac{\partial\boldsymbol{\Omega}}{\partial t}+\nabla\times\left(\boldsymbol{\Omega}\times\mathbf{V}\right)=0 \tag{34}$$

If the "fluid" is irrotational, *i.e.*

$$\boldsymbol{\Omega}=\nabla\times\boldsymbol{V}=0 \tag{35}$$

we can choose $\boldsymbol{V}$ of the form:

$$\mathbf{V}=\nabla\phi \tag{36}$$

with ϕ the complex speed potential. Then, equation (32) becomes

$$\frac{\delta\boldsymbol{V}}{dt}=\frac{\partial\boldsymbol{V}}{\partial t}+\nabla\left(\frac{\boldsymbol{V}^2}{2}\right)-\eta\Delta\boldsymbol{V}=-\nabla\left(\frac{U}{m}\right) \tag{37}$$

and more, by substituting Eq. (36) in Eq. (37) and integrating,

$$\frac{\partial\phi}{\partial t}+\frac{1}{2}(\nabla\phi)^2-\eta\Delta\phi+\frac{U}{m}=F(t) \tag{38}$$

with $F(t)$ a time dependent arbitrary function. Therefore, the equations (37) are reduced to a solely scalar equation (38) in which the complex speed field $\boldsymbol{V}$ was substituted by complex scalar field ϕ namely the complex speed potential.

Particularly, for a function ϕ of the form

$$\phi=-2iD\ln\psi \tag{39}$$

the relation (38), with the identity

$$(\nabla\ln f)^2+\Delta\ln f=\frac{\Delta f}{f}, \tag{40}$$

takes the form

$$D^2\Delta\psi+iD\frac{\partial\psi}{\partial t}+\left[\frac{F(t)}{2}-\frac{U}{2m}\right]\psi=0 \tag{41}$$

where D is a constant. From here, up to an arbitrary phase factor which may be set to zero by a suitable choice of the phase of ψ, i.e. $F(t)\equiv 0$, a Schrödinger type equation is obtained

$$D^2\Delta\psi+iD\frac{\partial\psi}{\partial t}-\frac{U}{2m}\psi=0 \tag{42}$$

Therefore, **the Schrödinger type equation is obtained as an irrotational movement of fluids and contains the macroscopic scale and the microscopic one by means of the complex speed potential (39)**. Then: i) ψ becomes simultaneously wave-function and complex speed potential; ii) D defines the fractal/nonfractal transition, i.e. the transition from the explicit scale dependence to scale independence. In the Nottale's model of the scale relativity theory, D has the form [11, 12, 16].

$$D=\frac{\lambda\cdot c}{2}$$

with λ a length scale and c the speed of light in the vacuum. This length scale is to be understood as a structure of scale space not of standard space (for example see the definition of the Compton length [11, 12]); iii) for $2mD=\hbar$ (see the Refs. [11, 12]), Eq. (42) takes the standard form,

$$\frac{\hbar^2}{2m}\Delta\psi+i\hbar\partial_t\psi-U\psi=0$$

V. The dynamics interface by means of the fractal space-time theories

Using the results given in the previous section, the interface dynamics is described by the coupled equations set,

$$\begin{aligned}2imD\partial_t\Psi_1&=T_1\Psi_1+\Gamma\Psi_2\\2imD\partial_t\Psi_2&=T_2\Psi_2+\Gamma\Psi_1\end{aligned}, \tag{43a, b}$$

with Ψ_1,Ψ_2 the wave functions of two nanostructures, T_1,T_2 the associated "Hamiltonians", Γ a coupling constant which describes the interface, D the fractal/nonfractal coefficient and m the effective mass of the charged particles.

Expliciting the wave functions by the following relations:

$$\psi_1=\sqrt{\rho_1}e^{i\theta_1},\ \psi_2=\sqrt{\rho_2}e^{i\theta_2} \tag{44a, b}$$

and separating in (43a, b) the real parts from the imaginary ones, we obtain:

$$\partial_t \rho_1 = -\partial_t \rho_2 = \frac{\Gamma}{mD}\sqrt{\rho_1 \rho_2}\sin(\theta_2 - \theta_1)$$
$$\partial_t \theta_1 = -\frac{T_1}{2mD} - \frac{\Gamma}{2mD}\sqrt{\frac{\rho_2}{\rho_1}}\cos(\theta_2 - \theta_1) \tag{45a-c}$$
$$\partial_t \theta_2 = -\frac{T_2}{2mD} - \frac{\Gamma}{2mD}\sqrt{\frac{\rho_1}{\rho_2}}\cos(\theta_2 - \theta_1)$$

From here, with:

$$T_1 = qV\,,\ T_2 = -qV\,,\ \rho_1 = \rho_2 = \rho\,,\ \theta = \theta_2 - \theta_1 \tag{46a-d}$$

it results the current:

$$I = q(\partial_t \rho_1 - \partial_t \rho_2) = I_M \sin\theta \tag{47}$$

of amplitude I_M

$$I_M = \frac{2q\rho\Gamma}{mD} \tag{48}$$

and phase difference θ

$$\theta = \theta_0 + \frac{q}{mD}\int V dt\,,\ \theta_0 = const. \tag{49a, b}$$

with q the effective charge and V the potential.

The relations(47)-(49a, b) reproduces a d.c. Josephson type effect if $V=0$, and an a.c. Josephson type effect if $V \neq 0$, i.e. oscillations of current with the pulsation:

$$\omega = \frac{qV}{mD} \tag{50}$$

Let us consider the dependency $V = V(t)$ of the form

$$V = V_0 + v_0 \cos(\Omega t + \varphi_0)\,,\ \varphi_0 = const. \tag{51a, b}$$

Substituting the (51a, b) relation into (49a, b) and integrating it, we obtain the time dependence of the phase difference:

$$\theta = \theta_0 + \frac{qV_0}{mD}t + \frac{qv_0}{mD\Omega}\sin(\Omega t + \varphi_0) \tag{52}$$

With (52) relation the (47) expression of the current becomes

$$\begin{aligned} I &= I_M \sin\left[\theta_0 + \frac{qV_0}{mD}t + \frac{qv_0}{mD\Omega}\sin(\Omega t + \varphi_0)\right] = \\ &= I_M \sum_{n=-\infty}^{+\infty} J_n\left(\frac{qv_0}{mD\Omega}\right)\sin\left[\left(n\Omega + \frac{qV_0}{mD}\right)t + n\varphi_0 + \theta_0\right] \end{aligned} \tag{53}$$

where J_n is the n-order Bessel function [17].

When the pulsation $\Omega_0 = qV_0/mD$ satisfies the relation

$$\Omega_0 = n\Omega, \tag{54}$$

the temporal average of *I(t)* differs from zero, i.e. there is a continuous component of the current of the form:

$$I_c = (-1)^n I_M J_n\left(\frac{qV_0}{mD\Omega}\right)\sin(n\varphi_0 + \theta_0) \tag{55}$$

From (53) relation it results peaks of the continuous current for

$$V_n = n\frac{mD\Omega}{q}, \quad n = 1, 2, ... \tag{56a, b}$$

and consequently a negative differential resistance. So, the negative differential resistance is a self-organizing condition of the two nanostructure as an interface. This result is in good agreement with the observations from [9, 18, 19].

We notice that any time-dependent signal admits locally a Fourier discrete decomposition [17]. This means that the previous results are of maximum generality.

VI. Conclusions.

A mathematical model of the transport mechanisms in nanostructures, considering that the motion of the micro-particles takes place on continuous but non-differentiable curves, *i.e.* on the fractals, is established. Then:

i) The fractal functions and the dilatation operator are introduced;

ii) While the concept of velocity was classically a single concept, if space-time is non-differentiable, we must introduce two speeds (forward and backward speeds) instead of one, even when going back to the classical domain;

iii) At the level of our description, we have no way to favor the forward speed rather than backward one. Both choices are equally qualified for the description of the laws on nature. The only solution to this problem is to consider both the forward and backward processes together, so that a complex speed and a time covariant derivative are introduced;

iv) Two interaction scales are obtained, the macroscopic scale by means of the classical variables and the microscopic one through the fractal variables, the transition between them being given by the proportionality coefficient D_0;

v) Appling the principle of scale covariance, and postulating that the passage from classical (differentiable) mechanics to the non-differentiable mechanics can be implemented by replacing the standard time derivative by time covariant derivative, a generalized Navier-Stokes type equation is established;

vi) For an irrotational motion, the correspondence with a Scrödinger's type equation resulted. Then, the wave-function simultaneously becomes a complex speed potential;

vi) The interface dinamics of two nanostructures using this mathematical model is given. It results that the interface works through of a d.c. Josephson type effect for zero potential or an a.c. Josephson type effect for nonzero potential. For $2mD = \hbar$, the standard Josephson effect results.

Acknowledgements

The present work was supported by the contract CEEX no. 76-5/2006 MATNANTECH.

Received March 15, 2007

Technical "Gh. Asachi" University

References:

[1] J. P. Bourgade, *On Spherical Harmonics Expansion type models for electron-phonon collisions,* Math. Methods Appl. Sci. **26** (2003), no. 3, 247-271

[2] P. Degond, V. Latocha, L. Guarrigues, J. P. Boeuf, *Electron Transport in Stationary Plasma Thrusters*, Transp. Theory and Stat. Phys., **27** (1998), 203-221

[3] P. Degond, F. Méhats, C. Ringhofer, *On Quantum Energy Transport and Quantum Drift-Diffusion Models*, J. Stat. Phys. **118** (2005), no. 3-4, 625-665.

[4] N. C. Kluksdahl, A. M. Kriman, D. J. Ferry, C. Ringhofer, *Self-consistent study of the resonant-tunelling diode*, Phys. Rev. B **39** (1989) 7720

[5] P. Mounaix, O. Vanbésien, D. Lippens, *Effect of cathode spacer layer on the current voltage characteristics of resonant tunneling diodes*, Appl. Phys. Lett., **57** (1990), 1517.

[6] P. N. Argyres, *Quantum kinetic equations for electrons in high electric and phonon fields*, Physics Lett. A **171** (1992), 373

[7] F. A. Buot, K. L. Jensen, *Lattice Weyl-Wigner formulation of exact manybody quantum-transport theory and applications to novel solid-state quantum-based devices*, Phys. Rev. B **42** (1990), 9492.

[8] I. Gasser, P. Markowich, C. Ringhofer, *Closure conditions for classical and quantum moment hierarchies in small temperature limit*, Tranp. Th. Stat. Phys. **25** (1996), no. 3-5, 409-423.

[9] I. Gasser, A. Jüngel, *The quantum hydrodynamic model for semiconductors in thermal equilibrium*, Z. Angew. Math. Phys. **48** (1997), no. 1, 45-49

[10] M. Sanduloviciu, D. G. Dimitriu, L. M. Ivan, M. Aflori, C. Furtuna, S. Popescu, E. Lozneanu, *Self-organization scenario relevant for nanoscale science and technology*, Journal of Optoelectronics and Advanced Materials, **7**(2005), no. 2, 845-851

[11] L. Nottale, Fractal Space-Time and Microphysics: Towards a Theory of Scale Relativity (World Scientific, Singapore) (1993);

[12] M.S. El Naschie, O.E. Rösler and I. Prigogine, Quantum Mechanics, Diffusion and Chaotic Fractals (Elsevier, Oxford), (1995);

[13] B. Madelbrot, The fractal geometry of nature, (Freeman, San Francisco) (1982);

[14] S.H.Mohoreanu, M. Agop, *A theoretical approach of the heat transfer in nanofluids,* Jurnal of Optoelectronics and Advanced Materials, Vol. 8, No. 5, Oct. 2006, p. 1741-1743;

[15] M. Agop, P. D. Ioannou, P. Nica, *Superconductivity by means of the subquantum medium coherence*, Journal of Mathematical Physics **46**, 1 (2005);

[16] M. Agop, C. Murgulet, *El Naschie* $\varepsilon^{(\infty)}$ *space-time and scale relativity theory in the topological dimension D=4,* Chaos, Solitons and Fractals **32** (2007), 1231-1240;

[17] Jackson, E. A., Perspectives in nonlinear dynamics vols. I and II, *Cambridge, Cambridge University Press*, 1991;

[18] P. Degond, C. Ringhofer, *Quantum moment hydrodynamics and the entropy principle*, J. Stat. Phys. **112** (2003), 587-628

[19] S. Gallego, F. Méhats, *Numerical approximation of a quantum drift-diffusion model*, C. R. Acad. Sci. Paris, Ser. 1 **39** (2004), 519-524.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NANOSTRUCTURES AND FRACTAL SPACE-TIME (II)

P. VIZUREANU, M. AGOP, D.G. GALUSCA, I. IONITA

Abstract: *Using the fractal space-time theories in the topological dimension D_T=2, a hydrodynamic approach of transport phenomena in nanostructures is established. In such a context, the expression of the current density and the quantization of the conductance are established.*

I. Introduction

In Part I of this paper, a fractal space-time theory on the transport phenomena in nanostructures, considering that the motion of the micro-particles takes place on continuous but non-differentiable curves, *i.e.* on the fractals, is established. Then, by means of a scale covariance form of the Newton's equation,

$$\frac{\delta \boldsymbol{V}}{dt} = \frac{\partial \boldsymbol{V}}{\partial t} + \nabla\left(\frac{\boldsymbol{V}^2}{2}\right) - \boldsymbol{V} \times (\nabla \times \boldsymbol{V}) - iD\Delta \boldsymbol{V} = \frac{\boldsymbol{F}}{m} = -\nabla\left(\frac{U}{m}\right) \tag{1}$$

where $\boldsymbol{V}$ is the complex speed field, U is the scalar potential of an external field, m the effective mass of a particle fluid and D a coefficient which defines the fractal/non-fractal transition, i.e. the transition from the explicit scale dependence to scale independence [1,2], the Scrödinger's type equation:

$$D^2\Delta\psi + iD\frac{\partial\psi}{\partial t} - \frac{U}{2m}\psi = 0 \tag{2}$$

as an irrotational motion of the fluid

$$\boldsymbol{\Omega} = \nabla \times \boldsymbol{V} = 0 \ , \mathbf{V} = \nabla\phi, \phi = -2iD\ln\psi \tag{3a-c}$$

in the topological dimension D_T=2, results. Then, ψ becomes simultaneously wave-function and complex speed potential.

In the present paper, a hydrodynamic model and some implications of this approach in nanotechnology are given.

II. Hydrodynamic Model

Let us consider the wave function $\psi = \sqrt{\rho}e^{iS}$, with $\sqrt{\rho}$ the amplitude and S the phase of ψ. Then the complex speed field (3b, c) becomes:

$$\boldsymbol{V} = \boldsymbol{v} - i\boldsymbol{u}, \boldsymbol{v} = 2D\nabla S, \ \boldsymbol{u} = D\nabla\ln\rho \tag{4a-c}$$

Introducing (4a-c) in (1) with the restriction (3a) and separating the real and imaginary parts (for details on the method see [3,4]), we obtain:

$$\frac{\partial \boldsymbol{v}}{\partial t}+\nabla\left(\frac{\boldsymbol{v}^2-\boldsymbol{u}^2}{2}-D\nabla\cdot\boldsymbol{u}\right)=-\nabla\left(\frac{U}{m}\right)$$
$$\frac{\partial \boldsymbol{u}}{\partial t}+\nabla\left(\boldsymbol{v}\cdot\boldsymbol{u}+D\nabla\cdot\boldsymbol{v}\right)=0 \qquad (5a, b)$$

or, up to an arbitrary phase factor which may be set to zero by a suitable choice of the phase of ψ,

$$(m\partial_t\boldsymbol{v}+m(\boldsymbol{v}\cdot\nabla)\boldsymbol{v})=-\nabla(Q^{(2)}+U)$$
$$\partial_t\rho+\nabla\cdot(\rho\boldsymbol{v})=0 \qquad (6a, b)$$

with $Q^{(2)}$ the fractal potential in the topological dimension D_T=2

$$Q^{(2)}=-2mD^2\frac{\Delta\sqrt{\rho}}{\sqrt{\rho}}=-\frac{m\boldsymbol{u}^2}{2}-mD\nabla\cdot\boldsymbol{u} \qquad (7)$$

The fractal potential depends only on the imaginary part, $\boldsymbol{u}$, of the complex speed field $\boldsymbol{V}$. Since $\boldsymbol{u}$ arises from non-differentiability according to the non-differentiable space model of "mechanics", it might be stressed out that the fractal potential comes from the non-differentiability of the fractal space-time.

The wave function of $\psi(\boldsymbol{r},t)$ is invariant when its phase changes by an integer multiple of 2π. Indeed, equation (4b) gives:

$$\oint m\boldsymbol{v}d\boldsymbol{r}=2mD\oint dS=4\pi mD,\quad n=0,\pm1,\pm2,... \qquad (8)$$

a condition of compatibility between the fractal scale and the non-fractal one.

For $D=\hbar/2m^*$ with $m^*=2m_e$ the mass of the Cooper type pair [5, 6] and $\hbar$ the reduced Planck's constant, the relation (8) becomes

$$\oint \boldsymbol{p}\cdot d\boldsymbol{r}=nh$$

This result can be identified with the quantification law of the magnetic flux [4]

$$\phi_e=n\phi_{0e},\ \phi_{0e}=h/2e$$

with ϕ_{0e} the magnetic fluxoid and $2e$ the charge of the Cooper pair. Indeed, the generalized momentum of the Cooper pair in the magnetic field $\boldsymbol{B}_e=\nabla\times\boldsymbol{A}_e$ with $\boldsymbol{A}_e$ the potential vector of the magnetic field, $\boldsymbol{P}_e=2m_e\boldsymbol{v}+2e\boldsymbol{A}_e$, is null [5, 6], i.e. $\boldsymbol{P}_e\equiv0$. Through integration, we obtain

$$\oint \boldsymbol{p}\cdot d\boldsymbol{r}=2e\oint \boldsymbol{A}_e\cdot d\boldsymbol{r}=2e\iint_{\partial\Sigma}\boldsymbol{B}_e\cdot d\boldsymbol{\Sigma}=2e\phi_e=\pm nh$$

i.e. the quantization of the magnetic field.

The set of equations (6a, b) represents a complete system of differential equations for the fields $\rho(\boldsymbol{r},t)$ and $\boldsymbol{v}(\boldsymbol{r},t)$; relation (8) relates each solution $(\rho,\boldsymbol{v})_n$ with the wave solution ψ in a unique way.

The field $\rho(\boldsymbol{r},t)$ is a probability distribution, namely the probability of finding the particle in the vicinity $d\boldsymbol{r}$ of the point $\boldsymbol{r}$ at time t,

$$dP=\rho\,\mathrm{d}\boldsymbol{r},\quad \iiint\rho\,\mathrm{d}\boldsymbol{r}=1, \qquad (9a, b)$$

the space integral being extended over the entire area of the system. Any time variation of the probability density $\rho(\boldsymbol{r},t)$ is accompanied by a probability current $\rho\boldsymbol{v}$ pointing towards or outwards, the corresponding field point $\boldsymbol{r}$ (equation (6b)). Therefore, the equation (6b) by means of equation (9a, b) corresponds to the Born's postulate.

The position probability of the real velocity field $\boldsymbol{v}(\boldsymbol{r},t)$ (equation (6a)), varies with space and time similar to a hydrodynamic fluid placed in the fractal potential (7). The fluid (in the sense of a statistical particles ensemble) exhibits, however, an essential difference compared to an ordinary fluid: in a rotation motion $\boldsymbol{v}(\boldsymbol{r},t)$ increases (decreases) with the decreasing (increasing) distance $\boldsymbol{r}$ from the center (equation (8)).

The expectation values for the real velocity field and the velocity operator $\hat{\boldsymbol{v}} = -2iD\nabla$ of the fractal mechanics are equal

$$\langle \boldsymbol{v} \rangle = \iiint \rho \boldsymbol{v} d\boldsymbol{r} = \iiint \Psi^* \hat{\boldsymbol{v}} \Psi d\boldsymbol{r} = \langle \hat{\boldsymbol{v}} \rangle_{WM} \tag{10}$$

but in the higher-order, $|n|>2$, similar identities are invalid, namely $\langle \boldsymbol{v}^n \rangle \neq \langle \boldsymbol{v}^n \rangle_{WM}$. The expectation for the 'fractal force' vanishes at all times (theorem of Ehrenfest [5]), i.e.,

$$\langle -\nabla Q^{(2)} \rangle = \iiint \rho \left(-\nabla Q^{(2)}\right) d\boldsymbol{r} = 0 \tag{11}$$

or explicitly

$$2mD^2 \iiint \rho \nabla \left(\frac{\nabla^2 \sqrt{\rho}}{\sqrt{\rho}} \right) d\boldsymbol{r} = mD^2 \oint \left(\rho \nabla \nabla \ln \rho \right) \cdot d\boldsymbol{\sigma} = 0 \tag{12}$$

Two types of stationary states are to be distinguished:

i) Dynamic states. For $\partial/\partial t = 0$ and $\boldsymbol{v} \neq 0$, equations (6a, b) give

$$\nabla \left(\frac{1}{2} m\boldsymbol{v}^2 - \frac{m\boldsymbol{u}^2}{2} - mD\nabla \cdot \boldsymbol{u} + U \right) = 0, \quad \nabla(\rho \boldsymbol{v}) = 0 \tag{13a, b}$$

namely

$$\frac{1}{2} m\boldsymbol{v}^2 - \frac{m\boldsymbol{u}^2}{2} - mD\nabla \cdot \boldsymbol{u} + U = E, \quad \rho\boldsymbol{v} = \nabla \times \boldsymbol{F} \tag{14a, b}$$

Consequently, non-fractal inertia, $m\boldsymbol{v} \cdot \nabla \boldsymbol{v}$, fractal force, $-\nabla Q^{(2)}$, and external force, $-\nabla U$, are in balance at every field point (equation (13a)). The sum of the non-fractal kinetic energy, $m\boldsymbol{v}^2/2$, fractal potential, $Q^{(2)}$, and external potential, U, is invariant, *i.e.* equal to the integration constant $E \neq E(\boldsymbol{r})$ (equation (14a)). $E \equiv \langle E \rangle$ represents the total energy of the dynamic system. The probability flow density $\rho\boldsymbol{v}$ has no sources (equation (13b)), *i.e.* its streamlines are closed (equation (14b)).

ii) Static states. For $\partial/\partial t = 0$ and $\boldsymbol{v} = 0$, equations (6a, b) give

$$\nabla \left(-\frac{m\boldsymbol{u}^2}{2} - mD\nabla \cdot \boldsymbol{u} + U \right) = 0, \tag{15}$$

i.e.

$$-\frac{m\boldsymbol{u}^2}{2} - mD\nabla \cdot \boldsymbol{u} + U = E \tag{16}$$

The fractal force, $-\nabla Q^{(2)}$, and external force, $-\nabla U$, at any field point has the same value (equation (15)). The sum of the fractal potential, $Q^{(2)}$, with the external

potential, U, is invariant, *i.e.* equal to the integration constant $E \neq E(\boldsymbol{r})$ (equation (16)). $E \equiv \langle E \rangle$ represents the total energy of the static system.

III. The current density in the topological dimension $D_T=2$.

Using the standard method from references [7, 8], the current density has the form,

$$\boldsymbol{j}^{(l)} = -qD_{diff}^{(l)}\nabla n - \mu^{(l)}n^{(l)}\nabla\left(U + Q^{(2)} + k_B T\right) \tag{17}$$

or, substituting (7) in (17)

$$\begin{aligned}\boldsymbol{j}^{(l)} &= -qD_{diff}^{(l)}\nabla n^{(l)} - \mu^{(l)}n^{(l)}\nabla\left(U - 2mD^2\frac{\Delta\sqrt{\rho}}{\sqrt{\rho}} + k_B T\right) = \\ &= -qD_{diff}^{(l)}\nabla n^{(l)} - \mu^{(l)}n^{(l)}\nabla\left(U - \frac{m\boldsymbol{u}^2}{2} - mD\nabla\cdot\boldsymbol{u} + k_B T\right)\end{aligned} \tag{18}$$

In the relations (17) and (18), D_{diff} is the diffusion coefficient, μ is the mobility, q the electric charge, and the superscript l=e, p specifies the charge type. Therefore, the equation (18) depends not only on the classical quantities, i.e. $qD_{diff}^{(l)}\nabla n^{(l)}$, $\mu^{(l)}n^{(l)}\nabla(U + k_B T)$, but also on the fractal ones $\mu^{(l)}n^{(l)}\nabla\left[m\left(\boldsymbol{u}^2/2\right) + mD\nabla\cdot\boldsymbol{u}\right]$ and on the scales transition by means of the D coefficient.

For $2mD = \hbar$ the equation (18) becomes:

$$\boldsymbol{j}^{(l)} = -qD_{diff}^{(l)}\nabla n^{(l)} - \mu^{(l)}n^{(l)}\nabla\left(U - \frac{\hbar^2}{2m}\frac{\Delta\sqrt{\rho}}{\sqrt{\rho}} + k_B T\right) \tag{19}$$

a result in agreement with the one from references [9-14].

IV. The quantization of the conductance by means of the fractal potential

Let us show that we can derive from (14a) the quantized conductance of an ideal quasi-1D liquid. We consider the electron liquid adiabatically connected to two reservoirs, and we call $v_{L(R)}$ and $\mu_{L(R)}$ the velocity and the chemical potential, respectively, in the left (right) reservoir, with μ_L - μ_R=eV_{bias}. Then, taking zero external potential, U=0, and chemical potential identical with fractal potential (for details see [3-5, 8]), (14a) becomes,

$$\frac{v_L^2}{2} + \frac{\mu_L}{m} = \frac{v_R^2}{2} + \frac{\mu_R}{m} \tag{20}$$

By denoting the flow velocity, $v = (v_L + v_R)/2$, and the co-moving Fermi velocity [15], $v_F = (v_L - v_R)/2$, we get from (19) the relation $2mvv_F = eV_{bias}$. By definition, the current is given by $I = env$ so that, by using the 1D density of states and $2mD = \hbar$, $I = emvv_F/\pi\hbar = e^2V_{bias}/h$, which, in the linear regime, gives the quantized conductance (per spin) $G_0 = I/V_{bias} = e^2/h$. If we assume that only a fraction α of electrons is transmitted due to the presence of a barrier in the liquid, we can argue that, in linear

response, the current is an equal fraction of the current in the absence of the barrier, i.e. $I = env\alpha$. The conductance is thus $G = \alpha \cdot e^2 / h$ in accordance with references [16].

The same quantized conductance relation could be obtained from the equation (8) using the method described in the references [1, 2].

6. Conclusions.

The main conclusions of the present paper are as follows:

i) By means of a scale covariance form of the Newton's equation, a hydrodynamic model is given. It results the law of conservation of the probability density and the law of conservation of the momentum;

ii) The compatibility between the macroscopic scale and microscopic one leads to a quantification condition;

iii) The expressions of the current density and the quantization of the conductance in nanostructures are established.

Acknowledgements

The present work was supported by the contract CEEX no. 76-5/2006 MATNANTECH.

Received March 15, 2007

Technical "Gh. Asachi" University

References:

[1] L. Nottale, Fractal Space-Time and Microphysics: Towards a Theory of Scale Relativity (World Scientific, Singapore) (1993);

[2] M.S. El Naschie, O.E. Rösler and I. Prigogine, Quantum Mechanics, Diffusion and Chaotic Fractals (Elsevier, Oxford), (1995);

[3] M. Agop, P. D. Ioannou, and P. Nica, Journal of Mathematical Physics **46**, 1 (2005).

[4] M. Agop, and C. Murgulet, Chaos, Solitons and Fractals **32**, 1231 (2007).

[5] Ş. Ţiţeica, Quantum mechanics, (Ed. Acad. Bucharest) 1984;

[6] G. Burns, High-Temperature superconductivity. An introduction, (Academic Press: San Diego), (1992)

[7] P. Degond, V. Latocha, L. Guarrigues, J. P. Boeuf, *Electron Transport in Stationary Plasma Thrusters*, Transp. Theory and Stat. Phys., **27** (1998), 203-221

[8] P. Degond, F. Méhats, C. Ringhofer, *On Quantum Energy Transport and Quantum Drift-Diffusion Models*, J. Stat. Phys. **118** (2005), no. 3-4, 625-665.

[9] N. C. Kluksdahl, A. M. Kriman, D. J. Ferry, C. Ringhofer, *Self-consistent study of the resonant-tunelling diode*, Phys. Rev. B **39** (1989) 7720

[10] P. Mounaix, O. Vanbésien, D. Lippens, *Effect of cathode spacer layer on the current voltage characteristics of resonant tunneling diodes*, Appl. Phys. Lett., **57** (1990), 1517.

[11] P. N. Argyres, *Quantum kinetic equations for electrons in high electric and phonon fields*, Physics Lett. A **171** (1992), 373

[12] I. Gasser, A. Jüngel, *The quantum hydrodynamic model for semiconductors in thermal equilibrium*, Z. Angew. Math. Phys. **48** (1997), no. 1, 45-49

[13] P. Degond, C. Ringhofer, *Quantum moment hydrodynamics and the entropy principle*, J. Stat. Phys. **112** (2003), 587-628
[14] S. Gallego, F. Méhats, *Numerical approximation of a quantum drift-diffusion model*, C. R. Acad. Sci. Paris, Ser. 1 **39** (2004), 519-524.
[15] Giuliani G. F., and Vignale G., *Quantum theory of the Electron Liquid*, Cambridge University Press, 2005;
[16] R. D'Agosta, and M. Di Ventra, *Hydrodynamic approach to transport and turbulence in nanoscale conductors*, J. Phys.: Condens. Matter **18**, 11059 (2006)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SIMULATION OF HEAT TREATMENT STRESS AND DISTORSION

RADU CRISTIAN IVĂNUŞ

Abstract: *This paper gives an overview of the problem of heat treatment stress and distortion. Simulations are presented for a quenched cylinder to demonstrate the capabilities of software available for predicting heat treatment stress and distortion. The software package ANSYS was identified as one of the most advanced tools for solving heat treat distortion problems.*

Key words: *simulation,heat treatment, stress, distorsion, quenching*

1. Introduction

The modeling of heat treatment and its effects on the stress state of a casting is not easy. It involves not just modeling the heat transfer and stresses in the casting, but also modeling the microstructural changes in the steel throughout processing. Changes in the steel microstructure are very important since they produce changes in mechanical properties (density and thermal expansion coefficient). Other technical obstacles to computer modeling include complex heat transfer (i.e. boiling regimes during quenching), quenchant properties, variable mechanical properties with temperature and microstructure, and non-uniform heat transfer conditions over the casting surface.

An excellent overview of the mathematical modeling of heat treatment distortion is presented by Fletcher [1]. Here the reader will find important background on the elastic-plastic and finite element modeling used to compute thermal stresses, as well as background on the relationship between microstructure and thermal stress. Fletcher [1] also provides an overview of thermo-mechanical material properties dependent on temperature and microstructural phase. Even though this reference reflects the state of capabilities in the 1980's, and presents only two-dimensional modeling results for cylinders and plates, it presents the fundamentals of the models and issues that do not change. A recent literature review on the topic is given by Rohde and Jeppsson [2], where they present Figure 1. This figure is repeated here because it is an excellent graphical representation of the problem. Starting with the three main model components required to simulate heat treatment distortion (heat transfer analysis, phase transformations and mechanical response), Figure 1 gives their important factors, issues to be addressed, and the most critical results from heat treatment simulation: distortion, residual stress and microstructure. Using Figure 1 as a visual aid representing the complexity of the problem, it is easy to understand why the problem has been attacked in a piece by piece fashion over the years.

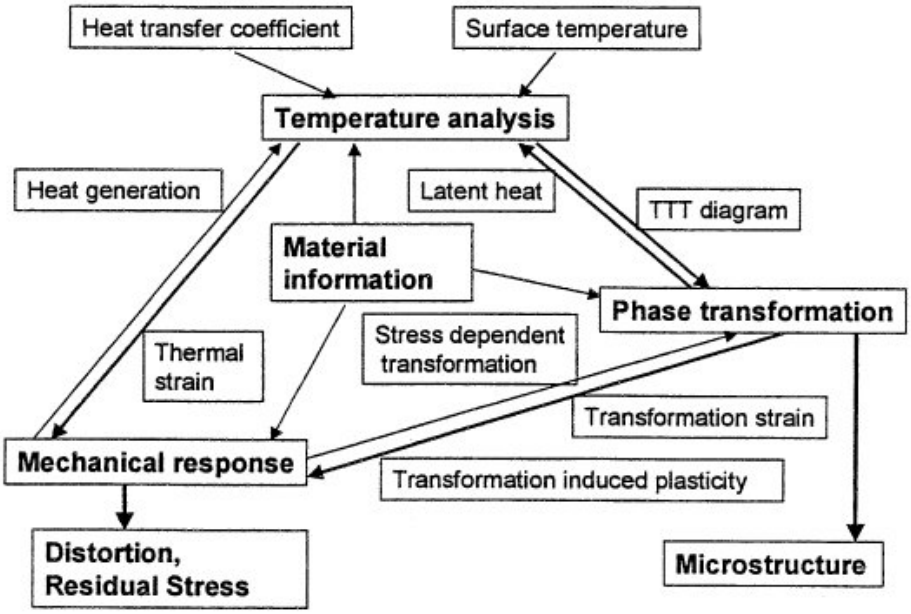


Fig. 1. Diagram of the three coupled parts to simulating heat treatment distorsion and their important factors [2]

The phase transformation and material constitutive models must be combined with a thermal stress computation. Commercial finite element software packages are readily capable of predicting un-coupled and coupled heat transfer with stress and displacement (ABAQUS, ANSYS, NASTRAN and many others).

ANSYS was chosen as the simulation software used in the present work. The primary goal here is to investigate and demonstrate its abilities to predict heat treatment distortions and residual stresses in steel castings. A classic test problem, the heat treatment of a cylinder, will first be solved to demonstrate the fundamental issues arising during heat treatment, due to thermally induced plastic deformation and multiple phases present.

2. Heat Treatment Stress and Distortion with Software Demonstration

A classic problem commonly used to visualize the formation of residual stresses is the cooling (or quenching) of a cylinder. Consider longitudinal stress and deformation in a section taken from a cylinder as cooling proceeds from steps “A” through “D” shown in Figure 2 a) and b), taken from [3]. At step “B”, rapid cooling at the surface results in longitudinal tension near the surface, and compressive stress forms at the center. If plastic deformation occurs, the center contracts, and the surface expands relieving the stress – a final residual stress distribution shown at “D” results as shown in Figure 2 c). This process occurs simply due to thermal stresses forming as a result of temperature dependent material properties, without the consideration of phase changes. Commercial finite element software, such as ANSYS used here, is readily capable of predicting these thermal stresses.

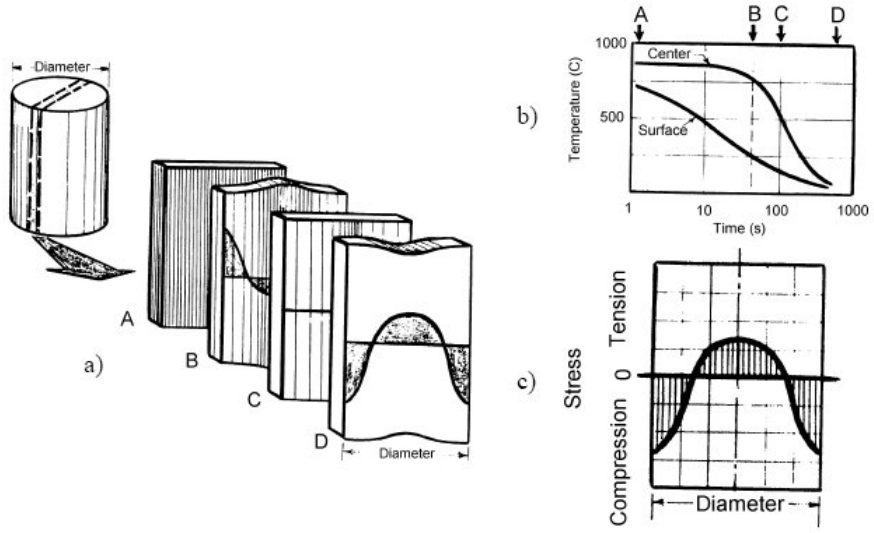


Fig. 2. Illustration of residual stress formation in quenching [3]

Additional stress and deformation occurs in the presence of phase change due to differences in material properties (thermal expansion coefficient for example) of the phases present. The complexities associated with residual stress formation in the presence of phase changes are discussed in detail by Dulămiță and Florian [3]. Here we follow an example presented by Dulămiță and Florian to illustrate the nature of the stresses that form due to phase transformations and the final microstructural variations in a part. Consider a cylinder cooling, but now overlay the cooling curves for the surface and center of the cylinder onto a continuous cooling transformation diagram as shown in Figure 3 [3]. For the steel under consideration, the rapid cooling at the surface forms martensite, beginning at the martensite start temperature M_s indicated by point S1 in Figure 3. The surface continues cooling until the end of the martensitic reaction at point S2. The center cooling curve indicates that the austenite will decompose into pearlite beginning at point C1 until C2 when all the austenite has decomposed into pearlite.

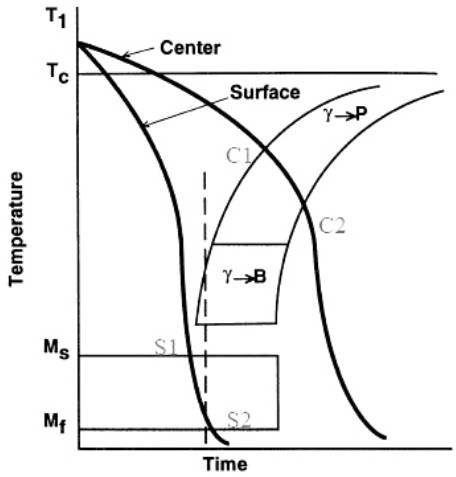


Fig. 3. Example cooling curves for the surface and center of a cooled steel cylinder overlaid on a schematic CCT diagram [3].

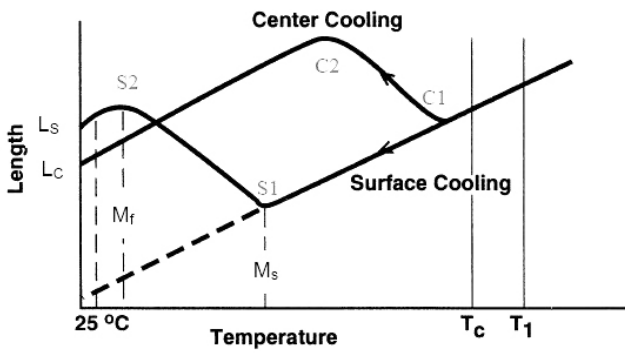


Fig. 4. Variation in length for steel cooled at the surface and center as given in Figure 3 [3]. Points S1, S2, C1, and C2 correspond to those given in Figure 3.

Consider now the volumetric changes that occur in the metal when it changes phase. Martensite has about 5% greater specific volume than the austenite from which it forms. Even though the austenite from which the martensite is forming continues to contract on cooling, the formation of the martensite results in a net expansion of the steel. This can be visualized by imagining an entire cylinder being cooled under the conditions of the surface shown in Figure 4 from point S1 to S2. Point S1 indicates the start of expansion due to the beginning of martensite formation. Eventually, at point S2, the martensite is finished forming, and there is no further expansion due to the phase transformation. At this point, our imaginary cylinder undergoing the "surface" cooling conditions will continue to contract according to the thermal expansion coefficient of martensite until it reaches a final length L_S as indicated in Figure 4. Visualize another imaginary cylinder being cooled under the conditions at the center. For the center cooling curve, pearlite begins to form at C1 shown in Figure 4. Since the specific volume of pearlite is larger than austenite (like martensite), it expands until the completion of the austenite decomposition to pearlite at C2. After C2, the pearlite will contract according to its thermal expansion coefficient to a final length of L_C. Next imagine that we can join the material in the two imaginary cylinders (cooled at surface and center conditions) into one cylinder. Without restriction, the length of the surface of this cylinder would be L_S and the center would be L_C. However, they are restricted now by being joined together and since $L_C < L_S$, the surface pulls on the center section placing it in tension, while the center also resists being pulled placing the surface in compression. The resulting length of the joined-cylinder (having a center made of pearlite and a surface of martensite) will be between L_C and L_S and the longitudinal stress state will be compressive at the surface and in tension at the center.

In Figures 5 through 9 results of ANSYS calculations user subroutines are made for a OLC 45 STAS 791-88 steel cylinder quench from 900°C to 65°C in an oil bath. The cylinder is 25 mm diameter by 100 mm long. As an added demonstration, the surface of the cylinder has been carburized using that feature of the software package. Three simulations were run the achieve these results:

- a carburization (diffusion) calculation to establish the carbon distribution in the part from the carburization process.
- a heat transfer simulation of the quenching process that accurately predicts the phase transformations occurring in the cylinder in the presence of the non-uniform carbon distribution from carburization along with the thermal field. The increase in carbon due to the carburization process is incorporated by transferring the carbon field resulting from step 1) above while the cylinder is at the carburization temperature.
- a thermal-stress calculation is made using the temperature, and phase dependent material model that includes the effect of the carbon distribution in the part.

An additional feature demonstrated in this example is ANSYS's ability to simulate the immersion process of the part into the quenchant. This can be quite important for long parts or longer immersion times where substantial thermal gradients are induced in parts during the immersion process. In this case, immersion was set to take place over 5 seconds which is rather long for a cylinder this size, but this serves to demonstrate that a noticeable temperature gradient is developed.

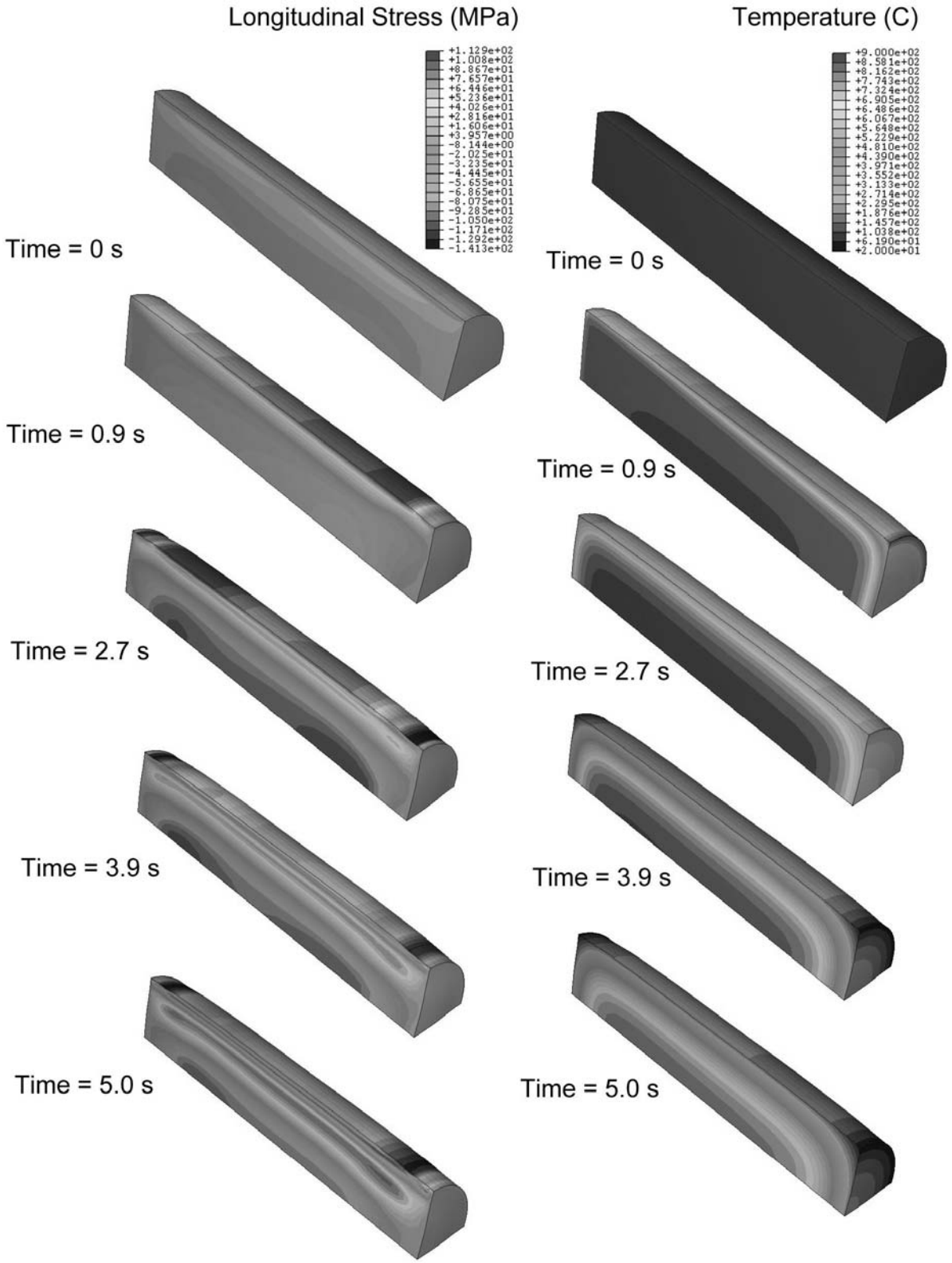


Fig. 5. Results of ANSYS thermal-stress calculation for a steel cylinder immersed into an oil bath at 65°C over a period of 5 seconds. The cylinder was removed from furnace at 900°C. Longitudinal stresses are shown on the left hand side and temperatures on the right hand side. Deformation is 30 x

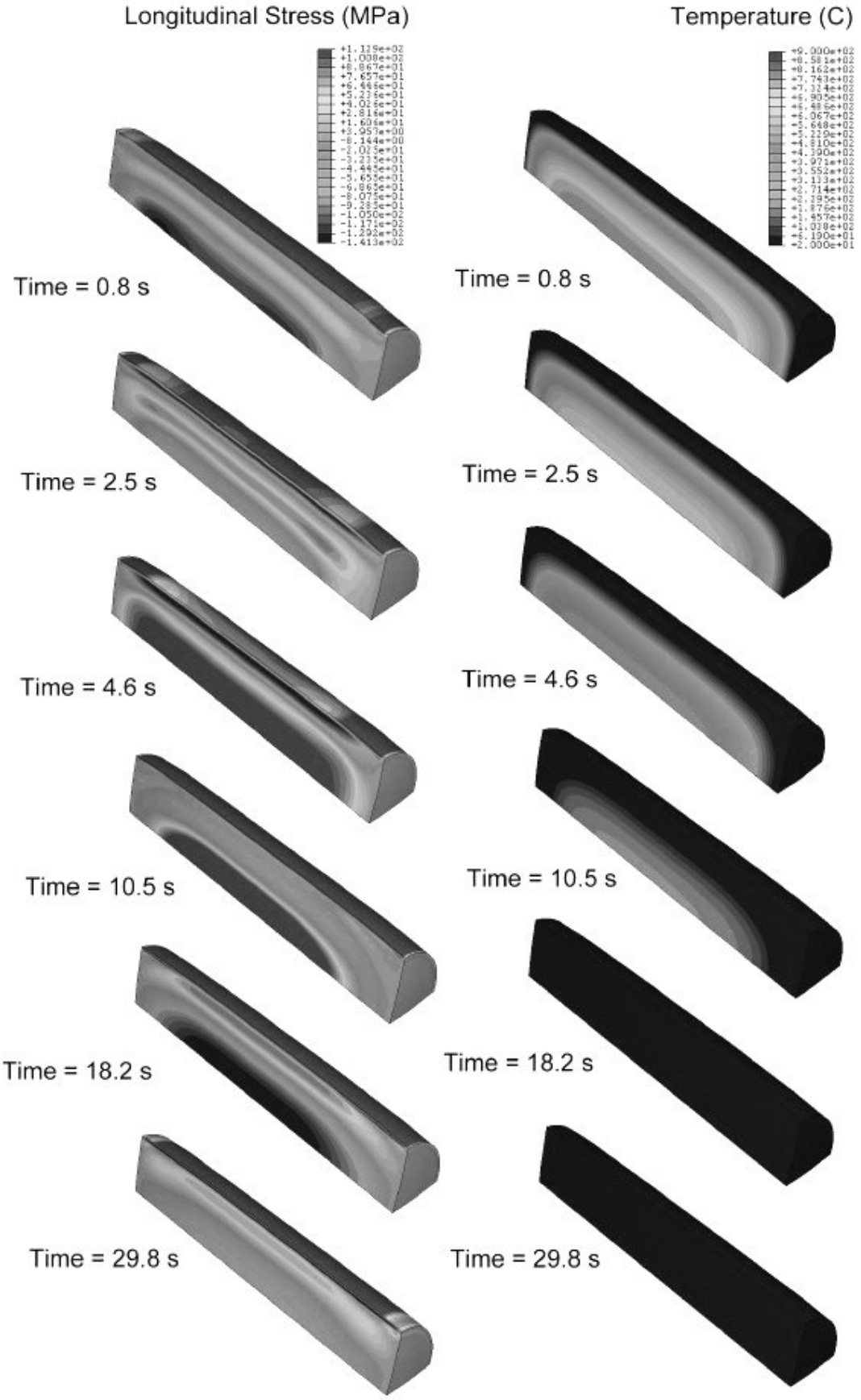


Fig. 6. Results of ANSYS thermal-stress calculation for a steel cylinder after immersion into an oil bath at 65°C over a period of 30 seconds. Longitudinal stresses are shown on the left hand side and temperatures on the right hand side. Deformation is 30 x.

In Figure 5 the longitudinal stress and temperature fields at 0, 0.9, 2.7, 3.9 and 5.0 seconds into the immersion process are shown. The direction of the advance quenchant surface is shown also. The greatest temperature and stress field gradients along the length appear at 0.9 and 2.7 seconds. After immersion, the surface appears to be slightly in tension and the center in compression.

Figure 6 shows the stress field development after the immersion process, up to about 30 seconds after immersion is complete. Note the initial stress field at 0.8 seconds after immersion has a large tensile stress at the surface and compressive stresses at the center. As the rapid cooling proceeds, the stress field very nearly reverses itself at 4.6 seconds to high tension at the center and a region of compressive stress developing near (but still under) the surface; in this region austenite is decomposing to bainite resulting in phase transformation induced stresses such as those discussed in Figures 3 and 4. The surface has not yet begun to undergo transformation to martensite and remains in tension. At 29.8 seconds the surface appears to begin to show the development of compressive stresses due to the onset of martensite formation as shown in Figure 7. Beginning around 29.8 seconds, the martensite start temperature is reached for the carburized region near the surface and it proceeds to form as shown at 41.8 seconds until achieving its final distribution. As the martensite forms, a large compressive stress develops at the surface. There is not a great difference between the stress field at 41.8 seconds and the final stress field shown in Figure 8. The final microstructural phases resulting from the heat treatment process are shown in Figure 10. Martensite forms in amounts greater than 90% near the surface and to a smaller degree at the corner/ends of the cylinder, a 10% to 50% amount of primary ferrite (increasing towards the center), and a substantial amount of bainite forms through the cylinder except at the carburized surface.

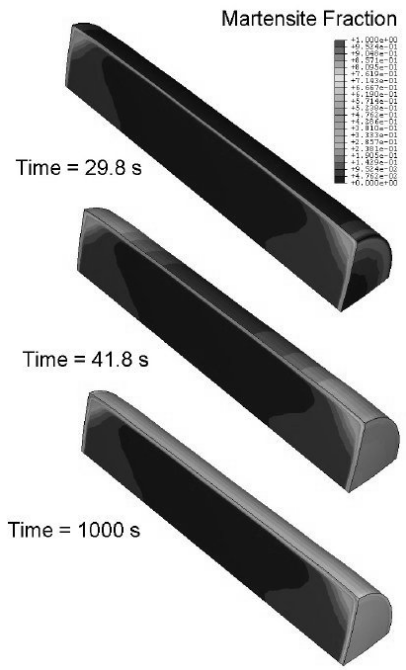


Fig. 7. Results of martensite fraction formation from ANSYS for a steel cylinder after immersion into an oil bath at 65°C

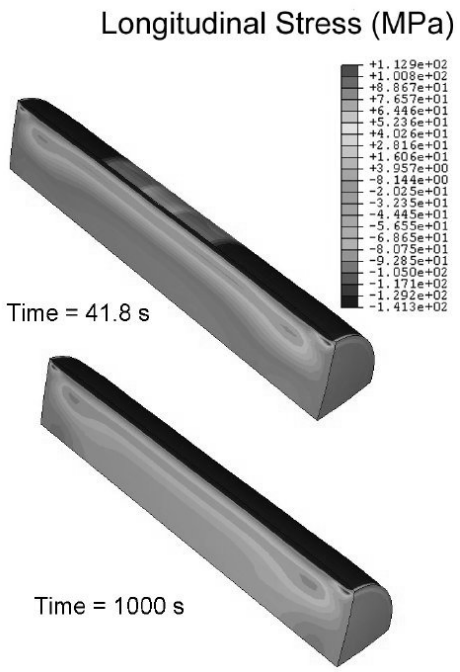


Fig. 8. Results of longitudinal stress field from ANSYS calculation for a steel cylinder after immersion into an oil bath at 65°C. Deformation is 30 x

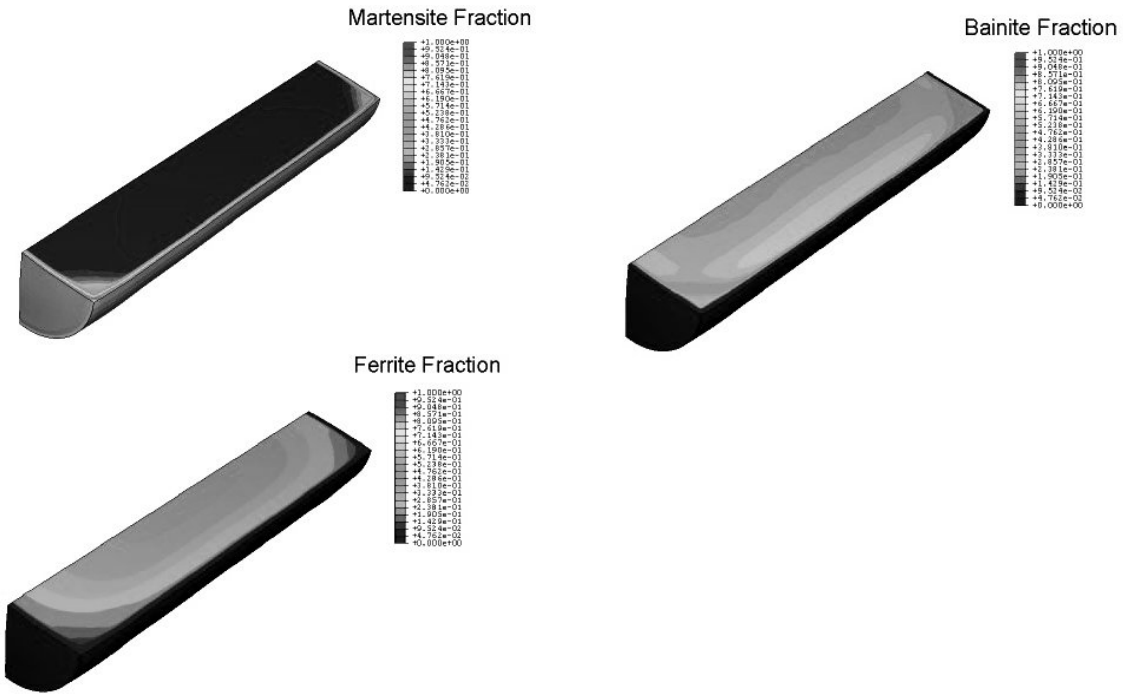


Fig. 9. Final microstructural fields from ANSYS calculation for a steel cylinder after immersion into an oil bath at 65°C for 1000 s

3. Conclusions

The work presented here gives an overview of the problem of heat treatment stress and distortion and software that has been developed to model it. Simulations were performed and are presented here to demonstrate the software available for predicting heat treatment stress and distortion. The software package ANSYS was identified as one of the most advanced tools for solving heat treat distortion problems.

References

1. A.J. Fletcher, *Thermal Stress and Strain Generation in Heat Treatment*, Elsevier Science, London, 1989.
2. J. Rohde, A. Jeppsson, "Literature Review of Heat Treatment Simulations with Respect to Phase Transformation, Residual Stresses and Distortion," *Scandinavian Journal of Metallurgy,* 2000, **29(2)**, pp. 47-62.
3. T. Dulămiță, E. Dulămiță, *Tratamente termice şi termochimice*, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1982.

University of Craiova, Faculty of Mechanics, Dept. of Technology and Materials

SIMULAREA TENSIUNILOR ŞI DEFORMAȚIILOR PROVOCATE DE TRATAMENTUL TERMIC

Rezumat: Lucrarea prezintă o vedere de ansamblu asupra tensiunilor şi deformațiilor provocate de tratamentul termic. Simulările au fost efectuate folosind un cilindru călit pentru a demonstra capacitățile software-lui de a anticipa tensiunile şi deformațiile provocate de tratamentul termic. Software-ul ANSYS a fost considerat una din cele mai avansate metode utilizate pentru a rezolva problemele cauzate de tensiuni şi deformații.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MODELLING AND SIMULATION FOR HEAP BIOLEACHING OF COPPER WASTES

RADU CRISTIAN IVĂNUŞ, MARIUS STĂNESCU

Abstract: *A computational model for heap bioleaching of spent catalysts, which include forced aeration is investigated to identify and understand aspects of bacteria in bioleaching applications. A parameter analysis is performed which shows that the factors important to copper leaching are liquid and air flow rates, and permeability. The ability to control which parts of the bed received the highest extraction as a function of the liquid and air flow rates was established. Forced aeration is found to increase the oxygen concentration throughout the heap compared to the circumstance with natural convection, and consequently improves the copper extraction significantly.*

Key words: *copper, Thiobacillus ferrooxidans, spent catalysts, modelling, simulation*

1. Introduction

Heap bioleaching is an important hydrometallurgical process used in industry for the removal of metals such as copper and gold from low grade ores [1] and industrial wastes [2]. The process is favoured because of the low maintenance and large volume in processing, only requiring the control of acid application, inoculation of bacteria and provisions for supplying sufficient oxygen throughout the heap. The leaching process occurs as a result of infiltration of sulphuric acid into the heap, which forms a film over the particles. Oxygen in the air phase reacts chemically with the ferric ions in the acid and copper sulphide in the ore or waste, to produce ferrous ions and copper in solution which flows out of the heap with the liquid. The process occurs in the presence of bacteria, such as *Thiobacillus ferrooxidans,* which convert ferrous ions back into ferric ions. In addition to the infiltration of acid, the ore particles during heap construction are coated with liquid (acid), which is inoculated with bacteria.

There are a number of factors to be accounted for in heap bioleaching modelling, including the liquid and air flow, bacterial action and copper extraction. The chemical reactions of these components (oxygen, liquid, bacteria, copper) are reasonably well known, however reaction rate depends on mass transfer processes, specifically oxygen supply in many cases. In this work we assume the liquid flow behaviour in the heap is uniform, and look at the effect on copper extraction of air flow in the heap under forced aeration, for various assumed bacterial concentrations. Without the use of forced aeration, oxygen supply to the heap depends on natural convection which occurs when temperatures inside the heap are greater than outside.

The onset of such effects has been studied by Lu and Zhang [3]. For large heaps like those used in industry, this does not provide enough oxygen deep within the heap for copper extraction [4]. In addition, Casas *et al.* [5] found that heaps with height and width larger than 10 by 20 metres, respectively, were ineffective in terms of copper recovery due to lack of air flow.

2. Model description

Consider a two dimensional uniform porous medium of trapezoidal shape (Figure 1) with a given permeability and porosity. In practice the particle size distribution can be widely varying, with regions of different permeability and porosity through the bed. Figure 1 shows the heap in bold, and the computational domain used.

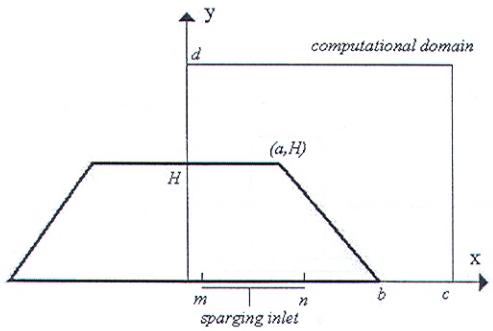


Fig. 1. Schematic heap

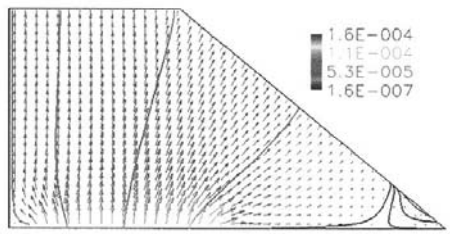


Fig. 2. Streamlines with vector plot and coloured by speed, $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=0.5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

Acid solution is assumed to feed uniformly downward under the influence of gravity, though in practice the solution flow can take tortuous flow paths, with both channelling and liquid stagnant regions, due to heterogeneities and properties of the unsaturated liquid flow [1]. The liquid is assumed to coat the grains of the heap such that its affect on the pore space available to the gas can be ignored. Due to the large grain size, capillary pressure is neglected in this work and the gas flow is determined ftom a single-phase, rather than a two-phase calculation. It can be shown that it is a good approximation to assume that the temperature of the air is in local thermodynamic equilibrium with the liquid and ore bed. Consequently, it is sufficient to solve for the heat transport of air, taking into account the heat advected by the liquid.

The bacterial concentration would vary in time and space in practice, but is kept constant in this work for simplicity.

The acidophilic mesophile iron oxidiser used in the study was *Thiobacillus ferrooxidans* (originally isolated from Cavnic Mine water, Romania). For the cultivation of *Thiobacillus ferrooxidans*, the 9K media (0,15 g KCl; 0,15 g $(NH_4)_2SO_4$; 0,5 g $MgSO_4$; 0,5 g K_2HPO_4; 0,1 g $Ca(NO_3)_2$; 5 g $FeSO_4$; 1000 ml distilled water) with a reduced iron content (4 g $FeSO_4 \cdot 7H_2O$/l) was utilised; the pH was adjusted to 2 with concentrated H_2SO_4. *Thiobacillus ferrooxidans* cultures were shaken at 150 rpm on an orbital shaker at room temperature (19-22°C). Subcultures were carried out every 4–5 days to keep the bacteria in the logarithmic phase of growth.

The copper waste was collected by S.N.P. Petrom – Doljchim chemical combine platform. The specific mesh size was prepared by crushing in a jaw crusher.

The reaction of a metal sulphide (MS) in the heap is a two stage reaction. The solution contains ferric ions (Fe^{3+}) that reacts with copper sulphide to produce ferrous ions (Fe^{2+}) as

$$MS + 2Fe^{3+} \rightarrow 7M^{2+} + 2Fe^{2+} + S$$

Ferrous ions are re-oxidized to ferric ions in the presence of bacteria (only *Thiobacillus ferrooxidans* is considered as

$$2Fe^{2+} + 0.5O_2 + 2H^+ \xrightarrow{bacteria} 2Fe^{3+} + H_2O$$

where M is the metal copper or iron.

The overall reactions for chalcocite Cu_2S and pyrite FeS_2 have the stoichiometries

$$FeS_2 + 3.5O_2 + H_2O \rightarrow FeSO_4 + H_2SO_4$$

$$Cu_2S + 2.5O_2 + H_2SO_4 \rightarrow 2CuSO_4 + H_2O$$

3. Numerical method

The system of partial differential equations were discretized and solved using a computational fluid dynamics solver *ANSYS CFX* [6] and the simulations required an orthogonal grid (250 by 250 cells) to avoid instability. The grid used was rectangular and a staircase of computational cells represents the slanted top of the heap. The results for a grid with 125 by 125 cells was found to be insignificantly different to that of 250 by 250 cells. Liquid was applied evenly across entire exposed boundary of the heap with a given flow velocity q_L.

4. Results and discussion

The concentration of bacteria in the heap, in particular *T. ferrooxidans,* is largely unknown, and it is appropriate to look at the effect of such levels on the temperature, oxygen and copper extraction. Hence, the results are split into two parts for low and high bacterial concentrations, with values of $X=5\times10^{13}$ bacteria/m^3 and $X=5\times10^{12}$ bacteria/m^3 respective!y. We have not investigated the effect of variation of the *FPY* factor, unlike Casas *et al.* [5], due to space constraints. For the parameters in Table 1 we present the results at several times.

Low Bacterial Levels. The results found for relatively low bacterial levels are described in this section, with the constant value $X=5\times10^{12}$ *bacteria/m*^{3}. In Figures 2-5 we see (in order) the 2-D plots with streamlines of vectors coloured by speed, and flooded contours of % oxygen mass fraction normalized by atmospheric oxygen mass fraction ($100\times W_0/0.22$*),* temperature and % copper extracted ($\alpha\times100$, after 1 year) for a sparging velocity $V_{in}=1\times10^{-4}$ m/s.

Table 1. Parameters for all results

Parameter	Value
Bed porosity, ε [m^3/m^3]	0.25
Bed height, H [m]	1.0
Top, a and bottom, b length [m]	1.0; 2.5
Upper computational domain, c; d [m]	1.25; 3.0
Air density, ρ_a [kg/m^3]	1.208
Air viscosity, μ_a [kg/m/s]	1.812×10^{-5}
Air diffusion coefficient, D_a [m^2/s]	1.44×10^{-5}
Air thermal conductivity, λ [W/m/K]	2.88×10^{-2}
Air thermal expansion coefficient, γ [1/K]	3.43×10^{-3}
Liquid specific heat, $C_{P,L}$ [J/kg/K]	4000
Relative liquid flow rate, $q_{L,0}$ [m/s]	1.4×10^{-6}
Monod half growth rate constant, K_m [kg/m^3]	1.0×10^{-3}
Heat of reaction, ΔH [J/kg]	-1.26×10^{7}
Stoichiometric factor, β [m/s]	0.193370
Copper grade, G_0 [% wt]	0.5
FPY	5
Atmospheric oxygen mass fraction, W_0 *(atmospheric)* [% wt]	25.0

In Figure 5, the copper extracted after 1 year is calculated by extrapolating linearly from the initial reaction rate. This corresponds to a typical air flow rate used in practice [1]. The figures show that some natural convection occurs, whilst sparging dominates the air flow. The oxygen mass fraction stays relatively high through out the heap, showing that the process of sparging avoids low oxygen levels that inhibit copper extraction.

In Figure 3, the minimum oxygen level occurs near the bottom right hand corner of the heap, which is caused by the low flow rates (Figure 2) in that area. This low oxygenated area occurs in spite of the fact there is some natural convection in that area. In Figure 4 and 5 the temperature and copper extraction (after 1 year) are shown revealing the strong dependence of the copper extraction upon the temperature.

In Figures 6 and 7 a comparison is made between cases with and without forced aeration, for fixed liquid flow rate, bacterial concentration and permeability. Figure 7 shows that oxygen becomes depleted without the use of sparging, limiting copper extraction with a characteristic extraction time of 13,258 days, compared to 8,013 days when sparging at $V_{in}=1\times10^{-4}$ (Figure 6).

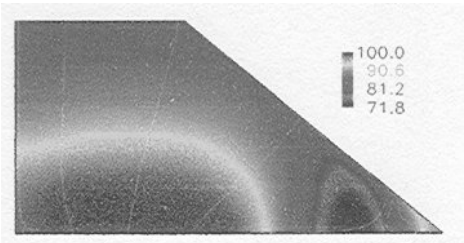


Fig. 3. Streamlines with contours of normalised mass fraction oxygen % ($100\times W_0/0.22$), $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=0.5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

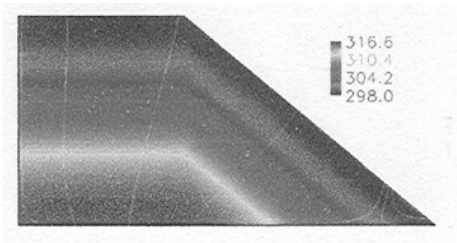


Fig. 4. Streamlines with contours of T, $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=0.5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

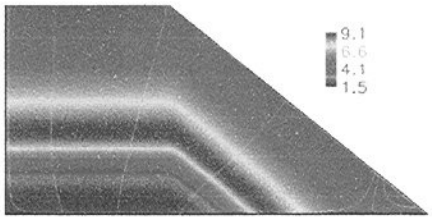


Fig. 5. Streamlines with contours of $100\times\alpha$ (1 year), $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=0.5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

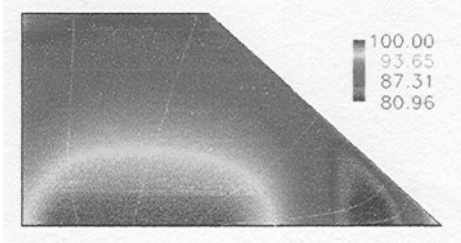


Fig. 6. Streamlines with contours of normalised oxygen mass fraction oxygen % $(100\times W_0/0.22)$, $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=0.5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

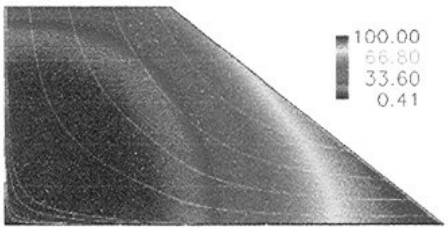


Fig. 7. Streamlines with contours of normalised oxygen mass fraction oxygen % $(100\times W_0/0.22)$, no forced aeration, $q_l=0.5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

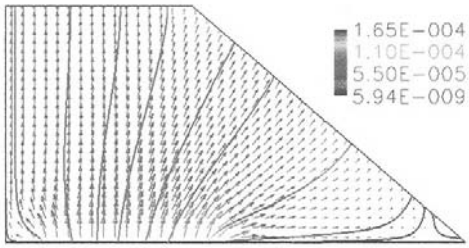


Fig. 8. Streamlines with vector plot and coloured by speed, $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=0.5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

In Table 2 a comparison of the characteristic copper extraction time $t*\equiv1/(d\alpha/dt)$ is made for different flow rates, showing that $t*$ is highly dependent on the liquid flow rate, with a minimum occurring around $0.5q_{L,0}$ where $q_{L,0}=1.4\times10^{-6}$. This dependence occurs due to the cooling effect the liquid has on the air. Thus liquid flow rate may be used to control the temperature distribution to ensure that it remains as close as possible to the optimal value of around 311K.

Table 2. $t*$ versus liquid flow rate q_L ($\times q_{L,0}$), $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $K=5\times10^{-10}$

$q_L(\times q_{L,0})$	0.125	0.25	0.5	1	1.5	2	3
t* (days)	17857	10371	6667	7042	8013	8264	8333

In Table 3 the effect of the permeability is shown on the characteristic copper extraction time $t*$. It is only dependent on the permeability to a small extent for an air sparging velocity $V_{in}=1.0\times10^{-4}$ and $V_{in}=1.0\times10^{-5}$, as explained by the $t*$ ratio in Table 3. The relative difference is negligible in terms oflong term extraction.

High Bacterial Levels. In this section we look at the results in the case of a higher constant bacterial concentration, $X=5\times10^{13}$ bacteria/m^3, compared to the last section where $X=5\times10^{12}$. One of the most significant changes was the decrease in characteristic copper extraction time $t*$ (compare Table 2 and Table 4). Again, the liquid flow rate has a substantial effect on the copper extraction (Table 4), due to the ability of the liquid to cool the heap, and push the temperature closer to the optimal

temperature *(~311K)*. Table 4 shows the best liquid flow rate occurs around $5q_{L,0}$, and such estimates could be useful in practice.

Table 3. $t*$ versus K for $q_L = 1.5q_{L,0}$ and associated t* ratio of $V_{in}=1.0\times10^{-5}$ to $V_{in}=1.0\times10^{-4}$

K	*t* (days)*		*t* ratio*
	$V_{in}=1.0\times10^{-4}$	$V_{in}=1.0\times10^{-5}$	
5×10^{-9}	8065	8170	0.9871
5×10^{-10}	8013	8621	0.9295
5×10^{-11}	8091	8681	0.9320

The computed results for this "optimal" liquid flow rate are shown in Figures 8-11. Figure 8 shows some entrainment of air occurs into the heap, whilst in Figure 9 we see the oxygen mass fraction becomes depleted well before air leaves the heap, suggesting that a higher inlet velocity should be used (Figures 12-14). Figure 10 shows that the temperature is distributed around the optimal temperature of *311K* for a large area, leading to extraction in some areas as high as 92% after one year.

Table 4. $t*$ versus liquid flow rate q_L ($\times q_{L,0}$), $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $K=5\times10^{-10}$

$q_L(\times q_{L,0})$	1	2	3	4	5	6
t (days)*	2274	1409	1140	1122	1119	1125

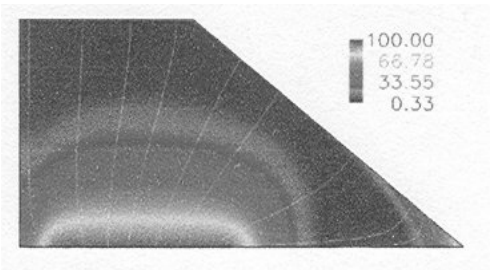


Fig. 9. Streamlines with contours of normalised oxygen mass fraction % *(100×W₀/0.22)*, $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

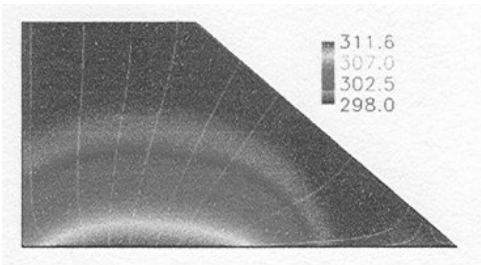


Fig. 10. Streamlines with contours of T, $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

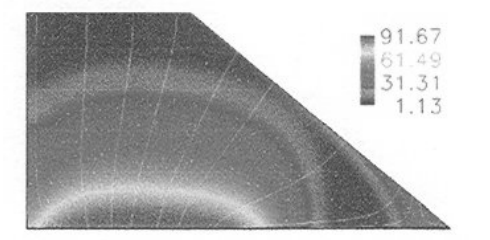


Fig. 11. Streamlines with contours of $100\times\alpha$ (1 year), $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

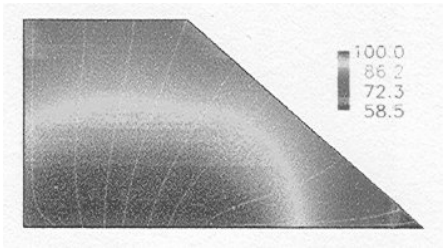


Fig. 12. Streamlines with contours of normalised mass fraction oxygen % *(100×W₀/0.22)*, $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

This estimate does not represent an extraction value obtainable in practice,

since we have not accounted for variation in *FPY* as discussed earlier. Overall the predicted characteristic extraction time $t*$ is 1119 days (Table 4).

Figure 14 shows that for a higher inlet velocity of $V_{in} = 1.0\times10^{-3}$, a completely different copper extraction profile is obtained, with most of the extraction occurring in the middle of the bed. This suggests the possibility of controlling copper extraction through different regions of the bed, by using certain combinations of liquid and air flow rates. This higher air velocity pushes the characteristic copper extraction time down to 676 days (Table 5), since more oxygen is present in the heap (Figure 12) and the temperature distribution is closer to the optimal value of *311K* (Figure 13). An even higher sparging velocity of $V_{in} = 1\times10^{-2}$ does not provide any better copper extraction (Table 5), because the temperature becomes higher than optimal over a large region.

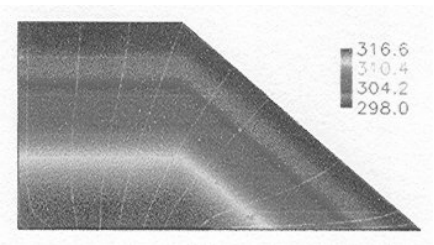


Fig. 13. Streamlines with contours of T, $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

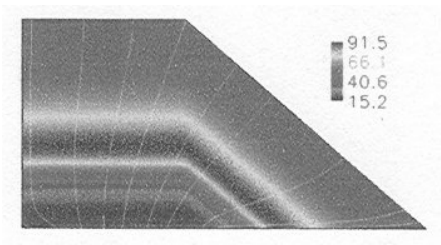


Fig. 14. Streamlines with contours of copper extracted $100\times\alpha$ (1 year), $V_{in}=1.0\times10^{-4}$, $q_l=5q_{L,0}$, $K=5\times10^{-10}$

Table 5. $t*$ versus V_{in} for K for $q_L = 5q_{L,0}$

V_{in}	1×10^{-2}	1×10^{-3}	1×10^{-4}
$t*$ *(days)*	694	676	1119

For the permeability $K = 5\times10^{-10}$, the characteristic copper extraction time ratio (Table 6) depends in the inlet velocity, but the dependence is less for $K = 5\times10^{-9}$. This comparison shows that if the heap permeability can be increased to $K = 5\times10^{-9}$, a lower sparging rate can be used to obtain similar copper extraction. In fact, a characteristic copper extraction time without sparging and $K = 5\times10^{-9}$ has been found to be 2,212 days, indicating that for the size of heap studied here, there is essentially no benefit to be gained from sparging with such high permeabilities. This analysis shows the benefits of creating high permeability, to reduce costs of sparging.

Table 6. $t*$ for $q_L = 1q_{L,0}$ and associated t* ratio of $V_{in}=1.0\times10^{-5}$ to $V_{in}=1.0\times10^{-4}$

K	*t* (days)*		*t* ratio*
	$V_{in}=1.0\times10^{-4}$	$V_{in}=1.0\times10^{-5}$	
5×10^{-9}	2217	2212	1.002
5×10^{-10}	2274	3155	0.7208

3. Conclusions

The model simulation presented in this work has shown that forced aeration has a critical effect on the heap leaching process, in addition to the effect of the liquid flow rate. This is the first time this effect has been simulated in a numerical model. Copper extraction has been shown to increase greatly with the use of forced aeration, in comparison to relying on natural convection.

References

1. R. Bartlett, *Solution Mining: Leaching and fluid recovery of materials,* 2nd edition, The Netherlands: Gordon and Breach Science Publishers, 1998.
2. R. Ivănuş, *Solubilizarea bacteriană*, Craiova, Editura Universitaria, 2005.
3. N. Lu, Y. Zhang, Onset of thermally induced air convection in mine wastes, *Int. J. Heat Mass Transfer, 40* (11), 1997, 2621-2636.
4. R. Bartlett, K.A. Prisbrey, Convection and diffusion limitation aeration during biooxidation of shallow ore heaps, *Int. J. Miner. Process.,* 47, 1996, 75-91.
5. J.M. Casas, J. Martinez, L. Moreno, T. Vargos, Bioleaching model of a coppersulphide ore bed in heap and dump configurations, *Met. Mat. Trans., 29B,* 1998*,* 899-909.
6. ***, ANSYS CFX 5.0 Solver On-line documentation, AEA Technology, Harwell Laboratory, Oxfordshire, UK, 2004

Received March 15, 2007

University of Craiova, Faculty of Mechanics, Dept. of Technology and Materials
STĂNESCU MARIUS, University of Craiova, Dept. of Applied Mathematics

MODELAREA ŞI SIMULAREA BIOSOLUBILIZĂRII ÎN VRAC A DEŞEURILOR DE CUPRU

Rezumat: Modelul matematic elaborat pentru biosolubilizarea în vrac a cuprului din de]eurile de catalizator uzat, cu aerare forţată, este cercetat pentru a identifica şi înţelege rolul bacteriilor în astfel de aplicaţii industriale. O analiză a parametrilor evidenţiază factorii importanţi pentru biosolubilizarea cuprului: ratele de curgere a lichidului şi aerului, permeabilitatea. S-a stabilit deasemeni şi capacitatea de a controla care părţi ale stratului au primit cea mai mare extracţie ca funcţie a ratelor de curgere a lichidului şi aerului. Aerarea forţată a mărit concentraţia de oxigen în vrac, spre deosebire de convecţia naturală. Prin urmare, extracţia cuprului s-a îmbunătăţit în mod semnificativ.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THEORETICAL CONTRIBUTIONS ABOUT THE TRANSITORY WORKING CONDITIONS BEHAVIOUR OF THE ELECTRIC RESISTANCE FURNACE

ELENA CHIRILĂ

Abstract: *The paper presents a mathematical model of oscillations of slag-melting interface which take place between slag and melting in electric arc furnace. This model permits to reduce the energetic consumption.*

Keywords*: mathematical model, electric resistance furnace, slag-melting interface*

1. General considerations

There are differences between geometrical interface and physical interface. The geometrical interface is the separation surface between two mediums having different nature. It can be a plane, a spherical calotte, a surface limited by a Möbius curve, etc. The physical interface is a volume but not a surface. Because the two different mediums are not distinct limited, the physical interface is structured in two geometrical interfaces. This is the case of the slag-melting interface in electric arc furnace, two. When the electrodes alternative potential is missing, this interface (influenced by a uniform gradient) is a plane composed in two parallel geometrical planes. The distances between these planes are molecular (10^{-9}-10^{-8}m). In this are there is not slag of melting (fusion) but a mixture between them. For this reason the interface is a complex one having slag characteristics but melting, too. Applying a special kind of excitation in interface, a special kind of thermal waves appears in interface. A modification of the excitation goes to a modification of the thermal wave.
When the electric arc take place in the electric arc furnace function, it induces perturbations in slag-melting interface. So, different kind of waves begin to propagate to the walls of furnace where they are reflected or absorbed. If the reflexion is a total one, a stationary thermal waves system appears in the furnace. This system presents high temperatures areas and low temperatures areas in the same time. So, this means that the thermal gradient of the interface is not a uniform one now, so the interface is not a plane anymore. When the oscillation surface of the interface is increased (by applying of a supplementary potential on the electrodes), the process of the absorption of the oxygen is higher, the quantity of slag is lower and so are the electric consumptions, too.

Knowing that the reaction of the slag-melting interface is different when the excitations are different, we must chose that kind of excitation which produce a maximum oscillation of the interface. This is unknown by now and so are the mathematical model of phenomenons in interface and of the characteristics of the

wave, too. So, it is imperious necessary to find a mathematical model of that interface wave which produces a maximum surface for the interface.

This model must characterize the excitation of the electrodes which produced that kind of wave, too.

2. Paper contents

When we begin to study for a mathematical model of the phenomenons which take place in slag-melting interface of the electric arc furnace, we based on the machineries of the gaseous oxygen in melting, the electrochemical character of the interaction between the slag and the melting, the activity and the solubility of the oxygen in pure liquid iron, etc.), on the superficial tension and on the electrocapillarity phenomenons.

For our researches we have used the function of an electric arc furnace having three vertical electrodes in the bottom of furnace. Knowing that the instantaneous electric potential of the three electrodes was in a 120° phase difference, we presumed that the undulations of the surface of the interface for each electrode don't become zero during the interferences but they will propagate to the walls of the furnace. So, in the separation surface between slag and melting, a complex oscillator phenomenon takes place (fig. 1).

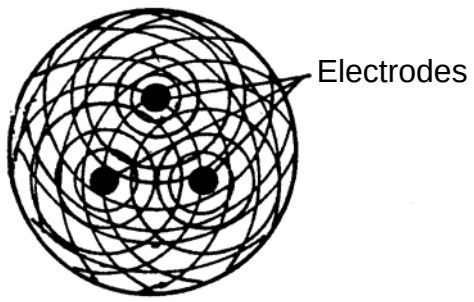


Figure 1. The assuming and the propagation of the undulations in the surface of the slag-melting interface, for the electric arc furnace

So, we noticed that, when the steel is produced in electric arc furnace, the furnace of the slag-melting interface is three times bigger then the surface when the furnace is inactive.

The undulation phenomenons are continuously in the separation surface, so the surface between slag and melting are changeable all the time. This phenomenon goes to the acceleration of the metallurgical processes in melting (desulphuration, dezoxidation, dephosphoration, etc.).

Using the Lippman equation:

$$\frac{d\sigma_{m-z}}{d\varphi} = -\varepsilon , \tag{1}$$

with: φ - the electric potential, [V]; ε - the density of the charges on the melting surface, [C/m^2]; $\sigma_{m\text{-}z}$ – the superficial tension, [J/m^2], and using an integration constant with zero value:

$$\sigma = -\varepsilon\varphi , \tag{2}$$

Using the law of the potential energy conserving for the superficial surface:

$$\frac{dE}{dt} = \frac{d(\varepsilon\varphi)}{dt} = \frac{d\sigma}{dt}, \tag{3}$$

with: E – the electrostatic potential energy.

Using the adimensional co-ordinates for (3):

$$\frac{\partial u}{\partial \tau} + c(u)\frac{\partial u}{\partial \xi} - \mu\frac{\partial^2 u}{\partial \xi^2} - \alpha\frac{\partial^3 u}{\partial \xi^3} = 0, \tag{4}$$

with: u – the adimensional superficial tension; τ - the adimensional time; ξ - the adimensional co-ordinate; μ - the dissipation adimensioanal coefficient; α- the dispersion adimensional coefficient.

The first phase in interface engendering is dominated by nonlinear and dissipative effects, so (4) becomes:

$$\frac{\partial u}{\partial \tau} + c(u)\frac{\partial u}{\partial \xi} - \mu\frac{\partial^2 u}{\partial \xi^2} = 0, \tag{5}$$

If c is a constant (the linear case), the equation (5) has the following solution:

$$u = u_0 e^{-\mu k^2 \tau} e^{ik(\xi - c\tau)}, \tag{6}$$

This solution describes low damp down waves for the interphasic field which has the dispersion equation:

$$\omega = ck - i\mu k^2, \tag{7}$$

with: k – the vector of the adimensional wave; i=-$\sqrt{-1}$ - it indicates the absorption in interface.

If c(u) ≡ u (a nonlinear approximation) the equation (5) becomes:

$$\partial_\tau u + u\partial_\xi u - \mu\partial_{\xi\xi} u = 0, \tag{8}$$

The solution of this equation for the initial conditions is:

$$u = -2\mu\partial_\xi \ln\varphi(\xi,\tau), \tag{9}$$

We continue our researches developing an initial perturbation. This perturbation disappears when $\xi \to \pm\infty$. So, the equation (8) has a solution with an asymptomatic aspect (when $\xi \to \infty$):

$$u(\xi,\tau) \approx -2\mu\partial_\xi \ln F\left(\frac{\xi}{\sqrt{2\mu\tau}}\right), \tag{10}$$

knowing that:

$$F(x) = \frac{1}{\sqrt{\pi}}\left[e^{-\frac{M}{4\mu}}\int_{-\infty}^{x} e^{-\eta^2}d\eta + e^{\frac{M}{4\mu}}\int_{x}^{\infty} e^{-\eta^2}d\eta\right], \tag{11}$$

$$M = \int_{-\infty}^{+\infty} u(\xi,\tau)d\xi = \int_{-\infty}^{+\infty} u_0(\xi)d\xi, \tag{12}$$

η - the adimensional integration parameter.

The obtained results prove that $u(\xi,\tau)$ has an asymptotic profile when τ has big values (fig. 2).

If $\mu \to 0$, the function "u" describes an triangle profile having the shock wave in front or behind of the profile (if "M" sign is "+" or "-").

The value of the shock wave discontinuity $\sqrt{2 \cdot M / \tau}$ is in a proportional relation with $\tau^{-1/2}$ but the surface is unchanged.

So, the shock is:

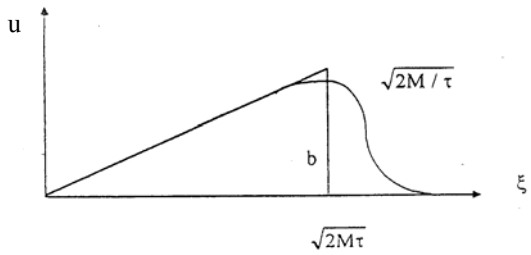


Figure 2. $u = f(\xi)$ variation when τ has big values

$$u(\theta) = w - A \tanh\left(\frac{A\theta}{2\mu}\right), \tag{13}$$

with: θ - the adimensional integration parameter; w – the adimensional speed of the wave; $A = \left(a + w^2\right)^{1/2}$ - the amplitude of the wave; a – the integration constant.

If 2μ/A = δ is the thickness of the passing area, it can be notice that the bigger "A" is, the lower "δ" is (fig. 3).

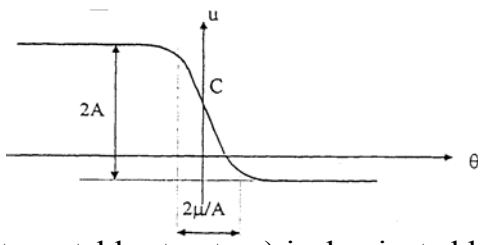


Figure 3. The graphic representation for the (13) solution

The final phase (the transition of the interface to a stable structure) is dominated by nonlinear and dissipative effects. So, equation (4) becomes:

$$\frac{\partial u}{\partial \tau} + c(u)\frac{\partial u}{\partial \xi} - \alpha \frac{\partial^3 u}{\partial \xi^3} = 0, \tag{14}$$

If "c" is a constant and $\frac{\partial u}{\partial \tau} = 0$ (the linear and stationary case) and using the substitution:

$$\frac{c}{\alpha} = \frac{1}{\lambda^2}, \quad \frac{\partial u}{\partial \xi} = G, \tag{15}$$

equation (14) becomes:

$$\frac{d^2 G}{d\xi^2} - \frac{1}{\lambda^2} G = 0, \tag{16}$$

It can be observed that the gradient of the tension field is expelled out from the interface. We called this effect – "the interphasic Meissner effect" – making a similitude with the phenomenons which take place in the supraconductors. Similarly, "λ" represents the penetrating thickness. So, the consequences are:

- this effect is similarly with subcooling phenomenons; this are the solidification conditions;
- the slag-melting interface is like a generalized supraconductor;
- the solution of the equation (10) is:

$$G = G_0 e^{-\frac{\xi}{\lambda}}, \tag{17}$$

with: G_0 – the gradient of the tension field on the surface of the interface; it shows that a particle is acted by a specific force:

$$\frac{d^2\xi}{d\tau^2} = -A_0 e^{-\frac{\xi}{\lambda}},\ A_0 = \frac{3}{2}\frac{K_B K_0 T_0 G_0}{m\omega_0^2}, \tag{18}$$

with: K_B – the Boltzman constant, j/K; K_0 – the adimensional speed of the wave; T_0 – the absolute temperature, T_0= 273K; m – the mass of a particle of the interface, kg.

The equation (18) when $\xi \to 1$, after two integration operations, using the necessary substitutions and after the inversion of the first species elliptical integral has the solution:

$$\xi = e_2 - 2Acn^2[\gamma(\tau - \tau_0):k], \tag{19}$$

with: $e_1<e_2<e_3$; e_1, e_2, e_3 the solutions of the polynomial equation:

$$P(\xi) = \xi^3 - 3\xi^2 + 6\xi + 6C = (\xi - e_1)(\xi - e_2)(\xi - e_3),\ C = \text{const.}, \tag{20}$$

and cn – the normal cosinus elliptical function having a k Jacobi modulus:

$$\xi = e_1 + (e_2 - e_1)y^2,\ A = \frac{e_2 - e_1}{2},\ K^2 = \frac{e_2 - e_1}{e_3 - e_1},\ \gamma^2 = \frac{A_0(e_3 - e_1)}{12\lambda}, \tag{21}$$

So, the oscillations of the slag-melting interface are cnoidals.

When c(u)≡u (the nonlinear case) equation (4) becomes:

$$\frac{\partial u}{\partial \tau} + u\frac{\partial u}{\partial \xi} - \alpha\frac{\partial^3 u}{\partial \xi^3} = 0, \tag{22}$$

Using the same method as in (18) equation case, the solution is:

$$u(z) = e_2 - Acn^2(z,s), \tag{23}$$

with:

$$A = e_2 - e_1,\ s^2 = \frac{e_2 - e_1}{e_3 - e_1},\ z = \left(\frac{A}{12\alpha}\right)^{1/2}\frac{\theta}{s},\ \theta = \xi - \omega\tau, \tag{24}$$

So, this means that the oscillations of the slag-melting interface are cnoidal (fig. 4).

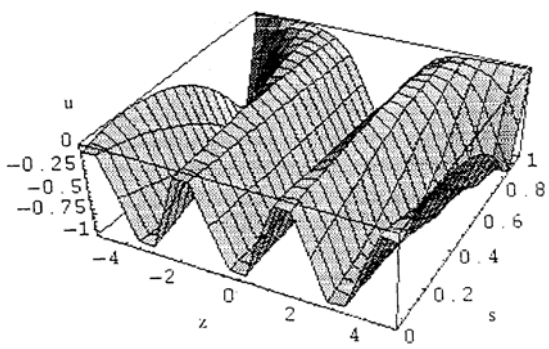


Figure 4. The way of oscillation for the slag-melting interface.

So, we noticed the following degenerations:

a) if the dispersion phenomenons take place before the nonlinears one (S→0), then solution (23) means a packet of "dark waves":

$$u(\theta) = \bar{u} - \frac{A}{2}\left[\cos k\theta + \frac{1}{8}s^2\cos 2k\theta + \theta(s^4)\right], \tag{25}$$

So, the dispersion equation is:

$$\omega(k) = \bar{u}k + \alpha k^3, \tag{26}$$

with k=2π/λ, having a graphical variation (fig. 5):

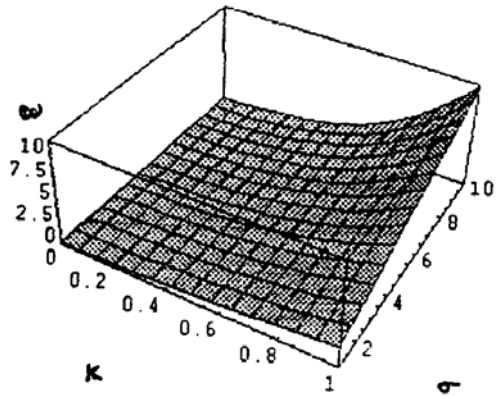


Figure 5. The graphic for the dispersion relation (26).

b) if the nonlinear effects appear before the dispersive one (S→1), then the solution (23) means a packet of "dark solitons", A – constant.

c) if the linear and dispersive effects are comparable (S=1), then the solution (23) means a "dark soliton":

$$u(\theta) = \bar{u} - A\,\mathrm{sech}^2\left[\left(\frac{A}{12\alpha}\right)^{1/2}\theta\right], \tag{27}$$

This oscillation is represented in fig. 6 for A, amplitude, and $D = \left(\frac{12\alpha}{A}\right)^{1/2}$ - thickness.

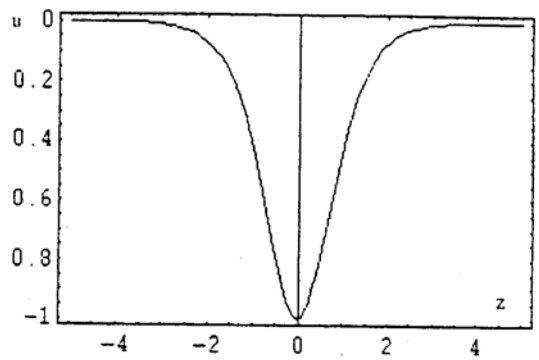


Figure 6. The graphic for the "dark soliton".

As a conclusion:

- the solidification is similarity with dark oscillations of the slag-melting interface;
- the degenerations - packet of dark waves, packet of dark solitons, dark soliton – are sleps of the action of the process.

If the nonlinear and dispersive effects are prevalent, equation (4) becomes:

$$\frac{\partial u}{\partial \tau} + c(u)\frac{\partial u}{\partial \xi} + \alpha\frac{\partial^3 u}{\partial \xi^3} = 0, \tag{28}$$

If c – constant, $\frac{\partial u}{\partial \tau}=0$ (the linear and stationary case) and using the substitution $-\frac{c}{\alpha}=\frac{1}{\lambda^2}$ and $\frac{\partial u}{\partial \xi}=G$, equation (28) becomes:

$$\frac{d^2G}{d\xi^2} + \frac{1}{\lambda^2}G = 0, \tag{29}$$

So, this means that in slag-melting interface, the Meissner effect in tensions is absent (λ - the fundamental thermic length). This absence is similarly with a supraheating phenomenon; this are the conditions for the melting of the interface.

If c(u)≡u (the nonlinear case), equation (28) becomes:

$$\frac{\partial u}{\partial \tau} + u\frac{\partial u}{\partial \xi} + \alpha\frac{\partial^3 u}{\partial \xi^3} = 0, \tag{30}$$

Its solution is:

$$u(z) = e_2 + A\mathrm{cn}^2(z,s), \tag{31}$$

This solution represents the way of "bright" cnoidal oscillation (fig. 7).

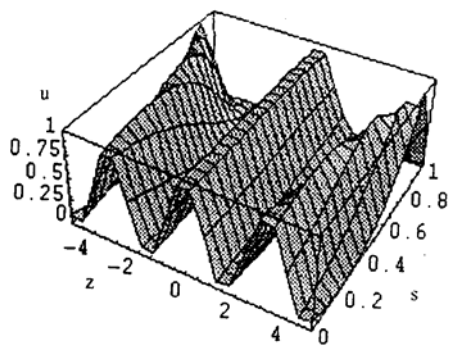


Figure 7. The bright cnoidal oscillation.

We noticed the following degenerations:

a) if S → 0, the solution (31) represents a packet of bright waves:

$$u(\theta) = \bar{u} + \frac{A}{2}\left[\cos k\theta + \frac{1}{8}s^2\cos 2k\theta + \theta(s^4)\right], \tag{32}$$

having a relation of dispersion:

$$\omega(k) = \bar{u}k - \alpha k^3, \tag{33}$$

with a graphic variation (fig. 8):

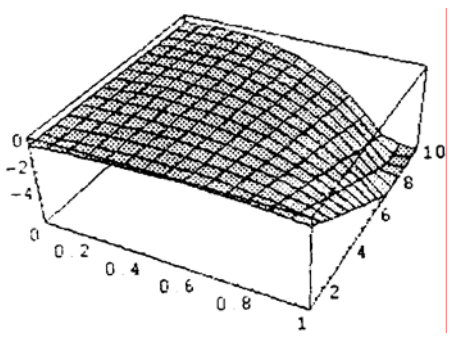


Figure 8. The graphic for the dispersion relation.

b) if S → 1, equation (30) means a "packet of bright solitons", having A = e_1 - e_2 = constant;

c) if S = 1, solution (31) means a "bright soliton":

$$u(\theta) = \bar{u} + A\,\mathrm{sech}^2\left[\left(\frac{A}{12\alpha}\right)^{1/2}\theta\right], \tag{34}$$

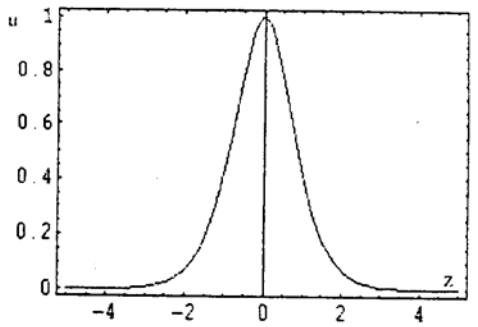


Figure 9. The bright soliton.

So:

- the melting is similarly with bright oscillations of the slag-melting interface;
- the anterior degenerations are steps of the melting.

3. Conclusions

Our researches and theoretical contributions prove that the oscillations of the slag-melting interface are very complex. So, the reduction of the oxidation produces of the interface is the same time with the increase of the quantity of slag are similarly with dark cnoidal oscillation, dark linear waves, the packet of dark waves and the train of dark solitons are steps of this process. The increase of the oxygen absorption in interface (the increase of the melting) means bright cnoidal oscillation, bright linear waves, the packet of bright waves and the train of bright solitons are steps of the process.

In conclusion, wishing a short time for the melting process (the reduction of the energetic consumptions) it is necessary to stimulate the components of bright cnoidal solitons and trains of bright solitons.

Only these components cause a maximum surface of the slag-melting interface and minimum energetic consumption.

Received March 20, 2007

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. Elena Chirilă – *Contribuţii privind îmbunătăţirea constructiv-funcţională a cuptoarelor electrice cu arc în vederea reducerii consumurilor energetice,* Teză de doctorat, Iaşi, 2001.

CONTRIBUŢII TEORETICE PRIVIND MODELAREA MATEMATICĂ A FENOMENELOR FIZICE LA INTERFAŢA ZGURĂ-BAIE METALICĂ LA TOPIREA ÎN CUPTORUL ELECTRIC CU ARC

Lucrarea prezintă un model matematic al oscilaţiilor la nivelul interfeţei zgură-baie metalică la topirea în cuptorul electric cu arc pentru reducerea consumurilor energetice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII) , Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NEW MODEL BASED ON ANN FOR DESIGN AND CHARACTERISATION OF FERROMAGNETIC ALLOYS

BY

SERGIU MOHORIANU and MIHAI LOZOVAN

Abstract: We introduce here as tools, the Artificial Neural Network (ANN). A neural network is an adaptable system that can learn relationships through repeated presentation of data and is capable of generalizing to new, previously unseen data. Neural networks are used for both regression and classification. Since ANN's learn from the data, the data must be valid for the results to be meaningful. A successful neural network simulation requires the specification of many parameters. The performance is highly dependent on the choice of these parameters. By adapting its weights, the neural network works towards an optimal solution based on a measurement of its performance. In our model we intend to use for the input data the following: the chemical composition, the thermal treatments and possibly some structure data. As output data Hall Effect, magnetoresistance effect of this alloys.

Keywords: Nanocrystalline and amorphous alloys, ANN, MLP, PE

1. Introduction

In our everyday life we are assault with situations so complex that we do not have analytical ways to solve them. Once we have a crisp definition, the next step is to select the input variables and the desired responses. So, we introduce here the Artificial Neural Network (ANN) [1]. We always use common sense to select the variables that are relevant for the problem. One should seek variables and conditions that appear relevant to the problem being analyzed. One should also seek data that cover a wide spectrum of cases. If the ANN does not see an equilibrated set of cases, its output will be 'biased' [2]. The designing and performing of the new nanocrystalline and amorphous alloys with targeted properties is an actual problem for the ferromagnetic materials. Our model is intented to enhance some new properties of these materials.

a) The current stage

We propose to obtain for the beginning a new model for the characterization of some materials in the class: FeCrSiBMo and CoFeSiB alloys. In the present days are studied with other methods some interesting properties like: Hall Effect, magnetoresistance effect and the influence of the composition and of the thermal treatments on the properties of this alloys [3-6].

b) What are ANN, and how it works?

A neural network is an adaptable system that can learn relationships through repeated presentation of data and is capable of generalizing to new, previously unseen data. Some networks are supervised, in that a human determines what the network should learn from the data. In this case, you give the network a set of inputs and

corresponding desired outputs, and the network tries to learn the input-output relationship by adapting its free parameters [7-10].

Neural networks are used for both regression and classification. In regression, the outputs represent some desired, continuously valued transformation of the input patterns. In classification, the objective is to assign the input patterns to one of several categories or classes, usually represented by outputs restricted to lie in the range from 0 to 1, so that they represent the probability of class membership. For regression, it can be shown that a single hidden layer Multilayer Perceptron (MLP) can learn any desired continuous input-output mapping if there are sufficient numbers of axons in the hidden layer(s). For classification, Multilayer Perceptrons can learn the Bayesian posterior probability of correct classification. This means that the neural network takes into account the relative frequency of occurrence of the classes, giving more weight to frequently occurring classes. Neural networks have been trained to perform complex functions in various fields of application including pattern recognition, identification, classification, speech, and vision and control systems. The field of neural networks has a history of some five decades but has found solid application only in the past fifteen years, and the field is still developing rapidly. Today neural networks can be trained to solve problems that are difficult for conventional computers or human beings [11,12].

c) What we expect from our new Model

Since Ann's learn from the data, the data must be valid for the results to be meaningful. Sometimes the desired response is unknown. Our model implements and use the basic building blocks of neural computation, such as multi-layer perceptrons, Jordan and Elman networks, radial basis function, also called probabilistic networks, principal component analysis networks, self-organizing feature map networks, and time-lagged recurrent networks. In our work we usually use NeuroSolutions, a Neuro Dimension Inc. product. A successful neural network simulation requires the specification of many parameters. The performance is highly dependent on the choice of these parameters. A productive way to assess the adequacy of the chosen parameters is to observe the signals that flow inside the network. One can observe signals flowing in the network, weights changing, errors being propagated, and most importantly the cost, all while the network is working. This means that we do not need to wait until the end of training to find out that the learning rate was set too high. All probes within NeuroSolutions belong to one of two categories -- static probes and temporal probes. The big difference is that the first kind access instantaneous data, while the second access the data over a window in time. By generating the code for the network, we can compile this code on a high-end workstation and train the network there [13,14]. The resulting weights can then be saved to a file and imported back into your breadboard within NeuroSolutions.

2. A short New Model presentation

At the core of neural computation are the concepts of distributed, adaptive and nonlinear computing. Neural networks perform computation in a very different way than conventional computers, where a single central processing unit sequentially dictates every piece of the action. Neural networks are built from a large number of very simple processing elements that individually deal with pieces of a big problem. A

processing element (PE) simply multiplies an input by a set of weights, and nonlinearly transforms the result into an output value. The principles of computation at the PE level are deceptively simple. The power of neural computation comes from the massive interconnection among the PEs, which share the load of the overall processing task, and from the adaptive nature of the parameters – weights, that interconnect the PEs. Normally, a neural network will have several layers of PEs. The most basic feed forward architecture is the multilayer perceptron (MLP). By adapting its weights, the neural network works towards an optimal solution based on a measurement of its performance. For supervised learning, the performance is explicitly measured in terms of a desired signal and an error criterion.

Data Structures. How the format of input data structures affects the simulation of networks. For concurrent vectors, the order is not important, and if we had a number of networks running in parallel, we could present one input vector to each of the networks. For sequential vectors, the order in which the vectors appear is important.

In our model we intend to use for the input data the following: the chemical composition, the thermal treatments and possibly some structure data. As output data Hall Effect, magnetoresistance effect of this alloys.

Training Styles. We can use two different styles of training. In incremental training the weights and biases of the network are updated each time an input is presented to the network. In batch training the weights and biases are only updated after all of the inputs are presented.

Learning Rules. We define a learning rule as a procedure for modifying the weights and biases of a network. This procedure may also be referred to as a training algorithm. The learning rule is applied to train the network to perform some particular task. As the inputs are applied to the network, the network outputs are compared to the targets. The learning rule is then used to adjust the weights and biases of the network in order to move the network outputs closer to the targets. The perceptron learning rule falls in this supervised learning category. In unsupervised learning, the weights and biases are modified in response to network inputs only. Most of these algorithms perform clustering operations. They categorize the input patterns into a finite number of classes. This is especially useful in such applications as vector quantization.

3. What are the Model connections

The simulation of a neural network requires the orchestration of many pieces [15]. When we run the simulation we should start by checking if the data is being correctly fed into the network by placing probes on the input sources. Another important aspect is to check if the learning rates are sufficiently low to avoid divergence. Divergence will usually occur during the beginning of training. We might place a matrix viewer on the first synapse to see if the weights are changing. Observing a steady decrease of the cost is the best overall indicator that everything is progressing well. We now have to decide if the learning was successful or not. Most of the time, the first check is to see if the cost is within what we think is appropriate for the application. All the information gathered by the network from the input data is contained in the weights. So we should save the weights, along with the topology. The weights are saved by default.

4. Conclusions

Neural networks have been applied very successfully in the identification and control of dynamic systems, for locate common characteristics in large amounts of data. The universal approximation capabilities of the multilayer perceptron make it a useful choice for modelling nonlinear systems and for implementing general-purpose controllers and magnetic characteristics extractor from wide data amount.

This model will permit the finding of new materials with enhanced Hall and magnetoresistive properties.

Received March 31, 2007 *National Institute of R & D for Technical Physics Iaşi*

REFERENCES

1. Caudill, M., and C. Butler, Understanding Neural Networks: Computer Explorations, Vols. 1 and 2, Cambridge, MA: the MIT Press, 1992
2. Charalambous, C.,"Conjugate gradient algorithm for efficient training of artificial neural networks," IEEE Proceedings, vol. 139, no. 3, pp. 301-310, 1992
3. G. Bordin, G. Buttino, A. Cecchetti and M. Poppi, J. Magn. Magn. Mater., vol. 172, (1997), 291-300,
4. H. Chiriac, M. Lozovan, Maria Neagu and Cornelia Hison, J. Magn. Magn. Mater. 215-216, (2000), 378,
5. H. K. Lachowicz, R. Zuberek, M. Kuzminski, A. Slawska-Waniewska, J. Magn. Magn. Mater., vol. 196-197, (1999), 151-153,
6. J. Gonzalez, N. Murillo, J. M. Blanco, P. Quintana, E. Amano and R. Velenzuela, IEEE Trans. Magn., vol. 30, (1994), 4812-4814,
7. Chen, S., C. F. N. Cowan, and P. M. Grant, "Orthogonal least squares learning algorithm for radial basis function networks," IEEE Transactions on Neural Networks, vol. 2, no. 2, pp. 302-309, 1991
8. DARPA Neural Network Study, Lexington, MA: M.I.T. Lincoln Laboratory, 1988
9. Hagan, M. T., H. B. Demuth, and M. H. Beale, Neural Network Design, Boston, MA: PWS Publishing, 1996
10. Hebb, D. O., The Organization of Behavior, New York: Wiley, 1949
11. Kohonen, T., Self-Organization and Associative Memory, 2nd Edition, Berlin: Springer-Verlag, 1987
12. Kohonen, T., Self-Organizing Maps, Second Edition, Berlin: Springer-Verlag, 1997
13. Lippman, R. P., "An introduction to computing with neural nets," IEEE ASSP Magazine, pp. 4-22, 1987
14. Nguyen, D., and B. Widrow, "Improving the learning speed of 2-layer neural networks by choosing initial values of the adaptive weights," Proceedings of the International Joint Conference on Neural Networks, vol 3, pp. 21-26, 1990
15. Wasserman, P. D., Advanced Methods in Neural Computing, New York: Van Nostrand Reinhold, 1993

NOU MODEL CU RETELE NEURONALE PENTRU PROIECTAREA SI CARACTERIZAREA UNOR ALIAJE FEROMAGNETICE

Rezumat: In lucrare propunem un nou model cu metode ale inteligentei artificiale in vederea rezolvarii problemei obtinerii de noi aliaje feromagnetice nanocristaline si amorfe cu proprietati Hall si magnetorezistive superioare. O simulare de suces cu retele neuronale artificiale solicita specificarea mai multor parametrii. Obinerea performantei este dependenta de buna alegere a acestor paramtri. Prin adaptarea ponderilor retelei neuronale, aceasta permite obtinerea solutiei optime, bazata fiind pe masuratori ale performaţei sale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

(Mn,X)S COMPOUNDS - MAJOR SITES FOR GRAPHITE NUCLEATION IN GREY CAST IRON

MIHAI CHISAMERA, IULIAN RIPOSAN, STELIAN STAN, DOUG WHITE

Abstract: *Despite the cubic system, the ability of sulphides to nucleate graphite can be enhanced by inoculating elements which transform them in complex compounds with a better lattice matching to graphite, a low coagulation capacity, good stability and adequate interfacial energy. (Mn,X)S compounds, usually less than 5.0μm in size, with an average 0.4-2.0μm well defined core (nucleus), were found to be important sites for graphite nucleation in grey irons. A three-stage model for the nucleation of graphite in grey irons is proposed: 1) very small micro-inclusions based on strong deoxidizing elements (Mn, Si, Al, Ti, Zr) are formed in the melt; 2) nucleation of complex (Mn,X)S compounds at these previously formed micro-inclusions; 3) graphite nucleates on the sides of the (Mn,X)S compounds with lower crystallographic misfit with graphite. Aluminium appears to have a key role in this process, as aluminium contributes to the formation of oxides in the first stage and favors the presence of Sr and Ca in the sulphides, in the second stage. 0.005-0.010% Al range was found to be beneficial for lower undercooling solidification, type-A graphite formation and carbides avoidance.*

Keywords*:* *Grey Iron; Graphite Nucleants; (Mn,X)S; Aluminium Key Role; Graphite Nucleation Model.*

Introduction

High performance grey irons, especially those used in the automotive and mechanical engineering field, may be obtained primarily by structure control: graphite morphology and distribution, metal matrix composition and control of possible defects. Hypoeutectic and near eutectic range (carbon equivalent CE=3.35-4.30%) characterizes high performance grey irons. Graphite morphology control is known to be a key factor in high strength grey iron production. The morphology of the eutectic graphite is primarily determined by the temperature at which the austenite-lamellar graphite cell is nucleated. The graphite morphology is controlled by the difference between the stable grey eutectic temperature, which is mainly a function of the silicon content, and the effective eutectic temperature (degree of eutectic undercooling).

At the highest temperature close to the stable eutectic temperature, and consequently a lower degree of eutectic undercooling, the eutectic solidifies with randomly oriented, uniformly distributed graphite flakes (ASTM type A). Moderate undercooling prior to eutectic nucleation results in the initial growth of graphite particles as a cell wherein the graphite flakes are more closely spaced. The resultant cell with fine flake graphite at the centre, surrounded by coarser flake graphite appears as a rosette (ASTM type B). Considerable undercooling results in a generally fine spacing of graphite flakes within austenite flake graphite; randomly oriented graphite within interdendritic regions devoid of graphite (ASTM type D). Type E-graphite is an extreme form of type D and is promoted by very low carbon equivalent or rapid solidification of thin section. Type

C graphite is formed as a pro-eutectic graphite phase (primary graphite). Types A, B, D and E are typically for hypoeutectic and eutectic irons, while type C is typically for hyper-eutectic grey cast irons.

Potential Graphite Nucleation Sites in Grey Irons

The initiation of graphite nucleation during the solidification of all commercial cast irons generally requires a nucleation site with specific peculiarities in each case. Several conditions for heterogeneous graphite nucleation on the existing/creating particles in the iron melt were evaluated, as follows: a) particles must be solid: b) good crystallographic compatibility; c) lowest lattice disregistry (no more than 3%); d) interfacial energy (substrate/graphite) barrier overcoming; e) fine dispersion in the melt (1-3 μm); f) lower capacity to coagulate in the iron melt; g) higher stability at higher temperature; h) sufficient content of molten iron element(s) and inoculant active element(s), respectively; i) easy of access inoculating elements [1-5] .

Residual graphite should be an ideal nucleant for the formation of graphite during solidification, but some microinclusions, formed in the molten iron, are also possible sites for the heterogeneous nucleation of graphite, depending on the melting practice and later inoculation treatment (Table 1).

Metallic charge materials usually used in the production of cast iron are very different as measured by the amount and size of graphite they contain. In foundry pig iron more than 15% (surface) graphite at more than 500 μm size particles is typical of Kish-graphite characterizing this important charge component at 0.01-0.07%S. Cast iron scrap, as returns and purchased cast iron will represent a large range of materials, with 0-20% graphite and graphite particles sized 1…500μm and sulphur content between 0.002-0.2%. Steel scrap without any graphite, also has lower sulphur content (less than 0.05%S). Amorphous or graphitic carbon materials play an important role in raising and controlling carbon in the final cast irons. Graphite added to molten iron for increasing carbon levels disperses without dissolving for a while, so residual graphite particles when they become critically sized may act as nuclei for graphite crystallization in cast irons. Sulphur suppresses dissolution of graphite and prolongs the period of graphite particles in suspension. All metallic and non-metallic charge materials in the iron melt contribute a large quantity of different types (chemistry) of non-metallic inclusions that also vary in size and association.

After melting, the resulted metallic liquid may be considered to be a colloidal solution which includes: Fe-C-Si (X_i) base solution (1-2%C); Residual (remnant) graphite particles (0.1…10μm); Non-metallic inclusions. The colloidal solution aspect is especially descriptive of the remnant graphite particles that stay suspended for a long time. The dissolution rate of the residual graphite particles is very slow immediately after melting due to the high stability of the C-C atoms bond and the presence of the minor active elements (S, O) on the surface of the residual graphite particles (dissolution is impaired). Si in the melt will decrease the C - dissolution capacity. Other elements, such as Mg, will accelerate dissolution of remnant graphite.

Ongoing heating of the iron melt in the furnace will bring about important changes on the iron characteristics: elements diffusion and solution homogenization; remnant graphite dissolution; non-metallic inclusions flotation, at least for the larger particles.

Table 1. Standard Enthalpy (ΔH^0_{298}) and Free Energy (ΔG^0_{1723}) of different compounds

Oxides	$-\Delta H^0_{298}$	KJ/mole oxide	La > Ce > Al > Zr > Ti > Si >Ca >Mg >Sr >Ba >Mn 1842 1806 1677 1090 930 880 635 604 592 558 386
		KJ/ mole O_2	Ca > La > Mg ≥ Ce > Sr > Al ≥ Ba > Zr > Ti >Si >Mn 1270 1228 1208 1204 1185 1118 1116 1090 930 880 772
	$-\Delta G^0_{1723}$	KJ/mole oxide	Ce > Al > Zr >Ti > Si >Ca > Sr > Ba = Mg >Mn 1246 1124 774 621 578 456 416 383 383 256
		KJ/ mole O_2	Ca > Ce = Sr > Zr >Ba = Mg > Al >Ti > Si > Mn 911 831 831 774 767 766 749 621 578 512
Sulphides	$-\Delta H^0_{298}$	KJ/mole sulphide	Ce > La > Al > Zr > Ca > Sr > Ba > Ti > Mg > Mn 1258 1237 723 699 484 464 451 380 349 226
		KJ/ mole S_2	Ce > La > Ca > Sr > Ba > Ti > Zr = Mg >Al > Mn 1064 1053 969 927 902 760 699 698 482 452
	$-\Delta G^0_{1723}$	KJ/mole sulphide	La >Ce > Zr >Ca > Sr > Ba >Mg >Ti > Mn 925 402 392 368 353 331 224 181 149
		KJ/ mole S_2	Ce > Ca > Sr > La > Ba > Mg > Zr > Ti > Mn 804 736 706 694 662 447 392 362 299
Nitrides	$-\Delta H^0_{298}$	KJ/mole nitride	Si > Mg >Ca > Sr > Ba > Zr > Ti >Ce = Al >La >Mn 755 470 438 387 368 364 336 324 320 298 128
		KJ/ mole N_2	Zr > Ti > Ce ~Al > La > Mg > Ca > Sr > Si > Ba >Mn 729 673 649 640 597 470 438 387 377 369 256
	$-\Delta G^0_{1723}$	KJ/mole nitride	Zr > Ti > La > Si > Ce > Al > Ca > Sr = Mg > Ba 204 175 163 156 146 131 72 +5 +5 97
		KJ/ mole N_2	Zr > Ti > La > Ce > Al > Si ~ Ca > Sr = Mg > Ba 408 351 325 292 261 78 72 +5 +5 97
Carbides	$-\Delta H^0_{298}$	KJ/mole carbide	Al > Zr > Ti > Ce >Ba ~ Sr >Mn ~La ~ Si >Ca >Mg 296 198 185 97 89 85 80 80 78 60 25
		KJ/mole C	Zr > Ti > Si > Al >Ce >Ba ~Sr > La >Ca >Mn >Mg 192 185 78 72 49 45 43 40 30 27 8
	$-\Delta G^0_{1723}$	KJ/mole carbide	Zr > Ti > Mn > Ce > La > Al ~ Ca > Ba > Si 181 163 158 132 111 101 100 86 70
		KJ/mole C	Zr > Ti > Si > Ce > La > Mn > Ca > Ba > Al 181 163 70 66 56 53 51 43 34

The iron melt will evolve, due to the heating effect, from a colloidal solution stage (just after melting) to a quasi-homogeneous solution [Fe-C-Si-X_i solution and C-atoms as groups or clusters] up to quasi-ideal solution at the highest superheating level. Remnant graphite particles will gradually disappear, while non-metallic inclusions will change and quantity and size will be drastically reduced. The first transition temperature range (T_I), is usually about 1400-1450°C while the second (T_{II}) is mainly at the 1500-1550°C level. Higher amounts of foundry pig iron in the charge, higher silicon, sulphur and oxygen content in the melt appear to be the most important favorable factors for higher levels of both transition temperatures.

A higher superheating temperature or holding time leads to more complete dissolution of the residual graphite particles, floatation of coarse inclusions and de-activation of microinclusions in terms of their ability to act as "un-controlled" nucleants for graphite, especially in grey irons. These conditions can be exploited to eliminate un-desirable heredity effect from the charge materials. In many cases, the "natural nucleants" of graphite such as coarse remnant graphite or microinclusions could be detrimental for the final casting structure, which could be non-homogeneous,

with occurrence of free carbides. For this reason high performance grey iron production requires two steps of iron melt treatment be completed: a) enough superheating time at temperature (according to the heredity intensity) and b) inoculation, as a mandatory treatment after superheating, to compensate for the increased undercooling behavior of the base iron. Generally, a higher degree of undercooling of the base iron requires a higher inoculation potency to avoid undercooled graphite morphologies and chill tendency, including inverse chill. Appropriate superheating on the one hand and a balance of inoculation on the other appear to be an ideal solution in grey cast iron production.

A number of inclusions have been evaluated as possible formation in molten grey iron. Two types of particles were mainly considered namely sulphides and oxides/silicates. Both of these types of particles may according to the thermodynamics be formed in industrial grey iron melts as simple or complex compounds during melting, holding or handling (see Table 1).

Experimental Procedure

Extensive research laboratory programs were conducted to evaluate the response of different grey cast iron melts to different FeSi based inoculants, especially with Ca and Sr as the active elements. Iron melts, obtained in an acid lined induction furnace, were designed having different contents of carbon (3.0-3.7%), silicon (1.0-2.2%), manganese (0.2-0.7%), sulphur (0.005-0.12%), oxygen (25-100 ppm) and aluminium (0.001-0.05%) at different specific ratios, covering the most representative foundry situations. A very low level of other elements was ensured for all irons.

Experimental grey irons with typical Si concentration (1.2%) were conventionally or excessively inoculated (0.2% and 1.0% inoculant, respectively). In addition, other irons with low Si level (0.4-0.5%) were over-inoculated by the addition of 2.0%wt inoculant in order to facilitate the detection of the inoculating elements (Ca, Sr) in the possible graphite nucleants. High Purity (HP)-FeSi and Sr-FeSi or Ca-FeSi were used for ladle inoculation. The last two materials contain lower (0.01%), normal (0.5-1.0%) and intentionally higher (2%) Al content, at representative inoculating element levels (0.7-1.0% Ca or Sr). Up to 40ppm Ca or 30ppm Sr were ensured in the inoculated irons. Major experiments were the analysis of cooling curves, chill tendency, graphite size and morphology, carbides occurrence, pearlite/ferrite ratio, eutectic cell count and the characterization of microinclusions as possible graphite nucleation sites [4-11].

The main objective of the present paper concerns a thorough analysis of a large number of inclusions that may act as possible nucleation sites for graphite. The analyses includes using state-of-the-art electron microscopy including both SEM and TEM analyses as well as electron probe micro analyses for the detailed characterization of the graphite nucleants (microinclusions).

Results and Discussion

In the inoculated grey irons it was found a good connection between eutectic undercooling degree, chilling sensitivity and structure features, according to inoculant type and sulphur/oxygen levels of the irons. It was evidently that the base iron and HP-

FeSi treated iron have a lower graphite nucleation capacity, especially at higher cooling rate and lower levels of sulphur and oxygen. The negligible contribution in active elements (Ca, Sr) of the HP-FeSi iron melt over treatment cannot be compensated by its high silicon contribution in the melt. In the same conditions, Ca and Sr-FeSi inoculated irons present a good graphite nucleation capacity.

Four relative positions of microinclusions in the structure were recorded: a) no visible contact with graphite (embedded in matrix); b) superficial contact between inclusion and graphite; c) partially and d) totally encapsulated by graphite.

The most of the microinclusions, assumed to play a role in the nucleation of graphite, present some specific characteristics: 1) size between 1 and 8 μm, but is usually less than 5.0μm in diameter; 2) the size of microinclusions depends mainly on the cooling rate, as lower size at higher cooling rate; 3) these microinclusions have mainly an oval shape in Ca-FeSi treated irons, a regular polygonal shape in Sr-FeSi treated iron and mostly an irregular polygonal shape in HP-FeSi treated iron; 4) the majority of these microinclusions posses a well-defined core (nucleus), measuring 0.1-2.7μm in diameter but most often 0.4-2.0μm; 5) it appears that the type of inoculant affects the size of the cores of the graphite nucleants: there is a decrease in core size from un-inoculated (2.0μm) to HP-FeSi and Sr-FeSi treated irons and to Ca-FeSi treated irons, at last having the lowest core size (< 0.5μm); 6) a visible dependence of the nucleus shape on the inoculant type was not observed.

The chemical composition in different regions of the inclusions, such as the nucleus (n), compound body/shell (Cm), compound/graphite interface (i_{c-g}) and compound matrix interface (i_{c-m}) was found by the use of EDXA (Energy Dispersive X-ray Analysis). Complex (Mn,X)S compounds were identified as major nucleation sites for graphite in all tested grey irons, un-inoculated and inoculated irons, independent of iron melt chemistry and inoculant type and/or addition rate (Fig. 1). The core and body parts of these compounds can be separated in terms of chemical composition.

Strong deoxidizers such as Al and Si, were found to be important parts of the first formed, very small microinclusions in the iron melt, which was believed to be nucleation sites for precipitation of (Mn,X)S particles. At very low levels of aluminium in the iron melt (<0.002wt.% Al), the Al and Si contents in these early formed small microinclusions are similar (up to 2.0wt.%). At more than 0.005wt.% residual aluminium in the iron, the Al content in the cores of (Mn,X)S compounds is more than ten times higher that of Si. It can be concluded that Si-Al-O containing microinclusions are the bases of the cores (nuclei) of (Mn,X)S compounds for low residual al content (< 0.004wt.% Al), while Al-O containing microinclusions are typically nuclei for (Mn,X)S compounds for more than 0.004wt.% Al residual in the iron melt. In specific conditions the first formed microinclusions were found to include also zirconium or/and titanium, known as strong deoxidizers in the ferrous melt, too.

The Mn/S ratio of the inclusions is mainly affected by their position (compound placed on matrix or on graphite) and inoculant type. In addition the Mn/S ratio changes with position within the inclusion, such as compound mass (Cm) and compound/graphite interface (i_{c-g}) (Fig. 2). The highest values of the Mn/S ratio was found in the compound body of particles embedded in matrix (no nucleants for graphite) while the lowest Mn/S ratio was found on the compound/graphite interface. The particles which are associated with graphite have a lower Mn/S ratio than the

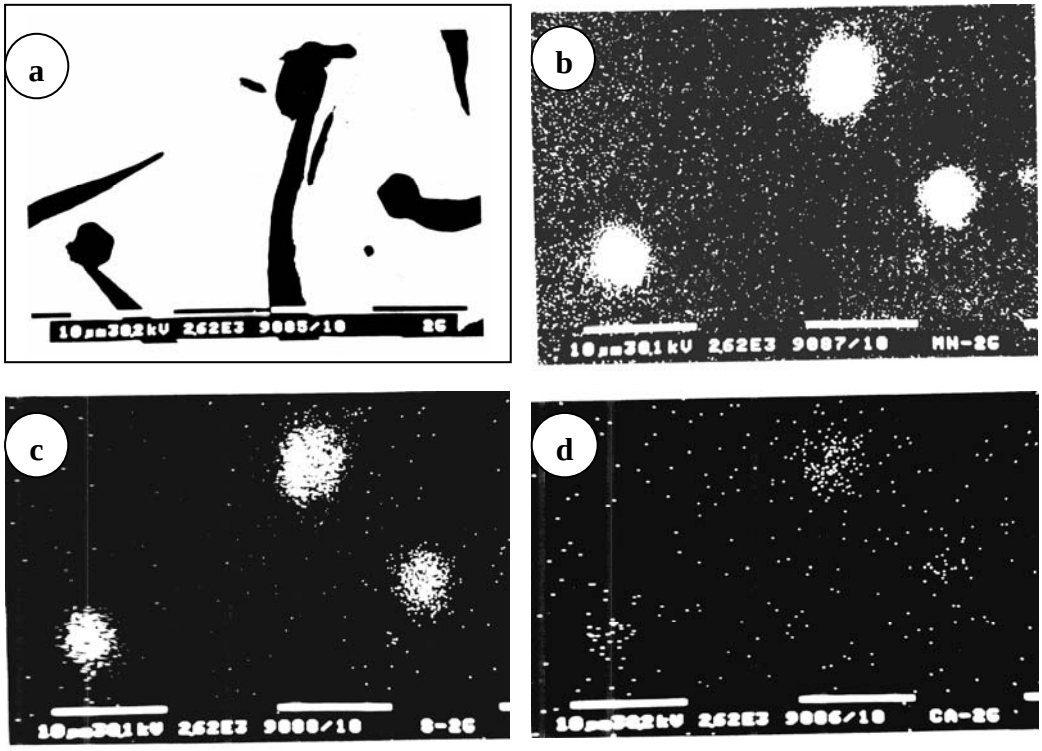


Fig.1 Typical example of graphite nucleants in Ca-FeSi inoculated iron:
a) compo image; b) MnKα; c) SKα; d) CaKα

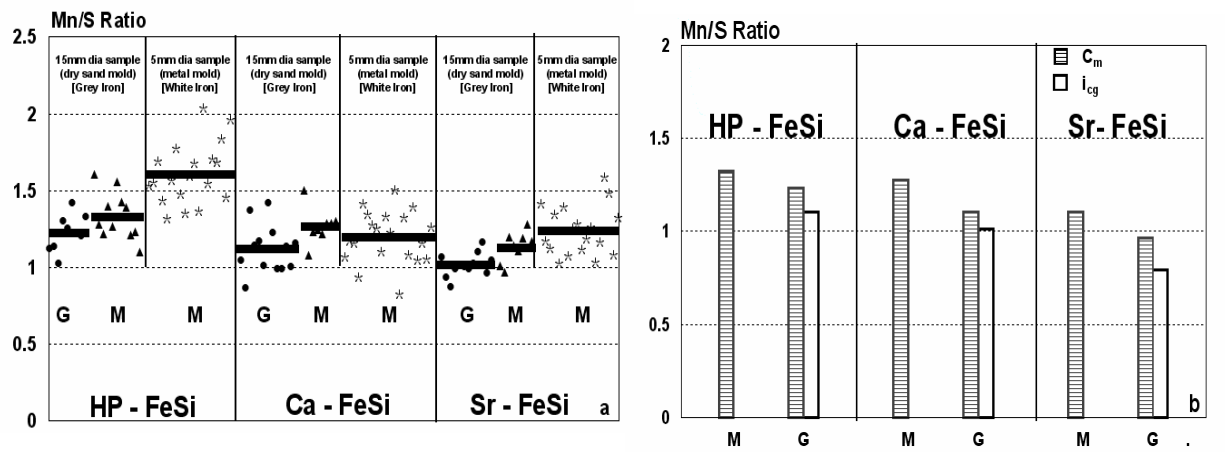


Fig.2 Mn/S ratio in (Mn,X)S Compounds associated with graphite (G) or embedded in the matrix (M)
[C_m – compound mass; i_{cg} – interface compound/graphite, as average level]

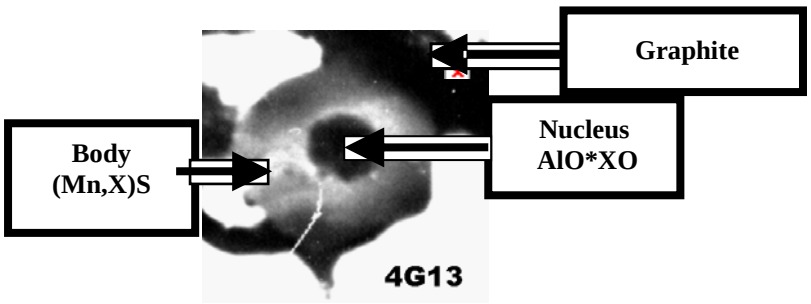


Fig.3 Three stage model for the nucleation of graphite in grey iron

embedded particles in all examined specimens. Ca-FeSi inoculated irons had a lower Mn/S ratio than the HP-FeSi treated iron, the lowest value, however, was found for the Sr-FeSi inoculated iron, at the same ranking as inoculating efficiency increasing:
HP-FeSi < Ca-FeSi < Sr-FeSi.

As inoculating elements, Ca is present in most (Mn,X)S compounds, including Sr-FeSi and HP-FeSi treated irons, while Sr has a detectable presence only in the Sr-FeSi inoculated irons. Increasing the residual Al level in the iron melt appears to favor higher concentrations of Sr or Ca in the (Mn,X)S compounds.

It is generally considered that Al has virtually no inoculating effects as such and it is not included in the inoculating elements group. However, this research pointed out a key role that Al plays in the graphite nucleation process. It forms Al_2O_3-based sites, which act as nucleants for (Mn,X)S compounds. In addition Al appears to favor the presence of Ca or Sr in the shell of these compounds, which lowers the crystallographic misfit between the compound and the graphite. Higher Al levels in the iron result in higher concentrations of Al in the nuclei of these compounds, and at a lesser extent also in their shells (bodies). Increasing the residual Al level in iron melt is useful to initiate the graphite nucleation process. A 0.005…0.01wt.%Al range appears to be beneficial for graphite formation in grey irons (type A-graphite formation, no carbides, higher eutectic cell count etc.), without the detrimental effect on pinhole occurrence (under specific conditions, up to 0.015wt%Al is necessary).

Conclusions

*Residual graphite should be an ideal nucleant for the formation of graphite during solidification, but sulphide and/or oxide/silicate microinclusions, formed in the commercial molten iron, are more probable sites for the heterogeneous nucleation, depending on the melting practice and later inoculation treatment.

*(Mn,X)S compounds (X=Fe, Al, O, Si, Ca, Sr, Ti etc.) with different morphologies (regular/irregular polygonal or ovoid shape) are major sites for graphite nucleation in grey irons. These compounds are usually less than 5.0μm in size and have a well defined core (nucleus), mainly measuring no more than 2.0μm, at different chemistry.

*In un-inoculated iron the (Mn,X)S compound is simple and the crystallographic misfit graphite/compound is relative large. In inoculated iron the (Mn,X)S compound is more complex and the crystallographic misfit is lower, so the nucleation capacity is higher, especially as inoculating elements (Ca, Sr etc.) contribute.

*A three-stage model for the nucleation of graphite in grey iron is proposed: 1) very small micro-inclusions based on strong deoxidizing elements such as Mn, Si, Al, Ti, Zr are formed in the melt; 2) nucleation of complex (Mn,X)S compounds at these micro-inclusions; 3) graphite nucleates on the sides of the (Mn,X)S compounds with lower crystallographic misfit with graphite (Fig. 3).

*It was found that Al has the ability to contribute to the formation of Al_2O_3-based sites suitable for the nucleation of (Mn,X)S compounds and to favor the presence of Sr or Ca in the shell of these compounds, to obtain better graphite nucleation capacity. A 0.005-0.010%Al range appears to be usually beneficial for low eutectic undercooling solidification.

References

1. C.R. Loper and R.B. Gundlach, "Inoculation what is it and how does Inoculation Work?", AFS International Inoculation Conference, Chicago, 1998, Paper No.1.
2. T. Skaland, O. Grong and T. Grong, "A Model for the Graphite Formation in Ductile Cast Iron", Metallurgical Transactions, 1993, **24A**, 2321.
3. D.M. Stefanescu, "Inoculation of Thin-Wall Castings", AFS International Inoculation Conference, Chicago, 1998, paper No.16.
4. M. Chisamera, I. Riposan and M. Barstow, "The Importance of Sulphur to Control Graphite Nucleation in Cast Iron", AFS Intern. Inoculation Conference, Chicago, 1998, Paper no.3.
5. M. Chisamera, I. Riposan, S. Stan and T. Skaland, "Undercooling - Chill Size - Structure Relationship in the Ca/Sr Inoculated Grey Irons under Sulphur/Oxygen Influence", 64th World Foundry Congress, Paris, 2000, paper RO 62.
6. I. Riposan, M. Chisamera, S. Stan, T. Skaland and M.I. Onsoien, "Analyses of Possible Nucleation Sites in Ca/Sr Over-inoculated Gray Irons", AFS Transactions, 2001, **109**, 1151-1162.
7. M. Chisamera, I. Riposan, S. Stan and T. Skaland, "Cooling Curve Analysis of the Ca/Sr Over-Inoculated Gray Iron, at Lower Initial Silicon Content", International Conference on the Science of Casting and Solidification, Brasov, 2001, pp. 330-335.
8. M. Chisamera, I. Riposan, S. Stan and T. Skaland, "Effects of Residual Aluminium on Solidification Characteristics of Un-inoculated and Ca/Sr Inoculated Gray Irons", AFS Transactions 2004, **112**, pp. 867-877.
9. I. Riposan, M. Chisamera S. Stan and T. Skaland, "Graphite Nucleants (Microinclusions) Characterization in Ca/Sr Inoculated Irons", International Journal of Cast Metals Research, **16**, no.1-3, 2003, pp. 105-111.
10. I. Riposan, M. Chisamera, S. Stan, C. Gadarauteanu and T. Skaland, "The Key Role of Residual Aluminium in Chill Tendency and Structure Characteristics of Un-inoculated and Ca/Sr Inoculated Gray Irons", Proceedings of 66th World Foundry Congress, 2004, Istanbul, 775-789.
11. I. Riposan, M. Chisamera, S. Stan and T. Skaland, "A New Approach to Graphite Nucleation Mechanism in Gray Irons", AFS Cast Iron Inoculation Conf., 2005, Schaumburg, USA, pp.31-41.

MIHAI CHISAMERA*, IULIAN RIPOSAN*, STELIAN STAN*, DOUG WHITE**

*POLITEHNICA University of Bucharest, Romania; **ELKEM Metals Inc, Pittsburg, USA

COMPUSII (Mn,X)S – PRINCIPALII GERMENI DE GRAFITIZARE IN FONTELE CENUSII

Desi au un sistem de cristalizare cubic, capacitatea sulfurilor de a germina grafitul poate fi imbunatatita de catre elementele modificatoare, care le transforma in compusi complecsi, cu o compatibilitate structurala mai mare cu grafitul, o capacitate mai mica de coagulare, o buna stabilitate si o energie interfaciala adecvata. A fost gasit faptul ca sulfurile de tipul (Mn,X)S, de regula sub 5 um, cu un nucleu (miez) bine definit de ordinul a 0.4-2.0 um, constitue principalii germeni de grafitizare in fontele cenusii. A fost propus un model de grafitizare, in trei etape: 1) microincluziuni foarte mici pe baza de oxizi se formeaza in topitura, sub actiunea unor dezoxidanti puternici (Mn, Si, Al, Ti, Zr); 2) sulfurile complexe (Mn,X)S germineaza pe acesti primi compusi; 3) lamelele de grafit germineaza pe una sau mai multe fete ale sulfurilor, cele mai apropiate de conditiile formarii grafitului. Aluminiul pare sa joace un rol important in acest proces, contribuind la formarea primilor compusi oxidici si la cresterea cantitatii de elemente modificatoare (Ca, Sr) dizolvate in sulfuri. Domeniul 0.005-0.01% Al rezidual apare ca benefic solidificarii cu un grad de subracire eutectica mai mic, favorizand formarea grafitului tip A si limitand formarea carburilor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE ANALYSIS OF ACCUMULATIVE ROLL-BONDING

LUCHIAN ZAHARIA and ADRIAN MOCANU

Abstract. *In Accumulative Roll-Bonding (ARB) process, the cohesion between the laminated layers is very important. In this paper an analysis of the influence of initial stacking number on the engineering and effective (von Mises) strain is made. The experimental results show an increasing of bonding, with the initial number of stacking strips.*

Keywords*. Accumulative Roll-Bonding (ARB), Severe Plastic Deformation (SPD), engineer strain, effective (von Mises) strain, stacking strips, bonding zone*

1. The description of accumulative roll-bonding (ARB) process

The accumulative roll-bonding (ARB) process was proposed like Severe Plastic Deformation (SPD) technique by Saito et al. [1], [2] to obtain ultra high strains in metallic materials, in order to refine the grain.

Fig.1 schematically represents the principle of ARB process, from which it can be seen that this technique is in fact a succession of conventional rolling applied to some sheets or strips initially stacked (before rolling).

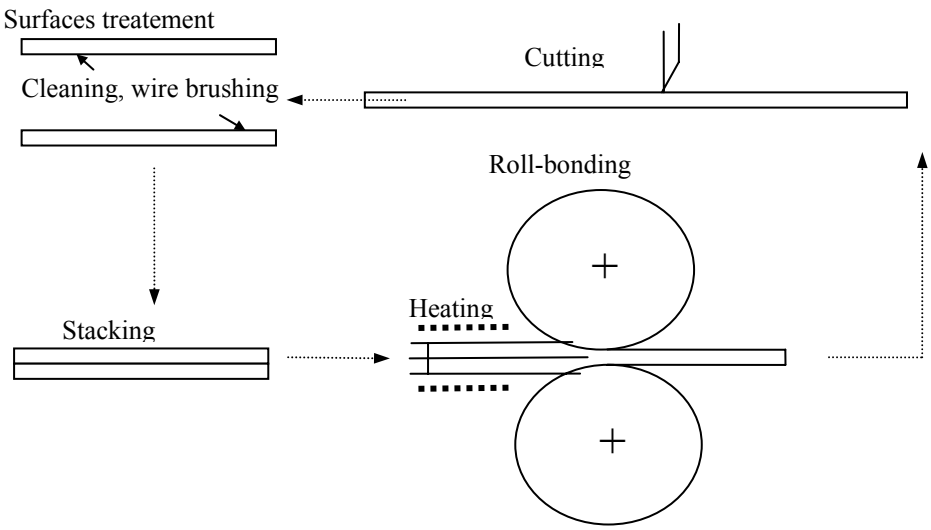


Fig.1: The principle of accumulative roll-bonding (ARB).

Before rolling the two surfaces are treated (oxides cleaning, degreasing) in order to achieve a good bond. After stacking each other they are being laminated with 50% strain. During the rolling process an acceptable bond between the surfaces in contact is obtained, so, a new strip results, having the length almost double (if the width growing

is negligible). The new strip is being cut in two; the interfaces are again prepared, stacked, and roll-bonded.

By repeating this procedure several times, it is possible to obtain extremely high (over 99,95%) cumulative strains; the effect is the grain refinement at nano-metric values and the increasing of mechanical characteristics [3]. It was found that the microstructure is lamellar and the boundary spacing decreases with the increasing of rolling strain [4]. Moreover, the studies have shown significant differences in the evolution of the micro-structural parameters in conventional rolling and ARB respectively [5], [6].

2. The necessary conditions to achieve bonding

To achieve a good bond between the contact surfaces in ARB, it is recommended the heating below the re-crystallization temperature, because recrystallization cancels the accumulated strain. A low temperature can lead to a smaller ductility and pour bonding.

There is a minimum limit in the thickness reduction to achieve sufficient bonding, named *threshold deformation*. The threshold deformation decreases with the temperature so a good bonding can be obtained by using thickness strains > 50%.

3. The evaluation of deformation

SPD by ARB achieve ultra high strain without any geometrical change when the strain is 50%. The process is repetitive, and in principle endless, the strain is unlimited at least from the theoretical point of view.

Let's analyse the evolution of engineering strain as a function of the number of strips initially stacked. Speciality literature presents only the case with two strips. We proposed the analysis of ARB process when the number of strips initially stacked is ≥ 2 and the initial thickness of each strip before rolling is equal with the thickness of the laminated strip, i.e. the thickness of the initial strip is a multiple of the thickness resulting from rolling. It is obvious that in the case of rolling using the multilayer initial stacking, in the condition described above, each layer will be deformed with a strain bigger than 50%. Subsequently, the bond will be achieved easier, at smaller working temperatures and the grain refinement will be achieved by a smaller number of passes.

When one wants to stake more than two strips before rolling, the ARB follows the same steps and stages as described in fig.1. The only difference is the fact that the strip is being cut in more pieces not only in two but 3, 4, 5…as the needed number of layers we want to roll.

a) The analysis of ARB with 2 strips initially stacked

When one stakes two strips for the rolling process and the reduction applyied is 50%/cycle, the thickness g, of a strip (from the multilayer strip formed by adhesive rolling) will be:

- after the *first* pass: $\left(\frac{g}{g_0}\right)_1 = \frac{1}{2}$ (1)

- after the *second* pass: $\left(\frac{g}{g_0}\right)_2 = \frac{\frac{1}{2}}{2} = \frac{1}{4} = \frac{1}{2^2}$ (2)

- after the *third* pass: $\left(\frac{g}{g_0}\right)_3 = \frac{\frac{1}{4}}{2} = \frac{1}{16} = \frac{1}{2^3}$ (3)

.....

- - after the nth pass: $\left(\frac{g}{g_0}\right)_n = \frac{1}{2^n}$ (4)

where g_0 is the initial thickness.

The total strain, after n cycles is:

$$\varepsilon = \frac{g_0 - g}{g_0} = 1 - \frac{1}{2^n} \quad (5)$$

By using von Mises criterion for the plane strain state (because spreading ≈ 0), the equivalent plastic strain for the rolling strip can be computed using the known expression:

$$\varphi_{ef} = \sqrt{\frac{2}{3}}\sqrt{2\left(\ln\frac{g_0}{g}\right)^2} = \frac{2}{\sqrt{3}}\ln\frac{g_0}{g} \quad (6)$$

Replacing g_0/g, one obtains:

$$\varphi_{ef} = \left[\frac{2}{\sqrt{3}}\ln\left(\frac{1}{2}\right)\right]n = 0,8n \quad (7)$$

b) The analysis of ARB with 3 strips initial stacked

In this case $g=g_0/3$, and the schematically representation of rolling looks like in Fig.2.

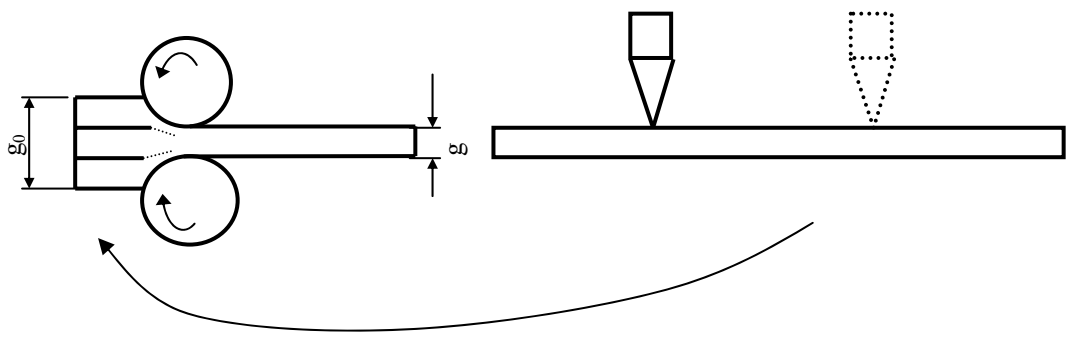


Fig. 2. Schematically representation of ARB when 3 strips are being stacked

The thickness of a layer from the laminated strip is:

- after the *first* pass: $\left(\frac{g}{g_0}\right)_1 = \frac{1}{3}$ (8)

- after the *second* pass: $\left(\frac{g}{g_0}\right)_2 = \frac{\frac{1}{3}}{3} = \frac{1}{9} = \frac{1}{3^2}$ (9)

- after the third pass : $\left(\frac{g}{g_0}\right)_3 = \frac{\frac{1}{9}}{3} = \frac{1}{27} = \frac{1}{3^3}$ (10)

.....

- after the nth pass: $\left(\frac{g}{g_0}\right)_n = \frac{1}{3^n}$ (11)

The strain at the first pass is:

$$\varepsilon = \left(\frac{g_0 - g_1}{g_0}\right) x100 = \left(1 - \frac{g_1}{g_0}\right) x100 = \left(1 - \frac{1}{3}\right) x100 = 66\% \quad (12)$$

The total strain (after n passes) will be:

$$\varepsilon_t == \left(1 - \frac{g}{g_0}\right) x100 = \left(1 - \frac{1}{3^n}\right) x100 \quad (13)$$

The equivalent strain (von Mises) will be:

$$\varphi_{ef} = \left[\frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{1}{3}\right)\right] n = 1,28\, n \quad (14)$$

If the initial thickness is 1 mm and the process is repeated 5 times, the thickness after rolling will be $1/3^5$ = 0,004 mm = 4 μm and the total strain will be $\varepsilon_t = \left(1 - \frac{1}{3^5}\right) x100 = 99,6\%$

In the previous case (when only 2 strips were stacked), the thickness of a layer from laminated strip after 5 passes was 30 μm and the value of the strain was 97%.

c***) The analysis of ARB with 4 strips initial stacked***

If $g=g_0/4$, the diagrammatic representation of ARB shows like in Fig. 3.

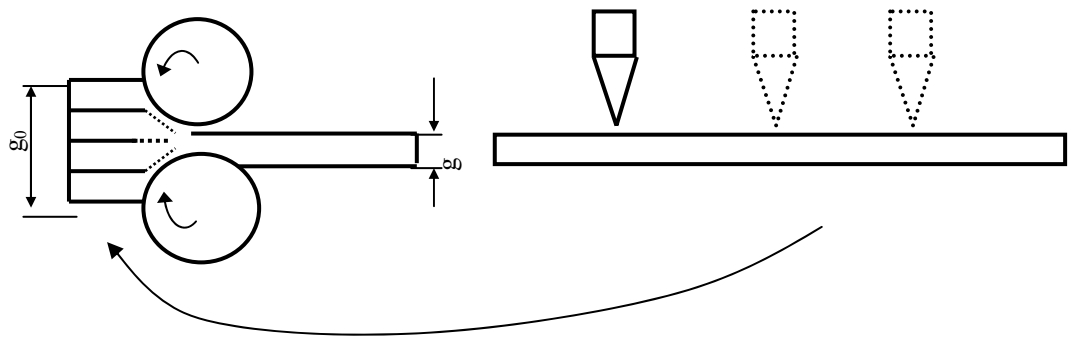


Fig. 3: Schematically representation of ARB with 4 strips initially stacked

Following a similar reasoning like this described above, it results that in this case the ratio g/g_0 after n passes will be:

$$\left(\frac{g}{g_0}\right)_n = \frac{1}{4^n}. \quad (15)$$

The strain at the first pass is:

$$\varepsilon = \left(\frac{g_0 - g_1}{g_0}\right) x100 = \left(1 - \frac{g_1}{g_0}\right) x100 = \left(1 - \frac{1}{4}\right) x100 = 75\% \tag{16}$$

The total strain (after n passes) will be:

$$\varepsilon_t == \left(1 - \frac{g}{g_0}\right) x100 = \left(1 - \frac{1}{4^n}\right) x100 \tag{17}$$

The equivalent strain (von Mises) will be:

$$\varphi_{ef} = \left[\frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{1}{4}\right)\right] n = 1,6\,n \tag{18}$$

The number of strips/sheets initial stacked from theoretical point of view can be endless. However, in practical situations this number is limited in function of the real rolling conditions (the diameter of rolls, excessive spreading).

A synthesis of data regarding the thickness of layers from laminated strips and the total strains for the 3 cases previously described, in function of passes number is shown in Tab.1

Tab.1. The thickness of layers after ARB[mm]/Total strain[%]

Pass nr.		**0**	**1**	**2**	**3**	**4**	**5**	**6**	**7**	**8**	**9**	**10**	**11**
No. of strips initially stacked	**2**	1	0,5 50%	0,25 75%	0,12 88%	0,06 94%	0,03 97%	0,015 98,5%	0,008 99,2%	0,004 99,6%	0,002 99,8%	0,001 99,9%	0,0005 99,95 %
	3	1	0,33 66%	0,11 89%	0,037 96%	0,012 98,8%	0,004 99,6%	0,0013 99,9%	0,0004 99,95%	0,00013 99,98%	-	-	-
	4	1	0,25 75%	0,06 94%	0,015 98,5%	0,004 99,6%	0,001 99,9%	0,00025 99,97%	-	-	-	-	-

To have a visual image for the variation of thickness of layers from a laminated strip by ARB with the pass number, in Fig. 4 are presented the curves drawn with the data from Tab.1, for 2, 3 and 4 strips initially stacked.

From this analysis it results clearly that by increasing the number of strips, initially stacked, the total strain increases and the thickness of layers from the laminated strip achieves sub-micronic values after a smaller pass number.

It can be shown that sub-micronic thickness of layers from laminated strips by ARB are obtained after 11 passes when 2 strips are initially stacked, after 7 passes when 3 strips are initially stacked and after 6 passes when the strips number initially stacked is 4.

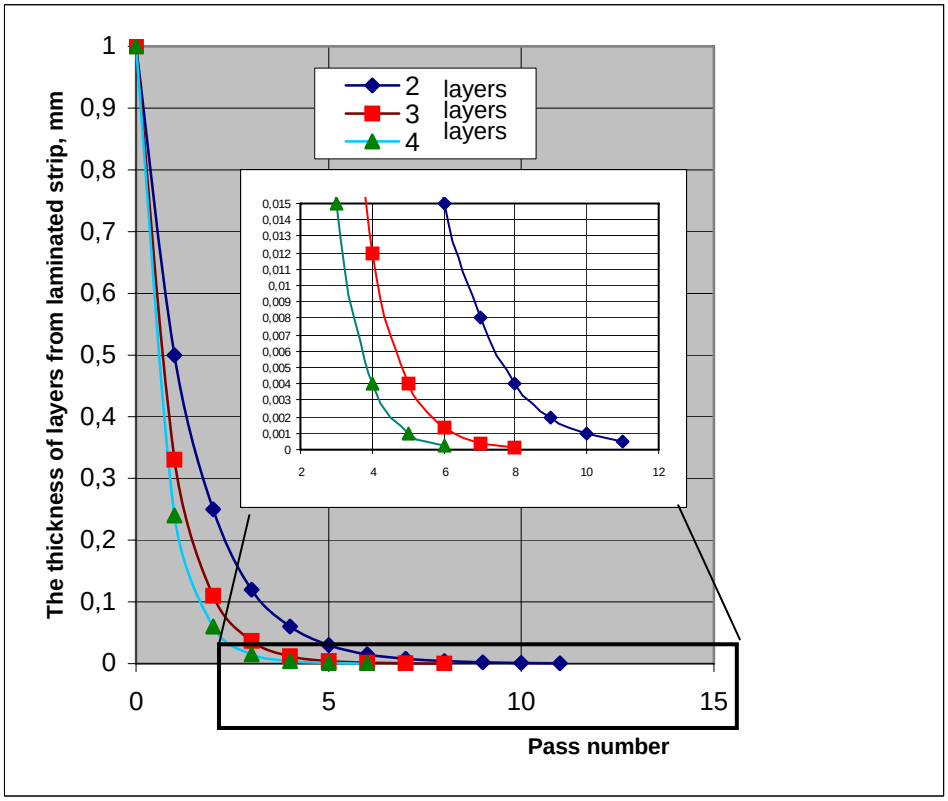


Fig.4: Theoretical decrease of thickness for a strip of 1 mm with the pass number at ARB.

4. Experimental procedure

4.1. The specimens

In experiments there were used specimens from commercial pure aluminium, laminated in strips with 1 mm initial thickness. After cutting, the specimens were recrystallized for 1 hour in an electric box furnace at 250^0C. Before rolling, the contact surfaces have been prepared in order to obtain o rough and degreased surface. To fix the samples in order to maintain the relative position they were assembled by nits in every corner. After assembling the staked strips have been introduced into a electric heating furnace and heated up to 200^0 C for 5 minutes. By ARB process the package of specimens was laminated down to 1 mm thickness.

After rolling the obtained strip was cut perpendicular on de rolling direction and the resulted surface was submitted to macro and microscopic investigations, following the evolution of the interference size zone resulting by ARB process.

4.2. Working equipment

The ARB was made on a duo rolling mill with flat rolls having the diameter 114 mm. Before rolling the rolls were degreased to achieve dry friction. The roll gap was fixed at 1 mm and maintained constant during all the tests.

The investigations concerning the sizes of the adherence zones were made on a Vickers type CV-400 DM hardness-meter at an enhancement power of 600x.

5. Results obtained

The images for the bonding zones for 3 specimens are shown in Fig.6, where:

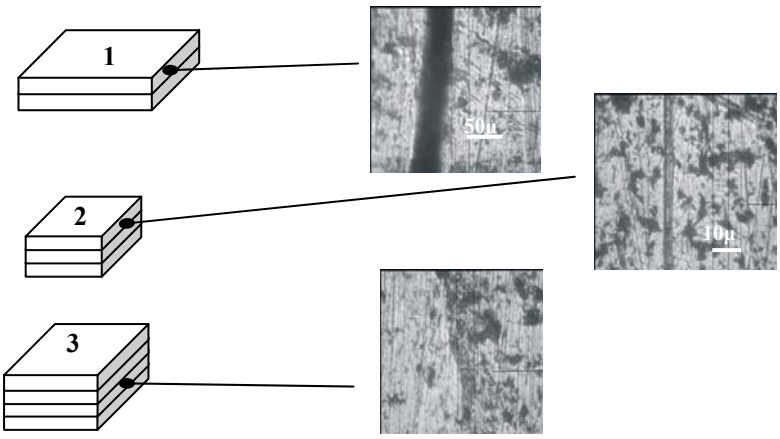


Fig. 6. Images of the adherence zones

sample 1 represents a sample with 2 layers initially staked (before rolling), sample 2 represents a sample with 3 layers initially staked and sample 3 is a sample with 4 layers initially staked.
The results of the measurements made are shown in Tab.2

Tab.2. Average width of interfaces

Sample No.	Average width of interfaces, µm
1	41,87
2	5,06
3	Un-identifiable

6. Discussions

Images from Fig.6 show clearly that the size of the adherence zones depends of the extent of the degree of reduction resulted by rolling, that at its turn is being linked to the number of initially staked layers and/or of the strip thickness of the layer before rolling. Thus:

- at the sample with two layers initially staked, the degree of deformation resulted by rolling was 50%, the adherence is satisfactory;
- at the sample with 3 layers initially staked, the degree of deformation resulted by rolling was 66%, the adherence is good;
- at the sample with 4 layers initially staked, the degree of deformation resulted by rolling was 75%, the adherence is very good; in this case, except the ends, the interface between strips can not be identified.

Even if the influence of the number of layers on the adherence is obvious, nevertheless it must be remarked that when one works with larger deformation degrees (a large number of layers initially staked), the margins cracking trend grows for the laminated material. One can see also that when rolling more than two strips initially staked, not all the strips deform with the same reduction degree; the strips in contact with the cylinders suffer larger deformations than the others, placed in the inner zones of the package.

7. Conclusions

The accumulative roll bonding is a SPD technique, through what one can achieve very high degrees of reduction as an effect of accumulation of the deformation by more passes. From the studies made, it results that the adherence is given both by a good preparation of specimens before rolling and by the degree of deformation achieved at a pass. We ascertained that by enhancing the number of initially staked strips it results a better adherence, because of the larger degree of deformation obtained. When there are being achieved degrees of deformation over 75%, the separation zone between the initially staked strips completely disappears, resulting a welding of strips.

References

1. Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai – Production method of ultrafine grained high strength metallic sheets by accumulative roll-bonding. Japan Patent nr. 2961263
2. Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji, T. Sakai – Novel ultra-high straining process for bulk Materials-development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. Acta materialia vol.47, no.2, 579-583,1999
3. Y. Saito, N. Tsuji, , H. Utsunomiya, T. Sakai, R.G. Hong – Ultra-fine grained bulk produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. Scripta materialia vol.39, no.9, 1221-1227,1998
4. X.Huang, N. Tsuji, N. Hansen, Y Minamino - Microstructural evolution during accumulative roll-bonding of commercial purity aluminum. Materials Science and Engineering A 340 (2003), 265-271
5. Kusnierz J, Bogucka J. - Evolution of texture during ARB processing of Al 99.8%, MATERIALS SCIENCE FORUM, 495-497: 797-802 Part 1&2 2005,
6. Chowdhury, Sandip Ghosh; Srivastava, V.C.; Ravikumar, B.; Soren, S. - Evolution of texture during accumulative roll bonding (ARB) and its comparison with normal cold rolled aluminium–manganese alloy, Scripta Materialia Vol: 54, Issue: 9, May, 2006, pp. 1691-1696,

*Technical University "Gh. Asachi" Iaşi

ANALIZA LAMINĂRII ADEZIVE CUMULATIVE
(Rezumat)

In procesul de laminare adezivă cumulativă, coeziunea dintre straturile laminate este importantă atunci când se urmăreşte obţinerea unei table sau benzi compacte. Există mai mulţi parametri tehnologici care influenţează aderenţa (gradul de deformare, temperatura, presiunea de contact etc.). Lucrarea prezintă o analiză teoretică a influenţei numărului de straturi suprapuse iniţial asupra gradului de reducere pe grosime.

S-a ajuns la concluzia că un număr mai mare de benzi suprapuse iniţial are ca efect reducerea numărului de treceri necesar pentru a rafina granulaţia la valori nanometrice.

Rezultatele experimentale arată o creştere a adeziunii dintre straturi odată cu creşterea numărului de benzi suprapuse înainte de laminare. Aprecierea aderenţei dintre straturi s-a făcut prin măsurarea grosimii interfeţelor cu ajutorul unui microdurimetru digital. Pentru grade mari de reducere pe grosime (peste 66%) interfaţa dintre straturi este atât de mică încât se produce practic o sudare a benzilor multistrat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE GRAIN FRAGMENTATION BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

LUCHIAN ZAHARIA*, RADU COMANECI*, ADRIAN DINESCU**

Abstract. *The paper presents the main aspects of micro structural fragmentation by plastic deformation, starting from structural defects (dislocations, grain boundaries). It is analysed the formation of sub grains in the plastic deformation process, including severe plastic deformation. Aluminium specimens were processed by Equal Channel Angular Pressing (ECAP) die in 6 passes and analysed using a Scanning Electron Microscope (SEM) and Atomic Force Microscope (AFM) to put into evidence the grains refinement. The imagines obtained show clearly that the severe plastic deformation produces micro structural fragmentation and grains refinement down to nano metric sizes.*

Keywords: *grain boundaries, sub grains, micro structural fragmentation, grain refinement, severe plastic deformation, ECAP, SEM, AFM, nano crystalline structure.*

1. The role of structural defects in grain fragmentation

It is well known that between the *ideal* structure and the *real* structure of metallic materials there is a considerable difference.

The ideal structure is a theoretical one, characterised by the perfect arrangement of atoms in positions well-determined in space. An ideal metallic material is an edifice obtained by the stacking of cell-blocs, without any mistake. Such structures are not usual in practice, unless for the case of very small zones.

The real structures differ from the ideal ones by the fact they show a series of defects representing faults from the ideal spatial arrangement of atoms. The behaviour of metallic materials during plastic deformation is especially influenced mostly by structural defects including: *punctiform defects (*vacancies, connate atoms etc.), linear *defects (*dislocations), surface *defects (grain boundaries*, sub-grain boundaries (sub-boundaries)). From theses defects, the most important for plastic deformation generally, and for the grain fragmentation particularly, are the dislocations, the grain and sub grain boundaries.

2. The grain fragmentation during the plastic deformation

By plastic deformation the grains are fragmentised in *mosaic type blocks* with the size ranging between $10^{-1}...10^{-5}$ mm [1]. When the mosaic blocks have the dimensions ranging between $10^{-1}...10^{-3}$ mm, the grains are called sub-grains and at their turn can be divided in other smaller sub grains, by the mechanisms that will be analysed later. Together with the grain fragmentation it is produced a rotation, so the miss-orientation angle *(θ)* between the sub-grains increases.

An example of atomic arrangement between neighbouring grains is shown in Fig.1 [2].

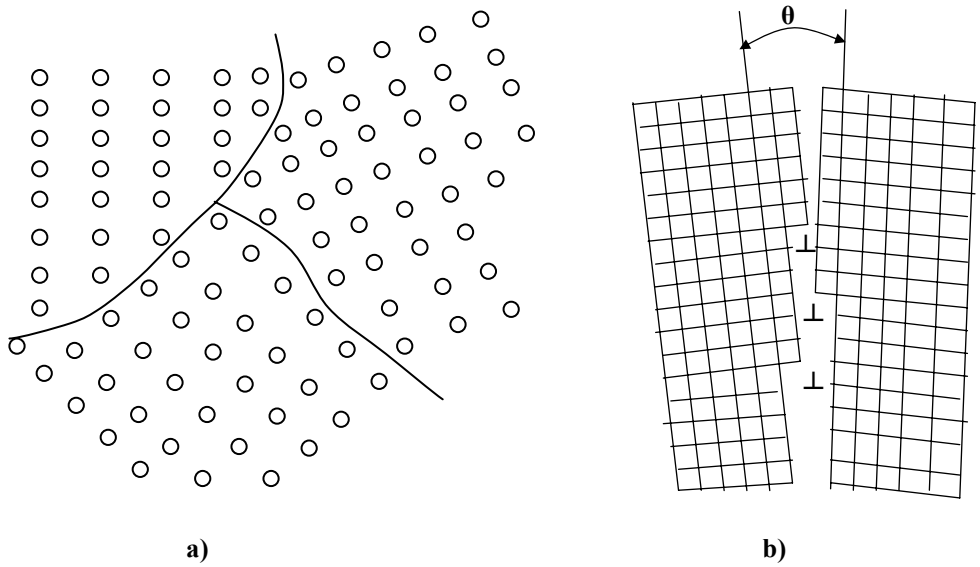


Fig. 1. Surface defects
a) Grain boundaries (high angle); b) Sub grains boundaries (low-angle)

Fig. 1.b presents a boundary between two sub grains. This boundary is achieved by a chain of dislocations occurred ones under others (wall of dislocations) in the deforming process, that produce a separation with a small angle **θ** in the interior of a grain.

In the plastic deformation process, reorientations and rearrangements of grains frequently occur both at the grain level and inside the grains. The reorientation of the crystalline lattice even inside the grain (with the mechanism described above in Fig 1.b) leads to the obtaining of a crystalline mosaic structure, made by sub grains and/or block-cells coming from the same grain, tilt each other with small angles and separated by walls of dislocations.
The aspect of a such a structure is suggested in Fig.2.

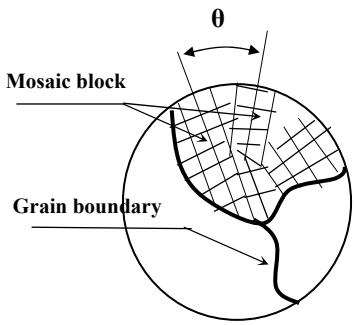


Fig. 2. Mosaic structure

After the values of the tilting angle between the two neighbouring grains/sub-grains, the surfaces defects are:

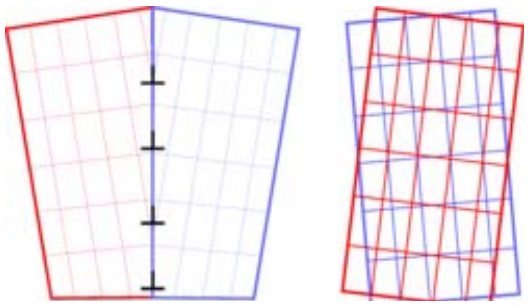
- high angle grain boundaries (HAGB)**;** these are grain boundaries;
- low angle grain boundaries (LAGB); these are generally boundaries between sub-grains.

LAGB is composed from an array of dislocations, and their properties and structure dependent on their miss-orientation. In contrast, the properties of HAGB are generally independent of the miss-orientation.
The transition between HAGB and LAGB is appreciated to be as 10-15^0 but this is a value arbitrary chosen.

It was demonstrated that HAGB blocks the movement of dislocations in the interior of metallic materials.

The LAGB plays an important role in the grain fragmentation by Severe Plastic Deformation (SPD) and this is why, a more detailed analysis of them must by carried

out. The analysis of LAGB formation shows that they occur in two different modes, presented in Fig.3.



a) b)

Fig.3. Schematic reprezentation of LAGB formation
a - by tilting (with an array of edge dislocation);
b - by twisting (with an array of screw dislocations)

To explain the formation pattern of LAGB resulted by tilting, as suggested in Fig.3.a, one considers a grain that is gradually bent by internal stresses. The energy associated with the elastic bending of the lattice can be reduced by inserting a dislocation that is in fact a semi-plan of atoms that acts like a wedge. This wedge penetrates the lattice. If the grain is bent further, more and more dislocations penetrate into the lattice, enhancing the wedge effect and the occurring of a wall of dislocations leading to a LAGB. The initial grain can now be considered to have being split into two sub-grains, related crystallography but with different orientations. If the density of dislocations increases the ordered nature of the boundary will begin to breakdown so the boundary can be considered like a HAGB. In this moment the original grain is entirely separated in two new smaller grains.

Fig.3.b presents another possible pattern to fragmentise the grains, based on the twisting of the lattice. In this case the miss-orientation occurs around an axis that is perpendicular to the boundary. This type of new boundary incorporates two sets of screw dislocations. Generally, the mechanism for dividing the grain is similar with those described above.

Both the HAGB and the LAGB are in permanent moving during the plastic deformation process because the stress that acts in the material due the external forces. The movements of boundaries are strongly influenced by the presence of fine particles, dispersed into material, by the so called Zener effect. This effect is sometimes used in practice for commercial alloys to prevent the re-crystallisation and the growing of grains.

It is known that the plastic deformation process is governed by the formation, the movement and the storage of dislocations. Factors like grain orientation, strain and deformation pattern, initial size and shape of grains etc. can affect the grain refinement but the principle of micro-structural fragmentation is similar in all cases. It is also known that some conventional processes of plastic deformation like cold rolling or drawing are able to produce significant refinement of initial grain, which generally speaking is coarse (>10 μm). In these processes the sub-grains and the cell-blocks are made subsequently the strength and other properties of metallic materials can increase.

Additionally, during the cold plastic deformation processes, important structural changes occur. The shape, the dimensions and orientation of grains also change and

thus a metallic material processed using these technologies offer new properties and a large range of practical applications.

3. The grain fragmentation during Severe Plastic Deformation processes

Severe Plastic Deformation (SPD) is characterised by extremely large strains, obtained generally by repetitive plastic deformation processes, so the total strain resulted like a cumulus of partial strain of each stage. It is possible to achieve engineering strain over 99,95%, values impossible to be obtain by conventional plastic deformation processes.

The processing by SPD fragments more the granulation by introduction of a great number of dislocations in the interior of the grain, like low angle grain boundaries. When deformation increases, those arrangements of dislocations give birth to ultra-fine sub-grains and/or block-cells, separated by high angle grain boundaries, having big miss-orientation angles, similar with the grain boundaries. The continue increasing of dislocation density lead to a microstructure which significantly decrease in grain size as it can be seen in Fig.5 [3].

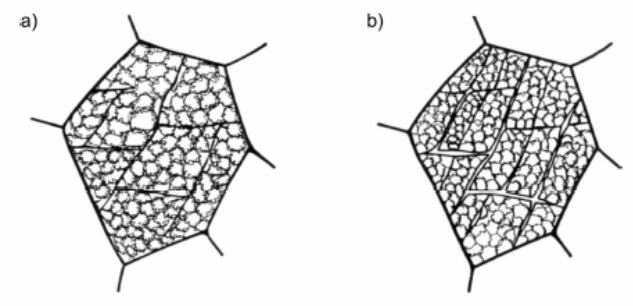


Fig.5. The mecanism of grain fragmentation by storeing of dislocations
a) A grain divided in subgrains and/or cell-blocks;
b) The formation of dislocation cells

The experiments have shown that very few dislocations can be seen inside the very small sizes sub-grains and inside the block-cells, while greater dislocation densities can be found in medium size grains and that sub-grains are present only in the big size grains.

4. Experimental procedure

In order to see the evolution of the micro-structure when a metallic material is processed by severe plastic deformation, it was used a die for Equal Channel Angular Pressing (ECAP) with the angle between channels having 120^0, shown in Fig.6.

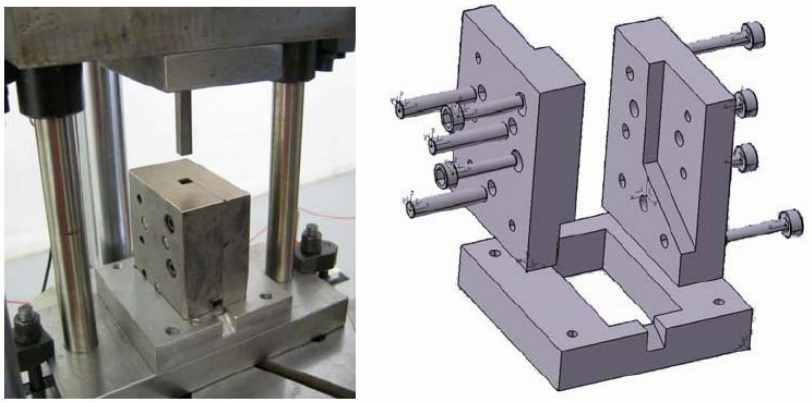


Fig.6. Die used for SPD by ECAP.

The specimens used in experiments have had the dimensions 10x10x60 millimetres and has been obtained from pure commercial aluminium, having the following chemical composition (Tab. 1).

Tab.1. Chemical composition of commercial pur aluminium, used in experiments

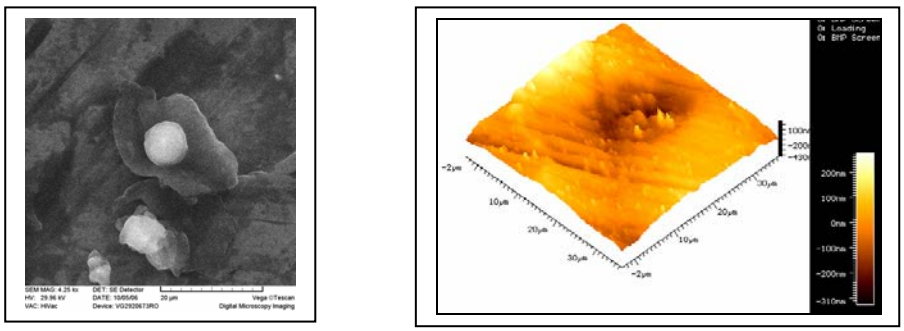
Al	Zn	Sn	Pb	Cu	Fe	Mn	Si	Ni	Ca	Cr
99,35	0,045	0,019	0,016	0,033	0,18	0,013	0,26	0,012	0,043	0,022

The specimens were deformed at room temperature by 6 passes using route B_C (90^0 rotation in the same direction after each pass). For lubrication zinc stearate was used.

For micro-structural analysis there has been retained the specimens after the 2nd, 4th and 6th pass. The specimens have been analysed with a Scanning Electron Microscope (SEM) type Tescan Vega 5136 with 3 nm resolution and an Atomic Force Microscope (AFM), using Noncontact Silicon Cantilevers type NSC21/50, with a radius less than 10 nm and the tip angle 20 centigrades, tapping mode scan in air, constant condition of temperature, pressure and humidity.

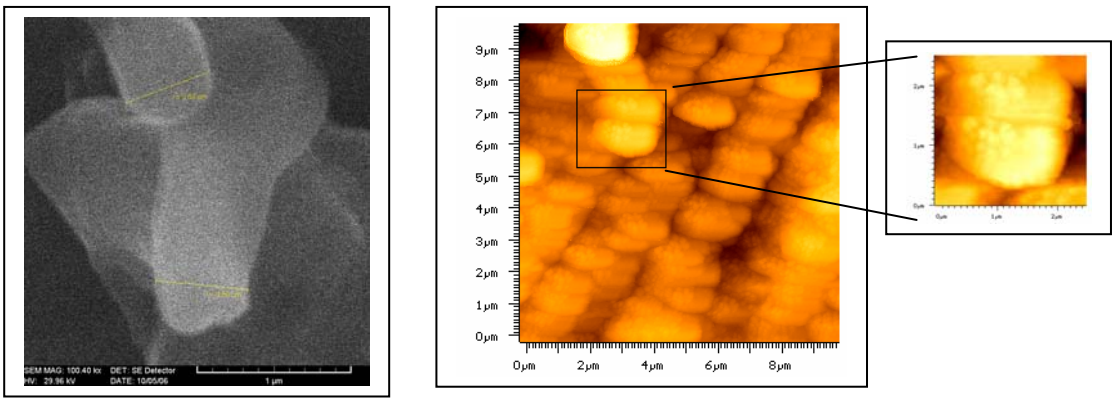
5. Experimental results concerning the grain fragmentation in SPD

An image of the initial microstructure (un-deformed specimen) is shown in Fig.7 while in Fig. 8 and Fig. 9 are shown the microstructures after the 4th and the 6th pass respectively.



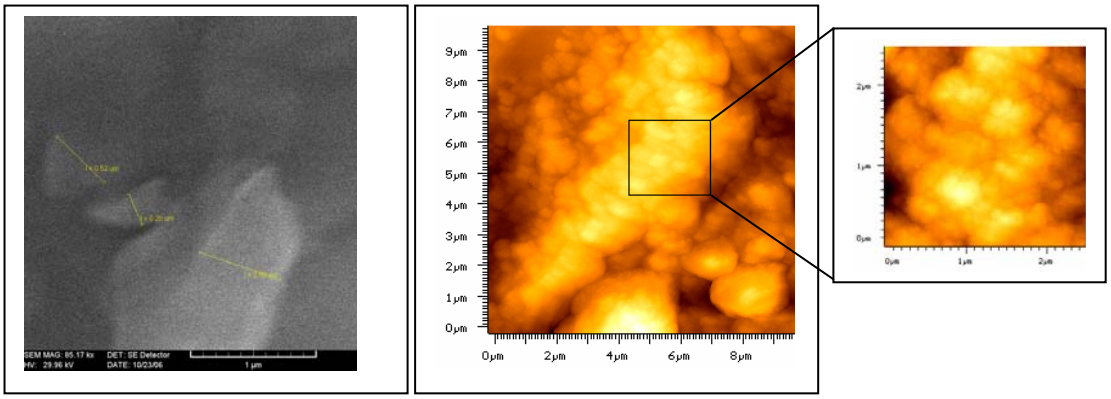
a) **b)**

Fig.7. The images of an un-deformed specimen (annealed material).
a) image obtained with SEM; b) image of a grain, obtained with AFM.



a) **b)**

Fig.8. Images of the specimen after 4 passes by ECAP.
a) image obtained with SEM; b) image obtained with AFM.



a) b)

Fig.9. Image of the specimen after 6 passes by ECAP.
a) image obtained with SEM; b) image of a grain, obtained with AFM.

6. Conclusions

SPD is a technique able to produce significant grain refinement, with spectacular effects on the structure and characteristics of metallic materials. ECAP is characterised by sharing of the material due to abrupt change of flow direction at the pass between the two channels. One can remark (Fig. 8) the positioning of the grains and sub-grains in parallel rows with the sharing direction and the significant reduction of grain/sub-grain size at the sixth pass, the sizes of those being in the nano-metric range.

REFERENCES

1 N.Geru – Metalurgie fizică. **Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti 1981**
2. D.R. Askeland – The science and engineering of materials. **PWS-Kent Publishing Company,** USA 1984
3. A. Vorhauer – On the influence of temperature during sever plastic deformation and subsequent anneling. **Doctoral thesis. University of Leoben, march 2005**

Received March 15, 2007

**Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*
***National Institute for Research and Development in Micro-technologies (IMT) – Bucharest*

FINISAREA GRANULAȚIEI PRIN DEFORMARE PLASTICĂ SEVERĂ
(Rezumat)

Lucrarea prezintă principalele aspecte ale fragmentării microstructurale prin deformare plastică, pe baza defectelor structurale (dislocații, limite dintre grăunți). Este analizată formarea subgrăunților prin deformare plastică, inclusiv prin deformarea plastică severă. Prin tehnica presării unghiulare în canale egale au fost procesate epruvete din aluminiu prin 6 treceri şi apoi analizate pe un microscop electronic cu scanare (MES) şi pe un microscop de forță atomică (MFA). Imaginile obținute arată cu claritate că deformarea plastică severă produce fragmentarea microstructurii şi rafinarea grăunților până la dimensiuni nanometrice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MICRO-STRUCTURAL MODIFICATIONS PRODUCED IN THE IMPROVEMENT STEELS 40Cr10 AND OLC 55 BY THERMAL AND THERMO-CHEMICAL TREATMENTS IN ELECTROLYTIC PLASMA

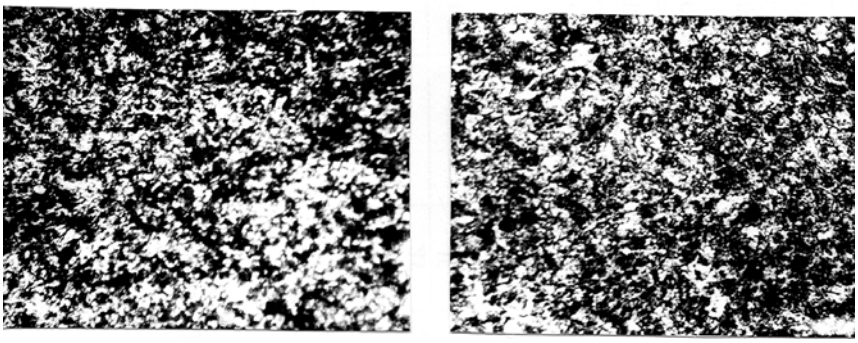
MARIA BACIU, IOAN RUSU, OCTAVIAN LUPESCU

Summary
The paper presents the micro-structural modifications produced in the improvement steels 40Cr10 and OLC 55 nitrated and chilled or nitrated, chilled and tempered in electrolytic plasma

Keywords: electrolytic plasma, thermo-chemical treatment, microstructure

1. Introduction

The investigations on the micro-structural modifications produced in the improvement steels 40Cr10 and OLC 55 treated thermally and thermo-chemically in electrolytic plasma were conducted by analyses of optical microscopy in the transversal section of the test tubes (10 x 10 x 55 mm) at magnifications of 400:1.
Before being thermally processed in electrolytic plasma, the test tubes from the two steels were thermally treated by improvement.
The microstructures corresponding to the initial state for each steel considered are presented in figure 1.



a) b)

Figure 1
a) Microstructure of steel 40Cr10 in initial state improved – S + carbides
b) Microstructure of steel OLC55 in initial state improved – S

2. Experimental procedure

The test tubes submitted to the metallographic analyses were processed thermally and thermo-chemically in electrolytic plasma with the work parameters presented in table [1] and figure 2.

Table 1. Thermal and thermo-chemical treatments in electrolytic plasma applied to the investigated steels

No. crt.	Type of steel	Thermo-chemical treatment	T_{dif}, [°C]	t_{dif}, [min]	Thermal in the diffusion treatment	T_{inc}, [°C]	T_{rev}, [°C]	Microstructure	
								in the core	layer
1	40Cr10	improvement (initial state)	-	-	-	-	-	S + carbides	
2	OLC 55							S	
3	40Cr10	nitriding	650	6	chilling	650	350	-	M_{rev}+nitrides+carbides
						750	-	-	M(N)+A_{rev}+ nitrides+carbides
			700			700	-	-	M(N)+A_{rev}+ nitrides+carbides
						750	350	-	M_{rev}+nitrides+carbides
			750			750	350	-	M_{rev}+nitrides+carbides
						800	-	-	M(N)+A_{rez}
4	OLC 55	nitriding			chilling				

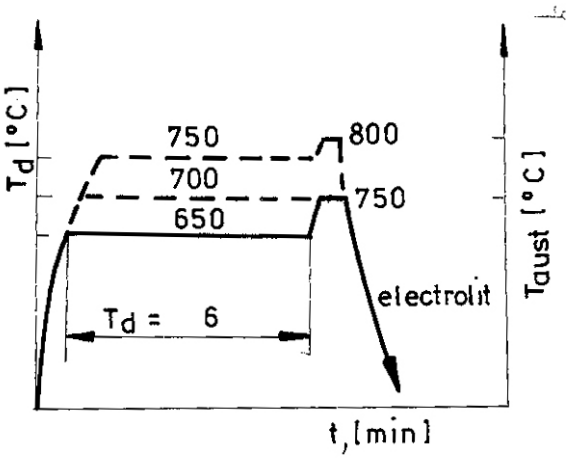


Figure 2. Variants of thermal treatments in electrolytic plasma – nitriding + chilling

3. Experimental results

The nitriding at 650°C for 6 minutes, followed by direct chilling and tempering (in the furnace) at 350°C (t_{rev} = 1h) did not modify the microstructure of the core of the test tubes from steel 40Cr10 (figure 3) only the structure of the superficial layer being slightly affected.

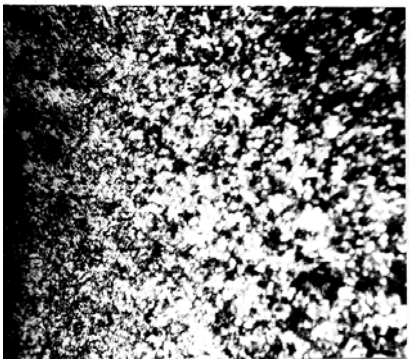


Figure 3. Microstructure of steel 40Cr10 nitrated (T_d = 650°C; t_d = 6 min) and chilled in electrolytic plasma, followed by tempering at 350°C (t = 1h) – the exterior layer of specimen 3B: $\underline{M}_{rev}$ + nitrides + carbides

The application, after the nitriding at 650°C, of a chilling at 750°C with cooling in electrolyte led to the obtaining of an exterior layer finely marked out and with a modified structure (figure 4).

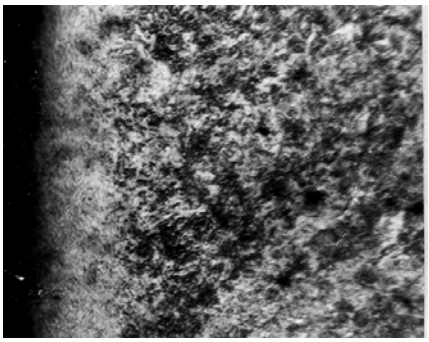


Figure 4. Microstructure of steel 40Cr10 nitrated (T_d = 650°C; t_d = 6 min) and chilled in electrolytic plasma ($\underline{T}_{aust}$= 750°C) - the exterior layer of specimen 3A: nitro martensite + $\underline{A}_{rez}$ + nitrides + carbides

The nitriding at 700°C for 6 minutes, followed by direct chilling in electrolyte led to the obtaining of an exterior layer slightly modified, having the structure formed of nitro martensite, residual austenite, nitrides and carbides (figure 5).

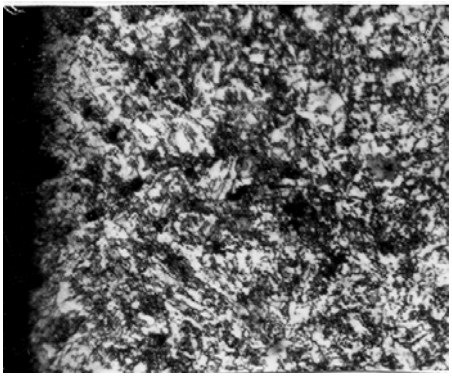


Figure 5. Microstructure of steel 40Cr10 nitrated (T_d = 700°C; t_d = 6 min) and chilled in electrolytic plasma - the exterior layer of specimen 3D: nitro martensite + $\underline{A}_{rez}$ + nitrides + carbides

The application of a chilling at 750°C followed by tempering at 350°C (t_{rev} = 1h), subsequent to the nitriding in electrolytic plasma at 700°C, had as effect the diffusion of the chemical elements from the layer into the core and the appearance of the structural transformations specific to tempering: secondary martensite, nitrides and carbides (figure 6).

Figure 6. Microstructure of steel 40Cr10 nitrated (T_d = 700°C; t_d = 6 min) and chilled from 750°C in electrolytic plasma, followed by tempering (T_{inc} = 550°C; t = 1h) – the exterior layer of specimen 3I: $\underline{M}_{rev}$ + nitrides + carbides

The nitriding at 750°C for 6 minutes, followed by direct chilling in electrolyte and tempering at 350°C led to the obtaining of an exterior layer finely outlined made of secondary martensite, nitrides and carbides (figure 7).

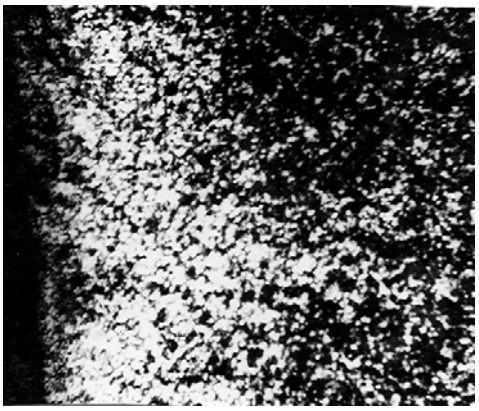


Figure 7. Microstructure of steel 40Cr10 nitrated (T_d = 750°C; t_d = 6 min) and chilled in electrolytic plasma, followed by tempering at 350°C (t = 1h) – specimen 3HH: $\underline{M}_{rev}$ + nitrides + carbides

If after the nitriding in electrolytic plasma at 750°C, we apply a short cooling at 600°C and then a chilling from 800°C, in electrolyte, we will obtain in the superficial layer a typical structure of chilling made of nitro martensite and residual austenite (figure 8).

Figure 8. Microstructure of steel 40Cr10 nitrated (T_d = 750°C; t_d = 6 min) cooled at 600°C and chilled at 800°C in electrolytic plasma ($\underline{T}_{aust}$= 750°C) - specimen J: nitro martensite + $\underline{A}_{rez}$

For the steel OLC 55, the application of nitriding at 650°C followed by cooling led to the obtaining of a white layer made of nitro martensite, residual austenite and nitrides (figure 9).

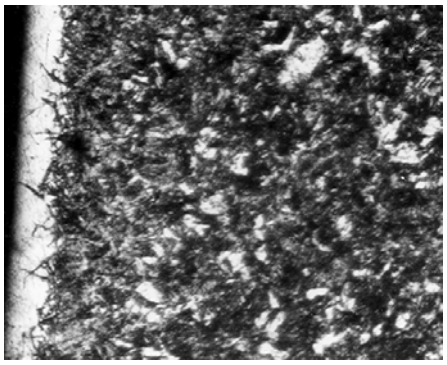


Figure 9. Microstructure of steel OLC55 nitrated (T_d = 650°C; t_d = 6 min) chilled in electrolytic plasma: nitro martensite + $\underline{A}_{rez}$ + nitrides

The application of a chilling from 750°C, after the nitriding at 650°C, determined the nitrogen diffusion in the superficial layer, resulting at its level a structure made of martensite and residual austenite (figure 10).

Figure 10. Microstructure of steel OLC55 nitrated (T_d = 650°C; t_d = 6 min) and chilled from 750°C in electrolytic plasma - the exterior layer of specimen 4T : $\underline{M}$ + $\underline{A}_{rez}$

The nitriding at 700°C, followed by direct chilling in electrolyte led to the obtaining of an exterior layer finely outlined made of nitro martensite, nitrides and residual austenite (figure 11).

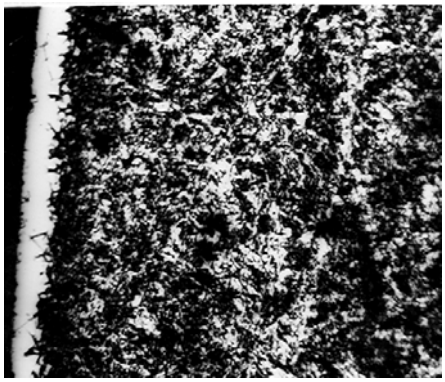


Figure 11. Microstructure of steel OLC55 nitrated (T_d = 700°C; t_d = 6 min) and chilled in electrolytic plasma - the exterior layer of specimen 4DD: nitro martensite + nitrides_+ $\underline{A}_{rez}$

The chilling from 750°C and the tempering at 350°C after the nitriding at 700°C for 6 minutes, led to the formation in the exterior layer of the secondary martensite (figure 12).

Figure 12. Microstructure of steel OLC55 nitrated (T_d = 700°C; t_d = 6 min) and chilled at 750°C in electrolytic plasma, followed by tempering at 350°C (t_{rev} = 1h) - the exterior layer of specimen 4U: $\underline{M}_{rev}$

The application of a direct chilling in electrolyte and of a tempering at 350°C (t_{rev} = 1h), after the nitriding at 750°C for 6 minutes, led to the obtaining of a layer made of secondary martensite (figure 13).

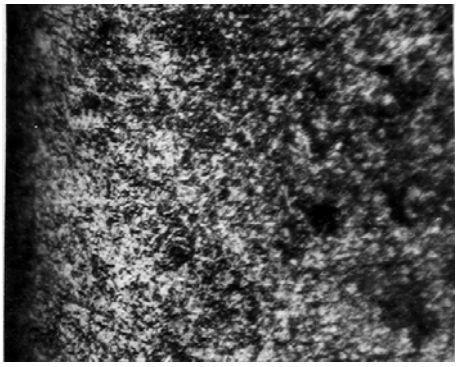


Figure 13. Microstructure of steel OLC55 nitrated (T_d = 750°C; t_d = 6 min) and chilled in electrolytic plasma, followed by tempering at 350°C (t_{rev} = 1h) - the exterior layer of specimen 4MM: $\underline{M}_{rev}$

The chilling in electrolyte from 800°C, after the nitriding at 750°C, followed by a short cooling at 600°C, determined the nitrogen diffusion from the superficial layer and the formation of a white layer made of nitro martensite and residual austenite (figure 14).

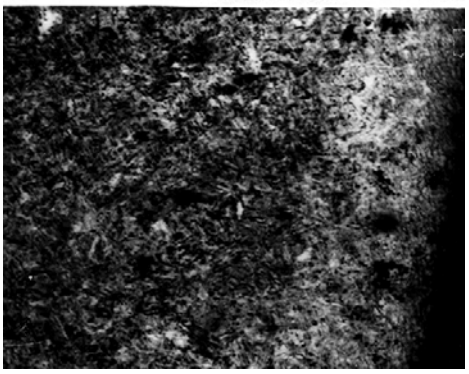


Figure 14. Microstructure of steel OLC55 nitrated (T_d = 750°C; t_d = 6 min) and chilled from 800°C in electrolytic plasma - the exterior layer of specimen 4Y: nitro martensite + $\underline{A}_{rez}$

Conclusions

The nitriding in electrolytic plasma, followed by direct chilling from high temperatures, of the improvement steels 40Cr10 and OLC 55 allowed the obtaining of a white layer finely outlined made of nitro martensite, carbides, nitrides and residual austenite.

The application of a tempering at 350°C (t_{rev} = 1h), after nitriding and chilling led to the disappearance of the white layer, due to the nitrogen diffusion and the transformations specific to tempering.

The structural modifications in the exterior layer of the steels 40Cr10 and OLC 55 produced by the thermal and thermo-chemical treatments in electrolytic plasma

represent the main cause of increase of the hardness and wearing resistance of these steels.

References

1. Baciu, Maria – ***Contributions in the structural and property modifications of the steels treated thermally and thermo-chemically in electrolytic plasma*,** doctoral thesis, Technical University, Iasi, 1999
2. Baciu, C.; Baciu, Maria – Incalzirea anodica a otelurilor in plasma electrolitica, Buletinul Sesiunii Academice Romane – filiala Iasi, pp. 42-45, Iasi, 1996
3. Structural changes in nitride steels in electrolytic plasma, Baciu, C., Baciu, Maria, Alexandru, Adrian – Conferinta internationala "Tehnologii si materiale avansate", Galati, 2003

Received March 15, 2007

Technical University Iasi

Modificări microstructurale produse în oțelurile de îmbunătățire 40Cr10 şi OLC55 prin tratamente termice şi termochimice în plasmă electrolitică

Rezumat

Lucrarea prezintă modificările microstructurale produse în oțelurile 40Cr10 şi OLC55 nitrurate şi călite sau nitrurate,călite şi revenite în plasmă electrolitică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NUMERICAL MODEL TO COMPUTE ULTRASONIC STRESS-RELIEF PROCESSES AT CARBON STEEL

BY

CONSTANTIN DUMITRACHE, CORNELIU COMANDAR, NICUŞOR AMARIEI, ADRIAN SABĂU

Abstract: *In the article [4] is published a mathematical model of optimization thermal stress-relief process which are conditioned by the plastic yield speed phenomenon. This new paper take in advance thermal stress-relief process and complete with overlapping ultrasonic stresses which is acting during cooling after welding process. In conformity with theory, Nevill and Brotzen [5] said that residual stresses are decreased because these overlapping stresses determined the altering of metallic yielding stress. In this article, using numerical method Runge-Kutta [1] is computed the overlapping ultrasonic stresses above welding residual stresses at OLC45 steel.*

Keywords: *Overlapping Ultrasonic Stresses, Ultrasonic Stress-Relief*

1. Mechanism of overlapping ultrasonic stress process

The principle of ultrasonic stress-relief consist in introducing of ultrasonic stress σ_A with magnetostrictive transducer at resonance frequency. The efficiency of this process deppends on the values of ultrasonic stresses σ_A introduced in thermal influence zone, which have to be comparable with the values of welding residual stresses. This overlapping ultrasonic stress performs the ultrasonic stress-relief process of tensile stresses in vicinity of weld bead, or pretension if there are compressive stresses in the same zone.

The acoustic wave is:

$$u = A \cdot \sin\left(\omega t - \frac{2\pi}{\lambda} x\right) \tag{1}$$

where $\omega = 2\pi \cdot f$ is pulsation, f - acoustic resonance frequency, $k = \frac{2\pi}{\lambda}$ is wave factor.

The metallic induced deformation is:

$$\varepsilon = \frac{du}{dx} = -\frac{2\pi}{\lambda} \cdot A \cdot \cos\left(\omega t - \frac{2\pi}{\lambda} x\right) \tag{2}$$

In conformity with Hooke' elasticity rule, ultraacoustic stress σ_A is:

$$\sigma_A = \varepsilon \cdot E = -\frac{2\pi}{\lambda} \cdot E \cdot A \cdot \cos\left(\omega t - \frac{2\lambda}{\lambda} x\right) \tag{3}$$

with λ wave length:

$$\lambda = \frac{c}{f} \tag{4}$$

c - ultrasonic speed propagation. The maximum value of ultraacoustic stress is obtained when:

$$\cos\left(\omega t - \frac{2\lambda}{\lambda}x\right) = 1 \quad ; \quad \omega t - \frac{2\lambda}{\lambda}x = 0 \tag{5}$$

Nevill and Brotzen [5] explained the decreasing of residual stresses with mechanism presented in figure 1. The overlapping of ultraacoustic stresses, with amplitude $\varepsilon = \frac{2\pi A}{\lambda}$ above the values of stresses σ, is performed in elasticity and plasticity areas. For example, every sample distorsioned under metallic yielding point (M area), during the half period of overlapping ultraacoustic oscilation, can get additional elastic distorsion. All periodical oscilations which are overlapped in elastic area between M_1 and M_2 don't affect the values of residual stresses.

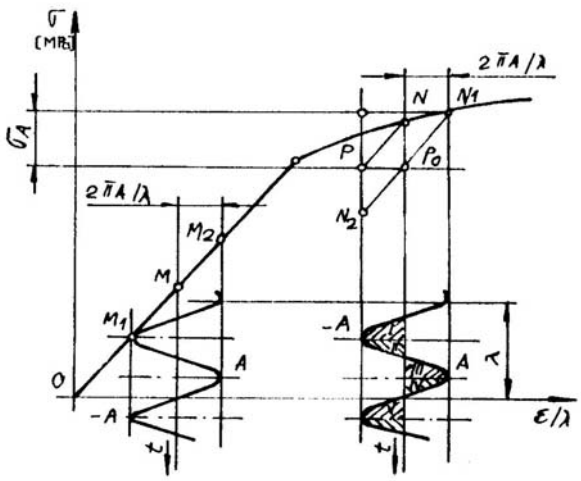


Fig. 1. The mechanism of overlapping stresses in elasticity and plasticity areas [1]

When overlapping process is acting in plastic area residual streses field are decreased:

- in the first quarter of oscilation period (I) the sample is "discharged" from N to P;
- in the second quarter of oscilation period (II) stress is returned to N;
- the additional distorsion determined by ultraacoustic stresses will be acting in the third quarter of oscilation period (III) with amplitude of distorsion $\varepsilon = \frac{2\pi A}{\lambda}$, from N to N_1;
- in the quarters (IV) and (V) the residual stresses decreasing from N_1 to N_2 passing to P_0.

Decreasing of residual stresses σ is represented by segment NP and the maximum values of ultraacoustic stress is determined with (3) and (5).

After all presented above, ultrasonic stress-relief process is acting if welding stress σ, produced during cooling welded joining is overlapped with ultraacoustic oscilation stress σ_A and total stresses $\sigma+\sigma_A$ have possibility to exceed metallic yielding stress σ_c. In fact, this action is essential for deacreasing of residual stresses.

2. Numerical method to compute ultrasonic stress-relief

If $\sigma+\sigma_A>\sigma_c$ welding residual stresses are decreasing and are produced during the first quarter of oscilation period T/4. This could be observed in figure 2 on the part of curve $\sigma+\sigma_A>\sigma_c$.

If $\sigma+\sigma_A<\sigma_c$ (fig.3) residual stress-relief process is determined as if on the material is acting ordinary mechanical stress.

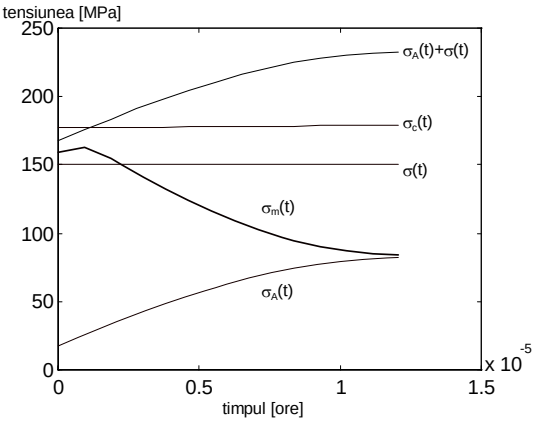


Fig. 2. Metallic yielding point variation and residual stresses during ultrasonic stress-relief for temperatures T=400°-393°C in time of 3.6 seconds ($\sigma+\sigma_A>\sigma_c$) [1]

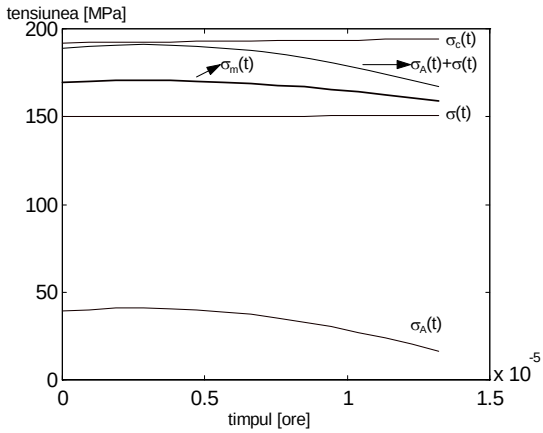


Fig. 3 Metallic yielding point variation and residual stresses during ultrasonic stress-relief for temperatures T=400°-393°C in time of 3.6 seconds ($\sigma+\sigma_A<\sigma_c$) [1]

Energy for ultrasonic stress-relief is wasted during the first quarter (T/4) of acoustic oscilation period when take place locally plastic distorsions. Stresses after ultrasonic stress-relief are determined with well known function:

$$\frac{d\varepsilon_p}{dt} = \frac{K \cdot \sigma}{\sigma_c - \sigma} \tag{6}$$

or stress-relief function [2] [3] where $\sigma=\sigma_m$ the values of residual stresses after ultrasonic stress-relief.

In this article, Young modulus E, metallic yielding point σ_c, residual stresses σ_m are altering with temperature and for them there is the same calculus model [3] as well as thermal stress-relief process for OLC45 steel. Before acting ultrasonic stress-relief, it was considered initial value of residual stresses, 150 [MPa]. Other values used to compute ultrasonic stress-relief process:

- ultrasonic speed propagation in steel c=5050000 [mm/s];
- ultrasonic oscilations frequency f=17500 [Hz];
- wave length λ=144.2857;
- ultrasonic oscilation amplitude in steel A=0.01 [mm]

3. Conclusions

This computational model presents the influence of acoustic frequency (fig. 4) in residual stresses field during cooling welded joining for temperature between 400-386°C. It were considered acoustic frequencies f=17.5 kHz and f=22.5 kHz; increasing of oscilation frequencies have determined an easier increasing of amplitude and residual stresses varies with phase difference of acoustic stresses induced in material. In steels, increasing of acoustic amplitude from A=0.01 mm from A=0.02 mm produces increasing quantity of induced acoustic energy in material (fig. 5).

If thermal residual stresses exceeds metallic yielding point $\sigma_c(t)$, appling of acoustic stresses in time-temperature interval produce elastic and plastic distorsions.

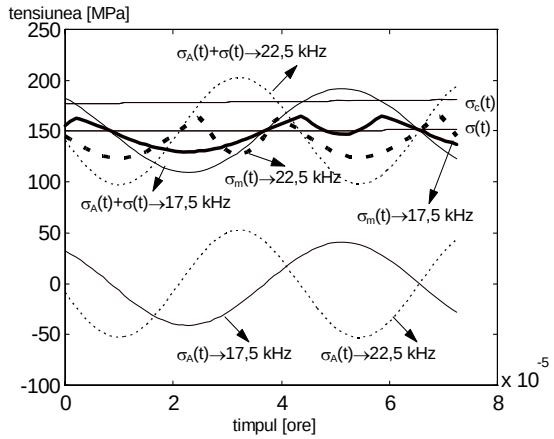


Fig. 4 Metallic yielding point variation and residual stresses during ultrasonic stress-relief for temperatures T=400°-386°C in time of 10.8 seconds when: a - f=17.5 kHz, b - f=22.5 kHz [1]

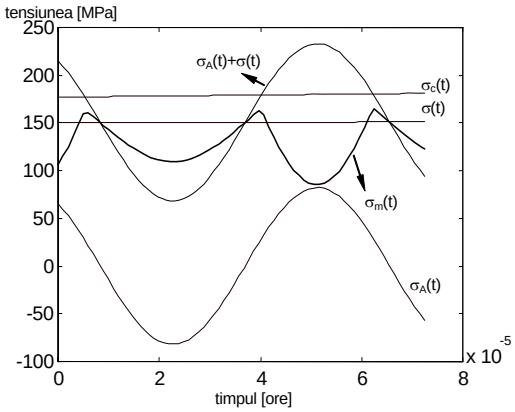


Fig. 5. Metallic yielding point variation and residual stresses during ultrasonic stress-relief for temperatures T=400°-386°C in time of 10.8 seconds when amplitude oscilation A=0.02 mm: [1]

This numerical model of ultrasonic stress-relief take in advance only elastic distorsions produced by ultrasounds.

Finally, performing utrasonic stress-relief depends by plastic yielding phenomenon near to metallic microvolumes produced by acoustic stresses which are exceeding metallic yielding point σ_c. Welding thermal residual stresses have essential influence because after these stresses are overlapping acoustic stresses induced by ultrasounds.

REFERENCES

[1]. Dumitrache C. - **Cercetări privind influența ultrasunetelor asupra elementelor de substructură şi tensiuni ale construcțiilor sudate**, Teză de doctorat, Iaşi, 2000;

[2]. Dumitrache C., Comandar C., Sabău Adrian Amariei N. - **Computational model of optimization thermal stress-relief processes at carbon steel,** 3rd International Conference "Research and development in mechanical industry" RaDMI 2003, 19-23 sept. 2003 Herceg Novi, Serbia and Montenegro;

[3]. Dumitrache C., Comandar C., Sabău A., Amariei N. - **Numerical model to compute thermal stress-relief processes at carbon steels,** The Fifth International Congress in Materials Science and Engineering May 26-28th, 2005 IASI - ROMANIA

[4]. Hopulele I., Leon D., Amariei N., Ştefan M. - **Un nou model matematic de analizare şi de optimizare a proceselor de detensionare termică**, Timişoara, 1993

[5]. Susan M., Dima A., Simionescu G., Catarschi V. - **Tragerea si trefilarea metalelor. Prelucrari cu ultrasunete**, Ed. Sedcom Libris, Iasi, 1997

METODĂ NUMERICĂ DE REZOLVARE A ECUAȚIEI DIFERENȚIALE A PROCESULUI DE DETENSIONARE CU ULTRASUNETE PENTRU UN OȚEL OLC45

REZUMAT: Această lucrare, continuarea articolelor [2] şi [3], pune in evidență rezolvarea numerică a procesului de detensionare cu ultrasunete. Modelarea acestuia s-a făcut conform "teoriei suprapunerii tensiunilor" [5]. Conform acestei teorii, efectele de volum (modificări în tensiunea de curgere a metalului) se datorează suprapunerii tensiunilor ultraacustice peste tensiunile remanente rezultate în urma regimului termic de la sudare. În final, detensionarea cu ultrasunete se produce dacă tensiunile ultraacustice au tendinta de a depăşi valoarea limitei de curgere a materialului. Acest proces este influentat de mărimile ultraacustice specifice ale undelor ultrasonice, dar şi de valorile tensiunilor interne obținute după regimul termic de la sudare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDIES ABOUT THE GRAY CAST IRON HARDENING BY USING THE VIBRATING ELECTRODE METHOD BY MULTIPLE LAYER DEPOSITION USING W ELECTROD

CARMEN NEJNERU, DAN-GELU GALUSCA, MANUELA PERJU, TUDOR RAILEANU, DRAGOS ACHITEI

Abstract: *There have been tested samples of grey cast iron, the hardening being made through W coating through the vibrating electrode method with a layer, two layers and trough double layers combined with Ti, TiC. Besides double layers combined there were also made triple layers combined. Afterwards there made photographs of macro-hardness and HV50 micro-hardness into the material in into the layer, then in order to appreciate the internal stresses were made ring specimens type Naimov. On the exterior of these specimens were made coatings with the vibrating electrode.*

Keywords: *vibrating electrode, hardness, coating, combined layer.*

1. Introduction

The superficial heat treatments with material supply are domains which interest a lot. Some of these domains are: the surfaces processing with laser beam light, diffusion treatments in plasma, coatings through heat spraying, thin layers deposits through CVD and PVD proceedings.

The alternative methods of deposit on metallic surfaces can be divided according to the technological process:

- coatings through heat spraying which use arc flame, electric arc and plasma;
- PVD coatings (vapors physical deposition) that can be with ionic coating, electron bombing and laser alloying;
- Chemical deposition (CVD).

The vibrating electrode method belongs to the same class with the electric arc coatings. The principle of hardening through electric sparks of the metallic pieces consists in the fact that in case of sparking unloading under the pulsatory current take place the polar transport of the electrode material, which represents the anode, on the surface of the piece, which is the cathode.

This material alloys the layer of the piece and by chemically combining with the atomic dissociated azotes from the air, the carbon and the material of the piece it forms

a diffusion layer which is hardened and resistant to wear. In the superficial layer forms complex chemical reactions: azotizes, carbonitriding, very stable nitridings and quenching layers.

1. Experimental results

It was used for the experiment the ferrite-pearlite grey cast iron to which the chemical composition is given in the table.

Table 1

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
3.97	2.87	0.25	0.06	0.07	0.28	0.126	0.17	0.03

We have chosen the grey cast iron because the study depends on the implementation of the method within the technological processes of the piston rings which are made of cast iron and have a powerful wear on the exterior. This made us think that we could prolong the life of the piston rings by making this micro alloying treatment.

There were made tests with layer deposition through sparking with W electrode, with a layer and two layers, but with double layer combined with Ti and TiC.

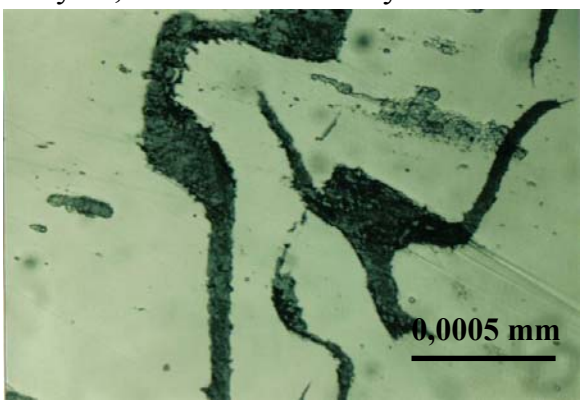


Fig.1. Base material: grey cast iron

Using W electrode we can observe that it is obtained a compact surface but with pronounced irregularities like in the figure 2. The coating had some difficulty degree because the W electrode realizes holes and jumps during the surface alloying. It was worked with high amplitude and average intensity (A_6, r_3). All the etchings were made with 5% Nital and the photos were made with a magnification power of x200 and x600.

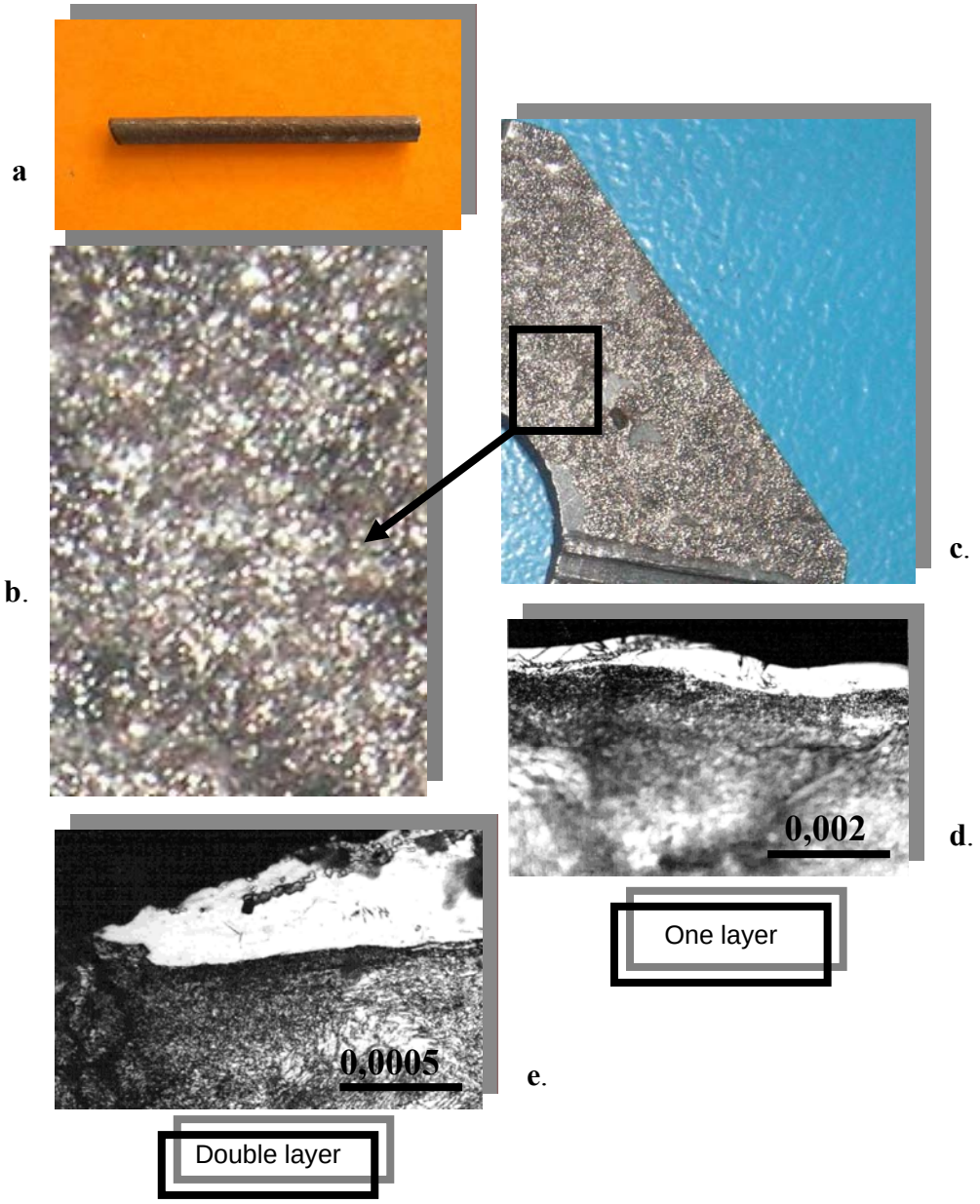


Fig.2. a. W electrode; b. Macrostructure surface with W deposition; c. Cast iron sample with W deposition by vibrating electrod; d. Microstructure of W deposition one layer; e. Microstructure of W deposition double layer

For the combined double layers I used as base Ti because it gave the layer a good compacting and anchor, the deposition was uniform and the WC was on the exterior because it gave hardness to the surface. The deposition with Ti base takes to the disparity of the defects like holes and oxides.

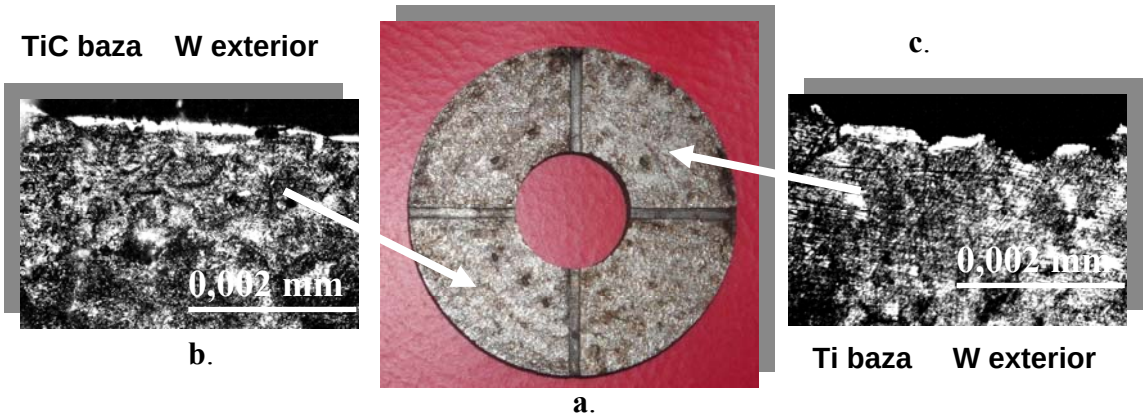


Fig.3. a. Cast iron sample with different kind of deposition-macrostructure; b. Microstructure double layer deposition, first layer TiC deposition and front layer W deposition;
c. Microstructure double layer deposition, first layer Ti deposition and front layer W

The tests were made on an apparatus type Elitron 22.

Fig.4. Elitron 22 –the installation for sputtering deposition
with different kind of electrodes

We used for the triple combined layers W as base because it has a good adherence on cast iron, Ti as an intermediate layer because it gives the combination a good toughness and on the exterior it was used a WC because it has high hardness. The second kind of sample was covered with triple combined layer having as base WC because it anchors on cast iron, TiC as an intermediate layer which leads to the

extinction of the defects like holes and oxides and on the exterior it was used W which leads to the appearance of a uniform layer.

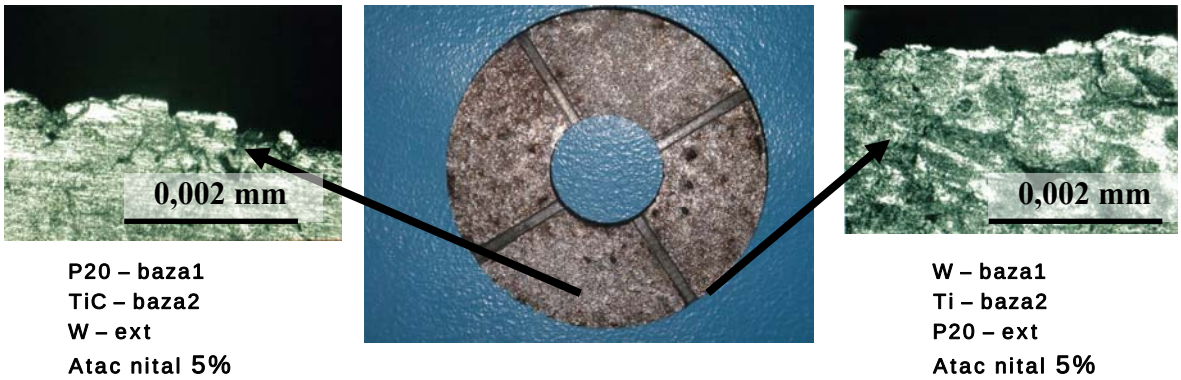


Fig.5. Cast iron sample with different kind of deposition-macrostructure; Microstructure triple layer deposition, first layer W, second layer Ti, WC exterior layer and WC first layer, TiC front layer, W exterior layer

Fig.6. Apparatus PMT3 for microhardness measurements

There were made the microhardness after the depositions by using the apparatus PMT3. It was used a weight of 50 g in order to press the diamond penetrator.

Making an average to the realized tests I noticed that we have the hardness much higher than the base material.

Table 2

Base material	W – one layer	W – double layer	Ti first layer, W front layer	TiC first layer, W front layer	W base, Ti second layer, WC front layer	WC base, TiC second layer, W front layer
400	**754,42**	**818,32**	**566,89**	**689,31**	**979,42**	**867,29**

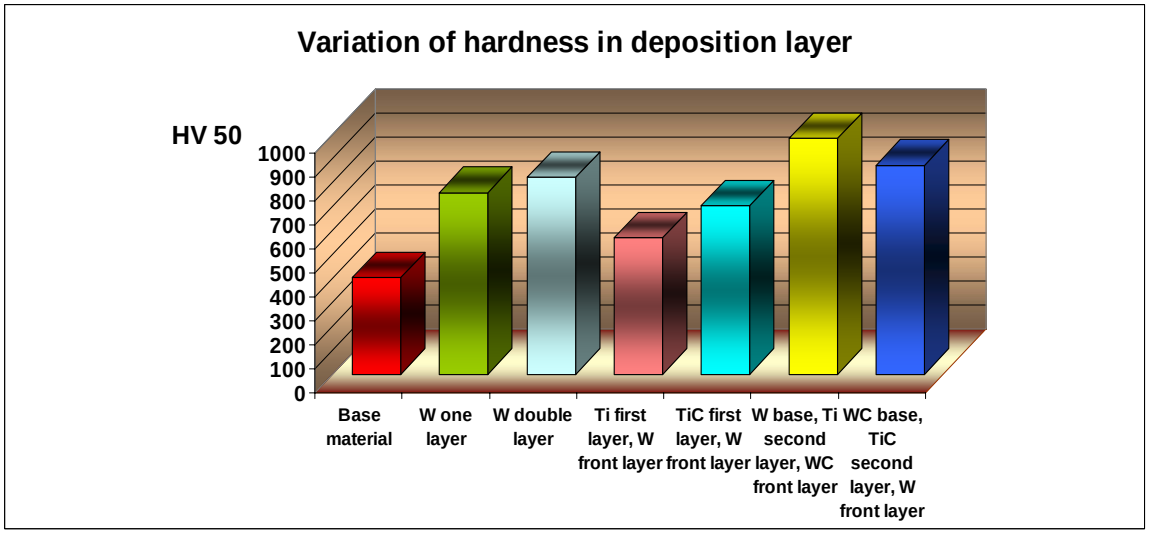


Fig.7. The graph of hardness in deposition layer

To determine the internal stresses there were used test bars type Naimov from grey cast iron.

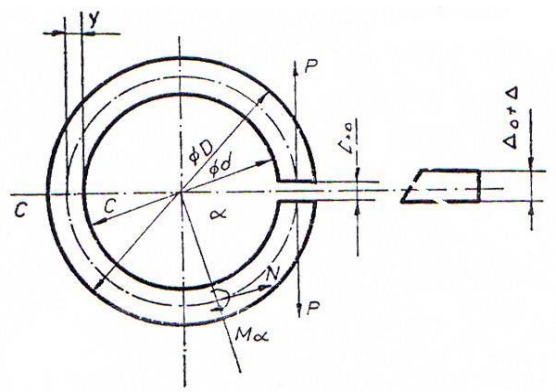


Fig.8. Test sample Naimov type

Fig.9. Test ring Naimov type

$$\sigma_f = \Delta_e \frac{Eh^2}{36\pi R^3}\left(\frac{2h}{K(2R-h)}-1\right) \quad (1)$$

The rings were stress relieving treated to the temperature of 550°C, 3 hours maintaining and cooling with the furnace. On the rings there were traced two marks like a cross, the distance between them was measured before and after cutting. The

cutting was made after deposition so that the obtain opening is proportional with the size of the introduced internal stresses. We used the calculus from curve girders for the calculus of the stresses.

The introduced stresses are mainly forging drawing that adds on the value of the existent stresses from the piston rings prolonging their function period.

Table 3

Nr. inele	Tipul depunerii	Nr. straturi depuse	Δ_r [mm]	$\sigma_{rem.}$ [N/mm^2]
I	W	1	+0,225	17,9
II	W	2	-0,76	-60,45
III	Ti-b;W-e	1+1	+0,62	49,32
IV	TiC-b;W-e	1+1	+0,44	35,1
V	W-b1;Ti-b2;WC-e	1+1+1	+0,45	35,8
VI	WC-b1;TiC-b2;W-e	1+1+1	+0,41	32,61

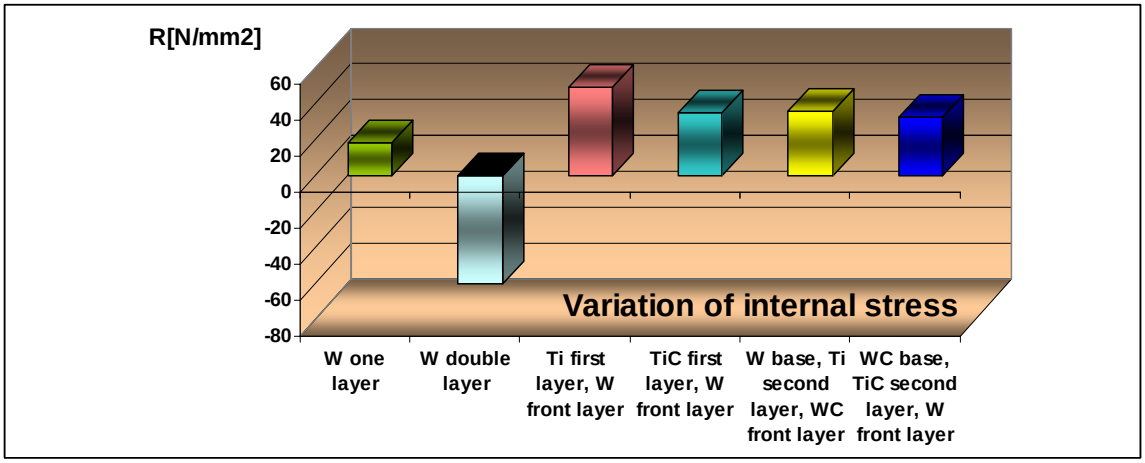


Fig.10. The graph of internal stress in different deposition layer

3.Conclusions

1.The method has practical applicability not only for restore but also for prolonging the function period of the cast iron pieces that work in intense regime like piston rings.

2.From technological point of view it works easier manually with electrodes of different dimensions: 3-6 mm diameter and the deposition are more uniform. The can also be automatic.

3.If we compare the results we can see from the graphs that the microhardness in deposition layer is almost double the microhardness of base material.

4.The most interesting thing is that the internal stress is compressions when the layer is W double layer and elongation strain at W one layer, Ti based layer and W front layer, TiC based layer and W front layer, W base, Ti second layer and WC front layer, WC base, TiC second layer and W front layer.

4. References

1. Raileanu, T.: Teza de doctorat, Contributia privind influienta unor tratamente termice din faza lichida asupra calitatii suprafetelor si rezistenta la uzare a unor repere din fonta, 2000.

2. Vermesan, G., Vermesan, E., Jichisan-Matiesan, D., Cretu, A., Negrea, G., Vermesan, H., Vlad, M.: Introducere in ingineria suprafetelor, Editura Dacia, 1999, ISBN 973-35-0922-1

Received March 15, 2007

Technical University Iasi

CERCETĂRI ASUPRA DURIFICĂRII FONTEI CENUŞII FOLOSIND METODA ELECTRODULUI VIBRATOR PRIN DEPUNERI DE STRATURI MULTIPLE FOLOSIND ELECTRODUL DE W

(Rezumat)

S-au folosit pentru testări epruvete din fontă cenuşie, iar durificările au fost realizate prin acoperiri, prin metoda electrodului vibrator, folosind electrodul de W, în strat simplu şi strat dublu, precum şi depuneri eterogene cu strat dublu şi triplu prin combinări cu electrod de TiC şi Ti. S-au realizat macrofotografii pentru aprecierea acurateții suprafeței şi microfotografii pentru evidențierea grosimii şi clarității stratului depus. S-au realizat măsurători de macroduritate HV50 şi s-au calculat tensiunile interne introduse de depuneri folosind epruvete tip Naimov.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCHES CONCERNING VARIATION OF COOLING INTENSITY OF THE SYNTHETICAL MEDIUMS LIKE POLIALCHILENGLICOL (PAG) 5% SOLUTION IN WATER MODIFIED BY ADDING 16% Na_2SiO_4 AND $CaCO_3$ (5%, 10%, 15%)

CARMEN NEJNERU, DAN GELU GĂLUŞCĂ, ADRIAN GRECU, MANUELA PERJU, ION HOPULELE

Abstract

The paper presents the experimental researches on the cooling capacity on synthetical cooling mediums dissolved in water. The experiments were made by using a silver control cylinder and in its middle was introduced a cromel-alumel thermocouple connected to an y-t recording apparatus. The measurements were made on barbotaged with air(p=2atm) and non-barbotaged mediums by varying the initial temperature (20°C, 30°C, 40°C, 50°C) and the results were tabled. It was calculated the cooling variation intensity depending on the solution concentration and were made two spatial graphs.

Keywords: *hardening, cooling velocity, cooling curve, dynamic and cinematic viscosity.*

1.Introduction

If the cooling process in hardening is properly made, the success of the operation is guaranteed and we can obtain structures in the sectioned view of the pieces (hardening martensite structures) without producing hardening defects such as: cracks, deformations or big residual stresses.

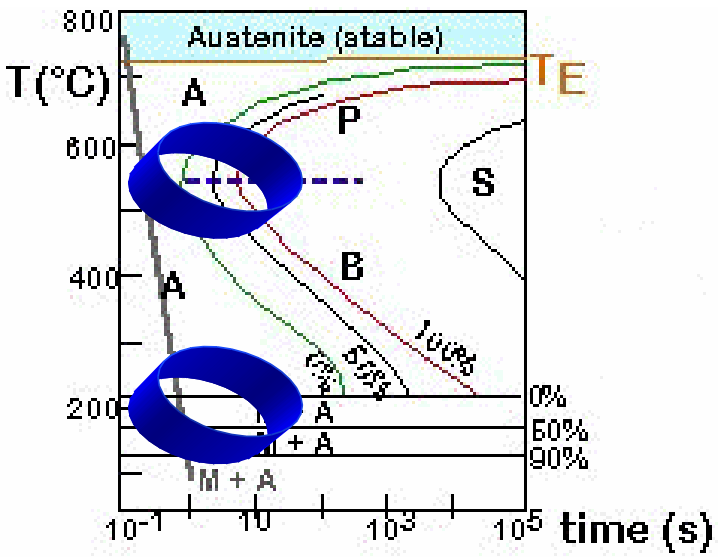


Figure 1. TTT diagrams with a theoretical cooling medium

We analyzed the cooling kinetic curves of the alloy (TRC diagram) and we also compared the cooling curves of the mediums in order to choose the right cooling medium.

The cooling mediums used until our days do not satisfy totally the demands required by the modern thermical treatments that must assure a wide-open spectrum of the physico-mecanical properties of the thermical treated pieces. They must have a low price and to maintain constant their cooling properties. In order to satisfy the demands there were used synthetical hardening mediums such as residual substances obtained from petroleum industry, the paper chemical processing industry.

2.Objectives

The oil has favorable cooling curve because it crosses quickly the minimum stability domain of the after cooled austenite and has a slow cooling velocity in the martensite domain when tensions caused by the structural transformations are very big and the thermical tensions are smaller caused by the cooling velocity. The oil has the great disadvantage that it can burn. It also is a non-ecological medium because during the process there are toxic gas emissions. This is the reason that synthetic mediums replaced the mineral oil. The synthetic mediums are non-toxic and it does not exist to the danger of ignition. Such medium is polialchilenglicol, still it does not have the same cooling properties in hardening as oil, and the tests make on different concentrations and different initial temperatures of the cooling medium in order to choose the optimum alternative.

P.A.G. has the following characteristics:

- great compatibleness in water;
- reverse solubility in water;
- instability at 50-100°C

The property of reverse solubility in water is interesting in cooling pieces because P.A.G. is soluble in cold water and insoluble in warm water meaning that when the hot piece immerse the glycol separates from water and surrounds the piece modifying cooling in high temperatures (also film boiling).

PAG solutions do not have the same good cooling properties as oil and in order to improve them it is added different modifiers.

5% PAG solutions in water have been modified by adding 16% Na_2SiO_4 and $CaCO_3$ (5%, 10%, 15%) to increase cooling rate on temperatures ranges 700-300°C (as an effect of $CaCO_3$) and also to decrease the cooling rates on the temperature range 300-100°C (as an effect of Na_2SiO_4).

It was chosen $CaCO_3$ as a modifier of the hardening compound because it has the following properties:

- it dissolves in H_{2O} and weakly reacts with organic substances without degrading them;
- it improves the heat conductance;
- it raises boiling temperature of water so that the film boiling produces to a lower temperature;

The second modifier Na_2SiO_4 has the following desirable properties:

- it worsens the heat transfer between the medium and piece, in temperatures smaller than 300°C, which removes the danger of cracks appearance;
- it raises the boiling temperature of the compound;
- it raises viscosity.

3.Results

It was used a silver control cylinder for determining the cooling capacity of a medium. Inside the control cylinder was assembled a chromel-alumel thermocouple which allows temperature measurement by a y-t recording apparatus. The test bar gets warm until the wanted temperature (800°C) and then cools in the analyzed medium. The silver test bar has the following sizes and characteristics:
Ø = 13 [mm], h = 28 [mm], S = 1408 [mm^2], m = 39.9 [g], ρ_{Ag} = 10.5 g/cm^3,
λ_{Ag} = 418.5 W/m-K

The installation used in experiments includes:

- electrical pipe; y-t recording apparatus; triangular signal generator; thermostat tube;
  cooling tube; silver test bar with chromel-alumel thermocouple.

Figure 2. Experimental installation used for cooling curves determination

The test bar got warm in the pipe until 800°C and then conducted in P.A.G. barbotaged with air (p=2atm.) medium solution, the cooling curve recorded by "y-t recording apparatus".

The cooling intensity is a parameter which gives us information about the used area of the cooling mediums. It represents a global parameter.
For calculation it was used the global coefficient of heat transfer:

$$\alpha_g = \frac{\alpha_1 \cdot \Delta t_1 + \ldots + \alpha_8 \cdot \Delta t_8}{t_{total}} \quad (1)$$

$$\alpha_i = \frac{3600 \cdot m \cdot c}{\Delta t_u \cdot S} \cdot \ln \frac{T_i - T_0}{T_f - T_0} [W/m^2K] \quad (2)$$

Where :

m = 0.0399 [kg] test bar weight;
c = 0.056 [Kcal/kg·grad] heat capacity at silver;
S = 0.0014408 [m^2] test bar surface;

Δt[s] time ranger;
Ti, T_f [ºC] the initial and final temperature range;
T_0 the medium temperature;

Cooling intensity $H = \frac{\alpha_g}{2\lambda}[m^{-1}]$ (3)

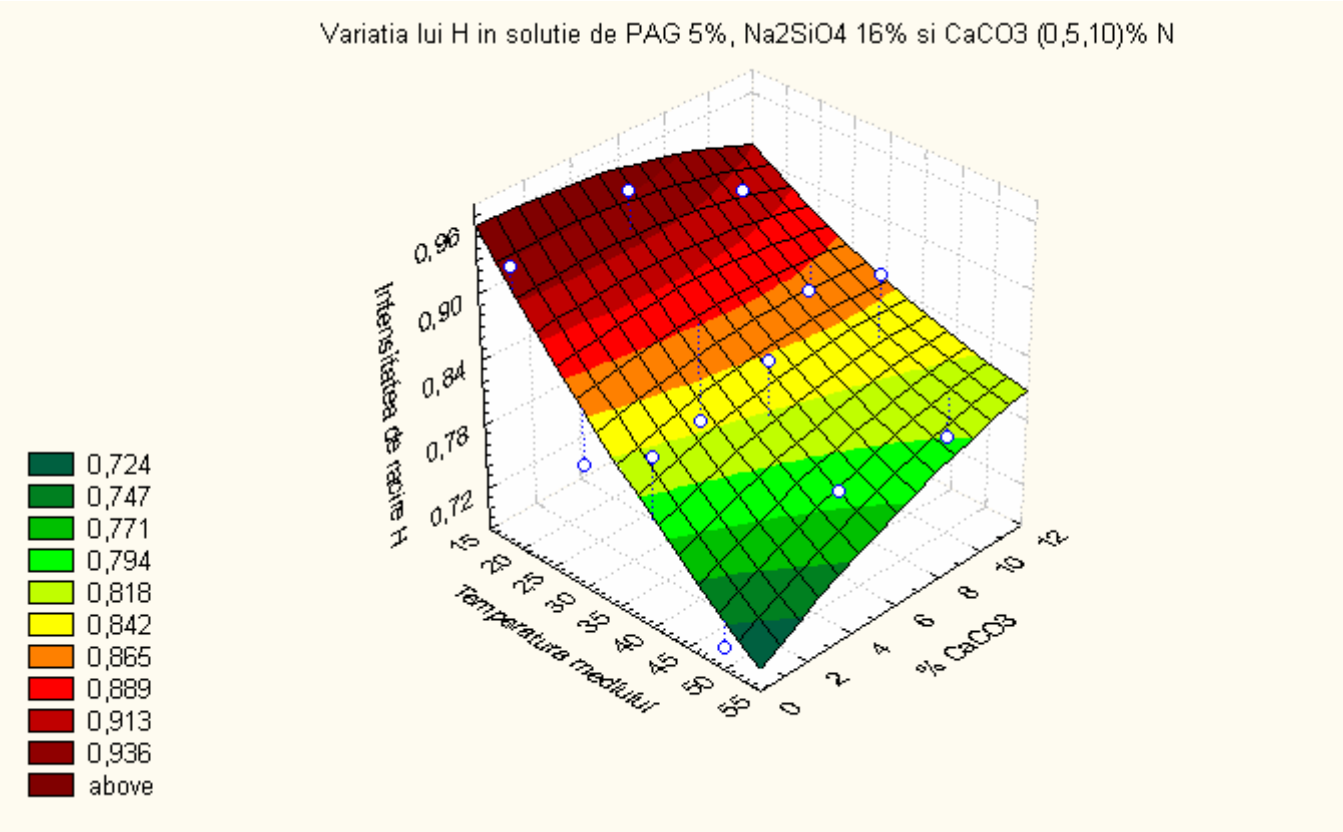
Table 1

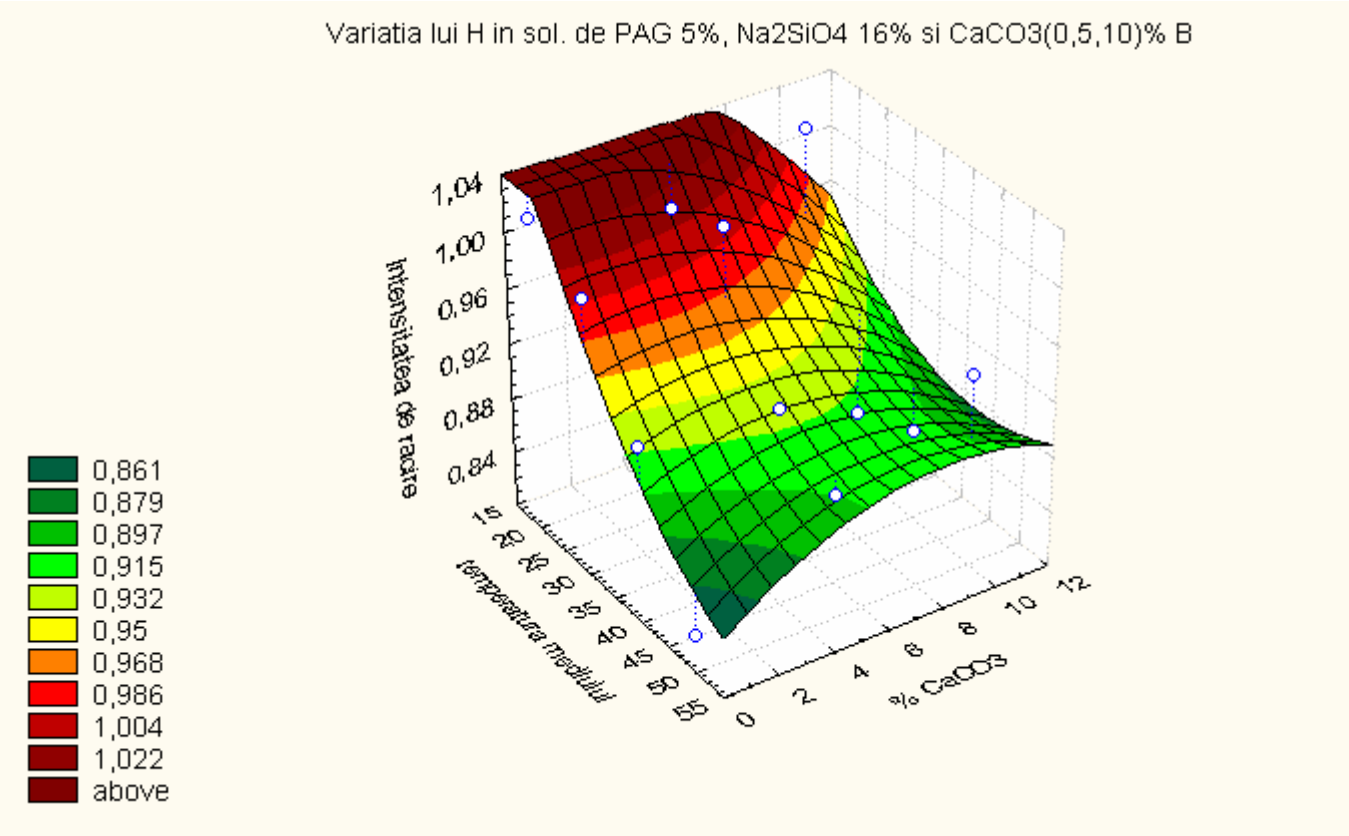
Cooling intensity variation H for solution PAG modified with Na_2SiO_4 16% and $CaCO_3$(0,5;10)% barbotaged with air (p=2atm.)		
Medium temperature	% $CaCO_3$	H
20,000	0,00	1,024
30,000	0,00	0,999
40,000	0,00	0,928
50,000	0,00	0,827
20,000	5,00	0,999
30,000	5,00	1,016
40,000	5,00	0,918
50,000	5,00	0,889
20,000	10,00	1,024
30,000	10,00	0,846
40,000	10,00	0,866
50,000	10,00	0,938

Table 2

Cooling intensity variation H for solution PAG modified with Na_2SiO_4 16% and $CaCO_3$(0,5;10)% non-barbotaged		
Medium temperature	% $CaCO_3$	H
20,000	0,00	0,941
30,000	0,00	0,796
40,000	0,00	0,838
50,000	0,00	0,701
20,000	5,00	0,955
30,000	5,00	0,777
40,000	5,00	0,866
50,000	5,00	0,782
20,000	10,00	0,905
30,000	10,00	0,843
40,000	10,00	0,889
50,000	10,00	0,772

The results were put in tables and then there were made spatial graphs.





4.Conclusions

1.It can be noticed from the above tables that cooling intensity H is smaller at 50°C and bigger at 20°C both in calm and barbotaged medium.

2.It can be noticed by consulting graphs that PAG solution 5 % with modifiers has the cooling intensity bigger at barbotaged medium (1,024 [m^{-1}]) at 20°C and smaller at non-barbotaged mediums (0,7 [m^{-1}]) at 50°C.

5.References

1. I.Hopulele, G. D. Galuşcă, I. Alexandru - Tratamente termice şi termochimice, vol. I şi II, Rotaprint Iaşi, 1983

2. R. Dudau - Medii de răcire pentru călire, referat pentru pregătirea la doctorat

Received March 15, 2007

Technical University Iasi

CERCETĂRI PRIVIND VARIAȚIA INTENSITĂȚII DE RĂCIRE A MEDIILOR SINTETICE TIP POLIALCHILENGLICOL (PAG) 5% SOLUȚIE ÎN APĂ MODIFICATE PRIN ADĂUGAREA 16% Na_2SiO_4 AND $CaCO_3$ (5%, 10%, 15%)

(Rezumat)

Lucrarea prezintă cercetări experimentale asupra capacității de răcire a mediilor de răcire sintetice tip PAG 5% dizolvat în apă cu modificatori $CaCO_3$ (5%, 10%,15%) şi $NaSO_4$(16%). Experimentele au fost realizate folosind o epruvetă cilindrică din argint în centrul căreia a fost montat un termocuplu cromel-alumel conectat la un inscriptor y-t.

Măsurătorile s-au realizat pe medii barbotatecu aerla presiunea de 2 atmosfere şi nebarbotate variind temperatura inițială (20°C, 30°C, 40°C, 50°C) iar rezultatele au fost tabelate şi s-a calculat intensitatea de răcire în fiecare din cazuri. În final au fost trasate două grafice spațiale de variație a intensității de răcire funcție de temperatura inițială şi concentrația în $CaCO_3$ a soluției.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ON QUANTUM MECHANICS NAVIER – STOKES ANALOGUE AND SOME OF ITS APPLICATIONS

BY

VASILE BULANCEA AND MARCEL AGOP

Abstract: *By using the hydrodynamic model of the quantum mechanics, the Navier- Stokes analogue of this mechanics is developed. It has been found that, at a nanometer scale, there is as a datum, a tensor of the induced voltages of the quantum potential.*

Keywords*: Cryogenic treatment, Navier- Stokes analogue, mathematical model, tensions' tensor, conservation of energy***.**

1. Introduction

The Bohm formulation represents the probability distribution of a particle as a classic fluid (in the sense of an ensemble of particles) which moves both in the classical external field, and in its own field, Φ_B, known as the Bohm potential [1].

$$\Phi_B = -\frac{h^2}{4m}\left[\frac{\nabla^2\rho}{\rho} - \frac{1}{2}\left(\frac{\nabla\rho}{\rho}\right)^2\right] \tag{1}$$

where h is Plank's reduced constant, and m is the rest mass of the test particle.

Now, by means of the Schrödinger's equations, the equations of motions are:

$$\begin{cases} \left(\dot{\rho}\right) + \nabla\left(\dfrac{\rho\nabla S}{m}\right) = 0 \\ \dfrac{\partial S}{\partial t} + \dfrac{(\nabla S)^2}{2m} + \Phi_B + V(x) = 0 \end{cases} \tag{2}$$

or, for $\vec{\vee} = \dfrac{\nabla S}{m}$

$$\dot{\rho} + \nabla\left(\rho\vec{\vee}\right) = 0 \tag{3}$$

$$m\frac{d\vec{\vee}}{dt} = m\frac{\partial\vec{\vee}}{\partial t} + m(\vec{\vee}\cdot\nabla)\vec{\vee} = -\nabla(\Phi_B + V) \tag{4}$$

with V the classical external potential.

The parameter Φ_B appears as the kinetic energy of the Schrödinger's theory. By applying the "virial theorem" and of the statistic mechanics, the last ones suggest that Φ_B must be treated rather as a term of the kinetic equation than of the potential one. Our purpose is to show that this can be done by replacing Φ_B with a stress tensor due to viscosity (see the analogy with fluid mechanics, [2- 5]).

2. Mathematical model

We define a symmetrical tensor σ by:

$$\sigma_{ij} = \frac{h^2}{4m}\rho\nabla_{ij}\nabla_j \ln\rho = \frac{h^2}{4m}\left[\nabla_i\nabla_j\rho - (\nabla_i\rho)(\nabla_j\rho)/\rho\right] \tag{5}$$

The divergence of this tensor equals the force density associated with Φ_B,

$$\nabla\sigma = -\rho\nabla\Phi_B \tag{6}$$

Therefore σ identifies itself with the tensor of viscosity stress of the Navier- Stokes equation [2-5]:

$$m\frac{d\vec{\vee}}{dt} = \nabla\sigma - \rho\nabla V \tag{7}$$

The density of the momentum flux is:

$$\pi_{ij} = m\rho\vee_i\vee_j - \sigma_{ij} \tag{8}$$

and it satisfies the equation of the impulse current:

$$m\frac{\partial\left(\rho\vec{\vee}\right)}{\partial t} = -\nabla\pi - \rho\nabla V \tag{9}$$

In order to complete the analogy with the classical fluid mechanics [5], we introduce a "kinematical quasi-speed"

$$\vec{u} = \frac{h}{2m}\nabla\ln\rho \tag{10}$$

as well as the kinematical and dynamic viscosities [6]:

$$\vee = \frac{1}{4mh}, \quad \eta = \frac{1}{4} h\rho \tag{11}$$

The Reynold's number associated with $\vec{u}$ gives us a form of the uncertainty principle

$$R = \frac{\Delta x |u|}{\vee} = \frac{4m\Delta x |u|}{h}$$

because we do not expect analytical solutions for R≤2 (for details see [7]).
The tensions' tensor has now the well-known form:

$$\sigma_{ij} = \eta \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \tag{12}$$

The kinematical quasi-speed $\vec{u}$ does not represent the real mechanical motion, but it contributes to the momentum transfer and energy concentration. This can be clearly seen from the absence of $\vec{u}$ in the continuity equation:

$$\dot{\rho} + \nabla \left(\rho \vec{\vee} \right) = 0$$

and from the role played by the variational principle, which can be written for the energy states as:

$$\frac{\partial E}{\partial S} = 0, \quad \frac{\partial E}{\partial \rho} = 0 \tag{13}$$

$$E = \int \rho \left(\frac{(\nabla S)^2}{2m} + \frac{h}{8m} \left(\frac{\nabla \rho}{\rho} \right)^2 + V \right) dx = \int \rho \left(\frac{m \vec{\vee}^2}{2} + \frac{m \vec{u}^2}{2} + V \right) dx = \int \left[\frac{1}{2} Tr\pi + \rho V \right] dx \tag{14}$$

3. Conclusions

Any interpretation of σ in hidden variables needs to take note of the "self" or internal nature of the momentum transfer. When stored in the form of mass motion and potential energy (like in the classical case), part of it has still another origin and only the total energy is conserved. Only the conservation of energy and momentum ensures the reversibility and existence of the proper states, but this denies a form of Brownian motion for the interaction with the external medium. Moreover, the existence of such a tensor implies at a nanometer scale, an additional tension (stress?) as compared to the usual ones (thermodynamic tensions etc), as in the case of cryogenic treatments applied to metals and metallic alloys [8, 9].

Received April 30, 2007

The "Gh. Asachi" Technical University of Iasi,

References

[1]. Ţiţeica, Şerban, Mecanica cuantică, Ed. Academiei, Bucureşti, 1983.
[2]. Amenzade, Yu.,A., Theory of Elasticity, Moscow, 1979.
[3]. Beju, I.,Soos,E., Teodorescu, P.,P., Tehnici de calcul apinorial şi tensorial neecludian cu aplicaţii. Ed. Tehnică, Bucureşti, 1979.
[4]. Teodorescu, P.,P., Ilie, V., Teoria elasticităţii şi introducere în mecanica solidelor deformabile, Ed. Dacia, Cluj-Napoca, 1976.
[5]. Landau, L.,D.,Lifshitz, E.,M., Mecanique des fluids, Moscou, 1967.
[6]. Harvey, R.,J., Physical Revue, vol.152, 1966, p.1115.
[7]. Keashaw, D., Physical Revue, vol.136, 1964, p. 1850.
[8]. Alexandru, I., Bulancea, V., Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel. *Effect of Cryogenic Cooling on Residual Stresses, Structure and Substructure* – Ed. by G. Totten, M. Howes, T. Inoue, ASM International®, March 2002.
[9]. Meng, F., Tagashira, K., Azuma, R., Sohma, H., Role of Eta-carbide Precipitations in the Wear Resistance Improvements of Fe-12Cr-Mo-V-1,4C Tool Steel by Cryogenic Treatment, ISIJ Intl., Vol.34, (1994), No.2, p.205-210.

ASUPRA ANALOGULUI NAVIER – STOKES AL MECANICII CUANTICE ŞI CÂTEVA DIN IMPLICAŢIILE SALE

(Rezumat)

Beneficiile obţinute de tratamentul criogenic la temperaturi până la -180^{0}C pot fi explicate şi prin apariţia unui tensor la scară nanometrică ca o tensiune suplimentară faţă de cele clasice. Utilizând modelul hidrodinamic al mecanicii cuantice se poate construi analogul Navier-Stokes acestei mecanici. Astfel s-a determinat că la scară nanometrică există, ca un datum, un tensor al tensiunilor indus de potenţialul cuantic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DURABILITY EVALUATION FOR CRYOGENICALLY TREATED BEARINGS

BY

VASILE BULANCEA, DORIN CONDURACHE, OCTAVIAN LUPESCU, FLORIN TUDOSE-SANDU VILLE

Abstract. *The thermal treatment under 0^0C decreases the quantity of residual austenite and has a drastic influence on reliability of bearing elements too.*

Keywords*: Cryogenic treatment, reliability, durability test, Weibull's model.*

A. Bearings' reliability - basic aspects

The ball test of bearings is governed by the company standard SF 28103-2001 with the view to estimate the bearings' reliability.

For the most accurate estimation of the bearings' durability, the interactive influence of the parameters given in Figure 1 has to be taken into account.

By analyzing the interdependence of the parameters presented in Figure 1, one can notice the importance of the material on the bearing durability, as well as the multitude of factors that co-operate in the material quality.

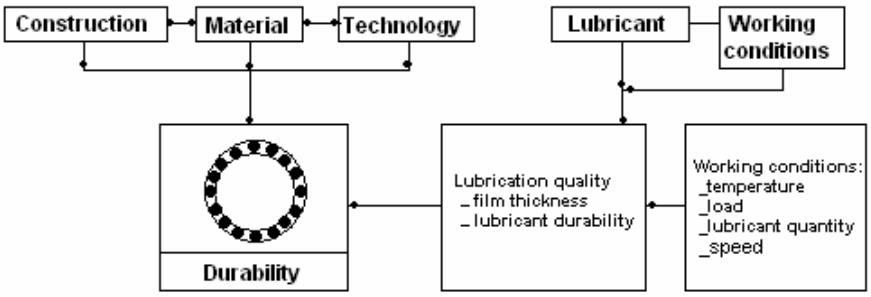


Figure 1. The parameters that influence the bearings durability.

The bearing reliability has a special importance in the intensive exploitation of the machines and installations. This aspect has led to the computation determination of the bearings estimative durability considering certain damaging probabilities.

A.1 The reliability function

It is quantitatively defined by the probability of faultless operation within the range of an imposed time period (t) and under given operating conditions.

The bearing reliability can be considered under the following specific aspects:

* the intrinsic reliability (F_i) – specific to bearing, is checked under laboratory conditions;
* the exploitation reliability (F_e) – determined for conditions specific to a given exploitation
* the operational reliability (F_o) – characterizes the ball utilization and its value is determined from the relationship:

$$F_0 = F_i \cap F_e$$

What is being determined (according to SF 28103-2001) is the intrinsic reliability (F_i), under laboratory conditions, on stands, at which the bearing operation duration is restricted by the contact fatigue endurance limit of one of its elements due to the occurrence of the pitting phenomenon.

Within the reliability studies applied to bearings, the following notations are consecrated for the parameters of the Weibull distribution function:

$$F(L, L_o, a, e) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{L - L_0}{a}\right)^e\right] \text{ pentru } L \geq L, \tag{1}$$

where L denotes the durability expressed in millions of rotations or in working hours.

The durability indicators pursued while testing a lot of ball bearings on stands are the followings:

- L_{10} – the basic durability or the rated working duration for a 90% survival probability prior to the appearance of the material first contact fatigue signs (the pitting phenomenon) at one of the bearing elements.;
- L_{50} – the average durability or the survival probability of 50% of the bearings from the lot subjected to tests at a constant speed of rotation and load, prior to the appearance of the first signs of material contact fatigue signs at one of the bearing elements.

A.2 The durability test for bearings on the stand implies the existence of a mathematical model (Weibull's model, Lundberg's and Palmgren's model, ISO 77 model; SKF 83 model, SKF 89 model), the extraction volume (lot size) and the optimum test plan.

A.2.1 *The optimum mathematical model* for the study of the bearing reliability is *the Weibull's distribution function* (the theoretical distribution close to the empiric distribution obtained based on experimental data).

This distribution depends on three parameters, expressed as:

* Failure intensity

$$\lambda(t) = \frac{k}{\theta}\left(\frac{t-\gamma}{\theta}\right)^{k-1} \tag{2}$$

* Reliability function,

$$R_{(t)} = \exp\left[-\left(\frac{t-\gamma}{\theta}\right)^k\right]; \tag{3}$$

* Distribution function,

$$F_{(t)} = 1 - \exp\left[-\left(\frac{t-\gamma}{\theta}\right)^k\right]; \tag{4}$$

* Probability density,

$$F(t) = \frac{k}{t}\left(\frac{t-\gamma}{\theta}\right)^{k-1} \cdot \exp.\left[-\left(\frac{t-\gamma}{\theta}\right)^k\right] \tag{5}$$

where: t = bearing's working life (service life), (10^6 rots) or (hours)

k = the shape parameter in the Weibull distribution (Weibull slope);

θ = scale parameter in the Weibull distribution;

γ = localization parameter in the Weibull distribution,

and they satisfy the relationships: $k, \theta \in R^+$, $\gamma \in R$, $t \geq \gamma$, and $t < \gamma \Rightarrow F(t) = 0$.

The localization parameter γ has no influence on the dispersion condition, since it represents the minimum duration at which the failures may appear and permits the change or advance of the time origin.

By considering that $\gamma = 0$, the Weibull's distribution becomes bi-parametric.

In the reliability evaluation for bearings the both versions of the Weibull distribution (bi- and tri-parametric) are used, depending on the experimental values obtained in the corresponding test, as well as on the evolution in the corresponding sequence. The tri-parametric version is more exact.

A.2.2 *The volume n of the extraction* of elements subjected to experiments (the lot size). The optimum recommended extraction volume is n = 20 bearings.

One has considered r = the number of ball bearings deteriorated during the tests.

The bearings' tests may be complete and incomplete.

* Complete tests: $n = 20$; $r = 20$. $r/n = 20/20$- the tests are carried out until all the bearings fail.

* Incomplete (speedy) tests:

- *censored tests* at the level r, out of the n bearings subjected to tests

- *truncated tests*, at which the reliability tests stops after the lapse of a pre-established total duration t_r ;

- *sequential tests*, at which the decision to stop the tests may be taken at any moment, depending on the number of deteriorated bearings and the global tests duration.

The incomplete tests are also carried out at an initially pre-established regime.

A.2.3 *The test plan* recommended for the speedy tests is:

a. *r/n = 8/20,* or

b. r/n = 10/20.

A.3 *The composition of the bearings lot* for durability tests on stands is established as follows:

a. For the test plan 8/20, the lot size is of 30 bearings;

b. For the test plan 10/20, the lot size is 32 bearings;

c. For the test plan 20/20, the lot size is 42 bearings.

A.4 The methodology for bearings durability tests on a stand.

A.4.1 *Testing diagram*

The tests meant to evaluate the bearings durability uses the most common case of loading the rings with peripheral load on the inner ring and a local load on the outer ring.

The tests are carried out with the inner ring in rotation, and the load is applied on the outer steady one (Figure 2).

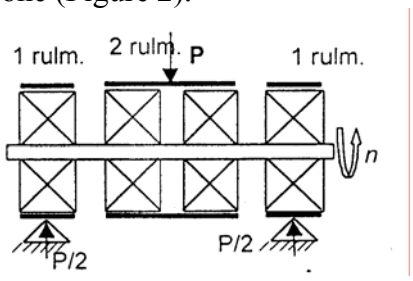


Figure 2. The loading diagram for durability measurements at radial ball/roller bearings.

A.4.2 *Test regimes*

In order to calculate the loads applied on the bearings subjected to reliability tests, the following value relationships are recommended:

a. radial ball bearings C/P= 3;

b. radial axial ball bearings and self-aligning bearings C/P= 5;

c. other ball and roller bearings: C/P= 4,

where C= the basic dynamic load, and P= the load applied on the bearing.

A.5 Reliability evaluation of the stand tested bearings lot

A.5.1 *Calculation of the real basic durability L_{10} and real median durability L_{50}*

In the case when the bi-parametric Weibull distribution is used:

$$L_{10} = \theta^{1/k}(0{,}10536)^{1/k}, \quad L_{50} = \theta^{1/k}(0{,}69315)^{1/k} \tag{6}$$

In the case of the tri-parametric Weibull distribution:

$$L_{10} = \theta^{1/k}(0{,}10536)^{1/k} + \gamma, \quad L_{10} = \theta^{1/k}(0{,}69315)^{1/k} + \gamma \tag{7}$$

The values of L_{h10} and L_{h50} expressed in hours, are calculated with the relations:

$$Lh_{10} = L_{10}\frac{10^6}{n \cdot 60}, \quad Lh_{50} = L_{50}\frac{10^6}{n \cdot 60}, \tag{8}$$

where n is the number of rotations per minute executed by the bearing.

A.5.2 *The calculation of L_{10} and L_{50} by the maximum verisimilitude method* is carried out starting from the results of bearing lot tests, which we arrange in an increasing order, taking into account only the first 8 worn out bearings: $t_1 \le t_2 \le \ldots\ldots \le t_{r-8} \ldots\ldots \le t_{n-20}$, or for tri-parametric form of Weibull function: $|t_1 - \gamma| \le |t_2 - \gamma| \le \ldots |t_{r=8} - \gamma| \le \ldots \le |t_{n=20} - \gamma|$ where we have:

t_1 = the time interval within which the ith bearing is tested, since the test beginning till the appearance of the pitting phenomenon on one of the bearing parts; (i=1, 2, …r, …n).

n = the number of bearings at which the pitting phenomenon occurs while testing the n bearings of the lot. It is considered that r = 8.

γ = the localization parameter in the Weibull distribution.

With regard to the other 12 bearings of the lot that follow after the ordered sequence of the 8 bearings worn out due to the appearance of the contact fatigue phenomenon, we only know that they have realized durability of at least the value corresponding to the 8th bearing; mathematically speaking, we know about the parameters t_i (i<r) that $t_i \ge t_r$ (t is generally the bearing operation life until the appearance of the pitting phenomenon).

Since the values of t_i ($\ge t_r$), therefore with i > r, were not considered in the calculus, we can consider them as being equal with the value of the 8th ball and, as a rule, we are not aware of the reached value.

The Weibull distribution will be used in the bi/tri-parametric versions:

- if $t_s/t_1 \le 4.5$ the tri-parametric distribution is used;
- if $t_s/t_1 > 4.5$, the bi-parametric distribution is used.

B. Experimental evaluation of durability

The reliability (in the context of durability) of an individual bearing or a lot of apparently identical bearings that work under similar normal working conditions, represents the probability of its/their operation according to the pre-established parameters and specifications, such that the bearing/bearings reaches or exceeds the durability L_{calc} determined for the working conditions at which the bearing is subjected.

The durability tests are meant to determine the durability indicators necessary to establish the durability parameters distribution laws and to estimate the real values or the probable intervals which contain the real values.

The tests carried out by S.C. RULMENTI S.A. Barlad are of the laboratory type classified according to STAS R 12007/1-81.

B.1 The recommended test plan

Since at S.C. RULMENTI S.A. Barlad there is no free test stand, and the test intervals are very large, we chose the plan of incomplete (speedy) tests, *censored tests* respectively, at the level *r*, when the durability test is considered finished after the deterioration of a number *r*, out of the *n* elements subjected to tests.

The recommended plan for the speedy tests is: r/n = 8/20.

For the test plan r/n= 8/20, the lot size is of 30 bearings, such that each of the 8 bearings that get deteriorated by contact fatigue (revealing failure) could be replaced, at which 2 more bearings are added that might get out of service due to other independent causes of bearing operation (deviations from the technical execution conditions, disturbances/deviations in the stand operation, etc). These two bearings are excluded from the test results estimation.

B.2 Bearings preparation

The tests were carried out on two types of bearings produced at S.C. RULMENTI S.A. Barlad: annular ball bearings 6204 UG and cylindrical roller bearings NU 205 ES.

The 30 pieces lots for *r/n = 8/20* were constituted as follows:

A. Witness lots (classical thermal treatment): $\mathbf{A_1}$ – bearings 6205 UG; $\mathbf{A_2}$ – bearings NU205 ES.

B. Lots treated at -30^oC: $\mathbf{B_1}$ – bearings 6205UG; $\mathbf{B_2}$ – bearings NU205ES

C. Lots treated at -70^oC: $\mathbf{C_1}$ – bearings 6205UG; $\mathbf{C_2}$ – bearings NU205ES.

B.3 Bearing durability test stands

The test method is with the inner ring in rotation and the outer steady ring on which the load is applied.

B.4 Loading regimes

In order to calculate the loads applied to the bearings subjected to reliability tests, the following value relations are recommended:

a. annular ball bearings *C/P = 3*;

b. annular roller bearings *C/P = 10/3*.

where: **C** is the basic dynamic load, and **P** is the applied load.

During the durability stand test, the driving speed of the inner ring, i.e. of the roll carrying axle, should take values within the range $n = (0.4.....0.6)n_l$, where n_l is the catalogue limit of the speed of rotation.

In the case when the indicated speeds of rotations can not be reached on the stand, one can adopt the maximum values permitted on the corresponding stand.

B.5 The calculus of theoretical durability

B.5.1 *Reference: bearing 6204 UG* (computation example)

Stand type: LBT 3000;

Beneficiary: URB- certification;

Computation basis: NIR 002- 77, RULMENTI S.A. Barlad
Project RELANSIN
Constructive diagram of the stand

Project data: C_r = 12.8 kN (dynamic capacity on a 6204 bearing)
n_{limit} = ball limit speed of rotation

Calculus of the necessary elements:

C_r = 12.8 daN

C_{rgroup} = Cr x i (i = 2 bearings r_n group)

C_{rgroup} = 1280 x 2 = 2560 daN

From the recommended C_r /P = 3, it follows that:

The necessary compression force (P from Figure 2):

P = C_r / 3 = 853 daN (drive is performed by direct transmission, with no lever, compression spring loading).

The speed of rotation n = (0.4...0.6) x n_{limit} = (0.4 …0.6) x 15000= (6000 …9000) rpm. One chooses n = 3100rpm (realizable on the stand).

Theoretical durability is: $L_{10} = 16666 \times (C/P)^3 / n$

$\underline{L_{10} = 16666 \times 3^3 / 3100 = 145 \text{ hours}}$

B.6 Computation card of real basic durability L_{10} and real durability L_{50} through the method of maximum verisimilitude (Simplified calculation method-calculus example).

6.1. **A1 lot** (bearing 6204 UG, classical thermal treatment)- witness lot.

After the stand tests of a lot of n= 20 bearings, 8 bearings resulted out of use due to the appearance of the pitting phenomenon, the following durability being realized:

$$T_i = (112, 145, 157, 177, 197, 266, 321, 358) \text{ hours.}$$

The parameters L_{10} and L_{50} of the Weibull distribution are calculated according to the following methodology:

1* . One calculate the ratio $t_8 / t_1 = 3.2 < 4.5$ therefore the tri-parametric Weibull distribution is used.

2* . The average durability value is calculated with the relation:

$$\hat{t} = \frac{\sum_{i=1}^{r} t_i + (n-r)t_8}{r} = 753{,}8.$$

3*. The value of the localization parameter $\hat{a}$ is calculated with the relation

$$\hat{a} = \frac{1}{n-1}\left(n \cdot t_1 - \hat{t}\right) = 78$$

4*. The Table 1 is drawn up for the computation of the specified relations:

Table 1

Nr.crt.	t_i	$t_i - \hat{a}$	$\lg(t_i - \hat{a})$	$(t_i - \hat{a})^{\hat{k}}$
1	112	34	1,53147	46,69
2	145	67	1,82607	97,81
3	158	80	1,90309	118,67
4	177	99	1,99563	149,70
5	197	119	2,07554	182,95
6	266	188	2,27415	301,18
7	321	243	2,38560	398,39
8	358	280	2,44715	464, 94
$\sum$	1734	-	16,4387	1760,33

5*. The form parameter $\hat{k}$ is calculated with the relation:

$$\hat{k} = \frac{0{,}428}{\lg\left(t_r - \hat{a}\right) - \frac{1}{r}\sum_{i=1}^{r}\lg\left(t_i - \hat{a}\right)} = 1{,}09\,;$$

6*. The form parameter $\hat{\theta}$ is calculated with the relation:

$$\hat{\theta} = \frac{1}{r}\left[\sum_{i=1}^{r}\left(t_i - \hat{a}\right)^{\hat{k}} + (n-r)\left(t_8 - \hat{a}\right)^{k}\right] = 917{,}4\,;$$

7*. The parameter $\hat{T}$ is calculated with the relation:

$$\hat{T} = \theta^{1/k} = 917{,}4^{1/1{,}09} = 522{,}3\,;$$

8* . The value of the real basic durability L_{10} is computed with the relation:

$$\hat{L}_{10} = \hat{a} + \hat{T}(-\ln 0{,}9)^{1/\hat{k}} = 144 \text{ hours;}$$

almost identical to the theoretical durability calculated based of the bearings dynamic capacity.

9* . The value of the median durability L_{50} is calculated with the relation:

$$\hat{L}_{50} = \hat{a} + \hat{T}(-\ln 0{,}5)^{1/\hat{k}} = 451 \text{ hours.}$$

Similarly, the values of the real basic durability L_{10} and median durability L_{50} are calculated for all the studied bearings lots (B1, C1, A2, B2, C2).

The durability values processed at item B.6 are concentrated in Table 2.

Table 2

Bearings	Thermal Treatment	Lot	L_{10}		L_{50}	
			[h]	[%]	[h]	[%]
6204 UG	TT- classical	A1- witness	144	100	451	100
	CT(- 30^{0}C)	B1	165	114,6	524	116,2
	CT(- 70^{0}C)	C1	193	134	608	134,8
NU205ES	TT- classical	A1- witness	3867	100	12528	100
	CT(- 30^{0}C)	B1	4478	115,8	14202	113,4
	CT(- 70^{0}C)	C1	5048	130,5	16243	129,6

*Note: TT- classical thermal treatment; CT- cryotreatment

By analyzing the Table 2 one can notice for the both bearings types, 6204 UG and NU205ES, that the durability of the bearings lots treated at negative temperatures of -30°C and -70°C, increases as follows:

* For the 6204 UG bearings:
  - at the version B1 (-30°C) L_{10} increases by 14.6%
    L_{50} increases by 16.2%
  - at the version C1 (-70°C) L_{10} increases by 34%
    L_{50} increases by 34.8%
* For the NU 205 ES bearings:
  - at the version B2 (-30°C) L_{10} increases by 15.8%
    L_{50} increases by 13.4%
  - at the version C2 (-70°C) L_{10} increases by 29.6%

The durability variation with the cooling temperature during quenching is presented in Figure 3.

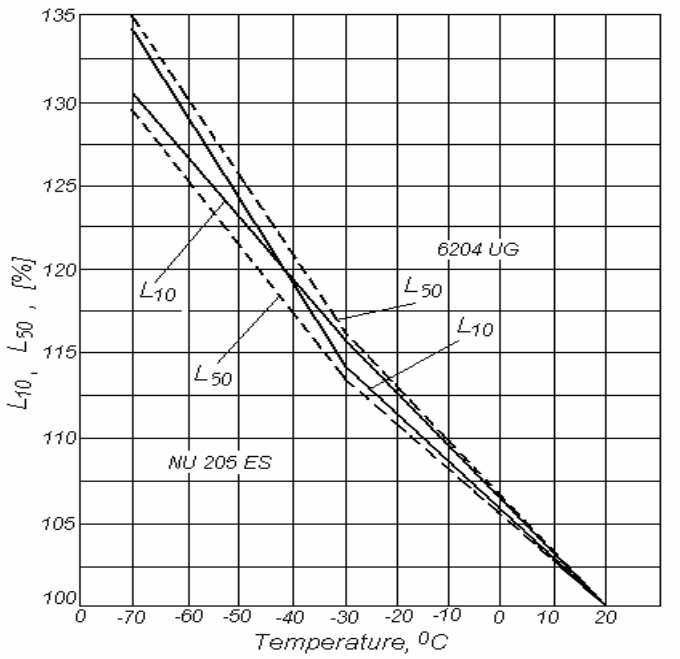


Figure 3. The durability variation with the cooling temperature.

C. Conclusions

For the durability analysis one has chosen as aleatory variable the time interval until the revealing bearing failure, with a Weibull type distribution.

The Weibull distribution parameters were determined taking into account the method of the estimates theory that permits to determine the parameters numerical value. For a good approximation the maximum verisimilitude method was used.

The contact fatigue resistance was considered as a deteriorating factor for wearing the bearings out.

The appearance of the contact fatigue by pitting is signaled by the modification of the bearings noise (heard with an amplifying rod or of the vibrations recorded at the speedometer).

The thermal treatment using the cooling within the negative temperature range increases the bearings durability.

The durability increase ranged between 14.6% and 34% for L_{10} and between 13.4% and 34.8% for L_{50}.

The durability increase minimum values were obtained after a cooling treatment down to -30°C, while the maximum ones were obtained after a cooling treatment down to -70°C.

The durability increases is accounted for by the decreasing residual austenite amount from 10…15% to 6…8% for the highest frequency of residual austenite appearance.

The decrease of the residual austenite amount has as an effect the dimensional stabilization of the bearings references and later the occurrence of the contact fatigue by pitting.

At the same time, the increase of the durability of the bearings treated at temperatures below 0°C has to be due to the carbides finishing and the density increase of small sized carbides (< 1μm).

Received April 11, 2007

The "Gh. Asachi" Technical University of Iasi,

References

/1/. Ioan.Alexandru, Vasile.Bulancea, Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel. *Effect of Cryogenic Cooling on Residual Stresses, Structure and Substructure* – Ed. by G. Totten, M. Howes, T. Inoue, ASM International®, March 2002.

/2/ Jeff Gary, *A Review of Deep – Cryogenic Treatment of Steel*, University of Texas at Austin, Department of Mechanical Engineering, Spring, 1999.

/3/ Earl A. Carlson, *Cold Treating and Cryogenic Treatment of Steel*, ASM Handbook, vol.4, Heat Treating, 1991.

EVALUAREA DURABILITATII RULMENTILOR TRATATI TERMIC CRIOGENIC

(Rezumat)

În construcția rulmenților un rol important îl are durabilitatea şi nivelul de zgomot. Aceste proprietăți se pot obține printr-o bună stabilitate dimensională. Diversele soluții de tratament termic clasic şi criogenic aplicate elementelor de rulmenți au scos în evidență oportunitatea aplicării tratamentelor criogenice la –90 ... –60^{0}C care realizează bune stabilități dimensionale cu efecte benefice în creşterea durabilității rulmenților.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY AND DETERMINATION OF THE ELECTRIC RESISTIVITY, OF THE COEFFICIENT OF VARIATION OF THE ELECTRIC RESISTIVITY AND OF THE ELASTIC MODULUS FOR THE BIMETALLIC BUSHINGS FOR AUTOMOBILES

CORĂBIERU ANIŞOARA, CORĂBIERU PETRICĂ, VELICU ŞTEFAN, VASILESCU DAN

Abstract

The electric resistivity of the bimetallic materials is a size influenced by the structural modifications that appear in the heating process. Into the framework of the experiments, determinations of the electric resistivity were effected, depending on the temperature for the interval of 20÷350 ^oC with a heating speed of 200 $^oC/h$. The variation of the electric resistivity with the temperature for the samples taken of the bimetallic bushings for automobiles made of steel-bronze have revealed the relation between this variation and the precipitation from the deposited bronze layer.

Keywords: *bimetallic bushings for automobiles*

1. Introduction

In general, the electric resistivity is a size influenced by the structural modifications that appear at heating. Into the framework of the experiments, determinations of the electric resistivity were effected, depending on the electric resistivity for the interval 20-350°C with a heating speed of 200°C/h. The determinations have been made on the device shown in the figure No.1, designed and manufactured in SC Presum Proiect SA Iaşi.

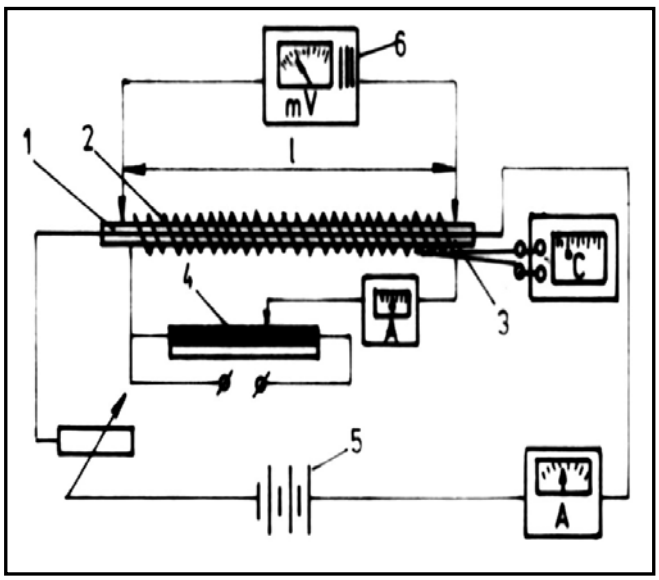


Fig.1 Sketch of the device for the study of the variation of the electric resistivity of the carbon steel -bronze bimetallic bushings for the cars, depending on the temperature
1 – carbon steel-bronze bimetallic sample (length = 100 mm; thickness = 3 mm; width b = 3,5 mm); 2 – electric resistance for heating in the air of the bimetallic sample; 3 – thermocouple NiCr-Ni; 4 – auto-transformer; 5 – direct current source (I = 0,5A, U = 9V); 6 – mili-voltmeter for the measurement of the electric tension on the bimetallic sample

2. Experiments in the laboratory

The specific resistivity has been calculated with the formula:

$$\rho = \frac{\Delta U}{I}\frac{S}{l} \qquad [\mu\Omega m] \qquad (1)$$

where: ρ – electric resistivity, μΩm; ΔU – electric tension indicated by the mili-voltmeter, mV; I – current intensity = 0,5A; S – cross section of the bimetallic sample = thick x b= 3x 3,5= 10,5 mm^2; l – length of the bimetallic sample = 100 mm.

Replacing the data in the formula (1), we obtain:

$$\rho = \frac{\Delta U}{0,5}\frac{10,5}{100} = 0,21 \cdot \Delta U \qquad [\mu\Omega m] \qquad (2)$$

In the table 1 and fig. 2 are shown the values of the determinations obtained in the experiments in the laboratory are shown.

Table 1. Electric resistivity ρ of the samples taken from the bimetallic bushings for automobiles, depending on the temperature

Crr Nr.	Type of the bimetallic bushings for automobile	Temperature, °C	Electric tension ΔU, MV	Electric resistivity $\rho = 0,21 \cdot \Delta U$, μΩm
1	OLT 35-CuSn10	20	1,2	0,25
		100	1,45	0,31
		200	1,75	0,37
		300	1,85	0,39
		350	1,55	0,33
2	OLT 35 CuAl9T	20	1,05	0,22
		100	1,30	0,27
		200	1,55	0,33
		300	1,35	0,28
		350	1,10	0,23
3	OLT 35 CuSn4Zn4Pb17	20	1,40	0,29
		100	1,55	0,33
		200	1,85	0,39
		300	1,95	0,41
		350	1,55	0,33

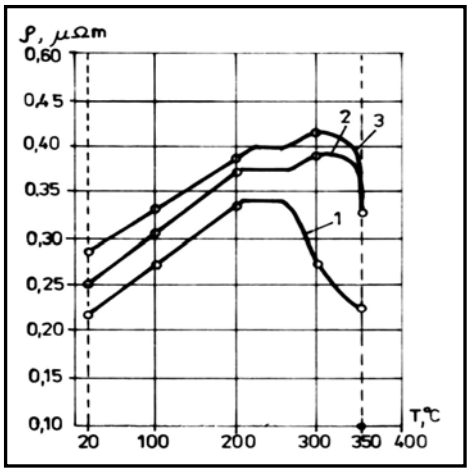


Fig.2. Variation of the electric resistivity with the temperature for the samples taken from the experimented bimetallic bushings for cars.
1 – OLT 35 –CuAl9T; 2 - OLT 35-CuSn10; 3 - OLT 35-CuSn4Zn4Pb17.

Studying the data presented in the table 1 and fig. 2, we can spotlight the following aspects:

- The variation of the electric resistivity is more marked in the case of the bimetallic bushings OLT35-CuSn10 and OLT 35-CuSn4Zn4Pb17 by respect to OLT 35 – CuAl9T, due to the higher contents of Sn and Pb (elements with higher resistivity than Al);
- The study of the resistivity of the car's bimetallic bushings with the temperature, has spotlighted the existence of 2 phenomenon:
  - the increase of the resistivity with the temperature: $\rho_T = \rho_o(1+ \alpha\Delta T)$;
  - the decrease of the resistivity on certain intervals of temperature due to the phenomenon of precipitation from the deposited layer;
- For the bimetal OLT35-CuAl9T the precipitation in the deposited bronze layer started at 200°C takes place with a constant intensity up to 250°C and after that the intensity increases up to 350°C (maximum intensity in the interval 250-350°C when a new compound precipitates with maximum intensity);
- For the bimetal OLT35-CuSn10 the precipitation phenomenon started at 200°C is continued up to 250°C, and after that it decreases and the resistivity increases again straight up to 300°C. After 300°C precipitation phenomenon appear again, producing the decrease of the resistivity;
- For the bimetal OLT35-CuSn4Zn4Pb17, the resistivity increases straight up to 200°C; between 200-250°C precipitation phenomenon appear, that maintain constant the resistivity; between 250-300°C, the resistivity increases straight again with the temperature, while after 300°C the precipitation with big intensity create a pronounced decrease of the resistivity;
- Up to 200°C the resistivity increases straight with the temperature for all studied bimetallic bushings, this way being possible to determine the coefficient of variation of the resistivity with the temperature:

$\rho_T = \rho_o(1+ \alpha\Delta T)$ and as per the data of the table 1 we have:

OLT35-CuAl9T $\rho_{20} = 0{,}22$ $\rho_{100} = \rho_{20}\,[1+\alpha(100-20)]$

$\rho_{100} = 0{,}27$ → $\rho_{200} = \rho_{20}\,[1+\alpha(200-20)]$ →

$\rho_{200} = 0{,}33$

$0,27=0,22(1+80\alpha) \rightarrow \alpha = 2,84\cdot 10^{-3}$

$0,33=0,22(1+180\alpha) \rightarrow \alpha = 2,77\cdot 10^{-3}$

$\rightarrow \alpha = 2,8\cdot 10^{-3}\ {}^{o}C^{-1}$

3. Determination of the coefficient of variation of the electric resistivity with the temperature and of the elasticity modulus

In the table 2 the values determined experimentally of the coefficient of variation with the temperature of the electric resistivity for the interval 20-200°C are presented.

Table 2. Coefficient of variation of the electric resistivity with the temperature determined into the framework of the laboratory experiments

Cr. Nr	Type of the bimetallic bushing	Electric resistivity ρ_{20}, Ωm	Electric resistivity ρ_{100}, μΩm	Electric resistivity ρ_{200}, Ωm	Average coefficient of variation of the electric resistivity with the temperature α, $^{o}C^{-1}$
1	OLT35-CuSn10	0,22	0,27	0,33	$2,85\cdot 10^{-3}$
2	OLT35-CuAl9T	0,25	0,31	0,37	$2,8\cdot 10^{-3}$
3	OLT35-CuSn4Zn4Pb17	0,29	0,33	0,39	$1,8\cdot 10^{-3}$

Into the framework of the experiments, the elasticity modulus of the experimented bimetallic bushings was also determined, using the device of fig.3., designed and achieved in SC Presum Proiect SA Iaşi.

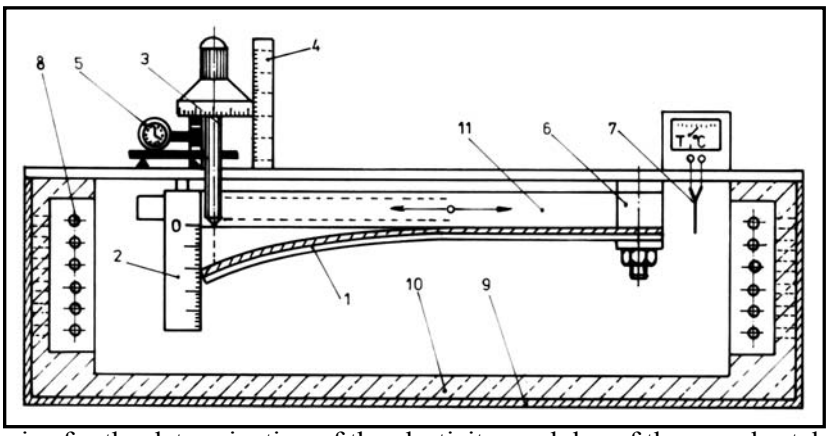


Fig.3. Device for the determination of the elasticity modulus of the samples taken from the bimetallic carbon steel -bronze bushings

1 – bimetallic sample; 2 – ruler; 3 – micrometric device with tightening screw; 4 – ruler with nomogram; 5 – portable compression dynamometer; 6 – building in device; 7 – thermocouple NiCr-Ni; 8 - electric resistances (silite bars); 9 – device precincts; 10 – thermo-insulating material; 11 – sliding rod of the building in device (depending on the length of the bimetallic sample).

Acting with the force F, through the device 3, on the free end of the built in metallic sample (Length=100mm, thickness =3mm =1,5 mm MB+1,5mm SD, width b=3,5 mm) the f arrow is measured, that is produced under the action of F force.

Elasticity modulus E will be given by the formula:

$$E = \frac{4l^3 \cdot F}{bg^3 f} \qquad [\text{N/mm}^2] \qquad (3)$$

where: E – elasticity modulus of the bimetallic sample, N/mm^2; F – the force applied at the free end = 10N; l – length of the bimetallic sample = 100 mm; b – width of the bimetallic sample = 3,5 mm; g – thickness of the bimetallic sample = 3 mm; f – arrow measured at the free end, mm.

$$E = \frac{4 \cdot 100^3 \cdot 10}{3{,}5 \cdot 3^3 f} = \frac{4{,}23}{f} \cdot 10^5 \quad \text{N/mm}^2$$

In the table 3 are presented the results obtained experimentally with a view to determination the elasticity modulus E for the samples taken from the bimetallic bushings that have shown a proper specific adherence.

Table 3. Elasticity modulus of the bimetallic samples determined into the framework of the experiments

Cr Nr	Type of the bimetallic bushing	Bimetallic sample taken					Action force F N	Free end arrow f mm	Elasticity modulus $E=\frac{4{,}23}{f}\cdot 10^5$ N/mm^2
		L mm	Thick .MB mm	Thick .SD mm	Thick. mm	Widt b mm			
1	OLT35-CuSn10	100	1,5	1,5	3	3,5	10	2,7	$1{,}56 \cdot 10^5$
2	OLT35-CuAl9T	100	1,5	1,5	3	3,5	10	2,5	$1{,}69 \cdot 10^5$
3	OLT35-CuSn4Zn4Pb17	100	1,5	1,5	3	3,5	10	2,7	$1{,}56 \cdot 10^5$

In conformity with those presented in the table 3, the bimetal OLT35-CuAl9T had the highest elasticity modulus ($1{,}69 \cdot 10^5$ N/mm^2).

4. Conclusions

- The variation of the electric resistivity is more pronounced in the case of bimetallic bushings whose deposited bronze layer contains chemical elements with high electric resistivity;
- The decrease of the electric resistivity on certain temperature intervals is due to the phenomenon of precipitation of the chemical compounds, which is more accentuated in the case of the bronzes based on aluminium;
- Up to 200°C the electric resistivity increases linearly with the temperature independently on the chemical composition of the deposited bronze. Above this temperature, the differences are more accentuated due to the variation of the intensity of the precipitation phenomenon of the constitutive elements of the bronze grades, specially Al, Sn, Zn şi Pb.

REFERENCES

1.**Corăbieru A., Corăbieru P., Vrabie I., Toma D., Teodorescu V.** – Actual tendencies of the industry of cars metallic components – National Conference „Excellence Research – Favourable Premise for the development of the Romanian research space", Vol.II, pag. L3-12, Braşov 2006, ISBN (10) 973-718-552-8, ISBN (10) 973-718-554-4, ISBN (13) 978-973-718-552-5, ISBN (13) 978-973-718-554-9

2.**Corăbieru P., Predescu C., Velicu S., Corăbieru A., Vasilescu D.D.** – Researches concerning the influence of joining temperature on the bimetal layer – The 7th International Conference of Technology and Quality for Sustained Development, May 25-27, 2006, Bucharest, România – organised by Polytechnic University of Bucharest in co-operation with Politecnica di Milano, Italy and De Montfort University United Kingdom, Proceedings TQSD06, p. 139-144, ISBN 973-720-035-7, AGIR Publishing House.

3.**Corăbieru A., Corăbieru P**.,– Harmonisation of the manufacture technologies of the automobiles metallic parts with the environment European directive requirements, dir. 2000/53/CE– Machines Building Magazine – New Series Innovative Technology, 58/2006-nr.3-4, pag.23-25, Bucharest, ISSN 0573-7419

Received March 15, 2007

SC PRESUM PROIECT SA Iasi, Calea Chisinaului 32
Univ. Politehnica Bucuresti, Splaiul Independenței, nr. 313
SC Procom Iasi, Strada Canta 14

ANALIZA ŞI DETERMINAREA REZISTIVITĂȚII ELECTRICE, A COEFICIENTULUI DE VARIAȚIE A REZISTIVITĂȚII ELECTRICE ŞI A MODULULUI DE ELASTICITATE PENTRU BUCŞELE AUTO BIMETALICE

Abstract

Rezistivitatea electrică a materialelor bimetalice este o mărime influențată de modificările structurale care apar la încălzire. În cadrul experimentărilor s-au efectuat determinări ale rezistivității electrice în funcție de temperatură pentru intervalul 20÷350 ^oC cu o viteză de încălzire de 200 $^oC/h$. Variația rezistivității electrice cu temperatura, pentru probele prelevate din bucşele auto bimetalice oțel-bronz au pus în evidență legătura dintre această variație şi precipitările din stratul de bronz depus.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY OF THE PROCESSING BY HEAT TREATMENTS OF BIMETALLIC BUSHINGS FOR AUTOMOBILES, OF HYPOEUTECTOIDE CARBON STEEL-BRONZE

CORĂBIERU ANIŞOARA, CORĂBIERU PETRICĂ, PREDESCU CRISTIAN, VASILESCU DAN

Abstract

The heat treatment of the bimetallic bushings of the automobiles must be seen as a compromise that satisfy the requirements both of the base material MB (hypoeutectoid carbon steel) and of the deposited layer SD (bronze with aluminium) regarding the framing in the temperatures range in which the phase transformations take place. Conforming to the phase equilibrium diagram, the bronze layers deposited present a variation of the solubility with the temperature, which involves the possibility of the modification of the physical-mechanical properties by heat treatments. The heat treatments applied to the bimetallic assembly hypoeutectoid carbon steel – bronze with aluminium can be the salt hardening, the aging and the homogenization annealing.

Keywords: *heat treatment of bimetallic bushings of automobiles*

1. Introduction

The improvement of the physical-mechanical properties of the bimetallic bushings of hypoeutectoid carbon steel – bronze with aluminium by heat treatments has to be achieved taking into consideration the following aspects:

- the heat treatment has to have favorable effects on the both metallic layers;
- if the improvement effect is preponderant for one of the layers, than at least not to present big disadvantages on the second one and not to affect negatively the specific adherence between layers;
- the heat treatment has to achieve a compromise that satisfy the requirements both of the base material MB and of the deposited layer SD. That's why the possibilities of thermal processing of the bimetallic components for automobiles are much reduced, only certain treatments and between certain limits can be applied with proper results.

2. The salt hardening of the bimetallic bushings for automobiles

The heat treatment of salt hardening has in view:

- conservation at ambient temperature, in a metastable supersaturated condition, of the solid solution existent at high temperature;
- the supersaturated solid solution is obtained by rash cooling from the temperature of meting in solution (the transformation by precipitation of certain components from the solid solution cannot take place), the deposited layer (bronze with aluminium) conserving its mono-phase structure of the high temperature;

- the technological parameters of the salt hardening have been established experimentally. The temperature and time of maintaining at salt hardening must ensure the dissolving of the inter-metallic components in solid solution, the homogeneity of the solid solution, the obtaining of a proper size of the crystalline grain.

Bimetal OLT35-CuAl9T: $T_{salt\ hard}$ = 850-900°C, $t_{maintain}$ ~ 0,5h, water-cooling.

- the effect of this treatment on the base material MB hypoeutectoid carbon steel does not present big shortcomings because the cooling of the bimetallic bushing in water from 850°C does not have the effect of a hardening in its self due to the low content of C of the base material MB- OLT35;
- the size of the heating speed is conditioned only by the capacity of the deposited layer SD of non-cracking at sudden temperature variations (for the bronzes with aluminium this variation of temperature can be maximum → the bushings can be introduced in the furnace directly at the treatment temperature);
- following the salt hardening, the deposited layer presents o mono-phase structure constituted of a metastable supersaturated solid solution α (alloying elements substitute the Cu atoms or penetrate in the net interstices) having low physical and mechanical properties.

3. Ageing

The ageing heat treatment has in view the following aspects:

- the heating of the metastable structure obtained by salt hardening in such a way that this one evolves towards the condition of physical-chemical equilibrium;
- if the metastable structure is supersaturated solid solution then the ageing hardens and if it is of martensite type then the ageing softens;
- this treatment supposes the heating under the curve of variation of the solubility with the temperature, maintaining and slow cooling;
- the supersaturated solid solution passes in equilibrium condition, separating from it by precipitation certain inter-metallic components depending on the nature of the alloying elements and the values of the treatment parameters;
- the technological parameters have been determined experimentally:

  Bimetal OLT35-CuAl9T: T_{temp} = 480-500°C, $t_{maintain}$ ~ 1,5h, air-cooling.
- for the base material MB this treatment is equivalent with a high tempering
- having as effect the improvement of the rough ferrite-perlite structure and the diminishing of the acicular presence of the ferrite;
- the effect of the precipitation of the chemical compounds consists in the important increase of the mechanical characteristics due to the creation of the segregation areas, of the particles of precipitates metastable coherent and half-coherent to the matrix and of the fields of stresses existing around these ones; all these constitute obstacles in the way of displacement by sliding of the dislocations;
- in the case of the deposited layer SD – CuAl9T the most probably the following inter-metallic compounds precipitate : Cu_3Al, Al_2Cu, AlNi, Al_3Ni.

4. Homogenization annealing of the bimetallic components for cars

The heat treatment of homogenization annealing has in view the following aspects:

- elimination of the dendrite segregation (the chemical composition defects from the inside of the deposited layer SD crystals, that alters the properties creating phases out of equilibrium);
- re-heating at as higher temperature, maintaining a sufficient period of time for the proper distribution by diffusion of the components;
- the technological parameters of the annealing homogenization have been experimentally determined:

Bimetal OLT35-CuSn10: T_{ann} = 650-700°C, $t_{maintain}$ = 5-8min/mm thick. wall ~0,5h, cooling in quiet air.

Bimetal OLT35-CuSn4Zn4Pb17: T_{ann} = 650°C, $t_{maintain}$ = 0,5 h, cooling in quiet air.

- important modifications of the SD structure are produced (structure with dendrite segregations → homogeneous mono-phase or bi-phase structure);
- for MB this treatment is equivalent with a complete stress relieving annealing, the level of the remnant stresses decreasing at values under 5 daN/mm^2 concomitantly with hydrogen elimination.

In fig.1 the diagrams of the heat treatments experimented for the bimetallic hypoeutectoid carbon steel – bronze are shown.

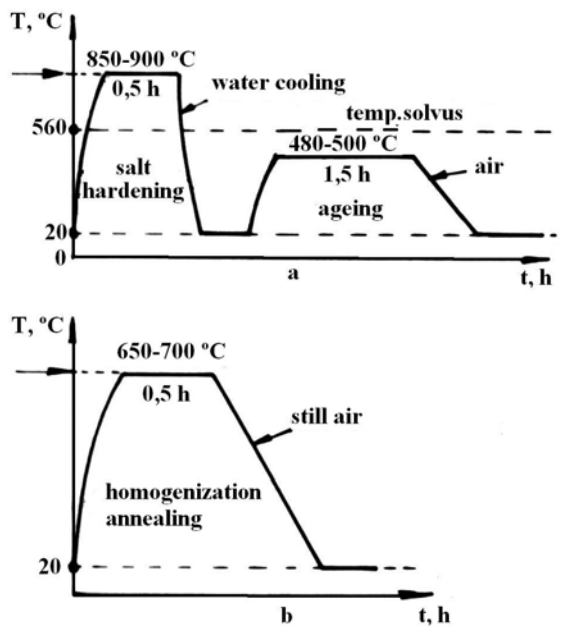


Fig.1. The heat treatment of the experimented bimetallic bushings for automobiles, made of hypoeutectoid carbon steel – bronze.

a. OLT35-CuAl9T → salt hardening + ageing;
b. OLT35- CuSn10, OLT 35-CuSn4Zn4Pb17 → homogenization annealing

5. Conclusions

The salt hardening induces in the bronze deposited layer a metastable mono-phase structure having low properties (the effect on the base material – hypoeutectoid carbon steel MB, does not present big disadvantages);

- Ageing leads to the evolution of metastable layers obtained by salt hardening to physical-chemical stability. If the metastable structure is of type supersaturated solid solution then the ageing hardens and if the metastable structure is of martensite type then the ageing softens the layers deposited on the base material;

- Homogenization annealing of the bimetallic components for automobiles has in view the elimination of the dendrite segregation that creates phases out of equilibrium leading to the reducing of the specific adherence between layers and to exfoliation.

References

1. **Corăbieru A., Corăbieru P**. – Objectives of alignment of the automobiles industry in Romania to the requirements of the environment European directives 2000/53/CE regarding out of use vehicles, Industrial Ecology Magazine, nr.5/2006, pag.32-37, ISSN 1224-3183 (works of the national symposium "Durable development and automobiles construction from concept to implementation", VI th edition- Bucharest, 16-17th of November 2006)
2. **Corăbieru A., Corăbieru P.,**–Alignment of the technologies of manufacture of the metallic components for automobiles to the requirements of the environment European directives 2000/53/CE 2000/53/CE– Automobiles Constructions - New series Innovative Technology, year 58/2006-nr.3-4, pag. 23-25, Bucharest, ISSN 0573-7419
3. **Corăbieru P, Corăbieru A., Velicu S., Predescu C**. – The new bronzes of replacement of the Cu-Be alloys for the increasing of the capacity of plastic deformation and cutting- Proceedings of the 15 th International Conference on Manufacturing Systems – ICMaS – Published by Editura Academiei Române, ISSN 1842-3183, pag. 383-386, 26-27.10.2006, Bucharest, Romania

Received March 15, 2007

SC PRESUM PROIECT SA Iasi, Calea Chisinaului 32
Univ. Politehnica Bucuresti, Splaiul Independenței, nr. 313
SC Procom Iasi, Strada Canta 14

ANALIZA PRELUCRĂRII BUCŞELOR AUTO BIMETALICE OȚEL CARBON HIPOEUTECTOID – BRONZ PRIN TRATAMENTE TERMICE

Abstract

Tratamentul termic al bucşelor auto bimetalice trebuie privit ca un compromis care să satisfacă cerințele atât ale materialului de bază MB (oțel carbon hipoeutectoid) cât şi al stratului depus SD (bronz cu aluminiu) din punct de vedere al încadrării în intervalul de temperaturi în care au loc transformările de fază. Conform diagramei de echilibru fazic, straturile depuse de bronz prezintă o variație a solubilității cu temperatura, ceea ce implică posibilitatea modificărilor proprietăților fizico-mecanice prin tratamente termice. Tratamentele termice aplicate ansamblului bimetalice oțel carbon hipoeutectoid-bronz cu aluminiu pot fi călirea de punere în soluție, îmbătrânirea şi recoacerea de omogenizare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INDUSTRIAL APPLICATIONS OF THE BIMETALLIC BUSHINGS. ECONOMIC ASPECTS

CORĂBIERU PETRICĂ, CORĂBIERU ANIŞOARA, SOHACIU MIRELA, VASILESCU DAN

Abstract

In the context of the integration of Romania in the EU the production increase and the utilization of the bimetallic products is expected in different fields due to the improvement of the electric, thermal, anti-friction properties, the improvement of the sticking, adherence possibilities, saving of the non-ferrous materials. The actual research in the field of bimetals hints at the gradual increase of the geometrical dimensions of the bimetallic bushings, the diversification of the assortments of the base materials and deposited layers in the direction of the increase of alloying degree, development of the automation and robot utilization for the deposition of the metallic layers. Savings of metals and critical alloys rich up to 90% in the case of the utilization of bimetallic half-products in the manufacture of apparatus with a high degree of incorporated intelligence.

Keywords: *industrial application of bimetallic bushings*

1. Introduction

In the context of the integration of Romania in the EU the production increase and the utilization of the bimetallic products is expected in fields like:

- electro-technique, electronics, energetic and nuclear industry;
- chemical, petrochemical, metallurgic and machines construction industry;
- food, textile, wood, cellulose and paper industry;
- air, naval transport and telecommunications;
- consumer goods of longtime utilization;
- manufacture of pharmaceutical and cosmetic products;
- vacuum, cooling and ventilation technique;
- manufacture of synthetic resins and plastics.

2. Industrial applications of bimetallic bushings

The use of the bimetals carbon steel-bronze has as main purposes the followings :

- the improvement of the electrical, thermal and anti-friction properties;
- the improvement of the sticking, adherence possibilities and surface appearance;
- bronze saving.

Fig.1. Bimetallic bushing of hypoeutectoid carbon steel low alloyed – bronze with tin

Bimetallic bushings carbon steel low alloyed – bronze obtained by special procedures of deposition are used especially for :

- connection bushings, connection couplings for feeding ducts;
- casings, contact points;
- motors sealing gaskets;
- connection bushings of the tanks for auto-vehicles radiators;
- tightening bushings for immersible boilers and heat changers;
- bushings and bearings for the containers under pressure and bearings for containers under pressure and condensers;
- the manufacture of the gearshifts, disks of the hydro-dynamic converters, disk brakes, synchronizing cones, clutches with multiple disks;
- bushings for crude oil refining installations;
- air-coolers at the converters with oxygen for the cooling of the blowing lances and converters hoods;
- half-bearings for tractor and truck motors;
- bearings at Diesel motors and tractors on caterpillars;
- bushings for the manufacture of big turning machines;
- bearings of the shake out machines compressors.

3. Economical aspects

By the utilization of the half-products and bushings with bimetallic layers the following aspects are had in view :

- saving of the expensive and critical materials and implicitly the imports reducing;
- obtaining a product that combine various properties, unreachable by using of a single metal:

a – the good thermal conductivity of the base steel with the corrosion-proof of the deposited steel;
b – high strength of the base steel with anti-friction good properties of the deposited alloy;
c – high mechanical properties and thermal dilatation coefficients different between component metals of the thermo-bimetal;

d – high technological properties of the base steel with distinct appearance of the deposited materials.

The thickness of the half-products and bimetallic bushings most utilized in the whole world is comprised between 0,5 – 5 mm, the proportion of the deposited layer SD being of 10 – 30%.

In fig.2. the variation of the ratio between the production cost of the monoblock massive half-product and the cost of the carbon steel – stainless high alloyed steel bimetallic half-product is presented, conforming to the economic studies effected in Germany and France.

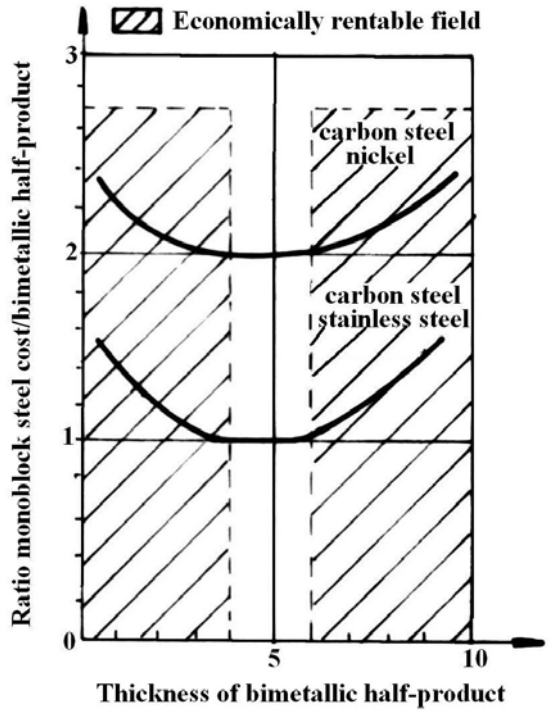


Fig.2. Variation of the ratio between the production cost of the half-products of monobloc metallic materials and the cost of the bimetallic half-products with deposited layer SD of these materials

Conforming to fig. 2 it is marked that for the thicknesses of the bimetal under 3-4 mm the economic advantage is increasing (the bimetals production is rentable), as well as for thicknesses over 5 mm.

Using the half-products and the bimetallic bushings low alloyed carbon steel – bronze, the percentage savings presented in table 1 are obtained.

Table 1. Average savings achieved by the obtaining and utilization of the bimetals low alloyed carbon steel -bronze

Cr.Nr	Savings resulted by the utilization of the bimetals low alloyed carbon steel - bronze	Proportion of deposited layer SD, %	
		10 %	20%
1	Value savings	39	24
2	Quantitative savings regarding the alloy of deposited layer SD	81	65
3	Minimum ratio between the price of the deposited alloy SD and the price of the base material MB in order to achieve value savings	4	5

Indicative calculations in order to establish the costs of some half-products and bimetallic bushings carbon steel–copper and carbon steel-bronze with the proportion SD 15%, by comparing with the technological proceedings are presented in the table 2.

Table 2. Comparative costs of the of the half-products and bimetallic bushings depending on the technological proceedings

Cr. Nr	Manufacture proceeding	Estimative cost		
		France, Germany, Sweden	Russia, Ukraine	Romania
1	Method of compound ingot	118%	120%	120%
2	Method of compound package	123%	127%	125%
3	Method of welding in slag bath	!05%	105%	105%
4	Centrifugal methods	100%	100%	100%

From the table 2 it is remarked that the most advantageous proceedings from the economic point of view are those based on centrifugal methods → much more the real possibilities of the immersion and centrifugation proceedings which eliminate operations and equipment necessary to pre-heating, manipulating, casting into spin casting machines, extraction.

Having in view a possible series production in Romania, the products would be competitive on the European market taking into account that for a period of time the expenses with the man power will be low.

In fig.3 the percentage savings (%) are indicatively synthesized in the presented curves, that are achievable by using a ton of bimetallic half-products of low alloyed carbon-steel – stainless steel and of a ton of half-products and of a ton of bimetallic half-products and bushings of low alloyed carbon steel - bronze → instead of a ton of half-products of stainless steel, respectively bronze.

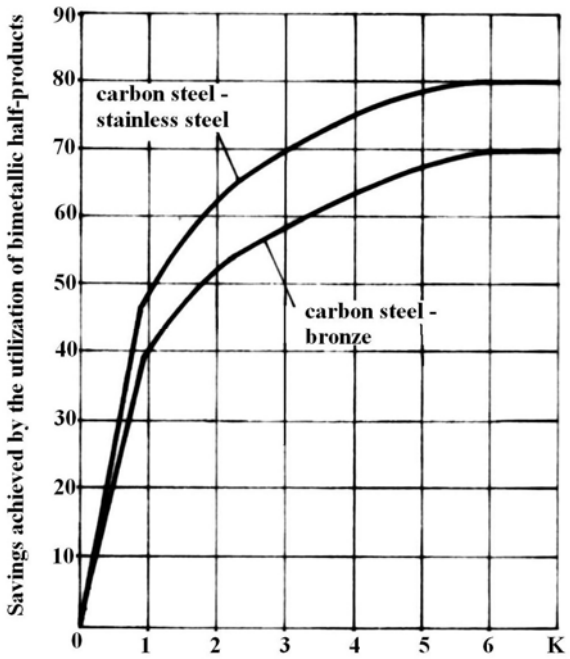


Fig.3. Savings achieved by the utilization of bimetallic half-products

The savings represented in the ordinate have been established depending on the ratio K from the in the abscissa (K= ratio between the surface of the cross section of the carbon steel half-products and the surface of the deposited layer section). As much bigger is K as the obtained savings are higher. In the building machines, energetic and automobile industry the bimetallic half products and bushings of low alloyed steel – anti-friction material are used on a large scale and they have superior characteristics: high and stable friction coefficient at different temperatures, low wearing and long service time, resistance at high temperatures and good thermal conductibility, high resistance at corrosion, ensurance of a slow braking.

The utilization of the bimetallic half-products and bushings of steel bronze achieve a 60-70% average of savings of Cu alloys; in the case of apparatus and machines manufacture (products with a high incorporated intelligence degree) the savings can reach even up to 90% scanty metals and alloys (in which case they are used as thin layers deposited and tight joined by MB of carbon or low alloyed steel).

The economic efficiency is as much bigger as the geometrical dimensions of the products are bigger and the proportion of the deposited layer SD is reduced at minimum values.

4. Conclusions

The actual tendencies in the world in what concerns the bimetallic bushings of carbon steel- bronze and carbon steel-high alloyed steel are:

- the gradual increasing of the geometrical dimensions bushings leads to the increasing of the economical advantages in the case of the utilization for welded constructions of big dimensions;
- the manufacture of the bimetallic half-products and bushings of great dimensions for special utilizations in the petrochemical, energetic and nuclear industry;
- the continuation of the research for the extension of the ranges of MB and SD in the direction of the increasing of the alloying degree for the large utilization in the automobiles industry.

The technological proceedings of immersion and centrifugation impose also from the economical point of view existing a sale market for the bimetallic bushings, the technological proceedings having big possibilities of automation and robots utilization.

REFERENCES

1.Corãbieru P., Predescu C., Velicu S., Corãbieru A., Vasilescu D.D. – Researches concerning the influence of joining temperature on the bimetal layer – The 7th International Conference of Technology and Quality for Sustained Development, May 25-27, 2006, Bucharest, România – organized by University Politehnica of Bucharest in cooperation with Politecnica di Milano, Italy and De Montfort University United Kingdom, Proccedings TQSD06, p. 139-144, ISBN 973-720-035-7, AGIR Publishing House.

2.Corăbieru P, Corăbieru A., Velicu S., Predescu C. – The new bronzes of replacement of the Cu-Be alloys for the increasing of the capacity of plastic deformation and cutting- Proceedings of the 15th International Conference on Manufacturing Systems – ICMaS – Published by Editura Academiei Române, ISSN 1842-3183, pag. 383-386, 26-27.10.2006, Bucuresti, România

3.Corăbieru P., Corăbieru A., Alexandru I., Vrabie I. – The influence of joining temperature on the bimetal layer structure and characteristics, Polytechnic Institute of Iasi, Volume LI (LV), Fascicle 3, Section Metals Science and Engineering – 2005, pag. 77-82, ISSN – 1453-1690.

Received March 15, 2007

SC PRESUM PROIECT SA Iasi, Calea Chisinaului 32
Univ. Politehnica Bucuresti, Splaiul Independenței, nr. 313
SC Procom Iasi, Strada Canta 14

APLICAȚII INDUSTRIALE ALE BUCŞELOR BIMETALICE. ASPECTE ECONOMICE

Abstract

În contextul integrării României în UE creşterea producției şi utilizarea produselor bimetalice este aşteptată în diferite domenii datorită îmbunătățirii proprietăților electrice, termice, antifricțiune, îmbunătățirea posibilităților de lipire, aderență, economisirea materialelor neferoase. Cercetările actuale în domeniul bimetalelor vizează creşterea treptată a dimensiunilor geometrice ale bucşelor bimetalice, diversificarea sortimentelor materialelor de bază şi straturilor depuse în direcția creşterii gradului de aliere, dezvoltarea posibilităților de automatizare şi robotizare a depunerilor straturilor metalice. Economiile de metale şi aliaje deficitare ajung până la 90% în cazul utilizării semifabricatelor bimetalice în fabricarea aparatelor cu un grad ridicat de inteligență înglobată.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY OF THE THERMO-PHYSICAL PARAMETERS AND THEIR CORRELATION IN THE RAPID TREATING WITH BORON-CARBON-VANADIUM, ELECTRO-CHEMICALLY CONTROLLED, OF THE COLD PLASTIC DEFORMATION TOOLS

VASILESCU DAN DRAGOS, BACIU CONSTANTIN, LOZOVAN MIHAI, CORABIERU PETRICĂ, CORĂBIERU ANIŞOARA

Abstract

The superficial layers treated with boron-carbon-vanadium of the plastic deformation tools of experimental steel 21MoMnCr12 have been obtained with an electric furnace with electrodes of dimensions 1000x300x270 mm, the heating of the tool being achieved in industrial direct current with the frequency of 50Hz and the closing of the electric circuit between electrodes being made through a granulated mixture with dimensions of $0,1 \leq d \leq 0,4$ mm, electrically conductive. The thickness of the diffusion layer depends directly on the part polarization, the current density of the electrodes $i= 10A/mm^2$ so that more than 85% of the active power is transformed in heat. The electric resistivity φ and the relative magnetic permeability μ_r modify depending on the temperature T of the tool. Above the Curie point (727°C) the penetration depth has an accented increase, and the pellicle effect diminishes. The length of the tool and of the heating precincts influences the power variation and the electric power factor.

Keywords: *deformation tools treated with boron-carbon-vanadium*

3. INTRODUCTION

The hardening process by boron-carbon-vanadium treatment in electro-thermal granular environments is based on the direct electric heating method that presents the following advantages by respect to the other known heating electric or non-electric systems: reduced heating time, high output, reduced energy specific consumption. These affirmations are sustained by the data presented in the Table 1.

Table 1. Thermo-physical parameters at different direct heating by electric resistance

Heating procedure	Installation output, %	Start and stop time	Surface decarburation	Scoria forming, %	Heating time, min.	Energy specific consumption, kWh/t	Power factor
Direct heating by electric resistance	0,70 – 0,95	Seconds	Does not present	(0,3 – 0,5)	0,3 – 3,0	200 – 350	0,3 – 0,95

The hardened superficial layers at the deformation tools made of the experimental steel 21MoMnCr12 have been obtained with an electric furnace with

graphite electrodes, the heating of the tool charge being achieved directly, the closing of the electric circuit being made through a granular mixture, electrically conductive.

The granular mixture and the tools charge are the elements of closing an electric circuit of low tension at which the furnace itself is connected.

The direct heating is achieved through the direct current of industrial frequency (50Hz).

Equivalent electric scheme

The equivalent electric scheme of the installation (figure 1) contains the resistance R_{rs} and the reactance X_{rs} of the short net, the contact equivalent resistance R_c of the graphite electrodes, the resistance R and reactance X of the metallic tools, the secondary tension U_2 of the supply transformer, tension U at the terminals of the installation and the heating current I, as per the figure 1.

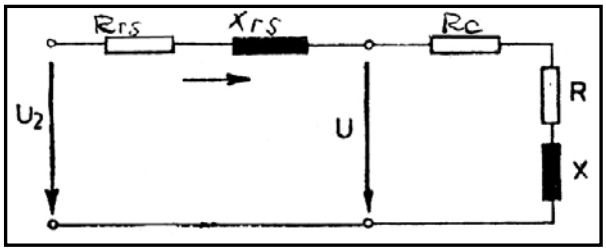


Fig.1.Equivalent electric scheme of the direct heating installation

2. LABORATORY EXPERIMENTS

Thermo-physical parameters – intensity – temperature

From the moment of the putting into function of the heating installation, an attentive following of the physical-electrical parameters variation (tension-intensity) and heating parameters (mixture temperature and charge temperature) has been effected. The values of the thermo-physical parameters are registered and followed during the whole heating, as per the table 2.

Table 2. The monitoring of the thermo-chemical treatment in electro-thermal granular environment of the deformation tools of low alloyed steel 21MoMnCr12

Experimental steel	Dimensions Ø x 1 (mm)	Period start/end therm-chem. Treat.	U (V)	I (A)	T_{solid} granular mixture (^{0}C)	T_{charge} (part) (^{0}C)	Remarks
21MoMnCr12	100x120	Heating start	70	150	20	20	Heating period (t_h)=1 h
	100x120	Heating end	50	700	1000 1100	900	
	100x120	Start maintain temp. boron-carbon-vanadium treatment	50	700	1000	900	Period of maintain

	100x120	End of maintain temp. of boron-carbon-vanadium treatment	50	700	950	900	Total period (t) of carbonization t_i+t_m=5 h

The thermal process of heating of the steel tools in electro-thermal granular environment depends also on the ratio between the weight of the conductive granular mixture and the weight of the metallic tools.

Into the framework of the experiments the ratio between the weight of the granular mixture from the working precincts and the weight of the steel charge submitted to heating has been deliberately altered until an optimum ratio was found that influences positively the heating period.

In the table 3, the variant of charging in the furnace precincts is presented.

Table 3. Overall dimension variants for the furnace charging

Dimensional variant of the furnace Lx1xh, (mm)	Dimensions of exp. Parts Ø x 1, (mm)	Charge weight, (kg)	Weight of the solid granular mixture, (kg)	Ratio weight of granular mixture/charge weight
1000x300x270	Ø 100x120	8,0	16	2/1

Electric output of the installation

Parameters of the metallic tools are established based on the pellicle effect.

Design data:

- Half-product (cylindrical part)- material – MoMnCr12
- Ø 100x120 mm, r_e=50 mm;
- Section area S = π x 50^2 = 7850 mm^2 = $78x10^{-4}m^2$
- Lateral surface A = 37 x $10^{-3}m^2$
- Part length 1 = 120 mm
- Part weight m = 8 Kg
- To = 20^0C
- Th = 1000^0C

Material sizes: density = 7800kg/m^3; massic heat = 0,220Wh/kgK;
Electric resistivity = 0.2x 10^{-6} Ωm; resistivity la 1000°C = 1,23x10^{-6} Ωm

Table 4. Calculation of the electric parameters of electro-thermal heating

Size	Calculation	Result
Plastic deformation tools parameters		
Initial penetration depth	$\int_o = 503 \sqrt{\frac{0,2x10^{-6}}{50\ x 50}}$	4,5x10^{-3}m

		11,1
Function K_{Ro}	$K_{Ro} = \frac{1}{2} x 11,1 + \frac{1}{4}$	5,8
Function K_{Xo}	$K_{Xo} = \frac{1}{2} x 11,1 - \frac{3\sqrt{2}}{64} x \frac{1}{11,1}$	5,49
Initial resistance in direct current	$R_{CCo} = \int_0 \frac{l}{s} = 0,2x10^{-6} \frac{0,12}{78x10^{-4}}$	$0,003x10^{-3}\Omega$
Initial resistance	$Ro=5,8x0,03x10^{-3}$	$0,017x10^{-3}\ \Omega$
Initial reactance	$Xo=K_{Xo}Xr_{cco}=5,49x0,03x10^{-3}$	$0,016x10^{-3}\ \Omega$
Final penetration depth	$\int_i = 503\sqrt{\frac{\int_i}{\mu_{ri} xf}} = 503\sqrt{\frac{1,23x10^{-6}}{1.x50}}$	$79x10^{-3}m$
	$\frac{r_e}{\int_i} = \frac{50\ x10^{-3}}{79\ x10^{-3}}$	0,11
Function $K_{Rî}$	$K_{Ri} = 1 + \frac{1}{48}(0,63)^4$	1
Function $K_{Xî}$	$K_{Xi} = \frac{1}{4}(0,63)^2\left[1 - \frac{1}{96}(0,63)^4\right]$	0,098
Final resistance in direct current	$R_{cci} = \int_c x \frac{1}{s} = 1,23x10^{-6} x \frac{0,12}{78x10^{-4}}$	$0,01x10^{-3}\ \Omega$
Final resistance	$Rh=K_{Rî}Xr_{ccî}=1x0,01x10^{-3}$	$0,01x10^{-3}\ \Omega$
Final reactance	$Xh=K_{Xî}xRî=0,098x0,01x10^{-3}$	$0,0009x10^{-3}\ \Omega$
Heating electric current	$J=10A/mm^2$ – current density $I=10x10^6x78x10^{-4}$	78KA
Energetic indicators of the heating installation		
Active power	$Po=(Ro+Rc)x78^2x10^6$ $=0,027x10^{-3}x78^2x10^6$	164,26 Kw
Reactive power	$Ph=0,01x10^{-3}x78^2x10^6$ $Qh=0,0009x10^{-3}x78^2x10^6$	60840 W (60,8 Kw) 5,47 Kvar
Electric output	$Co = \frac{0,17x10^{-3}}{0,17x10^{-3} + 0,2x10^{-4}} x100 = 89\%$	89%
Installation output	$C_0 = 0,9 \times 0,89 \times 100$	80,1%
Energy specific consumption	$e_{tot.} = 0,220/ 0,89$	0,247Kw/kg =247Kw/t

In the figure 2 the time variation of the surface temperature T_s and the axle temperature T_{ax} of the cylindrical deformation tools of steel 21MoMnCr12.

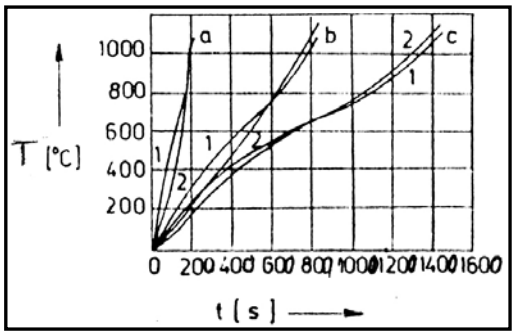


Fig.2.Variation of time of the surface temperature(1) and axle temperature(2) of a part of 21MoMnCr12 having the diameter of Φ 100x120 mm, heated in electro-thermal granular environment.
Heating time: a) 200 s; b) 800 s; c) 1400 s.

As at temperatures under Curie point, the heat sources are distributed at few millimeters from the surface, the temperature of the surface exceeds that of the axle and the thermal flow is oriented towards the interior of the metallic part section.
The specific consumptions of electric power of the electro-thermal heating installation are indicated in the figure 3.

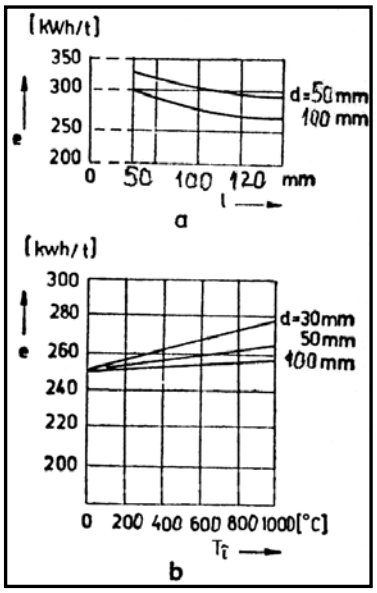


Fig.3. Specific consumption of energy at the electro-thermal heating of the cylindrical tools (diameter d) of steel 21MoMnCr12 depending on the length l (a) and on heating time (b). Heating temperature: T_i=900^{0}C

Conclusions

It was experimentally demonstrated that the thickness of the diffusion layer depends directly on the tool polarization, the current density at the electrodes i= 10A/mm^2 so that more than 85% from the active power is transformed in heat. The electrical micro discharges (electric micro arcs) on the tool surface develop high temperature under whose action atomic active carbon, boron, vanadium are formed depending on the nature of alloying particles that compose the granular environment of electric propagation. The absorption of the atomic element by the tool surface and the creation of the diffusion zone takes place. The electric resistivity φ and the relative magnetic permeability μ_r are modified depending on the temperature T of the plastic deformation tool. Over the Curie point (727°C) the penetration depth increases strongly and the pellicle effect diminishes. The length of the tool and of the heating precincts influences the power variation and the electric power factor. The calculated electric output C_o of

the furnace is 89%. The economic efficiency of the procedure is 2 -3 times higher by respect to the classic technologies and the characteristics of the superficial layer are improved.

REFERENCES

1. Vasilescu D.D., Corăbieru P., Corăbieru A. – Determinarea variației rezistenței mecanice şi rezistenței la uzare a subansamblelor de tip arbori pentru motoare cu combustibil ecologic – Simpozionul „Generarea, prevenirea şi procesarea emisiilor poluante în mediu industrial" **(**The determination of the mechanical resistance and of the wear resistance of the shafts type sub-assemblies for motors with ecological fuel. – Symposium "Generation, prevention and processing of the polluting emissions in the industrial environment"), Bucharest, 2005, pag.163 – 169, ISSN 973-718-332-0.

2. Vasilescu D.D., Baciu Constantin, Adomnica Liviu – Cercetări privind posibilitatea de aliere complexă a stratului superficial al oțelurilor prin borocarbovanadizare rapidă controlată electrotermic.- Conferința "Cercetarea de Excelenta – Premiză favorabilă pentru dezvoltarea spațiului românesc de cercetare"(Researches regarding the possibilities of complex alloying of the superficial layer of the steels by rapid treating with boron-carbon-vanadium, electro-thermally controlled – Conference "Research of Excellence – favorable premise for the research Romanian space" –22 – 24 oct. 2006, Brasov.

3. Corăbieru A., Corăbieru P., Alexandru I., Hopulele I., - Cercetări privind durificarea superficială a sculelor pneomatice prin modificări structurale zonale – Researches concerning superficial hardening of pneomatic tools through zonal structural modifications, Revista "Tratamente Termice şi Ingineria Suprafețelor" (Magazine "Heat Treatments and Surfaces Engineering"), vol.VI, nr.1 – 2/ 2005, pag.11 – 18, ISSN 1221-5678.

Received March 15, 2007

SC Procom Iasi, Strada Canta 14
Univ. Gh. Asachi Iaşi, Bd. Mageron, 63
SC PRESUM PROIECT SA Iasi, Calea Chisinaului 32
INCDFT IASI

ANALIZA PARAMETRILOR TERMOFIZICI ŞI CORELAȚIA LOR ÎN PROCESUL TERMOCHIMIC DE BOROCARBOVANADIZARE RAPIDA CONTROLATĂ ELECTROTERMIC AL SCULELOR DE DEFORMARE PLASTICĂ LA RECE

Abstract

Straturile superficiale borocarbovanadizate ale sculelor de deformare plastică din oțel experimental 21MoMnCr12 s-au obținut cu un cuptor electric cu electrozi cu dimensiuni 1000x300x270mm.la care încălzirea sculei se realizează în curent continuu industrial de frecvență 50Hz, închiderea circuitului electric dintre electrozi făcându-se prin intermediul unui amestec granular cu dimensiuni 0,1≤d≤0,4mm. conductiv electrotermic. Grosimea stratului de difuzie depinde direct de polarizarea piesei, densitatea de curent de la electrozi i= 10A/mm^2 încât peste 85% din puterea activă se transformă în căldură. Rezistivitatea electrică φ şi permeabilitatea magnetică relativă μ_r se modifică funcție de temperatura T a sculei. Peste punctul Curie (727°C) creste accentuat adâncimea de pătrundere, iar efectul pelicular scade. Lungimea sculei şi a incintei de încălzire influențează variația de putere şi factorul de putere electrică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

APPLICATIONS OF RHEOCASTING PROCESS TO Al-Si ALLOYS

VIRGIL GEAMĂN, AUREL CRIŞAN, SORIN ION MUNTEANU

Abstract. *Rheocasting process (RC), has been developed for manufacturing near-net shape components of high integrity directly from liquid alloys. The rheocasting process innovatively adapts the well-established high shear dispersive mixing action to the task of in situ creation of semisolid slurry followed by direct shaping of the semisolid slurry into a component using the existing cold chamber die-casting process. The rheocast component has close to zero porosity, fine and uniform microstructure throughout the entire component. Compared with those produced by conventional high-pressure die-casting, rheocasting samples have much improved tensile strength and ductility.*
In the paper are presented the rheocasting process, the microstructure and mechanical properties of rheocast samples made from Al-Si alloys.

Keywords*: semisolid slurry, rheocasting process.*

1. Introduction

Aluminum alloys, as lightweight structural materials, are playing an important role in achieving vehicle weight reduction and improving fuel economy in the automotive industry. Since 1990, the use of Al has been doubled in cars and tripled in the light truck market. Currently, 85% of all Al alloy castings are used by the automotive and mass transport industry, and a large proportion of such castings are produced by high-pressure die-casting (HPDC) process. However, the quality of components manufactured by the HPDC process is limited by the presence of a substantial amount of porosity, which not only excludes the application of HPDC components in high-safety and airtight systems, but also denies the opportunity for further property enhancement by heat treatment. It is clear that further increase in Al application in the transport industry will require a major advance in processing technologies.
The new processes need to be capable of producing components of high integrity and improved performance while being comparable with the HPDC process in terms of production cost and efficiency.
Porosity due to turbulent mould filling could be reduced or even eliminated if the viscosity of the melt could be increased to reduce the Reynolds number sufficiently so that trapped air is minimized [1]. This is the concept of semisolid metal (SSM) processing. Since early 1970s, a number of SSM processing techniques have been proposed [2]. One of the most popular SSM processes is thixocasting, in which non-dendritic alloys pre-processed by electromagnetic stirring are reheated to the semisolid region prior to the shaping process.

As a new processing technique, thixocasting does improve component integrity and performance, but proves to be cost intensive, low efficiency and less flexible. After 30 years of extensive R&D, thixocasting is currently experiencing a decline in acceptance as a viable production technology [2]. Under such circumstances, a new processing concept, rheocasting process, has been developed.

2. The rheocasting process

The rheocasting process is an innovative one-step SSM processing technique to manufacture near-net shape components of high integrity directly from liquid aluminum alloys.

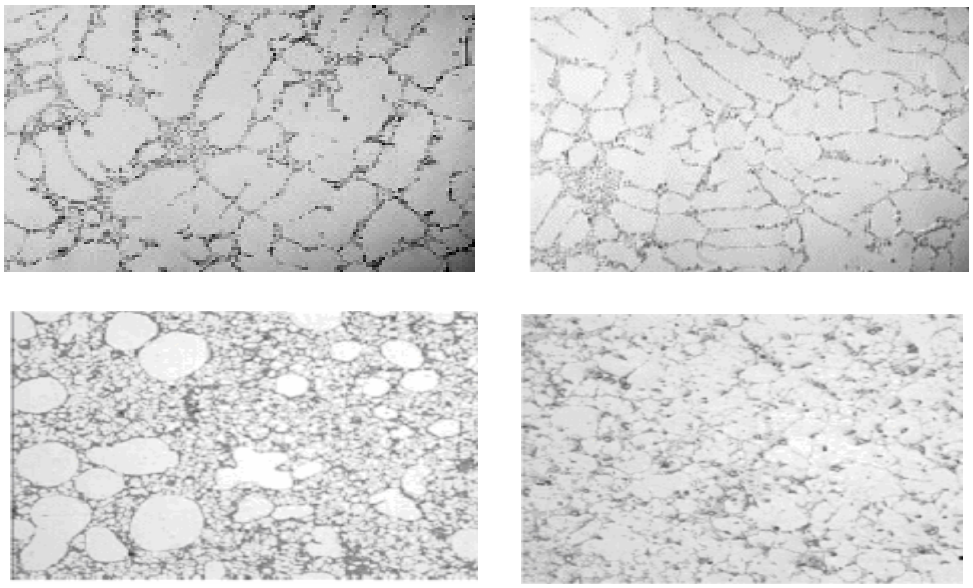
The process innovatively adapts the well-established high shear dispersive mixing action of the twin-screw extruder (originally developed for polymer processing) to the task of *in situ* creation of SSM slurry with fine and spherical solid particles followed by direct shaping of the SSM slurry into a near-net shape component using the existing cold chamber die-casting process.

The rheocasting process starts from feeding predetermined dose of liquid metal from the melting furnace into the slurry maker where it is rapidly cooled to the SSM processing temperature while being mechanically sheared by a pair of closely intermeshing screws converting the liquid into a semisolid slurry with a pre-determined volume fraction of the solid phase dictated by the barrel temperature. The semisolid slurry is then transferred to the shot chamber of the HPDC machine for component shaping. In order to prevent Al-alloy from oxidation, nitrogen gas is used as the protective environment during the slurry-making process.

3. Microstructures

Two commercially aluminum alloys, respectively: AlCu4MgMn and ATSi5Cu1, were used in this work. Alloys were usually melted at 700°C and fed into a slurry maker at the temperature of 40°C above their melting point. A laboratory cold chamber die-casting machine was used for casting the standard tensile test samples. Fig. 1 shows the typical microstructures of rheocast alloys versus the die-casting procedure. Detailed micro structural characterization of various rheocast samples has revealed the following micro structural characteristics:

- Porosity is well below 0.5 vol.%. pores are rarely observed in the rheocast samples. Occasionally observed pores are small in size..
- Primary particles have a fine size, spherical morphology and uniform distribution throughout the entire casting.
- The remaining liquid in the SSM slurry solidifies under high cooling rate in the die resulting in the formation of extremely fine Al-phase (<10μm).
- Oxide particles are fine (few μm), spherical and well dispersed and uniformly distributed, reducing the harmfulness of oxide particle clusters and oxide film in cast components.
- Si-rich phases can be dispersed uniformly without any macro-segregation.



a). b).

Fig. 1. *Microstructures of experimental Al-Si alloys, after die-casting and rheocasting respectively. (a) AlCu4MgMn; (b)ATSi5Cu1.*

4. Mechanical properties

A special die was made to cast standard tensile test samples for mechanical testing. Processing parameters, such as screw rotation speed, shearing time, shot velocity, shot pressure, intensifying pressure and die temperature, were systematically varied. The effects of such processing parameters were assessed against sample quality in terms of microstructure and mechanical properties.

Table 1 summarizes the mechanical properties of the rheocast ATSi5Cu1 and AlCu4MgMn alloys in comparison with those of the same alloys produced by die-casting and sand cast processes. Rheocast ATSi5Cu1 alloy has much improved tensile strength and acceptable ductility.

Table 1. *Experimental data with tensile strength, yield strength and elongation results for ATSi5Cu1and AlCu4MgMn alloys.*

ATSi5Cu1 – alloy			
Casting process	Tensile strength [MPa]	Yield strength [MPa]	Elongation [%]
Rheocast	246	115	7.6
Die-cast	202	105	6.2
Sand cast	171	92	5.1
AlCu4MgMn – alloy			
Casting process	Tensile strength [MPa]	Yield strength [MPa]	Elongation [%]
Rheocast	233	112	7.3
Die-cast	198	96	5.8
Sand cast	163	86	4.7

5. Summary

A new semisolid metal processing technology, rheocasting, has been developed for the production of aluminum alloy components with high integrity. Rheocasting can be easily achieved by adding a slurry maker to the existing cold chamber die-casting machine. The rheocast samples have close to zero porosity, fine and uniform microstructure and are free from other casting defects.
Compared with high pressure die-casting or any available semisolid processing techniques, rheocasting offers components with improved strength and ductility, which can be attributed to micro structural refinement and uniformity, much reduced or eliminated porosity and refined and dispersed oxide particles. Rheocasting process is particularly suitable for production of high safety, airtight and highly stressed components in the automotive industry.

References

1. Metz S. A. and Flemings M. C. - *AFS Trans.,* Nr. 78 (1970), p. 453.
2. Kirkwood D.H. and Kapranos P. - *Proc. 4th Int. Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Sheffild, England, 1996.
3. Fan Z. - *Inter. Mater. Rev.,* Nr. 47 (2002), p. 49-85
4. Chayong S., Atkinson H.V. and Kapranos P. – *Thixoforming of 7075 aluminum alloys*, Materials Science and Engineering, Series A 390 – 2005, p. 3÷12.
5. Giordano P. and Chiatmetta G. L. - *Proc. 7th S2P,* Tsukuba, Japan, Sept. 25-27, 2002, p. 665-670.
6. Basner T. – *Rheocasting of Semi-Solid A357 Aluminum,* Delphi Automotive Systems, 2006.
7. Zaharia I.I. and Geamăn V. - *Practical aspects regarding to thixoforming process applied to aluminum alloys.* MATEHN'06 - International Conference, Cluj-Napoca (paper in print).

Received March 15, 2007

Transilvania University of Braşov, Romania

APLICAŢII ALE PROCESULUI DE REOTURNARE LA ALIAJELE Al-Si.

Procesul de reoturnare fost dezvoltat ca un proces de execuţie a semifabricatelor cu integritate ridicată, direct din aliajul lichid. Procesul de reoturnare adaptează inovativ bine-cunoscutele dispersii de forfecare prin amestecare, cu crearea in situ a pastei semisolide si fasonarea directa intr-un component prin folosirea camerei reci a unei masini de turnare sub presiune. Semifabricatele reoturnate au porozitate redusă către zero, microstructură fină, fără incluziuni. Comparativ cu turnarea clasică sub presiune, noul procedeu oferă o creştere a proprietăţilor mecanice şi a ductilităţii.
În lucrare sunt prezentate: procesul de reoturnare, proprietăţile mecanice şi microstructurile pentru probe executate din aliaje Al-Si.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY ON THE DEPENDENCE BETWEEN CHEMICAL COMPOSITION AND CHARACTERISTICS OF CAST IRONS

AUREL CRISAN, SORIN ION MUNTEANU, IOAN CIOBANU, VIRGIL GEAMAN

Abstract: *The paper presents research conducted with the purpose of optimising the chemical composition of cast irons used for the casting of bearing ball machining disks. The technological properties (as castability) and exploitation characteristics(as their durability in ball machining and their capacity of ball machining) of these cast irons were taken into consideration,. The link between these characteristics and the chemical composition of the cast irons was achieved by the Ni contents, the carbon saturation degree* S_c *and the equivalent eutectic carbon* C_{cq}*. The paper describes the types of used test pieces, working conditions and presents the interpretation of the experimental results (second degree polynomial regression curves) as well as the consequent conclusions.*

Keywords: *cast iron, micro-shrinkhole, shrinkage, shape factor, solidification, bearing ball machining disks.*

1. INTRODUCTION

The casts from this cast iron are cast parts with forms and dimensions established by internal norms of manufacturers and users [1]. They belongs to category of medium size parts with mass of 100 – 1000 kg and a relatively simple geometric configuration, that is a rim with a single cutting out, optionally consolidated by a girder. As end products the disks have two zones respectively two surfaces with distinctive utility, as shown in figure 1. For disks with H ≥ 70mm, the following dimensional relation is applicable for the usable area: H_U = H - 40 mm. On the working surface there are cut channels to assure the bearing balls circulation during polishing. After a certain time of using , when the channel reach the maximum admitted values, a new cutting operation is carried out in order to achieve a new channel. This operation can be repeated until the usable area of the disk thickness is completely used (see figure 1). On the usable zone of the disk no casting defects detectable by non-destructive control are allowed (like contraction pores, blowholes, inclusions,)

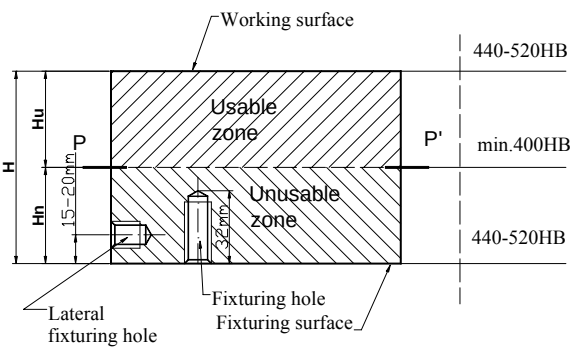
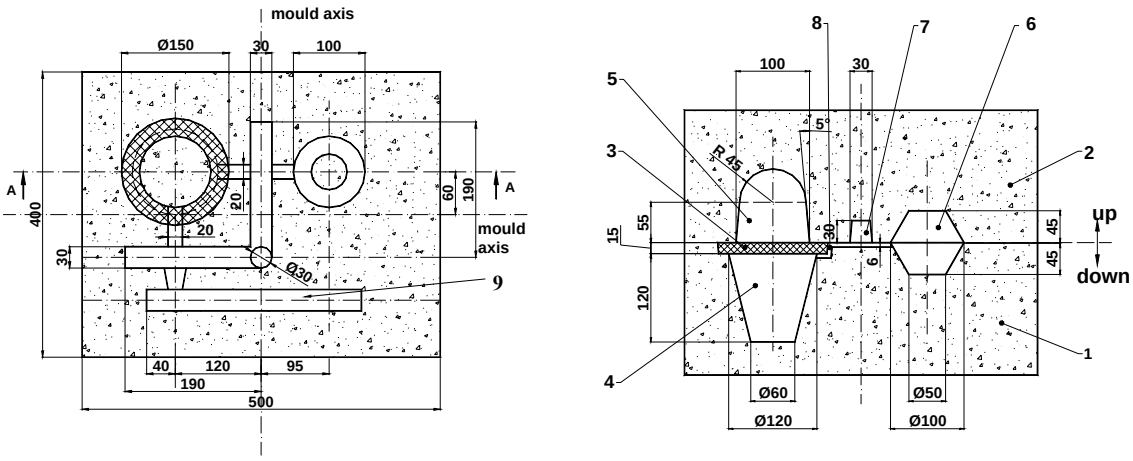


Fig. 1. Using zones and surfaces of the disks

The main exploitation characteristic of bearing ball grinding disks is their capacity of ball machining, which can be expressed by the duration of the operation and the quality of the resulted surface. The actual machining (grinding) of the balls is the result of an induced wear process, following the contact between disk and balls, where the disk is the driving element of the balls, generating their rotation through the channels of its active side.

2. EXPERIMENTAL METHODOLOGY

A set of samples was conceived in order to establish the dependencies between chemical composition of the cast irons used to cast the disks and the tendency to occur of certain specific defects during solidification (fig.2). While samples 1, 2 and 3 were created to study the casting properties of cast irons, the sample 4 was designed to study the material behaviour after the final heat treatment.



a) b)

Fig. 2. View of the separation plane of the mould, a); Section through mould for casting the samples, b)(section A-A of fig. a)) 1-inferior semi-mould; 2-superior semi-mould;3 – separation core; 4-sample 1; 5-sample 2; 6 –sample 3; 7-distribution channel;8-feeder for sample 1, 9-sample4.

The setting of the cast samples in the mould allowed the analysis of the concentrated shrinkhole volume (in the sample 1, that have a vertically upwards directed solidification under the influence of sample 2), of the shrinkhole volume for inverse directed solidification (for sample 2, its solidification being influenced by sample 1), and of the volume and the aspect of the shrinkholes in the absence of a directed of solidification (for sample 3, its solidification characteristics being close to those of a spherical body)[1]. Table 1 shows the chemical composition of the studied 15 charges of hypoeutectic cast irons. The Ni of their composition was modified, essentially determining the variation of carbon saturation degree S_c, and correspondingly influencing too the tendency of occurrence of certain solidification defects and hardenability of cast iron.

The main casting property monitored during the present study was the tendency of occurrence of shrinkholes during solidification, in the form of macro- or micro-shrinkholes, considering that this type of defect significantly affects the service life of

disks, even if it does not necessarily scrap them (depending on the "healthy" thickness of the cast disk shown in figure 1).

Table 1. Chemical composition of the cast irons after casting [%]

Nr.crt.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Sc
1	3.111	1.69	0.67	0.053	0.0086	0.43	0.64	**0.56**	0.837
2	3.074	1.74	0.65	0.057	0.027	0.43	0.63	**0.8**	0.831
3	3.063	1.8	0.65	0.053	0.017	0.43	0.63	**0.54**	0.832
4	3.175	1.75	0.71	0.056	0.0128	0.42	0.65	**0.56**	0.859
5	3.009	1.82	0.69	0.131	0.0313	0.33	0.41	**1.73**	0.824
6	2.76	2.1	0.66	0.128	0.0384	0.33	0.41	**1.10**	0.776
7	2.788	2.23	0.66	0.115	0.0211	0.33	0.41	**0.74**	0.792
8	2.685	2.02	0.65	0.131	0.031	0.32	0.41	**3.18**	0.749
9	2.696	2.03	0.64	0.137	0.0316	0.32	0.4	**3.21**	0.753
10	2.816	1.68	0.64	0.130	0.0335	0.32	0.4	**3.29**	0.783
11	2.823	1.84	0.63	0.125	0.0328	0.35	0.51	**3.26**	0.774
12	2.792	1.9	0.63	0.134	0.0429	0.35	0.51	**4.78**	0.770
13	2.896	1.95	0.63	0.139	0.04	0.35	0.52	**5.07**	0.804
14	2.672	1.89	0.63	0.110	0.0208	0.35	0.51	**4.4**	0.735
15	2.674	2.03	0.63	0.120	0.0356	0.34	0.52	**7.26**	0.746

The volume of the open shrinkhole V_{ret} was determined by direct measurement. For the closed shrinkhole, within the context of sample solidification considered a micro-shrinkhole, the volume was determined by weighing the samples in air and water and calculating the porosity P by relation (1):

$$P = \frac{\rho_f (G_R - G_a) - \rho_a \bullet G_R}{(G_R - G) \bullet \rho_f} \times 100\% \qquad (1)$$

where ρ_f is the theoretical density of the cast iron (calculated as depending on the chemical composition), $\rho_a = 1$ [g / cm^3] is the density of water, G_R is the weight of the samples in air, and G_a is the weight of the samples in water.

In order to express as correctly as possible the link between the chemical composition and the tendency of shrinkhole occurrence, both the micro-shrinkhole and open shrinkhole volumes were expressed (by direct measurement and computation) in cm^3 as well as in %. Also, by addition, the total shrinkhole volume was computed V_{tret} (in both expressions). For the % expression the volume of a certain type of shrinkhole was related to the total volume determined for a certain sample. For instance:

$$V_{ret} = \frac{V_{ret}}{V_{probă} + V_{porozitate} + V_{ret}} \times 100 \qquad (2)$$

where V_{ret} is the volume of the open shrinkhole [cm^3],$V_{porozitate}$ is the volume of the micro-shrinkholes [cm^3],$V_{probă}$ is the theoretical volume of the sample [cm^3] (calculated as the ratio of the weight of the samples in air and their theoretical density).

In order to evaluate the possibility of directing solidification under the specific conditions of each type of cast sample, a common indicator was identified, that is the

directing index of solidification I_d, expressed as the ratio of the open shrinkhole volume (V_{ret}) and the total shrinkhole volume (V_{tret}), measured in cm^3 :

$$I_d = \frac{V_{ret}}{V_{tret}} \times 100 \qquad (3)$$

The bearing balls used in the study (to determinate the capacity of ball machining of cast iron) have a standardised chemical composition (STAS 11250-80), shown in table 2.and the samples from cast iron used have the dimensions and form sown in figure 3.

Table 2 Chemical composition of balls

Iron's mark	Chemical composition, [%]								
RUL 1	C	Mn	Si	Cr	Mo_{max}	S_{max}	P_{max}	Ni_{max}	Cu_{max}
	0,95-1,10	0,20-0,45	0,17÷0,37	1,30÷1,65	0,08	0,02	0,027	0,30	0,25

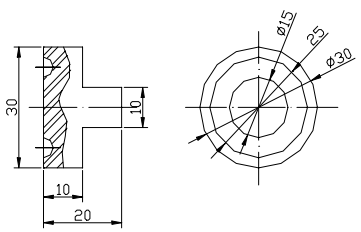


Fig.3 Form and dimensions of cast iron test pieces

Prior to the actual testing within the study, the test pieces were hardened in oil (heated to 850°C, maintained for 30 min and cooled in oil bath), in order to achieve similar characteristics to those of ball grinding disks.

The bearing ball machining capacity of the cast irons was assessed by monitoring the losses due to wear of both cast irons and balls, during the conducted experiment. The computational relationship for these losses is:

$$P_{uz} = (G_i - G_f)/G_i \times 100, \qquad [\%] \qquad (4)$$

where: -P_{uz} – wear losses, [%]; G_i – initial weight, [g];G_f – final weight, [g];

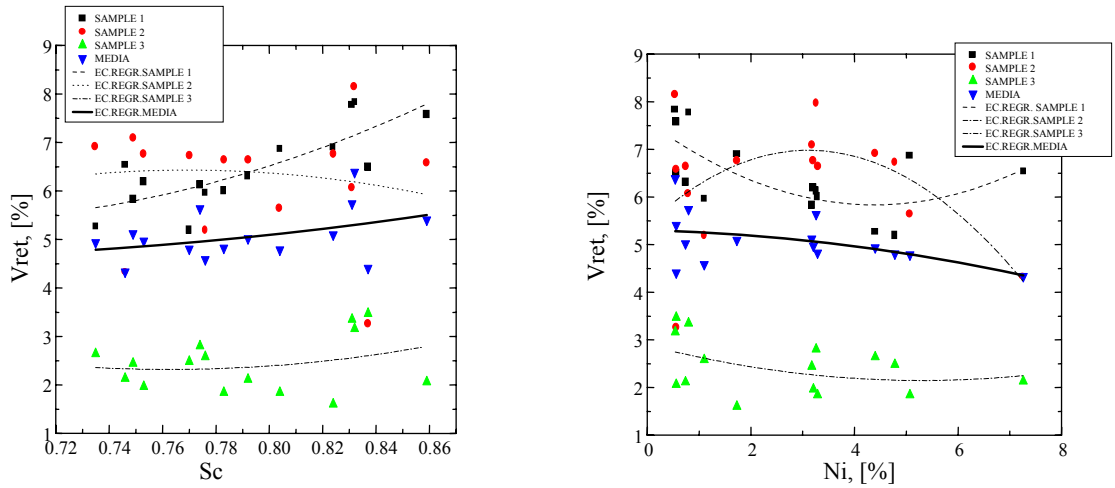
3.EXPERIMENTAL RESULTS

Correlation between the chemical composition of cast iron and the volume of the open shrinkhole

The increase of S_c generates a concentration of the shrinkhole(see figure 4). Thus the volume of the open shrinkhole may grow. This effect is augmented in the case of directed solidification, so can be noticed at the type 1 samples with vertically directed solidification, in opposition to type 3 samples which solidification was uninfluenced by external factors. The effect of directing can be observed in the type 2 samples too. In this case the directing was achieved vertically but downwards (that is in opposite direction to the natural factors of solidification) the increase of S_c can trigger the concentration of the shrinkhole, but this is not open anymore at the upper side of the samples, as was determined within the present experiment.

In absence of directing in 3 type samples the increase of Ni content reduces the shrinking tendency of the open shrinkhole, in 1 and 2 type samples the situation is entirely different. For a strong directing solidification (as in samples 1) a minimum

volume of the open shrinkhole can be noticed at around 4% Ni. For a reverse directing of solidification (samples 2) the existence of a maximum volume of the open shrinkhole is observed around the value of 3% Ni.

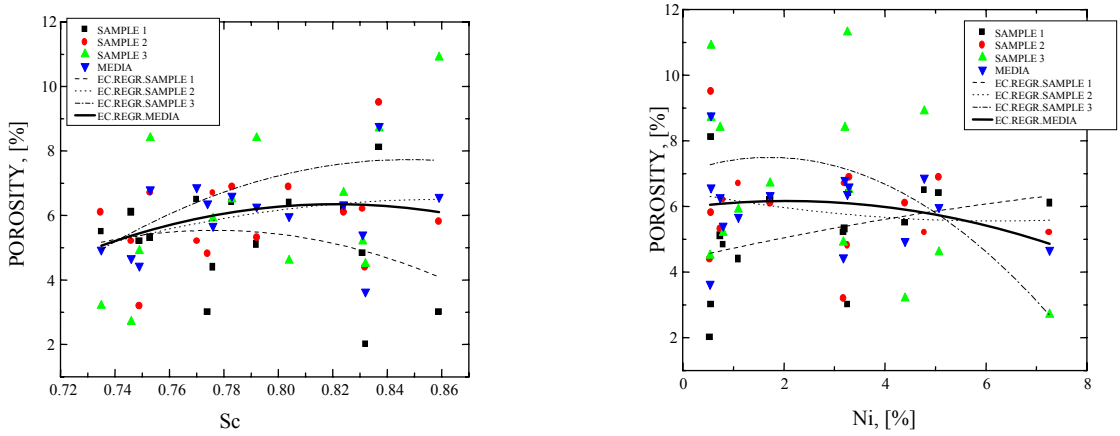


a) *b)*

Fig.4. Influence of the carbon saturation degree S_c- a) and of the Ni content - b), on the volume of the concentrated shrinkhole V_{ret}

The influence of chemical composition on the volumes of micro-shrinkholes (porosity)

In the present study the volume of the micro-shrinkholes was considered the total volume of closed holes in the cast samples.



a) *b)*

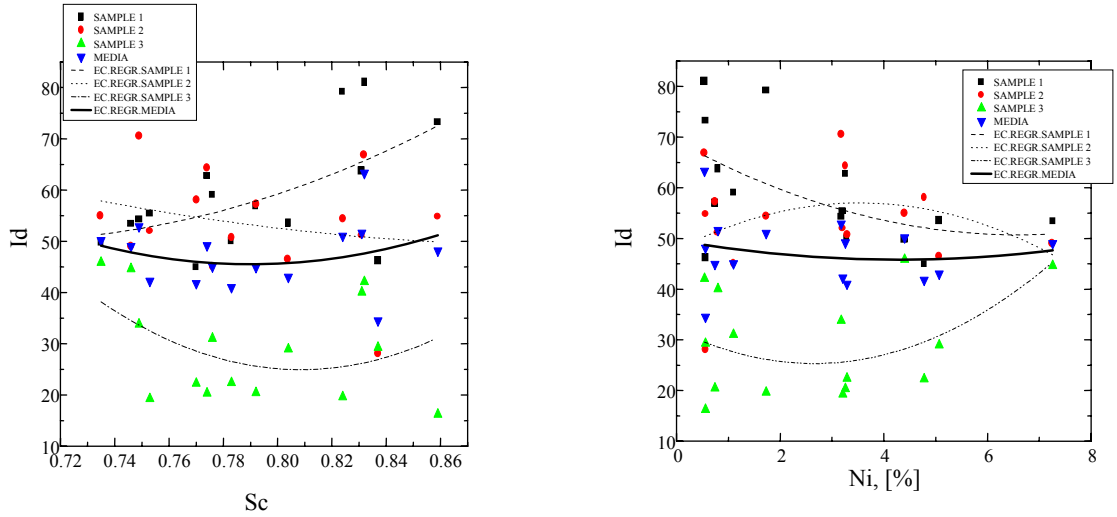
Fig.5. Influence of the carbon saturation degree S_c- a) and of the Ni content - b), on the volume of micro-shrinkholes (POROSITY)

In figure 5a) it can be noticed that for type 1 samples, with the increase of S_c the tendency of occurrence of micro-shrinkholes decreases. This decrease is augmented at higher values of S_c. In the case of type 2 and 3 samples the tendency of occurrence of microporosity increases with the growth of S_c. This increase however becomes smaller towards the superior values of S_c, and tends to stop entirely over the value of S_c= 0,84. Once with an intensified directing of solidification, the effect of Ni on the occurrence tendency of micro-shrinkholes is modified too. Thus for type 1 samples with directed

solidification the increase in Ni augments the tendency of micro-shrinkholes occurrence. For a reverse directing of solidification, with increasing Ni content, the tendency of micro-shrinkholes occurrence decreases very slowly. The strongest decrease of the tendency of micro-shrinkholes occurrence was observed in type 3 samples. The strongest decrease of the tendency of micro-shrinkhole occurrence with a growing Ni content was observed in type 3 samples.

Influence of the chemical composition on the directing solidification index

The directing solidification index I_d is influenced by the carbon saturation degree S_c in close relation to the mechanism of solidification.



a) b)

Fig.6. Influence of the carbon saturation degree S_c a) and of the Ni content b) on the directing solidification index I_d

Thus, for type 1 samples (with a strong directing of solidification) increasing the carbon saturation degree the possibility of directing of the solidification grows (figure 6a). In the type 2 and 3 samples an increasing of carbon saturation degree is associated with a slight decrease of the directing solidification capacity. In type 3 samples this effect occurs only for the inferior range of values of the carbon saturation degree. At carbon saturation values exceeding 0.82 also a growth the capacity of directing solidification is observed.

The dependence between the wear losses and the chemical composition

These dependencies, shown in figures 7 and 8 were processed under the form of second degree polynomial regression curves, such as to highlight the optimum areas. Figure 7 shows on both curves extreme points located between 1.0 and 1,2 % Ni.

In the case of the test pieces the extreme point is a maximum, while for the balls it is a minimum.

This suggests that in this interval both exploitation durability of the cast irons and the machining capacity are minimum. Consequently, in order to maximise cast iron exploitation characteristics, this interval of Ni contents should be avoided. This type of influence can be explained by the effect of Ni on the structure of cast irons in the context of applying the previously described heat treatment

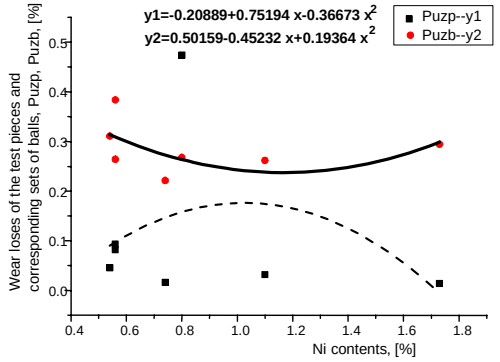
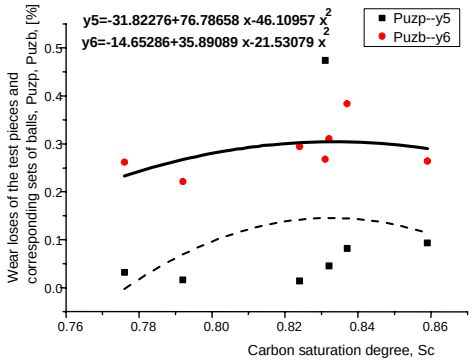
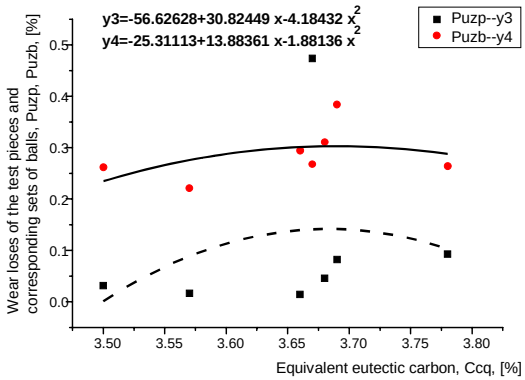


Fig. 8. Dependence between Ni contents and wear losses

The increase of the carbon saturation degree determines a decrease of cast iron durability (test piece wear losses increase), and at the same time an increase of ball machining capacity (see fig. 9a.). A similar dependence can be noticed also between the equivalent eutectic carbon and the studied wear losses (see fig.9b.).



a)



b)

Fig. 9. Dependence between carbon saturation degree S_c and wear losses a), end between equivalent eutectic carbon C_{cq} and wear losses b)

4. FINAL CONCLUSIONS

The increase of the degree of carbon saturation S_c has a global decreasing effect of the tendency of shrinkholes occurring in cast samples, associated with their concentration. This effect is augmented in the case of directed solidification, as can be noticed in type 1 samples, where a more significant decrease of the tendency of micro-shrinkhole occurrence is observed for higher values of S_c. A good possibility of controlling the occurrence of solidification defects results for the cast irons of charges 1 to 14 (table 1), which was actually verified on cast disks too.

Strictly according to the present research results, the chemical composition of the cast iron has to be oriented towards Ni contents higher than 1,4 % (1.4 – 1.6%), carbon saturation degrees of S_c= 0.82 – 0.86 and equivalent eutectic carbon C_{cq}= 3.65 – 3.80 %. This orientation however needs to be correlated with research results relative to the technological behaviour of the studied cast irons in the manufacturing process of bearing ball machining disks (casting and heat treatment characteristics). The results of such research carried out by the same authors confirm the validity of the previously specified composition range.

REFERENCES

1. Crisan A., Munteanu S.I., Ciobanu I., Riposan I. *Study about the optimization of chemical composition of cast ironused for casting the bearing ball grinding disks* Eight International Symposium on Science and Processing of Cast Iron- Beijing , China, October 16-19,2006, Proceedings, p424-429.
2. Crişan A., Maşniţă M., Munteanu S. I., Ciobanu I., *Study on the characteristics of cast irons used for the casting of bearing ball grinding disks,* paper presented at Bramat Conference, Brasov, Romania, Vol.I , pp. 244 -249, 13-14-March 2003.
3. Kurz W., Fischer D. J., *Fundamentals of solidification,* Trans tech publication – Switzerland – Germany – UK – USA, 1986.
4. Stefanescu D.M., *Science and engineering of casting solidification,*Kluwer Academic/ Plenum Publisher, New York, Boston, Dordrecht, London, Moscow, 2002.
5. Barton R., *Porosity of Ductil Iron,*Foundry Trade Journal, febr. 1984.
6. Yu S. K., Loper C. R., Cornell H. H., *The effect of Mn, Cu and Ni on the microstructure, hardness and hardenability of ductile irons,* AFS Transactions, vol. 94, 1986.
7. Hecht M., *Tendance à la porosite des fontes à graphite lamellaire,* Fonderie,No. 2, 1980.

Received March 15, 2007

Transilvania University of Braşov, Romania

STUDIU ASUPRA DEPENDENTEI DINTRE COMPOZITIA CHIMICA SI CARACTERISTICILE UNOR FONTE

Rezumat: Lucrarea prezintă o serie cercetări effectuate cu scopul optimizării compoziţiei chimice a fontelor utilizate la turnarea discurilor de pilit bile pentru rulmenti. S-au urmarit proprietăţile tehnologile (în special cele de turnare) şi cele de exploatare (capacitatea de prelucrare a bilelor). Legătura dintre acestea şi compoziţia chimică a fontei s-a realizat prin valoarea conţinutului de Ni, gradul de saturaţie în carbon S_c şi carbonul echivalent C_{cq}. Lucrarea prezintă tipurile de probe utilizate în studiu, condiţiile de lucru, rezultatele cercetărilor experimentale efectuate (sub forma unor dependenţe polinomiale de gradul 2) şi concluziile finale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL RESEARCHES ABOUT THE MACROSOLIDIFICATION OF BARS WITH U SECTION

S.I.MUNTEANU, I.CIOBANU, A.CRISAN, M. MASNITA, V.GEAMAN

Abstract: The paper presents a 2D mathematical model, based on finite differences method and software created by authors, to simulate the solidification of castings with translation symmetry. There are presented the hypotheses that are on the basis of the model, the conditions to apply and the basic. There are presented too the results of an experimental research about influence of the inner opening of the U bars on the hot spots position at solidification. The experimental results are compared with the results obtained by solidification simulation.

Keywords: casting, simulation, solidification.

Introduction

During last years the authors realized many research in the domain of mathematical modeling and casting solidification simulation [1÷7]. In the present paper there are presented the mathematical model the simulation software and the results obtained by simulation compared with experimental results. The mathematical model that lay on the basis of the software uses the finite differences method. The software can be used for applied and fundamental studies about to the solidification of casting with translation symmetry, with great length in rapport with the cross section dimensions (bar, tube, plate, and long profile).

In the figure 1 there is presented a cross section throw a mould in which are purred some pieces of bar type with U section. The cross section is perpendicular to the longitudinal axis of the parts. There is presented the mode of sharing the mould assembly section in rectangle finite elements with the dimensions x_i and respectively y_j, where the indexes i =1÷M and j =1÷N, represent the order number for the elements, the numbering being from left to right and from bottom to top.

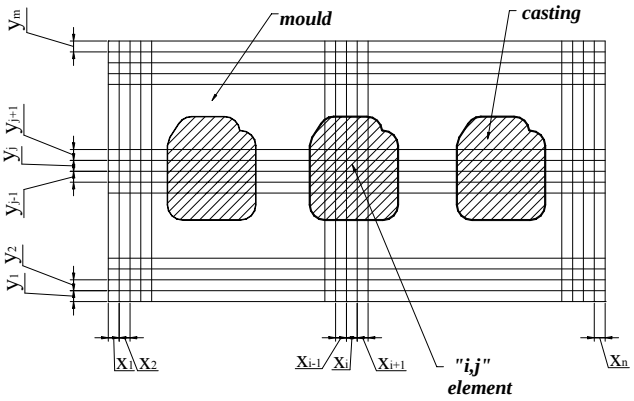


Fig. 1. Cross section through mould-part assembly and the sharing in elementary surfaces.

The time of cooling and solidification process is also divided in finite time intervals $\Delta\tau$. One moment of the process τ_k is expressed as an integer multiple of elementary intervals, $\tau_k=k \cdot \Delta\tau$, where k has values from k=0 to k=kmax. The value $\tau_0=0$ correspond to initial moment, and τ_{kmax} (for k= k_{max}) to the final moment of the studied process.

Hypotheses

The mathematical model considers the following hypotheses:

- the contact between the elements is perfect during all the process;
- the heat transmission inside the mould is made only by means of conductivity in perpendicular direction on the sides of the elements;
- the evaporation, re-condensation and burning process inside the walls of the mould are neglected, as well as gases circulation through the pores of the mould;
- the heat exchange between mould-environment is done only by convection;
- the convection currents inside the liquid alloy and at contact surface liquid-solid are neglected;
- there are neglected the variation of the volume with the temperature in solid and liquid state as well as the volume variation at solidification (hypothesis valid in the case when we don't want to calculate the shrinkage cavity volume);
- the alloy solidifies at constant temperature, hypothesis valid for the pure metals and eutectic alloys;
- the mould instantaneous fill with liquid alloy (the liquid alloy flow at the mould filling is neglected);
- the temperature inside the liquid alloy at the initial moment is uniform and equal with the casting temperature T_t
- the temperature in the mould walls at the initial moment is uniform too and equal with T_{0f};
- the flowing and feeding processes during solidification are ignored;

Mathematical model

At one moment $\tau_k=k \cdot \Delta\tau$ the state of a finite surface element with the index „i" on the Ox axis and „j" on Oy axis is characterized by the temperature T_{ij}^k and the solidified mass fraction ζ_{ij}^k.

The mathematical model is based on thermal balance equation write for an element "i, j" from the mould assembly, corresponding to an elementary time interval $\Delta\tau$, at the moment τ_k.

$$(\Delta Q_{ij}^k)_s = (\Delta Q_{ij}^k)_{ced} \qquad (1)$$

The heat changed by the element „i,j" with the four neighbor elements during the time interval $\Delta\tau$ between τ_k and τ_{k+1} is given by the equation:

$$(\Delta Q_{ij}^{k})_{s} = [\alpha_{i-1,i,j,j}^{k}(T_{ij}^{k} - T_{i-1,j}^{k})y_{j} + \alpha_{i,i+1,j,j}^{k}(T_{i,j}^{k} - T_{i+1,j}^{k})y_{j} + \\ + \alpha_{i,i,j-1,j}^{k}(T_{i,j}^{k} - T_{i,j-1}^{k})x_{i} + \alpha_{i,i,j,j+1}^{k}(T_{i,j}^{k} - T_{i,j+1}^{k})x_{i}]\Delta\tau \quad (2)$$

In the hypothesis of thermal transfer between the finite elements throw thermal conductivity, the thermal transfer coefficient between two adjoining elements are given by the equations:

$$\alpha_{i,i+1,j,j}^{k} = \frac{2}{\frac{x_{i}}{\lambda_{i,j}^{k}} + \frac{x_{i+1}}{\lambda_{i+1,j}^{k}}} \quad (3)$$

and respectively

$$\alpha_{i,i,j,j+1}^{k} = \frac{2}{\frac{y_{j}}{\lambda_{i,j}^{k}} + \frac{y_{j+1}}{\lambda_{i,j+1}^{k}}} \quad (4)$$

In the conditions of uniform sharing in square surface elements ($x_i=y_i=x_{i+1}=y_{i+1}$) and in the case of an element "ij" is partially solidified (ξ_{ij}^{k}) and partially liquid ($1-\xi_{ij}^{k}$), at the moment $\tau_{k,}$ the equivalent thermal coefficient is given by the equation:

$$\lambda_{ij}^{k} = \frac{1}{\frac{\xi_{ij}^{k}}{\lambda_{Sij}^{k}} + \frac{1-\xi_{ij}^{k}}{\lambda_{Lij}^{k}}} \quad (5)$$

The values for thermal exchange coefficients with environment $\alpha_{0,1,j,j}^{k}$, $\alpha_{M,M+1,j,j}^{k}$, $\alpha_{i,i,0,1}^{k}$ and $\alpha_{i,i,N,N+1}^{k}$ are introduced as initial data as function of temperature: $\alpha_{o,1,j,j}^{k} = f_{\alpha}(T_{0,j}^{k};T_{1,j}^{k})$, $\alpha_{M,M+1,j,j}^{k} = f_{\alpha}(T_{M,j}^{k};T_{M+1,j}^{k})$, $\alpha_{i,i,0,1}^{k} = f_{\alpha}(T_{i,0}^{k};T_{i,1}^{k})$ and $\alpha_{i,i,N,N+1}^{k} = f_{\alpha}(T_{i,N}^{k};T_{i,N+1}^{k})$.

The mass heat $(\Delta Q_{ij}^{k})_{ced}$ released (or received) by the „i,j" element during the elementary time interval $\Delta\tau$, as result of temperature and (or) solidified fraction variation is expressed in function of the temperature $T_{i,j}^{k}$ and solid fraction $\xi_{i,j}^{k}$ in the initial state, at the moment τ_k and in function of the temperature $T_{i,j}^{k+1}$ and solid fraction $\xi_{i,j}^{k+1}$ in the final state, at the moment τ_{k+1}. As result, depending on these parameters, 9 situations are possible. So using the thermal balance equation (1), the solid fraction $\xi_{i,j}^{k+1}$ in the "i,j" element, at the moment τ_{k+1} can be calculated with one of the equations:

$$\zeta_{ij}^{k+1} = \left[\frac{\Delta Q_{ij}^{k}}{x_i y_j \rho_{Lij}^{k}} - (T_{ij}^{k} - T_{sij}) c_{Lij}^{k} \right] \frac{1}{L_{ij}} \tag{6}$$

$$\zeta_{ij}^{k+1} = \zeta_{ij}^{k} + \frac{\Delta Q_{ij}^{k}}{x_i y_j \rho_{Lij}^{k} L_{ij}} \tag{7}$$

$$\zeta_{ij}^{k+1} = 1 + \frac{\Delta Q_{ij}^{k} - x_i y_j \rho_{sij}^{k} (T_{ij}^{k} - T_{sij})}{x_i y_j \rho_{sij}^{k} L_{ij}} \tag{8}$$

If the value ζ_{ij}^{k+1} calculated with these equations is not comprised inside the interval [0,1], then the temperature T_{ij}^{k+1} of the „i,j" element at the moment τ_{k+1}, is calculated with one of the next equations.

$$T_{ij}^{k+1} = T_{ij}^{k} - \frac{\Delta Q_{ij}^{k}}{x_i y_i \rho_{Lij}^{k} c_{Lij}^{k}} \tag{9}$$

$$T_{ij}^{k+1} = T_{sij} - \frac{\dfrac{\Delta Q_{ij}^{k}}{x_i y_i} - \rho_{Lij}^{k} (T_{ij}^{k} - T_{sij}) c_{Lij}^{k} - \rho_{Lij}^{k} L_{ij}}{\rho_{Sij}^{k} c_{sij}^{k}} \tag{10}$$

$$T_{ij}^{k+1} = T_{ij}^{k} - \frac{\Delta Q_{ij}^{k} + x_i y_j \rho_{Lij}^{k} L_{ij} \zeta_{ij}^{k}}{x_i y_i \rho_{Lij} c_{Lij}^{k}} \tag{11}$$

$$T_{ij}^{k+1} = T_{ij}^{k} - \frac{\Delta Q_{ij_{ced}}^{k} - x_i y_j \rho_{Lij}^{k} L_{ij} (1 - \zeta_{ij}^{k})}{x_i y_i \rho_{Sij}^{k} c_{sij}^{k}} \tag{12}$$

$$T_{ij}^{k+1} = T_{ij}^{k} - \frac{\Delta Q_{ij}^{k}}{x_i y_j \rho_{Sij}^{k} c_{sij}^{k}} \tag{13}$$

$$T_{ij}^{k+1} = T_{sij} + \frac{x_i y_j \rho_{ij}^{k} c_{sij}^{k} (T_{ij}^{k} - T_{sij}) - x_i y_j \rho_{Sij}^{k} L_{ij} - \Delta Q_{ij}^{k}}{x_i y_j \rho_{Lij}^{k} c_{Lij}^{k}} \tag{14}$$

It is possible that the equations presented above have a simplest aspect if the values of space sharing for the elements are equal in the both directions (x_i=y_j) and also if the volume variation with temperature as well as at the transforming from

liquid to solid is neglected. In this case it can be considered that the alloy has constant density ($\rho_{Lij}^k=\rho_{Sij}^k=\rho$).

6. Results.

The mathematical model was used to create a computer program to simulate the solidification of a bar with U shape section, cast in eutectic gray cast iron. The geometric shape and the dimensions of the bar are given in the figure 2. The walls thickness for the studied bar is a=20mm. The distance between the parallel arms of the profile is b=20mm. Due to this cause the bar section is noted as U_{axb} that it means U_{20x20}. Because the analyzed piece has a translation symmetry with constant section, and the length L is great comparing with the cross section dimensions (L>6(b+2a)), the cooling throw the bar ends do not influence the solidification in the cross section from the middle of the bar. As result for the solidification simulation of this part a 2D software can be used.

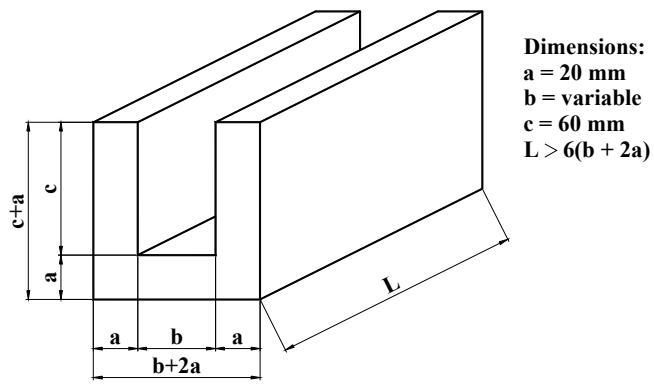


Fig. 2. The geomery of the bars

The part is cast in grey eutectic alloy. The thermal parameters of the cast alloy and of the mould material considered for simulation in this study are:

ρ_L = 7070 kg/m^3, ρ_S = 7286 kg/m^3, λ_L = 30 W/mK, λ_S = 40 W/mK, c_L = 1080 J/kgK, c_S = 850 J/kgK, L = 292800J/kg, ρ_f = 1550kg/m^3, λ_f = 0,7W/mK, c_f = 1200J/kgK, α_{aer} = 30W/m^{2}K, T_T = 1350°C, T_S = 1153°C, T_a = 20°C, T_{0f} = 20°C.

The dimensions of the surface elements, in which the mould and casting were divided, were $x_i=y_j$=2mm. The time step to study the thermal transfer was $\Delta\tau$= 0,1s. The maximum time step number for studying the cooling and solidification was k_{max}=10000 that corresponds to a time interval τ_{max}=1000s.

In the table 1 there are given the results obtained by computer simulation referring to solidification time and hot spots position

In the second part of the research there was realized an experimental research to verify if the results obtained by computer simulation are confirmed by casting praxis. The experimental research try to locate the shot spots position throw shrinkage faults position in castings and to compare the experimental research with those obtained by simulation. In this but there were cast three type of bars, considered representatives U_{20x4}, U_{20x20} and U_{20x120}. The chemical composition of the grey cast iron is given in table 2. The parts are poured in green moulds realized with lost pattern.

Table 1 The hot spots coordinates are measured in rapport with a coordinate system with the origin at the intersection of the section axis and external surface of the crossing part.

No.	Part	Slot dimension	Hot spots coordinates		Solidification time
		b[mm]	*x*[mm]	*y*[mm]	τ[s]
1	U20x0	0	0	40	905.8
2	U20x4	4	-2 and 2	38	838,9
3	U20x8	8	-4 and 4	34	777,3
4	U20x12	12	-6 and 6	30	721,8
5	U20x16	16	-8 and 8	28	679,7
6	U20x20	20	0	20	671,3
7	U20x30	30	0	16	645.1
8	U20x40	40	0	14	632.0
9	U20x60	60	-10 and 10	12	607.3
10	U20x80	80	-24 and 24	12	596.6
11	U20x100	100	-38 and 38	14	593.8
12	U20x120	120	-48 and 48	14	593,5
13	U20x160	160	- 68 and 68	14	593,5
14	U20x200	200	-88 and 88	14	593,5
15	U20x300	300	-138 and 138	14	593,5

Table 2 The chemical composition of the grey cast iron

Material symbolization.			Chemical composition.					Sc
Conf. STAS	Conf. SREN 1561		% C	% Si	% Mn	% P	% S	
	alphanumerical	numerical						
Fc. 250	EN GJL250	EN JL040	3,0 ÷ 3,4	1,8 ÷ 2,5	0,6 ÷0,8	max. 0,3	max. 0,12	0,89

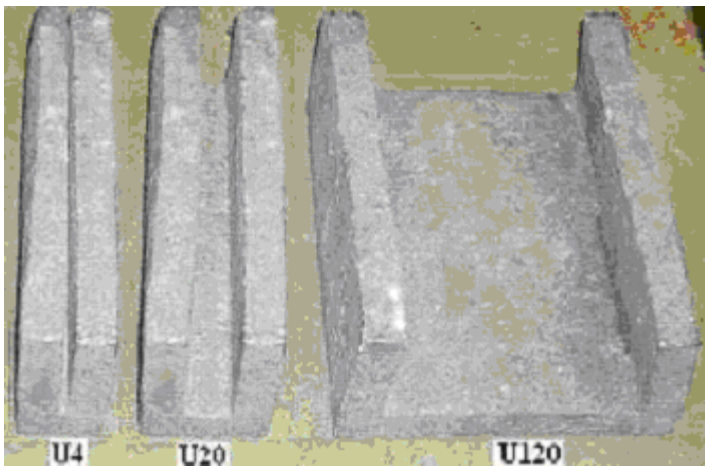


Fig.3 Experimental parts cast in grey cast iron.

The castings are presented in figure 3. To evidence the shrinkage fault position the parts were cut in the cross section at the middle of the length. In the figures 4 there are presented the photos of the sectioned castings and marked the shrinkage position. In the figures 5 there are presented the corresponding isotherms map at the end of solidification determined by computer simulation.

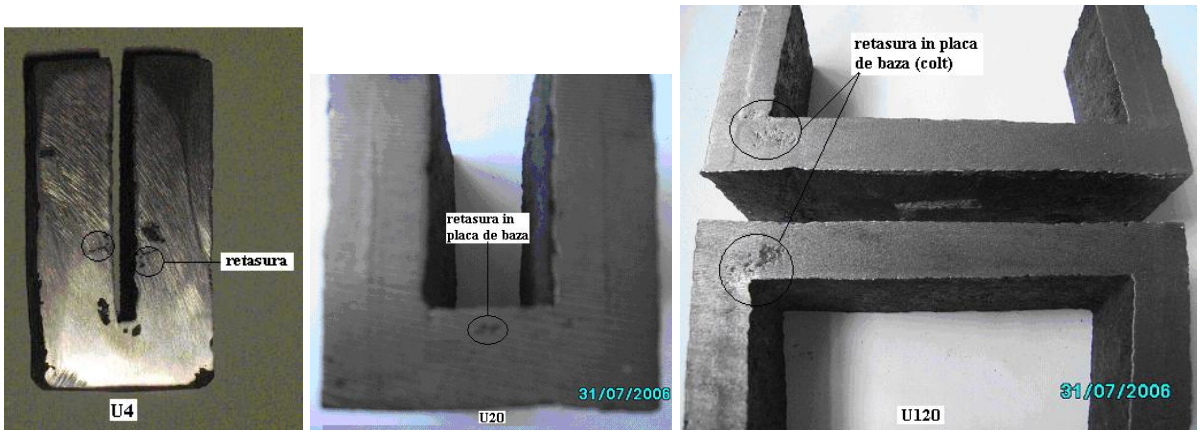


Fig.4 Cross section through the parts U20x4, U20x20 and U20x120 to localize the shrinkage.

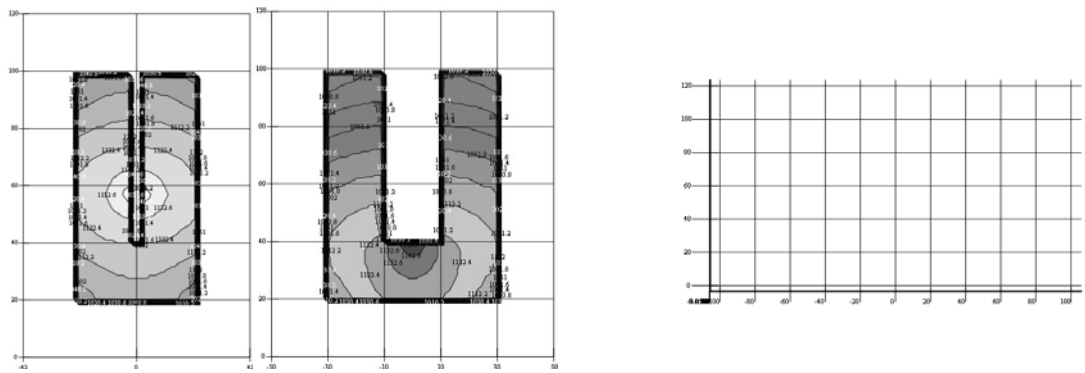


Fig.5 The temperature map obtained by simulation in the cross section through the parts U20x4, U20x20 and U20x120

Analyzing the castings section it was observed the shrinkage are slight dispersed. This is explained by one side by the small solidification shrinkage of the grey cast iron, and on the other side by the reduction of feed capacity (alloy flow) in the solidification zone at the end of part solidification. It can be assumed that the hot spot position correspond to middle zone of porosity. Comparing the shrinkage position in the experimental castings with the hot spot position determined by computer simulation can be observed that in the case of parts U_{20x4}, U_{20x20} and U_{20x120} the shrinkage position of the experimental castings correspond to the position determined by simulation.

Symbols

• x_i, y_j- the length of the finite elements sides in the directions of the two axes 0x, 0y;
• $\Delta\tau$- the elementary time interval for which the thermal balance equations are written;
• i, j – the index number of the finite surface elements with the length x_i and respectively y_j, in the two directions Ox and Oy;
• k – the index number of the elementary time interval $\Delta\tau$;
• M, N – the maxim value of the parameters "i", respectively "j";
• k_{max}- the maximum value the parameter „k";
• T_{ij}^{k} - the temperature of the element with indexes i,j at the τ_k;
• ξ_{ij}^{k} - the solidified fraction in the "ij" element at the moment τ_k;
• T_{Sij} - the solidus temperature of the "ij" element;

• ρ_{Sij}^{k} - the density of the ”ij” element in solid state at the moment τ_k;

• ρ_{Lij}^{k} - the density of the ”ij” element in liquid state at the moment τ_k;

• L_{ij} – the specific latent heat of the element ”ij”;

• c_{Sij}^{k} - the specific heat in solid state for the ”ij”element at the moment τ_k;

• c_{Lij}^{k} - the specific heat in liquid state for the ”ij”element at the moment τ_k;

• $\left(\Delta Q_{ij}^{k}\right)_s$ - the heat changed by the ”ij” element with the neighbor elements, during the elementary time interval $\Delta\tau$;

• $\left(\Delta Q_{ij}^{k}\right)_m$ - the mass heat released by the ”ij” element, during an elementary time interval $\Delta\tau$, as result of temperature or solidified fraction modification, at the moment τ_k;

• λ_{sij}^{k} - the thermal conductibility coefficient in the solid state for the ”ij” element, at the moment τ_k;

• λ_{Lij}^{k} - the thermal conductibility coefficient in the liquid state for the ”ij” element, at the moment τ_k;

• $\alpha_{i-1,i,j,j}^{k}$ - the heat transfer coefficient at the moment τ_k, in 0x direction, between the element ”i-1,j” and the element ”i, j”;

• $\alpha_{i,i,j-1,j}^{k}$ - the heat transfer coefficient at the moment τ_k, in 0y direction, between the element ”i,j-1” and the element ”i, j”;

References:

[1]- **CIOBANU I., MUNTEANU S., CRIŞAN A**. – Mathematical modelling of the cooling process using finite differences method, Eight Israel Materials Engineering Conference, IMEC VIII, Ben Gurion University of Negev, Beer Sheva, Israel 16-17 April 1997, Proceedings pp. 138.

[2]- **CIOBANU I, MUNTEANU S I, CRIŞAN A** - Influența distanței dintre piese în forma de turnare asupra cineticii solidificării la turnarea în forme crude - Buletin ştiinţific Conferinţa Internaţională de Ştiinţa şi Ingineria Materialelor BRAMAT 99 , 3-5 Feb. 1999,Ed. Universităţii Transilvania Braşov, vol II, ISBN 973-98797-0-5, pag. 44-58,

[3]- **MUNTEANU S. I., CIOBANU I., CRIŞAN A**. - Cercetări prin simulare pe calculator privind repartizarea izotermelor câmpului de temperatură la solidificarea barelor cu secţiune U turnate din fontă cenuşie.- Turnarea şi Solidificarea Metalelor şi Aliajelor TSMA’2004, Ed. U.T. Pres Cluj-Napoca, Tome II 2004, p19-28, ISSN1453-9756

[4]- **MUNTEANU S. I**. - Computer aided simulation of aluminum alloys solidification in continuous electromagnetic casting -Proceedings of the International Conference on The Science of Casting and Solidification, 28-31 May 2001, Brasov, Romania, ISBN 973-9428-67-3, p. 151-157,

[5]- **CIOBANU I., MUNTEANU S. I., CRIŞAN A.**,- Mathematical model and 2D software based on finite differences method for simulation of the solidification of the parts cast from eutectic alloys – Proceedings International Conference on Materials Science & Engineering BRAMAT 2003, 13-14 March, Transilvania University of Braşov Publishing House, vol. I, ISBN 973-635-122-X/973-635-123-8, pp. 250-255.

[6]- **MUNTEANU SORIN ION, CIOBANU IOAN, CRIŞAN AUREL** - Cercetări privind particularităţile solidificării profilelor cu secţiune U20×20 - Revista METALURGIA Nr.12/2004 pag 25-36 ISSN 0461-9579

[7]- **MUNTEANU SORIN ION, CIOBANU IOAN, CRIŞAN AUREL** – Partcularitai privind solidificarea barelor cu sectiune „U” cu deschidere mare intre bratele paralele - METALURGIA Editura ştiinţifica F.M.R. Nr. 4, 2005, p 38-52, ISSN 0461-9579

Received March 15, 2007

Transilvania University Brasov

Abstract. *Lucrarea prezinta un model matematic 2D, bazat pe metoda diferentelor finite si un soft creat de autori pentru simularea solidificarii pieselor turnate cu simetrie de translatie. Sunt prezentate ipotezele care stau la baza modelului conditiile de aplicare si ecuatiile de baza. Sunt prezentate de asemenea rezultaele unei cercetari experimentale privind influenta deschiderii unui profil turnat cu sectiune U asupra pozitiei nodurilor termice la solidificare. Rezultatele experimentale sunt comparate cu rezultatele obtinute prin simulare pe calculator*

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

TEMPERATURE AND THERMAL STRESS FIELD AT ROLLING LINEAR CONTACT, WITH APPLICATIONS AT ROLLING CYLINDERS

BY

FLORIN TUDOSE SANDU – VILLE, VASILE BULANCEA, OVIDIU CALANCEA

Abstract. *The increase of the industrial products quality is possible trough reliability rising. For machine parts located in enclosure, where premature deteriorations are difficult to record in a non-stop program of work, under thermo-mechanical contact loads, is important to have an evaluating solution for repairs and for the changing parts program. These conditions apply also for non active rolling mill rollers. The paper presents some types of calculations for thermal stresses, the main cause for global thermo-mechanical contact wear. The variable thermo-elastic stresses indicated by a thermal tide determine the faster occurrence of a cracking and pitting field in a contact layer. Some experimental results obtained on a test rig and their mathematical analysis are also presented.*

Keywords: *temperature, thermal stress, global thermo-mechanical contact wear*

I. Theoretical background

Most of the technological processes are carried out with heat release. With the increase of the parameters of machine working processes, the heat transfer from the working medium to the parts or from warmer to colder parts is intensified, the heat stress increasing.

That is why one can notice that, out of the total disturbances of parts determined by static, cyclical, dynamical stresses, as well as by other types of loads, the relative contribution of the defects induced by thermal cyclical loadings increases.

The heat stresses determine thermal stresses in the structure of parts and machine components.

The thermal stresses that appear in a part during its operation or the technological process (for example during a heat treatment) can be higher than those produced by external forces or moments, sometimes resulting in part cracking. Considering this, the calculation of certain machine components taking into account only the mechanical stresses is not enough, being necessary to consider the thermal stresses too.

The thermal stresses also influence the durability, especially in the case of variable strengths. The thermal stress character depends on the temperature field which they provoke. A stationary temperature field will induce static stresses. In the case of time variations of the temperature field, its changing rate is very important. In case of small temperature rates, the thermal stresses can be considered as quasi-static. At higher temperature rate variable thermal stresses will be generated.

If the strains remain within the elastic zone during the loading, the stresses are thermo-elastic, while when the strains enter the elastic-plastic range the stresses are thermo-plastic.
The cyclical temperature variation can induce cracking in machine components (similarly to breaking produced by the stresses created by external forces), a phenomenon called thermal fatigue. Unlike the thermal fatigue which appears after a relatively big number of loading cycles, there is the heat shock (the heat stress induced in a body at its contact with a fluid with a temperature differing from that of the body), which can result in part destruction after a small number of cycles.
The destruction provoked by alternative thermal cyclical loadings- thermal fatigue- can be noticed in a specific form only with the parts which are subjected to an insignificant additional mechanical load.
The damaging action of this kind of loading is revealed in a much more important manner when it is combine with the internal pressure, with centrifugal stresses, external loading (rolling cylinder, gears working under high temperature conditions) or under the conditions of insufficient lubrication or cooling.
In these situations, the thermal-cyclical damage of parts superficial layers usually represents the cause of the appearance of the first destruction centers, which then get generalized under the joint action of the other stress types.
The rolling cylinders represent a category of machine components- tools at which the mechanical and thermal stresses have significant values, presenting a variable character, thus belonging to the above specified working conditions.
One of the important conditions of hardened superficial layer damaging at the rolling cylinders is represented by the very high thermal stresses in their superficial layer. These stresses present a cyclical character due to repeated heating and cooling of this layer during each cylinder rotation.

II. Temperature field in active cylinders

The specialized literature presents data concerning the temperature field in rolling cylinder in terms of:

- Heat exchange conditions
- Rolling speed
- Emulsion flow rate
- Down-time duration.

At the same time, there are data concerning the determination through computation, of the most probable moments when cracks and detachments can appear on the active surface of the rolling cylinders.
The thermal calculus starts from the facts that the strain focus is represented by a heat source. The enthalpy modifications for the plate, ΔQ_b, and cylinder ΔQ_c respectively when the plate passes through the strain focus will be:

$$\Delta Q_b = 2(-Q_1 + Q_2 + Q_3) \qquad (1)$$

$$\Delta Q_c = 2(Q_1 + Q_2' + Q_3' + Q_4) \qquad (2)$$

where:
Q_1 is the heat given up by the plate to a rolling cylinder if the plate temperature is higher,

Q_2 and Q_2' - the quantities of heat received by the plate and cylinder as the result of the conversion to heat of the mechanical work, due to plate shape change;
Q_3 and Q_3' – the quantities of heat received by the band and cylinder as the result of the conversion to heat, of the friction force mechanical work.
Q_4 – the heat quantity due to mechanical hysteresis.
The temperature of the cylinder surface T_{sc} when leaving the rolling focus will be:

$$T_{s,c} = T_0 + \Delta T_1 + \Delta T_2 + \Delta T_3 \quad (3)$$

where:
T_o – the initial temperature of the cylinder surface,
ΔT_1 – temperature increase due to higher plate temperature,
ΔT_2 – temperature increase due to plate plastic strain,
ΔT_3 – temperature increase due to friction.
The temperature variations are determined taking also into account the existence of the lubricant film between the plate and the cylinder, namely:

$$\Delta T_1 = (T_{b_0} - T_{c_0}) \frac{K_\varepsilon}{1+K_\varepsilon} F_1(\mathrm{H}) \quad (4)$$

$$\Delta T_2 = \frac{\sigma_{c,med} \cdot \ln \frac{H}{h}}{c_b \gamma_b} \cdot \frac{\tau}{\tau_t} \cdot \frac{K_\varepsilon}{1+K_\varepsilon} F_3(\mathrm{H}) \quad (5)$$

$$\Delta T_3 = \frac{2q}{\lambda b} \sqrt{a_b \tau} \frac{K_\varepsilon}{1+K_\varepsilon} \quad (6)$$

where:
T_{bo} and T_{co} are the contact temperatures at the surface of plate and cylinder respectively, in the rolling focus [^{o}K],
$K_\varepsilon = \sqrt{\frac{\lambda_b \rho_b c_b}{\lambda_c \rho_c c_c}}$ – the criterion of thermal diffusivity of the material of plate and rolling cylinder,
λ – the coefficient of thermal conductivity, in [W/m· ^{o}K],
c – the material specific heat, in [J/kg· ^{o}K],
ρ – density, in [kg/m^3]
α – thermal diffusivity, $a = \frac{\lambda}{\rho \cdot c} [m_2 / s]$
$\sigma_{c\ med}$ – the ultimate strength of the plate material in the strain focus,
H and h – the plate thickness before and after the strain,
τ and τ_t – the total elapsed time and the contact time respectively,

$\mathrm{H} = \frac{K\sqrt{a_b \tau}}{\lambda_b}(1+K_\varepsilon)$ the criterion of contact heat transfer,
K – the coefficient of heat exchange from the plate to the cylinder through the emulsion film ($K = \frac{\lambda_c}{\rho_c}$.),
$\lambda_c = 0{,}6 - 0{,}68 [W / m^0 K]$

For emulsion cooling of the cylinder:

$K = (6-13{,}6)\cdot 10^5 [W/m^2 \cdot {}^0K]$ $K = (30-68)\cdot 10^4 [W/m^{2\,0}K]$ (emulsion cooling)

ρ_c = 1- 2μm, the emulsion film thickness.

$$F_1(\mathrm{H}) = 1 - \exp H^2, erfcH \qquad (7)$$

$$F_3(\mathrm{H}) = \frac{1}{H^2}[1 - \exp \mathrm{H}^2 \cdot erfc\mathrm{H} - 2\mathrm{H}(0{,}5642 - 0{,}5\mathrm{H})] \qquad (8)$$

where erfcH= 1- erfH, the Gauss error function

q – the intensity of heat emission at the cylinder- plate contact. The approximate value of q is determined as

$$q = \frac{1}{S}\int_S \tau_x \cdot u \cdot dS \qquad (9)$$

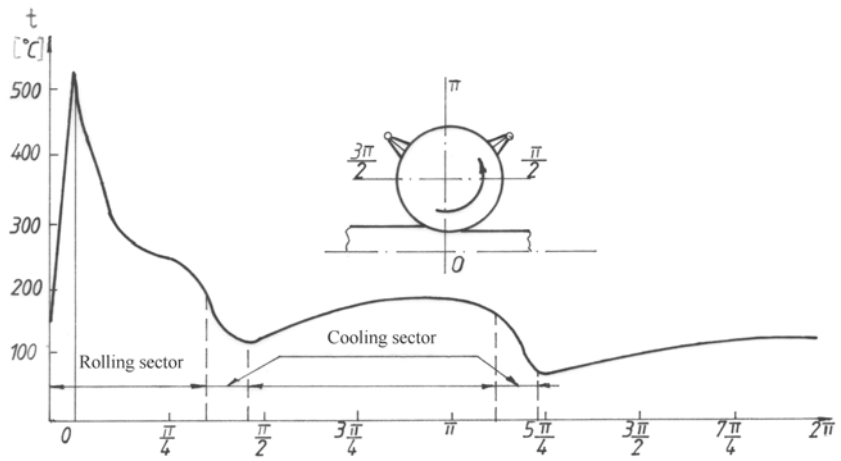
where:

r_s – the instantaneous value of the slip stress

S – the area of the contact surface [m^2]

u – relative slip speed.

The temperature variation on the rolling cylinder surface is presented in Figure 1



-Figure 1.-

The non-uniform temperature distribution, both in the tangential and radial directions, will generate important thermal stresses.

III. Temperature Stresses

Whenever the expansion or contraction that would normally result from the heating or cooling of a body is prevented, stresses are developed that are called *thermal,* or *temperature, stresses.* It is convenient to distinguish two different sets of circumstances under which thermal stresses occur: (1) The form of the body and the temperature conditions are such that there would be no stresses except for the *constraint of external forces;* in any such case, the stresses may be found by determining the shape and dimensions the body would assume if unconstrained and then calculating the stresses produced by forcing it back to its original shape and. (2) The form of the body and the temperature conditions are such that stresses are produced in the *absence of external constraint* solely because of the incompatibility of the natural expansions or contractions of the different parts of the body.

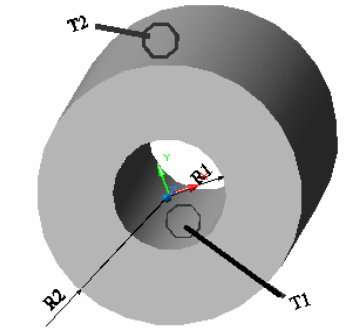
A number of representative examples of each type of thermal stress will now be considered later in the paper. In all instances the modulus of elasticity *E* and the coefficient of thermal expansion *y* are assumed to be constant for the temperature

range involved and the increment or difference in temperature AT is assumed to be positive; when AT is negative, the stress produced is of the opposite kind.
A long hollow cylinder with thin walls has the outer surface at the uniform temperature T and the inner surface at the uniform temperature $T + \Delta T$. The temperature gradient through the thickness is linear. At points remote from the ends, the maximum circumferential stress is ½ ΔTγE / (1 — ν) (compression at the inner surface; tension at the outer surface) and the longitudinal stress is ½ $\Delta T\gamma E/1$-ν) (compression at the inside; tension at the outside).
A hollow cylinder with thick walls of inner radius b and outer radius c has the outer surface at the uniform temperature T and the inner surface at the uniform temperature $T + \Delta T$. After steady-state heat flow is established the temperature decreases logarithmically with r and then the maximum stresses, which are circumferential and which occur at the inner and outer surfaces, are

$$\sigma_t = \frac{\Delta T \gamma E}{2(1-\nu)\log_e(c/b)}\left(1 - \frac{2b^2}{c^2 - b^2}\log_e\frac{c}{b}\right)$$ (Outer surface) – Tension

$$\sigma_t = \frac{\Delta T \gamma E}{2(1-\nu)\log_e(c/b)}\left(1 - \frac{2c^2}{c^2 - b^2}\log_e\frac{c}{b}\right)$$ (Inner surface) – Compression

In [2] is presented the expression for the calculation of the thermo-elastic stresses in a cylinder situated in a variable temperature field.
Let's consider a cylinder of internal radius R_1 and external radius R_2 with the temperature variable only in terms of radius and time T(r, τ). At the beginning the cylinder temperature equals zero, while at the moment τ = 0 the cylinder is introduced into two mediums: one from inside the cylinder of temperature T_1 and the other from outside the cylinder of temperature T_2



Given the axial symmetry, $\varepsilon_{zz} = 0$ and therefore the stresses can be expressed only in terms of the radial motion u_r. It follows that:

$$\sigma_{rr} = \frac{E\alpha}{2(1-\mu)}(1 - \frac{R_1^2}{r^2})[T(R_2\tau) - T(r,\tau)]; (10)$$

$$\sigma_{\phi\phi} = \frac{E\alpha}{2(1-\mu)}(1 + \frac{R_1^2}{r^2})[T(R_2\tau) + (1 - \frac{R_1^2}{r^2})T(r,\tau) - 2T(r,\tau)]; \ (11)$$

where: $T(r,\tau)$ represents the cylinder average temperature reported to the radius r. The stress values calculated for a cylinder with Ø400mm and inside hole with Ø80mm at Δt = 60°C have been around 200 MPa [1].

IV. Experimental results

On the test rig presented in [4] rolling tests were carried out for rolls of $Ø_{ext\ max}$ = 116mm and $Ø_{int\ max}$ = 80mm. The temperatures were measured with a "National Instruments" transducer and software. The measured temperatures ranged between 20 and 100°C for the maximum rolling intervals (continuously) equal to 5 hours.

The maximum normal contact stress was 400 MPa for a contact width ranging between 10 and 20mm. The rotation speed was 125 rpm, the same for all the rolls in contact. The rolls material was OLC45xB3STAS80-88. The experimental results were analyzed by of computation software. The diagrams of thermo-elastic stresses variation in cylinders are presented using various calculation solutions and temperature intervals.

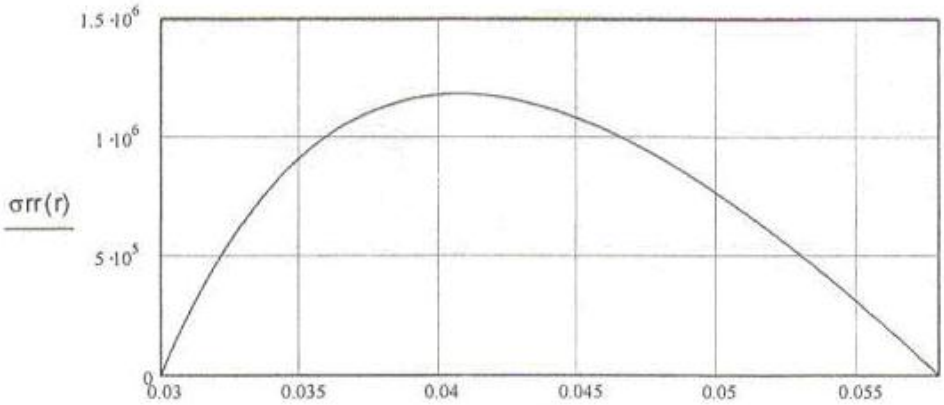


Figure 3

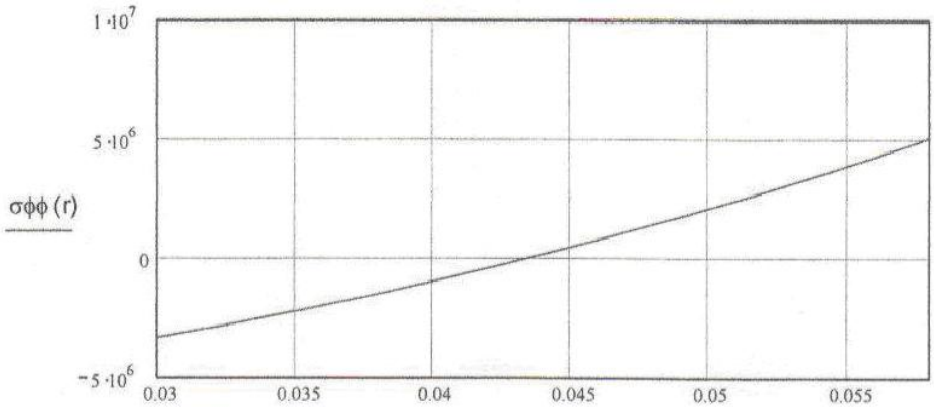


Figure 4

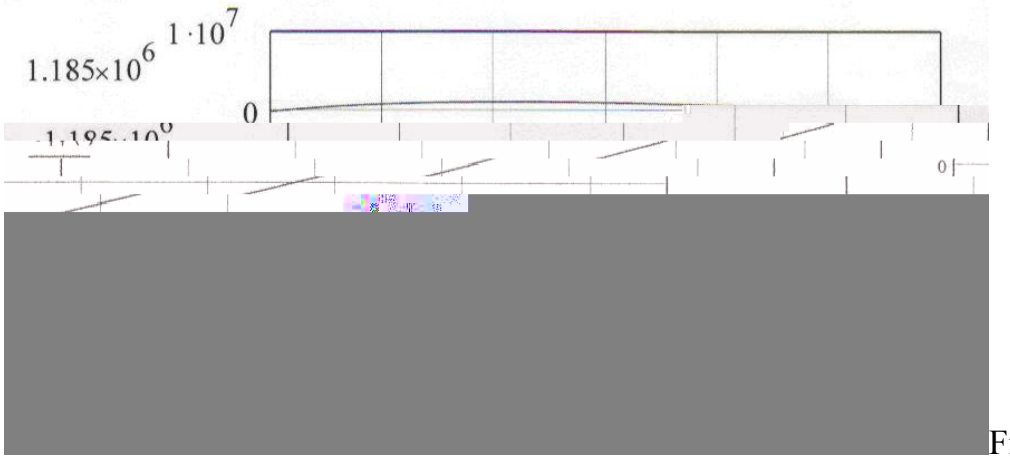


Figure 5

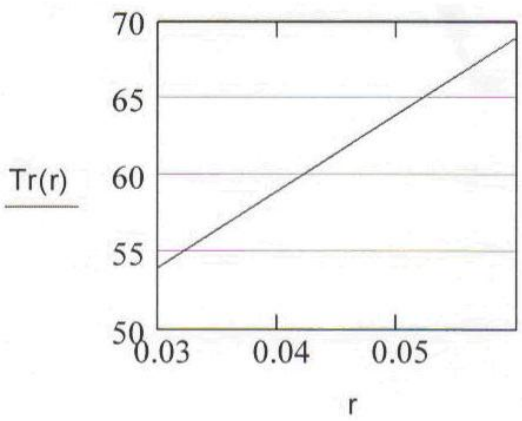


Figure 6

V. Conclusions

The thermal stresses are important components of the resulting equivalent stress, the cause of deterioration of the rolling cylinders working surfaces.

The maximum values of the thermal stresses appears at the beginning of cylinder heating, when the temperature difference between layers of different depth is larger, also due to the cylinder thermal inertia.

The alternative thermo-cyclical tests determine the appearance of localized defects in the superficial layer, which become initiation centers for deteriorations which get generalized later under joint action of the other types of stresses.

The appearance of the thermal shock results in speeding the initiation of deterioration.

The temperature difference between the cylinder internal and external surfaces changes in direct proportion with the value of thermal stresses.

The weight of the thermal deteriorations is higher at the beginning of the process, the other stress types resulting mainly in deteriorations in the next stages of the process.

References

1. Poluhin V.N., Nicolaev V.A., a.o. – "Nadejnost i dolgovecinost valkov holodnoi prokatki", Moskva, Metallurgija, 1976
2. Popa Bazil, Mădărăşanu T., a.o. – "Solicitări termice în construcţia de maşini", Ed. Tehnica, Bucureşti, 1978
3. Racocea C, Tudose-Sandu-Ville Florin – "Thermal Stress Evaluation in Active Rollers for Hot Rolling Mill", Buletinul Institutului Politehnic Iaşi, Tomul XXXIX (XLIII), fasc.1-4, secţia V, Construcţii de maşini, 1993
4. Tudose-Sandu-Ville Florin – "Experimental Research and Statistical Evaluation concerning Linear Contact Reliability", Balkan Journal of Tribology, 2005
5. Warren C. Young – "Roark's Formulas for Stress and Strain", Sixth edition, McGraw, Hill Book Company, 1989

Received April, 2007

Technical University Iaşi

CÂMPUL DE TEMPERATURI ŞI TENSIUNI TERMICE LA CONTACTUL LINIAR CU ROSTOGOLIRE, CU APLICAŢII LA CILINDRI DE LAMINOR

Rezumat. *Lucrarea prezintă componentele temperaturii suprafeţei cilindrului la ieşirea din focarul de laminare, cât şi relaţii de calcul pentru tensiunile din cilindri în diverse situaţii de funcţionare. Rezultate experimentale obţinute pe un stand propriu de încercri sunt prelucrate şi au făcut obiectul unei analize. Apariţia şocului termic determină accelerarea iniţializării deteriorării; diferenţa de temperatură dintre suprafeţele interioare şi exterioare ale cilindrului este direct proporţională cu valoarea tensiunilor termice.*

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE CONDUCTYNG OF FURNACES FOR THERMIC TREATMENT BY MODELING OF TRANSFORMATION PROCESSES AND THE PREDICTION OF MICROSTRUCTURES AND PROPERTIES OF STEELS.

BY

IULIAN CUCOŞ

Abstract: *The establishment of prediction methods based on the phenomenological description and computer simulation of the transformation processes during heat treatment and the development of software for technological planning has been of major interest.*

The control of furnaces for thermic treatment is a consequence of permanent effort for relief of work through amplify of his capacity in solving problems of productions. The advanced system for conducting the furnaces rof heat treatments has the main importance in different activities developed in hard conditions.

Keywords: *properties prediction, heat treatment of steels, computer simulation, designing and conducting system, computer simulation,. electric furnaces, conduct, property prediction, PID and PlD-predictive controller.*

1. Introduction

The development of computer simulation of heat treatments has been concentrated on two main areas of interest:

- modeling of transformation processes and the prediction of microstructures and/or properties ;
- developing program packages (designed in the majority of cases to be purchased on the market for direct industrial use) to help solve concrete tasks such as material selection, property prediction, and the design of heat-treating operations

By introducing computer methods, steel heat treatments can be analyzed and/or optimized in terms of product quality, property scatter, processing time, and energy consumption.

A proper computer algorithm makes it possible to select the heat-treatment parameters that result in minimum energy consumption and optimum mechanical properties. Because of the many factors involved, reducing energy consumption is an optimization task that can be done only by applying a suitable simulation computer program.

Simulation software can be classified either as on-line programs for process control or as programs to assist decision making and process analysis and can be subdivided into:

- property prediction programs
- process planning programs
- material selection programs and their data bases
- programs for special technical and economic problems in connection with heat treatment .
- finite-element analysis for modelling the effects of quench severfty on distortion and dimensional control of parts.

2. Concept of a Property Prediction System

A property-prediction system used for simulating the metallurgical process occurring during heat treatment and predicting the microstructure and mechanical properties of quenched and tempered or case-hardened steel's is described in this section.

Before starting to design a property-prediction system, first those internal parameters (Ac3 temperature, transformation kinetic data, hardness values of the micro structural elements, and so on) that have the most determinative effects on the properties.

The programs are based on a phenomenological model of kinetics of transformation taking place in no isothermal conditions and permits the prediction of the progress of transformations, of the microstructure, and of the mechanical properties as a function of time and of position in the cross section of the heat-treated work piece. The equations forming the base of the model belong to three main groups as follows:

- the differential equation of heat conduction by a numerical method, the temperature field in the given work piece is solved
- the system of kinetic differential equations for describing the transformation processes occurring in the microstructure
- equations describing the relation between the microstructure and properties

Modelling of transformation kinetics can be done with differential equations such as:

$$\frac{\partial Y_j(r,t)}{\partial t} = g_j\,(Y_1, Y_2, \ldots Y_j, T, t) \qquad (1)$$

where t denotes time;

- r is the vector representing a given point of the work piece (the position vector);
- T is the temperature, which is a function of time t and position r;
- (j = 1,2,. . . J) is a so-called micro structural parameter;
- g = 1,2,. . . J is an appropriately selected real value function.

The micro structural parameters Y in (1) are numerical quantities that may be interpreted within relatively wide limits.

The starting point for predicting mechanical properties such as hardness and yield point is that the properties are related to micro structural parameters. It was assumed that after transformation at a given location r in the work piece, a numerical property P(r) of the steel may be calculated with a precision satisfying practical

demands as a function of a small number of elementary micro structural properties p (j=1,2,. - . M) according to the formula:

$$P(r) = f,(p_1,p_2, \ldots\ldots\ldots\ldots,P_M) \quad (2)$$

where f, is an appropriately selected function.

In most cases, the so-called generalized linear law of mixture represented by the following Stieltjes integral was used to calculate the elementary micro structural property (j=l,2,...M):

$$p_j = \int \chi(T, Y_j) dY_j \quad (3)$$

where χ [T(r, t), Y_j] is a suitably defined weighting function containing and summarizing the numerical information on the given property of the micro structural parameter Y.

The input data are:

- chemical composition of the work piece to be hardened
- initial state of the work piece (annealed, normalized, quenched, and tempered)
- geometry: shape and size of the work piece (round bar or plate) characterized by its diameter or thickness, or Jominy specimen and the distance from the cooled surface to the point where the microstructure and properties are to be predicted
- heating conditions: heating medium, austenitizing temperature, and the total time spent by the work piece in the austenitizing furnace
- quenching conditions characterized by the HR value (relative heat transfer coefficient specifying the cooling severity) and the temperature of the quenching
- tempering conditions given by the tempering temperature and the duration of tempering

The chemical composition of the work piece is first verified against the specified composition range of the steel type for which the predictor program was developed. From the composition, we calculate A_1, A_3, B_s, M_s, transformation temperatures by formulas based on dilatometrical measurements and regression analysis.

Computation of the heating curve takes into account the furnace features. Calculations are based on the application of an approximate method developed to solve heat conduction problems for simple geometries.

The accuracy of the following Newtonian approximation can also satisfy the requirements:

$$T = (To — Ta)\exp\{- \alpha_h t\} + Ta \quad (4)$$

where: T the austenitization temperature;

- To is temperature at t = 0;
- h is a constant depending on the furnace, mass of work piece, heating medium, quality of the face, and agitation of the medium.

The temperature to austenitization is determined by the initial microstructure and the heating rate. The experimental results may be described with the following equation:

$$Ac_3 = A_3 + a\, v^{1/3} \quad (5)$$

where v is heating rate at temperature A_3 and a is a parameter depending on initial state of microstructure.

Computation of the austenite grain also requires consideration of no isothermal conditions. The extent grain growth taking place during austenitization is known to have a decisive effect is the characteristics of steel.

It was assumed that grain size D_a of steels at constant temperature T is described an isothermal kinetic function of the following type:

$$D_a = \left[\int_o^t k_o \exp\left(-\frac{Q_a}{RT} \right) dt + D_o^N \right]^{1/N} \tag{6}$$

The unknown parameters k_0, N, and Q_a can be estimated by regression analysis using measured data.

The characteristics of the isothermal time- temperature transformation chart are calculated as a function of the chemical composition and austenite grain size, also taking into account the temperatures A_1, A_3, B_s and M_s.

One of the most frequently used equations for the isothermal transformation is Avrami's equation:

$$y = 1 — \exp \{—bt^n) \tag{7}$$

where y is the volume fraction of the transformed austenite;

- t is the time spent on the isotherm;
- b and n are temperature, grain size, and composition-dependent constants, evaluated from the isothermal TTT diagram or from measurements with continuous cooling .

Computation of the cooling curve at the given point of the work piece can involve a simple method similar to the one described to use a Newtonian cooling:

$$T = (Ta-Tq)\exp\{-\alpha_c t\}+Tq \tag{8}$$

where Ta is the austenitization temperature;

- Tq is the temperature of the quenching;
- a is the geometry and quenching-dependent parameter.

Calculating the progress of the transformation processing continuous cooling from the TTT characteristics is a crucial part in property prediction. Estimation of the ferritic, pearlitic and bainitic fractions during each step.

Information about transformation temperature defined for the initiation of the ferrite-pearlite faction and for the beginning temperature range, B, of the bainite reaction is first provided by this program.

When the hardness after quenching is calculated on the basis of microstructure and e carbon content, many investigations are necessary to ascertain the best rule of mixing.

In the calculation of the hardness after quenching, the transformed amounts of austenite on each isothermal step, and their individual isothermal hardness can be taken into account.

The amounts of the micro structural elements are calculated by the help of the stepwise method. The individual hardness's of the micro structural elements are taken from a hardness-temperature table or function valid for the actual steel, and the resultant as-quenched hardness Hq is composed from these components with the formula:

$$Hq = \sum_{i=1}^{v} y_i(T_i) H(T_i) + y_m \cdot H_m + y_a \cdot H_a \tag{9}$$

where T, is the temperature of the this step;
- $y_i(T_i)$ is the transformed amount at temperature T_i
- $H(T_i)$ is the isothermal hardness;
- v is the number of isothermal steps, until temperature reaches M_s
- Y_m is the volume fraction of martensite;
- Y_a is the volume fraction of retained austenite;
- H_m is the hardness of martensite;
- H_a is the hardness of retained austenite.

The tempering of steels forms a significant part of practical heat treatment, and therefore its study and mathematical description are of greatest importance. Several generally applied methods are available for the isothermal case. From computational considerations, it is assumed that the kinetic equation describing the change in hardness under no isothermal conditions is of the form:

$$H_t = f_4 (P_g) \quad (10)$$

where H_t stands for the instantaneous hardness after tempering;
- f_4 is a suitably selected function;
- P_g is the so-called generalized time-temperature parameter, which is applicable to the description of tempering processes with changing temperature

The form of the parameter P_g can be selected in many ways.

This chart can be applied to convert from one tempering time and temperature to any other, on the basis that combinations of tempering temperature and time having the same value of tempering parameter will produce the same hardness.

For tempering at varying temperatures, Eq the value of the parameter P required to achieve the specified hardness may be determined with the deferent figures. For isothermal tempering, the various time-temperature combinations for the given parameter value PD, which may be used to achieve the specified hardness.

In the kinetic function employed for the phenomenological description of hardness decrease occurring during tempering, the value of the apparent activation energy (Q_D = 250 kJ/mol) is essentially identical to the activation energy for the self-diffusion of ferrite in steel that is not alloyed with molybdenum.

It follows from this assumption that the lower chart in figures may be used generally for all hardenable steels free of molybdenum. However, the upper chart representing the so-called master curve must be deduced and plotted individually for the various steel types from measured data.

Mechanical Property Estimates not only the hardness, but also the other mechanical properties, namely the tensile strength, yield strength, elongation, reduction in area, and the Charpy value of the impact energy with the following formulas:

$$R_m = 3.412 \text{ HV } 64.3 \quad (11)$$

where R_m is the ultimate tensile strength in MPa, and HV is the Vickers hardness.

For the calculation of the yield point R (MPa), elongation A_{50} (%) in 50 mm, reduction in area Z (%), and Charpy value KU(Joules), the equations below have been suggested:

$$R= (1,17-0,0007Y_m)*R_m + 3,72Y_m – 484 \quad (12)$$

$$R_m=3,412HV-64,3$$

$$A_{50} = 40-(0,03-0,0001Y_m)R_m$$

$Z=100-(0,06-0,00024Y_m)R_m$
$KU=296-(0,285-0,00098Y_m)R_m$
where Y_m is the volume fraction of martensite in %.

3. The control of furnaces for thermic treatment

The process computer which conducts the electric furnaces lakes the initial and current data through the system of acquisition of data from human operator and sensor in furnaces then the computer analyses on the base of mathematical model of transformation process and the prediction of microstructures and properties a optimum strategy for conduct the industrial strategy for conduct the industrial furnaces.

The program of the property prediction of microstructure and mechanical properties are based on a phenomagnetical model of kinetics of transformation taking plane in no isothermal conditions.

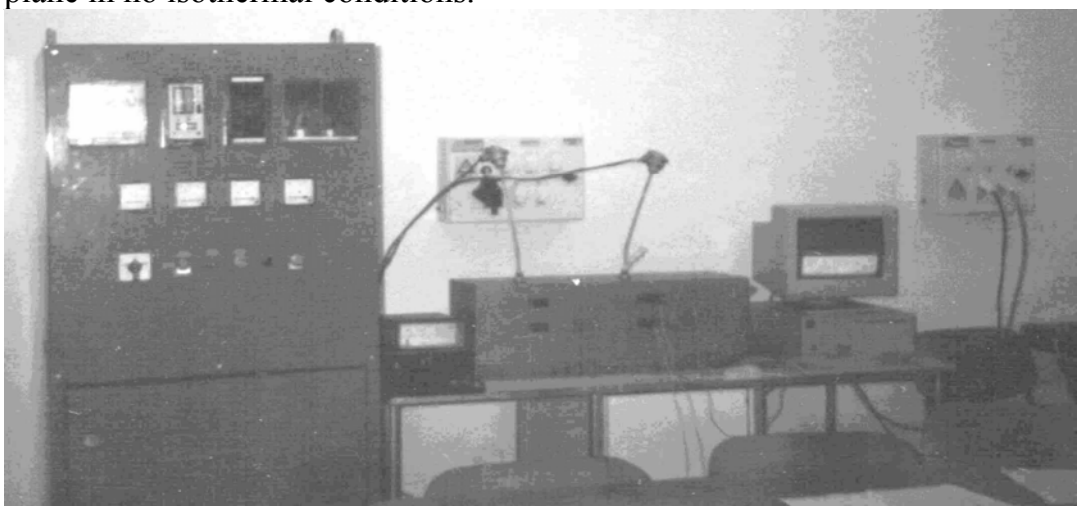


Fig.1 *The system for conduct the electric furnace for heat treatments.*

The functions offered through conduct system are :

- the modelation and simulation of heat transfer in electric furnace ;
- the sequential regulation of furnaces parameters ;
- the complete imagine above the process, checking of start / stop of furnaces, the function for alarm and safety stopping ;
- this system post parameters value from a certain part of process which is interesting at certain moment, on display are the references values, the sizes for actions and the signal of entrances in the limits ;
- the system offers possibility of work with a system of menus .

The computer which conduct the furnaces takes the initial and current data through the system of acquisition of data from sensors in the furnace then the computer analyses on the base of mathematical model a optimum strategy for conduct the electric furnaces .

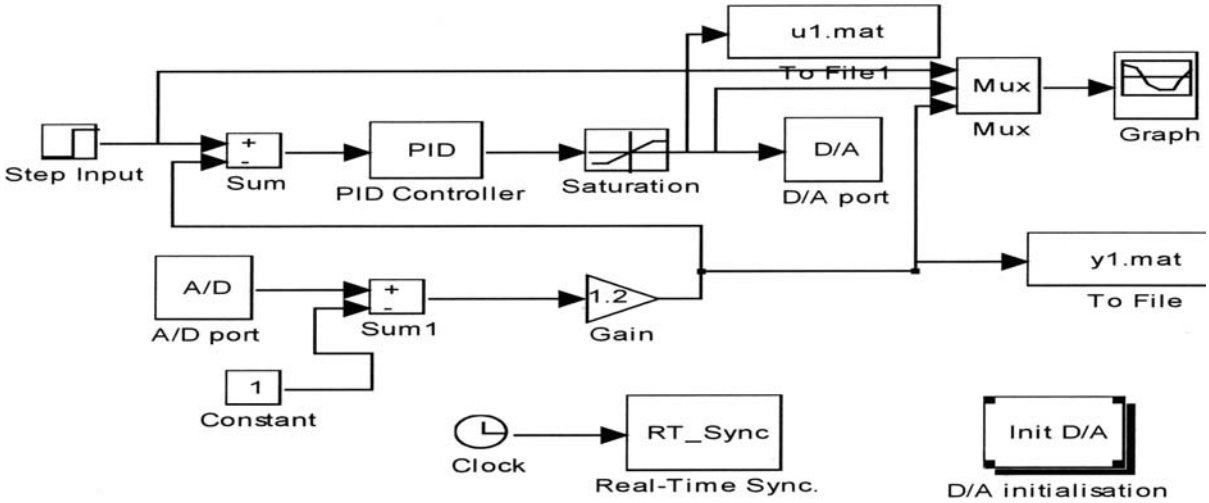


Fig.2 *The system block scheme for conduct the electric furnace.*

The structure of initial database is :

- the steel marks and the semi-products number and size ;
- the temperature of furnaces and semi-product .

In next figures we present the result of conduct the chamber type electric furnace for heat treatments with PID and PID – predictive algorithm.

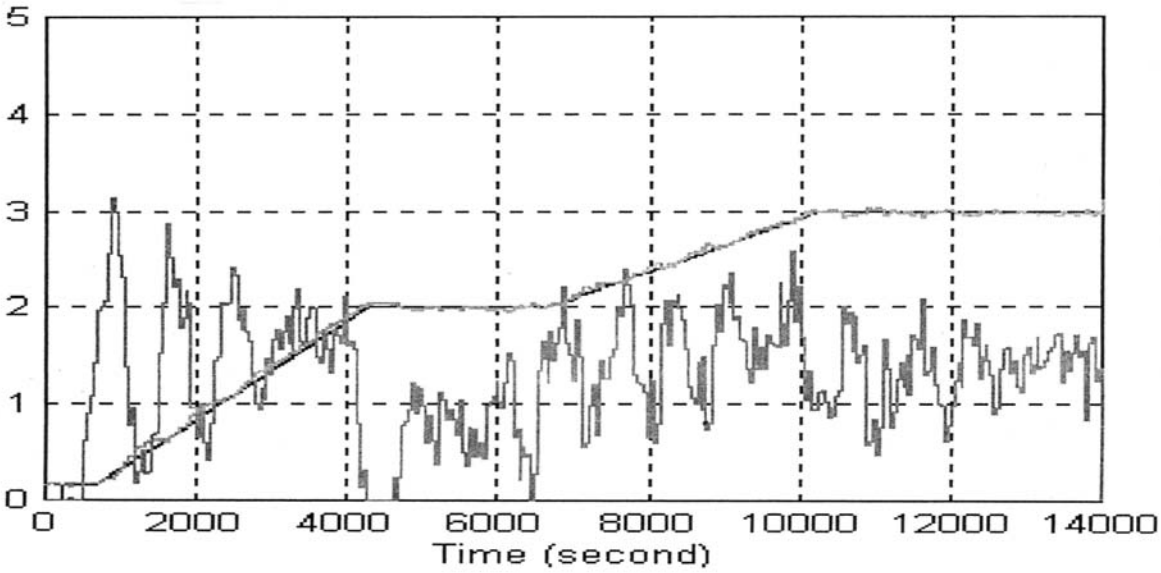


Fig.3 *Results of conduct with PID algorithm.*

The equations forming the base of model are :

- the system of kinetic differential equation for describing the transformation process ;
- the differential equations of heat transfer ;
- the relation between the properties and microstructure .

The tuning algorithm PID together with the supervision system was implemented on a PC with system of acquisition of data from conducted system.

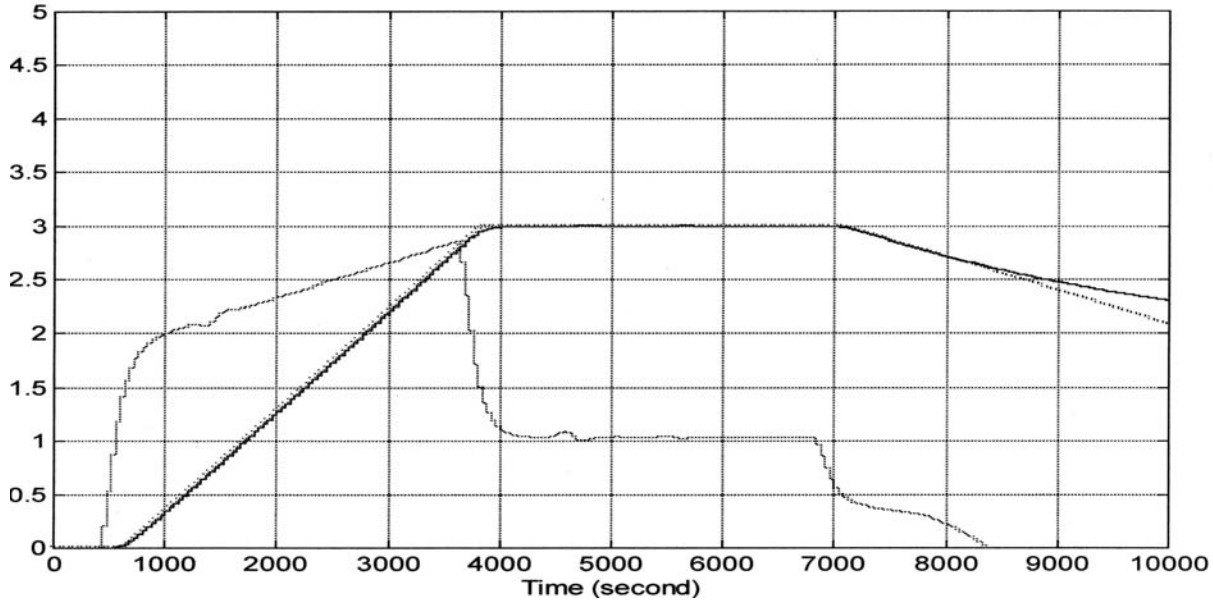


Fig.4 *Results of conduct with PID - predictive algorithm.*

The results show the improvement of the performances of controlled system with delay time as well as the increase of economical efficiency.

REFERENCES

1.Cucoş I., Dănilă R., Catarschi V. – *Matematichal modelling, optimisation and simulation assisted by personal computer of the heat transfer from the heat treatment furnaces* I Congres International de Ştiița şi Ingineria Materialelor Iaşi , mai 1994.

2.Ungureanu Şt., Cucoş I. Dima A – *Evoluated system computer assisted for designing and conducting the chamber type furnaces heat treatments* , I Congress International de Ştiința şi Ingineria Materialelor, Iaşi, mai 1994

3. Chiriac F., Leca A. - *Procese de transfer de căldură şi masă în instal țiile industriale* , Ed.Tehnică, Bucureşti , 1982

4.Gheorghely M., Reti T. Somogyi S., Konkoly T. – *Aide au choix d'acier par calcul des caracteritique mecanique*, Traitement thermique, Franța, sept. 1992

IULIAN CUCOŞ The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

CONDUCEREA CUPTOARELOR DE TRATAMENT TERMIC PRIN MODELAREA PROCESELOR DE TRANSFORMARE SI PREDICTIA MICROSTRUCTURII SI A PROPRIETATILOR OTELULUI.

Rezumat: Sistemul pentru predicția proprietăților este folosit pentru simularea proceselor metalurgice care apar în timpul tratamentelor termic şi pentru prevederea microstructurii şi proprietăților mecanice, sistemul are o structură modulată. Modelul matematic permite prevederea evoluției transformării şi microstructurii, a proprietăților mecanice ca funcție de timp şi de poziția în secțiunea pieselor tratate termic.

Problema principala a conducerii cuptoarelor de tratament termic o reprezinta controlul temperaturii din cuptor astfel incat aceasta sa evolueze dupa profilul impus de tehnolog. Proiectarea sistemului de regalare automata presupune:

- caracterizarea matematica a comportarii procesului condus din cuptor;
- stabilirea obiectivelor reglarii si optimizarea valorilor parametrilor reglarii;
- modelarea matematica a proprietatilor fizico-mecanice a piesei dupa tratamentul termic;
- implementarea algoritmului de reglare PID-predictiv si validarea solutiei propuse pe baza analizei performantelor sistemului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STATE OF ART OF CAD/CAM IN PROSTHETICS

BY

OCTAVIAN CIOBANU

Abstract. *The paper examines the current state of art of CAD/CAM technologies in prosthetics. The flexibility and speed of these technologies have made them useful for a wide range of applications; such as, prosthetic socket design, wheelchairs, spinal orthoses, and foot orthoses. Characteristics of some CAD/ CAM systems for prosthesis are showed and an overview of opinions of researchers involved in this area is presented. CAD/CAM systems reduce fabrication time, but sometines compromise the accuracy of the fit of a custom made orthosis. Although research continues into advanced fabrication techniques, the prosthetics and orthotics industry has not yet taken advantage of all possibilities in the computer-assisted manufacturing side.*

Key words: CAD/CAM, prosthesis, overview

1.Introduction

CAD/CAM technologies have become a tool for the field of prosthetics and orthotics. Prosthetists use CAD/CAM to produce a positive model of a residual limb from which a prosthetic socket can be manufactured. The CAD/CAM technologies provide controlled methods for shape and dimensions modification, more accurate methods for positive mould fabrication and a decrease in production time. The processes using CAD/CAM may include some of the following steps:

- determination of the residual limb shape by means of a measuring system or device;
- prosthesis (socket) design based on measurements using some type of CAD computer software;
- machining a positive mold for the prosthesis; the prosthetic socket can be made by conventional methods including plastic forming, milling, stereolithography etc.

At present, three main methods exist of measuring the residual limb defining initial socket shape prior to CAD modifications and constructions:

1. Manual measurements of the residual limb's dimensions and circumference using caliper and tape have been used to define a primitive socket selected from a set of stored socket models. These models can then be scaled, tapered, and modified in shape and compression areas using a CAD program;

2. In mixed method, a more complete but time consuming recording of the residual limb shape is obtained by first taking a plaster cast of the limb in the conventional manner and then digitizing points along the inner surface of the cast. This is followed by a CAD modification of an average rectification pattern based on information obtained from several amputee residual limbs.
3. In modern non-contacting methods of determining residual limb shape are used different techniques as video cameras, ultrasounds, 3D scanners etc.

The CAD/CAM technologies in prosthetics became in some bioengineering research centers, computer aided socket design and computer aided socket manufacturing CASD/CASM.

2. Method

There are presented some well known CAD/CAM systems for prosthesis from all over te world with their characteristics and performances: the CAPOD system, the DELCAM system, the Biosculptor system, the Rodin 4D system and CANFIT-PLUS system.

The CAPOD system produced and used in Sweden includes:

- a scanner for limb measurement;
- a CAD/CAM workstation to control the scanning of the limb to perform socket design modifications or constructions and to control the socket-mold machining;
- a numerically-controlled (NC) milling machine to cut the socket mold.

The CAPOD measuring system [1] consists of a CCD video camera and a laser-light source mounted to a rotatable frame, and a cover to completely contain the frame except where the amputee's limb is located in the center of the frame. A plane of laser light is directed toward the coplaner central axis of the rotatable frame and intersects with the limb to form a line contour on the limb's surface (Fig.1). To view this intersection as a contour rather than as a straight line, the camera is positioned at a 45° angle to the plane of light. In order to view the full length of the limb while maintaining a compact device, the camera is positioned to obtain a reflected image of the limb's contour via two plane mirrors. This results in an optical axis with a virtual angle of 56° in respect to the rotation axis.

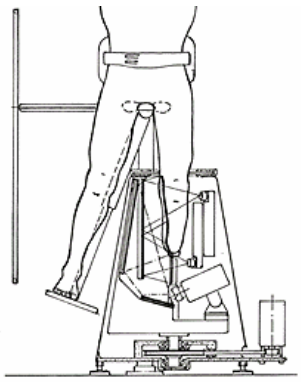


Fig. 1 The CAPOD measuring system

To measure the limb's shape, the frame containing the video camera and a laser light source is rotated around the limb under the control of a PC. The frame-grabber is used to obtain 100 images of the stump-shape dependent line contour at 3.6° intervals. Raw planar coordinates of the leading edge of the contour image are stored for processing. For the residual limb, this edge is represented by approximately 350 points, while the system permits up to 512 points per contour or 51,200 points for complete shape representation. The planar coordinates are then filtered and transformed into three-dimensional (3-D) position coordinates to obtain be complete shape of the limb. Once the final socket shape is determined, cylindrical coordinates describing its shape are sent to an NC milling machine to cut the positive mold. The mold blank is currently made from equal parts by volume of plaster and microballoons. The NC machine was specially designed and built for the CAPOD system. It is known that commercial machines generally have higher specifications than required and are highly expensive. Machining is carried out with the mold plug stationary. The cutter itself is stepped radially, while its carriage is stepped longitudinally corresponding to each line contour scanned, as shown in Figure 2.

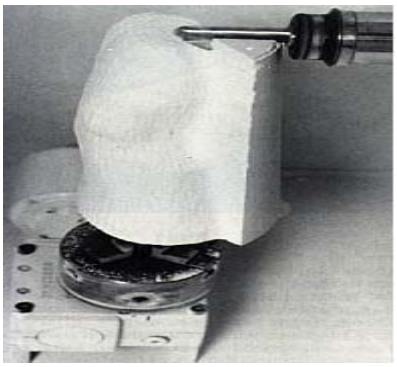


Fig. 2 The milling machine of CAPOD system

The DELCAM system (www.delcam.com) range from the scanning system to the production of the final prosthesis. The company has grown steadily since being founded formally in 1977, after initial development work at Cambridge University, UK. It is now the largest developer of product design and manufacturing software in the UK, with subsidiaries in North America, Europe and Asia.

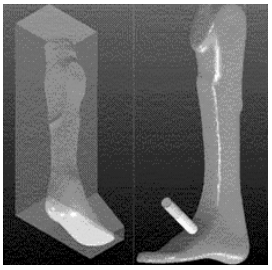


Fig. 3 Prosthesis fabrication by DELCAM system

The system allows the user to look into the database for a suitable mould that fits with the specific requirements. The model can then be sent directly to production or modified if necessary and than sent to production. The DELCAM software for the

reverse engineering is called CopyCAD and is a comprehensive solution to manage point cloud data. It will allow the prosthesists to fill the gap between the digital and the physical world, reading every set of data, which have been generated by optical, laser or mechanical devices. Once the model has been modified, with a CNC machine tool called PowerMILL (5 axis), it is possible to generate the work cycle to create the thermoforming mould for the orthesis or prosthesis.

BioSculptor (www. biosculptor.com) is a complete CAD/CAM solution for the prosthetic and orthotic profession. The system includes a four axis CNC non-contact laser imager, a software for CAD modification and visualization and a 4.5 axis CNC mill. Biosculptor system can perform next actions:

- scans with a dual camera scanner for non-contact solution which minimizes user errors and allows the model to be digitized more efficiently and accurately in a shorter amount of time and displays a real time image of the object being scanned. (Fig. 4)
- imports data and images into the BioSculptor CAD package; adds customized modifications to patient data;
- send the CAD model to any CNC compatible facility for production.

Fig. 4 The scanner used in BioSculptor system

The Seattle Shape Maker Computer Aided Design and Computer Aided Manufacturing equipment is a rapid prototyped system using Fused Deposition Modelling (FDM). FDM is a technique of rapid prototype manufacture which involves the depositing of auto-adhering material in specific computer controlled sequence as to build a prototype in space. The first FDM Fused Deposition Modeling prosthesis has been built by REHABTech in Australia (http://rehabtech.eng.monash.edu.au/cadcam) The modified socket, desired cosmesis and alignment details are used to build a digital image of the prosthesis. This information is then converted using a specifically built software program developed at REHABTech so it can be read by the FDM software. The whole prosthesis, socket, cosmesis and structure are then built as one by the Fused Deposition machine out of ABS (Acetyl Butyl Styrene - an engineering grade plastic that can be machined, glued, painted and is both strong and light). The prosthesis should be modified to avoid high stresses. It is anticipated that a full FEM-analysis on multiple prostheses may provide some basic rules in order to avoid high stresses.

Secondly these basic rules can then be applied on new designs. This also could be done for common modifications the prosthetist wants to make such as holes for straps or other attachments. The wall thickness can also be specified.

.

Fig. 5 Prosthesis made of ABS

Rodin 4D is a complete CAD/CAM system for orthopaedics. te system is capable of importing the main industrial formats (STL, 3DS) or those specific to orthopaedics (AOP, AP2). Rodin4D is a complete and open system. Each CAD station includes its own CAM module (preparation for machining) including a block manager for the optimization of machining operations.

Fig.6 The Rodin scanning system

Rodin system has no-contact 3D digitizer which enables prosthesists to digitize freely and easily the most complex forms (Fig.6). The milling machine is controlled in real time by an onboard PC (Fig. 7). During the machining cycle, the milling machine enclosure is inaccessible to the operator, protecting him from the moving parts. It has large capacity (1100mm x 600 mm) means that it can mill body jackets, corsets, aesthetic prostheses, lower limbs, standing frames etc. Characteristics: spindle motor: 3000/10000 rpm, power supply: 380v, 60Hz , 25A, average cycle time: 20 minutes.

Fig. 7 Rodin Milling machine with on board PC

The CANFIT-PLUS system (www.vorum.com/P&O_System) uses data for prosthesis socket obtained by fitting an appropriate brim to the patient, and taking a series of circumferential measurements under weight bearing conditions. Since no cast is required, it is eliminated the use of plaster in the design process. Also the system uses uses a non-contact, optical scanner to image virtually any part of the human body with a level of accuracy comparable to traditional methods of clinical shape measurement (scanning system in Fig. 8). The measurement data entered into the CAD program (CANFIT PLUS design sofware) generates a modified socket and displays it on the computer screen. The CANFIT-PLUS Remote Communications program transmits designed socket data via modem or internet/e-mail to the manufacturing facility. Prosthetic and orthotic positive shapes are carved in this system with carver machine.

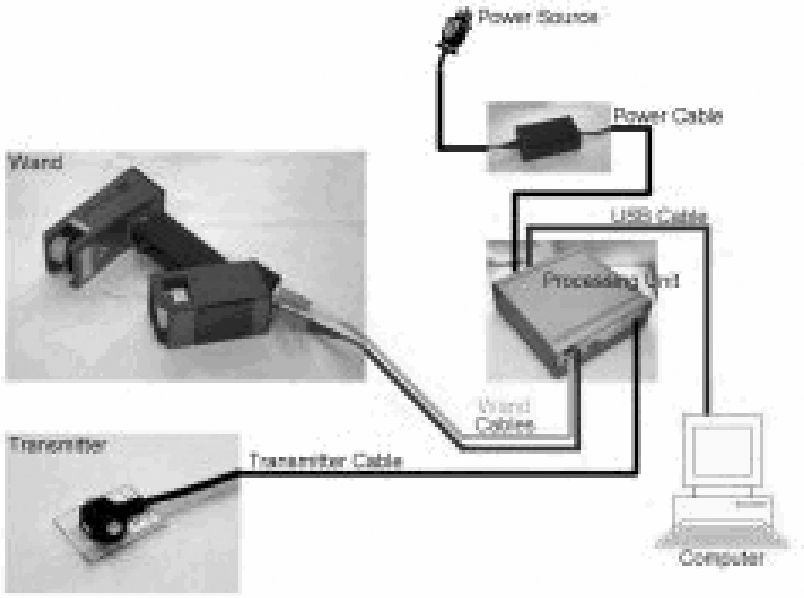


Fig. 8 CANFIT-PLUS Scanning system

3. Discussion

Opinions of specialists on CAD/CAM technologiues are controversial and sometimes pesimistic. On the optimistic side, a lot of scientific papers showed that the advance in computer technology over the past years, combined with reductions in cost, have helped make CAD/CAM a succesfull reality in prosthetic practice. Computer aided design and manufacturing has the ability to combine the accuracy of custom made with the speed and labor savings of off-the-shelf systems [2,3,4,5].

Smith and Burgess [6] showed that an exact mold of the residual limb is not a good socket. The socket must be accurately indented in areas that can better tolerate the transfer of forces, and the socket must be relieved out away from the residual limb in areas that are less tolerant of force and pressure. These special areas of the socket that require modification are called regions. Once the digital representation of the residual limb is obtained, software is used to add the modifications that transform the digital shape from an exact mold of the amputated limb, to the shape of a functioning prosthetic socket. This process is called rectification, and introduces indentations on

regions that can tolerate more weight, and relief in regions that cannot tolerate weight as well. Most software packages have templates that will identify these regions and add these modifications in a similar fashion even for different sized and shaped limbs. There are literally thousands of variations and theories about the exact location and shape of these regions, and on how to describe the subtle details of gradual versus more abrupt modification, and the location of the apex and the magnitude of the change. Most software packages will allow an individual prosthetist to personally refine the rectification process. Prosthetists can create their own templates, so that their favorite or most successful rectifications can be reproduced for other patients.

John Michael [7] showed that current CAD/CAM techniques in prosthetics provide mediocre-quality prostheses at greater cost than conventional methods. CAD/CAM works only for the cases that currently present few difficulties. computer-aided approaches to prosthetics and orthotics have to be adapted starting immediately. There are many reasons for this recommendation, but the primary one is that, if we fail to accept and enhance this technology, other less-qualified individuals will simply fill the domain.

Edward Lemaire [8] wrote that clinical CAD/CAM applications has shown that the transfer of manual prosthetic modification skills to a computer system is not an easy or time-efficient task. This knowledge-transfer problem is expanded when the individuality of clinical modification procedures are considered (i.e., each prosthetist has a slightly, or very, different modification approach). In most cases, a prosthetist will learn to modify a shape on a CAD system by trial and error. The inability to define how individual prosthetists modify a socket can impede the transition from manual techniques to CAD/CAM.

Lilia Magnus [9] showed that there are tibial movements inside a prosthetic socket, large enough to influence the prosthetic fitting and that CAD /CAM technique had no major advantage compared with traditional technique from the patient's point of view. Also she showed that proper time for definitive prosthetic fitting after transtibial amputation was approximately three to four months after operation.

Bill Contoyannis [10] wrote that the use of Rapid Prototyping technology and in particular of Fused Deposition Modelling was investigated for the production of a trans tibial prosthetic socket and how this would effect the clinical delivery of the device. It was found that although it was quite feasible to produce and trial the socket, it had no significant impact on the key aspects of speed, quality and design of the socket.

4. Conclusions

The rapid advance in computer technology over the past years, combined with reductions in cost, have helped make Computer Aided Design and Computer Aided Manufacturing a clinical reality in prosthetic practice. Technicians in the field felt their jobs may be jeopardized by automated fabrication techniques. Prosthetists who use CAD-CAM techniques are finding they have more time for patient care and clinical

assessment. CAD/CAM systems [11-15] reduce fabrication time, but sometines compromise the accuracy of the fit of a custom made orthosis. Computer aided design and manufacturing has the ability to combine the accuracy of custom made with the speed and labor savings of modern systems. This would be a substantial benefit to patients, practitioners, and third party payors as well. Although research continues into advanced fabrication techniques, the prosthetics and orthotics industry has not yet taken advantage of all possibilities in the computer-assisted manufacturing side.

REFERENCES

1. Oberg K J., Kofman, A., Sigblad G. The CAPOD System-A Scandinavian CAD/CAM System for Prosthetic Sockets, **JPO**, Vol. 1, Num. 3, pp. 1989, 139-148
2. Brncick M. Computer automated design and computer automated manufacture. **Phys Med Rehabil Clin N Am.** 2000 Aug;11(3):701-13
3. Topper AK, Fernie GR. Computer-aided design and computer-aided manufacturing (CAD/CAM) in prosthetics. **Clin Orthop Relat Res**. 1990 Jul;(256):39-43.
4. Goh JC, Lee PV, Toh SL, Ooi CK. Development of an integrated CAD-FEA process for below-knee prosthetic sockets. **Clin Biomech** (Bristol, Avon). 2005 Jul;20(6):623-9.
5. Carroll K. Lower extremity socket design and suspension.**Phys Med Rehabil Clin N Am**. 2006 Feb;17(1):31-48
6. Smith DG, Burgess EM. The use of CAD/CAM technology in prosthetics and orthotics--current clinical models and a view to the future. **J Rehabil Res Dev**. 2001 May-Jun;38(3);327-34
7. Mitchel J. Reflections on CAD/CAM in Prosthetics and Orthotics, **JPO**, Vol. 1, Num.3 1989,116-121
8. Lemaire E. A Quantitative Method For Designing Manual Socket Modifications, **Rev. mex. ortop. traumatol**; 9(4), 1995, 237-44
9. Contoyannis B, PROSTHESIS DESIGN and CONSTRUCTION, Seminario "Tecnologie al servizio dell'uomo",Universita La Sapienza, 1999
10. Magnus L. Volumetric determinations with CAD/CAM in prosthetics and orthotics: Errors measurement **J Rehabil Res Dev** Vol . 32 No. 2, May 1995 Pages 141-148
11. www.delcam.com
12. www. biosculptor.com
13. http://rehabtech.eng.monash.edu.au/cadcam
14. www.rodin4d.com
15. www.vorum.com/P&O_System

Received March 15, 2007

Gr. T. Popa University of Medicine and Pharmacy, Iasi
Faculty of Medical Bioengineering

Stadiul actual al utilizării tehnologiilor CAD/CAM în protezare

Rezumat. Lucrarea abordează stadiul actual al tehnologiilor CAD/CAM în fabricarea protezelor. Flexibilitatea şi viteza acestor tehnologii le-au permis să devină utile într-un mare număr de aplicaţii ca proiectarea manşoanelor protezelor, proiectarea scaunelor cu rotile, proiectarea ortezelor spinale şi a ortezelor pentru picioare. Sunt trecute în revistă caracteristicile unor sisteme CAD/CAM pentru proteze şi sunt prezentate opiniile unor cercetători implicaţi în acest domeniu. Sistemele CAD/CAM reduc timpul de fabricare dar de multe ori precizia în potrivirea pe pacient este compromisă, comparativ cu ortezele făcute manual. Deşi cercetările continuă în direcţia optimizării tehnicilor avansate de fabricare, industria protezelor şi a ortezelor nu a putut profita pe deplin de toate avantajele oferite de sistemele de fabricare cu ajutorul calculatorului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

OPTIMIZATION OF THE POWER FACTOR IN METAL AND ALLOY CASTING SECTORS

BY

IOAN CARCEA, COSTEL ROMAN, ROMEO CHELARIU, MATEI GHERGHE

ABSTRACT
In addition to the active power materialized in the torque developed in engine shafts or the heat energy released by resistors, a large amount of reactive power is necessary for the electromagnetic circuits such as coils. The reactive energy required for the operation of such a unit may be supplied by the local power supplier, in which case the power costs are extremely high, or it may be produced by the insertion in the circuit of compensation banks. The setup of a compensation bank designed to bring the power factor to values higher to the neutral one, has many advantages.

KEYWORDS: optimization, power factor, compensation system.

1. Introduction

The alternating current electrical wirings, whose operation circuit diagram includes active elements, such as resistors, and also reactive elements, such as coils or condensers, are large reactive power consumers. In addition to the P, [W] active power materialized in the torque developed in engine shafts or the heat energy released by resistors, a large amount of Q, [VA] reactive power is necessary for the electromagnetic circuits such as coils. The main reactive energy consumers in a metal and alloy development and casting sector are: induction heated electrical furnaces, arc heated electrical furnaces, transformers, coils, non-synchronous motors, metal fumes discharge lamps, etc.

The reactive energy required for the operation of such a unit may be supplied by the local power supplier, in which case the power costs are extremely high, or it may be produced by the insertion in the circuit of compensation banks. If the main consumer is an induction heated melting electrical furnace, depending on its characteristics, its operation may be impossible without the use of compensations systems. The explanation is that the interferences caused in the regional electrical system are so powerful that they may alter its proper operation. In the absence of compensation or its improper performance, it may be possible to have reactive energy consumption in kVArh, close to the active energy consumption in kWh.

2. Power factor

The main cause of the high reactive energy consumption is the phase difference between voltage and current, this magnitude being defined as power factor and symbolized by cos φ.

In an inductor (1) – metal part (2) system, the impedance $\underline{Z}$ is given by the ratio [1]:

$$\underline{z} = \frac{\underline{U}}{\underline{I}} = R + jX \tag{1}$$

where:

- $R = R_1 + p^2R_2$ is the total resistance in the inductor-part system, where R_1 is the inductor resistance and R_2 is the metal part resistance
- $X = X_1 + p^2X_2 + X_a$ is the total reactance in the inductor-part system, where X_1 is the inductor reactance and p^2X_2 is the metal part reactance
- $p^2 = N^2(\alpha_M/\alpha_2)^2$ is the transformation ratio of the inductor-part system at high frequencies
- α_M is the mutual inductance correction factor, which is determined by experiments depending on the diameter and height of the d_1 and h_1 inductor, as well as the height of the part subjected to heating
- α_2 is the correction coefficient depending on field unevenness at the ends of the part subjected to heating
- N is the number of inductor windings
- X_a is the air (or insulation material) reactance between inductor and part

The electric output in an inductor-metal part system is:

$$\eta_c = \frac{P_2}{P_1} \tag{2}$$

where:

- $P_1 = RI_1^2 = (R_1 + p^2R_2)I_1^2$ is the active power fed by the mains to the inductor
- $P_2 = R_2I_2^2 = R_2p^2I_1^2$ is the power turned into heat in the metal part
- I_1 is the sinusoidal line current
- I_2 is the current induced in the deep δ_2 layer of the eddies.

It results:

$$\eta_c = \frac{p^2R_2}{R_1 + p^2R_2} \tag{3}$$

The electric output increases with the increase of p^2, which is the inductor-part system transformation ratio, and R_2, which is the electrical resistance of the batch, and with the decrease of the electrical resistance of the inductor.

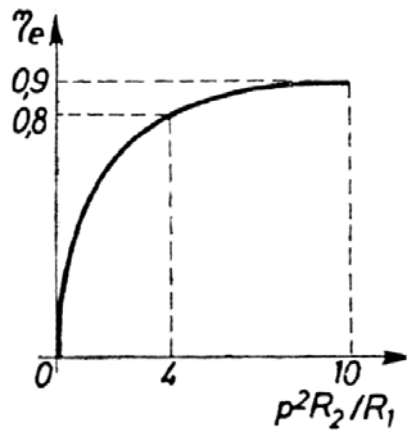


Figure 1. Shows the variation of the electrical output depending on the $p^2 R_2/R_1$ ratio.

Since the transformation ratio increases with the increase of the ω frequency, while the latter decreases with the δ_2 eddies penetration depth, which means that the η_e electrical output increases with the d_2/δ_2 ratio.

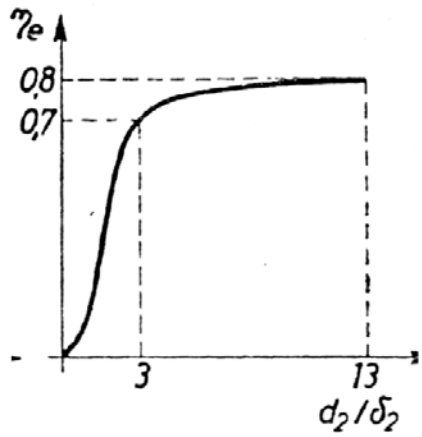


Figure 2. Shows the variation of the electrical output depending on the d_2/δ_2 ratio.

According to the (1) ratio , the power factor of the inductor-metal part system is:

$$\cos\varphi = \frac{R}{Z} = \frac{R}{\sqrt{R^2 + X^2}} \tag{4}$$

The closer the part diameter to the inductor diameter and the higher the d_2/δ_2 ratio, the highest the power factor.

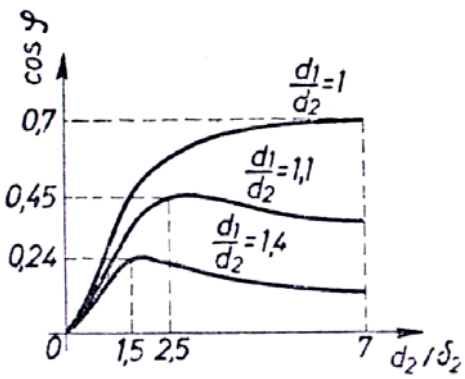


Figure 3. Shows the variation of the power factor depending on the d_2/δ_2 ratio.

The highest value of the power factor is reached when X = R and cos φ = 0.707. This is actually possible when $d_1/d_2 = 1$, and $d_2/\delta_2 \geq 10/\sqrt{2}$.

Since these values are not satisfactory from the energetic standpoint, special power factor and electrical output improvement actions are necessary.

3. Compensation system determination

If, theoretically, the power factor of an induction heated electrical furnace cannot exceed the maximum 0.707 value, it means that in practice cos φ have even lower values. Given the fact that the power consumption of the induction heated electrical furnace is more than 50% of the total power consumption, then cos φ = 0.50÷0.65, which is entirely unsatisfactory.

The power factor, below which a consumer is fed with power from the mains without the provision of compensation measures, is called natural power factor and it corresponds to a φ_{nat} phase difference angle. In order to prevent the negative effects mentioned above, the power consumers should operate at a neutral power factor corresponding to a φ_n phase difference angle.

The improvement of the power factor is achieved by means of the banked capacitor banks that may be adjusted during operation. The compensation may be performed on the spot, when each consumer is fed reactive energy from a condenser linked to it by multiple connections, or at the central level, when the compensation is achieved at the general switchboard level by means of an automatic battery. The advantage of centralized compensation is that is requires only a single capacitor bank able to wire by means of switches as many condensers as necessary.

For a P_c active power required by the consumer, the capacitor bank should supply:

$$Q_c = P_c\left(tg\varphi_{nat} - tg\varphi_n\right) \text{ [kvar]} \tag{5}$$

In this case, the active power losses of 2÷5 W/kvar in the capacitor bank were neglected. The automatic capacitor bank is chosen according to the data in Table 1.

Table 1 – Qc [kvar] energy required for compensation, designed to bring the power factor to cos φ≥ 0.92 from:

P (kW)	Q, [kvar]							
	$\cos\varphi_0$=0,50	$\cos\varphi_0$=0,55	$\cos\varphi_0$=0,60	$\cos\varphi_0$=0,65	$\cos\varphi_0$=0,70	$\cos\varphi_0$=0,75	$\cos\varphi_0$=0,80	$\cos\varphi_0$=0,85
50	65-87	55-76	45-67	37-59	30-51	23-51	16-38	10-31
100	130-173	109-192	90-133	74-117	59-102	45-88	32-75	19-62
150	195-260	164-228	135-200	111-176	89-153	68-132	48-113	29-93
200	260-346	218-304	180-266	148-234	118-204	90-176	64-150	38-124
250	325-433	273-380	225-333	185-293	148-255	113-220	80-188	48-155
300	390-519	327-456	270-399	222-351	177-306	135-264	96-225	57-186
350	455-606	382-532	315-466	259-410	207-357	157-308	112-263	67-217
400	520-692	436-608	360-532	296-468	236-408	180-352	128-300	76-248
450	585-779	491-684	405-599	333-527	266-459	203-396	144-338	86-279
500	650-865	545-760	450-665	370-585	295-510	225-440	160-375	95-310
550	715-952	600-836	495-732	407-644	325-561	248-484	176-413	105-341
600	780-1038	654-912	540-798	444-702	354-612	270-528	192-450	114-372
650	845-1125	709-988	585-864	481-761	384-663	293-572	208-488	124-403
700	910-1211	763-1064	630-901	518-819	413-714	315-616	224-525	133-434
750	975-1298	818-1140	675-962	555-878	443-765	338-660	240-563	143-465
800	1040-1384	872-1216	720-1034	592-936	472-816	360-704	256-600	152-496
850	1105-1471	927-1292	765-1101	629-995	502-867	383-748	272-638	162-527
900	1170-1557	981-1368	810-1167	666-1053	531-918	405-792	288-675	171-558
950	1235-1644	1036-1444	855-1234	703-1112	561-969	428-836	304-713	181-589
1000	1300-1730	1090-1520	900-1330	740-1170	590-1020	450-1020	320-750	190-620

A concrete example is the foundry of the RANCON trade company of Iasi where before the mounting of a capacitor bank the natural power factor was cos φ_{nat} = 0.65÷0.70, when only the machines tools, arc-welding sets, transformers, etc. were working, or cos φ_{nat} = 0.55÷0.65, when the induction heated electrical furnace was working as well. It is edifying the fact that in this case, for an average active energy consumption P_c = 25343 kW, there was a reactive energy consumption Q_c = 23098 $kvar_h$. According to the ratio (5) the reactive energy that the capacitor bank is supposed to supply was determined and an automatic 5 step 200 kvar installed capacity bank was ordered.

4. Conclusions

The setup of a compensation bank designed to bring the power factor to values higher to the neutral one, cos $\varphi_n \geq 0.92$, has following advantages:

- there are no reactive energy costs;
- the invoiced active energy decreases by 1÷3% due to the reduction of the active power losses caused by the reactive power transfer;
- conventional duty rating at the highest output, due to the improvement of the local level of the mains voltage;
- the transformers' loading capacity is increased.

References:

1. Saimac, A., Roşu, E., Gostian, C., *Utilizarea energiei electrice în metalurgie,* Editura Didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1980
2. Samoilă, C., Ionescu, M.S., Drugă, I., *Tehnologii şi utilaje moderne în metalurgie,* Editura Tehnică, Bucureşti, 1986
3. ****Soluții economice pentru compensarea energiei reactive,* Alfa Energ, Bucureşti, 2004

Received March 15, 2007

*Technical University „Gh. Asachi" Iasi,
**S.C. RANCON S.R.L.

OPTIMIZAREA FACTORULUI DE PUTERE IN SECTOARELE DE ELABORARE A ALIAJELOR

Rezumat

În afara puterii active, care se caracterizează în cuplul din arborele motoarelor sau energia termică degajată în cazul rezistorilor, o mare cantitate de putere reactivă este necesară în cazul circuitelor electromagnetice de genul bobinelor. Energia reactivă necesară funcționării unei astfel de unități poate fi preluată de la furnizorul de energie electrică, situație în care cheltuielile energetice sunt foarte mari şi se obține prin intercalarea în circuit a unor baterii de condensatoare. În urma instalării unei baterii de compensare care să aducă factorul de putere la valori superioare celei neutre, se obțin numeroase avantaje.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MATHEMATICAL MODEL CONCERNING THE SOLID-LIQUID INTERFACE STABILITY AND THE DETERMINATION OF THE THERMAL STRESSES IN THE ELECTRIC ARC HARDFACING PROCESSES

BY

MIREA CONSTANTIN, AGOP MARICEL

Abstract. *In accordance with the results of some theoretical researches, in this paper are presented some theoretical problems in relation with the solidification of the deposed metal in the electric arc hardfacing processes. These theoretical problems relate to the interface solid-liquid stability, the determination of the stability conditions in the case of the undercooling melt and the determination of the thermal stresses induced in the facing process.*

For determination of the stability conditions of the solid-liquid interface it was used one equation system coupled in for concentrations and temperatures, being obtained the stability conditions in linear approximation. Particularly, for the undercooling melt case, results that interface stability depends both the plasma characteristics and the interface characteristics, that particularly implies the matrix (base metal). The influence of the plasma is find again in the imposed restrictions, restrictions which was introduced by assimilation of the solidification speed with diffusion speed of the plasma electrons from the electric arc welding column.

For the thermal stresses determination was elaborated one complex mechanism for the realization of one deformation thermodynamics and the construction of one macroscopic potential function, and on the basis of the quantic mechanics the Navier-Stokes analogous of this.

Key words: *hardfacing, arc welding, solidification, interface solid-liquid, thermal stresses*

1. Introduction

The residual stresses evaluation from the metallic materials is one important factor that is reflected in exploitation performances of the equipments. The friction-wear phenomena, that have place with a significance weight in the equipments function, are greatly influenced by a series of parameters, these including and stresses state and structure.

The surface damage decrease by wear is possible with the application of some different surface technologies that includes, with a significant weight, and hardfacing. In the welding technologies field, this technological process suppose the deposition of one added material on substratum (base metal) with the purpose to confer this latter properly properties for resistance to the considered wear applications.

In this context, this paper present, for beginning, some aspects that aims the interaction of the electric arc with the solid surface of the base metal, the weld pool solidification, the overlay microstructure and the stress state induced by the welding process, correlating in this way the anterior researches results, [1], [2], [3].

As regards the deposited metal by welding, the properties and the characteristics of this are in first place determined by the microstructure, determined it self by the chemical composition and the thermal influence exercised from welding process.

In the case of the melting welding processes, the microstructure developed in the deposited metal depends to the solidification characteristics of the melted pool. Therefore, the microstructure development of the deposed metal is determined by the growth speed of the crystals, temperature gradient, undercooling degree and alloy composition.

The microstructure particularities of the welding deposited metal are controlled by the solid-liquid interface configuration in the time of the solid phase growth in welding pool. The nature and the stability of this interface are determined especially by the thermal and constitutional undercooling from immediate proximity of the interface, [5], [6].

Also, the melted pool solidification and the deposited metal microstructure are decisive influenced by the physical processes produced at the interaction between the thermal source and the metal in the welding process, these processes including the stresses and the deformations.

The thermal stresses that appear in the time of the welding processes are due to the localized application of the heating, which produce a non uniform local heating of the base metal. The heating and cooling respectively after welding lead to the volume modifications, their effect being the deformations and the stresses. The thermal stresses appear due to impede deformations and they not disappear when the temperature revert to the initial temperature, producing residual stresses.

Seeing the determinant role of the deposited metal microstructure in the wear processes of the surfaces, and the fact that microstructural particularities depends on the solid-liquid interface form, it is rise the problem of conditions determining for the stability of this interface. The interface stability was studies for the case of the arc welding processes, considering a series of restrictions imposed by the electric arc plasma, [1]. Thus, it can determine the electrical parameters for that it is suppose that the interface is stable.

To determine the thermal stresses it was elaborated one complex mechanism, [1], [2], [3], with the help of this it was developed one thermodynamic of the deformation, and on the basis of the quantic mechanics, the Navier-Stokes analogous of this.

2. Stability conditions and the development of one thermodynamic for the deformation

In the hardfacing processes, the thermal activation, necessary for overlay materialization and connection realizing between base metal and added metal, is produced by the heated generated in the welding arc. In the case of the welding processes with direct arc welding, the discharge plasma appear at the contact electrod-

solid surface, being generated by an ensemble of physical processes with physical characteristics determined that was established in reference [1]. The raise temperature developed from electric arc produce the forming of a commune melted pool (resulted from the mixing of a certain quantity from base metal and added metal) that solidify later.

In the process of the melting pool solidification, both the form and the stability of the solid-liquid interface in the time of solid faze growth are characteristic elements of the solidification process that suffer the influence of the interaction between thermal source and metal in the time of welding.

In the basis of the restrictions imposed by the electric arc plasma, it can study the stability of the solid-liquid interface in linear approximation. This chose can be treaty from mathematic point of view using a non-stationary equation set coupled in concentrations and temperatures. Considering that the stability of the solid-liquid interface is described by such as equations system, on obtained, [1], the stability conditions of the interface in the linear proximity under the form:

$$U > \frac{m_e\left(\omega^2 + v_{en}\right)d}{e\nu_{en}}\left[\frac{L_v k_L^2}{K_L T_M \Gamma} + \frac{D_L\left(k-1\right)m' C_\infty}{k' k T_M T}\right] \tag{1}$$

where:

- U: electric arc tension;
- m_e: electron weight;
- ω: pulsația electric field ;
- e: electron charge;
- ν_{en}: the frequency of the electron-neutron collision;
- d: the distance between electrode and solid surface;
- L_v: the volume latency heat of solidification;
- k_L: the thermal diffusivity of the liquid;
- K_L: the conductivity coefficient of the liquid;
- T_m: melting temperature of the base metal;
- Γ: capillary lenght (solid-liquid interfacial stress related to the solidification latency heat of the volume unity);
- D_L: diffusion coefficient associated with the liquid faze;
- k: segregation coefficient;
- C_∞: the liquid concentration far away from contact zone;
- T: temperature;
- $m' = \partial T_E / \partial C_L$, T_E being the equilibrium temperature and C_L the liquid concentration;
- $k' = \partial C_S / \partial C_L = k + (C_\infty / k)(\partial k / \partial C_L)$, C_S being the solid concentration.

Was resulted in this way that in the case of the undercooling melt the stability conditions depends both the discharge plasma and the interface characteristics, which particularly implies the matrix (base metal). The influence of discharge plasma is finding again in the imposed restrictions, the restrictions that were introduced with assimilation of the solidification speed with diffusion speed of the plasma electrons from the welding arc column.

The solid-liquid interface state is reflected and on the uniformity or non-uniformity of the stresses field: so, but the interface is stable, the stresses field induced by the thermal field (thermal stresses) is uniform, and but the interface in unstable then the stresses field is non-uniform.

Maintaining the analogy with the thermodynamics of the non-equilibrium processes, it was developed, [2], one deformation thermodynamics. In such context, it was show that for certain thermodynamics potentials and particularly in order to reduce the enthalpy to the usually thermodynamics form U + pV, when the constrictions are hydrostatics, it is necessary to chose the thermodynamics state variables of the body (base metal + deposed metal), $V_{\alpha\beta}$, so that they matrix determinant to be proportional with the 3/2 exponent of the metric tensor determinant of the body geometrical configuration, and this for any configuration. This fact represents an intrinsic correlation between the geometry and the deformation thermodynamics and in particular in the form, [2]:

$$V_{\alpha\beta} = \frac{1}{3\bar{\rho}} h_{\alpha\beta}^{3/2} \tag{2}$$

where:

- $V_{\alpha\beta}$: the variables of the body thermodynamics state;
- $\bar{\rho}$: the specific density of the reference configuration;
- $h_{\alpha\beta}$: metric tensor;

Allowing for this, the thermodynamics stresses form can be write in the following form, [1]:

$$\sigma_{\alpha\beta} = -pJh_{\alpha\beta}^{3/2} \tag{3}$$

where:

- p: hydrostatic pressure;
- J: $\bar{\rho}/\rho$, ρ being the density on the loading actual state;

Which desire to comment are some observations, namely:

• first of all, it is obviously that the thermodynamics stresses, that is those constrictions that actions inside of the solid differ from mechanics constrictions and it's up to our to choice, in such manner, so that in a given state they to coincide (for other details can be seen the references [6], [10], [11], [13]). The dependence for temperature is realized now with the densities ρ, that is some approximate. In this acceptation it can be admitted that the exterior constriction state $T_{\mu\nu}$, from relation, [2]:

$$\dot{U} - T\dot{S} = VT_{\mu\nu}d_{\mu\nu}, \tag{4}$$

where:

- U: the free energy of the body;
- T: the temperature;

- S: the entropy;
- $d_{\mu\nu}$: dissipative element in a internal friction phenomenon,

not represent stresses but a tensor that to represent the anisotropy of the crystalline lattice in a generalized co-ordinates system. As we see later, indeed, this same to be the case from thermodynamics and quantic point of view a expression as the type, [2]:

$$d_{\mu\nu} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u_\mu}{\partial x^\nu} + \frac{\partial u_\nu}{\partial x^\mu}\right), \tag{5}$$

where:

- u_μ, u_ν: the displacements;
- x^μ, x^ν: the coordinates,

represent, until a factor ħ, even the "dissipation" energy that result from a Schrodinger equation for solid, [5, [8], [11];

• an other point that must be remarked is that the deformations is not directly obtained like in geometrical theories, like with the help of the canonic variables concerted to stresses $V_{\mu\nu}$ that have a tensor structure much complex than the deformations $\varepsilon_{\mu\nu}$. Once knowing $V_{\mu\nu}$ it can find $h_{\mu\nu}$ and hence the deformation tensor $S_{\mu\nu}$, which is $\varepsilon_{\mu\nu}$ just in the case when the initial state correspond to a indefinite configuration;

• finally, it is interesting to observe that in our considerations not interval the deformation tensor $\sigma_{\mu\nu}$ but only the metric tensor of the present state. This shows the fact that the situation can be generalized to include a metric tensor of the initial configuration, different from $\delta_{\mu\nu}$.

Because the determination of the thermodynamics stresses means enthalpy implies the existence of a potential, on write, [3], the macroscopic potential function and on the basis of quantic mechanics the Navier-Stokes analogous of this.

The key for determination of the macroscopic potential function is the assertion according to the fact that are known the constriction under the form of the stresses in assumption with a matrix 3 x 3 and that the their elements, inclusive the principals elements in a some situation, are measurable in any point of the material. With other words, we desire to explicit the idea in accordance with the deformations is unique determined by the constrictions state and the material structure.

In accordance with the macroscopic potential theory of the deformation must be search to a energetic function that not vary from point to point in the space of the respective body, that is strictly depend only the external limit conditions expressed in a certain matrix σ that depend from point on the external surface of the material.

The key for solution entire problem consist in the assumption that the stresses are represented in any point with a matrix 3 x 3 with measurable elements. This fact implies that the matrix have proper real value. In such context, using the properties of the cubic indexes, it writes the potential function beginning from the values on the principal axes of the thermodynamic stresses. This function will depend both the invariants s_1, s_2 of the stresses and the Novojilov angle ξ, [3]:

$$h = \frac{1}{3}\left\{s_1 + \sqrt{3s_2}\,\sin 3\xi - i\sqrt{3s_2}\,\cos 3\xi\right\} \tag{6}$$

Using the Schrodinger equation, writed in a hydrodynamic model, on see that this is equivalent with an equation type Navier-Stokes where the stresses tensor have the known form:

$$\sigma_{ij} = \eta\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right) \tag{7}$$

with $\vec{u}$ (a cinematic „quasi-speed which not represent the real mechanical movement, but contribute to the impulse transfer and to the energy concentration) that have the form:

$$\vec{u} = \frac{\hbar}{2m}\nabla \ln\rho, \tag{8}$$

and the cinematic and dynamic viscosity in the form:

$$\nu = \frac{1}{4m\hbar}, \qquad \eta = \frac{1}{4}\hbar\rho, \tag{9}$$

where:

- ν: cinematic viscosity;
- η: dynamic viscosity;
- m: repose weight of the test particle from Bohm potential expression;
- ħ: reduced constant of Plank.

It is poses in evidence a special potential, namely Bohm potential, that contribute to the impulse and energy transfer with a very special mechanism.

In conditions in that the intern structure of the material have a coherent structure then the Bohm potential must be identified with potential function in the macroscopic case, function that determine, [2], the thermal stresses state.

3. Conclusions

• the study of the solid-liquid interface implies, from mathematic point of view, the usage of a equation set coupled in concentrations and temperatures, the influence of discharge plasma at the electrode-solid surface contact being pose in evidence through the identification of the solidification rate with the diffusion rate of the electrons;

• for the case of the undercoolind melt the stability conditions depend both the discharge plasma characteristics and the solid-liquid interface characteristics;

• the thermal stresses analyze induced in the welding processes is make on the basis of one deformation thermodynamics (developed with preservation the of the analogy with non-equilibrium thermodynamics processes) by which the temperature

dependences are introduced by means of the densities, and the stresses tensor is substituted with one tensor that represent the lattice anisotropy;

• the thermal stresses determination will implies the writing of the macroscopic potential function and the Navier-Stokes analogous of this.

REFERENCES

1. Agop, M., Mirea, C., Aspecte teoretice asupra stabilității interfeței solid-lichid la încărcarea prin sudare cu arc electric. Metalurgia, nr. 7, 2005, p. 47-56.

2. Agop, M., Mirea, C., Mazilu, N., Asupra unei termodinamici a deformației prin analogie cu termodinamica proceselor de neechilibru. I: Fundamente teoretice. Metalurgia, 2007 (în curs de publicare).

3. Agop, M., Mirea, C., Mazilu, N., Asupra unei termodinamici a deformației prin analogie cu termodinamica proceselor de neechilibru. II: Construcția funcției de potențial şi analogul Navier-Stokes al mecanicii cuantice. Metalurgia, 2007 (în curs de publicare).

4. Agop, M., Mirea, C., Mazilu, N., Asupra unei termodinamici a deformației prin analogie cu termodinamica proceselor de neechilibru. III: Transferul energiei către termostat şi corespondența mersului la întâmplare cu potențialul Bohm. Metalurgia, 2007 (în curs de publicare).

5. Bohm, D., Phisycal Revue, vol. 85 (2), 1952, p. 166.

6. Cernikov, N., A., Preprint Dubna, PZ-9714 şi PY-9631.

7. Flemings, M., C., Solidification Processing. McGraw, New York, 1974.

8. Harvey, R., J., Physical Revue, vol. 152, 1966, p. 1115.

9. Kurz, W., Fisher, D., J., Fundamentals of Solidification. Trans. Tech. Publications, Aederrmannsdorf, Switzerland, 1986.

10. Landan, Lifschitz, E., M., Mecanique des fluids. Moscova, 1971.

11. Messiah, A., J. Mecanica cuantica. Vol. I, Editura Ştiințifică, Bucureşti, 1973.

12. Socs, E., Modele discrete şi continue ale solidelor. Editura Ştiințifică, Bucureşti, 1974.

13. Truesdell, C., Noll, N., The Non-Linear Theories of Mechanics. Handbook der Physik, ed. S. Flugge, Springer Verlag, 1963

Received March 15, 2007

Technical University "Gh. Asachi" Iassy

Rezumat. În acord cu rezultatele unor cercetări teoretice anterioare, sunt prezentate unele aspecte teoretice ale problemelor legate de solidificarea metalului depus în procesele de sudare cu arc electric. Acestea vizează stabilitatea interfeței solid-lichid, determinarea condițiilor de stabilitate în cazul topiturii subrăcite şi determinarea tensiunilor termice induse în procesul de depunere.

Pentru determinarea condițiilor de stabilitate ale interfeței solid-lichid s-a utilizat un sistem de ecuații cuplate pentru concentrații şi temperaturi, obținându-se condițiile de stabilitate în aproximație liniară. În particular, pentru cazul topiturilor subrăcite, rezultă că stabilitatea interfeței depinde atât de caracteristicile plasmei de descărcare cât şi de caracteristicile interfeței, ceea ce în particular implică matricea (metalul de bază). Influența plasmei de descărcare se regăseşte prin restricțiile impuse, restricții care s-au introdus prin asimilarea vitezei de solidificare cu viteza de difuzie a electronilor plasmei din coloana arcului electric de sudare.

Pentru determinarea tensiunilor termice s-a elaborat un mecanism complex, prin care s-a dezvoltat o termodinamică a deformațiilor şi construcția unei funcții de potențial macroscopic, iar pe baza mecanicii cuantice analogul Navier-Stokes al acesteia.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 2, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MECHANICAL CHARACTERISTICS OF ALUMINUM ALLOYS PREDICTION BY ELECTRICAL CONDUCTIVITY AND HARDNESS MEASUREMENTS

BY

ADRIAN COMANICI

ABSTRACT: *In this paper we propose a no destructible method for mechanical resistance characteristic evaluation and prediction for wrought Al alloys. Based on conductivity and hardness measurement we can evaluate the heat treatment of aluminum different specimens.*

KEYWORDS**:** aluminum, no destructible method, mechanical resistance characteristics

INTRODUCTION

One of the uses of eddy current instruments is for the measurement of electrical conductivity. The value of the electrical conductivity of a metal depends on several factors, such as its chemical composition and the stress state of its crystalline structure. Therefore, electrical conductivity information can be used for sorting metals, checking for proper heat treatment, and inspecting for heat damage. The technique usually involves nulling an absolute probe in air and placing the probe in contact with the sample surface. For nonmagnetic materials, the change in impedance of the coil can be correlated directly to the conductivity of the material. The technique can be used to easily sort magnetic materials from nonmagnetic materials but it is difficult to separate the conductivity effects from the magnetic permeability effects, so conductivity measurements are limited to nonmagnetic materials. It is important to control factors that can affect the results such as the inspection temperature and the part geometry. Conductivity changes with temperature so measurements should be made at a constant temperature and adjustments made for temperature variations when necessary. The thickness of the specimen should generally be greater than three standard depths of penetration. This is so the eddy currents at the back surface of the sample are sufficiently weaker than the variations in the specimen thickness that are not seen in the measurements. Generally large pancake type, surface probes are used to get a value for a relatively large sample area. The instrument is usually setup such that a ferromagnetic material produces a response that is nearly vertical. Then, all conductive but nonmagnetic materials will produce a trace that moves down and to the right as the probe is moved toward the surface. Think back to the discussion on the impedance plane and these type of responses make sense. Remember that inductive reactance changes are plotted along the y-axis and resistance changes are plotted in the x-axis.

Since ferromagnetic materials will concentrate the magnetic field produced by a coil, the inductive reactance of the coil will increase. The effects on the signal from the magnetic permeability overshadow the effects from conductivity since they are so much stronger. When the probe is brought near a conductive but nonmagnetic material, the coil's inductive reactance goes down since the magnetic field from the eddy currents opposes the magnetic field of the coil. The resistance in the coil increases since it takes some of the coil's energy to generate the eddy currents and this appears as additional resistance in the circuit. As the conductivity of the materials being tested increases, the resistance losses will be less and the inductive reactance changes will be greater. To sort materials using an impedance plane device, the signal from the unknown sample must be compared to a signal from a variety of reference standards. However, there are devices available that can be calibrated to produce a value for electrical conductivity which can then be compared to published values of electrical conductivity in MS/m or percent IACS (International Annealed Copper Standard). Please be aware that the conductivity of a particular material can vary significantly with slight variations in the chemical composition and, thus, a conductivity range is generally provided for a material. The conductivity range for one material may overlap with the range of a second material of interest, so conductivity alone can not always be used to sort materials. The electrical conductivity values for a variety of materials can be found in the material properties reference tables. Electrical Impedance (Z), is the total opposition that a circuit presents to alternating current. Impedance is measured in ohms and may include resistance (R), inductive reactance (XL), and capacitive reactance (XC). However, the total impedance is not simply the algebraic sum of the resistance, inductive reactance, and capacitive reactance. Since the inductive reactance and capacitive reactance are 90 degrees out of phase with the resistance and, therefore, their maximum values occur at different times, vector addition must be used to calculate impedance. The relationship between impedance and its individual components (resistance and inductive reactance) can be represented using a vector as shown below. The amplitude of the resistance component is shown by a vector along the x-axis and the amplitude of the inductive reactance is shown by a vector along the y-axis. The amplitude of the the impedance is shown by a vector that stretches from zero to a point that represents both the resistance value in the x-direction and the inductive reactance in the y-direction. Eddy current instruments with impedance plane displays present information in this format.

The impedance in a circuit with resistance and inductive reactance can be calculated using the following equation. If capacitive reactance was present in the circuit, its value would be added to the inductance term before squaring.

The impedance in a circuit with resistance and inductive reactance can be calculated using the following equation. If capacitive reactance was present in the circuit, its value would be added to the inductance term before squaring.

$$Z = \sqrt{\left(XL^2 + R^2\right)} \tag{1}$$

The phase angle of the circuit can be calculated using the equation below. If capacitive reactance was present in the circuit, its value would be subtracted from the inductive reactance term.

$$Tan\phi = \frac{X_L}{R} \tag{2}$$

Impedance and Ohm's Law. When there is inductive reactance or capacitive reactance also present in the circuit, Ohm's Law must be written to include the total impedance in the circuit. Therefore, Ohm's law becomes I = V / Z

Ohm's law now simply states that the current (I), in amperes, is proportional to the voltage (V), in volts, divided by the impedance (Z), in ohms and in form (1).

Standard Depth of Penetration must be written by formula:

$$\delta \approx \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} \tag{3}$$

where:

δ = Standard Depth of Penetration (mm); f = Test Frequency (Hz); Q = Magnetic Permeability (H/mm); Q = Electrical Conductivity (% IACS).

HARDNESS MEASUREMENTS

The internal structural changes described previously produce substantial changes in the mechanical properties of aluminum and its alloys. Tensile properties are among those most affected. Work-hardening curves for several non-heat-treatable alloys illustrate the increase in strength that accompanies cold work. This increase is obtained at the expense of ductility, as measured by the per cent elongation in the tensile test and by reduced formability in operations such as bending and drawing. Cold working also increases shear strength, creep strength at low temperatures, and smooth-specimen fatigue strength. It has little effect on notch fatigue strength, but increases notch tensile strength in about the same proportion as smooth-specimen tensile strength. Limited use is made of strain hardening to increase the strength of heat treatable alloys. The principal applications are in extruded and drawn products, such as wire, rod, and tube. Heat treated Al-Mg-Si alloys are employed extensively in such products, which are sometimes drawn after heat treatment to increase strength and improve surface finish. The low ductility and poor workability of other artificially aged, heat treatable alloys have restricted cold working as a procedure for obtaining higher strengths. In the aluminum-copper alloys, however, small amounts of cold work are employed after solution heat treatment to obtain increased response during artificial aging. The effect of strain hardening on the electrical conductivity of aluminum is small and generally less than that of alloying or of the heat treatments used for many aluminum alloys. The electrical conductivity of conductor-grade aluminum is decreased from a typical value of 63% IACS in the annealed condition to 62.5% in the strain-hardened and temper.

EDDY CURRENT INSTRUMENT

Eddy current instruments can be purchased in a large variety of configurations. Both analog and digital instruments are available. Instruments are commonly classified by the type of display used to present the data. The common display types are analog meter, digital readout, impedance plane and time versus signal amplitude. Some instruments are capable of presenting data in several display formats. The most basic

eddy current testing instrument consists of an alternating current source, a coil of wire connected to this source, and a voltmeter to measure the voltage change across the coil. An ammeter could also be used to measure the current change in the circuit instead of using the voltmeter. In eddy current probes and cables, it is commonly stated that capacitance is negligible. However, even circuits not containing discreet components for resistance, capacitance, and inductance can still exhibit their effects. When two conductors are placed side by side, there is always some capacitance between them. Thus, when many turns of wire are placed close together in a coil, a certain amount of stray capacitance is produced. Additionally, the cable used to interconnect pieces of electronic equipment or equipment to probes, often has some capacitance, as well as, inductance. This stray capacitance is usually very small and in most cases has no significant effect. However, they are not negligible in sensitive circuits and at high frequencies they become quite important.

Figure. 1. Conductivity Meters and Standard References Blocks

Figure 2. AutoSigma 3000 Conductivity Meter

If the eddy current circuit is balanced in air and then placed on a piece of aluminum, the resistance component will increase (eddy currents are being generated in the aluminum and this takes energy away from the coil, which shows up as resistance) and the inductive reactance of the coil decreases (the magnetic field created by the eddy currents opposes the coil's magnetic field and the net effect is a weaker magnetic field to produce inductance), see fig.3. If a crack is present in the material, fewer eddy currents will be able to form and the resistance will go back down and the inductive reactance will go back up. Changes in conductivity will cause the eddy current signal to change in a different way. Analog instruments see fig.1 are the simplest of the instruments available for eddy current inspections. They are used for crack detection, corrosion inspection, or conductivity testing. These types of instruments contain a simple bridge circuit, which compares a balancing load to that measured on the test specimen. If any changes in the test specimen occur which deviate from normal you will see a movement on the instruments meter. Based on this principle is the construct of digital instruments see fig.2.

EXPERIMENTAL

With some materials, such as solution heat treatable aluminum alloys, conductivity measurements are often made verifying that parts and materials have received the proper heat treatment. High purity aluminum is soft and ductile, and gains strength and hardness with the addition of alloying elements. A few such aluminum alloys are the 2000 series (2014, 2024, etc.), 6000 series (6061, 6063, etc.), and 7000 series (7050, 7075, etc.). The 2xxx series aluminum alloys have copper, the 6xxx series have magnesium, and the 7xxx have zinc as their major alloying elements.

Heat treatment of aluminum alloys is accomplished in two phases - solution heat treatment and then aging. In the solution heat treatment step, the alloys are heated to an elevated temperature to dissolve the alloying elements into solution. The metal is then rapidly cooled or quenched to "freeze" the atoms of the alloying elements in the lattice structure of the aluminum. This distorts and stresses the structure, making electron movement more difficult, thereby decreasing the electrical conductivity. In this condition, the alloys are still relatively soft but start to gain strength as the alloying elements begin to precipitate out of solution to form extremely small particles that impede the movement of dislocations within the material. The formation of the precipitates can be controlled for many alloys by heating and holding the material at an elevated temperature for a period of time (artificial aging). As the alloying elements precipitate out of solid solution, the conductivity of the material gradually increases. By controlling the amount of precipitated particles within the aluminum, the properties can be controlled to produce peak strength or some combinations of strength and corrosion resistance. Sometimes, the material must be annealed or put into the softest, most ductile condition possible in order to perform forming operations. Annealing allows all of the alloying elements to precipitate out of solution to form a course, widely spaced precipitate.

The electrical conductivity is greatest when the material is in the annealed condition. Since solution heat-treated and aged materials are stronger, components can be made using less material. A lighter or more compact design is often of great importance to the designer and well worth the cost of the heat treating process. However, think of the consequences that could arise if a component that was supposed to be solution heat-treated and aged somehow left the manufacturing facility and was put into service unheat-treated or annealed. This is a real possibility since heat-treated aluminum parts look exactly like unheat-treated parts. Consider 2024 aluminum as an example. Select tensile properties and its electrical conductivity for various heat treatment conditions are given in Table 1.

Table 1. Experimental values of electrical conductivity of Al alloys

Heat Treatment Condition	Ultimate Strength	Yield Strength	Electrical Conductivity
Annealed (O)	26 ksi (180 MPa)	11 ksi (75 MPa)	50 % IACS
Solution Heat Treated and Naturally Aged (T42)	64 ksi (440 MPa)	42 ksi (290 MPa)	30 % IACS
Solution Heat Treated, Coldworked and Artificially Aged (T861)	70 ksi (485 MPa)	66 ksi (455 MPa)	38 % IACS

It can be seen that the yield strength for the material is 42 kilopounds/square inch (ksi) (290 MPa) in the solution heat-treated and naturally aged condition (T42 condition). The yield strength can be increased to 66 ksi (455 MPa) when coldworked and artificially aged (T861 condition). But in the annealed condition, the yield strength is reduced to 11 ksi (75 MPa). If an annealed part were accidentally used where a part in the T42 or T861 was intended, it would likely fail prematurely. However, a quick check of the conductivity using an eddy current instrument of all parts prior to shipping would prevent this from occurring.

Table 2. Properties for Alclad 2024 Aluminum (experimental values)

Material Clad	H. T.	Conductivity %IACS	Hardness HV
2024	T0	48.20	70
2024	T3	31.75	100
2024	T351	28	123
2024	T4	30	111
2024	T42	31.75	135
2024	T6	40.00	117
2024	T72	44.00	105
2024	T8	42.00	130
2024	T86	39.00	159

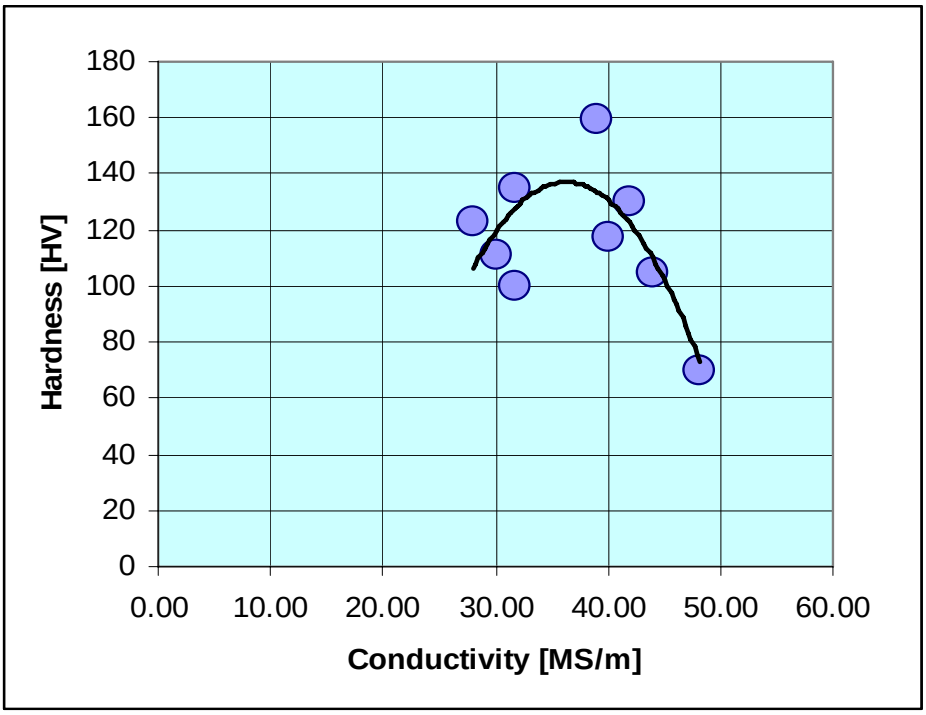


Figure 3. Graphic aspects results

Electric resistivity is slightly higher than in the ternary aluminum-magnesium-silicon alloys and of the order of 3,0-3,2 x 10-8Ωm (50-55% IACS) for alloys with 0.4-0.5% Mg and a slight excess of silicon, in the artificially aged condition. Higher magnesium, manganese and copper reduce this conductivity, which is also lower in the naturally

aged temper, but may reach values of 55-60% IACS in annealed material. Alloys with lower magnesium and silicon contents have better conductivity but lower strengths. Increasing the iron or the silicon from 0.2 to 2% decreases the conductivity by some 10%. Chromium, manganese and especially titanium, vanadium and zirconium markedly reduce the electric conductivity. Additions of boron, which precipitates these elements as borides, are used to remove them in conductor material

CONCLUSIONS

Stress relief. The inverse relation between propagation energy and yield stress is to be expected; as the yield stress is increased, the extent to which the stress concentration ahead of a crack or notch may be relaxed by plastic deformation is decreased. It is, therefore, one of these processes which is affecting the observed toughness. It has been postulated that the mechanical properties of Al-Zn-Mg based alloys should be sensitive to matrix microstructures. G.P. zones, being coherent, are sheared by dislocations and this process favors the formation of coplanar dislocation arrays and pile-ups at boundaries. Although η' plates are thought to be partially coherent and hence should permit considerable shearing, the deformation of η' dispersions has been shown to occur in bands rather than by coplanar flow. Stress concentrations at boundaries should hence be greater for G.P. zone dispersions than for η' dispersions. It is well established that one major variable is strength, since as strength is increased there is an accompanying decrease in toughness. There is also evidence that fracture is sensitive to heat treatment, and particularly that the toughness associated with an underaged structure is superior to that of an overaged structure having the same yield stress. However, considerable use is being made commercially of over-aged tempers, particularly two-step overaged tempers such as T73; although these were developed primarily to improve stress-corrosion resistance, alloys thus aged have significantly greater toughness than those aged to maximum strength. The published information is hence somewhat confusing and little attempt has been made to relate these effects to microstructural differences. Knowing the effect of mechanical deformation on properties, more efficient stress relieving procedures can be developed. Stress relief of hand forgings by cold deformation is, of course, quite straightforward. After being solution treated and quenched, the cold forging is placed between cold flat dies, and reduced in thickness by the desired amount. It is then aged, which results in the TXX52 temper. With hand forgings, it is relatively easy to control the extent of reduction, thus protecting the final properties in the 7000 series alloys. One practice would be to aim for 1 to 2% deformation in alloys like 7075 or 7049. A true 0.5% reduction is probably just as effective as some greater percentage in minimizing distortion. In alloys like 2024, where the cold deformation is also needed to achieve desired strengths, higher percentages of reduction are naturally used. In die forgings, because of widely varying section sizes and the more precise requirements for final forging dimensions, stress relief by cold deformation becomes more complicated.

Chemical composition. Obvious gains in toughness can be obtained by reducing Fe, Si and other trace elements. Limits to such reductions are set by cost and availability of high purity materials. Alternatively, minor benefits can be derived from achieving a more uniform distribution of whatever second phase particles are present. The reduction of Fe and Si should be treated with some caution since it may also affect the

ISSN 1453-1690

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ „GHEORGHE ASACHI” DIN IAŞI

Tomul LV (LIX)
Fasc. 2

Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2009

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Published by the
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMANIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President: Prof. Dr. Eng. **Ion Giurma**,
Rector of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
Editor-in-Chief: Prof. Dr. Eng. **Carmen Teodosiu**,
Vice-Rector of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
Honorary Editors: Prof. Dr. Eng. **Alfred Braier,**
Prof. Dr. Eng. **Hugo Rosman**

Editorial Staff of the Section
MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

Editors: Assoc. Prof. Dr. Eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. Prof. Dr. Eng. **Gheorghe Bădărău**
Assoc. Prof. Dr. Eng. **Petrică Vizureanu**
Honorary Editors: Prof. Dr. Eng. **Dan Gelu Găluşcă,** Prof. Dr. Eng. **Adrian Dima**
Associated Editor: Assoc. Prof.Dr. Eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)
Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)
Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University, (U.S.A.)
Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University, (Ukraine)
Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw, (Poland)
Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)
Assoc. Prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences, (Japan)
Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)
Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)
Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest, (Romania)

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
CONTENT

THEODOR I. BABJUCK and SERGIY G. AVDEJEV, **ON POSSIBILITY OF Cu-Zn, Cu-Al, Cu-Sn ELASTIC MODULI EVALUATION BY X-RAY DIFFRACTOMETRY DATA**
VICTOR BILICHENKO, STRATEGIC PLANNING AND ADMINISTRATION OF ORGANIZATIONAL AND TECHNICAL DEVELOPMENT OF MANUFACTURING SYSTEMS FOR AUTOMOBILE TRANSPORT
NICOLAE CĂNĂNĂU, CARMELA GURĂU and GHEORGHE GURĂU, ON THE TERMODYNAMIC AND KINETICS OF THE SEVER PLASTIC DEFORMATION PROCESS
NICOLAE CĂNĂNĂU, LIVIU GURĂU, GHEORGHE GURĂU and PETRICĂ ALEXANDRU, EXPERIMENTAL RESEARCHES ON THE PLASTIC DEFORMATION BEHAVIOR OF CrMo ALLOYED STEEL
VASILE CAȚARSCHI, MARIA BACIU, MIHAELA POROCH, CLAUDIA TĂNASE and SMARANDA CAȚARSCHI, CONCEPTUAL STATISTICAL MODEL OF HEATING ECHOTECHNOLOGIES FOR STEELS PLASTIC DEFORMATION
VASILE CATARSCHI, IULIAN IONITA, MIHAELA POROCH, CLAUDIA TANASE and SMARANDA CATARSCHI, THE HEATING TECHNOLOGIES FOR NORMALISING OF THE FORGED
RENÉ ČECHMÁNEK, MARCELA KLIMEŠOVÁ and ZUZANA LETKOVÁ, UTILIZATION OF INDUSTRIAL WASTE MATERIALS IN PRODUCTION OF SHELL CONCRETE ELEMENTS
ANGELA CEREMPEI, SIMONA DUNCA, RODICA MUREŞAN, AUGUSTIN MUREŞAN and ROMEN BUTNARU, TEXTILE MATERIALS WITH AROMATHERAPEUTIC PROPERTIES
CHICHERNEA FLORIN and CHICHERNEA ALEXANDRU, THE ITERATIVE PROCESS OF VALUE ANALYSIS PART I
CHICHERNEA FLORIN and CHICHERNEA ALEXANDRU, THE ITERATIVE PROCESS OF VALUE ANALYSIS PART II
E. CHIRILĂ, C. IONESCU-LUCA and D. A. GHEORGHIU, MODERN TENDENCIES IN THE DESIGNING, CONSTRUCTION AND EXPLOITATION OF THE ELECTRIC ARC FURNACE
RAMONA HANU CIMPOESU, CONSTANTIN BACIU, CARMEN NEJNERU, NICANOR CIMPOESU and DELIA MARINELA AELENEI, CORROSION RESISTANCE OF A SHAPE MEMORY ALLOY BASED ON COPPER IN ARTIFICIAL SALIVA
GABRIELA CIOBANU and OCTAVIAN CIOBANU, BIOACTIVE MATERIALS USED IN TISSUE ENGINEERING
GABRIELA CIOBANU and GABRIELA CARJA, BIOMIMETIC DEPOSITION OF HYDROXYAPATITE ON POLYURETHANE WITH POROUS STRUCTURE
OCTAVIAN CIOBANU, GABRIELA CIOBANU and MIHAELA MANDRU, BONE MATERIALS GRAPHIC MODELING USING OPEN

SOURCE SOFTWARE
O.E. CIOGESCU, S.D. MANOLE, LIANA. M. TUDOSIE, O. GEORGESCU, I. RUSU, ADINA S. NECULAESCU and PETRA MOTOIU, SOME POSSIBILITES OFFERED BY BRAZE -WELDING GALVANIZED STEELS
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, IMPROVEMENT OF IRON INOCULATING INMOULD WITH INOCULATING AGENT AS BLOCK PLACED IN RISER
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, TEMPERATURE INCREASE IN CUPOLA BY THE AGENCY OF WATER
CONSTANTIN BORIS, MULTITUBE HEAT EXCHANGERS
CONSTANTIN BORIS, MULTITUBULAR HEAT EXCHANGER WITH BIPHASE LIQUID GAS MIXTURE
CONSTANTIN BORIS, ALGORITHM FOR DESIGNING HEAT EXCHANGER
CONSTANTINESCU STELA, VLAD MARIA, MITOSERIU OLGA and ORAC LUCICA, MAKING THIN COATINGS OF BN BY CHEMICAL DEPOSITION FROM VAPOUR PHASE AT NORMAL PRESSURE
MIHAIL-LIVIU CRAUS, NICOLETA CORNEI and MIHAI LOZOVAN TRANSPORT PHENOMENA AND SPIN STATE TRANSITION IN $LA_{0.54}HO_{0.11}CA_{0.35}CO_XMN_{1-X}O_3$ MANGANITES
SANDA CREȚU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, EMILIA IURAŞ, THEORETICAL AND EXPERIMENTAL CONSIDERATIONS REGARDING THERMOCHEMICAL TREATMENT WITH Zn ON THE RESISTANCE AT THE CORROSION IN THE UNDISMONTABLE ASSEMBLINGS
SANDA CREȚU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, DRAGOŞ CRISTIAN ACHIȚEI and IRINA ELENA SURDU, THEORETICAL AND EXPERIMENTAL ASPECTS REGARDING THE STRESS CORROSION CRACKING (SCC) IN THE UNDISMONTABLE ASSAMBLINGS
FLORIN DIACONESCU, LE RAPPORT ENTRE LA VITESSE DE CROISSANCE DE LA COUCHE D′ALLIAGE LIQUIDE ET LA VITESSE RADIALE DE DEPLACEMENT DU FRONT DE SOLIDIFICATION À LA COULÉE CENTRIFUGE
FLORIN DIACONESCU, L'INFLUENCE DU CONTENU EN Pb ET Sn SUR LA QUALITÉ DES PIÈCES COULÉES PAR CENTRIFUGATION EN BRONZE CuPb25Sn5
STANICA DUMITRITA and ION FUIOREA, NUMERICAL EXPERIMENT ESTIMATION OF MECHANICAL CHARACTERISTICS OF COMPOSITE MATERIALS
ION FUIOREA and STANICA DUMITRITA, CRITICAL ANALYSIS UPON COMPOSITE MATERIAL FAILURE CRITERIA
DIANA GHEORGHIU, DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA and ADRIAN DIMA, HARDNESS CHANGES INTO THE MAIN ZONES OF THE THIN PIPES TIP SEALED BY A SOLID STATE WELDING PROCESS (TWO PHASE ALLOY)
DIANA-ANTONIA GHEORGHIU, NICANOR CIMPOEŞU, VASILE

BULANCEA and STEFAN LUCIAN TOMA, FRACTOGRAPHIC INVESTIGATION OF THE ADHERENCE OF THE WELD METAL TO GREY CAST IRON BASE METAL
SORIN IACOB STRUGARU, CORNELIU MUNTEANU, IONUT - LUCIAN BISTRICIANU, CARMEN CEZARINA BURLIBAŞA, ADRIAN ALEXANDRU, THE ANALYSIS OF STAINLESS STEEL X30Cr130 THROUGH ELECTRONIC MICROSCOPY USING A SCANNING ELECTRON MICROSCOPE
SORIN IACOB STRUGARIU, CORNELIU MUNTEANU, IONUT LUCIAN BISTRICIANU and ADRIAN ALEXANDRU, THE STUDY OF STAINLESS STEEL X5CrNi18-10 THROUGH SCANNING ELECTRON MICROSCOPY (SEM)
SORIN IACOB STRUGARU, CORNELIU MUNTEANU, ADRIAN ALEXANDRU, LUCIA ANIŞOARA DRĂGAN and IONUȚ-LUCIAN BISTRICIANU, RESEARCH REGARDING THE OBTAINING OF THE NITRURATED LAYERS RESISTANT TO WEARING
ADRIAN IOANA, CEZAR BALESCU and CARMEN BALESCU, OPTIMIZING THE ELECTRIC ARC FURNACE'S FUNCTIONING
ZERIKIOTIS IOANNIS, DAN GELU GĂLUŞCĂ, GHEORGHE BĂDĂRĂU and MARICEL AGOP, ON THE DEPENDENCE WITH THE TEMPERATURE OF THE ‘EFFECTIVE’ THERMAL CONDUCTIVITY OF A NANOFLUID

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR
CUPRINS

THEODOR I. BABJUCK şi SERGIY G. AVDEJEV, POSIBILITATEA EVALUARII MODULULUI DE ELASTICITATE A ALIAJELOR Cu-Zn, Cu-Al, Cu-Sn PRIN DATELE DIFRACTOMETRIEI CU RAXE X
VICTOR BILICHENKO, PLANIFICARE STRATEGICĂ ŞI ADMINISTRAREA DEZVOLTĂRII ADMINISTRATIVE ŞI TEHNICE A SISTEMELOR MANUFACTURIERE PENTRU TRANSPORTUL AUTOMOBILELOR
NICOLAE CĂNĂNĂU, CARMELA GURĂU şi GHEORGHE GURĂU, ASUPRA TERMODINAMICII ŞI CINETICII PROCESULUI DE DEFORMARE PLASTICĂ SEVERĂ
NICOLAE CĂNĂNĂU, LIVIU GURĂU, GHEORGHE GURĂU şi PETRICĂ ALEXANDRU, CERECTĂRI EXPERIMENTALE PRIVIND COMPORTAREA LA DEFORMARE A UNUI OȚEL ALIAT CrMo
VASILE CAȚARSCHI, MARIA BACIU, MIHAELA POROCH, CLAUDIA TĂNASE şi SMARANDA CAȚARSCHI, MODEL CONCEPTUAL STATISTIC AL ECOTEHNOLOGIILOR DE INCALZIRE PENTRU DEFORMARE PLASTICA
VASILE CATARSCHI, IULIAN IONITA, MIHAELA POROCH, CLAUDIA TANASE şi SMARANDA CATARSCHI, TEHNOLOGII DE INCALZIRE PENTRU NORMALIZAREA CILINDRILOR DE LAMINOR FORJATI
RENE ČECHMANEK, MARCELA KLIMESOVA şi ZUZANA LETKOVA, UTILIZAREA MATERIALELOR DIN DEŞEURI INDUSTRIALE ÎN PRODUCEREA ELEMENTELOR SCHELETULUI DIN BETON
ANGELA CEREMPEI, SIMONA DUNCA, RODICA MUREŞAN, AUGUSTIN MUREŞAN şi ROMEN BUTNARU, MATERIALE TEXTILE CU PROPRIETĂȚI AROMATERAPEUTICE
CHICHERNEA FLORIN şi CHICHERNEA ALEXANDRU, PROCESUL ITERATIV AL ANALIZEI VALORII, Partea I
CHICHERNEA FLORIN şi CHICHERNEA ALEXANDRU, PROCESUL ITERATIV AL ANALIZEI VALORII, Partea II
E. CHIRILĂ, C. IONESCU-LUCA şi D. A. GHEORGHIU, TENDINȚE MODERNE ÎN PROIECTAREA, CONSTRUCȚIA ŞI EXPLOATAREA CUPTORULUI ELECTRIC CU ARC
RAMONA HANU CIMPOESU, CONSTANTIN BACIU, CARMEN NEJNERU, NICANOR CIMPOESU şi DELIA MARINELA AELENEI REZISTENTA LA COROZIUNE A UNUI ALIAJ CU MEMORIA FORMEI PE BAZA DE CUPRU IN SALIVA ARTIFICIALA
GABRIELA CIOBANU şi OCTAVIAN CIOBANU, MATERIALE BIOACTIVE UTILIZATE ÎN INGINERIA TISULARĂ
GABRIELA CIOBANU şi GABRIELA CARJA, DEPUNERE BIOMIMETICĂ DE HIDROXIAPATITĂ PE MEMBRANE POLIURETANICE CU STRUCTURĂ POROASĂ
OCTAVIAN CIOBANU, GABRIELA CIOBANU şi MIHAELA MANDRU,

MODELAREA GRAFICĂ A MATERIALELOR OSOASE PRIN UTILIZAREA PROGRAMELOR DE TIP OPEN SOURCE
O.E. CIOGESCU, S.D. MANOLE, LIANA. M. TUDOSIE, O. GEORGESCU, I. RUSU*, ADINA S. NECULAESCU şi PETRA MOTOIU, UNELE POSIBILITATI OFERITE DE CATRE SUDO-BRAZAREA OTELURILOR GALVANIZATE
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, ÎMBUNĂTĂȚIREA MODIFICĂRII FONTEI ÎN FORMĂ CU MODIFICATORI SUB FORMĂ DE BLOC AMPLASAT ÎN PICIORUL DE TURNARE
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, MĂRIREA TEMPERATURII ÎN CUBILOU PRIN INTERMEDIUL APEI
CONSTANTIN BORIS, SCHIMBĂTOARE DE CĂLDURĂ MULTITUBULARE
CONSTANTIN BORIS, SCHIMBĂTORUL DE CĂLDURĂ MULTITUBULAR CU AMESTEC BIFAZIC GAZ -LICHID
CONSTANTIN BORIS, ALGORITM UTILIZAT PENTRU PROIECTAREA UNUI SCHIMBĂTOR DE CĂLDURĂ
CONSTANTINESCU STELA, VLAD MARIA, MITOSERIU OLGA şi ORAC LUCICA, OBTINEREA STRATURILOR SUBTIRI DE BN PRIN DEPUNEREA CHIMICA DIN FAZA DE VAPORI LA PRESIUNE NORMALA
MIHAIL-LIVIU CRAUS, NICOLETA CORNEI şi MIHAI LOZOVAN, FENOMENUL DE TRANSPORT SI STAREA TRANZITIONALA DE SPIN IN MANGANITII:$LA_{0.54}HO_{0.11}CA_{0.35}CO_XMN_{1-X}O_3$
SANDA CREȚU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ şi EMILIA IURAŞ, CONSIDERAȚII TEORETICE ŞI EXPERIMENTALE PRIVIND TRATAMENTUL TERMOCHIMIC CU ZN ASUPRA REZISTENȚEI LA COROZIUNE ÎN ASAMBLĂRILE NEDEMONTABILE
SANDA CREȚU , DAN-GELU GĂLUŞCĂ , DRAGOŞ CRISTIAN ACHIȚEI şi IRINA ELENA SURDU, ASPECTE TEORETICE ŞI EXPERIMENTALE PRIVIND FISURAREA COROSIVĂ SUB TENSIUNE ÎN ASAMBLĂRILE NEDEMONTABILE
FLORIN DIACONESCU, RAPORTUL DINTRE VITEZA DE CREŞTERE A STRATULUI DE LICHID ŞI VITEZA RADIALĂ DE DEPLASARE A FRONTULUI DE SOLIDIFICARE LA TURNAREA CENTRIFUGĂ
FLORIN DIACONESCU, INFLUENȚA CONȚINUTULUI DE Pb ŞI Sn ASUPRA CALITĂȚII PIESELOR TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ CuPb25Sn5
STANICA DUMITRITA şi ION FUIOREA, ESTIMAREA PRIN EXPERIMENTE NUMERICE A CARACTERISTICILOR MECANICE LA MATERIALE COMPOZITE
ION FUIOREA şi STANICA DUMITRITA, ANALIZA CRITICA ASUPRA CRITERIILOR DE RUPERE LA MATERIALE COMPOZITE
DIANA GHEORGHIU, DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA şi ADRIAN DIMA, MODIFICĂRI ALE DURITĂȚII ÎN PRINCIPALELE ZONE ALE VÂRFULUI ȚEVILOR SUBȚIRI ETANŞATE PRINTR-UN PROCESS DE SUDARE ÎN STARE SOLIDĂ (ALIAJ BIFAZIC)

GABRIELA CIOBANU şi GABRIELA CARJA, DEPUNERE BIOMIMETICĂ DE HIDROXIAPATITĂ PE MEMBRANE POLIURETANICE CU STRUCTURĂ POROASĂ
OCTAVIAN CIOBANU, GABRIELA CIOBANU şi MIHAELA MANDRU, MODELAREA GRAFICĂ A MATERIALELOR OSOASE PRIN UTILIZAREA PROGRAMELOR DE TIP OPEN SOURCE
O.E. CIOGESCU, S.D. MANOLE, LIANA. M. TUDOSIE, O. GEORGESCU, I. RUSU*, ADINA S. NECULAESCU şi PETRA MOTOIU, UNELE POSIBILITATI OFERITE DE CATRE SUDO-BRAZAREA OTELURILOR GALVANIZATE
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, ÎMBUNĂTĂȚIREA MODIFICĂRII FONTEI ÎN FORMĂ CU MODIFICATORI SUB FORMĂ DE BLOC AMPLASAT ÎN PICIORUL DE TURNARE
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, MĂRIREA TEMPERATURII ÎN CUBILOU PRIN INTERMEDIUL APEI
CONSTANTIN BORIS, SCHIMBĂTOARE DE CĂLDURĂ MULTITUBULARE
CONSTANTIN BORIS, SCHIMBĂTORUL DE CĂLDURĂ MULTITUBULAR CU AMESTEC BIFAZIC GAZ -LICHID
CONSTANTIN BORIS, ALGORITM UTILIZAT PENTRU PROIECTAREA UNUI SCHIMBĂTOR DE CĂLDURĂ
CONSTANTINESCU STELA, VLAD MARIA, MITOSERIU OLGA şi ORAC LUCICA, OBTINEREA STRATURILOR SUBTIRI DE BN PRIN DEPUNEREA CHIMICA DIN FAZA DE VAPORI LA PRESIUNE NORMALA
MIHAIL-LIVIU CRAUS, NICOLETA CORNEI şi MIHAI LOZOVAN, FENOMENUL DE TRANSPORT SI STAREA TRANZITIONALA DE SPIN IN MANGANITII:$LA_{0.54}HO_{0.11}CA_{0.35}CO_XMN_{1-X}O_3$
SANDA CREȚU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ şi EMILIA IURAŞ, CONSIDERAȚII TEORETICE ŞI EXPERIMENTALE PRIVIND TRATAMENTUL TERMOCHIMIC CU ZN ASUPRA REZISTENȚEI LA COROZIUNE ÎN ASAMBLĂRILE NEDEMONTABILE
SANDA CREȚU , DAN-GELU GĂLUŞCĂ , DRAGOŞ CRISTIAN ACHIȚEI şi IRINA ELENA SURDU, ASPECTE TEORETICE ŞI EXPERIMENTALE PRIVIND FISURAREA COROSIVĂ SUB TENSIUNE ÎN ASAMBLĂRILE NEDEMONTABILE
FLORIN DIACONESCU, RAPORTUL DINTRE VITEZA DE CREŞTERE A STRATULUI DE LICHID ŞI VITEZA RADIALĂ DE DEPLASARE A FRONTULUI DE SOLIDIFICARE LA TURNAREA CENTRIFUGĂ
FLORIN DIACONESCU, INFLUENȚA CONȚINUTULUI DE Pb ŞI Sn ASUPRA CALITĂȚII PIESELOR TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ CuPb25Sn5
STANICA DUMITRITA şi ION FUIOREA, ESTIMAREA PRIN EXPERIMENTE NUMERICE A CARACTERISTICILOR MECANICE LA MATERIALE COMPOZITE
ION FUIOREA şi STANICA DUMITRITA, ANALIZA CRITICA ASUPRA CRITERIILOR DE RUPERE LA MATERIALE COMPOZITE

DIANA GHEORGHIU, DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA şi ADRIAN DIMA, MODIFICĂRI ALE DURITĂȚII ÎN PRINCIPALELE ZONE ALE VÂRFULUI ȚEVILOR SUBȚIRI ETANŞATE PRINTR-UN PROCESS DE SUDARE ÎN STARE SOLIDĂ (ALIAJ BIFAZIC)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LV (LIX), fasc. 2, 2009
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ON POSSIBILITY OF Cu-Zn, Cu-Al, Cu-Sn ELASTIC MODULI EVALUATION BY X-RAY DIFFRACTOMETRY DATA

BY
THEODOR I. BABJUCK and SERGIY G. AVDEJEV

Abstract: applying the model of f.c.c. lattice with central interaction in the first coordination sphere, by the known x-ray diffractometry data elastic modules of Cu-Zn, Cu-Al and Cu-Sn solid solutions in harmonic approximation were evaluated. Obtained values of elastic modules are compared with known published data.

POSIBILITATEA EVALUARII MODULULUI DE ELASTICITATE A ALIAJELOR Cu-Zn, Cu-Al, Cu-Sn PRIN DATELE DIFRACTOMETRIEI CU RAXE X

Rezumat: S-a aplicat modelul matricii f.c.c. cu interacţiune centrală în prima sferă de coordonare pentru evaluarea cu ajutorul datele difractometrice cu raze x cunoscute a modulului elastic al Cu-Zn, Cu şi Al-Cu-Sn solutii solide armonice. Valorile obţinute ale modului elastic sunt comparate cu datele publicate cunoscute.

STRATEGIC PLANNING AND ADMINISTRATION OF ORGANIZATIONAL AND TECHNICAL DEVELOPMENT OF MANUFACTURING SYSTEMS FOR AUTOMOBILE TRANSPORT

BY
VICTOR BILICHENKO

Abstract: There had been considered the influence of strategic planning over the administration of development of manufacturing systems on the processes of their functioning during the evolutional and revolutional ways of development. There had been determined the stages of planning of organizational and technical development of manufacturing systems. The content of each of the development stages had been considered.

ON THE TERMODYNAMIC AND KINETICS OF THE SEVER PLASTIC DEFORMATION PROCESS

BY
NICOLAE CĂNĂNĂU, CARMELA GURĂU and GHEORGHE GURĂU

Abstract: The aim of sever plastic deformation (SPD) is the obtaining of the nanostructured metallic materials that confers special properties. To realize of the nanostructured material is possible in the special conditions concerning the stress state, strain, strain rate and temperature. These conditions may be defined by the thermodynamics and kinetics of the deformation process. In this paper is analyzed the thermodynamics and kinetics of the SPD process.

ASUPRA TERMODINAMICII ŞI CINETICII PROCESULUI DE DEFORMARE PLASTICĂ SEVERĂ

Rezumat: Deformarea plastică severă este aplicată pentru obţinerea materialelor metalice nanostructurate. In acest scop trebuie să se asigure condiţii speciale în ceea ce priveşte starea de tensiuni şi deformare, viteză de deformaţie şi temperatură. Aceste condiţii sunt definite pe baza principiilor termodinamicii şi cineticii procesului SPD. În cazul deformării la rece trebuie dezvolată o stare de tensiuni de compresiune spaţială (3D) cu valoare foarte mare a componentei hidrostatice, odată cu un grad de deformare foarte mare.. În cazul deformării la cald trebuie asigurată stare de compresiune intensă, grad de deformare ridicat şi un control

précis al procesului de răcire la sfârşitul deformării. La SPD energia liberă asociată defectelor de reţea este foarte mare. În acelaşi timp, valoarea foarte mare a intensităţii tensiunii determină o valoare redusă a tensiunii superficiale. Aceste condiţii sunt favorabile din punct de vedere termodinamic pentru obţinerea unor structuri foarte fine.

EXPERIMENTAL RESEARCHES ON THE PLASTIC DEFORMATION BEHAVIOR OF CrMo ALLOYED STEEL

BY

NICOLAE CĂNĂNĂU, LIVIU GURĂU, GHEORGHE GURĂU and PETRICĂ ALEXANDRU

Abstract: The plastic deformation behavior is defined by the function of the deformation strength according to the strain, strain rate and temperature as the factor of the deformation process. The behavior law establishes by the experimental way, using the torsion test method. The paper shows the results of the researches for establishing of the deformation behavior of steel alloyed with chromium and molybdenum, used frequently.

CERECTĂRI EXPERIMENTALE PRIVIND COMPORTAREA LA DEFORMARE A UNUI OŢEL ALIAT CrMo

Rezumat: Comportarea la deformare este definită prin variaţia rezistenţei la deformare în funcţie de deformaţie, viteza de deformaţie şi tenperatură, principalii factori ai procesului de deformare. Legea de comportare la deformare se stabileşte pe cale experimentală folosind metoda de înceracre la răsucie. În lucrare se prezintă rezultatele cercetărilor effectuate pentru stabilirea comportării la deformare a unui oţel de îmbunătăţire aliat cu crom şi molibden de largă utilizare.

CONCEPTUAL STATISTICAL MODEL OF HEATING ECHOTECHNOLOGIES FOR STEELS PLASTIC DEFORMATION

BY

VASILE CAŢARSCHI, MARIA BACIU, MIHAELA POROCH*, CLAUDIA TĂNASE and SMARANDA CAŢARSCHI****

Abstract. The work with the theme Conceptual statistical model of heating echotechnologies for steels plastic deformation has in view the development of the knowledge in the metallurgic field of research, like that of the plastic deformations and heat treatments by advanced research for the development of complex issues by the achievement of new knowledge regarding phenomenon and processes which take place inside the steel, by formulating and validation of new conceptual models.

The work can be utilized for the design of the intelligent advanced systems of simulation and management of the thermal processes in the steels. By the utilization of certain software instruments for intelligent systems of simulation and management of the thermal processes for the thermal processing of the steels thousands of tons of fuel per year can be saved and the scrap can be in general eliminated.

MODEL CONCEPTUAL STATISTIC AL ECOTEHNOLOGIILOR DE INCALZIRE PENTRU DEFORMARE PLASTICA

Rezumat. Lucrarea cu tema Model conceptual statistic al ecotehnologiilor de incalzire pentru deformare plastica urmareste dezvoltarea cunoasterii in domeniul de cercetare metalurgic, cum este cel al deformarilor plastice si al tratamentelor termice prin cercetari avansate pentru dezvoltarea unor probleme complexe, prin dobandirea de cunostinte noi cu privire la fenomene si procese ce se produc in interiorul otelului, prin formularea si validarea de modele conceptuale noi. Lucrarea poate fi utilizata pentru proiectarea sistemelor inteligente avansate de simulare si conducere a proceselor termice in oteluri. Prin utilizarea unor instrumente software pentru sisteme inteligente de simulare si conducere a proceselor termice pentru prelucrarea termica a otelurilor se pot economisi mii de tone de combustibil pe an si se pot elimina in general rebuturile.

THE HEATING TECHNOLOGIES FOR NORMALISING OF THE FORGED

BY

VASILE CATARSCHI, IULIAN IONITA, MIHAELA POROCH*, CLAUDIA TANASE and SMARANDA CATARSCHI*****

Abstract. The results of the research have as application the thermal processes from the field of the heat treatments, with the obtaining of certain optimum properties of the studied materials (steels for tools, alloyed steels Mo-Cr-Ni, Mn-Cr, V-Mo-Cr etc.). Into the framework of the mathematic modeling the starting is from the Fourier's differential equation of the thermal conductivity, with different initial conditions and conditions at limit (surface), with the utilization of the sums of infinite series Bessel-Fourier, of the a-dimensional criteria Biot and Fourier and of the simplex r/R, x/X,…. In the same time with the obtaining of the solutions of the equations Bessel-Fourier the achievement of the solutions of the graphic points for the tracing of the environment temperatures curves (furnace) and of the thermal field from the metal is made. The thermo-physical properties of the metal are used, as well as some thermo-mechanical properties obtained by laboratory and industrial experiments.

The work can be utilized for the design of the intelligent advanced systems of the management of the thermal processes in the steels. The new technologies ensure the compliance with the European environmental norms creating this way optimum work conditions to the operators, which serve the heating and heat treatment installations.

TEHNOLOGII DE INCALZIRE PENTRU NORMALIZAREA CILINDRILOR DE LAMINOR FORJATI

Rezumat. Rezultatele cercetarilor au ca aplicatii procesele termice din domeniul tratamentelor termice, cu obtinerea unor proprietati optime a materialelor cercetate (oteluri de scule, oteluri aliate Mo-Cr-Ni, Mn-Cr, V-Mo-Cr etc.). In cadrul modelarilor matematice se porneste de la ecuatia diferentiala a conductivitatii termice a lui Fourier, cu diferite conditii initiale si la limita (suprafata), cu utilizarea sumelor de serii infinite Bessel-Fourier, a criteriilor adimensionale Biot si Fourier si a simplexurilor r/R, x/X,…. Odata cu obtinerea solutiilor ecuatiilor Bessel-Fourier se realizeaza si solutiile punctelor grafice pentru trasarea curbelor temperaturii mediului (cuptorului) si a campului termic din metal. Se utilizeaza proprietatile termofizice ale metalului, precum si unele proprietati termomecanice obtinute prin experimentari de laborator si industriale.Lucrarea poate fi utilizata pentru proiectarea sistemelor inteligente avansate de conducere a proceselor termice in oteluri. Noile tehnologii asigura incadrarea in normele europene de mediu creand de asemenea conditii de munca optime operatorilor care deservesc instalatiile de incalzire si de tratamente termice.

UTILIZATION OF INDUSTRIAL WASTE MATERIALS IN PRODUCTION OF SHELL CONCRETE ELEMENTS

BY

RENÉ ČECHMÁNEK, MARCELA KLIMEŠOVÁ and ZUZANA LETKOVÁ

Abstract: Shell concrete elements reinforced with alkali-resistant glass fibres combine a range of very advantageous qualities, esp. high flexural and impact strength. They have a lot of benefits, among others they minimize production, transport and assembly costs, and save the environment as well. Due to utilization of various kinds of waste materials from different sources of industry, e.g. fly ash, furnace slag or furnace clinker it is possible to reduce also raw materials costs and save natural resources of raw materials, which are used for concrete production nowadays. Considering initiative analyses there was a set of various waste materials selected for utilization in fibre-cement composites with technological, ecological and economical aspects. These waste materials were added to dry mixtures in several amounts as a substitution of cement, aggregates and fine admixtures. Set of tests was carried out, including durability within accelerated ageing.

TEXTILE MATERIALS WITH AROMATHERAPEUTIC PROPERTIES

BY

ANGELA CEREMPEI, SIMONA DUNCA*, RODICA MUREŞAN, AUGUSTIN MUREŞAN and ROMEN BUTNARU

Abstract : The essential oils have a broad spectrum of applications. In this work the antifungal and antibacterial properties of cotton materials treated with geranium, lavanda and rosmarin essential oils were studied. The

gelose growth medium (as evidence for bacteria) and Sabouraud fungal and bacterial contaminations (as evidence for fungi) were used for microbiological examination of studied supports. The analysis carried out put in evidence the bacteria and fungal contamination of untreated cotton samples unlike the materials treated with the three essential oils which are completely free of microorganisms. The time release of volatile oils on textile support was shown by chromatic measurements and senzorial evaluations.

MATERIALE TEXTILE CU PROPRIETĂȚI AROMATERAPEUTICE

Rezumat: Uleiurile esențiale prezintă un spectru larg de aplicații. În prezenta lucrare au fost studiate proprietățile antibacteriene şi antifungice ale materialelor din bumbac tratate cu uleiuri esențiale de geraniu, lavandă şi rosmarin. Pentru examinarea microbiologică a suporturilor studiate s-au utilizat medii de cultură geloza (pentru evidențierea bacteriilor) şi contaminarea bacteriană şi fungică Sabouraud (pentru evidențierea fungilor). Analizele efectuate au evidențiat contaminarea bacteriană şi fungică a probelor din bumbac netratate spre deosebire de materialele tratate cu cele trei uleiuri esențiale, care sunt complet lipsite de microorganisme.Eliberarea în timp a uleiurilor volatile prezente pe suportul texil a fost evidențiată prin măsurători cromatice şi evaluări senzoriale

THE ITERATIVE PROCESS OF VALUE ANALYSIS. PART I

BY

CHICHERNEA FLORIN and CHICHERNEA ALEXANDRU

Abstract: The paper presents a complete study of value analysis applied concretely to a selected piece of equipment. The phases and iterative operation of the Value Analysis method are presented.
Value Analysis combines both engineering and economics without, however, placing neither engineering or economics first. They both are similarly important, as can be concluded by the end of this paper. Value Analysis (VA) is a method that provides an operating technique utilizing a crative and organized approach. It is managed by a group, each of them selected by their expertise in specific subjects and coordinated by a Value Analysis expert.

PROCESUL ITERATIV AL ANALIZEI VALORII
Partea I

Rezumat: În lucrare se prezintă un studiu complet de ANALIZA VALORII, aplicat în mod concret la un utilaj.
Se prezintă fazele şi modul de lucru ITERATIV al metodei Analizei Valorii.
Analizei Valorii reuneşte atât INGINERIA cât şi ECONOMICUL, fără a clasa pe locul I INGINERIA sau ECONOMICUL. Ambele sunt la fel de importante, precum se va observa la finele acestei lucrări.

THE ITERATIVE PROCESS OF VALUE ANALYSIS. PART II

BY

CHICHERNEA FLORIN and CHICHERNEA ALEXANDRU

Abstract: The paper presents a complete study of value analysis applied concretely to a selected piece of equipment. The phases and iterative operation of the value analysis method are presented.
Value Analysis combines both engineering and economics without, however, placing neither engineering or economics first. They both are similarly important, as can be concluded by the end of this paper

PROCESUL ITERATIV AL ANALIZEI VALORII
Partea II

Rezumat: În lucrare se prezintă un studiu complet de ANALIZA VALORII, aplicat în mod concret la un utilaj.
Se prezintă fazele şi modul de lucru ITERATIV al metodei Analizei Valorii.
Analizei Valorii reuneşte atât INGINERIA cât şi ECONOMICUL, fără a clasa pe locul I INGINERIA sau ECONOMICUL. Ambele sunt la fel de importante, precum se va observa la finele acestei lucrări.

MODERN TENDENCIES IN THE DESIGNING, CONSTRUCTION AND EXPLOITATION OF THE ELECTRIC ARC FURNACE

BY

E. CHIRILĂ, C. IONESCU-LUCA and D. A. GHEORGHIU

Abstract: The paper presents some modern tendencies in the designing, construction and exploitation of the electric arc furnace, considering the new last twenty years paradigm about the technologies evolution influenced by the economic, politic and social environment. The improvement of the steel industry to a high technology industry must provide the vocational and educational necessities and going to the removing of the human errors, for a high quality productions and a high efficiency of the equipments and aggregates in good environment protection conditions.

TENDINȚE MODERNE ÎN PROIECTAREA, CONSTRUCȚIA ŞI EXPLOATAREA CUPTORULUI ELECTRIC CU ARC

Rezumat: Lucrarea prezintă câteva tendințe moderne de elaborare a oțelurilor în cuptorul electric cu arc în scopul îmbunătățirii calității şajei şi în condiții de productivitate crescută şi cu costuri cât mai mici.

Pe baza considerațiilor teoretice se prezintă rezultate practice cu privire la influența fosforului asupra calității oțelului elaborat şi cu privire la eficiența procesului de defosforare le elaborare.

CORROSION RESISTANCE OF A SHAPE MEMORY ALLOY BASED ON COPPER IN ARTIFICIAL SALIVA

BY

RAMONA HANU CIMPOESU, CONSTANTIN BACIU, CARMEN NEJNERU, NICANOR CIMPOESU and DELIA MARINELA AELENEI

Abstract: Shape memory alloys have diverse applications in medical field because of them extraordinary properties of superelasticity and shape memory effect. In this paper is presented a study about the behaviour at electrochemical corrosion of a Cu-Zn-Al shape memory alloy in a solution of artificial saliva. The alloy was investigated by spectrometry for chemical composition determination, with scanning electrons microscope for microstructure determination and with potentiostat equipment for corrosion determination. Shape memory effect was analyzed with dilatometer and reason for researching this type of alloy is for medical applications type orthodontic wire.

REZISTENTA LA COROZIUNE A UNUI ALIAJ CU MEMORIA FORMEI PE BAZA DE CUPRU IN SALIVA ARTIFICIALA

Rezumat: Aliajele cu memoria formei au diverse aplicatii in domeniul medical, datorita proprietatilor extraordinare de superelasticitate si de memoria formei pe care le poseda. In aceasta lucrare este prezentat un studiu despre comportamentul la coroziune al unui aliaj cu memoria formei Cu-Zn-Al intr-o solutie de saliva artificiala. Aliajul a fost investigat prin spectrometrie, in vederea determinarii compozitiei sale chimice, cu microscopul cu scanare de electroni (SEM) pentru studiul microstructurii si cu un echipament potentiostat pentru determinarea coroziunii. Efectul de memoria formei a fost determinat prin analiza dilatometrica. Cercetarile asupra acestui aliaj au ca scop utilizarea acestuia in aplicatiile medicale tip ate dentare.

BIOACTIVE MATERIALS USED IN TISSUE ENGINEERING

BY

GABRIELA CIOBANU and OCTAVIAN CIOBANU

Abstract: Tissue engineering seeks to restore poorly or broken human tissue. Also, tissue engineering aims to produce biological substitutes that might restore, maintain or improve tissue functions. Challenges are set by the design and fabrication of the synthetic tissue scaffold and the engineering of tissue constructs *in vitro* and *in vivo*. In tissue engineering, the biomaterial may be a natural or synthetic polymer, a metal, a ceramic or a combination of these and it may carry a surface treatment to provide a specific chemistry or biological signal that is intended to improve the overall performance of the material. In this study, we present state-of-the-art materials

used for fabrication of a diversity of tissue engineering scaffolds. Multidisciplinary teams of scientists are working on designing and fabricating appropriate scaffolds, on solving cell related issues and investigating the engineering of tissue constructs *in vitro* and *in vivo*. Currently, a number of the mainly promising scaffolding materials for application in tissue engineering are bioactive glasses and related bioactive composite materials. These scaffolds are very porous, three-dimensional (3D) structures exhibiting adapted porosity, pore size and interconnectivity.

MATERIALE BIOACTIVE UTILIZATE ÎN INGINERIA TISULARĂ

Rezumat: În acest studiu se prezintă o imagine actuală în ceea ce priveşte materialele bioactive. Ingineria tisulară ("tissue engineering") este un domeniu interdisciplinar care aplică principiile biologiei şi ingineriei pentru a dezvolta substituenţi viabili care restaurează, menţin şi ameliorează funcţia ţesuturilor umane. Ingineria tisulară integrează descoperirile biochimiei, biologiei moleculare şi celulare, a geneticii, ştiinţei materialelor şi ingineriei biomedicale pentru a produce structuri compozit tri-dimensionale (3-D) ce au o structură şi o funcţie ce pot fi utilizate pentru a înlocui sau corecta un ţesut lezat. Ingineria tisulară a apărut ca o alternativă promiţătoare pentru reconstrucţia organelor sau ţesuturilor alterate sau distruse în totalitate, care încearcă să elimine complicaţiile asociate transplantelor tradiţionale. Pentru repararea sau regenerarea ţesutului alterat se utilizează substituenţi tisulari care pot susţine funcţia ţesutului lezat în timpul regenerării şi care se pot integra în ţesutul gazdei. Ingineria tisulară, ca domeniu al biotehnologiei, se află în prezent în plină dezvoltare, presupunând "proiectarea" *in vitro* de ţesuturi sau organe. Matricile tridimensionale solide, polimerice, anorganice sau compozite, sunt folosite în prezent mai ales în sinteza de ţesut osos sau cartilaginos. Pe lângă biocompatibilitatea acestor produse, se pune problema proprietăţilor biomecanice care să asigure integrarea funcţională a implantului şi integrarea lui biologică.

BIOMIMETIC DEPOSITION OF HYDROXYAPATITE ON POLYURETHANE WITH POROUS STRUCTURE

BY

GABRIELA CIOBANU and GABRIELA CARJA

Abstract: Deposition of a hydroxyapatite layer with similar structure to bone mineral is an attractive approach to the fabrication of bioactive coating layers to achieve direct bonding to living bone. To get successful coating of a hydroxyapatite layer on an organic polymer using a biomimetic method, it is essential to find organic substrates that can effectively induce heterogeneous nucleation of hydroxyapatite after exposure to the body environment. Ceramic/polymer composites are receiving attention as biomaterials as a bone/tissue substitute. Hydroxyapatite coating on organic polymers is a good way for developing hybrid materials for medical applications. The use of biomimetic processes has focused on fabricating such hybrids, whereby a hydroxyapatite layer can be coated onto organic substrates. In this study, we present biomimetic growth of hydroxyapatite (HA) on polyurethane (PU) with porous structure. The biocomposites were investigated by scanning electron microscopy (SEM), porosity and kinetic degradation analysis. The data suggest that the method utilized in this work can be successfully applied to obtain deposition of coating of crystalline hydroxyapatite on porous polyurethane.

DEPUNERE BIOMIMETICĂ DE HIDROXIAPATITĂ PE MEMBRANE POLIURETANICE CU STRUCTURĂ POROASĂ

Rezumat: În lucrarea de faţă se prezintă posibilitatea depunerii pe cale biomimetică de hidroxiapatită pe membrane poliuretanice. Prin tehnica inversiei de fază s-au obţinut membrane asimetrice poroase, cu diverse porozităţi şi grosimi. Metoda aplicată presupune punerea în contact a membranei cu o soluţie biomimetică. Pe suprafaţa membranară, după un anumit timp, se formează cristale de hidroxiapatită. Materialul hibrid obţinut are proprietăţi filtrante cu utilizări în procese de separare, dar şi proprietăţi bioactive, putând fi utilizat în medicină.

BONE MATERIALS GRAPHIC MODELING USING OPEN SOURCE SOFTWARE

BY

OCTAVIAN CIOBANU, GABRIELA CIOBANU* and MIHAELA MANDRU

Abstract: The objective of this study was to create three-dimensional (3D) images for bone material surfaces. Medical imaging technology (CT appliance) and open source software were used to obtain digitized 2D images of sections of bone, to segment the tissues of interest from the surrounding tissues and to create 3D reconstruction from the segmented structures. This study demonstrates the applicability and feasibility of open source software developed in our days for the 3D reconstruction of bone materials. The use of open source software may improve the efficiency of investments in CAD/CAM technologies for implants and prosthesis fabrication which need software for bone materials reconstruction.

MODELAREA GRAFICĂ A MATERIALELOR OSOASE PRIN UTILIZAREA PROGRAMELOR DE TIP OPEN SOURCE

Rezumat: În lucrarea de faţă se prezintă posibilitatea utilizării programelor de tip obţinerii de membrane asimetrice pe bază de acetat de celuloză prin tehnica inversiei de fază, plecând de la sisteme ternare ce conţin acetat de celuloză, acetonă şi formamidă sau apă. Membranele obţinute au structură asimetrică, sunt hidrofile şi prezintă grosimi mai mici de 400 μm. Au fost studiate unele performanţe membranare respectiv, fluxul şi rejecţia clorurii de sodiu (NaCl) din soluţii saline. Rezultatele obţinute indică faptul că performanţele membranare sunt afectate de structura membranei, structură care depinde de condiţiile de preparare ale membranei, în principal de compoziţia soluţiei de turnare.

SOME POSSIBILITES OFFERED BY BRAZE -WELDING GALVANIZED STEELS

BY

O.E. CIOGESCU, S.D. MANOLE, LIANA. M. TUDOSIE, O. GEORGESCU, I. RUSU*, ADINA S. NECULAESCU* and PETRA MOTOIU**

Abstract: The aim of the paper is to present some of the requirements and general use, to highlight related materials issues and braze welding steel components technology, protected with layers of zinc, so that, using the joint operation by welding, to eliminate the evaporation possibility of the protective layer of zinc. The knowledge and experience achieved during the research activity in fields such as brazing and welding, and also the materials used for such operations, led to worldwide application of advanced technologies in the field of braze welding with various industrial applications.

UNELE POSIBILITATI OFERITE DE CATRE SUDO-BRAZAREA OTELURILOR GALVANIZATE

Rezumat: Scopul lucrării este de a prezenta câteva din prescripţiile generale de utilizare şi de a evidenţia problematica legată de materialele şi tehnologia de sudo-brazare a componentelor din oţel protejate cu straturi de zinc, astfel încât, la operaţia de îmbinare prin sudare, să se elimine posibilitatea evaporării stratului protector de zinc. Cunoştinţele şi experienţa acumulate în activitatea industriala din domenii ca brazarea şi sudarea, precum şi materialele utilizate pentru aceste operaţii, au condus în prezent la aplicarea pe plan internaţional a unor tehnologii performante în domeniul sudo-brazarii, cu diverse aplicaţii.

IMPROVEMENT OF IRON INOCULATING INMOULD WITH INOCULATING AGENT AS BLOCK PLACED IN RISER

BY

VASILE COJOCARU-FILIPIUC

Abstract: This paper explains obtaining of a bigger number of graphite nodules, in the case of inoculating iron inmould, through agency of ascension force of modification agent bubbles through melt. This peculiarity confirms site theory of explanation of inoculating mechanism. Minim losses of modification agent bubbles from melt are obtained then when specific mass of modification agent is bigger and melt height is less.

One proposes a new inoculating technology of iron inmould, without reaction chamber. Modification agent, as parallelepipedic block, is places in riser.
In conditions of vacuum inoculating, a hypoeutectic iron whose carbon content is less, can be inoculate.

ÎMBUNĂTĂȚIREA MODIFICĂRII FONTEI ÎN FORMĂ CU MODIFICATORI SUB FORMĂ DE BLOC AMPLASAT ÎN PICIORUL DE TURNARE

Rezumat: Această lucrare explică obținerea unui număr mai mare de nodule de grafit în cazul modificării fontei în formă, prin intermediul forței de ascensiune a bulelor de modificator în topitura metalică. Această particularitate confirmă teoria site-rilor de explicare a mecanismului de modificare.
Pierderile de bule de modificator din topitura metalică se realizează atunci când masa specifică a modificatorului este mai mare şi înălțimea topiturii metalice este mai mic.
Se propune o nouă tehnologie de modificare a fontei în formă, fără cameră de reacție. modificatorul, sub formă de bloc paralelipipedic, este introdus în piciorul de turnare.
În condiții de modificare în vid, o fontă hipoeutectică cu conținut de carbon mai mic, poate fi modificată.

TEMPERATURE INCREASE IN CUPOLA BY THE AGENCY OF WATER

BY
VASILE COJOCARU-FILIPIUC

Abstract: Water influence on cupola operation is relatively controversial.
When marsh gas is used as partial substitute of foundry coke or as increasing source of iron temperature, one observes a big quantity of water in flame gases of that one and forming reaction of water gas in a big zone from the cupola. Blast of water vapours in cupola, near by superior part of the coke bed, involves small burning losses of iron and temperature increase of obtained iron in the cupola.

MĂRIREA TEMPERATURII ÎN CUBILOU PRIN INTERMEDIUL APEI

Rezumat: Influența apei asupra mersului cubiloului este relativ controversată.
În cazul utilizării gazului metan ca înlocuitor parțial al cocsului sau ca sursă de mărire a temperaturii fontei, s-au sesizat cantitatea mare de vapori de apă din gazele de ardere ale acestuia şi reacția de formare a gazului de apă într-o mare zonă din cubilou. Insuflarea de vapori de apă în apropierea nivelului superior al patului de cocs determină pierderi mici de fier prin oxidare şi mărirea temperaturii fontei obținute în cubilou.

MULTITUBE HEAT EXCHANGERS

BY
CONSTANTIN BORIS

Abstract: In order to emphasize the performances of the heat exchanger it has been built for every variant of heat exchanger a classical heat exchanger having the same dimensions as the ones studied, but without wires in the interior of the tubes and they have been submitted to the same experiments as the heat exchangers with wires. Both, for the heat exchangers with wires and for exploratory heat exchangers it has been calculated the heat transmission factor k, pressure drop end efficiency.

SCHIMBĂTOARE DE CĂLDURĂ MULTITUBULARE

Rezumat: Pentru a se putea pune în evidență performanțele schimbătoarelor de căldură cu sârme, s-a construit pentru fiecare variantă de schimbător de căldură câte un schimbător de tip clasic având aceleaşi dimensiuni ca cel studiat, însă fără sârme în interiorul țevilor şi au fost supuse aceloraşi experimentări ca şi schimbătoarele de căldură cu sârme. Atât pentru schimbătoarele de căldură cu sârme cât şi pentru cele de probă s-au calculat coeficienții de transmisie a căldurii k, căderile de presiune, eficiențele, pentru comparație.

MULTITUBULAR HEAT EXCHANGER WITH BIPHASE LIQUID GAS MIXTURE

BY

CONSTANTIN BORIS

Abstract: Using the procedure of heat exchange intensification, a heat exchanger has been built. It has multitubular wires at which, one of the heat carrier agents, i.e. the cold fluid, is a gas-liquid biphase mixture. Such an exchanger is very turbionated by the presence of the wires.The heat exchange device makes use of the favourable effects that take place when a gas-liquid biphase mixture flows as fog, through an externally heated pipe, combined with the heat transfer intensification effects in a wired heat exchanger.

SCHIMBĂTORUL DE CĂLDURĂ MULTITUBULAR CU AMESTEC BIFAZIC GAZ -LICHID

Rezumat: Pentru a intensifica schimbul de căldură, acest tip de schimbător de căldură, introduce în curentul de gaz particule solide, care printr-un mecanism combinat de creştere a capacităţii termice a amestecului şi de intensificare a turbulenţei locale realizează o intensificare a transferului de căldură. Realizarea unor astfel de schimbătoare este mai dificilă din cauza utilajelor speciale necesare pentru transportul amestecului bifazic gaz-solide şi a instalaţiilor auxiliare pentru separarea solidelor. Pentru depăşirea acestui inconvenient, s-au efectuat o serie de cercetări asupra comportării unui curent bifazic gaz-lichid în contact cu suprafeţe de diferite forme, experimentări care au pus în evidenţă o creştere deosebită a schimbului de căldură la concentraţii foarte reduse de fază lichidă în amestecul bifazic. Pe baza acestui procedeu de itensificare a schimbului de căldură s-a realizat un schimbător de căldură cu sârme multitubular la care unul dintre agenţii purtători de căldură, respectiv fluidul rece este un amestec bifazic gaz-lichid. În acest mod s-a realizat un schimbător care este în acelaşi timp foarte turbionat de prezenţa sârmelor. Aparatul de schimb de căldură realizat, foloseşte efectele favorabile care se produc la curgerea unui amestec bifazic gaz-lichid sub formă de ceaţă printr-o ţeavă încălzită la exterior, combinate cu efectele de intensificare a transferului de căldură realizat într-un schimbător de căldură cu sârme.

ALGORITHM FOR DESIGNING HEAT EXCHANGER

BY

CONSTANTIN BORIS

Abstract: The heat transfer in the heat exchanger can be described by mean of two equations with partial derivatives. To solve them we need an initial condition and two boundary conditions for each equation. For solving the differential equations it has been created a programme for a set of equations with partial derivatives that use the Runge-Kutta method.

ALGORITM UTILIZAT PENTRU PROIECTAREA UNUI SCHIMBĂTOR DE CĂLDURĂ

Rezumat: Lucrarea de faţă face parte dintr-un şir de lucrări in care incercăm să prezentăm aspectele matematice de bază care stau la baza proiectării unui schimbător de căldură cu aripioare, cum ar fi : temperatura medie logaritmică, eficienţa, efectivitatea, proiectarea aripioarelor foarte lungi, rezolvarea numerică a ecuaţiilor transferului termic cu condiţii iniţiale şi la graniţă. Deasemenea s-a încercat punerea la punct a unui program de calculator construit din câteva subrutine disponibile pe piaţă, care descriu configuraţiile cuprinse în standardul TEMA şi subrutine elaborate de noi pentru rezolvarea ecuaţiei de transfer termic şi dezvoltare în funcţii Bessel necesare proiectării aripioarelor.

MAKING THIN COATINGS OF BN BY CHEMICAL DEPOSITION FROM VAPOUR PHASE AT NORMAL PRESSURE

BY

CONSTANTINESCU STELA, VLAD MARIA, MITOSERIU OLGA and ORAC LUCICA

Abstract: The vapour chemical deposition at pressure normal takes place within a tubular continuous reactor, a gas carrying the reacting species is passed over the sub-layer. At the sub-layer surface, the reacting elements undergo a number of chemical reactions leading to product formation. Part of the products are deposited on

the sub-layer and part of it goes back to the gas stream. The thermodynamics of the BN vapour chemical deposition is studied taking into account two basic aspects. One is the thermodynamics of BCl4 by means of chloride acid and the other one is the chemical reaction to form BN. For the reaction to take place, the reactants are transferred from the main gas stream to the layer surface by diffusion or convection and when coming into contact with the sub-layer surface, the reactants are absorbed onto the surface then the reaction involving the absorbed molecules takes place. The substance of the thin layer and by-products are obtained. The seven stages of the CVD process at pressure normal take place consecutively.

OBTINEREA STRATURILOR SUBTIRI DE BN PRIN DEPUNEREA CHIMICA DIN FAZA DE VAPORI LA PRESIUNE NORMALA

Rezumat :În cazul depunerilor chimice din vapori la presiune normala care se desfăşoară intr-un reactor continnu şi tubular, peste substrat se trece un gaz purtător care conţine speciile reactante. La suprafaţa substratului, elementele reactante suferă o serie de reacţii chimice care conduc la formarea de produşi. O parte din produşii de reacţie se depun pe substrat iar cealaltă parte revine in curentul de gaz.

Studiul termodinamiciidepunerii chimice din stare de vapori la presiune normală a nitrurii de bor s-a facut avand în vedere două aspecte principale. Unul din aspecte are în vedere termodinamica obţinerii BCl_4, în cazul nostru din ferobor cu ajutorul HCl şi celălalt aspect prezintă reacţiile chimice care au loc cu formarea BN. Pentru ca reacţia să aibă loc, reactanţii sunt transferaţi din curentul principal de gaze la suprafaţa substratului prin difuzie sau convecţie şi la atingerea suprafeţei substratului, reactanţii sunt adsorbiţi pe suprafaţa, apoi are loc reacţia la care participă moleculele adsorbite, obţinandu-se substanţa ce compune stratul subţire împreună cu produţii secundari de reacţie. Cele şapte etape ale procesului de depunere chimică din fază de vapori la presiune normală au loc consecutiv.

TRANSPORT PHENOMENA AND SPIN STATE TRANSITION IN $LA_{0.54}HO_{0.11}CA_{0.35}CO_XMN_{1-X}O_3$ MANGANITES

BY

MIHAIL-LIVIU CRAUS, NICOLETA CORNEI* and MIHAI LOZOVAN

Abstract: $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-y}Co_yO_3$ manganites were prepared using a sol-gel route. The phase composition of the samples was monitorized by using a diffractometer with a data acquisition system, at room temperature. The lattice constants, position of the cations and anions in the unit cell, the average size of the crystalline blocks and the microstrains level were determined by using CellRef and suitable Rietveld programs. The structure of the major phase was proofed as having an orthorhombic structure. The substitution of Mn cations with Co cations leads to a complex variation of the unit cell volume, Mn(Co)-O distances and Mn(Co)-O-Mn(Co) bond angles. The magnetic properties of the samples were performed by means of a Foner-type magnetometer, with data acquisition system, at 1 T, between 77 and 400 K. Transport properties were investigated by using a four probe method, at H_{max}=2 T, between 77 and 400 K. The Curie temperature, implicitly, double exchange interaction between Mn^{3+} and Mn^{4+} have a minimum with the increase of Co concentration, which confirm that the Co cations can participate to the magnetic structure of the manganite. The influence of low spin state to intermediate/high spin state of cobalt on transport properties is discussed.

FENOMENUL DE TRANSPORT SI STAREA TRANZITIONALA DE SPIN IN MANGANITII: $LA_{0.54}HO_{0.11}CA_{0.35}CO_XMN_{1-X}O_3$

Rezumat: Manganitii $La_{0.54}Ho_{0.11}Ca_{0.35}Mn_{1-x}Co_xO_3$ au fost pregatiti utilizand metoda sol-gel. Compozitia de faza a probelor a fost monitorizata folosind un difractometru prevazut cu un sistem de achizitie a datelor, la temperature camerei. Constantele de retea, pozitia cationilor si anionilor in celula elementara, dimensiunea medie a blocurilor de mosaic si microdistorsiunilor au fost determinate programele CellRef and Rietveld. Structura fazei principale este ortorombica. Substitutia cationilor de Mn cu cationic de Co duce la o variatie complexa a volumului celulei elementare, distantele Mn(Co)-O si unghiurile legaturii Mn(Co)-O-Mn(Co). Proprietatile magnetice ale probelor au fost determinate folosind un magnetometru de tip Foner, intre 77 si 400 K, intr-un camp de 1 T, folosind un system de achizitii de date. Fenomenele de transport au fost studiate utilizand metoda celor patru sonde, la H_{max}=2T, intre 77 si 400 K Temperatura Curie, implicit interactia de dublu schimb dintre Mn^{3+} si Mn^{4+} are un minimum cu cresterea concentratiei de Co, ceace confirma participarea cationilor de Co la structura magnetic a manganitului. Este discutata influenta tranzitiei Co din starea de spin jos in starea de spin intermediar sau inalt.

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL CONSIDERATIONS REGARDING THERMOCHEMICAL TREATMENT WITH Zn ON THE RESISTANCE AT THE CORROSION IN THE UNDISMONTABLE ASSEMBLINGS

BY

SANDA CREȚU[(1)], DAN-GELU GĂLUŞCĂ[(1)] and EMILIA IURAŞ[(2)]

Abstract: Going out of use of some assambled sistems through shrinkage can be generated by the corrosion processes under pressure developed on the assambly surface level. Giving the electrochemical characteristic of the zinc, it is prezenting a tehnological solution wich calls for an thermochemical treatment with Zn at assambly surface level taking into consideration the emergence of reduction/lateness of the corrosions phenomenons.Thermochemical experimental metods of treatment allow obtain one high quality layer, uniform, without signs of adhering of the Zn, characterized by a good corrosion resistance.

CONSIDERAȚII TEORETICE ŞI EXPERIMENTALE PRIVIND TRATAMENTUL TERMOCHIMIC CU ZN ASUPRA REZISTENȚEI LA COROZIUNE ÎN ASAMBLĂRILE NEDEMONTABILE

Rezumat: Scoaterea din uz a unor sisteme asamblate prin fretare poate fi generată şi de procesele de coroziune sub tensiune dezvoltate la nivelul suprafeței de asamblare. Dat fiind caracterul electrochimic al zincului se prezintă o soluție tehnologică ce impune tratament termochimic cu Zn la nivelul suprafeței de asamblare în vederea reducerii/întârzierii apariției fenomenelor de coroziune. Metodele de tratament termochimic experimentat permit obținerea unui strat de bună calitate, uniform, fără urme de Zn aderat, caracterizat printr-o bună rezistență la coroziune.

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL ASPECTS REGARDING THE STRESS CORROSION CRACKING (SCC) IN THE UNDISMONTABLE ASSAMBLINGS

BY

SANDA CREȚU , DAN-GELU GĂLUŞCĂ , DRAGOŞ CRISTIAN ACHIȚEI and IRINA ELENA SURDU

Abstract: The paper presents theoretical aspects regarding corrosive cracking in the shrinkage undismontable assamblings. Corrosion process once started, in the undismontable assamblings sistems, it increases the risc of taking off function those sistems.Investigations done eysight the decrease/delay of corrosion phenomenons apperance in the shrinkage undismontable assamblings

ASPECTE TEORETICE ŞI EXPERIMENTALE PRIVIND FISURAREA COROSIVĂ SUB TENSIUNE ÎN ASAMBLĂRILE NEDEMONTABILE

Rezumat: Lucrarea prezintă aspecte teoretice si experimentale privind fisurarea corosivă în asamblările nedemontabile fretate. Odată declanşat procesul de coroziune, în sistemele asamblate nedemontabile fretate, creşte riscul scoaterii din funcționare a acestor sisteme. Cercetările întreprinse au în vedere diminuarea/întârzierea apariției fenomenelor de coroziune în asamblările nedemontabile fretate.

LE RAPPORT ENTRE LA VITESSE DE CROISSANCE DE LA COUCHE D′ALLIAGE LIQUIDE ET LA VITESSE RADIALE DE DEPLACEMENT DU FRONT DE SOLIDIFICATION À LA COULÉE CENTRIFUGE

BY

FLORIN DIACONESCU

Abstract: Pour obtenir des pièces coulées par centrifugation sans défauts comme enroulements, inclusions oxidiques et gaseuses, il faut choisir d′une manière convenable quelques paramètres technologiques. Établir la température de préchauffage de la moule métallique pour une certaine vitesse de solidification est facile, mais le débit de coulage est difficile à contrôler en etant un facteur de perturbation. L′ouvrage présent la posibilité

d′observer que les ideales conditions de solidification dirigée ne sont pas assurées de ces vitesses, mais des distances parcourues du front d′alliage liquide et du front de solidification.

RAPORTUL DINTRE VITEZA DE CREŞTERE A STRATULUI DE LICHID ŞI VITEZA RADIALĂ DE DEPLASARE A FRONTULUI DE SOLIDIFICARE LA TURNAREA CENTRIFUGĂ

Rezumat: Pentru a se obține piese turnate centrifugal fără defecte ca suprapuneri, incluziuni oxidice şi gazoase, trebuie să se aleagă în mod convenabil câțiva parametri tehnologici. Este uşor de stabilit temperatura de preîncălzire a formei metalice pentru a realiza o anumită viteză de solidificare, dar debitul de turnare este greu de controlat fiind un factor de perturbare. Lucrarea prezintă posibilitatea de a observa că nu aceste viteze asigură condiții ideale de solidificare dirijată, ci distanțele parcurse în timpul umplerii de frontul de aliaj lichid şi de frontul de solidificare

L'INFLUENCE DU CONTENU EN Pb ET Sn SUR LA QUALITÉ DES PIÈCES COULÉES PAR CENTRIFUGATION EN BRONZE CuPb25Sn5

BY
FLORIN DIACONESCU

Abstract: Les alliages Cu-Pb-Sn avec grand contenu de Pb, utilisés pour la fabrication des paliers à glisser lourd chargés, présentent un large intervalle de solidification (au dessus de 700°C) et, par conséquence, une puissante tendance vers la ségrégation zonale. Ces alliages permettent l′enregistrement des plus petites changements des conditions de coulage et de refroidissement, qui se réflectent dans la composition chimique, microstructure et propriétés mécaniques des pièces coulées par centrifugation. La qualité des pièces coulées par centrifugation dépend non seulement des paramètres technologiques de coulage, mais de la composition chimique. Dans l′ouvrage on suivi déterminer une composition chimique optimale, dans les conditions d′utilisation des constants paramètres de coulage par centrifugation, pour obtenir finalement une minime ségrégation zonale

INFLUENȚA CONȚINUTULUI DE Pb ŞI Sn ASUPRA CALITĂȚII PIESELOR TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ CuPb25Sn5

Rezumat: Aliajele Cu.Pb-Sn cu conținut mare de Pb, utilizate la fabricarea lagărelor greu încărcate, prezintă un interval larg de solidificare (mai mult de 700°C) şi, ca urmare, o puternică tendință de segregație zonală. Aceste aliaje permit înregistrarea celor mai mici schimbări ale condițiilor de turnare şi răcire, care se reflectă în compoziția chimică, microstructura şi proprietățile mecanice ale pieselor turnate centrifugal.Calitatea pieselor turnate centrifugal din aceste aliaje depinde nu numai de parametrii tehnologici de turnare, ci şi de compoziția chimică. În lucrare se urmăreşte determinarea unei compoziții chimice optime, în condițiile folosirii unor parametri tehnologici de turnare centrifugă constanți, în vederea obținerii unei segregații zonale minime.

NUMERICAL EXPERIMENT ESTIMATION OF MECHANICAL CHARACTERISTICS OF COMPOSITE MATERIALS

BY
STANICA DUMITRITA and ION FUIOREA

Abstract: Estimating the mechanical characteristics of composite materials is an important stage in the design of composite structures. In this philosophy virtual experiments on samples can offer important information regarding to the mechanical answer of the materials. Obtained results can be extended to the entire composite material as a homogeneous and anisotropic material.
Main assumptions for mathematical model:
1) Distribution of fibres in the laminate is a regular model of the cell is repeated identically in all mass;
2) The presence of neighbouring cells provide deformation only in the sense that the basic requirements is subject to cell, without distortion in other directions;
3) Alter volumetric fraction of the composite is the result of changing cross cell size without reorganizing the fibres inside the matrix.

ESTIMAREA PRIN EXPERIMENTE NUMERICE A CARACTERISTICILOR MECANICE LA MATERIALE COMPOZITE

Rezumat: Estimarea caracteristicilor mecanice ale materialelor compozite constituie o etapa importanta in procesul de proiectare a structurilor compozite. De aceea trebuiesc făcute experimente virtuale pe epruvete cat mai simple dar care sa surprindă cat mai bine cazul real. Rezultatele obţinute vor putea fi extinse la întregul material compozit ca fiind un material omogen si anizotrop. Un astfel de model matematic al materialului compozit este cunoscut sub numele de macromecanica laminei, tehnologia poarta numele de metoda omogenizării reprezentând direcţiile principale de anizotropie ale unui material omogen si anizotrop.
Ipoteze principale:
1) repartiţia fibrelor în lamină este regulată, modelul de celulă fiind repetat identic în toată masa;
2) prezenţa învecinată a celulelor asigură deformarea acestora numai în sensul solicitărilor elementare la care este supusă celula, fără distorsionarea sa în alte direcţii;
3) modificarea fracţiei volumice a compozitului este rezultatul modificării dimensiunii transversale a celulei, fără reorganizarea fibrelor in interiorul matricei.
Vor fi considerate compozite armate cu fibre lungi, cu diferite fracţii volumice. S-au realizat experimentele numerice pe fibra de sticla „E" cu matricea din rasina epoxidica:
- încercarea la tracţiune pe direcţiile principale de anizotropie pentru determinarea modulilor de elasticitate longitudinală şi a coeficienţilor lui Poisson corespunzători;
- încercarea la forfecare pentru determinarea modulului de elasticitate la forfecare

CRITICAL ANALYSIS UPON COMPOSITE MATERIAL FAILURE CRITERIA

BY

ION FUIOREA and STANICA DUMITRITA

Abstract: The paper deals with some coupled methods experimental and numerical those are suggested to be done in order to verify and validate a certain failure criterion for composite materials. The methods are very simply and easy to be done in simple research laboratories. The advantage of the methods suggested by the authors refers especially at the difficulties that appear when we try to obtain different complex stress states that must be precisely measured in the same time.

ANALIZA CRITICA ASUPRA CRITERIILOR DE RUPERE LA MATERIALE COMPOZITE

Rezumat: Lucrarea prezintă metode hibride, experimente numerice şi fizice care sunt propuse pentru validarea anumitor criterii de rupere la materialele compozite. Metodele propuse sunt simple şi uşor de aplicat în laboratoare de cercetare cu dotare medie. Avantajul metodelor sugerate de autori constă în special în surmontează în special dificultăţilor apărute ca urmare a experimentelor imaginate pentru realizarea unor stări de tensiune complexe care însă trebuie să fie evaluate cu precizie.

HARDNESS CHANGES INTO THE MAIN ZONES OF THE THIN PIPES TIP SEALED BY A SOLID STATE WELDING PROCESS (TWO PHASE ALLOY)

BY

DIANA GHEORGHIU*, DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA* and ADRIAN DIMA***

Abstract: The article deals with the hardness changes that occur into the pipe walls welded the solid state, friction activated, welding process, described in part I. This section focuses on a two phased steel behaviour, as well as on some theoretical consideration regarding the deformation mechanism. Also some assumptions are made concerning the way sealing takes place. It can be assumed that dynamic recrystallization occurs in the joint zone.

MODIFICĂRI ALE DURITĂŢII ÎN PRINCIPALELE ZONE ALE VÂRFULUI ŢEVILOR SUBŢIRI ETANŞATE PRINTR-UN PROCESS DE SUDARE ÎN STARE SOLIDĂ (ALIAJ BIFAZIC)

Rezumat: Articolul abordează modificările de duritate ce au loc în pereţii conductelor îmbinaţi prin procesul de

sudare în stare solidă, activat prin frecare descris în partea I. Această secţiune se concentrează asupra comportării unui oţel cu structură bifazică, ca şi asupra unor consideraţii teoretice privind mecanismul de deformare precum şi câteva presupuneri privind modul în care are loc etanşarea. Se poate afirma că în zona de îmbinare se desfăşoară recristalizarea dinamică.

FRACTOGRAPHIC INVESTIGATION OF THE ADHERENCE OF THE WELD METAL TO GREY CAST IRON BASE METAL

BY

DIANA-ANTONIA GHEORGHIU, NICANOR CIMPOEŞU, VASILE BULANCEA and STEFAN LUCIAN TOMA

Abstract: The present paper continue the investigations concerning the adherence of the deposed by welding to the base material, when the latter is grey cast iron. Using fractography and eenergy dispersive X-ray spectroscopy one can prove the presence of graphite at the fracture interface, where cohesion fails, but does not entirely confirms the graphite barrier. The present investigation demonstrates that pores are a constant into the fracture, a presence that is difficult to enhance in microscopic investigation.

INVESTIGAREA FRACTOGRAFICĂ A ADRERENŢEI METALULUI CUSĂTURII SUDATE PE FONTĂ CENUŞIE

Rezumat: Lucrarea continuă cercetările privind aderenţa metalului depus prin sudare pe metalul de bază, respectiv pe fontă cenuşie. Utilizând investigaţia fractografică şi spectroscopia EDX, se demonstrează prezenţa grafitului la interfaţa unde are loc desprinderea metalului de adaos, fără a confirma pe deplin existenţa barierei de grafit. Prezenţa porilor în zona de rupere reprezintă de ademenea o constantă, prezenţă ce în analiza microstructurală este dificil de deosebit de grafit.

THE ANALYSIS OF STAINLESS STEEL X30Cr130 THROUGH ELECTRONIC MICROSCOPY USING A SCANNING ELECTRON MICROSCOPE

BY

SORIN IACOB STRUGARU, CORNELIU MUNTEANU, IONUT - LUCIAN BISTRICIANU, CARMEN CEZARINA BURLIBAŞA and ADRIAN ALEXANDRU

Abstract: Conventionally speaking, stainless steel is the alloy Fe-C-Cr (Iron -Carbon-Chromium) which contains a minimum of 12% Chromium and an amount of Carbon lower than 0.1%. The content of 12% Chromium confers the steel the property to cover itself with a passive layer in most environments (air, water, acids, industrial atmosphere), making it resistant to oxidation and corrosion, in comparison to other metallic materials.

The microfractography analysis via secondary electrons images permits the obtaining of qualitative information regarding the porosity and the dimension of grains. The analysis of the polished surfaces permits quantitative appreciations of the porosity, the medium diameter of the pores and their dimensional distribution. In this paper there have been analyzed 2 probes of stainless steel X30 Chromium130 via this method.

ANALIZA OŢELULUI INOXIDABIL X30Cr130 PRIN METODA MICROSCOPIEI UTILZÂND MICROSCOPUL ELECTRONIC CU BALEAJ

Rezumat: Convenţional se numesc oţeluri inoxidabile aliajele Fe-C-Cr, cele care conţin cel puţin 12%Cr şi sub 0,1%C. Conţinutul de 12%Cr conferă oţelurilor proprietatea de a se acoperi de un strat pasiv în cele mai multe medii (aer, apă, acizi, atmosferă industrială), făcându-le rezistente la oxidare şi coroziune, în raport cu alte materiale metalice.

Analiza microfractografica prin imagini SEI permite obtinerea unor informatii calitative asupra porozitatii si dimensiunii de graunti. Analiza suprafetelor slefuite permite aprecieri cantitative ale porozitatii, diametrului mediu al porilor si distributiei dimensionale a acestora. In lucrarea de fata s-au analizat prin aceasta metoda 2 probe din otel inoxidabil X30Cr130.

THE STUDY OF STAINLESS STEEL X5CrNi18-10 THROUGH SCANNING ELECTRON MICROSCOPY (SEM)

BY

SORIN IACOB STRUGARIU, CORNELIU MUNTEANU, IONUT LUCIAN BISTRICIANU, and ADRIAN ALEXANDRU

Abstract: : In the scanning electron microscopy (SEM), the detection and the processing of the information given by the secondary electrons, retrodistributed and absorbed, conducts at images of secondary electrons (SEI), retrodiffused electrons (BEI) and images of absorbed electrons (AEI), respectively. The microfractography analysis via secondary electrons images permits the obtaining of qualitative information regarding the porosity and the dimension of grains. The analysis of the polished surfaces permits quantitative appreciations of the porosity, the medium diameter of the pores and their dimensional distribution. In the present paper 2 probes of stainless steel X5CrNi18-10 have been analysed with this method.

STUDIUL OTELULUI INOXIDABIL X5CrNi18-10 PRIN MICROSCOPIE ELECTRONICA CU SCANARE (SEM)

Rezumat: În microscopia electronica de scanning (SEM), detectarea si prelucrarea informatiilor date de electronii secundari, retroimprastiati si absorbiti conduce la imagini de electroni secundari (SEI), electroni retrodifuzati (BEI) si respectiv imagini de electroni absorbiti (AEI).Analiza microfractografica prin imagini SEI permite obtinerea unor informatii calitative asupra porozitatii si dimensiunii de graunti. Analiza suprafetelor slefuite permite aprecieri cantitative ale porozitatii, diametrului mediu al porilor si distributiei dimensionale a acestora. In lucrarea de fata s-a analizat prin aceasta metoda 1 proba din otel inoxidabil X5CrNi18-10.

RESEARCH REGARDING THE OBTAINING OF THE NITRURATED LAYERS RESISTANT TO WEARING

BY

SORIN IACOB STRUGARU, CORNELIU MUNTEANU, ADRIAN ALEXANDRU, LUCIA ANIŞOARA DRĂGAN and IONUȚ-LUCIAN BISTRICIANU

Abstract: Steel nitriding (or cast-iron) may be done in solid, liquid or gaseous environment; however, nitriding of steel is due to the active Nitrogen in atomic state. In industry, nitridation is frequently used in gaseous environment. The atomic nitrogen is obtained by dissociating Hydrogen Nitride (NH3) at temperatures of over 500 0C. The studies conducted have firstly aimed at obtaining hard nitrided layers, resistant at abrasive wearing, to corrosion and fatigue, using, in this sense, a cycle of nitriding segmented in two stages:
1st Stage: 2 hours in Hydrogen plasma at a temperature of 420 0C.
2nd Stage: 15 hours in Hydrogen atmosphere 80 %, and Nitrogen 20 % at a temperature of 5300 C.
The nitriding process consists of the following stages: the dissociation of the Hydrogen nitride, the saturation of the superficial layer with Nitrogen and the diffusion of the Nitrogen in 2NH3→3H2+2N core.

CERCETĂRI PRIVIND OBȚINEREA STRATURILOR NITRURATE REZISTENTE LA UZURĂ

Rezumat. Nitrurarea otelului (sau fontei) se poate efectua in mediu solid, lichid sau gazos ; in toate cazurile, insa nitrurarea se datoreste azotului activ in stare atomica. In industrie se foloseste frecvent nitrurarea in mediu gazos. Azotul atomic se obtine prin disocierea amoniacului (NH3) la temperaturi de peste 500 ℃. Cercetările efectuate au vizat, în primul rand, obținerea de straturi nitrurate dure, rezistente la uzura abrazivă, la coroziune şi oboseală, utilizând ,în acest sens un ciclu de nitrurare segmentat pe două etape:
Etapa I: 2 h in plasmă cu hidrogen la o temperatura de 420 ^{0}C.
Etapa II: 15 ore în atmosferă de hidrogen 80 % şi azot 20 % la o temperatură de 530^0 C
Procesul de nitrurare constă din următoarele faze : disocierea amoniacului, saturarea stratului superficial cu azot şi difuziunea azotului în miez $2NH_3 \rightarrow 3H_2+2N$.

OPTIMIZING THE ELECTRIC ARC FURNACE'S FUNCTIONING

BY

ADRIAN IOANA, CEZAR BALESCU and CARMEN BALESCU

Abstract: The paper begins with a classification of the functional and constructive variants for the electric arc furnace's charge preheating plants. The classification's most important criteria are the proceeding's technical-economical efficiency.

The original optimisation mathematical model of the electric arc furnace's charge preheating process mainly takes into considers 2 thermo-technological aspects: the heat transfer between fluids and particles and the heat transfer between the fizz layer and an exchange surface.

According the energetically balance at the gaseous environment level, the conductive transfer model is also analysed through the finished elements method.

The results of the mathematical model are presented as the analysis and quantification of the thermo gradients obtained during the charge preheating process. These thermo gradients are determined for various temporal moments and for different capacities of the electric arc furnace.

OPTIMIZAREA FUNCTAIONARII CUPTOARELOR CU ARC ELECTRIC

Rezumat: Lucrarea incepe cu clasificarea functionarii si variante constructive pentru cuptoarele cu arc electric. Cel mai important criteriu in clasificare sunt procedeele eficiente tehnico-economic.Optimizarea originala a modelului mathematic a cuptoarelor cu arc electric are in vedere 2 aspecte termo-tehnologice: transferul termic intre fluide si particule si transferul termic intre linii si schimbul suprafetei.

ON THE DEPENDENCE WITH THE TEMPERATURE OF THE 'EFFECTIVE' THERMAL CONDUCTIVITY OF A NANOFLUID

BY

ZERIKIOTIS IOANNIS, DAN GELU GĂLUŞCĂ, GHEORGHE BĂDĂRĂU and MARICEL AGOP*

Abstract: The dependence with the temperature of the 'effective' thermal conductivity of a nanofluid taking into account the Brawnian motion of nanoparticles is stablished. Experimental results strongly suport the predictions of the theoretical model.

DEPENDENȚA DE TEMPERATURĂ A CONDUCTIVITĂȚII TERMICE EFECTIVE A NANOFLUIDELOR

Abstract: A fost stabilită dependența de temperatură a conductivității termice "effective" a nanofluidelor ținând cont de mişcarea Brawniană a nano particulelor. Rezultatele experimentale confirmă predicțiile modelului teoretic realizat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LVI (LX)

Fasc. 2

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2010 **Editura POLITEHNIUM**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
PUBLISHED BY
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMANIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President : Prof.dr.eng. **Ion Giurma**, Member of the Academy of Agricultural Sciences and Forest, *Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University" of Iaşi

Editor-in -Chief : Prof.dr.eng. **Carmen Teodosiu**, *Vice-Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Honorary Editors of the Bulletin: Prof.dr.eng. **Alfred Braier**
Prof.dr.eng. **Hugo Rosman**
Prof.dr.eng. **Mihail Voicu**, Corresponding Member of the Romanian Academy, *President* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Editors in Chief of the **MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING** ***Section***
Assoc. prof. dr. eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. prof. dr. eng. **Gheorghe Bădărău**
Prof. dr. eng. **Petrică Vizureanu**

Honorary Editors: Prof. dr. eng. **Dan Gelu Găluşcă**
Prof. dr. eng. **Adrian Dima**

Associated Editor: Assoc. prof. dr. eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** La Palmas de Gran Canaria University (Spain)

Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University (Spain)

Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University (U.S.A.)

Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University (Ukraine)

Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw (Poland)

Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)

Assoc. prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences (Japan)

Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)

Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)

Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)

Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)

Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest (Romania)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVI (LX), Fasc. 2 2010

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

MIHAI AXINTE şi ANDREI GRAMA, Analiza cu elemente finite a forțelor şi tensiunilor ce acționează asupra bacuri or de tragere al sistemului de ce acționează asupra bacurilor de tragere al sistemului de tragere monofilar (engl. rez. rom.) 9

ANDREI BERBECARU şi BOGDAN STROE, Cercetări privind cauzele care pot conduce la deteriorarea prematură a conductelor de alamă (engl. rez. rom.) 19

VLAD ANDREI CIUBOTARIU, Deformabilitatea tablelor metalice sudate şi tehnica de analiză EDX (engl. rez. rom.) 29

NICANOR CIMPOESU, MIHAI AXINTE, HANU RAMONA CIMPOEŞU, VASILE MANOLE, RADU VASILE şi PETRONELA PARASCHIV, Sistem electronic de achiziție de date pentru un pendul de torsiune (engl. rez. rom.) 37

RADU ELENA COSTACHE, Analiza tensiunilor reziduale generate în piese cilindrice din table metalice subțiri realizate prin procesul de micro ambutisare (engl. rez. rom.) 49

ALINA COSTAN şi ADRIAN DIMA, Cercetări preliminare privind tehnologia de fabricare a aliajului $TiAl_6V_4$ (engl. rez. rom.) 57

V.A.KOVALCHUK, N.A.VOZNIY şi S.L. KOZLOV, Alegerea coeficienților de feedback-ul câştig pentru acționări hidraulice cu control programabile proporțional (engl. rez. rom.) 63

ANCA ELENA LĂRGEANU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU şi PETRICĂ VIZUREANU, Determinarea conductivității termice a pieselor din fontă fosforoasă depuse prin descărcare în impuls cu electrod de nichel (engl. rez. rom.) 69

MANUELA CRISTINA PERJU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, ROXANA-GABRIELA ŞTEFĂNICĂ şi TUDOR RĂILEANU, Studiul transferului de energie la straturi subțiri obținute prin descărcare în impuls utilizând electrod din carbură de wolfram (engl. rez. rom.) 75

ANDRA MIHAELA PREDESCU şi BOGDAN STROE, Alternative pentru reutilizarea nămolului provenit de la epurarea apelor uzate (engl. rez. rom.) 83

ANDRA MIHAELA PREDESCU, Cercetări privind cauzele apariției incluziunilor în reperele auto turnate din aliaje de aluminiu cu siliciu și magneziu (engl. rez. rom.) 91
ANDREI PREDESCU, Cercetări privind dimensiunea și distribuția nanopulberilor bazate pe oxid de fier magnetic și caracterizarea acestora (engl. rez. rom.). 101
ȘTEFAN RUSU și DAN-GELU GĂLUȘCĂ, Prelucrarea cu FEMTOLASERI a materialelor (engl. rez. rom.) 109
ANDREI VICTOR SANDU și COSTICĂ BEJINARIU, Obținerea și caracterizarea straturilor subțiri fosfatate pe suport de fier (engl. rez. rom.) 119
ROXANA-GABRIELA ȘTEFĂNICĂ, ADRIAN DIMA, CARMEN NEJNERU și PETRICĂ VIZUREANU, Analiza comparativă a unor aliaje de aluminiu îmbătrânite artificial ciclic și clasic (engl. rez. rom.) 123
ARTHUR-CRISTIAN COTEȚIU, Obținerea materialelor poroase sinterizate monostrat și bistrat (engl. rez. rom.) 131

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVI (LX), Fasc.2 2010

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

MIHAI AXINTE and ANDREI GRAMA, Finite Elements Analysis on Forces and Tensions That act on the Wedge Grips for Drawing Single Wire (English, Romanian summary) 9

ANDREI BERBECARU and BOGDAN STROE, Research on Causes That Can Lead to Premature Deterioration of Brass Pipes (English, Romanian summary) 19

VLAD ANDREI CIUBOTARIU, Deformability of TWB and EDX Analysis Technique (English, Romanian summary) 29

NICANOR CIMPOESU, MIHAI AXINTE, HANU RAMONA CIMPOEŞU, VASILE MANOLE, RADU VASILE and PETRONELA PARASCHIV, Data Electronic Acquisition System Design for a Torsion Pendulum (English, Romanian summary). 37

RADU ELENA COSTACHE, Analysis of Residual Stress Distribution Generated in Micro Cylindrical Drawn Parts Made from Very thin Sheets (English, Romanian summary) 49

ALINA COSTAN and ADRIAN DIMA, Preliminary Research on Manufacturing Technology of TiAl6V4 Alloy (English, Romanian summary) 57

V.A. KOVALCHUK, N.A. VOZNIY and S.L. KOZLOV, Choosing Feedback Gain Coefficients for Hydraulic Drives with Proportional Programmable Control (English, Romanian summary) 63

ANCA ELENA LĂRGEANU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU and PETRICĂ VIZUREANU, Thermal Conductivity Determination of Phosphorous Cast-Iron Parts, Coated with Nickel Electrode, Using Impulse Discharge Method (English, Romanian summary) 69

MANUELA CRISTINA PERJU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, ROXANA-GABRIELA ŞTEFĂNICĂ and TUDOR RĂILEANU, The Study of Energy Transfer on thin Layers Achieved by Impulse Discharge with Wolfram Carbide Electrode (English, Romanian summary) 75

ANDRA MIHAELA PREDESCU and BOGDAN STROE, Alternatives for Re-Use of Sludge from Waste Water Treatment (English, Romanian summary) 83

ANDRA MIHAELA PREDESCU, Examinations Regarding the Causes of Appearance of the Embeddings in the Cast car Components Made of Aluminium with Silicon and Magnesium Mixed Metals (English, Romanian summary) 91
ANDREI PREDESCU, Research on the Size Distribution Nanopowders and Characteristics Based on Magnetic Iron Oxide (English, Romanian summary) 101
ŞTEFAN RUSU and DAN-GELU GĂLUŞCĂ, FEMTOLASER Material Processing (English, Romanian summary) 109
ANDREI VICTOR SANDU and COSTICĂ BEJINARIU, Obtaining and Characterization of Superficial Phosphated Layers on Iron Support (English, Romanian summary) 119
ROXANA-GABRIELA ŞTEFĂNICĂ, ADRIAN DIMA, CARMEN NEJNERU and PETRICĂ VIZUREANU, Comparative Analysis of Some Aluminum Alloys Cyclically and Classically Aged (English, Romanian summary) 123
ARTHUR-CRISTIAN COTEȚIU, On the Obtaining of Monolayer and Bilayered Porous Sintered Materials (English, Romanian summary) . . . 131

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FINITE ELEMENTS ANALYSIS ON FORCES AND TENSIONS THAT ACT ON THE WEDGE GRIPS FOR DRAWING SINGLE WIRE

BY

MIHAI AXINTE and ANDREI GRAMA

Abstract. The prestressing by pulling tendons of concrete structures is made by pulling devices. To do the drawing, active elements that makes contact between tendon and pulling device are drawing wedge grips and lock bushing. In this work we create a virtual model and we analyze the forces and tensions that occur in the wedge grips in forces application using the finite elements method in V5R17 CATIA software to optimize the device design and functionality of the tendon pull with the device single tendon or wire.

Key words: wedge grips, clamping device, tensioning device, pretensioning, finite elements analysis.

1. Introduction

The need of tensioning of concrete structures is determined that the plain concrete or reinforced concrete is characterized by resistance to strech much less than the compressive strength. Increasing tensile stress of reinforced concrete is obtained by prestressing it. Initially, tendons stretch and obtain elongation conform Hooke's law; after this the tendons are released and it tends to shorten. By adhesion or marginal anchorages, a part of the stretch effort the tendons transmits efforts to concrete, creating original work in general compression.

The efforts of the initial phase of prestressed tendons are [1], [2]:

i) stress control, which is the stress effect of pretensioning tendons by wedge grips;

ii) obtained stress effort immediately after blocking of tendons in the abutments (long stands) or self-supporting dies;

iii) stress in prestressed tendon before the transfer;
iv) stress in prestressed tendon after the transfer.

Wedge grips tendon (Fig. 1) are component of the device single pulling wire with the highest mechanical stress, which is why it is necessary an appropriate account of its strength.

The pulling wedge grips and the mantle corbel their wedge grips are basic components of the clamping device which is inside of the device single wire drawing.

Wedge grips shown in Fig. 1, have a double truncated cone shape, are in number three and also connecting the two wedge grips is done by two springs placed on the right faces of them. By tightening of the three wedge grips, forms a cylindrical element, wich has du oval inside form, where there are projections that are designed to retain tendon during drawing.

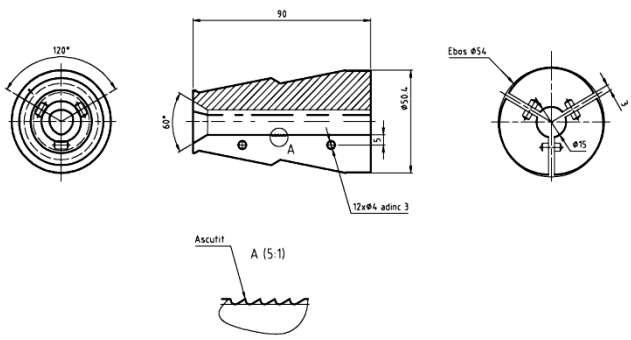


Fig. 1 – Construction of the wedge grips.

Because the wedge grips it must to withstand at very high demand, are constructed of steel with low percentage carbon (less than 0.3% C) to be heat treated by carbonitriding, carburizing or other heat treatments which gives to layer a higher resistance.

The problems of calculating the resistance drawing device are: determining the forces acting on the clamping device, the deflection tendons under the action of wedge grips faces that are supported wedge grips. In this paper we develop a method for determining the forces acting on the clamping device.

2. Method for Determining the Forces Acting on the Clamping Device

Stress control (σ_k) is established by design prefabricated elements that were assigned in the project. Force control (F_k) of reinforcement is [3]:

$$F_k = \sigma_k \cdot A_a \tag{1}$$

where: A_a is cross-sectional area of reinforcement wich follows to be pretensioned.

Control tension value is chosen based on performances for prestressed concrete structure, the type and size of reinforcement, namely mechanical and technological characteristics and properties of the reinforcement material, provided that the reinforcement strain elastic deformations are allowed to verify Hooke's law:

$$\sigma = \varepsilon \cdot E = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot E \tag{2}$$

where: E is the longitudinal modulus of elasticity of tendon material, ε - the specific length of tensioned tendon, Δl - the total length of tensioned tendon, l_0 - unstress length of reinforcement.

To the study of mechanical stress acting on the clamping device is taken into account only force F developed of driving hydraulic cylinder piston because other forces involved, including those produced by springs, are negligible compared to this:

$$F = A_p \cdot p - F_f \tag{3}$$

$$F_f = \frac{A_p \cdot p - F}{A_p \cdot p} \cdot 100(\%) \tag{4}$$

where: A_p is the active surface of the piston, p - working pressure of the hydraulic cylinder device for tensioning, F_f - the force of friction of the device.

In establishing the working pressure will be considered that actual tensioning force (force which remains in reinforcement after it was blocked by tensioning in the abutment mould, F_{bl}) is different from the force of tension control device (theoretical force developed by piston, F_k):

$$F_{bl} = F_k - \sum \Delta F \tag{5}$$

$$\sum \Delta F = \Delta F_\lambda + \Delta F_S + \Delta F_t + \Delta F_{ri} \tag{6}$$

where: $\sum \Delta F$ is the total sum of loses of tensioning force power loss, ΔF_λ - loss of forces by tendon glissade in lock bushing, ΔF_S - loss of forces in the

elastic shortening of mould, ΔF_t - loss of forces due to the temperature difference, ΔF_{ri} - the loss of force by initial relief of reinforcement.

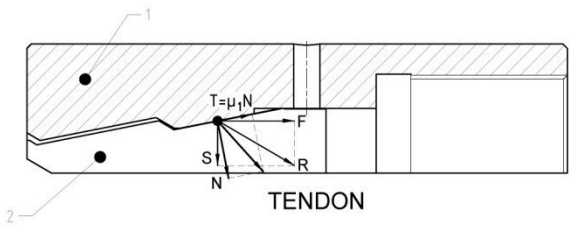


Fig. 2 – The decomposition of surface contact force F – wedge grips
1 – mantle corbel, 2 - wedge grips.

Knowing that the force F acting uniformly distributed and perpendicular to the front surface of the port wedge grips mantle corbel in Fig. 2 presents the decomposition of the force F on the contact surface-wedge grips where the distributed forces were reduced to concentrated forces and bushed bearing, mantle corbel port wedge grips have a single conicity (in fact on each conicity of the two elements acts ½ of considered forces that the composition will give as resultant the forces to be specified below). According to notations on the figure we can write the relationship for calculating of the force of clamping – tightening of wedge grips firing on the tendon:

(7) $$S = \frac{F}{tg(\alpha + \varphi_1)} = \frac{A_p \cdot p - F_f}{tg(\alpha + \varphi_1)}$$

where: α is conicity of half angle of wedge grips firing, φ - angle of friction between wedge grips mantle corbel and wedge grips.

For very precise calculations can be considered and the frontal angle of friction between the two parts of the clamping device of the tendon, in which case the relation (7) will take the form:

(8) $$S = \frac{F}{tg(\alpha + \varphi_1) + tg\varphi_2} = \frac{A_p \cdot p - F_f}{tg(\alpha + \varphi_1) + tg\varphi_2}$$

3. Method for Determining the Forces Acting on the Clamping Device

Using FEA finite elements analysis module implemented in CATIA V5R17 package software under the name GSA - Generative Structural Analysis, we have analyzed the wedge grip behavior on force action.

The material properties used for our analysis is a production wide used material – 20TiMnCr12.

The (FEM) -finite elements method - represents one of the best existing methods to achieve different calculation and simulation in engineering field. This method and of course the programs which incorporates it have become the key components for our modern (CAD) -computer aided design - systems.

The finite elements analysis for a structural design is, in fact, a testing numerical calculation for verifying. So, for a specific geometry, dimensionally defined, at a specified load, and boundary conditions well defined (restrictions), we can obtain the displacements values, tensions reactions at boundary, specific frequencies.

3.1. Creating Virtual Model

The 3D virtual model compilation for finite element analysis seeks to identify the shape and geometric dimensions, the restrictions induced by links with adjacent elements, internal and external loads and material characteristics.

Element model analysis of wedge grip is represented in Fig. 1. This model highlights the geometric form in detail.

We followed the next steps:

a) Sketch collection reference body

Start → Mechanical Design → Part Design → (Sketcher) → xy plane → (Profile) → [se desenează conturul inchis al secţiunii frontale] → (Constraint) [se introduc succesiv cotele prin selectarea linie urmată de cea a icon-lui] → (Exit Workbench).

b) Creating the partbody by turning around the axis (Shaft)

(Shaft) → **Shaft Definition** First Angle: 360, Second Angle: 0 Selection: Sketch.1, Axis: HDirection .

c) Creating the first rib by grooving the partbody (Groove)

(Groove) → **Groove Definition** First Angle: 360, Second Angle: 0 Selection: Sketch.3, Axis: Shaft.1/Axis.1 , OK

d) Creating the full set of ribs by multiplication on longitudinal wedge grip axis (Rectangular Pattern)

(Rectangular Pattern) → **Rectangular Pattern Definition** Parameters: Instance&spacing: 55, Spacing: 1,5, Reference element: Shaft.1/ Axis.2 , Object to pattern: Groove.1 OK

e) Virtual model geometry completion by subtracting the unnecessary material.

(Pocket) → **Pocket Definition,** Type: up to next, Offset: 0, Selection: Sketch.4 OK.

At the end we obtain the wedge grip virtual model.

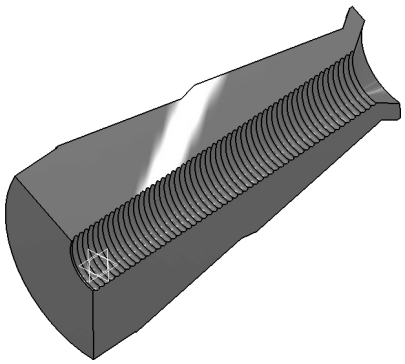


Fig. 3 – Virtual model of the wedge grip with all the geometric details.

To complete the virtual model we have to apply wedge grip material characteristics. According to the STAS 791/88 the mechanical characteristics for the 20 TiMnCr12 steel with the dimensions between 40-100 mm, at double quenching and one tempering are the following: $Rp_{0,2}$=880N/mm^2 ; Rm=min 980N/mm^2

3.2. Finite Elements Analysis

To generate finite element model, launches CATIA Analysis & Simulation package and select Structural Analysis Module Generation. Then select option Static Analysis of the New Analysis Case window, involving static analysis of the structure in terms of constraints and loads independent of time. The tree structure specified requirements are observed the following under-tree specification structures.

- Links to identify the path to save files with the final results, to identify the path to save intermediate results files, and that to return to proper specifications solid model for analysis (Product1. CATProduct).

- Finite element model specifications: Elements and Nodes, Properties.1 and the State Case. The activation by double pressing the left mouse button, specification OCTREE Thetraedron Mesh.1: part1 or green symbol associated with the finite element type, automatically set type tetrahedron, OCTREE Tetraedron window appears. In finite element order is selected (linear).

We change the overall dimensions of the finite element model - mesh (size = 0.75mm) and maximum deviation from the real model (absolute sag = 0.4mm).

In addition, we set the command Adaptivity Box icon from the same set of commands and we'll indicates the level of permissible error involving re-meshing operations.

- Static Case with Restraints.1 specifications, Loads.1, Static Case and Sensor.1 Solution.1 indicating sets of constraints, loads, where the synthesis solution and analysis results to be presented below.

a) Displacement restrictions introduction

Radial exterior displacement is blocked by wedge grip mantle corbel, this will impose displacement restrictions on the radial direction wedge grip. We have introduced with the "clamp" instrument, restricting movement to the radial direction.

(Clamp) → Clamp Name Clamp.1, Supports 5 Faces.

b) Load modeling

Applies a force uniformly distributed over the 55 anchor ribs. Drawing force is 25 tons and one of the wedge grips on an exercise to force 25/3 tons. So, in the force field that carries the virtual model we introduced the force module 83 300 N on negative Y-axis direction.

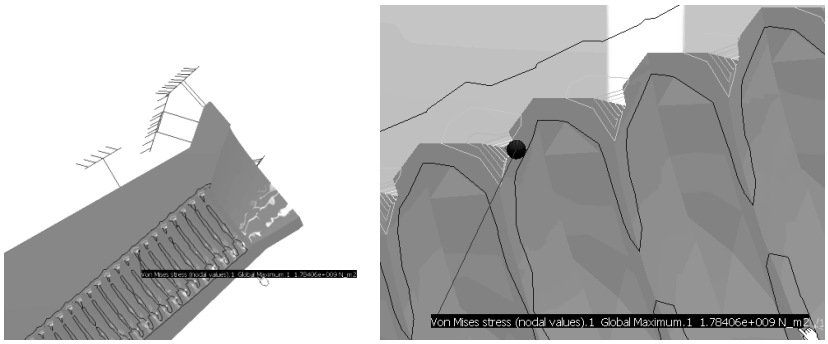
Total force was applied to 110 surfaces number which represents 55 ribs and their connection.

Calculation module, the solver of the program, is launched. After forces application and achieving wedge grip virtual model calculations we do post processing for the results using the following tools.

1. View deformed state; Deformed mesh images are used to visualize the finite element mesh in the deformed configuration of the system, as a result of environmental action (loadings).

2. View of equivalent stress field (Von Mises), undistorted structure superimposed.

3. View translational displacement field



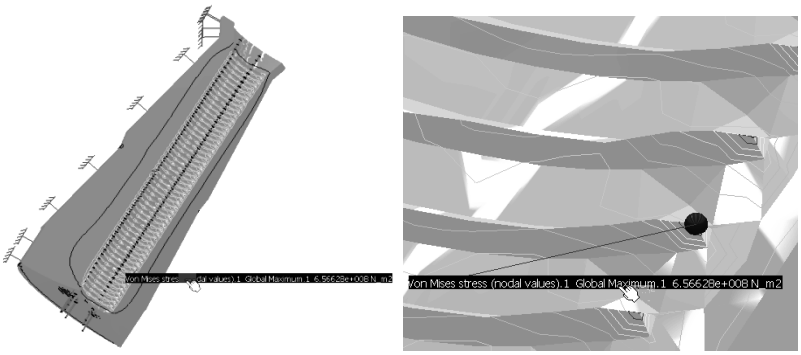
a) *b*)

Fig. 4 – View of equivalent stress field (Von Mises) in the part.
a) overview, *b*) detail view.

The analysis of displacement and stress fields shows that the elements with the maximum tension (1.79406 s 009 N/m²) appear on the ends of ribs. It is noted that this value for 20TiMnCr12 material (yield approx. 8.8e 008 N/m²) exceeds the allowable limit. If the tension is greater than the maximum allowable, the structure is undersized and dimensional changes are required.

With the instrument Image Extrema → Extrema Creation We highlight the place of occurrence of maximum stress, and if they exceed the allowable values we will take measures to optimize local and global wedge grip virtual model.

Analysis shows that the peaks appear only on the rib ends which leads to the conclusion of tension concentrators occurring in that area (Fig. 3). This requires modification of the rib end zone geometry for the virtual model.



a) *b*)

Fig. 5 – View of equivalent stress field (Von Mises) in the modified part after ribs chamfer; *a*) overview; *b*) detail view.

After modifying the virtual model using a chamfer tool (1x45°) to the rib extremities, from analysis of movements and tension fields is highlighted that the element with maximum stress (6.56628e + 008 N/m²) also appear in wing rib extremities. It is noted however that the new value is acceptable as under the admissible one.

4. Conclusion

1. Beside the yield strength and young modulus an important role in this system is geometric shape of the contact surface between the wedge grips and the drawing wire.

2. Making the geometric area of contact between wedge grips and drawing wire of surface heat treatments can result in increasing the life of the wedge grips, and the entire system.

3. Changing contact geometric area of wedge grips and drawing wire, can achieve a better laying on form and mechanical resistance to higher forces.

A c k n o w l e d g e m e n t s. This paper was realized with the support of BRAIN project "Doctoral scholarships as an investment in intelligence", financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: Mars 30, 2010

Technical University "Gheorghe Asachi" of Iaşi,
e-mail: mihai.axinte@gmail.com

R E F E R E N C E S

1. Nicolau V. et al., *Betonul precomprimat.* Editura Academiei, Bucureşti, 1955.
2. *** *Durabilitatea elementelor şi structurilor de beton precomprimat*, INCERC Bucureşti – Filiala Cluj-Napoca.
3. Manea M., *Etanşări fără contact – Aplicații*, Bacău, 2008.
4. Chiriță C., Zetu D., Grama A., Afrăsinei M., *Device for tensioning of stranda of prestressed reinforced concrete structures*, Bul. Inst. Polit. Iaşi, **LV (LIX)**, *1*, s. Construcții de Maşini, 2009.
5. Zetu D., Chiriță C., Grama A., Afrăsinei M., *Research Concerning the Technology and the Equipment to Make Prestressed Concrete Structure,* Bul. Inst. Polit. Iaşi, **LV (LIX)**, *1*, s. Construcții de Maşini, 2009.
6. Ghionea I., *Proiectare asistată în Catia V5, elemente teretice şi aplicații,* Edit. Bren, Bucureşti, 2007.

ANALIZA CU ELEMENTE FINITE A FORȚELOR ŞI TENSIUNILOR CE ACȚIONEAZĂ ASUPRA BACURILOR DE TRAGERE MONOFILAR

(Rezumat)

Realizarea precomprimării structurilor din beton se face prin tragerea tendoanelor cu ajutorul dispozitivelor de tragere. Pentru a realiza tragerea, elementele active care realizează contactul dintre tendon şi dispozitivul de tragere sunt bacurile de tragere şi bucşa de blocare. În această lucrare vom crea modelul virtual al bacurilor de tragere şi vom analiza forțele şi tensiunile care apar în piesele active la aplicarea unei forțe de tragere cu ajutorul metodei elementului finit în programul CATIA V5R17, pentru a optimiza constructiv şi funcțional dispozitivul de tragere al tendoanelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

REESEARCH ON CAUSES THAT CAN LEAD TO PREMATURE DETERIORATION OF BRASS PIPES

BY

ANDREI BERBECARU* and BOGDAN STROE**

Abstract. The paper presents examinations, inspections and tests performed on two sections of brass pipes, from a condenser of heating installations in order to establish the causes that led to their deterioration before the time limit allowed by the manufacturer.

Key words: brass pipes, condenser, copper alloys.

1. Introduction

Technology development of copper alloys is characterized by specific features, determined by various physical and mechanical properties and special conditions that have to be met by ingots and castings.

Choosing the right materials that make up the load, the atmosphere and melting unit type, methods of refining, degassing and modification are mandatory requirements, because metallic materials with superior properties are obtained only if it fully respects the technological requirements.

Is not allowed to introduce waste (especially chips) in liquid metal, because the absorbed moisture on their surface may serve as a source of melt saturation with gas. Also avoid using old metal without prior remelting, especially those from the steam pipe fittings, of injectors, pipes, etc.

Brass suffering intense oxidation process (zinc), but have the ability of self refinement with zinc steam. Characteristic properties of brass are far more obvious on increasing melting temperature and duration, and also as increases the zinc content. Industrial Cu–Zn alloys are divided, by their composition and structure in brass of α type (monophasic, with up to 32% Zn), in brass of $\alpha+\beta$ type (biphasic, with 32....38% Zn) and bass of β type (containing over 38% of zinc), (Fig. 1).

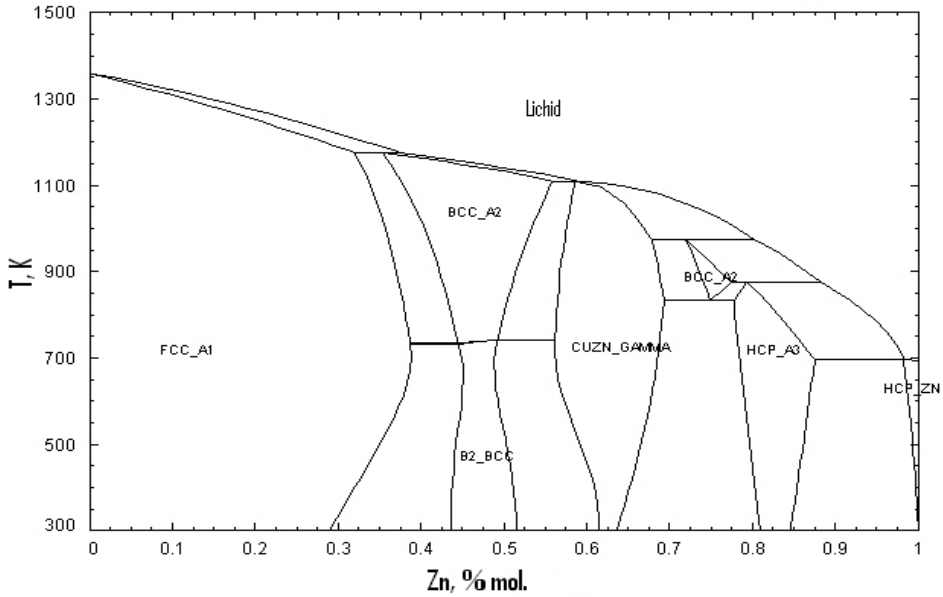


Fig. 1 – Equilibrium diagram of Cu–Zn system.

One of the copper-based metallic materials, with special purpose and significant anti corrosion properties is Alcop, which is a complex brass that have the following chemical composition: 57–64% Cu, 29–35% Zn, 1–2,5% Al, 0,7–1% Pb, 0–1,1% Fe; which is used for pipes, pump bodies, reinforcement applied to a high corrosion resistance.

2. Experimental Investigation

After analyzing the condensers operation from heating installations of Electrocentrale Bucharest Branch found that a lot of brass pipes were damaged premature by the corrosion process.

The experimental investigation that have been carried out on pipes to determine the causes which led to cracks and damage them with long before the manufacturers operating program, included the following investigations:

- macroscopic examination;
- chemical analysis;
- determining the mechanical characteristics of tensile tests at room temperature;
- metallographic analysis, hardness measurements.

For research were taken from the condenser of heating installations more sections of pipe. Two of them were marked according the Table 1.

Table 1
Sample Mark of Pipe Sections

No. unit	Sample mark	Prelevation place	Pipe dimensions Øxs (mm)	Brand material/ Delivery status	Pipe manufacturer	Observations
1.	4	Condenser Row B, Tr.2	Ø25x1	CuZn28Sn1As conf. STAS 95-90 equivalent with C44300 conf. ASTM B111 M – 93 Half hard - HA -	S.C. LAROMET Bucharest	Pipe canceled
2.	4(3')	Condenser Row A, Tr.4				Pipe canceled

Length of each sample was approx. 1300 mm.

The samples analyzed recorded a number of 10 928 hours of operation, from repiping in year 2006. Also, is mentioned that in this period was recorded the cancellation of 189 brass pipes from the total of 10 600 pipes.

3. Results Obtained

3.1. Macroscopic Examination, Dimensional Measurements

The samples analyzed were subjected to a macroscopic examination, at the external surface and also at the inner surface, the issues of the pipes from the condenser are presented in the following Figs. 2, 3:

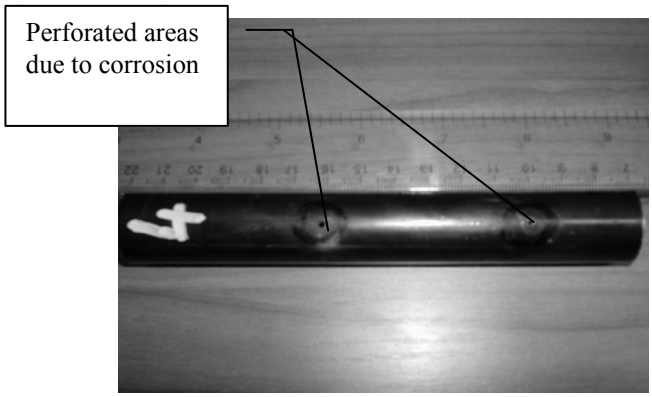


Fig. 2 – Appearance of external surface and inner surface.

From the Fig. 2, it appears that external surface is affected by the presence of pores located at aprox. 60 mm distance between them, and the inner

surface is affected by the occurrence of corrosion points and craters of varying sizes and depths.

The analysis of sample 4 shows that the external surface is covered by a very thin layer of oxide deposits, reddish brown, slightly sticky, particularly for brass pipes that worked across a thermal condenser. Also, at the external surface is reported the presence of two close penetrations of pipe, from inside to outside, with a diameter estimated at about 1.2 … 1.5 mm, the distance between them being about 60 mm.

At the inner surface of the pipe are presented points and corrosion craters by varying sizes and depths (Fig. 3).

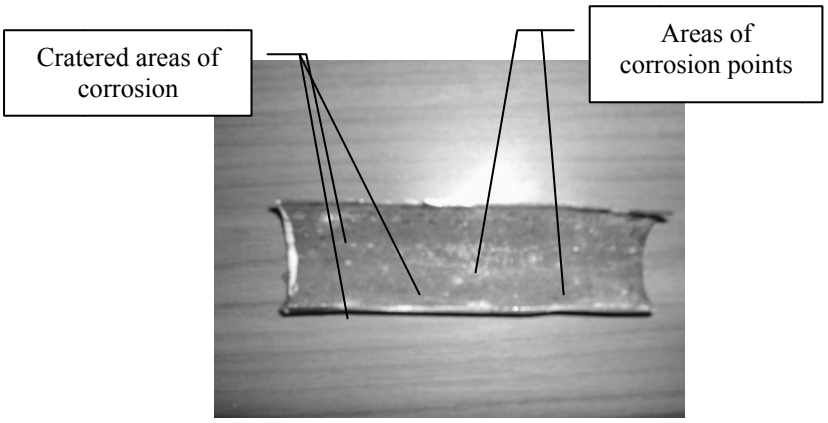


Fig. 3 – Appearance of external surface, pipe marked 4.

At the analysis of sample 4(3') were found that the external surface is covered by an extremely thin layer of oxide deposits, reddish brown, slightly sticky, particularly for brass pipes that worked (Fig. 4 *a*).

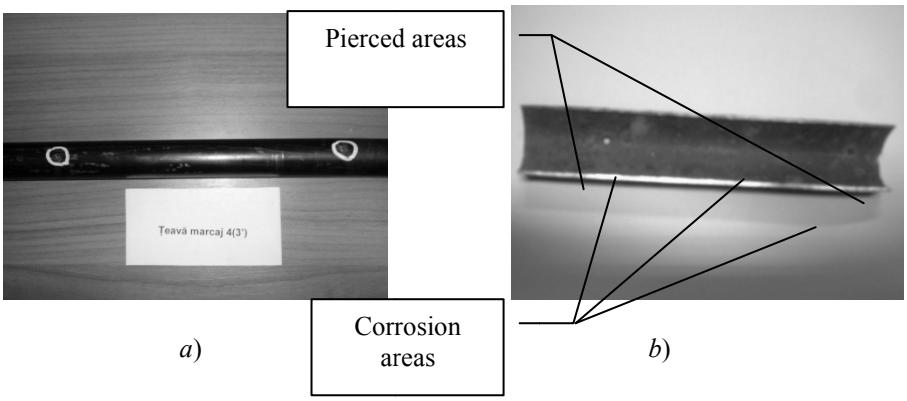


Fig. 4 – Appearance of external surface; *a*) and inner surface; *b*) pipe marked 4(3').

Also, at the external surface is reported the presence of two close penetrations of pipe, from inside to outside, with a diameter estimated at about 1.2 … 1.5 mm.

At the inner surface of the pipe are presented points and corrosion craters by varying sizes and depths (Fig. 4 *b*).

3.2. Chemical Analysis of Samples

To determine the composition of pipes, was done the chemical analysis with a optical emission spectrometer, type MLV 75, equipment of Ecometalurgy Laboratory from Research center ECOMET, the results of analysis are presented in Table 2:

Table 2
Chemical Analysis of the Two Sample of Pipe

Sample mark/ STANDAR-DIZE	Elements %								
	Cu	Zn	Al	Sn	Sb	Pb	Co	Fe	Mn
4	baza	29,00	0,0024	1,10	0,006	0,035	< 0,001	0,049	0,0026
4(3')	baza	29,08	0,0024	1,06	0,005	0,032	< 0,001	0,047	0,0025
STAS 95-90	70,0 - 73,0	rest	-	0,9 – 1,3	0,02-0,06	Max. 0,07	-	Max. 0,07	-
ASTM B111 M 93	70,0 – 73,0	rest	-	0,9 – 1,2	-	-	-	Max. 0,06	-
SR EN 12451:2002	70,0 – 72,5	rest	-	0,9 – 1,3	-	Max. 0,05	-	Max. 0,07	Max. 0,1
Elements %	Ni	P	Mg	Cr	Cd	B	S	As	
4	0,0082	0,0025	< 0,02	0,0055	0,00046	< 0,004	≤0,010	0,017	
4(3')	0,0083	0,0026	< 0,02	0,0054	0,00046	< 0,004	≤0,010	0,018	
STAS 95-90	-	0,02-0,06	-	-	-	-	-	0,02-0,06	
ASTM B111 M 04	-	-	-	-	-	-	-	0,02-0,10	
SR EN 12451:2002	Max. 0,1	Max. 0,01	-	-	-	-	-	0,02-0,06	

The result obtained at the chemical analysis indicates that the samples are:

- brass from CuZn28Sn1 containing As in conformity with STAS 95-90;
- brass from C44300 brand in conformity with ASTM B 111 M – 04;

- brass from CuZn28Sn1As in conformity with SR EN 12451: 2002.

Is observed that arsenic (As) is present in a less proportion then 0.02%, which is the minimum percentage of the rules.

The material fit in category of brass brand *CuZn28Sn1As*, respectively *C44300* brand, microalloyed with arsenic and recommended for the heat exchangers.

3.3. Determination of Mechanical Tensile Tests at Room Temperature Samples

For mechanical characterization, were performed mechanical tensile tests at ambient temperature, for determining the characteristic of strength and plasticity.

Attempts have been made through a traction machine type FPZ 100/1 for determinations at room temperature and for high temperature the determinations were made on a traction machine type EDZ 20, the equipments are German.

The results obtained in tensile mechanical tests at room temperature for the two samples are presented in Table 3.

Table 3
Results of Tensile Mechanical Tests

Sample mark	Rm (N/mm^2)		A_5 (%)	
Standardize	Determinated values	averange	Determinated values	avernage.
4	330; 341	335	64,1; 67,8	66,0
4(3')	316, 298	307	40,0; 47,0	43,5
ASTM B 111 M - 04	min. 310 – annealed condition and stress relieving		-	
SR EN 12451:2002	min. 320 – for delivery status H060		min. 55	
	min. 360 - for delivery status H080		min. 45	
STAS 522 - 1980	min. 304 – for the soft condition (annealed)- 0		min. 40	
	min. 343 – for half hard condition - HA		min. 30	

From the analysis obtain on mechanical tensile tests performed at ambient temperature resulted as follows:

For *sample 4*, tensile strength, Rm presents values below the minimum limit prescribed by STAS 522-1980 for delivery status half hard, and elongation is appropriate;

For *sample 4(3')*, tensile strength, Rm presents values below the minimum limit prescribed by STAS 522-1980 for delivery status half hard, and elongation is appropriate.

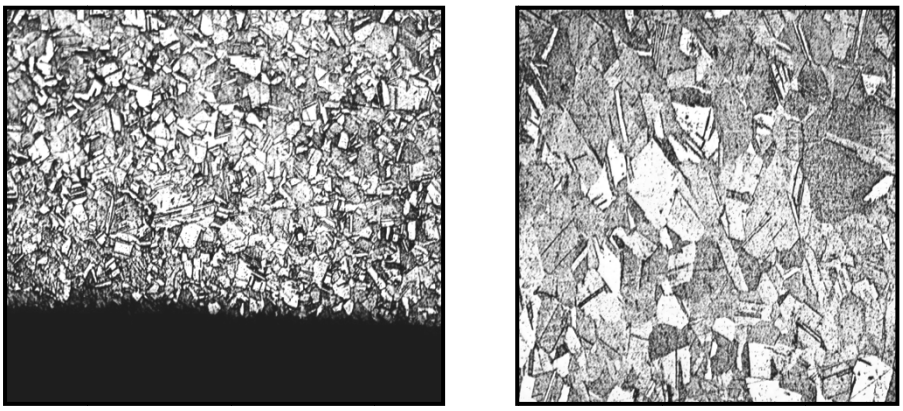
3.4. Metallographic Analysis

After a good preparation of samples (by mechanical polishing and attack with metallographic reagent: ferric chloride – $FeCl_3$), they were examined at magnifications of 200x and 500x, on cross section, with a microscope fitted with equipment for making camera catches on the studied structures, executing microphotographs on structure (core and edges) at magnifications of 200x and 500x.

Metallographic analysis revealed the following:

For *sample 4*:

- at the inner edge of the pipe is observed polyhedral grains and macle of α brass and many corrosion points – magnification 200x (Fig. 5 *a*);
- the size of grains is 0.022 mm, corresponding to a score of 8, held under the image type shown in SR EN ISO 2624:2003;
- at high magnification (500x) is observed the same structure made of polyhedral grains, macle of α brass and small corrosion points (Fig. 5 *b*).



a) *b*)

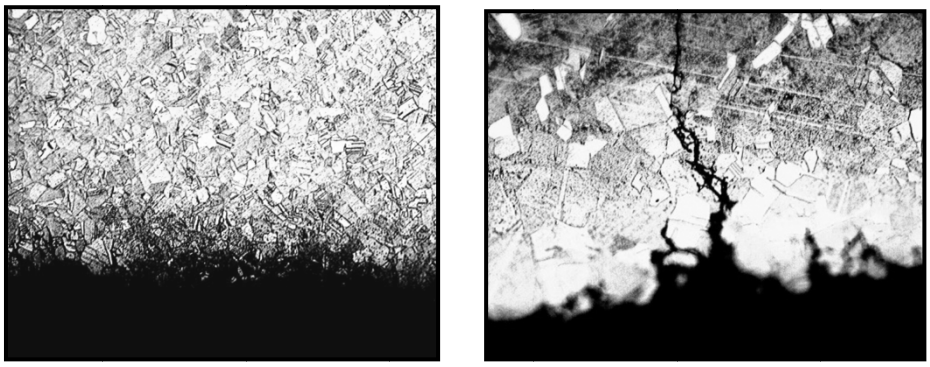
Fig. 5 – Metallographic appearance of structure on pipe 4;
a) inner edge, magnification 200x; *b*) core, magnification 500x.

For sample 4(3'):

- at the inner edge of the pipe is observed polyhedral grains, macle of α brass and congestion points of corrosion – 200x magnification (Fig. 6 *a*);
- the size of grains is 0.015 to 0.022 mm, corresponding to a score

of 8-9, held under the image type shown in SR EN ISO 2624:2003;

- at the inner edge, near an perforated area are observed polyhedral grains, macle of α brass and the appearance of cracks which propagate and develop intragranular in pipe material (Fig. 6 *b*).



a) b)

Fig. 6 – Metallographic appearance of structure on pipe 4;
a) inner edge, magnification 200x; *b*) inner edge with cracks, magnification 500x.

3.5. Hardness Measurement

HV 10 hardness measurements were made using a digital hardness testing machine, property of Laboratory of Ecometalurgy. Values measured on studied sections at metallographic analysis are presented in Table 4.

Table 4
Hardness Values of Samples

Sample mark/ Standardize	Hardness values HV 10 (measured)	Hardness values HV (averange)
4	86,1; 88,6; 85,5	86,7
4(3')	96,8; 99,1; 88,1	94,7
CuZn28Sn1As SR EN 12451:2002	60 – 90	

Analyzing obtained data, it appears that the values for HV hardness on sample 4, are in specified interval for the mark of analyzed brass, being consistent with the requirements of SR EN 12451:2002, for brass mark CuZn28Sn1As, having metallurgical state H060.

Sample 4(3') has hardness higher with 8.34% and 5.2% than prescribed limit of SR EN 12451:2002, for brass mark CuZn28Sn1As, with metallurgical state H060.

4. Conclusion

Following test carried out we believe that analyzed samples proceed from a batch that does not present a uniformity of metallurgical and mechanical characteristic of structure throughout their length and was found anisotropy in material property.

This is due to an incorrect execution of relief heat treatment, which resulted in the existence of pipes along each sequence of areas with different properties, in terms of mechanical properties and / or metallographic structure. This brass pipe material anisotropy, was manifested by the appearance of areas affected by corrosion and even multiple penetrations of pipe wall in a random distribution, after a relatively low operating time approx. 11 000 hours.

According to the results of the investigations program, it considers the following:

- brass pipe may still functioning, but under the risk of certainly appearance of other pipe breaks;
- in the time horizontal can not make an assessment with high confidence, whereas the corrosion process is evolving and no longer be slowed or stopped.

Should be avoided, how much as possible, removing of the equipment from operation, because during stationary periods, phenomena of corrosion from the inside surface of the brass pipe are more intense than during operation. Also stops and restart condenser will facilitate accelerating corrosion and the pipes break.

Received: Mars 30, 2010

**Polytechnica University of Bucharest,*
e-mail: andrei_berbecaru@yahoo.com
***Police Departement, Dolj*

R E F E R E N C E S

1. Schumann H., *Metalurgie Fizică*, pag. 502 – 512, Edit. Tehnică, Bucureşti, 1962.
2. Zamfir S. *et al*., *Coroziunea materialelor metalice*, Edit. Did. şi Pedag., Bucureşti, 110 – 158 (1994).
3. Protopopescu H., *Metalografie şi tratamente termice*, Edit. Did. şi Pedag., Bucureşti, 411 – 417 (1994).
4. Geru N. *et al*., *Analiza structurii materialelor metalice*, Ed. Tehnică, Bucureşti, 256 – 260 (1991).
5. *Metals Handbook*, Atlas of Microstructures of Industrial Alloys 8-rth Editions, **7**, 1972.
6. *Metals Handbook*, Metallography, Structures and Phase diagrams, **8**, 1972.

CERCETĂRI PRIVIND CAUZELE CARE POT CONDUCE LA DETERIORAREA PREMATURĂ A CONDUCTELOR DE ALAMĂ

(Rezumat)

În lucrare sunt prezentate examinările, verificările şi analizele efectuate pe două tronsoane de țeavă de alamă, provenind dintr-un condensator al instalațiilor de termoficare, în vederea stabilirii cauzelor care au condus la deteriorarea acestora înainte de limita de timp admisă de producător.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DEFORMABILITY OF TWB AND EDX ANALYSIS TECHNIQUE

BY

VLAD ANDREI CIUBOTARIU

Abstract. The so-called tailor-welded blanks (TWBs) are sheet metals that are welded together prior to forming. In manufacturing of TWBs, a structural part or product is made up by joining several metal sheets of different thicknesses, materials, and surface coatings. This paper concerns the formability of TWBs along the weld line with respect to chemical characterization of the area in discussion. The chemical composition of the studied area was determined using electron dispersive X-ray spectroscopy (EDX) technique. EDX is an analytical technique used for elemental analysis or chemical characterization of a sample.

Key words: TWB, tailor welded blanks, formability, EDX.

1. Introduction

The demand for lightweight vehicles is growing rapidly, primarily because of economical and environmental reasons. By reducing the weight of the vehicles, the fuel consumption and emissions are considerably reduced as well [1].

For weight and cost reduction, the technology of TWBs is a promising technology for both automotive and aerospace sectors. In manufacturing of TWBs, a structural part or product is made up by joining several metal sheets of possibly different thicknesses, materials, and surface coatings. The reason is that the joining (welding) is performed prior to forming.

The possibility of having different sheets of different thickness, strength, and material properties enable the designer to distribute the material optimally. Optimal distribution of the material, indeed, means lighter structures, higher strengths, and joining before forming results in lower production costs [2].

One possible way to understand the influence of the weld line over de forming characteristics of TWBs is to investigate what is happening in the weld line area from the metallographic point of view. Energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX) is an analytical technique used for the elemental analysis or chemical characterization of a sample. It is one of the variants of X-ray fluorescence spectroscopy which relies on the investigation of a sample through interactions between electromagnetic radiation and matter. The analyzing X-rays emitted by the matter in response to being hit with charged particles. Its characterization capabilities are due in large part to the fundamental principle that each element has a unique atomic structure allowing X-rays that are characteristic of an element's atomic structure to be identified uniquely from one another [3]. To stimulate the emission of characteristic X-rays from a specimen, a high-energy beam of charged particles such as electrons or protons, or a beam of X-rays, is focused into the sample being studied. At rest, an atom within the sample contains ground state (or unexcited) electrons in discrete energy levels or electron shells bound to the nucleus.

The incident beam may excite an electron in an inner shell, ejecting it from the shell while creating an electron hole where the electron was. An electron from an outer, higher-energy shell then fills the hole, and the difference in energy between the higher-energy shell and the lower energy shell may be released in the form of an X-ray. The number and energy of the X-rays emitted from a specimen can be measured by an energy dispersive spectrometer. As the energy of the X-rays is characteristic to difference in energy between the two shells, and of the atomic structure of the element from which they were emitted, this allows the elemental composition of the specimen to be measured [4].

2. Experimental Test and Results

In order to investigate the formability of TWBs, two steel sheets were LASER welded prior to deformation. The chemical composition of the parent materials is presented in table 1and the graphical overview of the constituents is presented in Fig. 1. The steel sheet named FeP05MB has the thickness of 0.75mm and the other steel sheet named SPE220BH has the thickness of 0.7mm.

Table 1

Chemical Characterization of the Parent Materials Used in the Study

FeP05MB	4.2μm of Zn/Ni protection film								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N2	Fe
	0.002	0.006	0.097	0.01	0.01	0.029	0.057	0.0032	rest
SPE220BH	without protection film								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	-	Fe
	0.028	0.009	0.25	0.029	0.011	0.053	0.001		rest

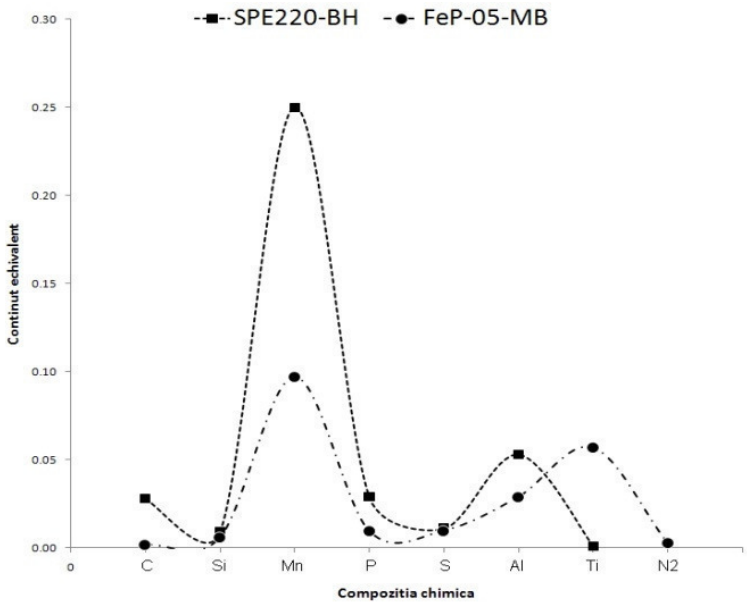


Fig. 1 – Graphical presentation of the constituent elements for the materials used in the study.

The mechanical properties of the parent materials and TWBs, ware determined using axial tensile tests and in this case, standard ASTM E8 specimens were used.

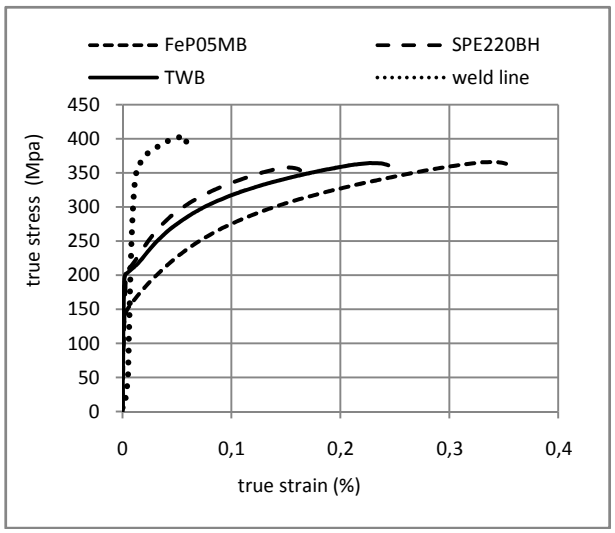


Fig. 2 – True stress/strain curve specific tothe parent materials, TWBs and weld line.

Fig. 2 presents the true stress/strain curves specific for the parent materials, TWBs and the weld line.

To obtain the formability characteristics, Marciniak forming test was performed. The resulted forming limit diagrams corresponding to the parent materials and TWBs are presented in Fig. 3.

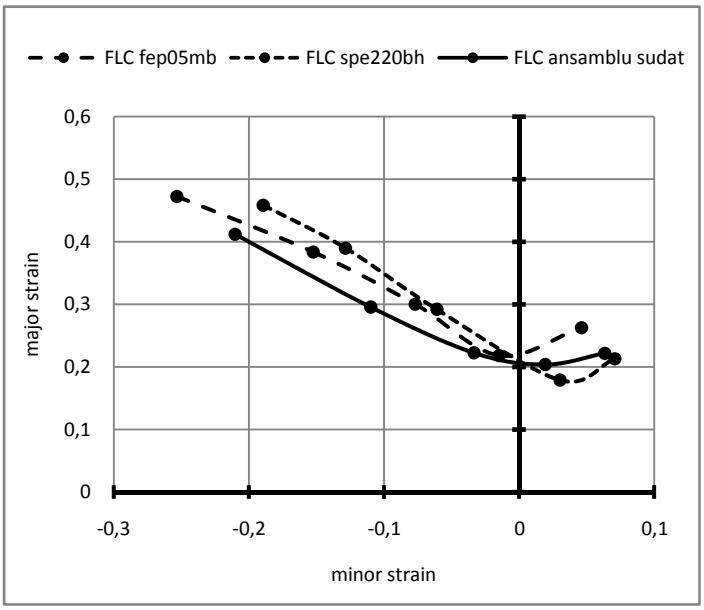


Fig. 3 – Forming limit diagram coresponding to the parent materials and TWBs.

After the formability tests were performed, fragments form the deformed samples were cut out. Such fragments were cut near the area where failure occurred during Marciniak test. Thus, the fragments were cut in order to analyse them, using the EDX technique.

To analise the content of Fe in the welded asambly, some measurements across the weld line were performed. Results obtained post analysis are presented in Fig. 4 *a* for the gauge sample and in figure 5 – 9 for each of the deformed samples used in the formability tests.

Elemental energy dispersive X-Ray microanalysis of the gage sample, from an area of ~2 μm diameter is presented in figure 4 *b*. The peaks are labelled with the line of the corresponding constituent element and give accurate qualitative and quantitative determinations of the elemental composition of the mineral deposits.

These microanalyses reveal the predominance of iron (Fe) with a peak at 500 keV, 1500 keV, 6450 keV and 7020 keV. Minor amounts of Mn, Al, S, Ti, and P have also been detected.

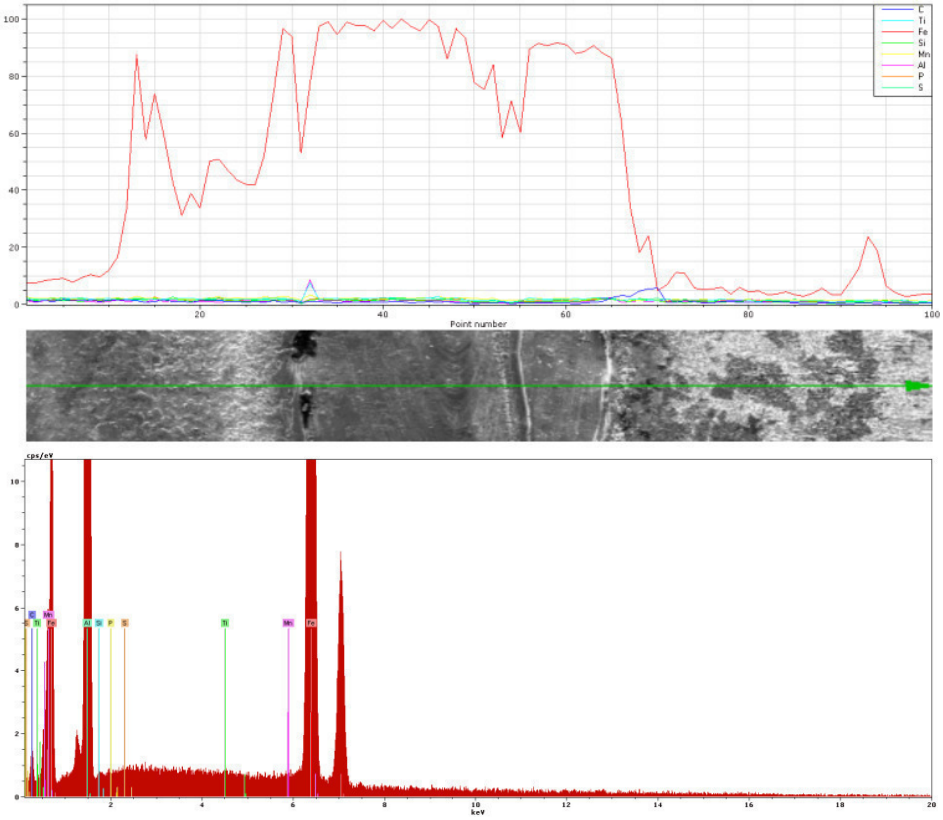


Fig. 4 – *a* Variation of Fe content across the gauge TWB;
b detailed map of the mineral particles in the analyzed area.

Table 2 presents the typical EDX microanalysis of the welded specimen as both weight and atomic percents.

Table 2
Typical Elemental EDX Microanalysis of the Welded Specimen

Element	[wt.%]	[at.%]
Iron (Fe)	92.61	79.19
Carbon C)	3.92	15.58
Silicon (Si)	1.95	3.32
Manganese (Mn)	0.56	0.49
Aluminium (Al)	0.45	0.80
Titanium (Ti)	0.26	0.26
Sulfur (S)	0.18	0.27
Phosphorus (P)	0.06	0.09

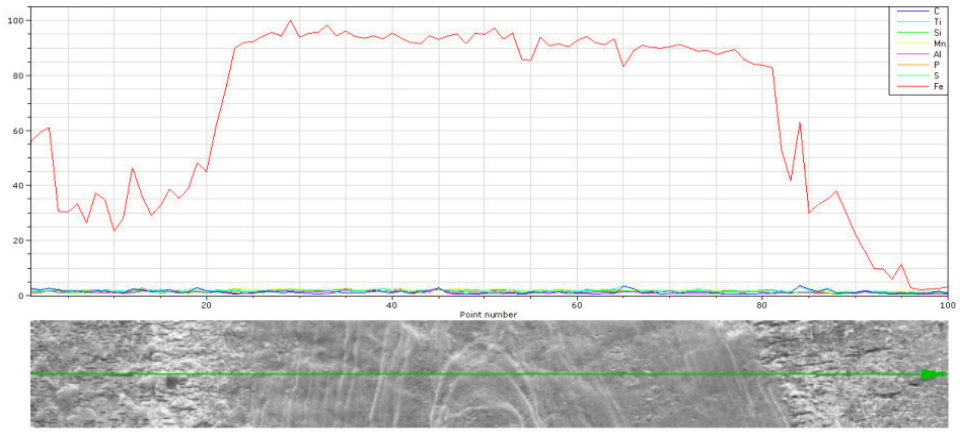


Fig. 5 – Variation of Fe content across sample 1.

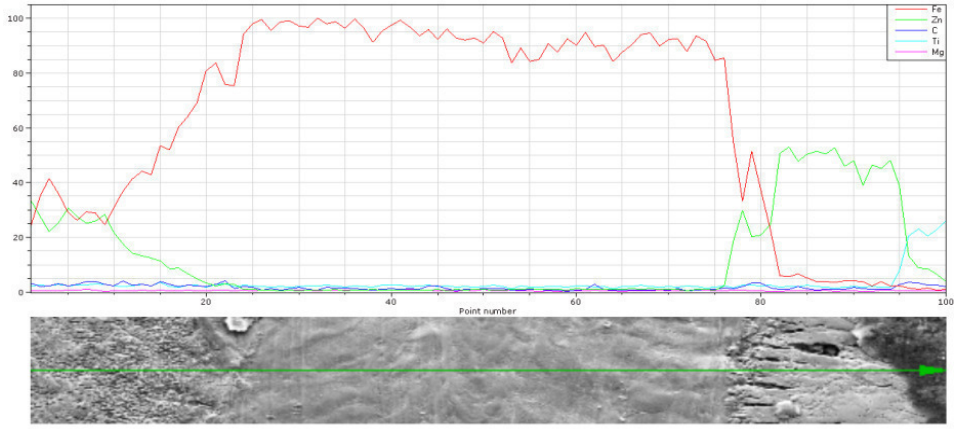


Fig. 6 – Variation of Fe content across sample 2.

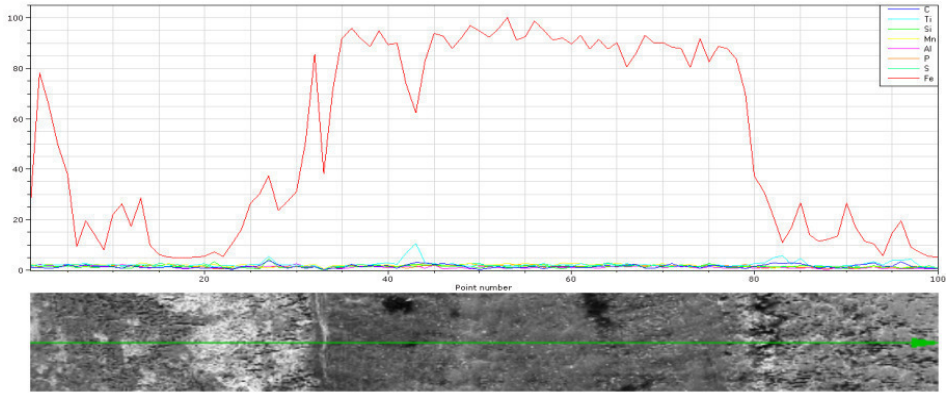


Fig. 7 – Variation of Fe content across sample 3.

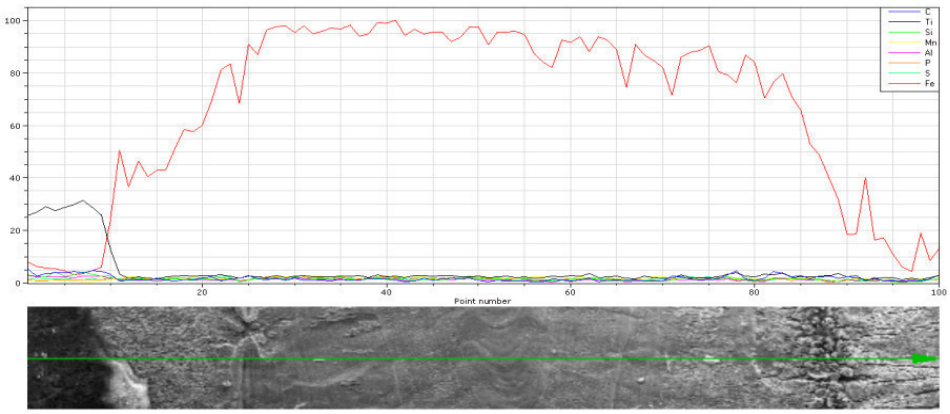


Fig. 8 – Variation of Fe content across sample 4.

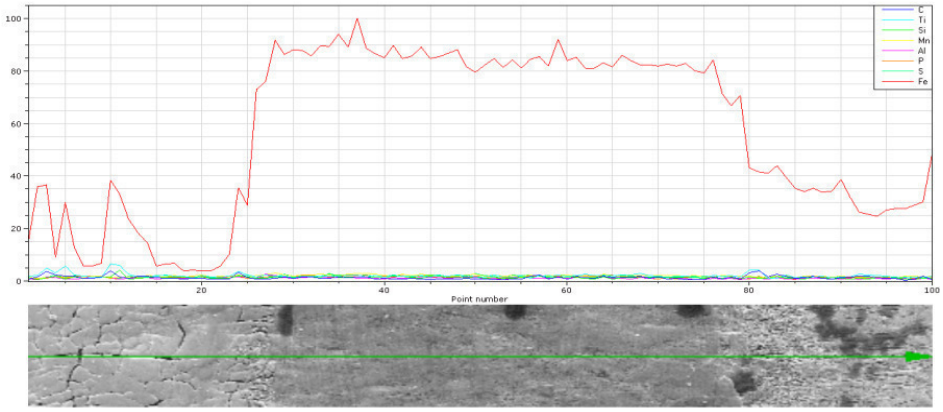


Fig. 9 – Variation of Fe content across sample 5.

From the figures above presented the variation of iron (Fe) content across the weld line is increasing only in the weld area, effect caused mainly by the welding procedure.

3. Conclusion

The multidisciplinary approach used in the present study provides new details about the influence of increased presence of iron (Fe) over the formability of TWB. If iron (Fe) is agglomerated in distinctive areas such as the weld line, the forming characteristics are significantly reduced in the stretching area of the forming limit diagram, corresponding to axial strain. This means that welded assemblies will extend less before failure when an axial force (along the weld line) is applied.

In the case of Laser welded specimens, the heat affected zone does not present any dramatic changes in chemical structure. The amount of iron (Fe) is increasing progressively from the parent metal to the weld line material.

A c k n o w l e d g e m e n t s. This study was performed with the technical support of the SEM-EDX Microscopy Laboratory, Material Science and Engineering Faculty from „Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi.

Received: 30 Mars, 2010

„Vasile Alecsandri" University of Bacău,
e-mail: vlad.ciubotariu@ub.ro

R E F E R E N C E S

1. Zadpoor A. A., Sinke J., Benedictus R., *Mechanics of Tailor Welded Blanks: An Overview*, Key Engineering Materials, **344**, Trans. Tech. Publications, Switzerland, 373-382 (2007).
2. Gaied S., Roelandt J-M., Pinard F., *Numerical and Experimental Investigations in Twbs Formability*, J. of Material processes and Technology, **908**, 1463-1468 (2007).
3. Goldstein J., Newbury D., Joy D., Sawyer L., *Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis*, 3rd Edition, Klumoer Academic / Plenum Publications, NY, U.S.A., 2000.
4. Williams P,. Winograd N., *Optimization of Excitation Condition and Calculation of Detection Limits*, EMAS/IUMAS Conference, Florence, Italy, 2005.

DEFORMABILITATEA TABLELOR METALICE SUDATE ŞI TEHNICA DE ANALIZĂ EDX

(Rezumat)

Aşa numitele table metalice sudate (TWBs) sunt tablele metalice care sunt sudate între ele înainte de operaţia de deformare. În producţie, o componentă sau un produs este realizat prin îmbinarea mai multor table metalice de diferite grosimi, materiale, cu sau fără straturi de acoperire. Acest studiu face referire la deformabilitatea tablelor metalice sudate în lungul cordonului de sudură având în vedere compoziţia chimică a acestei zone. Compoziţia chimică a zonei studiate a fost determinată utilizând tehnica analizei dispersiei de electroni utilizând razele X. Această metodă este o tehnică analitică de caracterizare chimică şi analiza elementară a suprafeţei diferitelor probe.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DATA ELECTRONIC ACQUISITION SYSTEM DESIGN FOR A TORSION PENDULUM

BY

NICANOR CIMPOESU, MIHAI AXINTE, RAMONA CIMPOEŞU HANU, VASILE MANOLE, RADU VASILE and PETRONELA PARASCHIV

Abstract. Different acquisition systems were tried for data registration of internal friction values from a torsion pendulum. Damping capacity of metallic materials raise new interests in construction field, at frames, bridges, buildings or any other structures influence by vibrations, sound or earthquake.

Key words: damping capacity, acquisition systems, torsion pendulum.

1. Introduction

The body property, which is in vibration movement and it, is completely isolated by the environment, to transform the mechanical energy in heat it is named amortization capacity or internal friction. The first term is in general, used by engineers, the second term is used by physicians. If metals would behave like perfect elastic materials when they are tried by nominal energy situated under the elasticity limit there wouldn’t exist internal friction. Anyway the fact that the amortizations effects can be observed to tension levels more lower than the elasticity limit, denote that the metals have a real elasticity limit very low, if this kind of limit exists. The effects of internal friction (or amortization) manifest in a different in phase between the tensions apply and specific deformation resulted [1]. This can be the case when applies lower tensions, atomics thermal and magnetic preordination.

An important area of inelastic behavior is the one named anelasticity. This problem attaches the effects of internal friction which are independent by the vibration amplitude. The anelastic comportment can appear because thermal diffusion, atomic diffusion, tension relaxation in the areas of grain limits,

ordering due tensions and magnetic interactions. Many static phenomena like the post ductile effect are connected by the anelastic behavior [2]. Internal friction which results in a plastic deformation at cold depends very much by the amplitude this way she is not an anelastic phenomena. The experience shows that the free oscillations goes damping in time. Doing abstraction by the exterior environment to attenuate the oscillations, her causes find responses in the solid interior and it is named internal friction.

The sound absorption in solids, oscillations amplitude of a torsion pendulum is put on internal friction behave. During the free oscillations amortization of a torsion pendulum the macroscopic, mechanic energy transforms step by step she is taken by macroscopic systems of isolated atoms, giving birth to a equivalent quantity of heat. The internal friction processes are irreversible. In techniques usually checks the extremes behaviors of metals: Internal friction very big or very small. In physics the internal friction study helps to a better knowing of lattice dynamic, offering a better way for determination a few diffusion coefficients to measure solubility of solid substances and little concentrations impurity for researching the lace and the interaction between them and many others [3].

The internal friction studies attend, firstly, the capacity of amortization utilization like a study way so internal structure and atomic movement in solids. The method gave information's about diffusion, ordering and solubility of interstitials atoms and it was utilized in determining density dislocation. The vibrations amplitude utilized in this tip of researching are very little and tensions which take birth very reduced. Another aspect in this researching made in this area is the one of determining utilized values in technical field looking energy dissipation in the pieces subdued vibrations. The researching preoccupies usually with determining capacity of amortization the material, in the case of big amplitudes which we meet in practice [4], [5].

This article present few modalities of the signal capture for a laboratory torsion pendulum with computer assistance.

2. Experimental Procedures

Internal friction measures by many methods. The simple instrument is a torsion pendulum which can be utilized in lower frequencies area about 1Hz. For testing effectuated at higher frequencies the test sample it is excited in a electromagnetic way, piezo-electrical or ultrasound energy [1]. If the energy has to be dissipated by the internal friction the deformation has to be on phase in opposite way in report with tension apply. The base angle or "decay may be used like a measure of internal friction using the relation:

$$\alpha \approx \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \tag{1}$$

were ε_2 is the inelastic component of specific deformation on phase with 90 degrades about the phase of tension apply and ε_1 elastic deformation in faze with tension.

Internal friction is measured usually with a system which is moved with some amplitude and then lifted to vibrate free like the amplitude to be shower. The representative comedown of amplitude it is presented in Fig. 1 are accentuated two successive amplitudes. The amplitude after a time *t* can be expressed by relation 2:

(2) $$a_t = a_o e^{-\beta t}$$

where β is the attenuation coefficient. The easier way to define the internal friction or amortization capacity makes appeal at logarithmic decrement. Logarithmic decrement is the logarithm of report in two successive amplitudes:

(3) $$\delta = \ln a_n/a_{n+1}$$

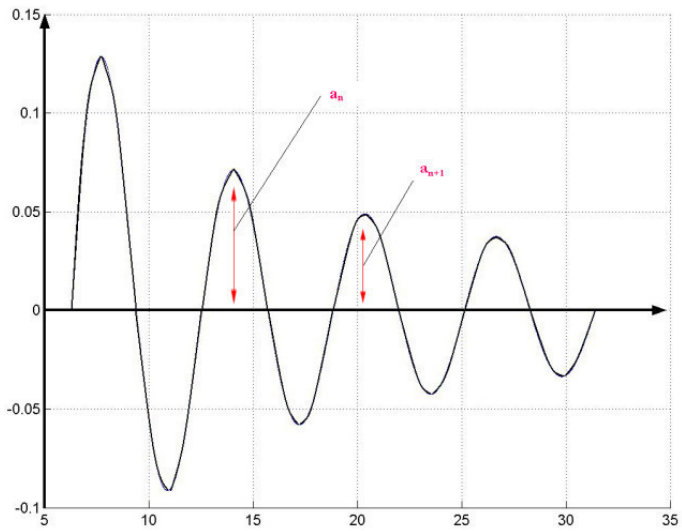
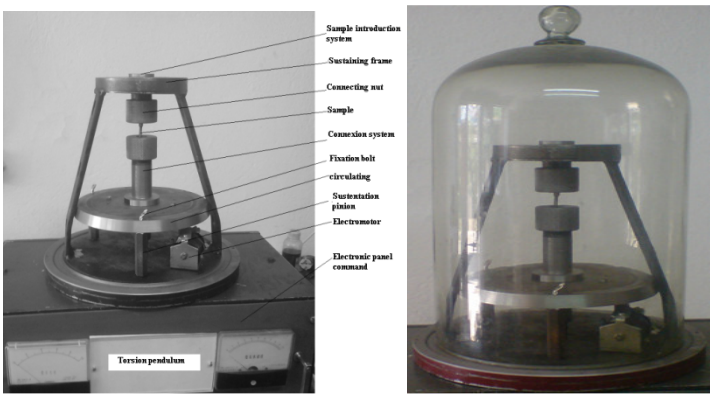


Fig. 1 – Amortized oscillator movement expressing the internal friction of the material by amplitude dimensions.

Internal friction is independent by the amplitude; if a diagram is designed having in coordinate *ln a* and respectively the cycles number of vibration moving this can be linear the decline will represent the logarithmic decrement like in Fig 1, if the amortization modifies with the amplitude the decrement it is indicated by the decline curve to a amplitude chosen. Logarithmic decrement it is connected by the phase angle in the relation: $\delta = \Pi\alpha$.

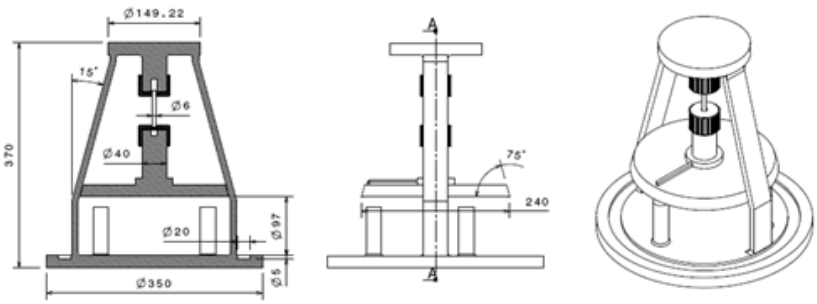
The dispositive new element is represented by the possibility of relatively big diameters of the tested samples, around 5-10 mm, different by the usually systems utilized, possibility that de equipments presented in the specialty literature which are used for samples in different dimensions. This equipment it is formed with many systems which govern his function ability, the principal elements are presented in Fig. 2.

- The mechanic system, functional device it is presented in Fig. 3. Only a mechanic system very good calculated and executed can help obtaining some real and correct values of internal friction.



a) *b*)

Fig. 2 – Laboratory torsion pendulum; *a*) the electro-mechanical and, *b*) vacuum systems.



a) *b*) *c*)

Fig. 3 – Torsion pendulum; *a*) frontal section view; *b*) lateral view and c) isometric view al scale 1:5.

In Fig. 3 it is represented the equipment, used in investigation of internal friction, schematically in three different sections.

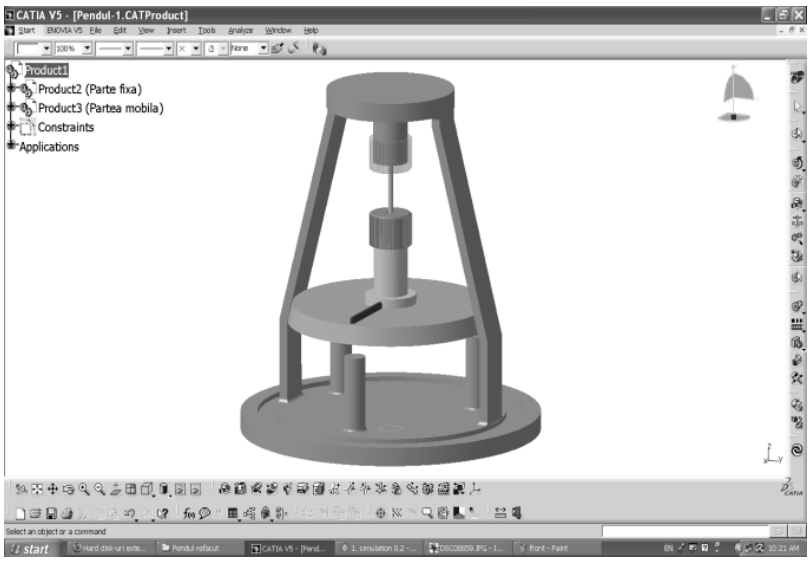


Fig. 4 – The projection of the torsion pendulum equipment image obtain using a Catia software.

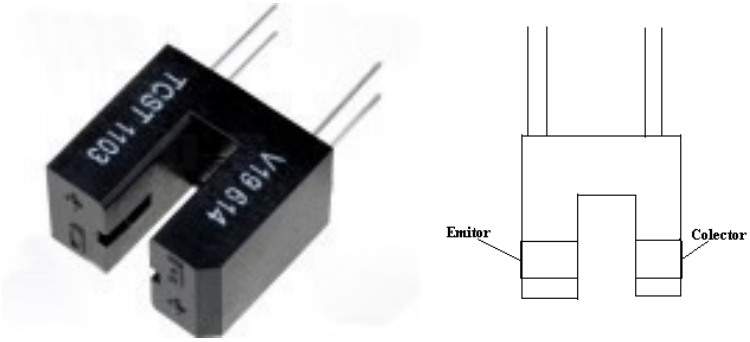
Using the Catia software, it has been projected first the installation to present intuitively the oscillatory amortized moving which the hardness of the equipment execute during the tests. An image print screen of the projection it is presented in Fig. 4.

3. Results and Discussions

How it is known from the specialty literature exist many methods of data acquisition for the mechanic equipments. The oscillate move can be determinate function of the disc moving amplitudes, circulations which need to be taken, interpreted and worked for a good internal friction result.

Method 1 supposes the usage of an optical transistor (photo-transistor) presented schematically and physically in Fig. 5, in role of disc moving traducer which oscillate. A fence put on the installation disc clog the optical transistor slot a limit the light quantity received by the transistor base.

The light variation it is given by the moving amplitude, frequency remaining constant. The signal obtained on the collecting transistor is amplify and then apply to a resistive divisor (of tension) on an entrance of a acquisition system which transforms the analogical signal in a digital signal.



a) *b*)

Fig. 5 – Optical transistor; *a*) assembly image; *b*) functionally scheme.

The signal is then worked with Soft-Encode 1 that analyzes the digital signal offered by the acquisition and transformed it into a variation represented graphically in Fig. 6.

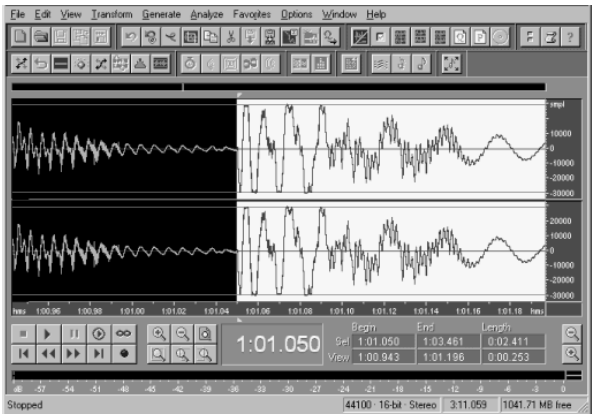
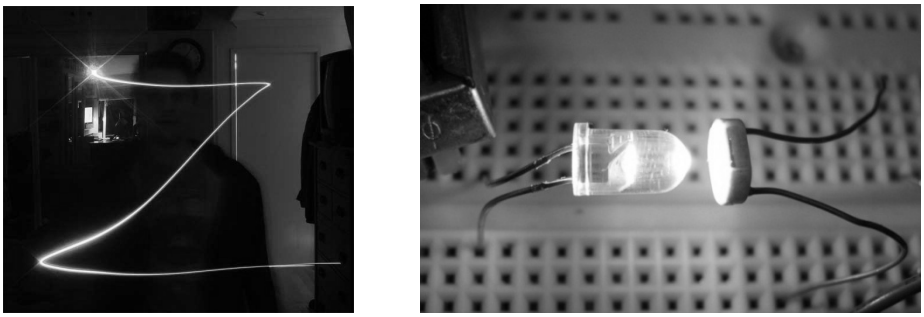


Fig. 6 – The results obtain by the first method based on a optical transistor.

The problem of this method care about establishing a point for the beginning in the oscillation because in the moment of repose of the disc we don't have tension variation to establish a zero point of determination. Second method implies using an optic sensor where a laser scans. The optical sensor was fixed on an immobile prop exterior to the disc. On the disc was fixed a mirror which function of angle modifies the position regarding the sensor. The mirror plays a reflecting role for the laser ray who impression the optical sensor.

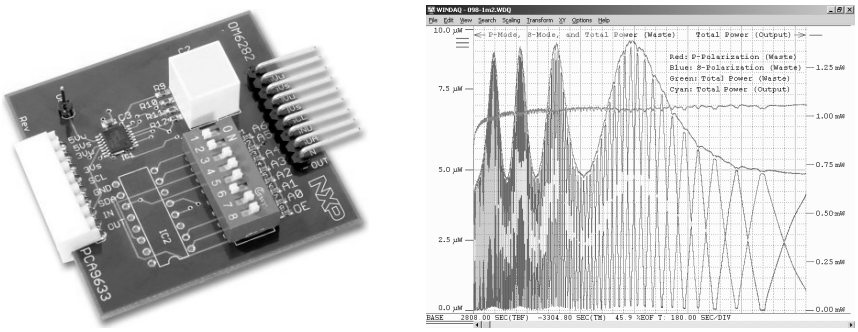
The laser system, with an constructive example is presented in Fig. 7. As functional principle we can say then a laser with the ripple length about 462 nm it is projected on the mirror and above the mirror is led on the optic laser. Function of pendulum oscillation the incidence angle of the laser ray modifies on the mirror determining a modification on the application point on the sensor.



a) *b*)

Fig. 7 – Laser system; *a*) laser; *b*) emission – reception system.

The sensor reads the laser point variation and transforms it into bitmap which is sending on the processing unit and analyzed. The problem for this way of riding was the answer time of the sensor to the exposure frequency. Method 3 is based on the capacitance method stays in building a capacitor which value has to vary functional discs oscillations. We belt an extern oscillator with the capacity frequency 5-25 pF frequency variation is then worked and transformed in tension variation applied acquisition system and transported into a moving graphic. In Fig. 8 is presented the electronically connecting-up in *a* and the result of this system in *b*. The problem appeared in the variation capacity calculi which is determinate by a logarithmic rule and not by linear one.



a) *b*)

Fig. 8 – Capacitive systems for signal acquisition; *a*) connecting up system and *b*) graphical result.

Method 4 is based on electromagnetic induction, on function ability we have to use two coils that are built, one with the diameter 5 cm and the second with 3 cm, placed concentric. On the clamp L1 is applied a tension of 10V value alternative with frequencies of 50 HZ. The coil L1 it is fixed by a point exterior disc. The coil L2 is fixed by the pendulum. During working the coil L2 will be induce by an alternative tension directly proportional with the pendulum oscillation. The clamps coil L2 is coupled on the entrance of an operational

amplifier with a signal of phase and increased. Obtained tension is applied on a voltmeter connected by an RS232 interface to an interface module that transforms these values in a movement graph. The problem of this tested solution came from the inefficiency of the montage because the pendulum movement supposes to be transformed from damped circular – alternative in rectilinear alternative and that imply looses of mechanical impulse by friction forces that raise in transformation dispositive.

The tension generator method supposes the construction of a circular coil placed around pendulum with the coils connected in a tension operational amplifier. On the pendulum disc are put 50 magnets with alternative orientation of magnetic poles. The obtained tension variation from the amplifier is applied on acquisition modulus that will transform this variation in a movement graph. During the circular damped movement made by the pendulum an alternative tension of 50 Hz is induced in the external coil and the variation will be directly proportioned with the pendulum amplitude.

The sixth and last propose method approach the problem of a movement optical transducer with the preparation of data by a PIC16F876A montage microcontroller. It is build a data acquisition module based on PIC 16F876a microcontroller and RS232 operational integrate for information transfer to serial computer interface. On the pendulum disk it is placed an imprinted paper with a matrix of points from millimeter to millimeter.

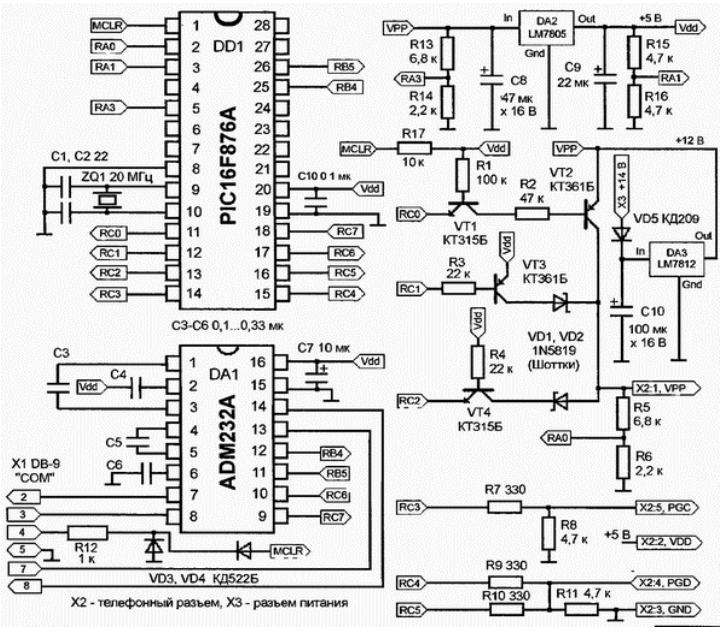


Fig. 9 – Programmer functionality scheme of a montage based on PIC 16F876 microcontroller.

On a 2 mm distance up of the disc is put an optical reader compound from a laser beam, magnifier and reading sensor. Functions of circular movement the optic sensor will read the points number beyond which the laser ray pass transforming the values with the microcontroller's help in digital signal. The microcontroller transform the points number read in numerical negative or positive variations reported to the origin point (the first reading point). The information it is send by serial port interface to the a personal computer that will create a graph of movement based on numerical variation using a Matlab interface software. The taking data frequency of the optical system is of 100 cycles per second and can be set the taking data time and also the original riding point. The microcontroller was programmed in C language, parts of the source code being presented in the next section.

Program sequence

```
#define clock  portb.f7
#define data  portb.f6
#define tris_clock trisb.f7
#define tris_data trisb.f6
#define tmr_on t1con.f0=1
#define tmr_off t1con.f0=0
unsigned  lungime=100;
……………………………………………………………………….
//citeste_mouse();
//usart_write(y_position);
flags.read_flag=0;}
```

For equipment testing was realize few determinations on metallic materials with specifications about the internal friction in technical literature and also materials with already tested damping capacity by dynamic mechanical analysis. By this meaning was chose metallic materials as high purity like copper, aluminum but also alloys like steels, cast irons, brasses or shape memory alloys like CuZnAl01, CuZnAl14, CuMnAl şi CuZnAl2. In Table 1 are presented results obtained on laboratory torsion pendulum. Must be specify the fact that less memory materials are in ordinary shape the intelligent materials are heat treated by solution hardening [6], [7].

Analyzing the results we observe that reduce value were obtain for the materials, far away from the applications as damping materials values, at room temperature with the specification that neither one material suffer solid phase transformation at this temperature.

Graphical representation of the results from the Table 1 is presented in Fig. 10. Shape memory alloys and grey cast present nice internal friction having a recognized dissipation capacity [8].

Table 1
Internal Friction Values for Different Metallic Materials Analyzed with a Laboratory Torsion Pendulum at Room Temperature

No.	Analyzed material	Logarithmic Decrement	Torsion force N	Work frequency Hz	Internal friction Q^{-1}
1	Copper of high purity 99.9%	0.0128805	5000	1	0.0041
2	Pure Aluminum 99.7 %	0,0144513	5000	1	0.0046
3	OLC45 steel	0.0037699	5000	1	0.0012
4	Grey cast	0.0879645	5000	1	0.0280
5	Classical brass	0.0177873	5000	1	0.0055
6	Shape memory alloy CuZnAl01	0.1099557	5000	1	0.0350
7	Shape memory alloy CuZnAl14	0.0980177	5000	1	0.0312
8	Shape memory alloy CuZnAl2	0.0801106	5000	1	0.0255
9	Shape memory alloy CuMnAl01	0.0182212	5000	1	0.0058

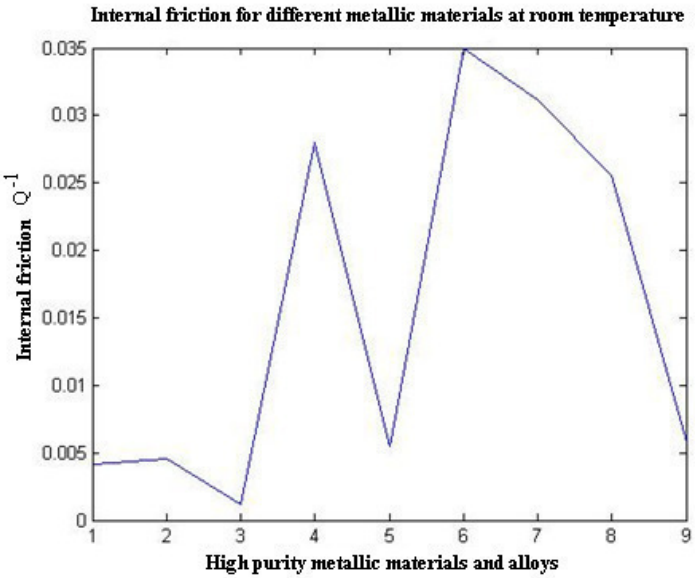


Fig. 10 – Internal friction at different metallic materials at room temperature.

Reduce values of internal friction was registered for pure copper, smaller for aluminum with high purity, both poli-crystal materials and the smaller in steel OLC45 case. By shape memory alloys point of view the CuMnAl based alloy present a reduce value around 0.0058 and some bigger values around 0.02 for CuZnAl based alloys.

4. Conclusions

- An analyzing equipment for internal friction studies at materials with big diameters (between 5 and 10 mm) was realized;
- The electronic data acquisition system is based on a Pic 16f876 microcontroller that takes data from an optical sensor that is sensible with the pendulum movement;
- The usual materials behave normally during tests exhibiting reduce internal friction values but some shape memory alloys based on copper have a nice damping capacity considering the martenstic state of them.

Received: Mars 30, 2010

Technical University "Gheorghe Asachi" of Iaşi,
Department of Materials Science
e-mail: nicanornick@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Aczel O., Bozan C., *Dizlocaţii şi frecarea internă la materialele metalice*, Ed. Facla Bucureşti, 1974.
2. Alam M.S., Youssef M.A., Nehdi M., *Utilizing Shape Memory Alloys to Enhance the Performance and Safety of Civil Infrastructure*. A review. Canadian J. Civil Eng; 34:1075–86, 2007.
3. Bujoreanu L.G., Craus L.M., Rusu I., Stanciu S., Sutiman D., *On the p_2 to a Phase Transformation in a Cu-Zn-AI - Based Shape Memory Alloy*, în curs de publicare în J. of Alloys and Compounds, 1998.
4. Bujoreanu L.G., Dia V., Mărginean S., *Tehnologie şi utilaje de obţinere a unor aliaje cu memoria formei*, **I**, Edit. Ştiinţifică "Fundaţia Metalurgia Română", Bucureşti, 1998.
5. Bujoreanu L. G., *Materiale inteligente*, Editura Junimea Iaşi, 2002.
6. Cimpoeşu N., Achiţei D., Hopulele I., Manole V., Hanu Cimpoeşu R., *Damping Capacity of Metallic Materials*, Bul. Inst. Polit. Iaşi, **LIV (LVIII)**, *3-4*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 27-32 (2008).
7. Cimpoeşu N., Stanciu S., Carabet (Ştefănică) R., Istrate B., *Metallic Materials Based on Aluminum a Dilatation Study Using Differential Equipment*, Bul. Inst. Polit. Iaşi ,**LIV (LVIII)**, *3- 4*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor 117-124 (2008).
8. Cimpoeşu N., Enache A., Achiţei D., Hopulele I., *Influence of Internal Friction Evolution in Martensitic-Austenitic Range of Sound Quality*, Simpozionul international Artcast, Galati, 147-150 (2008).

SISTEM ELECTRONIC DE ACHIZIȚIE DE DATE PENTRU UN PENDUL DE TORSIUNE

(Rezumat)

Diferite sisteme de achiziție au fost încercate pentru înregistrarea valorilor frecării interne de pe un pendul de torsiune. Capacitatea de amortizare a materialelor metalice ridică noi interese in domeniul construcțiilor, de la cadre, poduri, clădiri sau orice alte structuri care sunt influențe de vibrații, sunete sau cutremure.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ANALYSIS OF RESIDUAL STRESS DISTRIBUTION GENERATED IN MICRO CYLINDRICAL DRAWN PARTS MADE FROM VERY THIN SHEETS

BY

ELENA COSTACHE RADU

Abstract. The production of micro parts is required in many industrial fields from electronic technology to surgical device. But an important problem in fabrication of this kind of parts is the material behaviour. During and after micro deep drawing process many defects can appear in material and in micro drawn parts. The springback is one of such defects that are determined by the nonuniform distribution of stresses on the sheet thickness. In order, to avoid such defects that occur in micro parts an analysis by simulation using the Dyna Form programme was performed. The present work analyses the distribution of stress indentified in micro cylindrical parts made from sheets having very small thickness.

Key words: micro drawing, cylindrical parts, tensile stress, thin sheets.

1. Introduction

Micro deep drawing is a complex process used to manufacture small metallic parts. Although, the process seems simple and similar to the macro process, in reality the micro deep drawing is very different from this. The problems that occur during micro drawing can be structured in the following four main groups:

- *the material and blank:* where the small dimensions give different behaviours regarding the yield stress, flow stress, anisotropy, hardening coefficient etc. [1];
- *the process*: where, because of small size of tolls and device, the micro processes can affect the accuracy of parts, parts quality, etc.;
- *the tools*: where to achieve micro parts quality, the tools must be realized from adequate materials [2];

- *the devices*: where the machines and devices need to operate small parts with high precision [3], [4].

In order, to avoid some problems and defects that occur in micro parts, the analysis by simulation is very useful and preferable. An important undesired phenomenon generated after micro drawing process is the springback phenomenon. This phenomenon that leads to modification of geometrical parameters of the cylindrical part after the tools removing is determined and influenced by the distribution of residual stresses on the formed part.

The factors that influence the residual stress distribution are as follows: forming conditions, mechanical properties, tool geometry, part configuration etc. The present work analyses the distribution of residual stress indentified in micro cylindrical parts made from sheets having very small thickness.

2. Simulation Methodology

The simulation was performed using the DYNAFORM software - version 5.7.1. The main objective of the simulation process was to analyse the stress distribution before and after springback phenomenon. The simulations were made for sheets having thicknesses equal to 0.1 and 0.2 mm. The theoretical profiles of the parts used in simulation are shown in Fig. 1 and the main dimensions of the used tools are presented in Table 1.

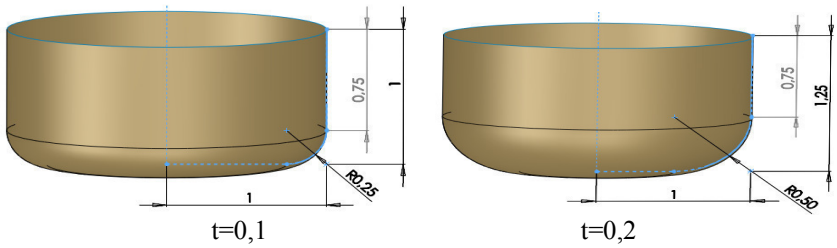


Fig. 1 – Theoretic profiles used in simulation – part without flange.

Table 1
Tool Parameters

Sheet thickness	Die connection radius r_m	Punch connection radius r_p	Die diameter d_m	Punch diameter Dp	Clearances j
mm					
0,1	0,25	0.25	2,2	2	0.15
0,2	0,5	0.5	2,4	2	0.2

A tri-dimensional model was used and the blank was considered as deformable body. The *Transversely anisotropic elastic - plastic* criterion of plasticity was used and the stress- strain and the forming limit curve were implemented point to point. The material parameters and the working

conditions are presented in Table 2.

Table 2
Material Parameters and Working Conditions used in Simulation

Sheet thickness mm	Coefficient of anisotropy	Blank diameter mm	Drawing depth mm	Drawing rate mm/min	Blank-holder force N	Friction coefficient
0,1	0.658	3	0.75	1,0	25	0.075
0,2	0.56	4	0.75		80	0.1

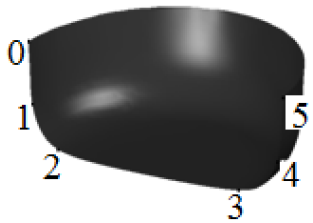
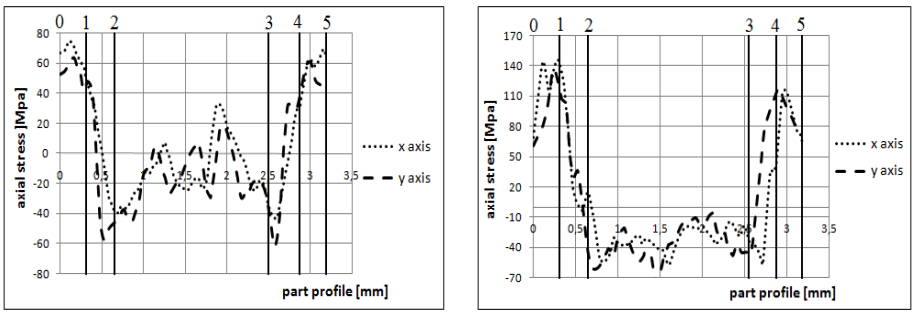


Fig. 2 – Model used in simulation.

In order to establish the variation of stress on the section profile in the case of cylindrical parts without flange, the following five zones of part were analysed: zone 1 - part wall, delimited by the points 0 and 1; zone 2- connection between wall and bottom, delimited by the points 1 and 2; zone 3 - part bottom, delimited by the points 2 and 3; zone 4 - connection between bottom and wall, delimited by the points 3 and 4; zone 5- part wall, delimited by the points 4 and 5.

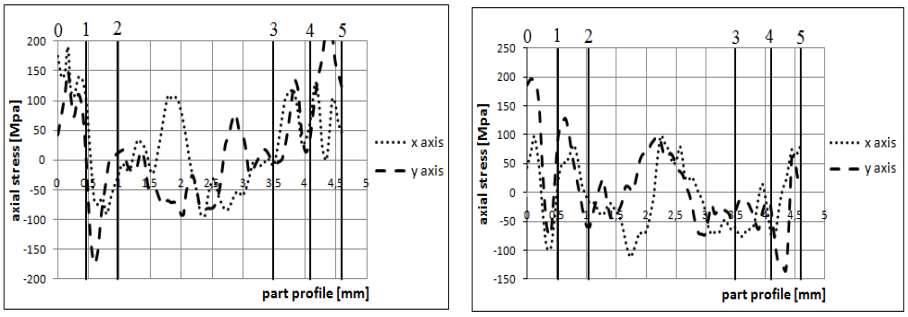
3. Residual Stresses Variation on the Part Section

The variation of residual stress, determined along the part profile, before and at the process end, is shown in Fig. 3 and Fig. 4 for the both OX and OY axes and on the outer and inner faces of drawn parts.



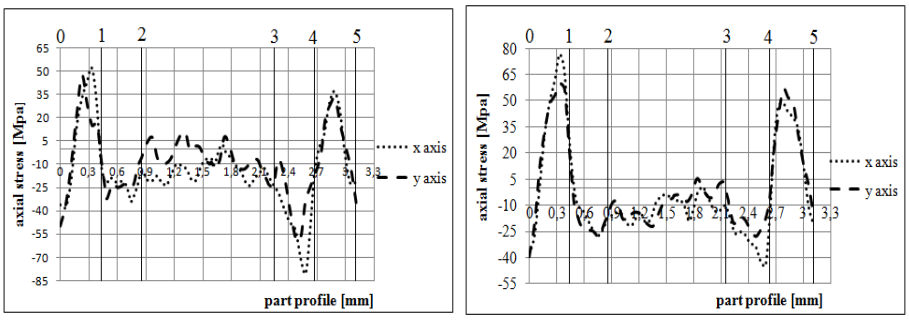
a) outer face *b*) inner face

Fig. 3 – Residual stress distribution before springback in the case of 0.1 mm sheets thickness.



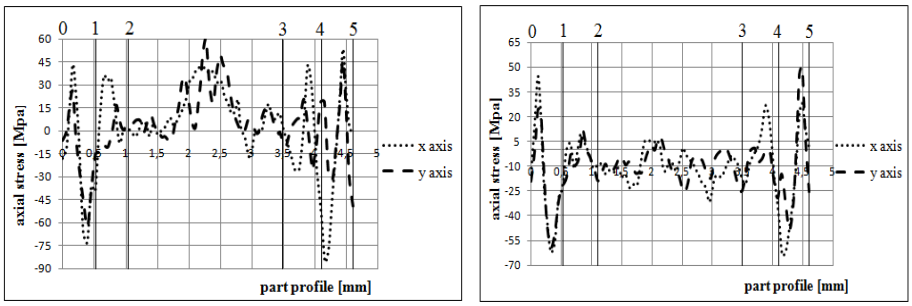
a) outer face *b*) inner face

Fig. 4 – Residual stress distribution before springback in the case of 0.2 mm sheets thickness.



a) outer face *b*) inner face

Fig. 5 – Residual stress distribution after springback in the case of 0.1 mm sheets thickness.



a) outer face *b*) inner face

Fig. 6 – Residual stress distribution after springback in the case of 0.1 mm sheets thickness.

By analysing the Figs. 3 and 5 and the Table 2 in the case of parts having 0.1 mm thickness the following aspects can be remarked:

- in the wall zone – delimited by the points 0 and 1-the residual stress on inner face and outer face presents some differences on the both OX and OY axes;
- in the zone of connection between wall and bottom - delimited by the points 1-2 and 3-4, the maximum residual stress occurs on the inner face of part for the both OX and OY axes.
- in the bottom zone - delimited by the points 2 and 3, on the inner and outer faces of part between residual stresses there are big differences;
- on the entire section of part the residual stresses are higher before springback and smaller after springback.

Table 3
The Residual Stress Distribution

Profile zones	Axis	Thickness mm	The difference of the stresses distribution between internal and external face MPa	
			Before springback	After springback
wall part	X axis	0.1	57,92	18.8
		0.2	132,3	13.42
	Y axis	0.1	48,1	21.14
		0.2	6,4	4.2
connection wall - bottom	X axis	0.1	36,7	5
		0.2	14,8	9.6
	Y axis	0.1	(-)17,8	2.9
		0.2	32,5	1.53
part bottom	X axis	0.1	21,2	3.1
		0.2	15,6	2.14
	Y axis	0.1	20,23	3.24
		0.2	16,5	4.9
connection wall - bottom	X axis	0.1	(-)3,4	19.16
		0.2	16,1	5.7
	Y axis	0.1	15,4	15.36
		0.2	26,4	10.9
wall part	X axis	0.1	32,53	17.9
		0.2	38,1	4.3
	Y axis	0.1	54,23	25.4
		0.2	140,5	7.8

By analysing the Figs. 4 and 6 and the Table 2 in the case of parts having 0.2 mm thickness the following aspects can be remarked:

- in the wall zone – delimited by the points 0-1 and 4-5, the residual stress on inner face and outer face presents differences on the both OX and OY axes; on the inner face, in the zone delimited by the points 0 and 1, the residual stresses are higher than in the zone delimited by the points 4 and 5;
- in the zone of connection between wall and bottom - delimited by the points 1-2 and 3-4, the maximum residual stress occurs on the inner face of part for the both OX and OY axes;
- in the bottom zone delimited by the points 2 and 3 on the inner and outer faces of part between the residual stresses there are big differences;
- the residual stresses on the entire section of part are higher before springback and smaller after springback.

4. Conclusion

In the case of parts without flange the thickness equal to 0.1 mm:

- the higher stresses occur on the inner face; the difference between residual stresses on the inner and outer faces can be the main cause of springback phenomenon;
- the distribution of residual stresses is uniform on the part wall and connection zone between wall and bottom and is nonuniform on the part bottom; we can conclude that the springback parameters like part ovalization will not be present but the bottom curvature will take place;
- the residual stresses are smaller for both OX and OY axes after springback because of stresses relaxation.

In the case of parts without flange having the thickness equal to 0,2 mm:

- the maximum stresses occur on the inner face of part and in the wall and zone of connection wall-bottom and significant differences between the residual stresses between the inner and outer faces occur in the zone of connection wall-bottom; the difference between residual stresses on the inner and outer faces can be the main cause of springback phenomenon and the maximum values of stresses on wall and zone of connection wall – bottom can determine the intensification of springback phenomenon in such zones;
- the distribution of residual stresses is nonuniform on the part bottom and hence on such zone of part will take place the bottom curvature;
- the stresses are smaller after springback on all zones of part because of stresses relaxation.

Received: Mars 30, 2010

University Vasile Alecsandri din Bacau,
e-mail: radu_mioara_elena@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Messner A., Engel U., Kals R., Vollertsen F., *Size Effect in the FE-Simulation of Micro-Forming Processes*. J. Materials Proc. Technol., *45*, 371-376 (1994).
2. Saotome Y., Okamoto T., *An in-situ Incremental Micro Forming System for Three-Dimensional Shell Structures of Foil Materials*. J. of Materials Proc. Technol., *113*, 636-640 (2001).
3. Engel U., *et al*., *Micro Forming – From Basic Research to its Realization*. J. of Materials Proc. Technol., *125-126* , 35-44 (2002).
4. Brabie G., *Specific Phenomena During Micro Forming Processes*. Optimum Technologies, Technologic Systems and Materials, TSTM **12**, *2*, 12-15 (2006).

ANALIZA TENSIUNILOR REZIDUALE GENERATE ÎN PIESE CILINDRICE DIN TABLE METALICE SUBȚIRI REALIZATE PRIN PROCESUL DE MICRO AMBUTISARE

(Rezumat)

Realizarea pieselor de dimensiuni mici este necesară în multe domenii de activitate ca de exemplu în tehnologia electronică, pentru echipamente medicale etc. Însă, o problemă importantă în fabricarea acestor piese este comportamentul materialului. În timpul şi după procesul de micro ambutisare pot apărea defecte în material şi astfel în piesa prelucrată. Fenomenul de revenire elastică este unul dintre aceste defecte şi este determinat de distribuţia neuniformă a tensiunilor în tabla metalică. De aceea, pentru a evita aceste defecte, s-a realizat o analiză prin simulare utilizând programul Dyna Form. În această lucrare este analizată distribuţia tensiunilor reziduale întâlnite în piese cilindrice de dimensiuni mici, realizate din table metalice foarte subţiri.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PRELIMINARY RESEARCH ON MANUFACTURING TECHNOLOGY OF Ti Al6V4 ALLOY

BY

ALINA COSTAN and ADRIAN DIMA

Abstract. Titanium is a great future material not only because of its properties, but also because titanium reserves in the earth's crust are very high. Titanium content in the earth's crust is 0.61%, he occupied the fourth place after aluminum (8.13%), iron (5%) and magnesium (2.1%). As in literature, there is much controversy, certain aspects are little studied, is extremely important that research in the field of titanium alloys to continue, certain tests and trials to be rebuilt with modern equipment to obtain accurate data.

Key words: titanium, titanium alloy.

1. Introduction

The high strength, low weight and outstanding corrosion resistance possessed by titanium and titanium alloys have led to a wide and diversified range of successful applications in aerospace, chemical plant, power generation, oil and gas extraction, medical, sports, and other industries.

Titanium alloys capable of operating at temperatures from sub zero to 600°C are used in engines for discs, blades, shafts and casings from the front fan to the last stage of the high pressure compressor, and at the rear end of the engine for lightly loaded fabrications such as plug and nozzle assemblies.

Table 1
Alloys Available

More widely used alloys	Attribute/applications
Ti-6Al-4V	Workhorse general purpose high strength alloy
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (6-2-4-2)	Creep and oxidation resistant engine alloy
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (6-2-4-6)	Creep and oxidation resistant engine alloy

Table 1
Continuation

More widely used alloys	Attribute/applications
Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo (Beta C)	Beta alloy with established spring applications
Ti-10V-2Fe-3Al (10-2-3)	Beta forging alloy used for 777 landing gear
Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al (15-3-3-3)	High strength heat treatable beta sheet alloy
Ti-3Al-2.5V	Medium strength alloy used for hydraulic tubing
Ti-4Al-4Mo-2Sn (550)	Higher strength heat treatable airframe and engine alloy
Ti-5.5Al-3.5Sn-3Zr-1Nb (829)	Advanced engine alloy, creep and oxidation resistant
Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb (834)	Advanced engine alloy, creep and oxidation resistant

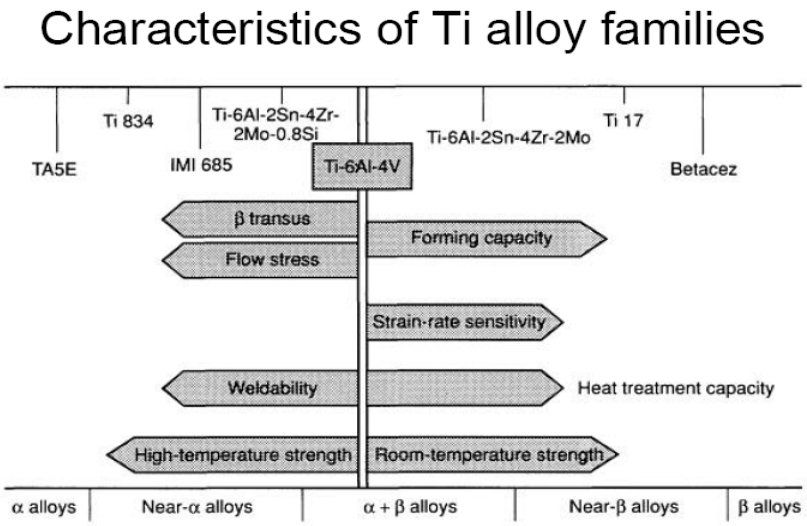


Fig. 1 – Characteristics of Ti alloy families.

Development of existing and new alloys continues with the object of obtaining further benefits in terms of overall performance, extended life and reduced cost per component.

2. Methods of Titanium Obtaining

The goal is to obtain the titanium sponge with a minimum content of impurities. But even after obtaining pure metal, during processing, special procedures must be used to avoid titanium impurification and to obtain a titanium alloy with suitable properties. Of all the methods (of obtaining of titanium sponge), currently used is the Kroll process, consists in:

• chlorination of TiO_2 in the presence of graphite, under reaction:

(1) $$TiO_2 + C + 2Cl_2 \longrightarrow TiCl_4 + CO_2$$
$$\Delta H = -176 \text{ Kj/mol at } 1{,}000cC$$

The aforementioned feedstock ores and coke are mixed and continuously fed into the fluidized-bed chlorination, and are reacted with chlorine gas introduced through the bottom of the chlorinator. Since the temperature of chlorinator is maintained at or above 1000°C by the heat of the reaction, the formed $TiCl_4$ is a high–temperature gas. Impurity metals contained in the feedstock ores, such as iron and aluminium, are simultaneously chlorinated, and are carried by the $TiCl_4$ gas into the cooler in the next step. As the high-temperature $TiCl_4$ gas is cooled in the next stages, the impurities like the iron chlorides are condendes and removed as solid wastes [1].

• purification of $TiCl_4$ (liquid) over filtration and distillation, then magneziothermic reduction in inert atmosphere (argon or helium), obtaining titanium sponge (spongy) which has a concentration of about 60% titanium, under reaction:

(2) $$TiCl_4 + 2\,Mg \longrightarrow 2\,MgCl_2 + Ti$$
$$\Delta H = -387 \text{ Kj/mol at } 800°C$$

The $TiCl_4$ is separated from the noncondensable gases and recovered as liquid. The liquid $TiCl_4$ still contains many kinds of impurities. Vanadium and aluminum chlorides with their melting point close to that of $TiCl_4$ are chemically treated for separation and removal.

• next step is vacuum distillation at 900-950°C, in order to obtain titanium sponge with 99,4-99,7 % titanium.

Sponge obtained is the raw material for titanium ingot achievement.

3. Titanium Ingot Melting

$TiAl_6V_4$ alloy is the most widely used titanium alloy alpha-beta class and is also the most common of titanium alloys.

Vanadium content up to 5% in Ti-Al alloys has the effect of increasing the plasticity and corrosion resistance.

Titanium has strong affinity for oxygen and nitrogen, and has a high melting point of 1670°C. Since conventional refractories thus cannot be used for melting titanium, titanium must be melted in a water-cooled copper crucible in a vacuum or an inert atmosphere. Titanium may be melted by the consumable-electrode vacuum arc remelting (VAR) process, plasma arc remelting (ESR)

process. Here are introduced the vacuum arc remelting (VAR) process and electron beam cold hearth refining (EBCHR) process [4].

The vacuum arc reelting (VAR) process is easy to operate and low in construction and operating cost, as compared with other melting processes, s that it is now a mainstay titanium ingot melting process in the world. The VAR process ingot production flow is shown in Fig. 2.

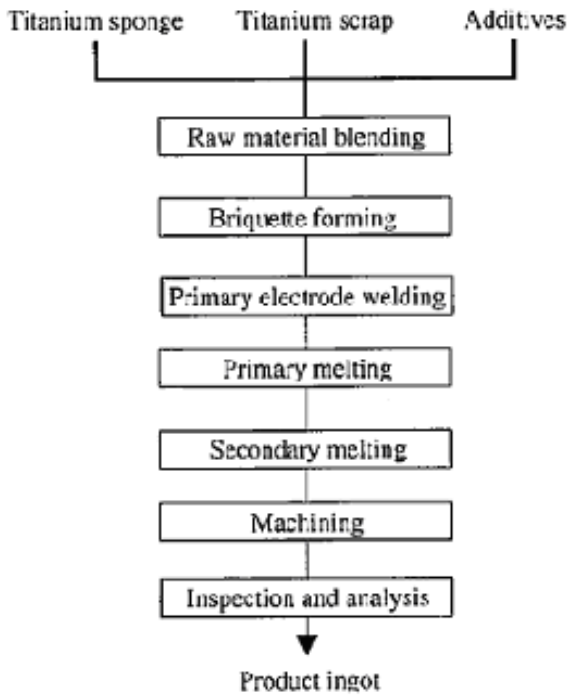


Fig. 2 – VAR process flow [4].

Titanium sponge, titanium scrap, additives, and master alloy are press formed into a briquette weighing a few tens of kilograms. These briquettes are welded under an inert gas atmosphere to form a primary electrode of a columnar shape. The primary electrode consists of a few tens to a few hundreds of briquettes, depending on the ingot size.

The raw materials and additives are equally weighed and mixed in each briquette [3]. The primary electrode is melted in VAR furnace shown in Fig. 3. The primary electrode of titanium connected to the cathode of the furnace is melted by the direct-current arc produced between the primary electrode and the water-cooled copper crucible connected to the anode of the furnace. The molten titanium is solidified in layers in the water-cooled copper crucible to form an ingot [4]. The ingot is melted one or two more times to produce a homogeneous ingot. VAR process ingots generally weigh 4 to 8 tons.

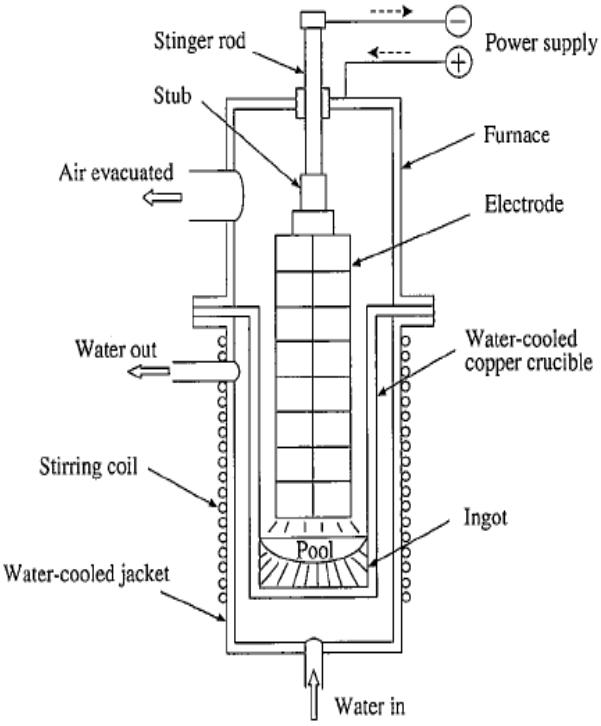


Fig. 3 – VAR furnace schematic [4].

Critical ingot quality requirements are the absence of inclusions, minimization of segregations, and good as-cast surface quality. Inclusions are mainly high-density inclusions (HDIs) due to high-melting point metals like tungsten, and low-density inclusions (LDIs) due to titanium nitride.

Both HDIs and LDIs result from high-melting point substances and are melted little in the VAR furnace with a melt temperature of about 1,800°C. The HDIs are caused by the entry of unmolten material particles from cemented carbide machining tools, welding torches made of tungsten, and master alloys. The LDIs are caused chiefly by nitride formed through air leaks in the titanium sponge production and melting steps. These HDIs and LDIs are very hard and brittle as compared with normal ingot portions, so they cause cracks and surface defects in the forging and rolling steps. Ingot segregations may be macroscopic chemical segregations or microscopic metallurgical segregations. Each type has an adverse effect on mechanical strength. Briquette homogenization and control of the primary electrod composition gradient and molten pool depth are effecting in preventing the segregations. When the melting rate is increased, the cast quality surface improves, but the molten pool depth increases to promote the formation of segregations. The conditions of hot topping, or gradually reducing the electric current in the final

stage of melting to homogenize the ingot top and float shrinkage cavities, must be appropriately selected [2]. Double melting process is considered satisfactory for all applications, because it provides an acceptable degree of homogeneity. Triple melting reduces oxygen and nitrogen inclusions bringing them to very low levels.

4. Conclusion

The titanium market is also faced with the worldwide movements the force noncompetitives producers out of business according to the principles of capitalist economy. Enhancing technology so as not to lose in this fierce competition is a serious challenge given to world's titanium producers.

A c k n o w l e d g e m e n t s. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: Mars 30, 2010

Technical University "Gheorghe Asachi" of Iaşi, Department of Materials Science
*e-mail:*alina0384@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Hanaki M. *et al.*, *Titanium*. Vol. **47**, *3*, 204 (1999).
2. Henrry J.L. *et al.*, *Development of Titanium Production Technology*. BOM Bul., 690, 39 (1987).
3. Kusamichi H. *et al.*, *Japanese Titanium Industry and its New Technology*. Agness Technical Center, 1996.
4. * * * *Nippon Steel Technical Report. 25,* (2002.
5. Sharif S., Mohruni A.S., Noordin M.Y., Vencatesh V.C., *Optimization of Surface Roughness Prediction Model in End Milling Titanium Alloy (Ti-6Al-4V)*. Proc. of ICOMAST, 55-59 (2006).

CERCETĂRI PRELIMINARE PRIVIND TEHNOLOGIA DE FABRICARE A ALIAJULUI Ti Al_6V_4

(Rezumat)

Titanul este un material de mare viitor nu numai datorită proprietăților sale, dar şi datorită faptului că rezervele de titan în scoarța terestră sunt foarte mari. Conținutul de titan în scoarța terestră este de 0,61%, el ocupând locul patru după aluminiu (8,13%), fier (5%) şi magneziu (2,1%). Deoarece, în literatura de specialitate, există multe controverse, anumite aspecte fiind puțin studiate, este extrem de important ca cercetările în domeniul titanului şi a aliajelor sale să continue, anumite teste şi încercări să fie refăcute cu aparatura modernă pentru obținerea unor date cât mai exacte.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CHOOSING FEEDBACK GAIN COEFFICIENTS FOR HYDRAULIC DRIVES WITH PROPORTIONAL PROGRAMMABLE CONTROL

BY

V.A. KOVALCHUK, N.A. VOZNIY and S.L. KOZLOV

Abstract. Non-linear mathematical model of the hydraulic drive of the press for cold plastic deformation with proportional programmable control is developed. It has been investigated how the value of feedback gain coefficient influences relative deviation of force at the hydraulic cylinder rod from the required law of variation and its recommended values are determined.

Key words: press hydraulic drive, non-linear mathematical model, proportional control.

1. Introduction

During cold plastic deformation the finished product quality is, to a great extent, dependent on the accuracy of controlling the force at the hydraulic cylinder rod.

The task of this research is minimization of the relative deviation of the force at the hydraulic cylinder rod from the required law by choosing feedback gain coefficient K_G on the basis of the development and investigation of the hydraulic drive non-linear mathematical model.

Fig. 1 shows the circuit of press hydraulic drive. The circuit includes pump *1*, valve *2*, directional control valve *3*, hydraulic cylinder *4*, pressure line *5* and working lines *6*, *7*. Valve *2* is composed of body *8*, valve element *9*, spring *10*, body *11*, servovalve *12*, throttle *13*, seat *14*, spring *15* and proportional electromagnet *16*, hydraulic cylinder 4 has feedback transducer *17*, rod *18* that interacts with workpiece *19*. The circuit also includes pressure transducer *21* and free-programmable controller *20*.

The non-linear model includes flow continuity equations for lines *6* and *5* as well as the equations of forces acting on the valve element *9*, servovalve *12* and hydraulic cylinder rod *4* [1].

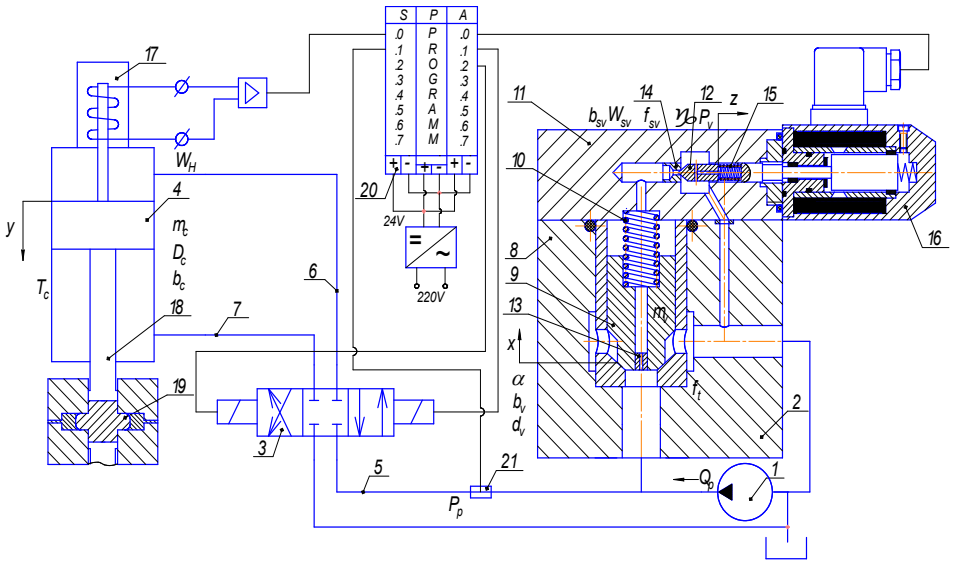


Fig. 1 – Design circuit of the press hydraulic drive.

(1)
$$Q_p = \mu \cdot \pi \cdot d_v \cdot x \cdot \sin\alpha \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot p_p}{\rho}} + F_v \cdot \frac{dx}{dt} + \mu \cdot f_t \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot (p_p - p_v)}{\rho}} + \\ + \frac{dy}{dt} \cdot \frac{\pi D_c^2}{4} + \beta \cdot W_H \cdot \frac{dp_p}{dt},$$

$$\mu \cdot f_t \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot (p_p - p_v)}{\rho}} = \mu \cdot \pi \cdot d_{sv} \cdot \sin\gamma \cdot z \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot p_v}{\rho}} + \beta \cdot W_{sv} \cdot \frac{dp_v}{dt},$$

$$m_v \cdot \frac{d^2 x}{dt^2} = p_p \cdot F_v - p_v \cdot F_v - C_v (X_1 + X) - b_v \cdot \frac{dx}{dt} - \frac{(p_p - p_v) \cdot \pi \cdot d \cdot \delta}{2} \pm \\ \pm \frac{\rho v \pi d l}{\delta} \cdot \frac{dx}{dt} - \left(p_p - p_v\right) \cdot F_v - \rho \cdot l_i \cdot F_i \cdot \frac{d\upsilon_1}{dt} - \\ - \rho \cdot \mu \cdot \pi \cdot d_v \cdot x \cdot \sin\alpha \cdot \sqrt{\frac{2 p_p}{\rho}} \cdot (\upsilon_2 \cdot \cos\alpha - \upsilon_1) + T_v \cdot sign \frac{dx}{dt},$$

$$m_{sv} \frac{d^2 z}{dt^2} = p_v \cdot f_{sv} - C_{sv} \cdot (Z_1 + Z) - b_{sv} \frac{dz}{dt} - F_S + T \cdot sign \frac{dz}{dt}$$

$$m_c \cdot \frac{d^2 y}{dt^2} = p_p \cdot \frac{\pi D_c^{\,2}}{4} - b_c \frac{dy}{dt} - T \cdot sign\left(\frac{dy}{dt}\right) - y \cdot k_r$$

where μ – flow rate coefficient, d_v – diameter of the main valve lower end, x – main valve displacement along the vertical axis, α – angle of the valve edge inclination, p_p – pressure acting on the main valve lower end, ρ – working fluid density, F_v – area of the main valve lower end, f_t – the area of throttling orifice, p_v – pressure acting on the upper end of the main valve, y – hydraulic cylinder rod displacement along the vertical axis, D_c – hydraulic cylinder diameter, β – coefficient of the working fluid compression, W_H – volume of the fluid in the hydraulic line, d_{sv} – servovalve diameter, γ – angle of the servovalve edge inclination, z – horizontal displacement of the servovalve along the axis Z, W_{sv} – volume of the fluid in the hydraulic line, m_v – main valve mass, C_v – spring strengths that presses the main valve to the seat, X_1 – the initial compression of the main valve spring, b_v – viscosity damping coefficient, F_i – input orifice area, m_{sv} – servovalve mass, T_v – valve friction force, f_{sv} – servovalve area, C_{sv} – spring force that presses servovalve to the seat, Z_1 – the initial compression of the servovalve spring, b_{sv} – viscosity damping coefficient, F_S – solenoid force, m_c – hydraulic cylinder piston mass, b_c – fluid viscosity coefficient, T_{sv} – servovalve friction force, k_r – coefficient of the resistance to the displacement of hydraulic cylinder rod, T_c – dry friction force.

For computations and mathematical modeling of the processes as well as for the investigation of the dynamic characteristics of the system MATLAB programming package was used and namely, Simulink module specially designed for solving differential equations. To reduce the number of units that are simultaneously reflected on the screen making it easier to understand the model, subsystems were used for the model construction [3].

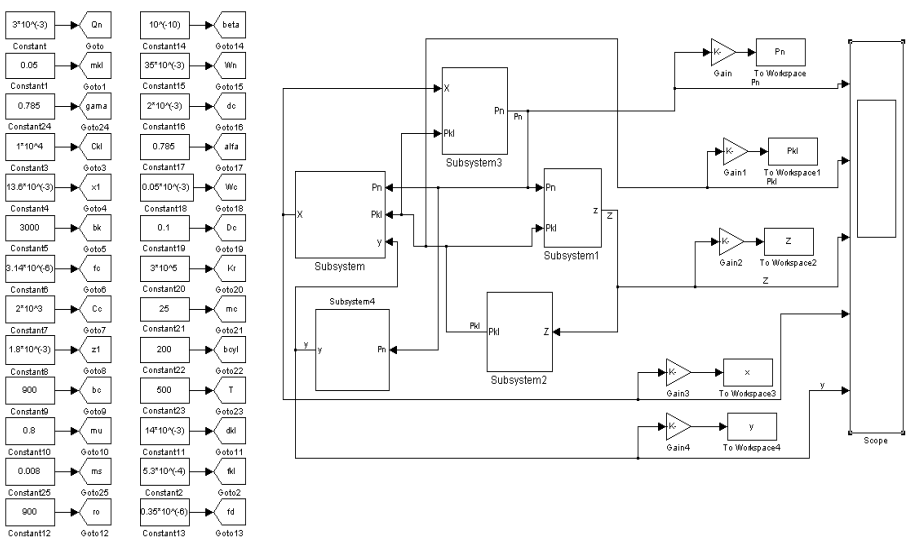


Fig. 2 – Main unit for solving the differential equations set.

The equation system of the mathematical model of the proportionally-controlled hydraulic drive was solved by analytical method using special units.

The main unit that visually represents the method for the solution of differential equations (1) is shown in Fig 2.

Fig. 3 shows the dependences of the servovalve position (z) and the main valve position (x) coordinates on the time when the control signal from the controller is transmitted to the input of electromagnet.

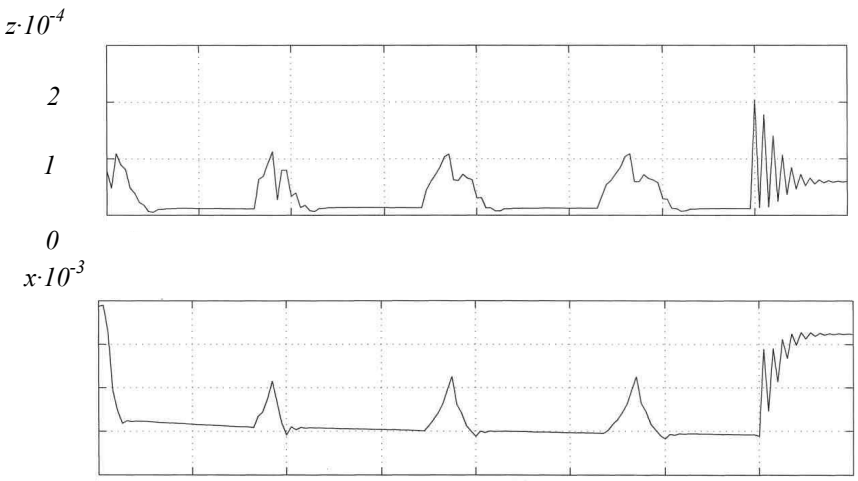


Fig. 3 – Dependences of the coordinates of the servovalve *(z)*, main valve *(x)* and the hydraulic cylinder rod *(y)* positions on time.

As the gradients of the electromagnet control signal variations are not considerable and parameters, chosen for the hydraulic drive, minimize the provision of dynamic characteristics [2], then dynamic deviation of the variables, describing the hydraulic drive state, have aperiodic character and the hydraulic drive oscillation occurs only when the loading process stops. Such character of the dynamic process is observed in both variants of feedback realization in the hydraulic drive.

Fig. 4 presents the dependences of the actual law F_{ϕ} and the required law F of the force variation at the hydraulic cylinder rod when the rod displacement feedback is used in the hydraulic drive and $K_G = 3{,}1$.

The presented dependences make it possible to evaluate the degree of the actual force variation law F_{ϕ} approximation to the required force variation law F. The approximation degree was determined as the highest relative deviation ε, % of F_{ϕ} and F values at the section with the lower gradient of the force variation. For the hydraulic drive circuit with a sensor of the hydraulic cylinder rod displacement feedback ε values lie in the range of 1,2…5,8% and the range of K_G variation is 3,9…4,1 while for the circuit with a combined feedback ε = 1,6…4,5% and variation of K_G = 2,9…3,1.

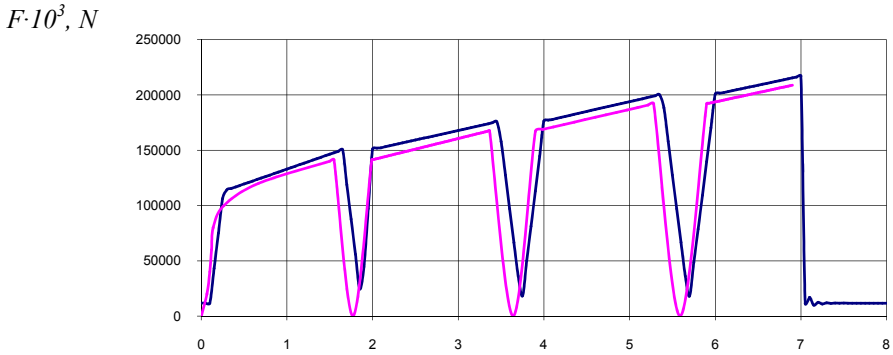


Fig. 4 – Dependences of the actual F_{ϕ} and the required F laws of force variation at the hydraulic cylinder rod when the displacement feedback is used and $K_G = 3{,}1$.

In the course of research non-linear dependences of the relative deviation value ε on $K_{G\ value}$ were determined for the hydraulic drive with the hydraulic cylinder rod displacement feedback as well as for the variant with a combined feedback. These dependences are presented in Fig. 5.

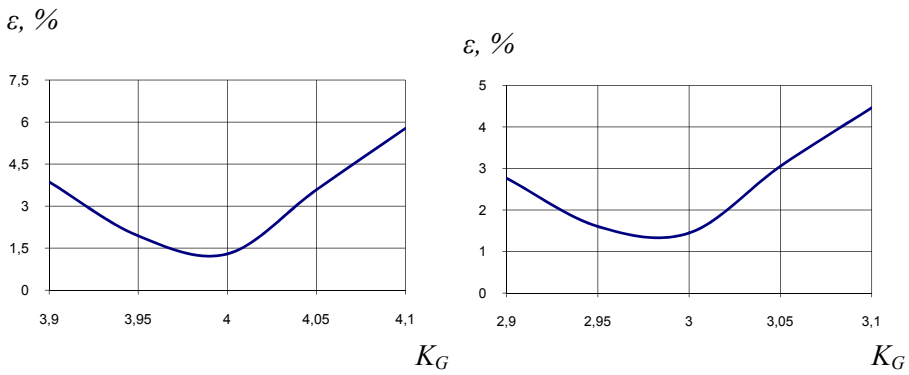


Fig. 5 – Dependence of the actual F_{ϕ} and the required F laws of variation on the value of gain coefficient K_G.

The obtained relationships enable optimal K_G value determination for both hydraulic drive variants with the minimal relative deviation value.

For the hydraulic drive variant with the hydraulic cylinder rod displacement feedback K_G is 2,96…2,98 and for the hydraulic drive variant with a combined feedback K_G is 3,98…4,00.

3. Conclusion

Using the non-linear mathematical model, actual laws of force variation

at the hydraulic cylinder rod for both variants of feedback in the press hydraulic drive are determined. Comparative study of the actual and the required laws of force variation at the hydraulic cylinder rod were performed and ranges of the relative deviation values were determined for different feedback types.

The influence of the gain coefficient on the relative deviation value is investigated and optimal values of gain coefficients are found.

It has been determined that minimal deviation of the actual load variation law from the required one is provided in the hydraulic drive with a combined feedback.

Received: Mars 30, 2010

** Vinnytsia National Technical University, Ukraine*
*e-mail:*kovalcehuk_vadim@mail.ru

R E F E R E N C E S

1. Kozlov L. G., Burennikov Yu. A., Kovalchuk V. A., Burennikov Yu. A., *Dynamic Characteristics of the Proportionally-Controlled Pressure Valve*, Bul. Inst. Polit. Iasi, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, **LV (LIX)**, *4,* 203-209 (2009).
2. Козлов Л.Г. Динамічні характеристики гідроприводу з пропорційним керуванням величини тиску / Козлов Л.Г., Ковальчук В.А., Кушпіта Н.В. // Вісник Хмельницького національного університету, Вип. № *4* (2009).
3. Черных И.В. Simulink: среда создания инженерных приложений / И.В. Черных. – М.: ДИАЛОГ – МИФИ, 496с (2003).

ALEGEREA COEFICIENŢILOR DE AMPLIFICARE PRIN RĂSPUNS PENTRU TRANSMISIILE HIDRAULICE PROGRAMATE CU AJUTORUL COMPUTERULUI

(Rezumat)

În lucrare se descrie modelul matematic non-liniar al transmisiei hidraulice a unei prese folosită la deformarea plastică la rece, programată cu ajutorul computerului (PLC). S-a determinat cum coeficienţii de amplificare prin răspuns influenţează deviaţia relativă a forţei a cilindrilor acţionaţi hidraulic din legea de variaţie dar şi din valorile recomandate ale acestor coeficienţi.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THERMAL CONDUCTIVITY DETERMINATION OF PHOSPHOROUS CAST-IRON PARTS, COATED WITH NICKEL ELECTRODE, USING IMPULSE DISCHARGE METHOD

BY

ANCA ELENA LĂRGEANU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU and PETRICĂ VIZUREANU

Abstract. The paper presents a study of thin layers characteristics obtained using Ni electrode for coating material and gray cast-iron with phosphorous eutectic as base material. Coatings were made using impulse discharge method, resulting in hard layers, with micrometric thickness. Surface quality was analysed using electronic scanning microscope, and thermal conductivity using Mathis TCI machine.

Key words: thin layers, electric arc, thermal conductivity.

1. Introduction

Surface engineering is the sub-discipline of material science focused on solid matter surface. Surface engineering techniques can be used to develop a wide range of functional, physical, chemical, electrical, electronically, magnetically proprieties wet environments resistance and anti-corrosion proprieties at the requested surface sub-layers.

The issue for superior valuing of metals and their alloys, sealed tight to optimal choice in concordance with the followed purpose, determines to know the scientific research of relation between structure and proprieties, of physical and chemical nature of different proprieties and, based on this, discovering the metallic materials possibilities to ensure some physical-mechanical and physical-chemical characteristics corresponding to present and perspective technical conditions [3].

Thermal conductivity looks at material propriety to conduct heat. Thermal conductivity of total compact material refers the heat propagation by conduction and can be expressed by thermal conductivity coefficient [2].

λ thermal coefficient depends on:

- material characteristics (nature, density), being bigger for inorganic materials and with (real) bigger densities, as the propagation by conduction is the fastest one;
- material structure characteristics (compactness, total porosity), being smaller for more porous materials, so the propagation road by conduction must detour the pours, increasing;
- porosity characteristics (closed/open, isolated/intercommunicating), being higher in open and intercommunicating pours witch is done with propagation by convection;
- material humidity, being bigger for high humidity because λ water = 25;
- general material temperature, being bigger for high temperatures, as the energetic state of matter is higher, material component particles being more mobile.

Specific thermal conductibility, so thermal conductivity, is owed to electrons movement in valence band. This is measured with heat quanity that is propagated in one second time through one cubic centimetre from the material in cause and is expressed $J \cdot cm^{-1} \cdot s^{-1} \cdot grd^{-1}$.

Cast-iron has optimal proprieties: reduced plasticity and good thermal conductivity and also advantages related to production, like good casting and machinabillty.

2. Experimental Results

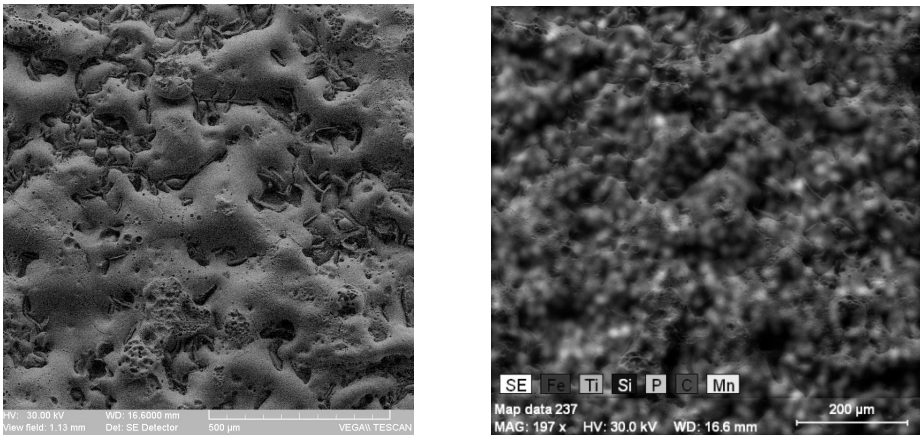
For this experiment grey cast-iron with phosphorous eutectic was used as base material witch chemical composition is shown in Table 1. This composition was determined with Foundry Master Spectrometer from Materials Science and Engineering Faculty, laboratory Proprieties of metallic materials 2. As added materials Ni, electrode was used that was deposited one and two layers. Test parts were coated by impulse discharge method Elitron 22A machine [5], located in P.M.M.2 Laboratory.

Table 1
Chemical Composition of Phosphorous Eutectic Cast-Iron

Material	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Phosphorous cast-iron	91.8	4.50	1.54	1.03	0.620	0.140	0.096	0.057	0.148

To analyse the surface quality for Ni electrode coatings electronic scanning microscope was used (SEM) located in Science and Engineering Faculty in SEM laboratory.

Ni - one layer coating. Ni one layer coating using vibrator electrode method processes compact exterior layers, without material over-lapping or oxides. Surface results in bumps due to superficial tension modification around graphite lamellas (the added material does not stick to graphite lamella).



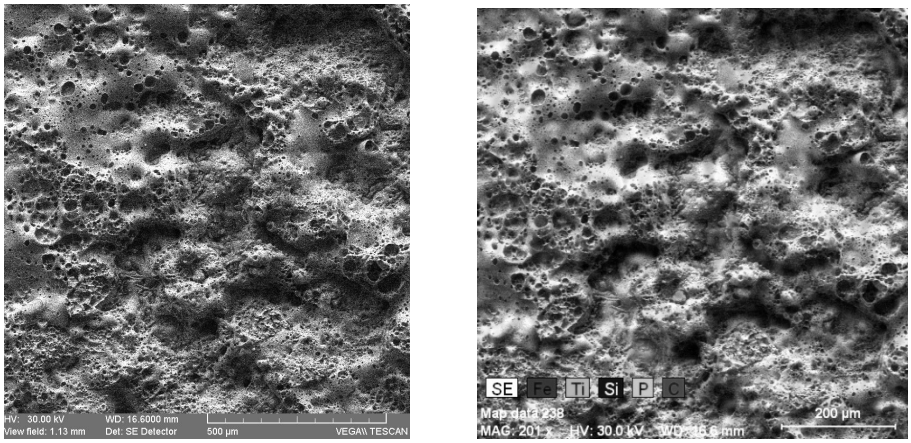
a) *b*)

Fig. 1 – Microstructures done with SEM to phosphorous eutectic cast-iron sample; *a*) Ni one layer, SE, scale 500 µm; *b*) EDX analysis for surface element distribution.

Studying the surface elements repartition made with EDX we can observe a good distribution of Ni on the surface, homogenized with the base material in micro-melting bats represented by melted electrode drops on the part surface.

Ni – two layers coating. Ni coating on eutectic cast-iron surface creates layer coatings with small bumps, compact without evidenced cracks, material over-lapping, burns or visible oxides to electronic scanning microscope.

Carbon lamellas are not so visible like in one layer coating; this is due to increasing the coating layer thickness. By EDX analysis we can see the Ni evenly deposited on the entire surface.



a) *b*)

Fig. 2 – Microstructures made by SEM to phosphorous eutectic cast-iron; a) Ni – two layers, SE, scale 500 µm; b) EDX analysis for element distribution on the surface.

Thermal conductivity was made with Mathis TCI machine present in Thermal Analysis Licence Laboratory from Science and Engineering Faculty Iaşi [1].

In case of thin layer coating stripping phenomena appears, conductivity vary depending on coated layer nature, coating technology, number of coating layers and layer compactness.

From coated layers proprieties that influence the thermal conductivity we mention, beside the layer porosity degree, no uniformity of the coating (drops, material abruption, high roughness), hardness (that is contrariwise proportional with conductivity) and coating layer thickness. Phosphorous cast-iron is one heterogeneous material with ferrite-perlitic basic matrix structure with phosphorous eutectic and graphite lamellas.

After thermal conductivity measurements the obtained data were centralised in Table 2 and shown in Fig. 3 chart.

Table 2
Thermal Conductivity Data

Nr.	Material	Thermal conductivity measured value, λ W/m K
1	Base material (phosphorous cast-iron)	27,892
4	Ni one layer	10,349
5	Ni two layers	9,889

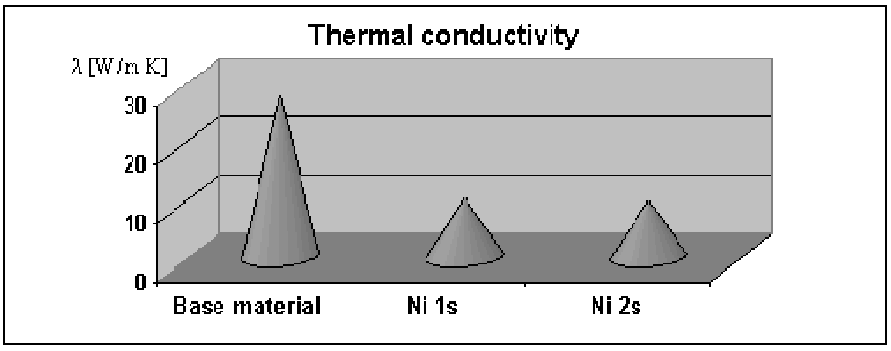


Fig. 3 – Thermal Conductivity chart for Ni electrode coated parts.

We can see that thermal conductivity value for Ni two layers can be compared with Ni one layer (λ_{Ni1s} = 10,349 W/m·K), due to the fact that Ni forms with Fe solid solutions with chemical compounds, so that Ni developing inside alloy is developing same conductivity for one or multiple layers coatings.

3. Conclusion

1. Highest thermal conductivity (λ_{MB}=27,892 W/mK) in the one of the base material without coating (phosphorous eutectic cast-iron), and in superior to any coating.

2. A big influence on thermal conductivity has the number of layers deposited that is influencing the coating thickness, as well and the surface micro-alloying, so with big number of layers thermal conductivity has higher values.

3. Thermal conductivity depends on the tipe of electrode used and tha phases that are forming at the surface, if inter-metallic compounds are developing, carbides or solid solutions from micro-alloying.

4. Thermal conductivity is influenced by the presence of oxides, porosity, cracks, layer abruptions and adherences.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: Mars 30, 2010

Technical University "Gheorghe Asachi" of Iaşi, Department of Materials Science
e-mail: pufankapuf@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Ştefan M., Vizureanu P., Bejinariu C., Bădărău Gh., Manole V., *Studiul proprietăţilor termice ale materialelor*. Edit. Tehnopress, Iaşi, 2008.
2. Bădărău Gh., *Proprietăţile materialelor metalice*. Note de curs, 2007-2008.
3. Vermeşan G., *Dezvoltarea tratamentelor de suprafaţă convenţionale*. Revista Tratament Termic, Cluj-Napoca, 1990.
4. Leinhard IV, J.H., Leinhard V, J.H., *A Heat Transfer Textbook*. Edit. Phlogiston Press, Cambridge Massachusetts, SUA, 2008.
5. *** *Instalaţie Elitron 22*. Academia de Ştiinţe, Republica Moldova, Chişinău, 1992.

DETERMINAREA CONDUCTIVITĂŢII TERMICE A PIESELOR DIN FONTĂ FOSFOROASĂ DEPUSE PRIN DESCĂRCARE ÎN IMPULS CU ELECTROD DE NICHEL

(Rezumat)

Lucrarea prezintă un studiu al caracteristicilor straturilor subţiri obţinute prin depunere utilizând ca material de adaos electrod de nichel, iar ca material de bază fontă

cenuşie cu eutectic fosforos. Depunerile au fost obținute utilizând metoda descărcării în impuls, rezultând astfel straturi dure, de grosimi micrometrice. S-a analizat calitatea de suprafață cu ajutorul microscopului cu scanare electronică, iar determinarea conductivității termice s-a făcut cu ajutorul aparatului Mathis TCI.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE STUDY OF ENERGY TRANSFER ON THIN LAYERS ACHIEVED BY IMPULSE DISCHARGE WITH WOLFRAM CARBIDE ELECTRODE

BY

MANUELA CRISTINA PERJU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, ROXANA-GABRIELA ŞTEFĂNICĂ and TUDOR RĂILEANU

Abstract. The paper aims to register tension, intensity, and time at the precise moment of mono pulse deposition, with electrode of wolfram carbide used to achieve hard-alloyed layers by vibrating electrode method. Ferrite-pearlitic iron used as base material. An assembly used for determinations, which attached to Elitron 22A spark installation. This installation consists in an electric resistance of 0,5 Ω inserted within work system and an oscilloscope with two spots. By means of oscilloscope, intensity, tension and period of mono pulse deposition measured. Diagrams achieved by using the software Statistica 5.5.

Key words: vibrating electrode, energy transfer, mono pulse deposition, wolfram carbide.

1. Introduction

The functional requirements of the machines imposed on market (higher power, improved efficiency, longer lifetime etc.) need the use of some materials with special surface (defined as the interface between material and environment) properties [4]. The achievement of such materials is a continuous challenge for research and industry.

The method of vibrating electrode uses to coating some components of the installations that work under hard conditions of abrasive wear both in humidity and dry medium [5].

Deposited layer with vibrating electrode, in terms of the predominant function of the piece during functioning, can have different purposes such as wear resistance, corrosion resistance, and special physical-chemical properties. To speak in terms of the requirements, the type of the electrode chooses.

The paper fits, by the approached domain and by the way it presents and solves a part of the proposed thematic, within avant-garde domain of the actual researches, within metallurgic domain, precisely micro alloying of surfaces by using the properties of these thin layers.

Depositions with addition material can use for increasing wear resistance of sliding surfaces of lathes beds, as well as pair-surfaces from mobile slide.

2. Methodology

Electric sparking deposition is based on the use of simple installations and easy to accomplish technologies in comparison with the other methods for metallic coatings [1].

Deposition and alloying method of metallic surfaces by electric sparking presents a series of advantages:

- It assures a layer adherent to base material;
- It is not necessary a special preparing of the surface; metals with high point of melting can deposit (Mo, W, Ti);
- Alloying can be supplemented with elements from discharging medium (azote, carbon, boron);
- Polluting effect is minimum and totally eliminates the use of some toxic non-metallic compounds such as cyanides;
- The method assures the possibility of enriching the superficial layer with azote, carbon or partial alloying such as quenching during hardening, because this process is accompanied by a very high heating of almost 10 000 ÷ 11 000°C in discharge channel.

Electric scheme and principle scheme of sparking processing present in Fig. 1. The essence of the process consists in the fact that during sparking discharge in gaseous fluid produces an erosion of the electrode (anode) and a transfer of erosion products on the superficially processed piece (cathode) takes place.

After penetrating the space between the electrodes and the start of the discharge channel (plasmatic stage of discharge), from the surface of the electrodes the evaporation and the elimination of the liquid stage starts. Under the action of the electronic component of plasma and the current from the vapors and liquid stage, on the electrodes, in the area of the energetic discharge micro-volumes of melted material are formed.

As the impulse energetic discharge (specific surface sparking discharge machining) a vapor and liquid phase splash takes place; this leads to pressure increasing in the space between the electrodes. High temperature generated by the spark leads to melting and partial mixing of the electrode material with the surface material. In time between two sparks, the low quantity of melted material solidifies creating a protection coating layer.

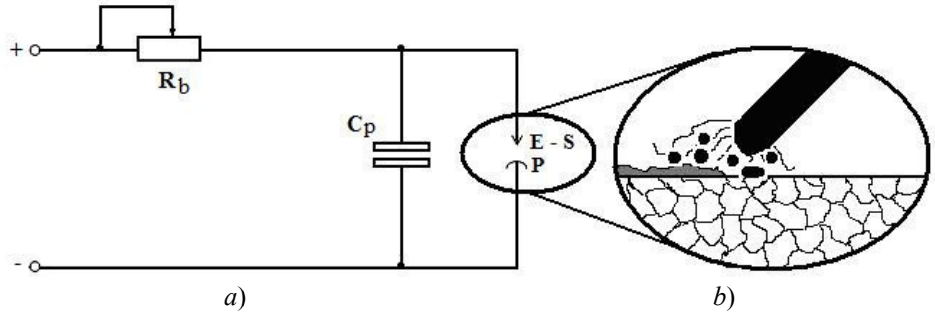


Fig. 1 – Sparking processing of metallic surfaces; *a*) Electric scheme of processing device: C_p = condenser, R_b = variable resistance, E-S = electrode coupled to cathode, P = piece coupled to anode; *b*) Scheme of superficial processing.

Because of material transfer and thermal modifications from discharge area, in the process of superficial electric discharge of metallic materials, the superficial layer of the cathode modifies its structure and chemical composition.

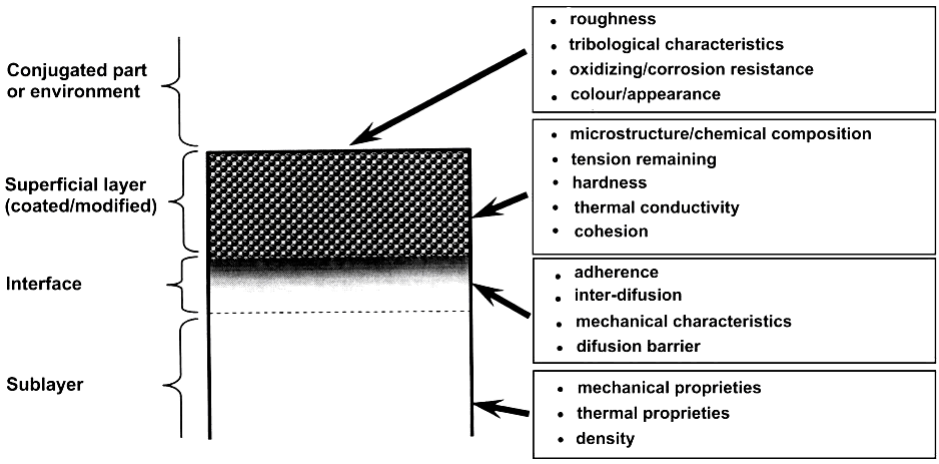


Fig. 2 – Structure and properties of deposited layer.

Characteristics of this layer can vary in terms of the electrode material, the composition of the medium between electrodes, the parameters of impulse discharges, and other conditions that interfere in the formation of the layer on cathode.

3. Results and Discussions

Coated sample parts were experimentally processed, using vibrating electrode method with “Elitron 22A” machine [6], which belongs to Faculty of

Materials Science and Engineering form Iasi, license laboratory *Proprieties of metallic materials 2*.

Ferrite-pearlitic grey cast-iron was used as base material; witch chemical composition is presented in Table 1 [3]. This composition was established with Foundry Masters Spectrometer owned by Faculty of Materials Science and Engineering form Iasi, license laboratory *Proprieties of metallic materials 2*. Wolfram carbide (WC) is used as addition material.

Table 1

Ferrite-Perlite Grey Cast-Iron Chemical Composition, [%]

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
3.97	2.87	0.25	0.06	0.07	0.28	0.126	0.17	0.03

An assembly attached to Elitron 22 sparking installation used for determinations in order to register current impulses during experiments.

In order to record the electric signals characteristic to established work regimes used an assembly composed of an electric resistance of 0,5 Ω inserted within work system and an oscilloscope with two spots. In Fig. 3 presents the electric scheme of the assembly.

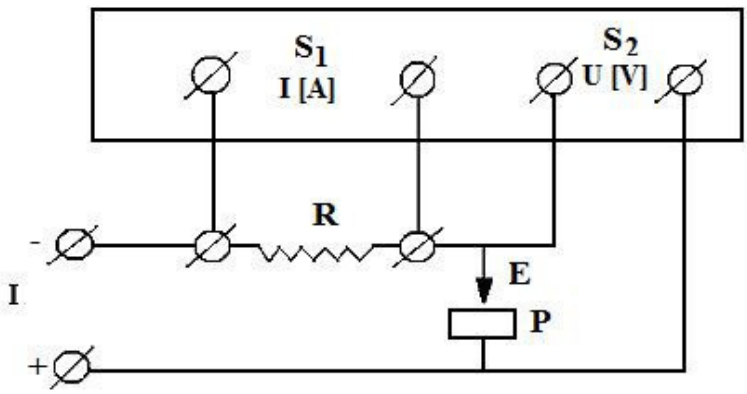


Fig. 3 – Electric scheme of the assembly; S_1 – spot 1 for measuring discharge intensity; S_2 – spot 2 for measuring discharge tension; E – electrode; P – piece; I – source; R – resistance 0,5 Ω.

The tests of deposition regimes predict – the modification of vibration amplitudes (A); - modification of intensity current regime (r).

Work current determine by measuring tension drop on resistance. For each determination measures impulse time (10^{-4}s), intensity (A), tension (V) and calculates power (with formula P = U·I [W]) and energy of mono pulse deposition (with formula E = P·t [J]). The total period of an impulse is composed of 5÷14 ms. Each electrode has different ionization capacity for

determined work regimes, through adjustment positions of the apparatus. Impulses power and energy are different in terms of physical properties and the quality of each electrode.

The data achieved for combining variants of the regime and vibration amplitude centralized in Table 2.

Table 2

Regimes of Mono Pulse Discharge for WC Electrode on Grey Iron

No.	A	r	I [A]	U [V]	t [x10^{-4}s]	P [W]	E [x10^{-3}J]	**No.**	A	r	I [A]	U [V]	t [x10^{-4}s]	P [W]	E [x10^{-3}J]
1	2	1	30	24	6	720	432	**26**	2	4	37	36	7	1332	932,4
2	3	1	31	26	5	806	403	**27**	3	4	36	38	7	1368	957,6
3	4	1	33	24	6	792	475,2	**28**	4	4	35	28	6	980	588
4	5	1	34	16	4	544	217,6	**29**	5	4	36	22	5	792	396
5	6	1	35	20	4	700	280	**30**	6	4	38	20	5	760	380
6	7	1	32	18	3	576	172,8	**31**	7	4	36	16	4	576	230,4
7	8	1	33	22	5	726	363	**32**	8	4	36	18	5	648	324
8	9	1	35	28	7	980	686	**33**	9	4	36	38	5	1368	684
9	1	2	37	34	7	1258	880,6	**34**	2	5	36	40	7	1440	1008
10	2	2	40	38	11	1520	1672	**35**	3	5	36	24	8	864	691,2
11	3	2	29	30	7	870	609	**36**	4	5	36	18	5	648	324
12	4	2	35	16	5	560	280	**37**	5	5	37	16	4	592	236,8
13	5	2	36	14	5	504	252	**38**	6	5	37	22	5	814	407
14	6	2	36	8	3	288	86,4	**39**	7	5	36	18	4	628	259,2
15	7	2	36	16	6	576	345,6	**40**	8	5	15	20	4	300	120
16	8	2	25	30	6	750	450	**41**	9	5	36	14	5	504	252
17	9	2	33	34	8	1122	897,6	**42**	2	6	36	36	8	1296	1036,8
18	2	3	34	22	6	748	448,8	**43**	3	6	36	38	10	1368	1368
19	3	3	37	26	9	962	865,8	**44**	4	6	36	20	4	720	288
20	4	3	35	26	6	910	546	**45**	5	6	35	20	5	700	350
21	5	3	36	18	5	648	324	**46**	6	6	36	10	5	360	180
22	6	3	30	22	4	660	264	**47**	7	6	36	22	6	796	475,2
23	7	3	32	22	4	704	218,6	**48**	8	6	35	16	5	560	280
24	8	3	36	18	5	648	324	**49**	9	6	36	22	5	792	396
25	9	3	36	10	3	360	108	**90**							

The software Statistica 5.5 used for realizing diagrams based on the achieved values. From the oscilloscope screen took data on intensity, tension

and period of mono pulse deposition.

The energy of mono pulse deposition with wolfram carbide electrode (Fig. 4) varies between $108 \cdot 10^{-3}$ J and $1672 \cdot 10^{-3}$ J. In the graphic notices that higher values of energy achieve at average and high regimes (r4, r5, r6), with bigger values of amplitude (*e.g*: E = $1036{,}8 \cdot 10^{-3}$ J (r6, A2), E = $1368 \cdot 10^{-3}$ J (r6, A3), E = $1008 \cdot 10^{-3}$ J (r5, A2), E = $932 \cdot 10^{-3}$ J (r4, A2), E = $957{,}6 \cdot 10^{-3}$ J (r4, A3)). Generally, the values of deposition energy are high, so in 49 experiments, 15 values were over $650 \cdot 10^{-3}$ J, among them 4 values are over $1000 \cdot 10^{-3}$ J.

Deposition energy is inverse proportional with the size of mono pulse resistance, meaning that metallic bath and the plasmatic area that surround the electrode and melted drop have components that give a relative small electric resistance.

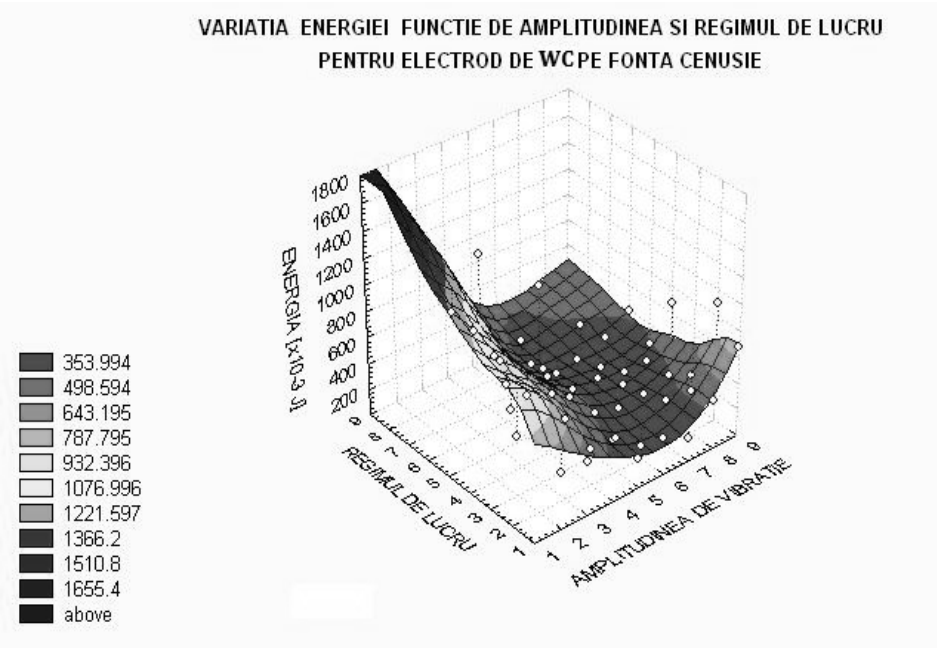


Fig. 4 – Variation energy according to amplitude and work regime for wolfram carbide electrode.

The power of mono pulse discharges in wolfram carbide depositions varies in the interval 288 W and 1520 W, being noticed high values of the 49 experiments, only 4 values being under 500 W.

In Fig. 5 notices that high values achieve when the amplitudes are low no matter the regime (*e.g*: P = 1258 W (r2, A1), P = 1520 W (r2, A2), P = 1332 W (r4, A2), P = 1368 W (r4, A3), P = 1440 W (r5, A2), P = 1296 W (r6, A2), P = 1368 W (r6, A3)).

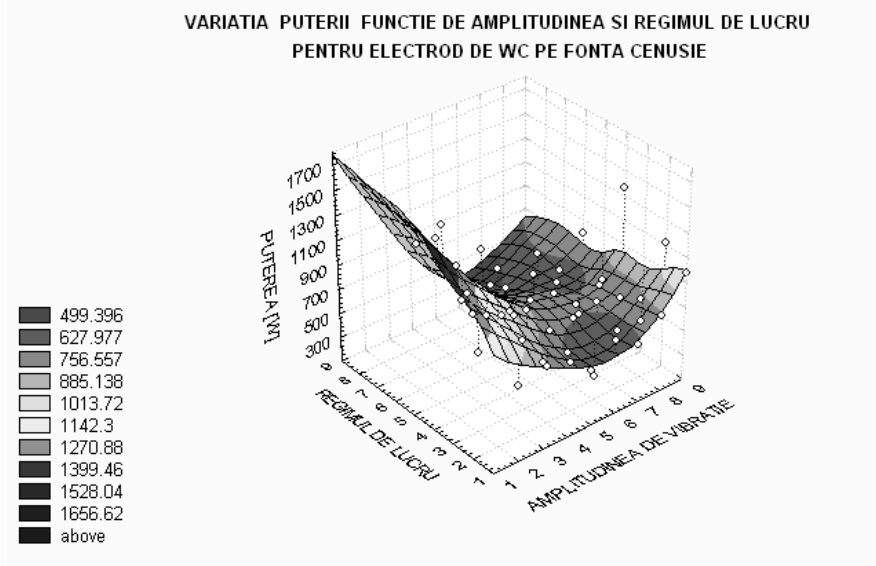


Fig. 5 – Variation of power according to amplitude and work regime for wolfram carbide electrode.

3. Conclusions

1. From 3D graphic of mono pulse energy variation with work regime and amplitude notices the fact that high values of energy achieve for intense regimes and high amplitudes.

2. Both for energy and for power the minimum values we achieve when using average regimes and amplitudes.

3. It is important energetically and technologically to correlate the regime and amplitude with the electrode and the type of the base material, for realizing uniform depositions without burnings, pores or material covers.

Received: Mars 30, 2010

Technical University "Gheorghe Asachi" of Iaşi,
Department of Materials Science
e-mail: cryss_ela@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Alexandru A., Strugaru S. I., *Alierea şi depunerea superficială prin scânteie electrică. Influenţa tratamentelor termice asupra caracteristicilor straturilor.* Edit. Tehnopress, Iaşi, 5-30 (2008).
2. Galinov, I.V., Luban, R.B., *Mass Transfer Trends During Electrospark Alloying*. Surface and Coatings Tehnology, *79*, 9-18 (1996).
3. Perju M., Nejneru C., Răileanu T., Axinte M., Hopulele I., *Researches Concerning*

the Hardening of the Grey Cast Iron Through the Vibrating Electrode Method Using a WC Electrode and in Combination with TiC and Ti Electrode. The Annals of "Dunarea de Jos" University of Galati, **IX**. Metallurgy And Materials Science, *1*, 2008.

4. Topală P., Teză de doctorat, *Studiul fundamental şi aplicativ al efectelor electroerozive în tehnologiile neconvenţionale*. Chişinău, 2008.
5. Vermesan G., Vermesan E., Jichisan-Matiesan D., Cretu A., Negrea G., Vermesan H., Vlad M., *Introducere în ingineria suprafeţelor*. Edit. Dacia, 1999.
6. * * * *Instalatie Elitron 22*. Academia de Stiinte, Republica Moldova, Chisinau, 1992.

STUDIUL TRANSFERULUI DE ENERGIE LA STRATURI SUBŢIRI OBŢINUTE PRIN DESCĂRCARE ÎN IMPULS UTILIZÂND ELECTROD DIN CARBURĂ DE WOLFRAM

(Rezumat)

Lucrarea are ca scop înregistrarea tensiunii, intensităţii şi a timpului în momentul depunerii unipuls, cu electrod din carbură de wolfram utilizat pentru obţinerea de straturi dure prin aliere folosind metoda electrodului vibrator. Ca material de bază s-a folosit fontă cenuşie ferito-perlitică. Pentru determinări s-a utilizat un montaj, ataşat instalaţei de scânteiere Elitron 22A, format dintr-o rezistenţă electrică de 0,5 Ω inserată în sistemul de lucru şi un osciloscop cu două spoturi. Cu osciloscopul s-a măsurat intensitatea, tensiunea şi durata depunerii unipuls. Diagramele s-au obţinut folosind programul Statistica 5.5.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ALTERNATIVES FOR RE-USE OF SLUDGE FROM WASTE WATER TREATMENT

BY

ANDRA MIHAELA PREDESCU* and BOGDAN STROE**

Abstract. Sludges from wastewater treatment process must be treated in a safe and effective manner. It is very important that this sludge not to be contaminated with toxic organic and inorganic compounds. There are many ways to manage these sludges. One very important is this use on agriculture, as support for different crops, after their pre-treatment thus the content of hazardous pollutants to be reduced and even totally destroyed.

Key words: biodegradable wastes, sludge, soil, biogas.

1. Introduction

Sludge originates from the process of treatment of waste water. Due to the physical-chemical processes involved in the treatment, the sludge tends to concentrate heavy metals and poorly biodegradable trace organic compounds as well as potentially pathogenic organisms (viruses, bacteria etc) present in waste waters. Sludge is, however, rich in nutrients such as nitrogen and phosphorous and contains valuable organic matter that is useful when soils are depleted or subject to erosion. The organic matter and nutrients are the two main elements that make the spreading of this kind of waste on land as a fertilizer or an organic soil improver suitable.

The Sewage Sludge Directive 86/278/EEC seeks to encourage the use of sewage sludge in agriculture and to regulate its use in such a way as to prevent harmful effects on soil, vegetation, animals and man. Treated sludge is defined as having undergone "biological, chemical or heat treatment, long-term storage or any other appropriate process so as significantly to reduce its fermentability and the health hazards resulting from its use". To provide protection against potential health risks from residual pathogens, sludge must

not be applied to soil in which fruit and vegetable crops are growing or grown, or less than ten months before fruit and vegetable crops are to be harvested. Grazing animals must not be allowed access to grassland or forage land less than three weeks after the application of sludge. The Directive also requires that sludge should be used in such a way that account is taken of the nutrient requirements of plants and that the quality of the soil and of the surface and groundwater is not impaired.

Within the term "biodegradable waste" we can consider livestock manures, sewage sludge, organic fraction of municipal solid waste and the residues of some industries (food processing, paper, textiles, wood, etc).

2. Biodegradable Wastes

It is a difficult task to estimate the industrial and agricultural quantities of bio-waste (waste versus byproducts), the variable or unknown water content and the "in situ" recycling operations. The quantity of sludge has been increasing greatly in Europe after the implementation of Council Directive 91/271/ECC on urban wastewater treatment. Recent official reports coming from a survey financed by EU results in a production of 7,5 millions of tones (dry matter).

In our country, the Council Directive 91/271/ECC is implemented by Order no. 344 / 2004 referring to wastewater sludge requirements in case of theirs use onto agriculture soils.

The environmental balance of the various options available for the management of this waste can depends on a number of local factors, inter alia collection systems, waste composition and quality, climatic conditions, the potential of use of various waste derived products such as electricity, heat, methane-rich gas or compost. Thus, the objectives followed for managing the wastes are:

- The promotion of the biological treatment of organic waste by harmonizing the national measures in order to prevent or reduce any negative impact on the environment.
- The protection of soil and the insurance in the use of bio-waste results in agricultural benefit.
- The insurance that human, animal and plant health are not affected by the use of bio-waste.

The main steps for wastes management is the separate collection, composting, anaerobic digestion (biogas recovery), biological treatments and finally uses on land.

Only treated bio-waste is allowed to be spread on land. High quality standards for compost are required.

In the next graph, the maximum admitted values are given for metals, as mg/kg dry soil, from soil and also from sludges, as comparison.

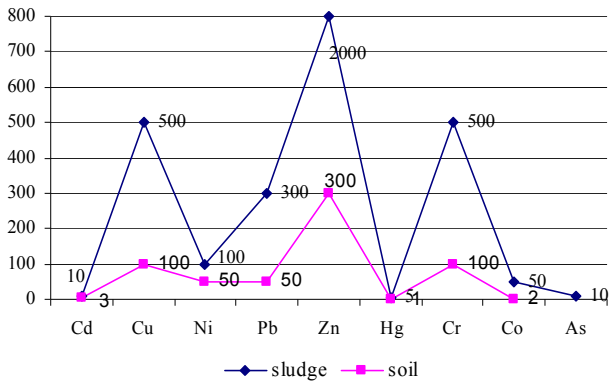


Fig. 1 – Maximum admitted values, mg/kg dry soil, for metals from sludge and from soil where the sludge is use.

In wastewater treatment plants, the high quantities of sludges may be an important source of organic matter for agriculture soil. This type of sludge contains fertilizing substances, about 50% from nitrogen and potassium being present in fermented sludge. This percentage decreases by drying and dewatering of the sludge. The content of fermented liquid sludge is presented in Table 1.

Table 1

Content of Fermented Liquid Sludge (25% Dry Solids) as Nutrients

Type of sludge	Nitrogen %	Phosphate (P_2O_5) %	Potassium (K_20) %
Fermented, liquid	3,5-6,4	1,8-8,9	0,24-0,48

There are also other ways to re-use the sludge. The agricultural use or land application of organic waste is considered the best environmental option. The management of biodegradable wastes may be a tool for the future use of them as soil amendments by help of the neutral obtained compost. For our country, as well as for European Union countries, the limit of these methods is given by metals presented in sludge (especially heavy metals). Also there appears a difficult situation in funding the proper site not too far from sludge source to spread them.

3. Alternatives for re-use of Biodegradable Wastes

One of the alternatives for re-use of biodegradable wastes is the use of these as *road construction materials*, combined with a marine alga. This represents a new re-use alternative in order to preserve natural resources,

having in mind the difficulty of choosing a proper method for diminution of environmental impact. Using a proportion of 0, 20, 50, 80 % clay content, it can be obtained palletized aggregates with density between 1,48 and 2,25 g/cm^3, in comparison with 2,56 g/cm^3 as granite density. Another re-use option is the obtaining of *biogas*, as a mixture of combustible gasses formed by organic matters decay in wet atmosphere and without oxygen. The main component of biogas is the methane. The process of biogas formation is the anaerobic fermentation between 20 – 45°C, in the presence of two bacteria species:

- Bacilus cellulosae methanicus, responsible for methane formation and
- Bacilus cellulosae hidrogenicus, responsible for hydrogen formation.

With the help of anaerobic fermentation, the microorganism decomposes the organic matter, releasing some metabolites as carbon dioxide and methane. Among the chemical components of organic matters, the highest conversion rate belongs to the cellulose, hemicelluloses and fats.

An industrial biogas plant has as components:

- Wastewater pump station;
- Settling tank;
- Sludge dewatering device;
- Sludge pump station;
- Anaerobic fermentation chamber for biogas capture.

By help of anaerobic fermentation the high quantities of biogas may result. From anaerobic fermentation is obtained a stabilized sludge which can be valorized into agriculture or used as inert material for disposal. There are some factors influencing the quality of anaerobic fermentation, from material quality and installation parameters to enzymatic equipment, more difficult, with complex methods for investigation. Some of process factors are presented below:

- *Solids substances concentration from sludge* chosen to assure water consumption for bacteria; it is important a concentration about 5-10% solids; highest concentration made difficult the pump and homogenized process.
- *Organic component of the solid phase* is very important parameter for gas production; it is assumed that about 50% from organic component means a relative stability for sludge. The gas composition is influenced by decomposition rate of organic matter. The main groups which influenced the quantity and gas fermentation composition are: carbon hydrates, proteins and fats.

In the Table 2 the specific production and gas composition of the three organic substances groups are presented. Anaerobic fermentation is suitable for almost organic substances, except lignin and mineral oils.

Table 2
Gas Production and Composition for the Main Organic Substances Groups from Sludge

Group	Gas production cm^3/g substance	Gas composition, %
Carbon hydrates	790	50 CH_4+50 CO_2
Fats	1250	68 CH_4+32 CO_2
Proteins	704	71 CH_4+29 CO_2

- *Mineral components,* especially nitrogen and phosphorous salts, are important for anaerobic fermentation. Some cations (Ca^{2+}, Mg^{2+}, Na^+, K^+, NH^+) have an inhibiting action for anaerobic fermentation for concentrations higher than 10 g/l. In Table 3, the limits for some substances influencing the fermentation process are presented.

Table 3
The Limits for Concentrations of Some Substances with Influence on Fermentation Process

Substance	Conc. mg/l	Substance	Conc. mg/l
Sulfides	200	Calcium	2000- 6000
Soluble heavy metals	1	Magnesium	1200-3500
Sodium	5000-8000	Ammonia	1700-4000
Potassium	4000-10000	Free ammonium	150

- *Optimum value pH* is situated between 6,8 and 7,6;
- *Temperature influence*; anaerobic fermentation takes place between 4 and 60°C; the microorganisms are very sensitive with temperature variations even between 2-3°C.
- *The mixing – recirculation – inoculation* has as objective the mixing of the settled sludge with the upper sludge from surface, obtaining a fast decay of organic substance and in this way a short time for fermentation process.

Aerobic fermentation represents as well as anaerobic fermentation a biochemical decay process of degradable organic compounds. This alternative, it is possible by separately aeration of sludge (primarily, secondary or mixed) in open tanks. This alternative it is recommended when there is not primarily treatment and for high quantity of activated sludge. The equipment for aerobic fermentation is designed for about 8…15 days, depending on sludge characteristics.

Table 4
Data Referring to Aerobic and Anaerobic Fermentation

Characteristics	Aerobic Fermentation	Anaerobic Fermentation
Retention time days	8 - 15	15 - 20
Energy consumption KWh/m^3 sludge	5 - 10	0,2 - 0,6
Comments	Low cost for investment; high energy consumption	High cost of investment and exploitation; Low energy consumption; Energy resource by gas production

Comparing the two systems, it is obviously that anaerobic stabilization is more efficiency then aerobic one, especially energetically point of view. These aspects are presented in Table 4.

4. Other Solutions for Treatment and Mitigation of Sludge Inadequate for Agriculture Use

In case of high content of hazardous organic and inorganic compounds in sludges, the incineration may be a solution.

The incineration of the sludge lead to the completely oxidation of the organic compounds and metallic compounds may be found as ash. Incineration equipments have to be designed with washing and filter equipments for exhausted gasses and it is very important that the sludge for incineration to be dewatered. Also, the anaerobic and aerobic stabilization is very important because in this way is diminished the caloric value of the waste. The sludge processing before incineration has to lead to auto - combustion.

The usual equipment for sludge incineration consists of circular rotary kilns with multiple hearths or fluidized beds.

Also, in case of neutralization of a dewatering sludge, the *disposal* can be an option.

The disposal involves landfills. These may be on public land such as a municipality owned landfill, or on private land. Landfill operators commonly require 15 to 30 % sludge (solids). The minimum concentration required is often determined by local sanitary landfill regulations.

For example, for alum sludges, effective landfilling requires the solids concentration to be at least 25%. At lower concentrations, land application is more appropriate.

3. Conclusion

In Romania, the most wastewater treatment plants use only mechanical and biological treatment stages. The mechanical treatment consists of screening and primarily settling. Biological treatment consists of aeration, secondary settling, and pump station for recirculation of the sludge.

Sludge treatment plant is rarely used or its function is difficult. In case of its operation, this consists of gravitational thickening tanks, fermentation equipments and dewatering platforms.

Most of situations, raw sludge is disposed on platforms, the only treatment step being a natural dewatering. Actually, the treatment efficiency is very low, in comparison with designed technologies.

According to the latest reports regarding the use of sludge in agriculture, it is can be observed that in 2003, the quantity used for agriculture was about 12% and in 2008 was about 14%, for our country.

The first condition for sludge use into agriculture is its anaerobic fermentation, followed by natural or mechanical dewatering and disposal for at least 60 days.

The spreading of the sludge onto agriculture soil is a very well method, with benefits regarding the crops and the soil quality.

Limits of the application are given by inadequate composition of the sludge (heavy metals) and by the difficult option to find a proper site at a covenant distance.

Options for waste management, including also the sludges, are:

- Prevention/minimization of wastes;
- Reuse/recycling;
- Energy efficiency;
- Agriculture use;
- Final treatment (incineration)/ disposal.

Received: Mars 30, 2010

** Politehnica University of Bucharest,*
e-mail: andra. predescu@ecomet.pub.ro
*** Dolj Police Department*

R E F E R E N C E S

1. *** *Use of Reclaimed Water and Sludge in Food Crop Production*. National Academy Press, Washington D.C., 1996.
2. Eckenfelder W.W., Musterman J.L., *Activated Sludge Treatment of Industrial Wastewater*. Technomic Publishing Company, Inc., Basel, Switzerland, 1995.

3. Cherenmisinoff N.P., *Biotechnology for Waste and Wastewater Treatment*. Noyes Publications, Westwood, New Jersey, USA, 1996.

ALTERNATIVE PENTRU REUTILIZAREA NĂMOLULUI PROVENIT DE LA EPURAREA APELOR UZATE

(Rezumat)

Nămolurile rezultate de la epurarea apelor uzate trebuie tratate într-un mod eficient şi sigur. Este foarte important ca acest nămol să nu fie contamint cu compuşi toxici organici şi anorganici, existând diferite modalităţi de gestionare a acestro deşeuri. Una din aceste modalităţi este utilizarea în agricultură, ca suport pentru diferite culturi agricole, după tratamentul acestora astfel ca în cazul poluanţilor periculoşi aceştia să fie reduşi cantitativ sau chiar distruşi în totalitate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXAMINATIONS REGARDING THE CAUSES OF APPEARANCE OF THE EMBEDDINGS IN THE CAST CAR COMPONENTS MADE OF ALUMINIUM WITH SILICON AND MAGNESIUM MIXED METALS

BY

ANDRA MIHAELA PREDESCU

Abstract. The paper presents the results of the investigations made on cast pieces at SC MATRICON SA Tg. Mures, consisting of aluminium with Si and Mg mixed metals, in order to establish the nature of the embeddings and the causes that led to their appearance.

Key words: aluminium.

1. General Considerations

Due to the mechanic and special casting properties, the aluminium mixed metals are often used for the founding of the pieces with heavy loads from the car manufacturing industry, such as the brake drum, plungers, cylinder heads, engine blocks etc.

When casting the aluminium mixed metals that contain more than 1 % Mg the strong oxidation of the smelting surface. This can be explained by the fact that the oxides cover on the smelting surface contains a big quantity of magnesia MgO because magnesium has a greater affinity to oxygen than aluminium for oxygen.

In execution there are known different methods for protecting the aluminium and its mixed metals, among which the most important are:

- the use in loads of raw materials, refined through sanding, scraping etc.;
- the execution of the smelting in ovens with small contact surface between the liquid and the air;
- the use of a neutral or protective atmosphere;

- the maximum speed-up of the melting operation, without overheating the metal before being evacuated from the oven;
- refining the metal or the mixed metal through different methods: with fluxes, through flotation, through filtration etc.;
- the degasification of the metal (through ebullition with rare gas, with active gas, with the help of rectifiers, through vibrations, with the help of the current etc.).

The covering-refinement fluxes protect the mixed metals against the action of the oven atmosphere, favours the purification of the mixed metals from the oxides embeddings and degasification. The refinement action of the fluxes is shown through the adsorption up to 10% of weight alumina and adsorption (dissolution) up to 1% H_2. This way, hydrogen that forms complexes with alumina is also eliminated. The covering- refinement fluxes need to be low-melting and lighter than the treated mixed metals, to have a good fluidity and a raised surface tension. These conditions are met when choosing correctly the components that enter in the composition of the fluxes mixtures. The sodium chloride and the potassium chloride, in the ratio 1:1, form an eutectic, the sodium fluoride increases the surface tension and the cryolite Na_3AlF_6 favours the adsorption and dissolution of the alumina. In the mixed metals with increased magnesium content, the oxides cover is mostly made of magnesia on which the cryolite does not have an absorbing action. The refinement of these mixed metals is done with a flux that contains carnallite ($MgCl_2.KCl$) because the magnesium chloride absorbs well the magnesia.

A special group is made of the *universal fluxes that exercise at the same time a refining, protecting and modification action on the mixed metals.*

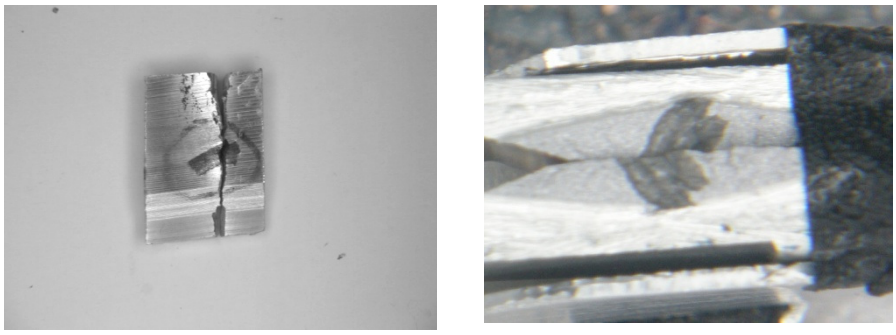
The refinement methods through adsorption posses a common disadvantage: de refinement gases and the fluxes cannot act in the entire volume of the melting and this is why they purify only the sectors through which the gases flow or the sectors in which the melting is in contact with the flux.

2. Experimental Investigations

The experimental researches were done on a lot of 6 pieces coming from SC MATRICON SA Tg. Mures, having embeddings between 2 and 10 mm^2, discovered during the mechanic processing.

The investigations consisted in determining the nature of the embeddings through the micro structural analysis made through scanning electronic microscopy (SEM), energy dispersing X-ray microanalysis (EDAX), the qualitative analysis through X-ray diffraction and determining their micro hardness.

The image from Fig. 1*a*) presents the embedding that can be seen with the naked eye on sample P1, embedding of rectangular shape with the length of 5mm and the width of about 3 mm.



a) *b*)

Fig. 1 – *a*) The image of the embedding; *b*) The image of the embedding in pic.*1.a* in the breakage surface.

The image in Fig. 1*b*) presents the aspect of the breakage surface of sample P1. The central dark grey contact area presents the two parts of the same breakage surface of the embedding in the Fig. 1*a*).

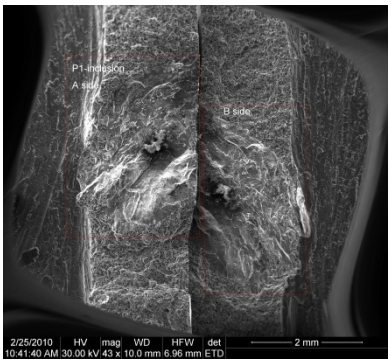


Fig. 2 – Scanning electronic microscopy image (SEM) magnified 43x, that represents the embedding breaking surface built-in the mixed metal.

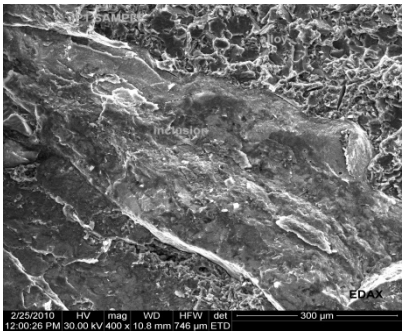


Fig. 3 – The microstructure of the breakage surface of sample P1 (embedding built-in the mixed metal).

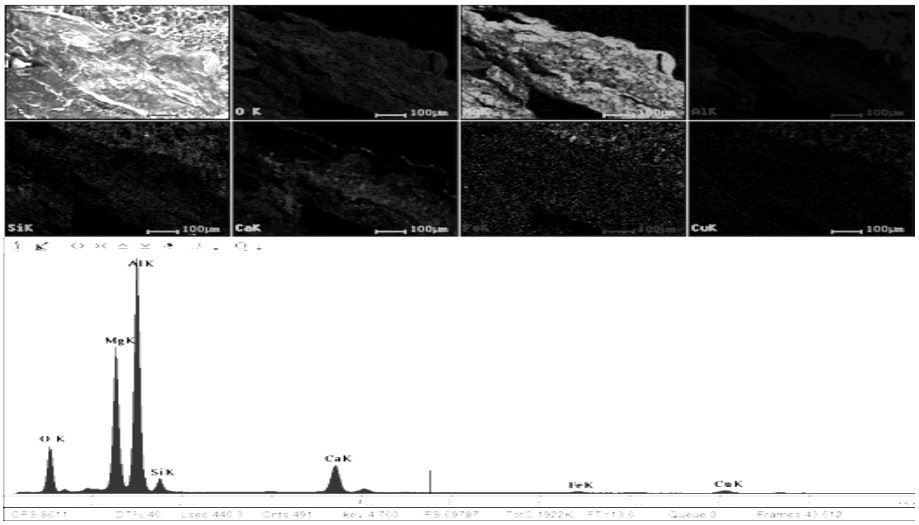


Fig. 4 – *a*) In the low part of the image it is highlighted the energy dispersing X-ray spectrum (EDAX) obtained on the microarea in picture 3 (embedding built-in the mixed metal). It can be noticed in this microarea the presence of the elements: O, Mg, Al, Si, Ca, Fe, Cu; *b*) in the upper left corner it is highlighted the aspect of the micro area marked out; *c*) the other frames of the image presents the distribution of the X-ray characteristic in the micro area from the upper left frame of the image (image also presented in picture 3).

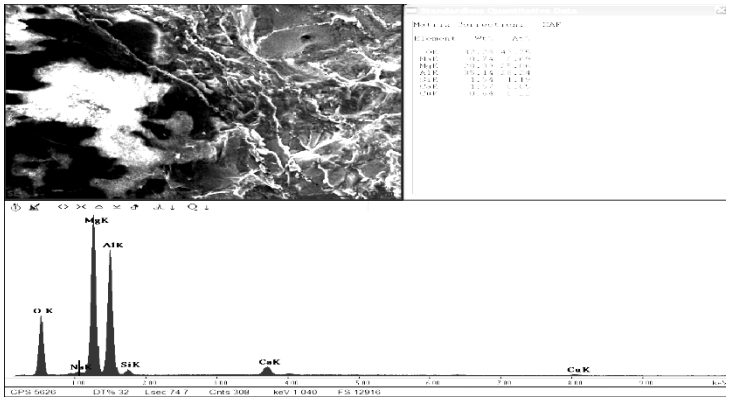


Fig. 5 – A detail of the embedding in picture 2 (B side), the X-ray spectrum (EDAX) and the result of the qualitative analysis corresponding to the embedding. It can be noticed the presence in the embedding of the elements: O, Mg, Al as major elements, Na, Si, Ca and Cu as minor elements. The images presented demonstrate clearly the fact that the embedding is a mixture of oxides of Mg, Al (major) and less Si and Ca oxides.

The image above shows the presence in the embedding mainly of the elements oxygen (O) and magnesium. In embedding calcium, silicon and

aluminium are present. The elements aluminium, silicon, iron and copper are mainly present in the mixed metal**.** Magnesium is also present in the mixed metal.

Establishing the nature of the embeddings was done through X-ray diffraction qualitative analysis, made at the X-ray diffractometer Panalytical X'Pert PRO MPD. It was used a characteristic X-ray beam CuK_{α} monocromatized with Ni filter. The diffraction geometry (gaps, collimators) was optimized so as the incident X-ray beam to cover mainly the surface of the embedding.

The diffractogram obtained on the area that contains the embedding in sample P2, is presented in picture 6.

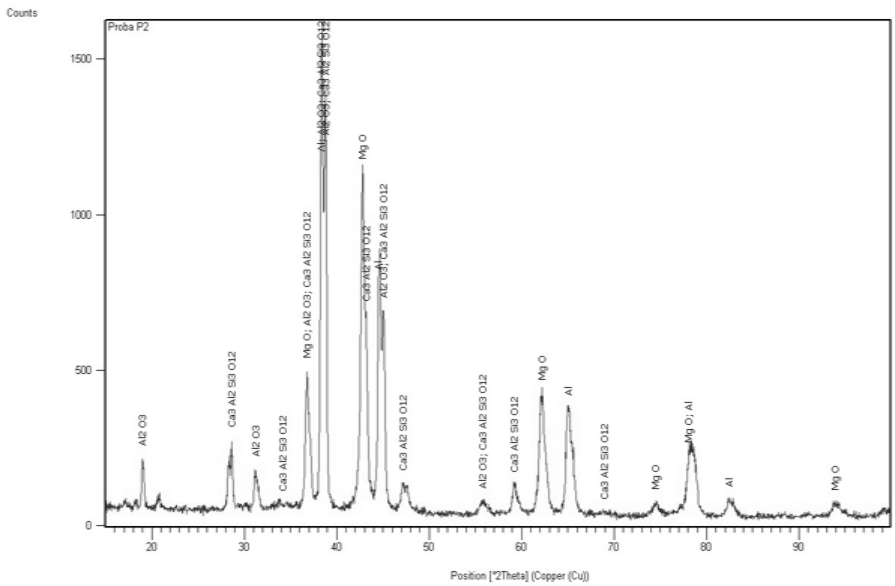


Fig. 6 – The X-ray diffractogram (indexed) obtained on the embedding from sample P2.

The indexing of the diffractogram obtained reveals the followings:

- In embedding it is present, as majority phase *the magnesia (MgO)*, with cubic crystalline chain with centred sides, having the main maxima at the angle 2θ = 42,90°;
- As minority phases there are present the compounds *γ-Al_2O_3 and $Ca_3Al_2Si_3O_{12}$*. The compound Al_2O_3 is crystallized in cubic chain with centred sides, having the main maxima at the angle 2θ = 45,67°, and the compound $Ca_3Al_2Si_3O_{12}$ is crystallized in quadrangular chain, having the main maxima at the angle 2θ = 28,49°;

- *The aluminium* (crystallized in cubic chain with centred sides, having the main maxima at the angle 2θ = 38, 47°) derives from the mixed metal around the embedding irradiated by the incident beam.

The micro hardness μHV_{65} determined on areas of the embedding had values between 694 – 794, very big values, that have led to the degradation of the cutting tools, as can be seen in pictures 7 and 8.

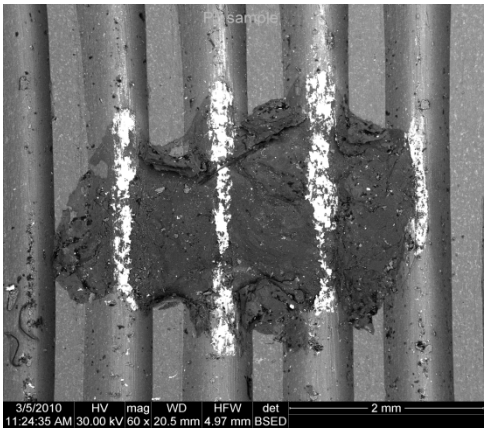


Fig. 7 – Scanning electronic microscopy image(SEM) magnified 60x, that represents the embedding in sample P5 built-in the mixed metal.

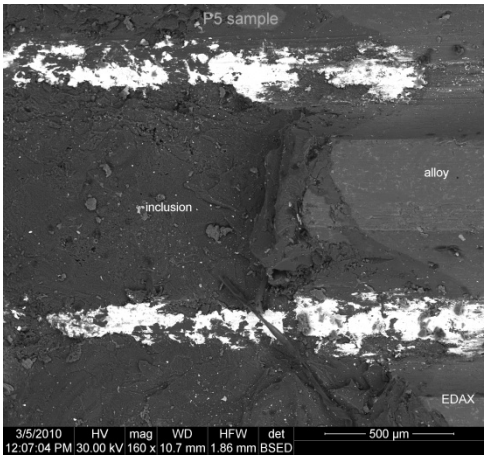


Fig. 8 – Scanning electronic microscopy image (SEM) magnified 160x, that represents the embedding built-in the mixed metal.

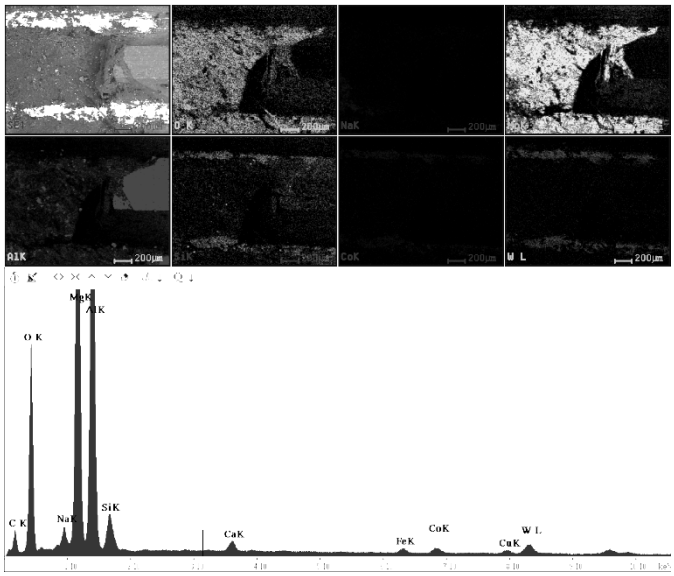


Fig. 9– *a*) In the lower part of the image it is highlighted the energy dispersing X-ray spectrum (EDAX) obtained on a micro area in picture 2 (embedding built-in the mixed metal). It can be noticed the presence in this micro area of the elements**:** C, O, Na, Al, Mg, Si, Ca, Fe, Co, W and Cu; *b*) In the left upper corner of the image it is highlighted the aspect of the micro area also present in picture 2; *c*) the other frames of the image present the distribution of the X-rays characteristic in the micro area in the upper left frame of the image (image also present in picture 2).

The image above shows the presence in the embedding in sample P5 mainly of the elements oxygen (O), magnesium (Mg) and aluminium (Al) and less calcium (Ca) and iron (Fe). Cobalt (Co), wolfram (W), silicon (Si) are major elements in light contrast stripes that appear in the image from the upper left corner in picture 5. Probably there are W and Si carbides in these stripes that can come from the cutting tools used when processing sample P5, what confirms the fact that the embedding has a very big hardness.

Depending on the size of the embeddings, these can either come from the lining of the elaboration oven or of the casting dipper, being mechanically involved, from the fluxes used, from the ingots used at the elaboration or from the oxidation of the elements in the mixed metal. Normally, in all these cases, taking into consideration their size, the embeddings had to be stopped at filtering in the moment of casting. In order to establish the source of formation of the embeddings, diffraction analyses were made on samples coming from the elaboration oven, from slag, from fluxes and a filter was analyzed. The diffractogram obtained on a sample from the elaboration oven is presented in picture 10. The diffractogram obtained on a slag sample is presented in picture 11.

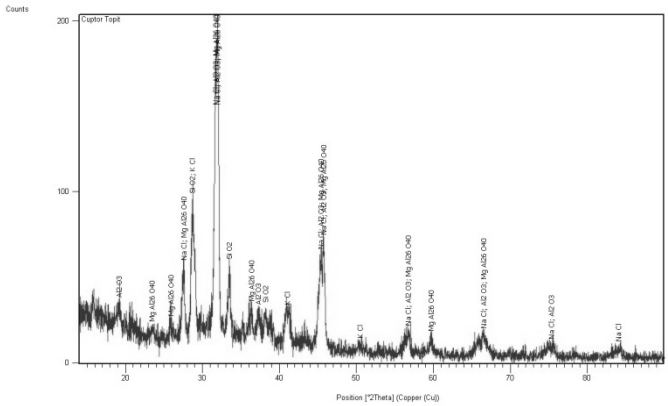


Fig. 10 – The X-ray diffractogram (indexed) obtained on a sample from the elaboration oven, Indexed phases: NaCl, SiO_2,KCl,Al_2O_3,$MgAl_{26}O_{40}$.

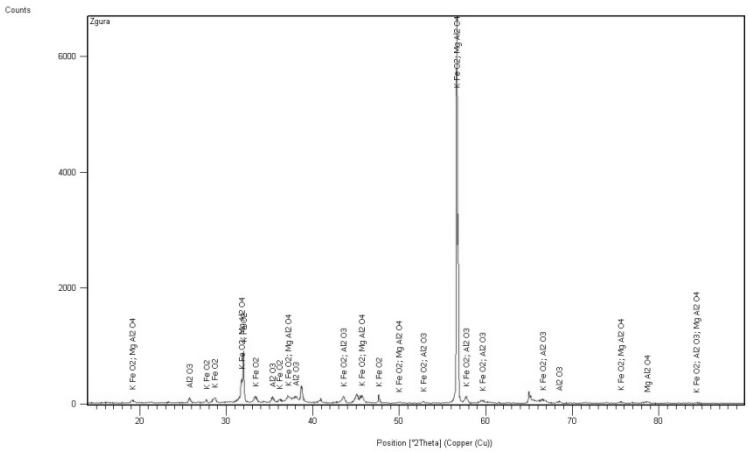


Fig. 11 – X-ray diffractogram (indexed) obtained on a slag sample Indexed phases: $KFeO_2$, αAl_2O_3,$MgAl_2O_4$.

3. Conclusion

Comparing the results obtained through the analysis of the embeddings in the previous samples, with the results obtained on the samples from which the embeddings could originate in, the following conclusions can be drawn: 1). *All the embeddings in the initial samples* contain mainly alumina (Al_2O_3) and MgO in different proportions; 2). In the control samples, in significant quantity, the element Magnesium is present in the samples from the elaboration oven (the compound $MgAl_26O_40$) and Slag (the compound $MgAl_2O_4$).

Correlating the results obtained in the two phases, it can be said that there is a very likely probability for the embeddings in the initial components to come from the actual Elaboration oven and/or from Slag (these two samples containing magnesium in important quantity, magnesium being also present significantly in the embeddings). Taking into consideration the fact that magnesium is not significantly present in the other analysed samples, the following hypotheses can be stated: a) The magnesia present in the embeddings may come from the initial ingots assigned for remelting; b) The magnesium may come from the initial ingots being then oxidized at remelting, the resulted magnesia being involved, recombined with elements specific to slag.

Received: Mars 30, 2010

* *Politehnica University of Bucharest,*
e-mail: andra. predescu@ecomet.pub.ro

R E F E R E N C E S

1. * * * *Electron Microscopy. Methods and Protocols-Second Edition*-2nd ed./edited by John Kuo,Center for Microscopy and Microanalysis,Crawley,Australia, 2007.
2. * * * *Industrial Applications of Electron Microscopy*. Edited by Zhigang R.Li, DuPont Company,Wilmington, Delaware, U.S.A., 2003.

CERCETĂRI PRIVIND CAUZELE APARIȚIEI INCLUZIUNILOR ÎN REPERELE AUTO TURNATE DIN ALIAJE DE ALUMINIU CU SILICIU ŞI MAGNEZIU

(Rezumat)

Lucrarea prezintă rezultatele cercetărilor efectuate pe piese turnate la SC MATRICON SA Tg. Mureş, din aliaje de aluminiu cu Si şi Mg, în vederea stabilirii naturii incluziunilor şi cauzelor care au condus la apariția acestora.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH ON THE SIZE DISTRIBUTION NANOPOWDERS AND CHARACTERISTICS BASED ON MAGNETIC IRON OXIDE

BY

ANDREI PREDESCU

Abstract. The proposed paper follows the obtaining of nanopowders based on magnetic iron oxide (magnetite). The obtained chemical compounds were characterized and compare in terms of particle size and chemical composition. With the help of diagramms the author proposed to observe the influence of pH, temperature and stirring speed on the size distribution particles. The Fe_3O_4 nanopowders was obtained using the coprecipitation method. It was used iron salts with different precipitation agents (NaOH, NH3, urea, mixtures of precipitation). It has resulted nanosize particles of iron oxides in relatively large quantities in a short reaction time, important aspects from economically point. By coprecipitation, nucleation and growth nucleus overlap, the result being the obtaining of the polydisperse particles. The particles have been characterized by TEM, SEM, and X-ray diffraction.

Key words: TEM, SEM, nanopowders, precipitation agents.

1. Introduction

The notion of nanoscale particle is not so new in the real world as well as in the engineering materials. There are a number of examples of improvement of mechanical properties of structural materials when a microstructure has been developed. In the ferromagnetic materials, the coercive force proved to be maximal when the spherical particles have a diameter approximately equal to 50 nm [1]. When individual molecules are arranged in defined and controlled nanosystems, they form new structures and acquire new properties. This structural variety and versatility of these nanomaterials and biological systems have important implications for the design and development

of new artificial assemblies that are critical for biological and medical applications. Magnetic nanoparticles are of great fundamental and technological interest because of their unique magnetic properties, which are dominated by superparamagnetism.

On the basis of physical, chemical, thermal and mechanical properties, the superparamagnetic nanoparticles are used in various applications, namely [2]:

- Cell therapy (marking cells) and cell biology (separation and purification of cell populations);
- Repair of tissues;
- Magnetic fluids;
- Magnetic resonance;
- Bionanocomposites.

2. Experimental Procedures

In the following paper are presented the results of the research made for obtaining the Fe_3O_4 nanopowders by coprecipitation method. Chemical coprecipitation is a simple and economical method of obtaining the magnetite nanoparticles. You can use cheap iron salts with different precipitation agents (NaOH, NH3, urea, mixtures of precipitation). It results nanosize particles of iron oxides in relatively large quantities in a short reaction time, important aspects from economically point. By coprecipitation, nucleation and growth nucleus overlap, the result being the obtaining of the polydisperse particles [3]. The magnetite nanoparticles were preapared by coprecipitation of ferrous ion (Fe^{2+}) and ferric ion (Fe^{3+}) with NaOH solution. Like many cases of nanoparticles, the agglomeration of particles should be properly controlled for advanced biomedical applications. D-sorbitol or DABS was used to prevent the agglomeration between the nanoparticles. The formation of Fe_3O_4 can be expressed as Equation:

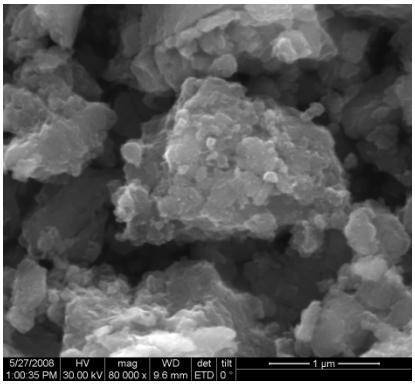
$$FeCl_2 + 2FeCl_3 + 8NaOH \rightarrow Fe_3O_4 + 4H_2O + 8NaCl \quad (1)$$

The experiments were carried out in a round bottomed four necked flask equipped with a mechanical stirrer with variable speed, dropping funnel, a thermometer and a refrigerator. The iron solutions were strongly stirred in water, which was heating up to 60°C. After that sodium hydroxide was added through the funnel. Sodium hydroxide modifies the pH value. With the NaOH being now added, the forming of magnetite started. After the solutions are mixed, the coluor of the mixing solution changes to black indicating the nucleation of Fe_3O_4 nanoparticles. The precipitates were separated by magnetic decantation or slow filtration after which it was washed several times with distilled water and alcohol. The magnetite nanoparticles were dried into oven at 60°C.

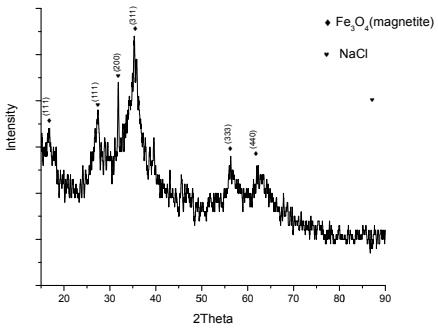
The particle size and distribution were detected using a transmission electron microscopy (TEM) and a scan electronic microscope (SEM) Quanta INSPECTIA F with cannon electronic emission field, equipped with dispersive analyse system in X radiation energy(EDS). The structure of the Fe_3O_4 nanoparticles was characterized by X-ray powder diffraction, which was carried out in a SHIMADZU diffractometer with high-intensity Cu Kα radiation (λ = 1.54065 Å) with the 2θ range from 10° to 90°.

3. Results and Discussions

From the phase diagram of the Fe-O system results that Fe and O forms 3 oxides: FeO (wustite), Fe_3O_4 (magnetite), Fe_2O_3 (hematite) si □-Fe_2O_3 (maghemite). Magnetite can be found under the formula $FeO*Fe_2O_3$. Through oxidation of the magnetite it can be obtained maghemite. Time plays an important part in the experiment. The obtained nanoparticles have bigger specific surface and present a higher risk of oxidation [4]. For the obtained particles from Fig.1 was used the molar ratio of 1:2:8 for $FeCl_2$:$FeCl_3$:NaOH. Mass reaction temperature ranged between 82°C and 93°C. The final pH was 6-7.



a)



b)

Fig. 1 – *a*) SEM micrograph of particles with few nanometer size, agglomerated, with undefined morphology, highlighted for the sample 1 (x80000); *b*) XRD Pattern of nano powder for sample 1.

Size particles are located between 0,1 and 100 µm. Sizes are large and particles are agglomerated. By X-ray diffraction were identified Fe_3O_4 (magnetite, the crystal network CFC) and NaCl (Fig.1*b*). Washing was poor. The result is a red-brown precipitate agglomerated with undefined morphology (Fig.1*a*).

In Fig. 2 are shown the X-ray diffraction spectra of the nanoparticles obtained from a different experiment. It was used an excess of 20% NaOH. The iron solutions were stirred in water at 600 rot/min, which was heating up to 65°C, for one hour.

The X-ray powder diffraction patterns of the materials proved its crystalline nature. All the detected diffraction peaks that were indexed in Fig. 1 indicate that the particles correspond to magnetite. The prepared magnetite samples showed very broad diffraction lines, in accordance with their small particle size and high specific surface area.

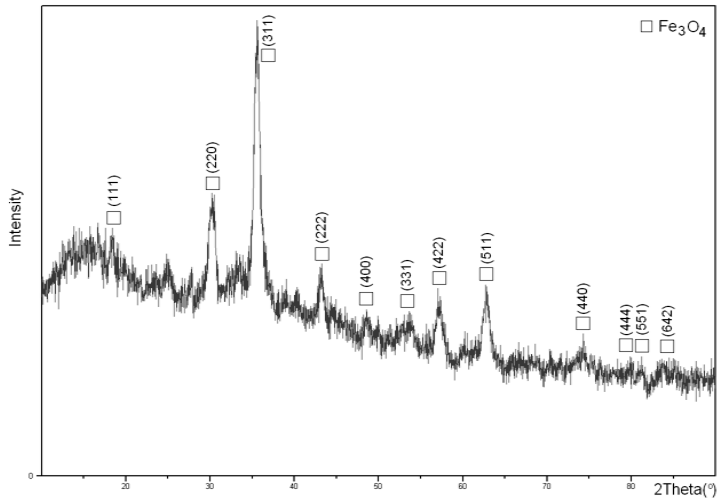
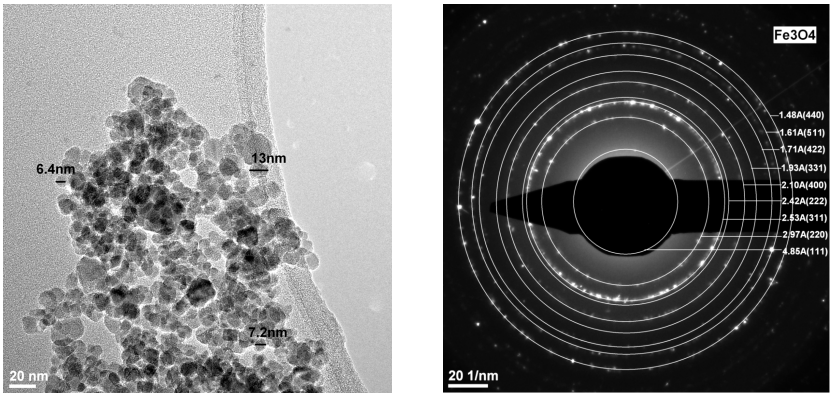


Fig. 2 – XRD Pattern of nano powder.

In Fig. 3*a* is shown an electronic microscopy image through bright field transmission (TEMBF). It can be observed sferic reduced size particles, having a good dispersion.

Fig. 3*b* represents an electron diffraction pattern, where it can be seen the plans associated to the maximum values of the microprobe from the previous figure.



a) *b*)

Fig. 3 – *a*) Electronic microscopy image through bright field transmission (TEMBF); *b*) Electron diffraction image (SAED) associated to the microprobe from the previous figure.

The accomplished measurements for the latice spacings based on the diffraction patterns corresponds with that for the magnetite, see Table 1. The obtained magnetite has a crystalline structure, cubic with centred faces.

Table 1
The d-Spacing Values (nm) Calculated from the Electron Diffraction Patterns Inserted in Fig. 1 and the Standard Atomic Spacing for Fe_3O_4 Along with Respective hkl Indexes from the JCPDS Card (04-002-3668)

Ring	Calculated d spacing	JPCDS data for Fe_3O_4	hkl
1	0.485	0.483	111
2	0.297	0.296	220
3	0.253	0.252	311
4	0.242	0.241	222
5	0.210	0.209	400
6	0.193	0.192	331
7	0.171	0.170	422
8	0.161	0.161	511
9	0.148	0.148	440

In Fig. 4 is shown a high resolution electronic transmission microscopy image. Based on this image were calculated the lattice spacings. It were identified the planes with the Miller indexes (311) and (220) associated to magnetite.

The following 3 figures show the influence of the most 3 important factors in obtaining magnetite on the size distribution. Based on many experiments it was possible to obtain a diagram that shows the dimensions of the particles variing the pH level, temperature and the stirring speed.

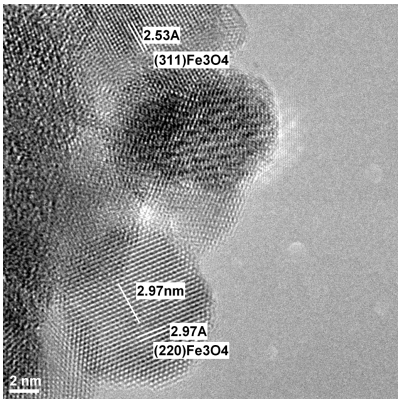
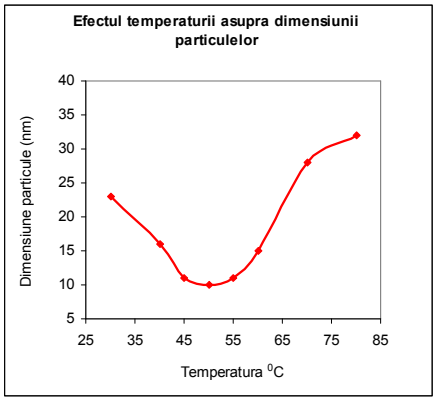
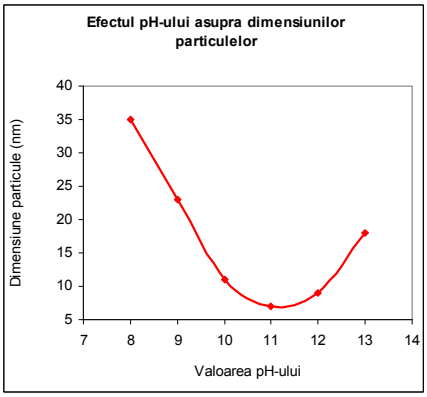


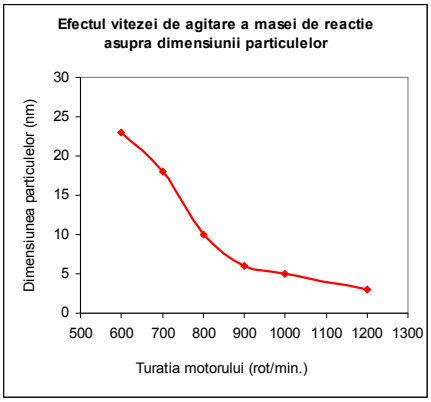
Fig. 4 – High resolution electronic transmission microscopy image (HRTEM).



a)



b)



c)

Fig. 5 – Size distribution particles depending on: *a*) temperature; *b*) pH; *c*) stirring speed.

3. Conclusion

Results of the experiments confirms the possibility of preparation of Fe_3O_4 nanopowder by coprecipitation of Fe^{2+}, Fe^{3+} and NaOH solution. The first sample was not washed properly, and the pH was 6-7. The excess of NaOH grows the pH , and the particles become smaller. In order to have smaller particles we need to have a basic pH. The washing phase is an important process in order to obtain nanomagnetite. In some experiments it was used an excess of NaOH, but the slow stirring influenced the size of the particles. Using a higher rotation speed, the size of the magnetite particles could be effectively reduced and the agglomeration of the particles was reduced as well. In order to avoid the oxidation of the nanoparticles it is advisable to have the experiments in a controlled atmosphere.

Received: Mars 30, 2010 *Politehnica University of Bucharest, Romania*

R E F E R E N C E S

1. Matsuda *et al*., J. Chem. Soc. Jpn. *1*, 23 (1983).
2. Zhang *et al*., *Biomaterials*. 1553 (2002).
3. Tuan Vo-Dinh, *Nanotehnology in Biology and Medicine*. CRC PressTaylor and Francis Group, 2007.
4. Monty C., *Nanostructured Materials*. 450-475 (1993).
5. Wang Y.X., Hussain S.M., Krestin G.P., *S. Eur. Radiol. 11*, 2319 (2001).
6. Abrudeanu M., Piticescu R.R., Piticescu R.M., *Wet Synthesis of Ceramic Powders Ultradispers*. Edit. Tehnica, 1999.
7. Motoc A.M., Moldovan P.*, Research on Influence of Additives on the Characteristics of Nanocomposites Materials Based on Zirconium*, 2007.
8. Houseman J.E., *50 Years of Ceramics in the US – Looking Back*, *Looking Forward, Interceram*, **50**, *4*, 310-316 (2001).
9. Chaterjee J., Haik Y., Chen C-J., J. Magn. Magn. Mater., **257**, 113 (2003).
10. *** ICPE, *Studies and Research on Processing and Analyzing Adsorbent Nanostructures*, 2007.
11. Nechifor Gh., Balacianu F.D., Nechifor A.C., *Magnetic Nanocomopsites Particles*. IV Alkylaminnosilanised Magnetic Nanoparticles, RBS, **III**, *3-4*, 39-47 (2005).
12. Fredika M. Robertson, Mauro Ferrari, *Nanotechnology in Cancer Therapy*. Nat. Rev. Cancer *5*(*3*), 161-167 (2005).
13. Porter D.A., Easterling, K.E., *Phase Trasnforamations in Metals and Alloys*. (2), 113, Chapman and Hall, London, 1992.
14. Ayad M.M., Salahuddin N., Sheneshin M.A., *Optimum Reactions Conditions for in Situ Polyaniline Films*. Elesevier Science, 2002.
15. German R.M., *Sintering Theory and Practice*. John Wiley & Sons, New-York, 86-88 (1996).
16. Gould, *Nanoparticles Probe Biosystems* in Materialstoday, **2***, 37*, 2004.
17. Friedmann E.I.P., Wicrzchos J., Ascaso C., Winklhofer M, *Proc. Natl. Acad. Sci. USA*, *98*, 2176 (2001).
18. Nechifor A.C., Andronescu E., Nechifor G., *Rev. Chim.,* **54**, *8*, 455 (2003).

CERCETĂRI PRIVIND DIMENSIUNEA ŞI DISTRIBUŢIA NANOPULBERILOR BAZATE PE OXID DE FIER MAGNETIC ŞI CARACTERIZAREA ACESTORA

(Rezumat)

Lucrarea de faţă propune obţinerea de nanopulberi pe bază de oxid de fier magnetic (magnetita). Compuşii chimici obţinuţi au fost caracterizaţi şi comparaţi din punct de vedere al dimenisunii particulelor şi compoziţiei chimice. Autorul a urmărit şi realizarea unor diagrame de variaţie a dimenisunii particulelor în funcţie de diverşi

factori. Pentru prepararea nanoparticulelor de Fe_3O_4 s-a utilizat metoda coprecipitării chimice. Coprecipitarea chimică este o metodă simplă şi economică de obţinere a nanoparticulelor de magnetită. S-au folosit săruri ieftine de fier cu diferiţi agenti de precipitare (NaOH, NH_3, uree, amestecuri de precipitanţi). Au rezultat particule nanodimensionate de oxizi de fier, în cantităţi relativ mari, într-un timp scurt de reacţie, aspecte foarte importante din punct de vedere economic. Prin coprecipitare, nucleaţia şi creşterea nucleelor se suprapun, rezultatul fiind obţinerea de particule polidispersate. Particulele au fost caracterizate prin TEM, SEM şi difracţie de raze X.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FEMTOLASER MATERIAL PROCESSING

BY

ŞTEFAN RUSU and DAN-GELU GĂLUŞCĂ

Abstract. A new era of fundamental research and its application to surface processing has been created by the invention of femtosecond laser pulses. The differences between these very short pulses and the more conventional longer pulses are discussed, as part of the theoretical introductional part of the present paper, which also includes general femtosecond lasers considerations. The material properties of objects exposed to femtosecond laser pulses are presented, with particular reference to their optical and thermal properties, as part of the second section, which is continued by the third and final “Applications” part.

Key words: femtosecond, laser, ablation, processing

1. Introduction

In the sub-picosecond or femtosecond regime, the laser pulse is shorter than the relaxation times, and the equilibrium assumption is no longer valid, necessitating treatment of the microscopic mechanisms of energy transfer via quantum mechanics. One notable characteristic of femtosecond lasers is the high radiation intensity that has the ability to create high-density plasmas. On the other hand, by beating the thermal diffusion time scale, femtosecond-laser radiation can in principle be used for micromachining with minimal thermal damage to the surrounding area.

Different methods have been developed for generating ultrashort pulse beams. In this paper, we discuss the basics of femtosecond laser applications within materials science. The spectrum of a laser beam is inversely proportional to its pulse duration. Thus, a laser gain medium with a broad, continuous emission spectrum is necessary for generating an ultrashort pulse. The emission spectrum of traditional media such as CO2 and Nd:YAG is such that they cannot support pulse duration down to the femtosecond range. Nd:YAG lasers,

for example can only generate pulse duration down to 30 ps. Typical materials that are used as active media for ultrafast lasers include Ti:sapphire (6 fs), Nd:glass (100 fs), Yb:glass, Yb:YAG, Cr:YAG, and dyes [1].

In order to distinguish the fundamental, laser–material interaction from any secondary effects, we concentrate on ultrashort laser pulses (≈100 fs duration) at comparably low intensities, below the commonly indicated threshold for massive material removal. It is shown that – for these conditions – the principal light/matter coupling occurs via multiphoton excitation of electrons into the conduction band or the vacuum. The resulting perturbation of the target lattice results in the emission of positive particles, from atomic ions to larger clusters of more than ten atoms. With the increasing number of incident pulses, the light/material coupling is facilitated by the accumulation of transient crystal defects resulting from particle removal. On the other hand, the lattice destabilization, upon excitation and ablation, relaxes via self-organized formation of regular nanostructures at the irradiated area [2]. The strong influence of laser polarization on the structural order is still not at all understood.

2. Ultrafast-Laser Interactions with Materials

Lasers that can produce coherent photon pulses with durations in the femtosecond regime have opened up new frontiers in materials research with extremely short temporal resolution and high photon intensity. The ultrafast nature of femtosecond lasers has been used to observe, in real time, phenomena including chemical reactions in gases (Zewail, 1994) and electron–lattice energy transfer in solids (Shah, 1996). On the other hand, ultra-short laser pulses impart extremely high intensities and provide precise laser-ablation thresholds at substantially reduced laser energy densities [3]. The increasing availability of intense femtosecond lasers has sparked a growing interest in high-precision materials processing. In contrast to material modification using nanosecond or longer laser pulses, for which standard modes of thermal processes dominate, there is no heat exchange between the pulse and the material during femtosecond-laser–material interactions. As a consequence, femtosecond laser pulses can induce nonthermal structural changes driven directly by electronic excitation and associated nonlinear processes, before the material lattice has equilibrated with the excited carriers. This fast mode of material modification can result in vanishing thermal stress and minimal collateral damage for processing practically any solid-state material. Additionally, damage produced by femtosecond laser pulses is far more regular from shot to shot. These breakdown characteristics make femtosecond lasers ideal tools for precision material processing [4].

Thorough knowledge of the short-pulse-laser interaction with the target material is essential for controlling the resulting modification of the target's

topography. The use of ultra-short pulses with correspondingly high laser intensities reduces the extent of heat diffusion into the target, facilitating instantaneous material expulsion. This enables high-aspect-ratio cuts and features, free of debris and lateral damage. Therefore, the ablation process is stable and reproducible. As a result, the produced structure size is not limited by thermal or mechanical damage, i.e. melting, formation of burr and cracks, etc. Thus, the minimal achievable structure size is limited mainly by diffraction to the order of a wavelength [5]. It has also to be recognized that ultrafast-laser pulses enforce high intensities that trigger nonlinear absorption effects that may dominate the interaction process [4]. One of the most important repercussions is the efficient processing of transparent dielectrics, which has a number of applications, enabling for example three-dimensional binary-data storage.

Because a 100 fs laser pulse has a duration comparable to, or even shorter than, lattice relaxation times, it is possible to use femtosecond lasers to modify materials photomechanically by the generation of coherent phonons [6] and shock waves [7]. This opens the way to generating phase transitions, producing new states of matter under extreme pressures, or quenching incipient phase transitions.

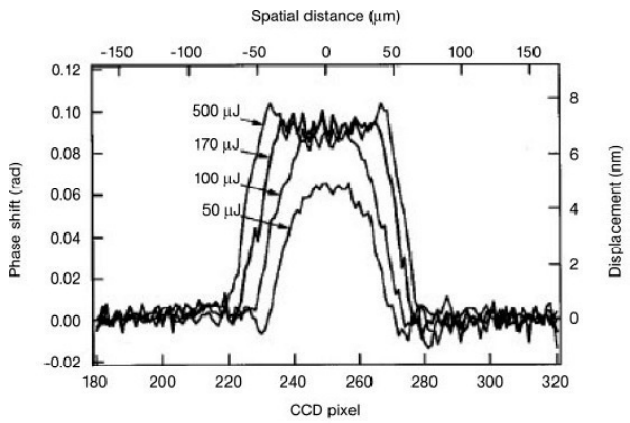


Fig. 1 – Transition from quasi-Gaussian to planar shock profile as measured by interferometric phase shift in an Al film illuminated by an ultrafast laser.

Shock waves produced by femtosecond laser pulses can be shaped to a planar profile suitable for studying the shock response of materials by using a combination of ultrafast laser ablation and Kerr-lens focusing to spatially flatten the pulse [7]. The shock-wave profiles in Fig. 1 were produced by focusing femtosecond pulses from a CPA Ti:sapphire laser onto thin metal films (0.05–2.0 μm thick) vapor-deposited onto borosilicate glass cover slips. As the fluence of the femtosecond pulse increases, the quasi-Gaussian spatial profile is gradually flattened.

This flattening is caused by dielectric breakdown and incipient ablation of the glass substrate, which blocks the central high-intensity Gaussian peak due to nonlinear absorption. This inference is based on the observation that the fluence being used in the experiments is close to the ablation threshold [8].

2.1. Shock Waves, Phase Transitions and Tribology

A good example of fs shock waves influencing a phase transition comes from an experiment on laser quenching of the e phase of iron [2]. The normal a-bcc iron structure converts to a c-fcc phase at higher temperatures, and to the e-hcp phase at still higher pressures. However, shock-wave experiments show that 180 ns are required to change a-bcc iron into e-hcp iron by a shock-induced transition. The Debye temperature of the e-hcp phase is about 700 K; this corresponds to a vibrational period of 7 x 10^{-14} s. The 120 fs laser pulse corresponds to only two phonon vibrations, and thus cannot cause the phase transition; but the femtosecond shock wave loosed by this laser pulse can quench the e-hcp phase of iron.

2.2. Coherent Phonon Excitations in Metals

Initiation of phase transitions by ultrafast laser excitation in aluminum and bismuth have been studied using coherent-phonon generation [2]; the atomic-scale structural changes during the transition from one state to another have been confirmed by femtosecond X-ray or electron diffraction. While these techniques are still so difficult that they have few practitioners, they are providing valuable tests of our understanding of femtosecond-laser induced photomechanical modifications in model materials, such as Bi and Al.

2.3. Ultrafast Laser-Induced Forward Transfer (LIFT)

The fact that “cold” laser ablation – that is, without the diffusive thermal effects seen in nanosecond laser ablation – can be driven by picosecond and femtosecond laser pulses opens up interesting new opportunities in material transfer applications, such as laser-induced forward transfer (LIFT). These can be characterized generically as “impulse-driven” materials transfer processes. In the standard geometry, a thin film of the material to be deposited by LIFT is made on a quartz or other transparent wafer; a UV laser is incident from the glass side, and the receiving surface is located a fraction of a mm from the film material to be transferred.

Deposition of metal and metal-oxide structures with sub-micron spatial resolution has been carried out recently with a 248 nm, 0.5–0.6 ps laser [2]. Thin films of In_2O_3 (50–450 nm thick) and Cr (40, 80 and 200 nm) were prepared by reactive pulsed-laser deposition and sputtering or e-beam evaporation, respectively. The most important result was the demonstration of

sub-micron spatial resolution, in contrast to LIFT with excimer lasers having pulse durations of 10s of nanoseconds; there feature sizes of 20–100 μm have been published. The most important advantage of the sub-ps pulses has been the reduction in the LIFT threshold, which means that the material ejected from the surface is relatively cold and therefore undergoes little spreading upon reaching the receiving surface, despite the fact that the LIFTed material travels at Mach 0.75.

2.4. Energy Input

In principle, all decomposition or material removal from a solid target is the consequence of an energy input into the target, resulting in overcoming the solid's binding energy. In a classical process, which is slow enough to proceed in thermodynamic equilibrium, this means that the energy input ΔE is fully transferred into an increase of internal energy ΔU.

This internal energy's increase results in a classical phase transition and, occasionally, in a dissolution of the heated volume. On a microscopic scale, the temperature increase corresponds to an increase of atomic kinetic energy. In contrast to energy input by classical heating, via a global phonon bath, or by ion impact, addressing the core motion directly via a momentum transfer, energy input from laser pulses is inherently different: the incident light "speaks" only to the electrons of the system, and all core motion is only a *secondary* process (Even a direct coupling to a vibration is, in fact, promoted via the *electronic* system, related to the cores only by electron–phonon coupling) [7]. This allows establishing, conceptually, a history of processes starting from light absorption, leading to particle removal and, finally, to target relaxation, as is given in Table 1.

Table 1
Process Chart for Laser Ablation

Time scale	Material response	Observation
Femtoseconds	Electronic excitation	Electron emission
Picoseconds	Energy dissipation / core motion Bond breaking	Atom / ion emission
Nanoseconds	Surface relaxation / reorganization	(Plasma) plume

From these time scales, the choice of ultrashort laser pulses with duration below 150 fs for the study of fundamentals becomes justified: then, the laser light interacts only with an almost passive target. All significant target modification (*e.g.* transient changes in band-structure, removal of particles) occurs only *after* the laser pulse and, thus, should not affect the absorption

properties. More important, the laser does not interact with ablated material. For longer pulses, significant amounts of laser energy may be absorbed in the ablated plasma plume. This hot plasma might then, in turn, sputter the target surface.

3. Applications

3.1. Pulsed Laser Deposition at High Pulse-Repetition Frequency

In certain recent papers [9], a design for a tabletop high repetition-rate, ultrashort-pulse laser processing that could be particularly attractive for pulsed laser deposition has been proposed. Ideally, laser-ablation thin-film deposition is accomplished by a vaporization mechanism that employs relatively modest pulse energies to ablate a small amount of material; relatively high intensity to enhance cross-section; and high pulse repetition frequency (PRF) to optimize throughput. At high PRF, this makes the PLD process almost continuous, since the accommodation time of the vapor arriving on the substrate is typically many tens of nanoseconds or longer. Since each pulse of vapor carries relatively little material, accommodating the arriving atoms or clusters is also more efficient.

3.2. Material Processing - Ablation of Metals and Dielectrics

The principal interaction phenomen of "long"(nanosecond) laser pulses and ultrashort (femtosecond) laser pulses with solid-state materials are illustrated in Fig. 2. Long pulses applied with sufficient intensities (I $>10^{10}$ Wcm^{-2}) lead to the formation of laser-induced plasma, significantly reducing the amount of radiation that contributes to interaction with the solid-state material. In contrast, ultrashort laser pulses are not shielded by the plasma, and interact directly with the material surface, due to the negligible spatial expansion of the plasma during the extremely short time interval [7].

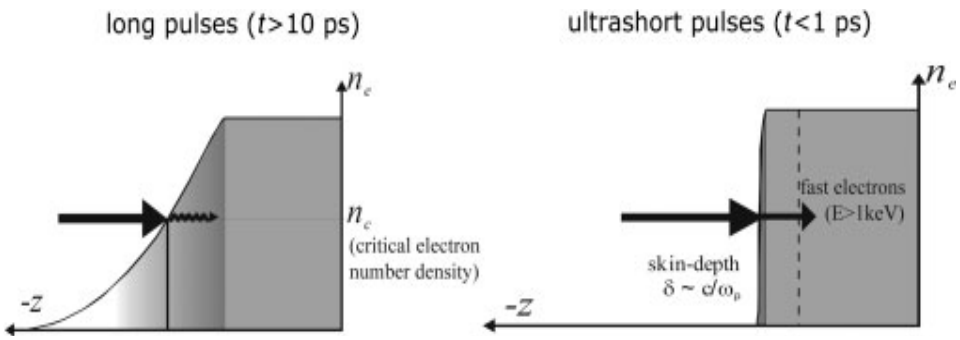


Fig. 2 – Illustration of the interaction of long and ultrashort laser pulses with solids. The laser radiation can only propagate in the plasma if the electron number density *ne* is below the critical value *nc*.

In this time regime, the absorbed pulse energy is in a thin, superficial layer that corresponds in its thickness to the optical penetration depth (skin depth, ~10 nm). Thermal diffusion effects into the lattice of the solid-state material are almost irrelevant. Moreover, the classical heat conduction theory, based on the assumption that a material can be characterized by one temperature only, is no longer valid. Instead, electron–lattice interactions have to be taken into account, and the temperatures of both the electrons and the lattice have to be treated separately. At very high intensities ($I > 10^{16}$ Wcm^{-2}), electrons located within the skin depth are heated up to extremely high temperatures, and additionally, overheated electrons are generated with energies up to the MeV range. Subsequent diffusion of the hot electrons transmits the major part of the pulse energy into subjacent areas, which is the reason for higher ablation rates per pulse, compared with ablation mechanisms of long pulses. Part of the pulse energy is emitted, due to the Bremsstrahlung mechanism, via a broad spectrum of hard x-ray radiation (keV to MeV range).

Ablation of metals with femtosecond lasers is characterized by rapid overheating and thermalization of the electrons within the optical penetration depth. Due to the low thermal capacity of electrons in comparison with the lattice, the electrons are rapidly heated beyond the Fermi level to very high, transient temperatures, forcing an extreme nonequilibrium state between the electron and lattice system [6].

3.3. Ablation of 3D Structures

To create areas of periodic microstructures, femtosecond laser pulses are often applied using a direct writing process, *i.e.*, using a scanner system or periodic workpiece movements to subsequently process single tracks [10]. Such structures mainly consist of grooves that can be designed to different dimensions and angles by adapting the process parameters. Fig. 3*a* shows a groove in steel with straight vertical walls and an aspect ratio in the range of 1, produced with multiple overlapping femtosecond pulses. Fig. 3*b* shows an array of cone structures in fused silica, which was made by superposition of grooves shifted by 90°. The pictures demonstrate machining qualities directly after the process without subsequent cleaning. If optical qualities are needed, such surfaces can be smoothed by subsequent processes like thermal annealing and etching.

3.4. Formation of Nanoparticles by Femtosecond Laser Ablation

Ultra short femtosecond (fs) pulses for the laser ablation of materials lead to deposited films which are very different from those obtained by the wellknown classical nanosecond (ns) pulsed laser deposition (PLD). In very specific cases, epitaxial thin films can be obtained, whereas in the majority of materials, the films formed by fs PLD are constituted by the random stacking of nanoparticles (Nps) in the 10–100 nm size range. As a result, fs PLD has been

rapidly considered as a viable and efficient method for the synthesis of Nps of a wide range of materials presenting interesting physical properties and potential applications [6]. The Np synthesis by fs laser ablation has been studied, and theoretical investigations have been reported to establish their formation mechanisms. Two possibilities can be assumed to explain the Np synthesis: direct cluster ejection from the target or collisional sticking and aggregation in the ablated plume flow.

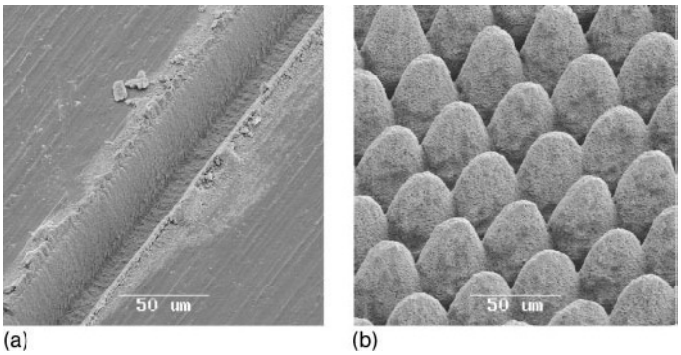


Fig. 3 – Microstructures from direct fs laser writing; (a) Groove in steel produced with 150 fs pulses of 100 μJ; (b) Fused silica, structured using 120 fs pulses of 70 μJ.

The first aim of the use of femtosecond pulses for growing thin films was to avoid the formation of micrometer size droplets induced by thermal effects in the target, which generally occur during laser ablation in the nanosecond regime. As nonthermal melting appears on a subpicosecond time scale, it was therefore expected that ablation with ultrashort laser pulses would be the consequence of a multiphoton ionization process with minimal thermal diffusion effects when the laser intensity was not far above the ablation threshold. This new source should solve or at least reduce the limitations of PLD films due to droplet formation. Nowadays, this subject is still a matter of discussion and no precise answer can be given about the possible formation of droplets or clusters at the film surface.

4. Conclusions

In the present paper, aspects of the interaction of femtosecond laser pulses with metals have been considered and compared with the effects of longer pulses. The most important point is, perhaps, that metals exposed to femtosecond laser pulses are no longer in local thermal equilibrium. On short time scales the electron and phonon subsystem are decoupled and may have very different temperatures. For the description of this phenomenon the parabolic heat conduction model (TTM) was introduced about 30 years ago.

However, as also stated by others, "one should say that the two-temperature model is derived under the assumption that the classical Fourier law describes the electron and phonon energy transports. It is applicable for times, which are longer than characteristic relaxation time τe within the electron gas. This time depends on the electronic temperature (*i.e.* the laser fluence). It typically comprises a few hundred femtoseconds" [7].

Finally, it should be mentioned that only some selected aspects and problems of the interaction of femtosecond laser pulses with metals have been considered. The distinctions between experiments performed in air or vacuum, plasma formation, the determination of thresholds for ablation and many other phenomena, have not been discussed. Nevertheless, femtosecond lasers are a very promising tool for material treatments on small spatial scales. Experimental investigations and theoretical considerations have gone a long way in the last three decades very successfully, but both are long way from providing a complete understanding.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realised with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: Mars 30 , 2010

Technical University "Gheorghe Asachi" of Iaşi
e-mail: rusu.st@gmail.com

R E F E R E N C E S

1. Reif J., *Basic Physics of Femtosecond Laser Ablation*. Laser-Surface Interactions for New Materials Production, Edited by Mitello A., Ossi P.M., Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 19-43 (2010).
2. Haglund R.F., *Photophysics and Photochemistry of Ultrafast Laser Materials Processing*. 3D Laser Microfabrication Principles and Applications, Edited by Misawa H., Juodkazis S., WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 139-181 (2006).
3. Grossmann F., *Theoretical Femtosecond Physics.* Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 77-135 (2008).
4. Kannatey-Asibu E.jr., *Principles of Laser Materials Processing*. John Wiley & Sons, 178-182, 675-686 (2009).
5. Huettner B., *Femtosecond Laser Pulse Interactions with Metals*. The Theory of Laser Materials Processing, Edited by John Dowden, 315-339 (2009).
6. Boulmer-Leborgne C., Benzerga R., Perri`ere J, *Nanoparticle Formation by Femtosecond Laser Ablation.* Laser-Surface Interactions for New Materials Production, Edited by Mitello A., Ossi P.M., Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 125-141 (2010).
7. Grigoropoulos C.P., *Transport in Laser Microfabrication: Fundamentals and Applications.* Cambridge University Press, 33-60, 146-176 (2009).

8. Koechner W., *Solid-State Laser Engineering*. Springer Science + Business Media, 575-587 (2006).
9. Eason R., *Pulsed Laser Deposition of Thin Films*. John Wiley & Sons, 281-282 (2007).
10. Ostendorf A, Korte F., Kamlage G., Klug U., Koch J., Serbin J., Baersch N., Bauer T., Chichkov B.N., *Applications of Femtosecond Lasers in 3D Machining*. 3D Laser Microfabrication Principles and Applications, Edited by Misawa H., Juodkazis S., WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 341-379 (2006).

PRELUCRAREA CU FEMTOLASERI A MATERIALELOR

(Rezumat)

Prin descoperirea impulsurilor laser cu durate de nivelul femtosecundelor, a fost iniţiată o nouă etapă de cercetare fundamentală şi, implicit, tehnologii noi în domeniul prelucrării suprafeţelor. În partea introductivă a prezentei lucrări sunt discutate diferenţele dintre aceste impulsuri ultra-scurte şi cele convenţionale, mai lungi, şi unele consideraţii generale referitoare la femto-laseri. In partea a doua sunt prezentate proprietăţile materialelor prelucrate cu impulsuri femto-laser şi în particular cele optice şi termice, continuându-se în mod firesc cu un capitolul final de aplicaţii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

OBTAINING AND CHARACTERIZATION OF SUPERFICIAL PHOSPHATED LAYERS ON IRON SUPPORT

BY

ANDREI VICTOR SANDU and COSTICĂ BEJINARIU

Abstract. The paper presents the obtaining by precipitation and physical-structural characterization of thin lubricant layer from transitional metals pyrophosphates. These layers offer a good prelucrability and anticorrosion protection. The layers were studied by SEM-EDX.

Key words: phosphatation, lubricant, iron support, SEM-EDX.

1. Introduction

The known anticorrosion procedures of iron object surfaces by chemical phosphatation consist in precipitation in thin, continuous and uniform layer of some low soluble pyrophosphate, as Zn(II), Ni(II), Mn(II), Ca(II) and very rare Fe(II). More often is used zinc, singular or in mixture with the presented metals. These are applied after grease and oxides removal [1, 2]. The paper presents the obtaining by precipitaiton and chemical and physico-structural characterisation of thin lubricant layer from transitional metals pyrophosphates. These layers offer a good prelucrability (low friction) and anticorrosion protection. The layers were studied by SEM-EDX.

2. Experimental Part

2.1. The Obtaining of the Thin Lubricant Layer

Referring to the metallic surface passivation through phosphatation processes, our attention was focused on the crystalline phosphatation in thin lubricant layer, in order to increase the prelucrability process by plastic surface

and volume deformation. The procedure allows the insertion of solid lubricant structures, with multiple actions of enhancing the processing and protection characteristics. Thus, after grease and oxide removal, it is applied a two steps chemical treatment: first the precipitation of iron pyrophosphate in presence of nitrate ion and hydroxylamine sulphate (SHA) in acid solution, second the interstition by co precipitation of zinc pyrophosphate, with the immersion of the samples in ortophosphoric acid in which is dispersed thin zinc powder, at 90°C for 30 mins. The chemical processes that take place are:

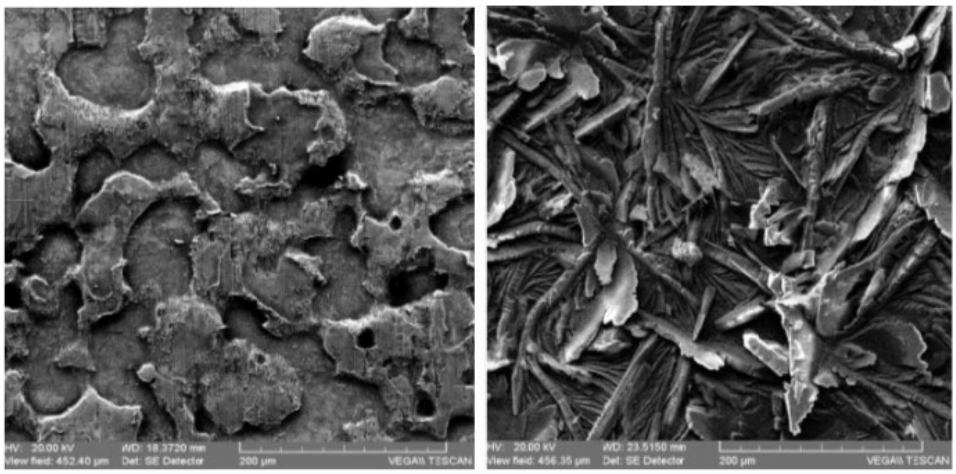
(1) I. $3\underline{Fe}^{o} + 2H_3PO_4 \xrightarrow{HNO_3/SHA} \underline{Fe_3(PO_4)_2} + 3H_2\uparrow$

(2) II. $y\underline{Fe_3(PO_4)_2} + 3x\underline{Zn} + 2xH_3PO_4 \rightarrow (xFe/yZn)_3(PO_4)_{2(x+y)} + 3xH_2\uparrow$

The procedure is based on the phosphatation in acid environment through a substractive/additive mechanism, in presence of Zn^{2+}, where a uniform crystal development takes place, at 90°C. There are formed rich dendritic structures with high capacity of holding the colloidal lubricant suspensions in aqueous or alcoholic solution.

3. Results and Discussions

The researches have been carried out with a SEM VEGA II LSH scanning electronic microscope manufactured by the TESCAN Co., the Czech Republic, coupled with an EDX QUANTAX QX2 detector manufactured by the BRUKER/ROENTEC Co., Germany.



a) *b*)

Fig. 1 – SEM Image (secondary electrons): *a* - steel before phosphatation; *b* – steel after phosphatation.

The equipment is situated in the Scientific Investigation Laboratory of Arheoinvest Platform of "Al.I.Cuza" University of Iasi.

In Fig. 1 is presented the SEM image of the steel sample before (Fig. 1 *a*) and respectively after phosphatation (Fig. 1 *b*), at 500X.

The crystalline structure can be clear observed.

3. Conclusion

The involvement of the superficial phosphatation processes allows the obtaining of protective layers with multiple action, lubricant and anticorrosion in the case of plastic volume and surface deformation.

The phosphatation allows obtaining of continuous, adherent to substrate layers with controlled physical-structural and chemical properties. The treated samples can be easier plastically processed at low temperatures.

This procedure, compared with the known ones, presents the following advantages:

- it is easy to apply, by immersion, at low temperatures;
- allows the obtaining by synergy of thin layers with rich dendritic formations, which allows the insertion of lubricant colloidal structures;
- can be applied on any iron based object, as cast or plastic processed objects;
- great fiability and stability in time.

In our further studies we will try to develop the procedure in order to obtain layers with specific color and properties. We will determine the hardness, porosity, thermal resistance and artificial ageing.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realised with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: Mars 30, 2010

Technical University "Gheorghe Asachi" of Iaşi,
Faculty of Material Science and Engineering
e-mail: andrew_viktor@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Marinescu A., Andonianţ Gh., Bay E., *Tehnologii electrochimice şi chimice de protecţie a materialelor metalice*. Edit. Tehnică, Bucureşti, 1984.
2. Oniciu L., Grüwald E., *Galvanotehnica*. Edit. Ştiinţifică şi Enciclopedică, Bucureşti, (1980).
3. Sandu I.G., Dima A., Sandu I., Diaconescu F., Sandu A.V., *Procedure for Obtaining Artistically Patina for Iron Pieces*. in Proceedings of the 2nd International Conference ARTCAST 2004, Metal Casting Process from the Engineer's Rigour to

the Artist Dream, Ed. Academica, Universitatea „Dunărea de Jos”, Galați, pp. 53-58 (2004).
4. Sandu I.G., Dima A., Sandu I., Roibu L., Sandu I.C.A., Roibu L.O., Sandu A.V., *Process for Obtaining Artistic Patina by Chemical Passivation of Iron Parts Surfaces.* Brevet RO122303/30.03.2009 (Hot. nr. 3/290/28.11.2008, Dosar OSIM A00138/17.02.2004.
5. Bejinariu C. Sandu, I.,Vasilache V., Sandu, I.G, Bejinariu M.G., Sandu, A.V., Sohaciu M., Vasilache, V., *Procedeu de fosfatare cristalină lubrifianta a pieselor metalice pe bază de fier*. Dosar OSIM A/01023/29.12.2008.
6. Bejinariu C., Sandu, I., Predescu C., Vasilache V., Munteanu, C., Sandu, A.V., Vasilache, V., Sandu, I.G., *Procedeu de fosfatare microcristalină a pieselor metalice pe bază de fier*. Dosar OSIM A/01022/29.12.2008.
7. Bejinariu C., Sandu I., Predescu A., Sandu I.G., Baciu C., Sandu A.V., *New mechanisms for phosphatation of iron objects*. Bulletin of the Polytechnic Institute of Iaşi, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, **LV (LIX)**, *1*, 73 – 77 (2009).

OBȚINEREA ŞI CARACTERIZAREA STRATURILOR SUBȚIRI FOSFATATE PE SUPORT DE FIER

(Rezumat)

Lucrarea prezintă obținerea prin precipitare şi caracterizarea fizico-structurală a straturilor superficiale lubrifiante obtinute din metale fosfați ai metalelor tranziționale. Aceste straturi oferă o bună prelucrabilitate şi protecție anticorozivă. În analiză s-a utilizat microscopia electronică prin baleiaj.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COMPARATIVE ANALYSIS OF SOME ALUMINUM ALLOYS CYCLICALLY AND CLASSICALLY AGED

BY

ROXANA-GABRIELA ŞTEFĂNICĂ, ADRIAN DIMA, CARMEN NEJNERU and PETRICĂ VIZUREANU

Abstract. The paper consists in a comparative study on the modification of structure and thermal conductivity of the aluminum alloys type A7075 T651, solution quenched and cyclic and classical artificial aged.

Within the paper realized analysis by microscopic scanning to reveal the matrix and the precipitates. Also, thermal conductivity of the samples made of A7075 T651 measured. This analysis took to gain information on its modification after final treatments of classic and cyclic artificial ageing.

Key words: cyclic ageing, thermal conductivity, scanning electron microscopy, solution quenching.

1. Introduction

A great part of the aluminum alloys used in aeronautics and electric industry can suffer modifications in physical-chemical properties after heat treatment. The major effect on exploitation quality of the pieces has solution quenching followed by artificial ageing.

This system of heat treatments gives the material a better mechanical strength, a higher wear resistance, as well as a higher hardness [3]. Taking into consideration the importance of these heat treatments, any study regarding the practical importance of the treated aluminums is welcomed under the context of industrial efficiency.

The paper analyzes a variant of artificial ageing such as cyclic ageing, which would have as a first effect the shortening of work cycle because classic artificial ageing time is between 8 and 12 hours.

2. Purpose of the Paper

Physical-mechanical properties for AA7075 exploitation achieve after solution quenching and artificial ageing [4].

One of the most important properties achieved after the above-mentioned heat treatments is hardness.

Hardness effect achieved in an aged alloy depends on diffusion phenomenon and has as a main parameter holding time. Therefore, this paper emphasizes its effect on heat-treated pieces.

If holding period is too long it is possible for the material to get a smaller hardness, which is the first effect of overageing (the precipitates have already formed and their coalescence leads to a distortion of the alloys).

If holding period is too short, a sufficient hardness of the material will not achieve.

This fact happens because diffusion phenomena need an important quantity of energy for developing and holding time in artificial ageing is relatively high [1].

Taking as an inconvenient the long holding time in artificial ageing, the paper proposes an acceleration variant of the hardening processes through cyclic artificial ageing, which uses repeated thermal cycles made of heating and cooling so that work time is reduced to half.

A comparative analysis is made in the paper of the artificial ageing with five cycles and a variant of classic artificial ageing with 8 hours as holding time. This comparison made in order to demonstrate that the technology of artificial ageing using cycles is a benefic one, meaning that it is spent a lot of energy.

3. Stages of the Experiment

1. Solution quenching achieved for the samples made of aluminum alloys type 7075 T651 (T_i = 49°C, holding for 2 hours and quenching in cold water.

2. Artificial ageing realized after solution quenching as follows:

- For the classical artificial ageing - T = 120°C, holding time for 8 hours, cooling in air;
- For the cyclic artificial ageing we chose the variant with 5 cycles – the maximum temperature was 120°C as in classic ageing, holding time/cycle was 20 minutes and 5 minutes cooling in water.

3. Metallographic photos were made by terms of scanning electron microscope for both types of samples.

4. Also, there were made measurements for thermal conductivity and thermal inertia for both types of samples.

4. Results and Discussions

The samples made of AA 7075-T651 will be heat treated as follows: solution quenching at the temperatures mentioned before and artificial ageing as mentioned before. The chemical composition of AA7075 T651 was tabulated in the table bellow:

Table 1
Chemical Composition of AA7075

Al %	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Zn %	Ti %
90.384	0.09	0.25	1.2	0.05	2.253	0.209	5.53	0.034

The aluminum alloy takes part from Al-Zn-Mg-Cu alloy system. The ternary diagrams that can bring light on the structure of such an alloy are presented in Fig. 1. In these figures are made sections in order to emphasize transformation temperatures and the identification of the phases present in the studied aluminum alloy. The presence of these precipitates (phases) lead to the hardening of the aluminum alloy.

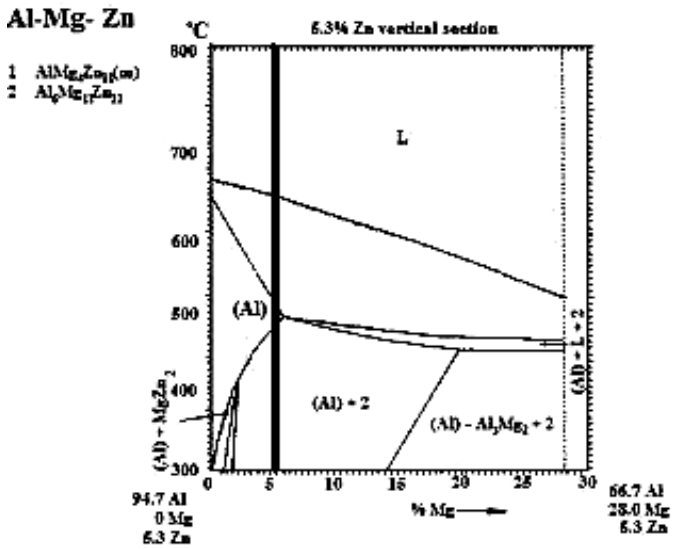


Fig. 1 – Sections through ternary diagrams of Al-Mg-Zn alloy and Al-Cu-Zn alloy (the grey line represents the studied alloys) [2].

Once again, the heat treatment of the studied aluminum alloy consists in solution quenching followed by classic artificial ageing with holding for 8 hours

in furnace at 120°C and for cyclic ageing with five cycles, heating and cooling cycles consist in heating at 120°C – holding for 20 minutes followed by 5 minutes cooling.

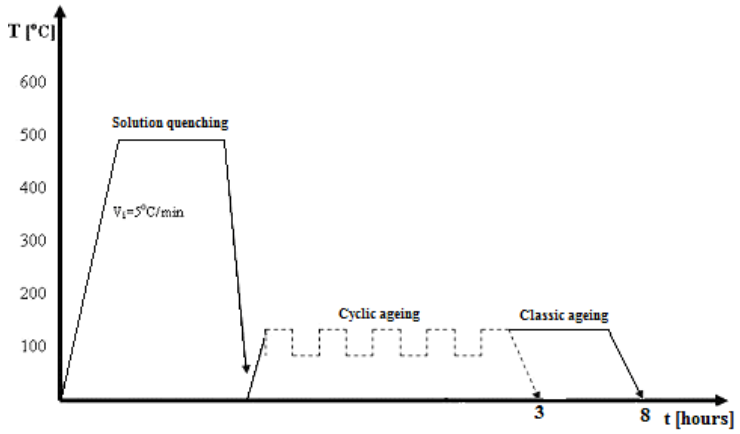
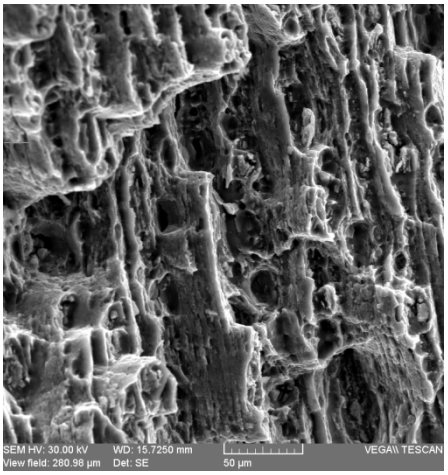
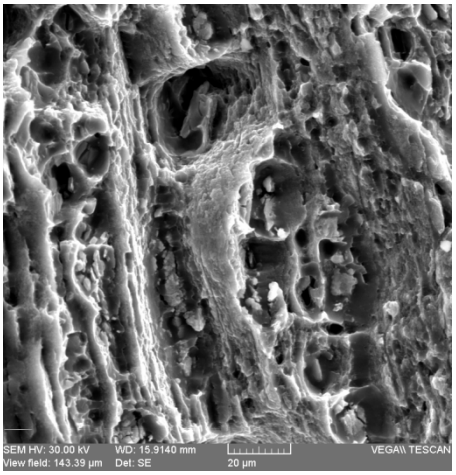


Fig. 2 – Complete heat treatment diagram.

The sample that supported a classic artificial ageing of eight hours presents a semi-fragile fracture with withdrawal grains and a slight deformation of grains edges. Grain withdrawals and even partial fracture of some grains emphasize the presence of some harder, edgy micro fragments of small dimensions that find themselves both intergrains and intragranular and can be chemical compounds as precipitates. The sample cyclic artificially aged presents in fracture, at scanning electron microscope analysis, grain partially fragile with micro fragments of hard particles, which represent intergrains micro precipitates.





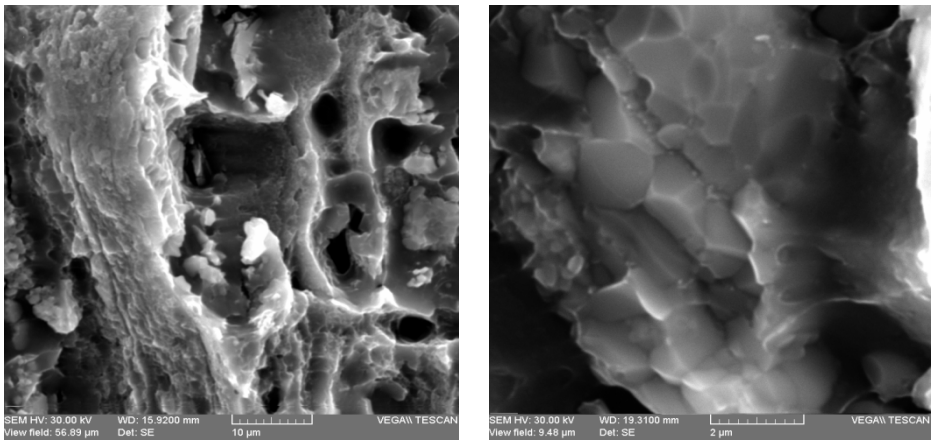


Fig. 3 – SEM photos of AA 7075 classically aged at different magnitude orders.

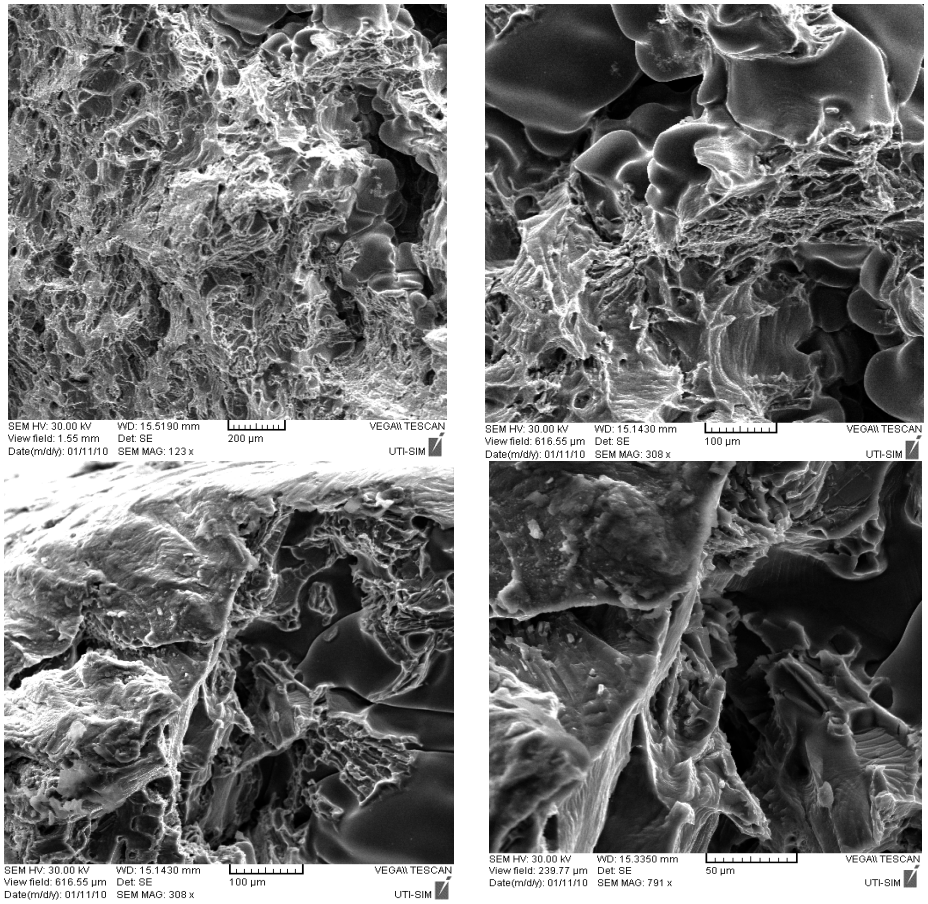


Fig. 4 – SEM photos of AA 7075 cyclic aged at different magnitude orders.

After the brief analysis of the samples on scanning electron microscope, we did some measurements on thermal conductivity. Thermal conductivity represents metals and alloys propriety of being crossed by heat flow under the action of a temperature difference. It expresses generally through thermal conductivity [6]. Knowing thermal conductivity is essential in order to the right choice of metals and alloys radiators, evaporators, and condensers produce.

Heat treatments and plastic deformation as well as irradiation with x rays and high-energy particles, modify sensibly number and repartition of the reticular defects. They act as static dispersal centers of the electrons and phonons and influence thermal conductivity. Thermal conductivity of metallic materials depends on temperature, chemical composition, and structure.

Table 2
Values for Thermal Conductivity in Case of the Sample Classic Artificially Aged and Cyclic Artificially Aged

A7075 T651 – Classic artificially aged		A7075 T651 – Cyclic artificially aged	
Thermal conductivity W/mK	Effusivity $Ws^{1/2}/m^2K$	Thermal conductivity W/mK	Effusivity $Ws^{1/2}/m^2K$
40,08	11997,95	88,01	17070,18

Thermal conductivity and effusivity measurements achieved by terms of Mathis TCI. The aluminum alloy type A7075 T651, classically aged for 8 hours, T=120°C presents a thermal conductivity of 40,08 W/mK and a thermal inertia of 11997,95 $Ws^{1/2}/m^2K$ while during cyclic ageing treatment the aluminum alloy 7075 T651 modifies its conductivity to a value of 88,01 W/mK and thermal inertial of 17070,18 $Ws^{1/2}/m^2K$.

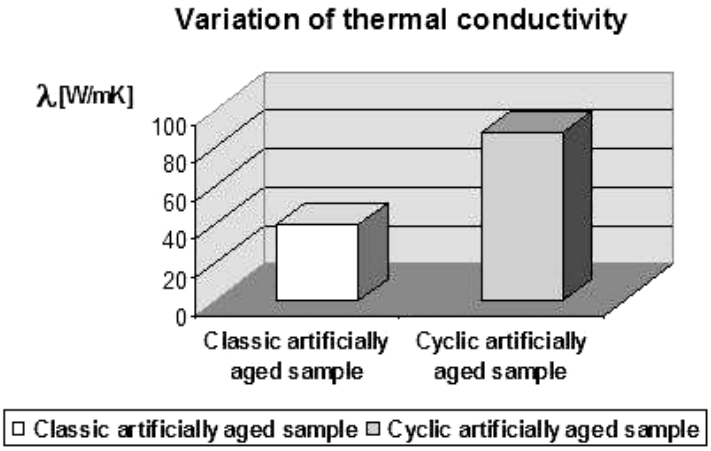


Fig. 5 – Variation of thermal conductivity.

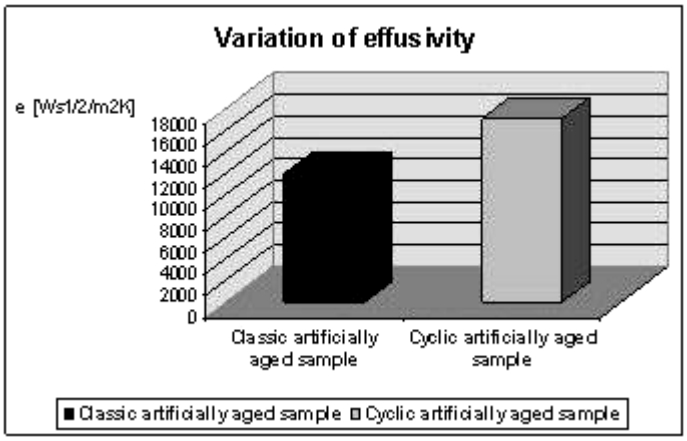


Fig. 6 – Variation of effusivity (Thermal inertia).

Taking into consideration the importance of aluminum alloy thermal conductivity, the fact that this one increases with 50% in cyclic ageing is for sure an advantage.

5. Conclusions

Taking into account the economic importance of the final ageing treatment of some aluminum alloy, the study of a variant of cyclic artificial ageing respecting the necessary conditions and properties is of real use.

It notices the fact that cyclic artificial ageing shortens transformation period, meaning the proper holding period, from ten hours to three hours without diminishing physical, mechanical, and technological properties of the studied aluminum alloy.

In terms of thermal conductivity, it notices that cyclic artificial ageing influencing its variation and this represent a positive aspect with regard to cyclic artificial ageing.

Received: Mars 30, 2010

Technical University "Gheorghe Asachi" of Iaşi
Department of Materials Science
e-mail: r_carabet@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Deschamps A., Dumont D., Brechet Y., Sigli C., Dubost B., *Process Modeling of Age-Hardening Aluminum Alloys: from Microstructure Evolution to Mechanical and Fracture Properties*. Proceedings of the James T. Staley honorary Symposium on Aluminum Alloys, 298-305 (2001).

2. ASM Handbook *Alloy Phase Diagrams*. Vol. **3**.
3. Frunzăverde D., *Tratamente termice*. Edit. InterGraf Reşiţa, 170 (2002)
4. Cubbery H.W., Baker H., Benjamin D., Unterweiser M.P., Kirkpatrick C.W., Knoll V., Nieman K., *Metals Handbook: Properties and Selection Nonferrous Alloys and Pure Metals*. American Society for metals, Ohio, 2001.
5. Gâdea S., Petrescu M., *Metalurgie fizică şi studiul metalelor, partea a-III-a*. Edit. Did. şi Pedag., Bucureşti, 1983.
6. Nica P., Vizureanu P., Agop M., Gurlui S., Focsa C., Forna N., Ioannou P.D., Borsos Z., *Experimental and Theoretical Aspects of Aluminum Expanding Laser Plasma*. Japanese J. of Applied Physics, *48*, 066001-1 to 066001-7 (2009).

ANALIZA COMPARATIVĂ A UNOR ALIAJE DE ALUMINIU ÎMBĂTRÂNITE ARTIFICIAL CICLIC ŞI CLASIC

(Rezumat)

Lucrarea prezintă un studiu comparativ asupra modificărilor de structură şi a conductivităţii termice a aliajelor de aluminiu 7075 T651, călite de punere în soluţie şi îmbătrânite artificial clasic.

În lucrare s-au realizat analize cu ajutorul microscopului electronic pentru a prezenta matricea de bază şi precipitatele. De asemenea, s-a măsurat conductivitatea termică a probelor din aliaj de aluminiu A7075 T651. Această analiză s-a realizat pentru a strange informaţii despre modificările apărute după tratamentele finale de îmbătrânire artificială clasică şi ciclică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 2, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ON THE OBTAINING OF MONOLAYER AND BILAYERED POROUS SINTERED MATERIALS

BY

ARTHUR-CRISTIAN COTEŢIU

Abstract. Bronze and stainless steel powders, with different particle size ranges, were used in order to obtain porous materials by freely spreading powder into a sintering die. Sintering was done in vacuum at 850°C and 1150°C.

Sintering times of 30, 60 and 90 minutes were used in order to obtain a high open porosity. Sintered samples were characterized by electron microscopy, porosimetry and fluid permeability.

Key words: pores size, permeability, sintered porous bilayered materials.

1. Introduction

The permeable porous materials are used in filtration equipment, or in various processes such as mixing different fluids, heat exchangers, air floating, ozone treatment and purification of water [8].

The porous structure characteristics are influenced by the parameters of the sintering regime and the particle size range of the powder used [1],…,[7].

The paper investigates the influence of the powder range, temperature and sintering time on the structural and functional characteristics (porosity, pore size, permeability) of the porous samples.

A bilayered porous structure with small-sized pores and a uniform distribution of the pore sizes is obtained in conditions of a narrow range of particle size distribution, small size of the powder particles and optimal sintering parameters.

2. Experimental Procedure

Bronze (CuSn10) and stainless steel powders (316 L), with different

particle size ranges, were used in order to obtain porous materials by freely spreading powder into a sintering die.

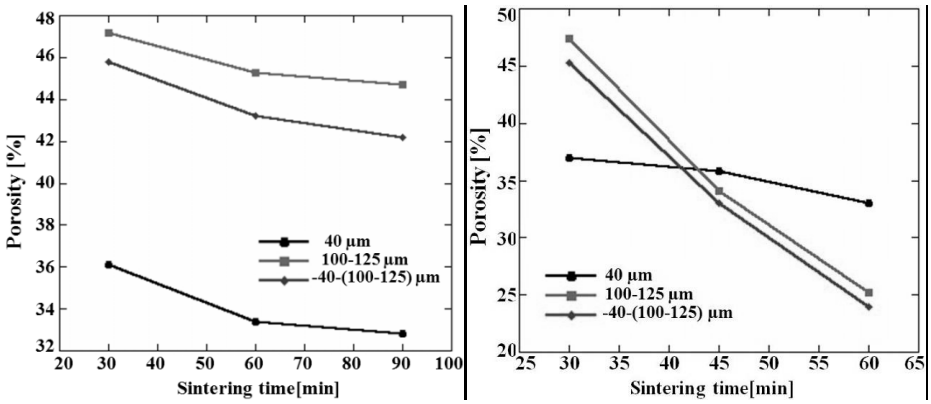
Porous disks were fabricated by sintering 316L type stainless steel and bronze (CuSn10) powders of different powder range.

Porous samples under the form of discs, 23 mm in diameter and 3 mm thick, were made by freely spreading powders in a die and then sintering. The powder fraction used and the sintering time are the technological parameters that were varied in order to study their influence on the main structural characteristics.

The bilayered structure was obtained by freely spreading different particles size range (-40) µm and (+100 -125) µm. The small particles (-40µm) were used to obtain a thin layer (0,5mm) intended for ensure small pores size and filtration finesse. Sintering was done in vacuum (10^{-4} Torr) at 850°C sintering times 30, 45, 60 minutes in the case of the bronze powder and 1150°C for 30, 60, 90 minutes in the case of the stainless steel in order to obtain a high open porosity. Microphotographs of the porous structure were obtained using scanning electron microscopy.

3. Results and Discussions

Sintered samples were characterized by electron microscopy, porosimetry and fluid permeability.



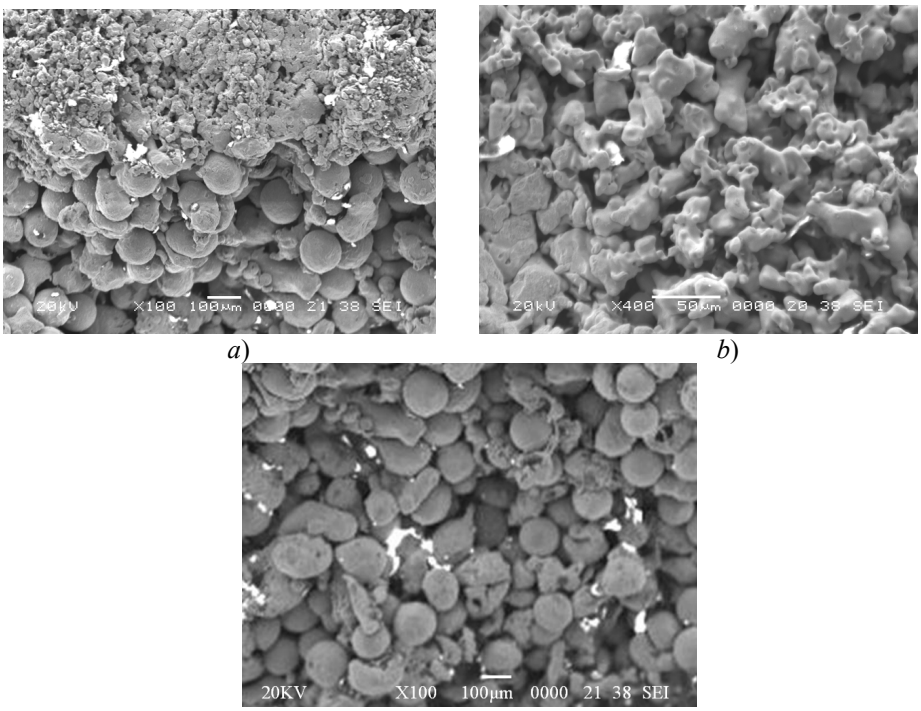
a) *b*)

Fig. 1 – Influence of the sintering time and powder size on porosity: *a* – steel powders (316 L), *b* – Bronze (CuSn10).

Fig. 1 shows the influence of the sintering time on the total porosity of samples, for all powder range classes studied, at a constant sintering temperature (1150°C for stainless steel and 850°C for bronze) in vacuum.

The porosity, the distribution of the pore size and the filtration characteristics are influenced by the particles size and the sintering parameters.

A somewhat more marked reduction in porosity in the case of the powder range – 40 μm was supported by the higher initial packing degree of small sized particles. The initial density was higher in powders with smaller sized particles and also in the case of a larger powder range, like in the case 40 μm.

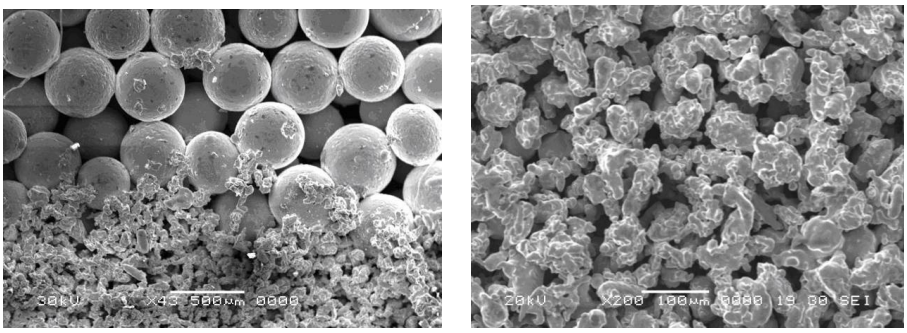


a) *b*)

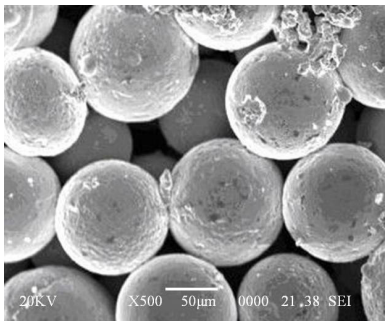
c)

Fig. 2 – Cross-section SEM images of the porous structures for stainless steel (316L): *a* – bilayered structure; *b* – monolayer structure (-40μm); *c* – monolayer structure (100 -125μm).

The SEM cross-section images of the porous structures provide data on the powder particles shape and size and of the pores size on the width of each layer.



a) *b*)



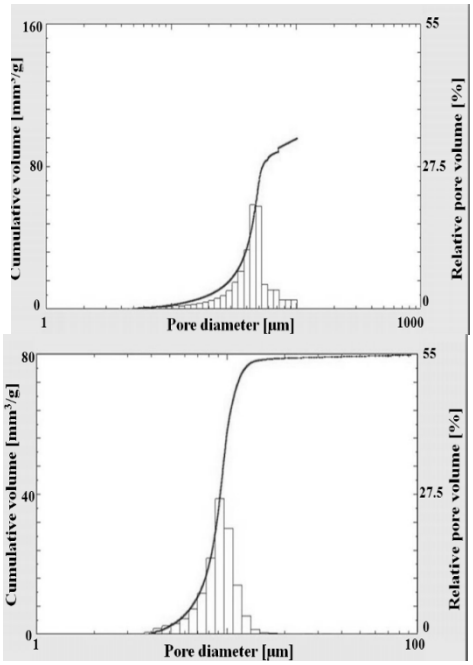
c)

Fig. 3 – Cross-section SEM images of the porous structures for bronze (CuSn10): *a* – bilayered structure; *b* – monolayer structure (-40µm); *c* –monolayer structure (100 -125µm).

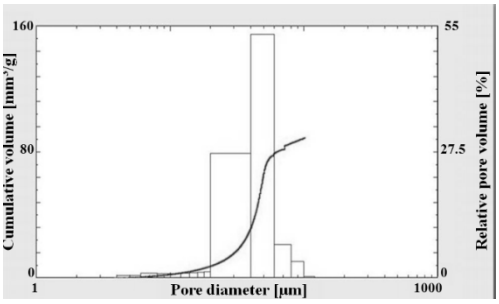
The SEM images presented in Figs. 2 and 3 confirm the previous findings. It can be noted that the pores size and the diminution of intergranular necks are not significantly changed. However, the surface of particles is found to be smooth, as a consequence of the transport of material in the superficial layer.

In Fig. 4 is presented the pores size distribution for the active layer, for the substrate and the multilayered structure. The filtration finesse is given by the maximum pores size.

In the bilayered structures the filtration finesse is given by the active layer which has the maximum pores size of 9,58µm and 9,82µm (this dimension was determinated even with the fluid dislocation method from pores also in good agreement with the mercury porosimetry).



a) *b*)



c)

Fig. 4 – Cumulative and relative pores size distribution for:
a – monolayer structure (100 -125µm),
b – monolayer structure (-40µm);
c – bilayered structure.

The support layer has biger pores in order to enhance the permeability of the multilayered structures. In this layer the maximum pores size is ~80µm.

Table1

The Maximum Pore Size and the Porosity of the Samples Stainless Steel (316L)

Powder size range µm	$D_{p\,max}$ µm	P %
- 40	18,02	36,10
+100 - 125	80,03	47,20
- 40 - (+100 - 125)	9,58 (for active layer)	45,76

Table2

The Maximum Pore Size and the Porosity of the Samples Bronze (CuSn10)

Powder size range µm	$D_{p\,max}$ µm	P %
- 40	18,46	37,21
+100 - 125	80,27	48,16
- 40 - (+100 - 125)	9,82 (for active layer)	46,02

The porosity, the distribution of the pore size and the filtration characteristics are influenced by the particle size and the sintering parameters.

By the combination of the filtration finesse of the active layer and a good permeability of the support layer we are able to manufacture a filtering medium with the filtration finesse of the active layer and the permeability half of the substrate layer.

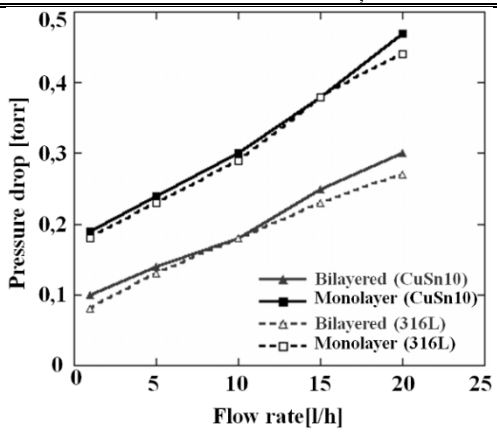


Fig. 5 – The permeability curve for monolayer structure (100 -125μm) and bilayered structure, sintering times 30 minutes (bronze and stainless steel).

Between the two types of samples obtained from different powders (316L and CuSn10) no big differences on porosity, pore size and permeability, sintering time for 30 minutes.

4. Conclusions

The sintering time does not significantly influence the parameters of the porous structure (porosity, pore size) for the steel powder (316 L) samples obtained following the sintering of the freely spread powder with irregularly shaped particles. The experimental results allow the choice of the sintering regimen that ensures the structural parameters imposed on permeable porous parts used in various applications, among which filters.

The porosity, the distribution of the pore size and the filtration characteristics are influenced by the particle size and the sintering parameters.

We were able to manufacture a filtering medium with the filtration finesse of the active layer and the permeability half of the substrate layer and about thirty times higher the then permeability of porous structures obtained from powder used for the active layer.

Received: May 14, 2010

Technical University "Cluj-Napoca" of Cluj,
Department of Materials Sciences and Engineering
e-mail: Arthur.COTETIU@stm.utcluj.ro

R E F E R E N C E S

1. Bram M., Buchkremer H.P., Stöker D., *Development of Porous Composites Membranes for Microfiltration Devices.* Conference Proceedings, Euro PM, 183-188 (2004).

2. Albano-Müller, *Powder Metall*. Int., Vol. **14**, 73-79 (1982).
3. Podrezov I.N., *Structural Engineering of High-Porous PM Materials*. Conf. Proc., EuroPM, 125 – 130 (2004).
4. Vida-Simiti I., *Sintered Permeable Materials* (in romanian). Edit. Casa Cărții de Ştiință, Cluj-Napoca, 1998.
5. Get'man O. I., Chernysher L., *Powder Metall. Met. Ceram.*.Vol. **42**, 630-637 (2003).
6. Neuman P., Mat. Wiss. u. Werkstofftechn, *MetFoam 99*. Internat. Conf. on Metal Foams and Porous Metal Struct., *31*, 422-423 (2000).
7. Palfalvi A., Vida-Simiti I., Chicinaş I., *Powder Metallurgy International*. 16-19 (1998).
8. Vida-Simiti, Jumate N., Sechel N., Thalmaier Gy., Petrescu V., *Sintered Porous Materials with Graded Structure*. Euro PM - Lightweight & Porous Materials I, 293-298 (2009).

OBȚINEREA MATERIALELOR POROASE SINTERIZATE MONOSTRAT ŞI BISTRAT

(Rezumat)

Din pulbere de bronz (CuSn10) şi oțel inoxidabil (316L) de diferită granulație au fost obținute materiale poroase prin presărarea pulberii în matriță urmată de sinterizare. Sinterizarea a fost efectuată în cuptor cu vid la temperatura de 850°C respectiv 1150°C, pentru a se asigura caracterul intercomunicant al porilor, respectiv a se evita închiderea lor la regimuri intense de sinterizare. După sinterizare probele au fost analizate prin microscopie electronică, porozimetrie şi permeabilitate la fluide.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LVII (LXI)

Fasc. 2

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2011 **Editura POLITEHNIUM**

UNIUNEA EUROPEANĂ

GUVERNUL ROMÂNIEI
MINISTERUL MUNCII, FAMILIEI ŞI PROTECŢIEI SOCIALE
AMPOSDRU

Fondul Social European
POSDRU 2007-2013

Instrumente Structurale
2007-2013

MINISTERUL EDUCAŢIEI CERCETĂRII TINERETULUI ŞI SPORTULUI
OIPOSDRU

UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GHEORGHE ASACHI" DIN IAŞI

UNIVERSITATEA TEHNICĂ
"GHEORGHE ASACHI" DIN IAŞI

ŞCOALA DOCTORALĂ
A FACULTĂŢII DE ŞTIINŢA ŞI
INGINERIA MATERIALELOR

Volum de lucrări ale doctoranzilor din proiectul BRAIN

Volumul cuprinde lucrări ale doctoranzilor Universităţii Tehnice ”Gheorghe Asachi” din Iaşi incluşi în grupul ţintă al proiectului de burse doctorale **POSDRU/6/1.5/S/9 „BURSE DOCTORALE – O INVESTIŢIE ÎN INTELIGENŢĂ” (BRAIN)**, **ID 6681**

UNIUNEA EUROPEANĂ
GUVERNUL ROMÂNIEI
MINISTERUL MUNCII, FAMILIEI ŞI PROTECŢIEI SOCIALE
AMPOSDRU
Fondul Social European
POSDRU 2007-2013
Instrumente Structurale
2007-2013
MINISTERUL EDUCAŢIEI CERCETĂRII TINERETULUI ŞI SPORTULUI
OIPOSDRU
UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GHEORGHE ASACHI" DIN IAŞI

Proiectul **„Burse Doctorale - O Investiție în Inteligență (BRAIN)”**, **POSDRU/6/1.5/S/9, ID 6681**, este un proiect strategic care are ca obiectiv general „Îmbunătățirea formării viitorilor cercetători în cadrul ciclului 3 al învățământului superior - studiile universitare de doctorat - cu impact asupra creşterii atractivității şi motivației pentru cariera în cercetare”.

Proiect finanțat în perioada 2008 - 2011.

Finanțare proiect: 14.424.856,15 RON

Beneficiar: Universitatea Tehnică “Gheorghe Asachi” din Iaşi

Partener: Universitatea “Vasile Alecsandri” din Bacău

Director proiect: Prof. univ. dr. ing. Carmen TEODOSIU

Responsabil proiect partener: Prof. univ. dr. ing. Gabriel LAZĂR

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
PUBLISHED BY
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMÂNIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232-237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President : Prof.dr.eng. **Ion Giurma**, Member of the Academy of Agricultural Sciences and Forest, *Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University" of Iaşi

Editor-in -Chief : Prof.dr.eng. **Carmen Teodosiu**, *Vice-Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Honorary Editors of the Bulletin: Prof.dr.eng. **Alfred Braier**
Prof.dr.eng. **Hugo Rosman**
Prof.dr.eng. **Mihail Voicu**, Corresponding Member of the Romanian Academy, *President* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Editors in Chief of the* MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING *Section
Assoc. prof. dr. eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. prof. dr. eng. **Gheorghe Bădărău**
Prof. dr. eng. **Petrică Vizureanu**

Honorary Editors: Prof. dr. eng. **Dan Gelu Găluşcă**
Prof. dr. eng. **Adrian Dima**

Associated Editor: Assoc. prof. dr. eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Assoc. prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences (Japan)

Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, „Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)

Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University (U.S.A.)

Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University (Ukraine)

Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, „Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)

Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw (Poland)

Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)

Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, Las Palmas de Gran Canaria University (Spain)

Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)

Prof. dr. **Viorel Păun**, University „Politehnica" Bucharest (Romania)

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** Las Palmas de Gran Canaria University (Spain)

Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2 2011

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

ANCA ALUCULESEI şi CONSTANTIN BACIU, Comportamentul materialului compozit dentar Filtek Z250 la imersia în salivă artificial (engl. rez. rom.) 11

ANCA ALUCULESEI şi CONSTANTIN BACIU, Rezistența la coroziune a unor rășine composite dentare în soluții artificiale (engl. rez. rom.) 23

RAMONA HANU CIMPOEŞU şi CONSTANTIN BACIU, Proceduri chimice pentru pregătirea suprafețelor metalice în vederea depunerii de straturi subțiri. Partea a II a (engl. rez. rom.). 37

RAMONA HANU CIMPOEŞU şi CONSTANTIN BACIU, Analiza firelor de nitinol la solicitări electro-corozive în salivă artificială (engl. rez. rom.) . . 47

ALINA COSTAN şi ADRIAN DIMA, Conductivitatea termică a unui aliaj pe bază de Ti (engl. rez. rom.) 55

ALINA COSTAN şi ADRIAN DIMA, Îmbunătățirea unui aliaj dentar Ti-6Al-4V pentru implanturi prin depunerea de straturi subțiri (engl. rez. rom.) 63

ANCA ELENA LĂRGEANU şi DAN-GELU GĂLUŞCĂ, Analiza comparativă a depunerii unipuls cu electrozi de titan şi nichel folosind metoda ESD (engl. rez. rom.) 71

ANCA ELENA LĂRGEANU şi DAN-GELU GĂLUŞCĂ, Analiza stratului superficial de titan pe suport de fontă prin metoda PLD (engl. rez. rom.). 77

RĂZVAN IULIAN LIȚOIU şi DAN-GELU GĂLUŞCĂ, Calorimetrie diferențială a compozitelor cu matrice polimerică ranforsată cu nanotuburi de carbon (engl. rez. rom.) 85

RĂZVAN IULIAN LIȚOIU şi DAN-GELU GĂLUŞCĂ, Comportamentul dimensional sub solicitare termică a unor composite polimerice (engl. rez. rom.) 93

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2 2011

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

ANCA ALUCULESEI and CONSTANTIN BACIU, Filtek Z250 Dental Composite Material Behavior on Artificial Saliva Immersion (English, Romanian summary) 11

ANCA ALUCULESEI and CONSTANTIN BACIU, Corrosion Resistance of a Dental Composite Resigns in Artificial Solutions (English, Romanian summary). 23

RAMONA HANU CIMPOEŞU and CONSTANTIN BACIU, Chemical Procedures for Metallic Surface Preparation for Thin Coatings Deposition Process. Part II (English, Romanian summary) 37

RAMONA HANU CIMPOEŞU and CONSTANTIN BACIU, Investigation of Nitinol Wires Under Electro-Corrosion Solicitations in Artificial Saliva (English, Romanian summary) 47

ALINA COSTAN and ADRIAN DIMA, Thermal Conductivity of a Ti-Based Alloy (English, Romanian summary). 55

ALINA COSTAN and ADRIAN DIMA, Improvement of Ti-6Al-4V Alloy Dental Implant Material Through Thin Layers Deposition (English, Romanian summary). 63

ANCA ELENA LĂRGEANU and DAN-GELU GĂLUŞCĂ, Single-Pulse Deposition Comparative Morphology for Nickel and Titanium Electrodes on Steel Support Using ESD (English, Romanian summary) 71

ANCA ELENA LĂRGEANU and DAN-GELU GĂLUŞCĂ, Titanium Superficial Layer on Cast-Iron Support Analysis for PLD Method (English, Romanian summary) 71

RĂZVAN IULIAN LIŢOIU and DAN-GELU GĂLUŞCĂ, Differential Calorimetry of Polymer Matrix Composite Reinforced with Carbon Nanotubes (English, Romanian summary) 85

RĂZVAN IULIAN LIŢOIU and DAN-GELU GĂLUŞCĂ, Dimensional Behavior of Polymer Composite Under Thermal Solicitation (English, Romanian summary). 93

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FILTEK Z250 DENTAL COMPOSITE MATERIAL BEHAVIOR ON ARTIFICIAL SALIVA IMMERSION

BY

ANCA ALUCULESEI* and CONSTANTIN BACIU

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: June 20, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Dental composite resigns are highly used in restoration domain based on very good compatibility, mechanical and workability properties. Tests of corrosion resistance in artificial saliva help on usage and applications of these new and special materials. Scanning electrons micros copies and EDAX analyses were performed to analyze the material surface. The corrosion results, after a tough immersion test, recommend this material as a very good solution in biocompatibility applications even from the material surface under pitting influence material percentage pass in biological environment.

Key words: filtek z250, dental composite, artificial saliva.

1. Introduction

Since resin composite was introduced in the clinical practice (Leung & Darvell, 1997) many efforts have been made to improve the clinical behavior of this esthetic restorative material. One of the most important steps in this field was the introduction of visible light-cured resin composites (Gal *et al.,* 2001). The first light source used to start the polymerization reaction of dental resin composites was ultraviolet. However, this light source, produced

*Corresponding author; *e-mail*: aluculesei_anca@yahoo.com

by plasma arcs, has shown a lower light penetration, limiting the depth of cure. In the last few years, quartz–tungsten–halogen lamps have been used, showing more satisfactory results (Duffo & Quezada Castillo, 2004; Fusayama *et al.,* 1963).

The filler type, shape and amount, as well as the efficient coupling of fillers and resin matrix, contribute to the material performance. Properties such as compressive or flexural strength, hardness and Young's modulus improve as the filler content increases. At the same time polymerization shrinkage decreases. Dental polymeric restorative materials are now incorporating nanofillers (5–100 nm) and/or organic–inorganic hybrids. The aim has been to improve mechanical properties, surface smoothness and gloss, polymerization shrinkage and biocompatibility (Gal *et al.,* 2001).

2. Experimental Details

Filtek Z250 light-curing dental materials, activated in the medical office, was immersed in different artificial saliva liquid mediums like Fusayama and Afnor type solutions and Ringer's solution, in an enclosed area and at room temperature for a period of 30 days.

In this study are presented the results after immersion in solution AFNOR. After maintaining these composite material areas of dental samples were investigated by electron microscopy and X-ray analysis EDAX to determine the state of material after prolonged contact with the artificial saliva. Natural saliva is a very complex and consists of inorganic compounds (0.2% - mainly salts) and organic compounds (0.4% - protein substances (proteins, enzymes, hormones) and non-proteinaceous (urea, KSCN, amino acids)), who's concentrations vary from base to the individual. Oral environment is very own to form corrosion products. The mouth is moist and continuously subjected to temperature fluctuations. Food and drink have pH values covering an entire area, from very acidic to alkaline. Since the most important fluid of the oral cavity is natural saliva is obvious that tests on dental alloys to be made in this environment. However, unstable and volatile nature of natural saliva makes it inappropriate for standardized in vitro studies. Then it is necessary to synthesize artificial saliva to react similarly to natural saliva. Over 60 formulations of artificial saliva were reported in the literature, a detailed presentation of the subject being made in the literature introduced a gas mixture to simulate the control of pH and redox buffering capacity through CO_2/HCO_3. In a recent study Quezada Duffo and (Duffo & Quezada Castillo, 2004) analyzed the behavior of Cu-Al alloys in 17 different artificial solutions cited in the literature compared with natural saliva and propose a new solution in the alloys studied behave as in saliva natural. In some studies, including the analysis of implantable materials were used to simulate fluid interstitial fluid (solution: Ringer, Cigada, Hank), these

solutions are entirely inorganic. Chlorine concentration in the Ringer solution is about 7 times higher than in the saliva compositions. In Table 1 the compositions of several corrosion environments such as those used in this study are presented. Appear in literature and other solutions used to simulate the interstitial space (Fusayama *et al*., 1963). They contain small amounts of additional ingredients such as glucose, magnesium chloride, lactic acid, amino acids and organic anions. (Leung & Darvell, 1997; Gal *et al.,* 2001). As shown by Gal and others, detailed examination of different types of saliva shows that in some cases they are combinations of substances which are more or less similar to those in human saliva. Some of these solutions better simulate human saliva, especially in the electrochemical behavior, and were widely used in corrosion studies. Some solutions containing only inorganic materials, while others include organic additives, consisting mainly in mucin, glucose, urea, sulfocianuri. Additional ingredients also include bicarbonates, sulphates, carbonates, organic acids, citrate and hydroxides. Some solutions to $CO_2/O_2/N_2$

Table 1
Chemical Composition of Some Biological Artificial Mediums

Solution	Compozition (g/l)		pH	Ref.
FUSAYAMA-MEYER	NaCl KCl $CaCl_2{\cdot}2H_2O$ $NaH_2PO_4{\cdot}H_2O$ $Na_2S{\cdot}9H_2O$ Uree (CH_4ON_2)	0.400 0.400 0.795 0.690 0.005 1.000	**5-5.5**	(Fusayama *et al.* 1963; Meyer, 1974; Meyer & Nally, 1975; Meyer, 1977; Holland, 1980; Holland, 1991; Holland,1992)
AFNOR Carter modify saliva	NaCl; $CaCl_2{\cdot}2H_2O$ KCl; $Na_2HPO_4 . H_2O$ $NaHCO_3$ KSCN; Uree	0,700 1,200 0,26 1,500 0,330 1,330	**6,7-8**	(Ross *et al*. 1967; De Micheli & Riesgo, 1978; Carter-Brugirard AFNOR/NF 1999)
RONDELLI Modify saliva Tany-Zucchi	KCl $NaHCO_3$ KSCN $KH_2PO_4.H_2O$	1.470 1.250 0.520 0.190	**7.75**	(Angelini & Yucchi, 1984; Angelini *et al*. 1993; Rondelli 1996; Rondelli *et al*.1990)
DUFFO-QUEZADA (artificial saliva)	NaCl KCl $CaCl_2{\cdot}2H_2O$ KH_2PO_4 $Na_2HPO_4{\cdot}12H_2O$ KSCN $KHCO_3$ acid citric	0,600 0,720 0,220 0,680 0,856 0,060 1,500 0,030	**6,5**	(Duffo & Quezada Castillo, 2004)

Table 1
Continuation

RINGER 1 (soluție fiziologica)	NaCl $NaHCO_3$ $CaCl_2 \cdot 6H_2O$ KCl	9,000 0,200 0,400 0,430	**6.8**	(Dobbs & Robertson, 1995; Sutow *et al.* 1985; Angelini *et al.* 1991)
RINGER 2	NaCl KCl $CaCl\ 2H_2O$	8,6 0,3 0,33	**7,4**	(Hoan & Mears, 1966)
HANKS (Phyziological solution)	NaCl KCl Na_2HPO_4 $NaHCO_3$ $CaCl_2$ KH_2PO_4 $MgCl_2 \cdot 6H_2O$ $MgSO_4 \cdot 7H_2O$	8.000 0.400 0.600 0.350 0.140 0.060 0.100 0.060	**6,8**	(Dobbs & Robertson 1995; Sutow & Jones 1985; Angelini *et al.* 1991; Mears, 1977)
CIGADA (Phyziological solution)	NaCl $NaHCO_3$ NaH_2PO_4 Na_2HPO_4	8,74 0,35 0,06 0,06	**7,1**	(Fraker)

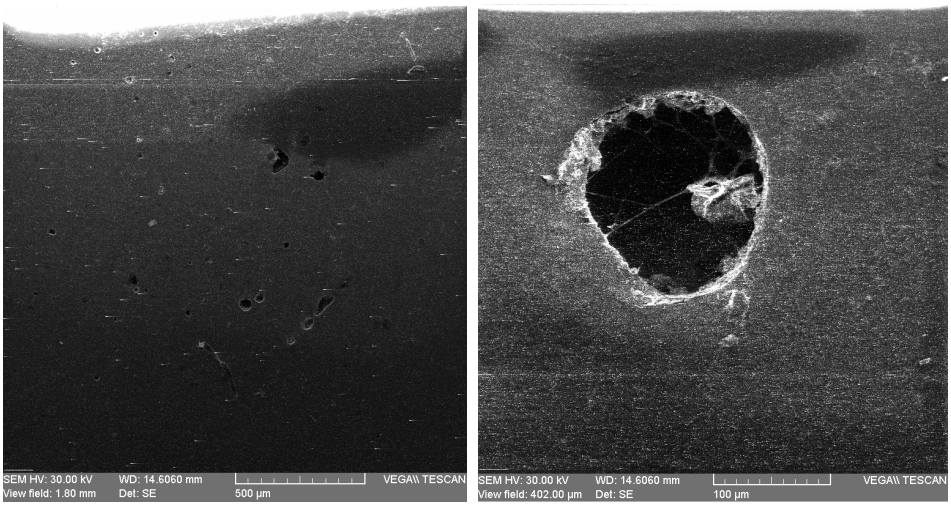
Interactions of various salts in saliva are complex effects, various combinations of salts in saliva are not the sum of the effects of individual components. Chlorides produce a slight intercrystalline corrosion attack around places such as porosity or metal joints/bones. Add HPO_4^{2-} cause little effect, forming corrosion products in the areas of attack. Addition of HCO_3-system corrosion micro Cl-/HPO_4^{2-} increases. Conversely, addition of SCN-system corrosion microstructural Cl-/HPO_4^{2-} diminished. Hank solutions, CIGADA RINGER and are used both for testing of titanium surgical implants and for studying the behavior of dental alloys. Since the simulated solutions were used only for the study of chemical corrosion in their composition were not introduced organic compounds or lubricants that could reduce or inhibit some corrosion processes. Thus, it can be assumed that the corrosive effect of these artificial solutions is greatest in relation to real solutions. From this point but it neglects the effects of bacterial factors that may play an important role in the degradation of metallic materials. Artificial solutions are used to estimate the corrosion behavior but cannot simulate the influence of natural salivary components (proteins and enzymes that may inhibit or accelerators).

3. Experimental Results

Further analysis was performed on Filtek Z250 dental material behavior in artificial saliva Afnor corrosion environment. There have been tests on

samples of composite Filtek Z250 immersed and kept 30 days continuously (without being a direct exchange with ambient air) in solution with chemical composition Afnor volley and properties shown in Table 1 is observed character of the acid solution.

Material surface condition is shown in Fig. 1 through S.E.M. microscopy at different power amplification of 100 and 700 times the detail of the pitting corrosion similar holes in Fig. 1 *b*.



a *b*

Fig. 1 – SEM microscopies of Filtek Z250 material surface after the immersion process in artificial solution Afnor: *a* – 100x; *b* – 700x.

In Fig. 1 is shown the material surface over an area of 1.8x1.8 mm^2 after he was kept in artificial saliva solution Afnor for 30 days. It is noted that the area was affected in 'pitting' type and the formation of holes in the material, such a surface condition is detailed in Fig. 1*b*, with sizes between 10 and 100 µm with loss of composite material and the formation of compatible on the surface of composite material. From microscopy, Fig. 1 can be appreciated that the material has suffered different damage degrees to the surface at a rate of 20-30 % with a depth of pitting of the order of micrometers.

Fig. 2 shows the energy spectrum of chemical elements on the surface components of dental composite material Filtek Z250 after it was immersed for 30 days artficială Afnor saliva solution. Were identified qualitatively more different species of elements and energy fields of their involvement, for instance, zirconium participate in three different types of connections characterized by different energies in keV. Were identified as species of dental composite material such as carbon, silicon, zirconium and oxygen and artificial saliva elements such as chlorine, natriul, potassium or nitrogen.

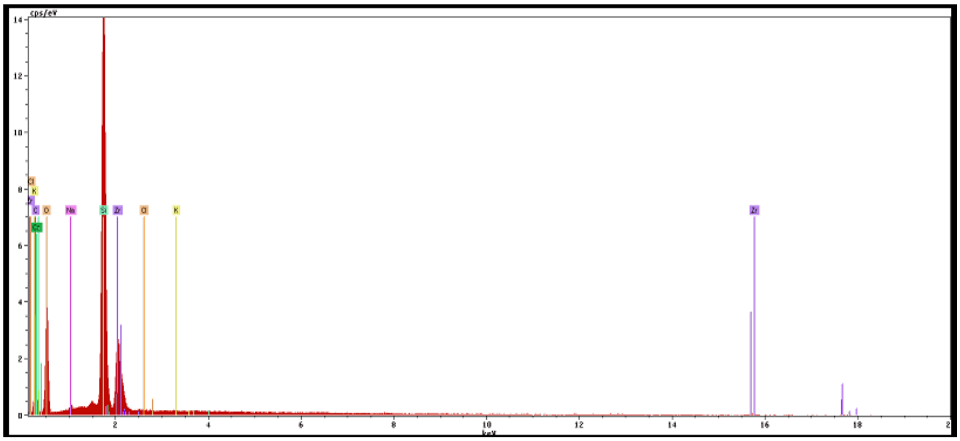
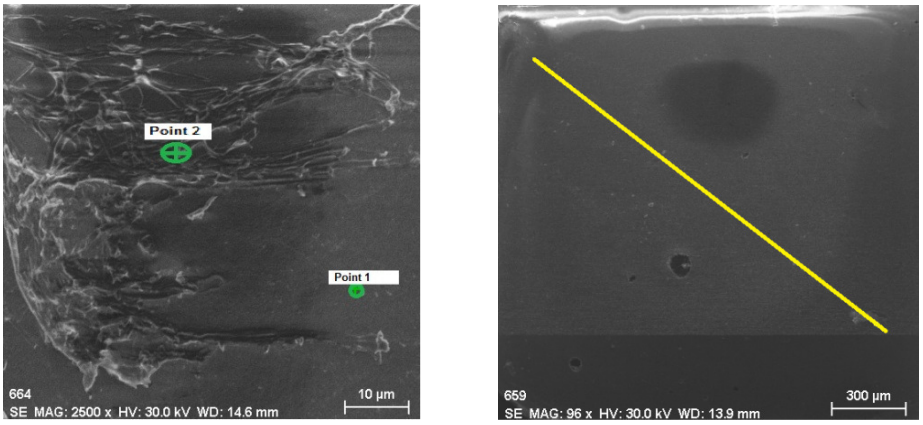


Fig. 2 – Energy spectrum of chemical from the Filtek Z250 surface material after an immersion period of 30 days in artificial saliva Afnor type.

Material surface analysis was carried further by selecting points for chemical composition that reflects the homogeneity of the attack made by the artificial solution, areas selected for analysis are shown in Fig. 3 and selecting a line to analyze the surface distribution of chemical elements investigated, selected area is presented in Fig. 3 *b*, which aims the chemical composite distribution material formed on the surface.



a *b*

Fig. 3 – Selecting points for chemical analysis; *a* – and a line distribution; *b* – the area affected by saliva solution Afnor.

Items selected for chemical analysis were first located in an area does not seem affected by the solution of artificial saliva and the second point in an area full of extra base material compounds that have appeared on the material

by immersing it in saliva Z250. Chemical analysis results are presented in Table 2 for first selected point and in Table 3 for second point.

The material surface analyze shows a decrease in the percentage of zirconium to 6.322 % wt maintaining the oxygen and silicon percentages with high values to light-curing material and we attacked with artificial saliva solution. The low percentage is observed in saliva and the emergence of elements such as sodium, potassium or chlorine compounds that make up various surface materials is removed by washing compounds simple hydrogen peroxide, which become harmful material through involvement in dental composite surface reaction and the appearance of pitting holes in the base material.

Table 2
The Chemical Composition of Surface Material at the Point Selected Z250 1 in Fig. 3

Element	AN	Net	wt.%	norm. [wt.%]	norm. at.[%]	Error [%]
Oxygen	8	37319	60.173970	58.083220	68.184330	7.288356
Silicium	14	94085	24.191950	23.351400	15.615950	1.106298
Carbon	6	10188	7.183587	6.933993	10.842810	2.248051
Zirconium	40	144	6.550334	6.322742	1.301769	0.623410
Sodium	11	4816	3.724504	3.595096	2.937064	0.296023
Nitrogen	13	4349	1.394022	1.345586	0.936661	0.101849
Potasium	19	907	0.283566	0.273714	0.131485	0.039004
Chlorine	17	336	0.097641	0.094249	0.049930	0.032074
		Sum:	103.5996	100	100	

Table 3
The Chemical Composition of Surface Material at the Point Selected 2 of Fig. 3 on Z250 Surface

Element	AN	Net	wt.%	norm., [wt.%]	norm., [%]	Error, [%]
Oxygen	8	27961	69.68845	56.85496	61.232130	8.660875
Silicium	14	77752	18.18148	14.83326	9.100584	0.838324
Carbon	6	31063	10.82260	8.829562	12.667030	1.352884
Nitrogen	7	2248	9.495855	7.747144	9.530606	1.775725
Phosphorus	15	27374	7.558764	6.166779	3.430671	0.335129
Natrium	11	6487	4.599906	3.752809	2.812785	0.354617
Potasium	12	2726	1.163861	0.949530	0.673175	0.101001
Chlorine	13	3561	1.061413	0.865949	0.553019	0.084569
		Sum:	122.5723	100	100	

Looking at the second selected point in an area with compounds formed on the surface Z250 is observed an increase in percentages of nitrogen, phosphorus, potassium and chlorine in conjunction with decreased high rates of oxygen, silicon and zirconium composite material element undetected attributed to the disappearance of surface material and thickness of formed compounds. Increasing the percentage of carbon is attributed to lower percentage of silicon and zirconium chemical elements of the total 100% by mass or atomic.

In Fig. 4 are followed the main chemical elements on the surface of composite material Filtek Z250 appearing from the contact with artificial saliva Afnor during 30 days and signal strength of zirconium element on a line with a 1.6 mm length.

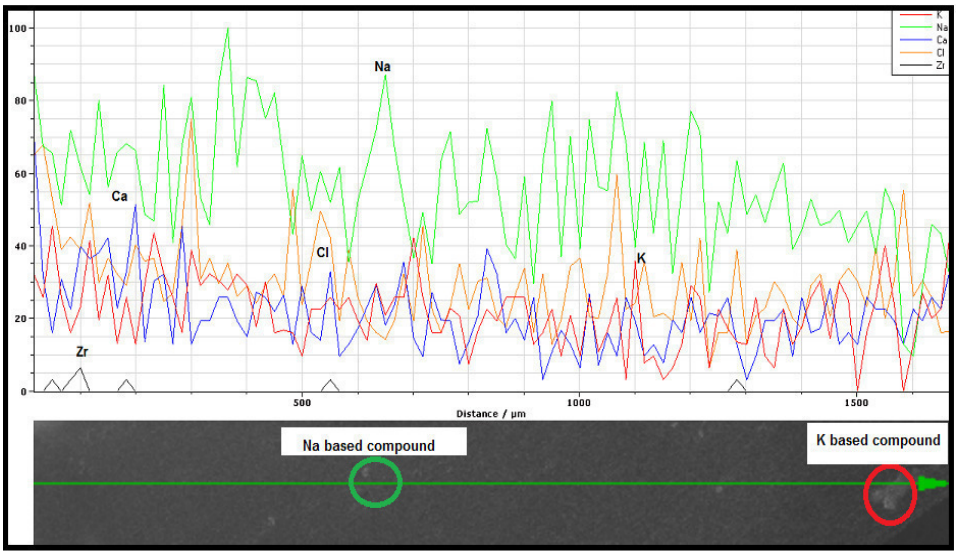
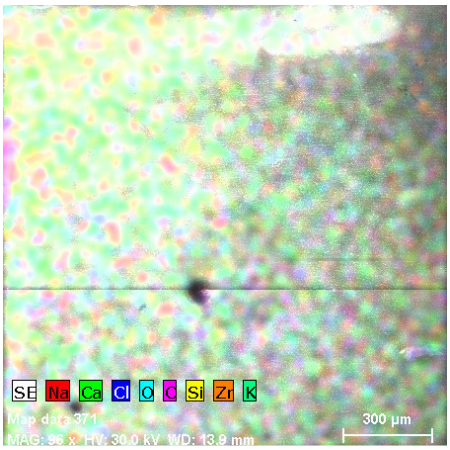


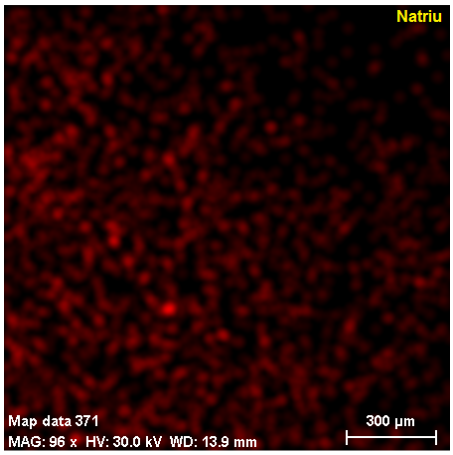
Fig. 4 – Distribution of elements K, Na, Ca, Cl and Zr on the material selected Z250 line in Fig. 3 *b*.

Formations shown in Fig. 4 are chlorine-based chemicals, sodium, potassium and calcium appeared on the surface after immersion Filtek Z250 and very large decrease of the signal element zirconium especially in areas covered with more pronounced reaction compounds.

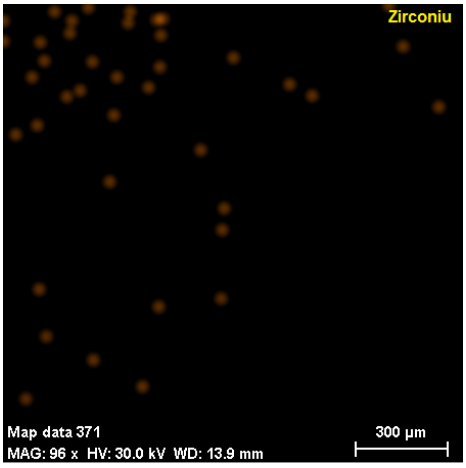
Further selecting an area of 1.2x1.2 mm^2 an element distribution analysis was made concerning sodium, zirconium, silicon, oxygen, potassium, chlorine and carbon an dthe results of these distributions both separately and together are presented in Figs. 5 *b*,…,5 *h*. The analysis carried out is seems as pitting blush points and some different affected areas in artificial saliva solution.


SE Na Ca Cl O C Si Zr K
Map data 371
MAG: 96 x HV: 30.0 kV WD: 13.9 mm
300 µm

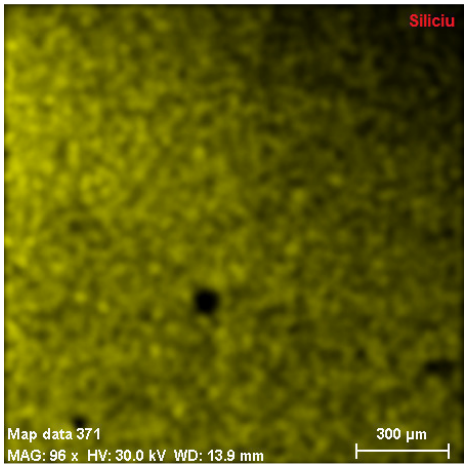
a


Natriu
Map data 371
MAG: 96 x HV: 30.0 kV WD: 13.9 mm
300 µm

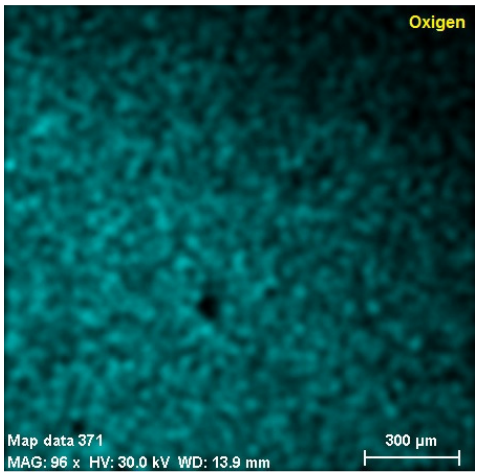
b


Zirconiu
Map data 371
MAG: 96 x HV: 30.0 kV WD: 13.9 mm
300 µm

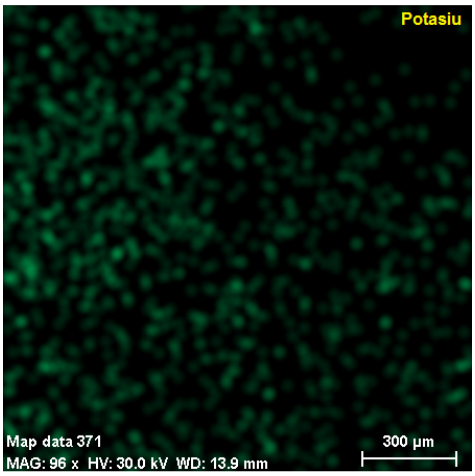
c


Siliciu
Map data 371
MAG: 96 x HV: 30.0 kV WD: 13.9 mm
300 µm

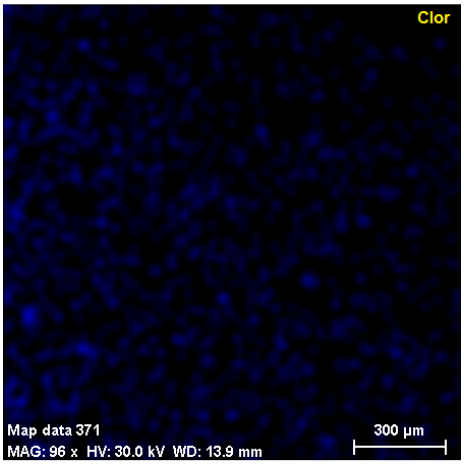
d


Oxigen
Map data 371
MAG: 96 x HV: 30.0 kV WD: 13.9 mm
300 µm

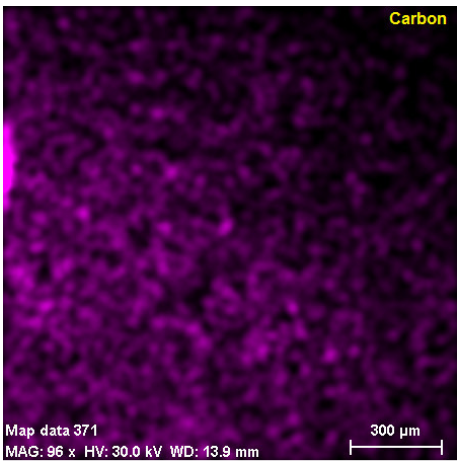
e


Potasiu
Map data 371
MAG: 96 x HV: 30.0 kV WD: 13.9 mm
300 µm

f



g



h

Fig. 5 – Distribution of common chemical elements separate and together like Na, O, K, Zr, Si, Cl and C on an area of 1.2x1.2 mm^2 of material Filtek Z250 after being kept in artificial saliva solution for 30 Afnor days.

Composite dental material with a polymeric matrix and reinforced with micro and nano elements based on silica and zirconia present after immersion on artificial acid saliva few pitting points and also few compounds on the surface. After the chemical analyses and elements distributions on line or surface can be conclude that the compounds based on zirconium element are especially attacked and corroded missing from the contact surface of the material. Tough conditions applied on the material surface by corrosion resistance point of view partially can explain the material behavior.

4. Conclusions

The Z250 composite dental resign with a polymeric matrix and reinforced with micro and nano elements based on silica and zirconia present after immersion on artificial acid saliva few pitting points and also few compounds on the surface. After the chemical analyses and elements distributions on line or surface can be conclude that the compounds based on zirconium element are especially attacked and corroded missing from the contact surface of the material. Tough conditions applied on the material surface by corrosion resistance point of view partially can explain the material behavior.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

Angelini E., Bianco P., Mascellani S., Zucchi F., *J. Mater. Sci. Mater. Medicine,* **4**, 142 (1993).

Angelini E., Yucchi F., *Surface Technol.,* **21**, 179 (1984).

Angelini E., Pezzoli M., Rosalbino F., Zuchi F., *J. Dent.* **19**, 56 (1991).

Carter-Brugirard AFNOR/NF (French Association of Normalization) In Grosgogeat B., Reclaru L., Lissac M., Dalard F., *Biomaterials,* **20**, 933 (1999).

Cigada A., Mazza B., Mondora P., Pedeferry G., Sinigaglia D., *Localized Corrosion Susceptibility of Work-Hardened Stainless Steel in a Physiological Saline Solution.* In B.C. Syrett and A. Acharya Eds.*"Corrosion and Degradation of Implant Matrials"*, Publ. ASTM, STP 684, 144-160 (1979).

De Micheli S.M., Riesgo O., *Rev. d'Odonto Stomat.* 7 (1978):

Dobbs H.S, Robertson J.L.M., ASTM STP 796, *Titanium Alloys in Surgical Implants*. West Conshohocken, PA: ASTM International Manual Series, 227 (1995).

Duffo G.S., Quezada Castillo E., *Corrosion*. **60**, *6*, 594 (2004).

Fraker A., *Corrosion Test and Standard: Applications and Interpretation*, ed. R. Baboian (West Conshohocken, PA: ASTM)

Fusayama T, Katayori T., Nomoto S., *J. Dent. Res*. **42**, 1,183 (1963).

Gal J.Y., Fovet Y., Adib-Yadzi M., *Talanta.* **53**, 1,103 (2001).

Hoan T.P., Mears D.C., *Corrosion Resistant Alloy in Chloride Solutions: Materials for Surgical Implants.* Proc. Roy. Soc., Series *A* **294**, 486-510 (1966).

Holland R.I., *Dent. Mater*. **8**, 241 (1992).

Holland R.I., *J. Dent. Res*. **88**, 269 (1980).

Holland R.I., *Scand J. Dent. Res*. **19**, 75 (1991).

Leung V.W.-H., Darvell B.W., J. Dent. **25**, *6*, 475 (1997).

Mears D.C., *Int. Met. Rev*. **22**, 119 (1977).

Meyer J.M., *Corros. Sci*. **17**, 971 (1977).

Meyer J.M., Nally J.N., *Influence of Artificial Salivas on the Corrosion of Dental Alloys.* 11th Annual Congress IADR (Brussels:CED, 1974).

Meyer J.M., Nally J.N., *J. Dent. Res*. **54**, 678 (1975).

Rondelli G., *Corrosion Resistance Tests on NiTi s. m. A.* Biomaterials, **17**, 2003 (1996).

Rondelli G., Vincentini B., Cigada A., *Corr. Sci.* **30**, 805 (1990).

Ross T.K., Carter D.A., Smith D.C., *Corros. Sci*. **7**, 373 (1967).

Sutow E.J., Jones D.W., Milne E.L., *J. Dent. Res*. **64**, 842 (1985).

Wever D.J., Velhuizen A.G., Vries J. Busscher H.J., Uges D.R.A., Horn J.A., "Electrochemical and surface Characterization of a Nickel-Titanium Alloy, *Biomaterials*, **29**, 76 (1998).

COMPORTAMENTUL MATERIALULUI COMPOZIT DENTAR FILTEK Z250 LA IMERSIA ÎN SALIVĂ ARTIFICIAL

(Rezumat)

Răşinile compozite dentare sunt des utilizate în domeniul restaurărilor datorită proprietăţilor deosebite mecanice, de compatibilitate şi prelucrare. Testele de rezistenţă la coroziune în salivă artificială îmbunătăţesc utilizarea şi aplicabilitatea acestor materiale deosebite. Microscopii cu scanare electronică şi analize EDAX au fost realizate pentru analiza suprafeţei materialului. Rezultatele coroziunii, după imersia prelungită a materialului, recomandă acest material ca fiind o soluţie deosebită pentru aplicaţiile biocompatibile chiar dacă suprafaţa materialului este supusă unui process de piting prin care procente din materialul compozit ajung în mediul biologic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CORROSION RESISTANCE OF A DENTAL COMPOSITE RESIGNS IN ARTIFICIAL SOLUTIONS

BY

ANCA ALUCULESEI* and CONSTANTIN BACIU

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: June 20, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Surface mechanical workability of dental light curing resigns before and during photo-activation process represent an important parameter in this composite material resistance at corrosion especially in artificial saliva or Ringer solutions. Some roughness aspects of the dental composite material surface on corrosion resistance are followed in this article using scanning electrons microscopy (SEM) and X-ray (EDAX) analyses.

Key words: corrosion, dental composite.

1. Introduction

Because of aesthetic appearance, dentists are using composite materials in anterior and posterior dental restorations. However, wear is a frequent phenomenon present in the oral cavity and one of the biggest problems related to dental composites. For this reason, the wear of dental

*Corresponding author; *e-mail*: aluculesei_anca@yahoo.com

resin composites has been extensively studied (Leinfelder & Suzuki, 1999; Condon & Ferracane, 1996; Kawai & Leinfelder, 1995; Bayne *et al.,* 1992; Peutzfeldt & Asmussen, 1992; Jörgensen & Asmussen, 1978; Mair (1992) researcher identified two main wear mechanisms in dental composites: abrasion and attrition. Abrasion occurs during the sliding action involving two teeth with a third body (layer of food) between them transmitting the forces. Attrition occurs during the direct contact of opposing teeth, producing wear. The microstructure and properties of the materials and the conditions used determine the mechanism of the wear process and, consequently, the materials wear rate (Ferracane, 1995).

Some authors have studied the effects of some features of filler particles like arrangement, size and geometry and volume fraction in the wear resistance and hardness of particulate resin composites (Bayne *et al*., 1992; Turssi *et al*., 2005; Braem *et al.,* 1989). According to some studies, the wear resistance of the composites in the oral cavity depends on the space available between filler particles providing protection against food bolus. The presence of smaller filler particles reduces inter-particle spacing in the composite, improving its wear resistance (Bayne *et al*., 1992; Jörgensen & Asmussen, 1978; Soderholm & Richards, 1998). The use of particles in nano-size range as fillers in polymeric composites is increasing.

The presence of nano-particles improves mechanical and tribological properties of the materials, because of their high specific surface area to volume ratio. The use of nanoparticles can give rise to a material with a new behaviour, due to interfacial interactions, resulting in exceptional properties (Shi *et al*., 2004; Wang *et al.,* 1996).

Saliva is a liquid with a complex composition, which involves organic and inorganic groups and micro-organisms. Dental composite materials must resist to the oral cavity environment in contact with saliva. Some authors have studied the effects of fluids (artificial saliva, deionized water) on the mechanical properties of resin-based composites (Martin *et al.,* 2003; Concha *et al.,* 1996). Kanchanavasita (1998) observed that excess water acts as a plasticizer in resin-based materials. Moreover, Soderholm *et al.* (1996), Soderholm *et al.* (1984) detected particle removal from composites stored either in artificial saliva or distilled water. In this study we investigated the resistance in saliva of commercial dental composites containing nanoparticles as reinforcement elements.

The main objective was to identify the effect of storage in artificial saliva on dental composites properties. So, samples were tested without any treatment (control) to compare with samples stored in artificial saliva. The microstructure and surface of the materials were studied by scanning electron microscopy (SEM) and EDAX in order to characterize the surface wear mechanism.

2. Experimental Results

Dental composite material, Filtek Z250, was subjected to immersion for 30 days under artificial saliva solution Fusayama. In Fig. 1 are two representative SEM microscopy material surface conditions Filtek Z250 after immersion in artificial saliva Fusayama these two powers of magnification are of 100x and 1000x.

There is an area affected by the artificial environment in which the material was introduced by exclusion of material (similar to pitting holes) and the emergence of many compounds on the surface of dental composites. In microscopy from Fig. 1) can be seen a selection in the lower right, framed by colored lines, hitting an area that coincides with a material such material arising from operation of mechanical stretching and fastening the composite material.

On the material appeared after prolonged contact with artificial saliva solution Fusayama and numerous holes pitting size from 1 to 5 µm. Micron size and is observed in many compounds the reaction whose nature will be determined by EDAX analysis of the surface material.

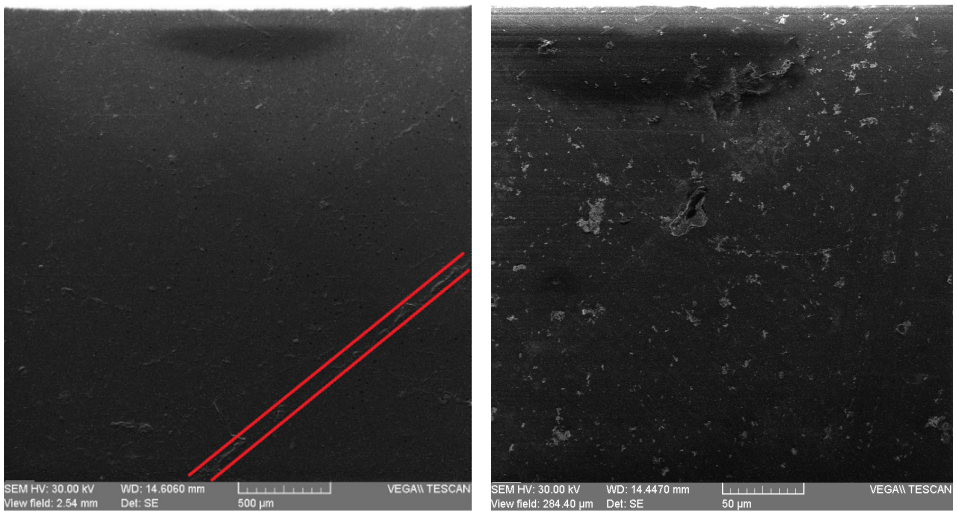


Fig. 1 – SEM microscopy of the surface material Filtek Z250 after immersion in saliva solution Fusayama; *a* – 100x; *b* – 1000x.

Chemical analysis of material on a surface determine the qualitative presence of 1.2x.12 mm^2 elements more chemical energy of their corresponding links as shown in Fig. 2, all common elements dental composite material,

carbon, oxygen, silicon and zirconium, and the solution Fusayama artificial saliva, sodium, chlorine, potassium, phosphorus and calcium with 3 (Zr) 2 (Cl, Ca, K) and 1 (remaining elements) activation energy and participating in chemical bonds.

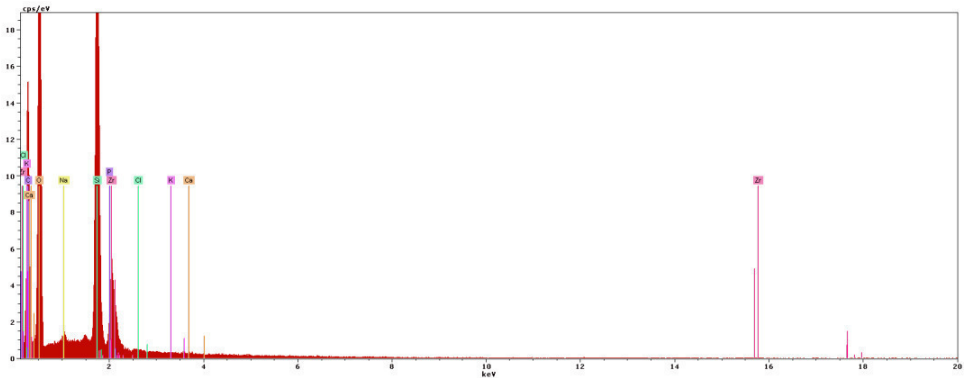


Fig. 2 – Energy spectrum of chemical elements on the material surface Filtek Z250 over a period of 30 days immersion in artificial saliva solution Fusayama

Table 1 shows the chemical composition of composite material on a surface area of 2.25 mm^2 material after immersion in artificial saliva solution for 30 days Fusayama. From the results of chemical analysis on the surface, Table 1, there is an oxidized state of the material represented through many oxygen compounds (74.4% and 78.84% by mass atomic percent) resulting in a drop in the percentage of silicon (at 7.89% percent atoms) and zirconium as well (from 0.59% atomic percent).

Table 1

Chemical Composition of Surface Material Filtek Z250 Over an Area of 2.25 mm^2 Material After Immersion in Fusayama Artificial Saliva Solution for 30 Days

Element	AN	Net	wt.%	norm. [wt.%]	norm.[%]	Error [%]
Oxygen	8	21108	74.405730	74.407220	78.838550	24.221760
Silicon	14	102207	13.074250	13.074510	7.891702	0.609075
Carbon	6	6557	8.757519	8.757694	12.360550	5.225150
Zirconium	40	432	3.150578	3.150641	0.585487	0.206998
Calcium	20	762	0.214220	0.214224	0.090613	0.035856
Sodium	11	502	0.168245	0.168249	0.124064	0.041327
Potassium	19	454	0.113371	0.113374	0.049157	0.031991
Phosphorus	15	455	0.076933	0.076934	0.042107	0.072010
Chlorine	17	166	0.037151	0.037152	0.017765	0.003513
		Sum:	99.998	100	100	

Compounds that appear on the surface based on artificial saliva solution are small, with small percentages of chemical elements components, and without stability on the composite surface are easily removed by washing with hydrogen peroxide.

Fig. 3 shows distributions of chemical elements are Na, Ca, K, Cl and Zr on a line of 130 μm from the surface of this material Filtek Z250 after immersion in artificial saliva Fusayama test.

Observing the formation of compounds on the surface based of NaCl, KCl or $CaCl_2$ and many other oxides. Element zirconium signal is weak and heavily masked compounds on the surface.

Filtek Z250 composite material behavior analysis continued by determining its behavior immersed in a Ringer type 1 solution for 30 days in similar conditions above the other two tests.

Using a supply voltage of the filament electron gun scanning electron microscope with 30 kV were carried out with a secondary electron detector surface electron microscopy Z250 material after 30 days of immersion in Ringer's solution to two power amplification 100 and 1000 times respectively. The images obtained are shown in Fig. 4 and shows a relative state affected by corrosion Ringer solution of the dental composite material by the formation of pitting holes (resulting in a significant loss of material depending on the size of corrosion holes) and by the emergence of compounds reaction on the surface Z250.

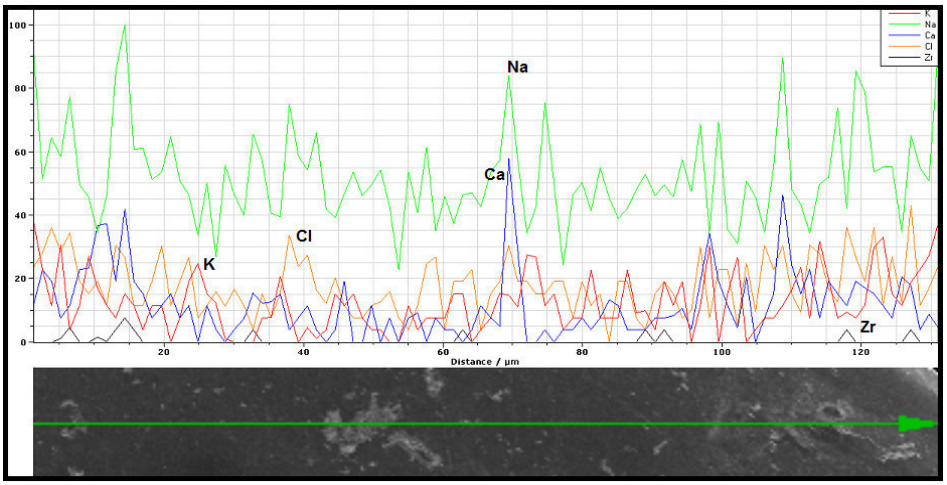


Fig. 3 – Distribution of chemical elements Na, Ca, K, Cl and Zr on a line of 130 μm from the surface of this material Filtek Z250 after immersion in artificial saliva Fusayama.

Electron microscopy shows the occurrence of pitting holes of different sizes implies a significant loss of passing the composite corrosion environment.

In this respect a 1x1 mm^2 area were observed an average of 5-7 holes corrosion size of circumference between 100 and 250 µm and a total of 55-60 holes between 1 and 100 µm as circumference.

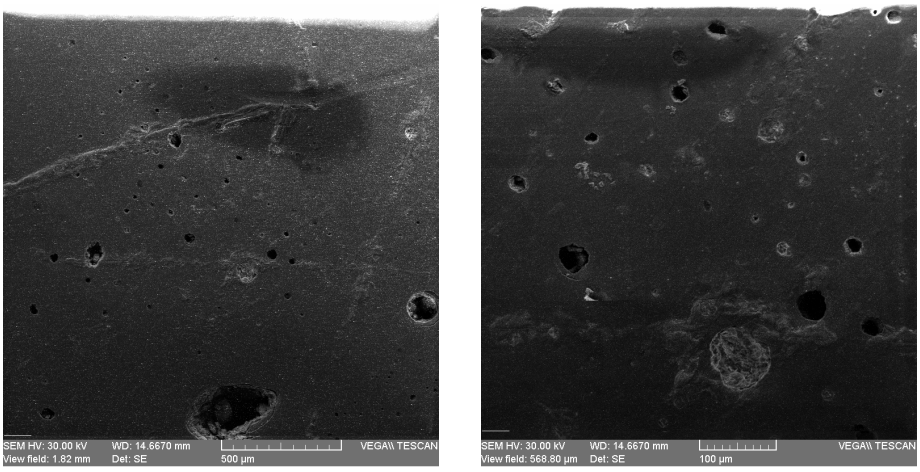


Fig. 4 – SEM microscopy of the surface material Filtek Z250 after immersion in Ringer's solution for different power amplification) 100x and b) 1000x.

Selecting the formation of reaction compounds is achieved in this case the directions imposed mechanical training material for photo-polymerization. Fig. 5 presents the energy spectrum of chemical elements in the material after immersion in Ringer's Z250.

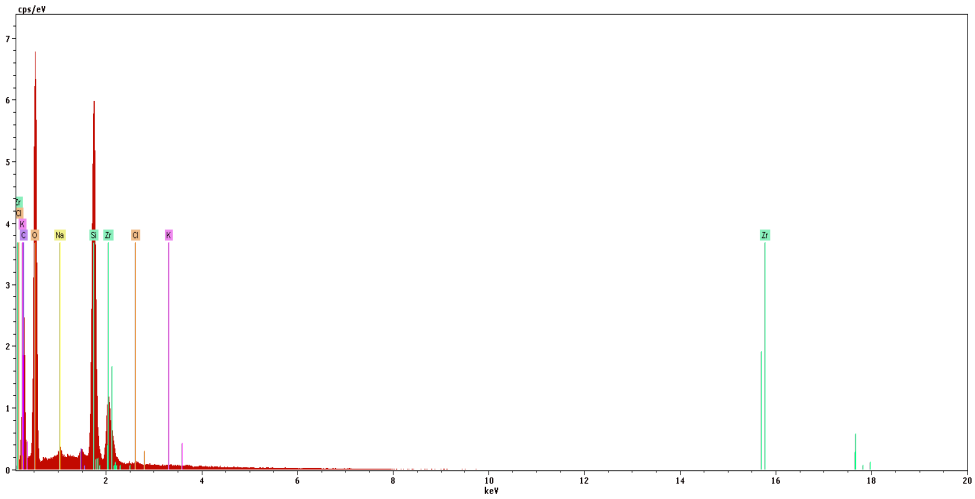


Fig. 5 – Energy spectrum of chemical elements in the material Filtek Z250 over a period of 30 days immersion in Ringer's solution.

Samples immersed in biological solutions had a circular diameter of 1 cm and a thickness of 10 mm with LED light-curing in the medical office. Since the preferential corrosion was observed on the surface of a material based on physical form of the material by spreading it with a spatula and the emergence of cute naked eye but the direction of stretching characterize jurisdictions to analyze the material is the material in the center of sample surface condition and test on its side to observe any differences in surface condition data clearly more disordered and rough edge. Chemical analysis were made on areas of 2.25 mm^2 in the central and marginal area of the material after its immersion in Ringer solution for 30 days and the results presented in Tables 2 and 3.

Table 2
The Chemical Composition of Surface Material Filtek Z250 over an Area of 2.25 mm^2 in the Central Area of the Material After Immersion in Ringer Solution for 30 Days

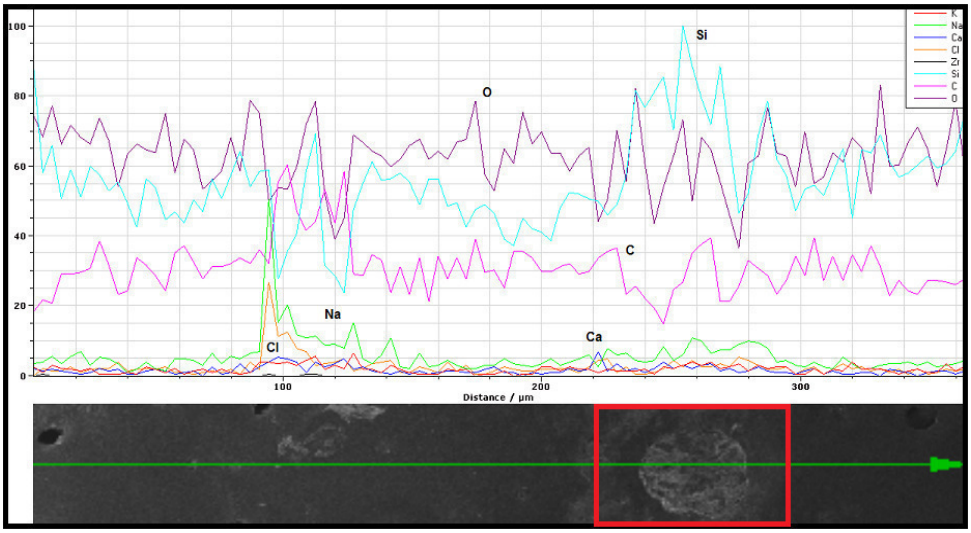
Element	AN	Net	wt.%	norm. [wt.%]	norm. [%]	Error, [%]
Oxygen	8	23662	49.99631	55.73542	66.62576	6.324707
Silicon	14	106416	26.95466	30.04881	20.46255	1.228897
Carbon	6	4309	5.024156	5.600883	8.918501	2.280675
Zirconium	40	447	4.188367	4.669153	0.978912	0.263891
Sodium	11	2796	2.129077	2.373475	1.974534	0.186050
Calcium	13	3466	1.080993	1.205081	0.854209	0.085826
Potassium	19	788	0.223671	0.249346	0.121972	0.036514
Chlorine	17	347	0.105695	0.117828	0.063564	0.032572
		Sum:	89.70293	100	100	

There is a difference mainly between the elements silicon (from 30.04 to 20.49 percent by weight) and sodium (from 2.37 to 7.23 percent by weight) for two selected areas illustrating the nature of the surface elements that characterize a more intense corrosion on the sample. In this extreme material Filtek Z250 applied as part of the restoration can become the most dangerous areas in terms of material corrosion and destruction of chemical compounds but may be considered a creative area points of failure, cracking and deterioration of the material resulting in further mechanical shocks. They observed an increase in the percentage of oxygen enrichment attributed to surface oxides.

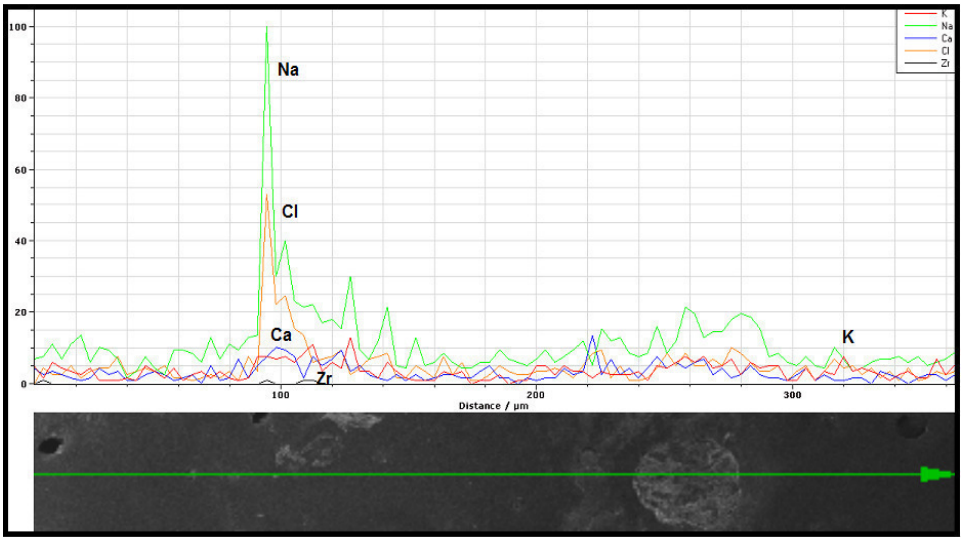
Table 3
The Chemical Composition of Surface Material Filtek Z250 over an Area of 2.25 mm^2 in a Marginal Area of the Sample Material After Immersion in Ringer for 30 Days

Element	AN	Net	wt.%	norm. [wt.%]	norm. [%]	Error, [%]
Oxygen	8	61078	69.811580	57.965320	67.453410	8.136067
Silicon	14	72846	24.685450	20.49660	13.587490	1.130367
Natrium	11	7435	8.717527	7.238259	5.861906	0.646002
Carbon	6	15061	8.085343	6.713349	10.406370	2.260222
Zirconium	40	137	6.142426	5.100124	1.040905	0.598897
Calcium	13	5890	2.586061	2.147235	1.481672	0.164387
Potassium	19	743	0.241941	0.200887	0.095660	0.037677
Chlorine	17	567	0.166466	0.138219	0.072587	0.035127
		Sum:	120.4368	100	100	

In Fig. 6 is shown the distribution of key chemical elements on the surface of dental composite material as the material and corrosion compounds formed. There are a characterized surface oxides and compounds of chlorine, sodium, potassium and calcium.



a



b

Fig. 6 – Distribution of elements on the material Filtek Z250 surface over a line of 350 µm material after immersion in Ringer solution for 30 days.

The area affected by corrosion is selected and an increase in the percentage of sodium and calcium and silicon oxide which makes the conclusion that the polymer matrix composite material has deteriorated especially in this case. Strong signals eliminating silicon, carbon and oxygen in the diagram from Fig. 6 can be seen more easily agglomerate chemical formations on the surface in Fig. 6 *b*.

The whole area has a very low signal zirconium and compounds formation is predominantly NaCl, KCl or $CaCl_3$.In figure 8 are presented separately and combined distributions of chemical elements like Na, O, K, Zr, Si, Cl and C an area of 1.2x1.2 mm^2 of material Filtek Z250 after being kept in Ringer solution for 30 days.

Fig. 7 shows a mapping of all chemical elements on the surface selected using different colors. In Fig. 7 *b* and *c* there is a cluster direction of SiO_2 composite material processing and in Fig. 7 *d* and *f* identifying compounds NaCl surface formation material. Following chemical and structural results obtained on the surface of composite material can be considered that they have changed both at micro and macro chemically and structurally.

Although the material formed after 30 days of immersion many chemicals compounds on the surface they were wash away easily by not being chemically bound to the composite based material.

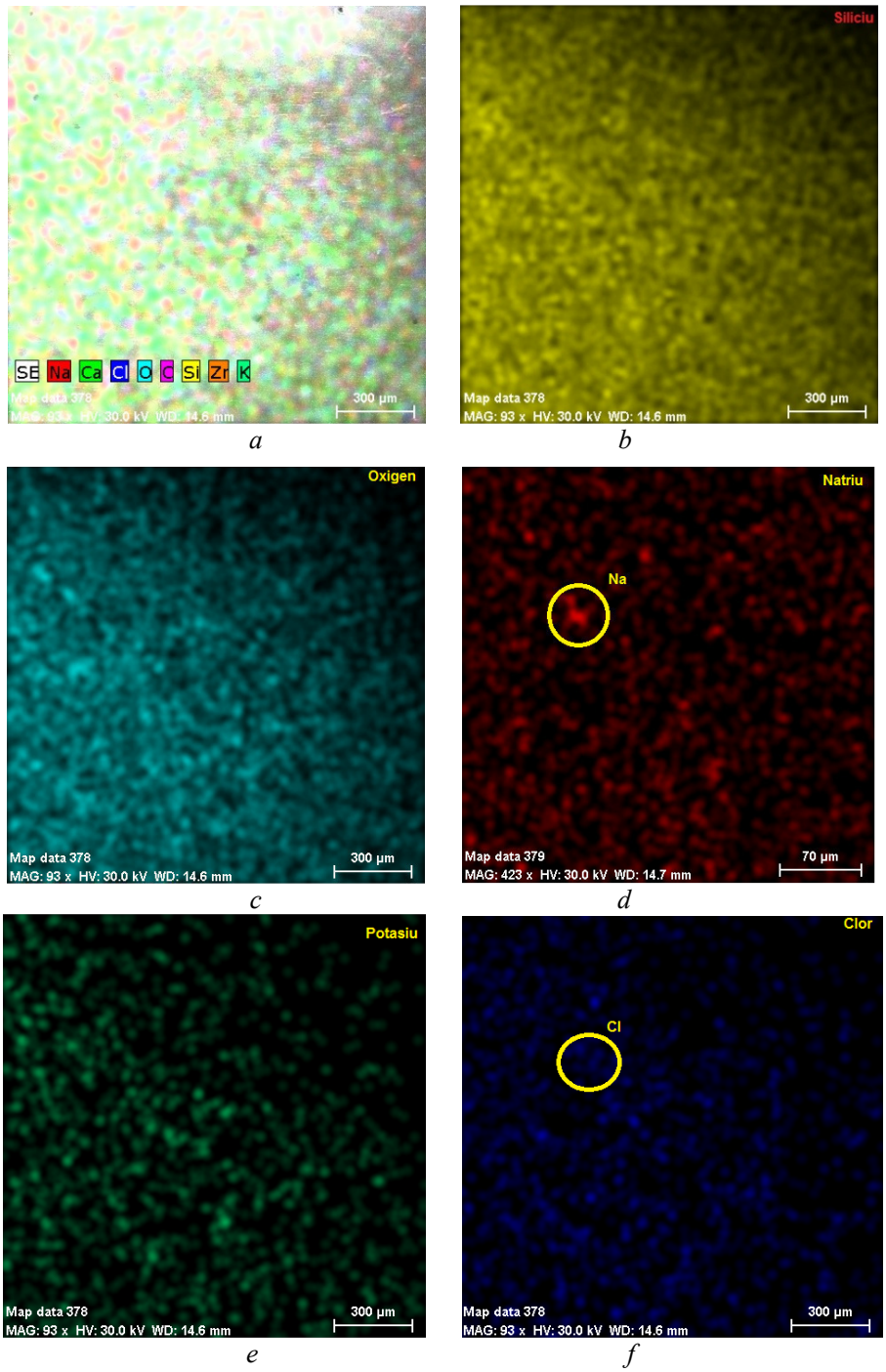


Fig. 7 – Distribution of the separate and combined chemical elements Na, O, K, Zr, Si, Cl and C an area of 1.2x1.2 mm^2 of material Filtek Z250 after being kept in Ringer solution for 30 days.

Risks of prolonged exposure to this material in artificial solutions mentioned above is given by pitting holes that have appeared on the material they released different percentages of zirconium in the solution of saliva and directly affecting the material structure and its behavior after the various chemical applications and individuals.

2. Conclusions

A dental composite resign win nano to micro sized reinforcement particles as SiO_2 and ZrO_2 was tested by corrosion resistance point of view in artificial saliva and Ringer solution after an immersion period of 30 days. Corrosion effects type pitting holes or compounds were observed on the material surface after both immersions with not stable chemical compounds and a preferential distribution of affected areas on the mechanical made lines from the surface.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

Bayne S.C., Taylor D.F., Heymann H.O., *Protection Hypothesis for Composite Wear*. Dental Materials, **8**, 305–309 (1992).

Braem M., Finger W., Van Doren V.E., Lambrechts P., Vanherle G., *Mechanical properties and filler fraction of dental composites*. Dental Materials, **5**, 346–349 (1989).

Concha M.L., Castillo A., Liebana J., Gutierrez J., Garcia A., *Initial pH as a Determining Factor of Glucose Consumption and Lactic and Acetic Acid Production in Oral Streptococci. Microbios*, **87**, 207–216 (1996).

Condon J.R., Ferracane J.L., *Evaluation of Composite Wear With a New Multi-Mode Oral Wear Simulator*. Dental Materials, **12**, 218–226 (1996).

Ferracane J.L., *Current Trends in Dental Composites*. Critical Reviews in Oral Biology and Medicine., **6**, 302–318 (1995).

Gal J, Fovet Y., Adib-Yadzi M., *About a Synthetic Saliva for in Vitro Studies*. Talanta, **53**, 1103–1115 (2000).

Jo¨rgensen K.D., Asmussen E., *Occlusal Abrasion of a Composite Restorative Resin with Ultra-Fine Filler —an Initial Study*. Quintessence International, **9**, 73–78, (1978).

Kanchanavasita W., Anstice H.M., Pearson G.J., *Long-term Surface Micro-Hardness of Resin Modified Glass Ionomers*. J. of Dentistry, **26**, 707–712 (1998).

Kawai K., Leinfelder K.F., *In Vitro Evaluation of OCA Wear Resistance of Posterior Composites*. Dental Materials, **11**, 246–251 (1995).

Kim K.H., Ong J.L., Okuno O., *The Effect of Filler Loading and Morphology on the Mechanical Properties of Contemporary Composites*. J. of Prosthetic Dentistry, **87**, 642–669 (2002).

Laine R.M., *Organic–Inorganic Nanocomposites with Completely Defined Interfacial Interactions*. Materials Science and Engineering, **13**, 800–803 (2001).

Leinfelder K.F., Suzuki S., *In Vitro Wear Device for determining Posterior Composite Wear.* The J. of the American Dental Association, **130**, 1347–1353 (1999).

Mair L.H., *Wear in Dentistry: Current Terminology*. J. of Dentistry, **20**, 140–144 (1992).

Martin M., Jedynakiewicz M.N., Fisher C.A., *Hygroscopic Expansion and Solubility of Composite Restorative.* Dental Materials, **19**, 77–86 (2003).

McCabe J.F., Rusby S., *Water Absorption, Dimensional Change and Radial Pressure in Resin Matrix Dental Restorative Materials.* Biomaterials, **25**, 4001–4007 (2003).

Miyasaka T., *Effect of Shape and Size of Silanated Fillers on Mechanical Properties of Experimental Photo Cure Composite Resins.* Dental Materials, **15**, 98–110 (1996).

Musanje L., Darvell B.W., *Aspects of Water Sorption from the Air, Water and Artificial Saliva in Resin Composite Restorative Materials.* Dental Materials, **19**, 414–422 (2003).

Ng C.B., Schadler L.S., Siegel R.W., *Synthesis and Mechanical Properties of TiO_2-Epoxy Nanocomposites.* Nanostructured Materials, **12**, 507–510 (1999).

Okada K., Tosaki S., Hirota K., Hume W.R., *Surface Hardness Change of Restorative Filling Materials Stored in Saliva.* Dental Materials, **17**, 34–39 (2001).

Peutzfeldt A., Asmussen E., *Modulus of Resilience as Predictor for Clinical Wear of Restorative Resins*. Dental Materials, **8**, 146–148 (1992).

Rong M.Z., Zhang M.Q., Liu H., Zeng H.M., Wetzel B., Friedrich K., *Microstructure and Tribological Behavior of Polymeric Nanocomposites*. Ind. Lubrication and Tribology, **53**, 72–77 (2001).

Shi G., Zhang M.Q., Rong M.Z., Wetzel B., Friedrich K., *Sliding Wear Behavior of Epoxi Containing Nano-Al2O3 Particles with Different Pretreatments.* Wear, **56**, 1072–1081 (2004).

Soderholm K.J., Mukherjee R., Longmate J., *Filler Leachability of Composites Stored in Distilled Water or Artificial Saliva.* J. of Dental Research, **75**, 1692–1699 (1996).

Soderholm K.J., Richards N.D., *Wear Resistance of Composites: a Solved Problem?* General Dentistry, **46**, 256–263 (1998).

Soderholm K.J., Zigan M., Ragan M., Fischlschweiger W., Bergman M., *Hydrolytic Degradation of Dental Composites*. J. of Dental Research, **63**, 1248–1254 (1984).

Suzuki S, Leinfelder K.L., Kaway K., Tsuchtani Y., *Effect of Particle Variation on Wear Rates of Posterior Composites*. American J. of Dentistry, **8**, 173–178 (1995).

Turssi C.P., Ferracane J.L., Vogel K., *Filler Features and Their Effects on Wear and Degree of Conversion of Particulate Dental Resin Composites*. Biomaterials, **26**, 4932–4937 (2005).

Wang Q., Xue Q., Liu W., Shen W., Xu J., *The Effect of Particle Size of Nanometer ZrO_2 on the Tribological Behaviour of PEEK*. Wear, **198**, 216–219 (1996).

Wetzel B., Haupert F., Friedrich K., Zhang M.Q., Rong M.Z., *Impact and Wear Resistance of Polymer Nanocomposites at Low Filler Content*. Polymer Engineering and Science, **42**, 1919–1927 (2002).

Wetzel B., Haupert F., Zhang M.Q., *Epoxy Nanocomposites with High Mechanical and Tribological Performance*. Composites Science and Technology, **63**, 2055–2067 (2003).

Zhang M.Q., Rong M.Z., Yu S.L., Wetzel B., Friedrich K., *Improvement of Tribological Performance of Epoxy by the Addition of irradiation Grafted Nano-Inorganic Particles*. Macromolecular Materials and Engineering, **287**, 111–115 (2002).

REZISTENȚA LA COROZIUNE A UNOR RĂŞINE COMPOSITE DENTARE ÎN SOLUȚII ARTIFICIALE

(Rezumat)

Prelucrabilitatea mecanică a suprafeței răşinilor dentare foto activabile înainte şi în timpul procesului de activarea reprezintă un parametru important în privința rezistenței acestui material la coroziune în mod special în soluții de salivă artificial şi soluții Ringer. Câteva aspecte ale rugozității suprafeței materialului compozit dentar din punct de vedere al rezistenței la coroziune sunt urmărite în acest articol utilizând metode de analiză prin microscopie cu scanare de electroni (SEM) şi de raze X (EDAX).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CHEMICAL PROCEDURES FOR METALLIC SURFACE PREPARATION FOR THIN COATINGS DEPOSITION PROCESS PART II

BY

RAMONA HANU CIMPOEŞU* and CONSTANTIN BACIU

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: June 20, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Continuing the work start on thin polymeric coatings deposition on metallic substrates as an improvement method of metallic materials, especially those used in the medical field as in contact body applications some few new chemical engraving methods were used to prepare the shape memory alloy wire surface for further thin metallic or non metallic films deposition.

Key words: shape memory alloy, polymer thin layer.

1. Introduction

Based on the number of published papers on Nitinol surfaces, especially recently, one might conclude that this issue indeed deserves serious attention. Various techniques and protocols have been used for surface treatments; among them mechanical and electrochemical treatments, chemical etching, heat treatments, conventional and plasma ion immersion implantation, laser and

*Corresponding author; *e-mail*: ramonahanu@yahoo.com

electron-beam irradiation, design of bioactive surfaces, and a proper technique can easily be lost in that jungle of publications. Some of the procedures that were developed originally for pure Ti and their application to NiTi not only may not bring any improvement but, rather, can cause surface damage because of inevitable Ni involvement.

Surface modification and coating of Nitinol (an acronym for NiTi Naval Ordnance Laboratory), a family of nearly equiatomic NiTi alloys with shape memory and superelastic properties, is a subject of numerous recent studies directed at improving the material's corrosion resistance as well as its biocompatibility through elimination of Ni from the surface. This chemical element is known to be allergenic and toxic, though essential for the human body. Although it has been shown that the amount of Ni recovered in biological studies in vitro may be either very low from the beginning or drop to undetectable levels after a brief exposure to biological environments (Wever *et al.* 1998; Cui *et al.* 2005), 'the nickel case' keeps reappearing. Thus, the recent results obtained on commercial ready-to-use orthodontic wires showed that the Ni release varied in a wide range from 0.2 to 7l g cm^2 (Arndt *et al.* 2005). Moreover, it has been reported that the Ni release can actually significantly increase with time (Sui & Cai 2006; Kobayashi *et al.* 2005; Bogdanski 2005; Clarke *et al.*), maintaining a high level up to 8 weeks and even for a few months (Bogdanski, 2005; Clarke *et al.*), indicating the need for better understanding of the material/surface interface.

The electrochemistry of Nitinol is poorly explored. Until recently, there have been no studies on electro-polishing and anodizing of this material. This situation is gradually improving with the publications of papers on electro-polishing processes in various electrolytes (Pohl *et al*., 2004), and anodizing in various solutions and voltage regimes (Shi *et al.*, 2007). The effect of chemical etching (passivation) in $HF+HNO_3$ aqueous solutions on Nitinol surface chemistry has also been studied (Shabalovskaya *et al.*, 2003).

In this study few chemical surface modification methods are analyzed to improve the adhesion on Nitinol with further superficial thin layers that can be deposited on them.

2. Experimental Details

A superelastic echiatomic NiTi shape memory alloy (http://www. saesgetters. com) acquisitioned from Saes Getters Group was prepared through different engraving solution for thin layers deposition operation. The shape memory alloy has 50.5% Ni and 49.5% Ti mass percentages and an oxide layer on the wire surface. The material was "attack" with different solutions like 34% H_2SO_4 + 12% HCl, 48% H_2SO_4 + 18% HCl and HF40% + HNO360%. Microstructure of alloy surface before and after chemical treatments were analyzed using SEM equipment with a SE detector and 30 KV alimentation

tension of the gun lamp. Using an EDAX equipment chemical analysis were performed on 2.5 mm^2 surfaces following especially the Ni and Ti percentage evolution and also the other elements from the surface like oxygen, fluorine, sodium or carbon.

3. Experimental Results

Various techniques and protocols to have been used for surface treatments; among them mechanical and electrochemical treatments, chemical etching, heat treatments, conventional and plasma ion immersion implantation, laser and electron-beam irradiation, design of bioactive surfaces, and a proper technique can easily be lost in that jungle of publications. Some of the procedures that were developed originally for pure Ti and their application to NiTi not only may not bring any improvement but, rather, can cause surface damage because of inevitable Ni involvement.

The surface state of shape memory alloy NiTi is presented in Fig. 1 at a 250x power amplification of the image and a 50 μm scale. Can be observing a smooth surface of the material obtained from the element manufacturing that had a preparation necessity for better adhesion of the superficial layers ready for deposition.

Fig. 1 – SEM microscopy of NiTi surface as taken at a 250x power amplification.

Further the chemical etching was made using the same engraving method to process the material surface in a more concentrated solution of 48% H2SO4 18% HCl, and the results are shown in Fig. 1 through electron microscopy, changes in light intensity and 3D surface analysis. As shown in Fig. 2 *a* and *b* the attack on this solution of the surface material was manifested more violent on the smart material surface affecting at least the surface of the alloy more intensively.

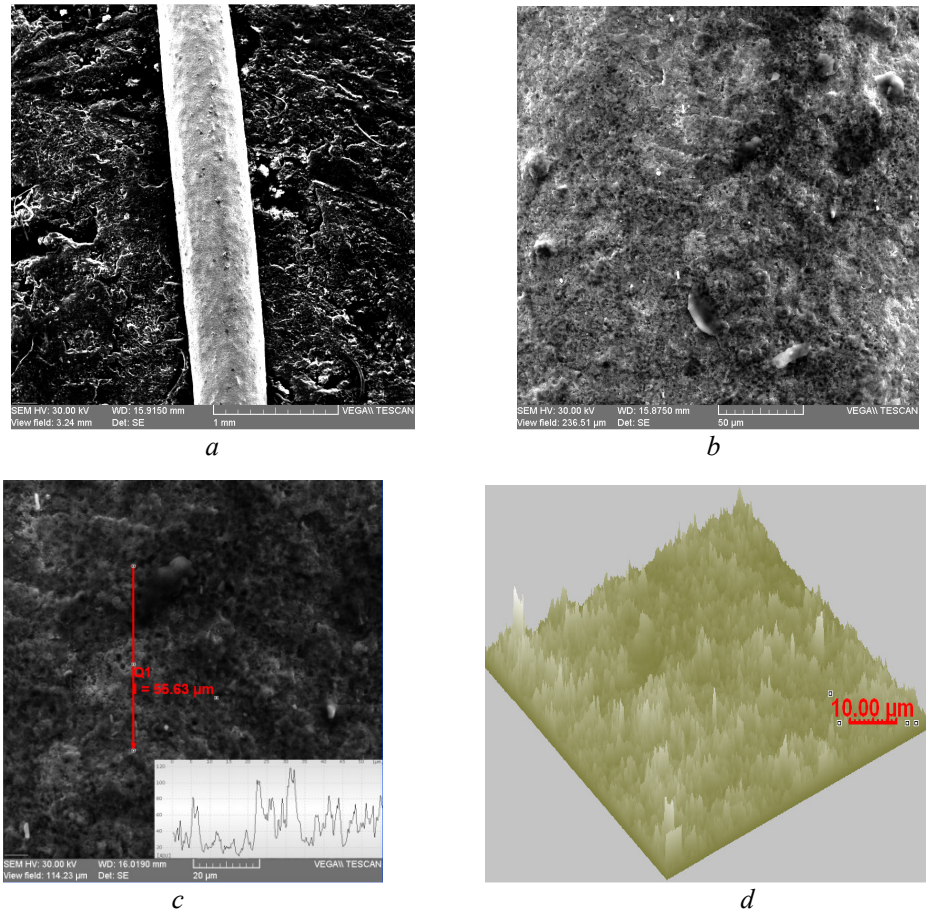


Fig. 2 – NiTi shape memory alloy surface with electron microscopy at different amplification powers; *a*) 100 x; *b*) 1000 x variation a in light intensity on the surface and a length of 55 µm; *d*) 3D analysis of the surface material chemically etched.

Change in light intensity variations was performed on the same distance as the first case (55 µm) showing a larger variation between 20 and 120 ADU field describes this area as more affected than if the surface of the diluted

solution in and out of the variation original surface, Fig. 2 *c*, well. This is confirmed by the 3D surface analysis, Fig. 2 *d*, where the same scale of 10 μm of the surface is unchanged larger and deeper than the first case, the surface changes that cause material loss and destruction of property surface of the substrate before the deposition operation.

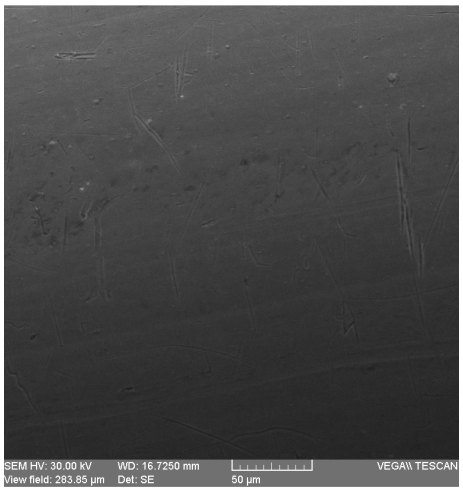
Table 1 is presenting the chemical composition of surface material by chemical etching were seen in a percentage loss of titanium, an element that has passed the acid solution.

Tabel 1

Chemical Composition of the Shape Memory Alloy Surface After his Immersion in Solution of 48% H_2SO_4+18% HCl

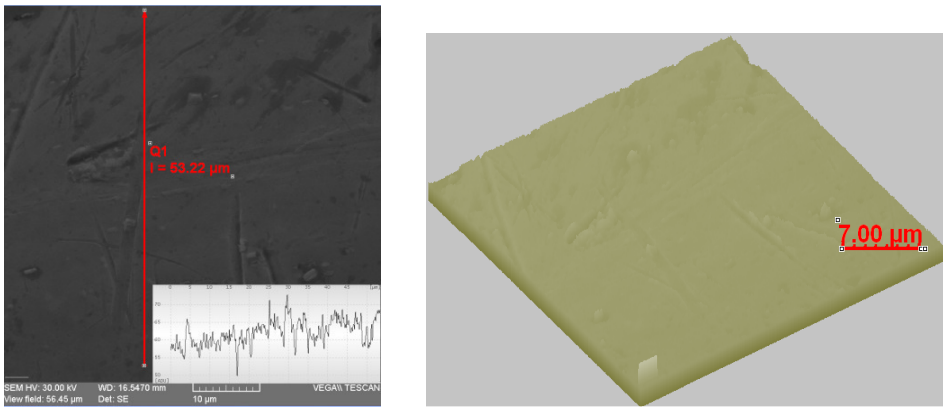
Element	AN	Net	wt. %	norm. wt. [%]	norm. [%]	Error [%]
Nickel	28	59001	48.56184	51.5174	43.61972	1.242112
Titanium	22	89438	43.85844	46.52775	48.2921	1.236405
Carbon	6	1438	1.842694	1.954844	8.088184	0.403659
		Sum:	94.26297	100	100	

Attempts of NiTinol engraving continue with processing the material surface in $HClO_4$ solution at a temperature of 65ºC for 60 minutes. Surface conditions are represented in Fig. 3 by electrons microscopy, *a*) 100x and *b*) 5000x, light intensity distribution in *c*) and 3D surface analysis.



a

b



c *d*

Fig. 3 – SEM electron microscopy of NiTi superelastic alloy surface at various power amplifier; *a*) 1000 x and *b*) 5000 x after immersing it in $HClO_4$ solution at a temperature of 65°C for 60 minutes maintaining time.

Changes in light intensity falling in 55-70 ADU range relatively different from the initial state of the surface material, fact that does not recommend this surface for deposition because the initial fall in the surface is properly etched, Fig. 3*d*. Table 2 present the chemical composition of surface material that is observed as a high percentage of oxygen due to surface oxidation, especially of titanium, which decreased in weight percentage.

Table 2

Chemical Composition of the Alloy Surface After Immersion of NiTi in $HClO_4$ Solution at a Temperature of 65°C for 60 Minutes Maintaining Time

Element	AN	Net	wt.%	norm.[wt.%]	norm. [%]	Error [%]
Nickel	28	59001	48.56184	51.5174	43.61972	1.242112
Titanium	22	89438	43.85844	46.52775	48.2921	1.236405
Oxygen	8	1438	1.842694	1.954844	8.088184	0.403659
		Sum:	94.26297	100	100	

Finally we used an acid-HF40% + HNO360% solution and also the temperature of 65ºC time of 60 minutes. The material is presented in Fig. 4 by electrons microscopy technique at different amplification powers *a*) 1000x and *b*) 5000x and size effects are observed in this acidic solution like craters between 0.1 and 5 µm on the entire surface.

Light intensity falling on initial domain and have a very close variation

to the original surface of shape memory alloy wire even though now the material is now heavily engraved. The 3D microscopy of the material, Fig. 4 *d* shows a uniform surface engraved with deep craters on average, Fig. 4 *c*, which can hold an average proper polymeric material suitable immersion method.

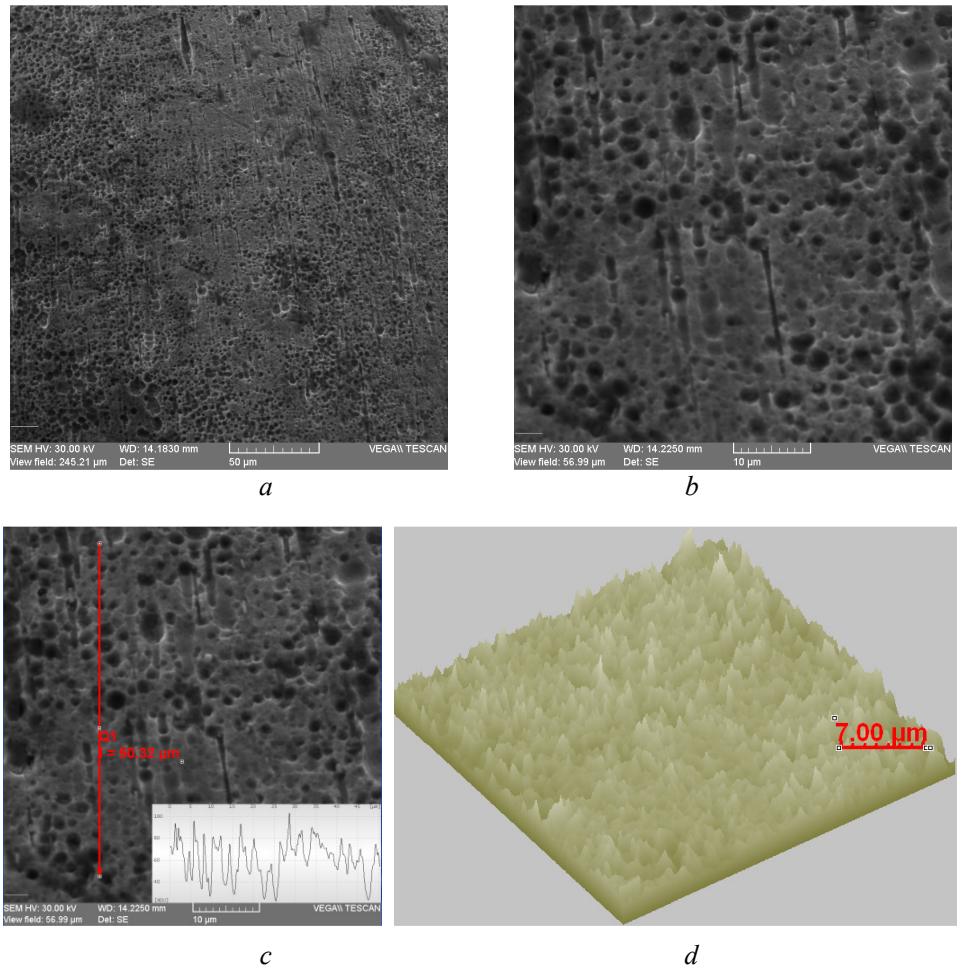


Fig. 4 – Electron microscopy analysis - SEM of surface of the shape memory material after immersion in solution HF40% + 60% HNO3 at 65°C for 60 minutes at two amplification powers; *a*) 1000x and *b*) 5000 x.

Given respect for shape, size and uniformity of surface material effects on the shape memory material surface the HF40% + HNO_3 60% solution is most proper of the acid solutions for etching the surface of superelastic nitinol material. The chemical composition shows an intense

surface material fluoridation, fluoride element being beneficial for medical applications of metallic and nonmetallic materials (Sui & Cai, 2006), but whose influence on subsequent deposit of shallow surface layers is not sufficiently investigated.

Table 3
Chemical Composition on the Surface of Titanium Alloy After its Activation Process in Solution HF40% + 66% HNO_3 at 6°C for 60 Minutes

Element	AN	Net	wt.%	norm. [wt.%]	norm. [%]	Error [%]
Nichel	28	59995	49.25716	48.37716	34.41047	1.259201
Titan	22	85391	38.52161	37.8334	32.98836	1.0895
Fluor	9	400	11.15141	10.95219	24.06708	3.495825
Oxigen	8	1939	2.074414	2.037354	7.081523	0.420884
Clor	17	276	0.814443	0.799893	1.452569	0.115832
		Sum:	101.819	100	100	

Atomic percentages of titanium and nickel are still keeping a close proportion of properties suitable for shape memory alloys even if it is only the surface of this material. Chemical etching and electro-polishing of NiTi can be used for surface structuring as well.

The research on the surface of nitinol material preparation by chemical methods continued in a further article using other attack solutions also observing the microstructural surface aspect and chemical behavior in the same time with observing the variation of TiO thin layer.

4. Conclusions

Trying to improve the surface properties of these materials for depositions of superficial thin layers is considered a solution among the increase and evolves of TiO thin layer. Different engraving solution was used to improve the surface of material for adhesion with thin deposited layers the results being based on micrographic analyze (macro and micro areas analyzed) and chemical composition observation at the surface as well. Nitinol materials are widely used in the medical field, many applications being in direct contact with the human body.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

*** http://www.saesgetters.com/default.aspx?idPage=839

Arndt M., Bruck A., Scully T., Ja¨ger A., Borauel C., *Nickel Ion Release from Orthodontic NiTi Wires Under Simulation of Realistic in-Situ Conditions*. J. Mater Sci. **40**, 3659–3667 (2005).

Bogdanski D., *Untersuchungen zur biocompatibilität and biofunctionalität von implantatmaterialien am beispiel von nickel – titan – formgeda chtnislegierungen*. Dissertation, Ruhr-Universitä Bochum: Germany; 2005.

Chuanjun Huang, Yibin Xie, Limin Zhou, Haitao Huang, *Enhanced Surface Roughness and Corrosion Resistance of NiTi Alloy by Anodization in Diluted HF Solution,* Smart Mater. Struct. 18 024003.

Clarke B., Carroll W., Rochev Y., Hynes M., Bradley D., Plumley D., *Influence of Nitinol wire Surface Treatment on Oxide Thickness and Composition and its Subsequent Effect on Corrosion Resistance and Nickel Ion Release*. J. Biom. Mat. Res., **06**, *79A*, 61–70.

Cui Z., Man H., Yang X., *The Corrosion and Nickel Release Behavior of Laser Surface-Melted NiTi Shape Memory Alloys in Hanks Solution.* Surf Coat Tech., **192**, 347–353 (2005).

Kobayashi S., Ohgoe Y., Ozeki K., Sato K., Sumiya T., Hirakuri K., *Diamond-Like Carbon Coatings on Orthodontic Archwires.* Diamond Relat. Mater. **14**, 1094–1097 (2005).

Pohl M., Heßing C., Frenzel J., *Electrolytic Processing of NiTi Shape Memory Alloys.* Mater. Sci. Eng. *A378*, 191–199 (2004).

Shabalovskaya S.A., *Physicochemical and Biological Aspects of Nitinol as a Biomat.*, International Materials Review, **46**, 1 - 18 (2001).

Shabalovskaya S., Anderegg J., Laabs F., Thiel P., Rondelli G., *Surface Conditions of Nitinol Wires, Tubing, and As-Cast Alloys: the Effect of Chemical Etching, Aging in Boiling Water, and Heat Treatment*. J. Biomed. Mater. Res. *65B*, 193–203 (2003).

Shi P., Cheng F., Man H., *Improvement in Corrosion Resistance of NiTi by Anodization in Acetic Acid.* Mater. Lett. **61**, 2385–2388 (2007).

Sui J., Cai W., *Effect of Diamond-Like Carbon (DLC) on the Properties of the NiTi Alloys*. Diamond Relat. Mater. **15**, 1720–1726 (2006).

Wagman D., Evans V., Parker V., Schumm R., Halow I., Bailey S., Churney K., J. Phys Chem. Ref.; Suppl. **2**, *11*, 1982.

Wever D., Velderhuizen A., De Vries J., Busscher H., Uges D., Van Horn J. *Electrochemical and Surface Characterization of NiTi Alloy*. Biom. **19**, 761–769 (1998).

PROCEDURI CHIMICE PENTRU PREGĂTIREA SUPRAFEȚELOR METALICE ÎN VEDEREA DEPUNERII DE STRATURI SUBȚIRI
Partea a II a

(Rezumat)

Continuând o muncă începută privind depunerile subțiri polimerice pe substraturi metalice ca metodă de îmbunătățire a materialelor mecanice, în special cele utilizate în domeniul medical sub formă de aplicații în direct contact cu corpul uman, câteva metode chimice noi de gravare au fost utilizate pentru pregătirea suprafeței firului din aliaj cu memoria formei în vederea acoperirii acestora cu filme subțiri metalice sau nemetalice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INVESTIGATION OF NITINOL WIRES UNDER ELECTRO-CORROSION SOLICITATIONS IN ARTIFICIAL SALIVA

BY

RAMONA HANU CIMPOEŞU* **and CONSTANTIN BACIU**

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: June 20, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract: Even the mouth behavior as a function is very complex and hard to reproduce we can extract some information from electro-corrosion tests of biomedical materials like nitinol used in saliva mediums like Afnor. Special materials, like nitinol, have many applications in different fields like medical. In this work, using potentiostat equipment and a SEM (scanning electron microscope), we analyze the alloy Ni-Ti behavior in solution of artificial saliva type Afnor.

Key words: nitinol, electro-corrosion.

1. Introduction

As will be shown in this paper superelasticity can even be considered part of the shape memory effect (EMS) (Duerig T.W. *et al*., 1990). The shape memory and superelaslicity effect are particularly pronounced in Ni-Ti alloys named usually nitinol (most used s.m.a. in medical applications). While the shape memory effect in Ni-Ti alloys has been described many times (Hodgson

*Corresponding author; *e-mail*: ramonahanu@yahoo.com

DE, Wu M.H. & Biermann R.J., 1990) every few papers can be found describing superelasticity and its applications. Superelasticity is an isothermal event (Duerig *et al.*, 1996; Birman, 1997), therefore, applications with a controlled temperature environment are especially successful. As body temperature is extremely well controlled, superelastic elements have been used for medical applications first.

Even today, most applications of superelastic Ni-Ti wires are related to the human body in one way or another. The term "superelasticity" is used to describe the property of certain alloys to return to their original shape upon unloading after a substantial deformation. Superelastic alloys can be strained ten times more than ordinary spring materials without being plastically deformed. This unusually large elasticity is also called pseudoelasticity, because the mechanism is nonconventional in nature, or transformational superelasticity because it is caused by a stress induced phase transformation.

The first superelastic application was as orthodontic arch-wire (Fig. 1). The biggest advantages that Ni-Ti provides over conventional materials obviously are the increased elastic range and a nearly constant stress during unloading (Wu & Lin, 2000). The first reduces the need to retighten and adjust the wire and provides the clinician with a greater working range. The second tends to decrease treatment time and increase patient comfort. Temperature changes induced during the ingestion of cold or hot food change the stress level of the wire, which apparently can accelerate tooth motion. Another successful superelastic application is the Mammalok needle wire localizer, used to locate and mark breast tumors so that subsequent surgery can be more exact and less invasive. A hook shaped Ni-Ti wire straightens when it is pulled into a hollow needle (Mantovani, 2000). The needle is then inserted into the breast using a mammogram as a guide to the location of the lesion.

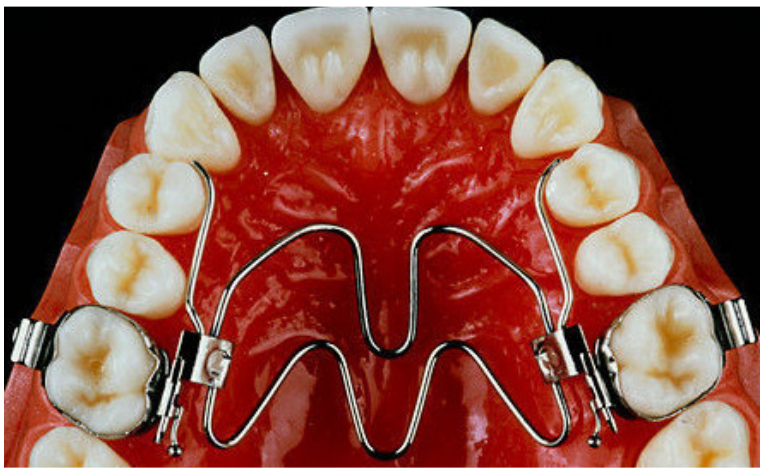


Fig. 1 – Application of superelastic Ni-Ti wires for orthodontics.

At the right location the wire is pushed out (the needle, thereby deploying itself around the lesion. If the mammogram after placement shows that the needle was improperly positioned, the superelastic hook can be pulled back into the needle and repositioned. This is done in radiology. The patient is then taken to the operating room for surgery. A third successful medical application is the guide wire, which is passed through blood vessels and used as a guide or catheters (Pelton *et al.,* 2000; Van Humbeeck, 1997).

Eyeglass frames using temples and bridges made from superelastic Ni-Ti wires are getting increasingly popular, particularly for sports and children's glasses. For the temples, the pieces that set over the ear and along the side of the head to connect to the front of the frame, material with sufficient stiffness at temperatures down to –20°C (*e.g.* for skiers) is desirable (Shabalovskaya, 1995). The bridge, the part that connects the two glass rims, on the other hand should show maximum elasticity to prevent permanent distortion of the frame when accidentally deformed. As conclusion, superelasticity in Ni-Ti wires caused by the formation of stress induced martensite. This transformational superelasticity is about ten times higher than the elasticity in ordinary materials. It is strongly temperature dependent. Therefore, the most successful applications of superelastic wires are medical or other applications that work in a narrow temperature range.

In this study we analyzed the corrosion resistance of a superelastic material nitinol under wire shape in an artificial saliva environment. The investigations take place with potentiostat equipment and a scanning electrons microscope.

2. Experimental Procedures

The investigated material is a wire, 700 μm in diameter produce by Saes brand with technical properties presented in Table 1.

Table 1
Superelastic NiTi Wire Properties (http://www.memry.com)

As (Fully annealed)	-15
Nominal Loading plateau stress@3% strain, in Austenite	500 MPa, 72,500 psi
Nominal Ultimate Tensile Strength in Austenite	1250 MPa, 181,000 psi
Min. elongation to failure in Austenite [%]	10

Corrosion behavior was made through fast electro-chemical tests and by dynamic potentiometry. Potential measurement in open circuit and potentio-dynamic polarizations was realized with a potentiostat Volta Lab 21 (Radiometer, Copenhagen) presented in next figure (Fig. 2)). Data processing and acquisition was realized with Volta Master 4 software. A three electrodes

cell equipped with agitation system was used with specification that the electrodes, made with cylindrical shape, was put in a Teflon holder which permit connection to spinning electrode of electro-chemical system.

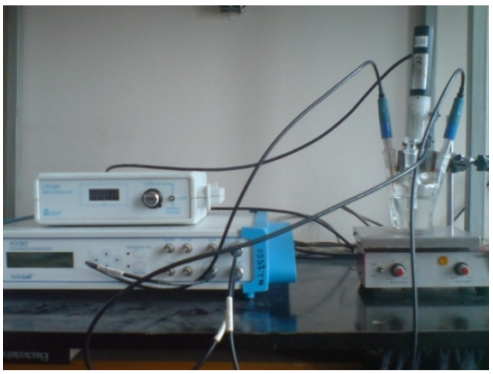


Fig. 2 – Potentiostat equipment used in electro corrosion tests.

As auxiliary electrode was used a platinum electrode and as reference electrode a satiated calomel. Measurements take place at 28°C, and the electrolyte was naturally aerated, the linear polarization curves was registered at a scanning rate of electrode potential of 1 mV/s, in a potential domain of ± 150 mV round of open circuit potential. Cyclic polarization curves was registered with a 10 mV/s rate in potential domain (–700 …+1500 mV) (Hanu Cimpoesu *et al*, 2009).

As corrosion medium an aerated solution of Afnor artificial saliva (Normalization 591-141) (http://ljs.academicdirect.org) was used, having the composition presented in table 2 and pH = 8.5.

Table 2

Electrolytic Solution of Artificial Saliva for Electro-Corrosion Test

Artificial saliva/ Compounds	NaCl g/l	KCl g/l	Na_2HPO_4/ 2 H_2O g/L	$NaHCO_3$ g/L	KSCN g/L	Urea g/L	$CaCl_2$ g/L	NaH_2PO_4 H_2O g/L	Na_2S g/L
Afnor	0.4	0.4	-	0.69	-	1	0.65	0.69	0.05

After the electrochemical treatments, a study of the modifications of the alloys surface was performed on a VEGA-TESCAN Scanning Electron Microscope equipped with QUANTAX Bruker AXS Microanalysis system, find on the SIM Faculty laboratories Iasi. The microscopy's was realized using a Secondary Electrons detector at different scales to present the corrosion effects at 30 kV power supply of the tungsten filament. The images were taken from a

10 mm distance of samples, for SEM results and by 16 mm distance between samples and AXS detector for chemical analysis, producer best performance recommendations.

3. Results and Discussions

To realize this test a special sample holder, describe above, was use. After the electro-corrosion test the wires sample was investigated with a scanning electrons microscope to analyze the material surface and the effects of corrosion. Material behave normally in solution having a high resistance at corrosion in time but at reduce current values passing through the alloy exhibit a pitting corrosion phenomena which can be observed from microstructures realized with SEM in Figs. 3 *a* for ensemble 3 *b* and 3 *c* for pitting holes details.

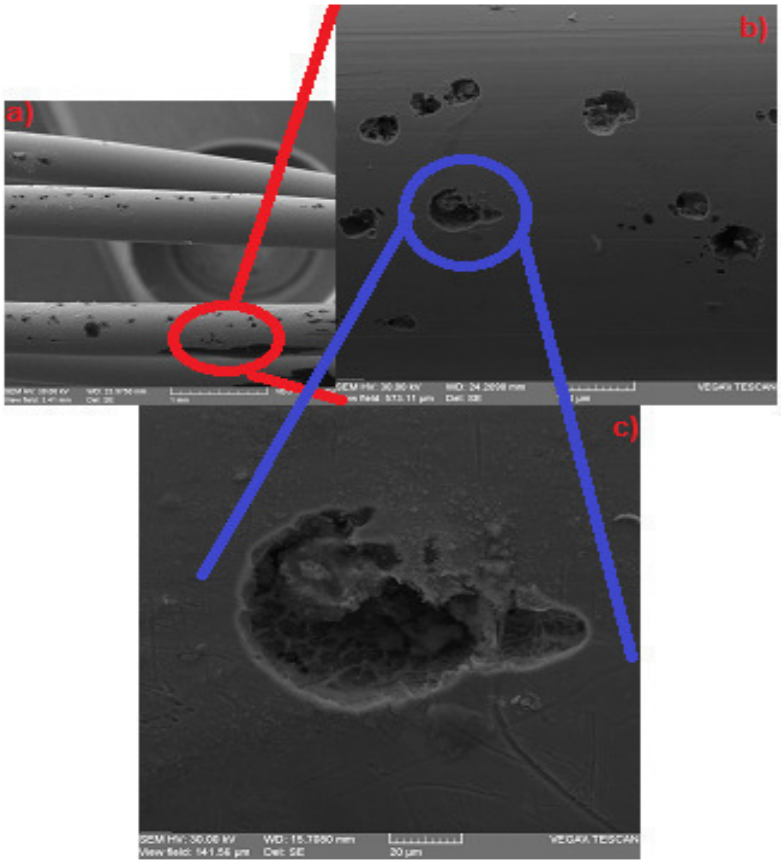


Fig. 3 – SEM microcopies at: *a*) 100x; *b*) 1000x and *c*) 5000x magnified power of a superelastic nitinol after corrosion in artificial saliva.

After the corrosion tests using specialized software we obtain the Tafel diagram, presented in Fig. 4, and cyclic diagram, presented in Fig. 4, that characterize the superelastic nitinol investigated corrosion behavior.

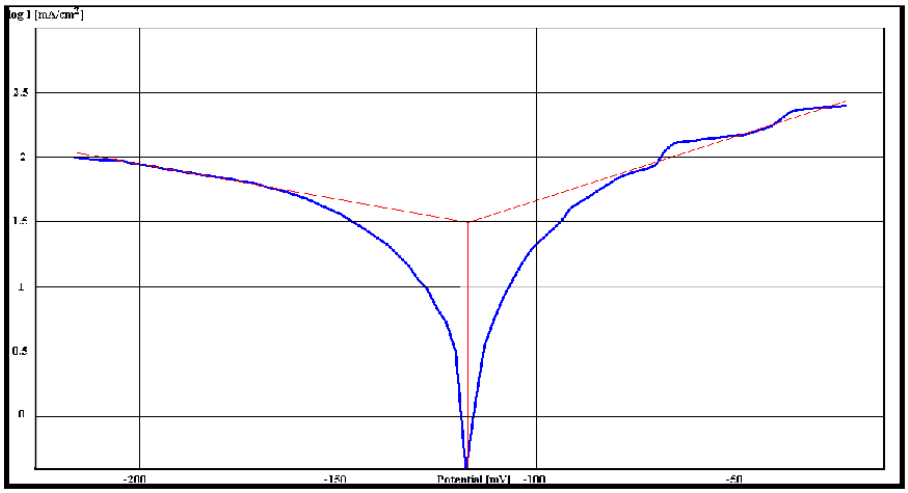


Fig. 4 – Tafel diagram of nitinol wire behavior in artificial saliva.

The registered results present a proper corrosion resistance in this medium with a tension of –117,3 mV for a current by 0 A, the corrosion current has 31,58 μA/cm^2 value, polarization resistance Rp=866,22 Kohm.cm^2, and the anodic and cathode branches Ba=101,7 mV respectively Bc= –184,5 mV.

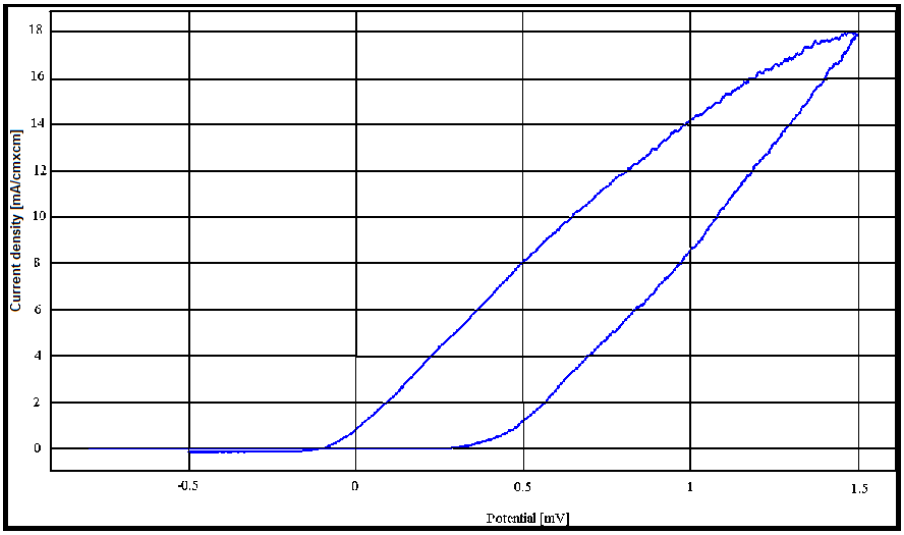


Fig. 5 – Cyclic diagram of analyzed alloy in artificial saliva.

Corrosion rate registered is 0,57 μm/year, a small corrosion rate, but dangerous for an alloy propose for medical applications. Analyzing the cyclic diagram can be observed the pitting character of corrosion having a hysteresis type diagram with the comeback on the left top of the diagram. Pitting corrosion represent a dangerous type of materials behavior causing big amounts of material loss in environment, in our case artificial saliva, decreasing the biocompatibility functions of the nitinol.

4. Conclusions

A superelastic nitinol wire was investigated by electro-chemical point of view in artificial saliva solution. Pitting holes are numerously and presenting material loss, especially nickel, fact that can reduce the biocompatibility property of the alloy. Further investigation is necessary to establish the real quantity of nickel that passes through in solution. Corrosion resistance of this alloy is appreciable as very good in artificial saliva solution with reduce amounts of loss per year (nanometer sizes) in the immersion case but became dangerous, with a pitting character, at current passing through.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

*** http://ljs.academicdirect.org/A11/033_040.htm

*** http://www.memry.com/products/wire.php

Birman V., *Theory and Comparison of the Effect of Composite and Shape Memory Alloy Stiffeners on Stability of Composite Shells and Plates*. Internat. J. of Mechan. Sci. **39**, 1139-1149 (1997).

Duerig T.M., Pelton A., Stöckel D., *The Use of Superelasticity in Medicine*. Metall, **50**, 569-574 (1996).

Duerig T.W. *et al*., Ed.: *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys,* Butterworth's, 1990.

Hanu Cimpoeşu R., Baciu C., Nejneru C., Cimpoeşu N., Aelenei D.M., *Corrosion Resistance of a Shape Memory Alloy Based on Copper in Artificial Saliva*, Bul. Inst. Polit. Iaşi, **LV** (**LIX**), *2*, 2009, s. Şt. Ing. Mater.

Hodgson D.E., Wu M.H., Biermann R.J. *Shape Memory Alloys, Metals Handbook*, ASM Internat. Ohio, **2**, 897-902 (1990).

Mantovani D., *Shape Memory Alloys: Properties and Biomedical Applications,* J. of the Minerals, Metals and Materials Society, **52**, 36-44 (2000).

Pelton A.R., Stöckel D., Duerig T.W., *Medical Uses of Nitinol*. Mat. Sci. Forum. **63-70**, 327-328 (2000).

Shabalovskaya S.A., *Biological Aspects of TiNi Alloys Surfaces.* J. de Physique. **IV**, *5*, 1199-1204 (1995).
Van Humbeeck J., *Shape Memory Materials: State of art and Requirements for Future Applications*. J. de Physique. **IV**, *7*, 3-12 (1997).
Wu S.K., Lin H.C., *Recent Development of TiNi-Based Shape Memory Alloys in Twain*. Materials Chemistry and Physics, **64**, 81-92 (2000).

ANALIZA FIRELOR DE NITINOL LA SOLICITĂRI ELECTRO-COROZIVE ÎN SALIVĂ ARTIFICIALĂ

(Rezumat)

Chiar dacă comportamentul cavității bucale luat ca o funcție este foarte complex şi dificil de reprodus se pot extrage informații importante din testele de electro-coroziune a materialelor biomedicale cum ar fi nitinolul testate în medii de tip salivă cum ar fi cea Afnor. Materialele cu proprietăți speciale cum ar fi nitinolul îți găsesc numeroase aplicații în diferite domenii cum ar fi şi cel medical. În această lucrare folosind un echipament Potențiostat şi un SEM (microscope cu scanare de electroni) a fost analizat comportamentul aliajului NiTi în soluție artificial tip Afnor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THERMAL CONDUCTIVITY OF A Ti- BASED ALLOY

BY

ALINA COSTAN * and ADRIAN DIMA

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: June 25, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Heating on room temperature to 150°C temperature range the material $TiAl_6V_4$ exhibit a proper manifestation through reduce thermal conductivity, small dilatation or depth penetration. A titan grade five material for dental implants behavior was analyzed by thermal conductivity point of view. The thermal properties were analyzed by differential dilatometry and thermal conductivity at room temperature and under heating process during time. The results are comparing with properties of other dental materials like enamel, dentin, amalgam, gold, porcelain, glass, PMMA polymer or $ZnPO_4$ cited from the specialty literature.

Key words: dilatometry, dental alloys, thermal conductivity.

1. Introduction

First of all the used alloys materials have to be biocompatible defined as the ‘‘ability of a material to perform with an appropriate host response in a specific application” (Hauman & Love, 2003) and there are always some sort of interaction between the physiological environment and the foreign body – the response being strongly influenced by the surface properties of the implant

*Corresponding author; *e-mail*: alina0384@yahoo.com

material. Over the last decade titanium based implants have become more important in all areas of modern medicine especially implant logy.

Commercially pure Ti and its titanium– aluminum–vanadium alloy $TiAl_6V_4$, titan grade 5, have been used as implants due to their excellent biocompatibility and ability to allow bone-implant integration. $TiAl_6V_4$ has been also used preferentially in orthopedic- prosthetic replacement due to its added mechanical strength, while commercial pure Titanium has been employed for some dental implants (Ask *et al.*, 1988). Chemical element Ti forms a biocompatible surface oxide layer capable of interacting with surrounding biological fluids and cells when implanted in situ (Kasemo & Lausmaa, 1986; Ratner *et al.*1990). This layer, composed primarily of TiO_2, is found superficially on both commercial pure Ti and $TiAl_6V_4$ metals (Milossev *et al.* 2000).

Generally the thermal properties of implants and implant materials are characterized under strongly simplified heating and environmental conditions. Thermal fatigue loading and the resulting microstructural changes on the implant surface may strongly affect the interface with the living tissue.

A multiplicity of implant surface forms exist, engineered with mechanical features that physically interlock the implant with bone. Various strategies have been utilized to improve bone integration of titanium-based implants. However, the effects of chemical modifications (Pettit et al. 1992; Sittig *et al.* 1999; Wen *et al.* 1998) of the surface oxide of Ti-alloys on their physical, chemical and biological properties have not been extensively studied. The objective of this investigation was to examine the effects of different heating rates apply on $TiAl_6V_4$ to analyze the material thermal conductivity property.

In this paper some thermal conductivity characteristics of $TiAl_6V_4$ dental alloy are presented and comment to establish thermal behavior of these materials used in medical applications.

2. Experimental Procedures

Thermal analyses of a $TiAl_6V_4$ alloy were carried out by dilatometry (using Linseis L75 equipment) and thermal conductivity at room temperature (with TCi device and typical test preparation (Perju *et al.* 2010; Achitei *et al.* 2010)) point of view using differential equipments. Chemical composition of the titanium based alloy was obtained on a spectrometer Foundry Master showing a Titan 5 type composition (Perju *et al.* 2010). The test temperatures were from room to 150°C concerning calorimetry and dilatometry properties and at room temperature for thermal conductivity. Samples of 46 mm length and 5 mm diameter were used for dilatometry tests, in thermal conductivity case samples of 50 mm diameter and 10 mm height also round shape were used. For differential calorimeter experiment sample of 25 mg was used from the same bar material.

Samples were obtain from AL Technology implants, made of the titanium alloy $TiAl_6V_4$ ELI, in accordance with ASTM F136-02 (http://www. ab-dent.com). In Fig. 1*a* general view of a dental implant is presented with details of geometrical shape and physical dimensions as thread pitch, thread dimension characteristics that influence the implant evolution in time.

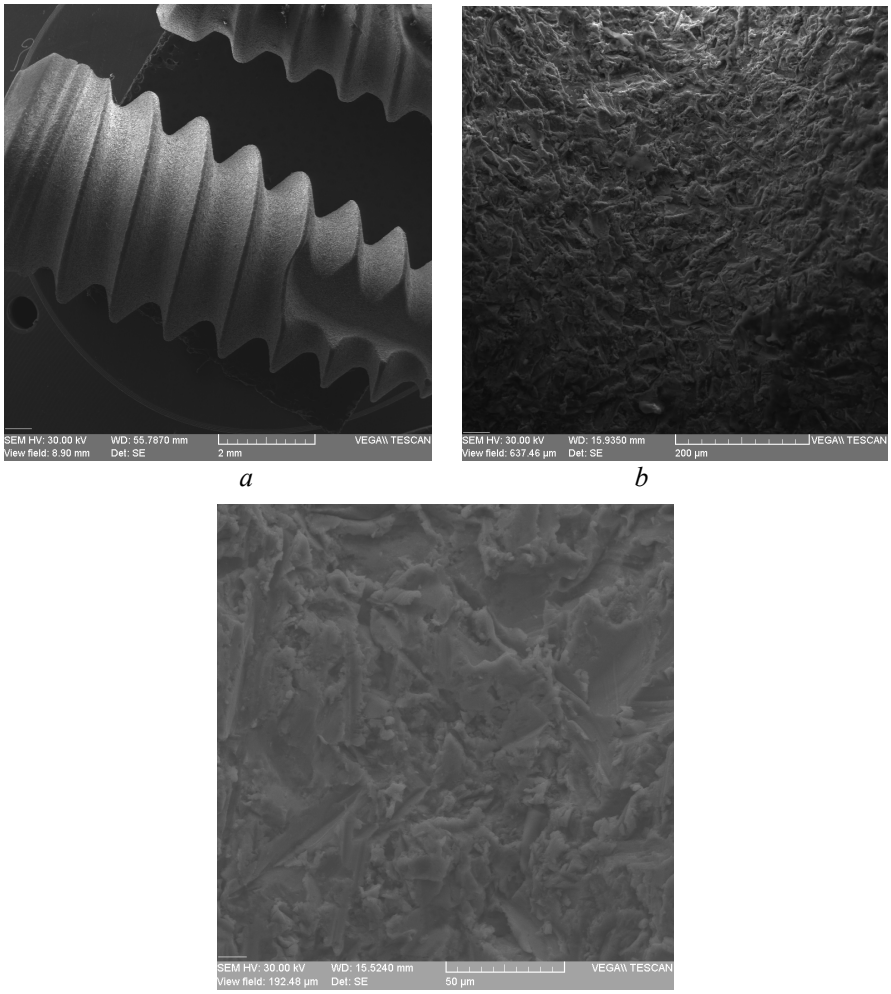


Fig. 1 – Scanning Electrons Microscope micrographs of a dental implant made from Ti6Al4V alloy: *a* – general view; *b* – microstructure of surface at 500 x power amplification; *c* – detail of surface at 2000 x image amplification.

In Fig. 1*b* and *c* the implant surface is analyzed by scanning electrons microscopy at different amplification scales, 100 and respectively 10 µm showing TiO_2 specific microstructures (Tomaszeka 2007). In this study thermal properties of $TiAl_6V_4$ alloy are analyzed in a room to 150°C temperature range.

3. Experimental Results

Dilatometry tests show a different behavior of $TiAl_6V_4$ at heat modifications by heating rate modifications, in this case 2 and 5 k/min as is graphically represented in Fig. 2. Following the results represented in Fig. 2 can be observe a loop difference in 60 to 105°C temperature range in 2K/min case, the superior represented line, marking an increase of material dilatation in a reduce temperature case impact with the implant material similar in opposed to shape memory alloys behavior at temperature exchange in martensitic transformations range (Bujoreanu *et al.,* 2010; Cimpoeşu *et al.,* 2010).

In this study case of thermal interesting behavior of $TiAl_6V_4$ was obtained a dilatation of 7.4 µm in heating regime of material with 5 K/min and 14.48 µm, almost double, for 2K/min heating regime. At a maximum temperature of 150°C the material dilatation measure 17.26 µm in 5K/min heating case and 22.33 µm in 2K/min case presenting a smaller deployment in faster heating case.

The material behavior as environment temperature modification influence was analyzed by collaboration of the medium temperature and sample temperature evaluation in time, property connected straight to thermal conductivity properties of the material.

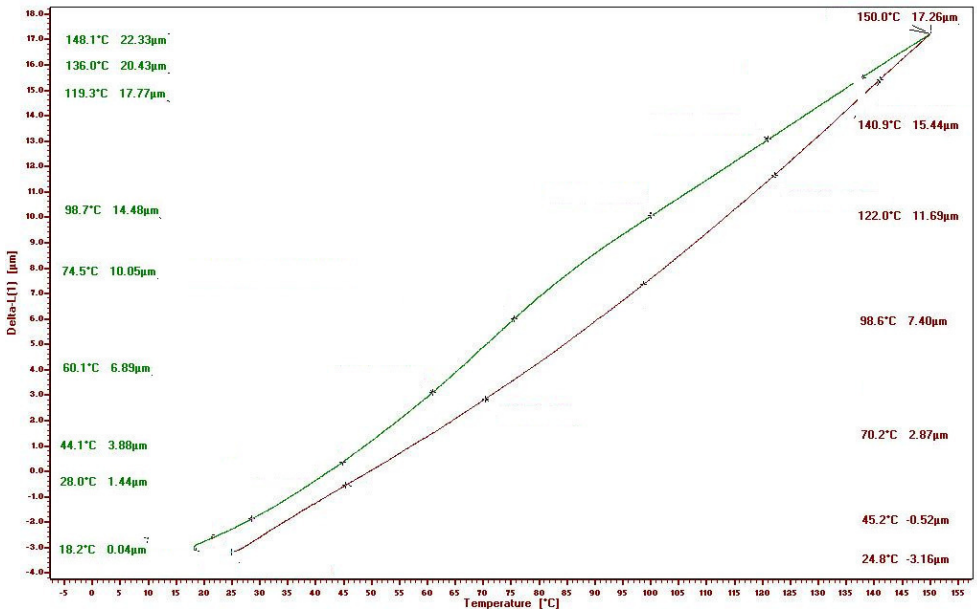
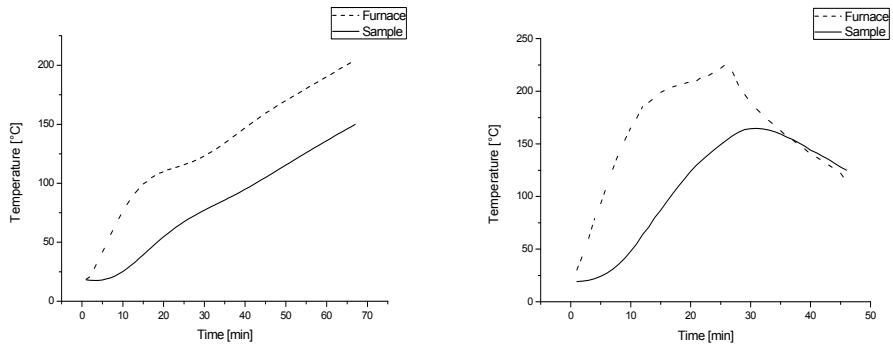


Fig. 2 – Thermal behavior of a$TiAl_6V_4$ dental alloy at different heating rates respectively 2 and 5 K/min.



a *b*

Fig. 3 – Furnace and sample temperatures behavior during heating cycle for dilatometry test: *a* – heating rate of 2K/min; *b* – heating rate of 5K/min.

Starting from the same from variations of temperature with time presented in Fig. 3, the material behavior at heating can be appreciate that $TiAl_6V_4$ is a low thermal conductive material kipping a 50°C degrees difference between furnace and sample temperature. Using a higher heating rate, 5K/min, and a loop on 50 to 105°C range is observe for both thermal conditions. The low thermal conductivity is observed on cooling branch as well for the second regime, in Fig. 3*b*.

Thermal conductivity tests of dental material based on Ti were obtained at room temperature in conditions presented in Table 1. Ten tests were carried out to determine the thermal conductivity and other thermal properties of the investigated alloy. Most important properties concerning a thermal behavior of a material like thermal conductivity, effusively, diffusivity, heat capacity, depth penetration and R value (thermal resistance) are given also for ten tests and as average in Table 2.

Comparing with other materials, $TiAl_6V_4$ alloy, have a reduce thermal conductivity with a value ranged of 6.516347 W/ (m K) (Table 2) much smaller than steel or cobalt based materials and them alloys conductivity (Achiţei et al. 2010) but bigger than cements, epoxy, resigns or polymers (http://www.thermal.com).

Concerning other dental materials like enamel with 0.9, dentin with 0.6, amalgam with 23, gold with 300, porcelain with 1.0, glass with 0.6 to 1.4, PMMA (Poly(methyl metacrylate) acid) with 0.2 to 0.3 and $ZnPO_4$ with 1.2, $TiAl_6V_4$ have a medium experimental value of thermal conductivity.

Thermal resistance (R-value) present a very small value of 2.15043 x 10^{-6} m^2K/W comparing to other materials like dental cements based on CoCr, glass, foams or polymers (http://www.thermal.com) .

Table 1
Thermal Conductivity of $TiAl_6V_4$ Alloy Results Obtained on TCi Equipment

Nr. crt.	Sensor	V0 mV	VMax mV	DeltaV mV	Ambient °C	T0 °C	DeltaT °C
1	TC92	2741.007	2744.543	3.535986	22.13577	20.60594	0.377501
2	TC92	2740.391	2744.001	3.610611	22.13577	20.54014	0.385468
3	TC92	2738.951	2742.547	3.595591	22.13577	20.38643	0.383864
4	TC92	2740.034	2743.647	3.613949	22.13577	20.50201	0.385823
5	TC92	2739.559	2743.181	3.621578	22.13577	20.45136	0.386639
6	TC92	2738.907	2742.509	3.602266	22.13577	20.38172	0.384577
7	TC92	2739.69	2743.318	3.627539	22.13577	20.46536	0.387275
8	TC92	2738.997	2742.603	3.606081	22.13577	20.39129	0.384984
9	TC92	2738.534	2742.134	3.599405	22.13577	20.34196	0.38427
10	TC92	2739.683	2743.299	3.615379	22.13577	20.4646	0.385976
Average	TC92	2739.575	2743.178	3.602839	22.13577	20.45308	0.384638

Depth penetration measures the distance or thickness of thermal energy propagating into the surface through conduction. In most heat transfer textbooks and literatures, penetration depth is only dealt with qualitatively for the simple surface boundary condition- a prescribed surface temperature (*i.e.* boundary condition). In this study, the concept of penetration depth is presented by TCi evaluation software as a medium value of 6.716426 mm lower than the value registered on a aluminum alloy type 6061 of 37.1 mm or even of a stainless steel 304L with a value of 8.9 mm (Yang & Green 2005).

Thermal diffusivity with a range value of 0.509512 x10^{-6} m^2/s has an eight times smaller value comparing with a 304A stainless steel thermal diffusivity of 4.2 x 10^{-6} m^2/s or three times smaller than a quartz material with a 1.4x10^{-6} value (Yang & Green 2005), materials also used in corrosion resistance fields. Comparing with values obtained for other dental materials the $TiAl_6V_4$ thermal diffusivity has a medium value near to enamel material characterized by a 0.5 values or porcelain 0.4 and ZnPO4 with 0.3, bigger than dentin and PMMA and much smaller than gold, amalgam or glass (http://www.thermal.com).

Table 2
Thermal Properties of $TiAl_6V_4$ Dental Alloy at Room Temperature

Nr. crt.	Effusivity (Ws½/m²K) x10^{-3}	Thermal conducti-vity k (W/mK)	Diffusivity (m²/s)x10^{-12}	Heat Capacity (J/kgK) x10^{6}	Depth Penetration (m) x 10^{-6}	R-Value ((m²K)/W)	1/m
1	4756.934	6.840227	483629.9	0.0022	6543.858	2.10219E-06	183.1499
2	4636.99	6.475201	512821.1	0.002023	6738.453	2.15657E-06	178.64
3	4631.187	6.457651	514322.3	0.002014	6748.309	2.15927E-06	178.4226
4	4637.739	6.477464	512628.3	0.002024	6737.187	2.15622E-06	178.668
5	4644.989	6.499405	510766.3	0.002034	6724.94	2.15286E-06	178.9398
6	4643.066	6.493584	511258.9	0.002032	6728.182	2.15375E-06	178.8677
7	4642.693	6.492456	511354.4	0.002031	6728.81	2.15392E-06	178.8537
8	4651.271	6.518424	509164.3	0.002044	6714.385	2.14995E-06	179.1753
9	4630.446	6.455412	514514.5	0.002013	6749.57	2.15962E-06	178.3949
10	4629.863	6.453650	514665.9	0.002012	6750.563	2.15989E-06	178.373
Average	4650.518	6.516347	509512.6	0.002043	6716.426	2.15043E-06	179.1485

The heat capacity is typically for titanium alloys having a reduce thermal conductivity with a value averaged of 2.043 J g^{-1} K^{-1} higher than chrome, copper, tin, tungsten or other dental materials like enamel with 0.75, dentin – 1.26, amalgam – 0.210, gold – 0.126, porcelain – 1.1, glass – 0.8, PMMA 1.46 or $ZnPO_4$ with 0.5 J g^{-1} K^{-1} (http://www.thermal.com).

4. Conclusions

Thermal behavior of dental material based on Ti was analyzed in 23 to 150°C temperature range. Dilatometry present a reduce dilatation until 150°C evidencing a loop in 50 to 105°C temperature range. The material behavior, as heat conductivity, under constant heating was analyzed registering a similar loop in thermal transfer from the environment to material in the same temperature range. The material present a poor thermal conductivity comparing with other metallic alloys used in dentistry but bigger than materials as cements, rubbers, polymers or epoxy. A comparison with other dental materials (enamel, dentin, amalgam, porcelain and glass, PMMA or $ZnPO_4$) thermal properties is realized.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

*** http://www.ab-dent.com /products.php?pid= 14

*** http://www.bibusmetals.ch/pdf/titan5eli.pdf

*** http://www.thermal.com

Achitei D.C., Vizureanu P., Stanciu S., Ştefănică R.G., Cimpoeşu N., Modtech 2010: New Face of Tmcr Proceedings, pg.15-18 (2010).

Ask M., Lausmaa J., Kasemo B., Appl Surf Sci. **35**, 283–301 (1988).

Bujoreanu L.G., Lohan N.M., Pricop B., Cimpoeşu N., JMEP Onlinefirst, DOI: 10.1007/s11665-010-9702-5 (2010).

Cimpoeşu N., Stanciu S., Meyer M., Ioniță I., Hanu Cimpoeşu R., JOAM, **12**, 2, 386-391 (2010)

Hauman C.H.J., Love R.M., Int. Endodontic Journal, **36**, 75-85 (2003).

Kasemo B., Lausmaa J., CRC Crit Rev Biocompat **2**, 335–380 (1986).

Milossev I., Metiko Ss-Hukovic M., Stehblow H-H., Biomaterials. **21**, 2103–2113 (2000).

Perju M.C., Nejneru C., Galusca D.G., Stefanica R.G., Modtech 2010: New Face of Tmcr Proceedings, 455-458 (2010).

Pettit D.K., Horbett T.A., Hoffman A.S., J. Biomed Mater Res, **26**, 1259–1275 (1992).

Ratner B.D., Castner D.G., Horbett T.A., Lenk T.J., Lewis K.B., Rapoza R.J., J. Vac, Sci .Technol. A **8**, 23, 06–17 (1990).

Sittig C., Textor M., Spencer N.D., Wieland M., Vallotton P.-H., J. Mater. Sci.: Mater. Med. **10**, 35–46 (1999).

Tomaszeka R., Znamirowskib Z., Pawlowskia L., Zdanowski J., Vacuum **81**, 1278–1282 (2007).

Wen H.B., Liu Q., De Wijn J.R., De Groot K., Cui F.Z., J. Mater. Sci.: Mater. Med., **9**, 121–128 (1998).

Yang M.A., Green W., ICEC20, 825-828 (2005).

CONDUCTIVITATEA TERMICĂ A UNUI ALIAJ PE BAZĂ DE Ti

(Rezumat)

Încălzind în domeniul de temperaturi de la cea a camerei la 150°C materialul $TiAl_6V_4$ prezintă o manifestare propie printr-o conductivitate termică scăzută, dilatare şi adâncime de pătrundere deasemenea reduse. Un material pe bază de Titan de gradul 5 pentru aplicații medicale a fost analizat din punctul de vedere al conductivității sale termice. Proprietățile termice au fost determinate prin dilatometrie diferențială şi conductivitate termică la temperatura camerei dar şi sub influența în timp a procesului de încălzire. Rezultatele obținute au fost comparate şi cu cele obținute pe alte materiale dentare cum ar fi enamelul, dentinul, amalgamul, porțelanul, sticla, polimerul PMMA sau $ZnPO_4$ şi citate din literatura de specialitate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IMPROVEMENT OF Ti-6Al-4V ALLOY DENTAL IMPLANT MATERIAL THROUGH THIN LAYERS DEPOSITION

BY

ALINA COSTAN* and ADRIAN DIMA

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: June 25, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Titanium based dental alloy, $TiAl_6V_4$, was improved by covering his surface with a thin hydroxyapatite (HA) layer using a sol gel method. The research follows some coating properties and analyzes the thermal conductive behavior of the substrate and the substrate-layer materials. The substrate was prepared through chemical etching procedures to increase the substrate – layer adhesion. Scanning electrons microscopy and X-ray analyses was used to characterize some layer properties and thermal conductivity was determined with TCi equipment. Having a continuous and smooth character the coating presents some affected areas and few micrometer exfoliations that are analyzed as well.

Key words: $TiAl_6V_4$, dental implant, hydroxyapatite.

1. Introduction

Materials used for tissue engineering applications must be designed to stimulate specific cell response at molecular or atomic level. They should elicit specific interactions with cell and thereby direct cell attachment, proliferation,

*Corresponding author; *e-mail*: alina0384@yahoo.com

differentiation, and extracellular matrix production and organization. The selection of biomaterials constitutes a key for the success of tissue engineering practice (Hauman & Love 2003; Cimpoeşu *et al.* 2010).

The fundamental requirements of the biomaterials used in the tissue regeneration are biocompatible surfaces and favorable mechanical properties. Conventional single-component polymer materials cannot satisfy these requirements. In fact, although various polymeric materials are available and have been investigated for tissue engineering, no single biodegradable polymer can meet all the requirements for biomedical scaffolds. Hydroxyapatite (HA) has been widely used as a biocompatible ceramic material in many areas of medicine, but mainly for contact with bone tissue, due to its resemblance to mineral bone (Ratner, *et al.* 1990).

Hydroxyapatite is chemically similar to the mineral component of bones and hard tissues in mammals. It is one of few materials that are classed as bioactive, meaning that it will support bone in growth and osseointegration when used in orthopedic, dental and maxillofacial applications. Hydroxyapatite may be employed in forms such as powders, porous blocks or beads to fill bone defects or voids. These may arise when large sections of bone have had to be removed (*e.g.* bone cancers) or when bone augmentations are required (*e.g.* maxillofacial reconstructions or dental applications).

In this work a thin HA layer was obtained by sol-gel deposition method, after the substrate surface preparation through chemical methods, and characterize through SEM and EDAX techniques especially on the cover problems like micro cracks and exfoliations. Thermal conductivity of the substrate and separately the substrate covered was analyzed to establish the thin layer influence on the thermal properties.

2. Experimental Details and Results

Coatings of hydroxyapatite are often applied to metallic implants (most commonly titanium/titanium alloys and stainless steels) to alter the surface properties. In this manner the body sees hydroxyapatite-type material which it is happy to accept. Without the coating the body would see a foreign body and work in such a way as to isolate it from surrounding tissues. To date, the only commercially accepted method of applying hydroxyapatite coatings to metallic implants is plasma spraying. For a better adhesion between substrate and thin layer deposited the material $TiAl_6V_4$ surface were improved by chemical attack conditions the resulted surface states being presented in Fig. 1.

As can be see immersing the material in a (2 ml HF+4 ml HNO_3) solution at a 70°C bath temperature and during a 65 minutes period. Engraving surface was 4.40 cm^2 and doesn't affect more than a classic chemical attack the material surface, see Fig. 1 *a*).

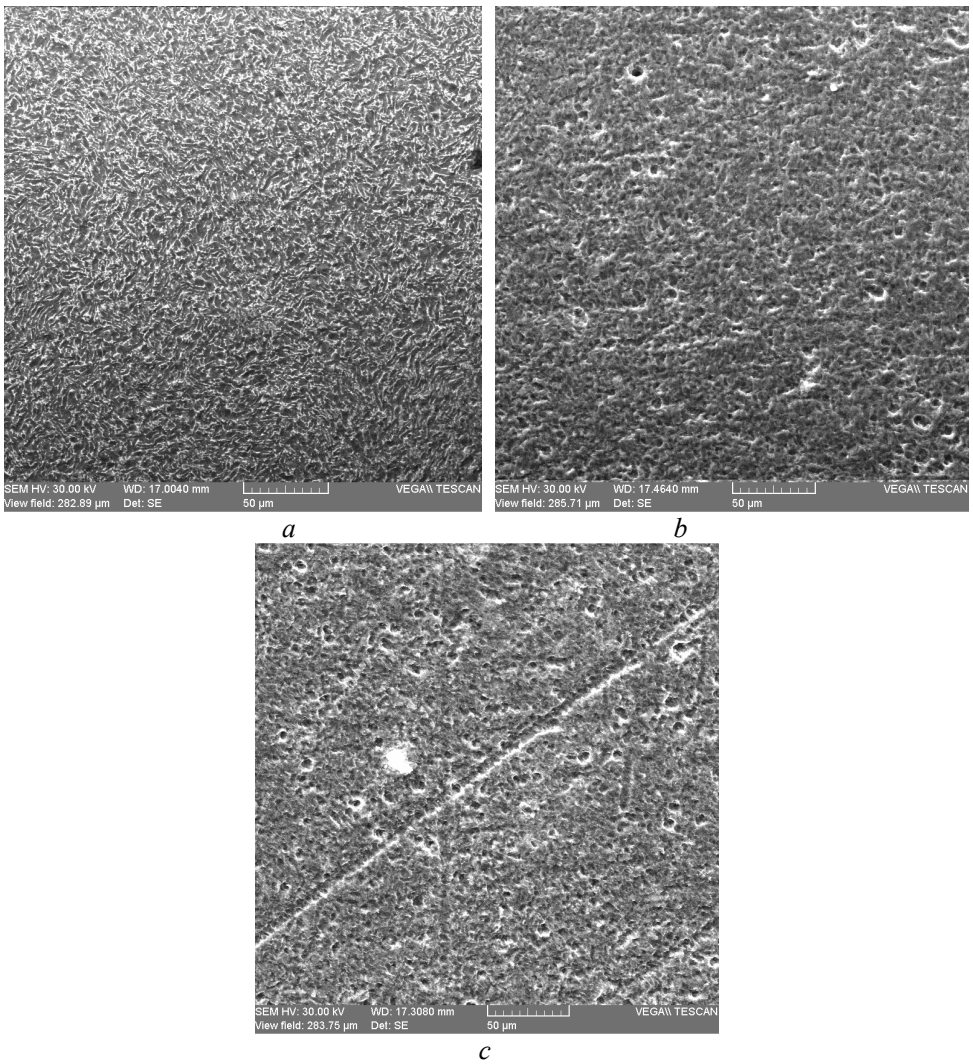


Fig. 1 – SEM images of attacked surface of$TiAl_6V_4$ alloy on different conditions a) immersion in (2 ml HF+4 ml HNO_3) solution b) immersion in (H_2SO_4 48% + HCl 18%) solution for a 30 minutes period at a 65°C temperature c) immersion in (H_2SO_4 48% + HCl 18%) solution for a 60 minutes period at a 75°C temperature.

Using a concentrate solution of (H_2SO_4 48% + HCl 18%) for a 30 minutes period at a 65°C temperature, in Fig. 1*b*, and for 60 minutes at 75°C in Fig. 1*c* can be observe an affected surface with many pores and suitable surface for polymeric or biodegradable materials.

Using a material with surface prepared as in Fig. 1*b* case a thin HA layer was obtained through sol-gel deposition method. HA material is

biocompatible and it is widely employed for hard tissue repair in orthopedic surgery and dentistry (Milossev *et al.,* 2000; Pettit *et al.,* 1992). Inorganic/ organic composites aiming to mimic the composite nature of real bone combine the toughness of the polymer phase with the compressive strength of an inorganic one to generate bioactive materials with improved mechanical properties and degradation profiles.

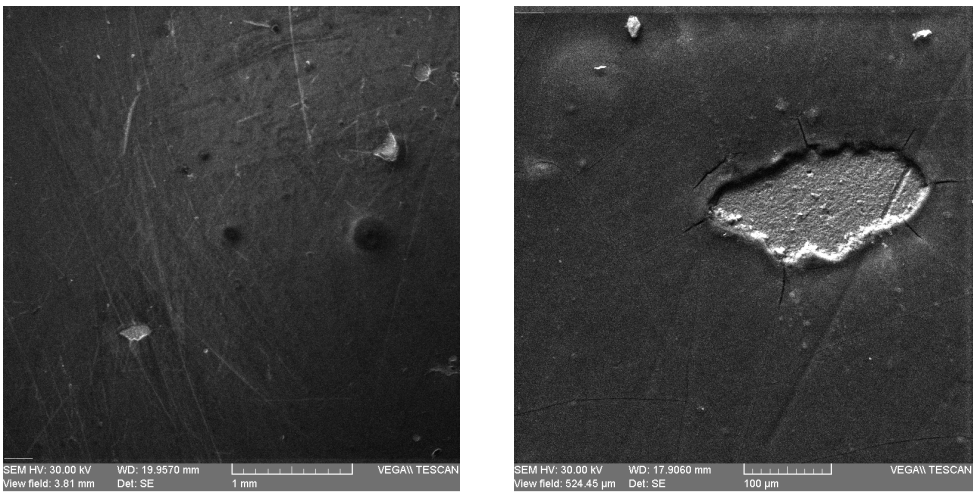
The sol-gel process, also known as chemical solution deposition, is a wet-chemical technique widely used in the fields of materials science and ceramic engineering. Such methods are used primarily for the fabrication of materials (typically a metal oxide) starting from a chemical solution (or *sol*) that acts as the precursor for an integrated network (or *gel*) of either discrete particles or network polymers. Typical precursors are metal alkoxides and metal chlorides, which undergo various forms of hydrolysis and poly-condensation reactions.

In this study was used a gel based on phosphorus acid/calcium acetate that have a molar rate of Ca:P of 1.69. The colloidal solution for covering was obtained by mixing 50 mL solution of $Ca(CH_3COO)_2$, containing 1.7 10^{-2} molar acetate in ethylene glycol, with 10 mL H_3PO_4, containing 10^{-2} molar H_3PO_4. The concentrations in the mixture were: c(acetate) = 0,283 molar/L, respectively c(H_3PO_4) = 0,167 molar/L. The mixture was kept at ultrasound during 30 minutes and let on rest for 70 hours before experimental using (Weng & Baptista, 1998; Liu *et al.,* 2002; Vijayalakshmi & Rajeswari, 2006; Guzman Vazquez *et al.,* 2005).

For covering operation the samples were vertically introduced in the phosphorous – calcium gel and pull out very slowly with a reduce rate to avoid gel accumulations in the bottom part of the sample, in this case the rate was of 2,5 mm/minute. After the pulling out operation the samples were dry in an oven to 130°C temperature and maintaining time of 15 minutes. In this case were growth 5 layers in similar conditions and the final drying was by calcinations at 800°C for 2.5 hours (Ben-Nissan *et al.* 1997; Kim *et al.* 2004; Bujoreanu *et al.*, 2011).

In Fig. 2 SEM microscopies is presented of the HA superficial layer deposited on a titanium based alloy. In Fig. 2*a* a general aspect is presented evidencing an affected area detailed in figure 2*b* and on this image another area and characterized by micro cracks is enlarge and presented in Fig. 2*b*. The film obtained is relatively smooth and homogeneous but is also presenting some defects as cracks and exfoliations. On the layer surface can be observe a defects line and an area marked with 1 selected on it that seems to appear based on a substrate surface modification like the line appeared in Fig.1 *b*.

From Fig. 2 *b* can be observe that an exfoliation point create some collateral cracks with 1-2 μm thicknesses and 200-300 μm long that affect the layer stability.



a *b*

Fig. 2 – Scanning electrons microscopy of the superficial HA coating on dental $TiAl_6V_4$ alloy: *a* – surface state at 250x; *b* – detail of area 1 from a) at 1000x.

Chemical analyze of the covering is presented in Table 1 checking the Ca:P rate which is 1.58, a value close to usual HA rate modification, caused by the deposition transfer method, HA transformation behavior during depositing and surface – covering interactions. The titanium, vanadium and aluminum elements signals are poor based on the deposited layer thickness.

Table 1

Chemical Composition of thin Superficial HA Film on a $TiAl_6V_4$ Substrate

Element	AN	series	Net	wt.%	norm. wt.%	norm. at.%	Error %
Oxygen	8	K-series	6903	78.90181	62.09898	78.35819	127.3719
Calcium	20	K-series	74216	18.84735	14.83364	7.567504	0.583386
Titanium	22	K-series	47476	18.58123	14.62419	6.244947	0.852254
Phosphorus	15	K-series	29078	7.267406	5.719748	4.775669	0.322802
Carbon	6	K-series	3331	1.75212	1.378991	2.347433	0.335828
Vanadium	23	K-series	2640	1.114167	0.876896	0.351955	0.760787
Aluminum	13	K-series	1573	0.59407	0.467558	0.354307	0.061957
			Sum:	127.0581	100	100	

Choosing an affected by exfoliation area the chemical variations of most important chemical elements is analyzed to present the elements variation. In Fig. 3 a result of elements variation is presented, on a 300 µm length, with respect for the substrate elements like titanium, aluminum and vanadium and the superficial layer components like calcium, phosphorus and oxygen.

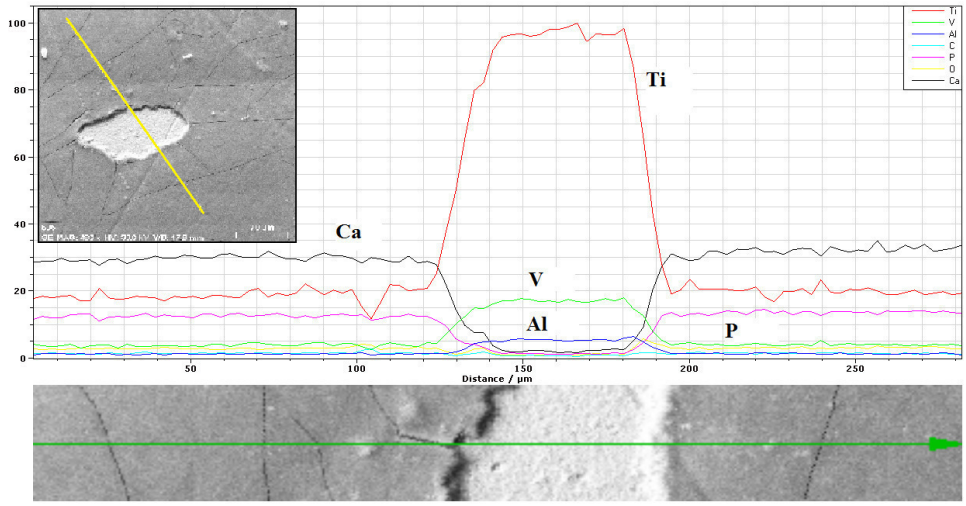


Fig. 3 – Chemical elements distribution on a 250 µm line marking a HA superficial layer defect.

Analyzing the target area, which has an exfoliation zone, presented in detail from Fig. 3 can be identify the obtained layer homogenization with nice Ca:P rates and the increasing of the substrate chemical elements signals on the exfoliation area. The entire substrate morphology was kept by the superficial layer form through sol-gel technique and with a 500-1000 nm thickness. The substrate signals (titanium, aluminum and vanadium) vary on the covered areas as the deposited layer is smoother, cracked or non-homogeneous especially near to the exfoliated area (Paun *et al.,* 2010; Paun *et al.* 2010; Cimpoeşu *et al.,* 2010).

Table 2

Thermal Conductivity of Dental Material $TiAl_6V_4$ *as Cast and Improved with a thin Superficial Layer of Hydroxyapatite* $(Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2)$

Ti6Al4V alloy	Effusivity (Ws½/m²K) x10^{-3}	Thermal Conductivity k (W/mK)	Diffusivity (m²/s)x10^{-12}	Heat Capacity (J/kgK) x10^{6}	Depth Penetration (m) x 10^{-6}	R-Value (m²K)/ W
Un covered	4650,518	6,516347	509512,6	0,002043	6716,426	2,15043
Covered 1 layer	4650,510	6,516340	509515,3	0,001935	6716,410	2,15920
Covered 5 layers	4617,279	6,415733	518033,4	0,001994	6397,854	2,17012
Covered 10 layers	4617,179	6,405733	518283,4	0,001908	6357,854	2,17327

Having samples with 1, 5 and 10 HA layers deposited on a $TiAl_6V_4$ substrate by sol-gel method them thermal conductivity was analyzed with results that confirm the role of the superficial layer as a thermal barrier decreasing with a small percentage the thermal conductivity of the new material. Thermal properties of the samples deposited with superficial HA material and the substrate are presented in Table 2. The thermal barrier created by HA superficial layer decrease thermal conductivity of the material from 6.51 to 6.41 W/mK.

Recent research suggested that better properties would be achieved if synthetic HA could resemble bone minerals in composition, morphology and size. Thermal properties suffer reduce modifications for more than 2 layers deposited on dental material $TiAl_6V_4$, like five or ten layers, but with big modifications comparing to a single or none deposited substrate. Depth penetration of thermal effect decrease with number of layers deposited and off course with the thickness of the layer but also with the adhesion properties at the substrate.

Conclusions

Using a sol-gel chemical deposition method a superficial HA layer with nanometric thickness was obtained on a dental material type $TiAl_6V_4$. The cover is smooth and continuous except some areas characterized by exfoliations and micro-cracks influence by the metallic alloy surface preparation. The hydroxyapatite layer respects a 1.59 rate between Ca and P with generally good adhesion to substrate and a reduced thermal influence on material properties.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

Ben-Nissan B., Chai C.S., Gross K.A., *Effect of Solution Ageing on Sol-Gel Hydroxyapatite Coatings*. Bioceramics, **10**, Edit. by Sedel L. and Rey C. 1997.

Bujoreanu L.G., Lohan N.M., Pricop B., Cimpoeşu N., JMEP , DOI: 10.1007/s11665-010-9702-5, 2011

Cimpoeşu N., Hanu Cimpoeşu R., Vizureanu P., Ioniță I., Agop M., *Experimental and Theoretical Results Concerning Internal Friction Investigation of a Shape Memory Alloy Based on Copper*. In Met. Int. Ed. Sci. F.M.R. **XV**, *12*, 48-59 (2010).

Cimpoeşu N., Stanciu S., Meyer M., Ioniță I., Hanu Cimpoeşu R., JOAM, **12**, 2, 386-391 (2010).

Guzman Vazquez C., Pina Barba C., Munguıa N., *Stoichiometric Hydroxyapatite Obtained by Precipitation and Sol Gel Processes*. Revista Mexicana de Fisica**,** **51**, *3*, 284-293 (2005).

Hauman C.H.J., Love R.M., Int. Endodontic Journal, **36**,75-85 (2003).

Kim H-W, Koh Y-H, Li L-H, Lee S, Kim H-E, *Hydroxyapatite Coating on Titanium Substrate With Titania Buffer Layer Processed by Sol–Gel Method*. Biomaterials, **25**, 2533 -2538 (2004).

Liu D.-M., Zang Q.,Troczynski T.,Tseng W.J, *Structural Evolution of Sol-Gel Derived Hydroxyapatite,* Biomaterials*,* **23**, 1679-1687 (2002).

Milossev I., Metiko Ss-Hukovic M., Stehblow H-H., Biomaterials **21**, 2103–13 (2000).

Paun M.-A., Hanu Cimpoesu R., Cimpoesu N., Agop M., Baciu C., Stratulat S., Nejneru C., *Internal Friction Phenomena at Polymeric and Metallic Shape Memory Materials. Experimental and theoretical results.* Materiale Plastice, **47**, *2*, 209-214 (2010).

Paun V.-P., Cimpoesu N., Hanu Cimpoeşu R., Munceleanu G.V., Forna N., Agop M., *On the Energy Dissipation Capacity and the Shape Memory. A Comparative Study between Polymer Composites and Alloys*. Materiale Plastice, **47**, *2*, 158-163 (2010).

Pettit D.K., Horbett T.A., Hoffman A.S., J. Biomed Mater Res, **26**, 1259–75 (1992).

Ratner B.D., Castner D.G., Horbett T.A., Lenk T.J., Lewis K.B., Rapoza R.J., J. Vac, Sci Technol A **8**, 23, 06–17 (1990).

Vijayalakshmi U., Rajeswari S., *Preparation and Characterization of Microcrystalline Hydroxyapatite Using Sol Gel Method*. Trends Biomater. Artif. Organs, **19**, 57-62 (2006).

Weng W., Baptista J.L., Alkoxide *Route* for *Preparing Hydroxyapatite and its Coatings*, Biomaterials, **19**, 125-131(1998).

ÎMBUNĂTĂȚIREA UNUI ALIAJ DENTAR Ti-6Al-4V PENTRU IMPLANTURI PRIN DEPUNEREA DE STRATURI SUBȚIRI

(Rezumat)

Aliajul dentar pe bază de titan, $TiAl_6V_4$, a fost îmbunătățit prin acoperirea suprafeței acestuia cu un strat subțire de hidroxiapatită (HA) folosind o metodă de depunere tip sol-gel. Cercetarea urmăreşte analiza unor proprietăți a stratului depus şi comportamentul de conducție termică a substratului şi a substratului acoperit. Substratul a fost preliminar pregătit prin proceduri de gravare chimice pentru creşterea adeziunii dintre substrat şi stratul depus. Analize prin microscopie electronică şi de raze X au fost realizate pentru caracterizarea unor proprietăți de strat iar conductivitatea termică a fost determinată cu un echipament tip TCi. Cu un carater continuu şi puțin rogos stratul depus prezintă şi câteva zone afectate şi câteva exfolieri ce au fost deasemenea analizate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SINGLE-PULSE DEPOSITION COMPARATIVE MORPHOLOGY FOR NICKEL AND TITANIUM ELECTRODES ON STEEL SUPPORT USING ESD METHOD

BY

ANCA ELENA LĂRGEANU * and DAN-GELU GĂLUŞCĂ

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: June 24, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents surface analysis obtained by nickel and titanium electrodes deposition with ESD method. The study was done on single-pulse coatings of low alloyed steel. Pictures and EDX analysis on electronic scanning microscope were made to highlight the chemical composition.

Key words: single-pulse deposition, nickel, titanium, SEM.

1. Introduction

ESD method (electrospark deposition) is used for thin metallic layers deposition and can be performed only on support materials with good electrical conductivity. Electrodes material is significantly influencing the

*Corresponding author; *e-mail*: pufankapuf@yahoo.com

alloying process with electric sparks, the influence develops by the difficulty of the coating or it's facility, but also the quality of the coating (quality means adherence, roughness, layer thickness, oxide presence etc.).

The products analysis of erosion coating, obtained in the electric spark alloying result, of the same material sample coated using different electrodes, demonstrated that the particles from the layer that were developed after the deposition are different by means of shape and size. The report of different shapes and sizes for same processing conditions are established by the alloying electrode material nature.

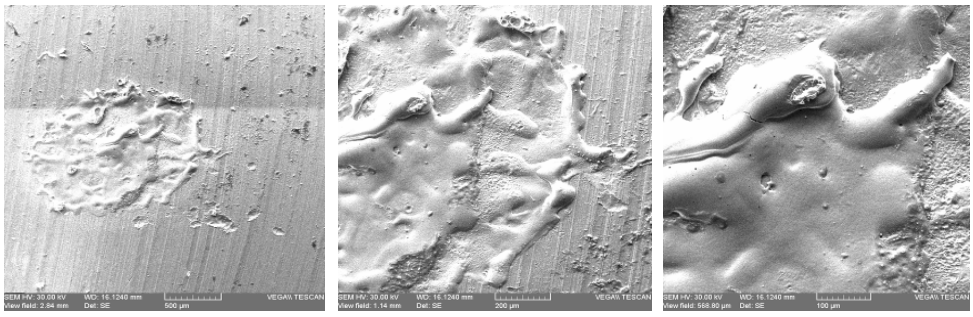
Single-pulse coating was analysed by the name of "drop". The coating drop shape, on the support, depends on the discharge process parameters (amplitude, regime etc.) but also on support and coating material (nature of the electrode) thermo-physical characteristics, (Jun Liu *et al.*, 2005; Wang *et al.*, 2005).

2. Experimental Results

Single-pulse depositions were made bi electric impulse discharge method on low alloyed steel support with Ni and Ti electrodes. For "drops" analysis electronic scanning microscope was used (Perju, 2010).

2.1. "Drop" Analysis Obtained by Ni Electrode Deposition on Steel Support

Analysing the single-pulse deposition using Ni electrode on low alloyed steel support we can see a "drop" with ovoid shape, compact, with small bumps, no cracks and no splash or adherences.



a *b* *c*

Fig. 1 – Ni "drop" micrographs at different magnification power:
a) 500 μm; *b*) 200 μm; *c*) 100 μm.

In line analysis was performed to highlight the chemical composition of the "drop" observing Ni presence between 5÷50%, Fe presence between 5÷100% and C presence <1%.

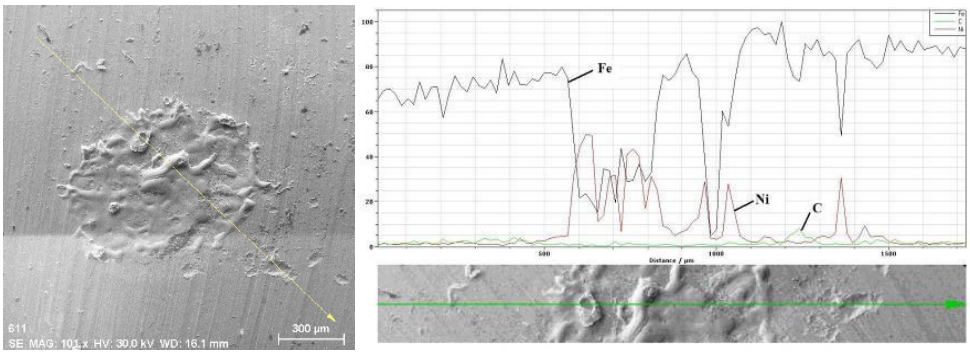
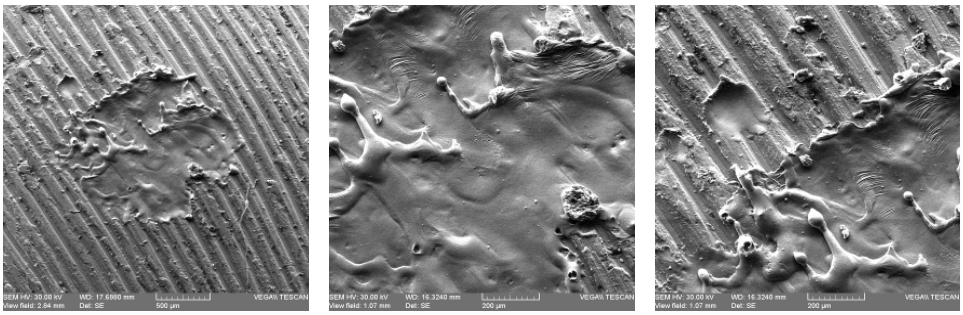


Fig. 2 – In line analysis for single-pulse coating with Ni electrode.

2.2. "Drop" Analysis Obtained by Ti Electrode Deposition on Steel Support

One titanium electrode melting "drop" on low alloyed sub-layer was analysed with electronic scanning microscope. Relatively compact shape is observed, with a slightly concave meniscus in the centre caused by the splashing impact. Beads from the contour of the "drop" are caused by the dynamics of the deposition. Due to the expanding coefficients difference, substrate – coating thin cracks appear.



a *b* *c*

Fig. 3 – Ti "Drop" micrographs at different magnification power:
a) 500 µm; *b*) 200 µm; *c*) 250 µm.

The avulsion area is caused by the deposition technology by stopping the oscillation motion which is specific for coating, from a slightly adhesion of the electrode.

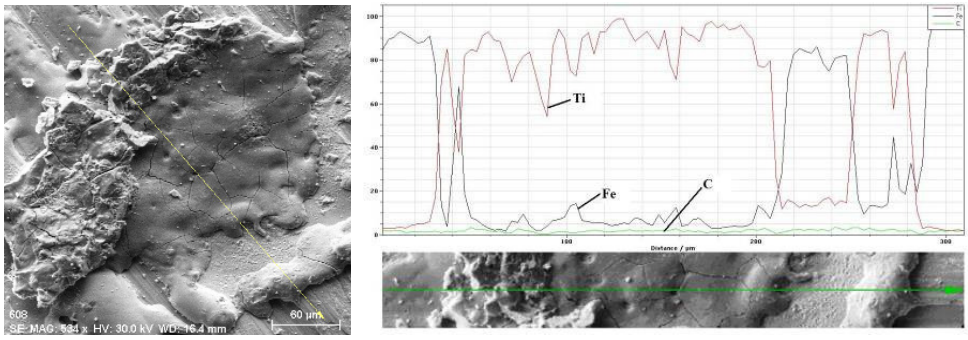


Fig. 4 – In line analysis for single-pulse deposition using Ti electrode.

Single-pulse coating is not always characterized by significant quantity from electrode material that adhere to the surface in specific conditions, which depend of deposition parameters and the operator; beads and cracks can occur which are formed, mainly, from melted and alloyed substrate with a small quantity of electrode. One characteristic of this coating "drop" is the smoothness of the waved shape relief or burns and oxides developed at the surface. Also micro-bubbles formed due to gasses adsorbed at the surface at the part are missing.

3. Conclusion

The study of single-pulse drop and its morphology shows important details for nickel coating quality on steel we study. Nickel has a good adherence on the steel face, without cracks. Studying the element distribution we see that nickel coating is relatively compact, because the high temperature from the contact area it creates a superficial micro-alloying. An advantage of the melting dynamics and solidification, specific for Ti drop, is the fact that these visible cracks are not large, and the layer is relatively compact. Titanium has good adhesion to the surface of steel without the cracks. Comparing the SEM photographs of the single-pulse drops Ni and Ti is observed that both have a high spattering dynamic and a very high voltage in the micro-alloying metal bath, which leads to uncovering the graphite sheets.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

Jun Liu, Ruijun Wang, Yiyu Qian, *The Formation of a Single-Pulse Electrospark Deposition Spot*, Surface&Coatings Technology, **200**, 2433-2437 (2005).

Perju M.-C., *Cercetări privind obţinerea şi caracterizarea stratelor dure depuse pe suporţi din fontă folosind metode alternative de depunere*, Ph. D. Diss., Iaşi, 2010.

Wang Ruijun, Qian Yiyu, Liu Jun, *Interface Behaviour Study of WC92-Co8 Coating Produced by Electrospark Deposition*. Appl. Surf. Sci. **240**, 42-47 (2005).

ANALIZA COMPARATIVĂ A DEPUNERII UNIPULS CU ELECTROZI DE TITAN ŞI NICHEL FOLOSIND METODA ESD

(Rezumat)

Lucrarea prezintă analiza suprafeţei obţinute prin depunerea cu electrozi de nichel şi titan prin metoda ESD. Studiul a fost realizat pe depuneri unipuls pe suport de oţel slab aliat. Au fost realizate fotografii la microscopul cu scanare de electroni şi s-a făcut şi analiza EDX a depunerii pentru evidenţierea compoziţiei chimice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

TITANIUM SUPERFICIAL LAYER ON CAST-IRON SUPPORT ANALYSIS FOR PLD METHOD

BY

ANCA ELENA LĂRGEANU* and DAN-GELU GĂLUŞCĂ

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: June 24, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents analysis for the obtained surface with laser ablation Ti deposition. The support on which the coating was done is cast-iron previously heated at 400°C. For structure analysis, pictures with electronic scanning microscope were made.

Key words: laser ablation, superficial layer, titanium, SEM.

1. Introduction

Laser ablation represents the process of removing matter from a solid part (or occasionally liquid) by irradiation with laser beam. For low intensity laser beams, material is heating up due to laser energy absorption and it's vaporizing or sublimates.

For high intensity laser beams treated material is passing into plasma stage. For most of applications, to obtain ablation pulsed laser is used.

To be able to cause a lasting effect on the treated material first condition for the laser beam is to be absorbed.

*Corresponding author; *e-mail*: pufankapuf@yahoo.com

Although it seems peddling, absorption is a critical parameter very important in laser processing. Absorption process can be observed as a secondary source of energy from inside the material. Although it is determined by the incident beam, it has a tendency to develop it's own dynamics an can have a behavior that can divert from the known laws of optics. This secondary source is responsibly of what happens with the irradiated material more than the laser beam itself.

Main mechanisms involved in the forming process of laser inducted plasma are multi-photonic ionization and electronic collisions, leading to cascade piercing and material ablation. It was demonstrated that during the nanoseconds irradiation only a part from laser pulse interacts directly with the target while, depending on the pulse duration, most of the energy is consumed for free expelled electrons heating and photo-ionization introduction of the ablated material.

Furthermore plasma is expanding with a supersonic speed (10^5 - 10^7cmm/s), is cooling and induces in the environment mechanical effects (shock waves in gases and cavities in liquids).

Laser inducted plasma are used for a vast scale of technological applications, from material science to analytical applications.

Most usual techniques that are using this type of plasma are: PLD (Pulsed Laser Deposition), where plasma developed by the laser acts like a material source that must be deposited on the surface of the sub layers in the process of thin film growth and nano-particles creation for carbon or other materials nano-tubes production, (Willmot, 2004; Musil *et al.*, 2005; Brinker *et al.*, 1992; Kakihana & Yoshiura 1999; Afonso & Gonzalo, 1996; Weber *et al.*, 2005; Douglas *et al.*, 1994; Ohnishi *et al.*, 2008; Ferguson *et al.*, 2009; Koster Gertjan *et al.*, 1998).

2. Experimental Results

Titanium deposition was realized using PLD methode(pulsed laser deposition) to increase the electro-corrosion resistance of metalic materials. For the experiment gray cast-iron was used as under-layer which chemical composition is presented in Table 1 and was obtained with Foundry Master spectrometer. The cast-iron suport was heated to 400°C.

Table 1
Gray Cast-Iron Chemical Composition, %

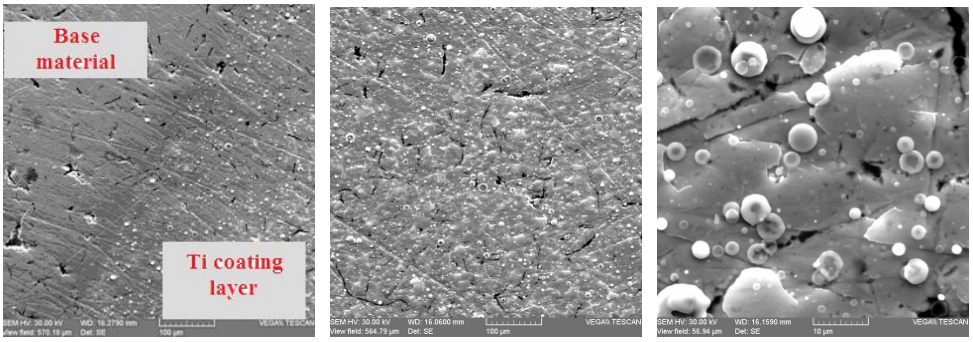
Material	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Gray Cast-iron	91.8	4.50	1.54	1.03	0.620	0.140	0.096	0.057	0.148

2.1. Electronic Microscopy Analysis of Titanium Superficial Layer on Cast-Iron Metallic Support Heated at 400°C

Experimental technique is based on a device mainly used in analytic purpose. The experiments were developed inside a chamber maid of stainless steel. Whit a turbo-molecular pump, of 450 l/s, vacuum is obtained to a base pressure less than $<10^{-6}$ Torr. A pulsed laser Nd:YAG of 10 ns (λ=266nm) was focused with lens f=25cm onto a Ti metallic target. Estimated diameter of the support in the impact point was 700μm.

The energy of the laser beam was continuously monitored by a joule-meter OPHIR. Usually the energy used was 40mJ/puls.

Material surface electronic microscopy after coating is presented in Fig. 1, highlighting the border area between Ti layer and under-layer (Fig.1 *a*), coating layer characterization (Fig.1 *b*) and superficial layer detail (Fig.1 *c*).



a *b* *c*

Fig. 1 – SEM microstructures for cast-iron samples coated with Ti using laser ablation at various image magnification power and different analysis area: *a*) 500x with border highlighting between under-layer and coating, *b*) 500x; *c*) 5000x.

We can see beside main characteristics of deposited layer, the morphology of titanium particles and titanium oxides compounds, the cast-iron under-layer structure highlighting by phase transformation which occurred by heating the metallic material.

In Fig. 2 is presented energies spectrum of main chemical elements from the surface of the coated cast-iron with the superficial layer of titanium by laser ablation, for “in point” analysis from Fig. 3.

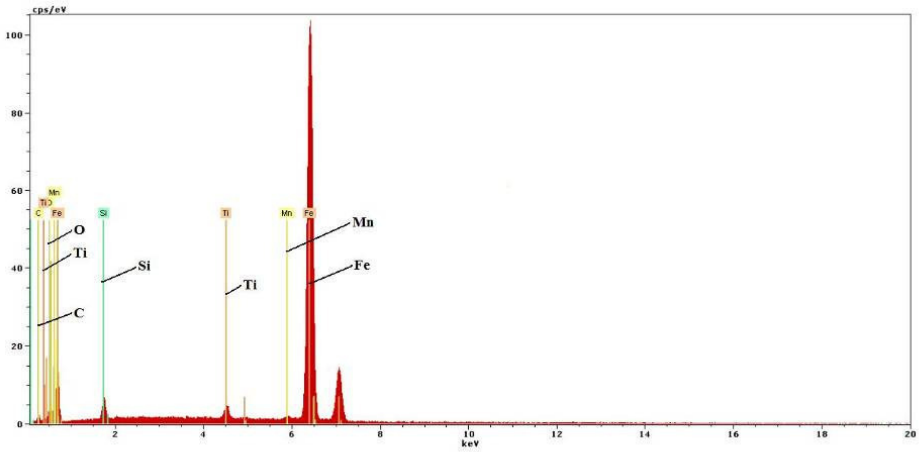


Fig. 2 – Energetic spectrum for chemical elements obtained with "in point" analysis.

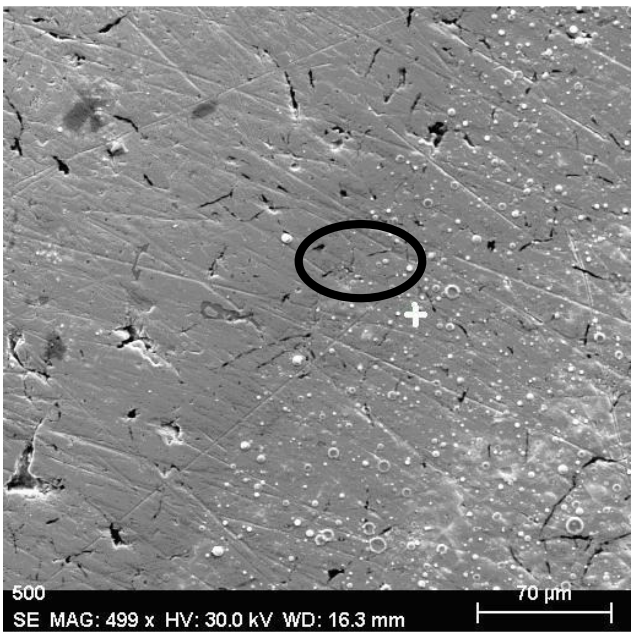


Fig. 3 – In point analysis for Ti coating using PLD method.

Chemical composition for "in point" analysis of the material is presented in Table 2 highlighting the mass and atomic percent of main elements on the surface.

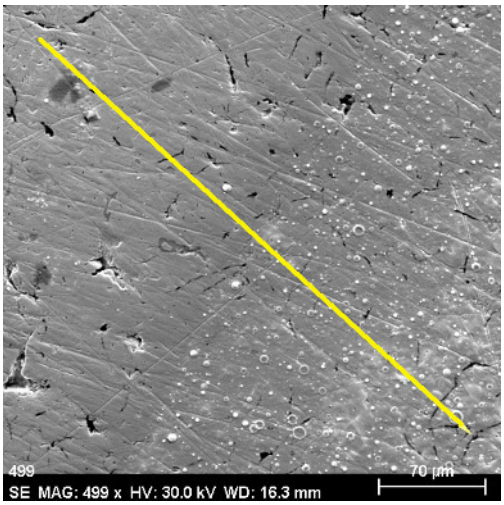
Table 2
Chemical Composition of in Point Analysis Material.

Chemical elements	Mass percent %	Atomic percent %
Iron	87.57661	71.4928
Oxygen	3.913114	11.15046
Silicon	3.58463	5.818837
Carbon	2.441764	9.268265
Titanium	1.703449	1.621993
Manganese	0.780438	0.647649

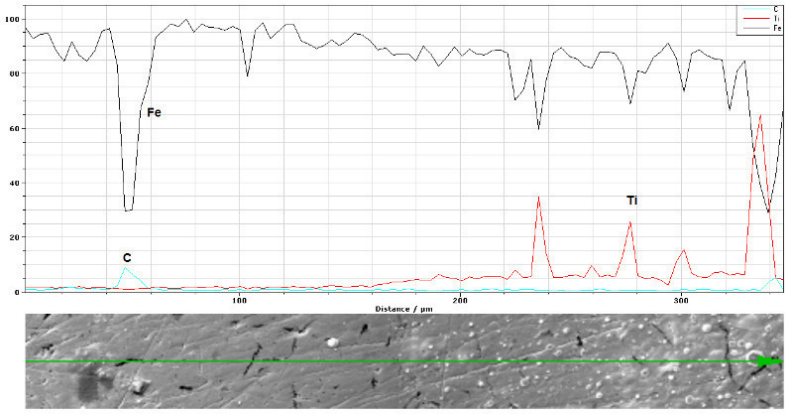
The point selected for chemical analysis shows a low energetic titanium contribution of 1.7%; mass percent which characterize a part of Ti layer obtained by PLD with nano-metric dimensions. Other signals are received given by chemical elements from the under-layer, coating layer having a thickness under one micron.

In Fig. 4 *a* is selected a border area between layer and under-layer were the chemical elements, iron, titanium and carbon, is analyzed (Fig. 4 *b*)), highlighting the titanium layer obtained by laser ablation coating.

Large titanium and titanium oxide particles are observed by high signal on the element distribution from Fig. 4 *b* we can observed the high signal level for titanium element on all deposited area.



a



b

Fig. 4 – In line analysis for Ti deposition using PLD method.

Although the under-layer heating effects are not obvious this operation helps the titanium layer developing and homogenizing increasing the necessary energetic contribution.

The deposited layer depends on some process parameters of the PLD method and also the under-layer condition.

3. Conclusion

1. Atomic species transport by laser ablation represents a deep studied and extensively publicized technique in the last decade thanks to the special proprieties of the layers and also the control that can be applied to the process to obtain a specific superficial layer quality.

2. The layers obtained by laser ablation are homogeneous, small dimensions and compact, improving the base material for corrosion resistance mainly due to titanium oxide layer formation at the cast-iron under-layer surface.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

Afonso C.N., Gonzalo J., *Nuclear Instrum. Methods Phys. RES.* **B 116**, 404 (1996).

Brinker C.J., Hurd A.J., Schunk P.R., Frye C.G., Ashley C.S., J. *Non Crystalline Solids*. **147**, 424 (1992).

Douglas B. Chrisey, Graham K. Hubler, *Pulsed Laser Deposition of Thin Films.* JOHN WILEY & SONS, 1994.

Ferguson J.D., Arikan G., Dale D.S., Woll A.R., Brock J.D., *Measurements of Surface Diffusivity and Coarsening During Pulsed Laser Deposition*. Physical Review Letters, 103 (25): 256103. DOI:10.1103/Physrevlett.103.256103. PMID 20366266, 2009.

Kakihana M., Yoshiura M., *Bull. Chem. Soc*., Japan, **72**, 1427 (1999).

Koster Gertjan, Kropman Boike L., Rijnders Guus J.H.M., Blank Dave H.A., Rogalla Horst, *Quasi-Ideal Strontium Titanate Crystal Surfaces Through Formation of Strontium Hydroxid.* Applied Physics Letters 73: 2920. DOI:10.1063/1.122630, 1998.

Musil J., Baroch P., Vlcek J., Nam K.H., Han J.G., *Thin Solid Films*, **475**, 208 (2005).

Ohnishi Tsuyoshi, Shibuya Keisuke, Yamamoto Takahisa, Lippmaa Mikk, *Defects and Transport in Complex Oxide Thin Films*, J. of Applied Physics 103: 103703. DOI:10.1063/1.2921972, 2008.

Weber I.T., Rousseau A., Guilloux-VirY M., Bouquet V., Perrin A., *Microstructure Comparison Between KnBo3 Thin Films Grown by Polymeric Precursors and Pld Methods*, Solid State Sciences, **7**, 1317–1323 (2005).

Willmot P.R., *Progr. Surf. Sci*. **76**, 163 (2004).

ANALIZA STRATULUI SUPERFICIAL DE TITAN PE SUPORT DE FONTĂ PRIN METODA PLD

(Rezumat)

Lucrarea prezintă analiza suprafeței obținute prin depunere cu Ti prin ablație laser. Suportul pe care a fost făcută depunerea este fontă cenuşie, care în prealabil a fost încălzit la 400°C. Pentru analiza structurii au fost realizate fotografii obținute cu ajutorul microscopului cu scanare de electroni.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DIFFERENTIAL CALORIMETRY OF POLYMER MATRIX COMPOSITE REINFORCED WITH CARBON NANOTUBES

BY

RĂZVAN IULIAN LIŢOIU* and DAN-GELU GĂLUŞCĂ

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: June 24, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Behavior of materials in any circumstance suffers modification when the environment is changing and influences the material properties. By this point of view a material thermal properties manifest modifications with temperature modification and differential thermal conductivity manifest similar. Using two temperature sensors, one for furnace and the other one for sample, two increasing temperatures were analyze for different polymer or composite polymers materials. The influence of reinforcement elements percentages was follow to determine the differential thermal conductivity of few polymer composites reinforced whit carbon nanotubes.

Key words: differential calorimetry, composite, carbon nanotubes.

1. Introduction

The use of carbon nanotubes (CNTs) as filler material of thermosetting plastics has already been the object of numerous research efforts (Coleman *et al.*, 2006; Thostenson *et al.*, 2005; Andrews & Weisenberger, 2004). Due to their fibrous shape, outstanding thermal and mechanical properties and a large

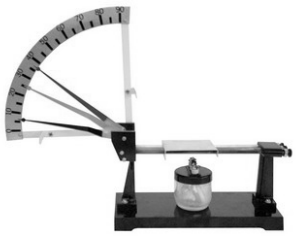
*Corresponding author; *e-mail*: razvan_cel_cam_bun@yahoo.com

specific surface area, CNT-based nanocomposites can be expected to show significantly improved characteristics as compared to the pure matrix material. This requires successfully performing the critical issues of dispersing as well as surface functionalization. The complete break-up of the agglomerates, the homogenous distribution of the exfoliated nanotubes and their integration into the molecular structure of the matrix are requirements for manufacturing of high quality nano-composites and the development of their potential (Fiedler *et al*., 2006). Being relatively cost-intensive, the use of CNTs needs to be justified by a higher efficiency than that of conventional fillers. This would be the case, for example, if an exceptional improvement of the thermal or mechanical properties arise, based on the mechanisms of short fiber reinforcement. In the literature, this feature has been demonstrated for various functionalized CNTs (Zhu *et al.*, 2003; Kim *et al*., 2006). Especially amine derivatives have been used for the surface functionalisation of the CNTs (Shen *et al.*, 2007; Zhu *et. al.*, 2004; Gojny *et al.*, 2005; Liu & Wagner 2005), which typically reacts with defects in the carbon structure introduced by acid treatment.

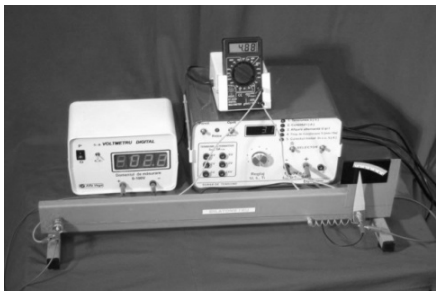
Many of these results present improved thermal properties as a result of optimized interaction between the nano-scale reinforcement fibers, dispersion quality and variation and surface functionalisation. As these substances are used to interfere in the curing reaction of the epoxy resins, thus enabling the covalent integration of the CNTs into the molecular network of the matrix, a chemical influence of the substances is also conceivable in this context. This paper focuses on the thermal improvements of the nano-composites based on the desired short fibre reinforcement by the CNTs, marking out the influences of surface functionalisation and dispersing.

2. Experimental Procedures

Dilatometer represents an equipment make to measure the geometrical modifications of a body based on temperature modification. In Fig. 1 are presented few examples of such equipment and are based on a very good temperature control.



a



b

c

Fig. 1 – Different experimental dilatometer types:
a – dilatometer with scale; *b* – electrical dilatometer; *c* – classic dilatometer.

The test were registered on a laboratory equipment, presented in Fig. 2, from Materials Science Faculty from Iasi horizontal type L75HS that can register the thermal modification (irreversible and reversible) step by step, mass phase transformations and crystallization properties (Fiedler *et al*., 2006). The main system is based on a furnace with a good temperature control system connected to a computer device for capturing and work with experimental data. Different kinds of sample can be analyze on this equipment like solid, liquid, fibers, powders of thin films which necessity a mechanical preparation based on the standard holder of the equipment (Zhu *et al.,* 2003).

Samples can be heated or cooled, by case, with a linear regime the sample temperature being registered with a thermocouple until 2050°C and the test atmosphere can be controlled in air, vacuum or inert gas.

Fig. 2 – Horizontal Linseis L75HS dilatometer.

Using the equipment presented in Fig. 2 a few measurements can be done like:

a) Relative length modification or change of a sample under heating – cooling cycles;

b) Dilatation linear coefficient;

c) Transformation points;

d) Density modification;
e) Contraction;
f) Penetration;
g) Thermal dilatation.

To achieve an experiment with the equipment it is necessary for the user to know the settings and parameters which will use in programming, which is done by computer, and that after loading the desired program will automatically lead the experiment. Like other thermoplastic materials polymers that cannot tolerate high temperature for a long time the polymer matrix composites have the same problem on dimensional stability at high temperatures. According to the literature there are two main methods to evaluate the tolerance of these materials at high temperatures, so-called dimensional and thermal stability (Andrews & Weisenberger 2004; Fiedler *et al.*, 2006; Zhu *et al.*, 2003; Kim *et al.*, 2006; Shen *et al.* 2007). Dimensional stability of a material may be dictated by its coefficient of thermal expansion (CDT).

3. Experimental Results

Dilatometry tests were conducted on samples of natural rubber and natural rubber reinforced with 5, 10, 20 and 30% CNTs and during these tests was examined the differential thermal conductivity of these materials with increasing temperature inside of equipment. In this regard there were two temperatures, the furnace and the sample, registered by 30 to 30 seconds over the entire heating-cooling chamber. Based on the thermal inertia of furnace and sample were further heated first reaching a maximum temperature of 155.3°C and the sample at a maximum temperature of 80.7°C as can be seen from Fig. 3 the differential thermal conductivity was monitored of sample during heating.

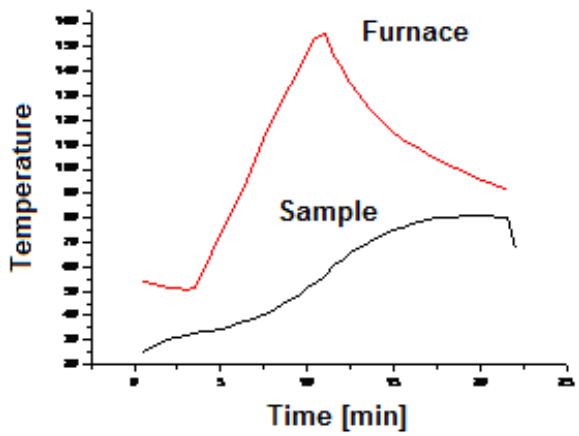


Fig. 3 – Variation of furnace and a natural rubber sample during a dilatometer test.

Analyzing the thermal evolution of material can be observe a maximum difference in temperature variation between the furnace and sample with value of 100.2°C at about 10.5 minutes from the beginning of heating, the difference decreasing gradually with increasing of temperature of the sample composite polymer and stop heating furnace reaching on cooling to a difference of 11.5°C between the furnace and heat transfer test with a very good sample. It will be interesting to follow how will change the thermo-dimensional composite sample along with reinforcement in polymer matrix elements for reinforcement of carbon nanotubes.

At the same time recording data on dimensional change with temperature variation of the material was monitored the differential thermal conduction property of the material once with the heating of furnace.

In Fig. 4 are variations of the two target temperatures, the sample and the furnace, while both during heating and cooling slope of the furnace were registered. There is a change in the thermal conductivity of the material investigated along with changes in furnace temperature reached a maximum temperature of 155.4°C after 10.5 minutes of heating time when the sample was at 52.4°C and thus a difference of 103°C between sample and furnace. In the second part, the further cooling and warming furnace proof there was a difference of 10.4°C after 20.5 minutes of test. It is noted that the differential analysis module reinforced material has a thermal conductivity at low temperatures lower that if we reinforced material but increases with increasing temperature while improving process heating and differential thermal conductivity increases at higher temperatures like 50°C.

Sample temperature decreases with the cooling oven for short periods of time maintaining the same temperature, low levels of constant temperature appearing.

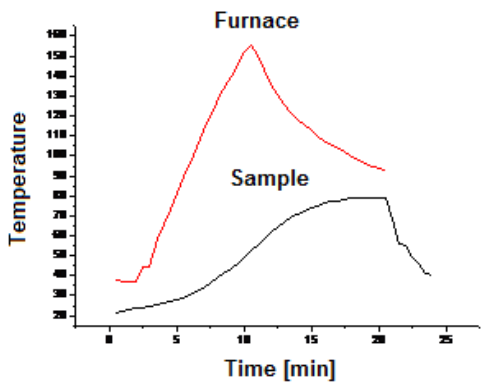


Fig. 4 – Variation of furnace and a natural rubber reinforced with 5% CNTs sample during a dilatometer test.

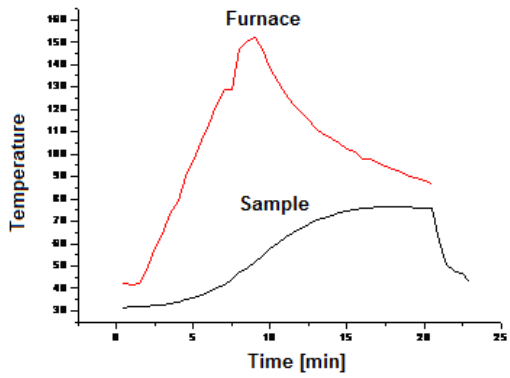


Fig. 5 – Variation of furnace and a natural rubber reinforced with 10% CNTs sample during a dilatometer test.

Fig. 5 presents the composite material and temperature variations during the dilatometry tests. Maintaining a maximum difference of temperature of 99.8°C after 9 minutes of heating, moving to homogenization and near temperatures especially after stopping heating of furnace and in fact after a high temperature composite material over the temperature of 50°C leading to a difference of 9.9°C between the temperature furnace and composite sample temperature.

After the sample received an amount of heat and its temperature went over 75°C the difference between site and sample reached 6.8°C and up to now best results heat transfer between furnace and sample composite matrix polymer. Temperature variations are observed and the stable character of the polymer sample heating with a heat input increase after the sample reaches the temperature of 40-45°C and pass to a different property regime.

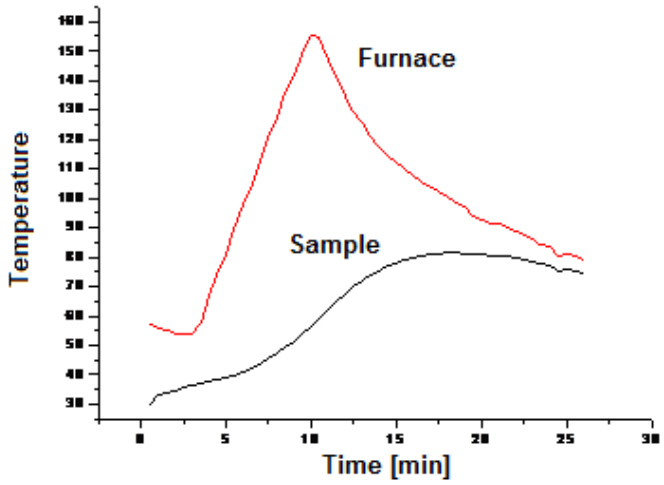


Fig. 6 – Variation of furnace and a natural rubber reinforced with 20% CNTs sample during a dilatometer test.

Fig. 7 shows the change in oven temperature and the sample during the test realized with the differential dilatometer. Is observed the fact that after 10 minutes of heating process that we observe a maximum difference of 104.8°C between sample and furnace and kept a big difference after the sample passed of 55°C temperature resulting in the curve of cooling of the oven a temperature difference of 20°C, values that is much higher than other reinforced materials in heating process while the graph shape of heating process of the material is similar to all other cases.

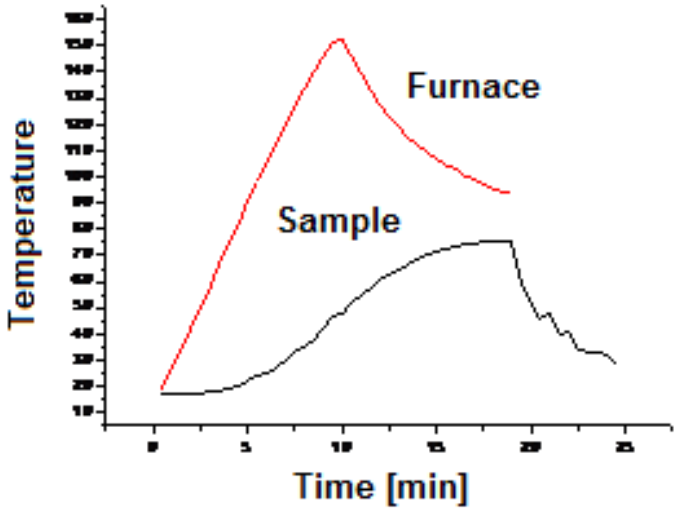


Fig. 7 – Variation of furnace and a natural rubber reinforced with 30% CNTs sample during a dilatometer test.

The analysis highlights the differential conductivity improvement as property during the heating process based on percentage growth of reinforcing elements, in this case carbon nanotubes, which serve to modify the physic-chemical properties of polymeric materials.

4. Conclusions

Differential thermal conductivity of materials represents the property of a experimental material that in many situations suppose to work in different environment temperatures.

Taking the applications of natural rubber materials in automotive domain and them implications with temperature modification can be considered the differential conductivity more important as results then the static conductivity at room temperature.

The results present a better behavior of the reinforced samples comparing to the natural rubber one with the decreasing of maximum temperature difference and the final difference temperature between the sample and the environment represented by furnace.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

Andrews R., Weisenberger M.C., *Carbon Nanotube Polymer Composites*. Curr. Opin. Solid State, **8**, *1*, 31–37 (2004).

Coleman J.N., Khan U., Gun'ko Y.K., *Mechanical Reinforcement of Polymers Using Carbon Nanotubes.* Adv. Mater., **18**, *6*, 689–706 (2006).

Fiedler B., Gojny F.H., Wichmann M.H.G., Nolte M.C.M., *Schulte K. Fundamental Aspects of Nano-Reinforced Composites*. Compos. Sci Technol, **66**, *16*, 3115–3125 (2006).

Gojny F.H., Wichmann M.H.G., Fiedler B., Schulte K., Influence of Different Carbon Nanotubes on the Mechanical Properties of Epoxy Matrix Composites – a Comparative Study. Compos. Sci. Technol. **65**, *15–16*, 2300–2313 (2005).

Kim J.A., Seong D.G., Kang T.J., Youn J.R., *Effects of Surface Modification on Arheological and Mechanical Properties of CNT/Epoxy Composites*. Carbon, **44**, *10*, 1898–1905 (2006).

Liu L., Wagner H.D., *Rubbery and Glassy Epoxy Resins Reinforced with Carbon Nanotubes*. Compos. Sci. Technol., **65**, *11–12*, 1861–1868 (2005).

Shen J., Huang W., Wu L., Hu Y., Ye M., *The Reinforcement Role of Different Aminofunctionalized Multi-Walled Carbon Nanotubes in Epoxy Nanocomposites. Compos.* Sci. Technol., **67**, *15–16*, 3041–3050 (2007).

Thostenson E.T., Li C., Chou T.W., *Nanocomposites in Context*. Compos. Sci. Technol., **65**, *3–4*, 491–516 (2005).

Zhu J., Kim J.D., Peng H., Margrave J.L., Khabashesku V.N., Barrera E.V., *Improving the Dispersion and Integration of Single-Walled Carbon Nanotubes in Epoxy Composites Through Fictionalization*. Nano Lett, **3**, *8*, 1107–1113 (2003).

Zhu J., Peng H., Rodriguez-Macias F., Margrave J.L., Khabashesku V.N., Imam A.M., *et al*., *Reinforcing Epoxy Polymer Composites Through Covalent Integration of Functionalized Nanotubes*. Adv. Funct. Mater., **14**, *7*, 643–648 (2004).

CALORIMETRIE DIFERENŢIALĂ A COMPOZITELOR CU MATRICE POLIMERICĂ RANFORSATĂ CU NANOTUBURI DE CARBON

(Rezumat)

In orice circumstanţe, comportarea materialelor suferă modificări când se schimbă mediul şi sunt influenţate proprietăţile acestora. Din acest punct de vedere proprietăţile termice ale unui material se modifică cu temperatura respectiv şi conductivitarea termică diferenţială. Utilizând doi senzori de temperatură, unul pentru probă şi unul pentru cuptor, două variaţii ale temperaturii crescătoare au fost analizate pentru diferiţi polimeri şi materiale compozite polimerice. Influenţa procentajului elemetului ranforsat a fost urmărită în scopul determinării conductivităţii termice diferenţiale a unor materiale compozite ranforsate cu nanotuburi de carbon.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 2, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DIMENSIONAL BEHAVIOR OF POLYMER COMPOSITE UNDER THERMAL SOLICITATION

BY

RĂZVAN IULIAN LIŢOIU * and DAN-GELU GĂLUŞCĂ

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: June 24, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Dimensional stability of polymeric materials represents an important fact for all materials applications that involves polymers or composite based polymers materials. Preparing samples and using a thermal heating regime with a dilatometric equipments the dimensional stability of some polymer matrix composites with CNT reinforcement elements was determined and compared. The results present an improve of dimensional behavior of the reinforced materials with temperature and different dilatation values function of the material temperature.

Key words: polymer matrix, carbon nanotubes, dilatometry.

1. Introduction

Coming from laboratory- scale exercises, part of the activities have over the years reached the levels of industrial scale up to initial commercial and industrial applications (www.ChemicalVision2020.org; www.royalsoc.ac.uk/ policy. or www.raeng.org.uk; Anon 2004).Over the last decade a large increase in carbon nano-tubes (CNT) and CNT related research activities has been

*Corresponding author; *e-mail*: razvan_cel_cam_bun@yahoo.com

observed. CNT composites is a major area of research and development in recent years, where CNT's are used as reinforcing particles embedded in a matrix (polymeric, ceramic, or metallic), to confer the CNT's inherent properties to the composites that gains enhanced functionalities. The main aim of producing CNT composites is to exploit the CNT's inherent properties of stiffness, tensile strength, damping properties, flame resistance, thermal and electrical properties, barrier properties, etc. (Breuer & Sundararaj, 2004; Thostenson *et al*., 2005; Moisala *et al*., 2006; Gou *et al*., 2006 ; Gojny *et al*., 2006 ; Shadler *et al*., 1998). Bulk polymer carbon nano-tubes composites, are the most developed and studied so far, targeted at applications, such as: conductive polymers for electrostatic paint applications; multi-layer fuel pipes for no electrostatic charging and improved leak proof; sports equipment with better impact stability; conductive films and applications for antistatic packaging; and lithium–ion batteries to improve storage capacity and other.

Much of the development efforts concerns with retaining the CNT's large aspect ratio, achieving good interfacial stress transfer (surface modification), improving dispersion and alignment in the polymer matrix during processing. As a result of the technical progress in this area, and the perceived market potential, a growing number of companies are now offering CNT-based concentrates, master-batches, for use in polymer composite production.

However, the technical and economical issues (the high cost and relatively short lengths of CNT's, the limited ability to effectively disperse and align them within a host matrix) currently still prevent CNT composites from being applied to large-scale composite structures, supplementing or replacing conventional composites.

2. Experimental Details

Dimensional stability sensibility of a composite material with polymeric matrix was established for a certain heating rate and a temperature domain. The samples has different reinforcement elements, carbon nano-tubes, percentages like 5, 10, 20 or 30% and the experiments were realized on a laboratory equipment type Linseis L75 from Materials Science and Engineering Faculty from Iasi. The dilatometry tests represent well known method for dimensional stability determination of materials with them temperature variation.

Bodies dilatation is a phenomena of increasing of a heated body dimension named thermal dilatation. Dilatation phenomenon can be explained based on the fact that body dimensions are determined by an average distance, r between the atoms that compound the material so on dilatation can be talk about the result of increasing of these distances during heating (Ishikawa 2006).

Samples of natural rubber and natural rubber reinforced with 5, 10, 20 and 30% CNT were prepared by cutting in square shape with 10x10 mm base

and lengths between 20 in 25 mm. Plan rectangular faces of the samples were polished with metallographic papers of 100, 250, 400, 800 and 1200 types to improve the dilatometry results. For each type of sample were prepared 3 pieces for repetitive tests. In Fig. 1 a plain natural rubber sample dimensional (linear) behavior is presented for a sample with 23.88 mm length for a heating range between 25 and 55°C.

The equipment is continuously chilled with water system creating a especially temperature control from the apparatus working room. The materials were heated with a 5 K/min rate in the experiments the authors pay respect for thermal inertia also and general thermal conductivity of polymer composite materials.

3. Experimental Results

Nonmetallic materials and especially those polymeric, with soft structure, behave different on dilatometry tests based on equipment working principles. Analyzing the first image can be observed an unstable behavior of this sample with temperature variation registering contractions and dilatations of the material on the heating range. The first contraction is also observe further on all other experiments based on material relaxation and more on the contact between samples and the apparatus movement sensor.

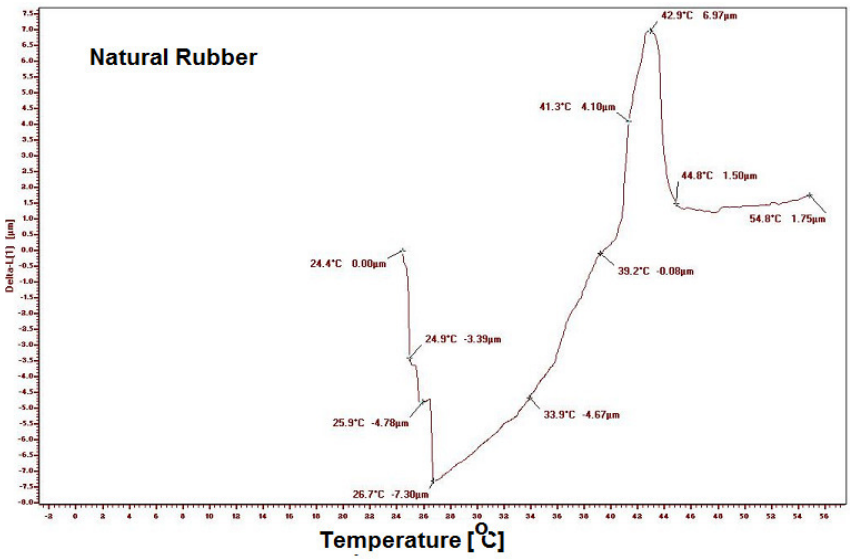


Fig. 1 – Dimensional behavior of a natural rubber sample.

Continuing the material heating, the natural rubber increase in dimension until 43°C gaining 7 µm in length over the initial contraction and

after that the material suffer a new contraction decreasing the material dilatation to 1.5 µm at 45°C and 1.75 µm at 55°C temperatures.

Closest to structural applications are the efforts aimed at using CNT loaded matrices in reinforcing conventional, continuous fiber-based composites. In this way, matrix-dominated composite properties, such as inter-laminar shear strength, fracture toughness, through-thickness conductivity, glass transition temperature (Tg) could be improved (Rice *et* al., 2004; Ishikawa, 2006).

In Fig. 2 is represented the dimensional variation of a sample prepared from a composite material having a natural rubber matrix and 5% reinforcement elements with a 24.3 mm length from room temperature to 55°C. The material behave first a "contraction" based on polymeric manifestation at a contact resistance and after that the material suffer a dilatation of 16.53 µm at 52.8°C with a smoother dilatation until 46°C and a bigger rate on the next temperature range. Analyzing the second result a better dimensional stability can be observed based on the reinforcement elements at least for a heating until 55°C comparing with the behavior of the plain matrix material experimented in similar conditions.

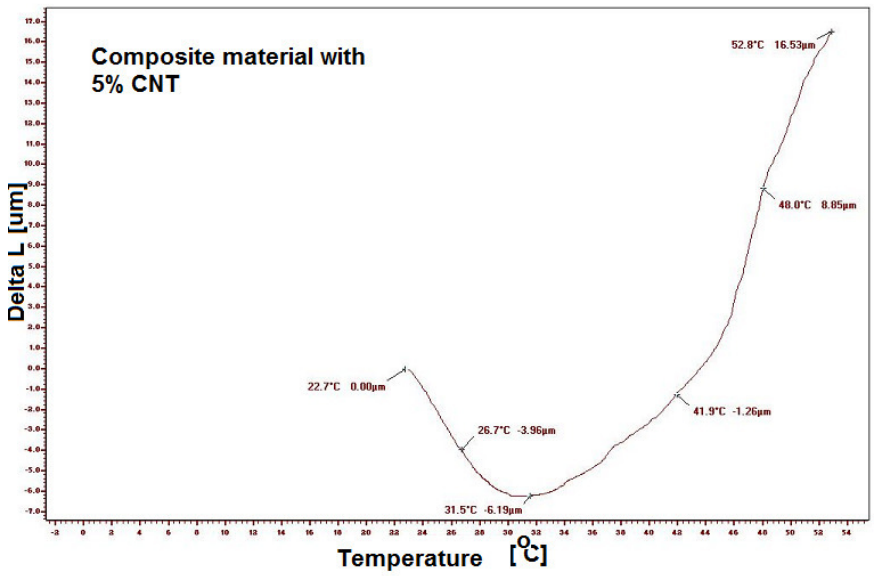


Fig. 2 – Dimensional behavior of a composite material with natural rubber as matrix and 5% CNT reinforcement elements.

In Fig. 3 the result of a more reinforcement composite material, 10% CNTs respectively, is analyzed for a sample length of 27.49 µm. A stable dimensional evolution of the material is observed and a dilatation of material with 16.5 µm at 55°C.

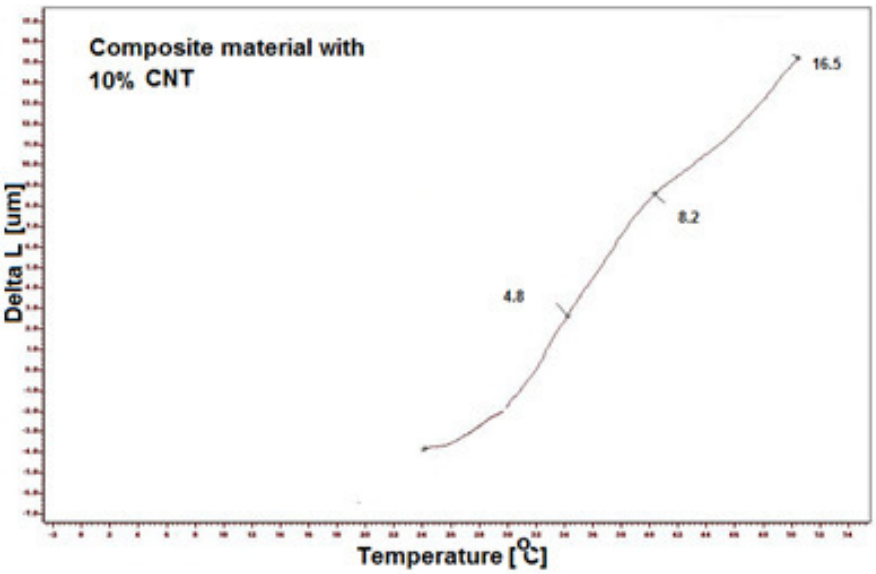


Fig. 3 – Dimensional behavior of a composite material reinforced with 10% CNTs.

Forward, in similar conditions a sample with 20% reinforcement CNTs was experimented having a 28.04 mm length and the dilatometry test result being presented in Fig. The material present a stable behavior at the heating beginning with a reduce dimensional increase until 45°C temperature of 9.31 µm and after that on a 10°C temperature domain the material dimension increase two times faster until 55°C the composite material suffering a 18.47 µm increase.

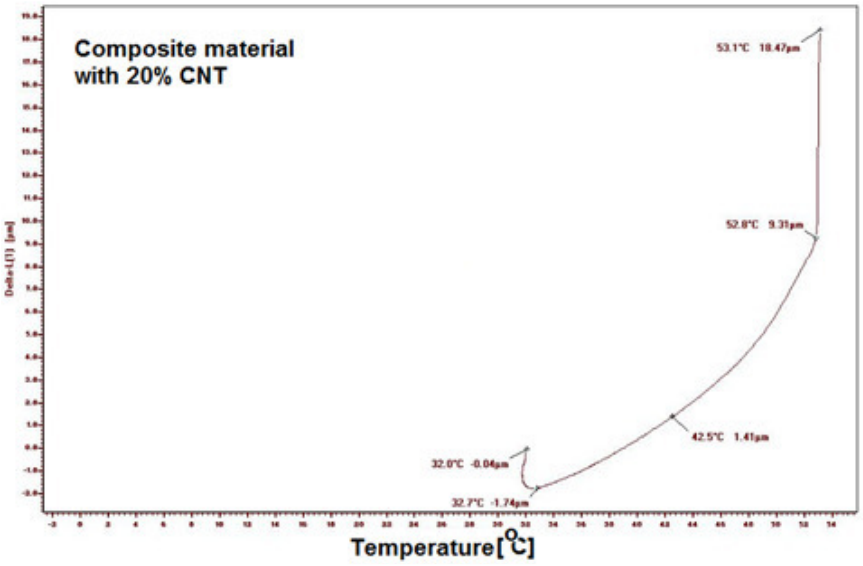


Fig. 4 – Dimensional behavior of a composite material reinforced with 20% CNTs.

In Fig. 5 is comment the result of the dilatometry test realized on a sample composite and reinforced with 30% CNTs with 27.34 mm in length. Can be observe a stabilized behavior of dimensional variation also with two different increasing rates, first until temperature of 35-40°C with a linear increase of 4.3 µm and then a more accentuated increase with a dilatation of 43.3 µm, ten times bigger in less than ten Celsius degree until 46.1°C. This modification can be put on the heating modification regime process that occur around 40°C and which modify the composite material properties.

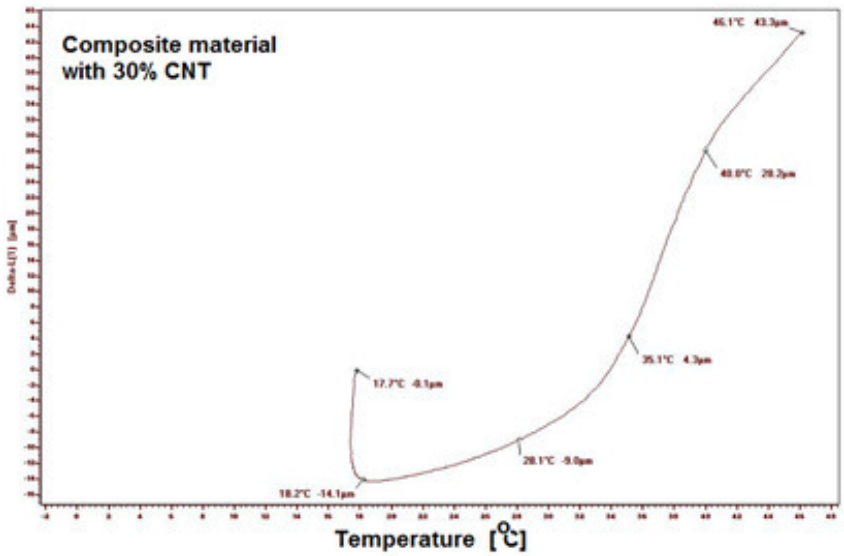


Fig. 5 – Dimensional behavior of a composite material reinforced with 30% CNTs.

The material modifies his behavior after a certain temperature splitting the dimensional behavior in two different areas with different rates. Analyzing the materials behaviors can be observe some improvements in dimensional stability of the materials with the increase of the reinforcement elements.

Conclusions

Analyzing the materials behaviors can be observe some improvements in dimensional stability of the materials with the increase of the reinforcement elements. The material dimensional behavior modifies with temperature in this case around 40°C. This modification can be put on the heating modification regime process that occur around 40°C and which modify the composite material properties.

Acknowledgements. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

*** www.ChemicalVision2020.org. *Chemical Industry R&D Roadmap for Nanoma-Terials by Design: from Fundamentals to Function*. Chemical Ind. Vision2020 Technol. Partnership, December, 2003.

*** www.royalsoc.ac.uk/policy or www.raeng.org.uk. *Nanoscience and Nanotechnologies: Opportunities and Uncertainties*. London: The Royal Society and The Royal Academy of Engineering; 2004.

Anon. Mater Today, **7**, *19*, 2004.

Breuer O., Sundararaj U., *Big Returns from Small Fibers: a Review of Polymer/ Carbon Nanotube Composites*. Polym. Compos., **25**, 630–645 (2004).

Gojny F.H., Wichmann M.H.G., Fiedler B., Kinloch I.A., Bauhofer W., Windle A.H., *et al. Evaluation and Identification of Electrical and Thermal Conduction Mechanisms in Carbon Nanotube/Epoxy Composites.* Polymer, **47**, 2036–2045 (2006).

Gou J.H, O'Braint S., Gu H.C., Song G.B., *Damping Augmentation of Nanocomposites Using Carbon Nanofiber Paper*. J. Nanomater 2006. DOI:10.1155/JNM/2006/ 3280 [Article ID 32803].

Ishikawa T., *Overview of Trends in Advanced Composite Research and Applications in Japan*. Adv. Compos. Mater. **15**, 3–37 (2006).

Moisala A., Li Q., Kinloch I.A., Windle A.H., *Thermal and Electrical Conductivity of Single- and Multi-Walled Carbon Nanotube-Epoxy Composites*. Compos. Sci. Technol., **66**, 1285–1288 (2006).

Rice B.P., Gibson T., Lafdi K., In: Proceedings SAMPE, **49**, 2205 (2004).

Shadler L.S., Giannaris S.C., Ajayana P.M., *Load Transfer in Carbon Nanotube Epoxy Composites*. Appl. Phys. Lett., **73**, 3842–3844 (1998).

Thostenson E.T., Li C., Chou T.-W., *Nanocomposites in Context*. Compos. Sci. Technol., **65**, 491–516 (2005).

COMPORTAMENTUL DIMENSIONAL SUB SOLICITARE TERMICĂ A UNOR COMPOSITE POLIMERICE

(Rezumat)

Stabilitatea dimensională a materialelor polimerice reprezintă un factor important pentru toate aplicațiile materialelor ce conțin polimeri sau composite bazate pe materiale polimerice. Preparând probele şi utilizând un regim de încălzire cu un echipament de analiză a dilatometrie a fost determinată şi comparată stabilitatea dimensională a unor composite cu matrice polimerică ranforsate cu nanotuburi de carbon. Rezultatele prezintă o îmbunătățire a comportamentului dimensional a materialelor ranforsate cu variația temperaturii şi diferite valori a dilatării în funcție de temperatura materialului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH. ASACHI", IAŞI

Tomul LII (LVI)

Fasc. 3-4

Secția
STIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2006

ABSTRACTS

INFLUENCE OF THERMAL AND THERMOCHEMICAL TREATMENTS IN ELECTROLYTIC PLASMA ON THE SURFACE QUALITY OF CARBON AND ALLIED STEELS

MARIA BACIU and ADRIAN ALEXANDRU
Technical University " Gh. Asachi" Iasi

Abstract. The paper presents the way in which the thermal and thermo-chemical processings in electrolytic plasma influence the roughness of the exterior surfaces of the steels OLC 15 and 21MoMnCr12 previously processed by turning and alignment.
Keywords: electrolytic plasma, thermal treatment, roughness

INFLUENTA TRATAMENTELOR TERMICE SI TERMOCHIMICE ÎN PLASMA ELECTROLITICA ASUPRA CALITATII DE SUPRAFATA A OTELURILOR CARBON SI ALIATE

Rezumat. Lucrarea prezinta modul în care prelucrarile termice si termochimice în plasma electrolitica influenteaza rugozitatea suprafetelor exterioare a otelurilor OLC 15 si 21 MoMnCr12, prelucrate anterior prin strunjire si rectificare.

EXPERIMENTAL DENSITIES OF BINARY MIXTURES. BUTYLBENZENE-HEPTANE MIXTURES AT 298.15 K AND 318.15 K

GEORGIANA BOLAT*, JUAN ORTEGA*, GABRIELA LISA**, IONEL MARCEL POPA**
*Laboratoriu Termodinámica, Parque Cientifico-Tecnologico, University of Las Palmas de Grand Canaria, Spain
** Technical University "Gh. Asachi", Iasi, Chemical Eng, Department

Abstract. This paper reports the density of butylbenzene-heptane mixture at 298.15 K and 318.15 K throughout the whole concentration range. The excess molar volumes were calculated from experimental data for the same mixtures and fitted by using of a new polynomial equation ("Zeta equation") comparing the results with the known equation of Redlich-Kister. Results of excess volumes were analyzed in terms of molecular interactions.
Keywords: density, butylbenzene-heptane, mixture, molecular interactions.

DETERMINAREA EXPERIMENTALA A DENSITATII PENTRU SISTEMUL BINAR BUTILBENZEN-HEPTAN LA TEMPERATURILE DE 298.15 SI 318.15K

Rezumat. S-au determinat experimental densitatile amestecului binar butilbenzen-heptan la temperaturile de 298.15 si 318.15K, pe un domeniu larg de concentratii. Volumele molare de exces pentru sistemul studiat au fost calculate din datele experimentale obtinute, iar corelarea datelor s-a realizat utilizând o ecuatie polinomiala noua („ecuatia Zeta") si comparate cu ecuatia Redlich-Kister. Rezultatele obtinute pentru volumele de exces au fost analizate din punct de vedere al interactiunilor moleculare care apar între moleculele sistemului binar studiat.

THE PRECISION OF DECISION-MAKING AGAINST THE BACKGROUND OF EVENT EVOLUTION

IONEL BOSTAN
** Technical University"Gh. Asachi", Iasi

Abstract. A reasonable relationship between the level of outputs and the consumption of resources may be provided by the optimization of each production mean provided in the technology. To this purpose, we resort to the most adequate production forces.
Keywords: optimization, programming, linear, polynomial, exponential.

CALITATEA DECIZIEI ÎN PRODUCTIE FUNCTIE DE EVOLUTIA PRODUCTIEI

Rezumat. Asigurarea unui raport rational între nivelul randamentelor si consumul de resurse se poate realize prin optimizarea fiecarui factor de productie prevazut în tehnologie. În acest scop, facem recurs la functiile de productie care se preteaza cel mai adecvat.

MANAGERIAL PERSPECTIVE - A QUANTITATIVE APPROACH

IONEL BOSTAN
** Technical University“Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. This approach regarding the evaluation of the quantifiable managerial efficiency takes into account the efficiency of forecast and organization improvement within a company. In order to determine it, we resort to a series of indicators that we consider the most appropriate.
Keywords: efficiency of managerial systems, outputs, expenses, quality indicators.

EFICIENTA MANAGERIALA – O APROXIMARE CANTITATIVA

Rezumat. Demersul de fata privitor la evaluarea eficientei manageriale cuantificabile ia în considerare eficienta perfectionarii previziunii si organizarii în cadrul companiei. La determinarea acesteia recurgem la o serie de indicatori, considerati de noi ca fiind cei mai adecvati.

Cu-Al-Ni SHAPE MEMORY ALLOYS WITH Mn AND Ti ADDITIONS

I. CARCEA*, S. STANCIU*, V. DOBREA**, R. CHELARIU*, C. ROMAN*
** Technical University“Gh. Asachi”, Iasi
** INCDFT-IFT Iasi

Abstract. The present paper shows the experimental data concerning the effect of Mn and Ti additions on the some properties of Cu-Al-Ni shape memory alloys. By these experiments, we attempted to use conventional methods to make polycrystalline shape memory alloys, which can be used for practical purposes.
Keywords: SMA, CANTIM, transformation temperature, properties

ALIAJE CU MEMORIA FORMEI Cu-Al-Ni CU ADAOSURI DE Mn, Si, Ti

Rezumat. In aceasta lucrare sunt prezentate date experimentale referitoare la efectul adaosurilor de Mn si Ti asupra unor proprietati ale aliajelor cu memoria formei Cu-Al-Ni. Prin aceste experimente s-a încercat utilizarea metodelor conventionale de producere a aliajelor cu memoria formei, care pot fi utilizate in scopuri practice.

THE INFLUENCE OF SOME ELECTRON BEAM MELTING PARAMETERS ON THE CHEMICAL COMPOSITION OF Ti5Al2.5Fe ALLOY

ROMEO CHELARIU
** Technical University“Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. In the present paper a evaluation of alloying elements losses during the electron beam melting of Ti5Al2.5Fe alloy is performed. To evaluate the alloying element losses an own mathematical model of alloying element evaporation process was used. Using the mathematical model the Fortran SIM_EVAP program was performed. The SIM_EVAP program was used for numerical simulation of alloying elements evaporation process during electron beam melting. The inputs of the program are the chemical composition and weight of initial ingot, thermodynamic data about evaporation process (the vapour pressure in standard state, the thermodynamic activity coefficient, the Langmuire’s evaporation coefficient) as well as the range of values of the process parameters, which were taken into account (melting rate, metal bath surface temperature and area). The outputs of the program are the variation coefficients of alloying elements, the chemical composition, and weight of final ingot. The highest losses of alloying elements are determined by the minimum value of melting rate and the maximum values of both temperature and area of metal bath surface.
Keywords: elaboration, mathematical model, evaporation process, control of chemical composition, titanium

alloy.

INFLUENTA UNOR PARAMETRI AI TOPIRII CU FASCICUL DE ELECTRONI ASUPRACOMPOZITIEI CHIMICE A ALIAJULUI Ti5Al2,5Fe

Rezumat. În prezenta lucrare este realizata o evaluare a pierderilor în elemente de aliere în timpul topirii în cuptoare cu fascicul de electroni. Pentru a evalua pierderile în elemente de aliere s-a utilizat un model matematic propriu. Pe baza acestui model matematic s-a realizat programul Fortran SIM_EVAP. Datele de intrare ale programului sunt compozitia chimica si masa lingoului initial, date termodinamice despre procesul de evaporare (presiunea de vapori în stare standard, coeficientul de activitate termodinamica, coeficientul de evaporare Langmuir), precum si parametrii de proces care au fost considerati (viteza de topire, aria si temperatura suprafetei baii metalice). Datele de iesire ale programului sunt coeficientii de variatie ai elementelor de aliere, compozitia chimica si masa lingoului final. Pierderile cele mai mari în elemente de aliere sunt determinate de valoarea minima a vitezei de topire si valorile maxime ale temperaturii si ariei suprafetei baii metalice.

THE SUBSTRUCTURE ELEMENTS MODIFICATION BY RESEARCHES ABOUT SMELTING AND EDUCATION OF SHAPE MEMORY MATERIALS TYPE Cu-Zn-Al

NICANOR CIMPOESU, CARMEN NEJNERU, DRAGOS ACHITEI, IOAN HOPULELE
** Technical University “Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. Shape memory materials have a series of structures properties witch induce shape modification or making a mechanical work once with temperature modification. Alloys Cu-Zn-Al has a concentration well determined of elements. This thing was marked by tracing dilatometer diagrams after materials education by thermal treatment. Thermal treatment made was annealing homogenization to nullification structure and chemical anisotropy, fallowing by a burning solution apply. Materials educations are made thermo-mechanical, plastic deformation to obtain warm form is made up to point Af and plastic deformation to obtain cold form is made below point Mf.
Keywords: shape memory alloys, homogenization, education, double sense memory, austenite, dilatometer, cold hardening, martensite transformation, mechanical work.

CERCETARI PRIVIND TURNAREA SI EDUCAREA MATERIALELOR CU MEMORIA FORMEI TIP Cu-Zn-Al

Rezumat. Materialele cu memoria formei au o serie de proprietati structurale care induc modificarea formei sau realizarea unui lucru mecanic odata cu modificarea temperaturii. Aliajele Cu-Zn-Al au concentratii bine stabilite a elementelor componente. Acest lucru a fost evidentiat prin trasarea diagramelor dilatometrice dupa educarea materialelor prin tratament termic. Tratamentul termic aplicat materialului a fost de recoacere de omogenizare pentru anularea anizotropiei chimice si structurale dupa care urmeaza o calire de punere în solutie. Educarea materialului se face termodinamic, deformarea plastica pentru obtinerea formei calde realizându-se deasupra punctului Af iar deformarea plastica pentru obtinerea formei reci se face sub punctul Mf.

CRITERIAL PENTAGON FOR DECISION MATRIX SOLVING

PETRU CONDREA
** Technical University “Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. The decision maker may be often interested in determining the least favourable situation created by nature. The choice of the optimal alternative lies in the use of certain criteria or rules, depending on the given situation and the level in the hierarchy that the decision maker belongs to. This paper refers to five such rules.
Keywords: caution, regret, optimism, balance, mixed strategy

CRITERIUL PENTAGON DE REZOLVARE A MATRICII DE DECIZIE

Rezumat. Adesea decidentul poate fi interesat în determinarea situatiei celei mai nefavorabile în care poate sa-l puna natura. Alegerea alternativei optime se efectueaza cu ajutorul unor criterii sau reguli în functie de situatia data si nivelul ierarhic la care se afla decidentul. In demersul de fata ne referim la cinci asemenea reguli.

EXPRESSION OF THE MANPOWER MARKET SEGMENTATION IN THE

ECONOMIC THEORY

PETRU CONDREA
** Technical University “Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. The manpower market segmentation theory was formulated two decades ago in the Western (Anglo-Saxon) specialized writings and it speaks about the occurrence of three (parallel) manpower markets. These are based on the three sectors of the economy that were structured in the developed countries: the central sector,found at the "core" of the economy, the peripheral sector and the irregular or dependent sector.
Keywords: dualistic diagram, central sector, peripheral sector, social division, regularity

EXPRESIA SEGMENTARII FORTEI DE MUNCA ÎN TEORIA ECOMOMICA

Rezumat. Teoria segmentarii pietei fortei de munca, aparuta în urma cu doua decenii în literatura economica occidentala (anglo-saxona), sustine existenta a trei piete (paralele) ale fortei de munca. Acestea se întemeiaza pe cele trei sectoare ale economiei care s-au structurat în tarile dezvoltate: sectorul central, care constituie "inima" unei asemenea economii, sectorul periferic si cel lipsit de regularitate sau fara existenta de sine statatoare.

SUPERFICIAL HARDENING BY ZONAL HEATING PROCESS THROUGH CONTACT

ANISOARA CORABIERU*, PETRICA CORABIERU*, ION HOPULELE and SANDU BUTNARU
*S.C. Presum Proiect S.A. Iasi
Technical University “Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. ASPTZC method is formed from two main phases:- successive alloying - direct achieved from casting through interaction of the liquid steel with the alloying layers which are deposited on the casting form walls. These alloy layers were obtained using alloying pastes which contain graphite, FeV, FeMo, FeCr, electrolytic Ni, diluent and binders; - zonal heating process through contact – it is made on a simple PTZC installation using treatment cyclograms, which were established before, depending on the material of the pneumatic and calibration tools which are treated, composition and structure of the superficial layers obtained after the first phase AS.
Keywords: successive alloying, zonal heating processes

DURIFICARE SUPERFICIALA PRIN PRELUCRARI TERMICE ZONALE PRIN CONTACT

Rezumat. În aceasta lucrare este prezentata tehnologia de realizare a sculelor pneumatice si de calibrare prin alieri succesive si prelucrari termice zonale prin contact. În cadrul experimentarilor realizate sunt analizate valorile principalilor parametri tehnologici si avantajele noii tehnologii în comparatie cu variantele clasice de realizare a sculelor pneumatice si de calibrare.

BIMETALLIC LAYERS OBTAINED BY IMMERSION AND CENTRIFUGATION

ANISOARA CORABIERU*, PETRICA CORABIERU*, IOAN ALEXANDRU and IOAN VRABIE
*S.C. Presum Proiect S.A. Iasi
Technical University “Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. The joining temperature is the most important metallurgic factor that influences the characteristics and structure of the bimetallic layers obtained by immersion and vertical centrifugation. In order to outline the influence of the joining temperature, a series of parameters have been held constant, and assessments for different values of the joining temperature have been performed. Proper outcome was obtained at joining temperatures ranging between T_{join} = 1100 and T_{join} = 1160°C. At this joining temperature we obtained a correspondence between the main features of the bimetal: R_m and R_p have high values; the A_5 elongation is low; specific adherence reaches values above 170 N/sq.mm, corresponding to the dead hard joints.
Keywords: bimetal jacks, immersion – vertical centrifugation

STRATURI BIMETALICE OBTINUTE PRIN IMERSIE SI CENTRIFUGARE

Rezumat. Este prezentata influenta factorului metalurgic temperatura de îmbinare asupra caracteristicilor si structurii straturilor bimetalice otel - bronz. Bucsele bimetalice realizate au dimensiunea J 140x8x4 OLT35-CuSn10, OLT 35- CuAl9T, OLT35- CuSn4Zn4Pb17.

MICROSTRUCTURE, CHEMICAL COMPOSITION AND ELECTRIC PROPERTIES OF Sr2Fr1-XNrXMoO6 PEROVSKITES

MIHAIL-LIVIU CRAUS, CATALINA NECULITA AND MIHAI LOZOVAN
National Institute for Research&Development of Technical Physics Iasi

Abstract. The Sr_2FeMoO_6 double perovskite type (SFMO) are very promising magnetoresistive materials near the room temperature. We obtained by ceramic technology a SFMO series, where Fe is substituted with Ni. The compounds contain a main phase, with SG 117 (P 4 b2), and a second phase (about 10%). Two conduction mechanisms were put in evidence: a typical semiconductor mechanism, important at low temperatures, and a small polaron hopping mechanism (SPH), at temperatures near room temperature.
Keywords: double perovskites, microstructure, unit cell parameters, transport mechanisms

MICROSTRUCTURA, COMPOZITIA CHIMICA SI PROPRIETATILE ELECTRICE ALE PEROVSKITILOR $SR_2FE_{1-x}NI_xMOO_6$

Rezumat. Perovskitii dubli de tip Sr_2FeMoO_6 (SFMO) sunt materiale magnetorezistive foarte promitatoare in apropierea temperaturii camerei. Noi am obtinut prin tehnologia ceramica o serie de SFMO, in care Fe este substituit cu Ni, si care contin o faza principala, cu GS 117 (P 4 b2), si o faza secundara (cca 10%). Doua mecanisme de conductie au fost puse in evidenta: o conductie tipic semiconductoare, importanta la temperaturi joase, si un mecanism SPH (small polaron hopping), la temperaturi apropiate de temperatura camerei.

THE TRANSPORT MECHANISMS AT SR2FE0.9GD0.1MOO6 DOUBLE PEROVSKITES SUBSTITUTED WITH W

MIHAIL-LIVIU CRAUS, CATALINA NECULITA AND MIHAI LOZOVAN
National Institute for Research&Development of Technical Physics Iasi

Abstract. $Sr_2Fe_{0.9}Gd_{0.1}Mo_{1-x}W_xO_6$ perovskites were prepared by an improved standard ceramic technology, in vacuum at 1190°C. Transport measurements were performed at temperatures higher as room temperature. Together the main phase, which have an Fm3m (GS225) structure, its were observed small quantities of $Sr_2Fe_2Gd_{6.16}$, Sr_2FeO_9, $Sr_2FeO_{2.5}$. Lattice constants, atom positions in the unit cell, volume of the unit cell, average size of the mosaic domains and microstrains were determined. . Around room temperature the transport is dominated by the Mott mechanism.
Keywords: double perovskites, unit cell parameters, Mott mechanism, extrinsic magnetoresistance

MECANISMUL DE TRANSPORT ÎN PERESKOVITII DUBLI AT $SR_2FE_{0.9}GD_{0.1}MOO_6$ SUBSTITUITI CU W

Rezumat. Perovskiti de tip $Sr_2Fe_{0.9}Gd_{0.1}Mo_{1-x}W_xO_6$ au fost obtinuti printr-o tehnologie ceramica modificata, in vid la 1190°C. Masuratori de transport au fost efectuate la temperaturi mai mari decat temperatura camerei. Impreuna cu faza principala, care are o structura Fm3m (SG225), au fost observate cantitati mici de $Sr_2Fe_2Gd_{6.16}$, Sr_2FeO_9, $Sr_2FeO_{2.5}$. Constantele de retea, pozitia atomilor in celula elementara, volumul celulei elementare, dimensiunea medie a blocurilor de mosaic si microdeformarile au fost determinate. In apropierea temperaturii camerei transportul este dominat de mecanismul Mott.

NEW HYBRID NANOMATERIALS TYPE LAYERED DOUBLE HYDROXIDE (LDH)-CHLORAMPHENICOL

MIHAELA FRUNZA and *M.I. POP
Technical University “Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. . New hybrid nanomaterials type layered double hydroxides – chloramphenicol were synthesized by incorporation of the chloramphenicol in the layered structure of layered double hydroxides (MgAlLDH) using two methods: direct coprecipitation of metal nitrates and chloramphenicol aqueous solutions and reconstruction method of the thermal treated layered double hydroxides. Hybrid nanomaterials has been characterized by DRX, FTIR, thermogravimetry and elemental analysis. The XRD patterns of the samples the diffraction peaks are typical to those of

well crystallized solids with the layered double hydroxides structure. The FT-IR spectroscopy (FTIR) and thermogravimetric (DTG) analysis point out that the presence of the organic compound in the network structure of the synthesized MgAlLDH.
Keywords: hybrid nanomaterials, layered double hydroxides – chloramphenicol.

NOI NANOMATERIALE HIBRIDE DE TIP HIDROXIZI DUBLI LAMELARI-CLORAMFENICOL

Rezumat. Noi nanomateriale hibride de tip hidroxizi dubli lamelari-cloramfenicol au fost obtinute prin incorporarea cloramfenicolului in structura stratificata a hidroxizilor dubli lamelari (MgAlLDH) folosind doua metode de sinteza:coprecipitarea directa a nitratilor metalici si solutia de cloramfenicol si metoda reconstructiei hidroxizilor dubli lamelari tratati termic. Nanomateriale obtinute au fost caracterizate folosind metode fizicochimice de analiza cu ar fi: DRX, FTIR, DTG, analiza elementara a azotului. Analiza DRX confirma ca dupa fiecare sinteza s-au obtinut structuri specifice argilelor anionice de tip hidrotalcit. Analiza prin spectroscopie FTIR cat si analiza DTG arata prezenta compusului organic in matricea argilei MgAlHT sintetizate.

ON THE NEW MODEL BASED ON ANN FOR SOME SPECIAL FERROMAGNETIC ALLOYS DESIGN AND CHARACTERIZATION

MIHAI LOZOVAN and SERGIU MOHORIANU
National Institute of R & D for Technical Physics Iasi

Abstract. We introduce here as tools, the Artificial Neural Network (ANN). A neural network is an adaptable system that can learn relationships through repeated presentation of data and is capable of generalizing to new, previously unseen data. Neural networks are used for both regression and classification. Since ANN's learn from the data, the data must be valid for the results to be meaningful. A successful neural network simulation requires the specification of many parameters. The performance is highly dependent on the choice of these parameters. By adapting its weights, the neural network works towards an optimal solution based on a measurement of its performance. In our model we intend to use for the input data the following: the chemical composition, the thermal treatments and possibly some structure data. As output data Hall Effect, magnetoresistance effect of this alloys.
Keywords: nanocrystalline and amorphous alloys, ANN, MLP, PE

ASUPRA UNUI NOU MODEL CU RETELE NEURONALE PENTRU PROIECTAREA SI CARACTERIZAREA UNOR ALIAJE FEROMAGNETICE SPECIALE

Rezumat. In lucrarea noastra propunem un nou model cu metode ale inteligentei artificiale in vederea rezolvarii problemei obtinerii de noi aliaje feromagnetice nanocristaline si amorfe cu proprietati Hall si magnetorezistive superioare. O simulare de suces cu retele neuronale artificiale solicita specificarea mai multor parametrii. Obinerea performantei este dependenta de buna alegere a acestor paramtri. Prin adaptarea ponderilor retelei neuronale, aceasta permite obtinerea solutiei optime, bazata fiind pe masuratori ale performantei sale.

DIVIDEND POLICY IMPACT ON THE ENTERPRISES

MIHAELA LOZOVAN
National Institute of R & D for Technical Physics Iasi

Abstract. The dividend policy is controversial. More implausible reasons are offered in order to explain why dividend policy may be important and more affirmations about dividend policy are economically speaking illogical. Even in these conditions, in the real world of company finances, identifying the most suitable dividend policy is considered an important issue that deserves being analyzed from all the perspectives.
Keywords: enterprises, dividend policy

IMPACTUL POLITICII DE DIVIDEND ASUPRA INTREPRINDERILOR

Rezumat. Politica de dividend este controversata. Multe motive neplauzibile sunt oferite pentru a explica de ce politica de dividend poate fi importanta si multe afirmatii despre politica de dividend sunt economic ilogice. Chiar si în aceste conditii, în lumea reala a finantelor firmei, identificarea celei mai potrivite politici de dividend este considerata o tema importanta si care merita studiata din toate unghiurile.

PROBLEMS MET IN FINANCING THE ROMANIAN ENTERPRISES

MIHAELA LOZOVAN
National Institute of R & D for Technical Physics Iasi

Abstract. Any enterprise is placed by its activity in the middle of a multitude of monetary-financial fluxes. Thus, the enterprise, i.e. the method of the choice between its own sources and the borrowed ones, makes up the main objective in the achievement of the financial management.
Keywords: enterprises, privatization, sub capitalization, financing policy

PROBLEME ÎN FINANTAREA NTREPRINDERILOR ROMÂNESTI

Rezumat. Orice întreprindere, prin activitatea pe care o desfasoara, se situeaza în centrul unei multitudini de fluxuri financiar-monetare. Astfel, finantarea întreprinderii, adica procedeul alegerii între sursele proprii si cele împrumutate, constituie principalul obiectiv în realizarea managementului financiar.

SOME PRELIMINARY EXPERIMENTS UPON THE INFLUENCE OF TOOL PARAMETERS AT ELECTROMAGNETIC FORMING WITH FLAT COIL

DORIN LUCA and OVIDIU CALANCIA
Technical University “Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. The paper describes a series of researches through preliminary experiments that observes the influence of some parameters (variables) that are specific to tools used for the processing through electromagnetic forming. The parameters chosen in this paper were: the distance coil-piece, number of windings of a coil, the form of winding’s section and dimensions (dimensions ratio) winding’s section. The workpieces disk-shaped prepared were independently deformed, than it was measured the maximum obtained deformation depth (flawless), considered to be the measure for the pieces deforming processed by flat electromagnetic forming. The data we obtained were statistically processed in order to select the significantly parameters that will be a part of the statistical-mathematical model that is to be studied in the next researches.
Keywords: tool, distance coil-workpiece, number of windings, form of winding’s section, section’s dimensions, formability, statistical-mathematical modeling, significant parameters, flat electromagnetic forming.

UNELE EXPERIMENTE PRELIMINARE ASUPRA INFLUENTEI PARAMETRILOR SCULEI LA MAGNETOFORMAREA CU BOBINE PLATE

Rezumat. Lucrarea descrie o serie de cercetari prin experimente preliminare care urmaresc influenta unor parametri (variabile) specifici sculelor de lucru folosite la procesarea prin magnetoformare. Parametrii alesi in acesta lucrare au fost: distanta bobina-piesa, numarul de spire al bobinelor, forma sectiunii spirei si dimensiunile (raportul dimensiunilor) sectiunii spirei. Piesele de lucru pregatite sub forma de disc au fost deformate liber, dupa care s-a masurat adâncimea de deformare maxima obtinuta (fara fisurare), considerata ca masura a deformabilitatii pieselor procesate prin magnetoformare plana. Datele obtinute au fost prelucrate statistic pentru a selecta parametrii semnificativi ce vor face parte din modelul statistico-matematic, care se propune a fi elaborat in cadrul cercetarilor ulterioare.

POTENTIODYNAMIC POLARIZATION AND ELECTROCHEMICAL IMPEDANCE SPECTROSCOPY CHARACTERIZATION OF A COPPER BASED ALLOY

D. MARECI*, GINA UNGUREANU*, DELIA AELENEI**, R. CHELARIU**
Technical University“Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. It was analyzed the corrosion behavior in artificial saliva of a commercially cooper-based alloy denoted as Gaudent. Using the potentiodynamic polarization curves and the electrochemical impedance spectroscopy (EIS) the main parameters of the corrosion process were determined. It found that by maintaining in artificial saliva the corrosion resistance of the alloy increases but the corrosion type does not modify. This alloy is susceptible to pitting corrosion and by keeping in artificial saliva the breakdown potential increases (E_{BD} is 700 mV for freshly polished alloy and 1340 mV for 7 days maintenance in artificial saliva). Nevertheless, due the low repassivation potentials, remains a great susceptibility to pitting. Bode-phase spectra show two maxims and from the simulation one obtain an equivalent circuit which can be characteristic for a three layers corrosion state, including three resistors: the polarization resistance, pitting corrosion resistance and the salt layer resistance.
Keywords: Gaudent, dental alloys, polarization, EIS, corrosion

POLARIZAREA POTENTIODINAMICA SI CARACTERIZAREA EIS A ALIAJULUI GAUDENT

Rezumat. Aliajul pe baza de cupru, sub denumirea comerciala de Gaudent, a fost analizat din punct de vedere al comportarii la coroziune în saliva artificiala. Utilizând curbele de polarizare potentiodinamica si spectroscopia de impedanta electrochimica (SIE) s-au determinat parametri principali ai procesului de coroziune. S-a constatat ca în urma mentinerii aliajului în saliva artificiala creste rezistenta la coroziune a acestuia însa nu se modifica tipul de coroziune. Mentinerea în saliva artificiala determina o crestere a potentialului de strapungere (E_{str} este 110 D. MARECI et al. 700 mV pentru aliajul cu suprafata proaspat slefuita, si 1340 mV pentru aliajul cu suprafata mentinuta 7 zile în saliva artificiala). Cu toate acestea datorita, potentialelor de repasivare mici, to mai ramâne o susceptibilitate ridicata la coroziunea în puncte. Spectrele Bode-faza indica prezenta a 2 maxime, iar în urma simularii se obtine un circuit echivalent care poate fi caracteristic pentru o stare coroziva cu trei straturi, care include trei rezistori:
rezistenta la polarizare, rezistenta la coroziune în puncte si rezistenta stratului de sare.

RESEARCHES CONCERNING THE PARTIAL SOLUTION QUENCHING OF SOME ALUMINUM ALLOYS

CARMEN NEJNERU, DRAGOS ACHITEI, ROXANA CARABET, NICANOR CIMPOESU, IOAN HOPULELE
Technical University“Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. Taking into consideration the alloying elements of the alloy used for the experimental tests, the tests were made at three different making temperatures for the partial solution quenching heat treatment (570ºC, 580ºC, 590ºC) and at three soaking times (4h, 6h and 8h) in order to obtain a dissoboing of the secondary precipitates as complete as it can be (intermetalic components Al – Cu – Ni – Fe) to obtain a better cutting workability. Metallographic photos were made on the bar tests which wer heat treated in order to show precipitates dissolving and also to measure the microhardness HV 100 to determine the effiency of the heat treatment.
Keywords: partial solution quenching, secondary precipitates.

CERCETARI PRIVIND CALIREA DE PUNERE IN SOLUTIE PARTIALA A UNOR ALIAJE PE BAZA DE ALUMINIU

Rezumat. Tinand cont de elementele de aliere ale aliajului folosit pentru încercarile experimentale. s-au facut încercari la 3 temperaturi diferite de mentinere pentru tratamentul termic de calire de punere in solutie partiala (570ºC, 580ºC, 590ºC) si 3 timpi de mentinere (4h, 6h si 8h), pentru a obtine o dizolvare cat mai completa a precipitatelor secundare (compusi intermetalici Al – Cu – Ni – Fe) in vederea obtinerii unei bune prelucrabilitati prin aschiere. S-au realizat fotografii metalografice, pe probele tratate termic pentru evidentierea dizolvarii precipitatelor si masuratori de microduritate HV 100, pentru a determina eficienta tratamentului**.**

RESEARCHES CONCERNING THE HARDENING OF THE GREY CAST IRON THROUGH THE VIBRATING ELECTRODE METHOD USING A Ti AND WC ELECTRODE

CARMEN NEJNERU, T. RAILEANU, M. DAN, M. PERJU
Technical University“Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. There have been tested samples of grey cast iron, the hardening being made through Ti coating through the vibrating electrode method with a layer, two layers and trough double layers combined with Ti and in the exterior WC. Afterwards there made photographs of macro-hardness and HV50 micro-hardness into the material in into the layer, then in order to appreciate the internal stresses were made ring specimens type Naimov. On the exterior of these specimens were made coatings with the vibrating electrode.
Keywords: vibrating electrode, coating, microhardness, grey cast iron

EVOLUTIA COMPORTARII HISTERETICE A UNOR ALIAJE CU MEMORIA FORMEI ÎN FUNCTIE DE SARCINA APLICATA

Rezumat. Dupa o scurta recapitulare a comportarii histeretice a Aliajelor cu Memoria Formei (AMF), este analizata evolutia acesteia în functie de sarcina aplicata, în cazul concret al unui AMF Cu-Zn-Al experimental si al unui AMF Ti-Ni comercial. Prin analogie cu parametrii de pseudoelasticitate, este definit si determinat randamentul de recuperare a formei, pentru aliajele studiate, fiind evidentiata variatia sa în functie de sarcina aplicata.

THE CALCULUS OF THE FORCE PARAMETERS IN THE DRAWING OF METALLIC WIRES/OF CYLINDRICAL SYMMETRY IN ULTRASONIC FIELD

MIHAI SUSAN, VIOREL ILIESCU, ROXANA CARABET, DRAGOS ACHITEI
Technical University“Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. : The paper present the calculus of the force parameters in wire drawing/ metallic wires of cylindrical symmetry in ultrasonic field based on the theorem of the total consumed power by admitting into the plastic deformation process the existence of “the reverse mechanism of the medium friction force” to the metal-tool interface.
Keywords: wires/metallic wires of cylindrical symmetry, the force parameters, theorem of the total consumed power, ultrasounds, relative drawing rate, and technologic efficiency.

CALCULUL PARAMETRILOR DE FORTA LA TREFILAREA SARMELOR METALICE DE SIMETRIE CILINDRICA IN CAMP ULTRASONOR

Rezumat. Lucrarea prezinta calculul parametrilor fortei la trefilarea firelor/sarmelor metalice cu simetrie cilindrica in camp ultrasonor bazate pe teorema consumului total de putere admitand in procesul de deformare plastica existenta mecanismului reversibil a fortei medii de frecare la interfata metal-scula.

THE MECHANICS OF PLASTIC DEFORMATION IN THE DRAWING OF THE METALLIC WIRES WITH HIGH MECHANICAL RESISTANCE IN ULTRASONIC FIELD

MIHAI SUSAN, VIOREL ILIESCU, CONSTANTIN BACIU, STEFAN TOMA
Technical University“Gh. Asachi”, Iasi

Abstract. The paper presents the fractioned character in impulses of the plastic deformation process in wires drawing/metallic wires with high mechanical resistance/UVD technology – when the auger die is situated in the maximum of the oscillations waves and actuated on the drawing direction.
Keywords: metallic wires with high mechanical resistance, drawing in ultrasonic field, the mechanics of the plastic deformation, the reversion mechanism of average friction force, relative drawing rate.

MECANICA DEFORMARII PLASTICE IN CAMP ULTRASONOR LA TREFILAREA FIRELOR METALICE CU REZISTENTA MECANICA RIDICATA

Rezumat. Lucrarea prezinta caracterul fractionar in impulsuri a procesului de deformare plastica la trefilarea firelor/sarmelor metalice cu rezistenta mecanica ridicata prin tehnologia UVD – atunci cand matrita este situata in maximum oscilatiei pe directia tragerii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IASI

Publicat de

UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH. ASACHI", IAŞI

Tomul LIV (LVIII)

Fasc. 3-4

Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2008

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute from Iasi
Prof.dr.eng. Ion Giurma, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, Romania
Rector of the Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, Romania

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute from Iasi
Prof.dr.eng. Carmen Teodosiu, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, Romania
Vice-Rector of the Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi

Managing Editors of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING SECTION
Assoc.prof.dr.eng. Iulian Ionita, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering
Assoc.prof.dr.eng. Gheorghe Badarau, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, Romania
Chancellar of the Board of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Prof.dr.eng. Agustin Santana LOPEZ La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)
Prof.dr.eng. Julia MIRZA ROSCA La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)
Prof.dr.eng. Roy BUCHAN Colorado State University, (U.S.A.)
Prof.dr.eng. Yuri A. BURENNIKOV Vinnitsya State Technical University, (Ukraine)
Prof.dr.hab. Zbigniew GRONOSTAJSKI Technical University of Wroclaw, (Poland)
Prof.dr. Magdy Samuel GHATTAS Mansoura University (Egypt)
Prof.dr.eng. Dan-Gelu Galusca, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Prof.dr. Viorel Păun, University "Politehnica" Bucharest, (Romania)
Prof.dr.eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Prof.dr.eng. Constantin Baciu, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Assoc.prof.df.eng. Burak ÖZKAL Istanbul Technical University (Turkey)
Assoc.prof. Shizutoshi ANDO, Tokyo University of Sciences, (Japan)
Assoc.prof.dr.eng. Petrică Vizureanu, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Dr. Koichi TSUCHIYA National Institute for Materials Science (Japan)

Editor of the Section MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc.prof.dr.eng. Ioan Rusu, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LIV (LVIII) 2008

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENT

CRISTINA ALBU-IACOB, ORIGINAL METHODS FOR DETERMINING THE THERMIC EXCHANGE BY RADIATION IN INDUSTRIAL ELECTRIC OVENS	1
ADRIAN ALEXANDRU and CARMEN CEZARINA BURLIBAŞA, TITANIUM CARBIDES SUPERFICIAL LAYERS ON CARBON STEELS	9
ADRIAN ALEXANDRU and CARMEN CEZARINA BURLIBAŞA, DEPOSED LAYERS WITH ABRASIVE WEAR RESISTANCE ON STEELS BY DUPLEX THERMAL TREATMENTS	13
MARIA BACIU, INFLUENCE OF THE NITROGEN SUPER-ALLOYING IN ELECTROLYTIC PLASMA UPON THE WEAR RESISTANCE OF OLC55 AND 40Cr10 STEELS	19
ROXANA-GABRIELA CARABET, CARMEN NEJNERU and ADRIAN COMANECI, RESEARCHES REGARDING ALUMINUM ALLOYS HARDENING THROUGH CYCLIC AGEING	23
NICANOR CIMPOEŞU, ION HOPULELE, DRAGOŞ ACHIȚEI, VASILE MANOLE, RAMONA HANU CIMPOEŞU, DAMPING CAPACITY OF METALLIC MATERIALS	27
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, POINT OF VIEW REGARDING IMPLICATION OF NON-METALIC INCLUSIONS IN MODIFICATION PROCESS OF IRON TO OBTAIN NODULAR GRAPHITE	33
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, ANALYSIS OF THE GRAPHITE DEGENERATION IN THE CASE OF IRON INOCULATING IN THE LADLE, DURING OF THE IRON MAINTAIN IN THE LIQUID STATE, AFTER INOCULATING	39
DIANA GHEORGHIU, OVIDIU CALANCI, DAN RIDICHE, IMPACT THOUGNESS OF THE WELDED DEPOSITS ON GRAY CAST IRON - A COMPLEX FUNCTION	45
VOLODYMYR MYKHALEVYCH, YURIY DOBRANUK, VOLODYMYR KRAEVSKIY and OLEKSIY MYKHALEVYCH, DEPENDENCE OF PLASTIC ULTIMATE STRAIN FROM A FRICTION AT END FACES AT AXISYMMETRIC COMPRESSION	49
S. **NADEAU, B. JULIEN ET J. ARTEAU**, WHEN SYSTEM RELIABILITY TECHNIQUES ARE USED TO AUDIT MANUFACTURING SUPPLIERS IN OCCUPATIONAL HEALTH AND SAFETY	55
CARMEN NEJNERU, ADRIAN GRECU, RAMONA HANU CIMPOESU and ION HOPULELE, RESEARCH CONCERNING COOLING ENVIRONMENT TEMPERATURE INFLUENCE OF HARDENING ON THERMAL TRANSFER BETWEEN ENVIRONMENT AND SAMPLE	63

CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ANDREI VICTOR SANDU, ROXANA GABRIELA CARABET, TUDOR RAILEANU, ANCA ELENA LARGEANU, THE MORPHOLOGY OF A MONOPLUS DROP WITH TITANIUM CARBIDE ELECTRODE DEPOSITED BY VIBRATING ELECTRODE METHOD	67
DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA, ADRIAN DIMA, DIANA-ANTONIA GHEORGHIU, THE METALOGRAPHIC ANALYSIS OF STRUCTURE FROM SEALING AREA OBTAINED FROM PLASTIC DEFORMATION AND DIFFUSION ON SMALL DIAMETERS PIPES MADE FROM COPPER CU5	73
DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA, ADRIAN DIMA, GAVRILĂ BOGDAN-LUCIAN, THE METALOGRAPHIC ANALYSIS OF STRUCTURE FROM SEALING AREA OBTAINED FROM PLASTIC DEFORMATION AND DIFFUSION ON SMALL DIAMETERS PIPES MADE OF UNALLOYED STEEL OLT35	77
IOAN RUSU, IURI BURENNIKOV and ION POPESCU, NEW ASPECTS CONCERNING THE UTILIZATION OF THE ENERGETIC SEPARATION EFFECT FOR MEN AND APPARATUS THERMAL PROTECTION	81
VALERY SAVULYAK, ANDRY OSSADCHUK and VIKTOR SAVULYAK, CONTACT MELTING OF UNALLOED STEEL WITH GRAPHITE IN DIFFUSIVE UNSTATIONARY MODE	85
CRISTINA MARIA STOICA, COMPARATIVE PRACTICES OF WORLDWIDE HUMAN RESOURCES MANAGEMENT IN MATERIAL SCIENCE	91
CRISTINA MARIA STOICA, THE GLOBALIZATION OF THE HUMAN RESOURCES MANAGEMENT WITHIN THE METALLURGICAL INDUSTRY	99
NASTACA TIMOFTE and BOGDAN NICOLAU, THE QUANTITATIVE DIFFRACTOMETRIC DETERMINATION OF THE QUARTZ IN SANDS AND FORMING MIXTURES	105
DOREL BUTNACIUC, DUMITRU MIHAI, MIHAI ŞTEFAN and NICANOR CIMPOEŞU, EXPERIMENTAL MODEL DESIGNED FOR MATHEMATICAL SIMULATION OF STEEL SAMPLES CASTING PROCESSES FOR APPLICATION AT SOME CASTING TECHNOLOGIES DETERMINATIONS WITH REDUCE MATERIAL AND ENERGY CONSUME	111
NICANOR CIMPOEŞU, SERGIU STANCIU, ROXANA CARABEȚ and BOGDAN ISTRATE, METALLIC MATERIALS BASED ON ALUMINUM A DILATATION STUDY USING DIFFERENTIAL EQUIPMENT	117

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LIV (LVIII) 2008

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

CRISTINA ALBU-IACOB, METODE, ORIGINALE DE DETERMINARE AL TRANSFERULUI YTERMIC PRIN RADIAŢIE ÎN CUPTOARELE ELECTRICE INDUSTRIALE	1
ADRIAN ALEXANDRU şi CARMEN CEZARINA BURLIBAŞA, STRATURILE SUPERFICIALE DIN CARBURI DE TITAN DEPUSE PE OŢELURI CARBON	9
ADRIAN ALEXANDRU şi CARMEN CEZARINA BURLIBAŞA, STRATURI REZISTENTE LA UZURA DEPUSE PE OTELURI ALIATE PRIN TRATAMENTE DUPLEX	13
MARIA BACIU, INFLUENŢA ALIERII CU AZOT, ÎN PLASMĂ ELECTROLITICĂ, ASUPRA REZISTENŢEI LA UZARE A OŢELURILOR OLC55 ŞI 40Cr10	19
ROXANA-GABRIELA CARABET, CARMEN NEJNERU şi ADRIAN COMANECI, CERCETĂRI PRIVIND DURIFICAREA ALIAJELOR DE ALUMINIU PRIN ÎMBĂTRÂNIRE CICLICĂ	23
NICANOR CIMPOEŞU, ION HOPULELE, DRAGOŞ ACHIŢEI, VASILE MANOLE şi RAMONA HANU CIMPOEŞU, CAPACITATEA DE AMORTIZARE A MATERIALELOR METALICE	27
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, PUNCT DE VEDERE PRIVIND IMPLICAREA INCLUZIUNILOR NEMETALICE IN PROCESUL DE MODIFICARE A FONTEI IN VEDEREA OBTINERII GRAFITULUI NODULAR	33
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, ANALIZA DEGENERARII GRAFITULUI IN CAZUL MODIFICARII FONTEI IN OALA DE TURNARE, IN TIMPUL MENTINERII FONTEI IN STARE LICHIDA DUPA MODIFICARE	39
DIANA GHEORGHIU, OVIDIU CALANCIA şi DAN RIDICHE, TENACITATEA DEPUNERILOR SUDATE PE FONTA CENUSIE – O FUNCTIE COMPLEXA	45
VOLODYMYR MYKHALEVYCH, YURIY DOBRANUK, VOLODYMYR KRAEVSKIY şi OLEKSIY MYKHALEVYCH, DEPENDENTA TENSIUNII DE DEFORMARE PLASTICĂ	49
S. NADEAU, B. JULIEN şi J. ARTEAU, UTILIZAREA TEHNICILOR SECURITATE PENTRU EVALUAREA FIRMELOR PRODUCATOARE DIN DOMENIUL SĂNĂTĂŢII ŞI SECURITĂŢII ÎN MUNCĂ	55
CARMEN NEJNERU, ADRIAN GRECU, RAMONA HANU CIMPOESU şi ION HOPULELE, CERCETĂRI PRIVIND INFLUENŢA TEMPERATURII MEDIULUI DE RĂCIRE LA CĂLIRE ASUPRA TRANSFERULUI TERMIC DINTRE MEDIU ŞI PROBĂ	63

CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ANDREI VICTOR SANDU, ROXANA GABRIELA CARABET, TUDOR RAILEANU şi ANCA ELENA LARGEANU, MORFOLOGIA UNEI PICĂTURI UNIPULS CU ELECTROD DIN CARBURA DE TITAN DEPUSA PRIN METODA ELECTRODULUI VIBRATOR	67
DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA, ADRIAN DIMA şi DIANA-ANTONIA GHEORGHIU, ANALIZA METALOGRAFICĂ A STRUCTURII DIN ZONA DE ETANŞARE PRIN DEFORMARE PLASTICĂ ŞI DIFUZIE, LA ȚEVI CU DIAMETER MICI DIN CUPRU Cu5	73
DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA, ADRIAN DIMA şi GAVRILĂ BOGDAN-LUCIAN, ANALIZA METALOGRAFICĂ A STRUCTURII DIN ZONA DE ETANŞARE PRIN DEFORMARE PLASTICĂ ŞI DIFUZIE, LA ȚEVI CU DIAMETER MICI DIN OȚEL NEALIAT OLT35	77
IOAN RUSU, IURI BURENNIKOV şi ION POPESCU, UTILIZAREA EFECTULUI DE SEPARARE ENERGETICĂ PENTRU PROTECȚIA PERSONALULUI ŞI ECHIPAMENTELOR	81
VALERY SAVULYAK, ANDRY OSSADCHUK şi VIKTOR SAVULYAK, CONTACTUL LA TOPIRE, ÎN STARE DIFUZIVĂ NESTAȚIONARĂ, A OȚELULUI NEALIAT CU GRAFITUL	85
CRISTINA MARIA STOICA, PRACTICI COMPARATE DE GESTIUNE A RESURSELOR UMANE PE PLAN MONDIAL UTILIZATE ÎN ŞTIINȚA MATERIALELOR	91
CRISTINA MARIA STOICA, INTERNAȚIONALIZAREA GESTIUNII RESURSELOR UMANE ÎN INDUSTRIA METALURGICĂ	99
NASTACA TIMOFTE şi BOGDAN NICOLAU, DETERMINAREA DIFRACTOMETRICĂ CANTITATIVĂ A CUARȚULUI DIN NISIPURI ŞI AMESTECURI DE FORMARE	105
DOREL BUTNACIUC, DUMITRU MIHAI, MIHAI ŞTEFAN şi NICANOR CIMPOEŞU, PROIECTAREA MODELULUI EXPERIMENTAL DESTINAT MODELĂRII MATEMATICE A PROCESELOR CARE AU LOC LA TURNAREA PIESELOR DIN OȚEL, PENTRU APLICAREA LA STABILIREA UNOR TEHNOLOGII DE TURNARE CU CONSUMURI REDUSE DE MATERIALE ŞI ENERGIE	111
NICANOR CIMPOEŞU, SERGIU STANCIU, ROXANA CARABEȚ şi BOGDAN ISTRATE, STUDIUL DILATĂRII MATERIALELOR METALICE PE BAZĂ DE ALUMINIU CU AJUTORUL DILATOMETRULUI	117

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ORIGINAL METHODS FOR DETERMINING THE THERMIC EXCHANGE BY RADIATION IN INDUSTRIAL ELECTRIC OVENS

BY

CRISTINA ALBU-IACOB

Abstract: Electrical ovens indirectly heated by resistor elements are for the present the main category of equipment for heat processing. That field is the most representative on the level of industrial utility. The main problem that concerns when analyse the opportunity of using electrical energy on heating in electrical ovens is that of the energy efficiency quantified by the efficiency of conversion of electrical energy into heat and the efficiency of heat transmission to the heated product. The paper presents original three-dimensional nomograms for determining form (view) factors which intervene in the calculation relation of the thermic flux transmitted by radiation (for the regular geometric surfaces) and the calculation by numerical methods of the view factors values (for the irregular geometric surfaces with various orientations too. The form (view) factors for different configurations of plane surfaces arbitrarily orientated in space are analytically calculated, starting from the general expression of the view factors for two surfaces. Such a calculus is extremely useful because it is directly connected to the thermic fluxes between the walls of the furnace and the pieces. The elaborated original three-dimensional nomograms offer the possibility to know the view factors for different typo-dimensions of plane surfaces and different orientations of the surfaces. By using numerical methods for the calculation of the view factors values we can use the automating computing and, this way, we can improve the heat change by radiation, by optimising the way to configure a charge in the working volume of the oven.

Keywords: electric ovens, heat transfer, radiation, view factors, three-dimensional nomograms.

The prevalent thermic exchange in the electric furnaces with indirect heating through resistors at high working temperatures and power densities, is the one through radiation.

In the next place the view (form) factors for different configurations of plane surfaces arbitrarily orientated in space are analytically calculated. Such a calculus is extremely useful because it is directly connected to the thermic fluxes between the walls of the furnace and the pieces.

For two surfaces S1 and S2 the view factor of the radiated surface S2 in proportion to the radiant surface S1, F1→2, has the expression given by the relation:

$$F_{1\to 2} = \frac{1}{S_1}\iint \frac{\cos\varphi_1 \cos\varphi_2}{\pi r^2} dS_1 dS_2 \qquad (1)$$

Further on, we shall take into account two particular cases:

- Two identical rectangular surfaces, parallelly arranged;
- Two identical rectangular surfaces, with a common side, perpendicularly arranged;

The case of two identical rectangular surfaces, parallelly laid:

The integral given by the relation (1) will become:

$$F_{1\to 2} = \frac{1}{\pi S_1}\int_{S_1}\int_{S_2} \frac{(x_2 - x_1)^2}{\left((x_2 - x_1)^2 + (y_1 - y_2)^2 + a^2\right)^2} dx_1 dx_2 dz_1 dz_2 \qquad (2)$$

We note with b and c the sides of the two rectangles and with a the distance between them and the relation (2) will get the expression:

$$F_{1\to 2}=\frac{2}{\pi}\left[\frac{a^2}{2bc}\ln\left(\frac{(a^2+b^2)(a^2+c^2)}{b^2+c^2-a^2}\right)+\frac{\sqrt{a^2+b^2}}{b}arctg\frac{c}{\sqrt{a^2+b^2}}+\right.$$
$$\left.+\frac{\sqrt{a^2+c^2}}{c}arctg\frac{b}{\sqrt{a^2+c^2}}\right]-\frac{2}{\pi}\left[\frac{a}{b}arctg\frac{c}{a}+\frac{a}{c}arctg\frac{b}{a}\right] \qquad (3)$$

In figure 1 the dependence of the view factors F1→2 by the values of the b/a and c/a ratio is represented. As one can notice the view factor tends to the value for surfaces of big dimensions in proportion to the distance between them (b, c>>a).

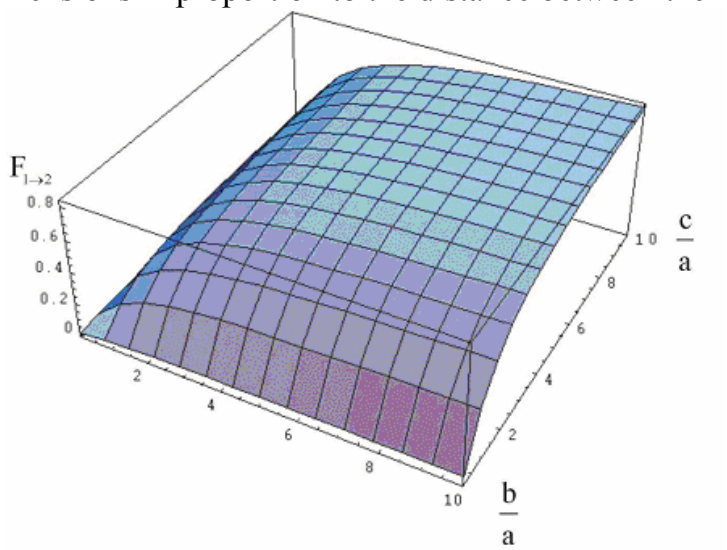


Figure 1. Graphical representation of the view factor $F_{1\to 2}$ by the values of the b/a and c/a ratio

In figure 2 the dependence of the view factor by the length of one of the sides in the case of those two rectangular surfaces and by the distance a between these two surfaces is represented.

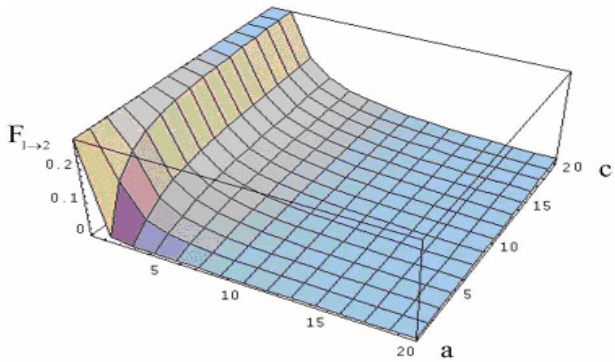


Figure 2. Graphical representation for the dependence of the view factor $F_{1\to 2}$ by the length of the side c and by the distance a, for the case b=1

The case of two rectangular surfaces with a common side, perpendicularly laid

The integral (1) gets, in this case, the expression:

$$F_{1\to 2}=\frac{1}{\pi S_1}\iint\frac{x_1y_2}{\left(x_1^{\,2}+(z_1-z_2)^2+y_2^2\right)^2}dx_1dz_1dz_2dy_2 \qquad (4)$$

Noting a, b, c the sides of two rectangles, where a is the common side, it results that:

$$F_{1\to 2}=\frac{a}{\pi b}\left\{\frac{1}{4}\ln\left[\frac{(a^2+b^2)(a^2+c^2)}{\left(a^2+b^2+c^2\right)}\left(\frac{b^2(a^2+b^2+c^2)}{(a^2+b^2)(b^2+c^2)}\right)^{\left(\frac{b}{a}\right)^2}\left(\frac{c^2(a^2+b^2+c^2)}{(a^2+c^2)(b^2+c^2)}\right)^{\left(\frac{b}{a}\right)^2}\right]\right\}+$$

$$+\frac{a}{\pi b}\left[\frac{b}{a}\operatorname{arctg}\frac{a}{b}+\frac{c}{a}\operatorname{arctg}\frac{a}{c}-\sqrt{b^2+c^2}\operatorname{arctg}\left(\frac{a}{\sqrt{b^2+c^2}}\right)\right] \qquad (5)$$

In the figures 3,4, the dependence of the view factor by the b/a and c/a ratio (figure 3), and respectively by the b side and distance a, for c=1 (figure4) is represented.

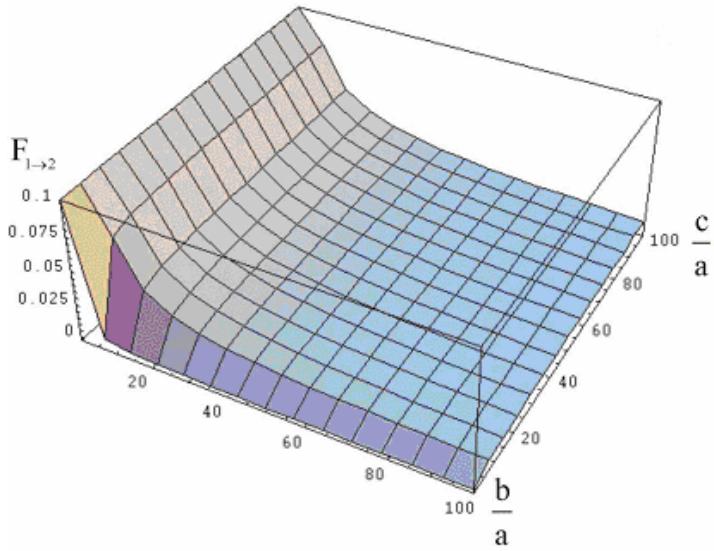


Figure 3. Graphical representation for the dependence of the view factor $F_{1\to 2}$ by the values of the ratios b/a and c/a

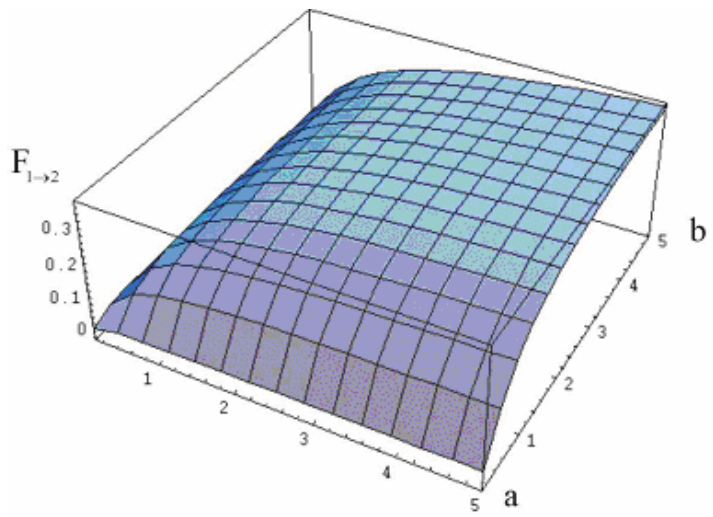


Figura 4 Graphical representation for the dependence of the view factor $F_{1\to 2}$ by the side b and side a, for c=1

For the electrical indirectly heated ovens by elements with high power density for the technological processing at high temperature, the heat exchange takes place mainly by radiation.

The 950 - 1200 °C resistant elements are correctly assimilated to infrared-ray spectrum emitters.

In thermodynamics, energy density is the quantity of heat radiated by a surface unit in time unit. The relation expressing the net exchange of energy radiation between two black bodies id *the Stefan and Boltzman* one:

$$\Phi_{ij} = \sigma S_i (T^4_i - T^4_j) \text{ [W]} \quad (6)$$

where: S_i - surface of emitting body; $\sigma = 5{,}67 \times 10^{-8}$ [W/ m^2K^4], *Stefan's* constant; Ti…Tj - temperature of bodies between that exchanges heat [K].

Practically, in engineering, this relation has to be completed and adapted to real bodies that differ from the black ones way, the heat change by radiation is depending on the geometric shape of parts between exchanges take place, orientation of exchange arias and also of the fact that this radiation heat change effects all the surfaces from the chamber and reflected radiation brings its contribution.

On this fact, the relation expressing the heat exchange by radiation between two real surface of S_i and S_j arias becomes:

$$\Phi_{ij} = \sigma F(\varepsilon) F_{i \to j} Si (T^4_i - T^4_j) \text{ [W]} \quad (7)$$

where: F(ε) - Relation depending of emission factors ε_i , ε_j of the two materials surfaces that exchange heat by thermal radiation; $F_{i \to j}$ - geometric shape factor (view factor) of the "i" body with respect to "j" body.

For the box furnaces by chambers of different geometric shapes, in whose work volumes are placed charges for different shape and configuration, at a time there are more than two surfaces changing heat by radiation. The energy exchange takes place by direct radiation and also indirect radiation of reflection to surface.

Now, the analysis of heat transfer is done by taking advice of the energetic radiance of each surface. It is considered that all the bodies are opaque, on having uniformity of temperature and constant characteristics of emissivity and reflectivity to all over the surface.

There were defined two terms: **I - irradiation**, meaning the total incident radiation on a surface in unit of time on aria unit; **B - energetic radiance**, meaning the total of radiation leaving a surface in time unit and from aria unit.

It was admitted, for simplicity reasons, that B and I present uniformity all over the surface. This aspect can be a reason for an error because the grey - diffuse surfaces are not strictly corresponding to this condition; but this error can be tolerated. For a material surface "i", the energy balance is as follows:

energetic radiance = emitted energy + sum of the reflected radiation

So:

$$B_i = \varepsilon_i E_i + (1 - \varepsilon_i) I_i \text{ [W/m}^2\text{]} \quad (8)$$

The net flux of radiant energy which leaves the surface S_i, respectively, the speed of thermal transfer is:

$$\Phi_i = (B_i - I_i) S_i = \varepsilon_i S_i / (1 - \varepsilon_i) (E_i - B_i) \text{ [W]} \quad (9)$$

It is considered that surface "i" is radiating towards "j". The total irradiation consists in sum of all irradiation I_j from the "j" surfaces, and taking advise of the reciprocity property, that:

$$S_j F_{j \to i} = S_i F_{i \to j} \quad (10)$$

and the fact that irradiation can be written as follows:

$$S_j\, B_j\, F_{i\to j} = I_j\, S_i \tag{11}$$

it becomes:

$$\Phi_i = \varepsilon_i S_i\,(E_i - \sum_j I_j) = S_i\, B_i - \sum_j F_{i\to j} B_j = \sum_{j=1}^{n} \Phi_{ji} = \sum_{j=1}^{n} S_j F_{j\to i}(B_j - B_i)[W] \tag{12}$$

from where:

$$B_i = (1-\varepsilon_i)\sum_j F_{i\to j} B_j + \varepsilon_i E_i = \frac{1-\varepsilon_i}{S_i}\sum_j F_{j\to i} B_j + \varepsilon_i S_i E_i = \frac{1-\varepsilon_i}{1 - F_{i\to j}(1-\varepsilon_i)} \sum_{\substack{j \\ j\neq i}} F_{i\to j} B_j \tag{13}$$

In a system with several bodies and radiant media, the thermal emitted flux by radiation by on of the parts to the all others equalises the radiation of involved part. This fact generates the following relation:

$$\sum_{j=1}^{n} F_{i\to j} \cong 1, \text{ where } F_{i\to j} \in [0,1] \tag{14}$$

In the following, we analyzed the possibilities of calculation by numerical methods of the view factors values and also, this way, to improve the heat change by radiation, by optimizing the way to configure a charge in the working volume of the oven.

The thermal transfer function by radiation expression is:

$$S_i\, F_{i\to j} = \frac{1}{\pi} \int_{s_i}\int_{s_j} \frac{\cos\psi_i \cos\psi_j dS_i dS_j}{r^2} \tag{15}$$

from where, the calculation formula for geometric view factor:

$$F_{i\to j} = \frac{1}{S_i} \int_{s_i}\int_{s_j} \frac{\cos\psi_i \cos\psi_j dS_i dS_j}{\pi r^2} \tag{16}$$

Starting from *Green - Gauss's Theorem* for transforming a surface integral into a curve simple integral, we calculate the geometric view factors by a curve double integral:

$$F_{i\to j} = \frac{1}{2\pi S_i} \int_{C_i}\int_{C_j} \ln(r)\, dr_i\, dr_j \tag{17}$$

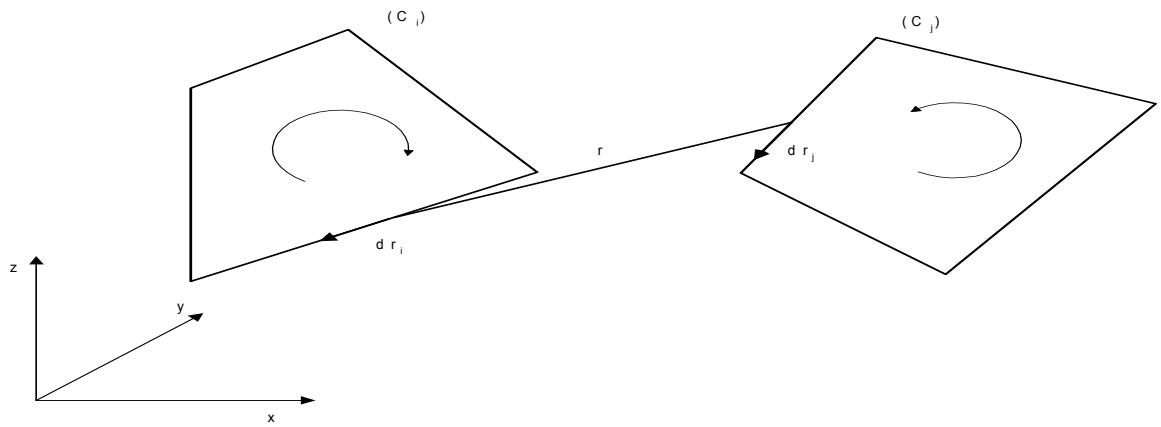
where: C_i, C_j - boundary curves of S and S_j surfaces; dr_i, dr_j - elementary lengths on C_i and C_j; r - distance between dr_i and dr_j .

It was adopted the well - known Romberg method for the calculus of an approximation of value of an integral through the limit of a time step to zero. Hereby, the procedure consists of two different steps:

- *First step*: the calculation of an approximation of the curve double integral by a successively application of the trapezoidal rule, with step size of h, h/2, h/4, for each segment on the boundary. This method is substituting the double integral by a double sum, as the following:

$$I^K = h_1 h_2 \Big[\frac{f(a,c)+f(a,d)+f(b,c)+f(b,d)}{4} + \frac{1}{2}\sum_{\substack{j=1 \\ \Delta i=2}}^{2^N-1} (f(a,c)+jh_2) + f(b,c+jh_2)) +$$

$$+\frac{1}{2}\sum_{\substack{i=1 \\ \Delta j=2}}^{2^N-1} (f(a+ih_1,c)+f(a+ih_1)) + \sum_{\substack{i=1 \\ \Delta i=2}}^{2^N-1}\sum_{\substack{j=1 \\ \Delta j=2}}^{2^N-1} (f(a+ih_1,c+jh_{21}))\Big] \tag{18}$$



where: a, b - limits for integration under r_1 direction (on C_1 boundary); c, d - limits for integration under r_2 direction (on C_2 boundary); $h_{iN} = (b-a)/2^N$ - integration step on C_1; $h_{jN} = (d-c)/2^N$ - integration step on C_2; k = i x j - number of application of double integral, $2^N = n$ - number of steps or successive application of the trapezoidal rule; dr_1, dr_2 - versors after r_1 direction to C_1 boundary, and r_2 to C_2 boundary.

- *Step two*: to accomplish Romberg extrapolation, using the recurrence relation, on the basis of I(n,1) values provided from the anterior step:

$$I(m,n) = I(m-1,n+1) + \frac{I(m-1,n+1) - I(m-1,n)}{4^m - 1} \qquad (19)$$

where :n, m - number of rows and columns of a diagonal matrix;

$$\begin{bmatrix} F_{11}F_{12}F_{13}.....F_{1n} \\ F_{21}F_{22}F_{23}.....F_{2n} \\ ..... \\ ..... \\ F_{n1}F_{n2}F_{n3}.....F_{nn} \end{bmatrix}$$

For the case of intersecting plan surfaces, because of mathematical incompatibilities (such as possibility of ln(0)), when the distance between two increments is zero, there will be calculated an error factor that will be added to the Sum of view factors for all the rest of boundaries:

$$\zeta = -\frac{1}{2\pi S_1}\int_{r_1=0}^{L}\int_{r_2=0}^{L}|r_2 - r_1|dr_1 dr_2 = -\frac{1}{2\pi S_1}L^2[\ln(L) - 1{,}5] \qquad (20)$$

The case of curved surface demands the optimization of the contour increment that was considered linear. It is necessary to know the analytic form of the equation of the curve and discretised expression of the curved boundary.

- Hereby paper exemplifies the routine designed for the determination of the view factors on a particular case. The particularization demands for a charge and a furnace made by planar surfaces.

Program running steps***:***

- Vector matrix construction for the S_i surfaces $[S_i]$, $i \in [1,n]$;
- Dimensioning of the square matrix $\lfloor F_{ij} \rfloor$ $i, j \in [1,n]$;

➢ For each pair of points corresponding to each side of curves C_1 and C_2 it is calculated the set of logarithmic functions assimilated to "r" distance between two points from different segments of the two boundaries

$$\text{FUNCT: } f_i = f(r_1,r_2) = \ln\left[r(r_1,r_2)\right] \tag{21}$$

Construction of the integration limits sight for each side of each curve, distinctly: $[a,b]$and $[c,d]$

➢ First approximation of the curve double integral by successive application of the trapezoidal rule on $[a,b]$ and $[c,d]$ interval for n = 2N cycles. Thus,

- When N=0

$$I_{01} = \frac{(b-a)(d-c)}{4}\left[f(a,c)+f(a,d)+f(b,c)+f(b,d)\right] \tag{22}$$

- When N = 1 ..... N_{MAX}, it is applied the recurrence formula:

$$I_{N.1} = \frac{(N_{N-1.1} + \sum\ )}{4} \tag{23}$$

where:

$$\sum = \frac{(b-a)(d-c)}{4^{N-1}}\left(\sum_1 + \sum_2 + \sum_3\right) \tag{24}$$

$\sum_1, \sum_2, \sum_3$ terms on (13) equation.

➢ The convergence criterion used is:

$$\left|\frac{I_{N.1} - I_{N-1.1}}{I_{N-1.1}}\right| \le \Delta \tag{25}$$

Construction of the diagonal matrix using the recurrent extrapolation formula after Romberg's method:

$$I_{N.j} = I_{N+1.j-1} + \frac{I_{N+1.j-1} - I_{N.j-1}}{4^{j-1}-1} \tag{26}$$

$$\begin{vmatrix} I_{0.1} I_{0.2} I_{0.3} \ldots\ldots I_{0.j-1} I_{0.j_{max}} \\ I_{1.1} I_{1.2} I_{1.3\ldots\ldots} I_{1.j-1} \\ I_{2.1} I_{2.2} I_{2.2} \ldots\ldots \\ \ldots\ldots\ldots\ldots \\ I_{N-1.1} I_{N-1.2} \\ I_{N.1} \end{vmatrix}$$

➢ The most accurate value of the integral is corresponding to $\lfloor I_{0j\max} \rfloor$;

➢ Determination of view factors matrix between i and j areas, by formula:

$$F_{i\to j} = \frac{\sum I^{K}_{0.j_{max}}}{2\pi S_i} \tag{27}$$

and between "j" and "i" areas, using the following reciprocity formula

$$F_{i\to j} = F_{i\to j}\frac{S_i}{S_j} \tag{28}$$

➢ For the accuracy of the calculus, it is to verify the balance condition for the thermal exchange for each knot, as a consequence of the energy preservation

law: $\sum_{i=1}^{n} F_{i\to j} \cong 1$, if that condition is not accomplished, then each term of the sum will suffer an adjustment by a corresponding proportionality factor.

We recommend this routine to be used as a unit on a complex structure of a program designed for modeling and simulation of industrial thermal processes on electric furnaces at high functioning temperatures, where heat transfer is mainly happening by radiation.

The purpose is to predetermine the evolution in time of the temperature on the processed charge, and also to determine the optimal structure of the treatment cycle that has to be programmed on real charge and to determine the optimal specific consumption of energy demanded for a complete and performing treatment accomplishing.

It was noticed a rapid convergence of the view factors calculation method to a 10^{-3} precision, being unnecessary more than 6 successive applications of the trapezoidal rule and Romberg extrapolations, too.

Received October 21, 2008 *Technical College of transport, Piatra Neamț*

REFERENCES

1. Branchu, K., Plard, C., **Modelisation des transferts thermiques dans un four electrique industriel**, Frace, 1994, p. 7 - 76
2. Falota, H., Radoi, R., **The Thermal Modellimg of Different Types of Charges**, *Romania,* Bucharest, 1994, p. 125.
3. Cristina Albu-Iacob- Teza de doctorat **Contributii privind imbunatatirea constructiv-functionala a instalatiilor de tratament termic al aliajelor de cupru**, Iasi, 2002

METODE ORIGINALE DE DETERMINARE AL TRANSFERULUI YTERMIC PRIN RADIAȚIE ÎN CUPTOARELE ELECTRICE INDUSTRIALE

Rezumat: Lucrarea prezintă nomograme tridimensionale originale de determinare a factorilor de formă, ce intervin în calculul relațiilor de transfer termic prin radiație şi a celor de calcul numeric a factorilor de formă pentru suprafețe neregulate, de tipo-dimensiuni diferite şi de diverse orientări.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

TITANIUM CARBIDES SUPERFICIAL LAYERS ON CARBON STEELS

BY

ADRIAN ALEXANDRU and CARMEN CEZARINA BURLIBAŞA

Abstract: The paper present experimental results of the author about titanium carbide depositions on the metallic pieces from carbon steel using electrical discharges. The method is relatively simple and not expensive. In experiment were used electrodes from titanium carbides sinterized by cobalt. Optimal values of the discharge process, for every electrode type, was deduced only during the experiments. The analysis of the phase's composition of the new-formed layers was performed by X-ray using a DRON - 3 diffractometer. The radiation was MoK_{α} with the wavelength α Mo = 0,7107 Å.

Keywords: deposition, microstructure, layer, discharge, diffraction.

1. Introduction

In many situations, is essential the physico-chemical properties of the superficial layers of steel pieces to be improved. A way of improving the properties of metallic materials is to superficially processing by electric discharge using a proper electrode.

The use of an active titanium carbides electrode as anode, allows to achieve on the surface of the carbon steel samples, this depositions, as well as layers with a complicated structure, resulted by microalloying and diffusion into the steel sample. The geometric and microstructural characteristics of the superficial layers achieved in experiments depend on the working parameters used in the processing procedure.

Optimal values of the discharge process, for every electrode type, are deduced only during the experiments.

The presence of titanium carbides on the surface of the steel samples or in their superficial layers will certainly lead to the increase the mechanical properties and the corrosion resistance of these samples.

2. Experimental work

The electric spark method's basic requirement is the electrical conductivity of the piece and electrode. This fact determines the use of metals, metallic alloys, metalloceramic materials and fire-proof compounds as electrodes and pieces.

The experimental method consists of the following operations:

- preparing the surface of the sample which has to be processed;
- setting up the working parameters (current intensity, vibrating frequency);
- choosing the electrode;
- the actual deposit process;
- final finishing the treated surface.

The electric spark processing begins by bringing the electrode (anode) near the piece electrode (cathode), and when the distance becomes smaller than the percolation threshold, an impulse electric discharge forms which ends when the electrodes touch. The last phase of the process begins when the pressure (given by removing the vibrating electrode) between the electrodes decreases, and ends when the electric circuit breaks off, at a distance greater than the percolation threshold (which is equal to the amplitude of vibration). Using an impulse generator, when the electrodes separate, an electric spark may or may not appear.

3. Experimental data

The sample surfaces 20 x 20 x 10 mm were fine restricted and then processed by electric spark using electrodes (ϕ = 3 mm) made of sintered carbides Ti15Co6. The impulse discharge regimes were : the 3rd regime with I_{SC} = 1.3 A and the 4th regime with I_{SC} = 1.8 A at a discharge energy W_i = 2.1 ÷ 3.4 J, impulse duration of approximately $9 \cdot 10^{-4}$ s and electrode vibrating amplitude of 0.3 mm. Processing 1 cm^2 of the sample's surface was completed in 45 s. Before and after sparking the sample masses were determined. After sparking, the roughness of the treated surface, thickness of the deposited white layer and of the diffusion substrate, and the $MHV_{0.1}$ microhardness were measured.

The samples type, the work conditions and the measured microhardness values are given in Table 1.

Table 1.

Sample	Electrode material	Working regime		Layer thickness [μm]	HV[daN/mm^2]	
		I[A]	ν[Hz]		in layer	transition area
OLC 15	Ti15Co6	1.8	30	32	680	540
OLC 15	ϕ = 3mm	2.4	60	58	710	654
OLC 45	Ti 15 Co6	1.8	30	30	1190	980
OLC 45	Φ=3mm	2.4	60	60	1244	990

From Table 1 one can notice that the microhardness measurements indicate in OLC 45 samples (which have in their structure 0.45 % C) at the transition towards its basic structure area (under the layer). The microhardness is higher than in the structure. As a result of a fast cooling of the material due to acquiring the heat by the sample basic material

The analysis of the phase's composition of the new-formed layers was performed by X-ray using a DRON - 3 diffractometer. The radiation was MoK_α with the wavelength α Mo = 0,7107 Å.

The diffraction data for OLC 15 specimen are given in Table 2. The diffraction data for OLC 45 specimen are given in Table 3.

4. Conclusions

The electric spark method's basic requirement is the electrical conductivity of

the piece and electrode. This method was used to superficially process samples of carbon steel.

Table 2.

No.	$2\theta_i$ [deg.]	θ_i [deg.]	d_{hkl} computed [Å]	d_{hkl} gauge [Å]	hkl	Phase
1.	17.40	8.70	2.40	2.41	110	Fe_2N
2.	28.36	14.18	1.45	1.52	220	TiC
3.	33.60	16.80	1.24	1.30	311	TiC
4.	35.60	17.80	1.16	1.16	233	Fα
5.	39.50	19.75	1.06	1.07	400	TiC

Table 2.

No.	$2\theta_i$ [deg.]	θ_i [deg.]	d_{hkl}computed [Å]	d_{hkl} gauge [Å]	hkl	Phase
1.	18.04	9.02	2.27	2.27	102	Fe_3C
2.	20.20	10.05	2.03	2.01	111	M
3.	33.65	16.75	1.23	1.23	102; 140	Fe_3C
4.	35.90	17.95	1.15	1.16	233	M
5.	39.20	19.60	1.06	1.07	400	TiC
6.	40.60	20.30	1.08	1.07	400	TiC
7.	44.30	22.15	0.94	0.96	420	TiC
8.	48.60	24.30	0.86	0.88	422	TiC

The sample surfaces 20 x 20 x 10 mm were fine restriked and then processed by electric spark using electrodes (ϕ = 3 mm) made of sintered carbides Ti15Co6. The microhardness is higher than in the structure. As a result of a fast cooling of the material due to acquiring the heat by the sample basic material.

The analysis of the phase's composition of the new-formed layers was performed by X-ray using a DRON - 3 diffractometer. The radiation was MoK_α with the wavelength α Mo = 0,7107 Å.

Received November 11, 2008 *Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Gheorghies, C., **Controlul structurii fine a metalelor cu radiatii X**, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1990.
2. ***, **Ustanovska ELITRON 22**, Academia Nauk, Chişinău, 1991
3. Vermesan, G., **Tratamente termice**, Ed. Dacia, Cluj, 1987
4. Popescu, N., **Tratamente termice neconvenționale**, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1990
5. Vermesan, G., **Tratamente termice**, Ed. Dacia, Cluj, 1987

STRATURILE SUPERFICIALE DIN CARBURI DE TITAN DEPUSE PE OȚELURI CARBON

Rezumat: Lucrarea prezintă cercetările experimentale ale autorului referitoare la analizarea structurii straturilor superficiale din carburi de titan sinterizate cu liant cobalt depuse pe diferite mărci de oțel. Realizarea de straturi din carburi de titan s-a făcut prin descărcări electrice în impulsuri de scurtă durată. Determinările structurale

cuprind determinări de microduritate prin metoda Vickers, determinarea grosimii straturilor superficiale obținute experimental precum şi analize calitative de fază prin difractometrie de radiații X efectuate pe un difractometru DRON – 3, cu tub de radiație cu anod de molibden.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DEPOSED LAYERS WITH ABRASIVE WEAR RESISTANCE ON STEELS BY DUPLEX THERMAL TREATMENTS

BY

ADRIAN ALEXANDRU and CARMEN CEZARINA BURLIBAŞA

Abstract: In this paper work, the authors wants to present which is the influence of the thermic treatments before and after deposition and alloying by electrical spark upon the abrasive wear resistance.

Keywords: electric spark, electrode, layer, hardening.

1. Introduction

The surface engineering, as technical interdisciplinar science is a new concept who appeared in high developed industrial countries as a result of spectacular development of the surface treatments.

A definition of this concept was given by David Melford, prime vicepresident of The Institute of Metals (UK) and by Tom Bell from The University of Birmingham (UK): The surface engineering is in the essence a designed method for surface and sublayers of metals which are designed together as a system which confer good performances for metallic materials and which are non specific for any of them token separately.

The demanded properties for the superficial layer are different of those of basic metals and almost in contradiction with them. The technologies of superficial treatments or thin layers deposition have each at them some disadvantages so in current practices the use of the combination of two or more methods for increasing the performances is a trend today.

The duplex technologies permit to obtain metallic parts with variable properties in a large range which respond for the most exigently requirements. The electrical deposition by the electric spark method is very efficient (figure 1). The process of alloying and deposition by electric spark or inverse electroerosion has some advantages as: high adherence of the deposed layers, simple and cheap machines and technology, and some disadvantages as: large roughness of the alloyed surface, the appearance in superficial layers of the parts of the residual stress which decrease the wear resistance. The efficient combination of alloying and deposition by electric spark with a superficial thermic treatment can make disappear many of these disadvantages may disappear.

2. Method of work

The experimental researchers of the alloying and deposition by electric spark and determination of the influence of the thermic treatments before and after, upon the

structural changes were made on the following steels:39MoAlCr15, 115MoVCr115, which are described in table 1.

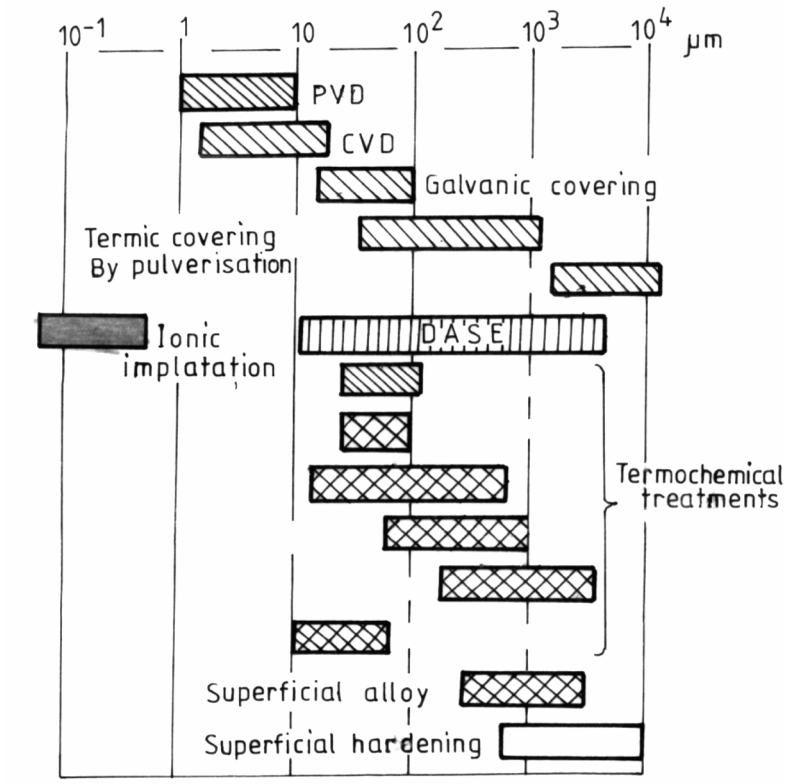


Figure 1. Superficial processing of steel

Table 1

Table	Steel type	CHEMICAL COMPOSITION, %										
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	Cu
1	39MoAlCr15	0,41	0,52	0,34	0,025	0,020	1,57	0,21	0,18	0,03	0,98	0,2
2	155MoVCr115	1,58	0,41	0,22	0,021	0,025	11,7	0,72	0,16	1,05	0,03	0,23

Table 2

Steel	Variant	Electrode	$HV_{0,05}$, daN/mm²	Δm·g after time, in minutes						Δm_c, g	Vm, g/h	I_m, g/h·m³
				10	20	30	40	50	60			
39MoAlCr15	C-CIF+ DAES	WCo8	1332	0,001	0,004	0,008	0,010	0,028	0,051	0,051	0,051	0,1869
		Ti15Co6	1079	0,001	0,005	0,01	0,012	0,036	0,064	0,064	0,064	0,2345
	E-DAES+ CIF	WCo8	1097	0,002	0,006	0,018	0,024	0,032	0,082	0,082	0,082	0,3005
		Ti15Co6	949	0,002	0,011	0,020	0,039	0,053	0,124	0,124	0,124	0,4545
155MoVCr115	C-CIF+ DAES	WCo8	2007	0,0008	0,001	0,004	0,006	0,0082	0,02	0,020	0,020	0,0733
		Ti15Co6	1686	0,001	0,002	0,008	0,01	0,013	0,034	0,034	0,034	0,1246
	E-DAES+ CIF	WCo8	2690	0,0006	0,001	0,002	0,003	0,0054	0,012	0,012	0,012	0,04398
		Ti15Co6	2202	0,001	0,002	0,005	0,006	0,009	0,023	0,023	0,023	0,0843

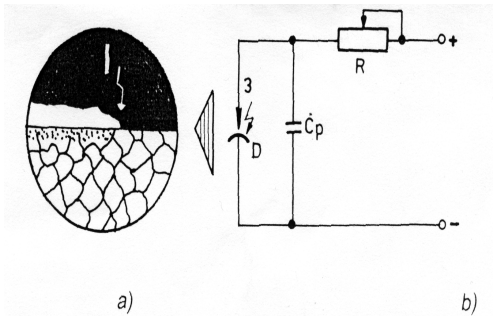


Figure 2. Superficial hardening by electrical spark: a) process; b) the device

Alloying and deposition by electric spark uses the inverse polarity – the part which is processed is the cathode and the electrode is the anode (figure 2) in this case the deposition takes place in air or other gas, with or without a rotation movement.

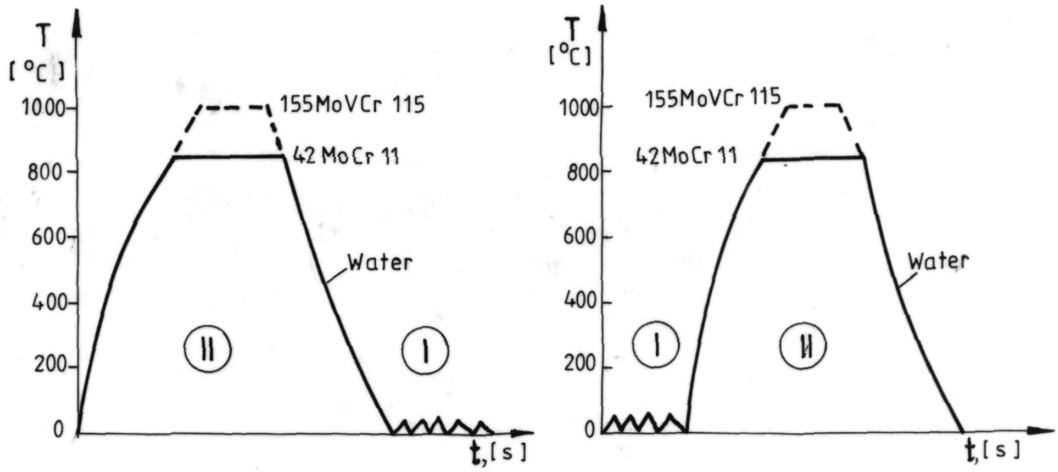


Figure 3. The duplex variants of treatment; a - depositing and alloying by electrical spark, b - superficial hardening by induction

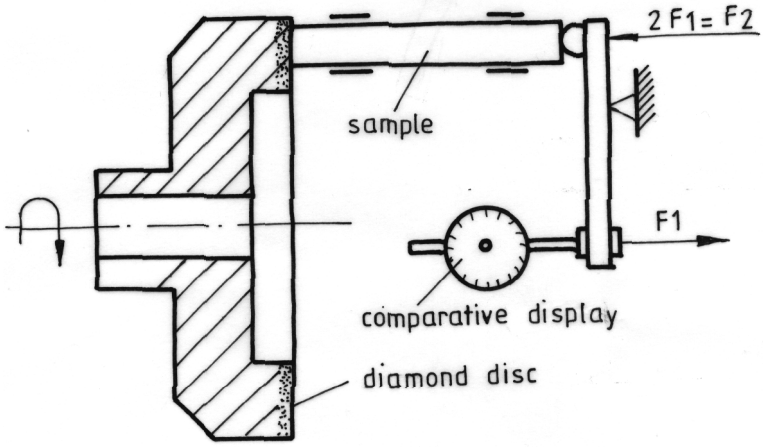


Figure 4. The device for abrasive wear testing

By comparing with other methods, the alloying and deposition by electric spark presents a series of advantages: the deposed metallic layer present a resistant connection with the basis material; the method makes possible the deposition of pure metals (Ni, Cr, Mo, W, Ti) or metallic alloys; it is not necessary a preliminary preparation of the deposition surface etc.

The samples from the two alloy steels were processed in two variants of duplex treatments:

a) superficial hardening+deposition and alloying by electric spark;
b) deposition and alloying by electric spark+superficial hardening (figure 3).

At the processing by deposition and alloying by electric spark there were used sinterizated electrodes from metallic carbides (WCo8, Ti15Co6). The samples from the two steels with sizes ϕ 8x60 mm, processed after duplex treatments were tested at abrasive wear. The device for abrasive wear test is presented in figure 4.

3. Experimental results

The wear resistance was determinated by the masic wear (V_m) defined by STAS 8069-87.

$$V_m = \frac{\Delta m_c}{t}, \text{ g/h} \quad (1)$$

The intensity of masic wear is calculated with the relation:

$$I_m = \frac{\Delta m_c}{A_f \cdot L_f}, \text{ g/h}\cdot\text{m}^3 \quad (2)$$

A_f, L_f – the surface and the lenght of friction.

The hardiness, the masic loses Δm and Im for pressing the samples with a 20 N force by a total friction length of 5428 m of the two studied steels, processed by C and E variants with WCo8 and Ti15Co6 electrodes are presented in table 2 and figure 5.

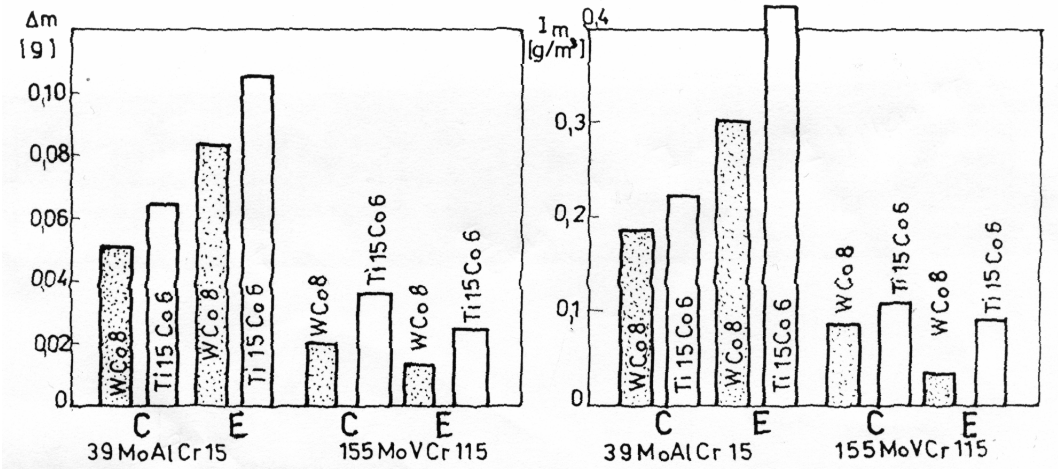


Figure 5.a) Δm; b)

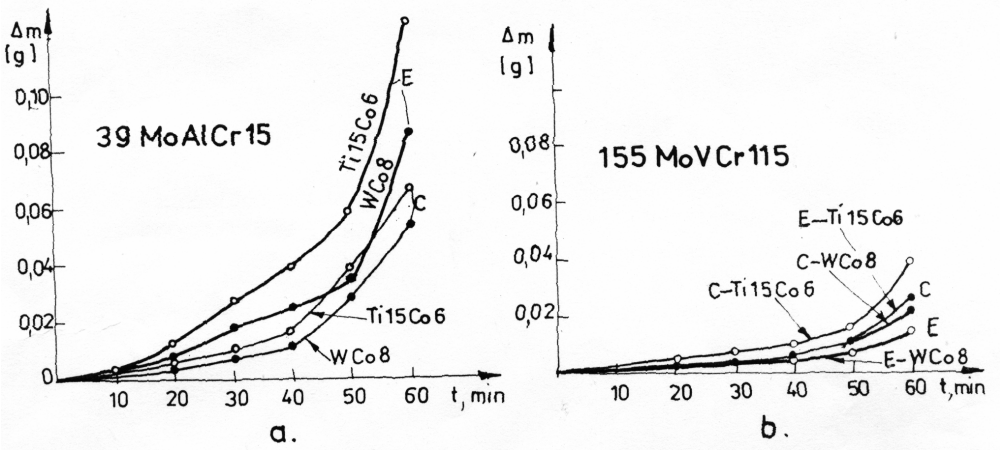


Figure 6. The variation of masic loses us time at friction for the steels 39MoAlCr15 and 155MoVCr115

The variation of masic loses during friction for the steels 39MoAlCr15 and 155MoVCr115 are shown in fig.6.

4. Conclusion

1) The high alloyed tools steel 155MoVCr115 which has in the deposed layers a verry large hardeness (1686÷2690 $HV_{0,05}$) present a very good abrasive wear resistance by comparing with the 39MoAlCr15 steel which has the microhardeness in the deposed layers only (949÷1332 $HV_{0,05}$);
2) The deposed layers with WCo8 electrode ensures a higher wear resistance as those deposed with Ti15Co6 electrode;
3) The duplex treatments variants which were applied at 39 MoAlCr15 steel at which the last operation was the deposition and alloying by electric spark (C variant induces higher wear resistance);
4) At the high alloyed tools, steel 155MoVCr115 higher wear resistances are obtained by the duplex treatment variants at which the last operation is superficial hardening.

Received November 11, 2008 **Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Alexandru, A. **Doctorate Thesis**, January 2002.
2. Alexandru, A., Pop, F. **Metallic materials with hardened deposit created by electric arc with vibrating electrode**. Proceedings EUROMAT-JUNIOR, Lausanne, 1994.
3. Pop, D., Pop, F., Alexandru, A. **Hardened deposition with tungsten carbides on steel specimens.** Proceeding, vol. II, EUROMAT, Lisabona, 1998.

STRATURI REZISTENTE LA UZURA DEPUSE PE OTELURI ALIATE PRIN TRATAMENTE DUPLEX

Rezumat: In aceasta lucrarea autorii prezinta care este influenta tratamentelor termice inainte si dupa depunere si aliere prin scanteie electrica asupra rezistentei la uzura.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INFLUENCE OF THE NITROGEN SUPER-ALLOYING IN ELECTROLYTIC PLASMA UPON THE WEAR RESISTANCE OF OLC55 AND 40Cr10 STEELS

BY

MARIA BACIU

Abstract: Considering OLC55 and 40Cr10 steels, nitrided and quenched in electrolytic plasma, their wear resistance was expressed by means of the intensity (I_m) and rate (V_m) of mass wear.The thermal processing variants applied to the two steels under study comprised: three different diffusion temperatures, T_d= 650,700 and 750^0C; two values of the diffusion time $t_{d=}$ 3 and 6 min; the electrolyte with the composition: 10%NH_4Cl + 20% NH_4OH + H_2O.Based on the experimental data recorded for the two steels under study, the variation curves were plotted, as a function of the diffusion temperature, for the average mass wear rate, $\bar{v}_m = f(T_d)$ and for the average mass wear intensity, $\bar{I}_m = f(T_d)$.

Keywords: electrolytic plasma, steels, abrasive wear.

1. Introduction

Microstructural changes caused by the process of super-alloying by diffusion during steel heating in electrolytic plasma influence wear resistance.

Mass wear of materials can be expressed by means of the mass wear rate, V_m:

$$V_m = \frac{\Delta m_c}{t}, \text{ [g/h]} \qquad (1)$$

and by the mass wear intensity, I_m:

$$I_m = \frac{\Delta m}{A_f \cdot L_f}, \text{ [g/m}^3\text{]} \qquad (2)$$

where: Δm_c represents cumulated mass loss, Δm - mass variation, t – time, A_f - friction surface and L_f – length of the friction path.

2. Experimental

The technological variants of the nitriding treatments applied to OLC55 and 40Cr10 steels are shown in Figure 1.

Wear behaviour of OLC55 and 40Cr10 steels, super-alloyed with nitrogen by heating in electrolyte solution has been studied under the conditions of a dry wear regime between the contact surfaces of the specimens and the diamond disk, Figure 2

The specimens, subjected to the wear tests, were super-alloyed with nitrogen in electrolytic plasma according to the conditions given in Table 1.

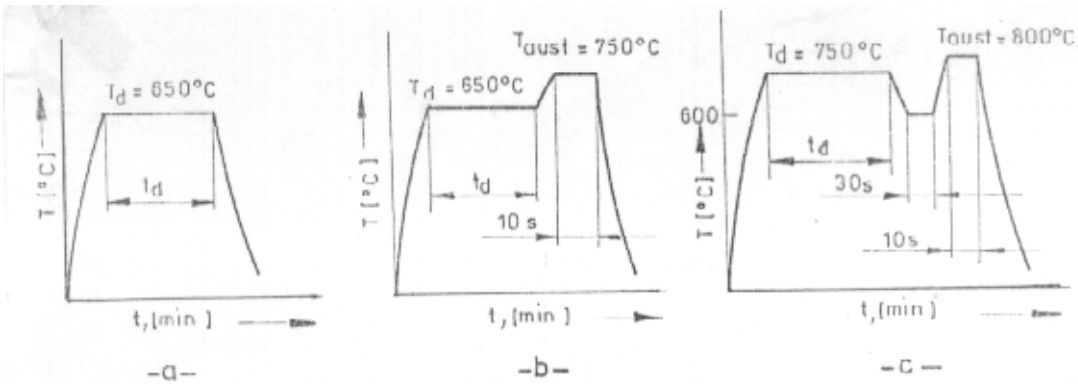


Figure 1. Technological parameters of the nitriding treatments by heating in electrolytic plasma; variant a – nitriding (T_d = 650^{0}C, t_d = 3; 6 min) and quenching; variant b – nitriding (T_d = 650^{0}C, t_d = 3; 6 min), followed by heating for austenitization (T_{aust} = 750^{0}C, t = 10 sec) and quenching; variant c – nitriding (T_d = 750^{0}C, t_d = 3; 6 min) followed by a quenching step (600^{0}C, t = 30 sec) then heating for austenitization (T_{aust} = 750^{0}C, t = 10 sec) and quenching.

Wear behaviour of OLC55 and 40Cr10 steels, super-alloyed with nitrogen by heating in electrolyte solution has been studied under the conditions of a dry wear regime between the contact surfaces of the specimens and the diamond disk, Figure 2

The specimens, subjected to the wear tests, were super-alloyed with nitrogen in electrolytic plasma according to the conditions given in Table 1.

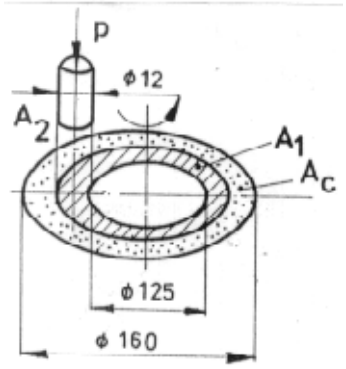


Figure 2. Conditions specific to the abrasive wear test (V_{slip} = 1.25 m/min, p = 1.5 MPa).

Table 1

No.	Steel grade	Marking	Technological parameters of diffusion		Initial mass, m_i, [g]
			T_d, [^{0}C]	t_d, [min]	
1	40Cr10	3R	650	3	40.3547
2		3I	700		40.4266
3		3M	750		40.5210
4	OLC55	4D	650		40.7285
5		4F	700		40.7407
6		4S	750		41.1910
7	40Cr10	3A	650	6	40.6015
8		3V	700		39.1349
9		3J	750		40.6167
10	OLC55	4Y	650		40.3947
11		4DD	700		40.9206
12		4T	750		40.4801

Obs.: electrolyte: 10%NH_4Cl+20%NH_4OH+H_2O; after nitriding all specimens were quenched.

3. Results

Measurements of the mass losses, Δm and Δm_c, were performed by weighing the specimens on the analytical balance, at different time intervals (1; 2; 2.5; 3; 3.5; 4, 4.5 and 5 hours) of the test.

Based on the relationships (1) and (2) the values of mass wear rate and mass wear intensity, respectively, were determined and subsequently the average values of these parameters were calculated, (Table 2).

Table 2

Average values	Specimen											
	3R	3I	3M	3A	3V	3J	4D	4F	4S	4Y	4DD	4T
$\overline{V_m}$	8.66	12.71	18.06	8.11	14.38	19.23	18.66	18.98	20.82	11.56	13.72	20.11
$\overline{I_m}$	6.503	10.802	13.568	6.094	9.544	14.445	14.014	14.252	15.633	8.683	10.301	15.105

The variation of the two mass wear parameters, $\overline{V_m}$ and $\overline{I_m}$, as a function of the diffusion temperature, is shown in Figure 3 and 4, respectively, for the two steels under study.

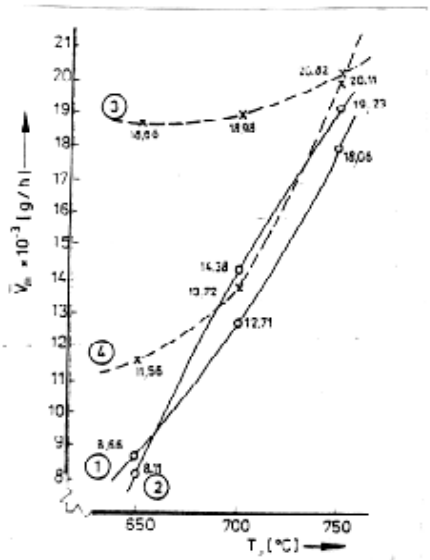


Figure 3 *Variation of the average mass wear rate, $\overline{v}_m = f(T_d)$, as a function of diffusion temperature:*

$$t = 3\text{min} \begin{cases} 1 - 40\,Cr\,10 \\ 3 - OLC\,55 \end{cases}$$

$$t = 6\,\text{min} \begin{cases} 2 - 40\,Cr\,10 \\ 4 - OLC\,55 \end{cases}$$

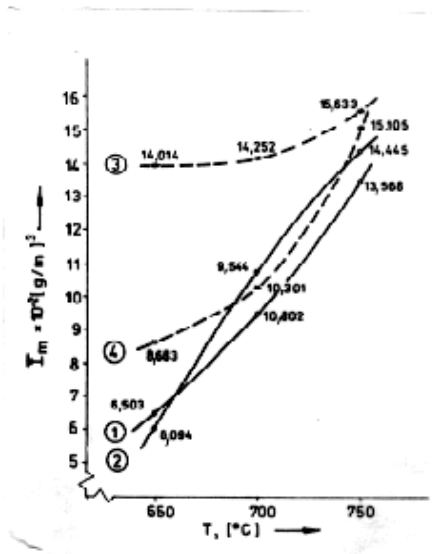


Figure 4 *Variation of the average mass wear intensity, $\overline{I}_m = f(T_d)$, as a function of diffusion temperature:*

$$t = 3\text{min} \begin{cases} 1 - 40\,Cr\,10 \\ 3 - OLC\,55 \end{cases}$$

$$t = 6\,\text{min} \begin{cases} 2 - 40\,Cr\,10 \\ 4 - OLC\,55 \end{cases}$$

4. Conclusions

(i) Nitrogen super-alloying of steels, heated in electrolytic plasma provides considerable improvement of wear behaviour, in dry friction regime.

(ii) Under the condition of maintaining constant the diffusion time, the lowest values of the parameters of wear process correspond to $T_d = 650^0C$; the increase of diffusion temperature causes the gradual increase of mass losses Δm and Δm_c.

(iii) By comparing the above two values of the diffusion time, better wear behaviour has been noticed for the specimens which were thermally processed for 6 minutes.

(iv) The analysis of the experimental data emphasizes the superior wear behaviour of 40Cr10 steel as compared to OLC55 steel under the conditions of the same values for the parameters of diffusion process.

Received November 20, 2008 *Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Aleksandrov, V.N. Ignat'kov, D.A., Pasinkovskÿ, E.A., **Fizico-mehaničeskie svojstva stali 45, azotirovannoj v èlektrolitnoj plasme, Elektronnaâ obrabotka materialov**, nr. 2, p.17-18, 1982.
2. Baciu Maria – **Contributions on the structural and property changes of thermally and thermochemically treated steels in electrolytic plasma** (in Romanian), PhD thesis, „Gh.Asachi" Technical University from Iaşi, 1999.
3. Belkin, P.N, Ignat'kov, D.A., Pasinkovskÿ, E.A., **Azotirovanie v elektrolitnoj plazma, Kolloquium Eigensspannungen und Oberflächen-verfestigung**, p.265, 1982.

INFLUENȚA ALIERII CU AZOT, ÎN PLASMĂ ELECTROLITICĂ, ASUPRA REZISTENȚEI LA UZARE A OȚELURILOR OLC55 ŞI 40Cr10

Rezumat: Luând în considerare oțelurile OLC55 şi 40Cr10 nitrurate şi călite în plasmă electrolitică, rezistența lor la uzare a fost exprimată cu ajutorul intensității de uzare masică (I_m) şi vitezei de uzare masică (V_m).Variantele de prelucrare termică aplicată celor două oțeluri din studiu au cuprins: trei temperaturi de difuzie diferite, T_d= 650,700 şi 750^0C; două valori ale timpului de difuzie $t_{d=}$ 3 şi 6 min; electrolitul cu compoziția: 10%NH_4Cl + 20% NH_4OH + H_2O.Pe baza datelor experimentale obținute pentru cele două oțeluri din studiu, curbele de variație au fost reprezentate grafic, ca funcție a temperaturii de difuzie, pentru viteza medie de uzare masică $\bar{v}_m = f(T_d)$ şi pentru intensitatea medie de uzare masică, $\bar{I}_m = f(T_d)$.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCHES REGARDING ALUMINUM ALLOYS HARDENING THROUGH CYCLIC AGEING

BY

ROXANA-GABRIELA CARABET, CARMEN NEJNERU and ADRIAN COMANECI

Abstract: Some 7xxx heat treatable aluminium alloys were used for testing. These alloys were solution quenched at 560°C followed by precipitation. The time of exposure realized at 8 hours with air-cooling. A sample, after solution quenching, was submitted to a cyclic ageing regime. The measurements realized at the microhardness tester with 100 g as weight. There were also made optical photographs of samples' structure.

Keywords: cyclic ageing, hardening, heat treatable.

1. Introduction

A supplementary and extreme way of increasing mechanical resistance of the alloys is represented by heat treatments based on phasic transformations in solid state. The main reactions that underlie these hardening heat treatments are precipitation from oversaturated solid solutions and eutectoid decomposition. A great number of technical alloys due their properties to the treatment applicability possibilities. These heat treatments consist in solution quenching, precipitation or ageing.

The structure of the aluminum alloys with practical interest, in equilibrium state is made of a "solid solution" matrix where different intermetallic phases are dispersed.

The studied aluminum alloy pertains from the remarkable members of 7xxx series and is an Al-Zn-Mg-Cu alloy.

In the paper verifies the efficiency of a special heat treatment of ageing, precisely cyclic ageing, with well defined cycles comparatively to classic ageing.

2. Experimental results

Some aluminium alloy samples (figure 1)were used for experiments with the chemical composition found in table 1.

Figure 1. Sample of 7075 T650 aluminium alloy

Table 1. Chemical composition of the samples 7075 T650 aluminum alloy

Al %	Zn %	Mg %	Cu %	Cr %	Fe %
90.3	5.41	2.26	1.50	0.223	0.169

The samples were heat treated in UTTIS which is a heat treatment furnace.

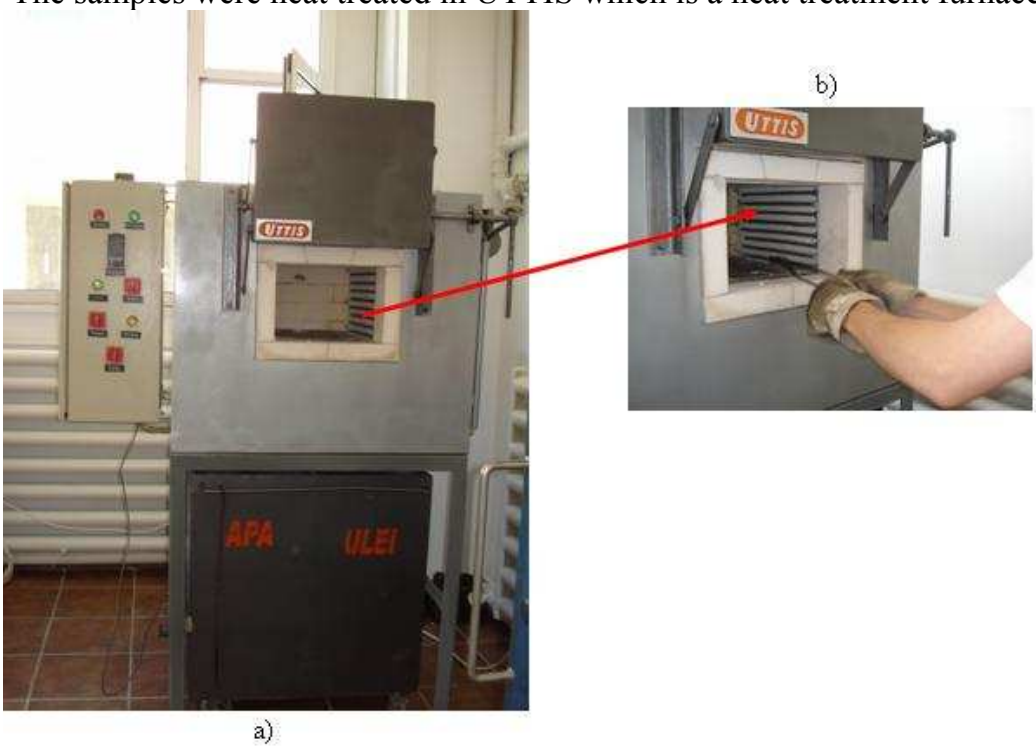


Figure 2. a) Heat treatment furnace-general view;b) Samples' removal

Samples were solution quenched at T = 560°C, holding time for 1 hour and water cooling at 60°C.

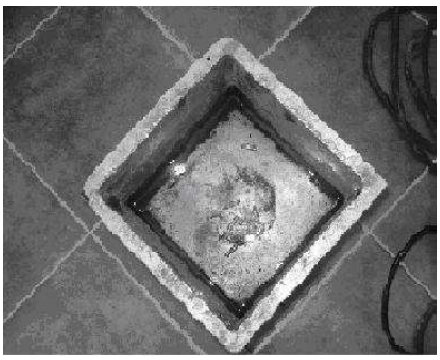


Figure 3. Tank for samples' cooling

If the samples were solution quenched, the artificial ageing treatment did with differential holding time:

- holding for 8 hours at 180°C;
- cyclic – holding for 1 hour at 180°C→10 min water cooling – 4 complete cycles

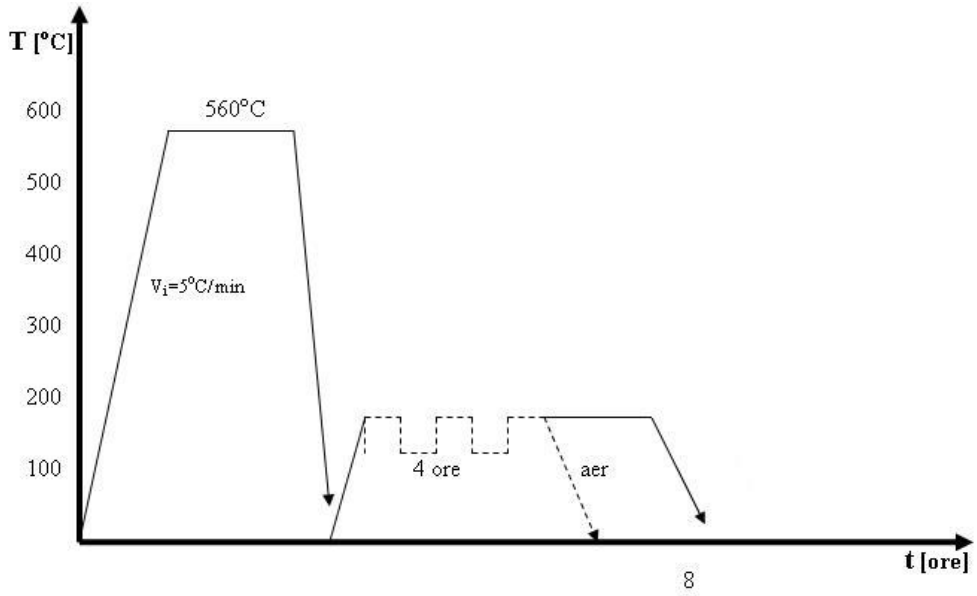
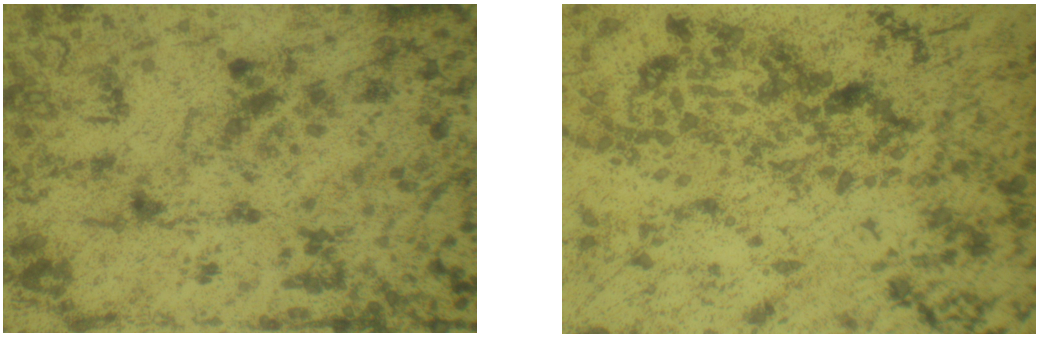


Figure 4. Complete diagram of heat treatment (solution quenching + artificial ageing)

Thus, treated samples were metallographic prepared and structure photos achieved.



a) b)

Figure 5. Metalographic photos of the samples

Also, there were made some measurements on PMT3 microhardness apparatus and data were centralized into a table, namely table 2.

Figure 5. PMT3 microhardness apparatus

Table 2. HV 100 microhardness measurement for the samples of T 751 7050 aluminum alloy

No.	Treatment type	Cone impression value				Microhardness value
		1	2	3	Average	
1.	Sample solution quenched at T_m=560˚C Water cooled at 60˚ and aged at T_m=180˚C for 8 hours	190	192	188	190	**55,40**
2.	Sample solution quenched at T_m=560˚C Water cooled at 60˚ and cyclic aged at T_{m1}=180˚C, for one hour T_{m2}=20˚C, for10 minutes	171	179	162	176,66	**68,66**

3. Conclusions

It notices that on the score of the artificial ageing treatment the sample cyclic aged gets maximum value of microhardness: HV = 68,66. The main advantage of cyclic ageing is shortening of treatment period from 8-14 hours without diminishing treatment's effect.

Received November 30, 2008 *Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Cavazos J.L., Colas R., **Precipitation in a heat-treatable aluminum alloy cooled at different rates**, Materials Characterization 47 (2001), 175-179;
2. Geru N., **Metalurgie fizică**, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1981;
3. Carabet Roxana-Gabriela, Nejneru Carmen, Dima A., Rotaru G., Hopulele I., **Experimental heat treatment installation for cyclic ageing of the aluminum alloys**, Buletinul Institutului Politehnic Iasi, Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, Sectia Stiinta si Ingineria Materialelor, Academia Romana – Filiala Iasi, 2007.

CERCETĂRI PRIVIND DURIFICAREA ALIAJELOR DE ALUMINIU PRIN ÎMBĂTRÂNIRE CICLICĂ

Rezumat: Câteva aliaje tratabile din seria 7xxx au fost folosite pentru experimente. Aceste aliaje de aluminiu au fost călite de punere în soluție la 560°C, urmată de tratament de îmbătrânire artificială. Tratamentul de îmbătrânire a durat 8 ore cu răcire în aer. Una dintre probe, după ce a fost călită de punere în soluție, a fost supusă unui tratament de îmbătrânire ciclică. Măsurătorile s-au realizat la microdurimetru, folosindu-se o greutate de 100 g. De asemenea s-au realizat fotografii metalografice ale structurii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DAMPING CAPACITY OF METALLIC MATERIALS

BY

NICANOR CIMPOEŞU, ION HOPULELE, DRAGOŞ ACHIŢEI, VASILE MANOLE, RAMONA HANU CIMPOEŞU

Abstract: Big internal friction means big energy dissipation or big amortisation properties which influence a lot the metallic material resonance. This paper presents a study about internal friction (IF) properties of some metallic materials which can be used in different applications as damping materials. The investigation take place using torsion pendulum and the analyzed materials are different metallic compounds or alloys with big or small value of internal friction. To study internal friction of a material we have to respect the big differences of IF peaks that appear in material in austenitic or martensitic range.

Keywords: internal friction, damping capacity, torsion pendulum

1. Introduction

If we consider a string with length one, fixed at both parts and she is topping transversal vibrations will propagate in string length and this perturbations reflect on fixed ends and this way it's forming a stationary wave. Vibration proper modes of string are in this way controlled and they give birth to some longitudinal waves in ambient air which transmit them to ours ears like a musical sound.

Any body which vibrates can serve as elastic waves source in his medium, namely can be a sound source. When we produce vibrations in this string in places where is fixed, to her ends, are forming nodes and in the string middle will form a anti-node's. For this vibration are corresponded a certain frequency. If without this stationary wave can be stabilize in string a stationary wave with three nods: two at ends and one in the middle to this vibration will correspond a different frequency twice bigger then first one. In the same mode we can think for four nodes or even more. Therefore the same string can emit sound vibrations not only with fundamental frequency but also with so called superior harmonics (superior's tones). Sonant string is the sonorous source for all string instruments and all of them send sound directly or by resonance box and have a essentially importance for sound quality. The intensity of emitted sound is determinate by vibrations amplitudes of sonorous system.

On metallic materials properties a certain characteristic, named internal friction (IF) influence in a special way vibration capacity of that material. All sounds characteristics will depend of this property and on his evolution with temperature.

2. Internal Friction

The influence of material internal friction is bound of his amortization capacity so materials with big amortization capacity, due to them big internal friction, can't

have nice applications in many industry fields because of their loose of sound resonance. So if we want to investigate some new materials for musical strings, amortization elements, shape memory alloys applications we have to pay attention to them internal friction.

Internal friction is measured frequently with a system moved with certain amplitude and after that left free to vibrate so the amplitude will decrease [1]. Amplitude after a matter of time t can be calculated by relation:

$$a_t=a_o e^{-\beta t} \quad (1)$$

where β is an attenuation coefficient. The most common define way of internal friction or amortization capacity is to use logarithmic decrement δ. Logarithmic decrement is the logarithm of two successive amplitudes ratio, which can be see in figure 2[1]:

$$\delta=\frac{1}{n}\ln a_n/a_{n+1} \quad (2)$$

In figure 2 the vibration amplitude of a metallic material with time graph is present and the amortized oscillatory movement made is the internal friction characterization of that material:

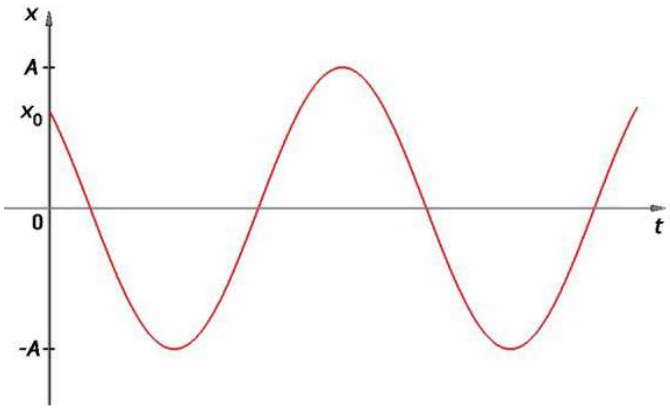


Fig. 1 Amplitude versus time graph.

Internal friction at metals has many phenomena for this behavior at microscopic scale. Because of internal friction nature we can change this term friction with amortization like in English language or German (damping or dampfung).

Internal friction causes are:

- thermo-elasticity
- conduction electrons
- magnetic phenomena's (structural defects of crystalline mesh (punctiform defects which create the diffusion phenomena's, linear defects as dislocations, dimension M defects which are grains boundary).

Mechanical amortization of materials is caused by irreversible mechanical energy transformation in thermal energy and has the same name with internal friction.

If ΔW represent energy looses in a full oscillation and W is the system mechanical energy we can define the internal friction as:

$$F=\frac{1}{2\pi}\frac{\Delta W}{W} \quad (3)$$

In this paper we want to make a study about internal friction of shape memory materials, especially alloys type Cu-Al-Ni, possible nice materials for bells or gongs or

even musical strings. At this materials after deformation and material state can be observe three domains with very different values of internal friction:

1) In a state with martensite and austenite between M_f and M_s curve 3 and M+A domain where internal friction is extremely high and explained by reversible movement of interfaces between austenite and martensite [2].

2) In austenitic state curve 1 and domain A where internal friction is because of reversible movement of dislocations and punctiform defects IF have small values (appreciative 10^{-4});

3) In martensitic state, curve 2 and domain M the mechanical energy transformation in thermal energy happens because of reversible movement of interfaces between martensitic variants and IF have medium values (appreciative $5x10^{-3}$)

Internal friction depends of few factors like: temperature, deformation degree, material state, oscillation frequency. Internal friction dependence with temperature and with deformation degree is presented in figure 3. In region 1 the material is in martensitic state, in region 2 the material is between martensite and austenite with maximal values for amortization capacity and in region 3 the material is in austenitic state with a low internal friction Q_A [3]. The deformation degree influence on IF is presented in figure 4 b) with three curves 1-3 corresponding to those 3 different regions 1, 2 and 3.

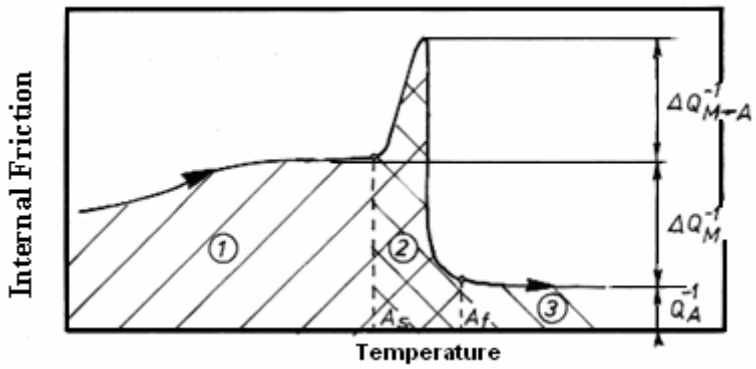
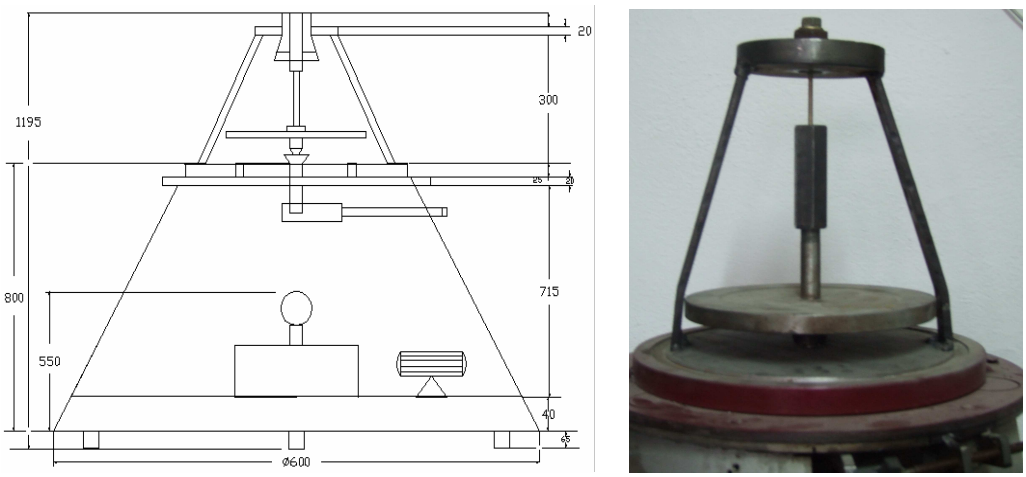


Fig. 2 Schematically diagrams of internal friction variation with temperature



a) b)

Fig. 3 Internal friction investigation equipment type torsion pendulum a) mechanical elements scheme b) torsion pendulum image

Most common measuring method of internal friction at metallic materials is utilization of a torsion pendulum to test and calculate alloys internal friction. Torsion pendulum based on physics vibration phenomena lows and is equipment like this one from figure 3:

Vibrations amortization origin is a characteristic of pseudo-elastic shape memory alloys because of step by step reducing of elastic modulus at reload and because of mechanical energy absorption by internal friction. Shape memory alloy based on Mn-Cu can reach values of internal friction of 200 times bigger than a steel or high purity aluminum or cooper [4].

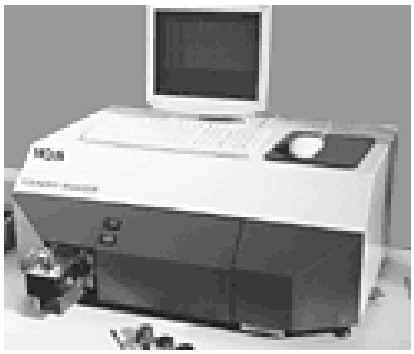
Experimental is proved that at high temperatures (>300 °C) exist an internal friction because of dislocations. Characteristic for this type of internal friction is exponential increase of IF with temperature and independence of amplitude:

$$Q^{-1}=Q_0^{-1}\exp(-U/kT) \qquad (4)$$

Internal friction is proportioned with defects concentration and thermal activation has a important role in defects generation the internal friction dependence with temperature seems logical.

3. Experimental results

Tests was realize on a torsion pendulum, as has been stated above, the alloy tested have chemical composition $Cu_{73.8}\ Zn_{20.1}\ Al_{5.69}$ determined with a Foundry-Master 01j0013 spectrometer equipment.



WORLDWIDE ANALYTICAL SYSTEMS AG
WAS Sample Testing of different Qualities

aliaj 2

Buletin de analiza nr .....

	Cu	Zn	Pb	Sn	P	Mn	Fe	Ni
1	74.5	19.5	< 0.0050	0.0094	< 0.0030	0.0241	0.0165	< 0.0050
2	73.0	21.0	< 0.0050	0.0099	< 0.0030	0.0238	0.0235	< 0.0050
3	73.2	21.0	< 0.0050	0.0102	< 0.0030	0.0228	0.0308	< 0.0050
Ave	73.6	20.5	< 0.0050	0.0098	< 0.0030	0.0236	0.0236	< 0.0050

	Si	Mg	Cr	Al	S	As	Be	Ag
1	0.0762	< 0.0005	< 0.0010	5.77	< 0.0020	0.0062	< 0.0050	< 0.0020
2	0.0813	< 0.0005	< 0.0010	5.73	< 0.0020	0.0077	< 0.0050	0.0020
3	0.0898	< 0.0005	< 0.0010	5.62	< 0.0020	0.0076	< 0.0050	0.0024
Ave	0.0824	< 0.0005	< 0.0010	5.71	< 0.0020	0.0072	< 0.0050	0.0021

	Co
1	< 0.0150
2	< 0.0150
3	< 0.0150
Ave	< 0.0150

Fig. 4 Chemical analyze equipment type Foundry Master with a result table

Shape memory alloy capacity was tested with a Linseis L75HX dilatometer with satisfactory results thereby in first heating cycle to 350 ºC temperature using a heat rate of 10ºC/min the alloy present a contraction at heating, characteristic behavior of shape memory alloys for first heating cycle if this alloy present memory effect in smelt form.

In next three cycles the alloy comports like a normal brass.

Those four dilatation cycles which was our sample subjected are presented in figure 5

After smelting the material was homogenize at 800 ºC with maintaining time of 2 hours and cooled 24 hours with the oven and after that the alloy was hardened in salt water from a 800 ºC degree, the microstructures of alloy after this heat treatments are gthose presented in figure 6.

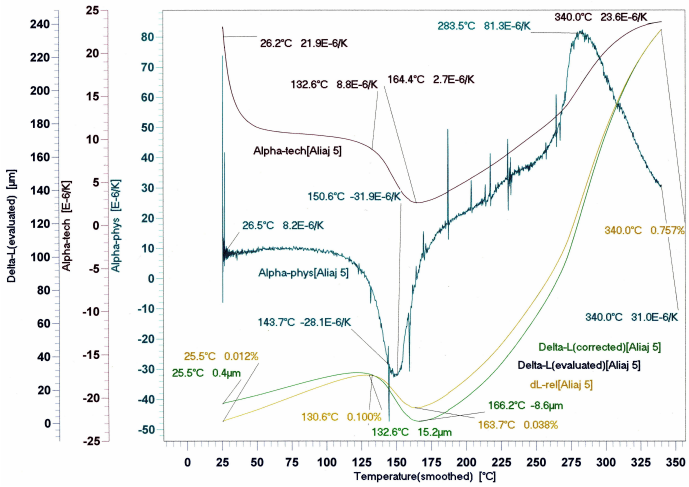
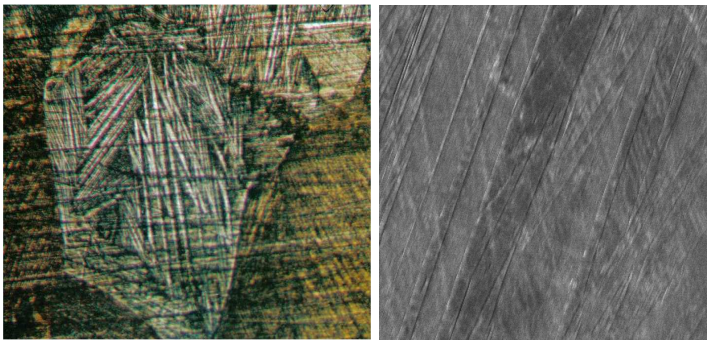


Fig. 5 Shape memory alloy $Cu_{73.8}Zn_{20.1}Al_{5.69}$ dilatometer investigation



a) b)

Fig. 6 Shape memory alloy $Cu_{74}Zn_{20}Al_6$ microstructure (attack with $FeCl_3$) a) homogenous state b) SEM micrograph 100x100 µm

After these investigations the material was mechanical prepared with alloy temperature controlled under water flow and prepared for catching system of torsion pendulum. Sample dimensions are presented in next image, figure 7:

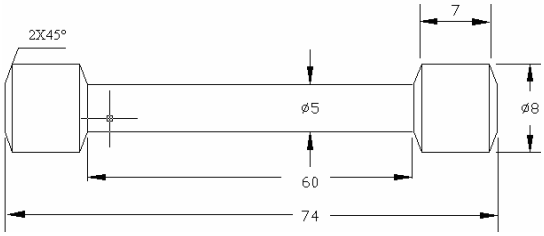


Fig. 7 Sample scheme for internal friction study with a torsion pendulum

Sample was tested in air with 1Hz frequency and heating rate 10 ºC/min for different temperatures so we can observe the differences between values of internal friction. The registered results graph is presented in figure 9.

4. Conclusions

A shape memory alloy was obtained by classical casting type CuZnAl, material with many practical applications, and was studied the variation phenomena of internal friction with temperature.

The temperature influence on IF values is present and show us the domain were this high amortization capacity of material can be useful in applications. As technical literature present, a god damping material must have an IF approximately of 0.2 value and we have for this SMA the value 0.08 which give to this class of materials chances for bigger values and to be used in amortization applications.

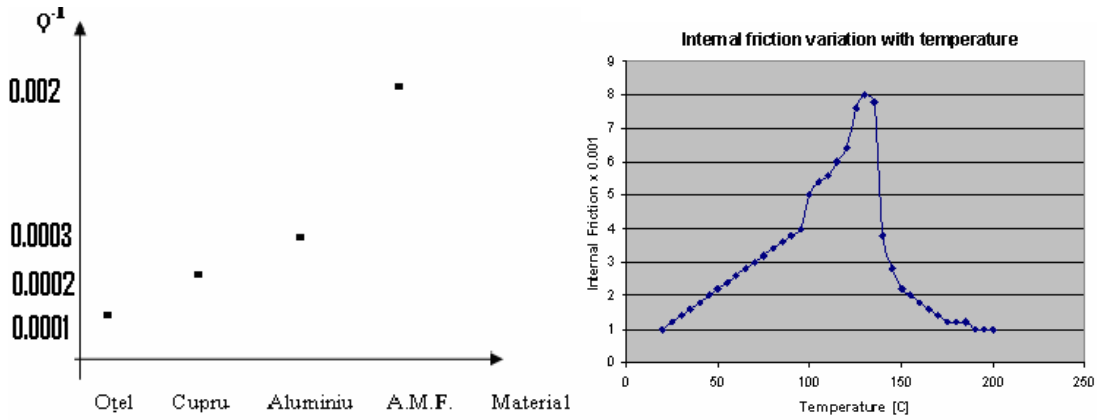


Fig. 8 a) Internal friction variation for different materials b) internal friction variation function of temperature for a based copper shape memory alloy.

Received November 11, 2008 *Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Aczel, O., Bozan, C., **Dizlocaţii şi frecarea internă la materialele metalice**, Ed. Facla, 1974
2. Gandhi, F., Wolons, D., **Characterization of the pseudoelastic damping behavior of shape memory alloy wires using complex modulus**, Smart Mater. Struct., 8, 1999, 49-56
3. De Jonghe, W., De Baptist, R., Delaey, L. and De Bonte, M., **Internal friction measurements on copper-zinc based martensite**, Shape Mem. Eff. All., (Perkins, J), Plenum Press, 1975, 451-466
4. Rodriguez, C. and Brown, L.C., **The mechanical properties of SME alloys**, Shape Mem. Eff. All., (Perkins, J., ed.), Plenum Press, 1975, 29-58

CAPACITATEA DE AMORTIZARE A MATERIALELOR METALICE

Rezumat: Frecarea internă mare înseamnă disiparea energiei sau proprietăţi bune de amortizare care influenţează mult rezonanţa materialelor metalice. Aceatsă lucrare prezintă un studio despre proprietăţile frecării interne (FI) a unor materiale metalice cu diverse utilizări şi aplicaţii ca materiale disipatoare. Studiul s-a realizat cu ajutorul unui pendul de torsiune iar materialele investigate sunt metalice şi cu diferite valori ale frecării interne. Pentru acest studio s-a ţinut cont şi de vârfurile diferite ale FI care apar pentru acelaşi material dar în domenii diferite cum ar fi austenitic sau martensitic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

POINT OF VIEW REGARDING IMPLICATION OF NON-METALIC INCLUSIONS IN MODIFICATION PROCESS OF IRON TO OBTAIN NODULAR GRAPHITE

BY

VASILE COJOCARU-FILIPIUC

Abstract: An inoculating agent, like chemical element can be, in liquid iron, immediately after its introduction in the melt, as the following states: solid (for example, yttrium), liquid (for example, barium, but calcium, too) and gaseous (for example, thium, natrium and calcium, too). An inoculating agent chemical element can be in liquid iron, at inoculating temperature, as such or as simple or complex chemical compounds. This paper shows not all chemical compounds involved by modifier chemical elements can generate graphitization nucleus.

Keywords: inoculating, nodular graphite, graphitization mechanism.

1. Nature of the modifiers

According to [1], [2], [3] references, nodulizing inoculating chemical elements are following: Mg, Ce, Y, Ca, Li, Na and the chemical elements of rare earth group, respectively lanthanide and actinide. In general, inoculating chemical elements are following: Li and Be (second period), Na and Mg (third period), K, Ca and Sc (fourth period), Rb, Sr and Y (fifth period), Cs, Ba and La (sixth period), Fr, Ra and Ac (seventh period), Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb and Lu (lanthanide), respectively, Th, Pa and U (actinide).

If on agrees that inoculating elements are implicate for inoculating as chemical compounds, too, that's why it must agree that inoculating chemical elements have potentialities to use for inoculating as chemical compounds − metallic salt (CaF_2, $BaCl_2$, $CaCl_2$, $MgCl_2$ etc., but in combination with other chemical elements).

2. About inoculating mechanism

References [4] analyses nodular graphite germination theory on free surfaces − on the surfaces of the magnesium bubbles. The other hand, references [2], regarding at the same theme, explain about that on by the tending to thermodynamic equilibrium of chemical potentials of the chemical elements between two thermodynamic phases.

A magnesium bubble can be substituted by a modifier drop regarding to theinoculating mechanism.

Reference [5] shows, as nodular graphite germination support, non-metallic inclusions represented by MgO and MgS, but of small dimensions.

According to references [6], the non-metallic inclusions, that are crystallized in cubic system −MgS, Mg_3N_2, Mg_2Si and MgO −, involve germination and growth of the nodular graphite.

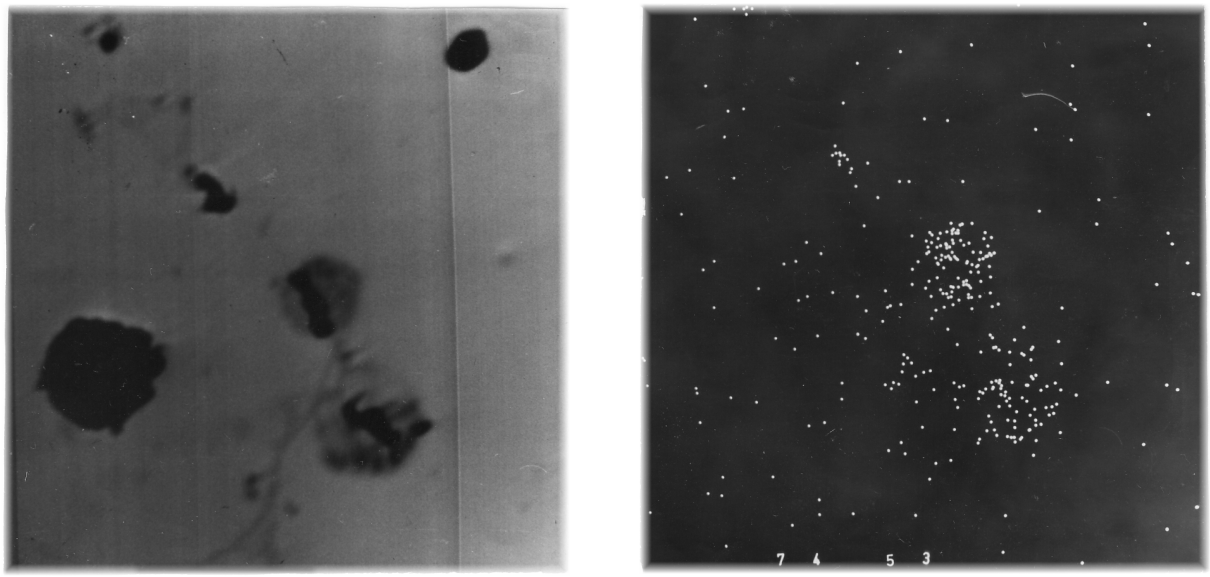
There are other theories which take into consideration implication of non-metallic inclusions for germination and growth of the nodular graphite.

Because there are graphite nodules which have non-metallic inclusions included in them, one guides to the conclusion that germination and growth mechanism of nodular graphite through the non-metallic inclusions is not known.

One estimates that modification phenomenon is one complex, a lot of factors being implicated.

Figure 1-a presents the composition image of a nodular graphite cast iron sample and figure 1-b presents the radiation image for the same nodular graphite cast iron sample − 1 sample.

The sample analyzed in figure 1 and another samples that were analyzed in this paper, were obtained by inoculating with FeSiCaMg that had 8% magnesium.



a) *b)*

Figure 1. Images obtained at the electron microsound for sample 1: a − composition image; b − radiation image.

The quantity of inoculating agent was of 1.7%.

Inoculating agent had two inoculating chemical elements − magnesium and calcium.

In figure 1-a one observes a graphite nodule placed in image quarter from left part, down, two non-metallic inclusions placed in image quarter from right part, down and non-metallic inclusions placed in image quarter from left part, up.

The radiation image from figure 1-b presents the distribution of the magnesium particles in all field of vision of the sample − in metallic matrix and in non-metallic inclusions, respectively in graphite inclusions and chemical compounds.

In figure 1 one observes the sporadic presence of the magnesium particles in graphite nodule and the presence of some agglomerations of the magnesium particles in the zone of those three non-metallic inclusions. So, those three non-metallic

inclusions have as basis, magnesium chemical element. The magnesium particles are distributed uniform relative in the metallic matrix.

So, here you are the chemical compounds on the basis of magnesium which were not implicated in the modification process. Well, not all chemical compounds on the basis of magnesium constitute support for germination and growth of graphite as nodules.

Figure 1 shows that non-metallic inclusions have the size order of the dimensions as that one of the graphite nodule placed next to them.

One estimates that there is a critical size of the chemical compounds on the basis inoculating chemical elements. For values bigger than those critical sizes, those chemical compounds can not constitute support for the germination and growth of nodular graphite.

After the pouring of the inoculating iron in the mould, rate of cooling of the melt is significant, this situation involving the stopping of the carbon diffusion process, obtaining graphite nodules of small dimensions or the diffusion process of carbon becoming of small intensity (it's not possible to obtain nodular graphite at temperatures assigned to modification). It is established that the graphite nodules are constituted during cooling, in temperatures period of 1350…1320^{0}C.

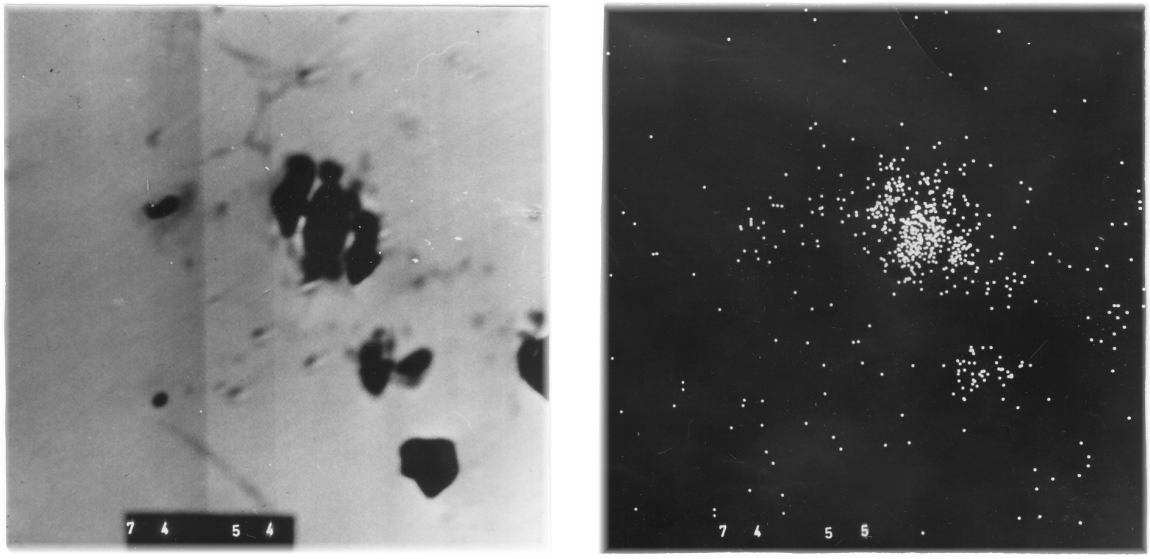
Because the size of the chemical compounds on the basis of magnesium has the same size order as that one of the graphite nodules, the obtaining of a graphite nodule on so big support would necessitate a big quantity of carbon which to crystallize as graphite. In the same time, it would necessitate a big time for the diffusion of the carbon particles. In the conditions of the cooling in the mould it would not be possible to obtain the graphite nodules on the so big non-metallic inclusions.

In figure 2, for sample 2, one observes in composition image a) a graphite nodule place in the image quarter of down, in right part. In this zone there is a half of graphite nodule, too. In the same composition image there is a non-metallic inclusion that has the dimensions bigger then that one of graphite nodule −of three time bigger. On that composition image there are the non-metallic inclusions whose size is less than that one of the graphite nodule (a non-metallic inclusion is placed in left part of the big non-metallic inclusion and another one is placed above of half of graphite nodule). The non-metallic inclusion placed above the graphite nodule has the size relatively same as that one of the graphite nodule. Those four non-metallic inclusions are on the basis of magnesium, this situation resulting from the radiation image presented in figure 2-b.

Even if non-metallic inclusions on the basis of magnesium had dimensions less than those ones of the graphite nodule − about 1/3 from the nodules size − they did not constitute heterogeneous support for the germination and growth of the nodular graphite.

One estimates that the critical size of a chemical compound to have the quality of crystallizing support of the nodular graphite, is more less than the size of a graphite nodule (for example, the maximum size of a graphite nodule is 10 μm).

To explain the nodular graphite germination it must take into consideration the law of the tending to the thermodynamic equilibrium of the chemical potentials of the chemical elements between two thermodynamic phases, those ones being in direct touch.



a) b)

Figure 2. Images obtained at the electron microsound for sample 2: a −composition image; b −radiation image.

Indifferently of size, a non-metallic inclusion must perform one's functions of every modifier to constitute support for germinating and growthing of nodular graphite, that is the following conditiond, [2]:

− do not solve onselves in liquid iron or to have a small solving capacity in that one;

− to decrease the carbon solving in liquid iron;

− to constitute a thermodynamic phase in the smelt.

The degree of purity of iron that is inoculated, must be big, otherwise, the diffusion process of carbon is significant braked or is inhibited.

If the non-metallic inclusions would be in liquid state, because the component particles would be in a relative chaotic agitation, the nodular graphite germination and growth mechanism would be similar to that one which occur in the case of the inoculating agents which are in gaseous or liquid state at the inoculating temperature of iron.

If the non-metallic inclusions are in the solid state, the attraction forces among the component particles that can be stronger or weaker.

If the non-metallic inclusions arised endothermicly, during decreasing of the temperature, their stability increases. If the temperature would be constant, the non-metallic inclusions would solve in the liquid metallic matrix.

To constitute a support for germinating and growthing of the nodular graphite, it must that at the non-metallic inclusion-metallic matrix interface, the thermodynamic activity of carbon to have 1 value, this one being a obligatory condition for arising of the graphite nucleus. Normally, this fact occurs at the eutectic temperature, where the carbon thermodynamic activity reach the 1 value. In addition, it must be a justification for diffusing of the carbon particles to the non-metallic inclusions.

The justification of that one is the big difference of the carbon thermodynamic activity between the metallic matrix and the chemical compound. This one would mark that the non-metallic inclusion must do not have carbon − do not be carbonate, carbide etc.

The mark of interrogation which remains is the critic size of the non-metallic inclusion which to do possibly the growthing of the nodular graphite around about of this one − of course, it is about of a values interval.

The big degree of purity of iron involves a bigger coefficient of diffusion of the carbon particles. In the case of a technical iron, in microvolums where the degree of purity is big, only, it is possible that non-metallic inclusions to constitute support for germinating and growthing of the nodular graphite.

The non-metallic inclusions must have a geometry as compact as possible − as spheroidal as possible, otherwise, unobtaining graphite with a compact geometry − spheroidal one.

The non-metallic inclusion-graphite interphase tension must be small. Taking into consideration that the graphite-air interphase tension is constant in the certain case − for example, for a temperature − there is the conclusion that not any a non-metallic inclusion could constitute a support for germinating and growthing of the nodular graphite. Well, non-metallic inclusions which involve a non-metallic inclusion-graphite interface tension under a critical value, can constitute a support for germinating and growthing of the nodular graphite. Taking into consideration the [7] reference, moistening angle non-metallic inclusion-graphite must be as small as possible and non-metallic inclusion-graphite interphase tension must be as small possible, too.

After constituting of graphite nodules on non-metallic inclusions supports, these become unstable from thermodynamic point of view, because a big difference between the thermodynamic activity of carbon from graphite and the thermodynamic activity of carbon from the metallic matrix, appears − lack of balance between the chemical potential of carbon from nodular graphite and the chemical potential of carbon from metallic matrix (both phase are thermodynamic) appears. Result of that lack of balance is the diffusion of graphite from graphite nodules to the metallic matrix, especially that the conection forces between two graphite layers from graphite crystal lattice, are weak. That's why the pouring of the inoculated iron is indispensable to do immediately after iron inoculating, otherwise, inoculating effect being annulled.

3. Conclusions

3.1. There is a critical size of the non-metallic inclusions to be possible the growthing of the nodular graphite round about of them.

3.2. the condition 3.1 must be together with the following characteristics:

− big degree of purity of iron, otherwise, iron inoculating itself on the basis of non-metallic inclusions in microvolums which have a big degree of purity, only;

− the non-metallic inclusions do not solve in liquid iron;

− the non-metallic inclusions must constitute a thermodynamic phases;

− the non-metallic inclusions must involve the decreasing of the carbon solubility in liquid iron;

− the non-metallic inclusions must increase the carbon thermodynamic activity in liquid iron;

− the non-metallic inclusions must be spheroidal, otherwise the geometry of obtained graphite will not be nodular;

− the non-metallic inclusion-graphite interphase tension must be small.

Received November 22, 2008 *Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Ripoşan, I. and Sofroni, L. **Fonta cu grafit vermicular**. Bucureşti. Editura "Tehnică**"**. 1984;
2. Cojocaru-Filipiuc, V. **Nodulizarea grafitului în fonte − aspecte teoretice**. Iaşi. Editura „**Politehnium**". 2007;
3. Sofroni, L., Ştefănescu, D.M. and Vincenz, C. **Fonta cu grafit nodular**. Bucureşti. Editura „Tehnică**"**.1978;
4. Itofuji, H. *Proposal of Site Theory.* ASF Transaction. 1996.ref.96…131. p.79…87. Translation by Sofroni, L. **Cu privire la teoria formării grafitului nodular**. Bucureşti. „Revista de Turnătorie". 2004. Nr. 5, 6. p. 4…14.
5. Östberg, G. **Perspectives on research on the formation of nodular graphite in cast iron**. Material Design. Vol. 27. Issue 10. 2006. p.1007−1015;
6. Sofroni, L. and Ştefănescu, D.M.**Fonte modificate cu proprietăţi speciale**.Bucureşti. Editura "Tehnică". 1971;
7. Cojocaru-Filipiuc, V. **Punct de vedere privind creşterea grafitului nodular**. Bucureşti. „Revista de Turnătorie" nr. 34/2005. p. 2…7.

PUNCT DE VEDERE PRIVIND IMPLICAREA INCLUZIUNILOR NEMETALICE IN PROCESUL DE MODIFICARE A FONTEI IN VEDEREA OBTINERII GRAFITULUI NODULAR

Rezumat: Un modificator se poate afla în fonta lichida, imediat dupa introducerea in baia metalica, in starile de agregare solida (de exemplu, ytriul), lichida (de exemplu, ceriul, bariul dar si calciul) si gazoasa (de exemplu, magneziul, litiul, natriul dar si calciul). Un element chimic modificator se poate afla in fonta lichida, la temperatura de modificare, ca atare sau sub forma de compusi chimici simpli sau complecsi. Prezenta lucrare demonstreaza ca nu toti compusii chimici la care dau nastere elementele chimice modificatoare pot sa genereze germeni de grafitizare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ANALYSIS OF THE GRAPHITE DEGENERATION IN THE CASE OF IRON INOCULATING IN THE LADLE, DURING OF THE IRON MAINTAIN IN THE LIQUID STATE, AFTER INOCULATING

BY

VASILE COJOCARU-FILIPIUC

Abstract: The paper shoes a original theoretical analysis of the uninoculating phenomenon of the iron, based on the thermodynamic equilibrium between the metallic matrix and the graphite nodules.
One research the degree of degeneration of the graphite nodulizing, in the circumstances of a period elapsed from the inoculating of the maximum 19 minutes, drawing a conclusion that in that time period was not perceived a significant degeneration of the nodular graphite geometry.

Keywords: nodular graphite, uninoculating, thermodynamic equilibrium.

1 General considerations about uninoculating

After inoculating agent adding in melt, the ideal would be that iron to begin to solidify. “To be next to the ideal” is when the inoculating is done in the mould.

If the inoculating is done in the ladle, in practice, a lot of accidents can occur, for example, the following:

− the inoculating technology, as such − for example, the inoculating occurs during the evacuating from the furnace;

− accidental deteriorating of the crane;

− retarding of moulds preparing for pouring;

− shifting of the ladle on the big distances to pouring platform;

− big capacity of the ladle according to the pouring of the little castings;

− taking over of the inoculated liquid iron from a ladle of the big capacity by ladles of the small capacities which are assigned to the pouring on the conveyer;

− apparition of the perturbations at moulds pouring,

− temporary break of the electrical energy delivering;

− apparition of the some problems of the technical staff etc.

The references [1], [2], [3], [4] present the inoculating phenomenon, indicating as cause the desorption phenomenon of the inoculating chemical elements from the surface of the graphite nodules and the eliminating of the magnesium bubbles, [5] etc.

It is explained, by diverse methods, that the graphite nodules are constitute during of the cooling of the liquid iron, after the adding of the inoculating agent in smelt, between the temperatures of 1350 and 1320^0C, [6].

The mechanism of the graphite nodules constituting is not known in totality, being available hypothesis and hypothesis verified experimentally.

In any way, one can accept the growth of the nodular graphite in a liquid metallic matrix, during of its cooling, the certificating being the flotation of the graphite nodules or, for example, the finding of the graphite nodules in a metallic matrix submitted to a hardening from the liquid state, from a temperature less than 1320^0C.

Certainly, the constituting of the graphite nodules supposed the diffusion of the carbon particles through the liquid solution to the graphite nucleus of the nodular graphite. So, the conclusion is that the uninoculating consists in the diffusion of the carbon particles from the graphite nodules in the liquid solution. It must not to take no care of the risk that graphite nodules to deform during the eutectic transformation, especially because of some liquid channels perceptiblely experimentally in the graphite nodules and because an bad chemical composition of iron.

The constituting of the graphite nodules between the temperatures of 1350 and 1320^0C, in any way, was not based on Fick diffusion laws because the carbon particles diffused from a thermodynamic phase in which the carbon proportion was less − liquid solution − to a thermodynamic phase in which the carbon proportion was bigger − the graphite nodule during the substituting.

Certainly, the cause of the particles diffusion from the liquid solution to the graphite nucleus is the tending to the thermodynamic equilibrium between two thermodynamic phases, equilibrium which consists in equalization of the chemical elements chemical potentials between those two thermodynamic phases − metallic matrix (the liquid solution) and the graphite nuclei which, in any way, have a material connection with a thermodynamic phase (bubbles, drops of the inoculating agents, chemical compounds created by the inoculating chemical elements, in the case of an inoculating of a technical iron, for example).

After the constituting of the graphite nodules in a temperature interval very small −about 30^0C, respectively, during the cooling of the liquid iron from 1350^0C temperature to the 1320^0C temperature − it appears a thermodynamic lack of balance between the liquid solution and the graphite nodules regarding the size of the carbon chemical potential. Concretely, if in the graphite nodules the carbon concentration is of about 100%, in the liquid solution from round about the graphite nodules the carbon concentration is more less −for example in a technical iron inoculated, of 3%.

It would have that the diffusion phenomenon of the carbon particles to be reversible, that is, if the graphite nodules were constituted during the normal cooling, during a temperature interval of 30^0C −1350^0C…1320^0C −, too, in a temperature interval to occur the carbon particles diffusion from the graphite nodules to the liquid solution.

The carbon diffusion coefficient depends significantly of temperature, degree of chaotic agitation of the carbon particles from liquid solution, density of clusters from the liquid solution etc., so, at the temperatures less then value of 1320^0C, carbon diffusion coefficient is decreased significant. As a result, the carbon particles diffusion from the graphite nodules to the liquid solution will be in a time bigger than that one from the metallic matrix to the graphite nodules, but at bigger temperature (1350…1320^0C).

Theoretically, the “dissolution” process of the graphite nodules begins immediately after their constituting.

If the graphite nodules, in normal cooling conditions, were constituted in a time of maximum a minute, in the temperatures interval of 1350…1320^{0}C, the "dissolution" phenomenon of the graphite nodules in the liquid solution, at the temperatures less than 1320^{0}C, can last more then a minute, in the practice conditions, the "dissolution" time of the graphite nodules being more than 15 minutes. After the graphite nodules dissolution in the liquid solution, the liquid iron follows the normal way of solidification − having the normal conditions of cooling rate, the solidification is as grey cast iron with lamellar graphite.

In practice, the inoculated iron must be poured immediately after the inoculating to the dissolution process of the graphite nodules to be insignificant during the pouring in the mould.

2. Experiments

To analyse if the graphite nodules are degenerated from the nodular geometry, in the conditions of pouring of iron of industrial importance, samples were drawn after different time periods from the inoculating. In table 1 it is presented the experiment programming , [10], [11].

Table 1.The experiment programming for the graphite degeneration study.

Number of parallel determinations	Level of the y* factor (drawing at the elapsed time, in min)					
	1(3)	2(10)	3(11)	4(15)	5(17)	6=m(19)
1	100	100	100	100	100	100
2	100	100	99	100	100	100
3=n	100	100	100	100	98	100
Average	100	100	99.67	100	99.32	100
Dispersion on columns	$s_1^2 = 0$	$s_2^2 = 0$	$s_3^2 = -0.41$	$s_4^2 = 0$	$s_5^2 = 3.54$	$s_6^2 = 0$

*: y is the nodular graphite proportion from the graphite in all.

Figure 1. The ladle with two modifier slots and two plungers.

Iron was inoculated in a ladle with two modifier slots and two plungers, [7] − figure 1. The inoculating was done with master alloy FeSiCaMg, with 8% magnesium, the quantity of master alloy being of 1.7%. The final inoculating was done with FeSi75, the silicium content being of about 72% and the size of granulation being of 3…10 mm. The final inoculating was done in the ladles of the 50 kg capacity.

In the table 2 is presented the chemical composition of the samples from 2 table.

The secondary structure for some samples, without pickling, is presented in figure 2 (a) − without pickling; b) − with pickling).

Table 2. The chemical composition of the samples from table 1.

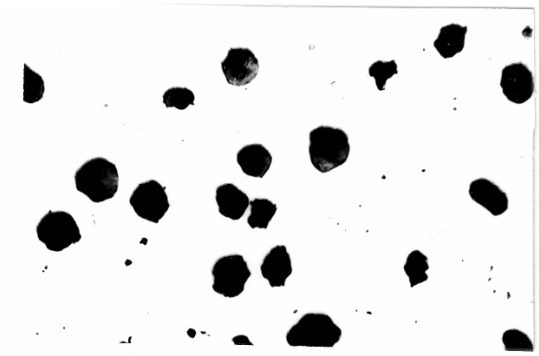
Sample number	Chemical composition, in %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Mg
1/1	3,32	0.88	1.85	0.08	0.01	0.10	0.02	0.02	0.009
2/1	3.30	0.90	2.18	0.08	0.01	0.11	0.02	0.02	0.018
3/1	3.34	0.90	2.15	0.08	0.01	0.11	0.02	0.02	0.020
4/1	3.22	0.90	2.17	0.08	0.01	0.10	0.02	0.02	0.019
5/1	3.31	0.92	2.19	0.08	0.01	*abs	abs	abs	0.017
6/1	3.30	0.94	2.19	0.08	0.01	abs	abs	abs	0.017
1/2	3.31	0.94	2.12	0.08	0.01	0.10	0.02	0.02	0.020
2/2	3.31	0.94	2.12	0.08	0.01	0.10	0.02	0.02	0.017
3/2	3.33	0.95	2.12	0.08	0.01	0.10	0.02	0.02	0.017
4/2	3.32	0.94	2.13	0.08	0.01	0.10	0.02	0.02	0.020
5/2	3.34	0.96	2.12	0.08	0.01	0.10	0.02	0.02	0.020
6/2	3.34	0.96	2.12	0.08	0.01	0.11	0.02	0.02	0.021
1/3	3.31	0.98	2.15	0.07	0.01	0.11	0.02	0.02	0.018
2/3	3.30	0.96	2.19	0.07	0.01	0.11	0.02	0.02	0.019
3/3	3.30	0.97	2.12	0.07	0.01	0.11	0.02	0.02	0.019
4/3	3.32	0.96	2.19	0.07	0.01	0.11	0.02	0.02	0.019
5/3	3.32	0.96	2.19	0.07	0.01	0.11	0.02	0.02	0.020
6/3	3.30	0.96	2.19	0.07	0.01	0.11	0.02	0.02	0.021

* = absence

All those 18 samples drawed had the size of graphite nodules diameter of 40…60 μm, the total surface of the graphite nodules was of 3…5% and the number of graphite nodules on surface unit had value of about 50 nodules/mm^2.

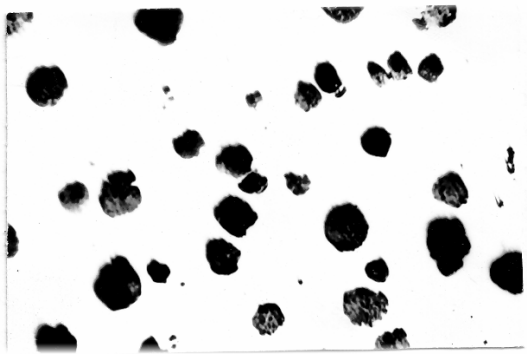
The magnesium assimilating efficiency had value of about 15%.

The analysis of the structures from figure 2, shows the absence of the significant degeneration of the graphite geometry from the nodular geometry, after 19 min from inoculating.

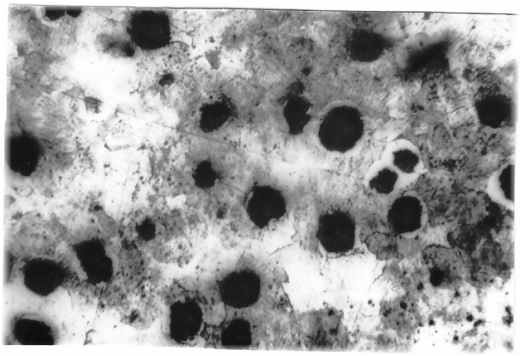


sample 1/1 − a)

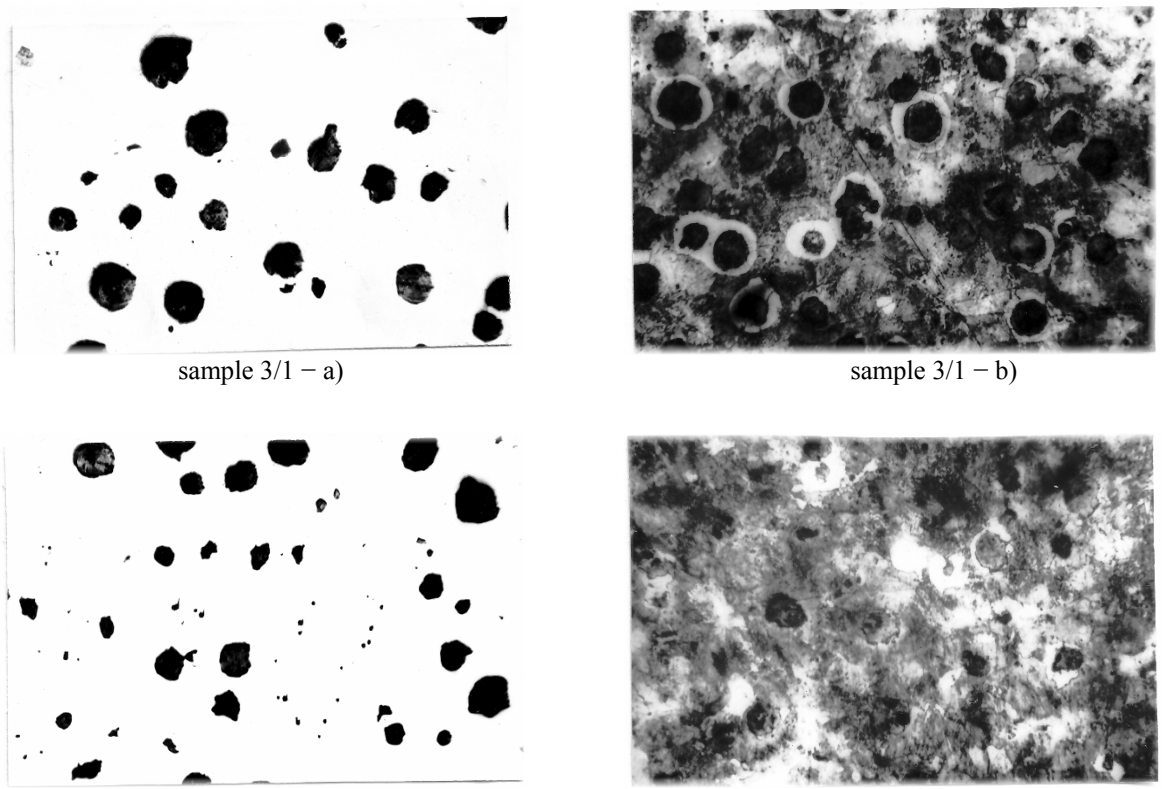
sample 1/1 − b)



sample 2/2 − a)



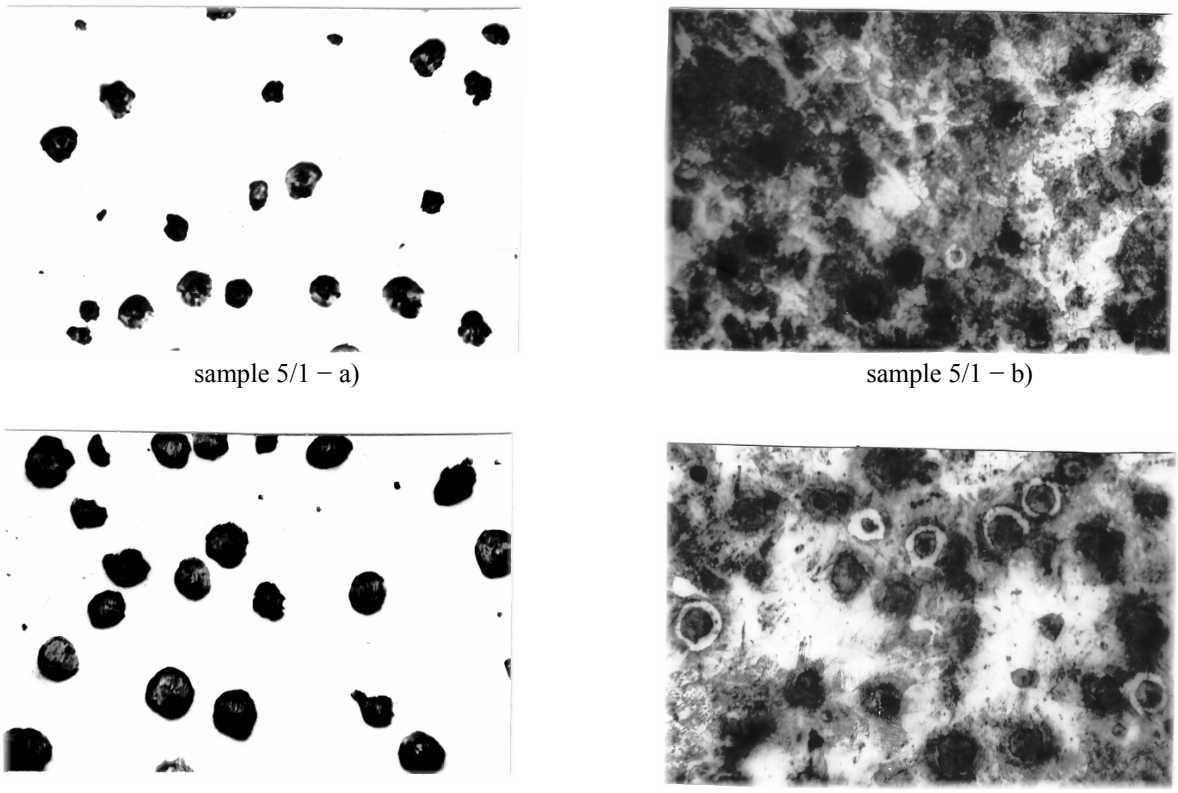
sample 2/2 − b)



sample 3/1 − a) sample 3/1 − b)

sample 4/3 − a) sample 4/3 − b)

Figure 2. Secondary of some samples, without pickling; a) − and with pickling − b) − to be continued



sample 5/1 − a) sample 5/1 − b)

sample 6/2 − a) sample 6/2 − b)

Figure 3. Secondary of some samples, without pickling − a) − and with pickling − b) − continued

3. The final conclusion

If iron is inoculated in the ladle presented in figure 1, in the case of the inoculating of about 500 kg iron, after 19 min from the inoculating, the nodular graphite is not significant degenerated from the nodular geometry.

Received November 14, 2008 *Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Sofroni, L., **Elaborarea şi turnarea aliajelor,** Bucureşti, Editura "Didactică şi Pedagogică şi Pedagogică", 1975;
2. Sofroni, L., Ripoşan, I., Brabie, V. and Chişamera, M., **Turnarea fontei**, Bucureşti, Editura "Didactică şi Pedagogică şi Pedagogică", 1985;
3. Sofroni, L., and Ştefănescu, D.M., **Fonte modificate cu proprietăţi superioare**, Bucureşti, Editura „Tehnică", 1971;
4. Sofroni, L., Ştefănescu, D.M. and Vicenz, C., **Fonta cu grafit nodular**, Bucureşti, Editura „Tehnică", 1978;
5. Sofroni, L., **Cu privire la teoria formării grafitului nodular**, Bucureşti, „Revista de Turnătorie", 2004, Nr. 5, 6/p. 4-14;
6. Cojocaru-Filipiuc, V., **Nodulizarea grafitului în fonte − aspecte teoretice**, Iaşi, Editura „Politehnium", 2007;
7. Cojocaru, V., **Contribuţii privind îmbunătăţirea tehnologiei de obţinere a fontei modificate cu grafit nodular**, Iaşi, Institutul Politehnic, Teză de doctorat, 1988;
8. Vlădescu, M. and Popescu, T., **Metode matematice pentru modelarea proceselor de elaborare a fontei şi oţelului**, Bucureşti, Editura „Tehnică",1975;
9. Taloi, D. **Optimizarea proceselor tehnologice**, Bucureşti, Editura „Academiei R.S.R." 1987;
10. Mihail, R., **Introducere în strategia experimentării, cu aplicaţii din tehnologia chimică**, Bucureşti, Editura „Ştiinţifică şi Enciclopedică", 1976;
11. Coman, Gh. And Grădinaru, N., **Studii şi cercetări privind modelarea şi optimizarea sistemelor tehnologice în construcţia de maşini**, Iaşi, Institutul Politehnic din Iaşi, 1980.

ANALIZA DEGENERARII GRAFITULUI IN CAZUL MODIFICARII FONTEI IN OALA DE TURNARE, IN TIMPUL MENTINERII FONTEI IN STARE LICHIDA DUPA MODIFICARE

Rezumat: Lucrarea prezinta o analiza teoretica originala a fenomenului de demodificare a fontei bazata pe echilibrul termodinamic dintre matricea metalica si nodulele de grafit.
Se cerceteaza gradul de degenerare a nodulizarii grafitului in circumstantele unei durate scurse de la modificare de maximum 19 minute concluzionându-se ca in respectiva perioada nu s-a sesizat o degenerare semnificativa a geometriei grafitului nodular.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IMPACT THOUGNESS OF THE WELDED DEPOSITS ON GRAY CAST IRON - A COMPLEX FUNCTION

BY

DIANA GHEORGHIU*, OVIDIU CALANCIA*, DAN RIDICHE**

Abstract: The following article demonstrates that the impact thoughness of the cast iron welded deposits depends both on the work out mode of the base material, electrode type and electrode coat. The present experimental work confirm the nonferrous consumable quality.

Keywords: impact energy; arc furnace, induction furnace, electrode type.

1. Introduction

Grey cast iron welding process is a difficult technical one, beginning with add material selection. Even with similar chemical composition, properties and the structure of the base material can vary consistently. Grey cast iron structure makes this alloy a fragile one. It fracture is a brittle one. Welding process makes it even brittle. An adequate selection of the electrode and / or electrode coat composition can ensure an impact thougness of the weld similar to that of the base material.

All over the world standards recommend for welding cast iron six add material groups. Those with nonferrous content ensure best welding qualities, including thougness in many applications. The nickel or nickel copper based electrodes high price, the great interest for nickel in prior technical branches as well as some limits of the electrodes in practice keep awake the interest for replacing or at least reducing nickel electrodes consumption. Researches on new electrodes, wire and coat, for cast iron welding are developed in France, China, USA; there are sustained by foundry and welding professional associations, /1/, /2/.

The present paper presents the results of the tests regarding the complex influence of the base material / wire / coat composition on the impact thougness.

2. Materials and welding parameters

The selected cast iron is grey cast iron $Fc\,250$ grade; the chemical composition of the base materials is available in Table 1. In order to compare the inheritance influence on the weld deposit properties, the samples were machined from two different materials. Half were worked out into an arc furnace and half into an inductance one. There are little differences between the chemical composition of the materials as they are coming from induction furnace or arc furnace.

Table 1

Cast iron	Chemical composition, %												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	V	Ti	Sn	Co
Induction furnace	3,4	1,9	0,84	0,11	0,06	0,09	0,04	0,007	0,21	0,01			
Arc furnace	3,34	2,56	0,77		0,07	0,043	0,033	0,007	0,156	0,03	0,009	0,012	0,001

For better comparison the equivalent carbon has been calculated, with the following formulas:

$\mathrm{C.E.} = \mathrm{C_t} + 0{,}3(\mathrm{Si} + \mathrm{P}) - 0{,}03\mathrm{Mn} + 0{,}4\mathrm{S}$	/1/
$C.E. = C + 0{,}3Si + 0{,}33P + 0{,}45S - 0{,}28Mn + Mo + Cr - 0{,}02Ni - 0{,}01Cu$	/2/
$\mathrm{C.E.} = \%\mathrm{C} + 0{,}3(\%\mathrm{Si} + \%\mathrm{P})$	/3/

The calculated carbon equivalent value as well as the tensile strength of the materials is presented in Table 2.

Table 2

Cast iron grade Fc250	Strenght , R_r [N/mm^2]	Carbon echivalent, C.E., calculated with:		
		/1/	/2/	/3/
Fc 250, induction furnace	279	4,0018	3,8852	4,003
Fc 250, arc furnace	284	4,1129	3,96468	4,108

Microstructural analysis, figure 1, reveals a pearlitic matrix, few steadite and graphite flakes.

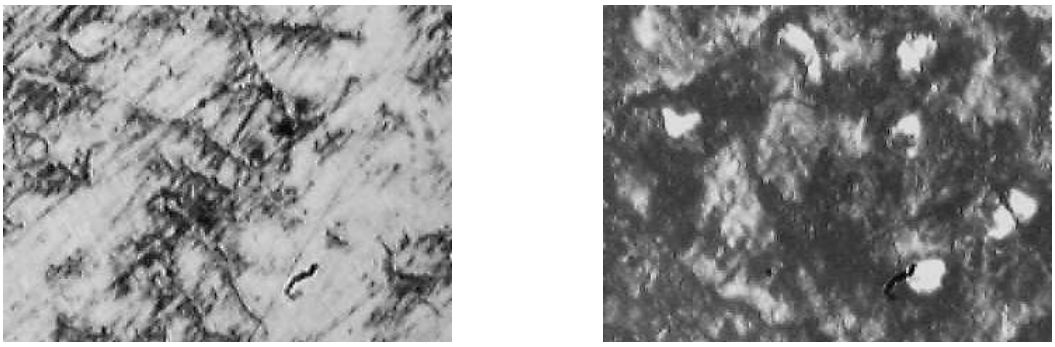


Figure 1. Base material microstructure: a. unetched; b. etched, nital, x 200.

As add material the electrode grades presented in Table 3 were used. The electrode grades ensure the adequate experimental conditions: the metallic core is the same - the chemical composition in Table 4; the ratio wire diameter versus electrode diameter is the same. Also nonferrous electrodes, NiFe and NiCu were used.

Table 3

Commercial name	Standard symbol	Minimum tensile strength daN/mm^2	Core type	Current type
E 44 T	E 43.2.R.2.2	43	acid	c.c., c.a.
E 7016	E 51.3.B.2.3.H	51	bazic	c.c., c.a.

Tabel 4

Wire grade	Chemical composition, %							
	Fe	C	Mn	Si	Ni	Cr	S, max.	P, max.
S 10	98	0,1	0,5	0,03	0,25	0,18	0,03	0,03

Electrode diameter used in the presented experiment is 2,5 mm. The welding parameters were: straight current, direct polarity, welding intensity 100 A.

Three specimens were carried out for every electrode type and base material.

3. Experimental research

From the selected furnaces charge cylindrical samples, no notch were fabricated. Their dimensions were: 17 mm diameter and 60 mm length.

The impact thougness tests were conducted on a Charpy pendulum with increasing impact energy. The selected initial energy range was: 16, 26, 38, and 52 J. The following results include the initial energy for the broken samples.

The following charts, figures 2, 3 and 4 resume the experimental results.

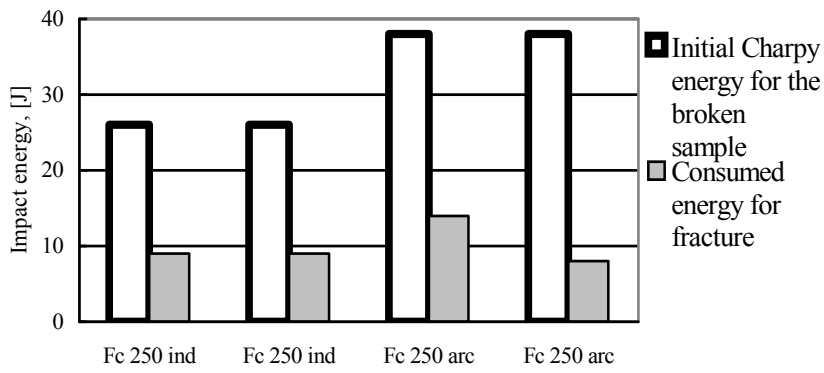


Figure 2. Representation of the impact energy values for some unwelded broken samples.

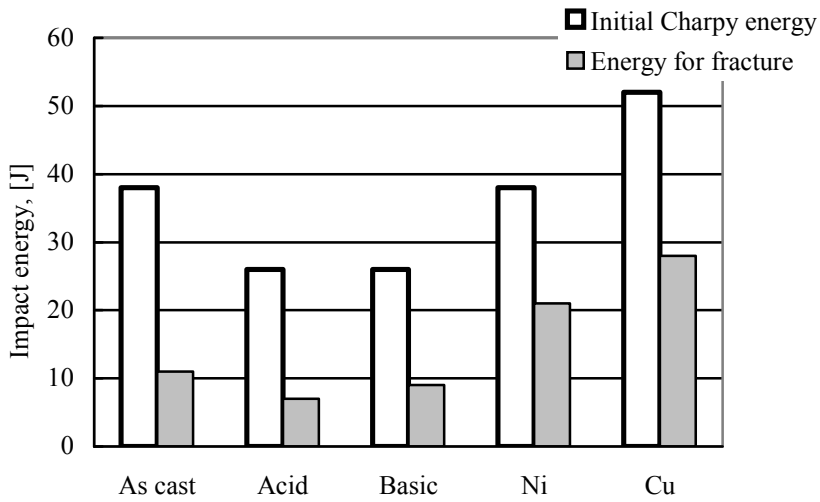


Figure 3. Impact fracture energy values for worked in arc furnace samples, all electrode types.

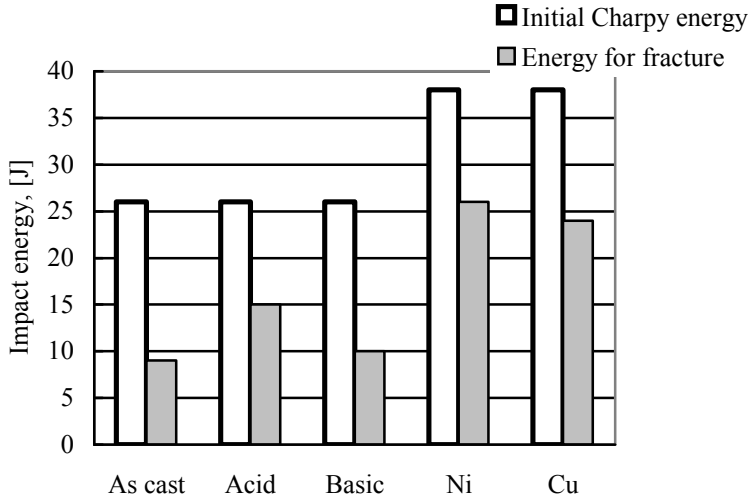


Figure. 4. Impact fracture energy values for worked in induction furnace samples, all electrode types.

In unwelded conditions the gray cast iron coming from induction furnace demonstrates regular properties. The arc furnace gray cast iron properties are less uniform, but sometimes higher, figure 2.

In welded conditions, arc worked out base material demonstrates the same irregularity for the observed characteristic, figure 3. The base material induction furnace charge in weld conditions displays better impact properties.

Best results are observed for welds made with nonferrous electrodes. Impact energy values are higher than that in unwelded conditions. The recorded values for the impact energy were taken when the samples were broken. No record were made for crack development into base material samples, with no fracture.

4. Conclusions

As result of the presented work, at this moment it can be assumed that: the work out conditions influences the impact properties of the cast iron; breaking impact energy is higher for nonferrous electrodes, as a consequence of their high plasticity.

Received November 18, 2008

**Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*
***Secondary School "Unirea" Paşcani*

REFERENCES

1. Capitain, F., **Deux solutions innovatives pour le soudage a l'arc et electrodes enrobees des fontes GS**, Doc. IIS IX – 1855 – 96.
2. Zhou, Z. F., **New advances for cast iron welding in China in the last decade**, IIW Doc. II –1231 –94.

TENACITATEA DEPUNERILOR SUDATE PE FONTA CENUSIE – O FUNCTIE COMPLEXA

Rezumat: Articolul demonstreaza ca tenacitatea depozitelor sudate pe fonte cenusii depinde atat de modul de elaborare al materialului de baza, tipul de sarma de electrod si invelisul de elctrod. Experimentul confirma calitatea electrozilor din aliaj neferos.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DEPENDENCE OF PLASTIC ULTIMATE STRAIN FROM A FRICTION AT END FACES AT AXISYMMETRIC COMPRESSION

BY

VOLODYMYR MYKHALEVYCH, YURIY DOBRANUK, VOLODYMYR KRAEVSKIY and OLEKSIY MYKHALEVYCH

Abstract: The axisymmetric compression of cylindrical blank between plane-parallel slabs is considered. The procedure, concrete mathematical model and the program of computing of the mode of deformation and the plastic ultimate strain on a free lateral surface of cylindrical blank are developed.

Keywords: axisymmetric compression, plastic ultimate strain, tensor model damage

1. Introduction

The axisymmetric compression of cylindrical blank is not only widespread technological operation, but also one of ways of laboratory researches for definition of the major technological properties of materials. As is known 0 at compression of cylindrical blanks of a low-plastic materials on a lateral surface flaws are generated. The compression extent at which there are flaws depends on barrel distortion intensity of a lateral surface. In turn the barrel distortion intensity is defined by magnitude of a friction at end faces of blank 0. Procedure of definition of the mode of deformation of a material on a cylindrical blank's free surface at its plastic axisymmetric compression are developed in 0. In this paper the procedure of definition of the plastic ultimate strain depending on barrel distortion intensity is developed.

2. Major part

On a lateral surface of the cylindrical blank in medial over of a altitude area the mesh is marked. The mesh is marked by a typographical expedient 0 or by means of the diamond imprints executed on Vickers hardness tester 0. By measured results of the distorted dividing mesh at the intermediate stages of the straining the dependence between axial strain ε_z and the hoop strain ε_φ is fixed

$$\varepsilon_z = f(\varepsilon_\varphi) \qquad (1)$$

in the form of it tabular a given function. Strains ε_z and ε_φ are defined as natural logarithms of ratios of current sizes to the initial 0.

In 0 approximation of dependence (1) in the form of the differential equation with separable variables is offered

$$\frac{d\varepsilon_z}{d\varepsilon_\varphi} = -\frac{1}{2} - \frac{3}{2} \cdot \frac{m^2}{\varepsilon_\varphi^2 + m^2} \tag{2}$$

where m>0 – experimentally a definable constant.

Taking into account starting conditions

$$\varepsilon_{z|\varepsilon_\varphi=0} = 0 \tag{3}$$

by the solve of the differential equation (2) we will obtain

$$\varepsilon_z = -\frac{1}{2}\varepsilon_\varphi - \frac{3}{2} \cdot m \cdot arctg\left(\frac{\varepsilon_\varphi}{m}\right) \tag{4}$$

It follows that

$$\lim_{m\to\infty} \frac{d\varepsilon_z}{d\varepsilon_\varphi} = -2, \qquad \lim_{m\to 0} \frac{d\varepsilon_z}{d\varepsilon_\varphi} = -\frac{1}{2}. \tag{5}$$

It means, that at enough great values m, according to (4), with a high accuracy the equality follows

$$\varepsilon_z = -2 \cdot \varepsilon_\varphi \tag{6}$$

what corresponds to the kind of strain - compression, and at enough small values m –

$$\varepsilon_z = -\frac{1}{2}\varepsilon_\varphi \tag{7}$$

what corresponds to the kind of strain – tension. Taking into account an incompressibility condition we will gain $\varepsilon_r = \varepsilon_\varphi, \varepsilon_r = \varepsilon_z$ accordingly at compression and a tension, where ε_r - the radial plastic strain. Thus, changing friction at end faces at axisymmetric compression of the cylindrical blank between plane-parallel slabs, we will gain experimentally different dependences (4). These dependences can be approximated by the relation (4) by selection of value of a constant m. Here it is important, that the constant m is necessary invariable at testing of the particular blank or, that too, friction conditions at end faces are guessed invariable.

On the figure 1 results of experimental and calculation data are presented. Parametre value m for each curve determined by method of least squares. The method of least squares with use of a relation (4) leads to necessity of the solution of a transcendental equation of the complicated structure. Therefore values m determined by means of add-in Microsoft Excel Solver by minimizing of the total of quadrates of residuals.

Transforming relations (4) into the parametric shape, we will obtain 0

$$\begin{cases} \varepsilon_\varphi = m \cdot tg(x) \\ \varepsilon_z = -\frac{m}{2} \cdot (tg(x) + 3 \cdot x) \end{cases} \tag{8}$$

where x – parameter.

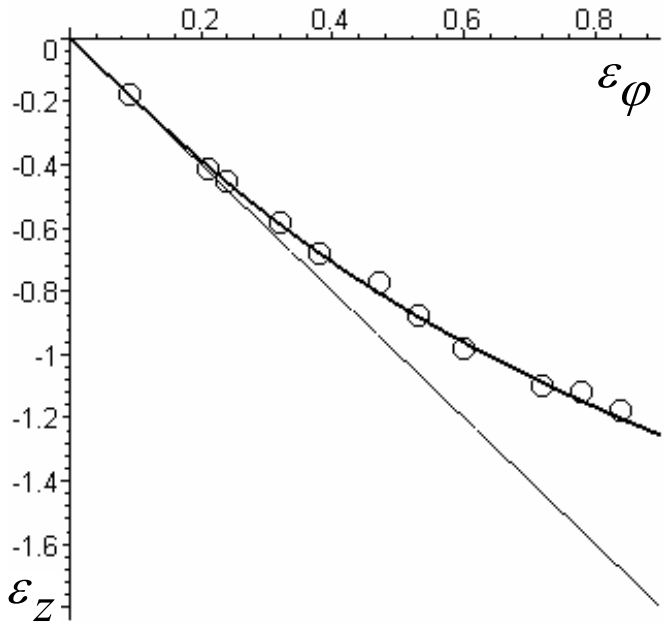


Figure 1. Dependence between axial ε_z and hoop ε_φ strains: ;- $\varepsilon_z = -2 \cdot \varepsilon_\varphi$; ———— - calculation based on (4) at m=0,51; o – experimental data.

The accumulated plastic strain it is determined as

$$\varepsilon_u(t) = \int_0^t \dot{\varepsilon}_u(\tau)d\tau, \tag{9}$$

where t, τ – time; $\dot{\varepsilon}_u$ is the intensity of velocities of strains

$$\dot{\varepsilon}_u = \frac{2\sqrt{3}}{3}\sqrt{\dot{\varepsilon}_z^2 + \dot{\varepsilon}_z\dot{\varepsilon}_\varphi + \dot{\varepsilon}_\varphi^2} \tag{10}$$

Using relations of the flow theory we will obtain principal stresses σ_z, σ_φ (on a free surface $\sigma_r = 0$). The index of a stress state,which equal to the division of the first invariant of a stress tensor on stress intensity. This index is equal 0-0

$$\eta = \frac{1-3\cdot cos^2(x)}{\sqrt{1+3\cdot cos^4(x)}} \tag{11}$$

The curve of the plastic strain, which accumulated up to fracture at stationary deformation we will approximate by function

$$\varepsilon_{*c}(\eta) = \varepsilon_{*c}(\eta = 0) \cdot \left(\frac{(1-\eta)\cdot\varepsilon_{*c}(\eta=-1)}{2\varepsilon_{*c}(\eta=0)} + \frac{(1+\eta)\cdot\varepsilon_{*c}(\eta=0)}{2\varepsilon_{*c}(\eta=1)}\right)^{-\eta} \tag{12}$$

where $\varepsilon_{*c}(\eta = -1), \varepsilon_{*c}(\eta = 0), \varepsilon_{*c}(\eta = 1)$ - plastic ultimate strain under compression, torsion and a tension accordingly.

Definition of ultimate strains at a non-stationary deforming 0 we will fulfil by on two models.

Kolmogorov's scalar model, 0, 0, 0, is based on a linear principle of accumulation of damage

$$\psi(\varepsilon_u) = \int_0^{\varepsilon_u} \frac{d\varepsilon_u}{\varepsilon_{*c}[\eta(\varepsilon_u)]} \tag{13}$$

where ψ - macroparticles's damage, which varies from 0 in an initial state up to 1 at reaching of the limiting state; $\varepsilon_{*c} = \varepsilon_{*c}(\eta)$ - curve of the plastic strain, which accumulated up to fracture at stationary deformation. Value $\varepsilon_u = \varepsilon_*$ at which equality $\psi = 1$ is attained is the limiting value of the accumulated plastic deformation before macrodamage occurrence.

The tensor-linear model which is based on a linear principle of accumulation of damage 0

$$\psi_{ij}(\varepsilon_u) = \int_0^{\varepsilon_u} \frac{\beta_{ij}(\varepsilon_u)}{\varepsilon_{*c}[\eta(\varepsilon_u)]} \cdot d\varepsilon_u \tag{14}$$

where β_{ij} - the direction tensor of the strains increments, defined by equality

$$\beta_{ij} = \frac{d\varepsilon_{ij}}{\sqrt{d\varepsilon_{ij} d\varepsilon_{ij}}} \tag{15}$$

$d\varepsilon_{ij}$ - increments of plastic deformations. Limiting value of the accumulated plastic deformation before macrodamage occurrence $\varepsilon_u = \varepsilon_*$ it is determined from of a condition of reaching by the second invariant of a deviator of damage of the limiting value:

$$\psi_{ij}(\varepsilon_*)\psi_{ij}(\varepsilon_*) = 1 \tag{16}$$

On the figure 1 results of calculations of dependence of an ultimate strain from parametre *m*, which characterize distortion intensity are presented.

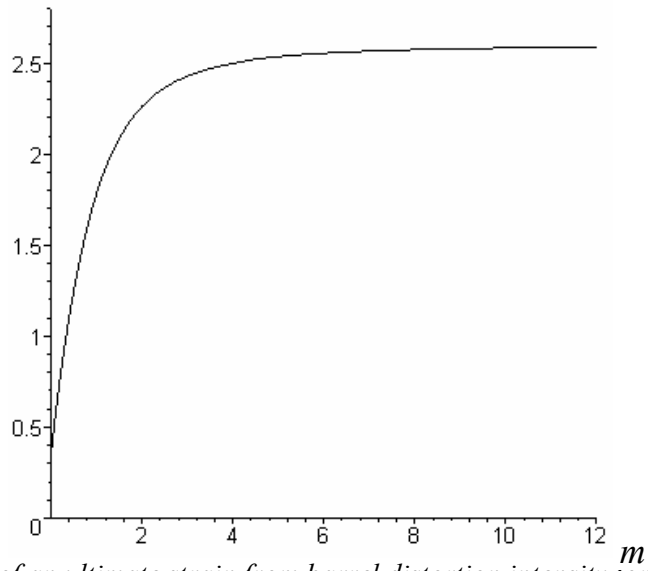


Figure 2. Dependence of an ultimate strain from barrel distortion intensity for steel 10: calculation based on (13) and (14), (16).

From the data presented on figure 2, follows, that calculations based on Kolmogorov's model (13) and on tenzorno-linear model (14), (16), on a drawing are indistinguishable.

3. Conclusions

At barrel distortion intensity magnification the ultimate strain is diminished. The peak discrepancy with value on curves of ultimate strains at the stationary and nonstationary deformation is observed at $m \approx 0{,}5$. The mathematical apparatus presented in given paper allows to describe and investigate legitimacies of a modification of ultimate strains on a cylindrical blank's free surface at its plastic axisymmetric compression between plane-parallel slabs. The given apparatus is applied both to development of the theory of deformability, and for its practical use at projection of technological process of plastic working.

Received November 24, 2008 *Vinnytsia National Technical University, Ukraine*

REFERENCES

1. Smirnov-Alyaev, G. A., **Resistance of Materials to Plastic Deformation** [in Russian], Leningrad: Machine building, 1978. - 368 p.
2. Ogorodnikov, V.A., **Deformability and fracture of metals at a plastic forming** [in Russian], Kiev: UMK VO, 1989. - 152 p.
3. Lebedev, A. A., Mikhalevich, V. M., **On the Choice of Stress Invariants in Solving Problems of Mechanics//Strength of Materials** N 35 (3), Plenum Publishing Corporation (USA), May - June, 2003, 217-224.
4. Mykhalevych, V.M., **Tensor models of damage accumulation** [in Ukranian], Vinnitsa "UNIVERSUM - Vinnica", ISBN 966-7199-20-7, 1998. - 195 p.
5. Kolmogorov, V. L., **Stresses, Strains, Fracture** [in Russian], Metallurgiya, Moscow, 229 p.

DEPENDENTA TENSIUNII DE DEFORMARE PLASTICĂ

Rezumat: Se studiază compresia asimetrică a unei epruvete cilindrice între plăci plan-paralele. Sunt prezentate procedeul, modelul matematic şi programul de calcul al modului de deformare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

WHEN SYSTEM RELIABILITY TECHNIQUES ARE USED TO AUDIT MANUFACTURING SUPPLIERS IN OCCUPATIONAL HEALTH AND SAFETY

BY

S. NADEAU, B. JULIEN ET J. ARTEAU

Abstract: Checklists are often used to evaluate manufacturing suppliers. New production methods require frequent review of these lists in optimizing and automating the auditing process. This paper sets out and illustrates the innovative use of a technique with which to evaluate inter-functional performance with respect to occupational health and safety among manufacturing companies: a necessary audit to take a supplying decision.

Keywords: integrated prevention, occupational health and safety risks, operational risks, supplying, audit.

1. Introduction

How might a team of two (2) auditors in half a day evaluate and offer a plan to improve the performance of a company?

A number of methods might be used to evaluate the performance of suppliers, the main ones being:

- Accounting systems such as the financial ratios pyramid developed by Dupont (1);
- The performance measurement matrix advanced by Keegan et al. (2);
- Score Card (3);
- Balanced Score Card (4);
- Performance prism (5).

Identifying measures needed for improved competitiveness and performance remains difficult in the absence of an established and ongoing process by which to implement such improvement and a comparison with firms in the same field (6).

Benchmarking serves to attain the twin goals of evaluation and improvement (7,8,9) and has been recommended by the Government of Quebec (10). It results in the identification of best practices, techniques, methods, procedures or processes that have contributed toward improvement in the performance of an organization (11). Benchmarking processes currently in use to rate suppliers typically rely on a checklist; a questionnaire listing hundreds if not thousands of questions. The content of these lists needs to be revised more thoroughly and quickly owing to new production contexts, the need to optimize and automate the audit process, a process constrained by time, the extent to which information, monetary and human resources are available. The assessment process serves as much as in the selection of suppliers as it does in the continuous improvement in activities of the latter, recommendations of performance auditors leading to decisions having very real consequences for firms (12).

Accordingly, it is essential to limit occurrences of bias (level errors, errors of omission, errors in certain variables or parameters related to methods of evaluation).

The goal of this study has been to set out an explicit and innovative model in support of the diagnostic work carried out by performance auditors in manufacturing firms. This goal was attained through the use of an operating safety technique (fault-tree analysis) to assess performance of a manufacturer relative to risks (potential performance weaknesses or performance failures (13)).

2. Methodology

We took a descriptive approach to the problem of evaluating suppliers. Consequently, we reviewed assessment criteria used in the industry accompanied by a review of the literature aimed at identifying best practices. We have identified variables in the assessment criteria in order to obtain the information needed to raise or quantify them. We have used fault-tree analysis to model the causal links among these criteria.

3. Results

We first carried out a review of the literature to identify best manufacturing practices by field of endeavour. We adopted a holistic approach to devise a business system for eleven (11) functions: administration, production, engineering, purchasing, marketing, maintenance, accounting and finance, occupational health and safety, quality, environment and human resources. Each best practice has been translated into criteria for assessment. We have subjected each criterion to the following questions:

- What criteria need to be added to those identified for the evaluation of suppliers?
- What are the main variables to be addressed? What data are required to raise or quantify these variables?
- What criteria need to be detailed or studied in depth?
- What constraints must be respected?

These criteria were then structured and arranged in a hierarchy while respecting basic tenets of management (14), using the modeling and nomenclature set out in figures 1.1 and 1.2.

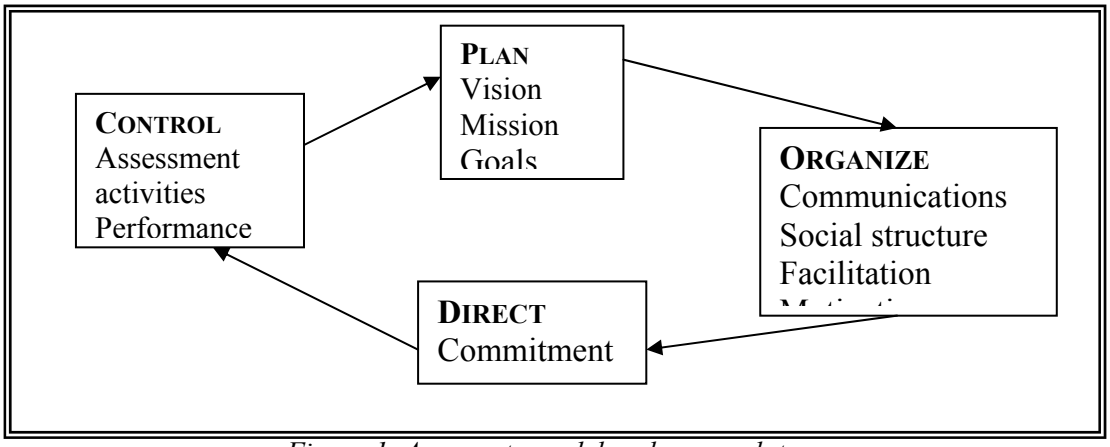


Figure 1. Aggregate model and nomenclature

Without planning, activities necessary to the organization of a business lack goals. An organization without goals cannot be directed and, without direction, lacks the level of control possible.

Figure 1.2 sets out an example of nomenclature. To carry out the planning of activities, it is necessary, among other things, to determine whether the firm has formulated a vision or mission. To formulate a mission adequately, among other considerations it needs to be documented and communicated. This nomenclature makes it possible simultaneously to specify the dependent links among various levels of the audit model and to limit information sought by the auditor to subjects that are pertinent to the performance appraisal.

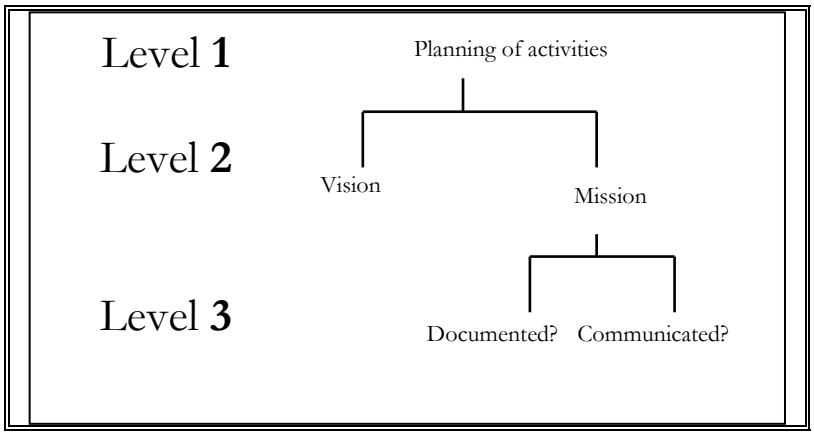


Figure 2. Nomenclature example.

Fault-tree analysis was used to establish close ties among the criteria set out in Levels 1 and 2. Fault-tree analysis is an operating safety technique conceived in 1961 by H.A. Watson at Bell laboratories under a contract with the U.S. Air Force (13). Developed to assess and improve the reliability of the system used to launch the "Minuteman" missile, it proved instrumental in eliminating many failures in this project. Following the Safety System Symposium in 1965 (15), this technique was applied as a tool to gauge the safety and reliability of complex dynamic systems, notably in the nuclear and aerospace industries. Its use today extends to the modeling of processes for which it is necessary to identify critical scenarios leading to an undesirable event.

Fault-tree analysis makes it possible, through a detailed deductive approach, to highlight performance links existing in ideal manufacturing firms. The performance of one activity can be dependent on the performance of another activity in the same area (intra-operational) or in another area (inter-operational).

For example, the following model has been used to study intra-operational causes in the occupational health and safety function. This model sets out systematic and systemic analysis, control and management of risks consistent with recommendations put forward by institutions and specialists recognized in the field (16÷19).

Occupational health and safety planning starts with the formulation of a policy concerning workplace health and safety. Such a policy leads to delineation of a vision and commitment on the part of the organization, resolved to comply with legal requirements, embrace preventive goals, dedicating the resources and means required to act in a preventative mode and clarifying how information will be communicated concerning risks existing in the workplace.

To reach its preventive goals, the firm must first identify occupational health and safety problems found in the workplace. To do this, the firm first carries out a survey and analysis of accidents (and sometimes incidents), inspects premises, analyzes risks and their effects.

Once risks have been identified, the firm may choose to act at the source or on the conductive path of an occupational health and safety problem. Typically, the means used to control risks are as follows: eliminating risk by altering the design, limiting dangerous parameters, introducing isolating devices, tagouts, energy dissipating devices, lockout features, supply of personal protective equipment, cribs, etc.

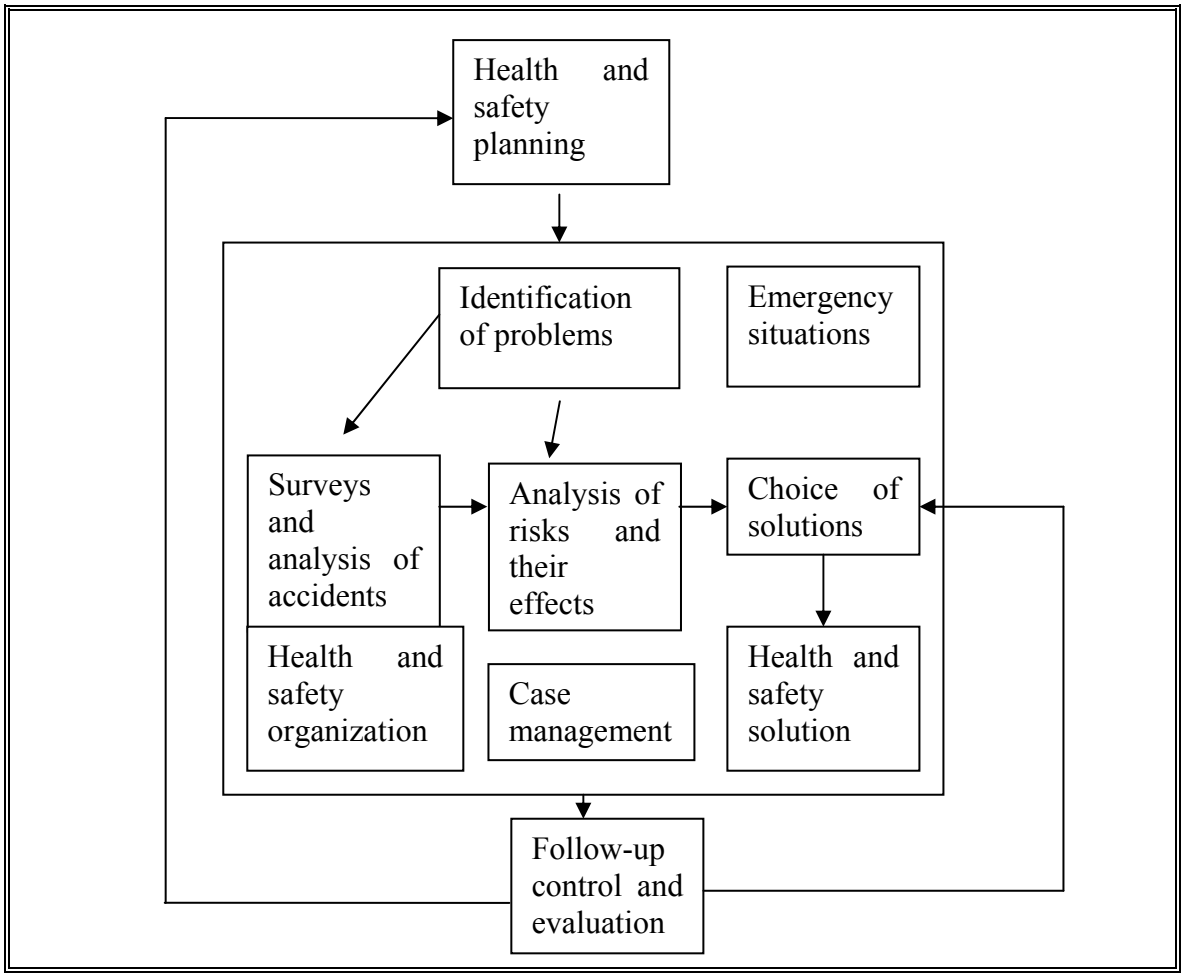


Figure 3: Model of the intra-operational links for occupational health and safety.

Study of inter-operational causes using fault-tree analysis leads us to conclude that performance of preventative activities in occupational health and safety (OHS) is affected, among other things, by (see figure 4):

- Performance of activities relating to supply, design and maintenance. Twenty (20) workers a year in Quebec die as the result of failures related to occupational health and safety. Eight per cent (8 %) of accidents covered by insurance in Quebec, numbering thirteen thousand (13 000) annually (20) involve dangerous machinery of all types. Accelerated technological developments bring with them new risks that need to be identified, measured, analyzed and controlled. Consequently, it becomes essential to address safety

issues from the moment decisions are made concerning outside purchases, internal design or preventive and scheduled corrective maintenance;

❖ Performance in the areas of human resources and the supervision of production (or management of operations); these functions are, among other things, responsible for the organization of work, recruitment and training of staff, and response to known variables (such as those identified in the abundant literature dealing with ergonomic intervention), all having a considerable impact on OHS.

ADM1: INTEGRATED PLANNING OF ACTIVITIES
ADM3: OPERATIONS MANAGEMENT
ING3: ENGINEERING ACTIVITIES
MTN3 : MAINTENANCE, HEALTH AND SAFETY
PRD3: PRODUCTION ACTIVITIES
PRD12: WORKING INSTRUCTIONS
RHM4: HUMAN RESOURCES TRAINING PROGRAM
SAS: HEALTH AND SAFETY
SAS1: HEALTH AND SAFETY PLANNING
SAS2: HEALTH AND SAFETY ORGANIZATION
SAS3: IDENTIFICATION OF PROBLEMS
SAS4 : SURVEY AND ANALYSIS OF ACCIDENTS
SAS5 : RISK ANALYSIS
SAS6 : MANAGEMENT OF DANGEROUS GOODS
SAS7 : CHOICE OF SOLUTIONS
SAS8: HEALTH AND SAFETY SOLUTIONS
SAS9: ACCIDENT CASE MANAGEMENT
SAS10: EMERGENCY MANAGEMENT
SAS11: HEALTH AND SAFETY ASSESSMENT

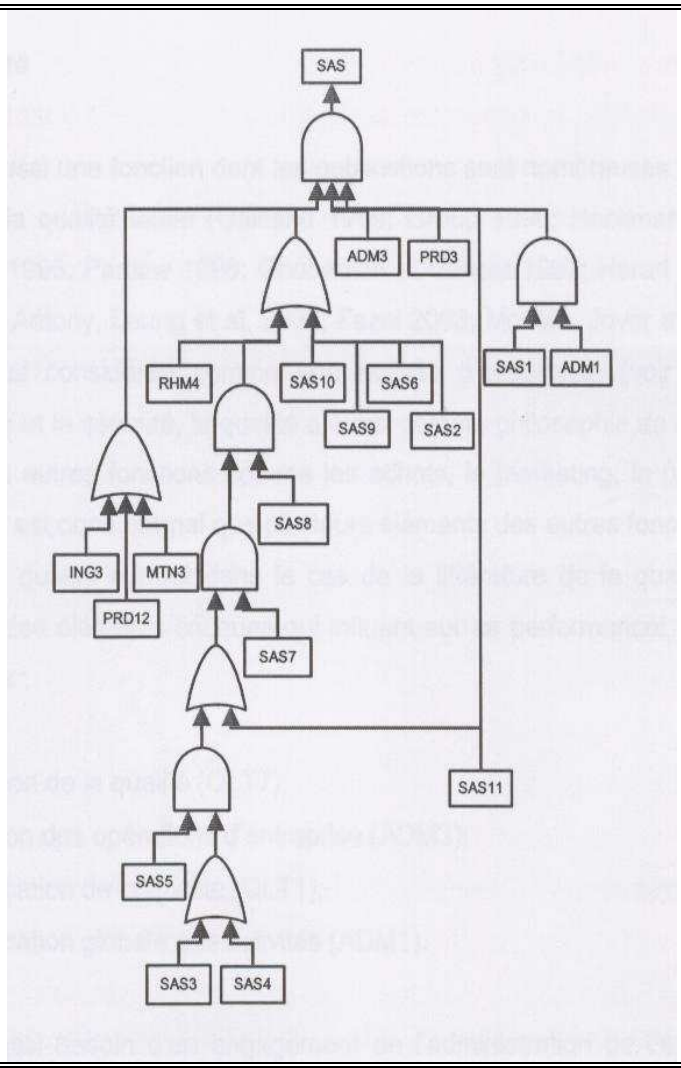


Figure 4. Example of inter-operational fault-tree causes in evaluating performance in occupational health and safety.

Fault-tree analysis using bolean mathematics lets us calculate the level of risk or reliability of the system that it models. So the formulation of the questionnaire, based on the criteria set out for performance assessment, has been reviewed in its entirety, resulting in an audit questionnaire that classes responses as “affirmative” or “negative”, followed by comment from the auditor. Responses chosen are assigned a value of 1 (affirmative) or 0 (negative). Accordingly, fault-tree causes in figure 1.4 can be reduced to a mathematical equation expressed as follows:

(SAS3+SAS4)*SAS5)+SAS11)*SAS7)*SAS8)+RHM4+SAS10+SAS9+SAS6+SAS)
*ADM3*PRD3*SAS11*(SAS1*ADM1)*(ING3+PRD12+MTN3)

By analyzing the causes, we can target those activities that are critical for the company, facilitating the identification of corrective actions that will prove both efficient and effective, in a supply process perspective.

Lastly, the model has been validated by a partner specializing in the assessment of performance and competitive benchmarking, SOUS-TRAITANCE INDUSTRIELLE QUÉBEC (STIQ). This tool is currently used by this non-profit private firm which is a leader in the field of research, evaluation and improvement of suppliers/subcontractors. A prototype for computer-based support, using WEB technology and tested in BETA mode, has been proposed, which meets requirements under the company's ISO-registered quality assurance program and developed in collaboration with a team of software engineers from l'École de technologie supérieure (ÉTS). The audit questionnaire is confidential and marketed under the brand name DiagnoSTIQ®.

4. Discussion

Performance assessment based on highlighting and adopting best practices identified and known in the industry concerned ought to be viewed as a reliable tool. However, it is limited by the exchange of know-how and knowledge of this subject. Scientific intelligence is essential in keeping the audit tool up to date.

Modeling through the integration of a number of functions meets the needs and broad issues addressed in business systems that are growing more and more complex and dynamic (21,22). A number of paths have been explored recently with respect to the integration of OHS, for example:

- In the management of quality and the environment (23);
- In corporate management systems (24), using total quality (25) or remuneration models (26);
- In the design of manufacturing systems (27,28,29)
- In organizational factors and in control of major risks (30).
- In the planning of manufacturing systems (31,32,33).

The originality of the model proposed here resides in the integration of a number of functions by making use of an operating safety technique already proven in the nuclear and aerospace industries.

Fault-tree analysis always poses the challenge of identifying all modes of failure, although it works extremely well in analyzing systems (34). In fact, fault-tree has the advantage of being deductive, graphic, logical and adaptable as much for qualitative as for quantitative analysis. However, modeling thus obtained is limited by the degree to which the analyst knows the system, its dynamic and its evolution. The calculation of performance for each function based on bolean logic excludes performance partially realized.

5. Conclusion

Evaluating sources of supply, at both the technical and technological levels, is inescapable and accelerating in a global economy. Growing integration of technological and economic systems complicates choice among a number of suppliers.

It is necessary to take into consideration close interactions between the internal and external environments of companies as well as the impact of increasingly interactive human environments. The assessment of suppliers serves not only to establish (or reinforce) business relationships that are most rational, but also promotes improved competitiveness because firms are better able to identify industrial practices that are both efficient and effective, acknowledged by experts in quality or supply.

We have given SOUS-TRAITANCE INDUSTRIELLE QUÉBEC (STIQ) a performance assessment tool for manufacturing companies based on fault-tree analysis, a well-known approach to operation safety. This is a more complete and integrated approach and innovative tool to perform audits and implement improvements more quickly.

6. Acknowledgements

This research project has been made possible thanks to the financial support of SOUS-TRAITANCE INDUSTRIELLE QUÉBEC (STIQ), Mouvement Desjardins, l'École de technologie supérieure (ÉTS) and the Natural Sciences and Engineering Research Council (NSERC).

Received November 19, 2008

École de technologie supérieure, Montréal, Canada

REFERENCES

1. Chandler A.D., **The visible hand – managerial revolution in American business**, Harvard University Press, (1977) Boston.
2. Keegan D.P., Eiler R.G., **Are your performance measures obsolete? Management Accounting**, (1989) 45(1), 91-97.
3. Lebas M., **Management Accounting Practice in France**, Oxford University Press, (1996) Oxford.
4.. Kaplan R.S and Norton D.P., **The balanced scorecard: translating strategy into action**, Harvard Business School Press, (1996) Boston.
5. Neely A., Adams C. *et al.*, **The performance prism in practice measuring excellence**, The Journal of Business Performance Management, (2001) 5(2), 6-12.
6. Wisner J.D.,. Leong G.K *et al.*, **Principles of supply chain management**: a balanced approach, Mason, Ohio: South-Western (2005).
7. Forker L.B. et Mendez D., **An Analytical Method for Benchmarking Best Peer Suppliers**, International Journal of Operations and Production Management, 21(1/2), (2001) 195-209.
8. Kyro P., **Revising the concept and forms of benchmarking**, Benchmarking: an International Journal, 10(3), (2003) 210-225.
9. Maire J.L., Bronet V. *et al.*, **A typology of «best practices» for a benchmarking process**, Benchmarking: an International Journal, 12(1) (2005), 45-60.
10. Gouvernement du Québec, **Stratégie québécoise pour améliorer la compétitivité des enterprises** (2001).
11. Zahorsky D., **Small business best practice benchmarking – how to effectively borrow ideas, strategies and tactics**, (2003) http://sbinformation.about.com/library/weekly/aa011903a.htm.
12. Vondetembse M.A. and Tracey M., **The impact of supplier selection criteria and supplier involvement on manufacturing performance**, Journal of Supply Chain Management, 35(3) (1999), 33-39.
13. Haimes Y.Y., **Risk modeling, assessment and management**, John Wiley & Sons Inc, Hoboken, New-Jersey, (2004).
14. Wilson P.F.,. Dell L.D *et al.*, **Root cause analysis: a tool for total quality management**, Milwaukee: ASQC Quality Press (1993).

15. Villemeur A., **Sûreté de fonctionnement des systèmes industriels**, Éditions Eyrolles, Paris. (1988).
16. Department of Defence, **Standard practice for system safety**. MIL-STD-882D (1993), 27 pages.
17. CRAMIF, **Sécurité des équipements de travail**, Guide pour l'analyse des risques et le choix des mesures de prévention, Service de prévention des risques professionnels, DTE 127, France (2002).
18. Pâques J.J. and Bourbonnière R., **Formation sur l'appréciation du risque sur les machines dangereuses et les moyens de protection**, IRSST, Canada, (2002).
19. Ricard S., **Cadre de référence en gestion des risques pour la santé dans le réseau québécois de la santé publique**, INSPQ-2003-014, Institut national de santé publique du Québec, Canada, (2003)
20. Commission de la santé et de la sécurité du travail (CSST), Rapport annuel d'activité 2004, Québec.
21. Gomes C.F., Yasin M.M. *et al.*, **An examination of manufacturing organizations' performance evaluation: analysis, implications and a framework for future research**, International Journal of Operations & Production Management, 24(5) (2004), 488-513.
22. Le Coze J.C., **Are organisations too complex to be integrated in technical risk assessment and current safety auditing?** Safety Science, 43 (2005), 613-638.
23. Labodovà A., **Implementing integrated management systems using a risk analysis based approach**, Journal of Cleaner Production, 12 (2004), 571-580.
24. Walker D., **Measuring Corporate Health and Safety Performance – the Value of a Universal Indicator**, Inst.Chem.Eng.Symp no 151 (2006), 631-640.
25. Zinc K.J., **From Industrial Safety to Corporate Health Management**, Ergonomics, 48(5) (2005), 534-546.
26. Toupin D., Lebel L., Dubeau D., Imbeau D.and Bouthillier L., **Measuring the productivity and physical workload of brushcutters within the context of a production-based pay system**. Forest Policy and Economics, 9 (2007), 1046-1055.
27. Drais, **La capacité prescriptive des systèmes de management de la sécurité : une comparaison dans le BTP**, SELF congress (2005), 335-346.
28. Winkel J.and Neumann P., **Ergonomics and effective production systems – moving from reactive to proactive development**, National Institute for Working Life, Info 2005:07, Sweden.
29. Claudon L., Daille-Lefèvre B. and Marsot J., **La révolution du numérique: un atout pour concevoir des postes de travail plus sûrs.** Hygiène et sécurité du travail, 210 (2008), 5-13.
30. Bellamy L., Geyer T.A.W. and Wilkinson J., **Development of a Functional Model which Integrates Human Factors**, Safety Management Systems and Wider Organisational Issues. Safety Science. (2006)
31Saurin. T.A., Formoso C.T. and Guimaraes L.B.M, **Safety and production: an integrated planning and control model**, Construction Management and Economics, 22 (2004), 159-169.
32. Hare B., Cameron I., and Roy Duff A., **Exploring the Integration of Health and Safety with Pre-contruction Planning, Engineering, construction and architectural management**, 13(5) (2006), 438-450.
33. Charlot E.,. Kenné J.P and Nadeau S., **Optimal production and lockout/tagout control policies in manufacturing systems**, International Journal of Production Economics, 107 (2006), 435-450.
34. Roland H.E. and Moriarty B., **System Safety Engineering and Management**. John Wiley & Sons, (1990), 367 pages.

UTILIZAREA TEHNICILOR SECURITATE PENTRU EVALUAREA FIRMELOR PRODUCATOARE DIN DOMENIUL SĂNĂTĂȚII ŞI SECURITĂȚII ÎN MUNCĂ

Rezumat: Evaluarea furnizorilor (firme producatoare) se bazeaza deseori pe o lista de control. Dinamica noilor metode de productie impun o revizuire frecventa a continutului acestor liste, o optimizare si o automatizare a procesului de audit. Prezentul articol propune si ilustreaza o utilizare originala a unei tehnici de siguranta in functionarea echipamentelor (fiabilitate) pentru evaluarea inter-functionala a performantei firmelor producatoare in domeniul sanatatii si securitatii in munca ; un audit necesar luarii unei decizii de aprovizionare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH CONCERNING COOLING ENVIRONMENT TEMPERATURE INFLUENCE OF HARDENING ON THERMAL TRANSFER BETWEEN ENVIRONMENT AND SAMPLE

BY

CARMEN NEJNERU, ADRIAN GRECU, RAMONA HANU CIMPOESU and ION HOPULELE

Abstract: Cooling environment temperature has an important influence on cooling intensity of hardening environment. In this paper was made a comparing study between cooling environments for water quenching at 20, 40, 60 and 80 cesium degree determining cooling curves of a standard silver sample.
Based on this curves was calculated the cooling rates as well as thermal transfer coefficient sample-environment for different cooling periods. In every cases was calculate the cooling intensity also.

Keywords: thermal transfer coefficient, cooling environments, cooling curves, cooling intensity

1. Introduction

Cooling, as final operation of thermal treatment, have a special importance because she got the role of determining structure and implicitly the properties of thermal treat samples.

For a right chose of a cooling environment is analyzed the kinetic cooling curve of alloy (T.R.C. diagram) and compare with cooling curves of environments.

The correctly proceeding of cooling process at hardening has an important place for operation success with a view to obtain certain structures in samples section (hardening structures type martensitic) without produce hardening defects like: cracks, deformations or to big remanent tensions.

The oil have a very appreciate curve at cooling because of fast passes through minimal stability domain of subcooled austenite (A) and have a reduce rate of cooling in martensitic transformation domain (B) when tensions owed structures transformations are very big ($v_{specific\ \underline{M}} > v_{specific\ \underline{A}}$) and thermal tensions made by cooling rate are smaller.

But the oil have disadvantage that present a high ignition danger, is a no-ecological environment (because of gas emanations which appear during hardening), for this was search replacement of mineral oil for thermal treatment there were is possible with cooling alternatives with reduce or none start ignition danger which can be the synthetic environments.

By these considerations in big hardening bathes from industry at this time is used carboximetil cellulose 4%. During function the hardening bath properties are modified by her self that's way is necessary the presence of some additives which can confer constancy in properties and o good cooling capacity function of steel type and every sample type.

Another very important factor is representing by environment agitation degree which modify substantially the cooling curve, implicit instantaneous cooling rates and thermal transfer coefficient on different periods.

2. Experimental results

For cooling capacity determination of an environment is use a cylindrical sample made of silver, with dimensions presented lower, which have in center installed a thermocouple type chromel-alumel which permit temperature measurement using an y-t writer. The sample is heated at needed temperature (temperature of 800ºC) and cooled in environment choose for analyze.

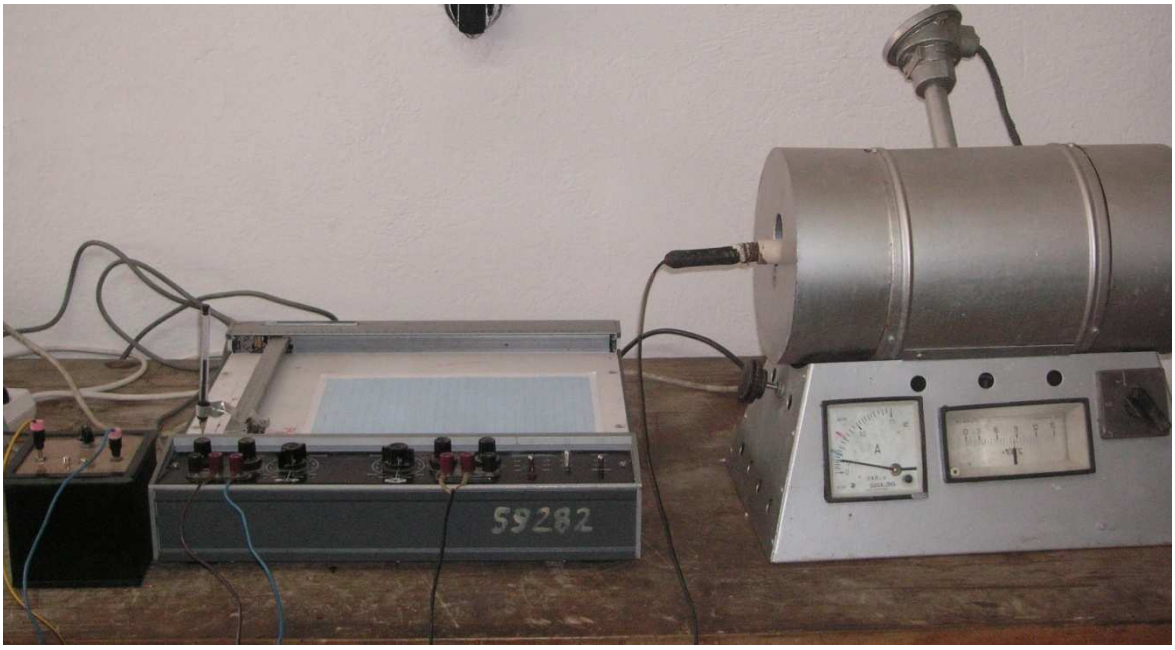


Figure 1. Equipment image for cooling characteristics determination

Figure 2. a - writer y-t, b - time base

Silver sample have the next characteristics and dimensions: Ø = 12,5 [mm] , h= 25 [mm], S = 1408 [mm^2], m= 39.9 [g], ρ_{silver} = 10.5 g/cm^3, λAg = 418.5 W/m·

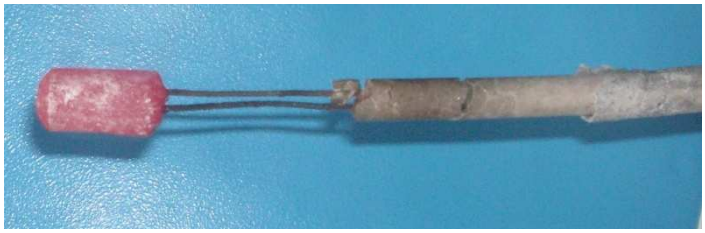


Figure 3. Silver sample

Equipment, in globally is presented in figure 1 and contain next primary elements:

- Silver sample
- cooling precinct
- furnace
- electric power supply
- Chromel-Alumel thermocouple
- millivoltmeter for indication
- recorder OH 816/H

The sample was heat in furnace until 800 ºC and after that was put in cooling environment researched, cooling curve being registered on y-t recorder.

For every cooling environment was calculated next parameters:

- cooling rate on intervals [^{o}C/s]
- thermal transfer coefficient on intervals.

$$\alpha_i = \frac{3600 \cdot m \cdot c}{\Delta t_i \cdot S} \ln \frac{T_i - T_o}{T_f - T_o} \text{ [W/m2k]}$$

where:

m = 0.0399 [kg] sample mass;
c = 0.056 [kcal/kg·grd] specific heat of silver;
S = 0.001408 [m^2] sample surface;
Δt [s] - time interval;
T_i T_f [^{o}C] - final and initial temperature on interval
T_o - environment temperature.

Results obtained was put in a table and based on them was made:

- cooling curves T = f (t)
- cooling rate variation versus temperature v_r = f(T).
- thermal transfer coefficient function of temperature α_i= f(T).

3. Conclusion

After study the cooling curves, made experimentally, is observe that heated water at 80 ºC chill with a smaller rate then water at 20 ºC; the temperature range between 800 and 150 ºC was roved in a time 4.2 bigger (1,5 seconds for water at 20 ºC and 5,8 seconds for water at 80ºC).

Cooling rate can be modifying trough water heating function of cooling necessity at hardening for diverse metallic materials.

Received November 23, 2008 **Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Nejneru Carmen, Galusca D.G., Grecu A, Carabet Roxana, **Researches looking the modification cooling capacity of hardening compounds in magnetic field**, Universitatea Tehnica Galati, octombrie 2007
2. Nejneru Carmen, Grecu A, Carabet Roxana, Hopulele I., **Researches concerning the reconditioning of hardening bathes in synthetic medium based on carbodimethyl cellulose**, Universitatea Tehnica Galati, octombrie 2007

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA TEMPERATURII MEDIULUI DE RĂCIRE LA CĂLIRE ASUPRA TRANSFERULUI TERMIC DINTRE MEDIU ŞI PROBĂ

Rezumat: Temperatura mediului de răcire are o mare importanță asupra capacității de răcire a mediului de călire. În lucrare se face un studiu comparative între diferite medii de răcire şi se trasează, de asemenea, curbe;le de răcire. Pe baza acestora s-au calculat vitezele de răcire şi coeficientul de transfer termic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE MORPHOLOGY OF A MONOPLUS DROP WITH TITANIUM CARBIDE ELECTRODE DEPOSITED BY VIBRATING ELECTRODE METHOD

BY

CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ANDREI VICTOR SANDU, ROXANA GABRIELA CARABET, TUDOR RAILEANU, ANCA ELENA LARGEANU

Abstract: Monoplus coatings have been made with TiC electrode on ferrite-pearlite cast-iron by vibrating electrode method in order to analyze the dynamic of the coating. The coating is made of a multitude of monoplus drops and its qualities depend among others on the quality of a drop deposition, shape of a drop, the structure and the dynamic of the drop. The analysis realized on an electronic scanning microscope (SEM) and in the same time it realized an analysis of the micro-alloying elements distribution on the surface as well as the shape achieved from work impulse.

Keywords: electrospark alloying, scanning electron microscopy, coating surface.

1. Introduction

The superficial heat treatments with material supply are domains which interest a lot. Some of these domains are: the surfaces processing with laser beam light, diffusion treatments in plasma, coatings through heat spraying, thin layers deposits through CVD and PVD proceedings.

The vibrating electrode method belongs to the same class with the electric arc coatings. The principle of hardening through electric sparks of the metallic pieces consists in the fact that in case of sparking unloading under the pulsatory current take place the polar transport of the electrode material, which represents the anode, on the surface of the piece, which is the cathode. This material alloys the layer of the piece and by chemically combining with the atomic dissociated azotes from the air, the carbon and the material of the piece it forms a diffusion layer which is hardened and resistant to wear. In the superficial layer forms complex chemical reactions: azotizes, carbonitriding, very stable nitridings and quenching layers.

The deposition through vibrating electrode is, in essence, a pulsatory microwelding technique. This is a relatively chip heat process that was used for local coatings of the metallic surfaces with the same material as the electrode. Normally this process is producing well anchored coatings due to metallurgical links (local micromeltings).

Materials' coating is one of the most important methods for mechanical properties improvement of the metallic pieces. For example wear resistance of some soft metals can be substantially increased through this coating treatment with vibrating electrode that can increase metallic surface's hardness comparable to the refractory materials.

2. Experimental results

It was used for the experiment the ferrite-pearlitic grey cast iron to which the chemical composition is given in the table.

Table 1. Chemical composition of the basis material

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
3.97	2.87	0.25	0.06	0.07	0.28	0.126	0.17	0.03

We have chosen the grey cast iron because the study depends on the implementation of the method within the technological processes of the piston rings which are made of cast iron and have a powerful wear on the exterior. This made us think that we could prolong the life of the piston rings by making this micro alloying treatment.

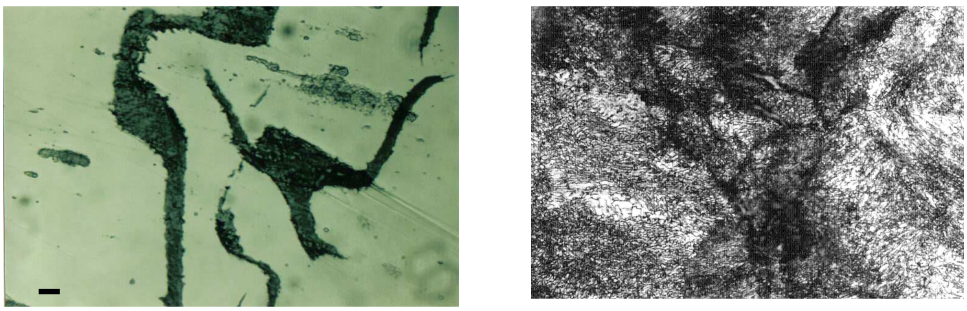
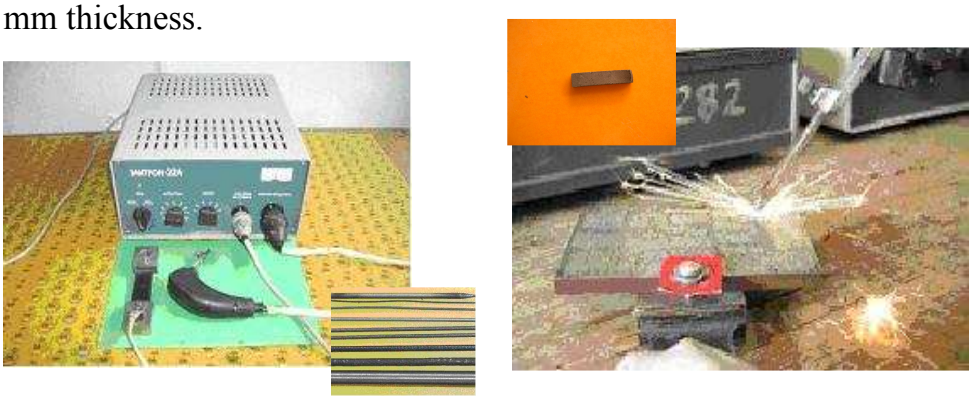


Figure 1. Basic material microstructure

The tests were made with an Elitron 22 apparatus. This can be found in Faculty of Materials Science and Engineering endowment. There were used a TiC electrode with 5 mm thickness.

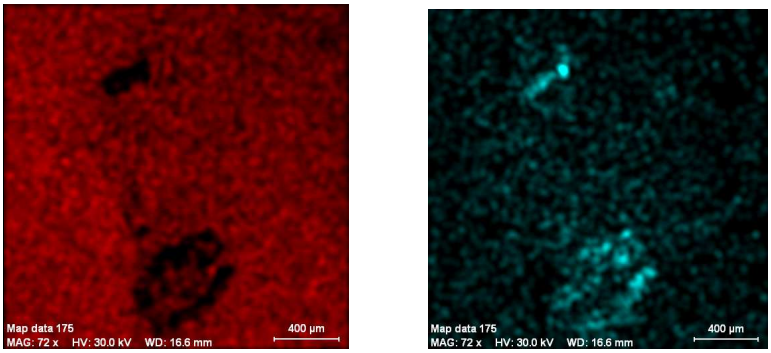


a) *b)*

Figure 2. a) Elitron 22 apparatus, used electrodes; b) Deposition regimes testing

The complex investigation of the sample took from cast-iron piece made on an electron scanning microscope, SEM, VEGA II LSH model, made by TESCAN Czech, with EDX detector type QUANTAX QX2, made by ROENTEC Germany.

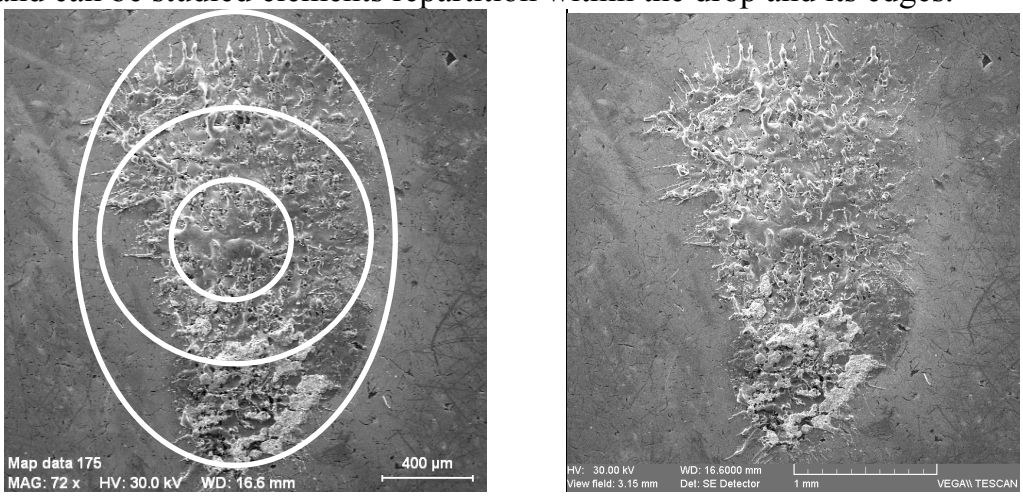
By studying the repartition map of the elements with X rays it notices the presence of Ti areas and a lot of C on the exterior of the drop due to the impulse created by the collision of the drop on the substrate.



a) SE_Fe *b) SE_Ti*

Figure 3. Elements repartition; a) Fe repartition; b) Ti repartition

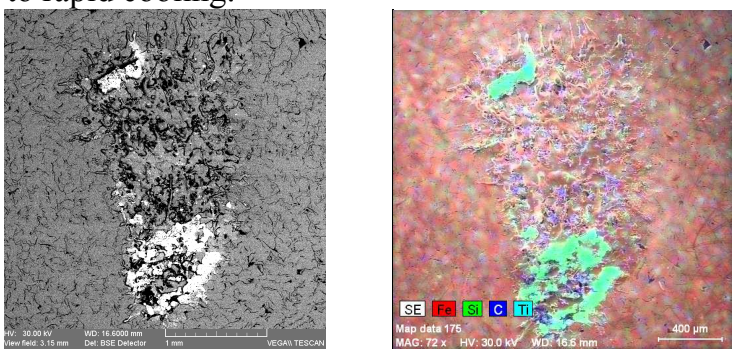
Titanium carbide drop shows a relative high dynamic of the splash and though drop's shape is not circular but lengthened. This thing happens due mainly to electrode shape and can be studied elements repartition within the drop and its edges.



a) SE_SE *b) 70X se*

Figure 4. Drop's shape achieved at SEM; a) TiC drop divided in study areas; b) microphotography through SE scanning

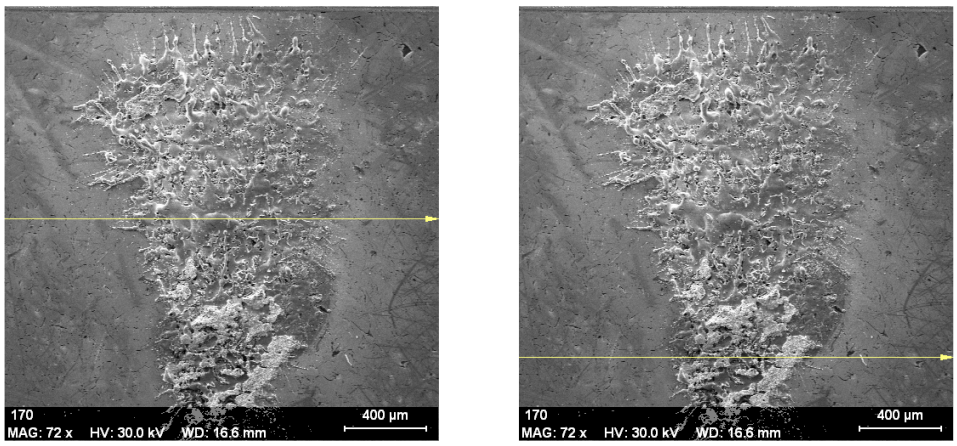
TiC drop even in lengthened conditions presents three distinct areas as shape and formation. In the first zone, the central zone of the material received a maximum collision impulse characterized by a stronger flattening and a better uniformity of the chemical elements according with the spectral analysis made with line 1. In the second zone it notices splashing form and it has intermediary character towards the third zone which is edge zone and has drops' heads with a non-uniform distribution than the rest. This appears due to rapid cooling.



a) 70X bse *b) Map data 175*

Figure 5. Drop shape achieved with SEM; a) Scanning microphotography through BSE; b) Chemical elements repartition on the surface of the coating (400µm)

In the center of the drop it notices an area with a uniform alloying emphasized by the line analysis, when Fe has 50 - 85%, the rest being Ti and C, so the area is mainly made of Fe carbide (cementite), titanium carbide and complex carbides.



linie 1 170 *linie 2 170*

Figure 6. Micrography of monopuls drop for line analysis

The fact that Ti is on drop's exterior it does not represent an inconvenient at deposition because in its circular movement the electrode comes back on the compact Ti microzone and melt it again by homogenizing the structure. The area with high concentration of Ti is emphasized in second line analysis too; in the same area Fe has 10-60%, and C and Ti the rest.

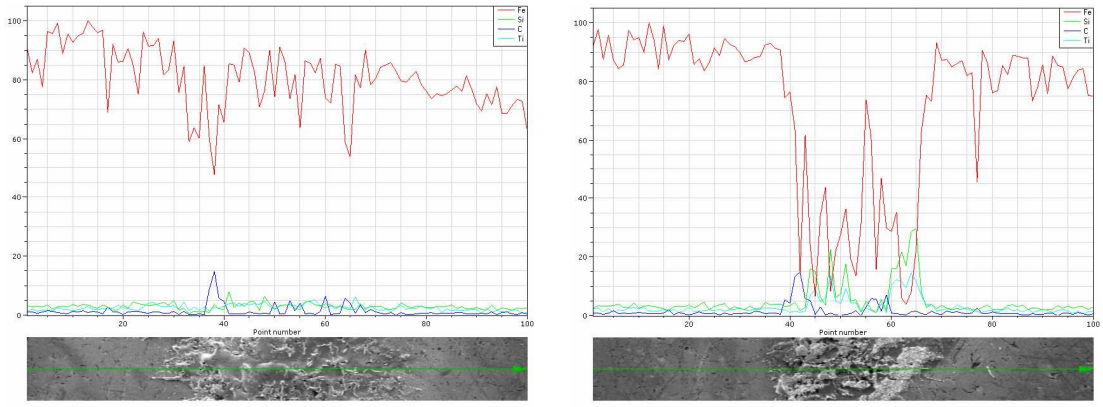


Figure7. Line analysis of TiC monopuls drop

3. Conclusion

- The study of monoplus drop and its morphology present important details for TiC deposition quality on the surface of the studied ferrite-pearlite cast-iron.
- Due to deposition dynamics it notices the presence of areas with Ti and C on the exterior of the drop caused by the impulse created by the collision of the drop on substrate.
- TiC has a good adherence on cast-iron surface without cracks.

Studying elements distribution it notices that TiC deposition is relatively compact due to high temperature from contact area, obtaining even a superficial micro alloying.

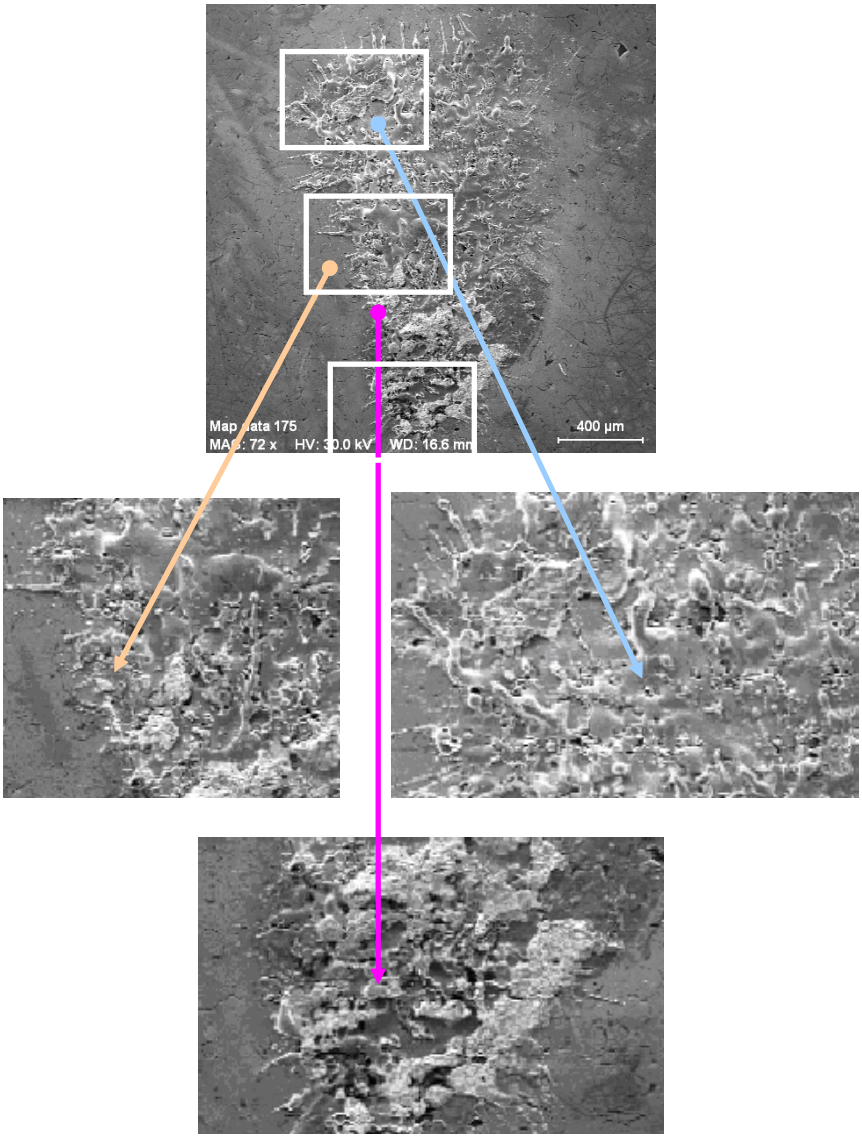


Figure 8. SE photography of TiC drop by emphasizing edge areas with drops and addition material and cast-iron.

Received November 23, 2008

Technical University "Gh. Asachi" Iaşi

REFERENCES

1. Raileanu, T., Teza de doctorat, **Contributia privind influienta unor tratamente termice din faza lichida asupra calitatii suprafetelor si rezistenta la uzare a unor repere din fonta**, 2000.
2. Vermesan, G., Vermesan, E., Jichisan-Matiesan, D., Cretu, A., Negrea, G., Vermesan, H., Vlad, M., **Introducere in ingineria suprafetelor**, Editura Dacia, 1999, ISBN 973-35-0922-1

MORFOLOGIA UNEI PICĂTURI UNIPULS CU ELECTROD DIN CARBURA DE TITAN DEPUSA PRIN METODA ELECTRODULUI VIBRATOR

Rezumat: S-au facut depuneri unipuls cu electrod de TiC pe suport de fonta ferito-perlitica prin metoda electrodului vibrator pentru analiza dinamicii depunerii. Stratul depunerii este format dintr-o multitudine de picaturi unipuls, iar calitatile acestuia depind printre altele si de calitatea depunerii unei picaturi, forma, structura

si dinamica acesteia. Analiza s-a realizat pe un microscop cu scanare electronica (SEM), realizandu-se in acelasi timp si o analiza a distributiei elementelor de microaliere pe suprafata, precum si forma obtinuta in urma impulsului de lucru.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE METALOGRAPHIC ANALYSIS OF STRUCTURE FROM SEALING AREA OBTAINED FROM PLASTIC DEFORMATION AND DIFFUSION ON SMALL DIAMETERS PIPES MADE FROM COPPER CU5

BY

***DAN RIDICHE, **OVIDIU CALANCIA, **ADRIAN DIMA,**
****DIANA-ANTONIA GHEORGHIU**

Abstract: This work presents the microstructure and macrostructure from closure area, by a new method of termination of small diameter pipes (less than 30 mm).It is analyzed an interpreted the structure obtained under the influence of characteristically factors of sealing procedure by plastic deformation and thermodiffusion.

Keywords: microstructure, sealing area, plastic deformation, diffusion, copper.

1. Introduction

The superficial heat treatments with material supply are domains which interest a lot. The sealing method of metallic pipes has a great importance for the reliability of the parts, depending on the destination and working conditions. We specify as practical application case for protection of thermocouples, thermal resistances and sensitive elements into temperature and pressure regulators structure.

In case of covers sealed by frontal bonnet weld, it was observed that the running life is short, by reason of running conditions - high temperature/pressure, corrosive agents etc. This fact determined the conception of a new method of sealing the covers. The new method involves plastic deformation of the pipe, followed by an important rise of the temperature and at last, thermodifusion [1]. The new procedure increase the running time of covers and was applied at small diameters pipes made of copper Cu5 [2]

2. Experimental results

The metallographic analysis of structure has been conducted on copper pipes. The pipes were made of almost pure copper, Cu 5. In the following pictures, Figures 1, 2, 3, 4 and 5 are presented the most important aspects of the sealed zone. Figure 1 show the macrostructure of the welded pipe and the main zones were the microstructure has been investigated. Figures 2, 3, 4 and 5 focus on the previously selected zones.

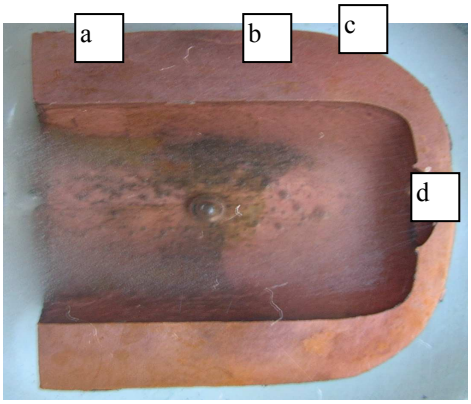
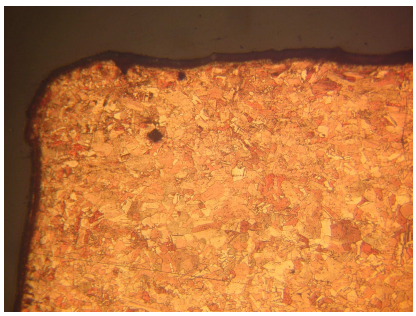
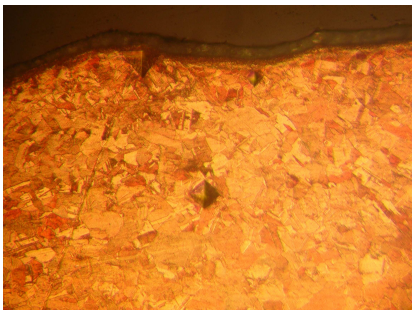


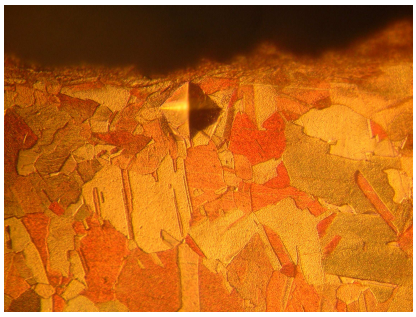
Figure 1. Macroscopic aspect of pipe made of copper Cu 5, welded by plastic deformation assisted by diffusion: a) unaffected area; b) middle area; c) deformation area; d) joint area.



a_1



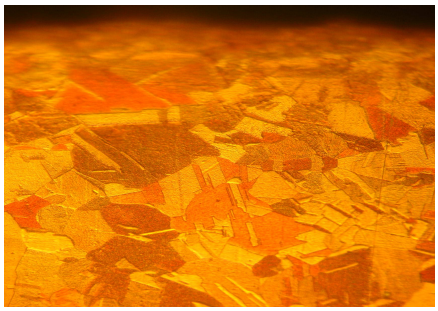
a_2



a_3

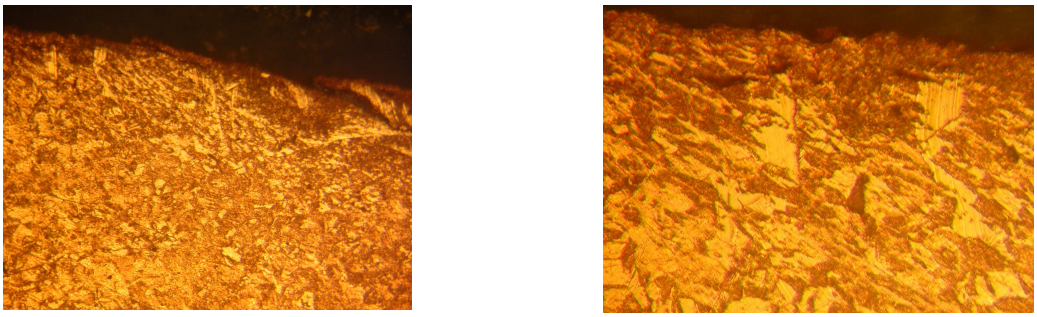
Figure 2. The microstructure of the plastic undistorted area., Polyhedric echiaxed grains of copper with twin crystals (a_1 – x 100; a_2 – x 250; a_3 – x 800).

b_1



b_2

Figure 3. The microstructure from middle area plastic undistorted b, with polyedric twin crystals of copper undistorted(b_1 – x 250; b_2 – x 800).



c_1 c_2

Figure 4. The microstructure of plastic distorted area c, external hardened, with oblonged grains, outline trends (c_1 – x 250; c_2 – x 800).

d_1 d_2

Fig.5. *The microstructure of the weld accomplished by plastic deformation assisted by diffusion d, with fine polyedric recrystallizated copper grains (d_1 – x250; d_2 – x800).*

3. The analysis's results and conclusions

The researches made in this work punctuate the following:

- the presence in the unprocessed areas (a, b) of a structure with polyedric grains of copper, containing some twin crystals and very rare and small spheroidals islands of copper oxide (Cu_2O_3);
- the presence in the plastic distorted areas (aisle at spherical head area) of a stress hardened structure with oblong grains, outline trends;
- the presence in sealing area obtained by plastic deformation assisted by diffusion of a structure with recrystallized fine grains.

The analysis of macrostructure and microstructure of the sealing area associate with sealing and reliability experimental and exploitation tests, we can conclude that this procedure is superior than the procedure where the covers are sealed by frontal bonnets welded in inert gas (argon).

Received November 22, 2008

**Secondary School "Unirea" Paşcani*
***Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Ridiche D., Calancia Ov., Sârbu I., **The preliminary study for a procedure to close small diameter pipes by difusion welding**, Bul. Inst. Polithn., Iaşi, Tom. LIV(LVIII), Fasc.1-3, 2008. pp. 61-64, Secţia Construcţii de Maşini, 12th International Conference – TMCR - 2008.
2. Ridiche D., Dima A., Calancia Ov., Sârbu I., **Experimental researches of packing by plastic deformation at high temperature and diffusion welding applied to the pipes of small diameters from some metallic materials**, Bul. Inst. Polithn., Iaşi, Tom. LIV(LVIII), Fasc.1-3, 2008. pp. 65-70, Secţia Construcţii de Maşini, 12th International Conference – TMCR - 2008.
3. Ridiche D., **Tehnologia pentru închiderea ţevilor fără sudare prin topire sau lipire**, Norma de fabrică Nr. 88/1989, I.T.R.D Paşcani, pp. 1-5.

ANALIZA METALOGRAFICĂ A STRUCTURII DIN ZONA DE ETANŞARE PRIN DEFORMARE PLASTICĂ ŞI DIFUZIE, LA ŢEVI CU DIAMETER MICI DIN CUPRU Cu5

Rezumat: Lucrarea prezintă macrostructura şi microstructura din zona de etanşare printr-o metodă nouă a capetelor ţevilor metalice cu diametre mici (<30mm), realizate din cupru Cu5. Este realizată şi interpretată structura obţinută sub influenţa factorilor caracteristici de închidere a ţevilor la sudarea prin deformare plastică asistată de difuzie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE METALOGRAPHIC ANALYSIS OF STRUCTURE FROM SEALING AREA OBTAINED FROM PLASTIC DEFORMATION AND DIFFUSION ON SMALL DIAMETERS PIPES MADE OF UNALLOYED STEEL OLT35

BY

***DAN RIDICHE, **OVIDIU CALANCIA, **ADRIAN DIMA,**
****GAVRILĂ BOGDAN-LUCIAN**

Abstract: This work presents the microstructure and macrostructure from the closure area, obtained through a new method of termination of small diameter pipes (less than 30 mm).It is analyzed and interpreted the structure obtained under the influence of the main parameters of sealing procedure by plastic deformation and thermodiffusion.

Keywords: microstructure, sealing area, plastic deformation, diffusion, unalloyed steel..

1. Introduction

The sealing method of metallic pipes has a great importance for their reliability, depending on the destination and working conditions. We are mentioning as practical application of the method the protection covers of thermocouples, thermal resistances and sensitive elements from the structure of the temperature and pressure regulators.

In case of covers sealed with frontal bonnets cast welded, it was observed the running life is short, by reason of running conditions-high temperature/pressure, corrosive agents etc. This fact determined the conception of a new method of sealing covers, realized by plastic deformation at high temperature and thermodiffusion [1]. The new procedure increase the running time of covers and was applied at small diameters pipes made from unalloyed steel OLT 35 [2].

2. Experimental results

The metallographic analysis of structure has been conducted on cast steel pipes. The pipes were made of unalloyed steel, OLT 35 grade. In the following pictures, Figures 1, 2, 3, 4 and 5 are presented the most important aspects of the sealed zone. Figure 1 show the macrostructure of the welded pipe and are pointed the main zones were the microstructure has been investigated. Figures 2, 3, 4 and 5 focus on the previously selected zones.

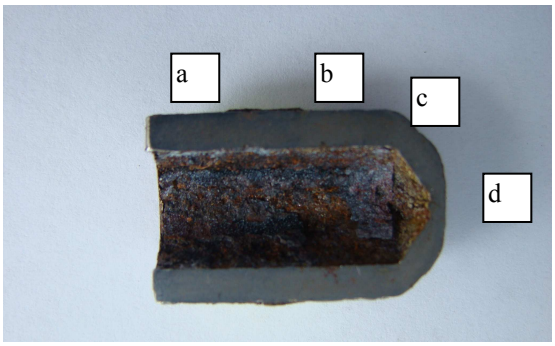
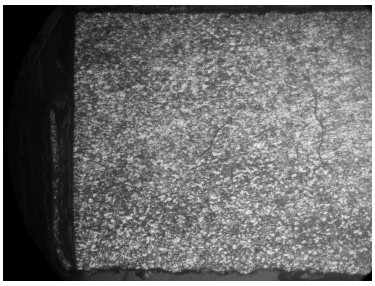
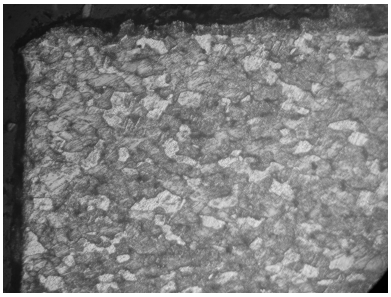
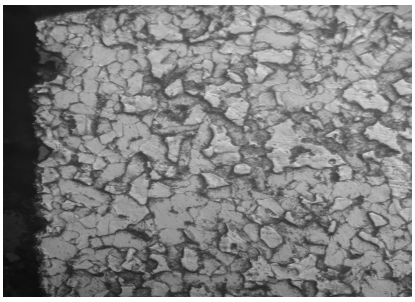


Figure 1. Macroscopic aspect of pipe made from unalloyed steel OLT 35 welded by plastic deformation assisted by diffusion: a) unprocessed area; b) middle area; c) deformation area; d) joint area.



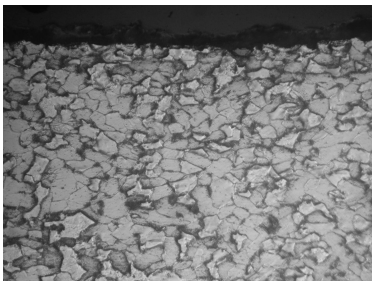
a_1





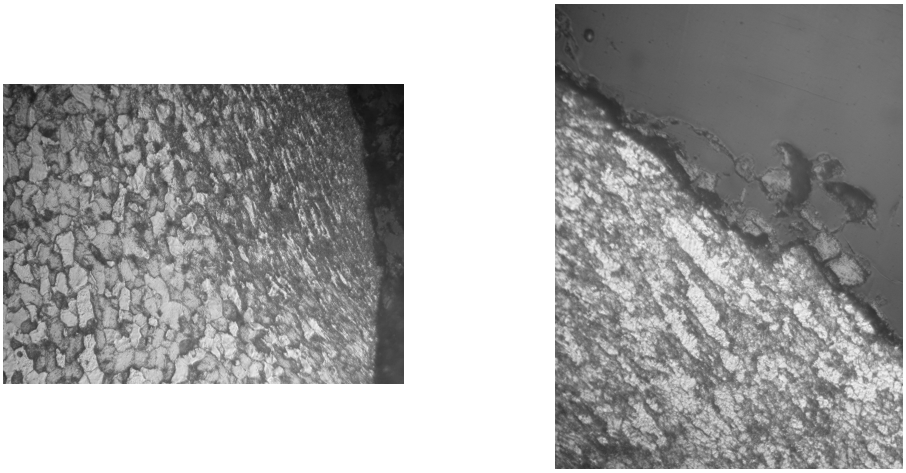
a_2 a_3

Figure 2. The microstructure of the plastic undistorted area a, ferito-pearlitic structure with polyedric grains undistorted (a_1 – x 100; a_2 – x 250; a_3 – x 800).



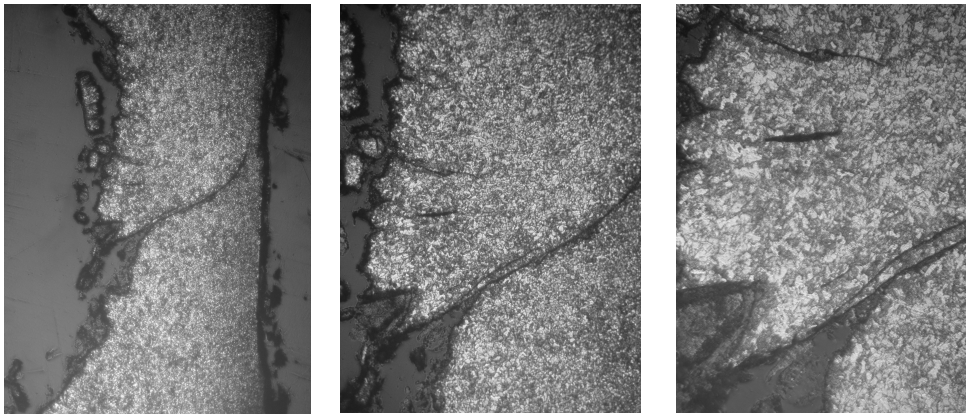
b_1 b_2

Figure 3. The microstructure from middle area b, plastic undistorted ferito-perlitic with polyedric grains undistorted (b_1 – x 250; b_2 – x 800).



c_1 c_2

Figure 4. The microstructure of plastic distorted area c, external hardened, with oblonged grains, outline trends (c_1 – x 250; c_2 – x 800).



d_1 d_2 d_3

Figure 5. The microstructure of the weld accomplished by plastic deformation assisted by diffusion d, ferito-perlitic with recrystallizated grains and with obvious cracks (d_1 – x 100; d_2 – x 250; d_3 – x 800).

3. The analysis's results and conclusions

The researches made in this work punctuated the follows:

- the presence in the unprocessed areas (a, b) of a ferito-pearlitic structure with polygonal grains;
- the presence in the plastic distorted areas (aisle at spherical head area) c, of a ferito-pearlitic structure, external hardened with oblong grains, outline trends;
- the presence in sealing area closed by plastic deformation assisted by diffusion d, of a ferito-pearlitic structure with recrystallized fine grains (the sample utilized for structural analysis from this area was chosen especially with micro cracks for accentuate the observance of optimal values of specific parameters agreed by experimental program [2].

After the analysis of macrostructure and microstructure of sealing area associate with sealing and reliability tests in exploitation [3], we can conclude this procedure is superior than the procedure where the covers are sealed by frontal bonnets cast welded.

Received November 10, 2008

**Secondary School "Unirea" Paşcani*
***Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Ridiche D., Calancia Ov., Sârbu I., **The preliminary study for a procedure to close small diameter pipes by difusion welding**, Bul. Inst. Polithn., Iaşi, Tom. LIV(LVIII), Fasc.1-3, 2008. pp. 61-64, Secția Construcții de Maşini, 12th International Conference – TMCR - 2008.
2. Ridiche D., Dima A., Calancia Ov., Sârbu I., **Experimental researches of packing by plastic deformation at high temperature and diffusion welding applied to the pipes of small diameters from some metallic materials**, Bul. Inst. Polithn., Iaşi, Tom. LIV(LVIII), Fasc.1-3, 2008. pp. 65-70, Secția Construcții de Maşini, 12th International Conference – TMCR - 2008.
3. Ridiche D., **Tehnologia pentru închiderea țevilor fără sudare prin topire sau lipire**, Norma de fabrică Nr. 88/1989, I.T.R.D Paşcani, pp. 1-5.

ANALIZA METALOGRAFICĂ A STRUCTURII DIN ZONA DE ETANŞARE PRIN DEFORMARE PLASTICĂ ŞI DIFUZIE, LA ȚEVI CU DIAMETER MICI DIN OȚEL NEALIAT OLT35

Rezumat: Lucrarea prezintă macrostructura şi microstructura din zona de etanşare printr-o metodă nouă a capetelor țevilor metalice cu diametre mici (<30mm), realizate din oțel nealiat OLT35. Este realizată şi interpretată structura obținută sub influența factorilor caracteristici de închidere a țevilor la sudarea prin deformare plastică asistată de difuzie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NEW ASPECTS CONCERNING THE UTILIZATION OF THE ENERGETIC SEPARATION EFFECT FOR MEN AND APPARATUS THERMAL PROTECTION

BY

***IOAN RUSU, **IURI BURENNIKOV and ***ION POPESCU**

Abstract: The paper presents the results obtained by the author concerning the researching, designing and achieving of an apparatus that use the energetic separation effect and which can be used directly in high temperatures environments. The achieved apparatus can be used for the cooling of the electronic command and control equipment as well as for the conditioning of the protection equipment of the human personnel.

Keywords: energy separation effect, cooling and protection equipment, vortex tube.

1. Introduction

The vortex effect of energy separation has as basis a very complex gasodynamic process that develops into a spatially swirled flow of viscous compressible fluid (1, 2). This effect consists in: by introduction inside of a cylindrical or conical space of a compressed and strongly swirled gas, from the resulted vortex there will develop two gas flows that have different senses of flowing (Figure 1). The formed flows have different temperatures by comparison with the supplying gas temperature: the cold flow has a less temperature (Tr < Ti) and the hot flow a bigger one (Tc > Ti).

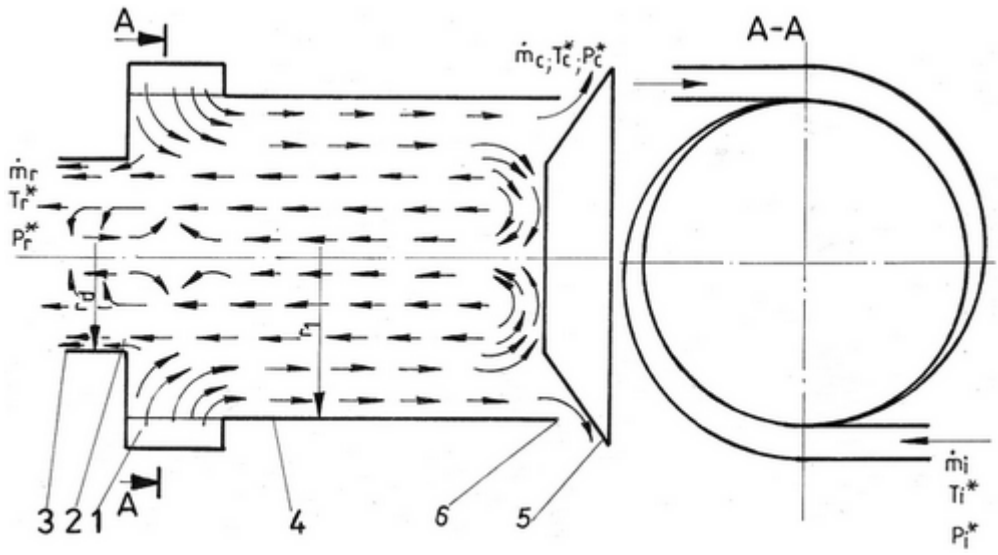


Figure 1

The energetic separation process in a viscous compressible fluid having a translatio-rotation motion involves important losses during the detention (irreversible process), fact that leads to an energetic efficiency lower than in the case of classical frigorific equipment. The practical utilization of vortex tubes can be done when the disadvantage linked to the big losses during operation, due to their low efficiency is not significant by rapport with their advantages: construction, operation and simple maintenance (no moving parts); reliability; compactness and reduced sizes; low inertia at working regime changes; rapid connection and start up as well as rapid shot down of the vortex tube; the possibility of simultaneous achieving of cooling and warming, cooling-vacuuming, separation of cooling stages; possibility of using pressures between 10 ÷ 106 Pa; wide range of inlet flow rates (from fractions to thousands cube meters by hour); low prices, etc.

2. Aspects of the theoretical research

The author consider (3) that for solving the problem of designing the apparatus that uses the mentioned effect (vortex tube) it is necessary a thermodynamic analysis of the process involved. On the basis of its results there have been achieved a physico-mathematical model of separation effect, taking into account the processes that occurs in the vortex tube: heat and mechanical work transfer between the axial layers and the peripheral ones; the pressure diminishing due to hydraulic resistances; the cooling of axial layers begins from the total temperature of the hot gas flow.

The model made possible the designing of a calculus program by means of which the optimum sizes of the vortex tube could be determined for some given data (temperature, pressure, speed and humidity of compressed gas, as well as the pressure and the flowing rate of the cold gas).

The comparison of the data from the literature with the calculated values have revealed a very low difference (under 4 %), fact that leads to the conclusion that the respective program can be used for designing of these apparatus without the verifying experiment.

3. The experimental research

There are different fields of activity (metallurgy, chemistry, fire fighting, etc.) in which working conditions at high temperature and/or in an environment with dust, toxical gases, etc. can not be avoid. The workers will be forced to wear protection equipment (masks, thermo-insulating suites). Mobil conditioning equipment is used for ensuring fresh air necessary for breathing as well as for ventilating the space between the human body and the suite.

Vortex tubes can be used for the above purpose by diminishing or enhancing of inlet air temperature. As a consequence, the flowing rate and the thermodynamical parameters of supplying air will depend on biomedical needs; so, on one hand it is necessary the evacuation from the disposable volume of the heat and vapor of sweat, and on the other hand the possibility of occurring some big differences of temperature between various parts of the human body. In the cooling regime, the inside temperature can be adjusted by mixing the cold flow with a part of the hot one, the

remainders being evacuated in atmosphere. Of course, in the heating regime, the hot air flow is mixed with a part of the cold one. At the designing of the mobil conditioning equipment we take into account also the possibility of adjusting the working regime as a function of worker state, work difficulty and thermal regime of the environment.

In the supplying conditions descripted above, the thermal protection of the operator can be achieved by means of "conditioning wear" (Figure 2) or protection suite (Figure 3).

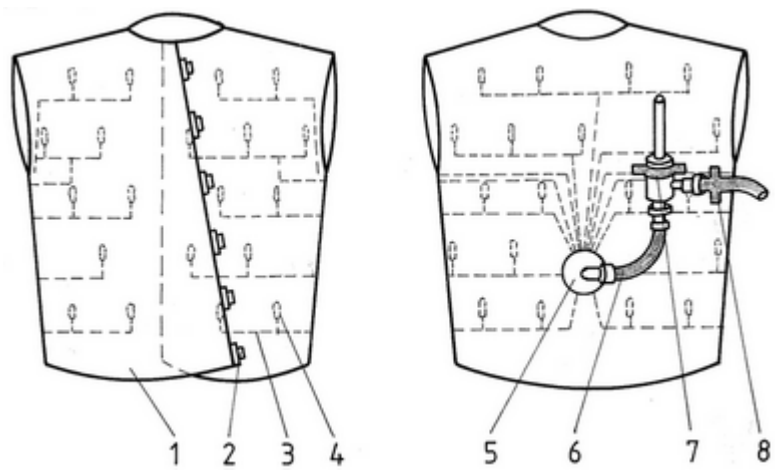


Figure 2

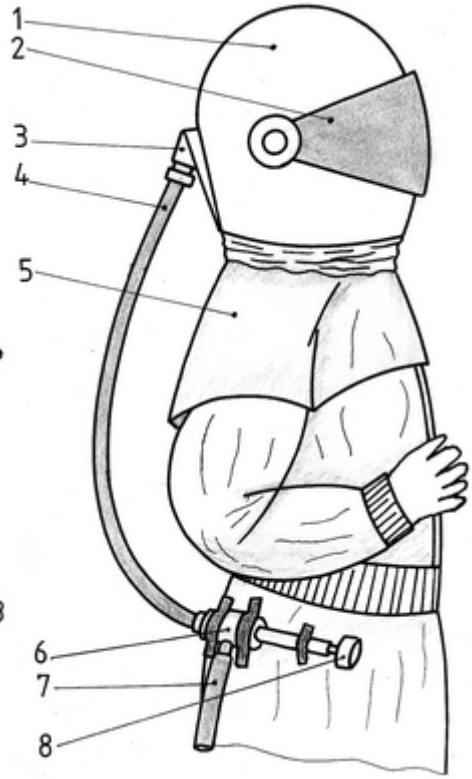


Figure 3

In case of "waistcoats" the protection suit is being replaced by an air cushion of desired temperature formed in closed proximity of the operator body. In the Figure 2: 1- thermoinsulated waistcoat; 2- adjustable tieing system; 3- ducts for the conditioned air circulation;4- outlet nozzles for conditional air; 5- distributor; 6- flexible connection link; 7- vortex tube; 8- flexible connection to compressed air. There can be seen that the vortex tube is attached on the waist-coat by means of a belt, being coupled on the cold side with the distributor; from these one starts channels to the nozzle type outlets of the waistcoat.

The thermal protection suit is endowed with a cap for protection against blows. In Figure 3: 1- cap; 2- eye hole; 3-cold air distributor; 4- flexible coupling for conditioned air; 5- protection suit; 6- vortex tube; 7-flexible coupling to compressed air supplying; 8-adjustment valve. The vortex tube delivers cold air inside a distributor placed in the suit's cap; from it a part of the air flow wash the had and the neck of the operator, another part cooling his body. The temperature of the "air cushion" can be easily adjusted by means of a valve placed on the left side of the suit.

If the distance of displacement of the operator is big , than, there exist the possibility of using of autonomous conditioning vortex installations, when the conditioned air supplying is achieved by means of a pressurized portable tank.

For diminishing the weight of the conditioning equipment and growing the cooling efficiency we endow the vortex device with an ejector which function is to make the air recirculation more intense and to achieve a temperature uniformisation inside the suit at optimum values from medical point of view.

By means of the achieved program the main sized (diameters, length) of the thermal protection suits vortex tube have been determined: r_1 = 0.0045 m, LT = 0.145 m, r_d = 0.0014 m.

Preliminary experiments done with this type of equipment were successful, the vortex tube being able to achieve an efficient thermal protection.

Nomenclature

LT - length of vortex tube; r_1 - vortex tube radius; r_d - diaphragm radius; m - flow rate; T - static temperature; T* - total temperature; p* - total pressure

Indices: i - inlet; r - cold; c - hot.

Received October 29, 2008

**Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*
*** Vinnytsia National Technical University, Ukraine*
****ITM Suceava*

REFERENCES

1. Deissler R G, Perlmutter M, Int.J. Heat Mass Transfer 1 (1960) 173
2. Merkulov A P, **Vihrevoj effect i ego premenenie v tehnike**, Masinostroenie (Moskva), 1969
3. Metenin V I, Izv.vuz.-Av. Tehnika 2 (1972) 175
4. Tanaka M, Kida S, Phys.Fluids & Fluid Dyn. 9 (1993) 2079

UTILIZAREA EFECTULUI DE SEPARARE ENERGETICĂ PENTRU PROTECȚIA PERSONALULUI ŞI ECHIPAMENTELOR

Rezumat: Lucrarea prezintă rezultatele obținute de autor în cercetarea, design-ul şi realizarea unor aparate care să utilizeze efectul de separare energetică în medii de temperatură înaltă. Aparatele proiectate pot fi folosite pentru răcirea componentelor echipamentelor de comandă şi control cât şi pentru condiționarea echipamentului personalului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONTACT MELTING OF UNALLOED STEEL WITH GRAPHITE IN DIFFUSIVE UNSTATIONARY MODE

BY

VALERY SAVULYAK, ANDRY OSSADCHUK, VIKTOR SAVULYAK

Abstract: In the article an analytical model and result simulation of process the contact melting is considered in the system unalloy steel – graphite. It is shown that speed of growth of liquid phase is the function temperature the contact melting and maintenance of carbon in steel.

Keywords: contact melting, diffusive unstationary mode, Fick laws.

1. Introduction

In the Vinnitca national technical university there are created technologies which allow to get compositions materialy type steel is white cast-iron [1,2]. High tribotechnition descriptions have such compositions. [1,2]. Essence of this phenomenon consists in the origin of liquid phase in the point of contact of two hard matters which make the system with evtektikoy, at heating of them to the temperature, what more low temperatures of melting of these matters.

Works which would explore the parameters of the contact melting numeral, not so much, in a feature for components with the high temperature of evtektichnogo transformation. In part of these works the process of the contact melting is explored in the stationary mode (on condition that a liquid layer in the place of contact has a permanent size due to the permanent taking of liquid phase external effort of clench of bodies which take part in the contact melting) [3]. At formation of liquid phase in researches [1, 2] a thickness of liquid layer was not a permanent size. This layer is multiplied in course of time as a result of dissolution in the liquid phase of contacting with her hard phases to complete dissolution of one of these hard phases (unstationary process). Exactly such process is explored in works [4, 5] the authors of which for speed of the contact melting bring speed of movement in the liquid of point along with an evtektichnoy concentration. Possibility to watch after the movement of fronts of division between a liquid and hard phases which plavlyat'sya disappears on such conditions. By us for basis of construction of mathematical model of the contact melting of steel with a graphite the model of the contact melting is accepted for the unstationary diffusive mode between a graphite and iron [6].

Contact melting of steel with a graphite it is possible to present as a diffusive transfer of carbon from a graphite through a liquid in austenit. In literary sources and until now there is information, that a graphite can be in an equilibrium from tsementitom and the contact melting of iron with a graphite takes place through an intermediate phase - Fe_3C [7]. But it is impossible. Equilibrium between a graphite and

tsementitom is impossible in the system of Fe - C, and also in the systems of Fe - C - alloying an element, in which the last promotes the coefficient of activity of carbon (for example silicon). Such equilibrium is possible only in a triple alloy in which alloying an element reduces the coefficient of activity of carbon (for example, under act of manganese, chrome, vanadium) [8, 9].

2. Theoretical considerations

At the construction of model consider that steel does not contain no chemical elements except for iron and carbon. That is why for the construction of mathematical model use the diagram of the state Fe-C (Fig. 1) [9, 10, 11]. It is known that in solubility of iron in a graphite very had [12], that is why will ignore her.

For description of dependence of solubility of carbon in austeniti and liquid as a function of temperature mathematical dependences, got in work, are used [6].

Austenitniy of solidus - in the form of line which passes through two points I and C:

$$c_1 = \frac{5,4572814 - 3,0299343 \cdot 10^{-3} \cdot T}{16,294585 - 2,378282871 \cdot 10^{-3} \cdot T} \tag{1}$$

where T - is a temperature in K.

Dependence of concentration of austenitnogo likvidusu:

$$c_2 = \frac{-7,252632 \cdot 10^{-6} \cdot T^2 + 1,6932364 \cdot 10^{-2} \cdot T - 6,9699775}{-5,6928103 \cdot 10^{-6} \cdot T^2 + 1,3290725 \cdot 10^{-2} \cdot T + 6,540054} \tag{2}$$

Graphite likvidus is beautifully described a line c3 = 1,35 + 2,50·10-3·t, (in gw.%), but it is just for the out-of-date variant of diagram Fe - C (graphite) [13]. Abandoning the toy angle of slope of line in relation to the axis of temperature bring to conformity the modern picture of diagram [10, 11, 12], and replacing the first element, will get dependence in atomic stakes:

$$c_3 = \frac{4,3141808 \cdot 10^{-1} + 1,396175 \cdot 10^{-3} \cdot T}{12,349633 + 1,0959 \cdot 10^{-3} \cdot T}. \tag{3}$$

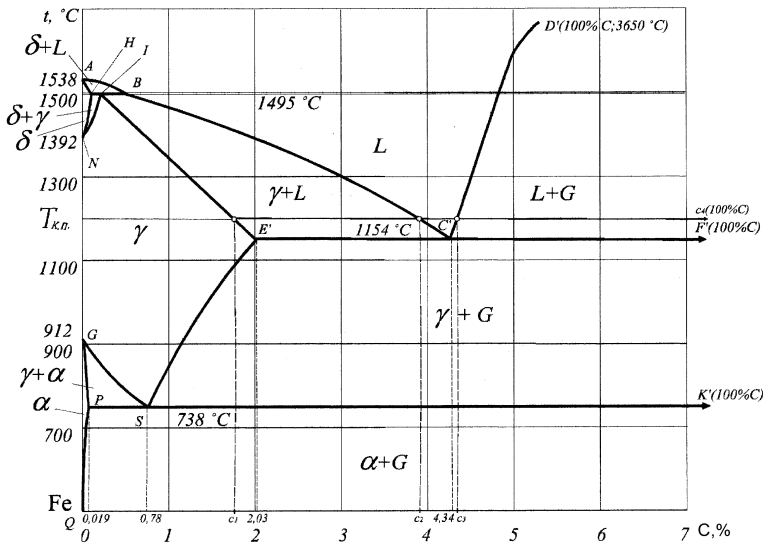


Figure 1. Diagram of Fe-C (Graphite)

Dependences are resulted intended for the design of process of the contact melting between a graphite and γ -solide solution of carbon in iron in all interval of temperatures, when it is possible (1154-1499 oC).

Will depict on the resulted diagram (Fig. 1) of konodu, which answers the temperature of the contact melting (Tkm.). Description of process will adopt the followings denotations: c_{Fe}^{C} - it is a concentration of iron in a graphite; c_{C}^{Fe} - it is a concentration of carbon in austenite; c_{Fe} - it is a concentration of iron in austeniti; cC - is a concentration of carbon in a graphite; c_{Fe}^{L} - it is a concentration of iron in a liquid; D_C - it is a coefficient of diffusion of carbon in austeniti; D - it is a coefficient of mutual diffusion in a liquid.

Sizes of concentration of components in all three phases must satisfy identities:

$$c_{Fe} + c_{C}^{Fe} \equiv 1;\ c_{C} \equiv 1;\ c_{Fe}^{C} \equiv c_0;\ c_{Fe}^{L} + c_{C}^{L} \equiv 1. \tag{4}$$

Farther will ignore a difference between the total volume of molten components and volume of liquid phase and influencing of thermal effects on the processes of diffusion.

For the design of the contact melting will represent his chart (Fig. 2), where for beginning of coordinates the initial border of division of phases of Austenite and graphite is taken [9].

Division of concentration of carbon in austeniti or liquid it is possible to define by the second of Fiks law:

$$\frac{\partial c(x,\tau)}{\partial \tau} = D \cdot \frac{\partial^2 c(x,\tau)}{\partial x^2}, \tag{5}$$

where c(x, τ) - it is a concentration; D - it is a coefficient of diffusion.

For simplification of task ignore dependence of coefficient of diffusion on a concentration.

Will apply the known substitution of Boltsmana:

$$\lambda(c) = \frac{x}{\sqrt{\tau}}, \tag{6}$$

then, taking into account equalities

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = \frac{dc}{d\lambda} \cdot \frac{\partial \lambda}{\partial \tau} = -\frac{dc}{d\lambda} \cdot \frac{x}{2\tau^{3/2}}, \tag{7}$$

$$\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\frac{\partial c}{\partial x}\right) = \frac{\partial}{\partial x}\left(\frac{dc}{d\lambda} \cdot \frac{\partial \lambda}{\partial x}\right) = \frac{\partial}{\partial x}\left(\frac{dc}{d\lambda} \cdot \frac{1}{\sqrt{\tau}}\right) = \frac{d^2 c}{d\lambda^2} \cdot \frac{1}{\tau}, \tag{8}$$

differential equalization in (5) parts grows into ordinary differential equalization

$$\frac{d^2 c}{d\lambda^2} + \frac{\lambda}{2D} \cdot \frac{dc}{d\lambda} = 0. \tag{9}$$

Will search the decision of equalization (5) in a kind

$$c(x,\tau) = \bar{a} + \bar{b} \cdot \hat{O}\left(\frac{x}{2 \cdot \sqrt{D \cdot \tau}}\right), \tag{10}$$

where $\bar{a}$ i $\bar{b}$ - to constant, which are determined from regional terms; the function of errors of F(z) is evened

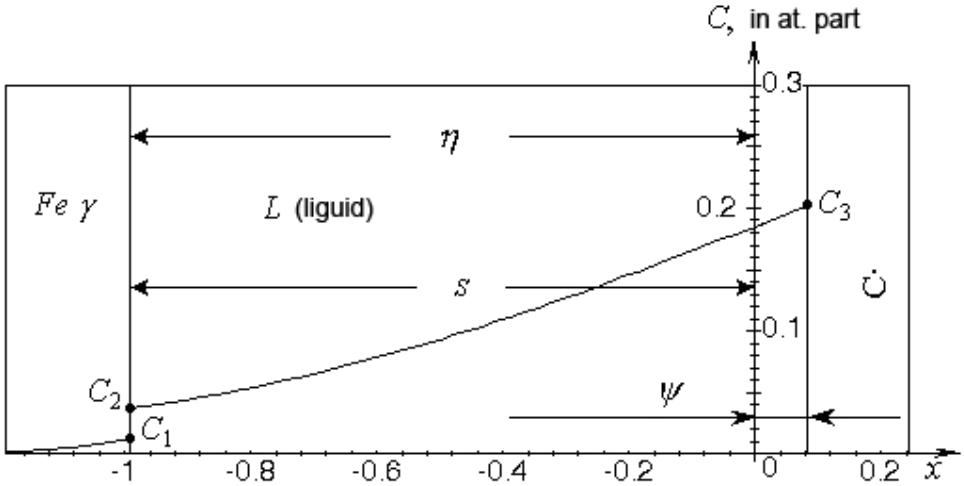


Figure 2. A chart of process of the contact melting and division of concentration of carbon is in phases: Feγ, L (liquid), C (grafite).

$$\hat{O}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \int_0^z e^{-\theta^2} d\theta. \tag{11}$$

Thus division of concentrations accordingly in austeniti and liquid:

$$c(x,\tau) = c_C^{Fe} = 1 - a + b \cdot \Phi\left(\frac{x}{2\cdot\sqrt{D_C \cdot \tau}}\right), \quad D = DC, -\infty \le x \le -\eta \tag{12}$$

$$c(x,\tau) = c_C^{L} = a_1 + b_1 \cdot \Phi\left(\frac{x}{2\cdot\sqrt{D \cdot \tau}}\right), \quad -\eta \le x \le \psi \tag{13}$$

On the scopes of section of phases of $x=\psi$ and $x=-\eta$ have permanent values of concentrations regardless of time. With an account (12), (13), it is possible only after a condition, that law of movement of scopes between iron and liquid and between a graphite and liquid accordingly described equalizations:

$$\psi = 2\beta\sqrt{\tau} \tag{14}$$

$$\eta = 2\alpha\sqrt{\tau} \tag{15}$$

where α, β - constants which need to be defined.

From a boundary condition

$$c_C^{Fe}\Big|_{x=-\infty} = c_0 \tag{16}$$

where c_0 – a table of contents of carbon is in steel, with an account (12), (4) and equalizations of $\Phi(-x)=-\Phi(x)$, $\Phi(\infty)=1$, we have

$$a + b = 1 \tag{17}$$

From a boundary condition

$$c_C^{Fe}\Big|_{x=-\eta} = c_1, \tag{18}$$

with an account (12) and equalizations (15), swims out

$$a + b \cdot \hat{O}\left(\frac{\alpha}{\sqrt{D_C}}\right) = 1 - c_1 - c_0. \tag{19}$$

By the decision of the system of two linear equalizations (17), (19) will get

$$a = \frac{1 - c_1 - \hat{O}\left(\frac{\alpha}{\sqrt{D_C}}\right)}{1 - \hat{O}\left(\frac{\alpha}{\sqrt{D_C}}\right)}. \tag{20}$$

$$b = \frac{c_1}{1 - \hat{O}\left(\frac{\alpha}{\sqrt{D_C}}\right)}. \tag{21}$$

By analogy, taking into account boundary terms for a liquid phase

$$c_C^L\Big|_{x=-\eta} = c_2, \qquad c_C^L\Big|_{x=\psi} = c_3. \tag{22}$$

and equalizations (13)*(15) will have

$$a_1 = \frac{c_2\hat{O}\left(\frac{\beta}{\sqrt{D}}\right) + c_3\hat{O}\left(\frac{\alpha}{\sqrt{D}}\right)}{\hat{O}\left(\frac{\alpha}{\sqrt{D}}\right) + \hat{O}\left(\frac{\beta}{\sqrt{D}}\right)}, \tag{23}$$

$$b_1 = \frac{c_3 - c_2}{\hat{O}\left(\frac{\alpha}{\sqrt{D}}\right) + \hat{O}\left(\frac{\beta}{\sqrt{D}}\right)}. \tag{24}$$

For finding of values of coefficients α and β will write down terms on mobile scopes

$$n^L \cdot D \cdot \frac{\partial c_C^L}{\partial x}\bigg|_{x=-\eta} + n^{Fe} \cdot D_C \cdot \frac{\partial c_C^{Fe}}{\partial x}\bigg|_{x=-\eta} = n^{Fe} \cdot \frac{d\eta}{d\tau} \cdot (c_2 - c_1), \tag{25}$$

$$n^L \cdot D \cdot \frac{\partial c_C^L}{\partial x}\bigg|_{x=\psi} = n^C \cdot \frac{d\psi}{d\tau} \cdot (1 - c_3), \tag{26}$$

where nFe, nC, nL - an amount of particles is in unit of volume of the proper phase.

Taking into account equalizations of type

$$\frac{\partial c_C^L}{\partial x}\bigg|_{x=-\eta=-2\cdot\alpha\cdot\sqrt{\tau}} = \frac{-b_1}{\sqrt{\pi \cdot D \cdot \tau}} \cdot e^{-\frac{\alpha^2}{D}}; \quad \frac{\partial c_C^{Fe}}{\partial x}\bigg|_{x=-\eta=-2\cdot\alpha\cdot\sqrt{\tau}} = \frac{-b}{\sqrt{\pi \cdot D_C \cdot \tau}} \cdot e^{-\frac{\alpha^2}{D_C}}. \tag{27}$$

but correlations (21), (24) equalization (25), (26) acquire the type of the system of two nonlinear equalizations

$$\sqrt{\frac{D}{\pi}} \cdot n^L \cdot \frac{c_3 - c_2}{\hat{O}\left(\frac{\alpha}{\sqrt{D}}\right) + \hat{O}\left(\frac{\beta}{\sqrt{D}}\right)} \cdot e^{-\frac{\alpha^2}{D}} - \sqrt{\frac{D_C}{\pi}} \cdot n^{Fe} \cdot \frac{c_1 + c_0}{1 - \hat{O}\left(\frac{\alpha}{\sqrt{D_C}}\right)} \cdot e^{-\frac{\alpha^2}{D_C}} = n^{Fe} \cdot \alpha \cdot (c_2 - c_1), \tag{28}$$

$$\sqrt{\frac{D}{\pi}} \cdot n^L \cdot \frac{c_3 - c_2}{\hat{O}\left(\frac{\alpha}{\sqrt{D}}\right) + \hat{O}\left(\frac{\beta}{\sqrt{D}}\right)} \cdot e^{-\frac{\beta^2}{D}} = n^C \cdot \beta \cdot (1 - c_3). \tag{29}$$

The system of nonlinear equalizations (28) is got, (29) enables only numeral decision. The numeral decision of this system enables to define the tabular set functions of coefficients vid the temperature of the contact melting and maintenance of carbon in steel α=α(T,c0), β=β(T,c0). It was realized by the mathematical package of Maple V R6. Tabular information, achievements in the mathematical package of Maple V R6 it was passed in the spreadsheets of Excel for next approximation.

Received November 17, 2008 *Vinnytsia National Technical University, Ukraine*

REFERENCES

1. Zhukov A. A., Bondarenko A. V., Ossadchuk A. Yu. **New Methods of Joining Carbonaceous Materials to the Surface of Steel**.// Joining sciences. vol.1, № 4, 1993. P. 188 - 193.
2. Сывынюк В. Г., Жуков А. А., Заречный А. М. **Электроконтактное легирование поверхностей стальных деталей волокнистым углеродным материалом**. // Сварочное производство, 1987. № 4 - С. 11 - 14.
3. Гетажеев К. А., Савинцев П. А. **К расчету скорости контактного плавления**. // Физическая химия поверхностных явлений при высоких температурах. Киев: Наукова думка, - 1972. - С.194-196.
4. Пашечко М. И., Голубец В. М. **Способ получения эвтектических термодиффузионно-наплавленных покрытий**. // МИТОМ. - 1989. - № 6 - С. 26 - 30.
5. Пашечко М.И., Голубец В.М., Чернец М.В. **Формирование и фрикционная стойкость эвтектических покрытий**. - К.: Наук. думка, 1993. - 343 с.
6. Михалевич В. М., Осадчук А. Ю. **Визначення параметрів контактного плавлення заліза з графітом у дифузійному нестаціонарному режимі** // Вісник Вінницького політехнічного інституту, 2000, №4 (17), С. 55 – 61.
7. Лашко С. В., Лашко Н. Ф. **Пайка металлов**. - М.: Машиностроение, 1988. - 376с.
8. Zhukov A. A., // Metal Science and Heat Treatment (Moscow).-1988. №4. - P.2-9.
9. Zhukov A.A. **The System Fe-Fe_3C** // Foundry.-1997.- № 2. -P. 38-39.
10. Zhukov A. A., Ossadchuk A. Yu. **The iron-carbon phase diagram. New data and technologies**. In. Heat Treatment and technology of surface coatings. Materials of the MOTO - 7-th International Congress. Moscow. 1990. Vol. 2, p. 157 - 166.
11. Gustafson P. **A thermodinamic evaluation of Fe-C system**. // Scand. J. Met, 1985, 14, № 5, 259 - 267.
12. Вертман А. А., Самарин А. М.. **Свойства расплавов железа**. М.: Наука, 1966. - 280 с.
13. **Справочник по чугунному литью**. / Под ред. Н.Г. Гиршовича - 3-е изд перераб. и доп. - Л.: Машиностроение. Ленинградское отделение, 1978. - 758 с.

CONTACTUL LA TOPIRE, ÎN STARE DIFUZIVĂ NESTAȚIONARĂ, A OȚELULUI NEALIAT CU GRAFITUL

Rezumat: Lucrarea prezintă un model analitic şi rezultatele simulării procesului de contact al topiturii din oțel nealiat cu grafitul. Se arată că viteza de creştere din fază lichidă este funcție de temperatura contactului şi de timpul de menținere al carbonului în oțelul lichid.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COMPARATIVE PRACTICES OF WORLDWIDE HUMAN RESOURCES MANAGEMENT IN MATERIAL SCIENCE

BY

CRISTINA MARIA STOICA

Abstract: The article deals with the human resources management within the framework of the new strategies of the multinational companies in material science, for search of a better competitiveness and flexibility. We will have in view exemplifying the researches regarding flexibility, as well as the new trends concerning worldwide human resources management, the outsourcing of certain activities and also of the staff that is realizing them.

Keywords: human management in material science.

1. Introduction

The development of the new information technology as well as communication technology made possible the real-time connection among all the money markets in the world. Gradually, the financial logic takes the place of the enterprise logic, imposing on the managers from all over the world to embrace new attitudes regarding the human resources management, to seek for means of swiftly replying to any unexpected menace of the environment.

Business combination, achieved through mergings that are more and more often, aims at gaining bigger and bigger market shares and realizing economies of scale; it allows the improvement of the security and of the stabilization of the financial results. The operations of business combination produce immediate costs, without having the profitableness certainty. We must specify that the mergings or the business combinations share a common feature, that is massive staff dismissal. It has been noticed a gradual transformation of the big enterprises into more and more specialized subsidiaries. Within them, it has been recorded an increase regarding the phenomenon of outsourcing, respectively the gradual entrusting towards the exterior of the enterprise of all those positions believed not to be fundamental.

The swift development of telecommunications allows the Swissair company to entrust accountancy department to an India based company, all the data being sent daily via Internet. The main advantage is that a Swiss accountant costs around 70.000 $ per year, while an Indian accountant – 3.000 $ per year. 1 The American group Sara Lee, in its vast plan of deverticalization, sold 9 of its 13 textile mills, for concentrating on creation and commercialization activities. In this case too, the labour force is directly aimed at. Even more, the European Trade Union Federation considers that it is more like a relocation in disguise. The main idea behind the outsourcing process is that of gradual replacement of the labour law with commercial law, which is more flexible and negotiable with different kinds of interlocutors: lawyers, trade-unionists or

politicians. The outsourcing has as a main worth the removal of the operational responsibility regarding human resources management from the strategic decision centres and the division of the employees, reducing thus the risk of an uncontrolled social movement.

2. The development of the classic methods in human resources management around the world

Taking into account the overall development, the companies are anxious regarding the recruitment, being necessary sustained efforts from their part as to the skilled or over skilled personnel. There is a constant need for computer experts. North America and Europe are in direct competition. In almost all cases, the recruitment process is freely realized, on the basis of selection criteria that, for example, are forbidden in North America. The discrimination emerges especially regarding the genders, women being restricted to a limited number of positions, thus keeping them in unfavourable working conditions.

The possibilities offered by the faulty laws are maximally exploited. Thus, in Mexico, a company like Volkswagen has as superior managers only German employees. At Petrole Mexicanos (PEMEX), the trade-union decides upon the people that will be hired, except few positions, for which the management department reserves for itself the right to select. Even regarding the Mexican Public Functions, it happens to appear unusual situations. Thus, average and superior employees are part of the reliable teams, vertically integrated into the hierarchy. This situation results from the fact that by the end of the 6 year presidential mandate, the employees sign the resignation letter, enabling the newly chosen to reorganize their government apparatus. The greater part of the developing countries use exclusively the recuitment based upon recommendation, developing thus internal relationships of solidarity between the employees, but that allows them to become self-disciplined, because the one who recommended a person for employment, is in his turn responsible for that person, from the management point of view [1].

In North America, on the contrary, the concern is foreign employees oriented. For example, Ktron, the global leader in the production of high technology (feeding, fertilizers and plastic) has 2/3 of its staff foreign employees. The personnel recruited from outside the country, generates an important rivalry for the American personnel, because the companies don't dispose every time of necessary time to wait for their American employees to acquire the necessary experience.

Nowadays, the companies have on hand a wide international basis of available abilities, that answer with promptness to the company's expectations, without further additional investigations. We must specify that, in case the foreign employees succeeded in working in top management, within the American companies (especially the European companies), this happened only after a number of years of cultural immersion or after acquiring rich experience in international business [2].

3. The New Coercions Regarding Work and Dismissals

At present, the main trend is that of increasing degree of precariousness of the work place. We note that the rapid employment that used to take place before by a

swift presentation of the job, after the notification of the salary, now the companies try to protect themselves better, coming with more precise and detailed contracts, containing more constraints for the future employees. Thus, in the developed countries, the fixed-term or part-time employment contracts gain grounds to the undefined ones. In France, 77% of the employees have a part time contract. This is the result of the increasing of the number of jobs, artificially created and sustained by the government, especially the solidarity employment contracts.

Even in Japan, where it has been demonstrated a particular solidarity within the social connections, employment and the life time employment contracts are being removed progressively, within the large companies occurring the dismissals. The dismissal of more than 1000 employees is justified by the problems that the company has, due to maintaining the old organization patterns . Matsushita, Toyota and Hitachi, that used to position themselves on the first places on the market, encountered difficulties generated by the lack of rapidity in adopting new decisions and in adapting them to the market [3]. In United Kingdom, it is used the Zero Hours Employment Contract, the companies having the right to not guarantee work hours to certain employees categories , compelling them to fill in temporary positions, when they are solicited by production needs, without being paid.

4. The Remuneration Policy Around the World

The French Company Gemplus records a spectacular increase and the number of the employees is in constant rise. The human resources department embraced the decision of assessment of the positions, but the quickness of the transformations made difficult this task and that is why it was chosen a classification system, which supposes assessing each person's contribution and not assessing every person's contribution.

Thus it have been identified the following roles: the professionals and senior professionals - assessed depending on their own performances; project leaders and senior project leader, that have an organizational and training part; managers and senior managers, having a decisional role, regarding the financial and human aspects. The employees, in their turn, are classified according to six types of contributions to the company: responsabilization, network and team work, improving the organization, innovation and customer orientation. During an interview of annual assessment, the chief must verify if his employee is in an acquisition stage, an orientation one or of transformation. If the employee is in the last stage, it is announced a promotion at a higher level in the organizational hierarchy [4]. The Siemens Company adopted an administration tool that includes the performance bonuses, based upon a new principle: the calculus of the variable part of the manager's salary, based upon his capacity of creating extra economic value for his company, profits generated in his department or in his company must cover the costs of the invested capital.

The Stock Companies establish the bonuses for their agents, starting from the net margin, having in view the amount of capitals. The Anglo-Saxon offices, specialized in payment of the employees matters (Hay, Towers Perrin, Hewitt), confirm the success of this method. Having as a fundament the profitableness of the invested capital, it arises the possibility of comparing the companies on a world scale, department by department. Thus it appears the possibility of identifying the companies

that generate a maximum of added value, that are the most alluring on the investors' market, like retiring funds. We underline that we must attach great importance to financial logic, even regarding the human resources management.

In Japan, the level of economic growth determines a reorganization of the human resources management. The Japanes employers have at least graduated the high-school, starting at the basis of the hierarchy, with a salary level inferior to the average of the working employees, reaching the status of staff after 10-15 years. In order to stimulate the creativity, many of the Japanes companies decided to implement a new type of payment, called the performance salary.

After the salary determined by age, applied during 1950-1965, and the salary for competence (1965-1990), this system allows salary revision, in order to cut them (10%) , and for a better control of their level. This salary is annually updated and it is negociated by the employees and the managers, on the basis of a contract limited at one year , that can be renewed.

The staff's annually total wage is determined by evaluating individual performances. The wage is divided into 12 equal parts, plus a bonus. Measuring the performances has as a foundation the target administration. At each 6 months, every employee is interviewed by his chief, during which it will be assessed the results of the anterior semester, and establishing the future semestrial aims (quantitative: amount of sellings, the production level, improving the quality, needed time for realizing a project; and qualitative: leadership and the capacity of training the subalternates) [5].

5. Issues of training and qualifying the workforce

The studies show that the concept of comparative advantage has evolved. The cheap labour force is still needed, and is looked for by some companies, where ever it is. But a small salary isn't enough nowadays. In the future, the true problem will be finding qualified labour force, in sufficient quantity, because the majority of the undeveloped countries have difficulties in training properly their labour force. Additionally, there emerge great difficulties in maintaining the best employees against the rich Northern countries, that have strong policies for recruiting the southern elites, several doctoral programmes, that represent excellent recruiting and socialising systems for the future managers, for which their country paid their initial training.

The situation is even more complicated as in the former USSR countries, where multiple business opportunities are blocked due to the lack of reliable and apt labour force.

6. Ways of outsourcing different activities and the staff that is realizing them

Some companies progressively outsource important departments, like human resources management, entrusting them to specialized offices, that sometimes take over the staff to be outsourced, but on the basis of contracts. The biggest office in this area is Earnst and Young, that merged with KPMG, taking over 50% of the company specialized in this activity, Externance; another company is BPM- Business Process Management, branch of the Andersen Consulting company. An investigation that took place in USA, made by Boston Consulting Group, shows that 65% of the enterprises

that have outsourced a great deal of their activities, are paying more than if they would have done it within the company [6].

Some distribution companies resort to a sophisticated type of supporting society; numerous employees, that lost their jobs, tend to survive autonomously, with intermittent contracts, paid under the form of fees. The companies hire this people, collecting the fees instead of them, in order to transform them into wages, after cashing bountiful commissions. In spite of this shortcoming, this method allows those who are interested still to maintain the status of employees, for the social advantage that result from here

Emerged in France, in 1952, the first temporary societies have been created in order to compensate for the absence, especially for the periods of maternity leave. In the 60 and 70, the enterprises started to appeal to these companies, this solution gradually becoming a possible way of recruitment, the agencies having difficulties in keeping the best temporary employees. But, starting from the ’90, the interim imposed itself as a privileged strategic tool of the flexibility. The industry is the main beneficiary of this tool, having a 55,3% percentage of temporary employees, while in France this sector represents only 27,7% of the jobs, 77% of these jobs with defined length aims at the category of workers.

In the car manufacturing industry, the interim has become an important method of recruiting the productive employees. It has become above all a flexibility tool, regarding the work management [7].

In this context, there emerge several important advantages: the temporary employees are paid with the national minimal wage, regardless the diplomas they’d earned; the temporary employees aren’t unionized, they must never fall ill.

In UK, this method has developed to the same extent; for example, in Buron company, that laid off 1000 employees, that had a legal employment contract, has substitute them for 3000 temporary employees. In Japan this practice has been systematized.

7. Relocation

The production relocation is a complex process, consisting in reengineering the whole production facilities, moving it abroad, to benefit from comparative advantages for all or just a part of the production. The main comparative advantage is that of low labour costs. An example with worldwide implications is that of sports footwear industry, that vanished from the developed countries, that are importing nowadays in order to cover the expenditure for this product category.

Creating free areas, tax exonerated, and offering production spaces, with a dirt cheap labour forces is a way of alluring the multinational companies. The work force is generally unskilled, precarious and low paid (75 cents/h in Togo, 85 cents in Maurice Island, 1,2 $ in Malaysia, 4$ in South Korea). Free areas are more and more numerous, being available over 250 in 70 countries [7].

In exchange, the pursuit of competitivity is intensified. Thus St Maurice Island succeeded in a strategic placement by subcontracting the textile manufacturing, the island not possessing the capacity of covering all the orders. In front of this problem, it has been adopted the resolution of relocating a part of the production facilities in Madagascar, where there can be done the most difficult tasks at low costs.

The moment the Taiwanese and Korean employees got a significant raise, Reebok and Nike shifted a great part of the production to Indonesia, China and Thailand. Nike aims at Vietnam and China, where the wages are lower than in Indonesia. For the unqualified people the chances to find a well-paid job diminished, especially in the ’90, when the economic globalization materialized into the relocation of a part of the work force.

In Canada, working at home spread rapidly, the wage depending on the number of products manufactured, the employees gaining less than the national minimum wage. The Canadian employees that work from home are situated in the informal activity field, that represents nowadays a second source of man power, due to the fact that this parallel economy achieves supplementary incomes, that in a large measure are tax exempted.

The concept of informal is considered by some experts to be a set of activities, regarded as legal. It is thought that the underground industry belongs to the informal field, that remains a disputable phenomenon in the rich countries, representing a way of solving some welfare issues, being spread all over the Third World countries. Today, there are a few hundred million people that work in enterprises, that are permanently on the verge of survival and that treat their staff accordingly. The omnipresence of the informal sector is strengthened by the less controllable migratory flux. Some of this people that migrate keep their old habits in their new countries too and are trying to reconstitute their habitual environment. The informal situation are getting more and more frequent within all the countries.

8. Child Labour

History shows that the abolition of child labour and establishing the compulsory education represented essential conditions for development in Europe and North America. In 1990, within the Convention on the Rights of the Child, it was ratified a minimum age for entering work as the International Labour Organization also specifies. Inspite of this, it is estimated that approximately 250 million children are working, the smallest of them having even less than 5 years. If the greatest number of them are in the southern poor countries, there are many children exploited in the Northern countries.

Within the European Union, the number of these children surpasses 2 millions. In the areas characterized by an ultra liberal reorganization, like UK, but even within the countries thought of as advanced from a social perspective (Denmark, the Low Countries), the phenomenon of child labour has remerged [8].

Regarding the positive reactions concerning these unbalances of the employment systems, they aim at enforcing more human working conditions on the whole planet. These efforts should be taking place more actively, for a long term, by all the trade-unions. If we take into consideration the textile industry, starting with a couple of year ago, Levi Strauss, Reebok and other companies represent the targets of the vehement criticism regarding their labour conditions and also those of their subcontractors. There have been noticed cases of physical violence, compulsory overtime, various dismissals of the employees that have tried to denounce certain situations. The gathering of the testimonies, TV reports or the media articles,

generated apprehensions among companies that are always concerned with their own image. Some companies have considered that the elaboration of a code of conduct represents an efficacious method for protecting themselves against the negative effects of the negative mediatic campaigns that they have been submitted. Of all the codes of conduct made public, that of Levi Strauss company is considered to be the one of the best. This one contains only minimal issues. The employees must benefit of at least one day off work per week. The working week is 6 hours/day, and 14 is the minimum age in order to work here. The code ignores sexual harassment, a frequent problem in these companies, that hold in majority feminine workforce. Levi Strauss has approximately 700 subcontracted companies in 50 countries. The company was very appreciated by the public opinion when it announced that it was going to withdraw from Birmany on the ground that in this country the human rights weren't respected [9]. Moreover, the company ceased its collaboration with 35 contractors, on the ground of not respecting the code of conduct [10]; additionally announcing a gradual withdrawal from China.

Nevertheless, the simple elaboration and presentation of a code of conduct may represent an adequate answer to the problems of human resources management. Thus, in the North American countries, there has emerged the idea of an independent inspection, being proposed by several organizations, that should form a local comity, independent and trustworthy, that should be composed of representatives of the organizations that defend the people's rights or religious organizations.

This comity would afterwards deliver the information to companies like Nike or Levis that should pressure their subcontractors, in order to solve the situation. Nonetheless, the representatives of the two companies declared that an independent inspection would represent an encroachment onto the business of the companies.

9. International Work Norms

According to the southern countries, imposing restrictive social norms aims at preventing the penetration of the industrialized markets, that are trying to protect their producers [11]. Within the 85th sessions of the International Labour Conference, held in Geneva, the Director of the International Labour Office proposed to the 174 countries to revitalize the international labour standards, by adopting 3 types of reforms: 1. to ensure universal respect for fundamental human rights in the work place (union trade freedom and collective negotiations); indiscriminating work and the minim age for work; 2. establishing a surveillance mechanism regarding world wide social progress, relying on periodical reports; 3. Adopting a global social status, granted to the countries that respect the rules and that accept to subject their activity to an international inspection [12]. These norms are difficult to adopt. Institutionalizing a regulated minimum wage raises problems, because this emphasize the social inequalities. Moreover, the implementation of these norms is very difficult in the southern countries due to the fact that imposing the age of 15 as the minimum wage for work has various consequences [12].

10. Conclusions

In this paper I have started from the observation that the laws of the financial markets have imposed themselves brutally during the '90 and from back then, the

enterprises commenced upon a path towards productivity and expansion, having as victims their own employees. In the name of competitivity, the enterprises are looking for a greater flexibility, a greater autonomy and freedom in administrating their own staff. And in this race towards an enormous profit in a time as short as possible, directly or indirectly the enterprises are always in search of workforce sources as cheap as possible. There emerge a few positive reactions, among which we mention the code of conduct, international labour norms or social clauses, but the activity of the trade unions is limited and powerless in front of the ultra liberal globalization. Warren Bennis used to say that in the future, the enterprise would have only two employees: a man and a dog; the man will feed the dog while the dog will prevent the man from laying his hands on the equipment.

Received November 17, 2008 *Institute of European Studies "Ştefan Lupaşcu" Iaşi*

REFERENCES

1. Buendia R., Estrada R.,, **Psicología del mexicano en el trabajo**, Serie Capacitación efectiva, México, MacGraw-Hill, 1999, **Doing business in Mexico, the human ressources challenge**, Business Quaterly, 2000, p.79
2. Pechter, K., **Career management: the Foreigners are coming**, International Business, Vol. 6, 9 september 2005, p. 120
3. * * *, **Plusieurs entreprises japonaises prestigieuses contraintes de licencier**, Nihon Keizai Shimbun , Tokyo, 4 september 2005, p.95
4. Lemaître F., **Gemplus expérimente une vision dynamique du rôle et de la classification de ses cadres**, Le Monde, 9 april 2005
5. Hiroatsu N.,, **Une nouvelle politique salariale pour les cadres japonais,** Liaisons sociales - le mensuel, mars 2006
6. Grozelier Anne-Marie, **Pour en finir avec la fin du travail**, Les Éditions de l'atelier, Paris, 1998, p. 156
7. Gorgeu Armelle, Mathieu R., **Filière automobile: intérim et flexibilité**, Centre d'études de l'emploi, Paris, 26 martie 2005, citat de Isabelle Mandraud în Libération din 14 aprilie 1998
8. Ramonet I., **Enfances fracassées**, Le Monde Diplomatique, january 2005, p.11
9. * * *, New-York Times Magazine, 2005, p. 18
10. Zuckoff M., **Taking a profit and inflicting a cost**, Boston Globe, 2004, p. 10
11. * * *, **Dumping «social » contre « protectionnisme»**, Le Monde, 1 november 1997.
12. * * *, **Le Bureau International du Travail cherche à s'adapter à la mondialisation de l'économie**, Le Monde, 7 june 1997

PRACTICI COMPARATE DE GESTIUNE A RESURSELOR UMANE PE PLAN MONDIAL UTILIZATE ÎN ŞTIINŢA MATERIALELOR

Rezumat: Articolul tratează contextul problematicii gestiunii resurselor umane, în cadrul noilor strategii ale firmelor multinaționale din domeniul ştiinţei materialelor, care sunt în căutarea unei mai bune competitivităţi şi flexibilităţi. Se va urmări ilustrarea cercetărilor privind flexibilitatea; precum şi noile tendinţe în gestiunea resurselor umane în lume, externalizarea anumitor activităţi şi deci şi a personalului care le realizează.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE GLOBALIZATION OF THE HUMAN RESOURCES MANAGEMENT WITHIN THE METALLURGICAL INDUSTRY

BY

CRISTINA MARIA STOICA

Abstract: The globalization process, mainly orchestrated by the fast development of the multinational corporations, materializes by means of a homogenization trend regarding the functioning of the enterprises. The liberalization of the exchanges and the development of the foreign direct investments led to economic globalization.

Keywords: globalization process, foreign direct investments.

The globalization cannot be reduced to only this single quantitative dimension. The development of the foreign direct investments was accompanied by noteworthy transformations within the strategic and organizational plan. Throughout the 80's and especially during the 90's it was noted a transition from the multidomestic strategies, based upon the juxtaposition of the products - independent national markets pairs, to global strategies, oriented toward search.

Thus it result outsourcing and relocation movements regarding the functions less value-producing of the companies. Besides, after the 90's, a new actor showed up- the institutional investors, that generated an incremement of the financial market importance in relation to the multinational corporations, favouring the short term productivity argument..

Regarding the organization, the emergence of the transnational company concept shows that in a certain number of situations, the mother companies are looking to cooperate with their foreign branches and not only to control them. The foreign branches can play different parts, using their abilities and their internal resources. The companies work within a network, thus being required varied verification mechanisms. Among them, the human resources and and their management become a key variable.

The globalization process marks a qualitative break-off regarding the companies' manner of working. In the 80's, the success of the Japanese companies led to the transfer of some of their manner of organization, regarding the human resources management towards Europe and North America. After the 90's there was noted a diffusion of the Anglo-Saxon patterns.

If the globalization favoured, in some cases, a convergence of the practices concerning the human resources management, it is noted that despite the increasing interconnection of the increasing interconnection of the economies, the countries and the companies keep differentiating themselves. Within this process, the multinational companies play a major role.

The classification realized by Perllmutter, that highlights the relations between the mother company and its branches, represents an useful background:

- **the ethnocentric relations:** the organizational culture of the mother company is regarded as being better than that of the branches. On the strength of this principle, all the strategic decisions are taken at the headquarters, the branches being coordinated by expat managers and the management of the staff is centralized;

- **the policentric relations**: each foreign branch has its own strategy, the number of expat staff is low and there is no unitary staff politics;

- **the regiocentric relations**: within this type of company, the world is divided into regions, more or less homogeneous, from a cultural point of view. The strategic decisions are adopted at worldwide level and the other decisions are taken at the regional or national level. The staff mobility is of great importance within a region and the staff politics is set out at regional level; the geocentric relations: ensure an equality of chances for all the nations that make part from the group. The strategic decisions are taken at the headquarters, considered to be mondial. The staff politics is global and it does not represent only the preferences of a single nationality.

In the dint of this classification, the globalization of the human resources management materializes itself as a multiplication of geocentric type multinational companies, with a development of the international staff mobility and of the suitable management tools. These efforts aim at the most valuable potentials management that are meant to become future managers. It was noted an evolution regarding the profiles specific to international careers, as well as the utilisation of some unitary valuation tools, that allow the assessment of the staff performance, following the same criteria, regardless of the company's location.

The globalization of the strategies had as an effect the convergence of certain fields of human resources management, but following rather an ethnocentric logic. The American multinational companies have proven their capacity of creating international management systems and spreading these principles and tools.

The studies regarding this matter reach the conclusion that a convergence of these practices and tools toward an Anglo Saxon pattern that tends to become dominant throughout Europe.

The researchers even tend to speak about an aglo-saxonizing process of the European companies. This less defines the spread of an Anglo Saxon pattern, due to the supervision of the mother companies over their subsidiaries than adopting the methods characteristic to Anglo- Saxon multinational companies. This process mainly aims at the careers management and assessment: control and assessment, orientated toward short term performance, methods for career management and more detailed individualized payment.

Regarding the multinational careers management, global managers are wanted, capable of running the globalization process. For these individuals, the career management pattern valorises more the generalist profiles than the expert and specialist profiles. These employees possess high level abilities, easily transferable from a company to another.

The recruitment of these personnel categories is globalized. The globalization materializes itself also in the criteria and assessment tools. These are the result of the evolution toward multinational networks, of the transversal structure development and

of the strategies' financial orientation. The Anglo-Saxon influence is shown by a distinct attention paid to the shareholder value and by implementing of certain connections between the manager's payment and the results of the companies.

The individualization of payments, as a field of human resources management, exemplifies this movement of the globalization process. The individualization consists in differentiating the payment, connecting a more or less important part of the wage to the productive contributions of the employee within the company.

The individualization takes the form of shareholding employee. Moreover, the attribute of the Anglo Saxon firms, this technic is spreading because it presents the advantage of income incremement, in spite of the salary strictness. Although the remuneration politics remain established at national level, the shareholding employee represents a means for the multinational companies of disconnecting the payment politics from the national constraints. But, the individualization is conditioned by company adopting the formalized proceedings of individual performances assessment.

Despite the spreading of the Anglo Saxon patter, we cannot speak yet about a globalization of the human resources management, this because, the recruitment and mobility locations are in large majority national; some managements field are strictly subjected to national regulations.

Although in the beginning of the 90's the number of the managers considering that the international mobility was going to develop, in order to go along with the companies's strategies, the subsequent observations led to the conclusion that this mobility had not reached the predicted success and besides it acquired unexpected a priori shapes.

The mobility of the employees is part of the traditional mechanisms of coordinating within the organizations. It contributes to the development and the enrichment of the experience and it allows the assurance of a cultural control of the local employees and of the experience transfers. After the 90's, other forms of coordination have been significantly developing, as compared to expatriation, not all the time efficacious from an individual organizational and financial point of view.

In complementarity with the application of the transversal structures of project type the following forms if cvasi mobility have developed: visits, periods from 15 to 6 months that do not require the family shuffle. The IT and Communication Technology development, the possibility of creating global information systems, accesible wherever, required less the presence of the person's physical presence. We witness at the increasingly development of the virtual teams.

Regarding the recruitment, going global aims at the employees that offer specific abilities. The international mobility and the recuitment going global are connected to the human resources division, being strictly correlated to the level if individual qualification.

There emerge significant treatment differences among the non- manager employees (workers, technicians) and the managers that posses superior qualifications. For the first category the mobility and the recruitment location are the national ones. The surveys taken regarding the surveillance - development function of the globalization, specific to the over qualified employees, showed that at the end of the 90's the scientific explores recruited from abroad represented less than 3% in France.

The recruitment channels are often structured at national level. The globalization of the higher education that is going to become more and more

prominent, will determine the evolution of this practice. Other tools of the human resources management politics still preserve the national basis, in connection to the juridical, institutional and cultural specificities. The payment systems are connected to the elements defined at national level (regulations, joint conventions) that represents for the company a restrictive action frame. The regulations concerning the minimum wages are rather different within Europe.

The enterprises are also constraint by the medium wage of the national work market. Even within the multinational companies, the wages are also settled in comparison with the local standards. Within the framework of the European Union, the differences regarding the annual medium wage, expressed by the buying power standard, that are still noteworthy and indicate a 1 to 10 ratio, between Latvia and UK (source: Eurostat) . these differences raise the problem of the impartiality with which the translational teams are treated, that tend to become more and more numerous.

The implementation of the variable component of the salary has been realized in different ways, depending on each country. There is no politics regarding the human resources management applicable in all the circumstances, due to the fact that it varies in conformity with the influence od the internal and external factors. Factors as the size, the company's lifetime, the strategy or the activity area keeps influencing the qualifications level and the nature of the accumulated abilities, the organization of the work, means of managing these abilities.

To these traditional factors, we must add the nationality of the multinational companies that determine their behaviour in what concerns the the organization, the coordination of the activities and the human resources management. Thus, the American multinational are rather centralized and favour the formal mechanisms of coordination, while the Japanese companied are well-known for the development of the informal mechanisms, thus promoting a joint company culture.

Since many years there is a culturalist trend that is looking to show in what proportions the countries keep differentiating from the mental scheme point of view or the value systems. Starting from a study carried out on an American multinational company, Geert Hoftede, defined a cultural distance among the countries, according to four criteria:

- *the hierarchical distance*, that measures the degree of acceptance of the subordinates regarding the unequal power allocation;
- *the degree of individualism versus the collectivism*, that measures the degree of integration of the individuals within the collectivity
- *the degree of masculinity versus feminity*, defined by taking into consideration the degree of adhesion to the masculine values(like success or possession), rather than the feminine values (solidarity) and the degree of interchanges of social roles, depending on sexes
- the control of the uncertainty, that determines the members of an organizations with a certain culture to feel menaced by uncertain or unknown situations. This cultural distance has repercussions against the human resources management. The practices of human resources management keep varying depending on the countries, due to the fact that these are subscribed to cultural contexts, which fundaments are placed in the long history specific for these countries.

Another explanation of the national specificity persistence is that of the institutionalist trend, that places in the centre of the analysis the roles of the institutional managers. What sets apart the countries and the national practices in what concerns the human resources management, is not the culture, but the result of the action in a given social location, of the actors or the economic, politic and social structures. Richard Whitley analyses the countries as being systems that include three major components, inter-conditioning themselves: the enterprises as economic actors, the market's organization and the coordination and control systems from within the societies. The organization of each socio-economic system is determined by the influence of the key institutions, that can be of two types: basic institutions, with which there are established trustworthy, cooperation or authoritative relations, that are based upon interpersonal relations and allow the co-operation between the individuals and the organizations; institutions that aim at the state part, the type of financial market, the organization of the educational system and professional relationships. In Asia for example, the structure of the hierarchical relations within the enterprises is carried out by revaluating the familial loyalty, as a central institution. The Asian countries set themselves apart through their recent history, in what concerns the role more or less central of the state or of the work relations nature.

In the 70's, starting from the different salary scale used in France and Germany, the researchers proved that the differences come from the structural interdependence, characteristic for each country, between the educational system , the production system and the professional relations system. Within the enterprises, the human resources management, particularly the competency management, the promotion and payment system are closely connected to the manner in which they are produced, hierarchies and valorised the formation system. Thus, we can better understand why, despite the globalization process of the strategies, the number of practices regarding the human resources management is different from one country to another. These practices are part of the national institutions ensemble that make up the system. This does not mean that these ensembles are unchanging, but one must be conscious of the fact that these cannot be instantaneous, and their perenniality depends on the compatibility to other components of the system.

In conclusion, we must specify that in the last years there has been noted a spreading of the principles, tools and practices of human resources management, the main source being the Anglo Saxon countries. For the great multinational groups, the globalization of the strategies increases the reserve regarding the human resources management. It is also true that the enterprises, no matter the domain they belong to, keep differentiating themselves from the human resources management point of view. There is a certain persistent tensions between a structural variability of the human resources management and the presumptive globalization process

Received November 17, 2008 *Institute of European Studies "Ştefan Lupaşcu" Iaşi*

REFERENCES

1. Michael, P., **Competition in Global Industries**, Harvard Business School Press, Boston, 1986
2. Bartlet C., Goshal, S., **Le management sans frontiere**, Editiond, Organisation, Paris, 1991
3. Geert H., **Culture's Consequences: International Differences in Work-Related Values**, Beverly Hills, C.A., Sage, 1980

4. Frner, A., Quintaniella, J., **Multinationals, National Business Systems and HRU: the Enduring Influence of National Identity or a Process of Anglo-Saxonization**, The International Journal of Human Resource Management, nr. 9:4, 1998
5. Huault, I. **Le management international**, Edition La Decouverte, Paris, 1998
6. Beret, P., Mendez, A., Paraponaris, **Personnel and Human Resource Management in Multinational Companies: Between Homogenisation and Differentiation**, International Journal of Human Resource Management, nr. 14:3, 2003
7. Richard W., **Societies, Firms and Markets: the Social Structurring of Business**, Sage, London, 1992
8. Maurice M., Selliert, **Politiques d'education et organisation industrielle en France et en Allemagne. Essai d'analyse societale**, Puf, Collection Sociologie, Paris, 1982
9. Pasquero J., **L'entreprise face aux pression socio-politiques de son environnement**, I.A.E de Grenoble, 1990
10. Armstrong M., **A Handbook of Personnel Management Practice**, Kogan Page, London, 1991
11. Ivancevich, J.M.; Glueck, W.F., **Foundations of Personnel**. Business Publications, 1993

INTERNAȚIONALIZAREA GESTIUNII RESURSELOR UMANE ÎN INDUSTRIA METALURGICĂ

Rezumat: Procesul de mondializare, orchestrat în mare parte de dezvoltarea rapidă a firmelor multinaționale în domeniul metalurgic, se concretizează printr-o tendință de omogenizare a funcționării întreprinderilor. Liberalizarea schimburilor şi dezvoltării investițiilor directe în străinătate, au condus la globalizarea economiei şi implicit a industriei metalurgice. Globalizarea nu poate fi redusă totuşi doar la această singură dimensiune cantitativă. Dezvoltarea investițiilor directe în străinătate, a fost însoțită de schimbări semnificative în plan strategic şi organizațional. Pe parcursul anilor '80 şi în special a anilor '90, se înregistrează o trecere de la strategiile multidomestice, bazată pe o juxtapunere a cuplurilor produse-piețe naționale independente, la strategiile globale, orientate spre căutare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE QUANTITATIVE DIFFRACTOMETRIC DETERMINATION OF THE QUARTZ IN SANDS AND FORMING MIXTURES

BY

NASTACA TIMOFTE and BOGDAN NICOLAU

Abstract: The great variety of modern metallurgical technologies imposes higher and higher exigencies for the quality of forming mixtures based on quartz sand.

The paper approaches an important subject in metallurgy and namely that of applying a very fast and exact method for the quantitative difractometric determination of quartz in sands and forming mixtures.

Keywords: quartz, diffractometric, forming mixtures.

1. Introduction

The quality of sands and forming mixtures depends on the quantity of contained quartz. The composition of the cast metallic material: steel, cast iron, nonferrous alloys or materials of high purity is related to the quality of forming mixtures based on quartz sand. The quality of quartz sand necessary in the forming mixtures depends on the dimensional range of the cast pieces.

For determining the quartz content of the quartz sand and forming mixtures we established a rapid method of quantitative diffractometric analysis method.

2. The method principle

The difractometric method for the qualitative determination of phases of rock minerals is based on the principle according to which the integral intensity of a maximum of diffraction, characteristic of a mineral is proportional with the volume fraction occupied by that mineral. The minerals present in a sample subject to the diffractometric analysis absorb differently the X rays, which imposes to take into consideration the absorbent properties.

The mixture of n minerals from a rock sample is considered (Klug and Alexander, 1974) as a system with two components: the component q whose concentration we search and the rest of minerals, named together M matrix.

The integral intensity of a maximum of hkl diffraction of the q component is given by the relation:

$$I_{hkl}^{(q)} = \frac{K_{hkl}^{(q)} xq}{\rho_d (x_q (\mu_q^* - \mu_M^* + \mu_M^*))} = \frac{K_{hkl}^{(q)} xq}{\rho_q \overline{\mu^*}} \qquad (1)$$

with:

$$\mu_m^* = \sum_{j \neq q}^{q=1} /1 - x_q \ , \ \mu^* = \sum \mu^* x_j = x_j \mu_j^* + (1 - x_j) \mu_M^* \qquad (2)$$

where μ_M*= the mass coefficient of abortion of the q mineral, searched; μ_M*= the mass coefficient of M matrix absorption; μ*=the mass coefficient of mixture absorption; x_q= the mineral concentration; ρ_q= the density of q mineral; $K_{hkl}^{(q)}$= constant characteristic to the maximum of diffraction hkl, which depends on the q component determined also by the experimental geometry used.

The rock sample is a mixture of n minerals and $\mu_q^* \neq \mu_M$. If this sample is added, in known quantity, a different mineral, which plays the role of internal standard, then we must no longer calculate the absorption coefficient of the mixture or the other factors on which the intensity of X rays diffracted depends on.

The mineral used as **internal standard** must accomplish the following conditions:

- to produce net diffraction maxims;
- the diffraction maximums of the standard must be similar to the maxims characteristic with the determined miners;
- the diffraction maximums of the standard must not be superposed with the diffraction lines of the sample mineral.

For determining the x_q concentration of the sand quartz, as an internal standard we use the fluorine, which accomplishes the mentioned conditions. We used the maximum of diffraction of the quartz which corresponds to the reticular plans $(10\bar{1}0)$ with d = 3.3dA.

From fluorine we used the maximum of diffraction which corresponds to the reticular planes (111) with d = 3.16A.

3. Tracing the calibration line

For tracing the calibration line we chose three clean minerals: octahedral crystals of green fluorine, transparent crystals of hydrothermal quartz and rhombohedra of hydrothermal calcites. After their increase for a chemical analysis, we registered their diffractograms and we ascertained that they are structurally clean, not containing any other mineral in the mixture. Of the three monomineral powders we prepared 8 mixtures each consisting of a gram of fluorine and known quantities of quartz and calcites (tab no 1).

Then we executed the diffractograms of the 8 known mixtures (fig no 1) and we determined with the DRON-3 apparatus the integral intensity of the diffraction maxim of the quartz and integral intensity of the maximum of diffraction (111) of fluorine, using for this the method of automatic integration of surfaces.

Table 1. Quartz + calcites + fluorine achieved for tracing the calibration line

No. of mixtures	Grams		
	Quartz	Calcite	Flouorine
1	2,0	0,0	1,0
2	1,4	0,6	1,0
3	1,2	0,8	1,0
4	1,0	1,0	1,0
5	0,8	1,2	1,0
6	0,6	1,4	1,0
7	0,4	1,6	1,0
8	0,2	1,8	1,0

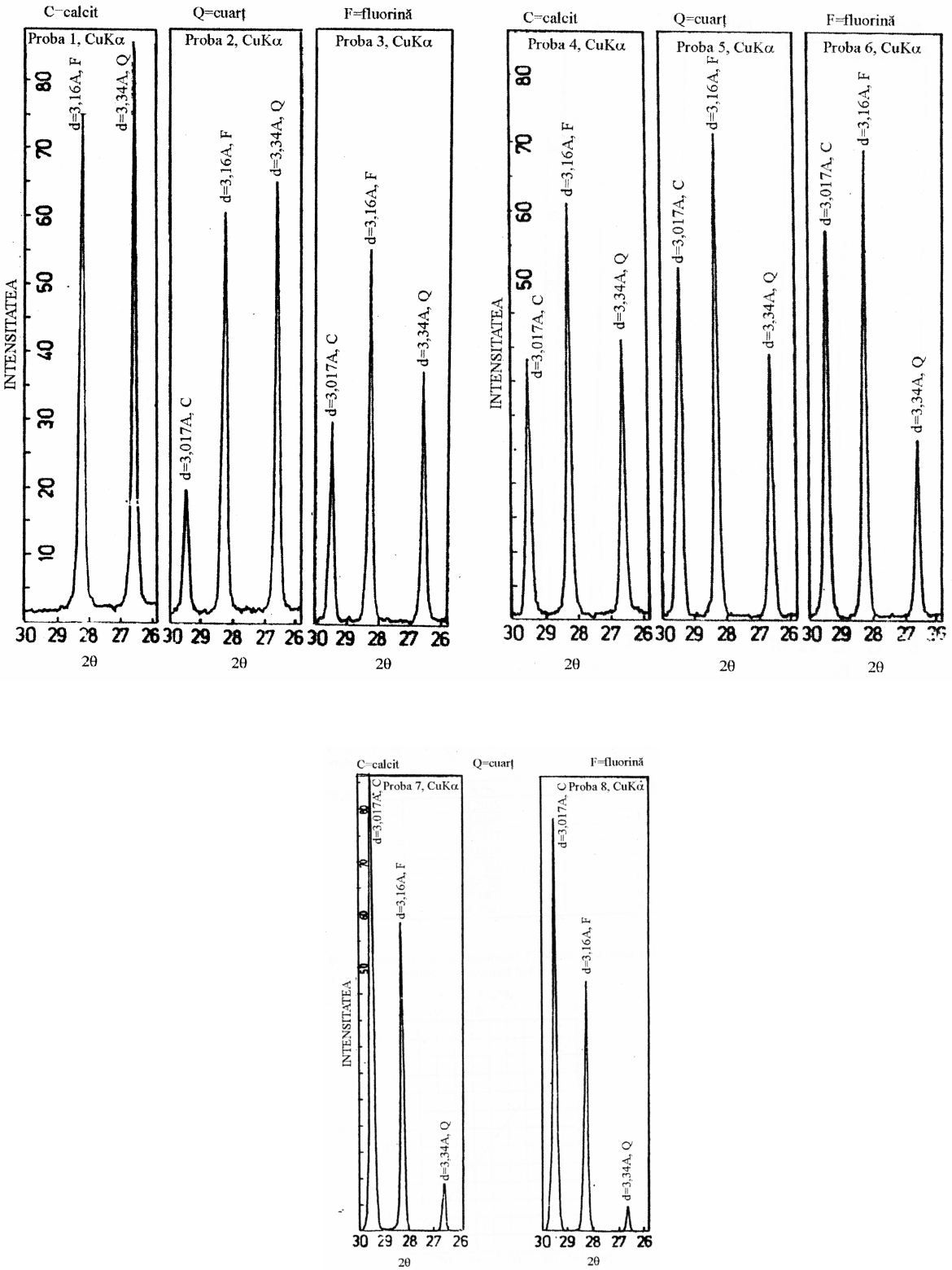


Figure 1. The diffractograms of the mixtures of quartz + calcite + fluorine (samples 1;2;3;4;5;6;7;8)

In table 2, we present the values of this relation presented as $S_{q/f}$ together with the relation grams quartz/grams fluorine, presented as M_q/M_f.

Table 2. The relation q/S_d and the relation M_q/M_f for the mixtures achieved in view of tracing the calibrator curve

Mixtures no.	S_q/S_r	M_q/M_r
1	1,2025	2
2	0,8302	1,4
3	0,7117	1,2
4	0,6019	1,0
5	0,4924	0,8
6	0,3705	0,6
7	0,1807	0,4
8	0,1809	0,2

Having in the ordinate line the values of the relation Sq/Sr and in the abscise the values of the relation m_q/m_f, we have traced the calibrating line presented in figure 2.

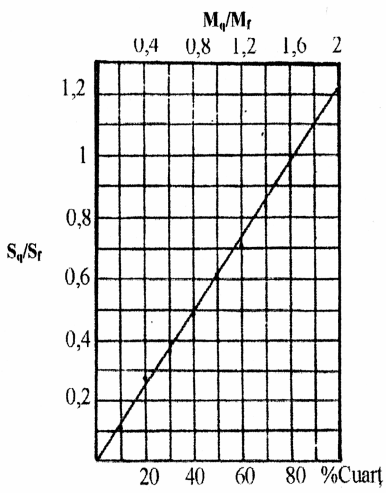


Figure 2. The calibration line for determining the content in quartz from the sands and forming mixtures.

4. The results of experimental determination

We have analyzed the quartz content per 10 systematically collected samples from a vertical profile of 10 m sand of Bârnova, opened in the perimeter of Pocreaca village (Iaşi county). Each sand sample was collected from a stratigraphic thickness of 1 m sand. The homogenized sample was reduced through quarter sample and then 5 g of sand were mortared in agate mortar. Two grams of powder obtained like this were mixed with 1 g powder of fluorine and then the mixture was well homogenized, constituting the difractometric sample. The 10 mixtures prepared like this were exposed to the X rays and successively registered for each, the diffractograms on the integral 20 = 11°, until 20= 14°. The surfaces of picks $(10\bar{1}1)_q$ and respectively $(111)_f$ were automatically registered in the DRON-3 apparatus.

From the values obtained we calculated the relation S_q/S_f that we projected in the diagram from fig. 5, on which we read the quartz content of the analyzed sand. The analytical results are mentioned in table no 3.

Table 3. The quartz content of the Bârnova sand, determined diffractometrically.

Sample no.	Quartz percentages	
	Gross sand	Washed sand
1	89,28	91,72
2	87,06	88,10
3	87,56	88,59
4	86,91	89,64
5	86,32	88,91
6	88,61	93,42
7	89,00	94,71
8	87,53	91,28
9	89,50	92,49
10	88,21	90,16

5. Conclusions

The difractometric method of quantitative determination of the quartz content in sands is characterized through rapidity and precision. With the DRON-3 we can determine 5 samples per hour, with a precision of 1-3%. The method replaces successfully the microscopic methods and happily completes the chemical analyses. It allows the execution of the quality control necessary for the sand and any forming mixture used in industry.

Received November 17, 2008 *Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Alilincăi, Gh.,Hopulele, I., Mălunreanu, I., Bâgu, Gh., **Studii asupra unor nisipuri din Moldova cu privire la posibilitatea folosirii lor în amestecuri de formare**,Buletinul I.P.Iaşi.1970.
2. Klug, H.P. and Alexander, L.E., **X-ray diffraction procedures**, John Wiley and sons Inc. New York.
3. Sofroni, L. et al., **Bazele teoretice ale turnării**, E.D.P. Bucureşti.1980

DETERMINAREA DIFRACTOMETRICĂ CANTITATIVĂ A CUARȚULUI DIN NISIPURI ŞI AMESTECURI DE FORMARE

Rezumat: Marea varietate a tehnologiilor metalurgice modern impune exigente tot mai mari la calitatea amestecurilor de formare pe baza de nisip cuarțos. Lucrarea abordează un subiect important în metalurgie şi anume cel al aplicării unei metode foarte rapide şi exacte a determinării defractometrice cantitative a cuarțului din nisipuri şi amestecuri de formare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL MODEL DESIGNED FOR MATHEMATICAL SIMULATION OF STEEL SAMPLES CASTING PROCESSES FOR APPLICATION AT SOME CASTING TECHNOLOGIES DETERMINATIONS WITH REDUCE MATERIAL AND ENERGY CONSUME

BY

DOREL BUTNACIUC, DUMITRU MIHAI, MIHAI ŞTEFAN, NICANOR CIMPOEŞU

Abstract: This study presents a program realization to establish a casting technology with reduced materials consumes and energy for a steel reference, which suppose to prevent the negative effect of contraction. With respect for physical phenomena was presented few hypotheses of mathematical model and base equations system connected with initial and limit conditions.

Keywords: simulation, numerical model, model design.

1. Introduction

Shrink holes form process analyze, the existent commercial programs on world scale contain the pouring simulation, thermal conduction with phase transformation and solidification latent heat release embedment and less the phenomena connected to contraction and shrink holes formation.

Using numerical methods to analyze the solidification process give the possibility of his current way knowledge; the calculated dates after numerical calculations will permit the temperature field knowledge from alloy, the solidification front evolution, quantity of ladle skull alloy and solidification rate, shrink holes volume and her time evolution. Numerical models for thermal analyze offer the possibility of two types of problems resolving which are directly problems, connected to solidification process determination and those inverses connected to determination of some thermal transfer coefficients.

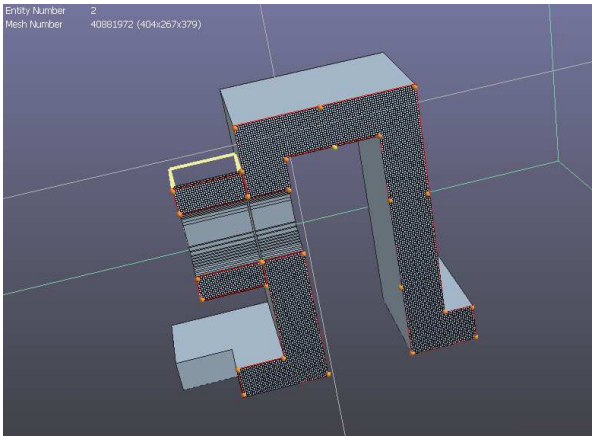


Figure 1. Steel bench model representation

2. Physical-numerical model

At shrink holes formation simulation is suppose that decrease of mass alloy accupied is compensate by a liquid alloy flux, what means that area type paste doesn't represent a significant obstacle at liquid alloy pouring. Decreasing of occupied volume of solidificated alloy create a pressure gradient which engage the alloy from near regions. If the area type paste permit the pouring of liquid alloy then shrink hole are formatted by decreasing of free surface of liquid alloy volume in contact with this type of area contrarily in paste area appear microscopic discontinues.

With help by numerical model were realized appreciations about next problems:

- Contraction influence from solidification range on shrink hole formation (the novelty element for energetic balance is made by the release appreciation of latent solidification heat);
- Cast iron chemical composition influence express through equivalent carbon intermedium of formation process of shrink holes.

The gauge sample was done in more technological variants as:

- form made only by one forming material (unique forming mixture);
- form made by more then one types of material, and using them to simulate diverse variants of front solidification leading.

Adjustment of model function supposes a careful study of numerical, physical and technological parameters, some examples are presented in figure 2.

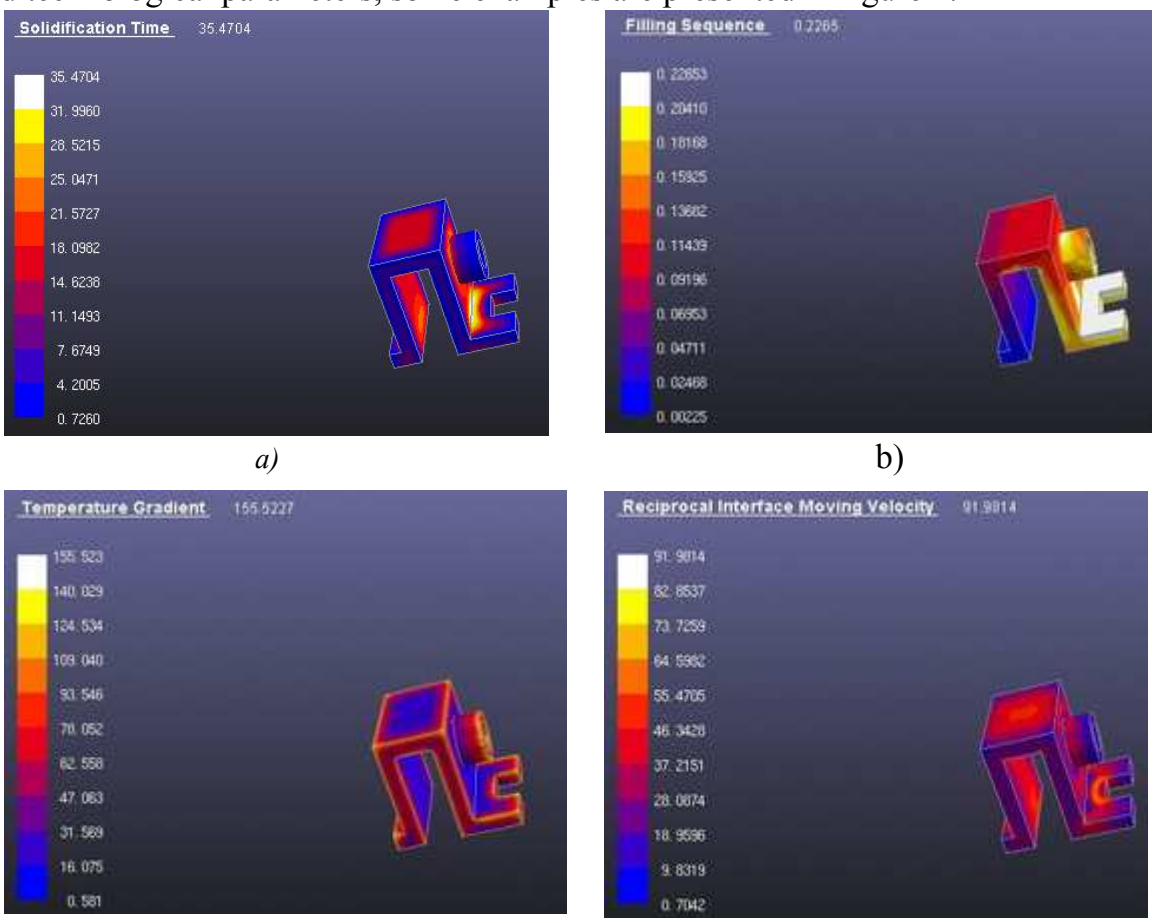


Figure 2. Simulation depending on different parameters a) solidification time b) filling sequence c) temperature gradient d) reciprocal interface velocity

3 Hypothesis of model and base equations system

Numerical modelation of pouring must take account by physical phenomena which interfere at the beginning of shape filling up until total solidification of cast piece. Filling up of shape with melted alloy is treated as viscous pouring with free surfaces. During cooling of alloy a distinguish stage is made by solidification process accompany by solidification latent heat release. This stage is also accompanied by shrink holes and micro-porous formation producing different casting defects

In numerical treatment of solidification process a difficult problem consist in existence of two mobile borders. One is the free surface of liquid alloy during the fill up process of the shape, and the other one is the solidification front which separates the region of alloy complete in solid state by areas with partial solid or liquid alloy. For free surfaces treatment appears three types of problems: discrete representation, their time evolution and the way are imposing the limit conditions. A simple and efficient method for this problem resolving is a method type VOF (Volume of Fluid) used by authors and adapted to the purpose.

In our approximation the superficial phenomena are negligee. As well we will negligee and the chemical composition changes which can take place in both separate domains by solidification front. In what came next will suppose that material constants don't depend by temperature. The model equations are based on fundamentals physic principles expressed by conservation relationships of movement quantity of mass and heat. In cylindrical coordinate's ax- symmetrical rOz, the functions not depend by φ differential equations which express the movement quantity conservation in coordinate's axes direction Or and Oz, have form:

$$\frac{\partial(\rho u)}{\partial t}+\frac{1}{r}\cdot\frac{\partial(r\rho uu)}{\partial r}+\frac{\partial(\rho wu)}{\partial z}=\frac{\partial p}{\partial r}+\frac{\partial}{\partial r}\left(\mu\frac{\partial u}{\partial r}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(\mu\frac{\partial u}{\partial z}\right)+\frac{\mu}{r}\cdot\frac{\partial u}{\partial r}-\mu\frac{u}{r^2} \qquad (1)$$

$$\frac{\partial(\rho w)}{\partial t}+\frac{1}{r}\cdot\frac{\partial(r\rho uw)}{\partial r}+\frac{\partial(\rho ww)}{\partial z}=\frac{\partial p}{\partial z}-\rho g+\frac{\partial}{\partial r}\left(\mu\frac{\partial w}{\partial r}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(\mu\frac{\partial w}{\partial z}\right)+\frac{u}{r}\cdot\frac{\partial w}{\partial r} \qquad (2)$$

And the mass conservation equation can be writing:

$$\frac{\partial\rho}{\partial t}+\frac{1}{r}\cdot\frac{\partial(r\rho u)}{\partial r}+\frac{\partial(\rho w)}{\partial z}=0 \qquad (3)$$

Notations are known by specialty literature: *u and w are vector projections of rate on coordinate's axes* Or and Oz, *t is time*, ρ density, p pressure and μ kinematical viscosity. With *g is noted the gravitational acceleration constant.*

The heat conservation equation can be put as:

$$\left(c-L\frac{\partial f_s}{\partial T}\right)\frac{d}{dt}(\rho T)=\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right) \qquad (4)$$

where is noted $\frac{d}{dt}=\frac{1}{r}\frac{\partial(ru)}{\partial r}+\frac{\partial(w)}{\partial z}$, T temperature, λ thermal conductivity coefficient, c specific heat at constant pressure and L the solidification of alloy latent heat. The dependent value $f_s=f_s(r,z,t)$ are named volume solidified fraction and is define as:

$$f_s(r,z,t)=\begin{cases}0, & T > T_l \\ \dfrac{T_l - T(r,z,t)}{T_l - T_s}, & T_s \le T(r,z,t) \le T_l \\ 1, & T < T_s\end{cases} \qquad (5)$$

Relation (5) represents one of the possible options to define the function form f_s . With T_l *is note the temperature liquidus* of alloy, and with *Ts* temperature solidus. It seems that when f_s *(r,z,t)* E (0,1) in point (r,z) is find a liquid solid mixture. The mechanical properties of this mixture are complexes but we adopt a simple and usual approximation: if f_s >= 0.3 then the mixture is considering a rigid solid, and if f_s < 0.3 then the liquid alloy can flow by microscopic structures of solidified alloy and the additional resistant force owing to solidification degree of mixture is simulated by viscosity alloy modification conforming to relationship (6):

$$\mu := \frac{\mu}{(1 - f_s)^n} \qquad (6)$$

where *n є* [5,30].

In this context relation (6) represent one of the simulation modalities of interaction between solid and liquid phases in mixture region. Also is suppose that solid alloy cannot participate at pouring and because of that in equations (1) - (3) the density must be equal with liquid alloy density ρ_l and not with mixture density. This hypothesis corresponds in especially to situation where the biphasic region morphology is likely that contain only dendrites as plates and columns. If the mixture region contains echi-axial granules free floating then density in equations (1) - (3) will have the mixture density value. Equation (1.6) can be explain only in alloy domain and the density that interpose in her is always equal with mixture density

$$\rho = (1 - f_s)\rho_l + f_s \rho_s \qquad (7)$$

And by analogy the specific heat and thermal conductivity coefficient is:

$$c = (1 - f_s)c_l + f_s c_s \qquad (8)$$

Expression $c - L\dfrac{\partial f_s}{\partial T}$ from relation (4) appears by specific equivalent heat method application, which is one of the ways through we can take account by solidified latent heat emanation.

To calculate the thermal exchange from inside of domain occupied by shape next equation is utilized:

$$\rho_m c_m \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\lambda_m \frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda_m \frac{\partial T}{\partial z}\right) \qquad (9)$$

where ρ_m, c_m si λ_m are form density, specific heat and conductivity.

$$\rho_r c_r \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\lambda_r \frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda_r \frac{\partial T}{\partial z}\right) \qquad (10)$$

where ρ_r, c_r si λ_r are cooler density, specific heat and conductivity.

4. Initial and limit conditions

If we note with D_m the space domain of form, with D_t dthe full domain with liquid alloy , with D_s the domain which contain solidified alloy, cu D_r domain occupied by cooler – if exist one- and with D_a the domain of partial solidified mixture area. Domains D_t , D_s, D_a are depended by time. In initial moment inside the form doesn't exist an alloy so D_t=Ø and implicitly D_s= Ø and D_a= Ø, and space by inside of form contain air in normal pressure and temperature conditions. Since specific density and heat of air are much smaller them specific density and heat of alloy and of form material, will negligee the mechanical and thermal phenomena which appear in air.

At initial moment t =0, we have next conditions:

$$\begin{cases} u(r,z,0)=0 \\ w(r,z,0)=0 \\ p(r,z,0)=0, \quad \forall(\mathrm{r},\mathrm{z})\in D \end{cases}$$

where with D is noted the occupied domains reunion by form, cooler and air from cavity.

$$\begin{cases} T(r,z,0)=T_{m0}, \quad \forall(\mathrm{r},\mathrm{z})\in D_m \\ T(r,z,0)=T_{r0}, \quad \forall(\mathrm{r},\mathrm{z})\in D_r \\ T(r,z,0)=T_0, \quad \forall(\mathrm{r},\mathrm{z})\in D_{aer} \end{cases} \tag{11}$$

Where T_{mo} is the initial temperature of form usually equal with ambient environment temperature T_o, but in case of preheating forms $T_{mo}> T_o$. T_{ro} is the initial temperature of the cooler.

The limit conditions for rate components at the border between liquid alloy and form wall or cooler wall even at the border between the liquid alloy and the solidified alloy are: $u(r,z,t)=0$, $w(r,z,t)=0$ $\forall t\geq 0$.

The free surface of liquid alloy, ∂D_l, is compound by two parts, one is the alimentation surface S_a.on which we have:

$$u(r,z,t)=u_0(t), \quad w(r,z,t)=w_0(t) \quad \forall t\leq t^* \tag{12}$$

- where t^* is the alimentation time and u_o *and* w_o are alimentation rate components and are given functions. For $t > t^*$ we have $u_o(t) = 0$ and $w_o(t) = 0$. On portion ∂D_l - S_a the tangential tension must be zero, and the normal tension must equilibrate the external pressure p_o. These conditions can be mathematically express helping by gradient and rate and the free surface orientation in this way:

$$\begin{cases} 2n_r m_r \dfrac{1}{r}\dfrac{\partial(ru)}{\partial r}+(n_r m_z+n_z m_r)\left(\dfrac{\partial u}{\partial z}+\dfrac{1}{r}\dfrac{\partial(rw)}{\partial r}\right)+2n_z m_z\dfrac{\partial w}{\partial z}=0 \\ 2\nu\left[n_r n_r\dfrac{1}{r}\dfrac{\partial(ru)}{\partial r}+n_r n_z\left(\dfrac{\partial u}{\partial z}+\dfrac{1}{r}\dfrac{\partial(rw)}{\partial r}\right)+n_z n_z\dfrac{\partial w}{\partial z}\right]=p_0 \end{cases} \tag{13}$$

- where n_r , m_r and m_z are the unit vector and tangential unit vector properties at free surface, and v is the dynamic viscosity of liquid alloy. It's seems that to impose the limit conditions for *u* and *w* is necessary the determination of free surface orientation. For temperature field the limit conditions on separation surfaces between the liquid and solid alloy, liquid alloy and form wall or cooler wall, solidified alloy and form wall or cooler wall are expressed by equalization of heat fluxes:

$$\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial n} = \lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial n} \tag{14}$$

5. Conclusions

Researches made in this study leading in the end to next conclusions:

- the verified results made show that the mathematical model and program structure for pc to simulate solidification and casting technologies projection with low consumes for conversion, materials and energy elaborated above are correct.
- comparing of obtained results by simulation of solidification of some cast pieces with help from calculus program (soft) to simulate some similar pieces demonstrate the the correct thinking of this soft.
- the experimental researches make a point of improvement possibilities of some experimental similar programs and extension of researches on structure uniformity and steel pieces properties on section.

Received November 30, 2008
**Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M., **Elaborarea si turnarea aliajelor neferoase speciale**, Editura Didactica si Pedagogica, Bucuresti, 1985.
2. Moldovan, P., Panait, N., Margineanu, St., **Bazele tratarii topiturilor metalice neferoase**, Editura Intact, Bucuresti, 1998.
3. Sofroni, L., Brabie, V., Bratu, C., **Bazele teoretice ale turnarii**, Editura Didactica si Pedagogica, Bucuresti, 1980.
4. Carcea, I., **Bazele elaborarii metalelor, aliajelor si superaliajelor neferoase**, Editura Cermi, Iasi, 1998.
5. Soporan V., Vamoş C., Pavel C., **Modelarea numerică a solidificării**, Editura Dacia , 2003
6. Mihai D., **Rezistența materialelor de la A la Z , volumul I**, Editura Vie, Iaşi, 2002.
7. Mihai D., **Rezistența materialelor de la A la Z, volumul II**, Editura Vie, Iaşi, 2002.
8. Istrate G., Toboc, P., **Controlul de calitate şi remanierea pieselor turnate**, Ed. Didact. şi Pedag., Bucuresti, 1981.
9. Anders E.W., Jarfors, Esa Ervasti – **Simulation and Modeling in Materials Processing**, Lund, Sweden 2001
10. * * *, **Ranconsoft**, simulation program Iasi 2008

PROIECTAREA MODELULUI EXPERIMENTAL DESTINAT MODELĂRII MATEMATICE A PROCESELOR CARE AU LOC LA TURNAREA PIESELOR DIN OȚEL, PENTRU APLICAREA LA STABILIREA UNOR TEHNOLOGII DE TURNARE CU CONSUMURI REDUSE DE MATERIALE ŞI ENERGIE

Rezumat: Acest studiu prezintă realizarea program pentru stabilirea unei tehnologii de turnare cu consumuri reduse de materiale şi energie a unui reper din oțel, care să prevină efectul negativ al contracției. Ținând cont de fenomenele fizice au fost date câteva ipoteze ale modelului şi sistemul de ecuații de bază ținând cont de condițiile la limită.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIV (LVIII), Fasc. 3-4, 2008
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

METALLIC MATERIALS BASED ON ALUMINUM. A DILATATION STUDY USING DIFFERENTIAL EQUIPMENT

BY

NICANOR CIMPOEŞU, SERGIU STANCIU, ROXANA CARABEŢ, BOGDAN ISTRATE

Abstract: An alloy based on aluminium-silicon was investigated to establish his thermal stability using a differential equipment type dilatometer. Alloys based on aluminium, because of them special properties are used in different industrial areas like aeronautic field as slightly elements but in the same time with nice metallic material properties. The alloys were investigated with a spark spectrometer for chemical composition determination, the microstructures are obtained by optical microscopy and the behaviour at heating process was determinate with a differential dilatometer.

Keywords: differential dilatometer, aluminium alloy.

1. Introduction

Aluminium is most spread metal in earth shell, and between elements is third behind oxygen and silicon. Because of his big chemical activity aluminium is finding in nature only as compounds, with oxygen and silicon form 82,58% from earth shell. Physical properties and mechanical characteristics of different kinds of aluminium are influenced by impurities presence. Most often impurities from aluminium are iron and silicon elements which can be found until 0,5-0,6 % percent each. The iron is practical insoluble in aluminium forming the eutectoid Al-Al3Fe which contain only 7% Al3Fe (1,7%Fe). The eutectic from system Al-Si is formed at 11,7% and Si is made by solid solution and silicon. If in the same time are presented simultaneous iron and silicon are forming two new phases: (Fe3SiAl3) and phase ß (FeSiAl5), which doesn't exist in binary alloys. This compounds situated usually at crystals limits decrease a lot the alloy plasticity.

Aluminium is part of IIIA group in periodical elements system, have a single stable isotope 27Al and five radioactive isotopes (24Al,25Al,26Al,28Al) with half periods between 2,10 and 94 seconds. Aluminium is characterized by a very big plasticity, small mechanic resistance, high electrical and thermal conductibility and big corrosion resistance in air, water and organic acids.

The aluminium – silicon (Al-Si) alloys are used very much in melting houses because of them superior casting properties comparing with other aluminium based alloys. Alloys Al-Si are hypoeutectoid when the silicon is in concentration lower then 11.7% and hypereutectic when silicon is in bigger concentrations. In first case them structure is formed by solid solution alpha of silicon in aluminium and by solid solution beta of aluminium in silicon and eutectic, in second case.

The eutectic alloys are more fluid so they have the best casting properties, the cracking risk at warm doesn't exist in this materials case also no micro shrink holes

appear what give them a better resistance for tightness, similar properties have the hypereutectic alloys.

Because of the approach to eutectic all aluminum-silicon alloys have a nice filling up form capacity so excellent casting properties. Corrosion resistance is fine in ordinary atmosphere and quite sufficient in sea water for alloys with small amounts of iron.

Mechanical workability is medium because the alloys are soft and hold by the knife, most usual utilization is in very thin walls an complicated pieces field where is expected tenacity and tightness in the same time.

The increasing of a body dimensions phenomena at heating is named thermal dilatation. As an exception to the rule a shape memory alloy manifest by a contraction during heating, rest of the metallic material increasing in dimension during this process. If is consider the increasing of only one dimension of the body we are talking about linear dilatation characterized by linear dilatation coefficient.

Is define the linear medium dilatation coefficient $\bar{\alpha}$, for dilatations corresponding to a finite temperature variation ΔT = $T_1 - T_2$ and linear dilatation coefficient α when temperature variation is infinitely small.

$$l_1 = l_0|1 + \bar{\alpha}\,(T_1 - T_0)| \quad (1)$$

where: l_1 and l_0 are body lengths at temperature T_1 respectively T_0.

$$\bar{\alpha} = \frac{l_1 - l_0}{T_1 - T_0} * \frac{1}{l_0} = \frac{\Delta l}{\Delta T}\frac{1}{l_0} \quad (2)$$

and

$$\alpha = \frac{dl}{dT}\frac{1}{l} \quad (3)$$

The thermal dilatation coefficients are measure in $[C^{-1}]$.

2. Experimental equipments

For chemical analyze was use an fast and precise emission spectrometer type Foundry Master, found in Materials Science and Engineering faculty labs, its unique optical design provides complete and continuous wavelength coverage from 160 to 800nm. With every wavelength available, the FOUNDRY-MASTER has unmatched analytical flexibility. Optical micrographs were realized to determine alloy microstructure using a Weiss microscope design with a computer connection. The dilatometric tests for material behaviour at heating process was made using a differential dilatometer type Linseis L75H which have some few special characteristics as: samples can be expose to heating or cooling depending of case, with or without linear regime, the sample temperature can be measure until 2050 ºC using a thermocouple or with a pyrometer (by radiation) until 2400 ºC and tests can be made in air , vacuum or inert gas. With this equipment can be made next measurements:

- relative change or modification of sample length expose heating-cooling process
- dilatation linear coefficient
- transformation points

- tested material density modification
- contraction
- penetration
- thermal dilatation

The main component parts of this equipment are presented in next figure:

Figure 1. Dilatometer L75 with most important parts: command panel, heating oven and measurement head, data acquisition system connected to PC.

The most important technical specifications of this equipment are :

- temperature field -150 to 500, 1000, 1400, 1600 ºC
- heating rate 0,1 la 50 ºC by minute
- measurement dimensions ±25 – 2500 µm
- maxim vacuum 10^{-5} mbar
- accuracy ±1% for hole scale
- repeatability ± 150 nm
- resolution ± 0,125 nm /digit

3. Results and discussions

In this study was trace the stabilization of an alloy Al-Si after 4 heating-cooling cycles by registered of dilatation variation on the same material and in the same experimental conditions. Chemical composition of the investigated alloy is presented in figure 2.

Foundry-Master 01J0013 Optik 01J0013
Sample : aluminiu piesa
Alloy : AL_000 Mode :PA 2/26/2008 10:16:10 AM

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
1	82.5	13.1	0.772	1.92	0.221	0.143	0.836
Average	**82.5**	**13.1**	**0.772**	**1.92**	**0.221**	**0.143**	**0.836**

	Cr	Ni	Ti	Be	Ca	Li	Pb
1	0.0177	0.0817	0.0309	< 0.0001	0.0031	< 0.0001	0.116
Average	**0.0177**	**0.0817**	**0.0309**	**< 0.0001**	**0.0031**	**< 0.0001**	**0.116**

	Sn	Sr	V	Na	Bi	Zr	B
1	0.0986	< 0.0001	0.0065	0.0036	< 0.0050	0.0044	0.0006
Average	**0.0986**	**< 0.0001**	**0.0065**	**0.0036**	**< 0.0050**	**0.0044**	**0.0006**

	Ga	Cd	Co	Ag
1	0.0090	0.0021	< 0.0030	0.0029
Average	**0.0090**	**0.0021**	**< 0.0030**	**0.0029**

Figure 2. Chemical composition of an Al-Si alloy realized with a spectrometer.

The investigated alloy structure is present in figure 3.

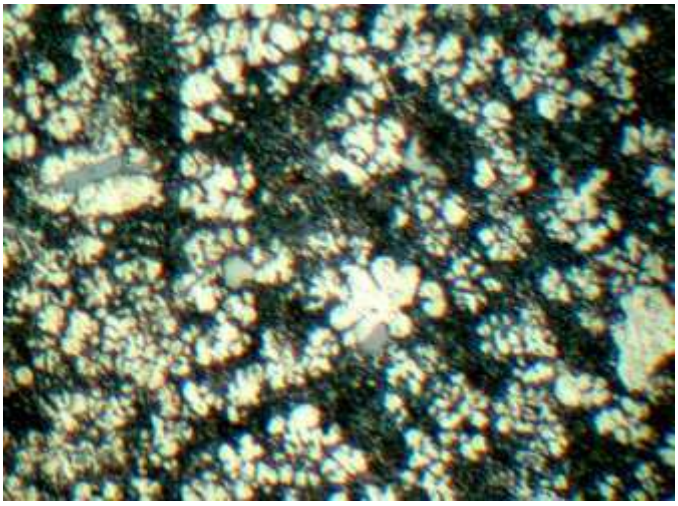


Figure 3 Metallographic imagine of alloy structure Al-Si used as bush for aero spatial application

The sample was subject of a stabilization thermal treatment which consist of heating the sample until 350 º C main tended for 2 hours fallow by a cooling in the furnace until 200 ºC and after that cooling in air until room temperature. After was applied a treatment of ageing by heating the sample until 250 ºC time of 12 hours follow by a cooling in water.

Structure of alloy after those two thermal treatment applied is presented in next figure.

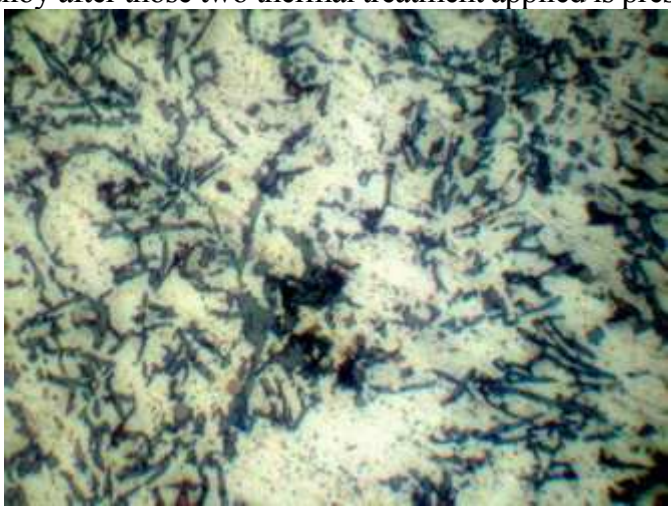


Figure 4. Micrograph of alloy Al-Si after the thermal treatments applied

A sample from alloy was mechanical prepare for dilatometric analyze and have the geometrical dimensions from the figure, a special request being the edges of sample which must be very flat and right to eliminate errors from data acquisition of dilatation registration. In this study ware investigated parallelepiped and cylindrical samples with the same main dimensions.

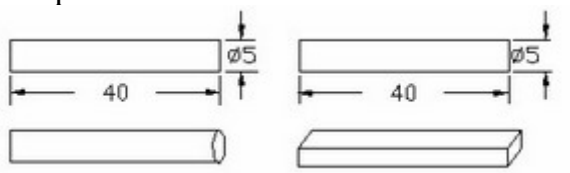


Figure 5. Sample scheme used in dilatation tests.

Tests realized on Linseis L75 dilatometer using a parallelepiped sample with length of 40.59 mm and width of 50.6 mm setting a heating rate of 10 ºC/minute until a 350 ºC temperature. In table 1 are presented the temperature values for furnace and sample registered minute by minute from the command panel of equipment.

Table1. Heating temperature variation for furnace and sample during dilatation test

Time [min]	Sample temperature [ºC]	Furnace temperature [ºC]	Time [min]	Sample temperature [ºC]	Furnace temperature [ºC]
0	22	27	**21**	233.8	326
1	23.2	57,6	**22**	244	333
2	24.7	83,4	**23**	250	340
3	27.6	112,5	**24**	262	349
4	33.9	141,6	**25**	270	357
5	41.3	171,6	**26**	279	367
6	51.4	195,6	**27**	288	376,8
7	61.2	215,6	**28**	297	386
8	73.1	234,4	**29**	306	396
9	87.4	250	**30**	317	405
10	100.2	262	**31**	326	414
11	118.5	270	**32**	337	427
12	130	279	**33**	345	431
13	144.7	285	**34**	348	435
14	164.6	295	**35**	**352**	436
15	174.6	300	**36**	356	426
16	188.4	305,3	**37**	361	409
17	192.7	308	**38**	367	367
18	201.6	310	**39**	358	341
19	216.8	315	**40**	343	320
20	226	321	**41**	332	301

From data analysis is observe the thermal inertia cause of passing the set temperature of 350ºC reaching a maximum value of 367 ºC. In this time when sample reach value of 350ºC for temperature the heating source, thyristor based, stopped and in that moment the furnace have a 436 ºC temperature and after this the cooling system, with a 10 l/minute flux, help in cooling process of the sample.

Forwards are present graphically the increasing temperatures of furnace and sample during the heating test inside the differential dilatometer.

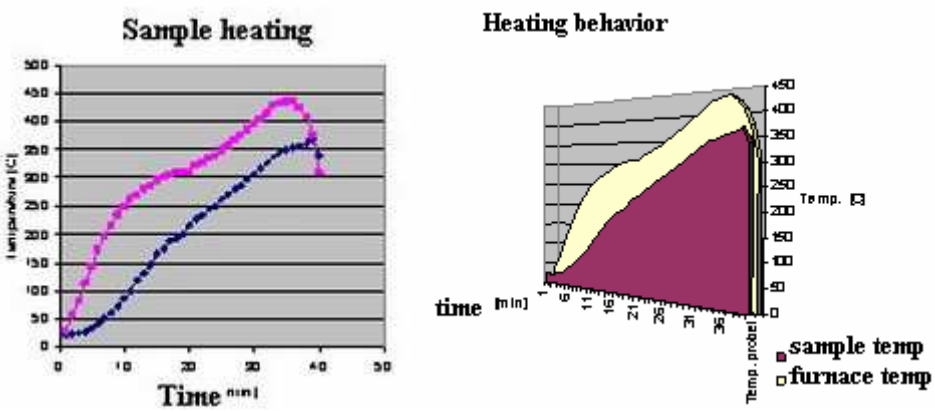


Figure 5. Heating graph of a cylindrical Al-Si alloy length 50.6 mm and diameter of 5 mm.

The heating sample temperature was set until 350 ºC with a heating rate of 10 ºC/min. Using this two graphics we can determinate a setting temperature for furnace or sample with respect for thermal inertia so we can control the temperature in sample very good like 2-5 °C variation. In this sense, conforming to diagrams, for a set temperature of 350 ºC, the sample will reach 367 ºC, practically we need to set the equipment to heat the sample at 337,5 ºC to obtain a need temperature of 350 ºC.

The dilatometry test realized on investigated Al-Si alloy presents next result, a 180 µm dilatation at 350ºC (figure 6).

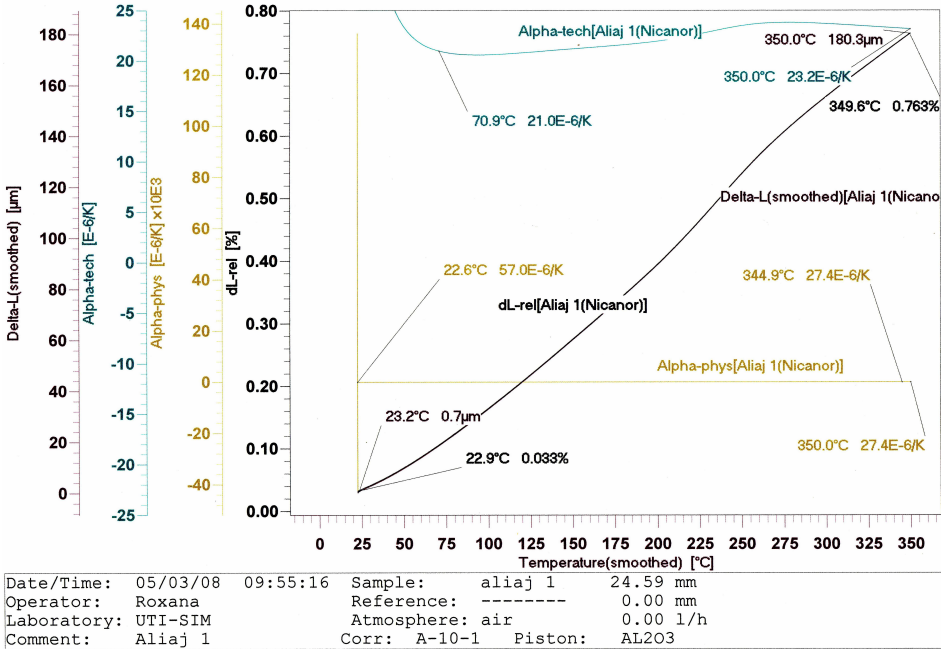


Figure 6. Dilatogram realize with Linseis equipment by heating the sample until 350 ºC, using a rate of 10 ºC/min.

To realize a study about thermal stability we repeat 4 times the dilatation test and the results are present in figure 7.

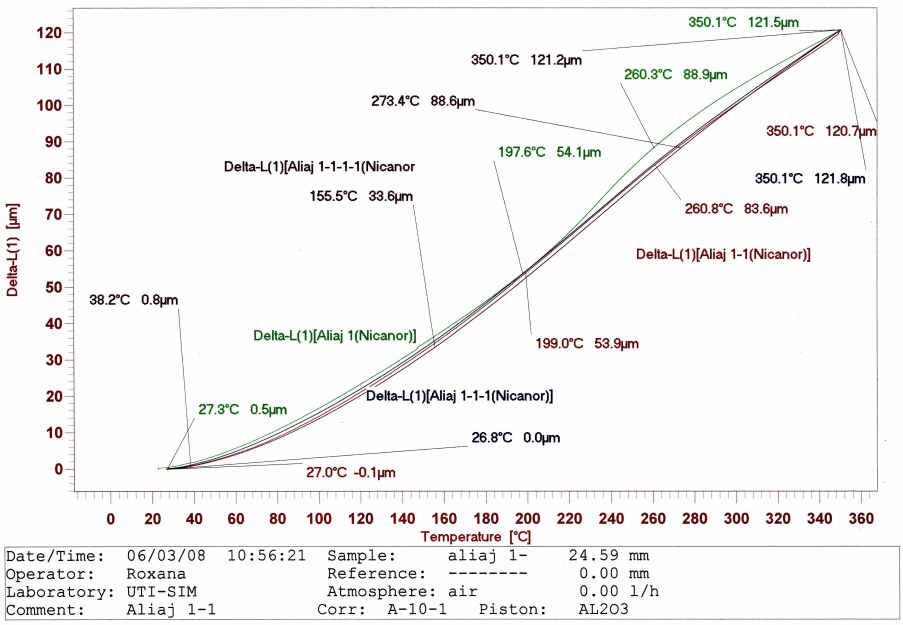


Figure 7. Dilatogram of four heating cycles for Al-Si alloy.

In next figure is presented a dilatogram of four heating cycles until 350 ºC with a rate of 10 ºC/min for Al-Si alloy sample thermal treated:

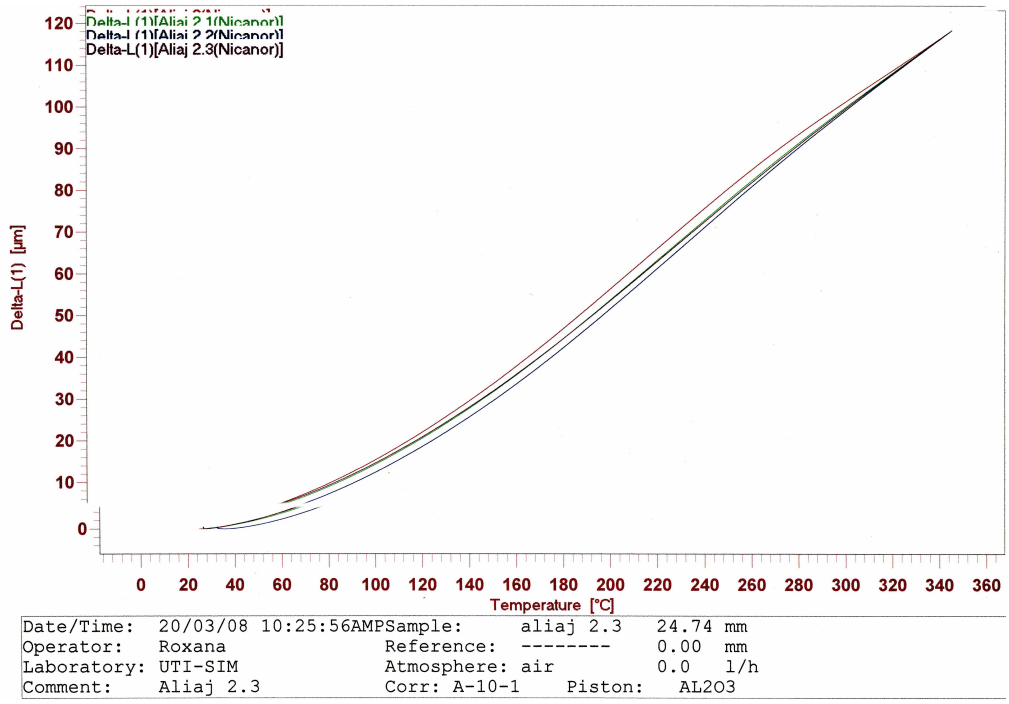


Figure 8. Dilatogram of four cycles for a thermal treated sample.

4. Conclusions

- analyzing the thermal transfer between the dilatometer furnace and inside him sample we can establish for any material investigated a heating schedule so we can obtain controlled temperatures very closed to those desired with respect for sample dimensions and thermal inertia of furnace.
- after two or three heating cycles the based Al-Si alloy suffer a thermal stabilize, conforming to diagram presented in figure 7m dilatation being of 121.5 µm for first heating cycle and after that 120.7 µm for all next three tests, values are registered at 350 ºC with a rate of 10 ºC/min.
- thermal treatment describes above in paper improve the material behaviour at thermal cycles reducing the differences between first and next heating cycles.
- dilatometer capacity to realize heating cycles setting a finite cooling rate and heating parameters help the determination of a material behaviour subject of repeat heating cycles.

Received November 30, 2008 *Technical University "Gh. Asachi" Iaşi*

REFERENCES

1. Alten D.G., Kaufman J.G., **Aluminum Technology, Applications and Environment**: **A profile of a modern metal**, Published by Minerals, Metals and Materials Society USA, 1998
2. Hatch J.E., **Aluminum Properties and Physical Metallurgy,** Published by ASM International, 1984.
3. Farndor J., **Aluminum,** Published by Marshall Cavendish, UK, 2001.

STUDIUL DILATĂRII MATERIALELOR METALICE PE BAZĂ DE ALUMINIU CU AJUTORUL DILATOMETRULUI

Rezumat: Un aliaj pe bază de aluminiu-siliciu a fost investigat în vederea stabilirii stabilității sale termice cu ajutorul dilatometrului. Aliajele pe bază de aluminiu datorită proprietăților lor deosebite sunt utilizate în diverse ramuri industriale cum ar fi aeronautica ca elemente uşoare dar în acelaşi timp cu bune proprietăți ce aparțin materialelor metalice. Aliajele au fost investigate cu ajutorul unui spectrometru cu scânteie pentru determinarea compoziției chimice, microscopia optică a aliajului s-a realizat pe un microscop cu cameră foto de laborator iar comportamentul la încălzire a fost determinat prin dilatometrie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LX (LXIV)

Fasc. 3-4

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2014 **Editura POLITEHNIUM**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
PUBLISHED BY
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMANIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President : Prof.dr.eng. **Ion Giurma**, Member of the Academy of Agricultural Sciences and Forest, *Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University" of Iaşi

Editor-in -Chief : Prof.dr.eng. **Carmen Teodosiu,** *Vice-Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Honorary Editors of the Bulletin: Prof.dr.eng. **Alfred Braier**
Prof.dr.eng. **Hugo Rosman**
Prof.dr.eng. **Mihail Voicu,** Corresponding Member of the Romanian Academy

Editors in Chief of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING *Section*

Assoc. Prof. Dr. Eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. Prof. Dr. Eng. **Gheorghe Bădărău**
Prof. Dr. Eng. **Dan Gelu Găluşcă**
Prof. Dr. Eng. **Costică Bejinariu**

Honorary Editors: Prof. Dr. Eng. **Ion Hopulele,** Prof. Dr. Eng. **Ion Mălureanu**, Prof. Dr. Eng. **Adrian Dima**
Associated Editor: Assoc. Prof.Dr. Eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)

Prof.dr.eng. **Mihai Susan,** Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania

Prof.dr.eng. **Ioan Carcea,** Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania

Prof.dr. **Duu-Jong Lee**, National Taiwan University of Science and Technology, (Taiwan)

Prof.dr.eng. **Shih-Hsuan Chiu**, National Taiwan University of Science and Technology, (Taiwan)

Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University, (Ukraine)

Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)

Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)

Prof.dr.eng. **Petrică Vizureanu,** Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania

Assoc. Prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences, (Japan)

Prof.dr.eng. **Leandru-Gheorghe Bujoreanu,** Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)

Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)

Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)

Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)

Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)

Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest, (Romania)

Prof.dr. **Maricel Agop**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)

Prof.dr.eng. **Sergiu Stanciu,** Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4 2014

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

VASILE COJOCARU-FILIPIUC, Modificarea fontei cu modificator ce conţine siliciu, fier şi magneziu şi care este sub formă de picături circulare la temperatura de modificare (engl. rez. rom.) 9

VASILE COJOCARU-FILIPIUC, O nouă privire asupra mecanismului de modificare grafitizantă a fontei (engl. rez. rom.) 21

GHEORGHE BĂDĂRĂU, Sistem de avertizare pentru nivelul de zgomot (engl. rez. rom.) 29

MIHAI BERNEVIG-SAVA, RALUCA BACIU şi CONSTANTIN BACIU, Realizarea auditului de conformitate utilizând fişe de verificare a cerinţelor legale (engl. rez. rom.) 33

LINN HAVELICK, Remediere şi atenuare naturală de uraniu în apele subterane (engl. rez. rom.) 39

RALUCA-MARIA FLOREA, OANA BĂLŢĂTESCU şi IOAN CARCEA, Uzura abrazivă în cazul compozitelor pe bază de aliaje de al ranforsate cu particule (engl. rez. rom.) 45

GELU BARBU, Influenţa Vibraţiilor Asupra Unui Aliaj De Aluminiu (engl. rez. rom.) 53

CRISTIAN-GEORGE ADOROAIE, SERGIU STANCIU, DANIELA CHICET şi NICANOR CIMPOEŞU, Materiale metalice pe bază de fier pentru centrale nucleare (engl. rez. rom.) 61

ANIŞOARA CORĂBIERU, PETRICĂ CORĂBIERU şi DAN DRAGOŞ VASILESCU, Prelucrări combinate de durificare a pieselor metalice (engl. rez. rom.) 69

PETRICĂ CORĂBIERU, ANIŞOARA CORĂBIERU şi DAN-DRAGOŞ VASILESCU, Mod de abordare a problemelor de competitivitate industrială (engl. rez. rom.) 77

YU. BURENNIKOV, L. KOZLOV şi O. PETROV, Determinarea forţei hidrodinamice şi îmbunţirea design-ului unei valve de control destinate sistemelor mecatronice, prin simularea computerizată a proceselor hidrodinamice (engl. rez. rom.) 89

S. STRUTINSKY, Frecarea hidrodinamică a articulaţiilor sferice, realizate din compozite metal–polimer, cu suprafeţele de lucru (engl. rez. rom.) 99

S. STRUTINSKY, Îmbunătăţirea preciziei unui sistem de acţionare spaţială folosind un sistem de microdeplasare în şase coordonate (engl. rez. rom.) 113

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4 2014

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

VASILE COJOCARU-FILIPIUC, Inoculation of Iron Using an Inoculating Agent that Contains Silicon, Iron and Magnesium, which also Appears as Circular Drops at the Inoculation Temperature (English, Romanian summary) 9

VASILE COJOCARU-FILIPIUC, A New Look on the Graphitizant Inoculating Mechanism for Iron (English, Romanian summary) 21

GHEORGHE BĂDĂRĂU, Noise Level Warning System (English, Romanian summary) 29

MIHAI BERNEVIG-SAVA, RALUCA BACIU and CONSTANTIN BACIU, The Implementation of the Conformity Audit Using Files to Check Legal Requirements (English, Romanian summary) 33

LINN HAVELICK, Remediation and Natural Attenuation of Uranium in Groundwater (English, Romanian summary) 39

RALUCA-MARIA FLOREA, OANA BĂLȚĂTESCU and IOAN CARCEA, Abrasive Wear of Al Alloys Based Composites Reinforced with Particles (English, Romanian summary) 45

GELU BARBU, The Influence of Vibration on an Aluminum Alloy (English, Romanian summary) 53

CRISTIAN-GEORGE ADOROAIE, SERGIU STANCIU, DANIELA CHICET and NICANOR CIMPOEȘU, Metallic Materials Based on Iron for Nuclear Plant (English, Romanian summary) 61

ANIȘOARA CORĂBIERU, PETRICĂ CORĂBIERU and DAN DRAGOȘ VASILESCU, Combined Treatment of Hardening of Metal Parts (English, Romanian summary) 69

PETRICĂ CORĂBIERU, ANIȘOARA CORĂBIERU and DAN-DRAGOȘ VASILESCU, Approach of Industrial Competitiveness Problems (English, Romanian summary) 77

YU. BURENNIKOV, L. KOZLOV and O. PETROV, Determination of Hydrodynamic Force and Improvement of the Design of Directional Control Valve for the Mechatronic Drive Based on Computer Simulation of Hydrodynamic Processes (English, Romanian summary) 89

S. STRUTINSKY, Hydrodynamic Friction of Spherical Hinges with Working Surface, Made from Metal Polymer Composites (English, Romanian summary) 99

S. STRUTINSKY, Improving the Accuracy of a Spatial Drive System Using a Six-Coordinate Microdisplacement Drive (English, Romanian summary) 113

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INOCULATION OF IRON USING AN INOCULATING AGENT THAT CONTAINS SILICON, IRON AND MAGNESIUM, WHICH ALSO APPEARS AS CIRCULAR DROPS AT THE INOCULATION TEMPERATURE

BY

VASILE COJOCARU-FILIPIUC*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: June10, 2014
Accepted for publication: June 30, 2014

Abstract: Chemical elements silicon and iron are used, currently, as accompanying chemical elements for inoculating agent chemical elements. Silicon increases the inoculating agent density and thermodynamic activity of carbon around the inoculating agent drops. Iron increases inoculating agent density, significantly, so, leading to the increasing of the inoculating efficiency. Experimentally, it is confirmed the silicon particles around the inoculating agent drops.

Keywords: silicon and iron in inoculating agent; inoculating mechanism; inoculating efficiency.

1. Introduction

Inoculation is interesting through features that give birth in cast iron.

This paper analyses inoculation of iron, taking into consideration the inoculating theory that considers tendency to chemical equilibrium between two thermodynamic phases in contact (Cojocaru-Filipiuc, 2011).

On researches improvement of the inoculating efficiency by increasing

*Corresponding author: *e-mail*: cojocaru52@yahoo.com

of the inoculating agent density and increasing of the carbon thermodynamic activity around the inoculating agent drops.

From the point of view of the maximum degree of compactness, nodular shape, ideal aggregation state of the inoculating agent, in liquid iron, is gaseous one. But, gaseous state corresponds to a very low density. This situation causes evacuation of the inoculating agent bubbles from metallic bath by a high speed, and, so a small inoculating efficiency. Here is why the state of aggregation of the inoculating agent to be liquid. The density of the liquid state is much smaller than for gaseous one. When the inoculating agent state of aggregation is liquid, inoculating agent losses by evacuating from the metallic bath are lower.

If the inoculating agent density is of the same order of magnitude as that of liquid iron, practically, there is no loss of inoculating agent by evacuating from the metallic bath.

The presence of iron and silicon in inoculating agent increases its density.

If reference is done for magnesium, it is in gaseous state at the inoculating temperature of iron.

Magnesium vapors density is in the 0.002 g/cm^3 range, which is very small.

Because there are iron and silicon in the inoculating agent, the aggregation state of the inoculating agent, at the inoculating temperature of iron, is changed. So, the gaseous state is changed in liquid state.

The aim of the experiment is to demonstrate that the silicon particles are found in larger quantity at the boundary between the metallic matrix and the graphite nodules, *i.e.*, where appropriate to increase the thermodynamic activity of carbon.

Discussion have in mind that graphite nodules are formed outside of thermodynamic equilibrium, in liquid iron (Loper & Heine, 1961, 1962; Lux *et al.*,1975; Pohl *et al.*, 1960).

2. Drawing of Cast Iron Inoculation

Fig. 1 shows the drawing of iron inoculation using an inoculating agent that contains silicon, iron and magnesium and which also appears as circular drops.

The inoculating agent is in the liquid state at the cast iron inoculation temperature, appearing as circular drops.

The 1st sequence shows the inoculating agent drop immediately after the insertion of the inoculating agent (FeSiMg) in the liquid iron and its melting.

The 2nd sequence illustrates the triggering of the diffusion processes of the carbon particles from the metallic matrix towards the inoculating agent drops, as well as of the silicon particles from the drops towards the metallic

matrix.

One may notice, in the 3rd sequence, how the silicon and carbon particles start gathering around the drops in the metallic matrix.

The 4th sequence shows the carbon particle agglomerations (6) in the metallic matrix.

The hexagonal graphite nuclei are shown in the 5th sequence.

The 6th sequence tackles the growing graphite single crystals, (7), in the inoculating agent drops. While the graphite single crystals grow, the magnesium and iron particles in the inoculating agent drops start to be released from the drops in the metallic matrix, more precisely in the immediate vicinity of the drops.

The first layer of graphite single crystals (2), formed on the inner surface of the drops, is shown in the 7th sequence.

The continuous diffusion process of the carbon particles from the metallic matrix towards the drops leads to the formation of new graphite nuclei in the interstices (8) between the graphite single crystals in the first single crystal layer, 8th sequence.

The graphite single crystals formed from the graphite nuclei shown in the 8th sequence start growing and their impact with the graphite single crystals in the first layer cause the dislocation of the graphite single crystals from the first layer and their movement towards the inside of the drops, 9th sequence.

One may notice, in the 10th sequence, the second graphite single crystal layer.

This phenomenon is repeated until the drops are completely “filled” with graphite single crystals and all the silicon, iron and magnesium particles either diffused (silicon) in the metallic matrix, in the immediate vicinity of the drops, or they were released (iron) in the metallic matrix, in the immediate vicinity of the drops, or they were released (magnesium) outside de drops adsorbed on the graphite single crystals, which are found outside phase 3. The 11th sequence shows the crystalline body of graphite (5), on which magnesium particles are adsorbed; silicon and iron particles are found around it, in the metallic matrix.

The metallic matrix subsequently becomes either homogeneous or quasi-homogeneous as concerns the silicon and iron contents, 12th sequence.

The Si, Fe and Mg particles “leave” the drops while the latter are filled with graphite single crystals, mostly due to the mechanical equilibrium tendency, which occurs between the now forming phase 3 and the liquid metallic matrix.

For example, if the inoculating agent drops need to be compacted, the inoculating agent should also contain, in addition to Si, Fe and Mg, one or several surface-active element(s) able to decrease the interfacial surface tension between the metallic matrix and the drops and to be adsorbed on graphite, when there is not enough magnesium.

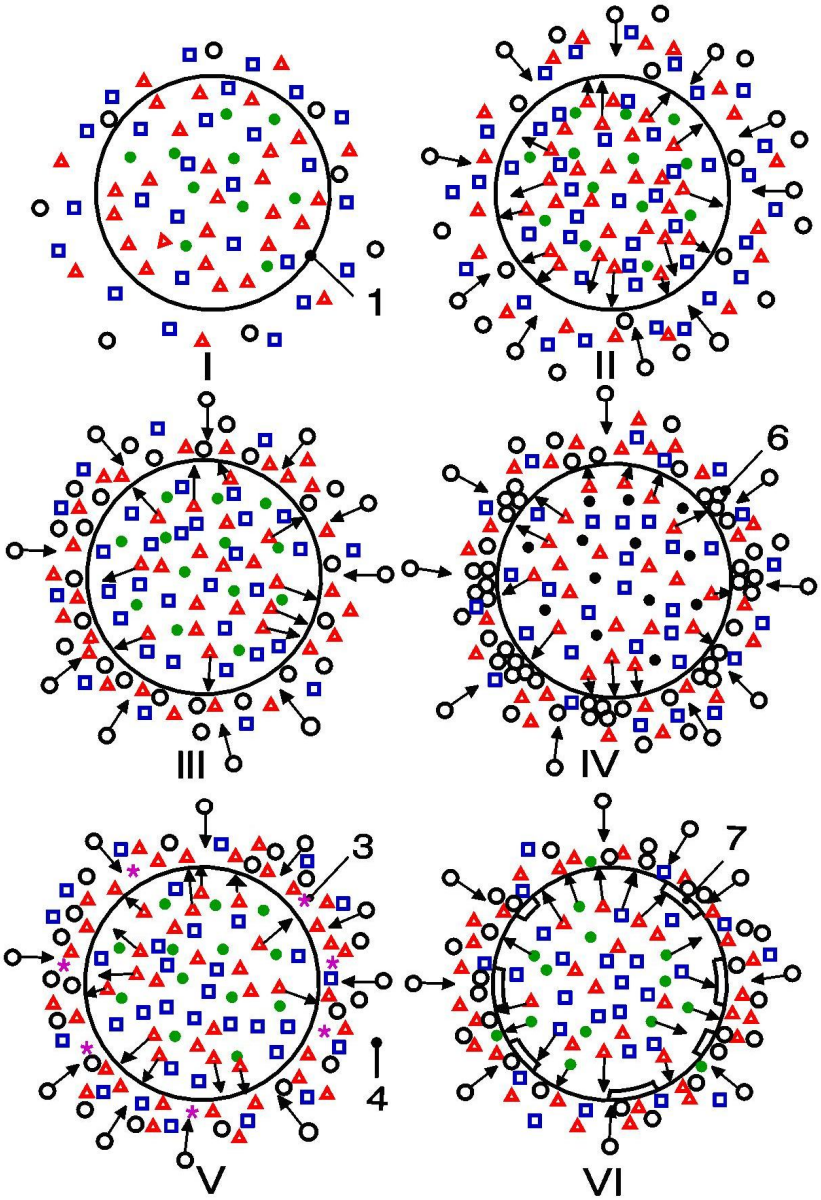


Fig.1 – Drawing of iron inoculation using an inoculating agent that contains silicon, iron and magnesium and which also appears as circular drops. ○ – carbon particles; Δ – silicon particles; □ – iron particles; ● – magnesium particles; 1 – drop (phase 2); 2 – graphite single crystals; 3 – graphite nuclei; 4 – liquid metallic matrix; 5 – crystalline body of graphite (graphite nodule) – phase 3; 6 – carbon particle agglomerations; 7 – growing graphite single crystals; 8 – interstices; * – hexagonal graphite nuclei.

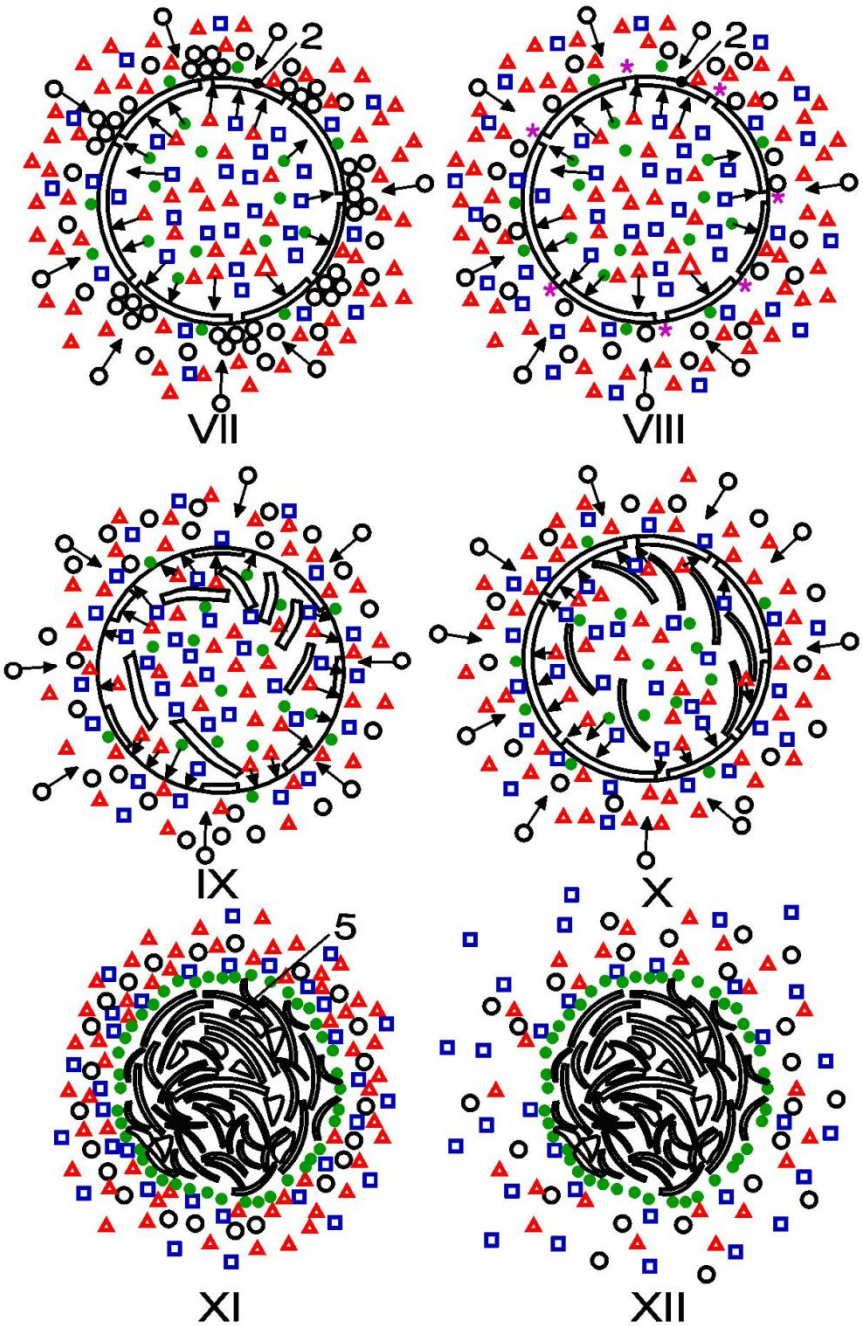


Fig. 1 – Sequel

3. Experiment and Results

6 kg of liquid iron were processed.

Iron which was inoculated had the following chemical composition: C = 4.2%; Si = 3%; Mn = 0.8%; P = 0.12%; S = 0.06%; Fe = balance.

Inoculating agent had the following chemical composition: Mg = 9.5%; Si = 45%; Ca = 1.5%; Fe = balance.

It was used for the modification 2% of inoculating agent.

Fig. 2 shows the structure of the inoculated iron – nodular graphite cast iron (unprocessed chemically).

Fig. 3 represents section line made trough a graphite nodule in view of achievement of chemical elements distribution.

Variations of C, Al, Si, Mg and Ca contents in section made in a graphite nodule according to Fig. 3 are presented in Fig. 4. Variation of silicon content is represented by curve bolded.

Distribution of silicon particles is represented in Fig. 5, both in the graphite nodule and in the metallic matrix around the graphite nodule.

4. Discussion

All the inoculating agents where the inoculating chemical elements are accompanied by matrix elements such as Fe, Si, Cu, Ni, etc. have a disadvantage that cannot be prevented and that is related to the dissolution of some of the matrix elements in the metallic matrix, that is there are chances that the drops dissolve in the metallic matrix. On the other hand, there is the advantage brought about by the iron in the inoculating agent, which, according to the tendency to chemical equilibrium, does not diffuse from the drops towards the metallic matrix, as iron activity in the metallic matrix is more intense than iron activity in the drops. As concerns the silicon present in the inoculating agents, its role is very important in nodular graphite formation in a short period of time. Thus, unlike iron, silicon must dissolve in the metallic matrix in order to achieve the highest possible thermodynamic carbon activity around the drop, in other words, in order to maintain the highest possible carbon activity gradient around the drops, designed to reach the highest possible carbon diffusion rate. It is therefore very important that the chemical composition of the inoculating agent should include, for instance, 50% of Si. Silicon diffuses from the drops into the metallic matrix due to the tendency to chemical equilibrium between the metallic matrix and inoculating agent drop phases. The silicon activity gradient should be high in order for the silicon diffusion rate from the drops towards the metallic matrix to be high. This is achieved by very large amounts of silicon in the inoculating agent (there are inoculating agents that contain up to 75% silicon) and small amounts of silicon in the metallic matrix (1.6%…3.0%); they should not however drop below 1.6%, since this

decreases carbon activity in the metallic matrix very much, or exceed 3%, as this diminishes some characteristics of nodular graphite cast iron (silicon increases ferrite microhardness and resistance and, at the same time, it embrittles ferrite). Silicon dissolution from the drops in the metallic matrix is relatively uniform, occurring from all directions, which means that the drops become smaller. Since silicon has low density, 2.33 g/cm^3, the use of large amounts of it in the chemical composition of the inoculating agent significantly decreases the density of the inoculating agent as compared to the density of the metallic matrix. Hence, there are considerable drop losses due to the high ascension rate of the drops through the metallic matrix. The consequences of this shortcoming may be reduces by using iron in the chemical composition of the inoculating agent (iron density is 7.874 g/cm^3). Moreover, as it does not dissolve in the metallic matrix, iron ensures the quasi-immiscibility of the inoculating agent as a metallic matrix, meaning that it ensures the existence of inoculating agent, that is the existence of drops.

Graphite nuclei formation is only possible if carbon activity is one, and if it is as close to one as possible towards the metallic matrix, before inserting the inoculating agent in the metallic matrix. If, as it is the case with unalloyed cast iron, for example, the silicon content cannot exceed 3%, the amount of silicon present in the metallic matrix may be nonetheless increased but only around the inoculating agent drops, that is precisely where the carbon activity should be as high as possible (as close to one as possible). The higher temperature, the higher the thermal agitation of the chemical element particles in the chemical composition of the inoculating agent. The higher the temperature, the more chaotic the motion of the particles in the inoculating agent drops. Thus, high temperature is the factor causing heavy silicon particle diffusion from the drops towards the metallic matrix, more precisely, in the vicinity of the drops. A large amount of silicon diffuses towards the outside of the drops during graphite nodule growth, which enhances carbon activity precisely in the area where the carbon particle concentration is low and precisely towards the end of the graphite nodule formation process, when the amount of carbon, and hence the thermodynamic activity of carbon, decreased considerably. Large amounts of silicon in the inoculating agent are compulsory.

After graphite nodule formation, the large amounts of silicon particles around the graphite nodules will diffuse in the metallic matrix, farther away from the graphite nodules, as long as the metallic matrix is in the liquid state. The silicon content in the metallic matrix thus becomes homogeneous as well. After graphite nodule completion, most of the iron particles are in the metallic matrix, close to the graphite nodules. As concerns silicon particles and other matrix particles, the iron and other similar chemical element in the metallic matrix are also homogenized.

The most frequently used in industrial practice are the inoculating agents that contain mainly big amounts of silicon and, secondly, iron, and that

are in the liquid state at the cast iron inoculation temperature. The role played by silicon in the inoculating agent is essential to the inoculation process. Therefore, big amounts of silicon in the inoculating agent render possible the inoculation of low carbon irons and even of steels. For instance, reference (Kozac, 2011) deals with the manufacture of nodular graphite hypereutectoid steel; after inoculation and solidification, the steel contains 1.4%...1.6%C, 2.3%...2.7%Si, 0.15%...0.25%Mn, 0.012%...0.014%S, 0.015%...0.020%P and 0.025%...0.04%Mg. The inoculating agent contains 50%...60% silicon and 10%...30% iron.

The role played by the big amounts of silicon in the inoculating agent may also be taken over by other chemical elements able to enhance carbon activity in the cast iron bath, like, for instance, nickel (Kozac, 2011). Nickel increases inoculating agent density considerably, which is a great advantage, as it reduces inoculating agent losses significantly.

Fig. 4 shows that silicon is located in metallic matrix relatively uniform. In left part of the Fig. 4 one notices a larger amount of silicon particles. In zones from metallic matrix further of graphite nodule silicon content is constant. One appreciates that the larger content of silicon near the graphite nodule is due to the absence of time for silicon particles diffusion inside metallic matrix.

Previous conclusions results from Fig. 5, too, where one notices a homogeneous distribution of Si particles, and metallic matrix and interfaces zone between graphite nodule and metallic matrix. Fig. 5 shows presence of Si particles in graphite nodule, too, as little amount. Diverse shape of graphite monocrystals like foils makes possible presence of silicon particles (as clusters) among those graphite foils.

One appreciates that continuous diffusion of carbon particles to filling up of spherical drops of inoculating agent do that silicon particles coming from inoculating agent drop to get away from inoculating agent drops, that is from there, from their provenance.

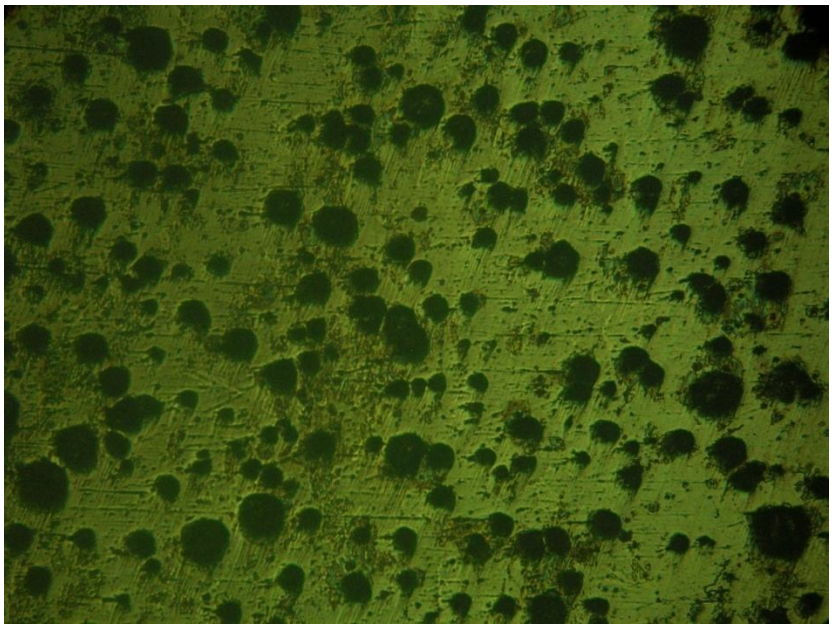


Fig. 2 – Structure of inoculated iron – nodular graphite cast iron. X 48.8.

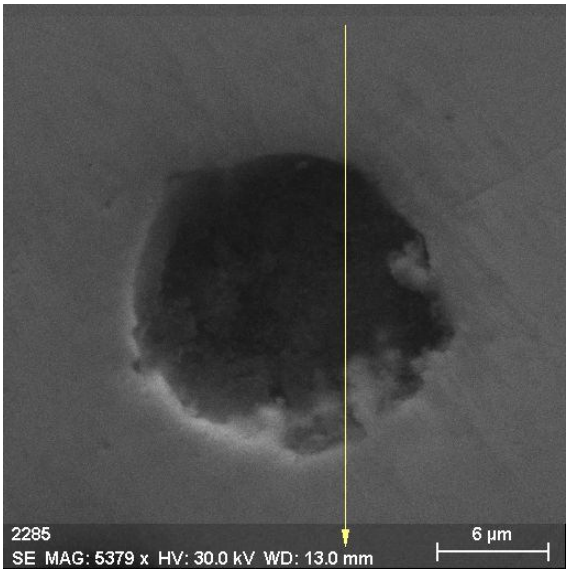


Fig. 3 – Section line through a graphite nodule in view of making of chemical elements distribution.

Structure from Figs. 4 and 5 shows that silicon particles have not had sufficient time to diffuse inside the metallic matrix.

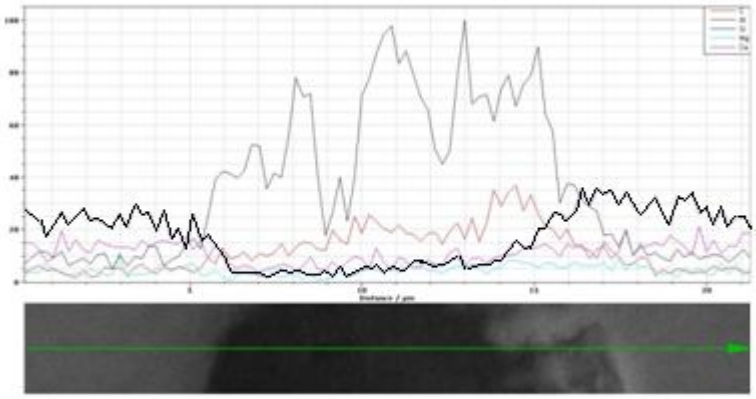


Fig. 4 – Variation of C, Al, Si, Mg and Ca chemical elements in a section through a graphite nodule according to 3 figure.

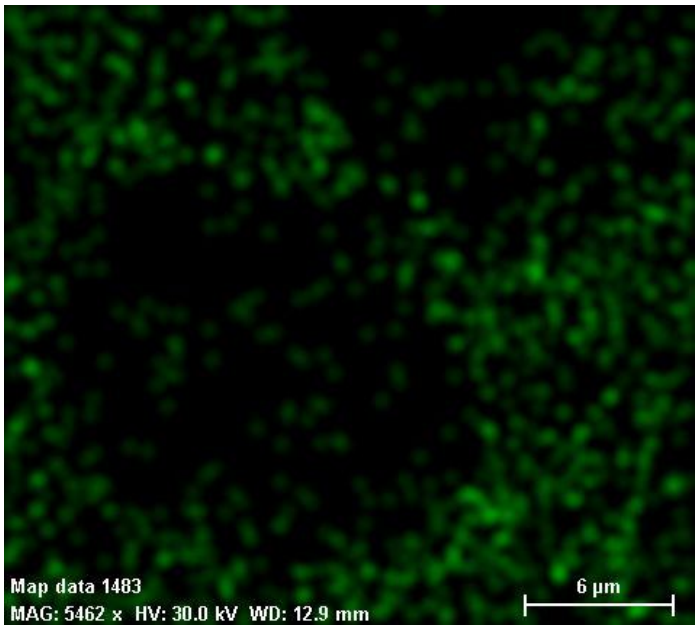


Fig. 5 – Distribution of Si particles inside graphite nodule and in metallic matrix.

REFERENCES

Cojocaru-Filipiuc V., *Hypotheses on the Production of Metallic Based on the Chemical Equilibrium Tendency – Applications for Cast Iron Inoculation.* Edit. Politechnium, Iaşi, 2011.

Kozac S.D., *Development of Hypereutectoid Steel with Nodular Graphite*. Key Engng. Mater., **457**, 132-136 (2011).

Loper C.R., Heine R.W., *Graphite Formation During Solidification of Cast Iron.* Modern Casting., Nov. 1961, 117-134.

Loper C.R., Heine R.W., *The Solidification of Cast Iron with Spheroidal Graphite.* A.S.M. Transaction, 1962, 135-152.

Lux B., Mollard F., Minkoff I., *On the Formation of Envelopes Around Graphite in Cast Iron.* Metall Cast Iron., 1975, 371-401.

Pohl D., Ross E., Scheil E., *Effect of Free and Bound Magnesium on the Formation of Globular Graphite in Cast Iron*. Giesserei, 1960,1513-1521.

MODIFICAREA FONTEI CU MODIFICATOR CE CONȚINE SILICIU, FIER ŞI MAGNEZIU ŞI CARE ESTE SUB FORMĂ DE PICĂTURI CIRCULARE LA TEMPERATURA DE MODIFICARE

(Rezumat)

Elementele chimice siliciu şi fier se utilizează în mod current ca elemente însoțitoare pentru elementele chimice modificatoare. Siliciul măreşte densitatea modificatorului şi determină, în mare măsură, mărirea activității termodinamice a carbonului în jurul picăturilor de modificator. Fierul măreşte semnificativ densitatea modificatorului, astfel, conducând la mărirea randamentului de modificare. Experimental, se confirm distribuirea particulelor de siliciu în jurul picăturilor de modificator.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

A NEW LOOK ON THE GRAPHITIZANT INOCULATING MECHANISM FOR IRON

BY

VASILE COJOCARU-FILIPIUC*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: June 20, 2014
Accepted for publication: July 18, 2014

Abstract: A new direction about the graphitizant inoculating for grey irons is presented in this paper. So, there is a focus on the role of the carbon thermodymanic activity for forming of the graphite nuclei, outside the thermodynamic equilibrium, in liquid iron, for temperatures larger than the temperature of the liquidus line. Practically, it is increased the carbon thermodynamic activity around one new phase created in liquid iron. The new phase is formed from ferro-silicon whose composition is eutectic and whose content of silicon is large. Silicon atoms diffuse from ferro-silicon drops to the interface between the metallic matrix and the ferro-silicon drops, increase the carbon thermodynamic activity to 1 value. This one leads to the formation of the graphite nuclei. These nuclei lead to the iron crystallization by the stable system.

Keywords: graphitizant inoculating agent; thermodynamic activity; graphite nuclei; chemical equilibrium.

1. Introduction

The inappropriate chemical composition of the iron and the high cooling rate lead to iron undercooling during the eutectic transformation and to the occurrence of cementite in the structure, from the liquid, either in eutectic colonies (in all cast iron categories), or as free cementite (primary cementite in hypereutectic cast irons).

*Corresponding author: *e-mail*: cojocaru52@yahoo.com

According to figure 1, if the carbon activity in the eutectic liquid found in the hypoeutectic and eutectic cast irons is not 1 during the eutectic

transformation, no graphite nuclei are formed, during the cooling, the carbon atoms chemically interact with the iron atoms and thus form cementite (Fe_3C), the cast iron produced is white. The same happens if the carbon activity along the C'D' curve in the Fe-C stable binary diagram is not 1.

Graphitizing inoculation is performed in order to prevent cast iron crystallization in the Fe-C metastable system.

Graphitizing inoculation is performed using graphitizing inoculating agents that contain chemical elements able to increase carbon activity significantly. However, these chemical elements must also be compatible with the type of iron to be treated. Concretely speaking, highly graphitizing elements such as Cu and Al cannot be used in unalloyed irons (Cojocaru-Filipiuc, 2011).

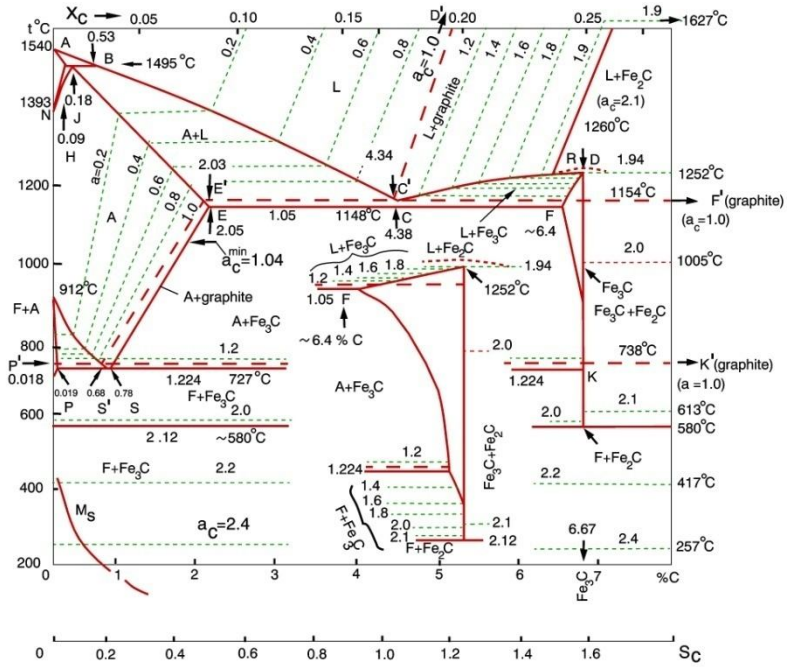


Fig. 1 – Carbon isoactivity curves on the detail of the Fe-C binary thermodynamic equilibrium diagram. S_c – degree of saturation in carbon; A – austenite; F – ferrite; a_C – carbon activity; L – liquid; X_C – carbon molar fraction; C – cementite (Jukov, 1992).

Silicon may also be used for unalloyed cast irons, as silicon is a basic chemical element that accompanies iron and carbon.

If silicon were inserted as such, it would be assimilated to a lesser extent because of the low density (2.33 g/cm^3), while the ascension rate of the silicon granules or drops through the metallic matrix would be high. Moreover,

the silicon melting temperature is about 1,410^{o}C, which means that it is a hardly fusible element. If the temperature of the metallic matrix is lower than the silicon melting temperature, silicon dissolution is more difficult as silicon is in the solid state (as granules).

If silicon is used as ferrosilicon, the density increases, which also means that it is better assimilated. In the Fe-Si equilibrium diagram, silicon forms the FeSi chemical compound at a 50% Si concentration, when its melting temperature is about 1,422^{o}C.

The lowest temperature of the liquidus line in the Fe-Si binary system is 1,207^{o}C and it corresponds to the 67%...73% silicon range. Therefore, ferrosilicon containing 67%...73% silicon is the most suitable graphitizing inoculating agent, since it is in the superheated liquid state at the iron graphitizing inoculation temperature, when the silicon atoms undergo a chaotic motion and they diffuse in the metallic matrix at high rates (the Fe-Si diagram was processed in the SGTE alloy databases (Fig. 2).

The temperature of the liquidus line for ferrosilicon with 75% Si, which is highly common in industrial practice, is about 1,257^{o}C, while the temperature of the solidus curve is about 1,207^{o}C.

The ferrosilicon with the highest silicon content used in practice is FeSi85 (Sofroni *et al*., 1978), the liquidus line temperature of which is about 1,327^{o}C, while the ferrosilicon with the lowest silicon content used in practice is FeSi60, the liquidus line temperature of which is about 1,337^{o}C. The solidus line temperature of all the FeSi60-FeSi85 compositions is 1,207^{o}C, which means that they have high diffusion capacity in the metallic matrix.

If silicon were inserted as such, it would dissolve evenly in the metallic matrix and it would not do anything but alloy it, acting mainly on the secondary structure.

If silicon were inserted as ferrosilicon, the latter would form a phase in the metallic matrix, given the tendency towards chemical equilibrium, and the silicon atoms would diffuse from the ferrosilicon drop towards the metallic matrix, due to a high silicon activity gradient between the metallic matrix and the ferrosilicon drops. The carbon particles also diffuse from the metallic matrix towards the ferrosilicon drops, and some of the carbon atoms are also thought to diffuse in the ferrosilicon drops. Micro-volumes are thus created around the ferrosilicon drops, where carbon activity reaches 1, when graphite nuclei are formed. In the areas that are more remote from the ferrosilicon drops, the silicon content in the metallic matrix is more or less similar to that of the initial metallic matrix (for instance, 1%...2.5% in a grey unalloyed cast iron).

As concerns ferrosilicon with 27%...37% silicon, the solidus line temperature is also about 1,207^{o}C, while the maximum liquidus line temperature is 1,220^{o}C; however, given its low silicon content, it is not recommended for inoculation.

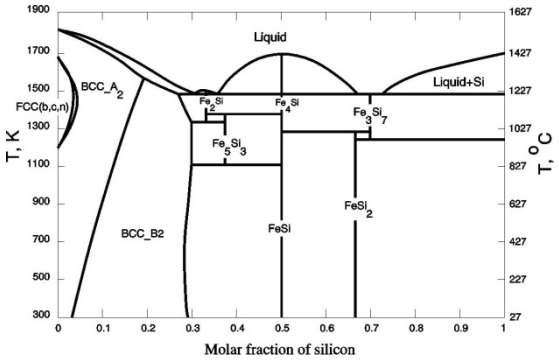


Fig. 2 – Fe-Si binary diagram.

Silicon dissolves more easily in the metallic matrix if the graphitizing inoculating agent is in the liquid state at the inoculation temperature.

The ferrosilicon drops finally disappear. If silicon is associated with calcium in the graphitizing inoculating agent, both the density of the graphitizing inoculating agent and the melting temperature decrease. If this is the case, calcium manifests its reactivity to certain chemical elements in the iron, such as oxygen and sulphur, for instance, and it does not dissolve in the iron. If silico-calcium is inserted in the iron through the runner of the manufacture aggregate or in the iron jet that is poured in the ladle, that is when the temperature decreases, calcium plays its role of highly deoxidizing agent, while silicon dissolves in the metallic matrix, thus creating micro-volumes with higher silicon content and higher carbon activity. The consequence is that at eutectic temperature, for instance, additional crystallization nuclei occur and a higher number of eutectic cells is achieved.

If ferrosilicon is in the solid state, if ferrosilicon is inserted as granules in the pouring ladle during the pouring of the iron, at the bottom of the pouring ladle before the pouring of the iron in it, and also in the pouring basin of the moulds or in the iron jet during mould pouring, silicon dissolves in the metallic matrix and, hence, the carbon activity in the micro-volumes around the ferrosilicon granules increases.

Consequently, new graphite nuclei occur on the eutectic transformation.

The general consequence is that micro-volumes with higher silicon contents also enjoy higher carbon activity, which leads to a higher number of homogeneous graphite nuclei, which are caused by carbon activity enhancement. The number of eutectic cells is also increased, the graphite becomes finer and the cast iron produced has better mechanical resistance features.

Graphitizing inoculation is very important for thin wall castings, the undercooling of which is more marked due to the higher cooling rate, and, therefore, there is a higher risk for the cast iron to solidify as mottled or even

white cast iron, which renders its mechanical processing more difficult. The carbon activity increase by silicon cancels the negative influence of the undercooling increase on the eutectic transformation and hence it determines cast iron solidification in the Fe-C stable system and in the thin walls. Graphitizing inoculation thus prevents cast iron whitening.

In practice, the iron is manufactured using less silicon content, and the adequate amount of silicon needed by the cast iron to be manufactured will be reached by graphitizing inoculation.

2. Experiment. Results

Iron was manufactured in an electric induction furnace with capacity of about 25 kg and equipped with a melting pot of SiC with capacity of about 15 kg.

Pig iron had the following chemical composition: C = 4.2%; Si = 2.6%; Mn = 0.8%; P = 0.12%; S = 0.06%; Fe = balance.

Metallic charge mass was of 6.3 kg.

After melting and overheating a sample of graphitizing uninoculation iron whose structure is presented in Fig. 3 (SEM image).

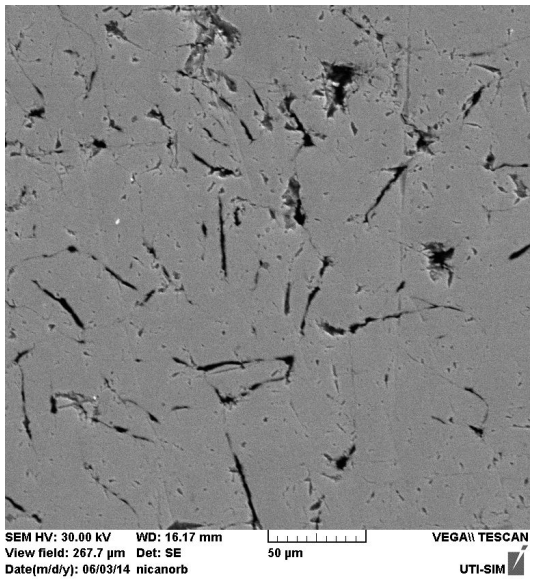


Fig. 3 – Structure of graphitizing uninoculation iron (SEM image).

Graphitizing inoculation was done with FeSi75, with amount of 0.1% and with granulation size of 2-5 mm. Structure of graphitization inoculated iron is presented in Fig. 4 (SEM image).

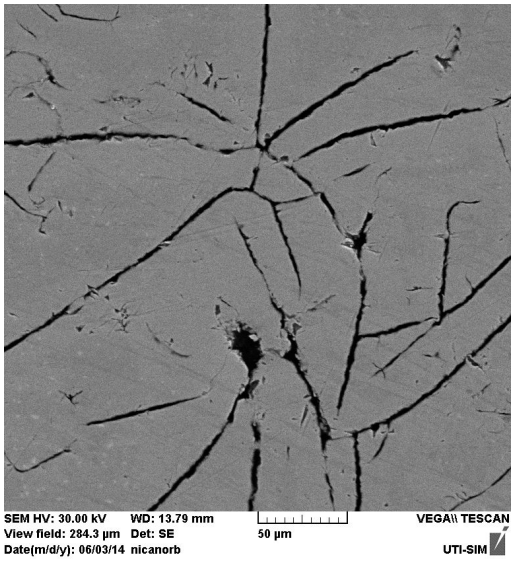


Fig. 4 – Structure of graphitizing inoculated iron (SEM image).

In Fig. 5 it is presented edax chemical analysis for Fe, Si and C chemical elements, for a sample of graphitizing uninoculated iron.

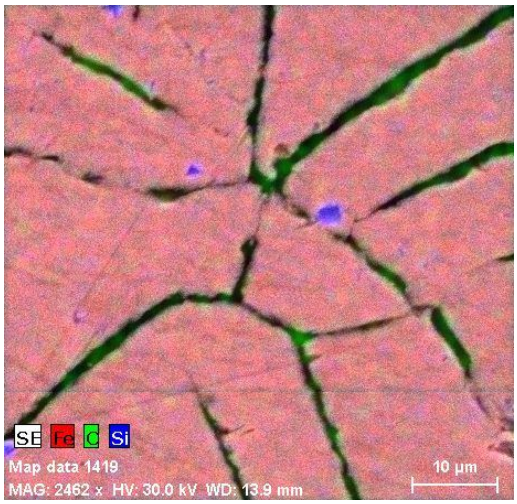


Fig. 5 – Edax chemical analysis for Fe, Si and C chemical elements, for graphitizing uninoculated iron.

In Fig. 6 edax chemical analysis is presented and C and Si edax chemical analysis is presented in Fig. 7, both analyzes are for graphitizing inoculated iron with FeSi75.

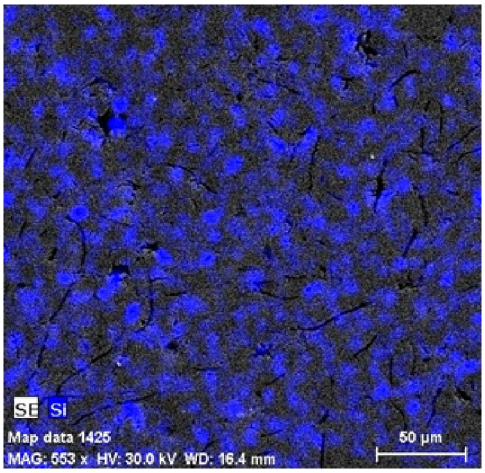


Fig. 6 – Edax chemical analysis for Si, for graphitizing inoculated iron with FeSi75.

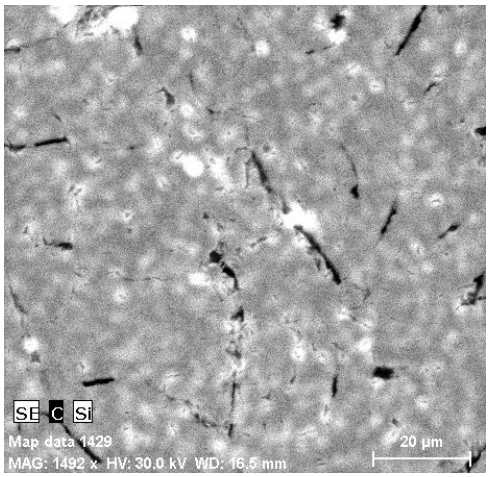


Fig. 7 – Edax Chemical analysis for Si and C, for graphitizing inoculated iron with FeSi75.

3. Discussion

Doing a comparison between iron structures graphitizing uninoculated (Fig. 3) and graphitizing inoculated (Fig. 4), one observes inoculating effect by shape of graphite inclusions that is more fine for graphitizing inoculated iron than graphitizing uninoculated iron.

Fig. 5 shows that there are very few silicon particles clusters in graphitizing uninoculated – these have dark colour and one notices 3 clusters namely 2 pieces at the top – centre and one at the bottom – left. It is certain that

these Si clusters are part of a chemical compound on the basis of silicon.

Fig. 6 shows a large number of Si particles clusters, respectively these that are derived from FeSi75 drops. Fig. 7 confirms what is shown by Fig. 6, here, one observes fine graphite inclusions in the centre of Si clusters.

4. Conclusions

By graphitizing inoculating with FeSi75, carbon thermodynamic activity increase around the FeSi75 drops is occurred, what determines appearance of graphite nuclei. These ones lead to obtaining of fine graphite inclusions, in addition to eutectic graphite inclusions.

REFERENCES

Jukov A.A., Fe-C. *The Stable and Metastable Equilibria*. Giessereiforschung, 106-112, 1992.

Sofroni L., Ştefănescu D.M., Vincenz C., *Fonta cu grafit nodular*. Edit. Tehnică, Bucureşti, 1978.

Cojocaru-Filipiuc V., *Hypotheses on the Production of Metallic Materials Based on the Chemical Equilibrium Tendency – Applications for Cast Iron Inoculation*. Edit. Politehnium, Iaşi, 2011.

O NOUĂ PRIVIRE ASUPRA MECANISMULUI DE MODIFICARE GRAFITIZANTĂ A FONTEI

(Rezumat)

Se urmăreşte în această lucrare o nouă orientare privind modificarea grafitizantă a fontei cenuşii. Astfel, se pune accentul pe rolul activității termodinamice a carbonului asupra formării de noi germeni de grafit în afara echilibrului termodinamic, în fonta lichidă, la temperaturi superioare liniei lichidus. Practic, se măreşte activitatea termodinamică a carbonului în jurul unei faze nou create în fonta lichidă. Faza nouă este constituită din ferosiliciu de compoziție eutectică, cu un conținut mare de siliciu. Atomii de siliciu, ce difuzează în picăturile de ferosiliciu la interfața matrice metalică – picături de ferosiliciu, măresc activitatea termodinamică a carbonului până la lucrarea 1, ceea ce determină formarea de germeni de grafit. Aceşti germeni determină cristalizarea fontei în sistemul stabil.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NOISE LEVEL WARNING SYSTEM

BY

GHEORGHE BĂDĂRĂU*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: July 21, 2014
Accepted for publication: August 14, 2014

Abstract: This paper shows some motives and a basic scketch for a warning system designed to noise level exhibiting.

Keywords: safety and health at work; noise.

1. Introduction

"Noise-induced hearing loss is insidious, permanent, and irreparable. In a developed country, exposure to excessive noise is at least partially the cause in more than one-third of those in the population who have hearing loss. Noise-induced hearing loss is the most prevalent irreversible industrial disease, and noise is the biggest compensable occupational hazard." (Henderson, 2005)

Despite being a well-known hazard, noise is still a risk to workers at the start of the 21st century. It is difficult to estimate how many people may be harmed by noise, but with 20% of workers in Europe being exposed to loud noise (EWSC, 2000) (about 40 million workers) the human and economic cost of this hazard is very great.

"Noise can cause hearing impairment, interfere with communication, disturb sleep, cause cardiovascular and psycho-physiological effects, reduce performance, and provoke annoyance response and changes in social behaviour" (Factsheet 258, 2005). In short, noise is a problem.

*Corresponding author: *e-mail*: gheorghebadarau@yahoo.com

A set of European Directives protect workers from harm caused by exposure to noise such as the "Framework Directive" (Directive 89/391/EEC, 2005), Noise Directive 2003 giving the greater detail, the "PPE Directive" (Directive 89/656/EEC, 2005) and others.

Because of the importance of noise exposure the European Agency for Safety and Health at Work, with the occasion of European Week of Safety and Health at Work, released in 2005 a collection of good practice works made in European countries, Prevention of Risks From Occupational Noise in Practice.

2. Theoretical Considerations

The harm caused by noise is largely acknowledged by specialists but apparently not enough taken into consideration by the personnel exposed to this kind of risk. Starting from stress, and fatigue, temporary hearing loss, dizziness and headaches, continuing with hearing damages, noise-induced occupational diseases and finishing by tinnitus or becoming death, the effects are as important as can be for the activity itself and for the personal life of the worker. Loosing hearing is one of the conditions that can ruin, in time, someone social life and professional career.

Many studies confirm that the effects of noise are usually neglected but also, when realized, by self experimenting it can be too late, as irreversible damages on hearing are installed.

Also in the most cases of workers exposed to severe noise, hearing problems are known and the workers have a very receptive attitude in what concerns the methods of reduction and fight against noise.

Unfortunately there are many situation when the efforts to reduce noise are not so efficient as someone would desire and prevention is the way to deal with this kind of situations but this needs awareness.

In my opinion, awareness of the noise level danger is not so easy to get and implementation of methods to do it can improve the situation significantly, as some reports confirm it (European Agency for Safety…, 2005, pp.19-23).

3. Rough Desingn for a Noise Level Warning System

Taking into account the existing methods to improve awareness about noise levels I consider that a supplementary one can be useful.

Describing the sketch of a “noise level warning system” is the purpose of this paper.

Signal issue

Warning systems use signals. When noise level is high and because of it, the first most sensible human receptor, the ear, is not available. The second liable and available sense is sight and this is why the warning signal shall address to it.

Using a red light for signaling danger in traffic for cars and trains is well known and has the advantage that is easy to be recognized by anyone without any supplementary training.

So using a red light at the door of the facility where noise overcomes a certain limit can be used as a solution, or why not, “a sort of traffic light”.

System operation

When designing the system operation we must decide when the signal to light is on or off. For noise signaling this can be a major problem because of the noise parameters themselves.

Sound intensity and duration can vary very rapidly. High level of noise can last for less than a second but also can last for minutes. The frequency of noise is subject to the same appreciation.

In conclusion a simple sensor (microphone) “coupled with the bulb” is not enough to do the job. Using something like this the light signal will be on/off for to short periods in time so not effective for one person who needs to pass through the dangerous zone.

For solving the problem there can be implemented many solutions.

I shall present the functioning of one of them in short without giving too much technical details.

The sensors to collect noise must be placed at the hearing level of the average person about 165cm and close enough of the exposure zone. The data from the sensors will be collected in time, during a shift or on a longer period using a data acquisition system. All the characteristics of noise can be collected for further analysis and use (intensity, frequency, duration, predictability a.s.o.).

Analyzing the collected data will be the basis of designing of a neural network software for predicting and signaling the dangerous noise levels. After training, such a software can give a useful signal – long enough for being a consistent warning for “the traffic light”.

Of course this system is designed only for awareness but the data collected can be used also for superior analysis.

4. Conclusions

The idea proposed for the noise level warning system can be build starting from available devices as sound meters, sound dosage devices, the integration of all of them to a computer interface and software needs further considerations which are not the subject of this paper.

REFERENCES

* * * Speech by Dr R.H. Henderson, Assistant Director-General, World Health Organisation, at "Prevention of Noise- Induced Hearing Loss", Informal

consulta-tion held at the World Health Organization, Geneva, 28-30 October 1997. After European Agency for Safety and Health at Work, Prevention of Risks From Occupational Noise in Practice, 2005.

* * * Third European Survey on Working Conditions 2000 (EWSC), European Foundation for the Improvement of Living and working Conditions (2000). After European Agency for Safety and Health at Work, Prevention of Risks From Occupational Noise in Practice, 2005.

* * * Factsheet 258 Occupational and Community Noise, World Health Organisation, revised 2001. After European Agency for Safety and Health at Work, Prevention of Risks From Occupational Noise in Practice, 2005.

* * * Council Directive 89/391/EEC of 12 June 1989 on the introduction of measure to encourage improvements in the safety and health of workers at work. After European Agency for Safety and Health at Work, Prevention of Risks From Occupational Noise in Practice, 2005.

* * * Directive 2003/10/EC of the European Parliament and of the Council of 6 February 2003 on the minimum health and safety requirements regarding the exposure of workers to the risks arising from physical agents (noise), that is replacing Council Directive 86/188 of 12 May 1986. After European Agency for Safety and Health at Work, Prevention of Risks From Occupational Noise in Practice, 2005.

* * * Council Directive 89/656/EEC of 30 November 1989 on the minimum health and safety requirements for the use by workers of personal protective equipment at the workplace. After European Agency for Safety and Health at Work, Prevention of Risks From Occupational Noise in Practice, 2005.

* * * European Agency for Safety and Health at Work, European Week for Safety and Health at Work, Prevention of Risks From Occupational Noise in Practice, 2005.

* * * http://europa.eu.int/smartapi/cgi/sga_doc?smartapi!celexapi!prod! CELEXnumdoc &lg=en&model=guicheti&numdoc=52005PC0370

* * * http://osha.eu.int/good_practice/risks/noise/

SISTEM DE AVERTIZARE PENTRU NIVELUL DE ZGOMOT

(Rezumat)

Se prezintă câteva motive şi o schiță generală de proiect de sistem destinat evidențierii nivelului de zgomot.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE IMPLEMENTATION OF THE CONFORMITY AUDIT USING FILES TO CHECK LEGAL REQUIREMENTS

BY

MIHAI BERNEVIG-SAVA*, RALUCA BACIU and CONSTANTIN BACIU

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: July 31, 2014
Accepted for publication: August 19, 2014

Abstract: The audit for Health and Security at the Workplace is a process of examination that can be used by employers and employees within a company in order to determine the way in which the specific requirements of health and security at the workplace are respected and to create a viable organizing framework according to the company’s specific activity.

The results of performing the activity of H.S.W audit can include: identification of weak points of audit’s target, emphasizing the potential risk or security areas (according to audit’s purpose), the lack of conformity with legal tasks mentioned in the specific legislation.

The effects of realising an objective audit process and specifically finding some optimum solutions for the established irregularities or lack of conformity will cause the increase of the preventive activities’ effectiveness, the decrease of final costs by a coherent policy in the security at the workplace domain, the increase of the parteners’ trust level and the improvement of the company’s market image.

Thus, to realise an audit that complies with the present day legislation’s provisions (in this case, from the Health and Security at the workplace domain), with the purpose of checking the way the present day legal provision is applied at the workplace, including the layout of activity and making of documents, which follows a qualitative evaluation by transposing into pointers with the same

*Corresponding author: *e-mail*: mihaibernevig@gmail.com

importance (Yes, No or It is not the case) testing sheets of legal requirements have been made.

Keywords: security at the workplace; audit; legal forecasts.

1. Introduction

The audit for health and security at the workplace is a process of examination that can be used by employers and employees within a company in order to determine the way in which the specific requirements of health and security at the workplace are respected and to create a viable organizing framework according to the company's specific activity.

The audit's criteria are represented by the entirety of legal provisions, standards and requirements specific to the organization, from which the audience compares the collected audit evidence and which refer to the audited objective (unit/activity performed).

The results of performing the activity of H.S.W audit can include: identification of weak points of audit's target, emphasizing the potential risk or security areas (according to audit's purpose), the lack of conformity with legal tasks mentioned in the specific legislation.

The effects of realising an objective audit process and specifically finding some optimum solutions for the established irregularities or lack of conformity will cause the increase of the preventive activities' effectiveness, the decrease of final costs by a coherent policy in the security at the workplace domain, the increase of the parteners' trust level and the improvement of the company's market image.

2. Theoretical Considerations

Based on their object, H.S.W audits can be:

1º Audits of H.S.W management system:

a) pre-evaluation audit (preaudit or 1st stage audit, effected before the audit of certification of the H.S.W management system;

b) audit of certification (2nd stage audit), effected with the purpose of certificating the H.S.W management system by an accredited external organism;

c) surveillance audit effected periodically , after the certification of the H.S.W management system .

2º Audits accordant with the legislation's provisions in the H.S.W. domain:

a) audits regarding the workplaces' conformity with security and health towards workplace requirements provided with the domain regulations (Law nr.

319/2006, Methodological requirements of applying the Law nr.319/2006 approved by H.G nr. 1425/2006, H.Gs specific to H.S.W., inherent instructions);

b) audits for the conformity of the organisation's ensemble on security and health at workplace requirements (Law nr 319/2006, H.G. nr. 1425/2006);

c) audits for the conformity of technological processes and technical equipments provisioned in the legislation (Law nr 319/2006, H.Gs'in the domain of H.S.W , the standards of security at the workplace) and with other requirements (technic books, good practice guides , projects, etc.);

d) audits for products' conformity with H.S.W requirements, . provisioned in the standards of security at the workplace.

Based on the notation system used, audits can be:

a) audit which follows a qualitative evaluation, in which the pointers have the same importance and are appreciated by: YES, No or It is not the case.

b) audit which follows a quantitative evaluation, in which the pointers could have different importance grades marked by weighting factors, and the assessment are being made by giving a score or a percentage point.

3. Surveillance Lists

No matter what is wanted to be audited and the chosen methodology that is used, it will be necessary for the auditor to know the imposed conditions, the rules that need to be accomplised by the employer , the system, the process or even the content of the elaborated documents. .

Thus , to realise an audit that complies with the present day legislation's provisions (in this case, from the Health and Security at the workplace domain), with the purpose of checking the way the present day legal provision is applied at the workplace, including the layout of activity and making of documents, which follows a qualitative evaluation by transposing into pointers with the same importance (Yes, No or It is not the case) testing sheets of legal requirements have been made.

Furthermore, to highlight some lacunas within complex requirements (organizational, which involve responsibilities or the content of some documents) a column has been introduced: **''partly accomplished (How, What)"**.

The document that has been created can be a handy tool for every person (employee, employers, auditor) which, without them knowing the content of legal provisions , can check the way of application , the fulfillment of its requirements and the creation of new documents, their content, precision and the way of accomplishing the legal obligations prefigured in the transposed legislative measure.

Table 1
Checking List for Highlighting the Applicable Legal Provisions at the Audited Workplace (example)

Crt. Nr.	Pointer	Legal provision (article, paragraph, letter)	YES	NO
1.	Manual crowds have been manipulated at the workplace? (manipulating the manual crowds means any kind of transport or sustenance of a crowd by one or more workers, including lifting, setting, pushing, pulling, carrying or displacing a crowd)	Chp. I, art. 1(acc. to Art. 3)		
2.	The activities that have been displayed at the workplace imply activities in the industry of extracting the drilling? (It will not be applied to the activities of prime material processing)	Art. 1, paragrph.1		
3.	The activities that have been displayed at the workplace contain constructions or civil engineering projects provisioned in the 1st annexe – H.G. 300/2006?	Art. 4, lett. a		
	➢ Excavations	Annexe Nr. 1		
	➢ Embankments			
	➢ Constructions			
	➢ Assembling and dismantling the prefabricated elements			
	➢ Arrangements or instalation			
	➢ Transformations			
	➢ Renewals			
	➢ Reparations			
	➢ Demolitions			
	➢ Deconstructions			
	➢ Services			
	➢ Maintenance – painting and cleaning projects			
	➢ Innings			
	➢ Consolidations			
	➢ Modernizations			
	➢ Rehabilitations			
	➢ Increases			
	➢ Restorations			
	➢ Dismantling			

Table 2
Specific Checking List for Complying with Legal Requirements that are Included in Judgement nr. 1.028 from the 9th of August 2006 which Involve the Minimum Requirements of Security and Health at the Workplace with Reference to the Usage of Equipments with Visualization Display (partly)

Crt. Nr.	Pointer	Legal provision (article, paragraph, letter)	YES	NO	It is not the case	It is partly accom plished (how, what)
1.	Has an analysis of workplaces been made to evaluate the security and health conditions offered to the employees, especially when it comes to the eventual risks forseeing, physical problems and mental request?	Art.5				
2.	Have tasks been planned for the employee so that daily usage of a display can be periodically interrupted by pauses or activity changes , which can reduce the overexertion resulting from sitting in front of the display?	Art.8				
3.	Is each employee instructed how to use the workplace before starting this type of activity and any time the workplace's organisation is significantly changed?	Art.10				

4. Conclusions

A detailed analysis before the beginning of the activity allows the implicated parts a correct understanding of measures that must be taken, the risk that may appear, the simple awareness of these factors being a precursor of the increasing of the security level and decreasing of the level of risk. The use of checking files of the legal requirements the comply with the provisions of a legislative measure allows:

a) highlighting the main legal provisions that can be applied to the workplace/audited unit;

b) checking the way legal requirements are applied and respected even if the person does not have knowledge in the security and health at workplace domain;

c) checking the application of the imposed measures by the legal provisions, if they are not applied or partly accomplished, the requirements for a certain aspect, activity or specific requirement of a performed activity;

d) highlighting the way that the editing of the content of some documents has been respected, who must execute them, keep them or fill them in;

e) respecting the tasks and obligations that come by law to some persons and the way they accomplish them;

f) highlighting and respecting the accomplishing terms and depositing of some documents, as much internally as at various units of the states (I.T.M., I.S.C.I.R., C.N.C.I.R., I.S.U.).

REFERENCES

Baciu C., Darabonț D., Solonariu L., *Auditul Securității şi Sănătății în Muncă* I - *Suport de curs*.

Darabonț D., *Auditarea de securitate şi Sănătate în Muncă*, 2005.

Darabonț Al. s.a., *Ghid pentru evaluarea nivelului de securitate în muncă*. Institutul de Cercetări Ştiințifice pentru Protecția Muncii, Bucureşti, 1997.

REALIZAREA AUDITULUI DE CONFORMITATE UTILIZÂND FIŞE DE VERIFICARE A CERINȚELOR LEGALE

(Rezumat)

Auditul securității şi sănătății în muncă reprezintă un proces de examinare aflat la dispoziția angajatorilor şi angajaților, la nivelul unei companii, pentru determinarea modului în care sunt respectate cerințele specifice în domeniul securității şi sănătății în muncă şi crearea unui cadru organizatoric viabil, în concordanță cu specificul activității din unitatea respectivă.

Rezultatele efectuării activității de audit S.S.M. pot include: identificarea punctelor slabe ale obiectivului auditului, evidențierea zonelor cu potential de risc sau de securitate (în funcție de scopul auditului), neconformitățile cu cerințele legale precizate în legislația specifică.

Efectele realizării unui process de auditare obiectiv şi mai ales găsirea unor soluții optime pentru neregulile ori neconformitățile constatate va determina creşterea eficienței activităților preventive, scăderea costurilor finale printr-o politică coerentă în domeniul securității în muncă, creşterea nivelului de încredere a partenerilor şi îmbunătățirea imaginii de piață a companiei.

Astfel, pentru realizarea unui audit de punerea în conformitate cu prevederile legislației în vigoare (în cazul de față, din domeniul Securității şi Sănătății în Muncă), având ca obiect verificarea modului în care se aplică prevederile legale în vigoare la locul de muncă, inclusiv modul de organizare a activității şi întocmire a documentelor, care urmăreşte o evaluare calitativă prin transpunerea în indicatori cu aceeaşi importanță (*Da*, *Nu* sau *Nu e cazul*) au fost realizate fişe de verificare a cerințelor legale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

REMEDIATION AND NATURAL ATTENUATION OF URANIUM IN GROUNDWATER

BY

LINN HAVELICK*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: August 11, 2014
Accepted for publication: August 29, 2014

Abstract: A mining research and development complex that operated for 75 years resulted in uranium contamination of soil and groundwater within the original banks of an adjacent river. The contaminated fill created a low terrace or bench with an elevation of approximately one meter above the average river water level. Oxygen-rich surface water entering the terrace from the river dissolved and mobilized uranium from both background and contaminated soils. A wetland that later developed on the terrace created a groundwater zone with low levels of available oxygen. The uranium that had been mobilized a few meters upstream was then precipitated into the soils within the wetland zone. Groundwater returning to the river from the downstream end of the terrace was demonstrated to have low concentrations of uranium. Confirmation of the mechanism of uranium mobilization was confirmed through monitoring of groundwater, conditions and events.

Keywords: uranium; wetland; groundwater; roll-front; oxygen potential.

1. Introduction

A mining industry research and development facility was operated at Golden, Colorado USA between 1912 and 1987. The Colorado School of Mines

*Corresponding author: *e-mail*: linn.havelick@yahoo.com

Research Institute (CSMRI) operated the facility at the time of its closure in 1987. During the 75 year operating history thousands of samples of ores, minerals and concentrates were brought to the facility.

Depending on the type and origin of the ores and materials, the samples had varying amounts of naturally occurring radionuclides such as uranium and radium.

2. Development of a Wetland Area with Elevated Concentrations of Uranium

Before the construction of the facility in 1912 a river, (Clear Creek) flowed through the City of Golden in a wide bed with numerous braided channels as can be seen in Fig. 1. Many of the ore and mineral samples were disposed of on the grounds of the CSMRI facility or used as fill including within the banks of Clear Creek. In addition to the sample material, natural soil from the area was often used in the same area as fill.

Fig. 1 – Clear Creek at Golden, Colorado looking east from Mount Zion, 1888. Arrow indicates approximate area of future Lower Terrace and wetlands area.

By 1950, artificial fill had resulted in the restriction of the river to a narrow channel through much of the valley. Adjacent to the CSMRI facility on the south side of the river, the fill created a low-lying terrace or bench (Lower Terrace) one meter or less in elevation above the average water level. Around 1950, a tailings pond for use by the CSMRI facility was created on the Lower Terrace as can be seen in Fig. 2.

After the facility was closed in 1987, environmental evaluation and cleanup started and the facility became known as the CSMRI Site ("Site"). In 1993 cleanup had been completed on the tailings pond portion of the Lower Terrace. Following that cleanup, a wetlands area developed naturally where the tailing pond had been located.

Fig. 2 – The Lower Terrace area had developed to its final outline by 1950. That year, a tailings pond was constructed on the Lower Terrace. Arrow indicates approximate Lower Terrace area. The buildings below and to the left of the Lower Terrace area include the developed area of the CSMRI complex. In this image, water flow in Clear Creek is left to right; north is at the top of the image.

3. Uranium Mobility and Transport through the Lower Terrace

The fill, river, and groundwater resulted in the development of a human-created wetlands on the Lower Terrace after the 1993 cleanup. The modern Lower Terrace contained original soil and alluvium from the original structure of Clear Creek, clean fill, and sample and waste material from CSMRI operations. Due to the high and varied metals content of the samples, portions of the material that had been used in the filled area contained uranium at concentrations above local background.

The solubility of uranium in water is related to oxygen potential. Oxygenated surface water from Clear Creek flowed into the Lower Terrace groundwater at the west end of the Lower Terrace. This oxygenated water dissolved and mobilized uranium into the Lower Terrace groundwater. As the groundwater moved further downstream through the Lower Terrace into the

wetland area, the subsurface environment changed to more reducing conditions causing dissolved uranium to precipitate and become immobilized. Thus a stable roll-front system was created that resulted in uranium dissolution then capture without significant amounts of uranium leaving the system. This roll-front system operated largely within the western, upstream side of the Lower Terrace.

Monitoring and testing of the groundwater at the Lower Terrace indicated that the distribution of uranium was consistent with a roll-front model. As water that contained dissolved uranium moved west to east through the Lower Terrace, it encountered the wetlands area. Wetland soils typically have low oxygen content due to the degradation of organic matter in the soils.

The rapid fall-off in uranium concentration across the wetlands area was consistent with precipitation of the uranium under the relative reducing groundwater conditions. The monitoring wells at the east (downstream) end of the Lower Terrace showed that uranium levels in groundwater had been reduced to low levels and was not contaminating the Creek.

4. Verification of Water Oxidation Potential and Uranium Concentration in Groundwater

An inadvertent experiment in 2007 confirmed the uranium-dissolving power of oxygenated water at the Site. In 2007, construction of a new stormwater drainage system fed large quantities of oxygenated runoff onto the eastern (downstream) end of the Lower Terrace. Immediately uranium concentrations in the downstream wells began to rise. After a year of dramatically increasing uranium levels in the wells, the stormwater drainage system outfall was moved away from the Lower Terrace. This eliminated the outside source of oxygenated water from the surface of the wetland area. Immediate the uranium levels in the downstream wells began a rapid drop in concentration. The solubility of uranium at the conditions existing at the Lower Terrace was thus demonstrated to be closely related to the oxygen content of the water.

5. Site Geology and Uranium Concentration in Groundwater

The geology of the Site influenced the system as well. The Site is located at the eastern edge of the Rocky Mountains. The formation of the Rocky Mountains resulted in uplift of geologic strata to the near vertical in the area of the Site. Thus several types of bedrock are found underneath the Site.

Different types of strata can result in different groundwater chemistries. The strata underlying the eastern portion of the Lower Terrace included a coal seam that provided reducing conditions for the groundwater flowing across the Lower Terrace. A different bedrock type known as the Fox Hills Sandstone

formation is found under the center of the Lower Terrace. The Fox Hills Sandstone was determined to be a source of upwelling groundwater that contributed to flow across the Lower Terrace. The groundwater upwelling from the Fox Hill Sandstone had a low oxygen content. The coal seam, upwelling groundwater and the wetland area all ensured a reduction of the oxygen potential across the Lower Terrace from west to east. These all contributed to low uranium solubility conditions at the eastern end of the Lower Terrace.

6. Completion of Lower Terrace Cleanup and Conclusion

In 2007 it was discovered that some sample material or contaminated soil with elevated uranium remained at the west (upstream) end of the Lower Terrace. Removal of all of this contaminated soil and material from the upstream portion of the Lower Terrace and replacement with clean soils with background concentrations of uranium was completed in 2010. This resulted in dropping concentrations of uranium in upstream wells. However, the remaining uranium concentration profile remained consistent with the roll-front model of the system.

The 2010 removal of contaminated materials and subsequent groundwater monitoring and modeling demonstrated that the Site was effectively cleaned up. All of the Site areas were returned to productive use by 2012.

REFERENCES

* * * http://www.is.mines.edu/ehs/CSMRI/CSMRI2007.htm.

REMEDIERE ŞI ATENUARE NATURALĂ DE URANIU ÎN APELE SUBTERANE

(Rezumat)

Un complex de cercetare şi dezvoltare minieră, care a funcţiona 75 de ani a dus la contaminarea cu uraniu a solului şi a apelor subterane în zona albiei minore adiacentă râului. Materialul de umplere contaminat a creat o terasă joasă sau un mal cu o altitudine de aproximativ un metru peste nivelul mediu de apă din râu. Apa de suprafaţă bogată în oxigen ce intro în zonă a dizolvat şi a mobilizat uraniul atât din fundal cât şi din solurile contaminate. O zonă de mlaştină care s-a dezvoltat ulterior pe terasă a creat o zonă de ape subterane cu nivele ale oxigenului disponibil scăzut. Uraniul care a fost mobilizat cu câţiva metri mai la deal s-a precipitat în aceste soluri din zona mlăştinoasă. Apa subterană ce se întoarce în râu din aval de terasă a avut o concentraţie scăzută de uraniu. Confirmarea mecanismului de mobilizare a uraniului a fost certificată prin monitorizarea apei subterane, a condiţiilor şi a evenimentelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ABRASIVE WEAR OF AL ALLOYS BASED COMPOSITES REINFORCED WITH PARTICLES

BY

RALUCA-MARIA FLOREA*, OANA BĂLŢĂTESCU and IOAN CARCEA

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: September 26, 2014
Accepted for publication: October 15, 2014

Abstract: The objective of this paper is threefold, first to review and synthesize the results obtained from prior composites wear investigations, second to identify relevant parameter interactions and finally to propose a general framework for assessing the parameter influences on composite and counterpart wear performance.

Keywords: composites; reinforced aluminium alloy matrix; sliding wear; wear resistance.

1. Introduction

Composites are “new” materials that offer promising perspectives in assisting automotive engineers to achieve improvement in vehicle fuel efficiency. Their distinctive properties of high stiffness, high strength and low density have promoted an increasing number of applications for these materials. Several of these applications require enhanced friction and wear performances, for example brake rotors, engine blocks and cylinder liners, connecting rod and piston, gears, valves, pulleys, suspension components, etc. (Noguchi *et al.*,

*Corresponding author: *e-mail*: raluca.m_florea@yahoo.com

2003).

The principal tribological parameters that control the friction and wear performance of reinforced aluminum alloys composites can be classified into two categories (Vingsbo 2008; Suh *et al.*, 2001; Hutchings, 2003):

1. mechanical and physical factors (extrinsic to the material undergoing surface interaction), *e.g.* the effect of load normal to the tribo-contact (Florea *et al.*, 2013) the sliding velocity, the sliding distance (transient and steady state period), the reinforcement orientation for no equated particulates, the environment and temperature, the surface finish and the counterpart

2. material factors (intrinsic to the material undergoing surface interaction), *e.g.* the reinforcement type, the reinforcement size and size distribution, the reinforcement shape, the matrix microstructure (Peter *et al.*, 2014), and finally the reinforcement volume fraction.

2. Review

2.1 Extrinsic factors

An initial unstable non-linear period followed by a steady state period, during which the wear rate increased linearly with increasing sliding distance, was observed by Wang and Rack (Wang *et al.*, 2001), Table 1, in agreement with other studies, *e.g.* (Lee *et al.*, 2002; Sannino *et al.*, 2009). Wear mechanisms changed as sliding distance increased; it was found that abrasion was the predominant wear mechanism for both composite pin and steel counterpart during the initial run-in period. While abrasion was still the wear mechanism for the steel counterpart, adhesion-induced tribofracture occurred in the 2124 AI-SiC, during steady-state sliding. Alpas and Embury (Alpas *et al.*, 2000), Table 1, noted a very short initial run-in period with the friction coefficient increasing from 0.35 during the run-in to 0.6 for the steady-state period after only a sliding distance of 10 m. They attributed this to generation of loose debris that transformed wear into a three-body abrasive wear during the first ten meters. They also reported that the predominant wear mechanism for the composite was delamination of subsurface layers generating loose debris and giving turbulent friction behavior, in agreement with Sannino and Rack, (2009), Fig. 1. Alpas and Embury, (2000), finally concluded that subsurface cracks nucleated at interfaces between SiC particulates and Al matrix, and the size of the debris were related to size of the SiC particulates.

In contrast to the previous observations, (Pan *et al.*, 2002) did not identify any run-in stage for higher normal load. However, they did not performed wear loss measurements below 300 m and a possible run-in period ending at lower sliding distance may not have been identified.

Table 1
Sliding Wear Investigations Considering the Influence of Sliding Distance

References	Wang and Rack, 2001	Lee *et al.*, 2002	Alpas & Embury, 2000	Pan *et al.*, 2002
Apparatus	Pin-on-disc	Spindle type wear tester	Block-on-ring	Block-on-ring
Reinforcement type	$SiC_{p,w}$	SiC_w, Al_2O_3, fiber 13-20 vol.%	$SiC_{p,w}$ 20 vol.%	Sic,, 20 vol.%
Reinforcement orientation	Whiskers normal and parallel	Normal, 2-D random oriented	–	Longitudinal, transverse and normal
Reinforcement size µm	Particulate: 2-10; Whiskers: diameter, 0.5; length, 3	Diameter:0.1-l; length: 30-300	14	–
Matrix type	7091	6061	2014	2124
Heat treatment	ss h.t. 475°C, 2 h water quenched 25°C, 6 days 125°C, 24 days	–	–	ss ht. 530 °C, 1 h 25 °C, 6 days 175°C, 6h
MMC surface finish	–	–	–	–
Fabrication	PM	Direct squeeze infiltration	–	PM
Counterpart type	17-4 PH steel 35 Rc	SCM 4 (550 Hv) 304 SS (160Hv)	52100 steel 63 Rc	52100 steel 63 Rc
Sliding speed $m.s^{-1}$	0.36-3.6	0.061.98	0.16	1
Normal load, [N]	14.2	32	9.35	52

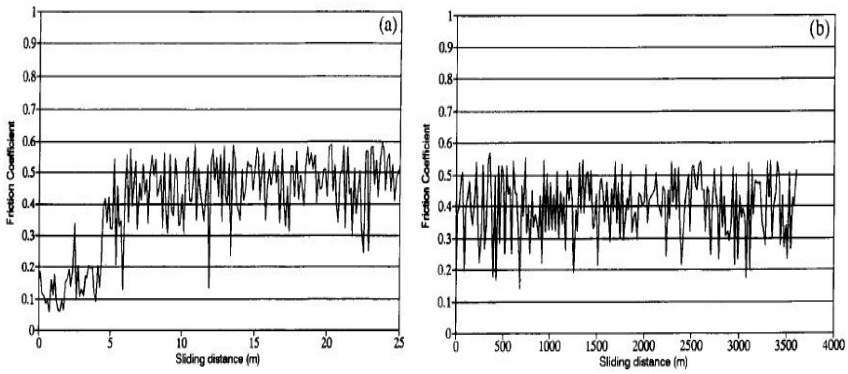


Fig. 1 – Typical friction coefficient against sliding distance for 2009 Al-SiC_p,/ 17-4 PH: *a* – incubation period; *b* – overall testing (Sannino *et. al.*, 2009).

2.2. Intrinsic Factors

Composites containing hard SiC, TiC, Si_3N_4, Al_2O_3, and SiO_2 exhibited lower (four to ten times lower, depending on the velocity and the reinforcement

type combination) wear rate than the unreinforced matrix alloy (Sato *et al.*, 2006), Table 2. No obvious superiority among these reinforcement types was detected throughout the velocity range under investigation.

In contrast, composites containing soft particulates, MgO and BN, displayed wear rate four to five times higher than the unreinforced matrix alloy. However, (Hosking *et al.*, 2002) reported that, at low load (0.5 N) and other experimental conditions, (see Table 2), SiC particulate are more effective than Al_2O_3 particulates in resisting wear. They attributed this discrepancy to the difference in wear performance and hardness (1,800 *vs*. 2,600 VHN for Al_2O_3 and SiC, respectively) of the reinforcements themselves.

Long *et al.*, (2008), reported that, at a given reinforcement volume fraction, the best improvement in wear resistance was obtained by an hybrid composition of SiC whiskers and $A1_20_3$ fibers followed by SiC whiskers, the least efficient being Al_2O_3, fibers. This phenomenon was attributed to the barrier effect of the SIC whiskers against the slip of Al_2O_3 fibers during the flow of the matrix. Optimization by combining two reinforcement types (alumina/alumino silicate) was also observed in lubricated sliding, Table 2.

Table 2

Sliding Wear Investigations Considering the Influence of Reinforcement Type

References	Sato *et al.*, 2006	Hosking *et al.*, 2002	Long *et al.*, 2008
Apparatus	Pin-on-disc	Pin-on-disc	Pin-on-disc
Reinforcement particulate	$A1_2O_3$, SiC, MgO TiC, S_3N_4. BN, SiO_2 glass	SiC, Al_2O_3	SiC, Al_2O_3, SiC and Al_2O_3 hybrid
Reinforcement shape	Particulate	-	SiC whiskers; Al_2O_3 fibers; "Saffil"
Reinforcement size (μm)	0.06-840	-	SiC: diameter 0.05-1.5; length 200; Al_2O_3: diameter 3; length 500
Matrix type	Al-4%Cu-0.75%Mg	2014, 2024	6061
Heat treatment	-	-	ss heat. tr. 520°C, 4 h, w.q., 170°C, 8h
Fabrication	Casting	PM	PM
Counterpart type	52100 steel 63 Rc	52100 steel 63 Rc	SKH 5166 Rc
Sliding speed (m s^{-1})	0.05-0.46	1	0.93
Normal load (N)	3	0.5-10	200-500
Volume fraction (vol.%)	0-30	2-30	15.20

3. Application of the Wear Precursors Approach to Composites Reinforced with Particles on Dry Sliding Wear Behavior

Alpas *et al.*, (2003), observed that increasing the applied load increased the wear severity by changing the wear mechanism from abrasion to delamination (Fig. 2). This transition was attributed to reinforcement cracking which is a phenomenon included in subsurface behavior. (Sannino *et al.*, 2009)

observed a similar phenomenon for other investigated parameters and experimental conditions. They reported that, while adhesion was a common wear mechanism for all tribo-systems, increasing the reinforcement size resulted in higher MMC wear rate. This increase was due to transition from micro-cutting, plowing and wedge formation to particulate cracking-induced delamination. Indeed the probability of reinforcement cracking, Fig. 3 (Lin *et al.*, 2002), is related to subsurface strain accumulation, which, in turn, is related to the shear stress induced by (i) normal load, friction and sliding distance, and (ii) reinforcement size, shape and spatial distribution. In this case, prediction of reinforcement cracking occurrence will help in designing MMC reinforcement and matrix characteristics to avoid delamination and enhance wear resistance as a function of the most predominant mechanical parameters (applied load, matrix and reinforcement characteristics, in this application).

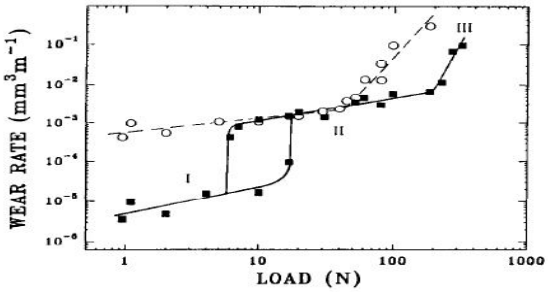


Fig. 2 – Wear rate *vs.* applied load diagram for 6061-20 vol.% Al_2O_3 (○) and 6061Al (■) (Alpas *et al.*, 2003).

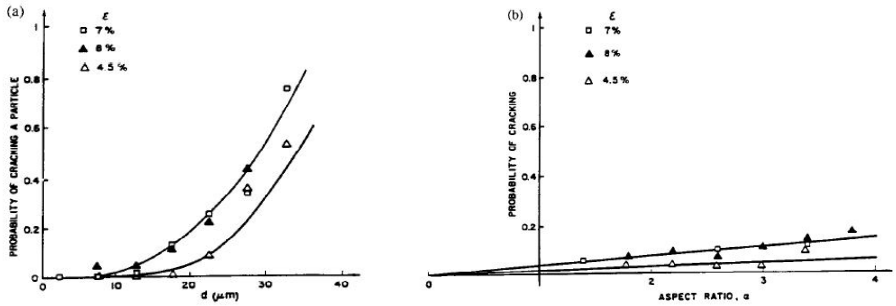


Fig. 3 – The probability of cracking as a function of (*a*) particulate size and (*b*) aspect ratio

4. Conclusions

This review and discussion about wear performance of hard ceramic reinforced MMC depicts an overall panorama and a synthesis of past investigations and suggests a general framework to investigate the tribological performances of MMC-metal couples.

The beneficial effect of reinforcement incorporation in aluminum matrix has been observed when first body abrasion, oxidation, adhesion or thermally activated (high energy involved in surface interactions, *e.g.* at high contact load and/or speed) sever wear are operative in both unreinforced alloy-metal and MMC-metal tribosystems. When third body abrasion (*e.g.* at low speed where friction is enhanced) or subsurface delamination (*e.g.* at medium load where the reinforcement is not sufficiently tough to bear the load) is operative to use a MMC for tribocontact with respect to unreinforced alloys is no longer justified unless the MMC's properties are optimized to minimize the contribution of these wear mechanisms.

REFERENCES

Alpas A.T., Embury J.D., *Sliding and Abrasive Wear Behavior of an Aluminum (2014)-SiC Particle Reinforced Composite*. Ser. Merall., **24**, 931-935 (2000).

Alpas A.T., Zhang J., *Wear Regimes and Transitions in $A1_20_3$ Particulate Reinforced Aluminum Alloys.* Mater. Sci. Eng., **A161**, 273-284 (1993).

Florea R.M., Peter I., Rosso M., Mitrică D., Carcea I., *Microstructural Evolution and Mechanical Properties of AlMg/AlN Composite Materials Obtained "in-situ".* J. of Optoelectron. a. Adv. Mater., **15,** *7- 8*, 833- 840 (2013).

Hosking F.M., Folgar Portillo F.,, Wunderlin R., Merhabian R., *Composites of Aluminum Alloys: Fabrication and Wear Behaviour.* J. Mater. Sci., **17,** 477-498 (2002).

Hutchings I.M., *Mechanisms of Wear in Powder Technology: A review.* Powder Technol., **76**, 3-13 (2003).

Lee C.S., Kim Y.H., Han K.S., Lim T., *Wear Behaviour of Aluminum Matrix Composite Materials.* J. Mater. Sci., **27**, 793- 800 (2002).

Lin J., Li P., Wu R., *A Review of Study on the Deformation and Damage in Particulate Reinforced Metal Matrix Composites.* State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong Univ., China, 2002.

Long T.T., Nishimura T., Aisaka T., Ose M., Morita M., *Mechanical Properties and Wear Resistance of 6061 Alloy Reinforced with a Hybrid of $A1_20_3$ Fibers and SiC Whiskers*. Trans. Jpn. Inst. Met., **29**, 920-927 (2008).

Noguchi M., Fukizawa K., *Alternate Materials Reduce Weight in Automobiles*. Adv. Mater. Process., **243**, *6*, 20-26 (2003).

Pan Y.M., Fine M.E., Gheng H.S., *Sliding Wear of an Alloy SiC Whisker Composite*. Tribol. Trans., **35**, 482-490 (1992).

Peter I.,, Florea R.M., Bălțătescu O., Carcea I., *Growth of AlN by Reactive Gas Injection of Nitrogen in an AlMg Matrix*. Proc. of the 16th Internat. Conf., Modern Technol., Quality and Innovation, ISSN 2069-6736, ModTech Publ. House, **1**, 117-121 (2014).

Sannino A.P., Rack H.J., *Tribological Investigation of 2009Al (A356) vol.% SiCr,/ 17-4 PH.* Part I: *Composite Performance.* Wear, **255**, *20*, 83-104 (2009).

Sato A., Mehrabian R., *Aluminum Matrix Composites: Fabrication and Properties.* Metall. Trans., **7B**, 443-450 (2006).

Suh N.P., Sin H.C., *The genesis of friction*. Wear, **69**, 91-114 (2001).

Vingsbo O., *Fundamentals of Friction and Wear*. F.A. Smith and J. Blau (eds.), Engng. Mater. for Adv. Friction a. Wear Appl., ASM Internat., Gaithersburg, MD, l-9 (2008).

Wang A., Rack H.J., *Transition Wear Behavior of Sic-Particulate and SiC-Whisker-Reinforced 7091 Al Metal Matrix Composites*. Mater. Sci. Eng., **Al47**, 211-224 (2001).

UZURA ABRAZIVĂ ÎN CAZUL COMPOZITELOR PE BAZĂ DE ALIAJE DE AL RANFORSATE CU PARTICULE

(Rezumat)

Obiectivul acestei lucrări este, în primul rând, să revizuiască şi să sintetizeze rezultatele obţinute de la unele compozite ranforsate cu particule. Articolul identifică paramentrii relevanţi în interacţiunile matrice-ranfort şi în cele din urmă propune un cadru general pentru evaluarea influenţelor parametrilor asupra performanţei la uzură a compozitelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INFLUENCE OF VIBRATION ON AN ALUMINUM ALLOY

BY

GELU BARBU*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: October 1, 2014
Accepted for publication: December 1, 2014

Abstract: This paper is the result of a series of researches regarding the influence of vibrations on cast alloys. Determinations of mechanic properties, structure and segregations have been established by comparing the cast in static and dynamic conditions.

Keywords: circular vibration; aluminum-silicon alloy; hardness distribution.

1. General Considerations

When the vibrations are being applied, a series of physical processes appear, like the action of count forces, the mass macroscopic transfer, cavitations phenomenon’s, the amplification of the overcooling degree and the changing of the conditions of solid-fluid equilibrium.

From the existing researches it has been determined that the realization of cast pieces under the influence of vibrations presents a series of advantages in comparison with static cast.

First of all, the structure of pieces cast in dynamic conditions is more homogenous from a chemical point of view and present a higher degree if

*Corresponding author: *e-mail*: barbugelu1234@yahoo.com

finesse due to the increase of cooling speed but also due to the fragmentation of dendrites in course of solidification.

2. Experimental Results

To study the effects of vibration of the alloys have conducted a series of experiments using a patented plant in Romania (1). On the table vibrator can cast small and medium pieces.

We used an containing 95%; 4.5% Cu; 0.14% Fe; 0.28% Si, realizing development in an electric furnace with resistance, using pure metals, master alloys and alloys previously obtained liquid bath is protected with a layer of fondant.

The casting temperature was 700ºC, and the forms have been preheated to a temperature of approx. 100ºC.

Size and shape of the specimens are shown in Fig. 1.

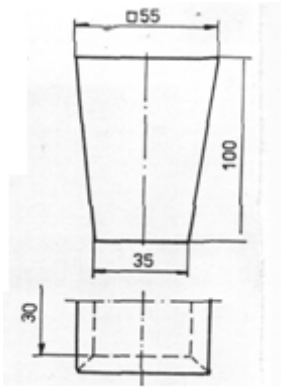


Fig. 1 – Types of specimens.

Castings samples were noted as follows:

a) sample 1 specimen cast in static conditions;

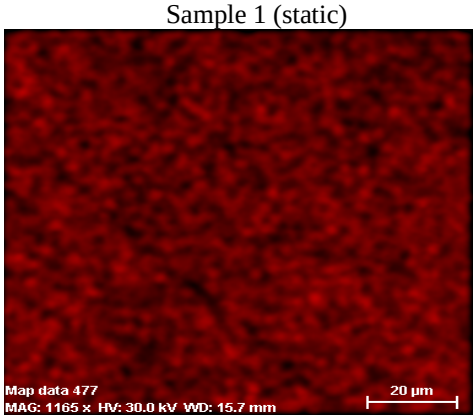
b) sample 2 molded specimen under dynamic conditions (vibrated).

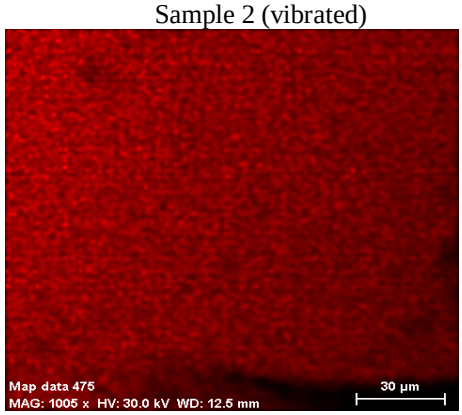
Specimens were sectioned and sampled undergoing a spectrometer EDAX study type maping. The EDAX analysis identified a uniform distribution of the aluminum silicon copper in the alloy composition, respectively, as shown in Fig. 2.

The spectrum of the samples 1 and 2 are shown in Fig. 3.

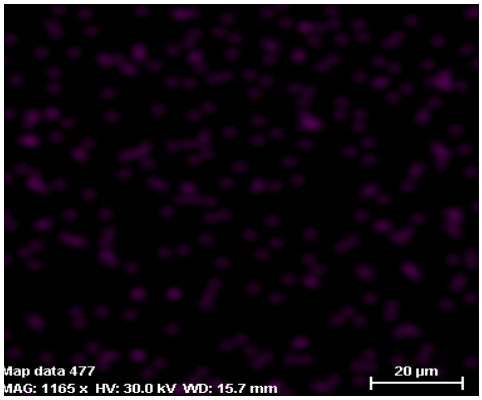
We have taken samples which were subjected to breaking, have been studied by electron microscopy shape and dimensions of the fracture. Tears form shows a ductile fracture, the present cups and cones areas and areas where traces of slip structures. Also, due to the demands of the material intercrystalline can see small cracks. Rupture occurred transgranular and intergranular. The structures are shown in Fig. 4.

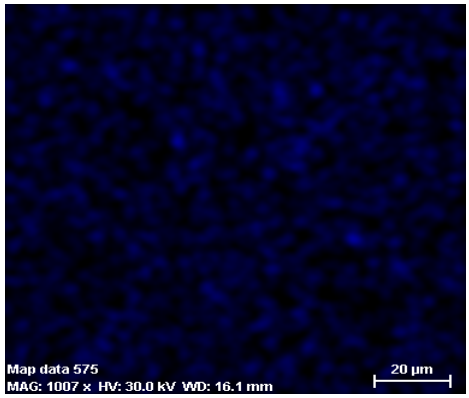
Sample 1 (static) Sample 2 (vibrated)



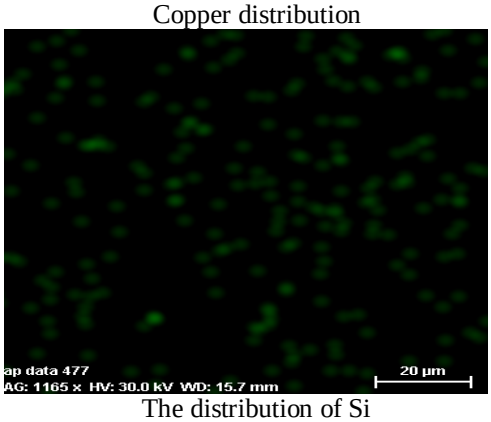


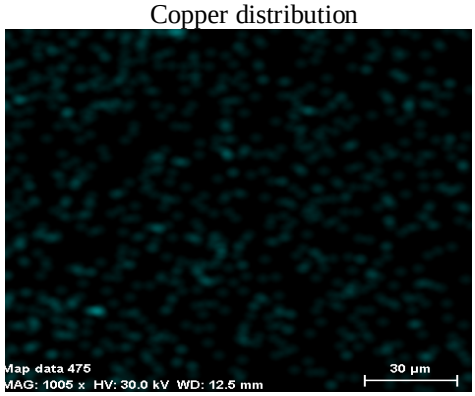
Aluminium distribution Aluminium distribution





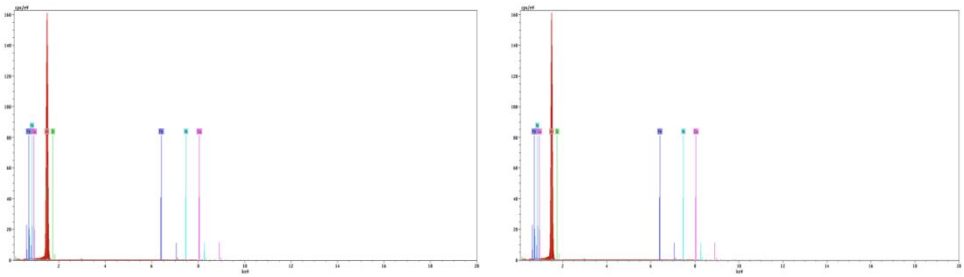
Copper distribution Copper distribution





The distribution of Si The distribution of Si

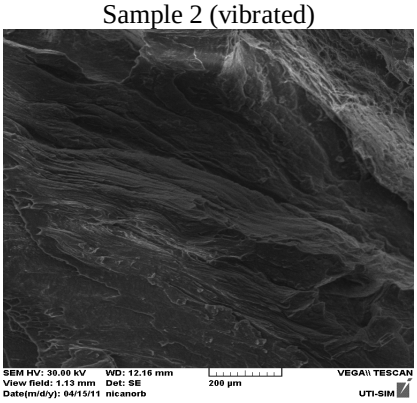
Fig. 2 – The distribution of alloy elements for samples 1 and 2.



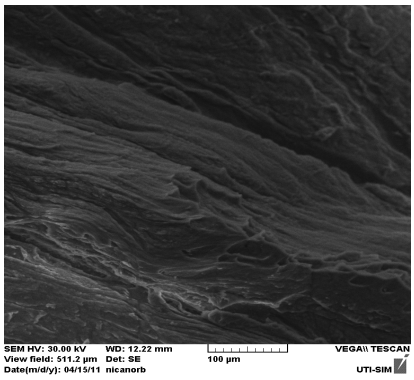
Sample 1 (static) Sample 2 (vibrated)

Fig. 3 – Samples 1 and 2 3 - Spectrum

Sample 2 (vibrated)

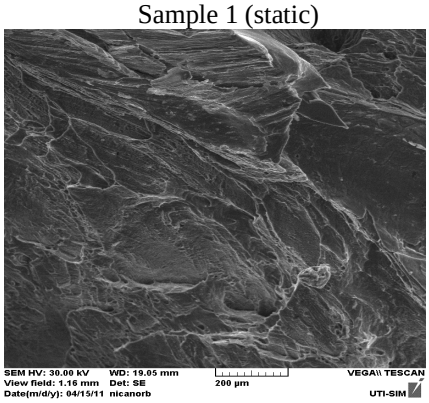


250X

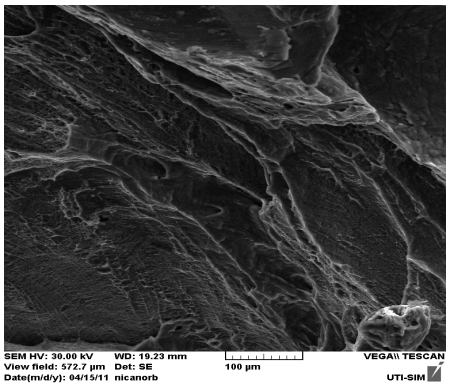


500X

Sample 1 (static)



250X



500X

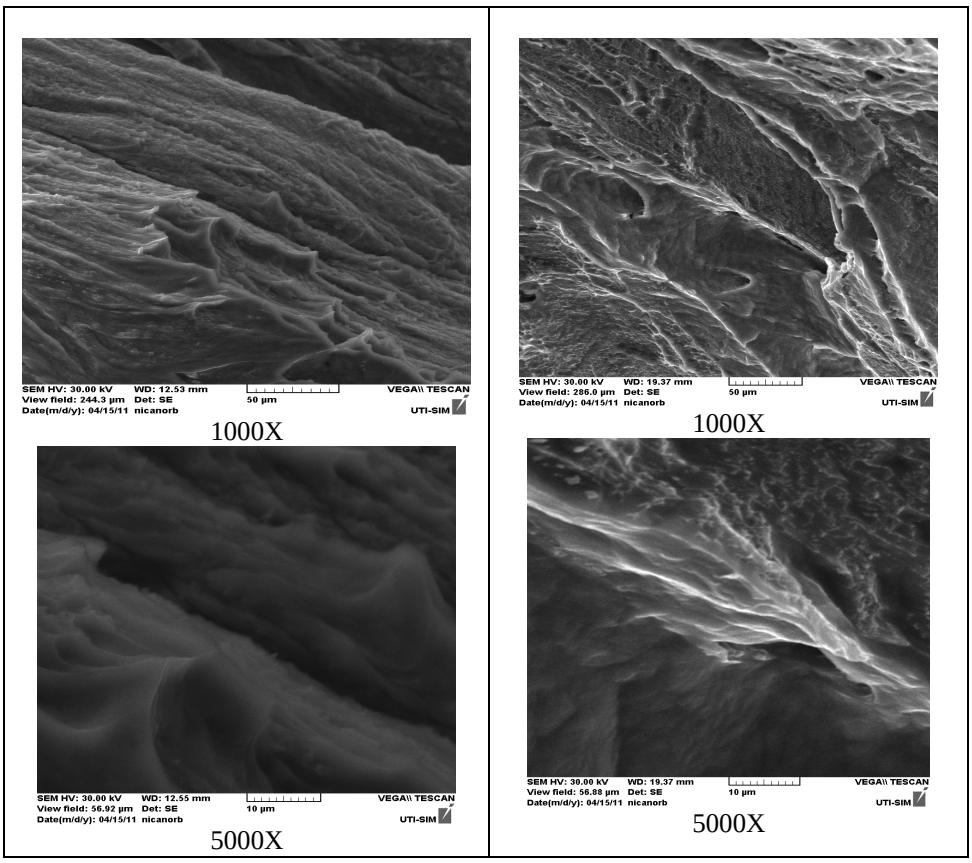


Fig. 4 – Samples 1 and 2 – SEM.

Table 1

Hardness Test 1

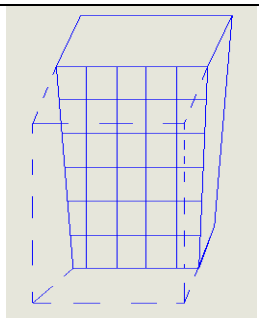
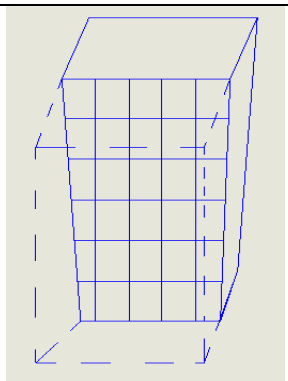
Static cast hardness test 1 [HB]					
30.36	36.31	31.5	33.35		32.88
26.8	36.99	33.1	35.86		33.19
27.22	31.08	35.92	40.29		33.63
27.91	29.54	33.65	34.63		31.43
	31.55	31.53	31.91		31.66
		30.32	29.89		30.11
28.07	33.09	32.67	29.42		Medie

Table 2
Hardness Sample 2

Hardness molded vibrating sample 2 [HB]					
29	26.41	27.17	28.16		27.69
26.06	26.41	28.22	26.93		26.91
26.05	26.69	30.21	26.99		27.49
	28.41	30.53	27.77		28.90
	26.73	29.16	28.24		28.04
	25.97	27.92	24.36		26.08
27.04	26.77	28.87	27.08		Medie

In Figs. 5 and 6 are shown graphically variations in the hardness of the vertically and horizontally in the two samples.

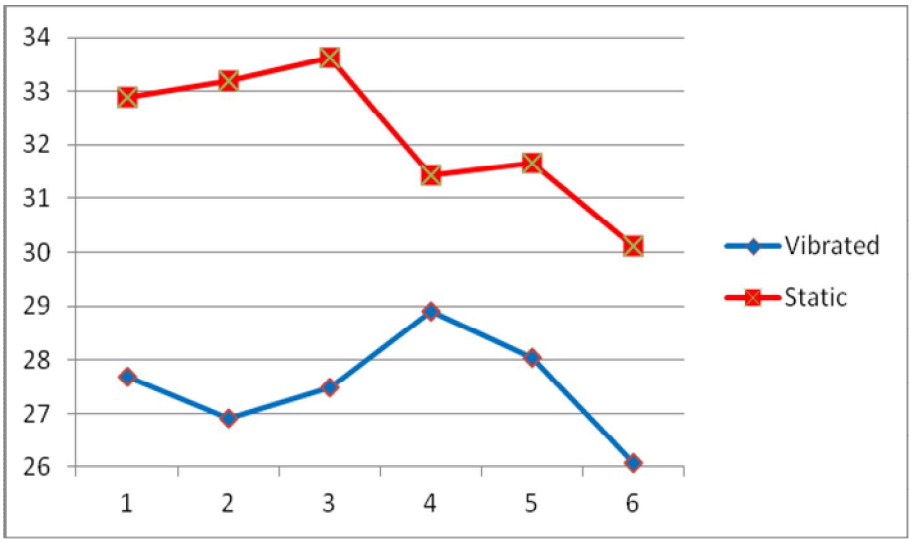


Fig. 5 – Diagram hardness for samples with square.

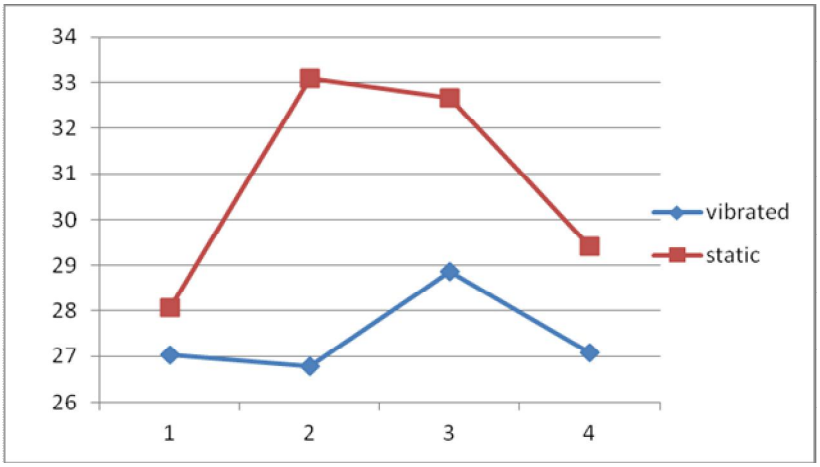
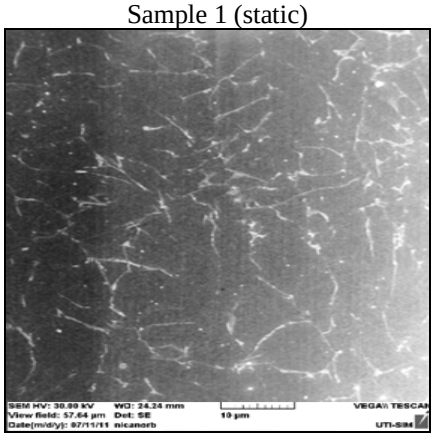


Fig. 6 – Diagram hardness for samples with square.

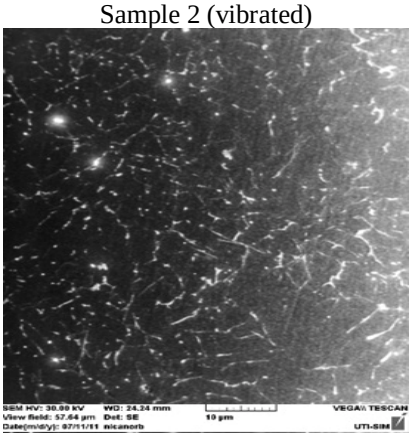
Pure aluminum and its alloys-phase (consisting of aluminum-rich solid solution) have a very strong tendency to form pouring coarse structure and also to develop pronounced. For this reason the use of the vibration of great practical importance for these alloys, allowing the ingots and castings of a fine-grained microstructure and a uniform macrostructures. To highlight grained alloy was prepared samples were prepared to undergo a chemical attack normally. Reagent used in chemical attack has the following composition: 0.5 ml HF, 1.5 ml HCl, 2.5 ml NH_3, 95.5ml distilled water. Following the attack samples were studied using electron microscopy, the structures are visible grain boundaries seeing a finer structure for samples and hence vibrate a uniformity of material properties (Fig. 7).

Sample 1 (static)



300X

Sample 2 (vibrated)



300X

Fig. 7 – Structures samples.

3. Conclusions

We identified a uniform distribution of alloying elements for specimens molded circular vibrating horizontally.

It can be seen in most of the fine structural failure in the test specimens being subjected to vibration during solidification, which demonstrates the beneficial effect on the grain structure.

Tears form shows a ductile fracture, the present cups and cones areas and areas where traces of slip structures. Also, due to the demands of the material intercrystalline can see small cracks. Rupture occurred transgranular and intergranular.

If specimens square, horizontal circular motion leads to the creation of swirl in the corners of the specimen.

From microscopy done on samples chemically attacked grain boundaries are observed in the structure. If there is a vibrating sample finer structure and hence uniformity of material properties.

REFERENCES

Barbu G., Cojocaru V., Carcea I., *Instalație de turnare cu vibrare*. Brevet invenție România, 108934B1/1994.

Chijiwa K. *et al*., *A Study on Ingot Making with Horizontal Circular Vibration*. Bul. of J.S.M.E., **28**, *245*, 237-245 (1985).

Hoffman R., *Mold Having Heating and Vibration Means*. United States Patent Office, nr.*3.506.062*, 14.04.1970.

Jayesh Deshpande, *The Effect of Mechanical Mold Vibration on the Characteristics of Aluminium Alloys*. Worcester Polytechnic Institute, September 2006.

INFLUENȚA VIBRAȚIILOR ASUPRA UNUI ALIAJ DE ALUMINIU

(Rezumat)

Această lucrare este rezultatul unei serii de cercetări privind influența vibrațiilor pe aliaje turnate. Determinările proprietăților mecanice, structura şi segregarea au fost stabilite prin compararea datelor obținute pe piese turnate în condiții statice şi dinamice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

METALLIC MATERIALS BASED ON IRON FOR NUCLEAR PLANT

BY

CRISTIAN-GEORGE ADOROAIE, SERGIU STANCIU, DANIELA CHICET and NICANOR CIMPOEŞU*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering

Received: October 13, 2014
Accepted for publication: November 12, 2014

Abstract: In this paper we analyze the usage of fe-based metallic alloys for power plants construction. After a short description of power reactors by type, worldwide, we focus on the main metallic elements used in primary and secondary circuits of a power plant. Pressurized water (15.5 MPa) in the primary circuit enters the reactor core at 275ºC, picks up heat from the reactor core with a core exit temperature of 325ºC, and transfers the heat across the u-tubes in the steam generator to water at a lower pressure. This water turns to steam that powers the turbine, and is condensed and recirculated. In order to foresee new materials and new applications we establish some metallic materials challenges in future fission reactor concepts.

Keywords: nuclear plant; austenitic steels; high strength.

1. Introduction

Obtaining sustainable and affordable energy is viewed as crucial to worldwide economic prosperity and stability (Chu & Majumdar, 2012; Arunachalam & Fleischer, 2008). Nuclear fission energy has emerged over the

*Corresponding author: *e-mail*: adorcristy@yahoo.com

past 40 years to become a reliable base-load source of clean and economical electrical energy. As of 2011, there were 435 nuclear reactors in operation worldwide, producing 370 GWe of electricity (World List of Nuclear…, 2012). Another 108 units or 8 GWe are forthcoming (under construction or on order), for a total of 543 units and 478 GWe of electrical capacity.

The largest producer of power from nuclear energy is the USA, with 104 commercial reactors licensed to operate at 65 sites, producing a total of 103 GWe of electricity. These provided just fewer than 20% of the nation's total electric energy generation and more than 30% of worldwide nuclear generating capacity. Worldwide, nuclear energy provides about 13% of the electrical demand (Chu & Majumdar, 2012). Given that nuclear power has very low carbon emission (Arunachalam & Fleischer, 2008) and that energy generation currently accounts for 66% of worldwide greenhouse gas emissions (World Energy Outlook, 2008), nuclear energy is considered an important resource in managing atmospheric greenhouse gases and associated climate change (Chu & Majumdar, 2012).

The core of a nuclear reactor presents an exceptionally harsh environment for materials due to the combination of high temperature, high stresses, a chemically aggressive coolant and intense radiation fluxes. Many of the features that make reactors attractive from a physics perspective (*e.g.* high specific power, self-sustaining reaction) exert high operational burdens on structural materials.

2. Types of Nuclear Fission Reactors

The predominant reactor design worldwide is the pressurized water reactor (PWR), accounting for two-thirds of the installed capacity, followed by boiling water reactors (BWRs) at 21% and heavy-water reactors at 14% of installed capacity, respectively (Table 1) (World List of Nuclear…, 2012). All of these water-cooled reactors use ceramic fuel pellets consisting of UO_2 or other fissile actinide oxides to generate heat.

The ceramic pellets are stacked inside of long zirconium alloy tubes (fuel cladding) that transfer the nuclear heat to flowing water coolant and serve as the primary barrier containing the volatile radioactive fission byproducts. The remaining 5% of installed nuclear energy comes from gas-cooled reactors, graphite-moderated reactors and liquid metal cooled reactors (Table 1). The vast majority of the reactors listed in Table 1 are classier as Generation II reactors (Marcus, 2000), which were designed in the 1960s and predominantly achieved initial commercial operation from the 1970s through the 1990s. These reactors are distinguished from Generation I designs (1950s-60s), which were early commercial prototype and demonstration reactors, and Generation III reactors, designed in the 1990s to incorporate significant advances in safety and economics (Marcus, 2000). Generation III reactor construction for the past

decade has been centered in Asia, with a few units recently built in Europe. The current generation of light-water reactors (LWRs), Generation III+, include still further advancement in economics and safety, such as passive heat removal systems. There are a total of 108 Generation III and Generation III+ reactors on order or under construction around the world, and of those, 89 are PWRs.

Table 1
Power Reactors by Type, Worldwide (World List of Nuclear…, 2012)

Reactor type	Units Net (in operation)	Mw_e net	Units Net (forthcoming)	Mw_e net	Units Net (total)	Mw_e net
Pressurized light-water reactors (PWR)	267	246,555.1	89	93,014	356	339,569.1
Boiling light-water reactors (BWR)	84	78,320.6	6	8,056	90	86,376.6
Gas-cooled reactors, all models	17	8,732.0	1	200	18	8,932.0
Heavy-water reactors, all models	51	25,610.0	8	5,112	59	30,722.0
Graphite-moderated	15	10,219.0	0	0	15	10,219.0
Liquid-metal-cooled reactors, all models	1	560.0	4	1,016	5	2,076.0
Totals i	435	369,996.7	108	107.896	543	477,894.7

Given the high representation of PWRs and BWRs in the world's fleet, materials issues in these two types of reactors are of greatest interest. And of the many materials in a reactor, those that experience the most extreme conditions (stress, corrosion and radiation) are most important for maintaining plant safety and reliability. Fig. 1 shows a schematic of the major components in the primary and secondary circuits of a PWR (Staehle). Pressurized water (15.5 MPa) in the primary circuit enters the reactor core at 275ºC, picks up heat from the reactor core with a core exit temperature of 325ºC, and transfers the heat across the U-tubes in the steam generator to water at a lower pressure. This water turns to steam that powers the turbine, and is condensed and recirculated.

Fig. 1 also lists the alloys used throughout the primary and secondary circuits, all of which are in contact with high-temperature water and are subject to significant mechanical stress. Alloys inside (and including) the reactor vessel are also subject to varying levels of radiation, which produces displacement damage and radiolysis decomposition of the coolant water.

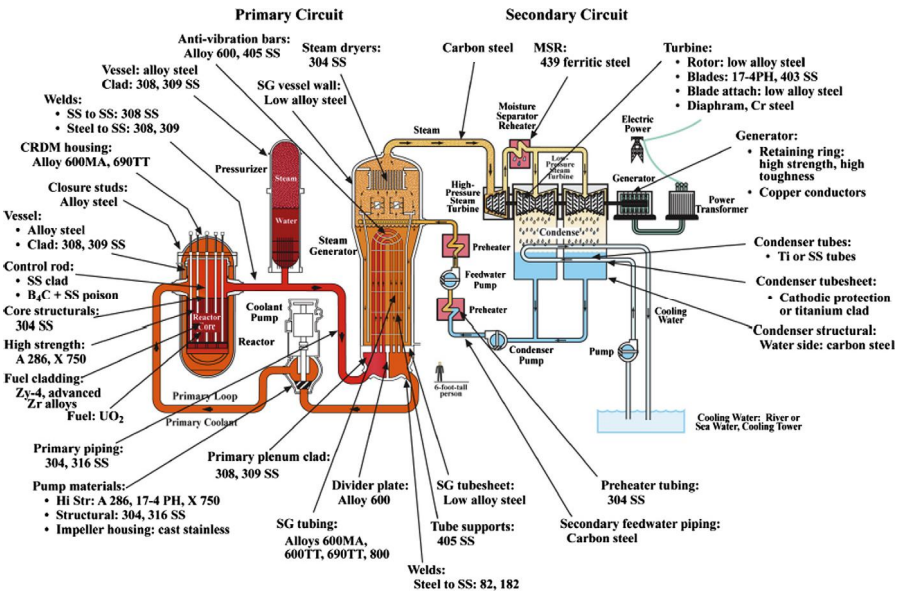


Fig. 1 – Schematic of the primary and secondary circuits of a pressurized water reactor and materials of construction (Staehle).

Major pressure boundary components (reactor pressure vessel, pressurizer, steam generator, steam lines, turbine and condenser) are made of either low carbon or low alloy steel. Austenitic stainless steels (Types 304, 304L, 316, 316L, 321, 347) dominate the core structural materials, as well as serving for cladding (308SS and 309SS) on the inside surface of the reactor pressure vessel and pressurize. Higher strength components such as springs and fasteners are made of nickel-base alloys. Vessel penetrations and steam generator tubes are made of nickel-base alloy 690 (previously alloy 600, which were found to provide insufficient resistance to stress corrosion cracking). Condenser tubes are generally made of titanium or stainless steel. The selection of nickel-base alloys and austenitic stainless steels for core internals and the steam generator tubes is driven by the need for good aqueous corrosion resistance at high temperatures. These alloys have low corrosion rates due to the formation of Cr – bearing spinels that form adherent, high-density protective surface layers that grow very slowly at operating temperatures.

3. Materials Challenges in Future Fission Reactor Concepts

Construction is currently in progress worldwide on several so-called Generation III and Generation III+ LWR power plants that are designed for improved efficiency, passive safety and economics. To a large extent, these reactors represent an evolutionary design change utilizing materials systems that

are similar to current (Generation II) LWRs, and therefore the materials challenges facing the new reactors will be comparable to those faced in existing reactors. Another class of light-water-cooled reactors under consideration would utilize in factory construction techniques and new designs with high emphasis on passive safety to construct small (50…300 MWe) nuclear power plants; some of the materials challenges with these small modular reactors (SMRs) are discussed in the following section. Finally, a brief discussion on the materials challenges for Generation IV reactor concepts will be provided. Over the past 10 years, the United States Department of Energy and the Generation IV International Forum have explored six particularly appealing advanced reactor concepts as potential next-generation (Generation IV) nuclear power systems (Nuclear Power Reactors …, 2012; Garner *et* al., 2000).

These concepts were selected from hundreds of ideas submitted to the US DOE by scientists and engineers worldwide, during a broad canvassing operation as part of the first phase of the collaborative Generation IV program in 2002 (Was, 2007). The objective was to identify concepts that had one or more of the following attributes: increased efficiency, generation of process heat to drive chemical processes such as the production of hydrogen, increased safety and reduction in waste generation. The concepts finally selected were the supercritical- water-cooled reactor (SCWR), the sodium fast reactor (SFR), the lead fast reactor (LFR), the very-high temperature reactor (VHTR), the gas fast reactor (GFR) and the molten salt reactor (MSR) (Zinkle, 2005). To allow operation at much higher temperatures, advanced Generation IV reactor concepts utilize different coolants, including water in the supercritical state, liquid metals such as Na and Pb–Bi, molten salts and high-pressure He gas.

The materials challenges for the Generation IV reactor concepts come about because of the very high fuel temperatures, the intense radiation flux and coolant compatibility issues. Thus, the fuel, the cladding, the structural materials, the reactor vessel and the interaction of these materials with the coolants present the greatest challenges to new, more robust nuclear reactor concepts for the XXI century. Structural materials used in the cores of advanced reactors will face unprecedented combinations of temperature, radiation dose and stress (Schilling & Ullmaier, 1994; Zinkle, 2012; Danko, 1987; Feron & Olive , 2007).

As shown in Fig. 2 a common feature of all advanced designs is a high operating temperature com- pared to current LWRs. Another unique feature is the simultaneous presence of intense knock-on displacement damage by the fission neutrons. Almost all of the Generation IV concepts call for radiation damage levels that exceed those of LWR experience (Kilian & Roth, 2002; LeCalvar & DeCurieres, 2012; Was & Andresen, 2012).

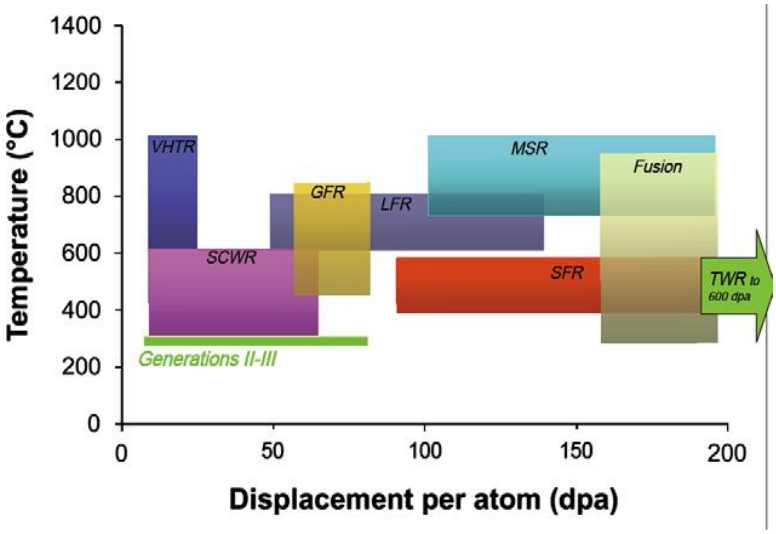


Fig. 2 – Temperature and requirements for in-core structural metallic materials for the operation of the six proposed Generation IV advanced reactor concepts, the traveling wave reactor and fusion reactor concepts; the dimensions of the colored rectangles represent the ranges of temperature and displacement damage for each reactor concept (Zinkle, 2005).

4. Conclusion

The continued utilization of nuclear energy systems for worldwide base-load electricity offers a number of materials research challenges. The high reliability of current light-water fission reactors (*e.g.* 90% average capacity factor by US reactors for the past decade) demonstrates the high reliability of this energy source under normal operating conditions. Planned extensions in the operating lifetime for reactors are being supported by accompanying materials to investigate corrosion and neutron-induced materials degradation phenomena.

REFERENCES

Arunachalam V.S., Fleischer E.L., MRS Bull., *33*, 264 (2008).
Chu S., Majumdar A., Nature, *488*, 294 (2012).
Danko J.C., *Corrosion in the Nuclear Power Industry. Metals Handbook. Corrosion.* Vol. **13**, Metals Park, OH, ASM Internat., 1987, 927.
Feron D., Olive J.-M. (Eds.), *Corrosion Issues in Light Water Reactors Stress Corrosion Cracking*. Boca Raton, FL, CRC Press, 2007.
Garner F.A., Toloczko M.B., Sencer B.H., J. Nucl. Mater., *276*, 123 (2000).

Grimes R.W., Konings R.J.M, Edwards L., *Greater Tolerance for Nuclear Materials.* Nature Mater, *7*, 683 (2008).
Guerin Y., Was G.S., Zinkle S.J., *Materials Challenges for Advanced Nuclear Energy Systems.* MRS Bull., *34*, 10 (2009).
Kilian E., Roth A., *Mater Corros*. Werkstoffe Korros, *53*, 727 (2002).
LeCalvar M., DeCurieres I., In: Feron D. (Eds.), *Nuclear Corrosion Science and Engineering.* Oxford, Woodhead Publ. Ltd., 2012, 473.
Marcus G.H., Prog Nucl Energy, *37*, 5 (2000).
Schilling W., Ullmaier H., In: Frost B.R.T. (Eds.), *Materials Science and Technology: a Comprehensive Treatment.* Nuclear Mater., **10B**, Weinheim, VCH, 179 (1994).
Staehle R., Personal communication.
Was G.S., *Fundamentals of Radiation Materials Science.* Springer, 2007.
Was G.S., Andresen P.L., In: Feron D. (Eds.), *Nuclear Corrosion Science and Engineering.* Oxford, Woodhead Publ. Ltd., 2012, 131.
Zinkle S.J., Phys. Plasmas, 2005, 12:058101.
Zinkle S.J., Busby J.T., *Structural Materials for Fission and Fusion Energy*. Mater. Today, *12*, 12 (2009).
Zinkle S.J., In: Konings R.J.M. (Eds.), *Comprehensive Nuclear Materials.* Vol. **1**, Amsterdam, Elsevier, 2012, 65.
* * * *Light Water Reactor Sustainability Program: Integrated Program Plan, INL/EXT-11-23452*. Office of Nuclear Energy. US Dept. of Energy, 2012.
* * * *Nuclear Power Reactors in the World.* Reference data series no *2*. Vienna, Internat. Atomic Energy Agency, 2012.
* * * *World List of Nuclear Power Plants*. Nucl. News, 2012; 55:55.
* * * *World Energy Outlook 2008*. Paris, Internat. Energy Agency, 2008, 211.

MATERIALE METALICE PE BAZĂ DE FIER PENTRU CENTRALE NUCLEARE

(Rezumat)

Se analizează utilizarea aliajelor metalice pe bază de fier pentru construire centralelor nucleare. După o scurtă descriere a principalelor tipuri de reactoare, la nivel mondial, sunt prezentate cele mai importante elemente metalice folosite pentru circuitele primar şi secundar ale unui central nucleare. Apa sub presiune (15.5 MPa) din circuitul primar ajunge în central reactorului la 275ºC preia căldură din central reactorului cu o temperatură de eliminare de 325ºC şi transport căldura de-a lungul tuburilor de formă U în generatoarele de aburi la o presiune mai joasă. Această apă este transformată în aburii care alimentează turbina şi este condensată şi apoi recirculată. Pentru a propune materiale noi în acest domeniu cu aplicații speciale am stabilit câteva cerințe necesare a acestora pentru aplicațiile în cadrul conceptelor de viitor a reactoarelor de fiziune.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COMBINED TREATMENT OF HARDENING OF METAL PARTS

BY

ANIŞOARA CORĂBIERU[1,*], PETRICĂ CORĂBIERU[2] and DAN DRAGOŞ VASILESCU[2]

[1]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering
[2]SC Procomimpex, Unit R&D and Engineering Technology of Iaşi

Received: August 13, 2014
Accepted for publication: September 15, 2014

Abstract: Technological process presents a degree of novelty and complexity that consists in produce the pieces in three successive phases. In the first phase the micro-alloying of the superficial layers of the auto-vehicles parts is achieved directly in the liquid phase. In the second phase the final hardening heat processing is achieved by induction, two physical-chemical phenomenon taking place simultaneously: martensitic hardening and formation of the hard chemical compounds in the superficial layer. In the third phase the final heat treatment is achieved in several variants depending on the chemical composition of the base material, the composition of the superficial layers and the conditions of stress and service of the vehicles parts. The processing is carried out both in liquid phase and solid phase.

Keywords: hardening; superficial layers; combined processing.

1. Introduction

The process has as objective the achievement of the hard superficial layers at the surface of the vehicles parts and component parts with a view to

*Corresponding author: *e-mail*: acorabieru@yahoo.com

increasing the performances and the reliability of these ones using a new technology (Corăbieru & Corăbieru, 2012a, 2013). Having a strong physical-chemical stability and high mechanical resistance to shocks, the micro-alloyed and hardened superficial layers represent the optimum solution that permits the increase of the durability of the component parts for auto-vehicles (Bey & McAloone, 2006; Edquist, 2005).

Technological process aimed at solving the following problems:

1º Stabilization of the physical-mechanical properties during the first 24 hours of service by diminishing of the hot oxidation phenomenon in the transition area of the superficial layer. This phenomenon influences directly the decrease of the induction of micro-oscillations of level and exfoliations. Diminishing of the oxidation phenomenon is due to the fact that the micro-alloying is achieved directly in the liquid phase and not in the solid phase, concomitantly with the hardening heat treatment.

2º Diminishing of the local accumulation and extending along the transition area of the stresses due to the important difference between the thermo-mechanical properties of the part core and the properties of the superficial layers (Corăbieru & Corăbieru, 2004; Corăbieru *et al.*, 2009).

2. The Principle of Technological Process

Principle consists in obtaining superficial hardened layers of the vehicles parts by the implementation of the proposed technology having the following main phases:

a) Phase 1 – superficial micro-alloying directly in the liquid phase, achieved by the interaction of the liquid steel with the layers deposited on the mould walls. The successive layers deposited on the mould walls have been obtained using a paste having as base the hardening mixture with the composition of 40% metallic powders and 60% carburizing powders (Corăbieru *et al.*, 2005).

b) Phase 2 – hardening thermal processing id made in an induction heating installation using treatment cycle-diagrams previously established depending on the base material of the vehicle part and on the composition and structure of the superficial layers obtained following the superficial micro-alloying directly in the liquid.

c) Phase 3 – final heat treatment, using a variant depending on the chemical composition of the base material (vehicle part core), composition and structure of the superficial layers and the real stress and service conditions of the vehicle part.

The technological process consists in the utilization of a hardening granular mixture that in interaction with the liquid steel leads to the forming of superficial layers micro-alloyed with Chrome, Nickel and Vanadium. Quenching by high frequency currents performs the hardening of the superficial

layers. The final heat treatment achieves the stress relieving and finishing of the superficial layers structure.

3. The Technological Flow

The main stages of the process flow are (Velicu *et al*., 2009):

a) Preparing the casting mould.

b) Preparing and deposition of the hardening mixture (40% metallic powders + 60% carburizing powders).

Table 1
Chemical Content of the Micro-Alloyage Paste PM

Symbol of micro-alloyed paste	Composition of microalloyed paste, [%]								
	Metal powders 40%			Carburizing powders 60%					
	Ni %	Cr %	V %	Charcoal %	$BaCO_3$ %	Cocs %	$CaCO_3$ %	Na_2CO_3 %	Binder %
PM	14	14	12	35	5	15	2	2	1

c) Micro-alloying directly in liquid phase:

c_1) elaboration of base material (C < 0.3%; S < 0.02% < Si = max.1% < < Mn = max. 0.45%);

c_2) casting of base material ($T_{casting}$ = 1,550...1,600°C).

d) Preliminary machining.

e) Control of the superficial layer (structure, thickness, compactness, adherence).

f) Preparation of the hardening mix AD.

Table 2
Chemical Content of the Hardening Mix AD

Symbol of hardening mixture	Composition of the hardening mix, [%]									
	Metal powders 35%				Elements of carburizing 65%					
	Ni %	Cr %	V %	Mo %	Charcoal %	$BaCO_3$ %	Cocs %	$CaCO_3$ %	Na_2CO_3 %	Binder %
AD	10	10	10	5	30	5	20	4	4	2

g) Deposit of the hardening mix on the surface of the part.

h) Hardening by induction:

h_1) technological parameters: T = 950...1,050°C; $t_{heating}$ = 1...5 s; maintainning time = 1...5 min;

h_2) technical characteristics: part diameter: 25...35 mm; optimum frequency, $f_{optimum}$ = 10 kHz; specific power at the parts surface: Psp = 1 kW/cm^2; generator of useful power: 20 kW; current intensity: 700 A; voltage: 20,...,30V.

i) Final heat treatment – Tempering:

i_1) variant A – direct hardening CD + low tempering RJ (it is applied to the vehicle parts of reduced importance that have to present especially high values of the superficial hardness);

i_2) variant B – accentuated cooling + layer simple hardening CS + low tempering RJ (it is applied in the case of the vehicle parts that have deformations, renouncing at the direct hardening. The parts are accelerated cooled in ventilated air and re-heated at 800°C,...,840°C, in order to achieve the layer simple hardening);

i_3) variant C – accentuated cooling + intermediary sub-critical annealing RcI + layer simple hardening CS + low tempering RJ (it is applied in the case of

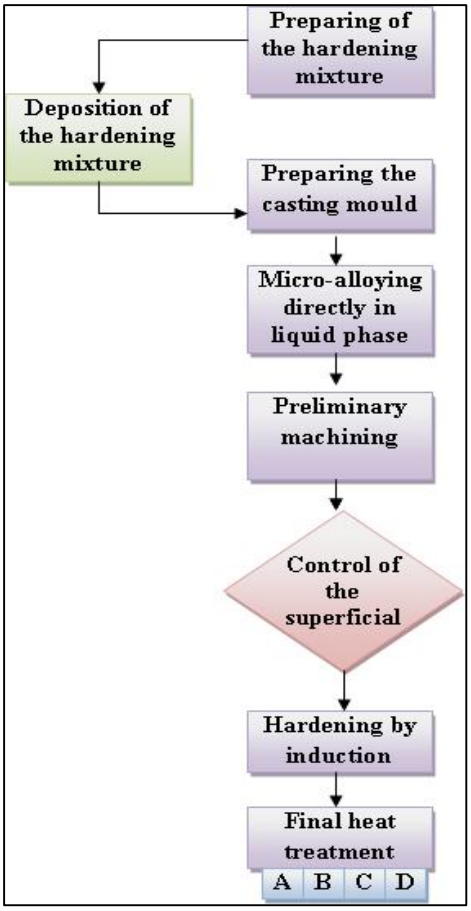


Fig. 1 – The technological flow.

the vehicle parts that need machining by cutting after treatment. Between carburizing and layer simple hardening a sub-critical intermediary annealing is introduced, at 630°C,...,680°C);

i_4) variant D – double hardening with intermediary annealing (it is applied to the vehicles parts manufactured of medium alloyed steels superficially hardened for the improvement of the superficial layer performances).

Control of the layer – characteristics (Corăbieru & Corăbieru, 2012b):

- average of the hardness of the superficial layer: 55,...,60 HRC;
- minimum fragility of the superficial layer: does not present cracks in the proximity of a trace obtained by pressing a pyramidal diamond tip with a force of 100 daN;
- thickness of the superficial layers: min. 50 μm;
- metallographic structure of the layer: preponderantly martensitic + complex carbides;
- fine granulation in the superficial layer; reduced number of inclusions in the superficial layer: p = max. 2;
- specific adherence of the superficial layer: q > 170 N/mm^2 (Corăbieru *et al.*, 2008).

4. The Main Economic Aspects

4.1. Economic Effects at the Manufacturer Economic

1º Reduction of the cost price by 5%...10%.
2º Quality comparable with that of the concurrence.
3º Consolidation of the economic agent by creation of new work places.
4º Increase of the work productivity by 8%.

4.2. Economic Effects at the Beneficiaries Users of the Products

1º Increase of the service time by 20%.
2º Reduction of the service expenses by 5%.
3º Reduction of the maintenance costs by 5%.

5. Conclusions

The technology is distinguished by the technological procedure (micro-alloying directly from the liquid phase+ induction hardening + final heat treatment) and by the composition of the hardening mixture.

Micro-alloying is achieved directly from the liquid phase, by the interaction of the liquid steel with the hardening mixture deposited on the casting mould walls.

Micro-alloying is achieved concomitantly with the process of solidification of the base material.

As casting method the spin casting method is preferred for the high degree of compactness of the superficial micro-alloyed layer.

The average of the hardness of the superficial layer of 55,...,60 HRC as well as the metallographic structure preponderantly martensitic with complex carbides are comparable to the values obtained by the technologies used worldwide.

The fact that the technology implementation does not need important investments imposes the proposed technological solution as a viable and economic variant. The processing is carried out both in liquid phase and solid phase.

Acknowledgement: This work was supported by a grant of the Romanian National Authority for Scientific Research CNDI – UEFISCDI, project number 185/2012.

REFERENCES

Bey N., McAloone T., From LCA to PSS, *Making Leaps Towards Sustainability by Applying Product/Service-System Thinking in Product Development.* Proc. of 13th CIRP Internat. Conf. of Life Cycle Engng., Leuven, Belgium, 2006, 571-575.

Corăbieru A., Corăbieru P., Vrabie I., Ciobănică D., *Cercetări privind durificarea superficială a sculelor de deformare plastică prin modificări structurale zonale.* Revista de Ecologie industrială, *III-IV,* 60-68, Editor: Oficiul de Informare documentară pentru industrie, cercetare, management (2004).

Corăbieru A., Velicu S., Zait D., Corăbieru P., Vasilescu D.D., *Bimetallic Light Automotive Parts Obtained from Liquid Phase*. Recent Advances in Materials Science, Proc. of the 1 st WSEAS Internat. Conf. on Mater. Sci. (Materials'08), 89-94, Bucharest, Romania, November 7- 9, published by WSEAS Press, 2008.

Corăbieru A., Corăbieru P., *Elements of Industrial Competitive Analysis.* Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LVIII (LXII)**, *4*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 7-15 (2012a).

Corăbieru A., Corăbieru P., *Technological Process forn Obtaining the Superficial Layers by Combinet Processing.* Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LVIII (LXII)**, *3*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 13-19 (2012b).

Corăbieru P., Corăbieru A., Alexandru I., Vrabie I, *The Manufacturing Technology for Press Tools Through Successive Alloying and Zonal Heating Process by Contact (ASPTZC).* Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LI (LV)**, *3*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 83-90 (2005).

Corăbieru P., Corăbieru A., *Tendencies and Influences of the Sustainable Development Regarding the Occupational Safety and Health*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LIX (LXIII)**, *3*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 9-19 (2013)

Corăbieru A., Velicu S., Zaiţ D., Corăbieru P., Vasilescu D.D., *Researchers Regarding Superficial Hardening of the Plastic Deformation Tools by Zonal Phases Modifications*. Metalurgia International, **XIV**, *5*, 37-44, Edit. Ştiinţifică FMR (2009).

Edquist C., *Systems of Innovation. Perspectives and Challenges*. In: Fagerberg J, Mowery D.C, Nelson R.R. The Oxford Handbook of Innovation, Oxford Univ. Press, 2005.

Velicu S, Corăbieru P., Iliescu M., Zaiţ D., Corăbieru A., Vasilescu D.D., *Research Regarding the Superficial Hardening by Phase Zone Modifications*. Sensors, Signals, Visualization, Imaging, Simulation & Materials, Proc. of the 2nd WSEAS International Conference on Materials Science (Materials 2009), 58-63, Baltimore, USA, November 7-9 (2009).

PRELUCRĂRI COMBINATE DE DURIFICARE A PIESELOR METALICE

(Rezumat)

Procedeul tehnologic prezintă un grad de noutate şi complexitate care constă în realizarea pieselor in trei faze succesive. În prima fază se realizează microalierea direct din fază lichidă a straturilor superficiale ale pieselor auto. În faza a doua se realizează prelucrarea termică finală de durificare prin inducţie având loc simultan două fenomene fizico-chimice: călirea martensitică şi formarea compuşilor chimici duri în stratul superficial. În faza a treia se realizează tratamentul termic final în mai multe variante în funcţie de compoziţia chimică a materialului de bază, compoziţia straturilor superficiale şi condiţiile de solicitare şi exploatare ale pieselor auto. Procesul de prelucrare este efectuat atât în fază lichidă cât şi în fază solidă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

APPROACH OF INDUSTRIAL COMPETITIVENESS PROBLEMS

BY

PETRICĂ CORĂBIERU[2], ANIŞOARA CORĂBIERU[1,*] and DAN-DRAGOŞ VASILESCU[2]

[1]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Material Science and Engineering
[2]SC Procomimpex, Unit R&D and Engineering Technology of Iaşi

Received: September 15, 2014
Accepted for publication: October 20, 2014

Abstract: The present paper is treating some aspects regarding the innovating process and is analyzing the competitivity of machines’ metallurgical and constructive industry of Romania from the angle of price-quality relation. There is pointed out the connection determined between creativeness, innovation and competitivity. Retracing the lines of an industrial firm in the context of a durable development there are pointed out the elements of diagnosis analysis regarding the competitivity. The paper is identifying the causes and the measures that must be taken for the growth of the Romanian products’ competitivity of the metallurgical and constructive machines’ industry. Increasing competitiveness is the key driver of export growth. Joining the eurozone impose increased competitiveness.

Keywords: increasing competitiveness; industry; eurozone.

1. Innovative Process

The innovation and the creativeness were defined by scientists in a different way oscillating between considering the two terms as synonyms or as fundamentally different terms.

*Corresponding author: *e-mail*: acorabieru@yahoo.com

The definitions formulated by specialists evolved as follows:

- Innovation = the process by which new results are obtained concretized in products, services and organizational structures;
- Innovation = the transformation of creative criterions into useful applications;
- Innovation = the planned and orientated modernization of the existing systems towards the reaching of improved results by the utilization of new ideas and technologies;
- Innovation = the process which includes all stages of modernization from idea into its putting into application.

The experts have a general valid point too regarding the fact that no matter how brilliant and progressive the ideas would be, these don't add a value only if they are converted into applications with practical usefulness, respectively products, services or processes.

The evolution of the society on the whole led to the changing of the innovation's significance too: from the meaning of a new result, respectively a product, an equipment, a process at which it is considered an integrant process of solving the business, technical, cultural and organizational complex problems.

The two approaches of the innovation process are different and their evolution is favourable to the new approach (Table 1) (Ioniță, 2005; Kimura, 2000) .

Table1

Specific Approaches to the Innovating Process

Former approach	New approach
Innovation → result material (research –concept-prototype-product)	Innovation → all the specific aspects of the process of the creative solving of business, technical, cultural complex problems, processes, substructure
Innovation-research	Innovation – Social dialogue with a view to the creation of relation's networks between the involved parts.

The creativeness being the start point of the innovation, there is a big gravity of the creativeness involved into innovation in accordance with the diagram presented in Fig. 1.

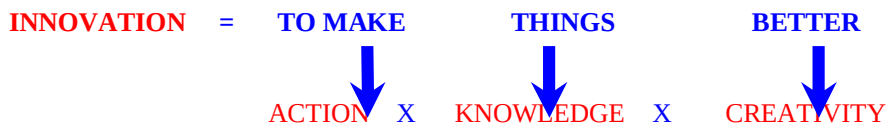


Fig. 1 – Innovation scheme.

2. The Connection Between Creativeness, Innovation and Competitivity

Between creativeness, innovation and competitivity there is a determined connection. The creativeness is a necessary condition for the appearance of innovation representing the start point of the innovation (figure 2).

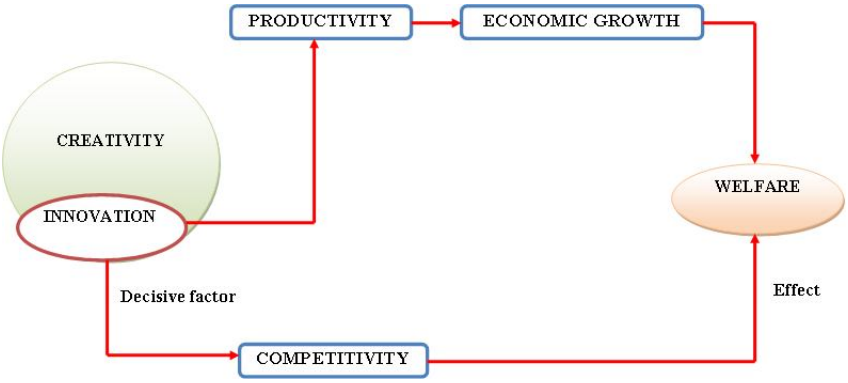


Fig. 2 – The link between creativity - innovation – competitivity.

The innovation is a determining element of the competitivity influencing the productiveness which determines the economical growth. The positive effect of the economical growth is manifesting itself by the significant contribution to the increase of the prosperity which is exactly an effect of a high competitivity (Corăbieru A., Corăbieru, 2012a; Corăbieru *et al.*, 2010).

3. Product Design for Sustainable Development

At international level, considering normally the list of the most important enterprises and corporations, it is had in view to harmonize the points of view of the producer and user regarding the products life cycle (Corăbieru & Corăbieru, 2012a, 2012b; Corăbieru *et al.*, 2010a; Corăbieru *et al.*, 2012; Corăbieru & Corăbieru, 2013). The research of the Fraunhofer Institute identifies the product development as the main paradigm for the next ten years. Three main directions in what concerns the product development have been identified: increase of competitive solutions number, shorting/hurrying the iterative ringlets and self-control organization. From an organizational point of view, a change without precedent is proposed for the organizational structures: passage from a stiffly controlled, hierarchical structure to a self-adjustable and self-governable net structure.

In Germany, by The Digital Auto Project program, the diminishing with 50% of the product development time is proposed. The project is based on three working principles: increase of the simultaneity of the designing charges;

elimination of certain designing charges, as the physical prototype; more rapid completion of the remaining project (Corăbieru & Corăbieru, 2012a, 2013).

In the USA, at the basis of the product development stands the idea that only by the way of choice shortening the designing, building and manufacture processes can be fundamentally changed. Simultaneity designing/study leaded to the reduction of the personnel with 25% and implicitly, to the costs diminution (Corăbieru & Corăbieru, 2012a, 2013).

In France, the accent is put on the methods that lead to the best solutions of materials for the new products, so that a recycling ratio of 95% could be provided, by choosing plastic materials. At the whole world level, the tendency is to utilize the multidiscipline design optimizing, a design technique of the complex systems and of sub-systems exploiting the synergy of mutual interaction of the phenomenon. The methodology offers the possibility of answering the questions: how to decide what to change? What change is amplified when the system is interactive (each of them influences each of them)?

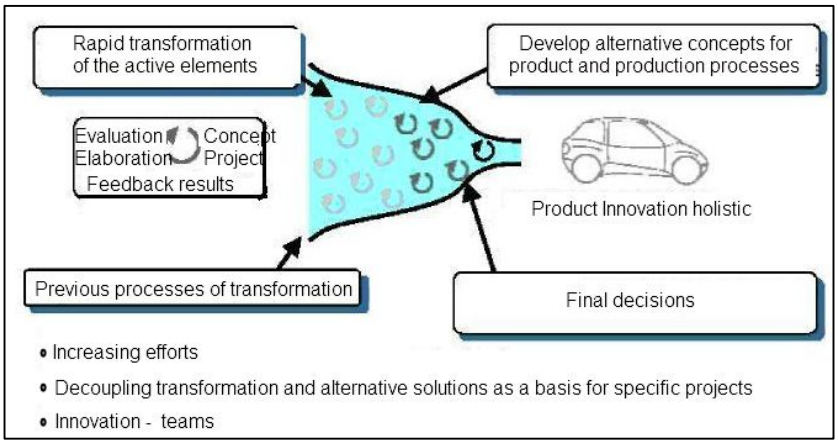


Fig. 3 – Development of iterative development worldwide.

All these are possible due to the possibility of achievement of a very big number of iterations in a very short time, many solutions succeeding to be studied at a relatively low cost, by the implication in the evaluation of all the points of view of the relevant performance attributes.

4. Resizing Industrial Company

In the informational society based on knowledge, the ebb and flow of knowledge transcends the traditional borders of a firm, including the sources of knowledge of the economical-tehnological environment and the social-

academical one, as well as alliances, contractors, distributors, clients and even market competitors (Corăbieru *et al.*, 2010b).

Considering the dynamics of the innovative process, the opportunity appears really when an organization is able to interface itself with the aggregate of the external relations which it can have. The real value is obtained by the fusion of knowledge, which can be effectuated beyond the borders of the organization. The informational technologies and of modern communication allow the creation of a collaborator initiative which includes the whole enterprise, including partners, contractors and clients. The creation of ideas and the storing of knowledge must be found again in innovating products on the market.

The architecture of the firm's systems of management evolved towards an innovating architecture expressed by five interconnected dimensions of an organization: the economic performance, structure, the human resource, the processes and the technology. This multi-disciplinary approach is a mean of integrating the aspects of an economical, technological and environmental nature, within a firm (Lebas, 1995; McAdam & McClelland, 2002).

The transition from data and information focusing on knowledge imposed an innovation in architecture of management, thought as being transnational in objectives, offering the opportunity of the optimizing, the rationalizing and the utilization of the financial, humanistic and technical resources. First of all, there is considered the problem of an economy of knowledge, in the sense of measuring the intangible value of a firm and of estimating the effect of raising the commercial barriers to a total level, with the opening of certain special facilities in the development of big corporations.

Secondly there is considered the problem of passing from the concepts regarding the achievement of strategic business unities, as a possibility of segmenting the business, to manage and to follow the performances, to a perspective of creation of a strategic network in business, as an innovating approach of a dynamic system, in which its elements, the participants in the system, are contributors and beneficiaries at the same time.

5. Approach and Evaluation Problems in the Context of Sustainable Development

The creative problems settlement, including health and safety, can be approached as an adapted, systemic and structured model of contradictions settlement, built on formal-abstract bases and which permits the transcription of the specific problem in a general context, while its instruments offers the possibility of finding and implementation of a general solution, at its turn transposable to the specific problem (Corăbieru & Corăbieru, 2012a, 2013).

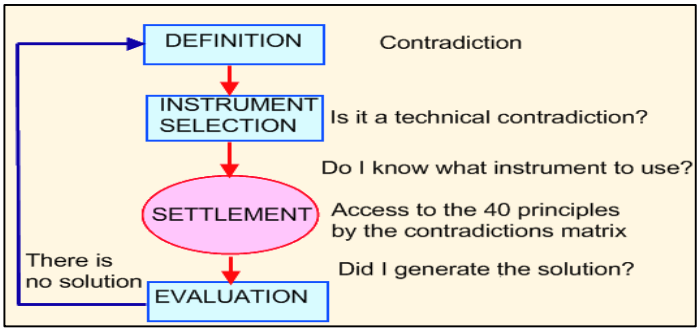


Fig. 4 – Steps of problems systematic settlement.

The most utilized general instrument for the systematic settlement of technical and health and safety, problems is represented by the contradictions matrix. This matrix, by construction, orientates the user toward the most utilized innovation principles for each identified contradiction.

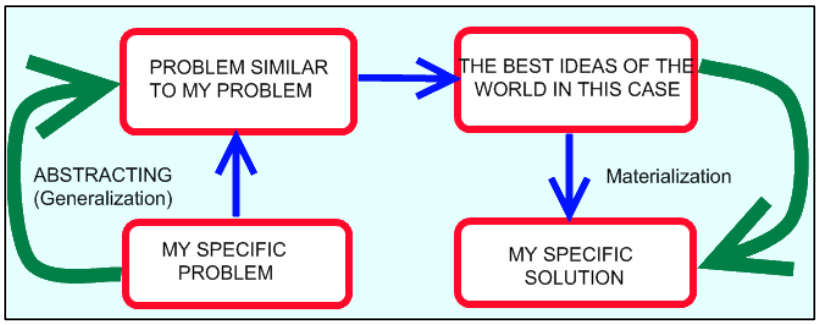


Fig. 5 – Method of problems settlement.

In the context of the awareness regarding the permanent necessity of innovating and intensifying the efforts in the sense of creating new products, the approach of evaluating the problems of occupational safety and health is included in the European method of approaching the innovation as a complex and integrating process of solving the problems.

6. The Competitivity of the Industry of Romania Analyzed from the Angle of Price-Quality Relation

Any economical agent – producer, importer, distributor or provider – wishes to sell as many products and services as possible and to gain as much as possible. The economical agent can achieve this thing when the product or the service is competitive, meaning that when this one has the capacity of imposing itself on a competitive market, it is sold in quantities at least comparable with

those in which the competitive products and services were sold. An analysis of competitivity which becomes useful for the taking of strategic decisions, requires a tridimensional diagnosis, which takes into consideration the economical environment as well as the actors of the competition. The three dimensions of this one are (Corăbieru *et al.*, 2008, 2009):

a) the situation of industry or of the industrial branch;

b) the situation of competition in the respective branch;

c) the analysis of the competitional forces and of the key competitors of the industrial analyses firm.

Regarding the situation of the industrial branches, their analysis is taking into consideration the following elements (Dinu *et al*. 2001; Ioniță, 2005):

a) the structure of the industrial branch;

b) the moving forces of the changing in the industrial branch which determines the direction and the dimensions of the changing is;

c) the economical elements and the characteristics of the business environment which lead to success;

d) the strategic problems of the industrial branch;

e) the prognosis of evolution of the industrial branch in the perspective of aggregation.

The detailed analysis of the competition's situation in an industrial branch has in view:

a) the competitive forces and their intensity ;

b) the competitive positions of the main competitors;

c) the possible actions of the main competitors.

The situation of the industrial analyses firms refers to:

i) the valuation of the satisfaction degree for the actual strategy of the firm in relation with the actual situation of the branch and with the perspectives of the competitional environment;

ii) the valuation of the internal force and of external position of the firm by a swot analysis – the establishment of the competitive relative position.

From analysis of the practical reality of the Romania industry there were pointed out much more situations which show that the services and the fabricated products aren't in general competitive, the main causes being (Dinu *et al*. 2001; Ioniță, 2005):

a) the low quality of the products;

b) the price which isn't a stimulating one;

c) the uncertain or the too long term of effectuation;

d) the ineffectual managerial system;

e) the lack of professionalism;

f) the lack of autonomy of the big industrial unities;

g) the lack of support or of an ineffectual support from the government;

h) the fear of social reactions and the taking of the responsibility.

The causes of the marked falling-off of the machines' metallurgical and constructive industry are the following:

1º the maintenance in this domain of a week competitivity of the effectuated products and even of the continuous decrease of the value of this indicator;

2º the shy and ineffectual preoccupations of straighten out partially this industrial field didn't orientated it selves in the direction for the raising of the competitional level;

3º there was erroneously stated that the main problem of this branch is the increase of request of this type of products on internal and external market;

4º the reality is a totally different one meaning that at a total level the request was an ascending one and it is continuously growing;

5º if before 1989, the maintenance on certain markets of the products of the machines' metallurgical and constructive industry was accomplished by protectionist techniques supported by the politic regime, at the same time with the collapse of this system, the mechanism didn't work anymore;

6º the firms which assimilated and applied the new rules of the economy on the market survived;

7º difference between those who sell their products and those who produce them just to be produced is given by competitivity, more exactly by the price/quality relation.

The analysis of the price/quality relation, respectively of the competitivity of the machines' metallurgical and constructive branch points out the following aspects:

i) the costs of the products' obtaining were and were maintained high due to the prices of utilities as well as to the ineffectiveness of the primary sector (Corăbieru & Corăbieru, 2012b; Corăbieru *et al.*, 2012);

ii) the costs were influenced by the effects of a social politics which transferred a series of social costs into costs at the level of the products;

iii) the level of high fiscality influenced the costs and implicitly the prices;

iv) the debts and the penalties of the machines' metallurgical and constructive firms accumulated towards the state budget made impossible their launching once again;

v) the after-privatisation sparings granted to different governments created, by the taking over of the sums to the public duty, big social problems, finally contributing to the population's impoverishment.

7. Elements of Diagnosis Analysis

The diagnosis analysis points out the following elements:

– if a part of the spent sums at the level of some firms in order to stop some social tensions (compensatories salaries, production on stock) had been

invested for the re-technology and for the growth of the qualitative level of products and services, the benefits wouldn't hesitate to appear. In some industrial sectors it would have been registered a real growth of the competitive production with certain detachment and whose results were becoming sources of re-launching for other sectors;

– the bank systems, representing another source of financing of qualitative growth of products and services, didn't find viable solutions of solving these problems because of the structural vices and of the lack of trust in the economical climate;

– regarding the quality of products and services, its growth was tried to be done in some domains, but there was taken into view an alignment of this to the mondial level of the'80 years or an improvement of the technical performances by isolated measures;

– the lack of a legislative and organizatorical frame, of a support at a macroeconomical level, of a correlation of measure which regards the quality with fiscality, or of other nature made the efficiency of steps for an improvement of quality to be limited, and the competitivitaty of products and services to remain in continuation a low one;

– the fundamental and applicative request were reduced, and in some domains it was totally gone, although the level of the specialists' training involved in this activity and the obtained results were allowing a continuation of this activity with very good results;

– the import of technology was situated at low levels, the buying of sub-aggregates and its integration in the already existing products;

– the omission of the key domains in the application of the scientific research of the results and in its ulterior generalization in other economical branches too (the defence industry) as well as in the implementation of some important systems in the qualitie's control domain;

– the lack of coherent programmes for the quality insurance at the level of commercial societies and especially, at a macro level the efficiency of some efforts to improve the competitivity of the Romanian products to remain a low one.

8. Perspectives and Conclusions

In the last years appeared a preoccupation with the meaning of a quality's total approach. Thus, the majority of the Romania firms resort to the implementation of some quality systems and of the ISO certification. However, there's necessary the support of these efforts by programmers at a national level, initiated and run by the Government, but who have into account the stage of development and the specific features of the Romanian industry. A large majority of the commercial societies were certified by ISO 9000, but the

generating procedures, of maintenance and control of the quality exist only on paper, without being also applied in the spirit in which they were created.

Up to the end of the year 2008 the export intensity of the Romania industry as well as the total capacity of the export has continuously increased. In spite of the phenomenons of economical recession, the export increased in relative terms as well as in its capacity, fact that indicates the following:

a) the growth of competitivity and of the power of reaching the external markets of the Romanian industrial products;

b) the relative growth of resources;

c) the diminution of the phenomenon of producing on stock.

Together with the EU partners' going out of the crisis, the foreign investments in the domain will be stimulated, fact that will lead to the reaffirming of industry's statute as a locomotive of the Romanian economy.

Acknowledgement: This work was supported by a grant of the Romanian National Authority for Scientific Research CNDI – UEFISCDI, project number 185/2012.

REFERENCES

Corăbieru A., Corăbieru P., *Elements of Industrial Competitive Analysis*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LVIII (LXII)**, *4*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 7-15 (2012a).

Corăbieru A., Corăbieru P., *Technological Process forn Obtaining the Superficial Layers by Combinet Processing*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LVIII (LXII)**, *3*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 13-19 (2012b).

Corăbieru A., Velicu S., Spalanzani A., Corăbieru P., Vasilescu D.D., *Aspects of Innovative Process on Creative Problem Solving*. Proc. of the Internat. Conf. on Risk Manag., Assessment a. Mitigation, WSEAS, Bucureşti, 2010a, 199-204.

Corăbieru C., Vasilescu D.D, Corăbieru A, Corăbieru P., *Steel – Bronze Bimetal by Immersion and Vertical Centrifugation*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LVIII (LXII)**, *2*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 43-51 (2012).

Corăbieru P., Corăbieru A., *Tendencies and Influences of the Sustainable Development Regarding the Occupational Safety and Health*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LIX (LXIII)**, *3*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 9-19 (2013).

Corăbieru P., Corăbieru A., Vasilescu D.D., *Study of the Processing by Heat Treatments of Bimetallic Bushings for Automobiles*. Ann. of the Oradea Univ., s. Manag. a. Technol. Engng., CD-ROM Edition, **VII (XVII)**, Ed. Universităţii din Oradea, 1322- 1324 (2008).

Corăbieru P., Velicu S., Corăbieru A., Vasilescu D.D., Sohaciu M., *Redesigning Organisational Processes – Part of the Innovative System*. WSEAS, Proc. of the 7th WSEAS Internat. Conf. on Engng. Educ. (EDUCATION '10), Corfu Island, Greece, 2010b.

Corăbieru P., Velicu S., Zaiţ D., Corăbieru A., Vasilescu D.D., *Tendencies and Orientantions Regarding the Recycling of the Auto – Vehicles Products.* Environ. Engng. a. Manag. J., **8**, *5*, 1151-1154 (2009).

Dinu M. *et* al., *Economia României. Sistemul de companii. Diagnostic structural*. Ed. Economica, Bucureşti, 2001.

Hugues K., *European Competitiveness*. Cambridge Univ. Press, 1993.

Ioniţă F., *Creşterea competitivităţii produselor şi serviciilor specifice industriei constructoare de maşini pe piaţa internă şi externă prin stabilirea unui raport judicios calitate-preţ*. Ph. D. Diss., ASE, Bucureşti, 2005.

Kimura F., *A Methodology for Design and Management of Product Life Cycle Adapted to Product Usage Modes.* Proc. of the 33th CIRP Internat. Seminar on Manufact. Syst., KTH, Stockholm, Sweden, 2000, 139-142.

Lebas M.J., *Performance Measurement and Performance Management*. Internat. J. of Production Economics, **41**, *1*, 23-35 (1995).

McAdam R., McClelland J., *Individual and Team-Based Idea Generation Within Innovation Management: Organisational and Research Agendas*. Europ. J. of Innov. Manag., **5**, *2*, 86-97 (2002).

MOD DE ABORDARE A PROBLEMELOR DE COMPETITIVITATE INDUSTRIALĂ

(Rezumat)

Se tratează aspecte privind procesul inovativ şi analizează competitivitatea industriei metalurgice şi constructoare de maşini din România prin prisma raportului preţ – calitate. Este evidenţiată legătura determinată între creativitate, inovare şi competitivitate. Retrasând liniile unei firme industriale în contextul dezvoltării durabile sunt punctate elementele analizei diagnostic privind competitivitatea. Se identifică cauzele şi măsurile ce trebuie luate pentru creşterea competitivităţii produselor româneşti din industria metalurgică şi constructoare de maşini. Creşterea competitivităţii reprezintă factorul cheie al creşterii exporturilor. Aderarea la zona euro impune obligativitatea creşterii competitivităţii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DETERMINATION OF HYDRODYNAMIC FORCE AND IMPROVEMENT OF THE DESIGN OF DIRECTIONAL CONTROL VALVE FOR THE MECHATRONIC DRIVE BASED ON COMPUTER SIMULATION OF HYDRODYNAMIC PROCESSES

BY

YU. BURENNIKOV*, L. KOZLOV and O. PETROV

Vinnitsa National Technical University, Ukraine

Received: November 25, 2014
Accepted for publication: December 18, 2014

Abstract: A circuit and 3-D model of the hydraulic distributor for the manipulator mechatronic drive is considered. The dependence of the change of hydrodynamic force value on the magnitudes of pressure and spools opening of the pressure relief valve and brake valve of the hydraulic distributor is determined in 3-D model of the hydraulic distributor on the base of approximation of the results of computer simulation of hydrodynamic processes, performed in CAD/CAE system. On the base of the obtained dependences the possibility of hydrodynamic force value decrease as a result of the change of working edge construction of the pressure relief valve spool is determined.

Keywords: manipulator; mechatronic drive; hydraulic distributor; pressure relief valve; brake valve; mathematic model; hydrodynamic process; hydrodynamic force.

1. Introduction

Manipulators, providing the realization of processing operations by means of reproduction of operator’s movements, have been widely used in

*Corresponding author: *e-mail*: osna2030@gmail.com

various branches of industry and national economy. Mechatronic systems are applied for the improvement of manipulators control efficiency. Such systems include actuators and mechatronic drives with control system, based on controllers. Synergetics combination of mechanical drives, electronic systems and programming control facilities enables to improve considerably the performance, indices of economic efficiency and operating longevity of manipulators (Christensen, 2000; Harms Hans-Heinrich, 2009; Козлов, 2012; Kozlov, 2013).

Development of mechatronic drive of the manipulator comprises the process of design or improvement of hydraulic components of the drive. The necessity arises to determine the constructive parameters, providing the simplicity of realization, efficient operation and other characteristics of the components. These problems can be solved applying modern CAD/CAE systems, enabling to perform computer simulation of various production processes in 3-D models of the investigated objects.

2. Problem Set-Up

Efficiency of manipulator operation depends or the accuracy of its actuators location above the object, the possibility of proportional control of its components speed etc. Manipulators in such machines perform spatial motion along complex trajectories, which, as a rule, are the combination of several motions, provided by manipulator elements and mechatronic drives. Fig 1 shows the diagram of mechatronic drive, that controls the operation of the manipulator.

The diagram includes constant-delivery pump 1 with servovalve 3 and pressure relief valve 27, variable pump 2 with regulator 4, connected with sectional distributor 5 with spools 6, 7 and relay spools 9,10 equipped with electromagnetic control.

Hydrocylinders of the manipulator are connected to hydrodistributor 5. Hydraulic system comprises controller 12, that receives signals from pressure sensors 13, 14, position sensors 16, 17 and controls relay distributors 9, 10 by means of amplifier 26, servovalve 3 and regulator 4 by means of amplifiers 24, 25. Each section of hydrodistributor 5 includes brake valves 19, 20 correspondingly. The system of mechatronic drives provides simultaneous operation of any two hydraulic cylinders of the manipulator, installed by the operator. Adaptive regulator 12 provides efficient change of pumps commutation with hydraulic cylinders, connected for operation (unit 29), and also formation of feedback signals U_{m1} and U_{m2} (units 8, 11, 30) that enable to control pumps 1 and 2 depending on the change of manipulator operation modes. Adaptive regulator12 is built on the base of neural networks 18, 21 and mathematic units 15, 22, 23, 27, 28, which provide the change of regulator setting in the process of manipulator operation modes change. Application of

neural networks 17 and 21gives the possibility to teach the adaptive regulator on data bases, created as a result of the study of operation processes in the system of mechatronic drives in static and dynamic operation modes. Neural network 18 provides the realization of correcting component of adaptive regulator, availability of which decreases the oscillations of mechatronic drive in transient processes (Christensen, 2000).

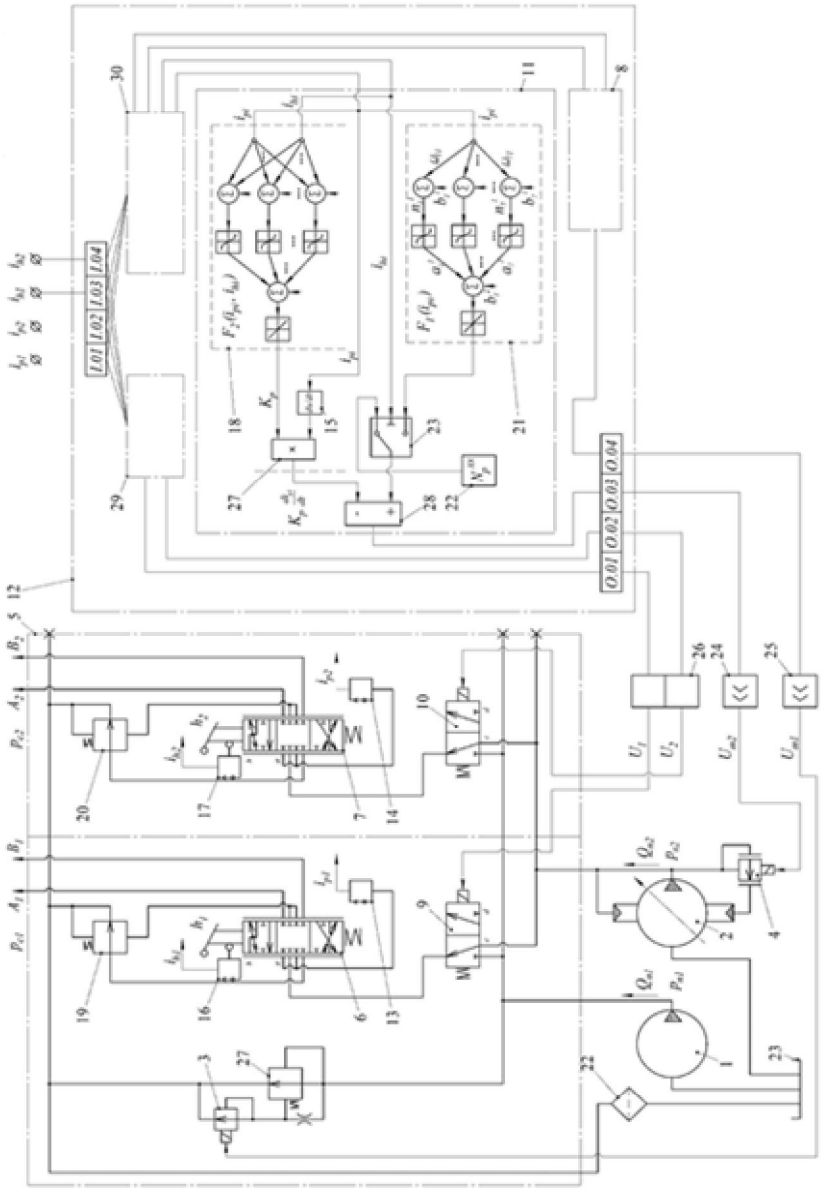


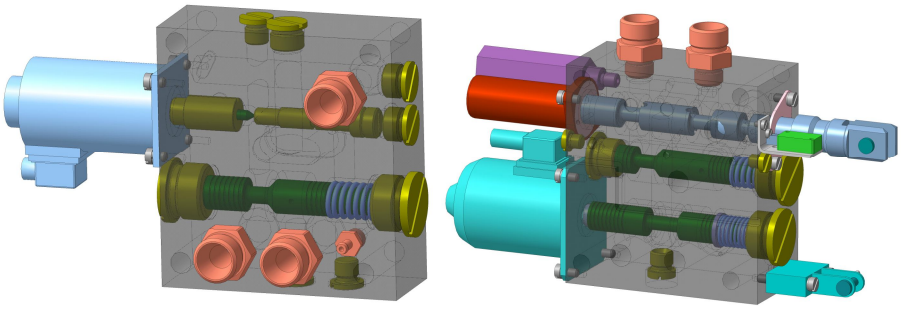
Fig. 1 – Mechatronic drive diagram.

The problems, dealing with the development of optimal construction of manipulators and efficient algorithms of their control, are solved on the basis of mathematic models, describing spatial motion of manipulators. To provide the adequacy of the model of manipulator spatial motion, it is necessary to obtain the dependences of mechatronic drive characteristics on its operation modes. One of such characteristics is the dependence of the value of hydrodynamic force R_g, that is generated at the spools of brake and pressure relief valves of the hydraulic distributor, on the pressure value in mechatronic drive and the value of spools opening. The value of hydrodynamic force R_g depends on the peculiarities of valves construction, that is why, its determination requires special studies.

3. Problem Solution

In order to determine the dependence of hydrodynamic force R_g, that emerges at the spools of brake and pressure relief valves of hydraulic distributor, on the parameters of mechatronic drive operation, the computer simulation of hydrodynamic process of fluid flow in brake valve of mechatronic drive was carried out.

Simulation was performed, applying Flow Simulation module of the software package SolidWorks. 3-D models of the pressure relief valve and operation sections of hydrodistributor (Fig. 2) are created. In the relief section a pressure relief valve is studied, and in the operation section – brake valve is studied.



a *b*

Fig. 2 – 3-D models of (*a*) pressure relief valve and (*b*) operation sections of hydraulic control valve

By means of Flow Simulation module computer simulation of hydrodynamic processes is carried out in 3-D model of the brake valve.

Fig. 3 shows the working port of the module and the result of simulation of working fluid flow process under the pressure across the spool of brake valve.

In the process of simulation the initial conditions were set – values of pressure pc2 at the inlet and pressure pT2 at the output of brake valve, as well as spool opening y.

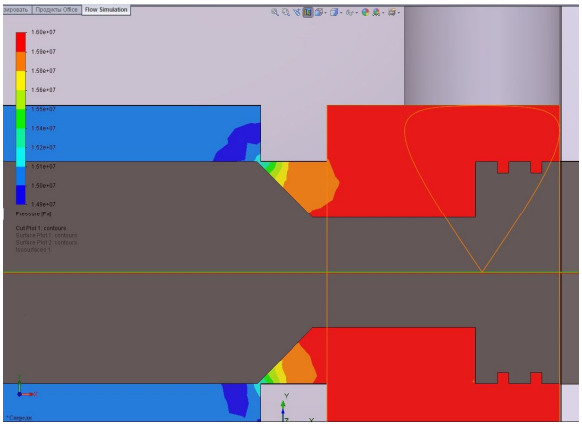


Fig. 3 – Results of simulation of working fluid flow in the brake valve ducts.

As a result of computer simulation pressure distribution by ducts and in operation window of brake valve is obtained. This enables to calculate the value or forces that act on the spool of brake valve. Fig. 4 shows computation scheme for determination of hydrodynamic force values. Cone surface of the spool has inclination angle α = 45º and is divided into a number of sections, having the area S_1...S_5. For each section mean value of pressure p_i is determined by the results of computer simulation (Fig. 3). This gives the area S_i of the spool cone surface.

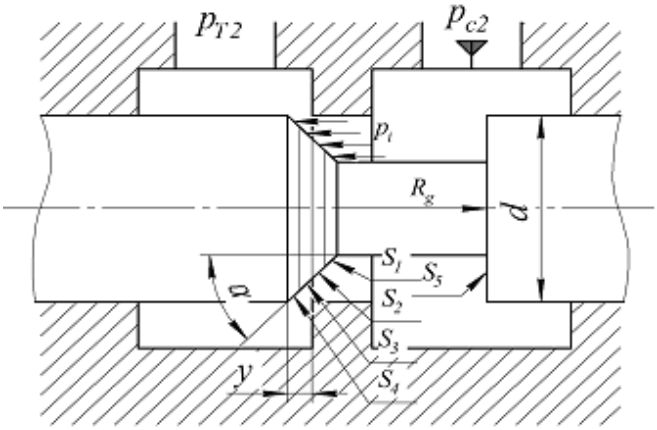


Fig. 4. Calculation scheme for the determination of hydrodynamic force value.

In accordance with the suggested calculation scheme the value of hydrodynamic force will be determined by the formula:

$$R_g = \sum_{i=1}^{4} p_i S_i - p_{c2} S_5 \cdot \tag{1}$$

Value R_g is determined for certain values of opening y of working window of the spool of brake valve and pressure p_{c2} values. Table 1 contains the results of calculation of hydrodynamic force values.

Table 1

Data Array by the Results of R_g Value Calculation

$p_{c2} = 5 \times 10^5$ Pa		$p_{c2} = 50 \times 10^5$ Pa		$p_{c2} = 100 \times 10^5$ Pa	
y, [m]	R_g, [N]	y, [m]	R_g, [N]	y, [m]	R_g, [N]
1.7×10^{-3}	21.82	0.5379×10^{-3}	57.8	0.38×10^{-3}	91.63
1.019×10^{-3}	12.23	0.3221×10^{-3}	42.97	0.2278×10^{-3}	72.39
0.5093×10^{-3}	6.51	0.161×10^{-3}	32.5	0.1139×10^{-3}	59.94
0.1019×10^{-3}	2.99	0.0322×10^{-3}	27.08	0.0228×10^{-3}	53.79

Data array by the results of calculation is approximated by means of Data Fit 8.0 program. Fig. 5 shows graph dependence $R_g = f(p_{c2}, y)$, obtained as a result of approximation.

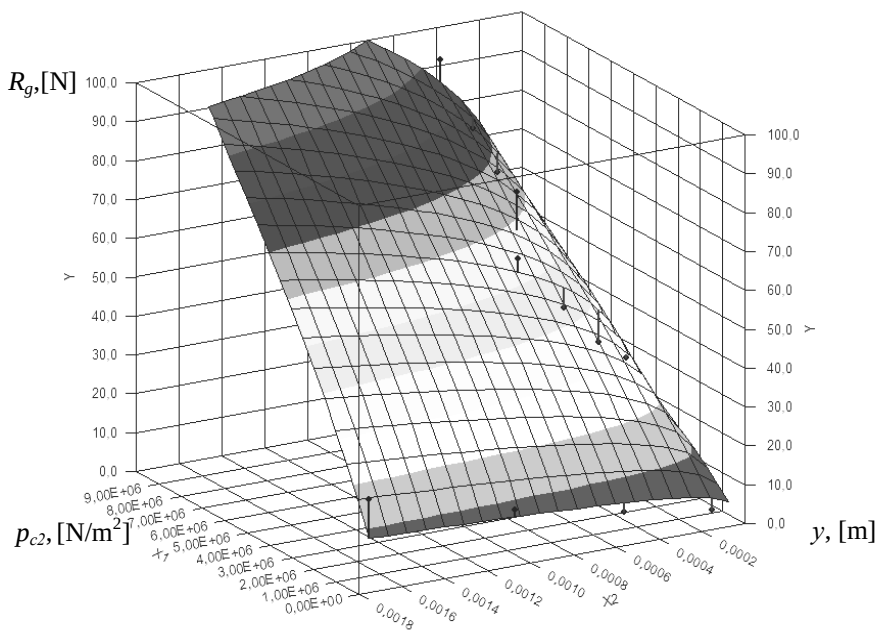
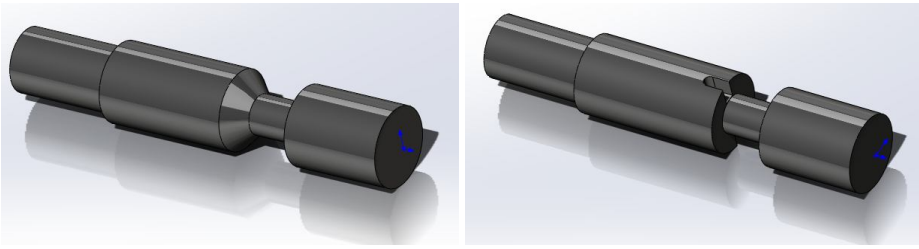


Fig. 5 – Dependence of hydrodynamic force R_g on pressure value p_{c2} and opening y of the working window of brake valve spool.

The dependence is non-linear and is described by the formula:

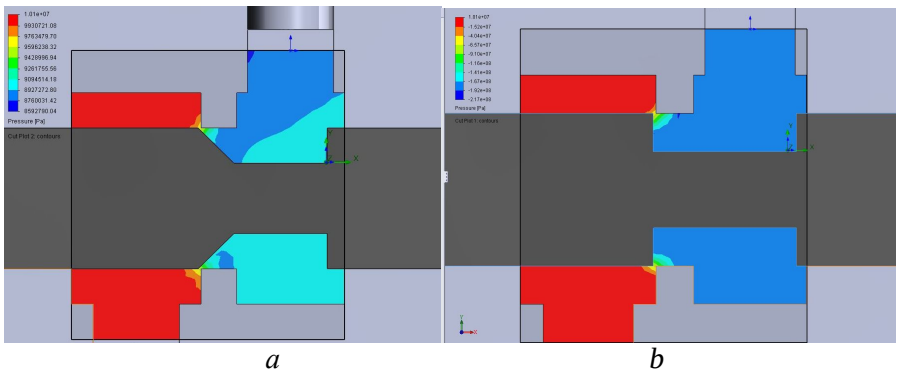
$$R_g = 14.98 + 6.98 \times 10^{-6} p_{c2} - \frac{2 \times 10^{-3}}{y} + \frac{3.15 \times 10^{-8}}{y^2}, \text{ [N]}. \quad (2)$$

Considering the construction of the pressure relief valve, the assumption was made regarding the possibility of reducing the total value of hydrodynamic force at the spool of the valve, changing the construction of the spool. Two variants of the construction of the pressure relief valve spool were considered: with cone working edge with the angle α = 60° (Fig. 6 *a*) and spline working edge (Fig. 6 *b*). Application of spline working edge with two splines provides the reduction of the area of working fluid force action that may lead to reduction of hydraulic force value and the factor of its impact on the spool motion during transient process. For determination of the value of hydraulic force acting on the spool, the computer simulation of hydrodynamic processes in 3-D models of the similar units of the pressure relief valve was made but with two different spools – with cone working edge and spline working edge (Fig. 7). Dependences of the hydraulic force were determined, applying the above-described method.



a *b*

Fig. 6 – Spools of the pressure relief valve.



a *b*

Fig. 7 – The results of simulation of the working fluid flow through the channels of pressure relief valve.

Fig. 7 shows the working window of Flow Simulation module, where the result of the working fluid flow across the pressure relief valve with two variants of spool working edge construction, cone (Fig. 7 *a*) and spline (Fig. 7 *b*) is shown.

As a result of approximation of the values of spool opening and distribution of pressure that act on its surface, the value of hydrodynamic force is determined in the form of dependence. Such dependences are determined for two variants of the spool working edge construction: cone, dependence (3) and spline, dependence (4):

$$f(R_g) = 9.72 + p6.42\times10^{-6} - \frac{6.13\times10^{-4}}{y}, \quad [\mathrm{N}], \tag{3}$$

$$f(R_g) = 5.5 + p3.7\times10^{-6} - \frac{3.55\times10^{-4}}{y}, \quad [\mathrm{N}]. \tag{4}$$

The analysis of the results of calculating the hydrodynamic force, that acts on the spool of pressure relief valve, showed that the usage of the spool with spline working edge allows to decrease by 12 – 17% the value of hydrodynamic force as compared with the spool, having cone working edge.

4. Conclusions

Application of Flow Simulation module allows to perform simulation of hydrodynamic processes of fluid flow in the ducts of the hydraulic device blocks and determine the value of hydrodynamic force acting on the elements of the blocks.

The suggested technique of Flow Simulation module application for the calculation of hydrodynamic processes in hydraulic devices can be efficiently used for the development of non-linear mathematic models of complex systems.

On the base of the results of computer simulation of hydrodynamic processes using Flow Simulation module the dependences of hydrodynamic force, emerging on the spools of brake and pressure relief valves of the mechatronic drive hydraulic distributor are determined.

The obtained dependences allowed to make a conclusion that application of the spool with spline working edge in the developed pressure relief valve allows to reduce the value of hydrodynamic force as compared with the spool having cone working edge.

REFERENCES

Christensen G.K., *Present State and Future Development in Mechatronics and its Effect on Fluid Power Systems* / G.K. Christensen, J. Zhou, F. Conrad, T. Sorensen // *Developments in Fluid Power Control of Machinery and Manipulators*. Proc. of the First Internat. Sci. Forum, Cracow, 2000 (Fluid Power Net publication). – P. 1 – 23.

Harms Hans-Heinrich, *Mechatronic Systems in Mobile Hydraulic Machines*. Technical Univ. of Braunschweig, Germany [Electronic resource], Mode of access: URL: http: //www.tu-bs.de/institute/ilf.

Козлов Л., Мехатронна гідросистема мобільної машини / Леонід Козлов // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. – 2012. – №6, С 22-30.

Kozlov L., *Digital PD Controller for Dynamic Correction of the Differential Component Coefficient For A Mechatronic Hydraulic System.* Tehnomus journal: Proc. of the XVIIth Internat. Conf. "New Technologies and Products in Machine Manufacturing Technologies", Suceava, Romania, May 17-18, 2013. – P. 120-125.

Павленко І.І. Промислові роботи: Основи розрахунку та проектування. – Кіровоград: КНТУ, 2007. – 420 с.

Струтинський С.В. Просторові Системи приводів: Монографія / Струтинський С.В., Гуржій А.А. – К.: Педагогічна думка, 2013. – 492 с.

DETERMINAREA FORȚEI HIDRODINAMICE ŞI ÎMBUNȚIREA DESIGN-ULUI UNEI VALVE DE CONTROL DESTINATE SISTEMELOR MECATRONICE, PRIN SIMULAREA COMPUTERIZATĂ A PROCESELOR HIDRODINAMICE

(Rezumat)

Pornind de la un circuit tipic al unui distribuitor hidraulic destinat unui sistem de manipulare mecatronic şi de la modelul 3-D al acestuia, s-a determinat dependența dintre valoarea forței hidrodinamice şi presiune pentru supapele de frânare şi cele de siguranță prin utilizarea unui model 3-D al distribuitorului hidraulic, realizat pe baza aproximării rezultatelor simulării cokmputerizate a proceselor hidraulice realizate pe un sistem CAD/CAE. Pe baza dependențelor obținute s-a determinat probabilitatea scăderii forței hidrodinamice ca urmare a modificării construcției marginii de lucru a corpului supapei de siguranță.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

HYDRODYNAMIC FRICTION OF SPHERICAL HINGES WITH WORKING SURFACE, MADE FROM METAL POLYMER COMPOSITES

BY

S. STRUTINSKY*

Vinnitsa National Technical University, Ukraine

Received: November 25, 2014
Accepted for publication: December 19, 2014

Abstract: The design of a spherical joint housing parts, made of metal polymer composites is considered. Composite structure that includes spherical iron particles with the diameter of 1…20 microns has been investigated using the electron microscope. For the microgeometry of metal polymer composite spherical surface that has regular micro protrusions, parameter values were determined. It is shown that the lubricating film on confused areas of micro-protrusions is a system of hydrodynamic wedges. Flow parameters in hydrodynamic wedges were determined. Total carrying capacity and friction torque of the spherical joint, made of metal polymer composite were found.

Keywords: mechanism-hexapod; spherical hinge; angular position of the sphere; regulation; stream system; power support description.

1. Introduction

The development of the effective element base of technological equipment based on spatial mechanism is a vital scientific and technical problem. The problem in general is to develop design and technological production of spherical hinges, which are the main component of element base of spatial mechanisms.

*Corresponding author: *e-mail*: osna2030@gmail.com

The problem is related with important scientific and practical tasks of a creation the progressive technological equipment, including manipulators, industrial robots, measuring devices, etc. Various spherical hinges of spatial mechanisms are considered in recent studies and publications (Крайнев, 2003). The cardan hinges and hinges with rolling elements are widely used in different structures. Significant part of the publications is devoted to the study of spherical hinges of fluid friction, including hydrostatic and aerostatic (Jachno nov, 2009; Jachno, 2009). From the analysis of publications it follows that the main problems of the hinge design are the provision of required conditions of lubrication and the proper selection of materials (Струтинський, 2010, p 262-270). In some publications it is recommended to use non-metallic materials in the hinge constructions (Струтинський, 2010). The use of metal polymer composites in structures of spherical joints in the literature was not found.

The previously unsolved aspects of the problem include studies of spherical hinges, made of metal polymer composites.

The aim of the research, outlined in this paper, is to establish the characteristics of working processes that take place in a layer of oil. The main objectives of the research are to determine the microgeometry parameters of spherical surfaces, made from metal polymer composites and justification of carrying capacity of hinge to form hydrodynamic wedges in the gap between the spherical surfaces.

2. Researches Concerning Spherical Joint Housing Parts

Spherical hinges, consisting of sphere 1 with shafts 2 and the frame parts are developed, they include metal holder 3 and holes, filled with metal polymer composite 4 (Fig. 1).

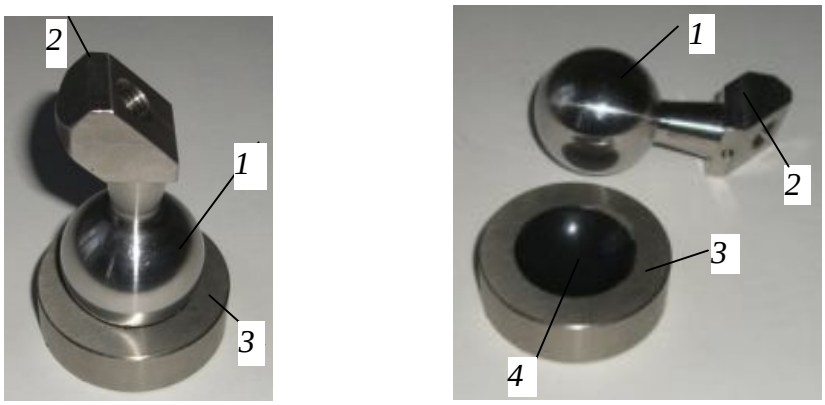


Fig. 1 – Spherical hinge with one-sided spherical contact is made from metal polymer composite: *1* – sphere, *2* – shank, *3* – cage frame part, *4* – spherical surface of the metal polymer composite.

Generally hinges are used with one-way spherical contact. having one frame part. Hinges have also been designed with a two-way spherical contact with two or more frame parts (Fig. 2).

a *b*

Fig. 2 – Hinge with two-way spherical contact.

Spherical hinges of liquid friction which are made of metal polymer composites have high accuracy of working surfaces. This is due to the conditions of formation of the composite over the exact sphere. Metal polymer composite (Ищенко, 2007) includes the iron particles of the accurate spherical diameter 0.5...15 μm. This can be traced on the electronic microphotography of split formed from the composite surface (Fig. 3).

The presence of spherical particles causes the formation of specific surface of the composite when it solidifies. Formed surface has a special microprofile that provides high hydrodynamic characteristics of a pair of fluid friction. Microprofile has quasihomogeneous system of lugs and dents (Fig. 4).

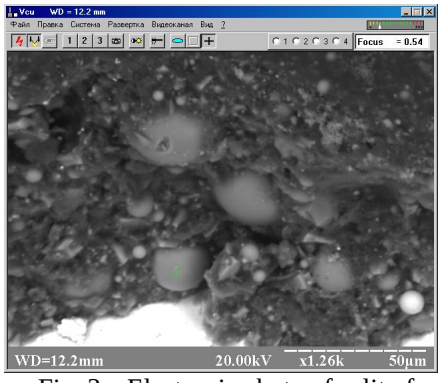


Fig. 3 – Electronic photo of split of spherica.l surface formed of metal polymer composites.

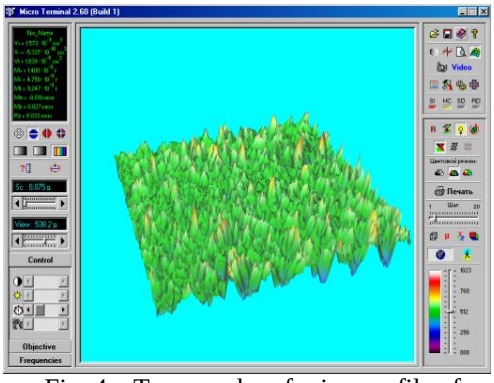
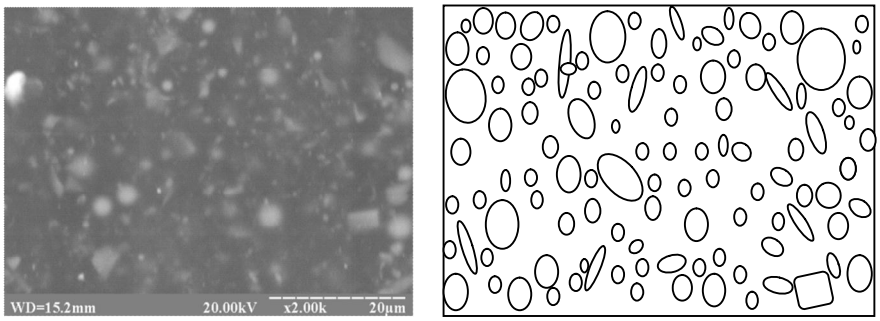


Fig. 4 – Topography of microprofile of surface with a metal polymer made by electron microscope.

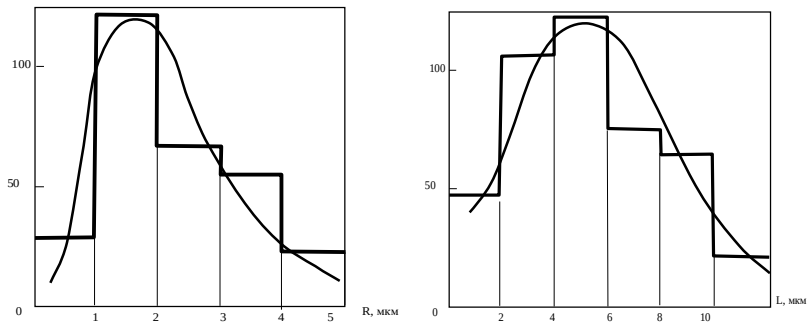
From the analysis of photograph it follows that the lugs on the surface are arranged uniformly over the area and have approximately the same height. Photographs of the surface of the reflected rays are made to determine the patterns of lugs location (Fig. 5).



a *b*

Fig. 5 – Electron microtopography of the surface of reflected rays (*a*) and corresponding photo of size and location of microlugs (*b*).

The lugs of surface can be traced on the photo as bright spots. Their shape is close to circles or ellipses. Some lugs combine with each other, forming chains. The analysis of a number of photographs reveals that the size and cross - arrangement of microlugs are subject to statistical laws. Processing of measurement results has been conducted to reveal the statistical characteristics of size and arrangement of microlugs (Корн, 1973). For defined circuits of lugs (Fig. 5 *b*) the histogram of lugs distribution by the size and histogram of values of the distance between adjacent lugs have been constructed (Fig. 6).



a *b*

Fig. 6 – Histograms reflecting the distribution of the number of lugs by the size (*a*) and the distribution of distances between lugs (*b*).

Histograms correspond to the laws of distribution close to unimodal. They are shown in figures by smooth lines. The range of size values close to the average size are observed on the histogram.

As a result, the measurements have revealed that the system of convex lugs close to circular or elliptical is present on the surface, made of metal polymer. Their measurements have been conducted in separate sections to define the quantification of microprofile (Fig. 7).

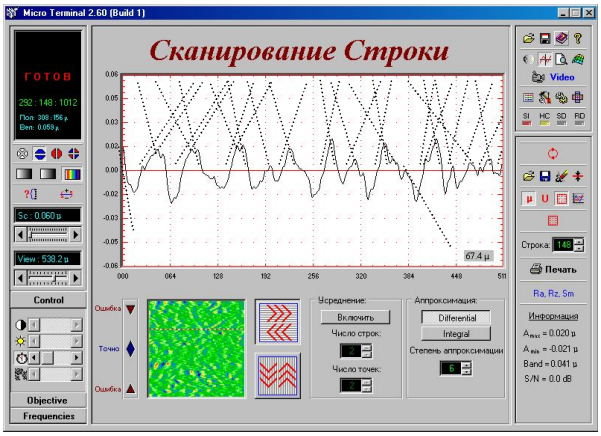
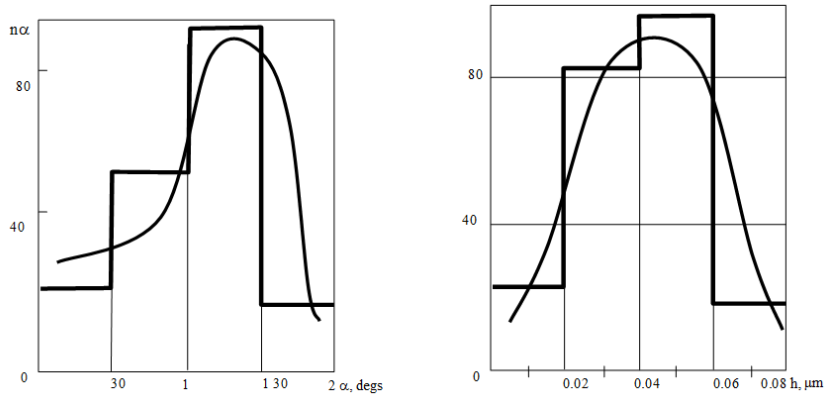


Fig. 7 – Typical experimentally determined profile record of the surface, made from metal polymer where straight lines show averaged values pertaining to microprofile on tops.

From the analysis of profile record it follows that microprofile at the intersection of the surface is similar to a sinusoidal function. Accordingly we can assume that the surface microasperities are similar to regular. It is determined that the amplitude of the lugs – a = 0.015,…,0.020 micron and period T = 5,…,8 microns.

The period value is generally coincides with the defined by the histogram (see Fig. 6 *b*) average distance between microlugs. This confirms the reliability of statistical analysis of shape and location of microlugs.

The spherical surface of metal polymer composites is used in a pair of fluid friction. Between the spherical surface the layer of lubricant is available. So while the hinge is moving, a region of high pressure is formed on the surfaces of microlugs (hydrodynamic wedges). They are localized in the vicinity of vertices in the microlugs direction. Characteristics of hydrodynamic wedge are defined by the angle of surface microlugs. For a number of measured profile records angles at the intersection of tangents of microlugs on top have been defined (see Fig. 7). They are close to the left and right sides of microlugs. Angles between the tangent microlugs on tops are defined to be within laws of accidental nature. Profile records are used to determine the statistical characteristics of the angle values of microprofile lugs slope. In profile records tangents are made (shown by the set of straight lines in Fig. 7). Statistical analysis of tangential angles is conducted (Fig. 8 *a*).



a *b*

Fig. 8 – Histogram of distribution of tangential angles of surface profile microlugs (*a*) and the range of microlugs (*b*).

Mean value of angles microlugs amounts to α_c = 1°10′,…,1°40′. Range of angles of tangent to the tops is 30′…2°.

Statistical processing of the scale h was subjected (lugs double amplitude). Distribution of scale values of microlugs corresponds to unimodal law (Fig. 8 *b*). It has been found that the mean value of scale is h_c = 0.035 microns. The changes in microlugs height can range within 0.02…0.05 microns.

To estimate approximately the microprofile a sinusoidal function of amplitude $a_c \approx h/2$ and period T = 5…8 microns can be used. For this sinusoidal function the estimated values of angles of microprofile are calculated according to the formula: $\alpha \approx 2a_c/T$. As a result of calculations, ranges of microprofile angles are set. Average estimated value of tilt angles is α = 30′…1°30′. This corresponds to the previously defined range of tilt angles of the microprofile tangent that verifies the performed statistical analysis.

As a result of the carried out research calculated geometric scheme of microlugs on the metal polymer surface is substantiated (Fig. 9).

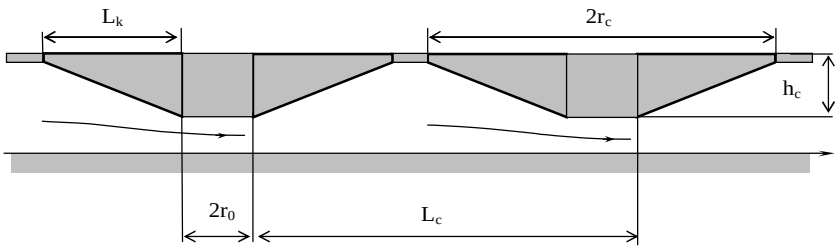


Fig. 9 – Scheme of average microlugs on the metal polymer surface.

Microlugs have the average foundation size $2r_c$ = 4 microns, height h_c = 0.04, located at an average distance of L_c = 5.5 microns. The average angle

of microlugs accounts to α_c = 1°30′,…,1°40′. Size of the platform atop of microlugs is determined by the geometric relationships and accounts to $r_0 = r_c - h_c \mathrm{ctg}\alpha_c$ = 0.49 microns. Accordingly, the average length of the wedge is $L_k = r_c = r_0$ microns.

While displacement of sphere relative to the metal polymer surface, that has the regular lugs system, hydrodynamic wedges is formed. The average number of these wedges corresponds to the number of lugs per unit of area and accounts to 20,000 per millimeter square area.

When sphere moves with speed U, a fluid flow appears around microlugs. Hydrodynamic wedge is formed in the central region of microlugs in the direction of motion. Let us concede that in a thin layer fluid flow is close to the flow in the flat hydrodynamic bearing (Fig. 10).

For oil flow in a flat layer of confusion area pressure distribution along the length is defined by the formula (Шлихтинг, 1974)

$$p(x) = p_0 + 6\mu U \frac{l}{h_1^2 - h_2^2} \frac{(h_1 - h)(h - h_2)}{h^2}, \tag{1}$$

where: h_1,h_2 is the values of the gap at the input and the output, μ – the dynamic viscosity of the lubricant, U – circumferential velocity of the sphere, p_0 – constant value.

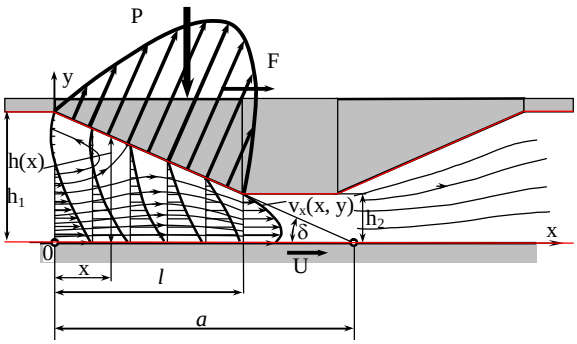


Fig. 10 – Picture of lines flow and epure of hydrodynamic pressure in confusion area of the spherical hinge gap, where hydrodynamic wedge is formed.

Estimated value of the pressure distribution is close to a parabolic dependence. Maximum hydrodynamic pressure is observed at the distance of 1/3 from the top of the microlugs.

Eq. (1) holds for the flow in the plane of hydrodynamic wedge of unit thickness. The received results are generalized for hydrodynamic wedge of finite width b.

The resultant pressure forces in the hydrodynamic wedge of finite width is determined by integrating the formula (1) and will be:

$$P = b\int_0^l p\,\mathrm{d}x = \frac{6\mu U L_2^2}{(k-1)^2 h_2^2}\left[\ln k - \frac{2(k-1)}{k+1}\right]b, \tag{2}$$

where coefficient $k = h_1/h_2$, L – wedge length, b – equivalent width of the carrier layer.

Similarly, the resultant shearing stresses on the wall is found:

$$F = b\int_0^l \mu \left.\frac{\mathrm{d}v_x}{\mathrm{d}y}\right|_{y=0} \mathrm{d}x = \frac{\mu U L_k}{(k-1)h_2}\left[4\ln k - \frac{6(k-1)}{k+1}\right]b. \tag{3}$$

The gap at the input of the hydrodynamic wedge accounts to $h_1 = h_2 + h_c$. Accordingly, the coefficient is $k = 1 + h_c/h_2$.

Combining formulas (2) and (3) we obtain

$$P = \frac{6\mu U L_k}{h_c^2}\left[4\ln\left(1+\frac{h_c}{h_2}\right) - \frac{2h_c}{2h_2+h_c}\right] = P(h_2). \tag{4}$$

Similarly, force of friction can be found:

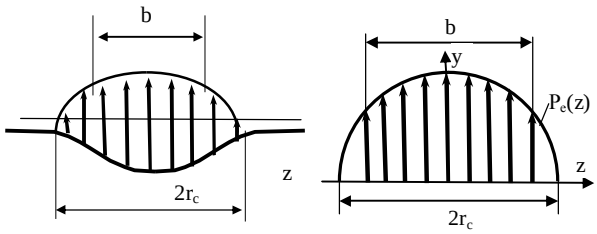
$$F = \frac{\mu b U L_k}{h_c}\left[4\ln\left(1+\frac{h_c}{h_2}\right) - \frac{6h_c}{2h_2+h_c}\right] = F(h_2)\cdot \tag{5}$$

Equation includes the value of the equivalent width of the hydrodynamic wedge b. It is determined by the shape and size of microlugs. Let us consider microlugs as a truncated pyramid. Because of the spatial motion of the fluid pressure drops in the direction perpendicular to the velocity U. It is assumed that the pressure drop in the transverse direction corresponds to the parabolic law:

$$p_e(z) = p\left[1 - \left(\frac{z}{r_c}\right)^2\right], \tag{6}$$

where p is the pressure in the central part of microlugs.

Eq. (6) assumed that the width of the region of high pressure fits the size of microlugs $2r_c$ (Fig. 11).



a *b*

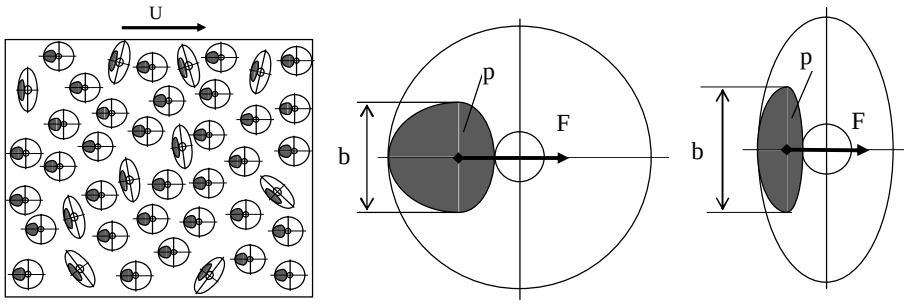
Fig. 11 – Accepted parabolic law of pressure change in the cross section of hydrodynamic wedge: *a* – epure of pressure on curved surfaces of microlug, *b* – determination of the effective width of the hydrodynamic wedge.

The equivalent width of microlugs b is found from the condition of the square equality of rectangular and parabolic pressure diagrams, written in the form

$$pb = 2\int_0^{r_c} p_e(z)\mathrm{d}z..$$

Substituting the pressure value of the formula (6) and performing the integration we will find $b = 3r_c/4$.

It is established that the microphopograph of metal polymer surface has two types of microlugs. One of them corresponds to the truncated cone and the other – to the system of extended elliptical microlugs arranged randomly. This leads to the formation of heterogeneous hydrodynamic wedges that are dotted or elongated (Fig. 12).



a *b* *c*

Fig. 12 – The formation of microscopic hydrodynamic wedges in the presence of microhardness in the form of truncated cones and extended (elliptical) microlugs: *a* – location of microlugs on metal polymer surface; *b* – area of increased pressure in the region around the conical microlugs; *c* – area of increased pressure in the region around elliptical microlugs.

When placing an elliptical microlugs in perpendicular direction (see Fig. 12 *c*) a maximum carrying capacity of hydrodynamic wedge is obtained.

When placing an elliptical microlugs at the angle to the direction of the wedge, carrying capacity decreases (Fig. 13).

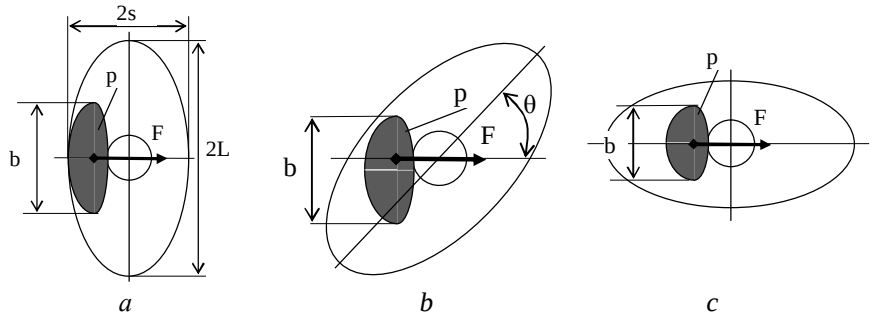


Fig. 13 – Change of carrying capacity of hydrodynamic wedge depending on the orientation of microlugs relative to the direction of mutual displacement of parts in a pair of friction.

To assess changes in the first approximation of carrying capacity of the hydrodynamic wedge, this formula is proposed:

$$P_k = (P_{\max} - P_{\min})\cos\theta + P_{\min}, \tag{7}$$

where: $P_{\max}$ and $P_{\min}$ – the maximum and minimum carrying capacity of hydrodynamic wedge.

Considering the small size of microlugs, it is assumed that the load change is proportional to the ratio of semi-axes

$$\frac{P_{\max}}{P_{\min}} = \frac{s}{L}. \tag{8}$$

Difference of the elliptical presentation from the circular is in increase of its width. So you can accept the link between the carrying capacity of circular and elliptical performances as

$$P_{\max} = \frac{s}{r_c} P, \tag{9}$$

where P is the carrying capacity of wedge defined by the equation (4). Combining formula (7),…,(9) we obtain:

$$\frac{P_k}{P} = \frac{s}{r_c}\left[\left(1 - \frac{r_c}{s}\right)\cos\theta + \frac{r_c}{s}\right].$$

As a result of calculations, it is revealed that the expression on the right side of this formula varies randomly with mean value close to unite. Therefore, for the approximate calculation of the average carrying capacity hydrodynamic wedge on the elliptical lug can be accepted as the carrying capacity of hydrodynamic wedge on a circular lug.

Microscopic hydrodynamic wedges occur on spherical surfaces of the hinge. When shifting spheres of hinge relative to the housing, a regular system of hydrodynamic wedges is forming (Fig. 14).

To determine the total response of the hinge let us take a first approximation

$$\vec{Q} = \sum_s \vec{P}_i = P_i n \cdot \frac{\pi D^2}{4},$$

where n is the average number of microlugs per unit of the area.

Herewith the first approximation to the tangent force interaction is:

$$T = \sum_s F_i = F_i n \cdot \frac{\pi D^2}{4}.$$

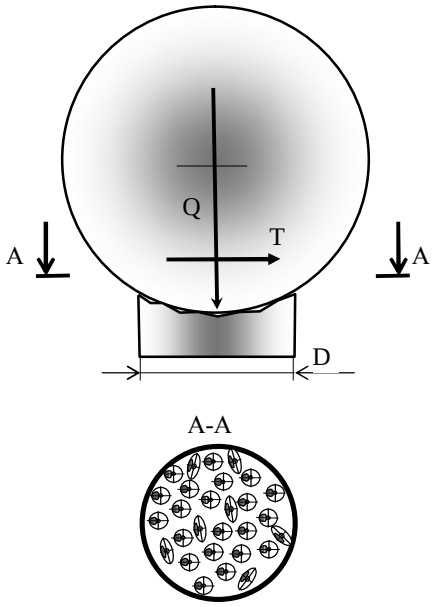


Fig. 14 – Formation of microscopic system of stochastic hydrodynamic wedges in a cleft of the spherical hinge.

As a result of the studies the peculiarities of operational processes that take place in the layer of grease of spherical hinge, made of metal polymer composite are defined. They are of a regular occurrence in the system of

hydrodynamic bearing wedges formed on microlugs of the metal polymer surface. The presence of a large number of carrying areas provides high tribological properties of the metal surface of the polymer.

3. Conclusions

1. It is defined that there is a system of regular microlugs that are evenly spaced on the area on the spherical surface of the hinge, made of metal polymer composite. The average height of microlugs is about 0.04 microns, and the average distance between them is 5...8 microns. The surface of lugs forms the confusion slit gaps between spherical surfaces, while the confusion angle averages to 1º30′.

2. In confusion areas the slit of spherical hinge formes a regular system of microscopic hydrodynamic wedges in which there are local areas of high pressure. The number of microscopic hydrodynamic wedges in which there are local areas of high pressure is about 20.000 per square millimeter. Carrying capacity of the hydrodynamic wedge depends on its shape and location. The total carrying capacity of the spherical hinge can be defined by the vector sum of the pressure forces arising in certain hydrodynamic wedges.

3. As a direction for further research it is recommended to determine the parameters of accuracy and wear resistance of surfaces of developed spherical hinges, made of metal polymer composites.

REFERENCES

Крайнев А.Ф., *Идеология конструирования*. – М.: Машиностроение, 2003. – 385с.

Jachno O., Strutinsky S., *Spherical Gydrostatics Supporting Knots of Spatial Mechanisms*. Proc. Internat. Sci. Conf. Unitech 09, November 20-21, 2009, Gabrovo, Bulgaria, Vol. **II**, p.p.-495 -499.

Jachno O., Strutinsky S., *Technological Provision of Controlling the Spherical Aerostatic Supporting Knots of Spatial Mechanism in the Quality Mechatronic Systems*, Hydraulika i Pneumatyka № 6/2009, p.p. 19 – 23. Stowarzy-szenia Inzynierow i Technikow Mechanikow Polskich, Wroclaw. ISSN1505 – 3954.

Струтинський С.В., *Реализация струйных технологий в системе регулирования положения гидростатической сферической опоры*. С.В. Струтинский, О.М. Яхно //Сборник докладов межд.научн.-техн. конф. «Гидропневмосистемы мобильных и технологических машин» / 17-19 ноября 2010 г., БНТУ, Минск, Республика Беларусь. С.262-270.

Струтинський С.В., *Наукові основи розробки регульованих сферичних опор рідинного тертя для просторових механізмів*. Вісник НТУУ «Київський політехнічний інститут», серія Машинобудування. – №58. – Київ, 2010.– С.273-281. Бібліогр.: С. 281. ISSN 0201-744X, ISSN 0372-6053.

Ищенко А. А., *Технологические основы восстановления промышленного оборудования современными полимерными материалами*: Учебное пособие. – Мариуполь: ПГТУ, 2007. – 250 с. ISBN 966 –604 –103 – 0

Корн Г., Корн Т. *Справочник по математике для научных работников и инженеров*. – М.: Наука, 1973. – 831 с.

Шлихтинг Г. *Теория пограничного слоя*. – М.: Наука, 1974. – 711 с.

FRECAREA HIDRODINAMICĂ A ARTICULAȚIILOR SFERICE, REALIZATE DIN COMPOZITE METAL–POLIMER, CU SUPRAFEȚELE DE LUCRU

(Rezumat)

Se studiază design-ul articulațiilor sferice, realizate din compozite metal–polimer. Structura acestor materiale include particule de fier cu diametrul de 10…20 microni, structura cărora a fost studiată cu ajutorul microscopiei electronice. S-au determinat parametrii microgeometriei suprafeței sferice. S-a arătat că în zonele de articulare în care există microproeminențe filmul hidrodinamic este sub forma unui sistem de „pene” hidrodinamice, zone în care s-au determinat şi parametrii de curgere. De asemenea, s-au calculat capacitatea de încărcare şi cuplul de fricțiune din aceste articulații sferice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LX (LXIV), Fasc. 3-4, 2014
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IMPROVING THE ACCURACY OF A SPATIAL DRIVE SYSTEM USING A SIX-COORDINATE MICRODISPLACEMENT DRIVE

BY

S. STRUTINSKY*

Vinnitsa National Technical University, Ukraine

Received: November 25, 2014
Accepted for publication: December 26, 2014

Abstract: It has been determined that essential improvement of accuracy of a spatial drive system can be achieved using a special microdisplacement drive. An original design solution of the six-coordinate microdisplacement drive is proposed. A spatial frame with six elastic rods, oriented along the ribs of an octahedron, forms the basis of the drive. Investigation of stress-strain state of the frame has been conducted. Design and technological justification of the microdisplacement drive development is presented. A technology has been developed and the elastic frame of the microdisplacement drive has been manufactured. Jacobian matrix, which describes the relationship between output coordinates of flat springs, has been determined. Microdisplacement drive application has enabled significant improvement of the accuracy of spatial drive systems.

Keywords: drive systems; errors; compensation; microdisplacements; circuit; octahedron; stress; deformations; mock-up; technology; test sample; control; approbation of the drive.

1. Introduction

Spatial drive systems are characterized by insufficient rigidity of the carrying system, which results in accuracy reduction. The improved accuracy of

*Corresponding author: *e-mail*: osna2030@gmail.com

the systems could be achieved by application of six-coordinate microdisplacement drives. Therefore, creation of such microdisplacement drives is of current importance.

The problem, in a general form, is as follows: development of technological equipment with high accuracy indicators. This problem is connected with important scientific and practical tasks of designing highly efficient equipment for manipulation of machine-building objects.

The latest studies and publications present technological equipment designs based on spatial drive systems (Кун, 2012).

Low rigidity of the system and kinematic chain errors are shown to be the reason for the equipment accuracy reduction (Рыбак *et al*, 2011). Some publications give recommendations on the equipment accuracy improvement (Павленко, 2007; Merlet, 2006). The authors recommend using periodical control (calibration) of the equipment (Новіков, 2011). All of the above measures do not provide a comprehensive solution to the problem of the equipment accuracy improvement. Compensation of errors by means of six-coordinate microdisplacement drives is a radical method of accuracy improvement.

The literary sources do not give propositions on the equipment accuracy improvement by means of special microdisplacement drives. Therefore, development of special microdisplacement devices, which compensate errors of the spatial drive system, is an unsolved aspect of the general problem.

The aim of the research, presented in this paper, is to improve the accuracy of the spatial drive system through the development of special six-coordinate microdisplacement drives.

To achieve this aim, the following tasks have been set and solved: substantiation of using six-coordinate microdisplacement drives in spatial drive systems; development of an original engineering solution of the six-coordinate microdisplacement drive; studying the stress-strain state of the microdisplacement drive; design and technological justification of the microdisplacement drive development; determining regularities of the microdisplacement drive operation; approbation of the microdisplacement drive as a part of the spatial drive system.

2. Substantification of Using Six-Coordinate Microdisplacement Drives in Spatial Drive Systems

A spatial drive system includes an actuator that moves in space. Position of the actuator as a solid body is characterized by a six-dimensional vector of *x*-coordinates (Новіков, 2011), the components of which are Cartesian coordinates x, y, z of the actuator pole and angles ψ, θ, φ that determine cross-angular position of the actuator in space. Low rigidity of kinematic chains and

drive errors lead to the positioning errors in the adjustment of x-coordinates of the actuator.

A typical spatial drive system is a machine-tool of parallel kinematics, the actuator 1 of which is moved by drives in the form of control rods 2 of a variable length (Fig. 1).

Errors of the actuator spatial position are measured by a special measurement system. It includes stationary assemblies 3, installed on the table, and three movable assemblies 4, installed on the actuator. They create a virtual mechanism – a hexapod with six imaginary rods of variable length, which are the distances between the stationary and the movable assemblies. Precise measurements of distances between the assemblies are made by using optical devices (laser meters). In accordance with the measured values of actual actuator position, errors are determined. Depending on the error value, the required pulses are formed for the control system. The actuator position errors are proposed to be compensated by a specially developed six-coordinate microdisplacement drive. Drive 5 is installed on the machine-tool table. An additional table, where a workpiece is installed, is located on the drive platform. The microdisplacement drive realizes spatial displacements of the workpiece. Displacement of the workpiece in space provides compensation of errors during the machine-tool operation.

Microdisplacement drives are used for different spatial drive systems. In particular, a microdisplacement drive is used as a part of manipulator (Fig. 2).

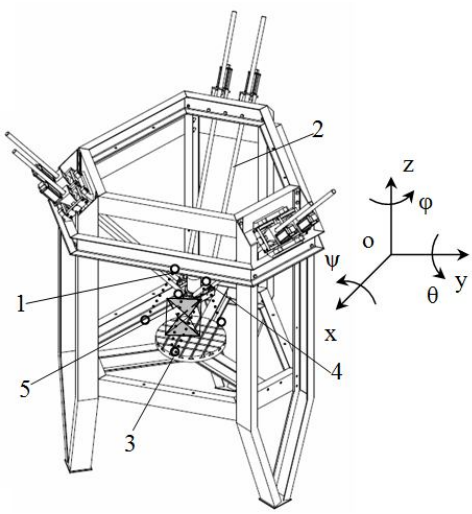


Fig. 1 – Machine-tool of parallel kinematics with a drive of the workpiece microdisplacements.

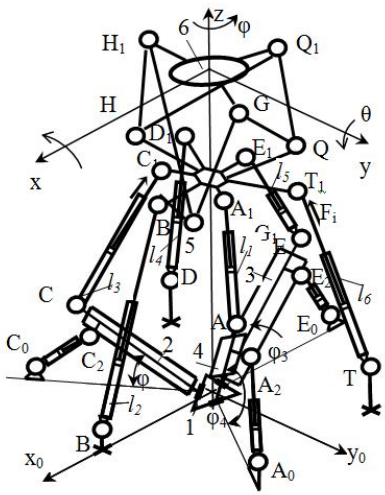


Fig. 2 – Manipulator circuit that includes a microdisplacement drive of the manipulation object.

The manipulator includes discrete pneumatic drives that are built according to the hexapod mechanism circuit with additional degrees of freedom. The drive system has a stationary base 1, rotary bars 2 – 4 and movable actuator 5. Drives in the form of hydraulic cylinders are connected by articulated joints *A*, *B*, *C* with the links of the mechanism. A spatial discrete system of pneumatic drives, built on the modular-assembly principle, is considered. There is a possibility to realize about a hundred of various configurations of the given drive system in accordance with specific problems of object manipulation.

In order to improve the accuracy of positioning platform 6, a micro-displacement drive in the form of frame $HGQQ_1H_1G_1$ is used. The required displacement of platform 6 is provided by varying the length of rods HH_1, QQ_1 and others.

3. Engineering Solution of the Six-Coordinate Microdisplacement Drive

The six-coordinate microdisplacement drive (Fig. 3) includes stationary body 1 and movable platform 2 with 6 degrees of freedom – three Cartesian coordinates *x*, *y*, *z* of translational motion of the platform and three cross-angular coordinates ψ, θ, φ that characterize the platform rotation about axes x, y, z respectively (Струтинський, 2014).

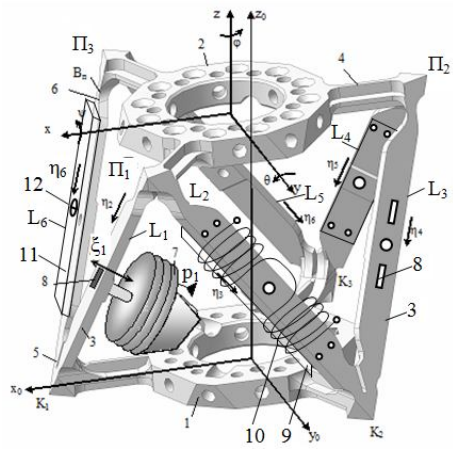


Fig. 3 – Design circuit of the developed six-coordinate microdisplacement drive.

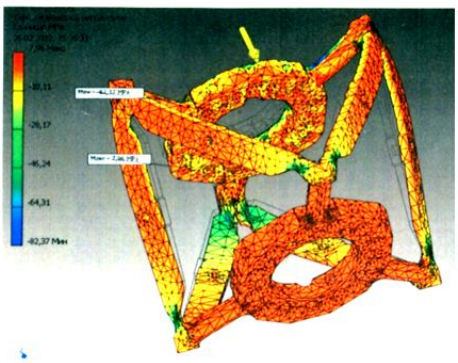


Fig. 4 – Visualization of the results of calculating stress-strain state of the frame of the six-coordinate microdisplacement drive.

The drive includes linear displacement mechanisms, their quantity being equal to the number of the platform degrees of freedom. Linear displacement mechanisms connect three points of the body – K_1, K_2, K_3, which

are the vertexes of the equilateral triangle, with three points of the platform Π_1, Π_2, Π_3, which are the vertexes of the same triangle rotated by the angle 60° relative to the triangle of the base. Linear displacement mechanisms are realized in the form of flat springs 3, the areas of which correspond to the faces of octahedron. The vertexes of octahedron are three points K_1, K_2, K_3 of the body and three points Π_1, Π_2, Π_3 of the platform, which are connected by the linear displacement mechanisms. On the body and on the platform there are torsion bars 4 of *X*-shape cross-section, which connect them with fixing points of the linear displacement mechanisms. In places, where the flat springs are connected with the torsion bars, they have elastic joints in the form of shaped beams 5 and 6 which allow for limited displacements of the flat springs in their own planes.

The flat springs are deformed beyond their planes. For this, different spring deformation drives are used, particularly, bellows-type drives, thermomechanical and mechanical drives.

When bellows-type drives are used, deformation of spring 3 is achieved by the force of bellows 7. When pressure p in the bellows is changed, the spring is deformed by value δ and the spring length is deformed by value ΔL_1.

For spring deformation thermomechanical drives are also used. They have brass plates 9 fixed at the springs. Each spring and plate have a separate heater 10 that serves for changing the temperature of the spring and of the plate. When they are heated, difference in thermal deformations of the springs and the plates is observed and, therefore, the required deflection of the spring is provided. Mechanical devices, installed on the springs, serve for additional deformation of the spring. They include cross-arms 11, fixed at the ends of the spring, and screw devices 12 that provide the required deformation of the spring.

The drive of spatial microdisplacements operates in the following way. When pressure p_1 is changed in each of the bellows 7, regulated by the control system, flat spring 3 is deformed beyond its plane in the direction indicated by arrow $\xi 1$. Similarly, the spring is deformed by mechanical device 11, 12. When the drive is heated by heater 10, the spring in the form of a bimetal plate is deformed as well. The required level of the spring deformation is controlled in the mechatronic system on the basis of measurements made by strain gauges 8. When the spring is deformed, its length changes as well as the distance between points K_1, Π_1. The change in the length of all six springs leads to the change in the spatial position of platform 2. The platform has six degrees of freedom and, therefore, depending on the deflection of all of the six springs, the centre of the platform is displaced in directions *x*, *y*, *z* and angular position of the platform, characterized by angles ψ, θ, φ, is also changed.

Displacement takes place within the limits of elastic deformations of flat springs 3 of torsion bars 4 and shaped beams 5 and 6. Design parameters of the manipulator are chosen so that the displacement range of points Π_1, Π_2, Π_3

of the platform will be 0.1…1.0 mm, which is sufficient for providing the required spatial microdisplacement ranges for the platform.

4. Studying the Stress-Strain State of the Microdisplacement Drive

Designing of the complex elastically-deformed frame, which is the basis of the microdisplasement drive, requires substantiation of the choice of its main parameters. For this, a stress-strain state of the spatial frame in the form of octahedron with a rib size of 150 mm was investigated. Standard procedures of the finite element method were used and realized in the computer-aided design system “Inventor”. For calculations, the frame loading was performed by a concentrated force of 3,000 N, applied to different points of the platform. The level of stresses and deformations at each point of the frame has been determined (Fig. 4).

It has been found, that when the platform is loaded by a concentrated force, maximal stresses occur at the periphery of the torsion bars in the places of their connection with the movable platform. The change of the load application point causes changes of maximal stresses. Under different load conditions maximal stresses are in the range of 80…94 MPa. This is considerably less than the elasticity limit of the frame material.

By the level of stresses the load in the frame elements has been determined. Longitudinal compression loads in the flat springs, obtained as a result of calculations, are in the range N = 840…900 N. Testing of the flat spring stability under the action of compression loads has been performed. The value of critical force, under the action of which the spring loses stability, is determined by the formula (Беляев, 1964):

$$N_{KP} = \frac{\pi^2 EI}{(\mu L)^2}, \tag{1}$$

where: E is elasticity modulus of the frame material; I – minimal inertia moment of the flat spring section; L – the flat spring length; μ – coefficient that depends on the boundary conditions of fixing the spring.

The calculated value (formula 1) of the critical compression force, when supporting moments at the spring ends are absent, is 3.3…4.0 KN. This exceeds the calculated working loads on the spring by 3…5 times. Respectively, the flat spring is far from the stability loss limit.

Deformations of the frame elements have different values and nature. Main deformations occur in the flat springs. In order to determine them, elasticity curves of the flat springs have been built for different load conditions. A typical elastic curve of the flat spring (Fig. 5) has maximal deflection δ = = 4…6 mm for spring length L = 150 mm.

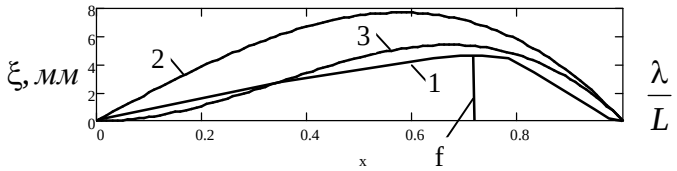


Fig. 5 – Elastic curve of the flat spring included into the frame structure: curve *1* – calculation by the finite element method; curve *2* – calculation by formula (2); curve *3* – calculation by formula (4)

Maximal deflection of the flat spring occurs at the distance of (0.7…0.8)*L* from the stationary base.

Deformation of the flat spring occurs under the influence of forces acting on the spring in the assembly of its conjugation with the movable platform. The most influential factor is moment *M* that deforms the flat spring perpendicular to its plane. This moment acts on the spring and causes its deflection that is calculated using the following dependence:

$$\xi_M = \frac{ML\lambda}{6EI}\left(1-\frac{\lambda^2}{L^2}\right), \tag{2}$$

where: λ is distance that is measured along the flat spring length starting from the point of its conjugation with the stationary base. Deflection values, calculated by formula (2), are much higher than those obtained from the frame structure calculation by the finite element method (see Fig.5). This is explained by the presence of reactive moments in the shaped beams.

The spring is connected with the stationary base by shaped elastic beams that have a certain cross-angular stiffness C_n. When the spring is deformed, its angular position relative to the stationary base is changed. The rotation angle of the spring section is determined by differentiation of dependence (2):

$$\theta_M = \frac{\mathrm{d}\xi_M}{\mathrm{d}\lambda} = -\frac{ML}{6EI}\left(1-3\frac{\lambda^2}{L^2}\right)$$

By substitution of λ=0 into this formula we obtain:

$$\theta_0 = \frac{ML}{EL}$$

Respectively, at the place, where the spring is fixed, a resistance moment occurs:

$$M_0 = C_{\Pi}\theta_0 = \frac{C_{\Pi}ML}{EL}.$$

This moment will cause deformation of the spring in accordance with dependence (Струтинський , 2013):

$$\xi_0 = \frac{M_0 L(L-\lambda)}{6EL}\left[1-\frac{(L-\lambda)^2}{L^2}\right]. \tag{3}$$

The resulting deflection of the spring under the influence of the disturbance moment and the resistance moment is determined by the difference between the values calculated by formulas (2) and (3):

$$\xi = \xi_M - \xi_0 = \frac{ML}{6EI}\left\{\lambda\left(1-\frac{\lambda^2}{L^2}\right)-\frac{C_П}{EL}(L-\lambda)\times\left[1-\frac{(1-\lambda)^2}{L^2}\right]\right\} \tag{4}$$

Calculation by formula (4) corresponds quite accurately to the finite element method calculation (see Fig.5). Therefore, expression (4) could be used for approximate description of the flat spring elastic curve for its deformation under the action of useful load.

For small transverse displacements of the spring, convergence of its ends is determined by integral (Струтинський , 2013):

$$\delta L = \frac{1}{2}\int_0^L \left(\frac{\mathrm{d}\xi}{\mathrm{d}\lambda}\right)^2 \mathrm{d}\lambda\,. \tag{5}$$

Formulas (4) and (5) served as a basis for finding the relationship between the maximal deflection of the spring and the change of its length (Fig. 6).

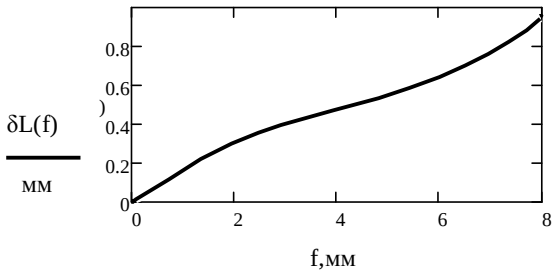


Fig. 6 – Dependence of the spring length change on its maximal flexure.

The dependence, that is close to a linear one, is described approximately by the formula:

$$\delta L_i = K\delta f_i,\ (i = 1,2,\ldots,6) \tag{6}$$

where δf_i is maximal deflection of the i-spring; K – a constant coefficient.

5. Design and Technological Justification of the Microdisplacement Drive Development

The six-coordinate microdisplasement drive is a principally new device. Therefore, validation tests have been performed as to the possibility of its implementation and operability of the developed device.

Manufacture of the frame for the six-coordinate drive is a complex design and technological problem. In the process of this research engineering documentation was elaborated and the system mocking-up was performed. For this, the drive mock-up was manufactured by the method of laser stereolithography using a solid-body model (Fig.7).

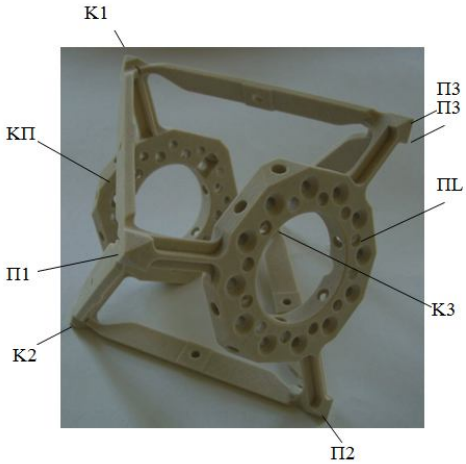


Fig.7 – Mock-up of the drive frame realized by laser stereolithography.

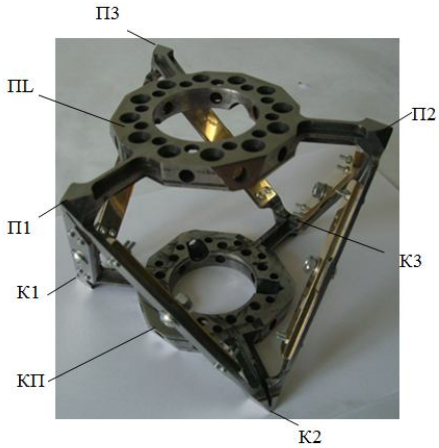


Fig. 8 – Photo of the manufactured frame with brass plates for the microdisplacment drive.

Mocking-up of the drive has made it possible to optimize its geometric dimensions, to choose the necessary datum surfaces and rational tools for manufacturing the drive from metal. Faces of the geometrical figure – a regular octahedron – were taken as datum surfaces. It has 8 faces in the form of equilateral triangles, the sides of which are the octahedron ribs. Six vertexes of octahedron correspond nominally to the vertexes of four-face pyramids – Π_1, Π_2, Π_3 and K_1, K_2, K_3 that are formed at the frame ends. In the nominal position all the external surfaces of the frame correspond to the octahedron faces. Two opposite faces of the octahedron correspond to the external surfaces of the platform ПL and of the base *K*П. Vertexes Π_1, Π_2, Π_3 and K_1, K_2, K_3 correspond to these faces. The rest of the octahedron faces correspond to the external surfaces of the flat springs, *e.g.* K_1, Π_1 and K_1, K_2.

Using the mock-up, a procedure for monitoring the workpiece geometry during technological operation has been developed. The technological process of manufacturing the frame has been designed as well as the necessary tooling.

The microdisplacement drive is manufactured from spring steel 65 Г with respective thermal treatment. In order to prevent warping of the spatial frame, its thermal treatment was performed using special fixing devices.

Finishing operation of the drive frame machining were grinding the surfaces of flat springs of the platform and of the base as well as refining operation (lapping on a plate) with control of parallelism of the octahedron faces. During the operations measurements of the actual geometry of the frame were performed, its main geometric parameters were determined. The necessary elements were installed on the frame, brass plates in particular (Fig. 8).

6. Regularities of the Six-Coordinate Microdisplacement Drive Operation

A six-coordinate microdisplacement drive has complex geometry and kinematics. Geometrical and kinematic characteristics of the drive have been investigated.

Flat springs of the drive form six variable-length links $L_1,..L_6$ of the mechanism. Assume that the length of the mechanism links is equal to the distances between the octahedron vertexes:

$$L_1 = K_1\Pi_1,\ L_2 = K_2\Pi_1,\ L_3 = K_2\Pi_2,\ L_4 = K_3\Pi_2,\ L_5 = K_3\Pi_3,\ L_6 = K_3\Pi_3.$$

In order to determine geometric relationships of the spatial frame, we use a circuit of the equivalent link mechanism corresponding to the elastically deformed frame (Fig. 9)

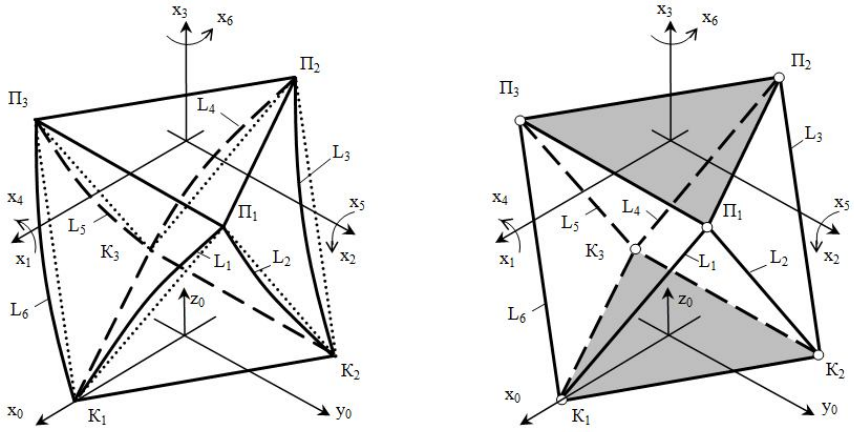
The actuator position in space is characterized by the vector of *x*-coordinates $X = [x_1, x_2,..x_6]^T$. Three of the vector components x_1, x_2, x_3 are Cartesian coordinates of displacement of the characteristic point (the pole) at the platform $x_1 = x$, $x_2 = y$, $x_3 = z$. Three coordinates x_1, x_5, x_6 correspond to the angles of the platform rotation about the axes of the coordinate system.

To reduce the vector of the *x*-coordinates to a homogeneous form, it was assumed that:

$$x_4 = a\psi, \qquad x_5 = a\theta, \qquad x_6 = a\varphi,$$

where *a* is a characteristic size of the mechanism, equal to the length of the octahedron rib.

There exists the following functional relationship between the coordinates that determine the actuator position (*x*-coordinates) and the lengths of the springs (*L*-coordinates): $x_i = x_i(L_j)$, ($i, j = 1,2,..6$).



a *b*

Fig. 9 – Circuit of the elastically-deformed pivotless mechanism in the form of spatial frame (*a*) and a simplified circuit of the frame in the form of an equivalent link mechanism (*b*).

For small changes of *x*-coordinates, δx functional relationship will be a linear one:

$$\delta x_i = \sum_{j=1}^{6} \frac{\partial x_i}{\partial L_j} \delta L_j, \ [\delta x] = M \cdot [\delta L] \tag{7}$$

where $\delta L_j, \delta x_i$ are the gains of respective coordinates; M – Jacobian Matrix that includes the respective partial derivatives.

Components of Jacobian Matrix *M* of the equivalent link mechanism (Fig. 9 b) were found theoretically by respective changes of the link mechanism geometry on the basis of the principle of possible (virtual) displacements (Струтинський , 2013).

Jacobian matrix *M*, determined theoretically, was compared with Jacobian Matrix *Me*, determined experimentally for the manufactured elastic frame (Fig. 10):

$M =$

−3.5	1.7	−3.5	−3.5	1.7	−3.5
1.2	0	−1.2	1.2	0	−1.2
0.8	1.2	1.2	1.2	1.2	0.8
2.4	2.4	0	0	−2.4	−2.4
−4.2	−4.2	1.2	1.2	−4.2	−4.2
1	−3.5	2	−2	3.5	1

a

$M_e =$

−2.8	1.6	−3.2	−2.9	1.5	−3.0
1.0	−0.6	−0.9	1.1	0.7	−0.8
0.6	1.1	1.0	0.9	1.1	0.7
2.2	2.1	0.8	−0.7	−2.3	−2.1
−3.8	−3.5	1.1	1.2	−3.7	−3.7
0.8	−2.7	1.4	−1.4	2.5	0.7

b

Fig.10 – Comparison of the components of Jacobian Matrix *M* for the link mechanism (*a*) with the Jacobian Matrix *Me* of the elastically deformed frame (*b*)

For the equivalent link mechanism, changes in the length of one spring do not lead to changes of the lengths of other springs. Therefore, in Jacobian matrix there are zero components that correspond to the absence of relationship between the geometrical parameters along separate coordinates.

For the elastically-deformed pivotless mechanism in the form of a frame changes in the length of one spring lead to changes of the lengths of other springs. Respectively, an elastic mechanism in the form of a frame differs from the link mechanism and has a different Jacobian matrix. This matrix *Me* was determined experimentally.

In order to determine Jacobian matrix of the elastically deformed frame, a special procedure was elaborated and implemented (Струтинський, 2013, 492p). In accordance with this procedure, a sequential deformation of each spring by screw drives was performed. Deformation was set by the spring length reduction by 100 mcm from its initial value. At the same time the lengths of the other five springs were measured. Actual length of each of the five springs was measured by a micrometer. Measurements were performed with the accuracy of ±5mcm. The spring deflection was measured by a micrometering device.

As a result of measurements, it was determined that spring deflection f and the change of spring length ΔL are connected by a relationship, close to a linear one. Spring flexure by 1 mm leads to the changes in lengths of the springs by the value of about 0.15 mm. A linear relationship is observed when the spring length changes by 0.2…0.4 mm. This corresponds to the results of theoretical studies presented above (Fig. 6).

The results of experimental measurements were subjected to computer processing. To determine respective changes of x-coordinates, computer simulation of the frame was performed using changes of the ribs determined experimentally. For this, one column of the experimental Jacobian matrix *Me* was determined. It includes translational and cross-angular displacements of the platform: x, y, z, ψ, θ, φ. As a result, a general Jacobian matrix *Me* has been formed (Fig. 10 *b*).

From the comparison of Jacobian matrix M of the equivalent link mechanism with Jacobian matrix *Me* of the elastic frame, determined experimentally, it was found that, in general, matrices of the link mechanism and of the elastic frame have similar components. Therefore, for an approximate analysis the elastic frame could be assumed to be close to a link mechanism.

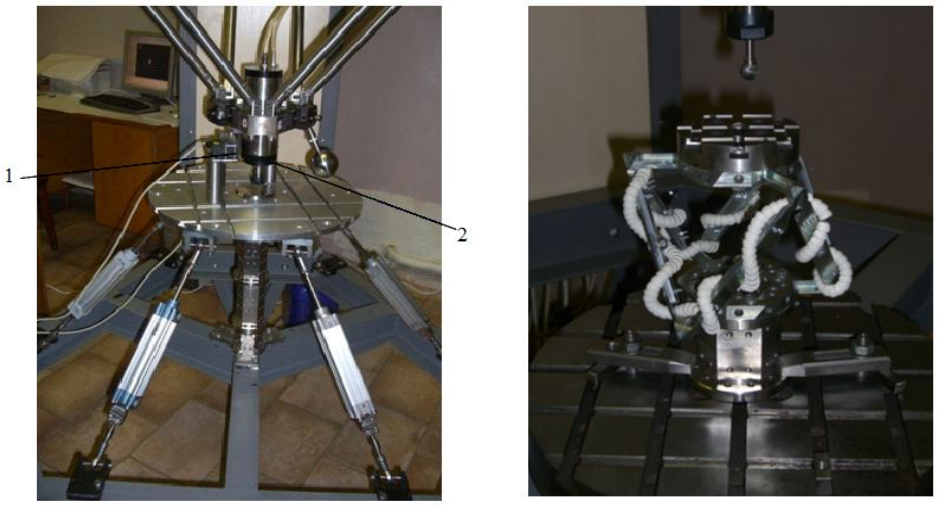
The determined Jacobian matrix *Me* makes it possible to find the dependence of the displacement of the microdisplacement drive platform on the deflections of separate flat springs.

Substitution of dependence (6) into formula (7) gives the relationship between the input parameters of the drive system (the deflection vectors of flat springs f_j) and the output parameters in the form of the vector of changes of the (x_i) coordinates of the movable platform:

$$(\delta x_i) = KM_e(\delta f_j).$$

7. Test Approbation of the Microdisplacement Drive as a Part of Spatial Drive Systems

For approbation of the microdisplacement drive it was used in a number of advanced drive systems. In particular, the drive was adapted for operation as a part of the technological complex based on the machine-tool of parallel kinematics (Fig.11).



a *b*

Fig.11 – Technological complex based on the machine-tool of parallel kinematics (a) and installation of the six-coordinate microdisplacement drive on the machine-tool table (*b*)

Technological complex (Gurzhiy, 2013) is designed for performing various cutting operations. The complex is intended for small mobile enterprises with wide fast-changing product range. The complex provides realization of technological operations under different conditions.

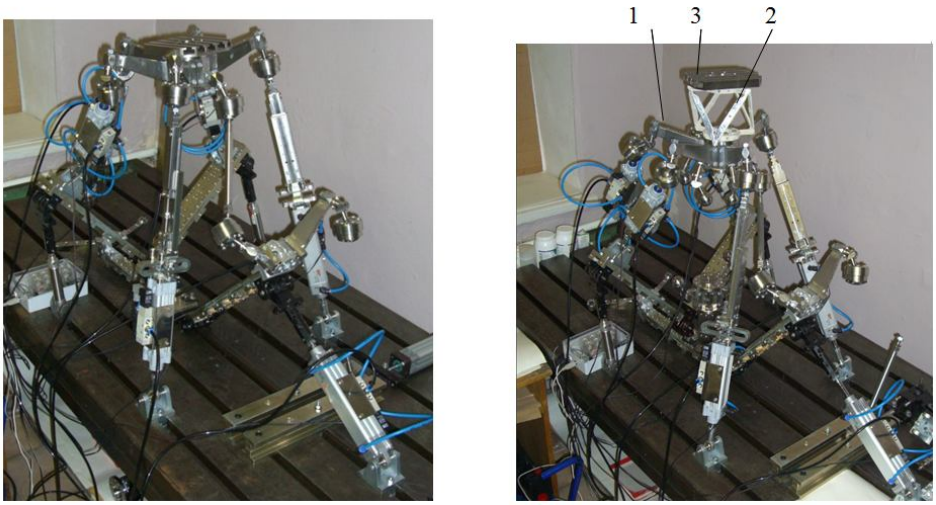
The proposed technological complex has a specific material consumption that is by 10…20 times lower as compared with traditional technological equipment. It does not require special operation conditions (the type of shop at an industrial enterprise). It is distinguished by low energy consumption. The complex does not use special control systems and is controlled from a PC with free software that does not require a commercial license. The complex does not also require highly qualified personnel for its operation.

Application of the microdisplacement drive enables significant improvement of the technological complex accuracy. Due to the use of a special mechatronic control system, accuracy of machining the parts is 10 mcm.

Another variant of the six-coordinate microdisplacement drive application is a manipulator based on a spatial system of discrete pneumatic drives (Fig. 12).

The manipulator includes a movable table where the manipulation object is installed.

In order to improve the manipulator positioning accuracy, the six-coordinate microdisplacement drive is used. Drive 2 is installed on the manipulator table (Fig.12 *b*). A manipulation object is placed on platform 3 of the microdisplacement drive.



a *b*

Fig.12 – A prototype of the spatial drive system for manipulation of objects (*a*) and installation of the microdisplacement drive on the manipulator table (*b*)

The microdisplacement drive application provides the object positioning accuracy of minimum 0.005 mm.

Experimental results have confirmed high efficiency of the developed manipulator.

8. Conclusions

1. The paper substantiates the possibility of implementation of six-coordinate microdisplacement drives based on octahedron-type frame structures. Such drives provide displacement of the object characteristic point in space in the range of 0.2…1.0 mm with simultaneous object rotation about three coordinate axes in the angular range of about 1.25 degrees (75'). This makes it

possible to use the microdisplacement drive in spatial drive systems with significant improvement of their accuracy.

2. The six-coordinate microdisplacement drive is expedient to be implemented in the form of an elastic frame composed of six flat springs. The frame is rational to be made from spring steel (*e.g.*, 651 Г) with respective thermal treatment. In their nominal non-deformed position, external surfaces of flat springs should correspond to the faces of a regular polyhedron – the octahedron.

3. The stress-strain state of the drive frame is characterized by a level of stresses within 100 MPa for different directions and points of applying loads with the value of 3,000 N. In this case displacement of separate points of the frame structure (excluding flat springs) does not exceed 1.25 mm. Stability conditions of flat springs are ensured under different load conditions.

4. Controllability of the six-coordinate microdisplacement drive is close to uniform along all the coordinates. Jacobian matrix of the microdisplacement drive in the form of a frame has components with the absolute value that is by 20%...40% lower than that of Jacobian matrix components for the equivalent link mechanism with respective dimensions.

5. As a result of the six-coordinate microdisplacement drive application in machine-tools of parallel kinematics and in manipulators, the accuracy of such equipment increases by 10…20 times and reaches 5…10 mcm.

6. As further research direction, it is recommended to determine durability (the resource) of the developed spatial microdisplacement drive and new spheres of its application.

REFERENCES

Сяньвень Кун, Клемент Госселин *Структурный синтез параллельных механизмов*. – М.: Физматлит, 2012. – 275 с.

Рыбак Л.А., Ержуков В.В., Чичварин А.В. *Эффективные методы решения задач кинематики и динамики робота-станка параллельной структуры*. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2011. – 148 с. ISBN978-5-9221-1296-3.

Павленко І.І. *Промислові роботи: Основи розрахунку та проектування*. – Кіровоград: КНТУ, 2007. – 420 с.

Merlet J.P., *Parallel Robots. Solid Mechanics and Applications*. J.P. Merlet, Berlin, Springer, 2006. – 394 p.

Новіков М. *Розроблення верстата-гексапода з шестикоординатною системою ЧПК і результати його дослідницького застосування* / М. Новіков, В. Струтинський, А. Кириченко // Машинознавство. – Львів: ТзОВ «КІНПАТРІ ЛТД», 2011. – №5-6 (167-168). – С. 3-10.

Струтинський С.В. *Маніпулятор для просторових мікропереміщень* / Патент України №105565. МПК (2014.01) B25J 11/00 №a201211479; заявл.04.10.2012; опубл. 26.05.2014, Бюл. №10.

Беляев Н.М. *Сопротивление материалов*. Изд. 9 стереотипное. – М.:Машиностроение, 1964.-856 с.

Струтинський С.В. *Розробка просторових приводів мікропереміщень на основі октаедричних комплектних рамних структур*/ Машинознавство. – Львів: ТзОВ «КІНПАТРІ ЛТД», 2013. - №7/8. – С. 22-28.

Струтинський С.В. *Просторові системи приводів: Монографія* / ав. Струтинський С.В., Гуржій А.А. – К.: Педагогічна думка, 2013. – 492 с.

Gurzhiy A.A., Strutins'kij S.V., *Features of the Dynamic Process of the Formation of Surface Parallel on Machine Kinematics*. Problemy eksploatacji - Maintenance problems. – 2013. – no 2/2013. - P. 153-166.

ÎMBUNĂTĂȚIREA PRECIZIEI UNUI SISTEM DE ACȚIONARE SPAȚIALĂ FOLOSIND UN SISTEM DE MICRODEPLASARE ÎN ŞASE COORDONATE

(Rezumat)

Se arată că s-a putut realiza o îmbunătățire semnificativă a preciziei unui sistem spațial de acționare prin folosirea unui sistem special de microdeplasare, fiind prezentată şi soluția de proiectare a acestuia. Baza mecanismului este formată dintr-un cadru spațial cu şase tije elastice, orientate de-a lungul muchiilor unui octaedru. Se prezintă calculul de rezistență al cadrului, dar şi design-ul şi justificarea tehnologică a soluției propuse. S-a determinat matricea jakobiană, care descrie relația dintre coordonatele de ieşire ale arcurilor plate. Utilizarea sistemului de microdeplasare a determinat creşterea preciziei sistemelor de acționare spațială.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH.ASACHI", IAŞI

Tomul LI (LV)

Fasc. 3

Secția

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2005

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng Nicolae Badea, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng Ion Giurma, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Vice-Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Managing Editor of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng. Dan Găluşcă, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering

Managing Editor of the *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
Assoc. prof. dr. eng. Iulian Ioniță, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Scientific secretary of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*

Prof.univ.dr.eng. Yuri A. Burennikov, Vinnitsia State Technical University, Ukraine
Prof.univ.dr.eng. Borivoje Mišković, Yugoslav Association of Metallurgical Engineers, Belgrad, Serbia-Muntenegru
Prof.univ.dr.eng. Paolo Nanni, Universita degli Studi da Genova, Italy
Prof.univ.dr.eng. Strul Moisa, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel
Prof.univ.dr.eng. Corneliu Munteanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Constantin Baciu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Luchian Zaharia, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Ioan Carcea, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Adrian Dima, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Ioan Alexandru, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc.prof.dr.eng. Leandru Gheorghe Bujoreanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Ioan Rusu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Gheorghe Bădărău, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Petrică Vizureanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania

Editorial Secretary of the *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
Assoc.prof.dr.eng. Gheorghe Bădărău, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LI (LV) 2005

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

ALEXANDRU I., ALEXANDRU A., BULANCEA V., GHEORGHIAN M. – THE CARACTERIZATION OF 6308 C3 RADIAL BEARINGS THERMALY TREATED UNDER 0 ^{0}C	1
BÂCLEA A., DOBROVICI S., POTECAŞU O., POTECAŞU F., DRUGESCU E., CAZACU N. – ASPECTS CONCERNING FLUIDIZED BED NITRIDING FOR ALLOYING STEEL WITH ALUMINIUM	7
BIBIRE V., SUSAN M. – THE POSSIBILITY OF STAMPING WITHOUT RIDGES THE MARKS OF "TOOTHED WHEEL" TYPE	13
BUZAIANU A., CORBAN M., IONCEA A., CIUPITU I., TRUSCA R., NITA P., MANOLIU V. – HIGH QUALITY PRODUCTS USED IN THE AIRSPACE INDUSTRY	19
CĂLĂRAŞU D. – CONTRIBUTIONS CONCERNING WAYS OF OBTAINING FERROFLUIDS	25
CĂLĂRAŞU D. – EXPERIMENTAL RESEARCHES ON THE MAGNETIC PROPERTIES SPECIFIC TO THE Fe_3O_4 PARTICLES	29
CANTEMIR D., BERTINI L., BEGHINI M., PAGLIARO M.,CIOBANU O. – TENSILE BEHAVIOUR OF A P355NL1 WELDED JOINT	33
CAZACU N., DOBROVICI S., POTECAŞU O., DRUGESCU E., BÂCLEA A., SAVA L. – SURFACE HARDENING OVER 38MoCrAl09 STEEL BY YAG:Nd PULSE LASER	41
CIOBANU D., ŞOLTUZ D.V., NECULĂIASA V., HOPULELE I. – RESEARCHES REGARDING THE WORK-HARDENING OF MACHINERY PARTS HARD EXPOSED TO WEAR OF EQUIPMENTS AND INSTALLATIONS FROM AGRICULTURE AND FOOD INDUSTRY THROUGH HARD ALLOY DEPOSITION	47
CIOCAN A., BRATU F., NEGOIȚĂ D. – STEEL GRIT, MATERIAL ACTIVE FOR CLEANING SURFACES	53
CIOCÎLTEU ŞT.M., MIZUKAMI F., ONU P. – A COMPARISON BETWEEN THE PROPERTIES OF SOME METAL LOADED SILICALITE-1 ZEOLITES	59
CIUCĂ S., RUSET C., TÂRCOLEA M., GHERGHESCU I., GHEORGHIU-DOBRE A., SUCIU M. – CATHODIC SPUTTERING – ESSENTIAL FACTOR IN PHASIC CONSTITUTION OF COMPOUND LAYER FORMED BY PLASMA NITRIDING	65
CONSTANTINESCU S., MITOŞERIU O., RADU T., POPESCU M. – CORRELATION BETWEEN MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF SINTERED HARD ALLOYS	71

CORĂBIERU P., CORĂBIERU A., ALEXANDRU I., VRABIE I. – THE INFLUENCE OF JOINING TEMPERATURE ON THE BIMETAL LAYER STRUCTURE AND CHARACTERISTICS	77
CORĂBIERU P., CORĂBIERU A., ALEXANDRU I., VRABIE I. – THE MANUFACTURING TECHNOLOGY FOR PRESS TOOLS THROUGH SUCCESSIVE ALLOYING AND ZONAL HEATING PROCESS BY CONTACT (ASPTZC)	83
BÂCLEA A., CAZACU N., DOBROVICI S., POTECAŞU F., DRUGESCU E., POTECAŞU O. – BEHAVIOR OF Rp3-HIGH SPEED STEEL ON SHORT TIME NITRIDING IN FLUIDIZED BED	91
CATARSCHI V., POROCH M., DANILA R., POROF I., CATARSCHI S. – EXPERIMENTAL RESEARCH ON THE APPLICATION OF THE NONCRACKING CONDITION WHEN HEATING MASSIVE STEEL HALF-FINISHED	97
COMANICI A. – NONCONDUCTIVE COATING THICKNESS MEASUREMENT USING EDDY CURRENT METHOD	103
COŞER N., CIOBANU D., ALEXANDRU I., HOPULELE I. – RESEARCHES REGARDING THE IMPROVEMENT OF ACTIVE SURFACE QUALITY OF COPPER ELECTRICAL CONTACTORS	109
COSER N., CIOBANU D., MIHAILOV V., ALEXANDRU I., ALEXANDRU A. – RESEARCHES REGARDING THE MASS TRANSFER AT SUPERFICIAL COATING AND ALLOYING WITH NOBLE METALS ON THE COPPER SUPPORT	113
DOBROVICI S., CAZACU N., POTECAŞU O., POTECAŞU F., BÂCLEA A., DRUGESCU E. – STEEL NITROCARBURIZING IN FLUIDIZED BED	117
DRUGESCU E., DOBROVICI S., POTECAŞU F, POTECAŞU O., CAZACU N., BÂCLEA A. – TEMPERATURE INFLUENCE OVER FLUIDIZED BED GASDYNAMICS FOR HEAT TREATMENTS	123
DULUCHEANU C., BĂNCESCU N., LUCA R. – ON THE BEHAVIOUR OF A DUAL-PHASE STEEL WITH 0,09% C AND 1,90% Mn IN THE CONDITIONS OF HERTZIAN CONTACT	129
GRIMBERG R., SAVIN A., STEIGMANN R., ANDREESCU A., BRUMA A. – ELECTROMAGNETIC EVALUATION OF NANOSTRUCTURED MATERIALS AND SOME MEMS DEVICES	135
IACOB E., RUSU I., DRUG O., MINEA L. – ASSESSMENT OF THE BIOCOMPATIBILITY OF DIFFERENT ALLOYS IN VITRO CELL CULTURE	141
ISTRATE L., CIOBANU D., ALEXANDRU I., CIOBANU B., ALEXANDRU A. – ASPECTS REGARDING THE SPECIFIC WEAR FORMS AT INDUSTRIAL TAPS	143
ITICESCU C., CÂRÂC G., MITOSERIU O. – INFLUENCE OF CeO_2 ON THE ELECTROLESS DEPOSITION OF THE COPPER COATINGS	149
GHENGHEA L.D., CIOBANU G., BOGDAN B. – TIG WELDING POOL CIRCUMSTANCES	155
LEIȚOIU B., ANTOHE M., MAREŞ M. – A IOSIPESCU THIN SPECIMEN SETTING VARIANT FOR SHEAR STUDY	161
MAREŞ M., LEIȚOIU B. – THE APPLICATION OF IOSIPESCU SHEAR TEST FOR ACCURATE DETERMINATION OF IN-PLANE SHEAR MODULUS, FOR METAL MATRIX COMPOSITES	165

MARKOS Z. – RESEARCHES ABOUT THE STEEL SILICONIZING IN GAS MEDIUM AT LOW PRESSURE	173
MARKOS Z. – STUDY CONCERNING THE PROPERTYS OF DIFFUSION LAYERS AT BRONZE SILICONIZING	177
BUZATU M., GHICA V.G., PÂRVAN I., DUMITRESCU D., IVĂNESCU S. – DETERMINATIONS OF MECHANICAL TESTING AND CORROSION TESTS OF THE TITANIUM ALLOYS TI GRADE 2 AND TI GRADE 12	181
MOCANU F., BARSANESCU P.D. – SOME ASPECTS CONCERNING THE DURABILITY OF ADHESIVE JOINTS	187
MOCANU F. – THERMAL CHARACTERISTICS OF SINGLE LAP JOINTS UNDER STATIC LOADS	193
MOCANU F. – FRACTURE BEHAVIOUR IN EPOXY ADHESIVE JOINT WITH VARIOUS BOND THICKNESSES	199
RUSU I., IACOB E. – VORTEX GAS DRYING	203
RUSU I. – THE VORTEX EFFECT OF ENERGETICAL SEPARATION USED FOR THE DUST-GAS MIXTURES SEPARATION	207
MOLDOVEANU V.V., BEJINARIU C., DRAGOI L., FLORESCU A. – RESEARCH REGARDING THE BEHAVIOUR OF HYSTERETIC STEEL BARS ENERGY DISSIPATORS	211
NEJNERU C., BERNEVIG M.A., HOPULELE I., CARABET R. – RESEARCHES CONCERNING THE COOLING CHARACTERISTICS OF THE POWDER BACKING IN FLUIDIZED BED TIP SAND AND SALT MIXTURE BARBOTAGED WITH AIR	215
NEJNERU C., GĂLUŞCĂ D.G., MIRON V., HOPULELE I. – RESEARCHES CONCERNING THE COOLING CAPACITY OF THE HARDENING SYNTHETICALLY MEDIUMS: POLIALCHILENGLICOL (P.A.G. 15%)	223
MOȚOIU P., ROSSO M. – EXPERIMENTAL RESEARCHES OF TITANIUM THERMICAL LAYERS OBTAINED BY PLASMA SPRAYING	229
PREDESCU C., MATEI E., SOHACIU M.G., NICOLAE A. – LABORATORY TECHNIQUE FOR ADVANCED REDUCING OF SOME POLLUTANTS FROM IRON AND STEEL WASTEWATERS	235
SOLTANI R., SAMADI H., COYLE T.W. – DEVELOPMENT OF ALTERNATIVE THERMAL BARRIER COATINGS FOR DIESEL ENGINES	243
ROMAN M., BADILITA V., FIRESCU L., STOICIU F., MĂRGINEAN I., BRATU C. – PRELIMINARY RESEARCHS ON METALURGICAL VALUE OF WASTES OF SECONDARY ALUMINIUM INDUSTRY	251
FLOREA R. – MICROSTRUCTURAL ASPECTS CONCERNING THE THERMOMECHANICAL TREATMENT APPLIED OF CHROMIUM HIGH ALLOYED STEELS	257
TUDOR B., VASILIU A. – RESEARCH AND STUDY REGARDING THE VARIATION OF SURFACE TENSION OF MOLTEN METALS AND ALLOYS WITH TEMPERATURE	261
SUSAN M., ILIESCU V., DUMITRAS P., MANTU M., GLIGOR-PITICARI O. – ON FORCE PARAMETERS AT EMPTY DRAWING OF THE TUBES WITH ULTRASONIC VIBRATIONS TRANSMITTED TO THE DIE ON THE DRAWING DIRECTION	267
ILIESCU V., SUSAN M., MANTU M., MIRON V. – ON CONTACT FRICTION AT DRAWING OF WIRES OF CYLINDRICAL SYMMETRY WITH ULTRASONICALLY VIBRATED DRAW PLATE	277

TEODORESCU, R. – THE TECHNOLOGY FOR HEAVY METALS FROM ELECTROPLATING SLUDGE VALORIFICATION, FOR ENVIRONMENT DEPOLLUTION	283
SCOROBETIU L., CÂNDEA V. – CUTTING OF GLASS PLATES THROUGH THERMO SHOCK	291
COJOCARU M., TARCAN C., GOSTIN F. – EXPERIMENTATIONS REGARDING THE KINETICS OF HIGH TEMPERATURE OXIDATION OF THE ALUMINUM NITRIDE	293

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LI (LV) 2005

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

ALEXANDRU I., ALEXANDRU A., BULANCEA V., GHEORGHIAN M. – CARACTERIZAREA ELEMENTELOR DE RULMENŢI 6308C3 TRATATE SUB 0°C	1
BÂCLEA A., DOBROVICI S., POTECAŞU O., POTECAŞU F., DRUGESCU E., CAZACU N. – ASPECTE PRIVIND NITRURAREA ÎN PAT FLUIDIZAT A OŢELURILOR ALIATE CU ALUMINIU	7
BIBIRE V., SUSAN M. – POSIBILITATEA MATRIŢĂRIIFĂRĂ BAVURI A PIESELOR TIP "ROATĂ DINŢATĂ"	13
BUZAIANU A., CORBAN M., IONCEA A., CIUPITU I., TRUSCA R., NITA P., MANOLIU V. – PRODUSE DE ÎNALTĂ CALITATE UTILIZATE ÎN INDUSTRIA AEROSPAŢIALĂ	19
CĂLĂRAŞU D. – CONTRBUTII PRIVIND POSIBILITATI DE OBTINERE A FEROFLUIDELOR	25
CĂLĂRAŞU D. – DETERMINAREA EXPERIMENTALĂ A UNOR MĂRIMI MAGNETICE CARACTERISTICE SISTEMELOR DE PARTICULE DIN FE_3O_4	29
CANTEMIR D., BERTINI L., BEGHINI M., PAGLIARO M.,CIOBANU O. – COMPORTAMENTUL LA TRACTIUNE AL UNEI IMBINARI SUDATE DIN OTEL P355NL1	33
CAZACU N., DOBROVICI S., POTECAŞU O., DRUGESCU E., BÂCLEA A., SAVA L. – DURIFICAREA SUPERFICIALĂ A OŢELULUI 38MoCrAl09 FOLOSIND LASERUL ÎN IMPULSURI YAG:Nd	41
CIOBANU D., ŞOLTUZ D.V., NECULĂIASA V., HOPULELE I. – CERCETARI PRIVIND DURIFICAREA ORGANELOR DE MARE SOLICITARE LA UZARE ALE MAŞINILOR ŞI INSTALAŢIILOR AGRICOLE ŞI DIN INDUSTRIA ALIMENTARĂ, PRIN DEPUNERI DE ALIAJE DURE	47
CIOCAN A., BRATU F., NEGOIŢĂ D. – GRITUL DE OTEL, MATERIAL ACTIV PENTRU CURATAREA SUPRAFETELOR	53
CIOCÎLTEU ŞT.M., MIZUKAMI F., ONU P. – COMPARAREA PROPRIETĂŢILOR UNOR PROBE DE SILICALIT 1 CONŢINÂND METALE	59
CIUCĂ S., RUSET C., TÂRCOLEA M., GHERGHESCU I., GHEORGHIU-DOBRE A., SUCIU M. – PULVERIZAREA CATODICĂ–FACTOR ESENŢIAL AL CONSTITUŢIEI FAZICE A STRATULUI ALIAT OBŢINUT PRIN NITRURARE ÎN PLASMĂ	65
CONSTANTINESCU S., MITOŞERIU O., RADU T., POPESCU M. – CORELAŢIA DINTRE MICROSTRUCTURA ŞI PROPRIETAŢILE ALIAJELOR DURE SINTERIZATE	71

CORĂBIERU P., CORĂBIERU A., ALEXANDRU I., VRABIE I. – INFLUENȚATEMPERATURII DE ÎMBINARE ASUPRA STRUCTURII STRATULUI DE BIMETAL ŞI CARACTERISTICILOR ACESTUIA	77
CORĂBIERU P., CORĂBIERU A., ALEXANDRU I., VRABIE I. – TEHNOLOGIA DE FABRICARE ASCULELOR DE PRESARE PRIN ALIERE SUCCESIVĂ ŞI ÎNCĂLZIRE ZONALĂ PRIN CONTACT (ASPTZC)	83
BÂCLEA A., CAZACU N., DOBROVICI S., POTECAŞU F., DRUGESCU E., POTECAŞU O. – COMPORTAREA OȚELULUI Rp3 LA NITRURAREA CU DURATE MICI ÎN STRAT FLUIDIZAT	91
CATARSCHI V., POROCH M., DANILA R., POROF I., CATARSCHI S. – CERCETĂRI EXPERIMENTALE PENTRU APLICAREA CONDIȚIEI DE NEFISURARE LA ÎNCĂLZIRE A SEMIFABRICATELOR MASIVE DIN OȚEL	97
COMANICI A. – MASURAREA GROSIMII STRATURILOR IZOLATOARE PRIN METODA EDDY CURRENT	103
COŞER N., CIOBANU D., ALEXANDRU I., HOPULELE I. – CERCETARI PRIVIND ÎMBUNATĂȚIREA CALITĂȚII SUPRAFEȚEI ACTIVE A CONTACTORILOR ELECTRICI DIN CUPRU	109
COSER N., CIOBANU D., MIHAILOV V., ALEXANDRU I., ALEXANDRU A. – CERCETARI PRIVIND TRANSFERUL DE MASA LA DEPUNEREA SI ALIEREA SUPERFICIALA CU METALE NOBILE PE SUPORT DE CUPRU	113
DOBROVICI S., CAZACU N., POTECAŞU O., POTECAŞU F., BÂCLEA A., DRUGESCU E. – NITROCARBURAREA ÎN STRAT FLUIDIZAT	117
DRUGESCU E., DOBROVICI S., POTECAŞU F, POTECAŞU O., CAZACU N., BÂCLEA A. – INFLUENȚA TEMPERATURII ASUPRA GAZODINAMICII PATULUI FLUIDIZAT DESTINAT TRATAMENTULUI TERMIC	123
DULUCHEANU C., BĂNCESCU N., LUCA R. – CERCETĂRI PRIVIND COMPORTAREA UNUI OȚEL BIFAZIC FERITO-MARTENSITIC CU 0,09% C ŞI 1,90% Mn LA CONTACT HERTZIAN	129
GRIMBERG R., SAVIN A., STEIGMANN R., ANDREESCU A., BRUMA A. – EVALUAREA ELECTROMAGNETICA A MATERIALELOR NANOSTRUC-TURATE SI A UNOR REPERE MEMS	135
IACOB E., RUSU I., DRUG O., MINEA L. – EVALUAREA BIOCOM-PATIBILITĂȚII UNOR ALIAJE ÎN CULTURI CELULARE IN VITRO	141
ISTRATE L., CIOBANU D., ALEXANDRU I., CIOBANU B., ALEXANDRU A. – ASPECTE PRIVIND FORMELE DE UZURA SPECIFICE ROBINETILOR INDUSTRIALI	143
ITICESCU C., CÂRÂC G., MITOSERIU O. – INFLUENȚA PARTICULELOR DE OXID DE CERIU IN DEPUNERILE DE CUPRU OBȚINUTE PRIN METODA CHIMICĂ	149
GHENGHEA L.D., CIOBANU G., BOGDAN B. – CARACTERISTICI ALE BĂII DE SUDARE ÎN CAZUL METODEI TIG	155
LEIȚOIU B., ANTOHE M., MAREŞ M. – VARIANTA DE PRINDERE A EPRUVETELOR SUBTIRI TIP IOSIPESCU PENTRU STUDIUL FORFECARII	161
MAREŞ M., LEIȚOIU B. – CÂTEVA ASPECTE ALE APLICĂRII TESTULUI DE FORFECARE IOSIPESCU ÎN CAZUL UNOR MATERIALE COMPOZITE CU MATRICE METALICĂ	165
MARKOS Z. – CERCETĂRI CU PRIVIRE LA SILICIZAREA OȚELURILOR ÎN MEDIU GAZOS LA PRESIUNI JOASE	173

MARKOS Z. – STUDIUL PROPRIETĂȚILOR STRATURILOR DE DIFUZIE LA BRONZURILE SILICIZATE	177
BUZATU M., GHICA V.G., PÂRVAN I., DUMITRESCU D., IVĂNESCU S. – CARACTERISTICI DETERMINATE PRIN TESTE MECANICE ŞI DE COROZIUNE ALE ALIAJELOR DE TITAN TI GRADE 2 ŞI TITAN GRADE 12	181
MOCANU F., BARSANESCU P.D. – UNELE ASPECTE PRIVIND DURABILITATEA ÎMBINĂRILOR ADEZIVE	187
MOCANU F. – CARACTERISTICI TERMICE ALE ÎMBINĂRILOR ADEZIVE REALIZATE PRIN SIMPLĂ SUPRAPUNERE ÎN CONDIȚII DE SOLICITARE STATICĂ	193
MOCANU F. – COMPORTAREA ÎMBINĂRILOR REALIZATE CU ADEZIVI EPOXIDICI ÎN FUNCȚIE DE GROSIMEA LIPITURII	199
RUSU I., IACOB E. – USCAREA GAZELOR PRIN METODA VORTEX	203
RUSU I. – UTILIZAREA EFECTULUI TURBIONAR DE SEPARARE ENERGETICĂ LA SEPARAREA AMESTECURILOR PRAF-GAZ	207
MOLDOVEANU V.V., BEJINARIU C., DRAGOI L., FLORESCU A. – CERCETĂRI PRIVIND COMPORTAREA DISIPATORILOR HISTERETICI DIN BARE DE OȚEL	211
NEJNERU C., BERNEVIG M.A., HOPULELE I., CARABET R. – CERCETĂRI PRIVIND CARACTERISTICILE DE RĂCIRE ÎN PAT FLUIDIZAT A MEDIILOR PULVERULENTE TIP NISIP BARBOTAT CU AER	215
NEJNERU C., GĂLUŞCĂ D.G., MIRON V., HOPULELE I. – CERCETĂRI PRIVIND CAPACITATEA DE RĂCIRE A MEDIILOR SINTETICE DE CĂLIRE TIP POLIALCHILENGLICOL (P.A.G. 15%)	223
MOȚOIU P., ROSSO M. – CERCETĂRI EXPERIMENTALE DE OBȚINERE TERMICĂ A STRATURILOR DE TITAN ÎN JET DE PLASMĂ	229
PREDESCU C., MATEI E., SOHACIU M.G., NICOLAE A. – TEHNICA DE LABORATOR PRIVIND REDUCEREA AVANSATĂ A UNOR POLUANȚI PREZENȚI ÎN APELE UZATE REZULTATE DIN SECTORUL SIDERURGIC	235
SOLTANI R., SAMADI H., COYLE T.W. – REALIZAREA UNEI BARIERE TERMICE ALTERNATIVE PENTRU MOTOARELE DIESEL	243
ROMAN M., BADILITA V., FIRESCU L., STOICIU F., MĂRGINEAN I., BRATU C. – CERCETĂRI PRELIMINARE ASUPRA VALORII METALURGICE A DEŞEURILOR DIN INDUSTRIA ALUMINIULUI SECUNDAR	251
FLOREA R. – ASPECTE MICROSTRUCTURALE PRIVIND APLICAREA TRATAMENTULUI TERMOMECANIC OTELURILOR INALT ALIATE CU CROM	257
TUDOR B., VASILIU A. – STUDII SI CERCETARI PRIVIND VARIATIA TENSIUNII SUPERFICIALE A METALELOR SI ALIAJELOR TOPITE, CU TEMPERATURA	261
SUSAN M., ILIESCU V., DUMITRAS P., MANTU M., GLIGOR-PITICARI O. – CONSIDERAȚII PRIVIND TRAGEREA TUBURILOR ÎN PREZENȚA VIBRAȚIILOR ULTRASONICE TRANSMISE DORNULUI PE DIRECȚIA TRAGERII	267
ILIESCU V., SUSAN M., MANTU M., MIRON V. – CONSIDERAȚII PRIVIND FRECAREA DE CONTACT LA TRAGEREA ÎN CÂMP ULTRASONOR A SÂRMELOR CU SIMETRIE CILINDRICĂ	277
TEODORESCU, R. – TEHNOLOGIE DE VALORIFICARE A UNOR METALE GRELE DIN NAMOLURI GALVANICE ÎN VEDEREA DEPOLUĂRII MEDIULUI	283

SCOROBETIU L., CÂNDEA V. – TĂIEREA PLĂCILOR DIN STICLĂ PRIN TERMOȘOC	291
COJOCARU M., TARCAN C., GOSTIN F. – EXPERIMENTĂRI PRIVIND CINETICA OXIDĂRII LA TEMPERATURI ÎNALTE A NITRURII ALUMINIULUI	293

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15; 621.822.6/8

THE CARACTERIZATION OF 6308 C3 RADIAL BEARINGS THERMALY TREATED UNDER 0 ^{0}C

BY

IOAN ALEXANDRU, ADRIAN ALEXANDRU, VASILE BULANCEA, MIRELA GHEORGHIAN

Abstract. *The thermal treatment under 0^0C of bearing elements, is an important way for decreasing the quantity of residual austenite and has a drastic influence on the increase of hardness, pitting wear resistance, dimensional stability, noise reduction, and finally increases the time of using of the bearings. The paper presents the experimental results concerning the characterization of bearing elements thermally treated at temperatures of -60^0C*
Keywords: bearing, structure, residual austenite

1. INTRODUCTION

The Romanian bearings market is from the point of view of quality and prices in the middle groupe of mains international producers, as: SKF, FAG, KOYO, ZKL, TAM, and NAKI.

In order to maintain an international market the URB bearings thermally (S.C. RULMENTI S.A. BARLAD) wants to produce bearings thermally treated under 0^0C. The specialists from Technical University "Gh. Asachi" Iasi, were made experimental researches concerning the determination of some thermal treatments variants for the constructive elements of bearings.

It was studied the influences of temperatures of austenitising, of cooling under 0^0C and of tempering on quantitative evolution of structural constituents: martensite, residual austenite and carbides.

The thermal treatment under 0^0C decreases the quantity of residual austenite and increases carbides density with dimensions under 0,001 [mm]. The fact that the tempering applied after the thermal treatment under 0^0C can be maded at temperatures smaller than 170^0C, in time of 90 minutes just for detension, makes possible the maintaining of a high hardness (62,5 … 63 HRC) with a verry small quantity of residual austenite.

The studied bearings are radials, with balls 6308 C3, for the industries of transportation auto and railways and similar domains.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

On research were supposed samples (balls with ϕ 15x20 mm) of 6308 C3 bearing from RUL 1 steel with spectral determinated chemical composition: 1,0% C; 0,28% Si; 0,37% Mn; 1,53% Cr; 0,04% Ni; 0,01% Mo; 0,08% Cu.

The steel austenitising for hardening were made in the domain of temperature 810…855^{0}C.

Raceways having larger thickness that the internal and external rings were austenitised at higher temperatures to obtaining the same depth of hardening, Fig. 1.

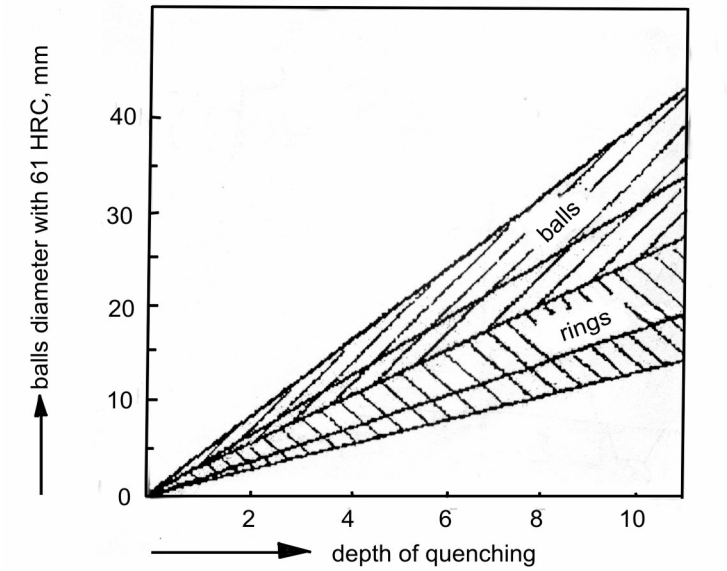


Fig.1 The dependence on depth of hardening of hardened balls and rings

The final thermal treatment which was applied to the constructive elements of bearings maded by RUL 1 steel is composed by a heating and a maintaining at 840^{0}C in time of 54 minutes, oil cooling at 60^{0}C, washing, cooling at -60^{0}C, maintaining 60 minutes, tempering at 170^{0}C and maintaining 1,5 h as is presented in Fig.2.

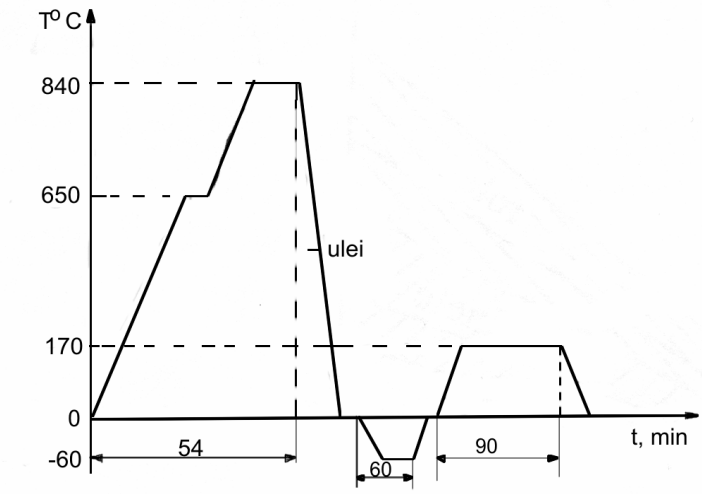


Fig. 2. The complex thermal treatment applied on RUL 1 steel

The thermally treated bearing elements were measured for dimension, shape, structure, vibration level, roughness and were quantitative and difractografic analized.

3. EXPERIMENTAL RESULTS AND INTERPRETATION

The researches were maded on the constructive elements of the 3 bearings.

The measurements results are presented in table 1.

Table 1

No	Parameter	UM	Imposed	Measured		
				1	2	3
1	Roughness of raceway –outer ring	μm	0.080	0.025	0.038	0.038
2	Roughness of raceway-inner ring	μm	0.10	0.048	0.035	0.035
3	Sphericity deviation of the balls	μm	0.50	0.20…0.25	0.08…0.013	0.08…0.24
4	Roughness of the balls	μm	0.04	0.013…0.021	0.017…0.024	0.015…0.023
5	Roundness of raceways-outer ring	μm	3	1.41	3.32	2.83
6	Roundness of raceways-inner ring	μm	3	1.54	1.01	0.76
7	Outer diameter	μm	-15	-10	-11	-10
8	Inner diameter	μm	-12	-2	-2	0
9	Width-outer ring	μm	-120	-23	-50	-46
10	Width-inner ring	μm		-42	-28	-52
11	Width variation-outer ring	μm	20	8	11	6
12	Width variation-inner ring	μm		3	17	7
13	Outer wearing out of round	μm	6	3	3	3
14	Inner wearing out of round	μm		1	1	2
15	Outer tapering	μm		1	1	1
16	Inner tapering	μm		0	1	1
17	Side run-out	μm	16	14	8	10
18	Radial run-out of outer ring	μm	25	9	5	5
19	Radial run-out of inner ring	μm	15	6	5	3
20	Axial run-out of outer ring	μm	30	10	5	9
21	Axial run-out of inner ring	μm	25	8	6	12
22	Radial clearance	μm	15…33	27	26	22
23	Residual magnetism	mT	0.30	0.22	0.38	0.55
24	Vibration level KNT	VG/P/R	80/60	30/5	30/7	33/7
25	Vibration level MGG 11C		A B C	A B C	A B C	A B C
			220 150 350	81 67.8 37.1	127.9 65.1 62.8	93.3 48.3 58.3
				95.4 82 39.9	103.8 66.1 36.3	96.3 49.9 54.5
26	Deviation of cross profile-outer ring	μm	3	0.961	1.396	0.824
27	Deviation of cross profile-inner ring	μm		1.772	2.681	2.355
28	Raceway radius-outer ring	mm	8…0.070	8.001	7.961	8
29	Raceway radius-inner ring	mm	7.7+0.070	7.764	7.830	7.777
30	Hardness-outer ring	HRC	61…64	61.5…62	61.5…62	61.5…62
31	Hardness-inner ring	HRC		61.5…62.5	61.5…62.5	61.5…62
32	Roughness-outer	μm	0.50	0.58	0.68	0.55

33	Roughness-inner	μm	0.63		0.70		0.70		0.55	
34	Side roughness-outer ring	μm			0.40		0.48		0.54	
35	Side roughness-inner ring				0.50		0.45		0.38	
36	Tempering structure of outer ring		1…4						3	
37	Tempering structure of inner ring								3	
38	Carbide network-outer ring		max.3						0	
39	Carbide network-inner ring								0	
40	Decarburization-outer ring		without						0	
41	Decarburization-inner ring								0	
42	Raceway diameter		Outer ring	Inner ring	Outer ring	Inner ring	Outer ring	Inner ring	Outer ring	Inner ring
			80.081± 0.015	49.919 -0.005 -0.0035	80.60	50.416	80.593	50.390	80.622	50.418
43	Residual austenite-inner ring	%	Max.16						5	
44	Residual austenite-outer ring								6	

The values obtained from measurements for each parameter were compared with the values from international standars. We can say that the majority of measured parameters are in the value domain imposed by standards.

The easy larger value at the 2 bearing for the vibration level P/R = 7 (the imposed values is 6) is accepted at this kind of bearings, because after assembling the vibrates level goes to normal rate. The easy larger values of the raceway compared with the imposed values (table 1, position 28, 29) have no influence concerning the quality of these bearings.

The exceeding of imposed limits for roughness (table 1, position 32 and 33) has no negative influence in bearings exploitation, because it depends on the precision of assembling surfaces. The different values for the raceways diameters (table 1, position 42) are normales because each producer choses the internal construction of his bearings. A curve with deviations from roundness of the raceways for outer rings is presented in Fig. 3.

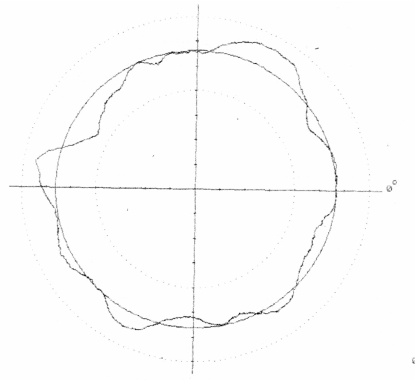
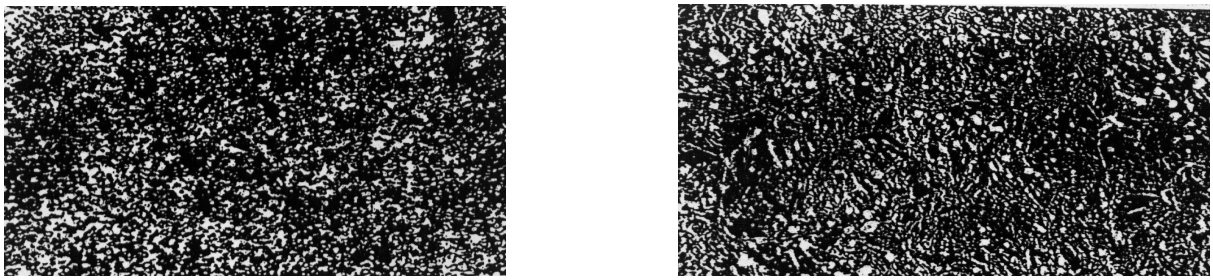


Fig. 3. Roundness deviation of the raceway for outer ring

The outer rings hardness is 61,5…62 HRC and inner rings is 61,5 … 62,5 HRC, and the required values for hardness are 61…64 HRC.

The metallographical structures obtained on RUL 1 steel after and final treatment on prepared surfaces/Nital 2,5% 300:1) on a Neophot 21 microscope are formatted globulare perlite and carbides after annealing and by tempered martensite, carbides and residual austenite in small quantity after quenching and tempering Fig.4, a,b.

The steel not contain non-metallic inclusions.



a. b.

Fig. 4.a)Structure of annealing of RUL1 steel; b)Structure of quenching and tempering of RUL1 steel

The residual austenite determinated on the thermally treated under 0^0C steel from 3 bearing on inner ring has values of 5% which is very small in comparation with the maximum imposed value 16%.

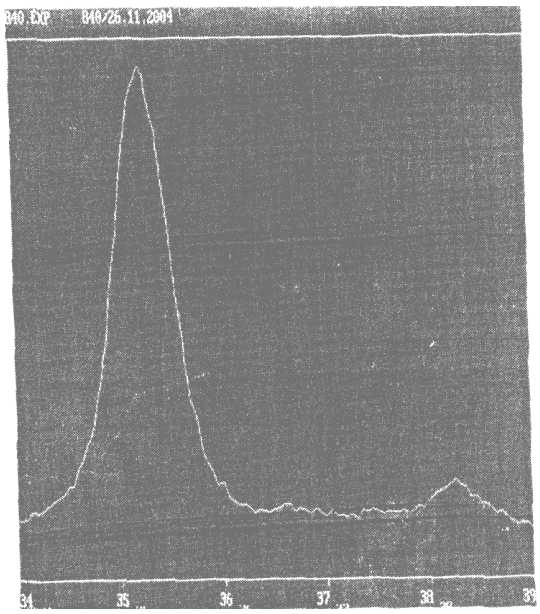


Fig.5. The diffractografic curve of RUL 1 steel thermally treated under 0^0C

The steel from the studied bearings presents corrects structures of thermal treatments with small quantities of residual austenite and without carbides networks and without decarburised layers.

4. CONCLUSIONS

i) The 6308 C3 bearings are in according (constructive and as materials) with the international standards.

ii) The small content of residual austenite in this steel structures make that this bearings to have a good behaviour in exploitation.

iii) The studied bearings are in according with international standards from the point of view of vibration (noise) level and structure.

Received April 15, 2005 *Technical University "Gh.Asachi"Iasi*

REFERENCES

/1/. Alexandru, I., Bulancea, V. *The Change of the Substructural Elements and the Redistribution of the Alloying Elements by Means of Cryotreatments in Alloy Tool Steel*. Congresul International de Tratamente Termice si Metalurgie Fizica, Budapesta, Ungaria, 1986.
/2/. Andrean, H.O., *Precipitation of secondary carbides during tempering of HSS*. Int. HSS Conf. Leoben, 1990, Bohler.
/3/. Alexandru, I., Bulancea, V. *Handbook of residual stress and distorsion of steel*. Cap. 26, Effect of cryogenic cooling on residual stress, Structure and Substructure.

CARACTERIZAREA ELEMENTELOR DE RULMENȚI 6308C3 TRATATE SUB 0°C

Rezumat: Tratamentele termice criogenice aplicate elementelor de rulmenti sunt o modalitate de a scadea cantitatea de austenita reziduala si au o influenta drastica asupra cresterii duritatii, rezistentei la uzura pitting, stabilitatii dimensionale, precum si asupra scaderii nivelului de zgomot si cresterii durabilitatii rulmentilor. Aceasta lucrare prezinta rezultatele experimentale privind caracterizarea elementelor de rulmenti tratate termic la temperaturi de -60^{0}C.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15

ASPECTS CONCERNING FLUIDIZED BED NITRIDING FOR ALLOYING STEEL WITH ALUMINIUM

BY

ADOLF BÂCLEA, SORIN DOBROVICI, OCTAVIAN POTECAŞU, FLORENTINA POTECAŞU, ELENA DRUGESCU, NELU CAZACU

Abstract. *Nitriding is one of the most used treatments of steel machine parts. After nitriding treatment, superficial layers with special properties (high hardness) simultaneously with a reliable core which will offer to part exploiting exceptional properties (fatigue and wear resistance, tenacity). The paper is based by nitriding experiments made on a fluidized bed laboratory furnace. Fluidization was obtained in a steel refractory retort by solid granular (burned fire clay) and fluid (mixture of ammonia and nitrogen). Heating system is based by indirect electrical method. Heating transfer by furnace to retort is are high and is determinate by high value of heat transfer coefficient for fluidized bed. Anterior experiments fixed solid granulation and fluidization speed (by gas mixture debit). Nitriding processes was conduced by a classic experimental matrix (ammonia proportion is constant, nitriding time and nitriding temperature are variable). Results were investigated by: hardness HV5, micro-hardness HV0,05, microstructure and XRD. The results confirm nitriding process, media capacity for heat and mass transfer and a good behavior of 38MoCrAl09 steel.*
Keywords: *nitriding treatment, mechanical properties*

1. INTRODUCTION

After nitriding treatment, superficial layer with special properties (high hardness) simultaneously with a reliable core which will offer to part exploiting exceptional properties (fatigue and wear resistance, tenacity). For increasing quality for treated machine parts, different techniques having a rapid developing, diversification and adaptability to product processes. Fluidized bed technology (FBT) offer an active media to thermochemical treatments at low investment costs, [0], [0]. For FBT applications with open furnace, technological costs for gases increase, [0]. Some limitations for shape parts are important too. Simple surfaces in vertical/axial positions are recommended for uniformity of treatments. Important mechanical gas solid processes (fluidized bed gasdynamics) having high influences over mass transfer and heat transfer processes is showing in Figure 1. High surfaces for solid/gas interfaces are an important characteristic for fluidized bed. Internal thermal transfer process between gas and granular solid

2. EXPERIMENTAL CONDITIONS

For nitriding in fluidized bed experiments we used a pilot furnace (Figure 2). Some important characteristics were:

- fluidized bed furnace (140mm diameter, H/D=1,2)
- heating technique: indirect electrical heater
- solid granular: burned fire clay with granulation: 0,010…0.016mm

- fluidization gas: mixture from ammonia (33%) and nitrogen (rest)
- Samples from 38MoCrAl09 steel (romanian standards, Table 1)
- experimental procedure: classical "full factorial" array with two factors and three level for each factor.

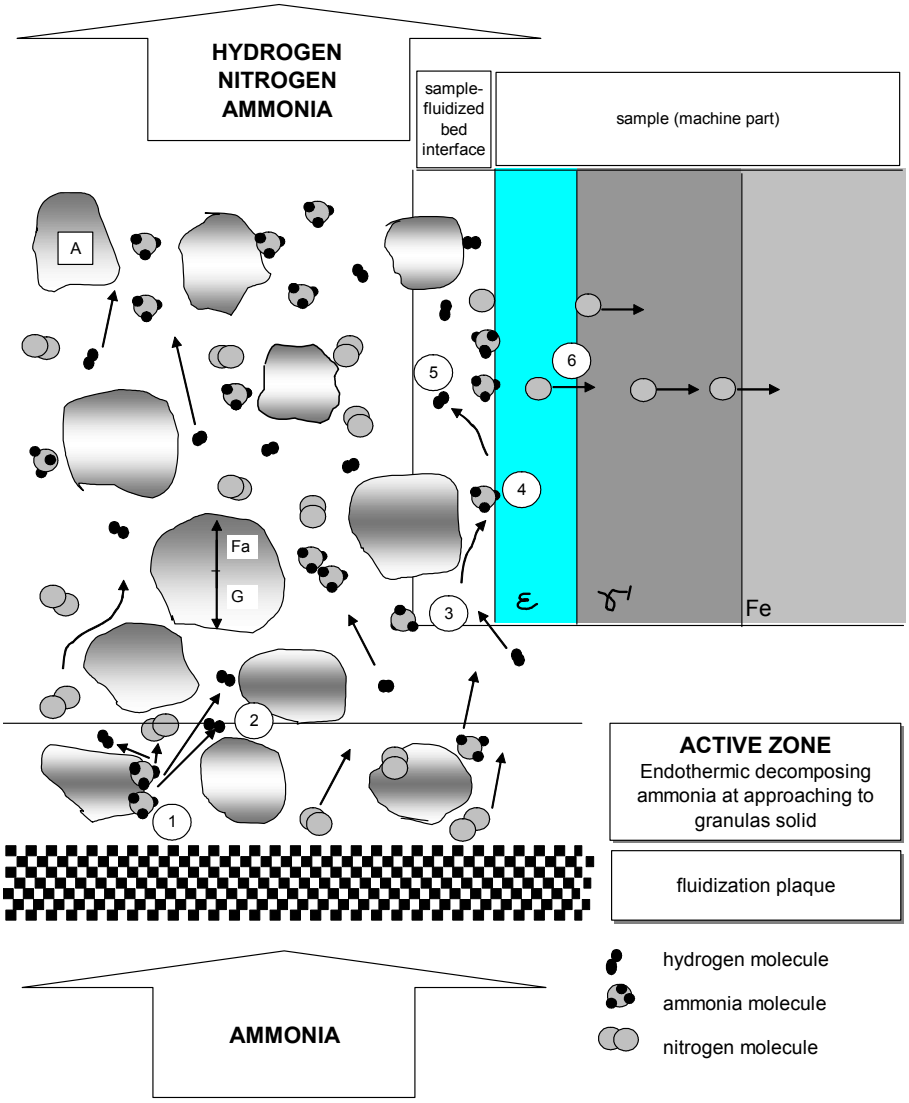


Figure 1. Representation of processes on fluidized bed nitriding: A-solid, G-weight, Fa- ascension force, 1- endothermic decomposing ammonia, 2-hidrogen molecule formation from atoms (similarity to nitrogen), 3-ammonia molecules approaching to surface, 4-endothermic decomposing ammonia, 5-hydrogen molecule formation from atoms, 6-nitrogen atoms diffuse into metal surface

Many factors having influence over nitriding process but nitriding temperature and nitriding time are presents for all nitriding technologies. Preliminary experiments fixing some important factors which come from fluidization. Fluidization was conduced by diagram pressure drop/velocity [0] but process repeatability is important. Gas mixture debit was constant for all nitriding regimes and visual observation was important for quality of fluidization.

Table 1. Chemical composition for 38MoCrAl09 steel (Romanian standard)

steel	C	Mn	P	S	Si	Mo	Cr	Ni	Al
38MoCrAl09	0,41	0,53	0,22	0,011	0,33	0,18	1,35	0,11	0,86

One of the most important factors influencing the quality of fluidization is the uniformity of gas flow across a constant pressure drop [0]. A drop pressure in fluidized bed was measured by "U" manometer. Samples had a disc shape and were immersed vertically in fluidized bed.

Figure 2. Image with nitriding furnace.

Table **2**. Regimes for 38MoCrAl09 nitriding in fluidized bed

Exp. no.	Chemical composition of gas mixture	nitriding temperature	nitriding time
m.u.	%	°C	h
1	$33\%NH_3+67\%N_2$	520	1
2			2
3			3
4		550	1
5			2
6			3
7		580	1
8			2
9			3

3. RESULTS AND DISCUSSION

Results were investigated by: hardness HV_5, micro-hardness $HV_{0,05}$, microstructure and XRD.

For all 38MoCrAl09 steel samples, microstructures (Figure 3) showing nitriding layers. By increasing nitriding temperature and nitriding time a combination layer formation is present.

Hardness HV_5 measurements on the nitriding surfaces showing an appreciable increasing for all regimes. For 550°C and three hours hardness is over 1200 kgf/mm^2 (Figure 4). Total nitriding layer depth for all nitriding regimes by micrographic measurements is showing in Figure 5.

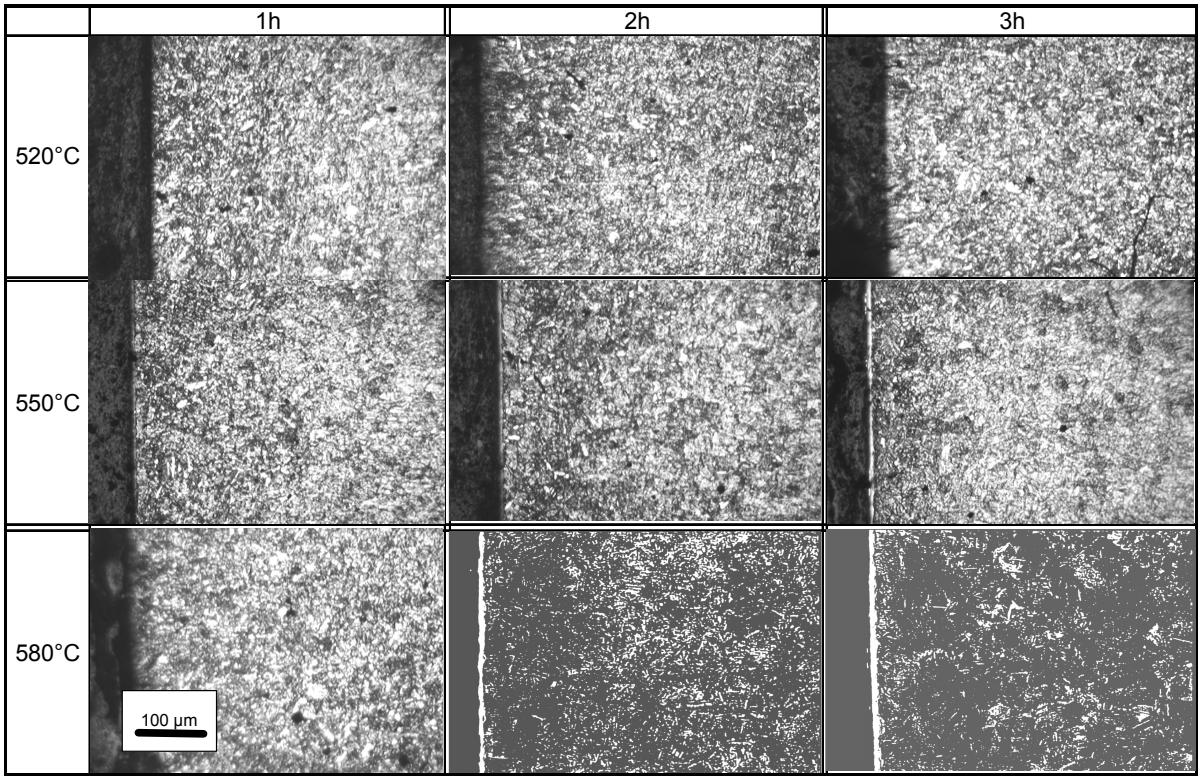


Figure 3. Micrographs of nitrided 38MoCrAl09 steel samples after experimental regimes [0].

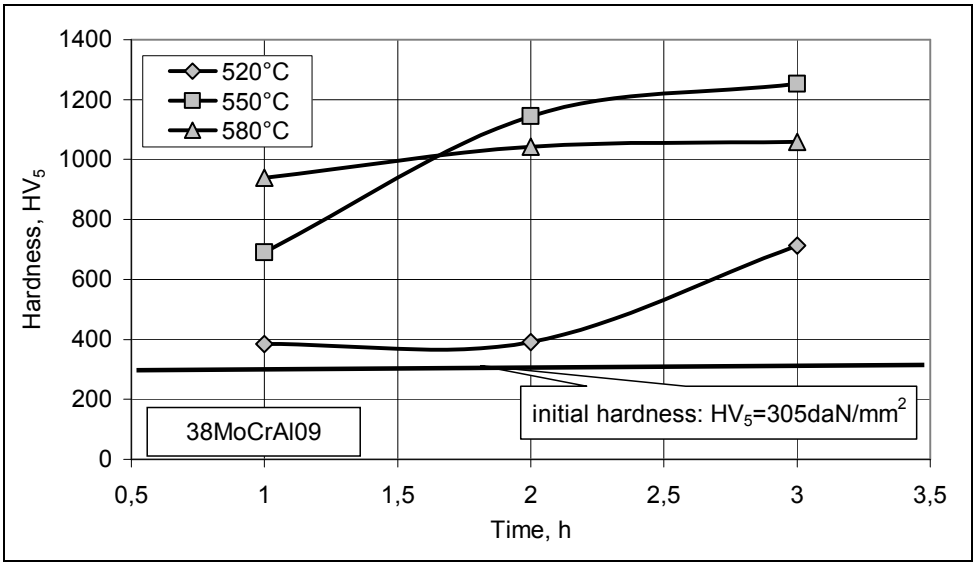


Figure 4. Hardness HV_5 on the nitriding surface for 38MoCrAl09 steel samples after nitriding in fluidized, [0].

For all 38MoCrAl09 steel samples, showing nitriding layers. a combination layer is present By increasing nitriding temperature and nitriding time a combination layer is present and that increasing by . Diffusion layer has for three hour Hardness HV_5 measurements on the nitriding surfaces showing an appreciable increasing for all regimes. For 550°C nitriding temperature and three hours nitriding time hardness is over 1200 kgf/mm^2 (Figure 4). Total nitriding layer depth for all nitriding regimes by micrographic measurements is showing in Figure 5. Nitriding phases presence were investigate by XRD (DRON 3) and for 550°C for

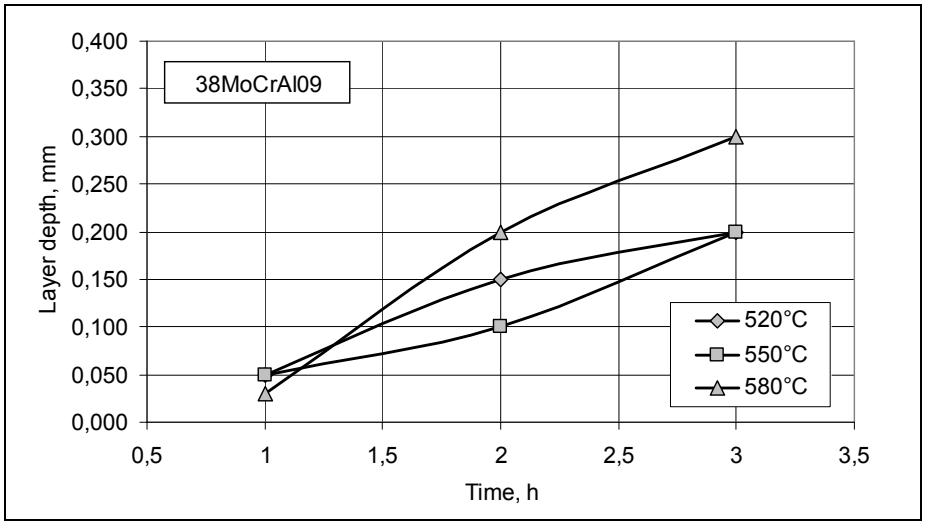


Figure 5. Total nitriding depth layer for 38MoCrAl 09 sample nitriding in fluidized bed for different temperature and time, [0].

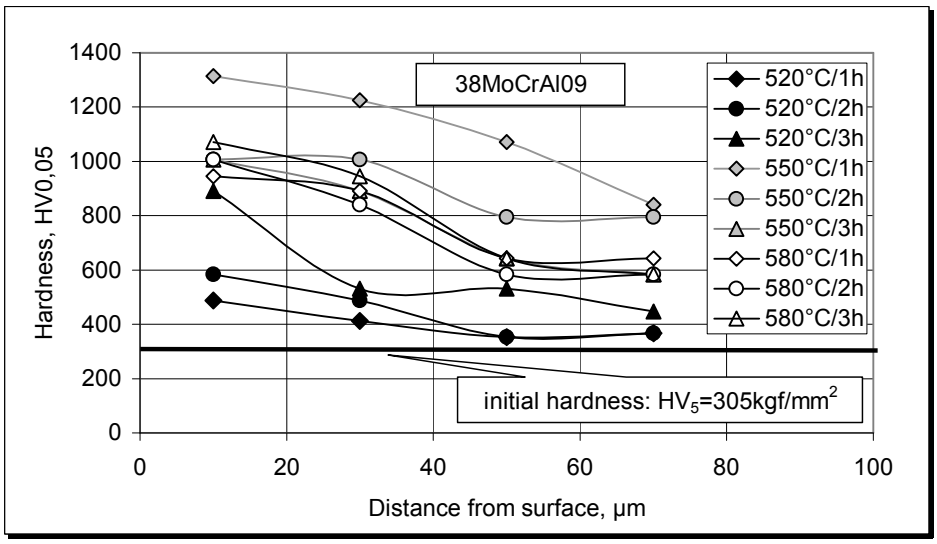


Figure 6. Microhardness HV0,05 for 38MoCrAl09 steel sample, [0].

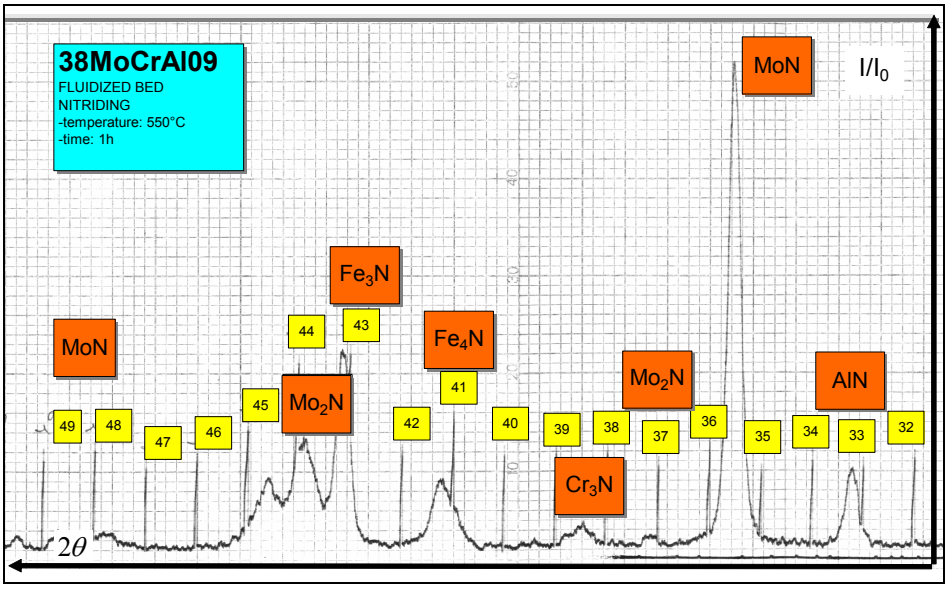


Figure 7. XRD diagram for 38MoCrAl09 steel

The nitriding temperature and one hour nitriding time the diagram is showing in Figure 7. The XRD investigation gives only the presence of phases, [0]. The steel has in chemical compositions Mo, Cr and Al that conduced to hard phases at nitrogen presence and temperature. Because fluidized bed having a high thermal and mass transfer coefficient the specific nitriding phases was formed for one hour nitriding time and 550°C nitriding temperature.

4. CONCLUSIONS

The results investigated confirm nitriding process in fluidized bed, media capacity for heat and mass transfer and a good behavior of 38MoCrAl09 steel. Nitriding in fluidized bed process is characterized by a short time cycle (1…3h) because in experimental conditions we used an open furnace. The cooling process is shorter when comparing nitriding processes with other nitriding technologies and that increasing efficiency, [0]. The gas mixture after nitriding reactions containing hydrogen and rests of ammonia and that was burned in atmosphere at nonpolluting gasses (carbon dioxide and steam). For low alloyed steel with Cr, Mo and Al the hardness on surface (HV_5) had 700… 1250 kgf/mm^2 for 550… 580°C and 1…3 hour nitriding time. By adequate selection of steel [0] and fluidization factors, nitriding in fluidized bed is characterized by a short total time of treatment that increases efficiency of process. Some limitation of part shapes and positions in fluidized bed are available for industrial applications.

Received May 3, 2005 *"Dunărea de Jos" University Galați*

REFERENCES

/1/. Bâclea, A., *Studii şi cercetări privind implementarea nitrurării în strat fluidizat la ameliorarea proprietăţilor unor repere utilizate în construcţii navale*, Teză de doctorat, Galaţi, 2004.
/2/. Iacob,C., Vigier,P, *Transfert d'azote em lit fluidise: influence des parametres dynamiques du lit sur la nitruration d'un acier non allie*, ATTT 95 Internationaux de France du traitement thermique, Paris 21-23 juin 1995;
/3/. Sagon-King, F., *ASM Handbook*, Vol. 4, Heat Treating, Fluidized-Bed Equipment, ASM International, Materials Park, OH 44073-0002, pages 484-491;
/4/. Ivanuş Gh, etc., *Ingineria fluidizării*, Editura Tehnică, Bucureşti, 1996;
/5/. Kunii D., Levenspiel O, *Fluidization engineering*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1969;
/6/. Convert F, *Analyse des couches de combination par diffraction X*, Traitements thermique, no. 352, 2004, pg.27
/7/. Murry Guy, *Une nouvelle norme europeenne "Acier pour nitruration*, Traitement Thermique, nr.339, mai 2002, pag.30

ASPECTE PRIVIND NITRURAREA ÎN PAT FLUIDIZAT A OȚELURILOR ALIATE CU ALUMINIU

Rezumat: Nitrurarea este unul din cele mai utilizate tratamente termochimice, în construcția de maşini. După nitrurare se obține un strat superficial cu duritate ridicată şi care alături de miezul pieselor de obicei tenace conduce la foarte bune proprietăţi în exploatare (rezistenţă la oboseală şi la uzură). Lucrarea se bazează pe experimentări de nitrurare în strat fluidizat realizate în condiţii de laborator. Experimentările de nitrurare au fost conduse după o matrice experimentală clasică cu următorii factori: proporţia de ammoniac, durata nitrurării şi temperatura de nitrurare. Rezultatele au fost investigate prin duritate HV5, microduritate HV0,05, analiză microstructurală şi analiză de difracţie cu raze X. Rezultatele confirmă realizarea procesului de nitrurare, capacitatea stratului fluidizat pentru a realiza transferul de masă şi căldură şi buna comportare a oţelului 38MoCrAl09 la nitrurarea în strat fluidizat..

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-13; 621.81

THE POSSIBILITY OF STAMPING WITHOUT RIDGES THE MARKS OF "TOOTHED WHEEL" TYPE

BY

VICTOR BIBIRE, MIHAI SUSAN

Abstract. *The paper analyses the possibility of stamping without ridges the toothed wheels, by using a metallic ring (OSC) that undertakes the stress in the ridge and reduces the consumption of material (with up to 20%), i.e. for a lot of 10.000 pieces of alloy steel the material savings are of 1410 kg – the result of an economic calculation. The metallic ring was dimensioned for the internal pressure resulting in D_e = 129 mm calculating at the same time the thermal tensions in the ring's walls that appear as a result of the difference in temperature.*
Keywords: *stamping, ridge duct, thermal tension*

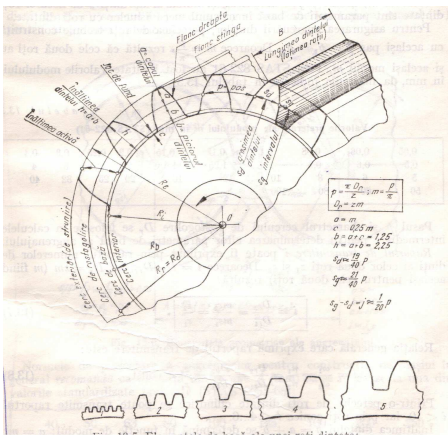
1. INTRODUCTION

Stamping as a method of processing by pressure has the widest applicability among the processing methods by plastic deformation of metals and alloys in the field of machine building. Thus, almost 70% of the parts used in machine building are obtained by stamping.

Transferring the mechanical power (P) and momentums (M) within a technical system type machine-tool, is based on the most often met mechanical movement, i.e. the rotating motion ensured by gears based on toothed wheels.

2. THE STATE OF STRESS

2.1 – The fundamental geometrical parameters of a cylindrical toothed wheel



M, p, z, D_r

Materials = alloy steel with cemented dental crown

2.2 – Mechanical stress in toothed wheels

Tooth deterioration:

- Tooth breaking:
  - static (overloads)
  - fatigue: bending
    contact (pitting)
- Deterioration of active surface of tooth flanks:
  - seizing
  - abrasive wear
  - plastic flow
  - thermal staining
  - exfoliation
  - interferences

The state of stress of the toothed wheels in a gear is variable and periodical.

- Bending fatigue – the main cause of toothed wheels destruction in a gear with the teeth flanks superficially hardened (HRC > 45)
- Contact fatigue – the main cause of teeth flanks destruction in toothed wheels with HB < 4500 MPa.
- Toothed wheels dimensioning – based on ensuring the criterion of bending strength.

$$m = \sqrt{y_f k F_t / \psi z_1 \sigma_{ai}}$$

- Gear durability – based on the verification of the resistance to contact pressure of toothed wheels.

$$\sigma_H = 151 \sqrt{(kF_t / \psi m^2 z_1)\,((i+1)/i)} \leq \sigma_{ai}$$

2.3 Dimensioning of metallic ring on internal pressure

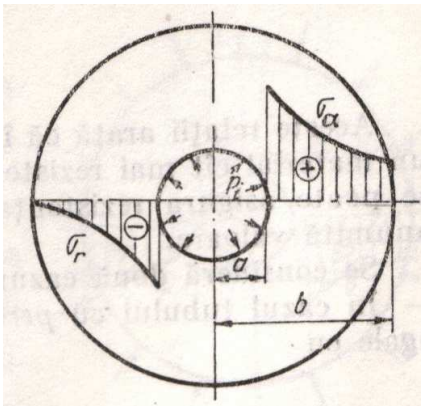
The metallic ring is considered as a tube with thick walls, stressed to bending – compression due to internal pressure, given by the material flow in the matrixes and to thermal tensions that appear between the ring's walls as a result of the difference in temperature between its walls.

T_x = circular bending tensions

T_r = radial compression tensions

The fundamental relation for dimensioning is:

$$b = a \sqrt{[\sigma_a + (1-k)p_i] / [\sigma_a - (1+k)p_i]}$$



The material of the metallic ring = OSC for plastic deformation (as the matrixes) $34M_0CrNi15$ STAS 3611.

In practice, the internal diameter of the metallic ring is considered D_i = 50 mm = 5 cm.

Maximum tension permissible σ = 300 [KN / cm^2]

From alloy steel nomograms it derives: p_i = 130 [KN / cm^2]

The force required for stamping by heading is:

$$F=p_i \times A=60 \times \pi \times r_i^2 =60 \times 3,14 \times 5^2 =4710[kN]$$

- According to the theory of maximum normal tensions

$$b=a\sqrt{\sigma_a + p_i / \sigma_a - p_i} = 5\sqrt{3/2}=6,123 \text{ cm}$$

- According to the theory of maximum specific elongations

$$b=a\sqrt{\sigma_a +0,7\, p_i / \sigma_a - 1,3p_i} =5\sqrt{57/37}= 6,205 \text{ cm}$$

- According to the theory of maximum tangential tensions

$$b=a\sqrt{\sigma_a / \sigma_a - 2p_i} = 5\sqrt{5/3}=6,454 \text{ cm}$$

- According to the theory of the deformation energy

$$n=-\nu+\sqrt{\nu^2 -1+(\sigma_a/p_i)^2}=-0,3 +\sqrt{24,09} =4,608$$

$$b=a\sqrt{n+1/n-1}=6,233 \text{ cm}$$

- According to the theory of the form modifying energy

$$n=-k+\sqrt{k^2 -1+(\sigma_a/p_i)^2}=4,524 \text{ cm}$$

$$b=a\sqrt{n+1/n-1}=6,260 \text{ cm}$$

The theory of the biggest dimensions is adopted, in our case the theory of maximum tangential tensions.

$$b=r_e =6,454 \text{ cm}; D_e=129 \text{ mm}$$

2.4 Thermal stress

* Calculus of thermal tensions in the metallic ring

As a result of uneven temperature, the effects of thermal tensions appearing in the metallic ring's walls overlap those caused by internal pressure p_i.

T_i = the temperature on the inner surface of the metallic ring $T_i=1250^0C$

T_e = the temperature on the outer surface of the metallic ring $T_e=850^0C$

T = the difference in temperature between the metallic ring's walls $T=T_i-T_e=400^0C$

E = Young's module $E=2,1x10^6 dN/cm^2$

ν = thermal constant $\nu=0,3$

α_0 = linear thermal extension coefficient $\alpha_0=12x10^{-6}$

$T\alpha_i$ = circular thermal tension on the inner surface of the metallic ring

$T\alpha_e$ = circular thermal tension on the outer surface of the metallic ring

$$\sigma_{\alpha i}= [(Ex_0T)/3(1-\nu)][(a^2+ab-2b^2)/(b^2-a^2)]=-4800x26,038/16,654 =-7504,64[KN/cm^2]$$

$$\sigma_{\alpha e}= [(Ex_0T)/3(1-\nu)][(b^2+ab-2a^2)/(b^2-a^2)]=4800x23,924/16,654=6895,35 [KN/cm^2]$$

3. PROCESSING ADMIXTURES ON STAMPING

3.1 Processing admixtures

According to S.R. 7670 / 1 – 96 dimensional deviations may be:

- dimensional deviations that do not cross the separation plan: lengths, widths, ("l" length of the threshold)

- dimensional deviations from cross the separation plan: thickness, height, ("h" height of the threshold)

Two classes of stamping are provided:

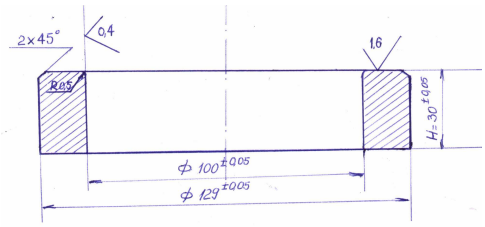
- F stamping class – normal tolerance is provided (stamping hammers)
- E stamping class – tolerance restricted to certain dimensions is provided (maxipress)

The maximum dimensions tolerances will apply, the plus (+) in the tolerance (T) is removed by ridge polishing by precision cut.

Cutting is performed based on the constant volume law, i.e. the parts in the lot are sorted out on mass units and not according to the H / D report.

Example:

Length $l^{+3}_{-1,5}$ - +3 [mm] will be cut.



3.2 Technological explanations on the stamping process

Depending on the matrix's geometry and the flowing manner of material, stamping may be open or closed.

In the case of active ridge stamping, the material flows more towards the ridge duct and less towards the lower matrix, and in passive ridge stamping, the material flows with greater intensity in the lower matrix than the ridge duct. A constructive solution is offered by stamping with collective drain. In our case, we deal with a stamping by heading on maxipresses.

4. ECONOMIC CALCULUS

4.1 The calculus of losses due to ridge

The material flowing into the ridge plays a technological part, therefore it must be added to the material required for obtaining a stamped part.

The volume of material provided for the ridge depends on:

- the size of the ridge duct (h1, h2, b1, b2)
- the complexity of the part.

$V_b = C_b\ A_b\ P_b$

$m_b = \rho\ V_b$ [Kg]

C_b = coefficient of ridge duct filling

A_b = the cross surface of the ridge duct

P_b = average perimeter of the ridge

ρ = steel density; $\rho = 7{,}85$[Kg/dm^3]

Determination of height h_1 ridge duct bridge (baffling area).

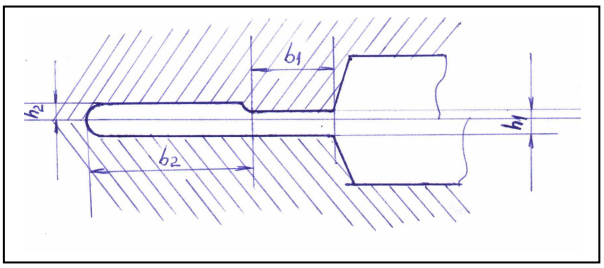
$h_1 = 0{,}015\sqrt{S_p}$

S_p = the surface of the stamped part at the level of the separation plan.

$S_p = \pi\ r_e^2 = 3{,}14 \times 6{,}454^2 = 130{,}856\ cm^2$

$h_1 = 0{,}015\ \sqrt{130{,}856} = 0{,}171\ cm = 1{,}71mm \cong 2$[mm]

$h_1 = 2mm$
$h_2 = 4mm$
$b_1 = 9mm$
$b_2 = 25mm$



For circular parts:

$P_b = 2\pi[r_e+y_{(xG)}] = 2 \times 3{,}1415(6{,}454+11{,}72) = 2 \times 3{,}14 \times 18{,}174 = 114{,}18[mm]$

$Y_{(x\ \ )}=[h_1b_1^2/2 + (h_2+h_1/2)(b_1+b_2/2)b_2] / h_1b_1+(h_2+b_1/2)b_2 = 2703{,}5/230{,}5 = 11{,}72[mm]$

$Y_{(xG)}$ = the position of the ridge duct's centroid determined by writing the above equation with static momentums in relation to the limit of the baffling threshold.

$V_b = 0{,}7 \times A_b = b_1\ b_2 = 225mm^2$

$225 \times 114{,}18 = 17983{,}35\ mm^3\ 0{,}017983dm^3$

$m_b = \rho\ V_b = 7{,}85 \times 0{,}017983 = 0{,}141[Kg]$

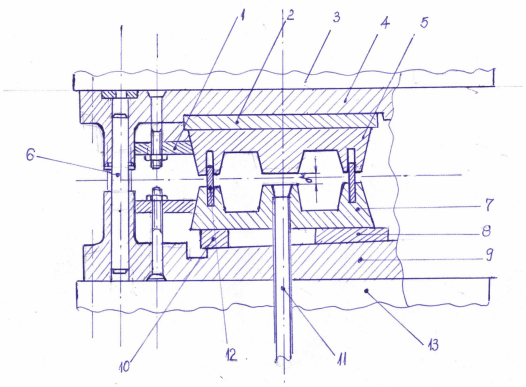
For a lot of 10.000 parts (cylindrical toothed wheels), the mass lost by removal of the ridge is:

$M_{lot} = 10.000 \times 0.141 = 1.410\ [Kg]$

5. CONCLUSIONS

The possibility of stamping without ridge of the parts of "toothed wheel" type by using a metallic ring, of the ones presented above, ensures the following advantages to the classical solution, which also stands for the purpose of this paper, especially for open stamping of the parts in great series production:

- the ring takes over the ridge stress
- material saving resulting from ridge removal by cutting (for a lot of 10.000 pieces we save 1410 kg of steel)
- reduced labor and high productivity (work on parts – maxipresses)



Received April 5, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Susan, M., *Deformarea metalelor prin forjare,* Tehnopress Publishing House, Iaşi, 2002

/2/. Chiriță, V., *Matrițarea la cald a metalelor şi aliajelor,* Technical Publishing House, Bucharest, 1976
/3/. Deutsh, I., *Rezistența materialelor*, E.D.P. Bucharest, 1979
/4/. Gafițeanu, M., *Îndrumar de laborator - Organe de maşini*, I.P. Iaşi, 1985
/5/. Popescu, V., *Tehnologia forjării,* E.D.P. Bucharest 1976
/6/. Drăgan, I., *Tehnologia deformărilor plastice,* E.D.P. Bucharest, 1976
/7/. Popescu, C., *Rezumat teză de doctorat "Cercetări privind rolul refulării în procesele tehnologice de forjare",* Bucharest, 1995.

POSIBILITATEA MATRIȚĂRIIFĂRĂ BAVURI A PIESELOR TIP "ROATĂ DINȚATĂ"

Rezumat: Prezenta lucrare studiază posibilitatea matrițării fără bavură pentru piesele tip "roată dințată" prin folosirea unui inel metalic (OSC) ce preia eforturile din bavură şi reduce consumul de material (20%) datorită îndepărtării bavurii prin debitare. S-au prezentat parametrii geometrici de bază ai unei roți dințate (m, p, D_r, z), solicitările mecanice – oboseala de încovoiere şi de contact, apoi s-a dimensionat inelul metalic la presiunea interioară rezultând D_e = 129mm. S-au calculat tensiunile termice din pereții inelului metalic datorită distribuției neuniforme a temperaturii în pereții acestuia. În final s-a efectuat un calcul economic, calculându-se volumul şi masa bavurii, pentru un lot de 10.000 de piese rezultând o economie de 1410 Kg.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018.2; 629.7

HIGH QUALITY PRODUCTS USED IN THE AIRSPACE INDUSTRY

BY

A. BUZAIANU, M. CORBAN, A.IONCEA, I. CIUPITU, R. TRUSCA, P. NITA, V. MANOLIU*

Abstract. *Manufacturing aircraft brakes is not a routine task. It calls a diverse range of disciplines, including: metallurgy, chemistry and mechanical engineering. It requires perfect process control. The exigent related the friction materials quality in what the loads and the speeds of use regards impose an increased life and a high safety level during exploitation. This fact implies an advanced understanding of the terminological phenomena, the extension of the specific material analyze and test types, and a new view on the design and production of the braking systems. The innovative strategy has proven successful for military and commercial brake systems and has allowed METAV-CD to develop brake design and system maintenance problems*
Keywords: *tribology, bimetallic materials, sintered metallo-ceramic material, airspace*

1. INTRODUCTION

The continuous improvement and diversification of the manufacturing technologies used for the friction couples made up of metallic-ceramic and bi-metallic disk require to verify after applying the braking tests and the satisfaction of the functional parameters.

A current research direction is the production of materials having improved a tribological characteristics used to the braking systems for special vehicles, aimed for the military end aircraft industries. For example the use of bimetallic components obtained by overcasting can reduce with up to 70% the consumption of the strategic metallic alloys, can increase the life and can reduce with up to about 40% the manufacturing costs. The results obtained on prototypes proved that the so-investigated materials could assure safe couple friction properties at speeds of over 23 m/s and improved resources.

2. METHODS AND EQUIPMENT TO EVALUATION OF MATERIALS

The SEM (Scanning Electron Microscopy) investigation provided detailed information about the morphological modification to the tribological couple. During our investigations a Philips SEM-515 electron microscope were used. To evaluate the tribological couple bimetallic- metallo-ceramic materials behavior at dry friction a testing machine was used equipped with a plane friction couple. The friction testing parameters were: the relative sliding speed: v = 23m/s; normal loading on the sample (N = 4daN; 8daN; 12daN); sample area: $1cm^2$.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The modifications of the requirements related to the friction materials quality in what the operational loads and speeds regards made mandatory an increased life and

high safety degree. Presently, these requirements are assured by the new carbon-carbon composite, metallo-ceramic and bimetallic materials types (Fig1). The properties offered by the composition and the structure to the bimetallic and metallo-ceramic materials make possible their use up to 900-1000 ^{0}C and they should assure:

-sufficiently smooth braking;
-a high friction coefficient < μ > to be maintained at high temperature too;
-very good shock and vibration resistances;
-good heat absorption and dissipation capacity;
-relatively constant friction at variable speed and load.

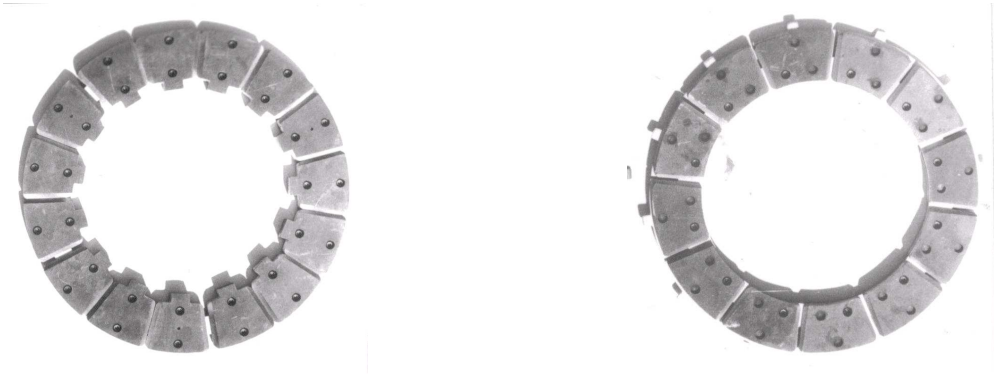


Fig1 Bi-metallic and sintered friction components disks.

During exploitation a series of cast iron on steel support parts, as is the case of the friction bimetallic plates, suffer a dry friction process following which a weight loss is produced. The presence of a lubricant between the active friction coefficient (Fig.2) and doing so an increase loss by friction.

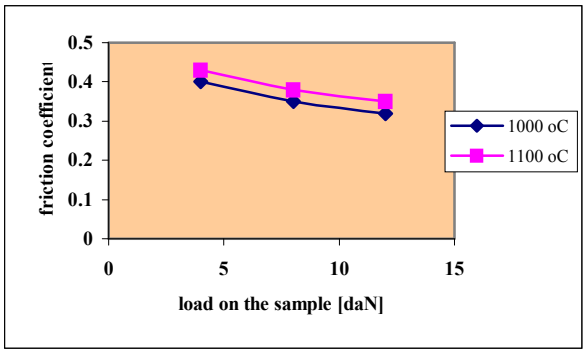


Fig.2 The variation of the friction coefficient at relative sliding speed v = 23m/s

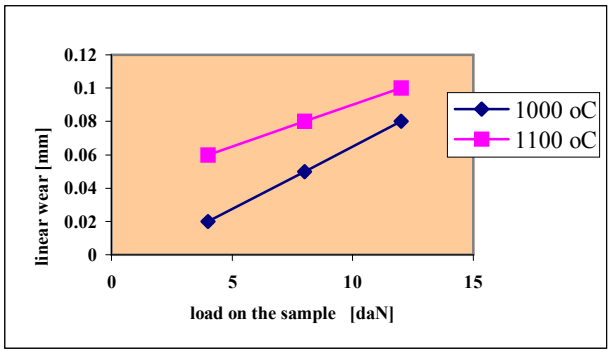


Fig.3 The variation of the linear wear at relative sliding speed v =23m/s

In the case of friction materials, the use of lamellar and compact graphite cast iron leads to some phenomena which decrease the wear (Fig3), diminish the deformation during the exploitation and increase the forces and the time of operation at instantaneous braking.

On the surface placed in the friction plane an increased carbon diffusion rate is recorded. The higher wear resistance of the cast iron as compared with steel is put primarily on the account of the microhardness increase brought by the pearlite. At the same time, a change of the ferrite lattice parameters is taking place due to the deformation produced during braking, simultaneously with the lubrication action

induced by the graphite. By analysing the cast iron abrasive wear [1] behaviour, a resistance increase was found along with the pearlite content increase, but nevertheless an important role is played by the graphite separation type (Fig4). Experimentally we found that for this type of application isolated graphite separations are recommended to be obtained.

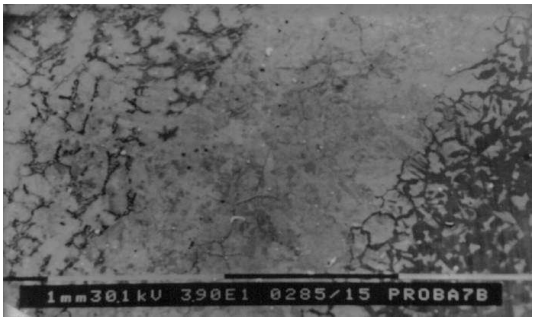


Fig.4. Compact vermicular graphite separation type near the interface of the bimetallic plate

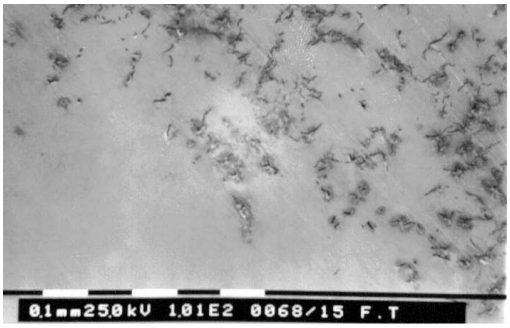


Fig.5. Quasillamelar graphite separation or star of the bimetallic plate (SEM x 100)

The appearance of the nest type or star type graphite (Fig5) in the cast iron structure accelerates the weight loss during braking. In all circumstances, amount pearlitic increase the < μ > and the finer it decrease the wear loss. Taking into account the main factors, which determine the thermal, shook resistance, it can be seen that the cast iron containing different graphite shapes presents advantages as well as disadvantages:

-the lamellar graphite cast iron possesses low thermal conductivity and low elastic modulus. This constitutes an advantage for the thermal shock resistance, but has law strength and elongation;

-the nodular graphite cast iron possesses high strength, an advantage for the thermal shock, but possesses law thermal conductivity and a high elastic modulus, a disadvantage for the thermal shock;

-the vermicular graphite cast irons are close to the nodular ones from the point of view of the strength and elongation and are similar to the lamellar graphite ones in what regards the thermal conductivity, which is an advantage for the thermal shock. The scanning electron microscope analysis of the vermicular graphite cast iron (Fig5) evidences the presence of the modifiers, as traces, in the graphite separations areas. At the ends of the graphite, the metal mass presents silicon segregation.

The geometry of the castings can have a great influence on the vermicular graphite characteristics. In the case of the "plate" type samples, as the trapezoidal bimetal part (Fig1). The dimensional characteristics of the graphite separations are essentially the same order of magnitude in the centre and at the surface. For the vermicular graphite cast iron, the graphitising annealing heat treatment leads to the removal of the free cementite and assures a complete ferrite structure. As the graphite compacting degree increases, the appearance of a supplementary porosity can be noticed due to the austenitic transformation.

It can easily be seen in the cast samples examined in the bimetal zone (Fig.6, Fig.7). SEM imagines how the quasillamelar and vermicular graphite separations appeared in the whole area occupied by the cast iron, missing only in the interface zones. As compared to the primary structure of cast iron, after the heat treatment a

relative increase of the porosity is observed [2]. The phenomenon accompanying the graphitisation in the cast iron creates a compact graphite separation of about 20-100 μm.

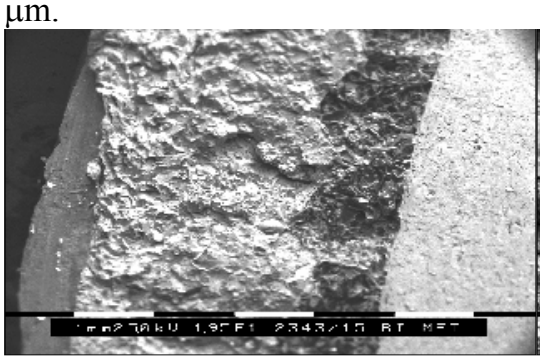


Fig.6 SEM bimetal interface of aircraft plate interface. (SEM x 100)

Fig.7 The diffusion zone of the bi-metallic plates (SEMx100)

The study of the bimetal interface area evidences vermicular graphite separation with an aspect ratio of 1/10. The examined samples are from the steel-cast iron in the contact zones. Using the Philips 515 electron microscope, the analyses evidenced a very good adherence of the two materials, no defect being detected along the joint.

The sintered metal-ceramic friction materials represent a complex mixes of metallic and non-metallic powder components. All these components act on the physic-mechanical and the technique-operational properties. Antithetical requirements as wear resistance and simultaneous high coefficient of friction show that sintered friction materials, in difference to materials of the mass powder metallurgy, are very complex in their structure. The sintered metal-ceramic friction materials represent a complex mixes of to nine metallic and non-metallic powder components. All these components act on the physic-mechanical and the technique-operational properties. In generally, the sintered composites friction materials (Fig8) must present the following characteristics: high storing and dissipation capacity of braking energy; high values of the friction coefficient (μ 0.25-0.50) and high operational stability; high temperature (400-700° C) stability.

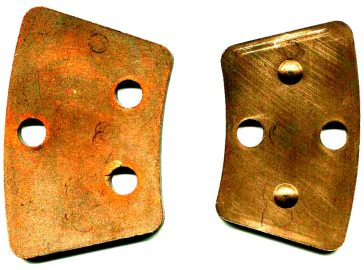


Fig.8 Metallo-ceramic aeronautical breaks

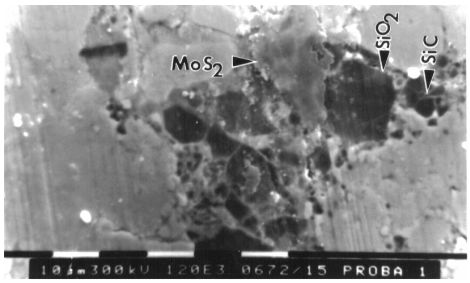


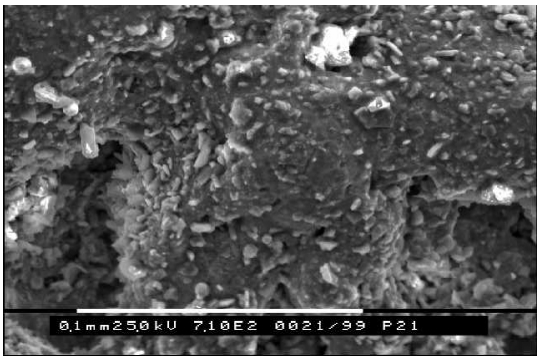
Fig.9 Micrography of the worn surface of the material sintered at 1000°C (SEMx150)

At the end of the tribological test, on the worn surfaces of the two samples a microstructure analysis was made using a SEM. The general aspect presents a heterogeneity material (Fig.9) having a plastically deformed matrix due to the action of the friction cast iron counterpart. The micrographs of the worn surface of the material sintered-presents a non-homogenous material having a plastically deformed matrix due to the action of the friction cast iron counterpart (Fig10).

Fig.10 Metallo-ceramic material. Surface texture appearance. (SEM image x 1250)

The knowledge of the sub-critical crack length is a key to estimating for example the temperature dependence of the fracture toughness of materials. This allows us to understand that the mechanism of fracture change that is dependent not only on the condition of loading but also on crack growth when condition of the crack propagation.

The SEM is a very useful technique for their microstructural characterisation of metallo-ceramic materials: defects heterogeneity or bubbles.The general aspect presents a heterogeneity material having a plastically deformed matrix due to the action of the friction cast iron counterpart. Fig11 presents the micrographys of the worn surfaces of the material sintered at 1100°C .



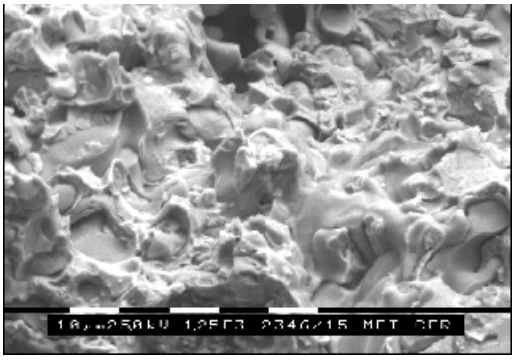


Fig11.Pore structure on material sintered (SEM x 1250) Fig12. Metallo-ceramic material homogeneity. (SEMx1250)

During liquid phase sintering a liquid phase coexists with a particulate solid at the sintering temperature. The liquid phase usually enhances the rate of interparticle bonding during sintering. Nevertheless the factors, which cannot be completely eliminated, are the microscopic level non-uniformity of this type material [3]. The physic-mechanical characteristics of the metallic matrix are strongly influenced by the structure (Fig11), achieved by this one during the sintering. Higher sintering temperatures make possible the embedding of greater quantities of mineral admixtures and dry lubricants. Defects in metallo-ceramic materials are numerous and existing a large experience. SEM/EDX allows a better determination of the defects tips: liquid-liquid immiscibility or phase separation. SEM- secondary electron images contain backscattered electron information show a difference of contrast between the components. This indicates a diffusion of heavy elements, especially iron, toward the crystallisation front, a diffusion which in fact promotes the nonomogenity bulk. At the same time the microstructure of the main crystalline phase develops and produces a components leading to spherulitic crystallisation Fig.12.

4. CONCLUSIONS:

This article show how a comprehensive on qualitative approach to quality evaluation of products used in the airspace industry about electron microscopy. Structural analysis allows us to study such different tribological couple materials.

SEM fractografy has been recognized as the most suitable analytical method not only to describe the structure of the fracture surface but to ascertain how the material had withstand mechanical and tribologicall tested . Is difficult to confine structural studies to one single method and it is necessary also to obtain quantitative parameters

The results obtained proved that the materials thus investigated can ensure safe couple friction properties at speeds in excess of 23 m/s as well as an improved wear resistance potential.

Received April 19, 2005

METAV-C&D S.A., Bucharest
* S.C.INCAS Research Aeronautical Institute, Bucharest

REFERENCES

/1/. Buzaianu, A., Manoliu, V., *Bimetallic Materials for Special Application*; Materials Week European Congress on Advanced Materials, Processes and Applications", Munchen 2002
/2/. Kwon S.J., Goo, B.C., *A study of friction and Wear Characteristic of brake Pads for Al MMC Disc*, Fracture and Strength of Solids, Vol.183, 2000, 1225-1230;
/3/. Alov, N.V., Oskolokstad, K.V., *Surface Morphology Characterization using TXRF and SEM*, European Microscopy and Analysis,81,5-7, 2003.

PRODUSE DE ÎNALTĂ CALITATE UTILIZATE ÎN INDUSTRIA AEROSPAȚIALĂ

Rezumat: Lucrarea face referire la cercetările autorilor privind realizarea frânelor pentru aeronave. Se explică o nouă strategie privind materialele utilizate în scopul amintit.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.5

CONTRIBUTIONS CONCERNING WAYS OF OBTAINING FERROFLUIDS

BY

DORU CĂLĂRAŞU

Abstract. *A good knowledge of the magnetic phenomena and properties of the systems of the magnetic particles utilized in the production of ferrofluids contribute essentially to the understanding of these special materials. The ferrofluids that contain magnetite are very spread and they are used to make ferrofluids on the basis of petrol, oils, kerosene, water, etc. and having a diversity of applications. That is why the study of the magnetite particles is well justified. The studies made on ferrofluids emphasized fluid-mechanical phenomena that lead to new solutions for problems of science and technology. Properties specific to magnetic fluids extend the area of their use in various applications for which conventional technical solutions are obsolete.*
Keywords *magnetic fluid, electro-hydraulic, magnetic property*

1. INTRODUCTION

Ferrofluids (magnetic liquids) are dispersions of subdomain magnetic particles in a basic liquid. Each colloidal particle in a magnetic fluid is a small permanent magnet that tends to align towards the magnetic field. Supposing that the particles are small, about 100 A, the molecular thermal moving prevents their depositing. Besides, the particles are wrapped in order to prevent their magnetic interaction. Ferrofluids are perfectly soft from a magnetic point of view and they are nonmagnetic in the absence of an applied magnetic field. They show a magnetizing of saturation in the intense magnetic fields, without presenting a magnetic hysteresis. The viscosity of the magnetic fluids in the absence of the applied magnetic fields shows an ideal Newtonian behaviour without depending on the viscosity of the speed gradient. In a uniform magnetic field the viscosity tends to be non Newtonian.

The quality of the ferrofluids is dictated by the properties of the utilized colloids. This quality can be substantially improved if we choose a stabilizer that corresponds to the properties of the particles and the basic liquids. As a result, a good knowledge of the magnetic phenomena and properties of the systems of the magnetic particles utilized in the production of ferrofluids contribute essentially to the understanding of these special materials. The ferrofluids that contain magnetite are very spread and they are used to make ferrofluids on the basis of petrol, oils, kerosene, water, etc. and having a diversity of applications. That is why the study of the magnetite particles is well justified.

2. METHODS OF GETTING MAGNETIC COLLOIDS AND FERROFLUIDS

As a rule, any conductor or non-conductor liquid may constitute the base of a magnetic liquid. The stability of a magnetic liquid is assured by the reduced dimension

of the magnetizable particles (Fe_3O_4, γ-Fe_2O_3, etc.) dispersed in a basis liquid, as the Brownian moving puts up resistance to the tendency of the particles to agglomerate and deposit.

In these conditions, the stability of the magnetic liquids is maintained through steric stabilization in organic media, electrostatic in watery media or through braking the development of particle germs in various alloys (e. g. mercury).

Papell in 1965 noticed that he could suspend between the poles of an electromagnet a colloidal suspension of magnetite stabilized with oleic acid and obtained an apparently continuous liquid with magnetic actions. J. L. Neuringer and R. E. Rosensweig called these colloids "ferrofluids", a name that expresses the combination of magnetic properties.

As most solid magnetic inorganic substances are insoluble in common liquids and do not dissolve easily, coupling magnetic particles with the liquid phase is achieved by adding some adequate stabilization agents.

A typical compound of such a substance is the oleic acid, $C_{17}H_{33}$-COOH.

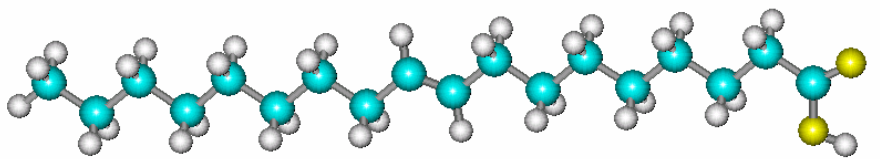


Fig.1 Oleic acid structure ($C_{17}H_{33}$-COOH)

The molecules of this acid contain the final polar group (-COOH), which is absorbed by the surface of the particles and a part of the hydrocarbon which is similar to the medium of dispersion and so it can dissolve in this.

As concerns the very small particles, the cover of the stabilization agent is responsible for the suspension stability. In a well-prepared ferrofluid, the diameter of the particles is big enough.

In condition of knocking two particles, at a minimum distance of separation of 2δ between the surfaces, the thermal moving energy is bigger than the energy associated to London forces and the magnetic forces of interrelation between the particles.

If this fact is not realised, the forces among particles drive quickly to the agglomeration of the particles and to the separation of the solid phase.

For a ferrofluid the medium diameter D of the particles is always less than 150A, and the relation δ/D is bigger than 0,2.

According to the base liquid nature and the dispersed magnetizable particles, there have been elaborated numerous methods that may help to prepare magnetic liquids, methods that have names associated to the way of obtaining fine magnetizable particles.

Mechanic dispersion method Stephen Papell prepared for the first time magnetic liquids by a mechanic method. He used a mixture made up of magnetizable powder, a basic liquid and a stabilizing agent, introduced in a ball-vibration grinder for over 1000 hours. After mixture centrifuging, Papell obtained a magnetic liquid with a density and a viscosity little different from the basic liquid and with strong magnetic properties.

S.E. Khalafalla and G.W. Reimers, to reduce the necessary grinding time, use adequate magnetic precursors. The magnetic liquid obtained by this method may be again concentrated by basis evaporation.

Electro-condensation method. The electro-condensation method is used by G. Bredig for obtaining colloidal suspensions. In a vessel filled with water, there are two Ag electrodes between which there is the powder of a metal that is dispersed. When firing the electric arch, vapours of metallic powders develop around the electrodes. In contact with the dispersion environment the temperature of which is low, vapours get condensed, forming very fine dispersed particles. These particles are dispersed and stabilized by using an adequate dispersant – stabilizing agent, obtaining a stable colloidal suspension. Using this dispersion method, Co, Fe, Ni could be dispersed in a series of alcohol, carbohydrate, polar and non-polar dispersion environments.

Method of electrodepositing. This method distinguished itself by the easiness of changing the physical-chemical and technological parameters of magnetic liquids. To obtain the fine magnetic particles of Fe-Ni, an electrolyte that contains Fe sulphate and Ni sulphate or a mixture of ammonium citrate and nickel may be used. By changing the quantities of ammonium citrate, particle composition may be premeditated.

Method of thermal decomposition This method was proposed by Thomas and his collaborators in 1965. Based on this method, metallic dispersions are prepared by the thermal decomposition of an organic-metallic compound in the presence of an inert solvent and of a polymer. Hees and Parker made a thorough study of this method. Magnetic liquids based on Fe or Ni have been obtained.

3. METHOD OF CHEMICAL PRECIPITATION WITH ULTRASONIC STABILIZATION

The method consists in precipitating the magnetite from bi-and trivalent iron salts, under the action of the hydroxide sodium or ammonium in excess.

We present the method by which magnetic liquids were obtained in the laboratory by this method. In glass bottles, the following solutions are prepared: 10.8 g $FeCl_3$ x $6H_2O$ in 300 ml distilled water and 5.6 g $FeSO_4$ x $7H_2O$ in 300 ml water are prepared. They are heated to 60° C, mixed and stirred forcefully, after which a solution of 10 g NaCl in 100 ml water is added at a constant flow. A black precipitate of magnetite amounting to about 4.6 g is deposited.

Fig.2 Obtained magnetite *precipitate*

The precipitate is then decanted, separated and washed with distilled water to remove any sodium salts. The washing is repeated with acetone until any trace of water is removed.

The obtained paste is washed with toluene so that the acetone is removed. In order to accelerate the process, there have been used ultrasounds that succeeded in breaking the clusters and a better cleaning of the particles. After that there has been added 2 ml of oleic acid and the mixture was warmed until 90-100˚C to remove the toluene. The obtained paste together with 100 ml of kerosene was introduced in an ultrasound bath. In about half of hour we obtained a stable ferrofluid, the precipitated quantity being under 5%.

Subsequently, the liquid can be diluted by adding a base liquid or by removing

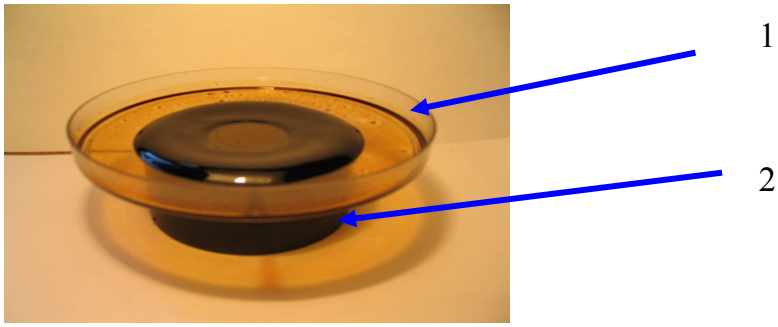


Fig.3 Ferrofluid in magnetic field; 1- a box with ferrofluid; 2- a permanent magnet

this (by evaporating). In this way, you can prepare magnetic liquids on different bases, and structures, according to the domain of utilization. By using ultrasounds you can obtain both a more efficient washing and a more rapid homogenization. The particles are presented from clustering and in this way they are more rapidly wrapped in the stabilizer agents. This method reduces substantially the time of preparation.

4. CONCLUSIONS

- Methods and recipes of obtaining magnetic colloids and ferro-fluids are presented.
- A solution to obtain ferro-fluids by the method of chemical precipitation that reduces substantially the obtaining time is proposed.
- Colloidal magnetic particles were obtained from magnetite, perfectly soft from a magnetic perspective.
- By these particles, a ferro-fluid was prepared on kerosene basis.

Received April 26, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Luca. E, s.a.: *Ferrofluids and their Industrial Applications*, (in Romanian), Technical Publishing House, Bucharest, (1978).

/2/. Bertotti G.: *Hysteresis in Magnetism*, Academic Press Inc. 1998 Science and Technology 63 (2003), p. 1105-1111.

/3/. Odenbach S. *Ferrofluids - Magnetically Controlled Suspensions,* Colloids and Surfaces, A Physicochem Eng. Aspects, 217 (2003), p. 171-178.

/4/. Călăraşu D., Cotae C., Olaru R.: *Magnetic Fluid Brake*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, ELSEVIER SCIENCE, 201 (1999), p. 401-403.

/5/. Cotae C., Baltag O., Olaru R., Călăraşu D., Constandache D.: *The Study of a Magnetic Fluid Based Sensor,* Journal of Magnetism and Magnetic Materials, ELSEVIER SCIENCE, 201 (1999), p. 394-397.

/6/. Olaru R., Sălceanu A., Călăraşu D., Cotae C.: *Magnetic Fluid Actuator*, Sensors and Actuators, ELSEVIER SCIENCE, 81 (2000), p. 290-293.

/7/. Călăraşu D., Scurtu D.: *The Influence of the Exterior Magnetic Field on the Laminar Energy of the Magnetic Fields,* Meridian Engineering, U.T.M. Moldova Republic, (2002)

CONTRBUTII PRIVIND POSIBILITATI DE OBTINERE A FEROFLUIDELOR

Rezumat: O cunoaştere a fenomenelor şi proprietăţilor magnetice ale sistemelor de particule *magnetice* utilizate la producerea ferofluidelor contribuie în mod esenţial la înţelegerea acestor materiale speciale. Ferofluidele ce au în componenţă magnetita sunt unele din cele mai răspândite, realizându-se ferofluide pe bază de petrol, uleiuri, cherosen, apă etc., cu aplicaţii diverse, de aceea studiul particulelor din magnetită este pe deplin justificat. Studiile făcute asupra ferofluidelor evidentiaza fenomene fluidomecanice care conduc la noi solutii in stiinta si tehnologie.Proprietatile specifice extind aria de utilizare a lor in diverse aplicatii pentru care solutiile conventionale sunt depasite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.17

EXPERIMENTAL RESEARCHES ON THE MAGNETIC PROPERTIES SPECIFIC TO THE Fe_3O_4 PARTICLES

BY

DORU CĂLĂRAŞU

Abstract. *In order to describe the magnetic properties of the particles, there have been traced, by the help of a VSM magnetometer, calibrated with Ni, the hysteresis cycles for the magnetite nanoparticles obtained by the method of the chemical precipitance.*
Keywords: *magnetic fluid, electro-hydraulic, magnetic property*

1. VIBRATING SAMPLE MAGNETOMETER

The principle that lies at the basis of the magnetometer is that of the electromagnetic induction. The variation of the magnetic field through a helix produces the appearance of an electro-motor tension at its terminals. The sample, whose remanence magnetization has to be measured, is moved into a direction parallel with the coil axes.

There appears an electro-motor tension at its terminals. The amplitude of the tension is directly proportional with the magnetization of the sample.

The vibrations are transmitted by the help of the sample rod that is placed in a system of detection field coils. The electro-motor tension induced at the terminals of the detection field coil system is applied to the lock-in amplifier. This one has a maximum sensitivity of $2x10^{-12}$ V.

Its value is displayed through the amplification and synchronic detection.

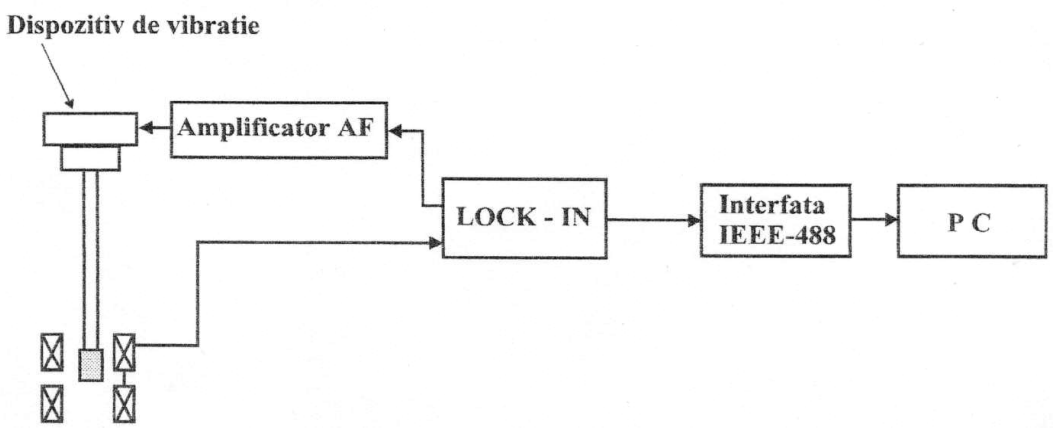


Fig. 1 The block scheme of the vibrating sample magnetometer

The lock-in amplifier is also equipped with an IEEE -488 interface that is connected to a PC. In this way there have been obtained and stored all the data. The analogue/numerical conversion of the signal to be measured is done on 16 bits with a sampling frequency of 256 kHz.

The detection coils constituted in pairs, are placed in front.

In accordance with the number of paired detection field coils and the orientation of these axes in space, the magnetometer can measure the components of the magnetic moment of the sample on one up to three axes.

To trace the magnetization curves, the vibrating magnetometer is used in combination with an electromagnet used to produce the continuous magnetic filed and a Hall electrical sounder gaussmeter in order to measure the field (*Fig. 2*).

The sample and the detection field coils are placed between the polar pieces of an electromagnet supplied by a continuous current source that can be adjustably ordered.

The calculator transmits, by the help of a parallel circuit, to an 11 bits analogue digital convertor, the dimension of the current that has to be delivered by the source through the coils of the electromagnet. The source utilized is of a GE20024L type.

The magnetic field produced by the electromagnet is measured by the help of a gaussmeter with a Hall electrical sounder of VGM01 type.

The signal induced by the sample in the detector field coils is measured by the help of the lock-in amplifier and it is transmitted through one interface of the calculator. The measured value of the field, together with the value of the signal induced in the detection field coils, are graphically displayed and stored in a data folder.

In order to obtain a better precision of each value of the applied field there have been made 5 measurements of the sample magnetization. The final result is the arithmetical mean of the 5 results.

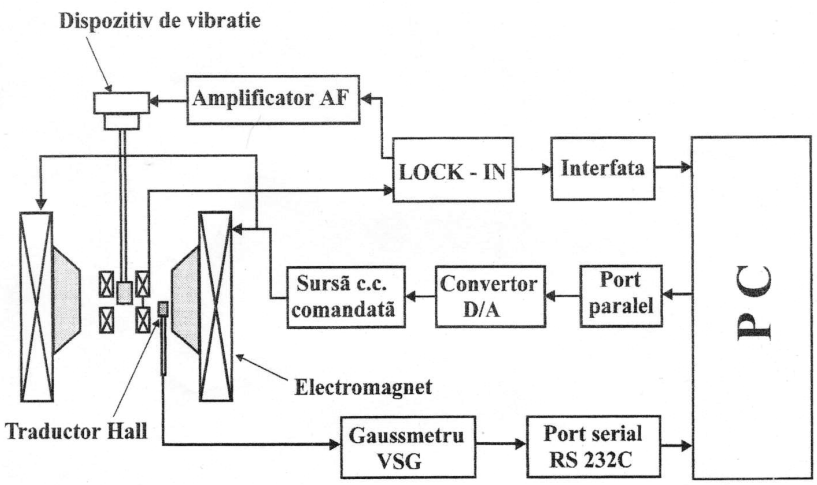


Fig. 2 The block scheme of the measurement device in which it is utilized a VSM magnetometer

You can see the magnetization curves for silicon, the magnetite powders dispersed in silicon and the pressed magnetite powders.

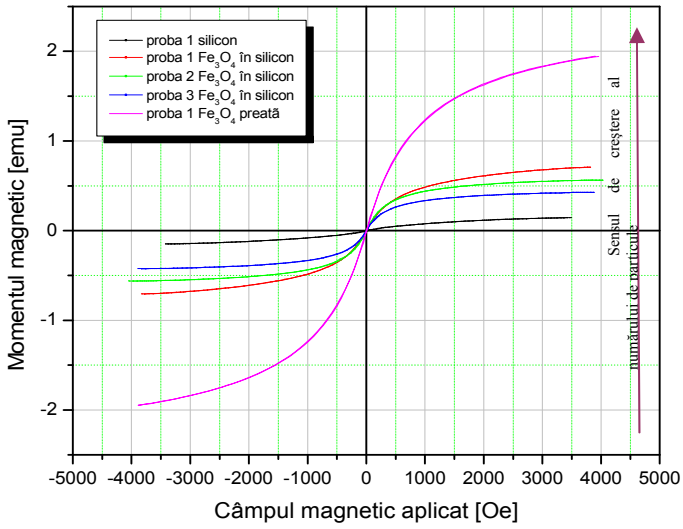


Fig. 3 Magnetization curves of the studied samples

As you can notice from the picture, the systems of particles don't show a magnetic hysteresis. The aspect of the curves shows a conduct of a supermagnetic type. For such a conduct you can calculate the maximum diameter of the particles.

So if you know the nature of the particles (Fe_3O_4), the anizothropic energy has to be equal with the thermic energy:

$$KV_c = kT \tag{1}$$

in which K is the density of the anizothropic energy; k – Boltzman constant; T – the temperature of the sample; V_c – the critical volume under which we have a supermagnetic conduct. Thus, for the critical volume we have the following expression:

$$V_c = \frac{kT}{K} \tag{2}$$

Knowing that $T = 300$ K and $K = 10^4$ J/m^3, we obtain, for the critical volume, the value:

$$V_c = 4{,}143 \cdot 10^{-25} m^3 \tag{3}$$

If we admit that the shape of the particles is spherical, you can calculate the maximum diameter of the systems of particles.

$$V_c = \frac{4\pi\left(\frac{d_c}{2}\right)^3}{3} \tag{4}$$

The result is the critical diameter $d_c = 9{,}25 \cdot 10^{-9} m$, so that the diameter of the particles has to be smaller than d_c.

If we take into consideration the volume of a particle equal to V_c, the number of particles in the volume submitted to magnetization can be determined from the magnetization curves.

Using the powders in an analogous way, there have been obtained ferro-fluids on the kerosene basis, through the chemical precipitation method with an ultrasonic stabilization.

2. CONCLUSIONS

There have been presented methods and detailed recipes used to obtain magnetic colloids and implicitly, the ferro-fluids.

It is proposed a solution to obtain ferro-fluids through the method of chemical precipitation, respectively "***chemical precipitation method with an ultrasonic stabilization***", that reduces substantially the time necessary to obtain ferro-fluids.

There have been obtained colloidal magnetic particles of magnetite, perfectly soft from a magnetic point of view.

There have been presented the magnetization curves for silicon, magnetite powders dispersed in silicon and powders of pressed magnetite.

There has been prepared a ferro-fluid on kerosene basis.

Received April 26, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Luca. E, s.a.: *Ferrofluids and their Industrial Applications*, (in Romanian), Technical Publishing House, Bucharest, (1978).

/2/. Bertotti G.: *Hysteresis in Magnetism*, Academic Press Inc. 1998 Science and Technology 63 (2003), p. 1105-1111.

/3/. Odenbach S. *Ferrofluids - Magnetically Controlled Suspensions,* Colloids and Surfaces, A Physicochem Eng. Aspects, 217 (2003), p. 171-178.

/4/. Călăraşu D., Cotae C., Olaru R.: *Magnetic Fluid Brake***,** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, ELSEVIER SCIENCE, 201 (1999), p. 401-403.

/5/. Cotae C., Baltag O., Olaru R., Călăraşu D., Constandache D.: *The Study of a Magnetic Fluid Based Sensor,* Journal of Magnetism and Magnetic Materials, ELSEVIER SCIENCE, 201 (1999), p. 394-397.

/6/. Olaru R., Sălceanu A., Călăraşu D., Cotae C.: *Magnetic Fluid Actuator***,** Sensors and Actuators, ELSEVIER SCIENCE, 81 (2000), p. 290-293.

/7/. Călăraşu D., Scurtu D.: *The Influence of the Exterior Magnetic Field on the Laminar Energy of the Magnetic Fields,* Meridian Engineering, U.T.M. Moldova Republic, (2002)

DETERMINAREA EXPERIMENTALĂ A UNOR MĂRIMI MAGNETICE CARACTERISTICE SISTEMELOR DE PARTICULE DIN FE_3O_4

Rezumat: Pentru o descriere a proprietăţilor magnetice a particulelor s-au trasat, cu ajutorul unui magnetometru de tip VSM**,** calibrat cu Ni**,** ciclurile de histerezis pentru nanoparticulele de magnetită obţinute prin metoda precipitării chimice..

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.17; 621.791.7

TENSILE BEHAVIOUR OF A P355NL1 WELDED JOINT

BY

DORU CANTEMIR[a,b], LEONARDO BERTINI[b], MARCO BEGHINI[b], MASSIMILIANO PAGLIARO[c] and OCTAVIAN CIOBANU[d]

Abstract. *Carbon steel for pressure vessels P355NL1 is commonly used in fabrication of welded components for heat transfer equipment. Its temperature dependent properties have to be known in order to compute residual stress and distortion due to the welding process, by finite element method (FEM). To determine its mechanical properties, a series of hot tensile tests have been conducted for both, weld metal and base metal, using a Gleeble 3800 thermomechanical simulator. The tests and some results (yield strength, tensile strength, true fracture stress and reduction of area for various temperatures and on two material directions) are presented and discussed in this paper. The anisotropy of both, weld metal and base metal is evaluated, as well as the effect of welding on material properties.*
Keywords*: P355NL1 steel, hot tensile test, welding, temperature dependent mechanical properties, Gleeble 3800, material anisotropy*

1. INTRODUCTION

Finite element simulation is a powerful method for computing residual stress and distortion due to welding [1, 2]. The prediction accuracy is considerable affected by material data employed, which must be considered as functions of temperature [3]. Unfortunately, for most of engineering materials, is virtually impossible to find in literature or in commercially available databases their properties in the entire temperature range of interest.

In the frame of a study carried out at the Department of Mechanical, Nuclear and Production Engineering (DIMNP) of Pisa University, a welding experiment was conducted [4, 5]. Two plates were but-welded by manual shielded metal-arc welding with a heat input of about 0.75 kJ/mm, a preheating temperature of 250 ˚C and the maximum inter-pass temperature of 300 ˚C. A local post-weld heat treatment (PWHT) was performed, at 610 ˚C. After completion, a number of specimens were extracted from both, base metal (BM) and weld metal (WM) and tensile tested at various temperatures.

In this paper, the hot tensile tests are presented and some results are analyzed in order to evaluate the material anisotropy and the effects of welding on the mechanical properties. The characteristics considered are yield strength, tensile strength, true fracture stress and reduction of area. Their evolutions as function of temperature are plotted and compared for two material zones (WM and BM), on two perpendicular directions. For the third zone resulted after welding, the heat affected zone (HAZ), the quantity of material is too small to permit a proper tensile specimen extraction. A solution is to conduct welding simulations using Gleeble thermomechanical

simulatorin order to obtain a specimen characteristic for the HAZ. However, in the present work the HAZ properties aren't investigated.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

The material under study is hot rolled P355NL1 (according to EN-10028-3:92 specifications) carbon steel for pressure vessels, with the chemical composition shown in Table 1. It is commonly used in fabrication of welded components for heat exchangers and other equipments working under pressure.

Table 1 Chemical composition of P355NL1 steel (wt. %)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	N	Nb	Ni	Ti	Fe
0.138	0.48	1.55	0.011	0.0004	0.041	0.032	0.016	0.009	0.0058	0.027	0.039	0.002	bal.

A number of 44 specimens with the geometry presented in Fig. 1 were extracted from the welded plates, according to Table 2. For the case of but-welded plates the welding process can be considered reasonable uniform, starting at a distance equal to plate thickness. In consequence, the specimens in the weld longitudinal direction (type B) were extracted at a distance from borders greater than the plate thickness, in order to avoid the welding start/end effects. In the case of specimens transversal to weld line (type A) the entire reduced section consists from weld metal. The specimens C and D were extracted from a zone of the base metal non-affected by PWHT.

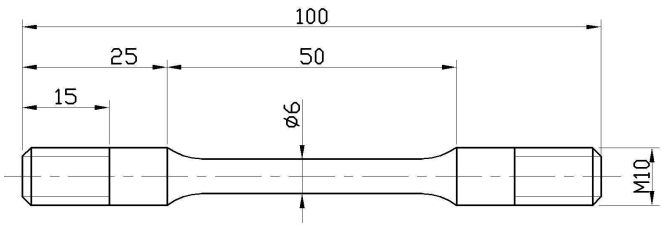


Fig. 1 Schematic drawing of tensile specimen

Table 2 Tensile specimens extraction

Specimen	Zone	Direction	Quantity
A	WM	transversal to weld line	15
B	WM	welding direction	7
C	BM	rolling direction	15
D	BM	transversal to rolling direction	7

Hot tensile tests have been conducted using Gleeble 3800, a state-of-the-art machine for dynamic thermal-mechanical testing of materials and physical simulation of processes. With its high-speed closed-loop heating system coupled with closed-loop mechanical systems, digitally controlled using appropriate software and digital signal processors, Gleeble is an excellent choice for these kind of tests. Its software is designed to prepare test programs, to provide digital closed-loop control of the thermal and mechanical systems and to collect data.

The specimens have been tested at temperatures ranging from 20°C to 1200°C, according to Table 3, where "x" indicates that a test was performed. Vacuum atmosphere about 10^{-2} torr was maintained in the chamber to prevent oxidation of the

specimen and to minimize the heat convection which can cause a radial thermal gradient due to surface cooling [6].

Table 3 Hot tensile tests conducted and test temperatures

Test temperature (˚C)	**Specimen type**			
	A	**B**	**C**	**D**
20	x	x	x	x
100	x		x	
200	x	x	x	x
300	x		x	
400	x	x	x	x
500	x		x	
600	x	x	x	x
700	x		x	
800	x	x	x	x
900	x		x	
1000	x	x	x	x
1100	x		x	
1200	x	x	x	x

The imposed testing cycle is schematized in Fig. 2. Specimens are heated up to testing temperature with a rate of 1°C/s, by direct resistance (Joule effect). Thanks to the high speed heating method of Gleeble system, the soak period needed to get uniform temperature in specimen calibrating zone is very short. A soak time of 1 minute was considered enough for the present tests, based on previous experience and measurements. This is much less with respect to the time needed when the specimen is heated using a furnace – not less than 20 minutes, according to ASTM standards [7]. After the soak period, specimens were tensile tested with a strain rate of 0.1 mm/s. Data acquisition frequency was 200 Hz.

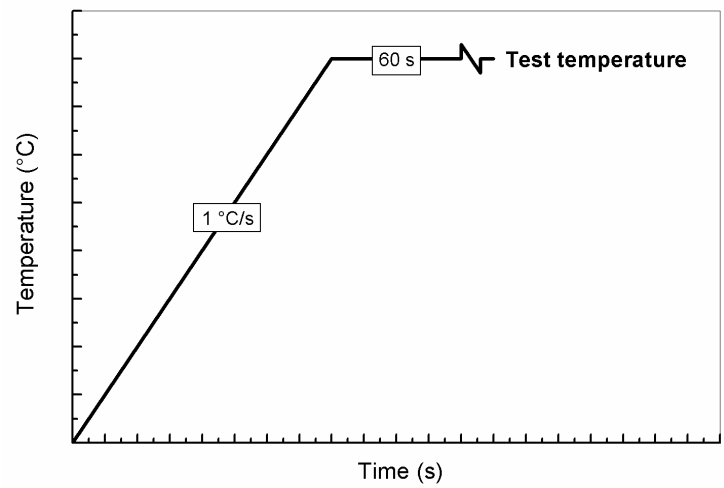


Fig. 2 Schematic of testing cycle

A thermocouple welded on the specimen central section was used for measurement and feedback control of specimen temperature. Alumel thermocouples were employed for testing temperatures smaller then 1000 °C, and platinum-rhodium

thermocouples for superior temperatures. The specimen elongation during tests was measured using a LVDT type transducer mounted between machine's jaws. Since the system used for specimen holding is very stiff compared to the stiffness of the specimen, the jaw-to-jaw measurements introduce little error in the elongation measurement. During heating and soak period the specimen was able to freely expand, it being automatically fixed right before the traction start.

The chamber, specimen, lengthwise strain transducer and thermocouple placed are shown in Fig. 3.

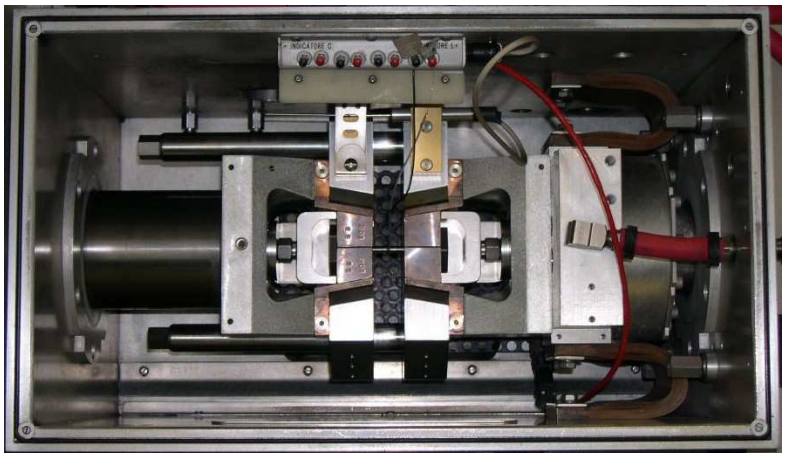


Fig. 3 Gleeble 3800 chamber with specimen gripped ready for testing

3. RESULTS AND DISCUSSION

The engineering stress-engineering strain curves, along other parameters, have been recorded by Gleeble in real time. From these curves, the yield strength and tensile strength were determined, according to ASTM standard [8]. The specimen's length and diameter were measured before and after test. Using the maximum load recorded by the machine, F_{max}, and the ultimate cross-section area, A_u, measured on the specimen, the true fracture stress is computed using the relation:

$$\sigma_f = \frac{F_{\max}}{A_u} \tag{1}$$

Reduction of area is calculated using well known equation:

$$RA\% = \frac{A_0 - A_u}{A_0} \cdot 100 \tag{2}$$

where A_0 is the specimen initial cross-section area.

3.1 Material anisotropy

In order to evaluate the anisotropy of BM mechanical properties, the results obtained for the specimens extracted in the rolling direction and in the transversal one (C and D, respectively) are compared in Fig. 4 to Fig. 7.

As could be seen, the tensile strength and yield strength are practically the same in the both directions, while a quite big difference can be noted for the true fracture stress. Because the maximum load, F_{max}, is quite similar for both directions, becomes clear that this discrepancy is caused by material ductility variation, visible in Fig. 7.

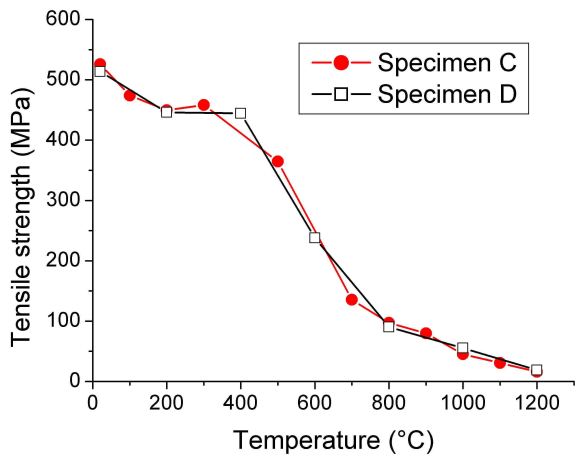


Fig. 4 Tensile strength of BM

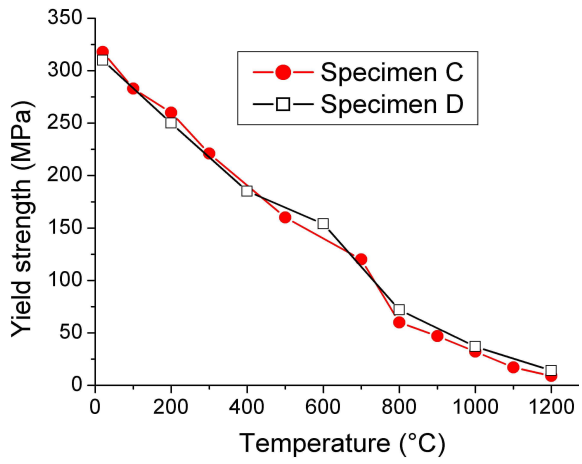


Fig. 5 Yield strength of BM

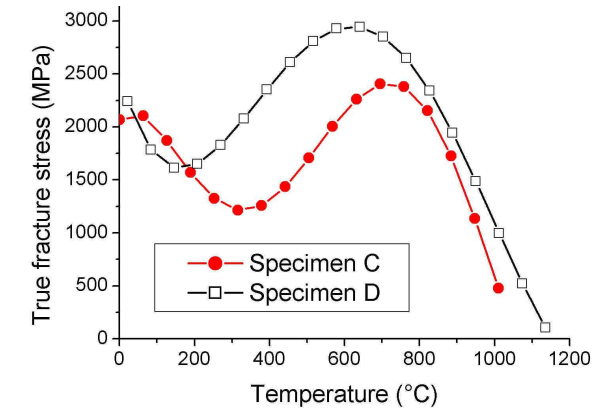


Fig. 6 True fracture stress of BM

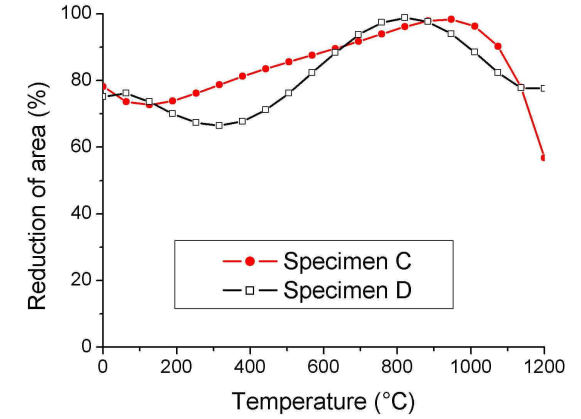


Fig. 7 Hot ductility curve for BM

To asses for WM anisotropy, the results obtained for the specimens extracted on welding direction and in the transversal one (B and A, respectively), are compared in Fig. 8 to Fig. 11. The yield strength is greater in the direction transversal to weld line, as well as the tensile strength (even if in the last case the difference is less visible). Still in this case, the material ductility varies for the two directions and, as a consequence, there is a variation of the true fracture stress.

Using tensile strength and yield strength, BM seems virtually isotropic but, when the true fracture stress is employed, the material anisotropy is obvious. In the case of WM, the material anisotropy is more evident. Considering these facts, seems reasonable to account for material anisotropy in a finite element welding model, by employing appropriate material models.

3.2 Welding effects

The welding effects on material's mechanical characteristics can be seen in Fig. 12 to Fig. 15. For temperatures less then 600-800 ºC the WM has better yield strength than BM, but at superior temperatures the difference is very small. The same thing, although with littler discrepancy, can be noted for the tensile strength variation.

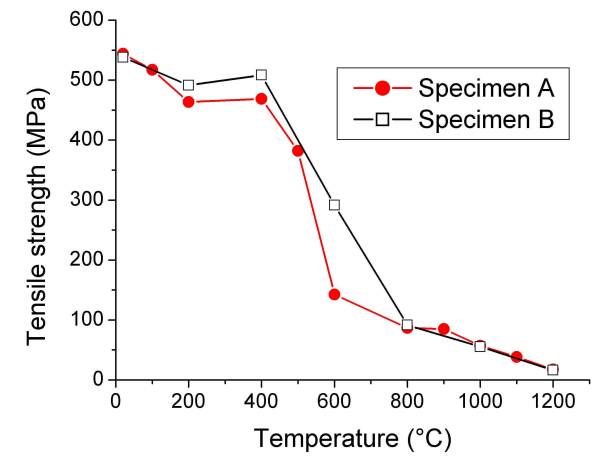


Fig. 8 Tensile strength of WM

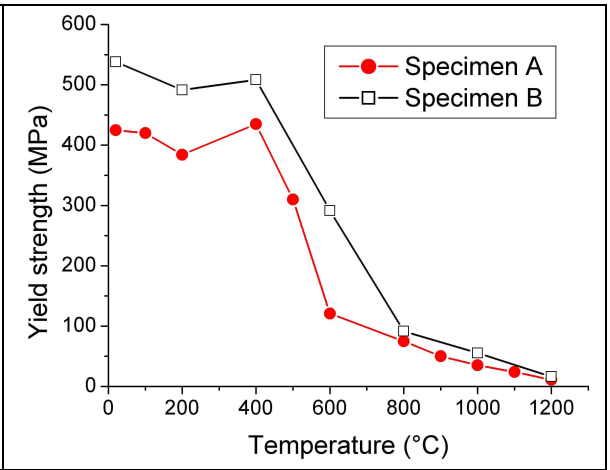


Fig. 9 Yield strength of WM

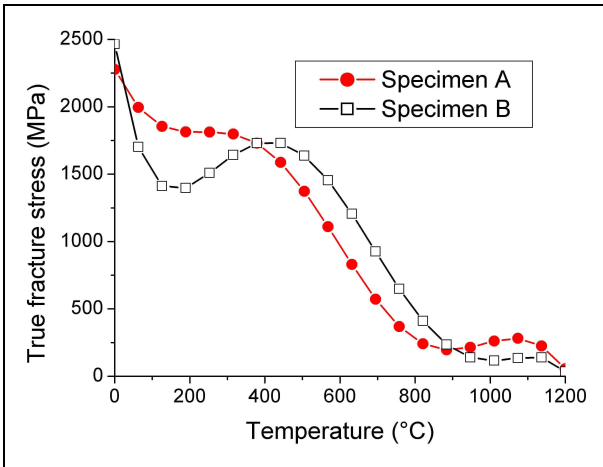


Fig. 10 True fracture stress of WM

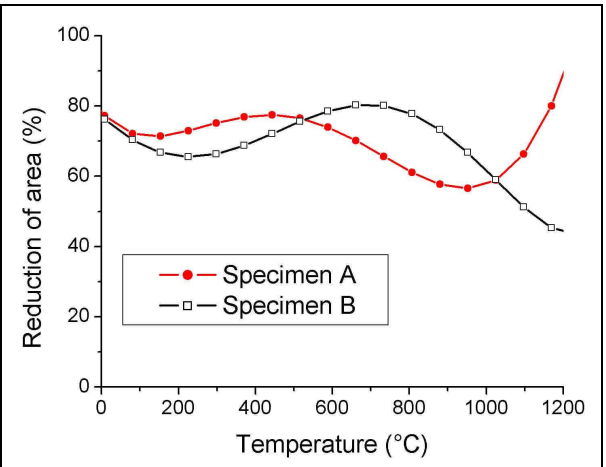


Fig. 11 Hot ductility curve for WM

A big difference can be observed between true fracture stresses of WM and BM (Fig. 14) as well as between reductions of area (Fig. 15). Because the finite element codes use the true stress-true strain curves for material data input, this variability of true fracture stress is important for welding modeling applications. Consequently, seems that in a finite element welding simulation one should use at least two different material models: one for BM and the other for WM. However, this is not the case for the majority of published work [1, 2]. A more in depth study is currently carried out in order to evaluate the influence of material parameters on the welding simulations results and is hoped that it will allow us to state a final conclusion regarding the opportunity of including WM material model, as well as the anisotropy of material properties.

4. CONCLUSIONS

Hot tensile tests have been conducted on P355NL1 steel specimens, at temperatures ranging from 20˚C to 1200˚C. A comparison between BM and WM properties is done, as well as the estimation of mechanical properties anisotropy.

True fracture stress is proved to be a more sensitive parameter with respect to tensile strength and yield strength, showing clearer the material anisotropy.

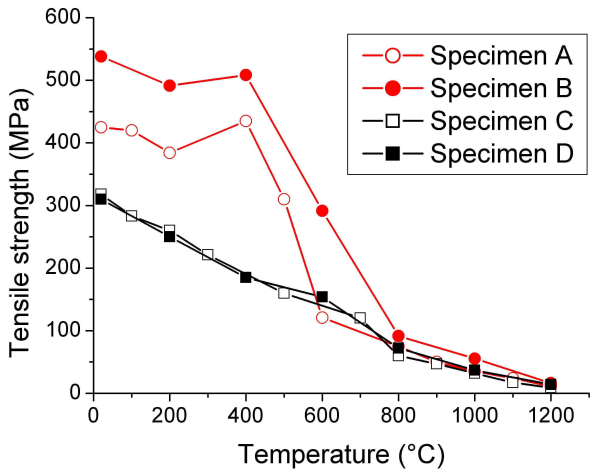


Fig. 12 Yield strength of WM and BM

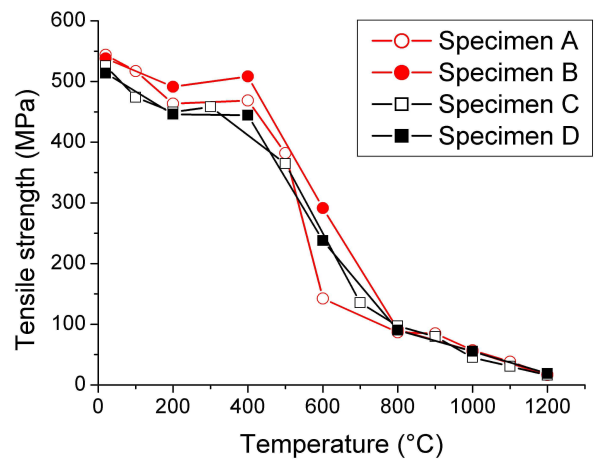


Fig. 13 Tensile strength of WM and BM

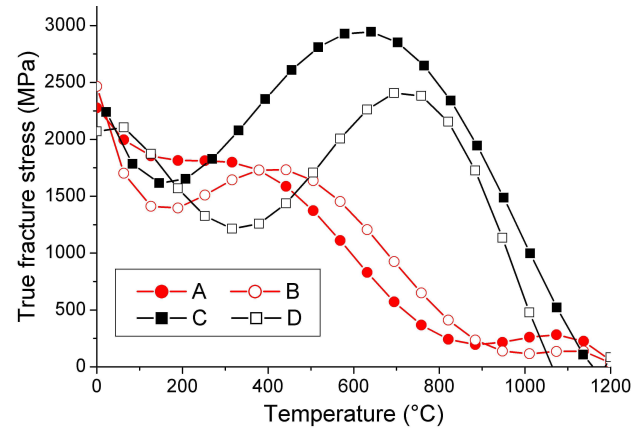


Fig. 14 True fracture stress for BM and WM

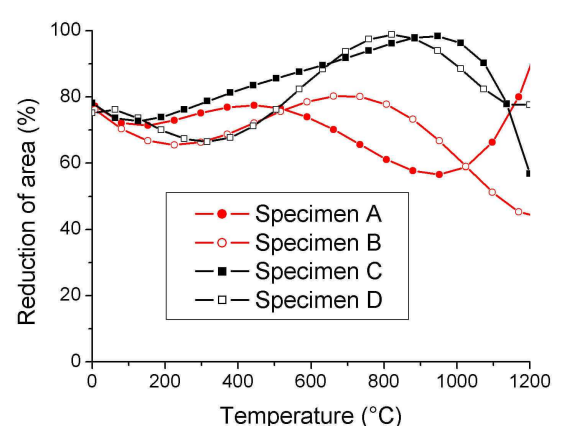


Fig. 15 Hot ductility curve for WM and BM

As expected, the WM properties are very different from BM properties. Consequently, this fact should be accounted for in a finite element welding model, as well as the anisotropy of both, WM and BM.

Acknowledgements

We gratefully acknowledge specimens provided by GE Oil & Gas Nuovo Pignone, Massa, Italy. We thank Fabio Garelli for support in tests implementation. D. Cantemir acknowledges his Ph.D. grant from the University of Pisa, Italy.

Received April 20, 2005

[a] *"Gh.Asachi" Technical University Iaşi*
[b] *University of Pisa, Italy*
[c] *ILVA-Riva Group, Italy*
[d] *"Gr. T. Popa" University Iaşi*

REFERENCES

/1/. Cantemir, D. - *Finite element modelling and simulation of welding - a state-of-the-art study*, Bul. Inst. Polit. Iasi, t. L(LIV), f. 6B, 2004, ISSN 1011-2855, 97-102

/2/. Lindgren, L.-E. - *Finite element modelling and simulation of welding. Part 1-3*, J. Thermal Stresses, 24, 2001, 141-192; 195-231; 305-334
/3/. Beghini, M., Bertini, L., Cantemir, D. - *A finite element procedure for assessment of a large tubesheet holes distortion due to welding*, 15th Italian ABAQUS User's Meeting, Bari, Italy, 2004
/4/. Beghini, M., Bertini, L., Cantemir, D., Barbieri L., Spadaccini, F. - *Simulation of temperature evolution during multipass butt-welding of a large tubesheet*, in Advances in Experimental Mechanics, (C. Pappalettere, ed.), McGraw-Hill, Milano, 2004, ISBN 88 386 6273-8, 650
/5/. Beghini, M., Bertini, L., Cantemir, D., Barbieri, L., Nicodemi, L., Spadaccini, F. - *Finite element thermal modelling of multipass welding of a perforated plate*, Bul. Inst. Polit. Iasi, t. L(LIV), f. 6B, 2004, ISSN 1011-2855, 91-96
/6/. Seol, D.J. et al. - *High temperature behavior of carbon steel in the austenite and δ-ferrite regions*, ISIJ International, 39, 1, 1999, 91-98
/7/. ASTM Standard E21-03a*, Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials*, ASTM International, 2003
/8/. ASTM Standard E 8m-95a, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, ASTM International, 1995

COMPORTAMENTUL LA TRACTIUNE AL UNEI IMBINARI SUDATE DIN OTEL P355NL1

Rezumat: Otelul carbon pentru recipiente sub presiune P355NL1 este utilizat in mod frecvent in fabricarea reperelor sudate din componenta echipamentelor termice. Cunoasterea variatiei proprietatilor sale in functie de temperatura este esentiala atunci cand se doreste modelarea cu elemente finite a tensiunilor remanente si a deformatiilor rezultate in urma procesului de sudare. In aceasta lucrare sunt prezentate incercarile de tractiune la cald efectuate in vederea determinarii proprietatilor mecanice, atat ale materialului de baza cat si ale cordonului de sudura. Sunt incluse o serie de rezultate si se face o comparatie intre proprietile celor doua tipuri de material. Deasemenea, este evaluata anizotropia proprietatilor mecanice ale materialului de baza si ale sudurii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.15; 621.373.8

SURFACE HARDENING OVER 38MoCrAl09 STEEL BY YAG:Nd PULSE LASER

BY

NELU CAZACU, SORIN DOBROVICI, OCTAVIAN POTECAŞU, ELENA DRUGESCU, ADOLF BÂCLEA, LILIANA SAVA

Abstract. *Laser offers unique capabilities for high energy concentrations at small surfaces. Factors that have influences over interactions between laser beam and steel surfaces are very high control. Pulse laser YAG:Nd is usual used for cutting and welding. Paper is based by hardening experiments using KVANT 17 (YAG:Nd). pulse laser over 38MoCrAl09 steel. Results were investigated by hardness (HV5) macrographic and micrographic.*
Keywords: *laser, YAG:Nd, hardening, steel*

1. INTRODUCTION

Lasers have progressed from a laboratory curiosity to an industrial tool. Most of today's industrial lasers output infrared light in the form of a beam that is converted to heat energy when it interacts with a material being processed. Cutting and welding laser systems use highly focused beams having power densities in excess of 106W/cm^2 to quickly melt and vaporize metals. Because these two industrial applications total nearly 95% of all laser systems sold, the use of lasers for surface modification often is overlooked, 0. Superficial hardness is obtaining through beam energy distribution with low intensity for superficial heating of surface between melting point. The principal condition for process is energy uniform distribution over metallic material surface. That conduce to a uniform heating layer depth. Heating by power laser is characterized by high heating speed (pulse laser beam) from ambient temperature to austenitic domain. After heating laser beam is stopped (pause time) and heat from superficial layer is transmitted by material diffusivity to adjacent volumes with very high speed and a local quenching is realized. Cooling speed is higher by critical quenching speed that mean an autoquenching process and an exterior quenching media is unnecessary. The heat is loosed by thermal conductivity from heating layer to material core and cooling speed is approaching to 1000°C/s. Maximal temperature (°C) in superficial layer is given by relation:

$$T_{\max} = \frac{2F_0\sqrt{at}}{\lambda\sqrt{\pi}} \qquad (1)$$

where: F_0 – power density, W/cm^2, a – thermal diffusivity, cm^2/s, λ – thermal conductivity, W/°C·cm; t – time, s. After surface heating by pulse laser is possible to obtaining a martensitic total transformations, but normally a quantity of residual austenite is present in microstructure. A cooling process is preferable to continue under 0°C.

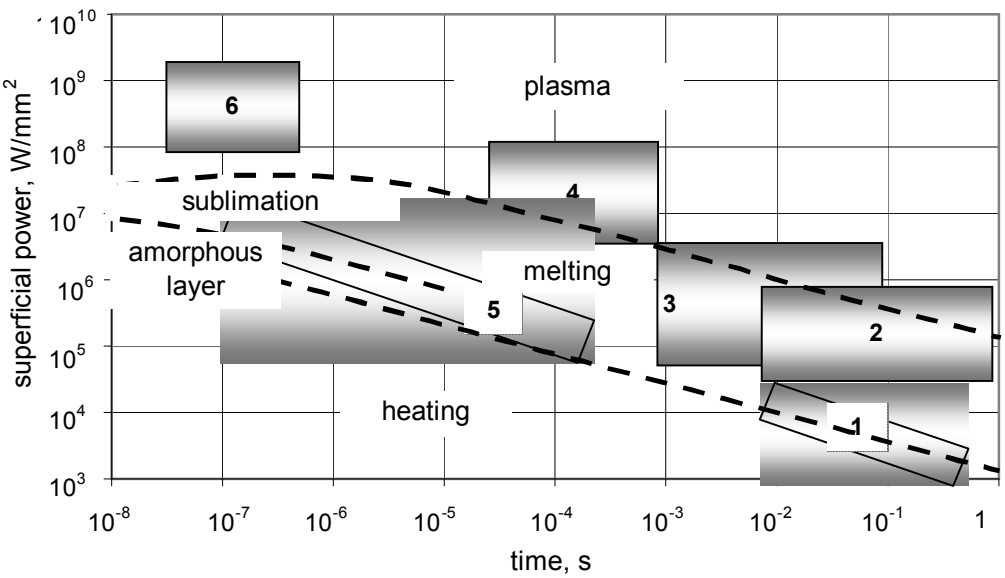


Figura 1. Basic processes and laser thermal applications in function of specificpower and irradiation time: 1- superficial hardening, 2- alloying, 3- cutting and welding, 4-drilling, 5-glazing (amorphous layer) and superficial melting, 6- thermal pulse hardening, 0.

Table 1. Relative compare of different lasers used for heat treatments

Laser type	Wave length	Absorption efficiency	Initial cost	Operating cost	Expectede life
	nm				
CO2	10,6	Low	Low	Moderate	High
YAG:Nd	1,06	Moderate/High	High	High	High
HPDD	800	High	Moderate	Low	Low

Note: HPDD- high power direct diode

After surface heating by pulse laser is possible to obtaining a martensitic total transformations, but normally a quantity of residual austenite is present in microstructure. A cooling process is preferable to continue under 0°C. Laser hardening is characterized by:

Laser beam power increasing for a constant speed of part moving conduce to decreasing hardness

Speed and beam power are control factor for depth hardening layer and for incident interaction surface

Hardness obtaining by laser quenching is higher by furnace heating and liquid quenching. Laser hardening are easy optic controlled and depth of quenching layer is uniformly. Hardness is depending by thermal conductivity of material

Superficial hardening by YAG:Nd pulse laser are influenced by: steel hardenability (chemical composition), laser beam energy measured through accumulator supply of optical pumping system (at capacity battery connector), pulse frequency; focalization of laser beam at material surface (defocalisation)

2. EXPERIMENTAL CONDITIONS

Pulse laser KVANT 17 (made CIS) has a solid active media by YAG:Nd ($Y_3Al_5O_{12}$). Some important characteristics are: active media dimensions diameter 6,3 mm şi length 100 mm; wave length 1,06 μm (IR); pulse time 2…5ms; pulse frequency 1…20 Hz; objective focal length 50 mm; surface diameter of interaction 0,3…1,3mm;

Table 2. Chemical composition for 38MoCrAlO9

Steel	Chemical compositon								
	C	Mn	P	S	Si	Mo	Cr	Ni	Al
38MoCrAl09	0,410	0,530	0,022	0,011	0,330	0,180	1,350	0,110	0,860

Table 3. Pulse laser (YAG:Nd) hardening experimental regimes

Experiment (sample)	Acumulator supply	Defocalization	Total pulse number	Pulse Frequency	Discharge current	Total time	Hardness HV_5 final
u.m.	V	mm	-	Hz	10^{-6}A	minute	daN/mm^2
1	550	0	410	0,3	34-58	22	520
2	600	0	430	0,3	34-60	23	425
3	650	0	460	0,3	34-60	25	388
4	700	0	406	0,3	34-60	20	466
5	750	0	411	0,3	40-70	23	477
6	550	2,5	415	0,3	30-48	22	466
7	600	2,5	420	0,3	32-52	23	603
8	650	2,5	430	0,3	36-58	17	435
9	700	2,5	440	0,3	38-64	32	441
10	750	2,5	420	0,3	42-70	20	376
11	550	5	410	0,3	28-48	22	332
12	600	5	365	0,3	30-52	20	473
13	650	5	410	0,3	34-60	25	549
14	700	5	410	0,3	38-64	20	644
15	750	5	410	0,3	40-68	23	460
16	550	7,5	410	0,3	24-46	22	487
17							-
18	600	7,5	466	0,3	30-52	20	412
19	650	7,5	410	0,3	42-64	22	325
20	700	7,5	430	0,3	14-38	21	412
21	750	7,5	436	0,3	38-66	23	376
22	800	7,5	440	0,3	38-66	20	441
23	850	7,5	450	0,3	38-66	22	566
24	900	7,5	460	0,3	38-66	21	540
25	950	7,5	465	0,3	38-70	23	549
26	650	10	406	0,3	38-70	23	283
27	700	10	411	0,3	38-70	23	310
28	750	10	415	0,3	38-70	23	306
29	800	10	420	0,3	38-70	23	391
30	850	10	430	0,3	38-70	23	418
31	850	10	440	0,3	38-76	23	325
32	850	10	420	0,3	38-76	23	401
33	900	10	430	0,3	38-76	23	367
34	950	10	445	0,3	38-76	23	453
c1	800	5	440	0,3	40-76	26	418
c2	850	5	436	0,3	50-82	22	575
c3	900	5	422	0,3	54-88	21	371
c4	950	5	430	0,3	58-96	23	401
35							
36	800	0	410	0,3	44-74	20	603
37	850	0	430	0,3	48-80	22	644
38	900	0	460	0,3	52-86	23	655
39	950	0	406	0,3	52-86	21	-
40	800	2,5	415	0,3	44-76	24	-
41	850	2,5	420	0,3	46-80	20	441
42	900	2,5	430	0,3	50-92	23	353
43	950	2,5	440	0,3	64-100	24	623

pulse energy, min. 8J. For experiments was used 38MoCrAl09 steel with final heat treatments (quenching and tempering). Chemical composition is showing in Table 2. The experimental hardening regimes using YAG:Nd laser are in Table 3. No used additional sample surface painting and no additional cooling system for quenching.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Hardening surface was investigated macroscopic, micrographic and by surface hardness. In Figure 1 and Figure 2 is showing micrographs with typical surface after laser hardening. A local melting is present and surface craters was formed because a high local energy was concentrated at the material surfaces (Figure 1). A normal surface hardening by laser beam is presented (Figure 2) when oxidizing surfaces appears at interactions surfaces with oxygen because the temperature is in austenitic domain.

Figure 1. Surface sample 3 (magnitude 350x).

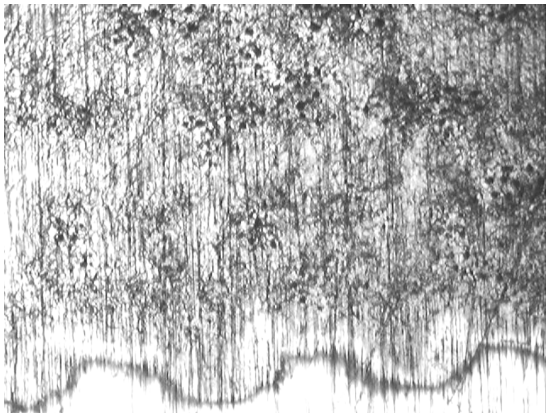


Figure 2. Surface sample 11 (magnitude 350x).

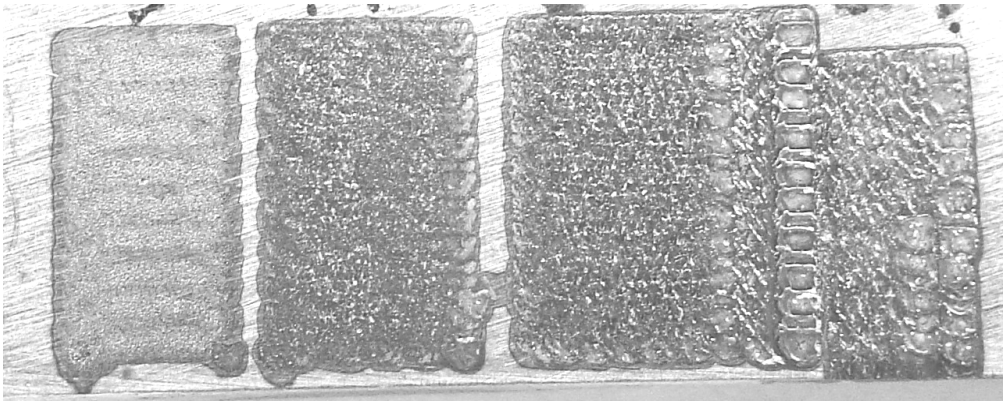


Figure 3. Surface macrograph (samples 18, 19, 20, 21).

Macrographs for different samples are showing in Figure 3.

Hardness increasing for all experimental regimes (Figure 4). For 0mm defocalisation hardness is higher over initial hardness 300 daN/mm^2 between 520 daN/mm^2 at 550V to 650 daN/mm^2 at 900V. Hardness variation having a decreasing zone and a increasing zone. In a decreasing zone hardness having a linear decreasing with accumulator supply from 520 daN/mm^2 to 380 daN/mm^2. Decreasing is a result of high energy localized on a minimum surface at focal distance of objective (50mm) and practical defocalisation is zero. The minimum surface is 0,00785mm^2. Cooling capacity of material has a finite values and is determined by thermal conductivity of material. In a second stage hardness increasing because a cooling process from melt is present.

A similar situation appears for 7,5mm defocalisation. For 5mm defocalisation and 550V…700V surface hardness having a linear increasing from 320daN/mm^2 to 650daN/mm^2. For 700V accumulation supply a maximum of hardness was obtaining, approx. 650daN/mm^2. If accumulator supply increasing over 700V the energy of laser pulse beam increasing and hardness decreasing because local heating energy is higher and autoquenching time is to short. Over 800V local melting is present and hardness is difficult to measured (**Eroare! Fără sursă de referință.**). Surfaces is hardening by cooling from melt. A similar situation is for 2,5mm defocalisation.

For 10mm defocalisation hardness increasing only for 750V… 850V. defocalisation

Table 4. Results of hardness measurements over laser hardening surfaces

Experiment	Hardness, HV_5				
	diagonal 1	HV_5	diagonal 2	HV_5	HV_{5m}
mu	mm	daN/mm^2	mm	daN/mm^2	daN/mm^2
1	0,153	396	0,12	644	520
2	0,142	460	0,154	391	425
3	0,162	353	0,148	423	388
4	0,140	473	0,142	460	466
5	0,142	460	0,137	494	477
6	0,141	466	0,141	466	466
7	0,124	603	0,124	603	603
8	0,146	435	0,146	435	435
9	0,145	441	0,145	441	441
10	0,157	376	0,157	376	376
11	0,167	332	0,167	332	332
12	0,140	473	0,140	473	473
13	0,130	549	0,130	549	549
14	0,120	644	0,120	644	644
15	0,142	460	0,142	460	460
16	0,138	487	0,138	487	487
17	-	-	-	-	-
18	0,150	412	0,150	412	412
19	0,169	325	0,169	325	325
20	0,150	412	0,150	412	412
21	0,157	376	0,157	376	376
22	0,145	441	0,145	441	441
23	0,128	566	0,128	566	566
24	0,131	540	0,131	540	540
25	0,130	549	0,130	549	549
26	0,181	283	0,181	283	283
27	0,173	310	0,173	310	310
28	0,174	306	0,174	306	306
29	0,154	391	0,154	391	391
30	0,149	418	0,149	418	418
31	0,169	325	0,169	325	325
32	0,152	401	0,152	401	401
33	0,159	367	0,159	367	367
34	0,143	453	0,143	453	453
c1	0,149	418	0,149	418	418
c2	0,127	575	0,127	575	575
c3	0,158	371	0,158	371	371
c4	0,152	401	0,152	401	401
36	0,124	603	0,124	603	603
37	0,120	644	0,120	644	644
38	0,119	655	0,119	655	655
39	-	-	-	-	-
40	-	-	-	-	-
41	0,145	441	0,145	441	441
42	0,162	353	0,162	353	353
43	0,122	623	0,122	623	623

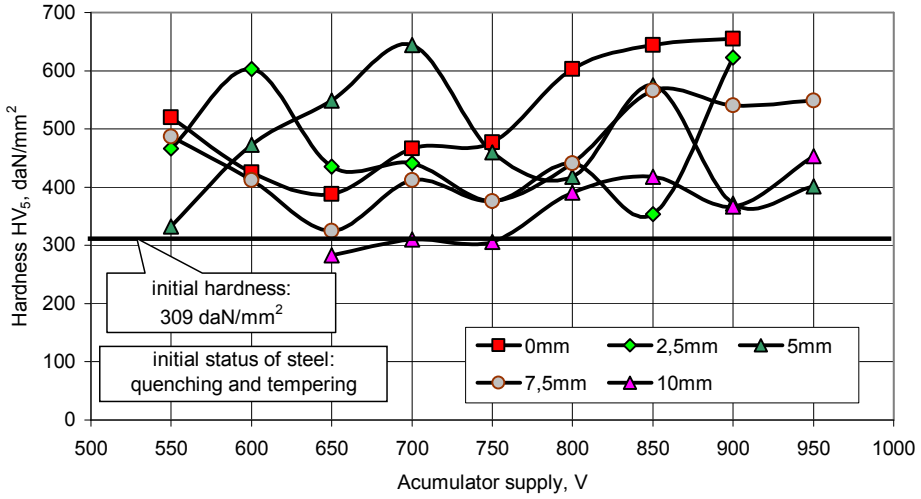


Figure 4. Hardness variations after pulse laser hardening for experimental regimes.

4. CONCLUSIONS

The KVANT 17 pulse laser with solid active media (YAG:Nd) is normal dedicated for cutting and welding. By adapted a xy plotter conduced by computer, a small pieces are moving relative to laser beam. Interaction energy was controlled by defocalisation and indirect measurement of energy (capacitive accumulator supply).

Hardening surfaces by pulse laser YAG:Nd is possible to realized for small surfaces. For 38MoCrAl09 steel an increasing or hardness from 309 daN/mm^2 to 650 daN/mm^2 was obtaining in presented experimental condition.

Received May 5, 2005 *"Dunărea de Jos" University Galați*

REFERENCES

/1/. Ganeev R.A, *Low-power laser hardening of steels*, Materials Processing Technology, Elsevier Pbs. No.121 (2002), pg. 414-419

/2/. Popescu N, Gheorghe C, Popescu O, *Tratamente termice neconvenționale*, Editura tehnică, Bucureşti 1990; (pag.223…245)

/3/. Samoila C, Ionescu M.S, Drugă L, *Tehnologii şi utilaje moderne de încălzire*, Editura Tehnică, Bucureşti, 1986; (pag.291…360)

/4/. Ursu I, Mihăilescu I.N, Prokhorov A.M, Konov V.I, *Interacțiunea readiației laser cu materialele*, Editura Acadamiei, Bucureşti, 1986

/5/. Donțu O, *Tehnologii de prelucrare cu laser*, Editura tehnică, Bucureşti, 1985.

/6/. Joel De Kock, Laser Machining Inc., Somerset, Wis, Lasers Offer Unique Heat Treating Capabilities Industrial Heating, Oct 2001

DURIFICAREA SUPERFICIALĂ A OȚELULUI 38MoCrAl09 FOLOSIND LASERUL ÎN IMPULSURI YAG:Nd

Rezumat: Laserul oferă capabilități unice pentru concentrarea de energii ridicate pe suprafețe mici. Factorii care influențează interacțiunea dintre radiația laser şi suprafața unui material metalic (oțel călibil) pot fi controlați cu mare precizie. Laserul în impulsuri cu mediu solid YAG:Nd este utilizat în mod obişnuit pentru tăierea materialelor, în special a celor dure şi extradure şi pentru sudări de precizie a unor materiale mult diferite între ele. Lucrarea se bazează pe experimentările de durificare superficială utilizând instalația KVANT17 (laser în impulsuri cu mediu solid YAG:Nd) şi efectuate asupra unor probe din oțel 38MoCrAl09. Rezltatele au fost investigate prin duritate Vickers (HV5), prin analiză macroscopică şi analiză microscopică..

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.6.2; 631.3

RESEARCHES REGARDING THE WORK-HARDENING OF MACHINERY PARTS HARD EXPOSED TO WEAR OF EQUIPMENTS AND INSTALLATIONS FROM AGRICULTURE AND FOOD INDUSTRY THROUGH HARD ALLOY DEPOSITION

BY

D. CIOBANU, D.V. ŞOLTUZ, V. NECULĂIASA, I. HOPULELE

Abstract. *The paper presents some theoretical and experimental aspects from layers deposition domain with hard alloys (WCo8 and Ti15Co6) on OSC8M support, in view to increasing the durability of some cutting devices of equipments and installations from agriculture and food industry. Superficial work-hardening has realized using the method of deposition and alloying through electrical sparkling with vibrator-electrode (DASE). Through this method can be obtained layers with thickness varying from tens microns to upper, with excellent adherence to support, respective high hardness and wear resistance, devoid the change of basic material structure.*
Keywords: *cutting devices, hard alloys, deposition, alloying, electrical sparkling*

1. INTRODUCTION

Equipments and installations from agriculture and food industry work in very difficult conditions, being under the influence both the mechanical stresses and the action of chemical factors, dependently by the nature of aggressive media in presence of those it working.

The active devices of these constructions are exposed to mechanical wear and corrosion, in the greater part of cases, or to mechano-chemical (tribocorrosion) wear, in which the mechanical and chemical effects can't be precisely separated [3].

In the battle with wear the first place must be occupied by knowledge and development of general theory of the materials resistances at wear. This theory is necessary for validation of constructive, technological and operation methods and means in the view to obtain a smaller wear. In the case of constructive solutions we understand also the quality of materials used, the thermal or thermo-chemical treatments applied, respective the hard alloys deposition methods for work-hardening of devices exposed to significant wear [1], [2] and [5].

A relative recent method for superficial work-hardening is the deposition and alloying through electrical sparkling with vibrator-electrode (DASE). The principle of processing through electrical sparkling consists in those that under the action of rectified pulsating current take place the material polar transferring from electrode (anode) to piece (cathode). The electrode material combines chemically with nitrogen and carbon from air, respective with carbon and other elements from cathode material. Thus, the electrode material forms on cathode a consistent superficial layer, very hard, resistant at wear and with excellent adherence to cathode material. At the same time in

superficial layer new formed appear the chemical complex compounds by kind of nitrides and carbonitrides, respective quenching structures [4].

In present, are frequently used the electrodes with metallic carbides from Cr, W and Ti. In general, are obtained the thickness of layers till to 50 μm, with a density of layer till to 100%, with very great hardness (even over to 1100 HV) and a roughness by R_a = 3,2÷14,8 μm [4].

2. MATERIALS AND METHODS

Researches investigate the superficial processing through periodical electrical sparkling using electrodes from hard sintered carbides (WCo8 and Ti15Co6) of some probes by chisel steel, OSC8M hardened and tempered. The chemical composition of tested steel, determined with a BARD-DV6 optical emission spectrometer, is given in table 1.

Table 1

Material	Chemical composition, %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti
OSC8M	0,85	0,56	0,26	0,03	0,025	0,2	0,15	-	-	-

The sparkling has made on finished plate surfaces with 20×15×7 mm sides, which has been cleaning and degreasing in previous. The roughness of samples has been R_a = 50…10μm.

The processing through electrical sparkling has effectuated with ELITRON22 equipment, in manual regime, with three passing (t_{sp} = 1min/cm^2) and with four work regimes, the work parameters are presented in table 2.

The analysis of samples has made on a normal section to new formed layer. This section has been grinding, polished and chemical attacked with 3% picric acid solution. The structural analysis of superficial layers obtained has made through optical metallographic microscopy with MC-9 microscope, in which has been installed a video chamber Philips.

The hardness measurements of layers obtained from investigations have effectuated with a PMT-3 hardness tester, using the follow relation:

$$M_{VH} = 1854{,}4 \cdot P/D^2 \text{ [daN/mm}^2\text{]},$$

in that P is the weight which press the diamante penetrometer [gf] and D is the diagonal of trace [μm]. The normal load used for indentation has been by 50 gf.

The devices mentioned above are found in the endowment of Material Science and Engineering Faculty of Technical University "Gh Asachi" from Jassi.

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

In figures 1 are shown the samples from chisel steel, OSC8M hardened and tempered, sparkling with WCo8 and Ti15Co6 electrodes at four work regimes of ELITRON22 equipment.

Over the main structure, specific for quenched formed from martensite, residual austenite and primary and secondary carbides, can be observed the forming of a white layer of those characteristics depend evidently by sparkling regime and by electrodes used.

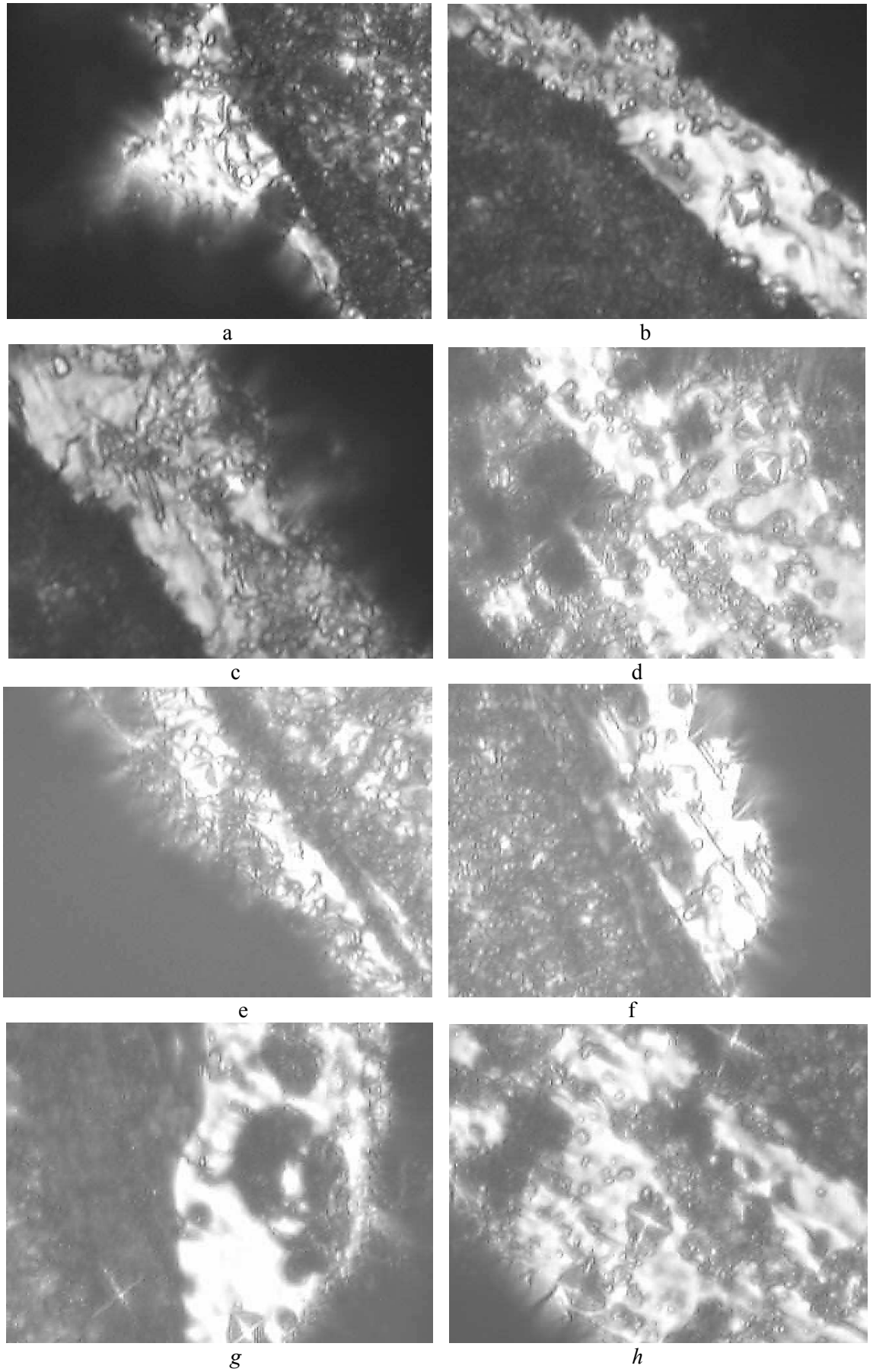


Fig. 1. Chisel steel, OSC8M, sparkling with WCo8 (a - regime 1; b – regime 2; c – regime 3; d – regime 4) and Ti15Co6 (e – regime 1; f – regime 2; g – regime 3; h – regime 4) electrodes. ×800:1.

The layer obtained with electrode from wolfram carbide and the first work regime, fig. 1 *a*, is thin, non-uniform and discontinue, but at sparkling with regimes 2 and 3 and the same electrode the layers obtained are more uniform, continue and with less pores, fig. 1 *b* and *c*. At sparkling with regime 4 and electrode of wolfram carbide the layers obtained are more substantial (thick), but present pores and cracks, fig. 1 *d*.

The layers obtained through superficial processing with electrode from titan carbide are much non-uniform and inhomogeneous (very porous), as a result to decomposition of titan carbide during the electrical sparkling and the deliverance of titan in layer, followed immediately by the oxidation of those. This phenomenon is more accentuated at processing with the regimes 3 and 4, fig. 1 *g* and *h*.

From micrographs presented can observe the presence under the white layer of a darkness domain (buffer zone), with fine structure, due to the modification of initial structure under the influence of thermal gradient formed during the electrical sparkling (similar with a tempering process).

The traces of hardness measurements, effectuated with 50 gf load, are little less on white layer obtained with electrode from wolfram carbides, which denotes that this have a hardness much great than to those of the layer obtained with electrode from titan carbide.

The obvious contour of microhardness indentations and the absence of cracks from near of those confirm the excellent adherence at the substrate of white layers formed.

The thickness and the hardness of superficial layers, respective of buffer layers obtained at the sparkling with WCo8 and Ti15Co6 electrodes and regimes 1-4 are shown in table 2.

Table 2

Sample	Material of sample	Material of electrode	Work regime	Microhardness M_{HV50}/layer thickness, μm		
				White layer	Buffer layer	Base material
a	OSC8	WCo8	1 [0,5A]	142/19	642/13	672
b			2 [0,8 A]	159/27	591/21	672
c			3 [1,3 A]	1735/33	585/38	672
d			4 [1,8 A]	1887/43	580/50	672
e		Ti15Co6	1 [0,5A]	1332/14	630/11	672
f			2 [0,8 A]	1536/19	594/16	672
g			3 [1,3 A]	1685/28	581/31	672
h			4 [1,8 A]	1777/41	578/48	672

From data presented in table 2 can observe obvious that both the thickness and the hardness of layers obtained are influenced significantly by work regimes, appearing even a slight influence of the electrode material used.

At soft regimes by sparkling (regimes 1 and 2), when are not formed important buffer layers (13…21 μm at the sparkling with WCo8 electrode and 11…16 μm at the sparkling with Ti15Co6 electrode), the hardness modify suddenly, from little values of the basic structure till to values over the two times greater of white layer.

The greatest increasing of hardness of deposition layer, toward three times, has obtained at the sparkling with hard work regimes (regimes 3 and 4), and layers obtained have thickness much greater (33…43 μm at the sparkling with WCo8 electrode and 28…41 μm at the sparkling with Ti15Co6 electrode).

The processing with the WCo8 electrode conducts to greater values of layer hardness than in the case of Ti15Co6 electrode. Also, the hardness of buffer layer is much less than of basic material. This fact is caused by the elevated heating of material found under the white layer, forming structures by high tempering with lower hardness that the basic structure.

4. CONCLUSIONS

From the analysis of presented data result the follow conclusions:

- As a result of deposition and microalloying of sample from chisel steel, OSC8M, with WCo8 and Ti15Co6 electrodes have obtained superficial layers with thickness varying from 14 μm to 43 μm and hardness just before at three times greater than of basic material, depending on work regimes and used electrode.
- 2. The sparkling with hard work regimes (regimes 3 and 4) lead at the obtaining of some layers with higher hardness, greater thickness and excellent adherence at the substrate, but the integrity of those it is in danger (the risk to appear pores and cracks in substrate, elevated roughness). In this case is recommended to apply a post-DASE processing that contributes at the improvement of deposition layers quality (smoothing with ultrasonic wave, laser and so on).
- 3. The application of DASE method for the obtaining of hard layers with very good adherence at substrate (with the keeping of characteristics of the basic material), on the active part of work elements (in special of cutting elements) of equipments from agriculture and food industry, lead at the increasing of the hardness and the wear resistance of those and consequently of their durability.

Received April 26, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1.. Ciocîrdia C. şi Gheorghe M., *Tehnologia construcţiei utilajului agricol.* Bucureşti, E.D.P., 1979
/2/. Ioancea L., *Maşini, utilaje şi instalaţii în industria alimentară*. Bucureşti, Ed. Ceres., 1986
/3/. Neculăiasa V. şi Ţenu I., *Bazele cercetării experimentale a maşinilor şi instalaţiilor din agricultură şi industria alimentară. Cercetări tribologice*. U. T. Iaşi., 1996
/4/. Pop F., *Cercetări privind modificarea compoziţiei fazice a straturilor superficiale metalice obţinute prin scânteie*. Teză de doctorat, Iaşi, 1998
/4/. Tudor I., *Straturi rezistente la uzare prin abraziune. Tribologie*. Ploieşti Ed. Universităţii, 2001
/5/. * * * , *Ustancova ELITRON22.* Chişinău, Academia Nauk, 1991

CERCETARI PRIVIND DURIFICAREA ORGANELOR DE MARE SOLICITARE LA UZARE ALE MAŞINILOR ŞI INSTALAŢIILOR AGRICOLE ŞI DIN INDUSTRIA ALIMENTARĂ, PRIN DEPUNERI DE ALIAJE DURE

Rezumat: Lucrarea prezintă câteva aspecte teoretice şi experimentale în domeniul depunerii straturilor de aliaje dure (WCo8 şi Ti15Co6) pe suport de OSC8M, în vederea creşterii durabilităţii unor organe de tăiere ale maşinilor şi instalaţiilor agricole şi industria alimentară. Durificarea superficială s-a realizat utilizând procedeul

de depunere şi aliere prin scânteie electrică (DASE) cu electrod vibrator. Utilizând acest procedeu se obțin straturi cu grosimi de la zeci de microni în sus, cu aderență , bună la suport, precum şi duritate şi rezistență la uzare ridicate, fără schimbarea structurii materialului de bază.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.69

STEEL GRIT, MATERIAL ACTIVE FOR CLEANING SURFACES

BY

ANIŞOARA CIOCAN, FELICIA BRATU, DANA NEGOIŢĂ

Abstract. *The grit is the abrasive material for the surface metal preparation in the shipbuilding and ship repair processes prior to application the coatings. This paper presented modification of the steel grit quality in the blasting process. The evolution of the particle shape, size was analyzed, in correlation with the resulting surface properties.*
Keywords: *cleaning agent, iron grit, surface metal preparation, ship repair processes*

1. INTRODUCTION

The studies focused on shipbuilding and ship repair processes include the first part of the researches about the wastes recycling.

Typical wastes generated from these operations include oils, coolants, lubricants and cleaning agents, various chemicals, paints and coatings, as well as abrasive material and dust from blasting, polishing and refinishing operations. By reducing the generation of these wastes at the source, or their recycling on or off site, will be benefit the marine yards by reducing disposal costs, and lowering the liabilities associated with hazardous waste disposal. The most part of these wastes is composed by the abrasive materials. Abrasive blasting is used in place of chemical stripping for removing paints. The most commonly used blasting media is sand and iron grit. This problem is very complex and this study is an introduction in this field, in order to solve a problem that is becoming critical not only for Romanian but also for European shipbuilding industry. Grit blasting is very pollutant, environmentally unaffordable, and is progressively being forbidden in the most environmental sensitive countries (mainly north Europe) only remaining in southern countries (Greece, Portugal, Spain). It is a clear trend to reduce the waste deposal until being definitively forbidden. The main objective is to develop a reliable and cost effective technology for coating removal capable to obtain a high quality surface preparation together with a reduction of waste and emissions to environment. It will be necessary to optimize the coating removal technologies, the cleaning installations, and original waste recycling systems.

2. MATERIALS

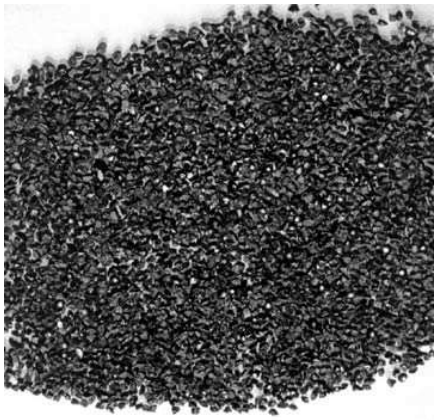
Abrasive media used in the common Romanian shipyard, in the blasting operation is a mixture formed by metallic material and mineral abrasive.

Metallic abrasives are predominantly iron and steel abrasives (Figure 1).

Iron and steel abrasives come in two shapes: steel shot, which is round and steel grit, which is irregular to angular. In the studied situation, the iron grit is used for the

shipbuilding and ship repair processes in the blast cleaning stage for the removal of paint, rust, mill scale and other contaminants from steel surfaces. Mineral abrasives are hard and brittle, and thus are an excellent abrasive media. The sand is used in our mixtures. However, the sand due to the fracture in impact generates high amount of dust. Dust generating and abrasive breakdown at elevated nozzle pressures is a potential problem. In the cleaning operation, a mixture contains iron grit and sand is used. This mixture is reused during several cycles. The compressed air accelerates the media. Make-up abrasive material is typically added to compensate the loss caused by blasting process.

iron grit



steel grit

Figure 1. Metallic abrazive materials

The technical data for several classes from iron grit material, named G, GP, GL and GH is shown in Table 1.

Moreover, the chemical composition limitations are given. The grit material used in studied mixteres is the grit GH. This grit has the hight hardness and an angular form. These ensure the efficient cleanig process in order to obtain an uniform and smooth metal surface.

The grit granulation is variable.Virgin chilled iron grit is available in all standard grit sizes (Table 2). The sizes of the sceens shall is in agreement with SAE J444. G80 was utilised in studied mixture.

Table 1. Standard iron grit characterization (GH)

Material		Chemical composition [%]					Hardness, [HV1]
Iron grit		C	Mn	Si	P	S	
Grit number	GP	0.75-1.20	0.60-1.10	0.60-1.10	Max. 0,04	Max. 0,04	450-560
	GL						600-700
	GH						800-950

3. EXPERIMENTAL

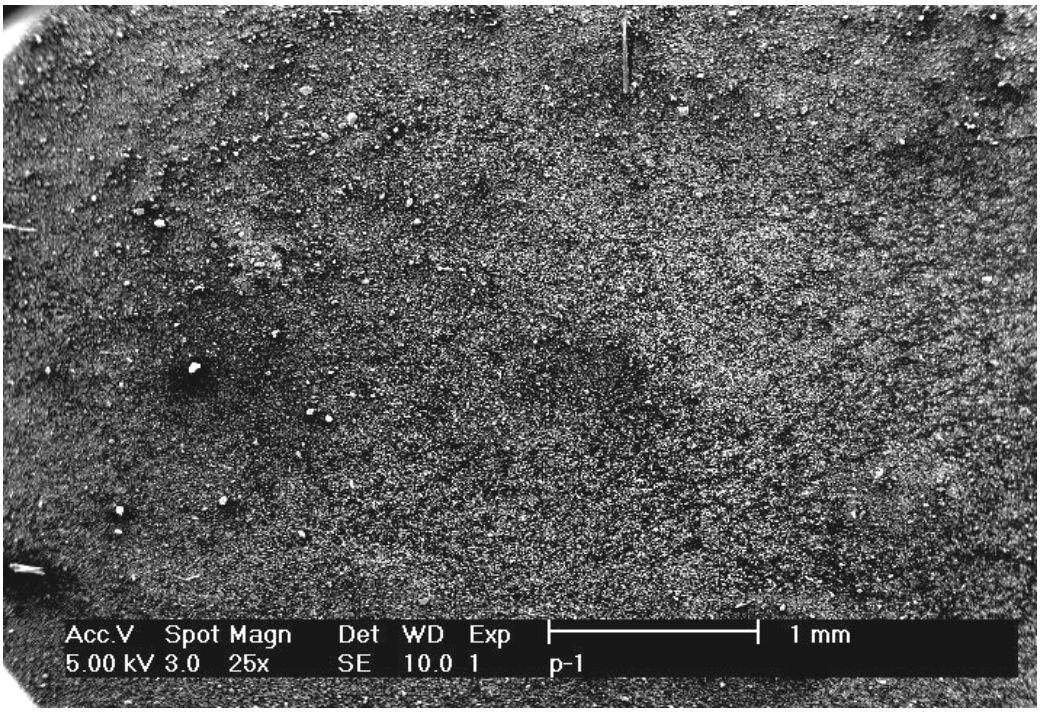
In order to establishe the recycling technology, the properties of the abrazive media must be studied. The chemical composition of the waste mixture (iron grit – sand) was determinated. (Table 3).The shape of abrazive mixture particles is shown in figure 2 (at the different magnifications).

Table 2. The granulosity of the grit classes (G), [%]

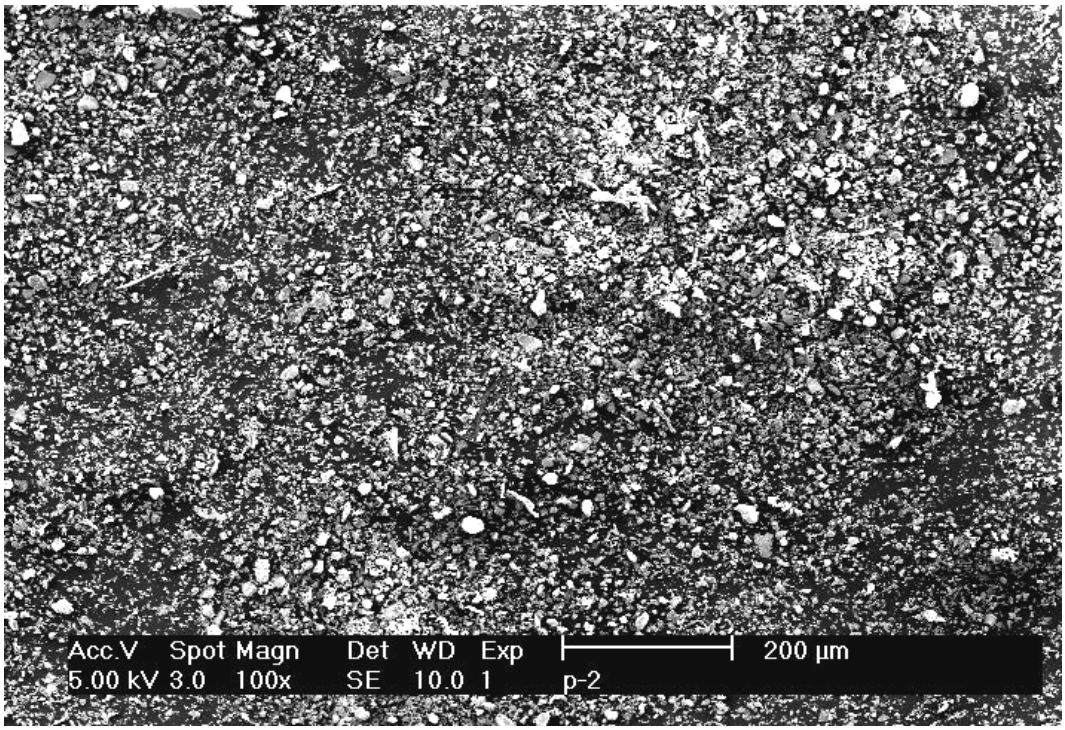
Screen size [mm]	G10	G12	G14	G16	G18	G25	G40	G50	G80	G120	G200
2.80	X										
2.36		X									
2.00	min 80		X								
1.70	min 90	min 80		X							
1.40		min 90	min 80		X						
1.18			min 90	min 75		X					
1.00				min 85	min 75		X				
0.85											
0.71					min 85	min 75		X			
0.60											
0.50											
0,425						min 80	min 70		X		
0.355											
0.300							min 80	min 65		X	
0.180								min 75	min 65		X
0.125									min 75	min 60	
0.075										min 70	min 55
0.045											min 65

Table 3. Chemical composition of the waste mixture [%]

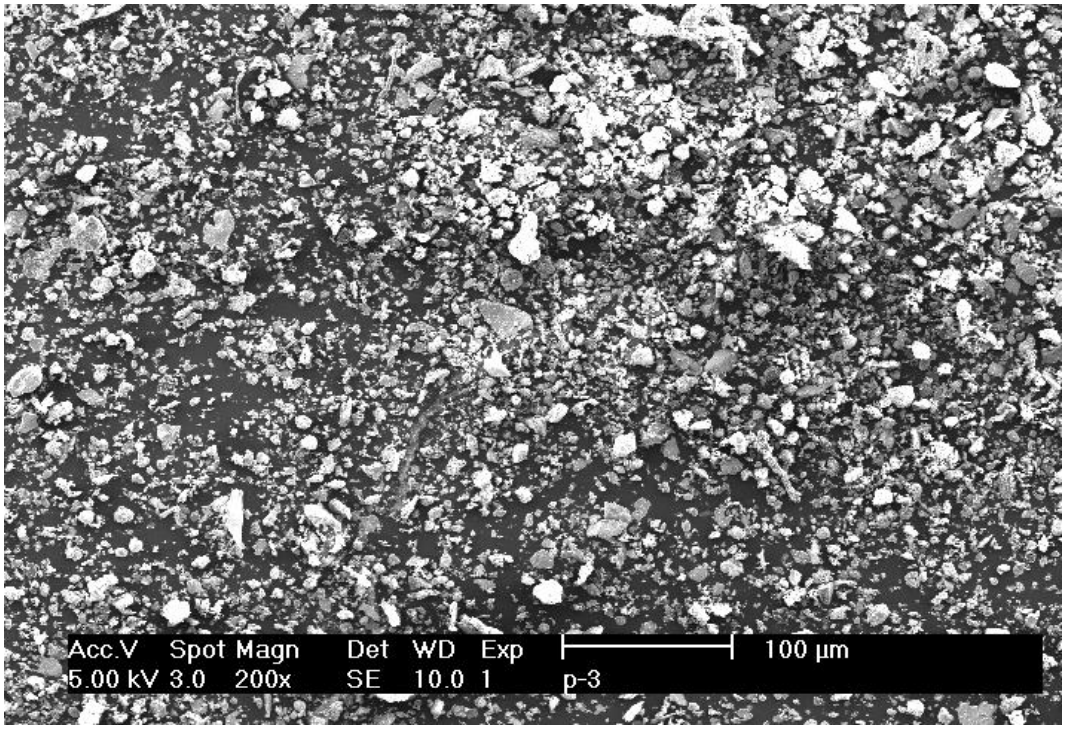
C	Mn	SiO_2	S	P	CaO
0.16	0.28	41.78	0.70	0.014	6.72
MgO	Cr	V	Al_2O_3	Fe	P.C.
6.36	1.20	0.37	7.10	29.80	0.09



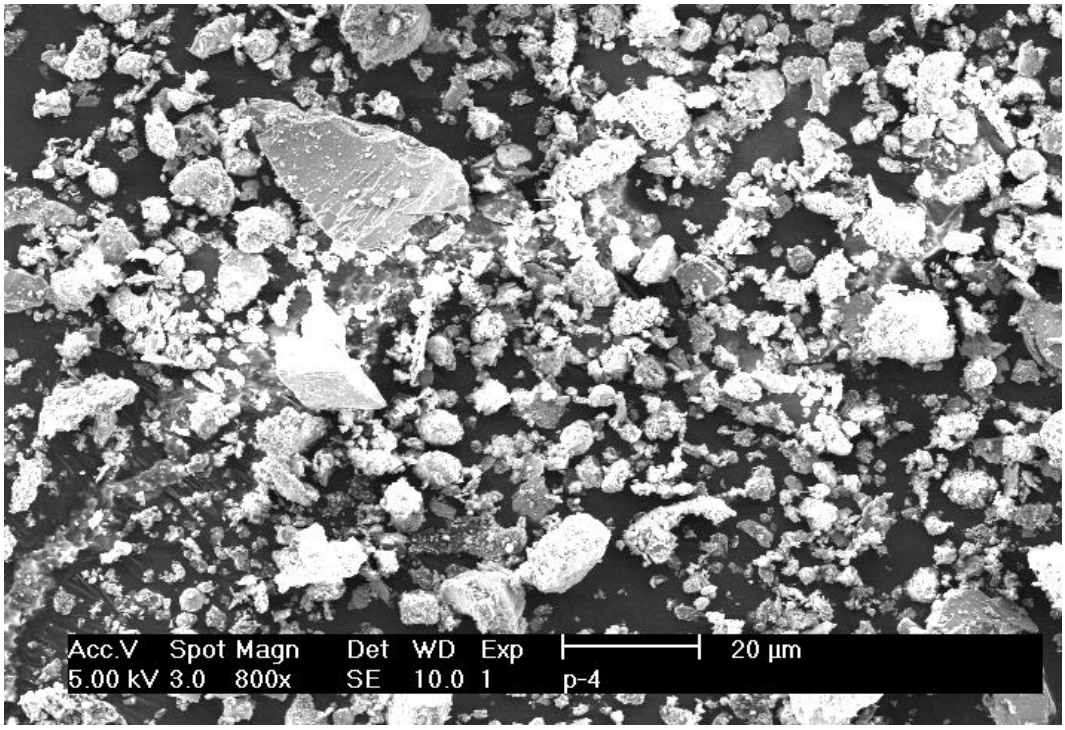
a. magnification 25



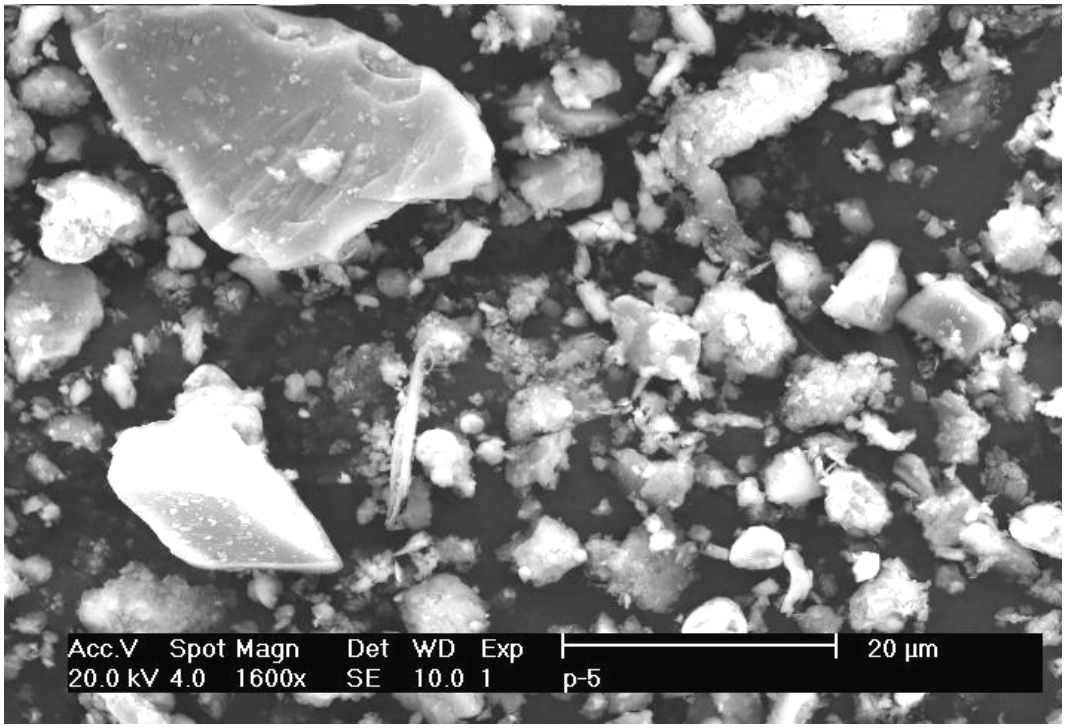
b. magnification 100



c. magnification 200



d. magnification 800



e. magnification 1600
Figure 2. The waste particles after the blasting process

4. CONCLUSIONS

The iron grit is used for the shipbuilding and ship repair processes in the blast cleaning stage for the removal of paint, rust, mill scale and other contaminants from steel surfaces. The waste mixture of iron grit and sand after the blasting process was studied in this work. The biggest part of the studied waste is sand. Due to the fracture processes the most part of the sand becomes dust. This dust must be separated by the metallic part of the waste material. In the further work, dust and metallic part must be studied separately. In case of metallic waste, a more in depth analyses of the particles shapes and the iron combination is necessary.

Received May 5, 2005
"Dunărea de Jos" University Galați

REFERENCES

1. Ciocan**, A.,** *Valorificarea Deseurilor*, Editor National Bucuresti, 2003
2. * * * **,** *Guides to pollution prevention*, EPA /625/7-90/009, Cincinnati, USA, 1990

GRITUL DE OTEL, MATERIAL ACTIV PENTRU CURATAREA SUPRAFETELOR

Rezumat: Gritul este un material abraziv folosit pentru pregatirea suprafetelor in constructia navala si procesele de reparare premergatoare aplicarii acoperirilor. Aceasta lucrare prezinta modificarea calitatii gritului de otel in timpul procesului de curatare. A fost analizata evolutia marimii particulelor de grit corelata cu proprietatile suprafetelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 661.8

A COMPARISON BETWEEN THE PROPERTIES OF SOME METAL LOADED SILICALITE-1 ZEOLITES

BY

ŞTEFAN MARCEL CIOCÎLTEU[*], FUJIO MIZUKAMI[**] and PETRU ONU[*]

Abstract. *Cobalt, nickel and copper-containing silicalite 1 prepared by solid-state transformation and impregnation were characterized and compared using diffent techniques: XRD, ICP, SEM, TPR and BET. The influence of the preparation method has been studied in order to analyze the distribution of metal in the bulk zeolite. Data shows a greater dispersion and stability of metal loaded zeolites obtained by solid-state transformation compared with impregnated samples.*
Keywords: *silicalite, preparation methods, zeolite*

1. INTRODUCTION

Zeolite ZSM-5 has been reported to exibit a great reaction selectivities and catalitic stabilities [1]. Modified ZSM-5 by incorporation of metals improves and enhanced its catalytic properties, in order to obtain catalyst for selective hidrocarbon conversion.

Metal loaded zeolites have recently received a great attention as catalytic materials, due to their activity in the decomposition and reduction of nitrogen oxide [2-4]. The incorporation transition of metals into the framework of molecular sieves can modify the catalytic acidity, thus affecting the activity and selectivity, comparatively with free-metal zeolite, leading to interesting catalytic properties. These solids are very complex due to the presence of two distinct phases, the crystalline one (zeolites) and the other than can be amorphous or crystalline (metal oxide), having different chemical composition and physico-chemical properties.

The objective of a prepartion method is to distribute the active phase (metal) over the support in the most efficient way, highly dispersed in order to obtain a large specific area and maximum activity. The properties of the metal loaded zeolites are mainly determined by the preparation method and the nature of metal precursor compounds [5-7].

In the present work, the influence of the preparation method, solid-state transformation (SST) and impregnation (I), on three metal loaded zeolites and their influence on the textural properties of the obtained products are studied. The products were characterized by chemical analysis, powder X-ray diffraction, thermo-programmed reduction, scanning electronic microscopy and nitrogen adsorption. The comparison of two methods allows to obtain consistent results.

2. EXPERIMENTAL

2.1. Starting materials

The metal incorporation was carried out by two different methods: solid-state transformation [8, 9] and impregnation, each method using a metal nitrate compound as a metal source (Table 1). By impregnation method, zeolite silicalite 1 obtained by SST was mixed with a solution of metal nitrate at pH 4.8 using vacuum rotary evaporation. The samples were dried in air at 100 °C for 24 h.

After solid-state transformation and impregnation the samples were calcined at 500 °C for 20 h under air and subsequently reduced at 500 °C for 2h under hydrogen atmosphere (flow rate: 40 ml/min). The silicalite 1 was used in Na form.

2.2. Characterization

The purity of the crystalline products was ascertained by X-ray diffraction (MXP 18 diffractometer) and scanning electron microscopy (SEM HITACHI S-800). Chemical analyses were obtained by atomic absorption after acid digestion of solid, using a Thermo Jarrel Ash IRIS/AP. The nitrogen adsorption isotherms were obtained at liquid nitrogen temperature, using a Belsorp 36SP analyzer. For temperature-programmed reduction (TPR), 10 vol% H_2–Ar was used as the reducing gas, with a flow rate of 30 ml min^{-1} and the temperature of the sample bed was raised at a heating rate of 10 K min^{-1}.

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

3.1. X-ray diffraction

All the synthesized solids showed, by XRD spectra, the presence of highly crystalline MFI-type zeolitic structure with narrow and well-define peaks characteristic of a high structural order (Fig. 1). All samples synthesized by SST did not exhibit any characteristic metal oxide peaks after synthesis and calcination. Reductions bring in attention very weak metallic peaks for all SST samples. Normal decreases of XRD intensities are observed after calcination and reduction.

The behaviors of impregnated samples are different. The impregnated samples containing Co and Ni exhibit only weak oxide metallic peak after calcination, Co_2O_3 respectively NiO. Both samples show the same weak peaks for the reduced metal after reduction. After impregnation, Cu impregnated sample show very strong XRD peak characteristic for $Cu_2(OH)_3NO_3$ and Cu_2O. These peaks are replaced with very intense CuO peaks, after calcination, and Cu^0 after reduction. These data show that Cu impregnated samples exhibit a higher tendency to form big copper compounds aggregates, while for the samples with Co and Ni the dispersion of metal inside of bulk zeolite is higher comparative with copper samples. The shape of the XRD peak and the absence of very developed peaks due to the metal compounds (oxide or reduced metal) prove that theSST method allow to obtain metal loaded zeolites having a great dispersion at a high content of metal and the segragation absence of metal crystals.

3.2. Chemical composition and Crystal morphology

The amount of metal remained in the zeolite material (otside or inside of zeolite framework)remained around 12%wtafter SST process. The morphology and crystal size of the samples have been studied by scanning electronic microscopy. Figure 2

shows the microphotographs of the folowing calcined samples: S 1, Co-S, Ni-S and Cu-S. Silicalite 1 adopted particle morphology of silicalite layers intergrowths to form nearly spherical crystals of ca. 0.7-20 nm [9]. The size and the shape of metal loaded zeolites samples are considerably changed by the presence of metal in initial mixture. Crystals show certain similarity in shape and size were observed. The shapes of crystals were hexagonal plate-like morphology with many intergrowths.

Table 1. Main characteristic of the synthesized samples

Samples	% Me (ICP)	XRD	Preparation method	Metal precursor compounds
S 1	-	SiMFI	SST	-
Co-S	11.3	SiMFI	SST	$Co(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$
Ni-S	11.9	SiMFI	SST	$Ni(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$
Cu-S	12.1	SiMFI	SST	$Cu(NO_3)_2 \cdot 3H_2O$
Co-I	12	SiMFI	Impregnation	$Co(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$
Ni-I	12	SiMFI	Impregnation	$Ni(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$
Cu-I	12	SiMFI	Impregnation	$Cu(NO_3)_2 \cdot 3H_2O$

Amorphous species or metal oxides, on the external surface of MeSiMFI samples, were also observed.

In alkaline medium, the pH can be higher, and more supersaturated reaction mixture are formed compared to in fluoride media [10] leading to more metastable phases which produce not well-formed crystals (Fig. 2).

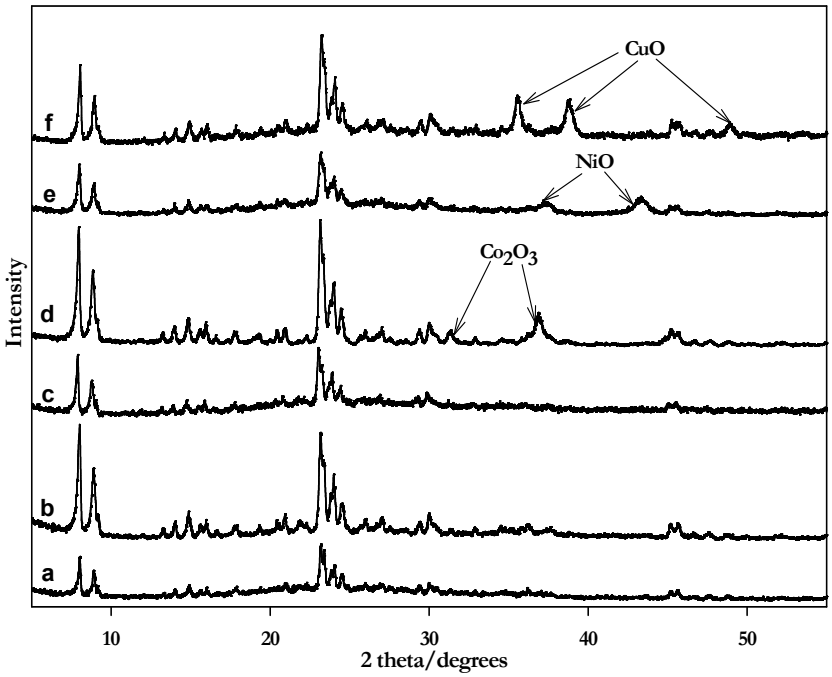


Fig. 1. XRD patterns of calcined samples: a) Co-S; b) Ni-S; c) Cu-S; d) Co-I; e) Ni-I; f) Cu-I.

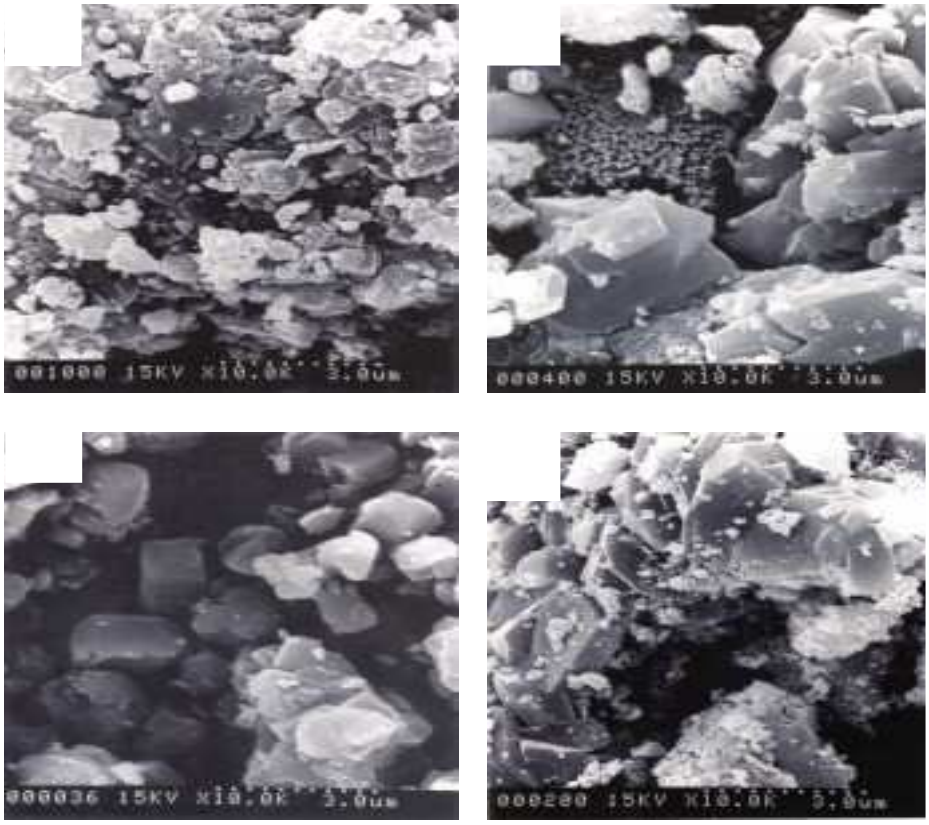


Fig. 2. Scanning electron microscopy photographs. a) S 1; b) Co-S; c) Ni-S; d) Cu-S.

3.3. TPR Data

Temperature programed reduction of the catalyst was carried out to determine the differences in the reducibility of the metal loaded zeolites related to the location and dispersion of metals after the calcination step and the metal-support interaction depending on the differences between the TPR profiles of the samples. Figure 3 shows the TPR profiles of the samples prepared by SST and impregnation.

Calcined Co-S sample shows two broad peaks at 390 ^{o}C and 740 ^{o}C comparative with Co-I sample that shows only one peak at 450 ^{o}C. After calcination a part of Co ions or compounds positioned inside of channels or linked on the zeolite surface leave their position migrating outside zeolite surface forming Co_2O_3, which are reduced around 390 ^{o}C. Impregnation method provide Co ions situated in position quite easy reducible slighter above the reduction temperature of the first peak of SST sample. The low reduction temperature for SST sample vs. impregnated sample (450 ^{o}C) was due to the reduced dimension of Co_2O_3 aggregates that are smaller comparative with Co_2O_3 aggregates formed in the impregnated sample. The second peak of SST of Co-S shows that the SST process provides Co ions situated in heavy reducible positions.

For Ni-S and Ni-I samples the profile are quite different. The TPR profile of the Ni loaded sample by SST is characterized by a broad peak centered around 700 ^{o}C that appears at a higher temperature than that of Ni-I sample (290 ^{o}C respectively 325 ^{o}C). The differences in the sample TPR profiles as compared to that of SST sample indicates a bimodal nature of the fixed oxidic nickel. The higher reduction temperature

of Ni-S sample indicates a more complex and strong interactions between metal and zeolite structure. The shape of TPR pattern of the Ni-S sample supposes to be due to the existence of Ni compound with different environment.

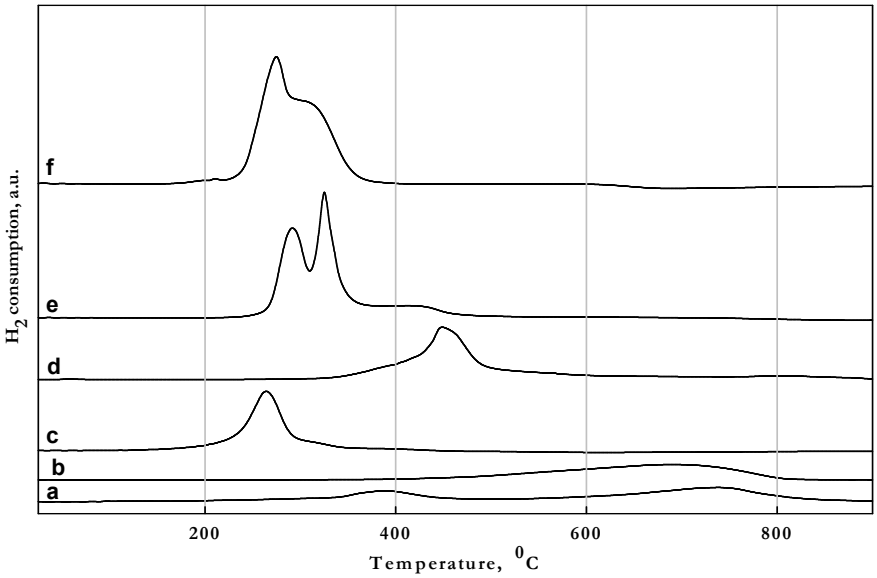


Fig. 3. H_2-TPR profiles of calcined samples: a) Co-S; b) Ni-S; c) Cu-S; d) Co-I; e)Ni-I; f) Cu-I.

From H_2-TPR data we can notice that the copper exhibit different environments. In case of the Cu-S sample, the sharp peak observed at 275 ^{0}C (Fig. 3) was attributed to Cu^{2+} as dispersed undefined CuO species, reduced in one step process directly to Cu^0. This peak is shifted at a slightly lower temperature comparative with impregnated sample. The shape, position and broadness of this peak, likely depending on the dispersion, reflecting the interaction of the CuO-oxidic like species with the zeolite matrix and existence of Cu^{2+} species. The existence of oxocations is not valid because the color is not green and the reduction temperature is too high for reduction such of species. Like, nickel impregnated sample, copper impregnated sample indicate a bimodal nature of the fixed copper oxide (Fig. 3).

As can be seen the reduction temperature of cooper samples are quite similar. Among all analyzed samples the copper loaded samples (by SST and Impregnation) have the lowest reduction temperature, lees than 350 ^{o}C.

4. CONCLUSIONS

The XRD analysis and the SEM data show that the SST samples have a good crystalinity a good dispersion of the metal in the zeolite bulk. Excess cobalt, nickel and copper are located on the outer surface of the zeolite in the oxide form: Co_2O_3, NiO and CuO. SST samples show a good distribution and complexe interaction with the zeolite structure.

Thus, low reduction temperature can be related to reduction of big particles or agglomerates of them and/or particles that interact weakly with zeolite. As the temperatures increases, the size of particles decreses and/or the interaction forces with

the support are higher. As it clearly can be seen, the techniques of incorporation has quite influence over its reducibility.

Received April 25, 2005

**Technical University "Gh.Asachi" Iasi*
***National Institute of Advanced Industrial Science and Technology (AIST), AIST Tohoku, Japan*

REFERENCES

/1/. Martens, J.A., Parton, R., Uytterhoeven, L., Jacobs, P.L., Froment, G.F., *Appl.Catal*. 1991, 76, 95;
/2/. Li, Y., Hall, W.K., J.Catal. 1991, 129,202;
/3/. Lee, C.-Y., Choi, K.-Y., Ha, B.-H., *Appl.Catal.B*, 1994, 5, 7;
/4/. Kharas, K.C.C., Liu.D.-J., Rabota, H.J., *Catal.Today*, 1995, 26, 129;
/5/. Gil, A., Diaz, A., Gandia, L.M., Montes, M., *Appl.Catal. A* 1994,109, 167;
/6/. Bartholomew, C.H., Panell, R.B., Butter, J.R**.,** *J.Catal.* 1980, 65, 335;
/7/. Satterfield, C.N., *Heterogenous Catalysis in Industrial Practice,* 2nd ed.; McGraw Hill, New York**,** 1991;
/8/. M. Salou, Y. Kiyozumi, F. Mizukami, S. Niwa, M. Imamura and M. Haneda, *Stud. Surf. Sci. Catal*. 2001, 135, 335;
/9/. M. Salou, Y. Kiyozumi, F. Mizukami, P. Nair, K. Maeda, S. Niwa, *J.Mater.Chem*. 1998, 8(9), 2125;
/10/. J.L. Guth, H. Kessler J.M. Lamblin, J. Patarin, A. Siene, J.M. Chezeu, R.Wey, *ACS Symp.Ser.* 1989, 398, 176;

COMPARAREA PROPRIETĂȚILOR UNOR PROBE DE SILICALIT 1 CONȚINÂND METALE

Rezumat: S-au preparat probe de silicalite 1 conținând Co, Ni şi Cu folosind două metode: transformarea în stare solidă şi impregnare. Probele obținute au fost analizate prin difracție de raze X, compoziția elementară, microscopie electronică scanning şi reducere programată cu hidrogen pentru a vedea influența metodei de preparare asupra capacității de reducere a speciilor metalice din zeolit şi a gradului de dispersie a acestora în masa de zeolit.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.6

CATHODIC SPUTTERING – ESSENTIAL FACTOR IN PHASIC CONSTITUTION OF COMPOUND LAYER FORMED BY PLASMA NITRIDING

BY

SORIN CIUCĂ[1], CRISTIAN RUSET[2], MIHAI TÂRCOLEA[1], IOANA GHERGHESCU[1], ALEXANDRA GHEORGHIU-DOBRE[1], MARCEL SUCIU[3]

Abstract. *Sputtering process – specific for plasma treatments – plays an important role in formation and developing of the hard surface layers. In this respect, our paper presents some investigations on the sputtering process occurring under specific conditions of plasma nitriding. Using an adequate experimental arrangement, the sputtering rate has been determined as a function of treatment parameters, especially gas composition, working pressure and discharge voltage. Depending on these factors, the sputtering rate varies in the range of 0.02-0.12 μm/h. It has been found that the compound layer is not always a γ' – Fe_4N monophase structure. Depending on sputtering rate, e.g. treatment parameters, a dual γ' and ε – $Fe_{2-3}(N,C)$ structure can be obtained. The sputtered material has been analysed as well. The results show that the phase constitution is similar to that of the compound layer. All these data could be very useful in conceiving a computer program, able to predict the performances of a plasma nitrided material.*
Keywords: *plasma nitriding, sputtering rate, compound layer, XRD analysis, computer program*

1. INTRODUCTION

The sputtering phenomenon – as a specific process for plasma surface treatments – plays an important role in formation and developing of hard surface layers, particularly for the plasma nitrided compound layer.

The aim of this paper is to investigate the sputtering process under plasma nitriding conditions and to provide real experimental information regarding the sputtering process. The chemical composition of the substrate material, the process parameters and the sputtering rate will represent important data for the development of a mathematical model able to predict the plasma nitriding results. Thus, investigations were performed in order to determine the influence of the process parameters on the sputtering rate and to establish its correlation with the phase composition of the compound layer. The structure of the sputtered material during plasma nitriding was also investigated.

2. EXPERIMENTAL METHOD

The experimental arrangement devised for measuring the sputtering rate is shown in Fig. 1.

The cathode (1), which is a rod (∅20 × 380 mm) made of OLC45 (C45) plain carbon steel, is surrounded by five hollow cylinders (∅80 × 70 mm) made of stainless steel plate with a thickness of 0.35 mm. These cylinders are acting as the anode and

collect the sputtered material from the cathode. By weighing the cylinders BEFORE and AFTER the treatment, the sputtering rate at the cathode surface was calculated.

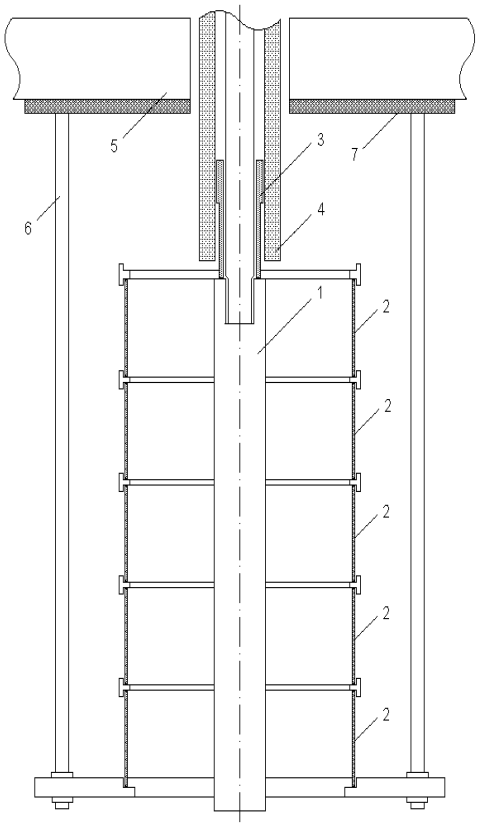


Fig. 1. Experimental set-up for measuring the sputtering rates: (1) cathode; (2) cylindrical anodes; (3) cathode support; (4) insulated ceramics; (5) top lid of the treatment chamber; (6) anode support rods; (7) metallic support.

It was supposed that the collected material was γ' – Fe_4N with a density of 6.8 g/cm^3. Approximately equal amounts of material have been collected by each of those five cylinders, proving the uniformity of the sputtering process along the cathode rod.

The hypothesis concerning the nature of the sputtered material was confirmed by another set of experiments using a device presented in Fig. 2.

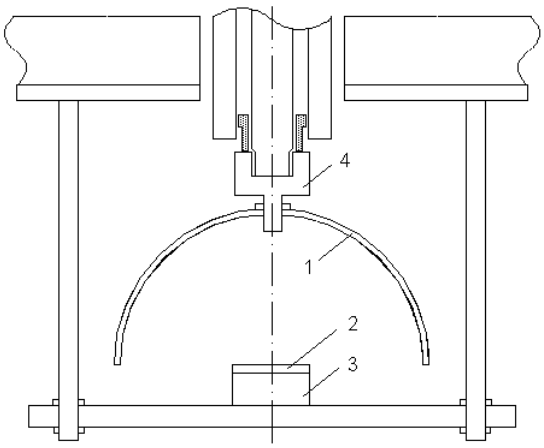


Fig. 2. Experimental set-up for establishing the nature of the sputtered material: (1) hemispherical cathode; (2) copper disc (anode); (3) sample support; (4) cathode support.

The material sputtered from the hemispherical cathode (1) is collected by the copper disc (2) and analyzed by XRD. Due to the low values of the sputtering rate, the process time was between 30 and 60h in order to obtain a significant amount of powder material , able to be analyzed. The main process parameters which have been modified were the total pressure, correlated with the discharge voltage (in order to keep constant the temperature of the cathode), and the gas composition. The partial

pressures of nitrogen and hydrogen were measured using a quadrupole mass spectrometer.

The chemical composition of the compound layers (depth profiles of the carbon and nitrogen) has been analyzed by the glow discharge optical spectrometry method (GDS).

3. RESULTS AND DISCUSSION

The influence of the working pressure on the sputtering rate is shown in Fig. 3.

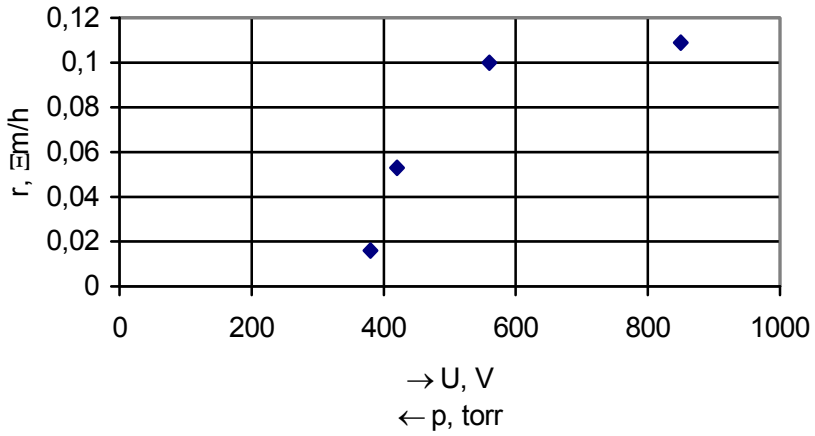


Fig. 3. The influence of the working pressure on the sputtering rate.

For low pressure values (p < 5.8 Torr) the sputtering rate does not change significantly, while for high values (p > 5.8 Torr) this rate drops drastically from 0.12 to 0.02 μm/h. This is due to a decrease of the ion and fast neutral energy, determined by the reduction of the discharge voltage and of the mean free path.

A similar effect can be noticed when the gas composition is changed (Fig. 4).

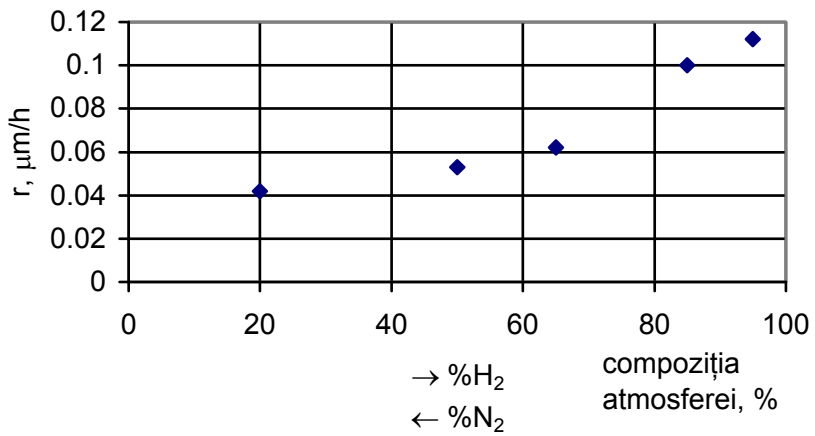


Fig. 4. The influence of the gas composition on the sputtering rate.

When the hydrogen percentage of the atmosphere in the treatment chamber decreases from 95 to 20%, the sputtering rate decreases from 0.13 to 0.05 μm/h. This

is the consequence of the discharge voltage reduction which occurs when the nitrogen percentage in the processing atmosphere is increased.

It is established in Refs. [3,5] that the sputtering is directly responsible for the decarburization process which occurs during the process of plasma nitriding. Consequently, when the treatment parameters are set for a high sputtering rate, the decarburization is so intense that a very low carbon concentration is reached at the cathode surface, and according to the Fe-N-C phase diagram [6], a γ'-Fe_4N mono-phase compound layer is formed. If the plasma nitriding is performed at high pressure, or with a high nitrogen percentage in the treatment atmosphere, the sputtering rate is too low to produce the necessary level of decarburization and consequently a significant amount of ε-Fe_{2-3}(N,C) phase is produced along with the γ'-Fe_4N.

The XRD diagram of a OLC45 (C45) sample which was plasma-nitrided for 4h at 550°C and a pressure of 8.0 Torr, shows clearly a dual γ' + ε structure of the compound layer (Fig 5). The working gas composition was 25% N_2 + 75% H_2.

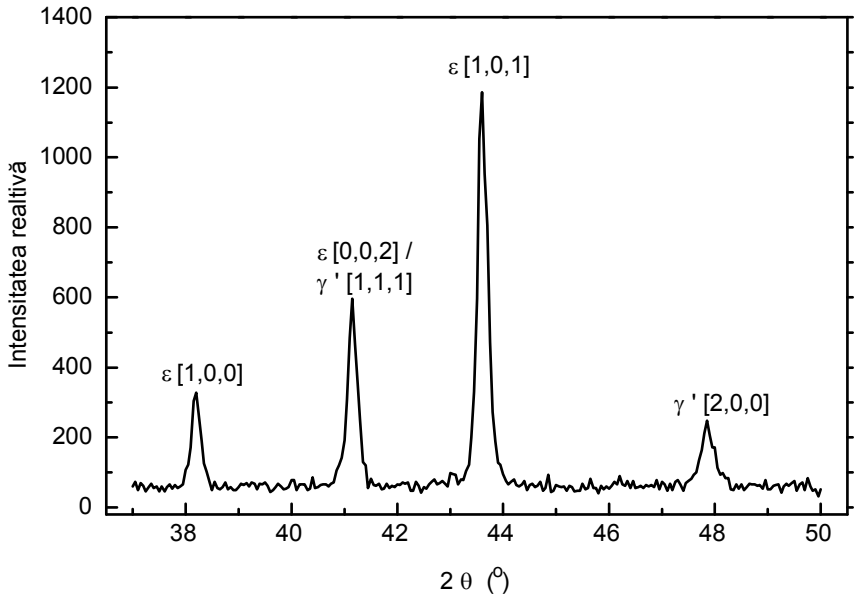


Fig. 5. XRD pattern ($\lambda_{CuK\alpha}$=1.54 Å) of OLC45 (C45) sample plasma-nitrided at T=550°C, t=4h, *p*=8 Torr in a 25%N_2+75%H_2 gas mixture.

The influence of the gas composition on the structure of the compound layer, together with the depth profile of nitrogen and carbon concentrations, is shown in Figs. 6 and 7.

A direct correlation between the carbon profile within the compound layer and its structure can be seen. Therefore, an important decarburizing effect appears when the treatment atmosphere contains 25% N_2 + 75% H_2. In this way, the carbon concentration at the surface is below the limit-value (e.g. 0.45% C) (Fig. 6a). As a consequence, the structure of the compound layer (Fig. 6b) is almost mono-phase (γ'). Increasing the nitrogen concentration level (80% N_2 + 20% H_2) the sputtering rate and decarburization phenomenon drop even more (Fig. 7a). The carbon atoms cannot be removed from the surface and they participate in the formation of the ε-Fe_{2-3}(N,C) phase (Fig. 7b). The influence of the pressure on the sputtering rates seems to be

stronger than that of the nitrogen. This is shown in Figs. 3 and 4 and confirmed by the XRD patterns in Figs. 5 and 7b. In the first case the ε-phase is dominant, while in the second the γ' is dominant.

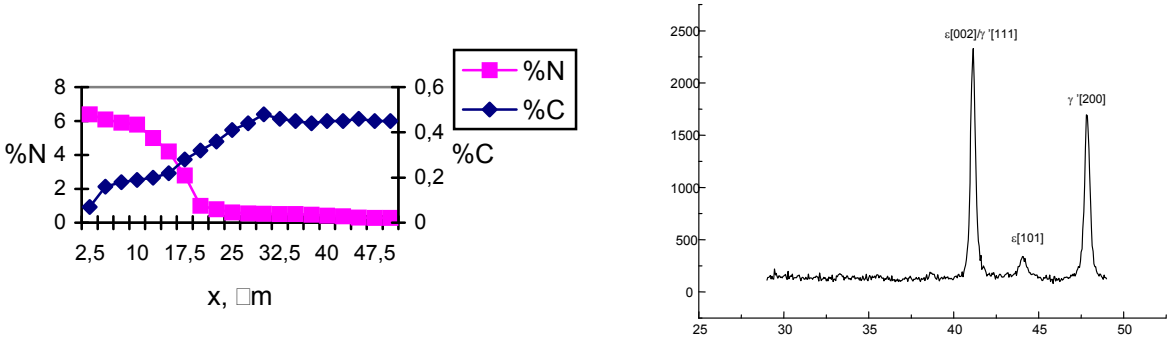


Fig. 6. Nitrogen and carbon profiles (a) and XRD pattern for OLC45 (C45) plasma-nitrided sample in a 25%N_2+75%H_2 gas mixture (T=570°C, t=8h).

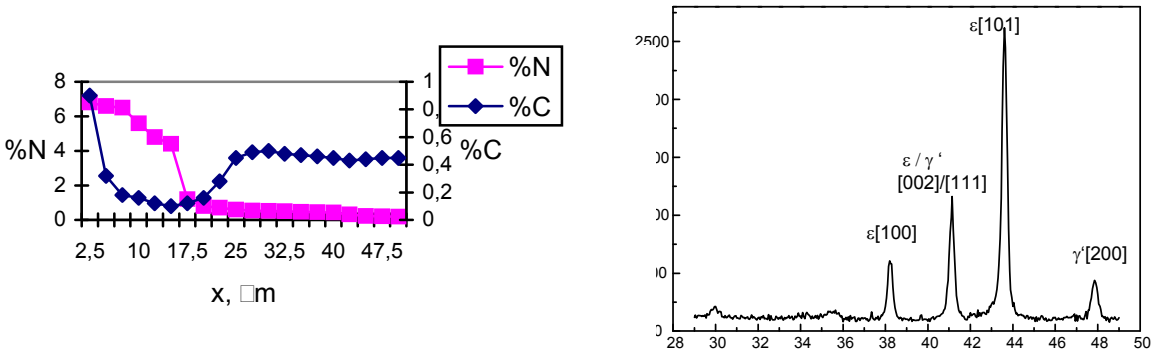


Fig. 7. Nitrogen and carbon profiles (a) and XRD pattern for OLC45 (C45) plasma-nitrided sample in a 80%N_2+20%H_2 gas mixture (T=570°C, t=8h).

Using the experimental set-up presented in Fig 2, the powder material (sputtered under plasma nitriding conditions) has been investigated also. The XRD pattern is shown in Fig. 8.

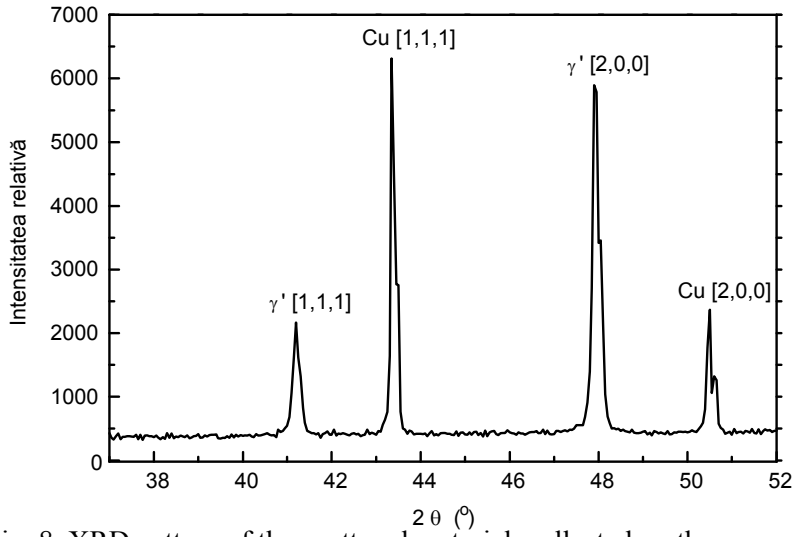


Fig. 8. XRD pattern of the sputtered material, collected on the copper anode (T=550^{0}C, t=30h, *p*=1.5 Torr, 25% N_2+75%H_2 gas mixture)

The phase constitution of the material collected on the copper anode is mono-phase γ'. The deposited layer is very thin, so the data of the copper substrate is collected also. No α-Fe could be detected. This means that the material from the cathode surface (γ'-Fe_4N) has been transferred to the anode by the sputtering phenomenon with the same structure.

4. CONCLUSIONS

- The sputtering process has a direct influence on the decarburization phenomenon frequently observed in plasma-nitrided steels. It, along with other process parameters, has an important contribution in the phase constitution of the compound layers.
- The sputtering rate, a very efficient process parameter, is influenced by the pressure value (also directly associated with the discharge voltage), hence by the chemical composition of the atmosphere. The obtained data are very useful in finding the answers of the chemo-phase interface processes which occur during the plasma surface treatments.
- For low-pressure and high-voltage nitriding conditions, the resulted sputtered material has a γ'-Fe_4N mono-phase structure. The experimental results have shown that the deposited material has the same structure as the compound layer formed in nitrided material.

Received April 21, 2005

[1] *Polytechnic University of Bucharest*
[2] *INFLPR, Bucharest – Măgurele*
[3] *S.C. Romtub S.A., Bucharest*

REFERENCES

/1/. I. Wells, W. Strydom, *Sputtering and Deposition of cathode material during plasma nitriding*. „Surface Engineering", 1986, vol. 2, nr. 4, pag. 263-268.
/2/. C. Ruset, A. Bloyce, T. Bell, *Plasma nitrocarburising with nitrogen, hydrogen and hydrogen sulphide gas mixtures*. „Surface Engineering 1995", vol. 11, no. 4, pag. 81-89.
/3/. B. Edenhofer, *Conditions de formation et propriétés de nouvelles couches de combinaison obtenues par nitruration ionique d'aciers*. Traitement thermique, 140, 1979, pag. 47-59.
/4/. Wolfgang Rudolf, Nitruration et nitrocarburation au plasma. Traitement thermique, 253, 1992, pag. 77-84.
/5/. Klumper-Westkamp H., Hoffman F, Mayr P., *Capteur de nitruration et formation de la couche blanche*. Traitement thermique, 240, 1990, pag. 43-51.
/6/. J. Slicke, L. Sproge, J. Ågren, *Nitrocarburizing and the ternary Fe-C-N phase diagram*. „Scandinavian Journal of Metallurgy" nr. 17, 1989, pag. 33-34.

PULVERIZAREA CATODICĂ–FACTOR ESENȚIAL AL CONSTITUȚIEI FAZICE A STRATULUI ALIAT OBȚINUT PRIN NITRURARE ÎN PLASMĂ

Rezumat: Procesul .de pulverizare catodică este specific tratamentelor în plasmă şi are un rol important în formarea straturilor superficiale dure. În acest sens lucrarea noastră prezintă câteva rezultate experimentale legate de condițiile specifice ale procesului de pulverizare din timpul nitrurării în plasmă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-13

CORRELATION BETWEEN MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF SINTERED HARD ALLOYS

BY

STELA CONSTANTINESCU, OLGA MITOŞERIU, TAMARA RADU, MARIA POPESCU

Abstract. *Unlike the TiC or TaC alloys, the simple WC-C0 alloys with the same cobalt content are much more resistant to bending and breaking and feature improved electrical and heat conductivity. The oxidation resistance of the simple WC-C0 alloys is considerably lower which results in a pregnant tendency for chip welding and low resistance.*

The max values taken by the bending ultimate strength are reached at Co 20 - 25 % and suddenly decrease with high Co contents At theses compositions there are no contact bonds among the carbons, the carbon crystals being individual and surrounded by the Co metallic mass.

Due to over- heating and granulation growth by re-crystallization an acute decrease in the bending ultimate strength occurs. Under or de-carburated materials also containing fragile phases η , feature poor ultimate strength .

Hardness is affected by micro-porosity , granulation of WC phase , purity and composition , extent of homogenization of the liquid and carbons .

The excessively high sintering temperature results in a lower density which further negatively affects the mechanical strength .

The magnetic saturation increases with higher Co contents; it is worth mentioning that bigger grain alloys have a a force considerably lower than that of fine grain ones.

Keywords: *oxidation resistance, improved electical, heat conductivity, hardness, density, porosity, alloys*

1. INTRODUCTION

The alloys mainly used for short chip material cutting (cast iron, porcelain, etc) are alloys of WC-Co type, in some cases with small additions of other carbons. The same compositions but of different granulometric classes are also used for pieces exposed to wear (wire drawing, moulds, etc) .

The higher performance of the WC-Co alloys in short chip machining applications is accounted for by its very good heat conductivity which is 2-3 times higher than that of fast steels

The alloys WC-Co , WC-TiC-Co , are mainly used for short chip material cutting and wear -resistant piece applications [1, 2] .

The hard- alloys producers can resort to a wide range of possibilities to achieve variation of the properties of a WC-C0 composition and thus they can adapt their products to the particular types of tools they may choose to manufacture .

The present metallography technique allows for a correct identification and evaluation of hard sintered carbons structures. The metallography approach is an indispensable method of investigation and control in industry .

2. RESEARCHES AND EXPERIMENTAL RESULTS

When evaluate the structure of the hard sintered carbons structures by metallography method, the distinction is made between the metallographic aspect of the WC-Co , WC-TiC-Co by WC-TiC-TaC-(Nb)C-Co alloys. Particular attention is paid to the distribution of the sintering binder , namely the cobalt, to see the correlation between the alloy properties and cobalt content

In the case of two alloys having the same cobalt content but different WC granulations .it is found that a harder alloys involved finer granulations while milder alloys implies rough granulations.

The cobalt, which takes the form of very fine inclusions with alloys 5% Co and 95% WC , is much more agglomerated between the WC crystals along with a slight porosity .

Fig 1 illustrates the metallographic structure of the alloy containing 6% Co and 94 % WC and average granulation. The basic constituent , WC, is under recrystallization form, called α_2 which structurally stable crystals under triangle prismatic shapes of rectangular bases.

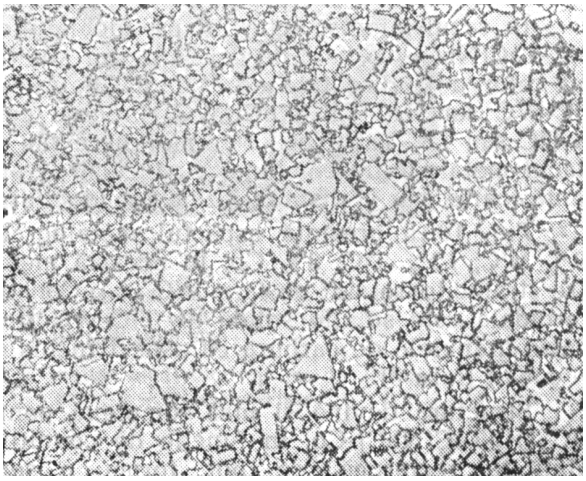


Figure 1. The metalographic aspect of *the alloy containing 6% Co and 94 % WC , x1500, sol.KOH-K_3 ($Fe(CN)_6$)*

As to hardness, there is a tight correlation between the Co content and the WC-Co alloys produced under identical conditions. As shown in fig. 2, hardness decreases with the increase in the cobalt content.

The sintering temperature and the exposure time along with the type of grinding and mixture homogenizing can decisively affect the sintered metallic carbons alloys.

Hardness reaches max values with the optimum sintering temperature and then it decreases as a result of carbon recrystallization and alloy super-sintering. An excessive sintering time, even if the temperature is optimum, has the same effect ie lower hardness. The WC-Co alloy density depends on the Co content and the extent of sintering. Fig 3 shows the density variation depending on Co content in the alloy; it implies that the real measured density takes values within 0,5 - 3%, under the theoretical calculated values. This may be accounted for by the residual porosity

which is the result of a normal sintering process because of insufficient mixture homogenizing or slight low-or high carburing which may occur with sintering [3,4] .

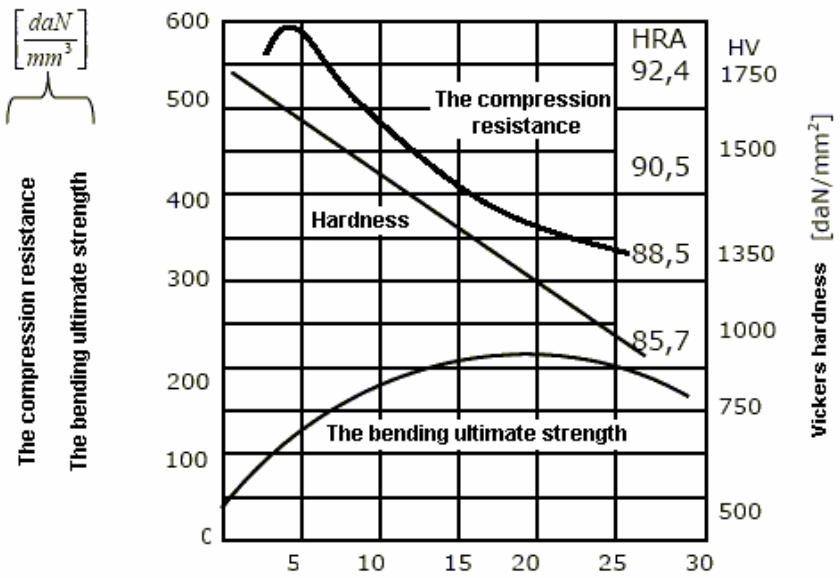


Figure 2. Variation of hardness, breaking and bending resistance and compression resistance of the alloys WC-Co , influenced by the Co content.

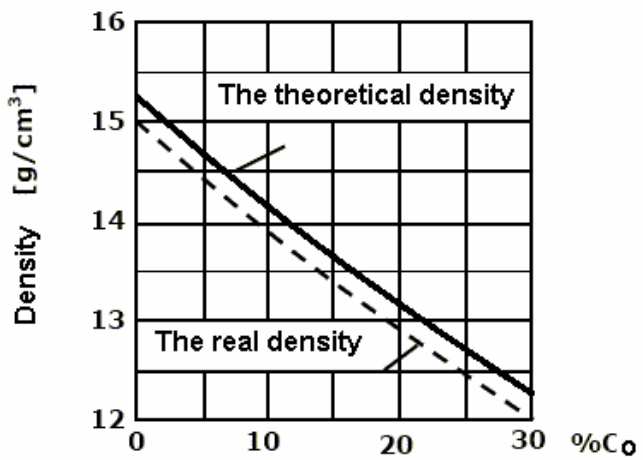


Figure 3. Alloy density vs Co content

As to the density variation , the specific pressure for pressing the compressed pieces has a lower influence while the sintering conditions, such as the sintering temperature and its being kept at lower values, play a decisive role in determining density (fig 4) .

Modern methods such as hot pressing or hot iso-static pressing , allow for reaching densities identical to the calculated ones [5].

The breaking/bending strength of the WC-Co alloys increases with the cobalt content but the relation is not lineal (Fig 2), [6]. The increase in the breaking/bending strength takes place also in the alloys having more than 20% Co provided these are sintered under special conditions (protected against carburing). With alloys of 10% Co no permanent deformations of the material can be noticed during the breaking strength test, while they are quite obvious with Co contents higher than 20%.

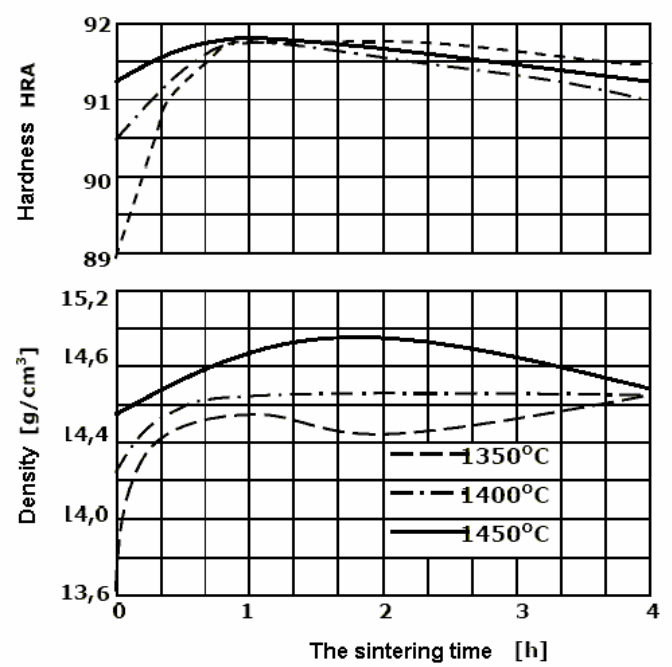


Figure 4. The effect of the sintering temperature and time on the WC-Co alloy containing 6% Co density and hardness

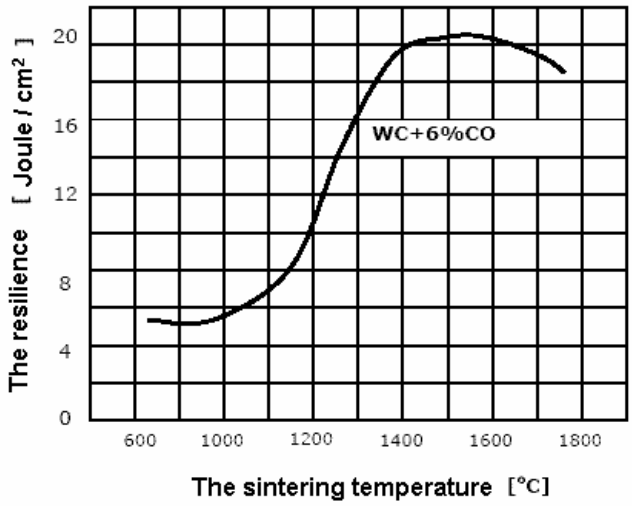


Figure 5. Chock resistance variation vs temperature on the WC-Co alloy containing 6% Co

The compression resistance of the WC-Co alloys, as shown in fig 2 increases with the Co content and then significantly decreases after 4% limit is exceeded .[7,8]

The resilience or impact resistance of the metallic sintered carbon alloy is a measure of the mechanical chock resistance. Chock resistance variation vs. temperature is illustrated in fig 5. The values of this curve have been determined on groove-free samples, 6x6 mm cross section, leaning against seats 40 mm distance apart. The curve shape reaches a peak at the optimum alloy –sintering temperature.[9]

The elongation strength is quite difficult to determine for such a fragile material like the hard sintered carbon alloy All the composition WC-Co containing up to 10% Co show no permanent deformation of the material. It can however be noticed elastic deformations, without plastic deformations, immediately after breaking alloys containing more than 25 % can feature a measurable elongation, [10]

The WC -Co alloy elasticity module is interesting for applications involving elastic strain. As shown in fig 6, the elasticity module decreases with the Co content.

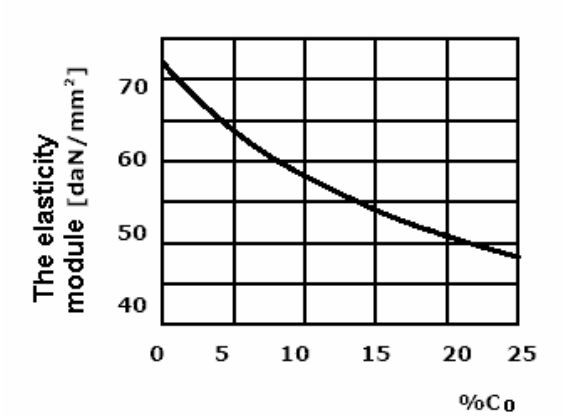


Figure 6. Elasticity module variation with Co content for WC-Co alloy

As regards the magnetic properties of the WC-Co alloys, magnetization upon saturation is related to the Co content (the phase η - double Co and W carbon) and the force acting upon it strongly depends on sintering extent and the grain size. Thus the magnetic measurements can be of use in quality control, [11]

The scope of application of WC-Co alloys is a consequence of their properties as shown below:

Group I- 97% WC- 3% Co and 95,5% WC – 4,5% Co has the following scope of application: cutting of graphite , ceramics and other metallic materials, grinding, accuracy drilling of cast iron, non ferrous material machining, drawing machines .

Group II- 94,5% WC – 5,5% Co and 93,5% WC – 6,5% Co is used for:

a) global granulation sorts (cast iron processing, non- ferrous materials and alloys, synthetic and plastic materials, sensors for wear resistance tools and pieces requiring no high tenacity , drawing machines .

b) fine granulation (machining of gray cast iron, mild cast iron, steels of ultimate strength higher than 175 daN/ mm^2, bronze, Si alloys, drawing machines .

Group III – 91% WC – 9% Co , 89% WC – 11% Co , 87% WC – 13% Co used for machining wood , synthetic resin , easy machining of steels, brass and bronze grinding ,plates for agriculture tools, wear pieces calling for high tenacity.

Group IV – 85% WC – 15% Co , 80% WC – 20% Co , 75% WC – 25% Co , 70% WC – 30% Co used for: wear resistant parts calling for high tenacity (cutting tools etc.) .

3. CONCLUSIONS

Hardness is affected by micro-porosity , granulation of WC phase , purity and composition , extent of homogenization of the liquid and carbons.

The excessively high sintering temperature results in a lower density which further negatively affects the mechanical strength. The max values taken by the bending ultimate strength are reached at Co 20 - 25 % and suddenly decrease with high Co contents At theses compositions there are no contact bonds among the carbons, the carbon crystals being individual and surrounded by the Co metallic mass. Due to over- heating and granulation growth by re-crystallization an acute decrease in the bending ultimate strength occurs. Under or de-carburated materials also containing fragile phases η , feature poor ultimate strength .

The compression resistance first increases with the Co content then considerably decreases after the Co 4% is exceeded. The resilience of a Co 6% alloy increases with temperature and reaches a max value at 1600°C. The elongation vs compression resistance ratio is estimated as 1: 3 while the elongation resistance vs ultimate strength ratio is three times higher that that of steel. The magnetic saturation increases with higher Co contents; it is worth mentioning that bigger grain alloys have a force considerably lower than that of fine grain ones.

Received April 28, 2005 *"Dunărea de Jos" University Galați*

REFERENCES

/1/. Mitoşeriu O. , Constantinescu S. , Radu T. ,ş.a. , *Modern methods to perform the properties of metal materials* , Universitatea „ Dunărea de Jos „ din Galați , 1998 ;
/2/. Drugescu E.: Thermiques *treatmant* , Didact. şi Pedag., Publishing House , Bucureşti, 1998;
/3/. Constantinescu S. , Radu T., *Modern methods to perform thin layers*, Romanian Metallurgical Foundation Scientific. Publishing House , Bucureşti , 2003;
/4/. Constantinescu S.: *Metals properties and physical control methods*, Didact şi Pedag. Publishing House , Bucureşti , 2004;
/5/. Constantinescu S.: Distructive and nondestructive tests of metals, Evrika Publishing House , Galați, 2000 ;
/6/. Constantinescu S., Drugescu E. : *Studies on Mechanism and Kinetics of Phase Transformation in Superficial Layers Using Unconventional Procedures. Research* Contract no. 5005, Galati, 1995, p.53;
/7/. Constantinescu S., Drugescu E.,Radu T. : *Practical application of AE of the different grades of steel. " Proceedings of the 25thEuropean Conference on Acoustion Emission Testing* " EWGAE 2002 " Prague Czech Republic , 11 –13 september, 2002 , p. 135
/8/. Constantinescu S. : *Influence of manufacturing process on chemical and structural homogeneity of welded pipe sheets for tanks and vessels working under pressure. "* Proceeding of the International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies, september 18 – 21 , Leganes, Madrid, Spain, 2001 , p.57 ;
/9/. Constantinescu S.., Drugescu E ,Radu T. : *The coating on the steel support , 2003European Congress and Exhibition on Advanced Materials and Processes*, 1-5 sept., Lausanne, Switzerland, 2003 , p. 59, paper F4-456 . 2003
/10/. Knauschner A. ,*Elektrochemische Metallabscheidung*, Oberflachenveredeln und Planttierent von Mettalen, Leipzig, 1988, pag.61-119;
/11/. Morosanu C.E. , *Chemical vapour deposition thin layers*, Ed.Tehnică, Bucuresti, 1981;

CORELAȚIA DINTRE MICROSTRUCTURA ŞI PROPRIETAȚILE ALIAJELOR DURE SINTERIZATE

Rezumat: Aliajele simple WC – Co cu acelaşi conținut de cobalt , față de aliajele conținând TiC sau TaC(NbC) , prezintă o mai ridicată tenacitate şi rezistență la rupere la încovoiere ca şi o mai bună conductibilitate electrică şi termică. Rezistența la oxidare a aliajelor simple WC – Co este considerabil mai mică şi aceasta conduce la o pronunțată tendință de sudare a aşchiei şi respectiv o rezistență scăzută .Valorile maxime ale rezistenței de rupere la încovoiere sunt atinse la 20 – 25% Co şi descresc brusc pentru conținuturi de Co înalte . La aceste compoziții , legăturile în punctele de contact între carburi numai există, cristalele de carbură apărând în structura metalografică sub formă individuală şi fiind înconjurate de masa metalică a liantului – cobalt. Datorită supraîncălzirii şi creşterii granulației prin recristalizare , are loc o pronunțată sccădere a rezistenței la rupere prin încovoiere . Materialele subcarburate sau decarburate , conținând şi faze fragile η , prezintă de asemenea o rezistență la rupere slabă. Duritatea este afectată de microporozitate , de granulația fazei WC , puritate şi compoziție , grad de omogenizare a lichidului şi al carburilor. Temperatura excesiv de înaltă de sinterizare conduce la o reducere a densității , care are un efect nefavorabil asupra rezistenței mecanice. Saturația magnetică creşte cu creşterea conținutului de cobalt şi , de asemenea , este de remarcat că aliajele cu granulație mai mare au forța coercitivă considerabil mai joasă decât cele cu granulație fină la aceleaşi compoziții .

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15

THE INFLUENCE OF JOINING TEMPERATURE ON THE BIMETAL LAYER STRUCTURE AND CHARACTERISTICS

BY

PETRICĂ CORĂBIERU[1], ANIŞOARA CORĂBIERU[1], IOAN ALEXANDRU[2],IOAN VRABIE[1]

Abstract. *The thermal treatment at negative temperatures is an efficient and convenient modern thermal processing that, correctly applied in the technological operations, determines important increases in the exploitation properties of the alloyed and highly alloyed steel tools. The author's latest investigations on the influence of the cryogenic thermal treatments applied to highly alloyed steels from the high speed steels (HSS) on the mosaic blocks size and dislocations density are presented.*
Keywords: *bimetal bushes*

1. INTRODUCTION

The originality of this manufacturing process for steel-bronze bimetal bushes by immersion and vertical centrifugation (ICV) consists in its complete national novelty. The ICV process contributes at elimination of some operations and equipment which are required for the pre-heating, handling of liquid metal, casting in classical centrifugal machines, and extraction. The ICV process allows full automation, crossing and overlaying of the production processes – the deposition one and the bar and parts casting.

2. THE EXPERIMENTAL TECHNOLOGICAL PRINCIPLE

The technological experimental principle for execution of steel-bronze bimetallic bushes consists of the immersion of the steel core in the bronze bath, lifting the core out of the bath until about half its height and its spinning with an appropriate angular speed required for the deposition to take place. The centrifugal force that appears by spinning of the core in the bronze bath determines the repartition of bronze on the walls of the core steel, the adherence of the bronze layer and the diffusion of the atoms at the steel-bronze interface, thus creating the inter-phase zone. The principle schema of executing bimetallic bushes by vertical centrifuging is presented in fig. 1. The steel bush is immersed in the bronze bath and its spinning begins.

In the beginning time of the deposition process, the melted bronze does not have a uniform angular speed in all its layers, but gradually this speed gets uniformed and becomes equal to the angular speed of the steel core. In these conditions the spinning movement is stabilised and we can say that the spinning melted bronze finds itself in a relative rest situation, the space form of the free surface being a rotational paraboloid. After the stabilising of the spinning movement, the bush is gradually lifted up so that,

when the optimal deposition speed is reached, the bush is immersed only a hint in the bronze dip.

2. The experimental equipment for execution of bimetallic products by ICV

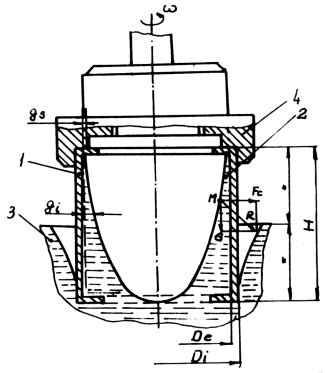
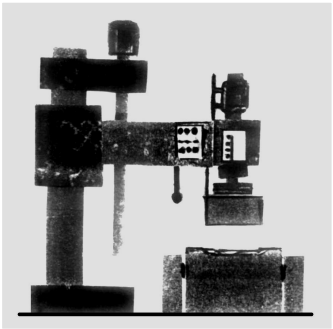
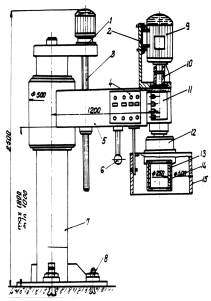


Figure 1: Principle scheme of the ICV process
1. Steel core; 2. The bronze layer distributed on the core walls; 3. The bronze bath; 4. Fastening chucks.

The experimental installation, designed and built for the execution of bimetals by ICV is found in the TF department of the FORTUS S.A. Iaşi. The designed and built MC is the main equipment of the installation for execution of bimetallic bushes. The MC ensures the displacementof the steel core to each and every working point of the installation, executes the immersion of the bush core in the IDP, in the CTI, and in IR, as well as the spinning movement of the bush in the bronze bath in view of executing the deposition by ICV. In figure 2, the MC and its designed principle scheme are presented.





a b

Figure 2. The machine for centrifuging MC
a. the machine for vertical centrifuging for execution of bimetals by ICV; b. the principle scheme of the designed and built MC; 1. Motor reduction gear for vertical movement; 2. Support for electric dc engine; 3. Screw-nut mechanism for vertical movement; 4. Control panel; 5. Folding arm; 6. Handle; 7. Guide column; 8. Foundation screws; 9. Dc engine; 10. Coupling; 11. Main shaft; 12. Mechanic lathe; 13. Steel bush; 14. Deposed bronze layer; 15. Sliding cylindrical guard.

3. THE INFLUENCE OF THE JOINING TEMPERATURE AS A METALLURGIC FACTOR ON THE CHARACTERISTICS AND STRUCTURE OF THE BIMETALS OBTAINED BY ICV

In order to outline the influence of the joining temperature a series of parameters have been held constant, and assessments were made for different values of the joining temperature. The parameters that were held constant in the experiments were: the dimensions of the basic half-finished Φ 140x8, OLT 35; the deposed bronze

layer: upper thickness G_s = 4 mm; lower thickness G_i = 12 mm; final thickness after working G_0 = 4 mm; length of the steel core L = 140 mm; duration of the joining process = duration of holding at the regimen angular speed = 90 s; the angular speed: 500 r.p.m.

During our experiments, 24 bimetallic bushes were executed: OLT35 – CuSn10 = 8 bimetallic bushes; OLT35 – CuAl19T = 8 bimetallic bushes; OLT35 – CuSn4Zn4Pb17 = 8 bimetallic bushes. From the experimentally obtained bushes, we took samples for execution of the test bars required for testing the bend resistance (L = 130 mm, l = 10 mm, diameter of the rod d = 3 a = 30 mm, length of the joining area subject to bending l' = π(d+a/2)/2= 54 mm), of test bars for assessing the shearing disassembly resistance – specific adherence (area of the surface subject to shearing disassembly A = 1.5 g_s = 48 sq.mm), and test bars for assessing the traction resistance.

The graphical analysis of the performed assessments within the experiments is shown in figure 3 – 5. The micro-structures of the joining areas of the experimented bimetals are shown in figure 6 – 8.

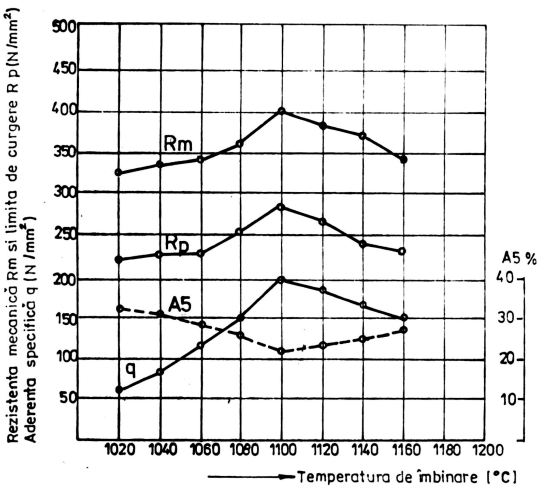


Figure 3. Influence of the joining temperature on the characteristics of the bimetal OLT35 – CuSn10

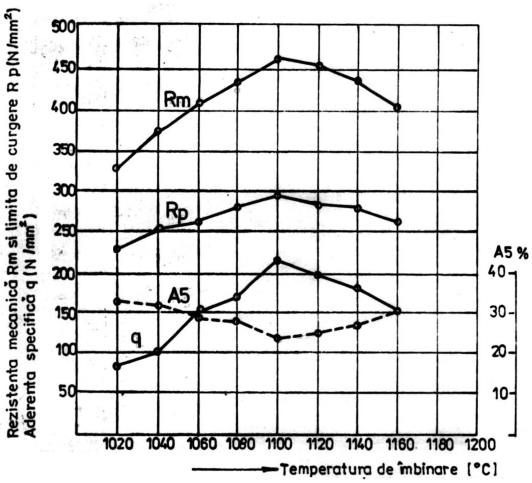


Figure 4. Influence of the joining temperature on the characteristics of the bimetal OLT35 – CuAl9T

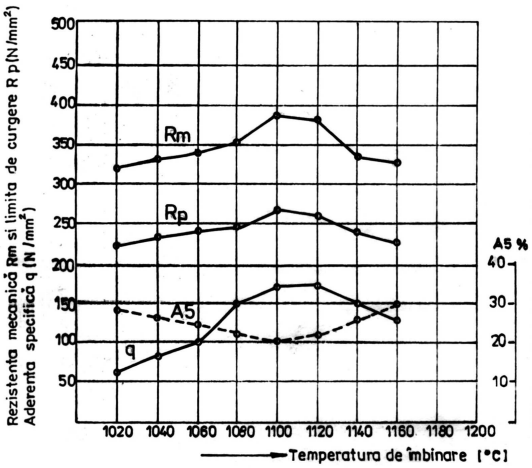


Figure 5. Influence of the joining temperature on the characteristics of the bimetal OLT35 – CuSn4Zn4Pb17

SD ZI MB

Figure 6. OLT35 – CuSn10 (T_{join} = 1120˚C)
SD (deposed bronze layer) – s.s.α polyhedral with macles
MB (base material – steel) – ferrite – pearlite with homogenous and iso-axial grains
ZI (joining area) – passage area; the fully dissolved oxides; chemical bonds by element diffusion

SD ZI MB

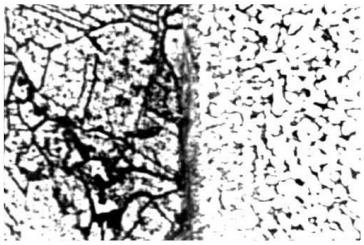


Figure 7. OLT35 – CuAl9T (T_{join} = 1160˚C)
SD polyhedral s.s.α
MB ferrite + pearlite
ZI passage area; the oxides are dissolved

SD ZI MB

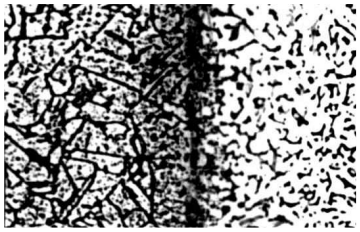


Figure 8. OLT35 – CuSn4Zn4Pb17 (T_{join} = 1140˚C)
SD homogenous structure with small grains
MB ferrite – pearlite
ZI passage area; the oxides are dissolved; chemical compounds of the steel core, OLT35

4. CONCLUSIONS

At joining temperatures T_{join} = T_{melt1} + 100 ºC there is an optimal correspondence between the main characteristics: R_m and R_p have high values; A_5 is lower; the specific adherence reaches values q > 170 N/sq.mm that correspond to hard joints.

- At joining temperatures T_{join} > T_{melt1} + 100 ºC the mechanical characteristics R_m and R_p decrease and the specific adherence diminishes towards 150 N/sq.mm corresponding to medium joints
- The joining temperature does not significantly afflict the thickness of deposed bronze layer

- The influence of the joining temperature on the structure of steel-bronze bimetallic joint comprises the following aspects:

a) $T_{melt1} < T_{join} < T_{melt1} + 100$ ºC

Areas where partial blending of alloys occurs, and joining knots appear; areas where oxides are held in singular places between layers and areas where they are crashed and transformed in single spherical particles; concentration of defects in the nearby of the joint limit; alternating areas of joining knots and cohesion bridges; the area close to the steel is enriched in Pb, thus leading to intermediate lead structures in the bronze.

b) $T_{join} = T_{melt1} + 100$˚C
   - Transitional areas on the whole interface; the oxides are completely dissolved
   - Chemical bonds (the atoms of C and Fe have diffused in the bronze)

c) $T_{join} > T_{melt1} + 100$˚C
   - Alternating areas of joining bridges and interface transitional areas;
   - Isolated spherical oxides
   - Cu diffuses in the steel and C and Fe in the bronze
   - Chemical and structural irregularities in the nearby of the joining area;
   - The zone close to the steel gets rich in Pb.

Received April 19, 2005

[1] *PRESUM PROIECT Sh.C. Iaşi*
[2] *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Alexandru I., Corăbieru Petrică, Vasilescu Dan – *Contribuţii privind influenţa factorilor metalurgici asupra caracteristicilor şi structurii straturilor bimetalice*, First International Congres in Materials Science and Engineering, nov., 1994, Iaşi, Buletinul Institutului Politehnic Iaşi, Tomul XL (XLIV), Fasc. 1-2,vol.1, pag.511-518

/2/. Corăbieru Petrică ş.a.- *Cercetări privind realizarea tehnologiei de obţinere a semifabricatelor multistrat de tipul barelor, lamelelor, cuzineţilor, tamburilor şi recipientelor rotunde prin procedee de depunere, stratificare şi îmbinare, folosind metode gravitaţionale prin imersie în medii izoterme*, Contract de cercetare ştiinţifică nr. C166 –B1/1996, S.C. Presum Proiect S.A. Iaşi, Beneficiar MCT Bucureşti

/3/. Corăbieru Petrică, Alexandru Ioan, Vasilescu Dan – *Tehnologie de obţinere a bimetalelor oţel-bronz,* , Conferinţa Internaţională de Optimizarea Proiectării şi a Tehnologiilor de Prelucrare în Construcţia de Maşini, oct., 1995, Bacău, Buletinul Sesiunii Ştiinţifice, Academia Română, Filiala Iaşi, Vol.2, TSTM –1, 1995, pag. 358-362

/4/. Corăbieru Anişoara, ş.a– *Cilindri bimetalici fabricaţi prin asamblări ax- tăblie din turnare*. Editura Tehnopress, Iaşi, 2004, ISBN 973-702-020-0

/5/. Corăbieru Petrică, ş.a, - *Bimetale fabricate prin imersie şi centrifugare verticală*. Editura Tehnopress, Iaşi, 2004, ISBN 973-702-048-0.

INFLUENŢATEMPERATURII DE ÎMBINARE ASUPRA STRUCTURII STRATULUI DE BIMETAL I CARACTERISTICILOR ACESTUIA

Rezumat: Tratamentul termic la temperaturi negative este un eficient şi convenabil proces termic modern care, aplicat corect în cadrul operaţiilor tehnologice, determină creşteri importante ale proprietăţilor de exploatare ale sculelor realizate din oţeluri aliate şi înalt aliate. Sunt prezentate ultimele cercetări ale autorului asupra influenţei

tratamentului termic criogenic aplicat oțelurilor înalt aliate din categoria oțelurilor rapide (HSS) asupra mărimii blocurilor mozaic şi densității de dislocații.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-13

THE MANUFACTURING TECHNOLOGY FOR PRESS TOOLS THROUGH SUCCESSIVE ALLOYING AND ZONAL HEATING PROCESS BY CONTACT (ASPTZC)

BY

PETRICĂ CORĂBIERU[1],ANIŞOARA CORĂBIERU[1],IOAN ALEXANDRU[2],IOAN VRABIE[1]

Abstract. *ASPTZC method is formed from two main phases:*

- *successive alloying - direct achieved from casting through interaction of the liquid steel with the alloying layers which are deposited on the casting form walls. These alloy layers were obtained using alloying pastes which contain graphite, FeV, FeMo, FeCr, electrolytic Ni, diluent and binders;*
- *zonal heating process through contact – it is made on a simple PTZC installation using treatment cyclograms, which were established before, depending on the material of the pneumatic and calibration tools which are treated, composition and structure of the superficial layers obtained after the first phase AS*

Keywords: s*uccessive alloying, zonal heating processes*

1. INTRODUCTION

ASPTZC is a modern manufacturing method for the achievement of tools with soft and tenacious core and hard superficial layers, which are resistant at all loading.

The thickness of the superficial layer is usual small comparative with the base material which assumes the majority of loading during the tools working. Comparative with the usual versions the pneumatic and calibration tools manufacturing through ASPTZC method assures a substantial reduction of the costs and all special properties of the work surfaces are respected. All this reasons justifies the growth of industry interest for the using of superficial hardened tools like a characteristic of the modern economical development.

2. SUGGESTED TECHNICAL SOLUTION – SUCCESSIVE ALLOYING AND ZONAL HEATING PROCESSING BY CONTACT

The suggested process for manufacturing of tools is new in Romania because it is obtained through successive alloying and zonal heating processing by contact.
ASPTZC method is formed from two main phases:

- successive alloying - direct achieved from casting through interaction of the liquid steel with the alloying layers, which are deposited on the casting form walls. These alloy layers were obtained using alloying pastes which contain graphite, FeV, FeMo, FeCr, electrolytic Ni, diluent and binders;
- zonal heating process through contact – it is made on a simple PTZC installation using treatment cyclograms, before established, depending on the material of the

pneumatic and calibration tools which are treated, composition and structure of the superficial layers obtained after the first phase AS.

The successive alloying replace the classic version of manufacturing for the tools from alloy steels with a more simplified version like phases and technological operations; it is based on casted steels that are cured in liquid phase through a new method which can be achieved on the installations from firms with metallurgic profile like S.C.FORTUS S.A. IAŞI. This method offers the advantage that the steel has a low manufacturing price and the high mechanical-physical characteristics are obtained through the diffusion of the carbide alloy elements (V, W, Cr) from the alloy pastes which are deposited on the cast form cavity surface for the tool. The durability of tools, which are obtained through ASPTZC, is comparative with the durability obtained through classic versions, respectively from alloy steels through one-piece method.

The science purpose is to obtain tools with a superficial layer which is resistant at composed loading: contact pressure, compression, wear, endurance and heating-mechanical composed alternative shocks.

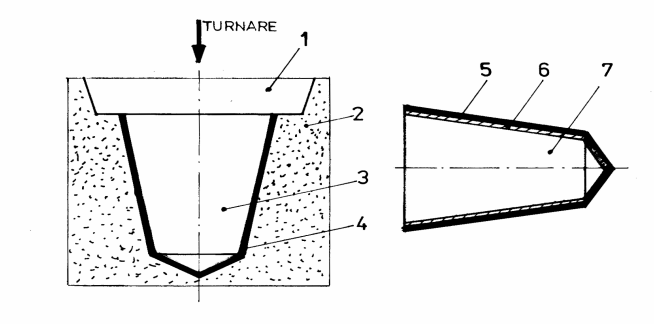


Fig.1 The principle scheme of the AS - superficial successive alloying - direct from the tool casting.
1.Casting feeder cavity; 2. Casting form; 3.Casting form cavity; 4. Alloying paste layer; 5. Successive alloying superficial layer; 6. Transition intermediate layer; 7. Tool core.

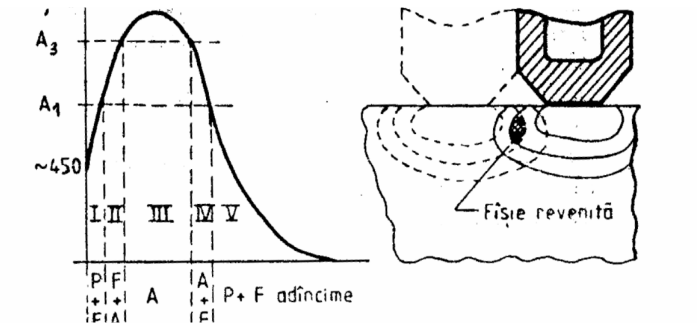
The method principle is described in figure 1.

The performances which are obtained through AS are comparative with the results obtained through the casting of high alloy steels.

The zonal heating processing by contact consists in using of Joule-Lenz effect which is produced by continuos or alternative current of 50 Hz frequency through the contact resistance from pressing of a copper electrode roll on the tool surface. The heat quantity is distributed between roll and tool, but the superficial layer absorbs the most important part of heat. In a very short time a volume from the tool superficial layer arrives the austenite range. The current density proportional decreases with the square of distance to the core of processed tool. The heating of tool superficial layer is a gradual heating in spiral and the majority of tools have a cylinder shape or cylinder portions. This method has the following particularities:

- the appearance of a cold superficial layer (fig. 2a);
- the forming of auto-tempered strips in spiral (fig. 2b).

The temperature that must be maintained for the roll and superficial layer is 450° C and so the heat is continuos send to the tool core and roll



a b

Fig. 2. The temperature variation in the tool superficial layer depth. a – zones which appear in the superficial layer at heating; b – the mode how appear the auto-tempered strips in spiral after cooling.

The temperature in the depth of tool superficial layer varies after a diagram which has five zones: - zone I under-heated (under A_1); - zone II intercriticalheated; - zone III: heated over A_3; - zone IV intercriticalheated; - zone V temperature under A_1. Because there are these five heating zones the hardened structure is nonuniform and it has three distinct portions:

- section I with initial structure (zone I and zone V);
- section II - incomplete hardened (zone II and zone IV);
- section III - complete hardened (zone III).

The existence of zone I represents an advantage because it is avoided the overheating, but it is a disadvantage the necessity of processing for removing of zone I and zone II which are soft.

The auto-tempered strips appear because the roll creates a thermal field which partial overlaps over the already hardened strips.

The method novelty consists in the following aspects:

- in the first phase it is achieved ,direct from casting, the successive alloying (AS) of the tools active superficial layers; the tools superficial layers are enriched with alloy elements Cr, Ni, V, Mo while the carbon content grows until 0,6%;
- in the second phase it is achieved the zonal heating process by contact (PTZC) which consists in two phenomenons:
  - the martensite hardening (structural transformation of phase); it is obtained a hard martensite-sorbite structure;
  - the forming of the hard chemical compounds in the superficial layer: hard carbides of Cr, Ni, V, Mo (chemical transformations).

3. EXPERIMENTS

For the selection of the optimal version for the casting-forming process, heating treatments, paste formula and technological parameters were studied many versions.

3.1. Forming-casting versions which were experimented

The low alloy hypoeutectoid steel, which is used for the experiments, was smelted in the induction electrical furnace with a capacity of 100kg. It was selected the indirect method for the casting because it has the following advantages comparative with the direct method: the thermal stress of the forms is more low; it assures a complete filling with a suitable speed; the surface quality is better; the tools (tests) can be placed very easy in a horizontal position and so the obtained structures are uniform.

The forming was achieved with cores, which were prepared from forming mixture with reinforced silicate with CO_2. It were experimented three forming versions which are simplified presented in figure no. 3.

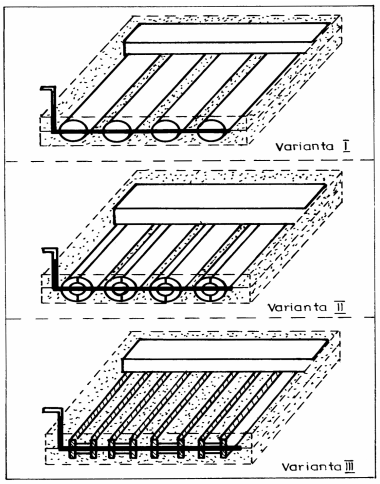


Figure 3. Version I – Forms with circular cross section Version II – Forms with semicircular cores Version III – Forms with I cores

After drying, on every core was applied a hardening paste layer. The drying and lubricating process was twice repeated.

3.2. Versions of hardening pastes which are used at the tools alloying

The method for preparing of hardening paste and the precisely establishment of the chemical composition represent some of the most important aspects of the hardening process. The reconnaissance and the obtained results on the tests prove that the researches must be achieved on three casting pastes. When the paste is applied on the active surface of the core, a mass is transported through diffusion at contact from metal-liquid-paste and so it is achieved the micro-alloying with Mn, V, Ni, Cr, Mo on a depth of a 2,5 mm.

In table 1 are presented the main component elements for three paste versions.

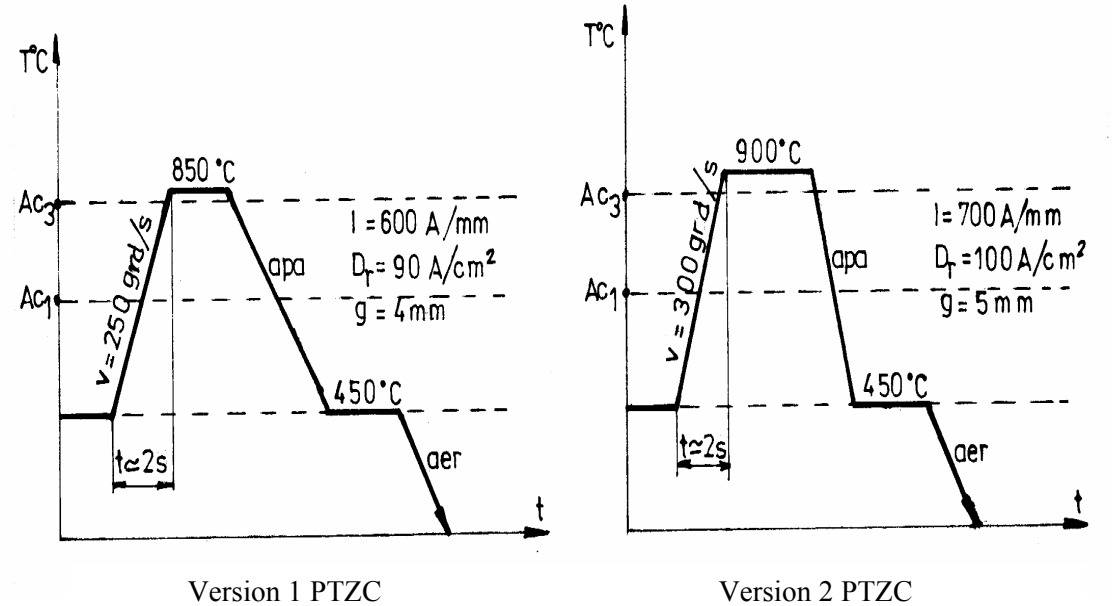
Table 1. Paste types

Paste notation	Main elements
Type A	Graphite + FeV + FeMo
Type B	Graphite + FeV + FeMo + Ni (electrolitic)
Type C	Graphite + FeV + FeMo + Ni + FeCr

The layer depth, of paste which is applied through brushing on the active surfaces of the core, is about 1,5-2 mm. For every paste formula was obtained different depths and superficial layer structures, which determine different behaviours of the tools during working. The determination of the best paste formula was achieved depending on the layer aspect, carbon and alloying elements content which is absorbed by the tools, the achieved hardening and other aspects which influence the tool behaviour in tests.

3.3. Zonal heating processes by contact which were experimented

After casting, cooling and knock-out the tools were zonal heating processed by contact. For the improvment of the tools machinability it must be cured like in figure 4, where are presented two cyclograms for the PTZC versions.



Version 1 PTZC Version 2 PTZC

Figure 4 – Cyclograms for PTZC versions

This cyclogram of heating treatment had good results because it was achieved very easy and the study of other version wasn't necessary.

4. ANALYSIS OF THE LABORATORY EXPERIMENTS RESULTS

The laboratory experiments which consisted in hardness tests, chemical and metallic analysis were made on 12 samples. The laboratory experiments results are presented in table 2.

Table2. Laboratory experiments results

Test sample	Carbon content	Carbon content on				Core hardening HRC	Layer depth
P1	0,2	0,4	0,3	0,25	50	35	2,5
P2	0,2	0,56	0,4	0,3	55	30	3
P3	0,2	0,5	0,4	0,25	50	35	2,5
P4	0,22	0,58	0,45	0,35	55	30	3
P5	0,22	0,6	0,4	0,3	60	30	3
P6	0,22	0,55	0,42	0,25	55	30	2,5
P7	0,25	0,61	0,43	0,32	60	30	3
P8	0,25	0,56	0,38	0,24	50	35	2,5
P9	0,25	0,62	0,45	0,35	60	30	3
P10	0,26	0,61	0,43	0,32	60	30	3
P11	0,26	0,6	0,4	0,33	60	38	3
P12	0,26	0,61	0,43	0,37	60	38	3,5

Sample 1 – charge no.1- carbon from core: 0,2%; - carbon from superficial layer: 0,4%; - carbon at depth of 1,5 mm: 0,3%; - carbon at depth of 2,5mm: 0,25%; - superficial layer depth: 2,5mm; - layer hardening: 50 HRC; - core hardening: 35 HRC; - geometrical configuration: ⬢ 50mm; - L= 200mm; - casting version:I; - paste type: A; - PTZC version: 1; - structure: nytal 2,5% atack, 100:1

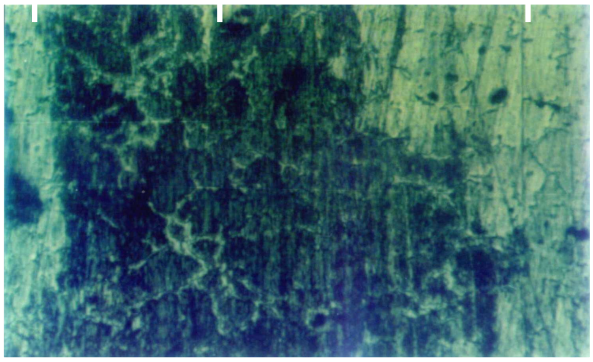


Figure 5. Sample 1 micrograph from charge 1, paste A, version 1 PTZC
1-superficial layer (martensite structure with complex carbides, acicular cementite);
2-transition zone (transition sorbite-pearlite structure); 3- core (gross ferrite+pearlite).

Sample 2 – charge no.1- carbon from core: 0,2%; - carbon from superficial layer: 0,56%; - carbon at depth of 1,5 mm: 0,4%; - carbon at depth of 2,5mm: 0,35%; - superficial layer depth: 3mm; - layer hardening: 55 HRC; - core hardening: 30 HRC; - geometrical configuration: ⬢ 50mm; - L= 200mm; - casting version:I; - paste type: A; - PTZC version: 1; - structure: nytal 2,5% atack, 100:1

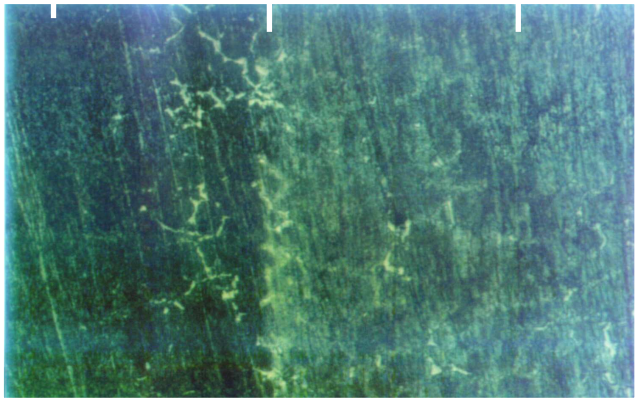


Figure 6. Sample 2 micrograph from charge 1, paste A, version 1 PTZC
1-superficial layer (martensite structure with complex carbides, acicular cementite); homogeneous layer with adequate depth; 2-transition zone (transition sorbite-pearlite structure); 3 – core (gross ferrite+pearlite).

Sample 3 – charge no.1- carbon from core: 0,2%; - carbon from superficial layer: 0,5%; - carbon at depth of 1,5 mm: 0,4%; - carbon at depth of 2,5mm: 0,25%; - superficial layer depth: 2,5mm; - layer hardening: 50 HRC; - core hardening: 35 HRC;

- geometrical configuration: ⬣ 50mm; - L= 200mm; - casting version:I; - paste type: A; - PTZC version: 1; - structure: nytal 2,5% atack, 100:1

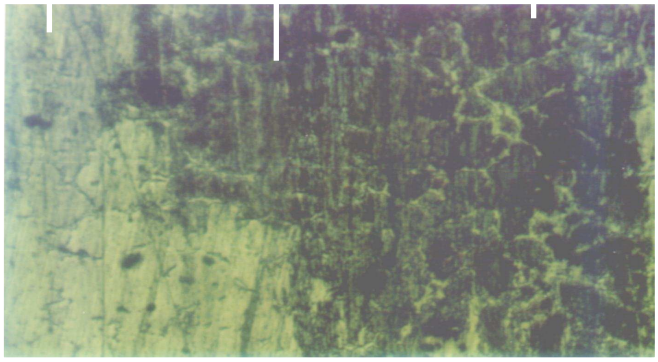


Figure 7. Sample 3 micrograph from charge 1, paste A, version 1 PTZC
1-superficial layer (martensite structure with complex carbides, acicular cementite); homogeneous layer on depth; 2- transition zone (transition sorbite-pearlite structure); 3 – core (gross ferrite+pearlite).

5. CONCLUSIONS

After experiments it were obtained the following optimal values for every technological parameter:

- Carbon content in core: minim 0,2%; maximal 0,26%
- Carbon content in superficial layer: minim 0,4%; maximal 0,62%
- Carbon content at 1,5mm depth: minim 0,3%; maximal 0,45%
- Carbon content at 2,5mm depth: minim 0,25%; maximal 0,37%
- Superficial layer hardening: minim 50HRC; maximal 60HRC
- Core hardening minim 30HRC; maximal 38HRC
- Superficial layer depth minim 2,5mm; maximal 3,5mm
- Casting temperature minim 1150º C; maximal 1600º C
- Temperature in superficial layer during PTZC process minim 850º C; maximal 900º C
- Heating speed during PTZC process minim 250º C/s; maximal 300º C/s
- Electric current intensity/roll breadth during PTZC process minim 600A/mm; maximal 700A/mm
- Current density in superficial layer during PTZC process minim 90A/cm^2; maximal 100A/cm^2
- Layer heating depth minim 4mm; maximal 5mm
- Maintenance temperature of superficial layer during PTZC process 450º C

The best results for the technological parameters were obtained when it were used the following:

- casting version no.II – forms with semicircular cores;
- casting version no. III – forms with type I cores;
- C paste type : graphite + FeV + FeMo + FeCr + electrolitic Ni;
- PTZC version no.2

Received April 19, 2005

[1] *PRESUM PROIECT Sh.C. Iaşi*
[2] *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

/1/. Corăbieru P., Alexandru I., Vasilescu D., *Durificarea şi alierea superficială a sculelor perforatoare*, Revista Academiei, 1995, vol.1 TSTM – 1, pag.123- 127, 1995.
/2/. Vasilescu D., Alexandru I., Corăbieru P., Durificarea şi alierea superficială a oţelurilor prin încălzire directă în medii conductive *electric,* Revista Acadamiei ,vol 2. TSTM-1, pag. 347-352, 1995.
/3/. Corăbieru A., *Cercetări privind realizarea tehnologiei de obţinere a sculelor de calibrare şi pneumatice- ASPTZC*- Contract Cercetare Ştiinţifică – nr. 1888/2003- Programul Relansin SC Presum Proiect SA Iaşi.
/4/. Alexandru I., Corăbieru A., Corăbieru P., *Cercetări privind realizarea tehnologiei de obţinere a sculelor de calibrare şi pneumatice prin alieri succesive, prelucrări termice zonale prin contact (ASPTZC)*- Revista Cercetări Metalurgice şi de Noi Materiale, vol XII nr.3/2004, pag. 11-24, ISSN 1221-5503
/5/. Corăbieru P. ş.a, *Materiale pentru scule de deformare platică. Procedee de prelucrare termică.* Editura Tehnopress, Iaşi, 2004, ISBN 973-702-049-9

TEHNOLOGIA DE FABRICARE ASCULELOR DE PRESARE PRIN ALIERE SUCCESIVĂ ŞI ÎNCĂLZIRE ZONALĂ PRIN CONTACT (ASPTZC)

Rezumat: Metoda ASPTZC are două faze principale:

- aliere succesivă – obţinută după turnare prin interacţiunea dintre oţelul lichid şi straturile de aliere ce sunt depuse pe pereţii formei de turnare. Aceste straturi de aliere se obţin prin intermediul a diverse paste de aliere ce conţin grafit, FeV, FeMo, FeCr, Ni electrolitic, diluanţi, lianţi ;
- proces de încălzire locală prin contact – se realizează pe o instalaţie simplă tip PTZC prin folosirea ciclogramelor de tratament de termic stabilite în prealabil, funcţie de materialul sculelor pneumatice şi de calibrare care vor fi tratate, compoziţia şi structura straturilor superficiale ce trebuie obţinute după prima fază AS

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.17; 669-15

BEHAVIOR OF Rp3-HIGH SPEED STEEL ON SHORT TIME NITRIDING IN FLUIDIZED BED

BY

ADOLF BÂCLEA, NELU CAZACU, SORIN DOBROVICI, FLORENTINA POTECAŞU, ELENA DRUGESCU, OCTAVIAN POTECAŞU

Abstract. *For steel nitriding, treatment time is a important factor. Gas and plasma nitriding are usual method to increase surface properties by nitriding. A close retort is used. Total time for treatment are higher because are necessary transition time for heating and cooling. Fluidized bed offer a short time for heating and cooling because furnace having an open retort. Work paper is based by nitriding experiments by experimental fluidized bed furnace. A gas mixture of ammonia and nitrogen was used. For samples were used HHS (Rp3) . Results were investigated micrographic, surface hardness test (HV5) and micro hardness (HV0,05)*
Keywords: *nitriding, fluidized bed, HSS, Rp3, short cycle*

1. INTRODUCTION

High speed steel (HSS) having a good properties for cutting tools (resistance, hardness, wear resistance, thermal stability) and these properties is determined by chemical compositions (high quantity of alloying elements) and specific heat treatments. A carbon presence in chemical compositions of steel is necessary to a high quantity of complex metallic carbides dispersed in metallic matrix. For these properties HSS are actually used for many other applications: tools for die press forging, extrusion tools and hydraulic parts. For all tools is important hardness over surfaces and surface porosity to maintaining wear agent for a long time that increasing using time of tool. Some thermochemical treatments are used for increased hardness and surface profile control (nitrocarburizing, nitriding). The paper is based by nitriding in fluidized bed experiments. Some goals are following by thermochemical treatments:

- higher values of superficial hardness
- stability at high working temperature
- corrosion resistance
- decreasing values for friction coefficient
- increasing durability

Nitriding treatments of HSS is based by subcritical values of treatment temperature that conduced to low values of inside transformation in material. The treatments is localised at surfaces and a new hard complex with fine distribution is possible to appear before nitrogen diffused in material and alloying elements. Using a fluidized bed technology a short time for nitriding treatment is obtaining and a supplementary hardness appear because secondary brittle by Fe_4N fine dispersed in metallic grain is avoided

2. EXPERIMENTS

Base of experiments are intense chemical activity of fluidized bed made by granular solid (0,10…0,16mm, burned clay) and mixed gas from ammonia (33%) and nitrogen, 0. Working with open chamber make a reduced total nitriding time because samples is take off after nitriding time (1h, 2h and 3h) and was cooling in air. That procedure has a normal benefits by reducing total time of treatments and by eliminate a Fe_4N precipitates that decreasing hardness, 0. Nitriding in fluidized bed experiments were made on laboratory conditions and nitriding furnace is showing in Figure 1. For experiments was used samples from Rp3 steel (Table 1). For all experiments a constant debit for mixed gases was used.

Table 1. Chemical composition for Rp3 (HSS - T1-AISI, STAS 7382/90).

C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	Co
0,7…0,8	max.0,45	0,30…0,40	3,62…4,40	17,5…19,5	max.0,60	1,0…1,4	-

Figure 1. Fluidized bed laboratory installation

3. RESULTS AND DISCUSSION

For Rp3 steel samples micrographic analysis is showing in Figure 2. For etching was used *royal water*. Micrographs showing a nitriding layers for all regimes, that are depending with nitriding time and nitriding temperature. Depth layer measurements on micrographs is showing in Figure 3. Hardness measured on the nitriding surface is the most important properties after nitriding treatments.

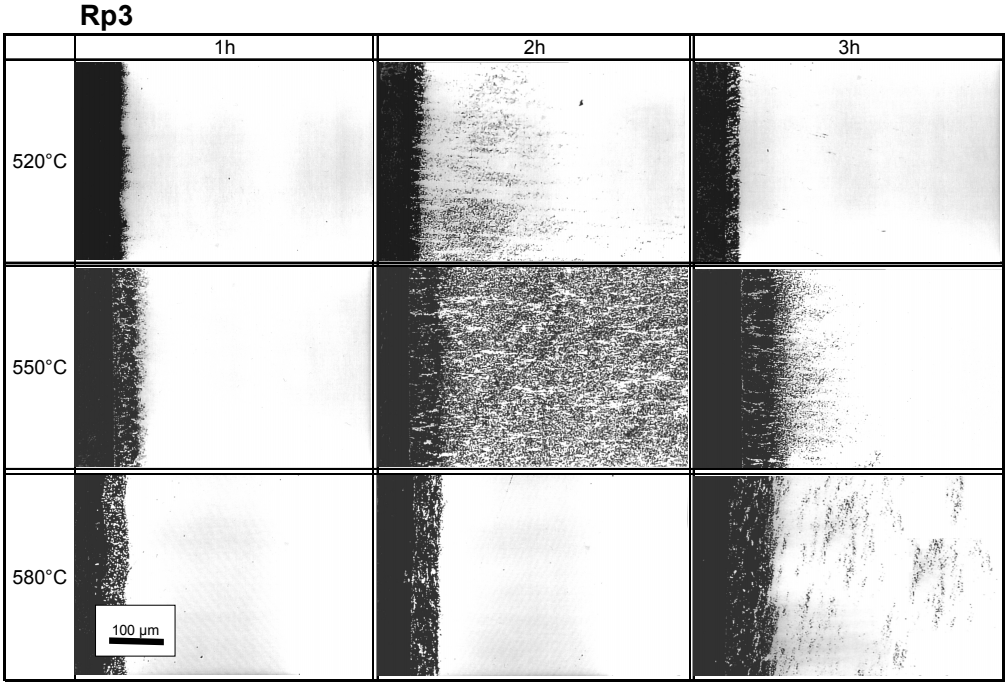


Figure 2. Micrographs for Rp3 steel samples after fluidized bed nitriding.

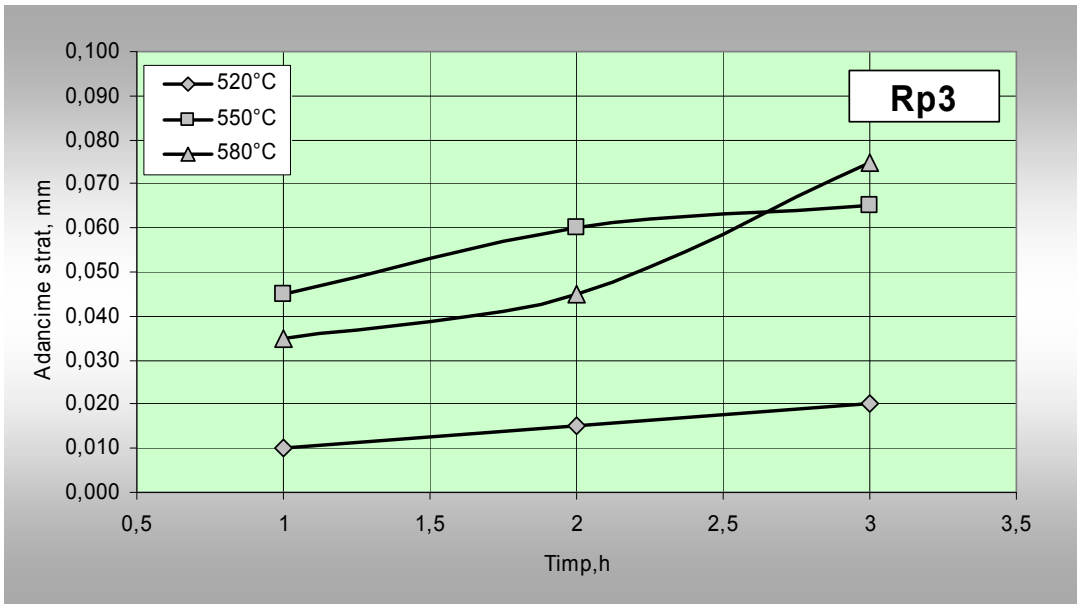


Figure 3. Nitriding layer depth variations with nitriding time and nitriding temperature

The hardness after nitriding in fluidized bed is showing in Figure 4 (Vickers TPP-2, CIS, with load 5kgf). Hardness increase with high values for nitriding temperature 550° C and 580°C, and for short nitriding time (maximum 3h). Chemical and thermal activity of fluidized bed media are important for reducing time of treat-ments. After treatment the samples was immediately take of that conduced to main-taining a hardness at high values, eliminated a secondary embrittlement of nitriding layer by Fe_4N (γ') acicular separation. Microhardness was measured by nitriding section (metallographic samples) PMT-3 (CIS) microhardness tester with 50g load (0,050kgf). A cross section profile of hardness was determined using microhardness and this profile is in concordance with superficial hardness and micrographs.

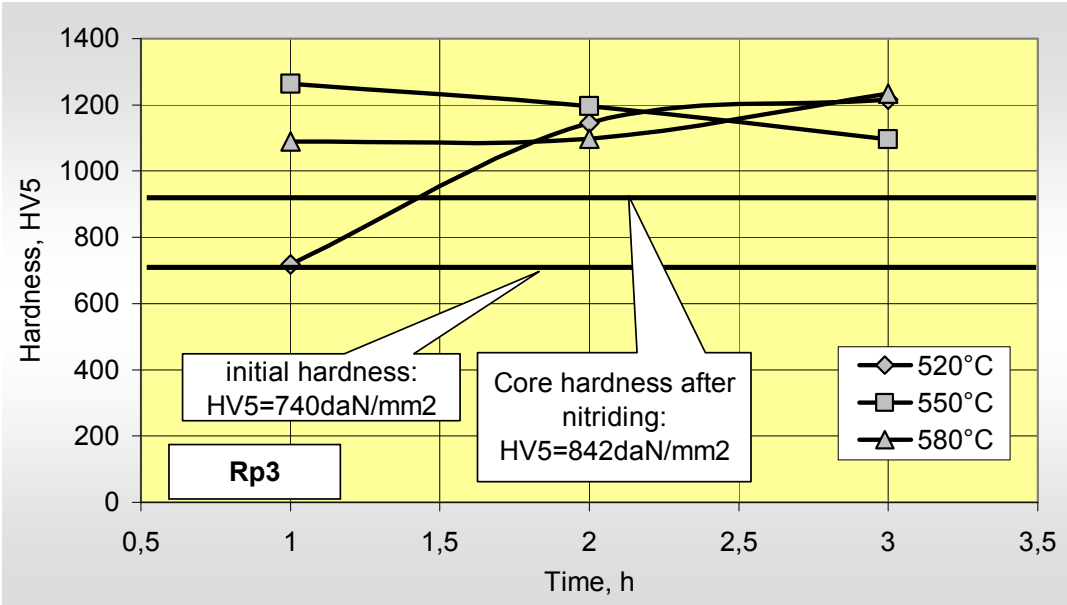


Figure 4. Hardness HV_5 after fluidized bed nitriding in function of nitriding temperature and nitriding time.

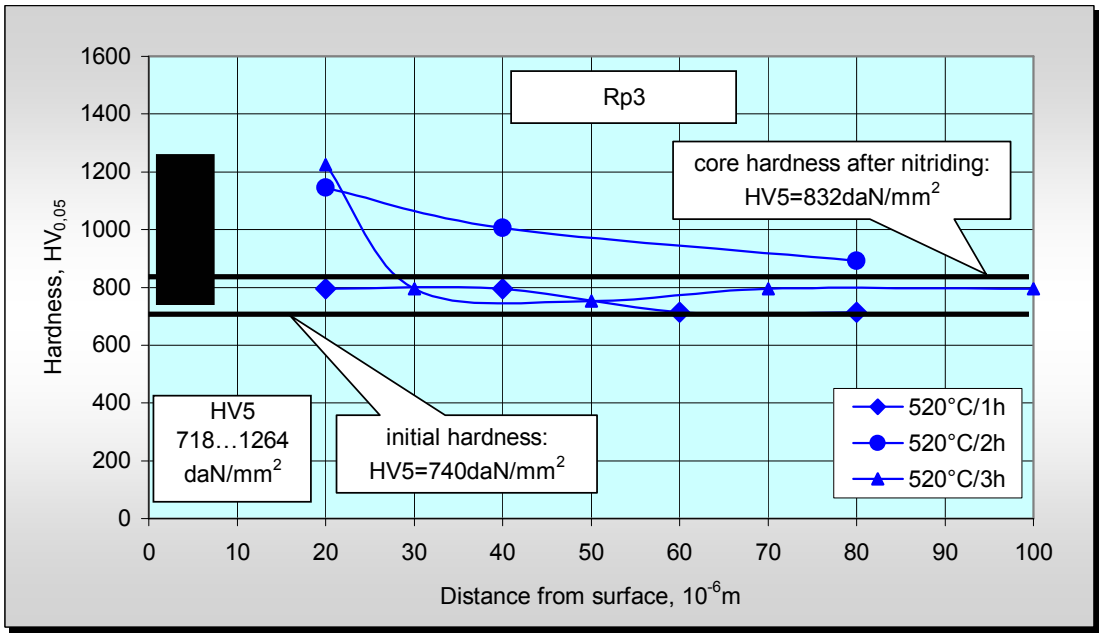


Figure 5. Micro hardness for Rp3 samples after fluidized bed nitriding at 520°C.

Microhardness was measured by nitriding section (metallographic samples) PMT-3 (CIS) microhardness tester with 50g load (0,050kgf). A cross section profile of hardness was determined using microhardness and this profile is in concordance with superficial hardness and micrographs.

4. CONCLUSIONS

The Rp3 steel (HSS) having high quantity of alloying elements in chemical compositions. A very hardness metallic carbides dispersed in base matrix material. By nitriding a supplementary quantity of hard an thermal stable nitrures were dispersed by nitrogen diffused from nitriding media and by alloying elements from steel. A

supplementary hardness increasing is associated by a superficial porosity increasing, and all conduced to a good behaviour of tools in cutting process.

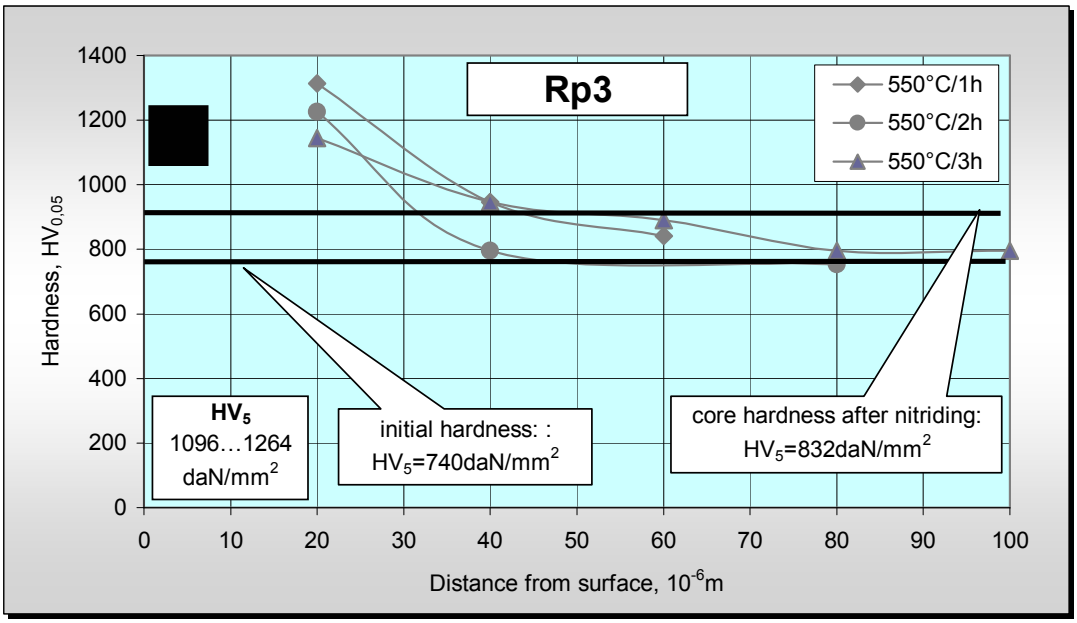


Figure 6 Micro hardness for Rp3 samples after fluidized bed nitriding at 550°C.

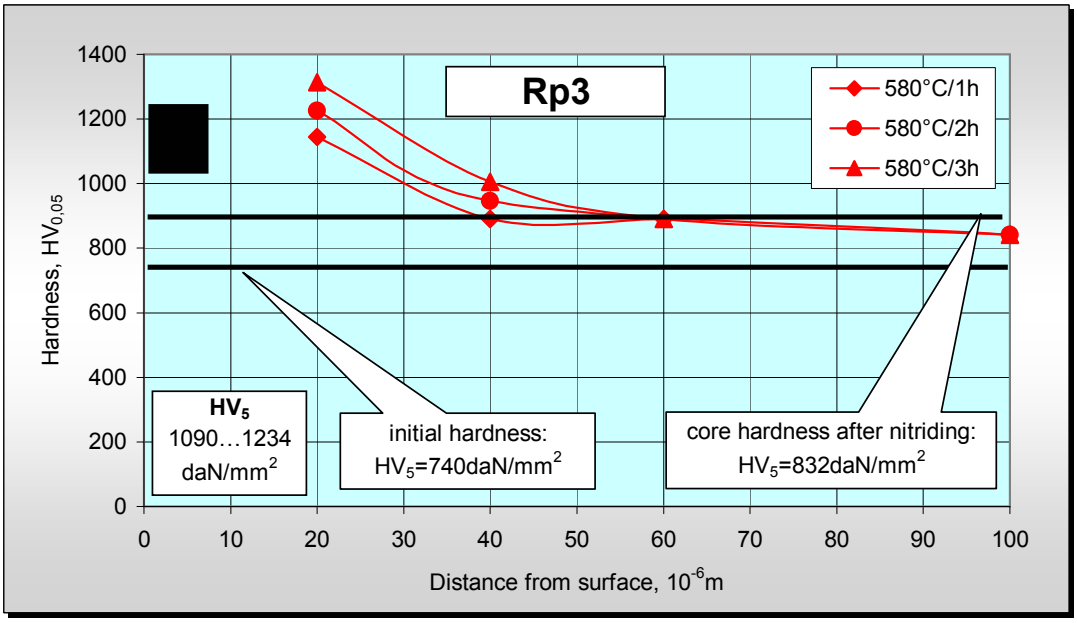


Figure 7. Micro hardness for Rp3 samples after fluidized bed nitriding at 580°C.

After nitriding in fluidized bed superficial hardness increasing with 250…400daN/mm^2. The most higher value of hardness, 1234daN/mm^2 is obtaining at 580°C nitriding temperature and 3h for nitriding time. Microhardness ($HV_{0,05}$- 50 grams load) measured by metallographic sections showing a decreasing profile for hardness in sections. A secondary increasing of hardness is present in core of samples. Micrographs showing a structure with only a diffusion layer. An oxide layer is present on the surface of samples. Is appears because the samples is take out in air from fluidized bed at nitriding temperature and oxidation is present. The depth layer

measured metallographic is depending by time and temperature. In fluidized bed conditions the total time of treatments is decreasing. The furnace is at working temperature and is simple to introducing another parts to nitriding. The total efficiency of installations increasing when compare with ion nitriding and gas nitriding where heating and cooling represents higher values of time in correlation with effective nitriding time.

Fluidized bed nitriding is a favourable applications of internal and external fluidizations properties. High values of thermal conductivity an acceptable values of mass diffusivity are internal properties that determine high values for mass and thermal global coefficient of transfer. The nitriding surface having an apart gray nuance of colour because a thin ferrous oxide layer is present after nitriding when samples is cooling in air at atmosphere temperature.

Applications of fluidized nitriding thermochemical treatments for Rp3 steel is recommended to be at third tempering regimes for material.

Received May 6, 2005

"Dunărea de Jos" University Galați

REFERENCES

/1/. Bâclea,A., *Some aspects concerning fluidized bed nitriding*, Proceeding of the MOC'40 Seminar, Odessa, 26-27 April 2001, pg.145;

/2/. Kunii,D., Levenspiel,O, *Fluidization engineering*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1969;

/3/. Bâclea.A., Drugescu.E., Cazacu.N., Dobrovici.S., "*Some aspects concerning the nitriding steels in fluidized bed"*, International Conference On Advances in Material and Processing Technologies, AMPT01, Leganes, Madrid, Spania, 18-21 Septembrie, 2001, Proceedings of The International Conference on Advanced Processing Technologies AMPT'01, vol. I, pag.131.

/4/. Ivanuş Gh, Todea I., Pop Al, Nicola S, Damian Gh, *Ingineria fluidizării*, Editura Tehnică, Bucureşti, 1996;

/5/. Drugescu E, Udvuleanu A, *Metalurgie fizică şi tratamente termice*, Lucrări de laborator, Universitatea din Galați, 1981;

/6/. Drugescu E, Udvuleanu A, Dobrovici S, *Tratamente termice. Lucrări de laborator*, Universitatea din Galați, 1985;

/7/. Carțiş,I.Gh.,*Tratamente termice. Tehnologie şi utilaje*, Editura Facla, Timişoara,1982

/8/. Florian,E., Dulamiță,T., *Tratamente termice şi termochimice*, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti,1982

/9/. Murry Guy, *Une nouvelle norme europeenne "Acier pour nitruration",* Traitement Thermique, nr.339, mai 2002, pag.30

/10/. * * * , Revista Tratamente termice şi ingineria suprafețelor (ATTIS), Vol II, nr.1/2002, pag 39…40

/11/. Dulamiță. T., *Producerea si utilizarea atmosferelor controlate pentru tratamente termice*, Editura Tehnica, Bucureşti 1976;

/12/. * * * ,Revista Tratamente termice şi ingineria suprafețelor (ATTIS),Vol II,nr.1/2002, pag 39-40

/13/. Vermeşan,G., *Tratamente termice. Indrumător*, pag.167÷180, Editura Dacia Cluj Napoca, 1987;

COMPORTAREA OȚELULUI Rp3 LA NITRURAREA CU DURATE MICI ÎN STRAT FLUIDIZAT

Rezumat: Pentru tratamentul de nitrurare timpul este un factor important. La nitrurarea ionică şi cea in gaz este folosita o ratortă ceea ce face ca durata totală a tratamentului să crească pentru a se putea realiza încălzirea si răcirea. Utilizarea stratului fluidizat cu retortă deschisă face ca durata totala a tratamentului să scadă. Lucrarea se bazează pe experimentări de nitrurare în strat fluidizat efectuate pe probe din oțel Rp3. Rezultatele au fost investigate prin analiză metalografică, duritate pe suprafață şi microduritate în secțiune.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.620.17; 669-15

EXPERIMENTAL RESEARCH ON THE APPLICATION OF THE NONCRACKING CONDITION WHEN HEATING MASSIVE STEEL HALF-FINISHED

BY

VASILE CATARSCHI, MIHAELA POROCH, RADU DANILA, IOAN POROF, SMARANDA CATARSCHI

Abstract. *For the purpose of avoiding heating creaking of massive steel half-finished, one states a condition that leads to a diminishment of the metal heating speed down to those values where the metal does not creak. This condition mainly depends on the amount of the temperature difference between the surface and the core of the heated half-finished, and is valid until the temperature in the metal core reaches above approximately 550°C. In this research, we assessed the values of the breaking resistance and of the flow limit for several temperatures, in view of comparing these values with the amount of thermal stress of the respective materials, so as to rectify the heating speed*
Keywords: *massive steel, noncracking conditions*

1. THEORETICAL ISSUES

In view of heating massive steel half-finished, such as of cylindrical equivalent shape with equivalent radius R, and also in view of avoiding their creaking while heating, one endorsed the following creaking check condition [2, 3, 4]:

$$R_{Tn} = \frac{\beta \cdot E}{1-\mu} \cdot (T_{surf.n} - T_{centr.n}) \le (R_r - R_{Tr})\big|_{Tcentr.n} \qquad (1)$$

where: R_{Tn} - the amount of thermal stress when heating steel after *n* time laps from the initial phase of heating.

$T_{surf.n}$ - the surface temperature after *n* time laps of heating;

$T_{centr.n}$ - the core temperature after n time laps of heating;

R_r - the breaking resistance of the steel at the T_{cn} temperature;

R_{tn} - the amount of remaining thermal stress in the steel.

The determination of some PC assisted modern heating technologies for heating the massive steel products (ingots, mill rolls etc.) in view of the plastic deformation, is based on mathematical modeling of the heat exchange within the metal. The analytical method used in this respect is based on the sum of Bessel – Fourier infinite sequences (Heiligenstaedt Method) and Biot, Fourier dimensionless criteria, criterion of surface Φ_s and of centre Φ_c [3, 5].

The determination of surface $T_{surf.n}$ and of $T_{centr.n}$ centre temperatures for a heated cylindrical ingot with equivalent radius R, for the heating mode $T_{furn.n}$ = const., in the conditions when the initial thermal gradient is $\Delta T_0 \neq 0$, the following relations

are given:

$$T_{s.n.} = T_{cupt0} + (T_{s.0.} - T_{cupt0}) \sum_{n=1}^{\infty} M_n J_0(z_n) e^{-z_n^2 Fo} \quad (2)$$

$$T_{c.n} = T_{cupt.0} + (T_{s.0} - T_{cupt.0}) \sum_{n=1}^{\infty} M_n e^{-z_n^2 Fo} - \Delta T_0 \sum_{n=1}^{\infty} W_n e^{-z_n^2 \cdot Fo} \quad (3)$$

where: $M_n = \dfrac{2J_1(z_n)}{z_n[J_0^2(z_n) + J_1^2(z_n)]}$ and $W_n = \dfrac{4J_2(z_n)}{z_n^2[J_0^2(z_n) + J_1^2(z_n)]}$ (4)

$J_0(z_n)$; $J_1(z_n)$; $J_2(z_n)$ – Bessel function of 0; 1; 2 order and argument z_n;

$J_0(z_n) / J_1(z_n) = z_n / (hR)$ (5)

$z_n = m_n R$ are the solutions of the transcendent equation (4) for n = 1, 2, …, ∞.

R – equivalent radius of the mill roll, in mm;

$h = \dfrac{\alpha}{\lambda}$ - the relative coefficient of thermal transfer of the steel;

α - heat passing coefficient at the surface of the metal;

λ - thermal conductivity coefficient at the surface in the metal;

$F_0 = \dfrac{a \cdot \tau}{R^2}$ - Fourier's criterion of metal heating;

$a = \dfrac{\lambda}{c \cdot \gamma}$ - thermal diffusivity coefficient of the steel;

c – specific heat of heated steel;

τ - heating time, in hours;

γ - specific weight of the metal, depending on its chemical composition;

hR = Bi – Biot's criterion of the metal heating;

$\Delta T_0 = T_{surf.0} - T_{centr.0}$ – initial thermal gradient of metal heating.

According to [1], for the purpose of outlining the maximum value the remaining thermal stresses (cooling stresses) in a steel ingot can reach, such an ingot was cut off immediately after air solidification – cooling. Then the remaining thermal stress was measured for a layer of 0.37m diameter, coming out with a value of approximately 250 MPa, when the admissible breaking resistance was of 800 MPa. It is from these experiments that one can see that the amount of remaining thermal stress accounts for about 30% of the pull breaking resistance for the respective steel.

One can thus write:

$$R_{Tr} = \frac{\beta \cdot E}{1 - \mu} \cdot \Delta T \leq 0.30\, R_r \quad (6)$$

or

$$R_{Tr} \leq 0.30 \cdot R_r \quad (7)$$

where: $\Delta T = T_{surf.} - T_{centr.}$ - the thermal gradient within the metal.

It results therefore that the amount of thermal heating stress must fulfil the following creaking checkup condition, according to the equation (1) and (7).

$$R_{Tn} \leq 0.70 \cdot R_r \big|_{T_{centr.n}} \quad (8)$$

The condition (8) is set for each time lap of steel heating, when the breaking resistance is measured according to the experimental data at the temperature Tcn.

Creaking checkup is performed until the temperature Tcn reaches over 550°C (the elastic range) for most of the carbon and low-allied steels.

In such case that the condition (8) is not met while heating, comes out that the thermal gradient ΔT is too high and needs to be lowered. This diminishment of the thermal gradient ΔT is performed according to the endorsed heating regimen by the following methods:

a) In case one considers the heating regimen with constant furnace temperature ($T_{furn.}$ = constant), one shall lower the furnace temperature in decrements of Δt = 30°C, and then resume the calculation of metal temperatures, until the condition (8) is met, by using the following relation:

$$T_{furn.n} = T_{furn.0} - 30 \qquad [^0C] \quad (9)$$

b) In case one considers the heating regimen with constant increasing speed of the furnace temperature:

$$T_{furn.n} = T_{furn.0} + w_0 \cdot \sum_{i=1}^{n} \Delta\tau_i \qquad n = 1, 2, 3, \ldots, \infty \qquad [^0C] \quad (10)$$

the amount of the heating speed w_0 is diminished in decrements of 10% per hour and then the calculation of metal temperatures shall be resumed until they fit in the condition (8), by using the following relation:

$$T_{furn.n} = T_{furn.0} + (w_0 - 10) \cdot \sum_{i=1}^{n} \Delta\tau_i \qquad n = 1, 2, 3, \ldots, \infty \; [^0C] \quad (11)$$

2. EQUIPMENT USED FOR EXPERIMENTAL ASSESSMENT.

The installation of equipment for heating steel test bars in view of assessing the breaking resistance Rr and the flow limit Rc for different temperatures consists of (figure 1):

- The cylindrical wall (1) of the vertical electric furnace;
- Resistors (2) made of silicon carbide bars;
- Thermal insulation (3) made of ceramic fibres;
- A central tube (4) made of refractory steel for the protection of the resistors;
- Half-lids (upper and lower) (5) for closing the cylindrical enclosure (1);
- Thermocouple (6) PtRh-Pt (10%) for measuring the temperature of the test bar being heated;
- Mobile rack (7) for taking the furnace to the traction testing machine, on the rails (8).
- Electrical wiring (9) for commanding and controlling the heating of Φ10mm steel test bars.

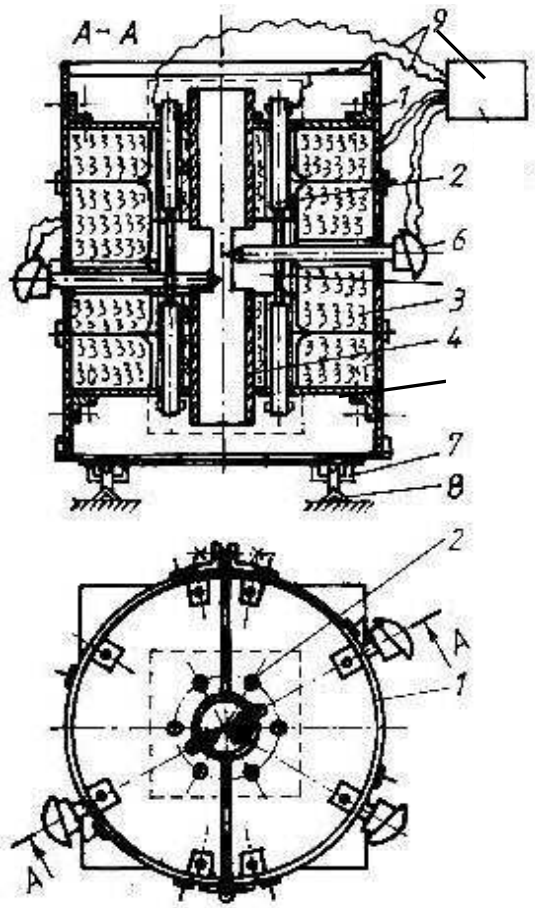


Figure 1: Test bar heating equipment.

The furnace is composed of two half-cylindrical halves that join together by hinges and tightening elements with screws. One has added an extra 6 mm asbestos layer between the thermal insulation made of ceramic fibres (withstanding up to 1250°C) and the walls (1). The resistors (2) are inserted in 6 tubes of refractory fire clay, windowed only towards the test bar heating chamber, in the test bar area. The three thermocouples (6) are put in guidance pipes of refractory steel. The central tube (4) is windowed on two opposite sides, along the test bar heating chamber. The thermocouples were paired before their assembly, in order to issue minimal reading differences.

The above described equipment was used for experimental laboratory tests on the traction test machine (still under the influence of temperature), type ZDM 500kN, made in Germany, from the Department of Material Resistance within the "Gh. Asachi" Technical University Iassy. The tests were performed at constant temperatures in 100°C increments up to 600°C, both for the breaking resistance and the flow limit, using standardized test bars, having the gauge diameter of 10 mm.

3. EXPERIMENTAL ASSESSMENTS

The experimental assessments were performed on both the equipment shown in figure 1 and the traction test machine from Technical University of Iassy, and another traction test machine type Wolpert with integrated furnace, from S.C. PETROTUB S.A. Roman. The experimental tests were performed on a number of 5 test bars for each temperature, and one then had those test values averaged (as shown in table 1 and table 3).

From the analysis of the data in table 1 and figure 2 one can see the influence of the alloy elements, molybdenum respectively, on the relevant characteristics ($R_{p0,2}$ and of course R_m).

The tests that were performed at PETROTUB SA Roman on steels used for pipes required in the nuclear energetic industry (Cernavodă Nuclear Power Plant), pertain to the following steel brands: TP 304L, SA106 gr. A, SA 106 gr. B and SA 106 gr. C, whose chemical composition is shown in table 2.

The average diameters of the ingots used are within 450 – 650 mm and their mass range from 3 to 6 tons.

Table 1 Mechanical characteristics of certain types of steel

Temp.[^{0}C] / Steel mark	20	100	200	300	400	500	600
	$R_{p0,2}/R_m$ [daN/mm^2]	$R_{p0,2}/R_m$ [daN/mm^2]	$R_{p0,2}/R_m$ [daN/mm^2]	$R_{p0,2}/R_m$ [daN/mm^2]	$R_{p0,2}/R_m$ [daN/mm^2]	$R_{p0,2}/R_m$ [daN/mm^2]	$R_{p0,2}/R_m$ [daN/mm^2]
OLC45	36,0 / 63,0	34,0 / 61,0	33,0 / 70,0	26,5 / 73,0	23,5 / 57,5	20,0 / 38,0	12,0 / 24,0
34MoCr11	48,0 / 67,0	45,0 / 63,0	43,0 / 62,0	40,0 / 60,0	40,0 / 56,0	36,0 / 45,0	23,0 / 26,0
34MoCrNi15	54,5 / 76,5	48,2 / 73,5	44,5 / 69,5	42,3 / 66,0	41,0 / 61,0	32,5 / 42,5	18,5 / 24,5
42MoCr11	52,5 / 69,0	48,5 / 65,0	46,0 / 64,0	44,0 / 62,0	43,5 / 58,0	40,0 / 47,0	26,0 / 28,0
OLC10	26,0 / 43,0	21,0 / 41,0	23,0 / 49,0	18,5 / 52,0	17,0 / 38,0	16,0 / 26,0	9,0 / 11,0
13Cr130	41,0 / 62,0	39,0 / 57,0	38,0 / 54,0	38,0 / 53,0	38,0 / 50,0	28,5 / 37,0	18,0 / 23,0
K460	46,0 / 70,5	37,5 / 65,0	34,0 / 74,0	26,9 / 76,5	24,8 / 59,0	22,0 / 41,0	13,5 / 25,0

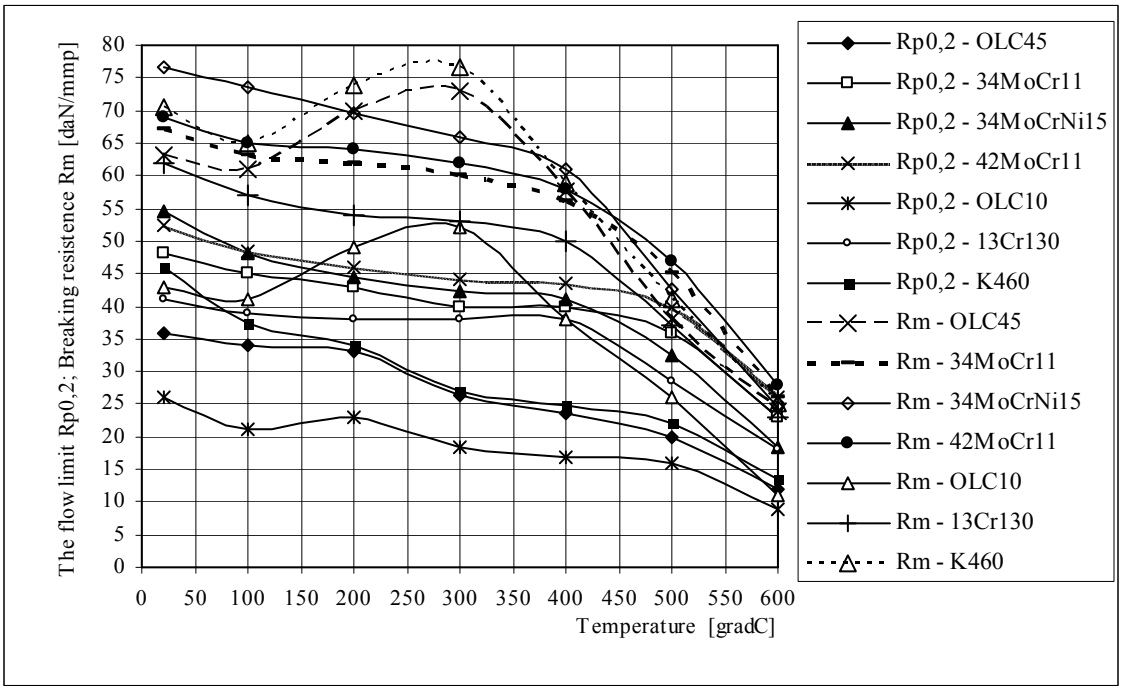


Figure 2 The flow limit $R_{p0.2}$ and breaking resistance R_r for 7 brands of steel

Table 2 Chemical compositions of certain brands of steel

Nr. Ord	Steel mark	Chemical compositions, [%]							STAS or Norms
		C	Mn	Si	S	P	Cr, Ni	V	
1	TP 304 L	0.035	< 2.0	< 0.75	< 0.030	< 0.040	Cr: 18- 20% Ni: 8 -13%	Max. 0.1	ASTM53
2	SA 106 gr. A	0.25	0.29 – 0.96	< 0.10	< 0.058	< 0.048	-	-	ASTM 106
3	SA 106 gr. B	0.30	0.29 – 1.06	< 0.10	< 0.058	< 0.048	-	Max. 0.1	
4	SA 106 gr. C	0.35	0.29 – 1.06	< 0.10	< 0.058	< 0.048	-	-	

4. CONCLUSION

The assessed amounts for the breaking resistance Rr are used as comparison factors for the internal stresses that occur while heating massive steel half-finished, in view of plastic working, initially loaded cold to the furnace.

This comparison is made by mean of a creaking checkup condition for the steel being heated, which is applied in the elastic temperature range (0 … 550°C), by diminishment of the ΔT thermal gradient in the metal.

Table 3 Mechanical characteristics of certain types of steel

Steel mark / Temp [^{0}C]	TP 304 L		SA 106 gr. A, gr. B, gr. C	
	$R_{p0,2}$ [daN/mm^2]	R_m [daN/mm^2]	$R_{p0,2}$ [daN/mm^2]	R_m [daN/mm^2]
38	17,00	48,50	24,10	41,4
93	14,68	45,64	22,01	41,4
149	13,17	41,99	21,39	41,4
204	12,06	40,33	20,70	41,4
260	11,24	39,85	19,53	41,4
316	10,69	39,30	17,87	41,4
343	10,48	39,02	17,52	41,4
371	10,27	38,75	17,38	41,4
399	10,13	38,54	16,83	40,95
427	9,93	38,27	16,08	38,00
454	9,79	37,64	15,52	34,60
482	9,58	37,16	15,32	30,75
510	9,38	35,85	14,77	27,30
538	9,17	35,02	13,45	23,78

The diminishment of the ΔT thermal gradient is achieved by lowering the heating speed for the metal (hence by lowering the furnace maintenance temperature or by diminishing the constant heating speed of the furnace).

The assessed values for the flow limit Rc can be used in a plastic working checkup condition, during the steel heating process in the furnace.

Out coming results from the laboratory tests lead to the avoidance of heating rejects, these results being fully comparable to other similar tests shown in the specialty literature.

Received May 6, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Samoilovici,Iu.A,Timospolskii,V.I. - *Nagrev stali:Spravocinic posobie.* Visaia scola..Minsk, 1990.
/2/. Nemzer, G.G. - *Teplovie protessi proizvodstva crupnih pocovoc.* Masinostroenie, Lningrad, 1979.
/3/. Catarschi, V. - *Contribution considering the computer designed technologies for steel ingots heating in INCFOR programs***.** METALURGIA INTERNATIONAL, nr.4/2004, ISSN 1582-2214, pag.8-13.
/4/. Catarschi, V. - *Manufacturing Engineering of the Forged Mill Rolls for Rolled Products from SC FORTUS S.A. Iasi.* METALURGIA INTERNATIONAL**,** Nr.5/2004, ISSN 1582-2214, p.27-34.
/5/. Roman, E., Maeder - *Programming in Mathematics*. Addison Wesley Publishing Company, Redwood City, California, U.S.A., 1991.

CERCETĂRI EXPERIMENTALE PENTRU APLICAREA CONDIȚIEI DE NEFISURARE LA ÎNCĂLZIRE A SEMIFABRICATELOR MASIVE DIN OȚEL

Rezumat: In vederea evitarii fisurarii la incalzire a semifabricatelor masive din otel, se pune o conditie care determina reducerea vitezei de incalzire a metalului pana la valori comparabile cu cele la care metalul nu fisureaza. Aceasta conditie depinde in principal de marimea diferentei de temperatura dintre suprafata si centrul semifabricatului incalzit si se manifesta pana cand temperatura metalului in centru depaseste cca.550^{0}C. În lucrarea prezenta se determina valorile rezistentei la rupere si ale limitei de curgere la diferite temperaturi, pentru cateva marci de otel, in vederea compararii acestor valori cu marimea tensiunilor termice ale materialelor respective si a corectearii vitezei de incalzire /1/, /2/, /3/.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.9

NONCONDUCTIVE COATING THICKNESS MEASUREMENT USING EDDY CURRENT METHOD

BY

ADRIAN COMANICI

Abstract. *For coating thickness measuring it is used specialized devices based on Eddy Current (EC) or Ultrasonic method only for metallic or for nonmetallic layers, deposited on magnetic or nonmagnetic base metals. This paper presents a measurement method for nonconductive coating thickness (NCT), deposited on magnetic and on nonmagmetic metals, using a single multifreqvence EC. device. This method is required in nondestructive tests (NDT) for thickness measurements of deposited layers which are: paints, sealants, adhesives, teflon, polymers, etc. This device is portable, so we can use it to perform many other types of controls in the same locations such are: sorting metallic alloys, conductivity tests, defectoscopic tests, the thickness and corrosion level of parts measurement (for pipelines and pressure vessels usualy), the quality and homogenity of heat treating, electrodepositing thickness layers measurement on magnetic and nonmagnetic base metall. This kind of tests can be performed in laboratory location, in production location, or in working condition, on finite pieces, pipelines, pressure containers, metallic constructions, chemical installations, etc.*
Keywords: *eddy current method, coating thickness measuring, nondestructive tests*

1. INTRODUCTION

For NCT measurements deposited on metalic materials, was performed two programmes. For nonferous base metal, we have the programme number 1 and for steel base metal the programme number 2. As a guideline of these programmes was the principle of strong dependence between the distance coil – pieces and the regression lines length in normalized impedances diagram, at “lift-off” (LO) processe time. Due meassurements tests we have used D16 aluminium alloy and 30HGSA trempered and annealed steel, as base metals. The calibration of method was performed by nonconductive standard sheet with 6, 8, 30, 50 and 100 microns thickness. The results of these tests were used for graphical diagrams construction, to show the linear corelation between the deepth (thickness) of nonconductive coating in microns, and the spot extension during LO, in osciloscope RCT.divisions.

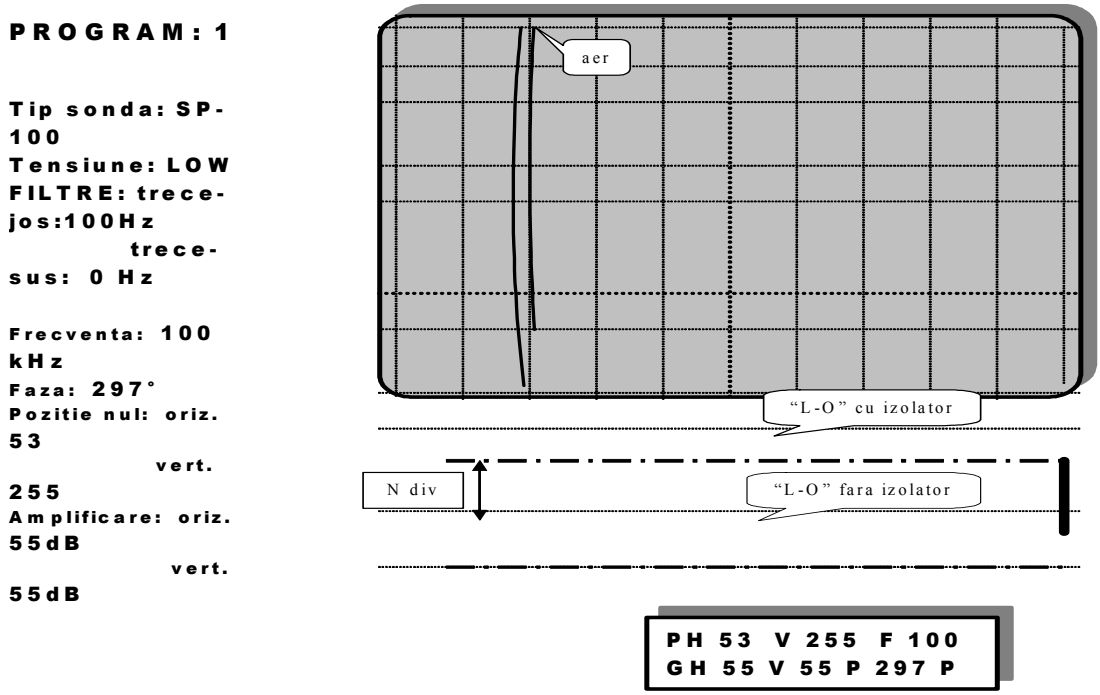
For NCT measurement and for microns transformation of RCT divisions it is necesary to:

- coupling the surface probe-type coil applied;
- put the device “ON”;
- recall the right program from the memory after the base metal kind: magnetic or nonferomagnetic;
- perform an LO on the nude area of base metal (without nonconductive coating), for finding zero level; If this area does not exist, we must try to test a reference piece made by the same material of the same wall thickness, in the same heat treating situation;

- perform LO on the test area, on the paint coating for example, and measure the diference between this and zero level, on osciloscope RCT divisions, “N div” notation; we can use for this purpose the right side barr level as long as the probe is in contact with the part;
- using the diagram we can find the corresponding value of the “N div”, in microns deepth.

2. DEVICE SET UP

Programme 1. It is used for the NCT measuring deposited layers on aluminim and aluminium alloys surfaces, in corelation with the figure1 diagram. For example, if the osciloscope RCT evaluation is N=2,0 divisions, the NCT of paint layer is 150 microns, on the D16 alloy.



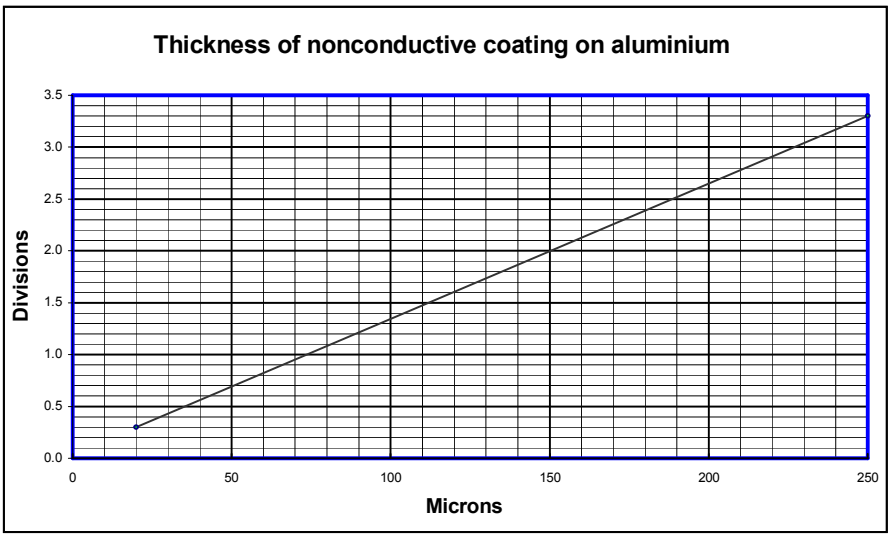
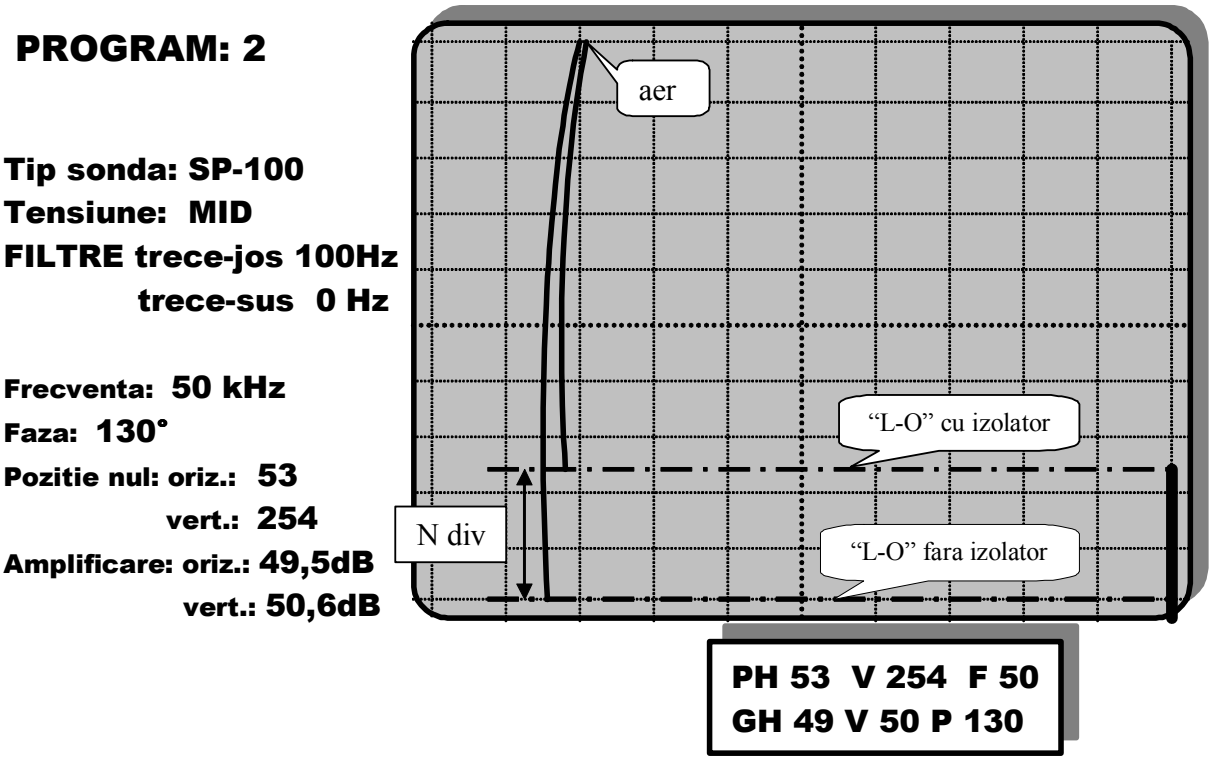


Figure 1



Programme 2. It is used for the NCT measuring deposited layers on steel 30 HGSA in accordance with the figure 2 diagram. At these materials the electrical conductivity function "σ", is very strong affected by the magnetic permeability "μ_r" level. For this reason if we want to measure the NCT deposited layer on others steels than 30HGSA, we have to take some cautions:

- adjust the coil freqvency for an vertical LO spot line;
- adjust the phase angle for a linear LO finish line, without left or right traces;
- adjust the vertical amplifier level such as the finish point of LO to be on the horizontal lines of osciloscope RCT division;
- must establish the new zero level by LO on the nude base metal;
- use standard NCT sheet for recalibrate the linear diagram on figure 2.

For example, if we read on the RCT the diference value N=2,5 divisions, on diagram we find the thickness of paint film 200 microns deposited on the 30HGSA steel.

3. INSTRUMENT AND ACCESORIES

The tests were performed using a multifrequency programable device "NORTEC 19" STAVELEY INSTITUTION, with 100 Hz ..... 3 MHz frequency range, vertical and horizontal amplification between 0 and 90 dB, with 0,375 dB steps, RCT osciloscope by 256 x 256 points and 5 ½ " diagonal, the phase angle can be rotate between 0 and 360 degrees. Operations system and accesories includes a large nuumber of surfaces absolute coil probes, but the best results were obtaines using the nominal frequency coil of 100 kHz. The internal memory may store 50 different analysis programmes, and 2 video memory for RCT osciloscope.

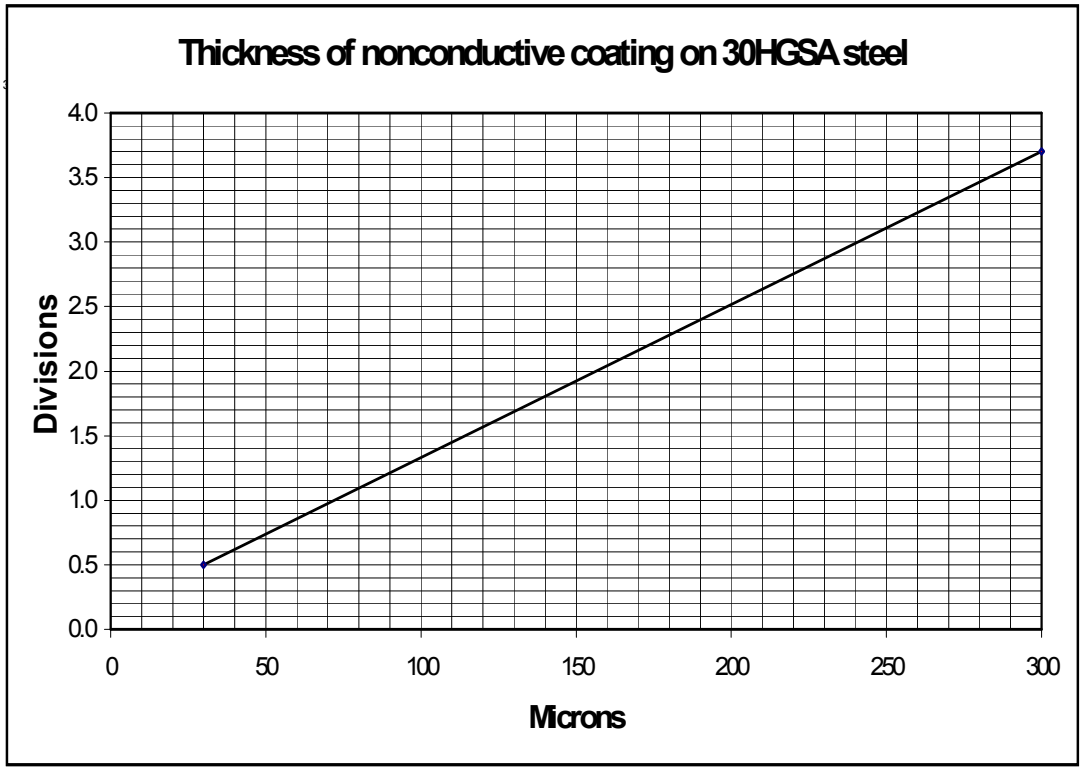

Thickness of nonconductive coating on 30HGSA steel
Divisions
4.0
3.5
3.0
2.5
2.0
1.5
1.0
0.5
0.0
0
50
100
150
200
250
300
Microns

Figure 2

NORTEC - 19

4. CONCLUSIONS

This method is simple and faster then others, very useful especially in the field, excepted the recalibration condition in the case of steel base metal. This method is required in nondestructive tests (NDT) for thickness measurements of deposited layers which are: paints, sealants, adhesives, teflon, polymers, etc.

This device is portable, so we can use it to perform many others type of controls in the same locations such are: sorting metallic alloys, conductivity tests, defectoscopic tests, the thickness and corrosion level of parts measurement (for pipelines and pressure vessels usualy), the quality and homogenity of heat treating, inspection of welds, electrodepositing thickness layers measurement on magnetic and nonmagnetic base metall.

This kind of tests may be performed in laboratory location, in production location, on field laboratory in working condition, on finite pieces, pipelines, pressure containers, metallic constructions, chemical installations, etc.

Received May 6, 2005 *SC AEROSTAR SA, Bacau*

REFERENCES

/1/. STAS 10785-76, *Defectoscopie cu curenti turbionari. Terminologie.*
/2/. NORTEC 19 - *User instructions*.
/3/. ASTM E 268 *Terminology Relating to Electromagnetic Testing.*
/4/. ASTM E 376-89 *Standard Practice for Measuring Coating Thickness by Magnetic-Field or Eddy-Current (Electromagnetic) Test Methods*.
/5/. ASTM B 244 *Test Method for Measurement of Thickness of Anodic Coatings on Nonmagnetic Basis Metals with Eddy-Current Instruments.*
/6/. ASTM D 1400 *Test Method for Nondestructive Measurement of Dry Film Thickness of Nonconductive Coatings Applied to a Nonferrous Base Metal*.
/7/. ASTM G 12 *Test Method for Nondestructive Measurement of Film Thickness of Pipeline Coatings on Steel.*
/8/. ASTM E 1316-94 *Standard Terminology for Nondestructive Examinations.*
/9/. ISO 2178 *Nonmagnetic Coatings on Magnetic Substrate – Measurement of Coating Thickness – Magnetic Method*.
/10/. * * * - *Handbook of nondestructive testing*, vol. 17. ASM International

MASURAREA GROSIMII STRATURILOR IZOLATOARE PRIN METODA EDDY CURRENT

Rezumat: Problema masurarii grosimilor straturilor, se rezolva prin utilizarea unor aparate specializate care folosesc ultrasunete sau curenti turbionari, diversificate in functie de natura stratului depus (metalic sau nemetalic) si a suportului (magnetic, nemagnetic sau nemetal). In aceasta lucrare se prezinta o metoda de masurare a grosimii straturilor izolatoare (GSI), depuse atat pe suport feromagnetic cat si neferomagnetic, folosind un aparat portabil, universal, prin curenti turbionari (CT), multifrecventa. Aceasta metoda prezinta interes acolo unde se cere masurarea nedistructiva a GSI, care pot fi dupa caz: grunduri, vopsele, teflon, ermetice, adezivi sau PVC. Aparatul fiind universal, permite realizarea succesiva si a altor tipuri de controale NDT, cum ar fi: sortarea metalelor, masurarea conductivitatii, masurarea straturilor metalice depuse elecrtogalvanic, defectoscopie, masurarea grosimii pieselor. Aceste controale pot fi realizate in laborator, in spatiile productive, servind la

monitorizarea proceselor respective, sau in teren, pe utilajele si instalatiile aflate in exploatare, servind la verificari de fiabilitate si maintenanta..

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.38

RESEARCHES REGARDING THE IMPROVEMENT OF ACTIVE SURFACE QUALITY OF COPPER ELECTRICAL CONTACTORS

BY

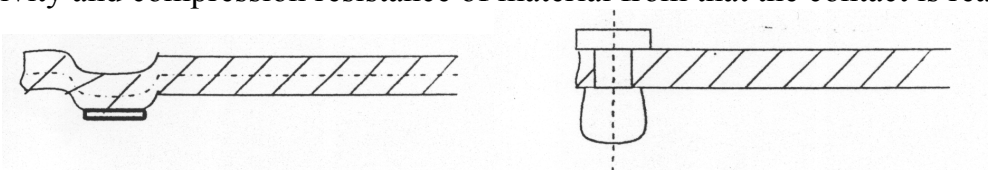
N. COŞER, D. CIOBANU, I. ALEXANDRU, I. HOPULELE

Abstract. *In this paper are presented some theoretical and experimental aspects by layers deposition domain from noble metals on the copper support with the objective to the durability increasing of copper electrical contactors. The deposition method what have been used is a relative recent proceeding, named deposition and alloying through electrical sparkling with vibrator-electrode (DASE). Using this method obtain layers with thickness from ten millimeters to upper, with good adherence at support, high hardness and wear resistance..*
Keywords: *electrical contactor, alloying, deposition, electrical sparkling.*

1. INTRODUCTION

Taken in consideration the tendency to increase of electrical, electrotechnical and electronical products volume from year to year are imposed a sever regime to economy the noble metals or alloys of these metals used to the realization of electrical contactors from commutational systems from mentioned products.

A way to economy of noble metals is the replacement of monolithic contact used in almost cases, fig. 1 *a*, with a layer from noble metal, which can be deposed using classical methods or relative recent proceeding, named deposition and alloying through electrical sparkling (DASE), fig. 1 *b* [1], [2]. The main property of electrical contacts is the contact resistance, which depends by contact pressure, electrical conductivity and compression resistance of material from that the contact is realized.



a *b*

Fig. 1. Types by electrical contacts: a) electrical contact obtained through DASE and stamping; b) electrical contact obtained by stamping.

Electrolytic, thermal deposition or through noble metals soldering on electrical conductors by copper is not efficient due to the small resistance at wear of active surface of contactors, because the noble metals thus deposed are soft [2].

DASE is characterized by the following particularities:

- can be effectuated local layers deposition with thickness by micrometers order, without protection of the whole surfaces;

- high hardness, good wear resistance and excellent adherence to the support of deposed layer;
- DASE technology is simple to use, the equipment have a small dimensions and is transportable.

2 MATERIALS AND METHODS

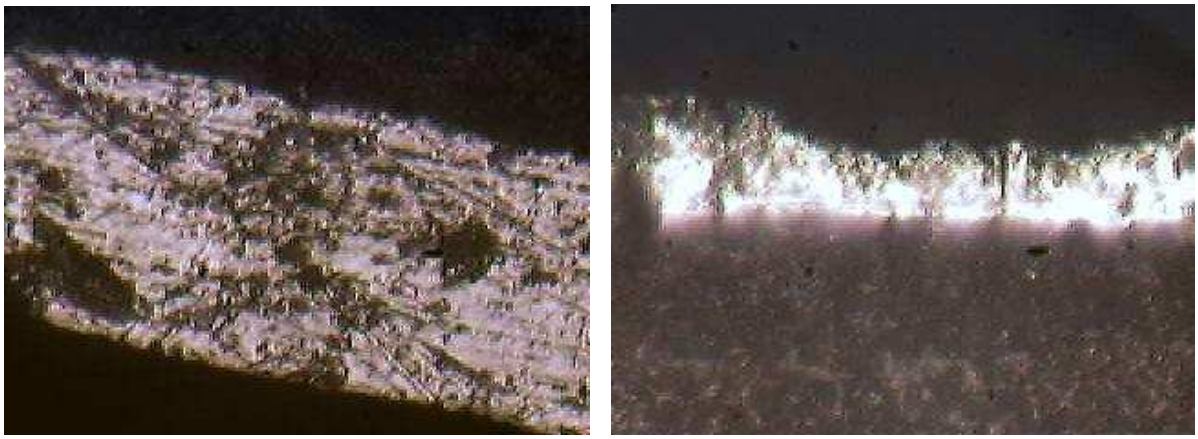
In present paper are exposed to superficial microalloying samples from copper, the deposition have been realized with silver and platinum electrodes.

The processing through electrical sparkling have effectuated in manual regime with EFI-10M device (0.7…1.2 A middle current; t_{sp} = 1 min/cm^2), using II (I = 0.8 A) and III work regimes (I = 1.5 A). The device is found in the endowment of Applied Physics Institute of Science Academy from Moldova Republic.

The samples analyses have been realized on a normal section on deposed layer. The polished, glazed and chemical exposed with 20% ferric chloride solution. Structural analysis of superficial layers obtained in experiments have been made through optical metallographic microscopy with MC-9 microscope, on which have been installed a video chamber Philips. For microhardness measures have been used a PMT-3 hardness tester. The last devices are found in laboratory of Material Science and Engineering Faculty of Technical University Gh Asachi from Jassi.

3 RESULTS AND DISCUSSIONS

In figures 2 and 3 are shown the microstructure of copper samples with silver and platinum deposition and alloying layer.



a *b*

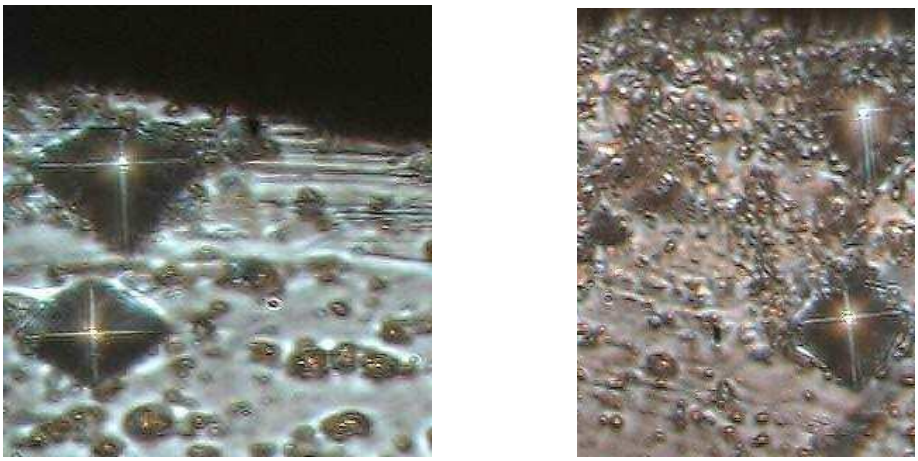
Fig 2. Structural microphotography for copper samples sparkling with silver electrode: a) regime II; b) regime III; attack with 20% ferric chloride; 1x600, 1x400

From figure 2 can observe that white layer formed at sparkling with silver electrode and regime II is uniform, without cracks and with excellent consistence (small number of pores). At sparkling with regime III (I = 0.8 A), the layer has 26.26 μm thicknesses and the diffusion area has 16…20 μm. The upper values obtain for regime III (I = 1.5 A), respective 29.35 μm for deposed layer and 18…30 μm for diffusion layer, table 1.

a *b*

Fig 3. Structural microphotography for copper samples sparkling with platinum electrode: a) regime II; b) regime III; attack with 20% ferric chloride; 1x400; 1x200.

The layer obtained through sparkling with platinum electrode is very thin (6.57 μm with regime II and 8.187 μm with regime III), irregular and inhomogeneous (very porous), and transition zone can't be observed, fig. 3. The defects are more accentuated in the case of using of work regime III.



a *b*

Fig. 4. Structural microphotography for copper samples sparkling with silver electrode (a) and platinum electrode (b) and work regime II, not chemical attacked, with indentation microhardness; 1x800.

From figure 4 are observed distinct contour of indentation microhardness. Can remark also the absence of cracks closed to this. That certifies the excellent adherence at the substrate of white layers formed through electrical sparkling with platinum electrode or silver electrode. The indentation from samples sparkling with platinum electrode, fig. 4 *b*, has the diagonals much less than of those from samples sparkling with silver electrode, fig 4 *a*. Result that the layer obtained in the first case have a greater hardness.

The thickness of deposed and alloying layers with platinum and silver electrodes, the work regimes II and III, respective the microhardness measured upon these layers are presented in table 1.

From table 1 can observe that the white layer obtained on sparkling with platinum electrode is much hard than those obtained with silver electrode. Also, the

thickness of deposed and alloyed layers with platinum electrode is much thin that those obtained with silver electrode. This phenomenon can be explained through the fact that the melting temperature of platinum is greater than those of silver, such as the platinum electrode will erode less and the eroded and transferred mass on cathode (piece) will be much lower to the end of processing. From platinum and silver electrode sparkling can be observed a little growth of hardness with processing regime, due to thermal effect of sparkling processing over the layer material.

Table 1

Material of sample	Electrode material	Work regime	Microhardness MHV20/thickness, μm		
			Deposit layer	Diffusion zone	Base material
Copper	Silver	II	150,67/26,26	111,06/-18	67
		III	191,77/29,35	185,2/-24	
		II	201/6,67	-	
		III	242/8,187	-	

4 CONCLUSIONS

From the analyses of presented data result the following conclusions:

1. Through microalloying with silver electrodes have been obtained substantial growth of deposed layer hardness, till to 3 times, which dependent and by the work used regime, and the adherence at the substrate of deposed layers is excellent.
2. The sparkling with work regime III and platinum and silver electrodes is much less recommended due to deficient structures of white layer obtained. In this case is recommended to apply the post-DASE processing that contributes at the improvement of deposition layers quality (smoothing with ultrasonic wave, laser and so on).
3. The utilization of DASE method for deposition of thin layers by silver, on the active part of electrical contactors by copper, lead at the improvement of those hardness and implicitly to the increasing of wear resistance (with maintain of electrical characteristics) and so of their durability.

Received April 26, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Alexandru I., Carcea I., Pop F., Baciu C., Alexandru Adr., 1993, *Argintarea contactorilor din Cu prin scânteiere cu electrod vibrator*, Sesiunea de comunicări, Univ. "Dunărea de Jos" Galați.

/2/. Anastasov T., Belopitov N., 1975, *Vozmojnosti zamena monolitnâh contactov iz blagorodnâh metalov solem metalla, nanesenâm ălectroiscovâm sposobâm*.Ălectriceschie contactî M.Nauca, 68-72.

/3/. Coşer N., 2004, *Cercetări experimentale privind obținerea contactorilor electrici prin depunere şi aliere prin scântei electrice*, Referat nr. 3, Iaşi.

/4/. Lazarenco B. R., ş.a., 1974, *Nanesenie kontacnâh materialov electriscovâm sposobom. Ălectronia obrabotca metalov*, nr.5, 25-30

/5/. Mihailov V. V., Ghitlevici A. E., ş.a., 1985, *Sposob nanesenia pokrîtii I ustroistvo delea ego usoştvlenie*, Opubl.V. B.I., nr. 15, SSSR.

CERCETARI PRIVIND ÎMBUNATĂȚIREA CALITĂȚII SUPRAFEȚEI ACTIVE A CONTACTORILOR ELECTRICI DIN CUPRU

Rezumat: În lucrare sunt prezentate câteva aspecte teoretice şi experimentale în domeniul depunerii straturilor din metale nobile pe suport de cupru în vederea creşterii durabilității contactorilor electrici din cupru. Ca metodă de depunere s-a utilizat un procedeu relativ nou şi anume, depunerea şi alierea prin scânteiere electrică cu electrod vibrator (DASE). Utilizând acest procedeu se obțin straturi cu grosimi de la zeci de milimetri în sus, cu aderență bună la suport, precum şi duritate şi rezistență la uzură ridicate..

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.35; 669-15

RESEARCHES REGARDING THE MASS TRANSFER AT SUPERFICIAL COATING AND ALLOYING WITH NOBLE METALS ON THE COPPER SUPPORT

BY

N. COSER , D. CIOBANU, V. MIHAILOV*, I. ALEXANDRU, A. ALEXANDRU

Abstract. *Present paper shows some theoretical and experimental aspects from the domain of layers coating with noble metals on the copper support, using deposition and alloying method through electrical sparkling (DASE) with vibrator-electrode. Erosive processes at DASE are estimated by the magnitude of electrical erosion and by mass transfer of the anode material on the cathode. This characteristic determines the process productivity or the rise intensity of the coating layer thickness on cathode (piece).*
Keywords: *mass transfer, coating, microalloying, noble metals, electrical sparkling*

1. INTRODUCTION

Superior using of noble metals in products, as electrical contactors from communication systems of electrical and electronic devices and so forth, achieve through application of the high efficient technology by coating of layers from these metals.

Electrolytic, thermal coating or through noble metals soldering on electrical conductors by copper is not efficient due to the great failures of these metals determined by whole coating of the contactor surface, without to be necessary [1].

In the last period are imposed a relative recent method by coating named superficial deposition and alloying through electrical sparkling (DASE). This method has at base the phenomenon of inverse electrical erosion and polar transfer of anodic material (electrode) on cathode (the piece subject to processing) in gaseous media [4]. The electrical erosion phenomenon and the material polar transferring between electrodes are processes practically inseparable in time. From this cause the simultaneous analysis of these processes characteristics can offer a complete image about the sparkling process dynamics and the superficial layer formation on cathode or about the process productivity [3], [4].

2. MATERIALS AND METHODS

In present paper the plain surfaces of some samples by pure copper are exposed to superficial microalloying, which beforehand have been subjected to rectification, cleaning and degreasing. The samples have square forms with 1 cm side. For the microalloying have using silver and platinum electrodes.

The processing through electrical sparkling are effectuated in manual regime with EFI-10M device (0.7…1.2 A middle current; t_{sp} = 1…8 min/cm^2), using II and III

work regimes (I = 0.8 A and I = 1.5 A). The device is found in the endowment of Applied Physics Institute of Science Academy from Moldova Republic.

From energetic point to view the superficial processing regimes through electrical sparkling can be grouped in [4]:

- Soft regime, when $W_i < 1$ J;
- Hard or severe regime, when $W_i > 1…2$ J.

Using DASE have effectuated investigations on the mass transfer of the anode material to cathode for each electrodes and work regimes. The mass modifications have evaluated by weighing of samples with an analytical balances with 0.001g precision. Summing the differences between measured masses before and after every minutes of sparkling both for anode (Δy_a) and for cathode (Δy_c) has obtained the contribution of the coatings at the mass increasing of cathode and the anode erosion.

The quantity of eroded material which deposes on cathode in time unity is calculated with the relation:

$$k = \frac{\Delta y_c}{\Delta y_a}, (\%) \quad (1)$$

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

The variations of mass growths of cathode and the erosion of anode related to the duration of sparkling process, work regimes and used electrodes are in fig. 1 - 5.

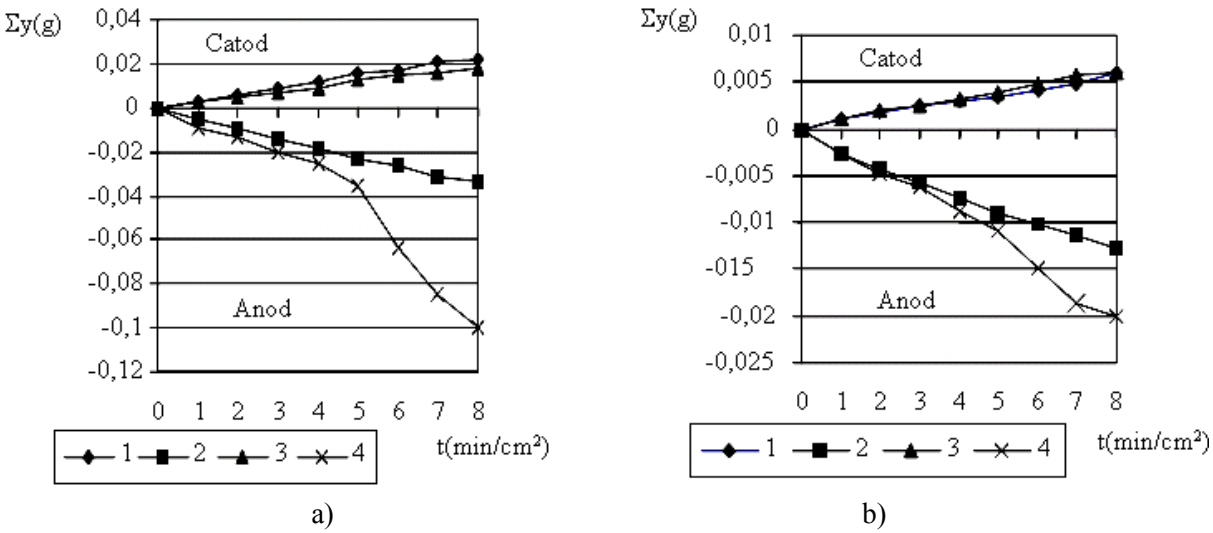
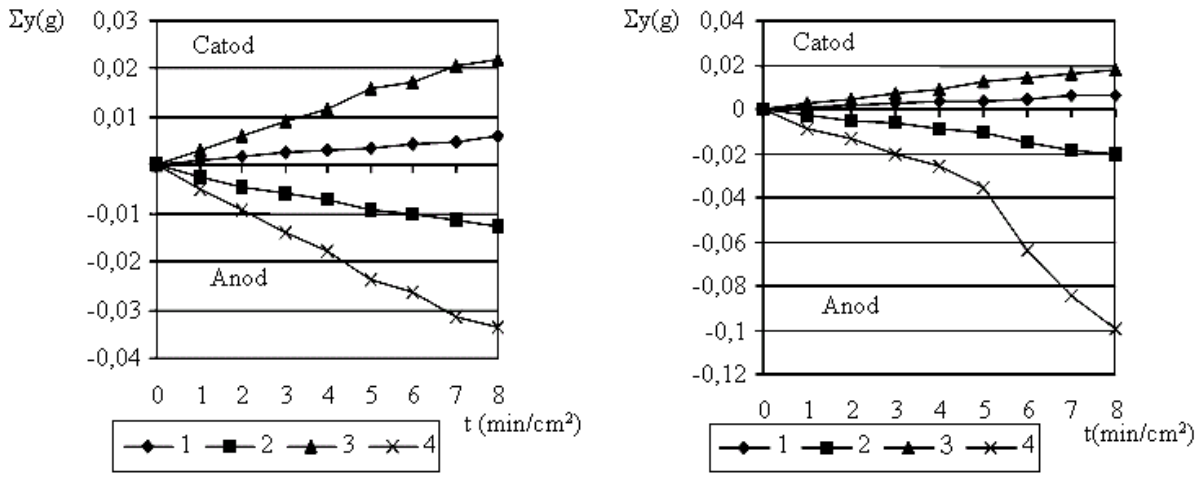


Fig. 1. Variation of mass growth of copper cathode related to processing time for different work regimes: a) 1, 2 –regime II; 3, 4 – regime III (silver electrode); b) 1, 2 – regime II; 3, 4 – regime III (platinum electrode).

The dynamics of superficial layers formations on the cathode are characterized through the maximum intensity of mass transfer from the anode to the cathode, in special, in the first periods of the process development, but it reduce gradually with the increasing of time processing [4].

At the sparkling with silver electrode, fig. 1 *a*, can be observed that through the increasing of time processing increase continuously the cathode mass and the anode erosion. The both attain the maximal value in the first minutes of sparkling, after that the transfer of eroded material diminishes for the sparkling case with the regime III or maintain nearly constant for the regime II.

The same process takes place at sparkling with platinum electrode, fig. 1 *b*. In both used regimes the anode erosion and the transfer of eroded material at cathode are produced with less intensity. Also ascertain a little growth in the regime III.



a) b)

Fig. 2. Variation of mass growth of copper cathode related with time processing for different anodes: a) 1, 2 – platinum electrode; 3, 4 – silver electrode (regime II);b) 1, 2 – platinum electrode; 3, 4 – silver electrode (regime III).

The intensity of the eroded material transfer in the first minutes of the sparkling process with the same work regime depend both the material properties of the anode and of the cathode [4]. From figure 2 can say that at the sparkling with the same work regime the increasing in weight of cathode depend quantitatively by the magnitude of the anode erosion, which depends by thermo-physical properties of anode (electrode).

At the sparkling with soft or weak work regimes (regime II), using either platinum electrodes or silver electrodes, the increasing in weight of cathode is nearly constant during the processing period.

In the case of using of hard work regimes (regime III), after a processing time (some 5 minutes), are found a reduction of the intensity of material transfer from the electrode to cathode, more accentuated at the sparkling with silver electrode. In this case, the mass transfer is replaced by an erosion process of the layer already deposed, which maintain nearly constant the cathode mass.

For every kind of electrode material and used work regime have established experimentally the optimal length of processing time, also the optimal discharge energy thus as the quantity of transferred material from anode to cathode to be maximum.

The optimal periods for processing with platinum electrodes are 6 minutes for sparkling in regime II, when on the cathode depose 80% from eroded material, and 3 minutes at processing with regime III, when on cathode depose 50%. At the processing with silver electrode the optimal periods for processing are 5 minutes for sparkling with regime II, when on the cathode depose 75% from eroded material, and 4 minutes for regime III, when on the cathode depose 39.98% from eroded material, fig. 3 *a*.

Middle quantity of eroded and deposed material on cathode ($\bar{k}$) after 8 minutes by processing is 49.12% for regime II and 32.38% for regime III at the sparkling with platinum electrode, 63.5% for regime II and 25.64% for regime III at the sparkling with silver electrode, fig. 3 *b*.

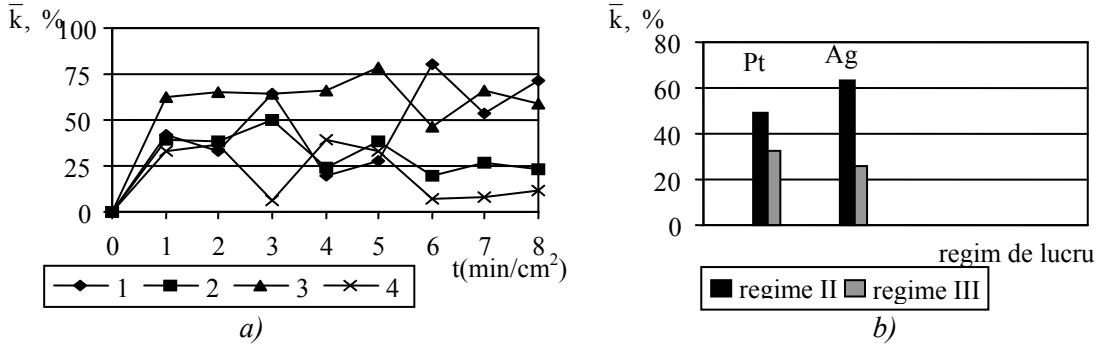


Fig. 3. Percentage variation of eroded mass deposed on cathode related with deposition time (a) and work regime (b); 1, 2 – platinum (regime II and III); 3, 4 silver (regime II and III).

4. CONCLUSIONS

After the analyses of experimental data find the fallowing aspects:

1. The intensity of material transfer from anode to cathode is highest in the first 2…3 minutes of the processing, after that begins to diminish nearly constant, due to the apparition of inverse erosion phenomenon when a part of deposed material on the cathode is pulverized in the interstice its depose on anode or its oxidize. The inverse erosion phenomenon is much intense in the case of regime III and silver electrode.
2. At the deposition and alloying through electrical sparking of copper samples, using platinum electrodes and regime III or silver electrodes and regime II, in function also by qualitative require and thickness of layer which follow to be obtained, the quantity of eroded and deposed material on the cathode have recorded the greatest values.
3. These depositions present the advantage that are realized with a lower consumption by noble metals, in comparison with classical deposition methods, and layers obtained have a good adherence on the substrate.
4. As application domains remember the following: for reduction of the contact resistances of the contacts surfaces from electrical engines and commutation equipments, for the reconditioning of contact surfaces of the high power circuit breakers and for similar commutation equipments.

Received April 26, 2005

Technical University "Gh.Asachi" Iasi
**Technical University Chisinau*

REFERENCES

/1/. Alexandru I., Carcea I., Baciu C., Pop F., Alexandru Adrian, 1993, *Argintarea contactorilor din Cu prin scânteiere cu electrod vibrator*. Sesiune de comunicări, Univ. "Dunărea de Jos" Galați.
/2/. Coşer N., 2004, *Cercetări experimentale privind obținerea contactorilor electrici prin depunere şi aliere prin scântei electrice*, Referat nr.3, Iaşi
/3/. Lazarenco B. R., Mihailov V. V., Ghitlevici A. E., ş.a., 1978, *Lazernoie vozdeistvie na pokrîtia polucenîe electroiskrovîm metodom*. Ălectronaia obrabotca metalov, nr.3, 24-25.
/4/. Nihailov V. V., Ghitlevici A. E., Tarcovkii N. I., 1995, *Electricescoie legirovanie metaliceschih pokrîtii*, Chişinău, Ştiința.

CERCETARI PRIVIND TRANSFERUL DE MASA LA DEPUNEREA SI ALIEREA SUPERFICIALA CU METALE NOBILE PE SUPORT DE CUPRU

Rezumat: Lucrarea prezintă câteva aspecte teoretice si experimentale în domeniul depunerii straturilor din metale nobile pe suport de cupru, utilizând metoda de depunere si aliere prin scânteiere electrică (DASE) cu electrod vibrator. Procesele erozive la (DASE) se estimează prin mărimea eroziunii electrice şi a transferului de masă a materialului anodului pe catod. Această caracteristică determină productivitatea procesului sau intensitatea creşterii grosimii stratului depus pe catod (piesă).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15

STEEL NITROCARBURIZING IN FLUIDIZED BED

BY

SORIN DOBROVICI, NELU CAZACU, OCTAVIAN POTECAŞU, FLORENTINA POTECAŞU, ADOLF BÂCLEA, ELENA DRUGESCU

Abstract. *Paper is based by nitrocarburizing experiments made on pilot installation. For experiments were used different samples of steel at different nitrocarburizing regimes. Influence factors were: temperature and ammonia concentration. Treatment time had a constant value 2h30min. Influences of factors was investigated by: samples mass modifications, surface structure (micrograph), layer depth to all samples and hardness HV5 on the surface. The results confirm possibility to use fluidized med like nitrocarburizing media and good behavior of steel*
Keywords: *nitrocarburizing, fluidized bed, steel*

1. INTRODUCTION

After nitriding, nitrocarburizing became the most usual treatments for pieces at lower temperature. Nitrocarburizing and oxynitrocarburizing became alternative technologies for parts of car industries. After this thermochemical treatment a surface layer with properties approaching at nitriding treatment is obtained, [0]. If a post oxidation is used to obtaining a Fe_3O_4 superficial a porous layer, which increases corrosion resistance of parts. Porous layer offer a good adherence for different sealant that conduce to one order increasing for a corrosion resistance. For efficiency of nitrocarburizing treatment evolution shows tendencies for quality and low costs. A complex processes are performed in fluidized bed. Gasses (ammonia and methane in different proportion) in active zone, near over separation plaque, are thermal decomposing in contact with hot solid granular. The homogeneous reactions are possible to continue on the high of bed, but equilibrium is established at higher uniform regimes temperatures. A secondary stage is for heterogeneous reactions at surface samples, with adsorption of nitrogen and carbon atoms. As results of these two stage of reactions chemical compositions of gasses having major modifying: hydrogen and nitrogen and rests of methane and ammonia. These gasses produced normal fluidizations in bed and that maintaining a normal and a constant gas dynamics for constant properties of fluidized bed. A fluidized bed technology (FBT) for heat and thermo chemical treatments offers a low costs for investments and an acceptable quality [0]. The most important characteristics of fluidized bed are influenced by: chemical compositions of fluidization gas through physical gas properties and the solid granular properties (physical characteristics, shape, dimension).

High values for heat and mass transfer coefficient conduce to shorter treatment time and this technology may have applications for small enterprises and for small series of pieces.

2. EXPERIMENTAL CONDITIONS

Nitrocarburizing was made on the pilot conditions (Figure 1). The fluidized bed furnace has minimal conditions for nitrocarburizing. The furnace working up to 1000°C and a various gas mixtures is possible to use for different heat and thermochemical treatments. Fluidized beds are made from burned clay and a gas mixture by methane and ammonia, with different proportion of methane. Nitrocarburizing in fluidized bed is based by repeatability of process, [0]. The nitrocarburizing media was made in fluidized bed. In this case the internal and external properties of fluidized bed are important for treatment, because a large exchange surface is formed between fluidized bed and parts (samples).

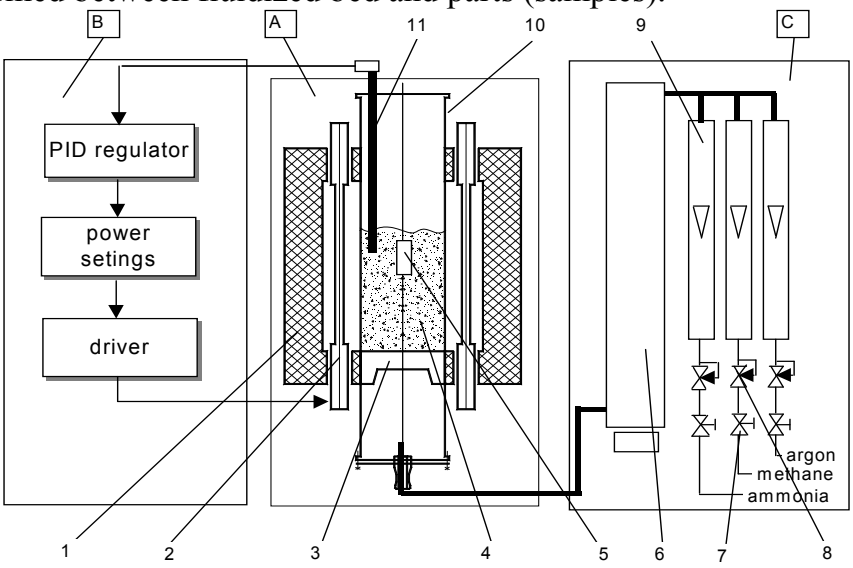


Figure 1. Schematic representation of fluidized bed furnace: B-automatization unit, A- furnace unit, C-gas unit, 1-isolation, 2-resistors, 3-fluidiszation plaque,4-fluidized bed, 5-samples, 6-silicogel column, 7-valves, 8-gas regulators, 9-rotameters, 10-fluidized bed furnace, 11-K thermocouple

Table 1. Chemical composition for steel used in experiemnts

Steel	Chemical composition,%.							
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ti
21TiMnCr12	0,20	0,95	0,28	0,014	0,016	-	1,05	0,06
18MnCr10	0,18	1,05	0,22	0,035	0,035	-	1,05	-
40Cr10	0,40	0,65	0,27	-	-	-	1,00	-

Table 2. Critical points for steels used in experiments

No.	Steel	Ac1	Ac3
m.u.	-	°C	°C
1	21TiMnCr12	740	840
2	18MnCr10	765	838
3	40Cr10	743	782

Table 3. Nitrocarburising in fluidized bed regimes

No.	Temperature	Time	gas composition
	°C	h, min	%
1	550	2h30min	25% ammonia + 75% methane
2			15% ammonia + 85% methane
3			5% ammonia + 95% methane

After fluidization, at outlet from furnace, gases were burned. For nitrocarburizing experiments three steels with 1%Cr were used: 21TiMnCr12, 18MnCr10 and 40Cr10 (Romanian standards). Chemical compositions are showing in Table 1. The critical points for transformation for all steels are showing in Table 2. For all steels nitrocarburizing are a sub critical treatments, that's have not influence over core structure and properties. Because ammonia is more expensive gas the proportion was varied between 5 and 25%, and the influence of ammonia proportion over experiments was studied (Table 3).

Table 4. Hardness measurements onthe nitrocarburizing surface

steel	ammonia contents (rest methane)	HV_5
m.u.	%	kgf/mm^2
21TiMnCr12	5	667
	15	752
	25	655
18MnCr10	5	524
	15	623
	25	549
40Cr10	5	655
	15	713
	25	677

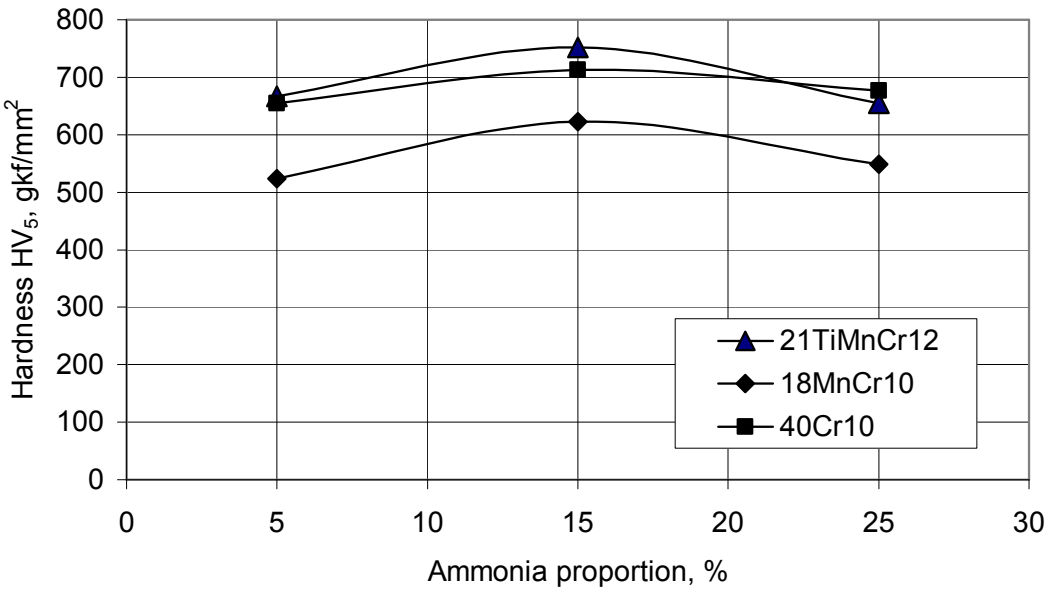


Figure 2 Hardness on the nitrocarburizing surface.

3. RESULTS

The hardness on the surfaces is the technological properties that are usual determined. All steel having in chemical compositions approximate 1%Cr. That conduced to hard combinations at temperature and nitrogen presence in surface. As a normal result for all samples hardness (HV5) having higher values (Table 4, Figure 2). For 15% ammonia contents in gas mixture for fluidization a maximum values were obtaining for all samples. Measurements of layer thickness for all nitrocarburizing

samples are showing in Figure 3. A normal increasing of layer depth by ammonia proportion is presence to all steel samples, but having different behaviour. The structure and properties of nitrocarburizing layer is determined by chemical compositions that conduced to particular behaviour of each steel samples.

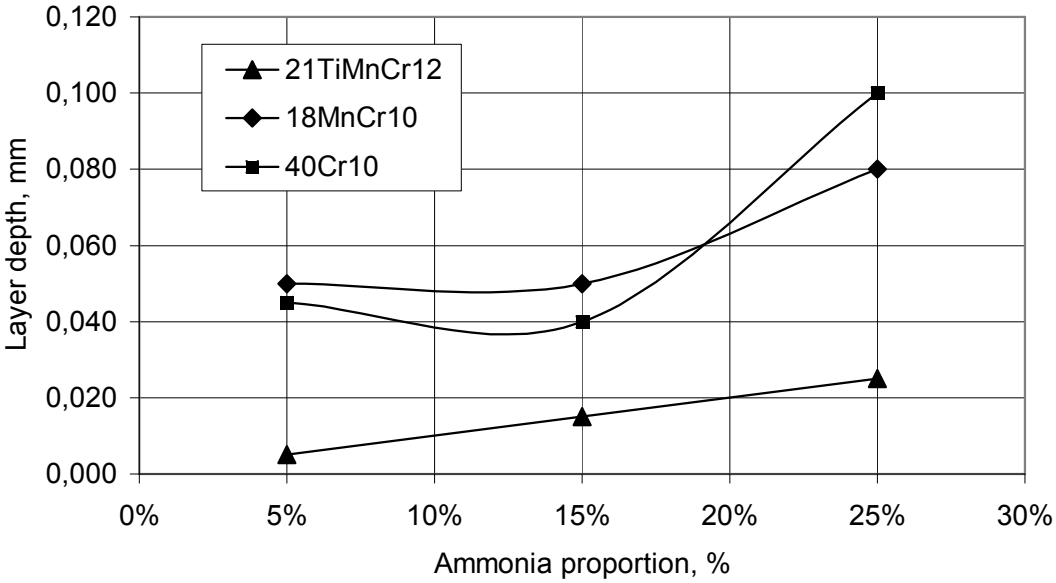


Figure 3. Nitrocarburizing layer variation with ammonia proportion

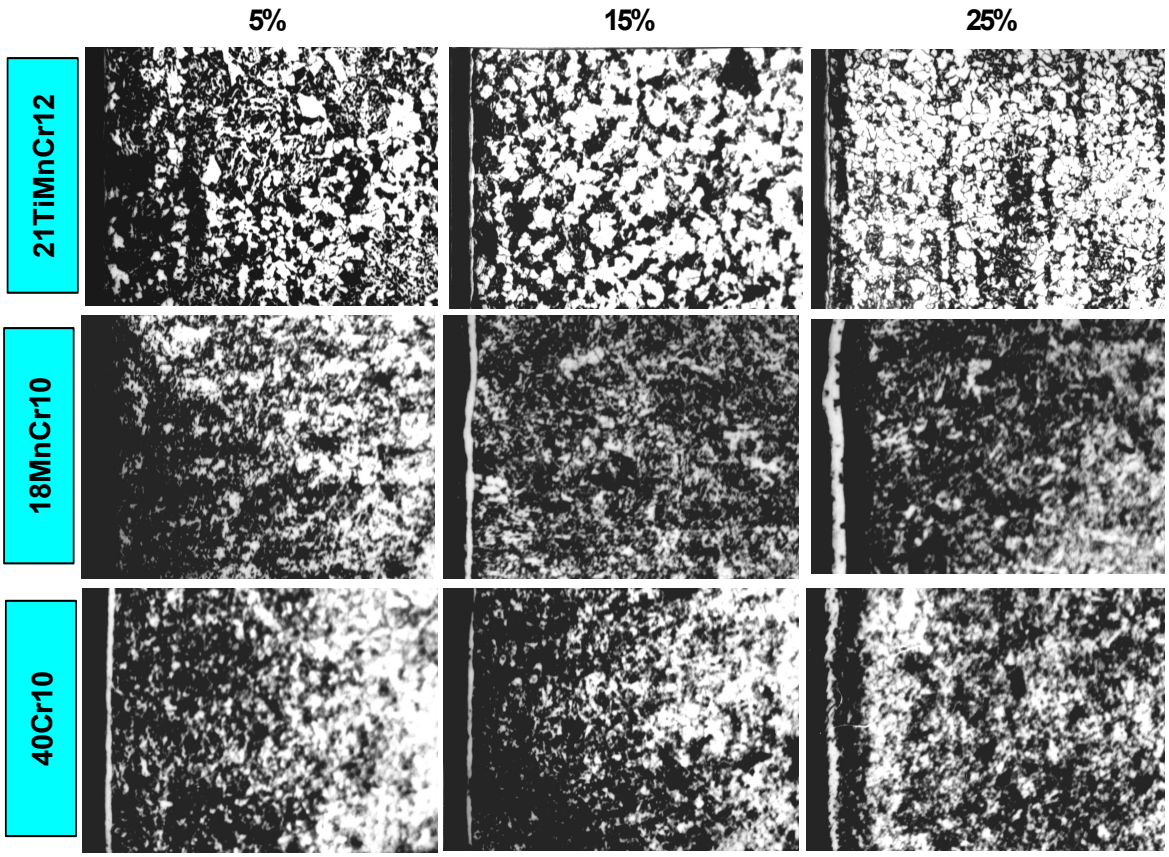


Figure 4. Representative microstructure for nitrocarburizing in fluidized bed layers

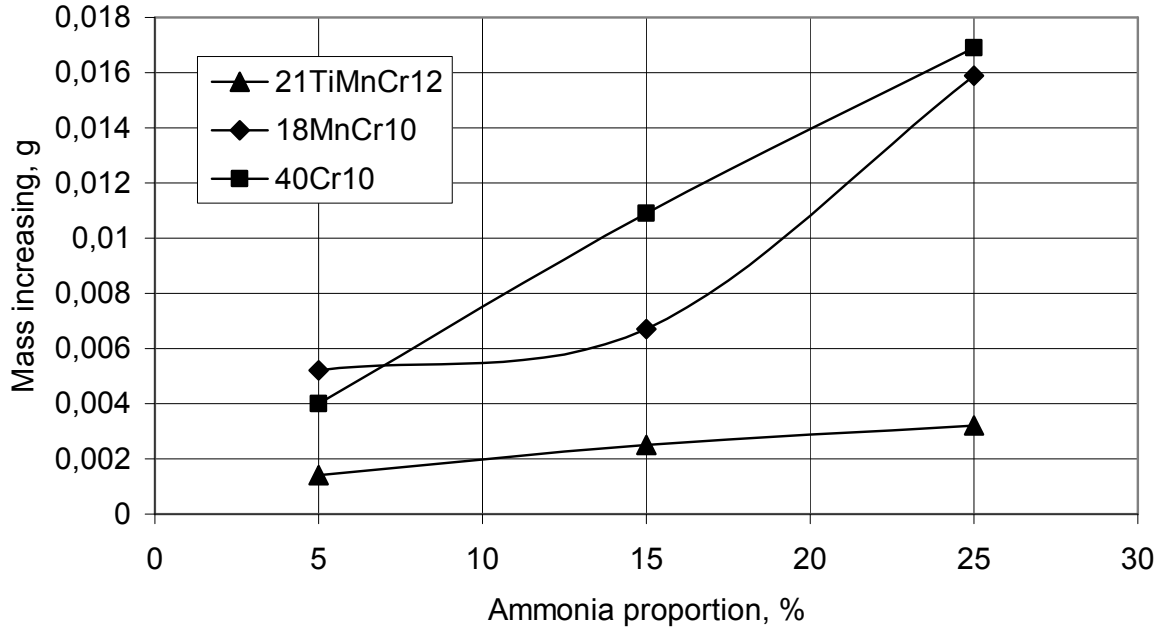


Figure 5. Mass increasing of nitrocarburizing samples

For all steel samples representative microstructures are showing in Figure 4. Combination layer has a normal increasing with ammonia proportion. Mass increasing for all steel samples was calculated by difference between final mass an initial mass, when the samples having identical shape and identical dimensions. The results are showing in Figure 5. Increasing of ammonia proportions in initial fluidization gas mixture conduced to mass increasing to all samples

4. CONCLUSIONS

Nitrocarburizing experiments made in fluidized bed over the samples from 1% Cr steels confirm fluidized bed capacity for mass transfer at higher temperature. Nitrocarburizing layer was formed for all regimes, and structures and properties of layer is depending by ammonia proportion in initial gas mixture. A maximum values for hardness is in 720…750 kgf/mm2 interval, which is higher values for 150min nitrocarburizing time at 550°C temperature. A shorter treatment time is the most important characteristics of fluidized be d technology.

Received May 6, 2005 *"Dunărea de Jos" University Galați*

REFERENCES

1. Dulcy M., Gantois M., *Principe de base de la cementation et de la carbo-nitruration*, Traitements termique No.289, 1996, p.46-54
2. Roland A, *Oxicad (R) NT en four a tapis, Nitrocarburation Oxidation Trempe*, Traitement thermique No.346/Avr 2003, pg.37
3. Willing R, Faulkner C, *Nouvelle facon d'utiliser le bain de sel en nitrocarburation*, Traitement thermique No.333/ Aou-Sep 2001, pg.33
4. Beguin Cl, Crevoiserat O, *Controle des processus de nitruration et de nitrocarburation gazeuses avec la sonde Datanit*, Traitement thermique No.352/Janv-Fevr 2004, pg.33

NITROCARBURAREA ÎN STRAT FLUIDIZAT

Rezumat: Lucrarea are la bază experimentările de nitrocarburare în strat fluidizat efectuate pe o instalaţie pilot. Pentru experimentări au fost folosite probe din diferite mărci de oţeluri. S-au realizat diferite regimuri de nitrocarburare. Factorii de influenţă consideraţi au fost: temperatura de nitrocarburare, proporţia de amoniac. Durata tratamentului a fost constanţă la 2h30minInfluenţa factorilor a fost investigată prin: modificarea de masă a probelor, micrografii, adâncime strat, duritate HV5 pe suprafaţa tratată. Rezultatele confirmă posibilitatea utilizării straturilor fluidizate ca mediu de nitrocarburare la durate mici de tratament şi buna comportare a oţelului ales le acest tratament

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15

TEMPERATURE INFLUENCE OVER FLUIDIZED BED GASDYNAMICS FOR HEAT TREATMENTS

BY

ELENA DRUGESCU, SORIN DOBROVICI, FLORENTINA POTECAŞU, OCTAVIAN POTECAŞU, NELU CAZACU, ADOLF BÂCLEA

Abstract. *Temperature is the most important factor for heat treatments of steels. If a fluidized bed is used for heating media, the uniformity of temperature is highest. But temperature having a direct influence over fluidized bed gas dynamics Internal mass and heat transfer and external transfer processes are depending direct or indirect by temperature. For fluidized bed technology (FBT) drop pressure is the most important technological control factor. The paper is based by fluidized bed experiments for temperature influence over drop pressure of fluidized bed*
Keywords*: fluidized bed, drop-pressure, heat treatment*

1. INTRODUCTION

Heat treatment is used to change mechanical properties based by changing of microstructure, and residual stress state 0. For example, a T6 heat treatment would be used to increase the strength and hardness of a part by precipitation hardening. The process starts by heating the part to near its solidus temperature of approximately 540 C, which varies between specific alloys. The part is allowed to soak at this temperature for a time to dissolve the soluble phases. Subsequent quenching locks these phases within the matrix, resulting in a supersaturated solution. An aging process follows where the part is held at a comparatively low temperature to form finely dispersed strengthening precipitates. The quality of this process is affected by many factors, but four significant issues are: how close the part can be brought to its solidus temperature; the repeatability of the heat treatment cycle from part to part and batch to batch; the uniformity of the heating and cooling processes; and the rate of heating and cooling. The effect of this process is to improve the properties of the material for the end user, such as optimizing strength, hardness, elongation or machinability. The use of newly developed fluidized-bed technology 0 offers several improvements over current heat treating methods. Heat transfer rates can be an order of magnitude faster than those seen in air ovens. Fluidized bed line heat treatment makes possible important energy saving. Parts can be put in heat treatment before they have fully cooled from casting. Since the parts have fully solidified but are still hot, less energy is needed to heat the parts to solution temperature.

The other possibility this rapid heat transfer offers is short cycle heat treating. In independent testing using the fluidized-bed system, A356 aluminum alloy parts were solution heat treated to 555 C, and peak tensile and elongation properties were achieved in as little as a 30-minute heat-treating cycle (including heating and soak time).

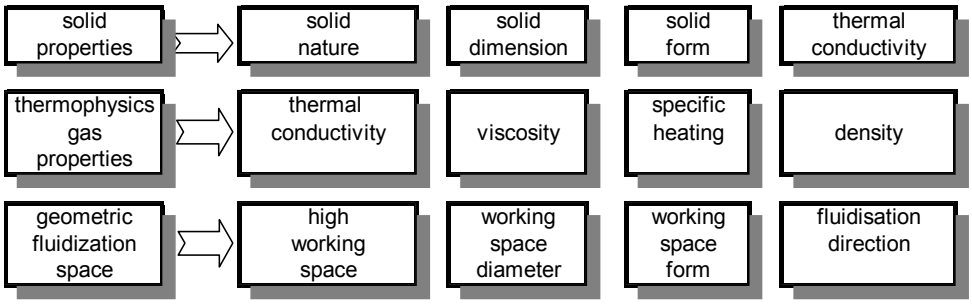


Fig. 1. Factors influence over fluidization, [0].

Table 1. Fluidization speed influence over drop pressure, for different temperature (granular solid quartz sand, 0,10…0,16 mm (G1), dry air at 20°C, initial high of granular bed: H=25 mm, initial bed diameter: D=49mm

no	debit	speed	d_p, mm H_2O, at temperature, °C								
	l/h	m/s	100	200	300	400	500	600	700	800	900
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
1	59,91	0,002	15	22	25	25	40	44	42	48	56
2	134,48	0,005	32	44	50	50	56	62	62	72	90
3	209,05	0,008	48	52	58	60	70	80	86	98	120
4	283,62	0,011	56	62	72	80	90	106	108	122	140
5	358,19	0,014	64	70	80	90	100	120	124	138	160
6	432,76	0,017	70	80	85	100	110	138	134	148	170
7	507,33	0,020	80	88	92	105	118	146	142	162	180
8	581,90	0,022	84	92	102	110	120	152	148	168	190
9	656,47	0,025	92	102	108	120	130	160	168	188	200
10	731,04	0,028	100	108	118	130	140	170	178		205
11	805,61	0,031	110	120	128	140	148	180	190		
12	880,18	0,034	118	130	138	150	156	184	200		
13	954,75	0,037	128	140	144	158	170	192	210		
14	1029,32	0,040	140	150	158	170	180	205	220		
15	1103,89	0,043	150	160	170	182	195	220	235		
16	1178,46	0,045	164	170	180	200	205	245			
17	1253,03	0,048	176	180	190		220				
18	1327,60	0,051	190	194	205						
19	1402,17	0,054	200	210							
20	1476,74	0,057	210	245							

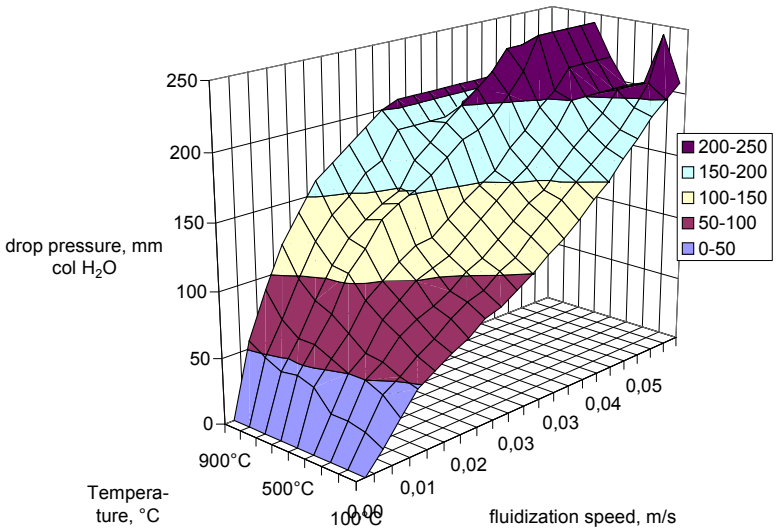


Fig. 2. Temperature influence over drop pressure for different fluidization speed for D = 50 mm, H =25 mm, 0.

Table 2. Fluidization speed influence over drop pressure, for different temperature (granular solid quartz sand, 0,10…0,16 mm (G1), dry air at 20°C, initial high of granular bed: H=50 mm, initial bed diameter: D=50mm.

Nr.	debit	speed	dp, mm H_2O at temperature °C									
	l/h	m/s	25	100	200	300	400	500	600	700	800	900
1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2	59,91	0,002	15	30	38	48	52	64	60	71	72	45
3	134,48	0,005	30	68	72	76	80	82	84	86	90	86
4	209,05	0,008	44	78	81	84	94	100	105	110	114	120
5	283,62	0,011	50	86	91	96	105	112	131	134	140	160
6	358,19	0,014	56	92	96	104	112	125	140	151	152	168
7	432,76	0,017	61	100	106	112	121	132	152	160	170	175
8	507,33	0,020	64	104	110	116	132	135	160	165	180	185
9	581,90	0,022	68	110	115	120	140	140	165	174	200	
10	656,47	0,025	74	118	125	130	145	150	172	182	205	
11	731,04	0,028	80	124	131	140	152	154	180	196		
12	805,61	0,031	88	130	137	145	156	162	184			
13	880,18	0,034	92	138	140	150	160	170				
14	954,75	0,037	96	144	150	160	170					
15	1029,32	0,040	104	156	160	170						
16	1103,89	0,043	112	162	172	180						
17	1178,46	0,045	124	170	185	200						
18	1253,03	0,048	130	182								
19	1327,60	0,051	140	190								
20	1402,17	0,054	150	205								
21	1476,74	0,057	156	210								

Table 3. Fluidization speed influence over drop pressure, for different temperature (granular solid quartz sand, 0,10…0,16 mm (G1), dry air at 20°C, initial high of granular bed: H=75 mm, initial bed diameter: D=50mm

nr.	debit	speed	dp, mm col H_2O, at temperature,°C								
	l/h	m/s	100	200	300	400	500	600	700	800	900
1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2	59,91	0,002	62	64	68	70	72	74	76	78	80
3	134,48	0,005	114	113	115	117	117	118	119	120	120
4	209,05	0,008	127	135	145	149	152	154	156	158	160
5	283,62	0,011	136	144	157	163	167	172	174	177	180
6	358,19	0,014	147	156	163	172	185	187	190	192	210
7	432,76	0,017	158	165	175	183	190	197	205	214	225
8	507,33	0,020	164	174	179	186	202	202	210	220	
9	581,90	0,022	169	183	187	191	210	210	225		
10	656,47	0,025	175	190	193	196	225	231			
11	731,04	0,028	187	202	202	207	231				
12	805,61	0,031	199	210	213	224	238				
13	880,18	0,034	196	225	229	235	243				
14	954,75	0,037	210	231	239	248					
15	1029,32	0,040	236	236	243	253					
16	1103,89	0,043	246	243	265						
17	1178,46	0,045	253	265							
18	1253,03	0,048	257	278							
19	1327,60	0,051	274								
20	1402,17	0,054	277								

By comparison, over four hours of soak time alone is prescribed in a conventional air furnace [3]. The microstructures from these tests showed much more rapid coarsening kinetics and spheroidization of eutectic silicon particles in the samples heated in the fluidized bed. Improved product quality because of tightened temperature control is one of the most significant benefits to this fluidized-bed heat-treating process. The entire process chamber can have a very precision controlled temperature. This causes the fluidized bed to heat parts more uniformly than conventional systems

Every exposed surface of each part (internal and external) is in direct contact with the fluidizing media, and all of the media is at the same temperature. This uniformity results in true repeatability between components in the process: every part sees the exact same heating profile. Distortions associated with this phenomenon are reduced. In addition, the quench rate can be very precisely fine tuned because of the excellent temperature control in the bed. The fluidized bed also is used in the aging process 0. The same qualities that make a fluidized bed ideal for solutionizing (rapid heat transfer, process uniformity, and the ability to perform the process in line) also apply to the aging process. Process times can be shortened, and the quality of the end results can be improved compared with conventional aging. Again, the parts all see identical thermal cycles and so repeatability, and therefore quality, is enhanced. Using the fluidized bed in all three phases of solution heat treatment allows the processing time to be shortened by hours (total reduction in process time depends on the process in question) and the process made completely automated. After the parts are loaded in the system, they are conveyed through the solution bed and then automatically transferred to the quench bed. When quenching is complete this

Transfer is repeated as the parts move into the aging bed; after aging, the parts are placed in an unloading station. All of these transfers occur automatically. Some characteristic of fluidized bed are attractive for applications for heat and thermochemical: treatments: high uniformity of temperature, higher mass transfer coefficient, higher heat transfer coefficient, thermal mobility 00. For fluidized bed applications in heat and thermochemical treatments of steels the influence factors are grouping like in .Fig. 1.

Many years fluidization having a major problem in absence of mathematic model because too many factors having influence over internal and external processes and is difficult co correlate them. The DA and DA&C systems adapted to PC solve problems by adequate software 0. Temperature is one of factors that having higher influence over fluidization for heat treatments because having double influence: direct (heat treatment factor) and indirect, over solid properties, gas properties and fluidized bed properties, 0.

1. Influence over granular solid properties with temperature: specific heat, heat conductivity
2. Influence over thermo-physics properties of gases: heat conductivity, cinematic viscosity, dynamic viscosity, density

EXPERIMENTAL CONDITIONS

Temperature influence over fluidized gasdynamics was studied in conditions for high temperature heat treatments:

- fluidized bed ceramics chamber diameter: d=49…50 mm;
- initial high of bed: H_i= 25, 50, 75 mm;
- fluidization gas: dry air
- temperature air (inlet): 20°C;
- granular solid: quartz sand: 0,10…0,16 mm

Drop pressure in fluidized bed was determined (d_p) because are principal control factor for technological applications. The temperature influence over drop pressure was considered from 20 to 900°C.

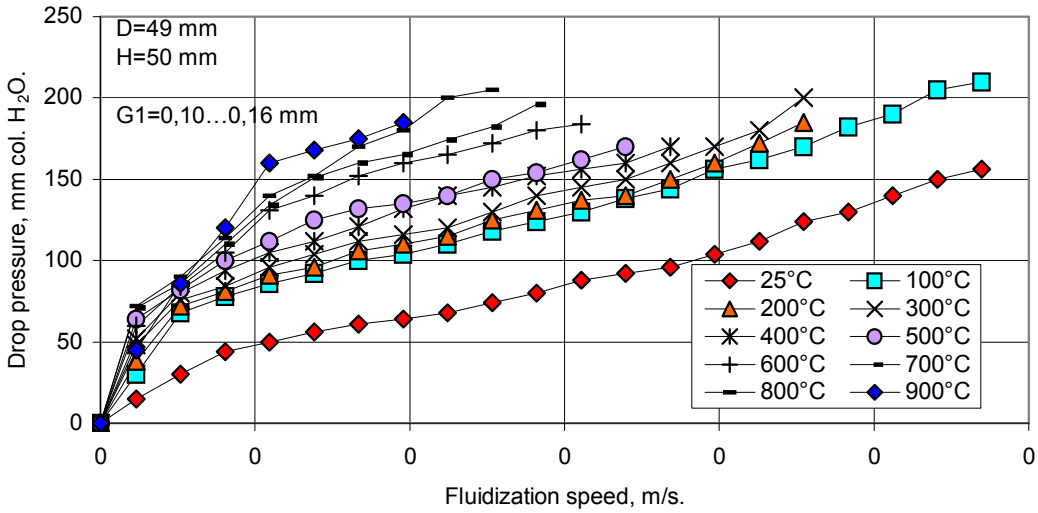


Fig. 3. Temperature influence over drop pressure for different fluidization speed for D=50 mm, H=50 mm, 0.

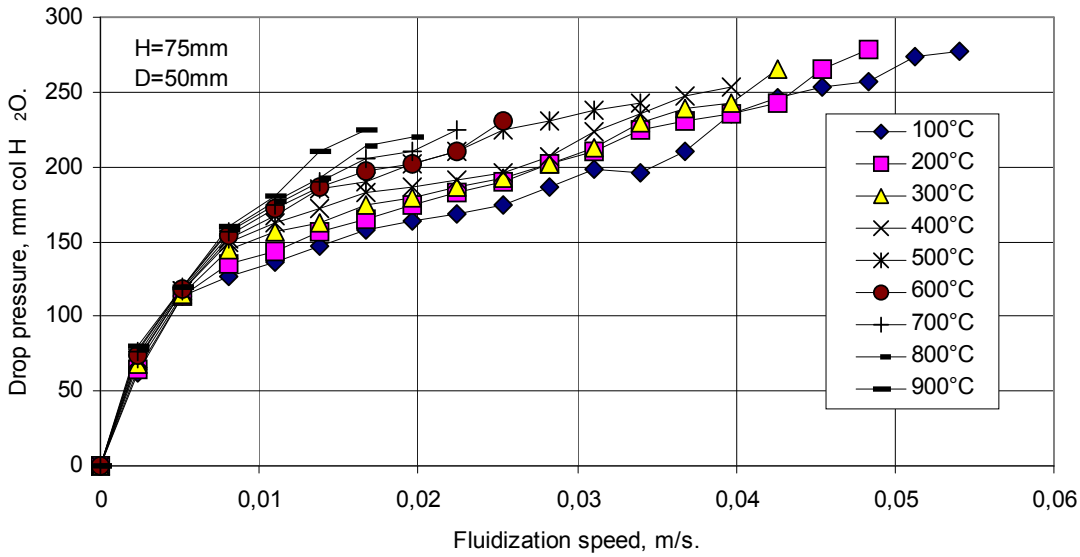


Fig. 4. Temperature influence over drop pressure for different fluidization speed for D=75 mm, H=50 mm, 0.

RESULTS AND CONCLUSIONS

From initial grouping of influence factor for heat treatments in fluidized bed (Fig. 1) some factors was selected for experiments: temperature, fluidization speed and initial high of granular bed. Drop pressure was measured for different initial high of granular bed and fluidization speed. Fluidization speed increasing at maximal values

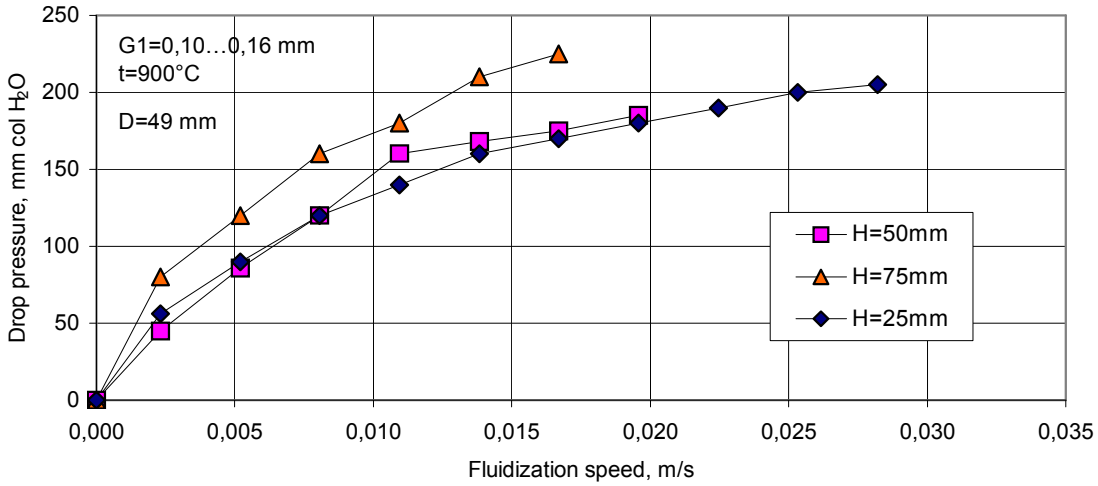


Fig. 5. Fluidization speed influence over drop pressure in fluidized bed for same solid granular for the same diameter and different initial bed high, 0.

and drop pressure having a nonlinear increasing: (Table 3, Fig. 4). At the same initial geometry of granular bed (H, D) and fluidization speed, drop pressure on fluidization bed increasing with temperature.

For a stable fluidization drop pressure was maintaining at constant values. At the same temperature drop pressure increasing with high of solid granular bed and fluidization speed (Fig. 5). Drop pressure is very common method for fluidization control (unique when superior surface of bed isn't visible). Result confirm complex influences of: temperature, fluidization speed and geometry of initial bed over bed drop pressure and important remarque that any modification in factor values (inclusive parts) will be considered in developing heat treatments and thermochemical treatment process.

Received May 6, 2005 *"Dunărea de Jos" University Galați*

REFERENCES

/1/. Cazacu N., *Researches concerning fluidized bed heat treatment technology for pieces*, Doctoral thesys, University "Dunarea de Jos" of Galati, 2000;

/2/. David Dingmann and Greg Handzel, *Short-Cycle Solution Heat Treatment In a Modern Fluidized Bed Technomics LLC*, Plymouth, Minn., Industrial Heating, august 2003

/3/. Kunii. D., Levenspiel O., *Fluidization engineering*, p. .265…301, John Wiley&Sons Inc., 1969;

/4/. Sagon-King, F, *Fluidized-Bed Equipment*, ASM Handbook, Vol. 4, Heat Treating, ASM International, Materials Park, OH 44073-0002, pages 484-491

/5/. Samoila C, Ionescu M.S, Drugă L, *Tehnologii şi utilaje moderne de încălzire*, Editura Tehnică, Bucureşti, 1986

INFLUENȚA TEMPERATURII ASUPRA GAZODINAMICII PATULUI FLUIDIZAT DESTINAT TRATAMENTULUI TERMIC

Rezumat: Temperatura este cel mai important factor pentru tratamentele termice şi termochimice. Dacă straturile fluidizate sunt folosite ca medii de încălzire, atunci se obține o uniformitate mare de temperatură. Temperatura influențează direct şi dinamica curgerii gazelor. De asemeni transferul de masă şi energie intern şi extern depind de temperatură. Pentru Aplicațiile tehnologice ale fluidizării (FBT) căderea de presiune în strat este cel mai important factor de control tehnologic al fluidizării. Lucrarea se bazează pe experimente în care s-a urmărit influenşa temperaturii asupra căderii de presiune în stratul fluidizat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.9; 669.15

ON THE BEHAVIOUR OF A DUAL-PHASE STEEL WITH 0,09% C AND 1,90% Mn IN THE CONDITIONS OF HERTZIAN CONTACT

BY

CONSTANTIN DULUCHEANU, NICOLAI BĂNCESCU, REMUS LUCA

Abstract. *This article presents the research performed on the behaviour of the dual-phase steel with 0.09% C and 1.90% Mn in conditions of hertzian contact. The ferrite-martensite structure was obtained by intercritical quenching by heating at 740° C and cooling in water, oil and oil activated in ultrasonic field. The experiments were performed on a special installation with 4 work places and lasted 30 minutes for each specimen. For comparison, similar experiments were performed on specimens made by plain-carbon steel (OLC 45), subjected to a hardening and tempering heat treatment.*
Keywords: *dual-phase steel, ferrite-martensite structure, intercritical quenching, hertzian contact*

1. INTRODUCTION

Scientific and technical progress was possible due to new material usage. Dual-phase ferrite-martesite steels also belong to new material category which are defined as low- alloy steels having a structure made up by a soft tough ferrite die wherein martensite and a small amount of residual austenite are homogeneously scattered.

The superiority of these materials as compared to other steels is determined by the possibility of obtaining a high combination between the resistance properties and plasticity ones, fact which allows the achievement of complex mould castings with high mechanical resistance. This set of mechanical properties made possible the use of dual-phase ferrite-martensite steels in many fields such as the automotive industry and assembling component part industry.

Quenching at intercritical range of temperatures ($\alpha + \gamma$) represents the main method of dual-phase steel production, the structure obtained by applying this method is influenced by both the chemical composition of steel and applied technology of intercritical heat treatment. At the same time, the physical, mechanical and technological properties certainly depend on the quantity ratio and structural component morphology resulting from the heat working process.

2. RESEARCH METHODICS

An alloy of 0,09% C, 1,90% Mn, 0,06% Si, 0,10% Cr, 0,09% Ni, 0,03% Mo, 0,012% Al, 0,15% Cu, 0,019% P, 0,01% S (codified as DPS) was used in view of achieving the object of research theme, a material produced and worked by rolling at S.C. “Wire Industry” S.A. Campia Turzii. The chemical composition of material was determined by spectral analysis at S.C. “SIDEX” S.A. Galati.

In heat treatment technology it is extremely important to know the critical points A_{c_1} and A_{c_3}, as the successful performance of these heat treatments depends

on the correctness of these data. For this reason, alloy in question was subjected to a thermodifferential analysis that was achieved at the "Faculty of Metallurgy and Material Science" within "Dunarea de Jos" University in Galati, thus obtaining the critical points A_{c_1} and A_{c_3} as follows:

$$A_{c_1} = 702\ ^{\circ}C \qquad\qquad A_{c_3} = 837\ ^{\circ}C$$

Roll specimens of 12 x 15 mm were used in order to determine the behaviour of dual-phase steel (DPS) in conditions of hertezian contact and they were subjected to the variants of heat treatment as shown in table 1:

Table 1. Technology variants of heat treatment.

Code	Technological parameters of intercritical quenching		
	Heating temperature (T_c) [°C]	Holding time (t_m) [min]	Cooling medium
C_W^{740}	740	30	W - Water (T_a = 20 °C)
C_O^{740}	740	30	O - Oil TT 25 (T_u = 40 °C)
C_{US}^{740}	740	30	US - Oil TT25 in ultrasonic field (f = 40,4 KHz, I = 2 W/dm^2, T_u = 40 °C)

The coaling behaviour of DPS alloy in the three quenching mediums as shown in table 1 (water, oil, oil activated in ultrasonic field) was previously analysed, using in this view a plant existing in the Heat Treatment Laboratory at " Stefan cel Mare" University, a plant that allows the marking of cooling curves into temperature-time coordinates.

The quality evaluation of intercritical heat treatment was achieved by optical metallographic examination and diffractometrical analysis by using a DRON-3M tester at the "Dunarea de Jos" University in Galati. The martensite, ferrite and residual austenite quantities and the carbon content dissolved into martensite and its tetragonal degree were determined.

Tests concerning the behaviour in conditions of hertzian contact were carried out by using a machine made in Heat Treatment Laboratory, with four working places, that provides 3000 contact is plane-ball, using 10 mm, being heat treated in classical conditions. The plant provides a medium speed of ball u = 5m/s, a maximum hertzian pressure P_o = 2176 MPa, and contact spot dimensions resulting from the calculation of a = b = 0,0659 mm.

3. TEST RESULTS

The cooling times for different conveniently chosen temperature ranges were obtained from the diagrams of temperature time co-ordinates marked on the plant for behaviour analysis of cooling materials in different mediums and the cooling speeds (at same ranges) were calculated using the following ratio:

$$v_r = \frac{\Delta T}{\Delta t}, [^{\circ}C/s]$$

where: ΔT is the temperature range, Δt - the cooling time in considered range of temperatures. A soft made by Microsoft (USA) was used in order to analyze the experimental data, the obtained results are shown in figure 1.

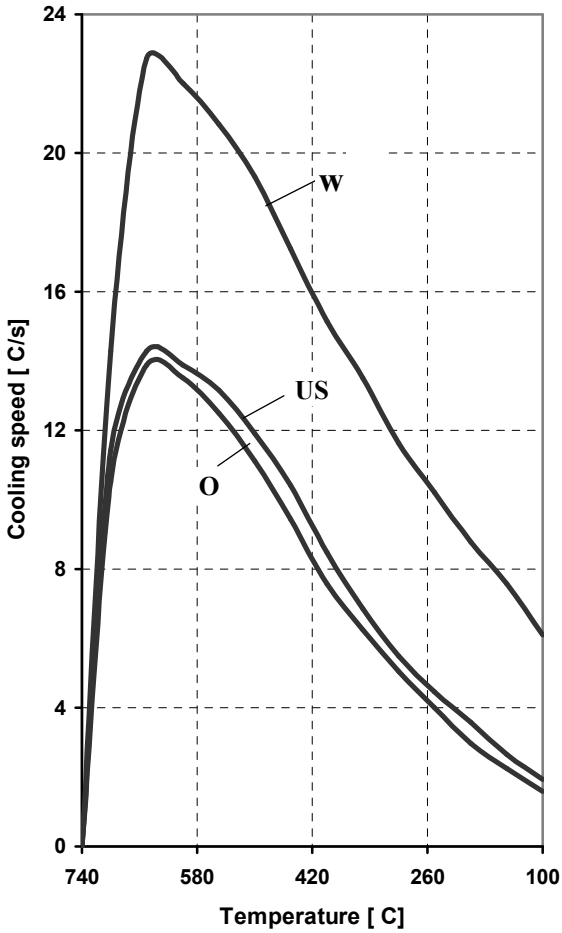


Figure 1. Cooling speed variation depending on temperature:
W – water; O – oil; US - oil in ultrasonic field.

Quantitative analysis of metallographic components carried out in view of studying the heat treatment effect upon dual-phase steel structure was performed by linear segment method. Moreover, specially prepared specimens were also subjected to X-ray analysis, this analysis was carried out by using a MoK_{α} radiation diffractometer. Mention must be made that the initial metallographic structure of specimens consisted of 74% ferrite and 26% perlite.

The results of metallographic quantitative analysis and those of X-ray analysis are shown in table 2.

Tests regarding the behaviour of dual-phase steel in conditions of hertzian contact were carried out in 30 minutes for each set of specimens. The tests were achieved by using 20 specimens for each variant of heat treatment as shown in table 1. After the experiments have ceased, the contact impressions from each specimen subjected to test were measured.

Table 2. The quantitative and X-ray analysis results of structure.

Heat treatment conditions	Q_M [%]	Q_F [%]	$Q_{A\ rez}$ [%]	C_M [%]	c/a
C_W^{740}	25,10	73,60	1,30	0,338	1,0158
C_O^{740}	21,80	76,50	1,70	0,305	1,0142
C_{US}^{740}	23,40	75,60	< 1,00	0,313	1,0146

Note: Q_M - martensite quantity; Q_F - ferrite quantity; Q_{Arez} - residual quantity of austenite; C_M - carbon percent in martensite; c/a - tetragonal degree of martensite.

Before carrying out these tests, the specimens were subjected to Brinell hardness test (F = 187,5 daN, D = 25 mm).

For comparison, similar tests were carried out on carbon steel specimens of high quality, type OLC 45, where the specimens were subjected to a quenching and tempering heat treatment.

The performed test results are shown in table 3 and figures 2 - 5.

Table 3. Test results in conditions of hertzian contact.

Material	Heat treatment	HB Hardness [daN/mm^2]	Diameter of contact impression, [mm]
Dual-phase steel	C_W^{740}	371	2,067
Dual-phase steel	C_O^{740}	322	2,367
Dual-phase steel	C_{US}^{740}	345	2,155
OLC 45 steel	Quenching and tempering	286	2,637

4. CONCLUSIONS

1. The cooling for DPS steel in cooling oil activated in ultrasonic field were slightly close to those performed in oil, being higher in the range of temperatures 600 - 250 °C (the field of temperatures specific to perlitic transformation).

2. The intercritical quenching by heating at 740 °C and cooling in the three different mediums (water, oil, oil activated in ultrasonic field) provided a structure confirming the definition given by specialized literature as regarding the dual-phase ferrite-martensite steel (Q_M = 21,80 - 25,10%). The resulting ferrite-martensite structures were influenced by the technological parameters of intercritical quenching.

3. The dimensions of contact impressions on the specimens of dual-phase steel were between 2,067 mm and 2,367 mm.

4. The size of contact impressions was influenced by the applied technology of intercritical heat treatment and therefore by the resulting structure of ferrite-martensite. The diameter of these impressions decreased with increasing of martensite content and with carbon content dissolved into martensite.

5. The results obtained for dual-phase steel were superior to those determined on carbon steel OLC 45

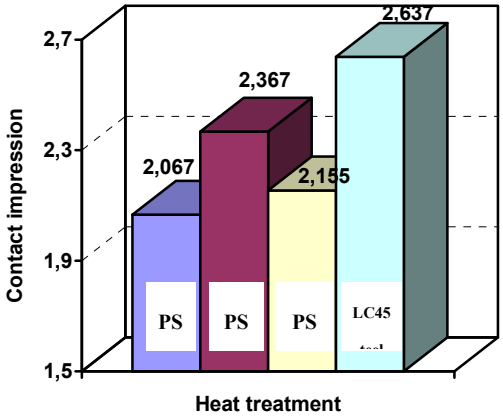


Figure 2. Heat treatment effect on contact impression.

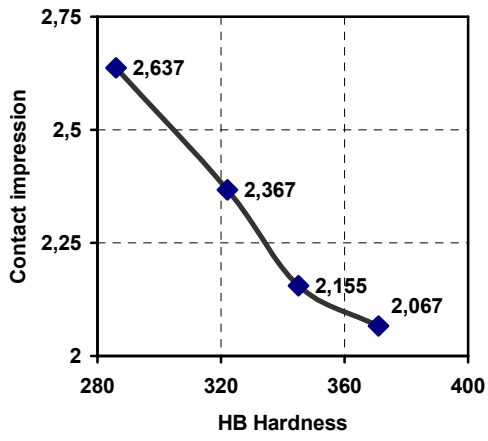


Figure 3. HB Hardness effect on contact impression.

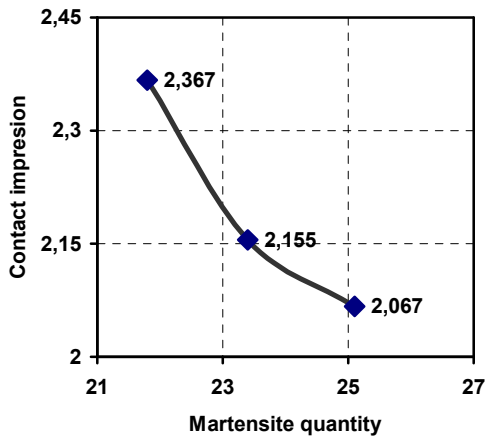


Figure 4. Effect of martensite quantity from dual-phase steel structure on contact impression.

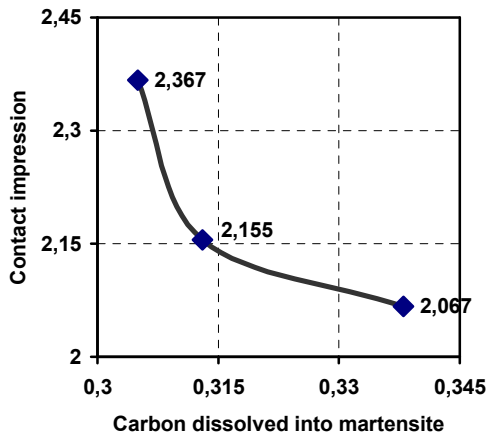


Figure 5. Effect of carbon content dissolved into martensite of dual-phase steel structure on contact impression.

Received May 4, 2005

„Stefan cel Mare" University, Suceava

REFERENCES

/1/. Bancescu, N., Gramaticu, M., Crudu, I., Dulucheanu, C., *„Quenching in Ultrasonic Field-An Increasing Modality of Hertzian Contact Durability"*, Magazine „Machine Engineering", nr. 1-2, page 55-57, 1996.

/2/. Dulucheanu, C., *"Contributions Regarding the Physical, Mechanical and Technological Properties of Dual-phase Ferrite-Martensite Steels"*; Doctorate Thesis, Galati, 1999.

/3/. Dulucheanu, C., Bancescu, N., Gramaticu, M., *„Technological Parameter Effect of Intercritical Heat Treatment upon the Structure and Mechanical Properties o Dual-phase Steel"*, University Annals, „Dunarea de Jos", Galati, ISSN 1453-083X, Number IX, Addition to volume XVI (XXI), page 352-359, 1998.

CERCETĂRI PRIVIND COMPORTAREA UNUI OȚEL BIFAZIC FERITO-MARTENSITIC CU 0,09% C ŞI 1,90% Mn LA CONTACT HERTZIAN

Rezumat: In articol sunt prezentate cercetările realizate pentru determinarea comportării unui oțel bifazic cu 0,09% C şi 1,90% Mn la contact hertzian. Structura ferito-martensitică a fost obținută prin călire intercritică (încălzire la 740 °C şi răcire în apa, ulei, ulei în câmp ultrasonor). Incercările s-au efectuat pe o instalație cu patru posturi de lucru care asigură 3000 contacte/min.; contactul a fost de tip bilă-plan, iar durata încercării de 30 minute pentru fiecare lot de probe. Pentru comparație, încercări similare au fost efectuate şi pe probe din oțel OLC 45, probe ce au fost supuse unui tratament termic de îmbunătățire.
.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.9

ELECTROMAGNETIC EVALUATION OF NANOSTRUCTURED MATERIALS AND SOME MEMS DEVICES

BY

R.GRIMBERG*, ADRIANA SAVIN*, ROZINA STEIGMANN*, A.ANDREESCU*, ALINA BRUMA**

Abstract. *This paper presents the method to evaluate the defects in nanotubes made from stainless steel 304 hard. The nanotubes are made fro medical purpose, thus they should be tested before usage. The probability of detection (POD) was 98% for 98% reliability coefficient..*
Keywords: *nanomaterials, MEMS, micorsensors, POD*

1. INTRODUCTION

Due to superior properties, nanostructured materials with electric and/or magnetic conductive have started to be used at large scale in different domains. To assure the quality of finite products, the materials and devices should be nondestructive tested.

In this paper, the usage of eddy current microsensor for special application is presented: the control of tubes made from stainless steel 304 hard with Φ226x32μm, intended for special catheters, using encircling transducer [1]

Heraeus Materials – Medical Components Division, Switzerland, has made the tubes and MEMS devices.

The dimension of controlled objects as well as those of the defects imposes the usage of high control frequency, about ~5MHz.

In the case of the tubes, the minimum perceptible defect, at 98% probability of detection (POD), for 98% reliability coefficient was a slot with 25x5x10μm [2]

2. EXPERIMENTAL SET-UP

The studied samples were two samples tubes with outer diameter (OD) 0.350 mm; inner diameter (ID) 0.260mm, presented in Figure 1. The are made from Stainless steel AISI 304, denoted S1 and S2. The lengths of samples are: S1- 1490mm, S2 - 1491mm.

The experimental conditions were selected as [3]:

Examination method:	Eddy current with encircled differential send-receiver transducer
Control equipment:	SFT 6000N – SOFRATEST – France
Transducers:	Made at Nondestructive Testing Department – National Institute of R&D for Technical Physics, Iasi, ROMANIA

Control conditions: Frequency - 4MHz
Injection – 10Vpp
Gain – 65
Phase - 169^0
Low pass filter with cut-off: 20Hz

After optimal parameters determination, the phase was adjusted so that the noise due to tube vibration shall be projected on one of the channels. The eventually defect indications are visualized on the second channel.

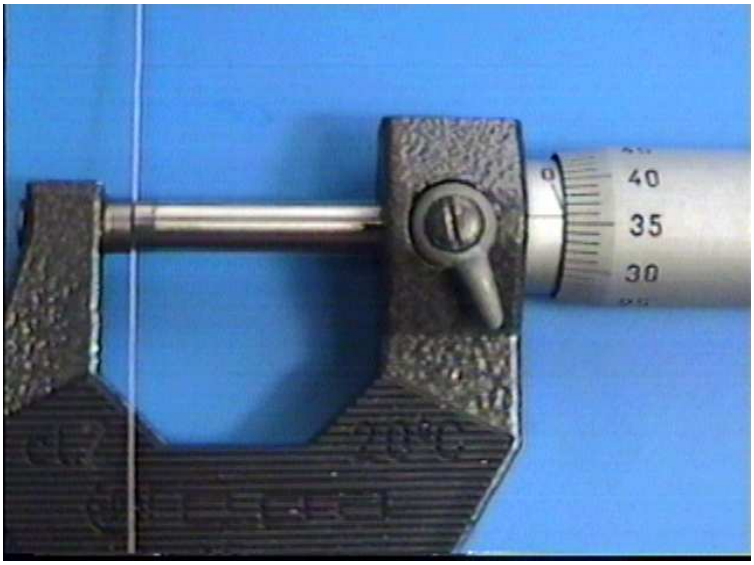


Fig.1. The studied sample

3. MAGNETIZATION ANALYSIS

The magnetization test shows that the both samples are magnetized at the ends. The remnant magnetization measurements were made with a magnetometer with flux-gate probe, self commuting [4]. The measurements of the remnant induction were made with the transducer closer to protection jacket of samples.

Sample S1:

- The induction was modified between 1.9μT at the ends of tube and 0.1μT at 40mm distance from the ends.

Sample S2:

- The induction was modified between 1.8μT at the ends of tube and 0.1μT at 40mm distance from the ends.

The existence of remnant magnetization shows that the material presents ferromagnetic properties, therefore a relative magnetic permeability bigger than 1. Due to high frequency, this value didn't influence the results of the control, for eddy current control, the tubes shall not be magnetized to saturation.

4. CONTROL RESULTS

The projection of the vibration noise on the one of the channels is presented in Figure 2. It is observed that the other channel is slightly influenced by the noise [5].

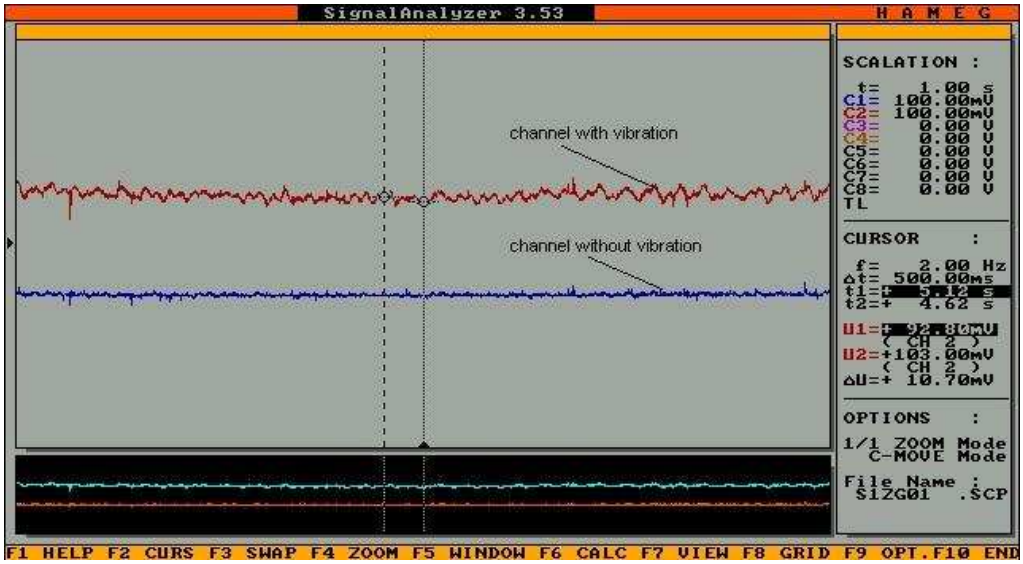


Fig.2. Noise due to vibration of the tube in the interior of transducer

5. SAMPLE 1 EXAMINATION

In Figure 3 is presented the results of examination for the region 100mm - 656mm of the sample S1. In this region, the existence of a visible material discontinuity is observed on the marked channel, that didn't contain the vibration noise. The position of discontinuity is between 610mm and 640mm from the beginning of tube.

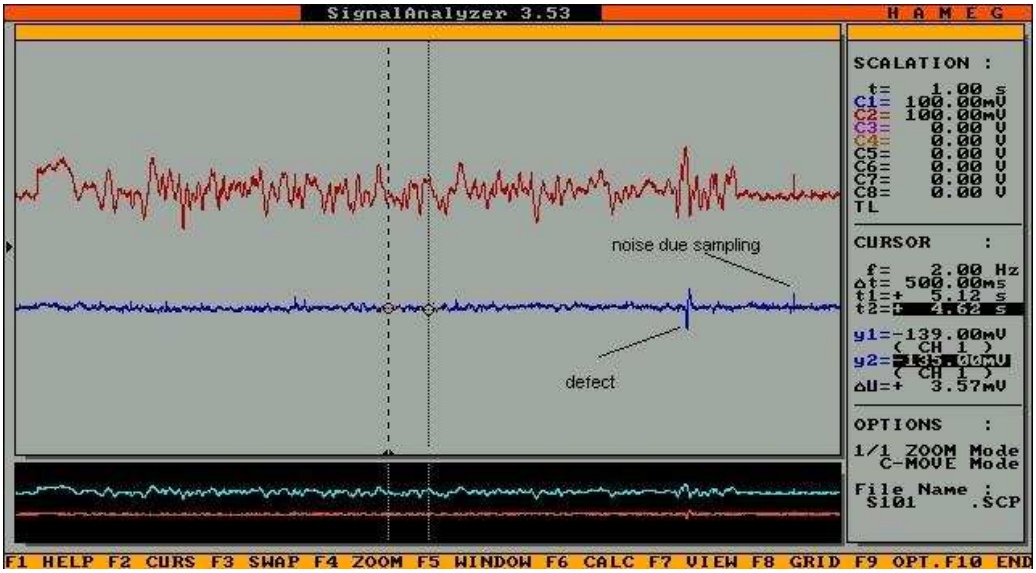


Fig. 3. Signal for the first region of sample S1.

For signal to noise report evaluation, the amplitude of the signal due to the discontinuity was measured and the maximum amplitude of the noise on the channel on which the measurements were made, was estimated.

10 displacements were made, with the tube rotated with randomly angle.

The results of the control are presented in Table 1.

Table 1. The results of sample S1 control.

No.crt.	Signal amplitude [mVpp]	Noise amplitude [mVpp]	Signal to noise ratio
1	107	4	26.75
2	96	6	16
3	969	5	19.2
4	104	4	26
5	85	6	14.17
6	93	4	23.25
7	100	6	16.67
8	111	7	15.86
9	103	5	20.6
10	100	3	33.3

Below, the statistic data analysis for the results from Table 1 is presented:

- Average of signal's amplitude [mVpp]: 99.5
- Standard deviation of signal's amplitude [mVpp]: 7.44
- Average amplitude of noise amplitude [mVpp]: 5
- Standard deviation of noise's amplitude [mVpp] 1.247
- Signal to noise ratio: 21.18
- Standard deviation of signal to noise ratio: 6.09

In Figure 4 is presented the result of examination for the region 656mm-1490mm. It is observed that on this region the tube didn't present discontinuities.

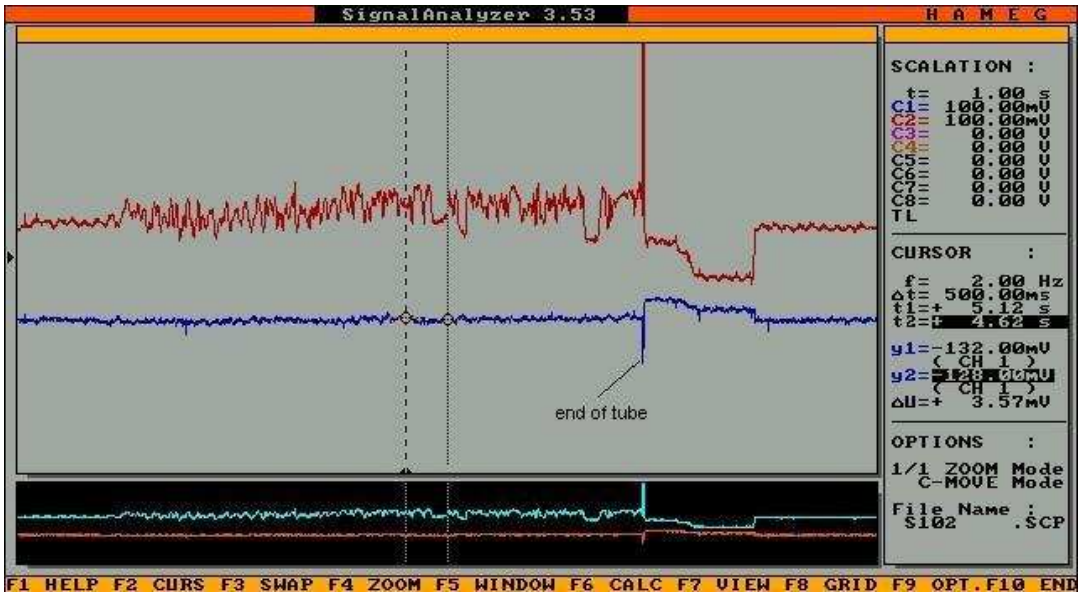


Fig4. Signal for the second region of sample S1.

6. SAMPLE 2 EXAMINATION

The parameters of the control were kept. Because the signal due to defect on sample S2 has amplitude smaller, the representation scale was increased so that the signal should be clearly visible.

In Figure 5 is presented the examination result for the region 100mm-700mm. In this region weren't discontinuities.

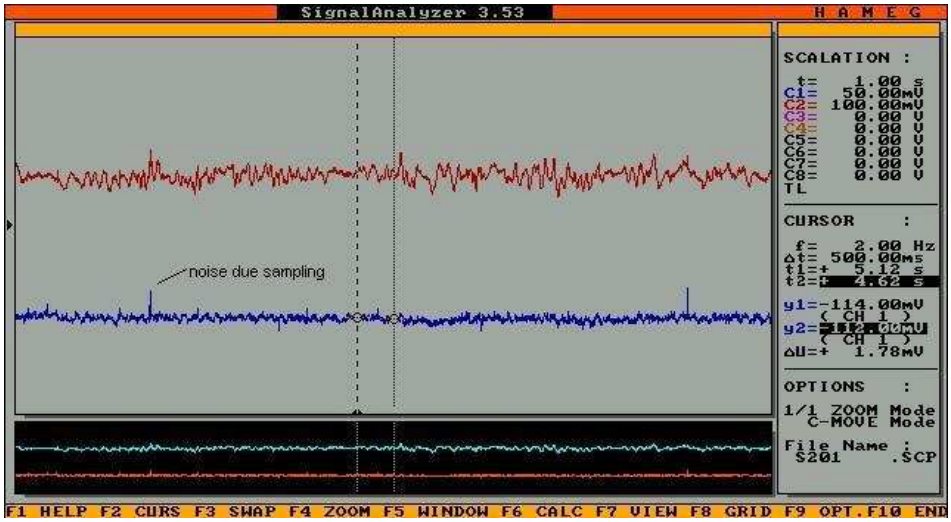


Fig 5. Signal for the first region of sample S2.

In Figure 6 is presented the results for the region 700mm-1491mm.

The existence of a defect localized between the blue markers at 1093mm-1125mm it is observed.

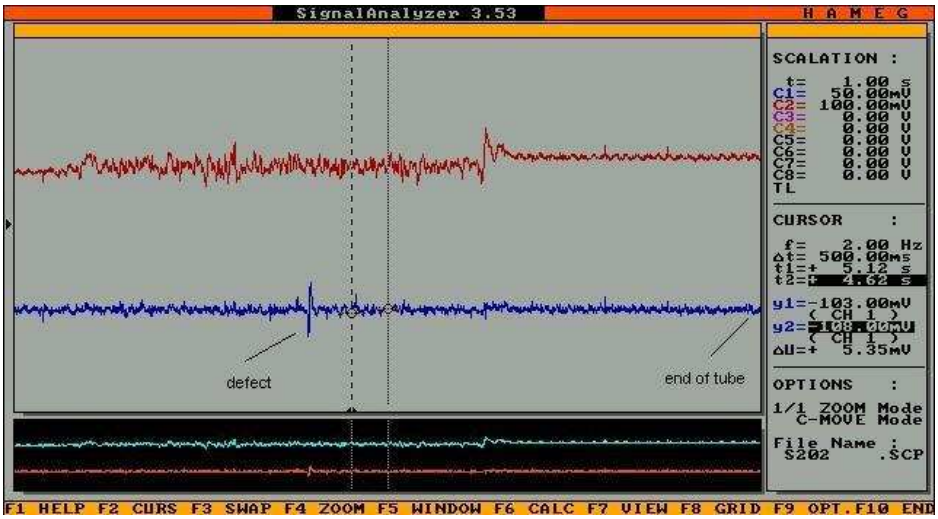


Fig6. Signal for the second region of sample S2.

10 displacements were made, with the tube rotated with randomly angle.

The results are presented in Table 2.

Table 2. The results of sample S2 control.

No.crt.	Signal amplitude [mVpp]	Noise amplitude [mVpp]	Signal to noise ratio
1	67.7	4	16.925
2	62.1	4	15.525
3	67.9	5	13.58
4	60.7	6	10.116
5	63.8	4	15.95
6	60.7	4	15.175
7	60	5	12
8	55.2	6	9.2
9	54.8	4	13.7
10	69.1	6	11.516

Below, the statistic data analysis for the results from Table 2 is presented:

- Average of signal's amplitude [mVpp]: 62.2
- Standard deviation of signal's amplitude [mVpp]: 4.75
- Average amplitude of noise amplitude [mVpp]: 4.8
- Standard deviation of noise's amplitude [mVpp] 0.87
- Signal to noise ratio: 13.37
  Standard deviation of signal to noise ratio: 2.6

7. CONCLUSION

The sample S1 present one defect localized in the region 610mm -640mm (exactly between the two blue markers on the tube). The defect was emphasized with 21.18±6.09 signal to noise ratio. The eddy current control standards (example being those for nuclear power plants – ASME code, Sect. V, Art.8 +App. I and App. II) shown that defects that presents signal to noise ratio ≥ 3 can be emphasized. Due to high value of signal to noise ratio (in most unfavourable case being 14), we consider that the defect on sample S1 is clearly visible.

The sample S2 presents a defect localized in the region 1093mm-1125mm (in the region between the blue markers). The defect was emphasized with 13.37±2.6 signal to noise ratio, higher that those imposed by standards. The high value of signal to noise ratio (in most unfavourable case being 9.2) we consider the defect on sample S2 is clearly visible.

Acknowledgements

This paper was partially support by Romanian Ministry of Education and Research, under CNCSIS Grant No. 982/2004.

Received April 28, 2005

[*] *Nat. Inst. of Research and Development for Technical Physics Iasi*
[**] *University "Al.I.Cuza" Iasi*

REFERENCES

/1/. R. Grimberg, D.Premel, E.Radu, A.Savin, *Calculation of the Electromagnetic Field Created by an Arbitrary Current Source in the Presence of a Conducting Cylinder with Material Discontinuities*, Studies in Applied Electromagnetics and Mechanics 18 Non-Linear Electromagnetic System, Paolo Di Barba and Antonio Savini(Eds) IOS Press,(2000), 153-156

/2/. MG Silk, AM Stonenham, JA Temple, *The reliability of nondestructive inspection*, Adam Hilger Eds., 1987

/3/. R. Grimberg, D. Premel, A. Savin, R. Steigmann, D.D.Sandu, D.Placko, *Eddy current detection of long subsurface discontinuities, Systemes et microsystemes pour la caracterisation*, C2I 2001, vol.2, Hermes Science, p.279-286

/4/. Jack Blitz, *Electrical and Magnetic Methods of Nondestructive Testing*, Adam Hilger Eds NY , 1991, ISBN 0 7503 0148 1

/5/. * * * , Fundaments of industrial control Practical Guides for measurement and control Instrument society of America, CL Albert, DA Coggan Eds, 1996

EVALUAREA ELECTROMAGNETICA A MATERIALELOR NANOSTRUCTURATE SI A UNOR REPERE MEMS

Rezumat: Aceasta lucrare prezinta metoda de evaluare nedistructiva a defectelor in nanotuburi realizate din otel inoxidabil 304. Nanotuburile sunt realizate in scop medical, de aceea ele trebuiesc testate inainte de utilizare. Probabilitatea de detectie a fost 98% pentru un coeficient de incredere de 98%.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.018.7; 577.1

ASSESSMENT OF THE BIOCOMPATIBILITY OF DIFFERENT ALLOYS IN VITRO CELL CULTURE

BY

EMIL IACOB*, IOAN RUSU, OANA DRUG***, LUMINITA MINEA*****

Abstract. *Advanced technological development have resulted in rapid progress towards human prothesis. The compatibility of various matherials with human tissues is a very important parameter to relation between organism-prothesis to prevent rejection and other undesirable problems. We study the biocompatibility of different alloys including Ni-Ti, and the effect of surface treatments on attachment and growth of epithelial cells.*
Keywords: *Ni–Ti shape memory alloys; biocompatibility; nickel alloys; titanium alloys cell adhesion; surface treatments; epithelium*

1. INTRODUCTION

The biocompatibility of metallic alloys is critical to the success of many orthopedic therapies. Corrosion resistance and the immune response of the body to wear debris products ultimately determine the performance of these devices. The establishment of quantitative tests of biocompatibility is an important issue for biomaterials development.

2. MATHERIALS AND METHODS

The biocompatibility of nickel–titanium alloys was investigated by single-culture experiments on functionally graded samples with a stepwise change in composition from pure nickel to pure titanium, including an Ni–Ti shape memory alloy for a 50:50 mixture. This approach permitted a considerable decrease of experimental resources by simultaneously studying a full variation of composition. The results indicate a good biocompatibility for a nickel content up to about 50%. The cells used in the biocompatibility studies comprised osteoblast-like osteosarcoma cells (SAOS-2, MG-63), kidney monkey cells(BSC-01), and murine fibroblasts (3T3).

To study the effect of surface treatments on attachment and growth of epithelial cells, rat palatal epithelial cells were cultured on various implant materials. The implant surfaces were treated by different procedures. The possible influence of these treatments on the attachment percentage and growth rate of the cells, and the effect of these surfaces on monolayer formation and barrier integrity was studied.

The results of the experiments demonstrate no significant relation between surface treatment and the behaviour of rat palatal epithelial cells cultured on the various kinds of substrates relevant for implants.

Tests have been made using samples from each material, samples that were put into direct contact with the cell culture for a week in special sterility conditions. There

have been used whitnesses for sterility cellular viability and toxicity. The cellular line has been tested previously testing the stability, the multiplying potential and the dynamics of the development in the early and belated stages of evolution. The used methodology comprised: a direct microscopic examination and in phasic contrast on samples fixed and Giemsa colored; the cells counting, the determination of mitotic index of the cellular density on the surface support.

Also there have been made checkings on the presence of bacteria contaminants, fungi, and viruses both inside the culture itself and inside the solutions, media and ingredients.

Received May 4, 2005

**University of Medicine and Pharmacy "Gr.T.Popa" Iasi*
***Technical University "Gh. Asachi" Iasi*
****Institute of Public Health Iasi,*

REFERENCES

/1/.C.Voiculescu – Cultura celulara in diagnosticul virozelor umane; Ed. Medicala; Bucuresti 1976
/2/. E.Iacob, C.Durnea – Experienta laboratorului de virusologie al I.S.P. Iasi in domeniul culturilor celulare; A XXXII a Ses. St. Anuala a ISP Iasi, 7-8 mai 1998.
/3/. Paul J. – Cell and Tissue Culture; E&S Livingstone Ltd. Edinburgh, london, 1970.
/4/. Rubin H. – Growth Control in Cell Cultures – CIBA Foundation, London, 1971
/5/. O.Zavate, N. Cajal – Enterovirusuri nepoliomielitice – Ed. Academiei Romane; Bucuresti, 1983
/6/. J. P. C. M. van der Waerden and K. de Groot – Biomaterials vol.10 1989
/7/.A Quaroni, J Wands, RL Trelstad and KJ Isselbacher – The Journal of Cell Biology vol. 80. 1079.
/8/. Xing-He Weng, Klaus W. Beyenbach, and Andrea Quaroni - *Am J Physiol Gastrointest Liver Physiol* 288: G705-G717, 2005.

EVALUAREA BIOCOMPATIBILITĂȚII UNOR ALIAJE ÎN CULTURI CELULARE IN VITRO

Rezumat: A fost studiata biocompatibilitatea unor aliaje metalice continind diverse procente de nichel si titan pe diverse tipuri de culturi celulare. S-a constatat, ca si in alte studii anterioare, ca exista o buna biocompatibilitate, pina la un continut de nichel de 50% in aliajele cercetate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.178.1;621.646.6

ASPECTS REGARDING THE SPECIFIC WEAR FORMS AT INDUSTRIAL TAPS

BY

L. ISTRATE, D. CIOBANU, I. ALEXANDRU, B. CIOBANU, A. ALEXANDRU

Abstract. *Elimination or control of wear, either cavitational erosion or cavitational abrasion or hidroabrasion wear, presents a great importance in work of machines elements, in direct contact with mobile fluids, like as the industrial taps. This phenomenon can produce serial specific effects that can modify fundamentally the characteristics of machines and installations in that the liquid is used as work agent. Apparition, development and cavitational effects in some constructive kinds by industrial taps present a real importance. In this direction are presented some aspects regarding the specific wear forms at industrial taps with application in cavitational erosion [2]..*
Keywords: *erosion, cavitation, taps*

1. INTRODUCTION

Control device or closing device used in hydropower engineering, hydrotechnics constructions and, in general, in hydromechanics are improper named taps [1]. In fact they are grouped in the following categories: *valves*, which are inserted inside of networks and pipelines, at pressure intake ports, bottom discharges and so on; *gates*, which are installed at barrages, at discharge ports, water chamber with free level and so on; taps, which attend the installations of those technological processes impose hard work conditions regarding to pressure, temperature, hydromechanical stresses and montage technology [1].

The erosion process is present in all these elements above mentioned. Special importances present the valves and taps, because only in their case appear exceptional regimes to atypical work due to the prominent roles played by these organs inside of installation wherein they are set. The valves and taps rarely are completely closed or opened. They find in intermediate work positions. In function with require purpose these positions are changed by user. Thus appear different work situations, which are impossible to determine from designing stage.

Through definition the erosion represent a progressive loosing of material as result of mechanical interaction between material surfaces and a fluid, a fluid mixture or with particles contained by a fluid.

In development of erosion process are distinguish three phases:

- *initial periods*, wherein the erosion are produced quickly till when are attained a certain equilibrium state;
- *normal periods of operation*, wherein the erosion is slow, near uniform, in limits which provide the respecting of conditions imposed;
- *critical periods*, wherein the erosion is very quickly and the pieces are in danger.

In the case of metallic materials the main forms of erosion are: uniform erosion, punctiform erosion, erosion with crevasse generation, corrosion-erosion and erosion through cavitation.

The cavitation are produced when the work pressure of fluid diminish under vapor pressure generated the bubble development, collapse of those with formation of microjets, which have a brutal impact with the surface of metallic material and even the destruction of those [6].

The spectacular effect of cavitation is that of the solid materials destruction. This phenomenon have been observed first time to the propelling screw, after that at hydraulic turbine, pumps, taps, valves and so forth.

2. EVALUATION CRITERIA OF MATERIAL RESISTANCE AT CAVITATION

The material resistance at cavitation is, in general, known and their capacity to absorption of energy in cavitational process for the breaking of a given volume. The evaluation and choosing of material corresponding with their resistance at cavitation are based on the follow criteria to comparison [5]:

- the curves of volume or gravimetric losses relative to time, $\Delta V = f(t)$ or $\Delta G = f(t)$, respective the middle depth penetration $MDP = f(t)$;
- the curves which indicate the cavitational erosion rate relative to time:

$$\frac{\Delta(\Delta V)}{\Delta t} = f(t) \quad \text{or} \quad \frac{\Delta(\Delta G)}{\Delta t} = f(t) \quad \text{and} \quad MDPR = f(t);$$

- the derivate parameters from characteristic erosion curves like as the incubation periods, time necessary for obtaining of given volume or gravimetric losses, respective of certain medium depth penetration, the maximum erosion speed, the speed of cavitational erosion corresponding to stationary domain.

Neither one from these criteria, definite by a singular parameter, have not been accepted in unanimous mode for the arranged of materials under the aspect of the resistance at cavitation. At the classification of this problem have contributed, in great measure, the results of ASTM Round Robin Test rapport [4], which present the curves of volume and gravimetric losses relative to time, respective the cavitational parameters obtained in 12 laboratories from USA, France and England for three materials. The experimental materials have been 6061-T 6511 aluminum, 319 stainless steel and commercial pure nickel [4]. From the ASTM Round Robin Test rapport and another comparative analysis result a great diversity of ΔV and ΔG parameters, for that not exist yet an accord between divers specialists and beneficiaries regarding to the operation with a certain parameter or some criteria of cavitational erosion.

3. THE ROLE OF CAVITATION IN EROSION PROCESS OF SOME KINDS BY INDUSTRIAL TAPS

In the case of taps, the erosion phenomenon of material from which is they realized it's much less complicated [2]. The more important factors that lead at the initiation and development of erosion are the following:

- *The fluid which cross the tap*. This can be gaseous or liquid. In the case of liquids, the erosion depends in great measure by *p*H, liquid viscosity (if this contain solid particle in suspension or not) and superficial tension.

- *The using mode of tap*. If this is used dynamically (with frequently closed and opened) or statically (with maintained in certain positions for obtaining of given or imposed fluxes).
- *The tap geometry*. This represents a very important factor, sometimes decisively. From the designing stage, in general, can be avoided the apparition of walls, curvatures or cavities which can create the premises of development of the cavitation phenomenon [4].

The process of cavitational erosion, fig. 1 [5]: tap geometry→work conditions→ cavitation apparition→cavitation development→apparition of cavitation streams→ interaction fluid/solid→isolate impacts→incubation period→material losses.

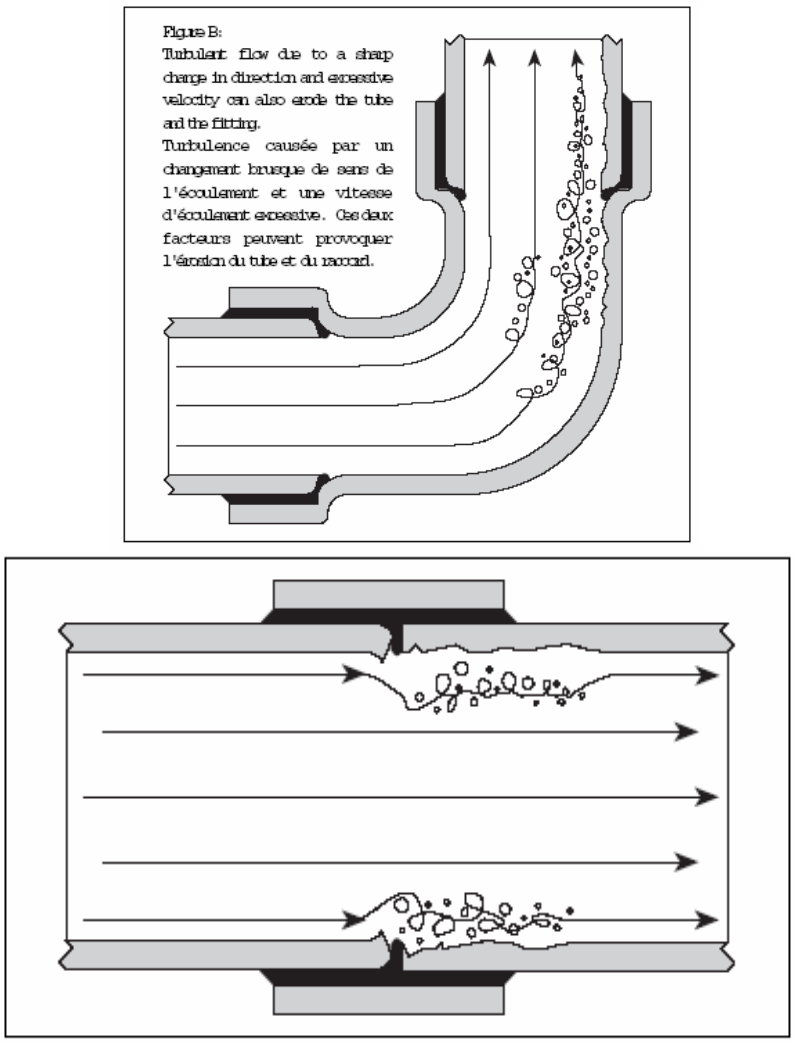


Fig. 1. The erosion process through cavitation.

Anton I. [2] has study the evolution of erosion process through cavitation, time by 40 hours, of a conical screw-down valve used in hydraulic systems for flow regulation or pressure control, fig. 2.

The destruction by cavitation of conical valve, after a certain function time, can be observed through the presence of characteristic pinches. These pinches which appear on the valve surface, attaining after a operation by 40 hours at a maximum diameter by 4 mm, show that the collapse of cavitation bubbles have take place in downstream to contraction section of current vein.

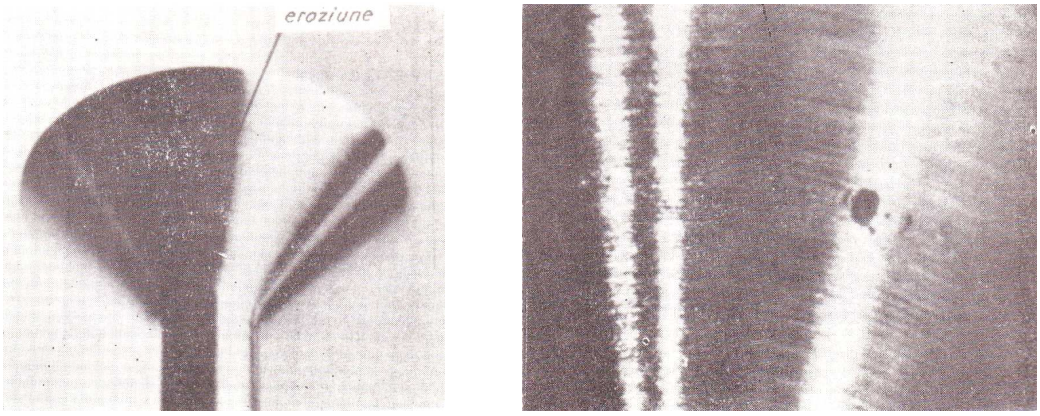


Fig. 2 Cavitational erosion on a conical valve.

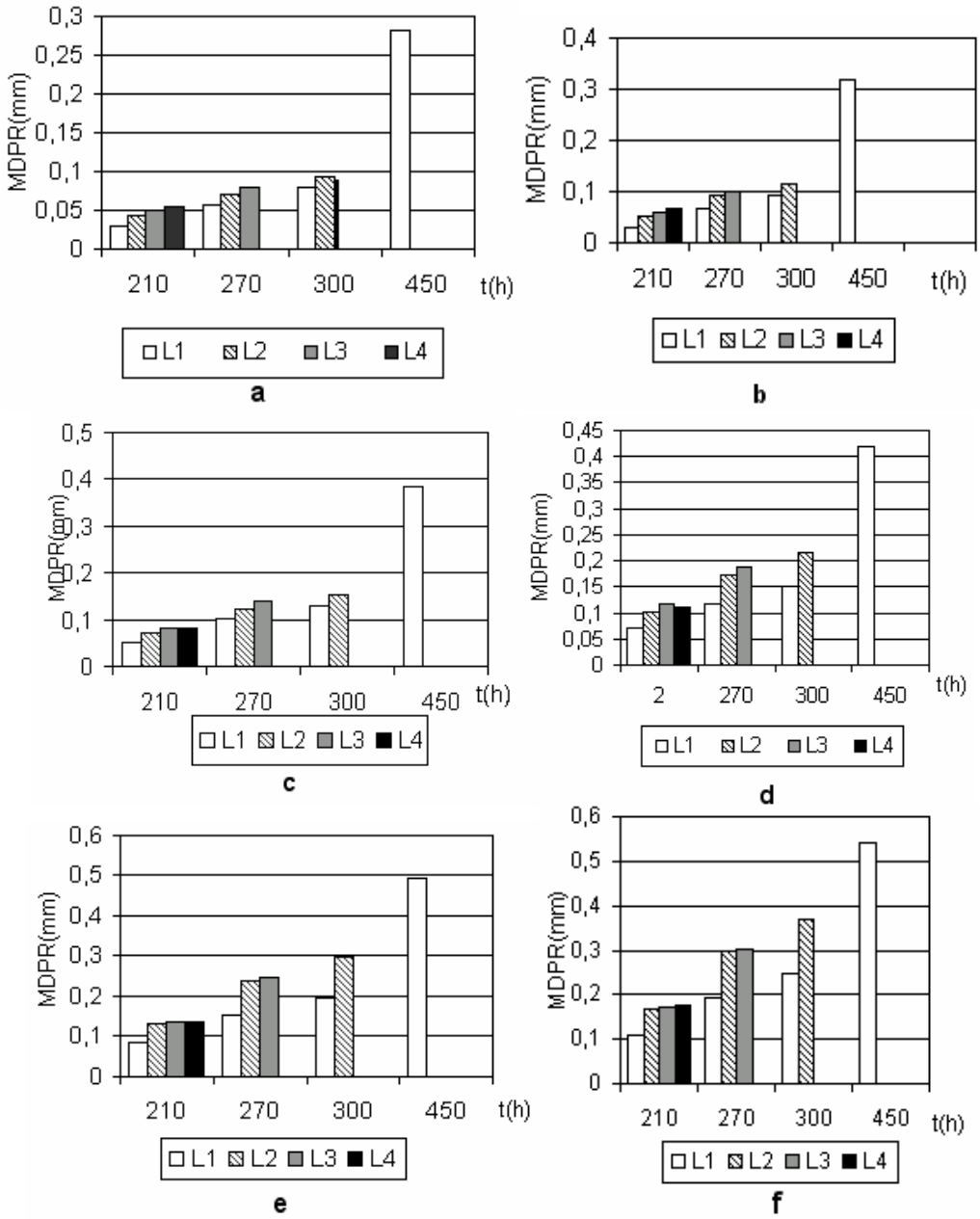


Fig. 3. The variation diagrams of medium depth penetration relative to time of tested samples: a) E1 (Ra = 16 μm); b) E2 (Ra = 20 μm); c) E3 (Ra = 25 μm); d) E4 (Ra = 32 μm); e) E5 (Ra= 67 μm); f) E6 (Ra = 104 μm).

These investigations regarding the cavitational erosion, which have led only to the conclusion that construction of conical valves must used special steels, are not completed and therefore require the carrying on the research.

An investigation of the influence of microgeometry parameters of contact surfaces over the cavitational – abrasive erosion have also effectuated by Ciobanu [3], using an experimental installation formed by a turning disc, a fluid jet with or without abrasive material and samples from OLC45, the metallic surfaces having the different roughness. Used the experimental data contained in [3] have obtain the graphic representation of MDPR relative to time, fig. 3 *a – f.*

From these graphics can be observed the increasing of MDPR (accentuation of wear process) simultaneous with the reduction of the distance between the nozzle of injector and the surface of sample (L_1 = 80 mm, μ = 0; L_2 = 60 mm, μ = 0; L_3 = 40 mm, μ = 0; L_4 = 40 mm, μ = 3 kg/m^3), respective the catalyst role of the cavitational wear process, which have it the solid particle found in suspension in experimental liquid media (μ = 3 kg/m^3).

4. CONCLUSIONS

With all that in this domain exists a vast informative material both from the operation of hydraulic machines and regulating elements of those (valves, taps, regulators and so forth) and from research effectuated, are not formed an accord on the mechanism of cavitational destruction.

The process of cavitational destruction is dominant in the case of regulating elements and this is very complex, because involves two basic and distinct aspects, but which reciprocal interfere. The one depends by hydrodynamical character, specific to cavitation phenomenon, and another regard the physico-mechanical character, specific to the loading and destruction of solid material through fatigue.

The cavitational destruction observed in exploitation of hydraulic machines and of regulating elements of those is considered to be the result of actions of many mechanisms that coexist during the cavitational process. This aspect makes difficult much more the problem of cavitational destruction.

Additional data which can confirm or negate the relative existing theories of cavitational destruction of industrial taps have a great importance.

Received April 26, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Alexandru F. şi Necula S., 1963, *Conducte şi armături*, Bucureşti, Editura Tehnică.

/2/. Anton, I., 1984, *Cavitaţia*. Vol. I şi II, Bucureşti, Editura Academiei R.S.R.

/3/. Ciobanu B., 2003, *Cercetări privind influenţa parametrilor microgeometriei suprafeţelor active asupra performanţelor maşinilor hidraulice*. Teză de doctorat, Universitatea Tehnică Gh Asachi Iaşi.

/4/. Hammit F.G. and Chao C., 1970, Round robin test with vibratory cavitation and liquid impact facilities of 6061-T6511 aluminum alloy, 316 Stainless steel and commercially pure nickel. ASTM, Material Research and Standards, vol. 10 (10).

/5/. Lecoffre Y., 1998, A method evaluate cavitation erosion in valves. Third International Symposium on Cavitation, France.

/6/. Şoltuz D. V., Neculăiasa V. and Ţenu I., 2004, *Appearance forms of mechano-chemical wear at machines and installations from food industry*. Buletinul Institutului Politehnic Iaşi, Tomul L(LIV), Fascicola Vc, Secţia Construcţia de Maşini, 951-957.

ASPECTE PRIVIND FORMELE DE UZURA SPECIFICE ROBINETILOR INDUSTRIALI

Rezumat: Eliminarea sau controlul fenomenelor de uzare, fie că este vorba de eroziune cavitațională, cavitațional-abrazivă, hidroabrazivă, prezintă o importanță majoră în funcționarea unor piese de mașini, în contact direct cu lichidele în mișcare, cum este și cazul robineților industriali, acest fenomen putând produce o serie de efecte specifice ce pot modifica esențial caracteristicele mașinilor și instalațiilor în care lichidul este folosit ca agent de lucru. Apariția, dezvoltarea și efectele cavitației în unele tipuri constructive de robineți industriali prezintă un real interes. În această direcție sunt prezentate unele aspecte privind formele de uzură specifice robineților industriali cu aplicație în eroziunea cavitațională.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.69

INFLUENCE OF CeO_2 ON THE ELECTROLESS DEPOSITION OF THE COPPER COATINGS

BY

CĂTĂLINA ITICESCU, GETA CÂRÂC, OLGA MITOSERIU

Abstract. *The study presents the influence of the CeO_2 particles as dispersed phase in the copper coatings. The coatings were obtained by electroless plating from copper sulphate electrolyte with formaldehyde as reducing agent. The CeO_2 particles of 1 μm were added in the electrolyte with a concentration between 5-50g/L.. Surface morphology and composition were studied by light and scanning electron microscopy (SEM) and EDAX analysis. The Vickers microhardness was measured on cross section. The results have shown that CeO_2 particles in solution or embedded in a small amount in the copper matrix have an influence on the structure and properties of the coatings. The coatings displayed changes in structure and mechanical properties (roughness, microhardness) in comparison with the pure copper coatings.*

Keywords: *copper, cerium oxide, electroless plating, structure, roughness, microhardness*

1. INTRODUCTION

Electroless plating is a chemical reduction process, which depends on the catalytic reduction of a metallic ion from an aqueous solution containing a reducing agent, without the use of electrical energy. During the past decades electroless plating has gained popularity due to its ability to produce coatings that possed excellent corrosion, wear and abrasion resistance [1].

Among the variety of metals that can be plated using this method. Electroless deposition is a feasible and inexpensive method to obtain metal coatings. This technique has the advantage of low cost of tools and materials, low processing temperature, high quality material and high throughput of the process. Many parameters are involved in the electroless deposition process, including nature of electrolyte, pH, bath temperature, degree of agitation of the solutions, substrate and counter electrode geometry and material and presence of additives in the electrolyte (as shown in [2]).

Advantages of electroless plating include excellent uniformity, bulk processing capability and ability to produce unique catalytic coatings. The main disadvantages of electroless deposition are lower deposition rate and a larger amount of produced waste comparing to electroplating.

We have been successful in obtaining of copper coatings using a copper sulphate electrolyte and formaldehyde as reducing agent. By added of CeO_2 particles during electroless deposition of the copper, composite coatings with interesting properties can be produced. The properties of such coatings are dependent on the nature of the particles embedded.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURES

The coatings of copper by electroless were obtained. The electrolyte was a copper sulphate with the following composition: $CuSO_4 \cdot 5H_2O$-30g/L; Na_2CO_3 anh.-12g/L; Na and K tartrat -150g/L, NaOH-50g/L, EDTA - 6g/l [3]. Carbon steel as support was used. The formaldehyde (37%) was used as reducing agent and its amount was varied between 15-45 g/L HCHO. For avoided the surfaces passivity the electrolyte was refreshed at 60 each minutes. The optimal concentration of reducing agent was obtained. The pH of the electrolyte was raised to within the optimum range of 12 to 13.5. The codeposition experiments were performed in a larges glasses (1000 mL). Time of deposition was 300 minutes.The temperature of work was room temperature.

In the electrolyte were added particles of CeO_2 as dispersed phase with a particles size of ~1μm and a concentration between 5 and 50 g/L. To keep the particles in suspension, the electrolyte was magnetically stirred at 500 rev/min. The modification of the electrolyte pH was not observed when added the particles.

Copper chemical deposits from electrolyte with and without particles in suspension were tested by optical microscopy on cross section. Surface morphology and composition were studied by scanning electron microscopy (SEM) with an X-ray analyzer (EDXS) from Leo Instruments. The Vickers microhardness was measured on the cross section of layers using a microhardness analyzer of Buehler (micromat 1). Additionally the surface roughness was measured applying a Hommel tester.

The results are compared with pure copper coatings to understand the effects of particles dispersed on the microstructure and roughness of composite coatings during the electroless crystallization.

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

3.1. Structural aspects and composition

The better copper deposits were obtained using a copper sulphate electrolyte with 38,5 g/L CH_2O. When the concentration of reducing agent increases the rate of copper deposits is smaller, because the passivity phenomenon is faster. The CH_2O/Cu^{2+} ratio decreases for 15 g/L CH_2O in electrolyte. This may be caused by the formation of the Cu(I) complex which induce a passivity phenomenon. The reduction of copper takes place in the first part of the process: $Cu^{2+} + 1e^- \rightarrow Cu^+$. The rate of copper deposition increases with the number increase of the reductible ions in solution and the content of the formaldehyde [4].

There were obtained thin layers of the copper deposition with a thickness between 3-20 μm. The aspect of layers is not completely uniform and this fact can be explained by destruction of metallic support during the preparation of samples for optical analyses. Samples were tested also by electronic microscopy (SEM) (Fig.1).

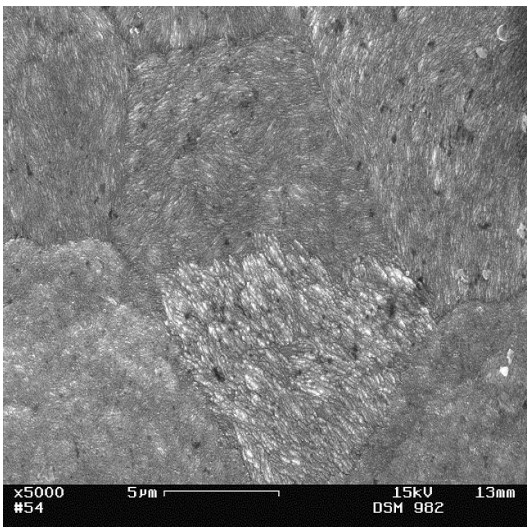
The presence of CeO_2 particles affects the mechanism of the copper reduction by electroless plating [5]. The particles of dispersed phases were embedded in the copper deposits in a very small amount. The results of the investigations confirm that CeO_2 was embedded into copper matrix by electroless plating. The EDXS analysis in point of CeO_2 also indicated the presence of copper (Table 1, Fig. 2).

From experimental date it observed that the growth amount of CeO_2 in deposit with the amount of oxide in the electroless solution (Fig.3).

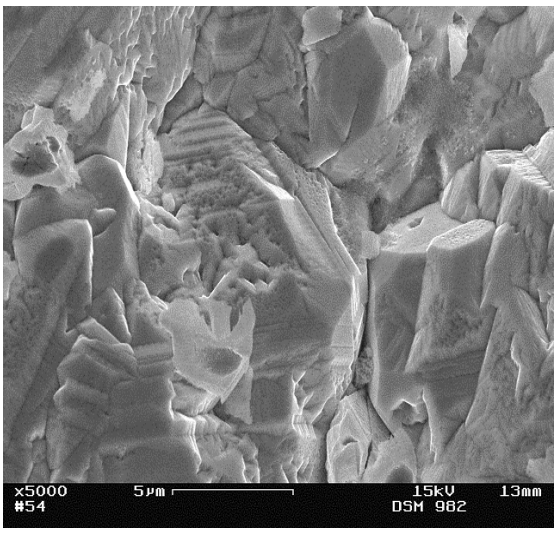
3.2. Characteristics properties

3.2.1. Microhardness

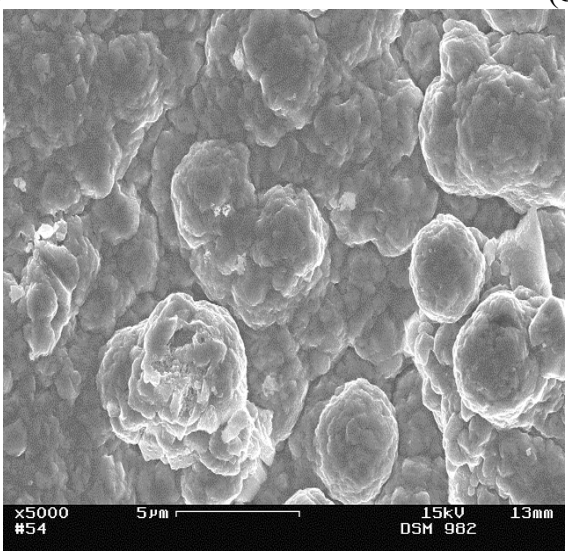
The Vickers microhardness ($HV_{0.025}$) of coatings in the copper matrix was studied. The presence of dispersed phases in the electrolyte and coatings modifies the microhardness of layers and this fact can be correlated with the amount of dispersed phase in the deposit. Figure 3 shows the results obtained for the copper coatings with CeO_2 particles in electrolyte. The amount of CeO_2 in the electrolyte influences the microhardness of the coatings [6].



(a)



(b)



(c)

Fig.1. SEM micrographs of Cu-CeO_2 coatings
a) pure Cu; b) 10g/L CeO_2 in electrolyte ; c) 50g/L CeO_2 in electrolyte

Table 1. EDXS analysis for the Cu-CeO_2 coatings:

1) Electrolyte with 5g/L CeO_2:

Element	Atom-%	Weight-%	Error(±)	Norm%
Cu	41.92	9.73	1.09	43.19
Ce	20.74	10.61	0.64	47.12
O	37.34	2.18	0.16	9.69
Total:	100.0	22.52		100.00

2) Electrolyte with 10g/L CeO_2:

Element	Atom-%	Weight-%	Error(±)	Norm%
Cu	9.41	2.67	0.69	10.26
Ce	30.48	19.05	0.76	73.25
O	60.10	4.29	0.23	16.49
Total	100.00	26.00		100.00

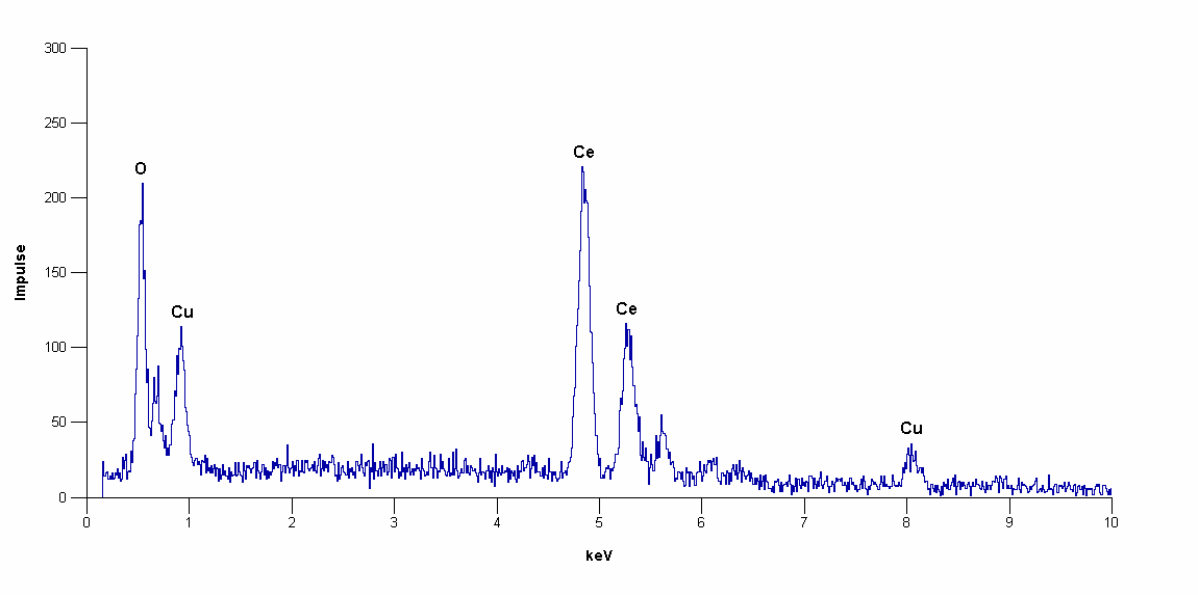


Fig.2. EDXS analysis on CeO_2 particles embedded in the copper matrix

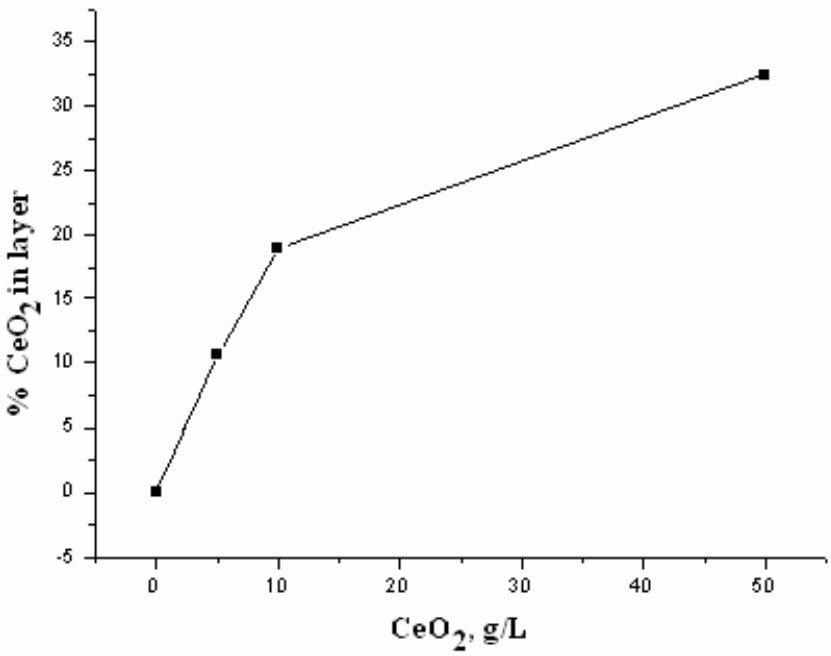


Fig.3. Influence of CeO_2 amount in electrolyte and layer

The microhardness of the coatings obtained with 5g/L and 10 g/L CeO_2 in electrolyte has increased smaller in comparison with that of the copper deposits without particles in the electrolyte. A decreasing in the microhardness of the layers obtained with 50 g/L CeO_2 in the electrolyte was observed. The dispersed phase content in a larger amount of electrolyte modifies the metal electroless deposition process (Fig.4).

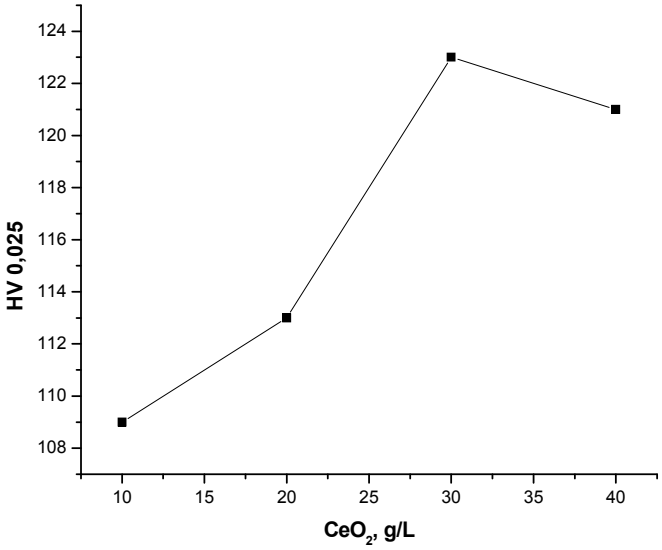


Fig.4. Microhardness variation of copper coatings with CeO_2 particles in electrolyte

3.2.2. Surface roughness

The roughness of samples obtained from electrolytes with and without particles was tested (Table 2). The roughness of composite coatings Cu/CeO_2 is smaller than of pure copper layers. The presence of CeO_2 in electrolyte by deposition got a growth a nucleation center. This phenomenon changes of layers structures through dimensions crystals diminution and the surfaces roughness.

Table 2. Roughness of copper layers with and without CeO_2 in electrolyte

CeO_2 g/L	R_a, (μm)	R_z, (μm)	$R_{z\,max}$, (μm)	$R_{z\,min}$, (μm)	S_{Rz}
-	2,26	18,76	20,32	16,12	1,60
5	1,47	11,95	14,27	9,71	1,65
10	1,53	11,88	13,89	10,31	0,95

4. CONCLUSIONS

1. The experiments were performed to study the obtaining of copper coatings with and without CeO_2 from a copper sulphate electrolyte with formaldehyde as reducing agent.
2. The dispersed phase of CeO_2 was included in copper layers in very small amount.
3. The structure and the roughness of coatings obtained presented differences and this fact depended on the amount of CeO_2 in electrolyte.
4. It was observed decreases of layers roughness and an improving of microhardness compared with pure copper layers.

Received May 5, 2005 *"Dunarea de Jos" University Galați*

REFERENCES

/1/.E. J. O. Sullivan, *Fundamental and Practical Aspects of the Electroless Deposition Reaction, Advances in Electrochemical Science and Engineering*, vol.3, 1994, p.225-270.

/2/. M. Paunovic, *Electroless Deposition of Copper,* Modern Electroplating, Fourth Edition, New York, 2000, p.127-235

/3/. O. Mitoseriu, **C**. Iticescu**,** A. Preda, *Comparative Studies Concerning the Chemically* and *Electrochemically Obtaining of Cu-P Composite Coatings* The 10th Conference "Realization and Development in Metallurgy and the Science Materials", Galati, Romania, 3-5 October 2000. Published in vol. „Realizări şi perspective în metalurgie şi ştiinţa materialelor", 2001, 85-92.

/4/. C. Iticescu, G. Cârâc, O. Mitoşeriu, *The Optimization of Parameters in Copper Coatings Obtained by Electroless Plating*, The 11th Conference on Physical Chemistry, Timişoara, Romania, 3-5 September, 2003, Annals of West University of Timisoara, Series Chemistry, vol.12, no.3, 2003, 569-575

/5/. O. Mitoseriu, A. Preda, L. Mitoseriu, C. Iticescu, *Chemically Obtained Copper Matrix Composite Coatings ,* Buletinul I.P. din Iasi, published by Technical Univ. "Gh. Asachi" Iasi, Tom XLVIII (LII), Fasc. 3-4, 2002, p.49-58

/6/. C. Iticescu, O. Mitoseriu, G. Cârâc, *Preparation and Investigation of Cu-CeO_2 Composite Coatings,* The Annals of „Dunarea de Jos" University of Galati, fascicle IX, Metalurgy and Materials Science, no.1, 2003, p. 5-10

INFLUENȚA PARTICULELOR DE OXID DE CERIU IN DEPUNERILE DE CUPRU OBȚINUTE PRIN METODA CHIMICĂ

Rezumat: Lucrarea prezintă studiul referitor la obtinerea pe cale chimică a unor acoperiri de cupru. S-au folosit electroliți bazici de sulfat de cupru, iar reducătorul folosit a fost aldehida formică. În electroliți s-au introdus particule de CeO_2 cu dimensiuni micrometrice. Cantitatea de fază dispersă introdusa în electrolit a variat între 1-50 g/L. Particulele au fost menținute în soluție prin agitare mecanică (500 rotații/minut). S-au efectuat studii pentru a determina compoziția straturilor si structura acestora, prin teste de MO, SEM şi EDXS. Particulele de oxid de ceriu s-au inclus în cantitate mică în matricea de cupru, dar suficientă pentru a modifica proprietățile acoperirilor obținute.S-au constatat modificări structurale si ale proprietatilor. De asemenea, rugozitatea straturilor compozite Cu/CeO_2 scade mult comparativ cu acoperirile de cupru metalic. Cu creşterea cantității de CeO_2 incluse se remarcă o uşoară creştere a rugozității, dar nu va depăşi, în nici un caz, valoarea determinată pentru stratul de cupru metalic obținut în aceleaşi condiții de lucru. Microduritatea acestor acoperiri este mai mare decât a cuprului metalic, însă ea scade cu creşterea cantității de oxid inclusă.

.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.791.7

TIG WELDING POOL CIRCUMSTANCES

BY

LAURENTIU DAN GHENGHEA, GABRIELA CIOBANU, BEIU BOGDAN

Abstract. *The work is foccused on specific conditions of TIG (Tungsten Inert Gas) welding pool formation, dealing with thermal field, movements in liquid pool formed by base and filler materials, pressure of particles that exist in electric arc over the liquid pool. Researchers contribution that studyed TIG welding pool circumstances will be underligned and intended phases of a new research programm developed at Iasi Technical University will be put in specialists attention*
Keywords: *technological, parameters, characterisitcs, welded pool, thermal field*

1. TIG WELDING METHOD

Gas tungsten arc welding (GTAW, figure 1) uses a nonconsumable tungsten electrode (4) for one pole of electric arc (6) whitch is shielded with an inert gas (5). The arc fuses the base material (1) as well as filler material (3). The inert gas protects the electrod, the weld pool and has a contribution to required arc characteristics. The process could be done with a welding source (8) working cc^- (direct polarity) or ac (alternative current). The last is used especially for welding aluminium, magnesium, their alloys and some types of stainless steels.

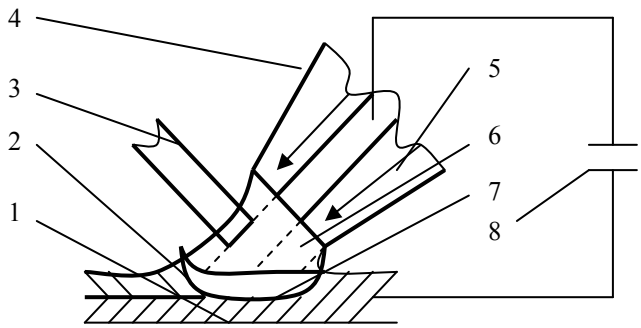


Figure 1 TIG welding method procedure: 1 – base material; 2 – crystalised alloy; 3 – filler material; 4 – TIG pencil; 5 – inert gas; 6 – electric arc; 7 – melted alloy; 8 – welding source.

CC^- (direct polarity) current, electrode negative, is preferred for welding most other materials, for automatic thick aluminium and thin magnesium welding. AC current is used with argon shielded gas and produces a cleaning action at base material surface in the half-positive part of electrode when contaminants are removed. A weld deposit without porosities is made in aluminium base materials welds in horozontal and overhead welding positions. Using cc current, helium inert gas could be used, the results are deeper arc penetration for welding pool but a preheating process is asked. Mixture gases could be used to get benefits of both gases. Most used for GTAW welding is argon 99,996% type A or 99,99% type B. Welding sources for GTAW (TIG) method need to have a constant current diagram (vertical volt-current

characteristic), a frequency oscillator is part of its, dealing with initiation of electric arc to eliminate touching of base material and tungsten electrode contaminations and possibilities to provide pulsating direct current at high or low frequency that offer conditions for penetration or weld deposit solidification control.

Electrode nonconsumable, with melting temperature around 3410 ^{0}C, is normaly ground to a point or truncated in cone configuration. Could be in pure tungsten, but has poor electron emission features used when welding aluminium and magnesium. Most used electrodes are cover with thorium (1 – 2%) or zirchonium (0,3 – 0,5%) assuring better electron emissions and a good versality of TIG process, current density on electrode section has great values. To achive welding deposit lateraly, manual or automaticaly, a filler material, wire shaped, is introduced. The weld deposit could be made without filler material too, at edge or bended edge root in base materials. Parameters of welding technology for GTAW process are presented in table 1 and 2.

Table 1 Tungsten electrodes diameter for TIG process

Base material thickness [mm]	0 – 2	2 – 5	5 - 8	8 - 12	>12
Tungsten electrode diameter [mm]	2	3	4	4 - 5	5 - 6

Table 2 Welding current in GTAW welding process

Electrode diameter [mm]	CC		AC			
	Thoriated electrode		Series capacitors		Without capacitors	
	cc$^-$	cc$^+$	Pure W	Thoriated W	Pure W	Thoriated W
1	25 – 70	-	-	30 – 50	15 – 20	15 – 80
1,6	60 – 150	10 – 20	30 – 70	50 – 90	40 – 110	70 – 160
2,4	130 – 230	12 – 15	50 – 110	80 – 150	100 – 160	140 – 235
3,2	220 – 310	20 – 40	100 – 170	140 – 190	150 – 210	225 – 325
4	300 – 360	40 – 55	160 – 200	180 – 250	200 – 275	300 – 400
5	350 – 520	60 – 80	180 – 300	300 – 360	275 – 375	420 – 520
6,4	500 – 800	70 – 100	260 – 380	350 – 400	325 – 450	500- 630

Arc electric tension U_a could be calculate using (1): $U_a = 10 + 0{,}04I_S$ [V] Values are under the value of 44 V.

The GTAW (TIG, 141) process allows welding of all types of grooves, joint geometries and positions in plate, sheet, pipe, tube and other shapes. It is particularly appropiate for welding base materials 1,6 to 10 mm thickness, for welding pipe with 25 to 150 mm diameter. The combination of GTAW for root pass welding with either SMAW (shielded metal arc welding, 111) or GMAW (gas metal arc welding 135,136) gives advantages for welding pipe because give a sure root welding and economic efficiency for next welding passes. Parameters for GTAW process used to weld plates are presented in table 3. This welding method could be used for different metalic materials joining and if we use numbers to apreciate welding assamblies characteristics, results are presented in table 4. Numbers represent 1 – very good welding characteristics; 2 –welding assambly not possible; 3 – welding asambly is possible but with some difficulties and is better to look for other method to manufacture proposed joint, table 4. For technologist welding engineer data presented in these tables are very important because give him all needed informations to design an welding technology that will be a guarantee for the best results of welded joint made in different materials using GTAW procedure.

Table 3 GTAW parameters for plates joining

Plate thickness [mm]	Tungsten electrode diameter[mm]	Filler material diameter [mm]	Welding current I_S [A]	Inert gas consumption [l/min]	Welding speed [m/h]
1	1	1,6	40 – 160	2 – 3	18 –21
1,5	1,6	1,6	60 – 100	2,5 – 3,5	18
2	1,6	2	70 – 120	3 – 4	16 –18
3	1,6 – 2	2 – 3	90 – 140	3 – 4	15 – 18
5	3,15	3 – 4	130 – 170	3,5 – 4,5	12 – 15
7	3,15 – 4	4 - 5	150 - 260	4,5 – 5,5	9 – 13

Table 4 Possibilities for GTAW process at different materials

Metalic materials	CC		AC
	CC^+	CC^-	
Aluminium and its alloys	2	3	1
Magnesium and its alloys	2	3	1
Bronse with aluminium	2	3	1
Stainless steel under 0,7 mm	2	1	1
Low alloyed steel	2	1	2
Copper and its alloys	2	1	2
Nickel and its alloys	2	1	2

2. PARAMETERS OF GTAW WELDING POOL

The penetration in GTAW welding is attributed to arc force, this represents the inertia of a stream formed by metallic drops or the gas jet pressure impinging weld pool surface, also could be a combination of both phenomena. Penetration is the result of forming a cavity below the hemispheroidal weld pool. The force generating the cavity is the pressure of gas jet, $p_G = \rho gh + 2\gamma R$ (1) where: p_G = jet gas pressure; ρ metal density; h = depth of penetration; γ = metal specific weight; R = radius of curvature at the root of penetration. Some results for axial force in GTAW welding are presented in table 5.

Table 5 Pressure on the weld pool in GTAW welding

Current [A]	Calculated axial velocity [m/s]	Axial pressure [N/m^2]			
		Calculated		Measured	
		Ar	He	Ar	He
200	200	800	116	820	240
300	450	4050		1800	
400	800	12800		2700	

Increasing current causes an increase in the arc force and the shape of weld pool is dependent on gas flow in the arc column. In low current GTAW welding the flow paterns in the welding pool could be observed and the molten pool has a hemispherical geometrical form. If we consider a distributed welding source that made a molten pool with 2,5 mm radius at an welding current of 100 A, the surface flow velocity is around 0,05 m/s (Atthey 1978). The weld pool shape is influencing by the circulation and has a toroidal form moving in opposite direction to that generated by electromagnetic forces. In GTAW automatic welding when parameters are constant

variations in depth of penetration occur. This is caused by base materials compositions and some researches (Bennet, Mills 1974; Metcalfe, Quigley 1976) presented influences of aluminium (less than 0,004%), sulphur and oxigen (Makara 1977). Chemical elements like: sulphur, selenium, tellurium, oxygen, cerium influence surface tension gradients, changing the magnitude and direction of toroidal flow in molten pool (Heiple, Roper 1982, Tinkler 1983). Conclusion could be that forces generating weld pool circulation would be as follow: (presented in figure 2)

1. Arc force due to current source acting in centre of the weld pool and genereting a toroidal flow beeing the most important effect of electromagnetic forces.
2. Surface tension gradients that affect the shape of fused zone and giving width/depth ratio.
3. Drag forces due to plasma jet or gas generated by decomposition of electrode coatings responsible for instabilities in high-speed, high-current automatic GTAW welding
4. The pressure due to plasma jet or gas that causes a crater or depression in the weld pool surface and metal that is melted at the front above accelerated through the restricted cross-section around the crater.

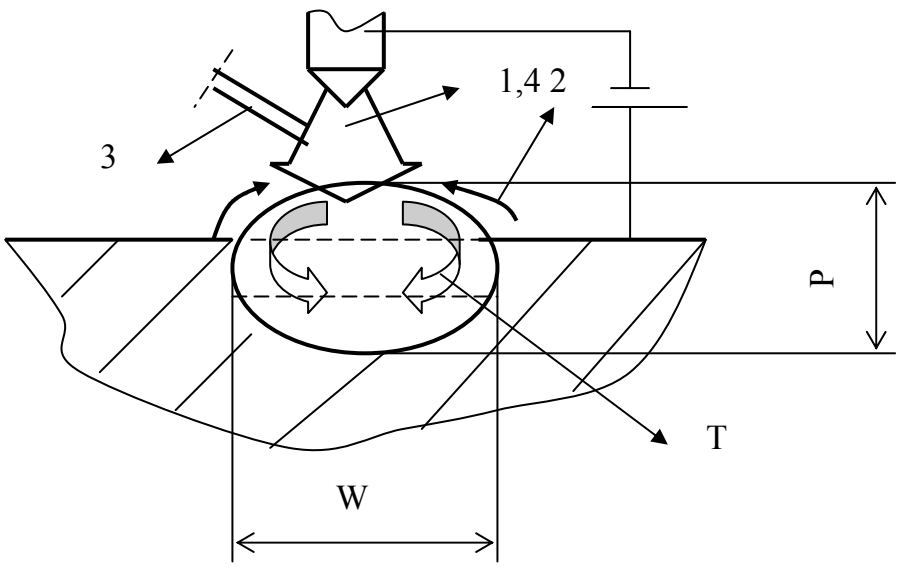


Fig. 2 Parameters of GTAW welding pool: 1 – arc force; 2 – surface tension; 3 – drag forces; 4 – plasma jet pressure; P – penetration; W – width of weld pool; T – toroidal flow in melted pool.

3. WELDING POOL TEMPERATURE

Lot of researches were done for weld pool temperature evaluation, Rabkin 1959 used thermocuples, Erohkin 1978 utilises infra-red pyrometer, calorimetry was investigated by Ando, Nishiguchi 1968, evaporation rate to measure surface temperature by Howden, 1969. Christiansen, 1965 presented the average weld pool temperature introducing a non-dimensional operating parameter $n = qv/4\pi K\alpha T_m$ (2), symbols used represent: q = rate of heat flow; v = welding speed; K = absolute temperature; α = diffusivity of heat; T_m = average temperature of molten pool based on thermal conductivity theory. Graphical representation of average temperature of molten pool, given by T_m/T_f, where T_f is fusion temperature, face to operating

parameter n is shown in figure 3. The surface temperature of the pool has been measured by a number of investigators and table 6 shows mean values.

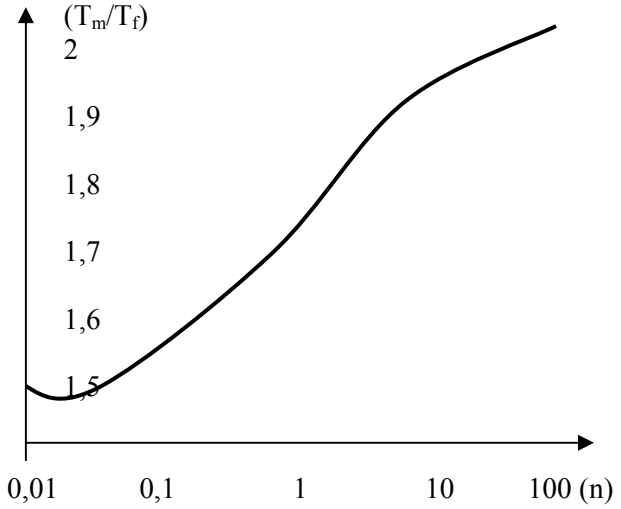


Figure 3 Average temperature T_m/T_f of the molten pool based on thermal conduction theory, Christensen 1965

Table 6 Mean surface temperature of arc molten pools

Metal	Process	Current	Shiel. gas	Temp.	Method, author
Al	GTAW	100	Argon	1900	H solubility, Howden 1963
	SMAW			3100	Optical pyrometry Sparagen 1943
	GMAW			>1600	Thermocuple Rabkin 1959
Cu	GTAW	150	Argon	1700	H solubility
		100		1350	Vaporisation rate, Howden 1969
		240		1550	
		170		1690	
		450		1890	
Fe	GTAW	150	Argon	2100	H solubility
		120		1950	Vaporisation rate
		140		1880	Optical pyrometry Lakticov 1978
		80		1750	OP
Ni	GTAW	120	Argon	1900	HS
	SMAW			2200	OP

The temperature field [^{0}C] on surface of arc melted austenitic chronium-nickel steel (figure 4), welded with GTAW method usind argon shielding gas and current around 300 A, was presented by Erohin, 1978.

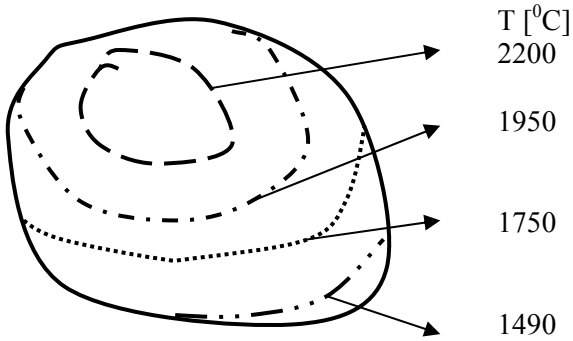


Figure 4 The temperature field on surface arc – melted austenitic chromium-nickel steel, argon shielded gas, 300 A, GTAW (Erokhin, 1978)

4. OUR RESEARCH OBJECTIVES

Authors' proposed in 2005, to National Consil for Universities Research (CNCSIS), a research foccused on identifying influence of technological parameters on nanostructure of multifunctional materials. In their views was to use TIG welding technology for welded joint manufacture and to study epitaxial crystalisation at interface between base matrial and melted alloy formed. The general location for epitaxially crystalisation is the small zone where alloyed crystals grow directly on base material crystals. It is the cupling zone between base materials and welded joint and represents the most sensible part with great importance for mechanical characterisitics of joint. The GTAW method was chosen for research because all the parts involved could be modifyed and changed. Base materials could be all types of steels but especially stainless steels with thick between 0,2 mm and 6 mm. For small thicks no filler materials is needed and only distortion of internal grains structure will be investigated. Other materials like bronse, titanium, magnesium could be investigated. For thicker materials (2 – 6 mm) the filler materials get a big importance for melted bath composition. Here dillution coeficient will influence obtained alloy in welded joint and the composition could be evaluate using Schaeffler, De Long or WRC 1992 diagrams. In epitaxially crystalisation zone, complex atomic structures could be formed. Protection of melted bath could be made with argon or helium pure gases or with mixture like argon and 5 % of oxigen or carbon dyoxide. The volume of protection gas will be modifying to see how it influences the crystalisation phenomena. Heating energy use to melt filler and base materials could be different.

Welded joint used in experiments will be as simple as possible to achive needed informations. After cutting testing parts without internal deformations, the surface will be polished and lapped, hardness tests will be performed to be sure that welded metal deposition is under the value of 350 and using chemical reactions the specific regions in welded joint will be made visible for microscopy.

Received April 19, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Zgura G., s.a *Tehnologia sudarii prin topire*, Editura Didactica si Pedagogica, Bucuresti, 1983

/2/. AWS, *Welding Handbook*, Seventh Edition, vol.I, Fundamentals of Welding, Editor Charlotte Weisman, USA 1981.

/3/. Echim I., Lupescu I., *Tehnica sudarii prin topire a metalelor si aliajelor*, Editura Tehnica, Bucuresti, 1983.

/4/. Ghenghea L.D., *Teoria proceselor de sudare*, Editura Tehnica Info, Republica Moldova, 2001.

/5/. Lancaster J.F., Rykalin N.N., *Physics of Welding*, IIS/IIW, 1983.

CARACTERISTICI ALE BĂII DE SUDARE ÎN CAZUL METODEI TIG

Rezumat: Lucrarea prezinta caracteristicile tehnologice ale metodei de sudare cu protectie de gaz inert utilizand electrod din wolfram, nefuzibil (TIG, GTAW, 141). Sunt prezentate metodologii de alegere a parametrilor de sudare pentru diferite materiale, se accentueaza rezultatele unor cercetari asupra caracteristicilor geometrice ale baii de metal topit evidentiindu-se adancimea de penetrare si latimea cordonului realizat la utilizarea procedeului. Sunt descrise cercetari asupra campului termic realizat de sursa folosita pentru sudare si distributia temperaturii in baia de meatal topit care poate fi realizata cu sau fara material de adaos.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.17

A IOSIPESCU THIN SPECIMEN SETTING VARIANT FOR SHEAR STUDY

BY

BOGDAN LEIŢOIU, MAGDA ANTOHE AND MARIAN MAREŞ

Abstract. *The studied material is an additive acrylic resin, for stomatological use. On both faces, the specimens, type Iosipescu, was equipped with aluminum plates tabs, glued and rivetted. It was executed measurements on all four sample possible positions. The low dispersion of the experimental points plotted, in the τ-γ axis, proves the good precision of shear modulus evaluation method*
Keywords: *Iosipescu shear test, shear modulus, shear fixture, composite materials, acrylic resin*

1. MATERIALS AND SPECIMEN PROCESSING

Two sorts of materials designed for medical use and based on an additive acrylic resin were studied:

- mollosil-acrylic (□$_4$ specimen);
- mollosil-silicon-acrylic (□$_5$ specimen).

Because of the small sample thickness (Table 1) it was necessary to prevent the bending and twisting instability at great levels of load. In that spirit it was glued (cyan-acrylic) and griped (with rivets) aluminum plates on the load sides. The measurement area was free, for applying the strain gages. After tabs applying, the loading sides of samples were machined, including the two symmetrical notches, as ASTM D 5379 requires.

Table 1. The specimen dimensions.

	□$_4$	□$_5$
h (mm)	11,2	11,4
w(mm)	1,6	3,3
S_0 (mm^2)	17,92	37,62

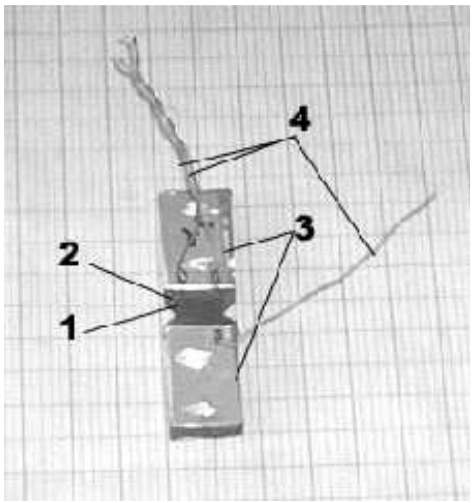


Fig. 1. Iosipescu specimen prepared for measurements: 1-rosette shear strain gage; 2-specimen material;3-aluminum tabs; 4-connection wires between strain gages and the electronic measurements bridge.

The specimens machining was made by a milling machine, using a diamond wheel, the prismatic samples being mounted in a special dividing device, in order to ensure an accurate processing of parallel loading sides and of notches identity.

2. SHEAR STRAIN MEASUREMENTS

Strain gage rosettes *side-by-side*, produced by *Micro-Measurements Group,* type *N2A-06-C032A-500*, were used. Their technical parameters are:

- electrical resistance: R=500Ω;
- gauge factor: k_{TER}=2,01±1,0% (la 24°C);
- transverse sensibility: K_T=(+1,8±0,2)%.

The Wheatstone bridge was supplied by a 1V-tension voltage and was calibrated by a signal established from the following relation:

$$\varepsilon_{cal} = 10000\frac{k_{bridge}}{k_{gauge}} \cdot \frac{U_{br.}}{U_{br.def.}} = 10000 \cdot \frac{2}{2{,}01} \cdot \frac{1}{4}(\mu m/m) = 2488\mu m/m) \qquad (1)$$

The *shear strain* indicated by the bridge is:

$$\gamma_{1,2} = \varepsilon_1 - \varepsilon_2 \qquad (2)$$

where ε_1, ε_2 are the extensional strains indicated by the two transducers of the shear rosette.

The bridge (type N 2314) indications were read using a digital voltmeter.

The reading correction takes into account (following manufacturer indications) the bridge supply and the transverse sensibility:

$$\gamma_{1,2} = (\varepsilon_1 - \varepsilon_2) = \frac{1 - \nu_0 K_t}{1 + K_t}(\varepsilon_{read.1} - \varepsilon_{read.2}) \qquad (3)$$

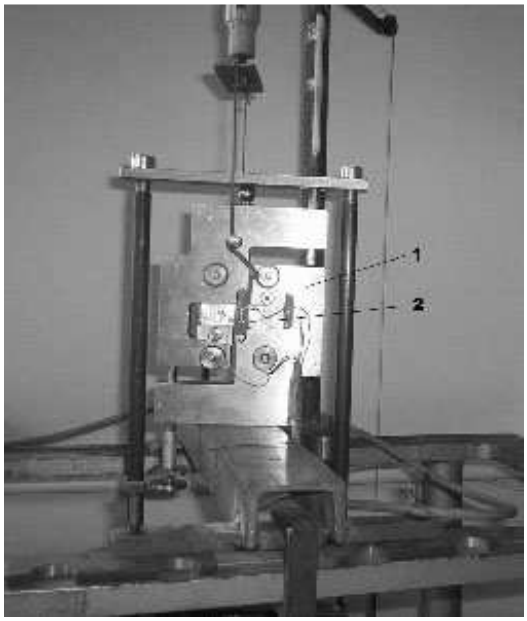


Fig. 2. The shear testing device (1) made at Technical Universit "Gh.Asachi"; the shear specimen (type Iosipescu) (2) with shear strain-gage connected to the bridge.

3. MATERIAL CHARACTERISTIC CURVES

The specimens were griped in the shear fixture that is placed on a structure which allows the loading by marked masses (Fig.2).

The material characteristics are plotted, respectively, in τ-γ axis as following:

- *the shear stress*:

$$\tau = \tau_{1,2} = \frac{F}{S_0},$$

where *(1,2)* are the principal material directions (with 1 - direction of notches axis);

$F = m \cdot g$ is the load applied on the specimen, m = the sum of marked masses, $g = 9{,}81 m/s^2$, the standard gravity acceleration, and

$S_0 = h \cdot w$ is the shear section area;

- *the shear strain* on the principal directions *(1,2)*:

$$\gamma = \gamma_{1,2} = (\varepsilon_1 - \varepsilon_2)$$

The four positions that are indicated, from 1 to 4, in the diagrams and are all specimen's possible positions in the shear fixture:

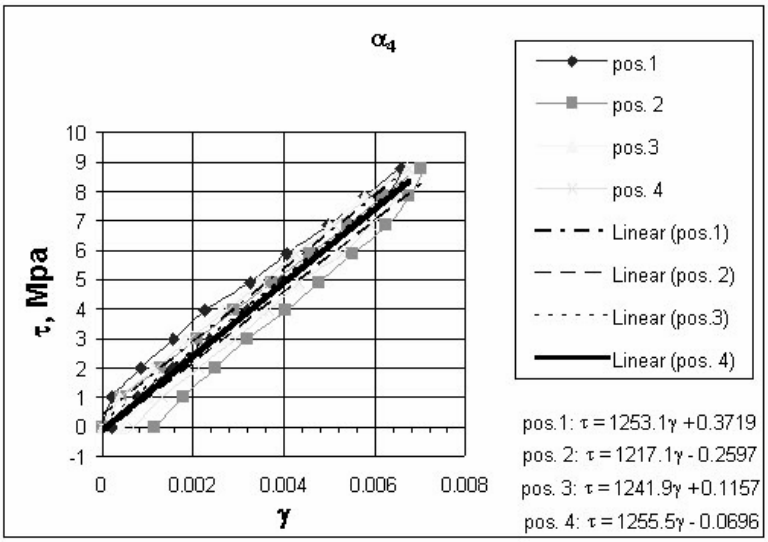


Fig. 4.The shear characteristic curves for α_4 specimen and the trend lines from whichthe shear modulus results.

-the second position results from the first, with an 180° rotation around the vertical specimen axis;

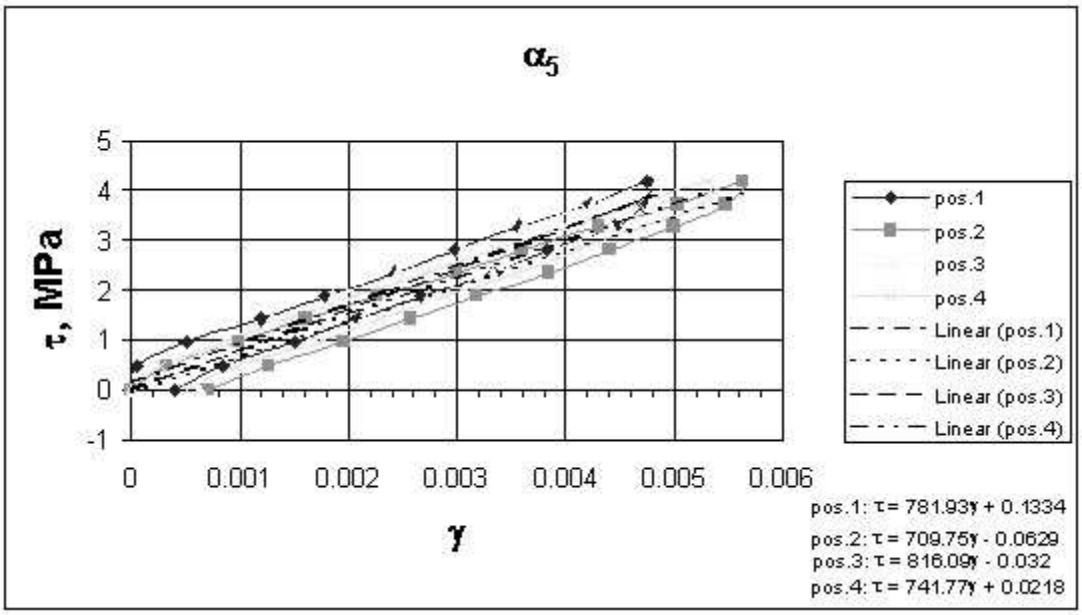


Fig. 5. The shear characteristic material curves for α_{45} specimen and trend lines from which the shear modulus results.

-the 3-rd -from the 2-nd, after a 180° on the horizontal axis around rotation;
-the 4-th - from the 3-rd, after a 180° on the vertical axis around rotation.

That experimental strategy was assumed in order to increase the measurements accuracy and to control and remove the possible errors caused by specimen dimensional deviations and by the fixture's misalignments.

The shear modulus, ***G***, is the trend line slope of the plotted characteristics:

$$\tau = G \cdot \gamma \tag{4}$$

from which:

$$G = \frac{\Delta\tau}{\Delta\gamma} \tag{5}$$

where $\Delta\tau$ is the shear stress variation, and $\Delta\gamma$ is the corresponding shear strain.

The entire estimation (for every complete loading cycle) is closer to the statistical material behavior.

The **G** modulus obtained it allows appreciating

Those results lead to the average shear modulus values:

$G_{\square\square}$=1241,9MPa and $G_{\square\square}$=762,39MPa (Table 2).

Table 2. The in-plane shear modulus values.

Position	$\square_4$	$\square_5$
	MPa	MPa
1	1253.1	781.93
2	1217.1	709.75
3	1241.9	816.09
4	1255.5	741.77
$G_{ave.}$	1241.9	762.39

4. Conclusions

The plotted points in the τ-γ axis, as material shear characteristics, for all four samples positions, show the low dispersion of the experimental data and proves the good accuracy of shear modulus evaluation method.

The $\square_5$ material denotes a low stiffness that indicates it to be suitable for applications needing a large elastic deformability.

Received May 4, 2005

Technical University "Gh.Asachi" Iasi

REFERENCES

1. Mareş, M., Leițoiu, B., - *Iosipescu shear test as applied to some composite materials*, **Buletinul Institutului Politehnic din Iaşi,** publicat de Universitatea Tehnică „Gh. Asachi", Iaşi, tomul l (liv), fasc. 6b, 2004, secția Construcția de Maşini, Conferința ACME 2004, Iaşi;

2. Leițoiu, B., Măcuța, S., Maftei, C. - *On the Electrical Level Supply of the Strain Gauges Used for the Strain Measurements of the Insulator Material Samples*, The Annual Symposium of the Institute of Solid Mechanics-SISOM 2002, Bucureşti, 16-17 mai 2002;

3. Mareş M., Leițoiu B., *Considerații cu privire la metodele de încercare la forfecare în plan aplicate materialelor compozite*, "Construcția de maşini", nr.10, Bucureşti, 1999.

VARIANTA DE PRINDERE A EPRUVETELOR SUBTIRI TIP IOSIPESCU PENTRU STUDIUL FORFECARII

Rezumat. Materialul studiat este o rășină acrilică aditivată, de uz stomatologic. Epruvetele tip Iosipescu au fost echipate cu plăci de aluminiu pe ambele fețe, lipite şi asigurate prin nituire. Au fost efectuate măsurări în cele patru poziții posibile ale epruvetelor. Imprăştierea extrem de redusă a punctelor în planul τ-γ subliniază precizia metodei de evaluare a modulului de forfecare

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.17; 669.715

THE APPLICATION OF IOSIPESCU SHEAR TEST FOR ACCURATE DETERMINATION OF IN-PLANE SHEAR MODULUS, FOR METAL MATRIX COMPOSITES

BY

MARIAN MAREŞ and BOGDAN LEIŢOIU

Abstract. *Some groups of scientists from Wyoming and Idaho Universities developed the present Iosipescu shear test fixture. On this base, a shear test fixture and a method for specimen processing were both designed and achieved at the Technical University Iaşi. They were validated by experimenting on some homogeneous materials. The specimens were instrumented with special designed strain gage rosettes. This paper presents some experimental results of Iosipescu shear test, as applied to some graphite and silicon carbide particulate reinforced aluminum matrix composites. The shear modulus was measured as the slope of the interpolation straight for experimental results in (τ-γ) coordinates.*
Keywords: *shear modulus, Iosipescu test, metal matrix composites*

1. INTRODUCTION

The Iosipescu shear test was proved, by many series of results reported mainly by researchers from USA, as an ingenious and precise experimental method, especially for studying mechanical properties of composite materials. The test consists in a pure shear stress state, applied on a prismatic specimen, with two transversal 90-deg notches, on the top and bottom surfaces. The specimen is asymmetrically loaded by bending.

Professor Iosipescu demonstrated that, using notches with a depth of a quarter from specimen height, a quasi-uniform vertical shear stress distribution is obtained into the gage zone of the specimen. Consequently, one can accept that the experimental determinations are made studying a stress state of pure shear, so the results will depend only on the actual material properties.

2. EXPERIMENTAL METHOD

The method is widely accepted thanks firstly to Adams and Walrath: they implemented the test, by way of fixture and specimen design, for use on laminate composite materials, reinforced with high strength fibers. Their fixture design was developed at the University of Wyoming. It is referred to as “the modified Wyoming shear test fixture” and is included in ASTM Standard D 5379.

The fixture is presented as the main factor for correctly conducting the Iosipescu shear test, so its improvements were continuing to appear. At the Idaho University, Conant and Odom developed a new advanced design, based on a rigorous analysis of previously created variants. An important precise constituent is the special

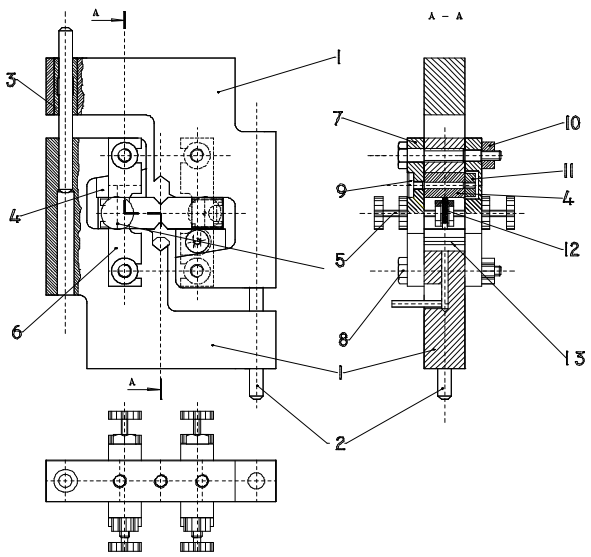


Fig.1. Idaho-type shear fixture, designed and realized at Technical University Iasi.

designed shear strain gage, created by Ifju and industrially produced by Micro-Measurements Group.

The results presented in this paper were obtained using an original Idaho-type fixture design (see Fig.1), together with cited-above type of shear strain gages.

The fixture was previously tested on some homogeneous materials and an extremely law scatter of experimental results (when measuring in-plane shear modulus G) was observed.

The tests were developed in Technical University Iasi, at the Strength of Materials Dept. of the Mechanical Engineering Faculty. The Iosipescu specimen (Fig.2) is instrumented with shear strain gage rosettes (Micro-Measurement N2P-08-C032A-500, Fig.3) and placed into the above-cited fixture (see Fig.1). The fixture is loaded in compression, with marked masses, using a special experimental apparatus.

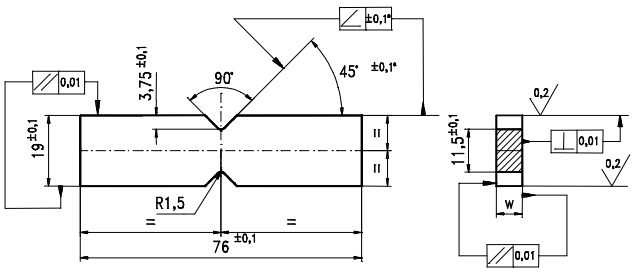


Fig.2. Iosipescu shear specimen geometry as indicated by ASTM Standard D 5379-93.

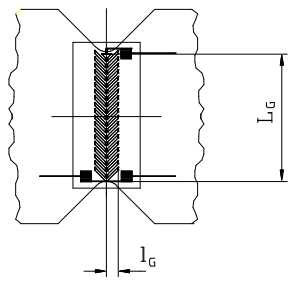


Fig.3. Special shear strain gage rosette.

The shear stress at the midpoint of the test section can be calculated as:

$$\tau_f = \frac{F}{A_f} \tag{1}$$

where F is the force that is applied on the fixture (the total weight of marked masses that are used as compression load) and A_f is the transverse area of the test section.

The strain gages are oriented on ±45° to the shear stress direction and are placed both at the left and the right side of the test section. As a consequence, it can be used for separately measuring the normal shear strains ε_1 and ε_2, in order to observe the possible difference between those values caused by specimen twisting.

The shear strain value can be calculated as

$$\gamma = C_{st}(\varepsilon_1 - \varepsilon_2) \tag{2}$$

where C_{st} is a strain correction factor (indicated by Micro-Measurement Catalog) referring to transversal sensibility of strain gages.

The shear modulus value can be determined as the slope of $\tau(\gamma)$ curve, or can be calculated as

$$G = \frac{\Delta\tau_f}{\Delta\gamma_{12}} \tag{3}$$

The tests were developed as loading and unloading cycles.

Using the above-cited fixture, the Iosipescu specimen can be loaded up to the failure (at F_{max} level of compression force), in order to determine the shear strength of the studied material, given by

$$\tau_{Rf} = \frac{F_{\max}}{A_f} \tag{4}$$

3. MATERIALS AND SPECIMEN INSTRUMENTATION

The composites that are studied here are based on a commercial aluminum alloy of type ATSi7Cu3Mg, with a nominal composition of 2.9% Cu, 6.6% Si, 0.5% Fe, 0.36% Mg, 0.15% Ti and the balance aluminum. All the samples are made by Vortex casting, in laboratory conditions, at the Material Science and Engineering Faculty, in Technical University Iasi.

The study is focused on some hybrid-reinforced composites, with silicon carbide (SiC) (with an average size d ≈ 40μm and 7% volume fraction) and graphite particles (d ≈ 63μm and 3.5% volume content).

Each sample that was used in the present study was heat treated into the following stages:

- solutionizing for 4 hours, at 520°C;
- quenching in hot water;
- artificial aging, by mentioning 8 hours at 160°C;
- quenching in air.

All the heat treatments were also made in laboratory conditions, at the Material Science and Engineering Faculty, in Technical University Iasi.

The specimens were instrumented, on both faces, with Micro-Measurements N2P-08-C0032A-500 shear strain-gage rosettes. All the materials (adhesive M Bond 200, solution for surface preparation) and the entire methodology for that instrumentation were take over from Micro-Measurement Group.

4. PRELIMINARY RESULTS

Before determining the shear modulus, some preliminary tests were developed (on a Heckert 20 testing machine), in order to establish the shear strength of the studied materials. By these experiments one could determine:

- the maximums force that the specimen supports;

- the shear strength of the material;
- the extreme values of loading force, for shear modulus determining;
- the specific failure mode of the studied material, in shear test.

The shear strength, as the average value of experimental results, was R_{12}=42MPa, corresponding to a maximum loading force of about 3kN. The force-displacement dependence was linear (without any flow zone), as for the brittle materials.

Besides, the brittle fracture behavior of the composite was supplementary emphasized by the direction of first crack propagation, from the notch roots of the specimens. According to the literature (see Ref.5), the 45° off-axis crack-direction that was observed is striking characteristic for brittle materials.

5. SOME CHARACTERISTIC FEATURES OF IOSIPESCU SHEAR TEST

From the present authors' experience, there are few important aspects for taking into account when preparing and conducting an Iosipescu shear test:

- the specimens are to be rigorously machined, in order to respect the geometry recommended for standard test – mainly the parallelism of contact surfaces, together with the perpendicularity of gage surfaces onto the loading ones; (it is important to observe that the specimen has three planes of symmetry;)
- the fixture design imposes a strictly parallelism of the guidance columns and of the base surfaces; the specimen positioning are to be made respecting the coincidence of its longitudinal symmetry plane with that of the guidance columns; this plane must also include the loading forces resultant;
- the shear strain-gage rosettes are symmetrically positioned in relation with shear section and are placed back-to-back (with separately measurement), in order to emphasize the possible errors caused by specimen twisting and by loading imperfections;
- the calibration of measuring system configuration allows to establish the material characteristics (τ-γ) during the loading-unloading process, for all the four strain-gages;
- an initial loading-unloading cycle is to be made, in order to eliminate the transition phenomena of the experimental procedure (including the settlement of loading surfaces of the specimen).

6. IN-PLANE SHEAR MODULUS DETERMINATION

The preliminary tests indicated the possibility of specimen loading with a maximum force of 1500N, without any appearance of irreversible phenomena (i.e. plastic deformation) into the volume of studied material. A loading method using marked masses was choose, in order to ensure the maximum loading force precision.

After a loading-unloading cycle one can obtain the (τ-γ) dependence; a straight line is draw by interpolating those experimental data; its slope indicates the shear modulus of the studied material.

It must be observed that the loading and unloading curves are extremely close, indicating a "coherent response" (in keeping with the hypothesis of elasticity's theory) of the material to the applied load. As a consequence, a unique interpolation line can be draw and a single value of shear modulus is obtained.

Using the experimental data and basing on the effective curves of *(τ-γ)* dependence (see Fig. 5), the average value of shear modulus of the studied material can be determined as $G=0{,}24468\cdot10^5$MPa.

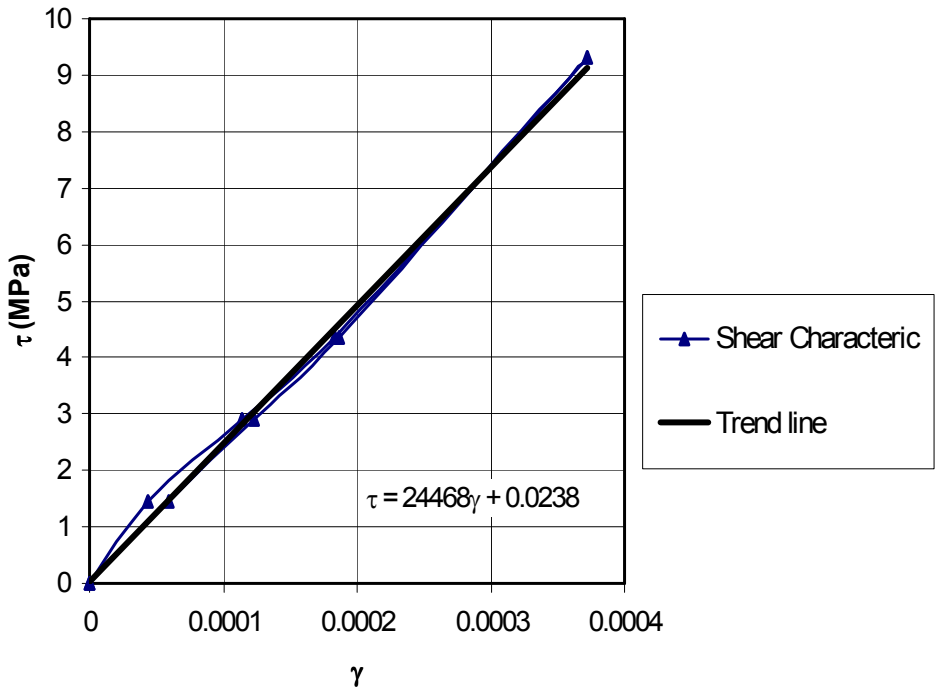


Fig.4. The shear characteristic plotted for one experiment.

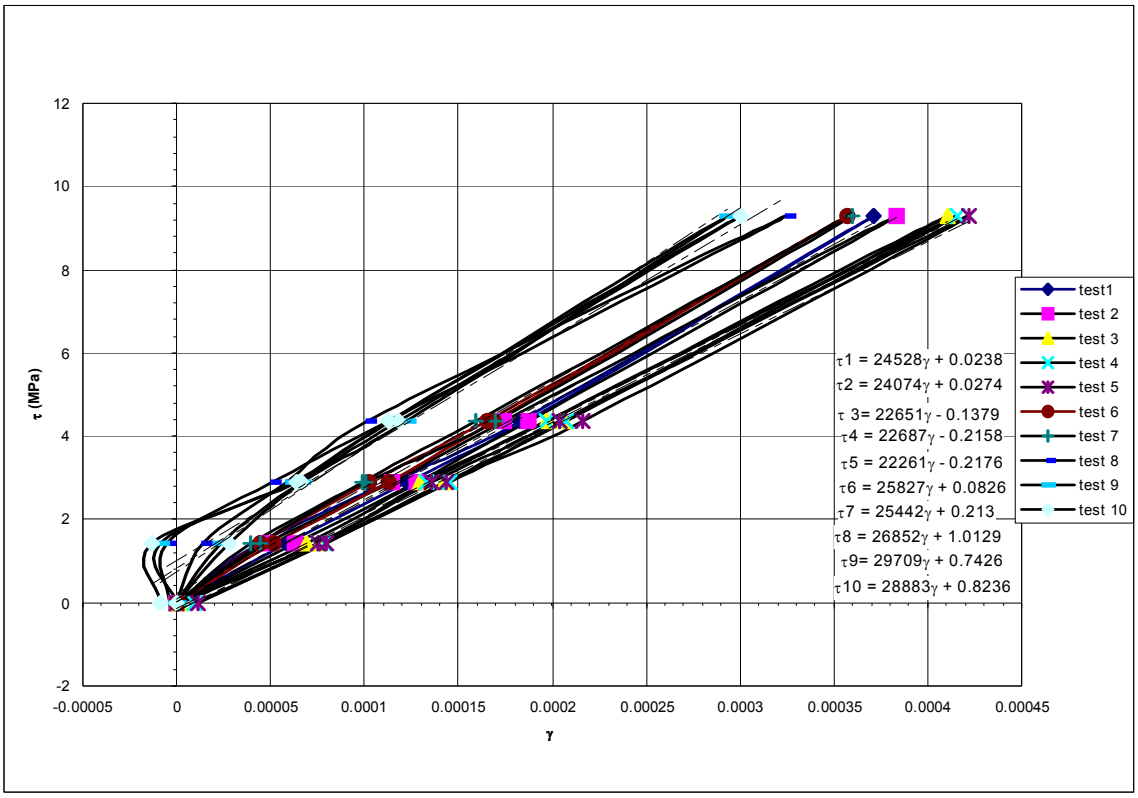


Fig.5. The experimental shear characteristics plotted for one specimen.

7. THE CHARACTERISTIC FEATURES OF STRAIN-GAGES ROSETTES

Two Micro-Measurements N2A-00-C032A-500 rosettes have been fixed back-to-back on each sample. The strain-gage parameters are:

- an electrical resistance R=500Ω;
- a strain-gage factor k_{TER}=2,03±1,0% (la 24°C);
- a transversal sensibility factor K_T=(+1,2±0,2)%.

The calculus of shear strain includes a correction, taking into account the transversal sensibility of the strain-gages (based on Micro-Measurements indications):

$$\gamma_{1,2} = (\varepsilon_1 - \varepsilon_2) = \frac{1-\nu_0 K_T}{1+K_T}(\varepsilon_{cit.1} - \varepsilon_{cit.2}) \tag{5}$$

where ε_1, ε_2 and $\varepsilon_{cit.1}$, $\varepsilon_{cit.2}$ are, respectively, the corrected and the effective of longitudinal strain values.

The correction fraction in the above-cited relation must be calculated from the above-presented strain-gages parameters, as:

$$\frac{1-\nu_0 K_T}{1+K_T} = \frac{1-0{,}285\cdot 0{,}0019}{1+0{,}0019} = 0{,}997563 \tag{6}$$

8. CONCLUSIONS

In fig.6 is shown that the material is strengthened during the experiments. That's mean the material endures stiffness, according to the history of mechanical loading. The range of variations is about 30% from the average value, but predominant values are those from the last experiments (between $0{,}25\cdot 10^5$ MPa and $0{,}30\cdot 10^5$ MPa).

On can appreciate that the Iosipescu shear test allows an accurate determination of the in-plane shear modulus, but its accuracy is strongly influenced by a number of experimental factors:

- the fixture design have to ensure the precise and stable position of specimens;
- the specimen machining must lead to the geometrical precision exceeded by standard test;
- the special strain-gage rosettes are precisely positioned, taking into account the producer's recommendations, including the adequate preparation of gage surfaces of the specimens;
- the electronic equipment must be correctly connected and installed;
- a correction of experimental results must be made, according with the strain-gage parameters and following the recommendations of the strain-gages producer.

Acknowledgements – The authors would like to express their gratitude to Dr. Ioan Carcea and his colleagues from Materials Engineering and Science Dept. at Technical

University "Gh.Asachi" Iasi, for their full support in manufacturing the composites that were studied in this paper.

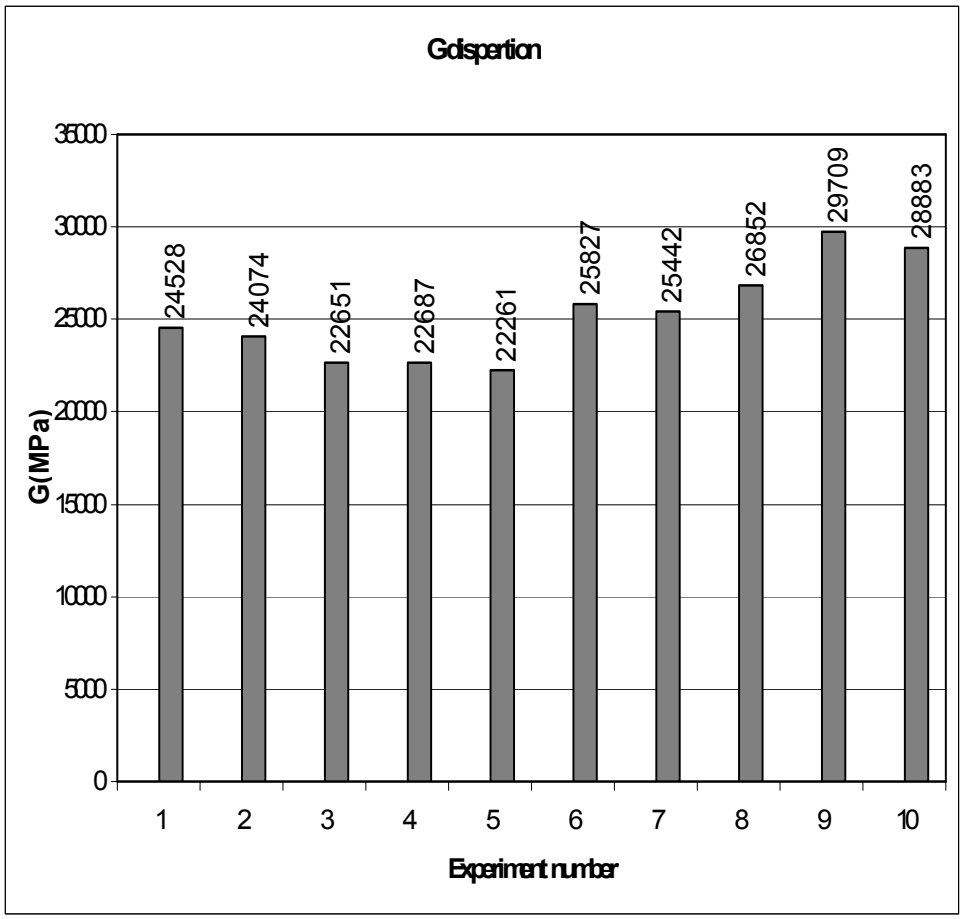


Fig. 6. Dispersion of shear modulus values

Received May 4, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. M. Mares, I. Carcea. R. Chelariu, C. Roman,, *Mechanical and Tribological Properties of Some Aluminum Matrix Composites after Aging Treatments*, EUROMAT '97, vol. I, pp. 423÷426.

/2/. R.N. Conant, E.M. Odom, *An Improved Iosipescu Shear Test Fixture*, Journal of Composites Technology & Research, vol. 17, no. 1, 1995, pp. 50÷55.

/3/. P.G. Ifju, *The Shear Gage: Reliable Shear Modulus Measurements of Composite Materials*, Experimental Mechanics, vol. 34, no. 4, 1994, pp. 369÷378.

/4/. M. Kumosa, D. Hull, *Mixed-mode Fracture of Composites using Iosipescu Shear Test*, International Journal of Fracture, vol. 35, 1987, pp. 83÷102.

CÂTEVA ASPECTE ALE APLICĂRII TESTULUI DE FORFECARE IOSIPESCU ÎN CAZUL UNOR MATERIALE COMPOZITE CU MATRICE METALICĂ

Rezumat: Forma actuală a dispozitivului de prindere pentru testul de forfecare Iosipescu a fost dezvoltată de cercetători de la universităţile americane Wyoming şi Idaho.

Pe această bază, la Universitatea Tehnică din Iaşi au fost proiectate şi realizate o variantă de dispozitiv de prindere şi un procedeu de prelucrare a epruvetelor, care au fost validate pe materiale omogene. Tensiunile din epruvetă sunt măsurate folosind rozete tensometrice de construcție specială pentru acest test.

În lucrarea de față sunt prezentate rezultatele încercărilor efectuate asupra unor materiale compozite cu matrice dintr-un aliaj de aluminiu şi armare cu particule de grafit şi carbură de siliciu. Valorile modulului de forfecare au fost stabilite ca pantă a dreptei de interpolare a punctelor obținute prin reprezentarea rezultatelor experimentale în planul (τ-γ)..

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.15; 621.78

RESEARCHES ABOUT THE STEEL SILICONIZING IN GAS MEDIUM AT LOW PRESSURE

BY

ZOLTAN MARKOS

Abstract. *The paper presents some results about steel siliconizing with $SiCl_4$ at low pressure. The thermochemical treatment siliconizing with gas assure at saturation in silicon speed was made to obtain an uniform and compact layer and a sample surface that remains clean and without adherences. Because of the low pressure, the active substance ($SiCl_4$) is evaporated at normal temperature and the vapor's debt can be maintained constant trough the constant temperature maintaining. For the dilution $SiCl_4$ an active (H_2) or an inert (Ar) gas was used. At siliconizing an increased saturation speed was obtained and the layer is compact and adherent. At treatments made in gas at low pressures, the sample's surfaces remain clean even for treatments made at high temperatures. The siliconizing in gas medium at low pressures assures the obtaining of very good results and a very easy control of work parameters. In the same time, the method reclaims very expensive and complex equipment..*
Keywords: *steel siliconizing, gas medium, low pressure*

1. GENERAL ASPECTS

The purpose of siliconizing thermochemical treatment is to obtain a diffusion layers enriched in silicon for pieces surface. This layers content about 8…12% Si and have a very good corrosion and oxidation resistance.

The siliconizing thermochemical treatment is a very complex process. The main factors which effect the compactness and the hardness in the diffusion layer could be, on the hand, the technological factors (silicon potential, temperature, work conditions etc.), and on the other hand, the percentage of carbon in the treated steel.

The siliconizing with gas assures saturation in silicon speed, obtains a uniform and compact layer and the sample surface remains clean and without adherences. For the dilution $SiCl_4$ an active (H_2) or an inert (Ar) gas is used.

For the treatment duration reducing, in the same time with the silicon corresponding potential it must be assured as high as possible the diffusion speed.

From the point de view of diffusion speed, we are tended to choose as high temperature as possible, and to obtain in this way a very high saturation speed.

2. EXPERIMENTAL EQUIPMENT

The siliconizing was achieved in an experimental furnace, realized at a quartz pipe (Fig.1). The heating was realized with radiant tube (silite rod).

For the treatment in gas medium, the purpose was realized at low pressure (1 … 0.1 Torr) whit a Roots vacuum pump. The pressure was measured whit an electronic Penning-Pyrani Vacuumeter.

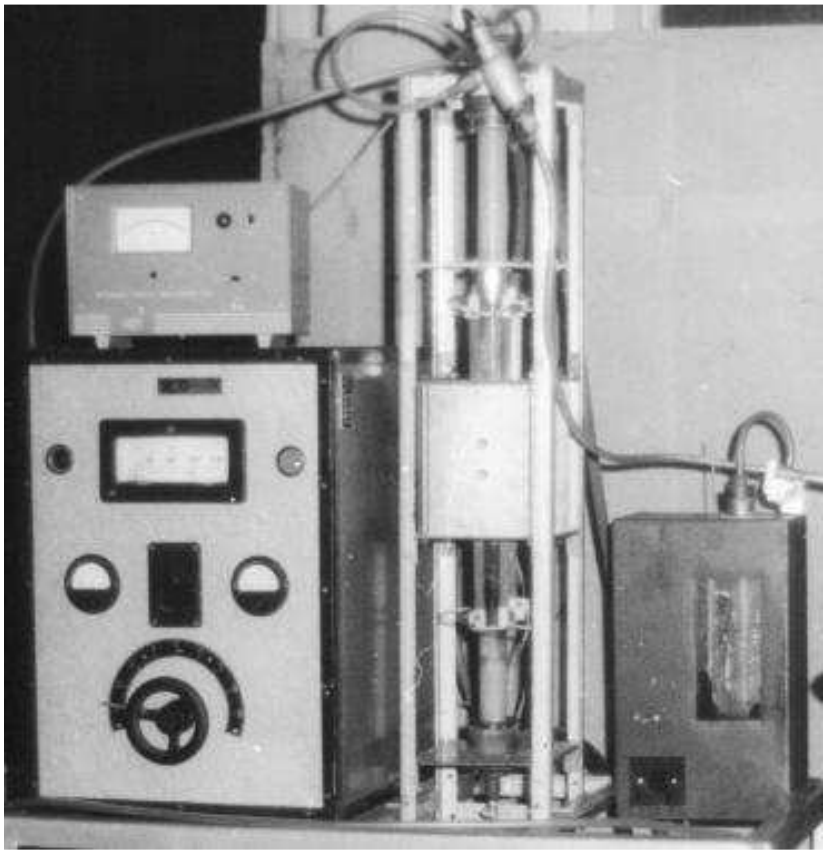


Fig.1. Siliconizing furnace

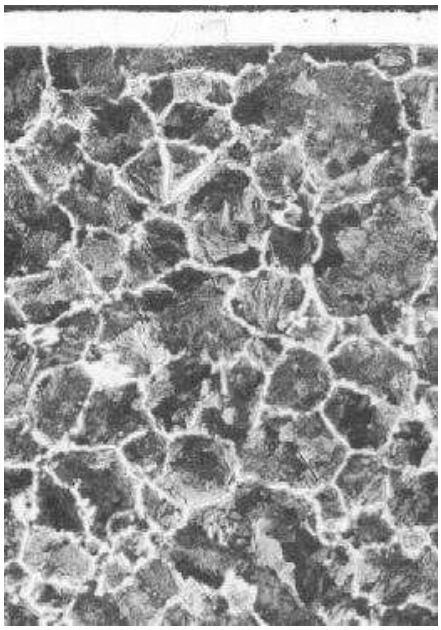


Fig.2. OLC 45 steel microstructure siliconized at low pressure, 1050°C, 0.5 hour with 70 ml/hour $SiCl_4$. 100 X

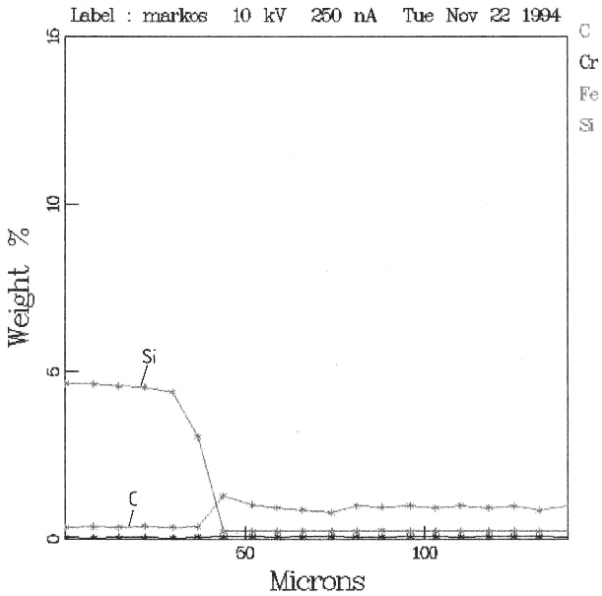


Fig.3. Carbon and silicon repartition for OLC 45 steel siliconized at low pressure, 1050°C, 0.5 hour whit 70 ml/hour $SiCl_4$

Because of the low pressure, the active substance ($SiCl_4$) evaporates at normal temperature and the vapor's debt can be maintain constant trough the constant temperature maintaining.

3. SOME RESULTS OF EXPERIMENTAL TESTING:

The samples were obtained from carbon steel OLC 45 (STAS 880/80). The siliconizing was realized at 0.1 Torr pressure, 0.5 hour, whit a flow rate about 70….80 ml/hour $SiCl_4$.

The samples have been delaminated with optical microscope. The medium hardness in diffusion layer has been determined using Vickers method. The carbon and silicon repartition was studied on electron probe microanalyser type CAMECA 50 SX.

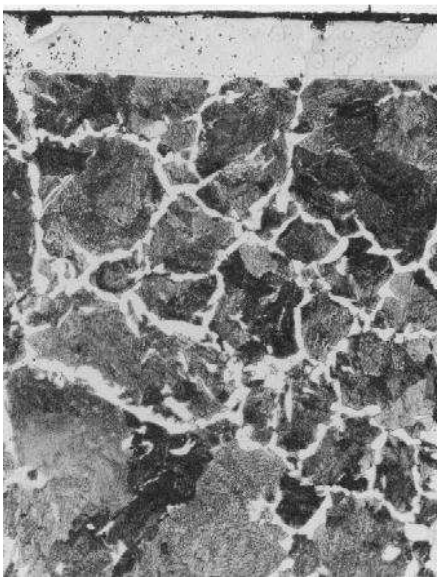


Fig.4. OLC 45 steel microstructure siliconized in powder medium with paste 1000°C, 2 hour **150 X**

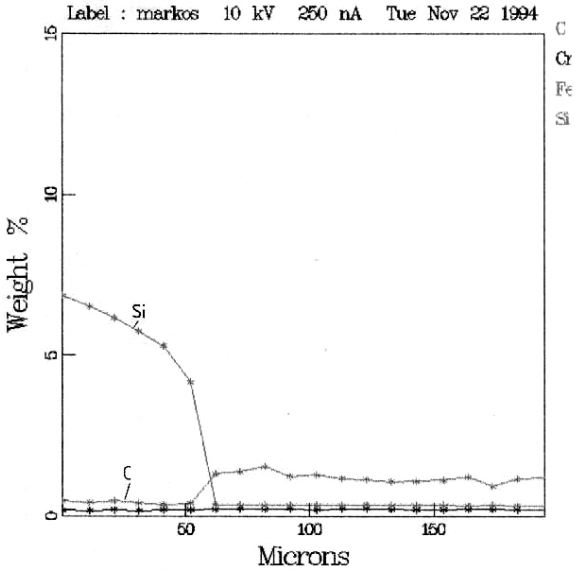


Fig.5. Carbon and silicon repartition for OLC 45 steel siliconized in powder medium with paste 1000°C, 2 hour

Watching the microstructures of two siliconized steels OLC 45 (at low pressure 1050°C, at 0.5 hour, whit 70 ml/hour $SiCl_4$ – Fig.2. and siliconized in powder medium with paste at 1000°C, 2 hour – Fig.4.), we can observe that at siliconizing at low pressure in gas medium more compact layer was obtained, comparing with the case of powder medium with paste siliconizing. At powder medium siliconized, we can observe the presence of relative big porosities (Fig.4.).

At gas medium siliconized, the silicon percentage is approximately the same in the diffusion layer (Fig.3.). At pulverous medium siliconized, the silicon repatriation in the diffusion layer is not uniform (Fig.5.).

4. CONCLUSIONS:

At siliconizing in gas medium, an increased saturation speed was obtained and the layer is more compact and adherent. At treatments made in gas at low pressures, the sample's surfaces remain clean even for treatments made at high temperatures. Thanks to constant silicon potential during the treatment, the silicon repartition in diffusion layer is very uniform.

The siliconizing in gas medium at low pressures assures the obtaining of very good results and a very easy control of work parameters. In the same time, the method reclaims very expensive and complex equipment.

Received April 26, 2005 *University TRANSILVANIA of Brasov*

REFERENCES

/1/. Bradley, B., Jellinek, M.: *Production of silicon metal from dichlorsilane.* Brevet no.3824121/16.08.1974. USA

/2/. Markos, Z., Munteanu, Al., *Consideration sur la cinetique et mecanism de la diffusion du silicium dans les acieres*, 9e Congres International du Traitement Thermique 28-29.09.1994. NISA-France

/3/. Markos, Z., Banciu, R.: *Research regarding the treatment temperature for steel siliconizing.* Romanian Journal of Engineering, University "Ovidius" of Constanta, 1999.

CERCETĂRI CU PRIVIRE LA SILICIZAREA OȚELURILOR ÎN MEDIU GAZOS LA PRESIUNI JOASE

Rezumat: Lucrarea prezintă rezultatele unor încercări de silicizare cu $SiCl_4$ la presiuni joase. Tratamentul termochimic de silicizare în mediu gazos asigură o viteză ridicată de difuzie a siliciului, straturi de difuzie compacte şi aderente, precum şi obținerea unor suprafețe curate la piesele tratate.

Deoarece la presiuni joase gazul activ ($SiCl_4$) se evaporă la temperatura ambiantă, prin termostatarea lichidului putem asigura un debit uniform în timpul tratamentului. Pentru diluarea gazului activ s-a utilizat atât gaz inert (Ar) cât şi gaz activ (H_2). În cazul silicizării la presiuni joase, nu apar aderențe pe suprafața piesei nici în cazul tratamentelor executate la temperaturi ridicate.

Silicizarea în mediu gazos, la presiuni joase, asigură obținerea unor piese tratate de foarte bună calitate precum şi un control facil şi riguros ai parametrilor tratamentului termochimic. Procedeul presupune utilizarea unei instalații destul de complexe şi scumpe.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.35

STUDY CONCERNING THE PROPERTYS OF DIFFUSION LAYERS AT BRONZE SILICONIZING

BY

ZOLTAN MARKOS

Abstract. *The paper shows some test results about siliconized biphasic Sn bronzes. The main of thermochemical treatment siliconizing appliance for Cu-Sn alloys is to obtain some structure components in diffusion layer with higher mechanical characteristics and a better wear and corrosion resistance .The siliconizing process has been come out in sealed boxes, in a pulverous environment with paste. Within the interval 600…650°C, is possible to obtain a diffusion layer where the content of Si should approach the silicon solubility limit in a copper (5.3-5.4% Si). The layer is made by a solid solution α, where silicon atoms replace the majority of Sn atoms. The experimental research tried to verify if the static friction coefficient could be an indicator for the appraisal of wears behavior. The obtained structures in the layer composed by Cu-Si-Sn solid solution and chemical compounds (Cu_3Si, Cu_5Si, etc.) are ameliorating the friction coefficient.*
Keywords: *bronze siliconizing, diffusion layer properties*

1. INTRODUCTION

The special alloyed bronzes with Si, besides the high mechanical properties, show a very good corrosion resistance in different acids, alkali, seawater, etc. The main of thermochemical treatment siliconizing appliance for Cu-Sn alloys is to obtain same structure components in diffusion layer with higher mechanical characteristics and a better wear and corrosion resistance. Some examples of such components are: gears, buses, plain bearing, etc.

The siliconizing process has been come out in sealed boxes, in a pulverous environment with paste. To carry out the experimental tests, there have been utilized prismatic samples (10x10x12 mm), made of Cu-Sn14 STAS 197/1-80.

The active paste has been obtained at ferro-silicon (with 73% Si, having a granulation smaller than 0.2 mm) with soda waterglass ($Na_2O.nSiO_2$). The activating agent employed was ammonium chloride. The experimental tests have been done in furnace at different temperatures during a four hours time length.

The experimental research tried to verify if the static friction coefficient could be an indicator for the appraisal of wears behavior. The tribometer used for the determination of these coefficients functions is in the principle of inclined plan.

2. EXPERIMENTAL RESEARCH RESULTS

After the thermochemical treatment at different temperatures (600°C, 650°C and 700°C), the diffusion layer have been checked in some microsections there have been created, in order to carry out the research of the optic microscope and electron probe microanalyser. Also, the microhardness of constituents had been measured.

The obtained structures in the layer, composed by Cu-Si-Sn solid solution and chemical compounds (Cu_3Si, Cu_5Si, etc.), are ameliorating the friction coefficient. The Fig.1. is showing the microstructure of bronze siliconized at 650°C and the Fig.2. present the microstructure of sintered bronze siliconized.

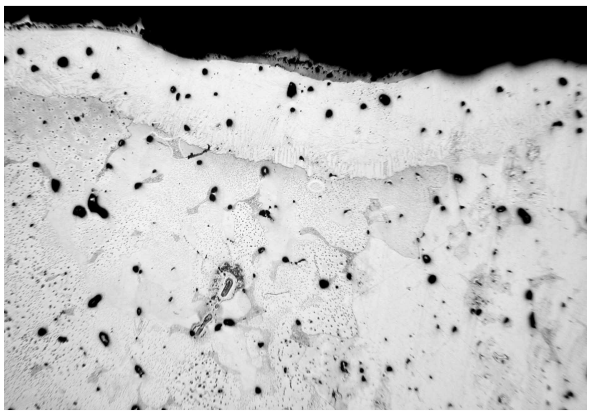


Fig.1. CuSn14 microstructure siliconized at 650°C, 4 hours, 150 X

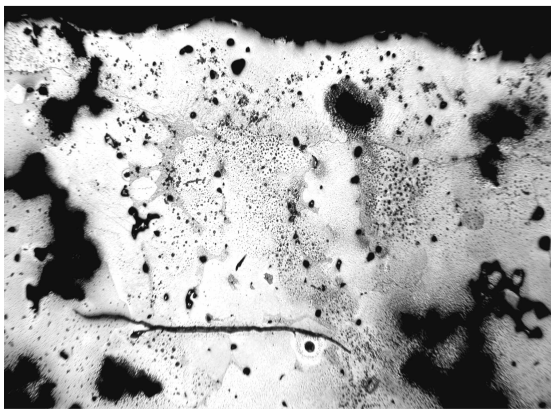
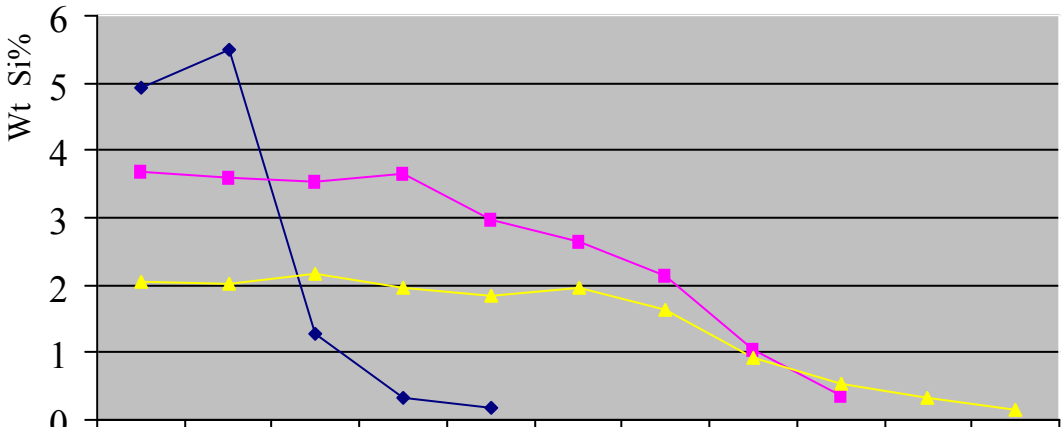


Fig.2. Sintered bronze microstructure siliconized at 650°C, 4 hours, 150 X



	0µm	50µm	100µm	150µm	200µm	250µm	300µm	350µm	400µm	450µm	500µm
600 C	4.94	5.49	1.29	0.32	0.18						
650 C	3.68	3.59	3.54	3.64	2.96	2.65	2.15	1.05	0.35		
700 C	2.05	2.03	2.16	1.97	1.84	1.95	1.62	0.92	0.52	0.32	0.15

Fig.3. Si repartition in diffusion layers at different siliconized temperatures

The electron probe microanalysis results, for the samples siliconized at different temperatures, are presented in Fig.3.

Within the 600°C (Fig.4.), it is possible to obtain a diffusion layer of which the content of Si should approach the silicon solubility limit in a copper (5.3-5.4% Si). The layer is made by a solid solution α, where silicon atoms replace the majority of tin atoms. The microhardness is within the interval 247…199 µHV.

At 700°C, the silicon concentration in layer is smallest (Fig.5) and the microhardness is within the interval 157…133 µHV

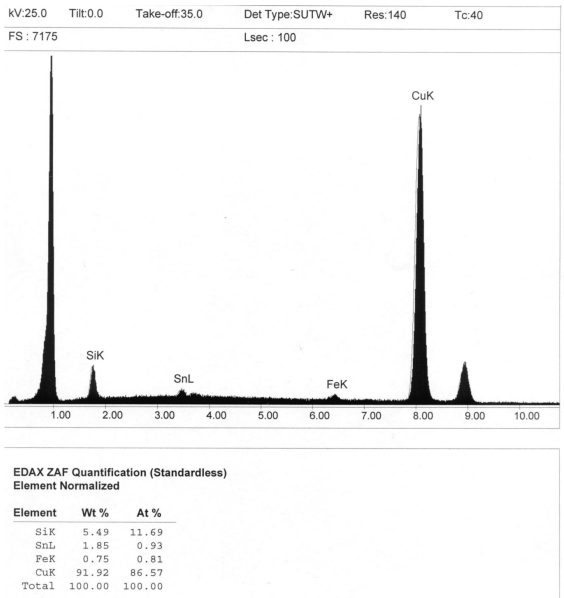


Fig.4. Microanalysis result at 600°C

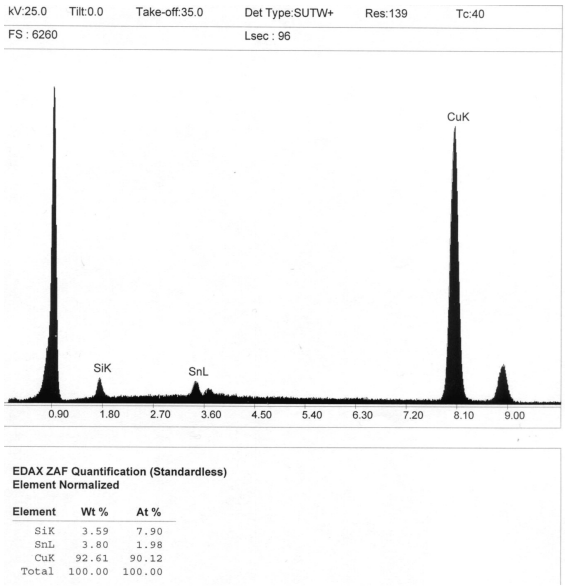


Fig.5. Microanalysis result at 700°C

At the determination of static friction coefficient, the tribosystem is composed of two material bodies, moving relatively, and submitted to given charges in a known environment. For the mobile semi-couple there were used siliconized and non-treated bronzes. The results of experimental tests are presented in Tab.1. Using treated semi-couple, the siliconizing of the CuSn14 alloy lead to the decrease of the friction coefficient.

Tab.1.

Characteristics of the fixed couple	Characteristics of the mobile couple	Values of the static friction coefficient		
		Min.	Max.	Average
OLC 45 Hardening and tempering at 560°C	Siliconizing CuSn 14	0.1824	0.1923	0.1879
	Molten CuSn 14	0.2782	0.2856	0.2820
OLC 45 Normalization 850°C/air	Siliconizing CuSn 14	0.1852	0.1936	0.1895
	Molten CuSn 14	0.2488	0.2672	0.2520

In conclusion, through siliconizing, there can be obtained adherent and compact diffusion layers. The temperature must be approximate at 600°C, in order to obtain a diffusion layer of which the content of Si should approach the silicon solubility limit in copper (5.3….5.4%) and a high hardness (247…199 μHV). The layer is made of solid solution α, where silicon atoms replace the majority of tin atoms. The obtained structures in the layer composed by Cu-Si-Sn solid solution and chemical compounds (Cu_3Si, Cu_5Si, etc.) are ameliorating the friction coefficient.

Further more, it is imposed that the execution of some wear and corrosion tests, in order to establish the silicon optimum concentration within the diffusion layer.

Received April 26, 2005 *University TRANSILVANIA of Brasov*

REFERENCES

/1/. Z. Markos, R.G. Florea, L. Balteş, R. Popescu, *Studii şi cercetări privind silicizarea bronzurilor* Conferinţa Internaţională BRAMAT 2001 –Braşov, Vol.II. pag.341-344 ISBN 973-8124-15-8/973-8124-17-4

/2/. Massalski, T. B., *Binary Alloy Phase Diagrams* - Second Edition - ASM International - USA 1990

/3/. Z. Markos, P.J. Szabo, *The influence of temperature on diffusion mechanism at bronze siliconizing,* International Conference on Materials Science and Engineering BRAMAT 2003 Brasov

STUDIUL PROPRIETĂŢILOR STRATURILOR DE DIFUZIE LA BRONZURILE SILICIZATE

Rezumat: Lucrarea prezintă rezultatele unor încercări cu privire la straturile de difuzie a pieselor silicizate. Tratamentul termochimic de silicizare se aplică la bronzurile cu Sn în vederea obţinerii unor straturi de difuzie cu proprietăţi mecanice îmbunătăţite, straturi care prezintă rezistenţe ridicate la uzură şi la coroziune. Tratamentul de silicizare s-a realizat în cutii închise etanş, în mediu pulverulent cu pastă. La temperaturi relativ mici (600....650oC), este posibilă obţinerea unor concentraţii ridicate de Si în stratul de difuzie, valorile apropiindu-se de solubilitatea maximă a siliciului în cupru (5,3.....5,4%). Structura stratului de difuzie este formată dintr-o soluţie solidă α, unde atomii de Si înlocuiesc majoritatea atomilor de Sn. S-au determinat pe cale experimentală coeficienţii de frecare statică, atât pentru bronzurile silicizate cât şi pentru cele netratate, caracteristici care indică modul de comportare a pieselor la uzură. Structurile obţinute în stratul de difuzie, cum ar fi soluţia solidă ternară Cu-Si-Sn şi compuşii chimici (Cu3Si, Cu5Si, etc.), conduc la creşterea rezistenţei la uzare

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.295

DETERMINATIONS OF MECHANICAL TESTING AND CORROSION TESTS OF THE TITANIUM ALLOYS TI GRADE 2 AND TI GRADE 12

BY

MIHAI BUZATU[1], VALERIU GABRIEL GHICA[1], IOANA PÂRVAN[2], DANIELA DUMITRESCU[3], STELIANA IVĂNESCU[3]

Abstract. *To ensure safety of final warehouse/yards of burnt fuel, are required many barriers. The material of which the storage container wall is made, interact with the environment where it is placed, through a number of processes of which a special attention is given to the corrosion one. Among container materials for final storage of burnt nuclear fuel in saline environment there are also considered titanium, due to their resistance to corrosion beside Hastelloy C4 a.o. In our paper, the materials tested on corrosion were titanium alloys: Ti Grade 2 and Ti Grade 12. The paper includes determinations of mechanical testing and corrosion tests (chemical tests speeded in boiling concentrated HNO_3, according to ASTM A-262; chemical tests accelerated in 6 % $FeCl_3$ at 50 ± 2 ^{0}C, according to ASTM G 18) performed on delivery state-materials and welded joints. The titanium alloys selected, were smelted at the IMNR and welded joints were made within the Nuclear Research Branch-Pitesti, using different technological parameters during welding. The characterization of corrosion behavior of tested samples was based on determinations of mechanical tests (hardness, tensile strength), gravimetric determinations (corrosion rates) and metallographic microscopy determinations (microstructural characteristics, corroded sample appearance) The corrosion tests were performed on delivery state materials and welded joints. The welded joints on the two titanium alloys were made in SNC Pitesti. To achieve welded joints, the same welding technique was used, but the welding parameters were different. By interpretation and correlation of experimental results achieved, corrosion susceptibility of the two alloys (Ti Grade 2 and Ti Grade 12) in delivery – and welded states, was determined and data required for identifying corrosion mechanism were obtained, useful to estimate the corrosive process dynamics..*
Keywords: *titanium, titanium alloys, characterization, corrosion*

1. INTRODUCTION

Titanium is a passive material, which protects itself with an oxide film. The typical oxide constituted – TiO_2, is very chemically resistant; it could be attacked just by HCl, H_2SO_4, NaOH and HF hot, concentrated solutions. Because this layer remains intact, the corrosion is uniform and slow. It varies between 0.1 ÷ 1 μm/year, depending on chlorine content and temperature.

The nature, the composition and the thickness of the oxide film formed on the titanium alloys depend on the environment conditions. Therefore, for the solutions assignation, even at a conceptual level, it must be known the material corrosion behavior in the storage medium in normal condition of practice and accident conditions. The interest is the trigger action mode of the uniform and local corrosion forms and particular, their evolution in time and the influence on the piece integrity.

Not just the material, appropriate sizes and wall thickness choosing is important but also the welded joints system choosing requires attention because of the corrosive process intensifications in the thermal influenced areas by welding.

The corrosion behaviour of the welded joints is influenced by the alloying elements and the alloy contaminants, by the microstructural modifications and by the technological proceedings used.

The weld area acts like a heterogeneous material in chemical, structural and behavior properties point of view, with residual tensions and deformations caused by the dilatations and compressions more or less connected with heating cycles and number of passes. In point of corrosion, a welding can be uniform or preferential corroded in the welded metal or in the thermal influenced area.

The welding area can corrode more or less than the basic metal, depending on composition area, or metallurgical conditions (for example: the secondary phase structure or precipitation, inclusions, etc).

Further, the thermal influenced area, heated during welding, can corrode as a result of metallurgical changes caused by welding heating cycles.

The influence factors of welding corrosion are:

- the basic metal and the addition metal composition and structure;
- the basic metal metallurgical conditions before and after the welding (thermal and mechanical process);
- the welding process in point of energy source (WIG, MIG, laser electron flux) and the equipment;
- the composition and the speed of the welding gases;
- the size an the geometry of the welded material.

2. EXPERIMENTAL RESULTS

The titanium alloys selected, were smelted at the Institute of Rare Non-Ferrous Metals (IMNR) Bucharest and welded joints were made within the Nuclear Research Branch-Pitesti, using different technological parameters during welding.

The studies make the object of a research contract concluded with CCEEM Bucharest.

The corrosion tested materials were titanium alloys: Ti gr.2 and Ti gr.12. The row material for obtaining these alloys was titanium sponge TG100 with the following chemical composition: 0.02 % N; 0.03 % C; 0.07 % Fe; 0.02 % Si; 0.05 % Ni and 0.04 % O.

For Ti gr.12 alloy has been used nickel as an alloying element of 99.98 % purity as a small filing, degreased with perchloroethylene air dried.

The materials were delivered as milled plates at the size of 6x100x100 mm and as wire with a section of 2.5x2.5 mm. Ti gr.2 alloy was delivered in the initial state: plastic deformed, and Ti gr.12 alloy: annealed.

The chemical composition was determined by the producer using assays from titanium bar, and it is presented in Table 1.

Table 1. Chemical composition of titanium alloys tested.

Alloy type	**Chemical composition (%)**								
	C	N	O	H	Fe	Mo	Ni	Pd	Ti
Ti gr.2	0,034	0,009	0,068	-	0,043	-	-	-	rest
Ti gr.12	0,021	0,015	0,075	-	0,031	0,30	0,85	-	rest

The corrosion tests were performed on delivery state materials and welded joints. The welded joints on the two titanium alloys were made in SNC Piteşti.

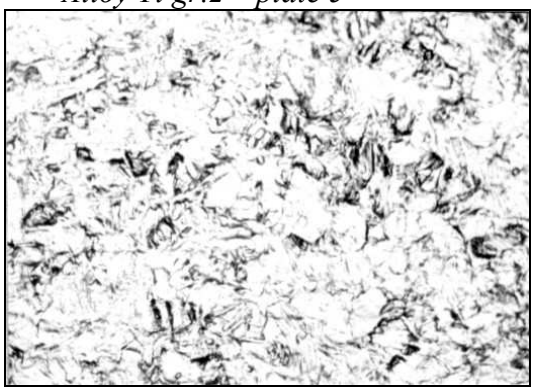
To achieve welded joints, the same welding technique was used, but the welding parameters were different.

The welding method was arc V butt weld under inert gas – WIG (Wolfram Inert Gas) with filler material.

Thoriated tungsten electrodes of ϕ = 2.5 mm were used. The titanium reduced heat conductance favorable the obtainment of a narrow and the deep bead welding.

After welding the Ti Grade 2 plates 2, 3 and 5 were annealed. The annealing treatment for establishing the structure was made in vacuum furnace at the following parameters: 10–5 torr vacuum, annealing temperature – 650 0C, time of exposure in plateau – 15 minutes and free cooling for about 120 minutes.
The welded joints were examined by metallographic microscopy (fig.1 and fig.2).

Alloy Ti gr.2 – plate 5



a) basic material zone (x 200)

b) heat influenced zone (x 200)

c) welding zone (x 200)

Fig. 1. The aspect of structure on Titanium gr.2, plate 5 samples.

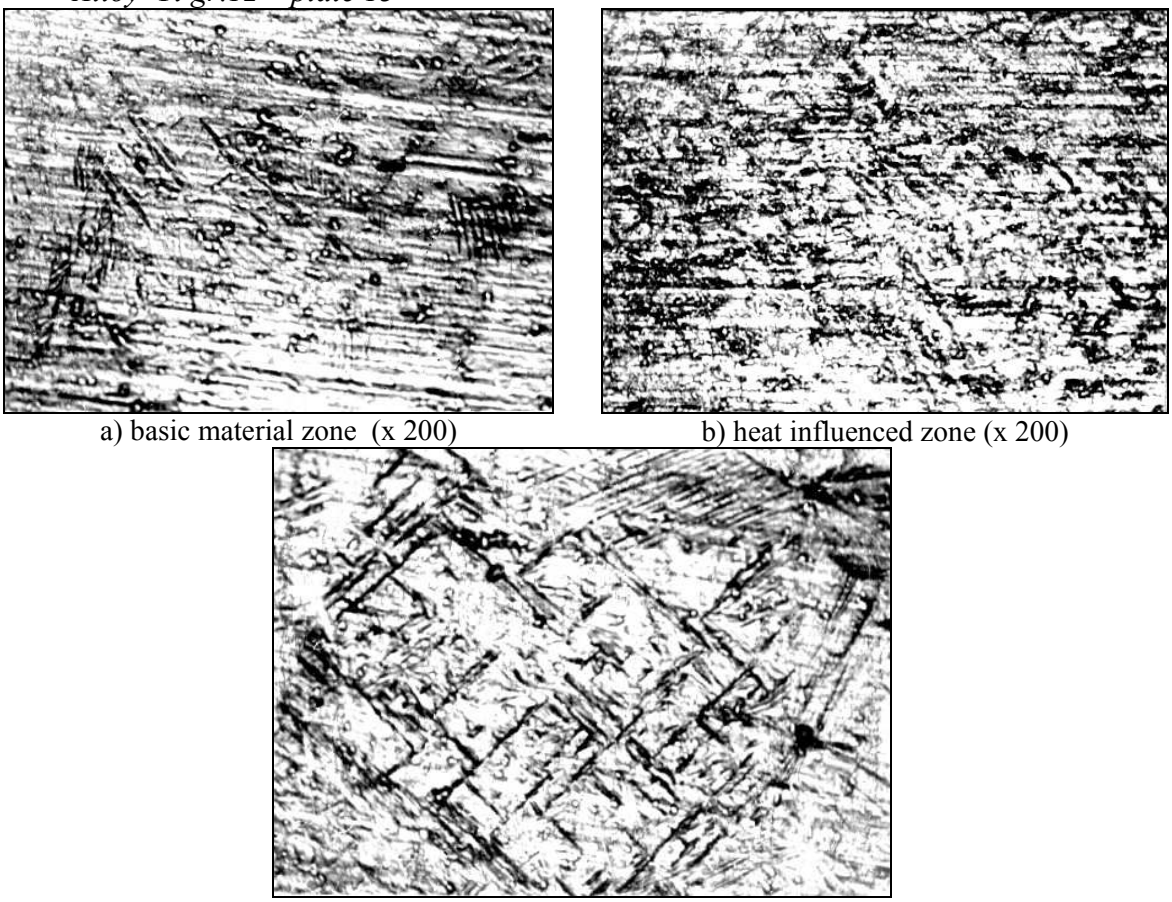
The structure is made on α phase with polyhedral aspect in basic material zone(Fig. 1.a), α phase with lamellar aspect in heat influenced zone (Fig.1 b), and α phase with polyhedral aspect and macle tendency in welding zone (Fig.1 c).

The structure of basic material is made on α phase with lamellar aspect, with small lamellas and tendency to seating in column forms (Fig. 2.a). Some local heterogeneity with precipitate shape is present. In the heat influenced zone the lamellas are bigger and heterogeneity more evident than in basic material (Fig.2.b). In

the welding zone the α phase lamellas are greater and seating in column forms (Fig.2.c).

The results of hardness measurements are presented in Table 2.

Alloy Ti gr.12 – plate 13



a) basic material zone (x 200) b) heat influenced zone (x 200)

c) welding zone (x 200)

Figure 2. The aspect of structure on Titanium gr.12, plate 13 samples.

Table 2. Vickers hardness determinations values on alloys Ti Grade 2 and Ti Grade 12.

Zone	**Print**	**Vickers hardness (HV)**									
		Alloy Ti gr. 2								**Alloy Ti gr. 12**	
		Plate 5		**Plate 6**		**Plate 7**		**Plate 8**		**Plate 16**	
		A	**B**	**A**	**B**	**A**	**B**	**A**	**B**	**A**	**B**
Basic material	I	170	181	181	170	170	170	181	181	181	193
	VII	181	193	193	-	181	-	193	-	206	-
Welding zone	III	181	193	221	-	322	-	274	-	206	-
	IV	221	236	236	221	322	383	351	322	351	383
	V	181	181	206	-	274	-	221	-	206	-
Heat influenced zone	II	180	181	193	193	160	193	181	181	160	193
	VI	193	181	193	-	166	-	193	-	170	-

A – Values before corrosion testing

B – Values after corrosion testing

Mechanical breaking characteristics determined on titanium alloy welded samples are presented in Table 3.

Table 3. Mechanical breaking characteristics determined on titanium alloy welded samples.

Sample type	Breaking zone	F_r (Kgf)	A_{med} (mm^2)	$\sigma_r=F_r/A_{med}$ x9,8 (N/mm^2)
Ti gr.2 plate 6	BM	1335	34,72	377
	BM	1322,5	34,77	373
Ti gr.2 plate 7	HIZ	1365	35,65	375
	HIZ	1255	33,11	371
Ti gr.2 plate 10	HIZ	1365	34,70	385
	BM	1345	33,43	394
Ti gr.2 plate 10	HIZ	1562,5	35,41	432
	HIZ	1725	35,15	476

BM – basic material; HIZ – heat influenced zone; S – welding zone; σ_{rmin} = 350 N/mm^2 – Ti gr.2; σ_{rmin} = 480 N/mm^2 – Ti gr.12;

Based on the chemical test performed in boiling concentrated HNO_3, the average rates of generalized corrosion determined on welded samples were found to be generally a little higher than those determined on the samples taken from the delivery state material.

Regarding samples taken from the alloy Ti gr. 12 – plate 16, the corrosion rates determined on welded samples were however equal to those determined on the samples from delivery state material (Table 4a and 4b).

Table 4a**.** Average corrosion rates (mm/year) for samples tested in boiling HNO_3

Tested sample type		Average corrosion rate by a different testing times (mm/year)	
		Cycle I (48 h)	Cycle II (96 h)
Titanium gr.2 Plate 5	Blank tests	0.122223	0.140951
	Welded samples	0.113867	0.209132
Titanium gr.2 Plate 6	Blank tests	0.113060	0.105910
	Welded samples	0.092523	0.115867
Titanium gr.2 Plate 7	Blank tests	0.097688	0.123948
	Welded samples	0.084933	0.107689
Titanium gr.2 Plate 10	Blank tests	0.100527	0.103092
	Welded samples	0.092157	0.106268
Titanium gr.12 Plate 16	Blank tests	0.157429	0.161127
	Welded samples	0.161117	0.193291

Table 4b. Average corrosion rates (mm/year) for samples tested in boiling HNO_3

Tested sample type		Average corrosion rate by a different testing times (mm/year)		
		Cycle III (144 h)	Cycle IV (192 h)	Cycle V (240 h)
Titanium gr.2 Plate 5	Blank tests	0.155266	0.149302	0.130534
	Welded samples	0.243018	0.238977	0.205929
Titanium gr.2 Plate 6	Blank tests	0.099204	0.090759	0.074158
	Welded samples	0.148209	0.1504535	0.131952
Titanium gr.2 Plate 7	Blank tests	0.149537	0.119221	0.096028
	Welded samples	0.144119	0.123716	0.102542
Titanium gr.2 Plate 10	Blank tests	0.117024	0.092002	0.071804
	Welded samples	0.127511	0.100245	0.078971
Titanium gr.12 Plate 16	Blank tests	0.164336	0.130639	0.147447
	Welded samples	0.21388	0.172407	0.142590

Note: Blank tests correspond to the state material.

3. CONCLUSIONS

The hardness measurements made before corrosion testing revealed that welded joints of both alloys (Ti Grade 2 and Ti Grade 12) had the highest hardness values. Welded parameters: welding electricity (Is) = 170A, argon flow rate of the spraying gun (Q1) = 12l/min, argon flow rate of the device (Q2)= 14l/min, ф addition material (dMA) = 3mm, number of passes (ntr) =2, ф wolfram electrode (dw) = 2,5mm and V joint (b) = 0.

After corrosion testing, the hardness of basic material and heat influenced zone stayed almost constant, while hardness increased by about 20:60 units HV.

Breaking in the alloy Ti Grade 2 took place at a breaking stress higher that the one minimum accepted Ti Grade 12, breaking occurred in general, at stresses lower than the one minimum accepted (480 N/mm^2).

Breaking occurred both in the basic metal and in the heat influenced zone.

Susceptibility to generalized corrosion in boiling concentrated HNO_3, determined on welded joints was a little higher that one determined on the delivery state material.

The welded joints of the alloy Ti Grade 12 were more susceptible to generalized corrosion than the welded joints of alloy Ti Grade 2.

Received April 19, 2005

[1]"Polytechnic" University of Bucharest
[2]R.A.A.N. – S.C.N. Piteşti,
[3]Non Ferrous and Rare Metals Institute, Pantelimon - Ilfov

REFERENCES

/1/. E. Smailos, R.Koster, *Corrosion Studies on Selected Packaging Materials for Disposal of High Level Wastes*, IAEA-TECDOC-421, Vienna, (1987);

/2/. B.M.Ikeda, M.G.Bailey, *Crevice Corrosion of Titanium under Nuclear Fuel Waste Conditions* AECL – 9568, (1989);

/3/. D.W.Shoesmith, *Corrosion of Nuclear Fuel Waste Containers Proceedings of a Workshop*, AECL – 10121, (1990);

/4/. D.W.Shoesmith, B.M.Ikeda, M.J.Quinn, *Estimating the Lifetimes of Titanium Containers for Nuclear Fuel Waste: A.Damage Function for the Crevice Corrosion of Grade-2, Titanium*, AECL-11255, (1995);

/5/. James J.Noël, M.Grant Baitey, *Hydrogen Absorption by Grade-2, Titanium*, AECL – 11608, (1996);

/6/. D.W.Shoesmith, F.King, B.M.Ikeda *An Assessment of the Feasibility of Indefinite Containment of Canadian Nuclear Fuel Wastes*, AECL – 10972 (1995).

CARACTERISTICI DETERMINATE PRIN TESTE MECANICE ŞI DE COROZIUNE ALE ALIAJELOR DE TITAN TI GRADE 2 ŞI TITAN GRADE 12

Rezumat: Lucrarea prezinta caracteristicile mecanice şi de coroziune obţinute prin testarea aliajelor de titan Ti Grade 2 şi Ti Grade 12, obţinute la IMNR. Sudarea acestora a avut loc prin diverse procedee, fiind executată la Filiala de cercetări nucleare de la Piteşti.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 665.93; 621.792

SOME ASPECTS CONCERNING THE DURABILITY OF ADHESIVE JOINTS

BY

FLORENTINA MOCANU, PAUL DORU BARSANESCU

Abstract. *In more recent years there has been a rapid development of adhesive bonding as an economic and effective method for the fabrication of various components and assemblies. The strength and toughness of adhesive bonded joints is known to be very sensitive to environmental exposure. Joint strength and toughness values can decrease significantly upon exposure to water and, as this represents the most common service environmental, techniques to assess the long term performance of joints in this environment, to assess the durability of the joint. The purpose of the current work is the study of adhesive joints durability in hostile environments. An accelerated durability test was performed using joints adhesives. The present paper discusses the results of some investigations, which had in view the establishment the adhesive joints durability. Both an epoxy and a cyanoacrilat adhesive were employed in this study. The variation of the static strength and the breaking energy under impact loading of the joints is study..*
Keywords: *adhesive joints, durability, relative humidity, polymeric resins, static strength, hostile environments, impact loading, dynamic strength, metallic substrates*

1. INTRODUCTION

The use of substances to bond materials together is well established. Egyptian carvings dating back more 3.000 years show the gluing of thin veneers to planks of sycamore. The gold leaf of illuminated manuscripts was bonded to paper by egg white and wooden objects were bonded with glues from fish, horn and cheese. The technology of animal and fish glues advanced during the 18th century. In the 19th century rubber and cellulose based adhesive were introduced. Decisive advances in adhesive technology waited the 20th century, during which time natural adhesives were improved and many synthetic polymers were developed.

In more recent years there has been a rapid development of adhesive bonding as an economic and effective method for the fabrication of various components and assemblies. With the development of new structural adhesives, adhesive joints of machine elements have been paid attention instead of conventional joints, such as bolted and riveted joints. Adhesive bonding of thin metallic plates is increasingly used as a substitute for brazing or welding. The use of adhesives offers advantages in comparison with conventional techniques such as brazing, welding, riveting, bolting, etc. Some of the advantages are:

1. the ability to join efficiently thin sheets, or dissimilar materials;
2. an increase in design flexibility;
3. an improved stress distribution in the joint, which leads to an increase in fatigue resistance of the bonded component;
4. enable the fabrication of complex shapes not feasible by other fastening means;

5. a convenient and cost effective technique [1].

2. GENERAL CONSIDERATIONS

An adhesive is a substance capable of holding materials together by surface attachment. It defines the adhesive as a material which when applied to substrate surfaces can join them together and resist separation. The principal attribute of adhesive is their ability to form strong bonds with surfaces of a wide range of materials and to retain bond strength under expected use conditions.

The adhesion between adhesive and substrate is based on physical and chemical interactions at the interface. The demand for adhesives that had a high degree of structural strength and were resistant to both fatigue and environmental conditions led to the development of many high performance materials [2].

The strength and toughness of adhesive bonded joints is known to be very sensitive to environmental exposure. Joint strength and toughness values can decrease significantly upon exposure to water and, as this represents the most common service environmental, techniques to assess the long term performance of joints in this environment, to assess the durability of the joint. Such techniques should allow engineers to assess the level of deterioration of adhesive joint performance with respect to the service environment and to enable the optimization of an adhesive joint system (the combination of the substrate, adhesive and surface pre-treatment, to provide the best durability in a given environment).

The growing demands of high performance for structural applications and the use of relatively expensive specialty products in high technology components suggested a need for better understanding on the amount of adhesive required [3].

3. EXPERIMENTAL RESULTS

3.1. Static Loads

Fracture mechanics has proved to be a very valuable tool in the study of adhesive joint durability. Well defined toughness parameters may be measured before, during and after exposure to hostile environment. Any deterioration in joint toughness can thus be quantified and this information can be coupled with a detailed examination of the fracture surfaces after the test to identify the failure path and the likely mechanisms of environmental attack [4].

The residual toughness of the adhesive joints manufactured and then immersed in distilled water in an unstressed state was determined. Joints are then periodically removed from the immersion tank and tested using standard fracture mechanics tests and the residual toughness determined together with the locus of joint failure.

Such tests are frequently accelerated by increasing the temperature of the immersion tank to a value greater than would be expected in service, to increase the rate of water diffusion into the joint and thus accelerate the degradation. Some dangers are introduced by this temperature acceleration and it very important that the higher temperature that would not exist at the service temperature does not induce different failure mechanisms [5,6].

The epoxy adhesive and the cyanoacrilat adhesive used in this study have performed well under static and dynamic loads. Epoxy adhesive, which are strengthened at normal temperature, which is the case of the adhesive under study too,

are constituted of two components, after the mixing of which polymerization occurs. Strengthening agents of amine-type (which represents also the case of the example considered) produce an exothermal reaction, accompanied by a sufficient release of heat, capable to assure drying at room temperature.

The cyanoacrilat adhesive is one-part, heat curing adhesive witch is particularly suitable for steel-steel bonding. The adhesives were selected because of their suitability in civil engineering type applications. The material properties are shown in table 1 [2].

Table 1. Material constants of the adhesive and substrate used

Material	E [GPa]	ν
Cyanoacrilat adhesive	11.3	0.22
Epoxy adhesive	14.5	0.25
Substrate	210	0.3

where: E - Young's modulus;

ν - Poisson's ratio.

The relation giving the static strength of the adhesive joints has the form:

$$\tau_r = \frac{F_{max}}{l_s \cdot b} \tag{1}$$

where: F_{max} – the maxim consumed for breaking the joint load;

l_s - overlap length;

b – width substrate [1].

The static strengths are obtained in a testing machine (Hekert Eus, 200kN). Generally adhesive strengths are measured using a single lap-shear test specimen as shown in figure 1. The single lap joint is most commonly used for assessing the shear strength of adhesive-bonded joints in practice because of its simplicity. The most simple strength evaluation method of this test specimen is given by the average shearing stress at fracture. In this case the stress concentrates at the bonding edges and this concentration differs depending on the specimen's shape. Thus, this strength evaluation method cannot be applied to other shape adhesive structures.

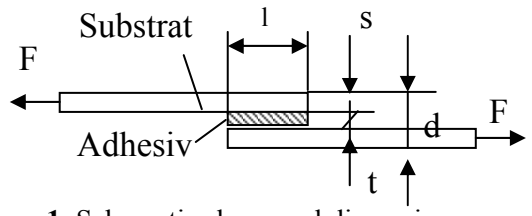


Figure 1. Schematic shape and dimension parameters of adhesive single-lap joints

In figure 1 dimension parameters represents: l - lap length; t - adhesive layer thickness; s - substrate thickness.

The supports have 25±0.25mm width and for all joints. The overlap length was 12.5mm, with a thickness of 0.5mm. The thickness of the adherent was 8mm. Plane strain conditions were assumed and creep in the adherents was considered to be negligible. A uniform load was applied at the end of the specimen. The tests employed

joints of single lap, as recommended by ISO 4588-89. Steel supports have been employed, the joints being realized with a Romanian adhesives, produced at the "P. Poni" Institute of macromolecular chemistry of Iassy. Setting of the samples in the testing machine should assure the axial orientation of the load's application. That is why, on the supports' ends some intermediary plates, with a thickness equal to that of the testing support, have been fixed.

The strength values have been determined through their test to traction up to the breaking, of some joints, as a result of the application of a longitudinal traction effort upon them, in parallels with the joining surface and with the sample's main axis.

All tests have been made on a universal test machine, the testing speed of which had been adjusted so that the joint should be broken over the 65±20 sec. time interval as recommended by the norms.

For the tests a lot of 190 samples has been used, with supports made of steel. The supports' surfaces have been prepared prior to fixing according to ISO 4588-89. Good adhesion between adhesive and specimen can only be achieved after intensive pretreatment of the specimen surface. Therefore all specimen surfaces were pretreated by hand abrasion followed by cleaning with methyl ethyl ketone. In addition, some specimens were also stored in 55% concentration nitric acid for 8 minutes and afterwards rinsed intensively with water to reduce corrosion. All specimens were dried for 24 hours in an oven at room temperature before bonding. An accelerated durability test was performed using joints adhesives. Tests have been performed on single lap shear specimens in order to compare the performance of different adhesive joint. Overlap length and substrates thickness have been constant. Joints were submerged in distilled water at 60°C for periods of up to one year. Joints were periodically removed from the environment and tested to measure the value of shear stresses at break for the joint and to observe the locus of the joint failure

The values of shear stresses measured for these joints were then expressed as a % retention of the 60°C dry stress value. A number of unexposed dry joints had been post-cured at 60°C for periods of up to 18 days to determine the fully post-cured values of stress. These joints were then tested at 23±1°C and 55% relative humidity.

3.2. Impact Loading

The dynamic strength of the adhesive joints is also very important. Especially, as the adhesively bonded joints are widely used in aircraft and automobile structures, the crash worthiness of the products has been proved. Thus, the strength of the bonded joints subjected to high-rate load should be investigated.

The joint strength of structural adhesives under impact loading has recently attracted a great deal of attention with their widespread use in industrial applications. Adhesive bonding has become increasingly important as an almost indispensable structural joining technique in applications requiring lightweight designs such as in aeronautical and automotive industries.

The static and the dynamic strength was determined taking into account a series of working hypothesis such as:

-the thickness of the adhesive layer is constant;

-the adhesive layer thickness is small as compared with the supports;

-the adhesive is more flexible than the support material.

The experiments were conducted using a pendulum- type impact machine. The tests employed joints as recommended by ISO 9653-91. Steel supports have been employed, the joints being realised with the epoxy and cyanoacrilat adhesives. The adherents were made of the same carbon steel. For the tests a lot of 190 samples has been used. The thickness of the adhesive layer was approximately 200 μm. The supports' surfaces have been prepared prior to fixing according to ISO 4588-89.

The specimens used for the research were configured as shown in figure 2.

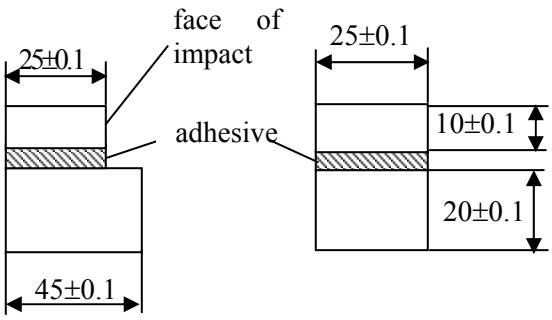


Figure 2. Schematic specimen of adhesive joints.

The relation giving the dynamic strength of the adhesive joints has the form:

$$R_n = \frac{W}{S} \tag{2}$$

where: W - the maxim energy consumed for breaking the joint; S - bonded area of the joint specimen [1].

4. CONCLUSIONS

The results obtained are indicated the following conclusions:

1) The results clearly demonstrate the very deleterious effect of water immersion on the toughness of all joints studies. Is evident from this study that the durability was clearly different for the two adhesives employed;

2) for the joints exposed for periods for up to one year all failures remained cohesive in the adhesive layer and the retained toughness values after one year of exposure were 70% for the epoxy adhesive and 50% for the cyanocrilat adhesive;

3) the joints with cyanocrilat adhesive showed a much steeper decline in toughness values and this decline was accompanied by a change in the locus of failure from cohesive in the adhesive to interfacial along the adhesive-substrate interface;

4) after five months of exposure the retained toughness was 28% for these joints after which no further deterioration was seen and fully interfacial failure was then always subsequently observed;

5) effects such as adhesive plasticization, irreversible chemical ageing and the breaking down of the intrinsic adhesion forces across the adhesive/substrate interface may all contribute to the durability of the joint in a complex manner;

6) the epoxy adhesive is susceptible to moisture attack because it has hydrophilic groups that attract water molecules. The hydrophilicity of the epoxy resine can be caused by the hydroxyl groups, these can also form hydrogen bonds with water molecules. Moisture absorbed can act as a plasticiser, solvent or hydrolysis agent for

some adhesives. This contributes to the degradation of the adhesive mechanical properties (epoxide adhesive can absorb water up to a maximum of about 10% moisture by mass, depending on chemical nature and structure, stress state, exposure time, water concentration and temperature);

7) However, what is clear is that there is a strong needs to reduce the time required for durability testing, without introducing failure mechanisms that are not observed in service.

More detailed examination of this phenomenon follows.

Received April 18, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Mocanu F., *Contribuţii la studiul proprietăţilor mecanice ale adezivilor*, Teză de doctorat, Universitatea Tehnică „Gh. Asachi", Iaşi, 1997.

/2/. Mocanu F., *Adezivi, îmbinări adezive*, Ed. „Gh. Asachi", Iaşi, 2001.

/3/. Reese R., Kawahara W., *Handbook on Structural Testing*, SEM, Fairmont Press, Lilburn, 1993, pg. 146-152.

/4/. Lilleheden L., *Mechanical Properties of Adhesives "in situ" and in Bulk*, Journal of Adhesion and Adhesives, no. 13, 1995, pp.31÷37.

/5/. Bigwood D. A., Crocombe A. D., *Elastic analyses and engineering design formulae for bonded joints*, Journal of Adhesion and Adhesives, no. 4, 1997, pp.229÷242.

/6/. Groth H. L., *Viscoelastic and viscoplastic stress analysis of adhesive joints*, Int. J. Adhesion and Adhesives 10, 1998, pp. 207÷213.

UNELE ASPECTE PRIVIND DURABILITATEA ÎMBINĂRILOR ADEZIVE

Rezumat: Utilizarea îmbinărilor adezive este determinată, în primul rând, de comportarea acestora în timp. Comportarea îmbinărilor realizate cu adezivi este semnificativ influenţată de condiţiile de mediu în care acestea sunt expuse.

Rezistenţa îmbinărilor adezive structurale scade esmnificativ în urma expunerii în cele mai uzuale condiţii de exploatare, cum ar fi de exemplu temperaturile şi umidităţile mai ridicate. Performanţele îmbinărilor realizate cu adezivi de-a lungul perioadei de exploatare trebuie neapărat cunoscute şi în funcţie de evoluţia acestora poate fi apreciată durabilitatea îmbinărilor.

Scopul prezentei lucrări îl reprezintă studiul îmbinărilor realizate prin intermediul unui adeziv în condiţii speciale de mediu. Încercarile s-au efectuat pe epruvete care au suferit un proces accelerat de degradare. Se iau în discuţie atât variaţia în timp a rezistenţei de rupere a îmbinărilor adezive, solicitate static, cât şi comportarea îmbinărilor în condiţii de solicitare dinamică. Studiile s-au efectuat pe îmbinări realizate cu adezivi epoxidici şi cianoacrilaţi. Rezultatele cercetărilor efectuate sunt sintetizate în prezenta lucrare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 665.93; 621.792

THERMAL CHARACTERISTICS OF SINGLE LAP JOINTS UNDER STATIC LOADS

BY

FLORENTINA MOCANU

Abstract. *In order to design and dimension a metal/metal adhesive bonded joint for a critical load application it is necessary to have a detailed knowledge of the strength behaviour of the joint. If we chose to use adhesive bonding, then we must be confident the joint can carry the applied loads. These loads may be static or impact. The purpose of the current work is to determine the variation mode of the strength of adhesive joints under static loading. The strength of adhesive bonded joints is known to be very sensitive to environmental exposure. When an adhesive joint is exposed to high environmental temperature the tensile load capability of the adhesive joint decrease. The purpose of the current work is the study of the thermal characteristics of single lap adhesive joints. In this paper the failure strength of adhesives as well as the tensile load capability of single lap joints was experimentally investigated with respect to the volume fraction of filler and the environmental temperature. An epoxy adhesive was employed in this study. The joints used in this study consist of metallic adherents.*
Keywords: *single lap adhesive joints, metallic substrates, polymeric resins, filler, high environmental temperature, thermal degradation, static strength*

1. INTRODUCTION

There are two kinds of joints: mechanical and adhesive. The mechanical joint is creating by fastening the substrates with bolts and rivets but the adhesive joint uses an adhesive interlayer between the adherends.

Adhesives are substances capable of bolding materials together in a useful manner by surface attachment. It defines the adhesive as a material which when applied to substrate surfaces can joint them together and resist separation. The principal attribute of adhesives is their ability to form strong bonds with surfaces of a wide range of materials and to retain bond strength under expected use conditions. An adhesive joint can distribute the load over a larger area that the mechanical joint (requires no holes, adds very little weight to the structure, has superior fatigue resistance).

Film adhesives occupy an important position among the class of structural adhesives. They are particularly efficient for bonding metallic and non-metallic substrates for the fabrication of lightweight and high-strength structures. Both thermoplastic and thermosetting adhesives are available in film form. Compared to the paste and other forms of adhesives film adhesives offer several advantages:

- control of adhesive layer thickness;
- easy handling and use;
- minimum waste and uniformity of product;
- supplied in carrier supported and unsupported forms [1, 2].

When the environmental temperature around adhesive joints approaches the glass transition temperature of the adhesive joint will fail load because of the degradation of the mechanical properties of the adhesive. Generally the structural epoxy adhesive has high toughness at low temperature, but degrades at high temperature because of its low glass transition temperature.

2. PROPERTIES OF THE EPOXY ADHESIVE.

The designer must therefore choose the geometry of the joint, the surface pre-treatment, the adhesive and its cure cycle and how to assemble the joint. The designer will also have considered the loads, which the joint expects to experience. Since it is almost impossible to design from first principles to predict the joint strength over a range of conditions, he must rely on previous experience to design efficiently. The design factors for an adhesive joint are following:

- the nonlinear mechanical properties of polymeric adhesive;
- the environmental temperature at which the adhesive joint is used;
- the dimensions of the adherend;
- the residual thermal stress generated due to the coefficient of thermal expansion difference between the adherend and adhesive;
- the glass transition temperature of the adhesive.

The epoxy adhesive mixtures could be used for bonding woods, metals, plastics, glass, ceramics, paper and leather.

Generally the structural epoxy adhesive has high mechanical properties at room temperature but its mechanical properties decrease faster than those of pure epoxy adhesive as environmental temperature increases. Since fillers in the adhesive improve the mechanical properties at high temperature the tensile properties of epoxy adhesive containing filler were rested with respect to environmental temperature and filler amount [3].

The mix ratio of resin and hardener of epoxy adhesive was 2:1. Table 1 shows the properties of the epoxy adhesive obtained from experiments and the properties of the filler.

Table 1. Properties of the epoxy adhesive and the filler

Properties	Filler	Adhesive
α (10^{-6} m/m ^{o}C)	6	55
ν	0.3	0.25
ρ (g/cm^3)	3.4	1.2
E (Gpa)	350	10.5
τ (Mpa)	420	33

where: α – coefficient of thermal expansion;
ν - Poisson's ratio;
ρ – density;
E - Young's modulus;
τ – tensile strength.

3. TENSILE STRENGTH TESTING

3.1. Experimental Results

The results of the tensile tests to which the adhesive joints with metallic supports, joints obtained by single lap do not represent an intrinsic characteristic of the adhesive. They depend on the adhesive's nature and application mode, on the film's thickness and polymerisation cycle, as well as on the support's material, mode of surfaces' preparation, thickness, mechanical characteristics and length of the supports. The adhesive thickness used was 0.3mm (at this value the joint failed in the bulk failure mode which yielded a much layer load capability of the joint than the joint failed in the interfacial failure mode) and the bond length used was 25mm. A steel plate 1.2mm thick was adopted for the adherend substrate. The assembled set was kept to 100°C for 24h to cure the epoxy adhesive layer. Bulk specimens made of homogeneous epoxy resin were also prepared under the same curing conditions for comparison.

The tensile tests on the single lap adhesive joint were performed at a static test speed of 1mm/min at 20, 40, 60 and 80°C. Specimens for the tensile testing were prepared in accordance with ASTM D2094-00. The testing itself was done in accordance with ASTM D2095-96. Tensile strength testing was conducted on samples prepared at Department of Strength of Materials of Technical University "Gh. Asachi" Iassy. All tests have been developed at normal conditions of the humidity, 50%±5% relativ humidity, 7 days after the adhesive's strengthening in the joints. The supports' surfaces have been prepared prior to fixing according to ISO 4588-89. The bonding procedure for the joints is as follows: polishing by abrasive paper, degreasing of the surfaces of the adherents with acetone, bonding, curing for 24 hours at room temperature.

The tensile tests were performed three times under the environmental temperatures of 20, 40, 60 and 80°C. Table 2 shows the failure strength of the epoxy adhesive with respect to the environmental temperature and the volume fraction of filler [4].

Table 2. Tensile failure strength

		Temperature (^{o}C)			
		20	40	60	80
Failure strength (MPa)	without filler	42	33	20	8
	filler 10%	48	37	25	8
	filler 20%	55	42	30	11
	filler 30%	64	49	38	18

It was assumed that the adhesive joint failed at the time of epoxy adhesive failure because the adhesive was much weaker than steel adherends. The failure strength was the engineering stress at the failure of the tensile specimen. The tensile properties of the epoxy adhesive increased as the volume fraction of the filler increased but decreased as the environmental temperature increased [5].

The failure strength of the epoxy adhesive containing 30% filler was 1.7 times higher than those the neat epoxy adhesive at 20°C. Also, the failure strength of the bonding joints with epoxy adhesive containing 30% filler was 2.4 times higher than those of the neat epoxy adhesive at 80°C. The increase ratio of the failure strength of the epoxy adhesive with respect to the volume fraction of filler at 20 and 80°C is shown in table 3.

Table 3. Increase ratio of the failure strength of epoxy adhesive at 20 and 80°C with respect to the volume fraction of filler.

Tensile properties	Test temperature (°C)	Volume fraction of filler (%)		
		10	20	30
Failure strength	20	1.3	1.5	1.7
	80	1.1	1.5	2.4

The tensile load capability of an adhesive joint decreases as the environmental temperature increases because of the thermal degradation of the adhesive. To reduce the degradation of the tensile load capability of the single lap adhesive joint whose adherends were made of steel, the adhesive joints joined by the epoxy adhesive containing filler were tested at several temperatures. Following curing the tensile strength was determined and the averages of the ten tests are reported in table2. From the tensile tests on the epoxy adhesives it was found that the mechanical properties of the epoxy adhesives decreased sharply in the vicinity of glass transition temperature (65 °C) however, those of the filler containing epoxy adhesives did not.

In order to calculate the tensile load capability of the adhesive joint the adhesive layer was assumed to be isotropic and homogeneous. However, the adhesive layer is not homogeneous when the filler is added to the adhesive. The adhesive joint with filler has a higher load capability than the joint without one because the adhesive layer has a longer crack length when the adhesive joint fails.The average tensile strength of the single lap adhesive joint was defined as: τ=tensile load at failure/bond area. The average tensile strength of the single lap adhesive joint increased as the volume fraction of the filler increased because the filler addition of the epoxy adhesive increased the tensile strength of the epoxy adhesive and decreased the coefficient of the thermal expansion of the epoxy adhesive which decreased the residual thermal stress in the single lap adhesive joint [6].

Although failure strength of the epoxy adhesive decreased much as shown in table 3 as the environmental temperature increased, the average tensile strength of the single lap adhesive joint did not decrease much compared to the adhesive properties due to the decrease of the tensile residual thermal stress.

The adhesive failure mode may be classified as:

- adhesive (adhesive failure occurs at the substrate/adhesive bond line). This is an indication that the bond between the adhesive and the substrate is weaker than either adhesive itself or the substrate material.

- cohesive (cohesive failure is usually seen as a failure within the body of the adhesive).

When both the adhesive and the bond between the adhesive and the substrate are very strong the substrate material may fail.

The failure mode of the adhesive joint was the cohesive in the adhesive layer rather than the interfacial failure between the adherend and the adhesive. The failure indices at the ends of the bond length are higher than those in the middle part due to the stress concentration.

3. CONCLUSIONS

From the present experimental investigation, the following conclusions can be drawn:

1. The results clearly demonstrate that the reaction generated at the interfaces between epoxy adhesive and steel substrate caused a decrease in tensile strength.

2. The reason for the failure of these adhesive bonding systems was due mainly to the thermal degradation of the adhesives themselves and their poor bonding behavior to metal side. In fact, the loss of adhesion after exposure was observed to take place in the adhesive layer and at the interfaces between the adhesive and adherend.

3. The average tensile strength of the single lap adhesive joint increased as the volume fraction of the filler increased because the filler addition to the epoxy adhesive increased the tensile strength of the epoxy adhesive and decreased the coefficient of thermal expansion of the epoxy adhesive, which decreased the residual thermal stress in the single lap adhesive joint.

4. From the tensile tests on the single lap adhesive joints it was found that the average tensile strength of the single lap adhesive joint did not decrease much compared to the adhesive properties because the tensile residual thermal stress in the joint decreased as the environmental temperature increased.

Received April 27, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Mocanu F., *Contribuţii la studiul proprietăţilor mecanice ale adezivilor*, Teză de doctorat, Universitatea Tehnică „Gh. Asachi", Iaşi, 1997.
/2/. Mocanu F., *Adezivi, îmbinări adezive*, Ed. „Gh. Asachi", Iaşi, 2001.
/3/. Lilleheden L., *Mechanical Properties of Adhesives "in situ" and in Bulk, Journal of Adhesion and Adhesives*, no. 13, 1995, pp.31÷37.
/4/. Mocanu F., - *Influence of the filling material and of the crosslinking agents on the resistance of adhesive joints*, the Bulletin of Polytechnic Institute of Iasi, Tom. XLVII (LI), Fasc. 3-4, 2001, ISSN 1011-2855, pg. 75-83.
/5/. Barsanescu P. D., Mocanu F., s.a. *Tensiuni remanente*, , Ed. „Gh. Asachi", Iasi, 2003.
/6/. Yao, Q., Qu, J., *Effect of Thermal Residual Stresses on Polymer/Metal Interfacial Adhesion*// J. Appl. Mech., 36, pag. 650-654, 2003.

CARACTERISTICI TERMICE ALE ÎMBINĂRILOR ADEZIVE REALIZATE PRIN SIMPLĂ SUPRAPUNERE ÎN CONDIŢII DE SOLICITARE STATICĂ

Rezumat: Pentru proiectarea şi dimensionarea optimă a îmbinărilor adezive metal/metal este absolut necesară conoaşterea, în primul rând, a modului de comportarea a acestora. Dacă se preferă utilizarea îmbinărilor adezive trebuie avut grijă asupra modului de solicitare în condiţiile exploatării. Încercările pot fi statice sau dinamice. Prezenta lucrare îşi propune determinarea modului de variaţie a rezistenţei îmbinărilor adezive în condiţii de solicitare statică. Este cunoscut faptul că rezistenţa îmbinărilor adezive este influenţată de condiţiile de mediu în care acestea sunt exploatate. Atunci când îmbinarea este expusă în condiţii de temperaturi ridicate încărcarea pe care aceasta o poate suporta scade. Lucrarea sintetizează rezultatele unor cercetări în vederea stabilirii

caracteristicilor unor îmbinări adezive realizare sprin simplă suprapunere în diferite condiții de temperatură cu menținerea constantă a proporției materialului de umplutură. S-a stabilit pe cale experimentală comportarea îmbinărilor adezive cu suporți metalici realizate prin intermediul unui adeziv epoxidic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 665.93; 621.792

FRACTURE BEHAVIOUR IN EPOXY ADHESIVE JOINT WITH VARIOUS BOND THICKNESSES

BY

FLORENTINA MOCANU

Abstract. . *Mechanisms of fracture behaviour in the adhesive layer of an adhesive joint are important for understanding and thereafter improving the structural integrity. Bond thickness is one of the significant design parameters for adhesive joints. The purpose of the current work is the study on bond thickness dependence of the fracture toughness of adhesive joints. Adhesive joints between steel adherends with epoxy adhesive layer of various thickness (adhesive layer with 50mm, 12mm, 6mm, 3mm bond thickness) were investigated. Impact tests of the specimens were performed with a constant crosshead displacement rate at room temperature. An epoxy adhesive realized at the "Petru Poni"Institute of Macromolecular Chemistry Jassy was employed in this study. The joints used consist of metallic adherents.*
Keywords: *polymeric adhesives, adhesive joints, adhesive thickness, thickness effect, fracture energy, energy release rate, metallic substrates, fracture, loading rate.*

1. INTRODUCTION

Polymeric adhesives are present almost everywhere as they can be conveniently used to join material of different properties to form specially structures otherwise cannot be made. The design of the joints of separate parts has become an important research area because the structural efficiency of a structure with joints is established with a few exceptions by its joints not by its basic structure. Adhesive joints have the following attractive features:

- joining of dissimilar materials is easier compared with the conventional joints;
- stress concentration does not appear because of the absence of the a hole unlike bolted or riveted joints;
- vibration absorption is feasible in an adhesive layer.

In many adhesive bonds extensive debonding would lead to adherend separation and no further interaction between the adhesive and the adherends. In some applications however significantly adhesive layers many remain in contact with the adherends. Our understanding of the phenomena requires that the following circumstances exist:

- the adhesive must be debonded over portion of its length;
- there must be the probability of friction at the interface between the adhesive and the adherend;
- the adhesive must be a viscoelastic material that is temperature dependent and must be confined by a channel like adherend cross-section [1, 2].

The effect of loading rate on the bond strength is important. An increased loading rate resulted in decreased bond strength probably due to the induction of a stiff

body response and elimination of the viscoelastic properties of the polymeric resin. Generally the results indicated a similar effect on both chemically cured and light-cured adhesives.

The adhesive bond strength is influenced by the bond thickness, its fracture energy dissipation for a given thickness and materials that an adhesive bonds together. Generally the adhesive is weaker and less stiff than the two adherends or substrate materials it joins.

As a result cohesive failure within adhesive often becomes the main concern for integrity of layered structures. Therefore a good understanding of adhesive joint fracture and associated thickness is critical for the design, construction and maintenance of joints bonded by adhesives. Because of the physical restriction in the thickness direction of adhesive joints and the influence of the two supports a complex behaviour is always expected [3].

2. ANALYSIS OF EXPERIMENTAL DATA

This study is a genuine one referring to an epoxy adhesive realized at the “Petru Poni” Institute of Macromolecular Chemistry Jassy. It is a new Romanian epoxy adhesive with higher mechanical properties in conditions of both static and dynamic stress. On propose a systematic study on the fracture behaviour of structural adhesives using adhesive joint specimens. The hypothesis tested in the present study was that the bond strength is altered under high-velocity debonding force relative to a low loading rate.

On studied the effect of adhesive thickness on the critical strain energy of an epoxy adhesive used to bond two steel substrates. Their experiments showed that for given temperature and loading rate the breaking energy depend on both specimen and adhesive thickness.

To avoid the complexity due to the combined effects of adhesive joint thickness temperature and loading rate a set of experimental data with fixed normal conditions of the temperature and humidity. All tests have been developed at $23^{o}C \pm 3^{o}C$ and 50%±5% humidity relative. Crosshead displacement rate was 3.4m/s. Impact testing was conducted on samples prepared at Department of Strength of Materials of Technical University "Gh. Asachi" Iassy.

The results of the impact tests with the structural adhesive joints do not represent an intrinsic characteristic of the adhesive. They depend on the adhesive's nature and application mode, on the adhesive thickness and polymerisation cycle, as well as on the nature supports, mode of surfaces' preparation, thickness, mechanical characteristics and length of the supports.

Table 1 shows the breaking energy obtained on the adhesive joint specimens with some different thickness. Ten specimens were tested for each type. The specimen surfaces and adhesive/substrate interfaces influenced the adhesive fracture behaviour.

Surfaces of specimens for the impact testing were prepared in accordance with ASTM D2094-00 (polishing by a rotary sandpaper polisher, treating with hydrochloric acid, rinsing with water and drying).

The testing itself was done in accordance with ISO 9653-1991. After curing the energy was determined and the averages of the ten tests are reported in table 1.

Table 1. Fracture energy of the adhesive joint specimens

		t (mm)				
		0.5	1	1.5	2	2.5
W (kJ/m^2)	b=50mm	19	45	21	16	16
	b=12mm	16	36	18	14	14
	b=6mm	14	28	16	12	12
	b=3mm	12	20	14	10	10

where: b - specimen thickness;
t - adhesive thickness.

In comparison with other thickness values of 12, 6, 3mm the set of data (50mm) can be considered in pure strain condition and with least specimen-thickness influence. In table 1 two distinct monotonically increasing and decreasing regions are separated by the maximum energy rate. In the case b=3mm the plane stress conditions is assured. The failure mode of the adhesive joint was the cohesive in the adhesive layer rather than the interfacial failure between the adherend and the adhesive [4].

3. MODELLING OF BEHAVIOUR

The fracture energy is chosen to illustrate the size effect on concrete fracture because its solution can also be used to explain the adhesive thickness effect on adhesive joints. This energy is following expressed:

$$W = \frac{1}{b \cdot (l - s)} \cdot \int P \cdot d\delta \qquad (1)$$

where: W – the average fracture energy;
P – applied load;
δ – load-point displacement;
b - specimen thickness;
l – specimen width;
s – crack length;
b (l-s) – fracture area [5].

The fracture energy given by equation 1 can be related to the local fracture energy as:

$$W = \frac{1}{l - s} \cdot \int_0^{l-s} w \cdot dx \qquad (2)$$

By dividing the specific work of fracture into the essential work of fracture (W_E) and the plastic work or non -essential work of fracture (W_P) the fracture energy is related to (l-s) by:

$$W = W_E + W_P = W_E + C\,(l-s) \qquad (3)$$

where C is constant.

The last equation predicts the linear relationship for the fracture energy.

The critical energy is more often used to characterise the fracture of adhesive joints and bulk adhesives. Since this energy is related to the total crack it is reasonable to assume that the critical energy release rate is proportional to the local specific fracture energy.

In the case of an adhesive joint bonding two high modulus and non-yielding substrates, the critical energy of an adhesive joint increase initially with increasing adhesive thickness.

4. CONCLUSIONS

The effects of adhesive thickness on the fracture energy of the adhesive joints made with epoxy adhesive were investigated. Table 1 shows the changes in fracture energy of the joint specimens as a function of adhesive and specimen thickness.

In general high loading rates eliminate the viscoelastic response of the polymeric adhesive to the applied load, inducing a stiff body response. This inelastic response does not allow for absorption of the energy through elastic deformation, as occurs during slows loading.

Most often the failure was large cohesive (failure within the body of the adhesive).

The average fracture energy of an adhesive joints increase with increasing bond thickness to a peak value and then gradually reduces to a plateau value corresponding to the bulk adhesive material.

More detailed examination of this phenomenon follows.

Received April 27, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Mocanu F., *Contribuţii la studiul proprietăţilor mecanice ale adezivilor*, Teză de doctorat, Universitatea Tehnică „Gh. Asachi", Iaşi, 1997.
/2/. Mocanu F., *Adezivi, îmbinări adezive*, Ed. „Gh. Asachi", Iaşi, 2001.
/3/. Lilleheden L., *Mechanical Properties of Adhesives "in situ" and in Bulk*, Journal of Adhesion and Adhesives, no. 13, 1995, pp.31÷37.
/4/. Barsanescu P. D., Mocanu F., s.a. *Tensiuni remanente*, , Ed. „Gh. Asachi", Iasi, 2003.
/5/. Mocanu F., - *The mathematical modelling of the epoxide adhesive behaviour at shear and shock*, the Bulletin of Polytechnic Institute of Iasi, Tom. XLV (XLIX), Fasc. 1-2, 1999, ISSN 1011-2855, pg. 111-114.

COMPORTAREA ÎMBINĂRILOR REALIZATE CU ADEZIVI EPOXIDICI ÎN FUNCŢIE DE GROSIMEA LIPITURII

Rezumat: Studiul mecanismului comportării stratului de adeziv din îmbinarea adezivă este important pentru cunoaşterea şi îmbunătăţirea rezistenţei îmbinărilor. Grosimea lipiturii este unul dintre cei mai importanţi parametrii care trebuie luaţi în consideraţie la proiectarea îmbinărilor. Lucrarea îşi propune studiul influenţei grosimilor stratului de adeziv şi a suporţilor asupra rezistenţei la rupere a îmbinărilor adezive. Au fost studiate îmbinări adezive cu suporţi de oţel realizate prin intermediul unui adeziv epoxidic de diferite grosimi (50mm, 12mm, 6mm respectiv 3mm). S-au luat în consideraţie încercări dinamice realizate la temperatura camerei cu o viteză de încercare constantă. Studiul s-a efectuat pe îmbinări cu suporţi metalici realizate cu un adeziv epoxidic produs la Institutul de Chimie macromoleculară "Petru Poni" din Iaşi.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 66.074

VORTEX GAS DRYING

BY

IOAN RUSU. *EMIL IACOB

Abstract. *The presence of humidity in the compressed air or in other gases made more difficult their transport as well as their utilization in technological aims by the occurring of the liquid and solid phase of water. The use of the vortex tubes it is dictated by their simple operation, low costs of achieving the equipment, by the missing of the freezing installations, ecological operation, etc. There are shown theoretical and some experimental aspects as well as some schemes of vortex equipment that can be used in metallurgical industry or in other fields of interest.*
Keywords: *vortex effect, gas drying*

1. INTRODUCTION

The vortex effect of energetical separation is a very complex gasodynamic process that appears in a spatial turbulent flow of a compressible viscous fluid. The apparatus that uses this effect is shown in Figure 1 (1-inlet nozzle, 2-diaphragm, 3-cold end, 4-the energetical separation room, 5-regulation valve, 6-hot end). The compressed gas flow rate m_1 with the initial parameters p_i^*, T_i^* it is convergent introduced in (4), by means of the nozzle (1) and where it is accelerated to a speed close to the sound one. Inside the strongly turbionated gas flow it takes place a redistribution process of the initial energy, proces during which the gas from the axial zone becomes colder and that from the peripherial zone becomes warmer than the compressed one. From (4) the cold gas exits through (2) and the hot one – through the ring section between (5) and (6). The modification of the regulation valve section leads to the variation of the cold and hot gas flows (m_r, m_c), and finally to the modifications of the temperatures of these two flows.

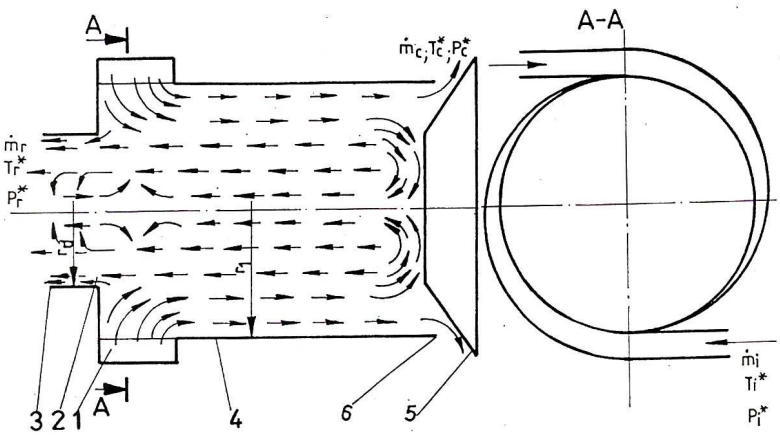


Figure 1. The scheme of a vortex tube and of the flows circulation inside it.

2. VORTEX GAS DRYERS

At the flowing of a two-phase mixture from the inlet nozzle (1), in the energetic separation chamber (4) will occur a vortex flow consisting in a liquid film disposed on the chamber walls and a gas flow with a lower or higher humidity level. A part of the liquid can sink over the diaphragm entering in the cold gas flow.

The formation and the maintaining of the liquid film on the chamber's wall is due to the powerful field of centrifugal forces, under the influence of what the condensate and the vapors introduced together with the compressed gas place themselves peripherial. Because of the fact that in the section of the nozzle is reached the maximum tangential speeds of the peripherial flow, we can suppose that the liquid film is being formed in this section. In the sections toward the valve (5) occur film breaking and the passing of the formed drops in the axial vortex.

A part of the slightly dispersed liquid exits from the orifice of the diaphragm together with the cold gas flow. The drops escaping the axial flow get into the peripherial flow where they vaporize totally or partially.

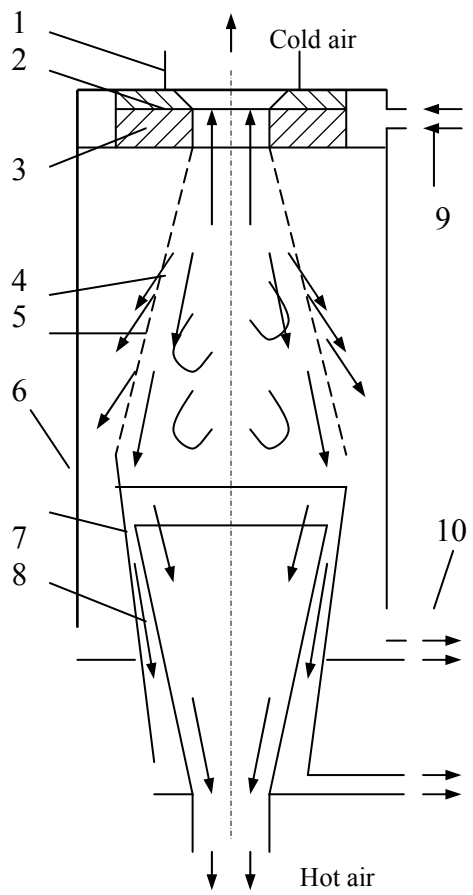


Figure 2. The scheme of a vortex separator

The scheme of a vortex separator is shown in Figure 2, in which: 1-cold air exit; 2-diaphragm; 3-inlet nozzle; 4-conical energetical separation chamber; 5-windows for condensate elimination; 6-body; 7-extra vortex chamber; 8-separation chamber; 9-compressed air; 10-condensed water.

The compressed wet air enters through (3) in chamber (4) where, thanks to the energetic separation effect, divides in two flows with different temperatures - the cold flow, axially disposed, exits through the diaphragm (2); the peripherial hot flow exits through the chamber (8). During the apparatus operation it takes place the condensation of the humidity from air, the drops formed and those existing at the apparatus inlet will form, because of the centrifugal forces, a liquid layer disposed on the interior walls of chamber (4). That, as well as the wet air layer in the neighborhood, is being vented through the windows (5) in the space between the body (6) and the chamber (4). The final separation of the humidity from air is being done after the formation of a stable layer of condensate on the walls of the chamber (7) (thanks to the it conical shape and to the diminishing in the absolute speed of the vortex it takes place a stabilization and a growing of the thickness of the condensate layer, fact that enables it easy venting). The dry air exits the vortex separator through (8).

We can see that this vortex equipment combines two processes: the energetic separation in two flows (one cold and one hot) and that of the drying of the supplied compressed air. If one wants only the obtaining of a dry gas flow (nevermind its temperature) it is enough to close the orifice of diaphragm (2). Experimental results have confirmed the theoretical calculus, the diminishing of the compressed air humidity going up to 92%.

3. THE USAGE OF VORTEX TUBES IN DRYING INSTALLATIONS

The presence of humidity in the compressed air or in other gases made more difficult their transport as well as their utilization in technological aims by the occurring of the liquid and solid phase of water.

We present two possible industrial schemes of vortex dryers (Figure 2). In the first (Figure 2a) the compressed air enters in the oil separator (1) where takes place a condense separation after which it will cool in a heat exchanger (2), reaching the second separator of water and oil (3). The most part of the compressed air returns in the recovery system (2) where it get warm and is sent to the user. The rest of the compressed air is being sent to the vortex cooler (4). The obtained cold flow enters the recovery system where it is heated and than exits in the environment. The hot flow is also eliminated in the atmosphere. In the gas drying case, after the detension from the cooler, the flows are being sent to a low-pressure duct for their further technological use. The second scheme (Figure 2b) is different because we use for rectifying cooling a heat exchanger with only two flows (2); the heat of the inlet air flow is being sent only toward the reverse current of compressed air. The heat exchanger (5) is designated for a further cooling of the flow produced by the vortex tube.

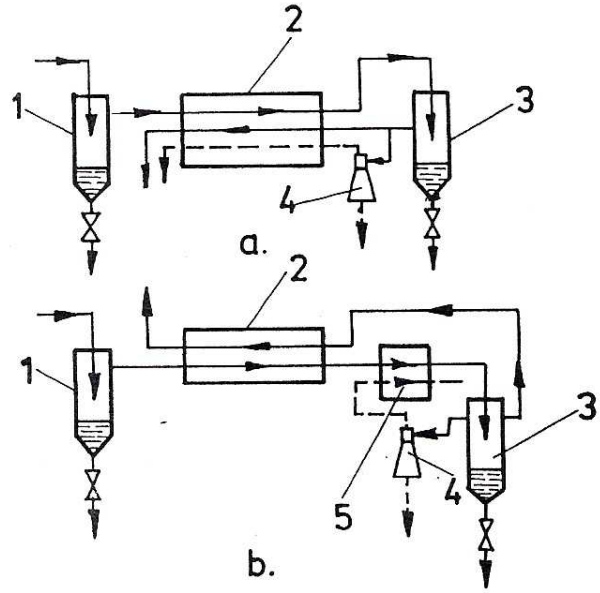


Figure 3. The schemes of the drying installations with vortex tubes cooling equipment; (a)-with triple flow heat recovery systems, (b)-with double flow.

In the shown schemes the minimum temperature of the gas that enters the separator (3) must be higher 273 K. For a reliable functioning of the installation it must be avoided the possibility of the ice occurring on the heat transfer surfaces. Concerning this, the circulation through the exchanger (5) enables the obtaining of a minimum heat transfer surface. If must be reached dew points lower than 273 K, the schemes will be changed: the separator (3) is being placed after the exchanger (2) in which the compressed air is being cooled to temperatures over 273 K. After the condense elimination, the compressed gas is cooled in one of the heat exchangers (refrigerators) at temperatures lower that 273 K. During the functioning of one refrigerator the other one is deiced for water elimination and so on.

Received April 19, 2005

Technical University "Gh.Asachi" Iasi
**University of Medicine and Pharmacy "Gr.T.Popa" Iasi*

REFERENCES

/1/. Barsukov, S.M., *Vihrevoi effekt Ranka,* Izd.Irkusk.In-ta, Irkusk, 1983, 118 p;
/2/. Suslov A.A. and others, *Vihrevye apparaty*, Masinostroenie, Moskva, 1985, 250 p.;
/3/. Kosenko, V.N., *Vihrevaâ truba i eë premenenie v tehničeskom razdelenii gazovyh smesej*, Obzornaâ informaciâ, Centr. Inst. nauč.-tehnič. informacii, Moskva,1992,pp.12-13.

USCAREA GAZELOR PRIN METODA VORTEX

Rezumat: Prezența umidității în aerul comprimat sau în alte gaze face mai dificil transportul acestora, dar şi utilizarea lor în scopuri tehnologice şi aceasta datorită apariției fazelor solidă şi lichidă de apă. Utilizarea tuburilor de vârtej în scopul uscării gazelor este determinată de modul simplu de operare a acestora, costurile mici de realizare a echipamentului tehnologic, de eliminarea necesității existenței unor instalații frigorifice, etc. Sunt prezentate câteva aspecte teoretice şi experimentale precum şi unele scheme de echipament turbionar ce poate fi utilizat în industria metalurgică sau în alte domenii de interes.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.928

THE VORTEX EFFECT OF ENERGETICAL SEPARATION USED FOR THE DUST-GAS MIXTURES SEPARATION

BY

IOAN RUSU

Abstract. *The paper presents the researches made by the authors concerning the possibility of applying the energetical separation effect at the dust-gas mixture separation. It is described the phenomena that occur during the separation process, finding theoretical relations that could lead to the designing of some specialised vortex installations. The constructive scheme of a vortex separation tube it is shown, concluding with the idea that this equipment combine the phase separation function with that of a energy separator, fact that made the biphasic mixture initial energy to be used better.*
Keywords: *vortex effect, dust-gas mixture separation*

1. INTRODUCTION

The vortex effect of energy separation consists in that through the relaxation of a vortical and compressed gas into a cylindrical or conical space the layers of gas situated in the close proximity of the axis's tube become cold and are evacuated through one side of the device (cold end) and the peripherial gas's layers become warm and are evacuated through the other side (warm end) of the tube /1, 2/. It is characterised by the occurrence of three simultaneously processes which take place in the vortex tube: the energetic transfer from the axial layers to the peripherial ones, heat transfer to the axial layers and the lowering of the total pressure of the peripheral gas stream, the main cause being the friction with the tube's walls.

The various applications of this effect led to the study of thermo-gaso-dynamic phenomena and than to the mathematical modelling of the processes occurring in the vortex tube. The theoretic research led to the conceiving of some calculus programs, which allows the optimisation of the tube's geometry and to some attempts for finding new fields of application of the energetical separation effect. So, the idea of its use in the dust-gas mixture separation has occurred.

2. THEORETICAL CONSIDERATIONS

The phasic separation of dust-gas mixtures inside a vortex tube is an example for a typical separation process of a fine dispersed phase (the sizes of the particles do not exceed a few micrometers) inside a field of big centrifugal forces.

In the case of the above mixtures, the main factors leading to a malfunctioning of the separation process are well known [1, 2, 3]: the turbulent pulsation from the gas vortex and the occurring of a concentration degree because of the diffusion (the dust particles transportation under the influence of centrifugal forces toward the limits of

the separation chamber leads at the accumulation of aerosols in the peripherial layers of the flow, near the walls, the occurring radial gradient of concentration being the driving force of the diffusive flow of the dust transport in the axial zone of the chamber [4].

We have observed that a negative influence upon separation process has the radial flow rate of solid particles made by means of the radial gradient of pressure. Also it must be remembered that upon a solid particle from the strongly turbionated flow of the free vortex can act an opposite force to the centrifugal one, force that is determined by the viscosity of the carrying medium and by the radial gradient of the tangential component of the carrying medium speed.

Thanks to the difference between the particle speeds measured in opposite points of the same diameter, it is also possible that immediately of its closest neighbourhood to occur a circulation of the carrying medium, that can lead to the occurring of a force that will push the particle in the direction of tangential speed growing, idea that is confirmed in [5].

Starting from the above aspects and from the analysis of the equilibrium of a cubic solid particle placed under the influence of a pressure field and of the centrifugal force, it was ascertained that for achieving a radial equilibrium of the particle it is necessary that it density be bigger that of the one of the carrying medium, the minimum possible fraction being [4]:

$$\left(\frac{\rho_{md}}{\rho_{mp}}\right)=1+\left(\frac{R}{r}\right)^2\left(\frac{12}{c_{pr}\,\mathrm{Re}_t}\right)^{\frac{5}{3}}\left[\frac{2-\dfrac{12}{c_{pr}\,\mathrm{Re}_t}}{1-\dfrac{12}{\left(c_{pr}\,\mathrm{Re}_t\right)^2}}\right]$$

where: ρ_{mp} and ρ_{md} – the density of the carrying medium, respectively of the dispersed medium; R – the separation chamber radius; r – the current radius; Re – the Reynolds criteria on the tangential direction; $c_{pr} \approx 3$ – proportionality coefficient.

Neglecting the factors that obstruct the separation process of the biphasic mixtures and what have been previously mentioned, the vortex tubes can be used successfully in the above process. Another advantage would be the one that this apparatus combines the function of the phasic separator with that of energetical separator, fact that made the initial energy of the biphasic mixture to be better used

2. EXPERIMENTAL PROPOSALS

The constructive scheme of a separator vortex tube is shown in Fig. 1, in which: 1-inlet nozzle of the biphasic medium; 2-separation room; 3-dust storage; 4-regulating valve; 5-separator; 6-dust evacuation duct; 7-joint duct; 8-outlet cold pure air.

The biphasic gas-solid mixture is being strongly turbionated through the inlet nozzle 1, in the separation chamber 2 taking place both the energetical separation in two gas flows (cold and hot) and the cleaning of the axial layers from the dispersed solid phase. The cold cleaned flow exits toward the user through the diaphragm orifice. The hot flow of gas (the peripherial one) is being taken by the separator 5, passes through the space between valve and separation chamber wall and than it is being sent, for example, toward a local heating device.

The solid particles gather at the outskirts of the chamber 2, are collected by means of separator 5 to a dust storage 3 and than being transported by means of the evacuation duct 6 to dust storage tank. The joint duct 7 has the purpose of reintroduction of the carrying gas into the technological circuit.

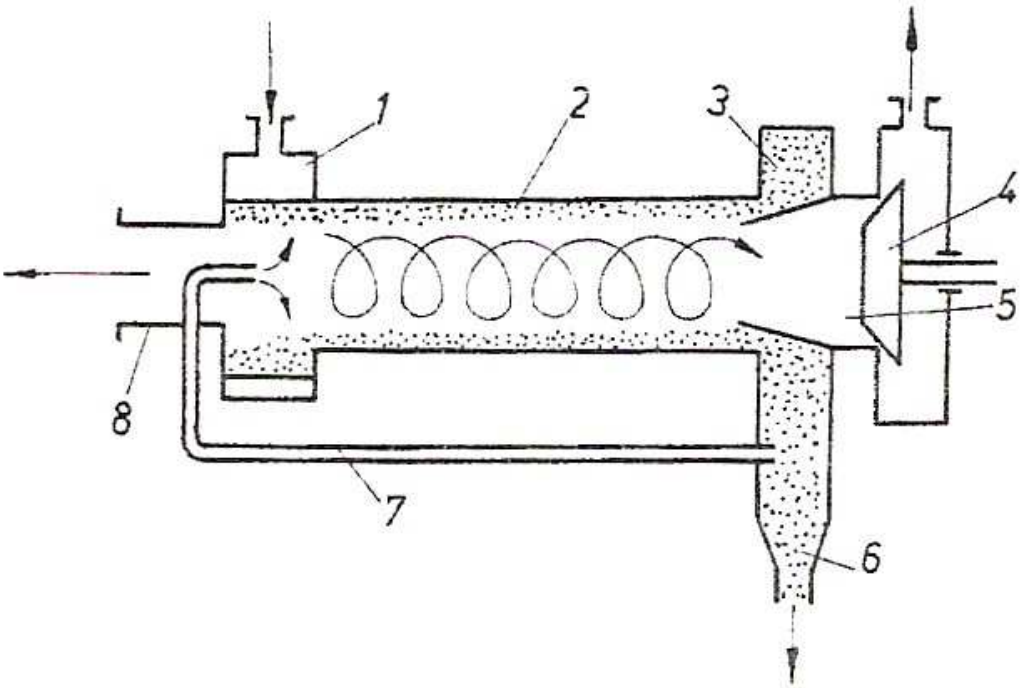


Figure 1. Constructive scheme of a dust-gas mixture separator vortex tube.

Received April 19, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Abramovici, G.N., *Prikladnaâ gazovaâ dinamika*, OGIZ, Moskva, 1952, 456 p;
/2/. Barsukov, S.M., *Vihrevoi effekt Ranka*, Izd.Irkusk.In-ta, Irkusk, 1983, 118 p;
/3/. Stefanescu, D., *Termogazodinamica tehnica*, Ed. tehnica, Bucuresti, 1986, 463 p;
/4/. Suslov A.A., Ivanov S.V., Muraskin, A.V., Cizikov, U.V. - *Vihrevye apparaty*, Masinostroenie, Moskva, 1985;
/5/. Epifanova, V.I., *Pribižënnaâ metodika rasčetnogo opredeleniâ harakteristik vihrevogo ežektora*, Izvestiâ vuzov, Mašinostroenie, no. 10, 1975, pp. 42-44.
/6/. Rusu, I., Munteanu, C., ş.a., *Researches Concerning Vortex Unconventional Cooling Equipments in Metallurgical Technology,* International Conference On Materials and Advanced Technologies – Materials, Functionally and Materials "EUROMAT'97", Maastricht, Olanda, 1997; vol. III, pp. 491 ÷ 494;
/7/. Rusu, I, Munteanu, C., *The Optimum Characteristics of Vortex Microtubes,* Kontrol' i upravleniâ v tehničeskih sistemah KUTS-97, noiembrie 1997, Vinița – Ucraina, vol. II, pp. 192 ÷ 198;
/8/. Rusu, I., Dima, A., . *Transfer de căldură şi instalații termice,* Editura Cermi, Iaşi, 1997, ISBN 973-97303-9-6, 178 p.

UTILIZAREA EFECTULUI TURBIONAR DE SEPARARE ENERGETICĂ LA SEPARAREA AMESTECURILOR PRAF-GAZ

Rezumat: Lucrarea prezintă cercetările facute de autor privitoare la posibilitatea utilizării efectului turbionar de separare energetică la separarea amestecurilor de gaze şi praf. Se descriu fenomenele care apar în timpul procesului de separare şi care conduc la determinarea unor relaţii teoretice care să conducă la proiectarea unor instalaţii turbionare specializate. Este prezentată schema unui tub vortex destinat separării amestecurilor praf-gaz. S-a ajuns la concluzia ca acest echipament combină funcţia de separator de praf cu cea de separator energetic, fapt ce face ca energia iniţială a amestecului praf-gaz sa fie utilizată mai eficient.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.14; 620.17

RESEARCH REGARDING THE BEHAVIOUR OF HYSTERETIC STEEL BARS ENERGY DISSIPATORS

BY

V. V. MOLDOVEANU, C. BEJINARIU, L. DRAGOI, A. FLORESCU

Abstract. *The most simple energy dissipator based on bending deformation is the soft steel bar. Energy dissipation is obtained when the metal from the device is plastically deformed. The work researches the behaviour of the steel bars.*
Keywords: *hysteretic energy dissipator, plastically deformation, behaviour of steel bars*

Hysteretic dissipators are devices used for absorbing a part of the energy induced into a system by earthquakes or other exceptional phenomena like: explosions, dramatic shocks and powerful winds.

According to the worldwide research, a wide range of dissipators has appeared, especially designed to suit their purpose. These dissipators are successfully used for seismic isolation of buildings, bridges and for particular installations inside nuclear power plants, also for automobiles protection against shocks, as protection parapets on the highways, for reservoir's protection etc.

Hysteretic dissipators of great capacity are built based on plastic deformation of metals (usually steel or lead). The element of energy absorption from a device with metal plastic deformation can be conceived to function on one or more directions when it is bent, compressed, stretched, submitted to local yielding or to any other combination of these procedures. Energy dissipation is obtained when the metal from the device is plastically deformed, the energy being absorbed through internal friction.

The advantages of these types of dissipators are: stable behaviour, long reliability and great strength against environment conditions. These dissipators can offer rigidity to buildings, resistance and capacity to dissipate seismic energy.

The most simple energy dissipator based on bending deformation is the soft steel bar. This dissipator is a console type one, having one end fixed on the plate placed on the foundation and the other end free. The force actuates towards the free end through a spherical joint.

The soft steel is part of carbon steel class of general usage. The soft steel most frequently used for energy dissipators is OL37 steel. For the testing of hysteretic dissipators made by steel bars, were built 24 test pieces of rolled OL37 steel, having a diameter of 22 mm (12 pieces) and 30 mm (12 pieces).

From these 12 steel bars with the 22 mm diameter, 6 were thermally deformed by annealing and the other 6 of them remained in form in which they are delivered. The same process was applied to the other 12 steel bars of 30 mm diameter.

To eliminate the internal tensions which have appeared inside the steel bars as a consequence of modifying the delivery diameter and to increase plasticity for better energy dissipation, a thermal deformation of annealing was applied.

The annealing parameters, recommended for OL 37 are:

- slow heating at 650 ÷ 700°C;
- one hour maintaining;
- cooling with the oven till 200 ÷ 300°C and then in the open air.

The steel bars have been rigidly fixed on the inferior part of the fixing device, figure 1, assembled on the rigid frame of the hydraulic testing stand. The stand was conceived in order to make possible testings in alternating cycles (from left to right) with one Hz frequency. The bilateral hydraulic cylinder used for testing (∅ 150/ ∅70/400), actuates upon the free end of the testing device through a force dynamometrical trap and a spherical joint. The inductive moving translator assembled on the rod of the plunger, the force dynamometrical trap and the measure amplifier send to an acquisition plate then to a computer all the information gathered during the experiment.

Figure 2 represents hysteretic curves describing the evolution of degradation in alternating cycles of a bar with 22mm diameter in delivery state; the breaking of the bar has occurred after 168 charging cycles.

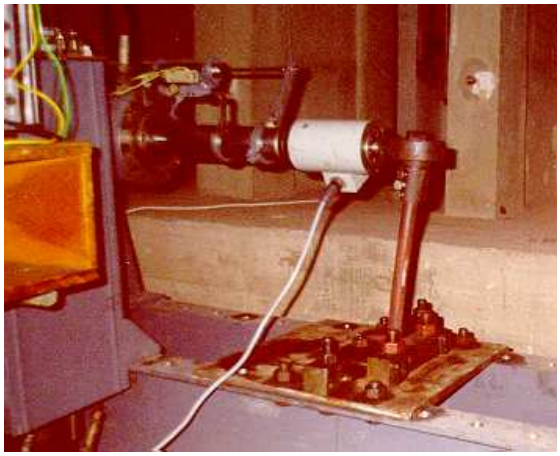


Figure 1. Testing the steel bar dissipator on the stand.

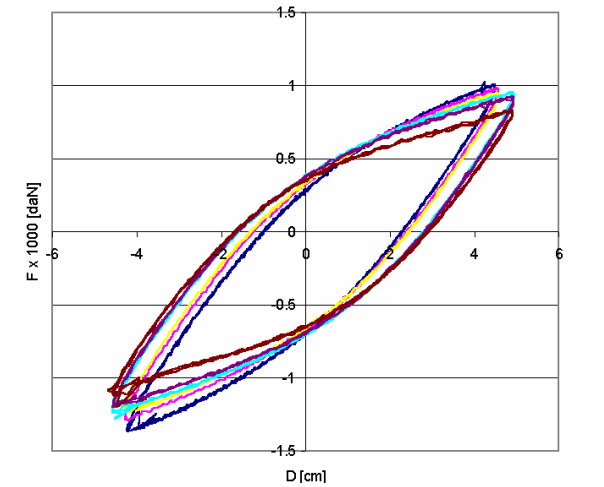


Figure 2. The evolution of degradation at alternating cycles of a 22 mm diameter bar in the delivery state (breaking at 168 cycles).

Figure 3 represents hysteretic curves which describe the first cycle and cycle 250, right before the breaking (breaking of the bar occurred after 264 charging cycle) of a 22mm diameter bar in annealing state.

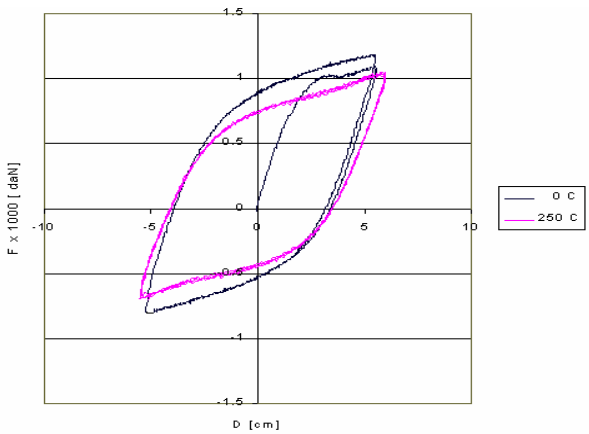
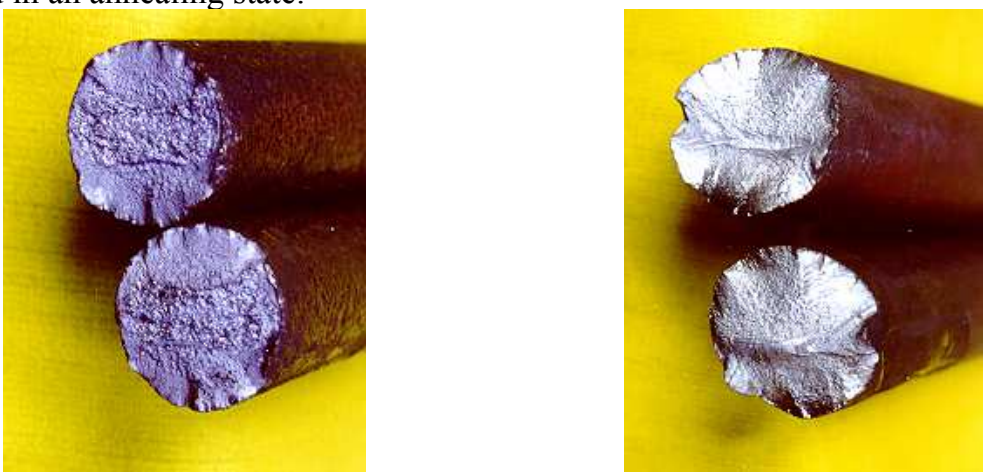


Figure 3. The evolution of degradation at alternating cycles of a 22 mm diameter bar in annealing state (breaking at 264 cycles).

In figure 4a and 4b appears the macroscopic image of a broken bar both in delivery and in an annealing state.



a. b.

Figure 4**.** The breaking aspect for the delivery (a) and annealing (b) state bar.

Figure 5 represents the hysteretic superposed curves describing 4 bars with 22mm diameter; 2 bars made of steel in delivery state (I2, I5) and 2 made of annealed steel (I3, I4).

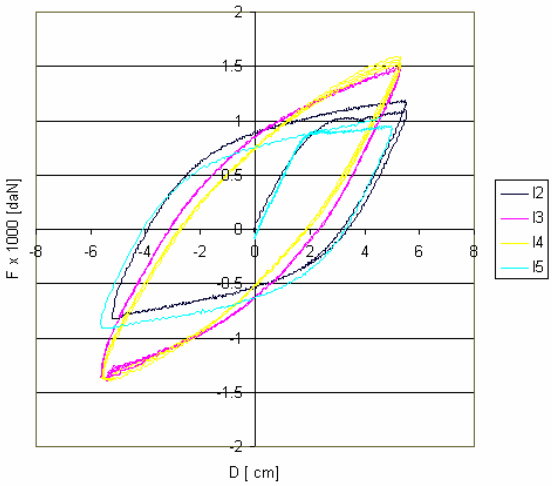


Figure 5**.** The evolution of the behaviour corresponding to the 250th cycle for four 22 mm diameter bars; (I2 and I5 annealed, I3 and I4 delivery state).

It can remark that the capacity of energy dissipation increases with 25% for annealed bars. At the same time the shape of the resulting curves for the same type of bars are almost alike, with a difference of maximum 3%.

As for the bars of 30 mm diameter it is to be mentioned that their behaviour is similar to 22 mm diameter bars. Their breaking occurred after a larger number of cycles (≈330 ÷ 350 cycles).

Figure 6 and figure 7 shows the breaking distribution of the 12 bars of 22 respectively 30 mm diameter in comparison to the number of cycles.

Generally, it can note that the breaking, for the same type of bars, occurs at a close number of cycles.

Analyzing the behaviour of the two types of bars, submitted to alternating testing, it comes out that the capacity increases to resist for a larger number of cycles, by increasing the material share.

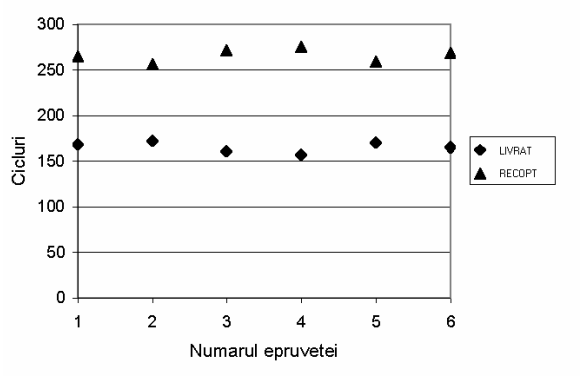


Figure 6. Distribution of 22 mm diameter bars breaking.

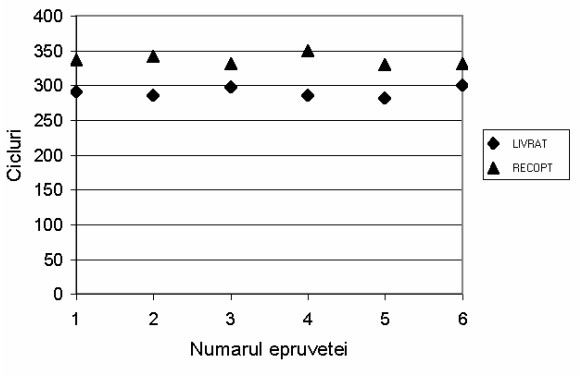


Figure 7. Distribution of 30 mm diameter bars breaking.

At the same time the difference between the numbers of cycles at breaking is reduced in the case of 30 mm diameter bars, both in delivery and annealing state. This phenomenon is explained by the increasing of the diameter and the effect of material processing for bringing it into delivery state.

Received May 6, 2005

Technical University "Gh.Asachi" Iasi

REFERENCES

/1/. Moldoveanu, V.V., *Contribuţii privind studiul disipatorilor histeretici de energie*, Teză de doctorat, Universitatea Tehnică Iaşi, 2001.

/2/. Cousins, W.J., Robinson, W.H., Mc Verry, G.H., *Recent Developments in Device for Seismic Isolation*, Bulletin of the New Zealand National Society for Earthquake Engineering, vol.25, nr.3, September, 1992.

/3/. Piccionne, Denise, *Principi constitutivi e tecnologia dei dispositivi per l'isolamento sismico delle strutture*, Tesi di laurea; Politecnico di Torino, 1995.

CERCETĂRI PRIVIND COMPORTAREA DISIPATORILOR HISTERETICI DIN BARE DE OȚEL

Rezumat: În lucrare se prezintă comportarea disipatorilor histeretici de energie confecţionaţi din bare de oţel marca OL37, în stare de livrare şi după recoacere. Barele de oţel au fost montate pe stand şi încercate la îndoire în cicluri alternante. Se prezintă rezultatele obţinute.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15

RESEARCHES CONCERNING THE COOLING CHARACTERISTICS OF THE POWDER BACKING IN FLUIDIZED BED TIP SAND AND SALT MIXTURE BARBOTAGED WITH AIR

BY

CARMEN NEJNERU, MIHAI ADRIAN BERNEVIG, ION HOPULELE, ROXANA CARABET

Abstract. *The paper presents the researches on the cooling thermical transfer in fluidized beds.*
There were used for the experiments three sizes of the sand particles:1)1400<d_p<3000[μm]; 2) 1200 < d_p < 1400[μm]; 3) 500 < d_p < 1200[μm]. The cooling curves were drawn vhith a silver control cylinder within a cromel-alumel thermocouple connected to an y-t recording apparatus. By studying the variation graphics of the cooling curves it can be noticed that sand has the biggest cooling velocity and salt has the smallest. The others are between the two curves with closer medium values.
Keywords: *fluidized bed, cooling velocity, cooling curve, heat transfer, sand particle*

1. INTRODUCTION

Fluidization is a technique in which a particle bed is brought into a condition where it behaves like a liquid, each particle being separated by the others through a gas stream.

The fluidized bed is a heterogeneous, non-adiabatic system where the solid particles are executing a continuous motion on the enclosure, under the influence of a turbulent beat of pulses of a fluid stream.

The fluid strains among the particle layer without moving them at small speed. As long as the loss of pressure is smaller then the weight of the layer, reported to the fluidization surface, the layer remains fixed.

At a certain speed the individual particles get a liberty degree which allows an easy vibration of the particles round about the primary position. In this condition the particles mass behaves like a viscous liquid, the solid and the fluidization agent forming one phase (the dense phase).

The agent velocity which is completing this condition is called the minimum fluidization velocity (v_{im}) when appears the homogenous fluidization. Homogenous fluidization is characterized by uniform distribution of the particles and an uniform expansion of the layer, the distance between the particles increasing together with agent velocity.

Increasing continuously the speed of the fluid ($v>v_{im}$) turns out that the layer explodes a lot and the movement of the particles became violent and chaotic.

A part of the fluid goes through the layer like some irregular bubbles which are breaking at the fluidized medium surface, throwing up a jet of particles, the whole

layer looking like boiling water. This is the non homogenous fluidization which is interested in applications with a view to heating in thermo-chemical and heat treatment.

During fluidization can appear secondary phenomena which produce the perturbation of the fluidized bed, specific to the non-homogenous fluidization such as: insistence and canalization.

The use field of the fluidized bed includes vast velocity intervals (v_l/v_{mf}=50…70), because the nature of solid particles and the properties of the fluidization agent are different.

The nature, size and form of the solid particles belonging to the fluidized bed influence directly the structure and the characteristics of yield of fluidized bed.

The size of the particles is one of the most important parameters of the fluidization, both hydrodynamic and heat and mass change. For the achievement of an optimum fluidization it is necessary that the field scattering of the particles size must be as limited as it can.

If the fluidized bed is composed of particles whose size has a field scattering wide, the fluidization velocity grows so that it can lead to the appearance of the small particles entrainment phenomena.

The size of the particles influences directly the velocity of the fluidization (specially the minimum fluidization speed) which grows proportionally with d_p^2, and also influences the pressure loss and specific weight of the layer.

It has been experimentally determined that optimum density of the particles material is between 1280 – 1600 kg/m^3. Dense materials produce low coefficients of heat transfer and need a bigger velocity of fluidization gas.

In fluidization are used materials such as: sand, corundum, graphite, aluminum oxide and other particles which are physical and chemical stable at the work temperature. The volume weight of the particles determines the specific weight of the fluidized bed and influences the minimum fluidization velocity and also the loss pressure in the layer.

2. OBJECTIVES

The fluidized beds can be used in heat and thermo-chemical treatments as active mediums, as heating mediums, soaking steps, and also as cooling mediums.

The cooling velocity is an important parameter of the heat and thermo-chemical treatments.

The paperwork is presenting an experimental study concerning the cooling capacity of the fluidized bed using different solid backing and as fluidization agent: air.

Advantages comparing to salt baths:

- it is favorable for an uniform cooling but slow, being used lesser in hardening and more in annealing.
- it is non-toxic comparing to salt baths.
- it is easy to handle and to get, and there are needed simple installations easy to be upkeep.
- it do not consume and damage like salt baths (it must always be added substances in order to be built-up the percentage).

- it is cheaper than the salt baths, and easier to be maintained constant as properties.

As a disadvantage is the fact that they cannot be used for pieces bigger than 100 mm, the fluidization could be badly bred, the specific convection of the fluidized bed being clogged.

Conclusion:

- the most important advantage is that in certain circumstances they can replace the salt baths.

It was experimentally analyzed the factors which influence thermic transfer in fluidized bed.

3. RESULTS

In order to determine the cooling medium like fluidized bed, it was used a control cylinder from silver within a chromel-alumel thermocouple which permits temperature measurement with a recording apparatus y-t. The control cylinder is heated up to the desired temperature (800°C) and cooled down in the fluidized bed.

The silver test bar has the following sizes and characteristics:

Ø = 13 [mm] , h= 28 [mm], S = 1408 [mm^2], m= 39.9 [g], ρ_{Ag} = 10.5 g/cm^3

λ_{Ag} = 418.5 W/m·K

The equipment used in experimental determination of the cooling curves is formed from:

- air fluidization system;
- heating system of the silver test bar (circular pipestill with electrical resistance);
- measurement system represented by an y-t recording apparatus(with modification apparatus of the shifting rate of the recording apparatus);
- Transformer of the filling variation of the ventilator for modification the air velocity.

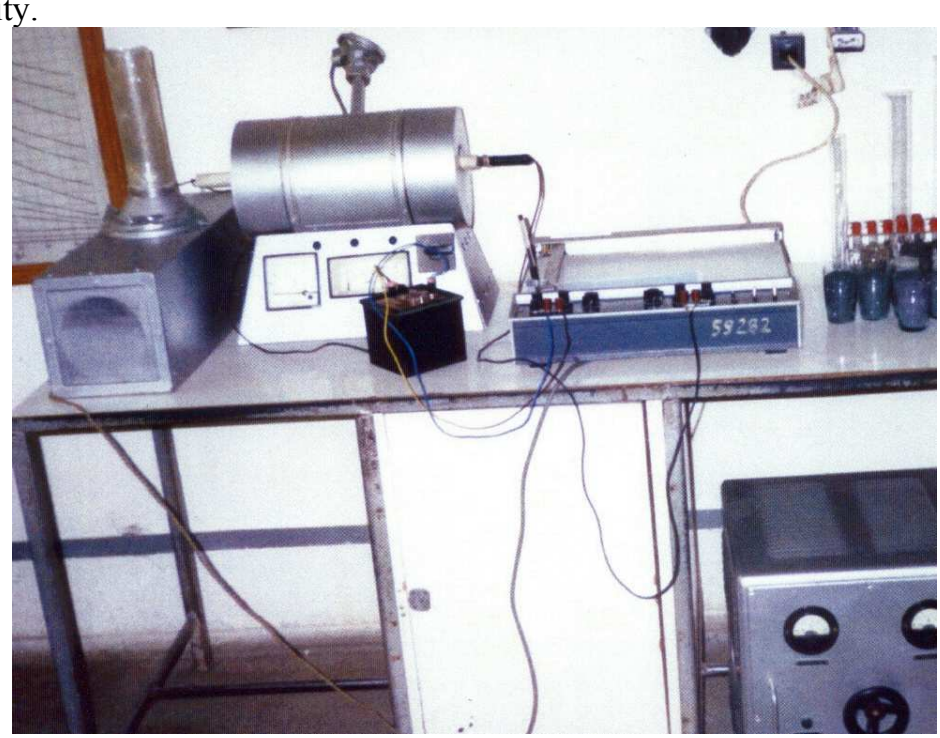
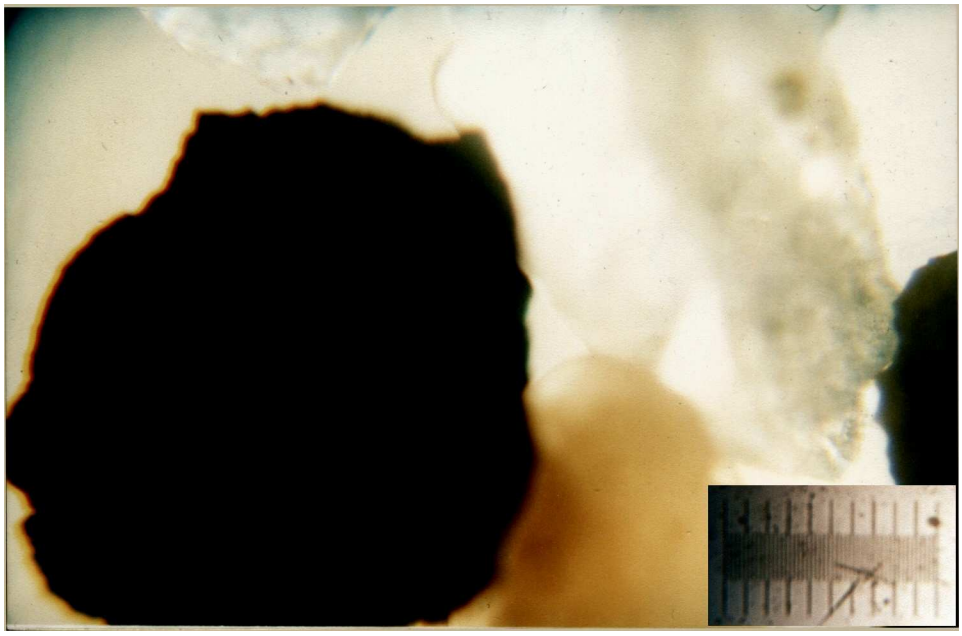


Fig.1 Equipment for the determination of fluidized beds cooling characteristics

There were used sand and salt mixture with the grain sizes: 1400< d_p <3000 (Fig.2); where : particle diameter (the eye sieve) - in μm



I *0.2mm* I

Fig.2 Sand and salt particles

The dusty environments mentioned before were fluidized with air.

The silver test bar was conducted in a circular pipestill until 800°C and then was introduced in the fluidized bed, the cooling curve being recorded by the y-t recording apparatus.

For each cooling environment was calculated:

- the maximum and medium cooling velocity;
- global factor of heat transfer;

$$\alpha_g = \frac{\alpha_1 \cdot \Delta t_1 + ... + \alpha_s \cdot \Delta t_8}{t_{total}} \text{ ; where: } \alpha_i = \frac{3600 \cdot m \cdot c}{\Delta t_i \cdot S} \ln \frac{T_i - T_o}{T_f - T_o} \text{ [w/m}^2\text{k]}$$

where:

m=0, 0399 Kg, the test bar weight;

c=0,056 Kcal/Kg, specific heat capacity at silver;

S=0, 001408, the test bar surface;

Δt, sec= time interval;

T_i, T_f, °C the initial and final temperature interval;

T_o environment temperature;

- cooling intensity $H = \frac{\alpha_g}{2\lambda}$ [m^{-1}]

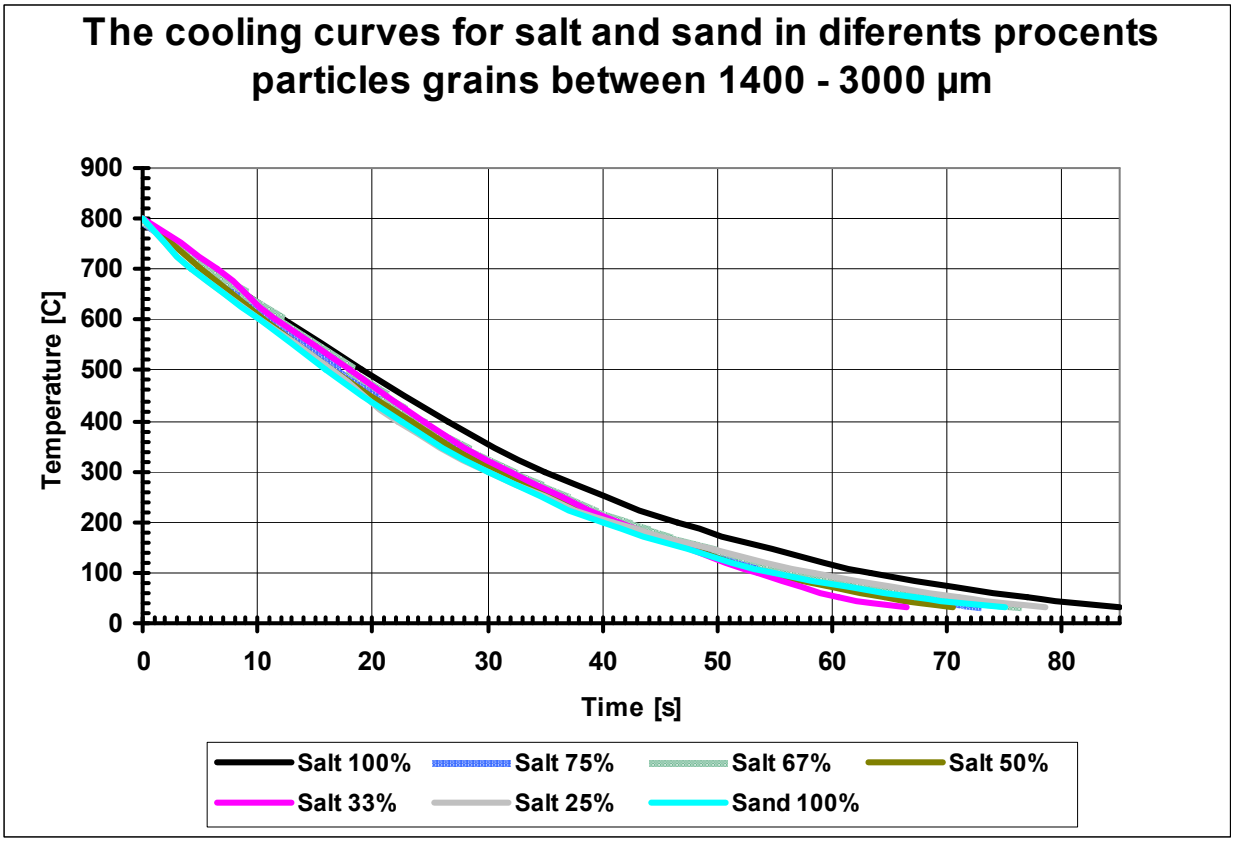
$$\lambda_{Ag} = 418{,}5 w/mk$$

The results have been written in tables where we can find cooling intensities(H)

All the studied environments are for annealing (they cannot be used for hardening because of the small cooling velocities)

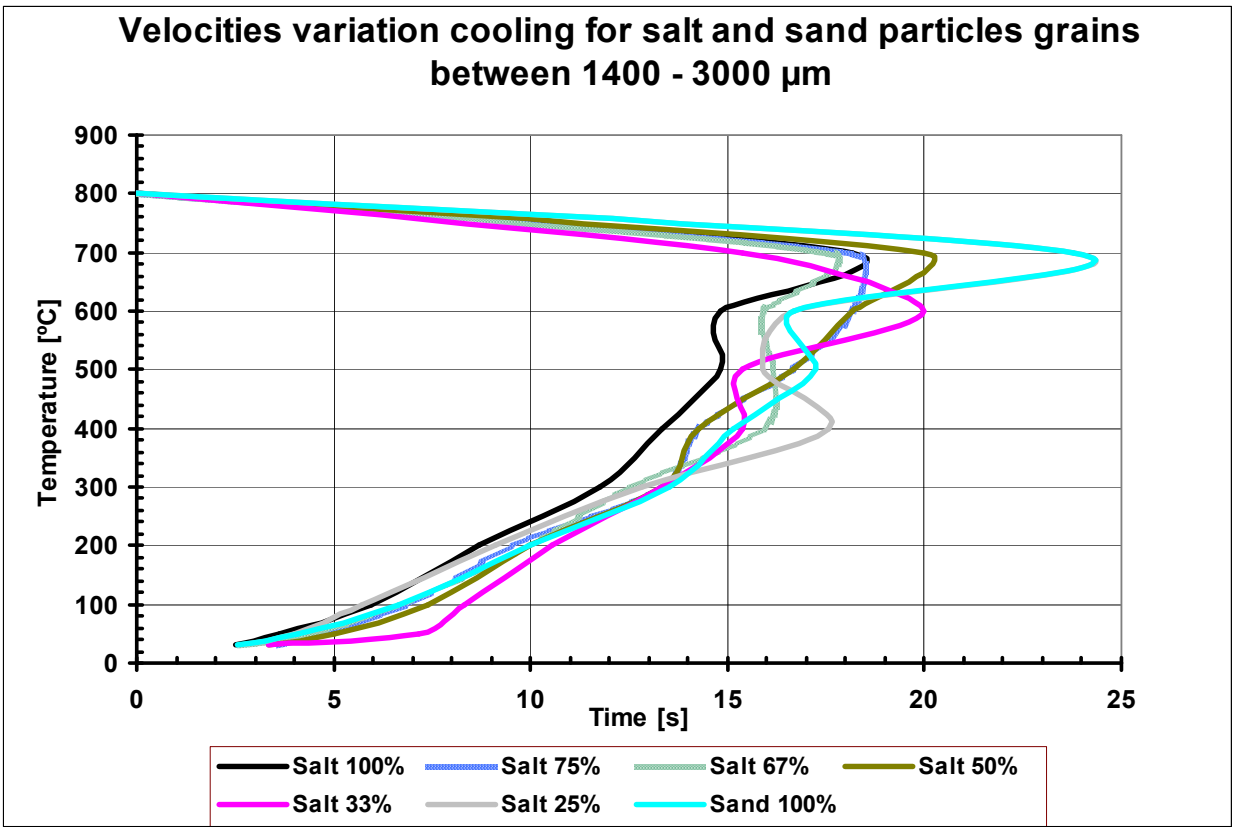
The cooling curves for salt and sand in diferents procents particles grains between 1400 - 3000 µm

T[^{0}C]	Salt 100%	Salt 75%	Salt 67%	Salt 50%	Salt 33%	Salt 25%	Sand 100%
800	0	0	0	0	0	0	0
700	5.5	5.5	5.7	5	6.5	4.2	4.2
600	12.25	11	12	10.5	11.5	10.2	10.2
500	19	17	18.2	16.5	18	16.5	16
400	26.5	24	24.5	23.5	24.5	22.2	22.6
300	35	31.5	32.5	31	32	30	30
200	46.5	42	42.5	41	41.5	41	40
100	63.25	56.5	57.5	54.5	53.5	58.5	55
50	77	67.5	69	64.5	60.5	71	67.2
30	85	73	76.5	70.5	66.5	78.5	75



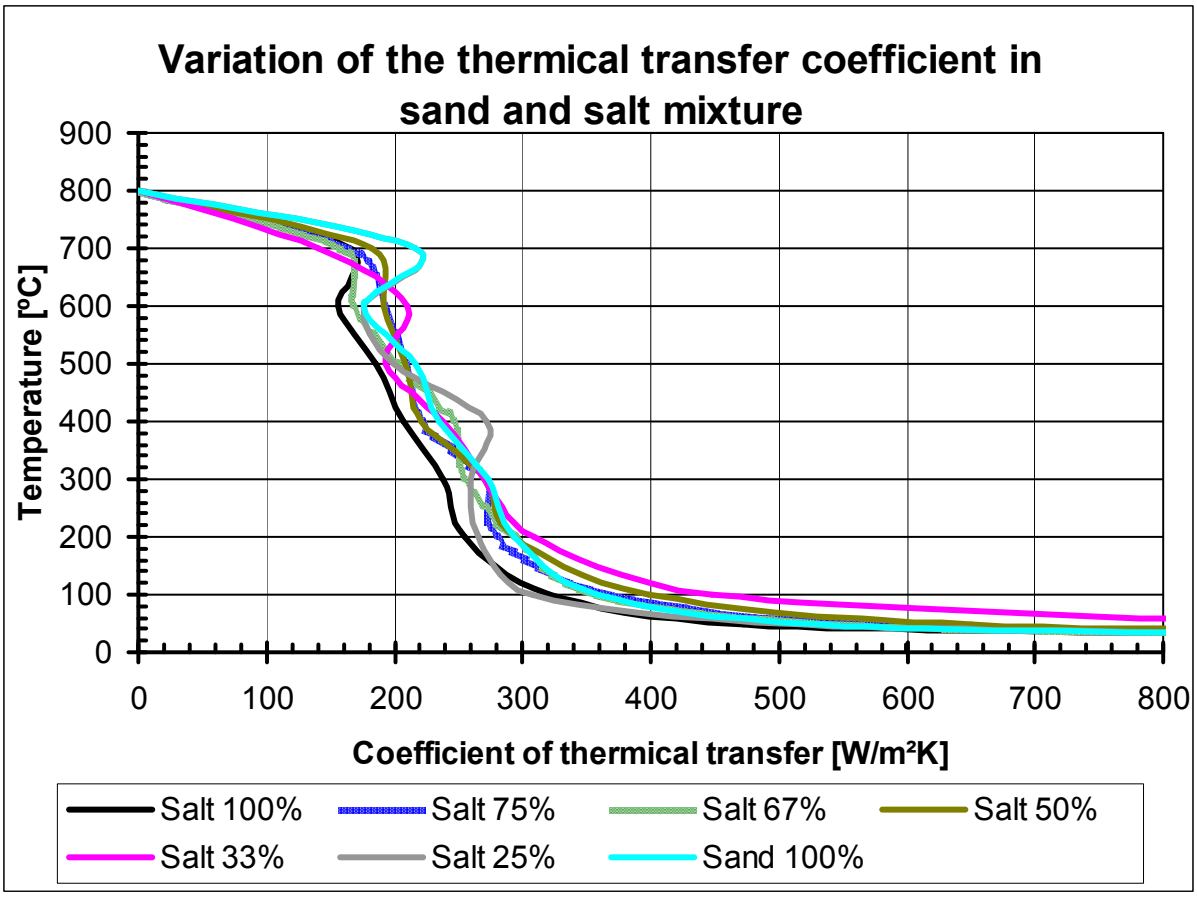
Velocities variation cooling for salt and sand particles grains between 1400 - 3000 µm

T[^{0}C]	Salt 100%	Salt 75%	Salt 67%	Salt 50%	Salt 33%	Salt 25%	Sand 100%
800	0	0	0	0	0	0	0
700	18.18	18.18	17.54	20.00	15.38	23.81	23.81
600	14.81	18.18	15.87	18.18	20.00	16.67	16.67
500	14.81	16.67	16.13	16.67	15.38	15.87	17.24
400	13.33	14.29	15.87	14.29	15.38	17.54	15.15
300	11.76	13.33	12.50	13.33	13.33	12.82	13.51
200	8.70	9.52	10.00	10.00	10.53	9.09	10.00
100	5.97	6.90	6.67	7.41	8.33	5.71	6.67
50	3.64	4.55	4.35	5.00	7.14	4.00	4.10
30	2.50	3.64	2.67	3.33	3.33	2.67	2.56



Variation of the thermical transfercoefficient in sand and salt mixtures particles grains between 1400 - 3000 μm

T[^{0}C]	Salt 100%	Salt 75%	Salt 67%	Salt 50%	Salt 33%	Salt 25%	Sand 100%
800	0	0	0	0	0	0	0
700	165.30	165.30	159.50	181.80	139.90	216.50	216.50
600	156.20	191.70	167.30	191.70	210.80	175.70	175.70
500	185.80	209.00	202.30	209.00	192.90	199.10	216.20
400	206.40	221.20	245.70	221.20	238.20	271.60	234.60
300	238.10	269.80	253.00	269.80	269.80	259.50	273.50
200	254.60	278.90	292.80	292.80	308.20	266.20	292.80
100	320.80	370.60	358.30	398.10	447.80	307.10	358.30
50	472.70	590.90	565.20	650.00	928.60	520.00	532.80
30	910.10	1323.70	970.70	1213.40	1213.40	970.70	933.40
H[m^{-1}]	0.41	0.47	0.45	0.49	0.52	0.44	0.46



4. CONCLUSIONS

It can be noticed from graphics that sand and salt particles size influence the cooling velocity and the heat transfer coefficient in fluidized bed.

As a first step, the sand and the salt, being a good insulator, absorbs the heat from the test bar and yields it when the cooling velocity gets slower.

The form and the irregularity of the sand sands and salt grains has an important influence; the form of the sand grains are rounded and semi-elongation with amount of crown.

The velocity fluctuations between 700-400 C appear because of the form and irregularity of the sand and salt grains.

- due to the size of the particle (fluidization is very well made on larger size of the particle) it can be noticed an approaching of the cooling curves;
- it can also be noticed that sand has the biggest cooling velocity(100%) and salt has the smallest cooling velocity (100%). The others are between the two curves with closer medium values.
- in mixtures V_{max} lies between 18-21°C/s ;
- in sand V_{max} = 25°C/s, and in salt 100% V_{max} = 18°C/s

Received February 20, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/.C. Samoila, M.S. Ionescu, C. Druga, *Tehnologii si utilaje moderne de incalzire in metalurgie*, Editura Tehnica,Bucuresti, 1986

CERCETĂRI PRIVIND CARACTERISTICILE DE RĂCIRE ÎN PAT FLUIDIZAT A MEDIILOR PULVERULENTE TIP NISIP BARBOTAT CU AER

Rezumat: Lucrarea prezintă cercetările experimentale asupra transferului termic la răcire în medii pulverulente(nisip de turnătorie în amestec cu sare în diferite procente) barbotate cu aer. Pentru experimente s-a folosit nisip şi sare cu mărimea granulelor cuprinsă între $d_p \in (1400 \div 3000)\mu m$, unde d_p este diametrul mediu al particulei. Curbele de răcire au fost tratate cu ajutorul unei epruvete de argint cu termocuplu înglobat şi conectat la un inscriptor y-t. Studiind graficele de variaţie ale curbelor de răcire se observă că viteza cea mai mare de răcire o are nisipul (100%) şi cea mai mică sarea (100%). Celelalte fiind cuprinse între cele două curbe cu valori intermediare foarte apropiate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.785

RESEARCHES CONCERNING THE COOLING CAPACITY OF THE HARDENING SYNTHETICALLY MEDIUMS: POLIALCHILENGLICOL (P.A.G. 15%)

BY

CARMEN NEJNERU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, VASILICĂ MIRON, ION HOPULELE

Abstract. *The paper presents the experimental researches on the cooling capacity of the synthetical mediums like polialchilen glycol in water. It was used a silver control cylinder within a cromel –alumel thermocouple connected to an y-t recording apparatus. The measurements were made on barbotaged and non-barbotaged mediums by varying the initial temperature (20°C, 30 °C, 40 °C, 50 °C) and the results were tabled and graphically represented..*
Keywords: *hardening, cooling velocity, cooling curve, heat transfer, dynamic and kinematic viscosity*

1. INTRODUCTION

The cooling has a great importance as a final operation of the thermic treatment because it determines the structure and the proprieties of the pieces thermically treated.

We analyze kinetic cooling curve of the alloy (the T.R.C. diagrams) for choosing the optimum cooling medium, and we compare the cooling curves.

If the cooling process in hardening properly made (the success of the operation guaranteed) and we can obtained structures in the sectioned view of the pieces (hardening martensite structures) without producing hardening defects such as: cracks, deformations or big residual stresses.

The cooling mediums used until our days do not satisfy totally the demands required by the modern thermical treatments that must assure a wide-open spectrum of the physico-mecanical properties of the thermical treated pieces. They must have a low price and to maintain constant their cooling properties. In order to satisfy the demands there were used synthetical hardening mediums such as residual substances obtained from petroleum industry, the paper chemical processing industry.

2. OBJECTIVES

The oil has favorable cooling curve because it crosses quickly the minimum stability domain of the aftercooled austenite and has a slow cooling velocity in the martensite domain when tensions caused by the structural transformations are very big and the thermical tensions are smaller caused by the cooling velocity. The oil has the great disadvantage that it can burn. It also is a non-ecological medium because during the process there are toxic gas emissions. This is the reason that synthetic mediums replaced the mineral oil. The synthetic mediums are non-toxic and it does not exist to the danger of ignition. Such medium is polialchilenglicol, still it does not have the

same cooling properties in hardening as oil, and the tests make on different concentrations and different initial temperatures of the cooling medium in order to choose the optimum alternative.

P.A.G. has the following characteristics:

- great viscosity: for P.A.G.15% in water the dynamic viscosity η=75,97[CP], kinematic viscosity ν=75,2[cSt];
- great compatibleness in water;
- reverse solubility in water;
- instability at 50-100°C

The property of reverse solubility in water is interesting in cooling pieces because P.A.G. is soluble in cold water and insoluble in warm water meaning that when the hot piece immerse the glycol separates from water and surrounds the piece modifying cooling in high temperatures (also film boiling).

3. RESULTS

It was used a silver control cylinder for determining the cooling capacity of a medium like fluidized bed. Inside the control cylinder was assembled a chromel-alumel thermocouple which allows temperature measurement by a y-t recording apparatus. The test bar gets warm until the wanted temperature (800°C) and then cools in the analyzed medium.

The silver test bar has the following sizes and characteristics:

$$Ø = 13\ [mm],\ h= 28\ [mm],\ S = 1408\ [mm^2],\ m= 39.9\ [g],\ \rho_{Ag} = 10.5\ g/cm^3$$

$$\lambda_{Ag} = 418.5\ W/m\cdot K$$

The installation used in experiments includes:

- electrical pipe; y-t recording apparatus; triangular signal generator; thermostat tube; cooling tube; silver test bar with chromel-alumel thermocouple.

Table 1 Cooling curves for PAG 15% in non-barbotaged water

Cooling curves for PAG 15% in non-barbotaged water at T=20^{0}C; 30^{0}C; 40^{0}C; 50^{0}C				
T[^{0}C]	**20C**	**30C**	**40C**	**50C**
800	0	0	0	0
700	3.4	3.2	3	2.8
600	7.4	6.6	6	6
500	11	10	9.4	9.2
400	13.8	13.8	13	12.6
300	16.2	15.2	15.6	15.4
200	18.8	18	17	16.8
100	29	21.8	22.2	22.2
50	44	35	39	41

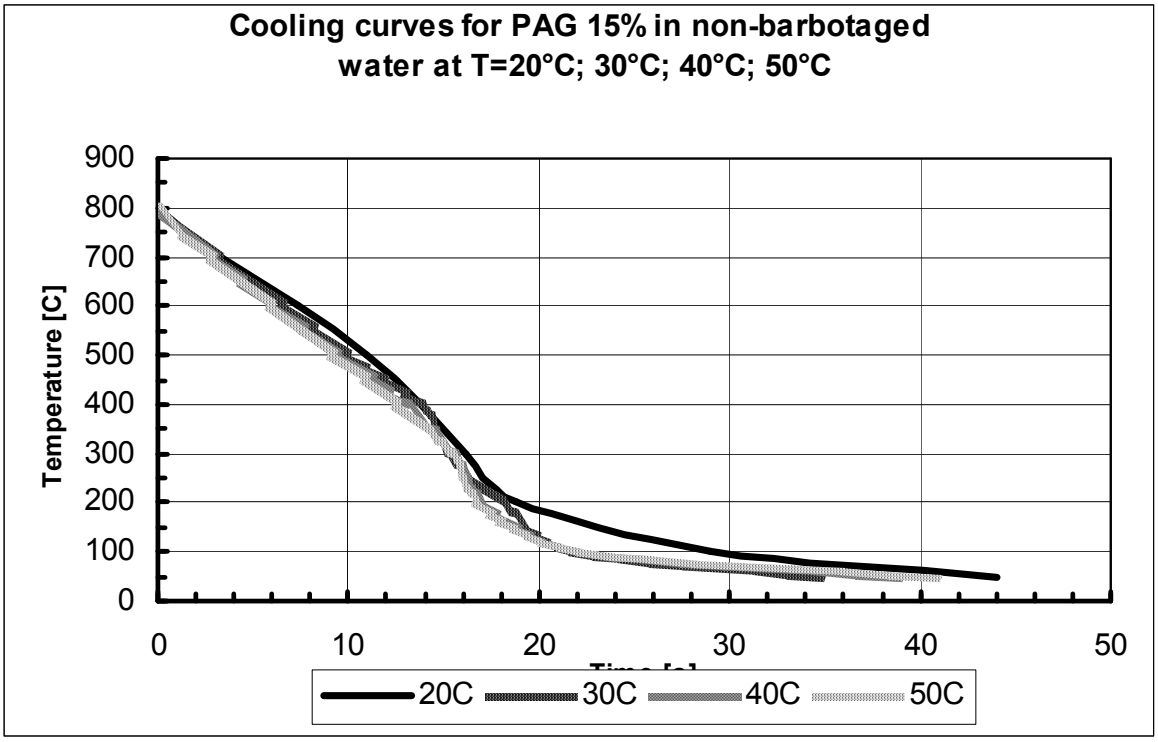


Figure 1Cooling curve for PAG 15% in non-barbotaged water

Table 2 Cooling velocities variation for PAG 15% in non-barbotaged water

Cooling velocities variation for PAG 15% in non-barbotaged water at T=20^{0}C; 30^{0}C; 40^{0}C; 50^{0}C				
T[^{0}C]	20C	30C	40C	50C
800	0	0	0	0
700	29.41	31.25	33.33	35.71
600	25	29.41	33.33	31.25
500	27.78	29.41	29.41	31.25
400	35.71	26.32	27.78	29.41
300	41.67	71.43	38.46	35.71
200	38.46	35.71	71.43	71.43
100	9.8	26.32	19.23	18.52
50	3.33	3.79	2.98	2.66

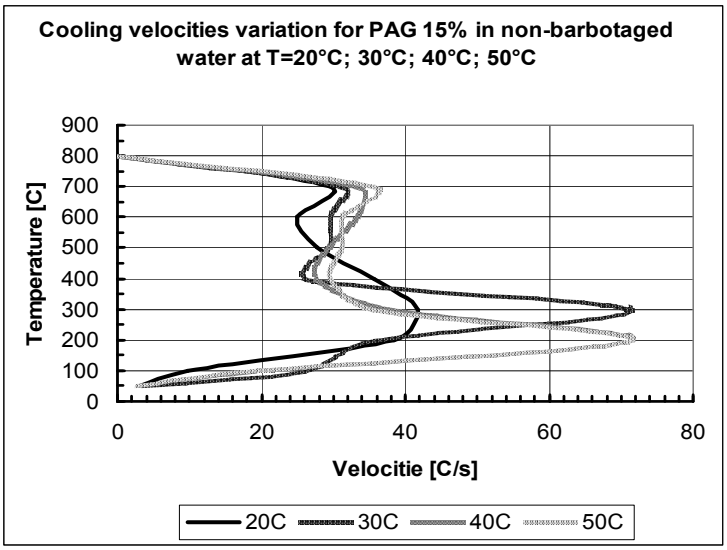


Figure 2 Cooling velocities variation for PAG 15% in non-barbotaged water

Table 3 Cooling curve for PAG 15% in barbotaged water

Cooling curves for PAG 15% in barbotaged water at T=20^{0}C; 30^{0}C; 40^{0}C; 50^{0}C				
T[^{0}C]	20C	30C	40C	50C
800	0	0	0	0
700	3.2	3	2.6	2.6
600	6.8	6	5.6	5.6
500	10.6	9.6	8.8	8.4
400	14.6	13.2	12.6	12
300	17.6	15.6	15	15
200	19.4	17.6	16.4	16.8
100	23.2	21.6	19.8	20.6
50	36.2	32.6	33	35.2

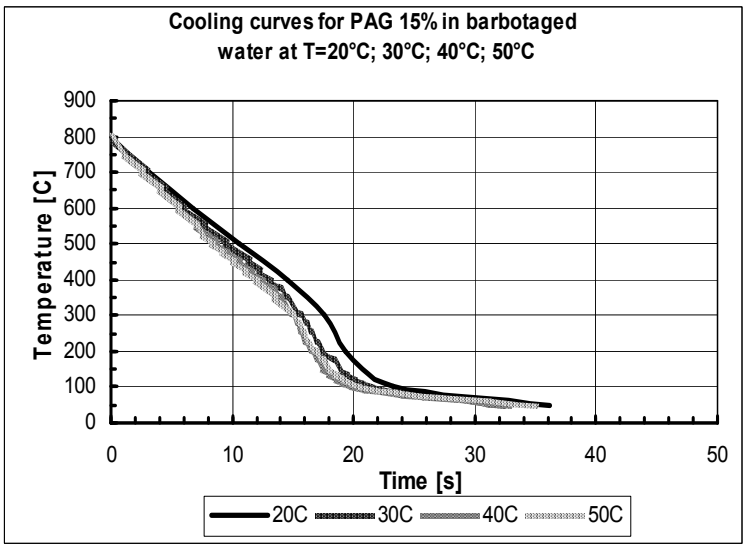


Figure 3 Cooling curve for PAG 15% in barbotaged water

Table 4 Cooling velocities variation for PAG 15% in barbotaged water

Cooling velocities variation for PAG 15% in barbotaged water at T=20^{0}C; 30^{0}C; 40^{0}C; 50^{0}C				
T[^{0}C]	20C	30C	40C	50C
800	0	0	0	0
700	31.25	33.33	38.46	38.46
600	27.78	33.33	33.33	33.33
500	26.32	27.78	31.25	35.71
400	25	27.78	26.32	27.78
300	33.33	41.67	41.67	33.33
200	55.56	50	71.43	55.56
100	26.32	25	29.41	26.32
50	3.85	4.55	3.79	3.42

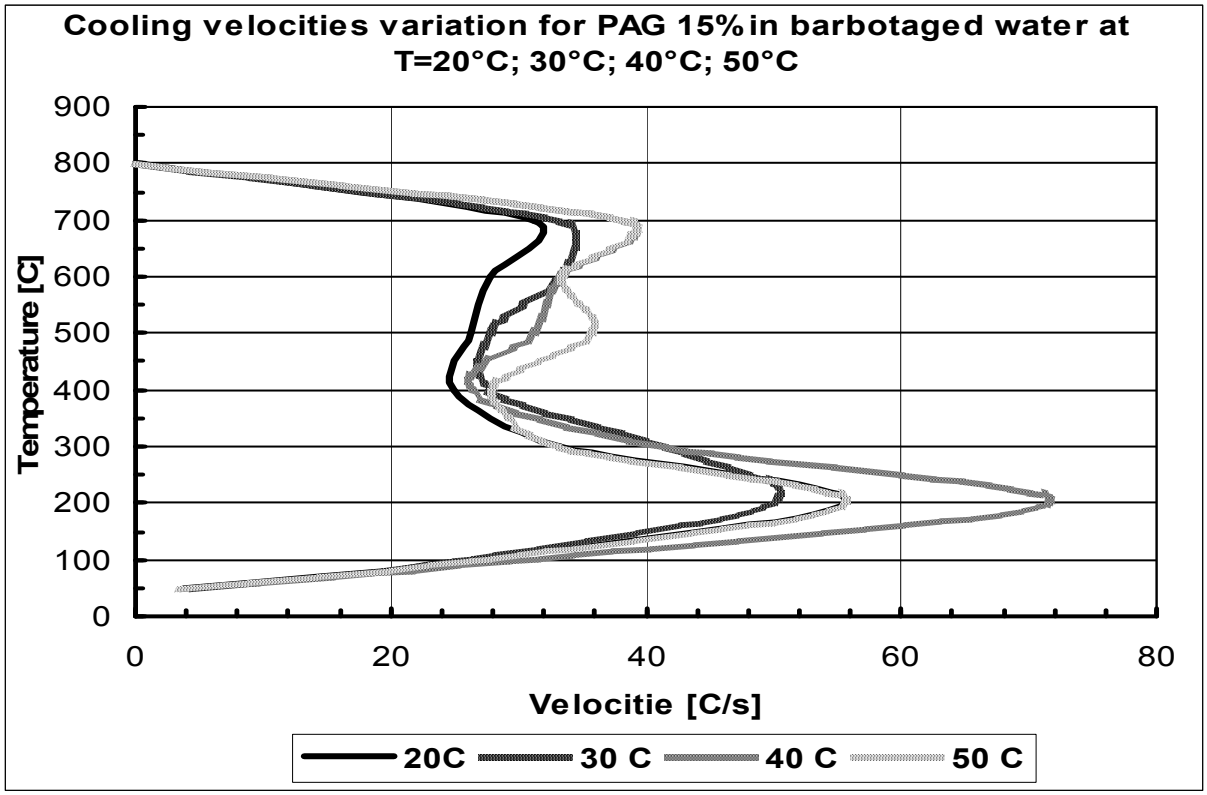


Figure 4 Cooling velocities variation for PAG 15% in barbotaged water

We made determinations on the cooling characteristics of P.A.G. 15% in water, the cooling medium got warm at 20°C, 30°C, 40°C, 50°C. P.A.G. is insoluble at 50-100°C so we choose the maximum temperature 50°C.

The tests were made in fluidized bed and calm bed.

The test bar got warm in the pipe until 800°C and then conducted in P.A.G., the cooling curve recorded by “y-t recording apparatus”.

The results appear in a table and based on them we can trace the cooling curve T = f (t), and the cooling velocity variation depending on temperature v_r = f (T).

4. CONCLUSIONS

1. We notice from graphics that P.A.G. 15% in water the higher its initial temperature is the faster cools, reverse than water mostly because the property of reverse compatibleness.

2. P.A.G. has a small cooling velocity in the interval 700-350 about 30 °C/s and it makes it improper as a cooling medium for steel which are not capable of being hardened.

3. P.A.G. 15% in water, in the interval 300-150, has the cooling velocity is bigger then 50°C/s with the initial temperature of 40°C and 50°C and this might permit the appearance of the clefts.

P.A.G. 15% in water as a hardening cooling medium it uses only on steel capable of being hardened and it is better to have the initial temperature until 30°C.

Received February 20, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Hopulele, G. D. Găluşcă, I. Alexandru, *Tratamente termice şi termochimice*, vol I şi II, Rotaprint Iaşi, 1983

/2/. R. Dudău, *Medii de răcire pentru călire*, referat pentru pregătirea la doctorat

CERCETĂRI PRIVIND CAPACITATEA DE RĂCIRE A MEDIILOR SINTETICE DE CĂLIRE TIP POLIALCHILENGLICOL (P.A.G. 15%)

Rezumat: Lucrarea prezintă cercetări experimentale asupra capacității de răcire a mediilor de răcire sintetice tip polialchilen glicol dizolvat în apă (15%). Curbele de racire au fost trasate experimental folosindu-se pentru inregistrarea racirii centrului unei probe cilindrice de argint de dimensiuni standardizate in centrul careia se gaseste inglobat un termocuplu tip cromel-alumel. Incalzirea epruvetei s-a realizat intr-un cuptor cilindric cu rezistenta electrica, iar mediului de racire i s-a variat temperatura cu ajutorul unui calorimetru, barbotarea mediului fiind realizata cu aer. Experimentele s-au realizat pe mediu de răcire barbotat şi nebarbotat şi variind temperatura inițială (20°C, 30°C, 40°C, 50°C). Dupa trasarea experimentala a curbelor de racire au fost calculate vitezele medii de racire pe intervale.Rezultatele au fost tabelate şi reprezentate grafic. Din studiul graficelor se observa ca polialchilen glicolul 15% in apa, are o viteza relativ mica de racire pe intervalul 700^0 C-300^0 C si aproape dubla in intervalul de temperatura 300^0 C- 50^0 C lucru datorat solubilitatii inverse in apa a polialchilen glicolului care este solubil in apa rece si insolubil in apa calda.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.295

EXPERIMENTAL RESEARCHES OF TITANIUM THERMICAL LAYERS OBTAINED BY PLASMA SPRAYING

BY

PETRA MOŢOIU, MARIO ROSSO*

Abstract. *The titanium powders are used in thermal spraying applications for layers which have a good behaviour in "metal on metal friction", tenacity, shock and corrosion resistance.*
Most of the industrial applications need very thin layers. As a consequence it is important as the adherence between the cover layer and the base one should be obtained without a middle coating layer. First of all the nature of the adherence is due to: the high temperatures of the materials used, the fine structure of the particles and the very high speed of spraying in oxygen or helium atmosphere, the result beeing an extremely high resistence of the layer adherence. The paper shows the characteristics of titanium powder and its plasma jet spray layers
Keywords: a*tomization, intermetallics, hardfacing, surface engineering, wear resistance, corrosion resistance*

1. INTRODUCTION

Thermal spraying technologies are an effective way to ensure surface protection against destructive effects of wear, corrosion and oxidising phenomena.

These technologies can be applied in majority of industrial sectors in order to improve properties of new parts or for reconditioning worn out parts technology.

Ideally, it would be comfortable to have a material able to resist to all type of wear, but the work condition intricacy combined with economic reason have lead to the development of a big number of powder materials that are used in thermal spraying technologies.

The main metal powders used in thermal spraying technology are usually classified according to the chemical composition, which can establish the properties of the new layer.

The titanium layers obtained by plasma spraying are used in different aerospatiale and non aeronautical aplications due to the combination of low density, very good mechanical properties and high corosion resistance.

The accomplishment of new titanium thermical layers is effectively used in order to increase the lifetime of different engine parts secuering the thermical protection in use, (corrosion resistance) high corrosion and oxidising phenomenon.

The combination of these properties with a severe control of the thermical plasma spraying process of the titanium powders allows the accomplishment of layers whose hardness values are approxymatively 700HV. These hardness values are 1,5 times higher than those of the layers obtained by spraying classical powders (nickel and stelitical powders).

2. EXPERIMENTS

During the spraying process of the titanium powder on the metttalic surface, due to the exotermic reaction which takes place between the basic constituents of the titanium powder and the mettalic base, as well as due to the heat which the powder overtakes during its passing through the plasma flame, a pre-established properties layer is obtained. Each coating layer introduces an additional interphace, which participates into the thermodinamical transfer process between systems. These determinations point out discontinuites through the sample volume (the pores, the fissures, the heterogenous structurale ,chemical and mechanical), the present phases into the system as well as the mettalographyc constituents.

The experimentations will follow the influence of the technological parameters (argon and hydrogen flow, spraying angle, spraying distance, spraying speed, powder flow, phisical powder properties) over the phisical-mecanical properties of the obtained layers.

The study of the transformations induced into the material by the phase trasition, plastic deformations, thermical treatments or by the system particules interaction will be accomplished using the electronic microscop.

The main phases of the titanium powder obtaining operation are:

The hydrurasion of the titanium sponge into an electrical resistent oven, at a temperature of 500 - 550 ^{0}C, when takes place the exothermic reaction:

$$\mathbf{Ti + H_2 = TiH_2 + Q}$$

The grinding of the titanium sponge in order to obtain TiH_2 with an apropriate granulation, in order to obtain titanium powder.

Vacuum dehydrurasion of the TiH_2 powder, into an identical oven with the one used for hydrurasion at the maximum temperature of 850 ^{0}C.

The grinding and sorting of the titanium powder. The grinding operation is optionally, in case that during the dehydrurasion begins the syntherisation process. The grinding is executed into a titanium ball mill under normal or argon atmosphere.

The sortage is realised with the help of a set of sieves placed upon a vibrator.

The main characteristic of the process consists in the fact that the hydrurasion operation of the titanium sponge takes place simultaneously with the dehydrurasion operation in one single equipment, which is provided with two identical ovens.

Table 1. Titanium Sponge Chemical Composition

PROBE SIMBOL	Ti	Fe	SI	O_2	N_2	Mg	H_2	Cl
	(%)							
BT - 1	99,5	0,1	0,05	0,1	0,02	0,08	0,005	0,10

Sponge granulation: 6 - 20 mm.

The pilot instalation is composed of two hydrurasion - dehydrurasion ovens, vacuum equipment, measurement and control device of the process.

Oven power: 20 kW.
H_2 content : 0,029 - 0,021 % H_2.
Table 2 shows chemical analysis results for the obtained powder.

Table 2. Chemical Composition of the Titanium Powder

Raw material	**Granulometric class (mm)**	**Fe**	**Si**	**Ca**	**O_2**	**N_2**	**H_2**
		(%)					
Sponge of Ti IMNR	☜ 0,1	0,10	0,05	-	0,17	0,037	0,021
Sponge of Ti IMNR	☞ 0,1	0,10	0,055	-	0,25	0,06	0,027

Regarding the dimension and granulometric repartition of the powder, they have a very important influence upon phisical-chemical properties of the layers obtained by plasma spraying. In order to achieve this goal a granulometric analysis of the titanium powder was made on a lab vibrator during 20 minutes, the obtained results being presented in Table 3.

Table 3. Granulometric Repartition of the Titanium Powder

Wight Charge	**Granulometric repartition (%)**									**Diam med.**
	+315	+200	+125	+80	+71	+63	+56	+40	-40	
	(μm)									
Powder Ti	4,66	0	10,36	23,83	11,92	3,62	4,14	6,22	35,25	40,25

Medium diameter of the particle (D_{med}) has been calculated using the folowing formula:

$$\mathbf{D_{med} = 100 / \Sigma(a_i/d_{i\ med})\quad (mm),}$$

were: a_i = % content of the granulometric fractions

$d_{i\ med}$ = Medium diameter of the granulometric fractions

Figure 1 presents the curves of the granulometric distribution (powder load function of the particles sizes and the plurality of offices load function of the particles sizes) for the titanium powder, obtained by the hydrurasion – dehydrurasion proceeding.

The fluidity of the titanium powders or the flow speed depend on the granules surface quality, on the granulometric distribution and on the impurity content into the titanium powders. In order to determine the flow speed it was used a special mechanism composed of the funnel and the measure container. 50 g of powder are weighted , and then introduced into the funnel and the chronometre notates the flow time.

Figure 1 presents the morphology of the titanium powder obtained by the hydrurasion – dehydrurasion proceeding.

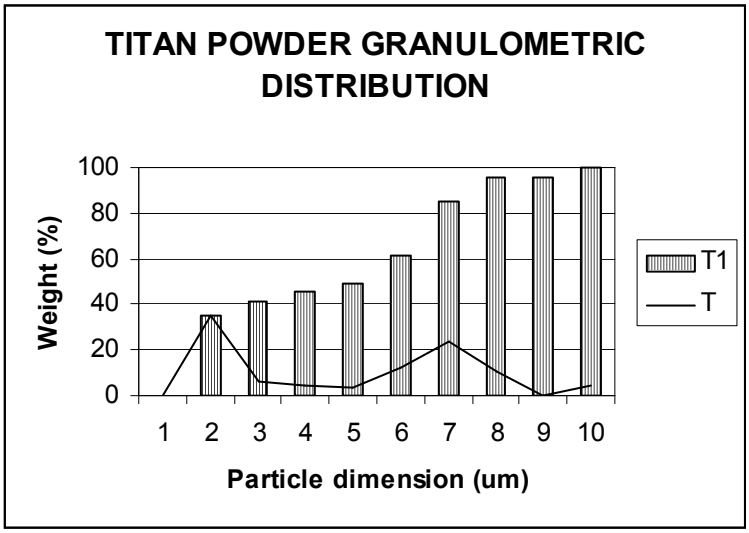


Figure 1 The morphology of the titanium powder

The granularity of the titanium powder is ☺ 250 μm. The stereoscope analysis evidences the little spherical granules of the titanium powder and the visible spheroidale granules.The mettalographyc determination followed the achivement of a solidification structure study, taking into account the size and dimension of the crystals. The experimentations continued with the coating of an OL 37 mettalic surface (unalloyed steel) by plasma spraying of the titanium powder. The applied titanium coating will allow its usage into industrial processes where special materials are needed. The coating experimentations were made with the help of a METCO 7 M plasmatron, the obtained spraying parameters beeing presented in the next table.

Table 4 Optimum Coating Parameters

Argon and hydrogen flow [$m^3.h^{-1}$]	**Power plasma flame [kW]**	**Spraying distance [mm]**	**Spraying speed [$m.s^{-1}$]**	**Temperature of base material [^oC]**	**Thickness of coating [mm]**	**Powder flow [$kg.h^{-1}$]**
Ar+20 vol.%H_2 37	80	60, 80, 120	0,3	140 ± 5	0,5	0,7

The technological operations of the mettalic titanium powder plasma spraying process underlines its main steps. It must be taken into consideration the fact that respecting the operational parameters is determining for suitable coatings.

The preliminary thermical plasma coating experimentations were made upon numerous probes, taking into account a lot of factors which influence the final structural and physical-mechanical characteristics of the experimental samples.

There are two coating aspects which must be taken into consideration:

- The contact with the mettalic surface
- The internal interactions

Due to the fact that each separated particle strikes the surface and it is flattened by the powerfull shock, the result is a local contraction of each particle which is somehow compensated by the material fluajul.

The correct choice of the plasma gas represents an important factor regarding the reactions type which can be generated at the mettal-base interphase, finally a suitable surface resulting.

In order to achieve minimum expenses and a maximum heat transfer, argon is used with a 10 to 20 % H_2 addition.

For pure theoretical operations, in order to avoid any possible reaction with the plasm gas, pure argon is used.

Generally, the process must take place so that the plasma gas shouldn't react with the mettalic base which has to be coated.

Macrostructural studies allow to examine the obtained surfaces. Samples with special prepared surfaces are used, in order to underline the present phases and the mettalographic constituents.

Photo 1 presents the mettalography (without chemical attack) of the coated titanium phase on the mettalic base at 125 X.

Photo 2 presents the mettalography (with chemical attack) of the coated titanium phase on the mettalic base at 500 X.

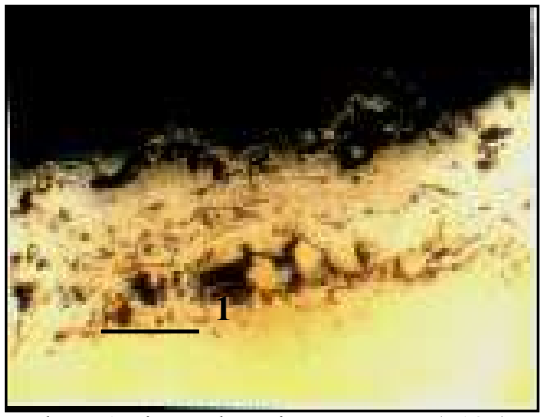


Photo 1 Ti powder microstructure (x125)

Photo 2 Ti powder microstructure (x500)

We can observe the multilayer character of the coating.

Photo 3 Ti powder and the base microstructure (x500)

For a better visualisation of the structure the base was attacked by a 1% HF solution.

For the new layer a special HF+HNO_3+glicerinattack solution was used. Photo 3 shows structural modifications at the mettal-base interphase, as well as a growth of the cristals dimensions.

The contact between components presents irregular surfaces. There are big contact surfaces between the Ni intermediary layer and the base one.

CONCLUSIONS

The realised reaserches and studies allow to establish that the titanium mettalic powder may be used into the plasma spraying process for the thermical covering of the different mettalic surfaces.

The method of obtaining titanium powder by the hydrurasion – dehydrurasion process allows to achieve a powder whose phsycal-chemical characteristics are suitable due to its plasma spraying.

The fluidity of the titanium powders or the flow speed depend on the granules surface quality, on the granulometric distribution and on the impurity content into the titanium powders.

The coating experimentations were made with the help of a METCO 7 M plasmatron, the obtained spraying parameters beeing presented in the next table.

The experimentations were made with the coating of an OL 37 mettalic surface (unalloyed steel) by plasma spraying of the titanium powder. The applied titanium coating will allow its usage into industrial processes where special materials are needed.

Received April 19, 2005

Research Institute For Nonferrous And Rare Metals– Bucharest
**Politehnico di Torino*

REFERENCES

/1/. E.Klar, J.Fesko, On the Particle Shape of Atomized Metal Powders, Prog.Powder Metal,vol.37.p 47 /66
/2/. F.N.Longo, Microhardness of Some Flame Sprayed Coatings
/3/. O.S.Nichipoenko, Shaping of Powder Particles During the Atomization, vol.15 (No.9), p 665/669
/4/. S.Small, T.J. Bruce, The comparison of Water and Inert Gas Atomized Powders, Int.J.Powder Technol.,vol.4(No.3)

CERCETĂRI EXPERIMENTALE DE OBȚINERE TERMICĂ A STRATURILOR DE TITAN ÎN JET DE PLASMĂ

Rezumat: Pulberea de titan este utilizată în aplicații de depunere termică a straturilor cu o bună rezistență la „frecare metal pe metal”, tenacitate, şoc şi coroziune. În multe aplicații industriale sunt necesare straturi subțiri. În consecință este important ca aderența dintre materialul de bază şi depunere să nu necesite un strat de acroş. Pentru a realiza o aderență de calitate superioară sunt necesare: temperatură ridicată a materialelor utilizate, structură fină a particulelor şi o viteză ridicata a jetului de pulbere în atmosferă de oxigen sau heliu, rezultatul fiind o rezistență extrem de mare a aderenței stratului. Lucrarea prezintă caracteristicile pulberii de titan şi a straurilor realizate în jet de plasmă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.15.48; 504.054

LABORATORY TECHNIQUE FOR ADVANCED REDUCING OF SOME POLLUTANTS FROM IRON AND STEEL WASTEWATERS

BY

CRISTIAN PREDESCU, *ECATERINA MATEI, MIRELA GABRIELA SOHACIU, AVRAM NICOLAE

Abstract. *In this paper are presented the results obtained for wastewaters from blast furnace wet scrubbing treatment, after application of the coagulation method, this being a properly technique for suspended solids and/or unmiscible colloidal particles that are dispersed into liquid, with 1μ - 100 μm diameters. The choosing of the coagulation technique has been made based on the source generating the waste water, the loading with the pollutants of the waters and local conditions of the site. The technique is worldwide applied for industrial wastewater treatment, being considered a BAT (best available technique), because of the high efficiency and the high flow rates of water. Also, in the paper are presented results from physical and chemical analysis and the calculus for removal rate of analyzed pollutants.*
Keywords: *pollutants, waste waters, best available techniques, coagulation process*

1. INTRODUCTION

The coagulation process takes place in two stages:

- In the initial step, the interparticulate forces responsible for the stability of the particulates are reduced or eliminated by addition of suitable chemicals;
- In the second step, particulate collisions occur due to transport by molecular motion or mechanical mixing and if these collisions are successful, aggregation occur.

Table 1 provides an overview of the coagulation process with the respect:

1) The principle phenomenon occurring;
2) The component actions associated with each phenomenon;
3) The standard terminology for those actions;
4) The facilities required to complete the process.

The chemicals used to destabilize particulates are known as *coagulants*. Chemical handling and feeding equipment must be designed for preparation of the chemical coagulant prior to addition. The coagulant is then injected into the process stream through a mixing device that should provide rapid and thorough dispersion of the coagulant in the water.

This rapid, flash or initial mixing stage, which occurs over a short time frame (usually less than 1 min.), serves to optimize the effectiveness of the coagulant for particulate destabilization.

Following destabilization, less intense mixing of the particulates must be provided to increase the rate of particulate encounters or collisions without breaking up or disrupting the aggregates being formed. Proper design of both mixing device and

the mixing basin is necessary to achieve optimum aggregation of the finely divided particulate contaminants prior to removal in the solid separation process.

Table 1 Overview of coagulation process

Phenomenon	Action	Facility involved
Formation of active coagulant species	- Preparation of coagulant (dilution, dissolution); - Treatment dispersion of coagulant chemical reactions with ligands (OH^-, SO_4^{2-}) e.g., hydrolysis, polymerization, complex formation.	Chemical handling and feeding equipment Mixing device for rapid and thorough dispersion of chemical.
Particulate destabilization	- Compression of double layer by indifferent electrolytes; - Charge neutralization by specifically adsorbed charged species; - Surface precipitation and formation of interparticle "bridges"; - Coagulant precipitation and entrapment of particulates.	Coagulation basins with devices for rapid mixing
Particulate transport	- Random collisions due to thermal motion of water molecules (Brownian motion); - Ordered collisions due to differential relative particulate velocities achieved by mixing and differential settling.	Basins with mixing devices for low-shear turbulence

Selection and of the type and dose of coagulant depends on the characteristics of the coagulant, the particulates and the water quality. However, prediction of the optimum coagulant combination from characteristics of the particulates and the water quality is not yet possible. As a consequence, each coagulation problem must be solved empirically.

The standard procedure for bench-scale testing of coagulant doses and types is the use of a "jar test".

The most used coagulants are metals salts, such as: alum [$Al_2(SO_4).18H_2O$], ferric sulfate [$Fe_2(SO_4).xH_2O$], ferric chloride [$FeCl_3.6H_2O$], ferrous sulfate [$FeSO_4.7H_2O$], magnesium carbonate [$MgCO_3.3H_2O$], sodium aluminate [$NaAlO_2$]. In water, these salts hydrolyze and lead to hydrolysis compounds, neutral or electrical charged.

Among these, iron salts are often used for waste water treatment, precipitation domain for $Fe(OH)_3$ being larger than for $Al(OH)_3$. Thus, the formation of $Fe(OH)_3$ begins at pH= 3, but the optimum value of pH for coagulation is situated between 9.0 - 9.5.

In order to reach and maintain these values for pH is necessary to be added basis for alkali medium, such as: caustic soda or lime, etc. The advantage for using of caustic soda is the absence of calcium ions that are responsible for high values of hardness for reused water.

In the industry, for wastewaters treatment, the most used iron salts are: ferrous sulfate [$FeSO_4.7H_2O$], ferric sulfate: [$Fe_2(SO_4)_3.9H_2O$], ferric chloride [$FeCl_3.6H_2O$].

In literature, the $FeSO_4.7H_2O$ consumption, according to opalescence of water (suspended solids content) is: 0.2 mval/l for low content, 0.4 mval/l for medium content and 0.7 mval/l for high content, where: 1 mval $FeSO_4 . 7H_2O$ = 139 mg.

Although, the data from literature indicate the optimum contents for ferrous sulfate and caustic soda or lime, these values must be obtained by laboratory experiments.

The advantage for ferrous sulfate is its low cost, being a waste from pickling operations from iron and steel industry and a by-product resulted from chemical plants from coke manufacturing.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

The experiments have as a goal the increasing of the wastewater treatment efficiency by application at laboratory scale of a Best Available Technique (BAT) for treatment of waste waters resulted at wet scrubbing of blast furnace gasses. These types of waters have in theirs composition, mainly suspended solids and also cyanides, phenols, chlorides, metallic ions, etc.

Based on literature information and actual data from national plants, it is observed that the application of this technique may lead to removal from these wastewaters of some major pollutants such as suspended solids and oils, the pollutants that formed the stable colloidal aqueous solutions.

For the experiment it was applied a procedure known as jar test. This procedure consisted of the following steps:

1. 10 Berzelius glasses had been filled with 500 ml wastewater, the first glass was the blank sample and in the next glasses had been added different quantities of coagulant ($FeSO_4.7H_2O$), from 5 to 50 mg/l, in ascending order; the concentration domain for coagulant had been chosen according to literature (optimum dose: 40 – 45 mg / l $FeSO_4.7H_2O$).
2. The content of each glass is stirring at about 100 rotations / min. during 1 hour for the dispersion of the coagulant into the entire volume of the samples.
3. The speed of the stirring is decreased at 25 – 30 rotations/minute during 15 – 20 minutes for settling of the sludge.
4. The stirring is stopped for about 30 – 45 minutes for settling and it is measured the final turbidity (content of suspended solids, mg / l) from the each glass by help of a nephelometer (turbidimeter).

The experimental results had showed the evolution of pH, suspended solids, chemical oxygen demand (COD) value and also sludge quantity as a function by coagulant dose.

3. EXPERIMENTAL RESULTS AND DISCUSSION

The samples for experiments had been chosen as follows:

- 5 wastewater samples from no. 1 and 2 Blast Furnace gas wet scrubbing, point of sampling: settling basin;
- 5 wastewater samples from no. 3, 4 and 5 Blast Furnace gas wet scrubbing, point of sampling: settling basin.

In order to reach the optimum value of pH it had been prepared an aqueous solution of caustic soda (Na_2CO_3, technical purity) at 36 % concentration. The value of the pH, after adding the caustic soda, into wastewaters samples, was 9, 5.

The necessary quantity of caustic soda was:

- 16 mg Na_2CO_3 for 1 liter of wastewater from no. 1 and 2 Blast Furnace;
- 14,5 mg Na_2CO_3 for 1 liter of wastewater from no. 3, 4 and 5 Blast Furnace.

The initial composition of wastewater samples is presented in table 2.

Table 2 Blast furnace water characteristics, settling basin sampling

No.	Parameters, mg / l	No. 1,2 Furnace			No. 3,4,5 Furnace		
		P 1	P 2	P 3	S 1	S 2	S 3
1	pH	6,8	6,7	6,8	7,6	7,5	7,2
2	Suspended solids	930	1015	870	650	600	639
3	Chlorides	500	515	510	955	1000	1010
4	Hardness	19	19	20	23	20	21
5	COD	60	65	51	38	40	40,5
6	Oils	46	50	43	40	45	38

The analysis methods for establishing the right quantity of these pollutants were be made according to in force standards, thus: pH: SR ISO - 10523-97, suspended solids: STAS 6953 – 81, chlorides: STAS 8663 – 70, hardness: 3026 – 76, COD: SR ISO 6060 – 96, Oils: STAS 7877/1,2 – 95.

The obtained results and efficiency of this technique are presented in tables 3 -6 and fig. 1 -5.

Table 3 Obtained results from coagulation process of sampling from 1, 2 Blast furnaces, settling basin sampling

$FeSO_4.7H_2O$, mg/l	Suspended solids, mg/l			Oils, mg / l			COD, mg/l			Sludge average values, %
0	1010	930	875	50	46	43	65	60	51	0
5	995	879	815	46,5	40	37,5	59	57	50	5
10	810	725	695	41,5	35,3	30	52	43	41	10
15	729	639	539	36,8	31,6	25,4	49	32	37	25
20	610	500	473	27,5	26,8	22,8	34	25	23	30
25	535	465	415	23,6	22,0	20,5	28	22	20	40
30	*530*	*461*	*400*	*21,0*	*20,6*	*19,8*	*23*	*21*	*18*	*45*
35	*530*	*460*	*390*	*20,5*	*20,0*	*19,5*	*22*	*20*	*18*	*55*
40	535	462	390	20,6	20,0	19,5	23	22	20	60
45	540	483	410	20,5	20,2	19,6	23,5	22	20	65
50	550	512	415	20,5	20,2	19,5	23	23	21	70

Table 4 Obtained results after $FeSO_4.7H_2O$ treatment of waters from 1, 2 Blast Furnaces, optimum dose: 35 mg / l

Parameter	Raw untreated water	Water treated with coagulant	Efficiency, %
pH	6,8	8,5	-
Suspended solids	935	460	50,53
Oils	48	20	58,33
COD	59	20	66,66

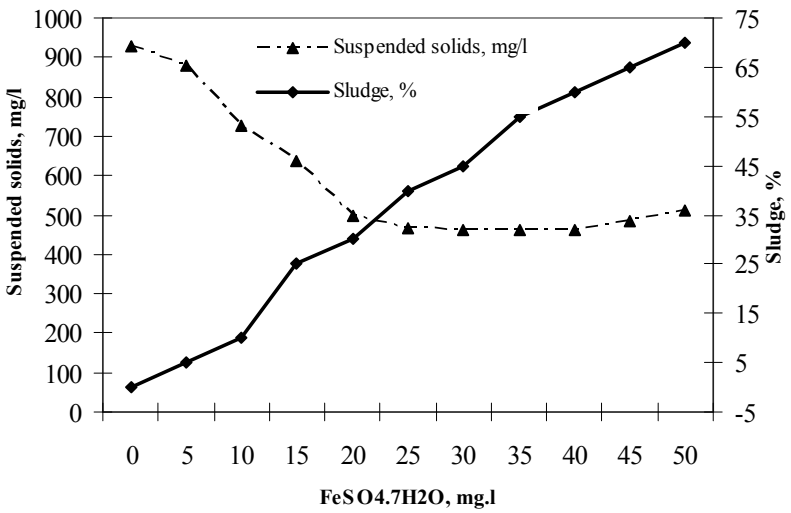


Fig. 1 Suspended solids and sludge content variation of wastewaters from wet scrubbing of 1, 2 Blast Furnaces, after $FeSO_4.7H_2O$ treatment

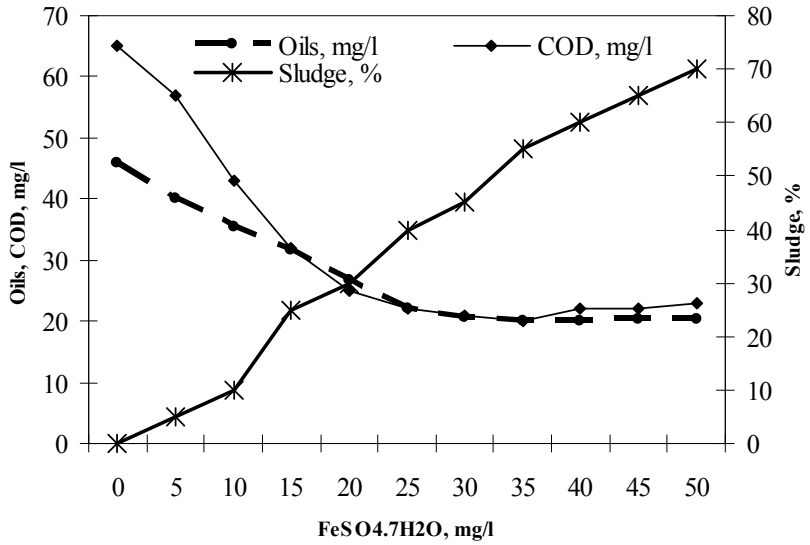


Fig. 2 Oil, COD (chemical oxygen demand) and sludge content variation of wastewaters from wet scrubbing of 1, 2 Blast Furnaces, after $FeSO_4.7H_2O$ treatment

Table 5 Obtained results after coagulant treatment of samples from 3, 4, 5 Blast Furnaces, settling basin sampling

$FeSO_4.7H_2O$, mg/l	Suspended solids, mg/l			Oils, mg / l			COD, mg/l			Sludge average values, %
0	780	650	586	45,0	40,0	38,0	40,0	38,0	35,0	0
5	675	569	545	41,0	36,5	32,6	35,5	30,0	27,8	5
10	645	450	520	36,5	30,5	30,0	30,0	22,0	20,9	10
15	569	395	400	30,9	25,1	24,0	26,5	17,8	16,5	25
20	415	375	370	25,6	23,6	19,5	19,3	15,0	14,5	30
25	378	350	342	20,1	19,5	17,6	15,1	13,5	12,9	40
30	*320*	*310*	*295*	*17,9*	*16,0*	*15,5*	*14,5*	*13,6*	*13,0*	*45*
35	*315*	*305*	*290*	*17,5*	*15,8*	*15,5*	*14,3*	*13,5*	*13,0*	*55*
40	320	348	310	17,5	16,0	15,5	14,5	13,7	13,3	60
45	328	360	325	17,7	16,0	15,4	14,8	14,0	13,5	65
50	335	381	340	17,5	16,0	15,5	15,0	14,2	14,5	70

Table 6 Obtained results after $FeSO_4.7H_2O$ treatment of waters from 3, 4, 5 Blast Furnaces, optimum dose: 35 mg / l

Indicator	Raw untreated water	Water treated with coagulant	Efficiency, %
pH	7,6	8,6	-
Suspended solids	650	305	53,07
Oil	41	16,25	60,36
COD	38	14,2	62,63

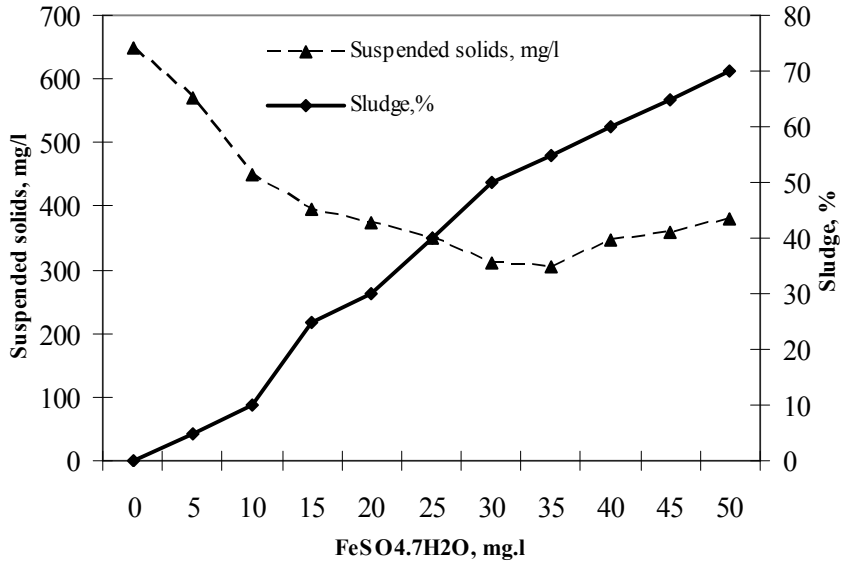


Fig. 3 Suspended solids and sludge content variation of wastewaters from wet scrubbing of 3, 4, 5 Blast Furnaces, after $FeSO_4.7H_2O$ treatment

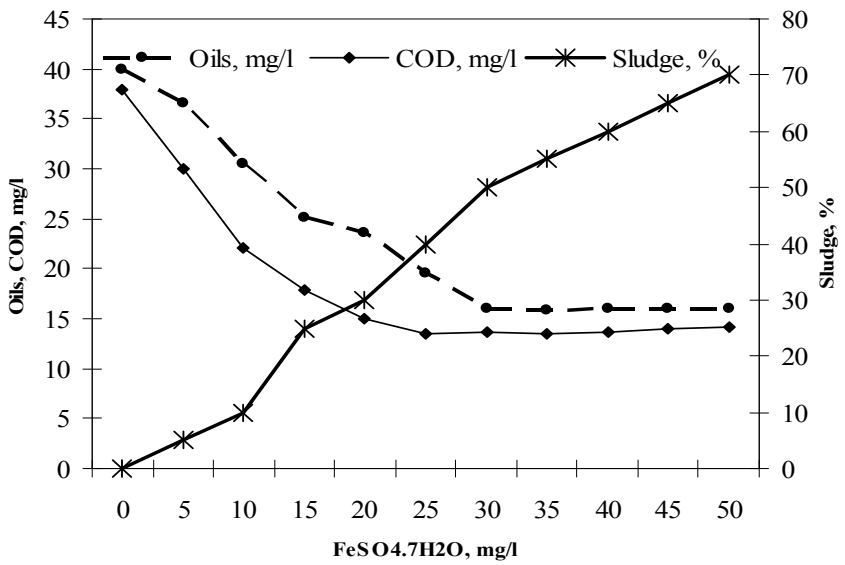


Fig. 4 Oil, COD (chemical oxygen demand) and sludge content variation of wastewaters from wet scrubbing of 3, 4, 5 Blast Furnaces, after $FeSO_4.7H_2O$ treatment

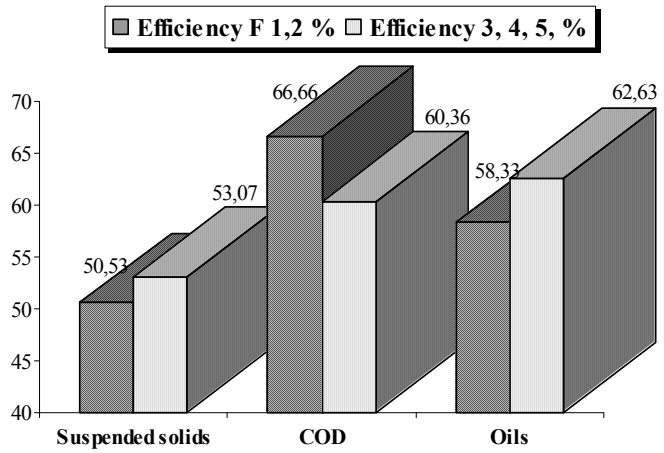


Fig. 5 Treatment efficiency with FeSO4.7H2O for Blast Furnace wet scrubbing waste waters

4. CONCLUSIONS

The use for iron salts (sulfate or chloride) in coagulation process is advantageous because:

- The hydrolysis products of iron have a low solubility than the ones of aluminum and for this reason iron ions will be found in settled sludge not in treated wastewater composition, thus being possible the recovery of this sludge;
- The hydrolysis products of iron have a high density, increasing in this way settling rate;
- Iron salts have a large domain for precipitation situated between 3 -13 than the aluminum salts situated between 4 - 8;
- Hydrolysis rate for iron salts, compared with aluminum salts, is not a function by temperature.

As it is observed from experimental data, the removal efficiency for suspended solids by help with coagulation technique is higher than 50%, using an optimum dose of $FeSO_4.7H_2O$ between 30 – 35 mg / l.

Also, it was observed a high efficiency for organic compounds from these types of waters as chemical oxygen demand (COD), higher than 60%. The same results had been obtained also for oil content, the removal efficiency being higher than 50%.

Received April 19, 2005

Politehnica University Bucureşti
**Metallurgical Research Institute ICEM SA Bucureşti*

REFERENCES

/1/. X X X: - *Best available techniques reference document on the production of iron and steel - Integrated Pollution Prevention and Control (IPPC)"*, July 2000

/2/. J. A. Philipp ş.a - *Wastewaters management,* Thyssen Stahl A G, Germany, Iron & Steel Industry, 1997

/3/. Matei, Ecaterina, ş.a - *Eficientizarea proceselor de tratare a apelor uzate din sectorul siderurgic primar în vederea creşterii randamentului de epurare*, Contract Relansin 1814, 2003

/4/. Nicolae, A., Matei, Ecaterina, ş.a - *Environmental management in the metallic materials industry,* Bucharest, Ed. Fair Partners, 2001

/5/. D. Robescu, Diana Robescu - *Procedee, instalaţii şi echipamente pentru epurarea apelor,* Ed. UPB, curs litografiat, 1996, Bucureşti

TEHNICA DE LABORATOR PRIVIND REDUCEREA AVANSATĂ A UNOR POLUANŢI PREZENŢI ÎN APELE UZATE REZULTATE DIN SECTORUL SIDERURGIC

Rezumat: În lucrare sunt prezentate rezultatele obţinute în urma aplicării tehnicii de coagulare pentru apele uzate generate prin epurarea umedă a gazului de furnal, tehnică recomandată în special pentru separarea suspensiilor solide şi/sau a substanţelor coloidale nemiscibile cu apa dispersate în soluţie, cu diametre cuprinse între 1μ - 100 μm. Tehnica de coagulare a fost aleasă ţinând cont de sursa de generare a apelor supuse epurării, de încărcarea cu poluanţi a acestora şi de condiţii locale de mediu existente. Acestă tehnică este utilizată pe scară largă în străinătate la epurarea apelor industriale, fiind considerată în prezent BAT (best available technique), datorită eficienţei de separare ridicată şi posibilităţii aplicării în cazul unor debite de apă foarte mari. De asemenea, in lucrare mai sunt prezentate datele obtinute in urma analizelor fizico-chimice a acsetor tipuri de ape si calculul eficientei de indepartare a poluantilor analizati.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 661.018.4; 621.436

DEVELOPMENT OF ALTERNATIVE THERMAL BARRIER COATINGS FOR DIESEL ENGINES

BY

R. SOLTANI, H. SAMADI, AND T.W.COYLE

Abstract. *The use of thermal barrier coatings (TBCs) to increase the combustion temperature in diesel engines has been pursued for over 20 years. Increased combustion temperature can increase the efficiency of the engine, decrease the CO and (possibly) the NO_x emission rate. However, TBCs have not yet met with wide success in diesel engine applications. The most common TBC system is Yttria Partially Stabilized Zirconia (Y-PSZ) which has shown good performance in turbine blade coatings where temperatures approach 1100˚C. To reach the desirable temperature of 850-900˚C in the combustion chamber from the current temperature of 350-400˚C, a coating with a thickness of order 1mm is required, significantly thicker than turbine blade coatings which are on the order of 100μm thick. This results in different temperature and stress profiles in the coating during service than in the case of turbine coatings, and different failure mechanisms.*

Recent advances in the control of coating structure have led to the development of new PSZ coating microstructures containing grains and pores with sizes in the range of 100-300 nm. Thermal-mechanical properties of such coatings have been characterized and compared with coatings exhibiting the traditional thermal spray structure to asses their suitability as thick TBC for diesel engine applications. Selected coatings have been subjected to engine testing in an instrumented single cylinder diesel test rig.

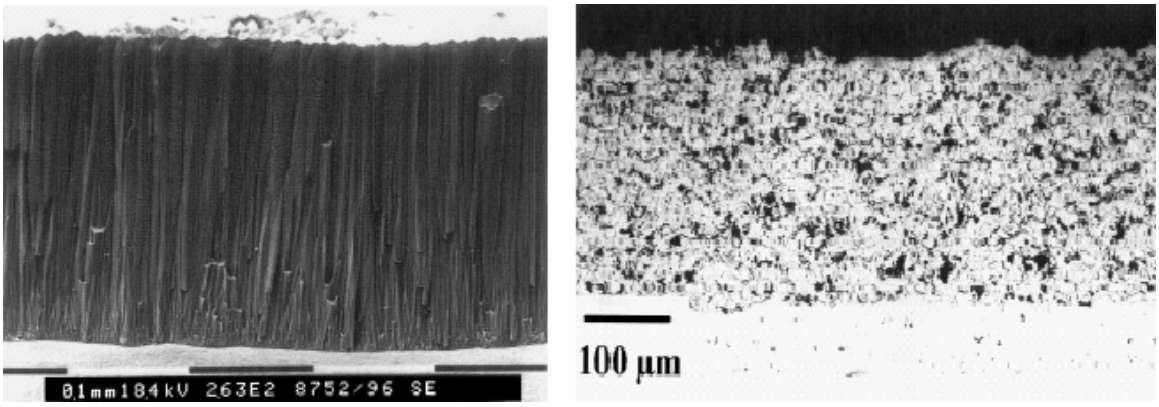
Among possible alternative materials, one of the most promising is mullite. Mullite has excellent thermo-mechanical behavior; however its low thermal expansion coefficient creates a large mismatch with the substrate. To address this problem, multilayer systems have been developed which minimize the thermal expansion mismatch stresses while maintaining chemical and phase stability. The design considerations for such multilayer systems are discussed.

Keywords: *thermal barrier coating, diesel engine*

1. INTRODUCTION

Thermal Barrier Coatings (TBCs) in diesel engines offer advantages including higher power density, fuel efficiency, and multifuel capacity due to higher combustion chamber temperature (900°C vs. 650 °C) [1,2]. Using TBCs can increase engine power by 8%, decrease the specific fuel consumption by 15-20% and increase the exhaust gas temperature 200K [3]. Although several systems have been used as TBC for different purposes, yttria-stabilized zirconia with 7-8 wt% yttria has received the most attention. Plasma spray is the most common method of depositing TBCs for diesel applications. It creates a splat structure with 10-20 % volume fraction of voids and cracks [4] (figure 1). High porosity of this structure makes it an ideal choice for TBC.

Widespread application in diesel engines has been limited by insufficient reliability, short lifetimes and cost. Factors playing important roles in determining TBC lifetimes include thermal conductivity, thermal and chemical stability at the service temperature, and thermal expansion coefficient (TEC).



(a) (b)

Figure 1. a) EB-PVD coating b) APS coating [5].

2. TBC IN DIESEL ENGINE VS. TURBINE BLADE

Recently, much attention has been focused on TBCs for turbine engines. However, the service environment of the coating in the turbine is markedly different than in the diesel engine. In the former, the service temperature is high (1000-1100°C). The superalloy substrate's maximum service temperature is about 800°C.

The thickness of the coating is a few hundred microns. Due to the high substrate temperature, oxidation of the bond coat plays a major role in coating failure. On the other hand, in the diesel engine the gas temperature, currently less than 650°C would ideally approach 900°C. The substrate temperature is limited to approximately 200°C, and therefore a thick coating (at least 1 mm) is required which leads to a high thermal gradient. In a thick thermal barrier coating (TTBC) the bond coat temperature is too low for severe oxidation and creep [6].

Recent work shows that the inelastic behavior of the TTBC ceramic material and the unique features of its microstructure determine the failure mechanism [7]. In a thick thermal barrier coating, when the surface of the YSZ coating is heated, a compressive stress is developed in the surface which will be relaxed after two hours of steady state heating. Upon cooling, the stress becomes tensile and initiates cracks [6]. Due to the mismatch in thermomechanical properties of the top coat and bond coat, this interface is a source for cracking and delamination [8].

3. ALTERNATIVES

As mentioned above, conventional YSZ coatings have not proven successful for TBCs in diesel engines. We have explored two approaches to developing alternatives. First, YSZ coatings were deposited using nanocrystalline starting powder to produce a new bimodal coating microstructure which may offer improved thermo-mechanical performance. Secondly, non-zirconia coatings have been investigated. The design of these coatings involves multiple layers of materials selected to minimize the stress in the coating during service.

There is a good thermal expansion coefficient match between YSZ, bond coat and substrate (10.7×10^{-6} k^{-1} vs. 17.5×10^{-6} k^{-1} for NiCoCrAlY and 16×10^{-6} K^{-1} for IN737) [9]. Good thermo-mechanical performance and fair oxidation protection are other properties of YSZ as a TBC. A number of materials have been proposed in the

literature as possible alternatives to YSZ for engine applications. Each has advantages and disadvantages when compared with the standard coating.

4. NANOSTRUCTURED TBC

In recent years nanostructured materials have been considered as a new concept for increasing the performance of engineering components. Research efforts have demonstrated that many properties of nanostructured materials differ from conventional materials due to the large volume fraction of internal interfaces. Coatings often can provide the improved performance of an alternative material without the necessity of redesigning the entire component. There are several methods to produce nanoscale coatings, including thermal spray processes.

Researchers have shown that nanostructured coatings can exhibit better properties than conventional coatings of the same composition. Gell and coworkers [10-13] reported that nanostructured coatings of Al2O3-TiO2 showed superior mechanical properties, including indentation crack resistance, adhesion strength, spallation resistance, abrasive wear resistance, and sliding wear resistance. Lima et al. [14-16] and Ding and coworkers [17, 18] have investigated nanostructured partially stabilized zirconia (PSZ) coatings and report improved properties such as increased bond strength. Other investigators have suggested that nanostructured coatings would be expected to show better thermal resistance and reduced thermal conductivity compared to their coarse grained coatings. [19-21]

In the current work, PSZ coatings were deposited by air plasma spraying. Two different types of powder feed stocks were employed, a conventional micron particle size powder and a nanostructured particle powder, Fig.2. The influence of the powder type on the microstructure of the coatings was investigated.

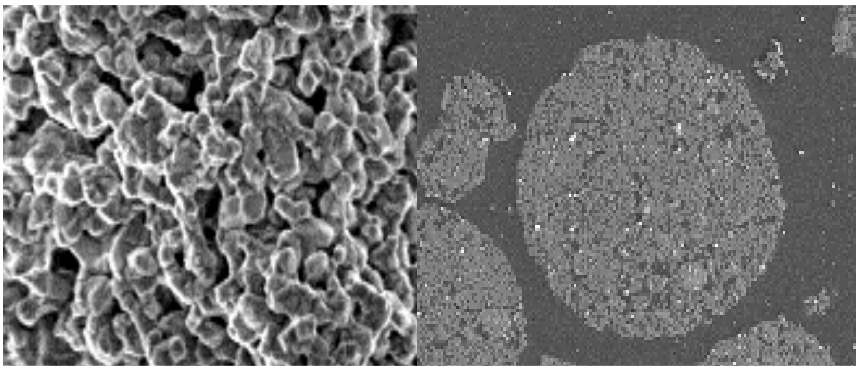


Figure 2. Morphology of nanostructured feedstock. Left: cross section, right agglomerated nano particles.

In the case of the nanostructured powder, the first major concern is to find process parameters which lead to retained non-melted submicron particles in the coating. The objective is to achieve a combination of particle temperature and velocity in the plasma jet which produces a molten skin on the agglomerated particles, but avoids complete melting. The spraying parameters employed are given in table 1.

The conventional powder, obtained from Sulzer Metco, was deposited with the same process parameters as used for the nanostructured powder.

In fig. 3 fracture surfaces of a coatings deposited using these parameters are shown. Compared with conventional splats having columnar grains, the non melted

nanoparticles are plainly seen as equiaxed grains with nano-scale porosity among them.

Table 1. The spraying parameters used for the Nanox S4007 feedstock

Parameters	
Power (kW)	32.5
Current (A)	740
Recorded Voltage (V)	44
Ar gas flow rate (slpm)	40
H2 gas flow rate (slpm)	2
Ar carrier gas (slpm)	8
Distance (cm)	7
Feed rate (%)	57
Mean velocity (m/sec)	226
Mean temperature (ºC)	2633

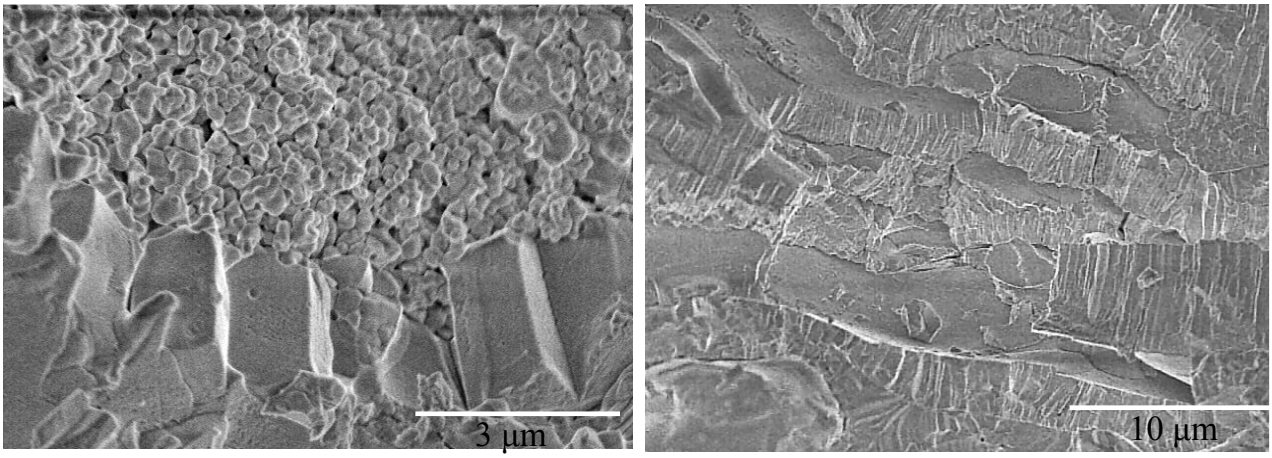


Figure 3. SEM images of fractured surfaces: Left: Non-melted nanoparticles could be easily distinguished Right: Conventional coating

The measured pore size distributions, indicating the diameter of the pores based on the incremental volume of intruded mercury are illustrated in fig 4. The maximum intrusions of mercury for the Nanox and 204B-NS samples are at the pore diameters of 0.2 and 0.43 μm, respectively. It should be mentioned here that some apparent intrusion occurred at low pressures, corresponding to very large pore sizes. This is an artifact due to surface roughness and has been scaled out of the graphs shown. Also, during specimen preparation, especially in the case of the bimodal structured samples with weakly bonded and non-melted nanoparticles, material may be pulled out of the surface leaving relatively large voids which are not indicative of the true structure.

Employing a four-point bend test, creep testing of free standing samples was performed at 800º and 1000ºC under a 30 N static load for 4-6 days, to make sure that the sample would enter the steady state creep region. The relative displacement of the center point and inner loading points was determined from the differential displacement of an LVDT.

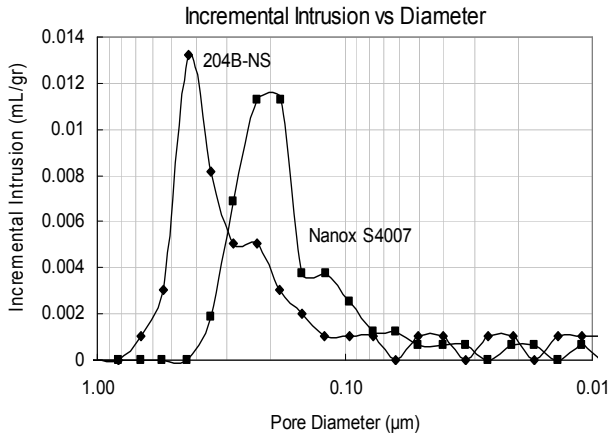


Figure 4. Pore size distribution versus intruded mercury volume for Nanox and 204B-NS.

A numerical method was used to calculate creep strain of samples; results are illustrated in fig. 5.

The coating with the bimodal structure containing pockets of retained nanoparticles shows significantly lower creep rates than the conventional coating at both test temperatures.

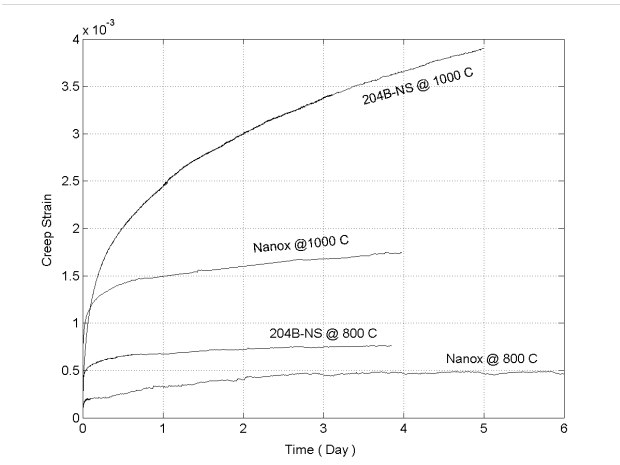


Figure 5. Creep strain of 204B-NS and Nanox samples (up to six days in 800 and 1000 ºC under 30 N load); in both temperatures bimodal structure shows lower strain.

5. MULTILAYER SYSTEM

In a thick TBC, a low TEC is desirable for the hot surface to minimize thermally derived stresses and sensitivity to thermal shock. However, a large TEC mismatch with the metallic substrate limits coating adhesion. A multi layer system may permit these opposing requirements to be satisfied Most traditional, high temperature refractory ceramic materials are found in the $Al_2O_3 \cdot SiO_2 \cdot MgO$ system. Among these oxides, some have been considered as alternatives to YSZ in TBCs. The general advantage of materials in this system is their low prices relative YSZ TBCs.

Cordierite ($2MgO{\cdot}2Al_2O_3{\cdot}5SiO_2$) has a very low TEC ($1.67x10^{-6}$ K^{-1} [22]). After plasma spraying, the cordierite composition is typically found to be amorphous. During subsequent heating, two phase transformations occur, at 830°C and 1000°C, which produce a volume change and cause cracking [23]. To deposit crystalline cordierite, the addition of 6 wt% TiO_2 has been reported to be effective [24]. Increasing the temperature of the substrate to slow the cooling rate of the cordierite also increases the crystallinity; however the oxidation of metal substrates is a concern.

Finally, another way to increase the crystallinity of deposited cordierite is laser surface melting [24]. Zirconia-cordierite composites have also been studied [23]. There are two major problems with this system: the glassy nature of cordierite and its phase transformations remain as problems; and yittria diffuses gradually into the cordierite destabilizing the ZrO_2 to allow the destructive tetragonal to monoclinic phase transformation to occur.

The high thermal expansion coefficient of forsterite ($2MgO{\cdot}SiO_2$), $11x10^{-6}$ K^{-1} [22], permits a good match with the substrate. At thicknesses of some hundred microns, it shows a very good thermal shock resistance. Another advantage of forsterite is its crystallinity after spraying, which is higher than other oxides in this phase diagram [22]. This eliminates the amorphous to crystalline transformation which causes a volume expansion and coating delamination.

Although spinel ($MgO{\cdot}Al_2O_3$) has very good high temperature and chemical properties, its TEC, $7.68x10^{-6}$ K^{-1}, is neither high enough to provide a good match with the substrate, nor low enough to provide good thermal shock resistance. There is only one reported study of spinel as a TBC, in which case it showed poor thermal cycling resistance [22].

Mullite is applied on SiC as an oxidation resistant layer to form an environmental barrier coating (EBC). Its low oxygen diffusivity, low creep rate at high temperatures, high thermo-mechanical fatigue resistance and close TEC match with SiC ($4\text{-}5x10^{-6}$ K^{-1} vs. $5\text{-}6x10^{-6}$ K^{-1} [22]) makes it the ideal choice for this application. In thin coatings (up to some hundred microns) on top of a metallic substrate, the durability of mullite has been reported to be better than that of zirconia [25]. The low TEC of mullite is an advantage relative to YSZ in high thermal gradients and under thermal shock conditions. Figure 5 compares surface stresses of 500 μm thick coatings of yttria fully stabilized zirconia and mullite during cooling after heating to a steady state temperature distribution under a heat flux of 270 kWm^2.

Two different values of heat transfer coefficient were used to vary the degree of the thermal shock experienced. Although both samples undergo a peak during cooling, the stress in mullite, unlike PSZ, remains compressive during the cooling process which prevents crack initiation in mullite [6].

However, the large mismatch in TEC with metallic substrates typically leads to poor adhesion. Also, as is the case for cordierite, mullite is amorphous as deposited. In service recrystallization occurs at 750 -1000 °C which is accompanied by a volume contraction, cracking and top coat debonding [26].

There are two major points a multi layer coating system must address. First, the materials should be chemically and thermodynamically compatible. Second, the thickness of different layers should be optimized to minimize stress distribution among the layers during and after deposition and under service conditions. A set of

chemically compatible materials have been identified which offer a range of TECs and acceptable thermal conductivities. Coupled analysis of the temperature and stress distribution through the thickness of the multi layer coating is underway to evaluate stress levels in the coating with the objective of predicting optimal thicknesses for the individual layers.

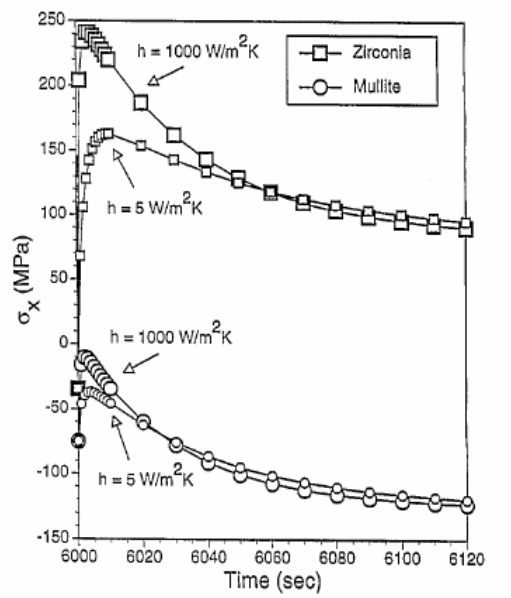


Figure 8. Surface stresses of zirconia and mullite during cooling (q=270 kWm^{-2}) [6].

6. SUMMARY

In this paper, two approaches to developing coatings for use as thick thermal barriers were discussed. The first involves modification of the structure of YSZ coatings, and has shown some improvement in creep resistance. The second approach is to replace zirconia with a combination of materials in a multilayer coating. Relatively low cost ceramic materials which are under consideration for the design of such a coating reviewed.

7. ACKNOWLEDGEMENT

Support for this research from Auto 21 and NRC (National Research of Canada, QC) is gratefully acknowledged.

Received April 26, 2005

Centre for Advanced Coating Technologies
University of Toronto, Toronto, Ontario, Canada

REFERENCES

/1/. P. Ramaswamy, S. Seetharamu, K. B. R. Varma, N. Raman and K. J. Rao, T*hermomechanical fatigue characterization of zirconia (8% Y2O3-ZrO2) and mullite thermal barrier coatings on diesel engine components: effect of coatings on engine performance*, Proc. Instn. Mech Engrs., vol. 214, part.C (2000) 729-742.

/2/. D. Zhu, R. A. Miller, *Thermal barrier coatings for advanced gas turbine and diesel engines*, NASA/TM—1999-209453.

/3/. T.Hejwowski, A.Weronski, *The effect of thermal barrier coatings on diesel engine performance*, Vacuum, 65 (2002) 427-432.

/4/. G.Qian, T.Nakamura, C.C.Berndt, *Effects of thermal gradient and residual stresses on thermal barrier coating fracture*, Mechanics of Mater., 27, (1998) 91-110.

/5/. D. Stover, C. Funke, D*irections of the development of thermal barrier coatings in energy applications*, J. Mater. Process. Tech., 92-93 (1999) 195-202.

/6/. K.Kokini, Y.R.Takeuchi, B.D.Choules, S*urface thermal cracking of thermal barrier coatings owing to stress relaxation: zirconia vs. mullite*, Surf. & Coat. Tech., 82(1996) 77-82.
/7/. M.B.Beardsley, P.G.Happoldt and K.C.Kelley, E.F.Rejda and D.F.Socie, *Thermal barrier coatings for low emission, high efficiency diesel engine applications*, SAE paper, No 1999-01-2255.
/8/. S.Rangaraji, K.Kokini, *Interface thermal fracture in functionally graded zirconia-mullite-bond coat alloy thermal barrier coating*, Acta Mater., 51(2003) 251-267.
/9/. X.Q.Cao, R. Vassenb, D. Stoeverb, *Ceramic materials for thermal barrier coatings*, J. Europ. Ceram. Soc., 24 (2004), 1-10.
/10/.L.Shaw,D.Goerman,R.Ren,M.Gell, *The dependency of microstructure and properties of nano-structured coatings on plasma spray conditions*, J. Surface and Coating Technology, 130 (2000)1-8.
/11/.M. Gell, *The potential for nanostructured materials gas turbine engines*, J. NanoStructured Materials, 6 (1995)997-1000.
/12/.M. Gell, *Application opportunities for nanostructured materials and coatings*, J. Materials Science & Engineering, A204 (1995)246-251.
/13/. M. Gell, E.H. Jordan, Y.H. Sohn, D. Goberman, L. Shaw, and T.D.Xiao, *Development and implementation of plasma sprayed nanostructured ceramic coatings*, J. Surface and Coatings Technology, 146-147(2001)48-54.
/14/.R.S. Lima, A. Kucuk, and C.C. Berndt, *Evaluation of microhardness and elastic modulus of thermally sprayed nanostructured zirconia coatings*, J. Surface and Coating Technology, 135 (2001)166-172.
/15/.R.S. Lima, A. Kucuk, and C.C. Berndt, *Bimodal distribution of mechanical properties on plasma sprayed nanostructured partially stabilized zirconia*, J. Material Science and Technology, A327 (2002)224-232.
/16/.R.S. Lima, A. Kucuk, and C.C. Berndt, *Integrity of nanostructured partially stabilized zirconia after plasma spray processing*, J. Material Science and Technology, A313(2001)75-82.
/17/.Y. Zeng, S.W. Lee, L. Gao, and C.X. Ding, *Atmospheric plasma sprayed coatings of nanostructures zirconia*, J. the European Ceramic Society, 22(2002)347-351.
/18/.H. Chen, and C.X. Ding, *Nanostructured zirconia coating prepared by atmospheric plasma spraying*, J. Surface and Coating Technology, 150 (2002)31-36.
/19/. G. Skandan, R. Yao, B.H. Kear, Y. Qiao, L. Liu, T.E. Fischer, *Multimodal powders: a new class of feedstock material for thermal spraying of hard coatings*,J.Scripta Mater.,44,(2001)1699-1702.
/20/. B.H. Kear, and G. Skandan, *Thermal spray processing of nanoscale materials*, J. NanoStructured Materials, 8(1995)765-769.
/21/. E.H. Jordan, M. Gell, L. Shaw, and S. Jiang, *Fabrication and evaluation of plasma sprayed nanostructured alumina-titania coatings with superior properties*, J. Materials Science and Engineering, A 301(2001)80-89.
/22/. H.G.Wang, H.Herman, *Thermomechanical properties of plasma-sprayed oxides in the MgO-Al2O3-SiO2 system*, Surf. Coat. Tech., 42 (1990) 203-216.
/23/. H.G.Wang, G.S.Fischman, H.Herman, *Plasma-sprayed cordierite: structure and transformations*, J. Mater. Sci., 24 (1989) 811-15.
/24/. F.G.Razavy, D.C.Van Aken, J.D.Smith, *Effect of laser surface melting upon the devitrification of plasma sprayed cordierite*, Mat. Sci. & Eng., A362 (2003) 213-222.
/25/. P.M.Pierz, *Thermal barrier coating development for diesel engine aluminum pistons*, Surf. & Coat. Tech., 61(1993) 60-66.
/26/. P.Ramaswamy, S.Seetharamu, K.B.R.Varma, K.J.Rao, *Thermal shock characteristics of plasma sprayed mullite coatings*, J. Thermal Spray Tech., 7, 4 (1998) 497-5.

REALIZAREA UNEI BARIERE TERMICE ALTERNATIVE PENTRU MOTOARELE DIESEL

Rezumat: Utilizarea de bariere termice la motoarele diesel este absolut necesară pentru creşterea temperaturii de combustie. Autorii propun în acest scop mullit-ul, material alternativ, ce are o comportare termo-mecanică excellentă. S-a realizat un sistem multistrat care minimizează tensiunile termice, cu o menţinere a stabilităţii chimice şi a celei de fază.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 658.567; 669.715

PRELIMINARY RESEARCHS ON METALURGICAL VALUE OF WASTES OF SECONDARY ALUMINIUM INDUSTRY

BY

MARIA ROMAN, VIOREL BADILITA, LUCIA FIRESCU, FLORIN STOICIU, IOAN MĂRGINEAN*, C-TIN BRATU*

Abstract. *IMNR and UPB-CEMS begin a research project in Relansin Program on Romania Aluminium Industry wastes recovery. The objective of the project is to identify the volume, chemical and physical characteristics of Romanian Aluminium Foundry by-products and to determine suitable process to use of secondary dross and fly ashes in concrete products. The paper presents some results of preliminary research on recycling Romanian secondary aluminium industry by- products*
Keywords: *aluminium, by-products, recycles, dross, ashes processing*

1. INTRODUCTION

Aluminium production is growing, as more and more applications are developing for this adaptable, durable and recyclable metal. One of the most important problems of aluminium industry is to find the proper way to process and recycle of aluminium by-products in useful products. Aluminium by-products shall consist in slag, dross, skimming and spilling from aluminium melting and ashes, which can contain from 20 to 90 % aluminium. World Aluminium Organization and International Aluminium Institute report that the remained waste can be use in different way:

- ✓ Source of minerals for cements. For example, slag is a source of aluminium oxide and magnesia;
- ✓ Component for asphalt, also known as bituminous concrete, consists of a mixture of aggregates bound together by asphalt cement;
- ✓ Soil mixtures used in agronomic applications;
- ✓ Raw material in foundry [1, 2, 3].

Although World Aluminium Organization has properly solution to process aluminium dross and ashes, which were sowed below, these methods are not utilized in Romania. We have to mention that there are huge quantities of dross and ashes stored near the aluminium companies like NEFRERAL, ALRO and ALPROM account of many years of aluminium processing. To take in consideration all this information and the necessity of ALMET SA and ALPROF SA to find new way to process their secondary dross, UPB-CEMS and IMNR propose one project in Relansin Program on Romania Aluminium Industry by-products reuse. The objective of this project is to identify the volume, chemical and physical characteristics of Romanian Aluminium Foundry by-products and at the end of our work, together with our partners ALMET

SA and ALPROF SA we have to establish some suitable method to process the new and the old aluminium dross and ashes. This project will focused on understanding aluminium dross recovery, to establish a method of salt-free recovery of aluminium from aluminium dross. To drown suitable process to use of secondary dross and fly ashes in concrete products.

Our work begins with ALMET and NEFERAL aluminium dross and ashes, which were preliminary characterized. If the NEFERAL aluminium dross and ashes have been produce and stored about 20 yeas, the ALMET aluminium dross and ashes are new. Therefore, we suppose that the NEFERAL aluminium dross and ashes have the different composition and characteristics than the ALMET aluminium dross and ashes.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURES

To characterize NEFERAL and ALMET wastes there were sampling 27 samples from different places and different casts. They were sorting in three sizes class; sample 1-big, sample 2 - medium and sample 3 - fine particle and there were note like in table 1.

Table 1. Type and Sizes class of wastes samples

Name	Type	Sizes class of samples		
		1	2	3
Neferal	Stored dross	> 1.6 mm	1.6 …. 1 mm	< 1 mm
ALMET	New dross	> 0.8 mm	0.16 ÷ 0.8 mm	< 0.16
	New ash	> 0.8 mm	0.16 ÷ 0.8 mm	< 0.16

These sample were preliminary characterize by chemical, diffractions and metallographic methods.

Chemical analyses were doing by knowing specific standard of nonferrous metals.

Diffractions analysis were doing by X ray (DRX) and Bragg-Brentano method, coupling Θ – 2*Θ, on polycrystalline plane samples. Diffractions studies were made by DRON 2.0 apparatus with characteristic ray CuKα1&2. Experimental data were digital collected by systematic scanning method in angular space 2*Θ: 4 ÷ 84 grad. Phase qualitative analyses were doing by methods of Hanawalt, in conformity with standards of A.S.T.M. The results show that there are diffraction maxims from more phases and there are diffraction maxims non-attributed. This means that there is one grade of incertitude. To obtain certitude there were separate more fractions from integral material, which were name: white, very fine (in water suspension), magnetic, black, ochre, soluble fraction and heat at 1000^0C NEFERAL ash. Phase analyse by DRX of these fraction had permitted to confirm identify fazes and to determine new fazes with some percent composition. The results are showing in table 2....8.

Metallographic analyses were doing by Amplival Pol U microscope in sending and reflecting lights. There was studied integrates samples and magnetic separate samples.

3. RESULTS AND DISCUTIONS

The samples average chemical composition is show in table 2

Table 2. Samples average chemical composition

Elements	Chemical analysis, % mass		
	Dross from NEFERAL	Dross from ALMET	Ashes from ALMET
Aluminium	27.433	56.203	55.519
Cooper	0.937	1.892	0.809
Magnesium	1.020	1.360	1.308
Manganese	0.157	0.162	0.144
Nickel	0.210	0.033	0.073
Plumb	0.357	0.159	0.321
Zinc	0.540	0.473	0.664
Titan	0.670	0.340	0.648
Tin	0.870	0.030	0.052
Iron	5.383	2.521	1.772
Silicon	4.180	6.128	3.339
Boron	0.307	0.007	0.014
Sodium	1.317	1.688	2.816
Potassium	2.163	0.469	0.681
F^-		1.322	1.069
Cl^-	2.413	0.861	1.083
SO_4^{2-}	0.567	0.050	0.050
NO_3^-	1.383	1.912	2.848
CO_3^{2-}	1.330	2.122	2.197

Chemical results show that dross from NEFERAL have following average elements content 27.4% Al / 5.38 % Fe/ 4.18% Si / 1.31% Na / 2.16% K / 1.02 % Mg / 0.93% Cu / 0.54% Zn, 2.83% anther minor elements with content below 0.5% and a total content 5,7% ions; Cl^-,SO_4^{2-}, NO_3^-, CO_3^{2-}.

Chemical composition is varying slowly with sizes class of samples, figure 1, 2 and 3.

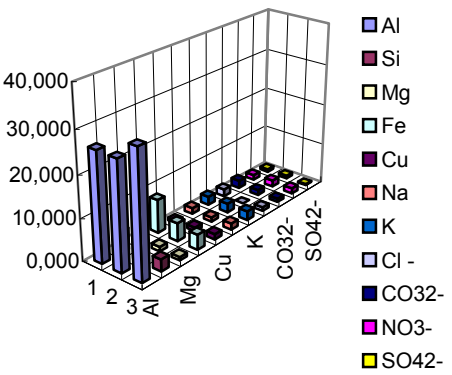


Figure 1. Dross from NEFERAL

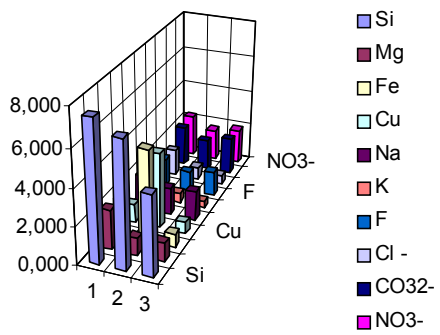


Figure 2. Dross from ALMET

The diffraction analysis show that dross from NEFERAL have following fazes: $Al(OH)_3$ – Nordstrandite (p ÷ z.p), α - Al_2O_3 – Corundum (z.p), $M^{+2}O\cdot(Al, M^{+3})_2O_3$ – Spinels (p), and in form of AlO(OH) – Boehmite (z.p). Silicon is present in form of free silicon (1 ÷ p) and SiO_2 – α Quartz (p ÷ z.p). Iron is present in form of α – Fe and $M^{+2}O\cdot(Fe^{+3}, M^{+3})_2O_3$ – Ferrites (p ÷ z.p).

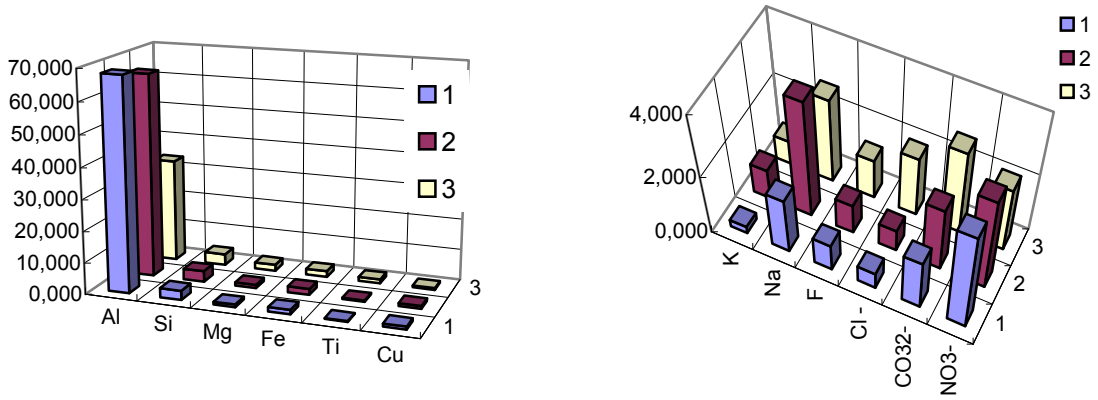


Figure 3. Ashes from ALMET

The phase analysis (DRX) and metallographic analyses show that compose of sample are; aluminium oxide and hydroxides - $Fe_2O_3.nH_2O$; iron oxide like: magnetite – Fe_3O_4, hematite Fe_2O_3 - goethite – FeOOH, ferrites – $(Fe^{2+}Mg^{2+}Mn^{2+}Ni^{2+})(Fe^{3+}Cr^{3+}Ti^{3+})_2O_4$, which have small crystal form gaped in glossy dross and other compounds with limonite characteristics. The oxides are around iron particle. Aluminium, which can be in fact different aluminium alloys (ATSi). Other components like; α – Fe, NaCl – Halite, SiO_2 – α Quartz, α - Al_2O_3 – Corundum, KCl – Sylvite, $Al(OH)_3$ – Nordstrandite, $M^{+2}O\cdot(Al, M^{+3})_2O_3$ – Spinels, or AlO(OH) – Boehmite.

The dross from ALMET have following average elements content: 56.203% Al / 2.521% Fe/ 6.128% Si / 1.688% Na / 0.469% K / 1.360% Mg / 1.892% Cu / 0.473% Zn, 1,283% anther minor elements with content below 0.5% and a total content 6.267 % ions; F^-, Cl^-, SO_4^{2-}, NO_3^-, CO_3^{2-}.

The diffraction analysis show that in dross and ashes from ALMET, the elements are present in more fazes. These fazes differs from size class of samples. So, dross with dimensions above 0.16 mm size class are formed from free aluminium, alloys of aluminium (z.p) and free silicon (p). The samples with size class below 0.16 mm have complex fazes like: α - Al_2O_3 – Corundum (p), $M^{+2}O\cdot(Al, M^{+3})_2O_3$ – Spinels (p ÷ z.p), and in form AlO(OH) – Boehmite (p), Free silicon (1 ÷ p) and SiO_2 – α Quartz (p). The iron is present in form of $M^{+2}O\cdot(Fe^{+3}, M^{+3})_2O_3$ – Ferrites (p). In this dross there were identify NaCl – Halite (p ÷ z.p), MgO – Periclase (p), and $CaCO_3$ – Calcite (p). All, these fazes are friable and can be separate by grinding and screening.

The ashes from ALMET have following average elements content: 55.5% Al / 1.72% Fe/ 3.39% Si / 2.816% Na / 0.681% K / 1.308% Mg / 0.89% Cu / 0.664% Zn, 1.252% anther minor elements with content below 0.5% and a total content. 7.47 % ions; F^-, Cl^-, SO_4^{2-}, NO_3^-, CO_3^{2-}.

The phase analysis (DRX) and metallographic analyses show that compose of sample differs by their size class. All samples have a rich content of aluminium. Silicon content is growing with size class. Similar tendency show NaCl – Halite faze $M^{+2}O\cdot(\underline{Al}, M^{+3})_2O_3$ – Spinels, α - Fe_2O_3 – Haematite, KCl – Sylvite, MgO – Periclase, $CaCO_3$ – Calcite, $Al(OH)_3$ – Nordstrandite, AlOOH – Diaspore. The sample with size class > 0.8 mm do not content the fazes SiO_2 – α Quartz, KCl – Sylvite, α - Fe_2O_3 –

Haematite, $CaCO_3$ – Calcite, $Al(OH)_3$ – Nordstrandite, AlOOH – Diaspore. The content of metallic material is decreasing from 90% in sample with size class above 0.8 mm to10 – 20% in sample with size class below 0.16 mm.

To illustrate the difference of phases content in the sample there are show same following diffraction pattern. Figure 4 shows diffraction pattern of NEFERAL dross size class < 1 mm , figure 5 shows diffraction pattern of ALMET dross size class <0,8, figure 6 shows diffraction pattern of ALMET dross size < 0.16. Figure 7 shows diffraction of ALMET ashes size > 0.8 mm and figure 8 shows Diffraction pattern of ALMET ashes size > 0.8 mm.0.16 ÷ 0.8 mm.

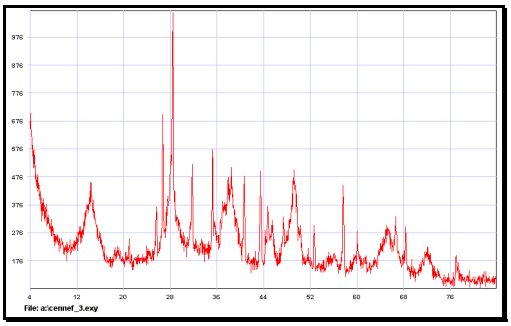


Figure 4. Diffraction pattern of NEFERAL dross size class < 1 mm.

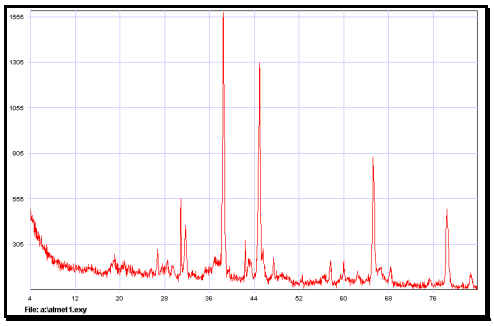


Figure 5. Diffraction pattern of ALMET dross size class <0.8.

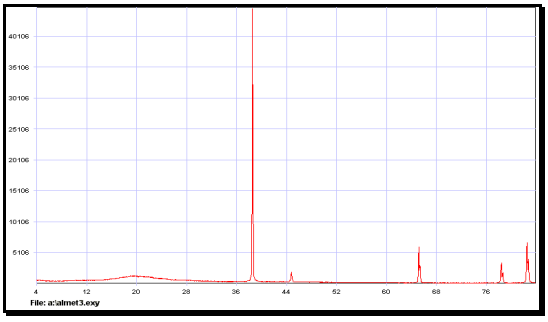


Figure 6. Diffraction pattern of ALMET dross size < 0.16.

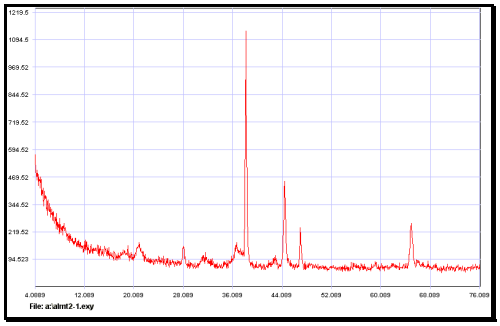


Figure 7. Diffraction pattern of ALMET ashes size > 0.8 mm.

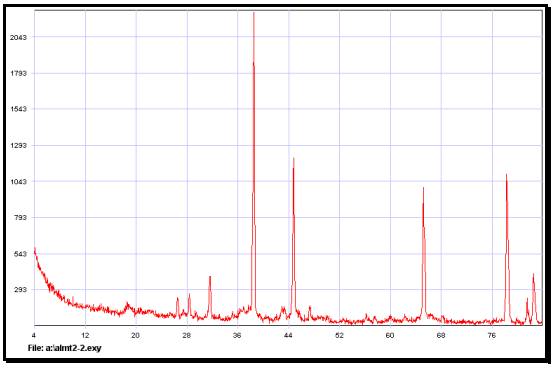


Figure. 8 Diffraction pattern of ALMET ashes size > 0.8 mm.0.16 ÷ 0.8 mm.

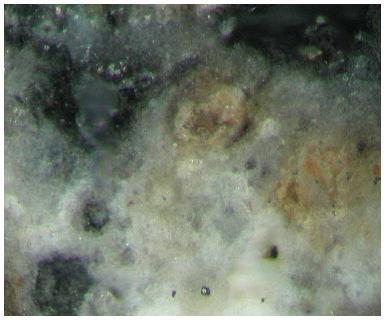


Figure 9. Aluminium oxides, X500, N+,

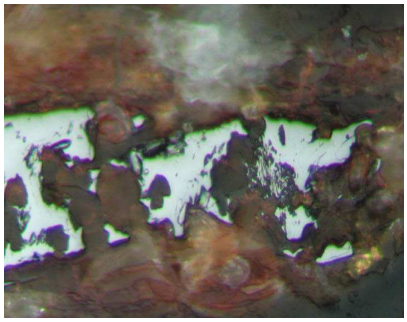


Figure 10. Iron and iron oxides, X500, N+,

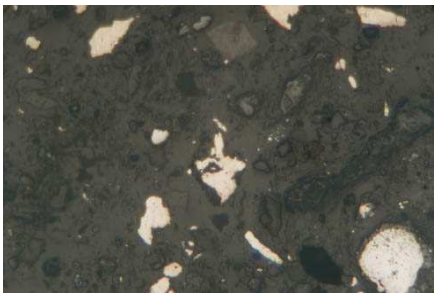


Figure 11. Aluminium alloy, oxides. X125, NII.

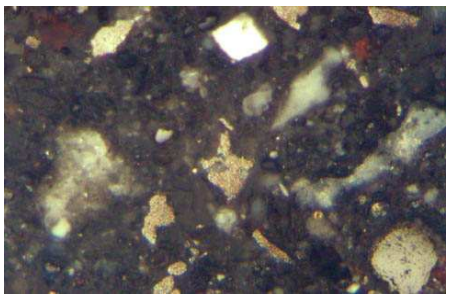


Figure 12. Aluminium alloy, oxides. X125, N+.

4. CONCLUSION

All these preliminary results demonstrate that the dross and ash have complex composition. Our researches continue with experiments to establish which method is suitable to process them in concrete products.

Received April 19, 2005

National R&D Institute for Nonferrous and Rare Metals – IMNR
**Polytechnic University Bucureşti*

REFERENCES

/1/. A. Ciocan, Valorificarea deseurilor – Tehnici de procesare si valorificare a deseurilor de aluminiu, Editura MatrixRom, Bucuresti, (2003), p. 60
/2/. European Aluminum Association 2001, www.eaa.net
/3/. www.eaa.net/material/recycled.htm
/4/. "Environmental impact", www.alcancom/sustainability/eulstep
/5/. www.green-networld.com/tips/aluminium.htm
/6/. International Aluminum Institute, The Global Aluminum Sustainable Development Initiative, www.world-aluminum.org (2004), p.2;
/7/. "Life cycle assessment of aluminium: inventory data for the worldwide primary aluminium industry" International Aluminum Institute March 2003 www.world-aluminium.org

CERCETĂRI PRELIMINARE ASUPRA VALORII METALURGICE A DEŞEURILOR DIN INDUSTRIA ALUMINIULUI SECUNDAR

Rezumat: UPB-CEMS şi IMNR a început un proiect de cercetare în cadrul Programului Relansin, care are ca obiectiv valorificarea integrală a zgurilor şi cenuşilor rezultate din procesarea deşeurilor de aluminiu. Lucrarea prezintă câteva rezultate preliminare privind caracterizarea zgurilor şi cenuşilor rezultate din industria românească a aluminiului secundar..

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.15; 621.78

MICROSTRUCTURAL ASPECTS CONCERNING THE THERMOMECHANICAL TREATMENT APPLIED OF CHROMIUM HIGH ALLOYED STEELS

BY

RODICA FLOREA

Abstract. *The paper addresses to the study of strengthening effect and stability achieved by thermomechanical treatments of chromium high alloyed steels. By means of investigation such as optical and electronic microscopy one can study the mechanism and kinetics of tempering processes concerning the ferrite matrix substructural changes and carbide phases precipitated at various temperatures. Based on theoretical conclusions from structural studies, one analyzes the efficiency and so the opportunity of some thermomechanical treatment experimental version applied for a 12% chromium steels. A particularly goal of this paper is to prove the better stability of this steel at tempering*
Keywords: *thermomechanical treatment, chromium high alloyed steels*

1. THEORETICAL CONSIDERATIONS

It is known that plastic deformation determines and stimulates phase transformation regardless whether this imply atoms diffusion or not. From the viewpoint of diffusion process stimulation, the plastic deformation (the deformation energy stored in the material), generates a fine structure which will accelerate any transformation. The stimulation of phase transformations will be also determined by imperfections of the crystal network (dislocations, vacancies, packing flows, limits, etc.) as preferred places of germination. These structural modifications are factors which could determine the increase of steels' stability at high temperatures.

Applying a thermomecanical treatment (martensite deformation), the martensite will become instable and the following tempering will determine the increase of dispersion degree of carbide phases in substructural ferrite matrix.

2. EXPERIMENTAL TESTS

The thermomechanical treatment was applied by means of a special equipment, designed and developed by the author and consists in:
- austenitizing furnace type tunnel, heated with silite bars and having automatically temperature setting;
- maintaining furnace, for obtaining the deformation temperature in samples;
- transfer equipment from the furnace to forming machine (multiple rolls mill)
- oil cooling device, with oil collecting basin;
- tempering furnace heated with electric resistance.

From the 10Cr130 steel, test pieces were manufactured of rectangular cross section, of various heights, in order to achieve degrees of deformation: 0%; 5%; 15%;

25%. Previous tests had established an optimum austenitisation temperature of 1050 C, for heating in silite furnace. The studied deformation temperature was 200 C. After hardening in oil, immediately after the forming, temperings at 200 C; 400 C; 500 C; 600 C were applied at 3 h maintaining times. At 500 C and 600 C, maintainings of 25 h and 100 h were realized.

3. EXPERIMENTAL RESULTS

In fig. 1 and 2 there are presented the electronic microstructures of 10Cr130 Steel classically hardened and tempered. The structure is composed by roughs martensite nails and precipitates in the form of fine lamellas (fig.1). At 600 C the quantity and the dimension of carbides phases increase (fig.2).

Electronic microstructures of 10Cr130 Steel hardened from 1050 C in oil and tempered at 200 and 600 C/3h

Fig. 1 Steel hardened and tempered 3 hours at 200 C 16000:1

Fig. 2 Steel hardened and tempered 3 hours at 600 C 16000:1

As a result of thermomecanical treatment, the structures obtained were studied at an optical and then at an electronic microscope and lead to the following conclusions.

After the plastic deformation of the martensite, some structural modifications appear determined by the cold deformation but also an ageing process at deformation. The plastic deformation, which stimulates the germination on existing dislocations, is the important mechanism which influences the precipitating processes. During the entire tempering, a segregational process of carbon and chromium on dislocations takes place and lead at the forming of germs of critical dimensions. Thus, at low degrees of deformation (<15%) the increase of the temperature at tempering leads at the distribution of the carbures on certain limits and sublimits, forming a very fragmented structure (fig. 7 and 8). At 25% deformation one can observe the appearing of some poliedric fields whose diameter is extending from 2000 Å to 3000 Å (fig. 6). At 500 C temperature and long exposure (100 h), the precipitates are suffering coagulation processes and loose their ability to stop the dislocations (fig. 9 and 10). A perfectly organized redistribution of carbides in multiple strings takes place.

Optical and electronic microstructures of 10Cr130 Steel thermomecanical treated (Maraging Variant) and then tempered between 200 C – 600 C and maintained between 3 and 100 hours

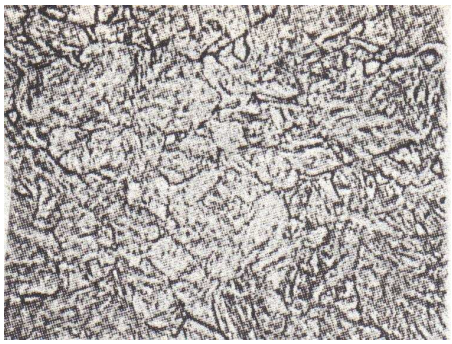


Fig. 3 Steel hardened and deformated with 5% degree. Vilella attack 400:1

Fig. 4 Steel hardened and deformated with 25% degree. Vilella attack 400:1

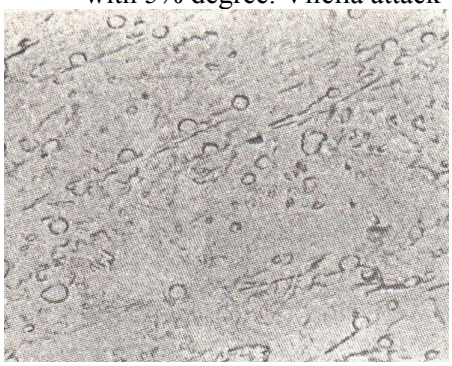


Fig. 5 Steel hardened and deformated with 25% degree and tempered 3 hours at 200 C 16000:1

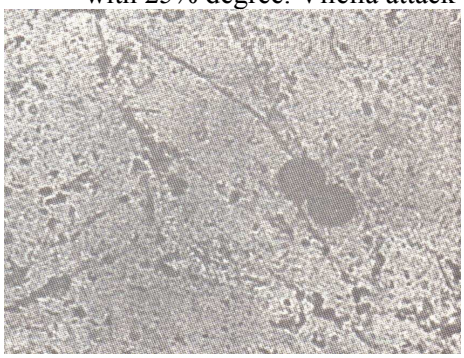


Fig. 6 Steel hardened and deformated with 25% degree and tempered 3 hours at 500 C 16000:1

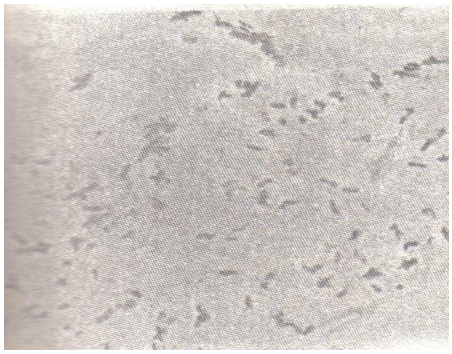


Fig. 7 Steel hardened and deformated with 5% degree and tempered 3 hours at 400 C 16000:1

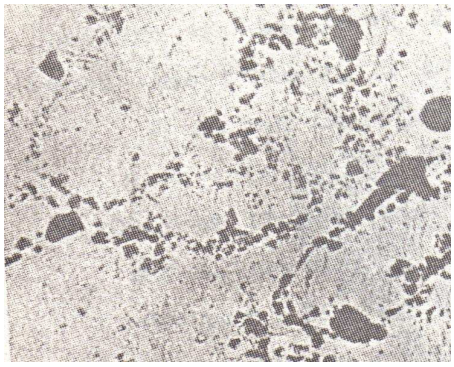


Fig. 8 Steel hardened and deformated with 5% degree and tempered 3 hours at 600 C 16000:1

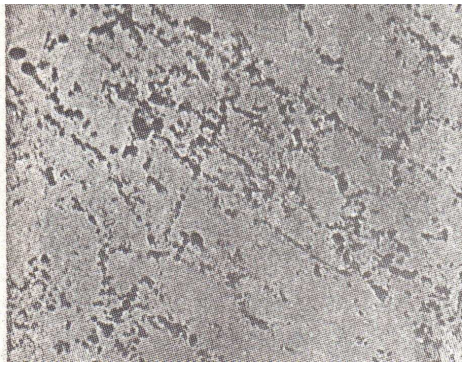


Fig. 9 Steel hardened and deformated with 15% degree and tempered 25 hours at 500 C 16000:1

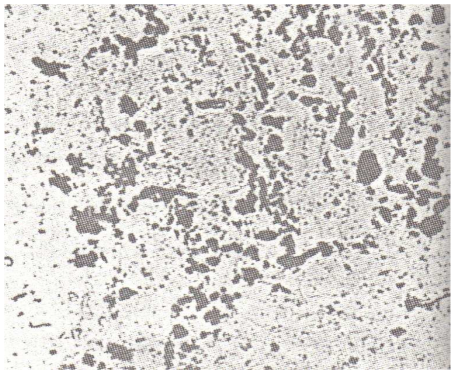


Fig. 10 Steel hardened and deformated with 25% degree and tempered 100 hours at 500 C 16000:1

4. CONCLUSIONS

Although the thermomecanical treatment at 10Cr130 Steel was previously experimented, it could not be established a certain behavior at this steel at low degrees of deformation and neither the optimum fields of application. From our research related to the tempering processes of 10Cr130 steel under the influence of plastic deformation of martensite with 5-25% degrees of deformation, the following conclusions can be drawn:

- the increase of the dispersion and the increase of the quantity of carbide phases related to the dislocation density;
- the intensification of the decomposing process of martensite and the precipitation of chromium carbide phases;
- the acceleration of germinating processes on dislocations, macles, sliding planes, limits and sublimits and the localization of diffusion processes on certain poliedric microfields depending on the deformation degree;

All these structural modifications explain the hardening and the stability until 600 C. The improvement of refractoriness by the increase of stability at tempering imposes on the other hand to check the behavior at various temperatures depending on the strengths proprieties but also on the preservation of corrosion resistance.

Received April 19, 2005 *"Transilvania" University from Brasov*

REFERENCES

/1/. R Florea, *The influence of austenite deformation on structure and properties of hardened structural steels,* Revue Prelucrari la cald, nr. 16 / 1999, INTEC SA

/2/. R. Florea, R. Banciu, *Aspects regarding the transformations on tempering for thermomechanical trated steels,* Buletinul Institutului Politehnic din Iasi, tomul XLVI fasc. 1-2, 2000, sectia IX

/3/. N. Popescu, C Gheorghe, *Tratamente neconventionale,* Editura tehnica, Bucuresti, 1990

ASPECTE MICROSTRUCTURALE PRIVIND APLICAREA TRATAMENTULUI TERMOMECANIC OTELURILOR INALT ALIATE CU CROM

Rezumat: În lucrarea prezentată se efectuează um studiu asupra efectului de durificare şi creştere a stabilităţii obţinute ca urmare a aplicării tratamentului termomecanic oţelului cu 12% Cr şi 0,1% C. Prin intermediul investigaţiilor structurale la microscopul optic şi electronic s-a putut studia mecanismul şi cinetica transformărilor în timpul proceselor de revenire ulterioară , atât în ceea ce priveşte matricea feritică, cât şi a precipitării carburilor la diferite temperaturi. Pe baza concluziilor teoretice asupra transformărilor structurale constatate în urma încercărilor experimentale s-a putut analiza eficienţa şi oportunitatea aplicării variantei de tratament termomecanic constând în deformarea prealabilă a martensitei la oţelul cu 12%Cr şi în special creşterea stabilităţii martensitei deformate la revenire.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-97

RESEARCH AND STUDY REGARDING THE VARIATION OF SURFACE TENSION OF MOLTEN METALS AND ALLOYS WITH TEMPERATURE

BY

BEATRICE TUDOR, ADRIAN VASILIU

Abstract. *The paper presents the influence of the temperature on the surface tension metals and alloys, and several methods for the surface tension determination*
Keywords: *.temperature, surface tension, aluminium alloys*

1. INTRODUCTION

To predict the surface tension of molten metal alloys, it is important to have a reliable reference data base for the surface tensions of the respective pure metal components of the system, and to this end, literature data pertaining to the surface tension of pure metals have been reviewed.

Surface tensions of molten metals are generally measured either in vaccum or in inert atmosphere.

2. RELATION BETWEEN SURFACE TENSION OF PURE METALS AND OTHER PHYSICAL PROPERTIES

The surface tension of a pure molten metal is dependent on the strength of the cohesive forces acting between neighbouring atoms, and intuitively, it would be expected that it could be related to other physico -chemical properties of the material. It must be emphasized that such considerations would only apply to pure materials which contain no highly surface active components whose presence at very low levels can exert a dramatic effect on the value of the surface tension, but have little influence on bulk properties.

There have been many attempts to correlate the surface tension of pure metals with material properties (heat of vaporization, compressibility, thermal expansion, shear viscosity), all of which have only met with limited success. From inspection of the experimental data it is immediately apparent that the surface tensions of molten metals tend to increase with increase in melting point. Figure 1 shows a plot of experimentally derived surface tension data against the absolute melting points. T_m of the respective pure metals.

Although the trend for γ to increase with increase in T_m is confirmed, the overall scatter shown in fig.1 is rather high, which suggests that if any relation between T_m and γ exists, then other parameters are probably involved.

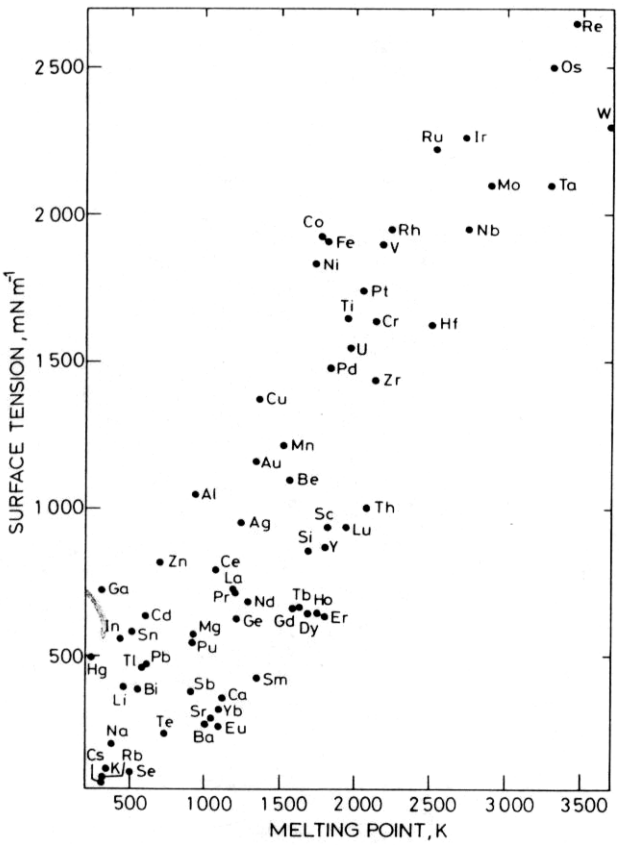


Fig.1.Surface tension of molten metals at their melting points

From empirical considerations, Reynolds, proposed that γ_m should be linearly related to the ratio T_m/r_0^2, where r_0 is the nearest neighbour separation. Based on the experimental data for only 15 different pure metals, the "best fit" linear relation as found to be

$$\gamma_m = 760 + 4 \cdot 77\left(\frac{T_m}{r_0^2}\right) \tag{1}$$

The surface tension of metals varies with the atomic number of the element, with the number of electrons in the neutral atom. Figure 2 shows the periodic variation of γ at the melting point with increase in the atomic number of the metal.

Group metals whose electronic configurations differ by unity from that of an inert gas have the lowest surface tensions and it can be seen, that as a general rule for each cycle, the further the electronic configuration on a metal departs from that of an inert gas, the greater will be the value of γ.

The highest values are apparent for transition metals which are characterized by incomplete inner electron shells.

The most important methods for suface tension determination are:

- maximum bubble pressure and maximum pressure in a drop;
- capillary rise;
- sessile drop;

- pendent drop;
- drop weight;
- detachment or maximum pull methods;
- levitating drop.

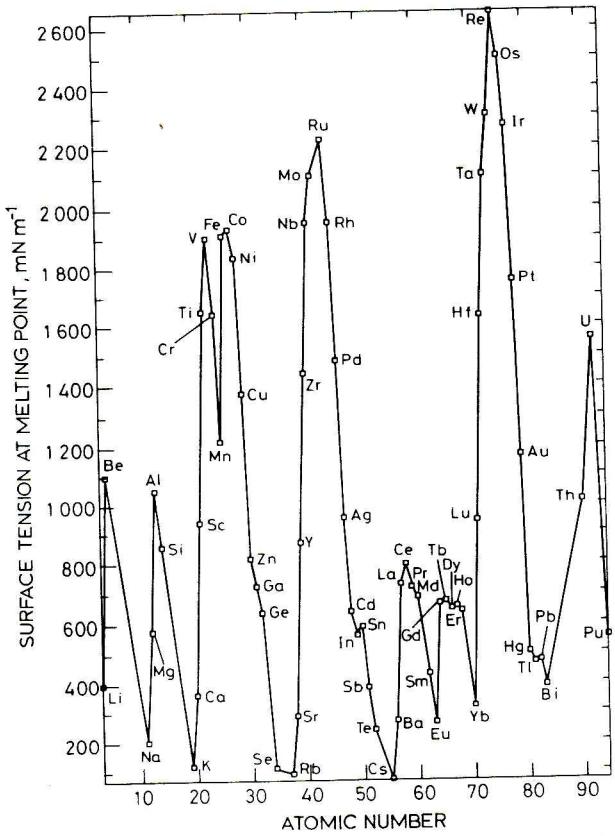


Fig.2. Variation of surface tension of molten metals at melting point with atomic number of element

3.EXPERIMENTAL RESULTS

The experimental system was so designed as to allow for the measurement of the liquid alloy drop sizes on images of the outline of a cross section sample taken at high temperatures it was made at the department of magnetic materials and Devices of the National Institute for development and Research in Iasi. The test bench consist of the sample enclosure, a camera, digital multimeter, vacuum device , a computer and monitor to take over and store the images and temperature values. Fig 3 illustrates the system described.

The inside part of the sample is made from stainless steel with water-cooled vacuum - tight walls and mounted on a horizontal orientation system. The alloy is melt and the drop heated in a horizontal electrical furnace having a tantal tape resistance . A system of concentric electrical thermal screens and circular screens of Mo provides a uniform temperature in the working area and prevents heat loss through radiations.

The sample holder allows for the sample to rotate and move freely. Temperature is measured by a thermocouple of Pt-Rh 6% vs Pt-Rh 30% which is in contact with the sample holder.

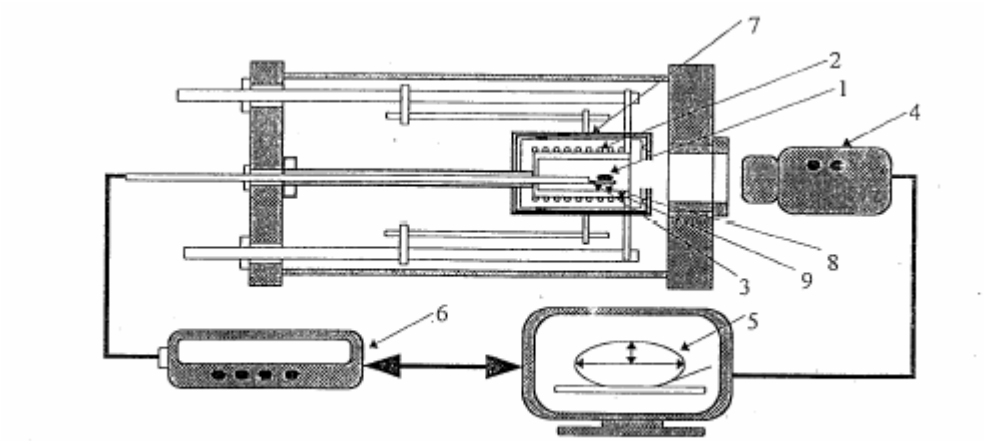


Fig 3 Test bench for the measurement of surface temperature of liquid alloys by the method of fixed drop.:1.alloy drop; 2- resistive furnace, 3- thermocouple 4- camera CCD and microscope objective, 5 - image of the outline of the alloy drop on the computer monitor 6 – digital multimeter, 7 - thermal screen, 8 – item, 9 - alumina tube sustaining the furnace resistance

The drop image is taken by a CCD camera by a microscope objective. The video signal provided by the camera is introduced into an acquisition plate. By means of a special software the images are seen on the computer monitor, converted and saved into a standard graphic format in real time. At the same time the temperature is measured by a digital multimeter and recorded in the same file with the image by means of an interface RS 232.The saved images are subsequently processed to obtain the values of the surface tension from the drop geometry parameters. The vacuum device provides a pressure of. Inside the working area to reduce impurities sources. Another reason for vacuum operation is to avoid distortion of the drop image taken by the optical system. This distortion takes place under protection atmosphere due to the variation of the refraction index with the temperature at gas pressures close to the atmospheric pressure. The variation of the refraction index with the temperature along the system optical axis can be compensated for by recalculating the optical parameter with the help of a dimensional item located in the sample plan.

$$\gamma = \frac{g\rho b^2}{\beta} \tag{2}$$

where – g is gravity acceleration m/s^2, ρ -alloy density, kg/m3, β - coefficient depending on the value φ of the angle measured

$$\frac{1}{\left(\frac{R}{b}\right)} + \frac{\sin\phi}{\left(\frac{X}{b}\right)} = 2 + \frac{\rho g b^2}{\gamma} \cdot \left(\frac{Z}{b}\right) \tag{3}$$

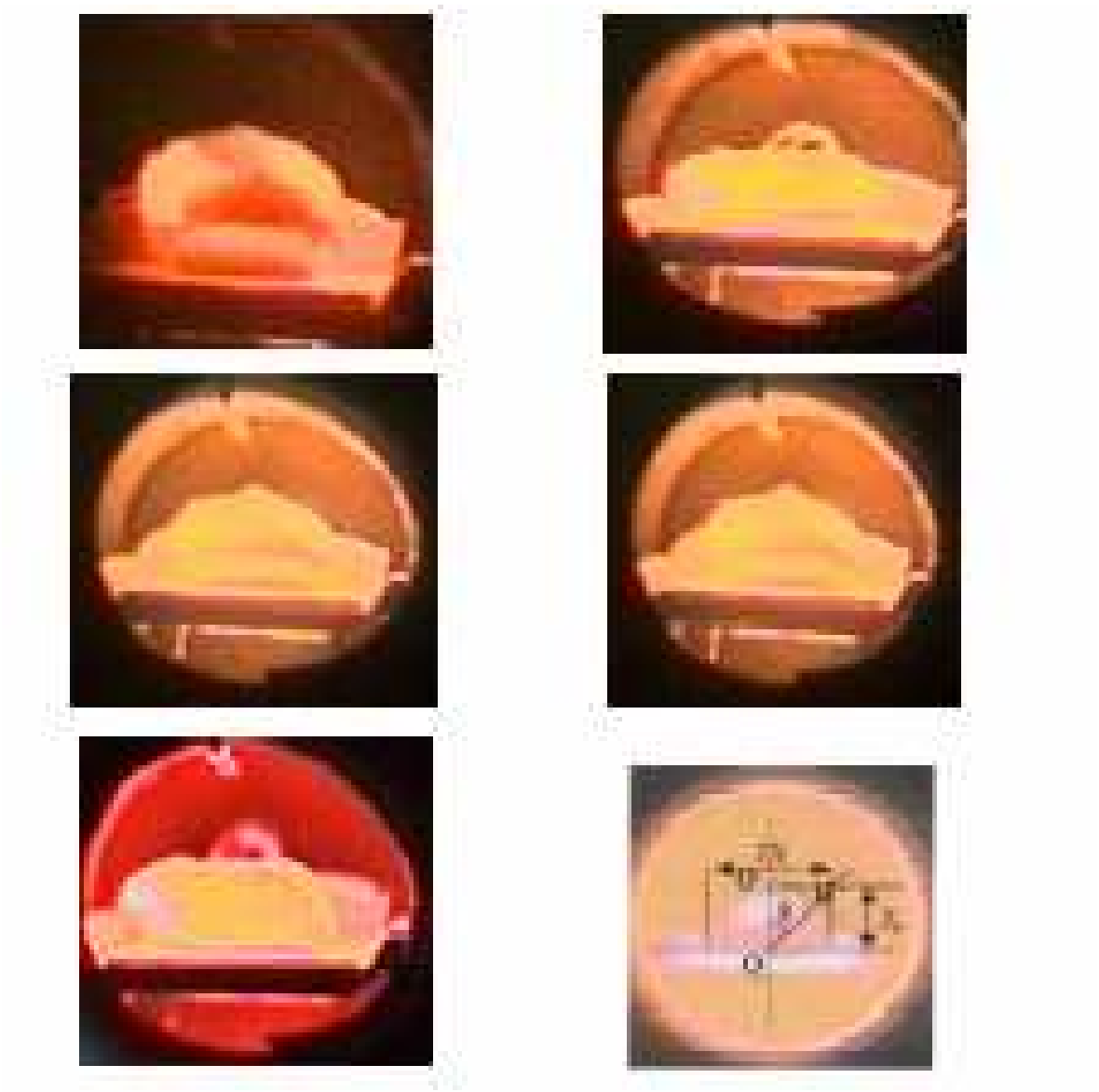
$$\beta = \frac{\rho g b^2}{\gamma} \tag{4}$$

$$\frac{1}{\left(\frac{R}{b}\right)} + \frac{\sin\phi}{\left(\frac{X}{b}\right)} = 2 + \beta\left(\frac{Z}{b}\right) \tag{5}$$

$$\gamma_{806^oC} = \frac{g\rho b^2}{\beta} = 0{,}859412 \text{ erg/cm} \quad (6)$$

$$\gamma_{893^oC} = \frac{g\rho b^2}{\beta} = 0{,}674246 \text{ erg/cm} \quad (7)$$

The drop image are presented in following photos:



3 CONCLUSIONS

Determining the surface tensions of the Al Cu alloy was achieved by means of a system based on the mobile drop method This makes it possible for the liquid alloy drop size to be measured on the images of the cross section outline. The work is performed under vacuum of 10^{-3} which ensures a pressure of inside the working area.

This is to reduce impurities and avoid distortion of the drop image as taken by the optical system.

With increasing temperature, the surface tension decreases due to lower forces of interaction between the alloy elements.

Received May 5, 2005

"Dunărea de Jos" University Galati

REFERENCES

/1/. Keene B.J**.,** *International Materials Reviews*, vol.38 nr. 4, 1993
/2/. Gregson P.J., *Aluminium alloys : physical metallurgy, processing and properties – High Performance Materials in Aerospace*, Edited by Harvey M. Flower – London, U.K.,1995,Chapman & Hall
/3/. Van Zytveld J.B., *Liquid metals* – Inst.Phys.,Series 30,1977,p.212

STUDII SI CERCETARI PRIVIND VARIATIA TENSIUNII SUPERFICIALE A METALELOR SI ALIAJELOR TOPITE CU TEMPERATURA

Rezumat: Lucrarea prezinta influenta temperaturii asupra tensiunii superficiale a metalelor si aliajelor, enumerarea metodelor de determinare a tensiunii superficiale si date privind determinarea tensiunii superficiale a aliajelor Al-Cu prin metoda picaturii immobile.procedeului. Sunt descrise cercetari asupra campului termic realizat de sursa folosita pentru sudare si distributia temperaturii in baia de meatal topit care poate fi realizata cu sau fara material de adaos.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-12; 621.774; 534-8

ON FORCE PARAMETERS AT EMPTY DRAWING OF THE TUBES WITH ULTRASONIC VIBRATIONS TRANSMITTED TO THE DIE ON THE DRAWING DIRECTION

BY

SUSAN MIHAI, ILIESCU VIOREL, DUMITRAS PETRU, MANTU MARIANA, GLIGOR-PITICARI OANA

Abstract. *The paper shows a calculus method of force parameters at empty drawing of the tubes with ultrasonic vibrations transmitted to the die, on the direction of the drawing " ultrasonic vibration drawing- U.V.D." or U.V.D. technology, using the theorem of total consumed power, admitting the Coulomb type "friction and the existence of friction medium force reversion mechanism" at metal-tool contact. The experimental results that were obtained on tubes with thin walls made of 10 TiNiCr 180/ STAS3583 (AlSi321) stainless steel are in a good correlation with those obtained in the theoretical research. The efficiency of U.V.D. technology, that was determined using the ΔF and ΔC relative reductions recommends its use for empty drawing of the tubes made of cold hardly deformable metallic materials for sub-unity values of the drawing relative speed.* ($v_{tr}/v_v << 1.0$)
Keywords: *empty drawing of tubes, ultrasonic fields, die, medium force friction reverse mechanism, Coulomb type friction, Bernoulli type laminated flow, relative drawing speed, oscillating system, technological effiency*

1. INTRODUCTION

Empty processing of the tubes is usually performed at room temperature when the plastic deformation process are accompanied by superficial hardening or hardening under effort. As a consequence of the accumulated superficial hardening, the necessary force of plastic deformation increase along with the decrease of drawing safety. These processes take place with higher intensity when for the drawing of the tubes, hardly deformable metallic materials are used, by means of cold drawing. The continuous may lead to the exceeding of the critical value of drawing safety, with the destruction of the integrity of the metallic materials, along with the increase of the drawing force [1].

For the success of the obtaining of empty drawing tubes from hard cold deformable materials, in the present paper we propose their processing in an ultrasonic field, with ultrasonic vibrations that are transmitted to the die on the direction of the drawing, "ultrasonic drawing-U.V.D." or U.V.D. technology, as an alternative to the classical technology –C.T.

The characterization of the U.V.D. technology, are compared to T.C. is accomplished on two main directions (objectives) of the paper: (i) the calculus of the force parameters; (ii) experiments on tubes having thin walls made of austenitic stainless steel; (iii) the efficiency of U.V.D. technology.

2. PARTICULARITIES OF THE PLASTIC DEFORMATION IN THE CASE OF U.V.D. TEHNOLOGY

The empty drawing of the tubes in an ultrasonic field, U.V.D. technology is accomplished with the die being situated at the maximum of wave oscillation and activated on the direction of the drawing.

The scheme of the ultrasonic activated die, situated in the maximum of the wave oscillation and activated on the drawing direction, U.V.D. technology is shown in fig.1

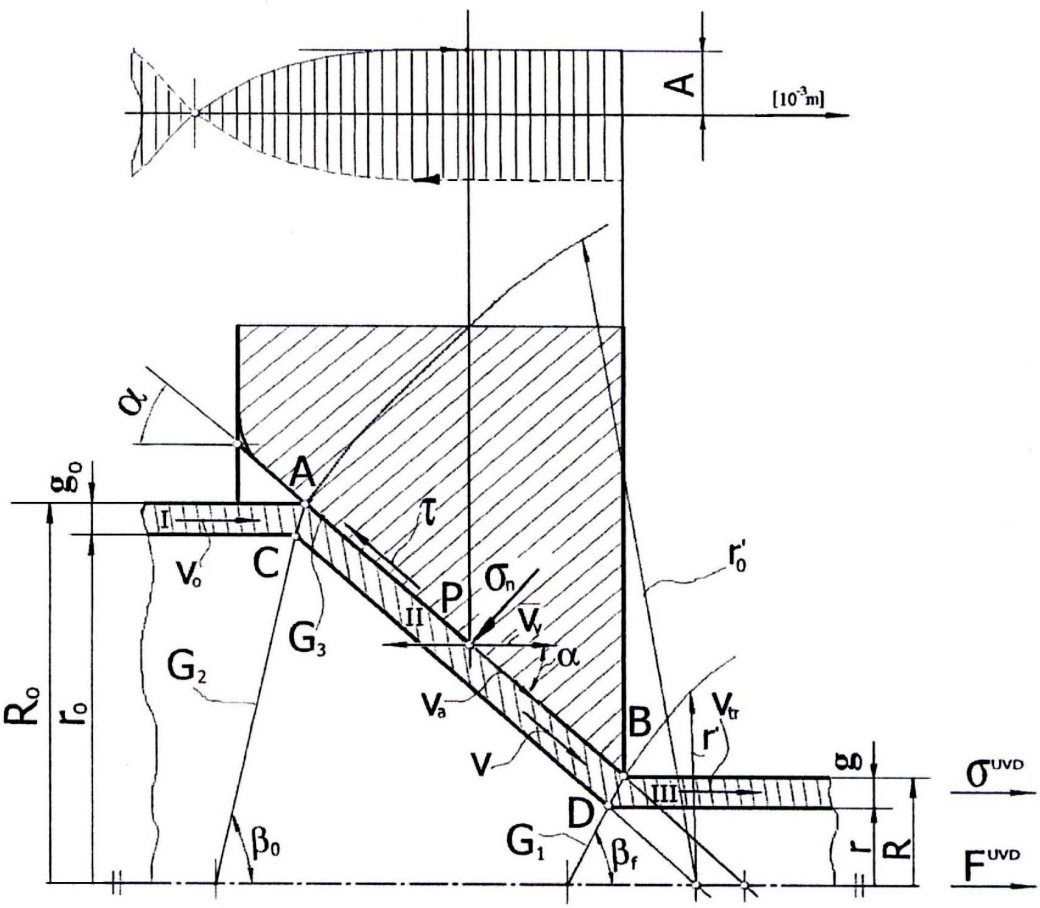


Figure 1. The scheme of the ultrasonic activated die in the case of empty drawing of the tubes, U.V.D. technology

The discussion of the plastic deformation process is accomplished according to three technological factors, of major importance, on which we can independently act, with special influences on the total drawing force: the rate of section decrease, the semi-angle of the conicity opening of the die and the friction force at tool-metal contact [2].

As a main particularity of the plastic deformation process, in the case of U.V.D. technology, we mention the decrease of the metal-tool contact friction, according to the "mechanism of average friction force reduction". In paper [3] are shown details and some contributions performed to die at the metal-tool contact, when the die is

situated in the maximum of the wave oscillation and activated on the drawing direction.

A certain P point, arbitrarily chosen in the area of deformation focus, takes part into two movements: of advance, on the generatrix of the cone-die, with v_a speed and of vibration, with v_v speed (v_0- maximum of speed vibration).

In the case of empty processing of the tubes, for which the semi-angle of cone opening of the die $\alpha = 6\ldots12^0$ ($\cos\alpha \approx 1.0$), technologically $v_{tr} \approx v_a$ ($v_a \approx v_{tr}\cos\alpha$) is considered. Under these empty tube processing technological conditions in U.V.D. system, in paper [3] a calculus relation for the friction coefficient $\mu^{U.V.\ D.}$ was measured:

$$\mu^{UVD} = \mu^{TC}\left(1 - \frac{2}{\pi}\arccos\frac{v_{dr}}{v_v}\right) \qquad (1)$$

in wich: μ^{TC} is the size of friction coefficient in the case of classical processing (CT technology) and v_{tr}/v_0 is the relative drawing speed ($v_v = \max(d_u/d_t)$ for $\mu = A\sin\omega t$ it follows $v_v = 2\pi fA$, with $\omega = 2\pi f$, $\cos\omega t = 1$; f is the frequency of ultrasonic wave oscillation at resonance, and A- the amplitude of oscillation.)

The analysis of relation (1) allows us conclude the fact that, for a given drawing process (U.V.D. technology), the metal-tool friction reduced according to $v_{tr}/v_v << 1.0$ (for $\mu^{T.C.} = ct.$) because $\mu^{U.V.D.}$, has lower values in these drawing conditions.

The diminution of metal-tool contact friction (U.V.D. technology), as compares to classical processing (T.C. technology), leads to the diminution of superficial hardening, with the reduction of the drawing force or of consumed power.

3. DETERMINATION OF FORCE PARAMETERS AT EMPTY TUBE-DRAWING WITH ULTRASONIC VIBRATION TRANSMITTED TO THE DIE ON THE DRAWING DIRECTION, U.V.D. TECHNOLOGY

The determination of force parameters, in the case of U.V.D. technology is based on the theorem of total consumed power, admitting in the process of plastic deformation the existence of the "reversion mechanism of the average friction force" at metal-tool contact, considering the geometry and kinematics of axial-symmetrical conical movement in the area of deformation focus shown in figure 1.

The hypothesis of plastic deformation through drawing are: the metal material is incompressible, the die is a rigid body, metal deformation is performed according to Von Mises's flowing condition, the kinematic speed field provides a Bernoully type continuity, the metal-tool interface friction is of Coulomb type constant for a given drawing process, at the level of oscillating system only longitudinal elastic waves act, under stationary wave regime (with the formation of nodes and venters) the plastic deformation process is an isothermal one.[1,4,5,6]

The calculation relationship for the drawing force is of type [1,2,5]

$$F^{UVD} = \pi\left(R^2 - r^2\right)\sigma^{UVD}$$

In wich: R,r are radial sizes, and σ^{UVD} is the drawing tension.According to the geometry and kinematics of axial-symmetrical conical movement (see fig. 1), the following coefficients are used [7]:

$$\psi = \frac{g}{g_0},\ \psi_1 = \frac{R}{R_0},\ \psi_2 = \frac{r}{R},\ \psi_3 = \frac{r_0}{R_0},\ \psi_4 = \frac{1-\psi_2}{1-\psi_3},\ \psi 5 = \frac{1+\psi_2}{1+\psi_3}$$

The tube has been divided into three areas which the speed field is uniform.

In area I and area III, the speed is uniform and has only axial component, because the drawing force direction coincides with the tube's symmetry axis.

In area II, of plastic deformation, the speed of the direction makes an α angle with the symmetry axis. In this area, metal flow is parallel to the surface of the die.

The deformation zone is delimited by $G_1$and G_2 surface, represented by the BD and AC segments, defined by the β_f and β_0 angles. Using experimental tests, it was notices that tube wall thickness modifies only when proper plastic deformation begin, which means that, considering the tube's geometry in the deformation area, for β_0 and β_f , the relations [1,5] result:

$$\beta_0 = \frac{(\pi - \alpha)}{2}$$

$$\beta_f = arctg\left(\frac{\psi \sin\alpha}{1 - \psi\cos\alpha}\right) = arctg\left(\frac{\psi_1 \cdot \psi_4 \sin\alpha}{1 - \psi_1 \cdot \psi_4 \cos\alpha}\right)$$

From the continuity condition of metal flow for v_0 and v_{tr},:

$$\frac{v_0}{v_{tr}} = \frac{R^2 - r^2}{R_0 - r^2} = \psi_1^2 \frac{1 - \psi_2^2}{1 - \psi_3^2}$$

Speed discontinuities at the level of G_1, G_2 and G_3 surfaces are:

- on G_1 surface: $\Delta v_1 = v_{tr} \dfrac{\sin\alpha}{\sin(\alpha + \beta f)}$;
- on G_2 surface: $\Delta v_2 = v_0 \cdot 2\sin\left(\dfrac{\alpha}{2}\right)$;
- on G_3 surface: $\Delta v_3 = v = \dfrac{R^2 - r^2}{R_0^2 - (R_0 - g_0\cos\alpha)^2} \cdot \cos^2\alpha$

The consumed power in the process of drawing must compensate the losses produced through friction on G_3 surface (W_f), through shear due to speed discontinuities of G_1 and G_2 surface ($WG_{1,2}$) and for proper plastic deformation (W_d).

For the calculation of power losses, the following expression result:

❖ consumed power for deformation:

$$\dot{W}_d = \dot{V}\left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)\sigma_r \cdot \sqrt{(1/2)\varepsilon_{ij} \cdot \varepsilon_{ji}}$$

The ε_{ij} and ε_{ji} of the deformation tensor, in cylindrical components, are:

$$\varepsilon_{RR} = \ln\frac{R - r}{R_0 - r_0} = \ln(\psi_1 \cdot \psi_4);$$

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \ln\frac{R + r}{R_0 + r_0} = \ln(\psi_1 \cdot \psi_5);$$

$$\varepsilon_{ZZ} = -(\varepsilon_{RR} + \varepsilon_{\theta\theta});$$

$$\varepsilon_{R\theta} = \varepsilon_{RZ} = \varepsilon_{\theta Z} = 0,$$

And volume speed $\dot{V} = \pi v_{tr}(R^2 - r^2)$. Therefore:

$$\dot{W}_d = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)\sigma_r \pi v_{tr} R^2 \left[1 - \left(\frac{r}{R}\right)^2\right] \cdot \sqrt{\varepsilon^2{}_{RR} + \varepsilon_{\theta\theta}^2 + \varepsilon_{RR} \cdot \varepsilon_{\theta\theta}}$$

❖ the power consumed during G_1 surface crossing is:

$$\dot{W}_{G_1} = \int_{SG_1} \tau \Delta v_1 ds$$

where $\tau = \left(\frac{1}{\sqrt{3}}\right)\sigma_r$, and Δv_1 with the expression given by [7] relation.

Therefore SG_1 has the form:

$$SG_1 = \frac{\pi \cdot \left(R^2 - r^2\right)}{\sin \beta f},$$

so:

$$\dot{W}G_1 = \left(\frac{1}{\sqrt{3}}\right)\sigma_r \pi v_{tr} R^2 \left[1 - \left(\frac{r}{R}\right)^2\right]\left[\frac{\sin\alpha}{\sin\beta f}\sin(\alpha + \beta f)\right]$$

❖ the power consumed during G_2 surface crossing :

$$\dot{W}G_2 = \left(\frac{\sigma_r}{\sqrt{3}}\right) v_0 2\sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)\pi\left[\frac{\left(R_0^2 - r_0^2\right)}{\sin\beta_0}\right] = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)\sigma_r \pi v_{tr} R^2 \left[1 - \left(\frac{r}{R}\right)^2 tg\left(\frac{\alpha}{2}\right)\right]$$

❖ the power consumed due to friction losses on G_3 surface:

$$\dot{W}_f = \dot{W}\, G_3 = \int_{SG_3} \tau \Delta v_3 ds$$

where τ -shear stress, $\tau = \mu^{UVD}\ \sigma_r$, couloumb type friction, μ^{UVD} from (1).

The element surface ds has the expression:

$$ds = \frac{2\pi}{\sin\alpha} RdR \quad , R \in [R, R_0]$$

The normal stress can be determined using Sach's relationship [5]:

$$\sigma_r \approx \sigma_r \left[\ln\left(\frac{R_0}{R}\right)^2 - 1\right]$$

Therefore

$$\dot{W}G = \int_{SG_3} \mu^{UVD}\sigma_r \left[\ln\left(\frac{R_0}{R}\right)^2 - 1\right]\Delta v_3 ds$$

so:

$$\dot{W}G_3 = \mu^{UVD}\sigma_r \left[\ln\left(\frac{R_0}{R}\right)^2 - 1\right] v_{tr}\left(R^2 - r^2\right)\frac{\cos\alpha}{g_0}\frac{\pi}{\sin\alpha}\int_R^{R_0}\frac{RdR}{R - \frac{g_0}{2}\cos\alpha} =$$

$$= \mu^{UVD}\sigma_r \left[\ln\left(\frac{R_0}{R}\right)^2 - 1\right] v_{tr}\left(R^2 - r^2\right)\frac{\pi\cos\beta}{g_0\sin\alpha}\left[R - \frac{g_0}{2}\cos\alpha\ln\left(R - \frac{g_0}{2}\cos\alpha\right)\right] =$$

$$= \frac{\pi\mu^{UVD}\sigma_r}{g_0} v_{tr}\left(R^2 - r^2\right)\left[\ln\left(\frac{R_0}{R}\right)^2 - 1\right]\frac{\cos\alpha}{\sin\alpha}\left[\left(R_0 - R\right) - \frac{g_0}{2}\cos\alpha\ln\frac{R_0 - \frac{1}{g_0}\cos\alpha}{R_0 - \frac{1}{2}\cos\alpha}\right] =$$

$$= \pi\mu^{UVD}\sigma_r v_{tr} R^2 \left(1 - \psi_2\right)^2 K_2$$

In which K_2 has the expression:

$$K_2 = \left(\ln \psi_1^{-2} - 1\right)\left[\frac{1-\psi_1}{1-\psi_3} + \frac{\cos\alpha}{2}\ln\left(\frac{2-(1-\psi_3)\cos\alpha}{2\psi_1-(1-\psi_3)\cos\alpha}\right)\right]ctg\alpha$$

From the balance of the total consumed power in the process of plastic deformation by drawing, for U.V.D. technology the following expression results:

$$\sigma^{UVD} = \frac{2\sigma_r}{\sqrt{3}}K_1 + \sigma_r \mu^{UVD} K_2$$

in which:

$$K_1 = \sqrt{\varepsilon^2{}_{RR} + \varepsilon_{\theta\theta}^2 + \varepsilon_{RR}\cdot\varepsilon_{\theta\theta}} + \frac{\sin\alpha}{2\sin\beta f\,\sin(\alpha+\beta f)} + tg\frac{\alpha}{2}$$

These, with relation (2), the expression for F^{UVD} becomes :

$$F^{UVD} = \pi\left(R^2 - r^2\right)\left[\left(\frac{2\sigma_r}{\sqrt{3}}K_1 + \sigma_r \mu^{UVD} K_2\right)\right]$$

In the case of classical processing, CT technology, using (27) relationship, the drawing stress σ^{CT} has the expression:

$$\sigma^{CT} = \frac{2\sigma_r}{\sqrt{3}}K_1 + \frac{2\sigma_r}{\pi}\mu^{CT}K_2,$$

and the drawing force F^{CT} can be calculated using the relationship:

$$F^{CT} = \pi\left(R^2 - r^2\right)\sigma^{CT}$$

The magnitude of the drawing stress must not exceed the value of the tensile strength, with the accumulated superficial hardening in the process of plastically deformation, a condition that can be expressed by means of the so-called drawing safety coefficient (C) [1,2]:

$$C = \frac{S\sigma_r}{F}$$

where: σ_r is the tensile strength, S – cross section surface (at the exit of deformation focus zone); f- drawing force (F^{CT} or F^{UVD}).

The effectiveness of U.V.D. technology, as compared to the classical processing, CT technology is determined considering the reduction of the drawing force and safety of the plastic deformation process, according to relationships [5] :

$$\Delta F = \frac{F^{CT} - F^{UVD}}{F^{CT}}100 \quad [\%]$$

and

$$\Delta C = \frac{C^{UVD} - C^{CT}}{C^{UVD}}100 \quad [\%]$$

4. EXPERIMENTS ON TUBES WITH THIN WALLS MADE OF AUSTENITIC STEEL

The experiments have been performed on tube samples made of 10TiNiCr180/STAS 3583(AlSi 321) stainless steel, with the initial sizes: D_0=4,85 mm, g_o=0,70 mm and the length of 1200 mm, with one of the ends being putrid and the thermically treated quenching in solution.

The experiments have been performed at C.S. Resistoterm S.R.L. Iasi, on a longitudinal drawing stand of 20 tf, and the tube samples used in the experiments were provided by S.C. Omegatube S.A. Iasi, in the framework of 905/2000 contract-The National Relansin programme (both firms being project partners). The paper [7] shows other details regarding the obtaining of semi-finished tube and the conditions of proper processing of samples, CT technology.

In the case of empty processing of tubes, with ultrasonic vibrations transmitted to the die on the drawing direction, U.V.D. technology a new element as compared to CT technology is the oscillating system shown in figure 2

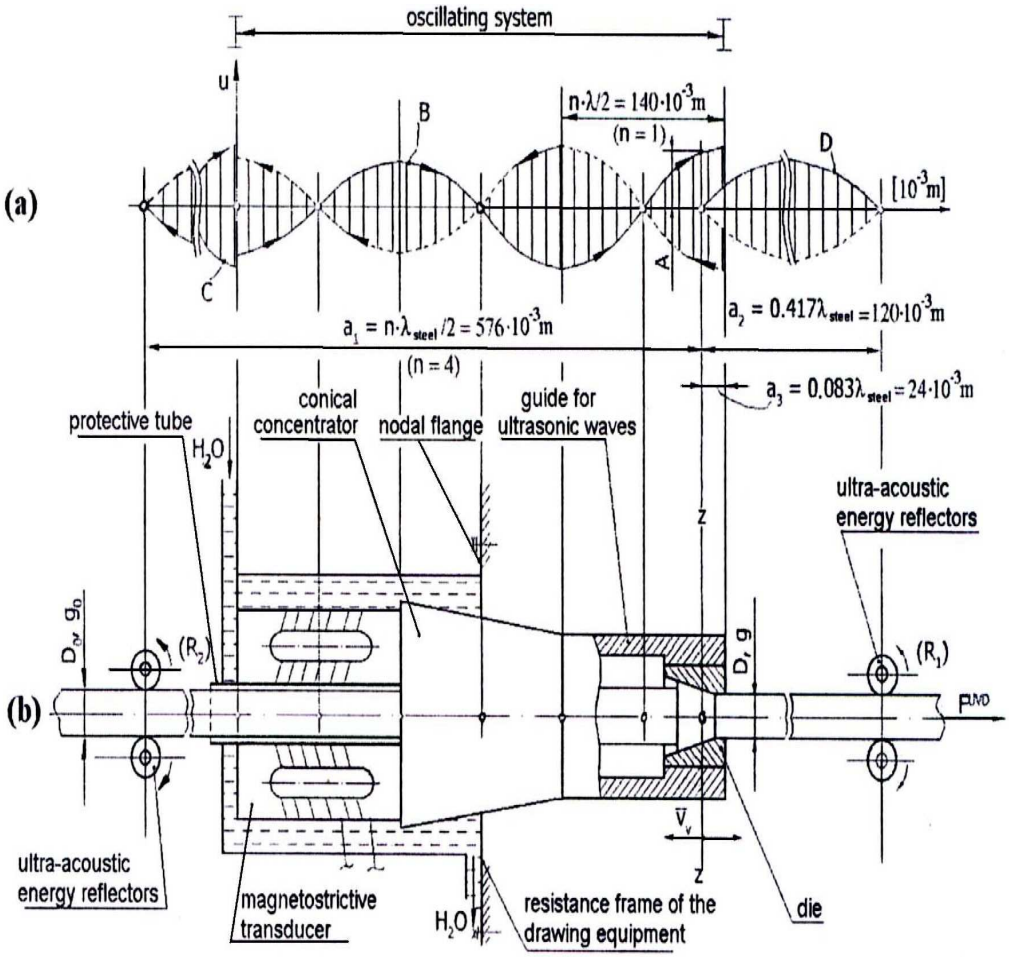


Figure 2 The scheme of the system used in the experimental process, U.V.D. technology
a) oscillation wave
b) the proper scheme

The oscillating system is of PMS 15 A -18 type and is in conjunction with the U.Z.G.2-4M generator, at a resonance frequency of 17500Hz. To restrict the action of ultrasonic energy on well defined distances within the semi finished and processed tubes, reflectors of ultrasonic energy, and pressure rolls have been used. (R_1,R_z).

Reflector R_1 is located at the distance a_2 from the vertical line z-z, which asses through the area of the deformation focus- the second zone of the tube, and reflector R_2 at a_1 distance, from the same vertical. At the same time, for a good efficiency of

plastic deformation process, U.V.D. technology, it is recommended that the "z-z" vertical should be located at a_3 distance, from the frontal surface of the guide for ultrasonic sounds.(7)

The chemical composition of 10TiNiCr180 steel spectrographically determined is, [%]: 0,10C; 2,0Mn; 1.0Si; 0,030S; 0,045P; 18,45Cr; 9Ni; 0,7Ti. The microscopic structure of the steel, analyzed in initial state is made of austenitic poliedrical crystals maclated .

Among the three technological factors, of major importance that influence directly the force parameters: the degree of section reduction

$$r\,[\%] = 100\left[1-\left(\frac{R}{R_0}\right)^2\right],$$

the semi-angle of die conicity opening α [^{0}] and metal-tool contact friction-the first to are constantly maintained. The third one-metal-tool contact friction expressed by means of friction coefficient (μ^{UVD}) modifies according to the reverse mechanism of average friction force.

The experiments are accomplished at a constant drawing speed (v_{tr} =0,33 m/s) and five different values of oscillation amplitude of the die (A): 5, 10, 15, 20 and 25 μm, witch, in fact, represent different vibration speed(v_v=2πfA; v_{v1}=0,55; v_{v2}=1,09; v_{v3}=1,65; v_{v4}=2,20 and v_{v5}=2,74 m/s).

Different value of the oscillation amplitude can be obtained by means of increasing the feeding voltage tension at the level of magnetostrective transducer and the premagnetization current. The section reduction (r) is of 23[%]; D= 4,32 mm, g= 0,65 mm and the opening semi-angle of the die conicity $\alpha=8^0$ (reason for which $v_{tr}\approx v_a$, cos 8^0=0.99).

Dies with WCr, carbide middle are used, the lubrification being performed with 45% chlorided paraffin.

The processing of tube sample, U.V.D. and CT technologies is performed by means of singular drawing, on five sets of test-tubes A, B, C, D, E, according to the relative drawing speed (v_{tr},v_v) used in the experimental process.

5. EXPERIMENTAL RESULTS

The experimental results, that have been obtained in the case of the two tehnology-CT and U.V.D. are shown in table 1 and table 2, considering as discussion parameter the relative drawing speed.(v_{tr}/v_v ratio)

The size of the drawing force, for the two technology CT and U.V.D. are experimentally obtained, with force captors of DT 106000 type and tensiometric deck N 2314, being the result of five tests. At the same time, the drawing speed in the amplitude (A) of die vibration [7] are also experimentally measured.

For the calculation σ_{an}^{UVD}, F_{an}^{UVD} there have been initially accomplished traction test, on test-tubes manufactured according to SR-EN 1002-1/95 using a MTS 810.24 type machine, having the 20 mm/min speed. At the same time, the safety coefficient of drawing (C^{CT} and C^{UVD}) have been calculated. The size of μ^{CT} friction coefficient was calculated considering σ^{CT} (see 30)

Using these obtained value, the μ_{an}^{UVD} was measured according to (1).

Table 1 The results obtained by CT technology

Test tube set	Test tube dimensions initial and final ones				Technologies –CT					
	D_0 [mm]	g_0 []mm]	D [mm]	g [mm]	v_{tr} [m/s]	r [%]	F_{ex}^{CT} [N]	σ^{CT} [MPa]	μ^{CT}	C^{CT}
A	4,85	0,70	4,32	0,65	0,33	23	812	109	0.026	4.89
B	4,85	0,70	4,32	0,65	0,33	23	812	109	0.026	4.89
C	4,85	0,70	4,32	0,65	0,33	23	812	109	0.026	4.89
D	4,85	0,70	4,32	0,65	0,33	23	812	109	0.026	4.89
E	4,85	0,70	4,32	0,65	0,33	23	812	109	0.026	4.89

Table 2 The results obtained by U.V.D. technology

Test tube set	Technologies U.V.D.									Relative reduction	
	$\frac{v_{tr}}{v_r}$	r [%]	F_{an}^{UVD} [N]	σ_{an}^{UVD} [MPa]	F_{ex}^{UVD} [N]	σ_{ex}^{UVD} [MPa]	μ_{an}^{UVD}	μ_{ex}^{UVD}	C^{UVD}	ΔC [%]	ΔF [%]
A	0,60	23	705	94	676	91	0,0065	0,0067	5,62	12,98	17,35
B	0,30	23	668	89	637	85	0,0052	0,0056	5,83	16,12	22,12
C	0,20	23	638	85	597	80	0,0044	0,0048	6,10	19,83	27,01
D	0,15	23	633	83	574	77	0,0030	0,0035	6,22	21,38	29,82
E	0,12	23	600	80	545	73	0,0020	0,0024	6,29	22,25	32,64

To estimate the efficiency of U.V.D. technology, as compared to the CT one, the relative reductions have been calculated (ΔF, ΔC,[%])

The F_{ex}^{CT}, F_{ex}^{UVD}, ΔF, ΔC variation is shown in figure 3.

6. CONCLUSIONS

1. The theoretical researches shows a calculation method of force parameters at the empty drawing of the tube, with ultrasonic vibrations transmitted to the die on the drawing direction or U.V.D. technology, using the theorem of total consumed power, admitting in the process of plastic deformation the existence of "reversion mechanism of the average friction force " and the Coulomb-type friction at the metal-tool interface.
2. The experimental research, accomplished on tubes with thin wall made of 10TiNiCr180 stainless steel shows results that are in a good correlation with those obtained in the theoretical research.
3. The efficiency of U.V.D. technology, using the ΔF and ΔC relative reduction, recommends it for empty drawing tubes made of hard cold deformable metallic materials, for which the relative drawing speed (v_{tr}/v_v) corresponds to the condition: $v_{tr}/v_v << 1.0$

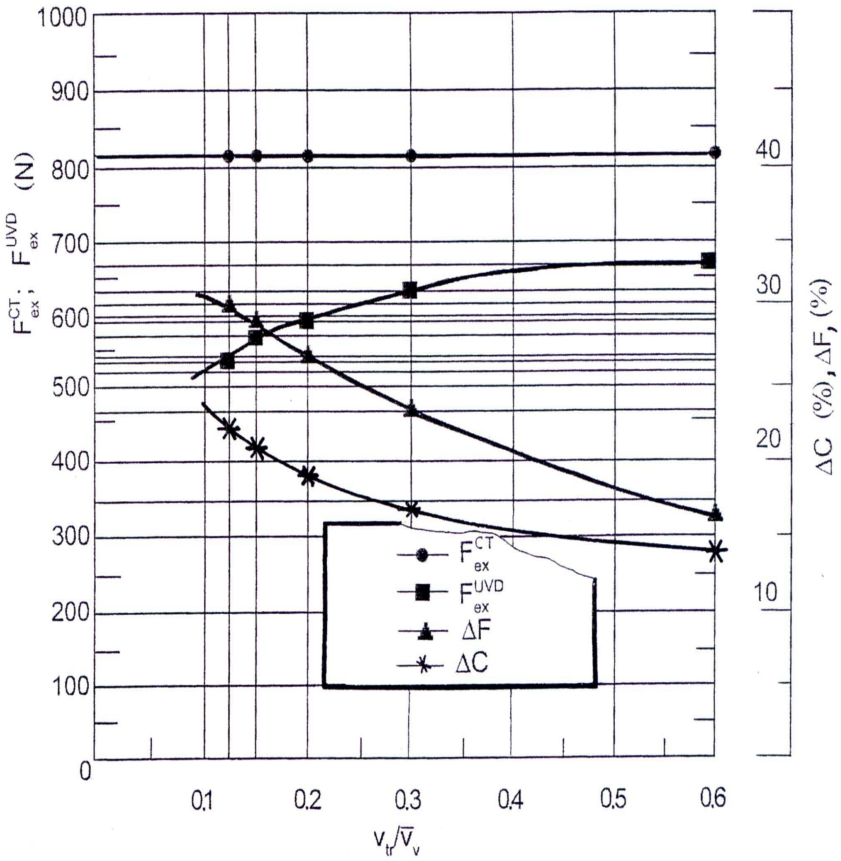


Figure 3 The variation of F_{ex}^{CT} , F_{ex}^{UVD} forces and relatives reduction,(ΔC,ΔF), according to v_{tr}/v_v ratio.

Received March 25, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Cazimirovici E. s.a. T*heory And Technology Of Drawing Deformation,* Technical Publishing House, Bucharest, 1990

/2/. Susan M. *Metal Deformation Though Drawing,* Technopress Publishing House, Iasi, 2002

/3/. Susan M., Bujoreanu L.G., *Rev. Metal. Madrid* 35 (1999), pp.379-383

/4/. Avitzur B., *Metal Forming "Enciclopedy Of Physical Science And Technology",* Vol. 9, Academia Press, 1992

/5/. Susan M. s.a., - *Special Plastic Processing* , Gh. Asachi, Publishing House, Iasi, 2000

/6/. Aviztur B. – *Study of Flow Through Cronical Conversing Dies,* Part I, Wire Industry, June 1982 p.449..453; Part II, Wire Industry, July 1982 p. 503..509;Part III, Wire Industry, Aug.1982 p. 613..649

/7/. Susan M., Dima A., *Project nr. 905/2000. Final Raport.* RELANSIN National Programme, Ministry of Education and Research.

/8/. Marapis N., *Ultrasonic Energy Applied to Metal,* Part I, Wire Industry, May 1991 p. 251..256, Part II, Wire Industry, June 1991 p. 327..333, Part III, Wire Industry, July 1991 p.371..373

CONSIDERAȚII PRIVIND TRAGEREA TUBURILOR ÎN PREZENȚA VIBRAȚIILOR ULTRASONICE TRANSMISE DORNULUI PE DIRECȚIA TRAGERII

Rezumat: Lucrarea prezinta o metodă de calcul a parametrilor de tragere a tuburilor în prezența vibrațiilor ultrasonice transmise dornului pe direcția de tragere. Rezultatele experimentale s-au efectuat pe oțel 10TiNiCr180.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.778; 534-8

ON CONTACT FRICTION AT DRAWING OF WIRES OF CYLINDRICAL SYMMETRY WITH ULTRASONICALLY VIBRATED DRAW PLATE

BY

ILIESCU VIOREL, SUSAN MIHAI, MANTU MARIANA, MIRON VASILICA

Abstract. *The paper presents the possibility of reducing the metal tool contact friction at drawing of wires with draw plate situated at the maximum of wave oscillation and ultrasonically vibrated on the drawing direction .The reduction of contact friction is based on the "reversion mechanism of average friction force". A calculus relation was established for the average friction force reducing coefficient (φ) ,with its graphical representation* $\varphi=g(v_{tr}/v_u)$ *using a calculus algorithm, in the case of RUL 1V wires drawing , in processing technological conditions at industrial level*
Keywords: *drawing, wire, ultrasounds, metal-tool contact friction, reversion mechanism of average friction force, technological efficiency*

1. INTRODUCTION

Generally, metallic wires are obtained trough cold drawing, a technology which is also known as drawing. The plastic deformation trough cold drawing is accompanied by superficial hardening or hardening under effort, with the increase of mechanical resistance characteristics and the diminution of plastic. Superficial hardening is to a great extend, determined by the metal-tool contact friction. The superficial hardening that was accumulated on the drawing brush, in classical drawing leads to the appearance of remnants tensions which generate certain defects such as micro fissures and fissures etc., with direct consequences on the quality of drawing products.

The drawing of wires with ultrasonically vibrated draw plate or the drawing in ultrasonic field leads to the diminution or even elimination of the defects generated by the elastically drawing [1]. The paper proposes the drawing of wires of cylindrical symmetry (round) with ultrasonically vibrated draw plate, when it is situated in the maximum (venter) of ware oscillation.

Under such drawing conditions, in ultrasonic field we obtain a substantial diminutions of metal-tool contact friction (F6) with diminution of superficial hardening and of course, with all the consequences that result from this. The reduction of metal-tool contact friction is explicated using the "reversion mechanism of average friction force ". The measure of reduction of contact friction is given by the called "reduction coefficient of average friction force " (φ).

The valuation of the new technology is performed in the case of drawing the wires of high mechanical resistance (RUL 1V/STAS 11250), and its efficiency is analyzed according to the relative reduction of drawing speed (DF).

2. THE REVERSION MECHANISM OF AVERAGE FRICTION FORCE

The drawing of metallic wires of cylindrical symmetry with the draw plate situated in the maximum of wave oscillation and ultrasonically vibrated is shown in fig. 1

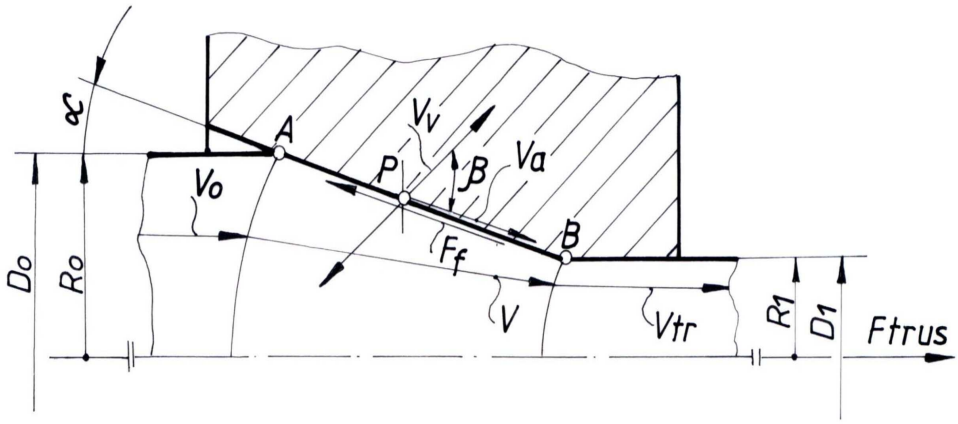


Figure 1 The scheme of drawing of wires with cylindrical symmetry with the ultrasonically vibrated draw plate ; R_0; D_0- linear sizes of semi-finished wires; R_1 , D_1 - linear wires of drawn wire ; V_n; V_a; and V_m,- the speeds of draw plate vibration, of sliding of the metal on the generatrix of the cone of the draw plate and of the drawing; α =the angle of draw plate conicity ; β = the angle between the vectors of vibration draw plate speeds (V_1) , and of the sliding of the metal (V_a); F_f , F_{rus} -friction and drawing forces.

To explicitate the "reversion mechanism of the average friction force" at the metal-tool contact, we analyses the movement of a certain P point, arbitrarily chosen, in the area of deformation forces, considering the kinematics of plastic deformation for this new drawing procedure.

The P point at the metal-tool contact surface takes part into two movements: an advanced one, on the generatrix of the draw plate cone, with v_a speed and a vibration one, with V speed. The resultant vector of the relative speed, the structure of the two vectors speed, will modify the movement direction of the P point, as it fallows: on a certain period of time , from the period of the oscillation (T), $T/_{2\,-\,2t1}$ - the movement will coincide with that of the metal directions is bigger than that of the vector of advanced speed, on the same direction, and , in a contrary direction T/2+2t1 duration (when the size ratio of the projection of the two vectors , speeds on A-B direction is reversed), fig 2.

In other words, at T/2-2t1, at the level of a complete oscillation period , the friction force is positive (Ff+) and negative at T2 +2t1.

Ratio [3]

$$\varphi = \frac{(T/2+2t1)+(T/2-2t1)}{(T/2+2t1)-(T/2-2t1)} \qquad (1)$$

represents the reduction degree of friction average force , in a certain point, arbitrary chosen, in the area of deformation forces , when the draw plate is situated in the maximum of the wave oscillation (ventre) and ultrasonically vibrated. From the equation of the two speeds, of vibration (v_n) and of advance (va), we can determine t1

$$v_a = A\omega\cos\omega t_1 = v_v\cos\omega t_1 = v_v\cos\beta\cos\omega t_1 \qquad (2)$$

from where, for t_1, we obtain the expression:

$$t_1 = \frac{1}{\omega}\arccos\frac{v_a}{v_v} = \frac{1}{\omega}\arccos\frac{v_a}{v_v\cos\beta} \qquad (3)$$

A is the amplitude of wave oscillation and ω is the pulsation (ω=2πf, where f is the oscillation frequency; f=1/T). At the same time, μ is the wave oscillation:

μ= A sin ωt, from where $v_v=d_u/d_t$= Aωcosωt_1 with v_v=Aω=2πfA for cosωt=1.

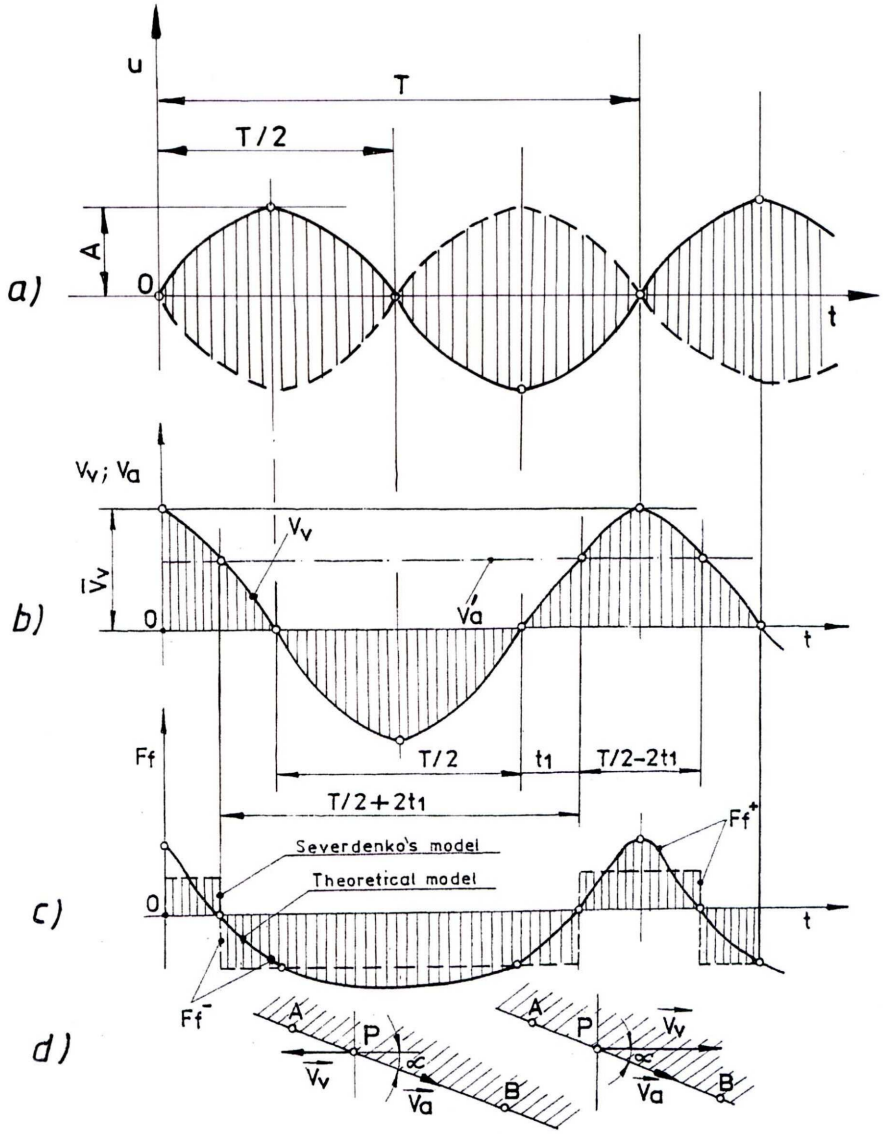


Figure 2 Explicitness of the " reversion mechanism of average friction force " at the metal-tool contact at an oscillation period: a -the wave movement (with the formation of nodes and venders - stationary waves) b -variation of vibration (V_e) speed and of the advanced one (V_a); c –variation of friction force (F_f); d -the vectorial representation of v_r and v_v speeds.

Replacing in relation(1) the t_1 expression and respectively T(T=1/f), for coefficient we obtain the relationship:

$$\varphi = \frac{\pi}{2}\cdot\frac{1}{\arccos\frac{v_a}{v_v\cos\beta}} \qquad (4)$$

Replacing v_a with the average speed of metal movement (entrance- exit in the

deformation zone) noted with v'_a, we obtain the reducing coefficient of average friction force on the whole metal-tool contact surface:

$$\varphi = \frac{\pi}{2} : \arccos \frac{v_a' \frac{\lambda \cos\alpha + 1}{2\lambda \cos\alpha}}{A\omega \cos\varphi} \qquad [5]$$

or with proximally value:

$$\varphi = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{A\omega}{v_a'} \cdot \frac{2\lambda \cos\alpha}{\lambda \cos\alpha + 1} \cos\beta \qquad (6)$$

In the last two relations, λ is the wire elongation in the drawing process,

$$\lambda = \frac{S_0}{S_1} = \frac{D_0^2}{D_1^2} \qquad (7)$$

The analysis of (4) relation leads to the conclusion that the reduction of the average friction force at the metal-tool contact is bigger, the smaller the angle between the oscillation direction and the metal movement direction(B) and the bigger the (A) amplitude and the frequency of the ultrasonic wave oscillation (f).

3. APPLICATIONS IN THE CASE OF HIGH MECHANICAL RESISTANCE WIRES

The drawing of the wires with the draw plate situated in the maximum of the wave oscillation and ultrasonically vibrated is recommended in the case of drawing of the high mechanical resistance wires, especially considering the reduction of metal-tool contact, respectively of the superficial hardening that appears during drawing, according to the "reversion mechanism of average friction force"[4].

An important efficiency, in such drawing conditions is obtained when we use ultrasonic longitudinal waves with the draw plate vibrated on the direction of the drawing (β=α), a situation, when, from the technological point of view, we consider $v_a \sim V_{tr}$ ($v_a = v_{tr}\cos\alpha$, with $\cos\alpha \leq 1$). For a qualitative appreciation the effect of the reduction of metal-tool contact friction was on the drawing force (F_{tr}) with Coulomb type friction, we can use the Gavrilenko's simplified relation, which, in the case of drawing without the ultrasonic intensification of the draw plate has the expression [5]:

$$F_{tr}=F_d+F_f=F_d(1+\mu ctg\alpha) \qquad (8)$$

in which: F_d is the proper deformation force, F_f is friction force, μ is friction coefficient and α is the angle of conicity opening of the draw plate. In the case of drawing the wires with ultrasonically vibrated draw plate, the [8] relation becomes:

$$F_{trus} = F_d\left(1 + \frac{\mu ctg\alpha}{\varphi}\right) \qquad (9)$$

in which φ is the reduction coefficient of friction average force. The efficiency of drawing the wires with the draw plate situated in the maximum of wire oscillation and ultrasonically vibrated, can be expressed through relative reduction (5)

$$\Delta F = \frac{F_{tr} - F_{trus}}{T_{tr}} \cdot 100 \quad [\%] \qquad (10)$$

As an example, using the logical scheme shown in fig.3 , at RUL1V/ STAS 11250 steel wires drawing, for which D_0=3,85 mm; D_1= 3.60 mm; λ=1,14; α=8^0 and

v_v= 0,9; 2,0; and 3,0 m/s, in fig.4 is shown the shape of the graphic of $\varphi = g(v_{tr}/v_v)$.

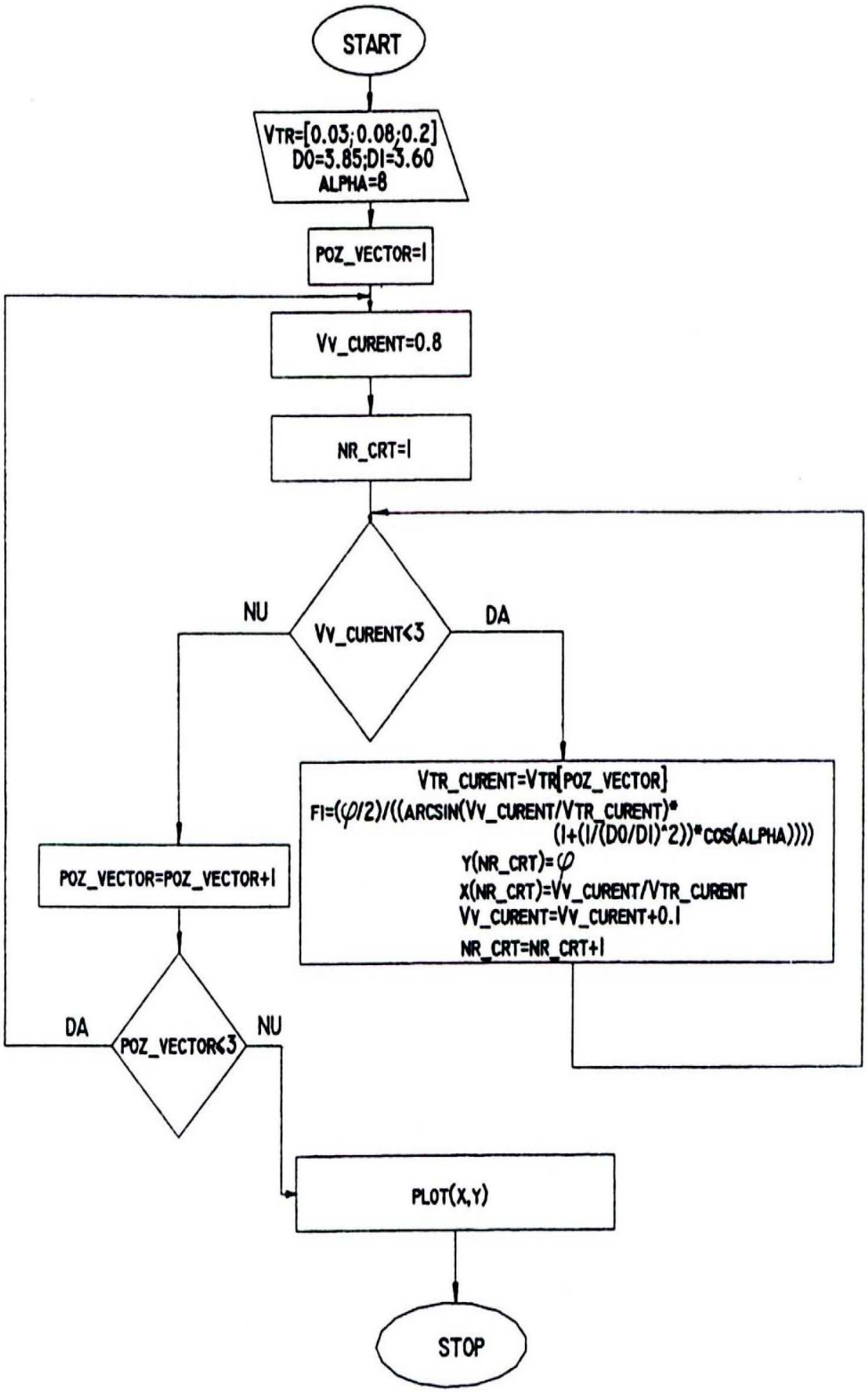


Figure 3 Calculus algorithm and graphical processing for the reduction coefficient of average friction force (φ)

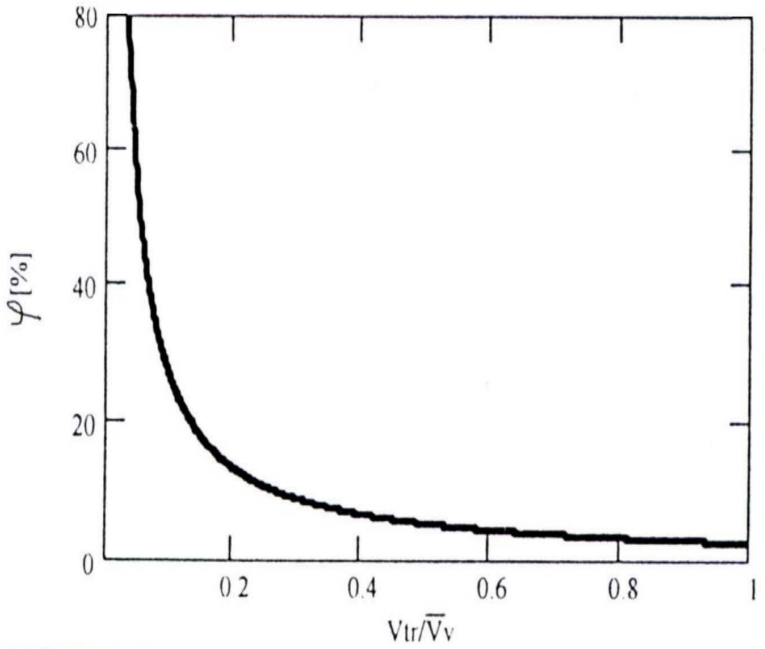


Figure 4 Variation of reduction coefficient of average friction force $\varphi=g(v_{tr}/v_v)$

4. CONCLUSIONS

The paper presents the explicitation of "reversion mechanism of average friction force", at the metal-tool contact at drawing of wires with the draw plate situated in the maximum of wave oscillation and ultrasonically vibrated.

At the same time, a calculus relation was established for the reduction coefficient of average friction force (φ); from which results that the reduction of metal-tool contact friction has important values when the intensification of the draw plate using ultrasound is made on the drawing direction , respectively $\beta=\alpha$

Using a calculus algorithm the $\varphi=g(v_{tr}/v_v)$ variation was presented . The efficiency of the new technology is expressed by the relative reduction of the drawing force (ΔF).

Received April 7, 2005 *Technical University "Gh.Asachi" Iasi*

REFERENCES

/1/. Susan M., - *Metal Deformation Through Drawing ,* Tehnopress Publishing House

/2/. Susan M., Bujoreanu L. G., - *The Metal Tool Contact Friction at the Ultrasonic Vibration Drawing of Ball-bearing Steel Wires,* Metalurgia, Madrid 35(1999), pp. 379..383

/3/. Severdenco V.P., - *Prokatka i vdocenie c ulitrazvukam. Nauka i Tehnika* Minsk 1970

/4/. Susan M., - *Doctorat thesis*, Science and Material Engineering Faculty, The "Gh. Asachi" Technical University, 1996

/5/. Dragan Ov., *The Mechanism of Plastic Deformation of Tubes by Cold Drawing in Ultrasonic Field, Metalurgia 23(1971), nr. 11, pp. 734..736*

CONSIDERAȚII PRIVIND FRECAREA DE CONTACT LA TRAGEREA ÎN CÂMP ULTRASONOR A SÂRMELOR CU SIMETRIE CILINDRICĂ

Rezumat: Lucrarea prezinta posibilitățilereducerii frecării de contact la tragerea sârmelor în câmp ultrasonor, cu filiera aflată în vibrație iultrasonoră şi situată în planul de oscilație maximă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 658.567

THE TECHNOLOGY FOR HEAVY METALS FROM ELECTROPLATING SLUDGE VALORIFICATION, FOR ENVIRONMENT DEPOLLUTION

BY

ROMANITA TEODORESCU

Abstract. The paper presents the results of the researches performed into the RELANSIN program, for establish a new non-polluting technology, by total recovery of the some heavy metals from electroplating sludge resulted in the neutralization station of rinsing waters and spent solutions from the electroplating lines. This technology is non-producing of another noxious. The technology for recovery of the heavy metals from the sludge relies on chemical and hydro-metallurgical procedures, the final products being salts or pigments of the respective metals [1,2,3,4]. *The technology for the irreversible immobilization of the heavy metals contained in the sludge or in the technological residues consists of their solidification/stabilization in siliceous matrix , the final products obtained in the immobilization process being used as building materials [5]. This paper presents:*

1. *the technology for recovery of some metals which for the content in the sludge is very high 8-15%*
2. *the inertization of the technological residues resulted from the heavy metals recovery process by immobilization in different kinds of composites materials utilized like building materials.*

The leaching tests have proved the irreversible binding capacity of metals in the composites materials structure[6].

Keywords: *electroplating sludge, wastes, technologies, L:L extraction, cementation, precipitation.*

1. INTRODUCTION

Several industrial sectors especially those of surface treatment and electroplating lines, discharge waste solutions containing heavy metals such as zinc, copper, nickel, etc. These effluents are currently treated by conventional methods such as precipitation, ion exchange, evaporation, reverse osmosis, electro-dialysis , adsorption by activated carbon or clays, solvent extraction, cementation /1,2,3,4…./. The most popular is the neutralization/precipitation that generates sludge containing heavy metals. The resulting sludge, contain the metals like sparingly soluble hydroxides. Currently, these materials are stored in controlled waste disposals.

Nowadays we are facing an important decrease in natural raw materials. In the same time the concentration of useful non-ferrous metals in wastes is sometimes higher than that existing in ores.

Therefore, metals recovery from those polluting useless wastes, could be an important solution now and in the future. The use of wastes is also useful because of the necessity to eliminate the environmental pollution in the context of the integration of Romania in UE.

The available literature on this subject indicates that many specialists from all over the world are working to solve the pollution problems risen by the sludge containing toxic metal ions (Cr, Cu, Ni, Cd, Zn, Fe, Pb etc.). Chemical and hydro-metallurgical processes and the immobilisation of the metals in siliceous matrixes are

recommended for their recovery. These processes are based on metals leaching followed by their separation using different methods.

The immobilisation in siliceous matrix are realise by solidification/stabilisation of heavy metals from the sludge in hydraulic matrix with Portland cement, mixing with or without other supplements, or in ceramic matrix at the temp. over 1000^0C /5,6./.

In the case of the immobilisation of heavy metals the most important is the study of the irreversible immobilisation capacity of the metals in siliceous matrix. These determinations were realised by the study of the heavy metals leaching in waters for long time in accordance with international norms by leaching tests / 7 /.

This work presents the experiments performed last years by our research group in the field of recovery of heavy metals from electroplating sludge with high content of the metals. These sludge resulted from collective neutralisation of washing waters and spent solutions arise from electroplating lines on two Romanian industrial platforms of machine building, and electro-techniques industry.

2. EXPERIMENTAL

Materials and the methods

The work presents the researches which was carried out for a new technology non-polluting and non producing of another noxious, stabilisation for some heavy metals from EL-CO and HIDROJET industrial sludge valorification.

Two work methods was utilised:

- chemical or hydro-metallurgical processing of the sludge, in acid medium at normal or high pressure and temperature, for quantitative leaching of the metals with high content,
- recovery of the metals from the leaching solutions by various methods.

The influence of the various work parameters like temperature, pH, L:S ratio, number of the extraction steps on leaching and recovery of the metals efficiency was studied.

Table 1 shows the compositions of the sludge which ware utilised in the works.

In order to the recovery of the heavy metals, the electroplating sludge was processed by washing, re-washing, filtration, drying and crushing.

The studies were conducted in three works variant (fig.nr.1), as follows:

In the first variant the processing of the sludge include the following steps:

the acid leaching in counter-current at high temperature and pressure

the processing of the finale solutions by cementation for copper recovery

The washed Cu-Zn-Ni sludge was introduced by continuous starring in leaching reactor (autoclave), in the first step over intermediate solution, resulted in the second step of the leaching. In the reactor the enriching in copper and zinc of the solution, the advanced separation of the impurities and bring the pH in 2-3 interval., take place. After separation of the phases, siphon off the clear solution and filtration, a final solution and a thickened was resulted . The thickened was re-introduced together sulphuric concentrate acid and washing and fresh water in autoclave in the second leaching step. In that step take place the finish of the leaching of the metals reaction and the partial purification of the solutions by re-precipitation of some impurities.

After filtration results:

- an intermediate solution which is re-circulate in the first step of the leaching
- a residue which comport washing, drying, and inertization in siliceous matrix

Table 1. Spectral and chemical composition of the EL-CO and HIDROJET sludge

Metals (in dry sludge) %	Spectral analyse	chemical analyse, %			
		EL-CO		HIDROJET	
		Sample 1	Sample 2	Sample 1	Sample 2
Cu	p	18,56	17,1	<0,005	10,46
Zn		1	17	9,33	0,
Cr	0	1	0,	-	0,01
Fe			2,	22,62	0,54
Pb	0	0	0,	0,09	<0,01
Si	0	0	1,	0,25	0,016
Na				1,	26,4
Al	5	0	0,	-	0,009
Ni	0	1	4,	0,	0,007
Mg	0	0	0,	-	-
Ag	5.10^{-2}	0,062	0,054	-	-
Sn	5.10^{-3}	0,008	0,2	-	-
P	5.10^{-2}	0,01	0,04	1	-
Anions:NH_4^+		absence	absence	absence	absence
NO_3		7,56	2,85	1,0	4,5
SO_4		9	1,	0,31	27,0
CO_3		8	10,97	0,84	30,07
Cl		0,76	0,22	0,01	14,87
H_2O		9,77	6,3	1,3	7,4
Lost of the burning: P.C. 800^0C P.C. 1000^0C		 30,66 30,75	 30,72 31,08	1 5,42 1 5,45	2 6,89 4 2,33

The leaching efficiency of the sludge in that variant is about 85%.

In order to recover the copper from the final solutions the cementation technique with zinc metallic was applied. The Cu cement resulted was separated by filtration from Zn and Ni solutions, washed, dried and grind.

The total efficiency for cementation of the copper in that variant is over 97%.

In the second variant the processing of the sludge include the following steps:

- the acid leaching in counter-current at high temperature and pressure
- the processing of the finale solutions by L:L extraction for copper recovery
- the regeneration of organic phase
- alkaline precipitation in three steps
- the inertization of the residue in siliceous matrix

The recovery of the Cu from the final solutions was realised by extraction with organic solvents. Like extraction agent was utilised the agent ACORGA M 5640 in KEROSEN . The leaching solutions with 15 g/l Cu content - resulted by dilution with water - was introduced in extraction installation, in three steps, in counter-current. Cu was extracted in organic phase. The regeneration of organic phase and the recovery of the Cu after quantitative separation of the phases take place in striping installation, in

three steps, in counter-current. Like striping agent is utilise an acid solution of copper sulphate. Finally, after three re-circulation, a copper sulphate with 45 g/l concentration and a Zn and Ni sulphate solutions, resulted from this installation. The recovery of the copper from the sulphate solutions was realised in electrolytic installation.

The recovery of the metals from Zn and Ni sulphate solution was realised in three steps, in alkaline medium, by precipitation.

In the first stage, in the interval of the pH = 3-5,5, the metal impurities like Cr, Fe, residual Cu a.o. are take away from the solutions and accumulate in solid phase .

Under continuous stripping the solutions with Zn and Ni content resulted at the cementation or at the L:L extraction was introduced in precipitation reactor together the agent of precipitation (NaOH sau Na_2CO_3).

In the second stage of the precipitation , in the pH= 5,5-7,5 interval , take place the quantitative Zn precipitation. After washing, drying and burning of Zn precipitate a ZnO pigment possible to utilise in the tyre or construction industry, was obtained .

In the third stage of the precipitation, in the pH = 7,5-10,5 interval , take place the quantitative precipitation of the Ni and the complete release of metals from the solutions.

The salts of the nickel , carbonate or hydroxide, resulted from the precipitation ware separated by filtration from the suspension, washed and dried.

The washing waters, free of the heavy metals, ware sanded in the neutralisation station.

Results and Discussions

In the following tables, the work parameters on the phases of the flow sheet , there are presented.

Table 1 shows that the sludge used for the experiments contain high quantities of heavy metals ions (Cu, Zn, Ni, Fe). In the experiments which were performed in the conditions presented in the table nr.2, 3... it was observed that :

Table nr.2 The work conditions utilised at the washing of the sludge

washing of the sludge	
washing agent	water
nr.of washing steps	4
work techniques	re-washing
temperature	20-30^{0}C
stirring times	30 min/ step
S:L ratio	1:4
The composition of the unwashed sludge: 3-8% SO_4^{2-} and 2 – 5 % Na	
The composition of the washed sludge: 0,5-1,3% SO_4^{2-} and 0,2 – 0,8 % Na	

Table nr.3 The work conditions utilised at the leaching of the sludge

Leaching *in open* ***system*** **/ autoclave**	
washing agent	acid medium - H_2SO_4
acid concentration	20%
temperature	*60 – 80* / 135-145^{0}C
pressure	*Normal* / 3-4 atm
consumption of the acid	*Excess* / stoichiometric
- S:L ratio	1 : 5 - 1 : 8
- reaction time	*2h* / 1h / step
- final pH	*1,5 – 2* / 2,5 - 3
- technique of the work	counter-current
- density	*1,1-1,2* / 1,2 – 1,3
Leaching efficiency	*80%* / 83-85%
The composition of the intermediate solution *11,55Cu, 10,82Zn, 1,44g/l Ni pH = 0,89*	
The composition of finale solution: *26,6 /* **35** Cu, *24,57* Zn, *1,59* Ni, *0,7* Fe, *0,59* Cr, *0,43 g/l* Si pH = 2,6	

The composition of the sludge before and after washing shows that after 4 washing steps in counter-current in the optimum conditions presented in the table nr 2, the removal efficiency of the SO_4^{2-} is over 95%.

The analyse of the results obtained in the leaching experiments of the sludge in acid medium shows that :

- for the sludge with high content of Cu and Zn, working in open system, at 70 - 80^{0}C S:L ratio 1 : 6, time 2 h , at pH=1,5 - 2, the leaching efficiency for the Zn is over 90% but for Cu is lower, about 50%
- for pH=0,5–1,5 the leaching efficiency is highest but, impurities pass in the solutions
- for the leaching of the sludge in autoclave, at high temperature 135-140^{0}C and 3-4 atm pressure, pH between 2,1–2,6 the content of the impurities in the solutions is minimum and the leaching efficiency of the copper is over 85 %
- the composition of the final solutions resulted in the second step of the leaching, in autoclave, in two counter-current steps, shows that the Cu and Zn contents , between 35-45 g/l, are with 25-30% over the same content from the solutions resulted in open system and the content of the impurities is under the content from the same solutions
- the leaching efficiency is higher in the counter-current system
- the consumption of the reactive are lower by re-circulation of the solution

Table nr.4 The work conditions utilised at Cu cementation

Copper cementation	
Cementation agent	metallic Zn
Consumption of Zn	stoichiometric+excess 20-30 %
time	105 minute
temperature	45^{0}C
washing agent	water
Cementation efficiency	97%
Cu cement: Cu 92,3,Zn 0,28, Ni 0,006, Cr 0,14, Fe 0,01%	
sulphates solutions Zn 61,4, Ni 3,3 %	

Working in the conditions presented in the table nr.4 the results show that: the cementation of the Cu is quantitative and the Cu cement has good qualities.

Table nr.5 The work conditions utilised at the L:L extraction of the Cu

L: L Extraction in counter-current	
extraction agent	ACORGA M 5640 in KEROSEN
FO : FA Ratio	1:1
nr. of extraction steps	3
stirring time	5 minute / step
temperature ^{0}C	23
pH	about 2
extraction efficiency	99 %
Composition of the sulphate solution Zn , Ni 14 Zn, 2,7 Ni, 1,56 g/l Cu	

The analyse of results obtained in the extraction experiments show that : from the solutions with 14,3 Cu, 14 g/l Zn content, at pH=1,8-2, working in counter-current in 3 extraction steps, the rapport Cu/Zn is modified from 1,02 at 0,1-0,12 by removal of the Cu. The extraction efficiency of copper is over 95%. Therefore, from the solution where the content of the copper is under 14 g/l the extraction efficiency of copper is maximum.

Table nr.6 The work conditions utilised at the regeneration of the organic phase

OF Regeneration in counter-current	
striping agent	copper sulphate solution
OF: SA Ratio	1:1
nr. of re-extraction steps	3
stirring time	5 minute / step
temperature ^{0}C	ambient
re-extraction efficiency	99,9 %
initial solution : copper sulphate solution 18 g/l Cu , acidity ~180g/l H_2SO_4	
finale solution: copper sulphate solution	

The experiments show that the Cu sulphate solution with 18 Cu, 180 g/l H_2SO_4, striping agent , realised the quantitative retention of the copper from OF like Cu sulphate . After 3 re-extraction steps the content of the Cu in solution is 44-45 g/l . Cu is recovered from this solutions by electrolysis. The re-extraction efficiency of Cu is over 98%. The content of Cu and Zn in regenerated OF in 3 steps is under 0,1 g/l

Table nr.7 The work conditions utilised at precipitation

Precipitation	
medium	NaOH / Na_2CO_3
temperature	40-60^{0}C
Nr.pp. steps	3
time	2h/ 1step, 3h/ 2 step 1h/ 3 step +1/2h at pH ct
pH	2,5 - 5,5 / 1step 5,5 - 7,5 / 2step 7,5 - 10,5 /3step

Table nr.8 The work conditions utilised at burning

Burning	
Material	zinc precipitate (2th step)
temperature	800 - 850^{0}C
Time	2 h
harden / washing agent	water

The purification of the solutions was realised by precipitation with a solution of NaOH or Na_2CO_3 355 g/l , in the interval of the pH 2,5-5,5. The precipitate of the impurities after washing and dried is possible to utilise in construction materials.

After the impurities separation, under continue stirring, at the pH between 5,5-7,5 zinc was precipitated from the solutions like hydroxide or carbonate. The Zn precipitation efficiency is over 95%. Over pH 7,7 from the solution was precipitated the salt of the Ni with very good efficiency. The technique of precipitation allow the release of all the metals from the solutions resulted after recovery of copper .

After separation of zinc salts by filtration, washing with water in 4 steps , dried and burning at 800-850^{0}C for 2 hours, resulted ZnO for rubber industry or substitution pigment in construction materials.

The immobilisation of the metals in the construction materials

From the technology which was presented in the fig.nr.1 resulted next to the final products:

- a precipitate of the impurities in the first step of the precipitation and
- the technological residues resulted at the leaching of the sludge.

Table nr.9 The medium composition of a finale residue

Metal / residue	Cu %	Fe %	Al% / P %	Cr %	Ni %	Na %	Si %	Zn %	Ca %	SO_4^{2-} %
EL-CO residue from autoclavization	2,08	7,16	0,44/	1,00	0,036	0,27	0,002	0,22	6,09	19,6
EL-CO residue from normale solubilisation	1,9	1,35	/0,02	0,03	0,056	0,086	3,47	0,16	5,24	3,6
HIDROJET rezidue normale solubilisation	0,004	29,0	/15,5	0,18	0,007	0,034	0,034	2,3	6,3	0,6

The ecological immobilisation in siliceous matrix was realised by solidification/stabilisation of heavy metals from the technological residues in hydraulic matrix, mixing Portland cement with 50% residue, or the immobilisation of heavy metals in a stable structure with 10-15% residue with or without other supplements, the resulted materials can be used like construction materials.

The study of the irreversible immobilisation capacity of the metals in siliceous matrix were realised by the study of the heavy metals leaching in waters for long time in accordance with international norms by leaching tests. The results show us that after 365 days the content of the metals in water was <0,001g/l , therefore all the metals was complete immobilised .

3. CONCLUSIONS

The researches which was carried out ,allowed us to establish a complex technology which was patented and verified at pilot level .

The combinative process for the integral valorification of Cu, Zn, Ni, from the electroplating sludge consist in the leaching of the sludge in sulphuric acid , cementation or L:L extraction of the copper from the leaching solutions, the precipitation of the zinc and nickel from the solutions free of copper and the inertization of the technological residues in siliceous matrix .

Received April 19, 2005 *Institute for Non-Ferrous and Rare Metals, Bucureşti*

REFERENCES

/1/. Zadiranov A.N. *Recycling technologies of nickel metal – containing wastes recovery in electroplating industry*, Recycling and Waste Treatment in Mineral Processing: Technical and Economic Aspects 16-20 June 2002 , Lulea Sweden, Proceedings pg. 815-820.

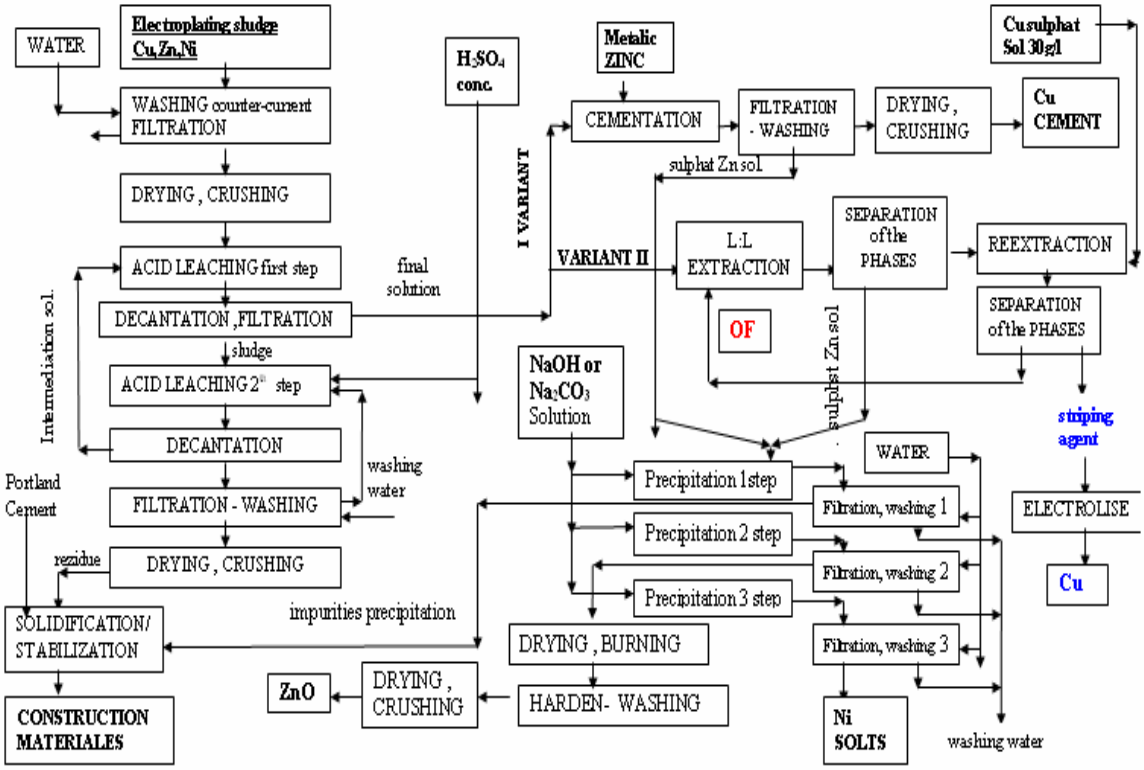
/2/. Serdar Aktaş, *Recovery of zinc from galvanized scraps*, Turkish Journal of Engineering & Environmental Science 2002, 26(5) 395-402.

/3/. Gunter Subklew , a.o. , *Separation of heavy metals from industrial waste waters by reactive liquid/liquid extraction*, Models in chemistry 134 (6), 28 apr. 1997, pp 853-864.
/4/. Albinas Pigaga, a.o, *Waste treatment of two electroplating solutions of Cu and Zn by mixing and precipitation*, Separation Science and Technology, 37(13), 3155-3168 (2002)
/5/. R. Teodorescu , S. Martinez , J. MaNoguez Carulla , R. Mateuca, *Stabilisation of heavy toxic metals from electroplating sludges in siliceous matrixes* ,3rd International Conference of Balkan Environmental Association on Transboundary Pollution 23 – 26 nov.2000, Bucharest, Romania
/6/. M. Gheorghe, R. Teodorescu, *Some aspects regarding the influence of the type concrete matrix on the s/s process of some industrial electroplating sludge*; International Congress , Dundee University 2002 ,proc.
/7/. German Standard: DIN 38414 Tail 4

TEHNOLOGIE DE VALORIFICARE A UNOR METALE GRELE DIN NAMOLURI GALVANICE ÎN VEDEREA DEPOLUĂRII MEDIULUI

Rezumat: Lucrarea prezintă rezultatele cercetărilor efectuate în cadrul programului RELANSIN de stabilire a unei tehnologii noi, nepoluante şi neproducătoare de alte noxe, prin recuperarea totală a unor metale grele din nămolurile galvanice rezultate în stațiile de neutralizare uzinale a apelor de spălare si a soluțiilor epuizate din liniile de acoperiri metalice. Tehnologiile pentru obținerea metalelor grele din nămoluri se bazează pe procedee chimice şi hidro-metalurgice, produşii finiți fiind săruri sau pigmenți ai metalelor respective /1,2,3,4/.
Tehnologiile de imobilizare ireversibilă a metalelor grele conținute în nămoluri sau în reziduurile tehnologice, constau în solidificarea/stabilizarea lor în matrice silicioase , produşii finiți obținuți în procesul de imobilizare fiind utilizați ca materiale de construcții /5,6/. Lucrarea prezintă :
1. tehnologia de recuperare a unor metale pentru care conținutul în nămol este de peste 8-15 %
2. inertizarea reziduurilor tehnologice rezultate în procesul de recuperare a metalelor grele prin imobilizare în diverse tipuri de matrice silicioase cu obținere de materiale compozite cu utilizări în construcții .
Testele de levigare ale acestor materiale evidențiază capacitatea blocării ireversibile a metalelor în structura matricei /7/..

Fig. 1. TEHNOLOGICAL FLOW SHEET



BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 666.11

CUTTING OF GLASS PLATES THROUGH THERMO SHOCK

BY

LUCIAN SCOROBETIU, VIRGIL CÂNDEA

Abstract. The paper presents a method of cutting tubes and thick plates of glass by heating the place for cutting with an electrical resistance having shape of a thread followed by sudden cooling with water flush.
Keywords: *glass tubes, plates cutting*

1. INTRODUCTION

The glass plates with reduced thickness (1-3 mm) may be easily cut by scratching them with diamond points, with hard roles, etc. The bigger the thickness of glass and older the material, the more difficult the cutting is done, and sometimes cutting at the required quota is impossible.

By the cutting method recommended in this paper, cutting of tubes and thick plates is possible, with enough dimensional precision, even if the material is aged or has heterogeneous areas.

2. CONTENT

The cutting method applied [1] is based on local heating and sudden cooling with water of the cutting area, which cracks under control after the direction of the heating element applied on plate.

The device for cutting glass tubes as in figure 1 is build up of two semi cylinder metallic support 1 and 2 and semi cylinder lids 3 and 4 foreseen with hinges between the glass tube 5 is caught. Inner components of the system are covered with rubber, which gives more safety at the danger of tube brooking. Heating component 11 is build up of a spire with the diameter of 1 mm from Cr-Ni alloy, which has the characteristic of compression on the circumference of the glass tube. The electric stream of 24 V-AC comes from transformer 6 in 0,5 s up to 5 s, controlled with the help of time relay 7. After turning off the electric stream an electro valve is opened which turns on the water stream pointed to the circumference of the tube through radial adjustments of cooling device 9.

The water for cooling is caught and evacuated from recipient 10 at the bottom of support device through the evacuation hole 8.

Data used for cutting glass tube with the diameter of 40 mm and with the width of 0,5 mm are: the electric tension of heating element U = 24V; the electric force I = 1A; heating time t = 5s; quantity of water through the system used for cooling 0,1 liters; frequency: 3 cuts per minute

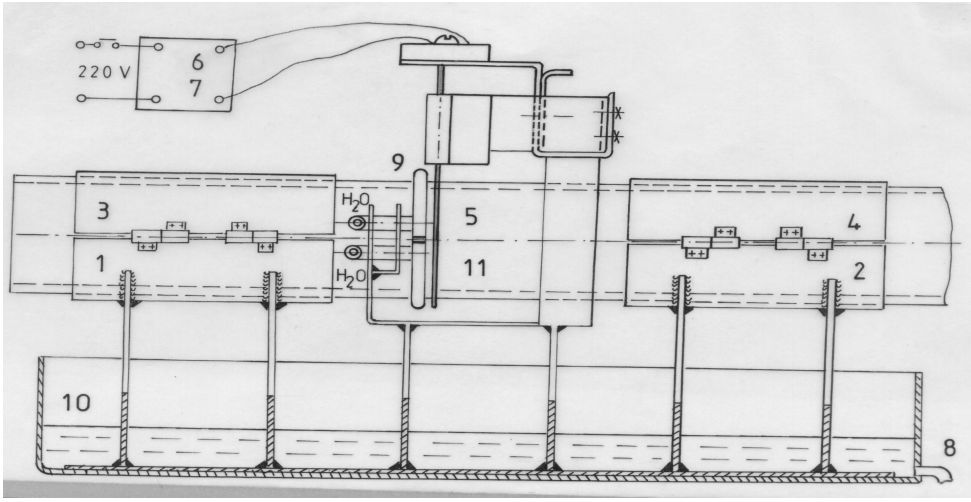


Figure 1. Cutting device for glass tubes

The cutting device acc. Fig.1 consists of a heating element 1, made of a thread with a diameter of 0.5 – 2 mm alloy Cr-Ni, which is applied on the surface of glass plate 2, by pressing with the help of the ceramic support 3. Thread supply is done with alternative electric power produced by a low tension transformer 4, with multiple secondary plugs, in time t=0.5 – 10s, checkable with time relay 5.

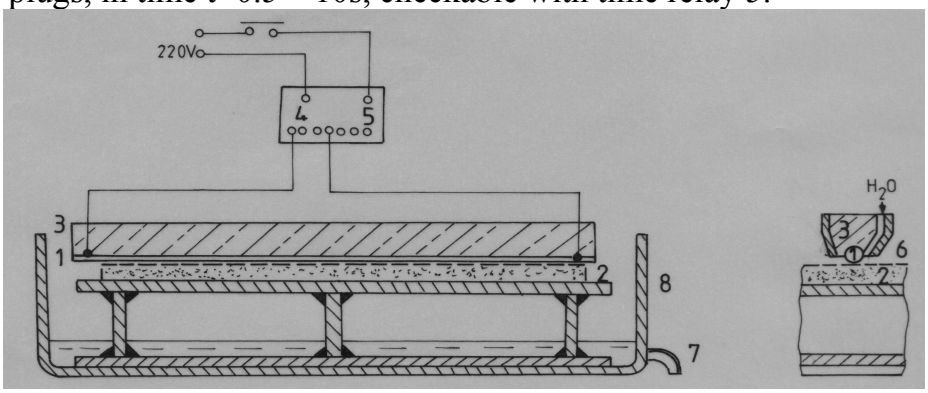


Figure 2 Device for cutting glass plates

When power supply is cut, it is ordered the opening of an electro valve that release water flush alongside the heating element, by radial nozzles of the cooling body 6. Cooling water is collected and may be evacuated through tray 8, in which is put the glass plate, through the draining orifice 7.

The parameters used at cutting, under acceptable conditions, of a glass plate with size 60x60x5 mm³, on the symmetric axe of the surface: supply tension of heating element U=24V; current intensity by resistance of Cr-Ni, I=5A; heating time t=10s; water quantity used at one cutting ≈ 1l; working time, 2 cutting/minute. There were also cutting parameters with liner energies smaller but the results were not satisfying.

Received March 16, 2005 *"Transilvania" University Brasov*

REFERENCES

/1/. Scorobețiu L., *Cutting Glass Tube Through Electrical Heating*, Conferința Internațională de Ştiința şi Ingineria Materialelor, BRAMAT 2003, Universitatea Transilvania din Braşov

TĂIEREA PLĂCILOR DIN STICLĂ PRIN TERMOŞOC

Rezumat: Lucrarea prezintă o metodă de tăiere a tuburilor şi plăcilor fine din sticlă prin încălzirea locului de tăiere prin intermediulunei rezistențe electrice, urmată de o răcire bruscă cu un jet de apă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 3, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15; 66.094.3

EXPERIMENTATIONS REGARDING THE KINETICS OF HIGH TEMPERATURE OXIDATION OF THE ALUMINUM NITRIDE

BY

MIHAI COJOCARU, CECILIA TARCAN, FLAVIU GOSTIN

Abstract. *The aluminum nitride represents a very attractive material particularly due to its applications in electronics. It is a synthesis, ceramic and non-oxide compound. It generated a special interest, both theoretically and in practice, regarding its obtaining and complex of characteristics. The aluminum nitride is very unstable in basic media, relatively stable in acid media and in atmosphere it oxidize creating continuous films that have protective role. The oxidation reaction of the aluminum nitride is thermodynamically possible, the reaction free enthalpy having negative values regardless of temperature at which the oxidation process takes place in the range 273…1273K. The oxidation of the aluminum nitride frames in the typical redox process category, AIN being the reducing agent. It is necessary to rigorously control the apparition and the increase of the oxide films because its presence significantly modifies the level of the nitride matrix characteristics. The paper presents the results of the research regarding the kinetics of the aluminum nitride oxidation at temperature between 800 and 1000ºC. The experiments was developed on samples obtained from the nitride powder through the HIP process. The powder was realized by direct synthesis, in the presence of* $(NH_4)_3AlF_6$*, in partially dissociated ammonia medium.*
Keywords: *mathematical modeling, oxidation kinetics, aluminum nitride*

1. INTRODUCTION

The world of materials is continually changing. As the technology advances the new and advanced materials get more competitive with respect to the traditional ones. The ceramics, composite and polymeric materials can be characterized by associated properties superior to those of the conventional materials – low density, high hardness, special thermal and electrical proprieties, etc. The industry of the advanced ceramics is obviously very different from that of the traditional ceramics. The main characteristic of the advanced ceramics industry is that it is based more on materials obtained by synthesis than on that from nature. The advanced ceramics materials are based on anionic and cationic elements and include oxides, carbides, nitrides and compound formed of mixed anions respectively. The using of the materials obtained by synthesis conducted to a new series of compositions with applications that revolutionized the materials science. The aluminum nitride represents a very attractive material particularly due to its applications in electronics. A special interest is with the methods of the aluminum nitride direct synthesis, from components, in solid state, in the presence of catalysts. The final properties of the compound are strictly dependent on the synthesis, formation and sintering conditions. The main properties that made the aluminum nitride a particularly attractively material are:

- the thermal conductibility is considerably lower than that of aluminum or of copper (16 W/m·ºC at 20ºC is compared to 207 W/m·ºC for aluminum at the same temperature);
- the linear thermal coefficient of expansion is significantly lower that of aluminum, too ($4.03 \cdot 10^{-6}$grd^{-1} in the interval 20…200ºC, comparatively with $23 \cdot 10^{-6}$grd^{-1} for aluminum in the same interval);
- the electrical resistivity is extraordinary large comparatively with that of the pure metals frequently used in electrotechnics ($2.69 \cdot 10^{-6}\Omega \cdot$cm for aluminum at 20ºC and over $10^{13}\Omega \cdot$cm for its nitride at the some temperature).

To all these properties it can be added the extremely high hardness (9…10 on the Mohs scale), the elastic modulus close to that of tungsten carbide, and the last, but not the least, the high chemical stability in acid media.

2. SCOPE OF THE EXPERIMENTAL RESEARCH, WORKING METHODS, MATERIALS AND APPARATUS

The aim of the experimental research was to estimate the oxidation kinetics of the aluminum nitride at high temperatures. The experiments programming method with a central compositionally orthogonal program of second order was used; this was necessary to simplify the research and to quantify the temperature respectively the holding time effects on the oxidation process kinetics.

The aluminum nitride powder was used. This was obtained by direct synthesis from components (aluminum and nitrogen obtained by the dissociation of ammonia), in presence of $(NH_4)\ AlF_6$. The oxidation kinetics has been studied on cylindrical assays (total surface of 1.4cm^2). These were obtained by HIP (hot isostatic pressing) at 1950ºC for 3min, in vacuum, under a pressure of 25MPa: the maximum residual porosity in these conditions was of 1.5%.

The interaction effects of the aluminum nitride with air have been estimated in the interval 800…1000ºC, for time periods of 60...180min. The specific weight variation and the calculated dimension of the oxide film were used as indicators.

3. RESULTS. COMMENTS

The thermodynamically assessment of the AlN oxidation reaction (reaction1, fig.1) indicates that this reaction is possible, regardless of temperature ($\Delta G_T^0<0$) and it is strongly exothermic:

$$2AlN+1.5O_2(g)=Al_2O_3+N_2(g) \qquad (1)$$

The independent parameters were that describing the oxidation kinetics, respectively the temperature (Z_1) and holding time on constant temperature (Z_2). The specific weight variation, $\Delta m/S$, mg/cm^2 and the dimension of the oxide film δ, μm are symbolized as Y_1, respectively Y_2.

Remark: the medium conditions expressed through the value of the oxygen potential were maintained at constant values in all experiments.

The base levels and the variation range of the independent parameters are presented in table 1. The certain experimental conditions imposed by the programming method are shown in table 2.

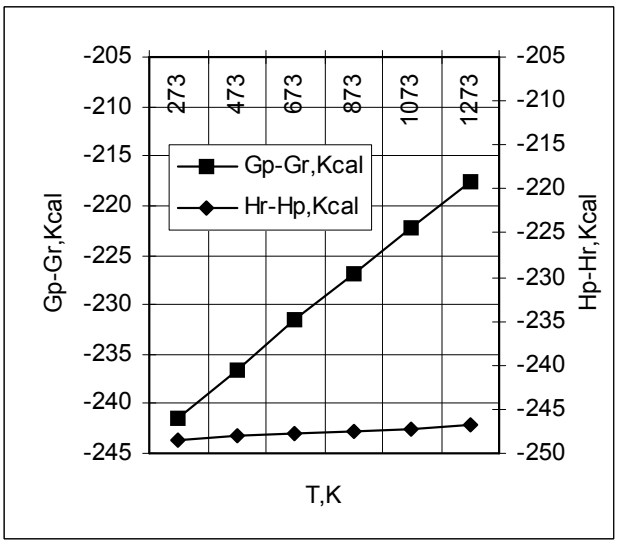


Fig.1- The thermodynamical characterization of the aluminum nitride oxidation reaction

Factors	**Z_1**	**Z_2**
Code	X_1	X_2
Base level, Z_{io}	900°C	120min
Variation range, ΔZ_i	100°C	60min
Upper level, $Z_{io}+\Delta Z_i$	1000°C	180min
Down level, $Z_{io}-\Delta Z_i$	800°C	60min

Table 1- Base level and the variation ranges of the independent parameters

Table 2- The central compositionally orthogonal programming matrix of second order

No. exp.	X_0	X_1	X_2	X_1X_2	$X_1^I = X_1^2-2/3$	$X_2^I = X_2^2-2/3$	**Y**	
							Y_1 $\Delta m/S$ [mg/cm^2]	**Y_2** δ [μm]
1	+1	-1	-1	+1	+1/3	+1/3	0.0375	0.104
2	+1	-1	+1	-1	+1/3	+1/3	0.1500	0.417
3	+1	+1	+1	+1	+1/3	+1/3	0.3375	0.938
4	+1	+1	-1	-1	+1/3	+1/3	0.1656	0.460
5	+1	+1	0	0	+1/3	-2/3	0.2187	0.608
6	+1	-1	0	0	+1/3	-2/3	0.0625	0.174
7	+1	0	+1	0	-2/3	+1/3	0.2593	0.720
8	+1	0	-1	0	-2/3	+1/3	0.1093	0.3036
9	+1	0	0	0	-2/3	-2/3	0.1718	0.477

Remark: the dimension of the oxide film, δ, was estimated from the specific weight variation, using the following relation (rel.2):

$$\delta = \frac{\Delta m}{S} \cdot \frac{1}{\gamma_{Al_2O_3}} \qquad (2)$$

where: $\gamma_{Al_2O_3}$ =3.6g/cm^3;

$\frac{\Delta m}{S}$ represents experimental values of the specific weight variation.

The particular forms of the regression equations (eq. 3-4) were obtained by statistics processing of the data obtained from the experiments (tab.3).

Table 3-The results obtained from the statistics processing of the experimental data.

Y	b_o*10^2	b_1*10^2	b_2*10^2	$b_{12}*10^2$	$b_{11}*10^2$	$b_{22}*10^2$	S_o^2	S_{bi}	S_{bii}
Y1	15.1	7.86	7.24	1.48	-1.81	2.55	0.000147	0.00495	0.00857
Y2	45.44	21.85	20.12	4.12	-5.0	7.0	0.0025	0.00203	0.00353

Y	S_{bij}	S_{b0}	$t_{0.005;9;2}$	Δb_i	Δb_{ii}	Δb_{ij}	Δb_o	F_{tab}	F_{calc}
Y1	0.00606	0.00699		0.01118	0.0193	0.01369	0.01579	19.25	1.45
Y2	0.0025	0.00287	2.26	0.0046	0.00799	0.00565	0.00648	19.16	16.49

$$\mathbf{Y}_{\Delta m/S}=10^{-2}[15.1+7.86X_1+7.24X_2+1.48X_1X_2+2.55X_2^2] \quad (3)$$

$$\mathbf{Y}_{\delta}=10^{-2}[45.44+21.85X_1+20.12X_2+4.12X_1X_2-5X_1^2+7X_2^2] \quad (4)$$

The response surfaces corresponding to the curvilinear models (eq. 3-4) together with the isoproperty diagrams related to these (fig.2) create a very suggestive image on the oxidation kinetics of the aluminum nitride.

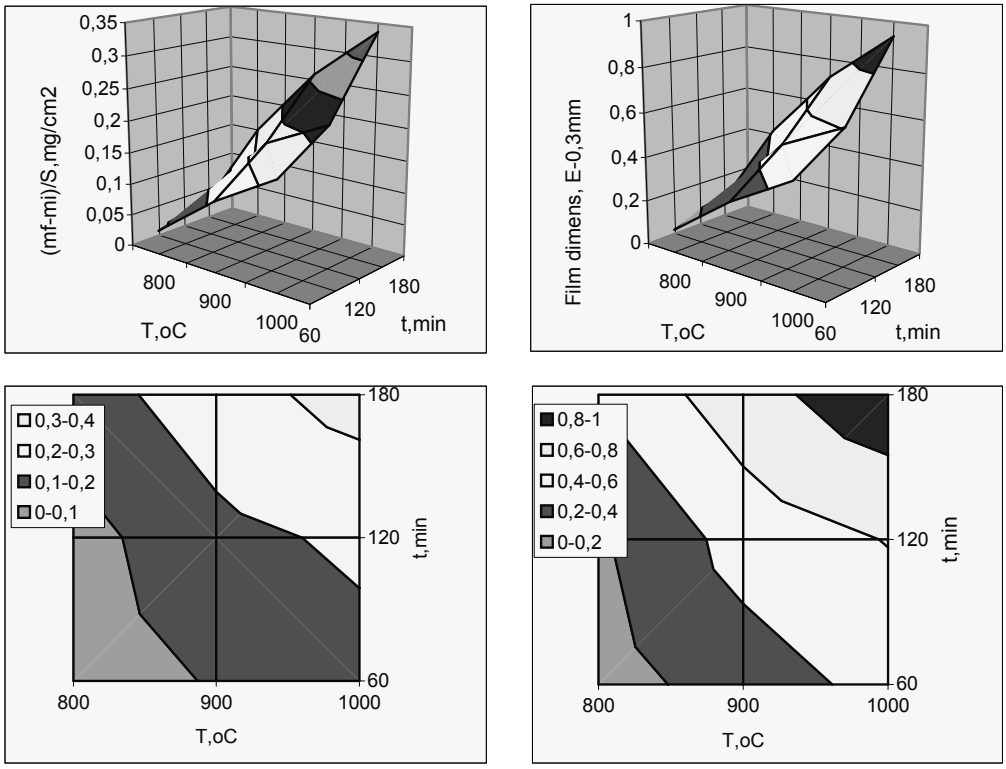


Fig. 2-The response surfaces of the calculated mathematical models and the domains of isoproperty

It can be seen that the main factors taken into account, the temperature and the isothermal holding time strongly influence the kinetics of the AlN oxidations. The effects of these factors taken individually, on specific weight variation ($\frac{\Delta m}{S}$), respectively on dimension of the oxide film (δ) are extremely close one to each other. The maximum value of the oxide film dimension, realized in extreme conditions, 1000ºC /180min, doesn't exceed 1μm (0.938 μm), being considerably lower than the value corresponding to the oxidation of pure aluminum at room temperature, in

alkaline media (~5.8μm), or in superheated steam at 155ºC (~1μm). The oxide films formed though the oxidation of aluminum nitride have a protective role, being continuous and perfectly adherent, due to the insignificant change in the density of the superficial layers though its apparition *($\gamma_{Al_2O_3}$ =3.6g/cm^3; γ_{AlN} =3.24...3.26g/cm^3)*, and the coefficient of expansion in the case of forming a Al_2O_3 film on Al differs from that on AlN with hundredths of unit: 1.21 respectively 1.25, so the difference is insignificantly.

The oxidation of the aluminum nitride frames in the category of the typical redox processes (reaction 5), AlN being the reducing agent, and oxygen being the oxidizing agent.

$$4Al^{3+}N^{3-}+3O_2^0 \rightarrow 2Al^{+3}O_3^{-2}+2N_2^0 \qquad (5)$$

The aluminum maintains its oxidation number (+3) and the proper oxidation-reduction takes place between the two non-metals, oxygen and nitrogen. The electronegativity, higher for nitrogen than for oxygen, allows the realization of the substitution; this fact is confirmed also by the thermodynamics calculations (fig.1).

The rate of the oxidation process should be higher in the initial stages than that in the late stages, the oxide film acting as a barrier for the diffusion process, its growing also being accomplished through a redox process, but with a slower kinetics. The results confirm these assumptions. In time the rate is decreasing, and as the temperature increases the differences between the rates of oxidation tend to diminish reaching a limit rate dependent on the intensity with which the electric-thermal phenomena take place, i.e. the dynamics of apparition and disappearance of the penetration canals for oxygen in the oxide film.

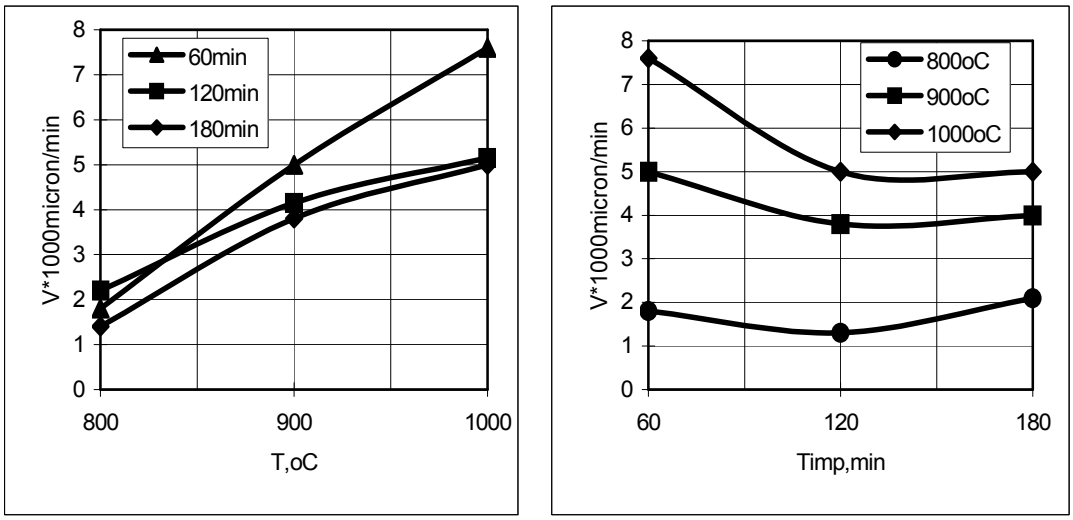


Fig. 3-The rate evolution of the oxide film formation on the aluminum nitride surface

The presence of the oxide films on the surface of the powder particles or of the products made from this represents a certainty. For the case of highly densified aluminum nitride products (residual porosity under 1.5%), the dimensions of the oxide

films can be estimated with the following relations (determined through statistical processing of the experimental data) (eq.6…8):

$$\delta_{60min} = -1.31+1.78\cdot10^{-3}T \qquad r=0.99 \qquad (6)$$
$$\delta_{120min} = -12.88+1.95\ln T \qquad r=0.98 \qquad (7)$$
$$\delta_{180min} = -1.65+2.60\cdot10^{-3}T \qquad r=0.99 \qquad (8)$$

Remark: the temperature is expressed in Celsius centigrade degree and the δ results in microns.

4. CONCLUSIONS

The presence of the continuous and perfectly adherent oxide films, on the surface of aluminum nitride powder particles or on that of the products realized from it, represents a certainty. Although the oxide films have hardness close to that of the nitride, it certainly changes the tribological behavior of the products.

Received April 26, 2005 *"Politehnica" University Bucureşti*

REFERENCES

/1/. Samsonov G.Vş.a., *Tugoplavkie soedinenia,* Moskov, Metallurghia, 1976
/2/. Wagner C.J. Electrochem., Soc.99, 396, 1952
/3/. Kauffe K., Pheiffer H. Z. Electrochem., 56, 390, 1952
/4/. Taloi D., Florian E,ş.a., *Optimizarea proceselor metalurgice,* Ed. Didactica şi Pedagogică, Bucureşti, 1983
/5/. Sreider A.V., *Oxidirovanie aliuminia i ego splavov,* Moskov, 1960
/6/. * * * ,Chemical Reaction and Echilibrium Software with extensive Thermochemical Database Outokumpu HCS Chemistry for Windows ver. 2.03 Finland
/7/. Drăguşin Ion Eugen, Teză de doctorat, Bucureşti, 2001

EXPERIMENTĂRI PRIVIND CINETICA OXIDĂRII LA TEMPERATURI ÎNALTE A NITRURII ALUMINIULUI

Rezumat: nitrura aluminiului reprezintă un material deosebit de atractiv, în special datorită aplicaţiilor din domeniul electronicii. Compus de sinteză, ceramic, neoxidic, a generat un interes deosebit atât din punct de vedere teoretic, legat de obţinerea sa, cât şi din punct de vedere practic prin complexul de caracteristici asociate. Din punct de vedere chimic nitrura aluminiului este deosebit de instabilă în medii cu caracter bazic, relativ stabilă în medii acide, iar în aerul atmosferic se oxidează creând pelicule continue cu rol protector. Reacţia de oxidare a nitrurii aluminiului este termodinamic posibilă, entalpia liberă de reacţie fiind negativă indiferent de temperatura la care are loc procesul de oxidare în intervalul 273…1273K. Oxidarea nitrurii aluminiului se încadrează în categoria proceselor redox tipice, AlN jucând rol de agent reducător. Apariţia şi dezvoltarea peliculelor de oxid este necesar să fie riguros controlate deoarece prezenţa acestora modifică semnificativ nivelul caracteristicilor matricii de nitrură. În lucrare sunt prezentate rezultatele cercetărilor privind cinetica oxidării nitrurii de aluminiu în domeniul de temperaturi 800…1000ºC. Cercetările au fost desfăşurate pe probe de nitrură obţinute prin comprimarea la cald a pulberii realizate prin sinteză directă, în prezenţa activizatorului $(NH_4)_3AlF_6$, în mediu de amoniac parţial disociat

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IASI

Publicat de

UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH. ASACHI", IAŞI

Tomul LIII (LVII)

Fasc. 3

Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2007

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Nicolae Badea, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Ion Giurma, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Vice-Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Managing Editor of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Dan Galusca, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering

Managing Editor of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc. prof. dr. eng. Iulian Ionita, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Scientific secretary of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Prof. dr. eng. Yuri A. Burennikov, Vinnitsia State Technical University, Ukraine
Prof. dr. eng. Borivoje Miškovic, Yugoslav Association of Metallurgical Engineers, Belgrad, Serbia-Muntenegru
Prof. dr. eng. Paolo Nanni, Universitad egli Studi da Genova, Italy
Prof. dr. eng. Strul Moisa, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel
Prof. dr. eng. Corneliu Munteanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Constantin Baciu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Luchian Zaharia, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Ioan Carcea, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Adrian Dima, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Ioan Alexandru, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof.dr.eng. Gelu Barbu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Leandru Gheorghe Bujoreanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Ioan Rusu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Gheorghe Badarau, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Petrica Vizureanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania

Editorial Secretary of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc. prof. dr. eng. Gheorghe Badarau, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LIII (LVII) 2007

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

ADRIAN DIMA - IOAN ALEXANDRU SCHOOL FOUNDER AND RESEARCH DIRECTIONS	**1**
D. MARECI, GINA UNGUREANU, N. AELENEI, M.I. POPA JULIA CLAUDIA MIRZA ROSCA - THE MICROSTRUCTURE INFLUENCE ON THE CORROSION RESISTANCE OF NiCr-BASED DENTAL ALLOYS	**3**
D. MARECI, GINA UNGUREANU, N. AELENEI, JULIA CLAUDIA MIRZA ROSCA - THE CORROSION OF DENTAL AMALGAM IN ARTIFICIAL SALIVA	**9**
DUMITRU MIHAI, MIHAI STEFAN, ADRIAN DIMA, IBN OMER MOHAMED ABDALLA MOHAMED ABUGUSSAISSA - THE CREEP BEHAVIOR AT 500^0 C FOR THE PIPE STEEL OLT65	**16**
PAUL ALEXANDRU, SYLVIE NADEAU - INTEGRATION OF OPERATIONAL, HEALTH AND SAFETY RISKS USING FLOW DIAGRAMS	**35**
GELU BARBU - THE EFFECT OF MECHANICAL VIBRATIONS APPLIED DURING SOLIDIFICATION OF CASTED ALLOYS	**43**
STELA CONSTANTINESCU, LUCICA ORAC - CHARACTERIZATION OF STEELS IN TERMS OF THEIR PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES	**51**
MARIA LUNGU, N. AELENEI, GINA UNGUREANU, D. MARECI, I.M.POPA - ASPECTS CONCERNING THE CORROSION OF SOME HSLA STEELS IN NATURAL SEAWATER	**59**
JONAS VILYS, VALDAS KVEDARAS - PECULIARITIES OF PLASTIC FLOW OF NEAR SURFACE LAYERS OF METALS IN EARLY STAGES OF DEFORMATION	**65**
ANTANAS CIUPLYS, VYTAUTAS CIUPLYS - DISLOCATION STRUCTURE CHANGES IN SURFACE METAL LAYER AT MONOTONIC AND CYCLIC LOADIND	**75**
D. MARECI, MARIA LUNGU, N. AELENEI, JULIA CLAUDIA MIRZA ROSCA - EIS STUDY OF THE CORROSION BEHAVIOUR OF HSLA STEEL IN NATURAL SEAWATER	**81**
ZOLTAN MARCOS - THE COMPARATIVE STUDY OF THE DIFFUSION LAYERS TO THE SILICONIZED STEELS	**89**
LARISA ISTRATE, DAN GELU GALUŞCĂ, BOGDAN CIOBANU - RESEARCH CONCERNING THE INFLUENCE OF STRUCTURE ON THE EROSION OF IRON GRAY	**93**

IULIA MIHAI, MARIA IVANOIU, CLAUDIA GORDIN, SAMUEL DOREY, DENIS ANOKHIN, DIMITRI IVANOV, NATALIA GOSPODINOVA - THE EFFECT OF REACTION PARAMETERS ON POLYANILINE POWDERS CRYSTALLINITY	**101**
C. PAVEL, V. CÂNDEA, C. POPA, C.V. PRICĂ - A STUDY REGARDING THE INFLUENCE OF COPPER AMONT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE SINTERED MATERIALS MADE FROM POWDERS BASED IRON	**109**
C. V. PRICA, V. CANDEA, C. PAVEL, G. ARGHIR- RESEARCH ABOUT Fe30Cu70 (wt. %) STRUCTURES OBTAINED BY MECHANICAL ALLOYING	**115**
IONUT CAMELIU ICHIM, MARIUS CIPRIAN RUSU, MIHAI RUSU - ^{1}H NMR STUDIES FOR TWO COPOLYMER SYSTEMS	**119**
DANIELA CIOBANU GHERCĂ, VASILE NECULAIASA, IOAN ȚENU, IONEL GHERCA - THE COMPARATIVE STUDY ABOUT THE WEAR RESISTANCE OF SUPERFICIAL LAYERS DERIVED FROM ELECTRIC SCINTILLATION WITH HARD CARBIDE ELECTRODES	**125**
LIVIU BRANDUSAN, VIORICA CHERTES - THE INFLUENCE ANALYZE OF THE STEELS SINTERED STRUCTURES ON THE DYNAMIC AND STATIC PROPERTIES	**131**
GABRIELA CARJA, SIMONA RATOI, GABRIELA CIOBANU, ION BALASANIAN - A SEM STUDY OF THE TEXTURAL PROPERTIES OF THE HYBRID MATERIALS: HYDROTALCITE LIKE ANIONIC CLAYS – GENTAMICIN	**139**
CLAUDIA GORDIN, SLIM SALHI, IULIA MIHAI, CHRISTELLE DELAITE, MIHAI RUSU, TAMARA ELZEIN, MAURICE BROGLY - STUDIES OF CRYSTALLINITY OF DI- AND TRIBLOCK COPOLYMERS BASED ON POLY (ε-CAPROLACTONE) AND POLY (DIMETHYLSILOXANE)	**145**
NICOLAE APOSTOLESCU, MIRCEA TEODOR NECHITA, GABRIELA ANTOANETA APOSTOLESCU - SYNTHESIS AND CHARACTERISATION OF La-Fe-O PEROVSKITE-TYPE OXIDES FOR REMOVAL OF NO_x FROM EXHAUST GASES	**153**
BORIS CONSTANTIN - THE ALGORITHM USED IN DESIGNING THE HEAT EXCHANGER	**157**
BORIS CONSTANTIN - MULTITUBE HEAT EXCHANGERS	**169**
GIGEL NEDELCU - HEATING BEHAVIOUR STUDY *IN VITRO* OF MAGNETIC PARTICLES USED IN HYPERTHERMIA WITH MAGNETIC FLUIDS FOR TREATMENT OF CANCER	**175**
MIHAELA FRUNZA, I.M.POPA, V. MELNIG - INTERCALATION OF PHARMACOLOGICAL AGENTS INTO LAYERED DOUBLE HYDROXIDES BY COPRECIPITATION METHOD	**179**

FLORIN DIACONESCU - DES RECHERCHES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA ROTATION DE LA COQUILLE SUR LA MICROSTRUCTURE DES PIÈCES COULÉES PAR CENTRIFUGATION EN BRONZE Cu-Pb-Sn	**185**
FLORIN DIACONESCU - DES RECHERCHES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE PRÉCHAUFFAGE DE LA COQUILLE SUR LA MICROSTRUCTURE DES PIÈCES COULÈES PAR CENTRIFUGATION EN BRONZE Cu-Pb-Sn	**195**
MIHAI ALEXANDRU, DOINA HINCU - EXPERIMENTAL RESEARCH CONCERNING THE ION-NITRIDING OF SOME CAST IRONS	**205**
GHEORGHE BADARAU, IULIAN IONITA, - NON CHEMICAL TREATMENT OF WATER FOR COOLING THE INDUCTION HEATING FURNACE	**211**
MARIAN MAREŞ, BOGDAN LEIȚOIU - SOME ISSUES IN REGARD OF THE EXPERIMENTAL SHEAR MODULUS DETERMINATION FOR UNIDIRECTIONAL COMPOSITE MATERIALS	**219**
MARIAN MAREŞ, DORIN CONDURACHE, VASILE BULANCEA - THE INFLUENCE OF CENTRIFUGED BALLS HARDENING ON THE WEAR RESISTANCE OF SOME CAST IRON SURFACES	**227**
SILVIA PATACHIA, CATALIN CROITORU, PEDRO PAIXAO - COMPARISON BETWEEN THE POLY(VINYL ALCOHOL) FILMS OBTAINED BY CROSSLINKING WITH GLUTARALDEHYDE USING DIFFERENT TECHNIQUES	**231**
RADU MURESAN - MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF HEAVY ALLOYS BASED TUNGSTEN THROUGH SINTERING AND THERMOMECHANICAL PROCESS	**237**
DORIN LUCA - ABOUT INVESTIGATION FACTORS INFLUENCING THE FINAL RESULTS OF PARTS FABRICATED BY THE ELECTROMAGNETIC FORMING	**243**
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, SERGIU STANCIU, GELU BARBU EXPERIMENT OF IRON INOCULATING BY TWO STAGES, IN MOULD	**249**
VASILE COJOCARU-FILIPIUC - THERMODYNAMIC ACTIVITY OF CARBON − DECISIVE FACTOR FOR GRAPHITE GEOMETRY IN GREY CAST IRON	**255**
FUAD M. KHOSHNAW, RAMADHAN A. GARDI - SENSITIZATION ASSESSMENT OF DUPLEX STAINLESS STEEL USING CRITICAL PITTING TEMPERATURE CPT METHOD - ASTM G48	**261**
ADRIAN DIMA, ALINA ADRIANA MINEA, IULIA MARGARETA DIMA - A SUSTAINABLE INDUSTRIAL DEVELOPMENT OF MATERIAL SCIENCE AND ENGINEERING	**269**
DRAGOS ACHITEI, CARMEN NEJNERU, DAN GELU GALUSCA, ROXANA-GABRIELA CARABET, ION HOPULELE - EXPERIMENTAL INSTALLATION FOR THE STUDY OF THERMO MECHANICAL FATIGUE IN MEMORY SHAPE ALLOYS	**275**

CARABET ROXANA-GABRIELA, NEJNERU CARMEN, DIMA ADRIAN, ROTARU GINU, HOPULELE ION - EXPERIMENTAL HEAT TREATMENT INSTALLATION FOR CYCLIC AGEING OF THE ALUMINUM ALLOYS	**281**
MARGINEAN IOAN, TARCOLEA MIHAI, MIREA VASILE, MARIA ROMAN, COCOLAS ADRIAN - WASTE REVALUATION FROM THE ALUMINUM RECYCLING INDUSTRY	**287**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LIII (LVII) 2007

STIINTA SI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

ADRIAN DIMA - IOAN ALEXANDRU FONDATOR DE SCOALA SI DIRECTII DE CERCETARE	**1**
D. MARECI, GINA UNGUREANU, N. AELENEI, M.I. POPA JULIA CLAUDIA MIRZA ROSCA - INFLUENTA MICROSTRUCTURII ASUPRA REZISTENTEI LA COROZIUNE A UNOR ALIAJE DENTARE PE BAZA DE NiCr	**3**
D. MARECI, GINA UNGUREANU, N. AELENEI, JULIA CLAUDIA MIRZA ROSCA - COROZIUNEA AMALGAMULUI DENTAR IN SALIVA ARTIFICIALA	**9**
DUMITRU MIHAI, MIHAI STEFAN, ADRIAN DIMA, IBN OMER MOHAMED ABDALLA MOHAMED ABUGUSSAISSA - COMPORTAREA LA FLUAJ LA 500^0 C A OTELULUI OLT65	**17**
PAUL ALEXANDRU, SYLVIE NADEAU - CONSIDERATIILE DE INTEGRARE A RISCURILOR DE MUNCA UTILIZAND DIAGRAMA DE FLUX	**35**
GELU BARBU - EFECTELE VIBRATIILOR MECANICE APLICATE IN TIMPUL SOLIDIFICARII ALIAJELOR TURNATE	**43**
STELA CONSTANTINESCU, LUCICA ORAC - CARACTERIZAREA OTELURILOR DIN PUNCT DE VEDERE AL PROPRIETATILOR FIZICO MECANICE	**51**
MARIA LUNGU, N. AELENEI, GINA UNGUREANU, D. MARECI, I.M.POPA - ASPECTE PRIVIND COROZIUNEA UNOR OTELURI SLAB ALIATE IN APA DE MARE NATURALA	**59**
JONAS VILYS, VALDAS KVEDARAS - PARTICULARITATI ALE CURGERII PLASTICE IN STRATURILE SUPERFICIALE ALE METALELOR IN STADIILE INCIPIENTE ALE DEFORMARII	**65**
ANTANAS CIUPLYS, VYTAUTAS CIUPLYS - MODIFICARI ALE STRUCTURII DISLOCATIILOR IN STARATURILE SUPERFICIALE ALE METALELOR LA INCARCARI CICLICE SI MONOTONE	**75**
D. MARECI, MARIA LUNGU, N. AELENEI, JULIA CLAUDIA MIRZA ROSCA - UTILIZAREA SPECTROSCOPIEI ELECTROCHIMICE DE IMPEDANTA (EIS) IN COMPORTAMENTUL LA COROZIUNE A UNUI OTEL SLAB ALIAT IN APA DE MARE	**81**
ZOLTAN MARCOS - STUDIU COMPARATIV AL STRATURILOR DE DIFUZIE LA OȚELURILE SILICIZATE	**89**

LARISA ISTRATE, DAN GELU GALUŞCĂ, BOGDAN CIOBANU - CERCETĂRI PRIVIND INFLUENAȚA STRUCTURII ASUPRA EROZIUNII FONTELOR CENUŞII	**93**
IULIA MIHAI, MARIA IVANOIU, CLAUDIA GORDIN, SAMUEL DOREY, DENIS ANOKHIN, DIMITRI IVANOV, NATALIA GOSPODINOVA - EFECTUL PARAMETRILOR DE REACTIE ASUPRA CRISTALINITATII PUDRELOR DE POLIANILINA	**101**
C. PAVEL, V. CÂNDEA, C. POPA, C.V. PRICĂ - STUDIU CU PRIVIRE LA INFLUENȚA CANTITĂȚII DE CU ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE MATERIALELOR SINERIZATE DIN PULBERI CU BAZA Fe	**109**
C. V. PRICA[1], V. CANDEA[1], C. PAVEL[1], G. ARGHIR[1] - CERCETĂRI ASUPRA STRUCTURII Fe30Cu70 (% MASICE) OBȚINUT PRIN ALIERE MECANICĂ	**115**
IONUT CAMELIU ICHIM, MARIUS CIPRIAN RUSU, MIHAI RUSU - STUDII ^{1}H RMN PENTRU DOUA SISTEME DE COPOLIMERI	**119**
DANIELA CIOBANU GHERCĂ, VASILE NECULAIASA, IOAN ȚENU, IONEL GHERCA - STUDIUL COMPARATIV AL DURABILITAȚII STRATURILOR SUPERFICIALE OBȚINUTE PRIN SCÂNTEIERE ELECTRICĂ CU ELECTROZI DIN CARBURI DURE	**125**
LIVIU BRANDUSAN, VIORICA CHERTES - ANALIZA INFLUENȚEI STRUCTURII OȚELURILOR SINTERIZATE ASUPRA PROPRIETĂȚILOR STATICE ŞI DINAMICE	**131**
GABRIELA CARJA, SIMONA RATOI, GABRIELA CIOBANU, ION BALASANIAN - STUDIUL PROPRIETATILOR DE TEXTURA ALE COMPOZITELOR : ARGILA ANIONICA DE TIP HIDROTALCIT – GENTAMICINA FOLOSIND MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BALEIAJ	**139**
CLAUDIA GORDIN, SLIM SALHI, IULIA MIHAI, CHRISTELLE DELAITE, MIHAI RUSU, TAMARA ELZEIN, MAURICE BROGLY - STUDIUL CRISTALINITATII DI- SI TRIBLOCCOPOLIMERILOR PE BAZA DE POLI(CAPROLACTONA) SI POLI(DIMETILSILOXAN)	**145**
NICOLAE APOSTOLESCU, MIRCEA TEODOR NECHITA, GABRIELA ANTOANETA APOSTOLESCU - SINTEZA SI CARACTERIZAREA OXIZILOR La-Fe-O TIP PEROVSKITE PENTRU INDEPARTAREA NO_X DIN GAZELE EVACUATE	**153**
BORIS CONSTANTIN - ALGORITM UTILIZAT PENTRU PROIECTAREA UNUI SCHIMBĂTOR DE CĂLDURĂ	**157**
BORIS CONSTANTIN - SCHIMBĂTOARE DE CĂLDURĂ MULTITUBULARE	**169**
GIGEL NEDELCU - STUDIUL COMPORTAMENTULUI LA ÎNCĂLZIRE IN VITRO A PARTICULELOR MAGNETICE UTILIZATE ÎN HIPERTERMIA CU FLUIDE MAGNETICE PENTRU TRATAMENTUL TUMORAL	**175**
MIHAELA FRUNZA, I.M.POPA, V. MELNIG - INTERCALAREA AGENTILOR FARMACOLOGICI IN HYDROXIZI DUBLI LAMELARI PRIN METODA COPRECIPITARII	**179**

FLORIN DIACONESCU - CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA TURAȚIEI COCHILEI ASUPRA MICROSTRUCTURII PIESELOR TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ CuPb10Sn10	**185**
FLORIN DIACONESCU - CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA TEMPERATURII DE PREÎNCĂLZIRE A COCHILEI ASUPRA MICROSTRUCTURII PIESELOR TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ CuPb10Sn10	**195**
MIHAI ALEXANDRU, DOINA HINCU - CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND NITRURAREA IONICA A UNOR FONTE	**205**
GHEORGHE BADARAU, IULIAN IONITA, TRATAREA PE CALE NON-CHIMICA A APEI PENTRU RACIREA CUPTOARELOR CU INCALZIRE PRIN INDUCTIE	**211**
MARIAN MAREŞ, BOGDAN LEIȚOIU - ASPECTE PRIVIND DETERMINAREA EXPERIMENTALA A MODULULUI TRANSVERSAL DE ELASTICITATE, PENTRU COMPOZITELE ARMATE UNIDIRECȚIONAL	**219**
MARIAN MAREŞ, DORIN CONDURACHE, VASILE BULANCEA - ASPECTE PRIVIND INFLUENȚA DURIFICĂRII SUPERFICIALE PRIN LOVIRE CU BILE ASUPRA REZISTENȚEI LA UZURĂ A FONTELOR CENUŞII	**227**
SILVIA PATACHIA, CATALIN CROITORU, PEDRO PAIXAO - COMPARATIE INTRE FILMELE DE POLI(ALCOOL VINILIC) RETICULATE CU ALDEHIDA GLUTARICA OBTINUTE PRIN TEHNICI DIFERITE	**231**
RADU MURESAN - EVOLUȚIA MICROSTRUCTURII PRIN SINTERIZARE ŞI PRELUCRĂRI TERMOMECANICE ÎN ALIAJE GRELE PE BAZĂ DE WOLFRAM	**237**
DORIN LUCA - DESPRE INVESTIGAREA FACTORILOR CE INFLUENTEAZA REZULTATELE FINALE A PIESELOR FABRICATE PRIN MAGNETOFORMARE	**243**
VASILE COJOCARU-FILIPIUC, SERGIU STANCIU, GELU BARBU - EXPERIMENT DE MODIFICARE A FONTEI ÎN FORMĂ, ÎN DOUĂ TREPTE	**248**
VASILE COJOCARU-FILIPIUC - ACTIVITATEA TERMODINAMICĂ A CARBONULUI − FACTOR DETERMINANT PENTRU GEOMETRIA CARBONULUI, ÎN FONTELE CENUŞII	**255**
FUAD M. KHOSHNAW, RAMADHAN A. GARDI - STABILIREA SENSIBILITATII OTELURILOR INOXIDABILE DUPLEX UTILIZAND METODA TEMPERATURII PUNCTULUI CRITIC – ASTM G48	**261**
ADRIAN DIMA, ALINA ADRIANA MINEA, IULIA MARGARETA DIMA - DEZVOLTAREA DURABILA IN STIINTA SI INGINERIA MATERIALELOR	**269**
DRAGOS ACHITEI, CARMEN NEJNERU, DAN GELU GALUSCA, ROXANA-GABRIELA CARABET, ION HOPULELE - INSTALATIE EXPERIMENTALA PENTRU STUDIUL OBOSELII TERMO-MECANICE LA ALIAJELE CU MEMORIA FORMEI	**275**

CARABET ROXANA-GABRIELA, NEJNERU CARMEN, DIMA ADRIAN, ROTARU GINU, HOPULELE ION - INSTALAȚIE EXPERIMENTALĂ PENTRU TRATAMENTUL TERMIC DE ÎMBĂTRÂNIRE A ALIAJELOR DE ALUMINIU UTILIZÂND CICLURILE TERMICE	**281**
MARGINEAN IOAN, TARCOLEA MIHAI, MIREA VASILE, MARIA ROMAN, COCOLAS ADRIAN - VALORIFICAREA DESEURILOR DIN INDUSTRIUA DE RECICLARE A ALUMINIULUI	**287**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IOAN ALEXANDRU SCHOOL FOUNDER AND RESEARCH DIRECTIONS

By

ADRIAN DIMA

Abstract: The paper aims to present in a few words, some of the main achievements of a great professor and researcher, Ioan Alexandru.

Not a long time ago passed away, on February 26TH 2007, Professor Ph.D. Eng. Ioan Alexandru, Corresponding Member of the Romanian Academy of Technical Sciences, remarkable personality of the Romanian science and technique.
He was born on January the 24Th 1943 in Răcăuţi, Oneşti, the County of Bacău in a family without enough financiary means.

Between 1949 and 1953 he went to the primary school in Răcăuţi Oneşti and between 1953 and 1956 at the gymnasium in Oneşti.

After graduating the high school he was admitted at the Polytechnic Institute of Iaşi, the Faculty of Mechanics, the specialization Technology of Machine Building. He graduated the first, as Chief of promotion in 1969.

Due to this he was kept as teaching assistant at the Chair of Technology of Materials, the Faculty of Mechanics where he worked under the supervision of the Associate Professor Gheorghe Ailincăi, following him at the sustaining of the course of Metals Study. In his career, Ioan Alexandru also taught the disciplines of Materials Science, Study and Technology of Metals, Physical Metallurgy and Heat Treatments, Choice of Metallic Materials, at the faculties of Mechanics and Materials Science and Engineering.

He progressed in the university career step by step, teaching assistant 1969, lecturer 1974, associate professor 1991 and professor 1992.

In 1980 he sustained his Ph.D. thesis “Contributions Concerning the Influence of Heat Treatments at Cryogenic Temperatures of High Alloyed Steels on Their Cutting Properties” elaborated under the scientific direction of Professor Constantin Picoş.

In 2005 he became a Corresponding Member of the Romanian Academy of Technical sciences.

The Professor Ioan Alexandru can be considered the initiator of the implementation into the Romanian industry, starting form 1970, of the cryogenic heat treatments applied to bearing steels and cutting tools steels construction at the Politechnic Institute of Iaşi, a scientific research school, recognized in Europe, China and the USA.

From 1994 when he became adviser for doctoral programs in the field of "Materials Science and Engineering" nine doctors sustained their Ph.D. thesis under his supervision, other fourteen students being in different stages of preparation.

He was also remarked for organizing of courses and post –university schools (Materials and Modern Technologies for Hot Processing 1996, Security and Safety in Labour 2002 and Evaluation of the Risk Level and Labour Security 2004).

His scientific activity was especially rich, consisting in three treatise (one published in Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, Edited by G. Totten, ASM International, The Materials Information Society, Metals Park, Ohio, USA, 2002), four specialty books, 19 university handbooks, 26 articles published in magazines and proceedings from abroad, 74 articles in Romanian technical magazines and about 200 articles in volumes of scientific conferences from Romania, most of them as first or main author.

As recognition of this face of the activity of Professor Ioan Alexandru M.C. of the Romanian Academy of Technical Sciences is the fact that he was member of various scientific associations from Romania and abroad from which one can mention ASM International, Ohio, USA and ASM Heat Treating Society.

He had also leading positions in the Faculty of Materials Science and Engineering, Scientific Secretary of the Board 1996-2000, Vice-Dean 2000-2004 and he was a Member of the Faculty Board. Between 2996-2004 he was also a Member of the Senate of the Technical University "Gh. Asachi" Iaşi.

The activity of the eminent professor was happily completed by a prestigious technical activity: technical director of national and international research projects, responsible and participant at important scientific contracts, technical judiciary expert in metallurgy and expert evaluator of security and safety of labour, economico-financial expert evaluator and expert evaluator CNCSIS and Relansin.

He was also awarded with the gold and silver medal at Inventions Saloons in Brussels, Zagreb, Budapest, being also awarded with the Elite Inventor Order, the Third Class.

Certainly I could not remember here all the prestigious and complex activity, didactical, scientific and technical, developed by the eminent fellow, Professor Ph.D. Eng. Ioan Alexandru, Corresponding Member of the Romanian academy of Technical Sciences but is also certain that he will remain in our memory as an eminent personality of the Materials Science and Engineering School and of the Technical University of Iaşi, school he served with abnegation and devotion until his last seconds in life.

IOAN ALEXANDRU FONDATOR DE SCOALA SI DIRECTII DE CERCETARE

Rezumat: Lucrarea isi propune sa prezinte in cateva cuvinte cateva realizari ale unui mare profesor si cercetator, Ioan Alexandru.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE MICROSTRUCTURE INFLUENCE ON THE CORROSION RESISTANCE OF NiCr-BASED DENTAL ALLOYS

BY

D. MARECI*, GINA UNGUREANU*, N. AELENEI*, M.I. POPA*
JULIA CLAUDIA MIRZA ROSCA**

ABSTRACT. Based on the polarization curves in the case of the five commercial NiCr-based alloys (Wirolloy, Herenium, NicromalSoft, V and VeraSoft) maintained in Ringer´s type solution, it was established the intensity of the corrosion process by means of the corrosion currents value. The passivation of all the samples occurred spontaneously at the open circuit potential. For all the samples currents have values of nA order. Superior corrosion characteristics have the Herenium and Wirolloy alloys with typical dendritic microstructure The VeraSoft, V and NicromalSoft alloys presented a dangerous breakdown.

KEYWORDS: *NiCr based dental alloys, microstructure*, *corrosion rate, potentiometry*

1.Introduction

For more then a generation in a medicine and dentistry various materials so-called biomaterials are used with a purpose to replace or repair a body feature, tissue, organ or function. The performance of biomaterial in direct contact with living tissue is controlled by two sets of characteristics: biofunctionality and biocompatibility.

When metals and alloys are considered the central aspects of biocompatibility are the corrosion resistance of materials and the influence of corrosion products on surrounding tissue. Their biocompatibility is closely linked to the high resistance towards corrosion which is attributed to the spontaneous formation of the passive oxide film.

The integrity of the oxide film has been strongly correlated with chemical and mechanical stability of metallic materials. In spite of the chemical stability of the alloys, the release of metallic ions into the body tissue occurs by various mechanisms, including: uniform passive dissolution resulting from the slow diffusion of metal ions through the passive film and the local breakdown of the passivity as a consequence of the various types of localized corrosion, or various mechanical events such a fretting corrosion. The potential at which the passive film breaks done (transpassivation) is strictly dependent on both the chemical composition of the oxide-covering layer and the microstructure of the biomaterial.

The most commonly used base metal alloys in dentistry are Ni-Cr and Co-Cr alloys. These materials were currently used for crowns, bridges casting and denture bases. The electrochemical behavior of non-precious alloys such as Ni-Cr alloys was

the subject of a number of prior investigations [1-4]. Utilization of Ni in dental alloys is due to the fact that his properties satisfy the essential wants of dental replacements: corrosion resistance, strong, thin and cheap. The alloys oneself with chromium and cobalt provide the mechanical properties accepted by dentistry. On the other hand, the nickel is recognized as the most carcinogenic metal on Terra. Thus alloys producing nickel ions generate cancer because these ions can be absorbed readily across the cell membranes. In some cases the utilization of low concentration of Cr, up to 11%, is enough, for delaying the attack, due to the formation of a stable passive layer, which covers the alloys surface. Increasing the Cr concentration above 11% increases the corrosion protection but also increases the melting point of the alloy [5, 6]. Addition of nickel improves the protection of the alloy from corrosion in neutral and weakly oxidized media improves the ductile and formalization properties [7].

The present paper made a comparative study of five NiCr-based dental alloys: Herenium (Klutzer, Germany), Wirolloy (Bego, Germany), VeraSoft (Aalba Dent, USA), V (Vaskut, Hungary) and NicromalSoft (IMNR, Romania), regarding the corrosion behaviour in Ringer´s type solution

2. Experimental

2.1. Materials and sample preparation

Five non-precious cast NiCr-based alloys used in dental prosthetics construction were investigated. Their composition is shown in Table 1.

Table 1. Chemical composition of the NiCr-based alloys

Alloy	Main Components (%)
Herenium	59.3Ni 24Cr 10Mo 2Fe 1Nb
Wirolloy	63,5Ni 23Cr 9Fe 3Mo 0,5Mn 1Si
V	72Ni 20Cr 6Fe
VeraSoft	53,6Ni 19,5Mn 14,5Cr9,5Cu 1,6Al 1,5Si
NicromalSoft	64,6Ni 17,8Cr 9,8Cu 3,5Mn 1,8Si 1,5Al 0,5Ti 0,5Fe

The corrosion medium was an aerated Ringer´s type solution having the composition: NaCl – 6.8 g/L, KCl – 0.4 g/L, $CaCl_2$ – 0.2 g/L, $MgSO_47H_2O$ – 0.2 g/L, $Na_2HPO_4H_2O$ – 0.14 g/L, $NaHCO_3$ – 1 g/L, glucose – 1 g/L.

The pH was measured with an multiparameter analyzer CONSORT 831C. The pH of this solution was 6.8.

The electrochemical measurements were made with an assembly of three electrodes: a working electrode, a platinum counter-electrode and a reference electrode of saturated calomel (SCE). The working electrode, made from alloy sample was processed into a cylindrical shape and mounted in a Teflon support. In these conditions the surface exposed to corrosion was a one-dimensional circular surface.
Before experimental tests the samples were mechanically polished with SiC abrasive paper up to a granulation number of 2500, than polished using 1 μm alumina suspension, degreased in ethanol and rinsed with distilled water.

2.2. Microstructural characterisation

To study the microstructure of the alloys their surface was chemically treated in agreement with standard procedures. In this case, the chemical attack was realized with a (10 mL HNO_3 + 20 mL HCl + 30 mL glycerol) solution [8]. The treated surfaces were examined by optical microscopy, with an OLIMPUS PME 3- ADL apparatus.

2.3. Electrochemical measurements

Electrochemical measurements were carried out at 25^0C. All the electrochemical measurements were performed PAR 263 A potentiostat connected with a PAR 5210 lock-in amplifier controlled by PowerCorr software.

After obtained the stable value of E_{OC} (open circuit potential), the samples were subjected to the Stern Geary Tafel tests arranged from E_{OC} –150 mV to E_{OC}+150 mV at a scanning rate of 0.5 mV/s to identify the I_{corr} (corrosion current density). It was followed by the general polarization tests from –600 mV to +1200 mV to evaluate the stability of passivation. From anodic polarization curves the E_{bd} (breakdown potential) was determined.

3. Results and discussion

3.1. Microstructural characterisation

The microstructure of the four NiCr-based alloys after chemical attack is shown in Fig.1-5.

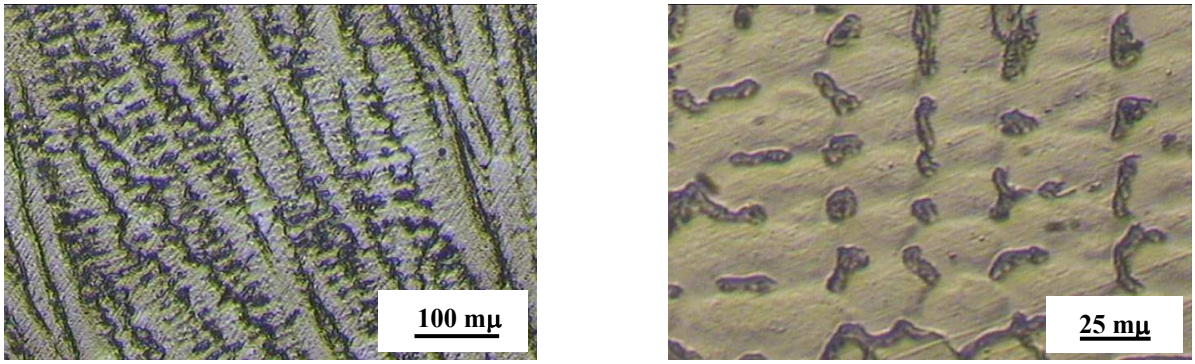


Figure 1. Optical micrographs of as-cast Wirolloy alloy

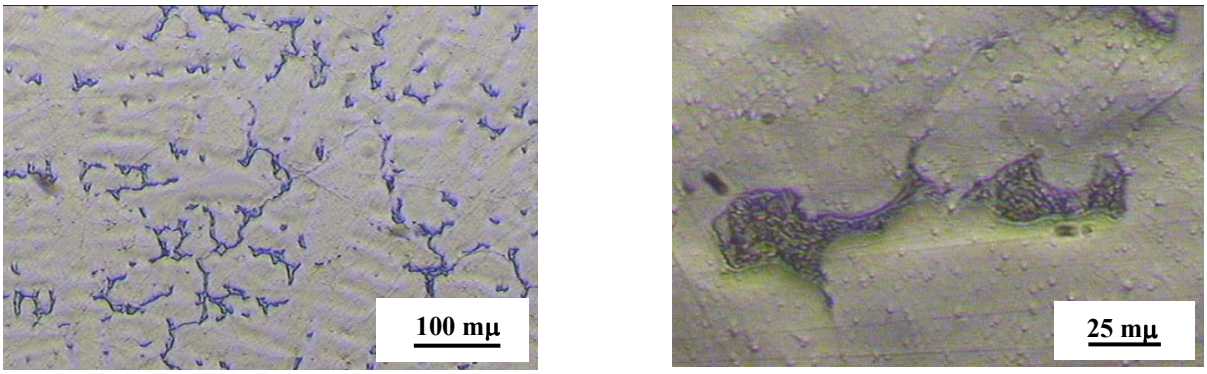


Figure 2. Optical micrographs of as-cast Herenium alloy

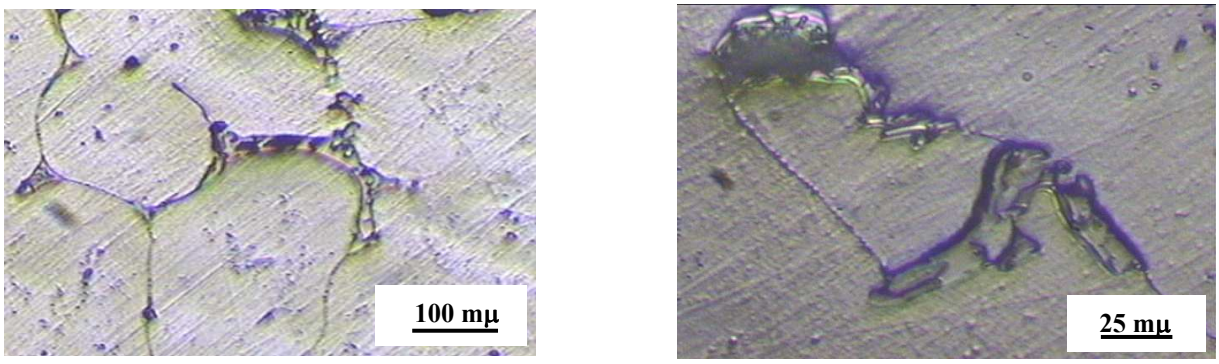


Figure 3. Optical micrographs of as-cast NicromalSoft alloy

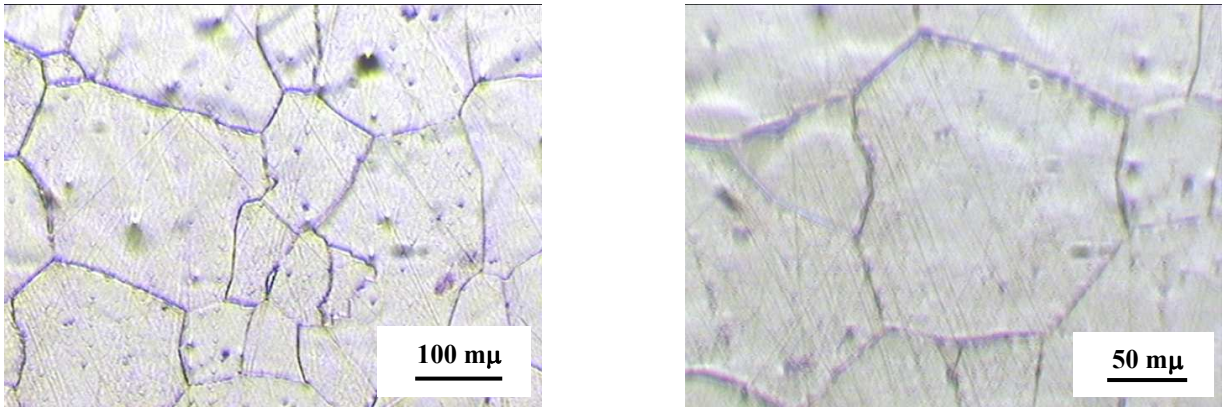


Figure 4. Optical micrographs of as-cast V alloy

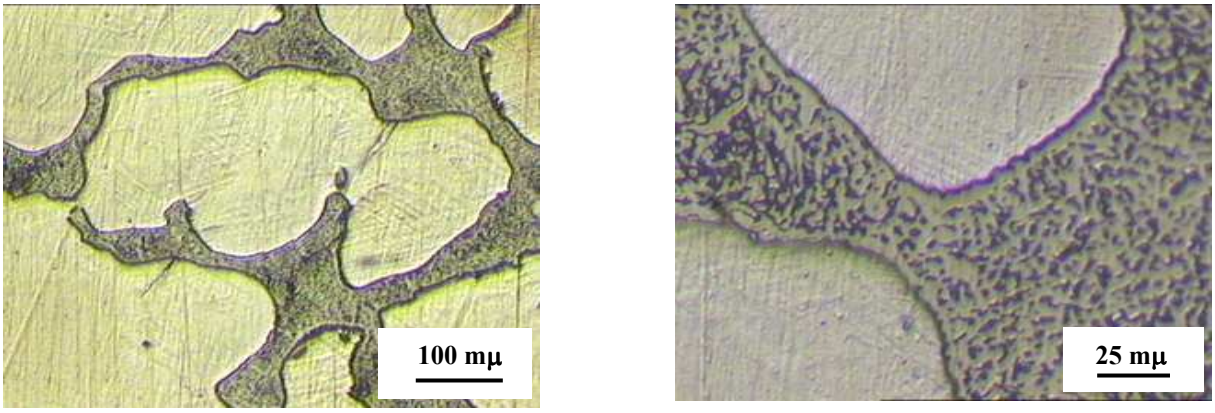


Figure 5. Optical micrographs of as-cast VeraSoft alloy

The Wirolloy cast alloy surface showed a dendritic microstructure, a rippled structure between the matrix and particle phases. Figure 2 show the microstructure of Herenium alloy, which consists of two characteristic phases – dendrites (light) and interdendritic region (dark), as that on Figure 1.

The microstructure of NicromalSoft alloy contains equiaxial grains with interdendritics particles.

V alloy s monophasic and contains only crystals of terminal solid solution with characteristic polyhedral form. The VeraSoft alloy show in Figure 5, islands structure.

The corrosion current (I_{corr}) is representative of the degree of degradation of the alloy. The corrosion currents, show in Table 2, for all the alloys were of the same order of magnitude (nA/cm^2).

Figure 6 shows in linear representation the part of the polarisation curve for all the five alloys in Ringer´s type solution, in the scale of anodic currents comprising between 0 and 500 □A/cm^2. This helps to visualise the breakdown potential E_{bd}, another electrochemical parameter, which characterises the corrosion behaviour of the alloys. The breakdown potential is the potential at which the anodic current strongly increases. The potential range situated between the zero current potential ($E_{(I=0)}$) and the breakdown potential represents the immunity zone in which corrosion is weak or even insignificant. Table 2 presents the values of the breakdown potential.

Table 2. The main parameters of the corrosion process measured and calculated for the various NiCr-based alloy in Ringer´s type solution (25^0)

Alloys	I_{corr} (nA/cm^2)	E_{bd} (mV)
Herenium	184	610
Wirolloy	166	650
V	242	380
NicromalSoft	277	160
VeraSoft	369	80

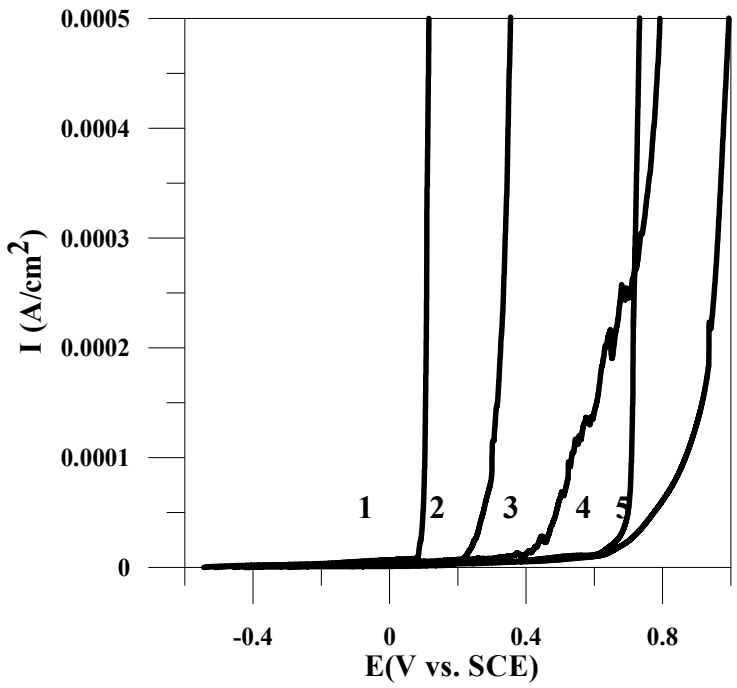


Figure 5. Potentiodynamic polarisation curves presented on linear axes in order to reveal the breakdown potential for NiCr-based alloy in Ringer´s type solution: 1 - VeraSoft alloy, 2 – NicromalSoft alloy, 3- V alloy, 4 – Wirolloy alloy, 5 – Herenium alloy

According to the values of E_{bd}, quite different corrosion behaviour can be attributed to various NiCr-based alloys. E_{bd} of VeraSoft is around 100 mV. The immunity zone is very narrow, implying that corrosion starts from 100 mV. The NicromalSoft reveals a similar behaviour with an E_{bd} smaller, around 150 mV. For the V alloy the E_{bd} is approximately 400 mV. The immunity zone from the Wirolloy alloy extends up to 650 mV. A similar behaviour is revealed by Herenium alloy with an E_{bd} of around 600 mV.

4. Conclusions

In the present study, the corrosion behavior of a five NiCr-based alloys was evaluated by use of electrochemical techniques. The passivation of all the samples occurred spontaneously at the open circuit potential. For all the samples currents have values of nA order. Using metallographic analyses has been established that only Herenium and Wirolloy alloys have dendritic solidification microstructure. For VeraSoft, NicromalSoft and V alloys a very low and dangerous breakdown potential (E_{bd}) values may be recorded. Good corrosion characteristic have only two samples of NiCr-based alloys (Herenium and Wirolloy) with typical dendritic microstructure.

Received, March, 2007

**„Gh. Asachi"Technical University of Iasi,*
*** Las Palmas de Gran CanariaUniversity,*

REFERENCES

1. J.A.Anderson, *Appl. Dent. Materials*, sixth ed., Blackwell Scientific Publications, Oxford, 1985, p. 43.
2. S.Fujimoto, K.Seddik, *Int.Dental J.,* **47**, 543 (2001).
3. M.A.Ameer, E.Khamis, M.Al-Motlaq, *Corr. Sci.,* **46**, 2825 (2004).
4. D.Mareci, Gh.Nemtoi, N.Aelenei, C.Bocanu, *European Cells and Materials*, **10**, 1 (2005).
5. L.N.Johnson, *Int.Dental J.*, **33**, 41 (1983).
6. F.A. Peyton, *Dent. Clinics of North America*, November 1985.
7. J.D. Redmond, K.H. Miska in, *The Basic of Stainless Steels in Chemical Engineering,* K.J. McNaughton, second ed., vol. 1, McGraw-Hill Publishing Co., NY, 1980, p.136.
8. ASM Intermnational, *Metalography and Microstructure Handbook*, USA, vol.**9**, 1992, 435 .

INFLUENTA MICROSTRUCTURII ASUPRA REZISTENTEI LA COROZIUNE A UNOR ALIAJE DENTARE PE BAZA DE NiCr

Rezumat: Pe baza curbele de poalrizare a fost stabilita intensitatea procesului de coroziune in solutie tip Ringer, cu ajutorul curentilor de coroziune in cazul a 5 aliaje dentare comerciale pe baza de NiCr (Wirolloy, Herenium, V, NicromalSoft si VeraSoft). La potentialul in circuit deschis toate cele 5 probe se pasiveaza spontan. Curentii de coroziune inregistrati sunt mici, de ordinul nA. Aliajele Wirolloy si Herenium care prezinta o structura de tip dendritic poseda si o mai buna rezistenta la coroziune. Aliajele VeraSoft, V si NicromalSoft prezinta potentiale de strapungere mici, deci periculoase.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE CORROSION OF DENTAL AMALGAM IN ARTIFICIAL SALIVA

BY

D. MARECI[*], GINA UNGUREANU[*], N. AELENEI[*], JULIA CLAUDIA MIRZA ROSCA[**]

ABSTRACT. The object of this study is the electrochemical behavior of a dental amalgam in artificial saliva. The amalgam which was used is made with a spherical, high-cooper powder alloy. After mixing with mercury, it has a mercury-to-alloy ratio of approximately 50% by weight. The open circuit potential (E_{OC}) was measured during 24 hours of immersion; potentiodynamic polarization and electrochemical impedance spectroscopy were performed for corrosion behavior analysis as a function of immersion time. The breakdown potential increases with increasing of the time immersion. The EIS results show that the dental amalgam exhibits passivity at open circuit potential.

KEYWORDS: *dental amalgam*, *corrosion rate, potentiometry, EIS*

1.Introduction

Dental amalgam has been used as a restorative material for the replacement of the decayed tooth structure for more than 150 years [1]. Amalgam is a metallic alloy formed by reaction between mercury and an original alloy in powder form containing silver (40-70%), tin (15-30%), copper (10-30%), and with a very complex metallurgical structure [1]. Mercury diffuses into the alloy particles and reacts with silver, tin and copper forming various compounds. The exact compounds depend on the chemical composition of the powder and on the particle shape but are mainly phases of the system: Eut.–Ag_3Cu_2 , $\tilde{\eta}$-Cu_3Sn, η-Cu_6Sn_5 and Ag-Sn phases remaining from the reactants Ag_3Sn.

A number a factors can influence the rate of the corrosion. These include acidity of the contacting medium and temperature, which can both undergo sharp variations in a short period of time in the oral cavity, as well as the effective potential of the amalgam [2, 3].

Nevertheless, in recent years investigations of amalgam corrosion have become of great interest owing to concern deriving from toxic effects from corrosion products in the oral cavity. A further concern results from the possible release of mercury and mercury vapor [4-7] as well as the effect that mercury can have on antioxidant activity [8] and neurotoxicological activity [9].

Dental amalgam interacts in a complex manner with the oral environments and between the corrosion products can be found: $Sn^{2+} \rightarrow SnO_2$, $Sn_4(OH)_6Cl_2$, $CuCl_2$,

$3Cu(OH)_2$, CuCl and SnO. More, this interaction is subjected to electrochemical, chemical, mechanical, biological and thermal forces [10].

Numerous investigations on the corrosion behavior of the dental amalgams have been carried out using various experimental tests and methods. Nomoto et al. [11] examined the effect of hydrogen ion concentration on the electrochemical behavior of different types of amalgams in hydrochloric acid aqueous solutions. Tsujimura et al. [12] reported on the electrochemical behavior of zinc and tin on the surface of amalgams during setting. Westerhoff et al. [13] compared the corrosion behavior of 16 different commercial amalgams in artificial saliva using cyclic voltammetry. They found that the electrochemical corrosion behavior varied widely over several orders of magnitude in the corrosion medium. Horasawa et al. [14] examined using cyclic voltammetry the effect of the composition of dental amalgams on their electrochemical behavior, including reactions occurring outside of oral conditions. AgCl and Hg_2Cl_2 films were formed on all amalgams except that with only 40 wt % Ag. Lian et al [15] reported the effect of sliding wear on the corrosion behavior of two high-copper dental amalgams. The results showed that sliding wear caused a sharp reduction in the corrosion potential, a significant increase in the corrosion rate and decrease in the repasivation rate of both amalgams. Brett et al [16] have demonstrated the importance of the organic component on the rate of corrosion and adsorption phenomena on the amalgam surface.

Recently Acciari et al.[17] have been examined the corrosion of individual dental amalgam phases under in vitro conditions. The electrochemical behavior of the dental phases in 0.9% NaCl is characteristic for passive system; the mechanism involves the formation of corrosion products which protect metallic surface at lower potentials.

Electrochemical reactions are one of the most important forms of interactions between amalgam restorations and oral fluids. In the oral environment, the dental amalgam fillings corrode and often show extensive degradation, significant localized penetrations and marginal fractures [18, 19].

In this study some electrochemical methods have been used to investigate the behavior in artificial saliva of an amalgam consisting on a high-copper Tytin mixed intimately with liquid mercury (50 % w/w).

2. Experimental

Tytin dental amalgam (KerrDental, USA) was investigated. The powder alloy composition of Tytin is: 69.7% Ag, 17.7% Sn, 12% Cu and 0.9% Zn, with a mercury-to-alloy ratio of approximately 50%.

The corrosion medium was an artificial aerated saliva (Carter-Brugirard AFNOR/NF (French Association of Normalization) having the composition: NaCl – 0.7 g/L, KCl – 1.2 g/L, $Na_2HPO_4H_2O$ – 0.26 g/L, $NaHCO_3$ – 1.5 g/L, KSCN – 0.33 g/L, carbamide – 1.35 g/L, and pH 8.0.

The electrochemical measurements were made with an assembly of three electrodes: a working electrode, a platinum counter-electrode and a reference electrode of saturated calomel (SCE). The working electrode, made from alloy sample was processed into a cylindrical shape and mounted in an epoxy resin support. In

these conditions the surface exposed to corrosion was a one-dimensional circular surface.

Before experimental tests the samples were mechanically polished with SiC abrasive paper up to a granulation number of 2500 followed by an 1 m alumina suspension, degreased in ethanol and rinsed with distilled water.

Electrochemical measurements were carried out at 25^0C. All the electrochemical measurements were performed with a PAR 263 A potentiostat connected with a PAR 5210 lock-in amplifier. The data acquisition and processing were assigned by PowerCorr software for polarization measurements and ZSimWin software for impedance measurements..

The corrosion process was characterized by several electrochemical parameters:

- The open circuit potential (E_{OC}), recorded for 24 h with the sample immersed in an natural aerated electrolyte.
- Potentiodynamic polarisation curves were registered with a scan rate of 0.5 mV/s in the potential range –600 mV to +1200 mV/SCE.
- Electrochemical impedance spectroscopy (EIS) measurements were carried out at open circuit potential in aerated solutions. The spectra were recorded in the 10^{-2} Hz to 10^5 Hz frequency range. The applied alternating potential signal had amplitude of 10 mV

3. Results and Discussions

Figure 1 shows the variation of open circuit potential (E_{OC}) with time for the amalgam in artificial saliva.

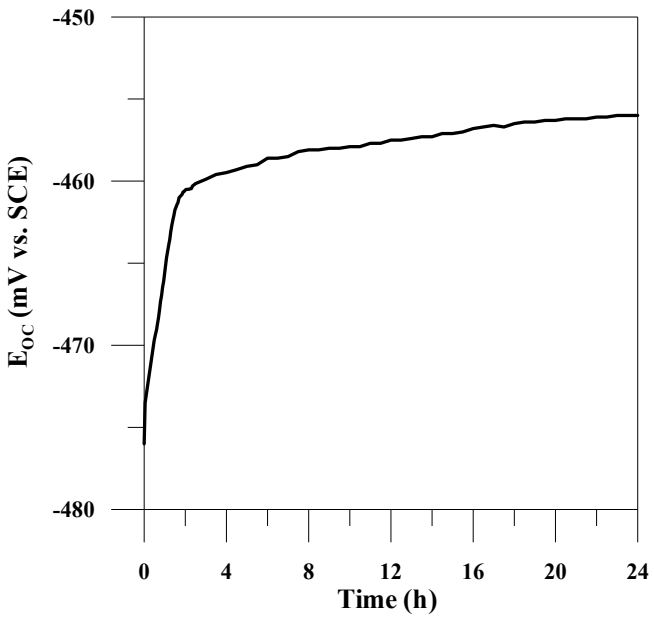


Figure 1. Variation of open circuit potential with time for Tytin dental amalgam immersed in artificial saliva

The sharp variation toward more positive values of potential was recorded during the first minutes of immersion. The change of open circuit potential with time is accompanied by the formation of a film of corrosion products seen by visual inspection and in agreement with other studies [20]. This approach is qualitative and remains insufficient for a complete analysis. More information is necessary from other technique to reach a conclusion concerning this point.

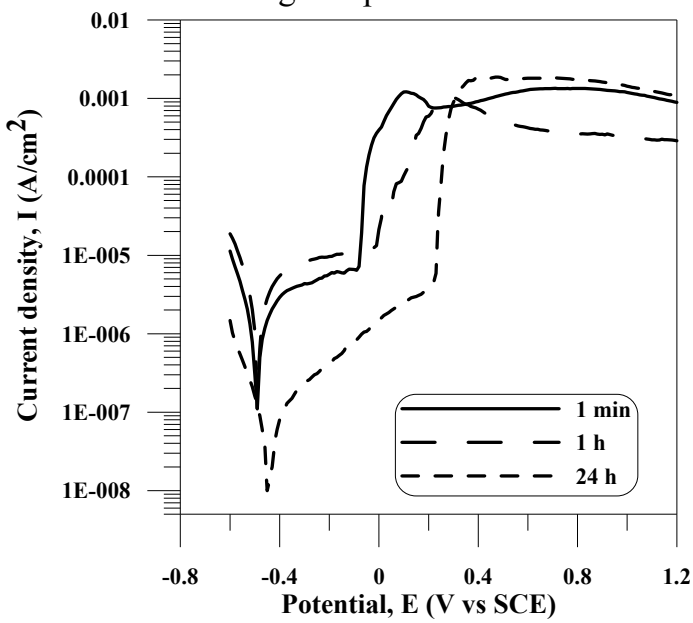


Figure 2. Polarisation curves for Tytin dental amalgam after 1min, 1 hour and 24 hours immersion in artificial saliva

Potentiodynamic polarization curves are shown in Figure 2 recorded after 1 min, 1 hour and 24 hours immersion.

The plot recorded for Tytin dental amalgam after a short immersion time (1 min) in artificial saliva shows a passive zone between potentials –0.4 and –0.1 V vs. SCE, related to the formation of a passive film. Because the Tytin dental amalgam has a complex metallurgical structure the composition of passive film is complex and is due to the: formation of SnO_2 at –0.6 V, formation of SnO at –0.4 V, formation of CuO_2 at –0.1 V, formation of AgCl and Hg_2Cl_2 at 0.2-0.3 V [14].

Up to -0.1 V the anodic current increase and the layer begins to breakdown. The amalgam translates from the "Tafel region" directly into a stable passive behavior without the traditional active-passive transition. After 1 hour of immersion the breakdown potential increase slowly, while after 24 hours immersion the anodic current decrease and the breakdown potential presented a significant increase. After 24 hours immersion is evidenced a relative passivation beginning at –0.35 V and up to 0.2 V. Above + 0.25 V. passive film breakdown take place.

Electrochemical impedance measurements have been performed to improve the understanding of the processes that take place at the amalgam electrode surface as well as the influence of surface oxide.

The experimental impedance data obtained, at E_{OC}, for different times of immersion are presented as Bode plots in Figure 3.

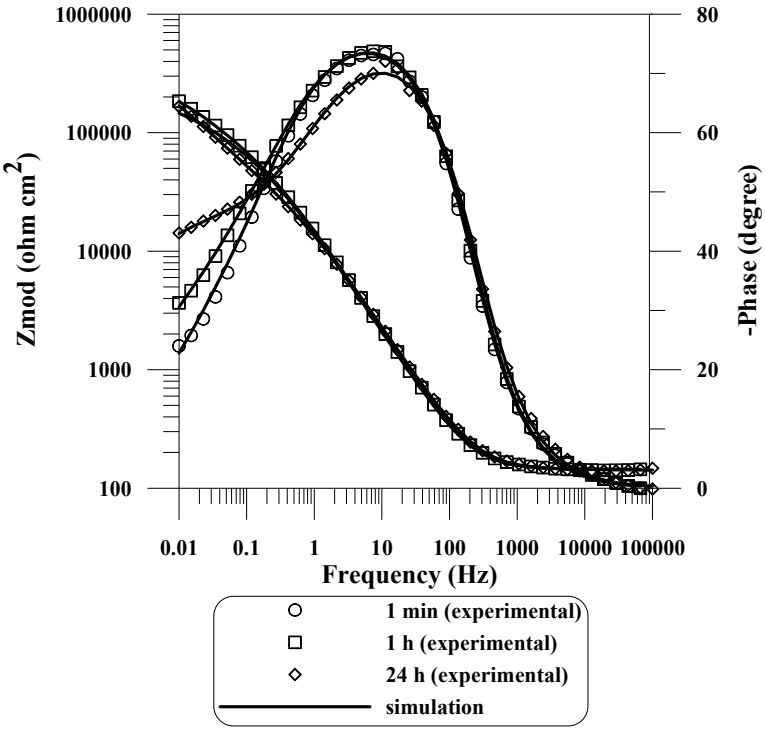


Figure 3. Impedance spectra for Tytin dental amalgam immersed in artificial saliva for various periods of time

The impedance spectra fitting was done with an equivalent circuit (EC) using series combinations of the cell resistance, R_{sol}, with two RC elements in parallel, each composed of a resistance, R, and a constant phase element (CPE) modeled by ZsimWin software as a non-ideal capacitor according to:

$$Z_{CPE} = \frac{1}{Q(j\omega)^n}$$

where Q is the combination of properties related to both the surfaces and electroactive species independent of frequency; n is related to a slope of the lgZ vs lgf Bode–plots; ω is the angular frequency and j is imaginary number ($j^2 = -1$).¨n¨ is an adjustable parameter that usually lies between 0.5 and 1.When the value of n is equal to 1, the CPE describes an ideal capacitor with Q equal to the capacitance (C). For 0.5<n<1 the CPE describes a distribution of dielectric relaxation times in frequency space, and when n is equal to 0.5 the CPE represents a Warburg impedance with diffusional character.

The impedance data were fitted with the EC presented in Figure 4 and the resultant parameters are given in Table 1.

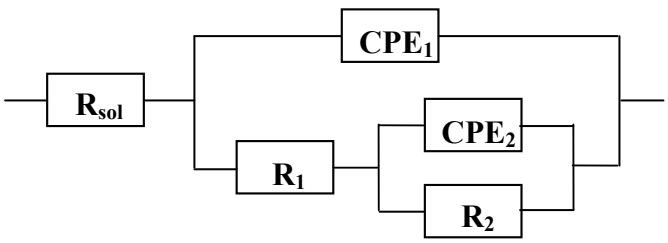


Fig. 4. Equivalent circuit (EC) used in the generation of simulated data

Table 1. Impedance parameters of the dental amalgam in Afnor saliva

R_1 (KΩ cm^2)	CPE_1 (S cm^{-2} s^n)	n_1	R_2 (KΩ cm^2)	CPE_1 (S cm^{-2} s^n)	n_2
The dental amalgam maintained for 1 min in artificial saliva					
$2.9\ 10^4$	$1.3\ 10^{-5}$	0.87	$1.4\ 10^5$	$2.5\ 10^{-5}$	0.72
The dental amalgam maintained for 1 h in artificial saliva					
$5.6\ 10^4$	$1.2\ 10^{-5}$	0.87	$1.7\ 10^5$	$2.1\ 10^{-5}$	0.72
The dental amalgam maintained for 24 h in artificial saliva					
$6.5\ 10^4$	$1.2\ 10^{-5}$	0.88	$3\ 10^5$	$1.6\ 10^{-5}$	0.76

The physical meaning of the given circuit is the association of the film/electrolyte interface (R_1CPE_1) with the passive film itself (R_2CPE_2). The time constant at high frequencies is originated from the R_1CPE_1 combination while at low frequencies is initiated from the R_2CPE_2 combination. R_1 representing the charge transfer resistance and CPE_1 the double layer capacitance, as shown by the high value of the n_1 exponent. The double layer capacitances for all the samples are typical for the C_{dl} of the passive oxide layers [21-23]. The characteristics of the oxide film are reflected in the values of R_2.

The polarization resistance of the dental amalgam is equal to the sum of the R_1 (R_{ct}) and the passive film resistance, R_2. The same value for electrolyte resistance, R_{sol}, equals 35 ± 5 Ω, was observed for all of the specimens indifferent the time of immersion and was not inserted in Table 1.

Although the actual value of the dielectric constant within the passive film is difficult to estimate, a change of CPE_2 can be used as indicator of a change in the passive film thickness. Assuming that the dielectric constant does not change with the different parameters under investigation, the reciprocal capacitance of the passive film, $1/CPE_2$, is directly proportional to the thickness of the passive film. The resistance, R_2, and the thickness of the protective passive film, $1/CPE_2$, increase with the increase of the time of immersion indicating a continuous passive film growth with time until a steady state is attained. At short immersion time (1 hour) the difference between behaviors in solution are small.

For the amalgam immersed in artificial saliva the values of n_2 are small, in the range of 0.72-0.76 indicates the presence of a diffusion process within the interfacial layer of the solution. Such a diffusion process indicates a reversible dissolution process; that is, the passive film formation under open circuit condition proceeds through a dissolution-precipitation mechanism [24]. The values of n_2 increase with the increasing of the immersion time because decrease the heterogeneity and roughness of the passive layer [25].

4. Conclusions

In the present study, the electrochemical behavior of a dental amalgam was evaluated by electrochemical techniques. The amalgam translated directly into a stable passive region without exhibiting the traditional active-passive transition. The breakdown potential increases with increasing of the immersion time. The EIS results show that dental amalgam exhibit passivity at open circuit potential.

Received, March, 2007

**„Gh. Asachi"Technical University of Iasi,*
*** Las Palmas de Gran CanariaUniversity*

REFERENCES

1. R.G. Craig, *"Restorative Dental Materials, Mosby"*, St. Louis, USA, 1985.
2. M. Marek, *J. Dent. Res*., **76**, 1308 (1997).
3. M. Marek, *J. Dent. Res*., **72,** 1315 (1993).
4. M. Marek, *J. Dent. Res*., **69**, 1167 (1990).
5. M. Marek, *Dent. Mater*., **13**, 312 (1997).
6. D.B. Mahler, J.D. Adey, L.E. Simms, M. Marek, *Dent. Mater*. **18**, 407 (2002).
7. T. Okabe, B. Elvebak, L. Carrasco, J.L. Ferracane, R.G. Keanini, H. Nakajima, *Dent. Mater*. **19**, 38 (2002).
8. M. Pissichini, M. Fonzi, L. Sugherini, F. Fonzi, A. Gasparoni, M. Comporti, A. Pompella, *Sci. Total Environ.*, **184**, 19 (2002).
9. M. Sweeney, S.L. Creanor, R.A. Smith, R.H. Foye, *J. Dentistry,* **30**, 243 (2002).
10. M. Marek, Adv. *Dent. Res.,* **6,** 100 (1992).
11. S. Nomoto, N. Suzuki, Y. Ohmori, T. Yamaguchi, T. Inoue, *Nihon Univ. Dent. J.,* **60**, 404 (1986).
12. M. Tsujimura, K. Katsumata, T. Machida, A. Ohuchi, H. Honmoto, H. Onose, S. Nomoto, *Nihon Univ. Dent. J,*. **60**, 507 (1986).
13. B. Wasterhoff, M. Darwish, R. Holze, *J. Oral Rehabil,*. **22,** 121 (1995).
14. N. Horasawa, H. Nakajima, J.L. Ferracane, S. Takahashi, T. Okabe, *Dent. Mater,*. **12**, 154 (1996).
15. K. Lian, E.I. Meletis, *Dent. Mater,* **12**, 146 (1996).
16. C.M.A. Brett, I. Ioanitescu, F. Trandafir, *Corros. Sci*., **46**, 2803 (2004)
17. H.A. Acciari, A.C. Guastaldi, C.M.A. Brett, *Corros. Sci.,* **47**, 635 (2005).
18. S. Espevik, I.A. Mjor, *"Degradation of amalgam restorations in vivo. In: B.C. Syrett, A. Acharya editors. Corrosion and Degradation of Implant Materials, ASTM STP 684"*, Philadelphia: 316-327.
19. J.W. Osborne R.D. Norman, E.N. Gale*, Quintessence Int,*. **22**, 857 (1991).
20. H.A. Acciari, A.C. Guastaldi, C.M.A. Brett, *Electrochim. Acta,* **46**, 3887 (2001).
21. Moffat T.P., Latanision R.M., *J Electrochem Soc,* **139**, 1869 (1992).
22. Haupt S, Strehblow HH. *Corros Sci,* **29**, 163 (1989).
23. Castro EB, Vilche JR. *Electrochim Acta,* **38,** 1567 (1993).
24. K.M. Ismail, S.S. El-Egamy, M. Abdelfatah, *J. Appl. Electrochem,* **31,** 663-670 (2001).
25. R.M.Souto, M.Alanjali, *Corr Sci*, **42,** 2201- 2211 (2000) .

COROZIUNEA AMALGAMULUI DENTAR IN SALIVA ARTIFICIALA

Rezumat: Obiectivul acestui studiu a fost comportarea electrochimica a unui amalgam dentar in saliva artificiala.
Amalgamul a fost preparat utilizand un aliaj pulverulend avand granule de forma sferica amestecat cu mercur in proportie de 50%, procente masice. In scopul stabilirii comportarii si evolutiei in timp a coroziunii s-a inregistrat potentialul in circuit deschis timp de 24 de ore si s-au trasat curbele de polarizare potentiodinamica si respectiv spectrele de impedanta. Potentialul de strapungere creste odata cu cresterea timpului de imersare. Spectrele de impedanta indica o pasivare spontana a amlagamului in saliva artificiala la potentialul in circuit deschis.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE CREEP BEHAVIOR AT 500^0 C FOR THE PIPE STEEL OLT65

BY

DUMITRU MIHAI, MIHAI STEFAN, ADRIAN DIMA, IBN OMER MOHAMED ABDALLA MOHAMED ABUGUSSAISSA

Abstract: The paper shows the determination of the family of creep curves by an original computer assisted method for the steel OLT 65.
Keywords: creep behavior, steel

1. INTRODUCTION

The use of steels at the construction of some installations from the energetic industry, operated for a long time at high temeperatures, imposes the handling of their behavior in creep conditions.

For designing, achieving and operating in safety conditions such installations there are necessary a great number of experimental tests. A special importance have the long duration mechanical tests, the traction creep testing being the most used. A large spreading in such installations have the pipe steels, among which is the OLT 65.

2. METHODOLOGY FOR ESTABLISHING THE FUNCTION OF A FAMILY OF CREEP CURVES

For describing the evolution in time of the accumulation of plastic deformation at constant temperature and constant tension it is proposed a function as follows:

$$\varepsilon_{plastic}(t) = Q.t + M\left(1 - e^{N.t}\right) \quad (1)$$

In which :

$\varepsilon_{plastic}$ - is the plastic specific deformation;

t - time;

Q,M,N coefficients that depend on material, tension and temperature.

The values of the coefficients Q,M,N can be determined on the basis of experimental results, by applying the methods of least squares. For this purpose it was used a calculus program. Making creep tests for several injitial tensions σ_i (at least four values), one can obtainthe functions:

$$\varepsilon_{i\ plastic}(t) = Q_i.t + M_i\left(1 - e^{N_i.t}\right) \quad (2)$$

In view of establishing a function for the creep family curves one extrapolates the results obtained for the corfficients Q_i,M_i,N_i .

$$\varepsilon_{plastic}(t) = Q.t + M\left(1 - e^{N.t}\right)$$

This relation represents the equation of a surface generatioted by the creep curves at the T temperature. By developing in Mac- Laurin series one gets:

$$e^{-N.t} = 1 - \frac{N.t}{1!} + \frac{(Nt)^2}{2!} - \frac{(N.t)^3}{3!} + ... + \frac{(-1)^n}{n!}(N.t)^n + R_n \quad (3)$$

$$\varepsilon_{plastic}(t) = A_0 + A_1.t + A_2.t^2 + A_3.t^3 + A_4.t^4 + A_5.t^5 + A_6.t^6 + A_7.t^7 \quad (4)$$

The specific plastic deformation can be computed with the relations (1) and (4), from the graphs it results they are convergent.

3. The determination of the function of the family of creep curves for the steel OLC65 at 500^0 C

The chemical composition of the studied steel, determined by the spectral method with a spectrometer, Quantovac type is shown in table 1.

Table 1. The chemical composition of OLC 65 steel

OLT 65	C %	Si %	Mn %	P% max	S % max
STAS 791-80	0,40-0,50	0,22-0,40	0,60-0,90	0,045	0,045
Sample	0,45	0,31	0,81	0,036	0,021

For the determination of the mechanical characteristics there have been made traction teste at the temperature of 20^0 C and 500^0 C. Teste were made according to the prescriptions from the standards SR EN 10002-1994 for testing at environment temperature and SR EN 10002-5 - 1995 for testing at high temperatures. The results are given in table 2.

Table 2. Mechanical properties

Material	Temperature [^{0} C]	$R_{p\,02}$ [MPa]	R_m [MPa]	$A_{11,3}$ [%]
OLT 65	20	380	650	17
	500	210	525	30

For the creep tests there were used samples having the shape and the sizes foreseen in STAS 6596-81 and there were conducted on a MF -300 installation.

The heating of the sample was achieved by using an electric furnace, the temperature being measured with three termocouples Pt – PtRh. The maintaining and the regulation of the temperature were done with an electronic regulator that ensures the nominal testing temperature with an accuracy of $\pm 2^0 C$ during the whole testing period.

The measyrement of the deformations (elongations) was done with a mechanic extensometer that ensures a precision of 1μm. There were done creep tests at the following tensions: 200 MPa, 300 MPa , 350 MPa and 400 Mpa. The results of these tests are shown in figure 1.

One can see the creep rate enhances very much at tensions bigger than 400 MPa.

The tests made at tensions of 430 MPa and 500 MPa were done until breaking. The breaking ellongations A_n and the creep necking Z, as well as the duration until breaking t_R are given in table 3 .

Tensiunea [MPa]	t_R [min]	A_n [%]	Z [%]
430	300	30	78
500	25	20	65

There were obtained the following creep curves: for $\sigma = 200 MPa$

ORIGIN = 1

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.517\cdot10^{-3} \\ 0.812\cdot10^{-3} \\ 1.1\cdot10^{-3} \\ 1.25\cdot10^{-3} \\ 1.31\cdot10^{-3} \\ 1.517\cdot10^{-3} \\ 1.613\cdot10^{-3} \\ 1.755\cdot10^{-3} \\ 1.875\cdot10^{-3} \\ 2.145\cdot10^{-3} \\ 2.235\cdot10^{-3} \\ 2.355\cdot10^{-3} \end{pmatrix} \qquad x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

n := length(x)

m := 7

$i := 1 .. n$

$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$

$$s_k := \sum_i (x_i)^{k-1}$$

$k := 1 .. m + 1$

$$b_k := \sum_i \left[(y_i) \cdot (x_i)^{k-1} \right]$$

$i := 1 .. m + 1$

$j := 1 .. m + 1$

$a_{i,j} := s_{i+j-1}$

$c := a^{-1} \cdot b$

$$c = \begin{pmatrix} 1.402 \times 10^{-8} \\ 8.294 \times 10^{-4} \\ -3.506 \times 10^{-4} \\ 1.405 \times 10^{-4} \\ -3.74 \times 10^{-5} \\ 5.619 \times 10^{-6} \\ -4.251 \times 10^{-7} \\ 1.257 \times 10^{-8} \end{pmatrix}$$

$$t := 0, 0.0687 .. 10$$

$$k(t) := 1.402 \times 10^{-8} + 8.294 \times 10^{-4} \cdot t - 3.506 \times 10^{-4} \cdot t^2$$

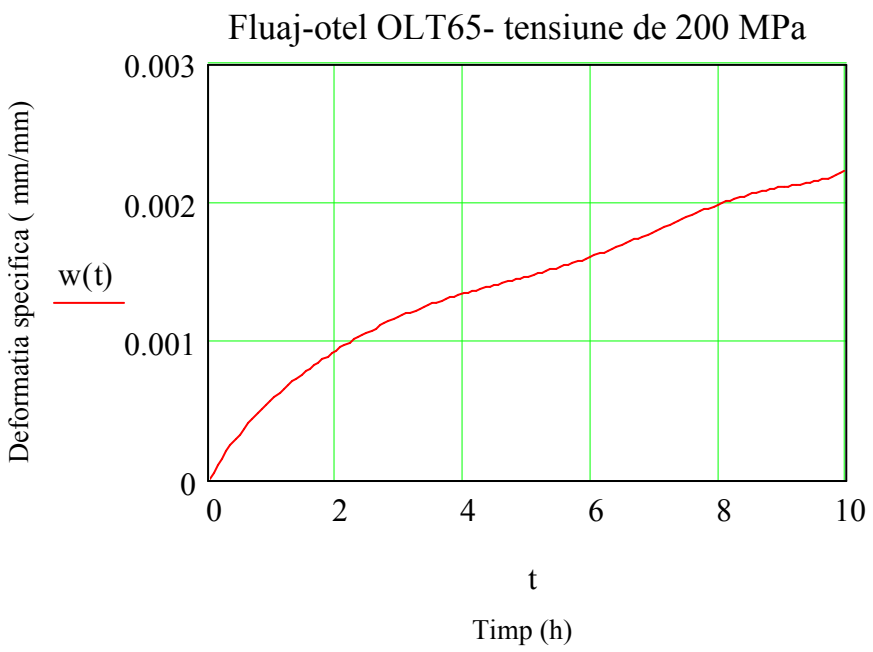
$$v(t) := 1.405 \cdot 10^{-4} \cdot t^3 - 3.74 \cdot 10^{-5} \cdot t^4 + 5.619 \cdot 10^{-6} \cdot t^5$$

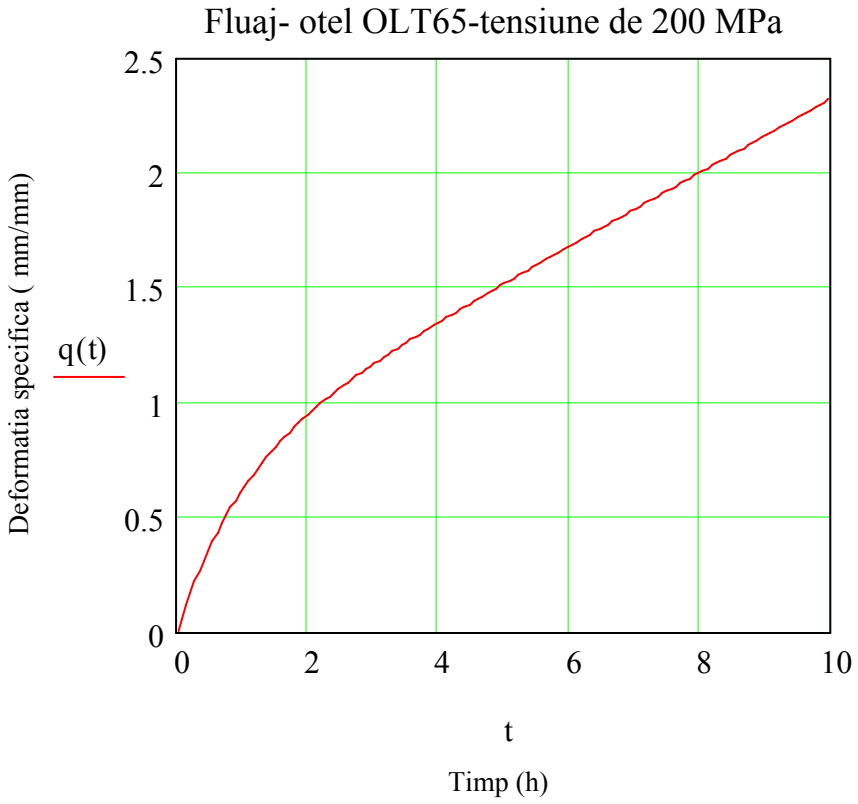
$$m(t) := -4.251 \cdot 10^{-7} \cdot t^6 + 1.257 \cdot 10^{-8} \cdot t^7 \qquad w(t) := k(t) + v(t) + m(t)$$

$$C := 1.01869818391696$$

$$B := 0.71818189703541$$

$$A := 0.160557301681765 \qquad q(t) := A \cdot t + B \cdot \left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$$





- for $\sigma = 300MPa$ ORIGIN ≡ 1

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 1.915 \cdot 10^{-3} \\ 1.965 \cdot 10^{-3} \\ 2.01 \cdot 10^{-3} \\ 2.55 \cdot 10^{-3} \\ 2.74 \cdot 10^{-3} \\ 3.08 \cdot 10^{-3} \\ 3.75 \cdot 10^{-3} \\ 4.254 \cdot 10^{-3} \\ 4.74 \cdot 10^{-3} \\ 5.75 \cdot 10^{-3} \\ 5.88 \cdot 10^{-3} \\ 6.714 \cdot 10^{-3} \end{pmatrix} \qquad x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

n := length(x) m := 7

$i := 1 .. n$

$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$

$$s_k := \sum_i (x_i)^{k-1}$$

$k := 1 .. m + 1$

$$b_k := \sum_i \left[(y_i) \cdot (x_i)^{k-1} \right]$$

$i := 1 .. m + 1$

$j := 1 .. m + 1$

$a_{i,j} := s_{i+j-1}$

$c := a^{-1} \cdot b$

$$c = \begin{pmatrix} -2.155 \times 10^{-6} \\ 5.328 \times 10^{-3} \\ -5.394 \times 10^{-3} \\ 2.624 \times 10^{-3} \\ -6.664 \times 10^{-4} \\ 9.165 \times 10^{-5} \\ -6.439 \times 10^{-6} \\ 1.807 \times 10^{-7} \end{pmatrix}$$

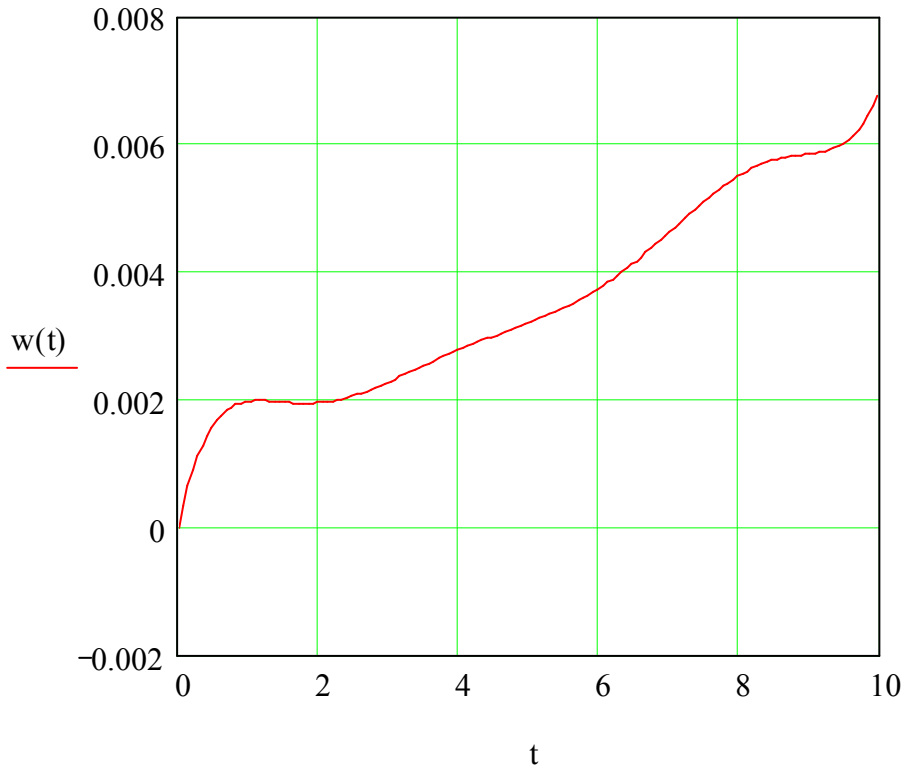
$$t := 0, 0.0687 .. 10$$

$$o(t) := -2.155 \times 10^{-6} + 5.328 \times 10^{-3} \cdot t - 5.394 \times 10^{-3} \cdot t^2$$

$$s(t) := 2.624 \cdot 10^{-3} \cdot t^3 - 6.664 \cdot 10^{-4} \cdot t^4 + 9.165 \cdot 10^{-5} \cdot t^5$$

$$k(t) := -6.439 \cdot 10^{-6} \cdot t^6 + 1.807 \cdot 10^{-7} \cdot t^7$$

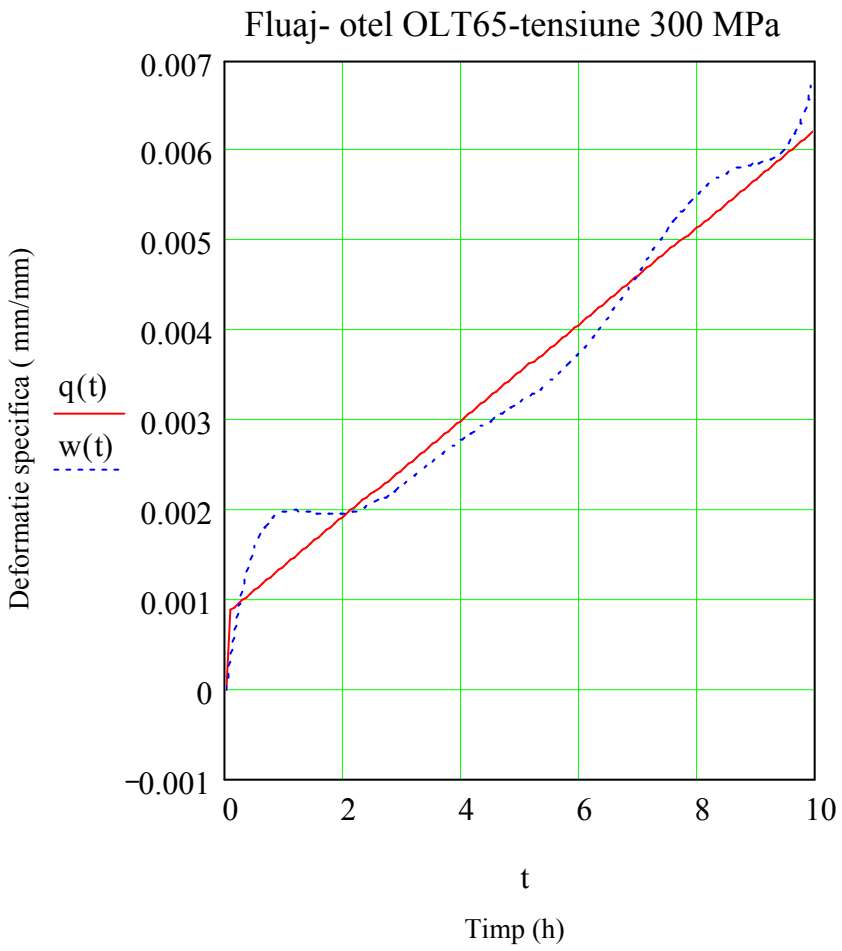
$$w(t) := o(t) + s(t) + k(t)$$



$A := 0.00053794697$

$B := 0.000841268161$ $C := 885.468079897335$

$q(t) := A \cdot t + B \cdot \left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$



- for $\sigma = 350 MPa$

ORIGIN ≡ 1

$n := \text{length}(x)$

$m := 7$

$i := 1 .. n$

$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$

$$s_k := \sum_i (x_i)^{k-1}$$

$k := 1 .. m + 1$

$$b_k := \sum_i \left[(y_i) \cdot (x_i)^{k-1} \right]$$

$i := 1 .. m + 1$

$j := 1 .. m + 1$

$a_{i,j} := s_{i+j-1}$

$c := a^{-1} \cdot b$

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 2.16 \cdot 10^{-3} \\ 2.87 \cdot 10^{-3} \\ 3.45 \cdot 10^{-3} \\ 3.96 \cdot 10^{-3} \\ 4.65 \cdot 10^{-3} \\ 5.17 \cdot 10^{-3} \\ 5.74 \cdot 10^{-3} \\ 6.01 \cdot 10^{-3} \\ 6.781 \cdot 10^{-3} \\ 7.02 \cdot 10^{-3} \\ 7.85 \cdot 10^{-3} \\ 8.22 \cdot 10^{-3} \end{pmatrix} \qquad x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

$$c = \begin{pmatrix} -1.508 \times 10^{-7} \\ 4.457 \times 10^{-3} \\ -3.138 \times 10^{-3} \\ 1.299 \times 10^{-3} \\ -2.93 \times 10^{-4} \\ 3.663 \times 10^{-5} \\ -2.387 \times 10^{-6} \\ 6.328 \times 10^{-8} \end{pmatrix}$$

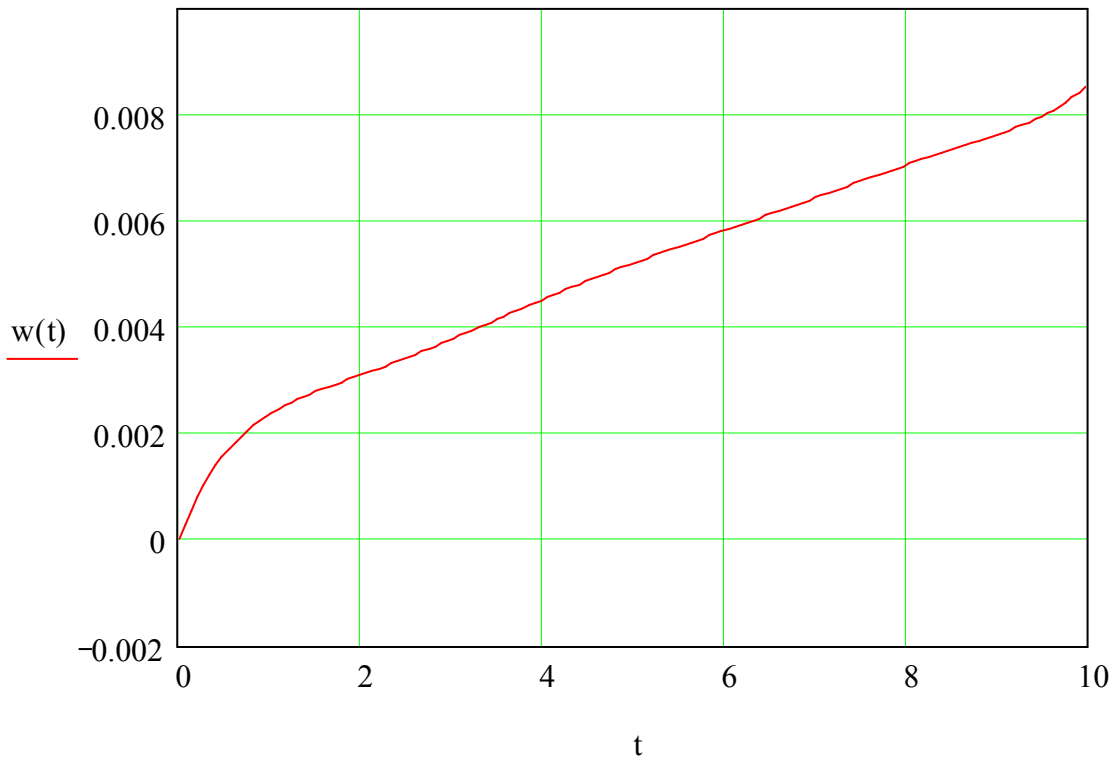
$$t := 0, 0.0687 .. 10$$

$$o(t) := -1.508 \cdot 10^{-7} + 4.457 \cdot 10^{-3} \cdot t - 3.138 \cdot 10^{-3} \cdot t^2$$

$$r(t) := 1.299 \cdot 10^{-3} \cdot t^3 - 2.93 \cdot 10^{-4} \cdot t^4 + 3.663 \cdot 10^{-5} \cdot t^5$$

$$p(t) := -2.387 \cdot 10^{-6} \cdot t^6 + 6.328 \cdot 10^{-8} \cdot t^7$$

$$w(t) := o(t) + r(t) + p(t)$$

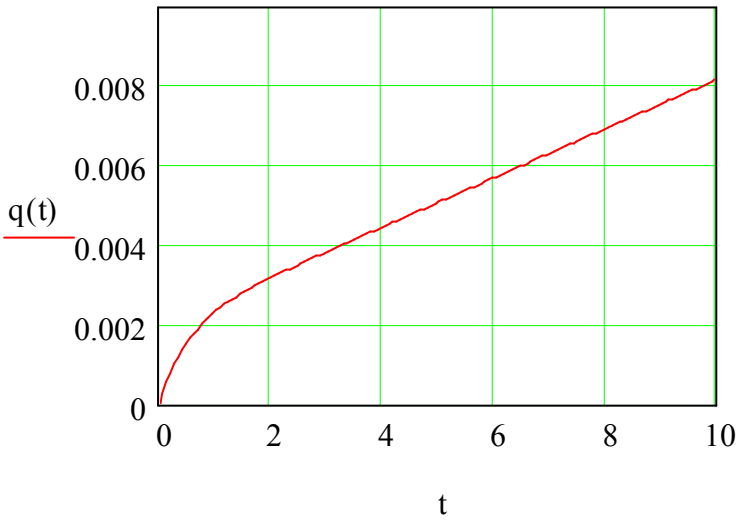


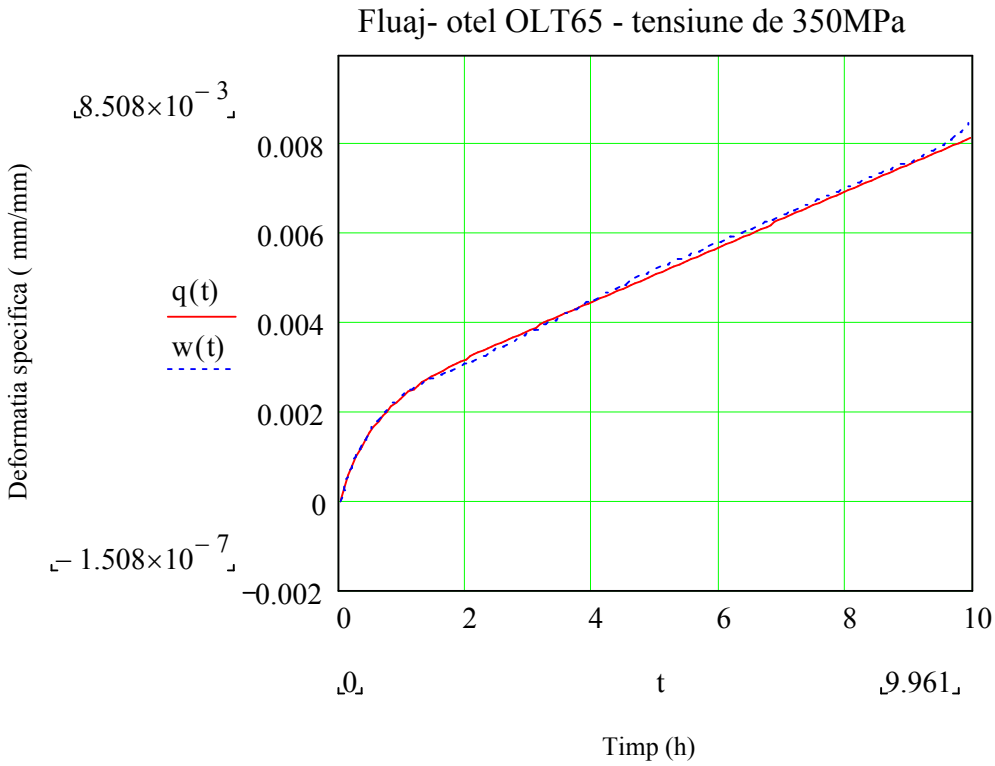
$$A := 6.186070742381458 \cdot 10^{-4}$$

$$B := 1.98724584918986 \cdot 10^{-3}$$

$$C := 1.98887859733945$$

$$q(t) := A \cdot t + B \cdot \left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$$





ORIGIN ≡ 1 - for - $\sigma = 400MPa$

$$y := \begin{pmatrix} 0 \\ 3.25\cdot10^{-3} \\ 4.01\cdot10^{-3} \\ 5.021\cdot10^{-3} \\ 6.21\cdot10^{-3} \\ 6.85\cdot10^{-3} \\ 7.21\cdot10^{-3} \\ 8.09\cdot10^{-3} \\ 8.75\cdot10^{-3} \\ 9.21\cdot10^{-3} \\ 10.415\cdot10^{-3} \\ 11.09\cdot10^{-3} \\ 12.75\cdot10^{-3} \end{pmatrix} \qquad x := \begin{pmatrix} 0 \\ 0.833 \\ 1.66 \\ 2.5 \\ 3.33 \\ 4.166 \\ 5 \\ 5.83 \\ 6.66 \\ 7.5 \\ 8.33 \\ 9.66 \\ 10 \end{pmatrix}$$

n := length(x)

m := 7

$i := 1 .. n$

$k := 1 .. 2 \cdot m + 1$

$$s_k := \sum_i (x_i)^{k-1}$$

$k := 1 .. m + 1$

$$b_k := \sum_i \left[(y_i) \cdot (x_i)^{k-1} \right]$$

$$c = \begin{pmatrix} 5.12 \times 10^{-6} \\ 7.748 \times 10^{-3} \\ -7.069 \times 10^{-3} \\ 3.586 \times 10^{-3} \\ -9.526 \times 10^{-4} \\ 1.353 \times 10^{-4} \\ -9.732 \times 10^{-6} \\ 2.784 \times 10^{-7} \end{pmatrix}$$

$i := 1 .. m + 1$

$j := 1 .. m + 1$

$a_{i,j} := s_{i+j-1}$

$c := a^{-1} \cdot b$

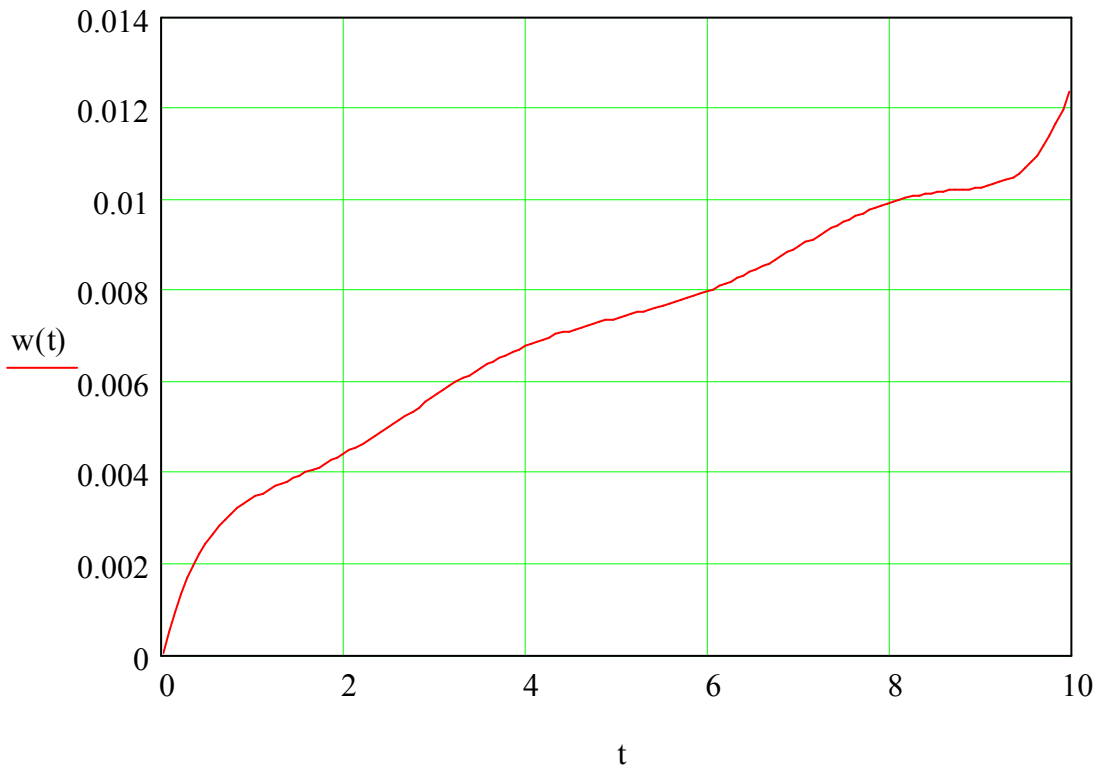
$$t := 0, 0.0687 .. 10$$

$$o(t) := 5.12 \cdot 10^{-6} + 7.748 \cdot 10^{-3} \cdot t - 7.069 \cdot 10^{-3} \cdot t^2$$

$$r(t) := 3.586 \cdot 10^{-3} \cdot t^3 - 9.526 \cdot 10^{-4} \cdot t^4 + 1.353 \cdot 10^{-4} \cdot t^5$$

$$p(t) := -9.732 \cdot 10^{-6} \cdot t^6 + 2.784 \cdot 10^{-7} \cdot t^7$$

$$w(t) := o(t) + r(t) + p(t)$$

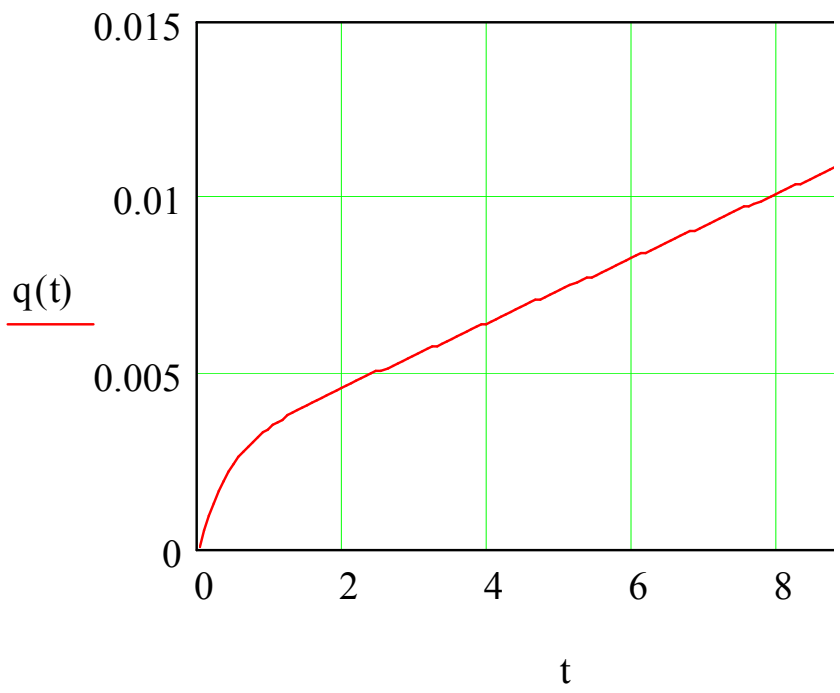


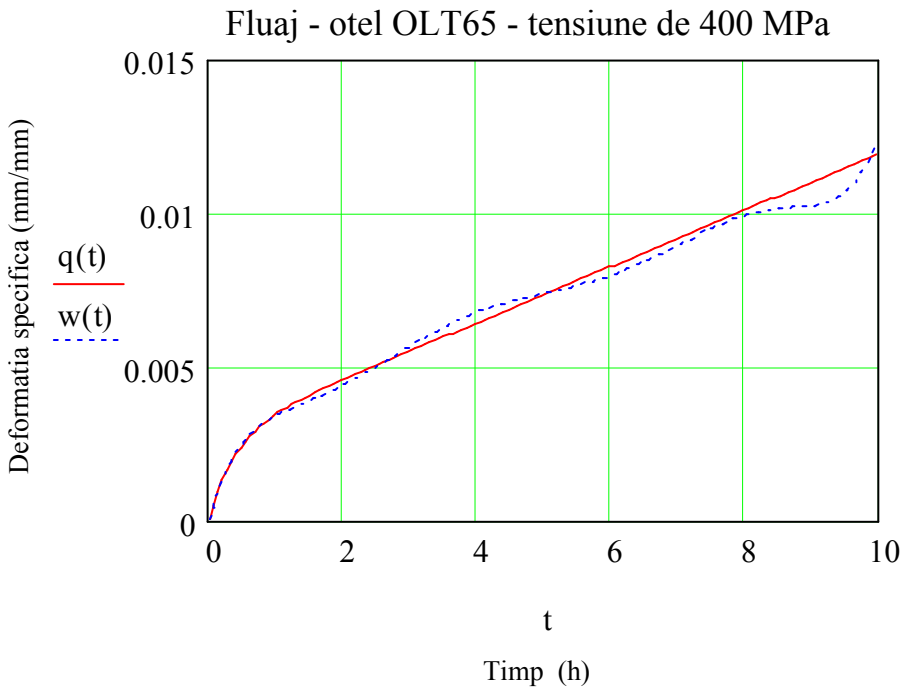
$$A := 9.18181095969481 \cdot 10^{-4}$$

$$B := 2.75960035783241 \cdot 10^{-3}$$

$$C := 2.55192973012929$$

$$q(t) := A \cdot t + B \cdot \left(1 - e^{-C \cdot t}\right)$$





4. CONCLUSIONS

The methodology shown is especially useful for establishing a function of the family of creep curves at a certain temperature, by making a restrained number of tests.

Having in view the lack of experimental data reffering to the creep behavior of the pipe steels it is necessary to extent it to other steel brands and temperatures reccomanded for thermal plants.

REFERENCES

1. Constantinescu, A., Rothenstein, B., Lascu-Simion, N., Fluajul metalelor, Ed. Tehnica, Bucuresti, 1970
2. Mocanu, D.R.,s.a., Incercarea materialelor, vol. 1, Ed. Tehnica, Bucuresti, 1982
3. Vernon, J., Testing of Materials, McMillan Publishing House, London, 1992
4. Mihai, D., The Influence of the exposure Temperature and Time on Some Pipe Steels Used for Live Steam transport, European Journal of Mechanical and Environmental Engineering, vol. 46, nr.3, 2001, p.185, Bruxelles, Belgium
5. Mihai, D., Fiabilitatea conductelor din otel 15123 utilizate la transportul aburului viu in termocentrale, Cercetari metalurgice, Vol. IX, nr. 3, 2001

Received, Merch, 2007 Technical University „Gh. Asachi” Iasi

COMPORTAREA LA FLUAJ LA 500^0 C A OTELULUI OLT65

Rezumat: Lucrarea prezinta determinarea familiei curbelor de fluaj pentru otelul OLT 65 printr-o metoda originala, asistata de computer.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INTEGRATION OF OPERATIONAL, HEALTH AND SAFETY RISKS USING FLOW DIAGRAMS

BY

PAUL ALEXANDRU * AND SYLVIE NADEAU *

Abstract: In this article we present the developments of an instrument describing the existing socio-relational structure in autonomous and general-purpose work in uncertain environments and the implications of this structure as for the ergonomic risks and occupational safety. A socio-relational structure is described. We can note, from the literature and our design, that the experience of the workers, as well as the structure of the working team are strong indicators of health and safety risks. A preliminary validation of our model was made from observations in the case of the furniture moving industry in Quebec, Canada. A better integration and harmonization of the work organization, the type of supervision, the allocation of tasks between the workers and the type of relations established with the customer are necessary for a good prevention of the health hazards and occupational safety. The results of our study find applications in the residential and commercial removal organizations and should influence the operational, tactical and strategic decisions of the stakeholders.

Key words: integration, work teams, furniture moving industry

1. Introduction

In a working team consisting of several individuals, one finds workers more or else experimented and specialized, able to carry out simple to complex tasks and containing different degrees of health and safety risks. The risky situations are more numerous when the tasks are complex. In complex teams, the coordination of an administrator (foreman) is necessary. In teams consisting of two (2) or three (3) members only, it is the autonomy which outdoes. The teamwork, the interaction between the team-mates, the coordination between the fellow members of the team, the communication between them, the determination of whom will accomplish which task, the information on the risks and the accident prevention activities are essential elements in autonomous and general-purpose work in uncertain environments. To decrease fatigue, in a complex team of more than three (3) members, a rotation of task responsibility, respecting the capacities of the workers, their skills and the difficulty of the tasks, is planned. To avoid the accumulation of fatigue, micro-breaks, breaks and days off are planned to control the physical workload and the painfulness of the work.

2. Methodology

A case study of the 2001s estimates at 51 % the accidents recorded in the residential and commercial removal organizations (Nadeau, 2001).

In the province of Quebec (Canada), the demands of compensation for year 1998 to the Occupational Health and Safety Board (Commission de la santé et de la sécurité du travail – CSST) increased, globally, by 28 % (Allaire and Ricard, 1999). By this study, we want to validate a model integrating socio-relational structure in autonomous and general-purpose work, operations management, ergonomics and occupational prevention within the framework of this service sector. Firstly, we analyze the socio-relations of the working teams and their impacts on occupational accidents. Semi-steered interviews and direct observations of teams in action allowed us to collect the information necessary for our analysis. We then used influence diagrams and a hierarchical organization of the occupational risks identified to do our analysis.

3. Results

During the observations made in moving firms, we were able to notice that the distribution, the assignment and the division of the tasks is an important dimension of the teamwork. We were also able to note that this dimension influences the constraint of the work, notably the driving requirements of this type of service: the speed of execution of the work and the capacity to respond correctly to the requirements of the customer.

Speed is a very important factor in the fulfillment of the tasks and one of the requirements of the customer. The rhythm of work is always imposed by the administrator (foreman), generally the most experimented removal man. He takes into account the complexity of the task (dimensional characteristics of the space, furniture and their variability), the risk of wounds and the minimization of the fatigue of his team-mates. A very high working speed, in particular in certain conditions (staircases, between floors, on the banister towards the truck) is forbidden by the regulations of the administrator (foreman). This rule insures a certain occupational safety (reduction musculoskeletal injuries).

The working method for a complex team is also generally defined by the administrator (foreman). He takes into account the removal reality, the effective capacity and the aptitudes of the members of the team. The most experimented workers will firstly be consulted on this distribution, assignment and division of tasks, then the opinion of the other employees will be listened to.

The risks factors of this type of work are presented in table 1. The major risks are linked to the position the worker has to take to move the loads, to transport the loads in the space and to share the handling of loads with a partner. Some loads are complex to handle, the regularity and the dimensions of the loads vary, fatigue is accumulated, unpredictable situations are common as for errors in the execution of the tasks and in the choice of the most adequate method of handling.

Table 1: Risks factors in the residential and commercial removal sector

Risks linked to the space, loads and environment	**Risks linked to the relations with the customer**
Inadequate exterior steps ✓ the first step is commonly called "the death step'' ✓ ice, water or snow may be found on the steps ✓ some staircases do not respect Quebec's building code **Building in construction** ✓ materials may be found all over the space ✓ some staircases remain unfinished **Space architecture** ✓ some staircases are in spiral or very tight, making it almost impossible to tilt the loads in the space ✓ it is sometimes necessary to use the balconies, the emergency staircases, the windows to handle the furniture, because the doors are too small **Furniture difficult to handle (Refrigerators, marble tables, pianos, curiosity cases, etc,)** ✓ some furniture must be handle with partners ✓ the dimensions, weight or fragility of some furniture pose visibility and communication problems **Environment** ✓ Temperature (cold or hot) and humidity have an influence on the constraint of work	✓ Customer's address is unknown or not clear ✓ The truck loading didn't respect the unloading requirements of the customer ✓ Customer's invoicing is not right ✓ The relationships between the team-mates or between the team and the customer are not good ✓ Pieces of furniture must be dismantled, the team discovers it on the spot, the tools needed for disassembly are not on hand ✓ The customer interacts with the team-mates, wanting to help, but simply confuses the team-mates
The human body parts that are most exposed to the risks of wounds, according to several removers are*:*	
- Back pain; - Musculoskeletal injuries of the upper or lower limbs - Finger and hand wounds (cuts, bruises, etc) - Feet wounds	

3.2 Influence diagram

The integration of the socio-relational structure in autonomous and general-purpose work, operations management, ergonomics and occupational prevention supposes the use of asymmetric information.

In this context, the use of a tool as the influence diagrams has several advantages compared with more traditional tools (e.g. decision trees, valuation network, sequential decision diagrams) (Bielza and Shenoy, 1999). Here are some elements which give it these advantages:

- ✓ its representation is compact and qualitative;
- ✓ its understanding is simple;
- ✓ it is a pragmatic tool;
- ✓ the underlying quantitative evaluation of the variables is included by the arrows representing the flow of influence;
- ✓ it is a good communication tool;
- ✓ it is flexible in the treatment of the variables;
- ✓ the representation of uncertainty is possible;
- ✓ it is useful in the context of conditional probability.

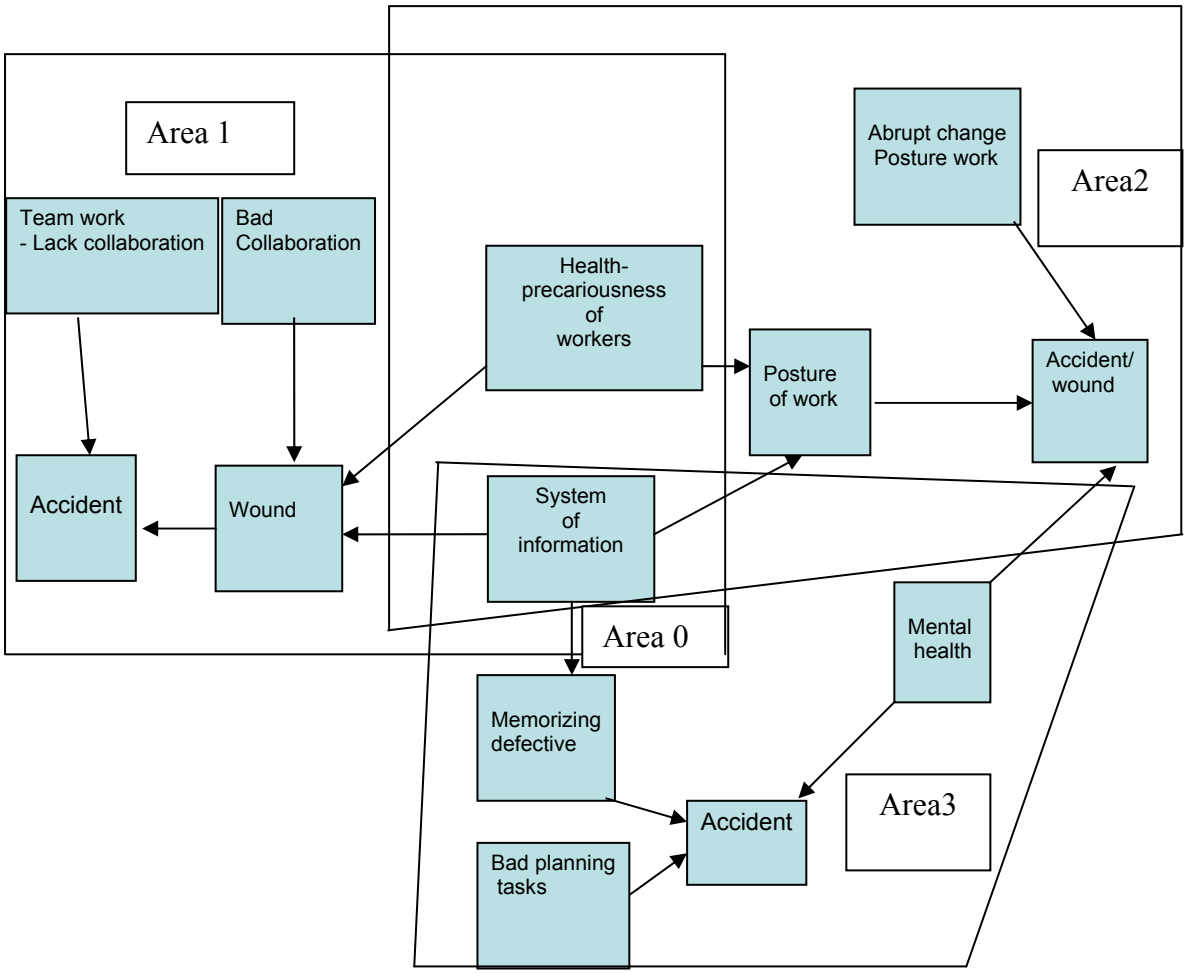


Figure.2. Influence diagram - the case of residential and commercial removal organizations (P. Alexandru, 2005).

The influence diagram (Bernard and Aubert, on 2004) is useful in identifying the interactions between elements of a system. This tool establishes the links between the piloting sub-system and the operational sub-system by putting in evidence the risks inherent in the system.

The influence diagram establishes a balanced relation between the decision variables, the unpredictable variables, the parameters and the general variables, by facilitating the determination of the marginal effects.

The risks which intervene are structured according to several levels of sophistication:

- ✓ Level 0: identification of the events; at this level it is necessary to choose all the risks, positive, or negative which are considered.
- ✓ Level 1: identification of the worst event; the identification of the worst event is made by the clear delimitation of the elements of risks in touch with the positive factors.
- ✓ Level 2: identification of the quasi-worst event
- ✓ Level 3: the estimation of the most likely event is made by a clear identification following the determination of events.

The estimation of all the scenarios, the probabilities and the uncertainties are made for the levels which integrate all the variables.

Sphere of influences (1, 2, 3) present each of the risks and the links in the same family of risks. An interaction between the families of risks is also presented.

3.3. Case study in organization 1

The service was delivered by an enlarged team of seven (7) workers. The loads to be handled were very different: school furniture, boxes, household apparels. The space, doors and staircases allowed a normal progress of the service without any supplementary measures. Part of the unloading of the moving truck was made possible using one of the rooms of the day-care center. This measure, as well as the use of trolleys for the transport of boxes, led to a considerable decrease of the efforts and the risks of wounds for the workers.

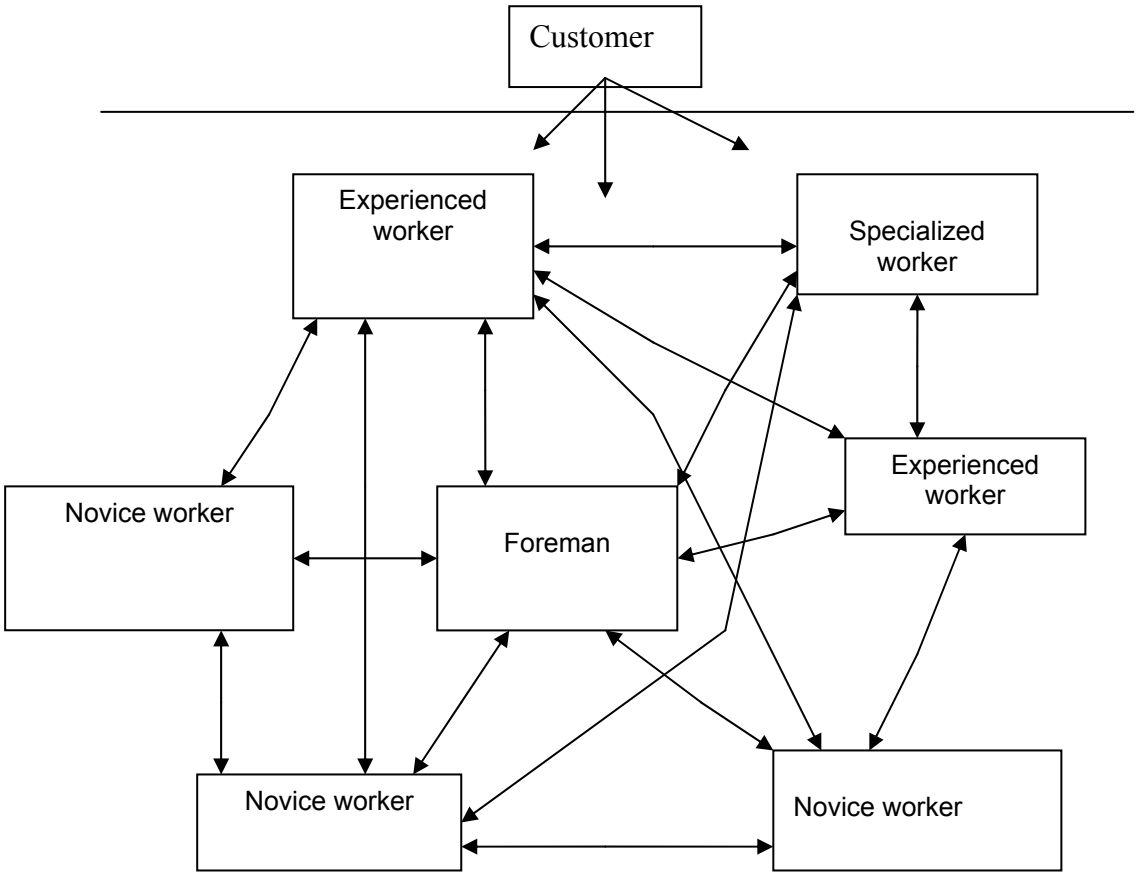


Figure 3: Socio-relational structure case study 1

Three (3) trucks, specific equipments to go up staircases and transport heavy loads, protection equipments for the handling of furniture were used. A socio-relational structure expressing the spheres of influence between the team-mates is proposed.

The administrator (foreman) is in direct relation with all the members of the team. With the experimented removal man (highly autonomous and versatile), they communicate concerning

- ✓ Operation orders
- ✓ Health and safety orders
- ✓ Information taking
- ✓ Task reassignment

With the specialized removal man (highly autonomous and versatile, specialization is needed in highly uncertain environments), they communicate concerning

- ✓ Specialized operation orders
- ✓ Health and safety orders
- ✓ Information taking
- ✓ Task reassignment

With the other removal men (autonomous, novice and low versatility), they communicate concerning

- ✓ Limited operations orders
- ✓ Detailed health and safety orders
- ✓ Precise information on the task

4. Discussion

In this context, one could say that there are privileged relations and relations with a high risk. In our diagram, there are several centers of influence. The balance which must be created, is based on the reduction of the levels of risks by experience. Our proposition at this level is to reduce the risk by increasing the influence of the administrator (foreman) and the experienced or specialized removal men. The sum and the average of the risks, in our case are influenced by the direct relation with the customer.

The supplementary information concerning the service serves for reducing the operational risks. At the same time, the new unexpected requirements of the customer may change the operational procedure, the working time, the organization of the tasks, the planned rotation of tasks, increase stress and uncertainties during the service.

It is necessary to have a good communication between the administrator (foreman), the team-mates and the customer. It is the condition which allows to keep the other parameters stable, to assure the balance of the system in case of uncertain situations of psychological or physical nature.

For the administrator (foreman), the systematic approach must be very well mastered to realize this synergy at the operational level. The risks result from the outside more often than from the inside of the system.

5. Conclusion

Several ideas were pulled from this campaign:

- ✓ the lack of qualified workers is a great problem in this sector;
- ✓ the use of specialized teams in specific situations is absolutely necessary to decrease the risks of health and safety;
- ✓ stress must be minimized;
- ✓ communication and socio-relations must be facilitated;
- ✓ the relation with the customer must be simplified by the administrator (foreman) and maintained by the workers;
- ✓ Work must be reorganized continuously.

6. Acknowledgements

This work was made possible by an NSERC grant and the collaboration of several organizations of the residential and commercial removal industry.

References

1. A. Aubert Benoit, Bernard Jean-Gregoire Bernard, 2003, *Mesure intégrée de risque dans les organisations,* CIRANO, Les Presses de l'Université de Montréal.
2. Alexandru, P. et Nadeau, S. ,2004, *Intégration des aspects de santé et de sécurité à la gestion des opérations dans le travail autonome et polyvalent en environnement incertain*, Congrès 2005 de l'AQHSST (17 to 19 mai 2005, Saint-Hyacinthe, Québec).
3. Alexandru, P. et Nadeau, S., 2005, *Modèle interrelationnel pour l'intégration des aspects de santé et de sécurité à la gestion des opérations dans le travail autonome et polyvalent,* Buletinul Institutului Politehnic din lasi, Tomul L (LIV), Fasc. 3-4. Sectia Stiinta Si Ingineria Materialelor
4. Bernard Jean –Gregoire, A. Aubert, Benoit, 2002, *Le risque: un modèle conceptuel d'intégration*, Rapport de projet, CIRANO Montréal, Canada.
5. Boreham, N., sept. 1999, *Models for the Analysis of Work Competence: A Critical Review*. Paper Presented at the European Conference on Educational Research, Lahti, Finland.
6. Boyer, R., Freyssenet, M., 1993-1999, *The World that Change the Machine*. Synthesis of GERPISA Research Programs.
7. Engstrom, T., Jonsson, D., 1996, *Alternatives to line assembly : Some Swedish examples*. International Journal of Industrial Ergonomics 17 (p 235-245)
8. Toulouse, G., Archer K. M., Imbeau, D. et Nastasia, U., 2002, *Etudes de faisabilité visant à intégrer l'ergonomie et la santé et sécurité à une démarche d'amélioration de la production*, 25e Congrès de l'AQHSST.
9. Y.Q.Liu, Y.P.Shen, Y.W.Chen, F.Gao, 2004, *The Integrated Process of Project Risk Management Based on Influence Diagrams*, International Engineering Management Conference 2004.

CONSIDERATIILE DE INTEGRARE A RISCURILOR DE MUNCA UTILIZAND DIAGRAMA DE FLUX

Rezumat : *Prin acest articol vizam gasirea unui instrument ce permite explicarea structurilor socio-relationale existente pentru munca autonoma si polivalenta si implicatiile stucturii acestor relatii asupra riscurilor ergonomice si de securitate a muncii. Preocuparile pentru o mai buna integrare a conceptelor organizarii muncii, supervizarea, repartitia sarcinilor si relatia cu clientul sunt premize pentru identificarea riscurilor sanatatii si securitatii muncii.*

Validarea demersului stiintific este realizata prin sinteza observatiilor de teren – in cazul afectiunilor din industria demenajarilor prin utilizarea ca instrument a diagramei de infuenta cu centrele aferente dezvoltate. O structura socio-relationala este descrisa in urma unui studiu de caz efectuat. Aspecte ce privesc interactuneia corelationala si experienta constituie principalele elemente ce determina conexiunile modelului nostru, considerand in acelasi timp proiectia si structura muncii pentru echipa de lucru.

Rezultatele exercitiului nostru se regasesc ca aplicabilitate in industria demenajarilor comerciale si rezidentiale la nivel operational si cu infuenta asupra deciziilor tactice si strategice ale supervizorilor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE EFFECT OF MECHANICAL VIBRATIONS APPLIED DURING SOLIDIFICATION OF CASTED ALLOYS

BY

GELU BARBU

Abstract: It is known that at casting of metallic materials, a positive effect is brought about by the presence of vibrations applied on the bath of liquid alloy. The methods of producing vibrations are different, being used mechanic, pneumatic, hydraulic and electric vibrators.

The mechanic vibrators can be provided with a translation element or by a rotating masses, the latter being used for large forces and at frequencies under 60 Hz.

Aluminum-Silicon and Aluminum-Copper alloys are important non-ferrous casting alloys. Different methods have been applied to improve their casting characteristics, their microstructure and consequently, their mechanical properties. Application of mechanical vibrations to the mold during solidification of the alloy is one of these methods.

This work presents the main results obtained by using vibrations, on global scale.
Keywords: solidification of casted alloys, vibrations

1. Vibrations

Vibration is the motion of the particles of an elastic body or medium in alternately opposite directions from the position of equilibrium, periodically in time.

When the vibrations are beying applied, a series of physical processes appear, like the action of count forces, the mass macroscopic transfer, cavitation phenomena, the amplification of the overcooling degree and the changing of the conditions of solid-fluid equilibrium. Thus, shearing forces appear, which act on the growing dendrits, at the solid-fluid severance limit. The macroscopical mass transfer depends on the correlation between the amplitude and the frequency of the movement, the crystalls which belong to the moving fluid will come into collision with the branch of the dendrits in the braxket, resullting a breaking effort τ_r, given by the relation:

$$\tau_r = \frac{1}{2}\rho_c W^2$$

In which ρ_c is the density of the crystals and W – the speed of the fluid.

The displacement of the alloy acomplishes in flowing regime given by the Reynolds criterion, in the expression interviening the amplitude and the casting frequency. When the relative speed between the fluid and the crystals is bigger than a critical speed, the cavitation phenomenon appears.

After the destruction of the cavitation bubble, the gases from the interior of it commpresses itself almoust adiabatic. The performing implosion is attended by an important rising of the local pressure, which may have as an impact the crashing of the crystals current growing.

But the possibility that at high amplitudes of the vibrating movements also exists, and also, to appear voids in the casted material and splashes at the exterior surface.

The mechanic-physical treatments, applied to the alloys in liquid state intensifies the vibration in the limitation layers, which conduces towards collateral currents, changes the hydrodynamical situation at the limit between the solidified layer and the walls of the shape, so it changes the conditions of the heat convector transfer and the macroscopical mass transfer; thus, the speed grows and the solidification time reduces.

The vibrations influence the superficial tension between the phasels (solid-liquid) in the purpose to reduce it, to conduce to the shrinking of the minimum radius of the nucleuses on which these do not remelt but they follow a development process.

The propitious effect on the appearance on the solid phase owes to the conglomerate processes of the subcritical germs and the activation of the heterogeneous surfaces.

Among the technological effects of the application of the vibrations at solidification: the homogenization and the finishing of the solidification structure, the amplification of the compactication of the casted material, the degasing of the alloy, the shrinking of the segregations, the expulsion of unmetallic inclusions and the increase of the capacity of yielding alloy.

It is known that through vibration, while solidification of the metallic material structure it finishes, by finishing obtaining and emending some mechanic-physic properties.

Pillai et. al. have published an extensive survey of the different methods of vibrations used on solidifying metals and their effect on the final structure (1).

Table 1 presents a summary of their survey.

Table 1. Literature survey on the use of vibrations on solidifying metals

	Aluminum Alloy	Source of Vibration	Effect of vibrations
1	Al	Ultrasonic	Degassing
2	Pure Al	Rectilinear vibrations by transforming rotary motion of a DC motor, 100 cycles/min (2Hz)	Grain refinement Reduction in pipe formation Reduced solidification time
3	Eutectic Al-Si alloy	Low frequency vibration	Coarsening of Mg and Na modified alloy Refinement of Sr modified eutectic Si
4	Al-Si alloys. AK9(hypo) and AK11 (eutectic)	Electromagnetic stirring (EM) during continuous casting	Lower porosity by the factor of 3 Higher UTS and % elongation Modified eutectic only in EM mold without modifier addition
5	Al-20Si	Low frequency	Melt agitation Significant reduction in gas content

6	Hypoeutectic Al7Si hypereutectic Al20Si	Electromagnetic stirring	Reduction in Si segregation in hypereutectic alloy Promotion of dendrite fragmentation in hypoeutectic alloy Reduced axial porosity and hence sound core of the ingot
7	Al-Ti, Al alloy, Al- Si alloy, Al-Cu alloy	Vigorous agitation of mould Vibration to the dies	Formation of fine grains Grain refinement Improved surface finish Reproduction of thin sections Dispersion of porosity and oxides Coarsening of secondary precipitating phases Segregation due to constitutional under cooling not prevented
8	Light alloy (500 kg of Al)	Ultrasonic vibration	Improves degasification Reduced degassing time of a few minutes with scavenging cum vibration against 30 min with scavenging alone Suppression of pipe Reduction in hot tearing tendency Reduction in porosity and shrinkage concentration in a spot Reduction in gravity segregation $FeAl_3$
9	Al-8.5Si-1,75Cu-0,35Mg-0,4Mn-0,55Fe	Ultrasonic at 990K	Increased hardness with decreased fluctuations in different parts of die cast parts Formation of homogeneous fine structures of _and _+Si phases Enhancement in density 0,001-0,01 g/cm^3
10	Al alloys	Magnetic field/passing AC through the melt	Grain refinement
11	Continuous cast AI-Zn-Mg-Cu ingot	Ultrasonic	Grain refinement Decreased hydrogen especially with low Fe content alloys
12	AK9 Al casting	Ultrasonic 20 KHz Ti alloy emitter immersed inside the melt at 1013K	Maximum enhancement in mechanical properties after 10 min of treatment UTS increases from 164 to 181Mpa % Elongation increases from 2,8 to 3,1 Reduction in H_2 content and size of oxide inclusions by a factor 1,5 and 3

13	Al-5Mg	Electromagnetic	field Reduced diffusion layer thickness in front of the solidification front Increased concentration of alloying elements in solid solution Decreased volume of non equilibrium eutectics Refinement of dendritic microstructure and fine distribution of non equilibrium eutectic phases
14	Al-6/11/15Cu	Mechanical vibration	Refinement and uniform distribution of primary Al Primary grains contact/connect each other forming a complicated inter twist morphology Improvement in tensile strength with increasing amplitude of Vibration
15	Al alloy	Combined effect of internal variable magnetic field and passing of AC through the molten metal	Refinement of structure Dispersion of inclusions Elimination of modifier addition
16	Al alloy with Zr oddition	Ultrasonic treatment during continuous casting	Formation of sub dendritic grains (0,1 mm) against coarser grains (0,8-1,5 mm) without treatment to enhanced plasticity
17	Al-5Mg Al-4,5%Cu	Electromagnetic generator at 30 and 150 Hz. 0,05-5,52 mm amplitude 1-120 g peak acceleration	Extensive grain refinement especially with high accelerations
18	Al-4,5Cu	Rectilinear vibration by transforming rotary motion of a DC motor, 100cycles./min (2Hz)	Elimination of most of the shrinkage Grain refinement occurs but similar to pure Al, rapid initially and slower later Reduced solidification time Si and Fe phases become less acicular
19	Al 12,3Si	Varying frequencies of 15 – 41,7 Hz and amplitude of 0,125-0,5 mm With increasing vibration time	Increasing frequency and amplitude resulted in grain refinement and reduced pipe Coarsening of eutectic silicon in unmodified and sodium modified Coarsening of primary silicon

Forced vibrations can be applied to a melt via a variety of methods including ultrasonic, electromagnetic, and mechanical methods.

2. Ultrasonic Vibrations

A number of researchers haves used ultrasonic vibrations for melt treatment.

The effect of ultrasonic treatment on light alloys is summarized by Eskin (2,3) . Works of various researchers demonstrate that ultrasonic vibrations can be used for cavitation, melt degassing, fine filtration of melts, non-dendritic solidification, improved semi-solid deformation, spatial solidification and for the production of aluminum alloys with low-solubility components.

3. Electro-magnetic vibrations

Electro-magnetic vibrations typically involve two different force fields, a stationary magnetic field and an alternating electric field. If a stationary magnetic field with a magnetic flux density B and an alternating electrical field with a frequency f and current density J is applied to a melt, a vibrating electromagnetic body force with a density F=J x B is induced inside the melt. This force sets the particles inside the melt into vibration motion with a frequency equal to the frequency of the alternating electrical field, vibrating perpendicular to the plane of J and B. Another electro-magnetic force is formed inside the me!t due to the applied magnetic force and the induced force. This force is partly rotational and stirs the melt . Figure 1 illustrates the relationship between these forces.

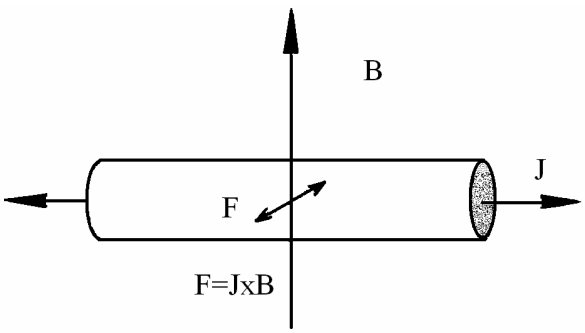


Figure 1. Direction of vibrating force F developed by the interaction of tne alternating electric field J and the stationary magnetic field B

Zong (4) reported that low frequency electromagnetic vibrations could be used to grain refine, to eliminate micro segregation, and to avoid cracks and improve the as-cast surface quality of alloys. Yoon et al (5) found that electromagnetic vibrations reduce the grain size of primary silicon. They attributed this phenomenon to the collision of primary Si particles with one another. Mizutani et al (6) imposed electro-magnetic vibrations on an Al-7wt%Si alloy and found that with increasing the intensity of the vibrations, the primary a-Al dendrites approached a globular shape of about 25 μm in size. They also foud that in Al-17wt%Si, the primary Si particles were refined to 5 μm at a frequency

nearing 1 kHz. The level of refinement increased with the frequency of vibration. They attributed this phenomenon to collapsed dendrite arms due to micro-explosions and stirring in the melt. Various researchers reported refined and uniform grain sructure, refined primary and eutectic Si, and improved surface quality of castings due to electromagnetic vibrations.

4. Mechanical Vibrations

In this method, the entire mold is set into vibration by means of a vibration source. Although the use of mechanical vibrations allows limited degrees of freedom to the operator, it is the most promising method of applying vibrations to solidifying melts due to its simplicity and the ruggedness of the equipment needed for inducing vibratons.

5. The Use of Mechanical Vibration in Casting

Sokoloff was probably the first to report on the use of mechanical vibrations for grain refinement. Campbell (7) reported that mechanical vibration causes inprovement in mechanical and corrosion properties of alloys Mechanical vibrations have also been linked to the reduction or complete removal of the tendency for pipe formation in ingots of pure metals.

6. Solidification Reactions, in an hypereutectic Alloy

The chemical composition of 390 alloy is 16-13%Si, 0,15-0,65%Mg, 0,5%max Mn, 1% max Fe, 4-5%Cu, 1,4%max Zr, Balance Al.

During solidification of 390 alloy primary Silicon forms first. As solidification progresses, Aluminum dendrites develop in the melt. The presence of Iron in the alloy promotes the formation of the Al_5FeSi phase. Manganese in the alloy suppresses the formation of this brittle phase and forms $Al_{15}(Mn,Fe)_3S_{12}$ instead. This phase is often termed “Chinese script” and has a complex morphology.

Reactions during solidification of B390 alloy :

Suggested temperature °C	Reaction
667	Formation of primary Si
657	Development of dendrite network
575	Liquid → Al +Si+ Al_5FeSi
573	Liquid → Al +Si+ $Al_{15}(Mn,Fe)_3S_{12}$
555	Liquid → Al +Si + Mg_2Si
512	Liquid + Mg_2Si → Al +Si + Al_2Cu + $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$
507	Liquid → Al +Si + Al_2Cu + $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$

Microstructure of 390 Alloy

The microstructure of 390 alloy consists of primary Silicon particles in a matrix of Aluminum and Silicon eutectic. The morphology of the primary Silicon greatly depends on the imposed temperature gradient, and the presence of nucleating agents and impurities. Several morphologies of primary Silicon have been identified. The most common among them are star-shaped, polyhedral, plate-like, and dendritic.

REFERENCES

1. R.M. Pillai et al Journal of Materials Processing Technology, vol 146, 2004, pp 338-348.
2. Eskin G. I. Ultrasonic Sonochemistry Vol 8, no.3, 2001, pp319-325.
3. Eskin G. I. Ultrasonic Treatment of Light Alloy Melts, Gordon and Breach, Amsterdam, 1998.
4. Zong C. J. Transactions of the Nonferrous Metals Society of China, vol.13, no.3, pp473-483, 2003.
5. Yoon E. P. et al, Materials Science Forum, vol.475-479, pp320-332, 1998.
6. Mizutani Y et al, Materials Transactions, vol.45, no.6, pp 1994-1998, 2004
7. Campbell J., International Metals reviews, Vol.26, no.2, pp71-108, 1981.
8. Jayesh Deshpande, The effect of Mechanical Mold Vibration On the Characteristics of Aluminum Alloys, Worcester Politechnic Institute, 2006.

Received, March 2007 *Technical University "Gh. Asachi" Iasi*

EFECTELE VIBRATIILOR MECANICE APLICATE IN TIMPUL SOLIDIFICARII ALIAJELOR TURNATE

Rezumat: Este cunoscut ca turnarea materialelor metalice este influentata pozitiv de prezenta vibratiilor aplicate asupra baii de aliaj lichid. Metodele de producere a vibratiilor pot fi diferite, putand fi utilizate vibratii mecanice, pneumatice, hidraulice si electrice. Vibratiile mecanice se pot obtine cu un element in translatie sau cu mase in rotatie, ultimele fiind utilizate pentru o gama larga de forte si frecvente sub 60 Hz.

Aliajele aluminiu-siliciu si aluminiu-cupru sunt dintre cele mai importante aliaje neferoase turnate. Diferite metode pot fi aplicate pentru a imbunatati caracteristicile de turnare ale aliajelor, microstructura, proprietatile mecanice.

Prezenta lucrare prezinta principalele rezultate obtinute prin utilizarea vibratiilor, pe plan mondial.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CHARACTERIZATION OF STEELS IN TERMS OF THEIR PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES

BY

STELA CONSTANTINESCU AND LUCICA ORAC

Abstract: To be able to characterize steels in terms of their physical and mechanical properties,a significant role is played by the tests.

The following mechanical characteristics are determined : ultimate strength , yielding poit standing , breaking elongation and the resilience test .

Based on the researches carried out a heat treatment technology can be determined which further lead to an optimum set of mechanical properties according to the technical conditions : A. Annealing (austenite at temperature 920°C , exposure 2 minutes per mm , water cooling) B. Tempering (heating at temperature 680°C , exposure 4 minutes per mm , air cooling) .

The micro – structural analysis showed the structural modification swhich tahes place when tempering within 580 – 700 ^{o}C .

Upon heating , the martensite out of balance structural tend to get transformed . The process is based on diffusion whose amplitude is higher when the temperature is higher too .

With smaller tempering temperatures , 580 – 700 ^{o}C , the martensite acs segmented .

Keywords : *ultimate strength , yielding poit , breaking elongation , resilience test,annealing,.*

I .INTODUCTION

From the piece of plates made from steel ASTM14 gade F plates were cut in order to make pull and resilience samples.

The following research schedule was designed to determinethe heat treatmentparameters :

- austenite at 900 ^{0}C , 920^{0}C ,exposure time 2 minutes / mm ;
- water cooling
- tempering temperatures : 580°C, 600°C, 620°C, 640°C, 660°C, 680°C, 700°C , exposure time 4 minutes / mm .

From the heat treatment samples were taken to carry out analyses and tests :

- pull yests to determine : R_m, $R_{p0,2}$, A_5;
- tenacity tests to determine: KV_L
- micro-structural analysis to determine the micro-structure.

The heat treatment research schedule is given in table no. 1 .

Table no. 1

Austenite temperature [^oC]	Exposure time [min]	Cooling agent	Tempering temperature [^oC]	Exposure time [min]	Tempering agent
920	40	water	580 600 620 640 660 680 700	80	still air
920	40	water	580 600 620 640 660 680 700	80	still air

II. RESEARCHES AND EXPERIMENTAL RESULTS

To be able to characterize steels in terms of their physical and mechanical properties, a significant role is played by the pull tests .

For this purpose samples were taken transversally with respect to the rolling direction to make STAS 200 – 75 samples .

The test consists in applying slow smooth loads in ambient environment .

The following mechanical characteristics are determined :

- yielding poit standing for the ratio of the load where the length is increasing and the initial cross section area of the blank
- ultimate strength which is the ratio of the max load and initial cross section area of the sample
- breaking elongation : $A_5 = \frac{L_u - L_o}{L_o} \cdot 100$
- breaking throttle : $\Psi = \frac{S_o - S_u}{S_0} \cdot 100$

The resilience test is actually a bending test by shock and serves the purpose os assessing the material tenacity .

The test consists in brweaking by one strong hit with a pendulum hammer Charpy , a sample fitted with a V – shapedgroove in the middle which freely leans against two seats to determine the breaking energy .

The samlees are cooled in systems made of heat insulated recipients . Cooling agentsare are etilic alcohol and carbon snow .

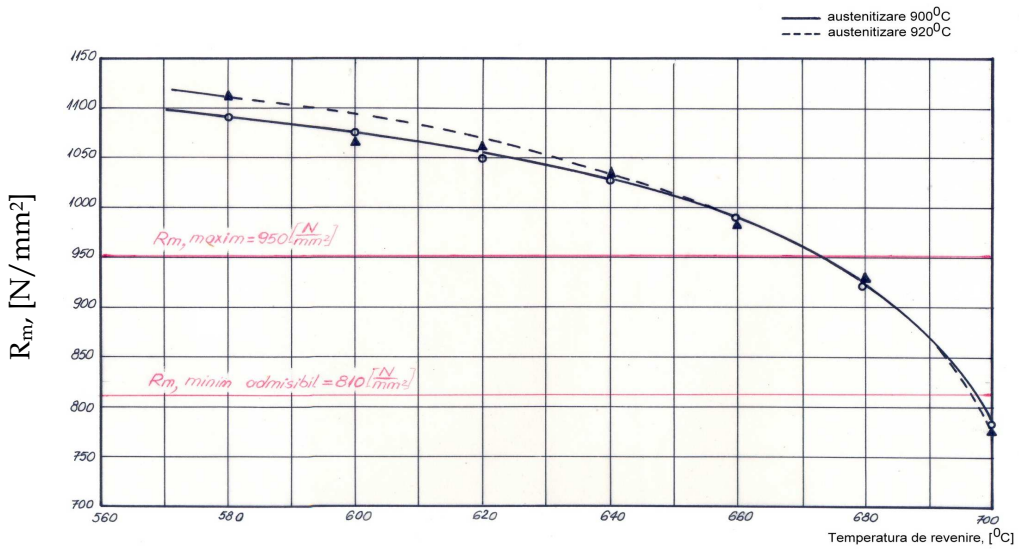
The results obtained are given in table no.2 for the annealed and tempered samples.

Tabel no.2.

No	Austenite temperature [°C]	Tempering temperature [°]	Mechanical prorerties under annealed and tempered conditions			
			R_m [N/mm^2]	$Rp_{0,2}$ [N/mm^2]	A_5 [%]	$KV_{L-46}{}^{o}C$ [J]
1	900	580	1092	1005	15	54;52;53
2		600	1075	1000	16	61;62;63
3		620	1058	995	16,5	66;67;68
4		640	1030	972	16,5	74;75;73
5		660	995	944	18	93,5;95;96,5
6		680	920	848	20	112,5;115;117,5
7		700	786	786	22,5	123;125;124
8	920	580	1105	1011	15,5	51;50;52
9		600	1068	998	16,5	58;58;58
10		620	1061	990	16,5	63;62;64
11		640	1035	965	17	72;70;68
12		660	989	937	17,5	95;94;93
13		680	923	873	21	102;100;101
14		700	782	791	22	115,5;115;114,5

The value of the mechanical characteristics obtained furyher to the heat treatments applied have been statistically processed and illustrated vs heat treatment parameters , in fig. 1;.2; .3; .4.

….Austenite at 900 °C
….Austenite at 920 °C



Tempering temperature [°C]

Figure 1.Effect of tempering temperature the ultimate strenght , R_m [N/mm^2]

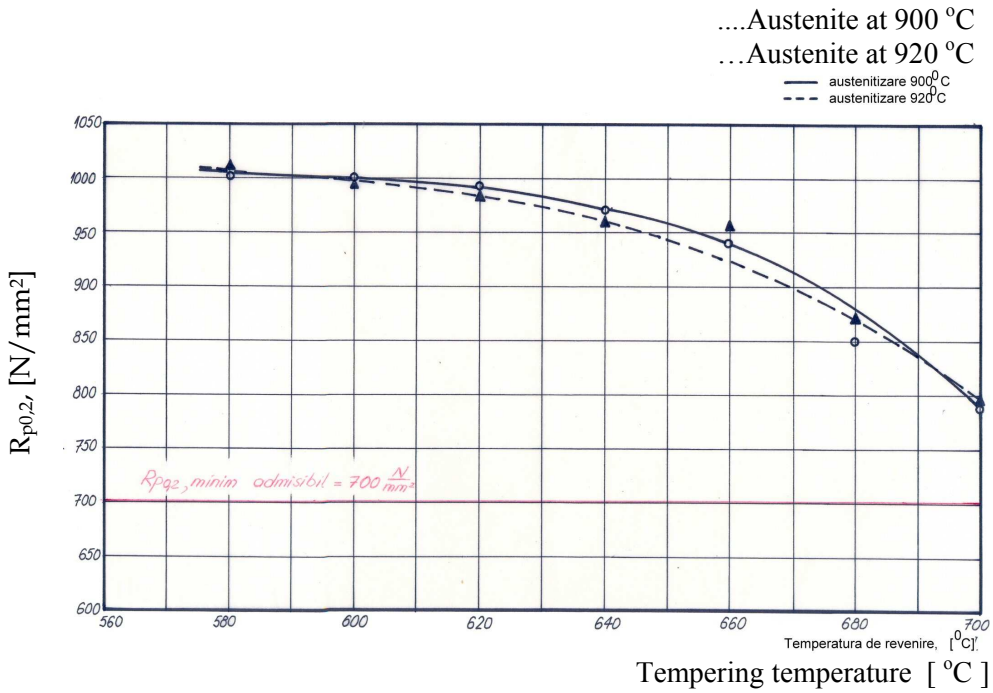


Figure 2. .Effect of tempering temperature the yielding , R_{p02} [N/mm^2]

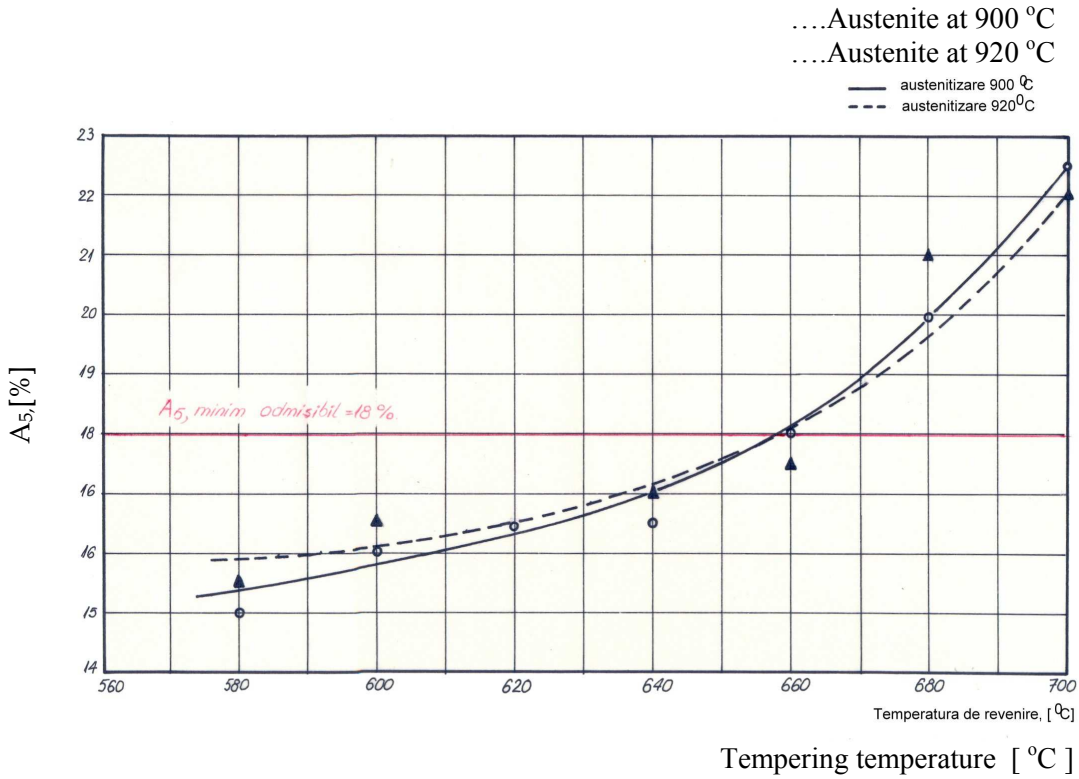
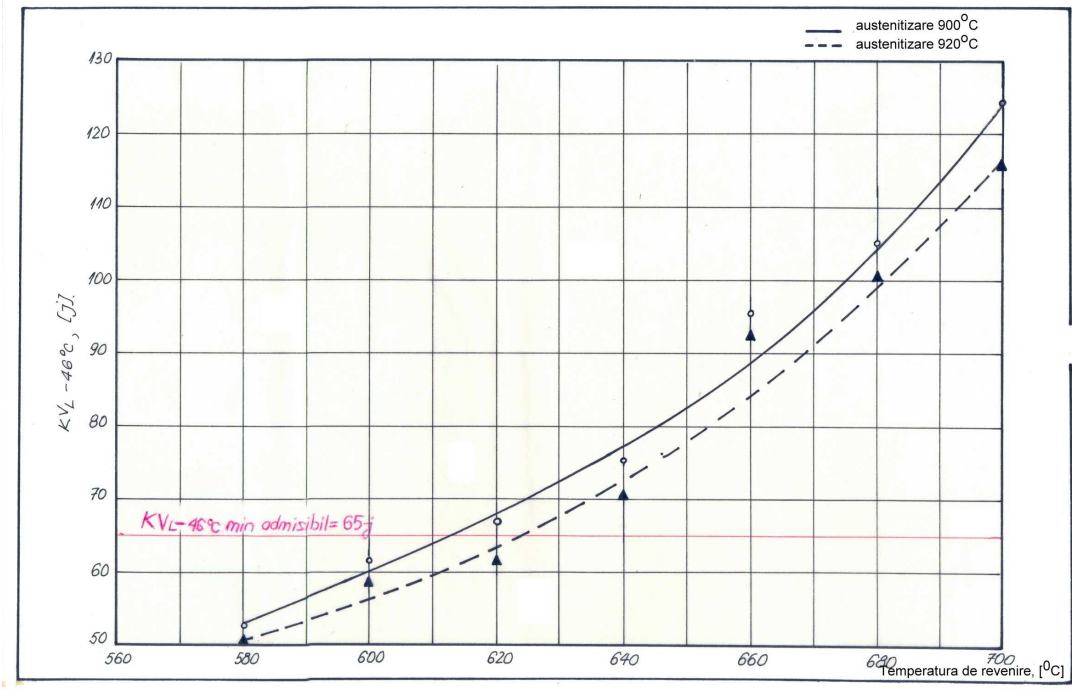


Figure 3. Effect of tempering temperature on the breaking elongation , A_5 [%]

….Austenite at 900 °C
….Austenite at 920 °C



Tempering temperature [°C]

Figure 4. Effect of tempering temperature on cross resilience , KV_L [J]

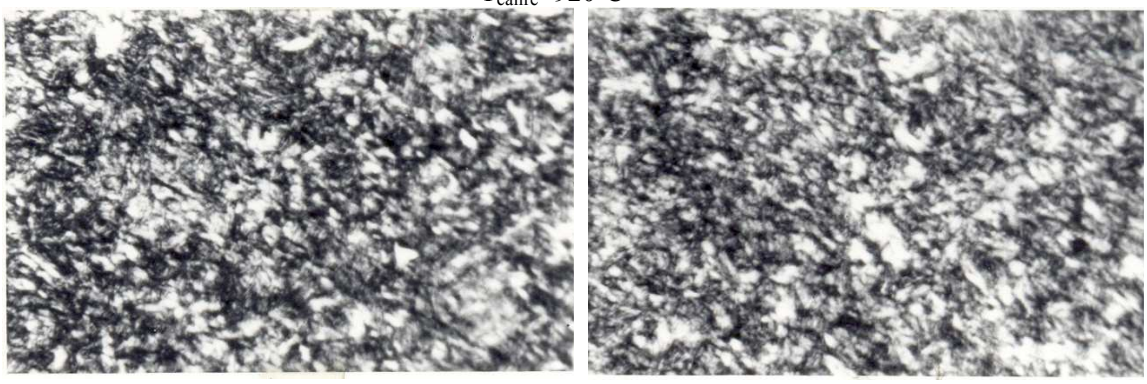
Micro- structural measurements

From the heat treated material , according to the research schedule , metallographic samples were taken .

The micro- structural analysis revealed the structural transformations occurring during tempering at various temperatures within 580 – 700°C interval .

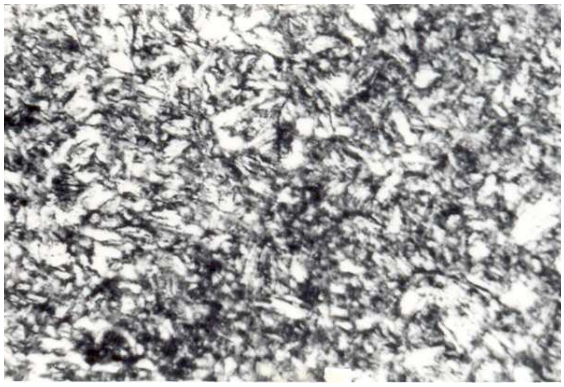
The results obtained the microstructures corresponding to the tempering temperature in the above mentioned interval are given in the figure below .

$T_{călire}$=920°C

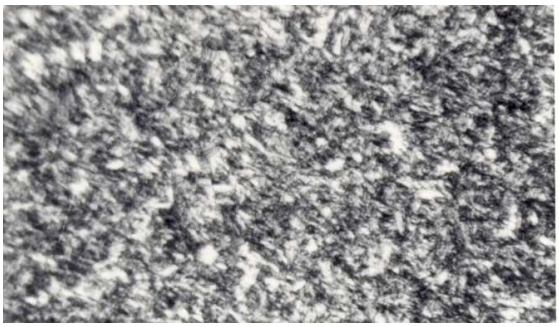


T_{rev}=580°C T_{rev}=600°C

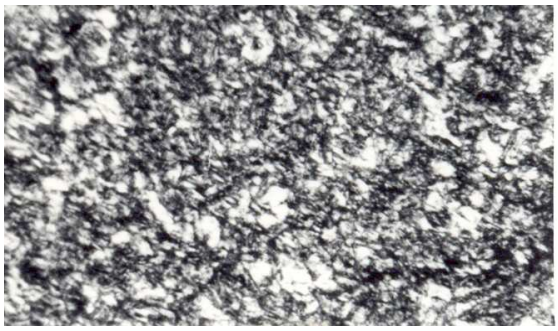
T_{rev}=620^{0}C



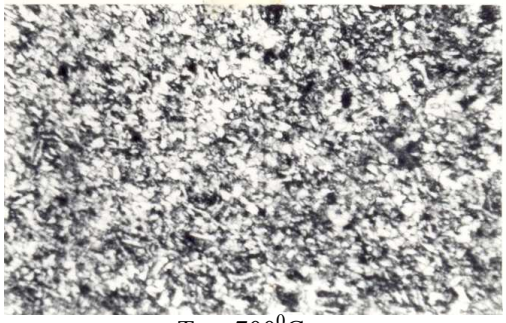
T_{rev}=640^{0}C



T_{rev}=660^{0}C



T_{rev}=680^{0}C



T_{rev}=700^{0}C

III . CONCLUSIONS

Based on the researches carried out a heat treatment technology can be determined which further lead to an optimum set of mechanical properties according to the technical conditions :

A . Annealing

- austenite at temperature 920^{0}C
- exposure , 2 minutes / mm ;
- water cooling

B. Tempering

- heating at temperature 680^{0}C
- exposure , 4 minutes / mm
- air cooling

The ultimate strength and the yielding poit decrease while the tempering temperature increases within 580 – 700°C

Plasticity characteristic , A_5 % and tenacity KV_L increase when the tempering temperature increases within 580 – 700°C

An optimum assembly of strength and tenacity properties can be obtained for austenite temperatures when tempering takes placewithin the range 580 – 700°C .

The micro-structural analysis showed the structural modificationswhich takes place when tempering within 580 – 700°C .

Upon heating , the martensite out of balance structuraltend to get transformed . The process is based on diffusion whose amplitude is higher when the temperature is higher too .

With smaller tempering temperatures , 580 – 700°C , the martensite acs gets segmented . High temperature heating causes a more acute fracmentation process ,the fragments turns into globes and the globe carbons keep on increasing so that at tempering temperature 580 – 700°C , the structure is made up of a feritic matrix and globular perlite .

REFERENCES

[1] Mitoşeriu O. , Constantinescu S. , Radu T. ,ş.a. , *Modern methods to perform the properties of metal materials* , University „ Dunărea de Jos „ of Galați , 1998 ;

[2] Drugescu E.: Thermiques *treatmant* , Didact. şi Pedag., Publishing House , Bucureşti, 1998

[3] Constantinescu S.: *Metals properties and physical control methods*, Didact şi Pedag. Publishing House , Bucureşti , 2004;

[4] Constantinescu S.: *Distructive and nondestructive tests of metals*, Evrika Publishing House , Galați, 2000 ;

[5] Walanbe T.: *Mechanical proprieties of Cr-Mo steels after eleveted temperature service,* Partea I: Document II S-IX-116-79; Partea II: Document II S-IX-1167- 1990 ;

[6] Constantinescu S., Drugescu E.,Radu T. : *Practical application of AE of the different grades of steel. "* Proceedings of the 25thEuropean Conference on Acoustion Emission Testing " EWGAE 2002 " Prague Czech Republic , 11 –13 september, 2002 , p. 135

[7] Constantinescu S. : *Influence of manufacturing process on chemical and structural homogeneity of welded pipe sheets for tanks and vessels working under pressure. "* Proceeding of the International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies, september 18 – 21 , Leganes, Madrid, Spain, 2001 , p.57 ;

[8] Constantinescu S.., Drugescu E ,Radu T. : *The coating on the steel support ,* 2003European Congress and Exhibition on Advanced Materials and Processes, 1-5 sept., Lausanne, Switzerland, 2003 , p. 59, paper F4-456 . 2003

[9] Knauschner A. ,*Elektrochemische Metallabscheidung*, Oberflachenveredeln und Planttierent von Mettalen, Leipzig, 1988, pag.61-119;

[10] Taffner K.şi alții : *Symposium low alloy high strenght steels* , Nurenberg 21 – 23 May 1990 .

[11] Morrison W. B.şi alții : *Controlled processy of high strenght low alloy steels* , New York 1996

[12] Pickering F. B. , *Britisch, Steel corporation* , Conference Leeds , 1994 .

[13] Steven N., *Jise*, vol.193, pag.141, 1989 .

[14] Sugiyama T. , *Kobe Seel Engineering Reports*, vol.25, nr.4, 1995.

[15] Delman B. : *Introduction a la cinetique heterogene*, cap.V, VI, VII, VIII, IX, Paris, 1989.

Received April 2007

Conf.dr.ing. Stela CONSTANTINESCU *University „ Dunărea de Jos „ of Galați,*
Drd.ing. Lucica ORAC *Faculty of Metallurgy and Materials Science – România*

CARACTERIZAREA OTELURILOR DIN PUNCT DE VEDERE AL PROPRIETATILOR FIZICO MECANICE

REZUMAT: Pentru a putea caracteriza oțelurile marca ASTMS14 grad F din punct de vedere al caracteristicilor fizico-mecanice un rol deosebit îl au încercările la tracțiune.

Se determină următoarele caracteristici mecanice: Rezistența la rupere (R_m) , Limita de curgere ($Rp_{0,2}$) , Alungirea la rupere (A_5) , Incercarea de rezilienţă (KV_L) .

Pe baza cercetărilor efectuate se poate stabili tehnologia de tratament termic de călire şi revenire care conduce la obținerea ansamblului optim de proprietăți mecanice, în conformitate cu prescripțiile din condițiile terhnice , respectiv: *A. Călire* (austenitizare la temperatura de 920°C; menținere, 2 min/mm; răcire apă.) şi *B. Revenire* (încălzire la temperatura de 680°C; menținere, 4 min/mm; răcire: aer)

Analiza microstructurală a evidențiat transformări structurale care au loc la revenire în domeniul de temperaturi 580 – 700°C.

La încălzire, martensita, structură în afară de echilibru, tinde să se transforme. Procesul are la bază fenomene de difuzie, a căror amplitudine de desfăşurare este cu atât mai mare cu cât temperatura este mai ridicată.

La temperaturi mici de revenire, 580 – 700°C, acele de martensită se fragmentează.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ASPECTS CONCERNING THE CORROSION OF SOME HSLA STEELS IN NATURAL SEAWATER

BY
MARIA LUNGU, N. AELENEI, GINA UNGUREANU, D. MARECI, I.M.POPA

ABSTRACT. The corrosion behaviour of five high-strength low-alloyed (HSLA) steels in natural seawater was studied. The method of assessment corrosion was by the use of DC electrochemical monitoring as linear anodic polarization and cyclic polarization measurements. These measurements point out that the studied alloys have a pronounced tendency to corrosion in natural seawater and undergo a generalized type of corrosion even at reduced over-potentials. The corrosion rate increases linearly with the over-potential value beginning from potential electrode of approximately –400 mV (ESC). The sample with the lowest manganese content shows the higher corrosion in seawater.

KEYWORDS: *HSLA steel, corrosion rate, potentiometry*

1.Introduction

The corrosion means destruction of a metal or alloy by it reaction with the environment. This reaction is mainly an electrochemical oxidation process that usually produces soluble metal ions, rust or other metal oxides. Since corrosion is an electrochemical process it requires an electrolyte or current-carrying medium between different parts of the corrosion cell. In marine submerged areas, seawater is the electrolyte, whereas in marine atmospheric areas, salt spray provides the electrolyte
Seawater is an aggressive fluid that interacts with structural materials to varying degrees. There are two competing processes that operate simultaneously in seawater environments: the chloride ion activity - which tends to destroy the passive film, and the dissolved oxygen - which acts to promote and repair the passive film on metallic materials of construction. In addition, seawater is a living medium by which microbiological films can modify the material performances.

Corrosion research are focused on understanding and characterizing the specific nature of corrosion occurring on the materials used in desalination plants, different structural elements of the ships or other seaport equipments. The rate of corrosion is a crucial parameter necessary for making long-term predictions about the structural integrity of these. The most accurate measure of corrosion rate at our disposal is to compare current structural steel thickness with original thickness found on ship's plans, determine how much metal has been lost over a specific period of time and use the
Calculated corrosion rate for a linear extrapolation to determine overall corrosion rate for that particular location. Cumulative corrosion analyses may provide a more accurate variable rate.

Corrosion testing depends on the extent and type of information desired and the environmental conditions expected in service for a particular alloy. Corrosion in seawater environments is dependent on a number of factors such as alloy composition, water chemistry, pH, microbiological organisms, pollution and contamination, alloy surface films, geometry and surface roughness, galvanic interactions, fluid velocity characteristics and mode, oxygen content, heat transfer rate, and temperature. Understanding how these factors interact and affect materials performance is essential in order to design seawater corrosion tests that minimize experimental variations and best

simulate service conditions. Ideally, the mechanism of materials degradation during an accelerated test needs to duplicate the corrosion mechanism that is operative in a natural service environment. However, accelerated tests tend to breakdown materials by different, often unknown, pathways than those observed in natural environmental exposures. Using preliminary models and precise surface analytical techniques, research can evaluate materials breakdown leading to verification or modification of our understanding of mechanisms by which materials degrade and fail. Improved understanding of materials degradation modes can lead to more accurate physical models which can hopefully lead to accelerated corrosion tests that can mimic natural exposures and reliably predict materials performance.

This study deals with accelerated corrosion tests on some high-strength low- alloyed (HSLA) steels in natural seawater

2. Experimental

Five high-strength low-alloyed (HSLA) steels, utilizable in naval constructions for welded, bolted or riveted structures in which weight savings or added durability is important, were analyzed in respect with corrosion behavior in natural seawater. The compositions of these alloys are presented in Table 1.

Table 1. The compositions of the studied alloys

Alloy	Composition, %										
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cu	Ni	Cr	Mo
A	0.170	0.220	0.750	0.025	0.011	0.005	-	0.020	0.020	0.050	-
A32[a]	0.160	0.210	1.340	0.018	0.008	0.027	0.013	0.032	0.018	0.014	0.002
D	0.120	0.320	1.100	0.021	0.010	0.048	0.004	0.030	0.220	0.040	0.004
D32[b]	0.170	0.310	1.380	0.021	0.024	0.060	0.006	0.019	0.110	0.024	0.003
E32[c]	0.170	0.360	1.470	0.020	0.011	0.080	0.007	0.032	0.016	0.013	0.004

(a)– Sample contain also: Nb-0.050% and V – 0.050%; (b)– Sample contain also: V-0.001% and Nb0.001; (c) – Sample contain also: V – 0.580% and Nb –0.047%.

The microstructures of the studied steels were analyzed with an optical microscope of OLIMPUS PME 3- ADL type, after a standard chemical attack with nital (2 % concentrated HNO_3 in ethyl alcohol [1]. All samples showed similar two-phase microstructures as that one illustrated in figure 1 for sample D32. This figure indicates a hypoeutectoide structure; the light colour parts represents the ferrite iron (alpha iron) while the dark portions represents the pearlite (88% ferrite, 12% cementite)– a lamellar structure of alpha ferrite and cementite.

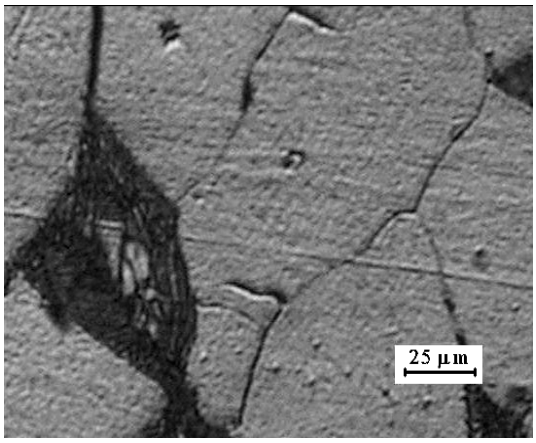


Fig. 1 Microstructure of D32 sample

The corrosion medium, natural seawater, was collected from Black Sea in Constanta coast and has the composition, expressed in g L^{-1}: Cl^- - 8.26: HCO^-_3 – 0,183; CO^{2-}_3 – 0.022; SO^{2-}_4 – 1.137; Na^+ - 4.47; K^+ - 0.158; Ca^{2+} - 0,203; Mg^{2+} - 0,557, corresponding to a salinity of 15.0 g L^{-1}.

Corrosion behavior was realized by rapid electrochemical tests, particularly by dynamic potentiometry. The measurements of open potential circuit and potentiodynamic polarization were performed on a VoltaLab 21 Electrochemical system (PGP201 economical potentiostat - Radiometer Copenhagen) equipped with the acquisition and processing data software VoltaMaster 4. The three-electrodes electrochemical cell used was equipped with a thermostatic system and a stirring. Mechanical lathing from commercial materials performed the working electrodes. These electrodes were performed in cylindrical form and mounted in a Teflon support to enable the connection to rotating electrode of the electrochemical system. A 0.07 – 0.08 cm^2 cross-area of working electrode was used. This area was precisely measured before embedding in Teflon support. All measurements were performed for freshly

polished surface. Each specimen was polished with SiC paper down up 2000 grit specification, degreased with acetone, washed in distilled water, and maintained in double-distilled water until the immersion within the electrochemical cell. A saturated calomel electrode (SCE) was used as a reference and platinum as auxiliary electrode. The electrolytes were maintained at 25 ^{o}C throughout the tests. The measurements were performed in natural aerated seawater.

The linear polarization curves were registered with the 1 mV/s potential scan rate, on ± 150 mV, against the open circuit potential. Cyclic polarization curves were registered on electrode potential range of (-1000…+1500 mV) with a 10 mV/s potential scan rate.

The surface appearance after such electrochemical treatment was analyzed with a research microscope of MC 1 type (IOR Romania) equipped with digital camera for micrographs acquisition.

The corrosion potential E_{cor}≡E (I=0), Tafel slopes (b_a and b_c), polarization resistance (R_p), corrosion current densities (J_{cor}) and corresponding corrosion rates (v_{cor}) were evaluated using the facilities of the VoltaMaster 4 soft.

3. Results and Discussions

For sample "**A**" a symmetric linear polarization curve is obtained (Figure 2), that being so-called Tafel behavior, indicating that the controlled process is only the general corrosion. For this sample the Tafel slopes are practically equals as can be seen in Table 2.

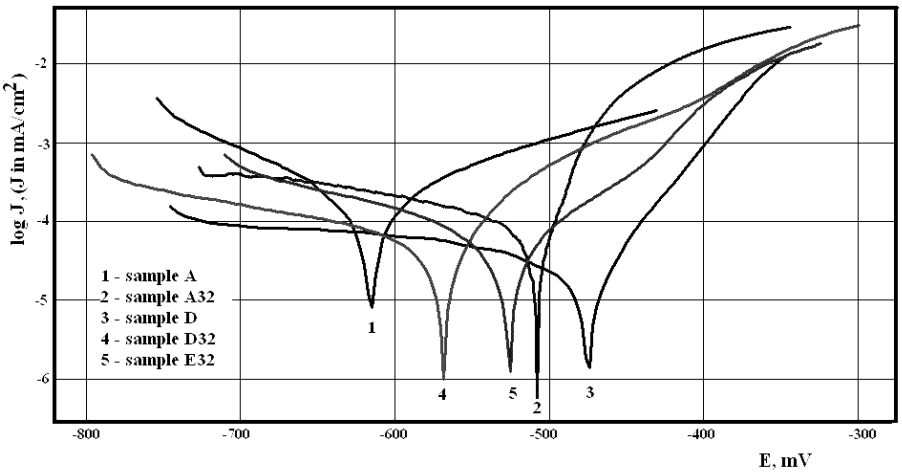


Figure 2 - Linear polarization curves for studied steels in natural seawater

For the other four samples the polarization curves in Evans diagram are asymmetrical, the cathode slope being of two to four time higher than the anodic slope. This can be an indication that the cathodic process is controlled of concentration or that general corrosion begins by appearance of some pits.

The thermodynamic tendency of corrosion, expressed by corrosion potential E (I=0), is higher for sample **A** and lower for sample **D. C**orresponding, sample **A** presents the highest instantaneous current density and corrosion rate, of 3… 11 time higher than the other samples, while the sample D shows the lowest corrosion rate. It seems that this increase of corrosion tendency of sample **A** is due to the reduced content of manganese, while the corrosion resistance of sample **D** is a consequence of increased content of nickel and reduced content of carbon.

Table 2 Electrochemical parameters for corrosion process of studied samples in marine natural water

		Sample / Parameter		A	A32	D	D32	E32
OCP , mV(SCE)				-560	-527	-497	-547	-562
Linear polarization, dE/dt = 0.5	Tafel method,	**E(I=0), mV(SCE)**		-617	-510	-474	-569	-528
		b_a (mV/decade)		119.1	96.1	40.6	74.3	78.3
		b_c (mV/decade)		-110.0	-206.6	-112.4	-319.4	-126.3
		R_p (ohm.cm²)		136.2	993.7	942.8	434.1	420.0
		J_{cor} (mA/cm²)		0.146	0.0231	0.0136	0.0613	0.0390
		v_{cor} (μm/year)		1843	270	159	717	456
Cyclic polarization curve dE/dt = 10 mV/s	Tafel method,	**E(I=0), mV(SCE)**		-695	-813	-810	-762	-713
		b_a (mV/decade)		188.3	130.3	140.9	192.9	153.3
		b_c (mV/decade)		-203.0	-129.3	-163.0	-157.4	-188.5
		R_p (ohm.cm²)		49.2	365.1	452.7	261.6	261.9
		J_{cor} (μA/cm²)		712	55.7	53.5	113.3	107.1
		v_{cor} (μm/year)		5501	651	625	1325	1252
		E_{rp}, mV(SCE)		-598	-700	-772	-646	-676
	For linear portion		A	253.3	209.7	231.6	250.2	211.2
	$J(mA/cm^2) = A.E(V) + B$		B	102.7	80.9	90.6	86.5	79.4
	Consumed energy (mW/cm^2)		Q	436.18	374.4	416.1	429.1	373.9

The equilibrium parameters characterizing the corrosion processes at metal/solution interface were also determined from the anodic branch of the cyclic polarization curves which were registered at a ten time higher scan rate. These results are also presented in Table 2. In these conditions, all calculated parameters (E_{cor}, J_{cor} and v_{cor}) are higher than those evaluated at 1 mV/s scan rate. This is the expected result taking into account that Stern method used here [2,3] is based on extrapolation of the potential-current curve at I = 0 (at equilibrium) while the measured currents are in non-equilibrium state and depends on potential scan rate [4]. The potential scan rate influences the value of the polarization resistance and indirectly the value of the corrosion potential. Excepting the absolute values of the corrosion rates, which are of two-three time higher than those obtained at 1 mV/s scan rate, these data reflect the same behavior of the five studied samples: **A** is the most corrodible sample, while **D** is the most resistant to corrosion.

The Cyclic polarization curves obtained for the five samples in natural seawater are represented in Fig. 3 . All these curves are typical for general corrosion, the cathode branch overlap perfectly on the anodic branch and both are linear at potentials superior to –400 mV

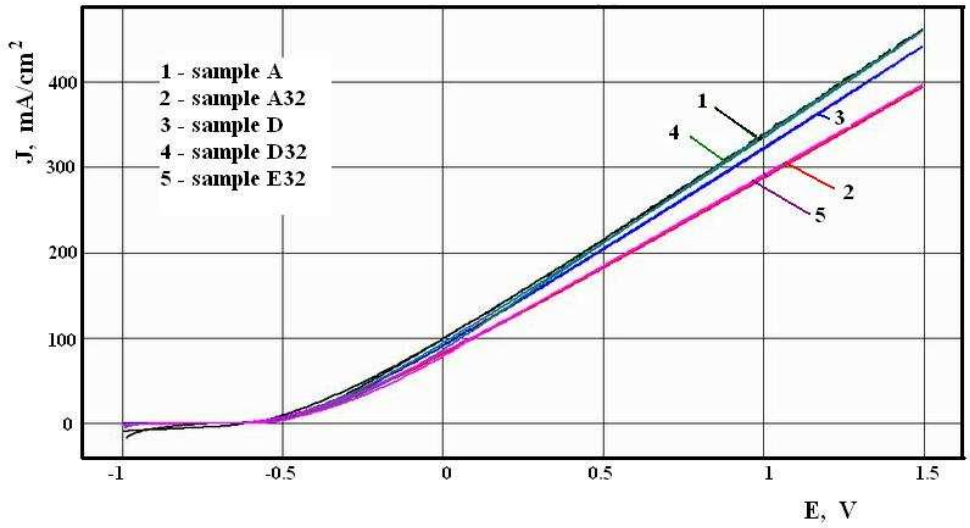


Figure 3 Cyclic polarization curves for the steel samples in natural seawater; dE/dt = 10 mV/s

Corrosion current density is proportional with applied owerpotential, the linear dependence being represented by equation: J = a.E + b. The "**a**" and "**b**" coefficients are also presented in Table 2. These data shows a very similar behavior of the five studied alloys to the over potential stimulated corrosion. Contrary to the results obtained for instantaneous current densities (J_{cor} at corrosion potential), at high over potentials samples **A** and **D32** behaves nearly identical, as well as the sample **A32** and **E32,** the potentiodynamic curves being superposed.

The current densities increases appreciable at higher potentials; thus for electrode potential of 1500 mV the current density is over 5 10^3 time higher than the instantaneous current density. This generates o very pronounced corrosion on alloy surface as can be seen in Figures 4 and 5.

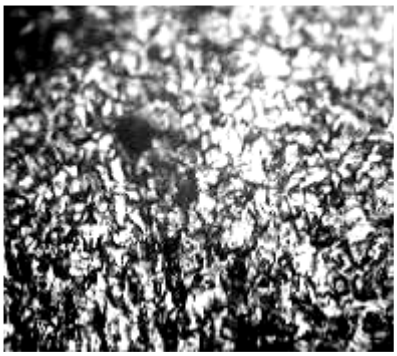
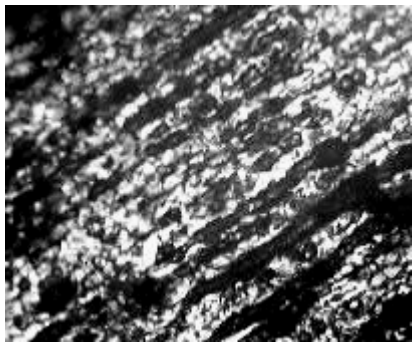
	

Figure 4 The micrograph of A sample after electrochemical treatment	Fig.5 The micrograph of A32 sample after electrochemical treatment

In the case of cathodic polarization, the corrosion reduces completely at a potential, improper named re-passivation potential, very closed on the corrosion potential. The values of these potentials are also presented in Table 2 as (E_{rp}).

4. Conclusions

The five high-strength low-alloyed steels studied smple show a pronounced tendency of corrosion and a generalized corrosion under stimulated conditions, that is when the potential electrode is higher than a value of approximately –400 mV(ESC). The sample with the lowest manganese content shows the higher corrosion in seawater, while the sample which conain an increased quantity of nickel and a reduced quantity of carbon shows a reduced rate of corrosion

Received, March, 2007 *Technical University Iasi*

REFERENCES

1. Geru N., Bane M., Gurgu C., Cosmeleata G., Marin M., Analiza structurii materialelor metalice, , E.T. Bucuresti, 1991
2. M. Stern, A.L Geary., *J. Electrochem. Soc.*, **104,** 56 (1957).
3. M. Stern, A.L Geary., J. *Electrochem. Soc.*, **105,** 638 (1958).
4. R.G. Kelly, J.R. Scully, D.W. Shoesmith, R.G. Buchheit, *„Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering”*, Marcel Dekker Inc., New York, 2003.

„Gh. Asachi”Technical University of Iasi,
Faculty of Chemical Engineering,
Department of Chemical engineering
D. Mangeron 71, Iasi, Romania

ASPECTE PRIVIND COROZIUNEA UNOR OTELURI SLAB ALIATE IN APA DE MARE NATURALA

Rezumat: S-a studiat în laborator comportarea la coroziune în apă de mare a cinci probe de oțeluri aliate cu rezistență ridicată. Studiile s-au făcut prin măsurători de polarizare anodică liniară şi prin voltametrie ciclică. Măsurătorile au evidențiat faptul că toate probele prezintă o tendință de coroziune ridicată, iar aceasta este de tip generalizat şi se manifestă încă de la supra-potențiale relativ mici. Viteza de coroziune creşte liniar cu valoarea supra-potențialului electrodului începând de la aproximativ -400 mV(ESC). Proba cu conținut mai scăzut de mangan prezintă coroziunea cea mai pronunțată.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PECULIARITIES OF PLASTIC FLOW OF NEAR SURFACE LAYERS OF METALS IN EARLY STAGES OF DEFORMATION

BY

JONAS VILYS and VALDAS KVEDARAS

Abstract. *At present there is no clear understanding of the character of plastic deformation process in microareas of a polycrystalline alloy. The task of our work was to propose a quick-acting inductive measurement method for the testing of characteristics of the modified surface layer of ferromagnetic materials and analyze them by inductive method and by investigation of dislocation structure. The carried out experimental research confirms the potential of the application of the inductive method for the quick-acting and non-destructive control of surface layer characteristics of ferromagnetic materials. The analysis of the obtained experimental data shows the peculiarity of micro-plastic flow near a free surface of a solid body and its rather significant influence on the general character and kinetics of macroscopic deformation of metals.*
Key words: *micro-non-uniform deformation, dislocation structure, inductive measurement method, ferromagnetic materials, non-destructive control.*

1. INTRODUCTION

At present, in literature there is a great amount of experimental data on the influence of various factors on mechanical characteristics of materials. However, the existing physical theories of durability, explaining different phenomena and experimental facts, often can not be related to one another both qualitatively and quantitatively. It is determined by the fact that characteristics of mechanical properties of metal usually are no related to the state of stresses arising in local volumes of metal subjected to deformation. There is a close relationship among anisotropic properties, development of micro-non-uniform deformation of the polycrystalline conglomerate, and strength properties of real polycrystalline alloys [1].

However, there is no full and clear understanding of the character of plastic deformation process in microareas of a polycrystalline alloy, in particular, it concerns the distribution of deformations in the stage of micro-yield. There is a disputable question regarding the beginning of plastic deformation at a monotonic tension. Hence, regularities of distribution of non-uniform deformation in microvolumes of polycrystalline alloy have not been investigated thoroughly. Such investigations are very valuable because the studying of micro-non-uniform plastic deformation will help to understand a complex picture of strength and plastic properties of a material as a whole [2 - 4].

At present, investigating fracture processes of metals with body-centred cubic (BCC) lattice it is accepted to divide all process of strain accumulation and fracture into four stages [5] (Figure 1).

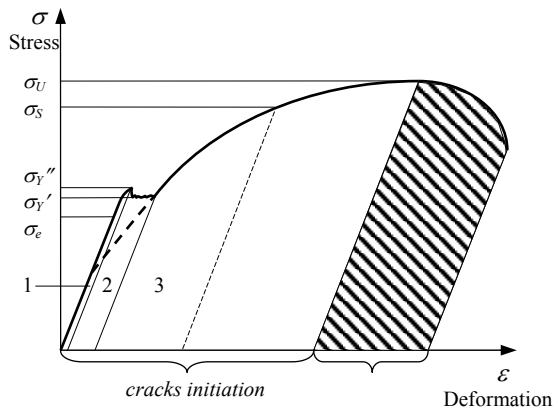


Figure 1. Failure process stages at static tension BCC lattice possessing metals

The first stage – stage of micro-yield, lasts from the beginning of the loading until the occurrence of the first lines of sliding (Lüders lines) on the yield plateau [6]. At this stage such characteristics as a limit of proportionality and a limit of elasticity are determined. The second stage - stage of yield, is characterized by non-homogeneous deformation in the form of front Lüders passing along all working length of a sample. The third stage – stage of strain hardening, at certain critical stresses submicrocracks with the size of approximately 1 - 3 μm occur on the surface layer of metal. This stage finishes at the moment, when maximal load is achieved and the neck formation begins. The fourth stage – stage of cracks propagation, starts from the beginning of neck formation until the final fracture of a specimen.

Investigation of the influence of the surface layer on the physical-mechanical properties and heterogeneity of plastic deformation of metals sometimes meets difficulties related to the determination of local character of stress distribution in that layer, especially in the range of small strains. Radiography, microhardness measurements, residual stress distribution curves, decoding of dislocations, metallographic methods, method of different etching rate of the stressed and not stressed areas of crystal and others are used at present for the determination of these characteristics [7, 8]. However, all these methods are long lasting, labour consuming and rather inexact. Taking the above into consideration, the problem of developing a simple, reliable and rapid method for determining local character of stress distribution in this layer without damaging a surface, remains.

The main objective of the work is to propose a quick acting measurement method for the testing of characteristics of the modified surface layer of ferromagnetic materials and analyze them by inductive method and by investigation dislocation structure.

Plastically deformed metal in the prestrained layer, differently from the strained main metal, is characterized by high concentration of microdefects, such us motionless dislocations, vacancies of atoms of interference and their interaction, which restrict their mobility, and results in metal strain hardening during prestrain. The above mentioned increases magnetic viscosity of steel [9,10]. As a result, the coercive force increases, and the residual inductance and magnetic penetration decrease [11]. Using the above described changes of properties of ferromagnetic materials, influenced by applied mechanical stresses, tests were carried out with the aim to check a possibility to use these properties for the determination of the locality of plastic deformation. The main point of the method is the following. If deformed ferromagnetic material is placed into magnetic field, the magnetic inductance will change, depending on the change of magnetic penetration. The same happens when ferromagnetic part touches the core of magnetic coil. Measuring the change of coil inductance, it is possible to check stress changes in ferromagnetic body. A schematic diagram of the inductive device is given in Figure 2.

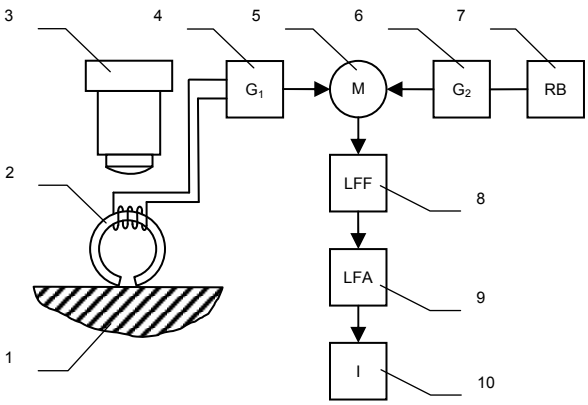


Figure 2. A schematic diagram of inductive measurement: 1 – sample, 2 – magnetic probe, 3 – objective, 4 – first high frequency generator, 5 – mixer, 6 – second high frequency generator, 7 – regulation block, 8 – low frequency filter, 9 – low frequency amplifier, 10 – indicator

The action of the device is based on the principle of a resonant method of measurements with an inductance of the moment of a resonance on zero beating. Two generators of high frequency, G_1 and G_2, are assembled in the inductive device according the same electric scheme. The magnetic probe is attached to the first generator G_1. Frequency of the second generator G_2 is changed by regulation block RB. Oscillation of high frequency from both generators goes to mixer, then through low frequency filter LFF and low frequency amplifier LFA goes to indicator I. When magnetic probe is attached to generator G_1, the frequency of second generator G_2 is changed by regulation block till the indicator shows the fluctuation of zero. The inductance is determined by indications of regulation block.

The magnetic probe, which was fastened directly to an objective of a microscope by the holder, was made of the magnetic head of the tape recorder. The working gap of the magnetic probe can be adjusted depending on the measurement base. Position of the working gap of the magnetic probe was established by the screws in such way that the sharp ends of the probe were in the focus of microscope. During measurements the electromagnetic probe with the micrometric screw of microscope is brought to the sample surface, up to the contact with it. Then inductance of the probe is measured. Since the gap of the probe is shunted by a site of sample between the ends of the probe, its inductance depends on the magnetic penetration of the given sample area and on the mechanical stress in the probe covered site of near surface layer of a sample.

The changes of dislocation structure of low-carbon steel in near surface layers at various static loading were studied by use the method of transmission electron microscopy [12].

2. EXPERIMENTAL

Investigating the development of micro-non-uniform deformation of a sample was carried out by the inductive method. Tests were carried out on flat samples of low-carbon steel with the dimensions of a deformable part 1.8 × 12.0 × 62.0 mm. The chemical composition of this steel is specified in Table 1.

Table 1. Chemical composition of low-carbon steel specimens

C	Si	Mn	Cr	P	S	Ni
0.07	0.025	0.35	0.10	0.03	0.025	0.20

Mechanical properties of the steel subjected to recrystalizing annealing in vacuum of 2.10^{-4} mm Hg at 670 °C temperature for 2 hours are given in Table 2. The average size of grains after heat treatment was 30 μm. Before the test the near surface layer of

80 μm depth was removed from all samples by electropolishing. Strain rate at monotonic tension was $3.4 \cdot 10^{-4}$ s^{-1}.

Table 2. Mechanical properties of tested low-carbon steel specimens

Tensile strength R_m, MPa	Yield strength R_e, MPa	Elongation A, %	Contraction Z, %
360	270	35	60

The initial stage of plastic deformation was investigated most carefully. The local character of plastic deformation at a stage of micro-yield in superficial area of a sample was studied as follows. Using microhardness device *PMT-3*, marks were made every 200 μm along the length of the polished surface of a sample. Aiming to estimate the effect of anisotropy of material properties in microvolumes of a sample on magnetic penetration, at the beginning inductance measurements were carried out on the marked places of the annealed unloaded sample. The working gap of the magnetic probe was 30 μm. Further the sample was subjected to the certain loading and the inductance of a probe was repeatedly measured, shunting its working backlash by the marked places of the sample loaded by tensile stress. From the obtained data the curves of inductance of the probe versus applied load were constructed (Figure 3). In the figure the length of deformable part of the sample is 5 mm.

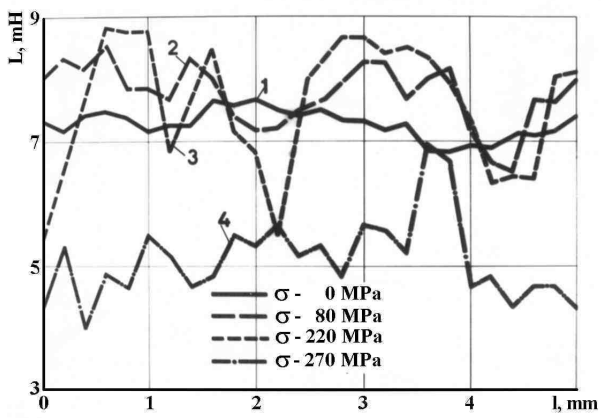


Figure 3. Change of inductance (L) of the probe on gage length (l) of a sample of low-carbon steel in stage of micro-yield depending on the magnitude of the applied stress

Curve 1 corresponds to the change of inductance of the annealed sample. Curve 2 presents change of inductance versus the length of working part of the sample after the removal of the stress of 80 MPa. It is obvious that on the basic part of a sample after unloading the inductance has increased in comparison with the initial condition. However, in two areas of the sample the inductance has decreased, which shows the presence of residual stress. Hence, in these zones the limit of elasticity is surpassed. So, after unloading of the sample from the stress not exceeding a limit of elasticity, the continuous growth of inductance in those areas of a sample, where local stress does not exceed the limit of elasticity, and the decrease of inductance in those microareas, where local pressure exceeds that limit, are observed. The increase of tensile loading results in further reduction of inductance in earlier deformed areas, which means that the residual

stress (curve 3) grows. Reduction of inductance is observed in other areas as well, i.e. plastic deformation occurs there as well. However, in some areas of the sample inductance is still increasing, i.e. the limit of elasticity here is not surpassed yet. The moment of achievement of the yield limit is preceded with the maximum increase of inductance in some areas of the sample. After unloading of the sample from the stress appropriate to the upper yield limit, in all superficial areas of the sample the noticeable recession of inductance (curve 4) is observed. However, this curve also shows that when the upper yield limit is achieved, a rather big inductance is still observed in one superficial area. It means that in this area residual stresses have not been formed yet. It is necessary to note that at the end of the first stage of deformation such areas were observed rather seldom.

The tensile loading of a sample at stresses higher than the yield limit, in all stages of yield, has resulted in sharp reduction of inductance along all length of a deformable part of the sample. Thus, on the basis of inductance change after load removal it is possible to notice local volumes of metal, in which the limit of elasticity is surpassed (the inductance in local volumes of metal is reduced), and to determine the moment when the yield limit is achieved (reduction of the inductance in all microvolumes of a sample).

In the initial condition the structure of annealed low carbon steel consists of the grains having small dislocation density with rare grid of suborders. At dislocation density of 10^7 cm^{-2} one dislocation falls to the area of 10 μm^2, and at magnification of 40 thousand field of vision of the microscope makes 3.5 μm^2. Therefore in some grains in all the field of vision of the microscope no dislocation was noticed.

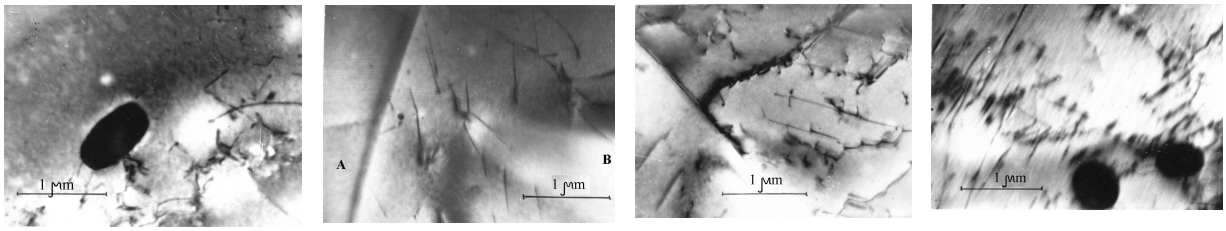
After some insignificant tensile strain, i.e. at the stress about 40 MPa (the yield strength of annealed material was 270 MPa) in some single grains patterns of plastic deformation were found out (Figure 4a). The microphoto shows that in the grain body non-uniformly distributed dislocations have appeared; main part of them has accumulated at inclusion. The bent pieces of dislocations also are visible. Such configurations of dislocations are formed under action of the applied stress, because in annealed condition such areas of dislocations were not observed. In process of increase of a degree of plastic deformation, in more and more grains of plastic deformation are noticed, and in some grains (Figure 4b) considerably greater number of dislocations is observed. In grain A there are no dislocations, while in a grain B dislocations as enough long and direct lines could be observed. There is no interaction between them.

At the certain critical stress equal to the elastic limit σ_e, dislocations begin to occur almost in all near surface grains. The general structure becomes more complex. Interaction of dislocations is observed. On separate dislocations some steps are visible, and distribution of dislocations in structure of a grain is more uniform (Figure 4c). In the photo can be seen areas with long dislocations, as though cores on which other moving dislocations are arrested. At the same time these condensations of dislocations, apparently, are places of active work of several sources.

After deformation of a material up to the upper yield limit, the density of dislocations grows. More and more often there are thresholds on the dislocations; these thresholds are the consequence of dislocation crossings. The bent pieces of dislocations are observed also, and dislocations are distributed in all matrixes. In connection with development of processes of their complex crossing the local textures have appeared, and the tendency to formation of the local congestions, reminding the beginning of cellular structure formation (Figure 4d) is observed. In such a way formed dense condensations of

dislocations on the one hand may be active sources of dislocations, and on the other hand they may be an obstacle for other moving dislocations. Arrested in such obstacles dislocations, increase dislocation density of walls and their extent.

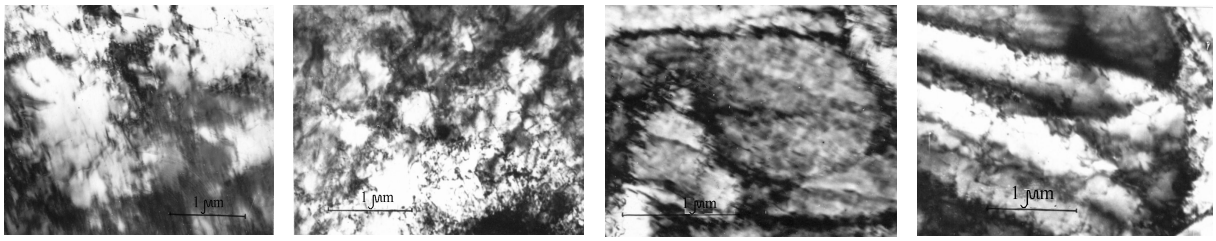
Hence, deformation of metal conducts not only to moving existing dislocations, but it results also in their multiplication. The increase of number of dislocations may disturb their further moving due to their interaction. The barriers, interfering moving of dislocations and, consequently, their sliding, arise. It explains the hardening, accompanying cold deformation: if the metal is more deformed, then it is more difficult to deform it further.



a b c d

Figure 4. Dislocation structure of low-carbon steel in near surface layer in stage of micro-yield at various loadings: a – σ = 40 MPa; b - σ = 80 MPa; c – σ = 110 MPa; d – σ = 270 MPa

On the yield plateau (Figure 5a) the separate generated cells, where sites with separate small density of dislocations are surrounded by sites with the raised density of dislocations are observed. Besides, it may be seen, that process of crushing of the big size cells and formation of the smaller size cells is possible. Thus, formation of cells may proceed in two ways: crushing of larger cells or formation at once small cells.



a b c d

Figure 5. Dislocation structure of low-carbon steel in near surface layer at various loadings higher than the micro-yield: a – the separate generated cells on the yield plateau ; b – cellular structure at the stage of deformation hardening; c - rectilinear congestions of dislocations at the stage of deformation hardening; d - dislocation structure at the stage of deformation hardening at the critical stress σ_s

At the stage of deformation hardening (Figure 5b) well advanced cellular dislocation structure is formed. The density of dislocations grows so rapidly, that often separate dislocations are not resolved any more. Besides dislocations inside the cells frequently settle down in such a manner that form bordering constructions and divide the cell into even smaller cells. The magnitude of cells at this stage equals to 0.5-0.9 μm.

Further increase of deformation degree up to σ_s (Fig. 1), in some grains is observed transformation of the cellular structure in to rectilinear congestions of dislocations (Figure 5c). Apparently, the number of active dislocation sources already decreases, and the further plastic deformation proceeds basically due to the moving of the previously formed dislocations. The cells of dislocations will be transformed in to band structure (Figure 5d). Bright subgrains, density of a dislocation in which is rather insignificant,

have undergone rather small deformation – they have only moved in relation each to other, whereas the basic part of deformation effect was concentrated in the areas dividing subgrains. These areas look like narrow strips which seem dark because of high density of dislocations in them.

The residual stresses discovered by the inductive method and investigation of dislocation structure shows that at the earliest stages of the monotonic tension of a sample attributes of plastic deformation are observed in the elastic region in separate grains of near surface layer of a metal. The plastic deformation does not occupy simultaneously all superficial volume of the metal when the stress increases. The consecutive deformation of separate macrovolumes of near surface layer is observed until all macrovolumes are covered by plastic deformation of critical volume. The most intensive spreading of plastic deformation to the majority of near surface grains begins when the elastic limit σ_e is achieved. Thus, local character of plastic deformation course in separate grains is especially strong at small deformations. Hence, local character of plastic deformation distribution is not steady and it depends on strain value. The localness decreases during the process of the increase of plastic deformation. Thus, in a real polycrystalline material, at linear tension, as a result of the interaction of differently oriented grains, each grain is in condition of complex state of stresses, and this state is different in every grain.

Local character of plastic deformation distribution in near surface layer in the micro-yield stage is noticed not only among separate grains, but also in a volume of one grain. Analysis of the presented data shows that at deformation of a polycrystalline material grain boundaries and neighbouring areas, where localization of plastic deformation is possible, play an important role and this should have a significant effect on the strength and plasticity of the material. From the considered data a conclusion may be drawn that in the micro-yield stage local plastic deformation in microareas passes rather actively, and this points out the inevitability of non-elastic processes in metals subject to loading. The first steps of plastic deformation are initiated in the surroundings of elastic non-uniform deformation of a material at grain boundaries. At monotonic tension of low-carbon steel in all other stages of deformation (yield and strain hardening) the inductive method and investigation dislocation structure also shows a micro-non-uniform plastic deformation.

On the basis of our test it may be concluded that when a polycrystalline sample is subject to tension, the non-uniform field of elastic micro-stresses occurs inevitably due to elastic anisotropy of metals on grain boundaries. The beginning of plastic deformation in separate microareas of a polycrystalline will be determined not only by the magnitude of elastic micro-stresses, but also by strength properties of the given microvolume, depending on its crystallographic orientation. It will predetermine a non-simultaneous start of plastic deformation not only inside of the grains, but also in their separate areas. These phenomena may be explained by the law of a minimum energy amount on deformation of all polycrystalline units.

Taking into account data of our investigations the inductive method may be recommended to be used for the evaluation of localness of residual stresses and small plastic strains in macro- and microvolumes of a sample, for the evaluation of change of electromagnetic parameters of metal in the cross-section, for the determination of true elastic limit, degree of strain hardening, revelation of changes taking place during artificial and natural ageing, initiation and propagation of micro-cracks, etc., in materials possessing ferromagnetic features. This method allows conducting a constant monitoring

of manufactured production without interrupting the production process.

3. CONCLUSIONS

1. A new inductive quick-acting measurement method for the testing of characteristics of the modified surface layer of ferromagnetic materials was proposed. The carried out experimental research confirms the potential of the application of the inductive method for the quick-acting and non-destructive control of surface layer characteristics of ferromagnetic materials. This method allows conducting a constant monitoring of manufactured production without interrupting the production process.
2. The inductive method may be recommended for the evaluation of localness of residual stresses, small plastic strains in macro- and microvolumes and other physical and mechanical characteristics of metal.
3. The development of micro-non-uniform deformation of low-carbon steel specimens at static tension in all stages of deformation was investigated by the inductive method and investigation of dislocation structure.
4. Analysis of the presented data shows that at deformation of a polycrystalline material grain boundaries and neighbouring areas, where localization of plastic deformation is possible, play an important role and this should have a significant effect on the strength and plasticity of the material.

REFERENCES

1. Fernandes, J.-V., Menezes, L.F., Rodrigues, D.M., Chaparro, B.M., Vieira, M.F. Non-uniform deformation after prestrain. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 2000, 19, p. 209–221.
2. Kramer, J.R., Pangborn, R., Weissmann, S. Dislocation distribution in plastically deformed metals. *Fatigue Environ. and Temp. Eff. Pгoc. 27th Sagamore Army Mater. Res. Conf., Lake George, N.Y.,* 14-18 July, 1980, New York – London, 1983, p. 103–117.
3. Wu, C. H., Hsu, J., Chen, C. H. Effect of surface stress on the stability of surfaces of stressed solids. *Acta mater.* 1998, 46, p. 3755–3760.
4. Kolmakov, A.G., Vstovsky, G.V. Multifractal Analysis of Metallic Surface Structure Changes during Mechanical Treatment. *Materials Science and Technology,* 1999, 15, p. 705–710.
5. Terentjev, V. F. *Fatigue of Metallic Materials*. Nauka, Moscow, 2002, 248 p. (In Russian).
6. Suna, H.B., Yoshidaa, F., Ohmorib, M., Ma, X. Effect of strain rate on Lüders band propagating velocity and Lüders strain for annealed mild steel under uniaxial tension. *Materials Letters*, 2003, 57, p. 4535–4539.
7. Polyak, M. *Strengthening technology*. Vol. 1. Mashinostrojenie, Moscow, 1995, 832 p. (In Russian).
8. Polyak, M. *Strengthening technology*. Vol. 2. Mashinostrojenie, Moscow, 1995, 688 p. (In Russian).
9. O'Sullivan, D., Cotterell, M., Cassidy, S., Tanner, D.A., Meszaros, I. Magneto-acoustic emission for the characterisation of ferritic stainless steel microstructural state. *J. Magn. Magn. Mater,* 2004, 271, p. 381–389.
10. Augutis, V., Ramanauskas, R., Čiuplys, A., Vilys, J., Čiuplys, V. Determination of metal surface hardened layer depth using magnetic Barkhausen noise. *Materials science,* 2006, 12, p. 84–87.
11. Sinha, A.K. *Physical metallurgy handbook*. New York (etc.): McGraw-Hill, 2003, 1000 p.
12. Vilys, J., Čiuplys, V., Terentjev, V., Kolmakov, A., Kvedaras, V. *Particularies of plastic deformation of metals near surface layers*. Kaunas, Technologija, 2003, 208 p.

Jonas Steponas Vilys. Department of Manufacturing Technologies, Kaunas University of Technology, Kestucio St. 27, LT-44025 Kaunas, Lithuania; e-mail: jonas.vilys@ktu.lt

Valdas Kvedaras. Department of Technological Processing, Klaipeda University, Bijunu St. 17, LT-91225 Klaipeda, Lithuania; e-mail: valdas.kvedaras@ku.lt

PARTICULARITATI ALE CURGERII PLASTICE IN STRATURILE SUPERFICIALE ALE METALELOR IN STADIILE INCIPIENTE ALE DEFORMARII

Rezumat: In present nu exista o intelegere clara a caracterului procesului deformarii plastice in microzonele unui aliaj policristalin. Scopul lucrarii noastre este de a propune o metoda rapida inductive pentru testarea caracteristicilor straturilor superficiale ale materuialelor feromagnetice si analiza lorprin metoda inductive si prin investigarea structurii dislocatiilor. Cercetarile experimentale effectuate confirma potentiala aplicarea metodei inductivepentru controlul rapid nedestructiv a caracteristicilor straturilor superficiale ale materialelor feromagnetice. Analiza datelor experimentale obtinute arata particularitatea curgerii micro-plastice in vecinatatea suprafetei libere a corpului solid si influenta semnificativa a sa asupra caracterului general si cineticii deformarii macroscopice a deformarii metalelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DISLOCATION STRUCTURE CHANGES IN SURFACE METAL LAYER AT MONOTONIC AND CYCLIC LOADING

BY

ANTANAS CIUPLYS, VYTAUTAS CIUPLYS

Abstract: *In this article dislocation structure changes in surface metal layer at monotonic and cyclic loading of low-carbon steel were investigated. Formation of dislocation structure was investigated using new perspective multifractal parametrization.*

Multifractal analysis considers distribution of some values in the geometrical medium, therefore, distribution of metal dislocation structure unit elements in plane was investigated. Photos of dislocations were approximated by use of computer software. Main multifractal characteristics and strains (in case of monotonic tension) and number of cycles (in case of cyclic loading) dependencies were computed. Having these dependencies, it is possible to describe precisely regularities of dislocation structures evolution.

Quantitative evolution of low-carbon steel dislocation structures revealed that dislocation structure evolution on the surface is identical at monotonic and cyclic deformation of the metal.
Keywords: *dislocation structure, low-carbon steel, monotonic and cyclic loading, surface layer, multifractal parametrization.*

1. INTRODUCTION

The creation of new quantitative description (parameterization) methods of materials complex structures and substructures is one of the most important objectives in materials science [1-3]. Parameterization is one of the ways to describe different systems with some quantitative characteristics as size, dimension, measure, area, mass, temperature and etc. Chosen way of materials structures parameterization gives possibility to optimize properties by means of new parameters, which can describe materials unstable conditions behaviour.

Very often traditional quantitative characteristics of a material structure may not be related to the factors, which influence change of the material structure. But use of multifractal parametrization and introduction of such quantitative characteristics as uniformity f_q and texturity Δ_q, enables to analyse structure formation at conditions more precisely [4,5].

2. EXPERIMENTAL

Plate type low-carbon steel specimens were used for the tests. Chemical composition of steel is presented in Table 1.

Table 1 Chemical composition of steel

C	Si	Mn	Cr	P	S	As
0.18	0.2	0.45	0.15	0.035	0.040	0.08

The specimens were deformed at room temperature by universal tension machine *Instron TT-DM*. Monotonic tension tests carried out at 2.78×10^{-3} s^{-1} strain rate. Repeated tension fatigue tests were carried out by fatigue *Shenk* type pulsator at 2800 cycles/min loading frequency at constant $\sigma = 230$ MPa load. The dislocation structures were investigated by use of transmission electron microscope *IEM-7A*.

Formation of dislocation structures at monotonic and cyclic loading of low-carbon steel was investigated using multifractal parametrization. Quantitative characteristics were obtained by use of original multifractal parametrization method. Initial processing of the dislocation structure photos was performed approximation them by digital graphic images by use of computer software *Adobe Photoshop 6*. Approximated view is reflected on the pixels matrix, where every pixel has corresponding colour characteristic. In our case, for an elementary particle (pixel) reflecting dislocation structure (dark background on a photo) value "1" was ascribed, and for the background – value "0". Computerized calculations were carried out using software *MFRDrom*. Traditinional multifractal characteristics $f(\alpha)$ and $D(q)$ spectra, as generalized Reni dimensions, were calculated during selection q values from the interval
[–100; 100] and apportionment dials 2, 3, 4, 6, 8, 12, 16, 24, 32, 48, 64, 128, 192, 256, 384 by use of scale selection schemes.

Everyone view of investigated dislocation structure was obtained as a result of calculation from six – seven square (768×768 pixels size) parts "cut out" of the photo, in order to get mean values of multifractal characteristics for every structure under investigation. Such square part corresponded to approximately 1.5 μm^2 area of a real foil.

Based on our theoretical and experimental investigations [5,6] it is assumed that for quantitative parametrization the following characteristics should be used: generalized Reni dimension D_q at positive values of q = max (in our case $q_{max} = 100$), and effective quantitative characteristics of uniformity f_q and texture Δ_q, at positive values of q = max. Characteristic D_q supplies certain quantitative information related to thermodynamic formation conditions of the structure under investigation. In some cases it may be asserted that large D_q values (when $q > 1$) correspond to large entropy values. Value D_q may be used as an effective mean to recognize material structures, which very difficult or imposible to identify by traditional quantitative methods [7]. Thus, the possibility arise to recognize structures, obtained at the same conditions, and to define connections among structures formation conditions. Value Δ_q reflects texture and orderliness, and symmetry damage of all structure configurations subjected to investigation. Increase of Δ_q (according to module) shows that amount of periodical components of the structure is growing, the degree of symmetry damage is decreasing and structure becomes more textural (more ordered). Degree of structure uniformity f_q is considered not like traditional characteristic of the structure view, but like character index of unit elements distribution, containing all the structure, in the Euclidian space. Higher value of f_q corresponds to more uniform structure [8].

Because multifractal analysis considers distribution of some values in the geometrical medium, therefore, in our case, distribution of metal dislocation structure unit elements in plane was investigated. Photos of dislocations were approximated and by use of computer software main multifractal characteristics and strains (in case of monotonic tension) and number of cycles (in case of cyclic loading) dependencies were computed. Main multifractal characteristics are given in Table 2 and 3. Having these dependencies, it is possible to describe precisely regularities of dislocation structures evolution.

Table 2. Distribution of dislocation structures main multifractal characteristics at static loading

Multifractal characteristics	Strain ε, %				
	0	0.15	0.7	1.8	2.8
$D_0 = f_0$	1.75610	1.89970	1.84680	1.96760	1.99130
α_0	2.03800	2.30900	2.17180	2.15300	2.11430
$D_1 = f_1 = \alpha_1$	1.60980	1.47840	1.56080	1.79640	1.98530
D_2	1.53600	1.42890	1.50520	1.77200	1.95990
D_{100}	1.22110	1.09980	1.24600	1.47230	1.65690
α_{100}	1.20890	1.08880	1.23360	1.45760	1.64260
f_{100}	0.13370	0.18890	0.20310	0.12970	0.08850
$\Delta_{100} = D_1 - D_{100}$	0.38870	0.37860	0.31480	0.32410	0.32840

Table 3. Distribution of dislocation structures main multifractal characteristics at cyclic loading

Multifractal characteristics	Number of cycles N				
	0	460	1400	2800	4200
$D_0 = f_0$	1.75610	1.44070	1.75950	1.93220	1.98240
α_0	2.03800	1.48030	1.89460	2.06230	2.22390
$D_1 = f_1 = \alpha_1$	1.60980	1.41260	1.67020	1.84210	1.85240
D_2	1.53600	1.40230	1.62030	1.79380	1.79160
D_{100}	1.22110	1.32210	1.36850	1.47090	1.46490
α_{100}	1.20890	1.31080	1.35810	1.55540	1.45060
f_{100}	0.13370	0.19110	0.32740	0.02220	0.03430
$\Delta_{100} = D_1 - D_{100}$	0.38870	0.09050	0.30170	0.37120	0.38750

It was noted that there is no linear relationship between both uniformity characteristic f_{100} and strain (also number of cycles) as well as between texture characteristic Δ_{100} and strain (also number of cycles) (Fig. 1 and 2). But large correlation coefficients among D_{100} and strain ε (in case of monotonic tension $r = 0.97019$) as well as among D_{100} and the number of cycles N (in case of cyclic loading $r = 0.91567$) allow us to assume that quantitative structure characteristics obtained, precisely enough reflect formation of dislocation structure.

Small amount of dislocations was noticed in annealed specimens. At monotonic tension increase of a deformation results more uniform structure, but when the deformation reaches yield plateau and dislocation density clearly increases, this characteristic begin to decrease. The texturity of the structure, which decreases at the beginning, with increase of deformation stays stable.

Evolution of dislocation structure is going on in a similar manner at cyclic loading too. Growth of the number of loading cycles results more uniform structure, but when the certain number of cycles is achieved, this characteristics falls down. From this moment texturity of the structure starts to increase. The dislocation structure becomes more and more ordered.

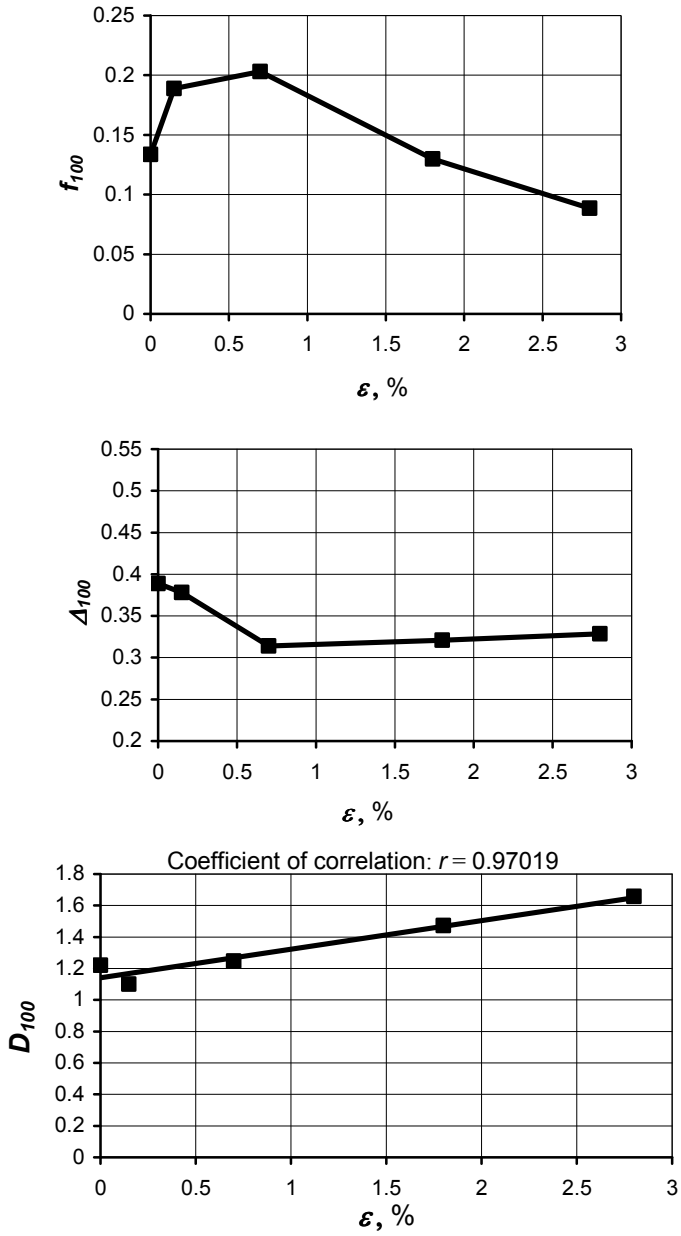


Figure 1. Dependance of low-carbon steel dislocation structures main multifractal characteristics on strain (in case of static loading)

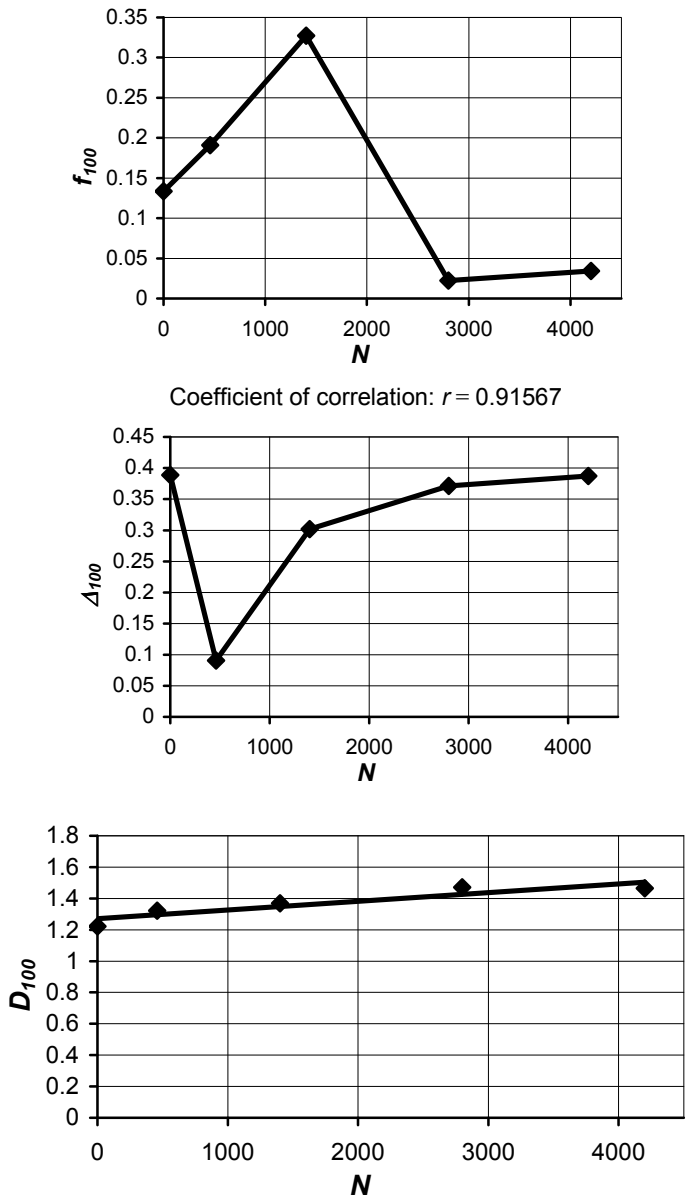


Figure 2. Dependance of low-carbon steel dislocation structures main multifractal characteristics on number of cycles (in case of cyclic loading)

Quantitative evolution of low-carbon steel dislocation structures, which were formed at monotonic and cyclic loading, revealed that dislocation structure evolution on the surface is identical at monotonic and cyclic deformation of the metal. Small differences, discovered as a result of this evolution by the multifractal parametrization method, may be explained by the different rate of deformation process.

3. CONCLUSIONS

1. New perspective methodology of fractal parametrization is applied to investigation of the relationship between material properties and their structure.
2. It is determined that evolution of dislocation structure in low-carbon steel specimens at both monotonic tension and cyclic deformation is similar, and

plastic deformation process at both loading modes in the metal surface layer is analogous.

REFERENCES

1. Mandelbrot, B.B. The Fractal Geometry of Nature. San Francisco, Freeman, 1983, 480 p.
2. Иванова В. С., Баланкин А. С., Бунин И. Ж., Оксогоев А. А. Синергетика и фракталы в материаловедении. Москва, Наука, 1994, 383 с.
3. Mecholsky J.J., Passoja D.E., Feinberg-Rigel K.S. Quantitative analysis of brittle fracture surfaces using fractal geometry. Journal of the American Ceramic Society, 1988, Vol.72, N.1, p. 60–65.
4. Stach S., Cybo J. Multifractal description of fracture morphology: theoretical basis. Materials Characterization. New York, Elsevier, 2003, Vol. 51, N. 1, p. 79–86.
5. Встовский Г. В., Колмаков А. Г., Бунин И. Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. Москва, Научно-издательский центр «Регулярная и хаотическая динамика», 2001, 116 с.
6. Vstovsky G. V., Kolmakov A. G., Terentjev V. F. Using multifractal information for quantitative evaluation of broken symmetries of materials structures. Materials Science (Medžiagotyra). Kaunas, Technologija, 1999, Vol. 9, N. 2, p. 62–65.
7. Vstovsky G. V. Transform information: A symmetry breaking measure. Foundations of Physics. New York, Springer, 1997, Vol. 27, N. 10, p. 1413–1444.
8. Hirth J.P. Some current topics in dislocation theory. Acta Materialia. New York, Elsevier, 2000, Vol. 48, p. 93–104.

ANTANAS CIUPLYS, Department of Manufacturing Technologies, Kaunas University of Technology, Kestucio str. 27, LT-44312 Kaunas, Lithuania; e-mail: antanas.ciuplys@ktu.lt

VYTAUTAS CIUPLYS, Department of Manufacturing Technologies, Kaunas University of Technology, Kestucio str. 27, LT-44312 Kaunas, Lithuania; e-mail: vytautas.ciuplys@ktu.lt

MODIFICARI ALE STRUCTURII DISLOCATIILOR IN STARATURILE SUPERFICIALE ALE METALELOR LA INCARCARI CICLICE SI MONOTONE

Rezumat: In acest articol au for crcetate modificarile structurii dislocatiilor in stratul superficial al unui otel cu putin carbon. Formarea structurii dislocatiilora fost cercetatautilizand noua perspective a parametrizarii multifractalice. Analiza multifractala considera distributia unor valori in mediul geometric, de aceea, a fost investigate distributia structurii dislocatiilor metalului in plan.Fotografiile dislocatiilor au fost aproximateprin utilizarea unui software specific. Au fost calculate dependetele principalelor caracteristici multifractalice de tensiuni (in cazul tensiunilor monotone) si numarul de cicluri (in cazul incarcarilor ciclice). Avand aceste dependenteeste posibil sa se descrie precis regularitatea evolutiei structurilor de dislocati Evolutia cantitativa a dislocatiilor otelului cu putin carbon a relevant ca evolutia structuii dislocatiilor pe suprafata este identical la deformarea ciclica sau monotona a metalului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EIS STUDY OF THE CORROSION BEHAVIOUR OF HSLA STEEL IN NATURAL SEAWATER

BY

D. MARECI*, MARIA LUNGU*, N. AELENEI*, JULIA CLAUDIA MIRZA ROSCA**

ABSTRACT. The possibilities offered by Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS) technique for studying the progress of corrosion in high-strength low alloys (HSLA) was investigate. Corrosion test were performed in aerated natural seawater (Atlantic Ocean, Gran Canaria). Impedance diagrams provide the value of charge transfer resistance (R_{ct}). For the corrosion rate determination based on the Stern-Geary equation, the parameter B or the Tafel slopes were obtained using DC tests (polarization curves). The values of I_{corr} are converted into weight loss values by applying Faraday's law. The linear progress of the attack with immersion time suggests a slight barrier effect of the corrosion products layer.
KEYWORDS: EIS, *HSLA steel, corrosion progress*

1.INTRODUCTION

The electrochemical methods have been shown in numerous studies to be an efficient and convincing tool for analyzing the corrosion behavior of metals. The DC polarization curves can show the potential region in witch passivity is effectively maintained and the AC impedance method is particularly useful for monitoring certain electrochemical changes as function of time, as it is a non-destructive electrochemical technique. During the last three decades, the Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS) has proved to be advantageous for characterization of the various oxide films on the metal surface. This technique requires minimal invasive procedures; neither the oxidation nor the reduction was forced to take place in the open circuit mode. From the EIS data it can be obtained information about the passive film dissolution (rate, control factors) and the passive film characteristics (film thickness, dielectric constant, diffusion coefficient of the diffusing species etc.).

In the electrochemical estimation the polarization data are converted into instantaneous corrosion current (I_{corr}) by means of the well-known Stern-Geary equation [1, 2]:

$$I_{corr} = \frac{b_a b_c}{2{,}3R_p\left(b_a + b_c\right)} = \frac{B}{R_p} \qquad (1)$$

where R_p is the polarization resistance, which is defined by:

$$R_p = \left(\frac{\Delta E}{\Delta I}\right)_{\Delta E \to 0} \qquad (2)$$

b_a and b_c are the Tafel slopes for the partial anodic and cathodic processes, respectively, and B is a constant.

The values defined by equation (2) does not always coincide with the charge transfer resistance, R_{ct}, which is the parameter directly related with the corrosion rate and which needs to be inserted in equation (1) according to the theoretical basis of this equation. It should be noted that R_p is a measure of overall resistance, which, besides the effect of R_{ct} may also include other possible effects such as mass transport and ohmic resistances (e.g. due to the formation of solid phases barriers). For this reason R_{ct} refers more exactly to the kinetics of the corrosion reaction.

Impedance diagrams provide the value of R_{ct}. For the corrosion rate determination based on the Stern-Geary equation it is necessary to know the values for parameter B or the Tafel slopes. These values can be obtained using DC tests (polarization curves).

In the present work the corrosion behaviour of steel in natural seawater was investigated both by EIS and polarization curves. Maintaining the solution in repose serves to simulate the stagnant conditions of the corrosive medium, which are common in practice [3, 4].

The values of I_{corr} are converted into weight loss values by applying Faraday's law.

2. EXPERIMENTAL

As working electrode was used a low-alloyed steel with an area of 0.7 cm^2. The alloy composition is given in table 1.

Table 1. The composition of the used steel sample

Composition[a] (% wt)								
C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr
0.170	0.220	0.750	0.025	0.011	0.005	0.020	0.020	0.050

The corrosion medium was natural aerated seawater, collected from Atlantic Ocean in Las Palmas de Gran Canaria Coast containing in g/l: chloride 35.7; sulphate 2.55; sodium 10.6; sulphur 0.75 and other components in very low concentration. The pH was 7.8. The working electrodes processed in cylindrical shape and mounted in a tetrafluoroethylene support, presents a one-dimensional circular area surface exposed to corrosion. Before experimental measurements the samples have been mechanically polished with abrasive SiC paper up to a granulation number of 2500, cleaned in ethyl alcohol and preserved in distilled water.

Microstructural characterisation

In order to study the microstructure of the carbon steel its surface was chemically treated in agreement with standard procedures. In this case, the chemical attack was realized with a (HNO_3) solution [5]. The treated surfaces were examined by an optical microscope OLIMPUS PME 3- ADL.

Electrochemical measurements

Electrochemical measurements were carried out at 25^0C. All the electrochemical measurements were performed with a PAR 263 A potentiostat connected with a PAR 5210 lock-in amplifier. The acquisition and data analysis were realized with PowerCorr software for polarization curve measurements and ZSimWin software for impedance measurements. A saturated calomel electrode (SCE) was used as reference and platinum as auxiliary electrode.

The polarization resistance (R_p) was calculated from the linear polarisation curve, registered with 0.166 mV/s scanning rate in a potential domain of ± 10 mV around open circuit potential (E_{OC}). The Tafel slopes were evaluated from the polarization curves obtained with 0.5 mV/s potential scan rate on the potential interval of ± 150 mV vs. E_{OC}.

Electrochemical impedance spectroscopy (EIS) measurements were carried out at open circuit potential in aerated solutions. All spectra were recorded in the 10^{-1} Hz to 10^5 Hz frequency range. The applied alternating potential signal had 10 mV amplitude. The tests were normally repeated two or three times, checking that they presented reasonable reproducibility.

In the electrochemical estimations of corrosion the I_{corr} (□A/cm^2) values obtained from R_p and R_{ct} have been converted into corrosion rates (v_{corr}) by means Faraday's law and these corrosion rates have been converted into weight loss M by integration:

$$M = \int v_{corr} dt \qquad (3)$$

Taking into account equation (1) this results in

$$M = \frac{AB}{nF} \int \frac{dt}{R_{ct}} \qquad (4)$$

were A = atomic weight of the metal, n = number of electrons exchanged, F = Faraday's constant (96485 C). The integral in equation (4) was determined graphically.

3. Results and Discussions

The microstructure of the carbon steel after chemical attack is shown in Figure1.

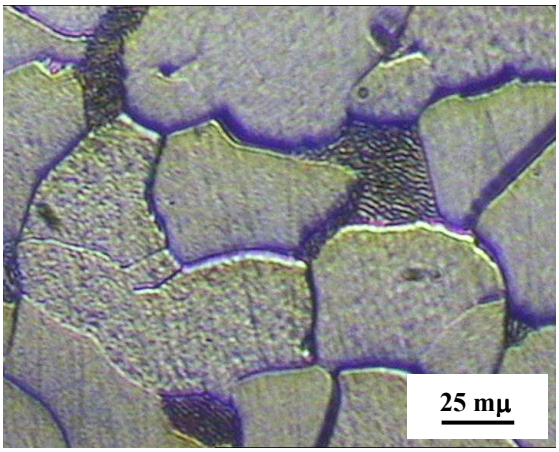


Figure 1. Microstructures of low-alloyed steel

This figure indicates a hypoeutectoide structure; the light colour parts represents the ferrite iron (alpha iron) while the dark portions represents the pearlite (88% ferrite, 12% cementite), a lamellar structure of alpha ferrite and cementite.

Figure 2 shows the polarization curves of used steel after 1 and 14 days of immersion in natural seawater.

The Tafel slopes (b_a and b_c) were calculated by fitting the theoretical polarization curve with the experimental polarization curve registered in the potential range of ± 150 mV vs. E_{OC} by the use of a PowerCorr software. Table 2 presents the average values of these parameters. This table shows that the Tafel slopes, b_a and b_c did not vary greatly with the exposure time to the aerated natural seawater. From the Tafel slopes, B values of close to 0.025 V have been obtained for this low-alloyed steel.

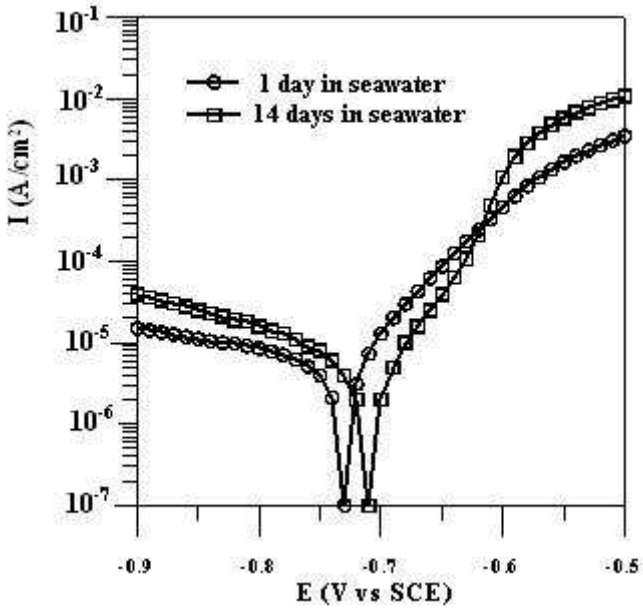


Figure 2. Polarization curves for low-alloyed steel after 1 and 14 days of immersion in natural seawater

Table 2. Values of Tafel parameters and B deduced from polarization measurements

b_a (mV/dec)	b_c (mV/dec)	B (mV)
After 1 day of exposure to natural seawater		
70	210	23
After 14 days of exposure to natural seawater		
80	190	24

The experimental impedance data obtained at E_{OC} with the samples at different intervals of immersion time in natural seawater are presented as Bode plots in Figures 3 and 4.

All spectra point out that in the higher frequency region, log Zmod are constant with a phase angle values near 0^0 at high frequency. This is a typical response for the resistive behaviour and corresponds to the solution resistance, $R_{sol.}$.

In the medium frequency range, a linear relationship between log Zmod and log frequency is observed for all the tests, but with different slopes (always less than –1) and maximum phase angle less than -90^0 which means that the film has not a fully

capacitive character. These features can be attributed to the charge transfer associated with the effect of ionic double layer capacitance. In the low frequency domain, the time constant is caused most probably by a mass transport process in the film.

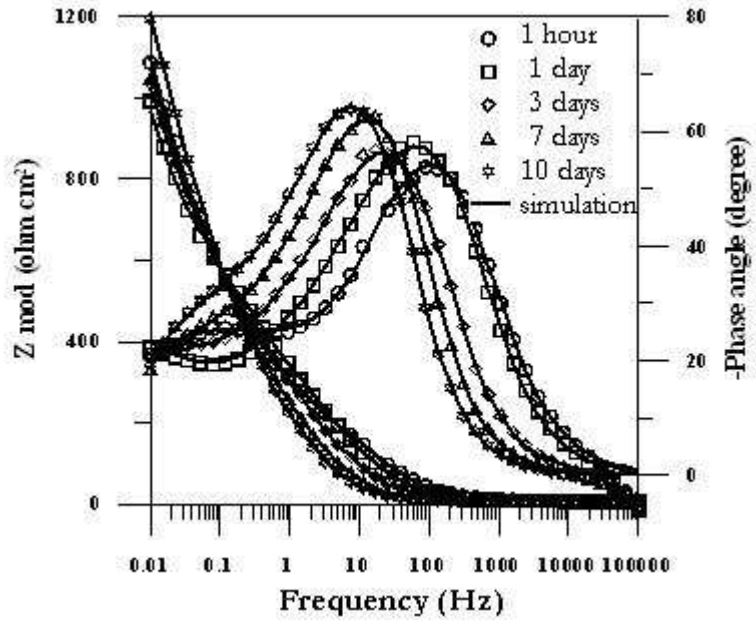


Figure 3. Bode plots for studied steel immersed for different time in natural seawater

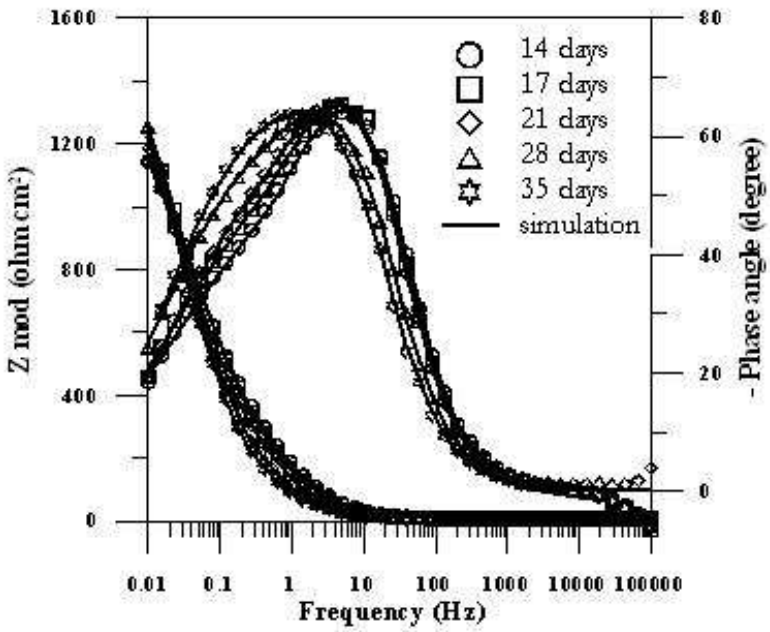


Figure 4. Bode plots for studied steel maintained different time periods in natural seawater

For the interpretation of the electrochemical behaviour of a system from EIS spectra, an appropriate physical model of the electrochemical reactions occurring on the electrodes is necessary. The data shows a good fitting to the transfer function of the equivalent circuit presented in Figure 5, the error being smaller than 5%.

Instead of pure capacitors, constant phase elements (CPE) were introduced in the fitting procedure to obtain good agreement between the simulated and

experimental data. The impedance of CPE is defined as $Z_{CPE} = \frac{1}{Q(j\omega)^n}$ where Q is a proper combination of elements of the circuit that cannot be separated in the electrochemical system, related mainly on surface inhomogenities and mass transport in solid phase; n is related to the slope of the lgZ vs lgf Bode–plots; ω is the angular frequency and j is imaginary number ($j^2 = -1$).¨n¨ ranges from –1 to +1.When the value of n is equal to -1, the CPE presents inductance characteristics; if n is equal to 0, CPE represents a resistance; for n equal to 0.5, CPE is associated to diffusion process and for n equal to 1, CPE represents a capacitor [6].

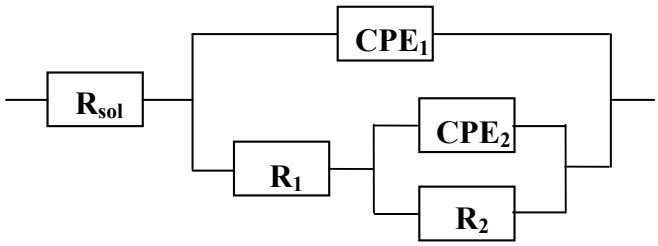


Figure 5. Equivalent circuit (EC) used in the generation of simulated data

The EC contain two R-CPE elements in parallel. Other combinations of resistances and capacitances were tried to model the corrosion of carbon steel to natural seawater but none of these were found to give a satisfactory fit. The impedance data for carbon steel after different exposure times (days) in the natural seawater were fitted with the EC presented in Fig. 5 and the resultant parameters are given in Table 3.

In the Fig. 3 and 4, the experimental data are shown as individual points, while the theoretical spectra resulting from the fits to a relevant EC model are shown as lines.

The physical meaning given to the circuit is the association of the film/electrolyte interface (R_1CPE_1) with the diffusion process (R_2CPE_2); R_2 is the diffusion resistance of current carries in the film. The time constant at high frequencies is originated from the R_1CPE_1 combination while the one at low frequencies initiated from the R_2CPE_2 combination. R_1 representing the charge transfer resistance and CPE_1 the double layer capacitance, as shown by the high value of the n_1 exponent [7-9].

Table 3. Impedance parameters of low-alloyed steel in aerated natural seawater at open circuit potential

	R_1 (Ω cm^2)	CPE_1 (S cm^{-2} s^n)	n_1	R_2 (Ω cm^2)	CPE_1 (S cm^{-2} s^n)	n_2	R_p (Ω cm^2)	
							EIS	Linear polarization
After 1 hour	176	1.2 10^{-4}	0.82	2246	2.3 10^{-3}	0.44	2422	-
After 1 day	112	1.5 10^{-4}	0.84	2107	2.2 10^{-3}	0.44	2219	2150
After 3 days	93	2.2 10^{-4}	0.88	2060	2.1 10^{-3}	0.44	2153	-
After 7 days	160	3.4 10^{-4}	0.93	1893	2.3 10^{-3}	0.43	2053	-

	R_1 (Ω cm^2)	CPE_1 (S cm^{-2} s^n)	n_1	R_2 (Ω cm^2)	CPE_1 (S cm^{-2} s^n)	n_2	R_p (Ω cm^2)	
							EIS	Linear polarization
After 10 days	235	5 10^{-4}	0.93	1729	2.2 10^{-3}	0.53	1964	-
After 14 days	233	7.1 10^{-4}	0.93	1482	2.1 10^{-3}	0.56	1715	1780
After 17 deys	226	8.3 10^{-4}	0.93	1570	2.1 10^{-3}	0.58	1796	-
After 21 days	222	1 10^{-3}	0.92	1451	2.1 10^{-3}	0.58	1673	-
After 28 days	230	1.5 10^{-3}	0.90	1440	1.9 10^{-3}	0.58	1670	-
After 35 days	220	2 10^{-3}	0.88	1510	1.8 10^{-3}	0.58	1730	-

The R_{sol} equal to 10 ± 3 Ω, practically does not vary with immersion time and was not inserted in Table 3.

The natural seawater favours the formation of the corrosion product layer. A mass transport mechanism intervenes in the system formed by the corrosive medium/corrosion products/metal [10]. In this case the corrosion process can depend totally or partially on diffusion through this layer.

The polarization resistance, R_p, is equal to the sum of R_{ct} (R_1) and the diffusion resistance, R_2 [11]. The polarization resistances obtained from the polarization curves are in agreement with the polarization resistance obtained from EIS.

The serie of R_{ct} values has been used to calculate the data that has served to construct the corrosion progress curves in Figure 6.

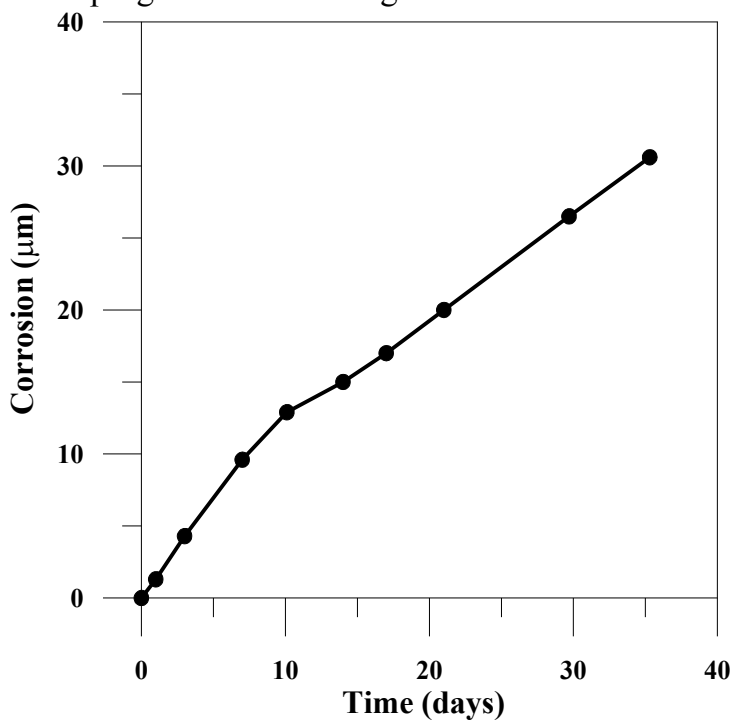


Figure 6. Electrochemically estimated curve of progress of attack as a function of exposure time to the aerated natural seawater for low-alloyed steel

The progress of the attack, (see Fig. 6), obtained from the electrochemical estimations, facilitate the quantitative analysis of the effect of time on the deterioration of the studied steel. During the first 10 days of immersion the corrosion rate is practically constant. This suggests a slight barrier effect of the corrosion products layer. Up to 10 days the attack continued to progress almost linearly but the slope of the curve of progress corrosion decreases possibly due to the decrease in the porosity of the corrosion products layer.

4. Conclusions

EIS measurements are use for studying the progress of corrosion of high-strength low alloys (HSLA) in aerated natural seawater. The application of this technique has revealed that the corrosion of the HSLA progresses is almost uniform during 35 days of exposure to the aerated natural seawater, despite the growth of corrosion products layer on the metallic surface. The linear progress of the attack with immersion time suggests a slight barrier effect of the corrosion products layer.

Received, March, 2007

**„Gh. Asachi"Technical University of Iasi,*
*** Las Palmas de Gran CanariaUniversity,*
Chemical Engineering Departament,
35017, Las Palmas de Gran Canaria, Spain

REFERENCES

1. M. Stern, A.L Geary., *J. Electrochem. Soc.*, **104,** 56 (1957).
2. M. Stern, A.L Geary., J. *Electrochem. Soc.*, **105,** 638 (1958).
3. E. Almeida, M. Morcillo, *Surf. Coat. Technol.*, **124**, 169 (2000).
4. V. Barranco, S. Feliu Jr., S. Feliu, *Corros. Sci.* **46**, 2203 (2004).
5. Geru N., Bane M., Gurgu C., Cosmeleata G., Marin M., Analiza structurii materialelor metalice, , E.T. Bucuresti, 1991.
6. J.Pan, C.Leygraf, D.Thierry,M.Ektessabi, *J.Biom.Mater.Res.*, **35**, 309 (1997).
7. T.P. Moffat, R.M. Latanision, *J. Electrochem. Soc.* **139**, 1869 (1992).
8. S. Haupt, H.H. Strehblow, *Corros. Sci.*, **29**, 163 (1989).
9. E.B. Castro, J.R. Vilche, *Electrochim. Acta,* **38**, 1567 (1993).
10. K. Jutter, W.J. Lorenz, M.W. Kendig, F. Mansfeld*, J. Electrochem. Soc.*, **135**, 332 (1988).
11. J.R. Scully, *Corrosio*n, 56, 199 (2000).

UTILIZAREA SPECTROSCOPIEI ELECTROCHIMICE DE IMPEDANTA (EIS) IN COMPORTAMENTUL LA COROZIUNE A UNUI OTEL SLAB ALIAT IN APA DE MARE

Rezumat: Spectroscopia Electrochimica de Impedanta ofera posibilitatea studierii evolutiei coroziunii in timp pentru otelurile slab aliate. Testele de coroziune au fost realizate in apa de mare aerata (Oceanul Atlantic, Gran Canaria). Din diagramele de impedanta se obtin valorile pentru rezistenta la transferul de sarcina (R_{ct}). La stabilirea vitezei de coroziune utilizand ecuatia Stern-Geary, parametrul B sau pantele Tafel au fost obtinute folosind teste in curent continuu (DC), adica curbe de polarizare. Valoarea curentului de coroziune I_{corr}, a fost transformata in pierdere de masa aplicand legea lui Faraday. Variatia liniara a coroziunii in timp sugereaza o bariera slaba a produsilor de coroziune formati pe suprafata materialului metalic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE COMPARATIVE STUDY OF THE DIFFUSION LAYERS TO THE SILICONIZED STEELS

BY

ZOLTAN MARKOS

Abstract: *At the siliconizing thermochemical treatments for steels, the treatment method has big influence on layers morphology and quality. After a long period of theoretical and experimental research, we can present some considerate concerning to the diffusion layer structure and properties. The paper presented some advantages and disadvantages of siliconizing technologies in powder and gas mediums.*
Keywords: *thermochemical treatment, siliconizing in gas and powder medium, steels*

1. Theoretical aspects

The siliconizing thermochemical treatment is a very complex process. The main factors which affect the compactness and the hardness in the diffusion layer could be, on the on hand, the technological factors (silicon potential, temperature, work conditions etc.), and on the other hand the percentage of carbon of the treated steel.

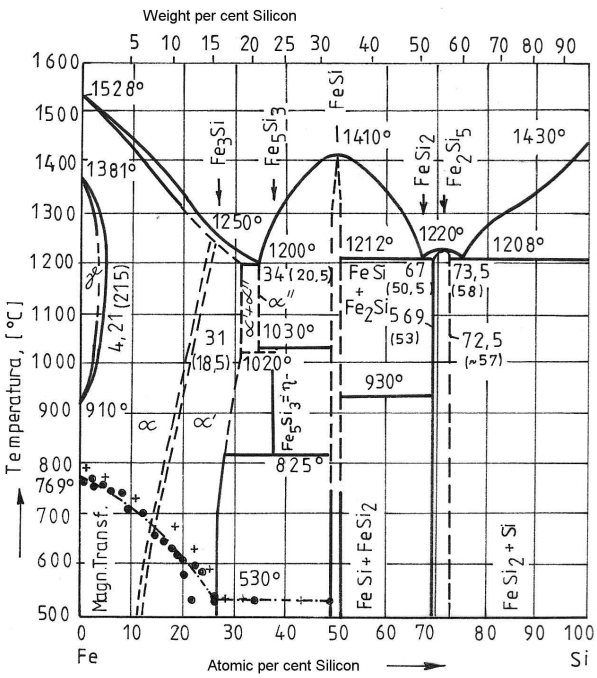


Fig.1. *The Fe-Si phase diagram*

The siliconizing can be made in different mediums, such as liquid, solid or gas. Because of the high working temperatures (between 950…1150°C), the experiments in liquid medium (melted salts) didn't had the adequate results and have been stopped. This way, the experiments have been made in gas and powder mediums.

The siliconizing aiming the obtaining of a diffusion layer enriched with 6….14% Si at the surfaces of the samples. The siliconized layer gives an important resistance at oxidation and in acid mediums, both at normal and high

temperatures. The siliconized pieses could the way to substitute the high silicon alloyed casting pieces, which have a high brittleness and poor workability.

The siliconized layer structure contains silicon alloyed ferrite. Studied the Fe-Si phase diagram (Fig.1.), it can be observed that the Ferrite solves a quantity of about 11…12 at.% Si (up to this concentration, the silicon atoms presents a disorder statistical repartition). At higher silicon rates, the atoms have regular positions in the net and this way a similar chemical compounds structure is formed. The iron silicate (Fe_3Si, Fe_5Si_8, FeSi, Fe_2Si,…) are very high hardness constituents.

Because of carbon presents, the silicon alloyed cementite with chemical formula $Fe_{5,55}CSi_{1,12}$ or Fe_4CSi and Fe_6CSi appears in the structure. In conclusion, the siliconized layer hardness varies between very large limits (217….700μHV) and depends on both steel carbon rates and treatment medium silicon potential.

2. The siliconizing in gas medium

The siliconizing in gas medium assure an saturation in Si with high speed, uniform and compact diffusion layer and the sample surface remain clean and without adherences.

At the siliconizing at low pressures, the active gas was $SiCl_4$. The pressure were 10^{-2} torr and for the delusion of $SiCl_4$ an active (H_2) or an inert gas (Ar) is used. In the Fig.2. is presented the microstructure of a siliconized steel (OLC45 STAS 880-80) at 1100°C, for 50 minutes on a mixture of $SiCl_4$ and H_2.

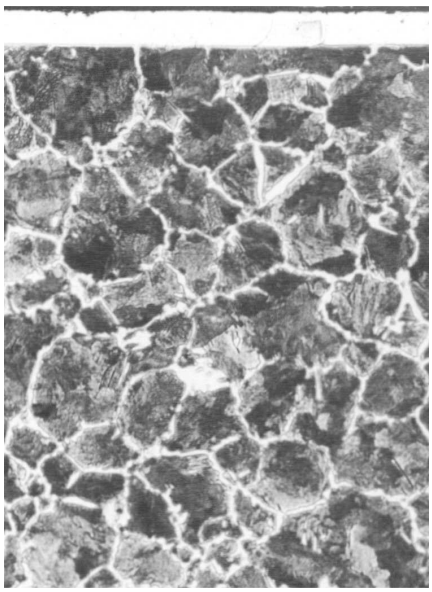


Fig.2. *The microstructure of the siliconized steel al low pressure in gas medium*

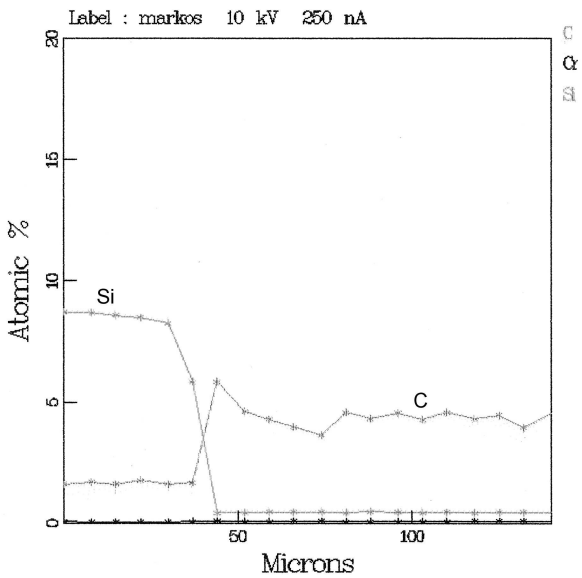


Fig.3. *The Si and C distribution after the electron probe microanalysis*

An increased saturation speed was obtained (the thickness of layer is 40μm) and the layer is compact and adherent. At treatments made in gas at low pressures, the sample's surface remains clean even for treatments made at high

temperatures. After the electron probe microanalysis an uniform distribution of the Si on the diffusion layer can be observed.

3. The siliconizing in powder medium

The siliconizing in powder mediums technologies, in closed boxes, represent simple methods, easy to apply in any treatment workshops. By choosing adequate parameters, the diffusion layer is compact and adherent.

Having in view the obtaining of treatment medium the ferro-silicon (containing 50….70% Si) with a granulation of about 0,06….0,3 mm is used. The most adequate complementary material is alumina (Al_2O_3), which assure the adherence decrease and its rate is about 25…30%. The activator used substance is NH_4Cl, and its rate must be of about 2…3% in the siliconizing mixture. A very high importance belongs to the siliconizing box tightening. For the lead tightening paste based on soda waterglass can be used, but the most utilized method is the welding of the lead.

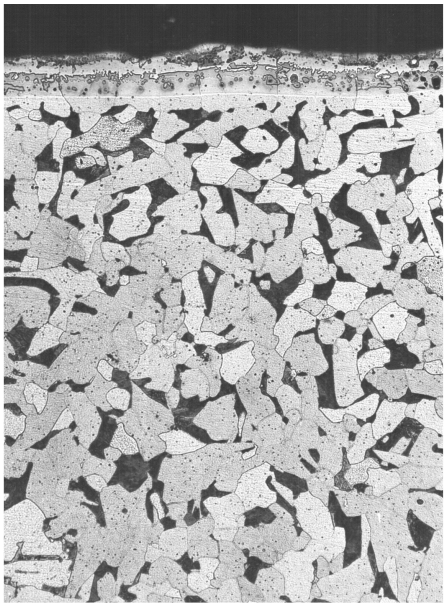


Fig.4. *The microstructure of the siliconized steel in powder medium whit paste*

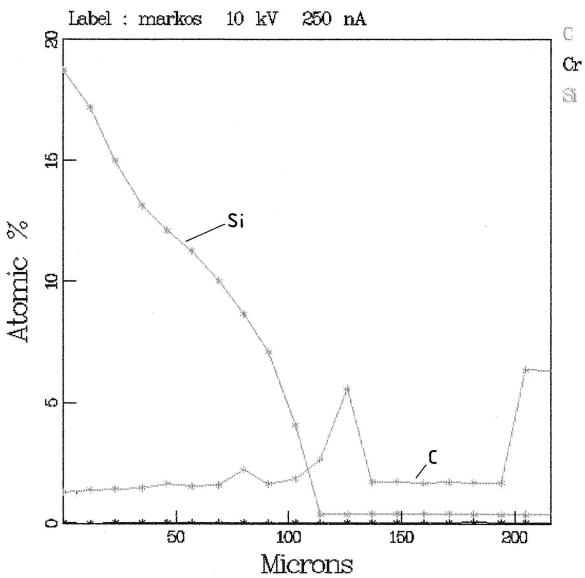


Fig.5. *The Si and C distribution after the electron probe microanalysis*

The process temperature has an important influence on the diffusion speed and on the diffusion layer compactness. In the case of the treatment made at 1050….1100°C, the diffusion velocity is high (approx. 0,1 mm/hour), but the diffusion layer presents porosity and at the sample surface the adherences appear. At lower temperatures the diffusion speed is smaller, but the surface is cleaner. For obtaining of an uniform thickness layer, a siliconizing in paste can be used.

Fig.4. shows the microstructure of an improving steel which contain 0,15% C (OLC 15 – STAS 880-80) after a treatment at 950°C for 6 hours and Fig.5. shows the results of the electron probe microanalysis. The diffusion layer presents porosity and adherences.

4. Conclusions

For choosing the adequate siliconizing technology, the technical conditions in the treatment department have been taken into consideration.

The siliconizing in gas mediums at low pressures assure the obtaining of very good results and a very easy control of work parameters. The diffusion speed is high and the layer is compact and adherent. In the same time, the method reclaim very expensive and complex equipment.

The siliconizing in paste presents a simple method which can be made in any treatment department. The obtained results depend on the siliconizing box tightening. The treatment made at low temperatures (950…1000°C) assures a compact diffusion layer, the samples surfaces are relative clean, but the diffusion speed is bit low. At higher temperatures (1050…1100°C), the siliconizing speed increase, but the layer porosity is higher and the surface present adherences.

REFERENCES

1. Bradley, B., Jellinek, M.: Production of silicon metal from dichlorsilane – Patent no.3824121/16.08.174. USA
2. Markos, Z., Florea, R.: Influence du procédé de chauffage sur les résultats du traitment d'enrichisse-ment de silicium - Bulletin of the University of Braşov, Vol. XXXI. Part.II. 1989.
3. Markos, Z., Banciu, R.: Research regarding the treatment temperature for steel siliconizing - Romanian Journal of Engineering, University "Ovidius" of Constanta, 1999.

Zoltan MARKOS - ***TRANSILVANIA*** University of Braşov
Department of Materials Engineering and Welding – Bul. Eroilor nr.29. – 500036 Brasov
e-mail: z.markos@unitbv.ro

STUDIU COMPARATIV AL STRATURILOR DE DIFUZIE LA OȚELURILE SILICIZATE

Rezumat: La tratamentul termochimic de silicizare a oțelurilor, tehnologia utilizată are o influență hotărâtoare asupra morfologiei şi calității stratului de difuzie. In urma unor studii teoretice şi practice îndelungate, autorul prezintă unele considerații cu privire la structura şi proprietățile straturilor de difuzie obținute la silicizarea în medii gazoase şi pulverulente.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH CONCERNING THE INFLUENCE OF STRUCTURE ON THE EROSION OF IRON GRAY

BY

LARISA ISTRATE, DAN GELU GALUŞCĂ, BOGDAN CIOBANU

Abstract : *This paper presents some theoretical and experimental aspects concerning the influence of iron gray structure on complex erosion phenomenon. Great attention must be paid to the copy method of the erosion phenomenon, which should be similar to what is encountered in practice of using hydraulic machines and installations.*

In this direction, the erosion process of the adjustment parts is very similar to the one made by modelling installations with rotary disc and liquid jet.

Keywords: *erosion, cavitation, iron gray*

1. Introduction

The "erosion" phenomenon is known in the modern engineering as the "Cancer of hydraulic machines and adjustment parts"[1]. In the case of complex erosion, the systematic analysis of the response of materials to the cavity attack is possible only in conditions found in research labs, with the help of devices and installations which permit the generation and production of an erosion phenomenon with desired intensity and which can be controlled and maintained at the same parameters for a long time.

Conventionally, the working liquid is water at a different temperature and pressure from atmospheric values. Other liquids can be utilized as well, with variable temperatures and pressures [4].Choosing the experimental method based upon rotary disc and liquid jet is justified by a number of economic advantages, such as: relative short period of test, easy adjustment of hidro-dynamic parameters, low cost

2. Material and methods

The lab tests were made on a sequence of specimens, tested as to their response to the impact with hydraulic jet (with or without emery material). The specimens were made of Fc 250 and Fgn 500-7, through frontal smoothing, processed as sector-like form of circular crown with internal diameter congruous with the circle from the sample disc and with a central hole which allowed the fastening with a screw to the rotary disc.

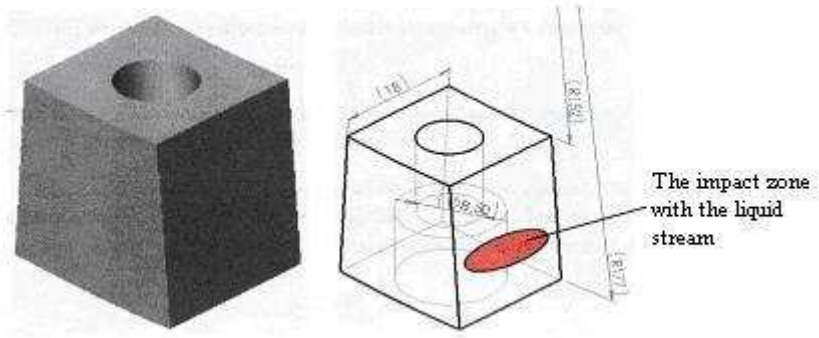


Fig.1. The form of the specimens distinguishing the surface on which places the impact.

The erosion tests were made in water with temperature of 20±°C. All four specimens, with different grades of roughness Ra (6,3 şi 12,5 μm) were tested for 32 hours, after which they were submitted to a precise process of cleaning and weighing on an analytical balance with a precision of ±0,0001 mg. The pressure in the working chamber, measured at the mounting level of samples on the immersed disc, was kept constant during the experiment, and was recorded during the testing on a tape recording device.

Table1. Chemical composition and main mechanical properties of utilized iron casts

Material	Stas	şarja	CHEMICAL ANALYSIS										
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Mg	Ni	Sc	Ce	C+Si
Fc250	SREN 1561/99	30/1/F	3,35	1,99	0,80	0,250	0,095	0,072	-	0,048	0,942	4,070	5,330
Fgn 500 - 7	SR EN 1563/99	33/1/F	3,87	2,47	0,36	0,057	0,011	-	0,076		1,112	4,703	

Material	Stas	şarja	MECHANICAL TESTS			
			Rm	HB	A_5	R_{po2}
Fc250	SREN1563/99	30/1/F	271	226	-	-
Fgn 500 - 7	SR EN1563/99	33/1/F	561	226	12,4	376

The samples were examined with the NEOPHOT optical microscope, which is in the possession of "Robinete Industriale " factory from Bacau. They were prepared through smoothing and attacked with Nital 5%. The installation designed for studying the influence of structure on complex erosion phenomenon (impact, cavity, cavity-abrasive, and through hydro-abrasive effect) and carried out in the "Fluid Mechanics, Machines and hydraulic and pneumatic drives" lab from the Technical University „Ghe. Asachi" Iaşi is of rotary disc installation and sunk fluid jet type (the capacity provided by the injector is smaller than peak capacity which can be drained by the installation) [3].

3. Results and discussions

To mark out the influence of quality parameters of structure on the cavity-abrasive wear and tear process for chosen materials were utilized the following characteristic measures [2]:

- weight loss ΔG of specimens, through cavity-abrasive wear and tear for a t time imposed for testing. The value of weight loss was determined through weighing on an analytical balance before and after the cavity-abrasive wear and tear process, for preset periods of time.
- volume loss ΔV of specimens, congruous to a imposed testing time t and to a given roughness. R_{ai} was determined taking into consideration the specific weight of material from which the specimen is built and which is a constant:

$$\gamma = 7.2 \text{ g/cm}^3 \tag{1}$$

- average depth penetration MDPR, determined by the rapport between total volume loss ΔV_t (congruous to total testing time) and surface A of the specimen :

$$MDPR = \Delta V_t / A \tag{2}$$

The foundation of determining average depth penetration is the hypothesis that the material lost through cavity-abrasive wear and tear is quasi-uniform distributed.

- speed of erosion ν, representing the decreasing speed of specimen`s volume in a supposed period of time and defined as a tangent of the angle between direction of tangent to the dependence curve $\Delta V = f(t)$, in the point congruous to supposed testing time t, and abscissa:

$$\nu = d(\Delta V)/dt \tag{3}$$

The experimental results concerning weight loss, average depth penetration, values of roughness between and after wear and tear test, as well as erosion speed, are given in the following tables [5].

Table2. Weight loss for 1= 40 mm

Epruveta	Condiții de testare l[mm]	m_i [g]	m_f [g]	Δ_G [mg]	R_{ai} [μm]	R_{af} [μm]	Fig.
E_1 (Fgn 500-7)	40	46.47019	46.21014	260.05	6.3	14.7	g
E_2(Fgn 500 -7)	40	46.51000	46.06037	449.63	12.5	15.9	h
E_3 (Fc250)	40	45.53023	44.73058	799.65	6.3	-	-
E_4 (Fc250)	40	46.94032	46.50053	439.79	12.5	18.7	d

Table3. Weight loss for 1= 60 mm

Epruveta	Testing conditions l[mm]	m_i [g]	m_f [g]	Δ_G [mg]	R_{ai} [μm]	R_{af} [μm]	Fig.
E_1 (Fgn 500-7)	60	47.17056	47.03033	140.23	6.3	14.4	a
E_2(Fgn 500 -7)	60	46.88031	46.75037	129.94	12.5	19	b
E_3 (Fc250)	60	47.53022	47.39051	139.71	6.3	15.1	c
E_4 (Fc250)	60	46.49079	46.34021	150.58	12.5	17.3	i

Table4. Weight loss for 1= 80 mm

Epruveta	Testing conditions l[mm]	m_i [g]	m_f [g]	Δ_G [mg]	R_{ai} [μm]	R_{af} [μm]	Fig.
E_1(Fgn 500-7)	80	46.46012	46.39025	69.87	6.3	27.6	j
E_2(Fgn 500 7)	80	46.73042	46.63064	99.78	12.5	25.3	k
E_3 (Fc250)	80	47.96020	47.87034	89.86	6.3	20.8	l
E_4 (Fc250)	80	48.22032	48.08058	139.75	12.5	19.9	f

Analyzing the values of top wear and tear speeds and MDPR in accordance with tables 5 and 6, one observes that they increase at the same time with roughness increase.

Table 5. Average depth of penetration MDPR

Epruveta	Testing conditions l[mm]	MDPR [mm]
E_1 (Fgn 500-7)	40	0.08026
E_2 (Fgn 500-7)		0.13877
E_3 (Fc250)		0.24680
E_4 (Fc250)		0.13573
E_1 (Fgn 500-7)	60	0.04328
E_2 (Fgn 500 -7)		0.04010
E_3 (Fc250)		0.04312
E_4 (Fc250)		0.04647
E_1 (Fgn 500-7)	80	0.02156
E_2 (Fgn 500 -7)		0.03079
E_3 (Fc250)		0.02773
E_4 (Fc250)		0.04312

Tabel 6.Erosion speed ν [5].

Epruveta	Testing conditions l[mm]	ν [mm³/h]	Testing conditions l[mm]	ν [mm³/h]	Testing conditions l[mm]	ν [mm³/h]
E_1 (Fgn 500-7)	40	1.12868	60	0.60863	80	0.30325
E_2 (Fgn 500 -7)		1.95151		0.56397		0.43307
E_3 (Fc250)		3.47070		0.60637		0.39001
E_4 (Fc250)		1.90880		0.65355		0.60650

Through analysis of obtained experimental data, it was observed that cavity-roughness depends not only on mechanical properties of erosion of the material but also on the status of superficial layer. The final status of superficial layer in relationship with roughness parameter, structure and even nature and depth of internal stress can have a critical role on cavity-roughness [3].

This kind of response from material can be in conjunction with the type of liquid washing of the specimens, produced in the presence of surface micro-irregularities. In the sector with small roughness, the wear and tear develops slower and with their growth, increases fast both the wear and tear and resistance to motion.

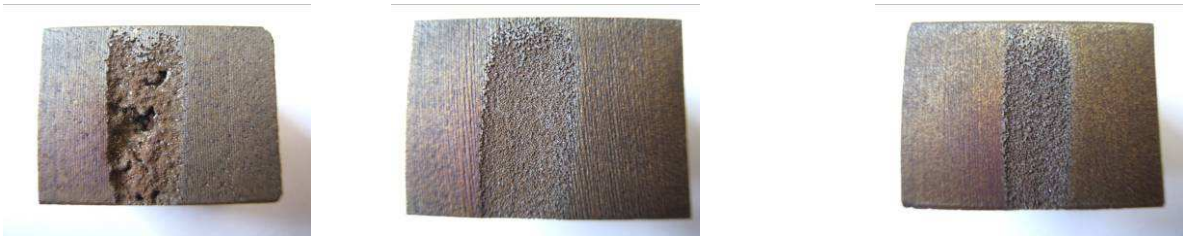
Looking at the aspect of wear and tear, it presents itself as craters at the level of active surface of the sample with a closed and irregular profile. The cavity-wear and tear develops in size and depth with the increased time of exposure to erosion.

In case of smaller testing times, cavity-wear and tear presents itself as pinches spreaded on a small depth which doesn`t exceed 1mm. At the same time is pointed out the existence of more than one front of advancing wear and tear. In case of small roughness, Ra = 6,3 one observes an intergranular penetration of cavity-wear and tear and which is more developed in areas with intercrystalline deficiencies.

The wear and tear, penetrating in this way the material, produces the dislocation of metallic granules. From a quantitative viewpoint, the cavity-wear and tear depends on the time of exposure to the cavity.

Concerning the effect of the distance between injector nozzle and the surface of specimen on which the impact takes place, one observes an acceleration of the material discarding phenomenon at the same time with a decrease of distance 1 from 80 to 60 mm[2].

With a further decrease of distance up to 40 mm, although we recorded an increase of the wear and tear process, it wasn’t so obvious as in the precedent case.



a b c

Fig2. Aspect of specimen wear and tear from Fgn 500-7 in a) l = 40mm; b) l = 60 mm; l = 80 mm; Ra_i = 6,3 mm; testing time t = 32 ore

a b c

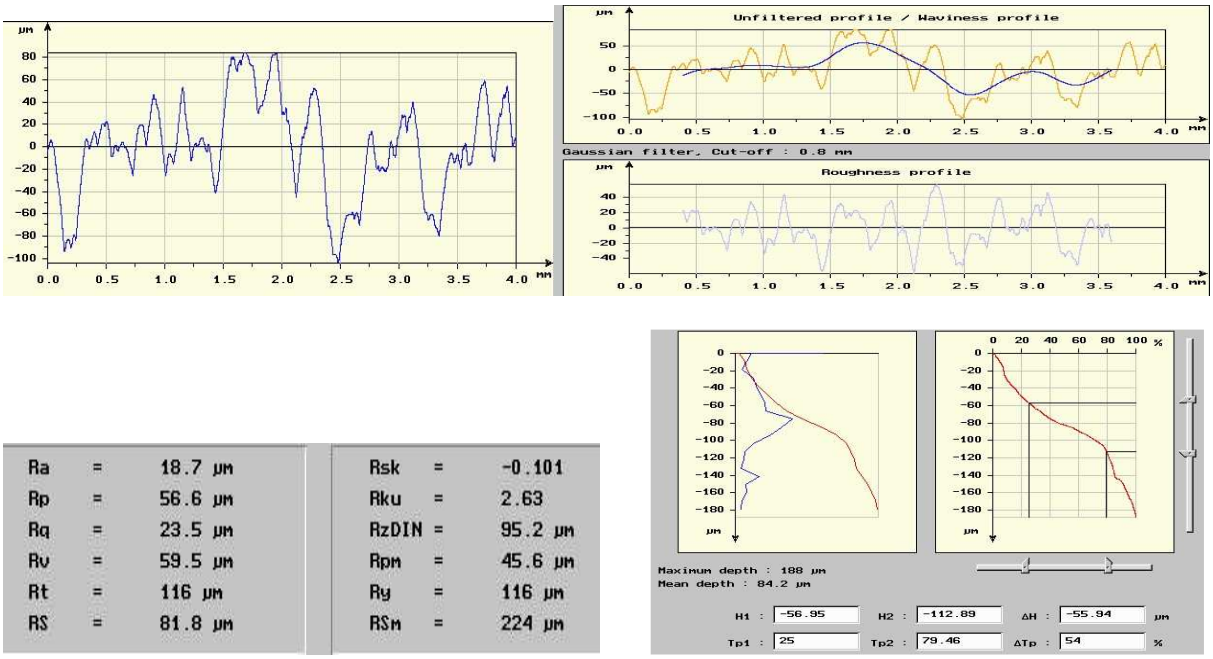
Fig3. Aspect of specimen wear and tear from Fgn 500-7 in: a) l = 40mm; b) l = 60 mm; l = 80 mm; Ra_i = 12,5 mm; testing time t = 32 ore

a b c

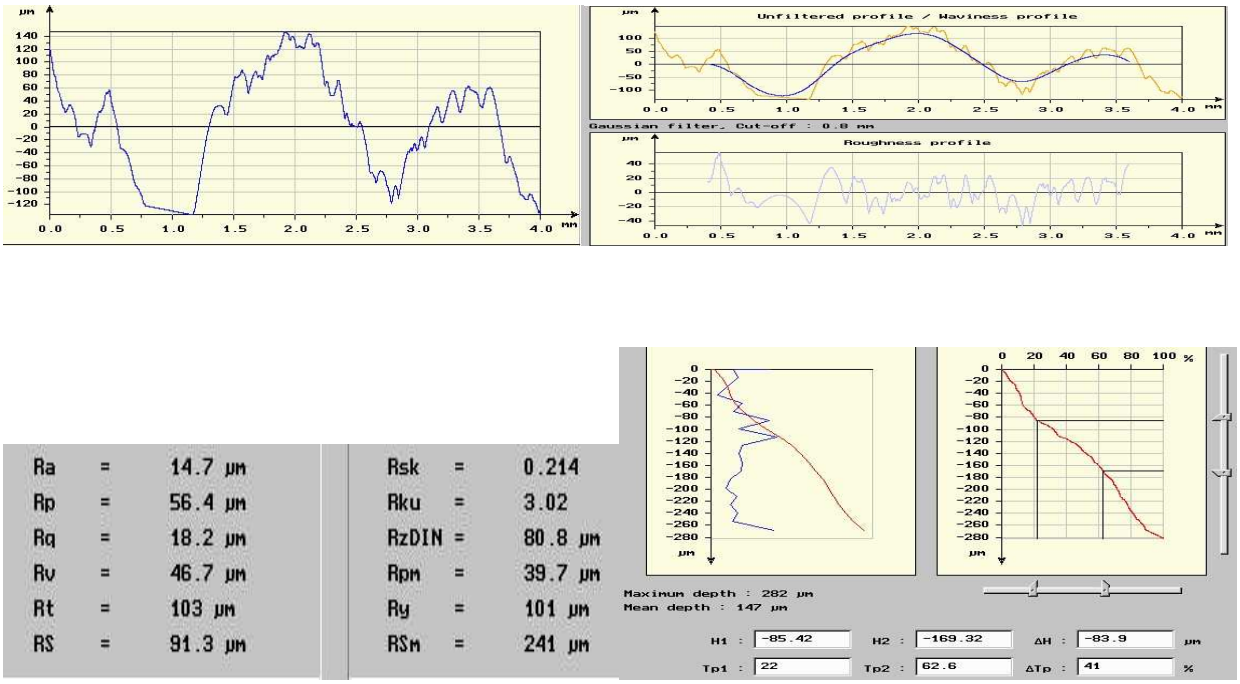
Fig.4. Aspect of specimen wear and tear from Fc 250 in: a) l = 40mm; b) l = 60 mm; l = 80 mm; Ra_i = 6,3 mm; testing time t = 32 ore

a b c

Fig5. Aspect of specimen wear and tear from Fc 250 in: a) l = 40mm; b) l = 60 mm; l = 80 mm; Ra_i = 12,5 mm; testing time t = 32 hours



E_4 (l 40) a)



E_1 (l 40) b)

Fig6. Roughness of metallic surfaces subjected to wear and tear tests

Roughness influence is marked out through an increase in weight loss due to cavity-wear and tear with the increase of roughness Ra of active surfaces of specimens exposed to tests. Roughness of metallic surfaces subjected to wear and tear tests influences in a clear manner the process of material discarding; wear and tear gets faster and more pronounced at the same time with an increased roughness of the

loaded surface. This is explained by the dynamic of the wear and tear process observed while sampling the experimental data.

4. Conclusions

- The intensity of the wear and tear through cavity-erosion phenomenon increases at the same time with the increase of surface roughness; this is more obvious in a small roughness sector
- A decrease in distance between injector nozzle and specimen`s surface intensifies the wear and tear process
- Cavity-wear and tear develops in size and depth as the time of exposure to erosion increases.

References

[1]**ANTON, I.**, "The cavitation", *Vol. I., II.*, Editura Academiei R. S. România, 1984.
[2]**CIOBANU, B**, "Research concerning the influence of microgeometry of active surfaces parameters on the performance of hydraulic machines", Doctorate thesis, Iasi 2003
[3]**CIOCAN, L "**Contributions concerning the surface roughness on cavity erosion through hydro-dynamic jet", Doctorate thesis Iasi 1985
[4]**ISTRATE, L**., The protocol of research. Materials and devices used, Paper 2
[5]**ISTRATE, L**., Research concerning the influence of structure on the erosion of iron gray, Paper 3.

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENAȚA STRUCTURII ASUPRA EROZIUNII FONTELOR CENUŞII

REZUMAT: Lucrarea reprezintă câteva aspecte teoretice şi experimentale privind influența structurii fontelor cenuşii asupra fenomenului de eroziune complexă. O atenție deosebită trebuie acordată metodei de reproducere a fenomenului de uzură care să se asemene cât mai mult cu cele întâlnite în practica exploatării maşinilor şi instalațiilor hidraulice. În aceste sens, foarte asemănător procesului de uzură de la organele de reglaj este cel reprodus de instalațiile de modelare cu disc rotativ şi jet de lichid.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE EFFECT OF REACTION PARAMETERS ON POLYANILINE POWDERS CRYSTALLINITY

BY

IULIA MIHAI[1], MARIA IVANOIU[1], CLAUDIA GORDIN[1], SAMUEL DOREY[2], DENIS ANOKHIN[2], DIMITRI IVANOV[2], NATALIA GOSPODINOVA[2]

ABSTRACT *- Polyaniline (PANI) is one of the most intensively investigated conducting polymers during the last time. The establishment of the favorable reaction parameters allowing the design of its properties, determining the potential application areas (alternative energy sources and transformers, media for erasable optical information storage, non-linear optics, membranes, etc.) is an important scientific problem. This polymer was prepared by oxidative polymerization with ammonium persulfate in aqueous acidic solution at 0ºC and at negative temperatures in presence of different salts. The structural ordering within crystalline polyaniline* powders *has been studied using X-ray diffraction. PANI powders, obtained immediately after synthesis, have significant crystalline fractions which nominally approximate the proposed pseudo-orthorhombic type I (emeraldine salt-I, ES-I) salt structure (Pouget, J. P.; et all. Macromolecules 1991, 24, 779). An enhanced crystallinity in terms of structural perfection is observed by beans of X-ray diffraction spectra. The reaction parameters effect on the structure and X-ray diffraction of the polymer are discussed further on.*
KEYWORDS*: emeraldine salt; oxidative polymerization; acid; powder; cristallinity*

INTRODUCTION

Polyaniline and some of its derivatives have been extensively studied because of their ease of preparation by chemical and electrochemical methods, good environmental stability, and also because their electrical properties can be modified by both the oxidation state of the main chain and by protonation [1-4]. These materials are found to be useful for a wide range of applications ranging from lightweight batteries to corrosion inhibitors [5-7]. Continuous efforts have led to some novel applications and to their commercialization [8-10]. Developments are directed to the numerous unsolved problems that remain, such as poor mechanical properties, processability at high temperature, and solubility in common organic solvents [11-13]. The preparation methods of polyaniline involve two main techniques (chemical and electrochemical) using suitable protonation media [14]. We hereby report the influence of different synthesis parameters on the PANI structure using X-ray diffraction method. PANI was synthesized by oxidative polymerization.

EXPERIMENTAL

Materials

Reagent-grade aniline, ammonium persulfate were purchased from Aldrich and used as received. Potassium chloride (KCl) was purchased from Carlo Erba; sodium chloride analytical grade (NaCl) was purchased from Prolabo; anhydrous lithium

chloride (LiCl), calcium chloride ($CaCl_2$), anhydrous sodium sulfate (Na_2SO_4), sodium formate (NaCOOH), and ammonium hydrogen sulfate (NH_4HSO_4) were purchased from Fluka; formic acid was purchased from Sigma Aldrich.

Polymer synthesis

The polyaniline was obtained by the oxidation of aniline in acidic aqueous medium. The oxidation was done by the means of an oxidant commonly used, the ammonium persulfate. The acid used is the formic acid. Two solutions were prepared in the first stage: 1) aqueous solution of aniline and 2) aqueous solution of the oxidant. The two vessels were placed in an ice bath and then in a refrigerator. After 30 min. a temperature of 0-0,5°C was reached. For negative temperatures (of -10°C to -35°C) the flasks were cooled in a freezer. After that, the reacting substances were mixed and stirred. The polymerisation products resulted like a light/dark green suspension depending on initial aniline concentration. At a given time one may notice that PANI was deposed as precipitate on the bottom flask. The obtained polymers are separated by filtration through paper filters and washed for several times with aqueous acidified solutions using the synthesis acids. The suspension of PANI in aqueous acidic solution is allowed to stand at room temperature without stirring and then the liquid is decanted from the precipitate. The wet powder of PANI was dried onto a glass support at room temperature. Finally the dried product remains like a powder.

Characterization methods

Structure of PANI was investigated by X-ray diffraction (XRD) using a Philips X'Pert apparatus. PANI powder have been analysed without further preparation after synthesis excepting some samples, which have been pressed as pellets to perform some conductivity measurements.

RESULTS AND DISCUSSION

Polyaniline was synthesized with formic acid with an increasing concentration of NaCl. The diffractograms of polyaniline obtained in presence of formic acid show only a halo, meaning that material is amorphous. The precision of such reflections in highly amorphous materials is poor since signal-noise ratio is weak. Increasing the amount of salt determines the increase of crystalline ordering of PANI products in the presence of formic acid. PANI diffractograms presents four major reflections at 9.2, 15.2, 21.4, 25.7°, respectively corresponding to d-spacings = 9.5, 5.8, 4.2, and 3.4 Å. The 25.7° reflection is the most intensive reflection. These four reflections are accompanied by other small ones at especially 27.2° (3.3 Å) and two weak broad reflections at 29.7 and 35.5° (d-spacings = 3.0 and 2.5 Å respectively). The last one is rather insignificant compared to the four major reflections, which are well marked.

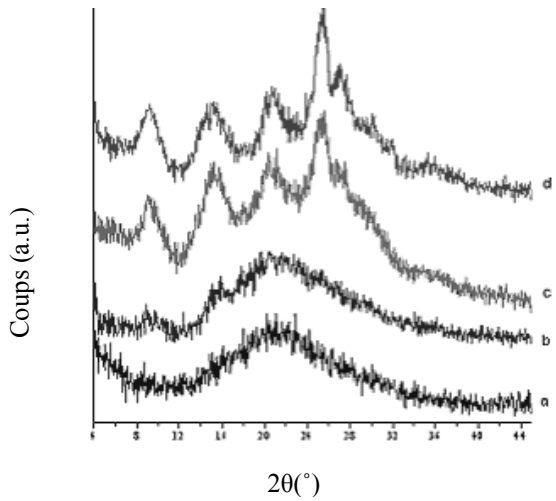


Figure 1: XRD patterns obtained from PANI powders synthesized with formic acid in presence of an increasing concentration of NaCl: a) 0 M, b) 0.5 M, c) 2 M, and d) 4.2 M. Aniline concentration = 0.01. The synthesis was performed at 0°C and powders are dried at T_{room} on glass support.

That resolution means that the intensity ratios between the 25.7° reflection and the other three reflections at 9.2, 15.2, and 21.4 are really different when PANI is synthesized with formic acid. This aspect tends to indicate a higher crystallinity when the intensity difference between the 25.7° reflection and other ones is weaker. A final reflection could be distinguishable at high salt content of 5.8° (d = 15.1 Å) with formic acid. This distance may correspond to a high ordering creation in PANI materials and is representative for the high crystallinity fraction.
All these results are perfectly in accordance with those from Pouget *et al.* [24] works. They performed $(NH_4)_2S_2O_8$-oxidative synthesis of polyaniline in HCl 1M at –13°C with subsequent HCl treatment to reach 50% doping degree. They have made their own classification distinguishing two form of emeraldine salt: ES-I and ES-II. In view to our results, our polyaniline can be classified into the ES-I category. All the main reflections observed (d-spacings = 9.6, 5.9, 4.26, and 3.51 Å) in the "low temperature" ES-I have been indexed according to them in a pseudo-orthorhombic cell with lattice parameters a = 4.3 Å, b = 5.9 Å, c = 9.6 Å. They have attributed the largest d-spacing to c because it is close to a polymer repeat distance. Furthermore, because of the presumed chain tilting, other three distances may be assigned to interchain distances.
In conclusion, the rise of salt concentration increases the polyaniline crystallinity fraction in presence of formic acid. The high content of salt gives rise to ordering creation at larger scale.

Since anions are bigger than cations, we suppose that their influence on water structure is greater. However we wanted to investigate the effect that cations may have on chain organization. We have chosen alkali chloride salts since Cl^- is chaotropic (weakly hydrated) and favors solute hydration. Cations having very different hydration ability have been chosen. Syntheses were performed in formic acid either in presence of NaCl, LiCl and $CaCl_2$ salts with a concentration of 4.2M, or in presence of KCl with a concentration of 2.3M in order to investigate the influence of different cations on crystallinity. KCl was employed with a lower concentration, because its

solubility is lower than other salt solubility. Addition of all salts mentioned above leads to the formation of PANI semi-crystalline.

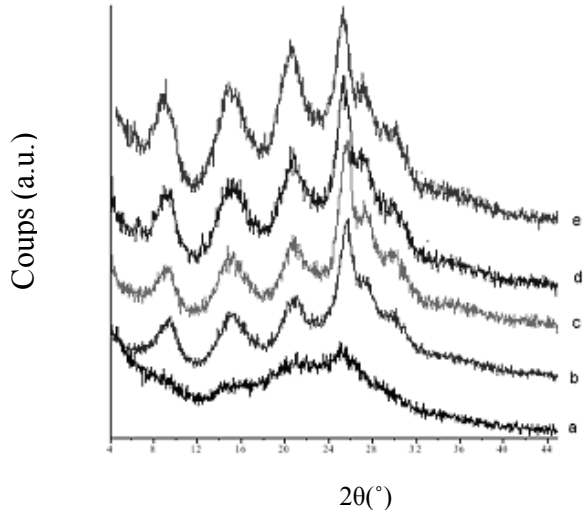


Figure 2: XRD patterns obtained from PANI products synthesized with formic acid in presence of alkali chloride salts: a) without salt, b) LiCl 4.2M, c) $CaCl_2$ 4.2M, d) KCl 2.3M, and e) NaCl 4.2M. Aniline concentration = 0.04. The synthesis was performed at 0°C and powders were dried at T_{room} on glass support.

Ca^{2+} and Li^+ that are strongly hydrated leading to polyaniline highly crystalline but presenting the 25.7° reflection very intensive compared to other reflections at 9.2, 15.2, and 21.4°. This fact indicate a lower crystallinity fraction.

On the other hand, diffractograms of PANI synthesized in presence of NaCl or KCl present the peak at 5.8° (1,5 nm) characteristic of large scale order. We may thus resume the ability of alkali chloride salts to increase the crystallinity in the following order : $Ca^{2+} < Li^+ < Na^+ < K^+$. This sequence is perfectly in agreement to the increasing chaotropic feature from Ca^{2+} to K^+.

According to the impossibility to increase acid concentration because of the PANI chain hydrolysis, we have used sodium salts to investigate the influence of different anions : HSO_4^-, Cl^-, and $HCOO^-$. On one hand, increasing the aniline concentration in presence of formic acid weakly increases the crystallinity fraction. On the other hand, synthesis in presence of HCOONa leads to polyaniline wholly amorphous.

Furthermore, the halo maximum is shifted to a higher d-spacing if compared to it obtained with formic acid only. The syntheses in presence of anions such as Cl^- and HSO_4^- lead to PANI semi-crystalline. It is important to notice that the Na_2SO_4 concentration was weak because we did not succeed in working with upper Na_2SO_4 concentration because of its lack of solubility at that temperature. In both HSO_4^- and Cl^- diffractograms, four main reflections in both cases are observed at 9.1, 14.6, 20.6, 25.7° (d-spacing = 9.6, 6.0, 4.3, 3.4 Å). The very weak reflection at 5.8° is also observed with both anions. The intensity ratio between the 25.7° reflection and the three reflections at 9.1, 14.6, and 20.6° is lower when the polyaniline is synthesized with Cl^- anions.

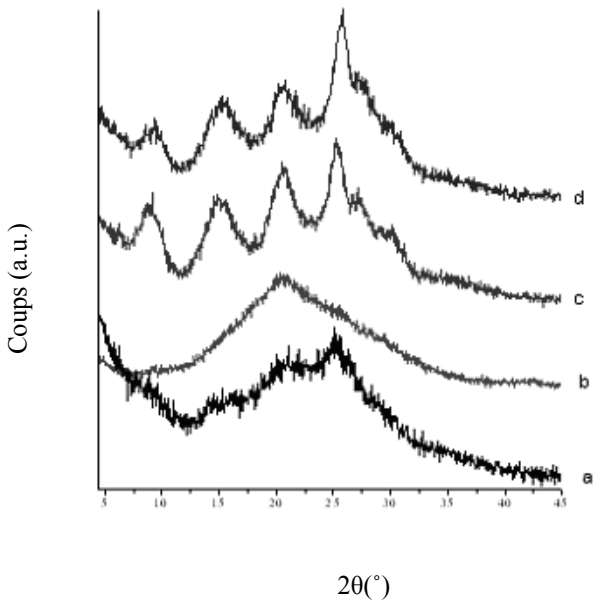


Figure 3: XRD patterns obtained from PANI products synthesized with formic acid in presence of different salts: a) without salt, b) NaCOOH M, c) NaCl 4.2 M, d) Na_2SO_4 M. Aniline concentration = 0.04. The synthesis was performed at 0°C and powders were dried at T_{room} on glass support.

One may summarize the ordering creation ability of that anions according to their chaotropic ability in the following series: $HCOO^- < HSO_4^- < Cl^-$; this sequence inversely corresponds to the hydration ability of the anions ($HCOO^-$ is more hydrated than Cl^-).

Some of these salts were used to perform polymerization at low temperatures and at concentrations, which allow keeping the medium liquid during polymerization without ice formation. In that conditions, we have retained NaCl and $CaCl_2$, which are, salts considerably allowing decreasing freezing temperature. $CaCl_2$ salt with a higher concentration than previously allowed us to work at a temperature of –35°C whereas with NaCl, the working temperature was –27°C. Syntheses of PANI in presence of both $CaCl_2$ and NaCl salts lead to polyaniline powders well crystallized (Figure 4a and Figure 4b respectively).

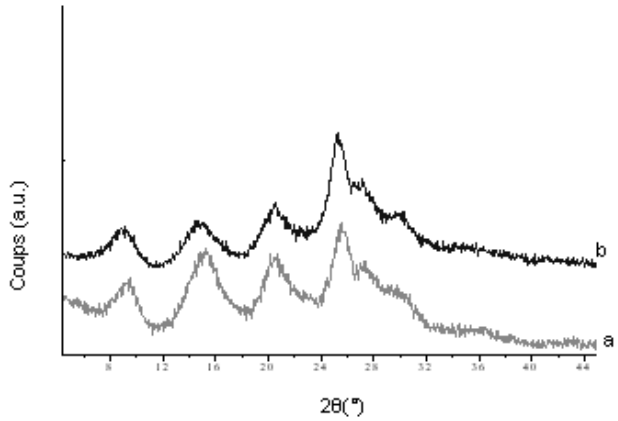


Figure 4: XRD patterns obtained from PANI products synthesized with formic acid in presence of different salts: a) with $CaCl_2$ 3.5M at –35°C, b) with NaCl 4.2M at -27°C. XRD patterns were obtained in reflexion mode for a), b). Aniline concentration = 0.04. The PANI products were dried at T_{room} on glass support.

The ordering ability of cations at low temperature respects the following sequence: $Ca^{2+} > Na^{+}$. In respect to chaotropic feature, crystallinity of PANI synthesized with Na^{+} should be higher than Ca^{2+} but NaCl does not allow working at a so low temperature. Therefore, the temperature plays an important role for the chain organization.

CONCLUSIONS

PANI has been synthesized with formic acid, in presence of different salts, and at different temperatures. It points out that formic acid mixed with different salts leads to a better crystallized polyaniline. Crystallinity fraction of PANI powders increases with the chaotropic characteristics of ions. Some of these ions allow working at low temperatures, which has been demonstrated as an important factor to promote chain organization. In consequence, we could promote or hinder the ordering creation by adding salts differing in nature and in concentration.

REFERENCES

[1] MacDiarmid AG, Chiang JC, Halpern M, Huang WS, Mu SI, Somasiri NLD, Wu W and Yaniger SI, Mol Cryst Liq Cryst 121:173 (1985).
[2] Huang WS, Humphery BD and MacDiarmid AG, J Chem Soc Faraday Trans 1 82:2385 (1986).
[3] Paul EM, Rico AJ and Wrighton MS, J Phys Chem 89:1441 (1985).
[4] (a) Bedekar AG, Patil SF, Patil RC and Vijayamohanan K, J Mater Chem 5(7):963(1995). (b) Bedekar AG, Patil SF, Patil RC and Deore B, Matter Lett 25:48 (1995).
[5] Arbizzani C, Mastragostino M and Crosati BS, Handbook of Organic Conductive Molecules and Polymers, Vol 4, Ed by Nalwa HS, John Wiley & Sons, Chichester 595 (1997).
[6] Olcani A, Abe M, Ezoe M, Doi T, Miyata T and Miyake A, Synth Met 57:3696 (1993).
[7] McAndrew TP, Trip 5 (1):7(1997).
[8] Matsunaga T, Daifuku H, Nakajima T and Kwagoe T, Polym Adv Tech. 1:33 (1990).
[9] Gregory RV, Kimbrell WC and Kuhn H, J Coated Fabrics 20:1 (1991).
[10] Takashima T, Kaneto M, Kaneto K and MacDiarmid AG, Synth Met 71:2265 (1995).
[11] Yang J, Zhao C, Cui D, Hou J, Wan M and Xu M, J Appl Polym Sci 56:831 (1995).
[12] Laska J, Pron A and Lefrant S, J Polym Sci Part A Polym Chem 33:1437 (1995).
[13] Cao Y, Smith P and Heeger AJ, Synth Met 48:91 (1992).
[14] Patil RC, Patil SF, Mulla IS and Vijayamohanan K, Polym Int 49:189 (2000).

IULIA MIHAI[1], MARIA IVANOIU[1], CLAUDIA GORDIN[1],
SAMUEL DOREY[2], DENIS ANOKHIN[2], DIMITRI IVANOV[2], NATALIA GOSPODINOVA[2]

[1]"GH. ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY,
[2]UNIVERSITÉ DE HAUTE ALSACE
INSTITUT DE CHIMIE DES SURFACES ET INTERFACES, 15, RUE, JEAN STARCKY, BP2488, 68057 MULHOUSE CEDEX, FRANCE

EFECTUL PARAMETRILOR DE REACTIE ASUPRA CRISTALINITATII PUDRELOR DE POLIANILINA

Rezumat: Polianilina (PANI) este unul dintre cei mai intens studiaţi polimeri conductori din ultimul timp. Stabilirea parametrilor de reacţie favorabili ce permit designul proprietăţilor sale constituie o problema ştiinţifica importanta deoarece condiţionează potenţiale aplicaţii (surse alternative de energie, dispozitive pentru stocarea energiei, optica neliniara, membrane etc.). Acest polimer a fost preparat prin polimerizare oxidativa cu persulfat de amoniu in soluţie apoasa acida la 0˚C si la temperaturi negative in prezenta a diferite săruri. Ordonarea structurala a pudrelor cristaline de polianilina s-a studiat folosind difracţia de raze X. Pudrele de PANI obţinute imediat după sinteza prezintă fracţii cristaline semnificative cu o structura apropiata de cea propusa pentru polianilina-sare de tip I (ES-I) (Pouget, J. P.; et al. Macromolecules 1991, 24, 779). Din spectrele de raze X rezulta o îmbunătăţire a ordonării structurale prin creşterea cristalinităţii. In continuare se discuta efectul parametrilor reacţiei de sinteza asupra structurii polianilinei corelat cu rezultatele obţinute prin studiul cu raze X.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

A STUDY REGARDING THE INFLUENCE OF COPPER AMONT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE SINTERED MATERIALS MADE FROM POWDERS BASED IRON

BY

C. PAVEL, V. CÂNDEA, C. POPA, C.V. PRICĂ[1]

***Abstract**: It is already known that the metallic powder sintered materials have in their structure a certain porosity, which can not be removed. Next to this porosity, the impurities and some structural defects affect all the material's mechanical properties. The aim of this paper was to determine how the copper added to the iron powder influences the material's mechanical properties and also what is the optimum amount of copper which has to be used. The paper presents the results obtained by testing the samples obtained by sintering iron powder (DWP 200.28) mixed with different quantities of copper. The determined material's mechanical properties were the tensile strength, the hardness and their fatigue strength.*

***Keywords:** iron powder, copper, sintered material, mechanical properties.*

INTRODUCTION

The P/M parts are used more and more frequently, but, by analogy with wrought materials, their mechanical properties are weaker then those for compact materials because of their specific and complex structure. The structure of the metallic sintered powder materials is made from a powder particle mass, a pores ensemble and unfortunately, impurities. The pores, which may have variant forms, sizes and specific areas, have, usually, an entirely unfavorable orientation, so, they can be considered stress points and they represent the base of the origin and propagation of the fissures into the material. The impurities, especially those from slag, could appear anywhere in the material structure; they are of dark color and as a shape, they are, especially round. As the pores, they may be considered stress points, with the same effects. If we can act rather easily upon the pores by the surface, we have to use special methods upon those inside the material. Concerning the impurities, because they appear during the powder elaboration, the possibilities to act for their elimination are limited.

To improve the mechanical properties of the sintered materials there has to reduce their porosity and this can be done either by mechanical and thermo-chemical treatments, by raising the compacting pressure and sintering temperature, or by adding different elements such as copper, boron or phosphorus in the powder's mixture, to favor the apparition of liquid phase during the sintering process. For this work, to

improve the material's mechanical strength and also its workability, it was added powder of Cu.

EXPERIMENTAL CONDITIONS

For this study there was chosen iron powder type DP because it has a high level of chemical purity and a very good compressibility. Made by S.C.DUCTIL S.A.Buzău, this powder is recommended for the sintered parts which have a density over 7.1 - 7.2 g/cm^3 after a single pressing. For the experiments there was used iron powder DWP 200.28, which characteristics from the producer are given in Table 1 [1]. For the used copper powder – PA Cu 99.1S.F. - the characteristics are given by its producer TEHNOMAG Cluj-Napoca and they are specified in Table 2 [1].

Table 1. The Fe powder characteristics [1].

Properties	Amount [%]
Granulometric distribution [%] SR EN 24497	
> 160 μm	max.15
160 - 100 μm	20 – 40
100 - 63 μm	20 – 40
< 63 μm	10 – 45
Apparent density [g/cm^3] SR EN 23923-1	2,7– 2,9
Fluidity [sec/50 g] ISO 4490	≤ 33 [sec/50 g]
Chemical composition [%]	
C STAS 1457	≤ 0,02
Si SR EN 24829-2	≤ 0,05
Mn SR EN ISO 10700	≤ 0,20
P SR EN 10184	≤ 0,015
S SR EN 24935	≤ 0,015
O_2 (loss in H_2) SR EN 24491-2	≤ 0,20
The properties of the samples compressed with 600 MPa without lubricant	
Density ISO 3995	6,95 g/cm^3
Strength	24,5 MPa
Compressibility SR EN 23927	≥ 6,98 g/cm^3

Table 2. The Cu powder characteristics [1].

Properties	Amount [%]
Granulometric distribution [%] SR EN 24497	
> 150 μm	1
150 - 63 μm	39.66
63 - 38 μm	42.84
< 38 μm	16.5
Apparent density [g/cm^3] SR EN 23923-1	4.16
Fluidity [sec/50 g] ISO 4490	15
Chemical composition [%]	
O_2 (loss in H_2) SR EN 24491-2	0.18
Cu	99.71
Impurities	0.11

Note: The total oxygen content, max 0.22 %.

The samples for the study were obtained from iron powder type DWP 200.28 mixed with 2,4, 5, 10 and 15 % Cu, and 0.8 % Zn stearate. Each mixture of powders was homogenized in a laboratory homogenizer type Turbula, for 30 minutes. After homogenization there were determined the fluidity and the apparent density for every mixtures and the results are given in Table 3.

Table 3. Fluidity and aparent density for each mixture.

Material	Fluidity [sec/50g]	Aparent density [g/cm^3]
Fe	max.33	2,7-2,9
Fe + 2,4 %Cu	42	2,96
Fe + 5 %Cu	42	2,96
Fe + 10 %Cu	43	2,92
Fe + 15 %Cu	42	2,92

Table 4.
Density of compacts.

Material	Density of green [g/cm^3]
Fe	6,95
Fe + 2,4 %Cu	7,01
Fe + 5 %Cu	7,08
Fe + 10 Cu	7,14
Fe + 15 %Cu	7,21

So, there were obtained 5 different mixtures, which represent 5 different materials.
All the mixtures of powders were bilateral compressed with 600 MPa. The densities of the compressed samples (10 samples from each mixture, so the given values represent the average for each material) are given in Table 4.
The sintering was done in a Tunnel furnace, in hydrogen atmosphere, at 1150°C for 30 minutes. The sintering process of the Fe-Cu mixtures is accompanied by some phenomenon, as: formation of the Fe-Fe bundle in solid state, formation of the Fe-Cu bundle in solid state, Cu melting, Cu diffusion, solubilization and precipitation of Fe in melted Cu.
On the Fe-Cu diagram it can be seen that the Cu solubility in Fe grows up with temperature rising until approximately 8.5 % at 1100 ^{0}C, which is the system sintering temperature. At this temperature Fe is soluble in Cu approximately 4 %. During the cooling the system there can be obtained structures as [2]: alloyed Fe with Cu (α), non-alloyed Fe, Fe alloyed with phase ε of Cu alloyed with Fe, phase ε of Cu alloyed with Fe, non-alloyed Cu.
For each material it was determined its density, and there were done tests for tensile strength, hardness and number of cycles supported by the samples until their fracture. For fatigue the tests were done under bending loads of constant amplitude through symmetrical alternate plane bending. There was determined the number of cycles supported by the material until its fracture (total or partial).

RESULTS AND DISCUSSIONS

While in the conventional metallurgy the copper it is considered an impurity, in powder metallurgy it is considered like a principal alloying element due to its hardening effect (solid solution of substitution and hardening through precipitation) and also to the apparition of liquid phase which activates the sintering. Copper like alloying element is used frequently because it improves the material's homogeneity and the dimensional stability of the parts made from that material. As a result there will be improved the sintered material's mechanical properties. The results of the tests are given like diagrams in figures 1, 2, 3 and 4 [3]. From the figure 1 it can be seen that the material density has best values for a quantity of 5 %Cu. As it can be seen in figure 2 for the hardness there was observed the same comportment of the material like for the density: the best values were for 5 %Cu. The results were verified for the others tests too: for the tensile strength (figure 3) and for the number of the cycles supported by the material (figure 4) were obtained the greatest values. Verifying the

lowest values on the graphics it can be said that it correspond to the maximum concentration of Cu, 15 %, like a consequence of the rising of the free Cu amount [1].

CONCLUSIONS

The optimum quantity of copper which has to be added depends also of the type of the used iron powder. So, for the atomized iron powder, which is the case of powder used for this experiment, it can be said that when the copper content grows up, the material density, its hardness and mechanical strength and also the number of cycles supported by the material were improved. This conclusion is valid only for a Cu amount between 2 and 7.5 %, due to the apparition of the martensitic structure. Over this value it appears a diminishing of the material mechanical properties and even a drastically one at more then 10 %, like a consequence of the rising of the free Cu amount.

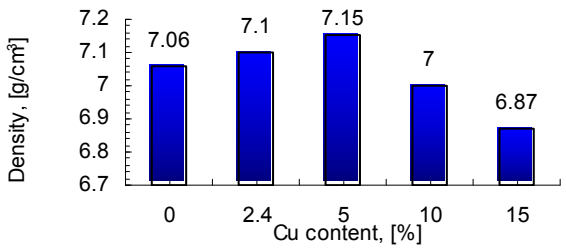


Fig.1 The influence of Cu amount on the material density.

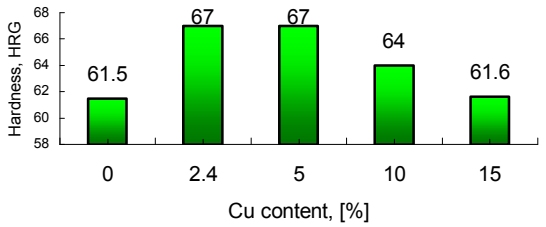


Fig.2 The influence of Cu amount on the material hardness

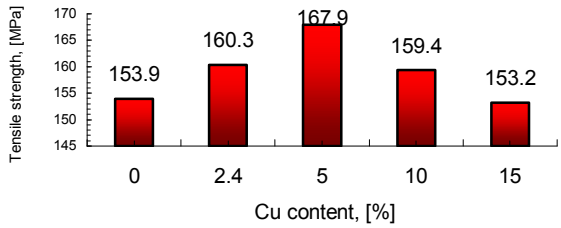


Fig.3 The influence of Cu amount on the material tensile strength.

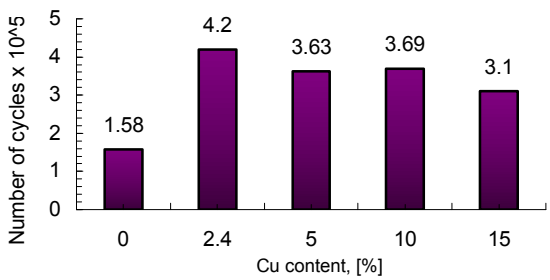


Fig.4 The influence of Cu amount on the material fatigue strength.

REFERENCES

1. Prospectus S.C.DUCTIL S.A.Buzău and TEHNOMAG Cluj-Napoca.
2. Copper Base Powder Metallurgy, vol.7, Ed.Pierre W.Taubenplant, AMAX Cu Inc.,1980.
3. Pavel, C. - *Thesis,* Technical University of Cluj-Napoca, (2004).

[1]Technical University of Cluj-Napoca, Faculty of Materials Science and Engineering, Muncii Av., No.103 -105, Cluj - Napoca, Romania

STUDIU CU PRIVIRE LA INFLUENȚA CANTITĂȚII DE CU ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE MATERIALELOR SINERIZATE DIN PULBERI CU BAZA Fe

Rezumat: Este bine cunoscut faptul că materialele sinterizate din pulberi metalice au în structura lor o anumită porozitate ce nu poate fi eliminată. Pe lângă această porozitate, impuritățile şi unele defecte din structură afectează proprietățile mecanice ale acestor materiale. Scopul acestei lucrări a fost determinarea influenței adaosului de Cu în pulberea de Fe asupra proprietăților mecanice ale materialelor sinterizate şi de asemenea, determinarea cantității optime de Cu din amestec pentru care se obțin valorile cele mai ridicate ale acestora. Lucrarea prezintă rezultatele testelor făcute pe probe obținute prin sinterizarea unor amestecuri din pulbere de Fe (DWP 200.28) cu diferite cantități de Cu. Proprietățile mecanice determinate au fost: rezistența mecanică, duritatea şi rezistența la oboseală.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH ABOUT Fe30Cu70 (wt. %) STRUCTURES OBTAINED BY MECHANICAL ALLOYING

BY

C. V. PRICA[1], V. CANDEA[1], C. PAVEL[1], G. ARGHIR[1]

Abstract: *This paper presented the milling time influence on ball-milled Fe30Cu70 alloy structures. An unstable, f.c.c. Fe30Cu70 solid solution was prepared using high-energy ball milling of an elemental powder mixture. Alloy evolution was analyzed by X-ray diffraction and optical microscopy. After 16 hour of milling it has been concluded that true alloying at atomic level occurs during milling. The average grain size depend by milling time. It was found that the grain sizes varying in nanoscale order, between 23 and 8 nm. The milling duration have a strongly influence on powder morphology, solid solubility and phases form in Fe-Cu system. The mixing enthalpy (positive in this system) also depend on alloy composition.*

Keywords: *mechanical alloying, Fe-Cu system, suprasaturated solid solution, nanostructure*

INTRODUCTION

The mechanical alloying (MA) has been used extensively in recent years to synthesize nonequilibrium phases such as amorphous, nanocrystalline and quasicrystalline materials. Also, the formation of metastable phases by MA of elemental powder blends has been presented in a vary of alloy system in last few years [1,2]. The Fe-Cu system is an example of system with a positive enthalpy of mixing, under equilibrium condition Fe and Cu are completely immiscible. The phase formation in alloy systems with positive heath of mixing is far from understood from thermodynamic and kinetic viewpoint. In Fe-Cu alloys system it's found that the solid solubility are largely extended by MA technique. The single fcc and bcc Fe_xCu_{100-x} phase region was obtained from $x < 60$ %at. and $x > 80$ %at. during ball milling. The mechanism responsible for this enhanced solubility is still a subject of debate.

EXPERIMENTAL RESULTS

An Fe30Cu70 mixture from Fe and Cu elemental powders was subjected to mechanical milling in an planetary ball mill to 16 h. The mill characteristic was: plate diameter, D = 500 mm, vial diameter, d = 80 mm, plate rotation, n_p = 1200 rpm, vial rotation, n_v = -800 rpm. In the intermediate stage of milling, to 1, 2, 4, 8 and 16 h the Fe_xCu_{100-x} samples was investigated by XRD and optical microscopy.
The $Fe_{30}Cu_{70}$ samples with different milling times have been investigated by XRD. Figure 1shows X-ray diffraction pattern for Fe30Cu70 after different milling times.

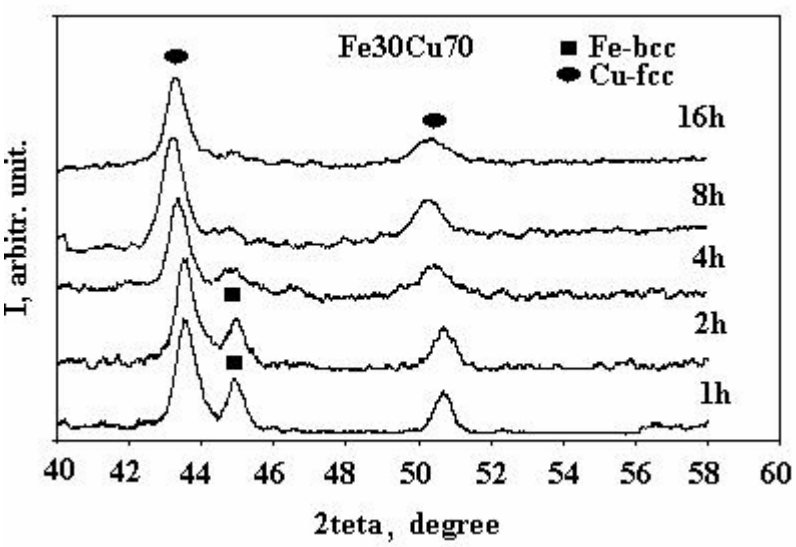


Fig. 1. X-ray diffraction pattern for Fe30Cu70 after different milling times.

The elemental lines of Cu and Fe in the diffraction pattern broaden significantly during milling and are reduced in intensity. After 8 h the Fe peaks have completely disappeared and only fcc peaks remain. This indicated that true alloying takes place during milling. The broadening of x-ray diffraction lines is due to a refinement of the crystal sizes. This is illustrated in figure 2, showing the average grain size obtained for Fe30Cu70 after 16 h of milling.

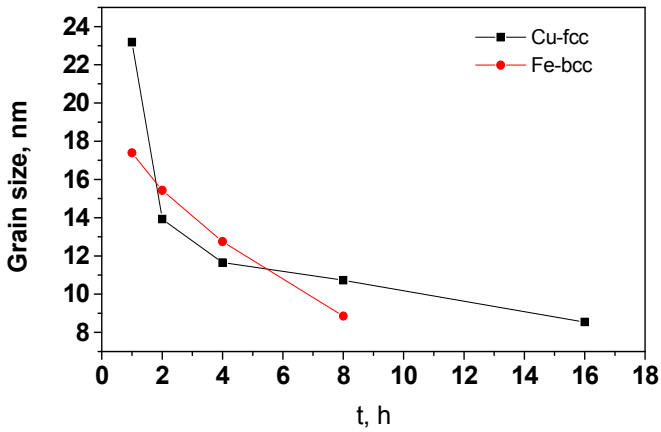


Fig. 2. Grain sizes vs. milling times for fcc (■) and bcc (•) phases.

The average grain size was calculated with Scherrer formula. After 1 h of milling the fcc grain size is 23,5 nm and for bcc is 17,5 nm. Further milling, the grain size is reduced to 8.85 nm for bcc phase and to 8.50 nm at 16 h of milling (fig. 2.). It was observed the increasing of crystal parameters for both fcc and bcc networks in first 8 hours. Between 8 to 16 h of milling, for fcc phase the crystal parameter decreasing with milling time. This indicated that the steady state was attained. The microstructures for Fe30Cu70 at different milling times is shown in figure 3.

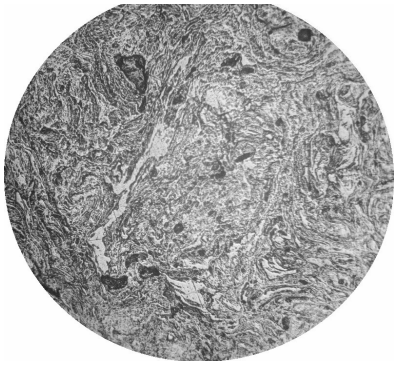


Fig. 3. a) Microstructure of Fe30Cu70 after 1 h of milling (x 200).

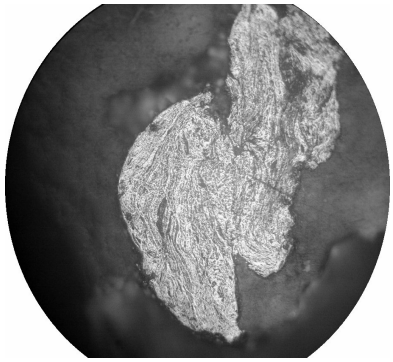


Fig. 3. b) Microstructure of Fe30Cu70 after 2 h of milling (x 100).

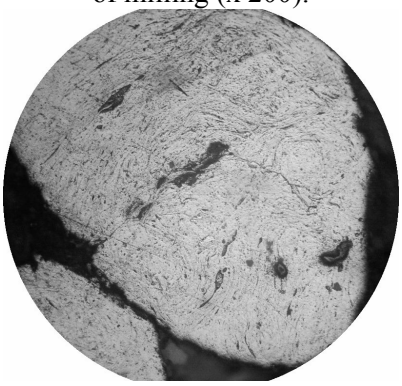


Fig. 3. c) Microstructure of Fe30Cu70 after 4 h of milling (x 200).

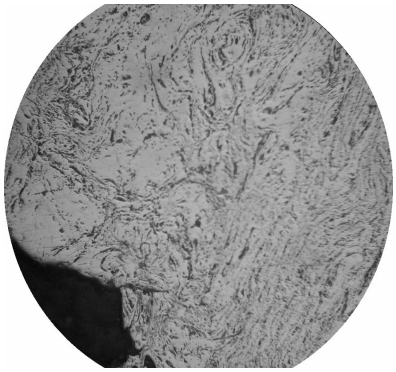


Fig. 3. d) Microstructure of Fe30Cu70 after 8 h of milling (x 250).

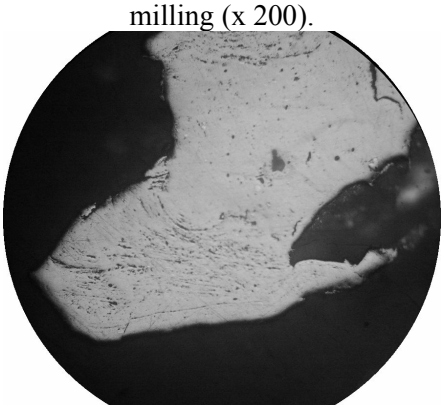


Fig. 3. e) Microstructure of Fe30Cu70 after 16 h of milling (x 200).

It was observed the lamellar structure develops after 1 h of milling as a results of severe plastic deformation of Fe and Cu elemental powders (fig. 5.a). The mixing and plastic deformation of particles followed by their fracture and welding which result in the formation of composite particles with a layer microstructure (fig. 5.b, c, d). In this case of Fe30Cu70 welding predominance, the random welding orientation and equiaxed particle formation. With increasing the milling times layer get thinner and thinner and convoluted. In this stage of MA thermal diffusion occurs. After 16 h of milling the alloy structure presents homogeneity – fig. 5. e, a steady state processing is characterized by an equilibrium between fracture and welding of particles leads to a stable average particle size.

CONCLUSION

After 16 h of milling of Fe30Cu70 powders mixture result an homogen solid solution. The bcc peaks from diffraction pattern is complete disappeared after 8 h of milling. The particle sizes is influenced by both milling times and composition of alloy. The lamellar structure develops during ball-milling of Fe30Cu70 powder mixture. This is rafinated with increasing the milling times and after 16 h of milling the alloy structure presents homogeneity.

REFERENCES

[1] W. Kapell, M. M. Codescu, I. Pasuk, E. Patroi, V. Kuncser, M. Valeanu, D. Predoi, G. Filoti, J. of Optoel. And Adv. Mater., Vol. 6, No. 3, p. 973-978 (2004).
[2] C.V. Prica, G. Arghir, Matematiceskih modeli fiziceskih proyeccov, Vol. I, Taganrog, Russia, p. 11-14 (2005).

[1]103-105, Muncii Avenue, 400641 Cluj-Napoca, Tehnical University, Science and Engineering of Materials Faculty, Romania

CERCETĂRI ASUPRA STRUCTURII Fe30Cu70 (% MASICE) OBȚINUT PRIN ALIERE MECANICĂ

Rezumat: Această lucrare prezintă influența duratei de măcinare asupra structurii aliajului Fe30Cu70 obținut prin aliere mecanică. A fost realizată o soluție solidă suprasaturată Fe30Cu70, metastabilă, prin măcinarea amestecului de pulberi elementale într-o moară planetară de înaltă energie. Evoluția structurii aliajului a fost investigată prin difracție cu raze X şi microscopie optică. După 16 ore de măcinare se poate concluziona că s+a realizat alierea Fe30Cu70 la nivel atomic. Dimensiunea medie a cristalitelor este puternic influențată de durata măcinării, aceasta fiind de aproximativ 23 nm după o oră de măcinare şi ajungând la 8 nm după 16 ore. Durata măcinarii influențează de asemenea şi morfologia, solubilitatea în stare solidă şi formarea fazelor în sistemul Fe – Cu. Entalpia de formare, pozitivă în acest caz este de asemenea influențată de compoziția amestecului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

^{1}H NMR STUDIES FOR TWO COPOLYMER SYSTEMS

BY

IONUT CAMELIU ICHIM, MARIUS CIPRIAN RUSU AND MIHAI RUSU

***Abstract**: This paper deals with the synthesis, characterization and estimation of the reactivity of bromine containing methacrylic monomers. 2-(2-bromopropionyloxy) propyl methacrylate (BPPM) and 2-(2-bromoisobutyryloxy) propyl methacrylate (BIPM) were synthesized and characterized by ^{1}H NMR and ^{13}C NMR spectroscopy. The free radical initiated copolymerization of BPPM and BIPM with methyl methacrylate (MMA) were performed inside NMR equipment at 60°C. The total monomer concentration was 1M in all cases, using 1 ml as the volume size of the polymerization batches. Were used deuterated benzene (C_6D_6) as solvent, 2,2'-azobisisobutyronitrile (AIBN), as radical initiator in concentration 1.5 wt % with respect to the mixture of monomers and p-xylene as an internal reference component 0.1 M.*

The copolymer compositions obtained from ^{1}H NMR spectra led to the determination of the reactivity ratios employing Finemann-Ross and Kelen-Tüdös linearization methods. Both estimations have led to similar results suggesting that the length of the bromine containing monomers side chain does not affect the reactivity of the methacrylic double bond.

***Keywords**: radiopaque agent, bromine containing methacrylates, copolymerization, reactivity ratio*

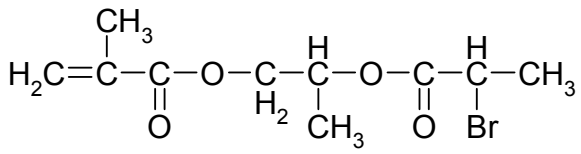
1. INTRODUCTION

Radiopacity is generally proportional to the effective atomic number of the material. The elements hydrogen, carbon, nitrogen, oxygen are commonly found in the body and the polymers, so elements with higher atomic numbers than these should be enhance the radiopacity of a polymer implant. Candidate materials for enhancing the radiopacity of medical implants would have higher atomic numbers than the elements present in the body and would have to be biocompatible. The atomic number must be sufficiently high so that relatively small thickness of absorber material can be used in the body. The preferred organic elements for biocompatibility and radiopacity are bromine, iodine, barium and bismuth (Table 1) [1].

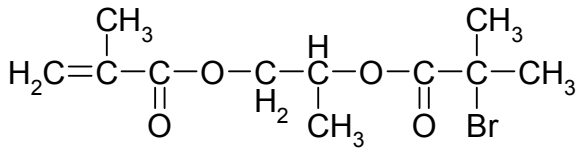
Table 1. Atomic number and certain linear attenuation coefficients for some elements and materials

Element or material	Atomic number or effective atomic number	Linear attenuation coefficient at 50 KeV, cm^{-1}
Hydrogen	1	0,000028
Carbon	6	0.417
Fat	6.46	0.193
Muscle	7.64	0.233
Oxygen	8	0.00028
Bone	12.31	0.573
Bromine	35	13.29
Zirconium	40	40.04
Iodine	53	60.76
Barium	56	49.68
Bismuth	83	82.12

According to these studies about enhancing the radiopacity, the purpose of our work was the synthesis and characterization of bromine containing methacrylates. 2-(2-bromopropionyloxy) propyl methacrylate (BPPM) and 2-(2-bromoisobutyryloxy) propyl methacrylate (BIPM) (Scheme 1) were synthesized with the aim of using them in the preparation of radiopaque polymeric matrix based on PMMA.



a



b

Scheme 1. Chemical structures of BPPM (a) and BIPM (b)

2. EXPERIMENTAL

2.1. Synthesis of 2-(2-bromopropionyloxy) propyl methacrylate (BPPM)

The synthesis, transposed from that of Klumperman et al [2], comprises of two steps (Scheme 2). First, 2-bromopropionyl chloride was synthesized by the reaction between 2-bromopropionic acid and thionyl chloride.

For this, a dry 250 ml two-neck round-bottom flask was used. Thionyl chloride was added drop-wise over a period of 2 hours. The reaction was carried out under stirring at 0°C. The unreacted thionyl chloride was removed by distillation under vacuum.

Second, 2-(2-bromoisobutyryloxy) ethyl methacrylate (BIEM) was synthesized by the reaction between 2-hydroxypropyl methacrylate (HPMA) and 2-bromopropionyl chloride using tetrahydrofuran (THF) as solvent and pyridine (Py) as HCl acceptor. This synthesis was carried out in a 500 ml three-neck round-bottom flask. 2-bromopropionyl chloride was added drop-wise through a dropping funnel over a period of 3 hours and the reaction was carried at 0°C.

For the purification of BPPM, the reaction solution was introduced into a separation funnel with a mixture of 300 ml water and 300 ml ethylic ether and stirred for 40 minutes. The water mixture was extracted. Then, the resulting organic layer was washed two times sequentially with 150 ml of 1M hydrochloric acid and 100 ml of a saturated sodium bicarbonate aqueous solution 10 %.

After this, the organic phase was washed with 200 ml distilled water. The organic layer was dried on magnesium sulfate and then filtered.

The solvent was evaporated off under reduced pressure. The product structure was identified by ^{1}H NMR and ^{13}C NMR (Figures 1-2):

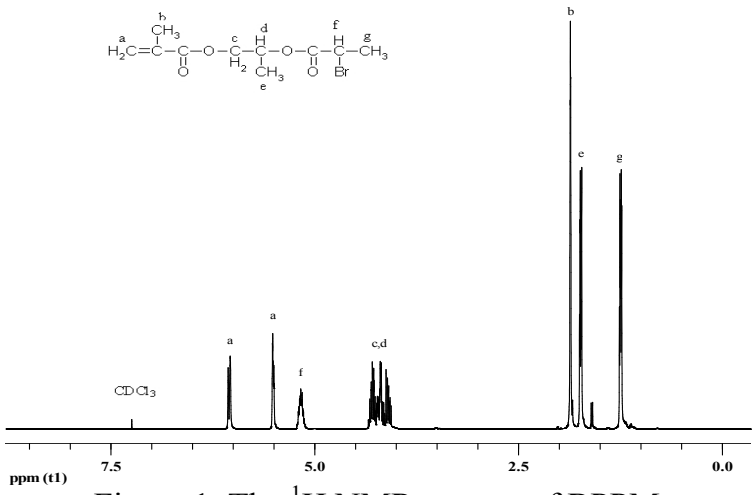


Figure 1. The ^{1}H NMR spectra of BPPM

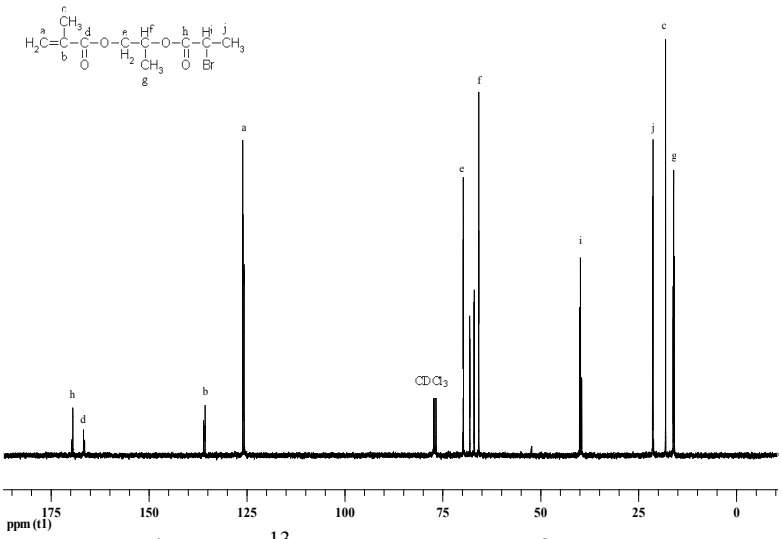


Figure 2. ^{13}C NMR spectra of BPPM

2.2. Synthesis of 2-(2-bromoisobutyryloxy) propyl methacrylate (BIPM)

BIPM was synthesized by estherification of hydroxypropyl methacrylate with 2-bromoisobutyryl bromide, method used by Zhongyu Li et al [3] (Scheme 3). 2-Hydroxypropyl methacrylate (HPMA), triethylene amine (TEA) and tetrahydrofuran (THF) as solvent was added into a dry 250 ml three-neck round-bottom flask. This mixture was stirred at room temperature under nitrogen flow. 2-bromoisobutyryl bromide was added drop-wise through a dropping funnel over a period of 15 minutes. The reaction was carried out for 48 hours at room temperature and under continuing stirring.

The resulting solid phase was separated by filtration and then the solvent (THF) from the liquid phase was evaporated. In the next step, the product was washed sequentially with diethyl ether and a 10% solution of potassium carbonate in a separation funnel. The organic layer was dried on magnesium sulfate and then filtered.

The solvent was evaporated off under reduced pressure. The product structure was identified by ^{1}H NMR and ^{13}C NMR (Figures 3-4).

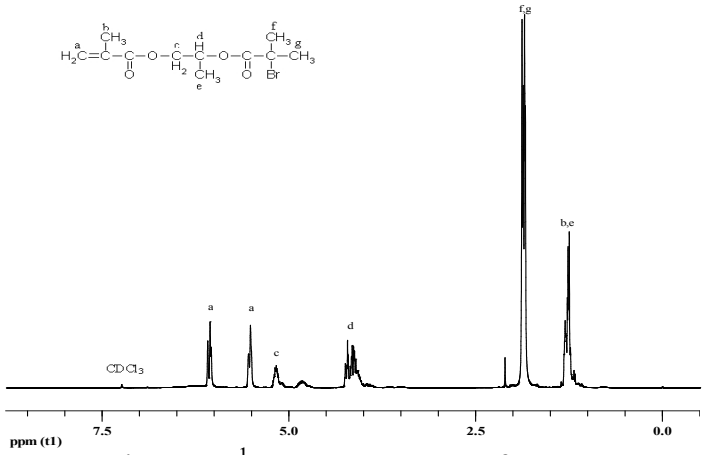


Figure 3. ^{1}H NMR spectra of BIPM

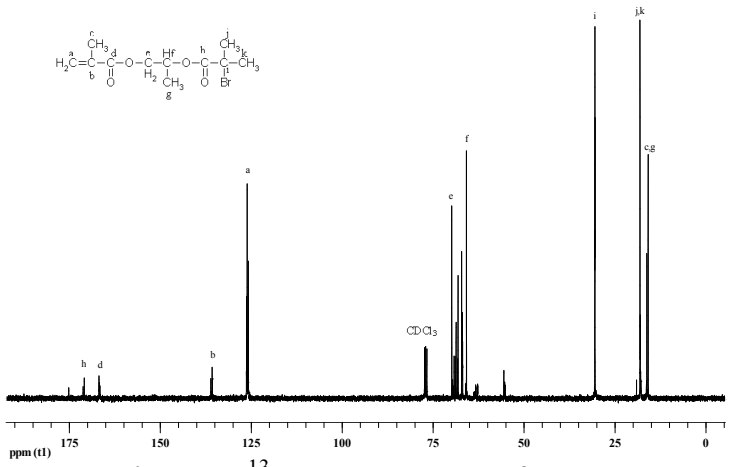


Figure 4. ^{13}C NMR spectra of BIPM

2.3. Copolymerization

Copolymerization reactions of the prepared monomers with MMA were carried out directly in the thermostatic cell of a NMR spectrometer at 60°C. The total monomer concentration was 1M in all cases, using 1 ml as the volume size of the polymerization batches. Were used deuterated benzene (C_6D_6) as solvent, 2,2'-azobisisobutyronitrile (AIBN), as radical initiator in concentration 1.5 wt % with respect to the mixture of monomers and p-xylene as an internal reference component 0.1 M. The feed molar composition of monomer and comonomer is given in Table 2.

Table 2. Molar concentrations of the monomers involved in copolymerization

Copolymers	BPPM – MMA		Copolymers	BPPM – MMA	
	[BPPM], mol/l	[MMA], mol/l		[BPPM], mol/l	[MMA], mol/l
COP 1	0.102	0.901	COP 6	0.105	0.905
COP 2	0.301	0.700	COP 7	0.297	0.700
COP 3	0.500	0.499	COP 8	0.500	0.500
COP 4	0.701	0.302	COP 9	0.700	0.300
COP 5	0.898	0.104	COP 10	0,900	0.110

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Copolymerization data acquisition

In order to know the bromine containing monomers behavior in radical copolymerization processes with MMA, the reactivity ratios of BPPM and BIPM were determined using ^{1}H RMN spectra.

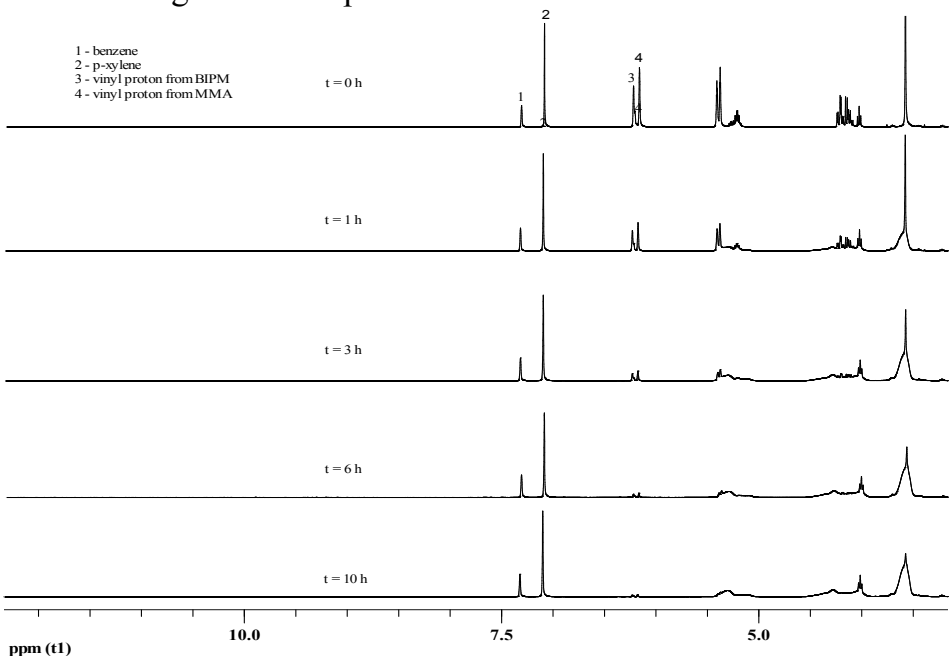


Figure 5. Some representative ^{1}H NMR spectra of the BIPM-MMA system (COP 8) at different times of reaction

Figure 5 shows some spectra of the BIPM-MMA system at different reaction times together with the assignments of the peaks employed in the determination of the monomer concentration. P-xylene was used as reference for the quantitative analysis of the monomer peaks.

3.2. Determination of monomer reactivity ratios

The monomer reactivity ratios for the copolymerization of MMA with BPPM and BIPM were determined for the monomer feed ratios and the copolymer composition. The Finemann-Ross (FR) [4] and Kelen-Tüdös (KT) [5] methods were used to determine the monomer reactivity ratios. The values of reactivity ratios obtained from KT and FR methods are summarized in Table 3.

Table 3. Comparison of reactivity ratios by various methods

System	Method	r_1	r_2	$r_1.r_2$
Poly(BPPM-co-MMA)	FR	1.01 ± 0.42	1.08 ± 0.62	1.09
	KT	1.01 ± 0.50	1.08 ± 0.68	1.09
	Average	1.01 ± 0.46	1.08 ± 0.65	1.09
Poly(BIPM-co-MMA)	FR	0.94 ± 0.60	0.94 ± 0.58	0.88
	KT	0.96 ± 0.58	0.96 ± 0.54	0.92
	Average	0.95 ± 0.59	0.95 ± 0.56	0.90

Taking into account the errors, the reactivity ratios for the system BPPM-MMA, and by this the behavior of the monomers, is similar to the case of the system BIPM-MMA when the composition of the copolymer, the same during the reaction, is equal at any time with the feed compositions.

It is obvious that in this case is favored the tending to form short homogeneous sequences.

4. CONCLUSIONS

2-(2-bromopropionyloxy) propyl methacrylate (BPPM) and 2-(2-bromoisobutyryloxy) propyl methacrylate (BIPM) were synthesized and characterized by ^{1}H NMR and ^{13}C NMR spectroscopic techniques. Copolymers of BPPM and BIPM with MMA having various compositions were prepared in solution by free radical polymerization at 60 ˚C. The reactivity ratios of the comonomers were estimated using Finemann-Ross and Kelen-Tüdös methods. Both estimations have led to similar results suggesting that the length of the bromine containing monomers side chain does not affect to the reactivity of the methacrylic double bond.

REFERENCES

[1] Jonathan S. Stinson, 2003, U.S. Patent 6626936
[2] Venkatesh R., Yajjou L., Koning C.E., Klumperman B., Macromol. Chem. Phys., 2004, 20:2161
[3] Zhongyu Li, Pengpeng Li, Junlian Huang, Polymer, 2006, 47(16), 5791
[4] Finemann M., Ross S., J. Polym. Sci. A., 1964, 2:1687
[5] Kelen T., Tüdös F., J. Macromol. Sci. Chem., 1975, A9:1

ICHIM IONUT CAMELIU, RUSU MARIUS CIPRIAN, RUSU MIHAI

Department of Natural and Synthetic Polymers, Faculty of Chemical Engineering, "Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Romania

STUDII ^{1}H RMN PENTRU DOUA SISTEME DE COPOLIMERI

Rezumat: In aceasta lucrare se trateaza sinteza, caracterizarea si determinarea reactivitatii unor monomeri metacrilici care contin brom. 2-(2-bromopropioniloxi) propil methacrilat (BPPM) si 2-(2-bromoisobutiriloxi) propil methacrilat (BIPM) au fost sintetizati si caracterizati prin spectroscopie ^{1}H RMN si ^{13}C RMN. Copolimerizarea radicalica a BPPM si BIPM cu metil metacrilat (MMA) a fost facuta in interiorul echipamentului de RMN, la 60°C. Concentratia totala de monomer a fost 1M in toate cazurile, folosind flacoane de polimerizare de 1 ml. S-au folosit benzen deuterat (C_6D_6) ca solvent, 2,2'-azobisisobutironitril (AIBN) ca initiator in concentratie de 1.5% masa in raport cu amestecul de monomeri si p-xilen ca referinta interna 0.1M.

Compozitiile de copolimer obtinute din spectrele ^{1}H RMN au dus la determinarea constantelor de reactivitate folosind metodele de liniarizare Finemann-Ross si Kelen-Tüdös. Amandoua estimari au dus la rezultate similare, sugerand faptul ca lungimea lantului monomerilor care contin brom nu influenteaza reactivitatea dublei legaturi metacrilice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE COMPARATIVE STUDY ABOUT THE WEAR RESISTANCE OF SUPERFICIAL LAYERS DERIVED FROM ELECTRIC SCINTILLATION WITH HARD CARBIDE ELECTRODES

BY

DANIELA CIOBANU GHERCĂ*, VASILE NECULAIASA*, IOAN ŢENU*, IONEL GHERCA*

Abstract : *The problem of mathematical valuation and resistance wear prognostication of high wear machinery parts belonging to farm equipments and food industry has a peculiar technical and economic importance. The resistance of wear can act as an indicator in choosing materials for the construction of these triboelements. Some mathematical formulae have been used for the wear resistance study, formulae infered from the formula wich describes analytically the massic wear.*

Key words*: electric scintillation, volume temper+annealing, abrasive wear .*

1. THEORETICAL CONSIDERATIONS

The problem of mathematical valuation and wear resistance prognostication of high wear machinery parts belonging to farm equipments and food industry has a peculiar technical and economic importance because it can contribute to the judicious supply of the companies, to the solution choice for increasing durability, to the assurance of high quality works, to the judicious renewals planning etc. At the same time,the resistance of wear can act as an indicator in choosing materials for the construction of these triboelements.

The researches highlight the fact that the main factors that influence upon the wear of these work components exercise implicitly a direct influence upon durability [1], [2], [3].

Some mathematical formulae have been used for the wear resistence study, formulae infered from the formula wich describes analytically the massic wear,that is [2]:

$$U_m = K \cdot \frac{Q \cdot L_f}{3H}, \qquad (1)$$

Where: –U_m represents the massic wear of the triboelement; K– a constant depending on the material; Q–the pressing force; L_f–the length of the friction way; H–the material durity of the triboelement.

If in the formula (1) we replace the pressure force by the p.S product, the formula (1) becomes:

$$U_m = K \cdot \frac{p \cdot v \cdot S}{3H} \cdot t \qquad (2)$$

From the formula (1), the material constant can be computed by the formula:

$$K_m = \frac{3U_m \cdot H}{L_f \cdot S \cdot p} \qquad (3)$$

In our case, at 60 min of wear test, L_f is 5429m,and the samples had a 8mm diameter, resulting a surface S=50,24mm^2. So the (3) formula becomes:

$$K_m = 1{,}099 \cdot 10^{-5} \frac{U_m \cdot H}{p}. \qquad (4)$$

The trust interval of wear resistance variation has been computed using the formulas /2/:

$$\bar{x} - u_\alpha \sqrt{\frac{\sigma^2}{n}} \le x \le \bar{x} + u_\alpha \sqrt{\frac{\sigma^2}{n}} \qquad (5)$$

and

$$\sigma^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})^2}{n}. \qquad (6)$$

For α =0,05 a tust interval with bilateral risk is settled, P=1 –α/2=0,975, where u_α =1,96 [2].

2. THE COMPARATIVE STEADY OF WEAR RESISTANCE

The comparative study about the wear resistance of superficial layers derived from DASE with hard carbide electrodes and the work regime 2 of ELITRON22 and MAX101 apparatus has been accomplished using the formula:

$$\frac{U_{ma}}{U_{mb}} = \frac{H_{ma}}{H_{mb}} \cdot \frac{K_{mb}}{K_{ma}}, \qquad (7)$$

Where: H_{ma} represents the durity of the subsided layer and H_{mb} represenrs the basic material durity.

The values of the material constants, both for basic materials(K_{mb}) treated in variant A(volume temper+annealing) and for the subsided layers in variant B(K_{ma1})(WCo8 electrode scintillation),respectively variant C(K_{ma2})(Ti15Co6 electrode scintillation) are shown in tables 1, 2, 3 and the value of the relation between the subsided layers and basic materials of wear resistance, as well as the average values of their ($\bar{X}$) are shown in table 4.

Using the formulas the above mentioned and the values of the wear resistance ratios depending on pressure, shown in table 4, wase calculated the trust intervals of the ewar resistance variation (x) resulting :

1,932 ≤ x ≤ 1,991, for RUL2 steel scintillated with a WCo8 electrode;

$1{,}913 \le x \le 1{,}972$, for RUL2 steel scintillated with a Ti15Co6 electrode;

2,896≤ x ≤ 2,9 , for OSC8M steel scintillated with WCo8 electrode;

2,8 ≤ x ≤ 2,891, for OSC8M steel scintillated with Ti15Co6 electrode;

1,92 ≤ x ≤ 1,993, for unalloyed white cast iron scintillated with WCo8 electrode;

1,888≤ x ≤1,953, for unalloyed white cast iron scintillated with Ti15Co6 electrode.

Table 1.The values of material constant, for basic materials

Basic Material	**Microdurity of the basic material, $HV0_{.005}$ daN/mm^2**	**Pressure, MPa/K_{mb}**					
		0,5	1	1,5	2	2,5	3
RUL2	770	0.328	0,165	0,111	0.081	0,066	0,054
OSC8M	595	0,392	0,197	0,131	0,099	0,079	0,067
Fa	420	0,180	0,090	0,o60	0,,45	0,036	0,030

Table 2. The values of material constants for WCo8 scintillated samples

Basic material	**Microdurity of the subsided layer, $HV_{0,05}$ daN/mm^2**	**Pressure, MPa/K_{ma1}**					
		0,5	1	1,5	2	2,5	3
RUL2	1835	0,394	0,197	0,132	0,099	0,080	0,068
OSC8M	1474	0,320	0,162	0,110	0,086	0,069	0,058
Fa	1342	0,291	0,144	0,096	0,072	0,060	0,051

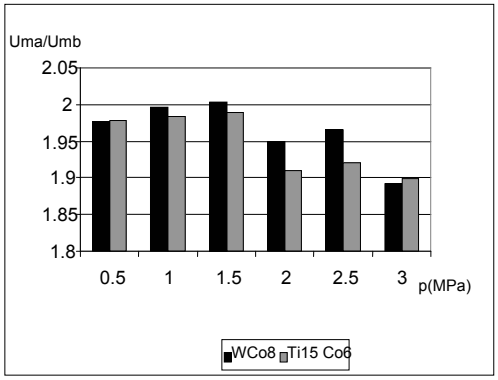
Table 3. The values of material constants for Ti5Co6 scintillated samples

Basic material	**Microdurity of the subsided layer, $HV_{0,05}$ daN/mm^2**	**Pressure, MPa/K_{ma2}**					
		0,5	1	1,5	2	2,5	3
RUL2	1435	0,308	0,155	0,104	0,079	0,064	0,053
OSC8M	1211	0,283	0,142	0,095	0,070	0,057	0,048
Fa	1074	0,233	0,117	0,079	0,060	0,049	0,041

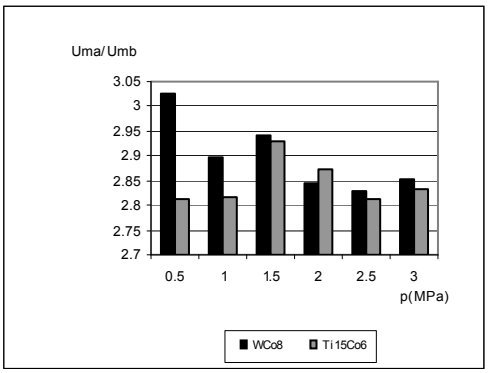
Table 4. The wear resistance ratios depending on pressure

Basic material	**Electrode**	**Pressure, MPa/U_{ma}/U_{mb}**						$\overline{X}$
		0,5	1	1,5	2	2,5	3	
RUL2	WCo8	1.975	1,993	2,001	1,947	1,963	1,890	1,962
OSC8M		3,026	2,896	2,942	2,843	2,827	2,853	2,898
Fa		1,973	1,993	1,993	1,993	1,914	1,876	1,957
RUL2	Ti15Co8	1,974	1,980	1,985	1,907	1,918	1,895	1,943
OSC8M		2,812	2,816	2,930	2,871	2,814	2,834	2,834
Fa		1,969	1,961	1,973	1,920	1,873	1,865	1,921

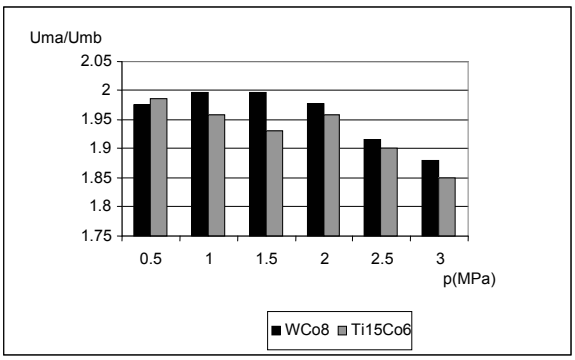
Using the wear resistance ratios depending on pressure shown in table 4 , the diagrams of corresponding fig.1 and fig.2 have been drawn.



a)

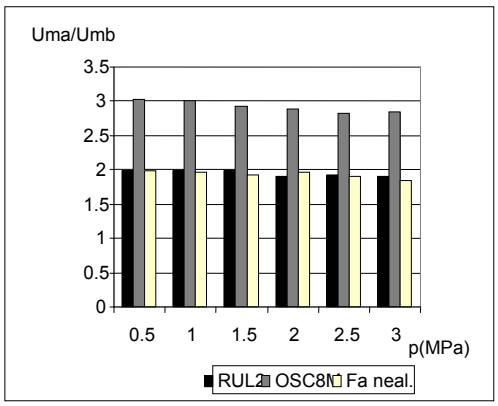


b)

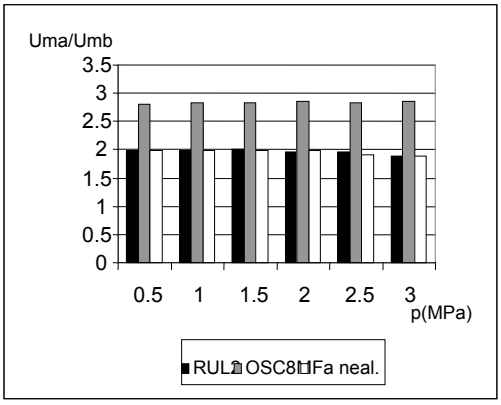


c)

Fig. 1.The variation of the wear resistance depending on contact pressure , of deposit layers on: a) RUL2 steel; b) OSC8M steeel; c) unalloyed white cast iron



a)



b)

Fig.2.The variation of the wear resistance depending on contact pressure , of deposit layers derived from electric scintillation with: a) WCo8 electrodel; b) Ti15Co6 electrode

3. CONCLUSIONS

After analyzing the trust intervals of the wear resistance variation (x), and the aspect of diagrams, can be made the following conclusions:

1. The trust intervals of the wear resistance shown the scintillated RUL2 steel and unalloyed white cast iron samples show a gross of the wear resistance of about tow, and the scintillated OSC8M samples shown a gross of this indicator of about three, compared to the unscintillated samples;
2. For all the experimented materials the wear resistance of the superficial layers derived from electric scintillation with WCo8 is higher than superficial layers derived from electric scintillation with Ti15Co6, the biggest diference are met at deposed layers on OSC8M steel;
3. For all the experimented materials the wear resistance diminisht as the contact pressure grows.

REFERENCES

[1]. Abramciuc Alex., (1996) – Caracteristicile tribologice ale straturilor obţinute la durificrea prin scânteie electrică a aliajelor de aluminiu, Tehnologii moderne în construcţia de maşini, vol. 3, Iaşi, p. 73-80.

[2]. Grămăticu M. – Contribuţii privind influenţa compoziţiei chimice, structurii şi tratamentului termic a unor oţeluri folosite în construcţia sculelor de lucrat solul, Teză de doctorat, I. P. Iaşi.

[3]. Neculăiasa V., Ţenu I., (1996) – Bazele cercetării experimentale a maşinilor şi instalaţiilor din agricultură şi industria alimentară, Cercetări tribologice, U.T. Iaşi, Facultatea de Mecanica.

STUDIUL COMPARATIV AL DURABILITAŢII STRATURILOR SUPERFICIALE OBŢINUTE PRIN SCÂNTEIERE ELECTRICĂ CU ELECTROZI DIN CARBURI DURE

(Rezumat)

Problema aprecierii matematice şi prognosticării rezistenţei la uzare a organelor de mare uzură de la maşinile agricole şi din industria alimentară are o importanţă tehnico-economică deosebită. Rezistenţa la uzare poate servi ca indicator în alegerea materialelor pentru construcţia acestor triboelemente. Pentru studiul rezistenţei la uzare s-au utilizat câteva relaţii matematice deduse din relaţia ce descrie analitic uzura masică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INFLUENCE ANALYZE OF THE STEELS SINTERED STRUCTURES ON THE DYNAMIC AND STATIC PROPERTIES

BY

LIVIU BRÂNDUŞAN, CHERTES VIORICA

Abstract: *The mechanical properties of the sintered steels are very influenced by their macro and microstructures. For dignifying the structure influence on some mechanical properties, it was elaborated sintered materials using iron powder of different granulations or different powder mixtures which lead to a certain structure. It was shown that a material obtained from a powder with delicate granulation behaves, at mechanical requests, almost in the same way as a material obtained from a large fraction. This is because by using these different fractions there are obtained materials of whose structures present small and uniform distributes pores. Using the different powders mixtures permit the obtaining of some microstructures with better mechanical properties at the intergranulars decks. During the request, in these areas there are maximum tensions which cause the material's break. Using the cooper powder or the iron powder low or high alloyed determines an improvement of the mechanical properties by changing the material's microstructure. The iron powder add high alloyed has the most powerful effect on the fatigue resistence. The cooper presence in the mixture determines not only the changing in the pores configuration but also the changing of the material's microstructure at the intergranular decks level. The pores' spheroidization is due to forming the liquid phase at sintering begetting by the cooper presence.*
Keywords: *sintered materials, material's properties, material's breaking*

1. INTRODUCTION

Because at the obtaining a large scale of sintered pieces it is used iron powder, it is justified to establish its characteristics' influence on the mechanical properties of the elaborated materials. Some authors present the porosity influence or the density of these materials on the mechanical characteristics [1, 2, and 5]. This is because the pores presence n the sintered macrostructure determines not only the properties level but also the specific of their breaking. The macrostructure is related with powder's characteristics, with some element's presence which lead to a liquid phase sintering, and also with the parameters of the forming and sintering process. The powder's characteristics, influences the sintering process by granulation, granule's shape and the aspect of their surfaces. Using a delicate powder or a large granulation one leads to forming small and uniform pores, as long as a liquid phase sintering determines forming spherical pores which has a lower effect of tension concentration.

Material's structure has a big influence on the mechanical properties of the sintered materials at the intergranular decks level. This is because the breaking process happens by deforming and successive section of the decks until the crack covers the entire material. The presence of some alloying elements in this section can lead to

form some structures with mechanical properties better than the ones of the base material.

2. ELABORATION OF MATERIALS

The researches were realized on two material categories, both having iron powder at the base DWP 200.28 elaborated by atomization at S. C. DUCTIL S. A. Buzău and whose granulometric characteristics are presented in table 1.

Table 1. Characteristics of the DP 400 iron powder

Grain size distribution	**%**
>160μm	≤10
160-100μm	20-40
100-63μm	20-40
<63	10-45
Apparent density g/cm^3**:**	2,7-2,9
Timp de curgere, Sec/50g**:**	≤33

For obtaining the first category it were made 3 powder batches which differ one to another by granulometrical distribution like this:

- batch A is formed by powder of which grain size distribution is identical to that of the initial powder;
- batch B contains grains with their grain size over 125 μm, of the initial powder;
- batch C contains grains with their grain size under 125 μm, of the initial powder.

It was added to every batch of the basic powder 0, 1, or 2 mass % copper powder.

The second category of materials was obtained from the main powder which was added, in different proportions, iron powder low alloyed Distaloy SA (Fe + 1,75% Ni + 1,5% Cu + 0,5% Mo) or iron powder high alloyed Distaloy AE (Fe + 4% Ni + 1,5% Cu + 0,5% Mo).

Every composition obtained in this manner, was homogenized in a spatial homogenizer for 15 minutes. There were done specimens of these compositions, for tension test, by bilateral pressing at 600 MPa and sintering at 1150 ^{o}C for 30 minutes in endogas. The density of the sintered tests was around 7,3 g/cm^3. All tests were tension tested to determine the breaking resistence, the elongation one and the elasticity and it was determined for some of them the cycle number supported until breaking by a solicitation at flat inflection alternate symmetrical.

3. RESULTS OBTAINED

The influence of the powder's characteristics and of the cooper add on the mechanical properties of the sintered materials is presented in figures 1, 2 and 3.

As it can be seen in figure 1, once the cooper add increases, the breaking resistence at tension also increases. Firstly, this increase this increase is determined by alloyed ferrite forming, which is characterized for better mechanical properties than the ones that iron has.

The most important increasing is registered by the materials obtained from more delicate powder or from powder which contains all the granulometric fractions. This is due to the pores' presence, which is small and uniform distributed in the material and to the high number of intergranular decks.

These decks, which have a smaller section befriended the forming process of the alloyed ferrite with cooper in all their section and determined an improvement of the properties in the area where the breaking happens.

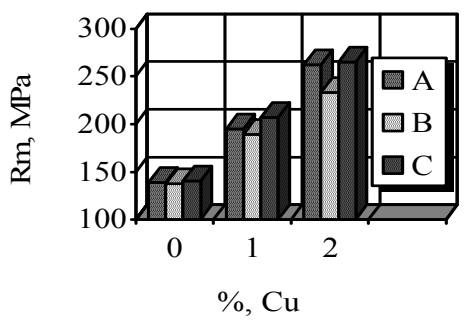


Fig.1. The influence of copper contain and grain size distribution on ultimate tensile strength

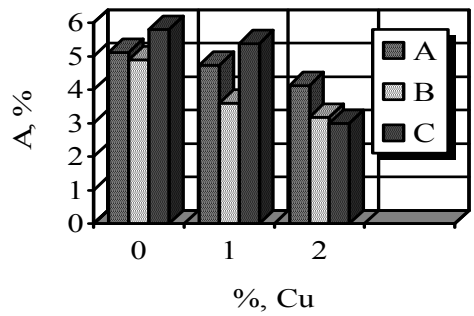


Fig. 2. The influence of copper addition and of grain size distribution on elongation

The increasing of the tension breaking resistence of the materials obtained from gross powder is lower. This is because in their structure appear big pores, and the intergranular decks section is bigger make difficult the diffusion process of the cooper in the entire volume. In the same time, the macropores section situated at the intergranular decks level constitutes tension concentrators which befriends cracks detonator and breaking [1, 2, and 3]. So, the cooper difussion in powder materials with small granulation is more intense.

From figure 2 it can be seen that, once the cooper contain increases, the meterials' elongation decreases. This decrease is duet o the fact that the alloyed ferrite, which is present at the decks level between the particles, presents a lower plasticity. The materials obtained from the main powder have a constantly decrease of the elongation.

The materials from group „C" present the biggest elongation in situation that they contain almost 1% cooper. This is duet o the fact that their pores, which are spherical and small, have the tension concentration factor smaller. At a 2% cooper contain they have the smallest elongation because the cooper broke into the intergranular spaces formes the alloyed ferrite and make the material fragile. The cooper influence in the material's elongation obtained from gross is more pronounced in the first interval and less pronounced in the second one. This is because just a part of cooper contributes to ferrite alloyed forming and the other one contributes to pore's spheroidization. [3, 5].

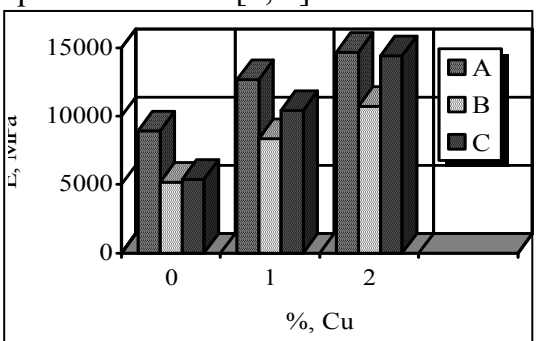


Fig. 3. The influence of copper addition and of grain size distribution on modulus of elasticity

The influence of the size of powder grains and of the cooper add on the elasticity way is presented in figure 3. It is shown that once the cooper contain increases, the elasticity way increases also. The mot important increasing is registered by the materials from group „C", obtained from a delicate powder fraction. At a high contain of cooper (2%) their elasticity module is comparable with the module of elasticity of the elaborated materials from the main powder, otherwise it is under their level. This is because at the lower contain of cooper the materials from group „C" present the biggest elongation. The materials from group „B" have the lower elasticity module. It is in some part in concordance with the other properties.

It can be said that the breaking resistence at tension, the elongation and the elasticity module are related of the cooper in iron. The mechanical properties of the

material obtained in group „A” and „C” can be compared. This is because their structure is almost the same.

The influence of the alloying materials on mechanical properties is presented in the images from figures 4, 5, and 6.

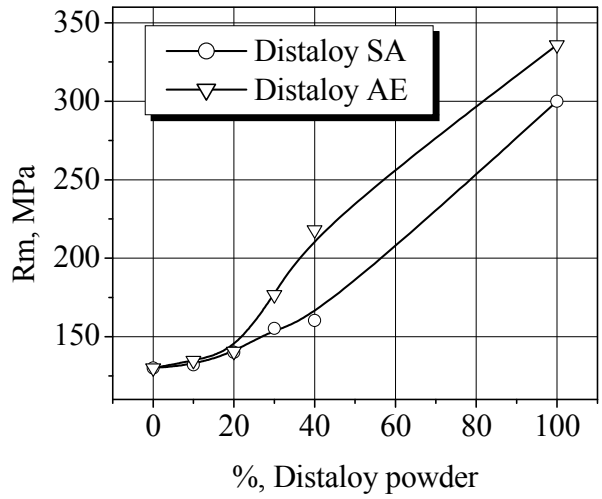


Fig. 4. The resistence variation of breaking at traction related to the alloyed powder contain

The analyze of graphic from figure 4 shows that once the powder add, which can be low alloyed Distaloy SA or high alloyed Distaloy AE in iron powder, increases, the tension test resistence increases too. This increasing is determined by the presence of the alloying elements (Ni, Cu, Mo) in the material’s structure of the intergranular decks formed at the contact between the iron grains and the alloyed ones. These elements lead to obtaining some specific microstructures with better resistence properties [3, 4].

Even the nickel diffuses slowly to the iron granules interior it diffuses faster at the contact limit between these granules and along the crystal grains surface. That’s why the nickel diffusion is incomplete and leads to forming some areas richer or poorer in nickel. At cooling, in these areas, it can appear untransformed austenite with superior mechanical properties. The nickel presence in iron leads to increasing the resistence at tension breaking, of the flowing limit and of elongation.

The molybdenum and cooper in iron diffusion is faster. Molybdenum leads to forming some delicate structures while the cooper, by forming some solid solutions determines the ferrite toughness. So, all alloying elements lead to improving some mechanical properties.

The most considerable improving of the tension breaking resistence is take by the powder add Distaloy AE, especially at the higher contains over 20%. This fact shows the important role of nickel in the materials obtained and which in the powder reminded, represents 4%. More than that, this powder obtained by atomization has grains with sleek surface and are compacted. Duet o the sleek surface the contact between grains is better and facilitates the diffusion process. In the same time, these materials are characterized by a small number of pores and big dimensions reported to the materials obtained from spongy powder, which is characterized by a big number of small pores [4, 5]. For the high density materials, the tension break is controlled by the size of the small pores, and the crack propagates from a pore to another niting them until the material’s breaking. So, the breaking resistence of the materials obtained from mixture of iron powder and Distaloy SA, which is smaller.

At contains until 20% abundant or weak alloyed powder, the tension breaking resistence is reported to the one of the materials obtained from iron powder. This means that breaking section contains un insignificant number of intergranular decks which contain alloyed elements. While the weak or abundant powder contains increases, the number of the decks is in a continual increasing and so, the tension resistence is improving.

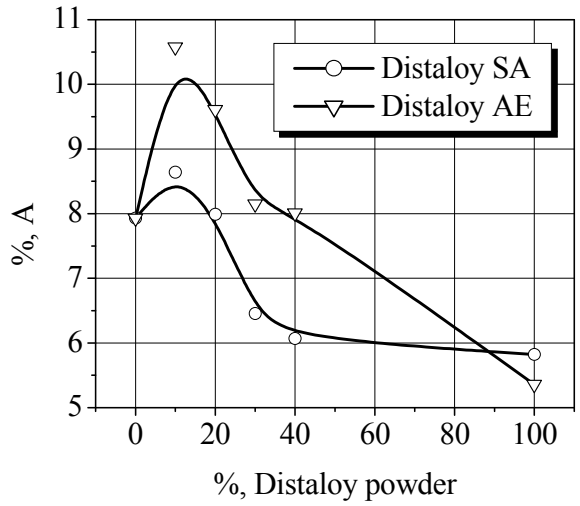


Fig. 5. The influence of the alloyed powder add on material's elongation

Figure 5 illustrates the variation curves of material's elongation obtained from mixtures of iron powder alloyed and non alloyed. It is shown that once the alloyed powder contains increases, the material's elongation decreases. This decrease of the elongation is determined by the cooper molybdenum presence which hardens the material and leads to forming some delicate structures. Generally, materials which contain Distaloy SA powder have a lower elongation than the materials which contain Distaloy AE. This is because material's elongation is reported to their section. For materials from spongy powders characterized by small pores, intergranular decks section is lower. In the same time, duet o the rough grains' surface, these materials present secondary pores too, situated right in the intergranular decks , which reduce their deformation capability [5, 7]. It can be seen a maximum elongation situated approximately at 10-20% alloyed powder add. This maximum is bigger for materials which contain Distaloy AE, probably duet o an optimum report of alloying element sat the intergranular decks level. After this maximum, the elongation is continual decreasing.

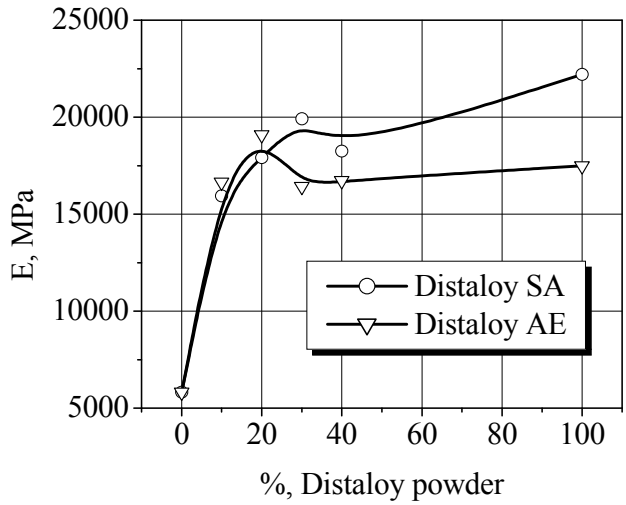


Fig. 6. The influence of the alloyed powder add on the elasticity module

The elasticity module depends in big measure for the material's structure. At the materials obtained from mixtures of iron powder alloyed and unalloyed it is shown a pronounced increasing of the elasticity module in the interval 5-20% powder add Distaloy (fig. 6). Over this value the elasticity module is maintaining approximately constant, at the elasticity module level of the alloyed powder.

In the first interval the elasticity module is approximately the same for the two categories of materials. This means that, for this area, the alloyed powder type used in this mixture doesn't influence significant the elasticity module. In the second interval the elasticity module of the materials which contain Distaloy AE is smaller that for the ones which contain Distaloy SA because their deformation capacity is bigger. The nickel's presence in bigger quantities at the intergranular decks level, duet o the high alloyed powder add, make that iron present cubic systems with centered faces characterized by an elasticity module smaller than for the cubic systems with centered volume. It is shown that between elasticity module variation and

elongation is a certain bond. Both of them change in the same way related to the alloyed powder quantity placed in mixture with iron powder.

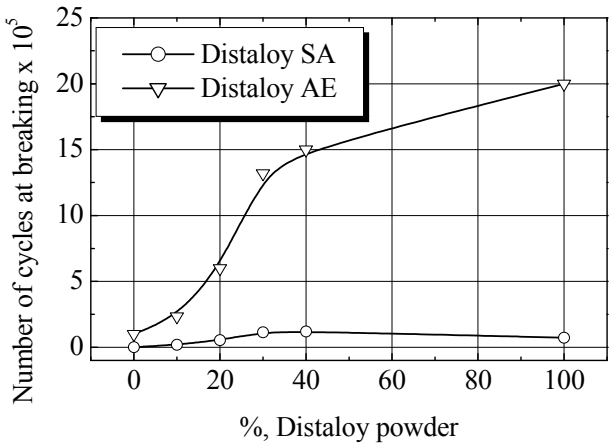


Fig. 7. The influence of the alloyed powder add on the cycle number supported by the material until braking

After fatigue test by plan inflection symmetrical alternant, it was observed an increase of the cycle's number supported until breaking (fig. 7). The biggest increase was registered by the materials obtained as a result of the add of iron powder high alloyed. The biggest increase of the cycle's number until breaking happens in the interval 10-30% alloyed powder, in the area where it was registered the biggest deformation capacity of the materials and the higher elasticity module. This means that for these materials the energy need for propagation and detonation the crack is bigger.

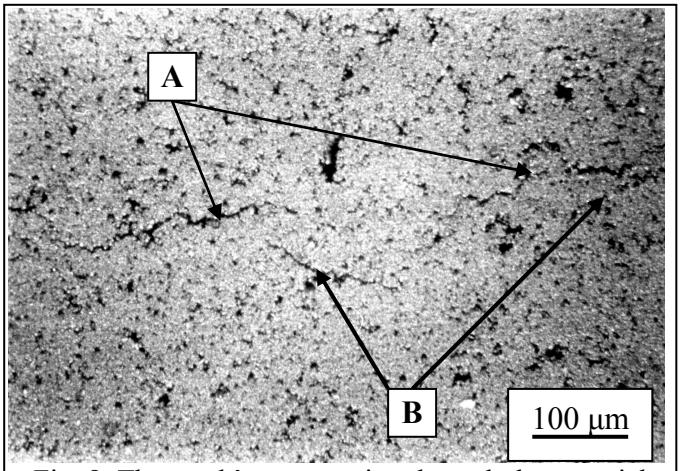


Fig. 8. The crack's propagation through the material solicited at fatigue

In figure 8 it can be observed the principal cracks A developed from the material's border to the central area and secondary cracks B situated near the principal cracks. It was shown that crack's development happens from a pore to another through intergranular decks no matter the material structure. Round pores with sleek surface improve the resistence at propagation of the crack. This is because cracks at fatigue are initiated at the pore's surface or at the material's edges level where the density is smaller and the pores are bigger. Duet to the sharp edges and to asperities from the surface of the pores, they constitute powerful concentrates of tension and detonating source of the cracks. It was shown that pores don't change the breaking mechanism at fatigue of the intergranular decks. They constitute the bond places where these cracks can propagate.

4. CONCLUSIONS

Mechanical properties of materials of iron powder are established by utilized powder characteristics. Obtained materials of fine powder fraction or with a large grain size distribution have a modulus of elasticity, tensile strength, and elongation bigger than those obtained materials of raw powder. Addition of copper leads to an increase of ultimate tensile strength, modulus of elasticity, and reducing the elongation. Changing these properties is in correlation to the intensity of diffusion phenomena, which takes place in these materials during sintering.

After the researches made on the sintered materials from iron powder and iron powder low or high alloyed it is shown a change of the mechanical properties related to the type and the powder quantity added. If the traction resistence increases linear with the increasing of the alloyed powder add, not the same thing happens with the elongation, elasticity module and cycles number supported by the material until breaking. In their case, it is registered an unlinear variation, some of them present a maximum. It could be seen that the powder add high alloyed leads to a bigger improving of all the mechanical properties studied.

REFERENCES

[1] H. Danninger, G. Jangg, B. Weiss, R. Stickler, The Influence of Porosity on Static and Dynamic Properties of PM Iron., World Conference on Powder Metallurgy, 2-6 july, (1990), Vol. 1, p. 433-439.

[2] H. Danninger, G. Jangg, B. Weiss, R. Stickler, Microstructure and Mechanical Properties of Sintered Iron. Part I: Basic Consideration and Review of Literature, PMI, Vol. 25, No. 3, 919930, p. 111-116.

[3] L. Brandusan, G. Arghir, R. Orban, S. Domşa, Properties of Sintered Steels from Mixture of Alloyed and Non-Alloyed Iron Powders, Powder Metallurgy World Congress & Exhibition, Vienna, (2004), Vol. 3, p. 81-86.

[4] L. Brandusan, E. Pica, A. Ilişiu, Studies on Static and Dynamic Breaking Process of Sintered Materials from Iron Powder, 4th International Powder Metallurgy Conference, Sakarya, TURKEY, (2005), p. 343-349.

[5] L. Ledux, C. Prioul, The Influence of Pore Morphology on the Monotonic and Cyclic Properties of Sintered Iron., Modern Developments in Powder Metallurgy, (1989), Vol. 21, p. 41-53

[6] Surdeanu T., Maria Perneş, Piese sinterizate din pulberi metalice, Editura Tehnica, Bucuresti, 1984.

[7] Firstof, S., Podrezov, Yu., Optimization of Mechanical Properties of Porous Materials., Powder Metallurgy Progress, (2001), Vol.1, No. 1, p. 5-18.

LIVIU BRÂNDUŞAN, CHERTES VIORICA, Technical University of Cluj-Napoca, 103-105 Blv. 400641 Cluj Napoca

ANALIZA INFLUENȚEI STRUCTURII OȚELURILOR SINTERIZATE ASUPRA PROPRIETĂȚILOR STATICE ŞI DINAMICE

Rezumat: Proprietățile mecanice ale oțelurilor sinterizate sunt puternic influențate de macro şi micro-structura acestora. Pentru punerea în evidență a influenței structurii asupra unor proprietăţi mecanice, s-au elaborat materiale sinterizate utilizând pulberi de fier de granulații diferite sau amestecuri de diferite pulberi ce conduc la o anumită structură. S-a constatat că un material obținut dintr-o pulbere de granulație fină se comportă, la solicitări mecanice, aproape în acelaşi mod ca şi un material obținut dintr-o fracție largă. Aceasta deoarece prin utilizarea acestor fracții se obțin materiale a căror structură prezintă pori mici şi uniform distribuiți. Utilizarea amestecurilor de diferite pulberi permite obținerea unor micro-structuri cu proprietăţi mecanice mai bune la nivelul punților intergranulare. În timpul solicitării, în aceste zone se înregistrează tensiunile maxime ce cauzează ruperea materialului. Utilizarea pulberii de cupru sau a pulberii de fier slab sau bogat aliată în amestec cu pulberea de fier determină o îmbunătățire a proprietăților mecanice prin modificcarea microstructurii materialului. Cel mai puternic efect asupra rezistenței la oboseală îl are adaosul de pulbere de fier bogat aliată. Prezența cuprului în amestec determină atât modificarea configurației porilor, cât şi a microstructurii materialului la nivelul punților intergranulare. Sferoidizarea porilor se datorează formării fazei lichide la sinterizare generate de prezența cuprului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

A SEM STUDY OF THE TEXTURAL PROPERTIES OF THE HYBRID MATERIALS: HYDROTALCITE LIKE ANIONIC CLAYS – GENTAMICIN

BY

GABRIELA CARJA*, SIMONA RATOI, GABRIELA CIOBANU and ION BALASANIAN

Abstract: New organic – inorganic hybrid nanostructures based on gentamicin – iron substituted hydrotalcite were synthesized by using two different synthesis methods: direct coprecipitation and reconstruction. The textural characteristics of the obtained hybrids were followed by using scanning electron microscopy (SEM) technique. The plate-let morphology defines the texture of the iron containing clay but these features changed to nonporous solid structures for the drug-clay hybrid materials.

Keywords: hydrotalcites, hybrid – nanostructures, SEM, textural properties

1. INTRODUCTION

Hydrotalcite (HT) is a class belonging to the naturally occurring anionic clay with the formula $Mg_6Al_2(OH)_{16}CO_3{\cdot}4H_2O$. It presents a positively charged brucite-like layers ($Mg(OH)_2$) in which some of Mg^{2+} are replaced by Al^{3+} in the octahedral sites of the hydroxide sheets. Interstitial layers formed by CO_3^{2-} anions and water molecules compensate the excess of the positive charge resulting from this substitution. The layers are stacked one on top of the other and are held together by weak interactions of hydrogen bonds [1]. Both magnesium and aluminium can be isomorphously substituted by other divalent or trivalent cations so a wide range of compositions containing various combinations of M(II), M(III) and different anions A^{n-} can be synthesized. The large variety of anions that can be incorporated in the brucite-like layer and the high anionic exchange capacity of these materials allow using them as matrices for tailoring specific organic – clay hybrid nanostructures with new potential applications [2]. Previous studies also suggest that the hybrids based on drugs – LDHs could form the basis for a controlled drug – release system [1, 3]. Moreover it is possible to control the point of drug release and the pharmokinetic profile by selection of the metals ions in the host layers of the drug – LDH hybrid while the confinement of the drugs between the metalhydroxide layers can also isolates the molecules from the environment thereby can improve drugs long-term stability and storage. Gentamicin belongs to the class of aminoglycoside antibiotics and is widely used for the treatment of serious infections caused mainly by Gram – negative bacteria.

Successful treatment of the infections (e.g. osteomyelitis) is achieved only by delivering a sufficient high antibiotic concentration at the site of infection. On the other hand gentamicin has toxic side effects on the kidney and the inner ear and systemic administration of high antibiotic concentration is not desirable. The use of hydrotalcite – like anionic clay as biocompatible inorganic matrices to incorporate gentamicin has been already reported in our previous published work [2].

The present paper aims to report new results about the textural properties of the composites based on gentamicin-anionic clays, type LDH. Scanning electron microscopy (SEM) is used as an advanced technique to obtain information about the texture of these materials at micro-nanoscale.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

2.1. Samples synthesis

All chemicals were commercially purchased and used without further purification. Gentamicin – anionic clays hybrids were obtained as following:

Preparation of the reference sampletype iron substituted clay - FeHT
The precipitants NaOH / Na_2CO_3, the metal salts used as precursors, Mg $(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$ / $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ (molar ratio 2 / 1) were added dropwise together in such a way that the pH remained at a constant value of 9.5. The resulting white precipitate was aged at 338 K for 24 h under stirring. After an aging step, the obtained precipitates were separated by centrifugation, washed extensively with warm deionized water until sodium free and dried under vacuum at 40°C.

Preparation of the gentamicin containing samples
Gentamicin – FeHT hybrids were prepared by using direct synthesis by the coprecipitation method or the reconstruction method; the amount of gentamicin was optimized to overcome 2 times the anionic exchange capacity of the clay.

(a) Direct synthesis by the coprecipitation method:
100 ml of an aqueous solution of Mg $(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$ / $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ and an aqueous solution of gentamicin 0.3 M were slowly added dropwise together; pH=10 was maintained by the continuous addition of 0.1 M NaOH. The obtained white precipitate was separated by centrifugation, washed extensively with warm deionized water until sodium free and dried under vacuum at 30°C.This sample is denoted as GELDH1.

(b) Synthesis by the reconstruction method:
0.5 g FeHT anionic clay was calcined at 550°C for 5 h, under continuous air flow. 1 g of freshly calcined hydrotalcite – like sample was added in an aqueous solution containing 0.05 mol of gentamicin, under bobbling N_2 in the medium; the obtained precipitate was aged for 12 h at 45°C, separated by centrifugation, washed with warm deionized water until sodium free and dried under vacuum at 30°C. This sample is denoted as GELDH2.

2.2. General procedures

Powder X - ray diffraction (XRD) patterns were recorded using a Philips PW 1840 diffractometer under the following conditions: 40 kV, 30 mA, monochromatic CuKα radiation (λ = 0.15418 nm) over a 2θ range from 4 to 70º.

A Hitachi S-800 scanning electron microscope was used for scanning electron microscopy (SEM).

3. RESULTS AND DISCUSSION

The XRD patterns of GELDH1 and GELDH2 hybrids, not shown, are characteristic to organic / LDH hybrid structures [1]. Strong diffraction peaks appear at lower 2θ angles though the typical features of hydrotalcite - like materials, described in *R*-3*m* rhombohedral symmetry, are also observed. The basal reflection of FeLDH is equal to 0. 72 nm (see Table 1) though the corresponded values increases to 0.83 and 0.87 nm for GELDH2 and GELDH1respectively. The lattice parameters *a* and *c* are shown in Table 1; the parameter *a* corresponds to the metal - metal distance within the layer pointing out the cations stacking in the 003 plane while the *c* parameter is related to the distance between layers.

Table 1. Chemical composition and the lattice parameters of the synthesized samples.

Sample	Mg : Fe (by ICP)	d_{003} (nm)	Lattice parameters (nm)		IFS*
			a	*c*	
FeHT	2. 0 / 1.1	0.720	0.3049	2.43	0.28
GeLDH1	1.9 / 1.0	0.87	0.317	3.51	0.69
GeLDH2	2.1 / 1.1	0.83	0.314	3.75	0.77

The almost constant values of the *a* parameter show an unaltered metal – metal distance in the brucite like layer while the modified values of the *c* parameter and the increase of the interlayer free space (IFS) values, from 0.28 nm for FeLDH to 0.77 nm and 0.69 nm for GELDH2 and GELDH1 respectively; this result reveals that the interlayer structural characteristics altered for the gentamicin – clay composite materials.

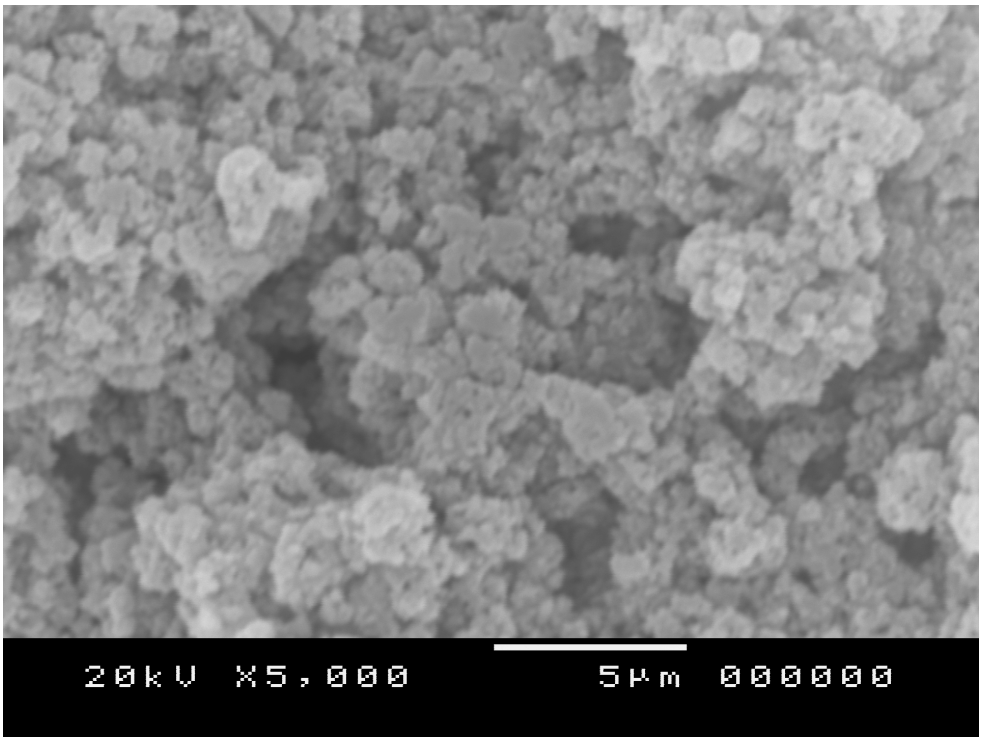


Figure 1. The SEM image of FeHT.

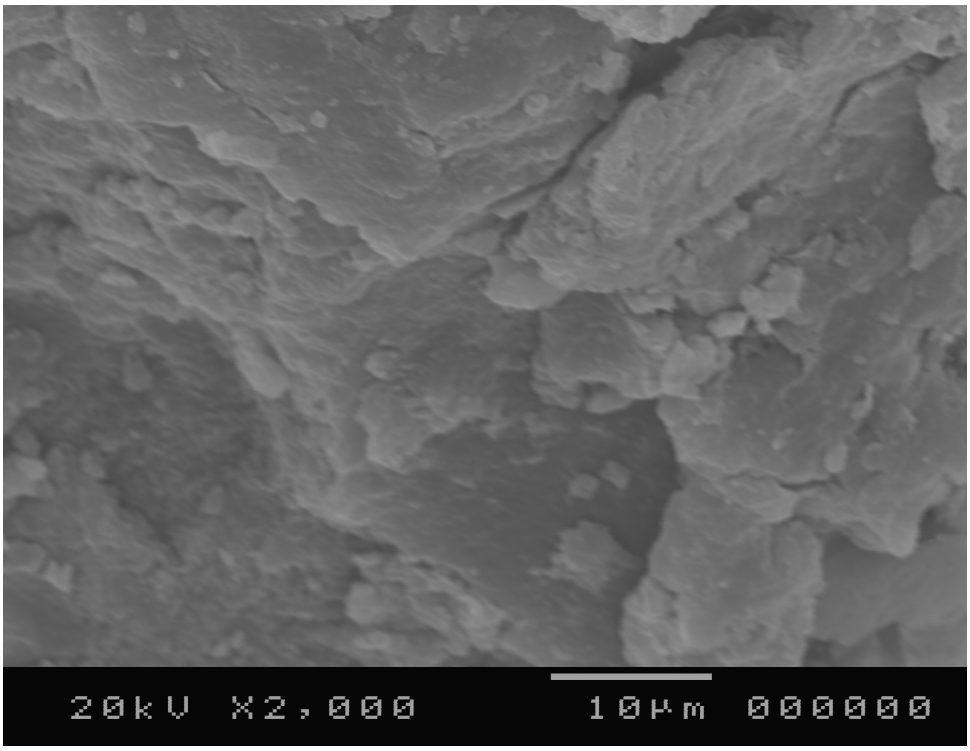


Figure 2. The SEM image of GeLDH1.

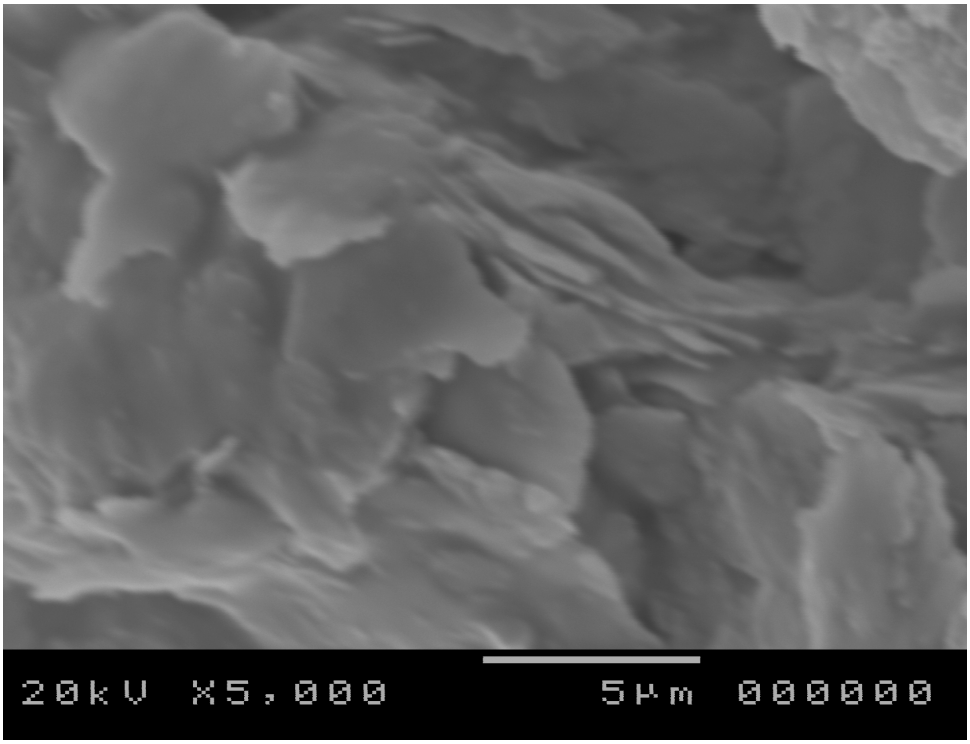


Figure 3. The SEM image of GeLDH2.

The SEM image of FeHT is presented in Figure 1; the typical thin platelet morphology of LDHs particles, highly interconnected can be observed in this case.
The SEM analysis points out the alteration of the textural characteristics of the samples containing gentamicin. When the drug is introduced in the porous matrix of the iron substituted clay the SEM images of GELDH1 and GeLDH2 (shown in Figure 2 and Figure 3) indicate that the incorporation of acetamiprid in the inorganic clay matrixes gives rise to an intricate morphology defined by a compact, nonporous solid structure that is different from the "sandrose" morphology of LDHs; however this morphology is typical for intercalated LDHs nanocomposites [4].

4. CONCLUSIONS

Hybrid materials based on gentamicin – iron substituted hydrotalcites were synthesised by using the direct coprecipitation method and the reconstruction method. X-ray analysis results point out to the modification of the clay lattice parameters when the drug is introduced in the clay matrix. The scanning electron microscopy results show that the typical thin platelet morphology of LDHs is characteristic for the parent clay while a compact, nonporous solid structure is formed in the case of the obtained hybrids. As a consequence both the structural and textural properties of the clay alter for the new composites.

Received March, 27, 2007 *The "Gh. Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. F. Cavani, F. Trifiro, A. Vaccari, **Catal. Today 11** (1991) 173 and references therein.
2. W. Jones, M. Chibwe, in: I.V. Mitchel (Ed.), **Pillared Layer Structures Current Trends and Applications, Elsevier, London, 1991, p. 67.**
3. G. Carja, R. Nakamura, H. Niiyama, **Appl. Catal**. A 236 (2002) **91**.
4. G. Carja, R. Nakamura, T. Aida, H. Niiyama, **J. Catal.** 218 (2003) **104**.

GABRIELA CARJA "Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Faculty of Chemical Engineering, Bvd. D. Mangeron 71, 700050, Iasi, Romania, email: carja@uaic.ro, tel/fax 0040232 201231
SIMONA RATOI "Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Faculty of Chemical Engineering, Bvd. D. Mangeron 71, 700050, Iasi, Romania
GABRIELA CIOBANU"Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Faculty of Chemical Engineering, Bvd. D. Mangeron 71, 700050, Iasi, Romania
ION BALASANIAN"Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Faculty of Chemical Engineering, Bvd. D. Mangeron 71, 700050, Iasi, Romania

STUDIUL PROPRIETATILOR DE TEXTURA ALE COMPOZITELOR : ARGILA ANIONICA DE TIP HIDROTALCIT – GENTAMICINA FOLOSIND MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BALEIAJ

Rezumat: Lucrarea prezinta informații noi despre proprietatile texturale ale unor materiale de tip compozite de tipul argila anionică substituita cu fier– gentamicin. Analiza de raze X arata modificarea proprietatilor structurale ale argilei atunci când medicamentul este incorporat in matricea anorganica stratificata. Microscopia electronica de baleiaj de dovedeşte un instrument util in observarea caracteristicilor texturale ale materialelor hibride preparate si urmărirea modificării caracteristicilor de textura la nivel micro-nano in cazul noilor hibrizi sintetizați.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDIES OF CRYSTALLINITY OF DI- AND TRIBLOCK COPOLYMERS BASED ON POLY(ε-CAPROLACTONE) AND POLY(DIMETHYLSILOXANE)

BY

CLAUDIA GORDIN[1], SLIM SALHI[2], IULIA MIHAI[1], CHRISTELLE DELAITE[1], MIHAI RUSU[1], TAMARA ELZEIN[3], MAURICE BROGLY[3]

ABSTRACT: *Well defined diblock and triblock copolymers based on poly(dimethylsiloxane) and poly(ε-caprolactone) were prepared by ring opening polymerization of ε-caprolactone using hydroxyalkyl terminated siloxane oligomers initiators. Their chemical structures and molecular weights were determined using ^{1}H-NMR, FTIR and SEC techniques, and thermal properties were determined by DSC. The DSC analyses were also conducted in order to estimate the crystallinity degrees of the PCL and PDMS blocks. The values of crystallinity degrees obtained through DSC were also confirmed by FTIR, a very good correlation between FTIR and DSC results being observed. We noticed that crystallinity degree of PCL blocks is strongly affected by the PDMS content and by increasing the content of PDMS in block copolymers the crystallinity of PCL blocks increases.*
This fact is also supported by the AFM results that suggest that PDMS chains play a major role in the crystallization of PCL blocks, a change of the crystalline morphology being observed.

KEYWORDS: *Block copolymer; coordinated anionic ring-opening polymerization; poly(dimethylsiloxane); poly(ε-caprolactone); crystallization.*

INTRODUCTION

Block copolymers based on PDMS and PCL are very interesting materials because they combine the properties of polymers of each block. PDMS is a biocompatible polymer witch presents a low glass transition temperature (-123°C), high chain flexibility, good thermal, oxidative and UV stability. Their low surface energy makes them excellent candidates as surface modifying additives. Because of their mechanical weakness, low solubility parameters and immiscibility with most organic polymers it is necessary to form copolymers with other polymers [1-10].

PCL is miscible with a large variety of polymers, biocompatible and biodegradable, good reasons for choosing him as a partner in copolymerisation with PDMS [11-13].

Considering that both blocks are biocompatible and biodegradable we assumed that block copolymers based on PDMS and PCL have applications in biomaterials field [1-6].

In this paper we present a study of cristallinity of di- and triblock copolymers based on poly(ε-caprolactone) and poly(dimethylsiloxane) and the effect of PDMS on cristallinity of PCL blocks.

MATERIALS AND TECHNIQUES

Materials

Diblock copolymers poly(ε-caprolactone)-poly(dimethylsiloxane) (PCL-PDMS) were prepared by ring-opening polymerization of ε-caprolactone using hydroxyalkyl terminated siloxane oligomers and aluminum alkoxides as initiators.

Triblock copolymers poly(ε-caprolactone)-poly(dimethylsiloxane)- poly(ε-caprolactone) (PCL-PDMS-PCL) were obtained by Yilgor and colab.[1] from dihydroxyl terminated PDMS using tin octoate as catalyst.

The synthesis of well-defined copolymers was confirmed by ^{1}H-NMR spectroscopy, FTIR and SEC analyses, a monomadal chromatogram and weak values of polydispersity indices being obtained.

The characteristics of the diblock and triblock copolymers synthesized are presented in table 1.

Table 1. The characteristics of the copolymers

Block copolymer	Theoretical block length, M_n, g/mol	M_n PCL theoretic	M_n PCL ^{1}H NMR[1]	M_n copolymers (SEC)[2]	Pdi[3]
Diblock copolymers PCL-PDMS					
D_1	3,000-4,900	3,000	3,080	13,000	1.17
D_2	4,900-4,900	4,900	5,150	10,100	1.16
D_3	10,000-4,900	10,000	10,500	15,600	1.14
Triblock copolymers PCL-PDMS-PCL					
T_1	2,000-3,000-2,000	4,000	4,200	7,900	1.81
T_2	3,000-5,000-3,000	6,000	5,900	6,600	1.95
T_3	10,000-5,000-10,000	20,000	17,920	14,700	1.76
T_4	10,000-10,000-10,000	20,000	20,400	16,200	1.91

[1] Determined by ^{1}H NMR by comparing the PCL and PDMS characteristics resonance signals
[2] Determined by SEC using a PS calibration curve
[3] Polydispersity indices

Techniques

Nuclear Magnetic Resonance (^{1}H NMR) spectra were recorded on a 400 MHz spectrometer (Brucker AC 400) using deuterated chloroform as a solvent.

Size exclusion chromatography (SEC) was carried out using a Waters 2690 liquid chromatograph equipped with three columns, Waters Styragel 5 μm, 10^4, 500 and 100 Å columns; injection and refractometer temperature, 35°C; injection volume, 100 μL; solvent, THF at 1mL/min, a refractive index detector (Waters 410). Size exclusion chromatography was calibrated with PS standards.

Differential Scanning Calorimetry (DSC). Thermal analyses were performed with a Mettler TA 4000 differential scanning calorimeter and thermograms were recorded between –150°C and +150°C with a heating rate of 10°C/min.

Transmission Infrared Spectroscopy (FTIR). Diblocks and triblocks copolymers powders in KBr pellets were analyzed by infrared spectroscopy in the simple transmission device. Measurements were performed with an IFS48 Bruker spectrometer and the number of scans was fixed to 100 with a resolution of 4 cm^{-1}.

Atomic Force Microscopy (AFM). Measurements were performed with a Nanoscope IIIa/Dimension 3000 (Digital Instruments) in the tapping mode and under ambient conditions.

RESULTS

DSC analyses

DSC analyses were conducted in order to estimate the thermal properties and the crystallinity degree of the PCL and PDMS blocks. A representative thermogram is given in figure 1.

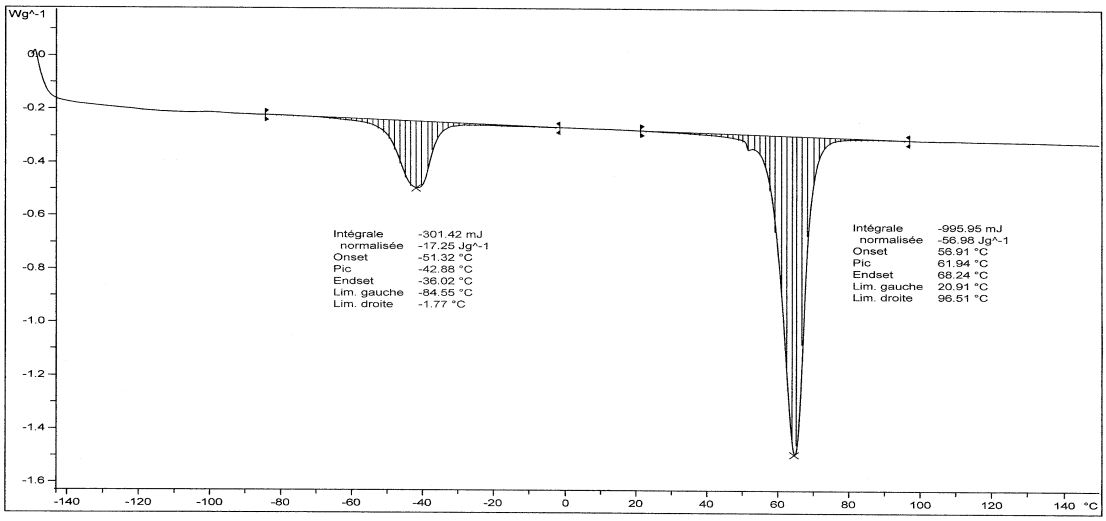


Figure 1. Characteristic thermogram of D_2 diblock copolymer

Characteristic endotherms are observed, corresponding to the melting temperature of PDMS blocks (low temperature peak) and PCL blocks (high temperature peak) in the copolymers. The melting temperature of PDMS is lowered in copolymers compared to the pure homopolymer due to the fact that PDMS is a very flexible polymer with high chain mobility.

Based on DSC thermograms we estimated the melting enthalpy (ΔH_m) of PCL blocks and dividing by the reference enthalpy of a totally crystalline PCL (ΔH_m=142 J/g) [10] we access the degree of crystallinity (X_c) (Table 2). By increasing the PCL block length the melting point of these blocks show a sensitive modification but it was observed a decreasing of cristallinity degree. Observing the evolution of the crystallinity content of the PCL as a function of the weight percent of PDMS we observe that the crystallinity content of PCL increases as PDMS content increases as shown in figure 2.

Table 2. Results of DSC analyses

Block copolymer	Tm PDMS (°C)	Tm PCL (°C)	ΔHm PDMS	ΔHm PCL	Xc PDMS (%)	Xc PCL (%)
PDMS	-124.5	-	15,2	-	24.0	-
PCL	-	60	-	109.8	-	77.3
D_1	- 48.5	58.3	33.3	116.5	52.5	82.02
D_2	- 42.9	61.9	35.4	111.2	55.8	78.3
D_3	- 48.8	62.8	7.3	113.0	11.5	79.57
T_1	- 46.6	63.7	5.8	121.1	9.1	85.3
T_2	- 43.5	64.6	14.9	130.8	23.5	92.1
T_3	- 40.1	59.0	24.3	113.9	38.4	80.2
T_4	- 40.7	64.3	30.0	118.6	47.3	83.6

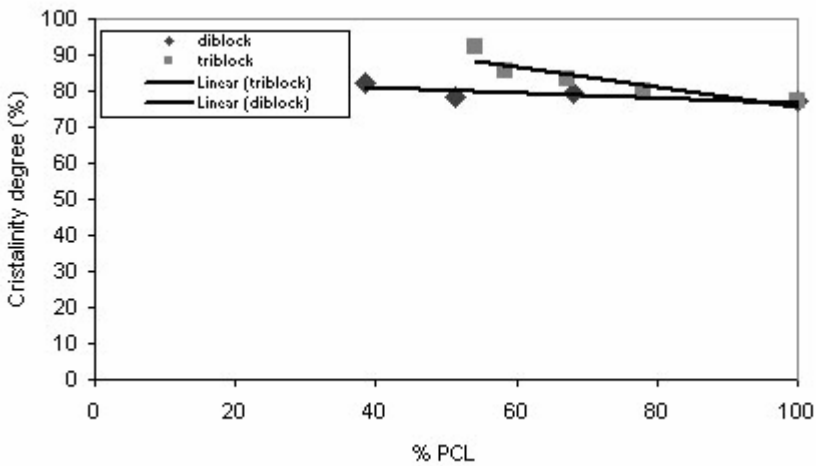


Figure 2. Cristallinity of PCL blocks

Infrared analyses

FTIR studies were conducted to verify the attributions of spectral bands (table 3) for confirming the synthesis of block copolymers and also to estimate the crystallinity degree of the PCL blocks. For all block copolymers the same global shape was obtained, with different bands intensities due to the composition as well as to the crystallinity degree.

Infrared spectra in the transmission mode of the D_2 PCL-PDMS diblock copolymer is showed in figure 3

Tabel 3. Attributions of spectral bands

Position (cm^{-1})	Vibration
2962	*v*as(CH)
2865	*vs (*CH2*)*
1727	*v*(C=O)
1420	δas (CH) et δs (CH)
1399	C-O et C-C stretching in the crystalline phase for PCL
1262	δs (CH)
1247	*v*as(COC)
1193	*v*(OC–O)
1021	*v*as(Si-O-Si)

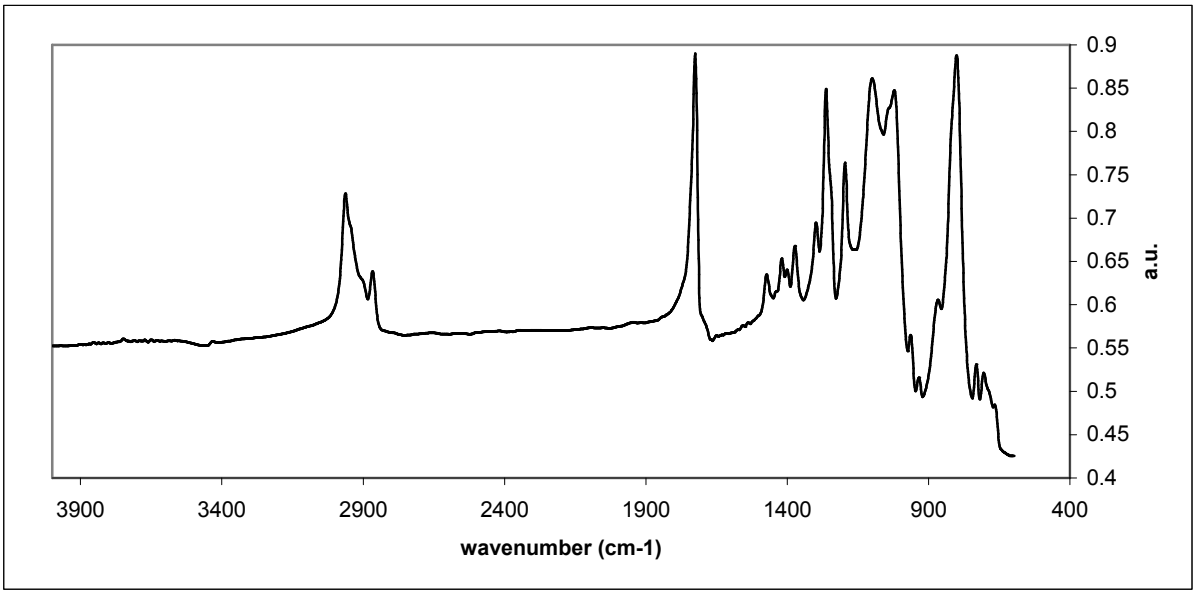


Figure 3. Infrared spectrum in the transmission mode of D_2 diblock copolymer

For obtaining the crystallinity of PCL blocks we considered the areas of characteristic peaks for the crystalline phase (1295cm^{-1}) as well as for the amorphous phase (1157cm^{-1}) [14-17]. The study of crystallinity for diblock copolymers wasn't possible because the peak at 1157cm^{-1} wasn't isolable.

We calculated the crystallinity using the Beer-Lambert law (equation 1).

$$A = \varepsilon \times l \times C \quad (1)$$

A-absorbance; ε- absorption coefficient ; l -path length of the sample; C-concentration

This equation can be used for the crystalline phase (equation2) as well as for the amorphous phase (equation3).

$$C_{crist} = \frac{A_{crist}}{\varepsilon_{crist} x\, l} \quad (2)$$

$$C_{am} = \frac{A_{am}}{\varepsilon_{am} x\, l} \quad (3)$$

The crystallinity is defined by the equation (4) and (5).

$$\chi_c = \frac{C_{crist}}{C_{crist} + C_{am}} \quad (4)$$

$$\chi_c = \frac{A_{crist}}{A_{crist} + \left(\frac{\varepsilon_{crist}}{\varepsilon_{am}}\right) x\, A_{am}} \quad (5)$$

By increasing the PCL block length it was observed a decreasing of cristalinity degree as we observed in DSC. We obtained a very good correlation between the DSC results and the ones obtained on FTIR (Table 4).

Table 4. Crystallinity obtained for triblock copolymers

Triblock copolymers	Area pic 1295 cm^{-1}	Area pic 1157 cm^{-1}	Crystallinity PCL (%)-FTIR	Crystallinity PCL-(%)DSC
T_1	2,0348	0,3594	85,6	85,3
T_2	1,5970	0,0943	94,7	92,1
T_3	4,4909	1,2956	78,5	80,2
T_4	0,1208	0,0230	84,6	83,5

AFM analyses

On AFM the PCL sample appears like spherules with a characteristic diameter of ≈ 10 μm but AFM images for block copolymers show a lamellar, plane superposition with a characteristic thickness of ≈ 25 nm (figure 4 and 5). This type of crystallization is specific to nanostructurated block copolymer systems. This means that organization of PCL chains is favored, PDMS chains acting as a co-crystallizing agent for PCL chains.

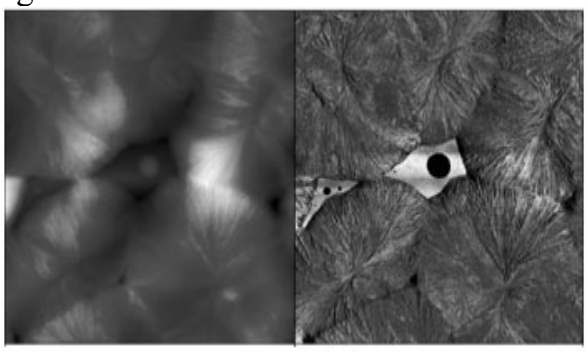


Figure 4. AFM image for PCL sample

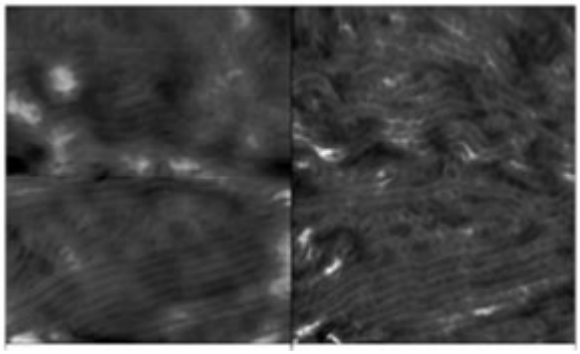


Figure 5. AFM image for D_1 block copolymer

CONCLUSIONS

Well defined diblock and triblock copolymers based on poly(dimethylsiloxane) and poly (ε-caprolactone) were prepared by the ring opening polymerization of caprolactone using hydroxyalkyl terminated siloxane oligomers as the initiator and macromonomer and aluminum alkoxides as initiators. Their chemical structures and molecular weights were characterized using ^{1}H-NMR, FTIR and SEC, and thermal properties were determined by DSC. The DSC and FTIR analyses were also conducted in order to estimate the crystallinity degree of the PCL blocks. We noticed that by increasing the content of poly(dimethylsiloxane) in block copolymers the crystallinity of poly (ε-caprolactone) block increase and the organization of PCL chains is favored, PDMS chains acting as a co-crystallizing agent for PCL chains.

REFERENCES

1. I. Ylgor and J.E. McGrath, *Adv. Polym. Sci.*, **86** (1988), p. 1
2. T. Nagamune, A. Ueda and S. Nagai, *J. Appl. Polym. Sci.*, **62** (1996), p. 359
3. D.K. Kim, S.B. Lee, K.S. Doh andY.W. Nan, *J. Appl. Polym. Sci.*, **74** (1999), p. 1917
4. R.R.Li, P.D. Dapkus, M.E. Thomson, W.C. Jeong, C. Harrison, P.M. Chaikin, R.A. Register and D.H. Adamson, *Appl. Phys. Lett.*, **76** (2000), p. 1989
5. J.Y. Chang, C.A. Ross, V.Z.H. Chan, E.I. Thomas, R.G.H. Lammertik and G.J. Vasco, *Adv. Mater.*, **13** (2001), p. 1174
6. K. W. Guarini, C.T. Black, K.R. Milkova and R.L. Sandstrom, *J.Vas. Sci. Technol.*, **19** (2001), p. 2784
7. R. A. Segalman, A. Hexemer, R. C. Hayward and E. Kramer, *Macromol.*, **36** (2003), p. 3272
8. R. Chandra and R. Rustigi, *Prog. Polym. Sci.*, **23** (1998), p. 1273
9. J. Wang, M.K. Cheng and Y. Mi, *Polym.*, **43** (2002), p. 1357
10. A.P.D.Elfick, *Biomaterials*, **23** (2002), p. 4463
11. T. Elzein, M. Nasser-Eddine, C. Delaite, S. Bistac and P. Dumas, *J. Colloid Interf. Sci.*, **273** (2004), p. 381
12. H.Y. Kweon, M.K. Yoo, I.K. Park, T.H. Kim, H.C. Lee, J.S. Oh, T. Akaide and C.S. Cho, *Biomaterials*, **24** (2003), p. 801
13. S. Li, H. Garreau, B. Pauvert, J. McGrath, A. Toniolo and M. Vert, *Biomacromol.*, **3** (2002), p. 525
14. Coleman, M.M., Zarian, J. J. Polym. Sci. B. 1979, **17**, 837.
15. Schrader B., "Infrared and Raman Spectroscopy, Methods and Applications", VCH, 1995.
16. Hummel, D.O. "Infra Red Spectra of Polymers", Wiley & sons, N.Y, 1966.
17. Socrates, G. "Infra Red Characteristic group frequencies", Wiley & sons, N.Y. 1980.

[1] "Gh. Asachi" Technical University, Faculty of Chemical Engineering, Department of Naturals and Synthetic Polymers, 71A, Bd. D. Mangeron, Iasi, Romania
[1] Université de Haute Alsace, Ecole Nationale Supérieure de Chimie de Mulhouse (ENSCMu), Laboratoire de Chimie Macromoléculaire, 3, rue Alfred Werner, 68093 Mulhouse Cedex, France
[3] Institut de Chimie des Surfaces et Interfaces (UPR 9069), 15 Rue Jean Starcky, BP 2488 68057 Mulhouse cedex, France

STUDIUL CRISTALINITATII DI- SI TRIBLOCCOPOLIMERILOR PE BAZA DE POLI(CAPROLACTONA) SI POLI(DIMETILSILOXAN)

Rezumat: Copolimeri dibloc si tribloc, cu o structura bine definita, pe baza de poli(caprolactona) (PCL) si poli(dimetilsiloxan) (PDMS), au fost sintetizati prin polimerizarea cu deschidere de ciclu a ε-caprolactonei, utilizand oligomeri siloxanici hidroxi functionalizati ca initiatori. Structura chimica si masa moleculara a acestor bloccopolimeri au fost determinate utilizand ca tehnici :
^{1}H-NMR, FTIR si SEC iar proprietatile termice au fost determinate prin DSC. Analizele DSC au fost utilizate, de asemenea , si pentru estimarea gradului de cristalinitate a blocurilor de PCL, respectiv PDMS . Gradul de cristalinitate a acestor blocuri a fost determinat si prin analize FTIR, o buna corelatie intre rezultatele obtinute folosind cele doua tehnici fiind observata. Pe seama acestor rezultate putem spune ca gradul de cristalinitate al blocurilor de PCL este influentat de procentul de PDMS din bloccopolimeri, mai exact la cresterea procentului de PDMS din bloccopolimeri gradul de cristalinitate al blocurilor de PCL creste. Aceste concluzii sunt confirmate si de rezultatele AFM ce sugereaza faptul ca lanturile de PDMS joaca un rol important in cristalizarea blocurilor de PCL, o modificare a morfologiei cristaline fiind observata.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SYNTHESIS AND CHARACTERISATION OF La-Fe-O PEROVSKITE-TYPE OXIDES FOR REMOVAL OF NO_x FROM EXHAUST GASES

BY

NICOLAE APOSTOLESCU, MIRCEA TEODOR NECHITA, GABRIELA ANTOANETA APOSTOLESCU

Abstract: *The large amounts of NO_x from exhaust gases are one of the greenhouse effect. Selective catalysts are under research for reducing the NO_x from different sources. Mixed oxides showed a good catalytic properties but their major disadvantage is the low surface area. Synthesis of La-Fe-O perovskite-type oxide was investigated by TG, XRD and BET methods to obtain the higher specific surface area.*
Keywords: *$LaFeO_3$, perovskite-type oxide, ciano*

1. INTRODUCTION

In the last years, a worldwide effort to discover improved solutions for the removal of NO_x emissions is continuous lead by scientific community [1]. The major pollutant responsible for photochemical smog formations and acid rain is nitrogen oxides, NO_x. Because the great amount of various nitrogen oxides into our atmosphere (more than 30 million tons of NO_x are vented each year) a rigorous control is required.

The most important sources of NO_x emission is represented by fuel combustion in automobile engines. Some solutions for decreasing NO_x amount produced by fuel combustion can be the reduction of exhaust emissions using the alternative energy sources or other catalytic methods. Therefore, $DeNO_x$ catalysts or new after treatment systems for the removal of NO_x gases which function also in an oxidizing atmosphere, have to be developed. Using specific catalysts, the reduction of NO_x with hydrocarbons present in the feed stream can be solutions for removal NO_x in the exhaust gas of automobile engines. Studies on a large area of materials that can be used as catalyst betray that the metal oxide catalyst shows high thermal stability but poor activity of NO_x reduction.

The perovskite oxides are one of important category of materials used and studied as catalyst, because of technologically important physical characteristics. So in 1971, cobalt perovskites were suggested as substitutes for noble metals in automotive exhaust catalysts [2]. In the last time, studies regarding simultaneous removal of NO and diesel soot over perovskite oxides was done by Teraoka et al. [3, 4]. Perovskite $LaFeO_3$ and similar compounds have attracted considerable attention because of their widespread uses in fuel cells [5], catalysts [6] and environmental monitoring applications [7]. This perovskite catalyst can be easy prepared by different methods, like sol-gel [8, 9], combustion synthesis [10, 11] and hydrothermal synthesis [12], freeze-dry-ing [13], but all these wet chemical methods, request calcinations at

relative high temperature and long soaking to produce powders with good crystal structure.

In this paper we study the preparation of La-Fe-O perovskite-type oxide with high surface area using the thermal low temperature decomposition of the heteronuclear complex $La[Fe(CN)_6]\cdot nH_2O$.

2. EXPERIMENTAL

Synthesis. $LaFeO_3$ polycrystalline powder is prepared by thermal low temperature decomposition of heteronuclear complex $La[Fe(CN)_6]\cdot nH_2O$. The complex is prepared by mixing the lanthanum nitrate solution with potassium ferricyanide solution in molar ration 1:1 [14 - 16]. After vacuum filtration and quick washing of the precipitate with water and ethylic alcohol, it is dried first at 60°C. The dry solid is heated in oven at desired temperature with a ramp of 1°C/min and then maintained at final temperature in air, for 120 minutes.

Characterization. X ray diffraction patterns were performed on a Siemens D 501 powder diffractometer (30 mA, 40 kV) using CuKα radiation. The sample was rotated with 120 min^{-1} and the 2θ angle was in steps of 0.02°. The specific surface area was calculated from the nitrogen adsorption/desorption isotherms at -196°C carried out on a Sorptomatic 1990 type instrument. For thermal analysis the Netzsch STA 409C equipment was used with a synthetic air atmosphere. The desorption test were conducted in an tubular reactor connected at a gas mixture line with flow meters controllers that can synthesize different experimental conditions. The analysis of the resulted gases was made on a Chemical Ionization Mass Spectrometer AIRSENSE 500 (V&F Absam, Austria).

3. RESULTS AND DISCUSSION

Probes synthesized at different temperatures were used for determination of the crystalline structure by X-ray measurements. The results presented in Fig 1., shows that the perovskyte-type oxide is synthesized after 500°C, with a high purity of the crystalline orthorhombic phase according to the JCPDS 37-1493 [17].

At temperatures below the self ignition point (328°C, Fig. 2.) the phase is crystalline, the main component is a mixture of the heteronuclear complex $La[Fe(CN)_6]\cdot nH_2O$ JCPDS 36-0675 and 25-1198 [17]. After that point the concentration of the crystalline structure of the perovskite-type oxide grows with temperature.

To understand the processes that took place in solid, a sample was tested for thermal analysis (Fig. 2.). From the results can be seen the main process at 328°C, when the weight loss is big, corresponding to the self ignition of the gel. The first endothermic process at about 185°C is due to the lost of the crystallization water, the dry complex has about 4.24 molecules of water (18% lost in the TG measuring).

$$La[Fe(CN)_6]\cdot nH_2O \rightarrow La[Fe(CN)_6] + n\ H_2O$$

The main reaction from the decomposition of the $La[Fe(CN)_6]$ is with oxygen from air at about 328°C, and it has an extremely exothermic effect:

$$La[Fe(CN)_6] + O_2 \rightarrow LaFeO_3 + \text{burning products}$$

A third process from 417°C, also an exothermic reaction, probably the burning of the remaining organic components. With this, the preparation of $LaFeO_3$ is ended; the mass loss is 25.5% from the anhydrous complex.

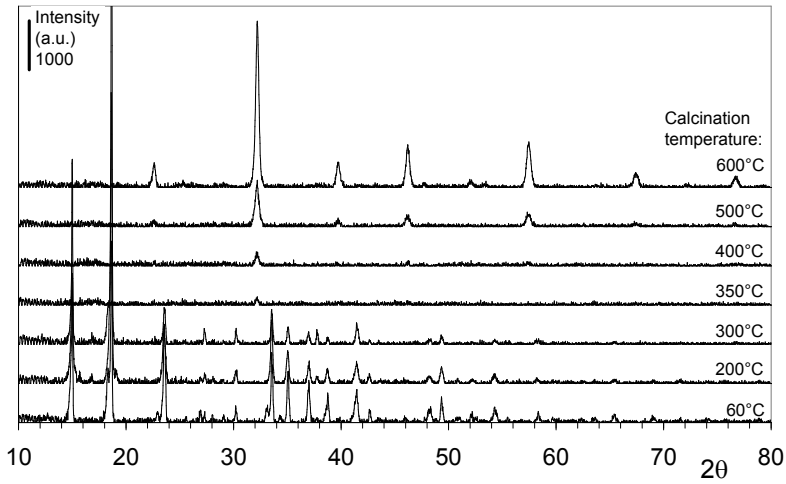


Fig. 1. The X-ray diffraction spectra of $LaFeO_3$ synthesized at different temperatures.

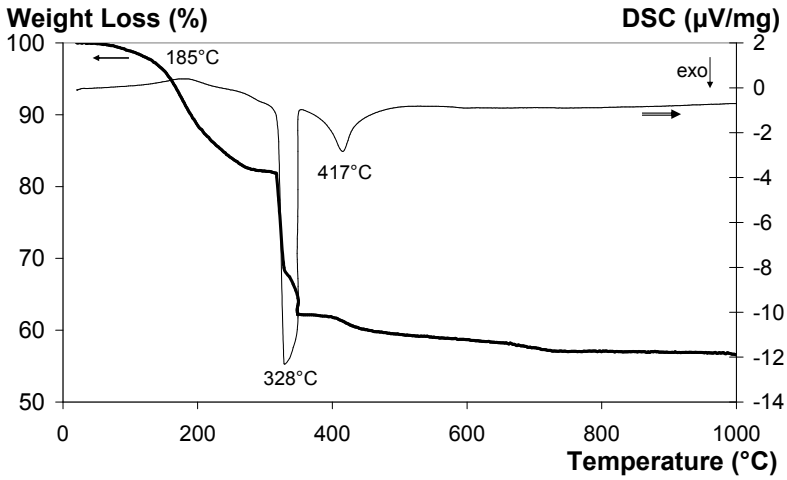


Fig. 2. The thermal analysis of $LaFeO_3$ synthesized from $La[Fe(CN)_6]$

Table 1. Specific surface area measured after calcination at different temperatures

Calcinations temperature, °C	500	600	700	1000
Specific surface area, (BET), m^2/g	23	16	12	4

The specific surface area (BET) of the $LaFeO_3$ perovskite-type oxide powder synthesized at different temperatures is presented in the Table 1. The high surface area obtained at low calcinations temperature is due to the amorphous phase from the prepared oxide. After 600°C, the surface area is low, but the crystalline phase is high. The processes of sinterisation took place at high temperatures and reduce the specific surface area. If we compare with the surfaces obtained by ceramic method (0.3 - 0.5 m^2/g [16]) this results are good.

4. CONCLUSIONS

The results presented show that the thermal decomposition of the heteronuclear complex lanthanum and iron nitrates leads to the formation of pure, nanosized

orthorhombic $LaFeO_3$ perovskite-type oxide at temperatures around 600°C. The surface area is high comparing with the ceramic method of preparing the perovskite.

REFERENCES

1. Armor, J.N., *Catalytic Removal of Nitrogen Oxides: Where are the Opportunities?* In: Catal. Today, vol. 26, 1995, p. 99-105.
2. Nam, I.S., *A Catalytic Process for the Reduction of NOx from Stationary Sources*, In: Catalysis, vol. 7 (3), 1996, p. 554.
3. Teraoka, Y., Kanada, K., Kagawa, S., *Synthesis of La-K-Mn-O perovskite-type oxides and their catalytic property for simultaneous removal of NOx and diesel soot particulates*, In: Appl. Cat. B: Env., vol. 34, 2001, p. 73-78.
4. Hong S.S., Lee, G.D., Park, J.W., et al., *Catalytic Reduction of NO over Perovskite-type catalysts*, In: Korean Journal of Chemical Engineering, vol. 14(6), 1997, p. 491-497.
5. Mih, N.Q., *Ceramic fuels cells*, In: J. Am. Ceram. Soc, vol. 76 (4), 1993, p. 563-588.
6. Delmastro, A., Mazza, D., Ronchetti, S. et al., *Synthesis and characterization of non-stoechiometric $LaFeO_3$ perovskite*, In: Mater. Sci. Eng. B. - Solid, vol. 79 (2), 2001, p. 140-145.
7. Martinelli G., Carotta, M.C., Ferroni, M., *Screen-printed perovskite-type thick film as gas sensors for environmental monitoring*, In: Sensors Actuators B - Chem., vol. 55 (2-3), 1999, p. 99 - 110.
8. Vasquez-Vasquey, C., Kogerler, P., Lopez-Quintela, M.A. et al., *Preparation of $LaFeO_3$ particles by sol-gel technology*, In: J. Mater. Res., vol. 113 (1), 1998, p. 451-456.
9. Xiao, J., Hong,G.Y., Yu, D.C. et al., *Synthesis and properties of $LaFeO_3$ ultrafine powders*, In: Acta. Chim. Sinica, vol. 52 (8), 1994, p. 784-788.
10. Manoharam, S.S., Patil, K.C., *Combustion route to fine particle perovskite oxides*, In: J. Solid State Chem., vol. 102 (3), 1993, p. 267-276.
11. Apostolescu, N., Nechita, M.T., Apostolescu, G.A. - *Synthesis Of La-Fe-O Perovskite-Type Oxides For Removal Of NOx From Exhaust Gases*, Bulletin of the Transilvania University of Braşov, Supplement: BRAMAT 2007, vol. IV, 2007, ISSN 1223-9631, p.633-636.
12. Zheng, W.J., Liu, R.H., Peng, D.K., et al., *Hydrothermal synthesis of $LaFeO_3$ under carbonate-containing medium*, In: Mater. Letter, vol. 43 (1 - 2), 2000, p. 19-22.
13. Flavala,D., Kirchnerova, J., Tofan,C., *Catalytic Decomposition of Nitric Oxide by Perovskites*, In: Korean J. Chem. Eng., 16 (4), 1999, p. 470-477.
14. Yoon, J.W., Grilli, M.L., Di Bartolomeo, E., Polini, R., Traversa, E. - *The NO_2 response of solid electrolyte sensors made using nano-sized $LaFeO_3$ electrodes* Sensors and Actuators B, 76, 2001, p. 483-488.
15. Traversa, E., Sakamoto, M., Sadaoka Y. - *A chemical route for the preparation of nanosized rare earth perovskite-type oxides for electrochemical applications*, Partic. Sci. and Tech., 16, 1998, p. 185-214.
16. Nakayama S. - *$LaFeO_3$ perovskite-type oxide prepared by oxide-mixing, co-precipitation and complex synthesis methods*, J. Mat. Sci., 36, 2001, p. 5643.
17. * * * - *Powder Diffraction File*, JCPDS - Int. Center for Diff. Data, Swartmore, Pa., 1987.

NICOLAE APOSTOLESCU, MIRCEA TEODOR NECHITA, GABRIELA ANTONETA APOSTOLESCU - "Gh. Asachi" Technical University, Faculty of Chemical Engineering, 71A D.Mangeron B-dul., Iaşi, 700050, Romania. E-mail: napostol@ch.tuiasi.ro

SINTEZA SI CARACTERIZAREA OXIZILOR La-Fe-O TIP PEROVSKITE PENTRU INDEPARTAREA NO_X DIN GAZELE EVACUATE

Rezumat: Cantităţile mari de oxizi de azot din gazele de eşapament sunt una din cauzele producerii efectului de seră. Catalizatorii selectivi sunt studiaţi pentru micşorarea cantităţii de oxizi de azot produsă de diferite surse. Oxizi micşti au arătat proprietăţi catalitice bune, dar principalul lor dezavantaj îl constituie suprafaţa specifică redusă a acestora. Sinteza oxizilor de tip perovskitic cu La-Fe-O a fost investigată prin tehnici de spectroscopie cu raze X, termogravimetrie şi prin determinarea suprafeţei specifice BET pentru obţinerea unui material cu suprafaţă specifică sporită.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE ALGORITHM USED IN DESIGNING THE HEAT EXCHANGER

BY

CONSTANTIN BORIS

Abstract: The heat transfer in the heat exchanger can be described by mean of two equations with partial derivatives. To solve them we need an initial condition and two boundary conditions for each equation. For solving the differential equations it has been created a programme for a set of equations with partial derivatives that use the Runge-Kutta method.

Keywords: transfer equation, Runge-Kutta method, shell, partial derivatives, space-grid, enthalpy

In the present paper we are trying to present the basic mathematical aspects that underlie our designing of the heat exchangers with fins, like: the mean logarithmic temperature, efficiency, effectiveness, the designing of the very long fins, the numerical resolution of the equation of the heat transfer with initial condition and boundary condition. Also we have tried to create a software composed from a few subroutines available on the market, which describe the configurations included in TEMA standard and subroutines which we have elaborated in order to solve the heat transfer equation and the development in Bessel functions necessary for designing the fins.

For the beginning we take into consideration the simple case of a shell and one tube heat exchanger. We presume that: the fluid flow from the shell and tube are in counter current, the outside surface of the shell and of tube is perfectly isolated, the water that flows through the shell and the tube is absolutely incompressible, we don't have phase transformers, the water has constant density in all the U system- the total heat transfer coefficient is constant, the caloric efficiency doesn't depend upon the temperature. Using the equation with partial derivatives, the system is modulated and there calculated the enter temperature and the exit temperature of the heat exchanger. Additionally it is calculated heat transfer using the energy balance. Hereinafter, the system is analyzed also from a classical point, using the logarithmic mean temperature, and afterward making a comparation of the two methods. The parameters for the heat exchanger are listed in the following table:

Parameter	Tube	Shell
T_{in}	498,15 K	298,15 K
ρ	1001 kg/m^3	1001 kg/m^3
C_p	4184 J/kgK	4184 J/kgK
V	0,01 m/s	0,01 m/s
D	1 m	2 m

The L length of the device is of 4 m, and the total heat transfer coefficient U is of 1700 W/m^2 K.Traditionally, in order to determine the heat transfer in the tube, we use the relation:

$$\mathbf{q} = \mathbf{U} \cdot \mathbf{A} \cdot \Delta \mathbf{T}_{\mathbf{lm}} \tag{1}$$

where:

$$\Delta \mathbf{T}_{\mathbf{lm}} = \frac{\Delta \mathbf{T}_2 - \Delta \mathbf{T}_1}{\ln\left(\frac{\Delta \mathbf{T}_2}{\Delta \mathbf{T}_1}\right)} \tag{2}$$

represents the logarithmic mean temperature. Secondly, in the analyze of a heat exchanger, as in any problem of heat transfer, we must start from an energy balance. In the majority of the cases, an energy balance has the form:

Acumulation = input – output + generation

In the case of our system, we have to write an energy balance taking into consideration that we have also a balance of the enthalpy. The initial equation from where we begin is:

$$\rho V \frac{\partial H}{\partial T} = H \cdot \dot{m}\Big|_x - H\dot{m}\Big|_{x+\Delta x} - U \cdot A \cdot (T_{in} - T_{out}) \tag{3}$$

In order to continue the derivation, the size V, m and A will be replaced with specific terms for this physical system, resulting:

$$\rho\pi r^2 \Delta x \frac{\partial H}{\partial T} = H\rho\nu\pi r^2\Big|_x - H\rho\nu\pi r^2\Big|_{x+\Delta x} - U2\pi r\Delta x(T_{in} - T_{out}) \tag{4}$$

Dividing the equation (4) by $\rho\pi\, r^2 \Delta x$ results:

$$\frac{\partial H}{\partial T} = \frac{H\nu}{\Delta x}\Big|_x - \frac{H\nu}{\Delta x}\Big|_{x+\Delta x} - \frac{U2(T_{in} - T_{out})}{\rho r} \tag{5}$$

Simplifying:

$$\frac{\partial H}{\partial T} = \nu\left(\frac{H_x - H_{x+\Delta x}}{\Delta x}\right) - \frac{U2(T_{in} - T_{out})}{\rho r} \tag{6}$$

where $-\left(\frac{H_x - H_{x+\Delta x}}{\Delta x}\right)$ is the definition for the derivative of H. The equation (6) can be rewritten:

$$\frac{\partial H}{\partial T} = -\nu \frac{\partial H}{\partial x} - \frac{U2(T_{in} - T_{out})}{\rho r} \tag{7}$$

If we work with a real system, the enthalpy doesn't constitute a property with which one can work easy. Much more easily is to work with the temperature measure.

The thermodynamics determines a connexion between the enthalpy and temperature through the relation:

$$\hat{H}(T) = \tilde{C}_p \cdot T$$

Substituting this equation in (7), results:

$$\tilde{C}_p \frac{\partial T}{\partial T} = \nu \tilde{C}_p \frac{\partial T}{\partial x} - \frac{U2(T_{in} - T_{out})}{\rho r} \qquad (8)$$

Dividing by Cp, results:

$$\frac{\partial T}{\partial T} = -\nu \frac{\partial T}{\partial x} - \frac{U2\pi(T_{in} - T_{out})}{\rho \tilde{C}_p r} \qquad (9)$$

The equation for the shell differs very little from the equation for the tube. The main differences are: the V term is different; the generation term will be positive because the shell gains heat:

$$\rho\pi(r_{manta}^2 - r_{tub}^2)\Delta x \frac{\partial H}{\partial T} = H\rho\nu\pi(r_{manta}^2 - r_{tub}^2)\Big|_x + H\rho\nu\pi(r_{manta}^2 - r_{tub}^2)\Big|_{x+\Delta x} +$$
$$+ U2\pi r_{tub}\Delta x(T_{in} - T_{out})$$

The derivation is realized following the above mentioned steps, resulting:

$$\frac{\partial T}{\partial T} = -\nu \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{U2\pi r_{tub}(T_{in} - T_{out})}{\tilde{C}_p \rho(r_{manta}^2 - r_{tub}^2)} \qquad (10)$$

The heat transfer in the heat exchanger can be described by mean of two equations with partial derivatives, (9) and (10). To solve them we need an initial condition and two boundary conditions for each equation.

For the tube the conditions are:

The initial conditions: `T(z = 0 la z = 4) = 298,15 K`

The boundary conditions: `T(x = 0,t) = 473,15 K ; T(x = 4,t) =` $dT/dt = 0$

For the shell the conditions are:

The initial conditions: `T(x = 0 la x = 4) = 298,15 K`

The boundary conditions: `T(x = 0,t) =` $dT/dt = 0$ `; T(x = 4,t) = 298,15 K`

For solving the differential equations it has been created a programme for a set of equations with partial derivatives that use the Runge-Kutta method, program that is presented hereinafter:

```
function syspde_para
clear all;
close all;
n_eq = 2;  % INPUT
m_int = 50; %INPUT
xo = 0.0;
```

```
xf = 4.0;
n_int = 1000;
to = 0.0;
tf = 1450;
% 0 = Dirichlet
% 1 = Neumann
Bc = [0 1; 1 0; 0 1; 1 0]; % INPUT
mx = m_int + 3;
dx = (xf – xo)/m_int;
dxi = 1/dx;
xgrid = [(xo-dx : dx : (xf+dx)]';
nt = n_int +1
dt = (tf-to)/n_int;
tgrid = [(to):dt:(tf)]';
y = zeros(n_eq,nt,mx);
for k_eq = 1:1:n_eq
for i_BC = 1:1:2
        if (i_BC = = 1)
                if (BC(k_eq, i_BC) = =0)
                        i_x_v(k_eq, i_BC) = 3;
                else
                        i_x_v(k_eq, i_BC) = 2;
                end
        else
                if (BC(k_eq, i_BC) = =0)
                        i_x_v(k_eq, i_BC) = mx-2;
                else
                        i_x_v(k_eq, i_BC) = mx-1;
                end
        end
end
% i_x_v
% i_x_d
j_t = 1;
for k_eq = 1:1:n_eq
        for i_x = 2:1:mx-1
                x = xgrid(i_x);
                y(k_eq,j_t,i_x) = syspde(k_eq, x);
        end
end
y1 = zeros(n_eq, mx);
for k_eq = 1:1:n_eq
        for k_bc = 1;1:2
                if (BC(k_eq, k_bc) = =0)
                        if (k_bc == 1)
                                i_x = 2;
```

```
                    else
                        i_x = mx – 1;
                    end
                    x = xgrid(i_x);
                    for j_t = 1:1:nt
                        T = tgrid(j_t);
                        for m_eq = 1:1:n_eq
                            Y1(m_eq, : ) = y(m_eq, j_t, : );
                        end
fprintf(1,'D: k_eq= %i kbc= %i i_x = %i x = %f t = %f  \n',k_eq, k_bc, i_x, x, t)
        y(k_eq, j_t, i_x) = syspde (k_eq, k_bc, x, t, y1, i_x, dx);
                    end
                end
            end
        end
        j_t = 1;
        t = tgrid(j_t);
        for k_eq = 1:1:n_eq
            y1(k_eq, : ) = y(k_eq, j_t, : );
        end
        for k_eq = 1:1:n_eq
            for k_bc = 1:1:2
                if BC(k_eq, k_bc) = = 1)
                    if k_bc == 1)
                        i_x = 1;
                        i_x2 = 2;
                        i_x3 = 3;
                    else
                        i_x = mx;
                        i_x2 = mx-1;
                        i_x3 = mx-2;
                    end
                    x = xgrid(i_x);
fprintf(1,'N: k_eq= %i kbc= %i i_x= %i x = %f t = %f \n',k_eq, k_bc, i_x, x, t)
        y(k_eq, j_t, i_x) = syspde (k_eq, k_bc, x, t, y1, I_x, dx);
                end
            end
        end
        dydt_1 = zeros(n_eq,mx);
        dydt_2 = zeros(n_eq,mx);
        for j_t = 2:1:nt
            t = tgrid(j_t-1);
            for k_eq = 1:1:n_eq
                y1(k_eq, : ) = y(k_eq, j_t-1, : );
            end
            dydt_1 = syspde_para_input(n_eq, i_x_v, y1, t, dxi, mx);
```

```
t = t + dt;
for k_eq = 1:1:n_eq
        for i_x = i_x_v(k_eq,1) :1: i_x_v(k_eq,2)
                y1(k_eq, i_x) = y1(k_eq, i_x) + dt*dydt_1(k_eq, i_x);
        end
end
for k_eq = 1:1:n_eq
        for k_bc = 1:1:2
                if (BC(k_eq, k_bc) = =0)
                        if (k_bc = = 1)
                                i_x = 2;
                        else
                        x = xgrid(i_x);
                        y1(k_eq, i_x) = y(k_eq, j_t, i, x);
                        end
                end
        end
        t = tgrid(j_t);
        for k_eq = 1:1:n_eq
                for k_bc = 1:1:2
                        if (BC(k_eq, k_bc) = = 1)
                                if (k_bc = = 1)
                                        i_x = 1;
                                else
                                        i_x = mx;
                                end
                                x = xgrid(I_x);
y1(k_eq, i_x) = Syspde_boudary_conditions(k_eq, k_bc, x, t, y1, i_x, dx);
                        end
                end
        end
        dydt_2 = syspde_para_input(n_eq, i_x_v, y1, t, dxi, mx);
        for k_eq = 1:1:n_eq
                for i_x = 1:1:mx
y(k_eq,j_t-1,i_x) + 0.5*dt*(dydt_1(k_eq,i_x) + dydt_2(k_eq, i_x) );
                end
        end
        t = tgrid(j_t);
for k_eq = 1:1:n_eq
                for k_bc = 1:1:2
                        if (BC(k_eq, k_bc) = = 1)
                                if (k_bc = = 1)
                                        i_x = 1;
                                else
                                        i_x = mx;
                                end
```

```
                                        x= xgrid(i_x);
                                        for m_eq = 1:1:n_eq
                                                y1(m_eq, : ) = y(m_eq, j_t,: );
                                        end
y(k_eq, j_t, i_x) = Syspde_boundary_conditions(k_eq,k_bc,x,t,y1,i_x,dx);
                                end
                        end
                end
end
t = y;
nframe = 40;
if (n_int > nframe)
        nskip = round(n_int/nframe);
else
        nskip = 1;
end
lplot = 1;
fps = 3;
plc{1} = 'k-';
plc{2} = 'r-';
plc{3} = 'b-';
plc{4} = 'g-';
plc{5} = 'm-';
plc{6} = 'k:';
plc{7} = 'r:';
plc{8} = 'b:';
plc{9} = 'g:';
plc{10} = 'm:';
if (lplot = = 1)
        fpsinv = 1.0/fps;
        newplot;
        Tmax = max(max(max(T)));
        Tmin  = min(min(min(T)));
        Xtext = xo + 0.1*(xf – xo);
        Ytext = Tmin + 0.9*(Tmax – Tmin);
        for j_t = 1:nskip:nt
                for k_eq = 1:1:n_eq
                        for i_x = 2:1:mx-1
                                vector_plot(i_x) = T(k_eq,j_t,i_x);
                        end
                        plot(xgrid(2:mx-1) , vector_plot(2:mx-1),plc{k_eq} );
                        hold on
                end
                axis([xo xf Tmin Tmax]);
                XLABEL('Position(m)')
                YLABEL('Temperature (K) ')
```

```
                temps = char(strcat('time =', num2str(tgrid(j_t)), 'sec'));
                text(xtext, ytext, temps)
                hold off
                pause(fpsinv);
            end
        end
        for ii = 1:n_eq
         fprintf('input temperatures %2.0f are %6.2f and %6.2f \ n',ii, y1(ii,2),
y1(ii,mx-1));
        end
        qdiff = 0;
        rho_tube = 1000.1;
        v_tube = 1e-2;
        Cp_tube = 1000.0*4.184;
        h_tran_coeff = 1700;
        r_tube = 0.5;
        Asurf = 2.0*pi*r_tube*dx;
        for ii = 2:mx-1
            qdiff = h_tran_coeff*Asurf*(y1(1,ii)-y1(2,ii) + qdiff;
        end
        Asurf = 2.0*pi*r_tube*4;
        DelT1 = y1(1,2) – y1(2,2);
        DelT2 = y1(1,mx-1) – y1(2,mx-1);
        Tlogmean = (delT1 – delT2)/ (log(delT1/delT2));
        Qlogmean = h_tran_coeff*Asurf*Tlogmean;
        fprintf(' %12.2f \n',qdiff);
        fprintf(' %12.2f \n', qlogmean);
        function y_out = syspde_boundary_conditions(k)eq,k_bc,x,t,y1,i_x,dx);
        if (k_bc = =1)
            if (k_eq = = 1)
                y_out = 473.15;
            elseif (k_eq = = 2)
                y_out = y1(k)eq, i_x+2) – 2*dx*(0.0);
            elseif (k_eq = = 3)
                y_out = 2;
            else
                y_out = y1(k_eq, i_x+2) – 2*dx*(-1.0);
            end
        else
            if (k_eq = = 1)
                y_out = y1(k_eq, i_x-2) – 2*dx*(0.0);
            elseif (k_eq = = 2)
                y_out = 298;
            elseif ( k_eq = = 3)
                y_out = y1(k_eq, i_x-2) –2*dx*(0.0);
            else
```

```
                y_out = 3;
            end
        end
        function y_out = syspde_initial_conditions(k_eq,x);
        if (k_eq = = 1)
            y_out = 298;
        elseif (k_eq = = 2)
            y_out = 298;
        elseif (k_eq = =3)
            y_out = 300;
        else
            y_out = 100 + 100*(2-x)/(2);
        end
        function dydt = syspde_para_input(n_eq,i_x_v,y1,t,dxi.mx)
        for k_eq = 1:1:n_eq
            for i_x = i_x_v(k_eq,1) : 1 : i_x_v(k_eq,2)
        dydx_matrix(k_eq, i_x) = 0.5*(y1(k_eq, i_x+1) – y1(k_eq, i_x-1))*dxi;
        d2ydx2_matrix(k_eq, i_x) = (y1(k_eq, i_x+1) – 2.0* y1(k_eq, i_x)  + y1(k_eq,
i_x-1))*dxi^2;
            end
        end
        dydt = zeros(n_eq,mx);
            L = 4.0
            rho_tub = 1000.1;
            rho manta = 1000.1;
            Cp_tub = 1000.0*4.184;
            Cp_manta = 1000.0*4.184;
            k_tub = 1000;
            k_manta = k_tub;
            alpha_tub = k_tub/rho_tub/Cp_tub;
            alpha_manta = k_manta/rho_manta/Cp_manta;
            h_tran_coff = 1700;
            r_tub = 0.5;
            r_manta = 1;
            d_tub = 2.0*r_tub;
            d_manta = 2.0*r_manta;
            A_tub = pi*(r_tub^2);
            A_manta = pi*(r_manta^2 – R-tub^2);
            V_tub = A_tub*L;
            V_manta = A_manta*L;
            Asurf = 2.0*pi*r_tub*L;
            Tsurround = 200.0;
            afac_tub = h_tran_coff*Asurf/(rho_tub*Cp_tub*V_tub);
            afac_manta=h_tran_coff*Asurf/(rho_manta*Cp_manta*V_manta);
            ffac_tub = afac_tub*Tsurround;
            ffac_manta = afac_manta*Tsurround;
```

```
            v_tub = 1.0e-2;
            v_manta = -v_tub;
        k_eq = 1;
            for_x = i_x_v(k_eq,1) : 1 : i_x_v(k_eq,2)
dydt(k_eq, i_x) = -v_tub*dydx_matrix(k_eq, i_x) + alpha_tub*d2ydx2_matrix(k_eq,
i_x) – afac_tub*(y1(1, i_x) – y1(2,i_x));
            end
        k_eq = 2;
            for i_x = i_x_v(k_eq, 1) : 1 : i_x_v(k_eq,2)
dydt(k_eq,i_x)=-v_manta*dydx_matrix(k_eq,i_x)+alpha_manta*d2ydx2_matrix(k_eq,
i_x) + afac_manta*(y1(1, i_x) – y1(2, i_x));
            end
```

After reaching steady state, the outlet temperatures of each of the streams were determined as: $T_{Tube\ Out}$ = 394,07 K and $T_{Schell\ Out}$ = 324,61 K. The total amount of heat transfer was calculated as: q_{Total} = 2636 kW, very close to value q_{Total} = 2572 which was calculated using the classical relationship:

$$\mathbf{q}_{\mathbf{total}} = \mathbf{U}\, 2\pi\, r\Delta x\left(T_{tube} - \mathbf{T}_{\mathbf{shell}}\right)$$

REFERENCES

1. Bowman R.A., Muller A.C., Nagle W.M.**, Mean temperature difference in design**, Trans. ASME, 62: 283-294, 1990.

2. Constantin Boris, **Schimbătoare de căldură**, Tehnopress, Iaşi ISBN 973-702-110-X, 2005.

3. Curievici I. , Simionescu A. , Dinulescu H**. Experimental study of a wire heat exchanger**, Preprints of papers presented at the "First Heat Transfer Conference", Iaşi, 1973, vol. II, p.581-593.

4. Eckert E.R.G. **Introduction to heat and mass transfer,** McGraw Hill Book Company, inc., New York, 1963.

5. Fraas A.P**. Heat Exchangers Design**, John Wiley Inc., New York, ediția a-II-a, 1989.

6. Gardner K., Taborek J**., Mean temperature difference**: A reappraisal, AIChE Journal., 23(6):770-786, 1977.

7. Hewitt G.F. **Heat Exchanger Design Handbook**, Begell House, New York, 1998.

8. Hennecke D.K. , Sparrow E.M. **Local heat sink on a convectively cooled surface – application to temperature measurement error.** Int.J.Heat Mass Transfer, 13:287-304, 1970.

9. Incropera F.P. , DeWitt D.P. **Fundamentals of Heat and Mass Transfer**, 4th Edition Wiley, USA, 1996.

10. Larry Wall, Tom Christiansen, Randal Schwartz **Programming Perl**, O'REILLY U.S.A.,1996.

11. Mukherjee R. **Effectively Design Shell and Tube Heat Exchangers**, Chemical Eng. Progress, Febr.1998, pp.112-123.

12. Tinker T**. Shellside Characteristics of Shell-and-tube Heat Exchangers: A Simplified Rating System for Commercial Heat Exchangers**, Trans. ASME, 80, pp.36-52, 1958.

13. Tubular Exchanger Manufacturers Association, "Standards of the Tubular Exchanger Manifacturers Association", 7th ed., TEMA, New York, 1988.

ALGORITM UTILIZAT PENTRU PROIECTAREA UNUI SCHIMBĂTOR DE CĂLDURĂ

Rezumat: Lucrarea de fata face parte dintr-un şir de lucrări in care incercam sa prezentam aspectele matematice de baza care stau la baza proiectarii unui schimbator de caldura cu aripioare, cum ar fi : temperatura medie logaritmica, eficienta, efectivitatea, proiectarea aripioarelor foarte lungi, rezolvarea numerica a ecuatiilor transferului termic cu conditii initiale si la granita. Deasemenea s-a incercat punerea la punct a unui program de calculator construit din citeva subrutine disponibile pe piata, care descriu configura]iile cuprinse in standardul TEMA si subrutine elaborate de noi pentru rezolvarea ecuatiei de transfer termic si dezvoltare in functii Bessel necesare proiectarii aripioarelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MULTITUBE HEAT EXCHANGERS

BY

CONSTANTIN BORIS

Abstract: In order to emphasize the performances of the heat exchanger it has been built for every variant of heat exchanger a classical heat exchanger having the same dimensions as the ones studied, but without wires in the interior of the tubes and they have been submitted to the same experiments as the heat exchangers with wires. Both, for the heat exchangers with wires and for exploratory heat exchangers it has been calculated the heat transmission factor k.

Keywords: multitube heat exchanger, deflector, shell, pitch , thermic efficiency, Reynolds number

The multitube heat exchanger with wires is composed from 19 conducting tubes, through which the air or hot gases circulate and a shell through which it flows the water or the liquid. The heat exchange tube is diametrically circulated by wires with both ends welded to the wall of the tube, disposed in such a way that the contact points between the wires and the wall form an helicoidal line on the surface of the tube. There have been analyzed three variants of heat exchangers.

The first variant of heat exchanger has the wires disposed in the transfer tubes on four directions. In the case of the second variant of heat exchanger with wires, a deflector was introduced in the air circuit, the rest of the heat exchanger remaining the same, as the first variant. In the case of the third variant of heat exchanger the wires form an helicoidal line on the surface of the transfer pipes.(fig. nr.1)

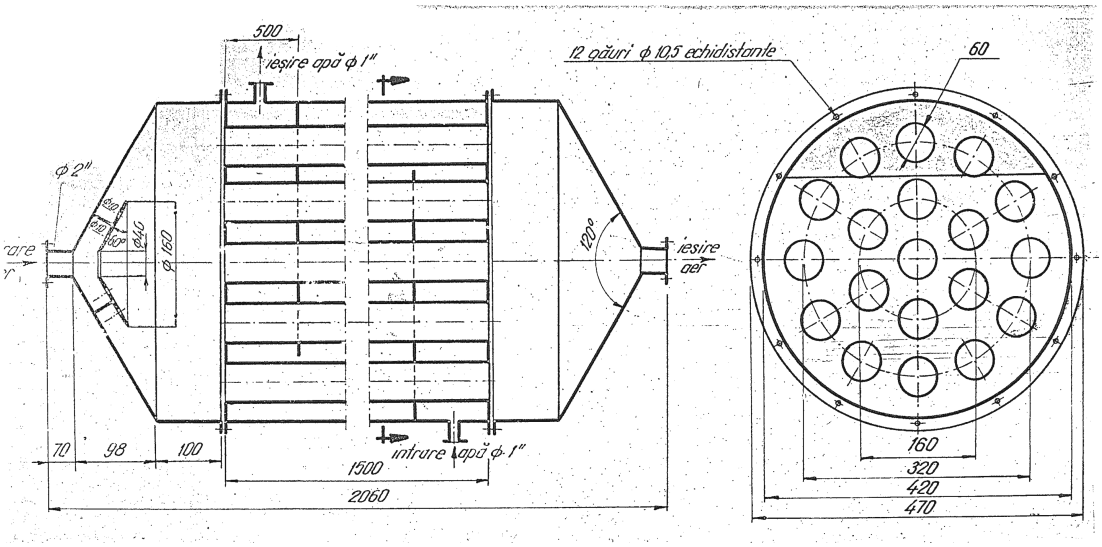


Figure nr.1

The dimensions of the three variants of heat exchangers are:

Transfer pipe		Variant	
	I	II	III
Inside diameter, mm	52	52	52
Outside diameter, mm	60	60	60
Length, mm	1480	1480	1480
Wire's diameter, mm	2	2	2
The length of the wire, mm	52	52	52
Longitudinal pitch of the wires, mm	4,6	4,6	5
Longitudinal pitch of the wire spiral, mm	18,4	18,4	288
Total number of the wires	6113	6113	6650
Total number of pipes	19	19	19
Inside lateral surface of the tubes, mp	4,591	4,591	4,467
Outside lateral surface of the tubes, mp	5,297	5,297	5,154
Lateral surface of the wires, mp	1,996	1,996	2,168
Total surface of heat exchange, mp	6,587	6,587	6,635
Flow section of the air, mp	0,036	0,036	0,036
The diameter of the shell, mm	420	420	420

With the help of the experimental data, there have been determined heat transmission factors and also the pressure drop, in the case of the analyzed heat exchanger, for a Reynolds numbers domain ranging between 2757 and 5661 and the air entry temperature in the heat exchanger between 80 and 180 celsius degrees.

In order to emphasize the performances of the heat exchanger it has been built for every variant of heat exchanger a classical heat exchanger having the same dimensions as the ones studied, but without wires in the interior of the tubes and they have been submitted to the same experiments as the heat exchangers with wires. Both for the heat exchangers with wires and for exploratory heat exchangers it has been calculated the heat transmission factor k, using formula (1).

In the case of many heat transfer tubes, the Reynolds number, for a given debit of air, was calculated using the following formula:

$$\mathrm{Re} = \frac{\mathbf{W} \cdot \mathbf{d}_{\mathbf{ech}}}{\upsilon} \tag{1}$$

where:

d_{ech} = equivalent diameter of the transfer tube, m;
W = air velocity, in m/s;
υ = coefficient of kinematic viscosity, in m^2/s.

The equivalent diameter was calculated with the relation:

$$\mathbf{d}_{\mathbf{ech}} = \frac{3{,}14\,\dfrac{\mathbf{d}^2}{4} - \mathbf{a} \cdot \mathbf{b}}{3{,}14 \cdot \mathbf{d} + \mathbf{d} \cdot \mathbf{a}} \ \text{(m)} \tag{2}$$

in which:

d - transfer tube diameter, in m;
a - the length of the wire, in m;
b - the diameter of the wire, in m.

The velocity of the air was determined with the formula:

$$\mathbf{W} = \frac{\mathbf{D}_{\mathbf{air}}}{3600\,\mathbf{n} \cdot \mathbf{S}_{\mathbf{i}} \cdot \rho_{\mathbf{med}}} \quad \text{(m/s)} \tag{3}$$

in which:

S_i - the section of the transfer tube, in mp;

n - the number of pipes;

ρ_{med} - density of the air, in kg/m^3, at mean temperature.

In the figure nr.2 there are presented the values of the heat transfer coefficient according to the Reynolds number, obtained for the heat exchanger with fins who was developed.

On the same graph, there have been presented, in order to be compared, the data obtained from the trial heat exchanger. It can be noticed the accentuated growth of the heat transfer coefficient in the case of heat exchanger with fins, especially in the superior part of the Reynolds investigate domain.

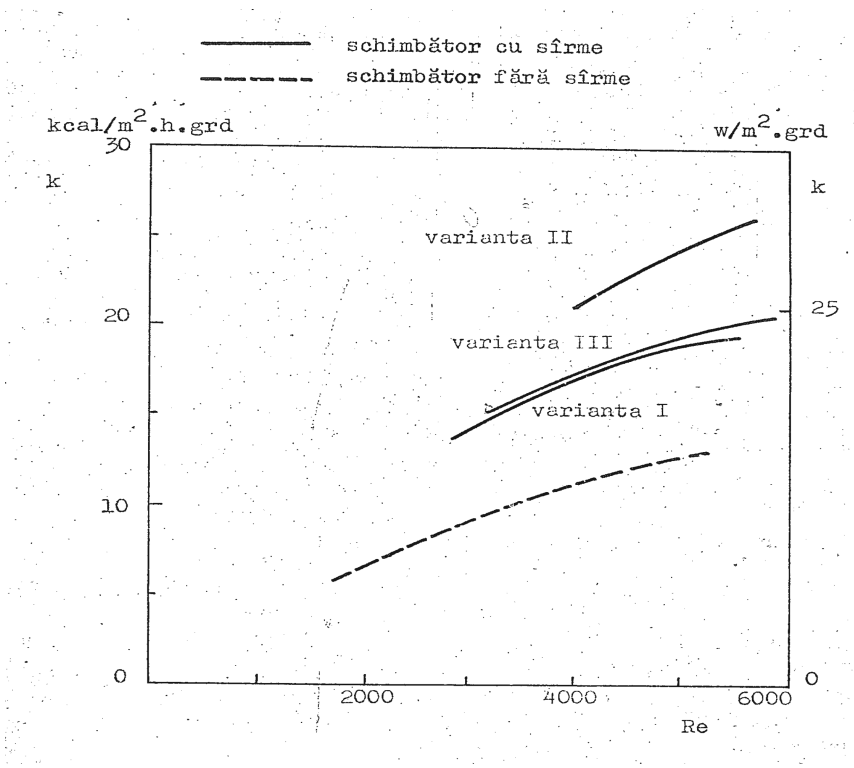


Figure nr.2

In the case of the first variant of heat exchanger it was noticed a growth of the heat transfer coefficient with about 70% in comparison with the the heat transfer coefficients obtained in the case of the classical heat exchanger.

This growth of the heat transfer coefficients cannot be explained by an extension/expansion with 30% of the heat exchange surface, due to the presence of the fins and so, it is confirmed the idea that the intensification of the heat transfer in the case of the heat exchanger, is determined by the modification of the growth of the turbulences of the gas stream/flow of gas.

The second variant of the heat exchanger has the same wires disposal as the first one, but it posses a deflector which distributes uniformly the air supply for the 19 pipes. For this variant the heat exchange coefficient are doubles in comparison to the classical one.

In the case of the third heat exchanger the wire disposal is according to an helicoidal line on the surface of the transfer tubes, and the uniform distribution of the air supply it is effectuated also by a deflector.

The heat transfer coefficient is bigger than the one for the first variant , but smaller than for the second variant.

The data of the analyzed heat exchanger have been introduced in the BRC 001 program, results being compatible with the ones obtained experimentally. The heat transfer coefficients are smaller, due to the fact that the programme introduces rezistences determined by the deposits (the real case).

In the figure nr.3 it is presented the pressure drop for the three variants of heat exchanger , according to the Reynolds number. The greatest pressure decline, can be seen in the case of the first variant, followed by the second variant of heat exchanger. The third variant of heat exchanger has the advantage that it has the same pressure drop on the air circuit as a classical heat exchanger.

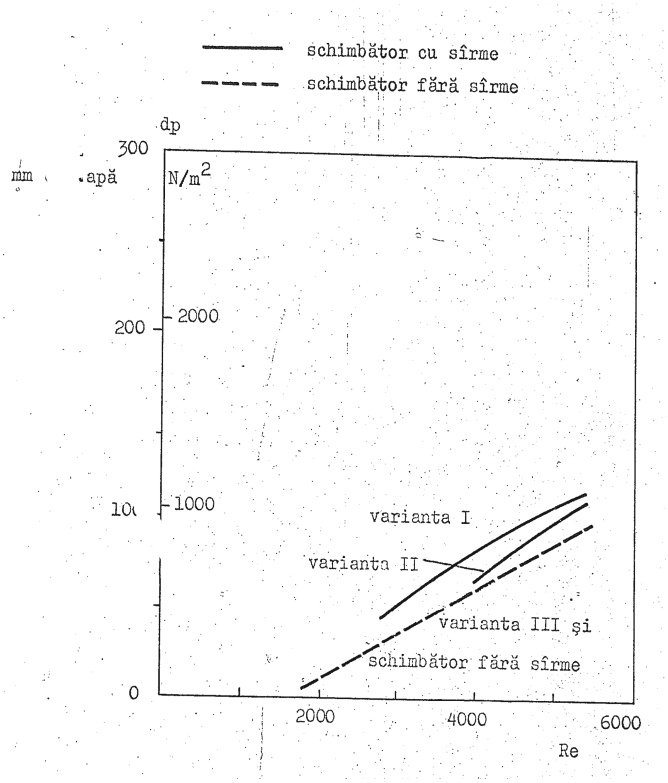


Figure nr.3

Calculating thermic efficiency and the number of transfer units for the same pumping energy (seen as the product between the pressure decline and the debit) it can be noticed that the heat exchanger with wires has got superior values to the heat exchanger without wires. Concerning the heat exchangers with wires, the second variant has got the greatest thermic efficiency, followed by the third variant and the first variant.

	Var.1	Var.2	Var.3	Whithout wires
air output debit, m^3/h	247,4	245,53	251,86	276,6
entry temperature, Celsius degrees	100	100	100	100
pressure drop, dp, mm col water	95	90	90	80
heat transfer coefficient k, $kcal/m^2h$ grd	18,8	23,6	19,5	12,7
Reynolds number	4916	5073	5233	5193
debit x, dp	23503	22097	22667	22133
thermic efficiency	0,81	0,87	0,84	0,65
number of transfer units	1,74	2,13	2,11	0,86

These data confirm the idea that the intensification of the heat transfer is obtained especially due to the modification of the thermical field, in the sense of the growth of the temperature gradients in all the sections.

REFERENCES

1. Bowman R.A., Muller A.C., Nagle W.M.**, Mean temperature difference in design**, Trans. ASME, 62: 283-294, 1990.

2. Constantin Boris, **Schimbătoare de căldură**, Tehnopress, Iaşi ISBN 973-702-110-X, 2005.

3. Curievici I. , Simionescu A. , Dinulescu H**. Experimental study of a wire heat exchanger**, Preprints of papers presented at the "First Heat Transfer Conference", Iaşi, 1973, vol. II, p.581-593.

4. Eckert E.R.G. **Introduction to heat and mass transfer,** McGraw Hill Book Company, inc., New York, 1963.

5. Fraas A.P**. Heat Exchangers Design**, John Wiley Inc., New York, ediția a-II-a, 1989.

6. Gardner K., Taborek J**., Mean temperature difference**: A reappraisal, AIChE Journal., 23(6):770-786, 1977.

7. Hewitt G.F. **Heat Exchanger Design Handbook**, Begell House, New York, 1998.

8. Hennecke D.K. , Sparrow E.M. **Local heat sink on a convectively cooled surface – application to temperature measurement error.** Int.J.Heat Mass Transfer, 13:287-304, 1970.

9. Incropera F.P. , DeWitt D.P. **Fundamentals of Heat and Mass Transfer**, 4th Edition Wiley, USA, 1996.

10. Larry Wall, Tom Christiansen, Randal Schwartz **Programming Perl**, O'REILLY U.S.A.,1996.

11. Mukherjee R. **Effectively Design Shell and Tube Heat Exchangers**, Chemical Eng. Progress, Febr.1998, pp.112-123.

12. Tinker T**. Shellside Characteristics of Shell-and-tube Heat Exchangers: A Simplified Rating System for Commercial Heat Exchangers**, Trans. ASME, 80, pp.36-52, 1958.

13. Tubular Exchanger Manufacturers Association, "Standards of the Tubular Exchanger Manifacturers Association", 7th ed., TEMA, New York, 1988.

Received April 2007 Technical University Iasi

SCHIMBĂTOARE DE CĂLDURĂ MULTITUBULARE

Rezumat: Pentru a se putea pune in evidenta performantele schimbatoarelor de caldura cu sarme, s-a construit pentru fiecare varianta de schimbator de caldura cate un schimbator de tip clasic avand aceleasi

dimensiuni ca cel studiat, însa fara sarme in interiorul tevilor si au fost supuse acelorasi experimentari ca si schimbatoarele de caldura cu sarme. Atat pentru schimbatoarele cu sarme cat si pentru cele de proba s-au calculat coeficientii de transmisie a caldurii k, pentru comparatie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

HEATING BEHAVIOUR STUDY *IN VITRO* OF MAGNETIC PARTICLES USED IN HYPERTHERMIA WITH MAGNETIC FLUIDS FOR TREATMENT OF CANCER

BY

GIGEL NEDELCU

Abstract: Magnetic microparticles and nanoparticles have a large variety of applications in biomedicine such as hyperthermic treatment of tumors, magnetically targeted drug delivery by magnetic carriers. Also, non-targeted magnetic microparticles and nanoparticles biomedical are available for use as contrast agents (MRI) and as drug reservoirs that can be activated by a magnet applied outside the body. In this work, the heating influence of two magnetic colloids for applications in hyperthermia treatment of tumors is discussed. One colloid with magnetite in poly(ethylene glycol) and sodium dodecylsulphate, and another one with magnetite in mono(ethylene glycol) were heated inside an induction coil with a power of P = 0.5 kW and P = 0.4 kW, respectively. Frequence used was ν = 315 kHz. The temperature of the two colloids.was measured with a thermometer as time function.

Keywords: Magnetic particle, Magnetic suspension, Heating, Hyperthermia.

1. INTRODUCTION

In the last years nanomaterials are frequently used in biomedical applications. In this study we will focus on the magnetic particles, rather on application in hyperthermia with magnetic particles knowed as the *magnetic hyperthermia*. In the first place, these particles can be manipulate using a external magnetic field. They can generate heat in this AC magnetic field and can be used as the agents for malignant cell destruction and implicit the tissue from do they belongs.

Although it is possible to determine the manner in which behave magnetic particles finded out in suspension in vitro under the act of an external AC magnetic field [1], it is not clear yet their behaviour in physiological systems because they are submissive influences of physiological supplementary factors such as *the haematic flow*, *reticuloendothelial system* and high dynamic *tissue microenvironment* where can operate cellular receptors and cellular absorbtion.

Physical factors which must control are *heat generation* [2] and *temperature distribution*. A special importance must give to relations among the heat response at nanoscale level and the heat disengagement at macroscopic level. It is very important to understand the heating mechanism at microscopic level to prevent the heating and destruction of adjacently healthy cells.

In this work, are studied the heating processes of magnetic particles in biocompatible environments, aquous suspensions of a biocompatible polymers.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

2.1. Magnetic colloid (ferrofluid)

Colloid I (Magnetite in PEG + SDS): used materials are $FeSO_4$ 2M in HCl 2M (x), $FeCl_3$ 1M in HCl 2M (y), 1.0M NH_3 in water as a precipitation agent, polyethylene glycol (PEG) 25% and sodium dodecyl sulphate (SDS) as an anionic surfactant.

Preparation method: in a 100 ml vessel were added x and y solutions, they were titrate under magnetic stirring with 40 ml NH_3 until mixture arrive to a black precipitate (magnetite). Then magnetic precipitate is separated, is washing with water until pH = 5.5 (neuter). 2 ml PEG 25% is added to precipitate and after that mixture is immersed in SDS.

Colloid II (Magnetite + MEG): $FeSO_4$ 2M in HCl 2M, $FeCl_3$ 1M in HCl 2M, 1.0M NH_3 and monoethylene glycol (MEG). It is used same method as to the colloid I with the difference that after washing the precipitate is immersed in 30 ml MEG.

2.2. Description of experimental instalation

Figure 1 describes the sketch of experimental device [1]. The colloid is entered into the eprubete which is in a magnetic field created by an inductor of 70 mm diameter, to a frequency of 315 KHz. He utilize a power of 0.5 KW for the colloid I and 0.4 KW for the colloid II. The probes temperature was measured with an alcohol thermometer in order to don't influence the heating degree of particles. All heating studies of particles were repeated three times for each probe.

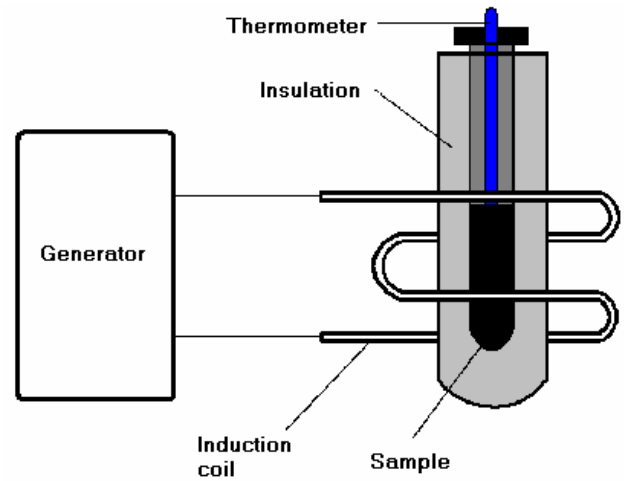


Figure 1. The sketch of experimental device. The sample was fixed in an field created by an induction coil conected to a AC power source. Temperature was measured with an alcohol thermometer through direct reading.

3. RESULTS AND DISCUTIONS

In this work was studied the heating behaviour in vitro of two magnetic colloids. Figure 2 and 3 presents the temperature variations depending on time of the colloids concentrations. In both colloids, the magnetic particles are in homogeneous suspension. The temperature period whereat the samples were analysed was 36°C (minimum temperature of human organism) and 46°C (maximum temperature of the

tumoral cells necrosis). This period was preferred to contain all the transformation that suffers the ferrofluid in organism under the action of the AC magnetic field.

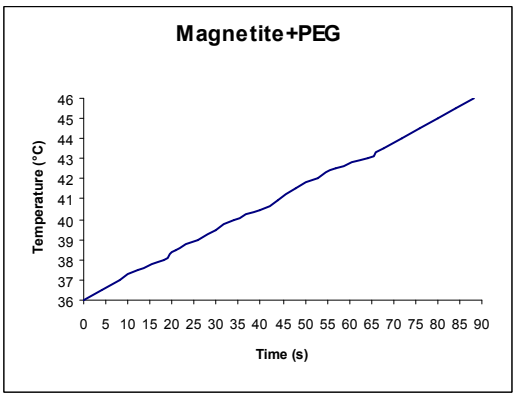


Figure 2. Temperature evolution (°C) depending on time (s) in colloid I.

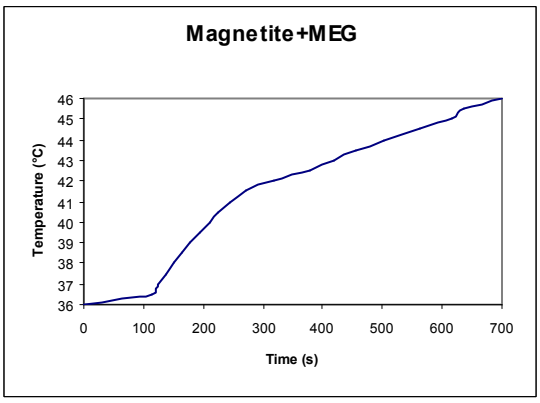


Figure 3. Temperature evolution (°C) depending on time (s) in colloid II.

For each sample were used 2 ml from each colloid.

The first colloid (figure 2) has a heating behaviour depending on time almost linear at a power P = 0.5 kW, the temperature having a quick growth in 36°C - 46°C interval for 90s. This quick breeding is explained through the fact that the brownian agitation of the particles into the colloid it is accelerated by the presences of surfactant SDS (sodium dodecyl sulphate) at the surfaces of magnetite particles.

The second colloid has a heating behaviour much slower at a power P = 0.4 kW. The abrupt variations occurs after nearly 100 s from the begining of experiment at 36.5°C (temperature which corresponds with normal temperature of human body) and after 300 s from the begining of experiment at 42°C (temperature which coincides with necrosis temperature of tumoral cells).

The heating time it is longer because the surfactant is missing from the surface of the magnetite particles and by reason of fact that used power has a lower value.

The heating behaviour of magnetite particles depends on frequency, application time but particles sizes and suspension medium, too.

In the case of colloid I, the endurance developed by viscosity against brownian relaxation it is smaller by reason of the presence of surfactant, whiles at colloid II, because of lake of surfactant, the suspension medium is much viscous whence results that the phenomenon of brownian relaxation is make heavier, therefore the heating time will be much longer [3-6].

The phenomenon of brownian relaxation which generates the heat is characterize by the brownian constant of time:

$$\tau_B = {3\eta V_B}/{k_B T}$$

where V_B is the hydrodynamic volume, that is the total volume of a particle coated with surfactant and/or polymer, η - viscosity of the suspension medium, $k_B T$ - thermal energy.

The particles heating occurs by Néel mecanism, too [3-6]. This phenomenon is explained through the motion of magnetic moments inside the particle in the magnetic field of the coil. This mechanism is characterized by the Néel time constant:

$$\tau_N = \tau_0 \exp\left(\Delta E / k_B T \right)$$

where $\Delta E = KV$ - activation energy, $\tau_0 = 10^{-9} s$.

4. CONCLUSIONS

In this work were studied the heating beaviour *in vitro* of two types of magnetic colloids for their utilization *in vivo*. I tis observed that the particles beaviour through induction strongly depends on quantity of magnetic colloid, size of the particles, but mostly depends on content of suspension medium (viscosity, thermal conductivity).

There is some problems that must be put on record. Because the particles are polydispersed in te ferrofluid, the power generated is not uniform for all the particles depends on their sizes. Another problem is temperature measured at macroscopic level that is not the same with temperature measured at nano level. Therefore must developed models to correlate the two temperatures for feature utilization of particles in suspension mediums *in vitro*, as *in vivo* in organic environments as they are the sanguin tissue another types of tissues, chiefly one tumoral.

REFERENCES

1. Venkatasubramaniam S. Kalambur, Bumsoo Han, Bruce E. Hammer, Thomas W. Shield and John C. Bischof, **Nanotechnology, 16,** 2005, 1221
2. Andra W., **Magnetism in Medicine,** 1998, (Berlin: Wiley–VCH)
3. Rosensweig R. E., **J. Magn. Magn. Mater**., **252,** 2002, **370**
4. Jordan A., Wust P., Fahling H., John W., Hinz A. and Felix R., **Int. J. Hyperth., 9,** 1993, **51**
5. Hergt R., Andra W., d'Ambly C. G., Hilger I., Kaiser W., Richter U. and Schmidt H., **IEEE Trans. Magn., 34,** 1998, **3745**
6. Fannin P. C. and Charles S. W., **J. Phys. D: Appl. Phys., 22,** 1989, **87**

Received Mar. 31nd , 2007 *"Al.I.Cuza" University, Faculty of Physics,Iaşi*

STUDIUL COMPORTAMENTULUI LA ÎNCĂLZIRE *IN VITRO* A PARTICULELOR MAGNETICE UTILIZATE ÎN HIPERTERMIA CU FLUIDE MAGNETICE PENTRU TRATAMENTUL TUMORAL

Rezumat: Particulele magnetice au o mare varietate de aplicații în biomedicină cum sunt: tratamentul prin hipertermie al tumorilor maligne, purtători magnetici ai medicamentelor cu eliberare controlată, separarea magnetică a biomoleculelor şi ca agenți de contrast în rezonanța magnetică. Lucrarea de față se vrea a fi prima dintr-un set de lucrări despre tratamentul prin hipertermie al tumorilor maligne. În acest sens ne vom ocupa în această primă lucrare de hipertermia cu fluide magnetice în tratamentul cancerului. Pentru aceasta se vor analiza comportarile la încălzire a două tipuri de coloizi magnetici: primul tip de coloid ce conține magnetită în polietilenglicol şi dodecil sulfat de sodiu, iar al doilea tip de coloid ce conține magnetită în monoetilenglicol, ca precursori pentru magnetită s-au utilizat două săruri: $FeSO_4$ şi $FeCl_3$ care au fost precipitate cu NH_3. Coloizii magnetici vor fi introduşi fiecare într-o eprubetă şi testați la încălzire în interiorul unei bobine de inducție la o putere P = 0.5 kW pentru primul coloid şi P = 0.4 kW pentru al doilea coloid. Cu ajutorul unui termometru cu alcool se vor măsura variațiile de temperatură în funcție de timp ale celor doi coloizi magnetici.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INTERCALATION OF PHARMACOLOGICAL AGENTS INTO LAYERED DOUBLE HYDROXIDES BY COPRECIPITATION METHOD

BY

MIHAELA FRUNZA[1], I.M.POPA[1] and V. MELNIG[2]

ABSTRACT. Some pharmacological agents (Chloramphenicol – Ch, Salicylic acid – SAL and Nicotinic acid – NIC) were intercalated into layered double hydroxides (LDH) lamella used as an inorganic host for the coprecipitation method. The intercalation compounds were examined by X-ray diffraction (XRD), FTIR spectroscopy, differential thermal analysis and thermo gravimetric analysis. The XRD patterns of the samples with the diffraction peaks are typical to those of well crystallized solids with the layered double hydroxides structure. The FTIR spectroscopy and thermogravimetric (DTG) analysis point out the presence of the organic compound in the network structure of the synthesized LDHs.

KEYWORDS: Layered double hydroxides, drugs, intercalation, coprecipitation method

1.INTRODUCTION

The class of materials known as layered double hydroxides (LDHs) or hydrotalcite-like materials have the general formula: $\left[M_{1-x}^{2+}M_{x}^{3+}(OH)_2\right]^{x+}A_{x/m}^{m-}\cdot zH_2O$, where M^{2+}= Mg, Zn, Ca, Co, Fe, Ni, Cu, etc., M^{3+}= Al, Fe, Cr, Ga, etc., A^{m-}= Cl^-, CO_3^{2-}, NO_3^-, etc., m is the formal charge of anion and x is the stoichiometric coefficient that can be widely varied. As it can be seen from the formula, the formal positive charge of the layer depends on the M^{2+}/M^{3+} ratio. These materials have many applications as catalysts, optical and electrical functional materials. LDHs- based controlled release systems have also been studied [1-6]. In this work we have investigated the intercalation behavior of chloramphenicol (Ch), salicylic acid (SAL), and nicotinic acid (NIC) into ZnAl-LDHs by coprecipitation method. Chloramphenicol is a synthetic antibiotic with a large spectrum containing both gram positive and gram negative germs. A great disadvantage of this antibiotic is represented by its high toxicity. The main toxic effect of Ch is its attack on the bone marrow, which can take two forms.

Salicylic acid is used in rheumatism treatment, but its adverse secondary effects, such a gastric and duodenal ulcer formation are quite common. The effect of LDHs in preventing taurcholate induced gastric injury in rat was demonstrated in the literature [7].

The incorporation of the pharmacological agents in the structure of layered double hydroxides (LDHs) can offer premises for controlling the release of the pharmacological agents from the layered structure and reducing the toxicity.

2. EXPERIMENTAL

2.1. General procedures

All chemicals were commercially purchased and used without further purification. X-ray powder diffraction (XRD) patterns were recorded on a Bruker AXS D8 diffractometer using monochromatic CuK α radiation (λ =0.154 nm), operating at 40 kV and 50 mA over a 2θ range from 4 to 70 degree. Thermal analyses (TG and DTG) were carried out in air on a Netzsch TG 209C thermal analyzer, from 298 to 1123 K, at a heating rate of 5 K /min. FTIR spectra were recorded on a FT-IR BOMEM MB 104 spectrometer under the following experimental conditions: 200 scans in the mid-IR range (400-4000 cm^{-1}) using KBr (ratio 5 / 95 wt %) pellets, and a resolution of 4.0 cm^{-1}.

2.2 Preparation of the samples

2.2.1. Preparation of reference *MgAlLDH*

100 ml of an aqueous solution of $Mg(NO_3)_2{\cdot}6H_2O$ (0.2mol) / $Al(NO_3)_3{\cdot}9H_2O$ (0.1mol) and an aqueous solution of NaOH / Na_2CO_3, were added drop wise together, in such a way that the pH remained at a constant value of 9.5. The resulting white precipitate was treated at 338 K for 24 h under continuous stirring. After the treatment, the obtained precipitates were separated by centrifugation, washed extensively with warm deionized water until it becomes sodium free and dried under vacuum at 40°C.

2.2.2. Preparation of reference *ZnAlLDH*

100 ml of an aqueous solution of $Zn(NO_3)_2{\cdot}6H_2O$ (0.2mol)/$Al(NO_3)_3{\cdot}9H_2O$ (0.1mol) and an aqueous solution of NaOH 1M, were mixed together by drop wise addition. During the whole process the flow was controlled in such way that the pH was kept at a constant value of 8.0. The resulting white precipitate was treated at 40°C for 24 h under continuous stirring. After the treatment, the precipitate was separated by centrifugation, washed extensively with warm deionized water until it becomes sodium free and dried under vacuum at 45°C.

2.2.3. Preparation of Ch-LDH nanocomposite (*MgAlLDH_Ch)*: by coprecipitation method was performed by using diluted solutions of of $Mg(NO_3)_2{\cdot}6H_2O$ (0.2mol) / $Al(NO_3)_3{\cdot}9H_2O$ (0.1mol), an aqueous solution of NaOH / Na_2CO_3 and Ch at a constant pH value of 9.5.

2.2.4. Preparation of SAL-LDH nanocomposite (*ZnAlLDH_SAL):* by the coprecipitation method was done by using low diluted solutions of of $Zn(NO_3)_2{\cdot}6H_2O$ (0.2mol) / $Al(NO_3)_3{\cdot}9H_2O$ (0.1mol), an aqueous solution of NaOH and salicylic acid at a constant pH value equal to 7.5.

2.2.5 Preparation of NIC-LDH nanocomposite (*ZnAlLDH_NIC):* by the coprecipitation method was done by using low diluted solutions of of $Zn(NO_3)_2{\cdot}6H_2O$ (0.2mol) / $Al(NO_3)_3{\cdot}9H_2O$ (0.1mol), an aqueous solution of NaOH and nicotinic acid at a constant pH value equal to 7.5.

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

3.1. Powder X-ray diffraction (XRD)

The XRD patterns of the samples are shown in Figures 1 and 2; for both samples the diffraction peaks are typical to those of well crystallized solids with the layered double hydroxides structure. The powder XRD patterns of the precursor NO_3^- ZnAlLDH and the sample produced by reaction of SAL with LDH are shown in Fig. 1. The ZnAl-LDH precursor has an XRD pattern similar to those previously reported [8], with a basal spacing (d_{003}) of 8.7 Å (Fig. la). After reaction with SAL, the powder XRD pattern of the product maintains the characteristic features of ZnAl-LDH (Fig.1b). The XRD patterns for ZnAILDH_NIC are shown in Fig. 1c with a basal spacing of 15.23 Å. The expansion of basal spacing from ZnAlLDH to ZnAILDH_NIC is due to the inclusion of NIC into the LDH lamella. The intensity of reflections was strong indicating that the precursor and product samples obtained had good crystallinity.

The broadness of the basal spacing of the first peak is increased for Ch containing sample (Fig. 2b) indicating the enlargement of the interlayer space (IFS) when Ch was introduced in the synthesis medium.

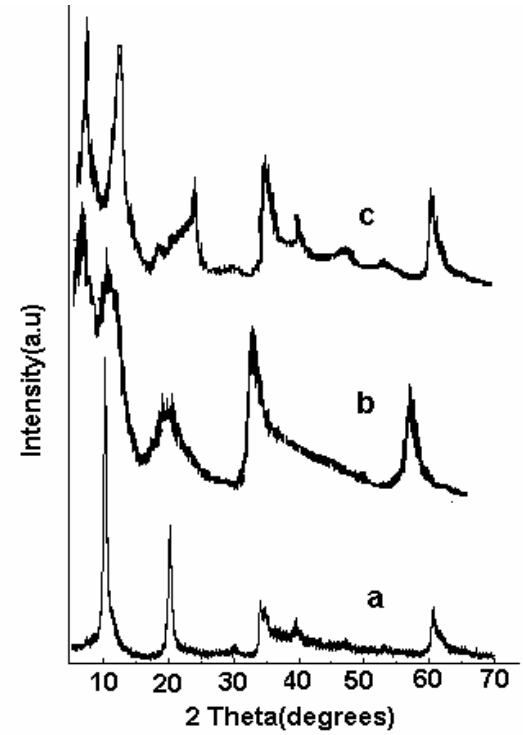


Figure 1 - XRD spectra (a) ZnAlLDH, (b) ZnAILDH_SAL, (c)ZnAlLDH_NIC

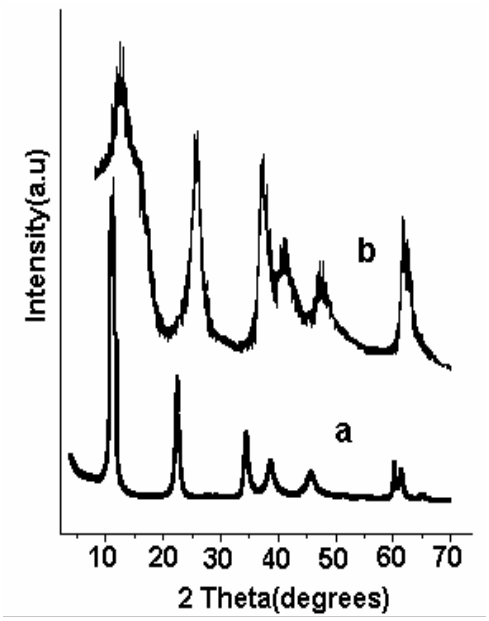


Figure 2 - XRD spectra (a) MgAlLDH, (b) MgAILDH_Ch

3.2. FTIR spectroscopy

The insertion of pharmacological agents in the lamella of MgAlLDH and ZnAlLDH is also confirmed by FTIR spectroscopy (Fig 3). All the vibration bands of the organic anion are observed together with the absorption bands of MgAlLDH and ZnAl LDH. The absorption band at around 3431cm^{-1} is attributed to the OH stretching due to the presence of hydroxyl group of LDH and/or physically adsorbed water molecule. The appearance of a strong band at 1381 cm^{-1} can be assigned to the $\square_3$ nitrate group, the counter anion in the ZnAl LDH. The band at 1626 cm^{-1} is due to $\square$(H-O-H) band vibration. The FTIR spectrum of the MgAlLDH and ZnAlLDH are shown in Fig 3a, 3b. The spectrum recorded after incorporation of the SAL is presented in Fig.3c. Due to the ionization of the acid group, the band previously detected for free SAL at 1651 cm^{-1} disappears, while a new band is recorded at 1570 cm^{-1}. The appearance of this band is caused by the $\square_{as}(COO^-)$ mode. Another band recorded at 1364 cm^{-1} is due to the symmetric vibration. $\square_s(COO^-)$. The band originated from the $\square(CH_3)$ mode is recorded at 1386 cm^{-1}. The band assigned to the nitrate group (1381 cm^{-1}) had lower intensity after the ion-exchange reaction; supporting the assumption that NO_3^- anion was replaced by SAL. The other bands are recorded in positions very close to those previously shown for free SAL. In addition, bands due to Zn/Al- OH translational modes are recorded.

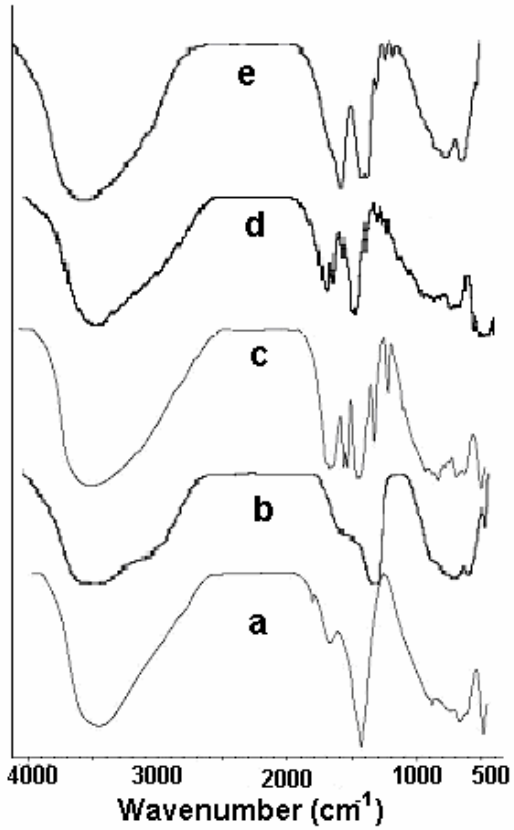


Figure 3 - FTIR spectra (a) ZnAlLDH, (b)MgAlLDH, (c)ZnAlLDH_SAL, (d)ZnAlLDH_NIC, (e)MgAlLDH_Ch

Fig. 3d is the spectra of ZnAILDH_NIC. The FTIR spectrum contains both the characteristic peaks of pure NIC and typical peak of LDH. This indicates that both functional groups of NIC and ZnAl are present in ZnAILDH_NIC. In addition, the H-O-H bending vibration ($\nu_{H\text{-}O\text{-}Hbent}$) and O-H symmetric stretching vibration ($\nu_{H\text{-}O\text{-}Hsym}$) in these nanohybrid composites appear in the range 1603-1614 and 3400-3431 cm^{-1}, respectively. The carboxylate anion gave rise to two bands, a strong asymmetrical band near 1600 cm^{-1} and a weaker asymmetrical stretching band near 1400 cm^{-1}. The presence of strong, sharp band at about 1560 cm^{-1} in the FTIR spectrum of ZnAILDH_NIC is due to the formation of carboxylate anions. This indicated the intercalation of anionic organic moiety into lamella of the inorganic LDH.

For Ch containing samples(Fig. 3e) the characteristic peaks of aliphatic C-H stretch can be also identified at 2858 and 2927 cm^{-1} though the broad adsorption band of the hydroxyl stretching mode partially overlap the ν_{CH3} vibrations.

3.3. Thermal stability

The DTG curves of the LDHs and pharmacological agents - LDHs are depicted in Fig. 4.The steps up to 200°C are due to the removal of the interlayer water molecules. They are quite strongly attached to the hydroxide layer and/or interlayer anion via hydrogen bonds and the interlayer balancing anion NO_3^-. The observed mass loss in the higher temperature range from 220 to 450°C is attributed to the dehydroxylation of the ZnAl LDH basal layer.

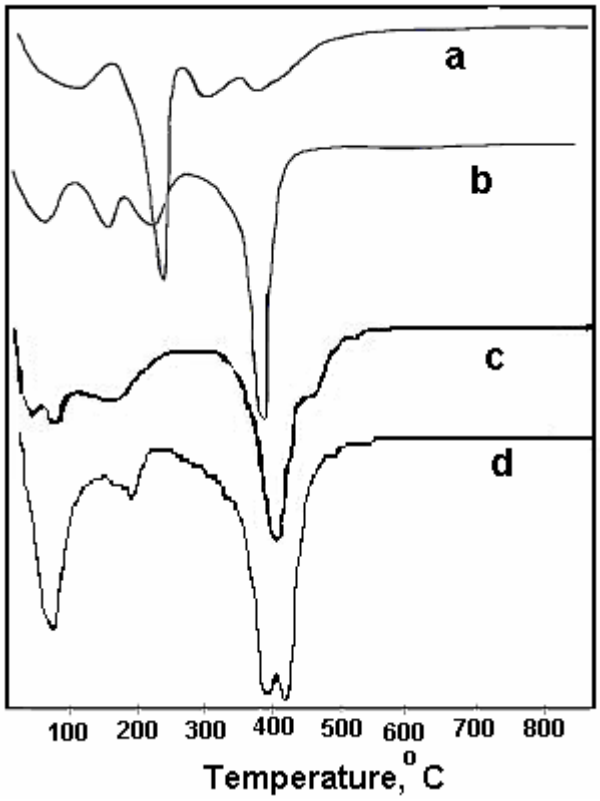


Figure 4 - DTG analysis (a) ZnAlLDH, (b) ZnAILDH_SAL, (c) ZnAlLDH_NIC, (d)MgAlLDH_Ch

The presence of microspores is confirmed on DTG plots. Indeed the desorption of the adsorbed water molecules from the intercalates appears as two separate events (as a two step process) for ZnAlLDH_SAL. ZnAlLDH_NIC and MgAlLDH_Ch (Fig.4b, c and d,) and as a continuous step for ZnAl-LDH.

4. CONCLUSIONS

The XRD patterns of the samples with the diffraction peaks are typical to those of well crystallized solids with the layered double hydroxides structure. The intercalation of the Ch, SAL and NIC in the lamella of LDHs is confirmed by FTIR spectroscopy. All the vibration bands of the anion drug are observed together with the absorption bands of LDHs.

Received, March, 2007

[1]Faculty of Chemistry, "Gh. Asachi" University, D. Mangeron, Nr. 71 A, 700050, Iasi, Romania
[2]Faculty of Physics, "Al. I. Cuza" University, Carol I, Nr. 11A, 700506, Iasi, Romania

REFERENCES

1. Wang Z., Wang E., Gao L. and Xu L., J. *Solid State Chem*. **178**, 736-741,2005
2. Li B., He J.,. Evans D. G and. Duan X, *Appl. Clay Sci*., **27**, 3-4, 199-207, 2004
3. Del Arco M., Cebadera E., Gutirrez S., Martin C., Montero M. J., Rives V., Rocha J. and Sevilla M. A., *J. Pharm. Sci*., **93**, 6, 1649-1658, 2004
4. Ambrogi V., Fardella G., Grandolini G. and Perioli L., *Int. J. Phar*. **220**, 23-32, 2001
5. Khan A. I., Lei L., Norquist A. J. and O'Hare D., *Chem. Commun*. 2342-2343, 2001
6. Frunza M., Carja G., Popa M. I., *Scientific Study & Research*, **VI** (2), 173-180, 2005
7. Yu B. P., Sun J., Li M. Q,. Luo H. S and. Yu J. P, *World J. Gastroenterol*. **9**(7), 1427-1430, 2003
8. . Xu Z. P and Zeng H. C., J. Phys. Chem. B, **105**, 1743-1749, 2001.

INTERCALAREA AGENTILOR FARMACOLOGICI IN HYDROXIZI DUBLI LAMELARI PRIN METODA COPRECIPITARII

REZUMAT: O serie de agenți farmacologici (Chloramphenicol – Ch, Salicylic acid – SAL and Nicotinic acid – NIC) au fost intercalați intre straturile hidroxizilor dubli lamelari folosiți ca gazda anorganica prin metoda coprecipitarii. Compuşii intercalați au fost examinați prin difracția cu raze X (DRX), spectroscopia FTIR si analiza termogravimetrica. Analiza DRX confirma că după fiecare sinteza s-au obținut picuri de difracție specifice solidelor bine cristalizate cu structura hidroxizilor dubli lamelari. Analiza prin spectroscopie FTIR cat si analiza TG-DTG arata prezenta compusului organic in matricea structurii LDHs sintetizate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DES RECHERCHES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA ROTATION DE LA COQUILLE SUR LA MICROSTRUCTURE DES PIÈCES COULÉES PAR CENTRIFUGATION EN BRONZE Cu-Pb-Sn

BY

FLORIN DIACONESCU

Résumé: Les conditions de solidification dans le champ centrifuge sont différentes que celles de la gravitation et elles contribuent à la formation d'une microstructure plus fine. Dans l'ouvrage on étudie les modifications microstructurales produites par les différentes rotations de la coquille, en tenant compte de leur effet sur le nombre des germes de cristallisation et sur l'échange de chaleur par convection. Dans les zones moyennes et intérieures des pièces couéles par centrifugation, la microstructure est plus fine avec la croissance de la rotation.

Mots clef: rotation, coquille, germe de cristallisation, modifications microstructurales

1. Introduction

La coulée centrifuge permet l'obtention des pièces coulées compactes, sans soufflures et inclusions nonmétalliques, mais leur séparation vers la surépaiseur intérieure d'usinage dépend de la force centrifuge, c'est-à-dire de la densité des inclusions ρ_i, de la vitesse angulaire ω et du rayon de giration r [2]. On resulte que la rotation de la coquille est un important paramètre de coulée centrifuge qui peut produire non seulement la séparation des inclusions nonmétalliques et gazeuses, mais la croissance du nombre des germes de cristallisation et le finissage de la microstructure. Voilà pourquoi nous sommes intéressés a déterminer la rotation optimale pour obtenir une fine microstructure, en évitant dans le même temps la tendance de ségrégation du plomb vers l'extérieur des pièces coulées par centrifugation en bronze CuPb10Sn10.

2. La méthodologie de la recherche

Pour étudier l'influence de la rotation de la coquille sur la microstructure des pièces coulées par centrifugation en bronze CuPb10Sn10, ont coulé des manchons avec les dimensions Ø120/ Ø30/120 mm sur une machine centrifuge avec axe verticale de rotation et rotation variable, en employant rotations de 700 rot/min, 800 rot/min, 880 rot/min et 900 rot/min. La gamme restrainte de rotations a été imposée d'un part de la réalisation de la géométrie intérieure des pièces et d'autre part de la limitation de ségrégation du Pb, qui apparaît à rotations plus grands que 1000 rot/min. La température de la coquille et d'alliage coulé ont été maintenues constantes à valeurs

de 160°C, respectivement 1180°C afin d'éliminer l'influence de ces paramètres sur la microstructure [1].

En pièces coulées par centrifugation ont prélevé des échantillons en trois places différentes en sectionnant longitudinalement les pièces et puis ont coupé les échantillons à 1/3 et 2/3 de l'hauteur en résultant les zones : supérieure (I), moyenne (II) et inférieure (III). Ont été étudiées les sections I-II et II-III pour éviter l'influence du couvercle et de la partie inférieure de la coquille sur la microstructure. Pour l'étude microscopique on employé une installation d'analyse de l'image, assistée par ordinateur, à l'Université Polytechnique de Bucarest.

3. Discussions

Dans les zones extérieures les microstructures ont présenté des dendrites de solution solide α, sur un fond obscur d'eutectoïd ($\alpha + \delta$). Plus a crû la rotation de la coquille, plus ont baissé les dimensions des dendrites de solution solide α, à la suite de la croissance du nombre des germes de cristallisation. L'explication consiste dans la croissance de l'intensité de l'échange de chaleur par convection et surtout par la vitesse de refroidissement plus grande à la surface alliage liquid-moule métallique [2]. Cependant, dans les zones extérieures-inférieures (III e) la microstructure a été plus grossière, parce-que les conditions de refroidissement ont été différentes vis-à-vis d'autres zones, c'est-à-dire les premières quantités coulées de métal s'ont refroidi, puis ils ont ateint la partie supérieure, pendant qu'à la partie inférieure les dernières quantités d'alliage liquid sont en contact avec la coquille chauffée et se solidifient lentement.

À la rotation de 800 rot/min dans les zones extérieure-supérieure (I e) et extérieure-inférieure (III e), les dendrites de solution solide α ont été plus longues et moins ramifiées, en ayant les axes premières orientées dans la direction du rayon, parce-que la rotation plus grande a déterminé une ségrégation plus prononcée du plomb et une plus forte infiltration du liquid qui n'a pas permis le développement des axes secondaires.

Aux rotations plus grandes (800 et 900 rot/min) l'aspect des microstructures est aproximativement le même, mais elles sont plus fines que celles des échantillons précédents, grace d'une plus intense homogénéisation du liquid et d'un plus intense échange de chaleur.

On resulte que pour les zones extérieures la microstructure plus fine que des autres zones est produite par le contact entre l'alliage et la coquille ou le couvercle de la moule métallique, qui ont déterminé l'intensification de l'échange de chaleur par convection et la croissance de la vitesse de solidification.

Dans la partie intérieure des pièces coulées, où se forme la surface libre à configuration cilindrique, l'échange de chaleur a lieu essentielement par radiation et convection, en etant plus lent. En conséquence, la microstructure des pièces coulées est plus grossière que dans les zones extérieures, en présentant des grandes dendrites de solution solide α et grandes zones d'eutectoïd ($\alpha + \delta$). De même, les séparations de plomb ont des grandes dimensions parce-qu'elles ont eu l'espace nécessaire pour se développer dans les zones interdendritiques. Cependant dans la zone supérieure (I i) et inférieure (III i) où les pièces coulées ont eu un contact avec le couvercle de la

coquille, respectivement avec la partie inférieure de la moule, la structure a été plus fine parce-qu'est intervenu l'apport d'échange de chaleur par convection.

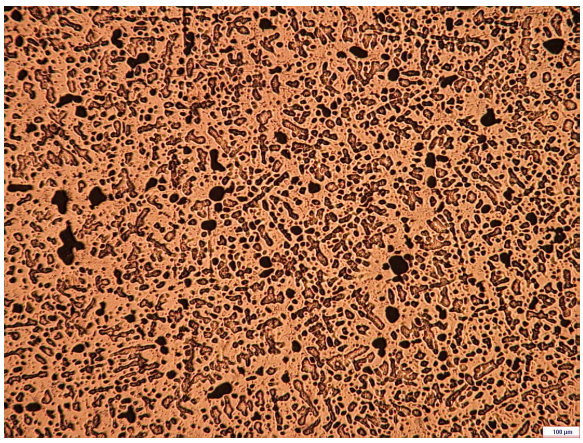
Les plus défavorables conditions de refroidissement a eu la zone II –eme située entre 1/3 et 2/3 d'hauteur des pièces, c'est-à-dire la zone qui n'est pas venue en contact avec la partie inférieure de la moule ou avec le couvercle de la coquille. En conséquence, il s'ensuite que nous analyssons détaillé cette zone.

Les microstructures de l'échantillon coulée à 700 rot/min (figure 1) montrent qu'à l'extérieur (la zone II e) apparaît une structure dendritique fine, parce-que la vitesse de refroidissement d'alliage est plus grande que celle de la zone moyenne (II m) et dans le même temps les zones d'eutectoïd ($\alpha + \delta$) sont nombreuses, de petites dimensions et situées dans les espaces interdendritiques ou entre les branches des dendrites.

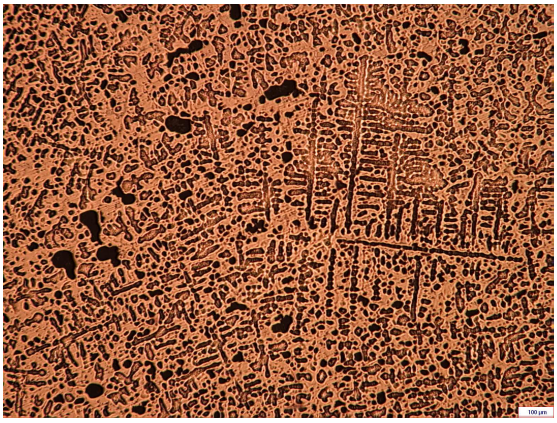
Analysse d'image, effectuée à l'installation assistée par ordinateur, a montré l'aire individuellement occupée par les séparations de plomb (tableau 1).

Tableau 1. La surface occupée individuellement par les séparations de Pb dans les pièces coulées par centrifugation à différentes rotations de la coquille (n)

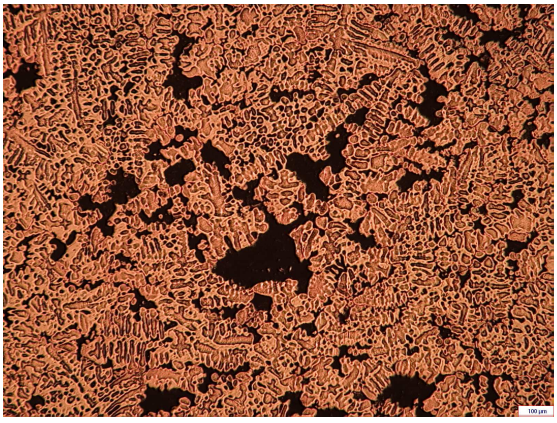
L'échantillon	La zone II e		La zone II m		La zone II i	
	La surface μm^2	% du nombre total des séparations	La surface μm^2	% du nombre total des séparations	La surface μm^2	% du nombre total des séparations
mS n 1 (n_1=700 rot/min)	<250 250…400 400…600 820..1120	93 5 1 1	<250 250…500 500…1000 1225…1475	95 3 1 1	<500 500..1000	99 1
mS n 2 (n_2=800 rot/min)	<120 120…200 200…400 >400	70 20 7 rest	<175 175…350 350…500	88 10 2	<250 250..900	98 2
mS n 3 (n_3=880 rot/min)	<100 100…200 200…500	90 5 5	<100 100…400	95 5	<200 200…400 400…800 800…1400	88 8 2,3 1,7
mS n 4 (n_4=900 rot/min)	<90 90…150 150…230 230…300	85,4 11,45 2,1 rest	<100 100…200 200…300 300…500	86,5 10,1 2 rest	<200 200…400 400…800	91,8 5 3,2



II. e – la zone extérieure

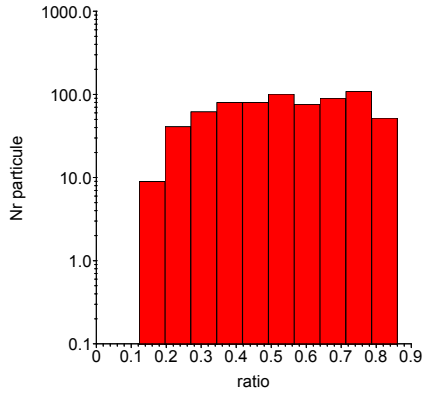


II. m – la zone moyenne

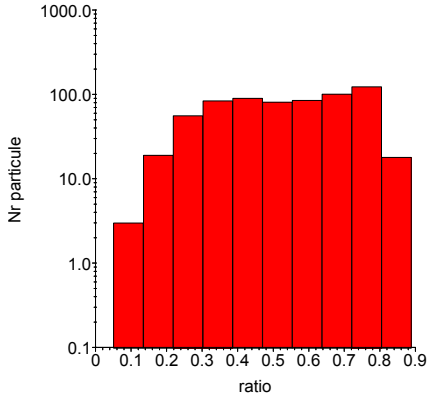


II. i – la zone intérieure

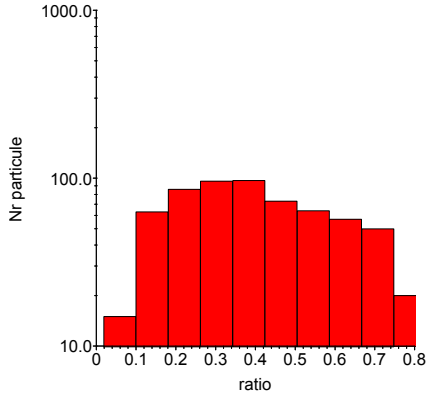
Figure 1. Les microstructures de l'échantillon mS n1, coulé par centrifugation à la rotation n = 700 rot/min. (×50)



II. e – la zone extérieure



II. m – la zone moyenne



II. i – la zone intérieure

Figure 2. Le degré de sphéroïdisation (DS) des séparations de Pb dans l'échantillon mS n1, coulé par centrifugation à la rotation n = 700 rot/min.

Les séparations de plomb ont eu différentes degrés de sphéroïdisation (DS est le

rapport entre la largeur et la longueur de la séparation) comme on voit en figure 2, mais prédomine DS = 0,35…0,75 (59,9% du nombre total de séparations dans la zone extérieure, 66,65% dans la zone moyenne et 71,63% dans la zone intérieure). L'explication consiste dans la formation des dendrites nonramifiées qui permettent le développement des séparations de plomb sur les directions convenables.

Comparativement avec l'échantillon coulé à 700 rot/min, dans le cas de la pièce coulée à 800 rot/min (figure 3) apparaît une structure plus fine.

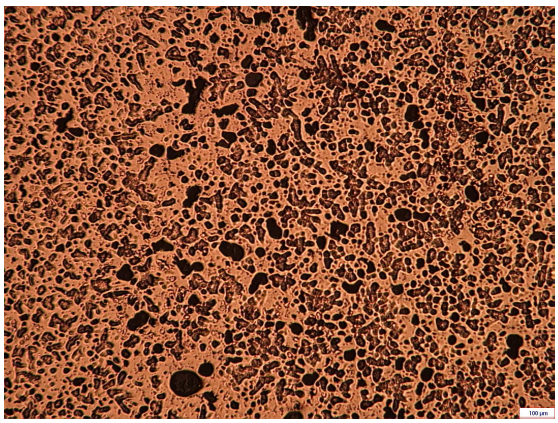
Dans la zone extérieure (II e) la microstructure a un aspect dendritique plus estompé, expliqué par la superposition de deux phénomènes: la croissance d'intensité de l'échange de chaleur par convection d'une part, qui n'a pas permis le développement des grandes et résistantes dendrites et d'autre part la fragmentation des dendrite minces à la suite de la rotation plus grande.

Dans la zone moyenne (II m) la microstructure a présenté un aspect dendritique plus évident. À cauze de la vitesse de refroidissement plus réduite, les unes des dendrites ont des axes premières à longueurs de 300…400 μm et des axes secondaires de 50…100 μm. De même, à la suite de la croissance de la vitesse de rotation, la microstructure a présenté encore et des fragmentes de dendrites qui, s'en unifiant avec celles intactes, ont fermé des volumes plus grandes de liquide où s'ont formé des séparations plus grandes de plomb, les unes ayant la forme ovale.

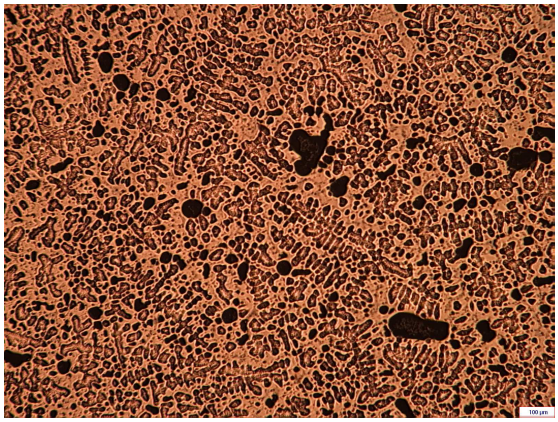
Dans la zone intérieure (II i) la microstructure a présenté des dendrites de solution solide α avec les axes premières plus courtes (200…300 μm) et les axes secondaires moins développées, parce-que la vitesse de refroidissement du côté de la surface libre a été plus grande. Dans la même zone apparaissent des fragmentes dendritiques parmi lesquels existentes, des grandes séparations de plomb et inclusions oxydiques.

Le degré de sphéroïdisation des séparations de plomb sont différentes (figure 4), mais prédominent les séparations avec DS = 0,3…0,7 c'est-à-dire 51,69% du nombre total à l'extérieur, 61% dans la zone moyenne et 66,34% à l'intérieur. Dans les petits espaces interdendritiques de l'extérieur on peut développer uniformement, sur toutes les directions, seulement des petites séparations de plomb avec une forme approchée de la forme sphérique, mais à l'intérieur, dans les microvolumes plus grands, leur développement peut avoir lieu sur certaines directions préférables en diminuant ainsi le degré de sphéroïdisation

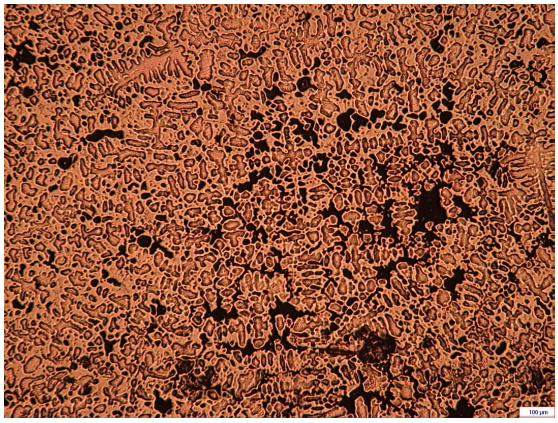
Dans le cas d'échantillon mS n 3 coulé par centrifugation à 880 rot/min, la microstructure de la zone extérieure (II e) a un aspect dendritique très estompé à la suite de la rotation élevée et de la vitesse de refroidissement prononcée, produite par l'intensification de l'échange de chaleur par convection dans l'intérieur du liquide (voir la figure 5). Dans la zone moyenne (II m) la microstructure a présenté des fines dendrites de solution solide α avec des axes premières ayant la longueur environ 200 μm et des axes secondaires avec des longueurs de 50…150 μm. De même, on observé un grand nombre de dendrites désorientées, qui relevent une fragmentation plus prononcée des grandes dendrites, à la suite de l'action dynamique du liquide.



II. e – la zone extérieure

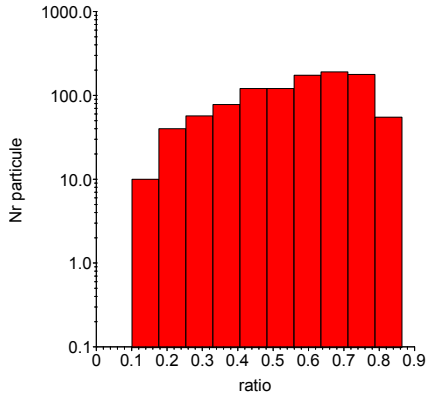


II. m – la zone moyenne

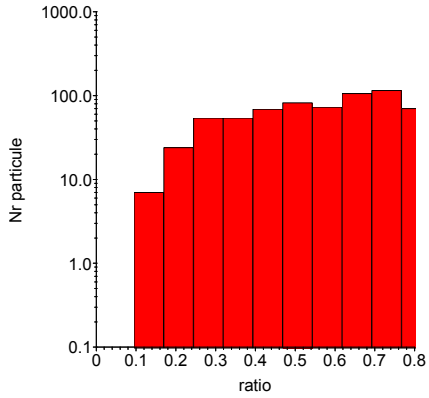


II. i – la zone intérieure

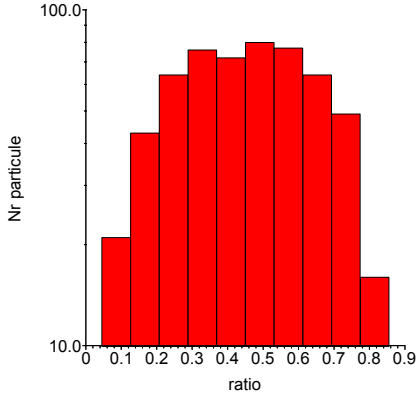
Figure 3. Les microstructures de l'échantillon mS n 2 coulé par centrifugation à la rotation n = 800 rot/min (× 50).



II. e – la zone extérieure

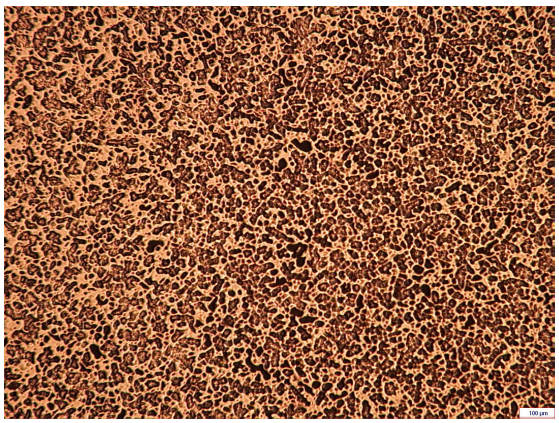


II. m – la zone moyenne

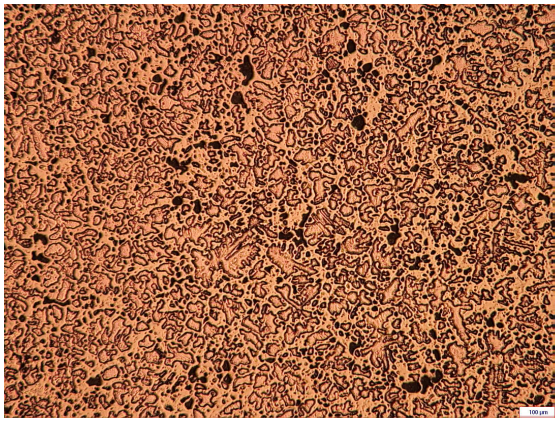


II. i – la zone intérieure

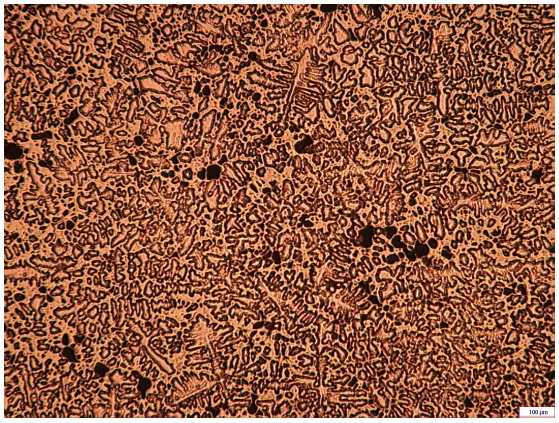
Figure 4. Le degré de sphéroïdisation (DS) des séparations de Pb dans l'échantillon mS n2, coulé par centrifugation à la rotation n = 800 rot/min.



II. e – la zone extérieure

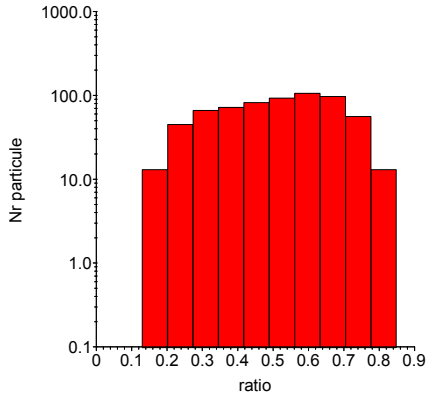


II. m – la zone moyenne

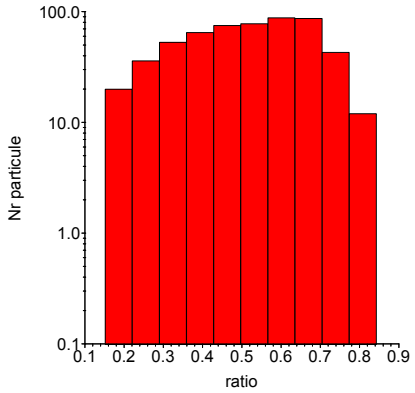


II. i – la zone intérieure

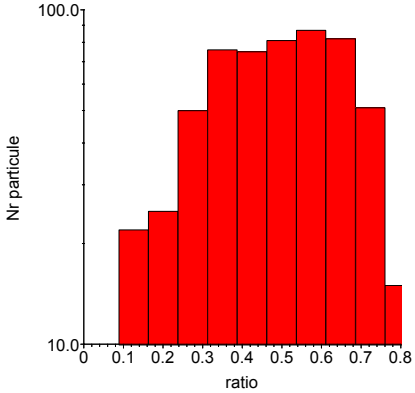
Figure 5. Les microstructures de l'échantillon mS n 3 coulé par centrifugation à la rotation n = 880 rot/min (× 50).



II. e – la zone extérieure

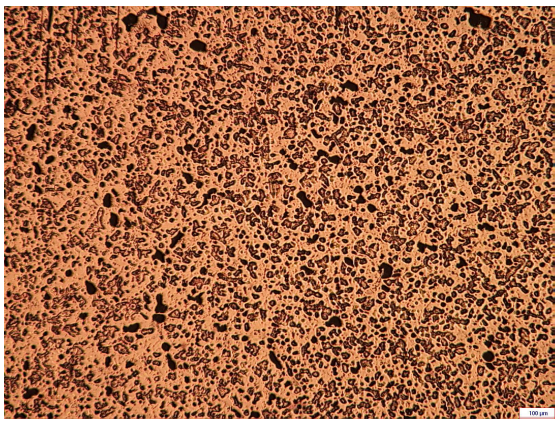


II. m – la zone moyenne

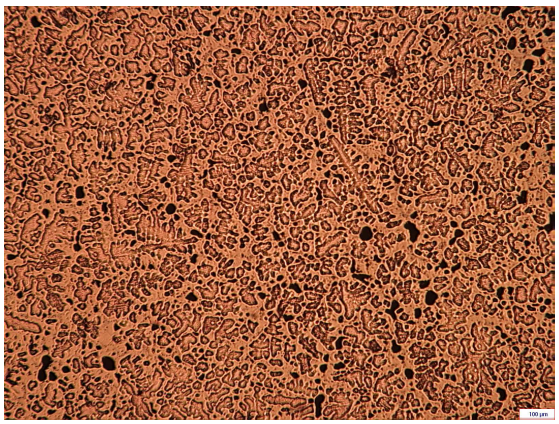


II. i – la zone intérieure

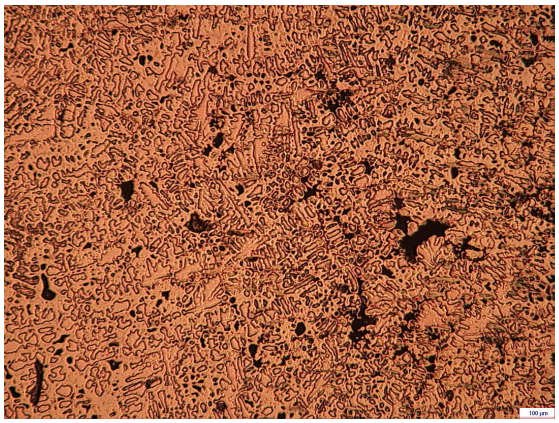
Figure 6. Le degré de sphéroïdisation (DS) des séparations de Pb dans l'échantillon mS n3, coulé par centrifugation à la rotation n = 880 rot/min.



II. e – la zone extérieure

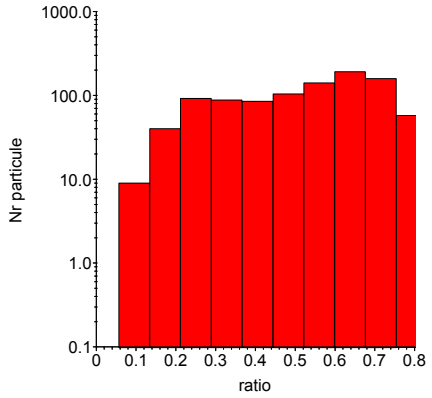


II. m – la zone moyenne

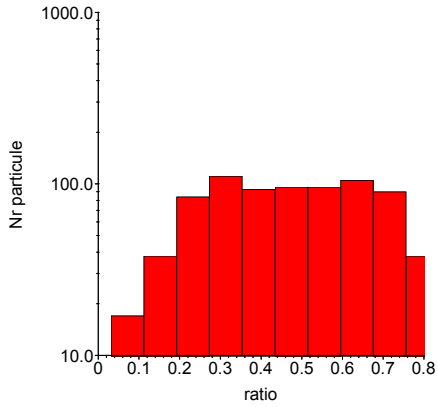


II. i – la zone intérieure

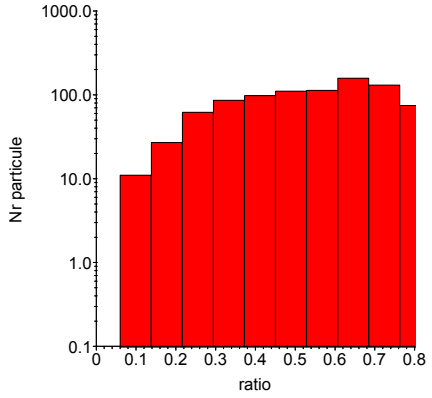
Figure 7. Les microstructures de l'échantillon mS n 4 coulé par centrifugation à la rotation n = 900 rot/min (× 50).



II. e – la zone extérieure



II. m – la zone moyenne



II. i – la zone intérieure

Figure 8. Le degré de sphéroïdisation (DS) des séparations de Pb dans l'échantillon mS n4, coulé par centrifugation à la rotation n = 900 rot/min.

Les dendrites n'ont pas eu la possibilité de se ramifier et de grossir ses axes à cause de la pression élevée du métall liquide, de sort que leur résistance a été diminuée et elles s'ont fragmenté facilement, en resultant une structure plus fine que dans les cas précédents. Dans la zone intérieure (II i) la microstructure a présenté des dendrites plus longues et plus ramifiées que dans les autres zones, mais elles sont plus fines que celles des échantillons coulés à rotations de 700 et 800 rot/min.

Le degré de sphéroïdisation (figure 6), mis en évidence par l'analyse d'image sur l'installation assistée par ordinateur, a montré que la majorité des séparations de plomb ont DS = 0,3…0,7 (67,73% à l'extérieur, 71,78% dans la
zone moyenne et 71,42% à l'intérieur), mais apparaissent encore des séparations avec DS = 0,8…0,9 à l'extérieur (10,88%) et à l'intérieur (12,4%).

Enfin, dans le cas d'échantillon mS n4 coulé par centrifugation à 900 rot/min, la microstructure, généralement, n'est pas très différente que celle d'échantillon mS n 3 coulé à 880 rot/min.

Dans la zone II – eme située dans la tiers moyenne d'hauteur de la pièce, on constaté cependant une différence de la microstructure sur la direction du rayon. Ainsi, dans la zone extérieure (II e) l'aspect dendritique est disparu, mais la microstructure est plus fine que celle du cas précédent (figure 7).

Dans la zone moyenne (II m) la microstructure a présenté des dendrites de solution solide α avec les dimensions de maximum 150 μm, donc un peu petites que dans le cas de la pièce coulée à rotation de 880 rot/min et dendrites fragmentées. La finition de la microstructure c'est produite à la suite du développement insuffisant des dendrites trouvées en contact avec le liquide pressé par la force centrifuge. Celles-ci, en etant minces, s'ont fragmenté facilement , en isolant des microvolumes de liquide dans lequel c'est formé l'eutectoïd (α + δ), qui finalement a englobé les séparations du Pb.

Dans la zone intérieure (II i) l'aspect dendritique se maintien, avec l'explication que les dendrites sont plus fines que dans le cas de la pièce coulée à 880 rot/min, mais les séparations du plomb se sont localisés dans les zones interdendritiques plus larges, qu'ont permis un développement plus accentué que dans la zone moyenne (II m).

Le degré de sphéroïdisation (figure 8) a été DS = 0,3…0,7 pour 68,58% des séparations de plomb de l'extérieur, pour 64,96% des séparations de la zone moyenne et 63,44% pour les séparations de l'intérieur. De même, à l'extérieur 23,75% des séparations ont eu DS = 0,7…0,9 , à l'intérieur 25,22% et dans la zone moyenne 17% ont eu DS = 0,8.

3. Conclusions

La rotation de la coquille a une importante influence sur la microstructure des pièces coulées par centrifugation en bronze CuPb10Sn10, c'est-à-dire à rotations plus grandes on obtient des structures plus fines.

Les causes directes qui déterminent l'obtention d'une structure plus fine sont:

- l'agrandissement de la rotation détermine une intensification de l'échange de chaleur par convection dans l'alliage liquide en II- eme étape de solidification, c'est-à-dire croît la vitesse de refroidissement et le nombre de germes de cristallisation, donc baissent les dimensions des dendrites;

- l'agrandissement de la rotation de la coquille détermine la croissance de la pression du métal liquide sur les dendrites qui se forment, en reduissant la croissance de la longueur des axes prèmieres en réalisant une ramification freinée, mais elle détermine l'augmentation du degré de fragmentation des dendrites, la finition de la microstructure et même la disparition d'aspect dendritique, comme on observé dans les zones extérieures des pièces coulées;
- la diminution des dimensions des dendrites de solution solide α, ainsi que leur fragmentation conduissent au finissage de la microstructure des pièces, parce-que les fragmentes dendritiques sont expulseés par la force centrifuge vers le front de solidification et là forment une réseau en éspace, qui délimite des microvolumes de liquide dans lesquelles accoucheraient des petites zones d'eutectoïd (α + δ), sous la température de 798°C et plus tard des fines séparations du plomb sous la température de 327°C.

Bibliographie

1. Diaconescu, F. – Cercetări şi contribuţii privind influenţa parametrilor tehnologici de turnare centrifugă asupra calităţii pieselor turnate din unele aliaje neferoase, Teză de doctorat, Universitatea Tehnică „Gh. Asachi" Iaşi, 2006.
2. Iudin, S.B, Levin, M.M.,Rozenfeld, S.E – *Turnarea centrifugă*, Editura tehnică, Bucureşti, 1973

FLORIN DIACONESCU
UNIVERSITÉ TECHNIQUE „GH. ASACHI" JASSY,
FACULTÉ DE SCIENCE ET GÉNIE DE MATÉRIAUX

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENŢA TURAŢIEI COCHILEI ASUPRA MICROSTRUCTURII PIESELOR TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ CuPb10Sn10

Rezumat: Condiţiile de solidificare în câmp centrifug sunt diferite faţă de cele în câmp gravitaţional şi acestea contribuie la formarea unei microstructuri mai fine. În lucrare se studiază modificările microstructurale produse la diferite turaţii ale cochilei, ţinând seama de efectul lor asupra numărului de germeni de cristalizare şi asupra schimbului convectiv de căldură. În zonele mijlocii şi interioare ale pieselor turnate centrifugal, microstructura este mai fină odată cu creşterea turaţiei cochilei.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DES RECHERCHES CONCERNANT L'INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE PRÉCHAUFFAGE DE LA COQUILLE SUR LA MICROSTRUCTURE DES PIÈCES COULÈES PAR CENTRIFUGATION EN BRONZE Cu-Pb-Sn

BY

FLORIN DIACONESCU

Résumé: Dans l'ouvrage on étudie les modifications microstructurales produites par des différentes températures de préchauffage de la coquille, en tenant compte de leur effet sur l'échange de chaleur par convection et sur le nombre des germes de cristallisation. Aux températures elévées de préchauffage, à cause d'échange de chaleur lent baisse le nombre de germes de cristallisation, croissent les dimensions des dendrites de solution solide α et la microstructure devient plus grossière. La plus fine microstructure est obtenue à températures de préchauffage de 60…80°C.

Mots clef: température de prechauffage, échange de chaleur, germe de cristallisation, modifications microstructurales

1. INTRODUCTION

La température de préchauffage de la coquille est un très important paramètre de coulée centrifuge qui peut produire non seulement la séparation des inclusions nonmétalliques et gazeuses, mais elle peut influencer le nombre des germes de cristallisation et le finissage de la microstructure. L'obtention des pièces coulées compactes, sans soufflures et inclusions nonmétalliques et leur séparation vers la surépaiseur intérieure d'usinage dépend de la force centrifuge, c'est-à-dire de la densité des inclusions ρ_i, de la vitesse angulaire ω et du rayon de giration r, et dans le même temps d'échange de chaleur entre l'alliage liquide et la coquille [2]. Dans le même temps la fluidité d'alliage, qui croît avec l'augmentation de la température, assure la séparation facile des inclusions oxydiques et gazeuses vers la surface intérieure des pièces coulées par centrifugation .Voilà pourquoi nous sommes intéressés a déterminer la température de préchauffage optimale pour obtenir une fine microstructure, une bonne séparation des inclusions en évitant dans le même temps la tendance de ségrégation du plomb vers l'extérieur des pièces coulées par centrifugation en bronze CuPb10Sn10.

2. LA MÉTHODOLOGIE DE LA RECHERCHE

Pour étudier l'influence de la température de préchauffage de la coquille sur la microstructure des pièces coulées par centrifugation en bronze CuPb10Sn10, ont coulé des manchons avec les dimensions Ø120/ Ø30/120 mm sur une machine centrifuge avec axe verticale de rotation et rotation variable, en employant températures de préchauffage de 60°C, 220°C, 280°C et 300°C. La rotation de la coquille a été en tout cas de 900 rot/min et la température d'alliage coulé de 1180°C, afin d'éliminer l'influence de ces paramètres sur la microstructure [1].

Des pièces coulées par centrifugation ont prélevé des échantillons en trois places différentes en sectionnant longitudinalement les pièces et puis ont coupé les échantillons à 1/3 et 2/3 de l'hauteur en résultant les zones: supérieure (I), moyenne (II) et inférieure (III). Ont été étudiées les sections I-II et II-III pour éviter l'influence du couvercle et de la partie inférieure de la coquille sur la microstructure. Pour l'étude microscopique on employé une installation d'analyse de l'image, assistée par ordinateur, à l'Université Polytechnique de Bucarest.

b. Discutions

L'échantillon mS T_f 1, coulée par centrifugation dans la coquille préchauffée à 60ºC, a présenté une microstructure différente sur la direction du rayon. Dans la zone extérieure et dans les parties qui viennent en contact avec le couvercle et la partie inférieure de la coquille la vitesse de solidification a été grande, les germes de cristallisation ont été nombreux et la microstructure a eu un aspect dendritique estompé, en observant par endroits des dendrites de petits dimensions. Dans les zones moyennes, par suite de la diminution de la vitesse de solidification, la microstructure présente des dendrites de moyennes dimensions dans les zones antérieurement rappelées et dendrites de grandes dimensions dans la zone située dans la moyenne tiers d'hauteur de la pièce.

Dans les zones intérieures les dimensions des dendrites baissent un peu en général, par suite du refroidissement de la pièce du côté de la surface libre. Les plus défavorables conditions de solidification a eu la zone située dans la moyenne tiers d'hauteur de la pièce, où n'a pas éxisté l'influence du couvercle et de la partie inférieure de la coquille sur la vitesse de refroidissement. En conséquence, il s'ensuite que nous analyssons détaillé cette zone.

Dans la zone extérieure (II e), come on voit dans la figure 1, la microstructure a un aspect dendritique estompé, en présentant des dendrites très petites et isolèes de solution solide α, par suite de la grande vitesse de solidification produite par la température de préchauffage diminuée (60ºC). Dans la zone intérieure (II i) la microstructure a présenté des dendrites plus ramiffiées, avec des axes premières, secondaires et tertiaires, mais avec les dimensions en peu reduites que celles de la zone moyenne (II m).

Analysse d'image, effectuée à l'installation assistée par ordinateur, a montré l'aire individuellement occupée par les séparations de plomb (tableau 1).

Le degré de sphéroïdisation (DS) des séparations de plomb (figure 2) est plus homogène à l'extérieur en ayant valeurs de 0,5…0,72 pour 48,7% du nombre de séparations et de 0,72…0,86 pour 30,44%. Dans la zone moyenne (II m) le degré de sphéroïdisation baisse à 0,3…0,53 pour 43% des séparations, à 0,53…0,61 pour 28,7% des séparations et à 0,61…0,8 pour 28,65 des séparations.

La solidification avec une grande vitesse dans la zone extérieure a déterminé la pauvreté du liquide en Cu et Sn et l'enrichissement en Pb, mais les conditions de refroidissement plus lentes dans la zone moyenne ont favorisé l'apparition des grandes séparations de plomb. Dans la zone intérieure (II i) le degré de sphéroïdisation des séparations de plomb est plus baissé que dans les zones précédentes, en ayant valeurs de 0,32…0,54 pour 36,65% du nombre total, de 0,54…0,62 pour 16,9% séparations et 0,62…0,7 pour 15,03% du nombre total de séparations, en soulignant l'influence de la ramification plus prononcée des dendrites de solution solide α.

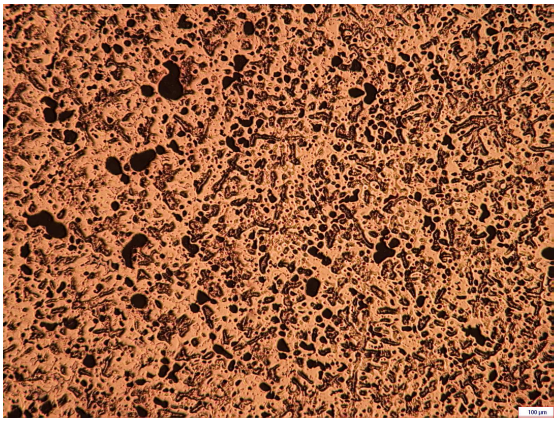
Tableau 1

La surface occupée individuellement par les séparations de Pb dans les pièces coulées par centrifugation à différentes températures de préchauffage de la coquille (T_c)

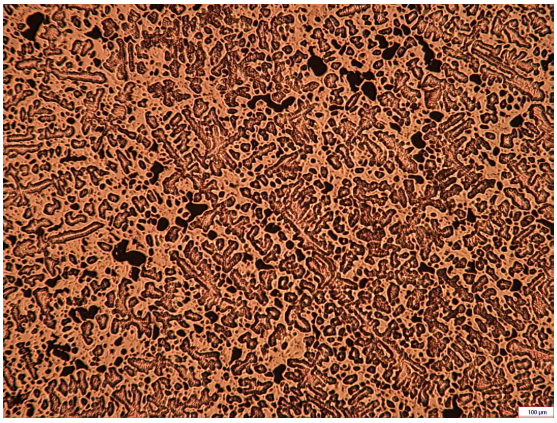
L'échantillon	La zone II e		La zone II m		La zone II i	
	La surface μm^2	% du nombre total des séparations	La surface μm^2	% du nombre total des séparations	La surface μm^2	% du nombre total des séparations
mS T_f 1 (T_c = 60°C)	<50 50…100 100…250	60,9 30,5 8,6	<100 100…200	96 4	<250 250..400 450..650	94 4 2
mS T_f 2 (T_c = 220°C)	<80 80…160 160…750	84,3 10,5 5,2	<70 70…130 190…310 310…600	62,5 11,2 2,7 1,3	<300 375..700	96,5 3,5
mS T_f 3 (T_c = 280°C)	<100 120…140 240…360 360…960	83,4 12,3 2,63 rest	<130 130…250 250…400	87,1 11,4 1,5	<375 375..600	99 1
mS T_f 4 (T_c = 300°C)	<120 120…200 200…400	89,4 7 rest	<175 175…350 350…675	94,2 5,16 rest	<400 400..590 590..800	95 4,4 0,6

Dans le cas d'echantillon mS T_f 2, coulé dans la coquille préchauffée à 220ºC, la microstructure a présenté un aspect dendritique sur l'entière surface de la section dans la direction du rayon (figure 3). Dans la zone extérieure (II e) la microstructure contient des dendrites de solution solide α avec des axes premières et secondaires, eutectoïde (α+δ) dans les zones interdendritiques et entre les branches des dendrites et séparations de plomb. Dans la zone moyenne (II m) les dendrites de solution solide α ont des axes premières avec la longueur de 200…300 μm et axes secondaires de 50…70 μm, et les unes des dendrites ont l'axe première grosse de 30 μm environ et des axes secondaires courtes. Dans la zone intérieure (II i) la microstructure a un aspect dendritique prononcé, avec les unes des dendrites en ayant l'axe première de

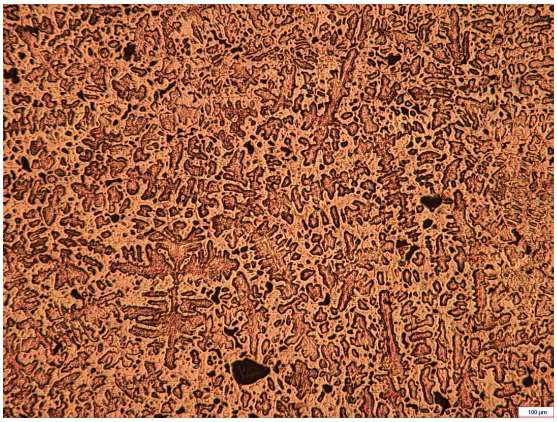
400…450 μm, un peu ramifiées et les autres plus courtes mais avec les axes premières et secondaires plus grosses.



II e – la zone extérieure

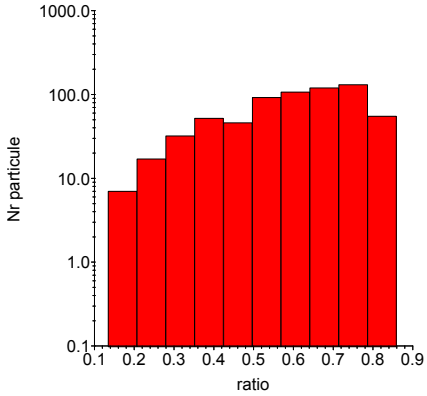


II m – la zone moyenne

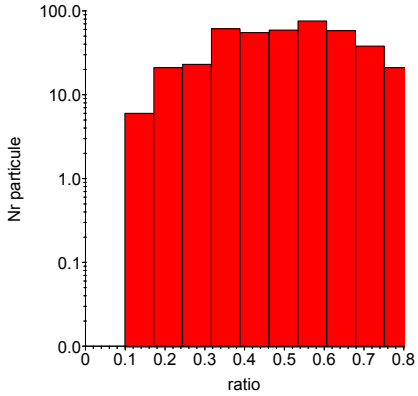


II i – la zone intérieure

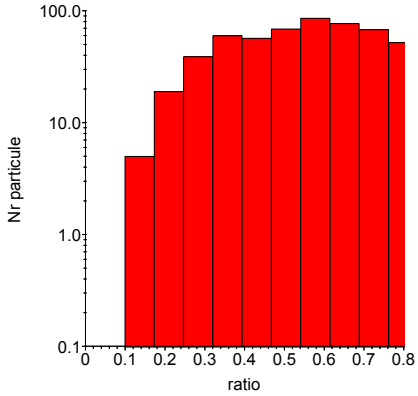
Figure 1. Les microstructures de l'échantillon mS T_f 1 coulé par centrifugation dans la coquille préchauffée à 60°C (× 50)



II e – la zone extérieure



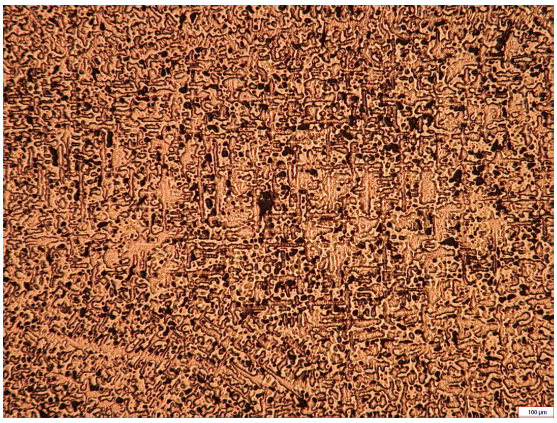
II m – la zone moyenne



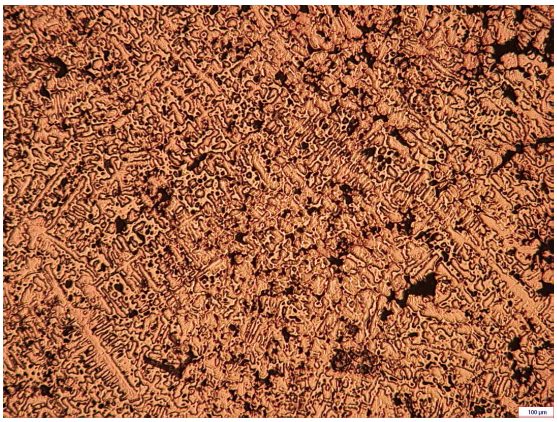
II i – la zone intérieure

Figure 2. Les degrés de sphéroïdisation des séparations de Pb dans l' échantillon mS T_f 1 coulé par centrifugation dans la coquille préchauffée à 60°C

II e – la zone extérieure

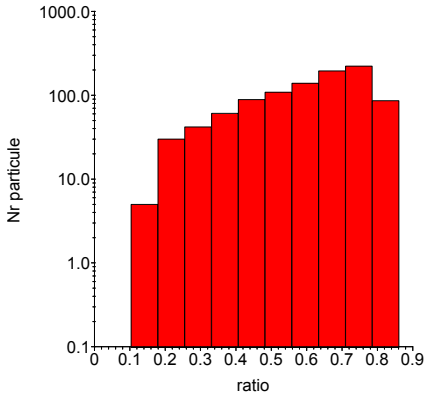


II m – la zone moyenne

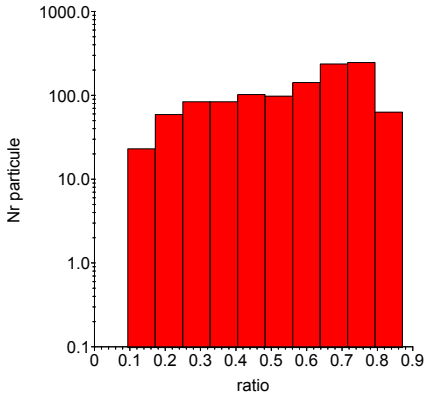


II i – la zone intérieure

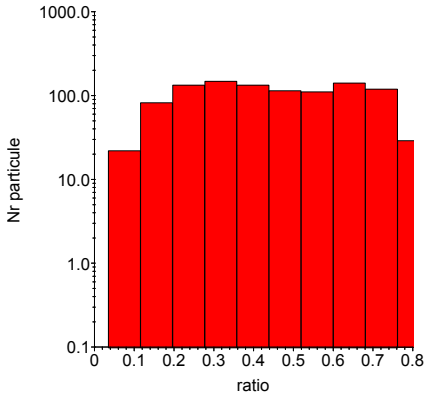
Figure 3. Les microstructures de l'échantillon mS T_f 2 coulé par centrifugation dans la coquille préchauffée à 220°C (× 50)



II e – la zone extérieure



II m – la zone moyenne



II i – la zone intérieure

Figure 4. Les degrés de sphéroïdisation des séparations de Pb dans l' échantillon mS T_f 2 coulé par centrifugation dans la coquille préchauffée à 220°C

À cause de l'échange de chaleur plus lent et de la ramification des dendrites, les séparations de plomb de la zone extérieure ont occupé individuellement une ample game d'aires (voir le tableau 1).

Dans la zone intérieure (II i) les grandes séparations de plomb sont formées et developpées dans des grands microvolumes de liquide situés entre les branches rares des dendrites.

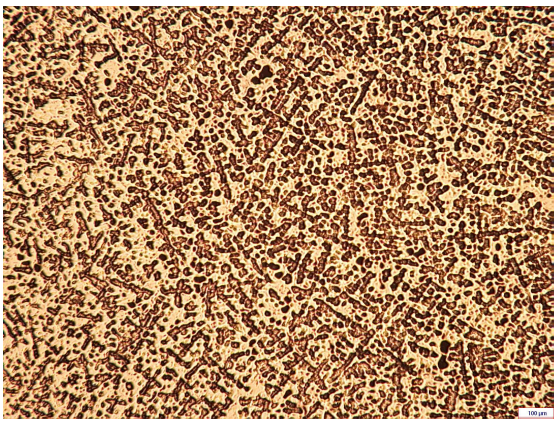
Le degré de sphéroïdisation des séparations de plomb est différent (figure 4). Ainsi, dans la zone extérieure 6,12% du nombre total de séparations ont eu DS<0,3 et 55,7% ont eu DS = 0,3…0,7 et 12,26% ont eu DS = 0,7…0,9. Dans la zone moyenne (II m) environ 35,6% du nombre total de séparations de plomb ont DS = 0,64…0,9 et 30,75 ont DS = 0,4…0,64. Dans la zone intérieure (II i) le degré de sphéroïdisation est changé, c'est-à-dire 66,3% du nombre total de séparations ont DS = 0,36…0,68 et 30% ont DS = 0,2…0,36. En comparaison avec l'échantillon coulé dans la coquille préchauffée à 60ºC, on constate une augmentation du nombre de séparations avec un petit degré de sphéroïdisation (0,1…0,2) de 4,51% jusqu'à 8,81%. Donc a baissé le nombre des séparations avec DS = 0,3…0,7 de 65,4% jusqu'à 55,7% , ainsi que celui avec DS = 0,7…0,9.

Dans le cas de l'echantillon mS T_f 3, coulé dans la coquille préchauffée à 280ºC, la microstructure a un aspect dendritique prononcé dans toutes les directions du rayon (figure 5), les dendrites de solution solide α etant plus fines dans la zone extérieure et plus developpées dans la zone intérieure. Dans la zone extérieure (II e) apparaissent des dendrites minces, à différentes orientations, en présentant des axes premières avec longueurs de 200…300 μm, des axes secondaires de 100 μm environ et des axes tertiaires de petites dimensions. Dans la zone moyenne (II m) la microstructure présent des dendrites plus grandes, avec des axes premières de 300…500 μm, des axes secondaires de 100 - 150 μm et des axes tertiaires de 50…70 μm. Dans la zone intérieure (II i) les dendrites sont plus courtes avec des axes premières de 300 μm et des axes secondaires sous 100 μm, plus ramifiées que dans la zone moyenne, en déterminant une reduction des zones d'eutectoïde (α + δ) et une meilleure distribution sur le fond métallique de la microstructure.

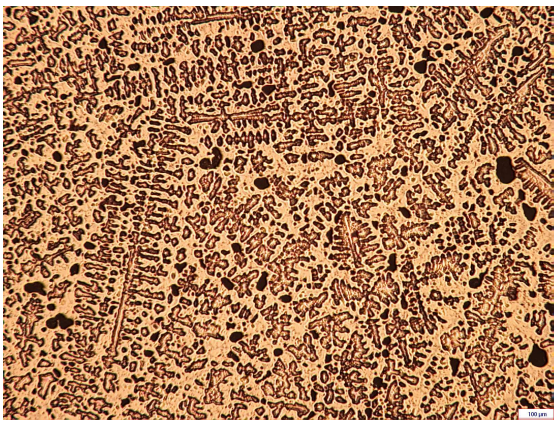
Le degré de sphéroïdisation des séparations de plomb dans la zone extérieure est différent (figure 6), c'est-à-dire 68% ont DS = 0,33…0,55, une quantité de 30% ont DS = 0,26…0,33, le rest ayant DS = 0,18…0,26. Dans la zone moyenne (II m), en comparaison avec la même zone d'echantillon précédent, on a constaté la même proportion de séparations avec DS = 0,4…0,7 et l'augmentation de 35,6% jusqu'à 48,93% de la quantité des séparations avec DS = 0,7…0,9. Le degré de sphéroïdisation des séparations de plomb a baissé dans la zone intérieure (II i), c'est-à-dire 28,93% du nombre total ont DS = 0,3…0,53 et 26,68% ont DS = 0,53…0,76.

Pour l'échantillon mS T_f 4, coulé dans la coquille préchauffée à 300ºC, la microstructure se maintient, en apparaissant plus accentuée dans la zone moyenne et intérieure de la pièce (figure 7). Dans la zone extérieure (II e) d'echantillon, les dendrites ont les axes premières et secondaires plus grosses que dans les échantillons précédents, à la suite de la vitesse de solidification très reduite, provoquée par la température élevée de préchauffage. Dans la zone moyenne (II m) les dendrites sont grandes en ayant les axes premières longues de 400 μm, les axes secondaires de

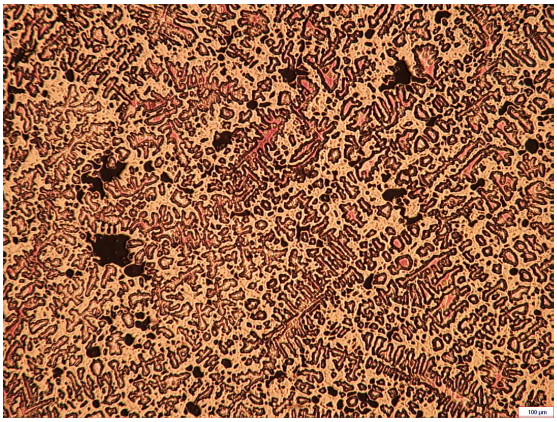
100…150 μm et des axes tertiaires à la suite de la largeur de la zone biphasique.



II e – la zone extérieure

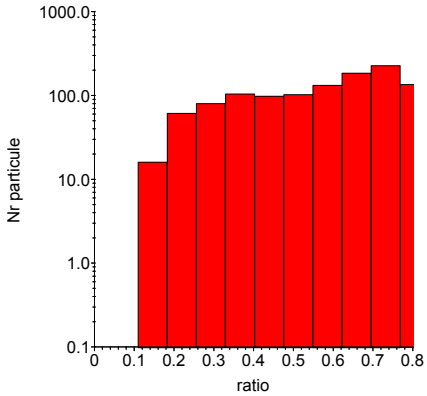


II m – la zone moyenne

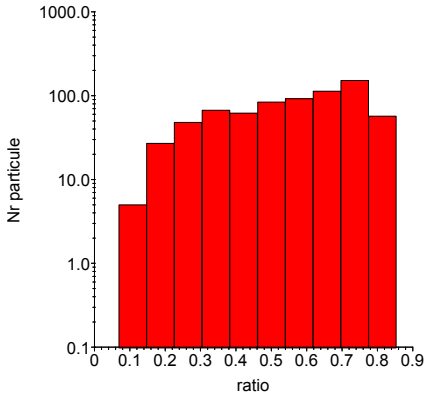


II i – la zone intérieure

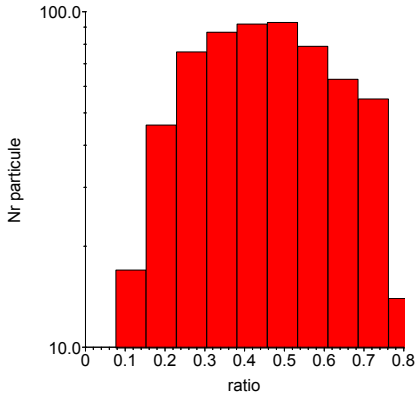
Figure 5.Les microstructures de l'échantillon mST_f 3 coulé par centrifugation dans la coquille préchauffée à 280°C (× 50)



II e – la zone extérieure

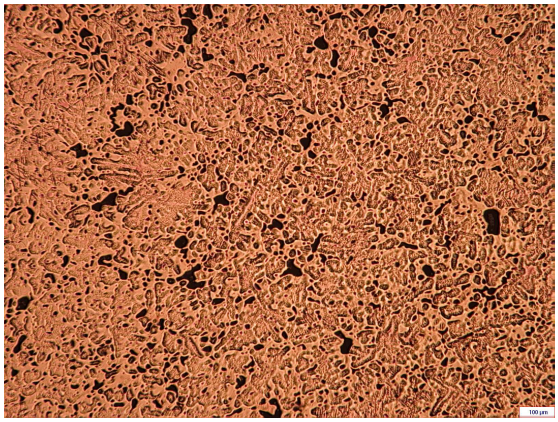


II m – la zone moyenne

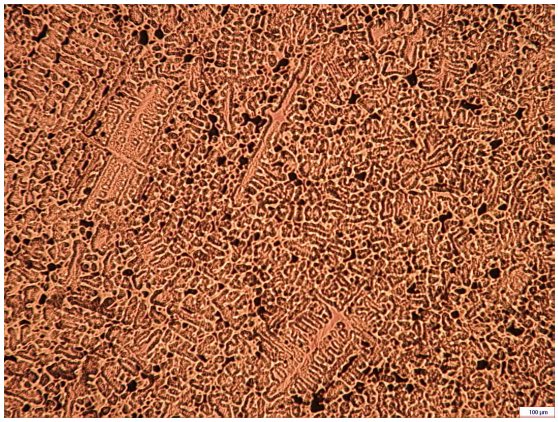


II i – la zone intérieure

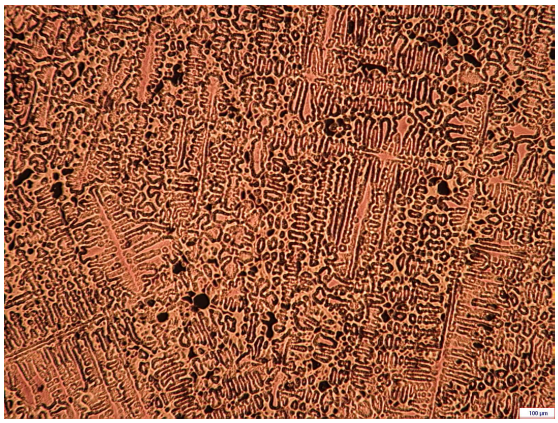
Figure 6. Les degrés de sphéroïdisation des séparations de Pb dans l' échantillon mST_f 3 coulé par centrifugation dans la coquille préchauffée à 280°C



II e – la zone extérieure

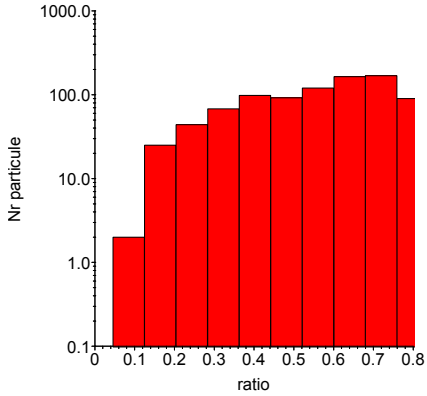


II m – la zone moyenne

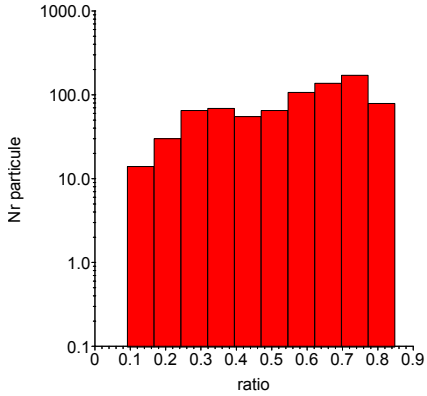


II i – la zone intérieure

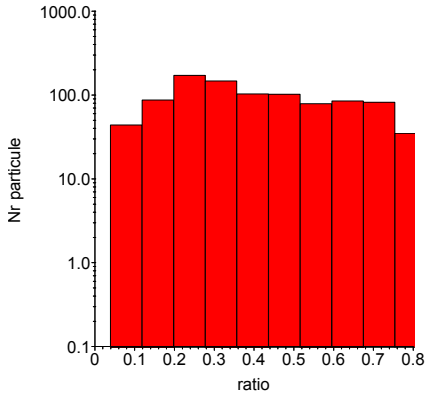
Figure 7. Les microstructures de l'échantillon mST_f 4 coulé par centrifugation dans la coquille préchauffée à 300°C
(× 50)



II e – la zone extérieure



II m – la zone moyenne



II i – la zone intérieure

Figure 8. Les degrés de sphéroïdisation des séparations de Pb dans l'échantillon mST_f 3 coulé par centrifugation dans la coquille préchauffée à 300°C

Les dendrites s'ont developpées lentement, elles ont eu la possibilité de s'accroître en dimensions et de se ramifier, mais elles ont fermé entre les branches des grands volumes de liquide, dans lequel ont apparu des zones étendues d'eutectoïde ($\alpha + \delta$) et des grandes séparations de plomb. Dans la zone intérieure (II. i) la microstructure a présenté un aspect dendritique grossier, avec des dendrites grandes, ramifiées, en ayant les axes premières longues de 800…1200 μm, les axes secondaires de 200…300 μm et les axes tertiaires de 50…100 μm.

Le degré de sphéroïdisation des séparations de plomb dans la zone extérieure (II e) est très différent, c'est-à-dire 24,4% des séparations ont DS < 0,36 et 55% ont DS = 0,36…0,76 mais 20,6% ont DS = 0,76…0,8 (voir la figure 8). Dans la zone moyenne (II m), le degré de sphéroïdisation des séparations de plomb est différent, c'est-à-dire 34% du nombre total ont DS = 0,24…0,55, une quantité de 51,8% ont DS = 0,55…0,77 et 8,5% ont DS = 0,77…0,85. Dans la zone intérieure (II i) le degré de sphéroïdisation est très différent, c'est-à-dire 25,4% du nombre total des séparations ont DS = 0,2…0,36 et 24,8% ont DS = 0,36…0.52 suivites de 29,8% avec DS = 0,52…0,75 et 3,72% avec DS = 0,75…0,8.

3. CONCLUSIONS

■ La température de préchauffage de la coquille exerce une puissante influence sur la microstructure des pièces coulées par centrifugation en bronze.

■ À bases températures de préchauffage (60ºC), imposées pour éviter la ségrégation du plomb, la microstructure est différente sur la direction du rayon c'est-à-dire à l'extérieur l'aspect dendritique est absent, mais dans la zone moyenne et intérieure des pièces, les dendrites ne sont pas developpées à la suite d'un transfert rapid de chaleur du côté d'alliage vers les parois de la coquille. Les séparations de plomb sont fines et uniformement distribuées sur le fond métallique de l'échantillon, en influençant d'une manière positive les propriétés antifriction.

■ À températures de 220ºC environ, habituellement utilisées dans la practique pour atténuer le choc thermique et pour la croissance de la durabilité de la coquille, les pièces présentent un aspect dendritique sur l'entière section (en direction du rayon), mais avec un différent degré de dispersion, c'est-à-dire plus grand à l'extérieur et plus reduit à l'intérieur. Dans la zone intérieure, la grosseur et la distribution des séparations de plomb peuvent affecter les propriétés antifriction.

■ À hautes températures de préchauffage (280…300ºC) la structure dendritique est plus accentueé à cause du transfert lent de chaleur du côté d'alliage vers les parois de la coquille, qui détermine l'obtention des pièces coulées avec faibles propriétés mécaniques et une reduite résistance à l'usure.

■ On resulte que pour realiser une structure fine et des propriétés mécaniques élevées il est nécessaire une baisse température de préchauffage de la coquille (60…80ºC), mais on impose de prendre des unes précautions par l'élaboration très attentive (avec le dégazage et la déoxydation avancée) pour éviter un contenu élevé d'inclusions gazeuses et oxydiques.

Bibliographie

1. Diaconescu, F. – Cercetări şi contribuţii privind influenţa parametrilor tehnologici de turnare centrifugă asupra calităţii pieselor turnate din unele aliaje neferoase, Teză de doctorat, Universitatea Tehnică „Gh. Asachi" Iaşi, 2006.
2. Sofroni, L., Brabie, V., Bratu, C. – Bazele teoretice ale turnării, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1980.

FLORIN DIACONESCU
UNIVERSITÉ TECHNIQUE „GH. ASACHI" JASSY,
FACULTÉ DE SCIENCE ET GÉNIE DE MATÉRIAUX

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA TEMPERATURII DE PREÎNCĂLZIRE A COCHILEI ASUPRA MICROSTRUCTURII PIESELOR TURNATE CENTRIFUGAL DIN BRONZ CuPb10Sn10

Rezumat: În lucrare se studiază modificările microstructurale produse de diferite temperaturi de preîncălzire a cochilei, ţinând seama de efectul lor asupra schimbului convectiv de căldură şi asupra numărului de germeni de cristalizare. La temperaturi de preîncălzire înalte, din cauza schimbului lent de căldură, scade numărul de germeni de cristalizare, cresc dimensiunile dendritelor de soluţie solidă α şi microstructura devine mai grosolană. Cea mai fină microstructură se obţine la temperaturi de preîncălzire de 60…80°C.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL RESEARCH CONCERNING THE ION-NITRIDING OF SOME CAST IRONS

BY

MIHAI ALEXANDRU and DOINA HINCU

Abstract: *The paper presents the experimental results obtained on plasma nitriding of the following cast irons Fgn 38-11, Fgn 50-7, a phosphorous gray cast iron and Fna NiCr20.2. With unalloyed nodular and lamellar cast irons a combination layer* $\gamma'+\varepsilon$ *is formed. The quantity of the* γ' *nitride type decreases with the increase of the nitriding temperature. Within the entire temperature range we have taken into consideration* γ' *nitrides have appeared in the diffusion layer. The alloyed cast iron Fna NiCr20.2does not form any combination layers.*
Keywords: *plasma nitriding, cast irons*

1. INTRODUCTION

The anti-friction properties of cast irons can be improved by ion-nitriding because of the existence of free carbon in their structure. Besides the enhancing of the hardness and diminishing of the friction coefficient, the ion-nitrided cast irons have a good fatigue resistance. The supplementary formation of a nitrides layer with the thickness of 5 to 10 mm, reduces more the friction coefficient, enhances the wear resistance of the parts working in hard regimes and substantially enhances the corrosion resistance.

The paper shows the results obtained at the ion-nitriding of feritic cast irons Fgn 38-11, perlitic-feritic cast iron Fgn 50-7 and of the grey, phosphorous cast iron Fna NiCr 20.2.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURES

Treatments were done in laboratory conditions using paralelipipedic samples 18x18x25 mm. The treatment temperatures for the cast irons Fgn 38-11, Fgn 50-7 and of the grey phosphorous cast iron ranged among 500 - 580 °C and for the highly alloyed cast iron Fna NiCr 20.2 the temperature range was 500 - 600 °C. Nitriding was made using NH_3, the working pressure being 3 Torr.

They have been made hardness measurements using 0.1 kg as a weigh. each result was obtained as an average of 15 measurements for eliminating the errors due to lack of homogeneities. The determinations for the perlito-feritic cast iron Fgn 50-7 were done only in the perlitic regions having in view the fact that the ferite in mild and plastic and into the highly alloyed cast iron FnaNiCr20.2 there were avoided the carbides due to their enhanced hardness.

In view of determination of the structure of the superficial layer, the ion-nitrided samples were analyzed by an X-ray diffraction method.

3. EXPERIMENTAL RESULTS

For the establishing of the ion-nitriding parameters of the cast irons mentioned there have been taken into account the following criteria: deepness, hardness and structure of the resulted layer after nitriding (as final parameters) as well as thy initial structure of the cast iron to be nitrided, thermal stability of the structure and alloying level (as initial parameters).

At the cast irons from which there are being made parts submitted to friction, the diffusion layer plays a less important role and the obtaining of a chemical combination layer adapted to this stress is wanted. If the part is submitted to bending, the fatigue resistance grows with the condition of the obtaining of a diffusion layer thicker than the biggest size of the graphite separations. When choosing the ion-nitriding temperatures of cast irons one must take into consideration that at heating up to 500 °C, the growing of the degree of dispersion of perlite can occur leading at a modification of the mechanical properties of the part core.

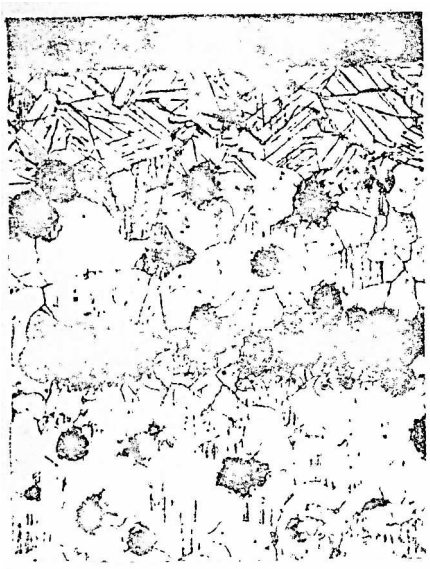


Fig. 1 Fgn38-11
t= 30 h; T= 550 °C

Fig. 2 Fgn 50-7
t= 30 h; T= 550 °C

The ion-nitriding of the feritic cast iron Fgn 38-11 leads to the formation of a layer composed from a zone of chemical compounds and a diffusion layer. The diffusion layer shows two parts: towards the surface needle shape nitrides regularly developed into the ferite grains (fig. 1) and towards the interior a solid solution of N into Fe_{α}. The chemical compounds zone grows with the temperature reaching from 1-1.5 μm for nitriding temperatures of 500 °C up to 5-6 μm for the nitriding temperature of 580 °C. Also the needle shape nitrides zone grows from 50 - 60 μm for the nitriding temperature of 500 °C, up to 125 μm for the nitriding temperature of 580 °C.

the X-ray analysis of the structure puts into evidence that the combination layer is a mixture of phases $\gamma'+\varepsilon$, the quantity of the phase γ ’ decreasing substantially with the temperature enhancing. Also there could be seen that the needle shape nitrides from the diffusion layer are being made entirely from γ ’.

At the ferito-perlitic cast iron Fgn 50-7 there was obtained a layer of combinations which is thicker at higher temperatures. In the diffusion layer the needle shaped nitrides were observed at the optic microscope only in the feritic zones surrounding the nodular graphite (fig.2). The deepness of the zone with needle shape nitrides grows with the enhancing of the temperature so at 500 °C is about 45 μm and at 550 °C it reaches 125 μm.

The research made using X-rays put into evidence the fact that the combination layer is made by a mixture of phases $\gamma'+\varepsilon$. The quantity of phase ε is in a higher proportion at higher nitriding temperatures. At nitriding temperatures of 500 °C the dominant phase is γ ’. Nitrides forming in the diffusion layer are being made from γ ’ in the range of temperatures, in which test were being done.

At the ion-nitriding of grey phosphorous cast iron one can obtain layers of combination of 6-12 μm,as a function of the temperature at which the treatment was performed.

Fig. 3 Phosphorous grey cast iron
t= 30 h; T= 550 °C

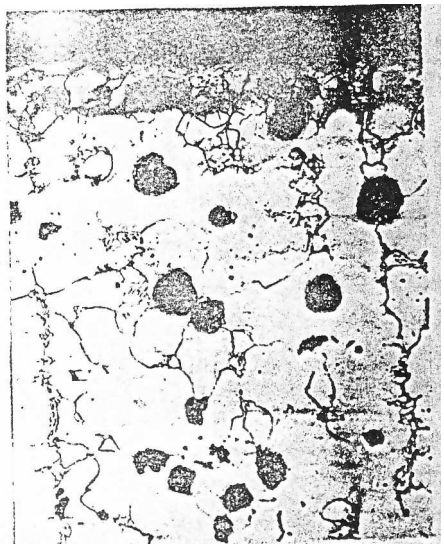


Fig. 4 Fna NiCr 20.2
t= 30 h; T= 550 °C

The X-ray structural analysis put into evidence the fact the layer of chemical combination is a mixture of phases $\gamma'+\varepsilon$. The phase ε is in very small quantity at the treatment temperature 500 °C, but is predominant at the temperature 580 °C.

The metallographic analysis performed on the grey phosphorous cast iron submitted to ion-nitriding put into evidence the trend of exfoliation of the layer during the preparation of the samples (fig.3).

This consequence is due to the presence of the lamellar graphite that because of sharpened edges creates concentration efforts, leading finally to micro-crackings.

In the case of Fna NiCr 20.2 cast iron (fig.4), on the samples treated up to 600 °C there were no observations of combination zones.

The determinations of micro-hardness in the layers of the samples nitrided at 550 °C are shown in figure 5.

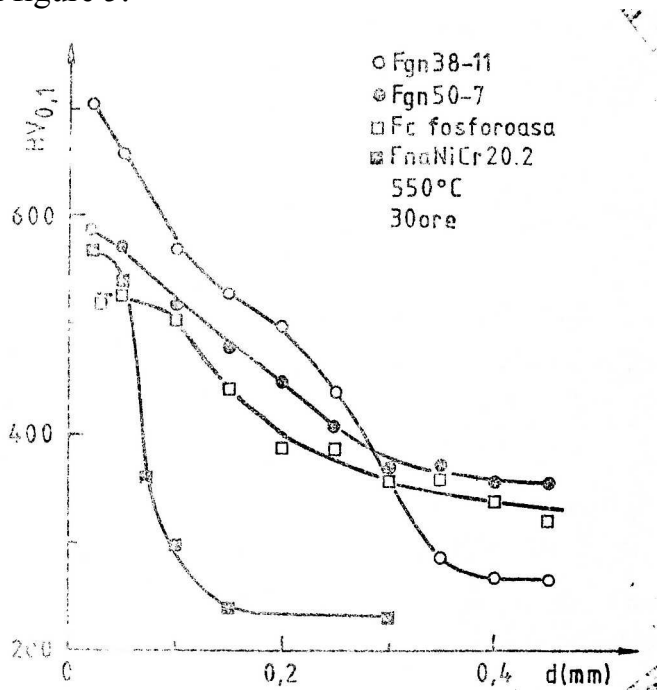


Fig. 5

It can be seen the influence of the chemical composition and of the structure of the cast iron on the hardness and its deepness. So, in the case of the Fgn 38-11 cast iron the deepness of the layer and the maximum hardness from the diffusion layer are superior to those obtained at the Fgn 50-7, at the phosphorous gray cast iron and at the highly alloyed cast iron Fna NiCr 20.2.

As a difference comparing with the nodular graphite cast irons and the non alloyed cast irons with lamellar graphite, at which one can see a uniform decrease of the hardness on the depth of the layer, at the highly alloyed cast iron with Ni and Cr, a sudden decrease of the hardness occurs at the layer boundary. The cast iron Fna NiCr 20.2 shows a much lesser depth of the nitrided layer than the other type of cast irons.

4. CONCLUSIONS

4.1. The decrease of the nitriding temperature has as a result the enhancement of the percentage of phase γ ’in the combination zone.

4.2. Referring to the diffusion mechanism of the nitrogen and of forming of the separations of γ ’phases in the diffusion layer, at the cast iron Fgn 38-11 one can formulate the hypothesis: following a ionic bombardment, in the ferrite grains of the superficial layer there are taking place processes of dislocation formation and displacement of those with their grouping at the grains boundaries. Following the dislocation grouping, dislocations channels occur, stimulating the diffusion of nitrogen and, in the same time creating the conditions of precipitation of the phase γ ’.

The temperatures of ion-nitriding process, ranging among 500 – 550 °C, ensure the obtaining of a uniform and compact layer, having superior properties of hardness

and tenacity. It is preferable to work at the inferior limit of the temperature range because in this case, in the composition of the ion-nitriding layer, the phase γ ' will prevail.

REFERENCES

1. Keller, K., Ionitrierung von Gußeissenwerkstoffen, Harterei-Techn., Berlin 2002
2. Lahtin, I.M., Kogan, I.D., Azotirovanie stali, Masinostroienie, Moskwa, 2000.

Received April 2007 *District School Inspectorate*

CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND NITRURAREA IONICA A UNOR FONTE

Rezumat: Sunt prezentate rezultatele experimentale obtinute la nitrurarea ionica a fontelor Fgn 38-11, Fgn 50-7, fonta cenusie fosforoasa si Fna NiCr20.2. La fontele nealiate, cu grafit nodular si lamelar se formeaza un strat de combinatie cu structura $\gamma'+\varepsilon$. Cantitatea de faza *γ ' scade odata cu cresterea temperaturii de nitrurare. Pe intreg intervalul de temperatura in care s-au efectuat experimentarile, in stratul de difuzie apar nitruriγ '. Fonta aliata* Fna NiCr20.2 nu formeaza zone de combinatie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NON CHEMICAL TREATMENT OF WATER FOR COOLING THE INDUCTION HEATING FURNACE

BY

GHEORGHE BADARAU and IULIAN IONITA

Abstract: The paper presents the possibility of applying a non chemical way to reduce scale formation on the cooling system of the induction heating furnaces. It describes the precipitation modification of minerals in water using a pulsed-power system and the possible application of the method on specific metallurgical equipment.
Keywords: non chemical water treatment, reduce scale formation, induction heating furnace.

INTRODUCTION

Chemical water treatment can be successful at controlling scale; however, the problems associated with adding chemicals with various degrees of toxicity are factual. Chemicals in the concentrated form are often acute toxins, and their chronic toxicity in the diluted form is often uncertain. Chemicals must be added at the right time and rate or they are not as effective. Also, if improperly added to a system, they may cause severe operational problems.

The search for a nonchemical way to reduce scale formation has been the supreme goal of those seeking a “green” solution to this problem.

The pulsed-power treatment technology described in this paper has had success in a related industry (liquid food processing), and I believe that in the near future the widespread acceptance of this technology by the water treatment industry is certain.

PULSED-POWER IN WATER TRETMENT

A pulsed-power system (PPS) water treatment device is closely related to a device used for non-thermal pasteurization of food using Pulsed Electric Fields (PEFs). It aims to control with low-power pulsed electric fields the precipitation modification of minerals as calcium, magnesium, or silica compounds.

CALCIUM CARBONATE SCALE

Calcium carbonate is the most common scale-forming mineral occurring in industrial waters. Its concentration in source water varies enormously, depending on location, but in general it is the first mineral to precipitate out either by heating or by concentrating water. Control of calcium carbonate scale is therefore often the limiting item in water usage.

Calcium carbonate is a problem because when it precipitates it forms an adherent deposit (scale). This scale forms preferentially on hot surfaces (heat transfer), blocking water flow and lowering thermal efficiency.

Precipitation of calcium carbonate is not always a problem. At saturation, calcium carbonate is an effective cathodic corrosion inhibitor for mild steel. Thus, high levels of dissolved calcium carbonate in a system are often beneficial, provided that they do not form an adherent deposit [3].

Calcium carbonate does not always form a surface-nucleating scale when it reaches supersaturation; in some situations, calcium carbonate will naturally and reliably form a non-adherent powder rather than an adherent scale. At very high degrees of supersaturation, most calcium minerals, including calcium carbonate, will form non-adherent powders rather than an adherent scale [4]. This phenomenon is rarely used in practice since there is a zone of adherent scale-formation that must be passed through to reach the non-adherent zone. Although the effect is well documented, the literature contains little theoretical discussion of why it occurs.

NON-ADHERENT POWDER FORMATION

The underlying physics of the non-adherent powder phenomenon is still being debated. Most believe that this phenomenon is not an example of a switching from heterogeneous nucleation (nucleation on seed crystals) to homogenous nucleation (nucleation directly from solution) [4]. Rather, at a high degree of supersaturation small, suspended particles (colloidal-sized) in the bulk solution will act as seed crystals for precipitation, while at lower levels of saturation they will not. From this perspective, the effect is due to some interaction of the surface charge on small, suspended particles in the water with dissolved ions.

Most suspended particles in water will quickly develop a negative surface charge. The strength of this surface charge is usually described by the particle's zeta potential. Zeta potential measures the strength of the electric potential due to the surface charge on a suspended particle at the "slip point" near the particle. (The slip point is usually defined as the Stern layer/diffuse layer boundary figure 1.

The magnitude of the zeta potential depends on the strength of the surface charge on the particle and the particular composition of dissolved minerals in the

water. The electrostatic repulsion of suspended particles' zeta potential also keeps small particles from coagulating into bigger particles.

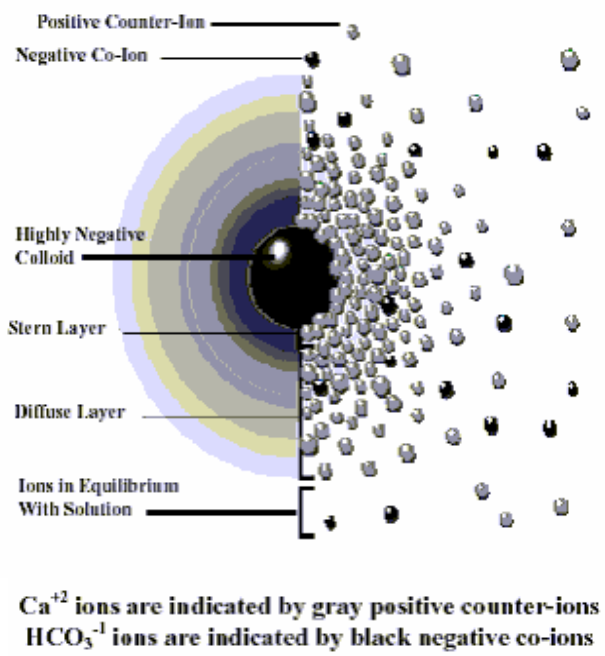


Fig. 1 Zeta potential [1]

Figure 1 shows the classical depiction of the differing charge layers around a suspended particle [5]. This drawing is not at all to scale; the suspended particle is a thousand to ten thousand times larger than dissolved ions. The exclusive presence of counter-ions (Ca+2) near the surface of the particle prevents the particle from being a seed crystal, since both co-ions and counter-ions are required to form a precipitate. When the amount of minerals in solution increases significantly, the diffuse layer will compress, bringing some co-ions close to the surface and perhaps allowing the suspended particles to act as seed crystals. However, in water concentrations typically used in industry, the electric fields surrounding suspended particles prevent the formation of a nonadherent precipitate.

SCALE CONTROL WITH PULSED-POWER

Pulsed-power systems deliver a combination of a high frequency electric pulse and a time-varying DC electric field to the water as it passes through the device. The efficacy of this device on controlling biological activity in cooling systems has been reported [6, 7, 8, 9]. This paper explores the scale mitigation properties of pulsed-power devices.

The goal of pulsed-power water treatment is to form a non-adherent powder rather than an adherent scale.

The fundamental effect of pulsed-power water treatment is the creation of nucleation sites (seed crystals) in the bulk solution. Some assert that the electric fields create a localized environment, particularly near surfaces, where seed crystals form from dissolved ions [10]. Others theorize that the electric fields and ionic currents affect the diffuse layer surrounding sub-micron suspended particles, allowing them to become nucleation sites [11].

Experiments show clearly that after passing through the PPS device precipitation will preferentially occur as a non-adherent powder rather than an adherent scale [1].

PULSED-POWERED UNITS

The units consist of two components: a transformer panel containing the electronics for pulse generation, and a coil-pipe assembly piece consisting of an unobstructed flow pipe and multiple coils outside of the flow pipe. The units usually are being constructed in pipe sizes from 1” diameter to 12” diameter. Figure 2 illustrates the orientation of the coils.

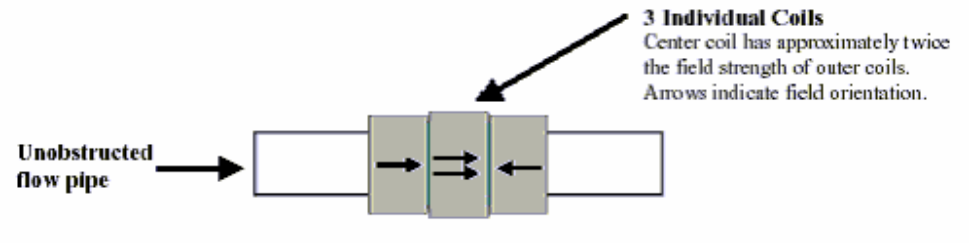


Fig. 2 Pulse power device [1]

FOULING FACTOR DETERMINATION

The fouling test technique developed at Drexel University was used to study the efficacy of PPS equipment to prevent scaling [12].

The universal heat transfer coefficient (U) is calculated from the log mean temperature difference (LMTD), which was obtained from the four temperatures measured at both the inlet and outlet of the cold and hot steams with measurements taken every 10 minutes, figure.3.

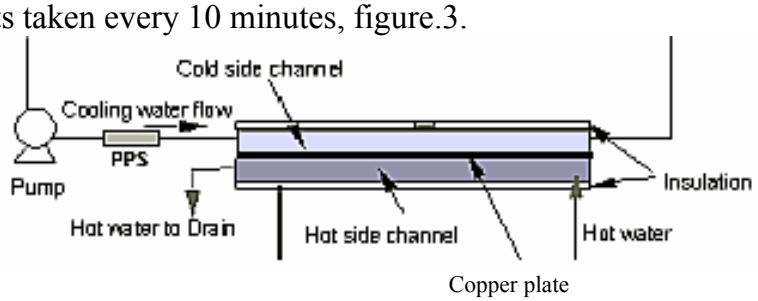


Fig. 3 Part of the installation for the determination of the fouling factor [12]

$$Q = m\ Cp(Tc,out - Tc,in) / A \quad (1)$$

$$U = Q / (A\ \Delta T_{LMTD}) \quad (2)$$

$$\Delta T_{LTMD} = \frac{(Th,in - Tc,out) - (Th,out - Tc,in)}{\ln[(Th,in - Tc,out)/(Th,out - Tc,in)]} \quad (3)$$

Q = heat transfer rate; m = mass flow rate of water; Cp = heat capacity of water; A = heat transfer surface area; Tc,in = inlet temperature of cold water; Tc,out = outlet temperature of cold water; Th,in = inlet temperature of hot water; Th,out = outlet temperature of hot water [12].

These U data are then used to calculate a fouling factor (R_f) defined by the following formula:

$$R_f = 1/U_{fouled} - 1/U_{clean} \quad (4)$$

U_{fouled} is the calculated heat transfer coefficient at a specific time, and U_{clean} is the heat transfer coefficient of a clean plate. Figure 4 shows the variation of the universal heat transfer coefficient (U) over time for the control test and how U_{clean} is determined.

The fouling factor (Rf) is a measure of the resistance to heat transfer due to fouling. Thus the higher the (Rf) value, the poorer the heat transfer.

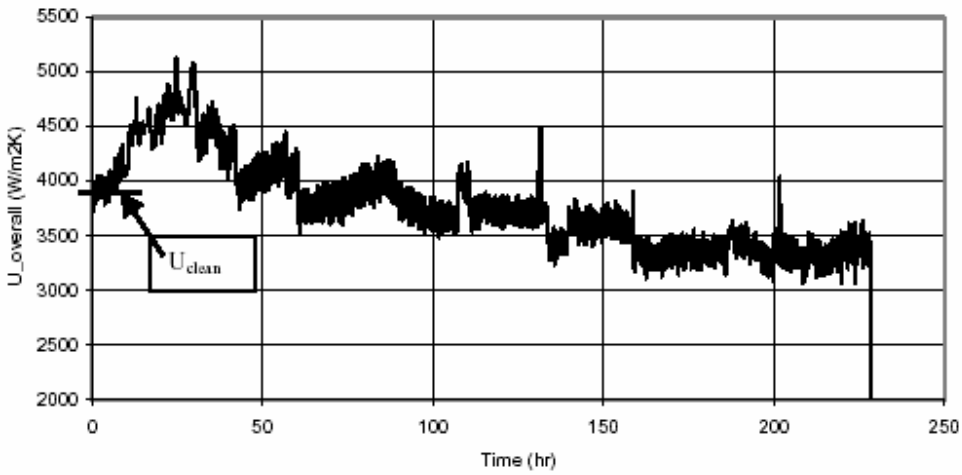


Fig. 4 Universal heat transfer coefficient (U) for no water treatment [1]

The no-treatment case, Figure 5, exhibited a typical R_f curve. For the initial period (up to 25 hours) Rf actually decreases as the heat transfer increases. The cause of this increase in heat transfer is an increase in turbulence at the surface of the plate due to the initiation of crystal growth. In a sense, the initial deposits convert a smooth heat transfer surface to an enhanced heat transfer surface.

After the first 25 hours the deposit covers enough of the surface so that the thermal insulating effect of the deposit exceeds the fluid mechanical improvement from a roughened surface.

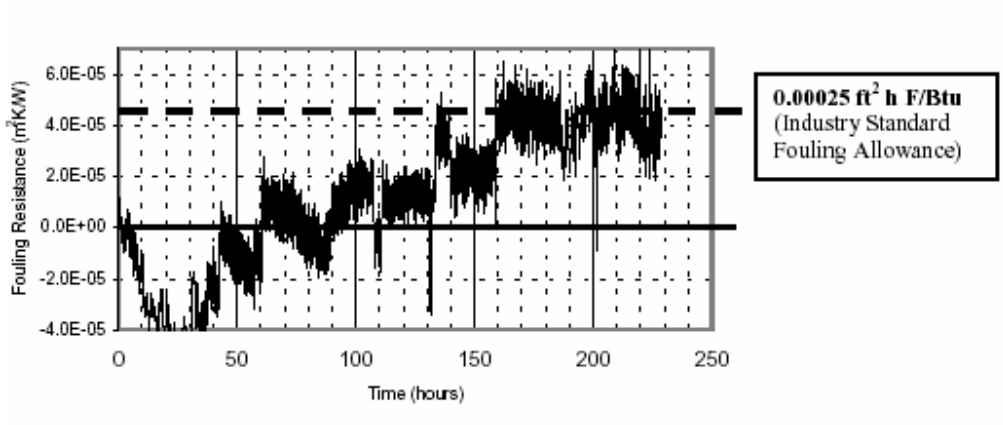


Fig. 5 Fouling factor R_f for no water treatment [1]

RESULTS ON PPS TREATMENT

The characteristic diagram of the fouling factor resulted from tests using a PPS device is shown in Figure 6.

The PPS Treatment case did not exhibit an initial drop in R_f because there were no crystals nucleating and growing from the surface of the plate.

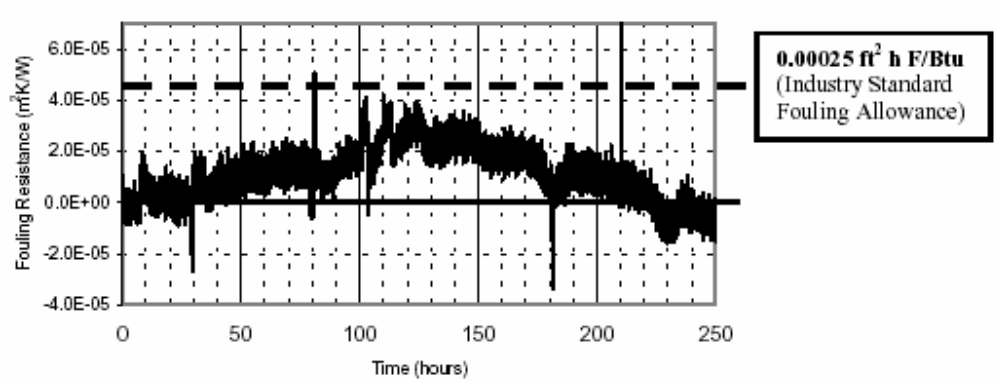


Fig. 6. Fouling factor with PPS treatment [1]

The PPS R_f curve, figure 6, has a hump in the middle.

After the test, a visual inspection of the entire heat transfer surface revealed a small area of what appeared to be impacted particles at the outlet of the channel.

It is theorized that this deposit initially caused a small increase in R_f that peaked at 125 hours. After that point, the deposit became unstable and was reduced. The removal rate of the deposit was greater than the additional deposit by impaction, resulting in R_f decreasing with time and eventually returning to (approximately) its initial start point [1].

Visual and microscopic examination of the heat transfer area at the end of the test showed that the area was completely free of deposits except for the small area at the outlet where localized turbulence (produced by 90 degree turn of flow)

caused some suspended particle deposition. This small deposit was not strongly adherent to the plate. At the end of the test, there was no measured loss of heat transfer.

THE COOLING SYSTEM OF THE INDUCTION FURNACE

An induction furnace has a simple and efficient cooling system type once-through cooling operation. The cooling device is meant to ensure the temperature for the main coil (inductor) that surrounds the crucible that sustains the melted metal. The cooling of the inductor is achieved through a coiled pipe bonded on the inductor, using low temperature bonding alloys.

For the cooling system of an induction heating furnace, scale deposition is an issue and the reduction of heat transfer following a curve similar to that depicted above means a reduction in the working capacity of the furnace. So, the engineer must be careful to not exceed the time of use of the cooling system and must do the necessary corrections in what concern the furnace loading.

If one would operate the furnace without taking into account the loss of heat transfer in the cooling system, some major problems in the work safety may occur, the main coil being overheated and, some water licks may occur because of melting of the low temperature bonding alloys. This is why, scaling deposits must be removed periodically. Using the classic chemical procedure it means the programmed interruption of the technological process.

By using the power pulsed system for preventing scale formation, several advantages are obvious: the use of the furnace at its designed capacity, the enhancing of the working time and the enhancing of the work safety.

Of course there are some expenses with the energy and with the PP device and further economic investigations must be conducted.

CONCLUSION

Pulsed-power can be an effective and environmentally responsible tool to control scale formation in industrial waters. Pulsed-power reliably alters the precipitation of calcium carbonate from an adherent, surface-nucleating scale to a non-adherent, bulk-solution powder.

This technique has been commercialized in both recirculating water of cooling towers and once-through heating operations, including low-pressure steam boilers.

I consider that the cooling system of the induction heating furnace is an installation where calcium carbonate scale formation is an issue, and pulsed-power should be considered as a green alternative to resolve it and more.

If the economical calculations will give satisfaction the introduction of this procedure could be a significant improvement of this type of furnaces.

REFERENCES

1. Lane, J., Cho, Young, Kim, Wontae, Pulsed-Power water Treatment as a Green scale Inhibitor for HVAC and Once –Through Industrial Systems, NACE International Conference 2004, poster session.
2. NACE International Publication 7K189, "Control Factors in Performance Testing of Nonchemical Water Treatment Devices," Reaffirmed 1997.
3. Betts Handbook of Industrial Water Conditioning, 9th Edition, 1991.
4. Water-Formed Scale Deposits, Cowan J. and Weintritt D., Gulf Publishing Company, 1976.
5. Zeta Potential: A Complete Course in 5 Minutes, Zeta-Meter, Inc., Staunton, VA.
6. Lane J. and Kutner G., Cooling Technology Institute Paper No. TP00-03, "A Non-Chemical Water Treatment Device," February 2000.
7. Lane J. and Opheim D., International Water Conference Paper No. IWC-01-54, "Biological Control in Cooling Towers Treated with Pulsed-Power Systems," October 2001.
8. Lane J. and Peck D., Cooling Technology Institute Paper No. TP03-21, "Condenser Water Treatment Using Pulsed Power", February 2003.
9. Kitzman K. et al, International Water Conference Paper No. IWC-03-22, "Chemical vs. Non-chemical Cooling Water Treatments – a Side-by-side Comparison", October 2003.
10. Cho, Y.I., C. Fan, and B.-G. Choi, "Theory of Electronic Anti-Fouling technology to Control Precipitation Fouling in Heat Exchangers, *Int. Comm. Heat Mass Transfer*, Vol. 24, pp 757-770, 1997.
11. Chibowski, E., L. Holysz, and W. Wojcik, "Changes in Zeta Potential and Surface Free Energy of Calcium Carbonate due to Exposure to Radiofrequency Electric Field", *Colloids and Surfaces A: Physical and Engineering Aspects*, pp 79-85, 1994.
12. Cho, Y.I., Kim W., Lee S.., ASHRAE Paper CH-03-3-3 (RP-1155) "Physical Water Treatment for the Mitigation of Mineral Fouling in Cooling-Tower Water Applications," January 2003.
13. WaterCycle Rx, French Creek Software, Inc., Kimberton, PA.

TRATAREA PE CALE NON-CHIMICA A APEI PENTRU RACIREA CUPTOARELOR CU INCALZIRE PRIN INDUCTIE

Rezumat: Lucrarea prezinta posibilitatea aplicarii unui mod non-chimic de tratare a apei pentru a reduce depunerile de piatra in sistemul de racire al cuptoarelor cu incalzire prin inductie. Se descrie modificarea precipitarii mineralelor in apa utilizand un sistem cu pulsuri electrice [i aplicatiile posibile ale metodei la utilajul metalurgic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOME ISSUES IN REGARD OF THE EXPERIMENTAL SHEAR MODULUS DETERMINATION FOR UNIDIRECTIONAL COMPOSITE MATERIALS

BY

MARIAN MAREŞ and BOGDAN LEIŢOIU

Abstract: The Iosipescu shear test is largely accepted as a reliable experimental method, for a wide range of composites. The "ten-degree off-axis" test is also considered as an accurate procedure for determining the shear modulus of composites with unidirectional long fibre reinforcement.
For both above-cited methods, the shear modulus value can be determined using the shear stress-strain dependence for the studied composite material. The trend line of that curve indicates an approximate value of the in-plane shear modulus (G_{12}), representing the slope of that line.
The present paper deals with a comparison of experimental data resulted from the appliance of both Iosipescu shear test and ten-degree off-axis test, on a composite based on a matrix of epoxy resin, with unidirectional carbon fiber reinforcement.
Keywords: Carbon/epoxy, unidirectional composite, shear modulus, 10° off-axis tension test, Iosipescu shear test.

The choice of a general method for studying the shear properties of composite materials is still controversial, although a large variety of experimental techniques were proposed [8]. The present paper deals with two of the most frequently used, for composites with unidirectional reinforcement.

1. Theoretical Consideration

A. About the Iosipescu Shear Test Method

Although that test was firstly introduced for metals [5], it was then developed in order to be applied on composite materials [9], and a variety of fixtures was proposed for increasing the reliability of experimental results [2]. For an accurate measurement of shear strain, special strain gage rosettes were introduced [4].

In this paper, an Iosipescu shear test is described. The experiments were done according to ASTM Standard D 5379 [13], in order to evaluate the shear modulus of the studied composite. A modified Idaho University fixture (IU fixture) (Fig. 3) was used, together with a double-side shear gage instrumentation (Fig. 2) of double-notched composite specimens (Fig. 1). The entire experimental procedure was

described elsewhere [10], together with the method that was used for analysing the experimental data.

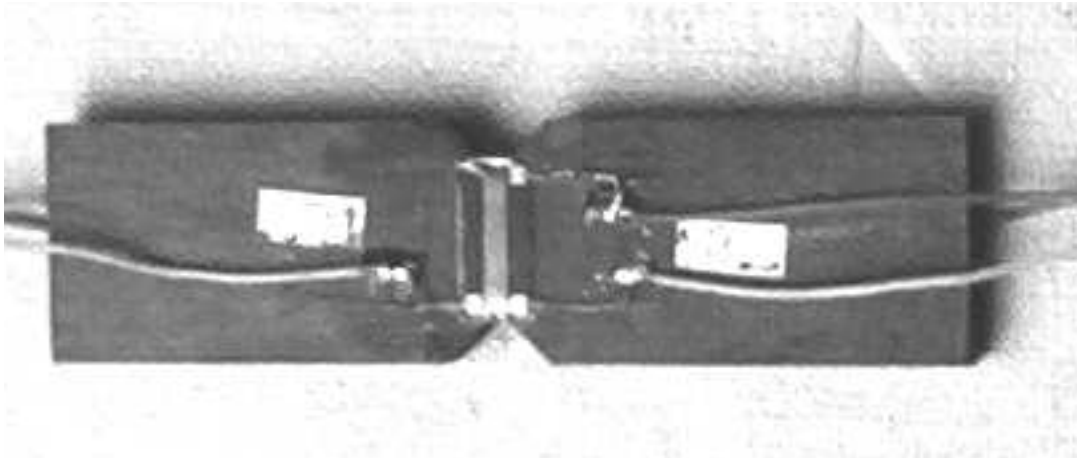


Fig. 1. The instrumented Iosipescu specimen

The shear modulus is determined as the slope of the straight line which approximates the shear stress-strain curve, in the loading stage of the experiment:

$$G_{12} = \frac{\Delta\tau_{12}}{\Delta\gamma_{12}} \tag{1}$$

where, $\Delta\tau_{12}$, $\Delta\gamma_{12}$ are the increments of shear stress and strain, respectively, for two precise levels of loading force (Fig. 4).

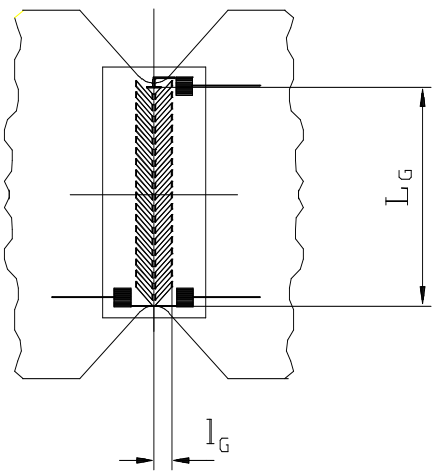


Fig. 2. Special shear gage rosette, placed in the shear section of Iosipescu specimen

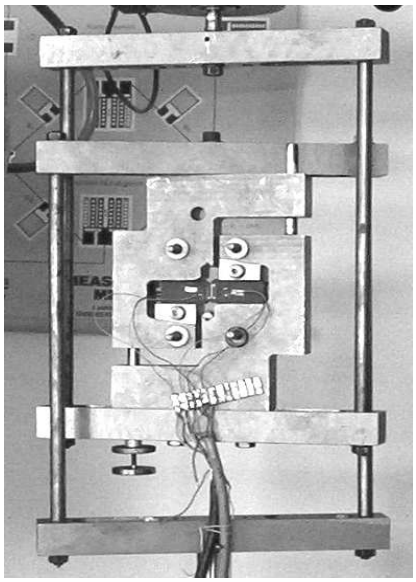


Fig. 3. The actual Iosipescu shear test fixture

For the calculus of the stress increment, the following relation is used:

$$\Delta\tau = \frac{\Delta F}{A} = \frac{\Delta F}{w \cdot h} \tag{2}$$

where ΔF is the load increment, and A=w·h is the gage area of the specimen.

On the other hand, the shear strain directly results from the extensional strains measured by the two transducers from the gage rosette:

$$\gamma_{12} = \varepsilon_1 - \varepsilon_2 . \tag{3}$$

B. About the ten-degree off-axis method

The ten-degree off-axis tension test (for shear properties study) was firstly introduced by Chamis and Sinclair in 1977 [Ref.1], as a specific method for testing fibrous composites.

When looking in principle, the method consists in a uniaxial tensile test of a unidirectional laminate (Fig. 4) with fibers oriented at an angle (θ) from the loading direction. Based on the previous experience about the method appliance, the 10° angle was chosen in order to minimize the effects of longitudinal and transverse stress components, σ_1 and σ_2, on the material shear response (see Ref. [3] and [11]).

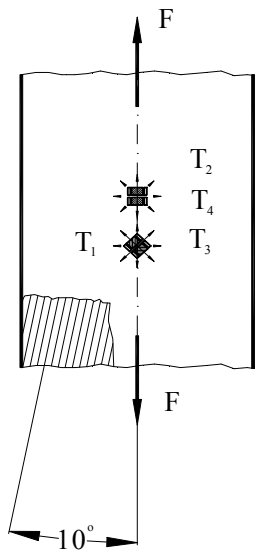


Fig. 4. Fiber direction and strain gages position on the specimen.

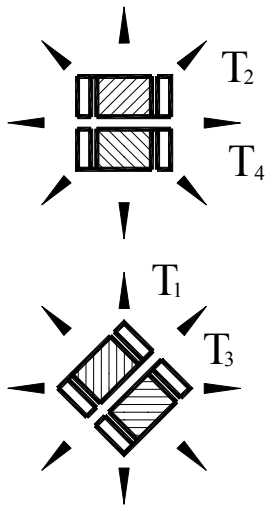


Fig. 5. The configuration of gage rosettes

It is important to note that the specimen is not properly placed into a state of pure shear stress, but under the action of a combined state of stresses. The stress on the tensile direction can be calculated from the loading force (F) and the transverse section area (A) of the specimen, as:

$$\sigma_x = \frac{F}{A} \tag{4}$$

so, the stress components, when reporting to the principal material axes, are:

$$\sigma_1 = \sigma_x \cdot \cos^2\theta , \qquad \sigma_2 = \sigma_x \cdot \sin^2\theta , \qquad \tau_{12} = -\sigma_x \cdot \cos\theta \cdot \sin\theta \tag{5}$$

For the present experiment, the basic component is the in-plane shear stress τ_{12}, and it can be obtained as a numerical value using the actual value θ = -10°, as follows:

$$\tau_{12} = 0{,}171 \cdot \sigma_x \tag{6}$$

On the other hand, in order to observe the shear response of the studied material, the corresponding value of shear strain is calculated as:

$$\gamma_{12} = \varepsilon_x (\sin 2\theta - \cos 2\theta) - \varepsilon_y (\sin 2\theta + \cos 2\theta) + 2\varepsilon_{45} \cos 2\theta \tag{7}$$

The strain values $\varepsilon_x=\varepsilon_1$, $\varepsilon_y=\varepsilon_2$, $\varepsilon_{45}=\varepsilon_3$ are obtained from three of the four strain gages of the rosettes that are placed on the longitudinal axis of the specimen (Fig. 5), as follows:

- T_1 and T_3 are, respectively, parallel and normal to the loading direction;
- T_2 is oriented at 45° from the same direction.

The *real value* of shear strain is obtained from the indications of the bridge instrument and its final calculus relation is:

$$\gamma_{12,TS} = -0.620295\hat{\varepsilon}_1 + 1.950524\hat{\varepsilon}_2 - 1.330228\hat{\varepsilon}_3 \tag{8}$$

where the coefficients of strain values include the two correction factors resulted from transversal sensitivity of transducers and from the level of tension voltage supply of the Wheatstone bridge, and $\hat{\varepsilon}_1, \hat{\varepsilon}_2, \hat{\varepsilon}_3,$ are the extensional stresses read as the indications of the electronic bridge.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

A. Iosipescu Shear Tests

The studied composite is based on an epoxy resin, with unidirectional carbon fibre as reinforcement, in 68% volume content. The specimen was cut from a plate, with 3.3 mm in thickness, having 24 plies. The gage area of the specimen is:

$$A=3{,}3\text{mm} \cdot 10{,}7\text{mm} = 35.31\text{mm}^2$$

The shear gages are produced by Micro Measurements (Vishay) and are on type N2P-08-C032A-500.

The tension voltage supply for the Wheatstone bridge was U_A=2V, in order to limit the heating of composite material, into the vicinity of transducers.

In order to obtain an accurate measurement, the shear strain on each rosette was read, separately, for an entire loading-unloading cycle, and with a previous bridge calibration at the beginning of each process.

Secondly, the shear strain was determined as the average of signals delivered by the transducers placed both on the front and back of the specimen.

The real shear strain value must be calculated on the basis of corresponding instrument indication γ_{12}^{read}, multiplied by the following two factors:

- the ratio of the standard and the real voltage supply of the bridge: 4V/2V=2
- the transverse sensitivity correction factor of transducer, determined from the producer recommendations, as

$$C_{s-tr} = \frac{1-\nu_0 K_t}{1+K_t} = \frac{1-0,285\cdot 0,019}{1+0,019} = 0,97604 \tag{9}$$

As a consequence, the effective shear strain is:

$$\gamma_{12} = \varepsilon_{+45^o} - \varepsilon_{-45^o} = 2\cdot 0,97604\cdot \gamma_{12}^{read} = 1,952\gamma_{12}^{read} \tag{10}$$

In order to be replaced into the above relation (1), the strain increment $\Delta\gamma_{12}$ is determined as the difference of the shear strains corresponding to two different level of loading force, the same values that were used at the calculus of $\Delta\tau_{12}$ (Fig. 6).

Based on experimental data, one can plot the shear stress-strain dependence for the studied material. Consequently, the shear modulus can be determined as the slope of the trend line of that curve, plotted by a mathematical program (Fig. 6).

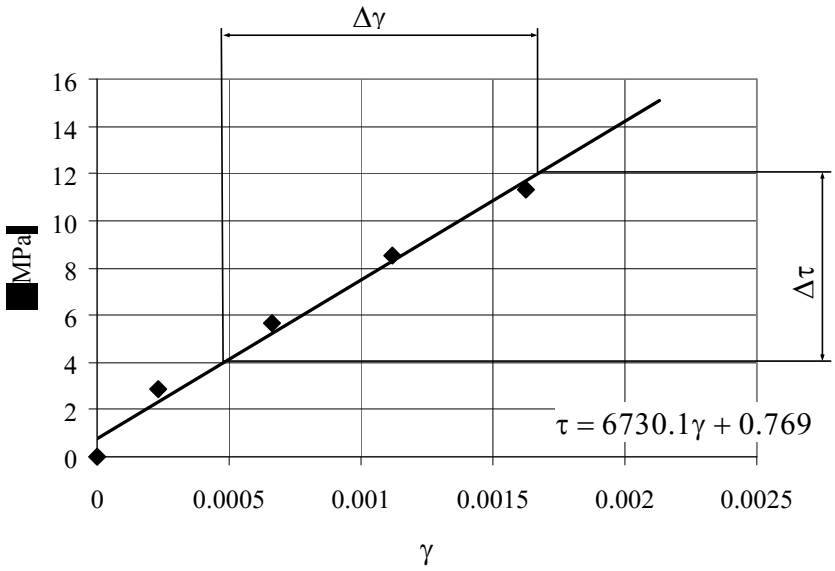


Fig. 6. The trend line for the shear stress-strain response of the 0º carbon / epoxy specimen.

On the other hand, one can observe that the shear modulus value is done by the coefficient of the shear strain term **γ**, from the trend line equation. As an example, using the experimental results that were plotted in Figure 6, the value of shear modulus is:

$$G_{12} = 6730.1 \text{ MPa}.$$

It is important to note that the method also allows establishing the shear modulus using the response of a single rosette (with the favorable effect of expenses decreasing), bonded on one face of the specimen. In this case, the experimental data leaded to an average value of $G_{av} = 6374.33$ MPa. One can suppose that the difference

of the two cathegories of results is caused by the errors induced by some imperfections of electronic device that were used in the present experiments.

The cited values of shear modulus are in good agreement with experimental data that are presented in literature for unidirectional carbon/epoxy composites, and also with the results previously obtained, by the same authors.

One can conclude that the Iosipescu shear test leads to an accurate determination of shear modulus of composite materials, on condition that one can use a precise fixture design and the experimental conditions indicated by the standard test method.

B. 10° off-axis tests

The studied composite is also based on an epoxy resin, reinforced with unidirectional carbon fibre, having a volume fraction of 68%. The specimen width is l=15.8mm=2h, with the thickness g=3.3mm and the gage length is L=90mm.

The aspect ratio of the specimen is L/h = 11.39, sufficiently high for neglecting the clamping influence on the stress state in the specimen.

The strain gage rosettes are EA-13-062TV-350 type, from Micro-Measurements Vishay, and it were bonded as indicated in Figure 5. The tension voltage supply was chosen at the level of 2V in order to prevent the local heating into the composite, near the transducer zone (see Ref.[12]).

The experiments were made on a "Textenser" testing machine, with 500N as the maximum loading force.

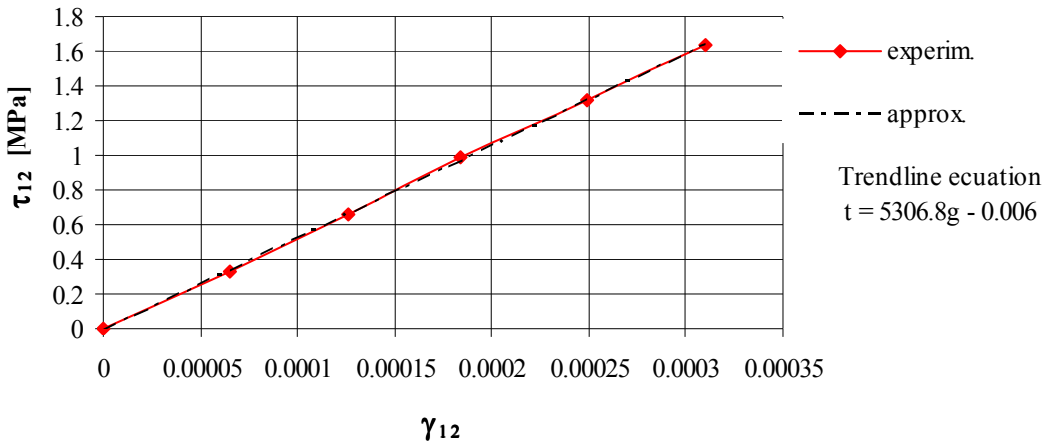


Fig. 7. The average shear response of the studied composite and the trend line of stress-strain curve.

Using the calculated values from the above-cited relations (8) and (10), corresponding to certain levels of loading force (F), one can plot the variation of shear stress-strain dependence for the studied composite material. (see Fig. 7). The trend line of that curve indicates an approximate value of the in-plane shear modulus (G_{12}), representing the slope of that line.

In fact, the resulted shear modulus value is G_{12}=5306.8MPa.

It can be observed that a different level of this value was obtained, in comparison with the value given by Iosipescu shear test. One can consider, as a reason

for that difference, the range values of shear stresses, for the two types of experiments, caused by their specific appliance. So, for the Iosipescu shear tests, a much larger range of shear stress values can be used.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The above-described test methods were both proved as reliable for determining the shear properties of composite materials.

Based on the cited results, one can emphasize some particular issues of the two methods appliance:

- For the Iosipescu shear test, the entire applied load develops the shear stress into the gage area of the specimen. On the other hand, for the ten-degree off-axis tension test, only a small part of the applied load contributes for developing of the shear stress into the specimen. As a consequence, the Iosipescu shear test leads to a higher shear stress level, into the gage section of the specimen, than the 10° off axis tension test.
- The Iosipescu shear test allows the development of a pure shear stress state, using just a small material sample. The most important conditions for a reliable appliance of that test are related with the specimen processing precision and with the safety of the shear fixture. One can consider (based on Refs. [2], [6], [8], [10]) that the Idaho fixture is a better variant than the Wyoming fixture, although that one is agreed by the ASTM 5379-93.
- The ten-degree off-axis tension test seems to be suitable for thin plates of composite materials, containing a few layers (lamina). An Iosipescu specimen made from this kind of material could be in danger of buckling in the fixture, where it is compressed on two opposite sides. However, Ref. [7] presents an example of buckling avoidance, for thin samples, consisting in strengthening of gripped sides of the specimen.

Received April 2nd 2007

Technical University of Iassy
Department of Strength of Materials

REFERENCES

1. Chamis C.C., Sinclair J.H., *Ten-deg. off-axis test for shear properties in fibre composites*, Exp. Mech., vol. 17, 1977, pp. 339-346.
2. Conant R.N., Odom E. M., *An Improved Iosipescu Shear Test Fixture*, Journal of Composites Technology & Research, vol. 17, 1995, pp. 50-55.
3. Daniel I.M., Ishai O., *Engineering Mechanics of Composite Materials*, Oxford University Press, New York, 1994, pp. 323-324.
4. Ifju P.G., *The Shear Gage: For a Reliable Shear Modulus Measurements of Composite Material*, Exp. Mech., vol. 34, 1994, pp. 369-378.
5. Iosipescu N., *New Accurate Procedure for Single Shear Testing of Metals*, Journal of Materials, vol.2, nr.3, 1967, pp. 537-566.

6. L e i ţ o i u B., *Contribuţii la îmbunătăţirea formei epruvetelor din materiale metalice şi compozite folosite la încercările metalice*, teză de doctorat, Univ. Tehn. „Gh. Asachi”, Iaşi, 1998.
7. L e i ţ o i u B., A n t o h e M.E., M a r e ş M., *A Iosipescu thin specimen setting variant for shear study*, Bul. I.P. Iasi, tom LI (LV), fasc. 3, 2005, pp. 161-164.
8. M a r e ş M., L e i ţ o i u B., *Consideraţii asupra metodelor de încercare la forfecare aplicate materialelor compozite*, Construcţia de maşini, nr. 9-10, 1999, pg. 38-47.
9. M a r e ş M., L e i ţ o i u B., *Iosipescu shear test as applied to some composite materials*, Bul. I.P. Iasi, tom L (LIV), fasc. 6B, 2004, pp. 185-190.
10. M a r e ş M., L e i ţ o i u B., *The application of Iosipescu shear test for accurate determination of in-plane shear modulus, for metal matrix composites*, Bul. I.P. Iasi, tom LI (LV), fasc. 3, 2005, pp. 165-172.
11. P i e r r o n F., V a u t r i n A., *The 10° off-axis tensile test: a critical approach*, Comp. Science & Technology, vol. 56, 1996, pp. 483-488.
12. www.measurementsgroup.com, *Errors due to transverse sensitivity in strain gages*.
13. ASTM Standard D 5379-93, *Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method*, Annual Book of ASTM Standards, vol.15.03, 1996, pp. 235-247.

ASPECTE PRIVIND DETERMINAREA EXPERIMENTALA A MODULULUI TRANSVERSAL DE ELASTICITATE, PENTRU COMPOZITELE ARMATE UNIDIRECȚIONAL

(Rezumat)

Testul de forfecare Iosipescu este acceptat, pe plan internaţional, drept o metodă experimentală de încredere pentru studiul proprietăţilor unei game largi de materiale compozite. De asemenea, încercarea de tracţiune dezaxată este tot mai mult folosită pentru stabilirea modulului de elasticitate transversal, în cazul materialele armate cu fibre lungi, aşezate pe o singură direcţie.

Pentru ambele metode, valoarea modulului se calculează ca pantă a zonei iniţiale de pe curba caracteristică de forfecare a compozitului studiat, care se trasează folosind valorile tensiunilor şi deformaţiilor specifice obţinute prin experimente.

Lucrarea de faţă prezintă o comparaţie între datele obţinute prin încercarea de tracţiune dezaxată, respectiv prin aplicarea testului de forfecare Iosipescu, cu privire la modulul transversal al unui compozit cu matrice din răşină epoxidică şi armare cu fibre de carbon unidirecţionale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INFLUENCE OF CENTRIFUGED BALLS HARDENING ON THE WEAR RESISTANCE OF SOME CAST IRON SURFACES

BY

MARIAN MAREŞ, DORIN CONDURACHE and VASILE BULANCEA

Abstract: The centrifuged balls processing is considered as one of the best, of the many available methods that are used, for hardening the inner surfaces of different pieces.
This paper presents the use of that method in order to increase the wear resistance of some cast iron (Fc 250 on type) surfaces. The tribological tests were based on a dry-sliding shoe-on-ring tribo-model, with the contact on the inner cylindrical surface of the cast iron ring. The loss weight for the cast iron shoe was measured, after a fixed value of sliding distance.
On the basis of experimental results, one can consider that the surface hardening leads to an increase of wear resistance, for the studied material, in comparison with the unprocessed surface. On the other hand, it seams that the cited-effect tends to be insignificant, upper of a certain level of hardness increasing.
Keywords: surface hardening, plastic deformation, wear resistance.

1. INTRODUCTION

It is well known that, in principle, an increase in superficial micro-hardness directly influences the corrosion, wear and fatigue resistance of a certain material.

The cold plastic deformation is largely used, into the machine parts design and construction, in order to increase the hardness of their superficial layers. That purpose can be achieved by using various methods. One of the most reliable, mainly for be applied on the inner cylindrical surfaces, is the centrifuged balls processing [Ref. 1, 5].

The present paper deals with analyzing the influence of that type of surface hardening, on the wear resistance of some cast iron parts.

2. MATERIALS AND METHOD

Using the above-cited procedure, the cold plastic deformation of the processed parts was obtained by striking their surfaces with centrifuged steel balls [Ref. 3]. The balls are assembled in some special designed tools [Ref. 2] that are moving, in the necessary directions, on the inner cylindrical surface of the rotating processed part.

The studied material was cast iron Fc 250 (3.2% C, 1.78% Si, 0.78% Mn, 0.28% P and 0.1% S).

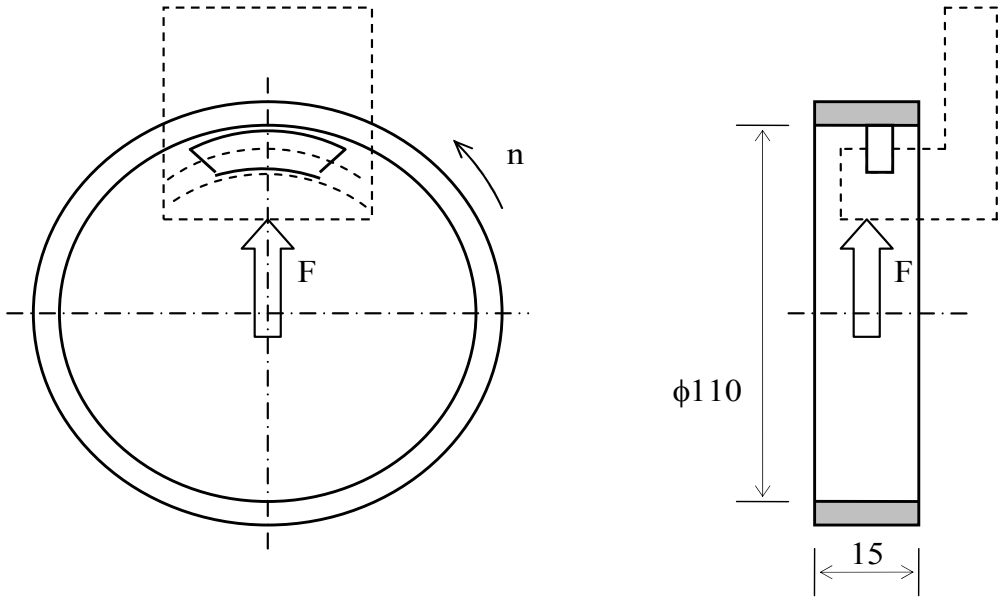


Fig.1

The cast iron rings were cut at ϕ120×ϕ110×15 mm, then their inner surfaces were processed with two sets of mechanically centrifuged balls, in different regimes, in order to obtain different values of surface micro-hardness.

Tribological behaviour of the investigated materials was evaluated in tests (see Ref. 4) that were using cast iron shoes (Fig. 1) sliding, in dry condition, against the inner surface of the rotating ring.

3. RESULTS AND DISCUSSION

For quantifying the influence of ring surface hardening on its wear resistance, three types of samples were considered (see Table 1) with increasing micro-hardness values, from 180HV to 290HV. Some rings unprocessed by inner plastic deformation were also used, in order to be compared with the processed rings.

Following each step of tribological tests, the weight-loss of the shoe was measured, after a constant value of sliding distance (L_s=250m). The data from Table 1 are the average values of weight-loss for the corresponding set of tests, and are including (inside of the brackets) the total (averaged) weight-loss of the shoe, in sliding contact with the respective type of rings.

Table 1

Type of sample	Micro-hardness [HV]	Δm_1 (Δm_t) [mg]	Δm_2 (Δm_t) [mg]	Δm_3 (Δm_t) [mg]	Δm_4 (Δm_t) [mg]
0	120	11	4 (15)	2 (17)	6 (23)
1	180	24	10 (34)	3 (37)	2 (39)
2	225	32	11 (43)	2 (45)	2 (47)
3	290	35	12 (47)	1 (48)	1 (49)

The experimental data were used for plotting the variation of total weight-loss, as a function of sliding distance (see Fig. 2). One can observe the tendency of decreasing for the distance between the curves that are corresponding to the selected types of material samples.

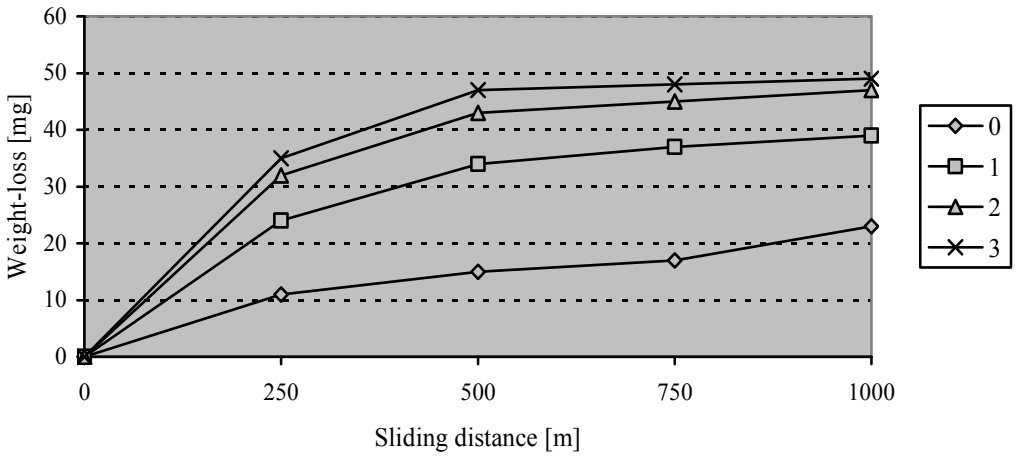


Fig. 2

4. CONCLUSIONS

The experiments that were depicted in this paper were focused on the effects of hardening made by striking with centrifuged balls, on the materials tribological behaviour.

On the basis of the above-cited results, one can consider that the superficial hardening by cold deformation has a marked influence on the wear resistance of the processed material. In fact, one can consider that the increase of micro-hardness leads to an increase of wear resistance.

On the other hand, it seams that this effect tends to be less significant, when continuing the increase of hardness, over a certain level of its value.

Received May 20th 2006

Technical University of Iassy
Department of Machine Design and Mechatronics

R E F E R E N C E S

1. B u l a n c e a D. e. a., *Aspecte constructive şi tehnologice privind ecruisarea pneumo-centrifugală cu impulsuri*, Construcţia de maşini, nr. 8-9, 1994, pg. 39.
2. B u l a n c e a D., *Contribuţii privind durificarea cu bile centrifugate a stratului superficial la suprafeţe interioare*, Ph. D. Thesis, 1997.
3. B u l a n c e a D. e. a., *Rugosity and Microhardness of Striked Metallic Surfaces Using Centrifuged Balls*, EUROMAT 97, vol. 3, p. 139.
4. C r u d u I., M a r e ş M., *The Influence of Reinforcing Particles on the Tribological Properties of Some Aluminum Matrix Composites*, BALKANTRIB 99, vol. 2, p. 49.
5. M a l u r e a n u I. e. a., *The Microstructure and Microhardness of Processed by Centrifuged Balls Cast Iron Surfaces*, Bul. I.P. Iaşi, sec. S.I.M., tom XLII (XLVI), fasc. 3-4, 1996, p. 239.

ASPECTE PRIVIND INFLUENȚA DURIFICĂRII SUPERFICIALE PRIN LOVIRE CU BILE ASUPRA REZISTENȚEI LA UZURĂ A FONTELOR CENUŞII

(Rezumat)

Una dintre cele mai eficiente metode folosite pentru creşterea durității superficiale a materialelor metalice se bazează pe lovirea semifabricatului cu bile centrifugate. Se utilizează scule de construcție specială, care se deplasează în direcțiile necesare pe suprafața interioară a piesei, aflată în mişcare de rotație.

Lucrarea de față are ca obiectiv analiza influenței acestei operații tehnologice asupra comportării la frecare a unor semifabricate din fontă cenuşie. Determinările experimentale s-au făcut pe un tribomodel de tip sabot-inel, cu contact pe suprafața cilindrică interioară.

S-a urmărit modificarea vitezei de uzură a sabotului din oțel turnat, la creşterea durității superficiale a inelelor de fontă, durificate prin lovire. S-a constatat că uzura sabotului creşte, cu intensitate moderată, la creşterea durității inelelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COMPARISON BETWEEN THE POLY(VINYL ALCOHOL) FILMS OBTAINED BY CROSSLINKING WITH GLUTARALDEHYDE USING DIFFERENT TECHNIQUES

BY

SILVIA PATACHIA, CATALIN CROITORU, PEDRO PAIXAO

Abstract: *Polymers crosslinking is one of the methods used for controlling the release properties of the materials applied as matrix in controlled drug delivery. In this paper we compared the sorption properties of poly (vinyl alcohol) films crosslinked with glutaraldehyde in gaseous phase and in aqueous solution, underlining those of the films crosslinked in gaseous phase, as using gaseous crosslinkers usually eliminates the possibility of unreacted toxic compound presence.*

Keywords: *Poly(vinyl alcohol), crosslinking, glutaraldehyde, solution vapours, swelling*

1. INTRODUCTION

Crosslinking is one of the factors that play an important role in the temporisation of active principle elimination in controlled drug delivery [1,4].

Controlled drug delivery occurs when a polymer, whether natural or synthetic, is judiciously combined with a drug or other active agent in such a way that the active agent is released from the material in a predesigned manner [1]. In any case, the purpose behind controlling the drug delivery is to achieve more effective therapies while eliminating the potential for both under- and overdosing.

To be successfully used in controlled drug delivery formulations, a material must be chemically inert and free of leachable impurities. It must also have an appropriate physical structure, with minimal undesired aging, and be readily processable.

A material that fulfils these properties is poly(vinyl alcohol) (PVA) [5].

As known, the temporisation of the active principle release from the polymeric matrix can be achieved by crosslinking. The higher the crosslinking is, the slower the elimination.

Glutaraldehyde [GA] is a good crosslinker for PVA, but it is a toxic compound. In medical applications it is compulsory to avoid as possible the toxic crosslinkers that could remain as unreacted traces in the polymer matrices.

Taking into account that a reaction in gaseous phase leads to a minimizing of the unreacted crosslinker in the polymer matrix, avoiding the crosslinker sorption, in

this paper we present our results concerning the crosslinking of PVA with GA in aqueous solution and with GA in gaseous phase.

We have studied the influence of the GA solution concentration and of the curing duration on the crosslinking degree of PVA film

Crosslinking degree could be appreciated by means of swelling capacity of the PVA films.

2. EXPERIMENTAL

2.1. Materials

Glutaraldehyde 45,232% wt, "Reactivul" Bucuresti

PVA 90-98 (900 polymerization degree and 98% hydrolysis degree) was purchased from Chemical Enterprises Rasnov, Romania. Glutaraldehyde of 45% wt concentration was purchased from „Reactivul" S.A. Bucharest.

2.2. PVA films preparation

The PVA films have been prepared by solution casting and solvent evaporation at room temperature (starting from 10% PVA aqueous solution). The solid content of the prepared solution was determined to be 9.8543%.

2.3. Crosslinking process

Crosslinking with glutaraldehyde was aimed to be obtained, in aqueous and in gaseous phase

Glutaraldehyde of 2,5% wt and 0,1N H_2SO_4 solutions were prepared.

Samples from the obtained films, of equal mass, were placed each in a Berzelius flask that contained 90 mL of glutaraldehyde solution and 2mL of sulphuric acid solution for 1h. The same operations were repeated at different time intervals (2h, 3h).

For crosslinking in gaseous phase the samples of film were placed each in a Berzelius flask that contained 25 mL of 0.1N sulphuric acid solution for 15 min. Then, after film surface drying, it was suspended in an isolated container, over a recipient that contained 2,5mL of 45,232% GA wt. The container was connected to a vacuum pump, as the film to be in contact with GA vapours for different time intervals (1h, 2h, 3h) (Fig. 1).

Each sample was then weight after crosslinking, washed with distilled water and dried for 24h at room temperature.

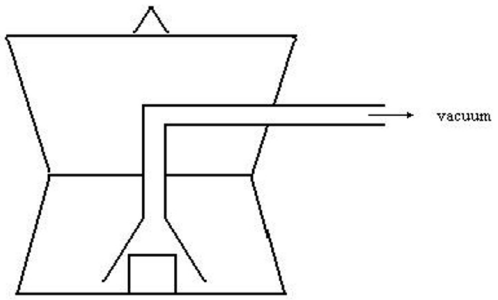


Fig.1 – Installation for crosslinking in gaseous phase

2.4. Determination of swelling isotherms

The crosslinked PVA films were placed in a Berzelius flask that contained 70 mL distilled water. At 5 minutes time interval the film was removed from the flask, superficially dried with filter paper and weight.
This operation was repeated during 1h (the film was removed, dried, weight for 12 times in the 1h interval)

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

In figures 2, 3 and 4 respectively, the percentage of absorbed water (%) versus time (min) is plotted, for the films crosslinked in gaseous GA and in GA aqueous solution.

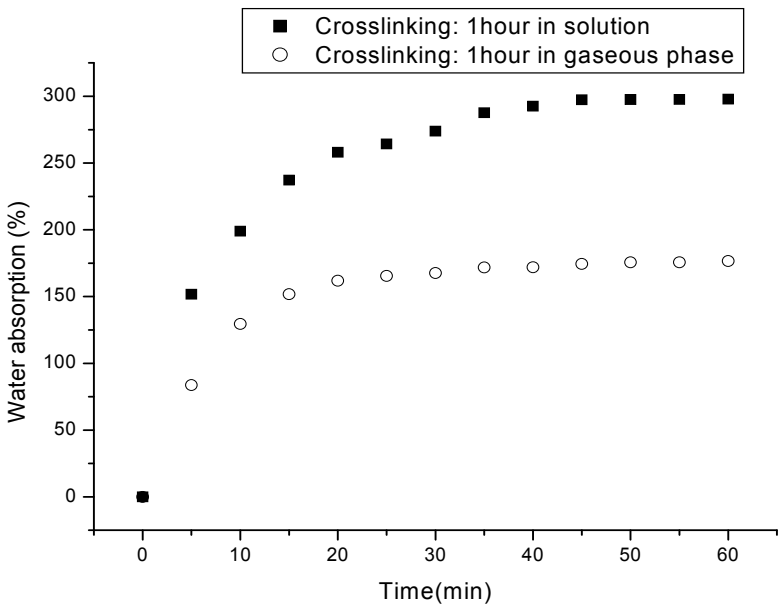


Fig.2 – Water sorption of the 1h crosslinked films in gaseous GA and in GA solution

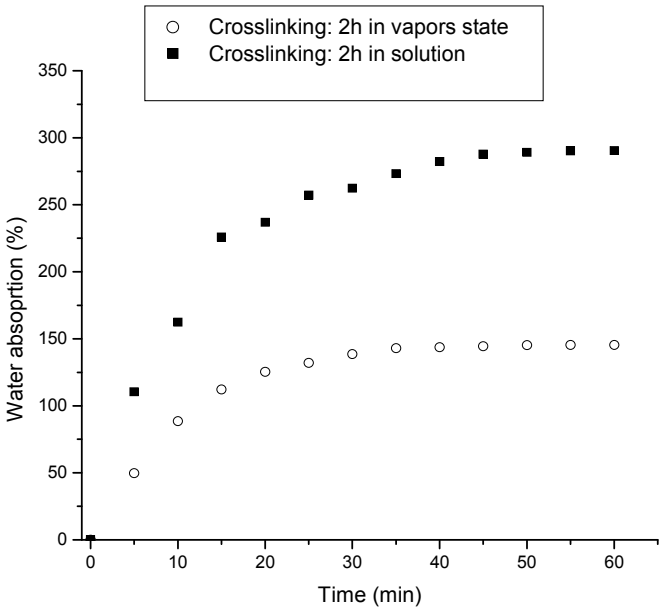


Fig..3 – Water sorption of the 2h crosslinked films in gaseous GA and in GA solution

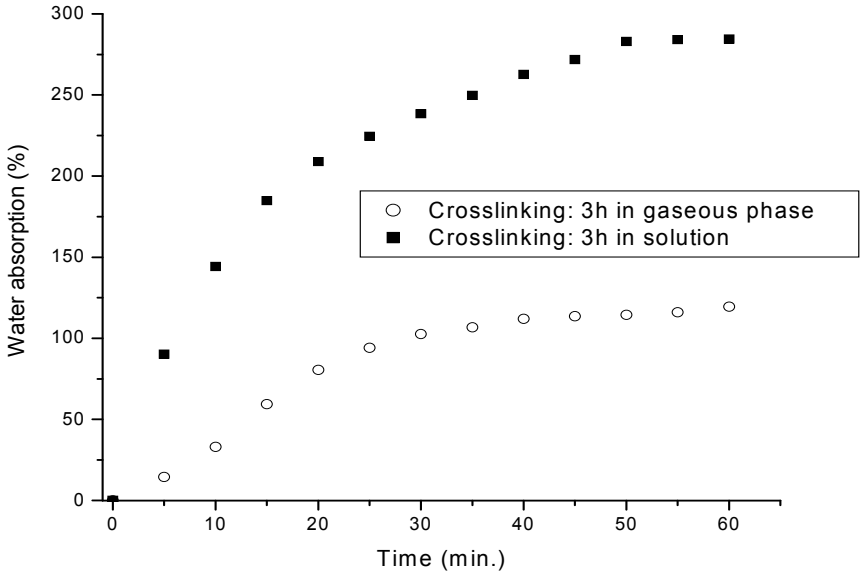


Fig..4 – Water sorption of the 3h crosslinked films in gaseous GA and in GA solution

As expected, for each time interval (1, 2, 3 h) the percentage of absorbed water is smaller in the films crosslinked with gaseous GA, which could mean a higher degree of crosslinking achieved with gaseous GA.

That could be due to the higher concentration of crosslinker in gaseous phase, by the means of vacuum and the ceiledness of the installation used.

From Fig.5 it could be seen that the crosslinking time affects the amount of water absorbed at swelling equilibrium more significant in the case of crosslinking in gaseous phase compared with the crosslinking in solution, probably due to the higher concentration of GA in gaseous phase.

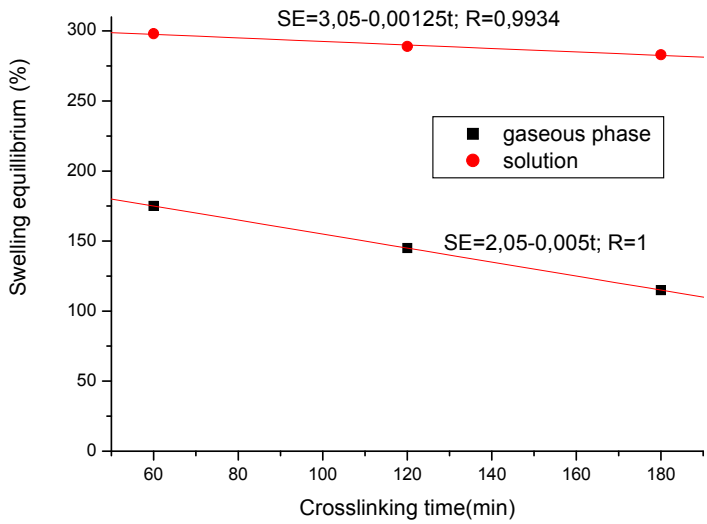


Fig..5 – Water absorbed at swelling equilibrium reaching versus the crosslinking time for crosslinked membrane in gaseous GA and in GA solution

From Fig.6 it can be seen that the time necessary for swelling equilibrium reaching is higher for films crosslinked in GA solution compared with these crosslinked in gaseous phase and also that the increasing of the crosslinking time determines the increasing of the swelling equilibrium reaching time.

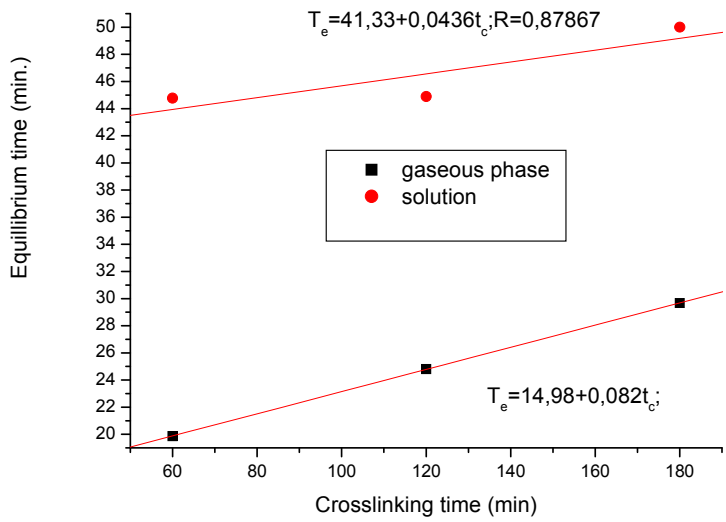


Fig.6 – Time of swelling equilibrium reaching versus the crosslinking time for crosslinked membrane in gaseous GA and in GA solution

4. CONCLUSION

In this paper we have studied the possibilities of PVA films crosslinking with glutaraldehyde in gaseous phase in order to minimize the traces of sorbed or unreacted GA from the film matrix.

We determined the influence of the crosslinking time on the swelling capacity of the PVA films and on the swelling kinetic of films.

We compared the obtained results for PVA films crosslinked in gaseous GA with those obtained for PVA films crosslinked with GA in solution.

It could be seen that the increasing of the crosslinking time leads to the increasing of the crosslinking degree in the polymer matrix and consequently to the decreasing of water sorption. The concentration of the crosslinker is also important: the higher concentration, the smaller water absorption amount.

At low pressure, in the crosslinking installation used, the concentration of GA in gaseous phase was higher than that of the concentration in diluted GA aqueous solution, leading to a higher crosslinking degree for the PVA films.

This technique could be used for crosslinking of the PVA films applied in medical or pharmaceutical fields or for sensitive compounds separation by molecular imprinting technique.

REFERENCES:

1. C.H. Hassan, N.A. Peppas. Adv. Polym. Sci. 2000;153:37.
2. N.A. Peppas, "Hydrogels in medicine and pharmacy", in "Polymers", N.A. Peppas (ed.), vol. 2, CRC, Boca Raton, FL, 1987.
3. A. Danno. J. Phys. Soc. Jpn. 1958; 13:722.
4. N.A. Peppas, E.W. Merrill. J. Appl. Polym. Sci. 1976;20:1457.
5. S. Patachia, "Blends based on poly(vinyl alcohol) and the products based on this polymer", in "Handbook of Polymer blends and composites", C. Vasile and A.K. Kulshreshtha (eds.), Chap. 8, RAPRA Technology LTD., England, Chap.8. 2003. p. 288-365.

Acknowledgement: This study has been elaborated in the frame of CEEX 148/2006 project.

PATACHIA SILVIA[1], CROITORU CATALIN[1], PEDRO PAIXAO[2]
[1]"TRANSILVANIA" UNIVERSITY OF BRASOV, CHEMISTRY DEPARTMENT, BRASOV, ROMANIA
[2]UNIVERSITY OF COIMBRA, CHEMICAL ENGINEERING FACULTY, COIMBRA, PORTUGAL

COMPARATIE INTRE FILMELE DE POLI(ALCOOL VINILIC) RETICULATE CU ALDEHIDA GLUTARICA OBTINUTE PRIN TEHNICI DIFERITE

Abstract: *Reticularea polimerilor este o metoda de control a proprietatilor de eliberare a principiilor active din materiale utilizate pentru obtinerea medicamentelor retard. In aceasta lucrare se prezinta o comparatie a filmelor de poli(alcool vinilic) obtinute prin doua tehnici de reticulare: cu glutaraldehida in solutie, respectiv in faza gazoasa. Reticularea in faza gazoasa este de preferat deoarece minimizeaza prezenta urmelor de aldehida glutarica, toxica, absorbita sau nereactionata in filmul polimer.*

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF HEAVY ALLOYS BASED TUNGSTEN THROUGH SINTERING AND THERMOMECHANICAL PROCESS

BY

RADU MUREŞAN

Abstract: *The alloy is characterized by a complex multiphasical structure. The structure of the W-Ni-Fe alloy consists from a refractory phase of the solid solution rich in tungsten and a binder phase, easy inflammable, formed by the solid solution of tungsten and iron in nickel, hardened through dispersion. The behavior of the heavy alloy at plastically deformation and tempering will be determined by the crystalline nature of the phases, by their interaction and by the role of the interphasical limits which are formed at hardening. The aim of this paper is the study of the structural modification of the binder from the easy inflammable phase of the deformed alloy W-Ni-Fe.*

Keywords*: AGW, sintering with liquid phase, composite, metallic powder.*

1. INTRODUCTION

Due to the high demands for the performances of the heavy alloys based tungsten (noted from now on AGW) imposed by the enhancement of their applications, there were developed some methods of mechanical manufacture through plastic deformation, through thermal and thermo-mechanical treatments, to be applied after sintering. These methods have to improve the mechanical properties and especially the toughness and ductility of the AGW, characteristics that are reflected through their tensile; these demands were imposed by the applications from the military field [1].

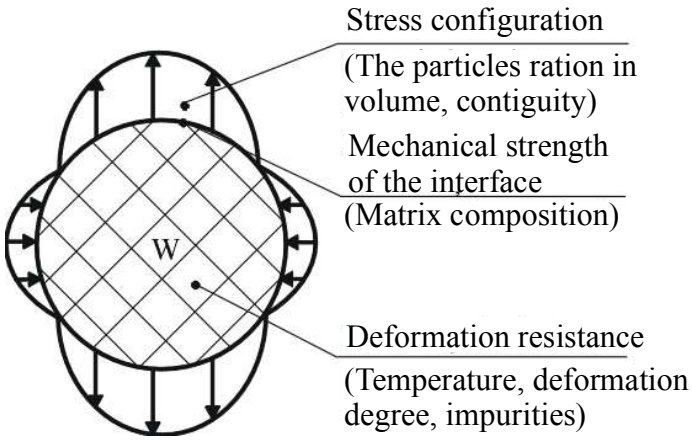


Fig.1. Representation of the stress around the tungsten grains.

Examples of the mentioned manufacturing methods are the cold and/or worm plastic deformation, (cold and/or worm forging, lamination, cold and/or worm isostatic pressing, quasi-isostatic pressing), combined or not with aging thermal treatments through deformation or precipitation

[2]. Through these manufacture methods an especially place has the dehydrogenating thermal treatment, applied to eliminate the remnant hydrogen from AGW after sintering, because his presence may be one of the causes which determine the fragilisation of the AGW with matrix based Ni-Fe. To be able to apply correctly the methods of post-sintering manufacture of AGW and to obtain maximum efficiency it is necessary to know the behaviour at plastic deformation of the two phases which compose the AGW: the hard phase from W grains and the ductile one, made from the matrix in which are included the W grains. The behaviour of the two phases together is the answer at the mechanical solicitations of these materials of composite type, which is the heavy alloys based tungsten.

After many experiments there may be said that there exists an important dependence of the yield strength of the tungsten grains by the temperature. These grains are crystallized in system cvc, while the ductile matrix crystallizes in system cfc and has a lower yield resistance, which is mostly independent by the temperature. As a result, deformation of the composite is controlled only by the deformation of the W particles, which are more resistant

. The matrix has to be able to rise his strength with the help of the hydrostatic component of the stress until a necessary level of the stress to deform the hardest phase, but to not lead to the earliest fracture of the matrix. This means that the matrix phase has to support a fast hardening through cold working, rising in this way its yield limit at that one of the tungsten grains.

On the other hand, deformation and fracture studies of the composites based tungsten, lead to the conclusions that the composite ductility and its fracture depended on many factors, which are presented in figure 1 [3]. The configuration around the tungsten grains depends on the volume ratio of the tungsten grains; the mechanical resistance of the interface depends on the matrix composition and the yield resistance of the tungsten phase depends on the temperature, deformation degree and purity [4].

The studies of the behavior at deformation were done using an AGW with the nominal composition 90W-7Ni-3Fe. They shown that the deformation of the tungsten grains is very close by the global deformation of the composite in a temperature interval of –25 ^{0}C and +100 ^{0}C. The matrix deformation through cold working is bigger then that one of the tungsten grains; the last one corresponds to the double stresses compared to the nominal stress from the tungsten grains [5]. Using the obtained data it may be said that the fracture take place during the plastical deformation starting from the micro-cracks, which will be open especially between the tungsten grains, after a certain deformation, growing up with the increasing of the deformation degree.

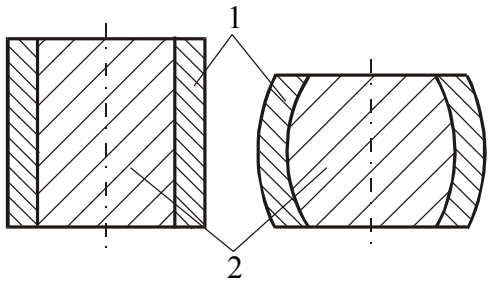


Fig. 2. Steel dies with samples: 1 - die, 2 - samples.

2. THE EXPERIMENTAL PART

There were elaborated samples from the alloy W-Ni-Fe using the methods of powder metallurgy. From this mixture there were pressed samples with their exterior

diameter of 20 mm and high of 60 mm; sintering with liquid phase at 1475 ^{0}C, for 1 h, in hydrogen. After sintering the samples were manufactured through turning at an exterior diameter of 15 mm, high of 50 mm and then introduced in dies of steel; the ensembles part-die were pressed at different reducing degree, between 2-50 %, figure 2. After deformation the parts were treated at different tempering temperatures between 600 ^{0}C and 1300 ^{0}C, 1 h, to study the recrystallization of the tungsten phase, and between 300 ^{0}C and 1200 ^{0}C, 1 h, for the matrix phase. The control parameter of the material microstructure evolution was the hardness.

3. RESULTS AND DISCUTIONS

The material cold worked during the plastical deformation process is characterized by a surplus of free energy. The increasing of the free energy through deformation is tied by the material nature, by the type and repartition of the crystalline net's defects, by the conditions of the deformation process. The structure of the heavy alloy 90W-7Ni-3Fe sintered with liquid phase at 1475 ^{0}C, 1h, can be seen in figure 3.

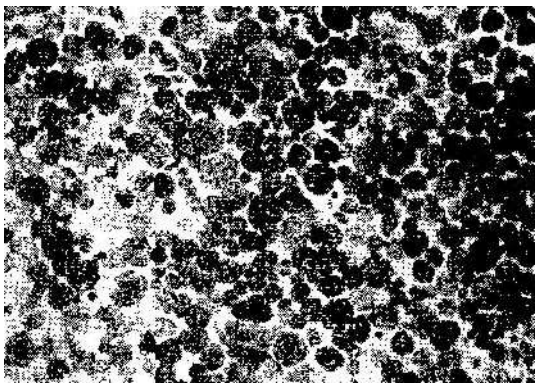


Fig. 3. Initial structure of the heavy alloy 90W-7Ni-3Fe (500 x).

In figure 4 there are presented the microhardness variations of the phase's constituents versus the deformation degree, which reveal the cold working character. The result of the microhardness measurement demonstrates that the degree of the deformation through cold working of the binder phase it is considerably greater than for the tungsten at small degree of deformation. The micro-hardness of the easy inflammable component riches, already, a deformation degree of 10 %. This value is the limit, which doesn't modify through the rising of the deformation degree. The level of the free energy is the energy of the remanent deformations and it determines the character and the speed of the structural modifications into the alloy during the tempering. Because of the interval, of the deformation degree and of the heating temperatures, there were pursued the most important steps of the structure's modifications from the alloy during the tempering.

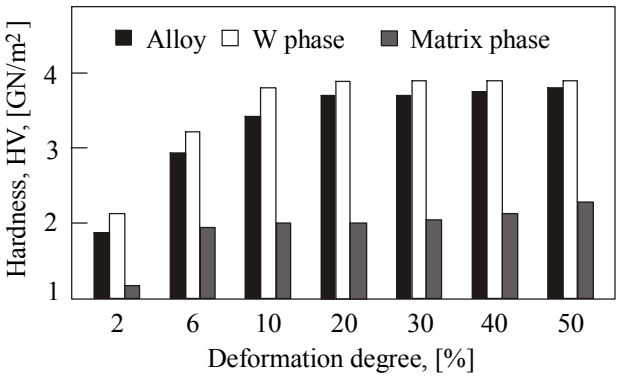


Fig. 4. The variation of AGW 90W-7Ni-3Fe hardness and phases microhardness versus the deformation degree.

As it results from the microhardness measurement, a tempering of the alloy at temperature relatively low determines a diminishing of the binder phase hardness, figure 4. The tempering process of the mechanical properties from the binder phase depends on the preliminary degree of the cold deformation and it intensify with its rising. The hardness

diminishing is determined by the relaxation degree too. The diffusion and especially self-diffusion, tied by the vacancy migration determine the relaxation. To the relaxation belongs also removal and annihilation process of the isolated vacancies, of recombination and annihilation of different vacancy aggregates.

The presence of a quantity of vacancy great enough and of the possibility of their migration through the rising of the tempering temperature permits to the dislocations to do a drag. This process generates most of the mutual annihilation actions of the dislocations with contrary sign. The dislocations with the same sign which remained in surplus rally into the walls which are perpendicular on the first slip surfaces, as called suborders, limits between the blocks of bend type which done small angles. The migration of dislocations in surplus determines the mechanism of polygonization process, which take place at high temperatures and ensure the improvement of the deformed structure.

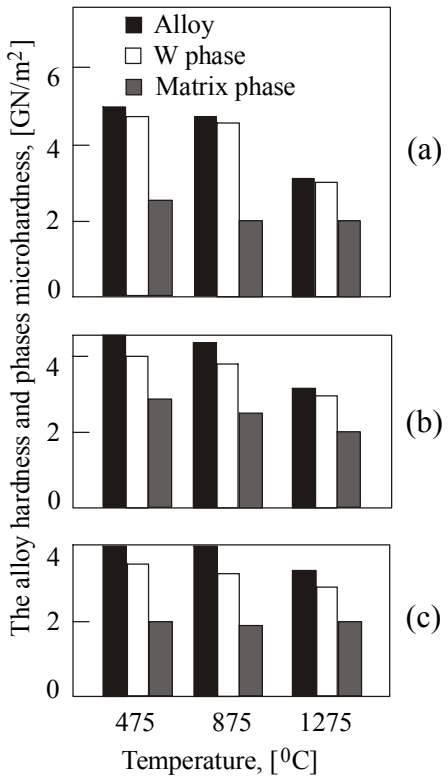


Fig. 5. The variation of the hardness and microhardness of the same AGW from fig. 4, versus the tempering temperature and different deformation degree: (a = 50 %; b =10 %; c = 2 %).

Into the samples deformed with small deformation degree (2 %), the recrystallization begins at 1000 ^{0}C. In the same time with the deformation increasing, the recrystallization beginning removes in the domain of lower temperatures, thus at a deformation of 50 % the recrystallization begins at 600 ^{0}C. At high degrees of quasi-isostatic deformation appear important gradients of free energy at the limit of the distortion and undistorted area of the crystalline net. The difference of the energetic level determines the diminishing of the recrystallization temperature. This effect may be seen on the diagram of the binder metal cold worked at the samples of heavy alloy quasi-isostatic deformed. Into the samples deformed with small degree of deformation the relaxation process may be explained through the fact that the time necessary for the disappearance of the pointshaped defects and of the dislocations at relaxation is smaller then the average period of incubation of the formation into the deformed material of the recrystallization centers. During the relaxation process, which accompany the successive modification of the mechanical properties at

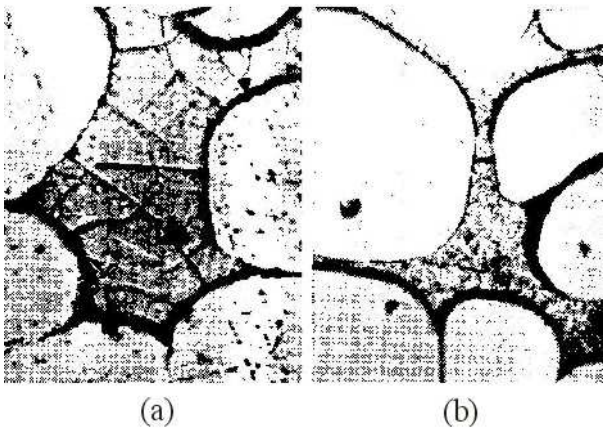


Fig. 6. The structure of the binder phase: (a) - deformation 10 %, tempering temperature 1275 ^{0}C; (b) - deformation 6 %, tempering temperature 1275 ^{0}C.

recrystallization, the hardness of the alloy diminishes suddenly, as the micro-hardness of its phase components, figure 5. For the samples strongly deformed there appears many centers of recrystallization; their rising is burdened by the intersection with other recrystallized grains. For small degrees of deformation, closely to the critical ones, appear little centers of recrystallization, which succeed to grow up until significant dimensions and intersect other recrystallized grains. For the critical deformation degree, the average size of the recrystallized grains grow up from 15 μm at 875 ^{0}C, at 35 μm at 1300 ^{0}C. Once with the growing of the tempering temperature, the size of the critical deformation removes in a lower domain. At the tempering temperature of 875 ^{0}C the deformation critical degree rich 6 % and diminish at 2 % for a tempering temperature of 1275 ^{0}C. The recrystallization for all deformation degree through tempering for 1h, ended at 1075 ^{0}C. The alloy structure with phase slow recrystallized is presented in figure 6. The growing of the recrystallized grains take place, mainly, in the limits of the initial grains (fig. 6 a) and only for the critical deformations and for that one near the critical ones, the grains dimension outruns the initial one (fig. 6 b).

4. CONCLUSIONS

The beginning temperature of the binder phase recrystallization in the heavy alloy 90W-7Ni-3Fe depends on the alloy initial cold deformation degree and it diminish from 1100 ^{0}C at 400 ^{0}C in the same time with the deformation increasing from 2 at 50 %.

- At low tempering temperatures and small deformation degree, into the phase take place, mainly, a relaxation process tied to the tempering and polygonization. For the intermediate deformation, these processes take place in the same time, overlapping.
- The size of critical deformation depends on the tempering temperature and diminishes from 6 to 2 % simultaneous with the temperature rising from 800 at1300 ^{0}C.

5. REFERENCES

1. Caldwell, S.G., Micro-hardness Variations in Tungsten-Based Heavy Alloys as a Function of Composition and Processing Variables, Progress in PM, 1985, Annual Conf. Proc., v. 41, MPIF-APMI, 1985, p. 123-138.
2. Frantsevitch, J.N., i. dr., Rekristalizatsiya wolframa w splawach wolfram-nikeli-jelezo, Por. met., 5(53), 1967, 84-91.
3. Hong, M.H. a.o., The Effect of Thermo-Mechanical Treatment on the Microstructure and Failure Behavior of Sintered W Heavy Alloy, Advanced Technology Research Center, 1994, p. 279-288.
4. *** Metals Handbook, Powder Metallurgy, v. 7, Coord. E.Klar, ASM International, USA, 1984, p. 316-320.
5. Ryu, H.J. a.o., Microstructural Control of Mechanically Alloyed Tungsten Heavy Alloy by Two Step Sintering. Proced. PM World Congr.&Exhib., v. 4, Granada, Spain, 1998, p. 520-525.

RADU MUREŞAN, Technical University of Cluj-Napoca, Faculty of Materials Science and Engineering, Muncii Av., No. 103-105, Cluj-Napoca, Romania.

EVOLUȚIA MICROSTRUCTURII PRIN SINTERIZARE ŞI PRELUCRĂRI TERMOMECANICE ÎN ALIAJE GRELE PE BAZĂ DE WOLFRAM

REZUMAT: Aliajul este caracterizat printr-o structură multifazică complexă. Structura W-Ni-Fe este compusă dintr-o fază refractară a unei soluții solide bogate in W şi o fază liant, uşor imflamabilă, formată din solutia solidă a W şi Fe în Ni durificată prin precipitare. Comportamentul aliajului greu la deformare plastică şi revenit va fi determinat de tipul rețelei cristaline (natura) a fazelor, de interacțiunea dintre ele şi de rolul limitelor interfazice care se formează la durificare. Scopul acestei lucrări este studierea modificării structurale a liantului din faza uşor durificată a aliajului de W-Ni-Fe deformat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ABOUT INVESTIGATION FACTORS INFLUENCING THE FINAL RESULTS OF PARTS FABRICATED BY THE ELECTROMAGNETIC FORMING

BY

DORIN LUCA

Abstract. The objective of this paper was to investigate factors influencing the final results of parts fabricated by the electromagnetic forming. Investigated factors were: the discharge current that passes through the coil and the magnetic induction produced by the coil. These factors were measured because, determining the real value of work parameters of the electromagnetic forming equipment is especially important and it is recommended that the acquisition of the requested data to be performed directly from the process.

Keywords: electromagnetic forming, flat specimen, factors influencing, discharge current, magnetic induction, data aquisitions.

1. Introduction

Both in manufacturing and research activities the permanent increase of tool performance is aimed with the purpose to produce parts with energy and material consumptions as low as possible.

In case of the designing electromagnetic forming process, calculation is developed based on the adoption of an equivalent electric scheme (more properly it should be called *simplified* scheme-author's note) for the *installation-tool-part (ITS)* system. In Figure 1 the equivalent scheme of the discharge circuit of an electromagnetic forming equipment is shown.

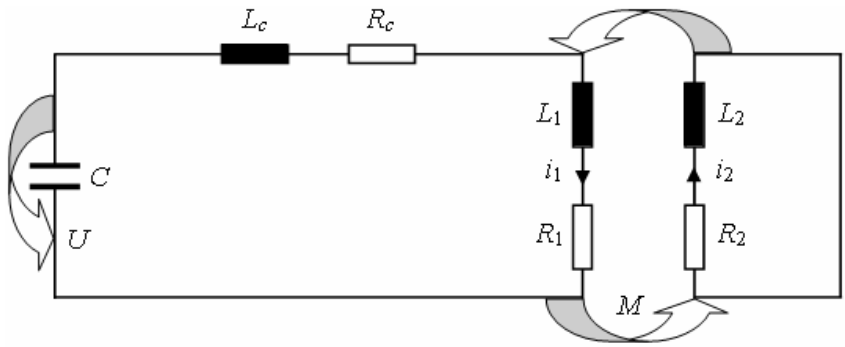


Figure 1. Equivalent scheme of the discharge circuit.

Therefore, *ITS* system is a discharge circuit consisting in: an energy stocker,

with capacity C and voltage U; the connecting lines, with inductance L_c and resistance R_c; the coil, with inductance L_1 and resistance R_1 and the specimen, with inductance L_2 and resistance R_2, being magnetically connected with the coil. This model of equivalent scheme of the discharge circuit assimilates the coil and the part to a transformer, with the mutual inductance M. Under these circumstances, the equivalent electric circuit is described by equations [1]:

$$(L_1 + L_c)\frac{\mathrm{d}i_1}{\mathrm{d}t} + \frac{\mathrm{d}}{\mathrm{d}t}(M\,i_2) + (R_1 + R_c)i_1 + \frac{1}{C}\int i_1\,\mathrm{d}t = 0 \tag{1}$$

$$\frac{\mathrm{d}}{\mathrm{d}t}(L_2\,i_2) + \frac{\mathrm{d}}{\mathrm{d}t}(M\,i_1) + R_2\,i_2 = 0 \tag{2}$$

where i_1 is the current passing through the coil and i_2 represents the sum of the induced currents in the specimen.

The initial conditions for equations (1) and (2) are:

$$i_1 = 0\,; \quad i_2 = 0\,; \quad (L_1 + L_c)\frac{\mathrm{d}i_1}{\mathrm{d}t} = U \tag{3}$$

where U is the initial voltage of the energy stocker.

In order to simplify the calculation, some authors [2] neglect the influence of mutual inductance M and only a total inductance L and resistance R are taken into consideration that cumulate the influences of the coil connection parameters and the coil and specimen specific parameters, according to the relationships:

$$L = L_c + L_1 + L_2 \tag{4}$$

$$R = R_c + R_1 + R_2 \tag{5}$$

In this case, the oscillating circuit equation has the form:

$$L\frac{\mathrm{d}i_1}{\mathrm{d}t} + R\,i_1 + \frac{1}{C}\int i_1\mathrm{d}t = 0 \tag{6}$$

with solution,

$$i_1(t) = I_{max}\cdot \mathrm{e}^{-\alpha\,t}\,\sin\omega\,t \tag{7}$$

where I_{max} is the maximum value (amplitude) of the discharge current, α represents the *damping coefficient* and ω is the *current pulsation*.

The damping coefficient α and the current pulsation ω are determined with the relationships:

$$\alpha = \frac{R}{2L} \tag{8}$$

$$\omega = \sqrt{\frac{1}{LC} - \left(\frac{R}{2L}\right)^2} = \sqrt{\frac{1 - D_a^2}{LC}} \tag{9}$$

where D_a is called *damping factor* and has the expressing,

$$D_a = \frac{R}{2}\sqrt{\frac{C}{L}} \tag{10}$$

For a given value of the damping coefficient D_a much lower than unit, the maximum value of the discharge current can be determined from the expression [3]:

$$I_{max} = U\sqrt{\frac{C}{L}}\left(1 - \frac{\pi R}{4}\sqrt{\frac{C}{L}}\right) \tag{11}$$

Besides discharge current intensity, the decisive influence on the electromagnetic forming manufacturing has the discharge current frequency, which is determined with the relationship:

$$f = \frac{1}{2\pi}\sqrt{\frac{1}{LC} - \frac{R^2}{4L^2}} \tag{12}$$

where L represents the total inductance of the discharge current, R is the total resistance of the circuit and C the total capacity of the energy stocker.

The discharge current frequency directly influences the deformation degree, an optimal frequency value existing for which the maximum deformation degree is obtained. Considering a solenoidal coil, its magnetic induction is determined with the relationship:

$$B(t) = B_{max} \cdot \mathrm{e}^{-\alpha t} \sin \omega t \tag{13}$$

where,

$$B_{max} = \frac{\mu_0 N I_{max}}{a} \tag{14}$$

where B_{max} is the maximum value of magnetic induction, μ_0 is the magnetic permeability of vacuum, N the solenoid number of turns and a the solenoid length.

The total pressure acting on the part equals the pressure difference on its two faces:

$$p = \frac{1}{2}\mu\,(H_1^2 - H_2^2) \quad \text{[Pa]} \tag{15}$$

where H_1, in A/m, is the intensity of the magnetic field in the space between coil and part and H_2, in A/m, is the intensity of the magnetic field on the opposite face of the specimen.

For a clearly expressed pellicular effect, pressure calculation relationship is written as:

$$p(t) = \frac{1}{2\mu_0} B_{max}^2 \cdot \mathrm{e}^{-2\alpha t} \sin^2 \omega t \tag{16}$$

Pressure calculation can be also performed with other relationships having specific forms to each specimen type.

2. Data acquisition and results

The most important parameters, in the case of manufacturing by electromagnetic forming, are the discharge current that passes through the coil and the magnetic induction produced by the coil.

Within this paper a system was designed and built, for simultaneous acquisition of data regarding discharge current and magnetic induction, which is shown in Figure 2 (*SE*-energy stocker; *GIT*-high voltage generator; *PC*-command desk; *CA*-commutation device; *DM*-electromagnetic forming device).

The acquisition of magnetic induction values required the design and manufacturing of a magnetic induction transducer, shown in Figure 3.

The turns of the transducer coil were made from enameled copper conductor with 0.09 mm diameter and were winded on a rigid thin insulating plate with the dimensions (3.39 mm × 0.31 mm).

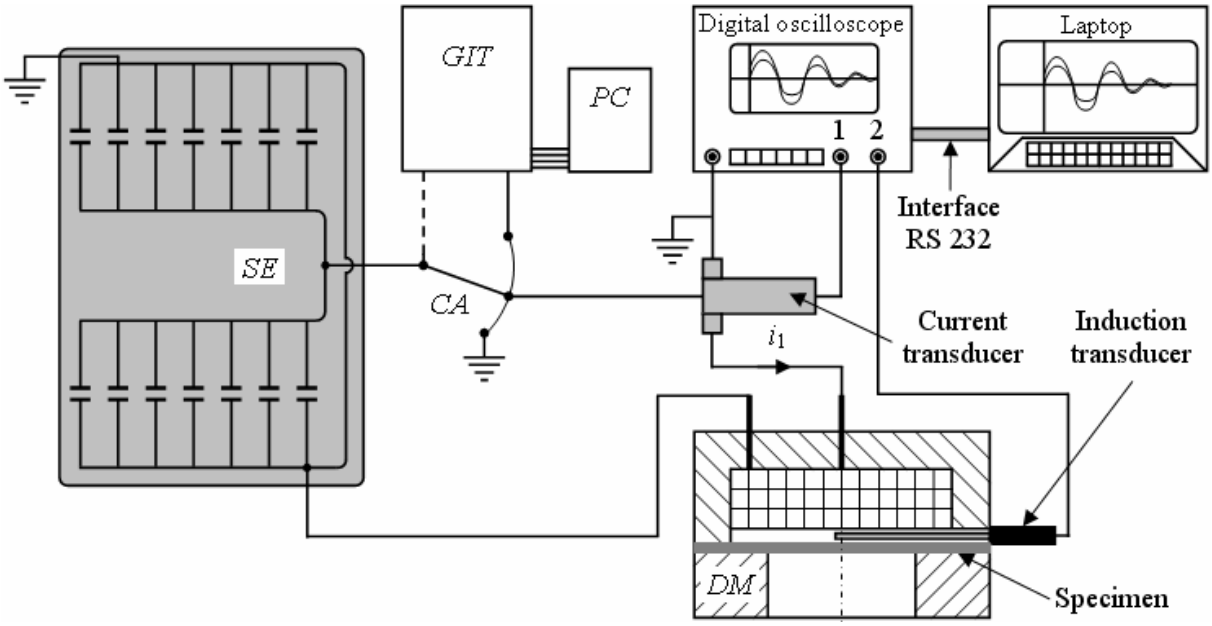


Figure 2. Designed system for data acquisition in electromagnetic forming process.

Figure 3. The induction transducer.

The obtained magnetic induction transducer was calibrated in the known uniform magnetic field of a *Helmholtz* system [4], using the constant transfer method from a first order standard.

Calibration was achieved based on the scheme shown in Figure 4.

The transducer was exactly positioned in the middle of the symmetry axis of the Helmholtz system. In this point the intensity of the magnetic field *H*, induced by the current *I* that passes through the system coils, is given by the relationship [5]:

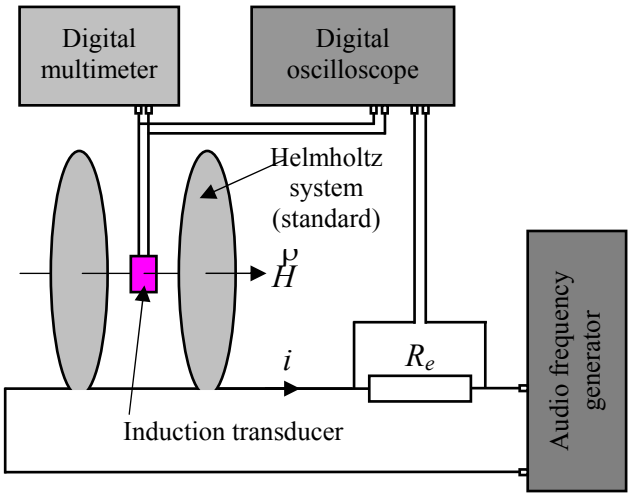


Figure 4. Calibration scheme of the induction transducer.

$$H = k_{sH}\, i \tag{17}$$

where k_{sH} is the Helmholtz system constant and has the value 477.94228 (A/m)/A.

Figure 5 shows two examples of simultaneous data aquisitions for discharged current and magnetic induction through flat coil.

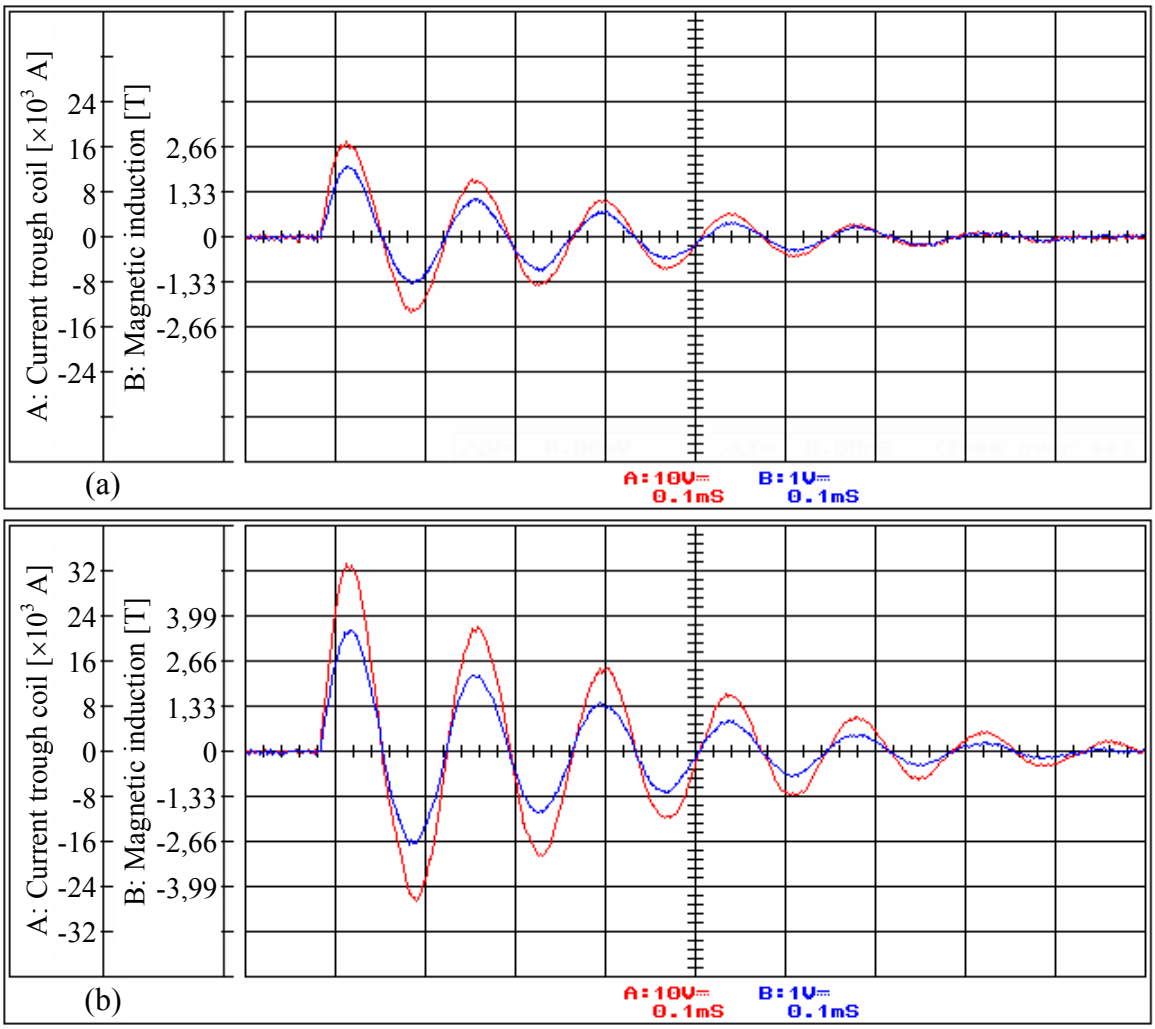


Figure 5. Examples of data aquisitions in electromagnetic forming process:
(a) $U = 2$ kV, $C = 200$ μF, $r = 30$ mm, $z = 3{,}65$ mm; (b) $U = 4$ kV, $C = 200$ μF, $r = 20$ mm, $z = 3{,}65$ mm.

Perch z shown on figures significance distance between induction transducer axis and coil turns axis used for data aquisitions (5 turns, L_1=0,910 μH, R_1=0,729 mΩ).

3. Conclusions

Calculation regarding discharge current intensity and frequency are accomplished based on the adoption of some *simplified* schemes of the installations and on some simplifying hypotheses. The discharge current intensity is significantly influenced by the damping factor value that should be as low as possible and at limit it shouldn't exceed unit. The discharge current frequency directly influences the deformation degree, which can be explained by frequency influencing the penetration depth of the magnetic field. Magnetic induction and pressure produced by the working coil depend on both the discharge current intensity and frequency, on the coil number turns as well as on its dimensional parameters. The variations of magnetic pressure magnitude and distribution are largely influenced by the ration between the voltage and the capacity of energy stocker. In order to increase the process efficiency cooling

of the electromagnetic forming devices is recommended. Based on this idea, the author even suggests to apply the cryogenic cooling of coils (for instance with liquid nitrogen passing through tubular conductors), which could exploit low temperature superconductivity of metals thus considerably increasing efficiency. Determining the real value of work parameters of the electromagnetic forming installation is especially important and it is recommended that the acquisition of the requested data to be performed directly from the process. In the present research, the acquisitioned data allowed both correct determination of the deformation pressure and obtainment by finite element modelling of some results very close to reality.

Received, May 2007

Technical University "Gh. Asachi" Jassy

REFERENCES

1. TAKATSU, N.; KATO, M.; SATO, K.; TOBE, T. - High-Speed Forming of Metal Sheets by Electromagnetic Force. *JSME International Journal*-Series III, 1988, vol. 31, nr. 1, p. 142-148. ISSN 1340-8062.
2. MIRONOV, V.A. - *Magnitno-impul'snoe pressovanie poroškov*. Riga: Izdatel'stvo Zinatne, 1980. 194 p.
3. BAUER, D. - Dimensionarea optimă a sculelor şi instalaţiilor pentru deformare în câmpuri magnetice (traducere). *Prelucrarea metalelor prin tehnologii neconvenţionale*, 1973, nr. 1, p. 26-30.
4. JILES, D. - *Introduction to Magnetism and Magnetic Materials*. London; Weinheim; Tokyo; Melbourne; Madras: Chapman & Hall, 1996. 440 p. ISBN 0-412-38640-2.
5. LUCA, D. - *Research and Contributions Regarding Plastic Processing by the Electromagnetic Forming Proceeding,* PhD Thesis (in Romanian). Iaşi: Technical University, 2000.

DESPRE INVESTIGAREA FACTORILOR CE INFLUENTEAZA REZULTATELE FINALE A PIESELOR FABRICATE PRIN MAGNETOFORMARE

(Rezumat)

Obiectivul acestei lucrari a fost sa investigheze factorii ce influenteaza rezultatele finale a pieselor fabricate prin deformare electromagnetica (magnetoformare). Factorii investigati sunt: curentul de descarcare care trece prin bobina si inductia magnetica produsa de bobina. Acesti factori au fost masurati deoarece, determinarea valorii reale a parametrilor de lucru a instalatiei de deformare electromagnetica este foarte importanta si se recomanda ca achizitia datelor necesare sa se realizeze direct din proces.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENT OF IRON INOCULATING BY TWO STAGES, IN MOULD

BY

VASILE COJOCARU-FILIPIUC, SERGIU STANCIU and GELU BARBU

Abstract: An iron inoculating mould prepared for inoculating by two stages was experimented.Configuration of inoculant second chambers has determined high sintering of inoculant − Mg master alloy.

Iron was inoculated very uniform according to an inoculant consumption of 0.75% with 10% Mg.

One estimates changing of inoculant second chambers geometry and tangential feeding of reaction chamber.

Keywords: mould inoculating, reaction chambers, fine graphite

1. GENERAL CONSIDERATION

Advantages and disadvantages of iron inoculating in mould are known, remarking advantage which consists in eliminating of uninoculating risk caused of big duration between beginning of inoculating and beginning of crystallization and disadvantage which consists in ununiform inoculating caused of fact that at beginning of pouring iron is inoculated more and to final of pouring iron is inoculated less, [1], [2], [3], [4], [5].

Inoculants are introduced in liquid iron, usually, as ferro-alloy and master alloy, metallic materials which contain impurities, impurities which are transferred, partially, to inoculated iron, too. That's why one searches inoculating methods which to provide bigger inoculants assimilating efficiency and which to determine less consumption of inoculants.

This paper presents experimenting of an inoculating technology in mould, [6], by inoculating system equipped with four second reaction chambers which to determine inoculating in two stages.

2. EXPERIMENTS

In figure 1 it is presented draught of mould which is used for iron inoculating.

Inoculating manner, according to figure 1, consists in placing of inoculant (18) in reaction chamber (4). Before pouring, the feeding of the mould cavity is blocked by obturating core (17). After pouring, inoculating, chemical-thermical homogenizing

and non-metallic inclusions separating at the metallic bath surface from the reaction chamber, the feeding of the mould cavity is unobturated.

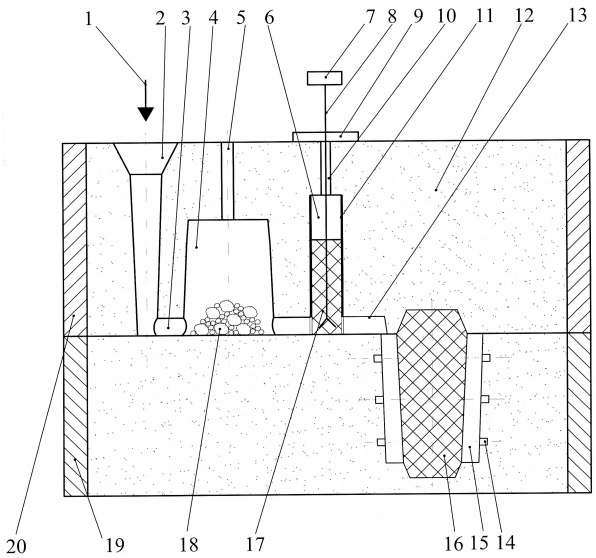


Fig.1.Draugh of inoculating mould for iron, equipped with simple reaction chamber. 1 − pouring sense; 2 − downgate; 3 − reaction chamber feeding; 4 − reaction chamber; 5 − ventilating canal; 6 − slot of obturating core; 7 − acting device; 8 − acting bar; 9 − bar blocking device; 10 − bar canal; 11 − graphite blocking; 12 − foundry sand; 13 − feeding of the mould cavity; 14 − samples cavities; 15 − casting cavity; 16 − core; 17 − obturating core; 18 − master alloy with Mg; 19 − inferior flask; 20 − superior flask.

According to experiment, reaction chamber is equipped with four second inoculant reaction chambers, as in figure 2.

Volume of the reaction chamber is about 1550 cm^3 and corresponds to a weight of 10.9 kg.

Volume of mould cavity is about 1360 cm^3.

Size of the reaction chamber is ϕ 110x158 mm.

Size of a second inoculant chamber is ϕ 34x35 mm.

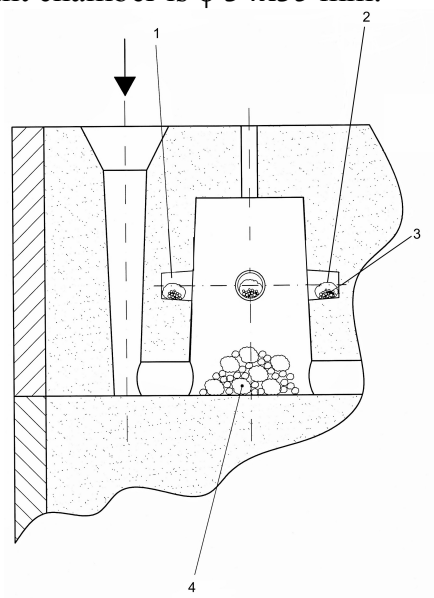


Fig.2. Draugh of reaction chamber equipped with four second inoculant reaction chamber: 1 − second inoculant reaction chamber; 2 − paper; 3 − second inoculant; 4 − main inoculant.

Mould was preheated, superficially, by a butane burner − a mobile one.

Iron was elaborated in an induction furnace equipped with a graphite crucible, having capacity of 30 kg of iron and frequency of 20000 Hz.

Manufactured iron had next chemical composition: 3.83% C; 2.98% Si; 0.67% Mn; 0.152% P; 0.43% S.

Oligoelements from manufactured iron had following concentrations: 0.064% Cr; 0.013% Mo; 0.035% Ni; 0.006% Al; 0.004% Co; 0.056% Cu; max.0.003% Nb; 0.024% Ti; 0.016% V; max. 0.007% W; 0.004% Pb; 0.015% Sn; 0.008% As; max. 0.001% Zr; 0.002% Ca; max. 0.003% Ce; 0.002% B; max. 0.001% Zn; max. 0.001% La; max. 92.073% Fe.

Metallic charge had 100% high purity pig iron with following chemical composition: 3.9% C; 1.75% Si; 0.75% Mn. One used for increasing of Si content FeSi75. To inoculate, one used a ferro-alloy with Mg and Mischmetall having following chemical composition: 10% Mg; 1.5% Mischmetall; 42% Si; 1.5% Al.

One was used 1.5% inoculant placed by the following set-up: 0.75% on the base of the reaction chamber (placed in central zone) and 0.19% in very second inoculant reaction chamber.

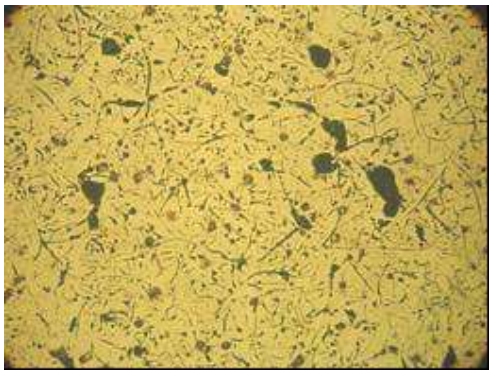
Iron evacuating temperature from furnace was of 1490^0, temperature determined by a optical pyrometer. The feeding of the reaction chamber was perpendicular on this one. An experiment was realized, only.

Duration between pouring finishing and dezobturating of cavity mould feeding was of 5 seconds.

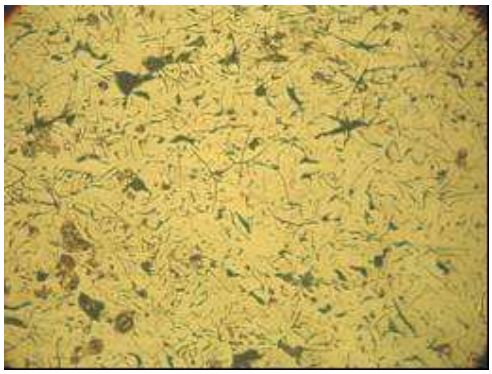
3. RESULTS OBTAINED

Inoculant from second inoculant reaction chamber was sintered. So, for inoculating 0.75% of inoculant participated. On the surface of the reaction chamber a crust with thickness of 1.5…2.0 mm was solidified.

Figure 3 shows metallographic structure of those 12 samples placed in mould cavity as in figure 1, on three planes and by four a plane, placed equidistantly (at. 90^0). Putting down of samples is done by two figure separated by a point, the first figure representing the placing plane (1 − above plane; 2 − average plane; 3 − bottom plane) and second figure representing position given the feeding of the mould cavity (1 − sample next to feeding; 2, 3 and 4 − considerate by positive trigonometric sens given the sample 1).

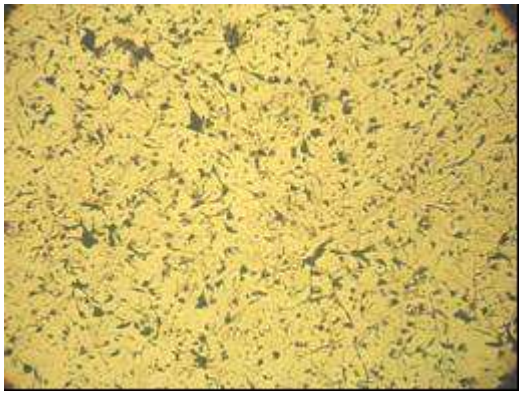


sample 3.1

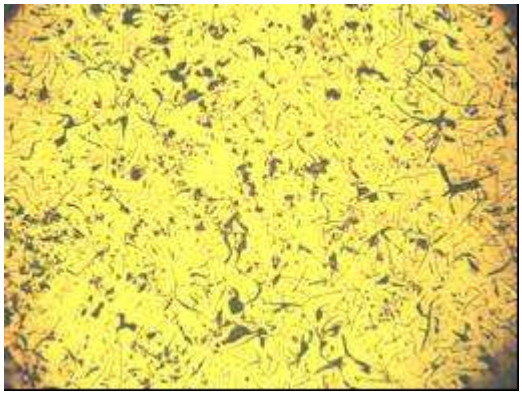


sample 3.2

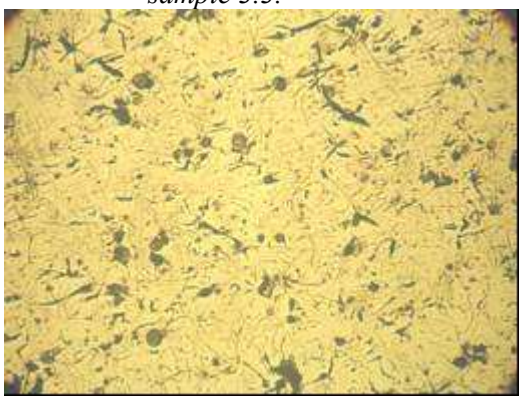
Fig.3. Metallographic structure of samples. Aggrandizement of 100.To be continued.



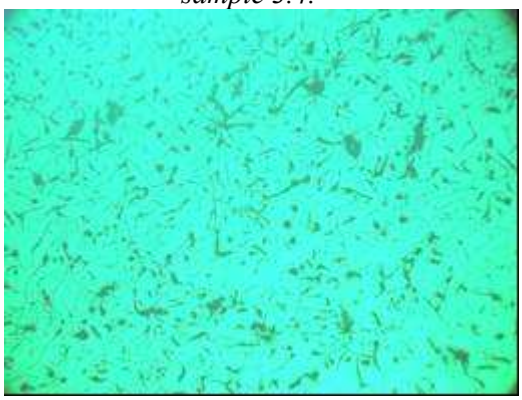
sample 3.3.



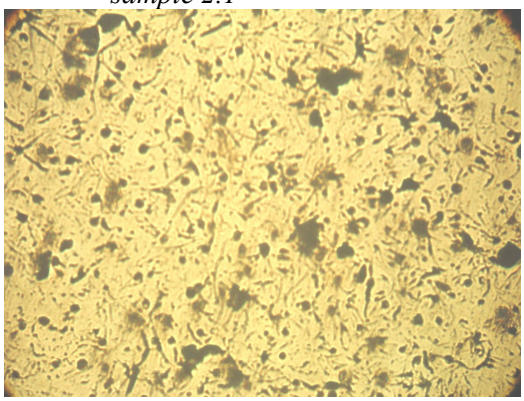
sample 3.4.



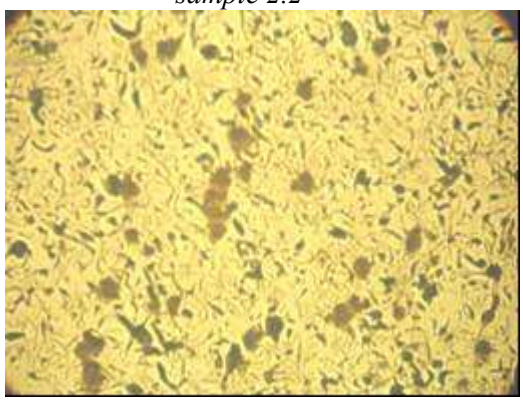
sample 2.1



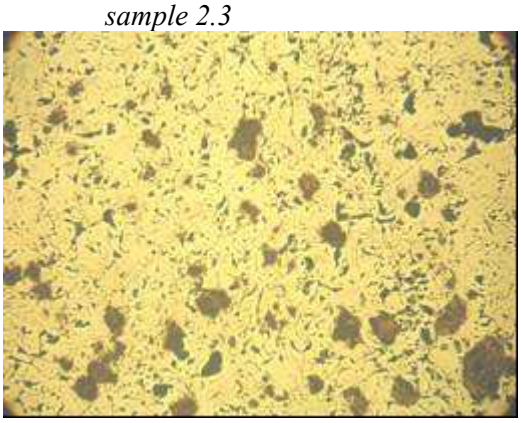
sample 2.2



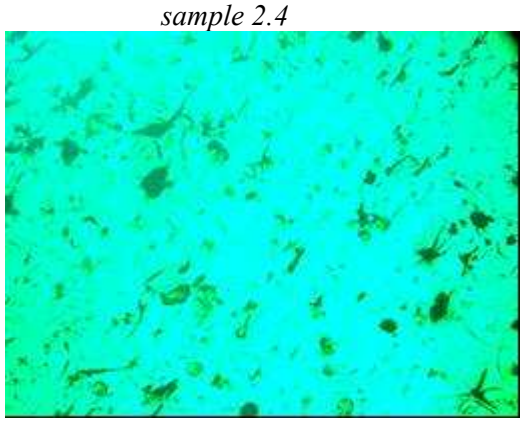
sample 2.3



sample 2.4

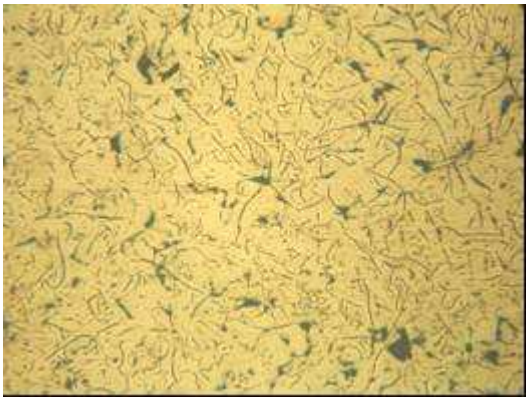


sample 1.1

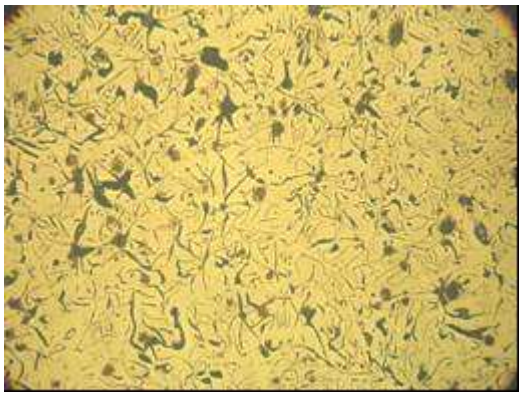


sample 1.2

Fig.3. Metallographic structure of samples. Aggrandizement of 100.To be continued.



sample 1.3



sample 1.4

Fig.3. Metallographic structure of samples. Aggrandizement of 100. Continued from another page

Remanent magnesium content was of 0.002%.
Magnesium assimilating efficiency was about 60%.

4. RESULTS − INTERPRETATIONS

Because of inoculant sintering in second inoculant reaction chambers, one recommends that second inoculant reaction chamber to be realize as in figure 4. So, inoculant from second inoculant reaction chambers will be involve by liquid iron to superior part of the reaction chamber. In addition, one recommend that the feeding of the reaction chamber to be tangential given the reaction chamber.

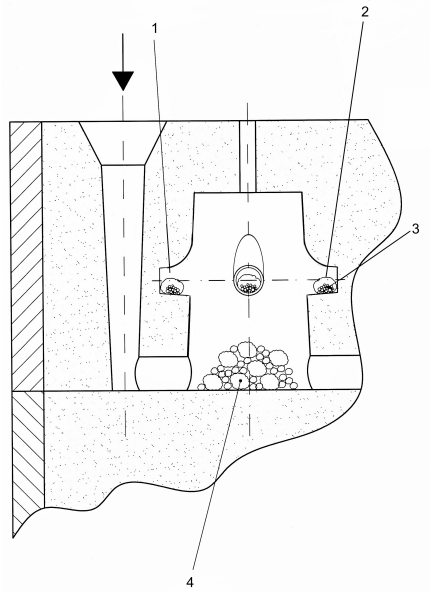


Fig. 4. Draught of the reaction chamber equipped with four second inoculant reaction chamber whose geometry is changed given the variants from figure 2.

Because of inoculant sintering in second inoculant reaction chambers, practically, iron was inoculated by 0.75% inoculant, that is less that value indicated by technical literature. So, one explains why graphite was inoculated a little .

Graphite inclusions from all 12 samples are fine, between fine lamellar inclusions being little graphite nodules and rarely bigger graphite nodules, too.

Geometry of graphite inclusions from those 12 samples is relative very uniform. That's why on considers that in mould inoculating technology experimented determined a good chemical homogenizing.

Technical University "Gh. Asachi" from Jassy.

REFERENCES

1. Cojocaru-Filipiuc, V. *Nodular graphite obtainment by modification in the mould*. Kohászat.1997.5-6.p.183...185.
2. Cojocaru, V. *Fonte−obținere*. Iaşi. Editura "**Samia**". 2003;
3. Sofroni, l., Ripoşan, I., Brabie, V. and Chişamera, M. *Turnarea fontei*. Bucureşti. **Editura Didactică şi Pedagogică**. 1985.
4. Sofroni, L., Ştefănescu, D.M., and Vicenz, C. *Fonta cu grafit nodular*. Bucureşti. **Editura Tehnică**. 1978;
5. Sofroni, L. and Ştefănescu, D.M. *Fonte modificate cu proprietăți superioare*. Bucureşti. **Editura Tehnică**. 1971;
6. Cojocaru, V. and Oprinca, S. *Rețea de turnare*. **Brevet România**. nr. 107 574. 1993.

Note

The present paper is based on data obtained by research elaborated within the Contract of Scientific Research no. 63GR/19.05.2006, theme 6, cod 630 and theme 12/2007, financed by C.N.C.S.I.S. from the Ministry of Education and Research.

EXPERIMENT DE MODIFICARE A FONTEI ÎN FORMĂ, ÎN DOUĂ TREPTE

Rezumat: S-a testat o formă de modificare a fontei pregătită pentru modificarea în două trepte.

Configurația camerelor secundare ale modificatorului a determinat sinterizarea modificatorului pe bază de Mg şi dezactivarea lui.

Fonta s-a modificat foarte uniform, corespunzător unui consum de modificator de 0,75% cu circa 10% Mg.

Se estimează schimbarea geometriei camerelor secundare ale modificatorului şi alimentarea tangențială a camerei de reacție.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THERMODYNAMIC ACTIVITY OF CARBON − DECISIVE FACTOR FOR GRAPHITE GEOMETRY IN GREY CAST IRON

BY

VASILE COJOCARU-FILIPIUC

Abstract: Nodular graphite nuclei are constituted, thanks to critical values of carbon thermodynamic activity, on surface of thermodynamic phases created by inoculant elements in liquid elements in liquid iron, thermodynamic phases as gas bubbles or drops.

Chemical elements introduced in liquid iron which are solved in liquid iron cannot be inoculants to constitute nodular graphite .

During eutectic transformation, complex phenomena which occur, under influence of chemical composition of iron, can degenerate graphite geometry − inoculation degeneration.
Keywords: nodular graphite nuclei; thermodynamic activity of carbon; phases inoculant of elements in liquid iron.

1. GENERAL CONSIDERATIONS

There is carbon, in case of grey cast irons, like graphite, for the most part, and like solid solution (ferrite, austenite and metallographic constituents, except thermodynamic equilibrium, conformable to reality) fastened cementite in perlite or in metallographic constituents, except thermodynamic equilibrium Fe-C, conformable to reality, [1].

Graphite, in irons, but in other alloys, too, can have divers shapes (geometries), from point-like one, to divers shapes, in plane being as lamellar, vermicular/compact, coral − lake, chunky, nests, nodular etc.

Graphite shape, weight of graphite inclusions, volume of a graphite inclusions and quantity of graphite determine significantly values of mechanical and physical characteristics.

According as factors which determine graphite (geometry, weight and quantity) and activating manner of those ones are known it results that iron proposed to obtain characteristics can be obtained from the graphite influence point to of view.

In this paper it is presented influence of carbon thermodynamic activity on graphite geometry.

Graphite from iron which is constituted during iron cooling arises from liquid solution and solid solution as result of diffusion of carbon particles through those ones.

Therefore, it is a matter of carbon thermodynamic activity in a solution because the thermodynamic activity involves diffusion process.

2. CARBON THERMODYNAMIC ACTIVITY IN LIQUID IRON

An iron in liquid state is a liquid solution which has carbon content, definited.

When energetic parameters involve "associating" of more carbon particles which are put in order according to a crystallographic system, there is reality of constituting of a crystallographic nucleus − graphite nucleus.

To increase the graphite nucleus, it must that carbon particles to diffuse through liquid solution − through liquid metallic matrix − that is those ones must diffuse from zones where carbon concentration is less, to zone where carbon concentration is bigger − at beginning to graphite nuclei and then to graphite inclusions. This situation might constitute an example given the impossibility to explain diffusion phenomenon by Fick laws. Therefore, factor which determines carbon diffusion through liquid solution is thermodynamic activity − not content.

According to [2], thermodynamic activity of carbon can be to define by two manners − carbon rational thermodynamic activity (relation (1)) and carbon practical thermodynamic activity (relations (2) and (3)).

$$a_C^{'} = f_C \cdot X_C, \tag{1}$$

where $a_C^{'}$ is carbon rational thermodynamic activity; f_C − carbon thermodynamic activity coefficient; X_C − molar fraction of carbon.

$$a_C^{''} = f_C \cdot C_C^{*}, \tag{2}$$

where $a_C^{''}$ is carbon practical thermodynamic activity; C_C^{*} − molal concentration of carbon (molality)

$$a_C^{'''} = f_C \cdot C_C, \tag{3}$$

where $a_C^{'''}$ is carbon practical thermodynamic activity too; C_C − molar concentration of carbon.

There are convertion factors between X_C, C_C^{*} and C_C − they are known.

During liquid iron cooling, one estimates that carbon content and pressure above metallic bath are constant.

Thermodynamic activity coefficient depends of chemical composition of iron, iron temperature and pressure above metallic bath.

[1] and [3] bibliography sources show nodular graphite constituting during liquid iron cooling, between temperatures 1350…1320^{0}C. So, conclusion is nodular graphite nuclei are constitutes at same temperatures.

In the case of hypoeutectic iron, nodular graphite is constituted between 1350…1320^{0}C and lamellar graphite is constituted during eutectic transformation. So, nodular graphite nuclei and lamellar graphite nuclei are constituted at different temperature. Well, in this moment, one estimates that the factor which explains different temperature for constituting nodular and lamellar graphite nuclei is carbon thermodynamic activity.

It is known that carbon thermodynamic activity is big, so carbon particles diffusing through liquid solution to graphite nuclei and inclusions and through solid solution (austenite), to graphite inclusions.

Taking into consideration that pressure above metallic bath is constant, usually, it follows that carbon thermodynamic activity depends of carbon quantity, iron chemical composition and iron temperature.

Bibliography shows that temperature − big values − is an important factor for inoculating.

Source [4] shows that, in case of hypereutectic irons, nodular graphite nuclei are constituted between 1350…1320^{0}C and during eutectic transformation.

Indifferently of inoculant nature it is certain that difference between hypoeutectic iron and hypereutectic iron is carbon content − more precisely, value of carbon equivalent. Well, a bigger carbon quantity involves constituting of nodular graphite nuclei during eutectic transformation in the case of hypereutectic iron.

In relation (1), (2) and (3), f_C depends of temperature, too, so, "appearing" idea that carbon thermodynamic activity is factor which explains constituting of nodular graphite nuclei.

The temperature is less, the carbon thermodynamic activity is bigger − is bigger carbon thermodynamic activity coefficient. For example, in the case of Fe-C binary system, there is relation (4).

$$\lg f_C = \frac{4370}{T}[1 + 4 \cdot 10^{-4}(T - 1770)](1 - N_{Fe}^2), \tag{4}$$

where T is temperature and N_{Fe} is molar fraction of iron.

Liquid iron temperature, to inoculate, must be big, but thanks to implicating of divers factors − for example, endothermic dissolving of inoculant, decreasing of iron temperature thanks to elimination of big magnesium bubbles from liquid iron etc.

One estimates that during liquid iron cooling, there is a temperature when carbon thermodynamic activity determines constituting of nodular graphite nuclei.

In case of hypoeutectic grey iron uninoculated, graphite nuclei are constituted during eutectic transformation and they represent lamellar graphite. Well, if iron is not inoculated, by normal conditions of pressure, in the case of technical iron, graphite nuclei which are constituted represent lamellar graphite.

To constitute a graphite nucleus, carbon particles must have a certain thermodynamic activity.

In case of a technical iron, thermodynamic activity depends of chemical composition of iron according to relation (5).

$$\lg f_C = \%C \cdot e_C^C + \%E_1 \cdot e_C^{E_1} + \%E_2 \cdot e_C^{E_2} + ... + \%E_m \cdot e_C^{E_m}, \tag{5}$$

where E_1, E_2,…E_m represent chemical element from chemical composition of iron; $e^{C, E_1, E_2, ..., E_m}$ − interaction coefficient of chemical elements from chemical composition, of carbon too, on carbon.

In the case of a technical iron, when pressure is constant, although temperature decreases during iron cooling and although carbon quantity can be increased, these ones increasing carbon thermodynamic activity, however graphite is constituted lamellar. Thus, to constitute nodular graphite nuclei − nodular graphite − it must inoculate iron, that is it must introduce inoculant in liquid iron.

Inoculant is introduced in liquid iron in small quantities − for example, 0.15…0.60%, so, influence on certain characteristics being little. Concretely, e_C^{Mg} has value + 0,07, [5], well, very little, that is carbon thermodynamic activity coefficient

does not increase so much. Well, it's about another factor which involves constituting of nodular graphite nuclei and increasing of graphite nodularly.

Although Mg and Si have, relatively, same interaction coefficient on carbon, Mg is inoculant, only.

Difference between Mg and Si that Mg constitutes a thermodynamic phase − Mg bubbles.

In Mg bubbles, Mg particles shift chaotically, and so, carbon particles have increasing conditions − distances between Mg particles from Mg bubbles are big. Well, there are energetical conditions that carbon particles to constitute graphite nuclei on surface of Mg bubbles. Graphite nuclei can increase into Mg bubbles.

What happend with another inoculants? Which is state of those one in liquid iron? In table 2 fusing temperature, boiling temperature and thermodynamic phases nature of inoculants in liquid iron are represented, [6].

Table 1. Boiling temperatures, fusing temperatures and thermodynamic phases nature of inoculants in liquid iron

Nodulizing inoculant for graphite	Temperature, in ^{0}C, at atmospheric pressure		Nature of thermodynamic phases of inoculants in liquid iron
	fusing	boiling	
Mg	650.0	1107	gas bubbles
Ca	838.0	1440	drops and gas bubble
Ce	795.0	3468	drops
Y	1509.0	2927	drops and solide inclusions
Li	108.5	1330	drops and gas bubbles
Na	97.8	892	gas bubbles
Ba	714.0	1640	drops

Practically and rarely, Mg is used like inoculant, only, another inoculant elements to nodulize graphite using oneselves as ferro-alloys and master alloys, when values of fusing and boiling temperature are another − nature of thermodynamic phases of ferro-alloys and master alloys being another than those of inoculant elements. Well, it is possible, that all inoculant to involve thermodynamic phases as gas bubbles and drops.

If inoculant element is in liquid iron gaseous state and as bubbles, increasing conditions of graphite in inoculant bubbles are better than in case when inoculant element is in liquid iron as drops thanks to bigger distances between inoculant particles from gas bubbles.

Graphite increasing of graphite in gas bubbles and drops of inoculante elements determine that inoculant elements particles to diffuse to and in liquid solution.

Well, it must that inoculant elements to be in liquid iron as gaseous or liquid state and as gas bubbles and as drops − not as solution.

In case magnesium, magnesium bubbles becomes bigger at the same nearing of surface of metallic bath, so, distance between magnesium particles becoming bigger, and graphite increasing easier. Conclusion is that when inoculation is done in ladle, graphite nodules have a bigger size given the mould inoculation where graphite nodules have a less size.

As carbon particles diffuse through liquid solution and deposit oneselves in inoculant bubbles on graphite, carbon concentration decreases in liquid solution, so,

decreasing carbon thermodynamic activity, too. As a result, in case of hypoeutectic iron is not possible constituting of nodular graphite nuclei till liquids line. In addition, during crystallization, austenite is crystallized including carbon, so, carbon thermodynamic activity from liquid solution decreasing till eutectic temperature − eutectic transformation. Therefore, it is not possible to constitute nodular graphite nuclei during eutectic transformation in case of hypoeutectic iron. So, small carbon quantity from liquid solution does that inoculant elements particles from gas bubbles to diffuse easily in liquid solution and to disappear little inoculant elements bubbles.

In case of hypereutectic irons, bigger carbon content than in case of hypoeutectic irons, determines that at eutectic temperature − eutectic transformation − to increase carbon thermodynamic activity, to constitute nodular graphite nuclei on surface of little inoculant elements bubbles, and finally, to constitute nodular graphite. So, little graphite nodules are obtained between big graphite nodules (constituted at big temperatures). In addition, during crystallization austenite is not constituted − carbon concentration in liquid solution (between graphite nodules) is constant. Inoculant elements particles from little gas bubbles does not diffuse through liquid solution because of big carbon content.

Phenomena which occur in case when inoculant is in liquid iron as gas bubbles are as in case when inoculant is in liquid iron as drops.

During eutectic transformation, complex phenomena which occur, under influence of chemical composition of iron, can degenerate graphite geometry, this subject being object of another paper.

3. CONCLUSIONS

1.Nodular graphite nuclei are constituted when carbon thermodynamic activity has a critical value.

2. Nodular graphite nuclei are constituted on surface of thermodynamic phases created by inoculant elements in liquid iron − thermodynamic phases as gas bubbles or drops, only, not as solution.

3. At big temperatures, nodular graphite nuclei are constituted on surface of big gas bubbles and drops of inoculant elements.

4. In case of hypereutectic irons, nodular graphite nuclei are constituted on surface of little gas bubbles or drops, during eutectic transformation, thanks to big values of carbon thermodynamic activity.

5. Because of austenite separating crystallization of iron, in case of hypoeutectic iron, carbon thermodynamic activity decreases very much and, so, is not possible constituting of nodular graphite nuclei during eutectic transformation.

Technical University “Gh. Asachi” from Jassy.

REFERENCES

1. Cojocaru, V. *Fonte−obținere*. Iaşi. Editura "**Samia**". 2003;
2. Vermeşan, E., Ionescu, I. and Urseanu, A. *Chimie metalurgică*. Bucureşti. **Editura Didactică şi Pedagogică**. 1981;
3. Sofroni, L., Ştefănescu, D.M., and Vicenz, C. *Fonta cu grafit nodular*. Bucureşti. **Editura Tehnică**. 1978;
4. Sofroni, L. and Ştefănescu, D.M. *Fonte modificate cu proprietăți superioare*. Bucureşti. **Editura Tehnică**. 1971;
5. Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice*.Bucureşti. **Editura Didactică şi Pedagogică**. 1985;
6. Sofroni, l., Ripoşan, I., Brabie, V. and Chişamera, M. *Turnarea fontei*. Bucureşti. **Editura Didactică şi Pedagogică**. 1985.

Note

The present paper is based on data obtained by research elaborated within the Contract of Scientific Research no. 63GR/19.05.2006, theme 6, cod 630 and theme 12/2007, financed by C.N.C.S.I.S. from the Ministry of Education and Research.

ACTIVITATEA TERMODINAMICĂ A CARBONULUI − FACTOR DETERMINANT PENTRU GEOMETRIA CARBONULUI, ÎN FONTELE CENUŞII

Rezumat: Germenii de grafit nodular se formează datorită valorii critice a activității termodinamice a carbonului pe suprafața fazelor termodinamice create de elementele chimice modificatoare în fonta lichidă, faze termodinamice sub formă de bule gazoase sau picături. Elementele chimice introduse în fonta lichidă care se dizolvă în fonta lichidă nu pot fi modificatori pentru formarea grafitului nodular.

În timpul transformării eutectice, fenomenele complexe care au loc, sub influența compoziției chimice a fontei, pot degenera geometria grafitului până la compromiterea modificării.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SENSITIZATION ASSESSMENT OF DUPLEX STAINLESS STEEL USING CRITICAL PITTING TEMPERATURE CPT METHOD - ASTM G48

BY

FUAD M. KHOSHNAW and RAMADHAN A. GARDI

Abstract: Generally, the effect of various fabrication processes, such as welding, in stainless steel alloys can be translated properly with applying specific heat treatments. In this study the influence of this treatment on pitting susceptibility of the stainless steel was evaluated by $FeCl_3$ test according to ASTM standard G48, which is originally dedicated for determination the pitting resistance of austenitic stainless steel.
In this study the influence of heat treatments on pitting corrosion of two stainless steels SAF 2304 and AISI 316L was studied. The stainless steels were given aged treatment in the temperature of 400°C, 500°C, and 600°C for various times. The results showed that with increasing the aging temperature from 400°C to 500°C the pitting corrosion rate of stainless steel alloys are increased at all aging times. At 600°C and when aging time equal to 24 hours both types of stainless steels subjected to minimum critical pitting temperature among other aging temperatures and times selected in this study.
These results are attributed to the metallurgical aspects like carbide precipitation, forming other intermetallics and phases, secondary austenitic, etc, which had significant effects on the corrosion behavior in stainless steel alloys. Increasing the amount of these aspects encourages the pitting corrosion.
Keywords: Stainless steel, sensitization range, critical pitting temperature (CPT), carbide precipitation.

Introduction

Duplex stainless steels are Fe-Cr-Ni alloys with a microstructure consisting initially of ferrite and austenite with approximately 1:1 ratio at room temperature. These steels possess a combination of properties high strength and corrosion resistance that can not be attainable readily using conventional single phase of austenitic or ferritic stainless steel. Compared to the austenitic alloy, duplex alloys have better local and stress corrosion resistance particularly in hot corrosion environment containing chloride ions [1, 2]. Compared to the ferritic stainless steels they can offer improved formability, weld-ability and toughness [3]. Because of these properties duplex stainless steels are used increasingly in some petrochemical industries and oil refineries [1, 3-5]. As mentioned above although they were developed since 1930s, they were not become popular before development of high alloy duplex stainless steel because of difficulties in hot workability and their susceptibility to intergranular corrosion after welding and specific heat treatments, especially in what called sensitization range [2,6].

A range of temperature between 400-600°C is called a "sensitization range". During heat treatment of stainless steels within this range, various transformation occurs involving precipitation of sigma (σ), chi (x), intermetalic phases (R), body centered cubic (α), etc. These transformations seriously affect the localized corrosion

resistance such as pitting and intergranular corrosion in stainless steel alloys [2, 3, and 5].

Since duplex stainless steel generation is relatively new, international standard methods for this group of alloys have not been well-known yet. Therefore, in order to determining the effect of heat treatments, and subsequently the metallurgical aspects, on this group of alloys, the critical pitting temperature (CPT) method, ASTM G48, has been used [2,7]. In spite of, originally, this standard method is originally dedicated and used for austenitic stainless steel.

The object of this work is to study the effect of heat treatments, within the sensitization range, on pitting corrosion of SAF 2304 and AISI 316L.

EXPERIMENTAL WORK

Two types of stainless steels have been selected, SAF 2304 and AISI 316L. All test specimens, 20mm x 25mm, were cut from a sheet 50 x 25 cm with 4 mm thickness for SAF 2304, and 2mm thickness for AISI 316L, with refinishing the sheared edges. The 25mm dimension had been parallel to the longitudinal direction. Before and after heat treatments the specimens were mechanically finished with the aid of 120 and 220 grid abrasive paper, subsequently with using the water to avoid over heating .The specimens degreased using soap and acetone then dried by hot air [7].

To evaluate the influence of the sensitization range temperatures, 400-600°C, on duplex alloys, the CPT method, according to ASTM G48 [8, 9], has been used in this study. To investigate the effect of metallurgical aspects on pitting corrosion of the alloys, three different temperatures, within the sensitization range, have been selected, which were 400°C, 500°C, and 600°C and for each of these temperatures five different times 0.5 hr, 1.5 hr, 10 hrs, 24 hrs and 72 hrs were selected. The specimens stayed in the furnace at the specified temperatures and times. After, they were cooled in the air.

Each specimen is placed inside 0.5-liter Erlenmeyer flask. After pouring 250 ml of 10% $FeCl_3$ solution into the container housed in a constant temperature water bath. After exposure for 24 hours at appropriate temperature the specimens were removed, rinsed with water and scrubbed with nylon bristle brush under running water, dried with hot air and examined for pitting with necked eye. If the pits had not appeared, the same conditions were repeated with a higher temperature by 2.5^{o}C, with using a fresh solution, and so on until the pits appeared [2, 8, and 9].

To investigate the metallurgical aspects like carbide precipitation, brittle phases, etc, beside any specimens for a given condition, another specimen (10 x 10) mm was inserted into the furnace to proceed and take the same variations. The investigations were carried out by either optical microscope, or naked eye. After each heat treatment the specimens were mounted to give more facilities of preparation stages (grinding, polishing and etching). Polishing has been done using diamond slurry on a medium-nap cloth [7].

RESULTS

As received condition

The experiments showed that the CPT for received alloys, without heat treatments, was equal to 32.5°C, and 40°C for austenitic and duplex alloys respectively. This can be easily attributed to the chemical composition for each alloy, especially the 3% of Mo in duplex alloy [1, 2, 5, and 6]. This amount of Mo element would restrain the decomposition and would stabilize the microstructure at specific temperatures [2, 5].

Heat treatments at 400°C

Table 1 illustrates the results of CPT test for both SAF 2304 and AISI 316L at 400°C. The Table showed the CPT values for SAF 2304 specimens remained as for received specimen, at 40°C for 30 minutes and 1.5 hour, however it is decreased to 30°C for AISI 316L at same conditions. This resistance of CPT of SAF 2304 can be attributed to higher chromium and nitrogen content. Increasing such elements would adhesive the chromium oxide (passive film) that formed on the stainless steel alloys.

Table 1 Critical pitting temperature for SAF 2304 and AISI 316L at 400°C

Time	SAF 2304	AISI 316L
0.5 hr	40.0	30.0
1.5 hr	40.0	30.0
10 hrs	37.5	30.0
24 hrs	37.5	27.5
72 hrs	37.5	27.5

With increasing the aging time to 10, 24 and 72 hrs, the CPT is decreased by 2.5°C and became 37.5°C, i.e. the pitting corrosion resistance is decreased with increasing the aging time, and this may be attributed to the more precipitation of chromium carbide along the ferrite austenite boundaries which resulted on the expense of Cr depletion [2, 6].

However, in the practical side, these results could be considered as a good indication, i.e. remaining duplex alloy for longer than 1 hour would not affect badly on pitting corrosion. In the other mean, 1 hour was enough time to create all the metallurgical aspects, such as carbide precipitation.

Table 1 showed that the CPT of AISI 316L specimen aged at 400°C for 0.5, 1.5 and 10 hrs is reduced by 2.5°C compared with as received condition, 32.5°C. Moreover, further reducing in CPT is observed for specimens aged for 24 hours and 72 hours, which reaches 27.5°C. In general the temperature 400°C has little influence on pitting characteristic of duplex stainless steel type SAF 2304, while this

temperature has more effects on AISI 316L. This might be attributed to the fact that AISI 316L could easily be sensitized but SAF 2304 requires higher temperature.

Heat treatments at 500°C

Table 2 shows that the CPT of SAF 2304 and AISI 316L aged at 500°C. The Table showed that duplex specimens aged for 0.5 hour, 1.5 hours, 10 hours and 24 hours subjected to pits at a temperature lower than as received condition by 2.5°C i.e. (37.5°C). As a general view, the results showed that duplex alloy would not affected largely by aging at 500°C, except in the longest time. However, a marked decrease in CPT produced by increasing aging time to 72 hours which reaches 32.5°C. This may be attributed to decomposition of ferrite phase to secondary phases which revealed darkness, as shown in Figure 1. The decomposition of ferrite to secondary phases "probably σ phase-which usually needs longer time", means more Cr dissolution in these new phases, and this resulted in depletion of Cr at grain boundaries, thus caused lowering the CPT [2, 3, and 6].

Table 2 Critical pitting temperature for SAF 2304 and AISI 316L at 500°C

Time	SAF 2304	AISI 316L
0.5 hr	37.5	27.5
1.5 hr	37.5	27.5
10 hrs	37.5	27.5
24 hrs	37.5	25.0
72 hrs	32.5	25.0

Table 2 showed the AISI 316L specimen exhibited to a continuous decreasing in CPT with increasing the aging times at 500°C. The CPT for austenitic alloy, as a first aged time, 30 minutes, was less than 400°C by 5 degree centigrade. This can be explained that the austenitic alloy is much susceptible to sensitization at 500°C, rather than 400°C compared to duplex alloy.

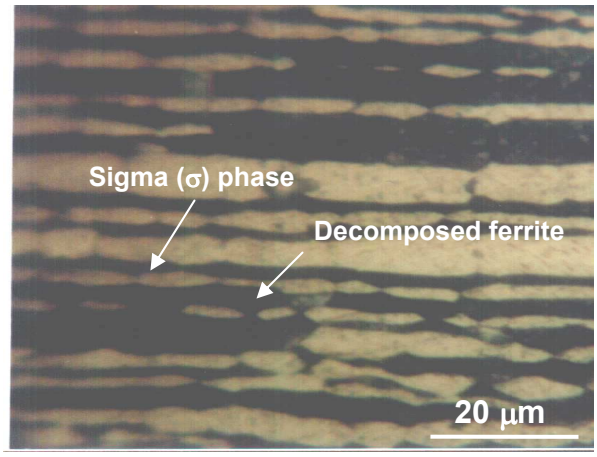


Figure 1 The microstructure of SAF 2304 aged at 500°C for 72 hours.

With increasing the aged time, i.e. 24 and 72 hours, the CPT of the alloy is decreased, and reached 25°C. The reason of this phenomenon can be attributed to possibility of the carbides and phases that need a longer time. Precipitation such phases, means increasing the preferential sites, which helping pit initiations and subsequently lowering the CPT.

Heat treatments at 600°C

Table 3 shows the CPT for SAF 2304 and AISI 316L aged at 600°C. The results showed that the duplex specimens aged at 600°C exhibited to the lowest CPT than the specimens aged at 500°C and 400°C in the same aging times.

Table 3 Critical pitting temperature for SAF 2304 and AISI 316L at 600°C

Time	SAF 2304	AISI 316L
0.5 hr	35.0	25.0
1.5 hr	32.5	25.0
10 hrs	30.0	<20.0
24 hrs	27.5	<20.0
72 hrs	27.5	<20.0

The Table showed that the duplex specimens aged at 600°C for 0.5 hour, is subjected to pitting at a temperature 5°C lower than that for received specimen, i.e. 35°C. Increasing the aging times led to further decreases in CPT and reached its minimum values for the specimens aged for 24 hours and 72 hours which equals 27.5°C for both aged times. In the other side, Table 3 showed that the austenitic specimens aged at 600°C were exhibited to continuous reducing in CPT and reached minimum value for the specimens aged for 10 hours, 24hours and 72 hours which is less than, or equals, 20°C i.e. at least 12.5 °C lower than that exhibited of as received condition.

Decreasing in CPT for the specimens aged at 600°C, for both alloys, can be attributed to the precipitation of chromium carbides along ferrite austenite phase boundaries, in austenitic alloy as shown in figure 2, and the ferrite phase decomposed to sigma phase, in duplex alloy as shown in figure 3. This secondary austenite and sigma phase caused a lower pitting resistance because they are acting as a preferential site for pitting.

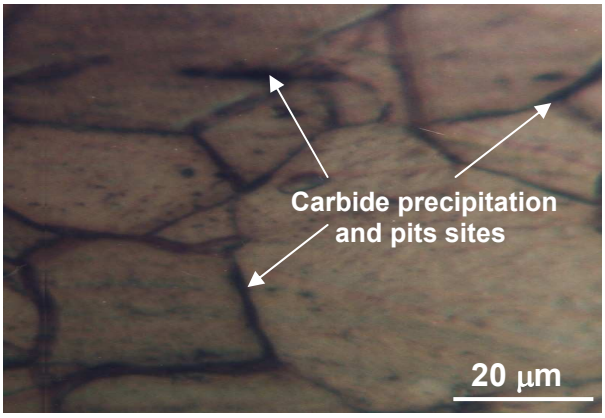


Figure 2 The microstructure of aged austenitic alloy at 600°C for 24 hours

Figure 4 showed the visual formation of pits of both types of stainless steels. Large number of pits with great size can be evident on the surface of SAF 2304 specimens aged at 24 hours and 72 hours. Also dense pits with smaller size on the surface of AISI 316L specimen aged for 72 hours can be evident.

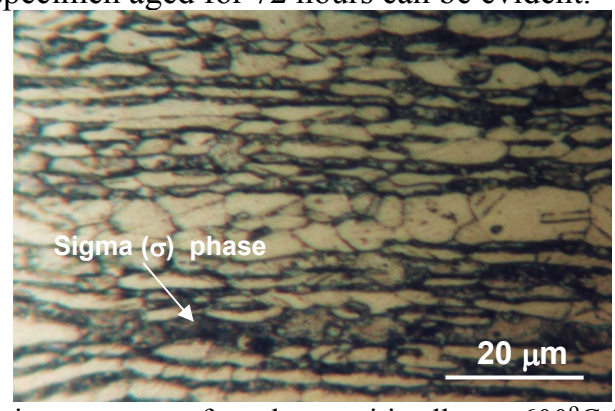


Figure 3 The microstructure of aged austenitic alloy at 600°C for 24 hours

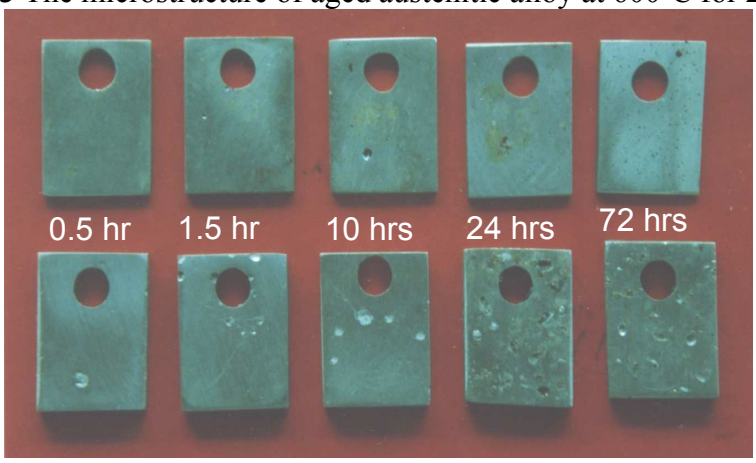


Figure 4 Visual investigation of the pits created at 600°C, at different aged times; the upper specimens AISI 316L, the lower = SAF 2304

DISCUSSION

Table 1 showed that the duplex stainless steel SAF 2304 specimens aged at 400°C for 0.5 and 1.5 hours have an equal CPT, 40°C, as in received condition, i.e. The aging temperature at 400°C for aging times 0.5 and 1.5 hours had no effects on pitting resistance of SAF 2304. However, austenitic specimens showed a noticeable decrease with increasing similar aged times.

This investigation shows that creation and changing the metallurgical aspects in austenitic stainless steel is much time sensitive than duplex, which is practically means austenitic stainless steel need higher cooling rate, after welding or heat treatments to avoid precipitation of carbide or other hard phases [3, 6]. However, it seems that 400°C is not a worst temperature for sensitizing the austenitic alloy, because aging for 72 hours at that temperature only caused decreasing 2.5°C, and 5°C comparing with 0.5 hr and not treated specimens respectively.

Austenitic stainless steel showed that 500°C is the worse temperature for sensitization than 400°C, because it was only need 30 minutes, and may be less, to

decreasing the CPT by 5 degree centigrade, compared with un-treated specimen. However, at 400°C the CTP was decreased only 2.5°C, for the same time. The same approach could be applied on duplex alloy, because CPT was not affected at 400°C in 30 minutes aging time, however 500°C is decreased CPT by 2.5°C in similar aged time.

Regarding a temperature 600°C, the results showed that both alloys subjected to sensitization in a very early aging time, 30 minutes, or less. Table 3 showed that CPT values decreased noticeably with longer aged times. This means that this temperature is a worst comparing with other lower temperatures, 400 and 500°C, in all aged times, for both alloys. This means, in engineering applications, such as welding and heat treatments [4], such type of alloys should not remained in this sensitization range, especially 600°C.

Because, this sensitizing temperatures are encouraging the stainless steel alloys for metallurgical phase transformations, that act as pit triggers. Therefore, high cooling rates at these temperatures are necessary to avoiding precipitation carbide and second phases, in stainless steel alloys, that have harmful effects on pitting corrosion [3, 6].

CONCLUSIONS

1- The range of temperature 400°C to 600°C is located within a sensitization range of duplex stainless steel alloy.

2- With increasing the aging temperature from 400°C to 600°C, the susceptibility of SAF 2304 and AISI 316L to pitting corrosion increased.

3- The CPT of duplex stainless steel SAF 2304 reached minimum values 30°C at 600°C for 24 hours. While AISI 316L reached minimum, 20°C, at the same temperature beginning with 10 hours.

* Loughborough University, UK Wolfson School of Mechanical and Manufacturing Engineering, Loughborough University, Loughborough, LE11 3TU, Leicestershire,UK
**, Salahaddin University-Hawler, Kurdistan-Iraq

REFERENCES

1. J. Olsson, and M. Snis, Duplex – A new generation of stainless steels for desalination plants, Desalination, (2007) Vol. 205 pp. 104–113.
2. F. M. Khoshnaw, and R. A. Gardi, Effect of some metallurgical aspects on intergranular and pitting corrosion of stainless steel alloys SAF 2205 and SAF 2304, Stainless steel world conference, (2003) Holland, , pp. 56-61.
3. J. Nowacki, and P. Rybicki, Influence of heat input on corrosion resistance of SAW welded duplex joints, Journal of achievements in materials and manufacturing engineering, (2006) Vol. 17 Issue 1-2, pp. 113-116.
4. E. Evangelista, H.J. Mcqueen, M. Niewczas. and M. Cabibbo, Hot workability of 2304 and 2205 duplex stainless steels, Canadian metallurgical quarterly (2004) Vol. 43, No 3, pp. 339-354.
5. J. J. Dunn and D. S. Bergstrom, AL 2003 LDSS (UNS S32003) as a Substitute for Type 316L, Presented at the stainless steel world 2006 Conference, Houston, Texas.

6. Khoshnaw F. M. and Hamakhan, I. A., "Determination of the mechanical properties of austenitic stainless steel weldments by using stress strain microprobe" Materials science and engineering A, (2006) Vol. 426, No, 1-2, pp. 1-3.
7. ASTM E3, Standard test method for metallugraphy of metals, Annual Book of ASTM standard, Vol. 0.3-0.02, Philadelphia, 2006.
8. ASTM G 48, "Standard practices for detecting critical pitting temperature in stainless steels", Annual book of ASTM standards, Vol. 0.3, 0.2, Philadelphia, 2006.
9. P. Hummelgaard, K. Vilpponen, Improved method for ASTM G48 corrosion testing of welds, Nordic innovation centre, 2004, project number: 1639-03.

STABILIREA SENSIBILITATII OTELURILOR INOXIDABILE DUPLEX UTILIZAND METODA TEMPERATURII PUNCTULUI CRITIC – ASTM G48

Rezumat: In general, efectul diferitelor procese de fabricatie, cun ar fi sudarea otelurilor inoxidabile pot fi transferate in mod correct utilizand tratamente termice specifice. In acest studiu a fost evaluate influenta acestui tratament asupra susceptibilitatii la pitting prin testarea cu FeCl3 conform standardului G48 - ASTM, carea esete dedicate determinarii rezistentei la pitting a otelurilor inoxidabile austenitice. In acest studio a fost abordata influenta tratamentului de coroziune tip pitting pentru doua marci de oteluri SAF 2304 si AISI 316L. Otelurilor li s-a facut un tratamente de imbatranirela 400°C, 500°C, si 600°C pentru diferite perioade. Rezultatele au aratat ca odata cu cretserea temperaturii de tratament de la 400°C la 500°C rata coroziunii prin pitting la otelurile inoxidabile creste indifferent de timpul de mentinere. La 600°C si la timpi de imbatranire de 24 de ore ambele oteluri s-au gasit la punctual critic de pitting pentru combinatiile temepratura timp selectate in studio. Aceste rezultate sunt atribuite aspectelor metalurgice ca: precipitatrea carburilor, formarea fazelor intermetalice sau austenitei secundare etc, cu effect semnificativ asupra comportarii la coroziune si anume, de crestere a acesteia.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

A SUSTAINABLE INDUSTRIAL DEVELOPMENT OF MATERIAL SCIENCE AND ENGINEERING

BY

ADRIAN DIMA[1], ALINA ADRIANA MINEA[1], IULIA MARGARETA DIMA[2]

ABSTRACT: *Protecting the environment became, at this time, a major problem of all humanity. In this context, regarding Romania's integration in European community we must show that one of the main chapters that were negotiated for time extension is environment.*

In the article, based on the new scientifically ways to board the "TO KNOW HOW" area, we are proposing for analysis another way to board the sustainable development concept. The paper also presents the field of material science and engineering and its importance in sustainable development. Materials Science and Engineering represent a science in full evolution in concordance with the necessities of a modern society. Without modern materials and without European integration we cannot conceive a society development at the needed level.
KEYWORDS: *industrial development, European integration, materials science, sustainable development.*

1. INTRODUCTION

Protecting the environment became, at this time, a major problem of all the humanity. The irrational industrial developments, the excessive chemicals of agriculture, town extension are the factors of pollution, with high negative impact on environment. This chaotic development cannot contribute to a sustainable development; it goes to a present development with negative effects in future times.
In the actual economical situation of our society, economical increasing must remain the principal objective for our integration in European community.

Economical increasing cannot be concrete without protecting the environment, because a chaotically economical development it is going to ruin the life conditions with non-recoverable repercussions in time.

Sustainable development, the concept that clearly define that it must establish the present necessities without compromising the ability of future generations to satisfy their own needs, represent the only way to progress.

In addition, there are many opinions that this concept, of sustainable development is a utopia, that this concept cannot be imposed to transition and poor countries, because of their impossibility to apply and respect these principles.

Therefore, it is necessary a stagnation of economical development if we do not want to affect the environment.

The outstanding results in area of materials science and engineering from the last 10 years, on the basis of developing non polluting technologies and constant re-

using of scraps is creating the premises to affirm that the materials science and engineering development permit the discovery of non polluting technologies, that are using non conventional fuels, ecological technologies for scraps reusing.

These facts are contribution to realize an effective economical increasing based on sustainable development.

2. DISCUSSIONS

We must remark that, in the present, are many studies that show that a brutal action under environment will damage the ecological equilibrium that goes, finally, to disasters. These ecological disasters will negatively influence not only the further development, but the life possibilities in safe conditions, too.

As follows, near United Nations Organizations take place an International Commission of Development and Environment. This commission is supervising the evolution of environment quality and monitor economical activities that could damage the earth ecological equilibrium.

In this context, regarding Romania integration in European community, we must show that one of the main chapters that were negotiated for time extension is Environment.

Making a step back to International Commission of Development and Environment we can show that its activity until now is concretized in creation and consolidation of a new concept called Sustainable Development Concept.

The concept is promoting that way of economical development that assure the rational use of conventional energetic resources that assure the use of non conventional energetic resources and regenerative ones, along with protection and conservation the environment.

This concept shows that for assuring the welfare of the present and future generations it is highly recommended to preserve and conserve the existing patrimonies.

Therefore, by practically applying this concept, we must find the optimum solutions regarding economical dimensioning in all area in order to discover, to apply the non-polluting technologies, and to develop an ecological agriculture.

The concept of sustainable development can be defined like the developments that accomplish the present necessities without compromising the needs of the future generations.

The sustainable development concept is creating lots of disagreement in opinions moving to dangerous ideas regarding stopping the economical development and generalization of environment role.

In this idea, in the report of Rome Club regarding human economical development is pointed that it is not normal to absolute the environment role in the disfavor of economical development. In addition, in this report is shown that sustainable development must sustain human progress on the entire planet for as longer as it can. In this context, there are many comments regarding principal objectives, priorities and concrete actions.

In the article based on the new scientific ways to board the "TO KNOW HOW" area, we are proposing for analysis another way to board the sustainable development concept, as shown in figure 1.

Economical development on industrial basis it is strictly connected with development of materials engineering, environmental protection and its resources because of using the minerals resources (bringing out, working out, processing) in industrial processes that are producing industrial gases that have a high degree of pollution and affects the environment.

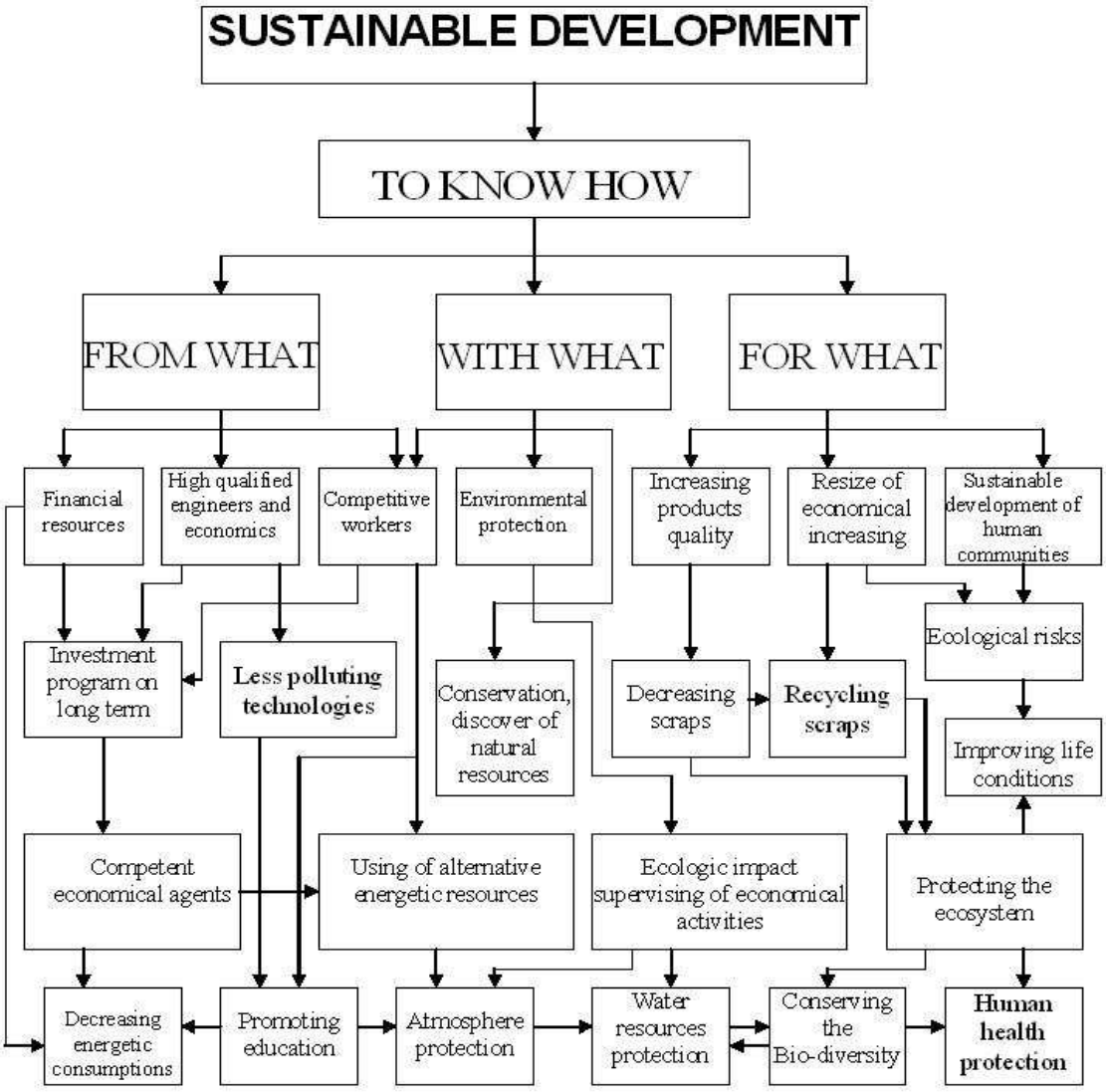


Figure 1. Scheme for illustrating the influence sustainable development concept

For decreasing these negative aspects, the materials obtaining and processing technologies must concentrate on reducing the consumptions of materials and energy, on decreasing the technological losses and minerals resources and on minimizing of polluting emissions and scraps.

In highly developed countries it was imposed a legislation regarding pollution, a legislation that is needed to be applied in our country, too. These laws are referring at

the designing in the same time with the destruction (at the end of the life cycle) of technologies or products. This project of designing (with the project of destruction) must contain elements and possibilities of recovery of some parts of the initial project. The implementation of non-polluting or with a low degree of polluting technologies (ecological technologies) is very expensive and need important material resources. The economical agents, in their majority, do not have enough capital and financial assets to apply these technologies, so authorities must interfere to support these initiatives to introduce the non-polluting technologies and to minimize the negative effect of industrial activity over environment. The chaotically industrial development, massive forestland clearings, water courses deviations, brutal modifications of ecosystems, intense exploitation of natural deposits are important risk factors that cannot be avoided.

For underlining the importance of some economical and industrial category as a subject of sustainable development, in assuring environmental quality conditions, these have the eco suffix. Eco-material and eco-product represent, in the context, categories that have an ecological performance, as:

- to respect the norms of environmental quality, product norms and emissions norms;
- to have a high degree of recyclables to justify big expanses for storing or neutralization.

It could be said that a sustainable material, processed in a sustainable industry is the result of an industrial process characterized through:

- have eco material characteristics and it is also an performing material;
- have the substitution of diverse assets: natural, economical, human etc.;
- metallurgical processes and technologies are transforming into social engineering;
- represents the success of scientifically and technological progress, in industrial globalization conditions;
- integration of environmental engineering in scientifically science is as part of socio-economical theory.

Steel has an important place in the industrial metallic materials area. In this context, we can say that, in present, steel can be considered as a sustainable material, made in a sustainable siderurgy.

The arguments for sustaining this idea are:

- steel is and will be the main metallic vector for developing high research areas, with direct implications in life quality;
- siderurgy represents an auto-performing area through increasing the technical and scientific assets;
- siderurgy has a process of translating the quality of material giver to industrial system giver;
- steel evolution is based on industrial fitness, defined as the way found by an industrial area stays always in actual trend.

Industrial fitness represents the procedure in which an industrial area stays young for its workers. This is not a biological age issue; it is the expression of an interior attitude.

3. CONCLUSIONS

Applying the concept in the concrete case of our country it can be said that sustainable development consist in the capacity of the national system and the authorities to realize a perfect equilibrium between social, technical and economical conditions and environment quality that are contributing to the welfare of our country.

In order to apply the ways and programs that are going to a sustainable development are necessary important financial and human resources and to understand that, now, it is necessary to minimize our profits to accomplish large benefits later.

Material Science represents a science in full evolution in concordance with the necessities of a modern society. In conclusion, to this area, of materials science and engineering it is assigned the mission to find technical and technological solutions for reducing the negative aspects of other activities, for reducing the environmental pollution and to contribute with scientific researches to invigorate the polluted areas.

REFERENCES

1. T. Rusu, L. Moldovan, SE Avram (2003) Managementul activitatilor pentru protectia mediului, Ed. Mediamira, Cluj Napoca;
2. A. Nicolae (2004) Dezvoltare durabila in siderurgy prin valorificarea materialelor secundare, Ed. Printech, Bucuresti;
3. V. Nistreanu (1999) Elemente de ecologie, Ed. Bren, Bucuresti;
4. M. Bordea (2006) Consideratii si cercetari privind informatizarea proceselor metalurgice din unele agregate moderne pentru elaborarea otelurilor, teza de doctorat, Cluj Napoca;
5. A. Dima, A.A. Minea (2004) Durable development – way to progress, welfare and European integration, Buletinul IPI, trom XL, Iasi.

Received April 12, 2007

[1] *"Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Romania*
[2] *Tutora School, Tutora, Romania*

DEZVOLTAREA DURABILA IN STIINTA SI INGINERIA MATERIALELOR

REZUMAT: Protectia mediului a devenit, la ora actuala, o problema majora, de o deosebita importanta, cu care se confrunta omenirea.
In acest context, privind integrarea romaniei in comunitatea europeana, trebuie sa aratam ca unul din principalele capitole la care s-a negociat prelungirea timpului de rezolvare si dupa integrarea propriu-zisa este Mediul.
In prezenta lucrare, pe baza perceptelor noii modalitati stiintifice de abordare a domeniului „TO KNOW HOW", va propunem spre analiza o alta modalitate de abordare a conceptului dezvoltarii durabile.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL INSTALLATION FOR THE STUDY OF THERMO MECHANICAL FATIGUE IN MEMORY SHAPE ALLOYS

BY

DRAGOS ACHITEI, CARMEN NEJNERU, DAN GELU GALUSCA, ROXANA-GABRIELA CARABET, ION HOPULELE

Abstract: *The paper shows the installation for the experimental study of thermal fatigue in shape memory alloys, type AlCuZn. The installation contains some systems: the mechanical stress system, the command system of the mechanical stress, thermal command system, the measurement system of the thermal cycles.*
Keywords: *shape memory alloys, thermal fatigue, mechanical fatigue.*

1. INTRODUCTION

The memory shape alloys are sensitive to fatigue. In addition, towards the phenomena met in classical crystalline materials like the formation of the dislocations arrangements and the densities of dislocations, the presence of the link between the grains in polycrystalline materials which are supplementary sources of initializing the cracks, the memory shape alloys present supplementary link mechanisms to phase change which is characteristic to them.

These mechanisms are grouped in a thermal fatigue way and three mechanical fatigue ways.

Table 1

Thermal and mechanical fatigue ways in memory shape alloys.			
	$T < M_f$	$A_f < T < M_s$	$T > M_s$
Mechanical	Reorientation of the martensite	realization of martensite through contraction	classical fatigue in austenite phase
Thermal	Thermal cycling between the stability domains of those two phases.		

Most practical times, the different mechanisms interfere and the phenomenon becomes very complex. Thermal fatigue depends on the following factors:
- temperature ;
- applied stress ;
- imposed deformation ;
- transformation temperature M_s.

In case of a device where the memory element makes memory shape effect in double sense within the work system (to reestablish it is used spring coupling), the modulus of fatigue defines through the cycle number until recovery stress decreases to a minimum value (circa 70% from the initial one).

According to the cycling type to which a memory shape alloy is submitted, this can present irreversible deterioration phenomena of the microstructure which define specific categories of fatigue.

In case of cycling through double memory shape effect the applied stress is maintained constant and the thermal fatigue appears and in cycling through simple memory shape effect appears thermo mechanical fatigue.

The mechanical fatigue implies the rupture after the next stages:
- the defects storage (which create cyclic cold hardening);
- cracks formation;
- cracks spreading first in stationary state then non-stationary until final rupture.

The mechanical fatigue resistance of the memory shape alloys depends on the value of M_s Temperature namely as M_s is smaller as fatigue resistance is weaker.

2. THE EXPERIMENTAL INSTALLATION

The installation has a complex configuration in order to realize the experimental study of thermal fatigue in memory shape alloys.

To serve the proposed purpose, the installation will be formed from two work posts with the same stress type, to shorten the time necessary to the asked determinations into the work plan because the number of cycles which is necessary to a solicitation is 10^4-10^5 cycles implicitly the function time for realizing the cycles is dozens of day order.

The standard samples, of memory shape alloy, will be submitted to traction being caught between the dies and the solicitation is made through a lever system to whose end it would be attached a plate where different weights were put on.

Figure 1. Standard sample, CuZnAl shape memory Alloys, for thermal fatigue test

The dies used for traction strain are toggled into the metallic enclosure, fitted with eyehole, which would be heated with a device which would blow warm air towards the sample.

According to the weights putted on the plate, the sample would be submitted to a strain that is directly proportional with the weight; the proportionality is obtained with the help of the lever system.

During experiments the memory shape alloy sample will suffer an elongation which could be determined by a dial comparator.

The installation will cyclic function, the number of heating – cooling cycles will be recorded by an electromechanical counter.

The installation contains the following systems:

a) the command system of the mechanical stress for thermal fatigue study;
b) the mechanical stress system;
c) thermal command system for the thermal fatigue installation;
d) the measurement system of the cycles in memory shape alloys.

a) The mechanical stress system is formed of:

- levers system;
- catch dies of the sample;
- transducers to determine the force and the displacement.

The map of the mechanical stress system is shown in figure 2.

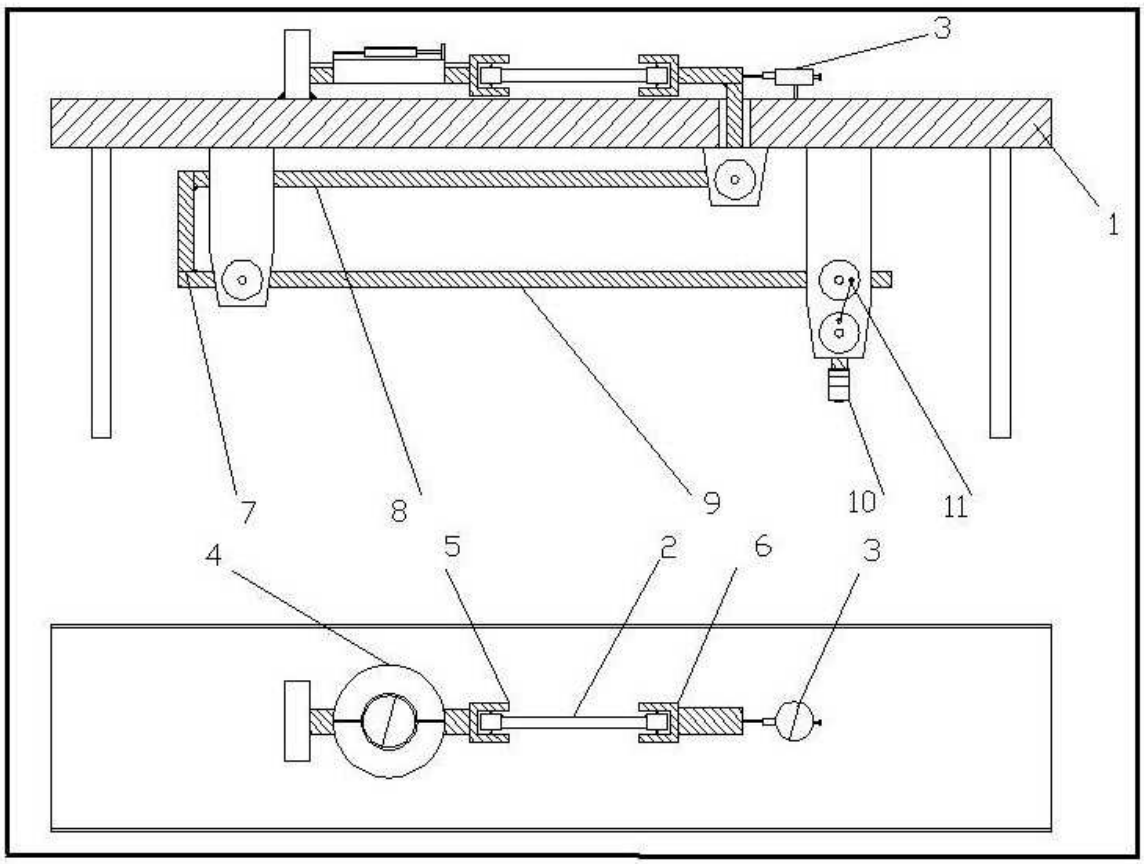


Figure 2. The mechanical stress system for the study of thermo-mechanical fatigue of the shape memory alloys: 1 – bed frame; 2 – sample; 3 - shift transducer; 4 – force transducer; 5, 6 – catch arms of the sample; 7, 8, 9 – stress levers; 10 – weights for stress; 11 – loading and unloading mechanism.

b) The command system of the mechanical stress for thermal fatigue study is shown in figure 3.

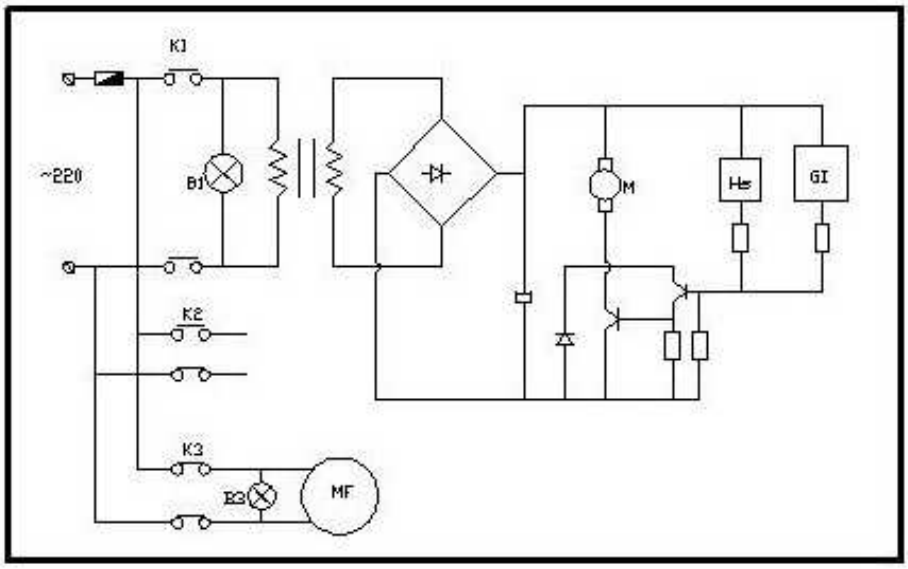


Figure 3. The command system of the mechanical stress for fatigue study of the memory shape alloys: K1 – tappet switch; K2 – heating switch; K3 – ventilator switch; Hs – position transducer (Hall); GI – impulse generator (time).

c) Thermal command system for the thermal fatigue installation is shown in figure 4.

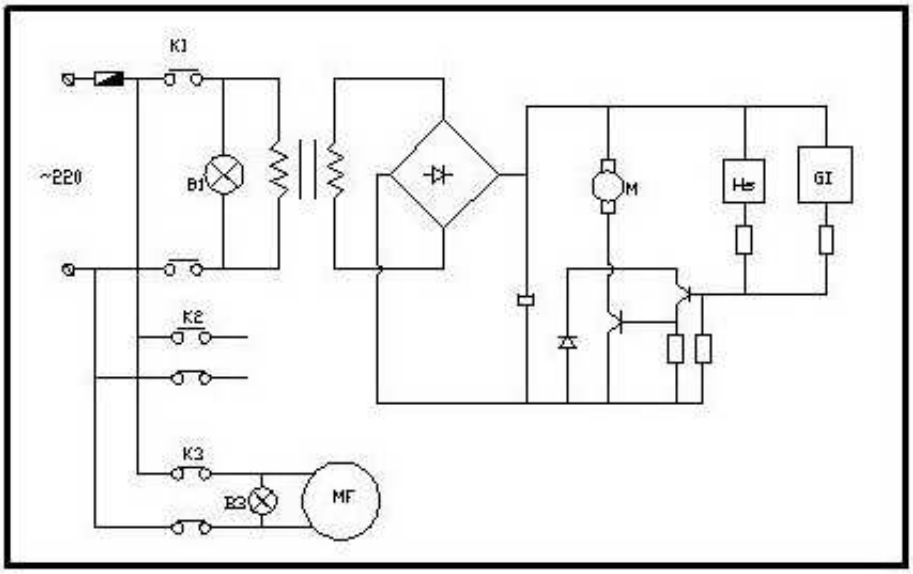


Figure 4. Thermal command system for the thermal fatigue installation of the memory shape alloys

d) The measurement system of the cycles in memory shape alloys.

An extremely important problem of this installation is the synchronization of thermal cycle with mechanical cycle.

This thing is import in shape memory alloys in order to determine the thermo mechanical fatigue during the material education which can be done to materials which present a double memory shape effect.

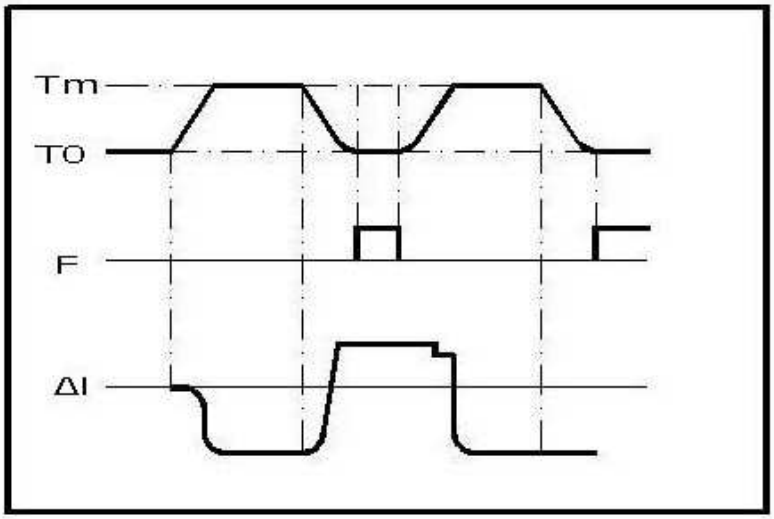


Figure 5. The map of the stress for thermo mechanical fatigue on memory shape alloys in the education process (through in-sequence traction).

The planning of the experimental study on the thermal fatigue of each alloy takes into consideration the procurement stages of the memory (education cycle) and the stress type to which it can be used (free reversion, retained reversion, with production of work, with pseudo elasticity).

There are four testing states:

- the fatigue in education process (reduced number of cycles);
- mechanical fatigue in austenite state;
- mechanical fatigue in martensite temperature;
- mechanical fatigue in transition temperature.

CONCLUSIONS

So we can conclude that the installation must satisfy all the conditions for the two types of tests:

a) mechanical fatigue in different temperature;
b) thermal fatigue through heating-cooling cycles with constant stress.

REFERENCES

[1]. Stanciu S., Cercetari privind influenta unor factori metalurgici asupra proprietatilor aliajelor cu memoria formei pe baza de Cu, Teza de doctorat , Iasi, 1998.

[2]. Dia V., Studiu documentar cu privire la tehnologiile si utilajele de prelucrare metalurgica a aliajelor cu memoria formei, Referatul nr. 1 din cadrul pregatirii Tezei de doctorat, Iasi, 2000.

[3]. Dia V., Dispozitive si instalatii experimentale pentru studiul parametrilor de prelucrare metalurgica a aliajelor cu memoria formei, Referatul nr. 2 din cadrul pregatirii Tezei de doctorat, Iasi, 2002.

[4]. Achiţei D., Studiul influentei oboselii termice/mecanice asupra proprietatilor de memorie a formei la unele aliaje metalice cu baza cupru, Proiect de cercetare stiintifica, Iasi, 2006.

Receiced april 2007

Technical University "Gh.Asachi" Iasi

INSTALATIE EXPERIMENTALA PENTRU STUDIUL OBOSELII TERMO-MECANICE LA ALIAJELE CU MEMORIA FORMEI

Rezumat :

Lucrarea prezinta instalatia pentru studiul experimental al oboselii termice la aliajele cu memoria formei, de tipul CuAlZn. Instalatia cuprinde mai multe sisteme : sistemul mecanic de solicitare, sistemul de comanda a solicitarii mecanice, sistemul de comanda termica si sistemul de masurare a cicluirlo de oboseala termica.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL HEAT TREATMENT INSTALLATION FOR CYCLIC AGEING OF THE ALUMINUM ALLOYS

BY

CARABET ROXANA-GABRIELA, NEJNERU CARMEN, DIMA ADRIAN, ROTARU GINU, HOPULELE ION

Abstract: The paper presents the concept of a precipitation treatment installation, type cyclic for the aluminum alloys. The project of the installation take into consideration all the inconveniences which appear in the heat treatment of the aluminum alloys caused to their sensibility to the irregularity of the heating.
Keywords: aluminum alloy, cyclic heat treatment, ageing, solution treatment

1. INTRODUCTION

The importance of studying the heat treatments of the aluminum alloys is due to their large use in different domains such as transport, constructions, power industry, and medicine and food industry as well as for their difficulties caused to aluminum alloys sensibility to the irregularity of heating.

There have been mainly studied the treatment and the behavior of aluminum alloys for air industry (type duralumin).

The heat treatment of these alloys is solution treating followed by ageing.

The alloys that support solution treatment must fulfill the following conditions:

- to admit the variation of solubility within solid state;
- to admits a high percent of secondary phases.

The solution and precipitation mechanism is:

- the structure of aluminum alloys presents precipitates to the grains limit and once the material is heated over the solidus line these dissolve getting a solid solution to the temperature of the heat treatment. After sudden quench, the structure „freezes” and it is obtained a supersaturated solid solution that is soft and plastic.

The final operation – ageing takes through warming under the solidus line and non-shock chilling to the procurement of a secondary phase disperses in the mass of the solid solution so that the material would become tough.

The explanation of material hardness through the appearance of the precipitates is that the precipitates block the movement of the dislocations in the material so that as finer and more disperse the precipitates are as powerful the blockage of the dislocations is and such the material is tougher.

Thereby it is welcomed a theoretic and experimental study on the structural transformations that appear in the aluminum alloys during ageing and the test of some new ageing methods besides those well-known: natural ageing, artificial ageing.

The new proposed to study type of ageing is cyclic ageing.

In case of a cyclic ageing it is followed to reach the following objectives:

- a bigger structural stability;
- the procurement of a greater precipitation germs;
- the formation first of the clusters which are favorable to hardness (which block the dislocations).

2. THE DESCRIPTION OF THE INSTALLATION

The aluminum alloys present intense heat transfer so that any heating irregularity leads to heats on different parts of the pieces compromising the heat treatment. Under these conditions, the heat treatment installations for aluminum alloys must respect the uniformity conditions of temperature in the entire space of the treatment enclosure.

It is recommended the heat treatment in salt baths or oil baths.

The proposed installation for the cyclic precipitation treatment represents a system with two troughs with oil at two different temperatures. The telescopic arm, which with the help of two engines can move the sample into an oil bath or in another one to a time range mechanically, established. A counter (the general scheme of the installation is in figure 1) records the number of cycles.

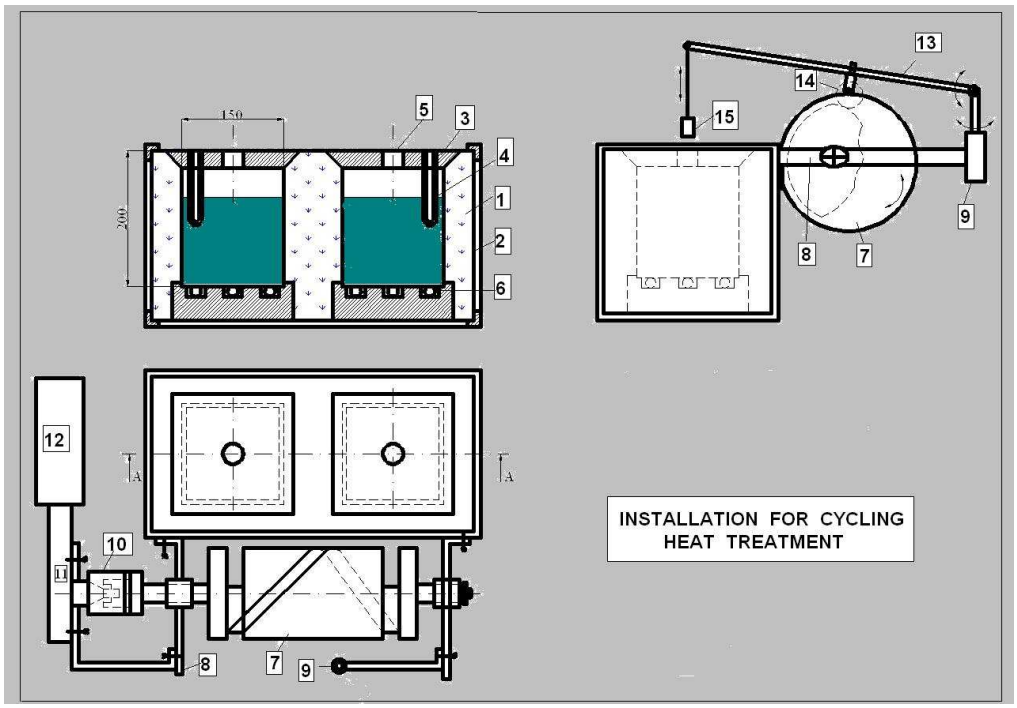


Figure 1. Installation for cycling heat treatment

Where:

1. Thermal insulation;
2. Metallic frame;
3. Thermal insulation cap;

4. Thermowell;
5. Sample inlet;
6. Electric heating system;
7. Spatial cam to maneuver the sample;
8. Support holders of the cam;
9. Support holders of the arm;
10. Rotation coupler;
11. Reductor;
12. C.c. electric engine.
13. Arm;
14. Cam roll follower;
15. Sample.

The installation includes the following systems:
1 – heating system;
2 – command and control system;
3 – driving system of the arm.

a) The heating system includes:
   – Two stainless steel through $150 \times 150 \times 200$ mm;
   – Two kantal resistors with ceramics insulation fitted in two firebricks.

b) The command and control system includes:
   – Two thermocouples type Cromel-Alumel to measure the temperature within the two oil baths;
   – Cycles counter;
   – Electric heating system

The electric heating system from figure 2 contains:
1) Command circuit of the heating resistors;
2) Power supply;
3) Antistatic filter.

2) the power supply ensures the integrated circuit supply and the stabilization of reference supply for the thermal probe;
3) the filter protects the montage by ensuring its stability and protecting it from the static from 220 V net.

The thermal command system includes two stages:
– The first stage: the detection part of the temperature variation in the through is realized with an integrated specialized circuit. In addition, it is used a thermocouple as a sensor.
- The second stage: the command part of the heating resistors of the through realized with a controlled rectifier diode.

The operation of the heating system of the troughs

The variation of the temperature in the through is permanently observed by the integrated circuit which realizes the necessary correction to maintain the temperature constant.

Thus, if the temperature rises over the reference value, the integrated circuit commands the interruption of the power from the controlled rectifier diode opening

the circuit of the heating resistors. If the temperature decreases under the reference value, the integrated circuit commands the opening of the controlled rectifier diode straining all the heating resistors.

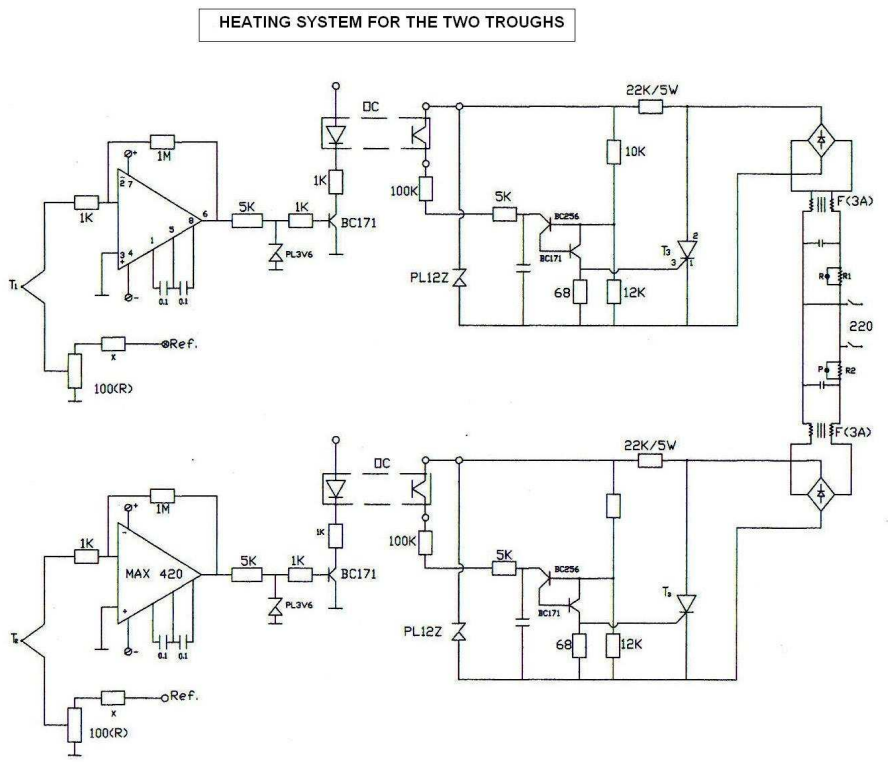


Figure 2. Heating system for the two troughs

c) The driving system of the arm includes:

The engine and a spatial cam can realize the driving movement of the arm upwards, downwards and laterally from a through to another one.

3. CONCLUSIONS

With the help of the installation, there can be done experiments for aluminum alloys:

- it can be varied the proposed cycle types such as modifying the two cycling temperatures, varying the maintain time in each oil baths and the symmetry degree of the proposed treatment;
- it can be tested the efficiency of the ageing treatment realized in the experimental installation by making a comparison with other samples realized in classical conditions of ageing treatment.

The efficiency of the ageing treatment can be emphasized with the help of determining the mechanic properties like hardness and mechanic resistance.

Received March 12, 2007

Technical University „Gh. Asachi” Iasi

REFERENCES

1. Carabet Roxana Gabriela - Conceperea si realizarea unei instalatii de tratament termic pentru imbatranirea aliajelor de aluminiu folosind cicluri termice, Lucrare de disertatie 2006;
2. Suzana Gadea, Maria Petrescu – Metalurgie fizica si studiul metalelor, partea a-III-a, Editura Didactica si Pedagogica, Bucuresti, 1983.

INSTALAȚIE EXPERIMENTALĂ PENTRU TRATAMENTUL TERMIC DE ÎMBĂTRÂNIRE A ALIAJELOR DE ALUMINIU UTILIZÂND CICLURILE TERMICE

Rezumat: Lucrarea prezinta conceptia unei instalatii de tratament termic de imbatranire varianta ciclica pentru aliajele de aluminiu. Proiectul instalatiei tine cont de inconvenientele ce apar la tratamentul termic al aliajelor de aluminiu datorita sensibilitatii acestora la neuniformitatea incalzirii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 3, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

WASTE REVALUATION FROM THE ALUMINUM RECYCLING INDUSTRY

BY

MARGINEAN IOAN[1], TARCOLEA MIHAI[1], MIREA VASILE[1], MARIA ROMAN[2], COCOLAS ADRIAN[1]

Abstract: *In production process of primary aluminum, over1000 kg of aluminum obtain, result as waste, other 2880 kg of solid compound. Through the replacement in process of production frame of primary aluminum and secondary aluminum, it's possible to remove these quantities of sub-product.*
The waste with higher aluminum percent can be directly recycled, for removal this one through recasting and those with lower aluminum percent of the dross (ashes) can be use as refractory material, in the frame of other industrial process. This study it propose an alternative method, viable economically specking, to generate auxiliary substance and stockpile the waste of process proceeded for industry of aluminum.

1. MOTIVATION OF THE CONCERNS IN THE RECYCLING AREA COMPLETE OF ALUMINUM WASTE (GENERAL PRESENTATION OF ALUMINUM WASTE)

Waste revaluation from aluminum waste describe a series of technical and economical barrier, being in some case waste generating of waste which have negative effect over the environment. It's the case of waste gathered from mixed flux, where it's necessary the introduction of auxiliary operation of removing the contaminate. It has in picture the cost of these operations, in order to not exceed the production cost of primary aluminum. Recycling rate of primary aluminum it grows progressively, it will be a growth of ~35 %, for the year 2010.

2.ALUMINUM WASTE CLASSIFICATION.

Aluminum destined to recycling can be separated in two categories: new waste and old waste.

New wastes represent technological waste generated by the casting process, thermic or mechanic processing and materials with lower percent of residual aluminum. They are returning directly in the recasting circuits, has chemical composition known and may be processed, and it's require a little preparation. Approximate 100 % of fabrication waste are recasting in aluminum industry.

Old waste*s are* those are which proceed of product or articles out of use, at the end of their life cycle. In this way the waste are fag, auto vehicle components, metallically carpentry, old lead wire, domestic apparatus, etc. Old waste proceeds of

collecting unit, which are gifted with shredders, magnetically separators, installation of detaching in dense environment.

3. THE CHARACTERISTICS OF THE RESIDUE RESULT BY EACH PHASE OF PROCESSING OF ALUMINUM ALLOYS WASTE.

Processors of secondary aluminum can be integrated in big aggregate works of products of aluminum or can work as independent unit. Through rapid price changes of the waste aluminum and the primary aluminum, as well as the fluctuation by the market regarding the alloys demanding from aluminum cast or warped, the processing must be very flexible. The wastes are generally received at the independent collecting unit. As a rule, these wastes are processed through casting, along with internal waste. Before the elaboration stage, from waste are removed the impurities through centrifugal action and washed for removal of the oil, water magnetically separated of ferrous components witch can be present.

The stage of elaboration-refinement consists from casting, refinement, allying, and pours the aluminum recovered from waste.

This process is used for transformation the waste of aluminum in product, after the flow sheet as well the one describe in fig. 1.

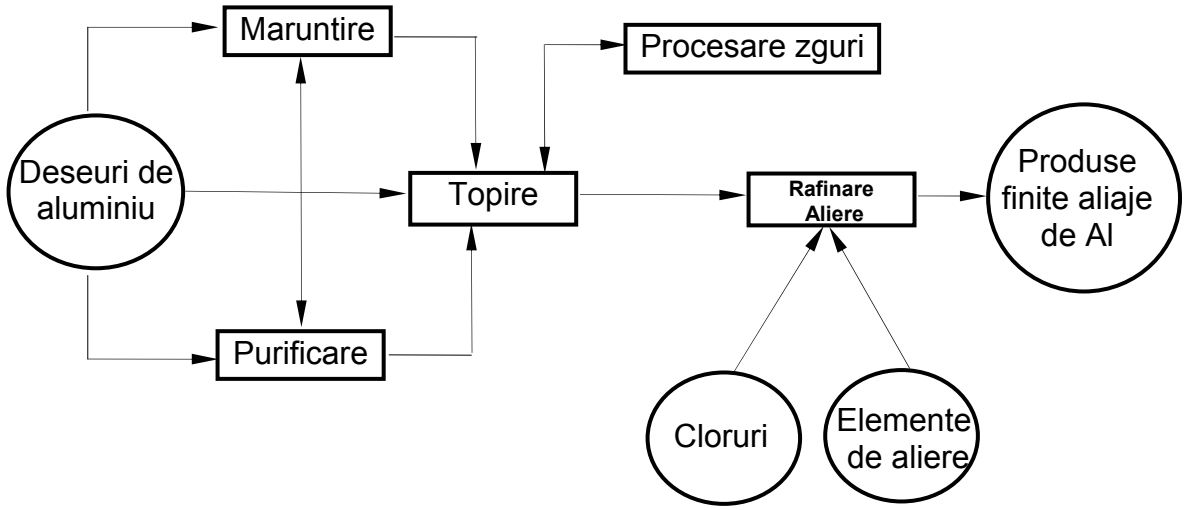


Fig. 1. Typical flow sheet for processing the waste of secondary aluminum

4. CHEMICAL COMPOSITION OF WASTE AND DROSS.

The waste can be classified by chemical composition:

- *waste with simple chemical composition* so called "white dross"
- *waste with complex chemical composition* so called " black dross”

Chemical composition and quantity of wastes can be determinate by physical and chemical characteristics of the materials witch compose the loading, the type of the elaboration aggregate used, the work atmosphere and the work technology and technology of elaboration applied, table 1.

Table 1. Waste chemical composition

Chemical composition, %	Sample												Total average
	1				2				3				
	1.1	1.2	1.3	Average of sample	2.1	2.2	2.3	Average of sample	3.1	3.2	3.3	Average of sample	
Aluminum	50,100	47,700	50,000	**49,267**	68,600	64,500	59,400	**64,167**	72,200	69,500	23,830	**55,177**	**56,203**
Silicon	6,800	8,240	7,240	**7,427**	7,000	5,870	7,200	**6,690**	3,500	4,700	4,600	**4,267**	**6,128**
Magnesium	2,060	2,290	2,060	**2,137**	0,950	0,950	0,960	**0,953**	1,180	1,190	0,600	**0,990**	**1,360**
Iron	1,830	2,020	2,000	**1,950**	1,200	4,000	9,500	**4,900**	0,750	0,970	0,420	**0,713**	**2,521**
Manganese	0,150	0,130	0,150	**0,143**	0,150	0,170	0,340	**0,220**	0,130	0,120	0,120	**0,123**	**0,162**
Titan	0,630	0,720	0,600	**0,650**	0,170	0,160	0,150	**0,160**	0,290	0,270	0,070	**0,210**	**0,340**
Copper	1,060	1,000	0,930	**0,997**	1,030	10,200	1,000	**4,077**	0,870	0,130	0,800	**0,600**	**1,891**
Plumb	0,250	0,320	0,240	**0,270**	0,110	0,130	0,130	**0,123**	0,084	0,150	0,016	**0,083**	**0,159**
Zinc	0,740	0,610	0,550	**0,633**	0,500	0,540	0,520	**0,520**	0,340	0,360	0,094	**0,265**	**0,473**
Tin	0,040	0,043	0,038	**0,040**	0,037	0,028	0,028	**0,031**	0,023	0,030	0,005	**0,019**	**0,030**
Nickel	0,025	0,060	0,024	**0,036**	0,050	0,033	0,039	**0,041**	0,025	0,030	0,009	**0,021**	**0,033**
Phosphor	0,050	0,055	0,047	**0,051**	0,016	0,020	0,020	**0,019**	0,055	0,020	0,007	**0,027**	**0,032**
Calcium	1,000	0,700	0,840	**0,847**	0,460	0,330	0,370	**0,387**	0,250	0,360	0,210	**0,273**	**0,502**
Chrome	0,028	0,020	0,030	**0,026**	0,014	0,015	0,026	**0,018**	0,014	0,013	0,004	**0,010**	**0,018**
Potassium	0,520	0,640	0,520	**0,560**	0,640	0,400	0,480	**0,507**	0,200	0,500	0,320	**0,340**	**0,469**
Sodium	1,700	2,110	2,060	**1,957**	1,620	1,070	1,800	**1,497**	1,500	1,750	1,400	**1,550**	**1,668**
Borine	0,011	0,013	0,007	**0,010**	0,005	0,005	0,007	**0,006**	0,005	0,005	0,005	**0,005**	**0,007**
F	1,780	1,880	1,030	**1,563**	0,840	1,040	1,410	**1,097**	0,930	0,970	2,020	**1,307**	**1,322**
Cl^-	1,500	1,330	1,490	**1,440**	0,180	1,280	0,530	**0,663**	0,450	0,500	0,490	**0,480**	**0,861**
CO_3^{2-}	2,130	1,900	2,500	**2,177**	4,140	1,280	1,160	**2,193**	0,870	3,770	1,350	**1,997**	**2,122**
SO_4^{2-}	0,050	0,050	0,050	**0,050**	0,050	0,050	0,050	**0,050**	0,050	0,050	0,050	**0,050**	**0,050**
NO_3^-	2,480	2,540	1,740	**2,253**	1,360	2,042	1,610	**1,671**	1,610	2,090	2,035	**1,912**	**1,945**

Table 2. Dross chemical composition ALMET SA

Chemical composition, %	Sample												Total average
	2.1				2.2				2.3				
	2.1.1	2.1.2	2.1.3	Average of sample	2.2.1	2.2.2	2.2.3	Average of sample	2.3.1	2.3.2	2.3.3	Average of sample	
Aluminum	69,900	68,270	65,700	67,957	63,900	63,500	68,200	65,200	33,300	32,800	34,100	33,400	55,519
Silicon	2,280	3,450	3,140	2,957	3,580	3,480	3,360	3,473	3,580	3,580	3,600	3,587	3,339
Magnesium	0,860	0,820	0,780	0,820	1,140	1,020	1,020	1,060	2,040	2,050	2,040	2,043	1,308
Iron	2,000	1,180	1,066	1,415	1,380	2,100	2,400	1,960	2,000	1,940	1,880	1,940	1,772
Manganese	0,160	0,160	0,180	0,167	0,160	0,180	0,160	0,167	0,100	0,100	0,098	0,099	0,144
Titan	0,200	0,270	0,260	0,243	0,390	0,450	0,380	0,407	1,300	1,300	1,280	1,293	0,648
Copper	1,030	1,018	0,790	0,946	0,820	1,140	0,800	0,920	0,560	0,560	0,560	0,560	0,809
Plumb	0,820	0,160	0,120	0,367	0,260	0,350	0,240	0,283	0,360	0,280	0,300	0,313	0,321
Zinc	0,640	0,780	0,580	0,667	0,600	0,680	0,660	0,647	0,700	0,680	0,660	0,680	0,664
Tin	0,018	0,038	0,034	0,030	0,046	0,084	0,070	0,067	0,060	0,060	0,056	0,059	0,052
Nickel	0,034	0,036	0,032	0,034	0,030	0,032	0,032	0,031	0,022	0,220	0,220	0,154	0,073
Potassium	0,240	0,230	0,240	0,237	0,380	0,410	2,220	1,003	0,830	0,840	0,740	0,803	0,681
Sodium	2,000	1,800	1,760	1,853	2,240	2,060	7,200	3,833	3,200	3,000	2,084	2,761	2,816
Borine	0,007	0,015	0,009	0,010	0,007	0,018	0,009	0,011	0,015	0,021	0,025	0,020	0,014
F	0,850	0,950	0,900	0,900	1,230	0,710	1,040	0,993	1,420	1,170	1,350	1,313	1,069
Cl^-	0,710	0,540	0,390	0,547	0,750	0,850	0,590	0,730	2,080	2,130	1,710	1,973	1,083
CO_3^{2-}	2,250	1,600	1,170	1,673	1,740	2,900	1,780	2,140	2,240	3,560	2,530	2,777	2,197
SO_4^{2-}	0,050	0,050	0,050	0,050	0,050	0,050	0,050	0,050	0,050	0,050	0,050	0,050	0,050
NO_3^-	3,840	2,480	3,590	3,303	2,640	4,090	2,540	3,090	2,110	2,110	2,230	2,150	2,848

5. WASTE AND DROSS UTILIZATION AS REFRACTORY MATERIALS AND EXOTHERMIC AT DIE CAST CONFECTION

Tested materials (generally dross from process) has been included in a series of 14 die basis of siliceous sand (in witch the core sand for the model was form dross binded with manifold binder of foundry), used for casting of measuring mark as "cone of blowhole".

The die of this event is that of cylindrical pyramid, with peak semi-spherical, with a diameter of 40 mm, going from a base with a diameter of 70 mm, extended with a border in steps with a diameter of 100mm. As cast proceeding it chose using the direct and rain cast. The first two die 1/0 and 2/0 was as type "witness", and to the execution of them it use only siliceous sand, and in booth use direct cast. The dies 1/1, 1/1.1, 2/1 and 2/1.1 have a layer of thermal insulator binded with furan resin. At the first two die it used bolter slag on bolter of 1 mm, and in next two die it used a batch base of dross. As in witness case we use direct casting, see figure 2 and 3.

Fig. 2. Die aspect before casting (Washed dross)

Fig. 3. Die aspect with refractory batch of slag and dross binded with furan resin (3/6…. 6/6) and sodium silicate (1/4 …. 4/4). (Unwashed dross)

Fig. 4. Die aspect with batch dross binded with resin after 48 hours from execution (Washed dross)

Fig. 5. Die aspect with batch binded with resin after 48 hours from execution (Unwashed dross)

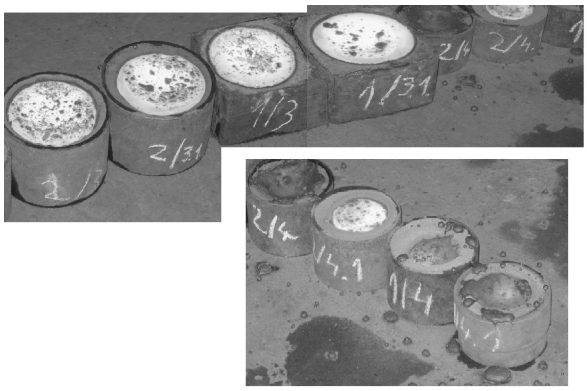


Fig. 6. Cast alloy in course of solidification (Washed dross)

Fig. 7. Cast alloy in course of solidification (Unwashed dross)

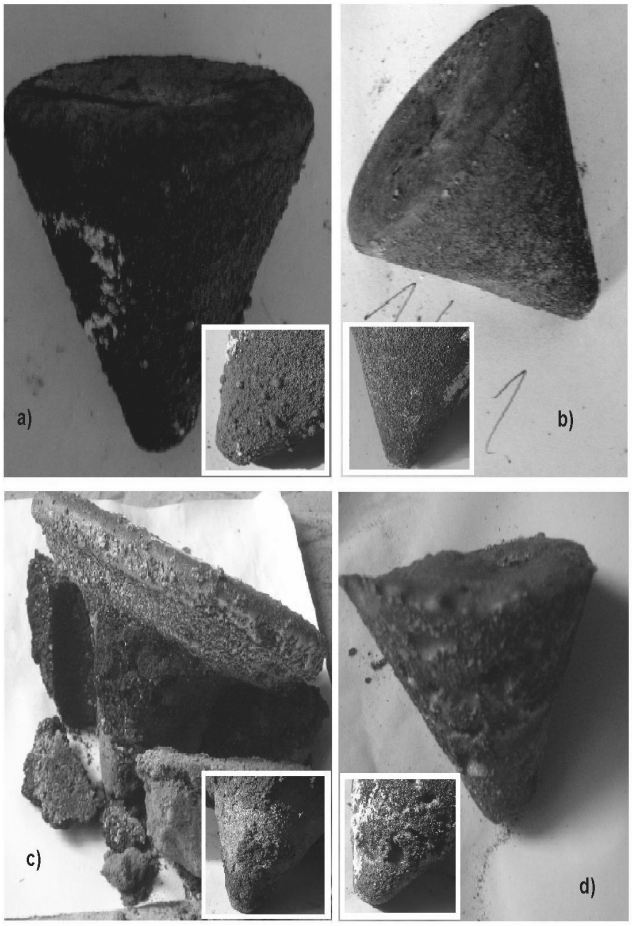


Fig. 8. Die cast and debated, function by the batch used a) Classical batch; b) Furan resin 4%; c) Sodium silicate with Fortusil 7%; d) Monophosfat of Al (Washed dross)

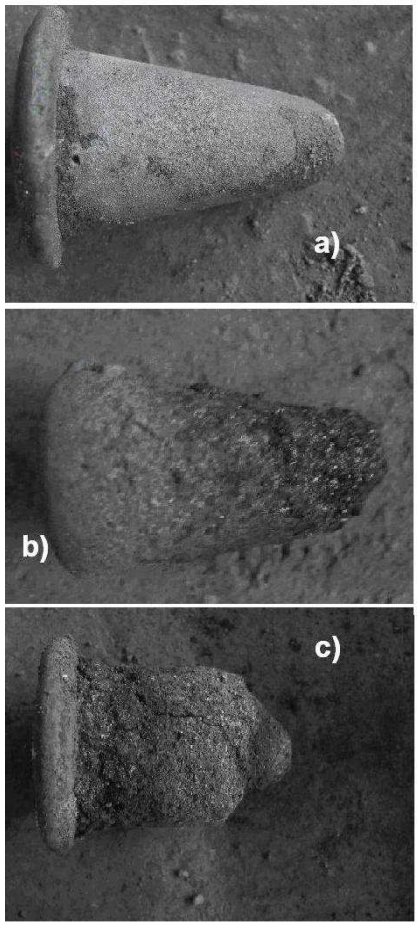


Fig. 9. Die cast and debated, function by the batch used a) Classical batch; b) Furan resin 4%; c) Sodium silicate with Fortusil

(Unwashed dross)

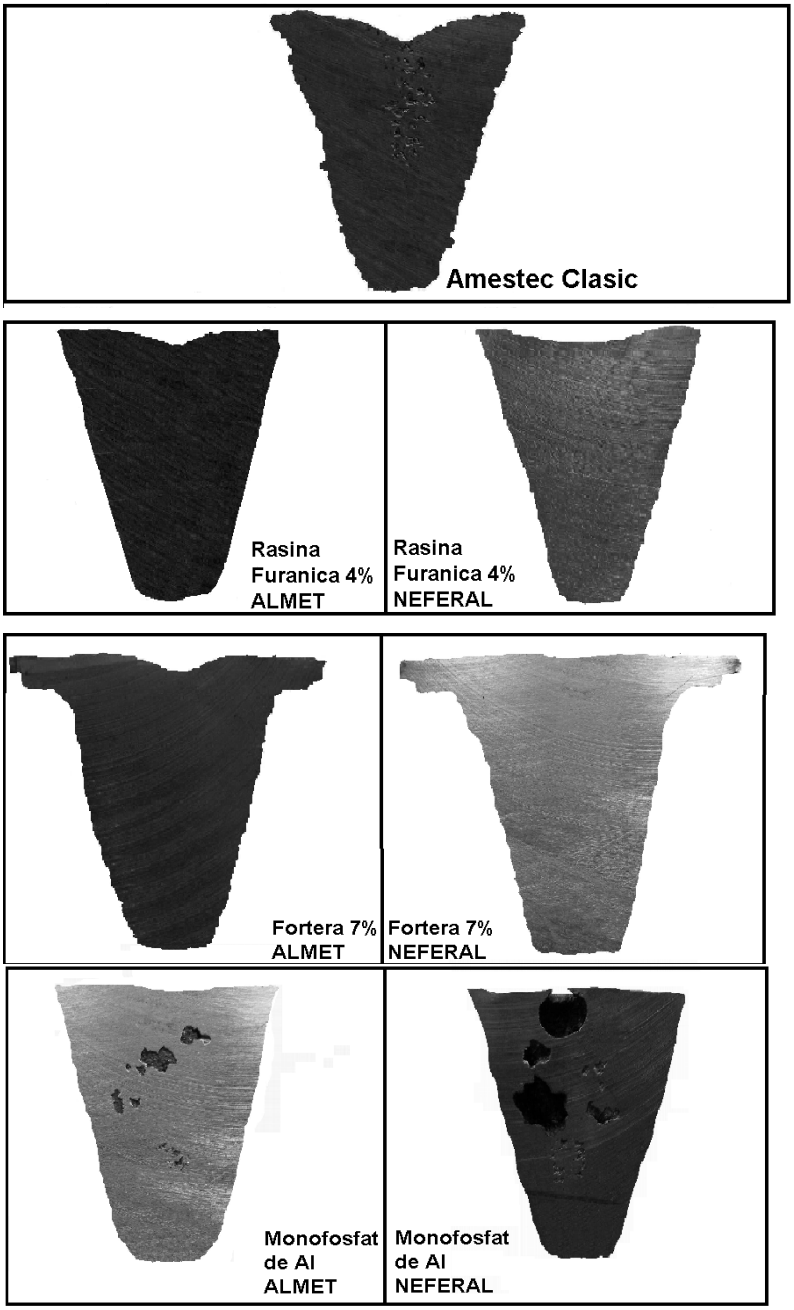


Fig. 10. Cut samples (Washed dross)

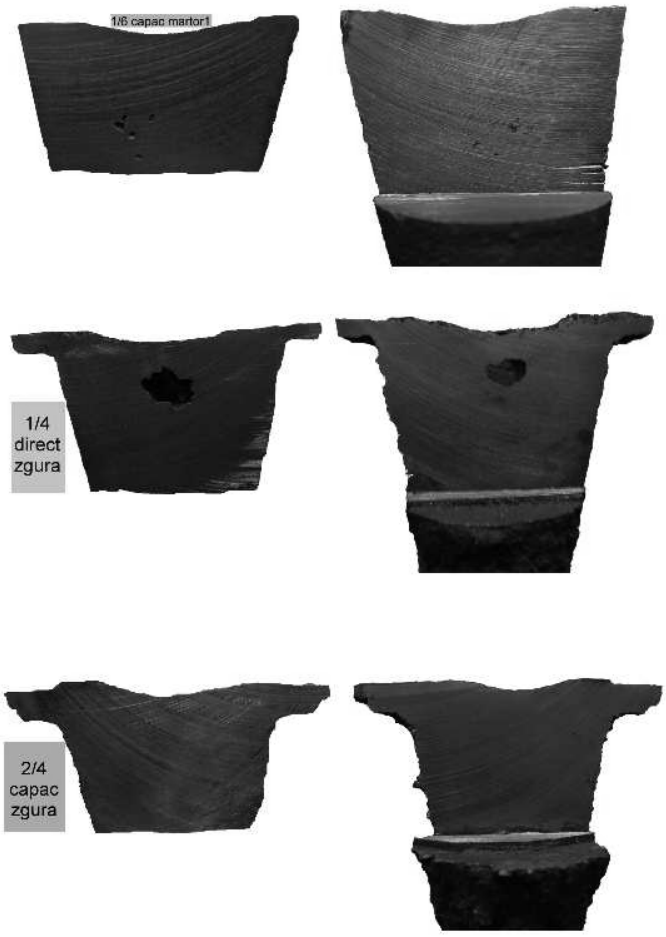


Fig. 11. Cut samples (Unwashed dross)

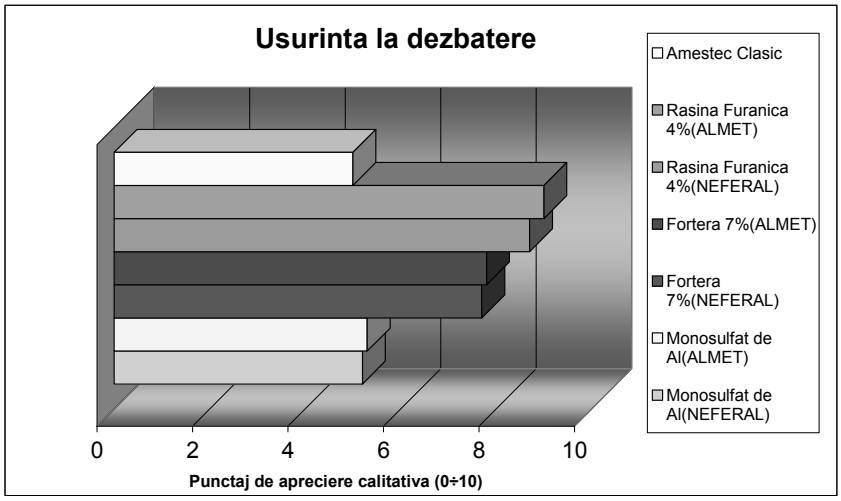


Fig. 12. Easiness of debating

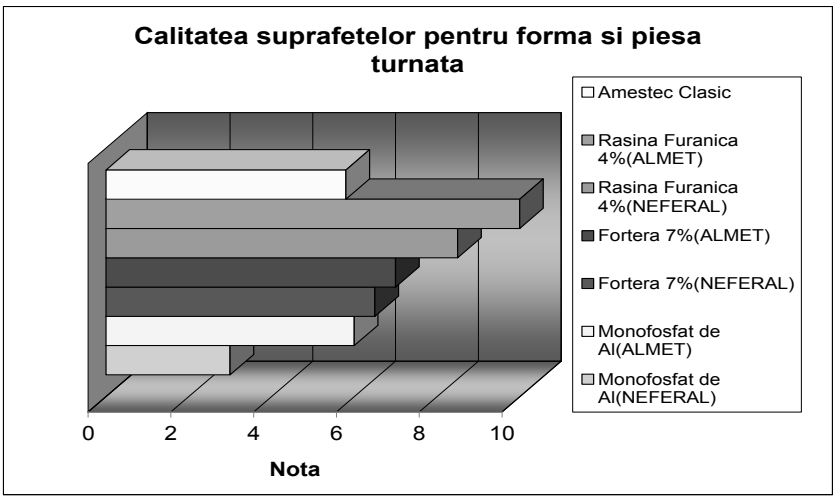


Fig. 13.Surface quality for the die and cast piece

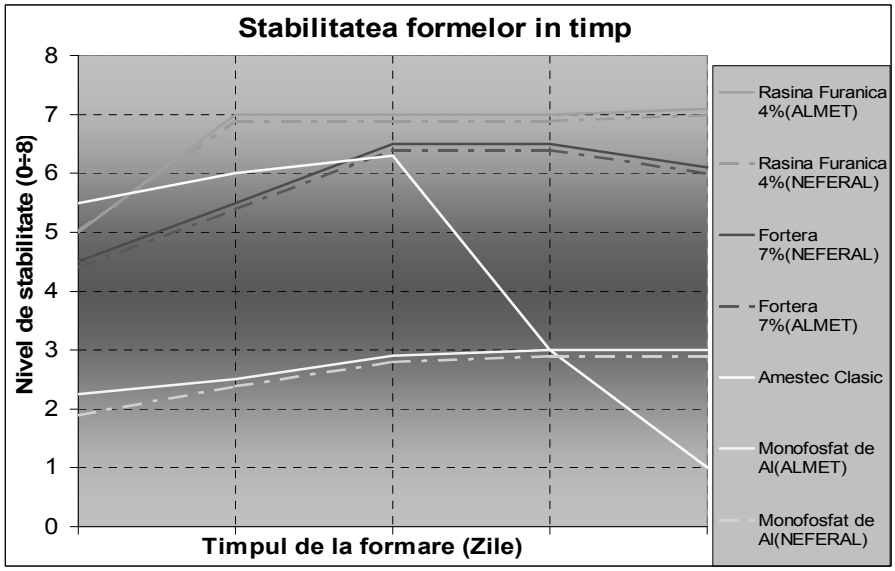


Fig. 14. Die stability in time

6. CONCLUSION REGARDING THE UTILIZATION OF THE SLAG AND DROSS AS REFRACTORY MATERIALS.

Prequesit wash of the dross in water at high temperature (30-60˚C) enlarge the degree of solubilization of soluble salts. Washing at temperature of 40˚C lead on at lower content of soluble salt Na and K in washed material and it's recommended the using of warm water at stage of washing.

For die cast used in gap 1-3 days, using of the washed dross it is favorable if the bending it is made with furan resin or with binder base on oligomer compound (Fortera; oligomer – through thermo destruction they put in liberty pyro carbide (carbon flocks).

For classical die cast in gap 1-3 days, using of the washed dross it is unfavorable for binders as sodium silicate or aluminum monophosfate which are dependents by the atmospheric condition, temperature, humidity, atmospheric

pressure. Humidity excess from this (un-dried) generates gas inclusion. The presence of the organic compound binded for this type of batch(base on washed or unwashed dross)favorable for quality of casting process and quality of cast die.

As final observation, the batch form all die with furan resin did not enlarge his volume, didn't have place the chemical reaction as in case of the study accomplish on unwashed dross, the difference was the type of the dross used, unwashed dross having salts. It can make a recommendation for using furan resin, having the best stability in time, having a die surface quality even and the cast piece superior than the classical batch, and the piece where it used as binder sodium silicate with fortusil - oligomeric compound.

The dross used from ALMET was superior then the dross from NEFERAL, having a superior cast piece quality in dies made with different binder.

In table 3 are systematically result regarding the experiments of using the slag/dross at loam.

Table 3 Characteristics of the loam with slag/dross proceeded for recycling the aluminum base of the binder utilization:

Characteristics*	**Loam**				
	Classic**	**Washed dross and binded with:**			
		Furan	**Sodium silicate**	**FORTERA**	**Monophosphate aluminum**
Branch point length, min	1÷5	15÷30	15÷60	10÷30	30÷120
Strengthen time, min	180÷480	30÷180	60÷480	60÷180	60÷480
Time stability	good	From mediocre at week	good	good	good
Stripping behavior	good	Very good	From god to satisfactory function by the ambient temperature and atmospheric humidity	Very good	Mediocre
Cast behavior	good after 8 hours from making	Very good after 60 min from making	Very good for 24 hours until 72 hours form making after this period appears the phenomenon of hygro scopic	Very good after 8 hours from making	Good after at least 24 hours from making
Debating characteristic	relatively good	Very good	good	V. very good	From satisfactory at good
Quality of the raw cast piece	Satisfactory	good	Satisfactory	Very good	good

**For surface of hollow mould unpainted, wall thickness ≈ 50 mm; ** Argil or bentonite*

OBSERVATION: The slag and dross can be used in foundry, combined with loam based on siliceous sand for realization die cast.

In this way it can revaluation the using of slag in utile way, so you don't have to throw them to the waste dump, so the slag and dross can be usable for loam at die casting from steel or cast iron with minimum costs, since these slag and dross can take the place in some limits the exothermal material in or thermo-insulating enough costing and showing a deficit in foundries of ferrous alloys (steel foundry) and big piece.

Bibliography:

1. "Aluminum Recycling", www.epagov/radiation/cleanmetals/does/tsd
2. "Secondary Aluminum Operations", www.epa.gov/ttn/chief/ap42/ch12/final
3. Sofroni.L, Elaborarea şi turnarea aliajelor, Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti 1976
4. An Introduction to aluminium recycling process www.eaa.net/environment/recycling.asp
5. CeEx 53/2003 „ Metode de procesare a cenusilor reziduale din industria aluminiului secundar cu scopul prevenirii poluarii mediului si a conservarii resurselor naturale”

[1]-Univ. Politehnica Bucharest
[2]-INCDMNR, Bucharest

VALORIFICAREA DESEURILOR DIN INDUSTRIUA DE RECICLARE A ALUMINIULUI

Rezumat: In procesul de productie a aluminiului primar la fiecare tona de aluminiu obtinuta rezulta deseuri de compus solide de 2,88 tone. Prin inlocuirea in cadrul procesului de productie a aluminiului primar si aluminiului secundar este posibil sa se indeparteze aceste cantitati de sub-produs. Deseurile cu cantitate mare de aluminiu poat fi reciclate direct, pentru indepartarea lui prin returnare iar cele cu un procent mai mic de aluminiu, cenusile, pot fi utilizate ca material refractar in cadrul altor procese industriale. Acest studio propune o metoda alternative, viabila din punct de vedere economic, pentru a genera substante auxiliare si a diminua haldele de deseuri din industria de aluminiu.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LV (LIX)

Fasc. 3

Secţia

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2009

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Published by the
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMANIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President: Prof. Dr. Eng. **Ion Giurma**,
Rector of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
Editor-in-Chief: Prof. Dr. Eng. **Carmen Teodosiu**,
Vice-Rector of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
Honorary Editors: Prof. Dr. Eng. **Alfred Braier,**
Prof. Dr. Eng. **Hugo Rosman**

Editorial Staff of the Section
MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

Editors: Assoc. Prof. Dr. Eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. Prof. Dr. Eng. **Gheorghe Bădărău**
Assoc. Prof. Dr. Eng. **Petrică Vizureanu**
Honorary Editors: Prof. Dr. Eng. **Dan Gelu Găluşcă,** Prof. Dr. Eng. **Adrian Dima**
Associated Editor: Assoc. Prof.Dr. Eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)
Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)
Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University, (U.S.A.)
Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University, (Ukraine)
Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw, (Poland)
Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)
Assoc. Prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences, (Japan)
Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)
Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)
Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest, (Romania)

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENT

OLIMPIA GHERMEC, CRISTIAN GHERMEC, TRAIAN POPESCU, GABRIELA BUCSE and MARIANA CIOBANU, RESEARCH REGARDING THE POSSIBILITY TO REDUCE THE PHONIC POLLUTION OF RESIDENTIAL QUARTERS BORDERING INDUSTRIAL AREAS
GRECU ADRIAN, NEJNERU CARMEN, GALUŞCĂ DAN-GELU, VIZUREANU PETRICĂ, HOPULELE IOAN and AXINTE MIHAI, RESEARCH CONCERNING IMPROVEMENT OF WATER QUENCHED PROPERTIES OF SYNTHETIC COOLING ENVIRONMENTS BASED ON CARBO-DIMETIL CELLULOSE
RAIMOND GRIMBERG, MARIANA DOMNICA STANCIU, ADRIANA SAVIN, ALINA BRUMA and PAUL BARSANESCU, COMPOSITE STRUCTURES MONITORING USING FIBER BRAGG GRATING SENSORS
RAIMOND GRIMBERG, ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN and PAUL BARSANESCU, NONDESTRUCTIVE EVALUATION OF DISBONDING IN COMPOSITE SANDWICH MATERIALS WITH HONEYCOMB CORE AND CFRP COATING
MARIUS HUTANU, LASER ABLATION DEPOSITION OF THIN LAYERS
MONICA IORDACHE and CRINA AXINTE, THEORETICAL STUDIES CONCERNING THE BLANK HOLDER FORCE OF A BLANK SHAPE IN THE CUP DRAWING PROCESS
ANCA ELENA LARGEANU, **CARMEN NEJNERU, DAN GELU GALUSCA, MANUELA CRISTINA PERJU and MIHAI AXINTE**, COMPARATIVE MORPHOLOGY UNIPULS DEPOSITIONS WITH NICKEL AND TITANIUM ELECTRODES USING THE IMPULSE DISCHARGE METHOD
BOGDAN LEITOIU, FLORENTINA MOCANU, PAUL DORU BARSANESCU, RAIMOND GRIMBERG, ADRIANA SAVIN and ROZINA STEIGMANN, DETERMINATION OF ELASTIC AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF SOME GLASS-POLYSTYRENE COMPOSITES
NICOLETA MONICA LOHAN, ELENA RALUCA BACIU and STEFAN LUCIAN TOMA, ON THE CHARACTERISTICS OF COMMERCIAL NON-PRECIOUS Co-Cr DENTAL ALLOYS
VASILE MIRON, CORNELIU MUNTEANU and MIHAELA VALEANU, STRUCTURAL ASPECTS AND MAGNETIC PROPERTIES FOR THE METALLIC AMORPHOUS RIBBONS OBTAINED IN Fe40Ni40B12Si8 SYSTEM
MARIN MOȚOI, THE ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF THE PARAMETERS ON THE CONDITIONS OF CUTTING AT THE LATHE WITH A KNIFE WITH A SHADE ATTACHED ON THE ROUGHNESS WORKED BY THE TAGUCHI METHOD
BOGDAN MUNTEANU, MIHAELA SMEADĂ and OANA-ANDREEA PIRNUTA, STATISTICAL PROCESSING OF EXPERIMENTAL DATA IN THE CASE OF IMPRESSION DIAMETERS OF ALUMINUM ALLOYS SAMPLES USED IN AIRCRAFT ENGINEERING

CARMEN NEJNERU, RAMONA HANU CIMPOEŞU, NICANOR CIMPOEŞU, ANDREI VICTOR SANDU and MARIA LUNGU, CORROSION STUDY IN SEA WATER OF TWO SHAPE MEMORY ALLOYS BASED ON COPPER
CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ANCA ELENA LARGEANU, RAMONA HANU CIMPOESU, TUDOR RAILEANU and MARIA LUNGU, RESEARCH CONCERNING INCREASING OF CORROSION REZISTANCE OF PHOSPHOURUS CAST IRONS BY VIBRATING ELECTRODE COATING UZING TITAN AND NICKEL ELECTRODES
BOGDAN NICOLAU, DELIA MARINELA AELENEI ROMEU CHELARIU, IOAN PETREUS and NECULAI AELENEI, SOME ASPECTS CONCERNING THE CHEMICAL TREATMENT OF THE TITANIUM IMPLANT SURFACES
LOREDANA ELENA NIȚĂ, MANUELA PINTILIE and AURICA P. CHIRIAC, TAILORING A BIOMATERIAL STRUCTURE BASED ON POLY (ASPARTIC ACID) AND POLY(ETHYLENE GLYCOL)
FLORENTIN OAJDEA, MARGARETA IULIA DIMA and ALINA COSTAN, EXPERIMENTAL RESEARCH ON OBTAINING DESIRED MECHANICAL CHARACTERISTICS FOR THE ALLOY AlMgSi BY ADOPTING SUITABLE THERMAL TREATMENT CYCLES
FLORENTIN OAJDEA, RODICA POPESCU and MARGARETA-IULIA DIMA, EXPERIMENTS ON OBTAINING OPTIMUM MECHANICAL CHARACTERISTICS THROUGH CYCLES OF THERMAL TREATMENTS APPLIED TO ALLOY AlCu6BiPb
S. OPRISAN, A. BUZAIANU and N. CONSTANTIN, THE THERMOGRAPHY IN THE HEALTH CONTROL OF HYBRID COMPOSITE MATERIALS
MANUELA CRISTINA PERJU, CARMEN NEJNERU, DAN GELU GALUŞCĂ, PETRICĂ VIZUREANU and RAMONA HANU CIMPOESU, ENERGETIC TRANSFER STUDY AND MECHANIC CHARACTERISTICS DETERMINATION BY DEPOSITION USING ELECTRICAL DISCHARGES IN IMPULSE
CRISTIAN PREDESCU, ECATERINA MATEI, MIRELA SOHACIU and AVRAM NICOLAE, REDUCING MEASURES FOR ENVIRONMENTAL PROTECTION FROM IRON AND STEEL INDUSTRY
ORONZIO MANCA, ALINA ADRIANA MINEA, SERGIO NARDINI and SALVATORE TAMBURRINO, TRANSIENT HEAT CONDUCTION IN SOLIDS IRRADIATED BY A MOVING HEAT SOURCE WITH COMBINED DONUT AND GAUSSIAN DISTRIBUTIONS
CONSTANTIN CIOCANEL and HEIDI P. FEIGENBAUM, ANALYSIS OF GEOMETRY EFFECTS ON THE MAGNETO-MECHANICAL BEHAVIOR OF MAGNETIC SHAPE MEMORY ALLOYS
CRISTINA PRISACARIU, ELENA SCORTANU and IOAN RUSU, NEW APPROACHES INTO THE INELASTICITY OF HARD PHASE REINFORCED POLYRUETHANES VIA A NATO PROJECT BETWEEN “PETRU PONI” INSTITUTE OF MACROMOLECULAR CHEMISTRY, IASI AND THE UNIVERSITY OF OXFORD, UK
DAN RECEANU, DYNAMIC MODELING AND SIMULATION OF THE

SYSTEMS WITH MECHANICAL DAMPERS
MIHAI SUSAN, ILIESCU VIOREL and ACHITEI DRAGOŞ – CRISTIAN, THE MECANICS OF PLASTIC DEFORMATION IN THE DRAWING OF THE METALLIC WIRES WITH HIGH MECHANICAL RESISTANCE IN ULTRASONIC FIELD
MARIA ROMAN, ROMANIȚA TEODORESCU, VIOREL BĂDILIȚĂ, LUCIA FIRESCU and MARIA GHEORGHE, RESEARCHES TO OBTAIN ALUMINIUM SULPHATE FROM ALUMINIUM BLACK DROSS
ANA ROTARU, THE MANAGEMENT OF THE PRODUCTION: MRP/ERP OR LEAN MANUFACTURING?
IOAN RUSU, CRISTINA PRISACARIU, ELENA SCORTANU and BOGDAN AGAPIE, NOVEL GLASSY POLYURETHANES DERIVED FROM HARD SEGMENTS OF VARIABLE GEOMETRIES AND THEIR PERFORMANCE AS SHAPE-MEMORY MATERIALS
MIHAELA SMEADĂ, IOANA MIHAELA DINESCU and ION DINESCU, UNCONVENTIONAL TERMOMAGNETIC TREATMENTS APPLIED TO THE ALLUMINUM ALLOYS THAT ARE BEING USED IN THE AVIATION TECHNIQUE
R.I.SIVAK, O.V.SERDIUK and S.Z.YABLONSKA, EVALUATION OF THE METAL SURFACE LAYER PLASTICITY IN THE PROCESS OF SURFACE PLASTIC DEFORMATION
IRINA SMICAL, VASILE HOTEA, JOZSEF JUHASZ, ELENA POP and GH. IEPURE, ECOMATERIALS AND ENVIRONMENTAL IMPACT
MIHAI ŞTEFAN, NICANOR CIMPOEŞU and DUMITRU MIHAI, ALLOY COMPOSITION OPTIMIZATION BY EVOLUTIONAL METHODS (GENETIC ALGORITHMS)
IOZSEF JUHASZ, VASILE HOTEA, ANA-IIRINA SMICAL and ELENA-ANGELA POP, THE ROTARY FURNACE FOR COPPER THERMAL REFINING
LITOIU RAZVAN, DAN GELU GALUSCA, IULIAN IONITA and MARICEL AGOP, EFFECTIVE THERMAL CONDUCTIVITY OF NANOFLUIDS
A. MARMANDIU, R. POPESCU, I. NICOLAE, A. DRAGOMIR and C. BANCILA, ENVINRONMENTAL IMPACTS OF USING FLY ASH
A. MARMANDIU, R. POPESCU, I. NICOLAE, A. DRAGOMIR and C. BANCILA, THE USE OF FLY ASH FOR ROAD CONSTRUCTION AND SIMILAR PROJECTS
ANDREI IOAN MAUTHNER, MIRELA SOHACIU, ECATERINA MATEI and CRISTIAN PREDESCU, METHODS OF OBTAINING PROFILE AND SMOOTHNESS OF HOT ROLLED STEEL STRIPS

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR
CUPRINS

OLIMPIA GHERMEC, CRISTIAN GHERMEC, TRAIAN POPESCU, GABRIELA si BUCSE, MARIANA CIOBANU, CERCETARI PRIVIND POSIBILITATI DE REDUCERE A POLUARII FONICE A CARTIERELOR DE LOCUINTE LIMITROFE ZONELOR INDUSTRIALE
GRECU ADRIAN, NEJNERU CARMEN, GALUŞCĂ DAN-GELU, VIZUREANU PETRICĂ, HOPULELE IOAN si AXINTE MIHAI, CERCETARI PRIVIND ÎMBUNĂTĂŢIREA PROPRIETĂŢILOR DE CĂLIRE A MEDIILOR SINTETICE PE BAZĂ DE CARBODIMETIL CELULOZĂ
RAIMOND GRIMBERG, MARIANA DOMNICA STANCIU, ADRIANA SAVIN, ALINA BRUMA si PAUL BARSANESCU, MONITORIZAREA STRUCTURILOR COMPOZITE UTILIZAND SENZORI FBG
RAIMOND GRIMBERG, ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN, PAUL BARSANESCU si SORIN LEITOIU, EVALUAREA NEDISTRUCTIVA A DEZLIPIRILOR IN MATERIALE COMPOZITE TIP SANDWICH CU MIEZ HONEYCOMB SI FETE DIN CFRP
MARIUS HUTANU, DEPUNEREA CU LASER A STRATURILOR SUBTIRI
MONICA IORDACHE si CRINA AXINTE, STUDII TEORETICE CU PRIVIRE LA FORŢA DE REŢINERE A TABLEI ÎN PROCESUL AMBUTISĂRIII CILINDRICE FĂRA FLANŞA
ANCA ELENA LARGEANU, **CARMEN NEJNERU, DAN GELU GALUSCA, MANUELA CRISTINA PERJU si MIHAI AXINTE**, COMPARAŢIA MORFOLOGIEI DEPUNERILOR UNIPULS CU ELECTROZI DE NICHEL ŞI TITAN UTILIZÂND METODA DESCĂRCĂRII ÎN IMPULS
BOGDAN LEITOIU, FLORENTINA MOCANU, PAUL DORU BARSANESCU, RAIMOND GRIMBERG, ADRIANA SAVIN si ROZINA STEIGMANN, DETERMINAREA CARACTERISTICILOR ELASTICE SI MECANICE ALE COMPOZITELOR STICLA-POLISTIREN
NICOLETA MONICA LOHAN, ELENA RALUCA BACIU si STEFAN LUCIAN TOMA, ASUPRA CARACTERISTICILOR ALIAJELOR DENTARE NENOBILE Co-Cr COMERCIALE
VASILE MIRON, CORNELIU MUNTEANU si MIHAELA VALEANU, ASPECTE STRUCTURALE SI PROPRIETATI MAGNETICE PENTRU BENZILE METALICE AMORFE OBTINUTE IN SISTEMUL Fe40Ni40B12Si8
MARIN MOŢOI, ANALIZA INFLUENŢEI PARAMETRILOR REGIMULUI DE AŞCHIERE LA STRUNJIREA CU UN CUŢIT CU PLĂCUŢĂ ATAŞATĂ ASUPRA RUGOZITĂŢII SUPRAFEŢEI PRELUCRATE PRIN METODA TAGUCHI
BOGDAN MUNTEANU, MIHAELA SMEADĂ si OANA-ANDREEA PIRNUTA, PRELUCRAREA STATISTICĂ A DATELOR EXPERIMENTALE A DIAMETRELOR AMPRENTĂ ALE PROBELOR ALIAJELOR DE ALUMINIU UTILIZATE ÎN TEHNICA DE AVIAŢIE
CARMEN NEJNERU, RAMONA HANU CIMPOEŞU, NICANOR CIMPOEŞU, ANDREI VICTOR SANDU si MARIA LUNGU, UN STUDIU DE

COROZIUNE ÎN APĂ DE MARE A DOUĂ ALIAJE CU MEMORIA FORMEI PE BAZĂ DE CUPRU
CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ANCA ELENA LARGEANU, RAMONA HANU CIMPOESU, TUDOR RAILEANU si MARIA LUNGU, CERCETARI PRIVIND CREȘTEREA REZISTENȚEI LA COROZIUNE A FONTELOR FOSFOROASE PRIN ACOPERIREA CU ELECTROD VIBRATOR FOLOSIND ELECTROZI DE TITAN ȘI NICHEL
BOGDAN NICOLAU, DELIA MARINELA AELENEI ROMEU CHELARIU, IOAN PETREUS si NECULAI AELENEI, UNELE ASPECTE PRIVIND TRATAMENTUL CHIMIC AL SUPRAFETELOR IMPLANTURILOR DE TITAN
LOREDANA ELENA NIȚĂ, MANUELA PINTILIE si AURICA P. CHIRIAC, COMPLEXAREA STUCTURII UNUI BIOMATERIAL PE BAZĂ DE POLI(ACID ASPARTIC) ȘI POLI(ETILEN GLICOL)
FLORENTIN OAJDEA, MARGARETA IULIA DIMA si ALINA COSTAN, CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND OBTINEREA DE CARACTERISTICI MECANICE DORITE PENTRU ALIAJUL AlMgSi PRIN ADOPTAREA DE CICLURI DE TRATAMENT TERMIC ADECVATE
FLORENTIN OAJDEA, RODICA POPESCU si MARGARETA-IULIA DIMA, EXPERIMENTARI PRIVIND OBTINEREA DE CARACTERISTICI MECANICE OPTIME PRIN INTERMEDIUL CICLURILOR DE TRATAMENTE TERMICE APLICATE ALIAJULUI AlCu6BIPb
S. OPRISAN, A. BUZAIANU, N. CONSTANTIN si C. BANU, TERMOGRAFIA IN CONTROLUL SANATATII MATERIALELOR COMPOZITE HIBRIDE
MANUELA CRISTINA PERJU, CARMEN NEJNERU, DAN GELU GALUȘCĂ, PETRICĂ VIZUREANU si RAMONA HANU CIMPOESU, STUDIUL TRANSFERULUI ENERGETIC ȘI DETERMINAREA CARACTERISTICILOR MECANICE PRIN DEPUNERE UTILIZÂND DESCĂRCĂRI ELECTRICE ÎN IMPULS
CRISTIAN PREDESCU, ECATERINA MATEI, MIRELA SOHACIU si AVRAM NICOLAE, MASURI DE DIMINUARE A POLUARII MEDIULUI APLICATE IN INDUSTRIA SIDERURGICA
ORONZIO MANCA, ALINA ADRIANA MINEA, SERGIO NARDINI si SALVATORE TAMBURRINO, TRANSIENT HEAT CONDUCTION IN SOLIDS IRRADIATED BY A MOVING HEAT SOURCE WITH COMBINED DONUT AND GAUSSIAN DISTRIBUTIONS
CONSTANTIN CIOCANEL si HEIDI P. FEIGENBAUM, ANALIZA VARIATIILOR DE GEOMETRIE ASUPRA COMPORTARII MAGNETO-MECANICE A ALIAJELOR MAGNETICE CU MEMORIA FORMEI
CRISTINA PRISACARIU, ELENA SCORTANU si IOAN RUSU, NOI DEZVOLTARI PRIVIND STUDIUL NEELASTICITATII DE SEGMENT DUR LA POLIURETANII RAMFORSATI, EFECTUATE IN CADRUL UNUI PROIECT NATO DINTRE INSTITUTUL DE CHIMIE MACROMOLECULARA "PETRU PONI", IASI SI UNIVERSITATEA OXFORD, MAREA BRITANIE
DAN RECEANU, MODELAREA DINAMICĂ ȘI SIMULAREA SISTEMELOR

CU AMORTZOARE MECANICE
MIHAI SUSAN, ILIESCU VIOREL și ACHITEI DRAGOŞ – CRISTIAN MECANICA DEFORMARII PLASTICE IN CAMP ULTRASONOR LA TREFILAREA FIRELOR METALICE CU REZISTENTA MECANICA RIDICATA
MARIA ROMAN, ROMANIȚA TEODORESCU, VIOREL BĂDILIȚĂ, LUCIA FIRESCU si MARIA GHEORGHE, CERCETĂRI PENTRU OBTINEREA SULFATULUI DE ALUMINIU DIN ZGURILE NEGRE DE ALUMINIU
ANA ROTARU, MANAGEMENTUL PRODUCȚIEI: MRP/ERP SAU LEAN MANUFACTURING?
IOAN RUSU, CRISTINA PRISACARIU, ELENA SCORTANU si BOGDAN AGAPIE, NOI TIPURI DE POLIURETANI VITROSI AVAND LA BAZA SEGMENTE DURE CU GEOMETRII VARIABILE. PERFORMANTA ACESTORA CA MATERIALE CU MEMORIE A FORMEI
MIHAELA SMEADĂ, IOANA MIHAELA DINESCU si ION DINESCU, TRATAMENTE TERMOMAGNETICE NECONVENȚIONALE APLICATE ALIAJELOR DE ALUMINIU UTILIZATE ÎN TEHNICA DE AVIAȚIE
R.I.SIVAK, O.V.SERDIUK si S.Z.YABLONSKA, EVALUAREA PLASICITATII SUPRAFETEI STRATULUI METALIC, IN PROCESUL DEFORMARII PLASICE DE SUPRAFAT**A**
IRINA SMICAL, VASILE HOTEA, JOZSEF JUHASZ, ELENA POP si GH. IEPURE, ECOMATERIALE ŞI IMPACTUL ASUPRA MEDIULUI
MIHAI ŞTEFAN, NICANOR CIMPOEŞU si DUMITRU MIHAI, OPTIMIZAREA COMPOZIȚIEI UNUI ALIAJ PRIN METODE EVOLUTIVE (ALGORITMI GENETICI**)**
IOZSEF JUHASZ, VASILE HOTEA, ANA-IIRINA SMICAL si ELENA-ANGELA POP, CUPTORUL ROTATIV DE RAFINARE TERMICĂ A CUPRULUI
LITOIU RAZVAN, DAN GELU GALUSCA, IULIAN IONITA si MARICEL AGOP, CONDUCTIVITATEA TERMICĂ EFECTIVĂ A NANOFLUIDELOR
A. MARMANDIU, R. POPESCU, I. NICOLAE, A. DRAGOMIR si C. BANCILA, IMPACTUL UTILIZARII CENUSILOR ASUPRA MEDIULUI
A. MARMANDIU, R. POPESCU, I. NICOLAE, A. DRAGOMIR si C. BANCILA, UTILIZAREA CENUSILOR IN CONSTRUCTIA DRUMURILOR SI PROIECTE SIMILARE
ANDREI IOAN MAUTHNER, MIRELA SOHACIU, ECATERINA MATEI si CRISTIAN PREDESCU, MASURI DE OBTINERE A PROFILULUI ŞI PLANEITĂȚII BENZILOR LAMINATE LA CALD

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LV (LIX), fasc.3, 2009
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH REGARDING THE POSSIBILITY TO REDUCE THE PHONIC POLLUTION OF RESIDENTIAL QUARTERS BORDERING INDUSTRIAL AREAS

BY

OLIMPIA GHERMEC, CRISTIAN GHERMEC, TRAIAN POPESCU, GABRIELA BUCSE, and MARIANA CIOBANU

Abstract: The environmental noise is a serious and continuously increasing international problem, which affects especially urban population. The public authorities have to deal with an increasing pressure from the legislation, mainly UE legislation, for example the European Noise Directive 49/2002(HG 321/2005) and from the population, in order to locate the sensitive areas, to find long - term solutiosn and to make action plans. The tasks implied in the administration of environmental noise – in urban areas for example – are varied: from solving the complaints to the acoustic map drawing, from the acoustic zoning to the limitation of emission values.
The forced industrial development from the communist period did not have in view the noise exposure of lodges – apartment houses especially and houses – built in the immediate vicinity of the factories.
In this paper there are presented the research regarding the harmful action of the noise coming from a wood manufacturing factory aver a neighbouring residential quarter. In the first phase sonometric measurements were effectuated according to the standardised methods and the acoustic modelation of the area bordering the factory was effectuated. The second phase consists of establishing, on scientific bases, of the action plan regarding the reduction of noise from rigid sources: the retechnologisation of the equipments and the built of acoustic screens**.**

CERCETARI PRIVIND POSIBILITATI DE REDUCERE A POLUARII FONICE A CARTIERELOR DE LOCUINTE LIMITROFE ZONELOR INDUSTRIALE

Rezumat: Zgomotul ambiental este o problema internaţionala serioasa si mereu crescanda, care afectează in special populaţia urbana. Zgomotul este luat in considerare din ce in ce mai mult in evaluarea calităţii vietii intr-un oraş, sau vecinatatea sa. Zgomotul ce provine de la traficul auto sau feroviar, aeroportuar, zonele industriale sau de la vecini duce la creşterea continua a numărului de reclamaţii si dispute legale. In afara de crearea de disconfort, zgomotul poate sa influenteze somnul, sanatatea, bunastarea si valoarea proprietatilor si poate produce stres, oboseala, pierderea irecuperabila a auzului si s-a demonstrat ca afecteaza negativ procesul de invatare in scoli.
Autoritatile publice suporta o presiune crescanda de la legislaţia, in special comunitara, de exemplu Directiva europeana de zgomot 49/2002(HG 321/2005) si de la populatie, pentru a localiza zonele sensibile, pentru a gasi solutii pe termen lung si pentru a intocmi planuri de actiune. De la înregistrarea plângerilor privind nivelul poluarii fonice, de la monitorizarea zgomotului la evaluarea sa si la zonarea acustica – sarcinile implicate de administrarea zgomotului din mediu sunt numeroase si variate, cerand diferite metode de abordare, masurare si evaluare. Sarcinile implicate in administrarea zgomotului ambiental - de exemplu in zonele urbane - sunt variate: de la rezolvarea plangerilor la cartografierea acustica, de la zonarea acustica la limitarea valorilor de emisie.
Dezvoltarea industriala fortata din perioada comunista, nu a avut in vedere expunerea la zgomot a locuinţelor - blocuri in special si case – construite in imediata vecinatate a întreprinderilor .
In lucrare se prezinta cercetarile privind actiunea nociva a zgomotului provenit de la o fabrica de prelucrare a lemnului asupra unui cartier de locuinte vecin cu aceasta. In prima etapa, s-au efectuat masuratori sonometrice conform metodelor standardizate si s-a realizat modelarea acustica a zonei limitrofe intreprinderii . Etapa a doua a constat in stabilirea pe baze stiintifice, a planului de actiune privind reducerea zgomotului din surse fixe: retehnologizarea echipamentelor si construirea de ecrane acustice.

RESEARCH CONCERNING IMPROVEMENT OF WATER QUENCHED PROPERTIES OF SYNTHETIC COOLING ENVIRONMENTS BASED ON CARBO-DIMETIL CELLULOSE

BY

GRECU ADRIAN, NEJNERU CARMEN, GALUŞCĂ DAN-GELU, VIZUREANU PETRICĂ, HOPULELE IOAN, and AXINTE MIHAI

Abstract. This paper present a modality of replacing of thermal treatment oil with carbo-dimetil cellulose used with a surplus of 5%Na_2CO_3 and by agitation environment state modification.

CERCETARI PRIVIND ÎMBUNĂTĂȚIREA PROPRIETĂȚILOR DE CĂLIRE A MEDIILOR SINTETICE PE BAZĂ DE CARBODIMETIL CELULOZĂ

Rezumat: Lucrarea de față prezintă o modalitate de inlocuire a uleiului de tratament termic cu un mediu de călire mai ecologic şi mai ieftin. Mediul de călire pe care l-am folosit a fost carbodimetil celuloza cu adaos de 5%Na_2CO_3.

COMPOSITE STRUCTURES MONITORING USING FIBER BRAGG GRATING SENSORS

BY

RAIMOND GRIMBERG[1], MARIANA DOMNICA STANCIU[2], ADRIANA SAVIN[1], ALINA BRUMA[3], and PAUL BARSANESCU[4]

Abstract: This paper presents the use of fiber Bragg gratings embedded in structures from carbon epoxy composites with the aim of monitoring and the prediction of delamination apparition. The apparition of delaminations leads to decreasing of strain for the same load, phenomenon emphasized during the four points bending type testing. The evaluation of the delamination length and therefore over the capability of the structure to resist to subdued loading is made.

MONITORIZAREA STRUCTURILOR COMPOZITE UTILIZAND SENZORI FBG

Rezumat Aceasta lucrare prezinta utilizarea sensorilor FBG incorporati in structurile din compozit carbon epoxy cu scopul de a monitoriza si prezice aparitia delaminarilor. Aparitia delaminarilor duce la descresterea deformarii pentru aceeasi incarcare, fenomen pus in evidenta in timpul testarii in patru puncte. Se realizeaza aici evaluarea lungimii delaminarii si capabilitatea structurii de a rezista la incarcari.

NONDESTRUCTIVE EVALUATION OF DISBONDING IN COMPOSITE SANDWICH MATERIALS WITH HONEYCOMB CORE AND CFRP COATING

BY

RAIMOND GRIMBERG[1], ADRIANA SAVIN [1], ROZINA STEIGMANN [1] PAUL BARSANESCU [2], and SORIN LEITOIU [1]

Abstract: This paper presents a method for non-destructive evaluation carbon epoxy composites using a transducer with orthogonal coils for detection of damages in aluminum honeycomb core placed between two plates of carbon-epoxy laminate composites.

EVALUAREA NEDISTRUCTIVA A DEZLIPIRILOR IN MATERIALE COMPOZITE TIP SANDWICH CU MIEZ HONEYCOMB SI FETE DIN CFRP

Rezumat: Aceasta lucrare prezinta o metoda de evaluare nedistructiva a compozitelor carbon epoxy utilizand traductorul cu bobine ortogonale pentru detectia deteriorarilor in miezul de aluminiu tip honeycomb plasat intre doua placi de compozit carbon epoxy.

LASER ABLATION DEPOSITION OF THIN LAYERS

BY
MARIUS HUTANU

Abstract. The paper presents laser ablation deposition of thin layers. One of the materials used for this kind of plating is the “diamond like” structure carbon and One of the techniques used for obtaining such thin layers is the laser pulsating deposition.

DEPUNEREA CU LASER A STRATURILOR SUBTIRI

Rezumat: Lucrarea prezintă indepartarea straturilor subtire. Una dintre categoriile de materiale utilizate pentru acest tip de acoperire sunt materialele cu stuctură de tip ”diamant” iar una din tehnicile folosite este depunerea cu laser.

THEORETICAL STUDIES CONCERNING THE BLANK HOLDER FORCE OF A BLANK SHAPE IN THE CUP DRAWING PROCESS

BY
MONICA IORDACHE and CRINA AXINTE

Abstract: In the cup drawing process the blank shape is held between the die and the blank holder. The blank shape is cupped by the punch up to a certain depth. In order to avoid the folding tendency of the semi-product the blank holder exerts a certain force on it. The plastic strains to which a blank shape can be exposed during the cup drawing process are limited by the appearance of refined areas and cracks. In this work we study the influence of the blank holder force of a blank shape over the distribution of strains and stress in a cupped piece through a simulation of the cup drawing process. The simulation was done with the help of the program Abaqus v6.5.

STUDII TEORETICE CU PRIVIRE LA FORȚA DE REȚINERE A TABLEI ÎN PROCESUL AMBUTISĂRIII CILINDRICE FĂRA FLANŞA

Rezumat: La ambutisarea pieselor cilindrice tabla este menținută între matriță şi placa de presiune. Poansonul ambutisează tabla până la o anumită adâncime. Pentru a evita tendința de cutare a semifabricatului placa de presiune apasă asupra acestuia cu o anumită forță. Deformațiile plastice la care poate fi supusă o tablă pe parcursul unei operații de ambutisare sunt limitate de apariția subțierii şi a fisurării. În lucrare se studiază influenta forței de reținere a tablei asupra distribuției deformațiilor şi tensiunilor in piesa ambutisata prin simularea ambutisării cilindrice. Simularea a fost realizata cu ajutorul softului Abaqus v6.5.

COMPARATIVE MORPHOLOGY UNIPULS DEPOSITIONS WITH NICKEL AND TITANIUM ELECTRODES USING THE IMPULSE DISCHARGE METHOD

BY
ANCA ELENA LARGEANU, CARMEN NEJNERU, DAN GELU GALUSCA, MANUELA CRISTINA PERJU, and MIHAI AXINTE

Abstract: This paper presents a compared study regarding the depositions morphology of unipuls electrodes using nickel titanium and hard iron with eutectic phosphorous. Deposition was done using the impulse method discharge. Unipulse deposition investigation was made with scanning electron microscope with micro-analysis of qualitative and quantitative of the drop.

COMPARAȚIA MORFOLOGIEI DEPUNERILOR UNIPULS CU ELECTROZI DE NICHEL ŞI TITAN UTILIZÂND METODA DESCĂRCĂRII ÎN IMPULS

Rezumat: Lucrarea prezintă un studiu de comparație a morfologiei depunerilor unipuls utilizând electrozi de nichel şi titan pe suport de fontă cu eutectic fosforos. Depunerea s-a realizat utilizând metoda descarcării în impuls. Investigarea depunerilor unipuls a fost facută cu microscopul cu scanare electronică pentru micro-analiza

calitativă şi cantitativă a picăturii.

DETERMINATION OF ELASTIC AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF SOME GLASS-POLYSTYRENE COMPOSITES

BY

BOGDAN LEITOIU[1], FLORENTINA MOCANU [1], PAUL DORU BARSANESCU [1], RAIMOND GRIMBERG [2], ADRIANA SAVIN [2] and ROZINA STEIGMANN [2]

Abstract: This paper presents the static test results, performed on grass-polystyrene samples, reinforced in two normal directions. Tensile and shear tests has been done in order to determine modulus of elasticity (Young), shear modulus (Coulomb), Poisson's ratio, ultimate stress etc., on the reinforcement directions. The shear test has been accomplished using Iosipescu test method, on a Wyoming type device (the two parts of the device are guided on colons), because this test method has the best accuracy. In order to determine the Poisson's ratio, a electrical strain rosette (T rosette) has been glued on the tensile samples. A WDW 50 tensile machine has been used, with its own software. Knowing the elastic and mechanical characteristics of composite on the reinforcement directions, one can calculate the composite characteristics in any direction.

DETERMINAREA CARACTERISTICILOR ELASTICE SI MECANICE ALE COMPOZITELOR STICLA-POLISTIREN

Rezumat: Articolul prezinta rezultatele incercarilor statice efectuate pe epruvete din sticla-polistiren (50%) armate cu tesatura echilibrata pe doua directii. Incercarile la tractiune si forfecare au fost utlizate pentru determinarea caracteristicilor elastice (modulul de elasticitate longitudinala Young, coeficientul Poisson si modulul de elasticitate transversala) si mecanice (rezistenta de rupere la tractiune).

ON THE CHARACTERISTICS OF COMMERCIAL NON-PRECIOUS Co-Cr DENTAL ALLOYS

BY

NICOLETA MONICA LOHAN*, ELENA RALUCA BACIU and STEFAN LUCIAN TOMA***

Abstract: The dental alloys are generally placed in the mouths of patients for many years where they need to resist mechanical load and corrosive environment. Therefore it is important to know the physical and mechanical properties of these materials but also their biocompatibility and resistance to corrosion. The paper represents a references synthesis of the most important published works and has non-precious dental alloys presentations, binary alloys based on Co-Cr and ternary alloys based on Co-Cr-Mo, therefore the paper has research about chemical behavior of those alloys.

ASUPRA CARACTERISTICILOR ALIAJELOR DENTARE NENOBILE Co-Cr COMERCIALE

Rezumat: Lucrarea reprezintă o sinteza a referinţelor din principalele lucrări publicate în literatura de specialitate si cuprinde prezentarea unor aliaje nenobile dentare, aliaje binare pe baza de Co-Cr si aliaje ternare pe baza de Co-Cr-Mo, precum si cercetări privind comportarea la coroziune a acestor aliaje. Datorită procesului de coroziune, ionii metalici eliberaţi in gura pacientului pot duce la apariţia de inflamaţii gingivale, alergii, intoxicaţii, care pericliteaza sanatatea pacientului. De aceea este foarte important sa cunoaştem rezistenta la coroziune a aliajelor dentare introduse in gura pacientului, precum şi biocompatibilitatea diferiţilor ioni metalici de la aliajele dentare pentru asigurarea sănătăţii pacienţilor.

STRUCTURAL ASPECTS AND MAGNETIC PROPERTIES FOR THE METALLIC AMORPHOUS RIBBONS OBTAINED IN $Fe_{40}Ni_{40}B_{12}Si_8$ SYSTEM

BY

VASILE MIRON, CORNELIU MUNTEANU* and MIHAELA VALEANU**

Abstract: An ferromagnetic system of amorphizable alloys is realized with eutectic composition corresponding

to the ratio metal/metalloid 80/20 at. %. The system was developed from high purity powders according to the composition $Fe_{40}Ni_{40}B_{12}Si_8$ system. The specimens were analysed in as-cast and amorphous conditions by both optical microscopy and X-ray diffraction. The recorded optical micrographs revealed coarse eutectic structures slightly influenced by the change of the nickel amounts in as-cast specimens. The representative region of the X-ray diffractograms emphasized the gradual occurrence in as-cast condition and the lack of distinctive diffraction maxima in amorphous metallic ribbons. Curie temperature measurements have been performed and histeresys curves were plotted concerning the magnetic characterization of the amorphous metallic ribbons.

ASPECTE STRUCTURALE SI PROPRIETATI MAGNETICE PENTRU BENZILE METALICE AMORFE OBTINUTE IN SISTEMUL $Fe_{40}Ni_{40}B_{12}Si_8$

Rezumat. Au fost realizate aliaje amorfizabile intr-un sistem feromagnetic cu o compozitie eutectica corespunzătoare unui raport metal/metalloid 80/20% at. Aliajele realizate din pulberi metalice de inalta puritate au compozitia in sistemul de aliere $Fe_{40}Ni_{40}B_{12}Si_8$. Esantioanele din aliaje amorfizabile au fost analizate structural prin microscopie optica si prin difractie de raze X. Micrografia optica prezinta o structura eutectica, specifică materialului în stare turnată. Regiunea reprezentativa din diafractograma de raze X subliniaza o structura cristalina in stare turnata si lipsa maximelor de difractie a benzilor metalice amorfe. Determinarea temperaturii Curie si trasarea curbele de histerezis prezinta caracteristicile magnetice ale benzilor metalice amorfe.

THE ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF THE PARAMETERS ON THE CONDITIONS OF CUTTING AT THE LATHE WITH A KNIFE WITH A SHADE ATTACHED ON THE ROUGHNESS WORKED BY THE TAGUCHI METHOD

BY

MARIN MOȚOI

Abstract: This work presents the analysis of the influence of the cutting parameters through the signal-noise ratio by the longitudinal lathing process of a semi-product made of the polyamide PA 66 MoS_2. The experiment plan was conceived following the Taguchi method and the results of the experiments show the greater or lesser influence of each parameter of the cutting regime. On the basis of the results we have obtained an equation for roughness Ra and for the parameters of the cutting regime. Therewith i achieved an analysis of the international dimensional precision (IT), which accuracy caused depending on the roughness obtained abaft remaking.

ANALIZA INFLUENȚEI PARAMETRILOR REGIMULUI DE AŞCHIERE LA STRUNJIREA CU UN CUȚIT CU PLĂCUȚĂ ATAŞATĂ ASUPRA RUGOZITĂȚII SUPRAFEȚEI PRELUCRATE PRIN METODA TAGUCHI

Rezumat: Lucrarea prezintă analiza influenței parametrilor de aşchiere prin raportul semnal – zgomot la strunjirea longitudinală a unui semifabricat din poliamida PA 66 MoS_2. Planul de experiențe a fost conceput după metoda Taguchi, iar rezultatele experiențelor arată influența, mai mare sau mai mică, a fiecărui parametru al regimului de aşchiere. Pe baza rezultatelor obținute a rezultat o ecuație pentru rugozitatea Ra şi parametrii regimului de aşchiere. Totodată am realizat o analiză a preciziei dimensionale internaționale (IT), precizie care se determină în funcție de rugozitatea obținută în urma prelucrării.

STATISTICAL PROCESSING OF EXPERIMENTAL DATA IN THE CASE OF IMPRESSION DIAMETERS OF ALUMINUM ALLOYS SAMPLES USED IN AIRCRAFT ENGINEERING

BY

BOGDAN MUNTEANU, MIHAELA SMEADĂ and OANA-ANDREEA PIRNUTA*

Abstract: The mechanical properties of aluminium alloys used in the aircraft engineering can be improved by applying heat treatments. The present paper aims at processing statistically (analyzing the errors) the

experimental data resulted from the study carried out on the aluminium alloys subject to unconventional heat treatments.

PRELUCRAREA STATISTICĂ A DATELOR EXPERIMENTALE A DIAMETRELOR AMPRENTĂ ALE PROBELOR ALIAJELOR DE ALUMINIU UTILIZATE ÎN TEHNICA DE AVIAȚIE

Rezumat: Proprietățile mecanice ale aliajelor de aluminiu utilizate în tehnica de aviație pot fi îmbunătățite prin aplicarea tratamentelor termice. Lucrarea îşi propune prelucrarea statistică (calculul erorilor) a datelor experimentale obținute în urma studiului efectuat asupra unor aliaje de aluminiu supuse unor tratamente termice neconvenționale.

CORROSION STUDY IN SEA WATER OF TWO SHAPE MEMORY ALLOYS BASED ON COPPER

BY

CARMEN NEJNERU, RAMONA HANU CIMPOEŞU, NICANOR CIMPOEŞU, ANDREI VICTOR SANDU and MARIA LUNGU

Abstract: Many applications of shape memory alloys place this materials in contact with different environments like sea water, human body liquids, oils, rare gasous or vaccum. In this study was investigated electroerossion of two alloys with different compositions both based on copper in medium sea water. Chemical composition was determinated with an equipment EDX, microstructure with a scanning electron microscope and electro-corrosion was investigated with a potentiostat equipment.

UN STUDIU DE COROZIUNE ÎN APĂ DE MARE A DOUĂ ALIAJE CU MEMORIA FORMEI PE BAZĂ DE CUPRU

Rezumat: Multe din aplicațiile aliajelor cu memoria formei plasează aceste material în contact cu diferite medii cum ar fi apa de mare, lichide ale organismului uman, uleiuri gaye rare sau vid înalt. În acest studiu a fost investigată electrocoroziunea a două aliaje cu compoziții diferite, ambele pe bază de cupru în apă de mare. Compoziția chimică a fost determinată cu un echipament EDX, microstructura cu ajutorul unui microscop cu scanare de electroni iar electro-coroziunea a fost determinată cu un potentiostat.

RESEARCH CONCERNING INCREASING OF CORROSION REZISTANCE OF PHOSPHOURUS CAST IRONS BY VIBRATING ELECTRODE COATING UZING TITAN AND NICKEL ELECTRODES

BY

CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ANCA ELENA LARGEANU, RAMONA HANU CIMPOESU, TUDOR RAILEANU and MARIA LUNGU

Abstract: The paper present a study on corrosion of phosphorus cast irons used for art objects in exterior decorations. The study continues with the proposal of an increase solution of corrosion resistance by using metallic coatings with the help of vibrating electrode. Heterogeneous coatings were made in titan interface and nickel exterior layer I with a scanning electrons microscope (SEM).

CERCETARI PRIVIND CREȘTEREA REZISTENȚEI LA COROZIUNE A FONTELOR FOSFOROASE PRIN ACOPERIREA CU ELECTROD VIBRATOR FOLOSIND ELECTROZI DE TITAN ȘI NICHEL

Rezumat: Lucrarea prezintă un studiu asupra coroziunii fontelor fosforoase folosite la realizarea obiectelor decorative montate in exterior. Studiul propune o soluție pentru îmbunătățirea rezistentei la coroziune prin utilizarea depunerii metalice folosind metoda electrodului vibrator. S-au realizat depuneri eterogene in varianta interfața titan si\strat exterior nichel, fotografiile realizându-se la microscopul cu scanare electronica (SEM).

SOME ASPECTS CONCERNING THE CHEMICAL TREATMENT OF THE TITANIUM IMPLANT SURFACES

BY

BOGDAN NICOLAU*, DELIA MARINELA AELENEI* ROMEU CHELARIU*, IOAN PETREUS* and NECULAI AELENEI**

Abstract: Commercially pure titanium samples were subjected to the chemical surface treatments to modify its roughness: mixed sulphuric and hydrochloric acid treated, mixed hydrofluoric and nitric acid treated and alkali treated. The influence of the immersion time and temperature on the mean dimensions and total surface of the corroded zones were analyzed. The surface roughness was characterized using an optical microscope. Acid etching with diluted sulphuric and hydrochloric mixed acid provide an improved method to obtain a uniform micro roughened surface and to check the mean dimensions of the corroded zones. The treatment with 10M NaOH leads to a very uniform activation of the surface, if the sample was immersed long time (96 hours) at relative low temperature (37 ^{o}C).

UNELE ASPECTE PRIVIND TRATAMENTUL CHIMIC AL SUPRAFETELOR IMPLANTURILOR DE TITAN

Rezumat. Probe de titan commercial pur au fost supuse unor tratamente chimice superficiale în scopul modificarii rugozităţii acestora: tratare cu amestec de acid sulfuric şi clorhidric, tratare cu amestec de acid fluorhidric şi azotic şi tratare cu hidroxid de sodium. S-a analizat influenţa timpului de imersie şi a temperaturii asupra dimensiunilor medii şi suprafeţelor totale ale zonelor corodate. Rugozitatea suprafeţei a fost caracterizată prin microscopie optică. Gravarea cu amestec de acizi sulfuric şi clorhidric relativ diluat pare o metodă îmbunătăţită de a obţine o suprafaţă cu o microrugozitate uniformă şi pentru controlul dimensiunilor medii ale zonelor corodate . Tratarea cu o soluţie de NaOH 10M, prin imersie timp de 96 ore la temperatură relativ mică (37 ^{o}C), conduce la o suprafaţă activată, foarte uniformă.

TAILORING A BIOMATERIAL STRUCTURE BASED ON POLY (ASPARTIC ACID) AND POLY(ETHYLENE GLYCOL)

BY

LOREDANA ELENA NIŢĂ, MANUELA PINTILIE and AURICA P. CHIRIAC

Abstract: Polymer complexation is one of the convenient routes for the development of new polymeric materials. Polymeric complex based on poly(aspartic acid) and poly(ethylene glycol) is an interesting compound due to its attractive properties brought by the both components. Poly(aspartic acid) belongs to the family of synthetic polypeptides and it is a biocompatible and biodegradable water-soluble polymer, and owing in part to the carboxylic groups has some similar chemical properties to that of poly(acrylic acid). Poly(ethylene glycol) is also an interesting nonionic polymer because it is soluble in water and several organic solvents, due to the presence of both hydrophobic and hydrophilic segments. The near-infrared chemical imaging (NIR-CI) method is the fusion between near-infrared spectroscopy and image analysis with the unique capability to provide both qualitative and quantitative data of localized and space-averaged chemical compositions. The NIR-CI technique is successfully used in pharmaceutical applications to reveal the extent of ingredient blending, particle size distribution, the presence of polymorphs, and trace contaminants. In the present study the homogeneity of the polymeric complex based on poly(aspartic acid) and poly(ethylene glycol) it was evaluated, using NIR-CI technique which was also sustained by zeta potential and FT-IR analyses, the methods being employed in order to characterize the compound as future potential biomaterial structure.

COMPLEXAREA STUCTURII UNUI BIOMATERIAL PE BAZĂ DE POLI(ACID ASPARTIC) ŞI POLI(ETILEN GLICOL)

Rezumat: Complexarea polimerilor este una dintre căile convenabile de obţinere de noi materiale polimere. Complecşii polimerici pe bază de poli(acid aspartic) şi poli(etilen glicol) prezintă interes datorită proprietăţilor atractive ale compuşilor puri. Poli(acidul aspartic) aparţine familiei polipeptidelor sintetice, este un polimer solubil în apă, biocompatibil şi biodegradabil şi datorită, în parte, grupelor carboxilice are unele proprietăţi similare poli(acidului acrilic). Poli(etilen glicolul) este de asemenea, interesant, fiind solubil atât în apă cât şi în câţiva solvenţi organici, datorita prezenţei atât a segmentelor hidrofobe cât şi hidrofile.Metoda NIR-

CI combină spectroscopia în infraroşu apropiat şi analiza imagistică şi furnizează date cantitative şi calitative privind compoziţiile chimice atât localizate cât şi mediate spaţial. Tehnica NIRCI este utilizată cu succes pentru a furniza informaţii referitoare la distribuţia ingredientelor în amestecuri, distribuţia mărimii particulelor, prezenţa polimorfilor cât şi a contaminanţilor. In prezentul studiu s-a evaluat omogenitatea amestecurilor pe bază de poli(acid aspartic) şi poli(etilen glicol) ca potentiale structuri biomateriale, utilizand NIR-CI, tehnica fiind susţinută de determinări de potenţial zeta şi analiză FTIR.

EXPERIMENTAL RESEARCH ON OBTAINING DESIRED MECHANICAL CHARACTERISTICS FOR THE ALLOY AlMgSi BY ADOPTING SUITABLE THERMAL TREATMENT CYCLES

BY

FLORENTIN OAJDEA, MARGARETA IULIA DIMA and ALINA COSTAN

Abstract: This study presents ample experimentals researche on the correlation between the applicable thermal treatments and the obtained properties for the purpose of achieving sustainability hardnesses at the benchmarks from the alloy studied.

CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND OBTINEREA DE CARACTERISTICI MECANICE DORITE PENTRU ALIAJUL AlMgSi PRIN ADOPTAREA DE CICLURI DE TRATAMENT TERMIC ADECVATE

Rezumat: Lucrarea de fata prezinta ample cercetari experimentale privind corelatia dintre tratamentele termice aplicabile si proprietatile obtinute in scopul realizarii de durabilitati controlabile la reperele realizate din aliajul studiat.

EXPERIMENTS ON OBTAINING OPTIMUM MECHANICAL CHARACTERISTICS THROUGH CYCLES OF THERMAL TREATMENTS APPLIED TO ALLOY $AlCu_6BiPb$

BY

FLORENTIN OAJDEA, RODICA POPESCU* and MARGARETA-IULIA DIMA

Abstract: This study presents ample experimentals researche on the correlation between the applicable thermal treatments and the obtained properties for the purpose of achieving sustainability hardnesses at the benchmarks from the alloy studied.

EXPERIMENTARI PRIVIND OBTINEREA DE CARACTERISTICI MECANICE OPTIME PRIN INTERMEDIUL CICLURILOR DE TRATAMENTE TERMICE APLICATE ALIAJULUI $AlCu_6BIPb$

Rezumat:Lucrarea de fata prezinta ample cercetari experimentale privind corelatia dintre tratamentele termice aplicabile si proprietatile obtinute in scopul realizarii de durabilitati controlabile la reperele realizate din aliajul studiat.

THE THERMOGRAPHY IN THE HEALTH CONTROL OF HYBRID COMPOSITE MATERIALS

BY

S. OPRISAN, A. BUZAIANU*, N. CONSTANTIN and C. BANU***

Abstract: The paper approaches the complex issues of the application of thermography in the health inspection of hybrid laminate composite materials used in the design and repair of aeronautical structures, such as aluminum alloy panels with adhesive bonded composite patches based on fiberglass/epoxy prepreg. With the use of infrared imagining systems, the information may be easily stored and analyzed.

TERMOGRAFIA IN CONTROLUL SANATATII MATERIALELOR COMPOZITE HIBRIDE

Rezumat: Lucrarea trateaza cateva din aspectele complexe ce fac referire la determinarea prin termografie a sanatatii compozitelor laminate hibride, ce pot fi utilizate in proiectarea si executia reparatiilor structurilor aeronautice din panouri de aluminiu reparabile cu „petice" obtinute din tesaturi pe baza de fibre de sticla si rasini epoxidice. S-a utilizat un sistem de detectie in infrarosu, cu imagini ce pot fi analizate si stocate pe calculator.

ENERGETIC TRANSFER STUDY AND MECHANIC CHARACTERISTICS DETERMINATION BY DEPOSITION USING ELECTRICAL DISCHARGES IN IMPULSE

BY

MANUELA CRISTINA PERJU, CARMEN NEJNERU, DAN GELU GALUȘCĂ, PETRICĂ VIZUREANU and RAMONA HANU CIMPOESU

Abstract: The paper point of view is realization of some metallic materials with superior functional performances. Obtained layer by vibrating electrode layer must have a very good adhesion on sample surface and a big thermal and chemical compatibility with substrate also high qualities of wear and oxidation resistance. In this paper was analyzing the deposition conditions of a titan unipulse electrode on a ferit–perlite cast iron. The experimental data acquisition was made using an electronic montage and information's were read by an oscilloscope. The importance of energetic transfer in deposition with vibrating electrode case justifies attention give to practical studies.

STUDIUL TRANSFERULUI ENERGETIC SI DETERMINAREA CARACTERISTICILOR MECANICE PRIN DEPUNERE UTILIZAND DESCARCARI ELECTRICE IN IMPULS

Abstract: Lucrarea are in vedere realizarea unor materiale metalice cu performante functionale superioare. Stratul obtinut prin metoda electrodului vibrator trebuie să aiba o foarte buna aderenta la suprafata piesei si o mare compatibilitate chimica si termica cu substratul, precum si calitati ridicate de rezistenta la uzare si oxidare. In lucrare au fost analizate regimurile de depunere unipuls a electrodului de titan pe suport de fonta ferito-perlitica. Culegerea datelor experimentale a fost facuta cu ajutorul unui montaj si informatiile s-au citit de pe un osciloscop. Importanta transferului energetic in cadrul depunerii cu electrod vibrator justifica atentia acordata studiilor practice.

REDUCING MEASURES FOR ENVIRONMENTAL PROTECTION FROM IRON AND STEEL INDUSTRY

BY

CRISTIAN PREDESCU, ECATERINA MATEI, MIRELA SOHACIU and AVRAM NICOLAE

Abstract: The technological solutions for the pollution diminishing from iron and steel industry have become a necessity in order to harmonize our environmental legislation with Union European environmental acquis. Sustainable development represents a high priority for an integrated iron and steel plants, taking into consideration the environmental impact of the steel. For this reason, the ways applied in our country for recovery of secondary materials resulted from iron and steel industry are very important and have to be compared with the results obtained by other countries.

MASURI DE DIMINUARE A POLUARII MEDIULUI APLICATE IN INDUSTRIA SIDERURGICA

Abstract: Solutiile tehnologice pentru diminuarea poluarii din industria materialelor metalice a devenit o necessitate in conditiile armonizarii legislatiei de mediu nationale cu acquis-ul de mediu al Uniunii Europene.
Dezvoltarea durabila reprezinta o prioritate pentru uzinele de fabricare a fontei si otelului, avand in vedere imapctul pe care otelul il prezinta asupra protectiei mediului. Din acest motiv, caile de aplicare a recuperarii materialelor secundare rezultate din industria materialelor metalice, in tara noastra, sunt foarte importante si trebuie comparate ca performanta cu rezultatele obtinute de alte tari.

TRANSIENT HEAT CONDUCTION IN SOLIDS IRRADIATED BY A MOVING HEAT SOURCE WITH COMBINED DONUT AND GAUSSIAN DISTRIBUTIONS

BY

ORONZIO MANCA*, ALINA ADRIANA MINEA, SERGIO NARDINI*and SALVATORE TAMBURRINO***

Abstract. In this paper a three dimensional conductive field in a semi-infinite solid with finite thickness and width heated by a moving laser source is numerically studied. In the numerical model convective heat losses through the surface are taking into account. Thermal properties are considered temperature dependent and the materials are considered isotropic. The considered laser source is a linear combination of Gaussian and donut distribution and it moves with a constant velocity along motion direction. The simulation model is solved by means of the COMSOL Multiphysics code. Results in terms of temperature profiles as a function of time are given for Peclet equal to 0.1, 0.5 and 1.0 and several Biot number values. Three heat source distributions are examined Gaussian, donut and a donut-Gaussian. It is observed that different behaviours are detected between the Gaussian and donut distributions whereas the combined donut-Gaussian and Gaussian distributions present similar qualitative behaviours.

ANALYSIS OF GEOMETRY EFFECTS ON THE MAGNETO-MECHANICAL BEHAVIOR OF MAGNETIC SHAPE MEMORY ALLOYS

BY

CONSTANTIN CIOCANEL and HEIDI P. FEIGENBAUM

Abstract: Magnetic shape memory alloys (MSMAs) are new materials that emerged in the late 1990s. The magnetic shape memory effect is a result of the rearrangement of martensitic variants under the influence of magnetic fields. Due to their newness there is limited understanding of the mechanical behavior of MSMAs. This work includes an experimental investigation on MSMAs where the material is loaded and unloaded in uniaxial compression in the presence of a constant magnetic field. The magnetic field is applied perpendicular to the mechanical loading axis. The experiments are performed on prismatic specimens with square and rectangular base and it is found that the rectangular base specimen seems to have advantages for actuation applications. The effect of the magnetic field gradient is also examined, through tests performed with a relatively constant magnetic field via an electromagnet and a more varied field via permanent magnets. The results show some difference in the magneto-mechanical behavior, but the thermodynamic phenomenological modeling framework does not allow for any dependence of the magnetic field gradient. In addition, the evolution of the magnetic flux density during the loading and unloading process is also monitored and the potential of these materials for power harvesting applications is evaluated.

ANALIZA VARIATIILOR DE GEOMETRIE ASUPRA COMPORTARII MAGNETO-MECANICE A ALIAJELOR MAGNETICE CU MEMORIA FORMEI

Abstract: Aliajele magnetice cu memoria formei sunt materiale noi care au fost dezvoltate la sfarsitul anilor ‘90. Efectul magnetic de memorie a formei este rezultatul rearanjarii variantilor martensitici in prezenta campului magnetic. Deoarece aceste materiale sunt relativ noi, comportarea lor mecanica nu este complet inteleasa. Aceasta lucrare prezinta rezultatele unei investigatii experimentale facuta pe “epruvete” dintr-un aliaj magnetic cu memoria formei - NiMnGa. Epruvete prismatice cu baza dreptunghiulara si patrata sunt simultan incarcate longitudinal in compresiune si transveral cu un camp magnetic. Rezultatele indica faptul ca formarea materialului sub forma de prisma cu baza dreptunghiulara este mai avatajoasa pentru aplicatii care implica folosirea materialului ca actuator. Efectul gradientului de camp magnetic este deasemenea investigat prin teste facute sub camp magnetic relativ constant generat de un electromagnet si sub camp magnetic neuniform generat de o pereche de magneti permanenti. Rezultatele acestor experimente indica o oarecare dependenta a raspunsului magneto-mecanic al materialului de gradientul campului magnetic, insa aceasta dependenta nu poate fi inclusa in modelarea fenomenologica termodinamica a raspunsului materialului. Evolutia densitatii fluxului de camp magnetic in timpul compresarii si decomprimarii epruvetelor este deasemenea monitorizata pentru a evalua posibilitatea folosirii acestui material pentru generarea de electricitate.

NEW APPROACHES INTO THE INELASTICITY OF HARD PHASE REINFORCED POLYRUETHANES VIA A NATO PROJECT BETWEEN "PETRU PONI" INSTITUTE OF MACROMOLECULAR CHEMISTRY, IASI AND THE UNIVERSITY OF OXFORD, UK

BY

CRISTINA PRISACARIU, ELENA SCORTANU and IOAN RUSU*

Abstract: The overall objective of this project has been to evaluate and improve understanding of the relationship between molecular/supramolecular architecture, and useful physical/mechanical properties, for a uniquely versatile family of polyurethanes categorized in engineering elastomers, based on flexible hard segments associated with a higher tendency to crystallization; the study and quantitative modelling of their mechanical properties has been made.

NOI DEZVOLTARI PRIVIND STUDIUL NEELASTICITATII DE SEGMENT DUR LA POLIURETANII RAMFORSATI, EFECTUATE IN CADRUL UNUI PROIECT NATO DINTRE INSTITUTUL DE CHIMIE MACROMOLECULARA "PETRU PONI", IASI SI UNIVERSITATEA OXFORD, MAREA BRITANIE

Rezumat: Obiectivul global al acestui proiect il constituie evaluarea si imbunatatirea intelegerii relatiei de legatura dintre architecture moleculara / supramoleculara si proprietatile fizico-mecanice ale unor noi famillii de materiale poliuretanice avand la baza tipuri de segmente dure flexibile care confera grade diferite ale cristalinitatii in materiale precum si studiul si modelarea cantitativa a proprietatilor mecanice.

DYNAMIC MODELING AND SIMULATION OF THE SYSTEMS WITH MECHANICAL DAMPERS

BY

DAN RECEANU

Abstract: The system identification'domain has importance in order to evaluate linear models of the dynamic systems from input-output data.The paper presents an algorithm for modeling dynamic systems including dampers and a new method in Simulink-MATLAB for solving the differential equations of mechanical systems with one,two,three or more deegres of freedom.

MODELAREA DINAMICĂ ŞI SIMULAREA SISTEMELOR CU AMORTZOARE MECANICE

Rezumat:Lucrarea prezintă o modalitate de achiziţionare de date experimentale,folosind un program *original* în LabVIEW şi de identificare a unui dispozitiv de amortizare, printr-o metodă cu baleiaj de frecvenţă, cu excitaţie prin forţă centrifugă aplicată masei. Se prezintă şi o metoda originală de rezolvare a ecuaţiilor de mişcare în limbajul Simulink-MATLAB,cu posibilitate de generalizare a problemei şi în cazul sistemelor mecanice cu mai multe grade de mobilitate ,unde sistemele cu ecuaţii diferenţiale au necunoscute cuplate /5/,/6/,/7/. La acestea s-au folosit, până în prezent,metode aproximative. Metodele de identificare,modelare şi simulare numerică expuse în lucrare sunt necesare în optimizarea sistemelor mecanice şi a structurilor,în general,în conditiile existenţei vibraţiilor mecanice în funcţionare. În lucrare s-au folosit mediile de programare LabVIEW şi Simulink-MATLAB.

THE MECANICS OF PLASTIC DEFORMATION IN THE DRAWING OF THE METALLIC WIRES WITH HIGH MECHANICAL RESISTANCE IN ULTRASONIC FIELD

BY

MIHAI SUSAN, ILIESCU VIOREL and ACHITEI DRAGOŞ – CRISTIAN

Abstract: The paper presents the fractioned character in impulses of the plastic deformation process in wires drawing/metallic wires with high mechanical resistance/UVD technology – when the auger die is situated in the maximum of the oscillations waves and actuated on the drawing direction.

MECANICA DEFORMARII PLASTICE IN CAMP ULTRASONOR LA TREFILAREA FIRELOR METALICE CU REZISTENTA MECANICA RIDICATA

Rezumat: Lucrarea prezinta caracterul fractionar, in impulsuri, a procesului de deformare plastica la trefilarea firelor/sarmelor metalice cu rezistenta mecanica ridicata prin tehnologia UVD – atunci cand matrita este situata in maximum oscilatiei undelor şi activată cu ultrasunete pe directia tragerii.

RESEARCHES TO OBTAIN ALUMINIUM SULPHATE FROM ALUMINIUM BLACK DROSS

BY

MARIA ROMAN, ROMANIȚA TEODORESCU, VIOREL BĂDILIȚĂ, LUCIA FIRESCU and MARIA GHEORGHE*

Abstract: The paper presents some results of researches to obtain aluminium sulphate from aluminium black dross. There were sampled technological residues from some platforms of aluminium processors. The experiments were carry out in two steps: in the first step the bring in solution of the soluble impurities by washing of the dross with water and in the second step the extraction of the aluminium in sulphuric acid solution like aluminium sulphate. There were determined the mineralogical phase composition of different kind of aluminium black dross and there were determine possible reactions in process to obtain aluminium sulphate. The results show that there are many mineralogical phase compounds in secondary aluminium dross and it is possible that in contact with water and sulphuric acid to release some hazardous gases which need a good control and neutralisation. These results will be use to establish optimum work parameters and the flow sheet for an efficient technology for obtain aluminium sulphate from secondary aluminum black dross/salt slag.

CERCETĂRI PENTRU OBTINEREA SULFATULUI DE ALUMINIU DIN ZGURILE NEGRE DE ALUMINIU

Rezumat: Lucrarea prezintă câteva rezultate ale cercetărilor pentru obtinerea sulfatului de aluminiu din zgurile negre de aluminiu. Au fost prelevate probe de zgura provenite de la catva procesatori de aluminiu secundar. Experimentarile s-au facut in doua etape: in prima etapa probele au fost spalate pentru indepartarea fazelor solubile si in etapa a doua s-a solubilizat aluminiu cu solutie de acid sulfuric pentru obtinerea sulfatului de aluminiu. Pe fiecare faza de procesare s-au prelevat pobe si s-au caracterizat. Analiza de faza a aratat ca exista diferente foarte mari intre diversele surse de zgura. Acestea se comporta diferit in timpul procesarii. S-au stabilit principalele reactii posibile in timpul procesarii zgurilor negre de aluminiu. Studiul reactiilor posibile arata ca in proces se pot degaja emisii de hidrogen, amoniac, metan, apa, etc. Deasemeni studiul arata ca in porces pot aparea faze care nu sunt stabile chimic. Rezultatele cercetarilor vor fi utilizate pentru optimizarea procesului de procesare a zgurilor negre de aluminiu pentru obtinerea sulfatului de aluminiu.

THE MANAGEMENT OF THE PRODUCTION: MRP/ERP OR LEAN MANUFACTURING?

BY

ANA ROTARU

Abstract: The permanent development of the complexity of the production systems led to the development of same methods of production management base don different philosophies and principles. This way there are examples as MRP/ERP method and Lean Manufacturing method. Although each of them existed and development independently in time, the triplet under whose action the nowadays enterprises (quality, terms, costs) make that parts of these philosophies/ principles would be simultaneously applied in the management of the production. The problem which is analyzed in this paper is if these two methods may exist together as part of the same enterprise.

MANAGEMENTUL PRODUCȚIEI: MRP/ERP SAU LEAN MANUFACTURING?

Rezumat: Creşterea continuă a complexității proceselor de producție a condus la dezvoltarea unor metode de managementul producție bazate pe filozofii şi principii diferite. Exemple în acest sens sunt metoda MRP/ERP şi

metoda Lean Manufacturing. Deşi fiecare dintre ele au existat şi s-au dezvoltat independent de-a lungul timpului, tripletul sub acţiunea căruia se găsesc întreprinderile din ziua de azi (calitate, termene, costuri) face a părţi din aceste filozofii / principii să fie aplicate simultan în managementul producţiei. Problema care se analizează în această lucrare este dacă aceste două metode pot exista împreună în cadrul unei întreprinderi.

NOVEL GLASSY POLYURETHANES DERIVED FROM HARD SEGMENTS OF VARIABLE GEOMETRIES AND THEIR PERFORMANCE AS SHAPE-MEMORY MATERIALS

BY

IOAN RUSU, CRISTINA PRISACARIU*, ELENA SCORTANU* and BOGDAN AGAPIE**

Abstract: A new family of potential shape-memory polymers has been created: trifunctionally crosslinked polyurethanes, with varying hard and soft segments. They were characterised by means of creep tests over a range of temperatures, and hence their shape memory performance was determined. The key parameters characterising shape-memory performance were found to vary systematically with details of the network structure.

NOI TIPURI DE POLIURETANI VITROSI AVAND LA BAZA SEGMENTE DURE CU GEOMETRII VARIABILE. PERFORMANTA ACESTORA CA MATERIALE CU MEMORIE A FORMEI

Rezumat: A fost obtinuta a noua familie de polimeri ce prezinta memoria formei: poliuretani reticulati avand la baza agenti de reticulare trifunctionali si diferite tipuri de segmente dure si moi. Materialele au fost caracterizate prin experimente de fluaj efectuate la temperatura variabila. A fost determinata perfomanta polimerilor ca materiale cu memorie a formei. Parametrii fundamentali ce caracterizeaza perfomanta polimerilor ca materiale ce prezinta memoria formei au variat sistematic in raport cu detaliile structrale ale retelelor macromoleculare.

UNCONVENTIONAL TERMOMAGNETIC TREATMENTS APPLIED TO THE ALLUMINUM ALLOYS THAT ARE BEING USED IN THE AVIATION TECHNIQUE

BY

MIHAELA SMEADĂ, IOANA MIHAELA DINESCU* and ION DINESCU

Abstract: Aircraft functioning in particular conditions imposes that the used materials are lighter and proving improved mechanical properties. The present paper aims to value the experimental results obtained after applying several termomagnetical treatments to the aluminum alloys that are being used in the aviation technique.

TRATAMENTE TERMOMAGNETICE NECONVENŢIONALE APLICATE ALIAJELOR DE ALUMINIU UTILIZATE ÎN TEHNICA DE AVIAŢIE

Rezumat: Funcţionarea aeronavelor în condiţii speciale impune ca materialele utilizate să fie cât mai uşoare şi cu proprietăţi mecanice îmbunătăţite. Lucrarea îşi propune valorificarea rezultatelor experimentale obţinute în urma aplicării unor tratamente termomagnetice aliajelor de aluminiu utilizate în tehnica de aviaţie.

EVALUATION OF THE METAL SURFACE LAYER PLASTICITY IN THE PROCESS OF SURFACE PLASTIC DEFORMATION

BY

R.I.SIVAK, O.V.SERDIUK and S.Z.YABLONSKA

Abstract: Surface plastic deformation is used for working cylindrical and flat surfaces, gear wheels, spline joints, etc. This type of working provides the increased strength of the metal surface layer and makes to possible to obtain the required roughness of the surface. However, plastic deformation is accompanied not only by

strengthening process but also by damage accumulation process. In this paper a method is proposed that allows to evaluate the influence of the spinning process parameters on the intensity of damage accumulation and on the value of utilized plasticity resource.

ECOMATERIALS AND ENVIRONMENTAL IMPACT

BY

IRINA SMICAL, VASILE HOTEA, JOZSEF JUHASZ, ELENA POP and GH. IEPURE

Abstract: The development of environment friendly materials will help to reduce the environmental impact of product manufacture and consumption and promote the emergence of a high-recycling-rate society. The characteristics and functional behavior required of ecomaterials will almost certainly change over time. The movement toward products made of ecomaterials and the reduction of the environmental loads imposed by production will continue to control the direction of future technology development.

ECOMATERIALE ŞI IMPACTUL ASUPRA MEDIULUI

Rezumat*:* Dezvoltarea materialelor prietenoase cu mediul va ajuta la reducerea impactului asupra mediului a produselor de fabricaţie şi consum şi la promovarea unei societăţi cu un nivel de reciclare ridicat. Caracteristicile şi comportamentul funcţional cerut de ecomateriale se vor schimba cu siguranţă în timp. Mişcarea spre produse făcute din ecomateriale şi reducerea încărcării mediului impusă de producţie vor continua să controleze direcţia de dezvoltare în viitor a tehnologiei.

ALLOY COMPOSITION OPTIMIZATION BY EVOLUTIONAL METHODS (GENETIC ALGORITHMS)

BY

MIHAI ŞTEFAN, NICANOR CIMPOEŞU and DUMITRU MIHAI

Abstract: In this paper are investigated problems that refer at situations with many ingredients which must be selected to realize a certain characteristic. This kind of problems are type mixture and concretely the problem can be put in to find a certain composition (mass percents) of component materials ho will lead to certain properties of mixture but a result with minimum price.

OPTIMIZAREA COMPOZIŢIEI UNUI ALIAJ PRIN METODE EVOLUTIVE (ALGORITMI GENETICI)

Rezumat: În această lucrare sunt investigate problemele care se referă la situaţiile în care mai multe ingrediente trebuie selectate pentru a realiza o anumită caracteristică. Aceste probleme sunt tip amestec şi concret se pune problema de a găsi o anumită compoziţie (procentuală) a materialelor componente care să conducă la anumite proprietăţi ale amestecului rezultat cu un preţ minim.

THE ROTARY FURNACE FOR COPPER THERMAL REFINING

BY

IOZSEF JUHASZ, VASILE HOTEA, ANA-IIRINA SMICAL and ELENA-ANGELA POP

Abstract: This paper presents the thermal refining technology of the rotary furnace for copper thermal refining. The thermal refining furnace is part of the new copper plant that will be emplaced on the industrial platform of SC Cuprom SA Baia Mare.

The used technology is based on a new approach of the thermal refining process in Romania, namely that one of thermal refining in rotary furnaces which means a completely new technology for our country. The rotary furnace for copper thermal refining is productive equipment that has got a capacity of 80 tons. By the constructive point of view, it is similar with Pierce-Smith converter, with the difference that it has got a less number of blowhole (spear of air injection) and it is endowed with a burning installation in order to guarantee the process necessary temperature of about 1200-1300 0C.

The furnace mainly contructive elements consist in the metallic casing, the refractory masonry, insufflating lances, the nourishing orifice, the outlet, the channel for gas out put and the burning installation. The equipment and the metallic stucture of the furnace are completely produced in our country. The very performant gas treatment and purging installations, are imported from MKM – Mansfelder Kupfer und Messing GmbH – Germany.

CUPTORUL ROTATIV DE RAFINARE TERMICĂ A CUPRULUI

Rezumat: Prezenta lucrare prezinta tehnologia de rafinare termica in cuptorul de rafinare termica rotativ. Cuptorul de rafinare termica face parte integranta din noua uzina de cupru care se va amplasa pe platforma industriala a S.C. Cuprom S.A. Baia Mare. Tehnologia folosita este bazata pe o noua abordare a procesului de rafinare termica in Romania, anume aceea a rafinării in cuptoare rotative, ceea ce este o tehnologie complet nouă pentru ţara noastra. Cuptorul rotativ de rafinare termica a cuprului este un utilaj productiv care are capacitatea de 80 t. Din punct de vedere constructiv este asemanator convertizorului Pierce-Smith, cu deosebirea ca are un numar mai mic de guri de vant (lănci de insuflare) şi este prevăzut cu instalaţie de ardere pentru asigurarea temperaturii necesare procesului, de cca. 1200-1300 ^{0}C. Elementele constructive principale ale cuptorului sunt mantaua metalica, zidaria refractara, lancile de insuflare, gura de alimentare, gura de evacuare, canalul de gaze şi instalaţia de ardere. Utilajul şi structurile metalice ale cuptorului sunt realizate integral în ţară. Instalaţiile de tratare şi de epurare a gazelor, deosebit de performante, sunt importate de la MKM – Mansfelder Kupfer und Messing GmbH – Germania.

EFFECTIVE THERMAL CONDUCTIVITY OF NANOFLUIDS

BY

LITOIU RAZVAN [1], DAN GELU GALUSCA[1],IULIAN IONITA[1] and MARICEL AGOP[2]

Abstract: Using the fractal theory, a comprehensive theoretical model has been developed which explains the enhancement in thermal conductivity of a nanofluid with respect to variation in particle size and particle volume fraction. The validity of the theoretical model is verified using the "usual" experimental data.

CONDUCTIVITATEA TERMICĂ EFECTIVĂ A NANOFLUIDELOR

Abstract: Folosind teoria fractalilor, un model theoretic, cuprinzator, a fost dezvoltat şi explică intensificarea conductivităţii termice a nanofluidului cu privire la variaţia dimensiunii şi a fracţiei volumice a particulei. Validitatea modelului teoretic este verificată utilizând date experimentale.

ENVINRONMENTAL IMPACTS OF USING FLY ASH

BY

A. MARMANDIU, R. POPESCU, I. NICOLAE, A. DRAGOMIR and C. BANCILA

Abstract: Fly ash by-product from coal fired power station has long been regarded as a potential contamination source for heavy metals and inorganic due to their enriched concentrations and associations with particle surface. Combustion residues, such as alkaline lignite fly ashes, are produced worldwide in ever-increasing quantities. Combustion residues, however, may pollute the environment because they are enriched in potentially toxic element of the utilization and disposal of the ash it is necessary to understand the effect of the mobilization of potentially hazardous elements from ash residues.

IMPACTUL UTILIZARII CENUSILOR ASUPRA MEDIULUI

Rezumat Cenuşile de termocentrală reprezintă un deşeu cu un puternic impact ecologic datorită cantităţilor mari în care rezultă şi pentru a căror depozitare sunt scoase din circuitul agricol suprafeţe mari de teren.
Transformarea energiei combustibililor fosili în energie utilă este însoţită întotdeauna de modificarea stării materiei, cu eliberarea de componente nocive având efect negativ asupra mediului.

THE USE OF FLY ASH FOR ROAD CONSTRUCTION AND SIMILAR PROJECTS

BY

A. MARMANDIU, R. POPESCU, I. NICOLAE, A. DRAGOMIR and C. BANCILA

Abstract: Fly ash is an important industrial by-product that comes from the combustion of coal, for the production of electrical energy. In our country, only a small percentage is used for the construction of technical project. Fly ash can be used in the construction of road, runways and similar projects in a variety of ways.

UTILIZAREA CENUSILOR IN CONSTRUCTIA DRUMURILOR SI PROIECTE SIMILARE

Rezumat.Cenusa este un important produs industrial care provine din arderea cărbunelui, pentru producerea de energie electrică. Cenuşa de termocentrala este folosită cu succes în multe proiecte pentru a îmbunătăţi caracteristicile solului. Poate fi folosita pentru in stabilizarea solului, sau pentru a reduce presiunile laterale de pământ şi de a stabiliza terasamente.
Cenuşa poate fi utilizata în construcţia de drumuri, piste şi proiecte similare într-o varietate de moduri

METHODS OF OBTAINING PROFILE AND SMOOTHNESS OF HOT ROLLED STEEL STRIPS

BY

ANDREI IOAN MAUTHNER, MIRELA SOHACIU, ECATERINA MATEI and CRISTIAN PREDESCU

Abstract: A first measure for improuving os steel strips quality is modelling fenomena that influence the profile and smoothness of these. Among the recommended models (the model of cylinders wearing, thermal model and stand elastic defornation model). In the paper is projecting the wear model of cylinders. This is followed by technological and tehnical measures that helps improving the profile and smoothness: Work rollers bending device, Work rollers axial travel device, Closed adjustment loop for the strip profile and flatness.

MASURI DE OBTINERE A PROFILULUI ŞI PLANEITĂŢII BENZILOR LAMINATE LA CALD

Rezumat: O primă măsură de îmbunătăţire a calităţii benzilor de oţel este modelarea fenomenelor care influenţează profilul şi planeitatea acestora. Dintre modelele recomandata (modelul uzurii cilindrilor, modelul termic şi modelul deformaţiei elastice a cajei) în lucrare se proiectează modelul uzurii cilindrilor. În continuare sunt prezentate măsurile tehnologice şi tehnice cu ajutorul cărora, în baza modelului arătat, se asigură îmbunătăţirea profilului şi planeităţii; dispozitivul de curbare a cilindrului de lucru, dispozitivul de deplasare axuală a cilindrilor de lucru şi banda închisă de reglaj automat al profilului şi planeităţii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LVI (LX)

Fasc. 3

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2010 **Editura POLITEHNIUM**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
PUBLISHED BY
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMANIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President : Prof.dr.eng. **Ion Giurma**, Member of the Academy of Agricultural Sciences and Forest, *Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University" of Iaşi

Editor-in -Chief : Prof.dr.eng. **Carmen Teodosiu**, *Vice-Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Honorary Editors of the Bulletin: Prof.dr.eng. **Alfred Braier**
Prof.dr.eng. **Hugo Rosman**
Prof.dr.eng. **Mihail Voicu**, Corresponding Member of the Romanian Academy, *President* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Editors in Chief of the **MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING** ***Section***
Assoc. prof. dr. eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. prof. dr. eng. **Gheorghe Bădărău**
Prof. dr. eng. **Petrică Vizureanu**

Honorary Editors: Prof. dr. eng. **Dan Gelu Găluşcă**
Prof. dr. eng. **Adrian Dima**

Associated Editor: Assoc. prof. dr. eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** La Palmas de Gran Canaria University (Spain)

Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University (Spain)

Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University (U.S.A.)

Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University (Ukraine)

Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw (Poland)

Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)

Assoc. prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences (Japan)

Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)

Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)

Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)

Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)

Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest (Romania)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVI (LX), Fasc. 3 2010

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI, DAN–GELU GĂLUŞCĂ, PETRICĂ VIZUREANU şi ROXANA–GABRIELA ŞTEFĂNICĂ, Aplicaţii biomedicale ale aliajelor cu memoria formei (engl. rez. rom.) 9

MIHAI APREUTESEI, IONELA ROXANA ARVINTE şi DIDA CONSTANTIN, Proprietăţile electrice ale straturilor subţiri de tip ZrO_x obţinute prin pulverizare reactivă în sistem magnetron (engl. rez. rom.) 17

MARIUS BENŢA, MARIN CLAUDIU GARGAZ, ANCA IFTODE şi ŞTEFAN HULUŢA, Cercetarea experimentală a metodelor de măsurare a suprafeţelor metalice (engl. rez. rom.) 27

EMIL BRUJ, DOREL NEMEŞ şi VALENTIN MOLDOVAN, Studiu comparativ asupra obţinerii agenţilor poroşi din pulberi de NaCl (engl. rez. rom.) 33

DOREL BUTNACIUC, DAN–GELU GĂLUŞCĂ, MIHAI DUMITRU şi NICANOR CIMPOEŞU, Curgerea şi solidificarea componentelor de tăiere cu ajutorul simulării numerice (engl. rez. rom.) 41

DOREL BUTNACIUC, DAN–GELU GĂLUŞCĂ, MIHAI DUMITRU şi NICANOR CIMPOEŞU, Simularea solidificării şi umplerii a unui proces de turnare în vederea obţinerii unei piese tip corp (engl. rez. rom.) 51

SANDA CREŢU şi DAN–GELU GĂLUŞCĂ, Cercetări privind analiza aderenţei zonei de îmbinare a bucşelor metalice (engl. rez. rom.) 59

BOGDAN–LUCIAN GAVRILĂ, MIHAI SUSAN, PETRU DUMITRAŞ, DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI, VIOREL ILIESCU şi BRIAN–TUDOR LANDKAMMER, Analiza efectului de suprafaţa al ultrasunetelor la tragerea ţevilor în sistem SONODRAW (engl. rez. rom.) 65

ADRIAN GRECU, DAN–GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU şi NICANOR CIMPOEŞU, Influența temperaturii apei asupra răcirii materialelor (engl. rez. rom.) 77

BRIAN-TUDOR C. LANDKAMMER, BOGDAN GAVRILĂ, MIHAI SUSAN şi CONSTANTIN BACIU, Unele considerații asupra procedeului de durificare şi finisare cu vibrații ultrasonice (engl. rez. rom.) 83

RĂZVAN IULIAN LIȚOIU, ANCA ELENA LĂRGEANU şi ZERICHIOTIS IOANNIS, Transportul de impuls în materialele fractale (engl. rez. rom.) 91

LAURENȚIU MARIN şi ADRIAN DIMA, Cercetări asupra schimbărilor structurale din fonta încălzită cu sursă concentrată de laser GIC200 pentru a creşte rezistență la uzură (engl. rez. rom.) 97

MIHAELA MARIN şi ELENA DRUGESCU, Studiul influenței carburării asupra produselor sinterizate (engl. rez. rom.) 103

VALENTIN MOLDOVAN, DOREL NEMEŞ şi EMIL BRUJ, Factorii de influenta ai sedimentarii centrifugale (engl. rez. rom.) 113

DOREL–ŞTEFAN NEMEŞ, EMIL BRUJ şi VALENTIN MOLDOVAN, Materiale poroase obținute prin anodizarea aluminiului (engl. rez. rom.) 121

TIBERIU POTECASU, Sistem acustic de control al calității produselor ceramice 125

BOGDAN PRICOP, NICOLETA-MONICA LOHAN (MAHU) şi LEANDRU GHEORGHE BUJOREANU, Efectele ciclării asupra reversiei martensitei în AMF pe bază de Cu (engl. rez. rom.) 135

EMANUELA DANIELA STOICA, Cercetare privind pregătirea implanturilor protetice (engl. rez. rom.) 143

IRINA–ELENA SURDU şi DAN–GELU GĂLUŞCĂ, Ce este depunerea chimică de vapori (C-CVD)? (engl. rez. rom.) 151

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVI (LX), Fasc.1 2010

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

DRAGOŞ CRISTIAN ACHIȚEI, DAN–GELU GĂLUŞCĂ, PETRICĂ VIZUREANU and ROXANA–GABRIELA ŞTEFĂNICĂ, Biomedical Applications of Shape Memory Alloys (English, Romanian summary) . . 9

MIHAI APREUTESEI, IONELA ROXANA ARVINTE and DIDA CONSTANTIN, Electrical Proprieties of ZrO_x Thin Films Prepared by Reactive Magnetron Sputtering (English, Romanian summary) 17

MARIUS BENȚA, MARIN CLAUDIU GARGAZ, ANCA IFTODE and ŞTEFAN HULUȚA, Experimental Research on the Measuring Methods of Metallic Surfaces (English, Romanian summary). 27

EMIL BRUJ, DOREL NEMEŞ and VALENTIN MOLDOVAN, Comparative Study on Obtaining Porous Agents from NaCl Powders (English, Romanian summary) 33

DOREL BUTNACIUC, DAN–GELU GĂLUŞCĂ, MIHAI DUMITRU and NICANOR CIMPOEŞU, Metal Flow and Solidification of Blade Type Components Numerical Simulation Results (English, Romanian summary) 41

DOREL BUTNACIUC, DAN–GELU GĂLUŞCĂ, MIHAI DUMITRU, NICANOR CIMPOEŞU, Filling and Solidification Simulation of a Molding Process Concerning Obtaining of a Body Piece (English, Romanian summary) 51

SANDA CREȚU and DAN–GELU GĂLUŞCĂ, Research on Analysis of Joint Area Bimetallic Bushes Grip (English, Romanian summary). 59

BOGDAN–LUCIAN GAVRILĂ, MIHAI SUSAN, PETRU DUMITRAŞ, DRAGOŞ CRISTIAN ACHIȚEI, VIOREL ILIESCU and BRIAN-TUDOR LANDKAMMER, Analysis of the Ultrasounds Surface Effect During the Tubes Drawing in SONODRAW System (English, Romanian summary) 65

ADRIAN GRECU, DAN–GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU and NICANOR CIMPOEŞU, Water Temperature Influence on Metallic Materials Cooling (English, Romanian summary). 77

BRIAN-TUDOR C. LANDKAMMER, BOGDAN GAVRILĂ, MIHAI SUSAN and CONSTANTIN BACIU, Some Considerations Concerning the Hardening and Finishing Proceeding with Ultrasonic Vibrations (English, Romanian summary). 83

RĂZVAN IULIAN LIȚOIU, ANCA ELENA LĂRGEANU and ZERICHIOTIS IOANNIS, On the Momentum Transport in the Fractal Materials (English, Romanian summary). 91

LAURENȚIU MARIN and ADRIAN DIMA, Research on Structural Changes of Cast Iron Heated with Concentrated Sources GIC2OO Laser Beam of Electrons to Increase Wear Resistance (English, Romanian summary) . . 97

MIHAELA MARIN and ELENA DRUGESCU, A Study of Influence of Carburizing on Sintered Products (English, Romanian summary) 103

VALENTIN MOLDOVAN, DOREL NEMEŞ and EMIL BRUJ, Influencing Factors of Centrifugal Sedimentation Process (English, Romanian summary) 113

DOREL–ŞTEFAN NEMEŞ, EMIL BRUJ and VALENTIN MOLDOVAN, Porous Materials Obtained by Aluminum Anodization (English, Romanian summary) 121

TIBERIU POTECASU, Acoustic Quality Control System for Ceramic Products (English, Romanian summary). 125

BOGDAN PRICOP, NICOLETA–MONICA LOHAN (MAHU) and LEANDRU GHEORGHE BUJOREANU, Cycling Effects on Martensite Reversion in Cu-Based SMAs (English, Romanian summary). 135

EMANUELA–DANIELA STOICA, Preparation of Prosthetic Implants Research (English, Romanian summary). 143

IRINA–ELENA SURDU and DAN–GELU GĂLUŞCĂ, What is Submitted by Chemical Vapor (C-CVD)? (English, Romanian summary). 151

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

BIOMEDICAL APPLICATIONS OF SHAPE MEMORY ALLOYS

BY

DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI, DAN–GELU GĂLUŞCĂ, PETRICĂ VIZUREANU and ROXANA–GABRIELA ŞTEFĂNICĂ

Abstract. Shape memory alloys found in various biomedical applications. The paper presents a documentary synthesis of these applications and some chemical-metallurgical issues related to their biocompatibility.

Key words: shape memory alloys, biomaterials, corrosion, prostheses.

1. Introduction

Biomaterials are synthetic materials used to replace a part of a living system or to function closely with a living tissue.

Most commonly known are metallic biomaterials. Living tissues in very small quantities tolerate most metallic materials, Fe, Cr, Co, Ni, Ti, Ta, Mo and W, used for most implants, although some metallic elements are essential for cellular functions.

A special category of biomaterials is shape memory alloys, which after plastic deformation return, by heating, to the initial shape. It provides medical applications such as for intracranial aneurysms, filters for vena cava, orthopedic implants etc.

Vanadium was the first metal used in the manufacture of plates and screws used for bone fractures. Human body can accept the most metals used for implants within few minutes.

Biocompatibility of metallic implants is a problem because they tend to corrode into hostile environments. The consequence of corrosion is loss of material, which weakens the strength of the implant and perhaps even more important than that, corrosion produces damages in tissues, leading to unwanted effects.

2. Medical Applications of Shape Memory Alloys

Shape memory alloys are a unique group of alloys with the ability to remember a form even after quite severe plastic deformations.

At low temperatures, shape memory alloys can be deformed apparently like other metallic alloys, but this deformation can recover with a relatively modest increase in temperature. This behavior is called shape memory effect.

Alloys with perfect shape memory effect are listed in the table bellow as follows:

Table 1

Materials, Composition, Structural Transformation

No.	Alloy	Composition % (at.)	Structural transformation
1	Ag – Cd	44 – 49 Cd	$B_2 \rightarrow 2H$
2	Au – Cd	46.5 – 50 Cd	$B_2 \rightarrow 2H$
3	Cu – Zn	38.5 – 41.5 Zn	$B_2 \rightarrow 9R$ rhombohedra M9R
4	Cu – Zn – X X = Si, Sn, Al, Ga	X = max. 4%	B_2 (DO_3)$\rightarrow$ 9R M9R (18R, M18R)
5	Cu – Al – Ni	28 – 29 Al 3 – 4.5 Ni	$DO_3 \rightarrow 2H$
6	Cu - Sn	15 Sn	$DO_3 \rightarrow$ 2H, 18R
7	Cu – Au – Zn	23 – 28 Au 45 – 47 Zn	Heusler $\rightarrow$ 18R
8	Ni – Al	36 – 38 Al	B_2 – 3R
9	Ti – Ni	49 – 51 Ni	$B_2 \rightarrow$B19 monoclinic $B_2 \rightarrow$ rhombohedric $\rightarrow$ monoclinic
10	Fe – Pt	~ 25 Pt	$L_{12} \rightarrow$ t.v.c. ordinate
11	In – Ti	18 – 23 Ti	c.f.c. $\rightarrow$ t.f.c.
12	In – Cd	4 – 5 Cd	c.f.c. $\rightarrow$ t.f.c.
13	Mn – Cd	5 – 35 Cd	c.f.c. $\rightarrow$ t.f.c.
14	Fe – Pd	~ 30 Pd	c.f.c. $\rightarrow$ t.f.c.

These features allow the use of shape memory alloys in smart structures, micro actuators, some advanced composites, medical and dental implants.

These types of materials are porous materials made of shape memory alloys and used in medicine to replace certain bone parts.

In time, the organism will embed them, by developing inside the pores of characteristic organic bone cells.

Table 2
Medical Applications of Shape Memory Alloys Present Bellow

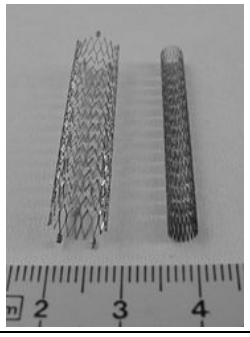
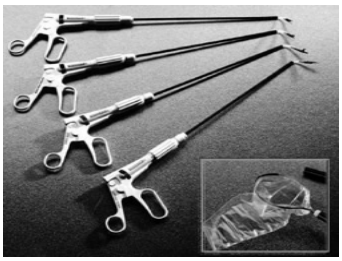
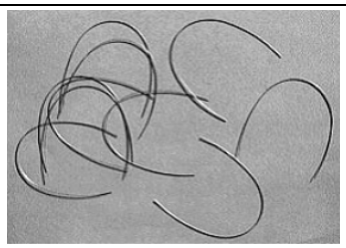
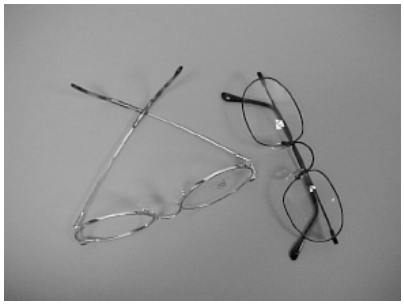
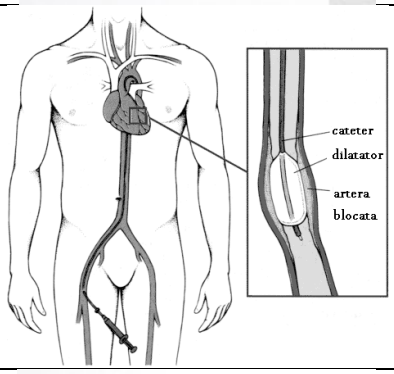
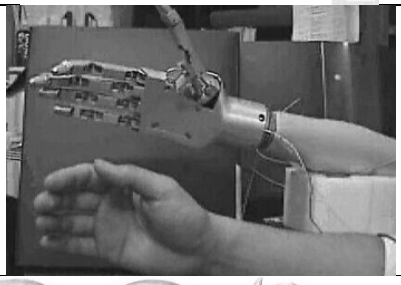
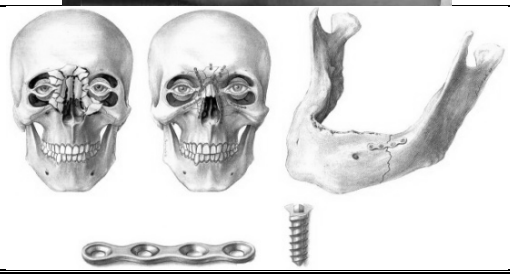
Coronary dilator	
Drilling tools	
Clips and clamps for bone system	
Arch wires for dental corrections	
Frames for glasses	

Table 2
Continuation

Laser cutter	
Dilator for blocked arteries	
Brain spatula	
Locomotors prostheses	
Recovery elements of bone structures (clips & screws)	

In this way, internal micro prosthesis integrates with the entire body and within with only a minimum risk of side effects.

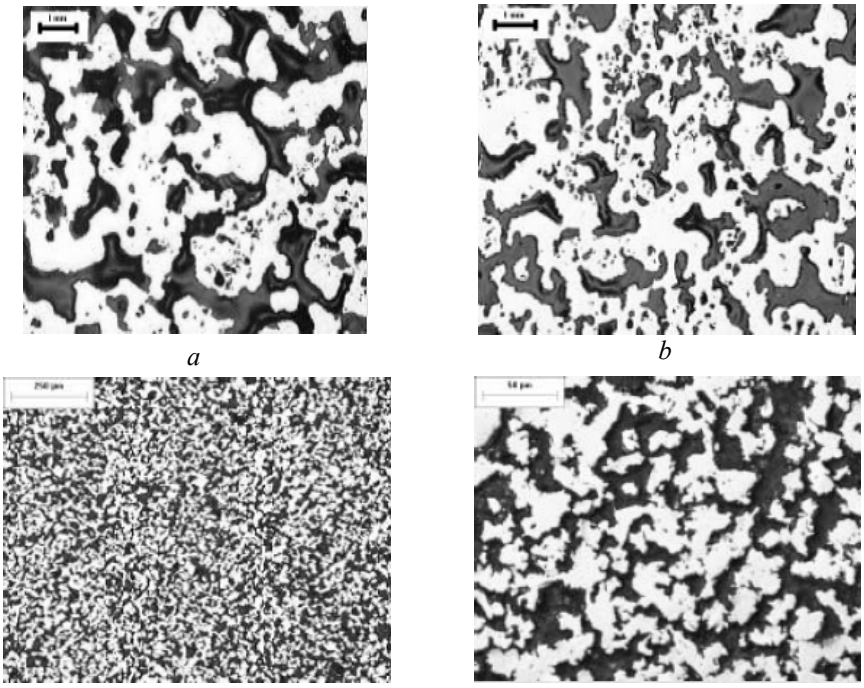


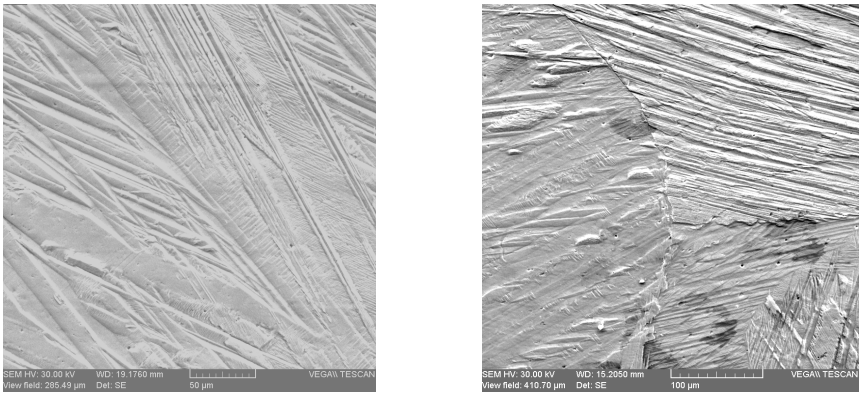
Fig. 1 – *a*, *b* – large pores: porosity 42% ; scale 2.5x ;
c, *d* – large pores: porosity 50% ; scale 10x, respective 50x.

Porous materials used in medical field for prostheses present besides the above mentioned biocompatibility and elastic proprieties, mimicking the behavior of bone part that substitute.

In the last 25…30 years points out a great diversification of metallic alloys in the field of dental materials used to realize the gnato-prosthetic devices.

Diversification has been made towards achieving both superior material proprieties, both in terms of biocompatibility and physiognomic appearance, but with high prices, as well as achieving not noble metallic alloys (alloys of nickel or chromium, cobalt or titanium – with improved composition) or inferior alloys (brasses and bronzes) – with extremely low prices.

Copper alloys, initially used as training alloys, has begun to be promoted as dental alloys from the seventh decade of last century, from economic reasons – due to the significant increase in the price of precious metals.



a *b*

Fig. 2 – Microstructures of shape memory alloys type CuZnAl:
a – x1000, cast state; *b* – x700, forged state.

In many countries, particularly in Europe, and a series of prosthetic clinics in Romania, copper alloys are considered incompatible with the qualities required to some prosthetic biomaterials, being presented as risk materials. They present cytotoxic or allergic risk and have low resistance to corrosion placing them at the inferior limit of acceptability.

After nearly three decades of use *in vivo* has imposed the need for more careful studies on the behavior and properties of these materials, with respect to chemical composition, cytotoxicity, and corrosion.

Copper and its alloys are recognized as materials with good corrosion resistance and thus, they use in many fields. Good resistance of these materials is related to the formation of a uniform and adherent film (oxides, hydroxides etc.) protecting the substrate from the environment.

Corrosion phenomenon is related to the formation and stability of this film. If the film is not formed or is destroyed, the metal is corroded generalized – on the entire surface, or localized (crevices, cracks, pitting corrosions).

Protective oxide film destroys locally when environment composition changes, increasing the concentration of aggressive ions (Cl^-, SO_4^{2-}, etc.) while decreasing the oxygen content of the solution.

Copper is an essential metal for living organisms, but too much copper can harm if it is in a biological available form. However, the biologic impact of any available excess depends on environmental factors interacting with the organism.

The excess capacity of biological available copper to limit biologic activity makes it particularly useful in controlling some types of unwanted growth. For example, it was shown that some copper alloys have antitumoural,

anticancer activity. However, it was revealed that cytotoxic activity is related to the amount of bivalent copper content in the compounds tested. Also, copper has been recognized as an algaecides to treat parasites.

Although, copper is a useful metal in small quantities, its presence in excess may have unintended harmful effects under certain conditions. As a result, copper is commonly regarded as a risk environment. Pronounced toxic effects of alloys containing these metals were confirmed when they were implanted subcutaneously or intramuscularly. The analysis of actual data indicates that these material lead to changes in tissues such as necrosis and inflammations.

Copper may have role of chemical modifier, inducing greater carcinogenic activity for nickel, from which it has normally.

Chronic copper poisoning is still a controversial problem, often associated with muscular pains, hypertension, neuro-psychological phenomena, hair loss etc. However, the World Health Organization considers copper a non-toxic metal.

5. Conclusions

Shape memory alloys based on copper can be used as biocompatible materials with human body only when corrosion tests allow this.

In addition, the manufacture of parts made of shape memory alloys must take into account the fatigue phenomena that can occur, embodied in the degradation of shape memory effect.

Received: May 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
Department of Materials Science
e-mail: dragos_adc@yahoo.com

REFERENCES

1. Stanciu S., *Materiale cu memoria formei – metode de investigaţie şi aplicaţii în tehnică.* Edit. Universitas, **XXI**, 2009.
2. Ungureanu G., Mareci D., Aelenei D., Nemţoi Gh., Mirza–Roşca J., *The Gaudent – a Biocompatible Material?*. Al V-lea Simpozion National de Biomateriale – Biomateriale şi Aplicatii Medico-Chirurgicale, Iaşi, 28 – 29 octombrie 2005.
3. Mareci D., Ungureanu G., Aelenei D., Mârza-Roşca J., *Electrochemical Behaviour of Some Copper–Based Dental Materials in Artificial Saliva*. Central Europ. J. (2006).
4. Bulancea V., *Materiale metalice avansate utilizate in medicina* – curs.

APLICAŢII BIOMEDICALE ALE ALIAJELOR CU MEMORIA FORMEI

(Rezumat)

Aliajele cu memoria formei se regăsesc în diverse aplicaţii biomedicale. Lucrarea prezintă o sinteză documentară a acestor aplicaţii şi aspecte chimico-metalurgice legate de biocompatibilitatea acestor aliaje.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ELECTRICAL PROPRIETIES OF ZrO_X THIN FILMS PREPARED BY REACTIVE MAGNETRON SPUTTERING

BY

APREUTESEI MIHAI, ARVINTE IONELA ROXANA and CONSTANTIN DIDA

Abstract. In this article we present the investigation of the electrical proprieties of the ZrO_x thin films deposited at 200°C by the reactive magnetron sputtering method with the variation of O_2 reactive gas flow and deposition time. In terms of composition it can be observed two concentration regions, the first zone rich in Zr (max. 8 sccm for O_2 flow), where the deposition rate was high, and second zone, rich in O_2 (for O_2 flow between 8 and 16 sccm), where the deposition rate decreased considerably. Films from zone I revealed relatively low values of resistivity, ranging from ~ 90 μΩ.cm to values around 200 μΩ.cm which allows indexing these films as of a “roughly” metallic-type. In zone II films show low conductibility and the resistivity can not be measure because of the oxygen high content from this region.

Key words: thin films, ZrO_x, electrical proprieties, reactive sputtering.

1. Introduction

The fourth-group transition metal, MeN (Me = Ti, Zr, Cr, V, etc.), have been of extensive commercial interest for many years due to their optical and mechanical properties. The unique combination of metallic and covalent bonding characteristics lead to properties such as high melting point, hardness, wear resistance, brittleness as well as good thermal and chemical stability and corrosion resistance. Metallic properties such as electrical conductivity and metallic reflectance, together with the aesthetic property of their prominent colorations in the visible wavelength region make their applications as coatings for decorative objects advantageous [1],…,[3].

Reactive magnetron sputtering is one of the most used techniques which can be used for deposition of any work piece, and is currently used for a wide

variety of thin films, from any solid metal or alloy to a variety of compounds. The term "sputtering" comes from the Dutch word "sputteren" and is mean "to spit out in small particles and with a characteristic explosive sound". Groves was the first how discovered the sputtering phenomena in 1852, but Plucker, in 1858 suggest that this discovery can be used as tool to achieve metallic films. At the beginning Groves named the phenomena "cathodic disintegration", but in 1921, Sir John Thompson renamed into "spluttering", and after two years Thompson dropped the "l" and term become "sputtering" which is used nowadays [4]. Sputtering is a physical vapour deposition (PVD) process where the material is removed form a target because of the energetic ion bombardment, and is driven by momentum transfer between the ions and atoms in the material, presented in Fig. 1. Collisions are elastic or inelastic, depending on whether the internal energy of the colliding specie is preserved. In an elastic collision, only kinetic energy is interchanged and there is conservation of the momentum and kinetic energy of translational motion, and no atomic excitation occurs and potential energy is conserved [4],…,[8].

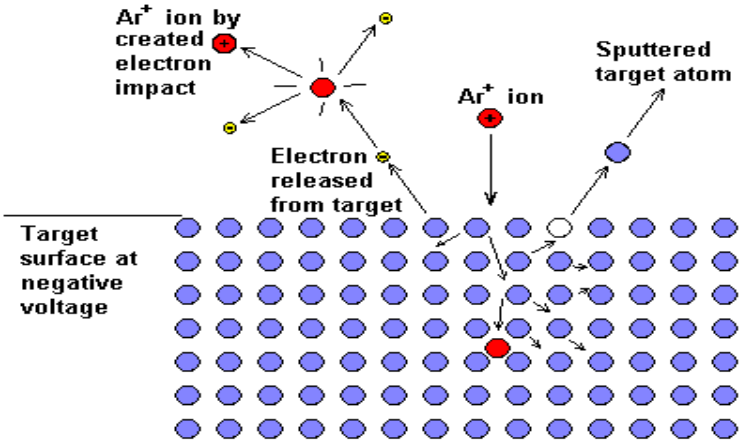


Fig. 1 – Scheme of the sputtering of the target atoms.

Magnetron sputtering dominates industrial production of metals and alloys because it is fast, inexpensive and easily scaled up in size. Large deposition areas and low substrate heating are added benefits. The films are generally polycrystalline or amorphous. Metal deposition is used to make electrical contacts on a variety of semiconductor substrates and for interconnects. Metallization of plastic parts is utilized by the automotive industry extensively. Reflective, darkened and decorative coatings on glass also employ sputtering of metals. Metal films are deposited on plastic bags that contain food to preserve freshness. Optical coatings, decorative coatings on costume jewelry are among some of the other areas where sputtering of metals

is used. The purity of the film is limited by the purity of the gas used to initiate sputtering. In sputtering the metal target remains close to the room temperature because of cooling, so that it is not a source for impurity gas [9].

2. Experimental Procedure

The ZrO_x samples were deposited by d.c. reactive magnetron sputtering in homemade system from high purity Zr (99.6 at. %) target onto polished stainless steel (AISI 316) ~ 0.5 mm thick for residual stresses analysis, standard silica (100) for composition analysis and glass substrates (~ 1.2 mm) used for optical characterization. Films were prepared in static mode (substrates to be coated were fixed in front of the target), using a gas atmosphere composed of argon and oxygen with a base pressure in the deposition chamber ~$5x10^{-3}$ mbar using constant values of temperature (200°C).

In Fig. 2 in presented a schematic representation of the home-made deposition system with the pre-chamber, chamber, turbo molecular pumps, gate valve and rotatory pumps.

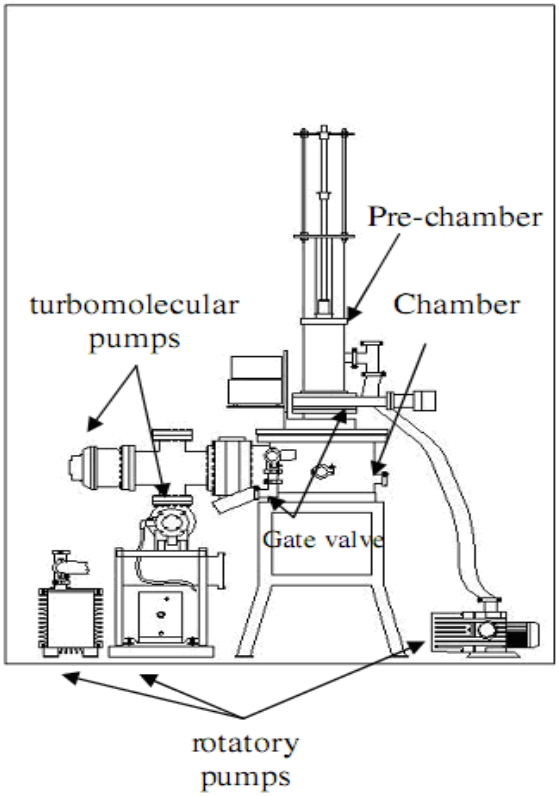


Fig. 2 – Schematic representation of the home-made deposition system.

Reactive gas flows varied from 1 to 15 sccm, with a total pressure around $5x10^{-3}$ mbar and deposition times between 3000 and 3600s. The experimental parameters are presented in Table 1.

The substrates were heated at T_s=200°C using d.c. bias grounded. Argon flow was kept constant at 60 sccm. The substrate rotation used was 7 rpm with the substrate holder positioned at 65 mm in all runs. Evolution of temperature was monitored with a thermocouple placed close to the surface of the substrate holder.

Table 1
Experimental Parameters Used for ZrO_x Films

Parameter Probe	**ZO1**	**ZO2**	**ZO3**	**ZO4**	**ZO5**	**ZO6**	**ZO7**	**ZO8**	**ZO9**	**ZO10**
O_2 flow(sccm)	1	1.5	2	2.5	3	4	5	6	9	15
Deposition time(s)	3000	3000	3000	3000	3000	3600	3600	3600	3600	3600
Substrate bias(V)	Grounded									
Argon flow(sccm)	60									
Total pressure(mbar)	~$5x10^{-3}$									
Current(A)	2									
Substrate rotation(rpm)	7									

2.1. The Characterization Technique Used for Electrical Proprieties. Four Point Probe Technique

The electrical resistivity of a material is a number describing how much that material resists the flow of electricity. Resistivity is measured in units of ohm·meters (Ω m). If electricity can flow easily through a material, that material has low resistivity. If electricity has great difficulty flowing through a material, that material has high resistivity. The electrical wires in overhead power lines and buildings are made of copper or aluminum. This is because copper and aluminum are materials with very low resistivities (about 20 nΩ m), allowing electrical power to flow very easily. If these wires were made of high resistivity material like some types of plastic (which can have resistivities about 1 EΩ m (1 × 1018 Ω m)), very little electric power would flow [10], [11].

The four-point collinear probe technique of resistivity measurement involves bringing four, equally spaced, electrical conducting pins in contact with the material of unknown resistance [12], [13]. The array is placed in the center of the material. A diagram of this technique is shown in Fig. 3.

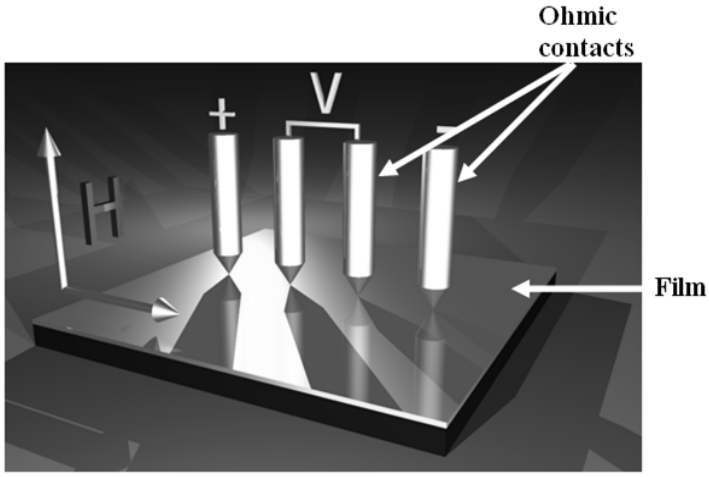


Fig. 3 – The four-point probe method for measuring resistivity.

A known current is passed through the two outside pins and the voltage is sensed at the two inside pins [14]. The resistivity is then calculated from the following equation:

$$\rho = \frac{\pi}{\ln 2} \text{ x } \frac{V}{I} \text{ x t x k ,} \tag{1}$$

V – the measured voltage in volts

I – the source current in amps

t – the wafer thickness in centimeters

k –a correction factor based on the ratio of the probe to wafer diameter, and on the ratio of wafer thickness to probe separation

2.2. Results

For this work it was used the for point technique in order to measure the resistivity of the ZrO_x thin films. The reactive gas flow and the thickness of the produced coatings are presented in Table 3. In Fig. 4 is represented the deposition rate of produced ZrO_x films as function of the reactive gas flow. From Fig. 1 it can be observed that the evolution of the deposition rate is a function of reactive gas flow can be divided in two different regimes.

In first regime, corresponding to the samples deposited with the reactive gas flow below 8 sccm, the deposition rate has a stabilization where the obtain values are roughly $6x10^{-2}$ nm/s.

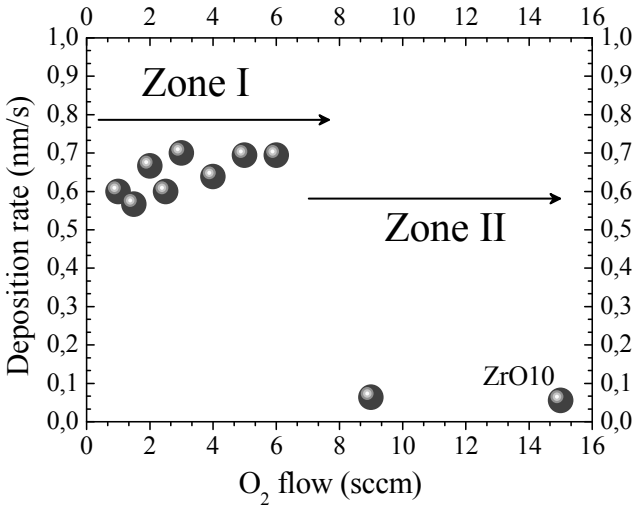


Fig. 4 – Deposition rate of the produced ZrO_X coatings as function of the gas flow rate.

In second regime there is a decrease of the deposition rate with the increase of the reactive gas flow from ~ 6.9×10^{-2} nm/s to the lowest value of the deposition rate (~ 0.5×10^{-2} nm/s) corresponding to the ZrO10 sample with 200 nm thickness presented in Table 2.

Table 2
Reactive Gas Flow Rate During Depositions and Thickness of ZrO_x Films

Sample	Gas flow (sccm)	Thickness (nm)
ZrO1	1	1800
ZrO2	1.5	1700
ZrO3	2	2000
ZrO4	2.5	1800
ZrO5	3	2100
ZrO6	4	2300
ZrO7	5	2500
ZrO8	6	2500
ZrO9	9	230
ZrO10	15	200

The ZrO_x coatings have a wide range of different behaviors, as it can be observed by the evolution of the electrical resistivity at room

temperature, as a function of the reactive gas flow, presented in Fig. 5. From the plot, the first conclusion to be drawn is that the evolution of the electrical resistivity evidences the existence of two different zones.

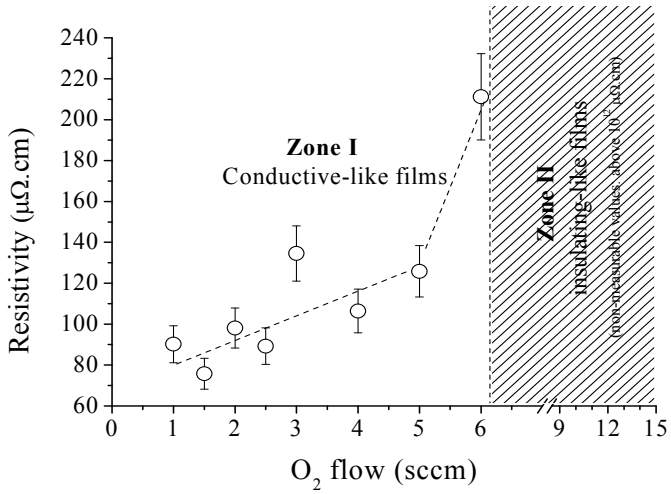


Fig. 5 – Electrical resistivity variations at room temperature as a function of the oxygen flow.

As you can see in the plot in zone I the amount of oxygen flow is varying from 0 to 6 sccm and is significant that the films are in the conductive phases.

In this phase the samples have a low resistivity because the electricity can flow easily through the material. In the same time the samples have a high value of conductivity which is increasing with the increase of the oxygen flow. For instance, at 1 sccm the resistivity value is around ~ 90 Ωμ.cm and it is get to 6 sccm where the resistivity value is around ~ 200 Ωμ.cm. At the end of zone I where the oxygen flow is 6 sccm starts the transition zone and also the films are in a insulating phases. In zone II, the samples show high values of the electrical resistivity and the conductivity is thermally activated. Also, is significant the tendency to have highly insulating phases. Therefore, the films tend to be of insulating type. In this zone the resistivity is high and the electricity can not pass through the material easy.

For these samples with higher resistivity it is impossible to measure the electrical resistivity because the electricity instead of passing through the coating will pass through the substrate. Therefore, it is very difficult to measure the resistivity of the films because of the low conductibility; which means that above 10^{12} Ωμ.cm. the resistivity can not be measure because the films have a high content of oxygen.

3. Conclusion

Electrical properties of thin films have practical importance and theoretical interest. The solid-state revolution has created important new roles for thin film electrical conductors, insulators, and devices.

The experimental data presented above offers an image of the reactive sputter deposition of zirconium oxide. The electrical properties of ZrO_2 films deposited by the reactive magnetron sputtering technique have been investigated at varying O_2 flow rates. The O_2 flow rate is found to be an important parameter in controlling the film composition, and properties.

The zirconium oxide films electrical behavior present straight correlation between the crystalline and electronic structure. The initial low values of resistivity were found to be related with the roughly metallic nature of the films. For the higher reactive gas flows (zone II) the resistivity of the films are increased, which can be explained by the decrease of the metallic bond contribution. Regarding the last zone, the coatings present high electrical resistivity and the conductivity is thermally activated.

One of most important fact is that during the experimental work all 10 coatings presented different evolution, but the two regimes (zone I and zone II) remain clearly definite even that we use different characterization technique.

Received: May 14, 2010

University "Transilvania" Braşov,
Department of Technological Equipment and Materials Science
e-mails: roxy_18_lol@yahoo.com, dida.constantin@yahoo.com
m.apreutesei@gmail.com

R E F E R E N C E S

1. Harsha K.S.Sree, *Principles of Vapor Deposition of Thin Films.* First Edition, Ed. Elsevier, 2006.
2. Jimenez H., Restrepo E., Devia A., *Surface Coatings Techologiy.* 201-1594 (2006).
3. Chou W.J., Sun C.H., Yu G.P., J. H. H., Mat. Chem. Phys., *82*, 228 (2003).
4. Rizzo A., Sigore M.A., Mirenghi L., Dimaio D., *Thin Solid Films. 515*, 1486 (2006).
5. Liu C.P., Yang H.G., *Thin Solid Films. 444*, 111 (2003).
6. Ivanovskii A.I., Medvedeva N.I., Okatov S.V., *Inorganic Materials. 37,* 459 (2001).
7. Benia H.M., Guemmaz M., Scmerber G., Mosser A., J. C. Parlebas, Appl. Surf. Sci. 200- 231 (2002).
8. Pilloud D., Dehlinger A.S., Pierson J.F., Roman A., Pichon L., *Surface Coat.ings Technology.* 174 – 175, 338-344 (2003).
9. Kumar A., Chung Y.W., Moore J.J., Smugeresky J.E., *Surface Engineering, Science and Technology I.* The Minerals, Metals &Materials Society, Warrendale (1999).

10. Lamni R., Martinez E., Springer S.G., Sanjinés R., Schmid P.E., Lévy F., *Thin Solid Films*. 447-448, 316-321 (2004).
11. Sanz J.M., Soriano L., Prieto P., Tyuliev G., Morant C., Elizalde E., *Thin Solid Films.* 332, 209-214 (1998).
12. Meng L.J., Dos Santos M.P., *Thin Solid Films* (1994).
13. Bhuvaneswari H.B., Nithiya Priya I., Chandramani R., Rajagopal Reddy V., Mohan Rao G., Cryst. Res. Technol., **38**, *12*, 1047-1051 (2003).
14. Prieto P., Galán L., Sanz J.M., Phys. Rev., **B 47**, 1613 (1993).

PROPRIETĂȚILE ELECTRICE ALE STRATURILOR SUBȚIRI DE TIP ZRO_X OBȚINUTE PRIN PULVERIZARE REACTIVĂ ÎN SISTEM MAGNETRON

(Rezumat)

În acest articol am prezentat o investigare a proprietăților electrice ale straturilor subțiri de tipul ZrO_x depuse la temperatura de 200°C prin metoda pulverizării reactive în sistem magnetron cu variația debitului gazului reactiv(O_2) şi a timpului de depunere. În ceea ce priveşte compoziția se pot observa două regiuni de concentrare, prima regiune bogată în Zr (max. 8 sccm pentru debitul de O_2), zonă în care rata de depunere este ridicată şi cea de a doua regiune bogată în O_2 (pentru debit de O_2 între 8 şi 16 sccm), unde rata de depunere a scăzut considerabil. Filmele din zona I prezintă valori relativ scăzute ale rezistivității, variind de la ~ 90 μΩ.cm până la valori în jur de 200 μΩ.cm care permite indexarea acestor straturi ca fiind de tipul metalic. În zona II filmele prezintă o conductibilitate scăzută şi rezistivitatea nu poate fi măsurată datorită conținutului ridicat de oxigen din această regiune.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL RESEARCH ON THE MEASURING METHODS OF METALLIC SURFACES

BY

MARIUS BENŢA, MARIN CLAUDIU GARGAZ, ANCA IFTODE and ŞTEFAN HULUŢA

Abstract. This paper contains the investigation of metallic surfaces using AFM technology. This method provides the possibility to map out surface topography with atomic resolution in all three dimensions. The data are digitally stored, allowing the computer to manipulate and display the data as a three-dimensional rendition, viewed from any altitude and azimuth as shown in Fig.1. For topographic analysis and profilometry, the resolution and tree-dimensional nature of the data is unequalled by other techniques. The ease of use and nondestructive nature of the imaging are notable.

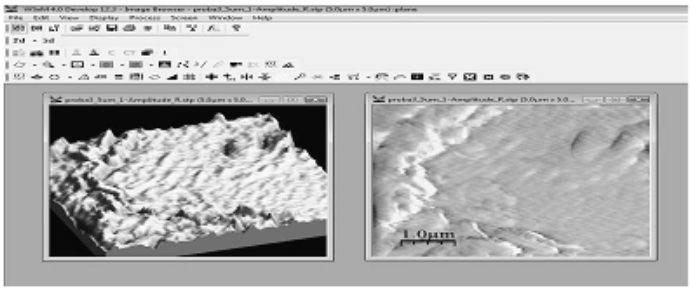


Fig. 1 – AFM image of the investigated metallic surface.

Key words: nanometers, AFM, metallic.

1. Introduction

Thermally sprayed coatings are now used extensively in a variety of applications. However, their application has often preceded detailed knowledge or understanding of their corrosion mechanisms or rates.

Previous studies involving plasma sprayed coatings [5] have shown that good quality coatings, in terms of low porosity, are essential to protect the substrate from corrosion.

There are many thermal spray processes available to date: the high velocity oxygen fuel (HVOF) process, which uses higher exhaust velocities and lower flame temperatures than other processes, can produce coatings of low porosity levels (1%) and avoids alteration of the mechanical properties of the substrate [7]. The corrosion characteristics of thermal sprayed coatings in static saline environments are extremely important where the flow of aqueous solution over components intermittently ceases.

It has been established [1], [2] that where coatings are applied by a high-quality process and under stringent quality control procedures, the coatings can provide a very effective barrier to the substrate and prevent any corrosion from occurring.

In this situation, however, it is very important to appreciate that corrosion of the coating can occur and that initiation and propagation of corrosion, associated with microstructural features of the composite system, are a real issue. For improvements to the coating corrosion resistance to be made, a full understanding of the corrosion rates and mechanisms, and in particular the resistance of the metallic binder (in cermets systems), is required. In addition, an understanding of static corrosion behavior can help reveal the mechanisms of the coating degradation in erosion-corrosion environments [9], [10].

This article investigates the corrosion rates and mechanisms of two HVOF coatings (WC-Co-Cr and WC-Co).

2. Experimental Procedure

Two HVOF sprayed coatings are studied in this work: a WCCo-Cr coating with nominal composition 86%WC 10%Co-4% Cr, and a WC-Co coating with a nominal composition 86% WC-14% Co. The coatings were applied to a stainless steel substrate (UNS S31603). Specimens were soldered on the rear side to an electrical conducting wire and subsequently encapsulated in nonconducting resin.

The exposed coated face of the specimen was then ground with silicon carbide abrasive papers and polished to a 6 μm diamond finish. The main seawater constituents were 19…300 ppm chloride, 11 000 ppm sodium, 2700 ppm sulfate, 1300 magnesium, 400 ppm calcium, 400 ppm potassium, and 150 ppm bicarbonate ions. The specimen-resin interfaces were sealed using Lacomit varnish (Agar Aids, UK) to prevent interference from the substrate.

Electrochemical monitoring was carried out with a standard three-electrode cell, comprising a platinum auxiliary electrode and a saturated calomel reference electrode (SCE). Direct current (DC) anodic polarization tests were carried out after 1 h immersion in the seawater at 18 and 50°C.

The seawater was left open to the atmosphere. The potentiostat was used to scan the electrode potential of the coating samples from the free corrosion potential (Ecorr) in the positive (anodic) direction until a current in the range of 500-700 μA/cm^2. In addition, an atomic force microscope (AFM) was used to map the topography of the coatings during accelerated corrosion tests. The AFM was configured to probe the surface under water and to record images during anodic polarization tests. Each image took 6 min to produce, during which time the potential had shifted by approximately 90 mV.

3. Results

During the decrease in current (points B to C), the matrix is dissolving at a steady rate, defining the hard phase particles more clearly (Fig. 2 *c*). As the current increases (points C to D in Fig. 2 *d*), the matrix dissolves further, revealing the smaller hard phases from point D to E (Fig. 2 *e*).

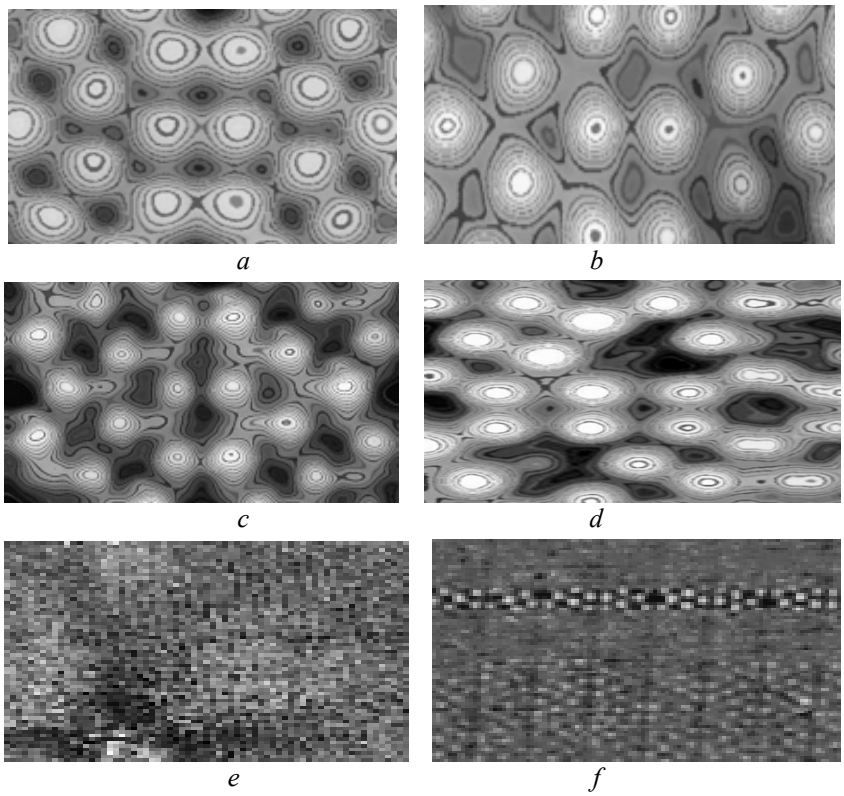


Fig. 2 – In situ AFM images: *a* –Polished coating prior to polarization: *b* – points A to B; *c* – points B to C; *d* – points C to D; *e* – points D to E; *f* – end of anodic polarization.

At the end of the anodic polarization, areas where the matrix has dissolved in some regions and areas of attack around the matrix-hard phase interface can be seen (Fig. 2 *f*).

In a similar manner, the corrosion mechanisms during anodic polarization of the WC-Co-Cr coating were examined. Fig. 3 *a*) shows the coating at the free corrosion potential with the light grey hard phases encased in the darker grey matrix.

The rapid increase in current with the potential corresponds to dramatic matrix dissolution and leaves the hard phase protruding from the matrix (Fig. 3 *c*). As the current stabilizes at point D, carbides begin to fall out from the matrix and leave voids behind (Fig. 3 *d*).

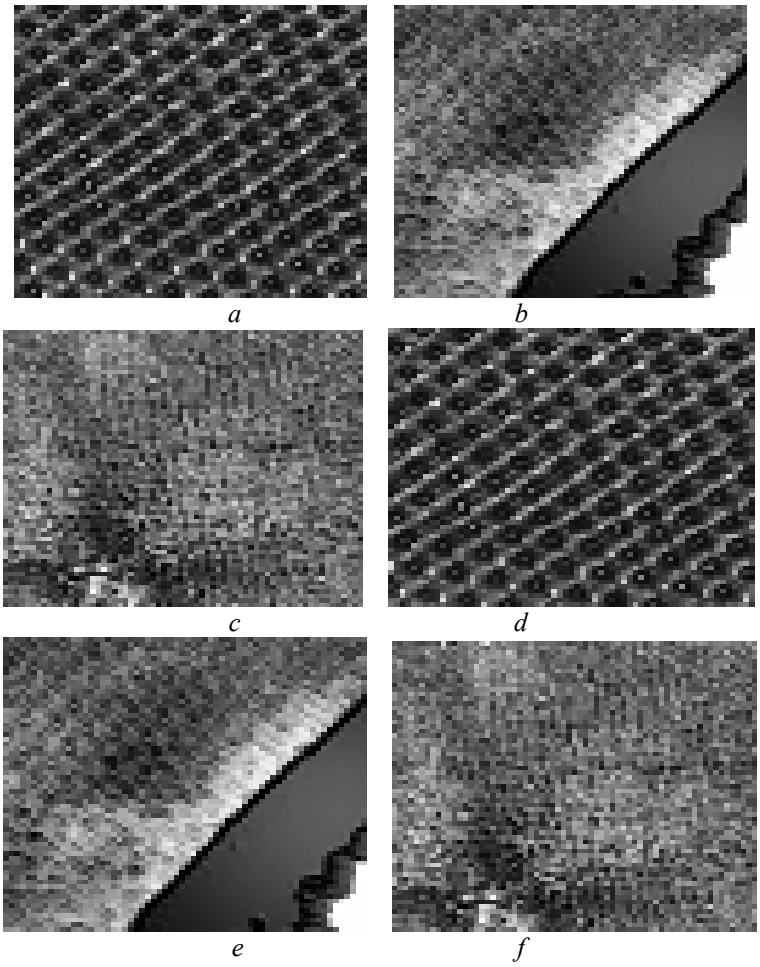


Fig. 3 – In situ AFM images: *a* – Polished coating prior to polarization; *b* – point B; *c* – point C; d – point D; *e* – end of anodic polarization.

This progresses until the end of the scan at point E, where the matrix consists mainly of voids left by the carbide particles and a few carbides on the next layer are visible (Fig. 3 *e*). After immersion in seawater for 1 h at 50°C, the kinetics of the anodic polarization processes are accentuated on both coatings.

3. Conclusion

1. The use of an AFM can aid the determination of corrosion mechanisms on a microscale.

2. The addition of chromium to a cobalt matrix increases the corrosion resistance of a WC-based HVOF sprayed cermet coating and its extent of this has been quantified.

3. Although the WC-Co-Cr coating undergoes more localized attack at 18°C, accentuated at the hard phase-matrix interface, the WC-Co has more uniform corrosion affecting the entire matrix.

4. An increase in temperature results in extensive dissolution of the cobalt matrix, whereas on the CoCr matrix more severe attack is further localized in regions not associated with any specific microstructural features.

Received: May 14, 2010

Transilvania University of Braşov,
Department of Science and Materials
e-mail: mariusbenta@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Tsai S.T., Shih H.C., *The Use of Thermal-Spray Coatings for Preventing Wet H2S Cracking in HSLA Steel Plates.* Corros. Prev. Control, *44*, 42-48 (1997).
2. Duncan R.J., Thompson C.B., *A Guide to Weld and Thermal Spray Hardfacing in the Pulp and Paper Industry*. Part 2: *Applications*, Mater. Des., *11*, 71-75 (1991).
3. Thompson C.B., Garner A., *Identification and Control of Wear in the Pulp and Paper Industry*. Pulp Paper Can, 53-56 (1986).
4. Pejryd L., Wigren J., Greving D.J., Shadley J.R., Rybicki E.F., *Residual Stresses as a Factor in the Selection of Tungsten Carbide Coatings for a Jet Engine Application*. J. Therm. Spray Technol., *4*, 268-274, (1995).
5. Ashary A.A., Tucker R.C., *Electrochemical Corrosion Studies of Alloys Plasma Sprayed With Cr2O3*. Surf. Coat.Technol., *39/40*, 701-709 (1989).
6. Ashary A.A., Tucker R.C., *Electrochemical and Longterm Corrosion Studies of Several Alloys in Bare Condition and Plasma Sprayed with* Cr_2O_3. Surf. Coat. Technol., *43/44*, 567-576 (1990).
7. Pawlowski L., T*he Science and Engineering of Thermal Spray Coatings.* John Wiley and Sons, New York, 1994.
8. Perry J.M., Neville A., Wilson V., Hodgkiess T., *Assessment of the Corrosion Rates and Mechanisms of a WC-Co-Cr HVOF Coating in Static and Liquid - Solid Impingement Saline Environment*. Surf. Coat. Technol., *137*, 143 (2001).

9. Neville A., Hodgkiess T., *Corrosion Behavior and Microstructure of Two Thermal Spray Cermet Coatings*. Surf. Eng., *12*, 303-312 (1996).

10. Guilemany J.M., Fernandez J., De Paco J.M., Sanchez J. *Corrosion Resistance of HVOF WC-Co and TiC/Ni-Ti Coatings Sprayed on Commercial Steel*. Surf. Eng., 1998, *14*, 133-135; Coatings, Mater. Sci. Forum, *280-292*, 641-654 (1998).

CERCETAREA EXPERIMANTALĂ A METODELOR DE MĂSURARE A SUPRAFEŢELOR METALICE

(Rezumat)

Acest document conţine investigarea suprafeţelor metalice folosind tehnologia AFM. Această metodă oferă posibilitatea de a reda topografia de suprafaţă, cu rezoluţie atomică în toate cele trei dimensiuni. Datele sunt stocate digital permiţând computerului să manipuleze şi să afişeze datele ca o predare tridimensională, privită de la orice configuraţie, aşa cum se arată în figura 1. Pentru analiza topografică şi profilometrie, rezoluţia şi natura tridimensională a datelor sunt de neegalat în alte tehnici. Uşurinţa de utilizare şi natura nedestructivă a imaginilor sunt notabile.

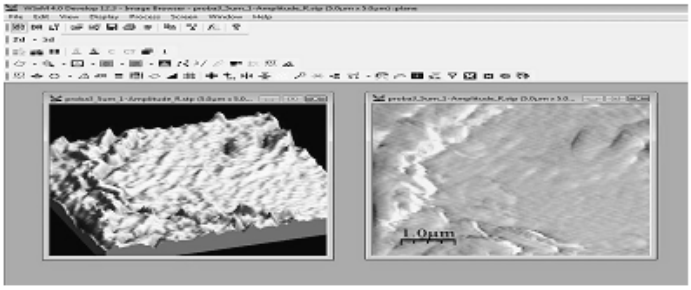


Fig. 1 – Imagine AFM pentru investigarea materialelor metalice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COMPARATIVE STUDY ON OBTAINING POROUS AGENTS FROM NaCl POWDERS

BY

EMIL BRUJ, DOREL NEMEŞ and VALENTIN MOLDOVAN

Abstract. Coarse NaCl powder is used to manufacture leachable preforms as prerequisites for obtaining metallic foams. This method is less time consuming because leachable preforms can be obtained in approximately 45 minutes, compared to 2-100 hours by sintering. Samples obtained by these methods were characterized by optical and electron microscopy.

Key words: NaCl powder, sintering, performs, water vapor bonding.

1. Introduction

Powdered sodium chloride were used for a long time as a model system for the investigation of ceramic sintering behavior; however, the system is also interesting from a practical point of view, because NaCl sintered preforms are used in the manufacture of highly porous microcellular metals or ceramics by the replication process [1].

NaCl preforms are used as porous agents for obtaining metal foams by infiltration [2].

Previous work on NaCl sintering, provide some observations of powders of different particle size exposed to a variety of sintering temperatures [3],…,[7].

The present paper propose an alternative method of sintering the NaCl particles in a much shorter time, all at once with the same properties with those obtained by conventional sintering methods. Also, high temperatures are not necessary. The only heat source is used to heat water.

This method is less time consuming because leachable preforms can be obtained in approximately 45 minutes, compared to 2-100 hours by sintering.

2. Materials and Experimental Procedures

Irregularly shaped NaCl powder was used, with grain sizes of 315 μm, 500 μm, 630 μm, 800 μm and 1.25 mm. NaCl preforms were obtained by two methods: sintering in air at temperatures between 700-780°C and sintering the salt particles in water vapor. For each size fraction sintering times were 2, 4, 8, 16, 32 and 72 hours.

When sintering the NaCl particles in water vapor, interparticle links similar to those obtained by conventional sintering are formed due to condensation and dissolution. Thus, a solid matrix of salt is obtained, which after leaching will become the intercommunicating porous structure of the metallic foam.

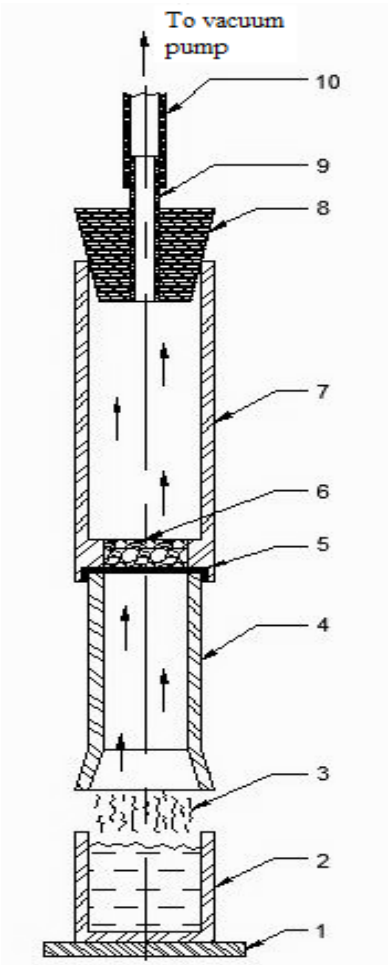


Fig. 1 – Schematic diagram of the NaCl particle sintering in water vapor.

Schematic diagram of the method of sintering the NaCl particles in the water vapor is shown in Fig. 1. A bowl of water *2* is placed on a heat source *1*, and when reaching the input temperature begins to vaporize. The vapors *3* are collected and directed through the collection tube *4*. Between the collection and directing tube *4* and directing tube *7*, a sieve *5* is placed and on top of the sieve the NaCl particles *6* are freely poured. Targeting end of the tube *7* is closed with a rubber cork *8* troughs which is placed a tube of smaller section *9* which connects the vacuum pump through the hose *10*. In the water vapor sintering experiment, the exposure was 5, 10, 15 and 30 minutes.

Samples obtained by the two methods were characterized by means of optical and electronic microscopy and compared. The obtained preforms were then infiltrated with a PbSn alloy, the salt was then dissolved and the final porous structure was characterized using optical microscopy.

3. Results and Discussions

NaCl particles were freely poured in the die and sintered in air at a temperature of 700°C, 720°C, 740°C, 760°C and 780°C. After studying the samples, was found that the best regime of sintering temperature is at 760°C. From the obtained results one could draw a curve of particles size as a function of the sintering time. It was found that on the larger particles, the sintering time is longer. For the particle size of 315 μm the sintering time is 2 hours and for the particle size over 1 mm the sintering time exceeds 70 hours (Fig. 2).

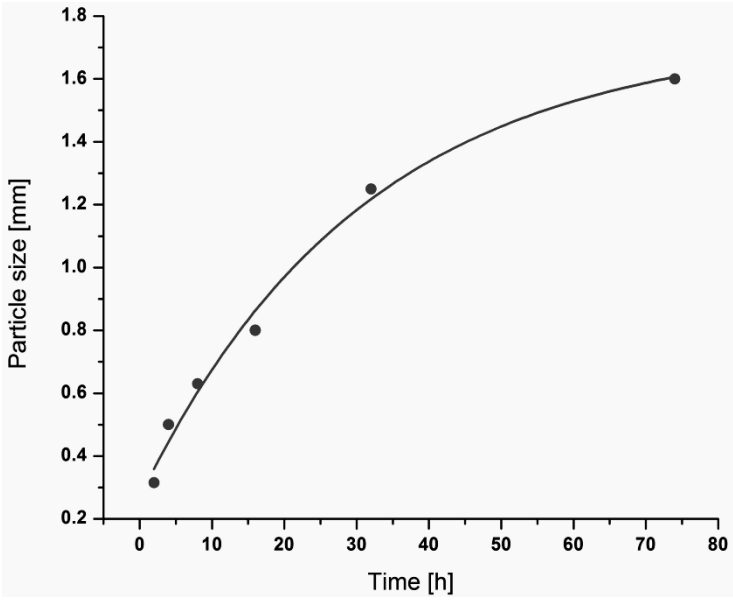


Fig. 2 – Particles size as a function of the sintering time.

One can see in Fig. 3, that for the particles of 1.2 to 1.6 mm size fraction the sintering time of 2 hours is too short for the formation of solid sintering necks (sufficient to give good mechanical strength).

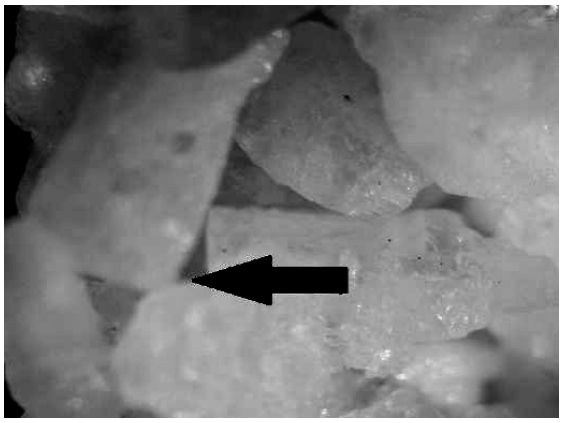


Fig. 3 – Optical microscopy image obtained by sintering salt in air (particles of 1.2–1.6 mm).

By increasing the time, the sintering necks between the particles are growing, providing increased strength to the sample during the alloy infiltration. Depending on the desired porosity and strength of the final sample an optimum sintering time can be chosen. When choosing a short sintering time, the final sample will have a high density and strength, while a longer sintering time gives a much lower density and resistance.

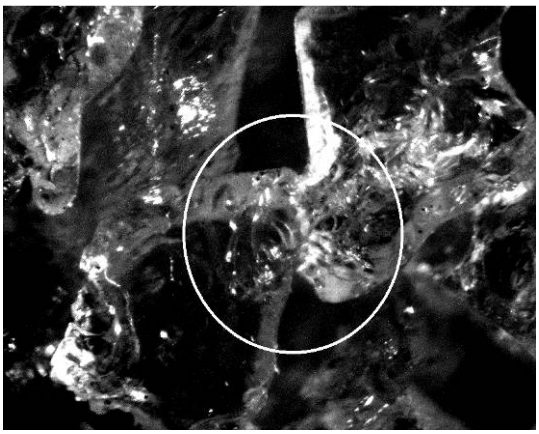


Fig. 4 – Optical microscopy image of salt obtained by sintering in air (1.2 to 1.6 mm particle size, for 72 hours).

On a longer sintering time as shown in Fig. 4, the sintering necks between the particles grow and become stronger, giving good resistance to the preform during the infiltration. If the particle sizes of NaCl are larger, the sintering time should be longer. A very short sintering time of NaCl larger particles cannot ensure a good resistance of precursor during the melt infiltration.

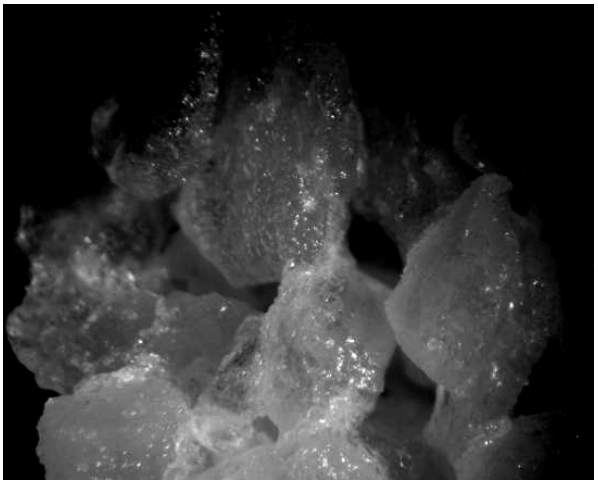


Fig. 5 – Optical microscopy image obtained by sintering salt in water vapor (1.2 to 1.6 mm particle sizes for 10 minutes).

Preforms with good resistance to infiltration were obtained in a much shorter time of about 10 minutes for the same particle sizes by sintering salt in water vapors (Fig. 5).

Optimal sintering time for particle sizes of 1.2 mm was at a temperature of 760°C with a maintaining time of 72 hours. By comparison, the optimal time of sintering the same particle sizes in water vapor is 10 minutes, achieving the same results.

A balance must be found between the amount of vapor generated and the vacuum created to circulate an optmium quantity of water vapors between the NaCl particles in the experimental setup. If the amount of steam is too high, dissolution of salt particles occurs too quickly, and condensation builds up in the sample destroying its structure. If the amount of vapor is too low sintering cannot occur. Therefore, an optimum amount of vapor need to pass through the setup. To better highlight the structure, samples were infiltrated with an PbSn alloy (Fig. 6).

After solidification of the alloy, the salt is dissolved, leaving a solid metal matrix with open porosity which represents the "negative" of the infiltrated preform.

Fig. 6 – Photo image with a PbSn sample obtained
by infiltration of preforms and dissolution of NaCl.

To better highlight the obtained porous structure, the samples were embedded in resin, polished and studied with a metallographic microscope (Fig. 7).

As one can see, the open porosity of the preform was filled completely, and after cooling and dissolving the salt the final sample obtained was the „negative" of the preform.

Fig. 7 – Metallographic microscope image of a porous metal structure
obtained by sintering the NaCl particles in water vapor for 10 minutes.

3. Conclusions

A balance must be found between the amount of vapor generated and the vacuum created to circulate an optmium quantity of vapors between the NaCl particles in the experimental setup.

Metal foams were obtained by two different methods using preforms of salt, achieving the same result.

This method is less time consuming because leachable preforms can be obtained in approximately 45 minutes, compared to 2-100 hours by classic sintering.

A c k n o w l e d g e m e n t s. The authors would like to thanks the UEFISCSU for financial support in ”Program IDEI”, Project no: 749/19.01.2009

Received: May 14, 2010

Technical University of Cluj-Napoca
Department of Materials Science and Technology
e-mail: Emil.BRUJ@stm.utcluj.ro

R E F E R E N C E S

1. Goodall R., Despois J.F., Mortensen A., *Sintering of NaCl Powder: Mechanism and First Stage Kinetics.* J. of the Europ. Ceramic Soc., *26*, 3487-3497 (2006).
2. Abd-Elmouneim, Sid-Ali Kaoua, Mohammed Azzaz, Jean Dominique Bartout, Yves Bienvenu, *Elaboration and Characterization of Metallic Foams Based on Tin-Lead*. Materials Sci. a. Engng., **A 494**, 425-428 (2008).
3. Hakamada M., Yamada Y., Kuromura T., Asao Y., Chen Y., Kusuda H., Mabuchi M., *Porous Metals Produced by Spacer Method as Ecomaterials*. Adv. Materials Res., **15-17**, 416-421 (2007).
4. Russell Goodall, Jean-Francois Despois, Ariane Marmottant, Luc Salvo, Andreas Mortensen, *The Effect of Preform Processing on Replicated Aluminum Foam Structure and Mechanical Properties.* Scripta Materialia, *54*, 2069-2073 (2006).
5. Despois J.F., Marmottant A., Salvo L., Mortensen A., *Influence of the Infiltration Pressure on the Structure and Properties of Replicated Aluminum Foams*. Materials Sci. a. Engng., **A 462**, 68-75 (2007).
6. Jiang B., Zhao N.Q., Shi C.S., Du X.W., Li J.J., Man H.C., *A Novel Method for Making Open Cell Aluminum Foams by Powder Sintering Process*. Materials Let., *59*, 3333-3336 (2005).
7. Sermin Ozan, Seda Bilhan, *Effect of Fabrication Parameters on the Pore Concentration of the Aluminum Metal Foam, Manufactured by Powder Metallurgy Process*. Int. J. Adv. Manuf. Technol., *39*, 257-260 (2008).

STUDIU COMPARATIV ASUPRA OBȚINERII AGENȚILOR POROŞI DIN PULBERI DE NACL

(Rezumat)

Preformele din NaCl sunt folosite ca agenți porogeni la obținerea spumelor metalice. S-a folosit pulberea de NaCl cu granulația între 400 μm – 1,25 mm. Au fost obținute preforme de NaCl prin două metode: sinterizarea în aer la temperaturi cuprinse între 700-780ºC şi prin expunerea particulelor de sare în baie de vapori. La expunerea particulelor de NaCl în vapori de apă se formează legături interparticule datorită condensării şi dizolvării, similare cu cele obținute prin sinterizare. Se obține astfel o matrice solidă de sare ce va reprezenta, după eliminare, în urma infiltrării materialului metalic, rețeaua poroasă de pori intercomunicanți a spumei metalice. Metoda obținerii agenților porogeni în baie de vapori este mai economică deoarece se pot obține preforme în circa 45 de minute față de metoda sinterizării care durează 2-100 ore. Probele obținute prin cele două metode au fost caracterizate prin microscopie optică şi electronică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

METAL FLOW AND SOLIDIFICATION OF BLADE TYPE COMPONENTS NUMERICAL SIMULATION RESULTS

BY

DOREL BUTNACIUC, DAN–GELU GĂLUŞCĂ, MIHAI DUMITRU and CIMPOEŞU NICANOR

Abstract. A virtual casting and solidification analyze method is used for a magnesium based alloy investigation. As product was analyze the pouring of a magnesium based sample with much utilization like blades, pump components, small gears, water impellers and housings, marine fittings, flanges, low pressure valves and fittings, pipe fittings, plumbing fixtures, ornamental fixtures. Advantages of virtual casting and solidification analyze method are clearly connected to price and time process, an almost 90% correspondence between practical results and numerical result being helpful in any case.

Key words: metal flow, solidification, numerical simulation, prostheses.

1. Introduction

Computer simulation packages have been successful in predicting filling behavior in extremely complicated geometries, and most of the current numerical solutions are based on a hybrid finite-element/finite-difference scheme and the middle-plane model. This imported model causes some inconvenience during applications. This study introduces surface model as the datum plane, instead of the traditional middle-plane model and additional boundary conditions in the gap wise direction are employed to keep the flows in the surfaces at the same section coordinative. The simulation presented here is compared with the experimental results obtained with instrumented test mold and C-Mold results. It is demonstrated that the present formulation is well suited to handle cavities generated directly by mold design process with computer aided design (CAD) tools.

Numerical solutions allow researchers to observe and quantify what is not usually visible or measurable during real casting processes. The goal of such simulations is to help shorten the design process and optimize casting parameters to reduce scrap, use less energy and, of course, make better castings. Simulation produces a tremendous amount of data that characterize the transient flow behavior (*e.g.*, velocity, temperature), as well as the final quality of the casting (*e.g.*, porosity, grain structure).

Numerical simulation provides a powerful means of analyzing various physical phenomena occurring during casting processes. It gives an insight into the details of fluid flow, heat transfer and solidification.

The capability to produce investment casting components of high quality while at the same time reducing product costs and development times is the challenge the foundry industry faces today. Increasingly complicated parts are being made through the investment casting process with less castable alloys. It takes good understanding of the actual casting process, and experience in numerical simulation, for a designer to be able to relate one to the other and derive useful conclusions from the results. Computer aided modeling has been helping the foundry industry for the past several years, not only with the design of new components, but also in the redesign of existing products. By eliminating product defects and reducing scrap and rework, the investment caster can achieve improvements and more consistent product quality and obtain higher yields. Even though computer aided process simulation has been available for the past fifteen years, many investment casters still use the conventional trial and error approach for process development. In many foundries, new cast components are often put together in different departments working independently of each other. When a new customer's need is identified, the design group generates the part drawings [1].

In this paper with known input parameters a casting process is simulated based on a numerical model obtaining a blade part.

2. Experimental Details

Choosing a complex part like blade we analyze the material behavior at melting using a mathematical model evolve earlier [2].

In all researches concerning the melting process modeling, solidification and alloys contraction the simulation was realize on paralelipipedic bench marks type plate. Choosing this configuration is justified by problems complexity connected with modulation and established limit conditions [3].

As simulated melt material was used a B199 AZ92A alloy, commercial material with extended applications [4] characterizes by a chemical composition

presented in Table 1.

Table 1
Chemical Composition of Investigated Alloy

Material: B 199 AZ92A Standard: ASTM Country: USA

General | Composition | Mechanical properties | SmartCross

Chemical Composition (%)

Criteria	Min.	Max.	Approx
Si		0,3000	
Cu		0,2500	
Mn	0,1000	0,3500	
Zn	1,6000	2,4000	
Ni		0,0100	
Al	8,3000	9,7000	
Total Others		0,3000	

In alloy, a magnesium based alloy type C83600 elaboration the loading consist from

- proper waste materials;
- magnesium ingot of technical purity;
- zinc waste as span and wires;
- brass waste materials;
- Pb10 alloy waste products [5].

Paying respect for material properties, presented in Table 2, for pouring simulation the behavior of thermal expansion coefficient with temperature present more interest.

Table 2
Melt Material Properties

Property	Value	Unit
Density	1820	kg/...
Specific Heat	1050	J/kg*K
Thermal Cond...	Variable	W/...
Liquidus Temp...	593	
Solidus Tempe...	443	
Latent Heat	373000	J/kg
Dynamic Visco...	0.001456	kg/...
Coeff. of Ther...	2.6e-005	/K
Vol. Change o...	4.1	%
Critical Solid Fr...	0.3	
Surface Tension	0.55	N/m

All materials change their size when subjected to a temperature change as long as the pressure is held constant. In the special case of solid materials, the pressure does not appreciably affect the size of an object, and so for solids, it usually not necessary to specify that the pressure be held constant. The coefficient of thermal expansion describes how the size of an object changes with a change in temperature. Specifically, it measures the fractional change in volume per degree change in temperature at a constant pressure.

The volumetric thermal expansion coefficient is the most basic thermal expansion coefficient. All substances expand or contract when their temperature changes, and the expansion or contraction always occurs in all directions. Substances that expand at the same rate in any direction are called isotropic. Unlike gases or liquids, solid materials tend to keep their shape. For solids, one might only be concerned with the change along a length, or over some area. Experimental results concerning the thermal coefficient behavior are presented in diagram from Fig. 1.

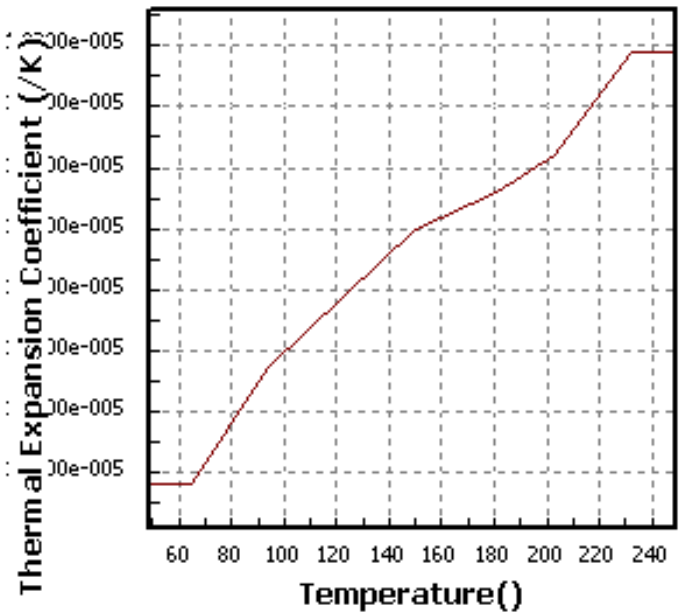


Fig. 1 – Thermal expansion coefficient variation with temperature.

Expansion coefficients are specially defined for these cases, and they are known as the linear and area expansion coefficients. However, they all come from the volume expansion coefficient, which explains how the substance expands in any direction.

3. Blend use for Forming

For preparation of the used forming blend was used a quart sand mono granular delivered by S.C. MINDO S.A. Dorohoi, Botosani with next characteristics

- Medium granulation M50 = 0,220 mm
- Uniformity degree G.U. = 72%.

At forming blend preparation was used a sodium silicate as binding element added in 6% proportion from sand mass. Sodium silicate was purchased from S.C. CHIMFOREX S.A. Pleasa, Prahova, having next characteristics:

- Relative density 1,54 kg/dm^3
- Silicon dioxide 31,5%
- Full alkalinity, Na_2O 14 %

Strengthening of forms is realized by CO_2 insufflations in proportion of 60% from sodium silicate mass.

Preparing of forming mixture was realized in a swirl mixer with discontinuous functioning.

Choosing the forming mixture by sand bind with sodium silicate was made based on next advantages:

- was not necessary the form drying;
- stuffing special operations of forming mixture was not requested;
- was not necessary forming frames which allow the placement after desire of thermocouples for temperature measurement from form cavity and from form wall;
- high mechanical resistance of form fact that permit a good manipulation of them, without degradation risks;
- big dimensional precision.

Thermo-physic parameters of forming blend bind with sodium silicate are [5;7]

- density $\rho_{mixture}$ = 1550 [kg/m^3];
- caloric capacity $C_{pmixture}$ = 1170 [J/kg grad];
- thermal conductibility λ_{mixture} = 0,4 [W/mK].

Elaboration process takes place in a casting furnace with heating by induction with 1000 Hz frequency and carborundum crucible.

After charge calculation in furnace was put the proper waste materials and brass waste alloys [5].

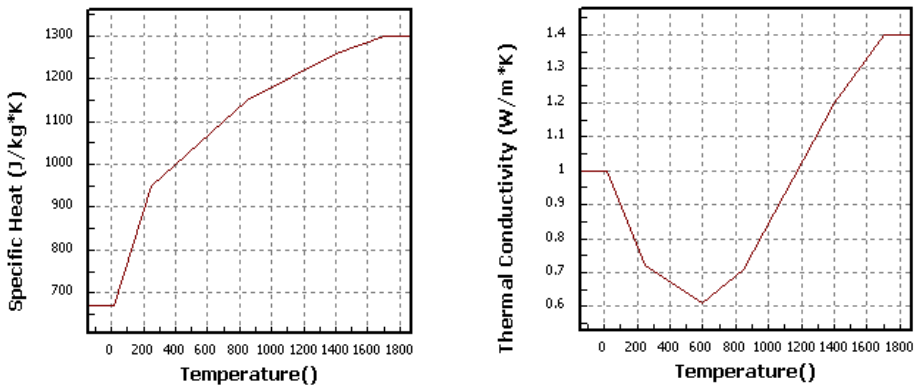


Fig. 2 – Sand properties as specific heat and thermal conductivity variation with temperature.

After heating, but before of liquid phase appearing, was added protection and de-oxidation fondant with content made by NaCl, KCl, NaF, Na_3AlF_6 in proportion of 1% from loading, made by S.C. BENTOFLUX S.A. Satu Mare, named flux I–2 [3]. In casting bath already form was add the calculated quantities of high purity zinc and ferrous-manganese. After taking a sample and fast chemical analysis effectuation using a spectrometer METALSCAN 2500, was made the adjusting ads of composition with clean waste alloy and technical zinc ingot. Simultaneous with this was used the fondants for degassing 0,5% chloride zinc [6].

Before pouring the bath must be extra heated at 750°C, extract the slag, take the final sample for chemical analyze and pouring the necessary alloy for a sample in a hand caldron sheathed with refractor material. Approximate time of pouring was around 5 seconds.

After form heating at 50^0C the burner is put away the intermediary semi-form is elevated and after the removal of sustain supports is set on inferior semi-form. All experimental details were insert in numerical model and take in calculus.

4. Experimental Results

As all computational programs, which conduit simulations, a series of parameters must be set at the experiment begging like material properties (density, specific heat, thermal conductivity, liquidus temperature or solidus temperature) fact realize in the previous step. Using a numerical model, already discussed in [8],…,[10], we analyze some base parameters of pouring process.

Paying respect for model functioning was realized a careful study of numerical, physical and technological parameters.

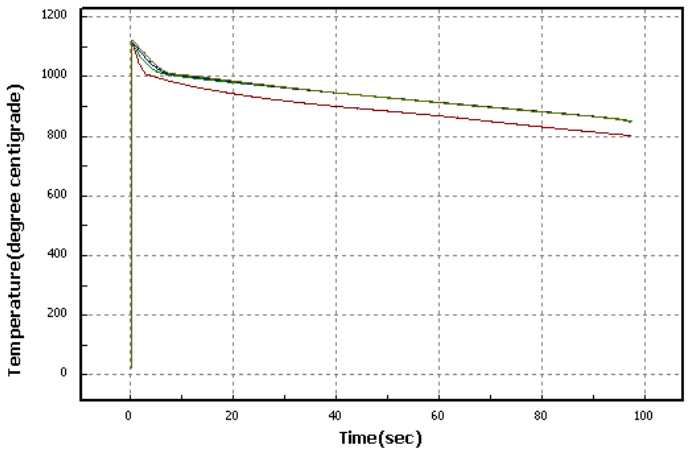


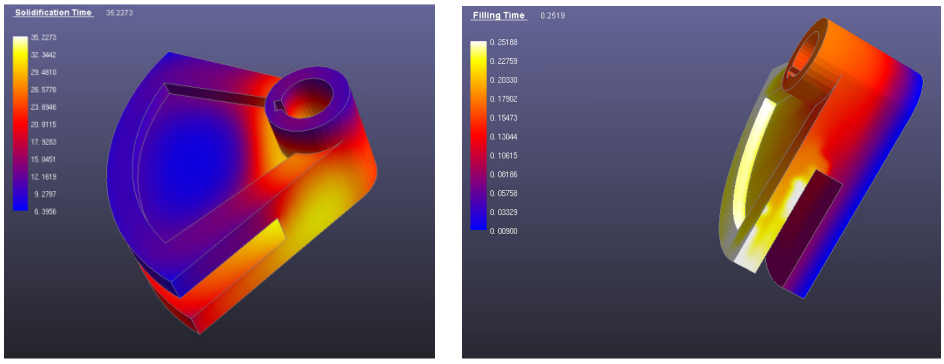
Fig. 3 – Variation of material temperature at the pouring beginning with time.

Temperature variation with time at the beginning of pouring is represented in Fig. 3 given important parameters of process.

During the analysis take place on our investigation we try to establish some process parameters given by process like solidification time – presented in Fig. 4*a* with precious information's about problem areas in solidification process like the yellow or red parts. In second image Fig. 4*b* is presented the registered result of the filling time showing the last part for fill were can also appear problems of solidification or material properties.

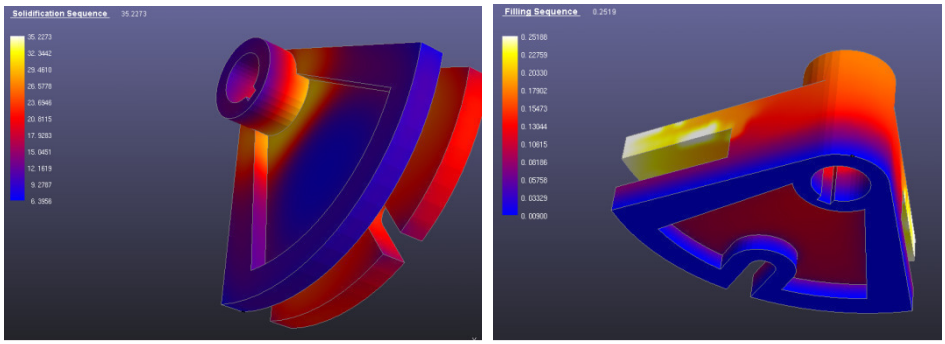
Figs. 5*a* and *b* present the solidification and filling sequence characterizing the pouring process by geometrical point of view of the sample.

Analyzing all computed results we can conclude on melting characteristics and improve the process parameters of each alloy we try to obtain paying respect for his properties.



a *b*

Fig. 4 – Backing sample: *a* – solidification time; *b* – filling time.



a *b*

Fig. 5 – Backing sample: *a* – solidification sequence; *b* – filling sequence.

In Fig. 5 are present other two important properties the temperature gradient and reciprocal interface moving velocity that gives also information's on material pouring.

All the registered data, obtain by theoretical evaluation are presented in Table 3. Solidification time appreciation represent the most important parameter that influence material properties and his geometrical shape, to avoid problems that can appear like cavities that's the reason to investigate the numerical model response by this point of view. Results, except the first case, after five second, the model appreciate right the experiment being very close for total solidification point.

Table 3

Theoretical Results of Melting and Pouring Simulation of C83600 Commercial Alloy

Property	Filling time s	Solidification time s	Temperature gradient s	Local solidification time s	Reciprocal interface moving velocity	Retained melt modulus	Retained melt surface area	Cooling rate s
Value	0.0135 - 0.25	6.3390 - 35.22	1.2896 - 77.3466	41.0923 - 91.1055	0 - 39.6489	0.03214 - 0.39746	0.315 - 127.22	1.5887 - 3.6760

A simulation model was developed to simulate the filling and the solidification behaviours of the blade components, cast in an automatic sand casting production line.

The verified model based on the experimental observations [11], showed that the virtual mould is suitable and getting a uniform cast quality of properties for all cast parts. The model also represented a different performance between the gates for each cast part, suggesting a smaller cross-sectional area

for the first gate to reduce the risk of air absorption. The present simulation model is able to study the effects of several casting parameters including the melt superheat, pouring time (velocity), mould surface roughness, gating design, and the mould configuration on the quality of mechanical cast parts.

5. Conclusions

Good result of comparative tests between experimental registered results and numerical calculus result promote the numerical method to be used in any initial case to reduce charges and gain experience on a special alloy casting. Between normal casting and solidification of a metallic material and virtual simulation, are not big differences using the right numerical model. It is more economical the virtual one, realized on computer obtaining an optimal variant of casting and solidification and faster as well.

Received: May 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
Department of Materials Science
*e-mail:*jimlachi@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Gäumann M., Sholapurwalla A., *Investment Casting Simulation.* Calcom SA, Lausanne, Switzerland, www.calcom.ch, 2) UES Software Inc., Annapolis MD, USA, www.ues-software.com.
2. Butnaciuc D., Mihai D., Ştefan M., Cimpoeşu N., *Numerical Modeling of Alloys Solidification.* Bul. Inst. Polit. Iaşi, **LV (LIX)**, *1*, s. Materials Science and Engineering, 145, 152 (2009).
3. Vizureanu P., *The Analysis of the Melting Process of the Materials in the Solar Furnaces*. Metalurgia Internat., **14**, *5*, 5-9 (2009).
4. Cimpoesu N., Achiţei D., Manole V., Hopulele I., Enache A., *Influence of Internal Friction on Shape Memory Alloy Based on Copper*. Metalurgia Internaţ. Edit. Ştiinţifică F.M.R., *3*, 33-36 (2009).
5. Soporan V., Constantinescu V., *Modelarea la nivel macrostructural a solidificării aliajelor*. Edit. Dacia, Cluj-Napoca, 1995.
6. Anders E.W., Jarfors Esa Ervasti, *Simulation and Modelling in Materials Processing.* Edit. Studentliteratur, 2001.
7. Nelson L.H., *Solidification of Steel in Molds.* Trans. ASM, *22*, 193 (1934).
8. Mihai D., *Rezistenţa materialelor*. Edit. Tehnopress, **II**, Iaşi, 250 (2004).
9. Ştefan M., Mihai D., *et al*., *Metode numerice şi implementarea lor pe calculator.* Edit. Tehnopress, Iaşi, 2004.
10. Ştefan M., Mihai D., *et al*., *Tehnici de regresie şi corelaţie în cercetarea experimentală*. Edit. Tehnopress, Iaşi, 2006.
11. Butnaciuc D., *Casting and Solidification Simulation of ot550-2 Roller*. Metalurgia International, Vol. **XIV**, *16,* 81-86 (2009).

CURGEREA ŞI SOLIDIFICAREA COMPONENTELOR DE TĂIERE CU AJUTORUL SIMULĂRII NUMERICE

(Rezumat)

În lucrare s-a analizat o metodă virtuală de turnare şi solidificare, investigându-se un aliaj pe bază de magneziu. S-a analizat o probă din magneziu utilizată în cazul pieselor tăietoare, componente pentru pompe, roţi dinţate mici, agitatoare şi carcase etc. Avantajele metodei virtuale de turnare şi solidificare sunt legate de timpul propriu-zis şi de bani. O corespondenţă de aproximativ 90% dintre rezultatele practice şi rezultatele numerice sunt de mare ajutor în orice caz.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FILLING AND SOLIDIFICATION SIMULATION OF A MOLDING PROCESS CONCERNING OBTAINING OF A BODY PIECE

BY

DOREL BUTNACIUC, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, MIHAI DUMITRU and NICANOR CIMPOEŞU

Abstract. Complex part samples are difficult to coordinate on molding process so simulation of this process is necessary to avoid looses or to improve the process. An aluminum based alloy molding, especially filling and solidification, is analyzed using a numerical model.

Key words: virtual casting, solidification, phase transformation, characteristics of melting, velocity.

1. Introduction

Continuous casting is globally one of the most noted processes of steelmaking or metallic materials and plays the leading role in industry in many countries. During continuous casting, heat transfer, metal solidification and stress–strain evolution in the solid shell in continuous casting mold will directly affect the production quality, and even contribute to the crack formation in the mold [1], [2]. Continuous casting is operated at high temperature above the steel melting point. Therefore, the measurement of temperature and stress is almost impossible. A full-scale physical simulation is also very difficult and expensive. Based on intensive research in the area, the physical phenomena of heat transfer with solidification and stress–strain evolution can be described by the mathematically model, which normally is represented by a set of differential or partial differential equations.

The engineering department then identifies the mechanical stability and establishes guidelines for finalizing the design of the component. Finally, the foundry brings the component into production, conforming to the stringent specifications provided by the designers. Inevitably, the foundry-man is always under tremendous pressure to produce excellent castings within a tight schedule and budget. Unfortunately the traditional approach rarely allows the foundry man to participate in the design and engineering phases prior to the costly production stage. In recent years, thanks to advanced computer aided technologies and casting process modeling, the traditional approach is becoming a thing of the past.

Process Simulation provides valuable information that facilitates participation by the foundry engineer early in the product development stage. This reduces the time between the concept stage and production stage in the life of a new component [2].

2. Blend use for Forming

For preparation of the used forming blend was used a quart sand mono granular delivered by S.C. MINDO S.A. Dorohoi, Botoşani with next characteristics:

- Medium granulation M50 = 0,220 mm
- Uniformity degree G.U. = 72%.

At forming blend preparation was used a sodium silicate as binding element added in 6% proportion from sand mass. Sodium silicate was purchased from S.C. CHIMFOREX S.A. Pleasa, Prahova, having next characteristics:

- Relative density 1,54 kg/dm^3
- Silicon dioxide 31,5%
- Full alkalinity, Na_2O 14 %
- Modulus 2,32

Strengthening of forms is realized by CO_2 insufflations in proportion of 60% from sodium silicate mass.

Preparing of forming mixture was realized in a swirl mixer with discontinuous functioning.

In figure 1 are presented most important properties of the sand used for blending all of them in variation with temperature, paying respect for liquid metal temperature from the pouring time, during cooling process and at room temperature. It is very interesting to analyze de material density with temperature variation especially around 1200 °C were the material exhibit a maximum decrease.

Choosing the forming mixture by sand bind with sodium silicate was made based on next advantages:

- was not necessary the form drying;

- stuffing special operations of forming mixture was not requested;
- was not necessary forming frames which allow the placement after desire of thermocouples for temperature measurement from form cavity and from form wall;
- high mechanical resistance of form fact that permit a good manipulation of them, without degradation risks;
- big dimensional precision.

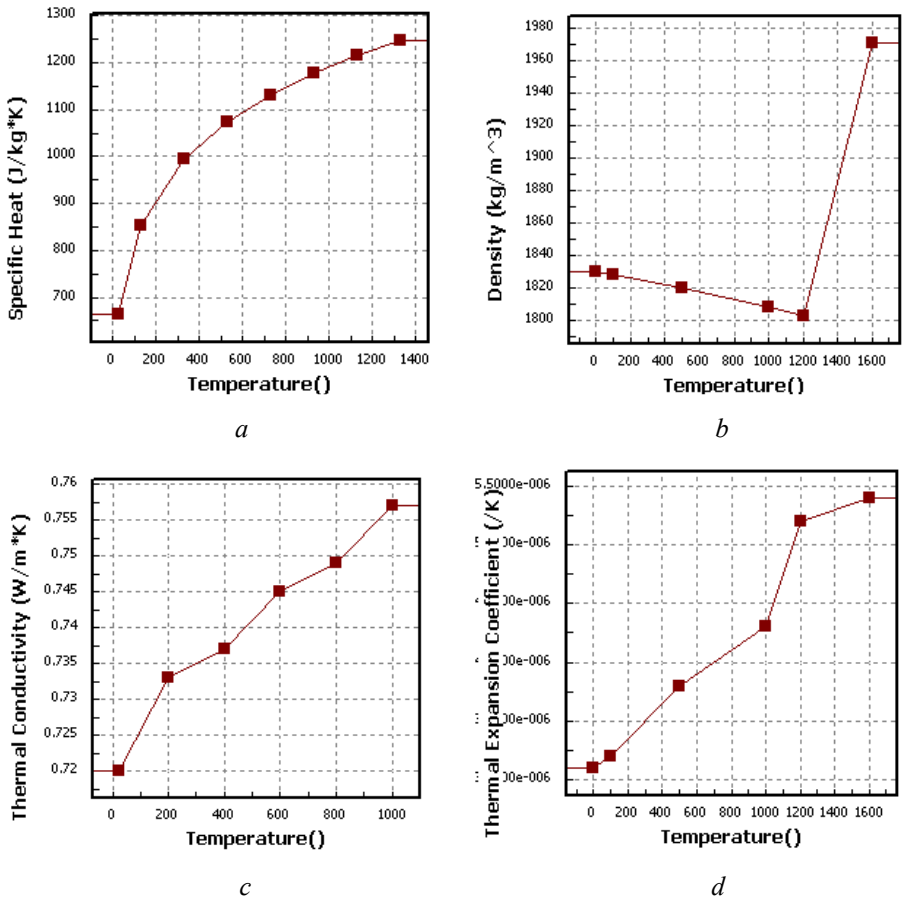


Fig. 1 – Sand use for blend properties: *a* – specific heat; *b* – density; *c* – thermal conductivity; *d* – thermal expansion coefficient.

Thermo-physic parameters of forming blend bind with sodium silicate are [3], [7]:

- density $\rho_{mixture}$ = 1550 [kg/m^3];
- caloric capacity $C_{pmixture}$ = 1170 [J/kg grad];
- thermal conductibility $\lambda_{mixture}$ = 0,4 [W/mK].

3. Experimental Details

Choosing a complex part like body part we analyze the material behavior at melting using a mathematical model evolve earlier [2].

In all researches concerning the melting process modeling, solidification and alloys contraction the simulation was realize on paralelipipedic bench marks type plate. Choosing this configuration is justified by problems complexity connected with modelation and established limit conditions [3].

As simulated melt material was used a CS43A- ASTM alloy, commercial material with extended applications [4],…,[6] characterizes by a chemical composition presented in Table 1.

Table 1

Chemical Composition of Investigated Alloy

Material: B 271 C83600 Standard: ASTM Country: USA

General | Composition | Cross-Reference | Mechanical properties | SmartCross

Chemical Composition (%)

Criteria	Min.	Max.	Approx
Cu	84,0000	86,0000	
Zn	4,0000	6,0000	
Ni		1,0000	
Pb	4,0000	6,0000	
Sn	4,0000	6,0000	

Table 2

Melt Material Properties

Property	Value	Unit
Density	2790	kg/...
Specific Heat	963	J/kg*K
Thermal Cond...	121	W/...
Liquidus Temp...	625	
Solidus Tempe...	520	
Latent Heat	389000	J/kg
Dynamic Visco...	0.001116	kg/...
Coeff. of Ther...	Variable	/K
Vol. Change o...	7.14	%
Critical Solid Fr...	0.7	
Surface Tension	0.698	N/m

In alloy, an aluminum based alloy type CS43A elaboration the loading consist from:

- proper waste materials;

- copper ingot of technical purity;
- zinc waste as span and wires;
- brass waste materials;
- Pb10 alloy waste products [5].

Paying respect for material properties, presented in Table 2, for pouring simulation the behavior of thermal expansion coefficient with temperature present more interest.

All materials change their size when subjected to a temperature change as long as the pressure is held constant. In the special case of solid materials, the pressure does not appreciably affect the size of an object, and so for solids, it usually not necessary to specify that the pressure be held constant. The coefficient of thermal expansion describes how the size of an object changes with a change in temperature. Specifically, it measures the fractional change in volume per degree change in temperature at a constant pressure.

The volumetric thermal expansion coefficient is the most basic thermal expansion coefficient. All substances expand or contract when their temperature changes, and the expansion or contraction always occurs in all directions. Substances that expand at the same rate in any direction are called isotropic. Unlike gases or liquids, solid materials tend to keep their shape. For solids, one might only be concerned with the change along a length, or over some area.

Experimental results concerning the thermal coefficient behavior are presented in diagram from Fig. 2.

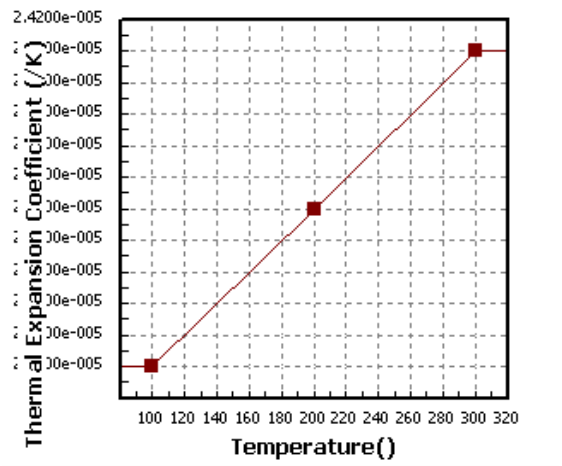


Fig. 2 – Thermal expansion coefficient variations with temperature.

Expansion coefficients are specially defined for these cases, and they are known as the linear and area expansion coefficients. However, they all come from the volume expansion coefficient, which explains how the substance expands in any direction.

4. Experimental Results

Working with a complicated geometry shape the molding process became more difficult having many areas with possible problems or defects appearing. Most important process parameters are centralized on Table 3 with some few different values, differences comparing to other tests [10], [11] appearing on solidification time and sequence with a huge value of 165.756 seconds most of this being because of the complicated geometrical shape.

Table 3
Molding Process Parameters

Properties	Filling time	Solidification time	Filling sequence	Solidification sequence	Temperature gradient	Cooling rate	Local solidification time
Values	0.009 0.6056	16,109 165.756	0.009 0.6056	16,109 165.756	0.122 25.3071	0.281 0.53	195.717 360.819

In Fig. 3 filling time, solidification time, cooling rate and local solidification time parameters are presented, simulated by time variation.

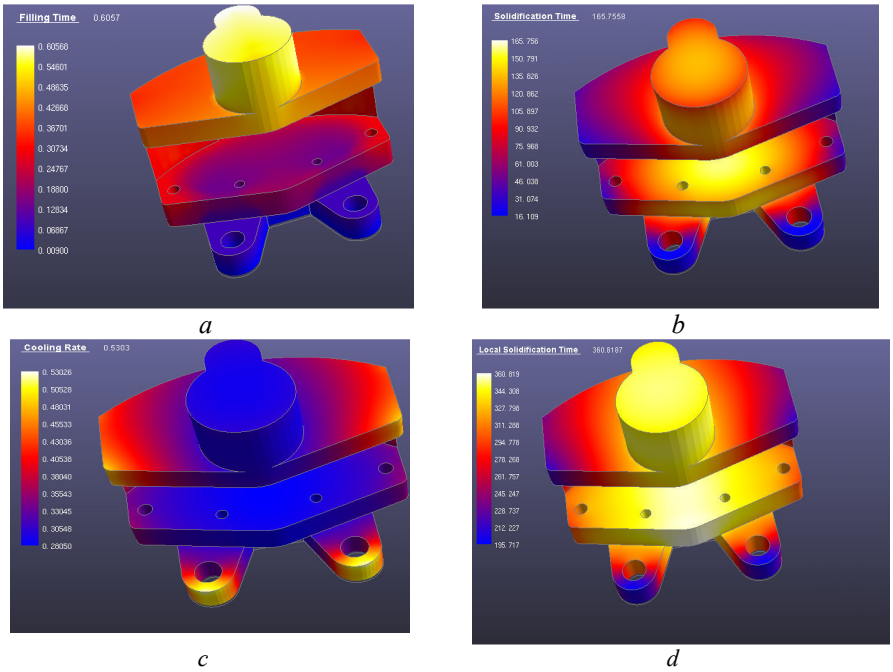


Fig. 3 – Most important molding parameters: *a* – filling time; *b* – solidification time; *c* – cooling rate; *d* – local solidification time.

Concerning the filling time the problems appear at the superior part

were the material reaches in 0.6056 seconds and in joint parts also.

The solidification time start with 16.109 seconds based on material properties and on geometrical piece shape the problematic part being on the inside part of the sample were the materials get to solidify in 165.756 seconds. Cooling rate confirm the filling time parameter so we have a reduce cooling rate were the material gets in the end and the faster rate, 0.53°C per second on the extremities were the material get inside first and meet the blend.

Local solidification time gives important information about critical points were combined with other information can conclude for a solution or to interfere from the parameters process point of view. At 360.819 seconds, the largest solidification period, the material can occur different phenomena and not reaching the propose characteristics.

3. Conclusion

- Good result of comparative tests between experimental registered results and numerical calculus result promote the numerical method to be used in any initial case to reduce charges and gain experience on a special alloy casting.
- Between normal casting and solidification of a metallic material and virtual simulation, are not big differences using the right numerical model. It is more economical the virtual one, realized on computer obtaining an optimal variant of casting and solidification and faster as well.
- Realizing a numerical simulation the producer gain time, materials and energy decreasing the production cost of the final pieces and having the possibility to improve all the process parameters.
- Choosing from a large scale of materials with similar properties for a single piece can be taken the best choice and reduce most of the molding problem.

Received: May 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Materials Science
*e-mail:*jimlachi@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Samarasekera I.V., Brimacombe J.K., *Steelmaking.* Conf. Proc., *74*, 55–67 (1991).
2. Thomas. B.G., In: Dantzig J., Greenwell A., Michalczyk J. (Eds.), *The Encyclopedia of Advanced Materials.* Vol. **2**, Pergamon Elsevier Sci. Ltd., Oxford, UK, 1999.
3. Gäumann M., Sholapurwalla A., *Investment Casting Simulation.* Calcom SA, Lausanne, Switzerland, www.calcom.ch, 2) UES Software Inc., Annapolis MD, USA, www.ues-software.com.
4. Butnaciuc D., Mihai D., Ştefan M., Cimpoeşu N., *Numerical Modeling of Alloys*

Solidification. Bul. Inst. Polit. Iaşi, **LV (LIX)**, *1*, s. Materials Science and Engineering, 145, 152 (2009).
5. Vizureanu P., *The Analysis of the Melting Process of the Materials in the Solar Furnaces*. Metalurgia Internat., Vol. **14**, *5*, 5-9 (2009).
6. Soporan V., Constantinescu V. *Modelarea la nivel macrostructural a solidificării aliajelor*. Edit. Dacia, Cluj-Napoca, 1995.
7. Anders E.W., *Jarfors Esa Ervasti – Simulatoin and Modelling in Materials Processing*. Edit. Studentliteratur, 2001.
8. Ştefan M., Mihai D., *et al. Metode numerice şi implementarea lor pe calculator*. Edit. Tehnopress, Iaşi, 2004.
9. Ştefan M., Mihai D., *et al*., *Tehnici de regresie şi corelaţie în cercetarea experimentală*. Edit. Tehnopress, Iaşi, 2006.
10. Butnaciuc D., *Casting and Solidification Simulation of ot550-2 Roller.* Metalurgia Internat., Vol. **XIV**, *16*, 2009.

SIMULAREA SOLIDIFICĂRII ŞI UMPLERII A UNUI PROCES DE TURNARE ÎN VEDEREA OBŢINERII UNEI PIESE TIP CORP

(Rezumat)

Probele cu o geometrie complexă sunt dificil de urmărit din punct de vedere al simulării procesului de turnare care este necesară în scopul diminuării pierderilor de process sau chiar pentru îmbunătăţirea acestuia. Folosind un model numeric procesul de turnare, în special umplerea şi solidificarea, a fost analizat pentru un aliaj pe bază de aluminiu.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH ON ANALYSIS OF JOINT AREA BIMETALIC BUSHES GRIP

BY

SANDA CREŢU and DAN–GELU GĂLUŞCĂ

Abstract: The paper presents a study on the bimetalic bushes joint area grip.

Key words: grip, joint area, bimetalic bushes

1. Theoretical Aspects

Bimetalic bushes characteristics are determined by the characteristics properties of the components metalic materials and by the manufacture process. Big majority of bimetalic bushes characteristics can be assessed through values indicators such as: traction resistance, flow limit, hardness, elasticity module, electric resistance, thermal conductivity, thermal dilatation, technology try behavior, structural component, specify grip and corrosion resistance.

Bimetalic layers mechanical characteristics depend of components characteristics, especially of basis metalic materials properties.

In Table 1 are presented mechanical characteristics guide of some bimetalic layers used in metallurgical industry and cars building.

Besides bushes traction resistance, hardness and the relationships between layers thickness, bimetalic bushes resiatance depends by components joint technology. If the metals suffered a hardening through aging and the joint proces is accompanied by a powerfull ecruisare, it can estimate an bimetalic components resistance and hardness growth.

For example, carbon steel-stainless steel bimetal differs from stainless steel through more advantageous properties: higher thermal conductivity advantage the use of bimetal on machines construction in chemical industry, working under heat action (heat changing).

In general, thermal conductivity of bimetallic bushes is much higher then by the laid-down material.

Table 1
Main Mechanical Characteristics of Some Bimetalic Components

Nr. crt.	SD – Layed-down material	MB –Base material	State	Traction resistance R_m (N/mm^2)	Conventional flow limit R_p (N/mm^2)	Elongation A_5 (%)
1.	Copper	Carbon steel	Deposition through casting	520	357	20
2.	Copper	Stainless steel	-	343	252	12,5
3.	Brass	Carbon steel	casting-distortion	428	224	31
4.	Bronze	Carbon steel	-	460	245	35
5.	Carbon steel	Stainless steel	-	550	400	35

Like thermical conductivity, bimetalic components thermical dilatation in perpendicular direction is different from the one in parallel direction. Bimetalic thermical dilatation quotient used in general much lesser then Cr-Ni austentic steels, and other metals.

Bimetalic layers hardness depends on components hardness and joints nature. Electric conductivity and electric resistance and density is determined by calculating weighted media of these properties, considering components volumetric proportion. Unalloyed carbon steels magnetic permeability is hundreds of times higher then Cr-Ni austenitice steels, wich leads to the use of austenitic carbon-steel bimetalic components for heated pots through induction (Cr-Ni austenitic steel pots cannot be heated through induction). The bimetals formed from different dilatation quotient components tend to deform or to bend, this property characterizing thermobimetals used at thermoregulators manufacture.

2. Traction Through Breaking Resistance Consideration

Specific adhesion determination is made through developed methods by scientific researchers that are a result of the made researches and field experience. Thus on world plane specific adhesion determination of the components joints and the bimetalic auto pieces are made through bend testing, twisted, shear detachment and avulsion detachment.

A complete relationship of bimetalic auto bushes break resistance

determination has to consider elasticity modules and components flow limits.The proposed formula for bimetalic break resiastance determination is given by relationship 1.

(1) $$R_m = R_{m1}\frac{g_1}{g_1+g_2} + R_{p2}\frac{g_2}{g_1+g_2} + \frac{1}{2}(R_{m2} - R_{p1})\frac{g_2}{g_1+g_2}, [\mathrm{N/mm^2}]$$

where:

R_m –bimetalic auto components break resistance, [N/mm^2];
R_{m1} –basis material break resistance, [N/mm^2];
R_{p1} – basis material flow limit, [N/mm^2];
R_{m2} -layed-down layer break resistance, [N/mm^2];
R_{p2} – layed-down layer flow limit, [N/mm^2];
g_1 - basis material thickness, [mm];
g_2 – layed-down layer thickness, [mm].

If during bimetallic specimen traction request, both components reach the plastic state, the tensions between the two layers is determined with relationships:

(2) $$R_1 = E_{r1}\cdot\varepsilon + R_{p1}\left(1 - \frac{E_{r1}}{E_1}\right), [\mathrm{N/mm^2}]$$

(3) $$R_2 = E_{r2} + R_{p2}\left(1 - \frac{E_{r2}}{E_2}\right), [\mathrm{N/mm^2}]$$

where:

R_{p1}, R_{p2} –basis material flow limit respectively layed-down leyer, [N/mm^2];
E_1, E_2 - the basis material elasticity modules, respectively layed-down layer, [N/mm^2];
E_{r1}, E_{r2} – basis material hardening modules, respectively layed-down layer, [N/mm^2];
ε - bimetalic sample axis destortion.

When request forces on traction act parallel with formulas bimetalic semimanufactured layers for E elasticity module calculation, of R_p flow limit, of R_m conventional traction break resistance and R_k real, arethefollowing:

(4) $$E = E_1 b_1 + E_2 b_2$$

(5) $$R_p = R_{p1} b_1 + R_{p2} b_2$$

(6) $$R_m = R_{m2}b_2 + R_{p1}b_1 + \frac{\varepsilon_{u_2}}{\varepsilon_{u_1}}(R_{m2} - R_{p1}) \cdot b_1, \text{ [N/mm}^2\text{]}$$

(7) $$R_k = R_{k1}b_2 + R_{m1}b_1 + \frac{\Psi_2}{\Psi_1}(R_{k1} - R_{m1}) \cdot b_1, \text{ [N/mm}^2\text{]}$$

where:

$b_1 = \frac{A_1}{A}$ - 1 material relatively content;

A_1,A_2 –1 and 2 materials proper areas in the bimetalic sample of the cross section, [mm^2];

A - bimetalic sample of the cross section area, [mm^2];

ε_{u1}, ε_{u2} –1 and 2 material maximum uniform distorsion;

R_k - real resistance on breaking, [N/mm^2];

Ψ_1, Ψ_2 –1 and 2 material bottleneck.

Index 1 refers to the metalic material less resistant, and index 2 to the most restistant (in the case of carbon-bronze steel bimetalic auto bushes, 1-bronze, 2-steel carbon).

In the case of components and bimetalic bushes, the type of the tube for the resistance and elasticity mechanical attempts is made after the rules and standards in force for the basis material, considering bimetalic semimanufactured being like a piece formed from the basis material.

3. Bimetalic Layers Structure Analysis

Bimetalic bushes like hipoeutectoid steel - CuNiAl alloy can be hardened through aging treatment for resistance growth to wear. After this treatment, an intensification of the precipitation process take place of the chemical compounds that leads to the layed-down hamdning. For pointing this compounds, is used a modern analysis method of the bimetalic layers-mass spectrometry through ion withdrawal, with the help of laser microprobe. Through laser beam interaction with the sample, we achieve qualitative and quantitative information on presented elements in analyzed sample, pointing the precipitation phenomenon and they`re influence on bimetalic layers characteristics.

This method is based upon the sample irradiation with an laser beam with dielectric solid activ environment, respectively a ruby laser doped with Cr3+ ion or doped garnet with neodymium. Big powerfull laser beam, focused finely on sample, produces the energy transmision towards the sample, followed by a powerfull warming untill tha sample material evanescence, with the achieving of an minicrater with 3-5 μm diameter, materialized through ions appeareance, atoms or molecules, characterized for the irradiated material, that

are captured with the help of an optoelectronical sistem of ionic withdrawal and analysed with the help of an mass spectrometer. Thus are obtained qualitative and quantitative informations about presented elements in the analyzed sample.

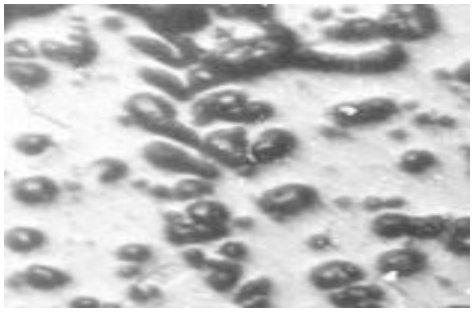


Fig. 1 – CuNiAl type of bronze alloy treaty (hardening by solution release+ 484C/1,5h/apa).Electronic microscopy (x2500)-high density of incoherent precipitated in the basis matrix.

The obtained imagies for analyzed alloy, presented in figure 2, point out a relatively uniform distribution of Ni atoms on the layed-down surface and from near joint area. Sampes being in treated state, is possible that nickel crowd pointed out to represent some basis compounds of precipited nickel, Ni_2Si most probably.

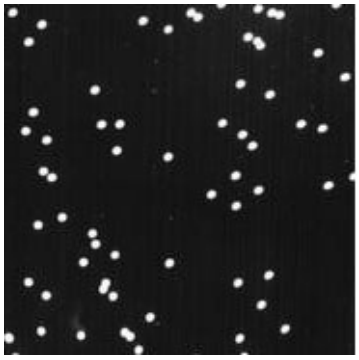


Fig. 2 – Ni atoms repartition in taken samples from CuNiAl layed-down in treated state. Rays X microscopy. X3000 enlarge.

4. Conclusions

The laser beam irradiation has been performed on chemical compounds presented in the bimetalic samples microstructure.

In the sample`s microstructure is optic vizualised the chemical compounds

categories, pointing out they`re composition obtained by spectrometry.

Depending on the percentajes of the chemical elements obtained for chamical compounds catgories, it can infer with aproximation the chemical formulas for chamical compunds fron near joint area.

Ni_2Si precipitates with an high intensity having a uniform distribution, controbuting at the growth of layed-down layer hardness and at waer out resistance of the bimetalic auto compound.

CuNiAl type of layed-down alloy hardness and thermal treated through aging occurs thanks to the precipitation from Cu oversaturated solid solution with chamical compounds based on Ni respectively Ni_2Al and Ni_2Si_5.

Received: May 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Materials Science
email: cretu.sanda@yahoo.com

REFERENCES

1. Allan M., *Principles of Measurement and Instrumentation*. Prentice Hall Internat. Inc., 1993.
2. Corăbieru P., *Researches Regarding the Influence of the Metalurgical Factors About Layers and Characteristics Structure Bimetallic*. CNM-98, Bucureşti, 1998.
3. Soporan V, Vermeşan H., *Considerations Regarding Modeling Process Occurring Within the Surface Engineering*. Cap. XVI, vol. Advanced Processes in the Surface Engineering, Edit. UTPRES, Cluj-Napoca, 1998.
4. Gluster P.J., Trueblod K.N., *Crystal Structure Analysis*. Oxford Univ. Press, 1985.
5. Hirst M.D., *Potenţial Energy Surface*. Taylor and Francis, Edit. London, 1985.
6. Schmid-Fetzer, R., Grobner, J., Advanced Engr. Materials, **3**, *12*, 947 (2001).

CERCETĂRI PRIVIND ANALIZA ADERENŢEI ZONEI DE ÎMBINARE A BUCŞELOR METALICE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă un studiu asupra aderenţei zonei de îmbinare a bucşelor bimetalice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ANALYSIS OF THE ULTRASOUNDS SURFACE EFFECT DURING THE TUBES DRAWING IN SONODRAW SYSTEM

BY

BOGDAN-LUCIAN GAVRILĂ[*], MIHAI SUSAN[*], PETRU DUMITRAŞ[**], DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI[*], VIOREL ILIESCU[***] and BRIAN-TUDOR LANDKAMMER[*]

Abstract. The paper gives a definition and explains the “ultrasounds surface effect” or the “reduction of the metal-tool contact friction” phenomenon which take place during the tubes without inside guard drawing process; it makes their technological analysis, considering the relative drawing velocity ($v_{tr} / \overline{v_v}$), v_{tr} - rate of drawing which defines the technologic efficiency and $\overline{v_v}$ - vibratory rate of the die ($\overline{v_v} = 2\ \pi\ f\ A$), which gives enough information about the ultrasound equipment used for the generation and transfer of the ultrasounds energy. The tubes without inside guard drawing process, in SONODRAW system, is used in the processing of the tubes with thin walls, made from metallic materials which are hard malleable by cold drawing / work hardenable, in the next condition: $v_{tr} / \overline{v_v} << 1$.

Key words: tubes, ultrasounds, ultrasounds surface effect, ultrasound energy reflectors, relative drawing velocity.

1. Introduction

The tubes drawing may be over inside guard (over supported plug, over floating plug or over mandrel) or without inside guard.

Depending on the ratio *g / D* (g-thickness of the wall, D-diameter of the processed tube), the tubes may have thin walls ($g / D \leq 0,21$) or thick walls ($g / D > 0,21$), [1], [2]. At the present moment, for the case of without inside guard drawing processes, of the thin walls tubes, made from cold hard malleable

metallic materials and work hardenable, too, SONODRAW system will apply, [3], …, [6].

The case of without inside guard drawing processes of the tubes, in SONODRAW system, means a processing with ultrasonic vibrations which are sent to the die, along the drawing direction; so, during the plastic deformation, it will obtain the "ultrasounds surface effect" or the "reduction of the metal-tool contact friction", [3], [7]. The wanted effect of the ultrasonic energy will be obtained when the ultrasounds will have high values of energy-ultrasounds longitudinal waves, as standing waves, with the die placed in a top position of the wave oscillation. The ultrasonic or ultrasounds waves are a variety of the elastic waves which have the frequency values between 16000 Hz and 10^{10} Hz. Fig. 1 presents a stable system of standing waves, with vertexes (minimum amplitude of the wave oscillations) and antinodes (maximum amplitude of the wave oscillations).

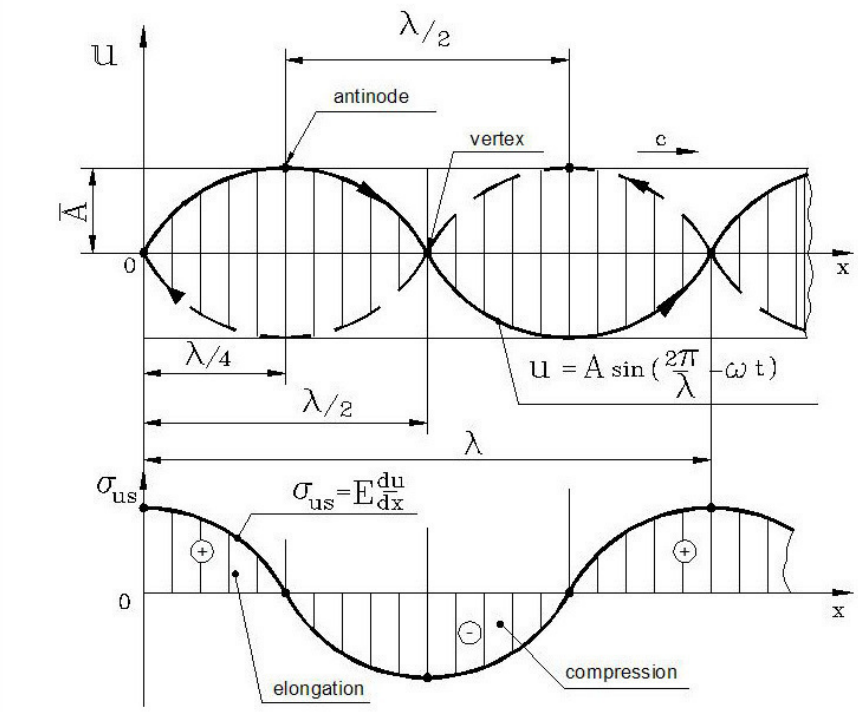


Fig. 1 – Standing waves system [6]: u – motion of the wave; c – ultrasounds wave velocity; λ – wavelength; $\bar{A}$ – oscillation amplitude of the wave / maximum value: ——— running wave; – – – – regressive wave.

For the case of without inside guard drawing processes of the tubes, in SONODRAW system, it will use the oscillator systems, as Fig. 2 shows.

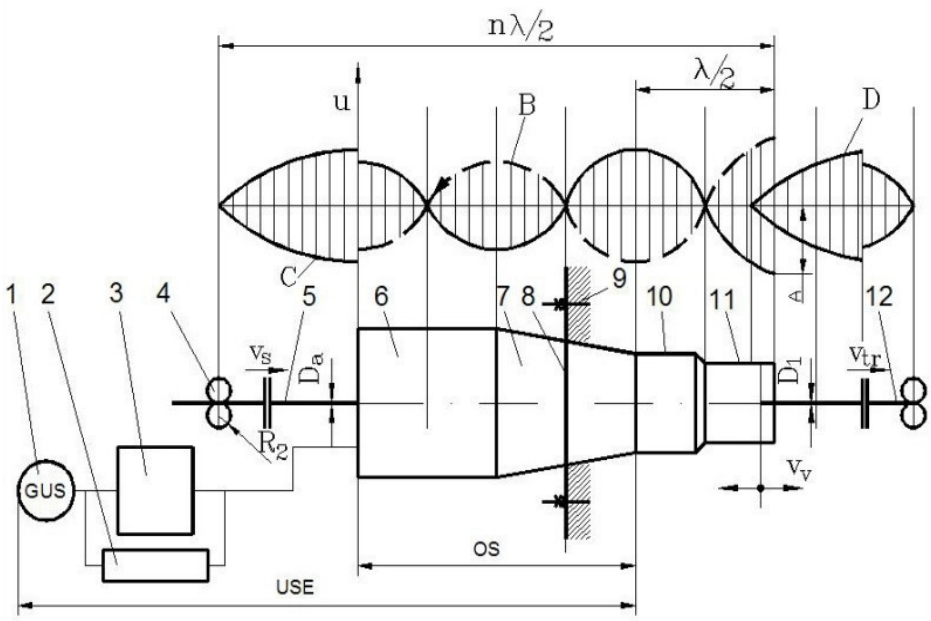


Fig. 2 – Oscillator system of the tubes without inside guard drawing process, in SONODRAW system, [6]: *1* – ultrasounds generator; *2* – direct current source; *3* – polarization block; *4, 13* – ultrasound energy reflector (presser roll); *5* – rough tube; *6* – magnetostrictive magnetic amplifier; *7* – conic concentrator; *8* – nodulated flange; *9* – resistance structure /frame of machine; *10* – graded hardened concentrator; *11* – die; *12* – processed tube: D_0, D_1 – diameter of the rough and of the processed tube; v_{tr} – rate of drawing; $\overline{v}_v$ – maximum value of the vibratory rate; *A* – amplitude of the die oscillation; *B* – wave oscillation at the oscillator system level / OS; *C* – wave oscillation of the rough tube; *D* – wave oscillation of the processed tube: ——— running wave; – – – – regressive wave.

The ultrasonic energy reflectors / presser rolls (R_1 and R_2) must limit the effect of the ultrasonic energy on well-known distances, distances which are result of the standing waves stable system forming mechanism, in the tube, [3], [6], [7].

2. Developing of the Ultrasounds Surface Effect

Principle scheme of the tubes without inside guard drawing process, in SONODRAW system, is shown in Fig. 3.

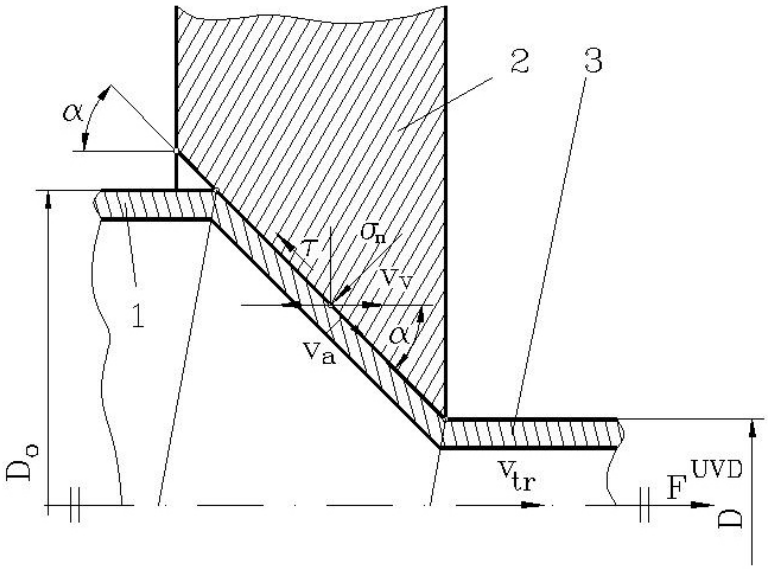


Fig. 3 – Principle scheme of the tubes without inside guard drawing process, in SONODRAW system, [6]: *1* – rough tube; *2* – die; *3* – processed tube; D_o – external diameter of the rough tube; D_1 – external diameter of the processed tube; *P* – arbitrary point placed at the metal-tool interface; α – semiangle of the die cone; σ_0 – normal stress in the considered point; τ – shear stress at the metal-tool interface; F^{UVD} – drawing force / SONODRAW system; v_v – vibratory rate of the mould; v_a – moving velocity of the metal; v_{tr} – rate of drawing.

The developing of the "ultrasounds surface effect" or of the "reduction of the metal-tool contact friction" during the tubes without inside guard drawing process, in SONODRAW system, is based on the Severdenko's model, [3] and on the theoretical one, too, [7], when the friction is assumed as a Coulomb-type and considering the "reversion mechanism" of the mean friction force. So, Fig.4 presents the developing of the "reversion mechanism" of the mean friction force at the metal-tool contact, based the Severdenko's model and on the theoretical one, too, [3], [7].

The Figs. 3 and 4 show that, an arbitrary point P, placed in the deformation focus area, make two kinds of movement: a feed movement, along the cone element of the die, with v_a velocity, and a vibration movement, with v_v velocity.

The vector of the friction force, $\left(\vec{F}_f\right)$, in classical technology-TC, subtends to the direction of the metal moving velocity $\left(\vec{v}_a\right)$, but in the case of SONODRAW technology, it subtends to the resultant vector-the composition vector of the rates $\left(\vec{v}_v\right)$ and $\left(\vec{v}_a\right)$.

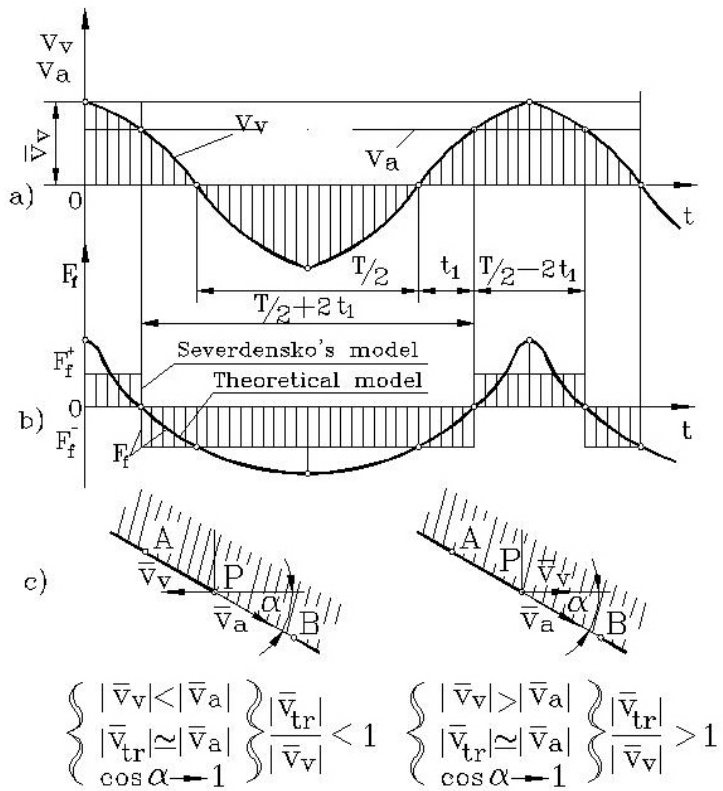


Fig. 4 – The "reversion mechanism" of the mean friction force at the metal-tool contact, [3], [7]: *a* – variation of the metal rate of drawing (v_{tr}) and of the slip rate (v_a); *b* – reversal of the mean friction force $\left(F_{f,}^{-} F_f^{+}\right)$- Severdenko's model and the theoretical one, too; *c* – reversal of the mean friction force depending on the relative rate of drawing (v_{tr} / v_v).

In the case of SONODRAW technology, the resultant vector of the relative drawing velocity, $\left(\vec{v}_{tr} / \vec{v}_v\right)$, will change the motion direction of the point P in this way: during $T / 2\text{-}2t_1$, at a complete cyclic period level (T), its motion is similarly with those of the metal one, when $\left|\vec{v}_{tr} / \vec{v}_v\right| < 1{,}0$ and, in an opposite direction, during $T / 2+2t_1$, $\left(\vec{v}_{tr} / \vec{v}_v\right) > 1$. So, this consideration explains the "reversion mechanism" of the mean friction force, in the metal-tool contact area, [3], [7]. This means that, during $T / 2\text{-}2t_1$, the friction force is positive and during $T / 2+2t_1$, (when the proper plastic deformation of the metal takes place), the friction force is negative. During $T / 2\text{-}2t_1$, it takes place the

elastic deformation at the most. This is the way to explain the fractional character (in impulses), too, of the plastic deformation process, when the mould is placed in the maximal position of the wave oscillation (antinodes) and it is ultrasonic activated, on the drawing direction (for example: when the frequency of the oscillation is 20000 Hz, it takes place the mould removing away from the processed metal, 20000 times per second). Knowing that, in cold drawing technology of the tubes made from hard malleable metallic materials, the semiangle of the die cone is between 6° and 10° ($\cos \alpha \rightarrow 1$), assuming $v_{tr} \approx v_a$, [1],…,[3].

Assuming the Coulomb-type contact friction case, the frictional coefficient in classical technology-TC, (μ^{TC}) is given by the next relation:

$$\mu^{TC} = \frac{\tau}{\sigma_n}, \tag{1}$$

where: τ – shear stress due to the friction; σ_n – normal stress in an arbitrary point considered placed at the metal-tool interface area.

The frictional coefficient, (μ^{UVD}), in the case of SONODRAW technology, is smaller than the same coefficient, in the case of classical technology-TC, the difference being a term which includes the influence of the elastic waves, ($4t_1/T$), noted ξ, [3], [7].

In these conditions, the frictional coefficient, (μ^{UVD}), is:

$$\mu^{UVD} = \frac{\tau}{\sigma_n} - \frac{2t_1}{T} \times \frac{\tau}{\sigma_n} = \frac{\tau}{\sigma_n} - \frac{4t_1}{T} \times \frac{\tau}{\sigma_n} = \mu^{TC} \times \left(1 - \frac{4t_1}{T}\right) \tag{2}$$

or

$$\mu^{UVD} = \mu^{TC} \times (1 - \xi), \quad 0 < \xi < 1$$

Assuming the ultrasound wave motion which follows the motion law, $u = A \sin\omega t_1$, the vibratory rate will be determined as the time derivative of the movement:

$$v_v = \frac{du}{dt} = |A\omega \cos \omega t_1| \tag{3}$$

The maximal value of the mould vibratory rate, $(\vec{v}_v)$, will be obtained assuming the condition $\cos\omega t_1 = 1$, meaning:

(4) $$\bar{v}_v = \omega A = 2\pi \cdot f \cdot A = \frac{2\pi}{T} A ,$$

where: f is the resonant frequency of the oscillator system.

Considering relations (3) and (4), it will result:

(5) $$v_a = \bar{v}_v \cdot \cos \omega t_1$$

Considering relation (5), it will result t_1:

$$t_1 = \frac{1}{\omega} \arccos \frac{v_a}{\bar{v}_v}, \quad \left| \frac{v_a}{\bar{v}_v} \right| < 1$$

Assuming, from the technological point of view, $v_{tr} \approx v_a$, it can notice that:

(6) $$t_1 = \frac{1}{\omega} \arccos \frac{v_{tr}}{\bar{v}_v}, \quad \left| \frac{v_a}{\bar{v}_v} \right| \leq 1$$

So, knowing t_1 anterior determined, it will obtain the effective influence factor of the ultrasound oscillations up to the contact friction metal-tool, (ξ):

(7) $$\xi = \frac{2}{\pi} \arccos \frac{v_{tr}}{\bar{v}_v}$$

Considering relations (2) and (7), the frictional coefficient, (μ^{UVD}), in point P, placed at the metal-tool interface, is:

(8) $$\mu^{UVD} = \mu^{TC} \left(1 - \frac{2}{\pi} \arccos \frac{v_{tr}}{\vec{v}_v} \right), \quad \left| \frac{v_{tr}}{\bar{v}_v} \right| \leq 1,0$$

3. Analysis Elements of the Ultrasounds Surface Effect During the Tubes Without Inside Guard Drawing Process, in SONODRAW System

Assuming the Coulomb-type friction for the tubes drawing, in SONODRAW system, and considering some information included in paragraph 2 and Fig.4 above presented, it can observe that, knowing the technological supposition $v_{tr} \approx v_a$ (when $\cos \alpha \rightarrow 1$), the analysis of the

ultrasounds surface effect depends on the ratio $v_{tr}/\bar{v}_v$ which is named *the relative drawing velocity*, [3], [5], …,[7]. This aspect is considered when $v_{tr}/\bar{v}_v \leq 1{,}0$. This is the case of without inside guard drawing process of the tubes made from cold hard malleable metallic materials / work hardenable, which have the semiangle of the die cone, (α), between 6° and 10°, [1,…, [3], [6].

The relative drawing velocity, ($v_{tr}/\bar{v}_v$), becomes very important, too, because v_{tr} is a variable which defines the technological efficiency and $\bar{v}_v$ gives enough information about ultrasonic equipment / EUS, (Fig.2), used for the generation and the transfer of the ultrasonic energy by parameters f and A, ($\bar{v}_v = 2\pi \cdot f \cdot A$, rel. 4).

Knowing that $\mu^{UVD} < \mu^{TC}$, it can conclude that the forces necessary, for the tubes without inside guard drawing process, will keep the same kind of dependence relation, $F^{UVD} < F^{TC}$, where F^{UVD} is the drawing force in SONODRAW system and F^{TC} is the drawing force in the case of classical technology-TC. So, it can conclude that, in the case of the tubes drawing in SONODRAW system, the safety of drawing increases as the next relation shows, [1], [2]:

(9) $$c_{st} = \frac{S \cdot R_m}{F},$$

where: c_{st} -safety of the draw coefficient; S -cross section area of the processed tube; R_m -mean resistance to rupture of the tube; F -drawing force (F^{UVD} or F^{TC}, $F^{UVD} < F^{TC}$).

The efficiency of the ultrasonic energy, based on the "ultrasounds surface effect", may be estimate by the relative decreasing of the frictional coefficient, ($\Delta\mu$), as the next relation shows [6]:

(10) $$\Delta\mu = \frac{\mu^{\mathrm{TC}} - \mu^{\mathrm{UVD}}}{\mu^{\mathrm{TC}}} \cdot 100, \text{ [\%]}$$

Based on the resonant frequency, (f), of the oscillator system/SO, (Fig. 2), it can dimension the concentrators of ultrasound energy (conical or graded cylindrical), using relation, [4], [6]:

(11) $$\lambda = \frac{c}{f}$$

where: λ –wavelength; c –wave velocity of ultrasounds in the certain medium, (c_{steel}= 5050 m/s); f –resonant frequency.

Table 1 shows the variation μ^{UVD} and $\Delta\mu$, depending on the relative drawing velocity, $v_{tr} / \bar{v}_v$, (values which were calculated for $\bar{v}_v$ and μ^{UVD} using relations (4) and (8)).

Tabel 1

Variation μ^{UVD} and $\Delta\mu$ Depending on the Relative Drawing Velocity, $v_{tr} / \bar{v}_v$

No	A µm	f Hz	v_{tr} m/s	$\bar{v}_v$ m/s	$v_{tr} / \bar{v}_v$	μ^{TC}	μ^{UVD}	$\Delta\mu$ %
1	5	20000	0,33	0,56	0,58	0,03	0,0123	59
2	10	20000	0,33	1,13	0,29	0,03	0,0060	80
3	15	20000	0,33	1,69	0,19	0,03	0,0040	87
4	20	20000	0,33	2,26	0,14	0,03	0,0030	90
5	25	20000	0,33	2,82	0,11	0,03	0,0027	91
6	30	20000	0,33	3,39	0,09	0,03	0,0024	92
7	35	20000	0,33	3,95	0,08	0,03	0,0021	93
8	40	20000	0,33	4,52	0,07	0,03	0,0018	94

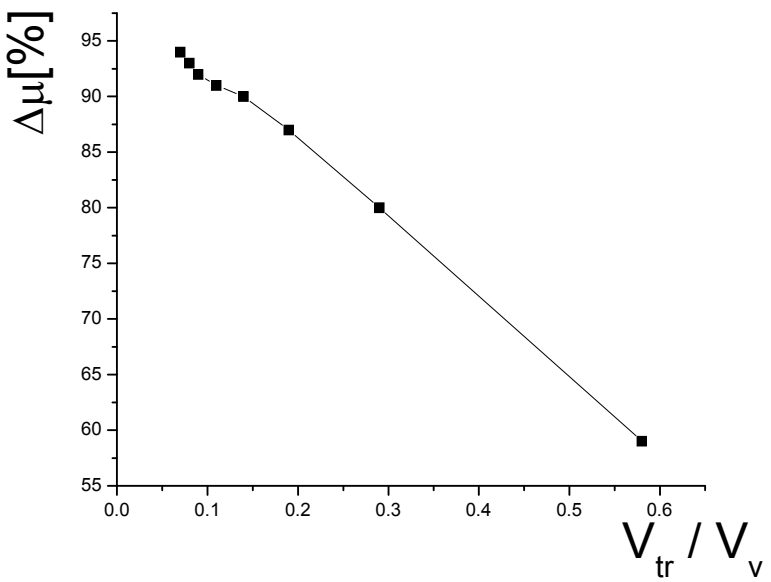


Fig. 5 – The variation of relative decreasing of friction coefficient ($\Delta\mu$) depending on the relative drawing speed (V_{tr} / V_v).

3. Conclusion

The "ultrasounds surface effect" or the "reduction of the metal-tool contact friction" phenomenon, during the tubes without inside guard drawing process, in SONODRAW system, is obtained when the die is placed in the maximal position of the waves oscillations and it is activated on the direction of the drawing. The developing of the "ultrasounds surface effect" is based on Severdenko's model and on the theoretical one, depending on the "reversal of the mean friction force" in the contact between metal and tool area, assuming the Coulomb-type friction.

The wanted effect of the ultrasound energy during the technological processes of the tubes drawing takes place when it will use ultrasounds which have high energies-longitudinal ultrasound waves as standing waves which generate vertexes/minimal and antinodes/maximal of the waves oscillations. For a better efficiency of the ultrasound energy obtaining, during the tubes without inside guard drawing processes, in SONODRAW system, it will use ultrasound energy reflectors, presser rolls, which are placed at well known distances, calculated considering the forming mechanism of a standing stationary wave system in the tube. The analysis of the "ultrasounds surface effect" is made depending on the relative drawing velocity, $v_{tr} / \bar{v}_v$, (v_{tr} -rate of drawing, $\vec{v}_v$ -vibratory rate of the die). The rate of drawing defines the technological efficiency and the vibratory rate of the die, ($\bar{v}_v = 2\pi \cdot f \cdot A$) and gives enough information about the ultrasound equipment used for the generation and the transference of ultrasound energy by *f* and *A* parameters.

Also, based on the resonant frequency, (*f*), it will realize the dimensioning of the ultrasound energy concentrators, in $\lambda/2$, ($\lambda = c / f$). The tubes without inside guard drawing processes, in SONODRAW system, will be used for the processing of the tubes with thin walls, made from cold drawing hard malleable metallic materials / work hardenable, (a small dying-out of the ultrasounds into the metal mass), in the next condition: $v_{tr} / \bar{v}_v << 1{,}0$, the safety of the drawing being more better then in the clasical technology-TC case.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realised with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: May 14, 2010

* *"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,*
e-mail: bgdnlcn@yahoo.com
** *Institute of Applied Phisics of Sciences of Moldova*
*** *S.C. Cablero S.R.L*

R E F E R E N C E S

1. Cazimirovici, E., *et al*., *Teoria şi tehnologia deformării prin tragere*. Edit. Tehnică, Bucureşti, 1990.
2. Susan M., *Deformarea metalelor prin tragere. Elemente de teoria şi tehnologia tragerii sârmelor, barelor şi ţevilor*. Edit. Tehnopress, Iaşi, 2002.
3. Severdenko V.P., *Prokatkia i volocenie c ulitrazvukom*, NAUKA I Tehnică, Minsk, 2002.
4. Dragan O., *et al*., *Ultrasunete de mari energii*. Edit. Academiei, 1983.
5. Brown B., *et al*., *High-Intensity Ultrasonic. Industrial Applications*. HLIFFE BOOKS, London, 2004.
6. Susan M., *Tragerea metalelor cu vibraţii ultrasonice*. Edit. Cermi, Iaşi, 2007.
7. Susan M., Bujoreanu L. G., *The Metal-Tool Contact Friction at the Ultrasonic Vibration Drawing of Ball-Bearings Steel Wires*. Rev. Metalurgia de Madrid, Spain, **35,** *6*, 379-383 (1999).

ANALIZA EFECTULUI DE SUPRAFAŢĂ AL ULTRASUNETELOR LA TRAGEREA ŢEVILOR ÎN SISTEM SONODRAW

(Rezumat)

În lucrare, pe lângă definirea şi explicitarea “efectului de suprafaţă al ultrasunetelor” sau de “reducere a frecării de contact metal-sculă”, la tragerea ţevilor fără ghidaj interior, se face şi analiza tehnologică a acestuia pe baza “vitezei relative de tragere, ($v_{tr} / \overline{v}_v$)”, v_{tr} -viteza de tragere care defineşte productivitatea tehnologică şi v_v -viteza de vibraţie a filierei, $\overline{v}_v = 2\pi \cdot f \cdot A$, care prezintă suficiente informaţii despre echipamentul ultrasonic de producere şi transfer a energiei ultrasonice. Tragerea ţevilor fără ghidaj interior în sistem SONODRAW se recomandă pentru procesarea ţevilor din materiale metalice greu deformabile prin tragere la rece/puternic ecruisabile, cu pereţi subţiri, pentru care este îndeplinită condiţia: $v_{tr} / \overline{v}_v << 1$.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

WATER TEMPERATURE INFLUENCE ON METALLIC MATERIALS COOLING

BY

ADRIAN GRECU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU and NICANOR CIMPOEŞU

Abstract. Water properties are from a long time discussed by different points of view by metallurgical interest in heat treatment area an important subject is water temperature influence on samples properties for different heat treatments that need relative fast cooling. Cooling curves and rates and thermal transfer coefficient were determined using a start temperature of the metallic material of 800°C and as medium water at 60 and 65°C.

Key words: water cooling, thermal transfer coefficient.

1. Introduction

Quenching is the act of rapidly cooling the hot steel to harden the steel.

Water quenching can be done by plunging the hot steel in water. The water adjacent to the hot steel vaporizes, and there is no direct contact of the water with the steel. This slows down cooling until the bubbles break and allow water contact with the hot steel. As the water contacts and boils, a great amount of heat is removed from the steel. With good agitation, bubbles can be prevented from sticking to the steel, and thereby prevent soft spots.

Water is a good rapid quenching medium, provided good agitation is done. However, water is corrosive with steel, and the rapid cooling can sometimes cause distortion or cracking.

Salt water is a more rapid quench medium than plain water because the bubbles are broken easily and allow for rapid cooling of the part. However, salt water is even more corrosive than plain water, and hence must be rinsed off immediately.

Oil is used when a slower cooling rate is desired. Since oil has a very high boiling point, the transition from start of martensite formation to the finish is slow and this reduces the likelihood of cracking. Oil quenching results in fumes, spills, and sometimes a fire hazard.

Polymer quenches that will produce a cooling rate in between water and oil. The cooling rate can be altered by varying the components in the mixture-as these are composed of water and some glycol polymers. Polymer quenches are capable of producing repeatable results with less corrosion than water and less of a fire hazard than oil. But, these repeatable results are possible only with constant monitoring of the chemistry.

Cryogenics or deep freezing is done to make sure there is no retained Austenite during quenching. The amount of martensite formed at quenching is a function of the lowest temperature encountered. At any given temperature of quenching there is a certain amount of martensite and the balance is untransformed Austenite. This untransformed Austenite is very brittle and can cause loss of strength or hardness, dimensional instability, or cracking.

Quenches are usually done to room temperature. Most medium carbon steels and low alloy steels undergo transformation to 100% martensite at room temperature. However, high carbon and high alloy steels have retained Austenite at room temperature. To eliminate retained Austenite, the quench temperature has to be lowered. This is the reason to use cryogenic quenching.

Water has some amazing properties. It is the only natural substance found in all three states — solid, liquid and gas — within the range of natural Earth temperatures. Its solid form is less dense than its liquid form, which is why ice floats. It can absorb a great deal of heat without getting hot, has very high surface tension (helping it move through roots and capillaries — vital to maintaining life on Earth) and is virtually incompressible.

In this paper we analyze a metallic material behavior heated at 800°C and fast cooled in water, varying the water temperature.

2. Experimental Results

Main objective of this study is to analyze the behavior of the material in contact with water from the very first moment.

In Table 1 are present the process parameters that express the temperature variation in time, and the heat transfer coefficient values function of time and temperature.

Interesting at the entire process are the first three stages, especially the calefaction and the boiling stages and in the end the last one the convection phase.

The cooling rate increase until 29.33°C/s at 200°C, corresponding to boiling finish period and decreasing after that until 0.67°C/s at 70°C.

Table 1
Temperature Variation and Other Process Factors at Cooling in 60°C Water

Ta=60°C	H [m^{-1}]= 0.228								
T [°C]	800	700	600	500	400	300	200	100	70
t [s]	0	13.35	19.42	26.09	32.4	37.51	40.92	84.3	129
Δt	0	13.35	6.07	6.67	6.31	5.11	3.41	43.38	44.7
V=ΔT/Δt	0	7.49	16.47	14.99	15.8	19.57	29.33	2.31	0.67
α [kcal/m^2h grd]	0	62.13	159.91	175.4	233.4	389.4	903.0	164.9	177.1

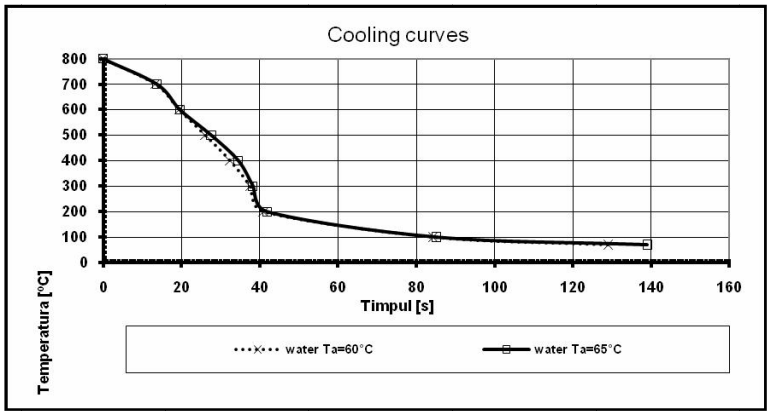


Fig. 1 – Cooling curves of a metallic material in water at 60° and 65°C.

Because of the medium temperature the sample – water temperature transfer occurs for a longer time than other environments but is ideal for sensible sample were cracks can appear and damage the sample.

Fig. 2 present visual the cooling stages with calefaction in *a* represented by a gas protector bubble, in *b* the broken bubble representing the boiling and in *c* the cooled sample in convection range.

a *b* *c*

Fig. 2 – Experimental images of a metallic material cooling: *a* – calefaction; *b* – boiling; *c* – convection.

Concerning the cooling rates both mediums behave similar at least for calefaction period, were are identical, and boiling were appear for water at 65°C some variations in transition from calefaction and boiling represented by a decrease of the cooling rate more evident than the material behavior in water at 60°C.

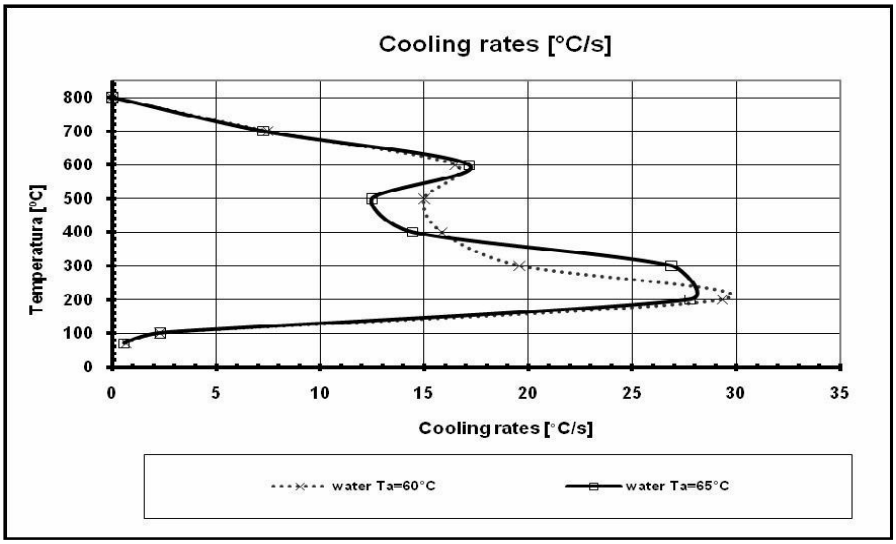


Fig. 3 – Cooling rates variation with temperature for medium temperature 60° and 65°C.

In table are presented most important parameter of cooling in water at 65°C, starting from 800°C decreasing with 100°C until 100°C and after to 70°C. Normally the time of each period increase at the beginning with half of the first period time, almost became equal in 400 – 300°C range, corresponding to boiling period and increase exponentially at entire cooling period.

Table 2

Temperature Variation and Other Process Factors at Cooling in 65°C Water

Ta=65 °C	H [m^{-1}]= 0.245								
T [°C]	800	700	600	500	400	300	200	100	70
t [s]	0	13.76	19.59	27.6	34.52	38.24	41.84	85.16	139
Δt	0	13.76	5.83	8.01	6.92	3.72	3.6	43.32	53.84
V=ΔT/Δt	0	7.27	17.15	12.48	14.45	26.88	27.78	2.31	0.56
α [kcal/m^2h grd]	0	60.72	167.9	147.5	215.6	544.49	879.65	178.03	206.48

The cooling rate increase until the boiling period finished, around 300°C, reaching a 26,88°C/s rate and decrease until 0.56°C/s at the medium temperature.

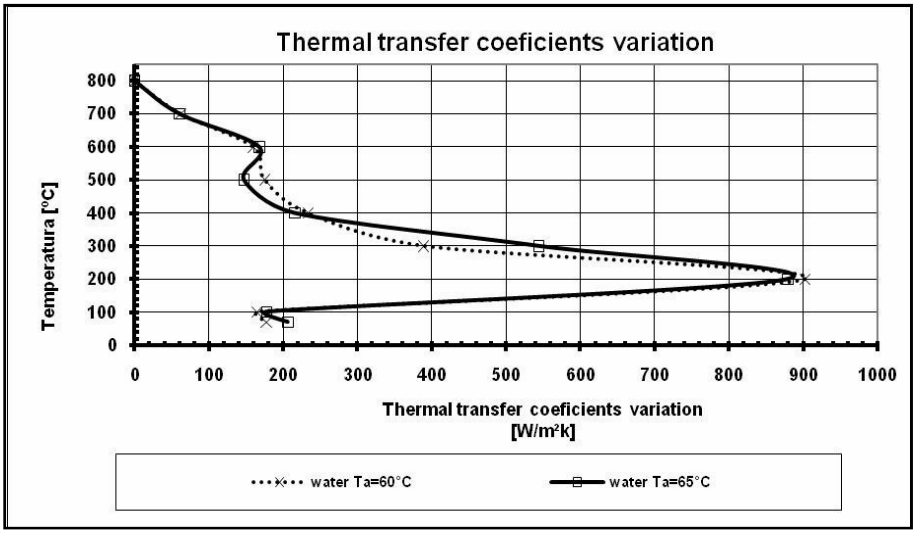


Fig. 4 – Thermal transfer coefficients variation with temperature.

In calefaction period the thermal transfer coefficient, in water at 65°C, decrease around 100 W/m^2k and after the break through to boiling increasing passing even the similar coefficient of water at 60°C.

3. Conclusion

- Considering the water as cooling medium for heat treatments can be used at different temperatures considering the purpose of the treatment and the sample state.
- Comparing the wormed water at 60 or 65°C in the first medium the sample reach a cooling rate of 29,33/s at 200°C and the second 26,88°C/s at the 300°C, both with decreasing temperature after this until 2 maybe 1°C/s, enlarging the domain of samples that are sensible in different temperature range.
- All cooling states, calefaction, boiling or convection have a relatively big deployment period considered good for sensitive samples.

Received: May 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Materials Science
e-mail: greuceanu24@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Nejneru C., Găluşcă D.G., Grecu A., Perju M., Hopulele I., *Researches Concerning Variation of Cooling Intensity of the Synthetical Mediums Like Polialchilenglicol (PAG) 5% Solution in Water Modified by Adding 16% Na_2SiO_4 and $CaCO_3$ (5%, 10%, 15%)*. Bul. Inst. Polit., Iaşi, **LIII (LVII)**, *3*, s. Materials Science and Engineering, 197-202 (2007).
2. Nejneru C., Grecu A., Carabet R., Hopulele I., *Researches Concerning the Reconditioning of Hardening Bathes in Synthetic Medium Based on Carbodimethyl Cellulose*. Vol. **II** "Tehnologii şi materiale avansate", Galați, 318-324 (2007).
3. Nejneru C., Găluşcă D.G., Grecu A., Carabet R., *Researches Looking the Modification Cooling Capacity of Hardening Compounds in Magnetic Field.* **Vol. II** "Tehnologii şi materiale avansate", Galați, 161-165 (2007).
4. Găluşcă D.G., Nejneru C., Grecu A., Carabet R.G., *Researches Concerning Cooling Capacity of Heterogeneous Mediums Type Air-Fog Used in Heat Treatment of the Cast Pieces with Big Dimensions*. Conf. Artcast, Galați, 192 (2008).

INFLUENȚA TEMPERATURII APEI ASUPRA RĂCIRII MATERIALELOR

(Rezumat)

Proprietățile apei sunt de mult timp discutate din diferite puncte de vedere, în domeniul metalurgiei, în special domeniul tratamentelor termice, un subiect important este influența temperaturii apei asupra proprietăților probelor pentru diferite tratamente termice ce necesită o răcire relative rapidă. Curbele şi vitezele de răcire cât şi coeficientul de transfer termic au fost determinate folosind o temperatură de pornire, a materialului metalic, de 800ºC şi ca mediu de răcire apa la 60° şi 65ºC.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOME CONSIDERATIONS COCERNING THE HARDENING AND FINISHING PROCEEDING WITH ULTRASONIC VIBRATIONS

BY

BRIAN-TUDOR C. LANDKAMMER, BOGDAN GAVRILĂ, MIHAI SUSAN and CONSTANTIN BACIU

Abstract. This paper presents some technological considerations about the building and the efficiency of oscillating systems for the hardening and finishing with ultrasonic vibrations of metallic pieces.

Key words: hardening, finishing, ultrasonic, oscillating system, efficiency criterions.

1. Introduction

The hardening and finishing proceeding of the superficial layer by plastic deformation in a cool with ultrasonic vibrations applied on the active element (ball or roll), in the head of metallic surfaces having a flat or a cylindrical symmetry, take part from the mechanical treatment category [1],…, [3].

The mechanical treatments are the oldest hardening and finishing proceedings of the superficial layers. Less known than thermal treatments and thermo chemical treatments, they are, at this moment an advantageous alternative available to each mechanical processing department or workshop.

The hardening of the superficial layer is explained by accumulated hammer hardening during the plastic deformation in a cool basing on dislocation theory.

The hardening and finishing superficial layer through plastic deformation in a cool of metals with ultrasonic vibrations - DPS (a recognized symbol for superficial plastic deformation), leads to structural modifications and

physical - mechanical proprieties modifications for the products processed in that way, concomitantly with a finishing or an improvement of the surface quality [1],…, [3].

A classification of hardening and finishing proceedings through plastic deformation of superficial layers / DPS is presented in Fig. 1, [2].

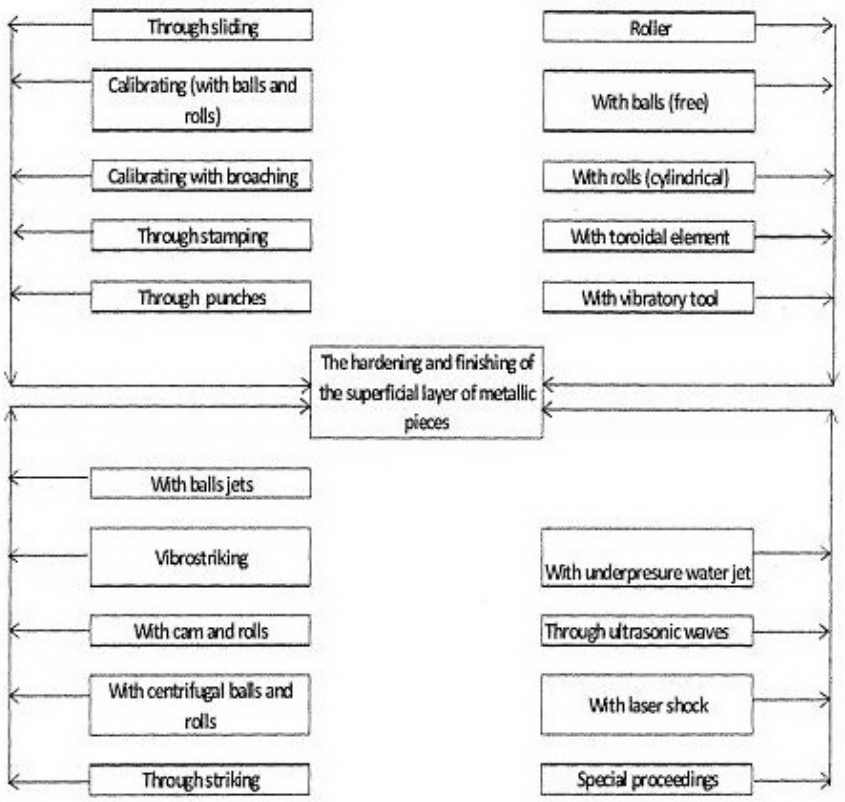


Fig. 1 – The classification of hardening and finishing proceedings through plastic deformation of superficial layers/DPS [2].

2. The Characterization of Proceeded Layer Through DPS

➢ *The surfaces situation* of a metallic piece by DPS is definite by STAS 5730, which expresses [2].

✓ The geometrical situation through geometrical deviation of real surfaces of pieces, as against with that is already geometrical defined one with a technical documentation of the execution.

✓ The physico-chemical condition, through physic-chemical characteristics of the superficial layer for the respective piece.

➢ *The stress situation of a metallic piece* processed through DPS, can be [6].

✓ Simple, when the steering tensors σ and τ of unit stresses keep constant values in each point of the piece body.

✓ Complex**,** when the steering tensors of the stresses are changing their values.

The relation between the units stresses components and deformation components over the elasticity limit are established by plasticity theories:

a. *Plastic deformation theory*, which formulates direct relations between stresses and deformations;

b. *Plastic flowing theory*, which formulates relations between velocities or deformations increases and increases of stresses.

Iliusin has demonstrated that in the simple charge case (linear level of stresses, the deformational type theories and flowing theories are the same, existing an unique theory of the plasticity - the theory of little elastic deformation (Henckly – Iliusin), available also in DPS in a cool.

➢ As a result of elastic and plastic deformations that took place during the DPS processing, in metal mass it is created, simultaneously or successive, a supplementary stresses situation (residual) which remain in the deformed piece body and which generate linear modifications or volumetrically modifications un uniform residual [5], …, [7].

These residual stresses are classified in two or three groups as:

✓ Stresses of the first class (1-st), which is coming in equilibrium in the macro volumes of piece and has an oriented direction.

✓ Stresses of the second class, which is coming in equilibrium in the limits of little volumes (measurable with grain dimensions) and has no determinate direction.

✓ Stresses of the third class, which appear at each crystal level of the net (micro stresses limited at some atoms).

On a certain deep of the plastic buckled layer, the axial residual and tangent stresses have the same variation law, passing from negative values (compression) to positive values (extension) and approximately to initial status which exists in the other part of the mass metal.

➢ The processed layer structure has a fibrous character, as a result of DPS processing and it is good to coincide with the fibrous that the piece must have.

➢ It is occurred an increasing of dislocation densities and of internal energy.

➢ The superficial hardness layer of the piece, depending on the material quality and situation and working conditions, can increase to 100% compared to initial hardness.

➢ The initial roughness of the piece can be improved by 3 to 40 times, depending on the piece material and the hardening conditions. The wearing

behavior is improved taking into account that it directly depends on the hardness and roughness of the surfaces.

The essential effect of plastic deformation in a cold place is the formation of compressed residual stresses that determinate a considerable increasing of the weariness strength.

As a result of plastic deformation it is definite as nominal pressure in MN on a one meter square capable to deform the superficial layer with a micron.

The plastic deformation in a cold place/DPS improves sensitive the corrosion resistance. They are modifying the physical proprieties: the electric resistivity increases, the magnetic permeability decreases), [2].

3. Building Elements of the Oscillatory System

The scheme of a hardening and finishing installation with ultrasonic vibrations has, as a rule.

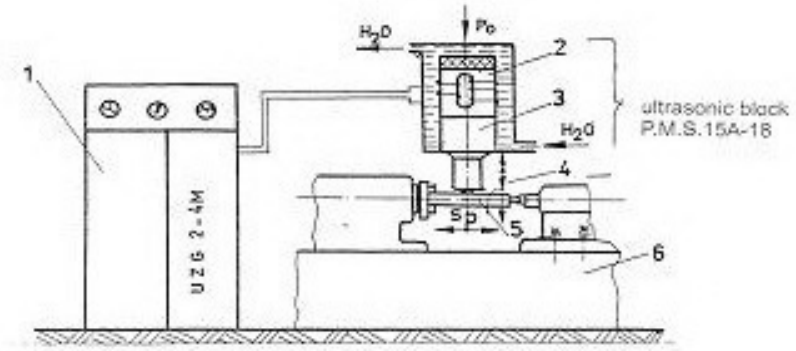


Fig. 2 – The scheme of a hardening and finishing installation with ultrasonic vibrations (7): *1* – ultrasonic generator; *2* – magnetostrictive transducer; *3* – cylindrical concentrator in steps; *4* – contact element-steel ball; *5* – piece for processing; *6* – leithe body; *P0* – pressing strength; *Sp* – piece advance.

For successful results of the hardening and finishing process with ultrasonic vibrations we used lengthwise ultrasonic waves in stationary waves regime – with knot forming centers of wave's oscillation [5], [7], [10].

The ultrasounds generation is, in fact, a high frequency generator. The high frequency is transformed in oscillations/displacements, on the base of a specific effect of the magnetostrictive transducer, on the scheme from Fig. 2, magnified through the cylindrical concentrator in steps. These oscillations/ displacements (for example at 20000 Hz there are 20000 makings and remakings of the contact) are transmitted to the steel ball which comes in contact with the piece for processing through a beating/kicking effect.

In Fig. 3 there is, for example, the scheme of oscillating system and the wave's displacement, [5], [7], [10].

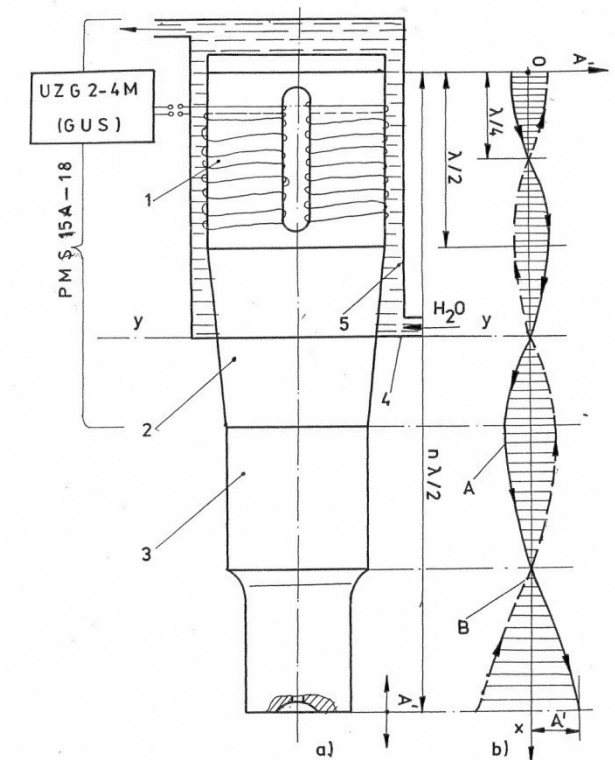


Fig. 3 – The scheme of oscillating system and the waves oscillation: *a* – the properly construction; *b* – the waves oscillation: *1* – magnetostrictive transducer; *2* – conic concentrator; *3* – cylindrical concentrator in work steps; *4* – crucial flange; *5* – carcass: *A* – progressive wave; *B* – regressive wave; *A'* – the amplitude of waves oscillation.

The dimensioning of oscillating system is realized in λ /2, where n is the number of knots and is the wave length. The wave length can be determinate with the relation:

$$\lambda = \frac{c}{f} \tag{1}$$

where: c – is propagation velocity of the waves in the respective environment (c_{steel}=5050m/s); f – resonance frequency of the oscillating system (magnetostrictive transducer $f_{resonance}$ = 20000 ÷ 22000Hz; f=1/T, where T is oscillation period.

As an estimation criterion of the efficiency of hardening and finishing process with ultrasonic vibrations they are using these notions: "ultrasonic finishing degree" and "ultrasonic hardening degree" defined with the relations [8], [9]:

(2) $$G_{Ra} = (Ra^0 - R_a^{vs}) \cdot 100 \ [\%]$$

and

(3) $$G_{Hv} = (Hv^{vs} - Hv^0) \cdot 100 \ [\%]$$

where Ra° and Ra^{Vs} the parameters of (Ra) - with and without ultrasonic waves; Hv^{Vs} and Hv° hardening parameters with and without waves.

The reported results by researchers in this domain demonstrate a better efficiency of the hardening and finishing process, as against with classic processes.

4. Applications at a Industrial Level

The applications at an industrial level, for hardening and finishing proceeding with ultrasonic waves, can be realized with success, especially for pieces with cylindrical symmetry in aeronautical, automobiles and nautical industries. Numerous researches were done in the last few years on stainless steels.

5. Conclusions

This paper presents some technological considerations, regarding the construction and the dimensioning of oscillating system and regarding the efficiency of the hardening and

Finishing proceeding with ultrasonic waves. For a better efficiency it is recommended the using of lengthwise waves in working conditions with stationary waves with the knots and centers formation. The dimensioning of oscillating system must be realized in $\lambda/2$. As main assessment criterion of the hardening and finishing process efficiency, process with ultrasonic waves, they are used these notions: "ultrasonic finishing degree" and ultrasonic hardening degree.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realised with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: May 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Materials Science
email: tudor_brian@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Gavrilaş I., Maier A., *Netezirea şi ecruisarea suprafeţelor prin rulare, alunecare şi lovire*. Edit. Tehnică, Bucureşti, 1972.
2. Vermesan H. *et al*., *Introducere în ingineria suprafeţelor*. Edit. Dacia, Cluj-Napoca,1999.
3. Lupescu O., *Cercetări privind tratamentul mecanic prin rulare şi influienţa lui asupra durificării şi calităţii suprafeţelor cilindrice exterioare.* Ph. D. Diss., "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi, 1998.
4. Baciu C. *et al*., *Ştiinţa materialelor metalice*. Edit. Did. şi Pedag., Bucureşti, 1990.
5. Abramov O.V., *Abrabotka materialov*. 2000.
6. Susan M. *et al., Prelucrări plastice speciale*. Edit. "Gh. Asachi", Iaşi, 2000.
7. Amza Gh., *Contribuţii la studiul fenomenelor de deformare plastică în câmp ultrasonor*. Ph. D. Diss., Inst. Polit. Bucureşti, 1979.
8. Romanescu I., *Cercetări privind utilizarea vibraţiilor de frecvenţă înaltă la aşchierea metalelor.* Ph. D. Diss., "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi, 2000.
9. Susan M., *Tragerea metalelor cu vibraţii ultrasonice*. Edit., Cermi, Iaşi, 2007.

UNELE CONSIDERAŢII ASUPRA PROCEDEULUI DE DURIFICARE ŞI FINISARE CU VIBRAŢII ULTRASONICE

(Rezumat)

În lucrare sunt prezentate câteva consideraţii tehnologice despre eficienţa fabricării sistemelor oscilante pentru durificarea şi finisarea cu vibraţii ultrasonice a semifabricatelor metalice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ON THE MOMENTUM TRANSPORT IN THE FRACTAL MATERIALS

BY

RĂZVAN IULIAN LIŢOIU, ANCA ELENA LĂRGEANU and IOANNIS ZERICHIOTIS

Abstract. Using the Scale Relativity Theory the momentum transport in fractal materials is analyzed. Two type momentum transport are distinguished by means of non-autonomous structures, or through of quasi-autonomous structures.

Key words: fractal materials, momentum transport, autonomous structures

1. Introduction

The theoretical description of microphysical systems is based on the wave mechanics of Schrödinger [1], the matrix mechanics of Heisenberg [2], or the path-integral mechanics of Feynman [3]. Another approach is the hydrodynamic formulation of quantum mechanics due to Madelung [4], de Broglie [5], Takabayasi [6] and Bohm [7] (idea of ‘subquantum medium’). The hydrodynamic theory of quantum mechanics has been later extended by de Broglie (idea of the ‘double solution’) [8], [9].

The theory of scale relativity (SR) is build by completing the standard laws of classical physics (motion in space-time) by new scale laws (in which “the space-time resolutions are used as intrinsic variables, playing for scale transformations the same role as played by velocities for motion transformations” [10],…,[12]). This model is based both on the fractal space-time concept, that is also introduced by Ord [13] and El Naschie [14] and “on a generalization of Einstein’s principle of relativity to scale transformations. The space-time resolutions are redefined as characterizing the state of scale of reference systems, in the same way as velocity characterizes their state of

motion. Then, one requires that the laws of physics apply for any state of the reference system, of motion (principle of motion-relativity) and of scale (principle of scale-relativity). Mathematically, the principle of SR is achieved by the principle of scale-covariance, requiring that the equations of physics to keep their simplest form under transformations of resolution" [10-12].

Three scales of interaction of SRT were developed: (i) A 'Galileian' version corresponding to the standard fractals with constant fractal dimensions [15] and which involves quantum mechanics [10-12]; (ii) A special scale-relativistic version which implies the high energy physics [10-12,16]; (iii) A 'general scale-relativistic' version which implies the cosmology [10-12,17].

In the present paper, using SRT the transport momentum in materials is analyzed.

2. Mathematical Model

In the Nottale's model of SRT it is supposed that the motion of "micro particles" takes place on fractal (continuous but non-differentiable) curves of fractal dimension D_F=3. A manifold compatible with such motion was called fractal space-time. The fractal nature of space-time implied, through non-differentiability, the substitution of the standard time derivative d/dt by the complex operator $\hat{\partial}/\partial t$.

(1a) $$\frac{\hat{\partial}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial t} + \mathbf{V}.\nabla + D\nabla^3$$

where

(1b) $$\mathbf{V} = \mathbf{v} - i\mathbf{u}$$

is the complex speed field ,D the fractal-non-fractal transition coefficient and

(1c) $$\nabla^3 = \frac{\partial^3}{\partial x^3} + \frac{\partial^3}{\partial y^3} + \frac{\partial^3}{\partial z^3}$$

In these conditions the microparticle movements are described by the second Newton's laws

(1d) $$\frac{\hat{\partial}\mathbf{V}}{\partial t} = \frac{\partial \mathbf{V}}{\partial t} + \mathbf{V}.\nabla\mathbf{V} + D\nabla^3\mathbf{V} = 0$$

The means that in the fractal space-time the local acceleration, $\partial \mathbf{V}/\partial \mathbf{t}$, the convective effects, $\mathbf{V}.\nabla\mathbf{V}$ and dispersive ones, $\nabla^3\mathbf{V}$,are reciprocally compensating at any scales .

By substituting (1b) in equation (1d), and separating the real and the imaginary parts, we obtain the following system:

(2a,b)
$$\frac{\partial \mathbf{v}}{\partial t} + \nabla\left(\frac{\boldsymbol{v}^2}{2} - \frac{\boldsymbol{u}^2}{2}\right) + D\nabla^3\mathbf{v} = 0$$
$$\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} + \nabla(\mathbf{v}\cdot\mathbf{u}) + D\nabla^3\mathbf{u} = 0$$

In the one-dimensional differentiable case, for $\boldsymbol{u} = 0$ or $\rho = const.$, using the dimensionless parameters,

(3)
$$\bar{\phi} = (v/v_0),\ \bar{\tau} = \omega_0 t,\ \bar{\xi} = k_0 X$$

and the normalizing condition

(4)
$$\frac{v_0 k_0}{6\omega_0} = D\frac{k_0^3}{w_0} = 1$$

the equations (2a,b), takes the standard form [18],

(5)
$$\partial_{\bar{\tau}}\bar{\phi} + 6\bar{\phi}\partial_{\bar{\xi}}\bar{\phi} + \partial_{\bar{\xi}\bar{\xi}\bar{\xi}}\bar{\phi} = 0$$

Through the substitutions,

(6a,b)
$$w(\theta) = \bar{\phi}(\bar{\xi},\bar{\tau}),\quad \theta = \bar{\xi}\text{-}v_f\bar{\tau}$$

equation (5), by double integration, becomes

(7)
$$\frac{1}{2}w'^2 = F(w) = -(w^3 - \frac{v_f}{2}w^2 - gw - h)$$

with g, h two integration constants. If $F(w)$ has real roots, they are of the form [19]

(8)
$$e_1 = \bar{w} + 2a\left[\frac{E(s)}{K(s)} - \frac{1}{s^2}\right],\ e_2 = \bar{w} + 2a\left[\frac{E(s)}{K(s)} - 1\right], e_3 = \bar{w} + 2a\frac{E(s)}{K(s)}$$

with

$$a = \frac{e_3 - e_2}{2}, \; s^2 = \frac{e_3 - e_2}{e_3 - e_1}, \; K(s) = \int_0^{\pi/2} (1 - s^2 \sin^2 \varphi)^{-1/2} d\varphi,$$

(9)

$$E(s) = \int_0^{\pi/2} (1 - s^2 \sin^2 \varphi)^{1/2} d\varphi$$

$\overline{w}$ a reference value and $K(s)$, $E(s)$ the complete elliptic integrals of s modulus [19]. The stationary solution of equation (5) has the expression,

(10) $$\bar{\phi}(\bar{\xi}, \bar{\tau}) = \overline{w} + 2a\left(\frac{E(s)}{K(s)} - 1\right) - 2a \cdot cn^2\left\{\frac{\sqrt{a}}{s}\left[\bar{\xi} - \left(6\overline{w} + 4a\left(\frac{3E(s)}{K(s)} - \frac{1+s^2}{s^2}\right)\right)\bar{\tau} + \bar{\xi}_0\right]; s\right\}$$

where cn is the Jacobi's elliptic function of s modulus [19] and $\bar{\xi}_0$ an integration constant. As a result, the one-dimensional oscillation modes of the speed field are of cnoidal type [19] – and have the normalized wave length,

(11) $$\lambda = 2sK(s)/\sqrt{a}$$

- the normalized phase speed,

(12) $$v_f = 6\overline{w} + 4a\left[3\left(E(s)/K(s)\right) - \left((1+s^2)/s^2\right)\right]$$

- and the normalized group speed,

(13)

$$v_g = 6\overline{w} + 4a\left[3\frac{E(s)}{K(s)} - 1 - \frac{1}{s^2} + 3\frac{E^2(s) + 2(s-1)E(s)K(s) - (s-1)K^2(s)}{E(s)K(s) + K^2(s) - sK^2(s)} + \frac{2(s-1)K(s)}{s^2[E(s) + K(s) - sK(s)]}\right]$$

Then, the followings result: (i) Through the D coefficient, the parameter s becomes a 'measure' of 'charge' transport type in the considered matter. Thus, the solution (10), for $s = 0$, is reduced to one-dimensional harmonic waves, and for $s \to 0$ to one-dimensional waves packet.

These two subsequences describe the 'charge' transport in a non-quasi-autonomous regime [18]. For $s = 1$, the solution (10) becomes an one-dimensional soliton [18], while for $s \to 1$ one dimensional solitons packet results. These last two subsequences describe 'charge' transport in a quasi-

autonomous regime [18]; (ii) By eliminating the parameter a from relations (11) and (13), one obtains:

$$(v_f - 6\overline{w})\lambda^2 = A(s), \tag{14}$$
$$\mathrm{A}(s) = 16\left[3s^2 E(s)K(s) - (1+s^2)K^2(s)\right]$$

We observe that for $s = 0 \div 0.7$, $A(s) \approx$ const. and consequently equation (14) takes the form, $(v_f - 6\overline{w})\lambda^2 = const.$. Therefore, in the differentiable case, the 'charge' transport is controlled through the flowing regimes of the fractal fluid, and the separation between them is given by the 0.7 value of the parameter s; (iii) The previous results show through the normalized group speed (13) an increase of the 'charge' transport by means of quasi-autonomous structures. This theoretical result explain some "anomalies" that were experimentally observed in nanostructures, *e.g.* the increase of the thermal conductance in nanofluids [20], [21] etc.

3. Conclusion

The main conclusions of the present paper are as follows:

i) Using the mathematical formalism of the scale relativity theory, the momentum transport in materials is analyzed;

ii) It results, through an equation of motion for the complex speed field, that in a fractal fluid, the local acceleration, the convection, and the dispersion are reciprocally compensating at any scale (differentiable or non-differentiable).

iii) At differentiable scale, the 'charge' transport is achieved by one-dimensional cnoidal oscillation modes of the speed field. For different degrees of the 'charge' coupling, the one-dimensional cnoidal speed oscillation modes contain the one-dimensional speed harmonic waves, the one-dimensional speed wave's packet, the one dimensional speed solitons packet and the one dimensional speed soliton. The first two subsequences describe the non-autonomous regime of the 'charge' transport, while the last ones describe the quasi-autonomous regime of the 'charge' transport. In the non-autonomous regime, a relation between the normalized wave length and the normalized phase speed, *i.e.* a dispersion type relation, is obtained. These two regimes are separated by "0.7 structure" that is experimentally observed for various nanostructures. These results are in according with those obtained in [22],…,[27].

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: May 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
e-mail: razvan_cel_cam_bun@yahoo.com

REFERENCES

1. Schrodinger E, *Collected Papers on Wave Mechanics*. W.M. Deans, London, 1928.
2. Green H.S., *Matrix Mechanics*. P. Noordhoff Ltd., Groningen, 1965.
3. Feynman R.P., Hibbs A.R., *Quantum Mechanics and Path Integrals*. McGraw-Hill, New York, 1965.
4. Madelung E., Z. Physik, *40,* 322 (1926).
5. De Broglie L., Compt. Rend., *185*, 380 (1927).
6. TakabayASI T., Progr. Theor. Phys., Kyoto, *8*, 143 (1952).
7. Bohm D., Phys. Rev. *85*, 66 (1952).
8. De Broglie L., Compt. Rend., *264*, 1041 (1967).
9. Bohm D., Bub J., Rev. Mod. Phys., *38,* 453 (1966).
10. Nottale L., *Fractal Space-Time and Microphysics: Towards a Theory of Scale Relativity*. World Sci., Singapore, 1993.
11. Nottale L., Int. J. Mod. Phys., **A7**, 4899 (1992).
12. Nottale L., Célérier M.N., J. Phys. A: Math. Theor., *40*, 14471 (2007).
13. Ord G.N., J. Phys., **A**, *16,* 1869 (1983).
14. El Naschie M.S., Rösler O.E., Prigogine i (Eds.), *Quantum Mechanics, Diffusion and Chaotic Fractals*. Elsevier, Oxford, 1995.
15. Madelbrot B., *The Fractal Geometry of Nature*. Freeman, San Francisco, 1982.
16. Nottale LCélérier M.N., Lehner T., J. Math. Phys., *47,* 032303, (2006).
17. Célérier M.N., Nottale L., J. Phys. A: Math. Gen., *3,* 931 (2004).
18. Jackson E.A., *Perspectives in Nonlinear Dynamics*. Vol. **I-II**, Cambridge Univ. Press, Cambridge, 1991.
19. Bowman F., *Introduction to Elliptic Function with Applications.* English Univ. Press, London, 1955.
20. Imry Y., *Introduction to Mesoscopic Physics*. Oxford Univ. Press, Oxford, 2002.
21. Ferry D.K., Goodnick S.M., *Transport in Nanostructures*. Cambridge Univ. Press, Cambridge, 1997.
22. Agop M., Ioannou P.D., Nica P., J. Math. Phys., *46*, 062110 (2005).
23. Agop M., Nica P., Girtu M., Gen. Relativ. Gravit., *40,* 35-55 (2008).
24. Agop M., Nica P., Ioannou P.D., Malandrak I.O., Gavanas-Pahomi I., *Chaos, Solitons and Fractals. 34*, 1704 (2007).
25. Gottlieb I., Agop M., Ciobanu G., Stroe A., *Chaos, Solitons and Fractals.* **30**, 380 (2006).
26. Agop M., Ioannou P.D., Nica P., J. Math. Phys.*,* **46**, 062110 (2005).
27. Agop M., Nica P.E., Ioannou P.D., Antici A., Paun V.P., Eur. Phys. J., **D 49**, 239–248 (2008).

TRANSPORTUL DE IMPULS ÎN MATERIALELE FRACTALE

(Rezumat)

În lucrarea de față este analizat transportul de impuls în materialele fractale utilizând teoria relativității de scală. Se disting două tipuri de transport de impuls, unul prin intermediul structurilor non-autonome, iar celălalt prin intermediul structurilor cvasi-autonome.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH ON STRUCTURAL CHANGES OF CAST IRON HEATED WITH CONCENTRATED SOURCES GIC2OO LASER BEAM OF ELECTRONS TO INCREASE WEAR RESISTANCE

BY

LAURENŢIU MARIN and ADRIAN DIMA

Abstract. Surface heat treatment of samples using concentrated energy sources will increase the apparent resistance to wear of parts made from these materials. In structural issues is presented and characteristic micro-hardness.

Key words: surface heat treatment, energy sources, micro-hardness.

1. The Method of Research

The thermal treatments executed with concentrated sources of energy and laser radiations and electron beams are based on thermal phenomenon.

In experimental research we used a laser facility for surface heat treatments (Fig. l) produced by INTEC Bucharest, plant, which can generate a impulse beam of 10 KW maximum power for a focused diameter of 4 mm, E = 10 – 100 J diameter. The gas environment is composed of a mixture of helium, nitrogen and carbon dioxide.

The generation of the free electrons is made through thermo-electrical emission. The electrons send by the cathode are accelerated towards the anode due to the potential difference between the cathode and anode. These electrons are focused in a fascicle/beam according to the confirmed system configuration of polarization of the cathode – anode.

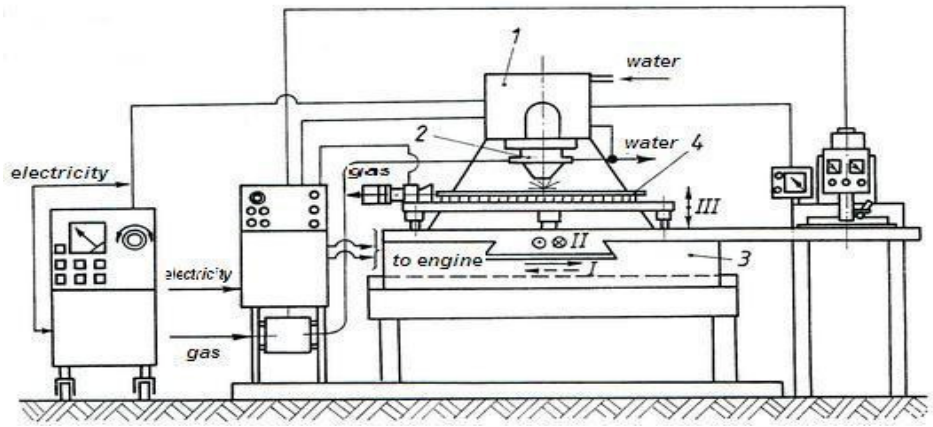


Fig. 1 – Laser installation for the superficial surface heat treatments: *1*– laser; *2* – Laser beam focusing system; *3* – Specimen apparatus; *4* – The test-piece which needs to be treated.

Laser heating carried out under the scheme in principle shown in Fig. 2 which noted that serum has a particular importance of focusing the laser beam system to obtain results.

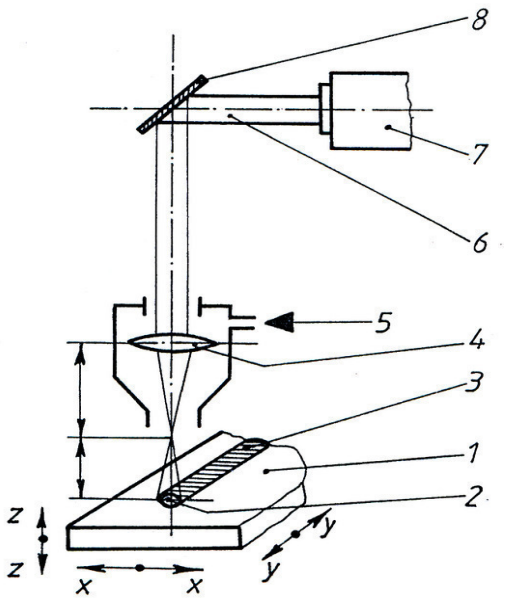


Fig. 2 - The schematic diagram of laser surface heating: *1* – Radiated area; *2* – Light spot; *3* – Radiated band; *4* – Optical focusing system; *5* – Inert gas; *6* – Laser beam; *7* – Device for obtaining the laser beam; *8* – Rotating mirror.

Thermal plant surface with electron beam used in the experiments has the following principle scheme (Fig 3).

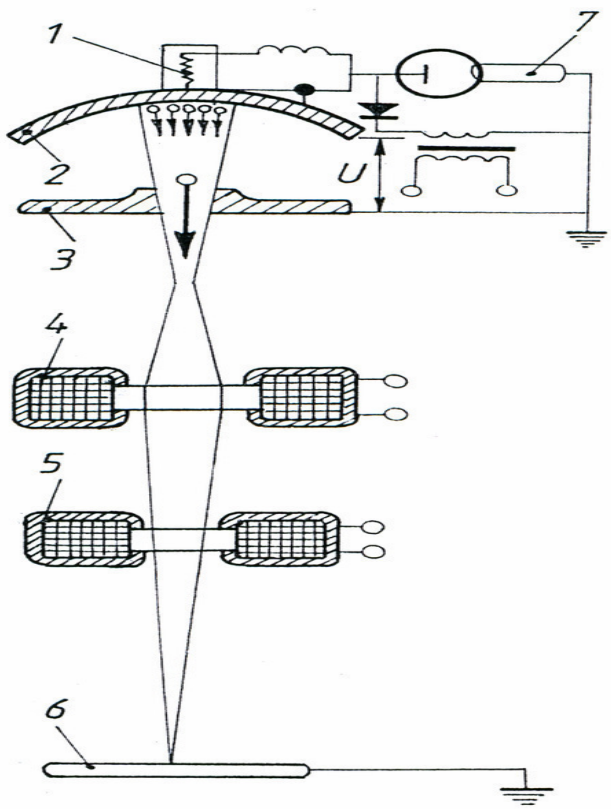


Fig. 3 – Schematic diagram of the installation of the thermal electron beam (e-gun):
1 – Thermo electronic cathode emission; *2* – Electrode focusing device;
3 –Anode for acceleration; *4* – Magnetic lenses; *5* – Deflection coil;
6 – Piece to be treated thermally.

For the trials we used grey cast iron GCI 200 in the given composition: C 3,21%, Si 2%, Mn 0,7 %, Ni 1,5%, Cr 0,7%, P 0,6%. This cast iron depicts a ferro - perlite structure. The 100 x 100 x 8 mm test pieces have been heated with a laser beam in which a 1 mm layer of black carbon coating has been used to obtain a treated layer of 4mm thickness. For the treatment, used a laser system of heating (P =10 kw, v = 7 mm/s) which let to a depth of treated layer of 0,6 mm, gaining a hardness of 672 HV (640 HB). From the same batch of test-pieces we treated superficially with thermal and electrons fascicle/beams (speed 0.7 mm/s, radiation power 7 km, deepness 0,4 mm and U = 10 kw).

2. Experimental Results

The micro hardness gained as a result of the electron fascicle/beam laser treatment is presented in image no. 4 and 5.

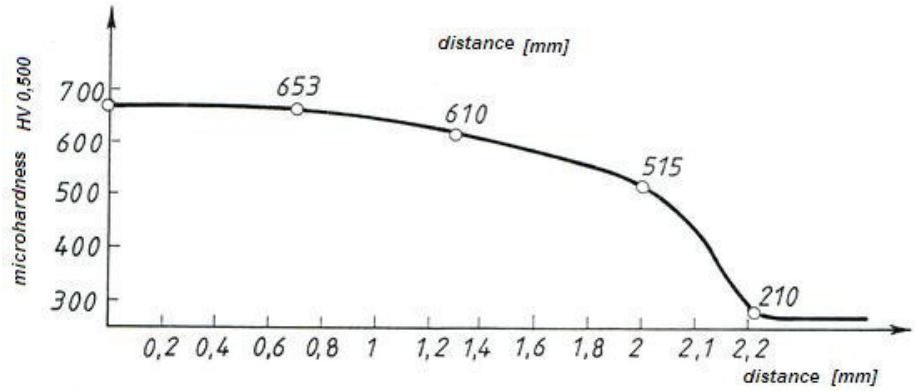


Fig. 4 – Micro hardness variation of sample of GIC 200 as a result of the laser treatment.

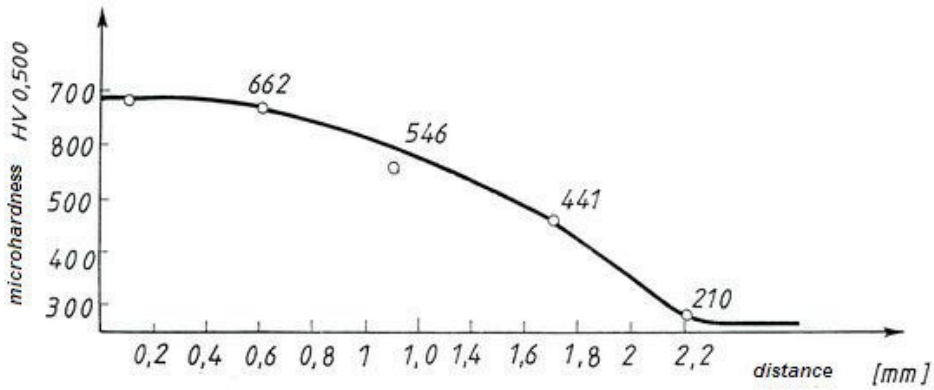


Fig. 5 – Micro hardness variation of iron cast GIC 200 as a result of electrons fascicle thermal treatment.

In both cases it can be seen that due to the finishing structure of the ferro – perlite powder it results an increase of micro hardness at the test-pieces surfaces in comparison with the micro hardness of the cores.

3. Conclusion

It can be clearly seen that the efficiency and timeliness of the surface thermal treatments in order to increase, the hardness and the durability of the grey cast iron pieces subjected to a severe wear out system.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realised with the support of BRAIN "Doctoral scholarships as an investment in intelligence" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: May 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Materials Science
e-mail: laurentiumarin@vn

R E F E R E N C E S

1. Pavelescu D., *Tribology*. E.D.P., Bucureşti, 1977.
2. Marin L., Ph. D. Diss., Iaşi, 2010.
3. Lazăr Gh., Bogdan S.V., Popescu R.M., *Research Concerning Local Heat Treatments for Welds*. Internat. Conf. on Material Sci. a. Engng. Bramat, Welding Engng., Book of Abstracts, Braşov, 229 (2007).

CERCETĂRI ASUPRA SCHIMBĂRILOR STRUCTURALE DIN FONTĂ ÎNCĂLZITĂ CU SURSĂ CONCENTRATĂ DE LASER GIC200 PENTRU A CREŞTE REZISTENȚĂ LA UZURĂ

(Rezumat)

Tratarea termică a suprafețelor epruvetelor prin intermediul surselor concentrate de energie va conduce la creşterea evidentă a rezistenței la uzare a reperelor fabricate din acestze materiale.In lucrare sunt prezentate aspecte structurale şi de microduritate caracteristice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

A STUDY OF INFLUENCE OF CARBURIZING ON SINTERED PRODUCTS

BY

MIHAELA MARIN and ELENA DRUGESCU

Abstract. In this paper is presented the influence on thermochemical treatment of sintered products. Were analyzed two types of powders, an iron-based powder (P_1) and an alloyed powder (P_2) with the following elements: Cu, Ni and Mo. Carburizing was carried out in fluidized bed at temperature of 900°C, maintaining 20 minutes and respectively, 40 minutes for the two types of powders studied. It found that the best values of Vickers microhardness were recorded when carburizing time is 40 minutes for powder P_2.

Key words: powder metallurgy, sintering, carburizing.

1. Introduction

Parts produced by powder metallurgy (PM) are widely used, especially in the automotive industry worldwide. Powder metallurgy parts of complex shapes are obtained and close to final form, with precise surface, so that specific parts produced by powder metallurgy helps to save time, energy, materials, labor and money [1],…,[3]. Compared with conventional metals, additional processes (such as processing, forging, etc.) are minimized in powder metallurgy [4], [5].

To obtain sintered parts metal powders are used, whose characteristics (size, shape, structure, surface quality) are determined by the material they are made and the technological development process. Metal powders by shape, size, structure and type of production, have an important impact on static and dynamic properties of the materials produced.

An important role in shaping and sintering is the powder morphology an dimensions, contributing to the microstructure of sintered material. Sintered material properties are determined by the nature of material, powder

characteristics used by pressing and sintering process parameters and post processing procedures applied [6].

Sintering is the process of compaction, consolidation heat treatment ($T< T_{top}$) of a solid, which is a porous bulk made from powder. Is a process representing a summation of physical and physicochemical phenomena that success or overlap.

Sintering process can be conventionally divided into three stages that succeed in increasing temperature:

- *initial phase* - is to turn the contact point between particles bridges and their expansion to about 25-30% of the particle radius, with the formation of "necks" which cause hardening of the bulk. At this stage the particles retain their individuality, and contractions are small (max. 4-5%).

- *intermediary step* consists in expanding the necks between particles to the particle loss of individuality. At this stage occur 85-90% of total densification and most important growing grain.

- *final stage* starts at a lower porosity - 10% m it consists in transforming the network channels in isolated pores, ring-shaped their large grain growth by including the fine particles. This step is very important for completing the material microstructure.

Mechanisms involved in the transport of material in sintering are the surface diffusion, intergranular limits diffusion and the volume diffusion (Fig. 1).

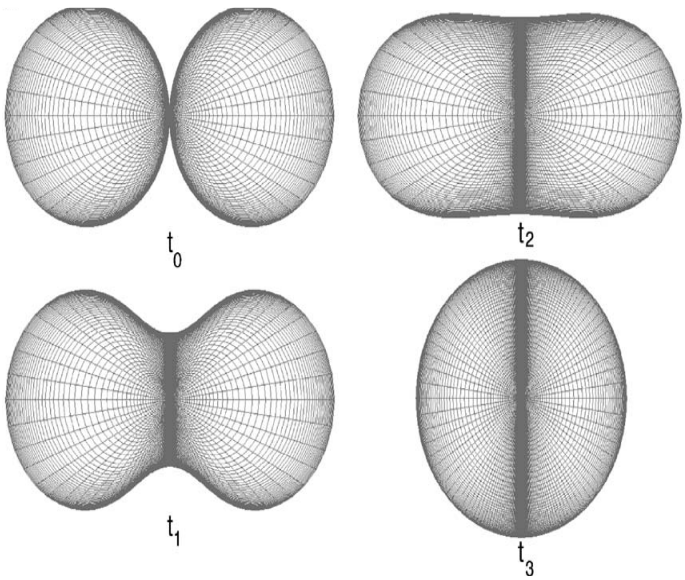


Fig. 1 – The schematic of two powder particles during sintering, carried out by finite element method at different sintering times, $t_0 < t_1 < t_2 < t_3$ [7].

In addition, the mechanical properties of steel powders can be modified depending on the composition, density and type of heat treatment applied. On hardening steels of low carbon powder, hard phases, as martensite and bainite are needed in microstructures. On the other hand, ferrite and pearlite areas specific in powder metallurgy steels help improve the tensile strength.

2. Experimental Procedure

This paper aims to analyze the thermochemical treatment of carburizing on sintered products based on iron powder. Studied powders are produced by water atomisation. The chemical composition of the two powders are shown in Table 1.

Table 1
Chemical Composition of Analyzed Powder

Powder type	Cu %	Mo %	Ni %	C %
P_1	0.096	0.08	0.046	<0.01
P_2	1.50	0.50	1.75	<0.01

High purity of powder assures a remarkable compressibility. Combination of purity, high compressibility and resistance in pressed state confers to the studied powder ideal for use as complex components, where strength and density are high. Table 2 presents the sieve distribution of the powders, determined by sieving machine.

Table 2
Sieve Distribution of Analyzed Powders

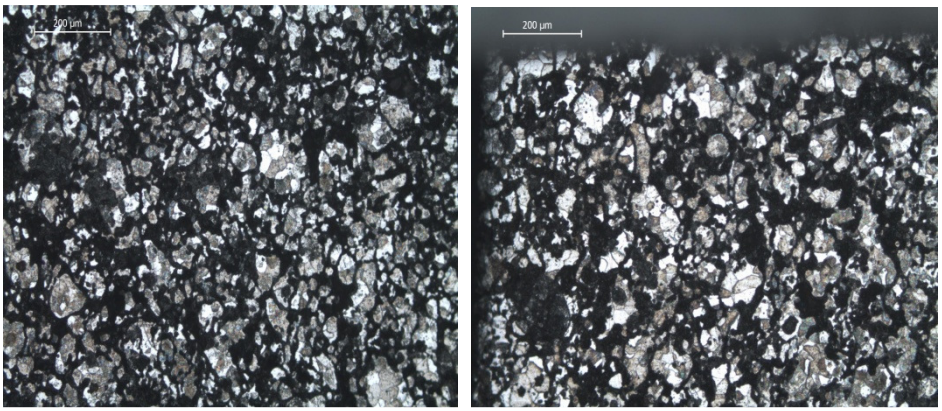
Sieve size	Granulate size distribution			
	P_1		P_2	
	m(g)	Xp(%)	m(g)	Xp(%)
>150 μm	2,78	3%	3,72	4%
>100 μm	17,73	18%	20,98	21%
>63 μm	25,01	25%	30,65	31%
>45 μm	20,19	21%	20,99	21%
Plate	32,22	33%	23,90	23%
m(g)	99,93	100 %	99,64	100 %

The analyzed powders were pressed at room temperature using a hydraulic press at a pressure of 600 MPa. Cylindrical samples were pressed into

8x6 mm dimensions. In order to minimize the effect of wall friction between the mold and powder, a lubricant that zinc stearate, 1% was added. Lubricant not only reduce friction between particles, but also facilitates removal mold parts.

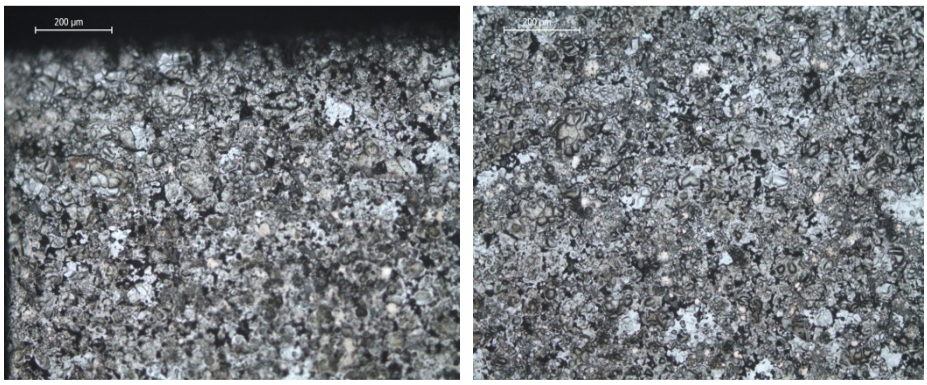
Pressed samples were sintered at 1150°C in a sintering furnace. The total cycle lasted 2 h, 60 min was maintained at maximum temperature of 1150°C.

After sintering, samples were carburized in fluidized bed at a temperature of 900°C, with different times, respectively 20 minutes and 40 minutes, after which they were cooled in air. The purpose of this review is to highlight the layer formation and microhardness measurements.



a *b*

Fig. 2 – Microstructures of sample sintered (powder P_1) at 1150°C:
a – surface; *b* – core (100x).

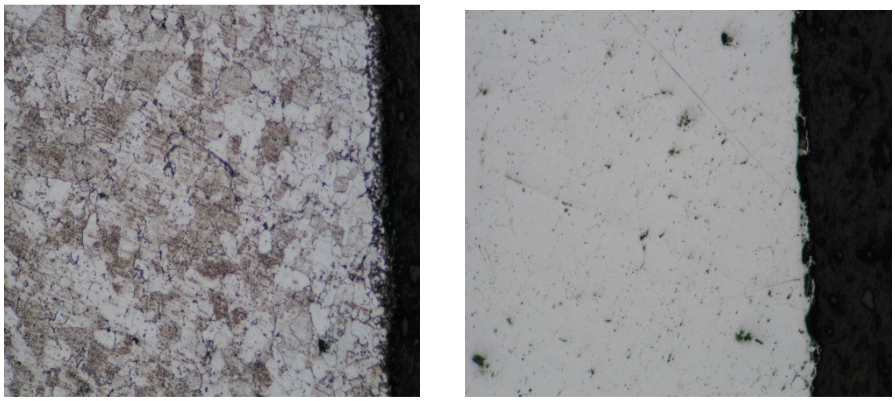


a *b*

Fig. 3 – Microstructures of sample sintered (powder P_2) at 1150°C:
a – surface ; *b* – core (100x).

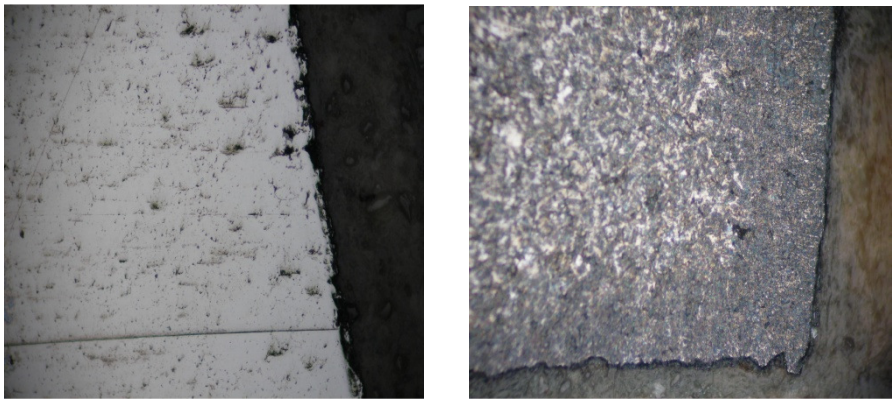
Carburizing is the addition of carbon to the surface of low-carbon steels at temperatures generally between 850 and 950°C (1560 and 1740°F), at which austenite, with its high solubility for carbon, is the stable crystal structure. Hardening is accomplished when the high-carbon surface layer is quenched to form martensite so that a high-carbon martensitic case with good wear and fatigue resistance is superimposed on a tough, low-carbon steel core.

Carburized steels have a complex microstructural composition at a high carbon surface, composed of martensite, residual austenite and carbides, which leads to high surface hardness and increased mechanical resistance to fatigue and wear. The combination of these properties is recommended for applications where high loads are required and cyclic loads, such as gears [8], [9]. Carburized layer depth is a function of carburizing time and carbon potential available surface [10].



a *b*

Fig. 4 – Microstructures of sample carburized (powder P_1) at 900° C, 20minutes (200x): *a* – unetched; *b* – etched Nital (2%).

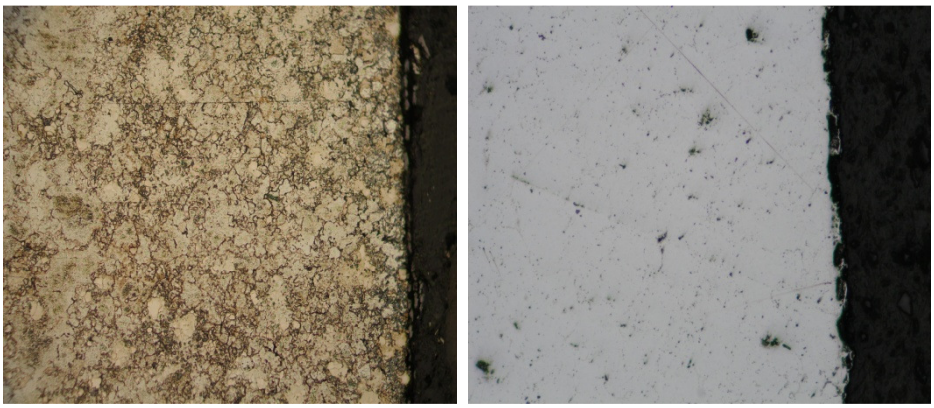


a *b*

Fig. 5 – Microstructures of sample carburized (powder P_1) at 900°C, 40minutes (200x): *a* – unetched; *b*– etched Nital (2%).

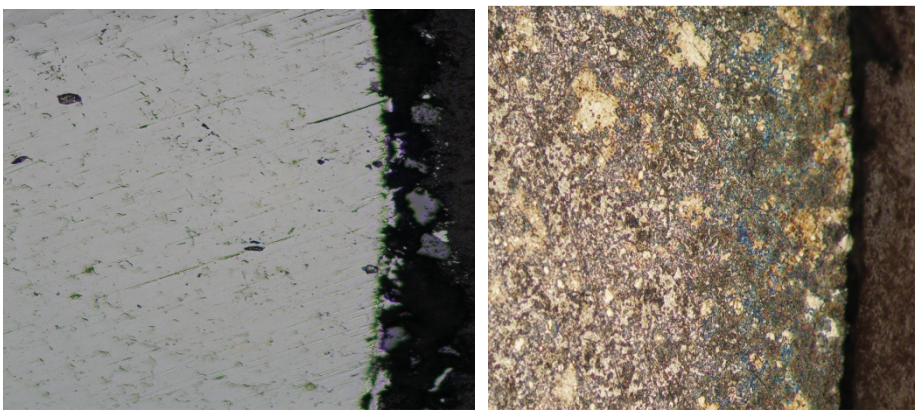
When carburizing times are prolonged, deep carburized layers is obtained, a potential carbon produces a surface with a high carbon content, which can lead to a structure consisting of residual austenite in excess or free carbides. These two microstructural elements have adverse effects on residual stress distribution in the fuel layer. Therefore, a high carbon potential may be suitable for short carburizing times, but not for prolonged carburization. In this study, it appears that only the carburized sample with 40 minutes is showing the carburized layer. Microstructures of carburized samples for maintaining time of 20 minutes and 40 minutes are shown in Figs. 4 and 5 for powder P_1.

Microstructures of carburized samples for maintaining time of 20 minutes and 40 minutes are shown in Figs. 6 and 7 for powder P_2.



a *b*

Fig. 6 – Microstructures of sample carburized (powder P_2) at 900°C, 20minutes (200x): *a* – unetched; *b* – etched Nital (2%).



a *b*

Fig. 7 – Microstructures of sample carburized (powder P_2) at 900°C, 40 minutes (200x): *a* – unetched; *b* – etched Nital (2%).

Vickers microhardness tests were perform on carburized sample.

The load was 100gf with standby time of 20s, each value represents an average microhardness of at least three determinations.

3. Results and Discussions

In Fig. 8 and Fig. 9 are presented the microhardness variation from surface to the center of carburized sample (P_1 and P_2) at T= 900°C, 40 minutes.

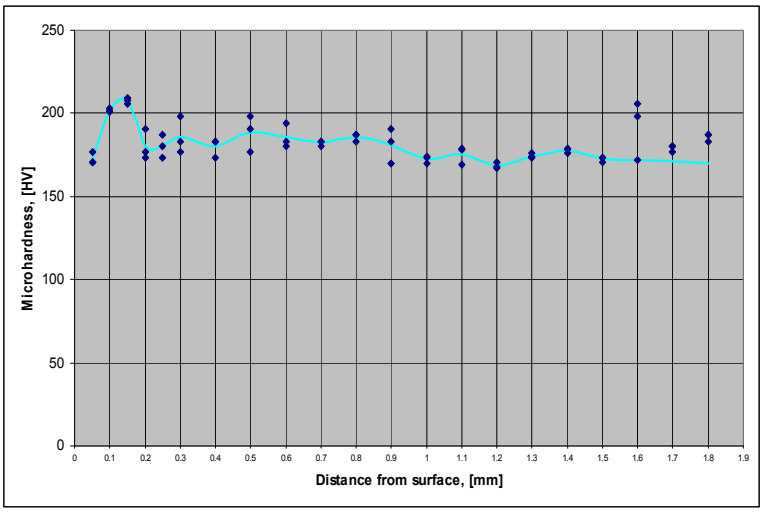


Fig. 8 – Microhardness variation from surface to the center for carburized sample (powder P_1) at T= 900°C, 40 minutes.

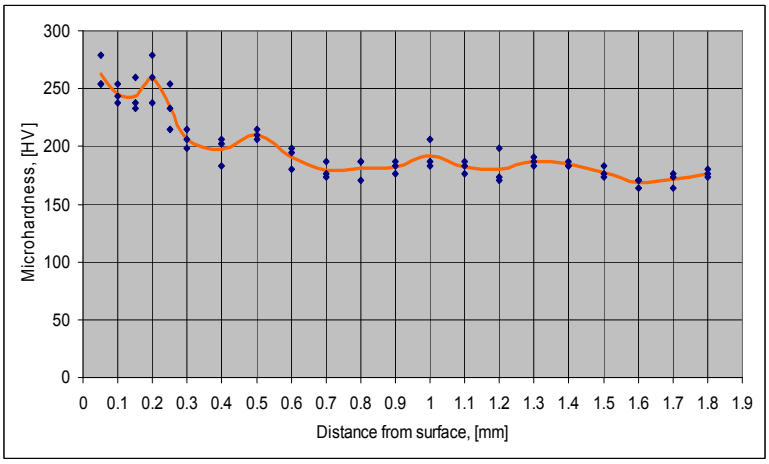


Fig. 9 – Microhardness variation from surface to the center for carburized sample (powder P_2) at T= 900°C, 40 minutes

As is depicted in the Fig. 8 for sample P_1, further cooling in the air, it allows easy decaburizing the superficial layer of the sample, which explains the amounts lower of microhardness to about 0.2 mm distance from surface.

Comparing the two types of powder, is found that the powder P_2 presents the best values of Vickers microhardness.

4. Conclusions

The experiments have shown that the best hardness values were recorded when the sample was carburizing at 900° C for 40 minutes, especially for powder P_2.

When carburizing times are prolonged, deep carburized layers is obtained, a potential carbon produces a surface with a high carbon content.

Carburized layer depth is a function of carburizing time and carbon potential available surface.

Received: May 14, 2010

University "Dunărea de Jos" of Galați
Department of Metallurgy and Materials Science
e-mail: mihaelagheorghe2003@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Sudhakar K.V., *Fatigue Behavior of the High Density Powder Steel Metallic*. Int J. Fatigue, *22*, 729-734 (2000).
2. Jang G.B. Hur, Kang S.S., *A Study on the Development of the Substitution Process by Powder Metallic in Automotive Parts*. J. Mater. Proc. Technol., 110-115 (2000).
3. Chawla N., Murphy T.F., Narasimhan K.S., Koopman M., Chawla K.K., *Axial Fatigue Behavior of Binder-Treated Versus Diffusion Alloyed Powder Metallic Steels*. Mater. Sci. Engng., **A**, *38*, 180-188 (2003).
4. Suryanayarana C., Ivanov E., Boldyrev E.E., *The Science and Technology of Mechanical Alloying*. Mater. Sci. Engng., **A**, *304-306*, 151-158 (2001).
5. Krauss G., *Residual Stress and Fatigue Microstructures of Carburized Steels*. Proc. of the Quenching and Carburizing, The Institute of Materials, Melbourne, 205-225 (1998).
6. Brânduşan A., *Research on the Development of Sintered Materials Based on Iron Powders Having High Fatigue Resistance*. Tech. Univ. of Cluj-Napoca.
7. Dzhokhar H., Martínez-Herrera J., Jeffrey J., *Transport Mechanisms and Densification During Sintering: I. Viscous Flow Versus Vacancy Diffusion*. Dept. of Chem. Engng. a. Mater. Sci., Univ. of Minnesota, Minneapolis, MN55455-0132, USA, (2000).

8. Narasimhan K.S., *Sintering of Powder Mixtures and the Growth of Ferrous Powder.* Metallic. Mater. Chem. Phys., *67*, 56-65 (2001).
9. Krauss G., *Principles of Heat Treatment of Steels*. American Society for Metals, **1**, 251 (2004).
10. *** *Case Hardening of Steel*. ASM Internat., **1**, *4*, 1987.

STUDIUL INFLUENȚEI CARBURĂRII ASUPRA PRODUSELOR SINTERIZATE

(Rezumat)

În această lucrare este prezentată influența tratamentului termochimic asupra produselor sinterizate din pulberi. Au fost analizate două tipuri de pulberi, o pulbere cu baza de fier (P_1) şi o pulbere aliată (P_2) cu următoarele elemente: Cu, Ni şi Mo. Carburarea a fost realizată în strat fluidizat, la temperatura de 900°C, cu timp de menținere diferit, respectiv 20 minute şi 40 minute pentru cele două tipuri de pulberi studiate. Se constată că, cele mai bune valori ale microdurității Vickers au fost înregistrate în cazul carburării cu timpul de menținere de 40 minute şi pentru tipul de pulbere P_2.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INFLUENCING FACTORS OF CENTRIFUGAL SEDIMENTATION PROCESS

BY

VALENTIN MOLDOVAN, DOREL NEMEŞ and EMIL BRUJ

Abstract. We studied the influencing factors of centrifugal powder sedimentation process (defloculant agent concentration, centrifugation speed and time).

Key words: centrifugation, sedimentation, powder, influencing factors.

1. Introduction

The gravitational sedimentation process for obtaining gradual porous materials based on gravitational acceleration [1] are usually limited to particles with diameters over 1μm. This limit may be lowered if we use centrifugal force instead of gravitational acceleration. In this way, even using ordinary laboratory centrifuges the particles size limit may be lowered to a diameter of 0.05μm. Suspensions centrifugal sedimentation process ensures the reduction with (1-2) orders of magnitude of the sedimentary particles size (about below 0.100μm - 100nm). Consider a container with a suspension of solid particles, entrained in a rotating speed ω. Under the action of centrifugal force, these phases will be separated from each other making the deposit on the inner wall of the container. The techniques ensemble that allows such a separation is called centrifugation.

Depositions with addition material can use for increasing wear resistance of sliding surfaces of lathes beds, as well as pair-surfaces from mobile slide.

During rotation of the centrifuge container filled with particle suspension, the centrifugal force tends to stick solid particles to the inner wall of the container forming a sediment layer composed of particles [2].

Centrifugal sedimentation process allows the obtaining of porosity gradient membranes [3]. By this method porosity gradient filters were obtained with 18 mm in diameter, 0.1 mm and 1mm in thickness using TiO_2 powder in aqueous suspension containing particles with sizes between 10nm - 5μm [4], [5].

2. Experimental

For the experimental tests in order to determine the influencing factors of centrifugal powder sedimentation NiO < 1μm powder particles were used. A suspension with 2.8% concentration of powder and 0.2% - 0.4% dispersant agent was prepared.

S1 **-** 2,8% NiO powder, 0,2% dispersant agent, 97% water.
S2 **-** 2,8% NiO powder, 0,4% dispersant agent, 96,8% water.

The test tube has a 7 ml volume. For each centrifuge test 7ml of the initially prepared suspension was used. The process was carried out using a laboratory centrifuge type "Janetzki T24" with variable speed in the range of 0-16000 rpm.

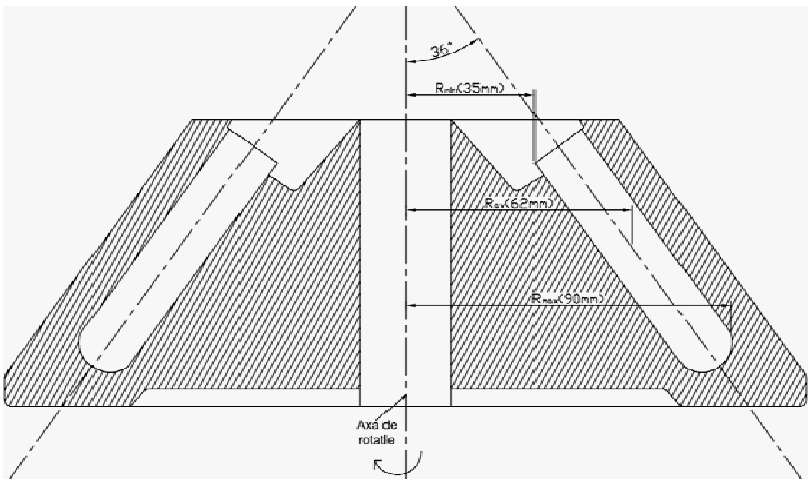


Fig. 1 – Schematic representation of centrifuge head.

Centrifugal force varies according to the length of the radius at which the particle is at a given moment. To emphasize this variation, Fig. 2 shows the relative acceleration (Z factor) dependence on speed for the minimum, mean and maximum of radius, of the used centrifuge head.

To study influencing factors of centrifugal sedimentation the fotosedimentation method was used (Turbidimetry) according to ASTM B 430 standard.

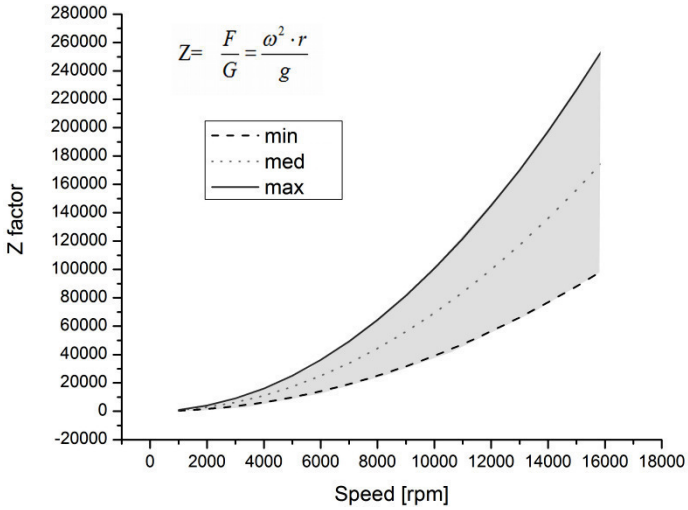


Fig. 2 – Variation of relative acceleration (Z factor) depending on speed and radius.

The centrifuged powder suspension was introduced in a glass cell. A collimated light beam passes through the cell. The intensity of light beam was measured by the generated voltage of the photo detector that captures the light beam passing through suspension. Generated voltage is measured using a milli voltmeter and a data recorder [6].

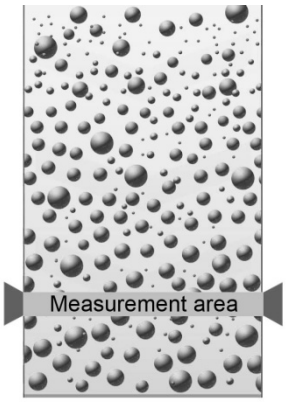


Fig. 3–The principle scheme of determining turbidity of homogeneous suspension.

Two important conditions are necessary for determining homogeneous suspension turbidity, which if not met can lead to erroneous analysis. First is correct sampling. Tests are conducted with relatively small amounts (from tenths of grams to several grams), and these samples must be representative for

the entire amount of powder. We can say that the most important factor for accurate and precise results is the dispersion. Coagulation process due to insufficient dispersion has the effect of different sizes particles agglomeration. Smaller particles agglomerated around the larger particles and settle simultaneously, therefore the Stokes law is not respected.

3. Results and Discussions

The influencing factors of centrifugal sedimentation process were revealed by centrifuging of <1μm particle size powder suspensions with at different parameters, measuring and comparing the suspension turbidity values after each centrifugation.

3.1. Determination of the Optimal Dispersant Agent Concentration

Studies were done on the influence of dispersant agent concentration in suspension for different centrifugation parameters. For research S1 and S2 prepared suspension were used.

The results of experimental centrifugation tests for S1 and S2 suspensions at 1000rpm are shown in Table 1:

Table 1

Turbidity of the S1 and S2 Suspension According to the Time of Centrifugation

Time [min.]	0	1	2	3	4	5	6	7	8
S1Turbidity [a.u.]	0.2	0.9	1.7	3	5.2	5.8	8.4	10	13
S2Turbidity [a.u.]	0.2	0.2	0.2	0.2	0.21	0.22	0.22	0.23	0.24

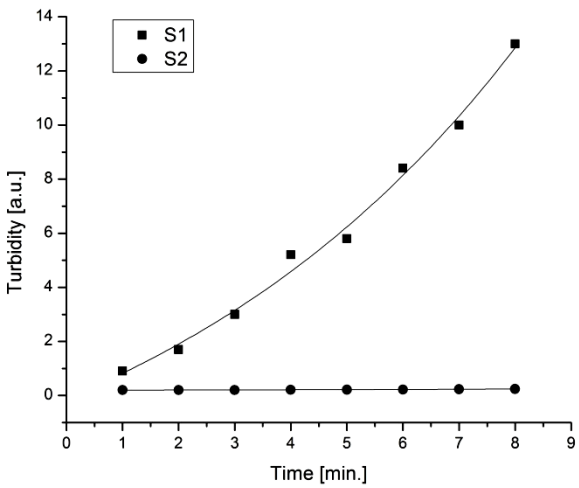


Fig. 4 – The influence of dispersant agent concentration on turbidity at 1000 rpm.

It was concluded that 0.2% concentration of dispersant agent in suspension (S1) was insufficient to disperse the powder particles and lead to increasing the size of powder particles by flocculation. In S2 suspension for a better dispersion was chosen a higher concentration of dispersant agent (0.4%). This concentration leads to a uniform dispersion of powder particles and stabilize the suspension.

Comparing the results of two experiments we show the importance and role of dispersant agent. In the first case we obtained a suspension of agglomerated powder particles 1000rpm was sufficient to deposit the particles in suspension. In the second case we obtained a stable suspension where the speed of 1000rpm had little influence on the desagglomerated particles in suspension.

3.2. Centrifugation Time

Starting from previous results with S1 and S2 suspension where the speed was relatively small, attempts were made by increasing the centrifugal sedimentation speed at 5000rpm but in this case only for S2 suspension. The results are presented in Table 2.

Table 2
Turbidity of the S2 Suspension According to the Time of Centrifugation

Time[min.]	0	1	3	5	8
Turbidity [a.u.]	0.2	0.24	0.5	0.94	3.4

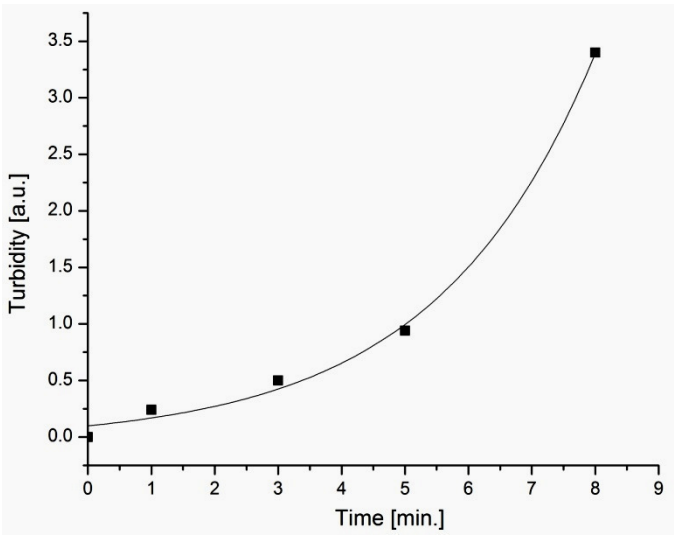


Fig. 5 – The influence of centrifugation time on turbidity at 5000 rpm.

Comparing graphs 4 and 5 is apparent a variation of turbidity values for S2 suspension in the same experimental conditions at different speeds. From this we can infer an influence of the centrifugation speed on the particles in suspension.

Starting from the conclusion above tests have been made in order to determine the influence of centrifugation speed on the particles in suspension.

3.3. Centrifugation Speed

Using the same suspension as in previous experiments (S2) centrifugal sedimentation attempts were made at different speeds. In this case, the centrifugation time was kept constant at 3 minutes for each determination. The results are shown in Table 3.

Table 3
Turbidity of the S2 Suspension Depending on Centrifugation Speed

Speed [rpm]	0	1000	3000	5000	8000	10000	12000
Turbidity [a.u.]	0.2	0.2	0.26	0.72	2	5	10

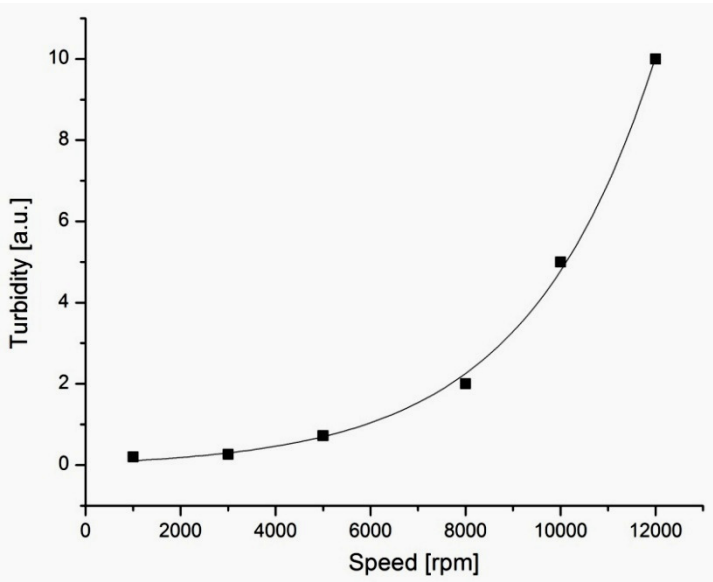


Fig. 6 - Turbidity of the S2 suspension depending on centrifugation speed at 3 minute centrifugation time.

Fig. 6 shows the variation of turbidity according to the centrifugation speeds. It may be noted that speed has a major influence on the centrifugal

sedimentation process of particles in suspension. There is a pronounced increase of turbidity values if the speed exceeds 8000 rpm. This increment can be achieved not only by increasing the centrifugation speed but also by increasing the centrifugation time, outlined in Fig. 5 where one can see a centrifugation efficiency more than 4 to 5 minute, even if the speed is lower.

4. Conclusions

The limit of the gravitational sedimentation process (~1μm) may be lowered if we use centrifugal force instead of gravitational acceleration. In this way, even using ordinary laboratory centrifuges the particles size limit may be lowered to a diameter of 0.05μm. Suspensions centrifugal sedimentation process ensures the reduction with (1-2) orders of magnitude the sedimentary particles size (about below 0.100 μm = 100 nm).

Studies were done on the influence of dispersant agent concentration in suspension for different centrifugation parameters. It was concluded that in S1 suspension the powder particles size has been increased by flocculation obtaining a suspension of agglomerated powders and the 1000rpm speed was sufficient to deposit the particles. The S2 suspension was stable at 1000rpm centrifugation speed even for eight minutes.

Experimental tests were conducted to determine the influence of the centrifugal sedimentation speeds on the powder particles.

There was a pronounced increase of the centrifugation efficiency (NiO powder with <1μm grain size) with speeds above 8000 rpm, but also by increasing the centrifugation time over 4-5min at lower centrifugation speeds.

A c k n o w l e d g e m e n t s. The authors would like to thanks the UEFISCSU for financial support in Program IDEI", Project no: 749/19.01.2009.

Received: May 14, 2010

Technical University of Cluj-Napoca,
Department of Materials Science and Technology
e-mail: Valentin.MOLDOVAN@stm.utcluj.ro

R E F E R E N C E S

1. Vida-Simiti I., Jumate N., Moldovan V., Sechel N., Thalmaier Gy., Bruj E., *Preliminary Studies and Researches on the Elaboration of Gradual Porous Sintered Structures by Powder Sedimentation.* Proc. of 4th Internat. Conf. on Powder Metal., RoPM2009, Editor: L. Brandusan, p. 124, Craiova, July, Risoprint, Cluj-Napoca, 2009.
2. Vida-Simiti I., *Procedee fizico-mecanice de separare a poluanților.* U.T. PRES, Cluj-Napoca, 233 (2007).
3. Moritz T., Werner G., Tomandl G., Mangler M., Eichler H., Lembke U., Hauffe W., in: W.A. Kaysser (Ed.), *Functionally Graded Materials*. Proc. of the 5th Internat.

Symp. on FGM, 1998.
4. Biesheuvel P.M., Breedveld V., Higler A.P., Verweij H., Chem. Eng. Sci. *56*, 3517–3525 (2001).
5. Moritz T., Riedel H., Werner G., Tomandl G., J. Mater. Sci., *35*, 2235–2240 (2000).
6. * * * *Powder Metal Technologies and Applications.* ASM Internat. Handbook, **7**, 562-563 (1998).

FACTORII DE INFLUENȚĂ AI SEDIMENTĂRII CENTRIFUGALE

(Rezumat)

S-a studiat factorii de influență ai procesului de sedimentare centrifugală a pulberilor (concentrația de agent defloculant, viteza şi timpul de centrifugare).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

POROUS MATERIALS OBTAINED BY ALUMINUM ANODIZATION

BY

DOREL-ŞTEFAN NEMEŞ, EMIL BRUJ and VALENTIN MOLDOVAN

Abstract. The paper presents the obtaining of alumina nanoporous membranes by the anodic oxidation method. Using this process, anodic porous structures can be obtained with different characteristics from those of membranes obtained by other methods.

Key words: anodic alumina, anodization, anodic oxidation, nanopores.

1. Introduction

The two-step anodization process for obtaining self-ordered alumina nanostructures was mentioned for the first time in 1995. This increasing attraction for these types of membranes is mainly due to their easy and relatively low cost processing. By two-step anodization it is possible to fabricate well-defined self-ordered porous alumina with different inter pore distances. Recently, the anodization of aluminum is one of the most widely used synthesis method of highly ordered nanostructures. The anodizing of aluminum can result in two different types of oxide film: a barrier-type anodic film, and a porous oxide film. The nature of an electrolyte used for anodizing aluminum is a key factor which determines the type of oxide grown on the surface. Thus, the adherent, non-porous and non-conducting barrier-type of anodic film can be formed by anodizing aluminum in neutral solutions (pH = 5–7) in which the anodic oxide layer stays practically insoluble These films are extremely thin and dielectrically compact. Porous oxide films are made using strong acid anodizing electrolyte solutions [1],…,[6].

2. Experimental

The substrate used was an aluminum sheet having 0.3 mm in thickness. It was cut to a working diameter of 35 mm.

Before anodization it was initially done the preparation of the surface that will be anodized. To reduce the surface rugosity it was performed a mechanical polishing. To eliminate dislocations, the substrate was then annealed for 1 h at temperature of 350 °C. The aluminum oxide on surface of the layer was removed with a 5% NaOH solution at a temperature of 60°C for 1 min. Aluminum layer was subsequently electrochemically polished for 1 min in a 1:4 mixture of $HClO_4$ and C_2H_5OH at a current density of 100 mA/cm2 at room temperature.

The anodizing process was carried out in two steps. Electrolytes used were two solutions of concentration 0.3 M of sulfuric and oxalic acids. Counter electrode was a Pt mesh and the working distance was chosen according to the type of the electrolyte used. The working bias was chosen depending on the anodizing acid solution, so for anodizing in sulfuric acid the voltage was 25 V and for anodizing in oxalic acid the voltage used was 40 V. For a better homogenization of temperature, the electrolyte was continuously stirred.

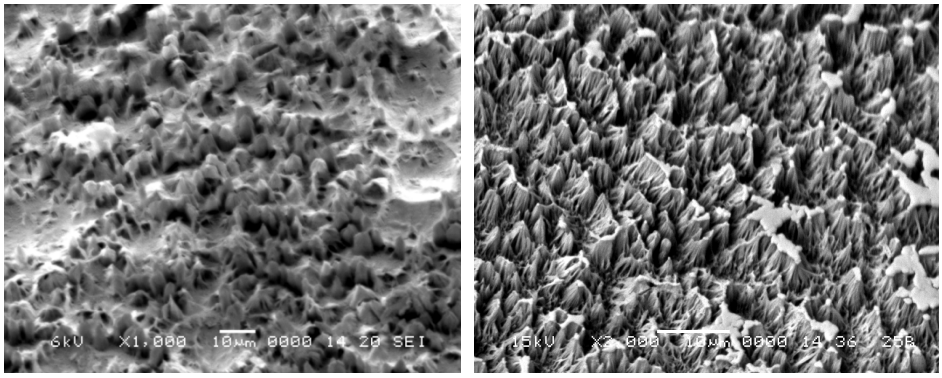
Tests of first anodization were made by varying the duration of the process, depending on the acid solution. After the first anodization step the formed alumina layer was chemically removed in a mixture of 1.8% and 7.1% H_3PO_4 CrO_3 in distilled water. The aluminum was re-anodized under the same anodizing conditions as those used in the first anodization. After anodization the remaining aluminum substrate was dissolved in a saturated solution of $HgCl_2$, thereby obtaining a porous anodic alumina thin film. The obtained samples were subjected to a chemical process for opening and enlarging the pores by immersion in a solution of H_3PO_4.

3. Results and Discussions

First anodization is done in order to obtain a pattern on the aluminum surface that will trigger a well-ordered growth of the alumina oxide layer by the second anodization. The first anodization in sulfuric acid was done for 1 hour. For oxalic acid the anodization time was 2 hours. Fig. 1 presents the structures of the layers obtained in the two electrolytes, after first anodization.

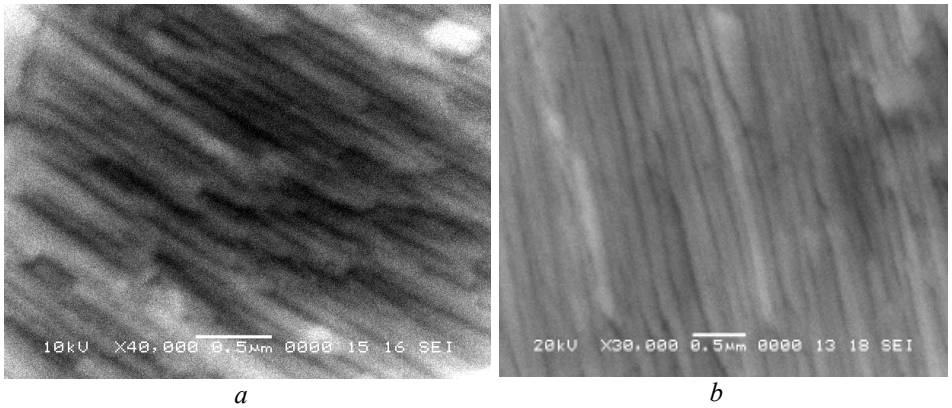
It was observed that in sulfuric acid the anodization process is faster due to increased growth rate of the oxidic layer.

The duration of the second anodization step will determine the thickness of the obtained porous alumina. Fig. 2 presents the structures of the oxidic films obtained by anodization in sulfuric acid for 2 hours, respectively in oxalic acid for 6 hours.



a *b*

Fig. 1 – Oxidic structures obtained by first anodization: *a* – 2 h oxalic acid; *b* – 1 h sulfuric acid.



a *b*

Fig. 1 – Oxidic structures obtained by a two step anodization process: *a* – 2 h sulfuric acid; *b* – 6 h oxalic acid.

3. Conclusions

Anodization time is one of the most important factors for obtaining self-ordered porous structures. During the first anodization irregular pores are formed on the aluminium surface. Depending on the anodization time due to repulsive forces between neighbouring pores the ordering can occur. Anodization process is faster in sulfuric acid electrolyte.

The thickness of the layer obtained after the second anodization step was found to be time dependent.

A c k n o w l e d g e m e n t s. The authors would like to thanks the UEFISCSU for financial support in ”Program IDEI”, Project no: 749/19.01.2009.

Received: May 14, 2010

Technical University of Cluj-Napoca
Department of Materials Science and Technology
e-mail: Dorel.NEMES@stm.utcluj.ro

REFERENCES

1. Grzegorz D. Sulka, Wojciech J. Stepniowski, *Structural Features of Self-Organized Nanopore Arrays Formed by Anodization of Aluminum in Oxalic Acid at Relatively High Temperatures.* Electrochimica Acta, *54*, 3683–3691 (2009).
2. Alexander Zahariev, Assen Girginov, *Formation of Complex Anodic Films on Porous Alumina Matrices*. Bull. Mater. Sci., **26**, *3*, 349–353 (2003).
3. Stefan Mátéfi-Tempfli, Mária Mátéfi-Tempfli, Luc Piraux, *Characterization of Nanopores Ordering in Anodic Alumina*. Thin Solid Films, *516*, 3735–3740 (2008).
4. Sulka G.D., Stroobants S., Moshchalkov V., Borghs G., Celis J.P., *Synthesis of Well-Ordered Nanopores by Anodizing Aluminum Foils in Sulfuric Acid*. J. of the Electrochemical Society, **149**, *7*, 97-103 (2002).
5. Xiuli Yang, Xufei Zhu, Hongbing Jia, Ting Han, *Oxygen Evolution: the Mechanism of Formation of Porous Anodic Alumina*. Monatsh Chem., *140*, 595–600 (2009).
6. Thompson G.E., Wood G.C., *Porous Anodic Film Formation on Aluminium*. Nature, *290*, 230–232 (1981).

MATERIALE POROASE OBȚINUTE PRIN ANODIZAREA ALUMINIULUI

(Rezumat)

Lucrarea prezintă obținerea materialelor nanoporoase prin metoda oxidării anodice. Prin acest procedeu se pot obține structuri poroase auto-ordonate, cu caracteristici diferite de cele ale membranelor obținute prin alte metode. Experimentele au fost făcute utilizând două tipuri de soluții electrolitice ale acizilor sulfuric, respectiv oxalic. Tensiunile de lucru au fost de 25 V în acid sulfuric şi de 40 în cel oxalic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ACOUSTIC QUALITY CONTROL SYSTEM FOR CERAMIC PRODUCTS

BY

TIBERIU POTECASU

Abstract. In the current paper the authors studied the possibilities and limitations of a system intended to evaluate the quality of ceramic products directly on the production line. The system is based on a data mining specific approach in analyzing the sound produced by ceramic products when hit in a non-destructive manner.

The research showed that good results in discriminating among different quality grades can be obtained for products having similar shape and size even when working with up to six different quality grades. Reducing the number of quality grades to be discriminated increases the method’s precision. In industry the number of necessary quality grades to be discriminated is usually no higher than three, thus the authors consider that the method is suited for industrial implementation.

Key words: ceramics; continuous flux production, non-destructive online quality control, data mining.

1. Introduction

In the current study coarse ceramic sample sets were used. They were made out of common clay using the moist fabrication method by extrusion. Six samples were chosen for testing. These were burned at the following temperatures: 600, 700, 800, 880, 920 and 970ºC. For the studied clay different quality grades can be obtained starting from 600ºC up to around 1000ºC. In large production furnaces there is always a temperature gradient thus in a large batch there are always different quality grades depending on the local temperature in the area of the product. Thus having samples burned in a controlled manner at a specific temperature, different quality grades are obtained. From the six items sample set, two other sets were obtained by reducing the size of the items up to 113 mm and 75 mm. In Fig. 1 a photograph showing the third sample set (75mm) is presented.

1.1. Recording and Analysis of the Sound Pattern for Non-Destructive Percussion

In order to record the sound pattern for non-destructive percussion the samples were held by a thin string from the center of gravity. For percussion a light metal round shaped instrument with a curvature of about 8 cm was used. The curvature of the instrument allows more energetic hits without damaging the sample.

For every sample a number of about 100 percussions were recorded. Throughout the 100 hits set slight modifications were made at the position the sample was held at relative to the center of gravity. Also, slight variations were made regarding the point of impact when hit (closer to the extremities or towards the center). Variations of percussion energy were also made. All these slight modifications were made in order to replicate the probable conditions that might be dealt with when working in industrial conditions.

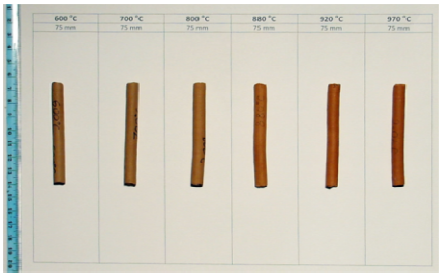


Fig. 1 – Third sample set, burned at: 600°C-75mm, 700°C-75mm, 800°C-75mm, 880°C-75mm, 920°C-75mm, 970°C-75 mm.

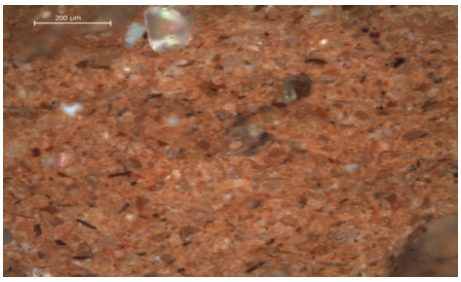


Fig. 2 – The optic microstructure of the studied samples.

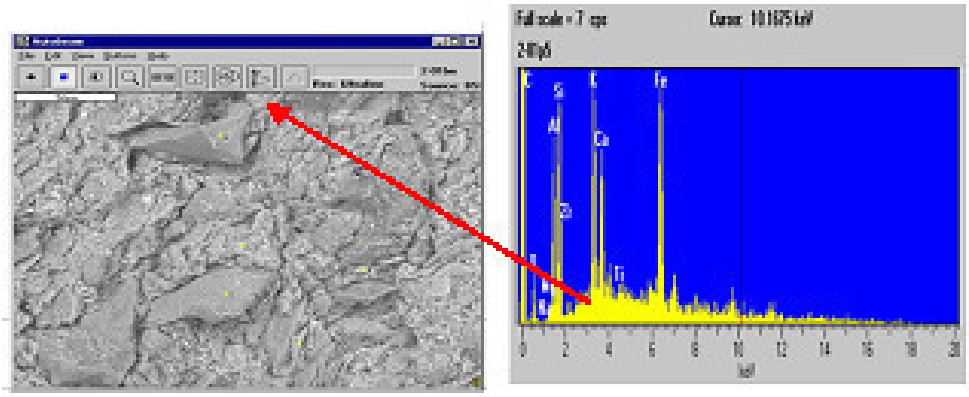


Fig. 3 – EDS analysis of the studied samples.

The recording of the sound patterns at non-destructive percussions was made in a silent environment in order to avoid the alteration of the power spectrum with non-specific elements.

2.1. Data Processing

a) *Calculation of the Power Spectrum*

The data recorded in wav files were loaded into Matlab and the power spectrum was calculated and recorded in a structure with 18 records, one for each item (3_sample_sets x 6_items_per_set). The Matlab code that calculates the power spectrum is:

```
…
[y,Fs,bits] = wavread(fisier);
N =2.^(ceil(log(length(y))/log(2)));
FFTY = fft(y,N);
NumUniquePts = ceil((N+1)/4);
FFTY = FFTY(1:NumUniquePts);
Pyy = conj(FFTY).*FFTY / N;
f=(99:floor(NumUniquePts/2)-1)*2*Fs/N;
frecvente{i} = f;
Pyy = Pyy(100 : floor(NumUniquePts/2));
putere{i} = Pyy;
```

b) *Scaling the Power Spectrum in [0,1] Domain and Modification of the Sampling Step*

In order to efficiently compare the data visually and in an algorithmic manner it was necessary to scale the all the data in the same domain and to synchronize the power spectrum sampling rate. The chosen domain for scaling was [0, 1], the choice being arbitrary without any special meaning; the sampling rate was chosen to be the highest in the data set.

2.2. Techniques for Exploring the Data Set

The visual exploration of the data set is very important and needs to be realized in collaboration with a human expert. A strategy needs to be established in order to present the data in manner that is concise, easy to understand and representative for the aspects that need to be analyzed. Also after analysis it is possible to determine the direction that has to be followed for the algorithmic analysis of the data.

For the study regarding the possibility of implementation of a quality evaluation system through the sound pattern obtained through non-destructive percussion the following aspects have to be studied.

a) *The Homogeneity of the Data Set is Good Enough in Order to Observe Common Characteristics for the 100 Recordings of One Item of the Data Sets*

In order to answer this questions the approximately 100 recordings of each sample have been represented in graphical form in two dimensions using a color code for intensity, the ordinate for the number of the recording [1:100] and the abscissa for the frequency [250Hz:11000Hz].

In Fig. 4 the least favorable case encountered in the data set is presented. As it can be observed, there is an important dispersion of the maxima, but in the same time a specific pattern can be distinguished. This pattern is more clearly highlighted in Fig. 6 where on the abscissa there is the frequency [250Hz:11000Hz] and on the ordinate there is the sum of the power spectrum of all the 100 recordings for the sample. As a comparison in Fig. 5 and Fig. 7 the same representations are presented that can be considered as typical for the data set.

b) Are There Common Characteristics for all the Samples in the Data Set?

In order to answer to this question it is needed to calculate the median of the power spectrum of all the samples in the data base. This is presented in Fig. 8. From the figure it can be observed that there are common frequencies around 6200Hz, 8000Hz and 10650Hz. The most important maxima being at the frequency of 8000Hz. These common frequencies represent an error source for discriminating among the different quality grades. This error is maximum for the sample burned at 600ºC having 113mm, where these maxima common for all the samples overlap the specific maxima for this given sample. Because of this overlapping we cannot filter the entire set to eliminate these common maxima.

c) Are There Common Characteristics for Samples Burned at the Same Temperature for all Shapes and Sizes?

This question can be answered by comparing the power spectrum of the samples burned at the same temperature and having different length.

In order to clearly put into evidence these common characteristics, two representations were used. The first one has on the ordinate the length of the sample and on the abscissa the frequency in the domain of [250Hz:11000Hz], the grayscale lighting representing the value of the power spectrum at the given frequency. The second representation overlaps the power spectrums using different colors for different samples. Analyzing these representations it can be observed that the only common frequencies that we can highlight using an algorithm in a robust manner would be the frequencies that were presented in the previous section as being common to

all the samples in the data set. Thus it can be stated that by analyzing the sound pattern at non-destructive percussion in the domain of [250Hz:11000Hz] it is not possible to highlight characteristics specific to the burning temperature without regard to the shape and size of the product.

In Fig. 9 the comparative spectrum for the samples burned at 970ºC having the lengths of: 75mm, 113mm and 197mm is presented. Besides the maximums in the vicinity of 8kHz and 10.6kHz which are common to all the samples there is also a slight overlapping near 3kHz for the samples having 113mm and 197mm but for the sample having 75mm there is no maximum in this vicinity.

The above shown figures prove that it is possible to distinguish between products having the same shape and size burned at different temperatures, and thus having different quality grades. It is however likely to have in isolated cases classification errors as a result of the overlapping of some sample characteristic maxima with maxima common to all samples. The phenomenon is most probably generated by limitations in the sound production and recording. More specific, the percussion instrument will produce its own characteristic spectra and the microphone might also work as an antenna and capture some electromagnetic noise in the frequency domain of the sound waves that are analyzed. All these perturbations will however be of relatively low amplitude, thus their influence on the sound pattern will be significantly lower than the influence of the characteristic spectra.

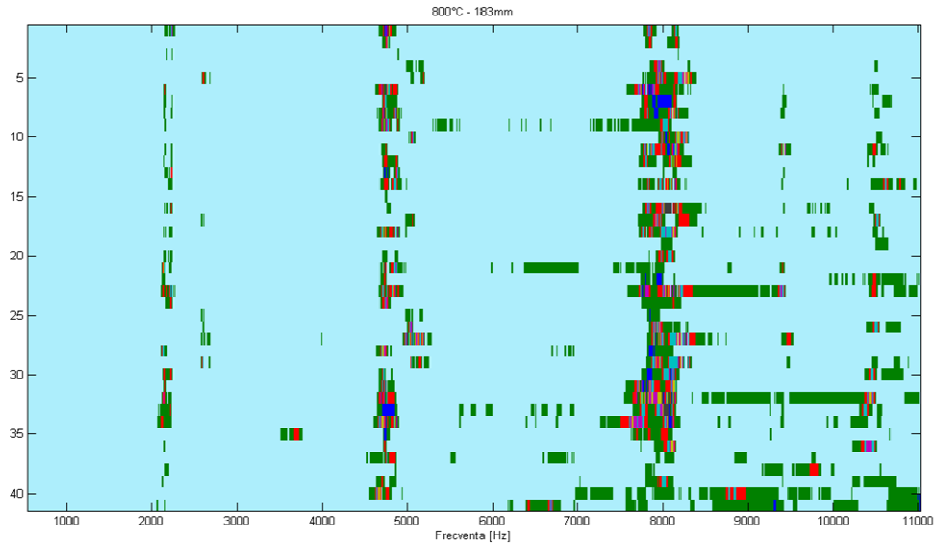


Fig. 4 – The power spectrum for individual percussions for the sample burned at 800°C having a length of 183mm.

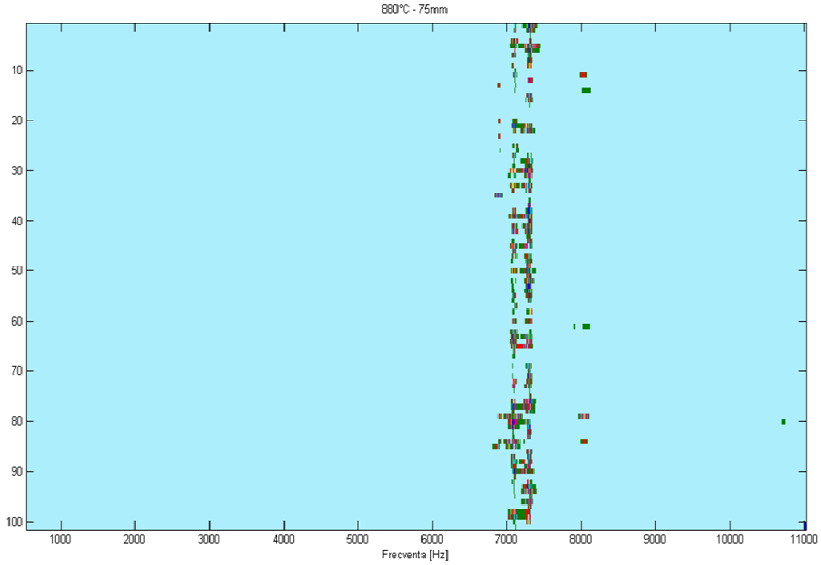


Fig. 5 – The power spectrum for individual percussions for the sample burned at 880°C having a length of 75mm.

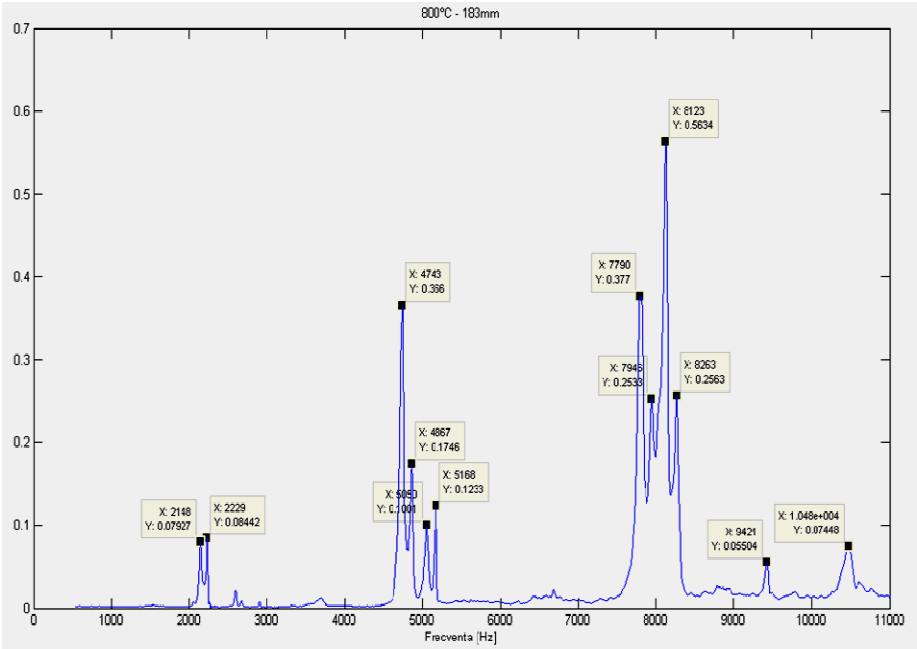


Fig. 6 – The sum of the power spectrum of all the recordings made for the sample burned at 800°C having the length of 183mm.

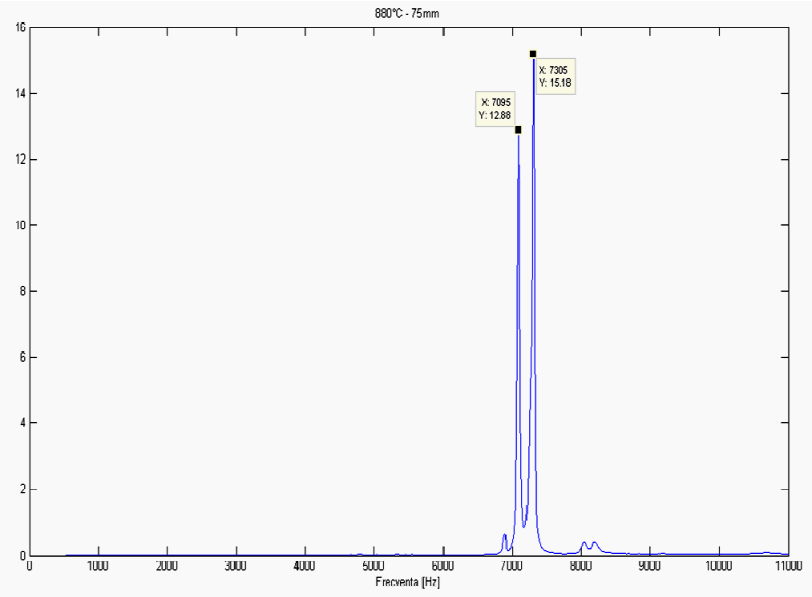


Fig. 7 – The sum of the power spectrum of all the recordings made for the sample burned at 880°C having the length of 75mm.

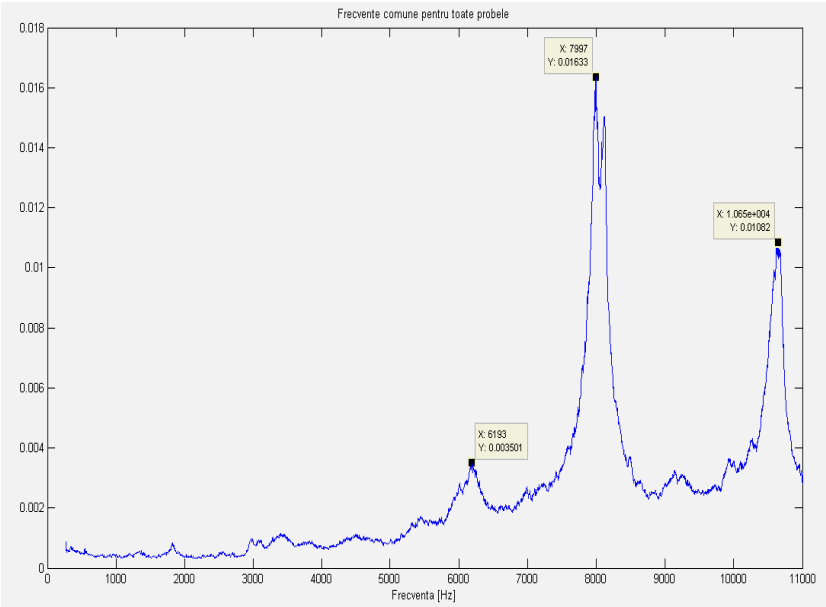


Fig. 8 – Common frequencies for all the samples in the data set highlighted by calculating the median values of the power spectrums of every sample for each frequency point.

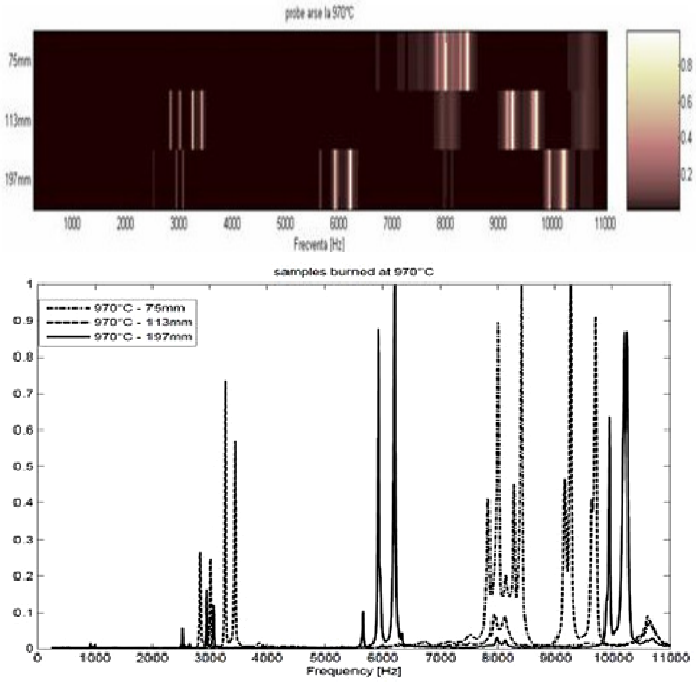


Fig. 9 – Comparative spectrums for samples burned at the same temperature 970°C but having different lengths: 75mm, 113mm si 197mm.

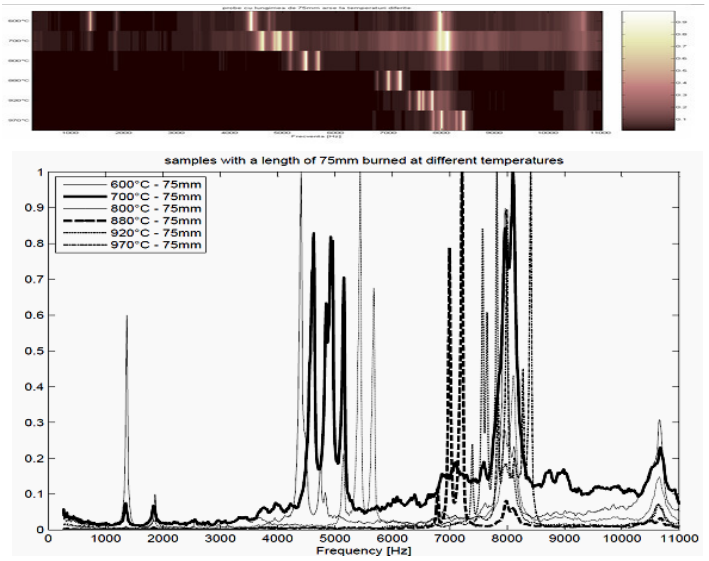


Fig. 10 – The compared spectra for samples with the dimensions of Φ8x75mm burned at: 600°C, 700°C, 800°C, 880°C, 920°C and 970°C.

2. Conclusions

As a result of visual data exploration it can be said that regarding the possibility to evaluate the ceramic products quality by using the sound pattern recorded at non-destructive percussion it is not possible to distinguish common characteristics of the power spectrum for products burned at the same temperature that have different shape and/or size.

It is however possible to evaluate the quality grade for products that have a given shape and size. In this case it is possible to improve the classification accuracy by choosing a low number of quality grades to be distinguished among (a maximum of 6 quality grades would give good results). Also improvements in the classification accuracy can be obtained by improving the quality of the sound recording system and choosing an appropriate percussion instrument.

Received: May 14, 2010

University "Dunărea de Jos" of Galați,
Department of Materials Science
e-mail: tpotecasu@gmail.com

R E F E R E N C E S

1. Dumitriu Luminița, *Achiziția de cunoştinț.* Edit. Did. şi Ped., Bucureşti, 2003.
2. Hand David, Mannila Heikki, Smyth Padhraic, *Principles of Data Mining*. The MIT Press, Cambridge, Massachusetts, 2001.
3. Witten I.H., Frank E., *Data Mining Practical Machine Learning Tools and Techniques*. Sec. Ed., Morgan Kaufmann Publ., San Francisco, CA, 2005.
4. Renevey P., *Speech Recognition In Noisy Conditions Using Missing Feature Approach*. Thèse présentée au département d'electricité, Lausanne, epfl, (2000).
5. Bengtsson T., *Speech Recognition Using Multilayer Perceptron Artificial Neural Network*. Dept. of Computer Sci., Lund University.
6. http://en.wikipedia.org/wiki/Ceramic_materials - online encyclopedia, Ceramic materials section.
7. http://en.wikipedia.org/wiki/Wav - online encyclopedia, .wav file format section.
8. http://en.wikipedia.org/wiki/Fft - online encyclopedia, FFT algorithm section.
9. * * * *Enciclopedia de chimie.* Vol **2**, Edit. Şt. şi Enciclop., Bucureşti, 1986.

SISTEM ACUSTIC DE CONTROL AL CALITĂȚII PRODUSELOR CERAMICE

(Rezumat)

În lucrarea de față autorii au studiat posibilitățile de implementare ale unui sistem de evaluare a calității direct pe linia de productie a produselor ceramice şi

limitele unui astfel de sistem. Sistemul propus se bazează pe tehnici specifice data mining pentru analizarea sunetului produs de produsele ceramice la lovire nedistructivă.

Studiile au arătat că se pot obține rezultate bune în ceea ce priveşte clasificarea pe grupe calitative diferite pentru produse cu formă şi dimensiuni cunoscute chiar şi atunci când se lucrează cu şase grupe calitative distincte. Reducerea numărului de grupe calitative în care trebuie încadrat produsul analizat are ca rezultat creşterea preciziei de clasare. În industrie numărul de grade calitative pentru un produs în general nu va fi mai mare de trei, astfel autorii consideră ca metoda propusă este potrivită pentru utilizarea in industrie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc.3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CYCLING EFFECTS ON MARTENSITE REVERSION IN Cu-BASED SMAs

BY

BOGDAN PRICOP, NICOLETA-MONICA LOHAN (MAHU) and LEANDRU GHEORGHE BUJOREANU

Abstract. For this experiment, from a hot rolled water quenched Cu-15 Zn-6 Al (mass. %) SMA three fragment was cut and, after careful mechanical removal under water cooling of any marks of superficial corrosion, it was subjected to two, three and five series of thermal cycles up to 453K with a heating rate 1.67×10^{-1} K·sec^{-1}, isothermal maintaining for 180 sec and a cooling rate of 8.33×10^{-2} K·sec^{-1}. In all cases, during heating, an endothermic peak was observed corresponding to martensite reversion to parent phase. The DSC charts were analyzed with Proteus software.

Key words: shape memory alloys, differential scanning calorimetry.

1. Introduction

Cu-based shape memory alloys (SMAs) have been studied since 1970 by L. Delaey [1] and since then they have became commercially available. Cu-Zn-Al alloys are derived from Cu-Zn, some of the old shape memory alloys [2]. Among the commercial shape memory alloys (SMA) [1] the Cu-Zn-Al (a Cu-based alloy) is ranked after Ni-Ti because relatively low cost and good electrical and thermal conductivity, higher high ductility than NiTi, and resistance to intergranular fracture [3]. Consequently some industrial applications have been developed such as high work-output thermal actuators [4] or hydraulic and electric couplings [5], or fastening device [3]. Given the good properties of CuZn alloys, they were used to obtain electric actuators [6], heat engines [7], anti-seismic dampers [8] or high temperature applications [9].

In spite of the promising development perspectives as constrained-recovery

or work-generating applications, the use Cu-Zn-Al SMAs has been hindered by a series of drawbacks caused by metallurgical processing [10], training [11] and cycling [12]. Thermal fatigue was reported to be the primary cause for the change of critical temperatures for reverse martensitic transformation. As a result, the degradation of shape memory effect (SME) was noticed in Cu-Zn-Al which was ascribed to the high temperature stabilization of martensite [13]. Considering that, under such cycling conditions, the direct and reverse martensitic transformations occur in different ways and often even the thermal cycling range is varied, a gradual depreciation of thermal memory behavior is expected to occur. Therefore, the present paper aims to monitor the evolution of a Cu-Zn-Al SMA during thermal cycling comprising controlled heating.

Several experimental techniques are used in characterizing the reversible martensitic transformation which governs SM phenomena in alloys [14]. Between them, the calorimetry enables one of the easiest and most accurate determinations of transformation temperatures and energy dissipation [15].

2. Experimental Procedure

From plates of Cu-15 Zn-6 Al (mass.%) SMA obtained via casting - hot rolling - instant water quenching [16-18] three small fragment were cut and, after careful mechanical removal under water cooling of any marks of superficial corrosion, it was subjected to two, three and five thermal cycles. The samples were heated to 453 K using a NETZSCH differential scanning calorimeter type DSC 200 F3 Maia was used (found in to laboratory SIM-TM-06 from Department of Materials Engineering and Industrial Safety, Faculty Materials Science and Engineering). A technical specification of DSC F3 Maia is: sensitivity: < 1μW, temperature accuracy: 0.1 K and enthalpy accuracy: generally < 1%. The device was calibrated with Bi, In, Sn and Zn standards.

Fig. 1 – Calorimeter DSC F3 Maia.

Each thermal cycle comprised: (1) heating, with 1.67×10-1 K·sec^{-1}; (2) isothermal maintaining for 180 sec and (3) cooling to 300 K with a cooling rate of 8.33×10^{-2} K·sec^{-1}. In all cases, the first heating was accompanied by an endothermic peak on DSC charts associated with martensite reversion to parent phase. Subsequent cooling enabled the return to the same thermally induced martensitic structure. The measurements were performed under Ar protective atmosphere using corresponding correction to 570 K. Since no cooling stage was attached to the DSC device, it was able to provide a controlled cooling rate only very briefly at the beginning of cooling.

3. Results and Discussion

The DSC charts illustrating the calorimetric evolution of the specimen during the heating stages. It is noticeable that an endothermic peak occurs during first heating suggesting that the specimen in initial state contains a large amount of thermally induced martensite, which reversibly transforms to parent phase (austenite) [19].

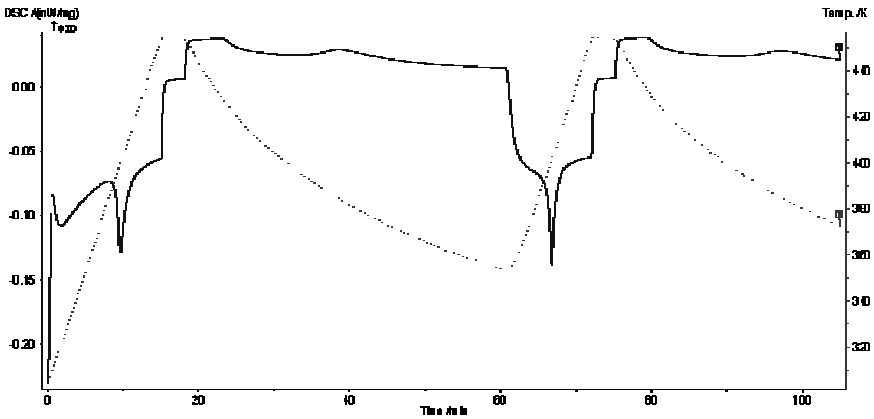


Fig. 2 – DSC charts for two thermal cycles.

The Table 1 summarizes the results obtained via PROTEUS form the experimental series of measurements. According to data evaluation results given by Proteus, reverse martensitic specific the first sample (Fig.2), the first transformation occurs during first heating at As=394.9 K, reaches maximum transformation rate and 50 % of transformed phase at A_{50}=399.7 K and ends at Af=407.6 K, and for a two heating starts As=397.2K, maximum transformation is A_{50}=401.2K and ends at Af=406.6 K.

After two cycling, A_{50} increases with 1.5 K and specific enthalpy decreases with 7%. When the sample cycle three times (Fig. 3), retainer's tendency to peak two to move to higher temperature.

Table 1
Summary of Data Evaluation with Proteus Software

Number of cycles	Sample mass, 10^{-6} kg	Tangent method		A_{50}	ΔH /m	dT/dt	
		A_s K	A_f K	K	kJ/kg	Heating [K/sec]	Cooling [K/sec]
2	40.8	394.9	407.6	399.7	-3.870	1.67×10^{-1}	8.33×10^{-2}
		397.2	406.6	401.2	-3.628		
3	57.3	393.3	404.4	397.8	-5.157	1.67×10^{-1}	8.33×10^{-2}
		398.0	406.3	402.1	-4.945		
		397.8	405.8	401.9	-4.922		
5	45.1	393.0	402.1	396.7	-5.283	1.67×10^{-1}	8.33×10^{-2}
		398.0	405.0	401.2	-5.953		
		398.0	405.0	401.2	-5.724		
		398.1	404.7	401.1	-5.267		
		397.9	404.6	401.0	-5.224		

During the third heating, starts and end temperatures of transformation decreases.

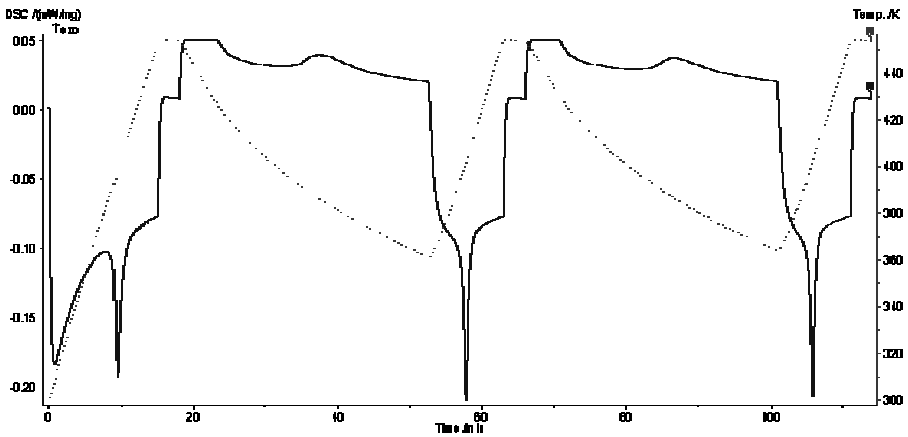


Fig. 3 – DSC charts for three thermal cycles.

The sample cycle five times keep the same trend of moving sites peak at higher temperatures in cycle two, three and four, followed by the lest heating they decreases. These observations are confirmed by the values listed in Table 1. From Table 1 observed after five heating A_s decreases with 4.9K and A_f with 2.5K.

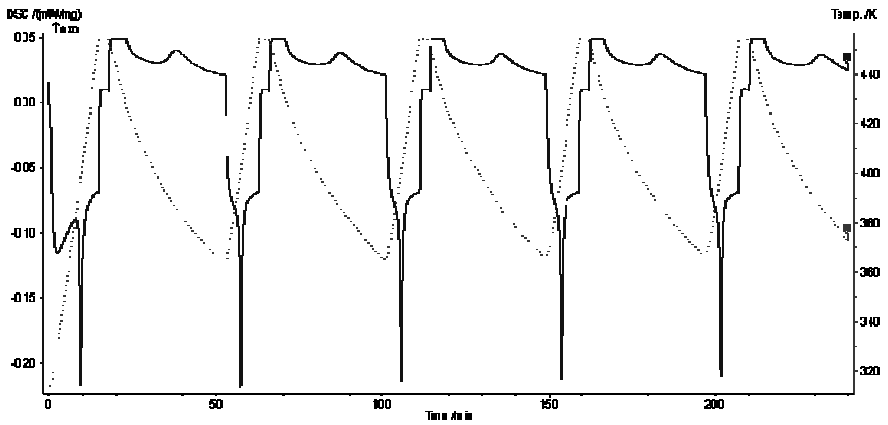


Fig. 4 – DSC charts for five thermal cycles.

Also is obvious a decrease in peak intensity. Two main causes could be the origin of this degradation of thermal memory cause by thermal cycling: the lack of thermally induced martensite or the formation of stabilized martensite.

3. Conclusion

A hot-rolled water quenched Cu-15 Zn-6 Al (mass. %) SMA, with self-accommodated thermoelastic martensite structure, experienced cyclic reversion to austenite during two, three and five series of consecutive thermal cyclings, comprising controlled heating up to 453K, with a heating rate 1.67×10-1 K·sec^{-1} isothermal maintaining for 180 sec and a cooling rate of 8.33×10^{-2} K·sec^{-1}.

The peaks are changed in two manners during thermal cycling: 1 - they tend to move to larger temperatures and to increase in intensity during the second cycling series and 2 - they tend to move to lower temperatures and to become less intense, up to total extinction, during the third and fifth cycling series.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realised with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: May 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Materials Science and Engineering
e-mail: monica.lohan@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Khan AQ, Delaey L., *Martensite-Plate-Size Dependence of Yield Strength of Copper-Aluminium-Zinc Martensite*. Scripta Metall, **4**, *12*, 981-987 (1970).
2. Bujoreanu L.G., *Materiale Inteligente*, Edit. Junimea, Iaşi, 48, 2002.
3. Kumar P.K., Lagoudas D.C., *Introduction to Shape Memory Alloys, Shape Memory Alloys. Modeling and Engineering Applications*. Edit. Springer, New York, 1-51, 2008.
4. Tautzenberger P., *Thermal Actuators: A Comparison of Shape Memory Alloys with Thermostatic Bimetals and Wax Actuators, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys.* Melton K.N., Stöckel D., Wayman C.M. (Eds.), Butterworth-Heinemann, Oxford, 207-218 (1990).
5. Duerig T.W., Melton K.N., Proft J.L., *Wide Hysteresis Shape Memory Alloys, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*. Duerig T.W., Melton K.N., Stöckel D., Wayman C.M. (Eds.), Butterworth-Heinemann, Oxford, 130-136 (1990).
6. Bujoreanu L.G., Stanciu S., Enache A., Lohan C., Rusu I., *Influence of Some Extrinsic Factors on the Two Way Shape Memory Effect of Electric Actuators*. J. Optoelectron. Adv. M., **10**, *3*, 602-606 (2008).
7. Delaey L., Smeesters J., *Discussion to Paper 31, Shape Memory Effects in Alloys*. J. Perkins, Edit. Plenum Press, New York, 577-578 (1975).
8. Si Nai-chao, Sun Ke-qing, Sun Shao-chun, Liu Hai-xia, *Damping Performance of Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys in Engineering Structures*. J. Cent. South Univ. Technol., *11*, 246-251 (2004).
9. Guilemany J.M., Fernandez J., Franch R., Benedetti A.V., Adorno A.T., *A New Cu-Based SMA With Extremely High Martensitic-Transformation Temperatures*. J. Phys., **IV**, *C2*, 361-365 (1995).
10. Franz M., Hornbogen E., *Martensitic Transformation of a CuZnAl-Shape Memory Alloy Strengthened by Hot-Rolling*. Mater. Sci. Engng., **A**, *252*, 157–165 (1999).
11. Lovey F.C., Torra V., *Shape Memory in Cu-Based Alloys: Phenomenological Behavior at the Mesocale Level and Interaction of Martensitic Transformation with Structural Defects in Cu-Zn-Al.* Prog. Mater. Sci., *44*, 189-289 (1999).
12. Sade M., Damiani C., Gastien R., Lovey F.C., Malaria J., Yawni A., *Fatigue and Martensitic Transitions in Cu-Zn-Al and Cu-Al-Ni Single Crystals: Mechanical Behaviour, Def ects and Diffusive Phenomena*. Smart Mater. Struct., *16*, 126-136 (2007).
13. Bhuniya A.K., Chattopadhyay P.P., Data S., Banerjee M.K., *On the Degradation of Shape Memory Effect in Trace Ti-Added Cu-Zn-Al Alloy*. Mater. Sci. Engng., **A**, *393*, 125-132 (2005).
14. Harrison J.D., *Measurable Changes Concomitant with the Shape Memory Effect Transformation*. In:. Duerig .T.W., .Melton K.N., Stöckel D., Wayman C.M. (Eds.), Engng. Aspects of Shape Memory Alloys, Butterworth-Heinemann, Oxford, 106-111 (1990).

15. De Jonghe W., De Baptist R., Delaey L., De Bonte M., *Internal Friction Measurements on Copper-Zinc Based Martensite.* In: Perkins J. (Edt.), Shape Memory Effects in Alloys, Plenum Press, New York, 451-466 (1975).
16. Bujoreanu L.G., *On the Influence of Austenitization on the Morphology of α-Phase in Tempered Cu–Zn–Al Shape Memory Alloys*. Mater. Sci. Engng., **A**, *481-482*, 395–403 (2008).
17. Bujoreanu L.G., Craus ML, Rusu I, Stanciu S, Sutiman D., *On the ß to α-Phase Transformation in a Cu–Zn–Al-Based Shape Memory Alloy*. J Alloys Compd., *278*, 190–193 (1998).
18. Bujoreanu L.G., Craus M.L., Stanciu S., Dia V., *Thermally and Stress Induced Changes in Three Structure of Cu-Zn-Al-Fe Shape Memory Alloy*. Mater. Sci. Technol., *16*, 612-616 (2000).
19. Spielfield J., *Marforming and Martempering of a Cu–Zn–Al Shape Memory Alloy*. Mater. Sci. Engng., **A**, *273–275*, 639–643 (1999).

EFECTELE CICLĂRII ASUPRA REVERSIEI MARTENSITEI ÎN AMF PE BAZĂ DE Cu

Pentru acest experiment dintr-o bară de aliaj cu memoria formei pe bază de Cu au fost tăiate 3 fragmente şi supuse încălzirii cu ajutorul unui calorimetru cu scanare diferențială DSC F3 Maia. După ce probele au fost şlefuite pentru a îndepărta orice urmă de impuritate, acestea au fost încălzite până la temperatura de 453K cu o viteză de încălzire de 1.67×10^{-1} $K\cdot sec^{-1}$ şi supuse ciclărilor termice după cum urmează: prima probă a fost supusă la două cicluri termice, a doua probă a fost supusă la trei cicluri termice iar ultima la cinci cicluri termice. În toate cazurile, în timpul încălzirii a fost observat un peak endotermic care corespunde reversiei martensitei. Graficele DSC au fost analizate cu software-ul Proteus.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PREPARATION OF PROSTHETIC IMPLANTS RESEARCH

BY

EMANUELA-DANIELA STOICA

Abstract. Electrochemically hydroxyapatite coating can be a good cover for implants if it is found a perfect combination of parameters during the producing process.

Key words: hydroxyapatite, titanium substrate, dissolution, electrodeposition.

1. Introduction

Over the years research has been conducted for the purpose of finding a methods bone replacement Metallic biomaterials have increasingly gained ground because of their special properties used to make ortopedic, dentare as well as neural and cardiovascular implants [1].

However, the lack of a full compatibility with the physiological environment, the corrosion susceptibility, mechanical properties with the skeletal properties make that these metallic biomaterials to be used like substrate covered with various ceramics that complete disadvantages above. Titanium has the advantage of passivation being able to acquire a TiO_2 layer [2].

The purpose of this project is to prepare the surfaces before the electrochemical deposition of hydroxyapatite paying special attention to the influence of surface roughness on the hydroxyapatite layer.The present paper to improve the Ti_6Al_4V alloy sublayer and in the implicitly the electrochemically deposited hydroxyapatite, as well as for test resistance of the hydroxyapatite deposited layer by dissolution in distilled water and phosphate buffer saline solution. All experiments has been conducted at Surface Engineering Laboratory Strasbourg, National Institute of Applied Sciences, Strasbourg, France (INSA Strasbourg, France).

2. Experimental

The method chosen was the electrochemical deposition, an inexpensive method of producing the hydroxyapatite. The sample preparation consists of the following steps: cutting, integration in "bakelita", polishing (with abrasive paper between 600, 1200, 2400, 4000 granulation respectively), ultrasound cleaning, electrochemical pickling (using NaOH) [3]. All these steps are very important for a good quality of HAp deposition because each flaw or impurity of the surface can affect the hydroxyapatite layers morphology and/or mechanical properties.The surface morphology is a very important criterion. For the hydroxyapatite the following parameters have been used: Eliaz's solution, temperature 90°C, no steering for 30 minutes, potential (-1mmA), deposition time 1 h and 2 h and 3 h respectively, all parameters are constant throughout the process.

Hydroxyapatite dissolution in aqueous system is governed by the mass action law and concentration law. Hydroxyapatite dissolution can be performed both in distillated water and PBS -Cl, 0.6g KCl, 3.6g Na2HPO4,0.6gKH2PO4-(physiological serum).Many inorganic biomaterials like HAp have been used as a biological model for mineralization and demineralization.Most studies claim that the dissolution is a spontaneous process which continue until the balance is reached or until all the phases solid disappear [4].

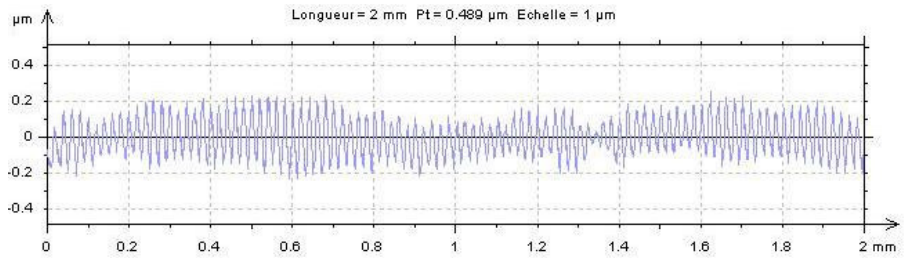
It is well known that crystallization is not spontaneous until nucleus or the displacement source from the crystal surface reaches a critical size or until conduction force (over the saturation) is big enough. Similarly, the hydroxyapatite dissolution is accompanied by hole formation in the area throughout all the stages of dissolution. When the size of the dissolved crystals approaches the critical value for the active holes, the dissolution may stop .Only holes that are larger than the critical size contribute to dissolution.

Morphology and growth of hydroxyapatite coating have been observed by Scanning Electron Microscope (Philips 30FEG Environnement). The chemical composition and hydroxyapatite crystals orientation have been studied with X-ray diffraction under grazing incidence [5]. Hydroxyapatite coating stability has been analyzed by dissolution in distilled water and phosphate buffer saline (PBS) for 1 hour and filing evidence 2 hour. Topographic studies were performed with profilometer (Logiciel Micromesure 2).

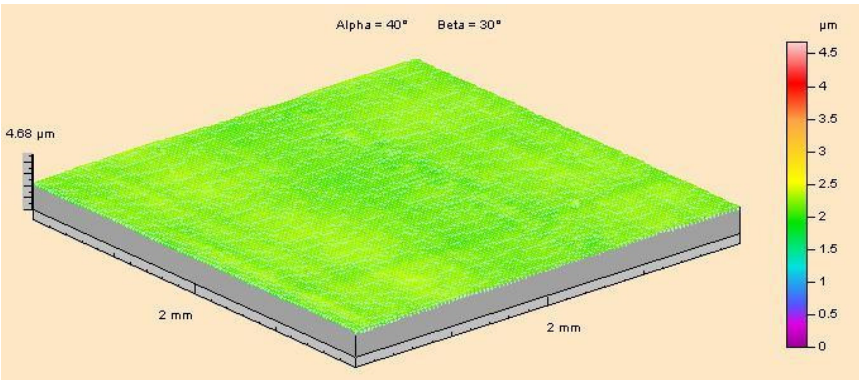
3. Results and Discussions

3.1. Before Dissolution Process

Both representations show that the surface is nearly smooth, without irregularities.

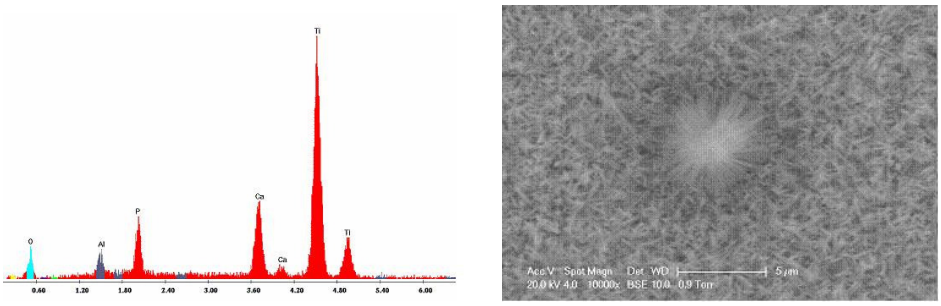


a



b

Fig. 1 – Ti alloy surface: *a* – 2D profile; *b* – 3D.

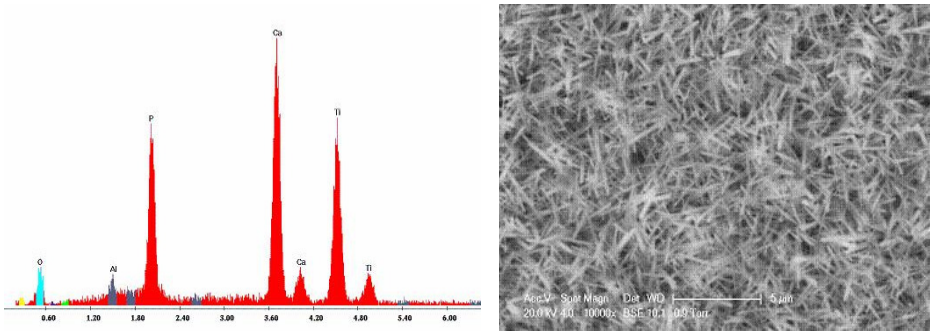


a *b*

Fig. 2 – SEM analysis for 1h deposition sample: *a* – Chimical composition for 1h sample deposition; *b* – Sample section for 1 h.

The crystals had accicular shape. The 30 minutes without steering during the deposition process is cell growth time. Ratio Ca / P is 1.28 and Ti is present in big quantities. The deposition time is very short until the surface is fully cover with Ti alloy sublayer. After determining the quantity ratio of Ca/P

by EDX, the analysis shown that the report for hydroxyapatite is not the specific ratio of 1,67.



a *b*

Fig. 3 – SEM analysis for 2h deposition sample: *a* – Chimical composition for 2h sample deposition; *b* – Sample section for 2 h.

3.2. After Dissolution Process

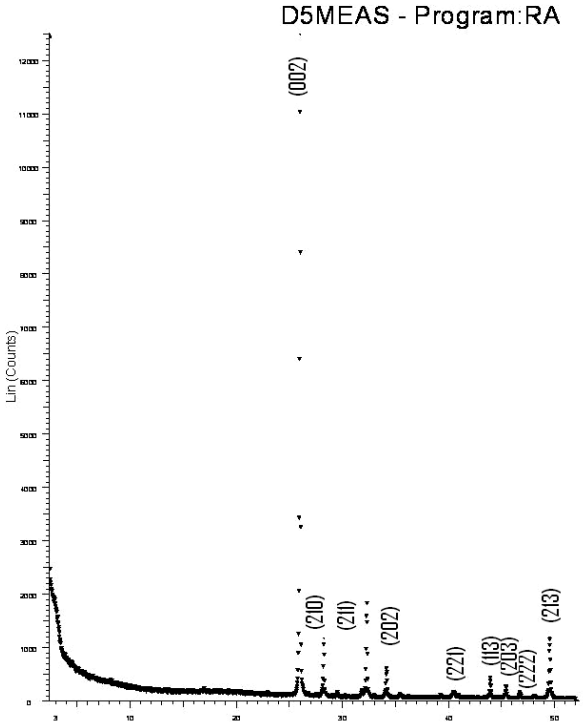


Fig. 4 – Sample after dissolution in phosphate buffer saline solution (SEM).

After 2h, deposition Ca and P quantity are important. Titanium sublayer is covered and the report Ca/P is 1.46. Forma crystal is needle with various orientations. After dissolution in water for seven days report the Ca/P 2.14.

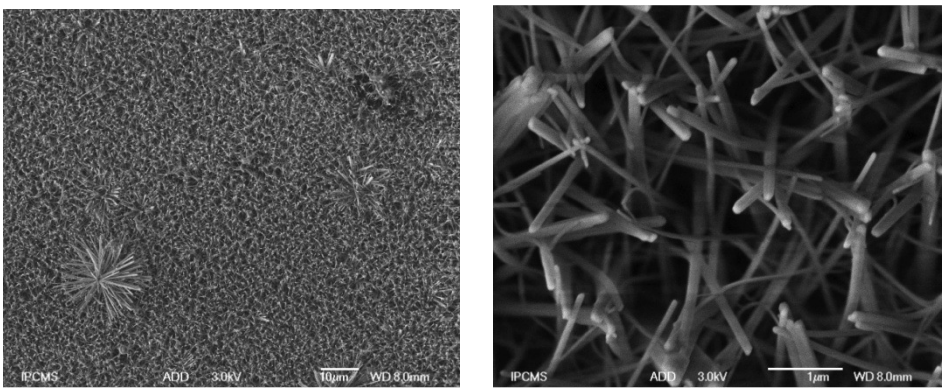


Fig. 5 – Sample after dissolution in distilated water.

The crystals have a needle shape and there are several flower-shaped crystals. Their different sizes and their tips are rounded. Orientation of the crystals is oblique or perpendicular. After dissolution, crystals can have perpendicular and inclined orientation. After a period of seven days dissolution in phosphate buffer saline, the Ca/P ratio is 2.29 higher compared with the dissolution sample in distilled water.

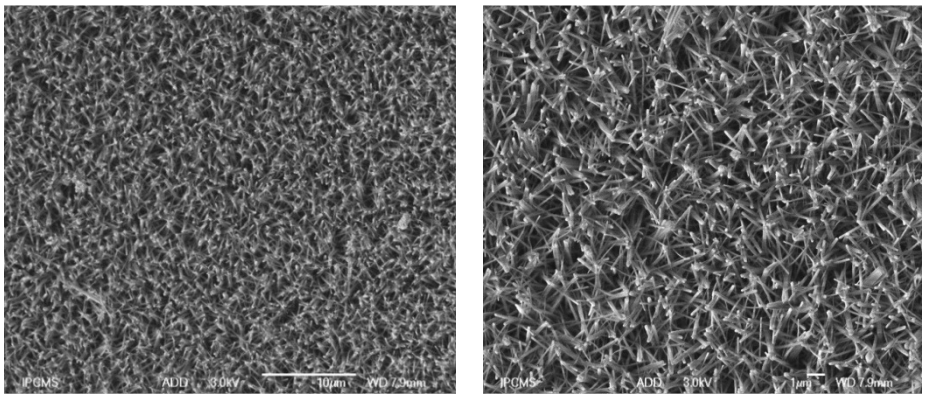
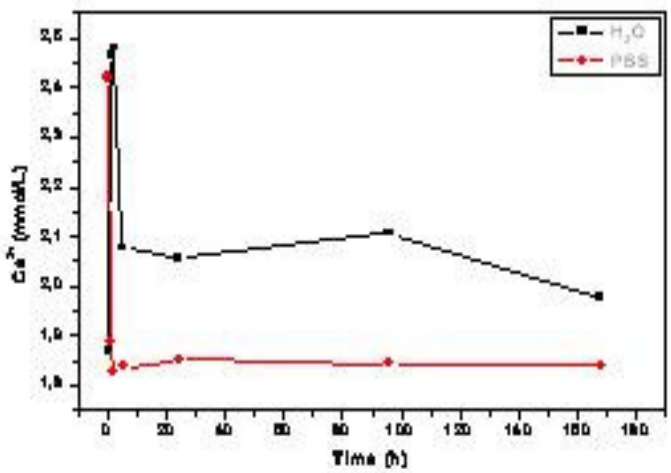


Fig. 6 – Sample after dissolution in phosphate solution.

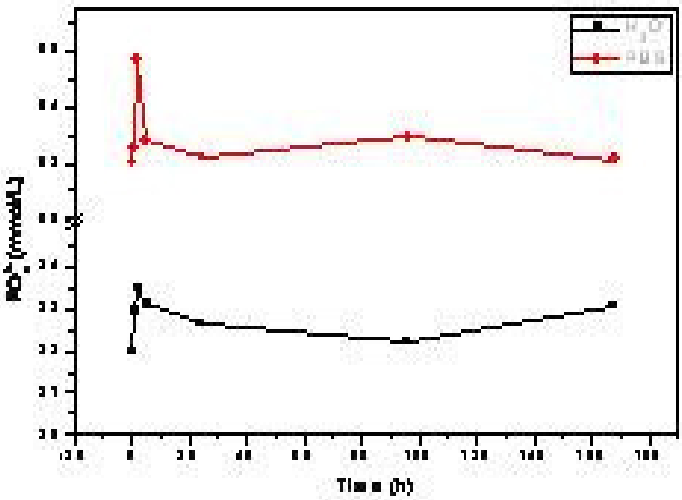
All crystals have a rounded shape with oblique and perpendicular orientation needle peaks. Contrary to distilled water sample dissolution, the dissolution sample in phosphate buffer saline solution does not submit drill

crystal flowers.

This study was performed with samples of phosphate buffer saline solution and distilled water each time set. It may be noted that both the amount of Ca^{2+} and PO_4^{3-} in the beginning is increased.



a



b

Fig. 7 – Ca^{2+} and PO_4^{3-} after dissolution in distilled water and phosphate buffer saline solution: *a* – Ca^{2+} Analysis; *b* – PO_4^{3-} analysis.

Followed by stagnation and then a reprecipitation. It can be said that two behaviors are similar. But small differences can be observed: in the figure a) the amount of calcium ions is slightly higher at a time close to 100 hours for dissolution in water while the dissolution in saline can letup; in figure b) representation around the same time the 100 hours amount of PO_4^{3-} is higher for saline solution while the amount of PO_4^{3-} in distilled water drops.

4. Conclusions

Electrochemical deposition is an available technique to achieve a uniform hydroxyapatite coating while having an ideal structure to cover the implant, if it can be found a perfect combination of parameters and the suitably roughness. Roughness has a large influence on the appearance, form and orientation of particles produced by deposition.

Hydroxyapatite obtained by electrochemical deposition is a distribution of crystals of "nails" and "petals". Obviously, there are treatment for reducing crystal size by "crushing" to get a structure that allows growth cell, but unfortunately this type of treatment increases the production cost of hydroxyapatite and also outgoings implant.

Received: May 14, 2010

Polytechnical University of Bucureşti,
Department of Materials Science and Engineering
e-mail: stoicaemanueladaniela@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Parker J.B., Bronzino J.D., *The Biomedical Engineering Handbook, 2nd ed Biomaterials Principles and Applications*. CRC Press, Boca Raton, FL, 1-21 (2000).
2. Ciobanu G., Carja G., Ciobanu O., *Structural Characterization of Hydroyapatite layer Coatings on Titanium Supports*. Elsevier-Surface and Coatings Technol., **202**, *11*, 2467-2470 (2008).
3. Dos Santos E.A, Moldovan M.S, *Oriented hydroxyapatite Single Crystals Produced by the Electrodeposition Method*. Mater. Sci. and Engng., **B**, *Bioinspired and Biointegrated Materials as New Frontiers Nanomaterials* (I). Symp. M of the 2009 E-MRS Spring Meeting Strasbourg, France, **169**, *1-3*, June 8-12, 2009, 138-144 (2010).
4. Tang R. şi al., *Size-Effects in the Dissolution of Hydroyapatite: an Understanding of Biological Demineralization*. J. of Mater. Chem. (2004).
5. Geru N., Structure *Analysis of Metallic Materials*. Edit. Tehnică, Bucureşti, 90, 1991.

CERCETARE PRIVIND PREGĂTIREA IMPLANTURILOR PROTETICE

(Rezumat)

În această lucrare a fost utilizat aliajul Ti6Al4V ca substrat pentru depunerea de hidroxiapatită pe cale electrochimică. S-au efectuat studii de disoluție a hidroxiapatitei în apă distilată şi soluție salină de fosfat. Aliajul de Ti_6Al_4V poate fi considerat aliajul biomedical standard. Obiectivul acestui proiect este focusat asupra pregătirii suprafețelor înainte de depunerea electochimică a hidroxiapatitei în special influența rugozității asupra startului de hidroxiapatită. După depunerea de hidroxiapatită, probele au fost analizate cu difracție de raze X, analiză SEM, microscopie optică precum şi înainte de depunere prin profilometrie şi microscopie optică. Depunerile de hidroxiapatită realizate pe substartul de Ti_6Al_4V au fost realizate pentru protezele de şold.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 3, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

WHAT IS SUBMITTED BY CHEMICAL VAPOR (C-CVD)?

BY

IRINA-ELENA SURDU and DAN-GELU GĂLUŞCĂ

Abstract: Analyzing the evolution process of chemical vapour deposition from the beginning until the present stage. Chemical vapour deposition (CVD) is a chemical process used to produce high-purity, high-performance solid materials. The process is often used in the semiconductor industry to produce thin films. In a typical CVD process, the wafer (substrate) is exposed to one or more volatile precursors, which react and/or decompose on the substrate surface to produce the desired deposit.

Key words: deposition, cvd, layers, gas mixt.

1. Definition and Purpose Type CVD Layers

The parts required to wear, for which lubrication is not possible or not recommended, and for heavy tools required to wear and corrosion, classical thermo chemical fail to obtain sufficient durability in exploitation of.

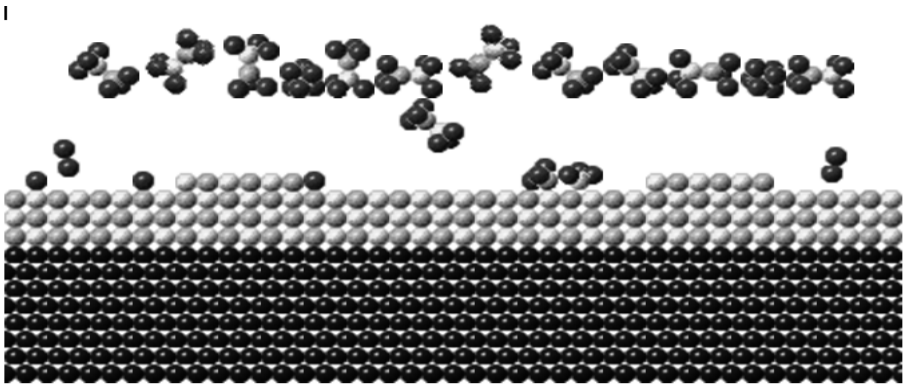


Fig. 1 – Chemical Vapour Deposition (CVD).

As a result, have developed a number of new active surface layers of protection against wear and corrosion applications for known CVD layer generic Chemical Vapor Deposition.

Chemical vapour deposition is a part of physical vapour deposit. The time difference between PVD and CVD was blurred due to the emergence of new technologies. Chemical vapour deposition include spraying, coating ion coating low pressure chemical vapour, laser coating, reactive evaporation, ion beam, laser evaporation and other variations.

2. Deposit CVD: Theoretical Principles

Variants differ by converting gas to reactive gas mixtures. In a CVD process reactant gas mixture contacts the part surface. The gases are heated to form a reactive gas mixture.

The coating is made of another material known as reactive vapours can be dispersed as solid or liquid gas. The gases are introduced into the chamber at normal pressure and temperature, while the solids and liquids at temperatures and high pressures. Inside the enclosure parts get energy to facilitate reaction with carrier gas.

The main stages in the CVD process are:

- the formation of reactive gas mixtures;
- the transport of reactant gas to the surface of the piece;
- the reactants absorption layer;
- the reaction to absorb the layer forming the deposit.

Surface treatment is very important Vapour Deposition and particularly CVD. Primary treatment involves the use of chemical and mechanical means before submission reactor parts.

The piece should be cleaned before submission and reactor chamber must also be clean, sealed, no dust and moisture. Cleaning is done with ultrasound and vapour degreasing to increase adherence with Vapour polishing is required.

During the coating process operators must maintain the area clean to prevent accumulation of particles. Manufacturers use acid or low concentration gas to clean the oxide layers that formed during the preheating.

Final treatment may include heat treatment to facilitate diffusion of coating material. Companies use CVD for corrosion resistance and wear. CVD is used mainly to obtain specific properties that are difficult to obtain by other processes. CVD process is important because the ability to control the microstructure of the material stored.

Microstructure CVD deposits depends on the chemical mixture, the energy of atoms, ions or molecular fragment, chemical properties of the surface, the surface of the piece, temperature part, the presence or absence of a current play. The metals used are: Ni, W, Cr, Ti carbide.

Firms also use CVD to create films, coatings, powders, composite materials, bodies, spherical particles, filaments and whiskers. Most applications are in electronics, optics, Optoelectronic, photovoltaic and chemical industry. Starting costs are high.

Technology for obtaining such layers on the metal surface consists in passing over this area, heated in a watertight enclosure relatively radiates temperatures, a reactant gas mixture, which contains the chemical elements of the layer in the form of volatile chemicals.

In the role of protective layers to wear, the gas mixture generally confines vapours of a volatile campus of a transition metal. This chemical compound is usually a metal halide that, playing the role of donor metal.

The complete chemical reactions that occur at process temperatures between donors (donors) of metal, gas mixture and other metal parts inside the area on the surface precipitation type layer CVD.

Regarding the nature of type CVD layers, they can be made of pure metals or their compounds harsh, such as carbides, nitrides, borides or oxides. CVD layers are compounds that make up metal type - non-metals, characterized by hardness and/or refractory high.

Precipitation layer of CVD gas mixture inside the normal pressure can occur (rarely) or subatmospheric pressure (usually vacuum field coarse or fine). In most CVD processes, maintaining temperature at which the growth layer is set within the area 900 - 1100°C, but there are processes that occur later in lower temperatures (500 to 700°C).

In CVD processes, diffusion phenomena at the interface layer-based material are reduced in weight, they are manifested mainly by finding some of the alloying elements of the basic material in the layer. Therefore, it is believed that CVD layers are layers of additive.

In this area we are using the term originating from the galvanic deposition technique. Thus, the process for obtaining layer is often called filing or CVD coating and parts to cover are called substrates.

3. Procedures for Obtaining Layers CVD

The principles of process to obtain high-temperature CVD layers.

In chronological order, first appeared was the CVD process which takes place at high temperatures, the process is named HT - CVD (High Temperature Chemical Vapour Deposition). As the CVD layers used for protection against wear than are those consisting of carbides, nitrides and cabinetries of titanium, the conduct of trials in HT-CVD process will be exemplified below for CVD layers of this type.

General reaction which occurs in HT-CVD processes can be written as:

(1) MEX metalloid donor H2 ↔ Men (Cx, NY, Bz, Ow)

where:

Me = transition metal, respectively (in this case titanium)

X = halogen (CI, I, Br, etc.).

n, x, y, z, w = index chemical compound of the formula that (carbide, nitride, boride or oxide).

Donors non-metal consists of a gaseous compound or a mixture of gases, which assigns appropriate non-metallic layer formation (nitrogen for nitrides, carbon carbide, etc.). Donors of metalloids used more frequently in the HT-CVD techniques are CmHn gaseous hydrocarbons (mainly methane CH_4), molecular nitrogen N_2, carbon monoxide CO, carbon dioxide CO_2, etc. BCl_3 boron trichloride.

If the layer is formed only by titanium carbide, the general reaction (1) becomes:

(2) $$2TiCl_4\ N_2\ 4\ H_2 \leftrightarrow 2TiN\ 8HCl$$

The reaction occurs at temperatures above 1000°C, in atmosphere with excess hydrogen. It is likely that this high-temperature reaction as:

(3) $$2AlCl_3 + 3CO_2 + 3H_2 \leftrightarrow A1_2O_3 + 3CO + 6HCl$$

which justify the beneficial effect of excess H_2 on reaction kinetics. Apparent from these reactions result in a reaction product corrosive hydrochloric acid. Moreover, in almost all CVD processes also result corrosive nature-products, such as halogenated acids and chlorides. This installation requires execution components of filing of stainless materials and neutralization of exhaust gases from the process.

Customizing reaction (1) to obtain layers of nitrides, titanium carbide respectively, becomes:

(4) $$2TiCl_4 + N_2 + 4H_2 \leftrightarrow 2TiN + 8HCl$$

to deposit layers of aluminium oxide, the reaction is:

(5) $$2TiCl_4 + CH_4 + N_2 + 2H_2 \leftrightarrow 2TiN\ (Cx, NY) + 8HCl$$

As you can see, all these reactions, hydrogen plays an important role. In addition to chemical reactions between metal halides and gaseous compounds with non-metal role of donors in CVD processes is involved in other types of chemical reactions:

(6) $$2AlCl_3 + 3CO_2 + 3H_2 \leftrightarrow AL_2\ O_3 + 3CO + 6\ HCl$$

a) Reactions of thermal decomposition (pyrolysis)

In this case, a gaseous compound, unstable temperature deposit, decays. Such reactions may occur as side effects or even the main reactions of submission. One example is the deposition of carbon by methane decomposition at temperatures above 1000°C:

(7) $$CH_4 \leftrightarrow [C] + 2H_2$$

b) Reactions with hydrogen reduction. This is to reduce the metal halide with hydrogen at high temperatures. They are used for CVD deposition of layers consisting of pure metals (Ti, Ta, W, Zr). One example is the deposition of Ti by the reaction:

(8) $$TiCl_4 + 2H_2 \leftrightarrow [Ti] + 4HCl$$

c) Oxidation reactions

Generally occur between volatile compounds of a metal which is deposited and an oxidizing compound nature (O_2, CO_2, etc.). Getting silicon oxide layers from silane is typical for this kind of reaction:

(9) $$SiH_4 + 2O_2 \leftrightarrow [SiO_2] + 2H_2O$$

The reactions described above take place in sealed enclosures (wall reaction tubes warm or cold wall), in which production processes of heat and mass transfer specific CVD technology. The complete process takes place in different areas in relation to the play area, presented schematically in Fig. 2.

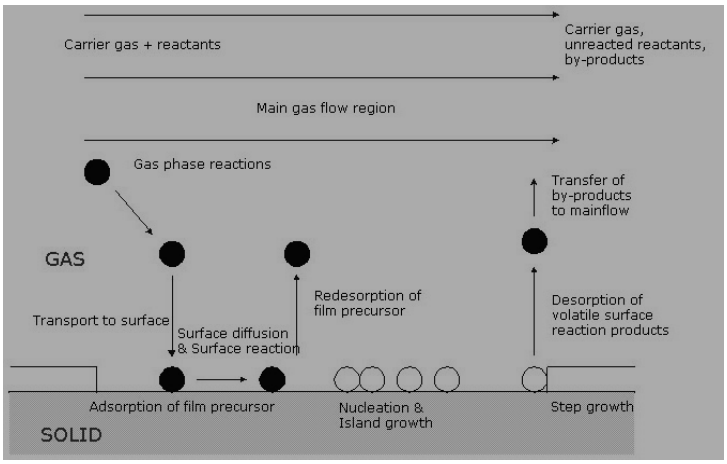


Fig. 2 – Schematic representation of mass and heat transfer in CVD processes.

Of these areas, the fundamental role in the processes of mass transfer boundary layer plays, which is defined as the area adjacent to the substrate surface, where gas differ in speed, chemical composition and temperature of the atmosphere from the rest of the enclosure.

Mass transfer processes taking place at the deposition by CVD is illustrated in Fig. 2. One can distinguish the following stages of filing:

- transport of reactants to the boundary layer (1), caused by convection;
- transport of reactants through the boundary layer (2), the phenomena of diffusion in the gas;
- processes in gas-solid interface (adsorption, germination and phenomena of rearrangement ions and atoms);
- proper growth of the crystals;
- desertion of reaction products (4);
- transport of the product gaseous reaction flask back in the atmosphere (5).

As you can see the main chemical reactions of type (1) above, they are characterized by being mixed reactions, with increasing the number of moles. Therefore, low pressure in the calibrated, the values below the atmospheric pressure will favour the production of these reactions in the desired direction, however, unlike other deposits, the type CVD technology is used only a coarse vacuum pressure in the flask during deposit generally ranging between 200 and 800 mbar abs.

A prerequisite for the success of any deposition by CVD is a reaction using high purity gases. Thus, an impurity gas only 3 ÷ 6 ppm oxygen or water vapor leads to surface oxidation of substrates inside the vacuum, leading in turn to lack of adhesion between coating and substrate.

4. Conditions Imposed Substrates and CVD Layers Properties

Substrate on the carrying place submission must meet the condition that the structure does not change irreversibly deposit temperature and possess sufficient corrosion resistance against the gases used in the process. To obtain a good adhesion of the layer, it is necessary that the substrate surface to be smooth and clean. In general, this area is subject, before filing several stages of cleaning, the last of which took place in the ultrasonic bath. Another condition is compatibility between the coating and substrate.

The set consists of layer and substrate is a true composite. Different expansion coefficients of layer and substrate are responsible for the internal tensions that arise from the cooling temperature and requests submission of the composite thermal shock.

Differences too large expansion coefficients in the layer give rise to a specific defect called “craquelure” which consists of a network of fine cracks. He does not mind very much in those applications where wear is not

accompanied by corrosion. Regarding the shape of the substrate by CVD processes may be covered with layers of high uniformity complex geometry parts including the inner surfaces of fine holes.

Intermetallic compounds, which form the most common layers deposited by CVD are titanium carbide (TIC), titanium nitrides (TiN), chromium carbide (Cr_7C_3), tungsten carbide (W2C), aluminium oxide (Al_2O_3), iron boride (FexB) and silicon carbide (SiC). All these deposits have thicknesses ranging from 2 to 10 layers such µ.m. is characterized by a series of specific properties. Of these, the most remarkable is the hardness, which is in most cases large and very large values.

Resistances to oxidation of the fuels are different. Chromium carbide and silicon are stable to oxidation until at least 1000°C, while the titanium carbide to the tungsten and titanium nitrides, oxidation starts already at 540°C.

Tribological behavior of CVD layers is strongly dependent on the material layer on the surface, the hardness of his nature and the couple of materials. The friction abrasive solids the lower friction coefficients present titanium carbide and iron boride largest, as seen from Table 1. In conditions of mixed friction, all couples of materials have low coefficients of friction, but large differences occurred in what the limit of application.

Hardness CVD layers and their low tendency to cold weld formation for obtaining a very high wear resistant type adhesive.

Table 1

Wear and Friction Coefficients of CVD Hard Material Layers

Type layer	Type abrasive friction between solids (2.5N)		Rubbing a composite (50N)		
	Attrition rate 10^{-6} mm^3 / m	µ	Attrition rate 10^{-6} mm^3 / m	µ	Pregnancy failure N
Iron borides	<0.1	0.35 - 0.60	1.5	0.09	≈ 200
Titanium carbide	1.4	0.11 - 0.15	1.0	0.09	> 2400
Titanium nitrides	0.5	0.17 - 0.21		0.1 - 0.06	1000 - 1700
Chromium carbide	8.3	0.30 - 0.50	5.9	0.08	> 2400

Cutting removable cover plates with layers of ICT monophasic, TiN and Ti (C, N) with thicknesses of 3 ÷ 6 microns has allowed improving their sustainability 3 ÷ 5 times, and covering them with double layers, composed of a phase 3 ÷ 6 microns in ICT and a phase 1 ÷ 3 ìm in Al_2O_3 allowed increasing the sustainability even of 8-10 times compared to uncoated plates.

Corrosion protection exerted by the layers obtained by CVD depends on their porosity and the extent to which these layers are cracked. TiN layers deposited by, although CVD cutting tool gives a high resistance to wear, does not protect the substrate against corrosion requests. Therefore, it is

recommended their use in aggressive environments where pitting occurs frequently. The cause of this adverse reaction is that transition metal nitrides are more electrochemically noble than steel substrate on which they are applied. In itself, the material deposited (TiN) is highly resistant to corrosion and acts as a noble metal. Unfortunately, just because of this, small layer flaws inherent listed by leading to the formation of local galvanic cells between layer and substrate material less noble steel. Therefore, local substrate can be attacked unless nai chemical deposition of TiN is missing. These effects are illustrated in Fig. 3. This raises the effect of detachment of the layer, which annihilate its good mechanical properties.

Porosity layers deposited in vacuum is an inherent consequence of the process of atomic layer growth during submission. After germination, clusters with different orientations simultaneously grow and accommodate mismatches network is realized by the appearance of tension gradient, the areas of defects and vacancies.

If some vacancies are merged, may form microspore. Of course, the greater the size of species condenses the more big pores. If a por extends from substrate to the surface, it is called por entered, and if not, por open.

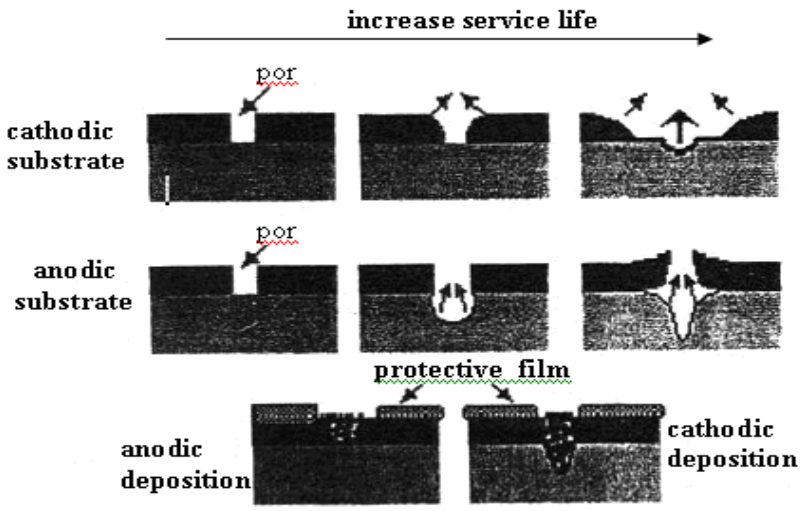


Fig. 3 – Coupling Anodic - cathodes parts covered by a CVD.

In general, macroscopic defects are as a consequence of the surface layer defects, which are responsible for most of the porosity of deposit, although usually these pores are not entered. Local cracks in rosette or local detachment of the layer named „macro porosity”.

5. Conclusions

Hard layers for tribological purposes

The HT-CVD processes, is getting tough layers of ICT, TiN and Al_2O_3 on sintered carbide tools. Since 1980, we achieved the ICT and TiN deposition by low temperature CVD processes (MOCVD, PACVD) and high alloyed tool steels. The increase in the durability of tools for different types of layers deposited by CVD processes.

O items also special tribological properties of CVD deposition, published recently, is represented by soft layers with high adhesion to substrate, which have lubricating effect, characterized by low coefficients of friction and their affinities reduced compared to alloying elements. In this category are a series of monometallic layers, such as Al, Ti, Cu, precious metals.

Received: May 14, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
e-mail: irina.surdu@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Pedraza F., Gómez C., Carpintero M.C., Hierro M.P., Pérez F.J., Surf. Coat. Technol., **190**, *2–3*, 223 (2005).
2. Voudouris N., Chistoglou C.H., Angelopoulos G.N., Surf. Coat. Technol., *141*, 275 (2001).
3. Chistoglou C., Voudouris N., Angelopoulos G.N., Pant M., Dahl W., Surf. Coat. Technol., *184*, 149 (2004).
4. Pérez F.J., Hierro M.P., Carpintero M.C., Bolivar F.J., Surf. Coat. Technol., *184*, 361 (2004).
5. Choy K.L., Prog. Mater. Sci., *48*, 57 (2003).
6. Leclere K., Briens C., Gauthie T., Bayle J., Guigon P., Bergougnou M., *Experimental Measurement of Droplet Vaporization Kinetics in a Fluidized Bed.* Chem. Engng. A. Proc., **43**, 693 (2004).
7. Bruhns S., Werther J., *An Investigation of the Mechanism of Liquid Injection Into Fluidized Beds*. AIChE J., **51**, *3*, 766 (2005).

CE ESTE DEPUNEREA CHIMICĂ DE VAPORI (C-CVD)?

(Rezumat)

Analizând evoluția procesului de depunere chimică de vapori de la început până la etapa actuală. Depunerea chimică de vapori (CVD) este un proces chimic

utilizat pentru producerea de puritate înaltă, materiale de înaltă performanță. Procesul este adesea utilizat în industria de semiconductori pentru a produce filme subțiri. Într-un proces tipic CVD, substratul este expus la unul sau mai multi precursori volatile, care reacționează şi/sau se descompune pe suprafața substratului pentru producerea depozitului dorit.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ „GHEORGHE ASACHI”
DIN IAŞI

Tomul LVII (LXI)
Fasc. 3

Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2011 **Editura POLITEHNIUM**

ISSN 1453-1690

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LVII (LXI)

Fasc. 3

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2011 **Editura POLITEHNIUM**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
PUBLISHED BY
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMÂNIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President : Prof.dr.eng. **Ion Giurma**, Member of the Academy of Agricultural Sciences and Forest, *Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University" of Iaşi

Editor-in -Chief : Prof.dr.eng. **Carmen Teodosiu**, *Vice-Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Honorary Editors of the Bulletin: Prof.dr.eng. **Alfred Braier**
Prof.dr.eng. **Hugo Rosman**
Prof.dr.eng. **Mihail Voicu**, Corresponding Member of the Romanian Academy, *President* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Editors in Chief of the* MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING *Section
Assoc. prof. dr. eng. **Iulian Ioniţă**
Assoc. prof. dr. eng. **Gheorghe Bădărău**
Prof. dr. eng. **Petrică Vizureanu**

Honorary Editors: Prof. dr. eng. **Dan Gelu Găluşcă**
Prof. dr. eng. **Adrian Dima**

Associated Editor: Assoc. prof. dr. eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Assoc. prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences (Japan)
Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)
Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University (U.S.A.)
Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)
Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw (Poland)
Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)
Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University (Spain)
Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)
Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest (Romania)
Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3 2011

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI şi PETRICĂ VIZUREANU, Predescu cristian şi berbecaru andrei, studiul difractometric asupra aliajelor cu memoria formei de tipul $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$(engl. rez. rom.) 7

MIHAI AFRĂSINEI, DORU CĂLĂRAŞU şi ADRIAN OLARU, Sistem mecano-hidraulic de control şi protecţie a turbinelor eoliene cu ax orizontal de foarte mică putere (engl. rez. rom.). 15

MIHAI AFRĂSINEI, DORU CĂLĂRAŞU şi ADRIAN OLARU, Transmisie hidraulică adaptivă destinată turbinelor eoliene cu ax orizontal de mică putere (engl. rez. rom.). 21

MIHAI ALEXANDRU, DOINA HÎNCU şi MIRCEA ASANDULUI, Unele consideraţii privind evaluarea utilizării apei într-o instalaţie industrială (engl. rez. rom.). 27

ADRIAN ALEXANDRU şi GELU BARBU, Cercetări de microduritate pe straturi dure depuse pe oţeul 40Cr10 pentru organe de maşini (engl. rez. rom.). 31

MIHAI APREUTESEI, IONELA ROXANA ARVINTE şi EMILIA BLAJ, Materialele dispozitivelor de tăiere: o revizuire privind dezvoltările recente şi aplicaţiile acestora (engl. rez. rom.). 39

MIHAI AXINTE, CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ION HOPULELE şi ALEXANDRU ENACHE, Influenţa grilei polarizate asupra efectului de catod dublu la nitrurare (engl. rez. rom.). 47

GABRIEL BUJOR BĂBUŢ şi ROLAND IOSIF MORARU, Propunere privind o abordare teoretică contextuală a prevenirii accidentelor (engl. rez. rom.). 53

RALUCA ELENA BACIU, IRINA GRĂDINARU, DANIELA CALAMAZ şi MARIA BACIU, Cercetări experimentale privind comportamentul la uzare al diferitelor straturi de material compozit cu nanoumplutură utilizate în restaurările dentare directe (engl. rez. rom.). 63

GELU BARBU şi ADRIAN ALEXANDRU, Îmbunătăţirea calităţii fontei prin solidificare dinamică (engl. rez. rom.). 71

GABRIEL BATIN, CĂTĂLIN POPA, LIVIU BRÂNDUŞAN şi IOAN VIDA-SIMITI, Proprietăţile mecanice ale unor materiale cu gradient funcţional pe bază de Ti-Ha (engl. rez. rom.). 79

MEDINA – NATALIA BATIN şi VIOLETA POPESCU, Obţinerea pulberilor de oxid de fier din soluţie chimică (engl. rez. rom.). 85
IOANA MONICA BERAR (SUR), VALER MICLE, SIMONA AVRAM şi CAMELIA SIMONA COCIORHAN, Cercetări experimentale privind extracţia metalelor grele din solul poluat prin activităţile specifice industriei metalurgice (engl. rez. rom.). 93
A. BERBECARU, A. PREDESCU, C. PREDESCU şi A. NICOLAE, Cercetări privind cauzele degradării tuburilor de imersie de la turnarea continuă a oţelurilor (engl. rez. rom.). 99
V. BILICHENKO, Stabilirea strategiilor pentru dezvoltarea managerial-tehnică a sistemelor de productie în transportul auto (engl. rez. rom.). 107
IONELA POENIŢA BÎRLOAGĂ şi TRAIAN BUZATU, O contribuţie privind recuperarea cocentralelor polimetalice din componentele deşeurilor electronice (engl. rez. rom.). 115
FRANCISC BIRO, MIHAI SUSAN, VIOREL ILIESCU, BOGDAN GAVRILĂ, ORESTE CRISTODULO şi BOGDAN APREUTESEI, Despre poziţionarea reflectorilor de energie ultrasonică la trefilarea sârmelor subţiri şi foarte subţiri (engl. rez. rom.). 121
CONSTANTIN BORIS, Schimbătoare de căldură lamelare demontabile de tip D (engl. rez. rom.). 129
CONSTANTIN BORIS, Algoritmi utilizaţi pentru generarea numerelor aleatoare (engl. rez. rom.). 141
MARIA BORLA (GOIA) şi GHEORGHE ZIRBO, Cercetări privitoare la comportarea deşeurilor din amestecurile de formare cu lianţi organici în procesul de regenerare termică (engl. rez. rom.). 165
LIVIU BRÂNDUŞAN, GABRIEL BATIN şi RADU MUREŞAN, Studii asupra procesului de rupere a materialelor sinterizate (engl. rez. rom.). 169
INGRID BUCIŞCANU, Materiale bioplastice şi biocompozite pentru dezvoltare durabilă (engl. rez. rom.). 177
VASILE BULANCEA, ANTONIA DIANA GHEORGHIU, MIHAI SUSAN, BOGDAN L. GAVRILĂ şi GH. BULUC, Oţeluri de rulmenţi tratate termic neconvenţional (engl. rez. rom.). 187
VASILE BULANCEA, ANTONIA DIANA GHEORGHIU, MIHAI SUSAN, BOGDAN L. GAVRILĂ şi GH. BULUC, Stabilitatea dimensională a elementelor de rulmenţi tratate sub zero (engl. rez. rom.) 193
MARIAN BURADA, VASILE SOARE, IONUŢ CONSTANTIN, FLORIN MINCULESCU, ANA MARIA POPESCU şi IOAN CARCEA, Depunerea fără curent a aliajelor Zn-Ni-P pe oţel din băi de cloruri (engl. rez. rom.). 201
YU. BURENNIKOV, L. KOZLOV şi A. PETROV, Proprietăţile dinamice şi statice ale acţionarilor hidraulice LS pe baza supapei de control multidirecţionale (engl. rez. rom.). 211
YU. BURENNIKOV, L. KOZLOV şi S. REPINSKIY, Optimizarea parametrilor de proiectare pentru un regulator de debit pentru o pompă cu piston variabil axial (engl. rez. rom.). 219

YU. BURENNIKOV, I. RUSU şi N. LOZAN, Plasticitatea metalelor sub acţiunea unei solicitări non-monotone (engl. rez. rom.) 229
YU. BURENNIKOV, YU. JR BURENNIKOV, A.DOBROVOLSKY şi S. KRIVA, Perfecţionarea proceselor de afaceri a reprezentantelor auto cu motoare de mică capacitate (engl. rez. rom.) 237
A. BUZAIANU, S. RUSU, ROXANA TRUSCA, E. VASILE, I. RUSU şi P. MOTOIU, Potenţialul de utilizare pentru aplicaţii medicale al unui aliaj de magneziu nanocristalin (engl. rez. rom.) 243
TRAIAN BUZATU şi IONELA POENIŢA BÎRLOAGĂ, Recuperarea metalelor neferoase din subprodusele oxidice obţinute din deşeurile echipamentelor electrice (engl. rez. rom.) 255
OVIDIU CALANCIA, VASILE CAŢARSCHI şi ŞTEFAN LUCIAN TOMA, Cercetări privind obţinerea şi caracterizarea unor materiale poroase permeabile sinterizate din pulberi de bronz pentru elemente filtrante cu porozitate de 25%. I. Obţinerea materialelor şi determinarea unor caracteristici (engl. rez. rom.) 263
OVIDIU CALANCIA şi VASILE CAŢARSCHI, Cercetări privind obţinerea unor materiale poroase permeabile prin sinterizarea pulberilor de bronz pentru elemente filtrante cu porozitate de 25%. II: Determinarea porozităţii şi caracterizarea microstructurală a materialelor (engl. rez. rom.). 271
GABRIELA CĂLDĂRESCU şi GEORGE TANASIEVICI, Infuienţa reciclării termice a aliajelor neferoase asupra mediului de muncă (engl. rez. rom.). . 279
VASILE CAŢARSCHI, OVIDIU CALANCIA, ŞTEFAN LUCIAN TOMA şi SMARANDA CAŢARSCHI, Sistem flexibil inteligent pentru prelucrari termice ale oţelurilor susceptibile la fisurare (II) (engl. rez. rom.). 289
VASILE CAŢARSCHI, OVIDIU CALANCIA şi SMARANDA CAŢARSCHI, Sistem flexibil inteligent pentru prelucrări termice a oţelurilor susceptibile la fisurare (I) (engl. rez. rom.). 299
FLORIN CHICHERNEA şi ALEXANDRU CHICHERNEA, Software pentru prioritizarea funcţiilor în analiza funcţională (engl. rez. rom.). 309
LAURA CHIRILĂ, ROMEN BUTNARU, ANDREI VICTOR SANDU şi SANDA CREŢU, Sinteza, caracterizarea şi comportamentul la vopsire pe fibrele de lână a unor coloranţi premetalaţi pe bază de Ni(II) şi Zn(II) (engl. rez. rom.). 319
LAURA CHIRILĂ, ROMEN BUTNARU, SANDA CREŢU şi ANDREI VICTOR SANDU, Sinteza, caracterizarea şi comportamentul la vopsire pe fibrele de lână a unor coloranţi premetalaţi pe bază de Cu(II) (engl. rez. rom.) 327

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3 2011

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI, PETRICĂ VIZUREANU, CRISTIAN PREDESCU and ANDREI BERBECARU, Diffractometer Study on the Shape Memory Alloys Type $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$ (English, Romanian summary) 7

MIHAI AFRĂSINEI, DORU CĂLĂRAŞU and ADRIAN OLARU, Adaptive Hydraulic Transmission for Horizontal Axis Wind Turbines for Low Power (English, Romanian summary) 15

MIHAI AFRĂSINEI, DORU CĂLĂRAŞU and ADRIAN OLARU, Mechanic-Hydraulic Control System and Protection of Horizontal Axis Wind Turbine of Very Low Power (English, Romanian summary) 21

MIHAI ALEXANDRU, DOINA HÎNCU and MIRCEA ASANDULUI, Some Considerations About the Assessment of Water Usage in an Industrial Facility (English, Romanian summary) 27

ADRIAN ALEXANDRU and GELU BARBU, Microhardeness Researches on Deposed Hard Layers 40Cr10 Steel for Machine Parts Fractal (English, Romanian summary) 31

MIHAI APREUTESEI, IONELA ROXANA ARVINTE and EMILIA BLAJ, Cutting Tool Materials: A Review on Recent Developments and Applications (English, Romanian summary) 39

MIHAI AXINTE, CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ION HOPULELE and ALEXANDRU ENACHE, Polarized Grid Influence on Hollow Cathode Effect in Plasma Nitriding Process (English, Romanian summary). 47

GABRIEL BUJOR BĂBUŢ and ROLAND IOSIF MORARU, Proposal for a Contextual Theoretical Approach in Accident Prevention (English, Romanian summary). 53

RALUCA ELENA BACIU, IRINA GRĂDINARU, DANIELA CALAMAZ and MARIA BACIU, Experimental Researches Regarding the Wear Behavior of Different Layers of Nanofill Composite Material Used in Direct Dental Restorations (English, Romanian summary). 63

GELU BARBU and ADRIAN ALEXANDRU, Quality Improvement of Cast Iron by Dynamic Solidification (English, Romanian summary) 71

GABRIEL BATIN, CĂTĂLIN POPA, LIVIU BRÂNDUŞAN and IOAN VIDA-SIMITI, Mechanical Properties of Some Ti-Ha Based Functionaly Graded Materials (English, Romanian summary) 79
MEDINA – NATALIA BATIN and VIOLETA POPESCU, Preparation of Iron Oxide Powders from Chemical Solution (English, Romanian summary) . . 85
IOANA MONICA BERAR (SUR), VALER MICLE, SIMONA AVRAM and CAMELIA SIMONA COCIORHAN, Experimental Research on the Extraction of Heavy Metals from Polluted Soils Due to the Metallurgic Industry (English, Romanian summary) 93
A. BERBECARU, A. PREDESCU, C. PREDESCU and A. NICOLAE, Researches Regarding the Causes of Degradation of the Sen's from the Continous Casting of Steels (English, Romanian summary). 99
V. BILICHENKO, Determination of Strategies for Managerial-Technical Development of Productive Systems of the Motor Transport (English, Romanian summary). 107
IONELA POENIȚA BÎRLOAGĂ and TRAIAN BUZATU, A Contribution to the Recovery of Polimetallic Concentrates from Components of Electronic Waste (English, Romanian summary). 115
FRANCISC BIRO, MIHAI SUSAN, VIOREL ILIESCU, BOGDAN GAVRILĂ, ORESTE CRISTODULO and BOGDAN APREUTESEI, About the Positioning of the Ultrasonic Energy Reflectors During the Process of the Thin And Very Thin Wires Drawing (English, Romanian summary) 121
CONSTANTIN BORIS, Dismountable Type D Lamellar Heat Exchangers (English, Romanian summary) 129
CONSTANTIN BORIS, Algorithms Used for the Generation of Random Numbers (English, Romanian summary) 141
MARIA BORLA (GOIA) and GHEORGHE ZIRBO, Research Regarding the Behavior of Waste Foundry Sands With Organic Binders in the Thermal Regeneration (English, Romanian summary). 165
LIVIU BRÂNDUŞAN, GABRIEL BATIN and RADU MUREŞAN, Studies on Breaking Process of Sintered Materials (English, Romanian summary) 169
INGRID BUCIŞCANU, Bio-Based Plastics and Composites for Sustainable Development (English, Romanian summary). 177
VASILE BULANCEA, ANTONIA DIANA GHEORGHIU, MIHAI SUSAN, BOGDAN L. GAVRILĂ and GHEORGHE BULUC, Bearing Steels Unconventional Thermal Treated (English, Romanian summary) 187
VASILE BULANCEA, ANTONIA DIANA GHEORGHIU, MIHAI SUSAN, BOGDAN L. GAVRILĂ and BULUC GH., Dimensional Stability of Bearing Elements Sub-Zero Treated (English, Romanian summary) 193
MARIAN BURADA, VASILE SOARE, IONUȚ CONSTANTIN, FLORIN MINCULESCU, ANA MARIA POPESCU and IOAN CARCEA, Electroless Zn-Ni-P Alloys Deposition on Steel from a Chloride Bath (English, Romanian summary). 201
YU. BURENNIKOV, L. KOZLOV and A. PETROV, Dynamic and Static Characteristics of the Ls Hydraulic Drive on the Basis of Multimode Directional Control Valve (English, Romanian summary) 211

YU.BURENNIKOV, L. KOZLOV, S. REPINSKIY, Optimization of the Design Parameters of a Combined Flow Regulator for the Variable Axial-Piston Pump (English, Romanian summary) 219
YU. BURENNIKOV, I. RUSU and N. LOZAN, Metal Plasticity Under Non-Monotonic Loading (English, Romanian summary) 229
YU. BURENNIKOV, YU. JR BURENNIKOV, A. DOBROVOLSKY and S. KRIVA, Business Processes Perfection of Small Motor Transport Enterprises (English, Romanian summary) 237
A. BUZAIANU, S. RUSU, ROXANA TRUSCA, E.VASILE, I. RUSU and P. MOTOIU, Potential Use in Medical Applications of Magnesium Nanocristalline Alloy (English, Romanian summary) 243
TRAIAN BUZATU and IONELA POENIŢA BÎRLOAGĂ, Nonferrous Metals Recovery from Oxidic Subproducts Obtained from Waste Electrical Equipment (English, Romanian summary) 255
OVIDIU CALANCIA and VASILE CAŢARSCHI, Researches Concerning the Procurement and Characterization of Some Permeable Porous Sintered Materials of Bronze Powders for Filtering Elements by 25% Porosity. I: Determination Porosity and Characterizatio Microstructures Material (English, Romanian summary) 263
OVIDIU CALANCIA and VASILE CAŢARSCHI, Researches Concerning the Procurement and Characterization of Some Permeable Porous Sintered Materials of Bronze Powders for Filtering Elements by 25% Porosity. II: Determination Porosity and Characterization Microstructures Materials (English, Romanian summary). 271
GABRIELA CĂLDĂRESCU and GEORGE TANASIEVICI, Influence of Nonferrous Alloy Thermal Recycling on Work Environment English, Romanian summary) 279
VASILE CAŢARSCHI, OVIDIU CALANCIA and SMARANDA CAŢARSCHI, The Intelligent Flexible System for Thermal Processing of Steels Susceptible to Cracking (I) (English, Romanian summary) . . . 289
VASILE CAŢARSCHI, OVIDIU CALANCIA, ŞTEFAN LUCIAN TOMA and SMARANDA CAŢARSCHI, The Intelligent Flexible System for Thermal Processing of Steels Susceptible to Cracking (II) (English, Romanian summary) 299
FLORIN CHICHERNEA and ALEXANDRU CHICHERNEA, Software for Prioritizing the Functions in Functional Analysis (English, Romanian summary) 309
LAURA CHIRILĂ, ROMEN BUTNARU, ANDREI VICTOR SANDU and SANDA CREŢU, Synthesis, Characterization and Dyeing Behaviour on Wool Fibers of a New Premetallised Dyes Based on Ni(II) and Zn(II) (English, Romanian summary). 319
LAURA CHIRILĂ, ROMEN BUTNARU, SANDA CREŢU and ANDREI VICTOR SANDU, Synthesis, Characterization and Dyeing Behaviour on Wool Fibers of a new Premetallised Dyes Based on Cu(II) (English, Romanian summary). 327

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DIFFRACTOMETER STUDY ON THE SHAPE MEMORY ALLOYS T YPE $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$

BY

DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI*[1], PETRICĂ VIZUREANU[1], CRISTIAN PREDESCU[2] and ANDREI BERBECARU[2]

[1] “Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
The Faculty of Materials Science and Engineering
[2] University “Politehnica” Bucharest

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper presents some elements for obtaining of shape memory alloys the type $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$ and diffractometer analysis performed during these phases.

Key words: shape memory alloys, diffractometer analysis.

1. Introduction

The metallic shape memory alloys from the construction of both facilities are subject to mechanical and thermal stresses, so that their enrollment in a calculus system to fatigue requires consideration of the function.

The shape memory alloys base copper studied are type Cu-Zn-Al and can be classified as, fundamentally speaking, the ternary alloys. Copper is the main component (base), and are zinc and aluminum alloy components.

* Corresponding author e-mail: dragos_adc@yahoo.com

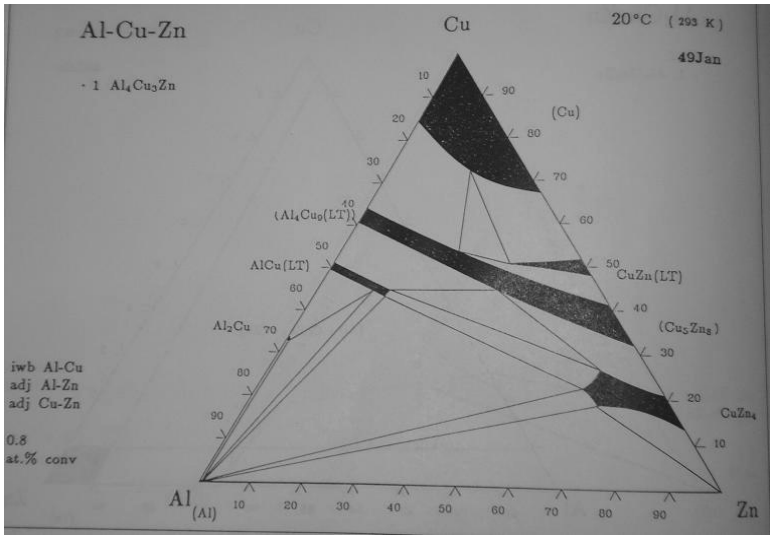


Fig. 1 – Ternary diagram Al-Cu-Zn at 20°C.

The steps for obtaining the type of shape memory alloys Cu-Zn-Al are the following:

- selecting the types of shape memory alloys, copper base (type Cu-Zn-Al)
- load calculation based on predetermined chemical composition
- ingot casting
- hot plastic deformation (forging)
- machining of specimens
- heat treatment: solution annealing commissioning
- shape memory effect induced by plastic deformation, elongation 3%.

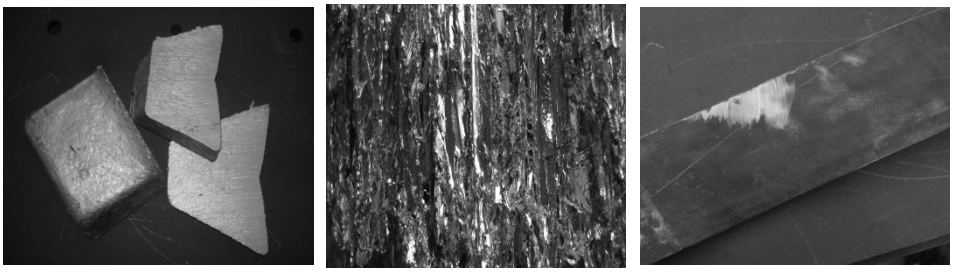
If we exclude the residual elements, according to Fig. 2 shape memory alloy has a base structure with single phase.

It is possible that the actual conditions of development to form intermetallic compounds such as CuZn and Al_4Cu_9. Based on this observation seems appropriate to apply the technology of heat treatment effects in implementing the solution.

Development is the first step in the process of obtaining shape memory alloys. Making processes differ depending on the type of alloy and the same type of alloy, the properties sought.

The alloys used in experimental research on copper, such $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$.

Development of alloys was carried out in an induction furnace with graphite crucible, using high-purity chemical elements Cu, Zn, Al and lack of moisture.



aluminum ingot, 99% purity | zinc ingot, 99.5% purity | copper electrolyte prepared, 99.95% purity

Fig. 2 – Components used in the making.

At the temperature of preparation, the interaction of the metal load with furnace atmosphere is oxidation reactions and dissolution of gas.

It has been observed to develop following recipe:

- copper is inserted into the crucible;
- after aluminum and copper smelting add a small amount of pre-alloy Cu - Al, to prevent overheating of the melt due to thermal reaction of aluminum and aluminum-oxygen;
- finally added zinc.

Fig. 3 – Induction furnace used for melting the alloy.

The melting temperature is limited to a maximum of 1200°C to reduce evaporation losses. There is a risk of burning zinc and dissolved gases, the metal bath. Protection against oxidation, metal bath is done with charcoal, borax ($Na_2B_4O_7$) or flux containing alkali metal halides.

After the homogenization of the alloy in high-frequency induction furnace (8000 Hz), the alloys are cast into a metal mold.

Analysis of chemical composition of cast samples was performed on a spectrometer Foundry Masters 01J0013 model, produced by WAS Worldwide Analytical Systems AG.

Table 1

Chemical Composition [%]

Cu	Zn	Al	Fe	Co	Si	Ni	As	Mn
75.4	18.6	5.85	0.02	0.01	0.02	0.005	0.008	0.007

To finish the structure, molded specimens are subjected to hot plastic deformation (forging free).

Heating temperature for forming CuZnAl alloys is 850 ± 50°C with duration of time the temperature regime of 0.5 hours per 25 mm thickness of material to ensure a single-phase structure (risk to maintain the structure CuZn type compounds).

Plastic deformation is done thermally in the range 850-800°C, which requires obtaining the degree of strain imposed by repeating the forming operation (10 to 20 cycles).

Fig. 4 – Heating furnace and forged specimen.

Fig. 5 – Forging cast specimens.

Fig. 6 – Hot-forged specimen (850 - 900°C).

The forged specimens will be machined to the dimensions set standards for experimental tests.

The specimens obtained by cutting, are subject to a hardening heat treatment.

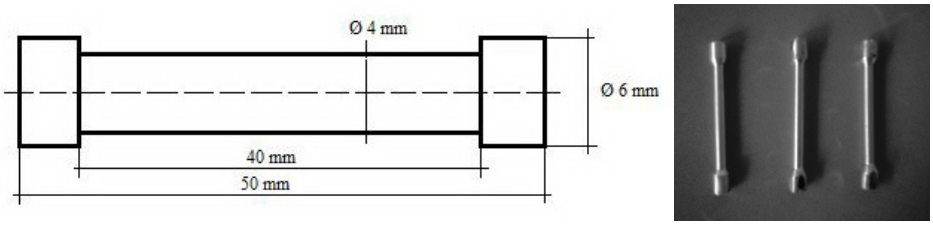


Fig. 7 – Machined specimens.

Heat treatment parameters are:

- heating to 800°C;
- maintain at temperature for uniform and complete structural changes, for 1 hour;
- rapid cooling in water at room temperature.

After treatment, the samples are subjected to an elongation machined with a degree of elongation of 3%. Controlled lengthening was performed on a tensile test machine Instron type 3382 USA.

If the alloy has good properties of shape memory alloys, when heated around the transformation point values, the specimen and should suffer a sharp contraction, because of continuing to expand with temperature.

Specimen	Maximum strength F_{max} (N)	Young's modulus E (MPa)	Maximum tension σ_r (MPa)	Elongation at break A_u (%)
1	3576.16	20908.02	284.58	3

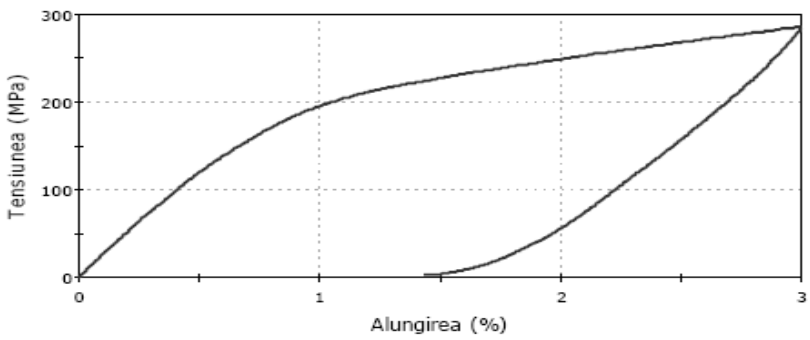


Fig. 8 – Tension – elongation diagram for $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$ alloy, elongated 3%.

2. Diffractometric Studies

The diffractometer analyses were performed using a X-ray diffractometer, type X-Pert Pro Philips Analytical.

a.Cast Specimens

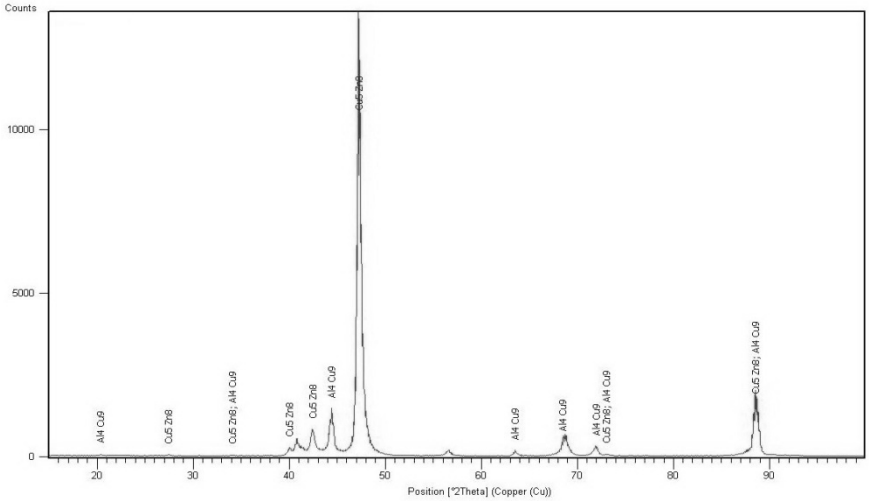
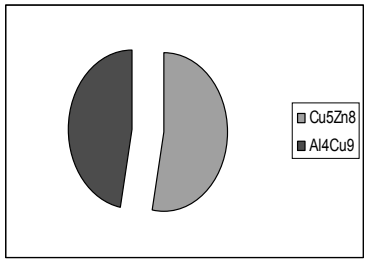


Fig. 9 – Distribution of compounds to $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$ alloy, in able cast.

No.	Chemical compound	Chemical formula	Average quantity %
1	cooper-zinc	Cu_5Zn_8	53
2	aluminum - copper	Al_4Cu_9	47



b. Forged Specimens

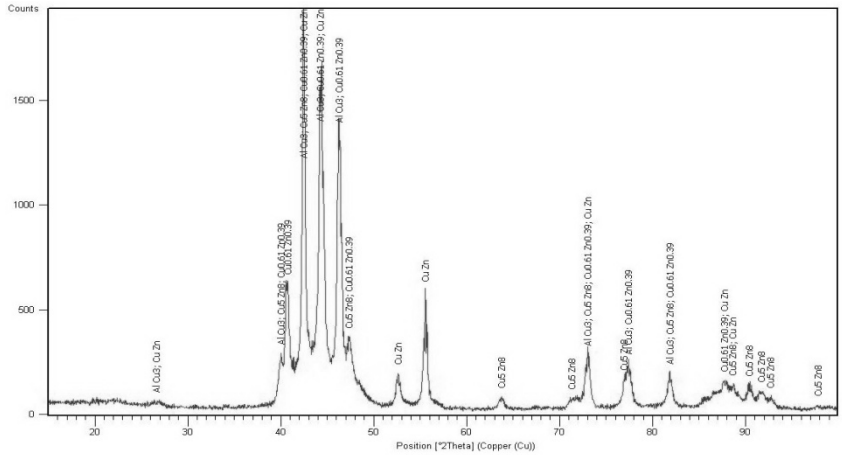
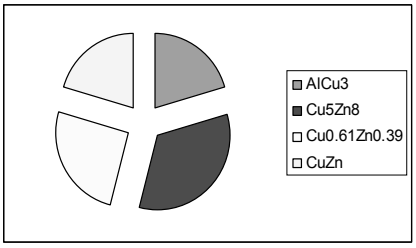


Fig. 10 – Distribution of compounds to $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$ alloy, in able forged.

No.	Chemical compound	Chemical formula	Average quantity %
1	aluminum – copper	$AlCu_3$	20,5
2	copper-zinc	Cu_5Zn_8	33,3
3	α-$Cu_{0.61}Zn_{0.39}$	$Cu_{0.61}Zn_{0.39}$	25,6
4	copper –zinc	CuZn	20,6



Cu-Zn-Al alloys behave as experienced in the structure of ternary alloys in the rough cast type intermetallic compounds are found Al_4Cu_9 and Cu_5Zn_8.

To finish the structure of Cu-Zn-Al alloys require processing by hot plastic deformation. After hot forming intermetallic compound Al_4Cu_9 not found, being replaced by $AlCu_3$ (20.5%).

Cu_5Zn_8 intermetallic compound is reduced from 53% to 33.3%.

It forms a new phase α - $Cu_{0.61}Zn_{0.39}$ in the amount of 25.6% and a new CuZn intermetallic compound at the rate of 20.6%.

After the annealing heat treatment for release in solution phase are amplified to 42.8% $AlCu_3$ and Cu_5Zn_8 reforming the average quantity of 51.2%.

c. Quenching Specimens

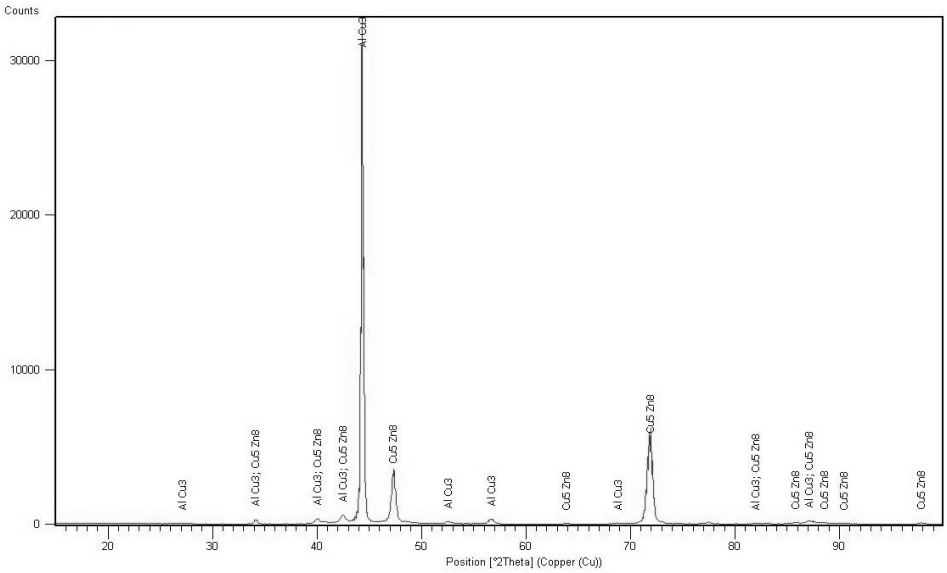
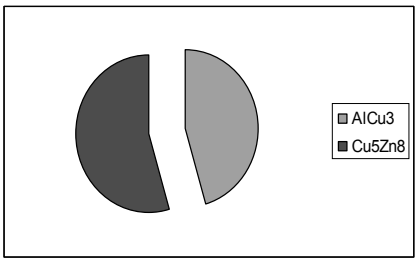


Fig. 11– Distribution of compounds to $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$ alloy, in able quenching.

No.	Chemical compound	Chemical formula	Average quantity %
1	aluminum – copper	$AlCu_3$	42.8
2	copper – zinc	Cu_5Zn_8	51.2



3. Conclusion

The determination of the characteristics for a memory shape alloy allows components producers to assure a certain guarantee on these products.

Any influence in the development process, with changes calculated as a percentage of alloying elements, may result in a void shape memory alloy. A 1% variation in the percentage of Al and Zn can change or remove alloy temperatures characteristic of field usage.

The methods of investigation and testing of properties and behavior of these alloys while depending on the stresses they are subjected, can not fully characterize the influence of aspects of processing parameters and their default optimization.

REFERENCES

[1]. Bujoreanu L.G., ş.a., (2005), *Memoria mecanică şi termică a aliajelor pe bază de Cu-Zn-A*l, Editura Politehnium, Iaşi.
[2]. Stanciu S., (2009), *Materiale cu memoria formei. Metode şi aplicaţii in tehnică*, Editura Universitas XXI, Iaşi.
[3]. Planete AMF. Le portail des Alliages a Memoire de Forme: http://membres.lycos.fr/planeteamf/applications.htm
[4]. www.mnemoscience.com/?lang=eng&p=17
[5]. www.instron.us

STUDIUL DIFRACTOMETRIC ASUPRA ALIAJELOR CU MEMORIA FORMEI DE TIPUL $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$

(Rezumat)

Lucrarea prezintă elemente de obţinere a aliajelor cu memoria formei de tipul $Cu_{75.4}Zn_{18.6}Al_{5.85}$, precum şi analizele difractrometrice efectuate pe parcursul acestor etape.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ADAPTIVE HYDRAULIC TRANSMISSION FOR HORIZONTAL AXIS WIND TURBINES FOR LOW POWER

BY

MIHAI AFRĂSINEI*, DORU CĂLĂRAŞU and ADRIAN OLARU

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Department of of Machine Tools

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In order to convey energy to the ground a hydraulic transmission is used. The resulted hydraulic energy is then transmitted to the power unit on the ground, consists of an element, with adjusting unitary volume. The hydraulic gear must be of adaptive type related to the influence factors, achieving the automatic adaptive settlement of the system.

Key words: hydraulic transmission, adaptive, wind turbine.

1. Problem Statement

Worldwide, the hydraulic convey of wind energy on the ground represents a research line into the complex projects having the purpose of producing energy from unconventional sources (*160 kW Wind Turbine…*; *Low-wind Turbine…*; Patent *WO03098037*; Patent *WO2005103484*; Molenaar, 2003; Bansal *et al*., 2002).

* Corresponding author e-mail: automecanica_iasi@yahoo.com

The hydraulic conveying and settling in the wind station provide the following advantages:

- Easy accomplish of continuous variations, accurate and on a wide range, for forces, couples, speed and position, beside of a high and controllable level for energy;
- High power density, with good effects on the load of supporting and anchoring elements;
- Smooth running, without shocks or vibrations, with favourable effects on the wind station's kinematics.

In order to convey energy to the ground a hydraulic gear (transmission) is used. The resulted hydraulic energy is then transmitted (conveyed) to the power unit on the ground (Patent *WO03098037*; Molenaar, 2003).

In case of settle by pitch adjusting, the power unit consists of a single element, with adjusting unitary volume. At its power inlet a consumer of electrical generator type is connected. The hydraulic gear must be of adaptive type related to the influence factors, achieving the automatic adaptive settlement of the system (*Low-wind Turbine…*; Patent *WO03098037*).

The low power wind turbines with horizontal shaft and adaptive hydraulic gear can work with adjusting speed.

If the hydraulic gear is adaptive, the output may be fit to the user's needs (constant power or speed) without affecting the turbine performances, which will work at optimum regime until the limit power is achieved. Sometimes, the changing in wind orientation may be applied (*Low-wind Turbine…*). In this situation, the wind energy will be used for a large range of wind speed and a functioning with maximum power coefficient results.

2. Advantages and Disadvantages of the Hydrostatic Gear Solution beside the Usual Solutions for Low Power Wind Turbines

The solutions with mechanical speed multiplier or those with direct coupling between the turbine and a slow electrical generator are including very complex and expensive components: the slow generator, the gear drive and the frequency converters.

Replacing the mechanical speed multiplier with a hydraulic gear determines robustness and competitive costs. If the hydraulic gear assumes also the function of speed multiplier, the system may use as electrical generator usual capacity motors. Thereby, the redressing followed by the frequency inverter may be avoided. Advantages to the systems with turbines settled speed (optimum speed) could be achieved by adjusting the pump cylinder volume from the hydrostatic gear. If the plant is equipped with a

hydraulic cylinder, a possibility of settle the angle of turbine vane installation is possible, having two functions: turbine running-up at a convenient pitch and, by increasing of the installation angle the taking up of the brake function for plant protection. This way, the mechanical emergency brake from usual systems is no longer necessary.

The ranges of power and speed require for the hydraulic gear to use volume machines. Therefore, the gear will include a volume pump and a volume engine.

The gear efficiency at low power is near 0,6. Its improvement requires a complex technologic effort. Thereby, cca.40% of the power used by the wind turbine is dissipated through the gear, heating the liquid from the hydraulic circuit. A mechanical speed multiplier has efficiency over 0,9. This difficulty could be compensated by increasing the turbine dimensions. For the same useful power at the plant terminals, using the same location conditions, the turbine must assure a 50% larger swept area. The turbine diameter must be increased with approximately 25% beside the dimension of the usual structure. This disadvantage should be compensated by other advantages (robustness, safety, costs).

The optimal operating regime of the wind turbine: power between 0 and installation value, speed between 30 rpm and 100-150 rpm for 5kW power. The large range of power and speed values dictates the regime of the transmission pump: large variations for capacity and pumping static pressure.

If one avails the advantage of using an asynchrony electric generator connected to the electrical supply, eliminating this way the expensive components of the frequency converters, the volume motor of the gear will be used at the speed of electrical generator (according to the electrical slide). Therefore, the gear must use a pump with adjusting cylinder volume.

3. The Basic Diagram of the Hydraulic Adaptive Gear Visual Stand for Wind Turbines with Low Power and Horizontal Shaft

The basic diagram of the hydraulic adaptive gear visual stand for wind turbines with low power and horizontal shaft is illustrated in Fig. 1. The supply source is a double pump providing the system input, *i.e.* the supply of the consumers' circuits and the auxiliary operating circuits.

The motor loading is achieved hydraulically, using a pump loaded with the servo valve. The diagram includes devices for measuring the mechanical, hydraulic and electrical parameters.

To assess the behavior of the hydraulic gear into a wind system with variable wind speed and also the driving speed of the hydraulic generator, the electrical engine ME is fed from the frequency converter CF.

In the diagram closed-loop circuits are included, for monitoring the engine speed at the load and pump speed variations.

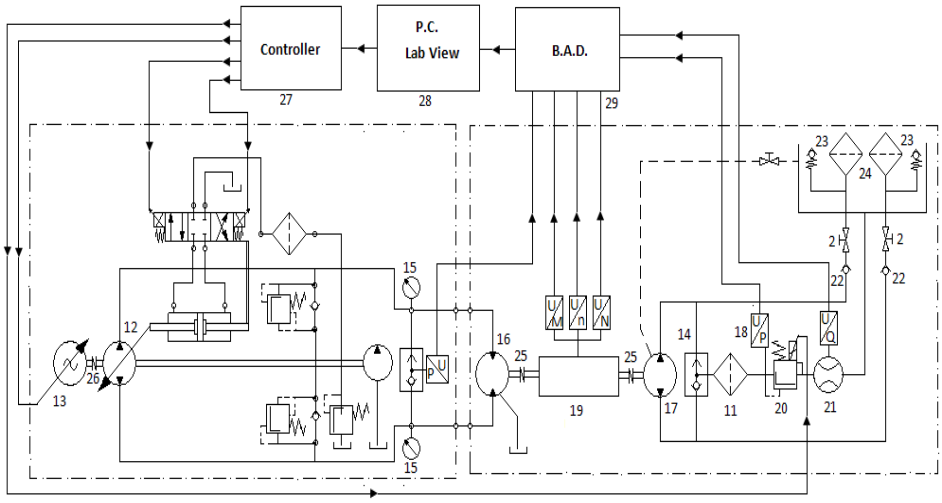


Fig. 1 – The basic diagram of the hydraulic adaptive gear visual stand for wind turbines with low power and horizontal shaft.

The stand represented in Fig. 1 allows the loading of the adaptive hydraulic gears for wind turbines with horizontal shaft. The stand is structured on three modules, the module with closed circuit having the following characteristics: power N = 20 kW, debit Q = (0…27) l/min, maximum pressure p = 300 bar.

Functioning of the wind turbine at different wind speed, *i.e.* variable speed is assimilated with the functioning of a capacity electrical engine *13*, fed through a frequency converter. The electrical engine drives with adjusting speed the pump *12*. This way the wind turbine is simulated, working with variable speed related to the wind speed.

The main pump *12* with unitary volume is designed for working in closed circuit. The oil rejected by the pump is getting back in the suction of the pump, after passing through the consumer.

The capacity adjusting is made with an electro-hydraulic servo control device, which receives a command signal of ± 0…10 V. The pump capacity is proportionally to the value of the command signal.

The pump *12* also includes a plate with all the necessary devices for a closed circuit, *i.e.* safety valves for both sides of the closed circuit and the safety valve for the filling circuit. The pressure at both energetic outlets A and B of the pump *12* are read at the manometers *15*, and the high pressure side is selected with the valve *14*. The high pressure achieved may be digitally displayed using the pressure transducer. The resulted hydraulic energy from pump *12* is converted in mechanical energy by the hydraulic cylinder *16*.

Fig. 2 – Adaptive hydraulic transmission for horizontal axis wind turbines for low power.

The shaft of the hydraulic engine *16* is connected through the transducer *19* to the pump's shaft *17*. The transducer *17* is displaying the speed, the couple and the mechanical power values conveyed by the engine *16* to the load pump *17*. The pump *17* is simulating the load represented by the electrical energy generator or by another consumer type.

The valve *14* is selecting the high pressure side of the pump and is conducting the working fluid to the proportional valve *20*, with the function of adjusting the charge with the load. The adjusting is made electrically. The pressure value is proportional with the electric signal value (0…10V or 4…20mA). The pressure filter *11* provides the resolution of 10 μm, imposed to the working fluid by the proportional valve.

The pressure and the debit transducers *18* and *21* from the load hydraulic circuit allow the digital display. The elements *22*, *2*, *23*, *24* are ensuring the proper functioning of the load module. The measurement conditions and choosing of the devices are specified by the standard STAS 9817-80. The Fig. 2 illustrates the achieved stand.

4. Conclusion

The hydraulic conveying and settling in the wind station provide the following advantages: easy accomplish of continuous variations, accurate and on a wide range, for forces, couples, speed and position, beside of a high and controllable level for energy; high power density, with good effects on the load of supporting and anchoring elements; smooth running, without shocks or vibrations, with favorable effects on the wind station's kinematics.

The accomplished stand allows the testing of the adaptive hydraulic gear from wind turbines with horizontal shaft and low power during stationary and dynamic running.

The wind turbines with horizontal shaft and low power equipped with adaptive hydraulic gears may run with variable speed.

The adaptive hydraulic gear allows adapting the output to the consumer's needs (constant power or speed).

The wind turbine may run on optimum regime until the limit power value is achieved.

REFERENCES

*** *Water Current Turbine*. Patent Number *WO2005103484*.

*** 160 *kW Wind Turbine with Hydraulic Transmission at Schiedam*. Ref: 16013 or 34127.

*** *Low-wind Turbine with Hydraulic Blade Control. Measuring Program Included*. Ref: 8700106.

*** *Wind Turbine with Hydraulic Transmission*. Patent number: *WO03098037*.

Bansal R. C., Bhatti T. S., Kothari D. P., *On Some of the Design Aspects of Wind Energy Conversion Systems*. Energy Conversion and Management, **43**, *16*, 2175-2187 (2002).

Molenaar D.P., *Cost-Effective Design and Operation of Variable Speed Wind Turbines*. Delft University Press, 2003.

TRANSMISIE HIDRAULICĂ ADAPTIVĂ DESTINATĂ
TURBINELOR EOLIENE CU AX ORIZONTAL DE MICĂ PUTERE

(Rezumat)

Pentru transmiterea energiei la sol se utilizează o transmisie hidraulică. Energia hidraulică astfel obţinută este transmisă la grupul motor aflat la sol, format dintr-o unitate, cu volum unitar reglabil. Transmisia hidraulică este de tip adaptiv în raport cu factorii perturbatori realizând reglarea automată a sistemului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MECHANIC-HYDRAULIC CONTROL SYSTEM AND PROTECTION OF HORIZONTAL AXIS WIND TURBINE OF VERY LOW POWER

BY

MIHAI AFRĂSINEI*, DORU CĂLĂRAŞU and ADRIAN OLARU

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Department of Machine Tools

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents an original adaptive mechanical-hydraulic system for the control and security of wind turbines with horizontal shaft of very little power, without adaptive hydraulic transmission.

Key words: wind turbines, adaptive, control.

1. Introduction

The orientation system represents the assembly for the support and orientation of the nacelle and of the rotor of the turbine on the direction of wind.

This wind orientation system is necessary for horizontal shaft wind turbines.

Wind turbines control with horizontal shaft assures the step change by blades command or the wind orientation of turbine shaft. Turbine security imposes to pull out by the shaft orientation change.

* Corresponding author e-mail: automecanica_iasi@yahoo.com

The control and security principle of wind turbine by wind orientation change is presented in Fig. 1.

During the unit work the turbine must be all the time with the shaft parallel with the wind direction.

For the turbine positioning about the wind direction must be used, usually two drive modality: electrical drive, hydraulically drive.

Those drive modalities have the following advantages:

- obtaining of increasing forces and couples;
- obtaining of the correct control of the position of mobile assembly formed by nacelle of wind central unit on the wind direction;
- obtaining of a high value of the ratio between the values of the useful force and the inertial force and also between drive couple and inertial couple;
- obtaining of extra charges to the completely stop without danger.

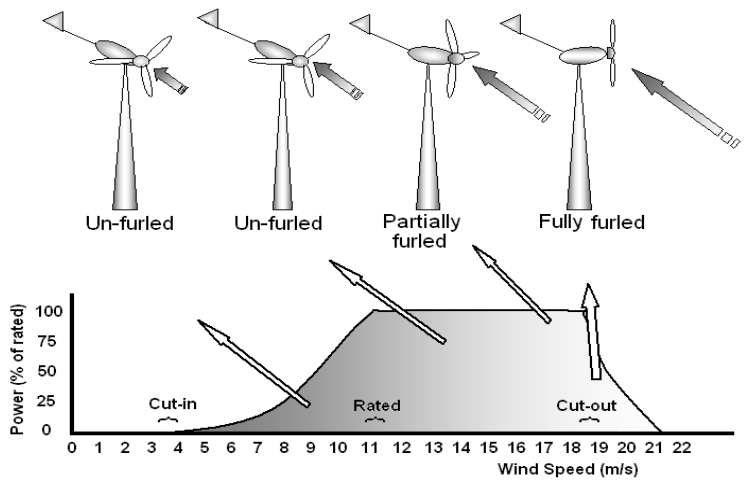


Fig. 1 – The control and security principle of wind turbine by wind orientation change.

In those conditions energetically efficiency is greatest. Usually the servo drives assures also nacelle stopping on the wind direction by the brakes of those construction.

The control of the orientation is realized by the transducer of wind direction placed usually on the nacelle roof.

There are three security systems used for air electrical assembly: high wind speed security, acceleration security, vibrations security.

The mechanical-hydraulic system for security of wind turbine with small power, with horizontal shaft, assures the reduction of dynamical charges on the blade and to rise the turbine reliability and function security. For the

security system proposed the control is realized by the change of wind orientation.

The paper presents an original adaptive mechanical-hydraulic system for the control and security of wind turbines with horizontal shaft of very little power, without adaptive hydraulic transmission.

2. Construction and Functioning

The best constructive solution for wind turbines with horizontal of very small power, after the reference studies, is to bend of wind turbine in vertical plane when the wind speed exceeds the speed limit of turbine security.

The more important in system functioning are reliability, the absence of electrical device and the absence of hydraulic transmission.

The parts of wind central, with bend in vertical plane, are: rotor assembly, its support, transmission system, sustention pole.

The functioning of the rotor assembly and of his support is presented in the Figs. 2 and 3.

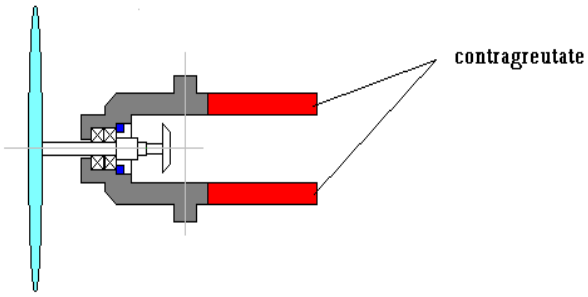


Fig. 2 – Rotor assembly.

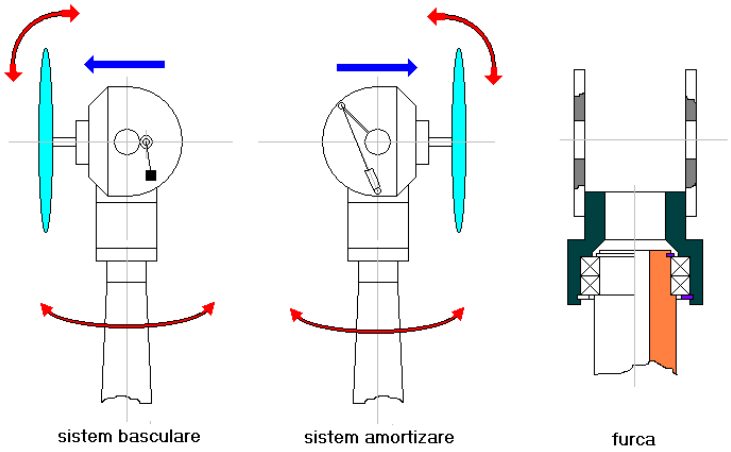


Fig. 3 – Support of rotor assembly.

The wind central is created to produce energy by changing of wind energy in mechanical energy with small values between 500 and 700 watts.

Central function manners:

- for small wind speeds, under 10 m/s, rotor assembly is not banded (the airscrew is turn in vertical plane);
- for equal or greater speeds then the choose one, the rotor assembly is bended (the airscrew is turn in horizontal plane);
- the orientating of rotor assembly in wind direction is possible with participation of upper bearing of sustention pole;
- the banded system protects the central because assure total air screw banded for establishing value of wind speed;
- damping system protects the central when is changed the wind speed, because the return of airscrew in initial position is in being late.

3. Results of Numerical Simulation of a Model of Adaptive Mechanical-Hydraulic for the Control and Security of Wind Turbine With Horizontal Shaft and Small Power

The numerical tests were achieved using MATLAB Simulink soft.

The model increases the turbine weight balance system, returning in initial position of turbine shaft, movement in both senses damping system, the limitation of shaft movement system to pull out of zero position and a signal set for wind speed simulation.

The Fig. 4 presents the surface variation in wind of the rotor in connection with the inclination angle of the turbine shaft. The increasing of rotor surface „in wind" is realized by inclination in vertical plane. The rise of inclinitation angle of turbine shaft assures the increasing of arm of the inclination couple, Fig. 5.

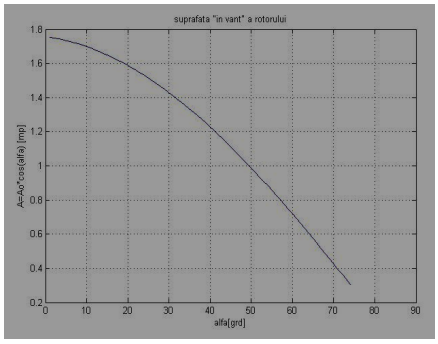


Fig. 4 – Surface variation in wind of the rotor in connection with inclination angle of the turbine shaft.

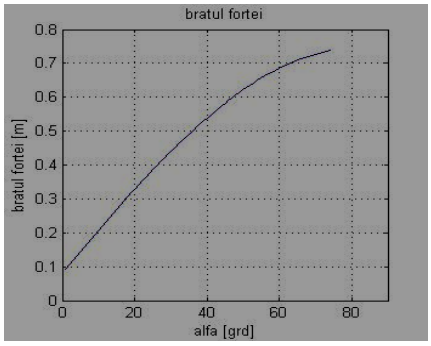


Fig. 5 – Evolution of the arm of rotor inclination force.

The Fig. 6 presents the signals of the system testing for the simulation of wind speed variation.

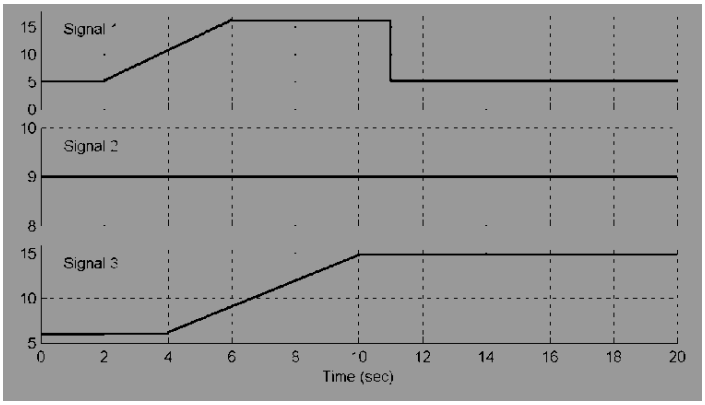


Fig. 6 – Model testing signals.

The signal 2 is used for static equilibration when the wind speed is equal with those of the beginning of the rotor inclination. The Fig. 7 presents the evolution of the inclination angle, having a constant value.

The signal 3 is used for testing the system's answer when the wind speed is greater than the limited value.

The Fig. 8 presents the evolution of the shaft inclination angle.

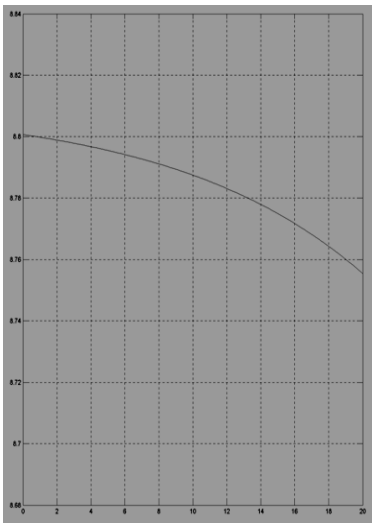


Fig. 7 – Inclination angle for constant wind speed.

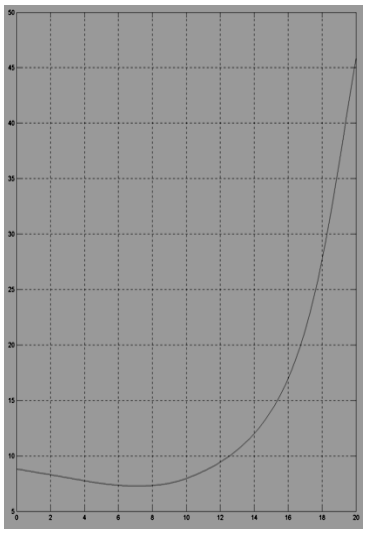


Fig. 8 – Inclination angle for wind speed rising.

4. Conclusion

The numeric simulation assures the change of some parameters for the construction and functioning of the system and also for the functioning testing signals.

The numerical model is used for simulation of some constructive parameters like weight of equilibration elements, axial dimensions of the rotor shaft, value of equilibration weight, amortization of the system performances.

REFERENCES

*** *160 kW Wind turbine with Hydraulic Transmission at Schiedam Ref: 16013 or 34127.*

****Low-Wind Turbine With Hydraulic Blade Control. Measuring Program Included Ref: 8700106.*

****Water current turbine*. Patent number *WO2005103484.*

****Wind Turbine with Hydraulic Transmission*, Patent number: *WO03098037.*

Bansal R.C., Bhatti T.S., Kothari D.P., *On Some of the Design Aspects of Wind Energy Conversion Systems*. Energy Conversion and Management, **43**, *16*, November 2002, 2175-2187.

Molenaar D.P., *Cost-Effective Design and Operation of Variable Speed Wind Turbines*. Delft University Press, 2003.

SISTEM MECANO-HIDRAULIC DE CONTROL ŞI PROTECŢIE A TURBINELOR EOLIENE CU AX ORIZONTAL DE FOARTE MICĂ PUTERE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă un sistem mecano-hidraulic adaptiv de concepţie originală, pentru controlul şi protecţia turbinelor eoliene cu ax orizontal de foarte mică putere, fără transmisie hidraulică adaptivă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOME CONSIDERATIONS ABOUT THE ASSESSMENT OF WATER USAGE IN AN INDUSTRIAL FACILITY

BY

MIHAI ALEXANDRU*, DOINA HÎNCU and MIRCEA ASANDULUI

[1] Scholar Group “Stefan Procopiu” Iaşi,
[2]University “Al.I.Cuza” Iaşi

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper makes an approach on the water usage in industry and sketches the general management of it. Some guidelines on water usage assessment are also put into discussion.

Key words: durable development, industrial waste water assessment.

1. Introduction

The objective of this paper is to make some considerations about a sketch for the assessment of water usage in a facility, in such a manner, that opportunities for improvement can be detected.

Water is becoming a source of significant importance (Alzamora, 2010; http://www.wmo.int; Shimokura *et al*., 1998; http:// www.estis.net; http://www. google.ro) both from the perspective of an efficient use of natural resources and the management of operating expenses of operating facilities.

2. Material

Water is being used more and more in human activities, in all kind of facilities, taken from various sources, many of them requiring more and more a

* Corresponding author e-mail: malexandruis@yahoo.com

special attention about quality and quantity. Fig. 1 shows a diagram of water circuit specific for a general facility and various water categories.

Water usage includes the amount of water treated and taken into a facility from all sources: surface water (rivers, lakes and ponds), sea water, ground water and local utility company.

In a facility water is used for all kind of purposes: process, cooling, steam production, sanitary etc. and after, it has to be treated as waste water in treatment plants and discharged as effluent water.

As a category, process water, is all water - with the exception of cooling water - used in the process. Cooling water is water used exclusively in cooling water circuits: make-up for cooling towers, open circuits. Rain water in the precinct of a facility is not a source of fresh water but it could be contaminated and has to be assessed separately and sometimes also treated before discharging. Effluent water is water discharged to the receiving body from water treatment plants or directly from the process.

Having in mind the principles of durable development, and the fact that water, as a natural source is limited, water usage must be assessed in view of preserving environment and protecting all water sources (Alzamora, 2010; http: //www.wmo.int; Shimokura *et al*., 1998; http://www.estis.net; http://www. google.ro). If one would like to make the assessment of water usage efficiently some steps have to be done. A first step should be the construction of the Development of Facility Block Flow Diagram, an example is shown in Fig. 1.

This diagram has to be build with detailed water mass balance around each process plant. This overall Facility Block Flow Diagram indicates location of all water and wastewater sources, flow-rates, pH, temperature, analysis of concentrations of important contaminants.

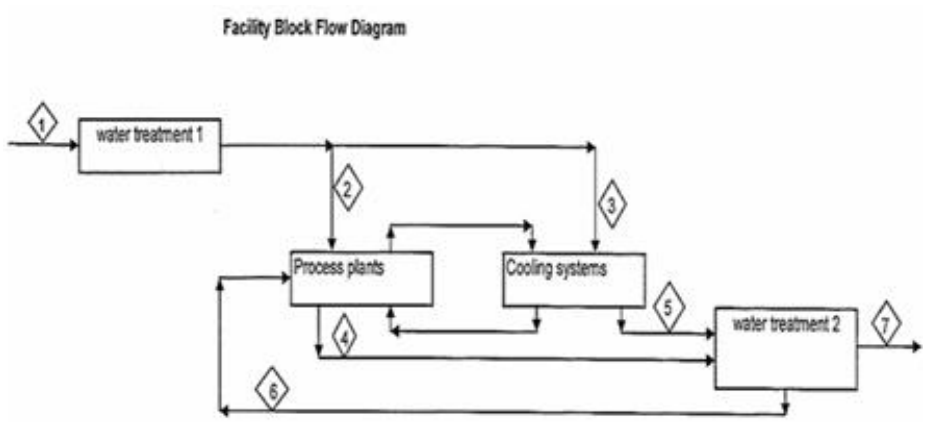


Fig. 1 – Water categories in a general facility (Alzamora C., 2010
1 – water input; *2* – process water first input; *3* – cooling water input; *4* – process water output; *5* cooling water output; *6* – process water second input; *7*– effluent water).

3. Discussions

Diagram values of parameters are very important to be measured as mentioned above and recorded to have in real time enough information for decision making at the management level of the facility, from the point of view of environmental and operational costs and also recycling opportunities.

Generally the recycling of treated wastewater „can be assessed by balancing the availability of good quality, low-cost make-up water and the treatment of wastewater for reuse. In areas where good quality raw water is not economically available, reuse of treated wastewater can be investigated. The cost of segregating the wastewater collection systems and treating for reuse can be justified on the basis of savings in raw water makeup costs, savings in energy use for pumping and decreased size of the central wastewater treatment system" (Alzamora , 2010).

Having these in mind it is easy to conceive a system for taking advantage of water parameters measurements and use water of certain quality without much cost only by redirecting at certain moments high quality waste water into „low sensitive water consuming systems". Alzamora uses the term of „cascading" for such an approach, even if poetry is less involved, by comparing to high automation and control needed.

Rain water, by Romanian rules of designing, must have a segregated water system and can be used, when available, to dilute water waste high concentrations into the effluent water. But there is also the possibility to not have rain for a long period of time and soil pollutants to be accumulated resulting in the necessity of after rain treating.

This is a matter that must be also handled: the surface runoff from the process and utility areas should be collected and conveyed through a dedicated sewer system to a contaminated storm water pond in the wastewater treatment unit prior to discharge/reuse.

The design of the contaminated storm water sewer piping system as well as the containment capacity of the contaminated storm water pond should take into consideration the design volumes of both rainfall and firewater.

The wastewater treatment system should have sufficient capacity to treat this volume of wastewater, added to its average flow, within a one-week period. Excess water from this is diverted to the clean wastewater sewer system (Alzamora, 2010; Shimokura *et al.*, 1998). Uncontaminated rainwater shall be discharged to the clean wastewater sewer.

Lack of segregation of rain waters can be a source of accidental pollution of receiving bodies.

4. Conclusions

On the basis of a correct construction of the Block Flow Facility Diagram, with proper sampling and monitoring wastewater apparatus, with the adequate information system economic decisions can be made in order to correctly asses waste water and comply to regulations in force.

Such an approach can lead to the solving of water pollution problem in the most economically efficient manner on short, average and long term situation.

REFERENCES

* * http://www.wmo.int/pages/prog/hwrp/wramanual.html

* * http://www.estis.net/sites/lcinit/default.asp?site=lcinit&page_id=2AAEA21D-4907-4E16-BF28-A63C072B6BF7

* *http://www.google.ro/#hl=ro&source=hp&biw=933&bih=495&q=assesment+of+water+usage&btnG=C%C4%83utare+Google&rlz=1W1RNRN_en&aq=f&aqi=&aql=&oq=&fp=1&cad=b

Alzamora C., *Guideline for the Assessment of Water Usage*. Arcellor Mittal, Addressed to Stelle Operating Facilities and Mining, AM ENV 5, 20/10/2010

Shimokura G.H., Savitz D.A., Symanski E., *Assessment of Water use for Estimating Exposure to Tap Water Contaminants*. Environ Health Perspect. 1998 Feb; 106(2):55-9.

UNELE CONSIDERAŢII PRIVIND EVALUAREA UTILIZĂRII APEI ÎNTR-O INSTALAŢIE INDUSTRIALĂ

(Rezumat)

Lucrarea abordează utilizarea apei în industrie şi schiţează managementul general al acesteia. Sunt puse în discuţie unele linii directoare în domeniul evaluării apelor uzate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MICROHARDENESS RESEARCHES ON DEPOSED HARD LAYERS 40Cr10 STEEL FOR MACHINE PARTS FRACTAL

BY

ADRIAN ALEXANDRU* **and GELU BARBU**

Technical University “Gheorghe Asachi” of Iaşi,
Department of of Materials Science

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The aim of this paper is to analyze the micro-hardness of hard layers deposed by electrical discharge in impulse on machine parts by 40Cr10 steel.

In order to establish the influence of alloying deposition by electrical discharge in impulse on machine parts, were made researches on 40Cr10 Romanian steel which was thermal treated before alloying deposition by electrical discharge in impulse by two variants : quenching and quenching +tempering.

Key words: micro-hardness, layer, electrode.

1. Introduction

Alloying and deposition by electrical discharge in impulse method uses the inverse polarity – the part which is processed is the cathode and the electrode is the anode- and in this case the deposition takes place in air or other gas, with or without a rotation movement.

* Corresponding author e-mail: axa72us@yahoo.com

By comparing with other methods, alloying and deposition by electrical discharge in impulse presents a series of advantages as: the deposed metallic layer presents a resistant connection with the basis material; the method makes possible the deposition of pure metals (Ni, Cr, Mo, W, Ti) or metallic alloys; it is not necessary a preliminary preparation of the deposition surface etc.

The demanded properties for the layer are different of those of the basic material and almost in contradiction with them. The efficient combination of alloying and deposition by electrical discharge in impulse with a superficial thermal treatment can make disappear many disadvantages of this method as: large roughness of the alloyed surface, residual stress in layers which decrease the wear resistance.

2. Basis Material, Electrodes and Technologies

In order to determining the influence of alloying and deposition by electrical discharge in impulse of layers wear resistant on machine parts were made researches on 40Cr10 steel used as support.

Chemical composition of 40 Cr10 steel is: 0,36 – 0,44%C; 0,5 – 0,8 % Mn; 0,17 – 0,37 % Si; 0,020 – 0,04 % S; 0,035 % P; 0,8 – 1,1 % Cr. In table 1 are presented the mechanical properties and thermal treatment parameters for the 40Cr10 steel.

Table 1

Mechanical Properties and Thermal Treatment Parameters

Steel	Mechanical properties					Thermal treatment parameters							
	$R_{p0,2}$ N/mm^2, min	R_m N/mm^2, min	A_5 % min	KCU J/cm^2 min	HB daN/mm^2	Annealing		Normalising		Quenching		Tempering	
						T, ºC	Medium	T, ºC	Medium	T, ºC	Medium	T, ºC	Medium
40Cr10	780	980	10	53	R217		680-720	c	845-875	a	845-875	a,u	450-550

Steels for this group of machine parts (rivets, screws, studs, pins, feathers, nuts, bushings grooved etc.) are common carbon steel, quality or allied to the nature and specific application requirements.

Thus, steels for the manufacture of assembly by cold plastic deformation (rivets, screws, studs, pins, feathers) are: OL34q; OL37q; RCB52q-thermal untreated; OLClOq; OLC15q; 15Cr9q; 18MnCrllq; 17MoCrNil4q; 21MoMnCrl2q –ag(e)ing of coal; 20MnB5q; OLC25q; OLC35q; OLC45q; 40Crl0q; 34MoCrllq; 40BCrl0q; 40CrNil2q; 42MoCrllq; 34MoCrNil6q; 30MoCrNi20q STAS 9382-82 improved. It delivers in rolled condition - L,

molding and annealing - LR, rolled and peeled LC, cold drawn - T, drawn and annealed TR, peeled, drawn and annealed – CTR.

The screws and studs are manufactured in three categories of performance (accurate, semi accurate and roughly) and 7 groups of mechanical characteristics: 4.6, 4.8, 5.6, 5.8, 8.8; 10.9 and 12.9, where the first number have 1/100 of tensile stress pull, the second figure represents the percentage 1/10 of the ratio of the nominal yield and tensile strength at break by nominal multiplying two numbers to get 1:10 of yield.

Nuts are manufactured in 2 grades of execution (accurate, semi accurate) and 4 groups of features: 5, 8, 10, 12. The numbers represent values of yields, offered by 1/100 screw's Rm or studs which is screwed.

As for screws, studs and nuts, each group of features ensures a certain category of steels. For example, 12.9 group is provided only of alloy steels and 4.6 group of ordinary steels. The first 4 groups of resistance of the bolts were secured without heat treatment characteristics and the last 3 treatment groups only with improvement.

The most important feature of these steels is the energy of breaking which has KV = 28 J between – 10 and -60˚C.

Tensile strength is 440 ... 780 N/mm^2, yield strength is 260 ... 590 N/mm^2, elongation is 20 ... 14%, resilience of 70 ... 120 J/cm^2, the state improved hardness HB = 220 ... 295 and creep resistance for 100 000 h operation at 500°C is 33.3 ... 240, it N/mm^2.

2.1. Variants of Thermal Treatment Applied Before Alloying and Deposition by Electrical Discharge in Impulse

It was found that the filing and processing of metal surfaces by electrical discharge in impulse gives clear advantages such as: obtaining a layer and substrate with high adhesion to the basic material, get a higher hardness and wear resistance of the deposited layer obtaining special features of superficial layers decreases their fatigue, to obtain a high surface roughness et al.

All the filing and alloying of the regions by electrical impulse filing can be totally or partially eliminated, combining effectively a thermochemical or thermal treatment with a processing of this kind.

Table 2

Variants of the Applied Heat Treatment.

Steel	Technological parameters
40 Cr10	a) Quenched at 860ºC/oil; b) Quenched at 860ºC/oil + tempered at 500 ºC/air

In Fig.1 are presented the applied heat treatment.

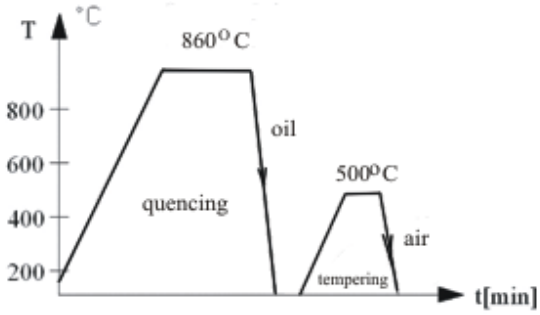


Fig. 1 – Applied heat treatment.

2.2. Electrodes (Deposed Materials)

It was established that the electrode material has a large influence on the depth and hardness of hardened layer. The best electrodes for hardening the machine parts in terms of obtaining maximum hardness depths are chromium-based electrodes, made from ferrochromium chrome - manganese and pure chrome. The same materials ensure the highest wear resistance of hardened parts in comparison to other materials.

Based on the investigations and practical tests it was concluded that the deposit materials as electrodes with Ø4 x 25 mm dimensions are as shown in Table 3.

Table 3
Electrode Materials

No.	Electrode materials	
	Name	Chemical composition
1	Stelite	56%Co; 32%Cr; 21%W; 2,8%C; rest Fe
2	WCo8	92%W; 8%Co
3	Fe – Mo	67,9% Mo; 0,73% Si; 0,09% C; 0,35% Cu; rest Fe
4	Fe - Cr	60%Cr; 0,82% Si; 0,08% C; 0,31% Cu; rest Fe
5	Mo	Mo 100%
6	40 Cr10	0,21% C; 1,1% Mn; 0,3% Si; 0,9% Cr
7	40Cr10	0,43% C; 0,7% Mn; 0,3% Si; 0,9% Cr
8	OLC 55	0,56% C; 0,7506% Mn; 0,32% Si

2.3. Deposition Technologies

The samples submitted to the depositing and processing of alloy by electrical impulse discharge has the areas adjusted to Ra = 5 to 10 micrometers cleaned of oxides and other impurities.

To make deposits it was used ELITRON 52 for manual installation in the flat electrode with circular cross section diameter of 4 mm and 25 mm, is presented in Fig. 2.

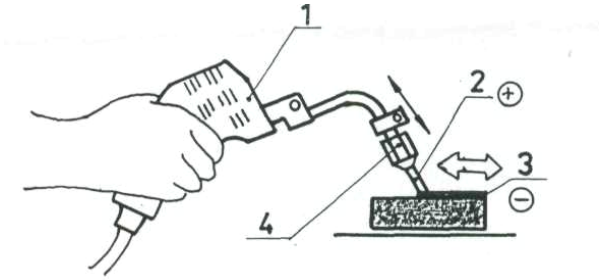


Fig. 2 – Scheme of work for manual deposit and alloy by electrical in pulse discharge; 1-shaker; 2-electrode; 3-deposited layer on the piece; 4-chuck clamping the electrode.

Working conditions of ELITRON facility is chosen according to the electrode material, machinery material to be treated and the characteristics that are desired to obtain.

The form and gauge of the machine parts treated by deposit and alloy by electrical in pulse discharge can be any, the areas processed can be external or internal. Power supply frequency is 50-60 Hz, and the roughness layer 2 ÷ 6 microns.

Deposition parameters are given in Table 4.

Table 4
Deposition Parameters

Power consumed	1,12 kVA
Productivity	2 cm^2 / min
Voltage	220 V
Thickness of the deposited layer	0,05 ÷ 0,2 mm
Current Work	2,9 A
Surface roughness	1 ÷ 6 m
Discharge energy	2,1 J

3. Experimental Research and Results

Rectangular samples (10x10x30 mm), on which were deposited layers by impulse electrical discharge on ELITRON 52 B installation, with electrodes from materials given from Table 3, were subjected micro-hardness measurements, thickness of the deposed layer, thickness of alloyed layer, roughness and microscopic investigations.

3.1. Mechanical Characteristics and Geometric parameters of Layers

Measurements results are presented in Table 5.

Micro-hardness was measured on NAMICON 400DM/2006 microhardmeter with a force of 50 gf, a push time of 15 s and a thickness of 600:1. Roughness was measured on a SURTRONIC 3 + device.

Following implementation of experimental program is established that:

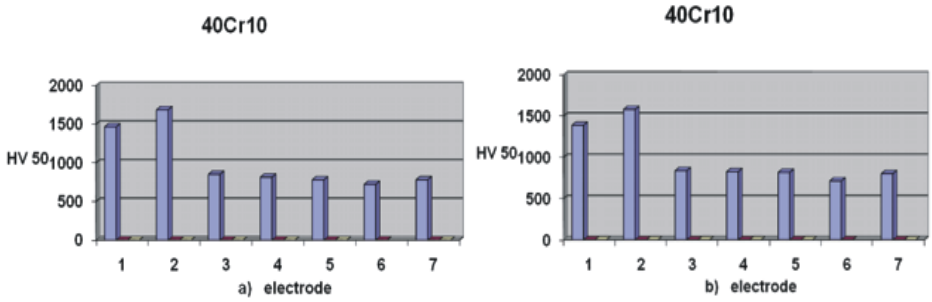
- High microhardness is obtained using for deposition stelite electrodes;
- Transition layer is alloy and very hard when it is used rich electrodes in alloying elements in descending order: WCO 8, stars, Fe - Mo - Fe - Cr - Mo;
- Filing of electrode layers of alloy steel and carbon (21MoMnCr12, 40Cr12, OLC 55) allows abtaining denser layers than suport steel, the cause is a very fine structure (nanocrystalline) and high internal tensions in these layers;
- One and the same electrode gives different microhardness depending of the nature of support stell and heat treatment condition (Q or Q + T);
- Transition layers are diffusion layers at using the rich electrodes in alloying elements Wco8, stelite, Fe-Mo, Fe-Cr and Mo and return layers on quenched steels;
- On transition layers microdensity is a lot higher than core samples, while microhardness in return layers is smaller than hardened core;
- Thickness of white layers is between 61 and 70 microns, because it was used on ELITRON 52 B device current intensities and discharge energies in pulse greater (16 A şi 2,1 J);
- The thickness of transition layer whether is difusion or tempered is smaller than white layers 30 ÷ 60 m;
- Roughness Ra is higher when is using carbide electrodes (Wco8)and stelite (4,02 ÷ 5,2 µm) and low when is using construction steel electrodes (1,12 ÷ 2,86 µm).

Table 5

Measurements Results

Sample	Steel	Electrode	Heat treat-ment	Micro-hardness, HV_{50}			Thickness of the layers, m		Roughness R_a, m
				Deposed layer	Transition layer	core	deposed	transition	
1.a.1.	40Cr10	Stelit	Q	1456	1111	714	65	56	4,17
1.a.2.		WCo8		1686	1211		64	51	4,21
1.a.3.		Fe-Mo		852	796		76	48	3,02
1.a.4.		Fe-Cr		814	726		78	49	2,91
1.a.5.		Mo		780	755		72	51	2,80
1.a.6.		21MoMnCr12		721	687		77	56	2,08
1.a.7.		40Cr10		781	701		77	50	1,43
1.b.1.		Stelit	Q+T	1390	998	437	79	50	4,14
1.b.2.		WCo8		1581	1018		74	46	4,02
1.b.3.		Fe-Mo		838	732		69	43	2,85
1.b.4.		Fe-Cr		826	698		71	39	3,05
1.b.5.		Mo		818	667		66	38	3,02
1.b.6.		21MoMnCr12		714	500		74	46	2,59
1.b.7.		40Cr10		802	577		72	47	2,61

Obs. Q - quenching, T- tempering.



a *b*

Fig. 3 – Micro-hardness values of the white layers (deposed) with different electrodes on steels 40 Cr10; *a* – quenched; *b* – quenched and tempered.

Micro-hardness values of the deposited layers on the three steels in hardened, toughened and tempered condition are given in Fig. 3.

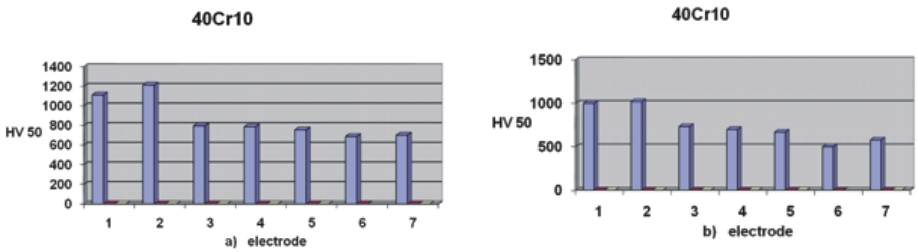


Fig. 4 – Micro-hardness values on transition values with different electrodes on 40 Cr10 steel. *a* – quenched; *b* – quenched and tempered.

A transition micro-hardness value of this steel in hardened, toughened and tempered depending on the nature of the electrodes is given in Fig. 4.

4. Conclusion

– No matter of used electrode, the white layers are hard, even if the used electrode was from the same steel as the support.

– High micro-hardness values were obtained on the white layers deposed with WCo8 or stelite electrodes.

– On quenching steel, were obtained higher values of micro-hardness compared with quenched and tempering steel.

– Fe-Mo, Fe-Cr and Mo electrodes induced layers with high micro-hardness, and 40 Cr10 electrode induced smaller micro-hardness values, but higher than the case of the quenched or quenched + tempered steel.

REFERINTELE BIBLIOGRAFICE IN TEXT

REFERENCES

[1]. Alexandru A., Strugaru S.I., *Alierea şi depunerea superficială prin scânteie electrică-Influenţa tratamentelor termice asupra caracteristicilor straturilor*. Editura Tehnopress, Iaşi, 2008.

[2]. Alexandru A., Pop F., *Metalic Materials with Hardened Deposit Created by Electric Arc with Vibrating Electrode*. Lausane, Elveţia, Euromat Junior-94.

[3]. Alexandru I., Popovici R., Baciu C., Călin M., Cojocaru V., Bulancea V., Carcea I., Alexandru A., Paloşanu G., *Alegerea şi utilizarea materialelor metalice*. Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1997.

[4]. Anderson A.W., *Physical Chemistry of Surfaces*. Wiley-Interscience, New-York, 1990.

[5]. Filip N., Abramciuc, Alex., *Studii şi cercetări experimentale privind formarea straturilor pe suprafeţele pieselor de maşini cu ajutorul metodei de aliere cu descărcări electrice în impuls*. In vol. Tehnologii avansate în secolul XXI, Chişinău, 68-69 (2000).

[6]. Vermeşan G., *et al*., *Procedee speciale de tratamente termice*. Tipografia I.P. Cluj – Napoca, 1990.

CERCETĂRI DE MICRODURITATE PE STRATURI DURE DEPUSE PE OŢELUL 40Cr10 PENTRU ORGANE DE MAŞINI

(Rezumat)

Scopul acestei lucrări este analiza microduritătii straturilor dure depuse prin descărcare electrică în impuls pe organe de maşini din oţel marca 40Cr10.

Pentru a stabili influenţa depunerii şi alierii prin descărcare electrică în impuls asupra organelor de maşini s-au făcut cercetări pe oţelul 40Cr10, care a fost tratat termic înainte de depunere şi aliere prin descărcare electrică în impuls în două variante: călire şi călire + revenire.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUTTING TOOL MATERIALS: A REVIEW ON RECENT DEVELOPMENTS AND APPLICATIONS

BY

MIHAI APREUTESEI[1*], IONELA ROXANA ARVINTE[1] and EMILIA BLAJ[2]

[1]University Transilvania Braşov
[2]Polytechnic University of Bucureşti

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The purpose of this paper is to provide a brief overview of the recent developments in cutting tool materials and to indicate where future developments are likely to occur. Many types of tool materials, ranging from high carbon steel to ceramics and diamonds, are used as cutting tools in today’s metalworking industry. It is important to be aware that differences do exist among tool materials, what these differences are, and the correct application for each type of material. The cutting tool materials must possess a number of important properties to avoid excessive wear, fracture failure and high temperatures in cutting, such as: hardness at elevated temperatures, toughness and wear resistance. Developments of ceramics, ceramic composites, sialons, PCBN and PCD tool materials and their applications are described. The engineering of the surface by coating and the improvement in fracture toughness and thermal shock resistance by material design will continue the evolution of improved cutting tool materials. Recent developments and applications of the main classes of tool materials will be described.

Key words: cutting tools materials, applications, development.

[*] Corresponding author e-mail: m.apreutesei@gmail.com

1. Introduction

Recent developments in machine tools, computerized control, automatisation, combined with the related unforeseen improvements in the cutting materials and their protective coatings with special geometrical shapes of the tools, make such a prognosis completely invalid. Moreover, the degree of use of the machining operations has even significantly increased (Ashby, 1992).

New cutting materials increase the tool efficiency costs of performing machining operations, and also highly increase the reliability of the cutting and the quality of the products. Machining of metals with a cutting tool harder than the work material is a common manufacturing operation in the production of a variety of parts. The unwanted material is removed from the work material in the form of chips, using geometrically defined, single- or multiple-point cutting tool on a machine tool. Various machining processes include turning, drilling, milling, boring, threading, tapping, and broaching. The process can be either continuous or intermittent. Each of them would operate under different set of machining conditions, namely, speed, feed and depth of cut. Consequently, the requirements of the tool material would differ from one operation to another. Materials used for grinding, polishing, lapping, *etc*., that use abrasives whose cutting edges are not geometrically defined (*i.e*., random geometry) and whose geometry changes continuously as the process progresses (also randomly) are outside the scope of this article.

Many types of tool materials, ranging from high carbon steel to ceramics and diamonds, are used as cutting tools in today's metalworking industry. It is important to be aware that differences do exist among tool materials, what these differences are, and the correct application for each type of material (Trent, 1991).

2. Requirements

A successful cutting tool material must resist these severe conditions and yet provide a sufficiently long tool life to justify its use economically.

The relative importance of each depends, however, upon the type of machining operation continuous versus intermittent cutting; roughing versus finishing; condition of the machine tool; volume of production (small batch versus mass production); chip handling and disposal; use of a cutting fluid whether permitted or not; geometry, finish, accuracy, and surface integrity requirements; tool-lifetime economics; other constraints such as delivery schedules and bottle-necks.

The cutting tool materials must possess a number of important properties to avoid excessive wear, fracture failure and high temperatures in cutting, The following characteristics are essencial for cutting materials to withstand the heavy conditions of the cutting process and to produce high quality and economical parts:

- *hardness* at elevated temperatures (so-called *hot hardness*) so that hardness and strength of the tool edge are maintained in high cutting temperatures.

- *toughness:* ability of the material to absorb energy without failing. Cutting if often accompanied by impact forces especially if cutting is interrupted, and cutting tool may fail very soon if it is not strong enough.

- *wear resistance:* although there is a strong correlation between hot hardness and wear resistance, later depends on more than just hot hardness. Other important characteristics include surface finish on the tool, chemical inertness of the tool material with respect to the work material, and thermal conductivity of the tool material, which affects the maximum value of the cutting temperature at tool-chip interface.

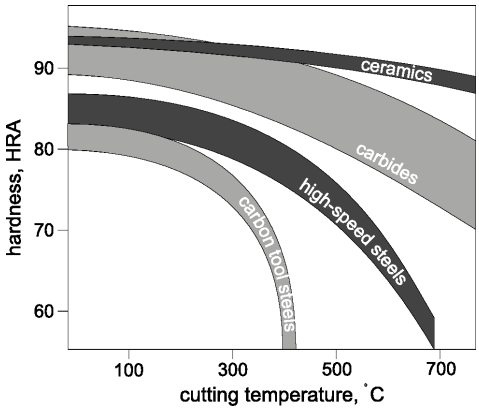


Fig. 1 – Hot hardness for different tool materials.

The materials from which cutting tools are made are all characteristically hard and strong. There is a wide range of tool materials available for machining operations, and the general classification and use of these materials are of interest here (Abrao *et al*., 1993).

3. Cutting tool Materials

A simple classification of cutting tool materials can be made based on three groupings:

- High speed steels;
- Cemented carbides;
- Ceramic and super-hard materials including alumina based composites, sialons, diamond and cubic boron nitride.

The surface properties of these materials can also be modified by surface engineering using a range of coating or surface modification techniques (Bell, 1992). The performance of cutting tool materials is complex and depends on a number of factors including the machinability of the work piece which can

be modified by alloying (Mills & Redford, 1983). It has been shown (Mills, 1980) that the total level of residual elements present in otherwise similar leaded low carbon free machining steels has a significant influence on the V_{240} cutting speed (*i.e.* the speed to give a tool life of 240 minutes).

3.1. Carbon Steels

The carbon content is 0.6 ~ 1.5% with small quantities of silicon, chromium, manganese, and vanadium to refine grain size. Maximum hardness is about HRC 62. This material has low wear resistance and low hot hardness. The use of these materials now is very limited.

Fig. 2 – Example of carbon steel tools.

3.2. High-Speed Steel (HSS)

They are highly alloyed with vanadium, cobalt, molybdenum, tungsten and chromium added to increase hot hardness and wear resistance. Can be hardened to various depths by appropriate heat treating up to cold hardness in the range of HRC 63-65. The cobalt component give the material a hot hardness value much greater than carbon steels. The high toughness and good wear resistance make HSS suitable for all type of cutting tools with complex shapes for relatively low to medium cutting speeds. The most widely used tool material today for taps, drills, reamers, gear tools, end cutters, slitting, broaches, etc. (Mills, 1996).

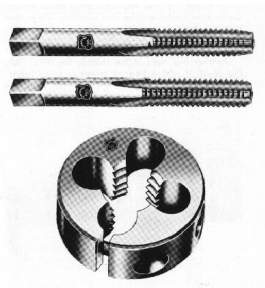


Fig. 3 – Thread tap and die made of high-speed steel.

3.3. Cemented Carbides

These are the most important tool materials today because of their high hot hardness and wear resistance. The main disadvantage of cemented carbides is their low toughness. These materials are produced by powder metallurgy methods, sintering grains of tungsten carbide (WC) in a cobalt (Co) matrix (it provides toughness). There may be other carbides in the mixture, such as titanium carbide (TiC) and/or tantalum carbide (TaC) in addition to WC.

Fig. 4 – Assortment of cemented carbide inserts for use by different cutting tools.

In spite of more traditional tool materials, cemented carbides are available as inserts produced by powder metalurgy process. Inserts are available in various shapes, and are usually mechanically attached by means of clamps to the tool holder, or brazed to the tool holder (see the figure in the next page). The clamping is preferred because after an cutting edge gets worn, the insert is indexed (rotated in the holder) for another cutting edge. When all cutting edges are worn, the insert is thrown away. The indexable carbide inserts are never reground. If the carbide insert is brazed to the tool holder, indexing is not available, and after reaching the wear criterion, the carbide insert is reground on a tool grinde (Schneider , 2009).

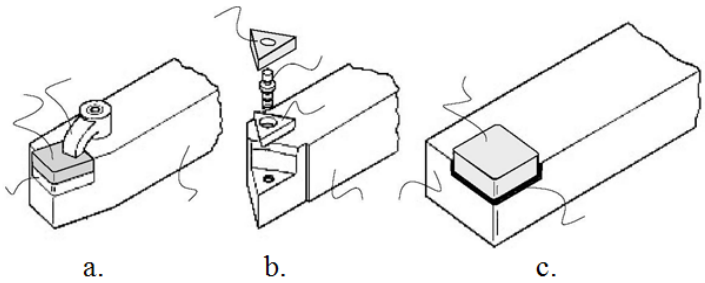


Fig. 5 – Methods of attaching carbide inserts to tool holder:
a – clamping; *b* – wing lockpins; *c* – brazing.

One advance in cutting tool materials involves the application of a very thin coating (~ 10 μm) to a K-grade substrate, which is the toughest of all carbide grades. Coating may consists of one or more thin layers of wear-resistant material, such as titanium carbide (TiC), titanium nitride (TiN), aluminum oxide (Al_2O_3), and/or other, more advanced materials. Coating allows to increase significantly the cutting speed for the same tool life.

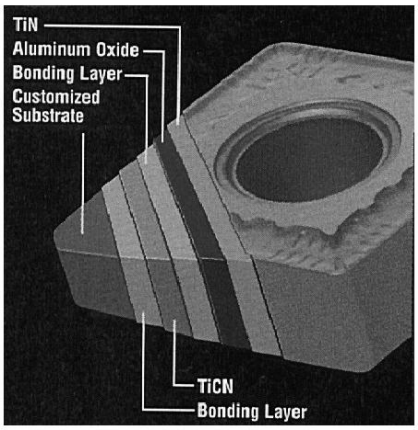


Fig. 6 – Structure of a multi-layer coated carbide insert.

3.4. Ceramics

Ceramic materials are composed primarily of fine-grained, high-purity aluminum oxide (Al_2O_3), pressed and sintered with no binder. Two types are available:

- white, or cold -pressed ceramics, which consists of only Al_2O_3 cold pressed into inserts and sintered at high temperature.
- black, or hot-pressed ceramics, commonly known as cermet (from ceramics and metal).

This material consists of 70% Al_2O_3 and 30% TiC. Both materials have very high wear resistance but low toughness; therefore they are suitable only for continuous operations such as finishing turning of cast iron and steel at very high speeds. There is no occurrence of built-up edge, and coolants are not required (Stephenson & Agapiou, 1997).

3.5. Cubic Boron Nitride (CBN) and Synthetic Diamonds

Diamond is the hardest substance ever known of all materials. It is used as a coating material in its polycrystalline form, or as a single-crystal diamond tool for special applications, such as mirror finishing of non-ferrous materials.

Next to diamond, CBN is the hardest tool material. CBN is used mainly as coating material because it is very brittle. In spite of diamond, CBN is suitable for cutting ferrous materials.

Polycrystalline diamond (PCD) is widely used in machining aluminium silicon alloys because of its outstanding abrasion resistance; it is also widely used in machining non-metallic materials such as CFRP, silica filled resin and wood.

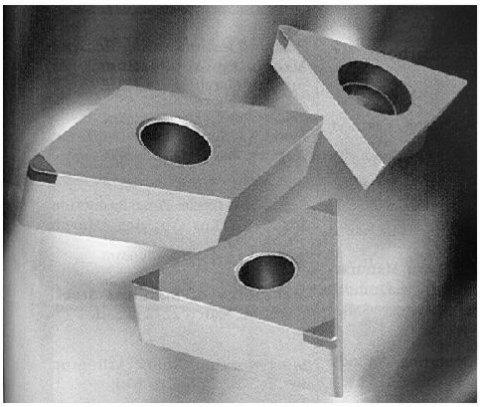


Fig. 7 – Polycrystalline CBN or synthetic diamond layer on a tungsten carbide insert.

Diamond is not recommended for machining ferrous materials, titanium alloys and high nickel alloys since diamond graphitises and wears rapidly (Juneja & Nitin, 2003). CBN in polycrystalline form (PCBN) is increasingly being used to machine hardened steels.

4. Conclusion

In this paper it was presented some cutting tool materials and recent developments together with their properties. For high speed steels the major recent development has been the deposition of hard wear resistant ceramic layers, such as titanium nitride layers by PVD techniques which have given significant improvements in tool performance.

Polycrystalline cubic boron nitride (PCBN) is finding increasing application in the machining of hardened steels such as ball bearing steels. Polycrystalline diamond is likely to find wider application in the machining of non-metallic materials such as wood and other composites.

The cemented carbides both CVD and PVD coating of tools with multilayers of different ceramics has led to improved performance. PVD coating would appear to offer a number of significant benefits in terms of improved coating adhesion and more favorable substrate compressive stresses.

REFERENCES

Abrao A.M., D.K. Aspinwall, M.L.H. Wise, *A Review of polycrystalline cubic boron nitride cutting tool developments and applications*. Proc. MATADOR Conference, UK, 169-180, (1993).

Ashby M.F., *Materials Selection in Mechanical Design*. Pergamon Press., Oxford.

Bell T., Surface Engineering. J Phys B. Appl. Phys. **25**, *A297-A306,* (1992).

Juneja B.L., Nitin Seth, *Fundamentals of metal cutting and machine tools*. New Age International, 2003.

Mills B., *Effect of residual elements on the machinability of leaded free machining steels*. Phil. Trans. Roy. Soc. Lond. *A295*, 87-8 (1980).

Mills B., Journal of Materials Processing Technology, *56*, 16-23, (1996).

Mills B., Redford A.H., *The Machinability of Engineering Materials*. Applied Science Publishers, London, 1983.

Schneider G., *Chapter 1 - Cutting Tool Materials*. American Machinist, October, 2009.

Stephenson David A., Agapiou John S., *Metal cutting theory and practic*, 1997.

Trent E.M., *Metal Cutting*. Third Edition. Butterworth-Heinemann. Oxford, 1991.

MATERIALELE DISPOZITIVELOR DE TĂIERE: O REVIZUIRE PRIVIND DEZVOLTĂRILE RECENTE ŞI APLICAŢIILE ACESTORA

(Rezumat)

Scopul acestei lucrări este de a oferi o scurtă prezentare a evoluţiilor recente a materialelor pentru dispozitivele de tăiere şi de a indica unde pot apărea dezvoltări viitoare. Multe tipuri de materiale pentru scule, variind de la oţel carbon rapid până la ceramică şi diamante, sunt folosite ca instrumente de tăiere în industria de astăzi pentru prelucrarea metalelor. Este important să se ţină cont de faptul că există diferenţe între materialele pentru scule, care sunt aceste diferenţe şi de aplicaţia corectă pentru fiecare tip de material. Materialele dispozitivelor de tăiere trebuie să aibă un număr de proprietăţi importante pentru a evita uzura excesivă, rezistenţa la rupere şi temperaturi ridicate în tăiere, cum ar fi: duritatea la temperaturi ridicate, tenacitate şi rezistenţa la uzură. Dezvoltarea ceramicii, compozitele ceramice, sialons, PCBN şi dispozitive din materiale PCD şi aplicaţiile lor sunt descrise. Ingineria suprafeţelor prin acoperiri şi îmbunătăţirea rezistenţei la rupere şi a rezistenţei la şoc termic prin proiectarea materialelor va continua prin îmbunătăţirea evoluţiei materialelor dispozitivelor de tăiere. Dezvoltările recente şi aplicaţiile principalelor clase de materiale ale dispozitivelor vor fi descrise.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

POLARIZED GRID INFLUENCE ON HOLLOW CATHODE EFFECT IN PLASMA NITRIDING PROCESS

BY

MIHAI AXINTE*, CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ION HOPULELE and ALEXANDRU ENACHE

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Hollow cathode effect occurs when the cathode glow drop discharge zone from the two surfaces of the part or two separate parts interfere with each other. To highlight their appearance parameters which have the effect we used a specimen with a V-shaped cutout, which has a variable opening, the effect of overheating occurring in the narrower channel. This paper presents an experimental study on variation U and I at hollow effect occurrence, when between the anode and cathode a negatively biased grid is interposed.

Key words: Grid, hollow cathode effect, cathode drop discharge zone.

1. Introduction

In general, for the plasma nitriding process, the components to be treated are subject to a high cathode potential and the grounded wall of the furnace forms the anode. The components are directly involved in the discharge process.

Many studies have indicated that the geometry, size and ratio of the surface to mass of the component have substantial effects on the temperature

* Corresponding author e-mail: mihai.axinte@gmail.com

distribution within the component and lead to inhomogeneous response to nitriding (Li *et al*., 2010). Hollow cathode effect has the potential for electric arc occurrence that leads at destruction of part surface. Since the geometry is very wide range, on parts subject to nitriding process may appear hollow cathode effect.

Hollow cathode effect occurs when the cathode glow drop discharge zone from the two surfaces of the part or two separate parts interfere with each other (Axinte *et al*., 2009). Under these conditions the electrons accelerated in the cathode potential drop zone, in front of an area are slowed down and reaccelerated in other area of the cathode drop region.

Because the repeated oscillation in space between the two surfaces, electrons runway length increases very much, so the default number of ionization. The flow of electrons originating from the collision of electrons by neutral atoms is very intense.

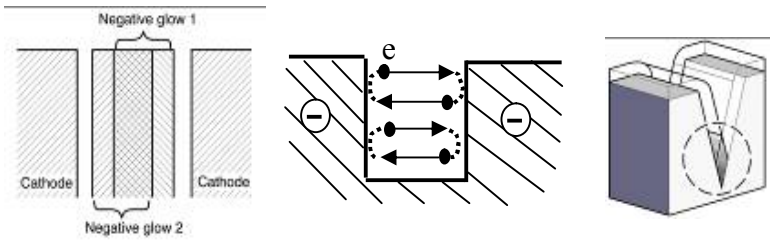


Fig. 1 – Graphical representation of the hollow cathode effect.

Increasing concentrations of ions causes an increase in ion bombardment (at cathode) which makes the cathode temperature to rise very much (a few hundred degrees).

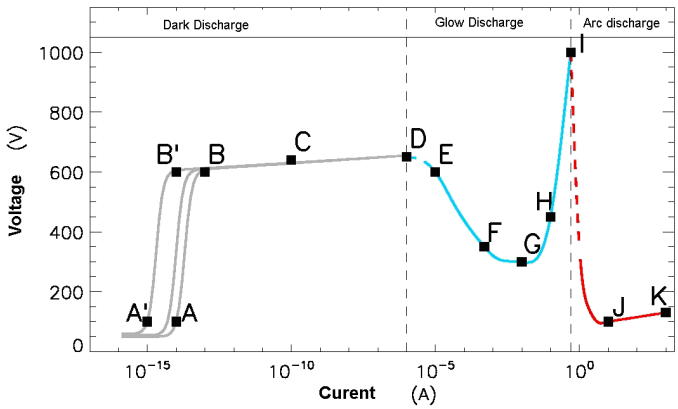


Fig. 2 – Voltage-current characteristics of electrical discharge in neon at 1 torr, with two planar electrodes separated by 50 cm.

The area is very bright due to emission of photons. Local current density increases, almost short-circuiting the rest of discharge. Discharging is so predominantly in the hollow cathode effect occurring here as well negative phenomena: delayed until melting and frequent switching under the electric arc (Alves *et al*., 2006).

Hollow cathode effect appears when the distance between cathode surfaces is in the range (2-3) d_{an}, when it crosses the cathode fall discharge zone – called negative lights.

The voltage-current characteristics of electrical discharge in neon at 1 torr, with two planar electrodes separated by 50 cm has different zones and their characteristics are: *A*: random pulses by cosmic radiation, *B*: saturation current *C*: avalanche Townsend discharge *D*: self-sustained Townsend discharge *E*: unstable region: corona discharge *F*: sub-normal glow discharge *G*: normal glow discharge *H*: abnormal glow discharge *I*: unstable region: glow-arc transition *J*: electric arc, *K*: electric arc

For the abnormal discharge, the length $d_c = d_{an}$ depends on discharge current according to the law of Aston.

$$d_c = d_{an} = a \cdot j^{\frac{-1}{2}} + b \cdot p^{-1}, \text{ in cm (HI zone)} \quad (1)$$

Where: j = current density, p = pressure

In general, when the cathode emits a large number of electrons or the occurrence for favorable conditions through ionization processes appears, the cathode drop zone impedance decreases and switches to an electric arc glow discharge.

Giving the electric arc frequency occurrence in the process of ion nitriding and its destructive effects on the burden and source of electricity supply, the conditions of its occurrence should be avoided (Axinte *et al*., 2009).

Switching to the electric arc occurs when the cathode by bombardment of ions and fast neutral atoms reach the termoemision energetic state. In general, the electric rectifier supplies electrical energy to the discharge from a ion nitriding recipient and maintains the temperature of cathode part at values much lower than the thermo emission temperature. Because during the degassing process, in front of the cathode occurs high density areas fill with charge carriers, which favors the appearance of "channels" with very low impedance, practically the whole power is concentrated in these areas.

2. Experimental Results:

For this experiment the 38CrMoAl09 steel samples were used with chemical composition shown in Table 1:

Table 1
Chemical Composition for 38CrMoAl09 Steel

Element	Fe	C	Cr	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	W	Ti
Procent	95.4	0.50	1.49	0.29	1.49	0.12	0.12	1.17	0.12	0.06	0.01

For the experiment we used a plasma nitriding facility build in the heat and thermochemical treatments laboratory from Faculty of Materials Science and Engineering, Iaşi. In Fig. 3 the plasma nitriding facility chamber is presented. Also, to highlight the emergence of double cathode effect and its dependence on process parameters (voltage, current, pressure), we used a wedge-type specimen, and its dimensions are represented in Fig. 4.

Fig. 3 – Plasma nitriding chamber with cathode grid.

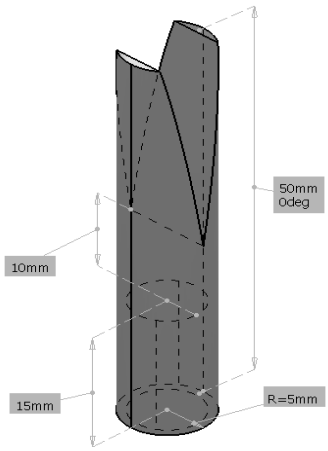
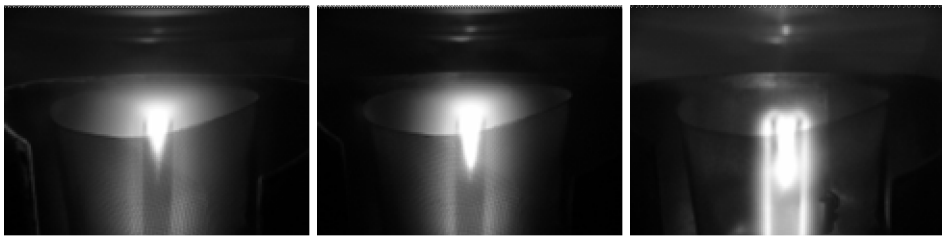


Fig. 4 – The sample sketch to highlight the influence of the grid to hollow cathode effect in wedge-type sample.

Table 2 and Table 3 shows the experimental data. Table 2 summarizes the data obtained at the discharge on facility with the cathode grid. In Table 3 are presented data obtained at discharge without cathode grid.

Table 2
Cylindrical Sample + Grid

Image	Pressure	Cathode voltage	Anode intensity	Temperature	Grid intensity
	torr	V	A	˚C	mA
4a	0.5	500	0.04	500	10
4b	1	467	0.11	500	10
4c	2	407	0.16	500	10

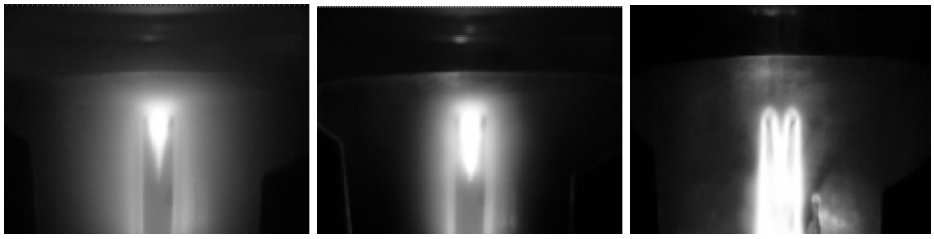


a *b* *c*

Fig. 4 – Grid discharge images.

Table 3
Cylindrical Sample Without Grid

Image	Pressure	Cathode voltage	Anode intensity	Temperature	Grid intensity
	torr	V	A	˚C	mA
5a	0.5	505	0.02	500	-
5b	1	472	0.12	500	-
5c	1.8	409	0.17	500	-



a *b* *c*

Fig. 5 – Without grid discharge images.

3. Results and Debates

Voltage, intensity and pressure during discharge are dependent on and their dependence is shown in Paschen curve (Fig. 2). Ion nitriding thermochemical treatment uses the HI zone from Paschen curve (the abnormal discharge luminescence), which is quite narrow that there is danger of electrical arc discharge.

Biased grid has the effect of changing the shape of the anode and cathode voltage drop, which normally would have a very high value near the cathode and insignificant in the rest of the enclosure. Thus an important part of the discharge occurs on the grid so that the cathode sputtering is modified, also the intensity discharge is modified.

Hollow cathode effect is slightly diminished, fact showed by photographs of Figs. 4 *a,...,c*. As seen from experimental data, in the grid case the discharge is earlier interrupted, and can occur at maximum 1.8 torr.

4. Conclusion

1. The biased grid changes the cathode voltage drop shape between anode and cathode, introducing an intermediate step, fact that generates a less intense cathode sputtering.

2. Hollow cathode effect changes its parameters in the presence of cathode grid meaning a slower discharge ignition (increasing discharge ignition intensity for hollow cathode effect) from 0.02 to 0.04 A. It also drops 10% from discharge pressure for hollow cathode effect occurrence.

3. Effect of the grid on the hollow cathode discharge is beneficial to part temperature, avoiding excessive growth for electric arc danger.

REFERENCES

Alves Jr. C. *et al*., *Use of Cathodic Cage in Plasma Nitriding*. Surface & Coatings Technology, *201*, 2450–2454 (2006).

Axinte M. *et. al*., *Facility for Study Heating and Diffusion Process, Using a Ionic Triode in a Plasma Nitriding Installation*. Tehnomus XV, Suceava (2009).

Li Y. *et al*., *Plasma Nitriding of 42CrMo Low Alloy Steels at Anodic or Cathodic Potentials*. Surface & Coatings Technology, *204*, 2337–2342 (2010).

INFLUENŢA GRILEI POLARIZATE ASUPRA EFECTULUI DE CATOD DUBLU LA NITRURARE

(Rezumat)

Efectul de catod dublu apare atunci când se întâlnesc luminile de cădere catodică a două suprafeţe ale piesei aflate faţă în faţă. Pentru evidenţierea parametrilor la care are loc apariţia efectului s-a folosit o epruvetă cu un decupaj în formă de V, care prezintă o deschidere variabilă, efectul de supraîncălzire apărând în zona mai îngustă a canalului. Lucrarea prezintă un studiu experimental asupra variaţiei U şi I la apariţia efectului de catod dublu, când între anod şi catod este interpusă o grilă polarizată negativ.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PROPOSAL FOR A CONTEXTUAL THEORETICAL APPROACH IN ACCIDENT PREVENTION

BY

GABRIEL BUJOR BĂBUŢ* **and ROLAND IOSIF MORARU**

University of Petroşani,
Mining Engineering and Industrial Safety Department

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In action-oriented, preventive accident research, the enterprise's internal conditions are traditionally in focus, resulting in numerous methods and much advice on how to reduce and avoid occupational accidents. The influence of the context on the enterprise's accident prevention activities has only rarely been included in prescriptive accident research. The recently issued ISO 31000: 2009 standard, concerning the risk management principles and guidelines for implementation requests to include the external and internal contexts of enterprises the risk management process and into models to prevent accidents at work. This paper presents different contextual theories in order to analyze whether this type of theory could be a way to elaborate our understanding of context. A differentiation is made between theories of understanding relations between enterprises and regulatory agencies and theories to perceive the relation between enterprise and the broader context. The last group of theories has its point of departure in an organizational understanding diverging from the classical, rational understanding of organizations and organizational processes. The conclusion is that contextual theories open for an elaborated understanding of the role of contextual relations in accident prevention, but also that an investigation of the potentials for making the theories action-orientated is needed.

Key words: accident, prevention, contextual theory, regulatory approaches.

* Corresponding author e-mail: gabriel_babut@yahoo.com

1. Introduction

In action-oriented, preventive accident research, the enterprise's internal conditions are traditionally in focus, resulting in numerous methods and much advice on how to reduce and avoid occupational accidents. The influence of the context on the enterprise's accident prevention activities has only rarely been included in accident research. This conforms to Rasmussen's request for models that include the context on equal terms with internal conditions (Rasmussen & Svedung, 2000). Rasmussen and Svedung present a model - shown in Fig. 1 - that includes the impact on risk caused by the decisions made by regulators, associations, and the government (Rasmussen & Svedung, 2000). This model opens for an awareness that includes the context in understanding and affecting local activities concerning accident prevention.

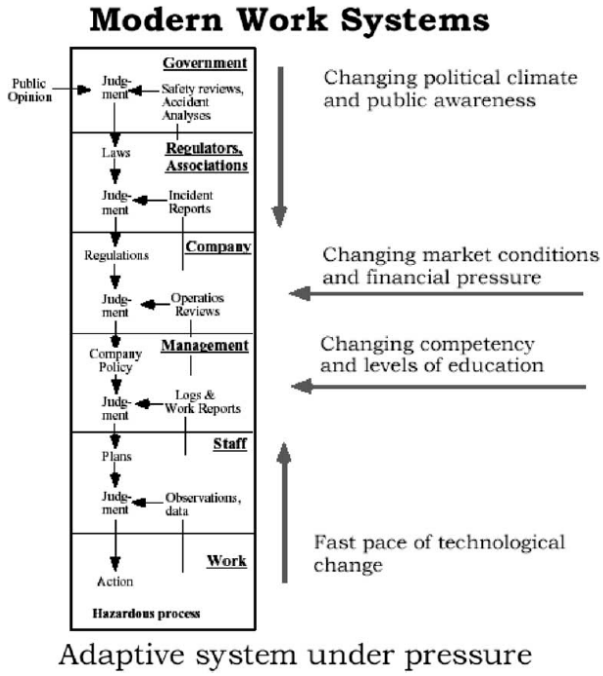


Fig. 1 – Levels of nested decision making involved in risk management (Rasmussen & Svedung, 2000).

We can label this new theoretical approach a contextual approach that aims to emphasize an understanding of the relation between external agencies and local action when enterprises prevent accidents. A central concept within contextual theory is *„strategizing"* instead of strategy. In this context, the focus

is on actions concerning accident prevention. The theories of relevance for accident prevention will be discussed here.

As a basis, a presentation of several contextual theories is done, within two domains:

- ***regulatory approaches*** focusing on the relation between enterprises and regulatory agencies, typically a labor inspectorate, and
- ***approaches focusing on relations*** between enterprises and other external actors.

Since especially the latter approaches are based on understandings of organizations which diverge from the classical model of understanding organizations and organizational decision making, these other models of enterprises' internal decision making are also presented. It is not the intention here to evaluate the different theories but to introduce different approaches in the field.

The focus in this paper is on *„normal accidents"*. This implies a focus on understanding preventive actions related to accidents occurring with higher frequency and with limited consequences in comparison to major accidents.

2. Regulatory Approaches

The expectation is that legislative demands give a clear signal of what actions are expected. Within the last 40-50 years, regulatory approaches have developed from primarily emphasizing detailed specifications of demands towards a more differentiated approach that complements detailed specifications with specification of general goals to be accomplished and procedures to be followed locally.

The development in regulation is an ambiguous process. While Romanian national regulation is moving towards the principles of reflexive regulation, regulation of machinery within EU through standardization is still primarily based on detailed specifications, just as more departmental orders follow the same principles. In any case, these ambiguities must be included in the understanding of how legislative initiatives affect enterprise behavior (Băbuţ & Moraru 2009; Moraru *et a*l., 2009).

Here, a more analytical model by Winter can be applied. This model combines the *„... most promising theoretical elements that really have contributed to our understanding of implementation"* (Winter, 1990). His model - shown in Fig. 2 - emphasizes the social aspects of implementing regulation. First, Winter states that to understand the implementation process, knowledge of the policy-formation process is necessary.

The following issues are of importance for the subsequent implementation process. The level of conflict among the group of people (the legislators) making the policy, their specific knowledge of the causal mechanisms within the field they want to regulate, the seriousness of their

actions (where symbolic actions denote low degree of seriousness), and the attention given to the policy-formulation process.

Secondly, the general policy has to be specified. The specification is not a simple rational process. It is influenced by both the organizational processes within the agency (labeled organizational implementation) and the relations with the external organizations affecting this process (labeled inter-organizational implementation). Thirdly, the street-level bureaucrats (e.g. the labor inspectors) play a key role in delivering *„the specified message of the policy"* to the target group (employers but also all groups of employees). Finally, the behavior of the target groups both towards the street-level bureaucrats and concerning the issue in general has to be included to understand the results of the policy and implementation process.

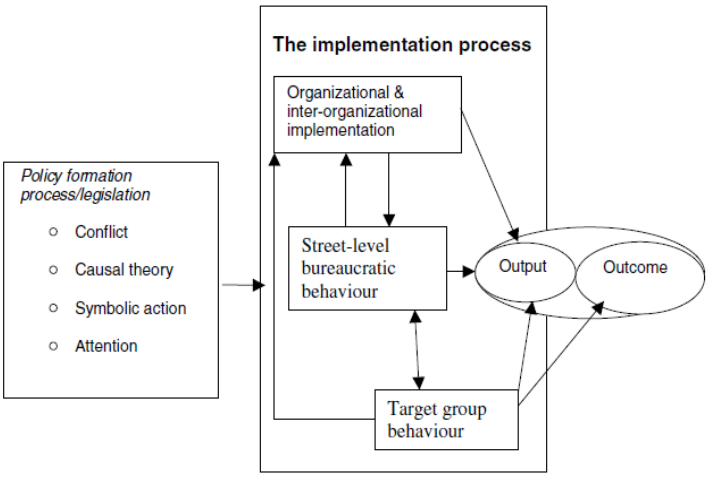


Fig. 2 – The implementation process and determinants of the implementation result (Winter, 1990).

3. Understanding Decision Making

Before addressing the contextual relations, the theoretical understanding of decision-making processes in organizations must be addressed. Here, two major theoretical positions can be outlined: a behavioral understanding of organizations and evolutionary theory. These are both formulated as alternatives to the rational model of organizational decision making dominating most recommendations on accident prevention (Hale & Glendon, 1987). The rational understanding of organizational decision making is often implicitly linked to the legalistic understanding in the traditional approach.

In decision making, the process of establishing a coalition between individuals and groups around a specific goal is of central importance. Goals

and coalitions are constantly changing over time. However, they can also be seen as a set of arguments that make it possible for safety representatives, safety managers etc. to widen and strengthen their coalition by incorporating stronger actors arguing for a focus on minimizing costs. This opens for a supplementary model for understanding decision making: *„garbage can decision making"* (Cohen *et al*., 1972).

This model presents a more anarchic image of an organization. The model operates with ambiguous and constantly shifting goals; unclear and complex relations exist between goals and means; and many decision makers are often involved only part-time in decision making on specific issues. Decision making in organizations can be understood as: (1) a flow of choice opportunities, *i.e.* situations or occasions when it is expected that something that can be labeled a decision is produced; (2) a flow of issues and problems searching for a situation or an arena in which to be expressed; (3) a flow of solutions and actions; and (4) a flow of participants primarily characterized by the amount of energy (*i.e.* time, knowledge etc.) they can afford at a given time. The coupling of the four flows is dependent on: (a) the decision structure determining which participants participate or are expected to participate in specific choice opportunities; (b) the access structure determining the coupling between problems and issues on the one hand and choice opportunities on the other; (c) the total energy (time and money) available; and (d) the distribution of energy among the participants. The name *„garbage can"* is the image used to illustrate the theory. The flow of choice opportunities can be pictured as garbage cans flowing through the enterprise. The participants can throw problems and solutions into each garbage can by using a certain amount of energy. When the garbage can leaves the arena some problems and solutions have been linked in a decision.

Broberg has used this model - or derivatives thereof - to explain the difficulties in accomplishing an integration of health and safety issues (including accident prevention) into the planning of production systems (Broberg, 1997). The groups in an organization concerned with health and safety have their own arena (in Romania, the two-partite joint safety committee) for coupling problems and solutions. According to the theory, an amelioration of this situation demands a focus on the decision-making structure, the access structure, and the energy available for the actors maintaining accident prevention.

4. Proposal for a Contextual Approach

Many theories deal with the relation between external actors and agencies and individuals and groups in enterprises. The theories to be presented here are divided into two groups. The first focuses directly on these relations, while the second is based on a systemic perspective on the context.

The first group comprises agency theory, stakeholder theory, resource dependence theory, and network theories, while the second group is represented by institutional theory.

4.1. Understanding Relations

In the agency theory the discussion of power is embedded in a contract. As described by Ravn *et al*. (2001), agency theory is used to analyze the relations between two individuals: a principal and an agent. The principal (a person or an organization) is characterized by wanting a task to be carried out without being able to manage it alone. The agent (again a person or an organization) takes on the assignment. In some cases, a shift to behavioral contracts has occurred, demanding audits at regular intervals or maybe even demanding the use of formalized risk-management systems, like the DuPont system and OHSAS 18001.

In stakeholder theory, more relations are taken up. The focus is on the relation between the organization and external individuals, groups of people, or organizations. All actors having an interest in the organization are stakeholders. By analyzing the stakeholders' interests, the theory arrives at recommendations on how to strategize towards fulfilling the stakeholders' different interests so they do not withdraw or even actively oppose the interests of the organization. According to stakeholder theory, the organization can pursue four types of strategizing: collaboration, defense, monitoring, and involvement. The type of strategizing is selected according to a description of the stakeholders based on the answers to four questions: (1) Who are the stakeholders? (2) What kind of claim can they put on the organization by virtue of their interest? (3) What kind of challenges and scope do the stakeholders give the organization? (4) What kind of responsibility does the organization have towards the stakeholders? The answers lead to a characterization of the stakeholders, focusing on their potential to threaten and cooperate with the organization.

Pfeffer and Salancik present a further development of understanding contextual relations by introducing the resource dependence perspective (Pfeffer & Salancik, 1978). The main issue within this theory is therefore to analyze the organization's dependency on resources and provide recommendations for reducing this dependency. Secondly, the objective for the organization is to be an attractive partner by controlling resources that are critical for other organizations.

A fourth approach for understanding the contextual relation of an enterprise is network theory. This approach expands the understanding presented in principal agent theory. In a network analysis, these relationships are in focus because they are ascribed to have great influence on organizations' strategizing. The structure of a network can be characterized

along the following dimensions: (1) degree of continuity, (2) degree of complexity (concerns the number of people from different organizational levels involved in the relation), (3) degree of symmetry (concerns a comparison of resources invested), and (4) degree of formalization. The processes in the network can be characterized along dimensions concerning: (a) degree of mutual adaptation, (b) degree of cooperation, (c) the type of foundation (personal trust) and (d) the degree of routine.

4.2. Systemic Contextual Theory

In line with stakeholder theory and resource dependency theory, institutional theory argues that it is important for an organization to gain acceptability and legitimacy in the eyes of the stakeholders. Organizations cannot only rely on economic performance; they must also adapt to the rules, code of conduct, and norms in their institutional environment. The theory operates with three ways of affecting behavior: (1) through regulative structures (*i.e.* forcing individuals and groups to follow established rules), (2) through normative structures (*i.e.* common norms and values guiding behavior), and (3) cognitive structures (*i.e.* interpretative schemes and worldviews determining choice).

Using the institutional approach to organizations, four institutions are especially relevant to include. The first is the state and other political institutions that can control the organization through legislation. Second, professions can influence strategizing through the profession's ethical rules. The same may apply to other organizations, *e.g.* industrial organizations and research institutes. Finally, culture (*i.e.* basic, generally accepted norms and values) generally has to be respected and followed. DiMaggio and Powell have reflected on the institutional approach and described the terms organizational fields and isomorphism (DiMaggio & Powell, 1991). The structure of the organizational field has to be defined on the basis of empirical investigation and cannot be determined a priori. DiMaggio and Powell (1991) describe isomorphism as *„a constraining process that forces one unit in a population to resemble other units that face the same set of environment conditions*" (DiMaggio & Powell, 1991).

There are two different driving forces for isomorphism. The first is competition and profit maximization; the other is the striving for legitimacy in the organizational field. The cited authors identify three types of institutional isomorphism: coercive isomorphism, mimetic isomorphism, and normative isomorphism. Coercive isomorphism partly results from other organizations' formal or informal use of their political power, and partly from organizations' need for legitimacy through observing the legitimate demands existing in society. Mimetic isomorphism is seen as a standard response to uncertainty where organizations imitate other organizations in solving problems in order

to minimize the cost of finding a usable solution. Finally, normative isomorphism stems from professionalization and is understood as a collective effort by members of an occupation to establish a cognitive base for the conditions and method of their work. If a strategy of adaptation is difficult due to a discrepancy between profit maximization and legitimacy, this could be handled through decoupling what is said and what is actually done.

In a study of the Romanian implementation of the demand for risk assessment in the European Framework directive, we found out that coercive isomorphism offers a strong theoretical position for explaining the present results (Băbuţ & Moraru, 2009). Most enterprises do not internalize the basic content and idea behind risk assessment. They do what they are told to do in official guidelines and do not take a position on the actual demands formulated in the law, *i.e.* coercive isomorphism.

Consequently, only limited effects of preventive activities can be reported. Presently, in large and medium-sized companies in Romania, there is a weak tendency toward professionalization of the working environment field (Moraru & Băbuţ, 2009; Moraru & Băbuţ, 2010). The employment of professional safety personnel has become a normal procedure for larger companies. In cooperation with universities, labor market organizations, and The Labor Inspectorate, safety personnel may be able to develop a mutually recognized practice whereby a normative isomorphism could be established. Over time, this could lead to another outcome of the preventive activities, depending on the competencies among safety professionals for organizational manoeuvring.

5. Conclusion

The contextual theories offer an understanding of how the judgment made according to Rasmussen and Svedung (2000) can be understood. Table 1 gives an overview.

The use of the theories that a theoretical substantiation of well-known, every-day experiences can enlarge ones understanding of such experiences by pinpointing common features and distinctive differences at a more generalized level. Therefore, the approach has to be developed in more directions. First, the theoretical field has to be searched for supplementary theories; and secondly, the possibilities of combining these rather fragmented theories into a shared conceptual framework have to be investigated. But the primary task is to investigate the potentials for developing this theoretical approach from a post-ante, descriptive, analytical tool to a conceptual framework for the strategizing of actors and agencies concerned with accident prevention. The authors are presently pursuing these aims by analyzing present Romanian activities in accident prevention.

Table 1
A Framework of Theories Presented to Understand Accident Prevention in Enterprises Contextually

Level		Traditional approach		New approach	
		Name	Characteristics	Name	Characteristics
Understanding contextual relations	Systemic			Institutional Theory	Legitimacy through isomorphism
	Relational theories			Network Theory	Developing trust-based relations with organizations in the network
				Stakeholder theory	Handling the relations to many different stakeholders to assure continuous support
				Principal-agent theory	Contract as primary regulatory mechanism
	Regulatory theory	Detailed specification	Specified demands towards structural arrangements	Reflexive regulation	Specified goals and procedures on a more general level
		Legalistic implementation	A series of phases to pass to implement a political program	Winters' model of implementation	Social factors affecting the implementation of a political program
Understanding processes in enterprises		Rational models of decision making	Optimizing goals by fully informed evaluation of alternatives	Enterprises as loosely coupled subsystems	Coalitions between individuals and groups
		Bounded rationality	Satisfying expectations by searching for an acceptable solution	Garbage can decision making	Anarchistic linkage between problems and solutions dependent on access and resources
				Evolutionary theory	Embedded routines determines outcome
Enterprise activities concerning accident prevention					

REFERENCES

Băbuţ G.B., Moraru R.I., *Risk Assessment - The Transposition of the 89/391/EEC Directive Requirements Into European Union State Member's Legislations* (transl. from Romanian), Universitas Publishing House, Petroşani, 2009.

Broberg O., *Integrating Ergonomics Into the Product Development Process*. Internat. J. of Industrial Ergonomics, *19*, 317-327 (1997).

Cohen M.D., March J.G., Olsen J.P., *A Garbage Can Model of Organizational Choice*. Administrative Science Quarterly **17** (*1*), 1-26 (1972).

DiMaggio P.J., Powell W.W., *The Iron Cage Revisited: Institutional Isomorphism and Collective Rationality in Organizational Fields.* In: Powell, W.W., DiMaggio, P.J. (Eds.), The New Instit. Org. Analysis, The Univ. of Chicago Press, 63-82 (1991).

Hale A.R., Glendon A.I., *Individual Behaviour in the Control of Danger*. Elsevier Science Publisher BV, Amsterdam, 1987.

Moraru R.I, Băbuţ G.B., *Risk Management: Global Approach - Concepts, Principles and Structure.* Universitas Publishing House, Petroşani, 2009.

Moraru R.I., Băbuţ G.B, Cioca L.I., *Risk Interpretation and Decision Making in Occupational Risk Management.* Annals of the University of Petroşani - Mining Engng, Univ. Publishing House, Petroşani, **10** (**XXXVII**), 223-230 (2009).

Moraru R.I., Băbuţ G.B, *Participatory Risk Assessment and Management: A Practical Guide.* (transl. from Romanian), Focus Publishing House, Petroşani, 2010.

Pfeffer J., Salancik, G.R., *The External Control of Organizations: A Resource Dependence Perspective*. Harper & Row, New York, 1978.

Rasmussen J., *Risk management in a dynamic society: A modeling problem.* Safety Science, **27**, *2-3*, 183-213 (1997).

Rasmussen J., Svedung I., *Proactive Risk Management in a Dynamic Society*. Readdningsverket, Karlstad, 11, 2000.

Ravn J., Nygaard C., Kristensen P.H., *Strategen Tegner Kontrakter-Agentteori (The Strategist Draws up Contracts-Agency Theory).* In: Nygaard C. (Ed.), Strategizing - Kontekstuel Virksomhedsteori. Samfundslitteratur, Copenhagen, 80-99 (2001).

Winter S., *Integrating Implementation Research.*In: Palumbo, D.J., Calista, D.J. (Eds.), Implement. and the Policy Process, Greenwood Press, New York, 19-39 (1990).

PROPUNERE PRIVIND O ABORDARE TEORETICĂ CONTEXTUALĂ A PREVENIRII ACCIDENTELOR

(Rezumat)

În cercetarea preventivă, orientată spre acţiune, a accidentelor de muncă, condiţiile interne ale întreprinderii sunt de obicei în centrul atenţiei, rezultând numeroase metode şi recomandări privind evitarea sau reducerea numărului de evenimente nedorite. Influenţa contextului asupra activităţilor de prevenire derulate într-o întreprindere sunt rareori incluse în cercetarea apriori riscurilor profesionale. Recentul standard ISO 31000:2009, privind principiile şi liniile directoare de implementare a managementului riscurilor, impune includerea contextului extern şi a celui intern în procesul de management şi în modelele de prevenire a accidentelor de muncă. Lucrarea de faţă prezintă anumite teorii contextuale, atent selectate, în scopul stabilirii oportunităţii aplicării acestei categorii de teorii la elaborarea şi înţelegerea contextului. Lucrarea realizează o diferenţiere a teoriilor aplicabile pentru înţelegerea corectă a relaţiilor dintre întreprindere şi instituţiile de reglementare legislativă şi control pe de o parte, şi teoriile care facilitează percepţia relaţiei dintre întreprindere şi contextul extern, pe de altă parte. Ultima grupă de teorii prezentate îşi găseşte punctul de pornire într-o înţelegere organizaţională diferită de înţelegerea clasică, raţionalistă, a proceselor organizaţionale. Se concluzionează că teoriile contextuale deschid noi căi de înţelegere

a rolului relaţiilor contextuale în prevenirea accidentelor de muncă, dar şi că este necesară o investigare mai detaliată a potenţialului de a transpune asemenea teorii în modele şi soluţii cu caracter practic, orientate spre acţiune.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL RESEARCHES REGARDING THE WEAR BEHAVIOR OF DIFFERENT LAYERS OF NANOFILL COMPOSITE MATERIAL USED IN DIRECT DENTAL RESTORATIONS

BY

RALUCA ELENA BACIU[1*], IRINA GRĂDINARU[1], DANIELA CALAMAZ[1] and MARIA BACIU[2]

[1] “Gr.T.Popa” University of Medicine and Pharmacy of Iaşi,
Department of Dental Materials
[2]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Material Science and Engineering

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Nanofill composite diacrylic resins have been promoted in recent years to improve the esthetic and mechanical resistance characteristics. This study aimed at evaluating the biomechanical behavior in case of Premise nanofill composite material (Kerr, Orange, CA, USA). The experimental researches followed the abrasive wear behavior for the photopolymerisable composite resins Premise enamel, Premise dentine, Premise translucent and Premise packable. From the analysis of the experimental data, one may notice that Premise enamel material exhibits the smallest values of mass loss being the material with the best behavior to abrasive wear.

Key words: nanofill composite material, wear resistance, mass loss.

[*] Corresponding author e-mail: maria_baciu2004@yahoo.co.uk

1. Introduction

The patients' esthetic exigencies from the last decades have led to the increase of the demands for nonmetal restorations, both direct and indirect. In parallel, the intense efforts of the companies producing composite restorative materials have led to the elaboration of a new generation more and more capable to meet the esthetic and structural resistance requirements (Terry, 2004; http://kerrdental.com.).

The nanofill composite diacrylic resins have been launched in recent years with the intention and pretention to satisfy the universal use requirements for all types of cavities and a series of direct esthetic rehabilitations. Their particularity consists in the presence of some nanofill particles between 0.005-0.01 m (Venhoven *et al*., 1996) that are below the wave length of visible light (0.02-2 m), and do not produce the dispersion or absorption of light (Mitra *et al*., 2003). The filling nanoparticles will physically behave more like a liquid than as a solid allowing for the significant increase of the filling levels in the organic matrix, without the unwanted modification of the maneuverability characteristics. Besides the improvement of the mechanical properties, we obtained the accurate colour and translucidity for the dentine, enamel and incisal layers, a remarkable chameleonic effect and surface polish comparable to the natural enamel and stable in time (Terry, 2004; http://kerrdental.com.).

This study aimed at evaluating the biomechanical behavior in case of Premise nanofill composite material.

2. Material and Method

The experimental researches followed the abrasive wear behavior for Premise (Kerr, Orange, CA, USA) photopolymerisable composite resin available in the variants: enamel, dentine, translucent and packable (amalgam replacer) (Table 1).

Table 1
Photopolymerisable Composite Resins Under Study

Dental material	Producer	Representative class	Form f presentation	Code	Indications
Premise	Kerr, Orange, CA, USA	photopolymerisable RDC	Premise packable	PP	-restoration of cavities from class I, II, III, IV, V, and the atypical ones; -dental veneers; -closing diaereses and diastemata.
			Premise enamel	PE	
			Premise dentine	PD	
			Premise translucent	PT	

The Ø=7 mm specimens were made in the Dental Material lab from the Faculty of Medicine and Pharmacy, "Gr. T. Popa" UMF of Iaşi, in accordance with producers' recommendations.

The photopolymerisable composites were put into test tubes in 2 mm successive layers, each layer being polymerized according to the producer's indications by means of a Demetron LC photopolymerisation lamp from Kerr (Table 2).

To obtain the precise diameter of specimens, it was necessary to reduce their size by means of a shaping machine and a mill (Fig.1).

Table 2
Polymerisaiton Times

Code	Material under study	Polymerization time
PP	Premise packable	40 sec.
PE	Premise enamel	20 sec.
PD	Premise dentine	40sec.
PT	Premise translucent	20 sec.

Fig. 1 – Processing the specimens by means of the shaping machine and mill.

The wear tests were run at the Department for Material Engineering and Industrial Security from the Faculty of Material Science and Engineering, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi.

The wear behavior was studied in the specific conditions of a dry friction situation at the level of the frontal surfaces of specimens.

The experimental researches were carried out during a slipping rotation movement having a continuous character, the surfaces in contact being plane (Fig. 3) and having a cover coefficient: $0 < K_{ac} = 0.232 < 0.5$.

Measurements aimed at determining the mass wear, namely the absolute variation (Δm_a) and relative variation (Δm_r) of specimens' mass, sizes that may be found in the calculations of the two specific indicators of the wear resistance. Determinations were made for 4 different time intervals to which different friction lengths correspond (Table 3).

Table 3
Time – Length of the Friction Layout Length Correspondence

Test time t, [min]	15	30	45	60
Friction length L_f, [m]	1500	3000	4500	6000

Mass wear was determined by weighing the specimens by means of an analytic balance before and after every determination, and so we evaluated the mass loss.

3. Results and Discussions

The first stage of experimental tests regarding the abrasive wear behavior consisted in the determination of the evolution of absolute mass losses (Δm_a) and relative mass losses (Δm_r), corresponding to different values of the friction layout length and the 30 N press force. The values of masses determined after every 1500 m of the friction layout length are given in Table 4.

Table 4
Mass Wear for Force F = 30 N

Friction layout length, m	Specimen mass, m [g] for F = 30 N			
	PP	PE	PD	PT
$L_0 = 0$	1.9078	1.8635	2.7459	2.6960
$L_1 = 1500$	1.8945	1.8410	2.7103	2.6600
$L_2 = 3000$	1.8355	1.7838	2.6081	2.5620
$L_3 = 4500$	1.6706	1.6557	2.4138	2.3846
$L_4 = 6000$	1.5422	1.5287	2.1692	2.1345

Based on these results, we calculated the absolute mass losses Δm_a (Table 5, Fig. 2) and relative mass losses Δm_r (Table 6, Fig. 3).

The absolute mass losses were calculated by means of the regard:

$$\Delta m_a = \left(m_{L_0} - m_{Li}\right),\ i = \overline{0,4} \tag{1}$$

Table 5
Absolute Mass Losses for F = 30 N

Friction layout length, m	Absolute mass losses, Δm_a [g] for F = 30 N			
	PP	PE	PD	PT
$L_1 = 1500$	0.0133	0.0225	0.0356	0.036
$L_2 = 3000$	0.0723	0.0797	0.1378	0.134
$L_3 = 4500$	0.2372	0.2078	0.3321	0.3114
$L_4 = 6000$	0.3656	0.3348	0.5767	0.5615

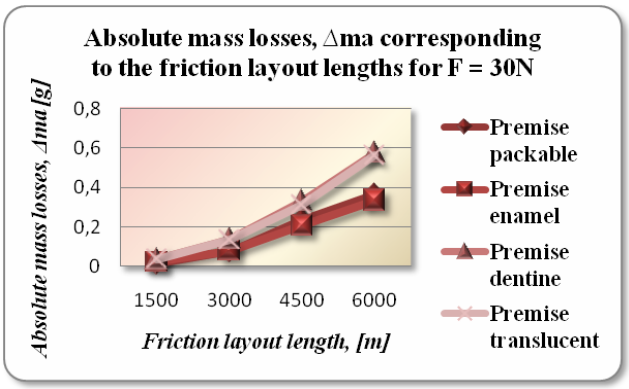


Fig. 2 – Comparative presentation of the absolute mass losses corresponding to the friction layout length F=30 N.

The relative mass losses were calculated by means of the regard:

$$\Delta m_r = \frac{\Delta m}{m_{L0}} * 100 \text{ , [\%]} \tag{2}$$

Table 6

Relative Mass Losses for F = 30 N

Friction layout length, [m]	Relative mass losses, Δm_r [g] for F = 30 N			
	PP	PE	PD	PT
L_1 = 1500	0.6971	1.2074	1.2964	1.3353
L_2 = 3000	3.7897	4.2768	5.0183	4.9703
L_3 = 4500	12.4331	11.1510	12.0943	11.5504
L_4 = 6000	19.1634	17.9661	21.0022	20.8271

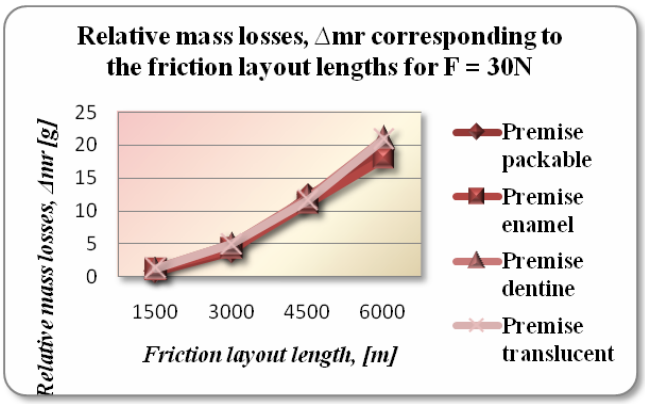


Fig. 3 – Comparative presentation of the relative mass losses corresponding to the friction layout length F=30 N.

An indicator for the evaluation of the abrasive wear behavior was represented by the mass wear intensity I_m.

The regard for this value is:

$$I_m = \frac{\Delta m}{A_f * L_f}, \ [g/m^3] \tag{3}$$

where: A_f represents the area of the friction surface; for the specimens with 7 mm diameter it is $A_f = 3.848 * 10^{-5}$, $[g/m^3]$.

Knowing the values of mass losses Δm and friction layout length L_f, we determined the evolution of mass wear intensity for every dental material under analysis (Table 7, Fig. 4).

Table 7

Mass Wear Intensity for F = 30 N

Friction layout length, [m]	Mass wear intensity, I_m $[g/m^3]$ for F = 30 N			
	PP	PE	PD	PT
L_1 = 1500	0.23	0.38	0.61	0.62
L_2 = 3000	0.62	0.69	1.19	1.16
L_3 = 4500	1.36	1.2	1.91	1.79
L_4 = 6000	1.58	1.45	2.49	2.43

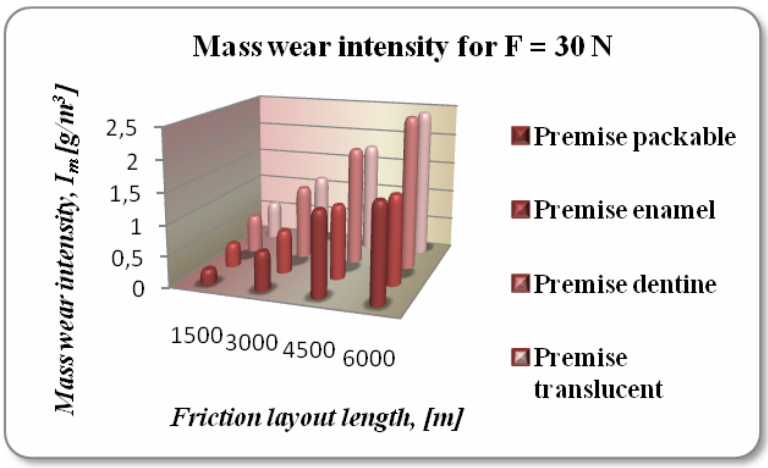


Fig. 4 – Comparative presentation of mass wear intensity for F = 30 N.

The mass wear speed was calculated by the formula: $V=\Delta_m/t$ (g/h), where t is the operation period, t=0.5 hours for L_f= 3000 m (Table 8, Fig. 5).

Table 8
Mass Wear Speed for F = 30 N

Lf, F=30N / Material	1500	3000	4500	6000
Premise packable	0.0532	0.1446	0.3162	0.3656
Premise enamel	0.09	0.1594	0.277	0.3348
Premise dentine	0.1424	0.2756	0.4428	0.5767
Premise translucent	0.144	0.268	0.4152	0.5615

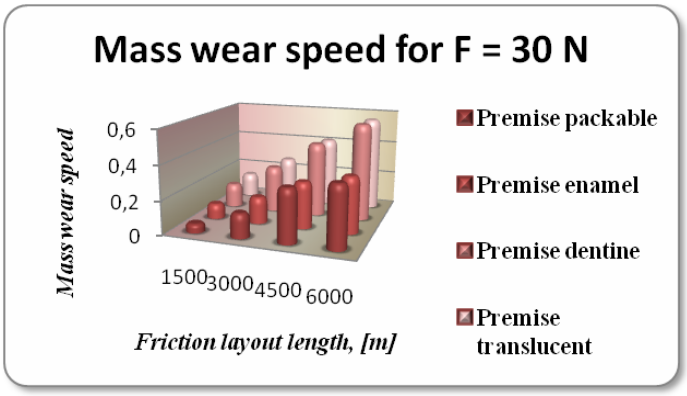


Fig. 5 – Comparative presentation of mass wear speed for F = 30 N.

4. Conclusion

From the analysis of the experimental data we notice that *Premise enamel* exhibits the lowest values of absolute mass loss when using the force of 30 N, values that are close to those of *Premise packable* composite. The behavior of *Premise packable* may be explained through the much higher concentration of inorganic filling that allows for an efficient condensation of the material in the prepared cavity.

The photopolymerisable composite *Premise dentine* has intermediate results in this test with higher values of mass losses than in the case of the other two materials discussed before, but also lower values as compared to the photopolymerisable composite *Premise translucent*. The latter exhibits the highest values of mass losses that are significantly higher as compared to all the others materials under study. That is why, the nanofill composites *Premise dentine* and *Premise translucent* are used as layers at the level of dentine and incisal area.

Following the study of mass wear intensity and speed, composites *Premise enamel* and *Premise packable* exhibit the lowest values, a fact proving their superior resistance.

For all the composite materials analysed, the substance loss increases with the getting over of the friction layout and the intensity of the force applied.

REFERENCES

[1]. Terry D.A., *Applications of Nanotechnology*. PPAD, **16**, *3*, 220-2222004.
[2]. * * * http://kerrdental.com.
[3]. Venhoven B.A.M., de Gee A.J., Werner A., Davidson C.L., *Influence of Filler Parameters on the Mechanical Coherence of Dental Restorative Resin Composites*. Biomaterials, *17*, 735 – 740 (1996).
[4]. Mitra S.B., Wu D., Holmes B.N, *An Application of Nanotechnology in Advanced Dental Materials*. J. Am Dent Assoc, *134*, 1382–1390 (2003).

NU SE REGASESTE RESTUL BIBLIOGRAFIEI IN TEXT

[5]. Bratu D., *Materiale dentare în cabinetul stomatologic*. Editura Helicon, Timişoara, 1994.
[6]. Bratu D., *Materiale dentare: bazele fizico-chimice*. Editura Helicon, Timişoara, 1994.
[7]. Craig G.R., Powers M.J., *Restorative Dental Materials*. Ediţia a XIa, Editura Mosby, Inc, 212-215, 232-248, 249-251 (2002).
[8]. Pătraşcu I., *Materiale Dentare*. Editura Horanda Press, Bucureşti, 2002.

CERCETĂRI EXPERIMENTALE PRIVIND COMPORTAMENTUL LA UZARE AL DIFERITELOR STRATURI DE MATERIAL COMPOZIT CU NANOUMPLUTURĂ UTILIZATE ÎN RESTAURĂRILE DENTARE DIRECTE

(Rezumat)

Răşinile diacrilice compozite cu nanoumplutură au fost promovate în ultimii ani în scopul îmbunătăţirii caracteristicilor estetice şi de rezistenţă mecanică. Prezentul studiu a avut ca scop evaluarea comportamentului biomecanic în cazul materialului compozit cu nanoumplutură Premise (Kerr, Orange, CA, USA). Cercetările experimentale au urmărit comportamentul la uzare abrazivă în situaţia răşinilor compozite fotopolimerizabile *Premise enamel*, *Premise dentine*, *Premise translucent* şi *Premise packable*. Din analiza datelor experimentale se constată că materialul Premise enamel prezintă cele mai mici valori ale pierderii de masă, fiind materialul cu cea mai bună comportare la uzarea abrazivă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

QUALITY IMPROVEMENT OF CAST IRON BY DYNAMIC SOLIDIFICATION

BY

GELU BARBU* and ADRIAN ALEXANDRU

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Department of Materials Science

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This work approaches the field of dynamically solidified cast iron, regarding the procurement of materials with improved structure, as well as its rupture particularities. They have moulded cast iron samples with nodular and lamellar graphite, under static and dynamic conditions. The vibration was performed on an installation performing horizontal circular vibrations. Polished samples and break sample were studied by electronic microscope. They have noticed the finishing of the granulation, the more uniform distribution of chemical elements as well as of graphite, as well as the alteration of the rupture mechanism. At non-vibrated samples the rupture dominantly takes place intercrystalline with time while for vibrated samples, it is transcrystalline. The vibration applied for the solidification of cast parts leads to a good cohesion between the grains in their structure.

Key words: vibrations, lamellar cast iron, nodular cast iron, SEM.

1. Overview

At the use of vibrations for obtaining parts made of different materials one can notice improvements of the properties, presented as well in

* Corresponding author e-mail: axa72us@yahoo.com

various specialty works.

There appear at vibration a series of physical processes like the action of impulse forces, cavitation phenomena, increase of undercooling degree, mass macroscopic transfer and change of the solid-liquid balance conditions.

The mechanisms of vibration on vibrated alloys are multiple. Nevertheless, the power of vibrations needs to be proper, as there is as well the possibility to appear, at large amplitudes of the vibratory movement, holes in the casted material as well as drops at the outside surface.

Vibrations have the effect to diminish the viscosity and the superficial pressure, but also by the dynamic effects it generates, there is a fluidity growth, albeit under vibration conditions the heat transfer is intensified, the total solidification time of the alloy diminishes.

One knows a series of technological effects of the vibration application to solidification: homogenisation and finishing of solidification structure, increase of cast material capacity, degassing the alloy, diminish internal pressure, reducing segregations, removing non-metal inclusions and increase of alloy flowing capacity, (Zhao *et al*., 2004).

Vibration during solidification finishes the structure of non-metal materials, by finishing, obtaining as well the improvement of physical-mechanical features, being used in various fields: continuous casting, casting in mixture moulds and metallic moulds etc.

The research directions in the field of casting under the influence of vibration regards the procurement of the wanted effects under the conditions of optimally setting the parameters of the vibration process - frequency, amplitude, vibration time, vibration method and for setting the mechanisms of this influence.

2. Experimentations

They have analyzed the influence of vibrations on the structures obtained at grey cast iron solidification with lamellar and nodular graphite and elements distribution.

In order to perform vibrations they have used a device, which produces mechanical vibrations, through the agency of an eccentric driven by an electric engine. The vibrations are transmitted to a work bench rigidly fastened to the engine.

The vibratory bench supports on a frame bed through the agency of balls. The vibratory bench is fastened with elastic cables, allowing the performance of horizontal rotation movements.

Other installations, similar as working method, use a bench fastened

on metallic pillars, but takes a part of the energy of the system for the deformation of the pillars. The advantage of the used installation consists of using flexible cables.

The elaboration aggregate is furnace with black-lead crucible, with average frequency (8,000 Hz), capacity of which is of approx. 30 kg alloy.

They have elaborated two grey cast irons, one with lamellar graphite, another with nodular graphite, with the following chemical composition: 3.8% C; 2.9% Si; 0.6% Mn; 0.15%P; 0.04% S.

The load needed for elaborating the cast iron consisted of high purity cast iron (HCA) with the following chemical composition: 3.6...4.2% C; 1.75% Si; 0.75% Mg; 0.03 % P; 0.02% S.

After weighting, the load was introduced in the furnace and melted. 25 kg, high purity cast iron was introduced, a quantity restricted by the capacity of the crucible. In order to obtain the wanted chemical composition, they needed to improve the percentage of Si, for reaching a new concentration of 2.9% Si in the obtained cast iron, compared to 1.75% Si in the metal load.

Therefore, they used a hardening alloy of ferrosilicon - FeSi75, chemical composition of which is the following: 70...79% Si; 0.70% Mn; 0.4% Cr; 0.05% P; 0.04% S; 0.1% C; 2.5% Al. It was introduced in the metal bath in the moment of cast iron overheating, at a temperature of 1450°C.

In order to obtain the nodular graphite cast iron they have weighted a quantity of 1.5% modifier which was laid in the casting ladle.

They have used as modifier NODULIN 10 - 4, a ferroalloy with Mg and Mischmetall content (rare earths), with the following chemical composition: 10% Mg; 1.5% Mischmetall (FeSiCaMgCe); 42 % Si; 1.5%Al. At the evacuation in the ladle of the liquid metal which is at the temperature of 1450°C, it reacted with the modifier. The two mould parts were made of mixture of core, obtained according to the following recipes: dry sand with water-glass in proportion of 6%.

They have moulded, gravitationally, samples in shapes on the vibrating device and statically solidified.

3. Results

The shape and rupture distribution of metal grains can explain the method the vibrations applied to solidification influence the mechanism of the structure forming.

Figs. 1 and 2 present the distribution of silicon and manganese on the section of moulded samples of nodular and lamellar graphite cast iron.

vibrating nodular cast iron non-vibrating nodular cast iron

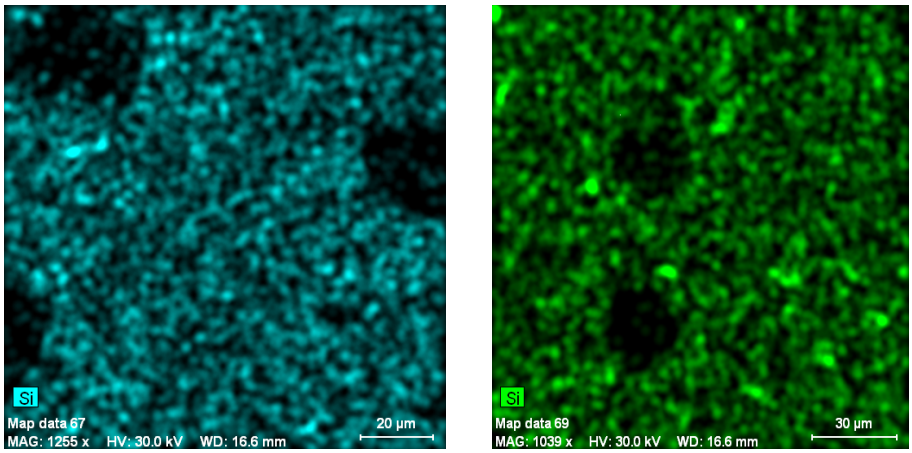


Fig. 1 – Distribution of silicon on the section of nodular graphite cast iron samples, electronic microscopy.

vibrating lamellar cast iron non-vibrating lamellar cast iron

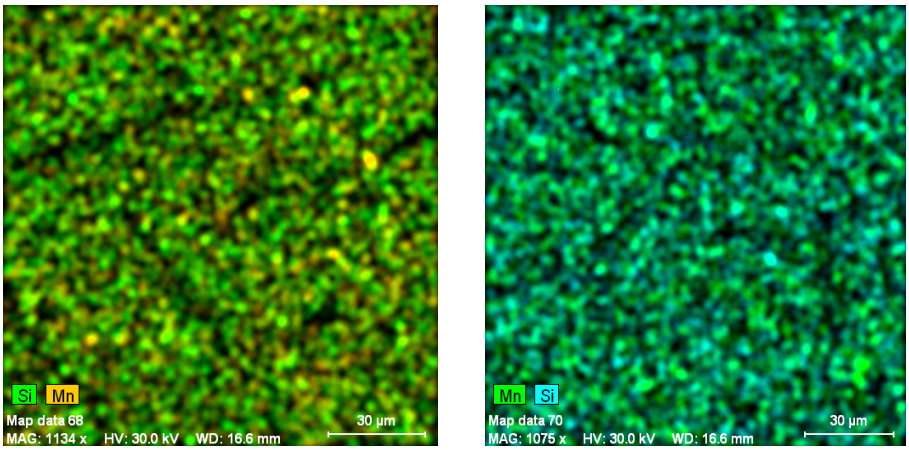
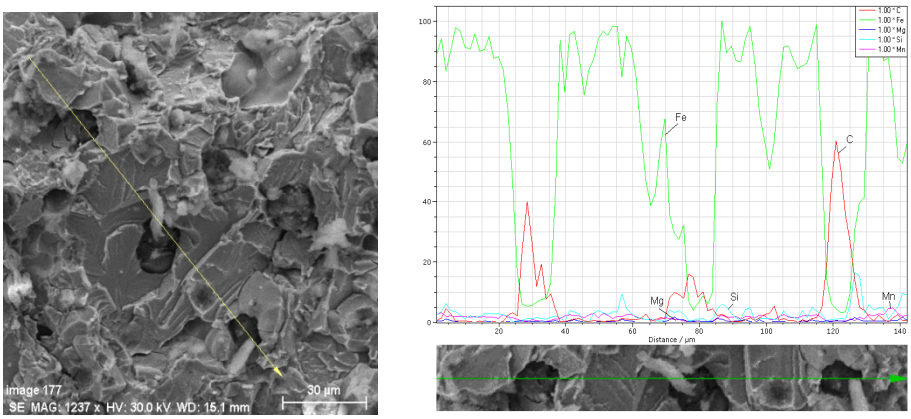


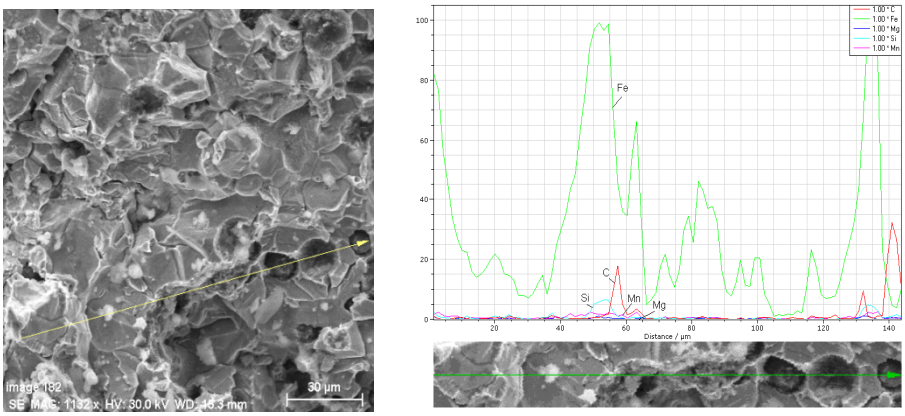
Fig. 2 – Distribution of silicon on the section of lamellar graphite cast iron samples, electronic microscopy.

Fig. 3 presents the distribution of nodular graphite on the polished surfaces of the samples, and Fig. 4 presents the distribution of lamellar graphite.

Fig. 6 presents the distribution of nodular graphite on polished surfaces of samples and Fig. 7 presents the distribution of graphite at lamellar graphite samples.

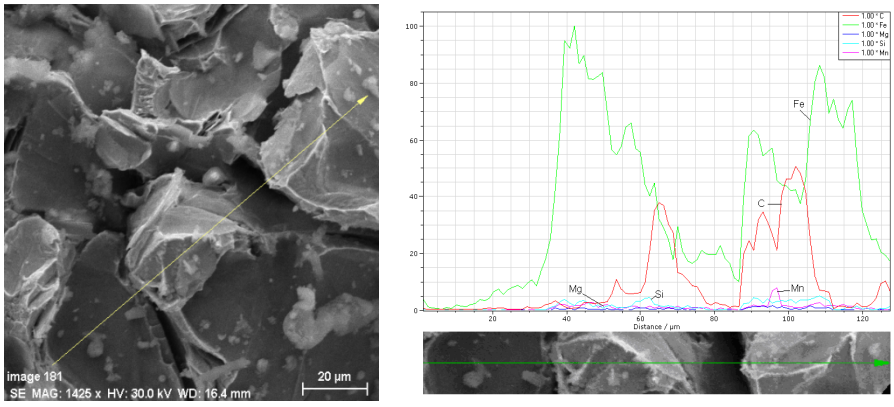


a – vibrating nodular cast iron

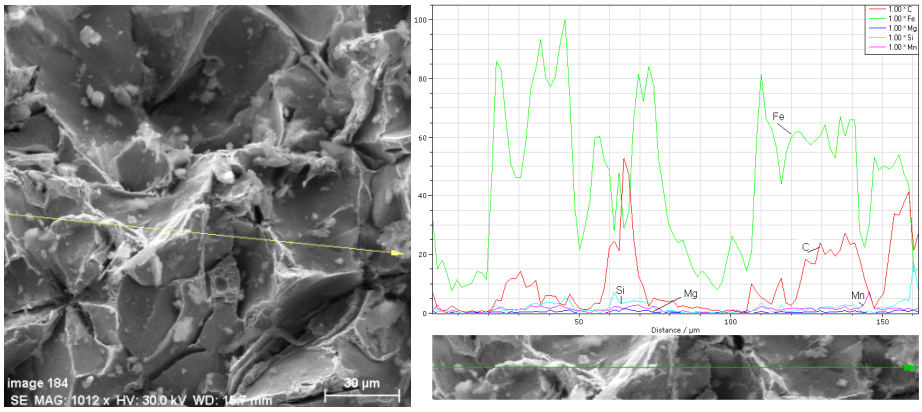


b – non-vibrating nodular cast iron

Fig. 3 – Rupture microstructure of nodular graphite cast iron, electronic microscopy.



a – vibrating lamellar cast iron



b – non-vibrating lamellar cast iron

Fig. 4 – Rupture microstructure of gray cast iron with lamellar graphite, electronic microscopy.

The study of microstructures leads to a series of observations:

- structure of cast irons has a higher finishing degree in case of vibrated cast irons compared to non-vibrated cast iron;
- the graphite is distributed more uniformly in case of cast iron under vibration than in case of static cast iron;
- for the nodular graphite cast iron we notice that the graphite nodules are of smaller size and with a shape close to sphere.

vibrating nodular cast iron non-vibrating nodular cast iron

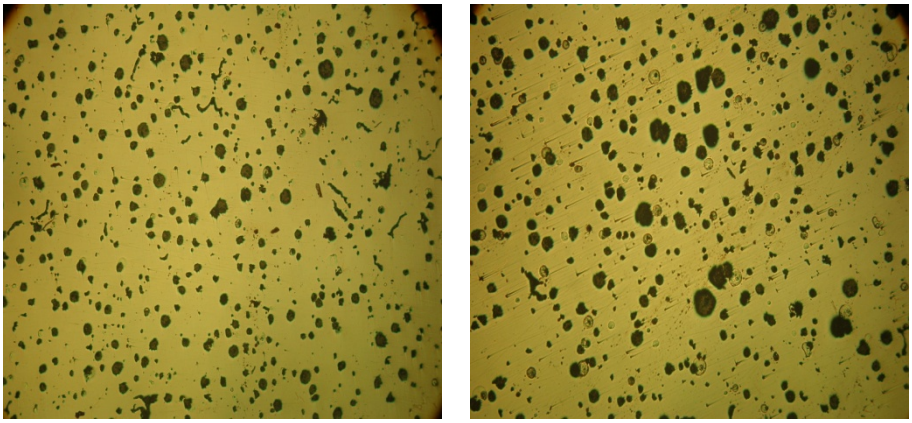


Fig. 6 – Distribution of nodular graphite on the polished surfaces of samples, optical microscopy, x 70.

vibrating lamellar cast iron non-vibrating lamellar cast iron

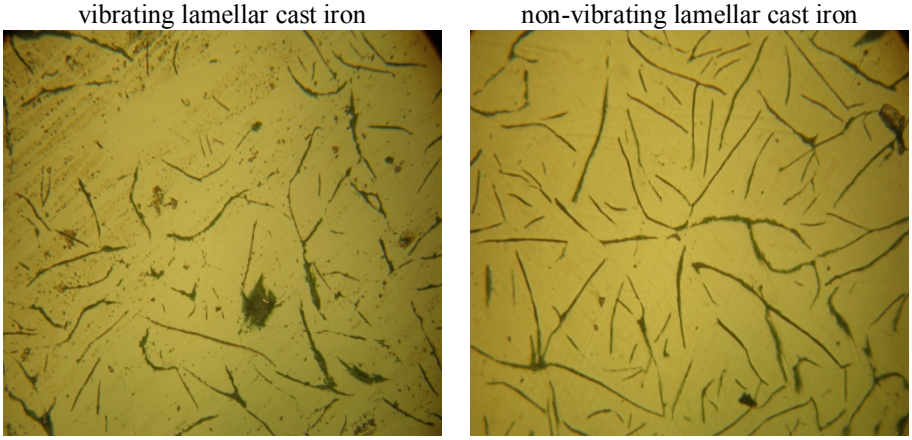


Fig. 7 – Distribution of lamellar graphite on the polished surfaces of samples, optical microscopy, x120.

Considering the rupture shape and aspect of samples we notice a change of the rupture mechanism, passing from intercrystalline rupture to transcrystalline rupture in case of vibrated samples. As well, the size of the rupture plans is different in case of the two types of cast iron: at vibrated cast iron, the cleavage surfaces are smaller, due to a finer graining.

4. Conclusion

The size of grains differs at the two types of cast iron, as one can notice that for vibrated cast iron they are finer and more uniformly dispersed;

Solidified cast irons under the influence of vibrations have mechanical properties superior to statically solidified cast irons, due to the homogenous structure and to uniform distribution of the graphite in the metal matrix.

The lamellar graphite is better contoured at the vibrated cast iron with lamellar graphite;

One can notice the change of the rupture mechanism from the intercrystalline rupture to transcrystalline rupture.

NU SE REGASESC IN TEXT
REFERENCES

[1]. Barbu G., *Solidificarea aliajelor sub influenta vibratiilor*. Ed. Vasiliana'98, laşi 2003.

[2]. Barbu G., Cojocaru V., Carcea I., *Instalaţie de turnare cu vibrare*. Brevet invenţie România, nr. 108.934 Bl, 1994.

[3]. Zhao Y.G., Liang Y.H., Qin W., Jiang Q.C., *Effect of mechanical Vibration on the Microstructure, Impact Toughness and Thermal Fatigue Behavior of Cast Hot Working Die Steel*. ISIJ International, **44**, *7*, 1167-1172 (2004).

ÎMBUNĂTĂŢIREA CALITĂŢII FONTEI PRIN SOLIDIFICARE DINAMICĂ

(Rezumat)

Această lucrare abordează domeniul fontelor solidificate dinamic, referindu-se la obţinerea unor materiale cu structura îmbunătăţită, cât şi particularităţile ce apar la rupere. S-au turnat epruvete din fontă cu grafit nodular şi lamelar, în condiţii statice şi dinamice. Vibrarea s-a realizat pe o instalaţie ce realizează vibraţii circular orizontale. Probe lustruite cât şi probe în ruptură au fost studiate cu microscopul electronic. S-a observat finisarea granulaţiei, repartizarea mai uniformă a elementelor chimice cât şi a grafitului, precum şi modificarea mecanismului ruperii. La epruvetele nevibrate ruperea are loc preponderent intercristalin în timp ce la probele vibrate este transcristalină. Vibrarea aplicată la solidificarea pieselor turnate conduce la o bună coeziune între grăunţii din structura acestora.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MECHANICAL PROPERTIES OF SOME Ti-HA BASED FUNCTIONALY GRADED MATERIALS

BY

GABRIEL BATIN*, CĂTĂLIN POPA, LIVIU BRÂNDUŞAN and IOAN VIDA-SIMITI

Technical University of Cluj-Napoca,
Faculty of Materials and Environmental Engineering

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Functionally graded materials based on titanium and hydroxyapatites were produced via a powder metallurgy route. Samples with the following composition were produced: Ti+10% HA, (Ti+5% HA)+(Ti+10% HA) and Ti+(Ti+5% HA)+(Ti+10% HA). Vickers microhardness was tested on polish surfaces under a load of 196 N. Elastic modulus and compresive strength were determined using a Galdabini Sun5 universal testing machine. The Vickers microhardness increases with the content of hydroxyapatite.

Key words: biomaterials, titanium, hydroxyapatite, functionally graded materials, microhardness, Young modulus.

1. Introduction

To create a biomaterial simulating the structure and biological characters of natural bone is a priority for biomaterials researchers (Aho *et al*., 2004; Babini & Tampieri, 2004). The materials for hard tissue replacement need to satisfy in the same time some conditions: biocompatibility,

* Corresponding author e-mail: Gabriel.Batin@stm.utcluj.ro

osteoconductivity, adequate strength and corrosion resistance. A bulk material with a single composition and a uniform structure does not complete all these requirements simultaneously this is why functionally graded materials based on titanium and hydroxyapatite are proposed for use in this study.

Hydroxyapatite (HA) is the main mineral constituent of the bone. Synthetic HA shows an excellent biocompatibility with hard tissue and muscle tissue. It seems to be the most suitable material for bone replacement, but it can't be used for heavy load-bearing applications due to its low mechanical properties (Aho *et al*., 2004; Cheling *et al*., 1999).

Titanium represents an attractive material for endosseus implants because of the high resistance against corrosion and high resistance/weight ratio with biocompatibility (Thieme *et al*., 2001; Watari *et al*., 2004; Oliveira *et al*., 2002).

The Young's moduli of metallic materials used for bone replacement range from ~110 GPa to ~210 GPa, and is much higher than the modulus of human cancellous bone or compact bone (see Table 1). This large stiffness mismatch between bulk metallic implant and the surrounding human bone produce stress-shielding and can induce implant loosening) (Thieme *et al*., 2001; Greiner *et al*., 2005).

Table 1
Values of Young Modulus for Human Bone and Other Materials used for Implants
(*Thieme et al., 2001; Chu Chengling et al.,1999*)

Material	Human bone		Stainless steel	Co alloys	Ti and Ti based alloys	Hydroxyapatite
	cortical	cancellous				
E [GPa]	12-17	< 3	~ 190	~ 210	~ 110	~ 117

The decreasing of stiffness and thus the stress-shielding effect can be achieved by creating porous implants. An open pore, fully interconnected geometry in a highly porous structure will allow bone in-growth and an accurate cell distribution throughout the porous structure. This will facilitate the neurovascularization of the structure from the surrounding tissue (Salgado *et al*., 2004).

2. Materials and Methods

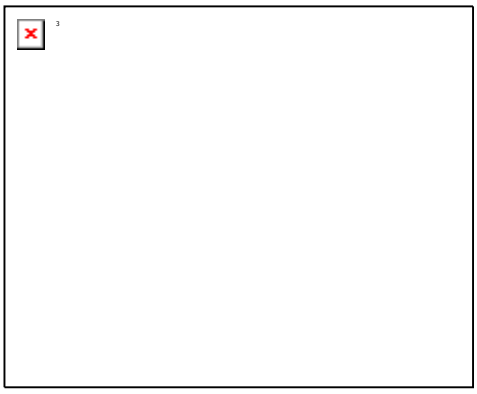
The raw materials were high purity titanium powder obtained through hydriding - milling - dehydriding and hydroxyapatite powder. The hydroxyapatite powder was obtained through a sol-gel method using $Ca(NO_3)_2$ and $(NH_4)_2HPO_4$ as precursor reagents. Its Ca/P ratio was 1,67. Samples with the following composition were produced: Ti + (Ti + 10% HA),

(Ti + 5% HA) + (Ti + 10% HA) and Ti + (Ti + 5% HA) + (Ti + 10% HA). After mixing and die-compaction (400 MPa), samples were sintered in vacuum (0,01 Pa) at 1160ºC for two hours.

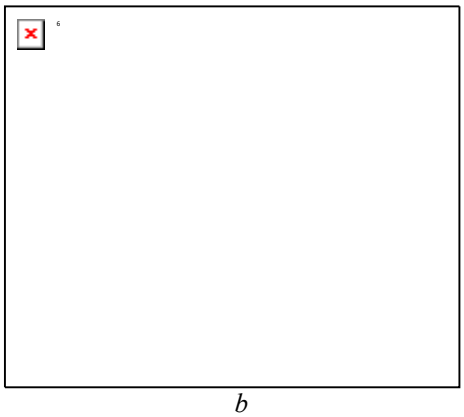
Compression and microhardness tests were performed to determine the mechanical properties of the samples.

3. Results and Discussions

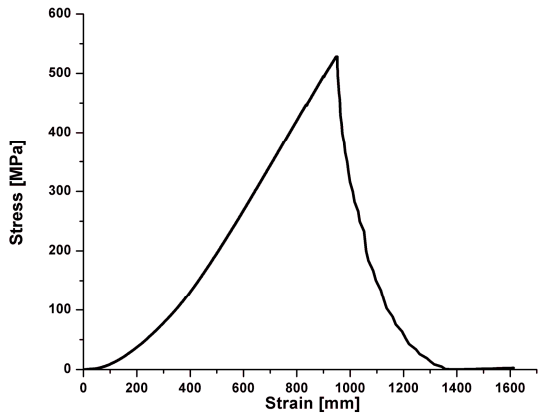
Compression is one of the most important stresses that occur in bones. Compressive strength was determined using a Galdabini Sun5 universal testing machine.



a



b



c

Fig. 1 – Compression test results: *a*) Ti+(Ti+10%HA), *b*) (Ti+5%HA)+(Ti+10%HA), *c*) Ti+(Ti+5%HA)+(Ti+10%HA).

It can be observed that while the content of hydroxyapatite increases, the compression strength decreases. Poor mechanical strength of hydroxyapatite explain this behavior. Best results were obtained for 3 layer samples, about 528 MPa. The sample with the composition (Ti+5%HA)+(Ti+10%HA) presents an inflexion point around 132 MPa. We consider the failure of sample at this point, even the complete destruction had place at a higher value. At 132 MPa appears the first crack, but under the load a rearregement of material occure.

Values obtained are higher then in the human bones – about 170 MPa (Zioupos *et al*., 2000). Young modulus was assessed from the tangent to the linear region of the compression curve.

As the content of active phase (hydroxyaptite) increases, the Young modulus decreases. This can be explained by the partial decomposition of hydroxyapatite and the formation of some compounds based on calcium, as we shown in our previous study (Popa *et al*., 2005).

Table 2
Young Modulus

Sample	E [GPa]
Ti+(Ti+10%HA)	57
(Ti+5%HA)+(Ti+10%HA)	48
Ti+(Ti+5%HA)+(Ti+10%HA)	63

Layer's thickness of samples was too small to determine the macrohardness, so we decided to evaluate the microharness. Vickers microhardness was determinate on polish surfaces under a load of 196 N, using Neophot 2. Nine values were measured on each sample (Fig. 2).

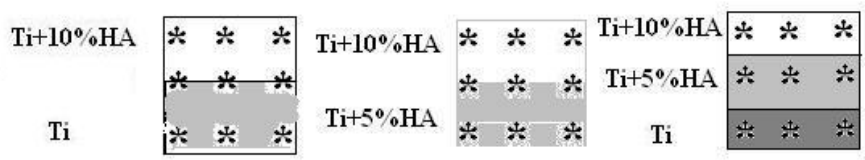


Fig. 2 – Places of measurements for Vickers microhardness test.

The results of the test are shown in Table 3.

A higher content of active phase (HA) leads to a high value of microhardness. There are some differences between the values for the same content of hydroxyapatite because of the inhomogeneities of the layers (being a two phases layer, the same content of one phase can be different distributed) and by the diffusion of hydroxyapatite.

Table 3
Vickers Microhardness Results

Sample	Layer	$MH_{0,02}$
Ti+(Ti+10%HA)	Ti+10%HA	1788
	Inteface between layers	1547
	Ti	1295
(Ti+5%HA)+(Ti+10%HA)	Ti+10%HA	110 0
	Inteface between layers	963
	Ti+5%HA	756
Ti+(Ti+5%HA)+(Ti+10%HA)	Ti+10%HA	1323
	Ti+5%HA	929
	Ti	795

Values obtained are higher than reported in literature for human bone (~478 MPa) (Wesley *et al*., 2007).

4. Conclusion

Functionally graded materials based on titanium and hydroxyapatite were obtained via a powder metallurgy route.

Values obtained are higher than of human bone, but much lower that of bulk materials.

As the content of hidroxyapatite increases, the young modulus and the compression strength decrease.

A higher content of hydroxyapatite leads to the increase of Vickers microhardness.

REFERENCES

Aho A.J., Hautamäki M., Mattila R., Alander P., Strandberg N., Rekola J., Gunn J., Lasila L.V.J., Vallittu P.K., *Surface Porous Fiber-Reinforced Composite Bulk Bone Substitute. In Vitro Studies and Vivo Evaluation in Segment Defect.* Cell and Tissue Banking, *5*, 213-221 (2004).

Babini G.N., Tampieri A., *Towards Biologically Inspired Materials.* British Ceramics Transactions, **103**, *3*, 101-109 (2004).

Cheling C., Jingchuan C., Zhongda Y., Shidong W., *Hydroxyapatite-Ti Functionally Graded Biomaterials Fabricated by Powder Metallurgy.* Materials Science and Engineering A, *271*, 95-100 (1999).

Thieme M., Wieters K.-P., Bergner F., Schrnweber D., Worch H., Ndop J., Kim T.J., Grill W., *Titanium Powder Sintering for Preparation of a Porous Functionally Graded Material Destined for Orthopaedic Implants.* Journal of Materials Science: Materials in Medicine, **12**, 225-231 (2001).

Watari F., Yokoyama A., Omori M., Hirai T., Kondo H., Uo M., Kawasaki T., *Biocompatibility of Materials and Development to Functionally Graded Implant for Bio-Medical Application*. Composite Science and technology, **64**, 893-908 (2004).

Oliveira M.V., Pereira L.C., Cairo C.A.A., *Porous Structure Characterization in Titanium Coatings for Implants*. Materials Research, **5**, *3*, 269-273 (2002).

Greiner C., Oppenheimer S.M., Dunand D.C., *High Strength, Low Stiffness, Porous NiTi with Superelastic Properties*, Acta Biomaterialia, **1**, 705-716 (2005).

Chu Chengling, Zhu Jingchuan, Yin Zhongda, *Wang Shidong, Hydroxyapatite-Ti Functionally Graded Biomaterial Fabricated by Powder Metallurgy*. Materials Science & Engineering **A**, *271*, 95-100 (1999).

Salgado A.J., Coutinho Olga P., Reis R.L., *Bone Tissue Engineering: State of the Art and Future Trends*. Macromolecular Bioscience, **4**, 743-765 (2004).

Zioupos P., Cris W. Smith, Yuehuei H. An, Factors *Affecting Mechanical Properties of Bone, in Mechanical Testing of Bone and the Bone-Implant Interface Editred* by Yuehuei H. An and Robert A. Draughn, CRC Press, 65-87 (2000).

Popa C., Şimon V., Vida-Simiti I., Batin G., Cândea V., Şimon S., *Titanium – Hydroxyapatite Porous Structures for Endosseous Applications*, J. of Materials Science: Materials in Medicine **16**, 1165 – 1171 (2005).

Wesley M. Johnson, Andrew J. Rapoff, Microidentation in bone: *Hardness Variation with Five Independent Variables*. J. of Materials Science: Materials in Medicine, **18**, 591-597 (2007).

PROPRIETĂŢILE MECANICE ALE UNOR MATERIALE CU GRADIENT FUNCŢIONAL PE BAZĂ DE Ti-HA

(Rezumat)

Au fost realizate probe cu gradient funcţional pe bază de titan şi hidroxiapatită. Au fost determinate rezistenţa mecanică la compresiune – fiind una din principalele solicitări la care sunt supuse oasele, microduritatea Vickers şi modulul de elasticitate la compresiune. Rezistenţa mecanică la compresuine scade odată cu creşterea conţinutului de hidoxiapatită; acest lucru fiind pus pe seama rezistenţei mecanice scăzute a acesteia. Acelaşi comportament este observat şi în cazul modulului de elasticitate la compresiune. Creşterea conţinutului de hidroxiapatită duce la valori ridicate ale microduritătii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PREPARATION OF IRON OXIDE POWDERS FROM CHEMICAL SOLUTION

BY

MEDINA – NATALIA BATIN* **and VIOLETA POPESCU**

Technical University of Cluj - Napoca,

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The obtaing of hematite from precursor powders dissolved in aqueous solution is reported in the present work. FeOOH powders obtained from $FeCl_2$ in presence of urea, were treated in an oven at 500°C, for 4 hours. After the thermal treatment a reddish brown powder containig α-Fe_2O_3 has been obtained. X-ray diffraction (XRD) and UV-VIS spectrometry analysis were performed in order to study the structural and optical properties of the powders.

Key words: α-Fe_2O_3, hematite, XRD, optical properties, thermal treatment.

1. Introduction

Iron oxide particles of different shapes and dimensions have attracted the interest of the researchers from different fields. Due to their physico-chemical, optical, magnetic and electrical properties, iron oxide can be used in a wide range of applications like magnetic storage media (Sarangi *et al*., 2009), sensors (Sarangi *et al*., 2009; Zhang *et al*., 2009; Jin *et al*., 2010), catalysts (Liu *et al*., 2007; Guo *et al*., 2010), clinical diagnosis and treatment (Sarangi *et al*., 2008; Zhong *et al*., 2006). Iron oxide can also be successfully used as a pigment (Pailhé *et al*., 2008), in lithium ion batteries (Li *et al*., 2008) or for photoelectrochemical generation of hydrogen (Satsangi *et* al., 2008).

* Corresponding author e-mail: medina.batin@yahoo.com

Due to its band gap (Eg ~ 2.2 eV) iron oxide is a promising material for photocatalytic application, collecting up to 40% of the solar spectrum energy (Zhang *et al*., 2010).

The preparation of iron oxide attracted a lot of interest, so various methods (chemical and physical) have been developed.

Dar and collaborators obtained α-FeOOH and α-Fe_2O_3 particles by sol-gel method (Dar *et al*., 2005) starting from $Fe(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$ precursor. Iron oxide nanoparticles were obtained by Karami using solid state chemical reaction method (Karami, 2009) of a mixed powders containing $FeCl_2 \cdot 4H_2O$, $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ and KCl. Sarangi *et al.*, (2009) obtained α-Fe_2O_3 nanopowders by reacting aqueous solutions of ferric nitrate and PVA and sucrose (method 1) and EDTA (method 2). Liu *et al*. reported the preparation of uniform nanocrystalline α-FeOOH and α-Fe_2O_3 using hydrothermal synthesis (Liu *et al*. 2007). Qiu *et al*. described the obtaining of porous ultrafine iron oxide particles by homogenous precipitation method (Qiu *et al*., 2005). Nasar and Husein prepared iron oxide nanoparticles by microemulsion process (Nassar & Husein, "2006). In order to obtain iron oxide nanoparticles used in health field, Guo and Kenedy used the gas-phase flame synthesis (Guo & Kennedy, 2007). Using the thermal decomposition of $Fe(IO_3)_3$, Ristić and Musić (2006) obtained porous α-Fe_2O_3.

In this paper we report two synthesis methods for preparation of α-Fe_2O_3 powders from β-FeOOH by thermal treatment.

2. Experimental

The chemical precursors used were iron chloride II tetrahydrate and urea, without further purification. Distilled water was used as solvent. Precursor powders were prepared by the methods, described in the next chapter.

2.1. Preparation of Iron Oxide Powders

Method 1. An aqueous solution of iron chloride was prepared by dissolving 9.93g $FeCl_2 \cdot 4H_2O$ in distilled water. 1.5 g of urea (NH_2CONH_2) was dissolved in 25 ml of distilled water. The two solutions were vigorously mixed in a beaker. The as-prepared solution was maintained in a thermostated bath (TRADE Raypa) at 90°C, for 2 hours. The precipitate thus obtained was allowed to settle until the next day. On the second day the solution was ultrasonicated for several minutes and maintained again in a thermostated bath for two hours at 90°C. This cycle was also repeated in the third day, on the same conditions. We consider that the solution was totally maintained in the thermostated bath for 6 hours. At the end of the three cycles the obtained precipitate was ultrasonicated, washed, and filtered with a vacuum pump (VACUUM PUMP 707). The product obtained after filtration was treated in an oven at 500°C for 4 hours.

Method 2. An aqueous solution consisting of 9.93 g of $FeCl_2$, 1.5 g NH_2CONH_2 and 50 ml of distilled water was heated in a thermostated bath for two hours at 90°C. The obtained solution was ultrasonicated for several minutes. After ultrasonication the product was washed and filtered with a vacuum pump. The powder obtained after filtration was treated 4 hours at 500°C.

2.2. Samples Characterization

The obtained powders were characterized using various techniques. X-ray powder diffraction patterns were obtained on a Shimadzu XRD 6000 diffractometer with CuKα (λ = 1.5405 Å) radiation. The operation voltage and current were kept at 40 kV and 30 mA, respectively. Diffraction data were collected in a 2θ range of 10 – 60° at a scan speed of 2.0000 (deg/min). The samples were also characterized by UV – VIS spectrometry.

3. Results and Discussion

3.1. X-Ray Analysis

α-Fe_2O_3 (hematite) is obtained by thermal treatment of the obtained powder. The diffraction peaks in XRD spectra (Fig. 1) at 2θ = 24.08°, 33.1°, 35.6°, 40.8°, 49.4° and 54.0° were in good agreement with the corresponding (012), (104), (110), (113), (024), and (116) diffraction planes of α-Fe_2O_3, confirming the formation of α-Fe_2O_3 phase. Similar results were obtained by P. Sarangi *et al*. (2009) and X. Liu and co-workers (2007).

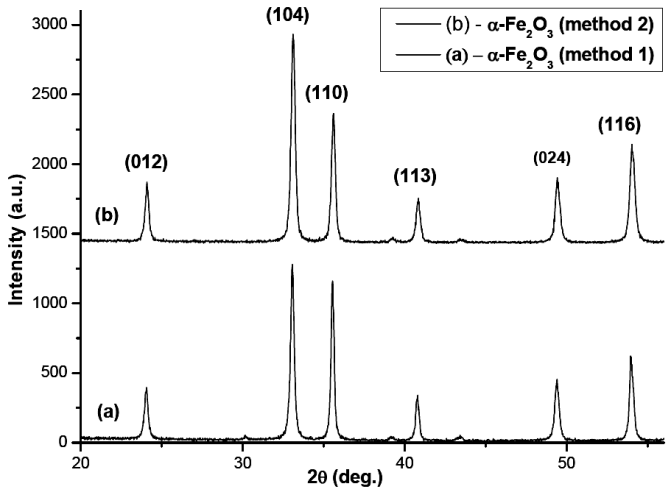


Fig. 1 – Diffraction patterns of the (a) α-Fe_2O_3 – thermal treated powders at 500ºC (method 1), (b) α-Fe_2O_3 thermal treated powders at T = 500ºC (method 2).

Crystallite size of the α-Fe_2O_3 powders was calculated using the Scherrer's equation (Ray *et al.*, 2008):

$$D = \frac{0.9\lambda}{\beta \cos\theta} \tag{1}$$

where D - is the average crystallite size, λ - the X-ray wavelength, β - the width of the diffraction peak at half maximum for the diffraction angle, cos θ - the Bragg diffraction angle.

One can see that the crystallite sizes have been influenced by the obtaining method. The crystallite sizes were smaller for α-Fe_2O_3 powder obtained using the second method (2 hours instead of 6 hours) as can be seen in Table 1.

Table 1

Crystallite Size of the α-Fe_2O_3 Powders

Crystallite size (nm)	
Method 1 α-Fe_2O_3 powder	173
Method 2 α-Fe_2O_3 powder	152

3.2. Optical Investigation

Optical studies of iron oxide powders were performed using a Perkin Elmer Lambda 35 spectrophotometer.

The optical absorption spectrum of the treated powders - α-Fe_2O_3 was recorded over the wavelengths ranged from 300-1100 nm. In Fig. 2 are presented the absorption spectra of the iron oxide powders.

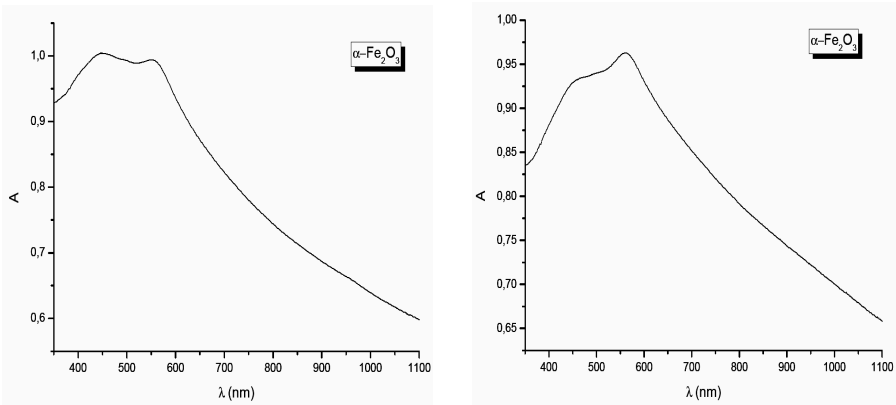
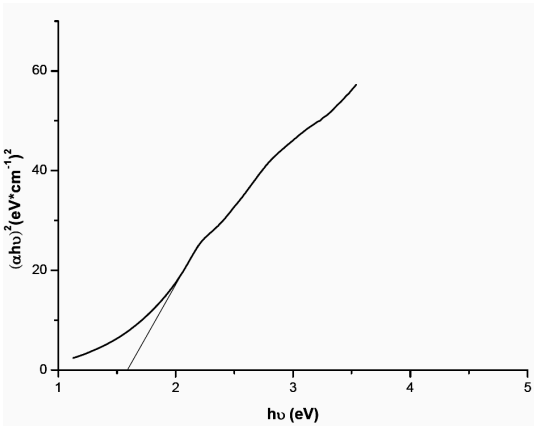


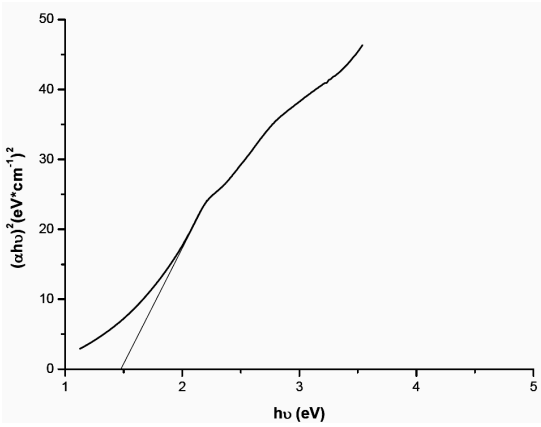
Fig. 2 – Absorption spectra of the treated powders at T= 500 ºC: *a* - treated powders prepared by method 1, *b*- treated powders prepared by method 2.

It can be seen that for hematite the absorption decrease with the increase of the wavelength, for wavelength higher than 555 nm (sample 1) and 564 nm (sample 2) As is shown in Fig. 2*a* the α-Fe_2O_3 powders obtained by method 1 presents 2 maximum absorption at 555 nm and respectively at 450. The maximum absorption for the α-Fe_2O_3 powders obtained by method 2 is at 564 nm (Fig. 2 *b*). The results are in good agreement with the literature data which confirm that hematite has an absorption band in visible at about 600 nm (Chiriţă & Grozescu, 2009). The maximum absorption has been displaced from 555 to 564 when the formation time was reduced from 6 to 2 hours.

The optical band gap of the hematite (α-Fe_2O_3) was determined by extrapolation of the plot $(\alpha h\upsilon)^2$ versus hυ.



a



b

Fig. 3 – The plot of $(\alpha h\nu)^2$ vs. hυ of: *a*) α-Fe_2O_3 phase obtained by method 1; *b*) α-Fe_2O_3 phase obtained by method 2.

In Fig. 3 it is represented the determination of optical band gaps for the α-Fe_2O_3 powders. The band gap value for the α-Fe_2O_3 powders obtained by method 1 was 1.59 eV (Fig. 3 *a*), respectively 1.47eV for the α-Fe_2O_3 powders obtained by method 2 (Fig. 3 *b*), values which are lower compared to the band gap value of bulk α-Fe_2O_3 - 2.2 eV (Zeng & Tang, 2007). This may be possible due to another phase or impurity imbedded in Fe_2O_3 at a very low concentration that was not detected by XRD. Other analyses are necessary in order to establish the cause for the lowering of the energy band gap of hematite powder.

4. Conclusion

A simple chemical method for the preparation of iron oxyhydroxide and iron oxide (hematite) was described. Thermal treatment of the obtained powders (FeOOH) leads to α-Fe_2O_3 phase conversion. In the case of hematite the absorption decrease with the increase of the wavelength, for wavelength higher than 555 nm (sample 1) and 564 (sample 2) nm. The optical band gap of the hematite (α-Fe_2O_3) containing powder was determined by extrapolation of the plot $(\alpha h\upsilon)^2$ versus hυ. The band gap value for the α-Fe_2O_3 powders obtained by method 1 was 1.59 eV, respectively 1.47eV for the α-Fe_2O_3 powders obtained by method 2.

Acknowledgment. Paper developed within Project "Doctoral studies in engineering science for the development society based on knowledge - SIDOC"; Contract POSDRU /88/1.5/S/60078.

Authors thanks Prof. phD. Eugen Culea and Asist. Prof. phD. Petru Păşcuţă for assistance in XRD measurements.

REFERENCES

Chiriţă M., Grozescu I., *Fe_2O_3 – Nanoparticles, Physical Properties a Their Photochemical and Photoelectorchemical Applications*. Chem. Bull. “POLITEHNICA” Univ., *54*, 2009.

Dar M.A., Kulkarni S.K,. Ansari Z.A, Ansari S.G., Shin H.-S., *Preparation and Characterization of α-FeOOH and α-Fe_2O_3 by Sol-Gel Method*. Journal of Materials Science, **40**, 3031-3034 (2005).

Guo B., Kennedy I.M., *Gas-Phase Flame Synthesis and Characterization of Iron Oxide Nanoparticles for Use in a Health Effects Study.* Aerosol Science Technology 41:10 (2007 first publication) 944-951.

Guo L., Chen F., Fan X., Cai W., Zhang J., *S-doped α-Fe_2O_3 as a Highly Active Heterogeneous Fenton-Like Catalyst Towerds the Degradation of Acid*

Orange 7 and Phenol. Applied Catalysts B: Environmental, **96**, 162-168 (2010).

Jin W., Dong B., Zhao C., Mai L., Day Y., *Synthesis and Gas Sensing Properties of Fe_2O_3 Nanoparticles Activated V_2O_5 Nanotubes*. Sensors and Actuators, **B 145**, 211-215 (2010).

Karami H., *Synthesis and Characterization of Iron Oxide Nanoparticles by Solid State Chemical Reaction Method*. J. Clust. Sci., **21**, 11-20 (2009).

Li Y.N., Zhang P., Guo Z., Munroe P., Liu H., *Preparation of α-Fe_2O_3 Submicro-Flowers by a Hydrothermal Approach and Their Electrochemical Performance in Lithium-Ion Batteries*. Electrochimica Acta, **53**, 4213-4218,(2008).

Liu X., Qiu G., Yan A., Wang, Li X., *Hydrothermal Synthesis and Characterization of α-FeOOH and α Z.-Fe_2O_3 Uniform Nanocrystallines*. J. of Alloys and Compounds, **433**, 216-220 (2007).

Nassar N., Husein M., Preparation of Iron Oxide Nanoparticles from $FeCl_3$ Solid Powder Using Microemulsions. Phys. Stat. Sol. **(a) 203**, *6*, 1324-1328 (2006).

Pailhé N., Wattiaux A., Gaudon M., Demourges A., *Impact of Structural Features on Pigment Properties of α-Fe_2O_3 Haematite.* Journal of Solid State Chemistry, **181**, 2697-2704 (2008).

Qiu J., Yang R., Li M., Jiang N., *Preparation and Characterization of Porous Ultrafine Fe_2O_3 Particles*. Materials Research Bulletin, **40**, 1968-1975 (2005).

Ray I., Chakraborty S., Chowdhury A., Majumdar S., Prakash A., Pyare Ram, Sen A., *Room Temperature Synthesis of γ-Fe_2O_3 by Sonochemical Route and its Response Towards Butane*. Sensors and Actuators, **B 130**, 882-888 (2008).

Ristić M., Musić S., *Formation of Porous α-Fe_2O_3 Microstructure by thermal Decomposition of $Fe(IO_3)_3$.* J. of Alloys and Compounds, **425**, 384-389 (2006).

Sarangi P.P., Naik B., Ghosh N.N., *Low Temperature Synthesis of Single-Phase α-Fe_2O_3 Nano-Powders by Using Simple But Novel Chemical Methods*. Powder Technology, *192*, 245-249 (2009).

Sarangi P.P., Naik B., Ghosh N.N., *Synthesis of Single α-Fe_2O_3 Nanopowders by Using A Novel Low Temperature Chemical Synthesis Route.* J. Am. Ceram. Soc., **91**, *12*, 4145-4147 (2008).

Satsangi V.R., Kumari S., Singh A.P., Shrivastav R., Dass S., *Nanostructured hematite for photoelectrochemical generation of hydrogen.* International Journal of Hydrogen Energy, **33**, 312-318 (2008).

Zeng S., Tang K., Li T., *Controlled Synthesis of α-Fe_2O_3 Nanorods and its Size-Dependent Optical Absorption, Electrochemical, and Magnetic Properties.* Journal of Colloid and Interface Science, **312**, 513-521 (2007).

Zhang F., Yang H., Xie X., Li L., Zhang L., Yu J., Zhao H., Liu B., *Controlled Synthesis Nd Gas-Sensing Properties of Hollow Sea Urchin-Like α-Fe_2O_3 Nanostructures and α-Fe_2O_3 Nanocubes.* Sensors and Actuators, **B 141**, 381-389 (2009).

Zhang Z., Hossain Md. F., Takahashi T., *Fabrication of Shape-Controlled α-Fe_2O_3 Nanostructures by Sonochemical Anodization for visibile Light Photocatalytic Application.* Materials Letters, **64**, 435-438 (2010).

Zhong L.-S., Hu J.-S., Liang H.-P., Cao A.-M., Song W.-G., Wan L.-J., *Self-Assembled 3D Flowerlike Iron Oxide Nanostructures and Their Application in Water Treatment*. Advanced Material, **18**, 2426-2431(2006).

OBŢINEREA PULBERILOR DE OXID DE FIER DIN SOLUŢIE CHIMICĂ

(Rezumat)

Lucrarea de fată prezintă obţinerea unor pulberi de oxid de fier utilizând ca şi precursori pe bază de soluţii de clorură de fier în prezenţă de uree. Pulberile de FeOOH obţinute au fost tratate termic in cuptor la temperatura de 500°C timp de 4 ore. În urma tratamentului termic s-a obţinut pulbere de oxid de fier de culoare roşu-maroniu - faza α-Fe_2O_3. Proprietăţile optice şi structurale ale pulberii obţinute au fost determinate cu ajutorul analizelor UV-VIS şi XRD.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL RESEARCH ON THE EXTRACTION OF HEAVY METALS FROM POLLUTED SOILS DUE TO THE METALLURGIC INDUSTRY

BY

IOANA MONICA BERAR (SUR)*, VALER MICLE, SIMONA AVRAM and CAMELIA SIMONA COCIORHAN

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper is based on preliminary studies concerning the utilization of heavy metals extraction solutions from polluted soil, the decontamination being the purpose of these analyses. The experiments were conducted on soil assays, sampled from a heavily polluted area due to the metallurgic industry. Preliminary leaching tests (with different amounts of sulphuric acid) were carried out to extract the heavy metals from soil samples. The experiments led to the conclusion that heavy metals present in this polluted soils were extracted considerably using this method, a high level of treatment was achieved.

Key words: heavy metals extraction, metallurgic industry, soil pollution, sulphuric acid.

1. Introduction

The heavy metal pollution of soils presents a cumulative character, which means the slow accumulation rate of pollutants in soils. Permanent and

*Corresponding author e-mail: Ioana.BERAR@im.utcluj.ro

long-term exposure of soil to the action of these pollutants, without their removal or decaying, denotes the residual character of those pollutants. Once contaminated, the soil regenerates itself very difficult. Therefore, the soil fertility is adversely affected, (Berar *et al*., 2011).

The environmental pollution is delineated, more clearly, as one of the main problems of the contemporary world. Awareness of the major risks involved in the pollution of both the geospheres and the human health, as well as the adoption of stringent and aggressive both environmental policies and strategies in the pollution reduction, vary from state to state. The phenomenon of environmental pollution no longer has a locally or regionally character, but a global one, with great implications on the whole geosystem, (Berar *et al*., 2010b).

The accumulation of metals (Zn, Pb, Cr, Mn, Fe, Cu, Cd, As) in soil has special ecological implications, not only because of these metals toxicity and of the compounds formed up by them, but also due to the soil minerals which bind metals. All these influence the soil reaction. The pollution of soil with heavy metals can increase its response. Thus there is a danger that the new formed compounds, leached from soil by the infiltration waters, to reach into groundwater or they can be assimilated by plants and thereby to enter the food chain. Ensuring the protection of soil quality is not only a means to enhance soil resources, but also a way to protect the environment. These measures include among others the utilization of remediation methods and technologies designed to neutralize or block the flow of pollutants. The measures taken to this end must ensure the desired efficiency in accordance with the laws on protection of soil quality. The soil pollution by heavy metals in the Baia Mare area is recognized today as a significant problem, representing a serious risk to human health and the environment, (Coman *et al*., 2010). The presence of high concentrations of heavy metals in soils is due to the metallurgic industry.

The concentration of heavy metals in soils around Baia Mare is significant because of the high amounts of Cu, Zn, Cd that are present in them. The preliminary results obtained through the acidic leaching of some soil samples polluted with heavy metals taken from inside Romplumb Baia Mare are presented in this paper. The presence of heavy metals in high concentrations gives a relevant historical pollution of the studied area. Excessive quantities of heavy metals in soil inhibit plant growth and adversely affect nitrogen fixation by microorganisms, (Berar *et al*., 2010b).

2. Materials and Methods

The extraction of heavy metals was carried out on polluted soil samples from the Baia Mare area, taken from depth interval of 55 – 75 cm. The two soil samples were prepared in accordance with ISO 11464 standard methods for the extraction of soil elements in aqua regia. The determined concentration was

reported to the alert and intervention thresholds established by Order no 756/1997, regarding soils with less sensible utilization. The concentrations of these elements (Cu, Zn, Cr) exceed the alert and intervention limit thresholds, (Berar *et al*., 2010 a). 3 g of soil were weighed from the soil samples chosen for the experiment. The metals extraction was performed with 96% sulphuric acid in different amounts using the following extraction solutions: 30 mL water +1 mL H_2SO_4 (solution A); 20 mL water +10 mL H_2SO_4 (solution B).

The leaching of soil samples was done with the acidic solutions at a ratio of 1: 10. Samples thus prepared were placed in a magnetic stirrer at 200 rpm, at constant temperature of 28 ± 2ºC. The leaching time was set at 2, 4, 8, 12, 24, 48, 72 hours respectively. At the end of this time set up for the leaching of soil samples, 10 ml of solution were collected from each sample and were subjected to metals determination by atomic spectrometry.

3. Results and Discussions

The histograms analysis regarding the amount of chromium (Fig. 1) and copper (Fig. 2) extracted, a sharp increase of the metals extraction was identified, especially in the first 12 hours from the beginning of the experiment. After that, a slower extraction rate was marked out. The extraction of chromium was approximately identical to the copper extraction, being independent on the amount of sulphuric acid used.

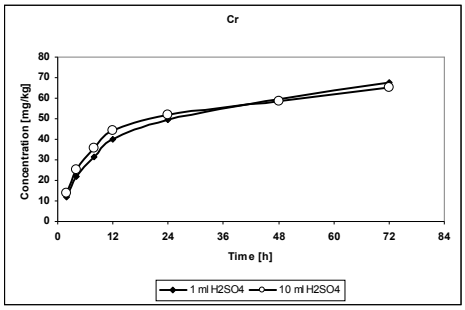


Fig. 1 – Variations of Cr concentration function of time.

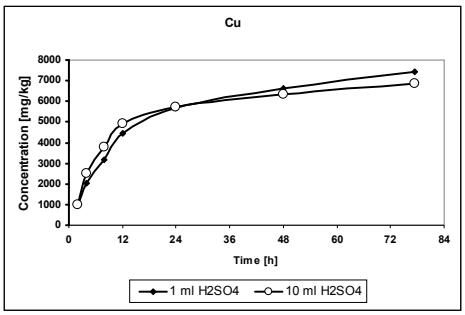


Fig. 2 – Variations of Cu concentration function of time.

The concentration of extracted pollutant was higher in the first 24 hours when the solution B was used, but when the solution A was used the extraction of Cr and Cu was more thoroughly performed after 24 hours. The chart analysis of the Zn extraction revealed a sharp increase of Zn extracted concentration in the first 12 hours. After that, a slow linear increase was obtained in both cases of extraction solutions. In the Zn case a better result was obtained when 1 mL H2SO4 was used (Fig. 3).

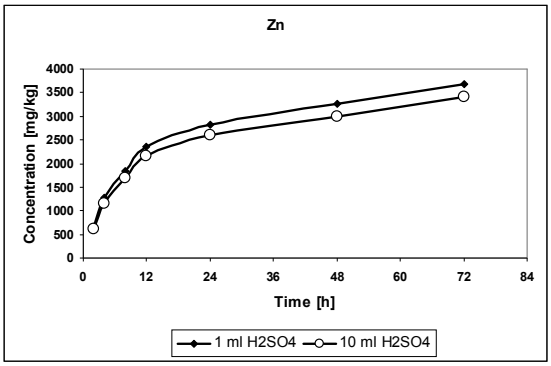


Fig. 3 – Variations of Zn concentration function of time.

The effectiveness of the extraction process was evaluated by determining the final remediation efficiency, with the following formula:

$$\eta = \frac{m_e}{m_i} \cdot 100\,[\%] \tag{1}$$

where: m_e - the concentration of extracted pollutant [mg/kg]; m_i - the initial concentration of existent pollutant (extractable in royal water), [mg/kg].

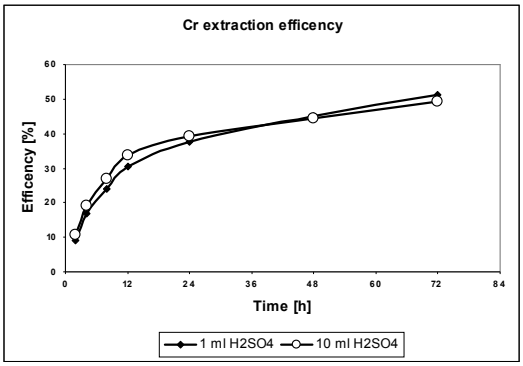


Fig. 4 – The effectiveness of the remediation process of Cr.

The obtained experimental results were plotted; the charts that show the effectiveness variation of the leaching process as a function of time are presented in Figs. 4,...,6. The analyses of these graphs showed that the extraction solutions used presented an extraction effectiveness of the studied metals, as followed: Cu: 99%, Cr: 52% and Zn: 48%.

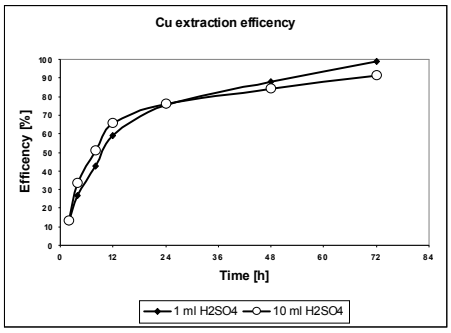


Fig. 5 – The effectiveness of the remediation process of Cu.

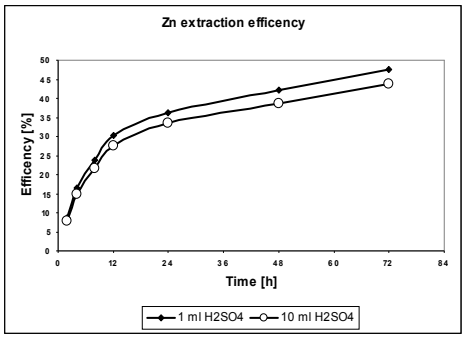


Fig. 6 – The effectiveness of the remediation process of Zn.

4. Conclusion

The pollution by Cr, Cu and Zn of soil sampled from the studied area was confirmed by this research. The concentrations exceed the alert and the limits of the intervention thresholds. The extraction variations of the heavy metals concentration from the soil samples records a noticeable increase up to 12 hours, then a linear slightly tempered growth for all studied elements (Cr, Cu, Zn). The results indicate that the extraction solutions used have good extraction effectiveness for Cu (99%) and medium extraction effectiveness for Cr and Zn (50%). There are no significant differences regarding the extraction effectiveness as a function of different amounts of sulphuric acid used in the preparation of extraction solutions. The experiments carried led to the conclusion that heavy metals from polluted soils can be extracted by acidic leaching process. But, the risk of soil acidification appears when the sulphuric acid is used in leaching processes.

Acknowledgements. The present study was supported by the Romanian Ministry of Education and Research, PNCDI II Program (Project RESOLMET no. 32161/2008). This research was conducted within PRODOC, Contract POSDRU/6/1.5/S/5 ID7676, projekt co-founded from European Social Found through Sectorial Operational Program Human Resources 2007-2013.

REFERENCES

*** ORDIN nr. 756/1997 al MAPPM, *Pentru aprobarea Reglementării privind evaluarea poluării mediului.* 1997.

Berar (Sur) I.M., Cociorhan C.S., Oros V., Micle V., Coman M., Juhas J., Taro G., Falaus B., Pop R. *Research Regarding Metal Contents of Soil from Romplumb*

Baia Mare, in Order to Establish the Remedial Techniques. Buletinul Ştiinţific al Universităţii de Nord din Baia Mare, **24**, 33 – 38 (2010 b).

Berar (Sur) I.M., Micle V., Cociorhan C., *Investigations for Remediation of Soils Polluted with Heavy Metal.* The 7th Edition of the Carpathian Basin Conference on Environmental Science, Cluj Napoca, **2**, 578 – 582 (2011).

Berar (Sur) I.M., Micle V., Oros V., Cociorhan C.S., Urs (Nedelcu) A.M. *Studies and Research on Soil Quality Evaluation in S.C. Romplumb S.A. Baia Mare to Address Remediation of Polluted Sites.* ProEnvironment/ProMediu, **3**, 292 – 296 (2010 a).

Brusturean G.A., Perju D.M., *Extracţia sub presiune redusă sau prin ventilare in situ – studiu comparativ al performanţelor de depoluare a solurilor poluate cu compuşi organici volatile*. Buletinul AGIR, *1-2*, 224-229 (2008).

Coman M., Fălăuş B., Pop R., *Soil Pollution with Heavy Metals - Specific Issues for Baia Mare Area*. ProEnvironment, Cluj-Napoca, 29-32 (2010).

CERCETĂRI EXPERIMENTALE PRIVIND EXTRACŢIA METALELOR GRELE DIN SOLUL POLUAT PRIN ACTIVITĂŢILE SPECIFICE INDUSTRIEI METALURGICE

(Rezumat)

În această lucrare se prezintă studii preliminare privind utilizarea unor soluţii de extracţie a metalelor grele din solurile contaminate, scopul fiind depoluarea. Experimentările s-au efectuat pe probe de sol prelevate dintr-o zonă puternic poluată prin activităţile specifice industriei metalurgice. În vederea extracţiei metalelor grele din probele de sol, s-a utilizat pentru spălare acid sulfuric în cantităţi diferite. În urma acestor experimentări se poate concluziona că metale grele prezente în solurile poluate s-au extras în mod considerabil, obţinându-se un nivel de tratare ridicat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCHES REGARDING THE CAUSES OF DEGRADATION OF THE *SEN'S* FROM THE CONTINOUS CASTING OF STEELS

BY

A. BERBECARU*, A.PREDESCU, C. PREDESCU and A. NICOLAE

University Politehnica of Bucharest,
Faculty of Engineering and Materials Scinece

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper presents the research performed to establish the causes that lead to premature deterioration of the SEN's from the continuous casting of steel.

Were used as methods of analysis: - **X - ray diffraction (XRD)** - to analyze the existing phases in the material; - **SEM - EDAX** - to highlight the micro aspect of the material and to determine the distributions of elements in the material.

Key words: XRD, SEM.

1. Introduction

In the context of technology development and winning of a lot more selling markets, in metallurgical domain exists programs of costs optimization, of development and discovering new advantageous methods of production, butt in the same time of obtaining an increase quality which has to assure a better position on market.

In the case of factories that elaborate and process steel it was adopted a aggresive politics of optimization for resources and production process, together with decreasing of production costs and increasing of quality.

* Corresponding author e-mail: andrei_berbecaru@ecomet.pub.ro

During the continous casting of steel, the submerged entry nozzle (SEN) plays a very important role as it is the last refractory in contact with the liquid steel. If SEN cannot withstand thermal shock or corrosion attack from the liquid steel and molten flux, the quality of the steel products will be deteriorated or the casting process may fail. While the use of stabilized ZrO_2 – graphite at the SEN provides better corrosion resistance, it is also attacked by the mold flux and liquid steel. This sometimes results in the formations of ZrO_2 – based inclusions, which have a deletrious effect on the steel quality.

Attack of refractories is a complex phenomenon involving not only chemical wear (corrosion) but also physical/mechanical wear (such as erosion/abrasion) processes which may act synergistically.

The most important properties of these refractories during the casting are thermal shock resistance, erosion resistance to molten steel and slag, and clogging resistance by Al_2O_3 and metal.

The chemical compositions of the SENs are basically based on Al_2O_3 – graphite, with MgO, ZrO_2 or others materials in some areas in contact with liquid steel and slag.

The chemical wear mechanism in the mould powder slagline of the SEN used in the continuous casting of the steels is very important to be known because in the time of this process graphite is dissolved in steel while the ZrO_2 grains are destroyed due the destabilizing effect of the slag.

The wear mechanism of the refractories containing oxide and graphite due to contact with steel and slag is as follows:

a) Refractory material is initially covered with slag film which wets oxide material and dissolves it in favor of graphite. This produces a graphite rich layer at the surface;

b) Molten metal wets and dissolves graphite in favor of oxides which results in the disappearance of the graphite layer and the surface of the refractory is again covered with the slag and so the process is repeated. In other words, the oxide material is attacked by the slag whereas the graphite is attacked by the steel melt.

2. Experimental Researches

The purpose of the analyses was to determinate the causes that lead to premature deterioration of the SENs used in the process of continuous casting of steel, together with determination of causes that produce the corrosion of this SENs.

2.1. Crack in SEN: Particular Case

On the samples analyzed were made the next investigations:

1. Macroscopic examination;

2. Chemical analyses (Chemical composition, elements distribution - EDX + phase analyses - XRD);

Before to start the analyze the sample was numbered as it follows:

- **Sample 1 – SEN 1**

The SEN 1 who was in service for 110 min and had appeared in his wall a hole. The hole was propagated from the outside to inside of the wall. The correspondent Fig.

Fig. 2 shows the sample 1 with the two compounds from which the wall is made (on the inside the compound - Al_2O_3 predominant 82.05%, and on the outside compound – ZrO_2 predominant 84.41% according to product certificate).

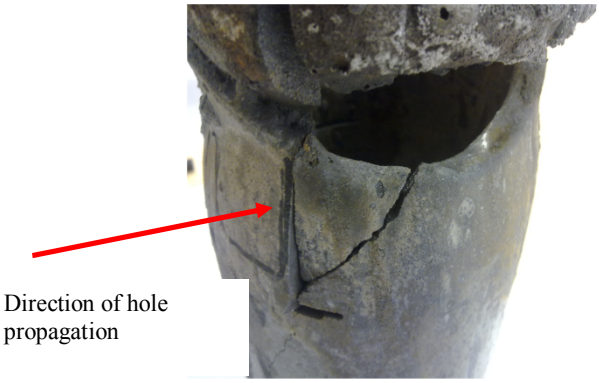


Fig. 1 – Aspect of sample 1- SEN 1 after use.

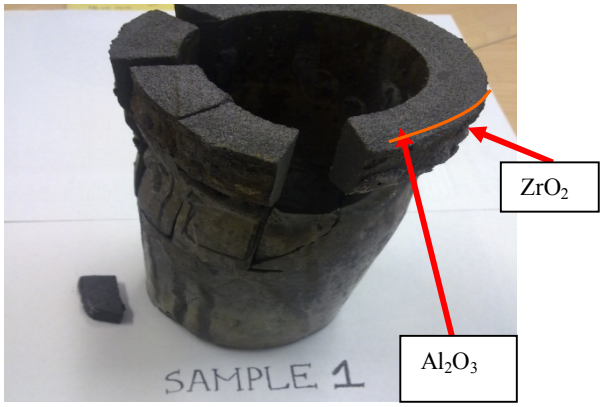


Fig. 2 – The compounds zone from the sample 1.

2.2. XRD – Phase Analyses of the SENs

The SEN was analyzed with the X-ray diffraction method. Through this analyze where determinate the chemical compounds that exist in this sample.

The experimental measurements were made with an X-ray diffractometer, model PANalytical X'pert PRO MPD, with X-ray tube of Co (K-alpha1 = 1.78901Å), in gonio geometry, with a proportional detector.

In the next figure is presented the X-ray diffractogram for this sample with presentation of the main compounds that were found in them.

➢**Sample 1 (SEN 1)**

Analyze was made on a small sample which was cut from the broken wall near to the crack hole. Normally the material from this sample should be form from 2 types of material, but it was found jus one type of material.

In this type of material were founded the next compounds: Al_2O_3, C (graphite), ZrC, ZrO_2. The main compound of this SEN which corresponds to 100% of intensity (2theta = 30.8404°) is C. In the sample were founds also a second main compounds which is Al_2O_3.

In the Fig. 3 are presented the compounds founded in the sample 1.

Nr.	Sichtba	PDF-Nr.	Verbindungsn...	Chemische Formel	Score	Skale...	Halbqu...
1	☐	00-043-1484	Corundum, syn	Al2 O3	74	0,193	33
2	☐	01-089-7213	Graphite 2H	C	42	0,884	65
3	☐	01-074-1221	Zirconium Carb	Zr C	26	0,033	1
4	☐	01-074-0815	Zirconium O...	Zr O2	6	0,023	1

Fig. 3 – List of compounds founded in sample 1 (SEN 1).

In the Fig. 4 is presented the diffractogram for the sample no1.

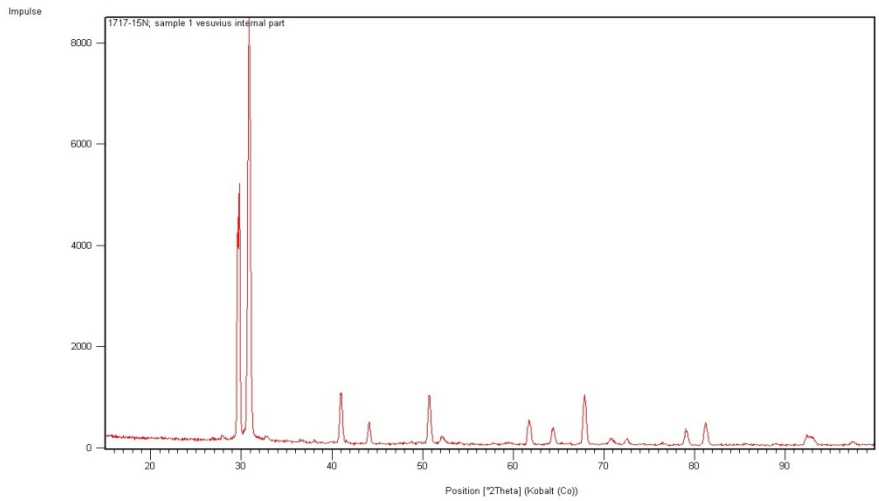


Fig. 4 – Diffractogram of sample 1 (SEN 1).

2.3. SEM – EDX Analyses

On the sample on which was made the XRD analyze, has been made also ***Scanning electron microscopy (SEM)*** analyze and ***Energy disperse X-ray (EDX)*** analyze. These types of analyses were made for determinations of surface aspect, material homogeneity and elements distribution in material.

The analyses were made with a ***scanning electron microscopy*** Zeiss EVO 60 equipped with field emission gun and EDAX ***energy disperse X-ray*** detector. To make the surface electrical conductivity, samples were glued on the sample holder with carbon and aluminum band.

The next figure present the SEM-EDX machine use to analyses.

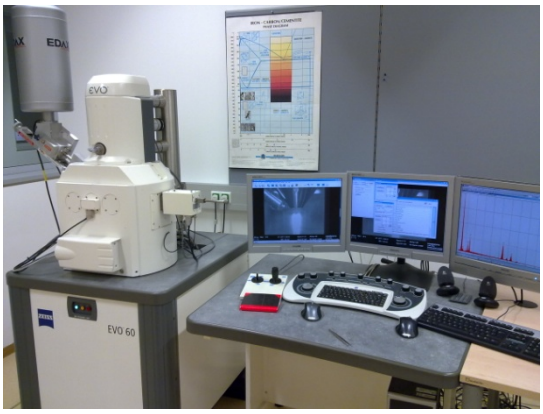


Fig. 5 – Image of SEM-EDX machine used on analyses.

✓ **Sample 1 (SEN 1)**

For this sample was made a SEM image on an area with specific aspect of the material, this image was made in BSE mode, on a magnification of 1000x. Also for this sample was made with EDX the maps of elements for analyzed area.

In the Fig. 6 is presented the BSE image of the analyzed area.

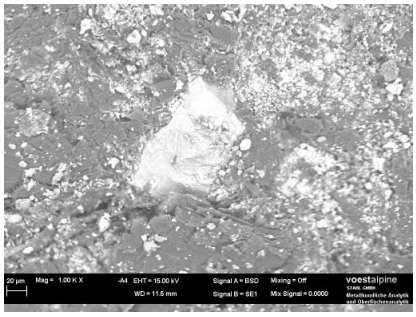


Fig. 6 – BSE image of analyzed area for S1.

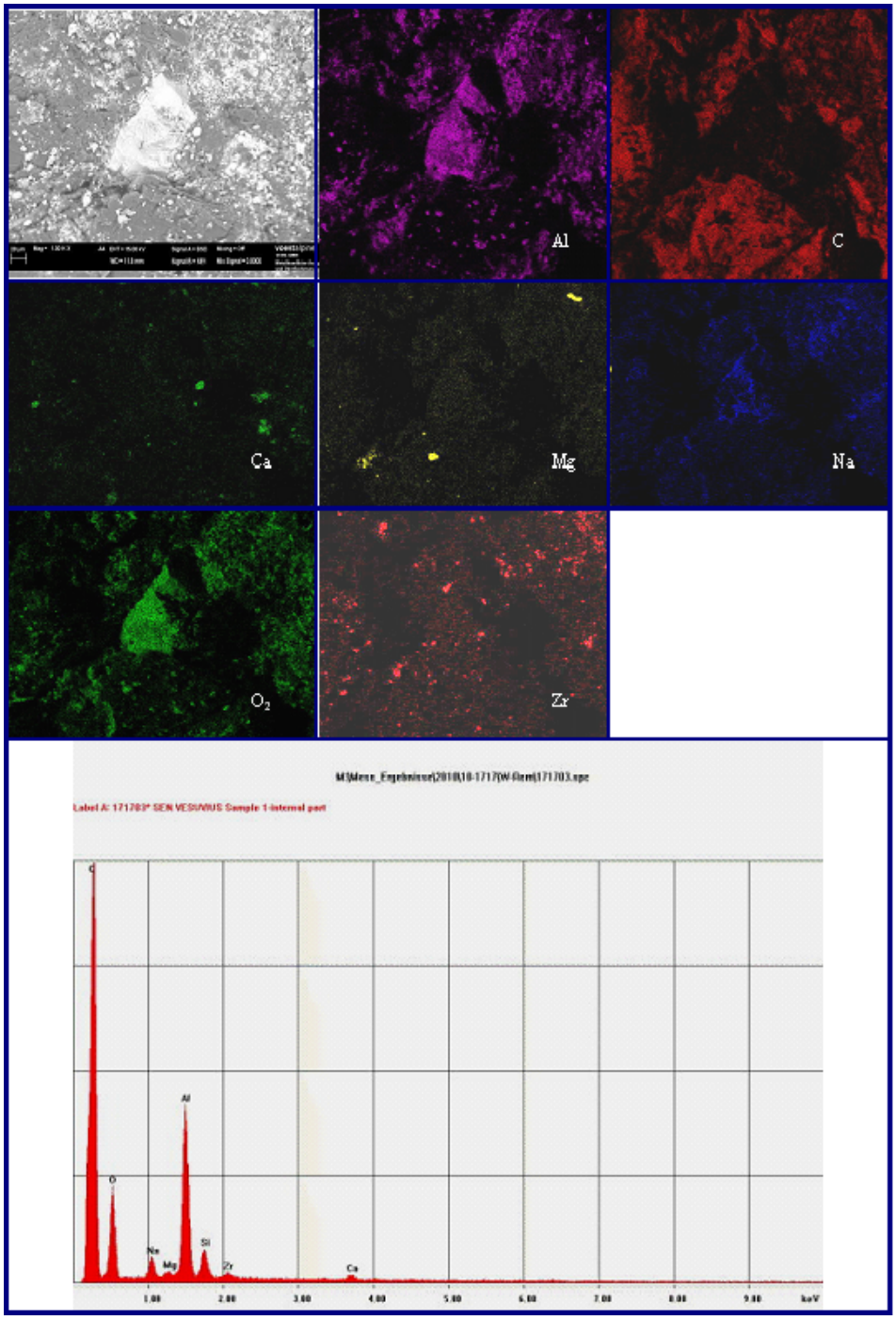


Fig. 7 – EDX maps of elements, EDX spectrum of elements for S1.

In Fig. 7 is presented the EDX map of the elements with the EDX elements spectrum founded in analyzed area.

3. Conclusion

- It can be observed that between the both type of material had appread a diffusion.
- The slag and the preheating process has a big influence on the SEN material.
- From the both type of analyses (XRD and SEM+EDX) we can conclude that the compounds found in the sample are: Al_2O_3, C (graphite), ZrC, ZrO_2.

Acknowledgement. The work has been funded by the Sectoral Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/6/1.5/S/16.

NU SE REGASESC IN TEXT TRIMITERILE LA BIBLIOGRAFIE

REFERENCES

[1]. Ito Satoru, Inuzuka Takayuki, *Technical Development of Refractories for Steelmaking Processes*. Nippon Steel Technical Report, *98*, 2008.

[2]. Brandaleze E., Walter G., Bentancour M., Madias J., *Behavior During Preheating of Stopper Rod and SEN*. Steelmaking Conference Proceedings, 2002.

[3]. Heikkinen E.-P., Mattila R.A., Kokkonen Tommi M.T., Harkki J.J., *The Chemical Wear of the SEN-SLAGLINE in the Continuous Casting of Stainless Steels*. Steelmaking Conference Proceedings, 2002.

[4]. Bui A.-H., Park S.-C., Chung In-Sang, Lee H.-G., *Dissolution Behavior of Zirconia-Refractories during Continuous Casting of Steel*. Metals and Materials International, **12**, *5*, 435-440 (2006).

[5]. Zhang S.,. Lee W.E, *Use of Phase Diagrams in Studies of Refractories Corrosion*. IoM Communications Ltd and ASM International, 2000.

[6]. Lee W.E., ZHANG S., *Melt Corrosion of Oxide and Oxide-Carbon Refractories*. IoM Communications Ltd and ASM International, 1999.

CERCETĂRI PRIVIND CAUZELE DEGRADĂRII TUBURILOR DE IMERSIE DE LA TURNAREA CONTINUĂ A OȚELURILOR

(Rezumat)

Lucrarea prezintă cercetările efectuate în vederea stabilirii cauzelor care duc

la deteriorarea prematură a tuburilor de imersie de la turnarea continuă a oţelului.

Au fost utilizate ca metode de analiză:**- X - ray diffraction (XRD)** – pentru analiza de faze existente în material; - **SEM – EDAX** – pentru a evidenţia aspectul microstructural al materialului, precum şi pentru determinarea distibuţiei elementelor în material.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DETERMINATION OF STRATEGIES FOR MANAGERIAL-TECHNICAL DEVELOPMENT OF PRODUCTIVE SYSTEMS OF THE MOTOR TRANSPORT

BY

V. BILICHENKO*

Vinnitsa National Technical University

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. There had been determined the terms of the productive system and managerial-technical development of the productive systems. It is suggested to use the rate of management quality as an index for credibility of the enterprises. It is possible to see the positions of enterprises according to their liable areas and in response to them the most rational strategies of the development.

Key words: strategy, productive systems, managerial-technical development, motor transport enterprise.

1. Introduction

Quick formation of the market for transport services in Ukraine, changes in competitive environment and creations stipulate for the great degree of uncertainty in the operation of auto transport enterprises and firms as well as their dependency upon fluctuation of market situation which predetermines the impossibility in using traditional approaches and methods for their further development (Афанасьев *et al.*, 2003).

* Corresponding author e-mail: bilichenko_v@mail.ru

Under contemporary market conditions the auto transport enterprises especially small-sized auto transport enterprises are forced to look for the ways of their development under conditions of pretty dynamic environment, respond to its change to be competitive and self-efficient in its sate and development. Under such complicated, dynamic and uncertain economic conditions, the auto transport enterprises considered as complex selforganizing and selfdeveloping manufacturing systems.

2. Main Part

The manufacturing system may be determined as an aggregate of active elements, presented by groups of people united, equipped and cooperate with the frameworks of manufacturing process on the base of agreed upon interests with incessant improvement of manufacturing possibilities.

Such an increase stipulates for the top priority in the development of the two sub-systems: organizational and technical.

The availability of these subsystems allow to determine the organizational and technical development as the complex of active, irrevocable, directed, natural changes which imply for the development and realization of the development projects (strategies), causing the qualitative changes in technical characteristics of the equipment, technological and organizational processes and improvement of manufacturing possibilities system with its ability to ensure the competitive output (services) in the necessary quantity and assortment, optimizing the expenditures, counteracting negative influences of an environment which constantly changes.

Proceeding from the above allows asserting that the organizational and technical development of transport manufacturing systems is not the simple equipping with new machinery and its improvement.

This is the form of the reproduction of manufacturing approaches, which is its complex transformation, aimed at change and support of the rolling stock, manufacturing and technical base of an enterprise within the specific time which is requires for providing a range of highly competitive services at the optimal level of expenditures.

The main objective of strategic development of manufacturing system implies for ensuring its activity for all functions and success on basic direction of activity, which may be achieved by regulating the structure and strategic management, active creating of favorable environment.

Proceeding from the above allows asserting that strategic management is the necessary component in strategic development.

The famous specialist in strategic management I. Ansoff determines such a management as complex of both, strategic managerial decisions, which determine the long-term development of the organization, as well as specific activities, which ensure quick response of manufacturing system to change of

external market situation, which may cause the necessity in strategic maneuvers, revision of goals and improvement of the general way for development (Ансофф, 2006). Strategic management as a sphere of science and practice of management is assigned for ensuring the strategic development of the organization.

The main content of the strategic management is a choice and realization of the strategy. Strategy is the main instrument for management and a base for methodology in strategic management. I. Ansoff determines a strategy as "... detailed and comprehensive complex plan assigned to ensure the fulfillment of organization's mission and achievement of its goals" (Ансофф, 2006).

There are many other determinations of strategies (Майкл, 2006), but all of them are united in consideration of strategy as the conscious and thoughtful aggregate of norms and rules which are in the background of the development and making strategic decisions, influencing the future state of manufacturing system as the way for connection with external environment.

Considering the development of manufacturing system, the strategy shall be considered as the dynamic system of interconnected rules, methods and principles, ensuring the coordination in development of internal potential and the desired to change the external environment, for the creation of maximum realization of all capabilities of the manufacturing system.

The possibilities for further development of manufacturing system of automobile transport greatly depend upon their financial state. If the financial and organizational state is not stable, there is no way one can consider its development.

But when, following all principle factors of enterprise's activity there is more or less stable situation, it is possible to develop and realize the strategies for further development.

This is required and sufficient condition for development and strategic approach to management in general. In this case talking about stability we mean combination of goal-oriented acts of certain elements and a system in general. Elements in turn, are of this origin only because each of them, relating to enterprise executes a separate function, therefore their action is functional and goal-oriented.

Using a structural and financial approach to the determination of automobile transport stability, we use general indicator such as a factor of organization which looks as:

$$K_{орг} = \sum_{i=1}^{n} a_i \cdot \alpha_i \to 1, \qquad (1)$$

Where $K_{орг}$ – factor of organization ; a_i –f actor of significance of the i-th function; α_i factor of sufficiency in execution of the i-th function; n – number of functions in structure.

A system, which functions on proper level and maximally fulfills its

goals, has the factor of organization close to 1.

Each function as a property in the system of the set of functions which are in divisions and on an enterprise, in general has characteristics which determine the significance of each of the i-th function and sufficiency in its realization relating to the ideal (plan).

Values of characteristics a_i and a_i is possible to calculate directly by mathematical processing of the set of indices changes - P_i which are the criteria for the realization of the set of functions.

During the calculation of the significance factor a_i it is necessary follow some rules:

- research of the strategic complex of variable factors of all the functions of the manufacturing system has to be conducted within pretty-long period of time;
- it is usually determined by sampling of statistic data;
- for each factor it is necessary to determine the ideal (planned) value- $P_i^{пл}$;
- for each function their shall be determined the factors of sufficiency in execution of a_i which create a set:

$$\alpha_i = \frac{P_i^{ф}}{P_i^{пл}}, \tag{2}$$

where $P_i^{ф}$ – real value of a certain function; $P_i^{пл}$ – ideal (planned) value of a certain function.

If $P_i^{ф} < P_i^{пл}$ - this testifies to partial execution of the i-th function and if $P_i^{ф} \geq P_i^{пл}$ - it considered to be the full execution of the i-th function.

The level of the organization depends on how fully urgent and precise are the functions of the elements of this system, *i.e.* components of the manufacturing system. In the process of its functioning, an enterprise as a system under influence of managerial activities approaches the stable state.

The external environment may not be stable within the whole enterprise's period. Therefore the enterprise must constantly adapt to the changes in the environment.

Such response of a system, if these changes do not cause the catastrophe, is called labialization, which means the possibility of the function to change without the significant change in its structure. In this case the labiality of the enterprise is determined as its ability to sustain deviations of external factors within a certain range which is the condition of enterprise's vitality.

A principle of labiality is a separate case of sustainability and is used as a factor of enterprise's stability in external environment in correspondence to its stabilizing factors.

It's necessary to note, that the range of labiality of the enterprise depends on both, force and direction of external factors and on personal potential and business activity.

The aggregate of ranges of deviations from the stable state relating to each of the external factor creates a field of labialization.

There had been determined the following positions of the enterprises relating to the field of labiality:

- position of normal state- an enterprise is organized quite well;
- position of a tense state (organized);
- position of the not stable sate (not well organized), when the external factors exceed the margin of labiality range;
- position of the extreme state (weakly organized enterprise) when an impact of destabilizing factors is very high.

Following the statistical research and expert evaluations, there had been suggested method for the determination of the margin of the range of enterprise's labiality. It is backgrounded on the force of influence of destabilizing external factors and potential of the enterprise.

Table 1

Margins of Labialization of Automobile Transport Enterprise

	General characteristic of situation	Margin of enterprise labiality	Possible strategies
+5+10	Well organized enterprises. Negative influence of external factors is minimal; the speed of regeneration processes exceeds rate of negative factor change	Stable position. Factor of organization. $K_{орг} = 0,88 - 0,90$	Expansion, creation of different kinds of associations
0+5	Organized enterprises, but influence of external factors exists. Potential of enterprise is equal to or exceeds destabilizing factors, rate of change of destabilizing factors does not exceed the rate of regeneration of an enterprise.	May achieve a point of bifurcation, has the possibility to return to field of labialization, the state homeostasis is preserved $K_{орг} = 0,85 - 0,87$	Diversification, specialization.
0-5	Insufficiently organized enterprises. The force of destabilizing external factors greatly exceeds potential of an enterprise. The rate of change of destabilizing factors exceeds the rate of regeneration processes.	Unstable state, often gets in the point of bifurcation $K_{орг} = 0,82 - 0,85$	Restructuring, merger.
-5-10	Weakly structured enterprises. The force of destabilizing external factors is greatly significant, functioning conditions are usually extreme. Other changes of destabilizing factors greatly exceed the rate of regeneration processes.	Total loss of state of homeostasis. The state is close to crisis. $K_{орг} = 0,80 - 0,82$	Restructuring

The labiality is understood as the ability of manufacturing system withstands the influence of external factors without significant structural changes. In the result of processing of expert data there had been determined the level of enterprises' stability according o the great scale (Table 1).

Each level of stability of enterprise is characterized by a certain force of influence of destabilizing factors of external environment, correlation of ways of their changes and regenerative processes on automobile transport enterprise. The destabilizing factors are: change of cargo type to transport; change of transportation technology; unexpected change in cargo volume declared for transportation; unexpected rejection of clients from transportation services, rendered by company; road accidents and etc.

The formation of strategic factors which ensure long-term success of the automobile transport enterprise may be executed by realization of the following functions: determination of strategic factors of success in the activity of an enterprise; creation of strategic potential for success of an enterprise; transformation of strategic potential into strategic factors of success. Transformation of strategic potential into strategic factors of success is possible only on condition of efficient marketing activity.

As is seen from Table 1, the level of stability of enterprise, which is located in the range [+5 +10] testifies to the economic stability on the market of transportation services.

Under such conditions the enterprise has the possibility to use the development strategies such as: expansion, creation of different types of associations, diversification and specialization etc. (Біліченко & Цимбал, 2004).

The state of enterprises which are within the interval of labiality [-5 - 10] is characterized as the margin of stability, such conditions require extreme actions overcome the state.

Management of an enterprise in this case takes place under non-standard or extreme conditions and must be directed to overcoming of negative phenomena, trying to overcome the state of crisis.

3. Conclusion

The development of the manufacturing system may be achieved only on condition of stable organizational and financial state.

It had been determined that the stability in functioning and development of automobile transport enterprises, as the manufacturing system is characterized by the level of organization and labiality.

The organization is understood to be the stage of realization of functions of separate elements of manufacturing system, and labiality – the

ability withstands the influence of external factors without the significant structural changes.

There had been determined the relative fields of labiality and possible positions of enterprises: position of normal state, position of a tense state, and position of an unbalanced state.

There had been introduced grade scale system for evaluation of stability as well as determined the factor of organization. Using these factors allows us to suggest this or the other strategy for the development of the specific automobile transport enterprise.

REFERENCES

Афанасьев Н.В., *Управление развитием предприятия: монография.* Афанасьев Н.В., Рогожин В.Д., Рудыка В.И. – Х.: Издательский Дом "ИНЖЭК", 184 с, 2003.

Ансофф И., *Стратегическое управление.* И. Ансофф. – М.: Экономика, 358с, 2006.

Майкл Портер. *Конкурентная стратегия. Методика анализа отраслей и конкурентов.* – 2-е изд. / Майкл Портер. – М.: АльпинаБизнесБукс, 454 с, 2006.

Біліченко В.В., Цимбал С.В. *Стратегії розвитку підприємств автомобільного транспорту в умовах ринкових відносин // Вісник Східноукраїнського національного університету ім. Волод.* Даля., *7* (77), част. 1, С. 97-102 (2004).

STABILIREA STRATEGIILOR PENTRU DEZVOLTAREA MANAGERIAL-TEHNICĂ A SISTEMELOR DE PRODUCTIE ÎN TRANSPORTUL AUTO

(Rezumat)

S-au determinat termenii sistemului de producţie şi ai dezvoltării managerial-tehnic ai sistemului de producţie. S-a sugerat folosirea managementului calităţii ca şi index al credibilităţii întreprinderilor. Este posibil se evidenţieze poziţiile întreprinderilor în funcţie de domeniile lor de răspundere şi ca răspuns la acestea strategiile cele mai raţionale de dezvoltare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

A CONTRIBUTION TO THE RECOVERY OF POLIMETALLIC CONCENTRATES FROM COMPONENTS OF ELECTRONIC WASTE

BY

IONELA POENIŢA BÎRLOAGĂ* and TRAIAN BUZATU

University Politehnica of Bucharest,
Department of Engineering and Management
for Elaboration of Metallic Materials

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Waste microprocessors disassembled from obsolete computers were used for the experiments. In this work, a fundamental study has been carried out on the mechanical pre-treatment that is necessary to recover metallic concentrates from electronic waste. The objective is to recover precious metals, especially gold, from the waste electrical and electronic equipment (microprocessors) by technological flows which consist in: sorting microprocessors, milling and magnetic separation. Sorted microprocessors were crushed with a hummer and after that were milled in to type of mill: the plastic microprocessor was milled in a cutting mill and the ceramic microprocessors in a vibratory disc mill. The milled concentrates were separated into magnetic and non-magnetic fractions by means magnetic laboratory separator. After these technical methods, the concentrates were analyzed by X-ray fluorescence XEPOS spectrometer.

Key words: microprocessors, sorting, magnetic separation, concentrates.

* Corresponding author e-mail: ionelabirloaga@yahoo.com

1. Introduction

In the last decades the treatment of electronic and electric waste represents a priority field as their role in modern life is increasing.

Have been performed studies for recycling of waste electric and electronic equipment by techniques such as mechanical, thermal and chemical processes (Zhang *et al*., 1998; Hall & Williams, 2007; Oishi *et al*., 2007), but most of them dealt with the recovery of one or two specified materials of all WEEE compositions.

In this paper are present the first preliminary stages of recovering precious metals to form used microprocessor by physical processes such as: sorting, milling and magnetic separation. This study is expected to continue obtaining data useful for next steps into the recovery of precious metals used in manufacturing of microprocessors.

2. Experimental

Waste microprocessors disassembled from obsolete computers were used for the experiments. The microprocessors used for the experiment were two types: embedded microprocessors in plastics materials and embedded microprocessors in ceramics materials.

The microprocessors were sorted and was resulted a quantity of 173.05g microprocessors embedded in plastic material and a quantity of 171.68g microprocessors embedded in ceramic material and then were milled. Plastic microprocessors have been milled in heavy-duty cutting mill and the ceramics in vibratory disc mill.

The concentrates resulted by milling of plastic microprocessors were then volumetrically separated using a sieve with a mesh size of 0.8 mm.

From this physical processes were resulted three samples with different dimensions and aspects. The milled samples were then separated magnetic to performed separation of the magnetic and non-magnetic fractions.

This process was done whit a high-intensity induced-roll magnetic laboratory separator. The distribution of the major elements in all six fractions is present in Table 1.

Copper is the most abundant metallic element in the plastic microprocessors, while aluminum is the metal with the highest content in ceramic microprocessors.

By the magnetic separation, iron and nickel, which are the typical ferromagnetic metallic elements, were largely separated into the magnetic fraction.

In the non-magnetic fraction the mostly distributed were the paramagnetic or diamagnetic elements, such as aluminum, tin, copper, and lead.

Beside this metals others elements appear, but in low concentrations.

At the end of preparation technology the precious metal distribution for each fraction of plastic microprocessor embedded in plastic materials was as the following: gold wasn't present in the first sample because, after magnetic separation, it was distributed more in the magnetic fraction, fractions with a size greater than 0.8 mm, while in those with sizes smaller than 0.8 mm, this precious metal was proportionately distributed in the fractions with nonmagnetic and magnetic particles.

In the magnetic fraction of milled plastic microprocessor with a particle size smaller than 0.8 mm in addition to gold silver appears with a concentration of 0.24%. It results that gold is well separated by magnetic separation from larger particles while silver is good separated from a smaller size.

Table 1

Distribution of the Major Elements in Mass Samples

Sample / Element%	***M. Plastic A***				M. Ceramic B	
	1 Fr. non-mag. >0,8	2 Fr. mag. >0,8	3 Fr. non-mag.<0,8	4 Fr. mag. <0,8	5 Fr. non-mag.	6 Fr. mag.
Al	0.00	0.96	3.10	3.38	37.10	25.50
Si	17,80	5.25	17.40	17.40	6.29	5.13
Fe	0.25	5.87	0.40	3.21	0.34	0.85
Ni	0.12	10.90	0.12	1.86	0.15	0.66
Cu	25.50	23.40	16.40	15.60	0.14	0.30
Zn	0.16	0.00	0.31	0.27	0.00	0.00
Au	0.00	1.56	0.21	0.49	0.19	0.00
Ag	0.00	0.00	0.00	0.24	0.38	1.31

Fractions resulting from magnetic separation of ceramic microprocessors exhibited the following precious metals distribution: gold remained in the magnetic fraction in a concentration of 0.19%, while silver was distributed in both samples, with concentrations of 0, 38% in the non-magnetic fraction and 1.31% in the magnetic fraction.

3. Results and Discussion

Samples of 8g of each fraction were analyzed to determine the elements and their distribution in concentrates obtained after milling and magnetic separation. These samples were analyzed by X-ray fluorescence using an X-ray fluorescence XEPOS spectrometer.

Fig. 1,..., 3 shows the X-ray fluorescence for fraction with the highest content of precious metals obtained after milling and magnetic separation of used microprocessors.

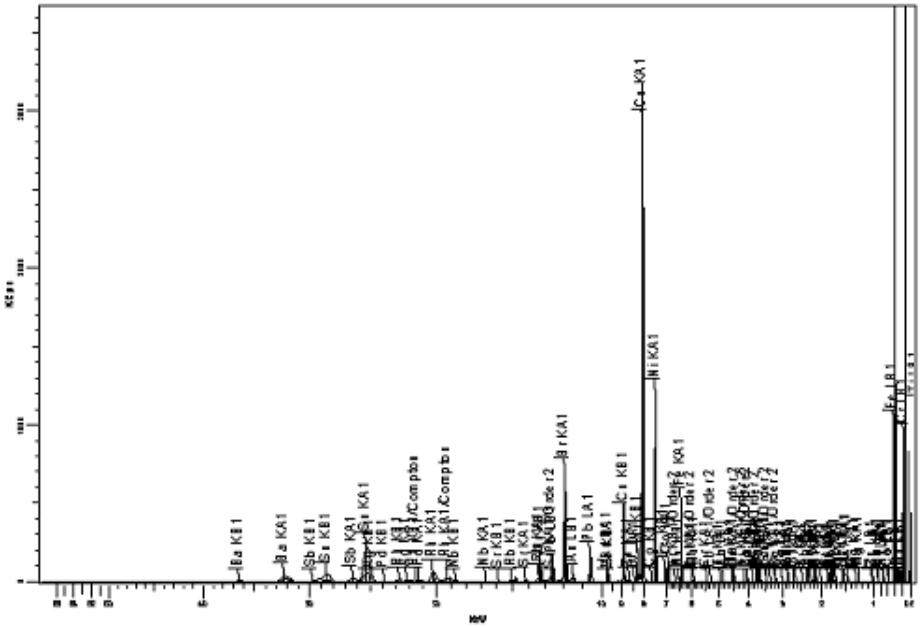


Fig. 1 – XRF analysis of plastic microprocessors, size> 0.8 mm, magnetic fraction.

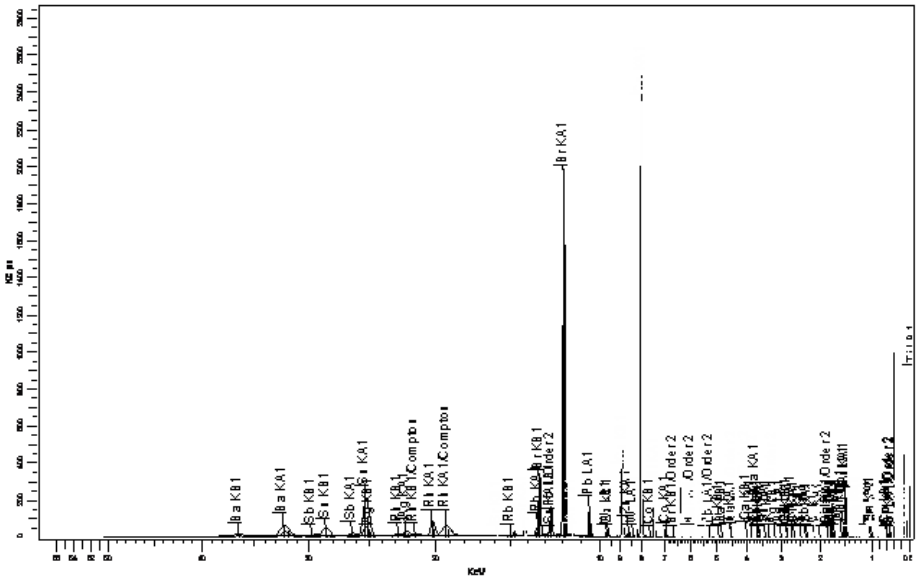


Fig. 2 – XRF analysis of plastic microprocessors, size < 0.8 mm, magnetic fraction.

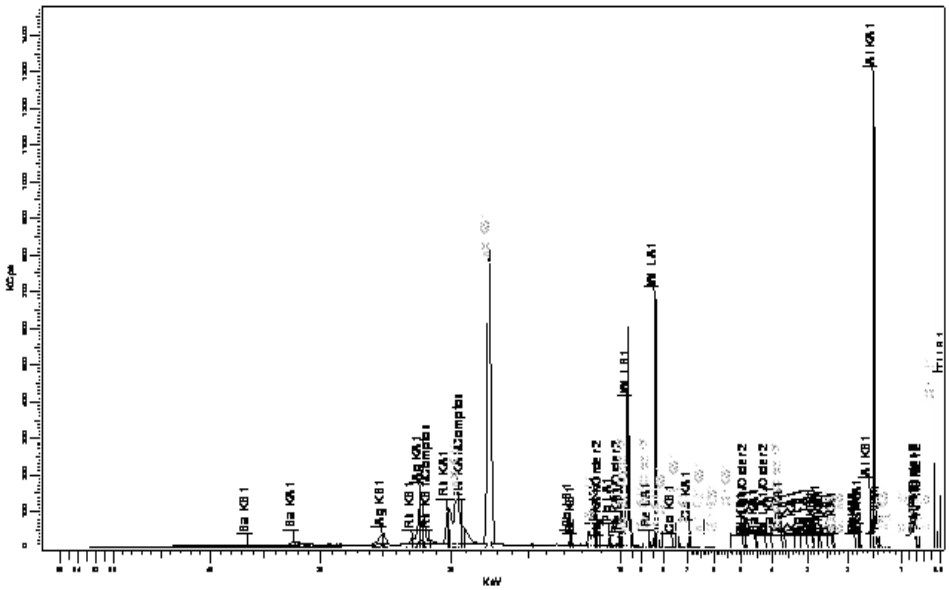


Fig. 3 - XRF analysis of ceramic microprocessors, size < 0.8 mm, non magnetic fraction.

4. Conclusion

From the results obtained, the following may be concluded: Following the milling process, which was performed in two types of mills, due to different embedding materials for microprocessors, two types of concentrates resulted, one of microprocessors embedded in plastic, with particles of different sizes, and the other of microprocessors embedded in ceramic materials, in powder form.

It can be said that gold was separated best in the magnetic fraction of plastic microprocessors concentrates with size dimensions greater than 0.8 mm and had a much higher concentration than those with smaller size. After magnetic separation, in was noticed that in the concentrates from microprocessors with ceramics gold was left in the non-magnetic fraction, while silver was distributed in both fractions, but with a higher concentration in the magnetic fraction.

Acknowledgements. The work has been funded by the Sectoral Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/88 /1.5/S/61178.

REFERENCES

Bîrloagă I., Buzatu T., Matei E., *Physical Methods for Processing Electronic and Electrical Equipment Waste (WEEE) for Nonferrous Metals Recovery*.

Hall W.J., Williams P.T., *Separation and Recovery of Materials from Scrap Printed Circuit Boards.* Resources, Conservation and Recycling, **51**, *3*, September 2007, 691-709.

Oishi T., Koyama K., Konishi H., Tanaka M., Lee J.C., *Influence of Ammonium Salt on Electrowinning of Copper from Ammoniacal Alkaline Solutions*. In Electrochimica Acta, **53**, *1*, 20 November 2007, 127-132.

Zhang S., Forssberg E., Arvidson B., Moss W., *Aluminum Recovery from Electronic Scrap by high-Force Eddy-Current Separators.* In Resources, Conservation and Recycling, **23**, *4*, September 1998, 225-241.

O CONTRIBUŢIE PRIVIND RECUPERAREA COCENTRALELOR POLIMETALICE DIN COMPONENTELE DEŞEURILOR ELECTRONICE

(Rezumat)

Pentru experiment au fost folosite deşeuri din echipamentele electrice şi electronice. În acestă lucrare un studiu fundamental s-a efectuat asupra pretratamentului mecanic care este necesar recuperării concentratelor metalice din deşeurile electronice. Obiectivul este recuperarea metalelor preţioase, în special aur, din deşeurile echipamentelor electrice şi electronice (microprocesoare) printr-un flux tehnologic care a constat în: sortarea microprocesoarelor, măcinarea şi separarea magnetică. Microprocesoarele sortate au fost mărunţite cu un ciocan şi apoi măcinate în două mori: microprocesoarele din plastic în moara cu cuţite tăietoare, iar cele din ceramică în moara cu discuri oscilante. Concentratele măcinate au fost apoi separate în fracţii magnetice şi nemagnetice cu ajutorul unui separator magnetic de laborator. După aceste metode tehnice, concentratele au fost analizate cu un spectrometru de fluorescenţă XPOS de raze X.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ABOUT THE POSITIONING OF THE ULTRASONIC ENERGY REFLECTORS DURING THE PROCESS OF THE THIN AND VERY THIN WIRES DRAWING

BY

FRANCISC BIRO[3*], MIHAI SUSAN[1], VIOREL ILIESCU[2], BOGDAN GAVRILĂ[1], ORESTE CRISTODULO[1] and BOGDAN APREUTESEI[2]

[1]Technical University “Gheorghe Asachi” of Iaşi,
The Faculty of Materials Science and Engineering
[2] S.C. Cablero S.R.L.
[3] S.C. CORD S.A. Buzău

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents a calculation method for the determining of the positioning distances of the ultrasonic energy reflectors, during the drawing process of the thin and very thin wires in ultrasound field, when the die is placed in the antinodes of the wave oscillation and it is activated along the drawing direction.

Key words: ultrasounds, ultrasound field, oscillator system, ultrasonic energy reflector, positioning distance of the reflector.

1. Introduction

The technologies of the metals drawing in ultrasound field are modernized technologies/MT, in comparison with the classic technologies/CT, and their aim is to obtain “softening effects” or “surface effects” of the ultrasounds. The ultrasounds are a variety of elastic waves which have the values of the frequency between 16000Hz and 10^{10}Hz. The area of the elastic

* Corresponding author e-mail: bgdnlcn@yahoo.com

medium which is in a vibratory state and it is the place of the ultrasound waves is called ultrasound field.

During the wires drawing processes, ultrasound activated, there are used special oscillator systems presented in Fig.1, (Severdenko *et al.*, 1990; Susan, 2008). The oscillator system presented in Fig.1*a* is recommended in the drawing process of the thin, very thin and medium thickness wires; for the drawing process of the thick wires, the recommended oscillator systems are presented in Fig.1*b*,…, *d*.

During the wires drawing process with the die placed in the antinodes of the wave oscillation and activated along the drawing direction, it takes place "the ultrasound surface effect", an effect which is explained based on "the reversion mechanism of the mean friction"; the die is placed in the maximum point of the stress, however its activated way is. It also takes place a strong "volume effect" based on the mechanism of the superposition of the ultrasound stresses on the deformation static once, (Severdenko *et al.*, 1990; Susan, 2008). So, the expected effect of the ultrasound energy action in the plastic deformation drawing will be obtained when there are used high energy ultrasounds – longitudinal ultrasound waves as standing waves with antinodes and vertexes (maximums and minimums) of the oscillation, Fig.2.

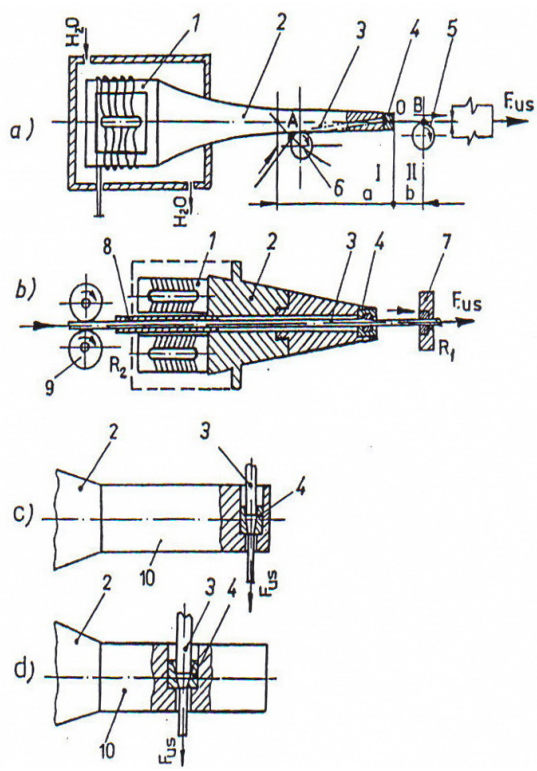


Fig. 1 – Specific oscillator systems used for the wires drawing, (Severdenko *et al.*, 1990): *a*) and *b*) the die is placed in the antinodes of the wave oscillation and it is activated along the drawing direction; *c*) the die is placed in the antinodes of the wave oscillation and it is activated normally on the drawing direction; *d*) the die is placed in the maximum of the waves stress and it is activated normally on the drawing direction; *1* – magnetostrictor transducer; *2* – energy concentrator; *3* – semi-finished wire; *4* – die; *5*, 6 – ultrasound energy reflectors (pressure rolls); *7* – additional die; *8* – guiding tube for the semi-finished wire; *9* – pressure rolls (R_2); *10* – waveguide.

As a matter of fact, depending on the displacement of the deforming focus/the drawing tool – minimum or maximum of the wave oscillation – it will obtain "the softening effect" or "the reduction of the metal – tool contact friction effect" – also called "the ultrasound surface effect" because it takes place at the metal – tool contact surface, (Grant CNCSIS – tip A / Gr. 80, 2007).

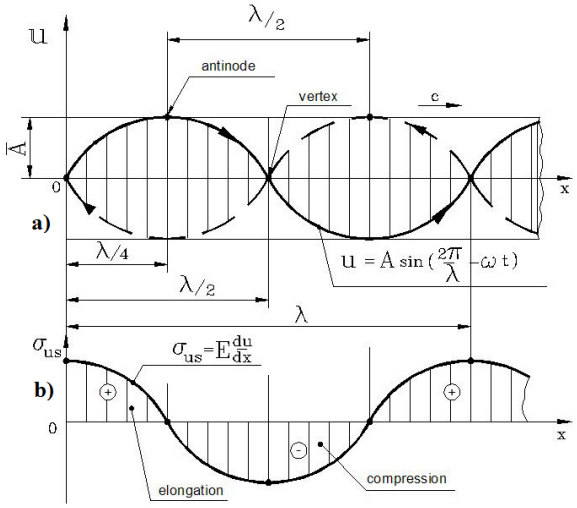


Fig. 2 – Standing waves system (Grant CNCSIS – tip A / Gr. 80, 2007): a) motion of the wave (u); c-ultrasounds wave velocity; λ-wavelength (λ = c/f, f – frequency resonance); Ā-oscillation amplitude of the wave / maximum value: ——— running wave; – – – – regressive wave.

The paper makes an analyze of the ultrasound drawing process of the thin and very thin wires, Φ ϵ (1,5…0,01mm), made from metallic materials, hardened by cold plastic deformation; the die is placed in the antinodes of the wave oscillation and it is activated along the drawing direction. There was used a variety of oscillator systems, as Fig.1*a* shows. The using of this kind of oscillator system in the ultrasonic drawing process implied the using of the ultrasonic energy reflectors (pressure rolls) which were placed at well defined distances, at the oscillator system level (distances a and b).

2. Positioning of the Ultrasonic Energy Reflectors During the Process of thin and Very thin Wires Drawing

The plastic deformation by drawing in ultrasound field, "ultrasonic vibration drawing"/ UVD System or UVD Technology, became very interesting to study in the case with the die placed in the antinodes of the wave oscillation

and activated along the drawing direction. The using of this kind of oscillator system goes to the using of the ultrasonic energy reflectors (the using of the ultrasound energy along well defined distances, a and b), Fig.3.

In the case of the ultrasound drawing / UVD Technology of the thin and very thin wires, according to Fig.1*a*) and the technological elements presented in Fig.2, the displacement of the reflectors must always be in the vertexes (minimum) of the wave motion, (Severdenko *et al*., 1990; Susan, 2008).

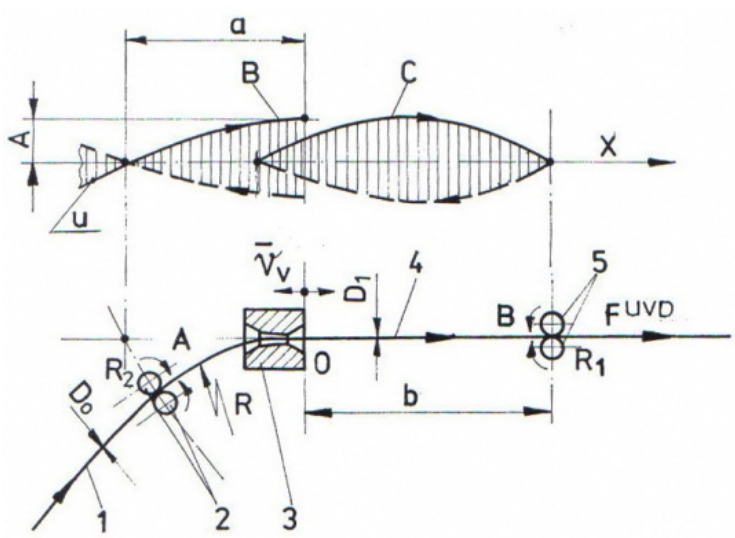


Fig. 3 – Ultrasonic activation of the die along the drawing direction: 1 – semi finished wire; 2, 5 – ultrasound energy reflectors, (R_1, R_2 / pressure rolls); 3 – die; 4 – drawn wire; A –maximum amplitude of the wave oscillation; B – wave oscillation at the oscillator system level; C – wave oscillation of the processed wire; D_0, D_1 – wire diameters (semi-finished and, respectively, processed wire); $\overline{v_v}$ - vibratory rate of the die; a, b – positioning distances of the ultrasound energy reflectors: ——— running wave; – – – – regressive wave.

It considers O, the point of application of the drawing force varying according to the displacement law given by the relation (1), (Severdenko *et al*., 1990; Susan, 2008):

$$F^{UVD} = A_0 \cdot \sin \omega t \tag{1}$$

where: A_0 – oscillation amplitude; ω – angular frequency, (ω = 2πf); t – time.

The variation of the particles transfer function on the distances a and b is given, respectively, by the relations (2) and (3):

$$U_1 = A_1 \sin\frac{\omega}{c}(x+a)\sin\omega t \tag{2}$$

$$U_2 = A_2 \sin\frac{\omega}{c}(x-b)\sin\omega t \tag{3}$$

where: A_1, A_2 – oscillation amplitudes; a, b – distances from the die to the ultrasound energy reflectors; x – current coordinate.

Due to the fixing of the wire at its contact point with the energy reflectors, it results $U_1(a, t) = 0$ and $U_2(b, t) = 0$.

In point O, the continuity conditions must be obey, $U_1(o) = U_2(o)$, so, it results the relation (4):

$$A_1 \sin\frac{\omega}{c}a + A_2 \sin\frac{\omega}{c}b = 0 \tag{4}$$

The forces which action in point O must be in a phase concordance, meaning that the relation (5) may be written:

$$E \cdot S \cdot \left[\frac{\partial U_1}{\partial x}(o) - \frac{\partial U_2}{\partial x}(o)\right] = F^{UVD} \tag{5}$$

where: E – elastic modulus; S – wire section.

Replacing the partial derivative of the functions U_1 and U_2 in the relation (4), it will obtain the relations (6) and (7):

$$A_0 = E \cdot S\frac{\omega}{c}A_1 \cos\frac{\omega}{c}a - E \cdot S\frac{\omega}{c}A_2 \cos\frac{\omega}{c}b \tag{6}$$

$$A_1 \cos\frac{\omega}{c}a - A_2 \cos\frac{\omega}{c}b = \frac{A_0}{E \cdot S} \cdot \frac{c}{\omega} = B_0\frac{c}{\omega} \tag{7}$$

Resolving, in the same time, the relation (4) and (7), it will determine the amplitudes A_1 and A_2 as functions of a and b. So, it results the equations (8) and (9):

$$A_1 = B_0\frac{c}{\omega} \cdot \frac{\sin\frac{\omega}{c}b}{\sin\frac{\omega}{c}(a+b)} \tag{8}$$

$$A_2 = B_0 \frac{c}{\omega} \cdot \frac{\sin\frac{\omega}{c}b}{\sin\frac{\omega}{c}(a-b)} \tag{9'}$$

Respectively, the corresponding deformations are given by the relations (10) and (11):

$$\varepsilon_1 = \frac{\partial U_1}{\partial x} = B_0 \frac{\sin\frac{\omega}{c}b}{\sin\frac{\omega}{c}(a+b)} \cos\frac{\omega}{c}(x+a) \tag{10}$$

$$\varepsilon_2 = \frac{\partial U_2}{\partial x} = B_0 \frac{\sin\frac{\omega}{c}b}{\sin\frac{\omega}{c}(a-b)} \cos\frac{\omega}{c}(x-b) \tag{11}$$

If the values of a and b will be choose as the conditions $\sin\frac{\omega}{c}a = 0$ and $\sin\frac{\omega}{c}b = 1$ to be satisfied, the output deformation ε_2 will be equal to 0 and the input deformation will be given by the relation (12):

$$\varepsilon_1 = B_0 \cos\frac{\omega}{c}(x+a) \tag{12}$$

This means that the wire deformation will have a maximum value, so, the heat emission in points A and B will be maximum. In this situation, the wire output from the die will not rise its temperature as an ultrasound effect.

From relations $\sin\frac{\omega}{c}a = 0$ and $\sin\frac{\omega}{c}b = 1$, it results the values of the distances a and b, relations (13) and (14):

$$a = \pi\frac{c}{\omega} \tag{13}$$

$$b = \pi\frac{c}{2\omega} \tag{14}$$

where: c – ultrasound wave velocity into the metallic material

In Table 1, there are represented the values of the distances a and b during the drawing of the thin and very thin wires made from various metallic materials.

Table 1
Values of the Distances a and b During the Drawing of thin and Very thin Wires, Made from Various Metallic Materials

No.	Metallic material	Ultrasound wave velocity, c [m/s]	Resonant frequency, f [Hz]	a [mm]	b [mm]
1	Steel	5050	18000	140	70
			20000	126	63
			22000	114	57
2	Gold	2030	18000	56	28
			20000	50	25
			22000	46	23
3	Silver	2640	18000	72	36
			20000	66	33
			22000	60	30
4	Molibdenum	5170	18000	142	71
			20000	128	64
			22000	116	58
5	Nickel	4760	18000	132	66
			20000	118	59
			22000	108	54
7	Titanium	4260	18000	118	59
			20000	106	53
			22000	96	48

3. Conclusion

The paper presents oscillator systems specifically for the thin and very thin wires drawing in ultrasound field, when the die is placed in the antinodes of the wave oscillations and it is activated along the drawing direction. In this case, the process of plastic deformation goes to “the ultrasound surface effect” or “the reduction of the metal – tool contact friction effect”. A better usage of the ultrasound energy, on well defined lengths of the wire, will take place using the ultrasound energy reflectors which, from a technological point of view, “close” the oscillator system.

For the determining of the positioning distances of the ultrasound energy reflectors, a calculation method was presented; the method takes into account the sinusoidal variation of the wave oscillation.

REFERENCES

*** Grant CNCSIS – tip A / Gr. 80, 2007.
Severdenko V.P., Klubovici V.V., Stepanenko A.V., *Prokatkia i volocenie c ulitrazvukom*. NAUKA I TEHNICA, Minsk, 1990.
Susan M., *Tragerea metalelor cu vibraţii ultrasonice*. Editura CERMI , Iaşi, 2008.

DESPRE POZIŢIONAREA REFLECTORILOR DE ENERGIE ULTRASONICĂ LA TREFILAREA SÂRMELOR SUBŢIRI ŞI FOARTE SUBŢIRI

(Rezumat)

Lucrarea prezintă o metodă de calcul pentru stabilirea distanţelor de poziţionare a reflectorilor de energie ultrasonică la trefilarea sârmelor subţiri şi foarte subţiri în câmp ultrasonor, atunci când filiera este poziţionată în maximul oscilaţiei undelor şi activată pe direcţia tragerii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DISMOUNTABLE TYPE D LAMELLAR HEAT EXCHANGERS

BY

CONSTANTIN BORIS*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In the case of this type of exchanger the intermediary (inter-lamellar) channels have the shape of a flux network. The lamellae are dollied from steel in sheets of various marks. The gofferings of the lamellae have in their sections the profile of an isosceles triangle with a base of 36 mm and the height of 4.5 mm. The technical feature of the lamella: Measurements (length, width, thickness), mm: 960 x 460 x 1; Area of the surface of the heat exchange in square meters: 0.2; Weight, Kg: 2.5.

Key words: heat exchangers on consollic frame, Heat exchanger on frame with double support

1. Introduction

1.1. Type 0,2 Lamellar Heat Exchangers

In the case of this type of exchanger the intermediary (inter-lamellar) channels have the shape of a flux network. The lamellae are dollied from steel in sheets of various marks. The gofferings of the lamellae have in their sections

* Corresponding author e-mail: borisconstantin@yahoo.com

the profile of an isosceles triangle with a base of 36 mm and the height of 4.5 mm. The technical feature of the lamella: - Measurements (length, width, thickness), mm: 960 x 460 x 1; - Area of the surface of the heat exchange in square meters: 0.2; - Weight, Kg: 2.5.

The machines are meant for the work with liquids, as well as for the condensation in the exchanger of the steams between gas and liquid fluxes. They work at a certain pressure of up to 1 Mpa (up to 10 kgf/sq.cm.) and the temperature of the working media ranges from 253° to 423° K (*i.e.* from - 20° to + 150°C).

The machines have small hydraulic resistance (see Table 1). On the contour of the lamellae one may notice channels for the rubber fittings. The passing holes in the lamella are placed diagonally.

The lamellae are assembled on the rods of the frame (with no suspension mechanism). Each lamella is positioned at 180° from the other lamella. Depending on the construction of the support frames, the type 0,2 heat exchangers can be manufactured in three ways: 1 – on consollic frame, 2 – on frame with double support and 3 – on frame with triple support.

1.2. Heat Exchangers on Consollic Frame

Example: the conventional notation of the dismountable heat exchanger with lamellae of the type 0,2, the area of the surface of the heat exchange of 5 square meters, on consollic frame, lamellae with a thickness of 1 m; of steel 10 H 17 N 12 m 2 T, with rubber fittings, with a composition scheme Sc $\frac{13}{14}$; Heat exchanger D 0,2 -5-1K-0 SF.001.96 Sc $\frac{13}{14}$; steel lamellae 10 H 17 N 13 M 2 T; rubber fittings.

Table 1

Measurements (mm) and Weight of Machines (kg)

Type of the lamella	Code	Nominal area of the surface of the heat exchange in square meters	Number of lamellae from the machine	L	L_1	L_2	L_3	Weight	
								General weight	Weight of the parts made of anti-corrosive steel
0,2	36 1251	1	8	0	190	190	340	546	12
	3089	2	12	0	215	220	375	562	24,5
	36 1251	5	28	53	315	340	500	622	172,5
	3104	6,3	34	85	350	385	550	645	130,7
	36 1251								
	3119								
	36 1251								
	3134								

1.3. Heat Exchanger on Frame With Double Support

Example: conventional notation of the dismountable heat exchanger with lamellae of the type 0,2, the area of the surface of the heat exchange of 10 square meters, on double support frame, steel lamellae 10 H 17 M 13 M2T, with rubber fittings, with the composition scheme Sc $\frac{25}{26}$; Heat exchanger D 0,2 - 10 - 2K - 0,6, SF.001-96 Sc $\frac{25}{26}$; steel lamellae 10 H 17 N 13 M2T; rubber fittings.

Table 2

Measurements (mm) and Weight of Machines (kg)

Type of the lamella	Code	Nominal area of the surface of the heat exchange in square meters	Number of lamellae from the machine	L	L_1	L_2	L_3	Weight	
								General weight	Weight of the parts made of anti-corrosive steel
0,2	36 1251 3149 36 1251 3164	10 12,5	52 66	78 51	495 545	770 880	847 957	24 771	131,5 166,9

1.4. Heat Exchangers on Frame with Triple Support

These are recommended in case of frequent dismounting and mounting for the cleaning of the machine.

Table 3

Measurements (mm) and Weight of Machines (kg)

Type of the lamella	Code	Nominal area of the surface of the heat exchange in square meters	Number of lamellae from the machine	L	L_1	L_2	L_3	Weight	
								General weight	Weight of the parts made of anti-corrosive
0,2	36 1251 3179 36 1251 3194 36 1251 3209 36 1251 3224	16 25 31,5 40	84 128 160 204	20 40 23 37	895 1040 1255 1480	85 65 90 160	615 975 225 565	222 371 485 636	208 324 401 511

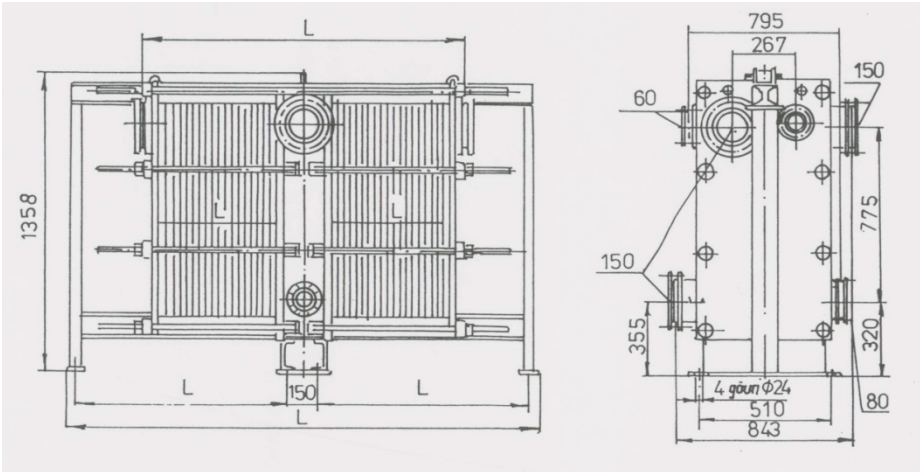


Fig. 1 – General view of the heat exchanger with measurements and coupling parameters.

Example: conventional notation of the dismountable heat exchanger with lamellae of the type 0,2, the area of the surface of the heat exchange of 16 square meters, on the frame with triple support, of steel 12 H 18 N 10T, with rubber fittings with a composition scheme Sc $\frac{10+10}{11+10} \parallel \frac{10+10}{11+10}$:

Heat exchanger D 0,2 – 16 3k – 12 SF. 001-96 Sc $\frac{10+10}{11+10} \parallel \frac{10+10}{11+10}$;

Steel lamellae 12 H 18 N 10T; rubber fittings.

1.5. Type 0,3 D Lamellar Heat Exchanger

These are meant to function in liquid and vapor media and refer to a small number of surfaces of the heat exchanger. They work on a theoretical pressure of up to 1 MPa (up to 10 Kkf/sq.cm.), the temperature of the working media ranging from 253 up to 423 K (from -20 to + 150°C) (according to the brand of the fittings).

The heat exchangers are manufactured according to SF.001 - 96 for industrial use. The lamellae with a 60° inclination angle of the gofferings in relation to the longitudinal axis of the lamella are much more efficient for the working media whose viscosity is closer to the viscosity of the water.

The lamellae are made of steel in sheets, the thickness of the lamella (depending on the beneficiary's will) being 0.8 mm or 1 mm. On the contour of the lamella one has a channel for rubber fittings. Strengthening the fittings on the channel is done with the help of keys.

The lamellae in the machine are thus assembled so that all the fittings are oriented in the direction of the mobile plate. The lamellae are done from all brands of steel given in Table 5. The lamellae of the type 0,3 d are not to be dollied.

The technical feature of the lamella

The area of the surface of the heat exchange in square meters: 0,3

The measurements (length x width x thickness): 1370 x 300 x 1 mm

Weight, Kg : 3,2

The heat exchangers that have a thickness higher than 1 mm are used in aggressive media, with a speed of metal corrosion of 0.05 mm per year.

Angular passing holes of the working media have a complicated shape, which ensures the decrease of the local hydraulic resistance and a great part of the area of the surface of the heat exchange of the lamella is used for heat transfer.

The lamellae on the upper rail of the consollic frame or with double support are attached vertically by means of clamps. Each lamella may be easily taken out of the package and then fitted up in it. Depending on the construction of the support frames, the 0,3 d type heat exchangers are made in two variants: 1 – on consollic frame, 2 – on double support frame.

1.6. The Heat Exchangers on Double Support Frame

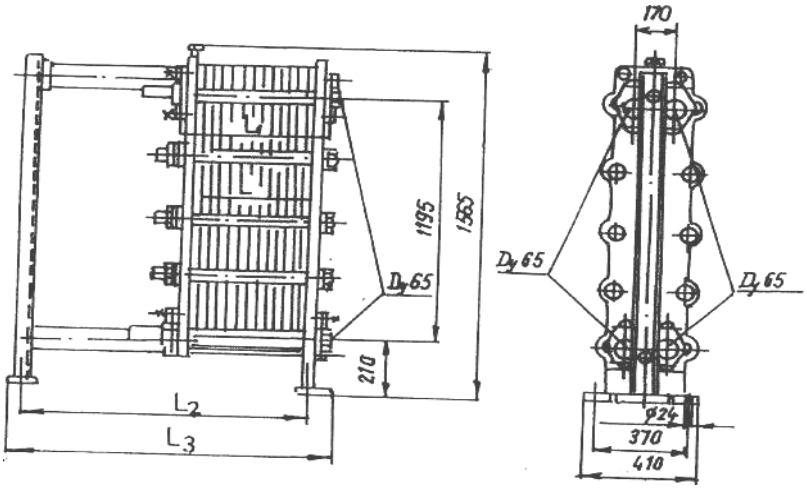


Fig. 2 – General view of the heat exchanger with measurements and coupling parameters.

Example: conventional notation of the dismountable heat exchanger with type 0,3d lamellae, 0.8 thickness, with the area of the surface of the heat exchange of 16 square meters on double support frame, steel lamellae 12 H 18 N 10T, with rubber fittings with a composition scheme Sc $\frac{9+9+9}{10+9+9}$;

Heat exchanger D 0,3 - 0,8 - 16 - 2 K - 0,3. SF.001-96. Sc $\frac{9+9+9}{10+9+9}$; steel lamellae of steel 12 H 18 N 10T; rubber fittings.

Table 4

Measurements (mm) and Weight of Machines (kg)

Type of the lamella	Code	Lamella Thickness mm	Nominal area of the surface of the heat exchange in square meters	Number of lamellae from the machine	L	L_1	L_2	L_3	Weight	
									Gene-ral weight	Weight of the parts made of anti-corrosive
0,3d	36 1251 3446	0,8	12,5	44	205	295	740	800	397	112
		1		56	215	305	740	800	425	141
	36 1251 3018	0,8	16		260	350	840	900	436	143
		1		70	270	360	840	900	472	179
	36 1251 3445	0,8	20		320	410	950	1100	481	179
		1		86	335	425	950	1010	526	224
	36 1251 3019	0,8	25		390	480	1065	1130	525	220
	36 1251 3019	1			410	500	1065	1130	587	275
	36 1251 3019									
	36 1251 3019									
	36 1251 3019									

1.7. Type 0,6 d Lamellar Heat Exchangers (inclination angle of the gofferings in relation to the longitudinal axis of the lamella of 60°)

They are meant for work with liquid and vapor media, with a temperature ranging from 253° up until 453°K (from -20° to 180°C) (depending on the brand of the rubber of the fittings). They work at a theoretical pressure of up to 1 HPa (up until 10 kgf/cm^2), the working media according to Table 1. The heat exchangers are manufactured according to SF.OO1 for industrial purpose. The heat exchangers with lamellae of the type 0,6 d work more efficiently with liquid working media, which have properties (caloric indices) close to the properties of water. In this case the consumption of the working media in the

machine may be of 1200 - 3000 (m^2 x K) and the hydraulic resistance of up to 0.1 MPa (up to 1 Kgf/cm^2).

1.8. Technical Feature of the Lamella

- Area of the surface of the heat exchange in square meters: 0,6
- Measurements (length x width x thickness),mm: 1375x600x1
- Weight (of the 1 mm sheet), Kg : 5,8

The heat exchanger with the lamella of the thickness of 1 mm is used in aggressive media with the speed of corrosion of the metal of maximum 0.05 mm per year. The lamellae are dollied from steel in sheets (see Table 5). On the contour of the lamella there is a channel for the rubber fitting.

The angular holes for the passage of the working media have a complicated shape.

This allows the decrease of the hydraulic resistance on the entrance of the channel and the exit of it, also allowing the decrease of the separation speed of salts on these portions and ensure a more rational use of the whole surface of the lamella for the heat exchange.

The undulated lamellae are gathered in a pack so that the inclination of the gofferings on the neighboring lamellae is oriented in the opposite direction. The lower rail of the frame is not loaded from the weights of the lamellae destined for fixing them in a given position. Each lamella may be taken out of the pack or introduced in the pack without dismounting the mobile plate and the remaining lamellae. In each pair of lamellae there appears a channel, through which the working media flow.

The channels are in flux, in reticular form. In these the liquid has a sinuous, spatial and tridimensional movement and is thus turbulated.

The total value of the surface of the transversal section of the intermediary channels is constant on all perpendicular sections of the flux of the working medium. The placement of the collecting holes for the entrance and exit of the working medium is only on one side (left or right). The heat exchangers are assembled directly on the floor with hydro-insulating floor, also calculated for the corresponding weight of the machine, and strengthened with truss bolts (screws).

The life of the main parts made of materials subject to work in neutralized media is the following: at least 10 years in the case of lamellae and at least 2 years in the case of the fittings.

Depending on the construction of the support frames, the heat exchangers with 0,6 d type lamellae are manufactured in three variants: 1 – on consollic frame, 2 – on double support frame, 3 – on triple support frame.

1.9. Heat Exchangers on Consollic Frame

The example of the dismountable heat exchanger (conventional notation) with 0,6 d type lamellae, thickness of 0.8 mm, area of the surface of the heat exchange of 16 square meters, on consollic frame, steel lamellae 12 H 18 N 10T, with rubber fittings, with a composition scheme Sc $\frac{14}{15}$;

Heat exchanger D 0,6d - 0,8 -16 1K - 01. SF.001 –96. Sc $\frac{14}{15}$; steel lamellae 12 H 18 N 10 T, rubber fittings type 359.

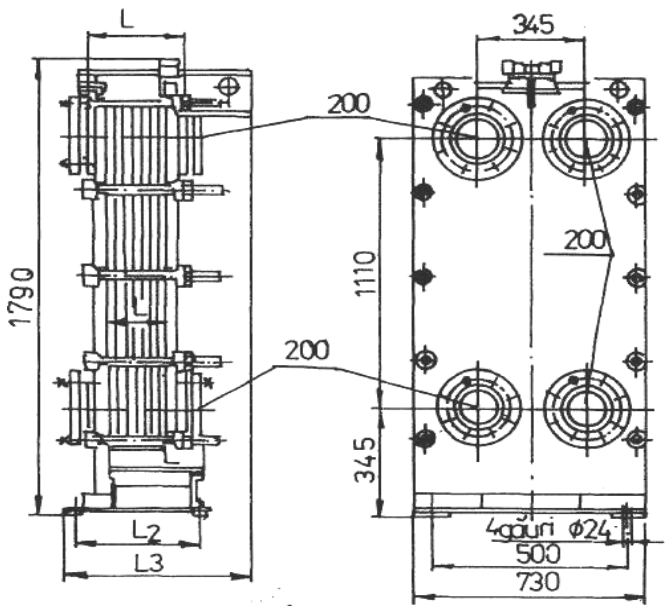


Fig. 3 – General view of the exchange heater with Measurements and coupling parameters.

The example of the dismountable heat exchanger (conventional notation) with type 0,6 d lamellae, thickness 1 mm, area of the surface of the heat exchange of 80 square meters, on double support frame, steel lamellae 10 H 17 N 13M2T, with rubber fittings, with composition scheme Sc $\frac{67}{68}$;

Heat exchanger D 0,6d - 1 - 80 - 2K - 02. SF.001 –96. Sc $\frac{67}{68}$; steel lamellae 10 H 17 N 13 M2T, rubber fittings.

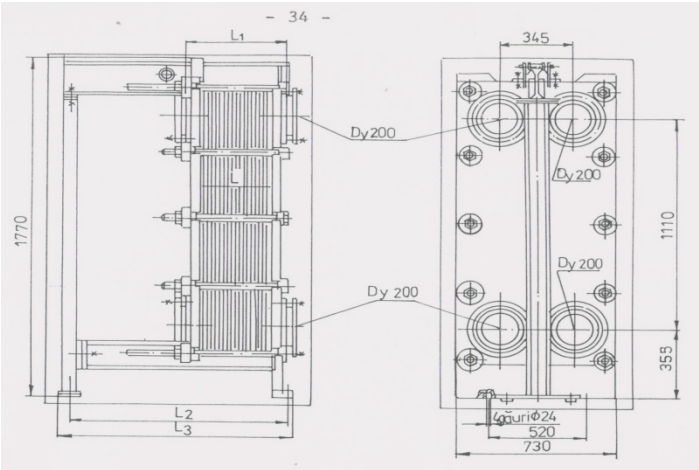


Fig. 4 – General view of the heat exchanger with measurements and coupling (connection) parameters.

Table 5

Measurements (*mm*) *and Weight of Machines* (*kg*)

Type of the lamella	Code	Lamella Thickness mm	Nominal area of the surface of the heat exchange in square meters	Number of lamellae from the machine	L	L_1	L_2	L_3	Weight	
									General weight	Weight of the parts made of anti-corrosive
	36 1251	0,8	10	20	95	215	290	425	944	93
	3462	1			100	220			976	116
0,3d	36 1251	0,8	16	30	140	260	365	495	1006	139
	3022	1			145	265			1041	174
	36 1251	0,8	25	44	205	325	470	605	1095	205
	3461	1			215	335			1146	255
	36 1251									
	3024									
	36 1251									
	3463									
	36 1251									
	3026									

1.10. Heat Exchanger on Triple Support Frame

Example: the conventional notation of the dismountable heat exchanger with 0.6 d type lamellae, thickness 1 mm, the area of the surface of the heat exchange of 200 square meters, on triple support frame, steel lamellae 12 H 18 N 10T, with rubber fittings type 4321-1, with compositions scheme Sc $\frac{84}{85}$ ‖ $\frac{84}{85}$;

Heat exchanger D 0,6 d - 1,0 - 200 - 34 - 03.SF.001-96 Sc $\frac{84}{85}$ ‖ $\frac{84}{85}$; steel lamellae 12 H 18 N 10T, rubber fittings.

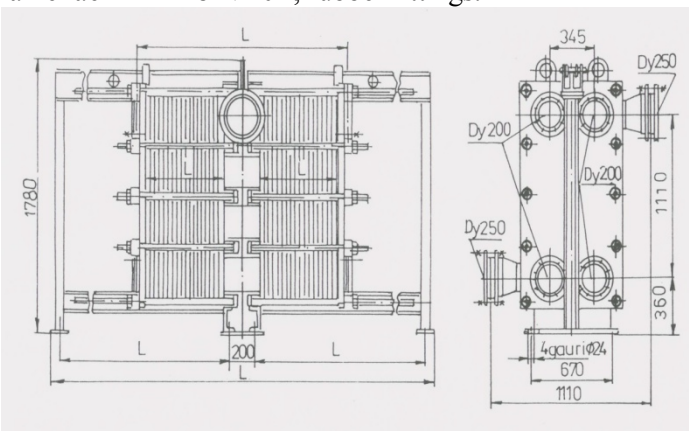


Fig. 5 – General view of the heat exchanger with measurements and coupling parameters.

Table 6

Measurements (mm) and Weight of Machines (kg)

Type of the lamella	Code	Lamella Thickness mm	Nominal area of the surface of the heat exchange in square meters	Number of lamellae from the machine	L	L_1	L_2	L_3	Weight	
									General weight	Weight of the parts made of anti-corrosive
0,6d	36 1251 3024	0,8 1	31,5	56	310	390 455	980 1080	1100	1207 1270	26 32
	36 1251 3460	0,8 1	40	70	385	539	1180	1200	1291 1371	32 40
	36 1251 3459	0,8 1	50	86	475 590	635	1340	1300	1385 1483	40 49
	36 1251 3028	0,8 1	63	108	745	765	1540	1460	1510 1636	50 62
	36 1251 3458	0,8 1	80	136	925	945	1780	1660	1676 1834	63 78
	36 1251 3029	0,8 1	100	170	1135	1155 1690	2290 2530	1900	1880 2076	78 98
	36 1251 3457	0,8 1	140	236	1385			2360	2265 2538	110 137
	36 1251 3030	0,8 1	160	270				2600	2463 2774	117 146
	36 1251 3456									
	36 1251 3031									
	36 1251 3455									
	36 1251 3032									
	36 1251 3454									
	36 1251 3033									

	36 1251 3453 36 1251 3037									

Table 7

Measurements (mm) and Weight of Machines (kg)

Type of the lamella	Code	Lamella Thickness mm	Nominal area of the surface of the heat exchange in square meters	Number of lamellae from the machine	L	L_1	L_2	L_3	Weight	
									General weight	Weight of the parts made of anti-corrosive
0,6d	36 1251 3452	0,8	200	340	310	926	2115	3810	3535	1810
		1			385	385			4027	2172
	36 1251 3042	0,8	250	420	475	1142	2550	4370	4108	2100
		1				1095			4594	2520
	36 1251 3451	0,8	300	404		1368	3020	4980	4700	2470
		1				1310			5192	2964
	36 1251 3014									
	36 1251 3464									
	36 1251 3046									

LIPSA BIBLIOGRAFIA IN TEXT

REFERENCES

[1]. Boris C., *Multitube Heat Exchangers*. Buletinul Institutului Politehnic din Iasi, **LIII (LVII)**, *3*, 2007.

[2]. Boris C., *Schimbătoare de căldură*. Editura Tehnopress, Iaşi, 2005.

[3]. Curievici I., Simionescu A., Dinulescu H., *Experimental Study of a wire Heat Exchanger*. Preprints of Papers Presented at the "First Heat Transfer Conference", Iaşi, **II**, 581-593 (1973).

[4]. Fraas A.P., Heat Exchangers Design, John Wiley Inc., New York, ediţia a-II-a, 1989.

[5]. Gardner K., Taborek J., *Mean temperature difference: A reappraisal*. AIChE Journal., **23**, *6*, 770-786 (1977).

[6]. Hewitt G.F. Heat Exchanger Design Handbook, Begell House, New York, 1998.

[7]. Hennecke D.K., Sparrow E.M., *Local Heat Sink on a Convectively Cooled Surface – Application to Temperature Measurement Error*. Int.J.Heat Mass Transfer, **13**, 287-304 (1970).

[8]. Incropera F.P., DeWitt D.P., *Fundamentals of Heat and Mass Transfer*. 4th Edition Wiley, USA, 1996.

[9]. Larry Wall, Tom Christiansen, Randal Schwartz Programming Perl, O'REILLY U.S.A., 1996.

[10]. Mukherjee R., *Effectively Design Shell and Tube Heat Exchangers*. Chemical Eng. Progress, Febr.1998, 112-123.
[11]. Tubular Exchanger Manufacturers Association, *Standards of the Tubular Exchanger Manifacturers Association*, 7th ed., TEMA, New York, 1988.

SCHIMBĂTOARE DE CĂLDURĂ LAMELARE DEMONTABILE DE TIP D

(Rezumat)

Pentru acest tip de schimbător, canalele (interlamelare) intermediare sunt în formă de reţea în flux. Lamelele se ştanţează din oţel în coli de mărci diferite. Gofrajele lamelelor au în secţiune profilul unui triunghi isoscel cu baza de 36 mm şi înălţimea de 4,5 mm. Caracteristica tehnică a lamelei: Dimensiuni gabaritice (lungime, lăţime, grosime), mm: 960 x 460 x 1; Aria suprafeţei schimbătorului de căldură, m2: 0,2; Masa, Kg: 2,5.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ALGORITHMS USED FOR THE GENERATION OF RANDOM NUMBERS

BY

CONSTANTIN BORIS*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
The Faculty of Materials Science and Engineering

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In many practical applications one encounters the issue of generating some selections of n random numbers having a certain distribution of probability. For this, n random numbers with a uniform distribution of probability U(0,1) are generated. With these one may actually generate random numbers that correspond to any distribution calculating n values of the inversed distribution function. In other words here one has two types of generations: generation of uniform random numbers followed by the generation of random numbers that correspond to some types of distribution. In this paper we intend to present the way in which the distributions used in statistics may be obtained by the generation of random numbers with a given distribution with the help of the uniform distribution.

Key words: random numbers, congruent methods, congruential generators, distribution of probability.

1. Introduction

In many practical applications one encounters the issue of generating some selections of n random numbers having a certain distribution of

* Corresponding author e-mail: borisconstantin@yahoo.com

probability. For this, n random numbers with a uniform distribution of probability U(0,1) are generated. With these one may actually generate random numbers that correspond to any distribution calculating n values of the inversed distribution function. In other words here one has two types of generations: generation of uniform random numbers followed by the generation of random numbers that correspond to some types of distribution. In this paper we intend to present the way in which the distributions used in statistics may be obtained by the generation of random numbers with a given distribution with the help of the uniform distribution.

Uniform distribution between zero and one is given by the following relation:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \begin{cases} 1, & \text{pentru } 0 < x < 1, \\ 0, & \text{altfel} \end{cases} \tag{1}$$

Since $\mathbf{f}(\mathbf{x}) \geq 0$ for $-\infty < \mathbf{x} < \infty$ and $\int_{-\infty}^{+\infty} \mathbf{f}(\mathbf{x})\,\mathbf{dx} = \int_0^1 \mathbf{f}(\mathbf{x})\,\mathbf{dx} = [\mathbf{x}]_0^1 = 1$ it results that the function above has the properties of a probability density function.

Uniform random numbers are generated on the computer using algorithms that implement congruent methods. Two numbers m and k are congruent after module n, m = k(mod n), then there is an integer p, so that m – k = p n, which means that the difference m – k is divided exactly to n and the numbers m and k generate the same remainders when dividing them by number n.

There are several congruent methods to generate uniform random numbers: multiplicative methods, additive methods, mixed methods. The congruent multiplicative method uses the following formula:

$$\mathbf{x_i} = (\mathbf{a}\mathbf{x}_{\mathbf{i}-1} + \mathbf{c}) \bmod \mathbf{n} \tag{2}$$

where: The numbers a and c are positive integers, known as multiplicator and increment, respectively. According to this method one should pick the last random number xi-1 and multiply it by a constant coefficient a , to which one should also add the value of the increment and then we should take the module of the number obtained after n, *i.e.* divide (ax i-1 + c) to n and consider the remainder of the division being xi. In order to generate a series of numbers x i-1 one needs an initial value x0 known as seed, a multiplicator, an increment and the module n. The value ui = xi / n is regarded as a uniform random number ranging between zero and one and is known as linear congruent generator.

When c = 0, it is known as multiplicative linear congruent generator. Any number generator based on this method may only provide a finite number of random numbers, after which the series of numbers starts to repeat itself. If n,

a and c are well chosen, the period of the generator is n. This period however depends a lot also on the length of the word of the computer one works on.

The period should be as big as possible and the correlation between the generated numbers should be as small as possible. This thing depends a lot on the selection of the values a and c.

In fact, using the twin computer we generate a series of pseudo-random numbers which, even though they comply with all randomness statistical tests, remain entirely determinate. This means that if each working cycle of the generator of random numbers starts with the same seed, on the exit we obtain series of identical random numbers. Further on we intend to present two generators of uniform random numbers, one for the 16 bits computer and one for the 32 bits computer.

1.1. Wichmann-Hill Generator,

which is in fact a combination of three congruential generators, has the following form:

$$\begin{aligned} \mathbf{x_i} &= 171\mathbf{x_{i-1}} \bmod 30269 \\ \mathbf{y_i} &= 172\mathbf{y_{i-1}} \bmod 30307 \\ \mathbf{z_i} &= 170\mathbf{z_{i-1}} \bmod 30323 \end{aligned} \tag{3}$$

and

$$\mathbf{u_i} = \left(\frac{\mathbf{x_i}}{30269} + \frac{\mathbf{y_i}}{30307} + \frac{\mathbf{z_i}}{30323} \right) \bmod 1$$

For this generator one should set the value of three seeds: x0, y0 and z0. The value ui is regarded as a uniform random representation ranging between zero and one. The period of this generator is of 6.95 x 1012. The source code for this generator is provided in the subroutine urnd16(ix,iy,iz,r n), where ix, iy and iz are the seeds and r n is the uniform random number ranging between zero and one. The subroutine is used by a main program (main), named in our case urnd1. If one wants to generate more uniform random numbers, we use the subroutine urnd16 several times (in our case n 3 times), thus generating n3 uniform random numbers. Further on we shall present the urnd1 program which uses the subroutine urnd16.

```
      program urnd1
        write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, iz, n')
      read(*,*) ix, iy, iz, n
        do 100 i =1, n
                ix = ix + i
                do 200 j =1, n
```

```
                    iy = iy + j
                    do 300 k =1, n
                            iz = iz + k
                            call urnd16(ix,iy,iz,rn)
                            write(*,*) ix, iy, iz, rn
300                 Continue
200             Continue
100  Continue
     end
       subroutine urnd16(ix,iy,iz,rn)
   1 ix = mod(171*ix,30269)
     iy = mod(172*iy,30307)
       iz = mod(170*iz,30323)
       rn = ix/30269. + iy/30307. + iz/30323.
       rn = rn - int(rn)
       if(rn .le. 0) go to 1
       return
              end
```

1.2. L'Ecuyer Generator

This is in fact a combination of k congruential generators that have prime nj modules, so that all the values of (n j – 1) / 2 are relatively prime, with the multiplicators that lead to complete (full) periods. Let x j,1, x j,2, x j,3 … be a sequence resulting from the j generator. We take into consideration the case in which each individual generator j is a multiplicative linear congruential generator with a maximum period, having the module nj and the multiplicator aj, *i.e.*:

$$\mathbf{x}_{\mathbf{j},\mathbf{i}} \equiv \mathbf{a}_{\mathbf{j}}\mathbf{x}_{\mathbf{j},\mathbf{i}-1} \bmod \mathbf{n}_{\mathbf{j}}$$

Assuming that the first generator is a good one and that n1 is big enough, we make up the i integer from the sequence in the following way:

$$\mathbf{x}_{\mathbf{i}} = \sum_{\mathbf{j}=1}^{\mathbf{k}} (-1)^{\mathbf{j}-1}\mathbf{x}_{\mathbf{j},\mathbf{i}} \bmod (\mathbf{n}_{\mathbf{j}} - 1)$$

where the other modules nj, j = 2, 3, …, k need not be big. In order to be sure that in this sequence we have no zeros, we proceed to the following normalization:

$$\mathbf{u}_i = \begin{cases} \dfrac{\mathbf{x}_i}{\mathbf{n}_1} & \text{daca } x_i > 0 \\ \dfrac{\mathbf{n}_1 - 1}{\mathbf{n}_1} & \text{daca } x_i = 0 \end{cases}$$

The following statements apply for each individual generator j in part. Let us define q = [n / a] and r n mod a, i.e. n is reduced to n = aq + r, where r < a. In this case, for 0 < x < n, we have:

$$\mathbf{ax} \bmod \mathbf{n} = (\mathbf{ax} - [\mathbf{x}/\mathbf{q}]\mathrm{n}) \bmod \mathbf{n} = (\mathbf{ax} - [\mathbf{x}/\mathbf{q}](\mathrm{aq} + \mathrm{r})) \bmod \mathbf{n} =$$
$$(\mathbf{a}(\mathbf{x} - [\mathbf{x}/\mathbf{q}]\mathrm{q}) - [\mathbf{x}/\mathbf{q}]\mathrm{r}) \bmod \mathbf{n} = (\mathbf{a}(\mathbf{x} \bmod \mathbf{q}) - [\mathbf{x}/\mathbf{q}]\mathrm{r}) \bmod \mathbf{n}$$

In fact one suggests here the combination of two congruential generators, for which k = 2, (a1, n1, q1, r1) = (40014, 2147483563, 53668, 12211) and (a2, n2, q2, r2) = (40692, 2147483399, 52774, 3791).

For the implementation of the generator one needs two seeds. The period of this generator is of 2.31 x 1018 i.e. a period long enough. The source code for this generator is given in the subroutine urnd(ix,iy, rn), where ix and iy are the seeds and r n the uniform random number ranging between zero and one. The subroutine is used by a main program (main), called in our case urnd2. If one wants to generate more uniform random numbers, we use the subroutine urnd several times (in our case n 2 times) thus generating n 2 uniform random numbers. Further on we shall present the urnd2 program that uses the subroutine urnd.

```
      program urnd2
         write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, n')
      read(*,*) ix, iy, n
         do 100 i = 1, n
                ix = ix + i
                do 200 j =1, n
                        iy = iy + j
                                call urnd(ix,iy,rn)
                                write(*,*) ix, iy, rn
 200            Continue
 100  Continue
       end
      subroutine urnd(ix,iy,rn)
  1   kx = ix/53668
      ix = 40014*(ix - kx*53668) - kx*12211
      if(ix .lt. 0) ix = ix + 2147483563
c
```

```
      ky = iy/52774
      iy = 40692*(iy - ky*52774) - ky*3791
      if(iy .lt. 0) iy = iy + 2147483399
        rn = ix-iy
        if(rn .lt. 1.) rn = rn + 2147483562
        rn = rn*4.656613e-10
        if(rn .le. 0.) go to 1
        return
              end
```

Further on allow us to focus on some continuous distributions extensively used in statistics, for which the density functions are obtained starting from the uniform distribution U(0,1) by the transformation of the variables.

1.2.1. *The Normal Distribution N(0,1).* The normal distribution with zero average and one variant, i.e. the standard normal distribution, is represented by the function:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{\mathbf{x}^2}{2}\right)$$

for $-\infty < \mathbf{x} < +\infty$. Obviously we have f(x) ≥ 0 for all values of x. This function is a probability density function since I = $\int_{-\infty}^{+\infty} \mathbf{f}(\mathbf{x})\mathbf{dx} = 1$. The normal random variable is built by using two independent uniform random variables. The two variables X1 and X2 are mutually independently distributed as normal random variables with zero average and one variant.

The source code for this generator is given in the subroutine snrnd (ix,iy, rn), where ix and iy are the seeds and r n the standard random number ranging between zero and one. The subroutine is used by a main program (main), called in our case urnd3. If one wants to generate more uniform random numbers, one uses the subroutine snrnd several times (in our case n2 times) thus generating n2 uniform random numbers. Further on we present the urnd3 program that uses the snrnd subroutine.

```
      program urnd3
        write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, n')
      read(*,*) ix, iy, n
        do 100 i =1, n
                ix = ix + i
                do 200 j =1, n
                        iy = iy + j
                                call snrnd(ix,iy,rn)
```

```
                                write(*,*) ix, iy, rn
 200            Continue
 100  Continue
      end
        subroutine snrnd(ix,iy,rn)
        pi = 3.1415926535897932385
        call urnd(ix,iy,rn1)
        call urnd(ix,iy,rn2)
        rn = sqrt(-2.0*log(rn1))*sin(2.0*pi*rn2)
        return
                end
```

The value r n from snrnd(ix,iy,rn) corresponds to X2. Totally in a conventional manner we use as random number either X1 or X2. Generally speaking one wants algorithms that avoid the evaluation of the sine and cosine functions, since these evaluations require a lot of time. Further on we present an alternative generator that complies with this goal.

```
      program urnd4
         write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, n')
      read(*,*) ix, iy, n
         do 100 i = 1, n
                ix = ix + i
                do 200 j = 1, n
                        iy = iy + j
                                call snrnd2(ix,iy,rn)
                                write(*,*) ix, iy, rn
 200            Continue
 100  Continue
      end
        subroutine snrnd2(ix,iy,rn)
  1     call urnd(ix,iy,rn1)
        call urnd(ix,iy,rn2)
        s = ((2.*rn1-1.)**2) + ((2.*rn2-1.)**2)
        if(s .gt. 1) go to 1
        rn = sqrt(-2.0*log(s)/s)*(2.0*rn2-1.)
        return
                end
```

The standard normal probabilities. When X ≈ N(0,1), the following problem appears: finding for a given x the probability p, so that p = F(x), where:

$$\mathbf{F}(\mathbf{x}) = \int_{-\infty}^{x} \mathbf{f}(\mathbf{t})\,\mathbf{dt} = \mathbf{P}(\mathbf{X} < \mathbf{x})$$

In other words one should find the probability for X to be smaller than a given x value. This probability is known as standard normal probability. The subroutine that implements this approximation, known as snprob(x,p) is used by a main program (main), called in our case probsn.

```
      program probsn
        write(*,20)
 20   format(' ','introdu valoarea pentru x:N(0,1) si n')
      read(*,*) x, n
        do 100 i = 1, n
              x = x + (0.1)*i
                    call snprob(x,p)
                    write(*,*) x, p
 100  Continue
      end
        subroutine snprob (x,p)
        pi = 3.1415926535897932385
        a0 = 0.2316419
        b1 = 0.319381530
        b2 = -0.356563782
        b3 = 1.781477937
        b4 = -1.821255978
        b5 = 1.330274429
c
        z = abs(x)
        t = 1.0/(1.0 + a0*z)
        pr = exp(-.5*z*z)/sqrt(2.0*pi)
        p = pr*t*(b1*t*(b2*t*(b3*t*(b4 + b5*t))))
        if(x .gt. 0.0) p = 1.0 - p
c
        return
        end
```

1.2.2. *The standard normal percentage points.* When X ≈ N(0,1), one may approximate for a given value of the probability p, on x, which is actually the percentage point, so that p = F(x), where F(x) is the standard normal cumulated distribution function.

The subroutine that implements this approximation, known as snperpt(p,x) is used by a main program (main), called in our case ptsnper.

```
      program ptsnper
        write(*,20)
```

```
 20   format(' ','introdu valoarea pentru p si n')
      read(*,*) p, n
         do 100 i = 1, n
                p = p + (0.1)*i
                call snperpt (p,x)
                write(*,*) p, x
100 Continue
      end
         subroutine snperpt(p,x)
c     Input: p - probabilitatea (err < p <1 - err cu err = 1e -20)
c     Output: x: N(0,1) - punctul procentual corespunzator lui p
      p0 = - 0.322232431088
         p1 = -1.0
         p2 = - 0.342242088547
         p3 = - 0.204231210245e-1
         p4 = - 0.453642210148e-4
         q0 = 0.993484626060e-1
         q1 = 0.588581570495
         q2 = 0.531103462366
         q3 = 0.103537752850
         q4 = 0.385607006340e-2
         ps = p
         if(ps .gt. 0.5) ps = 1.0 - ps
         if(ps .eq. 0.5) x = 0.0
         y = sqrt(-2.0*log(ps))
         x = y + ((((y*p4 + p3)*y + p2)*y + p1)*y + p0)
   @        /((((y*q4 + q3)*y + q2)*y + q1)*y + q0)
      if(p .lt. 0.5) x = -x
         return
                end
```

The normal distribution: N(μ,σ^2)

The normal distribution written down as N(μ,σ^2) is represented in the following way:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \frac{1}{\sqrt{2\pi\sigma^2}} \exp\left(-(\mathbf{x}-\mu)^2/2\sigma^2\right)$$

for $-\infty < \mathbf{x} < \infty$. The value μ is called location parameter whereas the value σ^2 is called scale parameter. We may generalize the normal distribution N(μ,σ^2) starting from the generators of the distribution N(0,1) and using the fact that X = $\mu + \sigma\,\mathbf{Z}$. In other words a value r n for X: N(μ,σ^2) may be obtained by

adding the average value μ and the value r n1 for Z: N(0,1) multiplied by the radical of the variant. The algorithm implementing this method is the following:

```
      program dnrn
         write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, mean, variance, n')
      read(*,*) ix, iy, ave, var, n
         do 100 i = 1, n
                ix = ix + i
                do 200 j = 1, n
                        iy = iy + j
                                call nrnd(ix,iy,ave,var,rn)
                                write(*,*) ix, iy, rn
 200            Continue
 100 Continue
     end
        subroutine nrnd(ix,iy,ave,var,rn)
c    Input: ix, iy - seminte
c          ave: media; var: varianta
c    Output: rn: N(ave,var)
      call snrnd(ix,iy,rn1)
        rn = ave + sqrt(var)*rn1
        return
              end
```

1.2.3. *The normal logarithmic distribution.* The normal logarithmic distribution with the parameters μ and σ^2 is represented in the following way:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \begin{cases} \dfrac{1}{\mathbf{x}\sqrt{2\pi\sigma^2}} \exp\left(-\dfrac{1}{2\sigma^2}\left(\log \mathbf{x} - \mu^2\right)\right), & \text{pentru } 0 < x < \infty \\ 0, & \text{altfel} \end{cases}$$

The generation of the normal logarithmic distribution is based on normal distribution. The algorithm implementing this method is the following:

```
      program nrndlog
         write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, mean, variance, n')
      read(*,*) ix, iy, ave, var, n
         do 100 i = 1, n
                ix = ix + i
                do 200 j = 1, n
                        iy = iy + j
                                call lognrnd(ix,iy,ave,var,rn)
```

```
                                        write(*,*) ix, iy, rn
 200                Continue
 100 Continue
       end
         subroutine lognrnd(ix,iy,ave,var,rn)
c     Input: ix, iy - seminte
c            ave: media; var: varianta
c     Output: rn: exponentiala lui N(ave,var)
       call snrnd(ix,iy,rn1)
         rn = exp(ave + sqrt(var)*rn1)
         return
         end
```

1.2.4. *The exponential distribution.* The exponential distribution with the parameter is represented in the following way:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \begin{cases} \frac{1}{\beta}\exp\left(-\frac{\mathbf{x}}{\beta}\right), & \text{pentru} \quad 0 < x < \infty \\ 0, & \text{altfel} \end{cases}$$

for $\beta > 0$. The parameter β shows a scale parameter. The exponential distribution with the parameter β may be generated starting from the uniform random distribution between zero and one. The algorithm implementing this method in the following:

```
       program prndex
          write(*,20)
  20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, beta, n')
       read(*,*) ix, iy, beta, n
          do 100 i = 1, n
                    ix = ix + i
                    do 200 j = 1, n
                              iy = iy + j
                                        call exprnd(ix,iy,beta,rn)
                                        write(*,*) ix, iy, rn
 200                Continue
 100 Continue
      end
         subroutine exprnd(ix,iy,beta,rn)
c     Input: ix, iy - seminte
c              beta: parametru
c     Output: rn
```

```
      call urnd(ix,iy,rn1)
        rn = -beta*log(rn1)
        return
        end
```

1.2.5. *The gamma distribution: G(α,β).* The gamma distribution with the parameters α and β has the following form:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \begin{cases} \dfrac{1}{\beta^{\alpha}\Gamma(\alpha)} \mathbf{x}^{\alpha-1} \exp\left(-\mathbf{x}/\beta\right), & \text{pentru} \quad 0 < x < \infty \\ 0, & \text{altfel} \end{cases}$$

for $\alpha > 0$ and $\beta > 0$, where the value β is called form parameter and the value is a scale parameter. $\Gamma(\cdot)$ is known as gamma function, which is defined in the following way:

$$\Gamma(\alpha) = \int_0^{\infty} \mathbf{x}^{\alpha-1} \mathbf{e}^{-x} \mathbf{dx}$$

In order to obtain the gamma distribution with the parameters α and β, we use the uniform random variables since the sum of α exponential random variables leads to a gamma random variable with the parameters α and β. In this case, the source code generating the gamma random numbers is the following:

```
      program rndgama
        write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, alpha, beta, n')
      read(*,*) ix, iy, alpha, beta, n
        do 100 i = 1, n
                ix = ix + i
                do 200 j = 1, n
                        iy = iy + j
                                call gammarnd(ix,iy,alpha,beta,rn)
                                write(*,*) ix, iy, rn
 200            Continue
 100 Continue
     end
        subroutine gammarnd(ix,iy,alpha,beta,rn)
c     Input: ix, iy - seminte
c          alpha : parametru de forma
c          beta : parametru de scala
c     Output:rn
      rn = 0.0
```

```
      Do 1 i = 1,nint(alpha)
         call exprnd(ix,iy,beta,rn1)
1     rn = rn + rn1
      return
            end
```

1.2.6. *The inverse gamma distribution: IG*(α, β *)*.The inverse gamma distribution with the parameters α and β is represented in the following way:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \begin{cases} \dfrac{2}{\Gamma(\alpha)\beta^{\alpha}\mathbf{x}^{2\alpha+1}} \exp\left(-\dfrac{1}{\beta\mathbf{x}^{2}}\right), & \text{pentru} \quad 0 < x < \infty \\ 0, & \text{altfel} \end{cases}$$

for α >0 [i β > 0. The inverse gamma distribution derives from the gamma distribution. The source code for the generation of the inverse gamma distribution is then the following:

```
      program irndgama
         write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, alpha, beta, n')
      read(*,*) ix, iy, alpha, beta, n
         do 100 i = 1, n
                ix = ix + i
                do 200 j = 1, n
                        iy = iy + j
                                call igammarnd(ix,iy,alpha,beta,rn)
                                write(*,*) ix, iy, rn
 200            Continue
 100 Continue
     end
         subroutine igammarnd(ix,iy,alpha,beta,rn)
c    Input: ix, iy - seminte
c          alpha : parametru de forma
c          beta : parametru de scala
c    Output:rn
      call gammarnd(ix,iy,alpha,beta,rn1)
         rn = 1./sqrt(rn1)
         return
         end
```

1.2.7. *The beta distribution.* The beta distribution with the parameters α and β is represented in the following way:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \begin{cases} \dfrac{1}{\mathbf{B}(\alpha,\beta)} \mathbf{x}^{\alpha-1}(1-\mathbf{x})^{\beta-1}, & \text{pentru} \quad 0 < x < 1 \\ 0, & \text{altfel} \end{cases}$$

for $\alpha > 0$ [i $\beta > 0$. B(.,.) is called beta function and is defined by the following relation:

$$\mathbf{B}(\alpha,\beta) = \int_0^1 \mathbf{x}^{\alpha-1}(1-\mathbf{x})^{\beta-1}\,\mathbf{dx} = \frac{\Gamma(\alpha)\Gamma(\beta)}{\Gamma(\alpha+\beta)}$$

Using two independent generations for the random variables with gamma distribution we may obtain a generation for a random variable with beta distribution, as one may observe in the source code al the program implementing this generation way.

```
      program rndbeta
         write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, alpha, beta, n')
      read(*,*) ix, iy, alpha, beta, n
        do 100 i = 1, n
                ix = ix + i
                do 200 j = 1, n
                        iy = iy + j
                                call betarnd (ix,iy,alpha,beta,rn)
                                write(*,*) ix, iy, rn
 200            Continue
 100 Continue
     end
        subroutine betarnd(ix,iy,alpha,beta,rn)
c    Input: ix, iy - seminte
c          alpha : parametru de forma
c          beta : parametru de scala
c    Output: rn
      call gammarnd(ix,iy,alpha,1.0,rn1)
        call gammarnd(ix,iy,beta  ,1.0,rn2)
        rn = rn1/(rn1+rn2)
        return
        end
```

1.2.8. *The chi-square distribution:* $\chi^2(\mathbf{k})$. The chi-square distribution with k degrees of freedom is represented in the following way:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \begin{cases} \dfrac{1}{2^{k/2}\Gamma(\mathbf{k}/2)}\mathbf{x}^{(\mathbf{k}/2)-1}\mathbf{e}^{-\mathbf{x}/2}, & \text{pentru} \quad 0 < x < \infty \\ 0, & \text{altfel} \end{cases}$$

where k is a positive integer. One may generate a chi-square distribution starting from the sum of the squares of some standard normal random distributions. The source code implementing this algorithm is the following:

```
      program rndchi2
         write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, k, n')
      read(*,*) ix, iy, k, n
        do 100 i = 1, n
                ix = ix + i
                do 200 j = 1, n
                        iy = iy + j
                                call chi2rnd(ix,iy,k,rn)
                                write(*,*) ix, iy, rn
 200            Continue
 100 Continue
     end
        subroutine chi2rnd(ix,iy,k,rn)
c    Input: ix, iy - seminte
c          k : gradele de libertate
c    Output: rn
        rn = 0.0
        do 1 i = 1,k
                call snrnd(ix,iy,rn1)
    1 rn = rn + rn1*rn1
        return
        end
```

In order to use the chi2nrd subroutine, one needs to generate k standard normal random representations. Such a representation is comprised of two uniform random representations (see the snrnd subroutine). Therefore, a chi-square random representation with k degrees of freedom requires 2k uniform random representations. Thus the chi2rnd subroutine is from a strictly computational point of view a rather inefficient generator of random numbers. That is why one invented all sort of other types of generators. Such a generator starts from the fact that the exponential distribution with $\beta = 2$ is equivalent to the chi-square distribution with two degrees of freedom, as results from the comparison of the generating functions of the moments for the two distributions. When k is even, one needs to generate k/2 independent

exponential random representations, and when k is odd, one generates [k/2] independent exponential random representations and a standard normal random representation, [k/2] representing the maximum integer than is not higher than k/2. The generator of random numbers based on this approximation is given in the source code of the chi2rnd2 subroutine. This requires k standard normal random representations (or 2k uniform random representations).

```
      program rnd2chi2
        write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, k, n')
      read(*,*) ix, iy, k, n
        do 100 i = 1, n
                ix = ix + i
                do 200 j = 1, n
                        iy = iy + j
                                call chi2rnd2(ix,iy,k,rn)
                                write(*,*) ix, iy, rn
 200            Continue
 100 Continue
     end
        subroutine chi2rnd2(ix,iy,k,rn)
c    Input: ix, iy - seminte
c          k : gradele de libertate
c    Output: rn
                if (k- (k/2)*2 .eq. 1) then
call snrnd(ix,iy,rn1)
rn = rn1*rn1
else
rn = 0.0
endif
do 1 i = 1,k/2
call exprnd(ix,iy,2.0,rn1)
    1           rn = rn + rn1
        return
        end
```

1.2.9. *The chi-square probabilities.* Let Q(x; k) be the probability P(X > x), where X. The source code estimating the chi-square probabilities is the following:

```
        program probchi2
        write(*,20)
 20   format(' ','introdu valoarea pentru x:hi2(k), k si n')
      read(*,*) x, k, n
        do 100 i = 1, n
```

```
                x = x + (0.1)*i
                                call chi2prob(x,k,p)
                                write(*,*) x, p
 100  Continue
      end
        subroutine chi2prob (x,k,p)
        dimension f(1000), q(1000)
c     input
c        x : punctul procentual in care se doreste probabilitatea
c        k : numarul gradelor de libertate (.le. 1000)
c     output
c        p : probabilitatea calculata in punctul x
         pi = 3.1415926535897932385
         f(1) = exp(-.5*x) / sqrt(2.*pi*x)
         f(2) = exp(-.5*x) / 2
         call snprob(sqrt(x),pr)
         q(1) = 2.*(1.-pr)
         q(2) = exp(-.5*x)
         do 1 i = 3,k
         f(i) = x*f(i -2) / float(i -2)
    1 q(i) = q(i-2) + 2.*f(i)
      p = 1.- q(k)
        return
        end
```

1.2.10. *The chi-square percentage points.* In order to find the percentage points x when one knows the probabilities p in these points, one starts from the Cornish-Fisher series expansion. The source code of the algorithm proposed by us according to this expansion, is the following:

```
      program perptchi2
         write(*,20)
  20  format(' ','introdu valorile pentru p si k')
      read(*,*) p, k
         call chi2perpt(p,k,x)
         write(*,*) p, x
      end
        subroutine chi2perpt(p,k,x)
c     input:
c        p : probabilitatea
c        k : numarul gradelor de libertate
c     output
c        x : punctul procentual corespunzator probabilitatii p
      p = 1. - p
```

```
        call snperpt(p,z)
        g1 = z*sqrt(2.*k)
        g2 = (2./3.)*(z*z-1.)
        g3 = z*(z*z-7.) / (9.*sqrt(2.*k))
        g4 = -2.*(3.*z*z*z*z + 7.*z*z-16.) / (405.*k)
        x = float(k) + g1 + g2 + g3 + g4
        return
                end
```

1.2.11. The F distribution: F(m,n). The F distribution with m and n degrees of freedom is represented in the following way:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \begin{cases} \dfrac{\Gamma((\mathbf{m}+\mathbf{n})/2)}{\Gamma(\mathbf{m}/2)\Gamma(\mathbf{n}/2)} \left(\dfrac{\mathbf{m}}{\mathbf{n}}\right)^{\mathbf{m}/2} \mathbf{x}^{(\mathbf{m}/2)-1} \left(1+\dfrac{\mathbf{m}}{\mathbf{n}}\mathbf{x}\right)^{-(\mathbf{m}+\mathbf{n})/2}, & \text{pentru } 0 < x < \infty \\ 0, & \text{altfel} \end{cases}$$

where m and n are positive integers. A random variable with a distribution F can be obtained starting from two random variables characterized by a chi-square distribution. The source code implementing this method to generate a F distribution with m and n degrees of freedom is the following:

```
      program rndf
              write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, m, n, nn')
      read(*,*) ix, iy, m, n, nn
              do 100 i = 1, nn
              ix = ix + i
             do 200 j = 1, nn
              iy = iy + j
             call frnd(ix,iy,m,n,rn)
             write(*,*) ix, iy, rn
 200          Continue
 100          Continue
      end
                    subroutine frnd(ix,iy,m,n,rn)
c     input
c        ix, iy : seminte
c        m,  n : grade de libertate
c     output
c        rn : reprezentarea aleatoare a lui F
      call chi2rnd(ix,iy,m,rn1)
                  call chi2rnd(ix,iy,n,rn2)
                  rn = (rn1 / float(m)) / (rn2 / float(n))
```

```
return
 end
```

1.2.12. The t distribution: t(k). The t distribution or Student distribution with k degrees of freedom is represented in the following way:

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}) = \frac{\Gamma\left(\frac{\mathbf{k}+1}{2}\right)}{\Gamma\left(\frac{\mathbf{k}}{2}\right)} \frac{1}{\sqrt{\mathbf{k}\pi}} \left(1 + \frac{\mathbf{x}^2}{\mathbf{k}}\right)^{-(\mathbf{k}+1)/2}$$

for $-\infty < \mathbf{x} < \infty$. A random variable with a distribution t may be obtained starting from two random variables – one with chi-square distribution and the other with a standard normal random distribution. The source code implementing this method of generating a t distribution with k degrees of freedom is the following:

```
      program rndt
                                  write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru ix, iy, k, n')
      read(*,*) ix, iy, k, n
                                  do 100 i = 1, n
                                   ix = ix + i
                                   do 200 j = 1, n
                                          iy = iy + j
                                                call trnd(ix,iy,k,rn)
                                                write(*,*) ix, iy, rn
 200                               Continue
 100  Continue
      end
                                 subroutine trnd(ix,iy,k,rn)
c     input
c        ix, iy : seminte
c             k : grade de libertate
c     output
c         rn : reprezentarea aleatoare a lui t
      call snrnd(ix,iy,rn1)
                                 call chi2rnd(ix,iy,k,rn2)
                                 rn = rn1 / sqrt(rn2/k)
                                 return
                                 end
```

The t probabilities. Let Q(θ ; k) be the probability P(X < x), where X $\approx$ t(k) and $\theta = \mathbf{x}/\sqrt{\mathbf{k}}$. The source code that in this approximation estimates the t probabilities is the following:

```
      program probt
                                write(*,20)
 20   format(' ','introdu valoarea pentru x:t(k), k si n')
      read(*,*) x, k, n
                               do 100 i = 1, n
                                x = x + (0.1)*i
                                          call tprob(x,k,p)
                                          write(*,*) x, p
 100  Continue
      end
                               subroutine tprob (x,k,p)
                               dimension f(1000), q(1000)
c     input
c        x : punctul procentual in care se doreste probabilitatea
c        k : numarul gradelor de libertate (.le. 1000)
c     output
c        p : probabilitatea calculata in punctul x
                               pi = 3.1415926535897932385
                               theta = atan(x/sqrt(float(k)))
                               f(1) = cos(theta)*sin(theta) / pi
                               f(2) = cos(theta)*cos(theta)*sin(theta) / 2.
                               q(1) = .5 + theta / pi
                               q(2) = .5 + sin(theta) / 2.
                               do 1 i = 3,k
                               f(i) = (float(i-1) / float(i-2))*(cos(theta)**2)*f(i-
2)
    1 q(i) = q(i-2) + f(i-2) / float(i-2)
      p = q(k)
                               return
                                     end
```

The t percentage points. In order to find the percentage points x when one knows the probabilities p in these points, one starts from the series expansion. The source code of the algorithm proposed by us according to this expansion is the following:

```
      program perptt
                                write(*,20)
 20   format(' ','introdu valorile pentru p si k')
      read(*,*) p, k
                                call tperpt(p,k,x)
```

```
                    write(*,*) p, x
      end
                    subroutine tperpt(p,k,x)
c     input:
c        p : probabilitatea
c        k : numarul gradelor de libertate
c     output
c        x : punctul procentual corespunzator probabilitatii p
                    g1(z) = z*(     (z**2)  +   1.) / 4.
                    g2(z) = z*( 5.*(z**4)  +  16.*(z**2) + 3.) / 96.
                    g3(z) = z*( 3.*(z**6)  +  19.*(z**4)
   @        +    17.*(z**2)  -  15.) / 384.
      g4(z) = z*(79.*(z**8)  +  776.*(z**6) + 1482.*(z**4)
   @        -  1920.*(z**2)  -  945.) / 92160.
      g5(z) = z*(27.*(z**10) +  339.*(z**8)
   @        +   930.*(z**6)  - 1782.*(z**4)
   @        -   765.*(z**2)  - 17955.) / 368640.
                    call snperpt(p,z)
                    x = z + g1(z) /  float(k)
   @        + g2(z) / (float(k)**2)
   @        + g3(z) / (float(k)**3)
   @        + g4(z) / (float(k)**4)
   @        + g5(z) / (float(k)**5)
                    return
                         end
```

NU SUNT TRIMITERILE BIBLIOGRAFICE IN TEXT

REFERENCES

[1]. Bassett E.E., Bremner J.M., Morgan B.J.T., Jolliffe J.T., Jones B., North P.M. – *Statistics. Problems and Solutions.* World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd., P.O.Box 128, Farrer Road, Singapore 912805, Singapore, 2000.

[2]. Boris C., *Analiză numeric*. Tehnopress, Iaşi, **1**, 2007.

[3]. Boris C., *Analiză regresională.* Tehnopress, Iaşi, **1**, 2006.

[4]. Boris C., *Certificat de autor al bibliotecii de programe FIZMAT*. ICCI Bucureşti, 1986.

[5]. Boris C., *Metode numerice şi implementarea lor pe calculator; Principiile calculului numeric, Rezolvarea ecuaţiilor algebrice, Sisteme de ecuaţii neliniare*. Tehnopress, Iaşi, **1**, 2005.

[6]. Boris C., *Metode numerice şi implementarea lor pe calculator; Concepte de bază în estimarea erorilor, Integrare şi derivare numerică, Integrare adaptivă*. Tehnopress, Iaşi, **2**, 2005.

[7]. Cox D.R., Snell E.J., *Applied Statistics*. *Principles and Examples*, Chapman and Hall Ltd., 11 New Fetter Lane, London EC4P 4EE, 1981.

[8]. Cox D.R., Reid N., *The Theory of the Design of Experiments*. Chapman & Hall/Crc, Library of Congress Cataloging-in-Publication Data, USA, 2000.

[9]. Douglas C. Montgomery, George C. Runger – *Applied Statistics and Probability for Engineers*. Third Edition, John Wiley & Sons, Inc., New York, USA, 2003.

[10]. Dominique M. Hanssens, Leonard J. Parsons, Randall L. Schultz, *Market Response Models. Econometric and Time Series Analysis*. ISQM International Series in Quantitative Marketing, Kluwer Academic Publishers, USA, 2007.

[11]. Roussas G., *Introduction to Probability and Statistical Inference*. Academic Press, An imprint of Elsevier Science, 525 B Street, Suite 1900, San Diego, California 92101-4495, USA, 2003.

[12]. Roussas G. George, *A Course in Mathematical Statistics*. Second Edition, Academic Press, 525 B Street, Suite 1900, San Diego, CA 92101-4495, USA, 1997.

[13]. Herman J. Bierens, *Introduction to the Mathematical and Statistical Foundations of Econometrics*. Cambridge University Press, The Edinburgh Building, Cambridge CB2 2RU, UK, 2005.

[14]. Hisashi Tanizaki – *Computational Methods in Statistics and Econometrics*. Marcel Dekker, Inc.,270 Madison Avenue, New York, NY 10016, USA, 2004.

[15]. John S. Oakland, *Statistical Process Control, Butterwrth – Heinemann*. An imprint of Elsevier Science, Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, 200 Wheeler Road, Burlington MA 01803, UK, 2003.

[16]. Jerome L. Myers, Arnold D. Well – *Research Design and Statistical Analysis*. Lawrence Erlbaum Associates, Publishers, Mahwah, New Jersey, London, 2003.

[17]. Jeanmarc Aeschlimann, Christian Bonjour, Elisabeth Stocker – *Methodologies et Techniques de Plans D'experiences*. 28e Cours de perfectionnement de l'Association Vaudoise des Chercheurs en Physique, Saas – Fee, 2 – 8 mars, Lausanne, 1996.

[18]. Johnston R.L.. *Numerical Methods: A Software Approach*. John Wiley&Sons, New York, 1999.

[19]. Kincaid D., Cheney W., *Numerical Analysis Mathematics of Scientific Computing*, Brooks/Cole Publishing Company, Pacific Grove, California, 1999.

[20]. Murray R. Spiegel, Larry J. Stephens – *Theory and Problems of Statistics*. Third Edition, Schaum's Outline Series, McGraw-Hill, QA 276.2.S65, USA, 1998.

[21]. Petruş O., *Probabilităţi şi statistică matematică. Computer Applications*. Tehnopress, Iaşi, 2006.

[22]. Petruş O., FORTRAN 90/95. *Limbaj şi tehnici de programare*. Universitatea "Gh.Asachi", Iaşi, 2001.

[23]. Radhakrishna Rao C., Toutenburg Helge, *Linear Models: Least Squares and Alternatives*. Second Edition, Springer-Verlag, New York, SPIN 10726080, USA, 1999.

[24]. Rudolf J. Freund, William J. Wilson, *Statistical Methods*. Academic Press, An imprint of Elsevier Science, 525 B Street, Suite 1900, San Diego, California 92101-4495, USA, 2003.

[25]. Robert L. Mason, Richard F. Gunst, James L. Hess – *Statistical Design and Analysis of Experiments*. With Applications to Engineering and Science, Wiley Series in Probability and Statistics, J. Wiley, New York, USA, 2007.

[26]. Salvatore D., Reagle Derrick, *Theory and Problems of Statistics and Econometrics*. Schaum's Outline Series, McGraw-Hill, USA, 2002.

ALGORITMI UTILIZAŢI PENTRU GENERAREA NUMERELOR ALEATOARE

(Rezumat)

În multe aplicaţii practice se pune problema generării unor selecţii de n numere aleatoare cu o anumită distribuţie de probabilitate. Pentru aceasta se generează n numere aleatoare ce posedă o distribuţie de probabilitate uniformă U(0,1). Cu acestea se pot genera numere aleatoare ce corespund unei distribuţii oarecare calculând n valori ale funcţiei de distribuţie inverse. Cu alte cuvinte avem două tipuri de generări: generarea numerelor aleatoare uniforme urmată de generarea numerelor aleatoare ce corespund unor anumite tipuri de distribuţii. În această lucrare prezentăm modul în care distribuţiile folosite în statistică pot fi obţinute prin generarea numerelor aleatoare cu o distribuţie dată cu ajutorul distribuţiei uniforme.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH REGARDING THE BEHAVIOR OF WASTE FOUNDRY SANDS WITH ORGANIC BINDERS IN THE THERMAL REGENERATION

BY

MARIA BORLA (GOIA)* **and GHEORGHE ZIRBO**

Technical University of Cluj-Napoca
Faculty of Materials and Environmental Engineering

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In the last years, the imposition of disposal foundry waste into a particular type of landfills and closing those that don’t comply the safety regulation for environment is imperative. The best way to reduce these wastes is thermal regeneration. In this paper, are determined the temperatures of ignition – destruction (versus time), of two of the most used mixed with organic binders from Romania. Also, are described the physical characteristics of sand resulted.

Key words: waste foundry sands, thermal regeneration, chemical bonded sand.

1. Introduction

Due to the pollutant character of synthetic resins which linger in foundry sands waste, the optimum recovery of this waste is regeneration (Wright, 2001; Băcanu *et al*., 2007). Currently, the most used systems of regeneration are mechanical. In these systems, the recovery degree of sand is 65-80% (Wright, 2001). Applying this method of regeneration can’t be ensure complete removal of the binder on the grains of sand, so that after a number of uses appear ecological and technological problems. Environmental issues relate to emissions of sulfur

* Corresponding author e-mail: borla_mara@yahoo.com

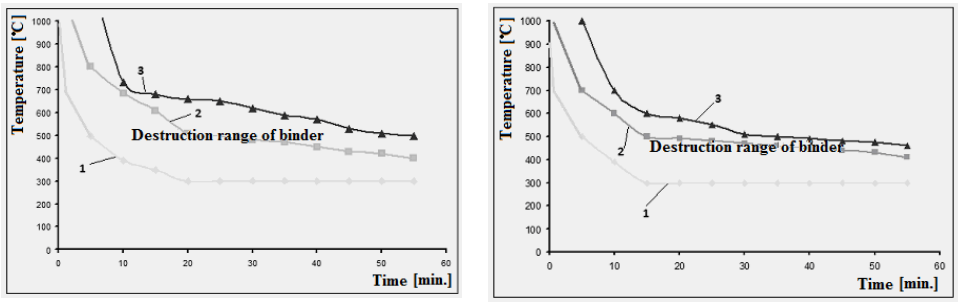
oxides, nitrogen oxides, nitrides and hydrocarbons. The technological issues affects the quality of castings, due to an accumulation of sulfur and nitrogen mixture formation, causing diffusion of these elements in the surface layer of the casting (Dumitru *et al.*, 2006). Through thermal sand regeneration of those wastes, are eliminated the tehnological problems and are reduced the environmental issues. Regarding the temperature required for destruction of organic binders from foundry sands waste, the opinions of the experts are divided, the temperature variates from 250°C to 1000°C (Rhee Seung-Whee, 2007). In this paper, are determined the temperatures of ignition – distruction (versus time) of two of the most used mixture with organic binders from Romania.

2. Materials and Methods

Laboratory investigations were conducted on two types of waste foundry sands. These tow type of waste containing at least 96% quartz silica. The first type contains a binder based on furfuryl alcohol, phenol, formaldehyde and hardener-sulfonic acid and the other is based on furan containing furfuryl alcohol, formaldehyde, ethanol and p- toluene-sulfonic acid hardener. Both type of waste were used for the casting of cast iron. To determinate the temperatures of ignition -destruction binder from the grains sand was used an oven-type chamber. The temperature range chosen for the study was 200-1000°C.

3. Discussion

In Fig. 1 are presented the temperatures chart of ignition-destruction the binder for two types of foundry sands.

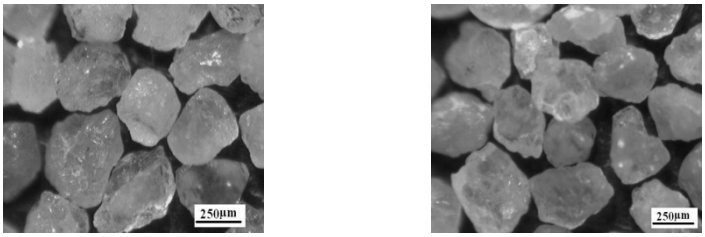


a *b*

Fig. 1 – The temperatures chart of ignition-destruction the binder (Borla , 2010): *a* – Phenolic/acid sands; *b* – Furan/ethanol sands.

The first curve represents the start of burning binder, the second cuve represents the destruction of the binder from surface and the third curve represents the complete destruction temperature of the binder. Between the first and second curve is the temperature range where takes place binder destruction.

It was observed that for both types of waste mixture, until 250 °C take place only drying and removal of volatile organic compounds from this waste (the mixture does not change its appearance). After the 300°C the binder on the grains from the surface starts to burn. It was found that at a temperature of 400°C binder begins to burn on the sand grains after 10 minutes. If the spent mixture is maintained at a temperature of 500°C for 5 min binder begins to burn on the sand grains, and if it kept at that temperature for 20 minutes binder is completely destroyed. Following the research that carried out has been observed that the temperature suitable for destruction binder of this waste is 650°C.



a *b*

Fig. 2 – Grains of sand form
a – Phenolic/acid sands; *b* – Furan/ethanol sands.

Figure two shows the aspect of sand grains resulted from thermal regeneration at 650°C of the waste mixture with organic binders. As shown in these figure the sand doesn't contains binder to the grains surface. In table one are shown the characteristics of sand which was thermal regenerated at a temperature of 650°C.

Table 1
Characteristics of Sand Thermal Reclaimed to 650°C

No.	Mean grain M(50) mm	Uniformity degree %	Leachate parts %	Vitrification temperatu °C	pH
Phenolic/acid sands					
1.	0,23	64	0,50	1480	6,30
2.	0,25	67,5	0,56	1470	6,5
3.	0,24	66	0,54	1480	6,32
Furan/ethanol sands					
1.	0,2	63	0,52	1400	6,33
2.	0,2	63	0,51	1400	6,30
3.	0,23	64	0,52	1450	6,34

As can be seen from Table 1, the sand resulted from thermal regeneration of the waste mixture has a medium grain which is comprised between 0,2 to 0,25 [mm] and a high uniformity, which is comprised between 63 – 67,5%. In terms of leachate parties, these two types of sands have values

close to those of the new sand of Aghireş (0.5%). The pH values resulted from both waste mixtures has a less acidic character, the use of a binder in this case would adversely affect the basic properties of molding sand. So, for pH value < 7, is indicated to work with binders which has chemical acid character.

4. Conclusion

From the investigations carried out it was observed that the burning of the binder from the grain sand is achieved in a shorter time for furan/ethanol mixtures compared with phenolic/acid mixtures. The main reason for this is due to the grain of sand used in the mixture with those types of binder. The temperature of 650°C is sufficient to destroy the binder from the grains sand. The superiority of regenerated sand, the low loss material, the calorific power of the mixture (Borla & Zirbo, 2010) and the possibility of using heat results, makes thermal regeneration the best method to regenerated those types of mixtures.

REFERENCES

Băcanu I.A., *et al.*, *Regenerarea amestecurilor liate chimic, o necesitate ecologică, tehnică, dar mai ales economică, pentru turnătoriile din România.* Revista de turnătorie, *3*, *4*, 2007.

Borla M., *Cercetări privitoare la comportarea deşeurilor din amestecurile de formare cu lianţi organici în procesul de regenerare termică.* Raport ştiinţific, **2**, 2010.

Borla M., Zirbo Gh., *Unele cercetări privitoare la determinarea puterii calorifice a amestecurilor de formare cu lianţi organici.* Revista de turnătorie, *1-2*, 2010.

Dumitru C., *et al.*, *Sistem ecologic de regenerare destinat reciclării deşeurilor de amestec de formare liat chimic în industria de turnătorie.* Contract CEEX, *164*, 2006.

Rhee Seung-Whee, *A Study on Thermal Stabilization of Spent Foundry Sand.* Material Science Forums, Switzerland, **544-545**, 507-510 (2007).

Wright J.R., *Take a New Look at Sand Reclamation.* Foundry Management &Technology, 2001.

CERCETĂRI PRIVITOARE LA COMPORTAREA DEŞEURILOR DIN AMESTECURILE DE FORMARE CU LIANŢI ORGANICI ÎN PROCESUL DE REGENERARE TERMICĂ

(Rezumat)

În ultimii ani, impunerea depozitării deşeurilor din turnătorii în halde special amenajate şi închiderea celor care nu îndeplinesc condiţiile de siguranţă pentru mediu este imperativa. Cea mai bună metodă de reducerea a acestor deşeuri este regenerarea termică. În această lucrare sunt determinate temperaturile de aprindere – distrugere (funcţie de timp) a două dintre cele mai utilizate amestecuri cu lianţi organici din România. Sunt prezentate deasemenea caracteristicile fizice ale nisipului rezultat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDIES ON BREAKING PROCESS OF SINTERED MATERIALS

BY

LIVIU BRÂNDUŞAN*, GABRIEL BATIN and RADU MUREŞAN

Technical University of Cluj-Napoca,
Faculty of Materials and Environmental Engineering

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The breaking of sintered materials requested static and dynamic is different, in many aspects, in comparison with compact materials break. This different is determined of specific structure of sintered materials and the stress situation from inter-granular necks level. This presence of the pores in the material structure make effective section of the breaking to be smaller and irregular shape of pores introduces tension concentrators responsible, for most cases, the static and dynamic breaking of materials. Breaking of the sintering materials occurs through the pores. The propagate cracks will be from one pore to another until the entire material will be sectioned.

The researches effected on many sintered materials from iron powder base category, with the tensile testing and fatigue by plane bending, showed that deformation and breaking mechanism of them is more complex. The work wants to show the phenomenon which precede sintered materials break process request static and dynamic and the break mechanism of them. It show the causes which lead at sintered materials breaking difference in comparison with compact ones.

Key words: Powder Metallurgy, Sintering, Mechanical Properties.

1. Introduction

Sintered materials, especially those made from iron powder, have a large applicability domain. But, there are some domains like variable loadings,

* Corresponding author e-mail: liviu.brandusan@staff.utcluj.ro

were the use of this sintered materials is still limited. This is due to the fact that sintered materials are more sensitive to variable loadings than to static ones. The fracture of sintered materials has a specific characteristic. This specific characteristic is determined by the pores existence in structure, pore characterized by shape, size and localization. Pores are considered to be defects and also they are the first responsible for materials failure. So, we can say that the pores act not only in reduction of mechanical properties, but also they influence the fracture process.

This paper wants to identify the way the deformation and the breaking mechanism take place, especially the fatigue fracture for sintered materials. It also characterized the influence of chemistry and pores upon the deformation and fracture process of these parts. This, due to the fact that the presence of pores in their structure create a new and complex stress in the materials structure, stress that make the deformation and fracture process different from the one that take place in the compact materials.

2. Base Materials

To investigate the deforming, fracture and plan bending fatigue processes the materials that were used was a mixture of iron powder, DWP 200.28, produced by S.C. Ductil Iron Powder Romania and cooper, W150. This mixture was then homogenized for 15 minutes, after that, the mixtures were pressed at 600MPa. The samples were sintered at 1120°C for 30 minutes in endogaz. The characteristics and the chemistry of iron powder are presented in Table 1.

Table 1
The Characteristics of DWP 200.28 Iron Powder

Granulometric distribution	%
>160 m	2
160-100 m	20-40
100-63 m	20-40
<63 m	10-15
Apparent density [g/cm^3]	2,7-2,9
Flow time [sec/50g]	≤33
Chemical composition	%
C	≤0,02
Si	≤0,05
Mn	≤0,20
P	≤0,015
S	≤0,02
O_2	≤0,20
Compresibility	
P=6Tf/cm^2 [g/cm^3]	≥6,90

The tensile test was done on a computerized machine GALDABINI which also allow the investigation of the way that deformation before fracture takes place. The same type of samples were used for plan bending fatigue test, using a symmetric alternative cycle and normal frequency until it breaks, to determine the maximum number of cycles until fracture and also to identify the way the fracture take place.

3. Tensile test Analysis

Tensile strength and ductility are very much depended on the presence of pores in the materials. Deformation leads to fracture. Pores shape and sintering parameters have the major influence on the deforming and tensile fracture of iron base materials. It's very important to know the intergranular bridges effective loading. This because pores acts as micro stress and deforming accumulators. The effect of pores on the stress induced in materials structure is more complicated than that of metallic inclusions, due to their shape, size and localization in respect to the loading direction.

The stress is concentrated in the intergranular bridges area between the particles. It distributes randomly and depends on the loading direction. We can see that the deforming process is also localized at the intergranular level in material structure. The different state of stress that appears at each intergranular level makes that, on some intergranular bridges, properly orientated, the stress will produce plastic deformation and in the same time, in another areas that are not so well orientated, will appear elastic and elasto-plastic deformations (Dudrova *et al.*, 1987). The stress concentrated at the intergranular bridges level reaches the maximum yield strength sooner and easier that in the case of all material and so, a slight increase of the applied tension will determine a plastic flow. Still, even if the strain stress associated to the yield strength for sintered iron powder base material is not that high (Fig 1, point A), the intergranular tension is high and will produce a locally plastic deformation, which influence the material structure. The A point in Fig. 1 stand for the first appearance of sliding planes in the structure, which will continue until in point B, were the material breaks. Local sliding is limited and depends on intergarnular bridges (Danninger *et al.*, 1990).

In the case of materials with low porosity, the elongation depends on the volume that in deformed, which depend on pores geometry. For sharp pores, the deformation is small and concentrated on these sharp points, while for the round pores, the deformation takes place in the volume of intergranular bridges and it grows as the pores are smaller and the distance between them is bigger. The deformed volume for each intergranular bridge depends on the intergranular bridge diameter and on the pore diameter. As this ratio is smaller, deformation and elongation smaller too (Danninger *et al.*, 1990).

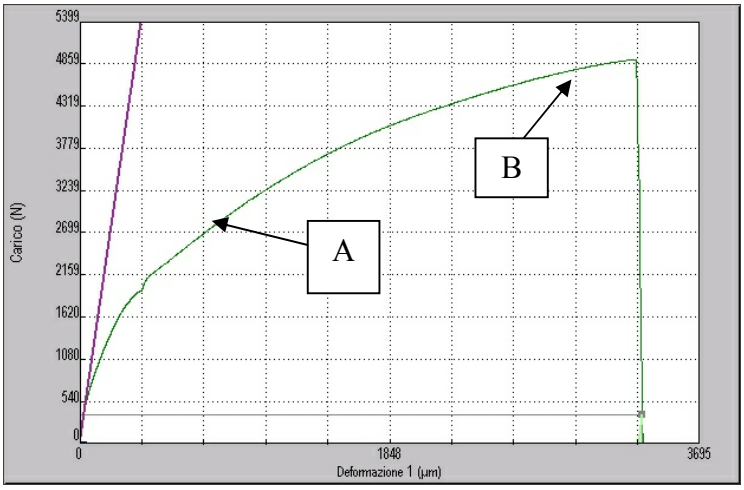


Fig. 1 – Tensile test curve of a material obtained of DWP 200.28 iron powder.

Sintered material plastic deformation that takes place in tensile test appears as sliding strips in the intergranular bridges. This sliding strips begin in pores sharp angles, pores orientated perpendicular to the loading direction. The increase in loading determine the sliding strips to become grow and so, to interact with individual pores and initiate the crack. The crack that take place at pore levels, in sharp angles area, will reduce their cross section and will lead to material final failure. At the beginning of failure process, the number of crack near that area is bigger, and as the process goes on, this number drops.

Failure process, characterized by crack initiation and propagation through sliding slips is dependent on material total porosity. For materials with high porosity, the sliding strips grow more easily. That's way, the failure of these materials is not accompanied by visible deformations, and the deformation takes place at intergranular level. For low porosity materials, the deformation process takes place in all metallic matrix, leading to an increase of ductility and strength, due to the fact that particles core also contribute to plastic deformation and failure process.

Iron powder base materials breaking surface shows a ductile failure for intergranular bridges. In the fracture area we can identify the points, the lines and the breaking areas. The points and the lines are the result of a final breaking that has taken place through contraction of intergranular bridges before their final breaking, especially for those with a small cross section. The breaking areas are the result of intergranular breaking, their cross section being and are dominant upon the breaking area. Usually, small pores, that are the effect of the surface asperity, can be identifying in the inside of this breaking surface.

By adding cooper we'll have a liquid phase sintering. As the liquid phase forms, the cooper diffuses in iron matrix, especially at the intergranular

bridges, leading to a cooper-alloyed ferrite. More over, cooper is responsible for the apparition of secondary large pores in the iron matrix (Danninger, 1987; Cambronero *et al*., 1990). So, cooper addition leads to a hardening of materials structure and to a reduce plasticity. As the cooper content increases, the elongation decreases. The tensile resistance characteristic curve for sintered iron powder base material has no apparent yield strength (Fig. 2).

But, the curve has two distinct deformation areas. The first one, which stands for plastic deformation, starts with point A, when the first sliding strips appear.

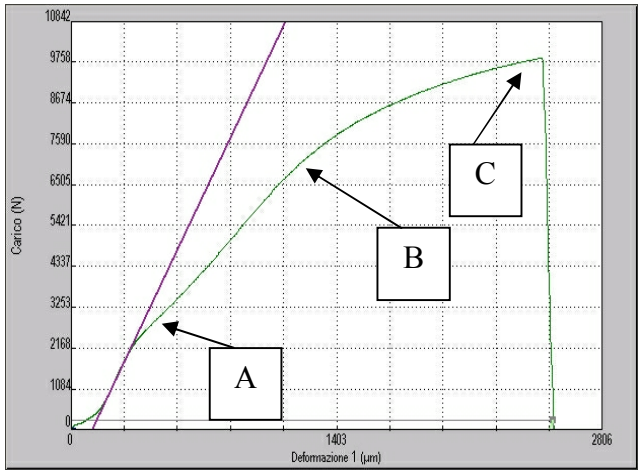


Fig. 2 – Tensile test curve of a material obtained of DWP 200.28 and 2.4% copper powder.

Due to the lower ferrite plastic properties, a higher loading is necessary in order to realize the material deformation. This ferrite is located at iron powder grain surface and in the intergranular bridges. Once the crack passed the rich cooper area, deformation will take place as the loading increase slowly. This phase is marquee on the characteristic curve with point C. Material failure starts in point B.

4. Fatigue Failure Analisys

Sintered powder materials fatigue strength is very much depending to their porosity. In this case, the medium pore radius and the distance between them have a very important role. Fatigue strength is determined not only by the porosity but also by the pores, characterized by shape, size and localization. Pores stand for crack initiation and propagation through material structure. Due to the roughness of material, its micro irregularities represent an important source of crack initiation. As a consequence, fatigue strength depends also on the pore surface roughness. Fig. 3 reveals the way that the crack extends

through material, beginning from one side (A), it grows bigger (B) and goes on and extends to a big pore (C) near the material surface. As we go on we can see more cracks like this, which determine the appearance of secondary cracks. In fatigue fracture there are many cracks that amours themselves, but only one of them will lead to final failure. For the time being, the secondary crack is consuming all the energy that is necessary for first crack to be able to propagate, slowing down its track. In Fig. 4 we can see the first cracks, A, developed from material side to central area and the secondary ones, B, near the first ones.

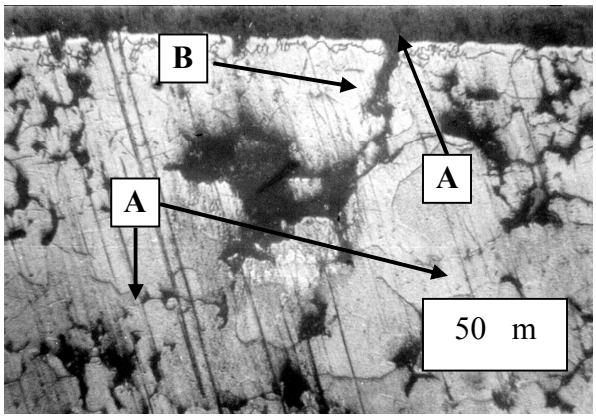


Fig. 3 – Fissure forming and propagating in a sintered material of base iron powder.

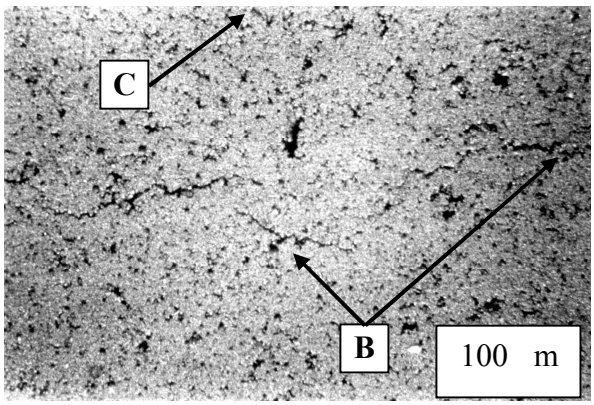


Fig. 4 – Fissure propagating through material subjected to fatigue.

It has been noticed that the crack track is from one pore to another, through intergranular bridges that interconnect the pores, for every kind of material structure. Fine round pores increase the fatigue strength. This because the fatigue cracks initiates from pore surface or from materials sides were the density is lower and pores are more round and big. Due to the sharper angle sides and to the pores surface roughness, the pores are considered to be strong stress concentrators and possible souses for cracks growth. It has been demonstrated that pores doesn't influence the intergranular fatigue fracture mechanism. They are considered to be the connected places for the cracks to propagate.

Analyzing the sketched from Fig. 5, we can see that if the material is tested for 60-70 min using a symmetric discontinuous cycle and normal frequency there appear no important cracks that will reduce the material cross section. During this time, we have only cracks initiation at intergranular stages that are strongly solicited. Starting from point A, we can observe slight crack propagation. It seems that the crack slow propagating rate is due to the presence of some pores that produce secondary cracks that consume all the necessary energy needed for the first cracks to propagate. This slow rate crack propagation corresponds to point B in the characteristic curve, Fig. 5. C area corresponds to the accelerated rate crack propagation and leads to a quick fatigue fracture for material.

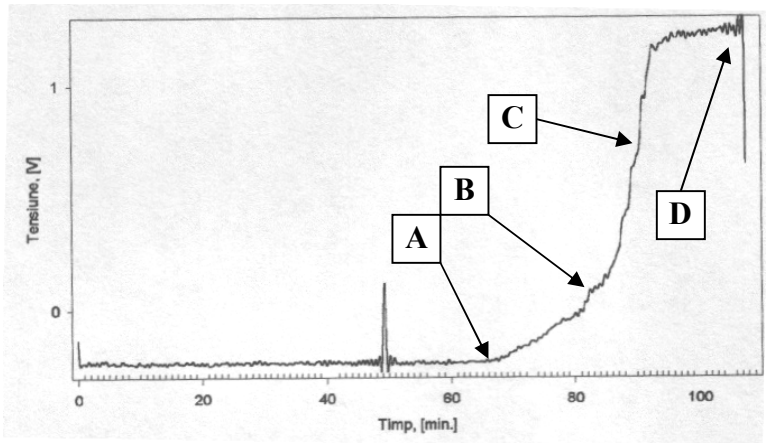


Fig. 5 – Fissure starting and propagating graph in a sintered material on the iron base powder.

This is due to the fact that the material cross section has been greatly reduced in the previous area and to the increasing of the intergranular stress, which leads to an acceleration of crack propagation. D area corresponds to the material fatigue failure. The rate of crack increasing in the material depends upon its plastic deformed area. Pore structures reflect especially the crack propagation rate in fatigue testing. A lower porosity associated with fine and round pores, with a small distance between them, increase the fatigue strength.

5. Conclusion

The deformation and fracture mechanisms of sintered materials subjected to static and dynamic loadings depend very much upon the presence of pores in their structure. These pores are considered to be stress concentrators inside the material, determining its deformation and also generating the crack initiation and propagation. The crack propagates in material from one pore to another through the intergranular bridges until the material is entirely sectioned.

The process of crack initiation and propagation related to fatigue behaviour consists three stages. The first stage stands for cracks initiation. The second one for slow propagation of cracks and the final one for the accelerated propagation of crack leading to material failure.

REFERENCES

Brânduşan L., *The Study of the Correlation Between the Elasticity Modulus and the Fatigue of the Sintered Steels*. Powder Metallurgy Progress Journal of Science and Technology of Particle Materials., **3**, *3*, 135-139 (2003).

Cambronero L.E.G., Torralba J.M., Ruiz-Prieto J.M., *Microstructure and Properties of P/M Cu-P-Steels*. Powder Metallurgy International, **22**, *2*, 26-28 (1990).

Christian K.D., German R.M., *Relation Between Pore Structure and Fatigue Behaviour in Sintered Iron-Copper-Carbon*. The Internat. J. of Powder Metallurgy, **31**, *1*, 51-60 (1995).

Danninger H., Jangg G., Weiss B., Stickler R., *The Influence of Porosity on Static and Dynamic Properties of P/M Iron*. World Conference on Powder Metallurgy, **1**, 433-439 (1990).

Danninger H., *Pore Formation During Sintering of Fe-Cu and Its Effects on Mechanical Properties*. Reprint from Powder Metallurgy Internat., **19**, *1*, 1-5 (1987).

Dudrova E., Parilak L., Rudayova E., Pelikan K., *Heterogeneity of Deformation Processes in the Bulk of Porous Iron During Static Tensile Testing*. Powder Metallurgu International, **19**, *3*, 23-26 (1987).

STUDII ASUPRA PROCESULUI DE RUPERE A MATERIALELOR SINTERIZATE

(Rezumat)

Ruperea materialelor sinterizate solicitate static şi dinamic este diferită, în multe privinţe, faţă de materialele compacte clasice. Acest lucru este determinat de structura specifică a materialelor sinterizate şi a stării de tensiune de la nivelul punţilor inter-granulare. Această prezenţă a porilor în structura materialului face ca secţiunea efectivă de rupere să fie mai mică, iar forma neregulată a porilor să introducă concentratori de tensiune responsabili, în cele mai multe cazuri, de ruperea statică şi dinamică a materialelor sinterizate. Ruperea materialelor sinterizare are loc prin pori. Fisurile se vor propaga de la un por la altul până ce întregul material va fi secţionat.

Cercetările efectuate pe mai multe materiale sinterizate pe bază de pulbere de fier supuse la tracţiune şi la oboseală prin încovoiere plană, arătă că mecanismul de deformare şi de rupere a acestora este mult mai complex. Lucrarea îşi doreşte să prezinte fenomenul care precede ruperea statică şi dinamică a materialelor sinterizate şi mecanismul de rupere a acestora. Acesta arată cauzele care au condus la ruperea diferită a materialelor sinterizate în comparaţie cu cele compacte.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

BIO-BASED PLASTICS AND COMPOSITES FOR SUSTAINABLE DEVELOPMENT

BY

INGRID BUCIŞCANU*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Depletion of fossil-fuel resources, the growing of the plastics waste issue and the increasing environmental awareness, determined the development of environmentally friendly or “green” alternatives to conventional plastics. Bio-based plastics and composites (BB-PC) are an innovative class of materials that are made up of biopolymers obtained from renewable resources, are biodegradable and, if properly designed andengineered, reach performance levels equivalent to conventional plastics. Bio-based plastics and composites are mainly used for packaging and automotive industry, but also have agricultural and biomedical applications. Arguments in favour and against bioplastics are put in terms of price, performances and environmental impact. This paper presents the main aspects of bio-based plastics and composites, regarding the raw materials, manufacturing technologies, application fields and contribution to the sustainable development goals.

Key words: sustainable development, renewable resources, bioplastics, biocomposites, natural fibers.

* Corresponding author e-mail: ibuciscanu@yahoo.com

1. Introduction

Development in the second half of the 20th century was significantly marked by the emergence of synthesis polymers and plastics, which have become ubiquitous and represent one of the foundations for the current level of living standards of mankind.

At present, two serious issues have arisen from extensive use of synthesis polymers and plastics:

▶ they accumulate in huge amounts in the environment and create a substantial solid waste disposal issue, due to their non- or low biodegradability;

▶ they are made up of non-renewable resources – petrol and gas- based raw materials, and their processing is energy-consuming and uses toxic additives.

Conventional plastics are in flagrant contradiction with the sustainable development concept. The need of reconciling convenient living with concern for environmental protection leaded to the emergence of a novel class of materials, called bioplastics and biocomposites. It is the aim of this paper to present the main aspects of bio-based plastics and composites, regarding the raw materials, manufacturing technologies, application fields and contribution to the sustainable development goals.

2. The Principle of Bio-Based Plastics and Composites

Bioplastics or green plastics can be defined as industrial products, except food and feed, whose components are derived entirely or almost entirely from renewable agroresources or from biomass feedstock, generally speaking from living matter; this is why they are also called “bio-based”. They necessarily contain one or more biopolymers falling in the broader class of environmentally degradable polymers (EDPs). An EDP may be defined as one which degrades by any of the following mechanisms: oxidation, hydrolysis, photodegradation, biodegradation, to leave no harmful residues in the environment (Swift, 1993). It is obvious that only biodegradation has the ability to completely turn bioplastics into non harmful products and this accounts for the higher degree of attention that has been lately paid to the obtaining and processing of biodegradable polymers and plastics (BDPs).

Bioplastics must exhibit one or more of the following properties (see Fig.1):

1. they are bio-based
2. they are biodegradable;
3. they are made by environmentally friendly processing technologies.

Because different compounds can satisfy some or all of these criteria to different degrees, there are different "degrees of green" in green plastics.

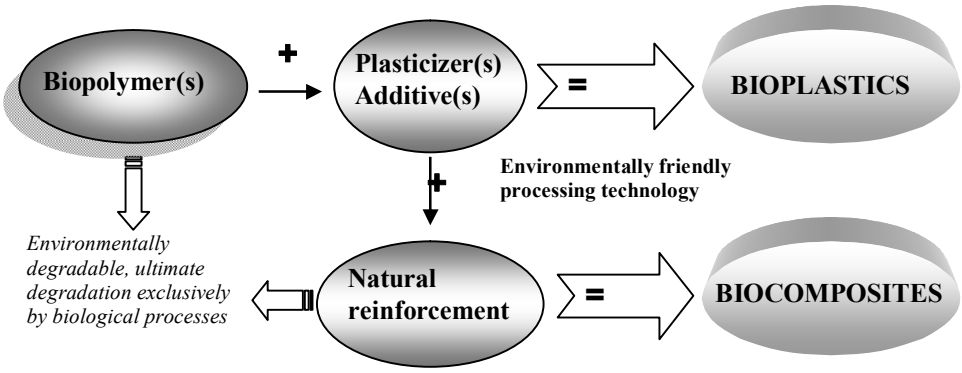


Fig. 1 – The principle of bio-based plastics and composites.

Fiber-reinforced plastics (FRPs) are composite materials with important applications as substitutes for steel and alloys, due to their outstanding properties: lightweight, tensile strength, fatigue endurance, toughness, corrosion resistance etc. The FRPs properties and behaviour are modulated by:

- the chemical nature of the polymer matrix;
- the fibers content, nature, fineness, length and orientation;
- the spatial configuration of the inserted fibrous structure.

Main fibrous structure orientation and configurations in fiber-reinforced composites are presented in Fig. 2.

Aramide, kevlar and glass fibers are the classical reinforcement, but lately natural fibers have gained much attention both from ecological, economical and technical reasons. In the first place come the good mechanical, thermal and acoustic properties of most plant fibers, coupled with a low density. Therefore, plant fibers offer a high potential for reinforcement in lightweight structures with high impact strength and crash behaviour (Mueller & Krobjilowski, 2004), and excellent thermal and sound barrier effects (Büyükakinci *et al*., 2011).

The use of bio-based polymers together with natural fibers reinforcement (NFR) results in *green or eco-friendly composites*, which, if properly designed and engineered, can compete with conventional FRPs and comply with the sustainable development requirements at the same time.

Several attempts to obtain such materials are signaled in the specialty literature. One feasible bio-based composite is polylactic acid (PLA) reinforced with kenaf fibres, developed by NEC Corporation for personal computer housings.With a 20% level of kenaf fibres, the main properties compete with glass fibre reinforced synthesis polymer, but the cost is 50% higher (Biron, 2007).

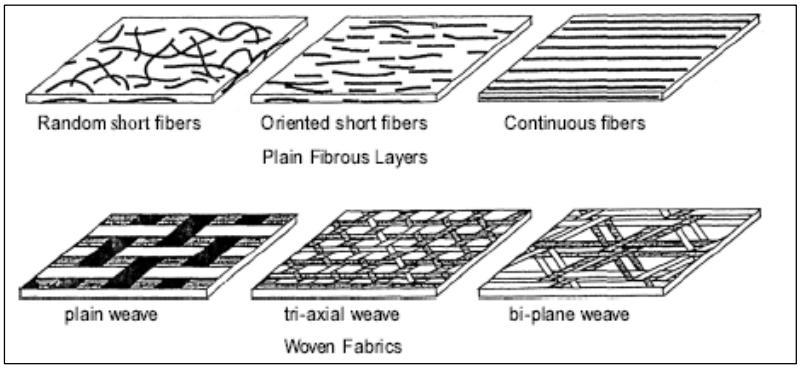


Fig. 2 – Main fibrous structure configurations in fiber-reinforced composites (Gurdal *et al*., 1999).

3. Pathways for Obtaining Bio-based Polymers and Reinforcements

The main biopolymer constituents can be obtained from different renewable starting sources, through several pathaways, as given in Fig. 3. Detailed description of EDPs obtaining routes, chemical structures and properties are beyond the scope of this paper and can be found in specialty literature dedicated to this subject.

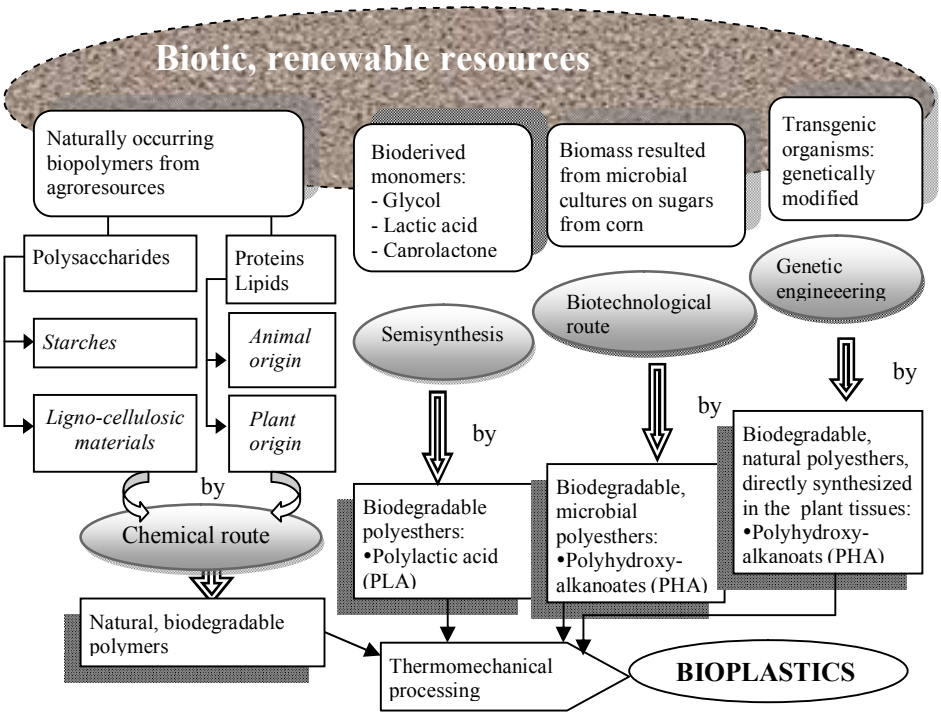


Fig. 3 – Main pathways for obtaining biodegradable polymers from renewable resources.

Biopolymers obtained as described above play the matrix role in green composites, where the reinforcement derives from natural sources as well (see Fig. 4).

To be used as reinforcements, natural fibers are subjected to different surface compatibilization treatments and processesd into different fibrous structures (yarns, slivers, woven and non-woven fabrics etc.)

At present, bio-based plastics and composites are only a niche market, but there are already more than 300 different bioplastic materials and blends on the market from around 60 European suppliers, making selection of the right grade a difficult task for plastic products designers and manufacturers.

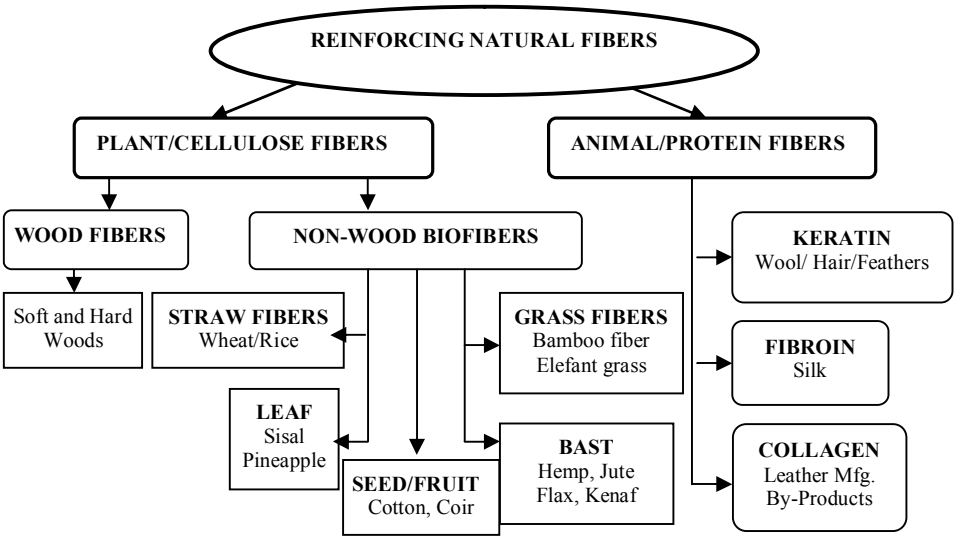


Fig. 4 – Natural resources for natural reinforcing fibers in composites (adapted From (Mohanty *et al*., 2002).

4. Technological Aspects Concerning Bio-Based Polymers Processing

A green plastic is entirely green as along as the manufacturing technology is environmentally friendly, *i.e.* is energetically efficient and uses non-toxic additives.

Most of the above-mentioned biopolymers fall in the class of thermoplastic materials, so the processing technologies must be similar to those used for syntesis polymers. Wet (casting and continuous spreading) and dry (extrusion and injection) methods are chosen depending on the physical form of the bio-based polymer (Biron, 2007).

The current problem in biopolymer processing is their low mechanical and chemical strength, high temperature sensitivity and low glass transition temperature. Moreover, the range between the melting temperature and the

decomposition point is very narrow – it does not exceed 20ºC. Biopolymers can be processed on conventional machines, provided special care is given to the values of the working parameters.

Natural fibers decompose at low temperatures; so, when the matrix is a synthesis polymer, a compromise must be found between the temperature needed to lower the polymer viscosity and the temperature threshold for the thermal damage of the fiber constituent.

There are three basic manufacturing techniques in producing composite structural products:

1) The pultrusion process;
2) The filament winding process;
3) The layup process.

One of the most performant and ecological technologies for composites obtaining is the Vacuum Assisted Resin Transfer Molding (VARTM) process (http://www.trianglepolymer.com).

5. Main Uses of Bio-Based Plastics and Composites

About 44 % of the plastic-made objects are of short-time use before they are discarded (disposable vessesls, utensiles, diapers, packaging bags, agricultural films, medical devices and disposables) so they do not require high stability (de Bragança & Fowler, 2007). Main uses of bioplastics and biocomposites are directed towards short-service, disposable products, mainly used in the food industry. A possible classification of BB-PCs after their uses is as follows:

- ***Food applications***:
  - ✓ Food packaging, beverage and food containers
  - ✓ Food wrapping and edible films with barrier properties
  - ✓ Coatings of rigid fiber or greaseproof paper packaging materials
  - ✓ Disposable food serving utensils: cups, cutlery, trays, plates, bags
  - ✓ Service packaging for catering
- ***Non-food applications***
  - ✓ Packaging: Shopping and biowaste bags, rigid foam for loose fills
  - ✓ Personal hygiene products
  - ✓ Agricultural: agricultural mulches, coverings of greenhouses, pots
  - ✓ Pharmaceutical: drug capsules
  - ✓ Biomedical: biomaterials

Biodegradable bioplastics used for food packaging and serving utensiles have attracted most of the bioplastics applications because they do not require separation from food waste and can be composted together with food residues. The food packaging, dishes and cutlery market is the single largest end use for bioplastics and will be the major growth driver in the future (http://www.sriconsulting.com).

The use of agroresources-based, biodegradable and environmentally benign plastics appears as a challenging, attractive alternative for supporting the sustainable and ecological agriculture concepts and practice

Lately, there is strong interest in using BB-PCs in the biomedical and pharmaceutical fields biodegradability, biocompatibility and bioresorbability make them attractive for producing fibres, sutures, clips, bone plates, tissue scaffolds, drug-delivery systems and implants.

Non-disposable applications such as cell phone housing, toys, pipes, structural engineering are acknowledged for using sustainable resources even if the final products are not easily biodegradable. One of the major field of application for natural fiber reinforced composites can be found in the automotive industry. In the medium-term time horizon, a total use of more than 100.000 tons can be expected in this area. Currently, an average of 5 to 10 kg of natural fibers is incorporated in every European passenger car with interiors parts such as door trim panels or trunk liner as the main fields of application (Mueller & Krobjilowski, 2004).

6. Sustainability of Bio-Based Plastics and Composites

Current plastics production from non-renewable resources and the existing plastic waste management practices are not sustainable. Bio-based polymers are considered promising candidates for sustainable development mainly because they contribute to the substitution of renewable resources for oil-based resources, they help to decrease greenhouse gas (GHG) emissions and, if used as biodegradable polymers, allow the closing of the loop of organic or biogenic carbon by composting.

Sustainability of BB-PCs must be included in the largest paradigm of sustainable development, which takes in account all the major factors that define the modern society, as given in Fig. 5. From the environmental point of view, sustainability is defined by several requirements where triggered biodegradability is defined as the ability of a bio-based material to be stable in its intended lifetime but to biodegrade after disposal in composting conditions (Mohanty *et al*. 2002). This property is important mainly for the plastic products with short service time, for which bioplastics found the main applications.

The Life Cycle Assessment (LCA) is the key measurement tool for assessing environmental sustainability of products or services. Through LCA it is possible to account for all the environmental impacts associated with a product, covering all the stages of its life, from the extraction of resources to ultimate disposal. Even if LCA is a vital tool, when using it as a basis for decision making it is necessary to keep in mind its limitations and partly subjective character; the decision itself remains to be made by the practitioners.

The sustainability of bioplastics is undergoing considerable debate in scientific literature, providing divergent views.

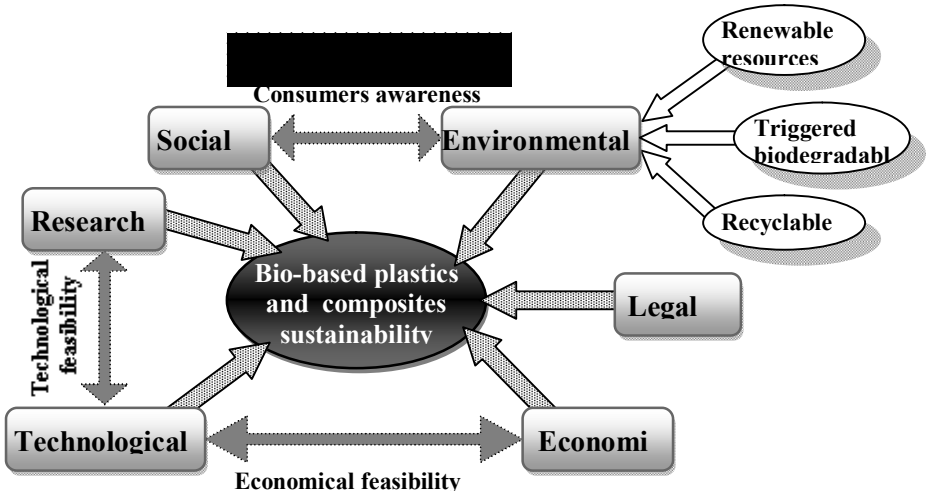


Fig. 5 – Factors that define the bio-based plastics and composites sustainability.

Questions have arised on on the utility of EDPs, related to energy use and environmental impact, and serious doubts were expressed about wether they contribute to the reduction of fossil-base energy and GHG emission (Gerngross, 1999). This study was carried out on polyhydroxyalkanoates (PHA) and concluded that energy use and CO_2 emissions are often larger for these polymers than for synthetic polymers. At the time this article was published, these negative conclusions considerably hampered the development of reserach and production of bioplastics.

Other studies, extended to all environmental indicators and to other biobased polymers, show an updated, more optimistical picture. Thus, coroboration of more than twenty studies (Patel & Ramani, 2005) concluded that: (1) if the lyfe cycle is optimized for bio-based polymers, savings of ≈ 20 % for energy and GHG can be achieved, going up to 50 % for certain starch polymers and natural fibers composites, and (2) in the case of starch polymer pellets, energy requirements are mostly 25 -27 % below those for polyethylene (PE) and GHG emissions are 20 – 80% lower.

It must be noticed that bio-based materials are still in an early stage of research and development, compared to petrochemical plastics which have been optimized from decades and any comparative LCA study between young innovative products and mature products may be not carried out on an equal basis;

Table 1
Certification Labels for EDP-Based Products in EU States

Country	*Organization*	*Standard compliance*	*Symbol/Logo*
Germany	European Bioplastics	DIN V 54900 or EN 13432	kompostierbar
Belgium	AIB Vinçotte	EN 13432 and ISO 14851	OK compost VINÇOTTE / OK biobased VINÇOTTE

It is important to agree on common standards that distinguish degradable from non-degradable polymers and set univocal criteria for quantitative parameters of degradations. There are relatively few key players contributing to the development and issuing of EDPs. Based on the standards covering EDPs, a number of certification programs were developed in the EU. The purpose of certificates is to ensure the users of the nature of the material (*e.g.* if it can be composted, landfilled, buried or treated in aqueous media). Certificates are often accompanied by a label that may be placed on certified polymeric materials and related plastic items. Some of these labels, of which the European Bioplastic's "seedling" logo is well-known, are given in Table 1.

7. Conclusion

The bioplastics and biocomposites development is influenced by social, environmental, economic and technological factors, which ultimately define the sustainable development paradigm.

The main limitation of BB-PCs market is related to their high costs, compared with their conventional counterparts, even if they are regarded as a "green", innovative solution to environmental concerns like depletion of non-renewabale resources and the huge accumulation of nonbiodegradable wastes. Any green ideea is feasible only if it is economicaly efficient but one must have in mind that a clean environment has a price.

Bio-based materials will remain niche market materials with focused applications. The packaging sector has the greatest potential for bioplastics, but the most challenging one is those of biomaterials, where BB-PCs can find added-value advanced applications. Structural engineering is taking advantage of the unique properties that natural fibers impart to the composite materials.

Much research and technological advances are needed to make bio-based polymeric materials competitive and to narrow the price gap between bio-based plastics and conventional polymers.

REFERENCES

Biron M., *Thermoplastics and Thermoplastic Composites. Technical Information for Plastics Users.* Butterworth-Heinemann, Oxford, 2007.

Bolick R., *Composite Fabrication Via the VARTM Process.* http://www. trianglepolymer. com/resources/Intro+to+the+VARTM+process.pdf

Büyükakinci B.Y., Sökmen N., Küçük H., *Thermal Conductivity and Acoustic Properties of Natural Fiber Mixed Polyurethane Composites.* Tekstil ve Konfeksiyon, **21**, *2*, 124-132 (2011).

de Bragança R.M., Fowler P.A., *Handbook of Industrial Water Soluble Polymers.* Williams P.A (ed.), Blackwell Publishing Ltd, Oxford, 2007.

Gerngross, T.U., *Can Biotechnology Move us Toward a Sustainable Society?.* Nature Biotechnology, **17**, *6*, 541-544 (1999).

Gurdal Z., Haftka R.T., Hayela P., *Design and Optimization of Laminated Composite Materials.* Wiley & Sons, Inc., 1999.

Malveda M., Löchner U., Yokose K., *Biodegradable Polymers. SRIC Global Report*. 2010, http://www.sriconsulting.com/CEH/Public/Reports/580.0280/

Mohanty A.K., Misra M., Drzal L.T., *Sustainable Bio-Composites from Renewable Resources: Opportunities and Challenges in the Green Materials World.* Journal of Polymers and the Environment, **10**, *1-2*, 19-26 (2002).

Mueller D.H., Krobjilowski A., *Improving the Impact Strength of Natural Fiber Reinforced Composites by Specifically Designed Material and Process Parameters.* International Nonwovens Journal, **13**, *4*, 22-31 (2004).

Patel M., Ramani N. *Natural Fibers, Biopolymers and Biocomposites.* Mohanty A.K., Misra M., Drzal L.T. (Eds), Taylor & Francis Group, Boca Raton, 2005.

Swift G., *Directions for Environmentally Biodegradable Polymer Research.* Accounts of Chemical Research, **26**, *3*, 105–110 (1993).

MATERIALE BIOPLASTICE ŞI BIOCOMPOZITE PENTRU DEZVOLTARE DURABILĂ

(Rezumat)

Epuizarea combustibililor fosili, acutizarea problemelor ecologice legate de deşeurile din materiale plastice, necesitatea protecţiei mediului ca pilon al conceptului de dezvoltare durabilă, au determinat dezvoltarea de materiale prietenoase cu mediul, ca alternative "verzi" la plasticele convenţionale. Materialele bioplastice şi biocompozite sunt o clasă de materiale inovative fabricate din biopolimeri obţinuţi din resurse regenerabile, sunt biodegradabile şi au performanţe ajustate la cerinţe specifice. Bioplasticele şi biocompozitele sunt utilizate în special în industria ambalajelor şi a construcţiilor de maşini, dar au aplicaţii valoroase şi în agricultură şi în ingineria biomedicală. Argumentele pro sau contra acestor materiale se pun în termeni de costuri, performanţe şi impact asupra mediului. Lucrarea prezintă principalele aspecte privind bioplasticele şi biocompozitele, în ceea ce priveşte materia primă, tehnologiile de fabricaţie, domeniile de utilizare şi contribuţia la comandamentele dezvoltării durabile.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

BEARING STEELS UNCONVENTIONAL THERMAL TREATED

BY

VASILE BULANCEA*, ANTONIA DIANA GHEORGHIU, MIHAI SUSAN, BOGDAN L.GAVRILĂ and GHEORGHE BULUC

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Unconventional thermal treatments under 0°C and thermo-mechanical treatments have favorable influence on the structural and mechanical properties of the quenched steels. Cold treatment has as main effect the decrease of residual austenite amount of bearing steels with benefits on the bearing elements reliability.

Key words: cryogenic treatment, thermo-mechanical treatment, hardness, residual austenite.

1. Introduction

The usual technologies can be applied separately or together with the classic ones, in order to increase the reliability of bearings.

The thermal treatment under 0°C of bearing steels reduces the quantity of residual austenite, distributes more favorable the alloying elements between the matrix and carbides, reduces the internal stresses of second order, finishes the carbides size and distribution, increases the hardness and the durability of bearing elements (Alexandru & Bulancea, 2002; Bulancea, 2002).

* Corresponding author e-mail: vasile_bulancea@yahoo.com

The thermo-mechanical treatment¸ a combination of two technologies (plastic deformation and thermal treatment), applied to the bearing steels induces the refinement of the austenite grains.

By consequence the secondary phase, the hard martensitic structure becomes fine, too (Fiterău, 1976).One obtains mechanical properties, good plasticity and resistance and a reduced quantity of residual austenite (RA).

2. Experimental Researches

We investigated the bearing steels grades RUL 1 and RUL 2 (STAS 1456/1 – 89) with a chemical composition in the standard range, Table 1.

Table 1
Bearing Steels Compositions

Steel class	Steels	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Other elements
Chrome steel	RUL1 (STAS) /100Cr6 (DIN)	0.95-1.10	0.20-0.45	1.30-1.65	Max. 0.30	Max. 0.08	Cu=max.0.25
Cr-Mn-Si steel	RUL2 (STAS) /100CrMn6 (DIN)	0.95-1.10	0.90-1.20	1.30-1.65	Max. 0.30	Max. 0.08	Si=0.40-0.65 Cu=max.0.25

The main stages of the thermal cycles – heat and cold treatments - are given in Table 2 (Alexandru & Bulancea, 2002; Ignat, 1980). Cooling at negative temperature must be achieved under a controlled regime.

The recommended values for different temperature ranges are: 2..5°C/min to –300C, with 3..5°C/min to –120°C and then immersion in liquid nitrogen at –196°C. The heating of the frozen samples occurs with 0,2… 0,3°C/min in N2 vapors till –120°C and in air after that. Heating the samples from temperatures higher than –196°C occurs in free air (Bulancea, 2002).

Table 2
Heat Treatment Cycles Variants

Heat treatment variants	The cyclic diagrams
A –classically HT	Hardening 840°C/30`/oil/25°C + 1 tempering 190°C/3h/air
B (cooling –30°C)	Hardening 840°C/oil + cooling –30°C/30`+1 tempering 170°C/1,5h/air
C (cooling – 60°C)	Hardening/oil + cooling – 60°C + 1 tempering 170°C
D (cooling – 90°C)	Hardening/oil + cooling – 90°C + 1 tempering 170°C
E (cooling –120°C)	Hardening/oil + cooling – 120°C + 1 tempering 170°C
F (cooling –196°C)	Hardening/oil + cooling – 196°C + 1 tempering 170°C

Bearing steels are usually thermo-mechanically treated, that is plastic deformation is conducted at high temperatures.

The variants of the thermo-mechanical treatments are given in Table 3, (Fiterău, 1976; Fiterău, 1976).

Table 3
Thermo-Mechanical Treatment Cycles

TTM Variants	TMT cyclic diagrams
TTM (1)	Heat plastic deformation / free cooling, air + baking to steeping + dimensional splintering + heating to austenitic + hardening + low tempering
TTM (2)	HATR / heat plastic deforming / suddenly hardening / low tempering
TTM (3)	HATR / heat plastic deforming / suddenly hardening / high tempering / HATR / secondary hardening / low tempering

Observations: Heating into austenite temperature range (HATR): TA = 850 - 1100°C/10, Plastic forming: TDef = 850…1100°C, εmax = 60%; Hardening: directly from TH in oil at 60...80°C; High tempering: TTemp. = 690°C/4…8h, cooling in the furnace; ReHATR: TA=850°C – RUL 1; TA=840°C – RUL 2; Secondary hardening: from TA in oil 60...80°C; Low tempering: TTemp.=160…200°C/3h.

3. Experimental Results

Hardness is an essential characteristic of bearing steels thermally and thermo-mechanically treated.

Fig. 1 depicts the dependence of HRC hardness on the residual austenite quantity (RA) that depends upon the final temperature of hardening process. The used cryogenic treatments indicate an increasing of HRC and a decreasing of RA when the final temperature reaches –196°C.

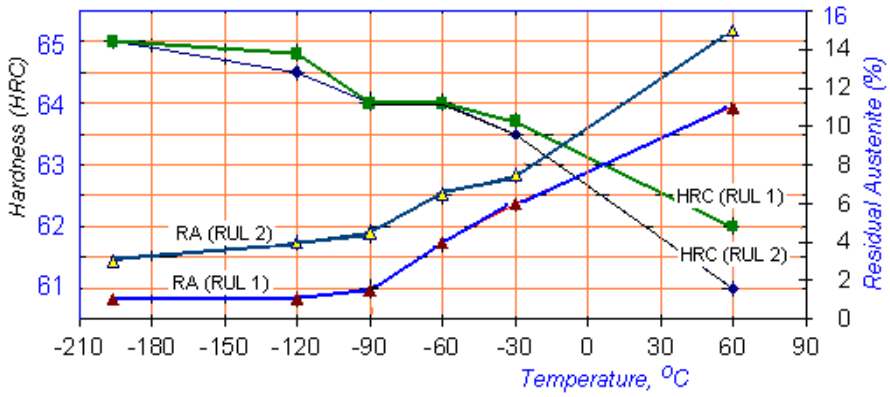


Fig. 1 – RA and HRC values versus hardening temperature (measured after low tempering).

The small amounts of RA involve an increase in fatigue and wear resistance. The cooling under 0°C determines substructure changes, an increase of mean dimensions of the mosaic blocks, the decrease of the internal stresses of second order and the increase of dislocations density (Bulancea, 2002; Ignat, 1980).

The thermo-mechanical treatment in TTM (1) variant determines a structure with high RA amount (C-carbides, RA-residual austenite, M-martensite): RUL 1: 11,35%C; 16,9%RA; 73,75% M; RUL 2: 11,45%C; 14,8%RA; 73,75% M.

The second variant, TTM (2) has as effect a very high quantity of RA, between 19… 20% and 39… 41% for both steels.

Due the greater concentration of C into austenite and plastic deformation too, the RA (obtained after the hardening started at high temperatures, *e.g.* 1050… 1100°C) is strongly stressed. That explains the values of AR hardness, similar with these of martensite, and in consequences the high values of hardness at macroscopic level, even the temperatures are higher than usual hardening temperatures of usual bearing steels.

The TTM (3) variant indicated that the secondary Heating into austenite temperature range (that occurs upon a poor carbon matrix) increases Ms-Mf interval and stimulates the transition of austenite into martensite.

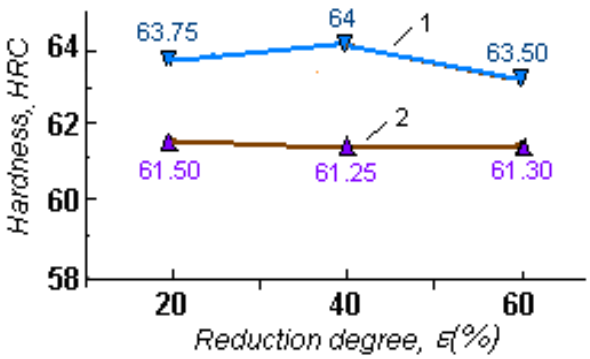


Fig. 2 – The hardness dependence on the reduction degree, ε, after TTM(3), RUL 1, Plastic deformation: 1050°C, low tempering at 160°C - curve 1 and at 200°C – curve 2, (Comăneci, 1999).

As result, the ratio martensite/RA is increased and RA diminished: 4… 6% (RUL 1) and 3.5… 5% (RUL 2). This variant conserves the substructure even after the secondary hardening and tempering (Comăneci, 1999). Hardness values after TTM (3) are presented in Figs. 2, 3 in correlation with plastic forming intensity and tempering temperature.

The low tempering at 160°C/3h determines high values of hardness: 64… 65.5 HRC for RUL 1 and 63... 64.33 HRC for RUL 2; if the tempering temperature increases at 200°C, the hardness decrease with 1… 2 HRC.

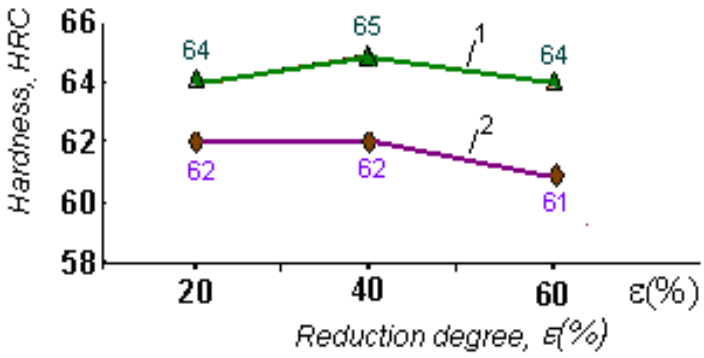


Fig. 3 – The hardness dependence on the reduction degree, ε, after TTM, RUL 2 steel, Plastic deformation: 850°C, low tempering at 160°C - curve 1 and at 200°C – curve 2, (Comăneci, 1999).

4. Conclusions

The unusual technologies exposed above represent possible variants for increased reliability of bearings.

i) Cryogenic variants that can be applied to bearing steels determine: very low percent of RA at –196°C; dimensional stability, especially for bearings to be used in aerospace; high resilience in arctic conditions; the experts suggest that the bearings that operate in normal conditions (0..120°C) contain 6… 8% RA; or a given and small quantity of RA, obtained in low cost process, can result only using thermal treatments under 0°C, (Fiterău, 1976);

ii) The examined variants of thermo-mechanical treatments have as results: high hardness in the range of standard; increasing of dimensional stability and of the security in work; plastic deformation of austenite at high temperature slows down the martensitic transition, resulting for TTM 2 in high quantities of RA; in those conditions, the carbide quantity decreases, due to the higher C content into austenite; this fact is confirmed by the tetragonality of martensite after the heat plastic deformation and hardening.

iii) The combination between the cryogenic treatment and thermo-mechanical treatment is an adequate one and has as result high hardness, fine structure, important reduction of RA and high resilience at low temperatures.

REFERENCES

Alexandru I., Bulancea V., *Handbook of Residual Stresses and Def. of Steel*. ASM Int®, March 2002.

Bulancea V., *The Role and the Importance of the Residual Austenite in the Constructive Elements of the Bearings.* Bull. of the Polytech. Inst. of Iaşi, **XLVIII (LII)**, *1-2*, Section: Mat. Sci. and Eng., 2002.

Comăneci R., Ph. D. Thessis, UTI, Iasi, 1999.

Fiterău V., *Thermal Treating Contribution on the Bearings Steels*, Rev. Met 1, 1976.

Ignat C., Ph. D. Thessis, IPI, Iasi, 1980.

OŢELURI DE RULMENŢI TRATATE TERMIC NECONVENŢIONAL

(Rezumat)

Tratamentele termice neconvenţionale sub 0°C şi tratamentele termomecanice influenţează pozitiv morfologia structurală şi proprietăţile mecanice ale oţelurilor tratate. Acestea reduc cantitatea de austenită reziduală a oţelurilor de rulmenţi, cu efecte benefice asupra fiabilităţii rulmenţilor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DIMENSIONAL STABILITY OF BEARING ELEMENTS SUB-ZERO TREATED

BY

VASILE BULANCEA*, ANTONIA DIANA GHEORGHIU, MIHAI SUSAN, BOGDAN L. GAVRILĂ and GHEORGHE BULUC

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The thermal treatment under 0°C decreases the quantity of residual austenite and has a drastic influence on the dimensional stability of bearing elements too. The cooling at –60°C and at –90°C with 30 min standing, followed by a 1.5 hours standing at 170°C tempering induce a good dimensional stability.

Key words: heat treatment, sub-zero treatment, dimensional stability.

1. Introduction

Time variation of the dimensions of a metallic part is induced by modifications of metal structure and of stress spectra.

Neglecting the physical processes that occur during the thermal treatments, we have in the mind that the austenitizing followed by a quick cooling in the range of martensitic or bainitic quenching induces residual austenite in the bulk.

Residual austenite is a low temperature metastable compound with low specific volume. In time, residual austenite turns into other metastable phases,

* Corresponding author e-mail: vasile_bulancea@yahoo.com

martensite, bainite and so on, with an increased volume. Volume changes have as effect more residual stresses.

Austenite transition occurs slowly at ambient temperature and it is accentuated by the season's changes of temperatures.

Other special work conditions, as friction heating, cooling induced by special working conditions (flying on great altitudes, floating on polar seas) determines the same effects.

The accuracy of rotation and the functional state of bearing pieces require for them a good dimensional stability and high mechanical properties during working.

The paper presents some thermal treatments for some bearing steels, including cooling at negative temperatures, in order to increase their properties.

2. Experimental Procedures

Two bearing steel grades (RUL 1 and RUL 2) were studied; their chemical composition is given in the Table 1. First row of cells represents the values given by STAS 145611 – 89; the second indicates the results of spectral chemical analysis.

Modifying the known rules in order to obtain the optima tempering parameters that ensure high quality of structures, a good quenching effect and the desired hardness made the choice of thermal treatments.

We find that 800°C is an optimum globulizing tempering point for both steels; this temperature induces a uniform pearlitic structure with able mechanical working hardness.

Table 1
Chemical Composition of the Tested Steels

Steel	Chemical composition, %								
	C	Mn	Si	P Max	S Max	Cr	Ni Max	Cu Max	Mo Max
RUL 1-STAS 100Cr6 – DIN	0.95–1.10	0.2 – 0.45	0.17–0.37	0.027	0.02	1.3–1.65	0.3	0.25	0.08
	1.02	0.34	0.30	0.015	0.018	1.55	0.12	0.16	0.035
RUL 2 –STAS 100CrMn6-DIN	0.95–1.10	0.9 – 1.2	0.40–0.65	0.027	0.02	1.3–1.65	0.3	0.25	0.08
	1.01	1.08	0.60	0.020	0.015	1.60	0.18	0.11	0.055

The structure, the high quenching effect and the hardness values are optima after quenching from a temperature of 840°C.

As the heating temperature increases, the carbides are better solved, austenite is more homogenous, so the martensitic transition range decreases and the residual austenite amount increases.

The Table 2 gives the thermal treatments applied to the studied steels.

Table 2
Heat Treatments Cycles

Variants of heat treatment	The cycle diagram of thermal treatment
A	Quenching from 840°C/30 min /oil 60 … 80°C + 1 tempering at 170°C / 3 h/air
B	Quenching from 840°C/30 min /oil 60 … 80°C + 1 tempering at 190°C / 3 h/air
C	Quenching from 840°C/30 min /oil 60 … 80°C + 1 tempering at 210°C / 3 h/air
D	Quenching from 840°C/30 min /oil, 60 … 80°C + cooling at **–60°C**, 30 min + tempering at 170°C /1,5 h/air
E	Quenching from 840°C/30 min /oil 60 … 80°C + cooling at **–90°C**, 30 min + 1 tempering at 170°C /1,5 h/air
F	Quenching from 840°C/30 min /oil 60 … 80°C + 1 tempering 170°C / 8 h/air at RUL1 and 22 h at RUL2
G	Quenching from 840°C/30 min /oil 60 … 80°C + 3 tempering at RUL 1 (4 at RUL 2) 170°C /30 min/air

Time dependence of dimensional stability was investigated on French samples (Fig. 1).

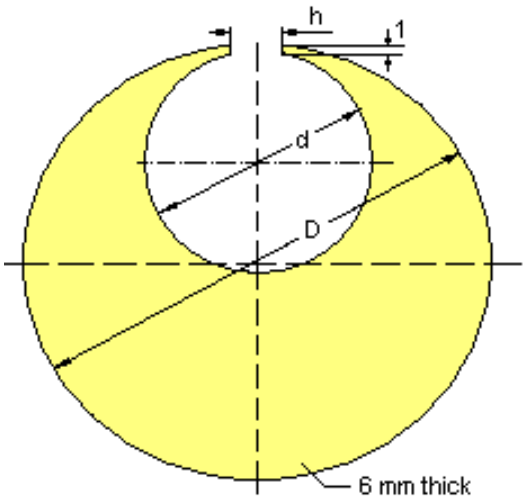


Fig. 1 – Schematic of a French specimen, with standard dimensions: D=50mm, d=25mm, h=6mm, (Alexandru & Bulancea, 2002).

3. Experimental Results

Thermally treated and rectified French samples were deposed in a thermostat box and periodically measured 3 months with a 10 days period in first month and monthly after.

The measurements have been performed with a universal device for lengths with 0.1 micrometers accuracy.

The results are given in the Table 3.

Table 3

Dimensional Variations of Steels Researches

HT Variant	Steel	Dimension	Relative variation Δl/l (μm/mm)				
			After 10 days	After 20days	After 30 days	After 60 days	After 90 days
A	RUL 1	D	+2	+2… +3	+3	+3… +4	+4
		d	+1	+1… +2	+2	+2… +3	+3
	RUL 2	D	+3	+4… +5	+5	+5… +6	+6
		d	+2	+2… +3	+3	+3… +4	+4
B	RUL 1	D	+2	+2… +3	+3	+3… +4	+3… +4
		d	+1	+2	+2	+2… +3	+2… +3
	RUL 2	D	+3	+4	+4… +5	+5	+6
		d	+2	+2… +3	+2… +3	+3	+3… +4
C	RUL 1	D	+1	+1	+2	3	+3… +4
		d	0… +1	+1	+1	+1… +2	+2
	RUL 2	D	+2	+2… +3	+2… +3	+3… +4	+4
		d	+1	+1… +2	+1… +2	+2… +3	+3
D	RUL 1	D	0	0… -1	0... -1	-1	-1… -2
		d	0	0	0... -1	0… -1	0… -1
	RUL 2	D	0	-1	-1	-1… -2	-2
		d	0	0	0… -1	0... -1	0... -1
E	RUL 1	D	0	0… -1	0… -1	0	-1
		d	0	0… -1	0	0	0… -1
	RUL 2	D	0	0	-1	0... -1	0
		d	0	0	0… -1	0… -1	0… -1
F	RUL 1	D	0	0… +1	+1	+1	+1… +2
		d	0	0	0… +1	0… +1	0… +1
	RUL 2	D	0	0… +1	+1	+1	+1… +2
		d	0	0	0	0… +1	0… +1
G	RUL 1	D	+1	+1… +2	+2	+2… +3	+3
		d	0… +1	0… +1	+1	+1… +2	+1… +2
	RUL 2	D	+1	+2	+2	+3	+3
		d	0… +1	+1	+1… +2	+2	+2

The “h” interval is not given due to the parallel deviations in horizontal vertical flats. The tabulated values are too given in the Figs. 2,…,5, that presents the dimensional variations chart.

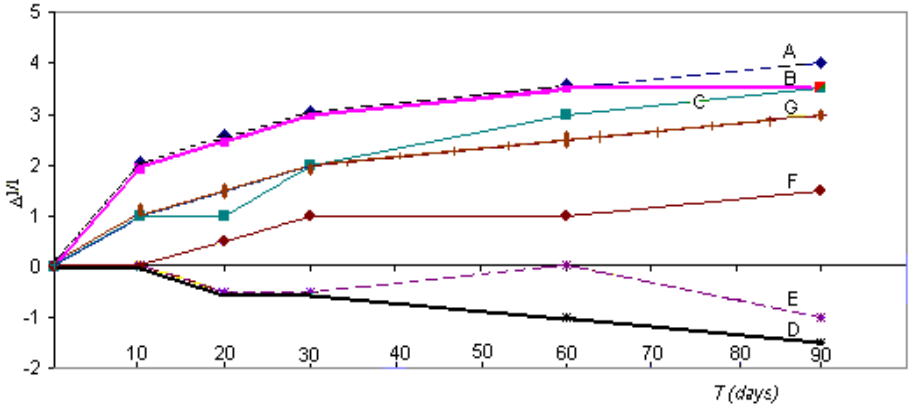


Fig. 2 – "D" dimension vs. deposed time dependence for steels RUL 1.

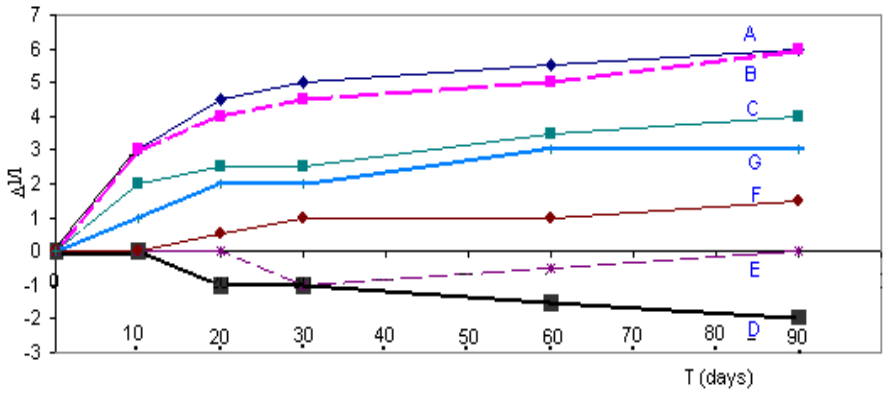


Fig. 3 – Variation of "D" dimension with the deposed time, RUL 2.

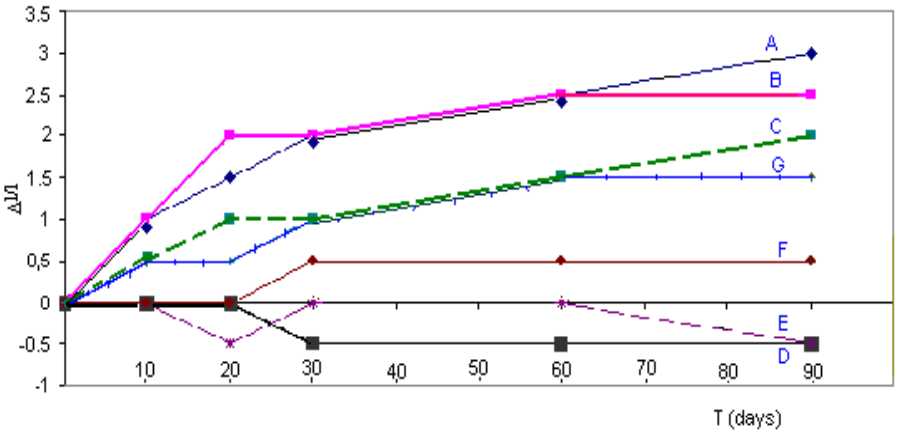


Fig. 4 – Variation of "d" dimension with the deposed time, RUL 1.

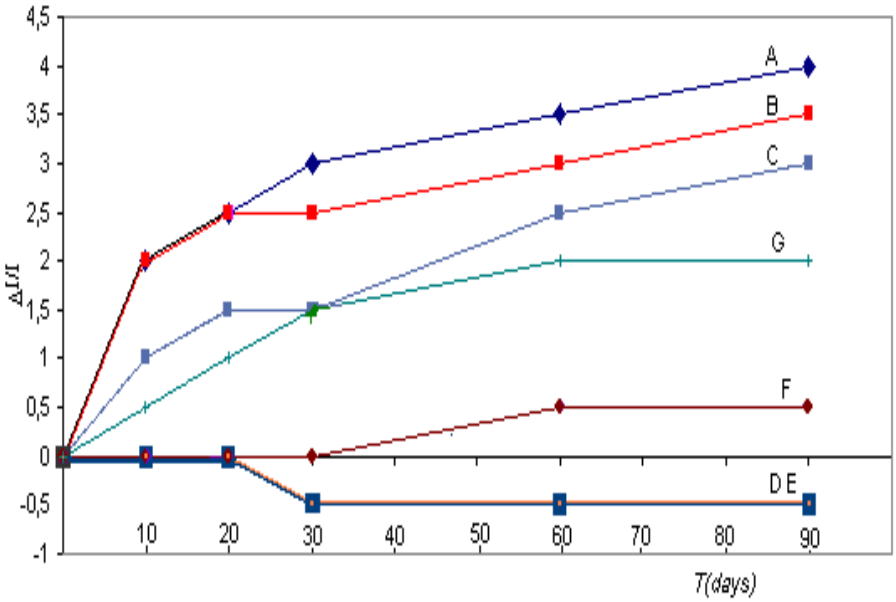


Fig. 5 – Variation of "d" dimension with the deposed time, RUL 2.

3. Conclusions

The experimental results as are concentrated in Table 3 and presented in Figs. 2 to 5 concerning the way heat treatment cycle influences the secondary variation of part dimensions as is reflected by the French samples leads to the following conclusions:

a) Classical heat treatment does not ensure an efficient dimensional stability, especially for RUL 2 steel. This can be observed on the graphs from Fig. 2 to Fig. 5 following curves A, B and C, corresponding to the as designated heat treatment cycles.

b) The same cycles proves that time dimensional stability slightly increases with increasing tempering temperature. It can be assumed that phase change at room temperature diminishes as result of a better equilibrium state due to increased tempering temperature.

c) Cooling at –60°C (cycle D with corresponding curves in figures) and at –90°C (cycle E) with 30 min keeping at the smallest temperature, followed by a 1.5 hours tempering at 170°C has as effect a better dimensional stability. This is secondary to almost a complete transformation of the residual austenite. One can observes a small decrease of the sample dimensions. The effect can be attributed to martensite dissociation and stresses relaxation too.

d) Tempering stage in treatment of steels is a way to impart a degree of plasticity, especially by reducing the high internal stresses associated with

quenching step. The final tempering after subzero thermal treatment can be assumed that allows a limited diffusion of the carbon and alloying element atoms, so more stress relief does occur during tempering step even for sub-zero treatment.

e) The above conclusion is confirmed by the effect long time tempering (cycle chart F) has on the samples that submit it. Cycle F ensures the best dimensional stability, but the hardness is decreased under the inferior permitted value. This is due to the intense coalescence of the carbides, so metallic matrix become too soft.

f) Under zero treated samples (D and E cycles) undergo the best dimensional stability with an appropriate hardness value.

The effect, not well explained until now, can be attributed to a complete residual austenite transformation, so the brittle structure is more uniform. At tempering temperatures, diffusion occurs in the structure with almost the same properties, carbide and equilibrium phase do form into a rather uniform structure, with little compositional variation.

g) Cyclical tempering (variant G) gives a higher dimensional stability than classical variants (A, B and C).

NU SE REGASESC IN TEXT TRIMITERILE BIBLIOGRAFICE

REFERENCES

[1]. Meng F., Tagashira K., Sohma H., *Wear Resistance and Microstructure of Cryogenic Treated Fe-1.4Cr-1C Bearing Steel*. Scripta Metall. Mater., **31**, *7*, 865-868 (1994).

[2]. Earl A. Carlson, *Cold Treating and Cryogenic Treatment of Steel*. ASM Handbook, **4**, Heat Treating, 1991.

[3]. Alexandru Ioan., .Bulancea Vasile, *Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel*. Ed. by G. Totten, M. Howes, T. Inoue, ASM International®, March 2002;

[4]. * * * Cryogenic Processing and Wear Properties – Metal Progress, USA, **122**, *6*, 1972.

STABILITATEA DIMENSIONALĂ A ELEMENTELOR DE RULMENŢI TRATATE SUB ZERO

(Rezumat)

Tratamentul criogenic scade cantitatea de austenită reziduală şi de asemenea are o influenţă drastică asupra stabilităţii dimensionale a elementelor de rulmenţi. Răcirea la -60°C şi la -90°C, urmată de 1,5 ore menţinere la temperatura 170°C induce o stabilitate dimensională bună.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ELECTROLESS Zn-Ni-P ALLOYS DEPOSITION ON STEEL FROM A CHLORIDE BATH

BY

MARIAN BURADA[1*], VASILE SOARE[1], IONUŢ CONSTANTIN[1], FLORIN MINCULESCU[2], ANA MARIA POPESCU[3] and IOAN CARCEA[4]

[1] National R&D Institute for Nonferrous and Rare Metals – IMNR,
[2]Polytechnic University of Bucharest, BIOMAT,
[3]Institute of Physical Chemistry, Bucharest,
[4]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Ternary Zn-Ni-P alloy thin films are considered a replacement for cadmium sacrificial coatings for anticorrosive protection of steel parts working in highly corrosive media. Zn-Ni-P thin films were autocatalytically deposited (electroless chemical plating) on carbon steel substrate from chloride alkaline baths. The effect of pH and process duration on physical-chemical and corrosion characteristics of the obtained films was investigated. Films were characterized by EDAX and SEM analysis techniques. Corrosion tests were done in 3.5% sodium chloride solution; corrosion current values were determined to be 4 - 10 A, comparative to 15 μA for the unplated steel sample.

Key words: corrosion, electroless deposition, thin films, Zn-Ni-P ternary alloys, chloride bath.

1. Introduction

Thanks to high corrosion resistance, cadmium is used intensively as an anticorrosive protection layer for steel parts used in energy systems,

* Corresponding author e-mail: ioan.carcea@yahoo.com

transportation, chemical equipment production, metallic constructions, etc. (Baldwin & Smith, 1996). In spite of that, cadmium plating presents major disadvantages due to the toxicity of the metal and its salts, as well as simultaneous discharge of hydrogen ions during the cadmiation process, making the steel substrate susceptible to hydrogen embrittlement failure (Safranek, 1997; Ashur *et al*., 1996). These are the main reasons why, in the last decades alternate coatings to cadmium are being actively explored.

The most common sacrificial coatings replacements for Cd are zinc and its alloys. Zn presents a low electrode standard potential (E_0= – 0.76 V, measured vs. normal hydrogen electrode), thus being capable of acting as a sacrificial coating for plated steel parts (Swathirajan, 1986). The difference between the standard potentials of zinc and the substrate (iron) constitutes the corrosion force of the protection coating in corrosion conditions, and the high value of this difference leads to a rapid dissolution of zinc layer. The dissolution rate of the protective coating was considerably reduced by alloying zinc with other elements (Ni, Co, Fe, etc.) that shifted the standard electrode potential of the alloy to values closer to the substrate (Short *et al*., 1996). Among these alloys, the best anticorrosive properties, similar to those of cadmium, are presented by the Zn-Ni alloys (Lin & Selman, 1993; Brenner, 1963).

Electrochemical deposition of Zn-Ni alloys is an anomalous process by nature. Although Ni is nobler than Zn, co-depositing these metals results in obtaining large quantities of Zn in the deposited alloy. As an effect of high Zn concentration, the alloy dissolution rate is also high in corrosive medium conditions.

Various studies and researches were performed for decreasing the anomalous effect of the codeposition and for increasing the Ni content in the alloy, thus decreasing the dissolution rate of the anticorrosive alloy coating. These researches were based mainly on the following directions: ***1.*** using inert species in the deposition bath, to inhibit zinc codeposition, and, ***2.*** developing ternary anticorrosive alloys: Zn-Ni-X (X= Cd, Co, P, Si, etc.) (Grigoryan *et al*., 1989; Popov *et al*., 1986). Among these, ternary Zn-Ni-P alloys suscitated special attention, an addition of 1-5% P considerably enhancing corrosion resistance (Zhou *et al*., 1997; Valova *et al*., 2001).

An alternative and attractive method for obtaining ternary Zn-Ni-P alloy coatings and for increasing Ni content in the deposited layer is the process of autocatalytic reduction of metals (chemical deposition, no current applied) in the presence of an oxidizing agent. This method was used for obtaining Zn-Ni-P coatings from sulphate and chloride solutions. Previous research work showed that the alloy deposition develops normally, obtaining coatings with high concentrations of nickel (80-90 wt%) and zinc concentrations of 10-15 wt% (Durairajan *et al*., 2000; (Bouanani *et al*., 1999). At these elemental concentrations, although the coatings film exhibits excellent anticorrosive properties, it cannot be used as a sacrificial coating for steel parts. The objective

of studies and researches done in the area is to enhance the zinc content in the alloy and thus the coatings to exhibit sacrificial properties.

Present work shows the experimental researches for autocatalytic obtaining of Zn-Ni-P thin films on steel substrate from chloride bath solutions. The effects of concentrations and pH of the bath and the duration of the process on physical-chemical and corrosion characteristics of the obtained coatings are studied.

2. Experimental

Zn-Ni-P thin films were deposited on mild carbon steel plates (C=0.28 % wt.) 40 x 20 mm in size, 0.6 mm in thickness. Before depositing, the surface of the steel samples was prepared. This is necessary because of the adherence between the substrate and the coating, with favorable consequences on anticorrosive protection efficiency, can be provided only by adequate preparation of the sample surface. The preparation process of the substrate for film deposition contained the following operations: 1. mechanically polished with successively finer grades of emery papers; 2. acetone degreasing and rinsing in double distilled water; 3. sample etching, for removing traces of surface adherent oxide, with 37% HCl solution at a temperature of 30-40°, for 1-2 minutes, followed by washing with double distilled water. The experimental installation for autocatalytic deposition consisted of a thermo resistant vessel of 600 cm^3 capacity and a magnetic heater-stirrer. The chemical composition of the autocatalytic deposition baths is given in Table 1.

Table 1
Composition of Autocatalytic Deposition Baths [*g/l*]

Deposition bath	Chemical composition				
	$ZnCl_2$	$NiCl_2*6H_2O$	$NaH_2PO_2*H_2O$	$C_6H_5Na_3O_7*2H_2O$	NH_4Cl
	10	47	45	10	100

Sodium hypophosphite was used as a reducing agent for the autocatalytic process, and also as a phosphorus source in the deposited alloy film. The deposition bath was prepared using analytical grade reagents and double distilled water.

The experimental values of the pH of the bath were set and maintained to the following values: 9, 9.5 and 10 respectively, with concentrated NaOH solution.

The deposition was carried out at a temperature of 85 ± 2°C. The time period of the deposition process was of 1 hour and 2 hours respectively, for each pH value. The deposition bath was stirred using a magnetic agitator, at a 30-40 rpm rate.

Electrochemical characterization of Zn-Ni-P coatings

For determining corrosion characteristics of the coatings, specific electrochemical analysis methods were used, which permitted the establishing of the corrosion potential (E_{cor}), determining polarization resistance and plotting Tafel polarization curves (Brânzoi *et al*., 2006; Zamfir *et al*.,1994).

Corrosion studies were performed using a PARSTAT 2273 potentiostat, the obtained data was processed using specialized „PowerCorr" software. The tests were executed in 3,5%, aqueous NaCl solution at a temperature of 25°C, in a three electrode electrochemical set up. Steel samples coated with the autocatalytic deposited thin film constituted the working electrode, and a platinum sheet the cell counter electrode. A saturated calomel electrode was used as reference electrode. The working electrode potential scanning rate was 0.166 mV/s.

The open circuit potential (E_{OPC}), (when no potential or current is being applied to the cell), was measured for analyzed samples for 30 minutes. During open circuit experiments, the free currents generated by the exposing the sample to the corrosive medium were measured vs. time.

The polarization resistance determination was effectuated by linear polarization with low potential applied. The analyzed sample was scanned at ± 20 mV vs. open circuit potential E_{OPC}. The determination time was of 30 minutes.

For determining Tafel polarization curves (with high potential applied), the potential was varied in steps, with a step size of 0,166 mV, in a ± 250 mV vs. E_{OCP} range, for 1-2 hours. The obtained data permitted the determination of kinetic parameters for the corrosion process of the studied coatings.

3. Results and Discutions

Deposited thin films analysis

The visual aspect of the obtained ternary Zn-Ni-P thin film deposits is uniform, bright gray and smooth. The obtained thin films were characterized using dispersive X ray microanalysis (EDAX) for determining the concentration and elemental distribution and scanning electron microscopy (SEM) for determining the morphology and microstructure. For increasing the accuracy degree of the elemental distribution, the EDAX analysis was performed in various points situated along a diagonal of the steel sample. The analyses were performed using a XL-30-ESEM TMP type electronic microscope, fitted with an EDAX detection device.

The thickness of the deposited films was measured with an optical microscope AxioImager A1m equipped with image capture system Canon Power Shot A 640 and image interpretation software AxioVision.

Table 2 contains the elemental chemical composition of the autocatalytic deposited thin films, determined by EDAX, as well as the measured thickness of the films.

Fig. 1 presents the EDAX specters recorded for the analyzed samples C 2, C 4 and C6 respectively.

Table 2

Elemental Chemical Composition of the Deposited Thin Films

Sample code	Bath pH	Deposition time [hour]	Thickness [m]	Chemical composition [% wt]		
				Ni	Zn	P
C 1	9,0	1	2,5	84,6	12,3	3,1
C 2		2	4,2	81,4	14,8	3,8
C 3	9,5	1	5,5	80,2	15,5	4,3
C 4		2	8,6	75,9	18,7	5,4
C 5	10	1	3,2	80,7	13,5	5,8
C 6		2	3,9	79,5	14,2	6,3

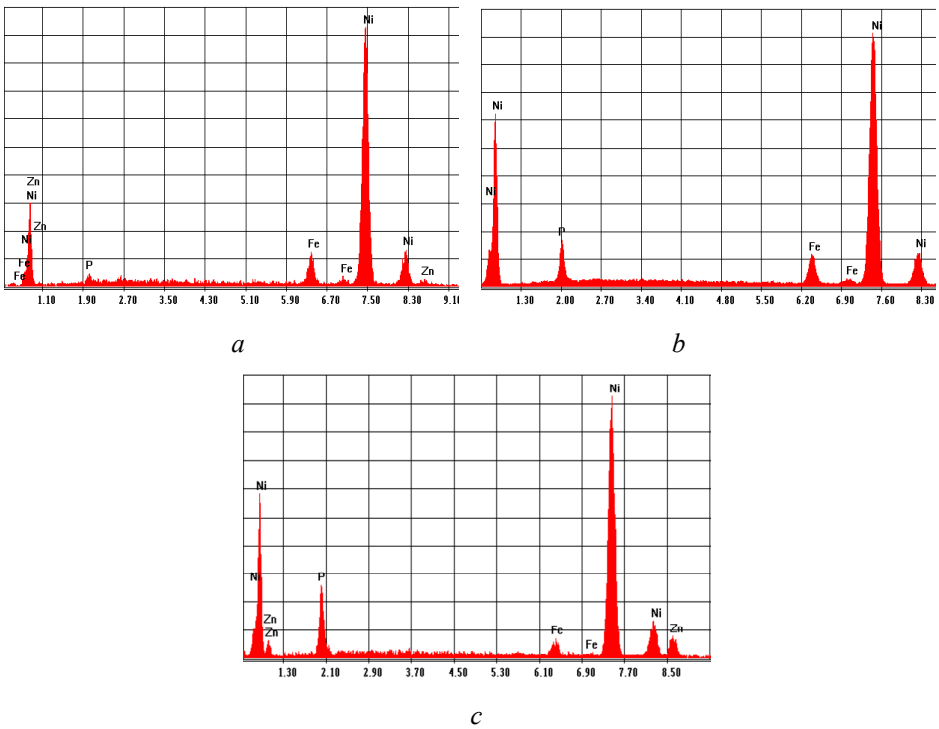


Fig. 1 – EDAX specters recorded for the samples C2 (*a*), C4 (*b*) and C6 (*c*).

Fig. 2 shows the SEM micrographs of the thin films obtained from baths with different values of pH.

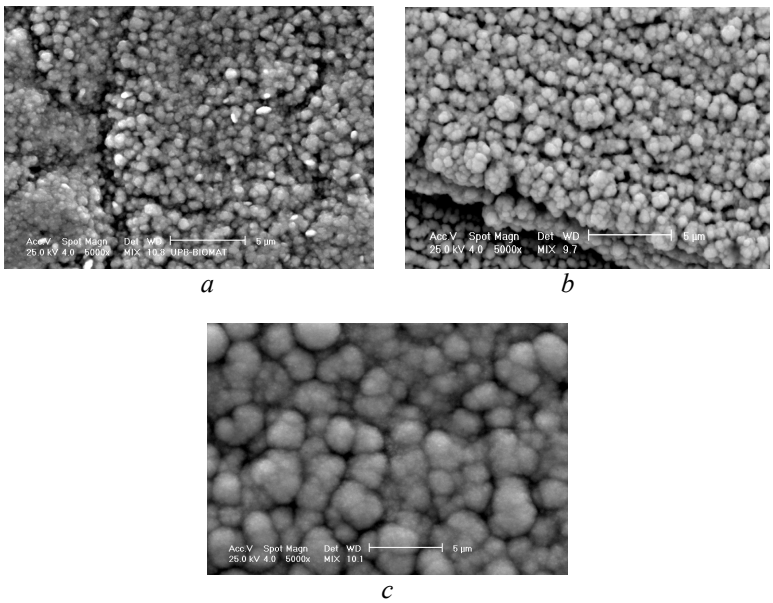


Fig. 3 – SEM micrographs (x5000) for samples C 2 (*a*), C 4 (*b*) and C 6 (*c*).

From the results obtained it could be concluded the following:

- The presence of a high Ni content in the obtained thin film; the concentration decreases with increasing of deposition time as well as pH value of the bath.

- The zinc concentration in the deposit increases dependant on deposition time as well as pH of the bath, the maximum value was obtained for a pH of 9.5 and 2 hours deposition time.

-The phosphorus concentration in the deposit increases with increasing of deposition time as well as pH value of the bath.

SEM micrographs reveal the fact that the autocatalytic deposited thin film is compact, polycrystalline and composed of fine grains covering the entire surface with a growth resembling a cauliflower pattern. It can be observed that the dimension of the crystallites increases with the increase of pH value of the deposition bath.

Determining corrosion characteristics

In Table 3 are presented the values of the open-circuit potential E_{OCP} for the coated samples as well as uncoated steel substrate (S).

In Table 4 are presented values for corrosion kinetic parameters determined by „PowerCorr" professional software for the samples.

The Tafel curves for the analyzed film samples and for the uncoated steel sample are presented in Fig. 4.

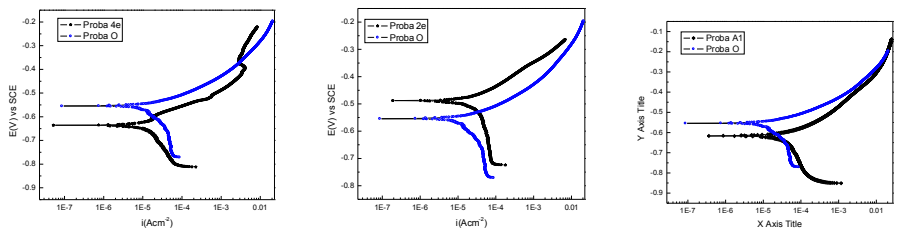
Table 3
E_{OCP} Potentials Measured in Open Circuit

Sample	S	C 1	C 2	C 3	C 4	C 5	C 6
E_{OCP} *vs.* SCE [mV]	- 595	-517	-512	-502	-494	-498	-483

Table 4
Kinetic Corrosion Parameters for the Steel Substrate and Studied Samples

Sample	I_{corr} [μA]	E_{corr} [V vs SCE]	β_c [mV]	β_a [mV]	R_p [Ω]	RC [mm/y]	E [%]
S	15.360	-0.574	378.58	43.92	3.774	0.378	0
C 1	4.122	-0.387	11.60	21.42	77.892	0.096	+ 79.86
C 2	4.630	-0.411	32.16	26.95	74.646	0.104	+ 79.42
C 3	7.194	-0.490	48.32	39.84	73.035	0.115	+ 76.36
C 4	9.875	-0.524	47.55	38.64	62.352	0.178	+ 69.07
C 5	8.163	-0.414	75.94	41.27	72.292	0.123	+ 75.73
C 6	8.547	-0.432	84.00	42.10	73.173	0.135	+ 74.27

where: I_{corr} = corrosion current
E_{corr} = corrosion potential
β_c and β_a = Tafel slopes (cathodic and anodic)
R_p = polarisation resistance
RC = corrosion rate
E = corrosion protection efficiency



a *b* *c*

Fig. 4 – Tafel curves for samples C 2 (*a*), C 4 (*b*) and C 6 (*c*) (In blue, Tafel curves for witness sample-uncoated steel sample).

On the basis of the obtained test corrosion results it could be concluded the following: coated steel samples present values of the open circuit potentials (E_{OCP}) higher than the value for unplated steel sample; corrosion currents (I_{corr}) as well as the corrosion potentials (E_{corr}) measured for coated samples are lower than the values measured for the unplated sample; corrosion rate calculated

values, expressed in mm/year, are lower than the corrosion rate calculated for the unplated sample; corrosion protection efficiency values are higher (considering „0” the efficiency for the unplated sample).

C 1 and C 2 samples present the highest values for corrosion protection efficiency, samples also exhibit great nickel content in the autocatalytic deposited film.

4. Conclusion

The experimental results confirmed certain influences of the autocatalytic obtaining conditions (pH value and deposition time) on the composition, structure and corrosion resistance of Zn-Ni-P thin films deposited on mild carbon steel substrate from alkaline chloride bath.

The assessment of the autocatalytic deposition process has revealed the following technological aspects: the presence of a high Ni content in the film, which decreases with the increasing of the immersion time in the deposition bath; zinc and phosphorous content increasing with the increasing of the pH value of the bath as well as deposition time.

SEM analysis has shown that the autocatalytic deposited thin film is compact, polycrystalline and composed of fine grains covering the entire surface with a growth resembling a cauliflower pattern. It can be observed that the dimension of the crystallites increases with the increase of pH value of the deposition bath

Steel samples coated with Zn-Ni-P thin films exhibit greater corrosion resistance than the unplated steel sample. Determined values of I_{corr} corrosion currents ranged in a 4 - 10 μA interval, comparative to the corrosion current of the unplated sample of 15 μA. The highest values for electrokinetic parameters characterizing corrosion resistance were recorded for samples with high Ni content.

REFERENCES

Ashur A., Sharon J., Klein I.E., *Plat. Surf. Finish.,* **83**, *58*, 1996.

Baldwin K.R., Smith C.J.E., *Trans. Inst. Met. Finish.,* **74**, *202*, 1996.

Bouanani M.,Cherkaoui F., Fratesi R., *Microstructural Characterization and Corrosion Resistance of Ni–Zn–P Alloys Electrolessly Deposited from a Sulphate Bath*. J. Appl. Electrochem., *29*, 637 (1999).

Brânzoi I.V., Brânzoi F., Pilan L., *Caracteristici generale provind coroziunea şi protecţia anticorozivă a metalelor în diverse medii*. Ed. Printech, Bucureşti, 2006

Brenner A., *Electrodeposition of Alloys, Principles and Practice*. Academic Press, New York, 1963.

Durairajan A., Krishniyer A., Haran B.S., Popov B.N., *Characterization of Hydrogen Permeation Through a Corrosion-Resistant Zinc-Nickel-Phosphorus Alloy*. Corrosion (Houston), *56*, 283 (2000).

Grigoryan N.S., Kudryavtsev V.N., Zhdan P.A., *Zasch. Met.,* **25**, *288*, 1989.

Lin Y.P., Selman J.R., *Electrodeposition of Corrosion-Resistant Ni-Zn Alloy*. J. Electrochem. Soc*., 140*, 1299 (1993).

Popov B.N., Slavkov D., Grecv T., Lj. Arsov, *Kem. Ind.* **1**, 1986.

Safranek W.H., *Plat. Surf. Finish.* 85, 45, 1997.

Short N.R., Zhou S., Bennis J.K., *Electrochemical Studies on the Corrosion of a Range of Zinc Alloy Coated Steel in Alkaline Solutions*. Surf. Coat. Technol*., 79*, 218 (1996).

Swathirajan S., *Potentiodynamic and Galvanostatic Stripping Methods for Characterization of Alloy Electrodeposition Process and Product*. J. Electrochem. Soc., *133*, 671 (1986).

Valova E., Georgiev I., Armyanov S., Delplancke J.L., *Incorporation of Zinc in Electroless Deposited Nickel-Phosphorus Alloys I. A Comparative Study of Ni-P and Ni-Zn-P Coatings Deposition, Structure, and Composition*. J. Electrochem. Soc., **148**, *C266* , 2001.

Zamfir S., Vidu R., Brînzoi V., *Coroziunea materialelor metalice*. E.D.P., Bucureşti, 1994.

Zhou Z., O'Keefe T.J., *Modification of Anomalous Deposition of Zn-Ni Alloy by Using Tin Additions.* Surf. Coat. Technol*., 96*, 191 (1997).

DEPUNEREA FĂRĂ CURENT A ALIAJELOR Zn-Ni-P PE OŢEL DIN BĂI DE CLORURI

(Rezumat)

Filmele subţiri de aliaj Zn-Ni-P sunt considerate un înlocuitor pentru acoperirile de sacrificiu din cadmiu, pentru protecţia anticorozivă a pieselor de oţel. Filmele subţiri Zn-Ni-P au fost depuse autocatalitic (depunere chimică, fără aplicarea de curent) pe substrat de oţel carbon din băi alcaline de cloruri. A fost investigat efectul pH băii şi a timpului de depunere asupra caracteristicilor fizico-chimice şi de coroziune a filmelor subţiri obţinute. Filmele au fost analizate prin tehnici de analiză EDAX şi SEM. Testele de coroziune au fost realizate în soluţie apoasă de NaCl 3,5%; valorile măsurate ale curentului de coroziune pentru probele de oţel acoperite fiind situate în intervalul 4 – 10 A, faţă de un curent de coroziune de 15 μA măsurat pentru proba de

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DYNAMIC AND STATIC CHARACTERISTICS OF THE LS HYDRAULIC DRIVE ON THE BASIS OF MULTIMODE DIRECTIONAL CONTROL VALVE

BY

Y. BURENNIKOV*, L. KOZLOV and A. PETROV

Vinnitsa National Technical University

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper deals with the solution of a scientific task consisting in development and research of a new hydraulic drive circuit providing highly efficient operation of the hydraulic drive control system and the necessary dynamic and static. A circuit of the load-sensing (LS) hydraulic drive on the basis of multimode directional control valve for the mobile working machine has been developed. A non-linear mathematical model of the LS hydraulic drive on the basis of multimode directional control valve has been elaborated. Theoretical research was conducted on the basis of mathematical model using MATLAB 6.5 software package. It was determined that the design parameters of the pressure relief valve of the multimode directional control valve, realizing the feedback, influence dynamic and static characteristics of the LS hydraulic drive. Such values of the pressure relief valve parameters have been found which provide minimal values of stabilization error, regulation time and excessive control.

Key words: load-sensing hydraulic drive, directional control valve, mobile working machine, dynamic descriptions, static descriptions.

* Corresponding author e-mail: vadikkov@ukr.net

1. Introduction

Load-sensing (LS) hydraulic drives are widely used in modern mobile machines. Such hydraulic drives provide increased economic efficiency of the machine operation and higher quality of the work being performed (Jonson, 1995; SB 12 LS – Katalog ; RE 98071, 2001).

In LS hydraulic drives directional control valves of a special design are used and their characteristics, to a great extent, determine, the performance of the hydraulic drive as a whole. One of the characteristics of the directional control valve for LS hydraulic drives is control pressure difference on the spool of the pressure relief valve. The value of pressure difference Δp in the directional control valve of PVG type, manufactured by Danfoss, is 2,0 MPa, which reduces the efficiency of hydraulic drive operation (Catalogue HK.51. A1.02. Danfoss 11/91). Reduction of the control pressure difference without special compensating measures results in worsening of both static and dynamic characteristics of the hydraulic drive (Козлов, 2000; Burennikov, 2009). The authors of the given work set the task of designing the directional control valve for LS hydraulic drive with the reduced (compared to the analogs) value of the control pressure difference and of choosing such values of the design parameters which will provide values of static and dynamic characteristics depending on the requirements to LS hydraulic drive operation in the modes of pump unloading, adjusting of the flow rate, maximal flow rate and overload protection.

1.1. LS Hydraulic Drive Investigation

Proceeding from the analysis of the known circuits of hydraulic drives with a constant flow rate and LS hydraulic drives as well as the requirements to hydraulic drives of mobile working machines, LS hydraulic drive is developed on the basis of multimode directional control valve that operates in the modes of pump unloading, adjusting of the flow rate, maximal flow rate and overload protection. Fig. 1 shows the hydraulic drive circuit where directional control valve with the pressure relief section, designed in VNTU, is used.

The circuit comprises pump 1, directional control valve 25, hydraulic cylinder 3, pressure relief section 4 with pressure relief valve 5 having spool plunger 6, springs 8 and 9 as well as safety valve 10 with spring 11.

Parameters of the relief valve are included into the feedback transfer function and they have definite influence on the quality of the hydraulic drive operation. The stabilization error of flow through the directional control valve, the pressure regulation time and excessive correction value in the hydraulic drive are considered to be quality indicators of the hydraulic drive operation.

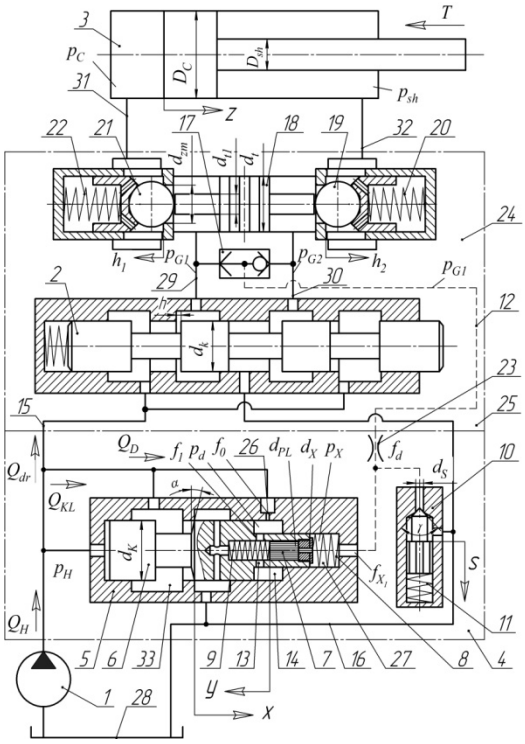


Fig. 1 – Basic circuit of the LS hydraulic drive.

The multimode directional control valve provides hydraulic drive operation in four modes: modes of pump unloading, adjusting of the flow rate, maximal flow rate and overload protection. In the mode of pump unloading directional control valve 25 is closed; control line 12 is connected with the tank and excessive pressure pG1 is equal to zero; plunger 7 under the action of the spring 9 will move to the right end position and open radial openings 13 connecting chamber 14 with the tank. In chamber 14 excessive pressure pD will be equal to the atmospheric pressure.

In this case the equation of forces acting on spool 6 (without taking into account friction forces and hydrodynamic force) will have the following form (1), and pump output pressure pH will be defined by the formula (2).

$$p_H \cdot \frac{\pi \cdot d_k^2}{4} = c \cdot H \tag{1}$$

$$p_H = \frac{4 \cdot c \cdot H}{\pi \cdot d_k^2} \tag{2}$$

The force of spring 8 is chosen so that the value of pressure p_H will be

(0.3…0.4) MPa. Under the pressure p_H the total flow of pump 1 will pass to the tank through the work port of the pressure relief valve 5.
After switching of the directional control valve into the opening position fluid will be supplied to the hydraulic line 12 under the pressure p_{G1}, that depends on the load T value, and plunger 7 will move to the left end position, ovelapping radial openings 13. Pressure p_D in chamber 14 will be equal to pressure pH in the current mode and the equation of forces acting on spool 6 (without taking into account friction forces and hydrodynamic force) will have the form of (3).

$$p_H \cdot \frac{\pi \cdot d_k^2}{4} = p_H \cdot \left(\frac{\pi \cdot d_k^2}{4} - \frac{\pi \cdot d_X^2}{4} \right) + p_C \cdot \frac{\pi \cdot d_X^2}{4} + c \cdot H \tag{3}$$

wherefrom

$$\Delta p = p_H - p_C = \frac{4 \cdot c \cdot H}{\pi \cdot d_X^2} \tag{4}$$

where Δp – pressure difference at the work port of the directional control valve 2 which is also considered to be the pressure difference at the spool of the pressure relief valve will be (0.7…0.8) MPa.

In this way spool 6 will maintain constant pressure difference value at the work port of the directional control valve 2, which makes it possible to change the value of flow Qdr to the hydraulic cylinder changing the size of work port. The difference of Q_H – Qdr will be delivered from the pump to the tank through the work port of the pressure relief valve 5.

In the overload mode the rod of the hydraulic cylinder stops, pressure p_C increases considerably, valve 10 opens and part of the working fluid from cylinder 3 flows to the tank through the directional control valve 2. At its work port pressure difference Δp emerges, which keeps valve 5 in the open position and the whole pumping flow is delivered to the tank.

The advantage of the designed pressure relief section over the analogs is that working fluid from the pump is delivered to the tank not under pressure difference Δp (as in the analog (Catalogue HK.51. A1.02. Danfoss 11/91)) but under pressure pH = (0.3…0.4) MPa and the value of the control pressure difference in the regulations mode is Δp = (0.7…0.8) MPa, which reduces non-productive power losses in the hydraulic drive.

During one shift of a mobile working machine operation (*e. g.* of an excavator) thousands of switchings are performed. So the valve is constantly working in dynamic modes, which requires defining its dynamic characteristics and selecting the design parameters that provide the necessary dynamic characteristics of the valve. One of the requirements to the hydraulic drives of the mobile machines is also the stability of the actuator motion under changing load. This requirement is also taken into account at the design stage of the hydraulic drive in order to provide the necessary static characteristics.

In order to investigate the hydraulic drive operation and to determine its static and dynamic characteristics a non-linear mathematical model has been developed. The mathematical model has been developed under such assumptions: the hydraulic drive operation in the regulation mode; parameters of hydraulic drive elements are lumped ones; mass of plunger 7 is neglected; the fluid flows between the chambers of the valve, directional control valve, pump and hydraulic cylinder are neglected; coefficients of flow through the throttling and spool elements are constant; hydraulic drive operates in a non-cavitational mode; the hydraulic line 1 volume at the time of transient process remains unchanged; pressure losses in the hydraulic lines are neglected; the compliance coefficients of the gas-liquid mixture and of rubber-metal hoses were taken into account as the average values for the considered ranges of pressure change.

The mathematical model of the hydraulic drive includes flow continuity equations for the hydraulic lines between pump 1, directional control valve 2 and valve 5; between directional control valve 2 and hydraulic cylinder 3; between orifice 15 and radial openings in spool 6 and the equation of forces acting on spool 6, the piston of hydraulic cylinder and plunger 7. The mathematical model equations were written in Cochy form (5).

$$\frac{dp_{G1}}{dt}=\frac{1}{\beta\cdot W_{G1}}\cdot\left(0{,}43\cdot h-\frac{6{,}3}{p_H-p_{G1}}-6{,}9\cdot 10^{-4}\right)-\frac{\mu\cdot f_{zm}}{\beta\cdot W_{G1}}\cdot\sqrt{\frac{2\cdot(p_{G1}-p_C)}{\rho}}-\frac{\mu\cdot f_{dr}}{\beta\cdot W_{G1}}\cdot\sqrt{\frac{2\cdot(p_{G1}-p_S)}{\rho}};$$

$$\frac{dp_H}{dt}=\frac{Q_H}{\beta\cdot W_H}-\frac{1}{\beta\cdot W_H}\cdot\left(0{,}43\cdot h-\frac{6{,}3}{p_H-p_{G1}}-6{,}9\cdot 10^{-4}\right)-\frac{\mu\cdot\pi\cdot d_K\cdot x\cdot\sin\alpha}{\beta\cdot W_H}\cdot\sqrt{\frac{2\cdot p_H}{\rho}}-$$

$$-\frac{\mu\cdot f_0}{\beta\cdot W_H}\cdot\sqrt{\frac{2\cdot(p_H-p_D)}{\rho}};$$

$$\frac{dp_C}{dt}=\frac{dz}{dt}\cdot\frac{\pi\cdot D_C^2}{4\cdot\beta\cdot W_C}-\frac{\mu\cdot f_{zm}}{\beta\cdot W_C}\cdot\sqrt{\frac{2\cdot(p_{G1}-p_C)}{\rho}};$$

$$\frac{dp_{sh}}{dt}=\frac{\mu\cdot f_{zm}}{\beta\cdot W_{sh}}\cdot\sqrt{\frac{2\cdot p_{sh}}{\rho}}-\frac{dz}{dt}\cdot\frac{\pi\cdot(D_C-D_{sh})^2}{4\cdot\beta\cdot W_{sh}};$$

$$\frac{dp_D}{dt}=\frac{\mu\cdot f_0}{\beta\cdot W_D}\cdot\sqrt{\frac{2\cdot(p_H-p_D)}{\rho}}-\frac{\mu\cdot f_1}{\beta\cdot W_D}\cdot\sqrt{\frac{2p_D}{\rho}}-\frac{dx}{dt}\cdot\frac{\pi\cdot(d_K-d_X)^2}{4\cdot\beta\cdot W_D}-$$

$$-\frac{\pi\cdot d_K\cdot\varepsilon_1^{\,3}\cdot p_D}{48\cdot\nu\cdot\rho\cdot(l_1-x)\cdot\beta\cdot W_D}-\frac{\pi\cdot d_{PL}\cdot\varepsilon_2^{\,3}\cdot p_D}{48\cdot\nu\cdot\rho\cdot l_2\cdot\beta\cdot W_D};$$

$$\frac{dp_S}{dt}=\frac{\mu\cdot f_{dr}}{\beta\cdot W_S}\cdot\sqrt{\frac{2\cdot(p_{G1}-p_S)}{\rho}}-\frac{\mu\cdot f_S}{\beta\cdot W_S}\cdot\sqrt{\frac{2p_S}{\rho}}-\frac{\mu\cdot f_X}{\beta\cdot W_S}\cdot\sqrt{\frac{2\cdot(p_S-p_X)}{\rho}};$$

$$\frac{dV_C}{dt}=p_C\cdot\frac{\pi\cdot D_C^2}{4\cdot m_C}-\frac{T}{m_C}+\frac{b_C}{m_C}\cdot\frac{dz}{dt}-p_{sh}\cdot\frac{\pi\cdot(D_C-D_{sh})^2}{4\cdot m_C};$$

$$\frac{dV_{h1}}{dt} = \frac{2\cdot d_{zm}\cdot h_1\cdot(p_{G1}-p_C)}{m_{zm}} - \frac{c_{zm}\cdot(H_{zm}+h_1)}{m_{zm}};$$
$$\frac{dV_{h2}}{dt} = p_{G1}\cdot\frac{\pi\cdot(d_{sh}-d_{sh1})^2}{4\cdot m_{zm}} - \frac{p_{sh}\cdot 2\cdot d_{zm}\cdot h_2}{m_{zm}} - \frac{c_{zm}\cdot(H_{zm}+h_2)}{m_{zm}};$$
$$\frac{dV_K}{dt} = p_H\cdot\frac{\pi\cdot d_K^2}{4\cdot m_K} - p_X\cdot\frac{\pi\cdot d_X^2}{4\cdot m_K} - p_D\cdot\frac{\pi\cdot(d_K-d_X)^2}{4\cdot m_K} - \frac{c\cdot(H+x)}{m_K} -$$
$$-\frac{1}{m_K}\cdot\left(17+17{,}7\cdot\mu\cdot\pi\cdot d_K\cdot x\cdot\sin\alpha\cdot\sqrt{\frac{2\cdot p_H}{\rho}}-\frac{3{,}1\cdot 10^5}{x}\right)-\frac{(\rho\cdot v\cdot\pi\cdot d_K\cdot(l_1-x))}{m_K};$$
$$\frac{ds}{dt} = \frac{p_S\cdot\pi\cdot d_S\cdot s\cdot\sin(\gamma/2)}{b_S} - \frac{c_S\cdot(H_S+s)}{b_S};$$
$$\frac{dy}{dt} = p_X\cdot\frac{\pi\cdot d_{PL}^2}{4\cdot b_1} - \frac{c_1\cdot(H_1+y)}{b_1}, \tag{5}$$

where Q_H – the flow rate value of the pump 1, pH – pressure in the pumping line, p_C – pressure in the cylinder 3, p_D – pressure in the chamber 14, W_H – fluid volume in the pumping line, W_C – fluid volume in the piston chamber of the cylinder 3, W_D – fluid volume in the chamber 14, D_C – cylinder 3 piston diameter, dk, d_X – diameters of spool 6, m_C – cylinder 3 piston mass, m_K – spool 6 mass, V_C – speed of cylinder 3 piston motion, V_K – speed of spool 6 motion, f_0 – area of spool 6 orifice, f_{dr} – area of the directional valve working port, f_{PL} – plunger 7 area, x – coordinate of spool 6 position, y – coordinate of plunger 7 position, z – coordinate of cylinder 3 piston position, b – viscous damping coefficient of spool 6, b_C – viscous damping coefficient of cylinder 3 rod, β – coefficient taking into account the total deformation of gas-liquid mixture and rubber-metal hoses, α – the value of the working edge slope angle of the spool 6, ρ – working fluid density, c – spring 8 rate, c_1 – spring 9 rate, H – preset compression of the spring 8, H1 – preset compression of the spring 9. For computations and mathematical modeling of the processes and investigation of the system static and dynamic characteristics Simulink module of the MATLAB programming package has been used (Burennikov, 2009).

Mathematical model equations are solved under initial conditions pH (0) = 3•105 Pa, pC (0) = 0 Pa, pD (0) = 0 Pa, z (0) = 0 m, x (0) = 0.1•10-3 m, y (0) = 0 m, VC (0) = 0 m/sec, VK (0) = 0 m/sec with the value of load p = 160•105 Pa which simulated step change of the load. The dependences of state variables pH, pC, z, x, VC, VK versus time were found, which makes it possible to determine such dynamic characteristics as regulation time and excessive correction value.

The error of flow stabilization A in the hydraulic drive is calculated by the formula (6).

$$A = \frac{Q_{dr\max} - Q_{dr\min}}{Q_{dr\min}}\cdot 100\% \tag{6}$$

where Q_{dr} – the values of flow to the hydraulic cylinder, Q_{drmax} its maximum and Q_{drmin} minimum values correspondingly. The possibility to minimize the stabilization error A, regulation time T_p and excessive correction value σ by means of choosing optimal values of the pressure relief valve design parameters is analyzed. Now we shall consider the influence of the relief valve main parameters – c, d_k, d_X and f_0 – on the values of excessive correction σ, regulation time Tp and stabilization error A of the hydraulic drive (Fig. 2).

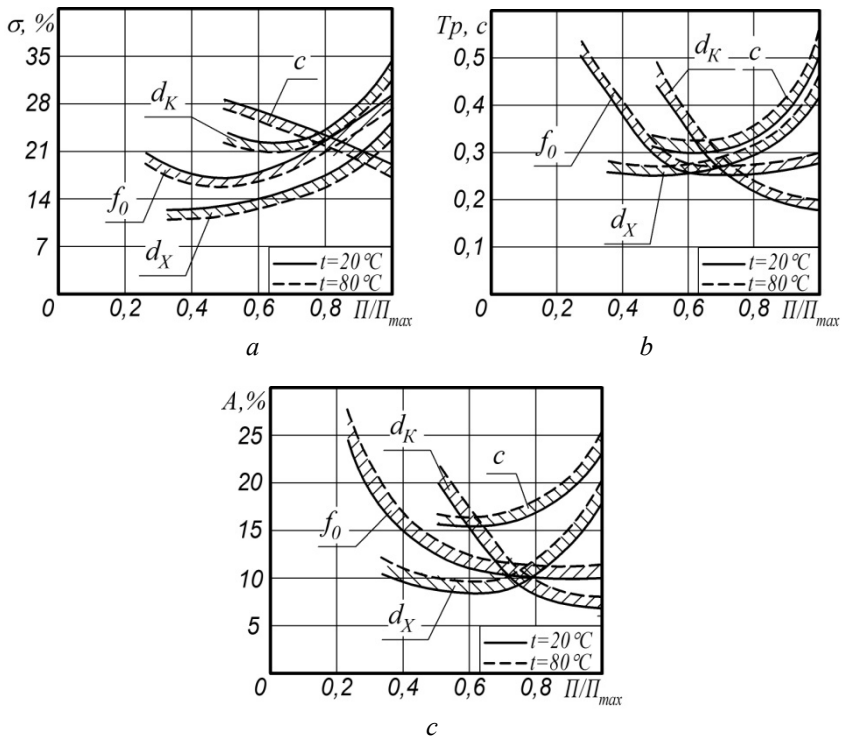


Fig. 2 – The influence of the valve parameters on the: a – excessive correction in the hydraulic drive; *b* – regulation time in the hydraulic drive; *c* – hydraulic drive stabilization error.

According to Fig. 2 the variation ranges of the design parameters were as follows: $d_k = (12...24)\cdot10^{-3}$ m, $d_X = (6...16)\cdot10^{-3}$ m, $c = (1,1...2,5)\cdot10^{4}$ H/m and $f_0 = (0,4...1,6)\cdot10^{-6}$ m^2.

3. Conclusion

1. The developed circuit of the LS hydraulic drive on the basis of multimode directional control valve, that works in the modes of pump unloading, adjusting of the flow rate, maximal flow rate and overload protection

and provides the hydraulic drive operation with the value of control pressure difference Δp = 0.7…0.8 MPa which is better than in the analog PVG of Danfoss (Denmark).

2. The minimal values of stabilization error A, regulation time Tp and excessive correction σ are provided under the following design parameters combination for the pressure relief valve of the multimode directional control valve: dk = (12...24)•10^{-3} m, d_X = (6...16)•10^{-3} m, c = (1,1...2,5)•10^4 H/m and f_0 = (0,4...1,6)•10^{-6} m^2.

REFERENCES

Jonson G., *Load-sensing systems control speed accurately*. Hydraulics & Pneumatics. – MARCH, 33 – 36 (1995).

*** SB 12 LS – Wegeventile von Bosch: Katalog, 198 p.

*** *Drive and Control Systems for Combine Harvesters and Forage Harvesters*. Bosch Rexroth AG. – 2001. – RE 98071.

*** *Load-Independent Proportional Valve*. Type PVG 120: Catalogue HK.51. A1.02. Danfoss 11/91.

Козлов Л. Г., Вдосконалення систем керування гідроприводів з LS-регулюванням. – Автореф. дис. канд. техн. наук: 05.02.03. – Вінниця, 2000. – 20 с.

Burennikov Yu.A., *Metrological Characteristic of the Test Rig with Automatic regestering of the Proportionally-Controlled Hydraulic Drive*. Yu.A. Burennikov, L.G. Kozlov, D.O. Lozinsky, O.V. Petrov and ect., Bul. Inst. Polit. Iasi, **LV (LIX)**, *1*,– 125-130 (2009).

PROPRIETĂŢILE DINAMICE ŞI STATICE ALE ACŢIONARILOR HIDRAULICE LS PE BAZA SUPAPEI DE CONTROL MULTIDIRECŢIONALE

(Rezumat)

Lucrarea se ocupă cu oferirea unei soluţii ştiinţifice ce constă în găsirea şi dezvoltarea unui circuit de acţionare hidraulic care să ofere o eficienţă ridicată a sistemului de control, de asemenea dinamica şi statica necesară. A fost dezvoltat un circuit de acţionare hidraulică sensibil la solicitare (L|S) pe baza unei supape de control multidirecţională pentru compomentele mobile de lucru. A fost alcătuit un model neliniar matematic a unei acţionări hidraulice (LS) pe baza unei supape de control multidirecţională. Cercetările teoretice au fost efectuate pe baza modelului matematic folosind pachetul software MATHLAB 6.5. S-a determinat faptul că parametrii de proiectare a supapei de presiune ce realizează feed-back-ul, influenţează dinamica şi proprietăţile statice ale acţionării hidraulice. Dintre aceste valori ai parametrilor supapei de presiune s-au determinat care dintre acestea oferă valori minime ale erorilor de stabilizare, timp de reglaj şi control minim.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

OPTIMIZATION OF THE DESIGN PARAMETERS OF A COMBINED FLOW REGULATOR FOR THE VARIABLE AXIAL-PISTON PUMP

BY

Y. BURENNIKOV*, L. KOZLOV and S. REPINSKIY

Vinnitsa National Technical University

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents a control system for the axial-piston variable pump with a combined flow regulator having a profiled spool port. The regulator provides pump operation in the pump flow stabilization and constant power modes. Mathematical model is developed and control system investigation in static and dynamic modes is conducted using Simulink program of Matlab package. In the process of investigation the most influential parameters were revealed and the character of this influence was found to be an ambiguous one. Parameters change in order to improve certain characteristics can be accompanied with other characteristics becoming worse. The choice of parameter values that satisfy all the requirements to the axial-piston variable pump control system is a complicated task. The problem of parameter choice for the combined flow regulator can be solved by means of optimization methods. Optimization criterion indices are formulated, criteria constraints are chosen as well as optimization parameters and their variation ranges. On the basis of the improved optimization criterion that takes into account static and dynamic characteristics of the axial-piston variable pump control system in the flow stabilization and constant power modes by means of LP search optimal combination of the flow regulator design parameters has been found: =8•10-3 m; =8•10-3 m; =1,5•104 N/m; =6,7•104 N/m; =1,0•10-6 m^2. This combination ensures stable control system operation in the flow stabilization mode with flow stabilization error =3,2%, regulation time =0,16 sec, overshoot on pressure =9,4%, and also stable control system operation in the constant power mode with =0,21 sec. and =12,8%.

* Corresponding author e-mail: vadikkov@ukr.net

Key words: control system, axial-piston variable pump, combined regulator, profiled port, static characteristics, and dynamic characteristics.

1. Introduction

The tendency of wide application of variable axial-piston pumps (APP) is explained by the desire of hydraulic equipment consumers to extend functional capabilities, to implement energy-saving modes and to make optimal use of the engine power during operation processes. Technical characteristics and functional capabilities of a variable APP depend to a great extent, on the flow regulator that is included into the APP displacement control system (Свешников, 2005; Соболь, 1981; Попов, 1976; Бурєнніков, 2004). At the flow regulator design stage the influence of its design parameters on static, dynamic and power characteristics of the variable APP control system could be different in different operation modes. Parameter change for improving certain characteristics could be accompanied by other parameters becoming worse.

Therefore, the choice of parameter values that satisfy all the requirements to the variable APP control system is a rather complicated task.

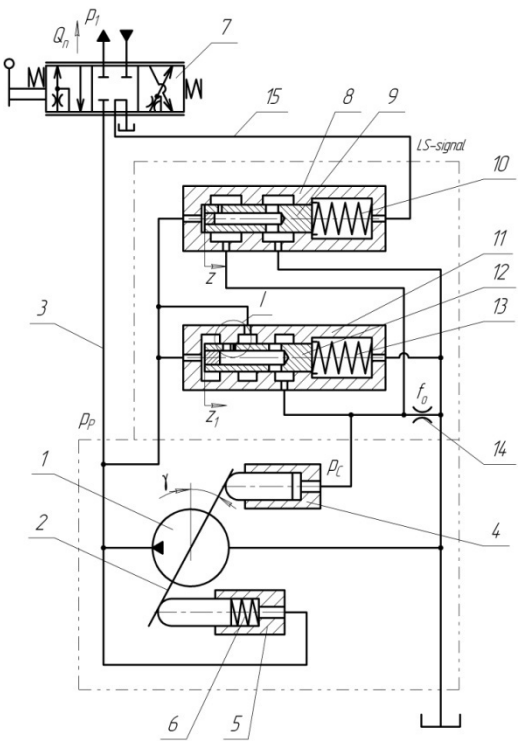


Fig. 1 – Circuit of the variable APP control system with CFR.

In this case, the problem of choosing parameters for the combined regulator can be solved by the usage of optimization methods. LP search method (Соболь, 1981) was chosen among the wide range of optimization procedures as an effective method for finding optimal values in the multicondition problems. LP search method is also a universal tool as on its basis one's own optimization criterion can be created. The criterion can include several indices depending on the complexity of an applied problem.

Fig. 1 shows variable APP control system circuit with a combined flow regulator (CFR) that provides static characteristic of the axial-piston pump in the flow stabilization mode and statistic characteristic of a hyperbolic type in the constant-power mode through the form of a profiled port of the regulator spool.

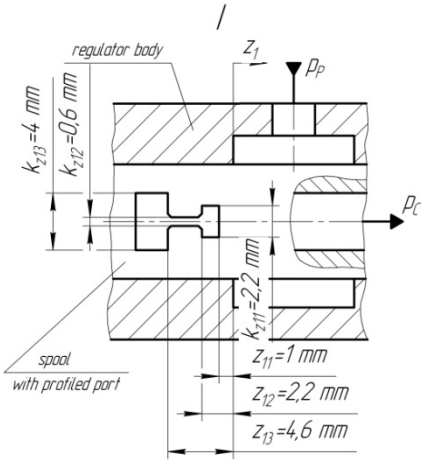


Fig. 2 – Profiled port of CFR spool.

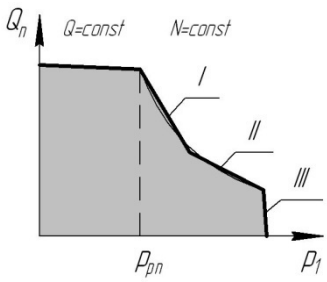


Fig. 3 – Variable APP static characteristic.

The circuit includes variable APP 1, proportional directional control valve *7* with the consumer load pressure monitoring device (LS signal), flow regulator *8* with spool *9* and spring *10* that is connected to hydraulic lines *3* and *15* and provides APP flow stabilization mode which controls the flow supplied

from hydraulic line *3* into control cylinder *4*. Faceplate *2* of the pump is under the influence of the action of cylinders *4*, *5* and spring *6*. At the discharge from cylinder *4* throttle *14* is installed. Power regulator *11* with spool *12* and spring *13* changes the pump displacement in accordance with working pressure so that APP constant-flow operation is ensured.

The control system functions in the following way. When consumers are disconnected, regulator control line *15* is communicated with the discharge line, pressure in it being practically absent. Flow, created by the pump, moves spool *9* to the right compressing spring *10* and is supplied to control cylinder *4*. Pressure p_C, created in the cylinder, will move the faceplate so that pump flow will be minimal and will compensate only for leakage in the control system and in the hydraulic drive.

Under steady-state operating conditions pressures p_P and p_1 as well as force of spring *10*, acting on spool *9*, determine such position of it wherein pressure p_C in cylinder *4* balances the moment at faceplate *2* that is created by pressure p_P in cylinder *5* together with spring *6*. Spring *10* is selected so that it could maintain a constant pressure drop $\Delta p_{LS} = p_P - p_1$ at the working port of the proportional directional control valve *7*. Any change in Δp_{LS} determines a corresponding change in inclination angle γ directed towards error reduction.

When pressure p_P grows considerably, power regulator *11* operates. Increase of pressure p_P acting on the left end of spool *12* moves the latter to the right, compresses spring *13* and opens the profiled working port of the spool (Fig. 2) that determines flow Q_{C1} to control cylinder *4* depending on coordinate of the spool motion. In control cylinder 4 pressure p_C is created that determines inclination angle γ of the pump faceplate *2* and changes the pump displacement in accordance with pressure so that constant product of the pump pressure and flow is provided and, therefore, stability of driving power is ensured.

The plot of static characteristic of APP with CFR is presented in Fig. 3. The profiled port of spool *12* of flow regulator *11* (Fig. 2) and corresponding variable gain of the port of spool k_{Z1} that depends on the shift of spool z_1 provides two areas on static characteristic that approximate to a hyperbolic curve that characterizes the pump operation in the constant power mode. Area I is provided by opening of the working port of the flow regulator spool with gain coefficient k_{Z11} for spool shift $z_{11} < z_1 \le z_{12}$. Area II for shift z_1 greater than z_{12} is provided by simultaneous opening of the working port $f_1(z_1) = (z_{12} - z_{11}) \cdot k_{Z11}$ and opening of the working port with gain coefficient

k_{Z12}. Maximal pressure restriction is achieved through k_{Z13} when shift z_1 exceeds z_{13} (area III).

For investigation of the processes in the variable APP control system a mathematical model was elaborated with certain assumptions. The model comprises: flow continuity equations; equation of the moments acting on the variable APP faceplate; equation of forces action on CFR spools as well as refined relationships between the variable pump faceplate resistance moment and flow rate through the profiled port of the spool (Burennikov, 2007; Бурєнніков, 2009). Solution of the mathematical model equation set was performed using MatLab Simulink software package.

Analysis of the requirements to the hydraulic drives of mobile working machines and APP flow regulators (Попов, 1976; Бурєнніков, 2004; Burennikov, 2007; Бурєнніков, 2009.) makes it possible to formulate the optimization criterion that includes, according to the rank level, the following indicators: in flow stabilization mode – stability; stabilization error δ of flow to the actuating hydraulic engine; regulation time t_r; overshooting σ; in constant power mode – stability; regulation time t_r; overshoot σ.

Stability of APP control system must be ensured both in the flow stabilization and constant power modes.

Conditions of performing some technological processes require the value of flow stabilization error δ to consumer to be minimal. Otherwise, if the pre-defined value is exceeded, error occur during control signal adjustment and accuracy of the machine operation is reduced. The permissible value of flow stabilization error δ under unfavorable conditions of APP control system operation should not exceed 6%.

Regulation time t_r must be minimal for unfavorable parameter combinations that characterize conditions of the APP control system operation. To provide the required response time, regulation time should not exceed 0,3 sec.

Overshoot σ in APP control system under unfavorable combination of parameters that characterize operating conditions should not be higher than 30% according to the value of p_P.

Criterial restrictions are used for excluding such optimization parameter sets from the obtained sequence of that caused excess of the values of the optimization criterion indices: unstable operation, $\delta > 6\%$, $t_r > 0{,}3$ sec and $\sigma > 30\%$.

Mathematical model of the processes in control system for flow stabilization and constant-power modes of the variable APP has made it possible to investigate the influence of CFR parameters on static, dynamic and power characteristics of the control system. In the process of research the most influential parameters were revealed and the character of this influence was

found to be an ambiguous one. The change of parameters for improving certain characteristics could be accompanied by other parameters becoming worse.

E. g. investigation of energy characteristics shows that hydraulic efficiency of the control system can be increased through the reduction of pressure drop Δp_{LS} at the flow regulator spool, which in its turn, is accompanied by the growth of stabilization error δ of the flow to hydraulic engine. It was found that the above-mentioned negative influence of Δp_{LS} reduction on δ could be compensated by the corresponding choice of the combined regulator design parameters (Fig. 4).

However, the required change of the combined regulator parameters (increase of the spool diameter d_r, spring strength c_r and gain coefficient of the working port k_Z) has an ambiguous influence on the dynamic behavior of the control system. If d_r is increased, the stability is reduced as well as the indices of the transient process quality – regulation time t_r, oscillation k and overshoot σ (Table 1). Such worsening of dynamic characteristics could be compensated by the corresponding choice of the throttle conductance f_0 (reduction).

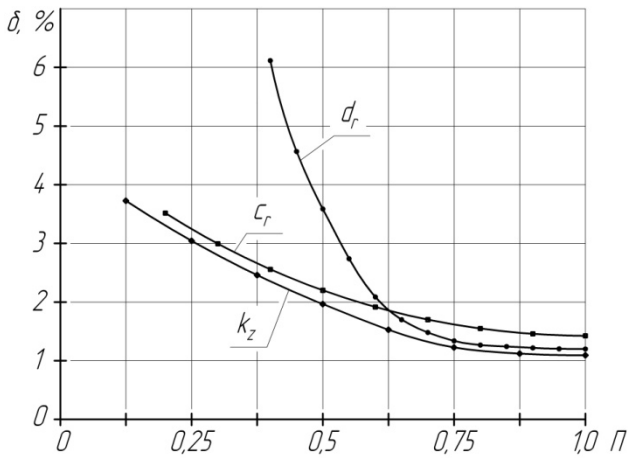


Fig. 4 – The influence of CFR design parameters on flow stabilization error δ.

When APP operates in the constant-power mode, the combined regulator parameters d_{r1}, c_{r1}, k_{z1}, b_{r1} and f_0 have an ambiguous influence on the dynamic characteristics of the control system (Table 1).

Optimization parameters include such design parameters of the combined regulator that have the greatest influence on static and dynamic characteristics of the variable APP control system: d_r, c_r, d_{r1}, c_{r1} and f_0.

Optimization of the combined regulator design was performed proceeding from unfavorable combination of other parameters from Table 1 that do not belong to the optimization parameters.

If the optimization criterion is provided under unfavorable combination of the parameters that characterize the control system operating conditions in different APP operation modes, the optimization criterion can be also considered to be ensured under the rest of the above-mentioned parameter combinations.

Table 1

The Influence of the Main CFR Parameters on Static and Dynamic Characteristics of the Variable APP Control System

Combined regulator parameters		Values (variation range)	The unit of measu-rement	Influence on static characteristics δ	Influence on dynamic characteristics			
					stability	t_r	k	σ
d_r		$(4{,}0...10{,}0)\cdot10^{-3}$	m	↓	↓	↑	↑	↑
d_{r1}		$(4{,}0...10{,}0)\cdot10^{-3}$	m	–	↓	↑	↑	↑
c_r		$(0{,}8...4{,}0)\cdot10^{4}$	N/m	↓	–	↓	↓	↓
c_{r1}		$(3{,}0...10{,}0)\cdot10^{4}$	N/m	–	–	↓	↓	↓
k_z		$(0{,}5...4{,}0)\cdot10^{-3}$	m	↓	↑	↓	↓	↓
k_{z1}		$(0{,}25...4{,}0)\cdot10^{-3}$	m	–	↓	↑	↑	↑
b_r		5...500	N·c/m	0	↓	↑	↑	↑
b_{r1}		5...500	N·c/m	0	↑	0	0	↑
f_0	in flow stabilization mode	$(0{,}5...1{,}5)\cdot10^{-6}$	m^2	0	↓	↑	↑	↑
	in constant-power mode			0	↑	↑	↑	↑

Note. *„0” – no influence;*
„–” – not investigated;
„↑” – improves;
„↓” – negative influence.

As variation ranges of the above parameters, that are given in Table 2, are rather narrow and their influence on static and dynamic characteristics has hyperbolic character (see Fig. 4), the number of probing tests in each of the parameter variation ranges could be small. Optimization was performed with the number of probing tests equal to three in each parameter range with uniform distribution of values in the range.

During the design optimization process of the APP combined flow regulator the sequence of 27 parameter combinations (d_r, c_r, f_0) was determined for APP flow stabilization mode and the sequence of 27 parameter combinations (d_{r1}, c_{r1}, f_{01}) for APP constant-power operation mode. For each combination of the above parameters the transient process of the state variables of the APP control system was calculated.

Table 2

The Range of Optimization Parameters Variations

Optimization parameter	Measurement unit	Variation range
d_r	m	$(6{,}0...10{,}0)\cdot 10^{-3}$
d_{r1}	m	$(6{,}0...10{,}0)\cdot 10^{-3}$
c_r	N/m	$(0{,}8...2{,}2)\cdot 10^{4}$
c_{r1}	N/m	$(3{,}4...10{,}0)\cdot 10^{4}$
f_0	m^2	$(0{,}5...1{,}5)\cdot 10^{-6}$

Indices that are included into optimization criterion were also determined for each combination of the combined regulator design parameters in APP flow stabilization mode and APP constant-power mode.

Search for the best parameters was confined to the following procedure: according to the first (in compliance with ranking) optimization criterion indicator combinations included into the criterial interval were found.

After choosing combinations in accordance with the first criterion the selection of combinations in accordance with the second criterion and then in accordance with the third and the forth criteria was conducted. As a result, one or several parameter combinations that could be considered optimal can be obtained.

Analysis of the results has shown that it is impossible to find the test which is characterized by the combination of d_r, c_r, f_0 for APP flow stabilization mode and provides the best values of all optimization criteria indicators because improvement of certain indicators causes worsening of other over. Taking into account the importance of optimization criterion indicators, the parameter combination $d_r = 8\cdot 10^{-3}$ m, $c_r = 1{,}5\cdot 10^{4}$ N/m, $f_0 = 1{,}0\cdot 10^{-6}$ m^2 in test №11 could be considered to be a compromise with the following indicators being provided: stable operation of APP control system in APP flow stabilization mode, flow stabilization error δ =3,2%, regulation time t_r =0,16 sec and pressure overshoot σ =9,4%.

Similarly, parameter combination d_{r1}, c_{r1}, f_{01} cannot provide the best values of all optimization criterion indicators during APP constant power operation mode because while some of them improve others become worse. Taking into account the importance of optimization criterion, the parameter

combination d_{r1} =8•10^{-3} m, c_{r1} =6,7•10^{4} N/m, f_{01} =1,0•10^{-6} m2 in test №24 could be considered to be a compromise with the following values of the optimization criterion being provided (Table 3): stable operation of APP control system in the control-power mode, regulation time t_r =0,21 sec and pressure overshoot σ =12,8%.

Table 3

Results of Calculation of the Best Optimization Parameter Set

Optimization parameters			Optimization criterion indices				Test number
1			2				3
Flow stabilization mode							
d_r, m	c_r, H/m	f_0, m^2	stability	δ, %	t_r, c	σ, %	11
8·10^{-3}	1,5·10^{4}	1,0·10^{-6}	+	3,2	0,16	9,4	
Constant-power mode							
d_{r1}, m	c_{r1}, N/m	f_{01}, m^2	stability	-	t_r, c	σ, %	24
8·10^{-3}	6,7·10^{4}	1,0·10^{-6}	+	-	0,21	12,8	

Note. "+" – system is stable, "-" – system unstable.

The combinations of parameters d_r, c_r, d_{r1}, c_{r1} and f_0, obtained as a result of optimization, can be used while designing a prototype of the combined flow regulator that is included into the variable APP control system.

3. Conclusion

On the basis of the improved optimization criterion that takes into account static and dynamic characteristics of the variable APP control system in flow-stabilization and constant-power modes the optimal design parameter set for the combined regulator was found by LP search method: d_r =8•10^{-3} m; c_r =8•10^{-3} m; d_{r1} =1,5•10^{4} N/m; c_{r1} =6,7•10^{4} N/m; f_0, =1,0•10^{-6} m^2 this combination ensures stable operation on the control system in flow stabilization error δ =3,2%, regulation time t_r =0,16 sec, pressure overshoot σ =9,4% as well as stable control system operation in the constant power mode with t_r =0,21 c, σ =12,8%.

REFERENCES

Burennikov Yu., *Dynamics of the Hydraulic Drive Control System With Variable-Displacement Pump.*Yu. Burennikov, L. Kozlov, S. Repinskiy, Bul. Inst. Polit. Iaşi, **LIII (LVII)**, *4*, 23–30 (2007).

Бурєнніков Ю.А., *Автоматична система керування регульованим насосом*. Ю. А. Бурєнніков, Л. Г. Козлов, С. В. Репінський, Вісник Тернопільського державного технічного університету, *3*, 134–141 (2009).

Бурєнніков Ю.А., Удосконалення схем регуляторів подачі насосів гідросистем, чутливих до навантаження, та їх статичні характеристики, Ю.А. Бурєнніков, Л.Г. Козлов, С.В. Репінський, Вісник Вінницького політехнічного інституту, *5*, 88–92 (2004).

Попов Д.Н., *Динамика и регулирование гидро- и пневмосистем*. Д. Н. Попов – М.: Машиностроение, 424 (1976).

Свешников В.К., *Аксиально-поршневые насосы в современных гидроприводах.* В. К. Свешников//Гидравлика и пневматика: Информационно-технический журнал. *18*, 8–12 (2005).

Соболь И.М., *Выбор оптимальных параметров в задачах со многими критеріями*. И.М. Соболь, Р. Б. Статников – М. : Наука, 110 (1981).

OPTIMIZAREA PARAMETRILOR DE PROIECTARE PENTRU UN REGULATOR DE DEBIT PENTRU O POMPĂ CU PISTON VARIABIL AXIAL

(Rezumat)

Această lucrare prezintă un sistem de control pentru o pompă cu piston variabil axial, cu regulator de debit cu intrare profil bobină. Acest regulator asigură funcţionarea pompei în modul debit constant şi putere constantă. A fost creat modelul matematic iar studiul sistemului în mod static şi dinamic a fost efectuat folosind programul Simulink din pachetul Mathlab. În cadrul studiului au fost descoperiţi cei mai influenţi parametri, iar caracterul acestei influenţe s-a dovedit a fi ambiguu. Modificarea unor parametri pentru a îmbunătăţi anumite caracteristici poate fi însoţită de modificarea în rău a altor caracteristici. Alegerea valorilor parametrilor care satisfac toate cerinţele pentru pompa cu piston variabil axial este o sarcină complicată. Problema alegerii parametrilor pentru regulatorul de debit se poate rezolva prin metoda optimizării. Sunt prezentaţi indicii criteriilor de optimizare, sunt alese limitele, parametrii de optimizare şi plaja de variaţie. S-au determinat parametrii de proiectare ai regulatorului de debit pe baza criteriilor de îmbunătăţire a optimizării care iau în calcul caracteristicile statice şi dinamice ale pompei cu piston variabil axial ce asigură funcţionarea pompei în modul debit constant şi putere constantă prin găsirea variantei optime LP: =8•10-3 m; =8•10-3 m; =1,5•104 N/m; =6,7•104 N/m; =1,0•10-6 m^2. Această combinaţie asigură stabilitatea operaţională în modul de debit constant cu o eroare de stabilizare a debitului = 3,2%, timp de reglaj = 0,16 sec, depăşirea presiunii = 9,4% şi de asemenea stabilitatea operaţională a sistemului în mod de putere constantă = 0,12 sec. şi 12,8%.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

METAL PLASTICITY UNDER NON-MONOTONIC LOADING

BY

YU. BURENNIKOV[1*], I. RUSU[2] and N. LOZAN[3]

[1] Vinnitsa National Technical University,
[2]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents further development of the tensor model of the failure accumulation process, which is used for evaluation of metal plasticity under non-monotonic loading. A notion of the second-rank failure is introduced. Its components depend on the invariants of the deformation rate guide tensor and physico-mechanical properties of the deformed metal. A hypothesis is adopted that metal failure occurs when function of the tensor main invariants has a corresponding value. Procedure for the failure function construction is elaborated and its approximation is proposed. On the basis of the tensor model of failure accumulation process deformability criterion is elaborated, which makes it possible to estimate the value of the utilized plasticity margin depending on the non-monotonic loading history and initial anisotropy of the ultimate strain. Besides, the paper presents a procedure for calculation of the stress deviator components, which takes into account deformational strengthening anisotropy. This has made it possible to achieve considerable increase of the accuracy in stress tensor components estimation.

The proposed method for evaluation of metal plasticity under non-Monotonic loading makes it possible to extend considerably the possibilities of the plastic metal forming processes by the development of new technologies that take advantage of non-monotonic loading distinguishing features.

Key words: plastic deformation, plasticity of metals, non-monotonous loading, damage accumulation, tensor models, stressed state, stress intensity, stress deviator, failure, destruction, boundary deformations, tensile impulse, hardening, load trajectories, strengthening.

[*] Corresponding author e-mail: vadikkov@ukr.net

1. Introduction

A lot of research works are dedicated to the problem of the plasticity of metals under non-monotonous loading, the main ones being (Огороднiков, *et al.*, 2005; Михалевич, 1998; Дель, 1983; Сивак & Сивак 2010). However, at present there is no common opinion concerning modeling of damage accumulation and evaluation, on this basis, the plasticity of metals under non-monotonous plastic forming. In research (Огороднiков, *et al.*, 2005; Михалевич, 1998; Дель, 1983) tensor models of damage accumulation process are considered, in which the non-monotony of deformation is described by an indirect deformation increment tensor

$$\beta_{ij} = \sqrt{\frac{2}{3}} \frac{d\varepsilon_{ij}}{de_u} \tag{1}$$

$$e_u = \int_0^t \dot{\varepsilon}_u d\tau \tag{2}$$

where $d\varepsilon_{ij}$ - is an increment of plastic deformation,

$\dot{\varepsilon}_u$ - the intensity of deformation rates,

e_u - the degree of deformation,

t - the time of deformation.

According to *g. a.* Smirnov-Aliyev (1968), deformation can be considered non-monotonic if Nadai-Lode parameter changes in the forming process, such approach to non-monotony evaluation was adopted in (Сивак & Сивак 2010), the damage accumulation model got its further development in this research.

To quantify the intensity of damage accumulation process we'll use the damage tensor (Дель, 1983), the components of which are determined by the formula:

$$\psi_{ij} = \int_0^{e_u} F(e_u^*, \eta, \mu_\sigma) \beta_{ij} de_u \tag{3}$$

$$\eta = \frac{3\sigma}{\sigma_u} \tag{4}$$

$$\mu_v = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} \tag{5}$$

where $F(e_u^*, \eta, \mu_\sigma)$ is a function that describes sensitivity of the material to the scheme of stressed state and the regularities of its change,

η - index of the stressed state stiffness,

μ_σ - Nadai-Lode parameter,

$\sigma = \frac{1}{3}\delta_{ij}\sigma_{ij}$ - average stress,

σ_u - stress intensity.

Let us use the proportion of the plastic flow theory:

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{3}{2}\frac{de_u}{\sigma_u}S_{ij} \tag{6}$$

where S_{ij} – components of the stress deviator.

From (1) and (5) it follows that:

$$\frac{d\varepsilon_{ij}}{de_u} = \sqrt{\frac{3}{2}}\beta_{ij} = \frac{3}{2}\frac{S_{ij}}{\sigma_u} \tag{7}$$

or

$$\beta_{ij} = \sqrt{\frac{3}{2}}\frac{S_{ij}}{\sigma_u} \tag{8}$$

where $S_{ij}^0 = \sqrt{\frac{3}{2}}\frac{S_{ij}}{\sigma_u}$ are the guide tensor components.

As:

$$S_{ij}^0 = 0\,, S_{ij}^0 S_{ij}^0 = 1 \tag{9}$$

after the solution of equations (9) taking into account (5), we find:

$$S_1^0 = \mp\frac{\mu_\sigma - 3}{v_b\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}}\,,\ S_2^0 = \pm\frac{2\mu_\sigma}{v_b\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}}\,,\ S_3^0 = \mp\frac{\mu_\sigma - 3}{v_b\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}} \tag{10}$$

where S_1^0, S_2^0, S_3^0 are main components of the guide tensor.

Taking into account (8), formula (3) for finding damage tensor components takes the form:

$$\psi_{ij} = \int_0^{e_u} F(e_u, \eta, \mu_\sigma) S_{ij}^0 de_u \tag{11}$$

From (11) it follows the tensor ψ_{ij} is the deviator. Let us assume that failure occurs under the condition that a certain function of tensor ψ_{ij} invariants reaches a definite value. First invariant of this tensor is zero. Disregarding the influence of the third invariant we write the failure condition in the form (Дель, 1983)

$$\psi_{ij}\psi_{ij} = const \tag{12}$$

Subintegral function in (11) can be chosen so that:

$$\psi_{ij}\psi_{ij} = 1 \tag{13}$$

To determine the form of the function $F(e_u, \eta, \mu_\sigma)$ let us consider simple loading under which S_{ij}^0, η, μ_σ remain constant. Then

$$\psi_{ij} = S_{ij}^0 \int_0^{e_u^*} F(e_u, \eta, \mu_\sigma) de_u = S_{ij}^0 \varphi(e_u, \eta, \mu_\sigma) \tag{14}$$

where $\varphi(e_u, \eta, \mu_\sigma) = \int_0^{e_u^*} F(e_u, \eta, \mu_\sigma) de_u$

As $S_{ij}^0 S_{ij}^0 = 1$, from (13) it follows that in the process of destruction, when $e_u = e_p$, $\varphi(e_u, \eta, \mu_\sigma) = 1$. Besides,

$$\varphi(0, \eta, \mu_\sigma) = 0 \tag{15}$$

Satisfying these conditions let us choose the dependence

$$\varphi = \sum_{k=1}^{m} b_k \left(\frac{e_u}{e_p(\eta, \mu_\sigma)} \right)^{n_k}, \quad \sum_{k=1}^{m} b_k = 1, \quad n_k > 0 \tag{16}$$

to determine function φ,
where $e_p(\eta, \mu_\sigma)$ is the surface of boundary deformations.

Further the dependence:

$$\varphi = (1-a)\frac{e_u}{e_p(\eta, \mu_\sigma)} + a\frac{e_u^2}{e_p^2(\eta, \mu_\sigma)} \tag{17}$$

is adopted for function φ,

where a is a constant which depends on the mechanical properties of materials.

To determine the magnitude of plasticity resource used under non-monotonous loading, the failure condition (13) we rewrite as

$$\psi = \psi_{ij}\psi_{ij}. \tag{18}$$

We use formula (18) to estimate the magnitude of the used resource of plasticity in the surface layer of wire under surface plastic deformation, which is caused by the blows of hardened steel balls. The blows are caused by joint of the vibrations imposed on the chamber and movements which are transferred to the working medium from the balls and wires that are processed.

In this process the non-monotony of plastic deformation is caused by intermediate unloading. In addition, the impulse of compression, which occurs when a ball hits, propagates in a continuous elastic medium and reaches the wire surface, free from tension stresses, and, while reflecting from it, creates a tensile impulse which has the same shape as the compression impulse but propagates in the opposite direction.

The resultant stress on the free surface is always zero, but in the layers, adjacent to the free surface, tensile stresses emerge that under non-favourable conditions can lead to destruction (Кольский & Рейдер, 1973). That is why for evaluation of the plasticity of the metal surface layer under impact surface plastic deformation tensile stresses should be also taken into account, i.e. the plastic deformation process must be considered as a non-monotonous one. Non-monotony of the load, in this case, is caused by the change in the direction of stresses.

The surface plastic deformation allows obtaining a surface layer of metal with the necessary physical and mechanical properties and optimal relief. However, the degree of deformation in the metal surface layer is limited.

This is caused by damage accumulation processes that take place under plastic deformation together with simultaneous hardening of the surface layer. With growing degree of plastic deformation the intensity of hardening decreases and the intensity of damage accumulation increases.

Then comes the moment when the intensity of damage accumulation considerably exceeds the intensity of hardening. The degree of deformation, under which intensive plastic loosening starts, depends on the mechanical properties of the material of the part to be processed and on the loading history determined by the parameters of the process.

In (Богатов, *et al.,* 1984) it is shown that the accumulated plastic strain should be such that the used plasticity resource of the deformed metal does not exceed values $\psi \leq 0{,}3...0{,}4$. For higher values of the used plasticity resource stable thermodynamic defects occur.

In this work the permissible values of the used plasticity resource were calculated by the formula (18). Besides the loading path was set by a curve in the three-dimensional space with the following coordinates: the degree of deformation e_u, stiffness index of stressed state η, Nadai-Lode parameter μ_σ.

We performed investigation of the plastic deformation in the surface layer of the wire made from steel 20.

Dependence of the plasticity of steel 20 on the diagram of stressed state is described by the surface of boundary deformations that was approximated by the dependence (19) obtained in (Сивак, *et* al., 2000).

$$e_p(\eta, \mu_\sigma) = 0{,}68\exp(0{,}43\mu_\sigma - 0{,}9\ln\eta). \tag{19}$$

To construct the load trajectories $\eta(e_p)$, $\mu_\sigma(e_p)$ it is necessary to have information about the state of strain and the regularities of its change throughout the process of plastic deformation.

To calculate these trajectories, the solution of the problem obtained in (Смирнов-Аляев, 1968) was used, where the solution of the boundary problem of the plasticity theory is given for the case of pressing the ball into the elastoplastic medium. It is assumed that the stress tensor components depend only on the coordinates ρ and φ (Fig. 1) and the equality $\sigma_u = \sigma_\theta$ is satisfied.

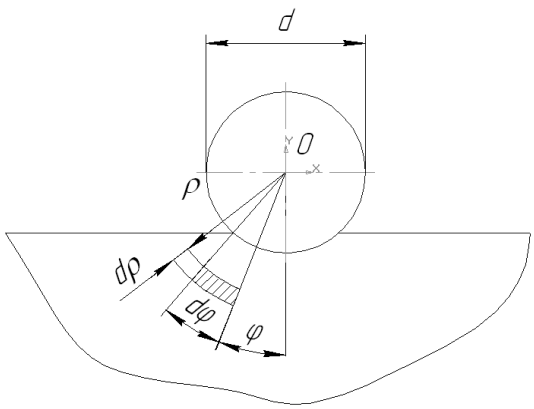


Fig. 1 – Calculation scheme.

Then the equilibrium equations in spherical coordinate system take the form (Смирнов-Аляев, 1968)

$$\frac{\partial\sigma_\rho}{\partial\rho} + \frac{1}{\rho}\frac{\partial\tau}{\partial\varphi} + \frac{2}{\rho}(\sigma_\rho - \sigma_\varphi) + \frac{1}{\rho}\tau \cdot ctg\varphi = 0, \tag{20}$$

$$\frac{\partial \tau}{\partial \rho} + \frac{1}{\rho}\frac{\partial \sigma_{\varphi}}{\partial \varphi} + \frac{3}{\rho}\tau = 0 . \tag{21}$$

The plasticity condition under the adopted assumptions has the form:

$$\sigma_{\rho} - \sigma_{\varphi} = \sigma_{u}\sqrt{1 - 3\left(\frac{\tau}{\sigma_{u}}\right)^{2}} \tag{22}$$

In the system of equations (20), (21), (22) the number of unknown quantities equals the number of equations. But it is impossible to solve these equations without additional conditions.

Therefore, in (Смирнов-Аляев, 1968) the intensity of stress σ_u and the degree of deformation e_u are assumed to depend only on the coordinate ρ .

Under the assumptions adopted in (Смирнов-Аляев, 1968) the solution of the system (20)-(22) was obtained, which was used in calculating the value of the used plasticity resource on criterion (18). To take into account strengthening of the metal surface layer, caused by multiple blows of the balls, the flow curve of steel 10 was used (Сивак, *et* al., 2000).

Analysis of the results of the used plasticity resource calculation has shown that the maximum permissible value of the deformation degree e_p and thus, the optimal value of hardening, is achieved on the condition that the residual depth of the wells after strikes is equal to $\delta = 0{,}004d$, the average number of strikes of the balls does not exceed 15-20. These results are obtained on the condition that the used resource of plasticity $\psi \le 0{,}4$.

The results of calculations satisfactorily agree with the experimental results obtained by measuring the hardness of the metal surface layer using graphic etalon $HV - \sigma_u - e_u$ for steel 10.

REFERENCES

Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В., *Ресурс пластичності металлов при обработке давлением.* М.: Металлургия, 144 (1984).

Дель Г.Д. Пластичность деформированного металла // Физика и техника высоких давлений, *11*, 28-32 (1983).

Кольский Г., Рейдер Д., *Волны напряжений и разрушение*. Разрушение, Т. 1. – М.: Мир, 570-608 (1973).

Михалевич В.М., Тензорні моделі накопичення пошкоджень. – Вінниця: Універсум – Вінниця, 195 (1998).

Огороднiков В.А., Киселёв В.Б., Сивак И.О. Энергия. Деформации. разрушение (Задачи автотехнической экспертизы). – Винница: Унiверсум – Вiнниця, 204 (2005).

Сивак И.О., Сивак Р.И., Алиев И.С., *Деформируемость заготовок при радиальном выдавливании с контурной осадкой.* Механика Твёрдого Деформируемого Тела и Обработка Металлов Давлением. – Тула: Тул Гу., 278-284 (2000).

Сивак Р.И., Сивак И.О., *Пластичность металлов при сложном нагружении.* Вiсник Нацiонального Технiчного Унiверситету України «Київський Полiтехнiчний Iнститут». Серiя Машинобудування, *60*, 129-132 (2010).

Смирнов-Аляев Г.А., *Механические основы пластической обработки металлов.* – Л.: Машиностроение, 272 (1968).

PLASTICITATEA METALELOR SUB ACŢIUNEA UNEI SOLICITĂRI NON-MONOTONE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă continuarea cercetării modelului tensorului procesului de rupere prin acumulare, care este folosit pentru evaluarea plasticităţii metalelor sub solicitare non-monotonă. S-a introdus noţiunea de ruptură de gradul doi. Componentele sale depind de invarianţii tensorului gradului de deformare a metalului. Este adoptată ipoteza că ruptura apare când funcţia invariantului tensorului principal are o valoare corespondentă. Este elaborată procedura de alcătuire a funcţiei de rupere şi sunt propuse aproximări. Pe baza modelului tensorului de rupere prin acumulare s-a elaborat un criteriu de deformabilitate, ceea ce face posibil să se estimeze valoarea utilizată pentru limita de plasticitate în funcţie de solicitarea non-monotonă anterioară şi de anizotropia iniţială a tensiunii de rupere. Totodată, lucrarea prezintă o procedură de calcul pentru componentele tensiunii deviatoare, cere iau în calcul anizotropia tensiunii de deformare. Aceasta a făcut posibil să se obţină o creştere considerabilă a acurateţei estimării componentelor tensiunii.

Metoda propusă pentru evaluarea plasticităţii metalului la solicitarea non-monotonă face posibilă extinderea considerabilă a posibilităţilor de prelucrare plastică a metalelor prin dezvoltarea unor noi tehnologii ce folosesc avantajul caracteristicilor distinctive de solicitare non-monotonă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

BUSINESS PROCESSES PERFECTION OF SMALL MOTOR TRANSPORT ENTERPRISES

BY

YU. BURENNIKOV*, YU. JR. BURENNIKOV, A. DOBROVOLSKY and S. KRIVA

Vinnytsia National Technical University

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper investigates basic factors of perfecting vehicles technical maintenance being the primary among the main business-processes at auto dealers service stations. Enhancing of logistic and innovative development of the business processes is provided.

Key words: business-processes, service stations, logistic, innovative development

1. Introduction

The aims of change management in auto business, based on permanent perfection and reengineering business processes, are substantial cut of spending (productive, financial, operation, temporal and others), upgrading due to passing to the new technological level of customers service, expansion of scales and increase of business competitiveness by means of providing business processes flexibility, realization of advantages set by the selected strategy.

Thus, such perfection is related to reorganization of the activity, so that considerable attention is paid to the increase of profits, cost cutting, improvement of quality and meeting clients demands.

* Corresponding author e-mail: vadikkov@ukr.net

Approach to the changes due to perfection (improvement) of the business process is based on the evolutional increase of activity effectiveness, which involves not cardinal change of technologies, but permanent optimization of logistic chain of operations done by subdivisions of an organization.

Planning measures concerning improvement and reengineering of business processes should be guided by the following principles:

• strive to promote efficiency of the process, results of the activity for strengthening and creation of competitive advantages;

• maximization of resources loading and increase of the productivity;

• multi-variant approach and alternativeness of implementation of tasks, flexibility of technology for better choice of the most effective way to the process realization;

• delegation of responsibilities, stimulation of decision making by performers at all levels of management of a transport company;

• priority implementation of works, at places where they can be executed with the least expenses or the best result;

• strengthening of control together with deburocratization;

• reduction of amount of actions after concordances, intermediate control, verification.

For realization of changes in the business processes the following data are necessary: results of actual implementation analysis of performance indicators, data about expenses, profits and quality of work; competition investigation the business process organization, the quality and satisfaction of clients in other companies; about the requirements of car manufacturer to organization implementing particular works (Ivanov & Bogachenko, 2007).

The comparative analysis of such information allows the enterprise to find ways to increase efficiency and make decision about perfecting the corresponding business process or separate operation by correcting regulations, and instructions of a company or about the cardinal change of activity up to the transmission of part of the works into outsourcing.

Change management on the basis of permanent improvement of business processes can be shown by the example of grating service in realization of an automobile routine maintenance (Evans, 2000).

As a research object a small transport enterprise of «Vinnytsia Vinmotors» LTD official auto dealer of Toyota in Vinnytsia, was taken. Logistic of the investigated business process in Fig 1.

Descriptions of process of «Vinnytsia Vinmotors » LTD :

– total time of the business process – 81 min.;

– the number of personnel involved – 12 workers.

Problems exposured during the research:

– long queue and time spent for waiting near the dispatcher's room while the order is prepared;

– impossibility to predict the loading volumes at the stations and, as a

result, their uneven loading;

– long processing of the documents on paper carriers.

On arrival in a service center a client applies with a request to get some service for his car. The manager meets a visitor, listens to him and examines the car, confirms the willingness of the service station to render the necessary service to him. Then in dispatchers service room a specialist on registration of work orders (a dispatcher shown in Fig. 1) enters data about the client and his car into registration base, prepares a corresponding order. After printing and configuration the work order in a paper-form is directed to the workshop to the manager for implementation. The manager, planning the loading of repair zone posts, manages implementation of works. On their completion the mechanic adds to the work order data about the actually executed services and materials spent.

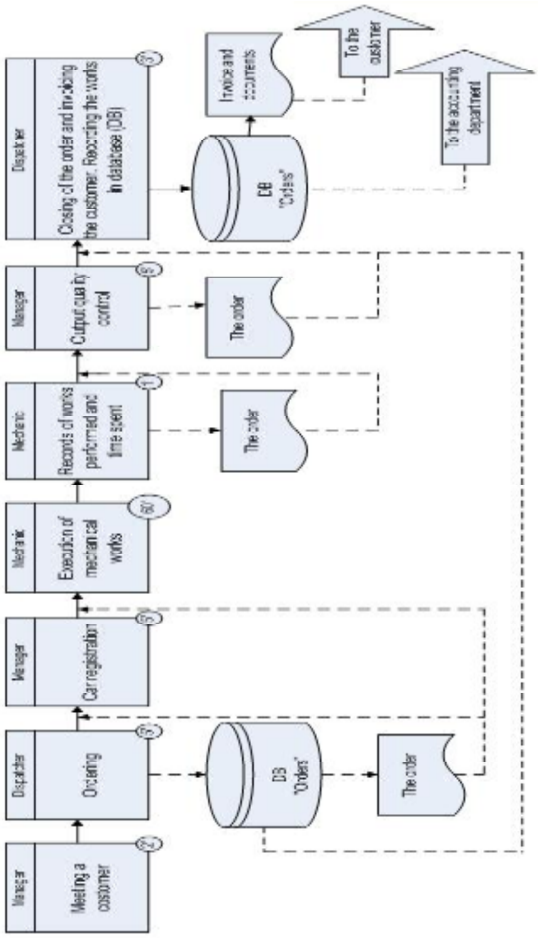


Fig. 1 – Diagram of the routine maintenance process by «Vinnytsia Vinmotors» (before improvement).

Descriptions of the process:

• Total time of the business process – 81 min.;

• The number of personnel involved – 12 workers.

Problems:

• Long queue and time spent for waiting near the dispatcher's room while the order is prepared;

• Impossibility to predict the loading volumes at the stations and, as a result, their uneven loading;

• Long processing of the documents on paper carriers.

A mark is there made about realization of output quality control. Whereupon the work order is directed to the dispatchers service for closing and invoicing the client. In dispatchers service they enter the information into database, print, sign and give invoice to the client. As the analysis of the given process duration has shown (see Fig. 1), a customer has to wait for 81 min. an average (without taking into account the queue and assuming that the order preparation and works started immediately).The same analysis shows that 12 employees are needs to implement the annual production program for this process.

Thus, the results of analysis showed the presence of the following problems:

• servicing time is 81 min, while for competitors the index equals 68 min;

• clients are not content with the service and complaint about the long expectation in a queue while the order is processed, as at this time the same specialists are busy with registration of other services.

At first glance, the terms can be reduced due to organization of planning time of works implementation and more professional management of orders. Let us conduct the revision of technology of measures implementation. The improved business process is presented in Fig. 2.

Descriptions of process at the «Vinnytsia Vinmotors» LTD after the improvement:

– total time sped of the business process – 71 min (12 % reduction);

– the number of personnel involved – 10 workers (2 dispatchers less, 17 % reduction);

Distinguishing features:

– ordering, queuing for servicing, order preparation, records of time spent, works performed and their quality is done electronically in the on-line mode;

– in parallel with registration, the order is prepared after receiving confirmation from the receptionist about readiness to service the customer car.

Changes concerned the following issues. A client, arriving at the service station, by means of touch panel of data input (touch screen) and noncontact card of client for a car with the corresponding ID code chooses the necessary service (in our case, the car maintenance). These data are transmitted to the

dispatcher and the workshop manager online. Touch screen automatically prints to the client a receipt with through index numeration of his turn, in which he, oriented by informative board, forecasts the time and invitation and waits to be invited for servicing.

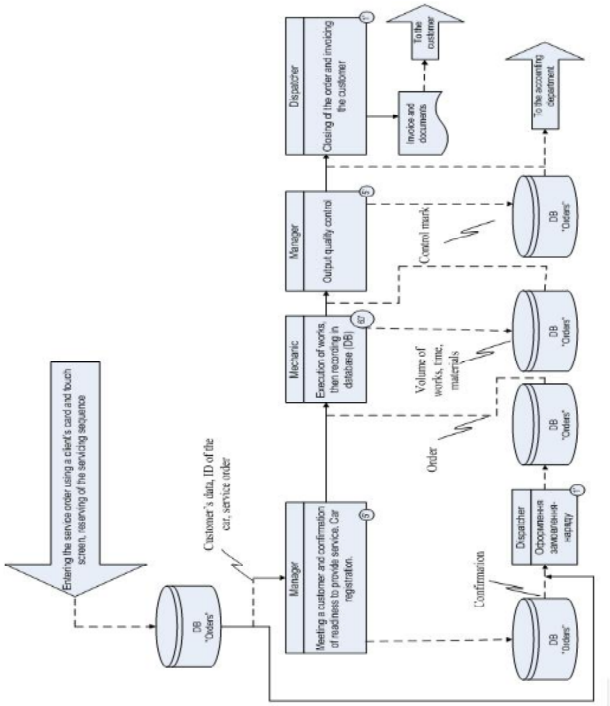


Fig. 2 – Diagram of the "Routine maintenance" process of its operations (after an improvement).

When his turn comes, the manager, before accepting the car (to sign the act of reception-handing transport vehicle), confirms in real-time the ID code of the car and data marked through by the client's touchscreen card. It allows the dispatcher in parallel with an acceptance to prepare for order the services chosen by a client. After receiving all the data required to prepare the order in electronic form, the dispatcher's service prepares it in the electronic system and directs to the workshop manager. The manager, using the automated time recoding system, estimates the priority of works in the workshop, manages the process. Thus, the mechanic confirms implementing the amount of work and time spent on them real-time, and, if necessary, brings in additional work to the electronic form of order. In the same way the account of quality of the produced work is built on the results of output control. The electronic form of order with the actually done work is directed real-time to the dispatcher's service for forming the invoice. With necessary additions the invoice is printed, signed by a headmaster and passed to the client to be paid.

Descriptions of the process:

• Total time of the business process – 71 min (12 % reduction);

• The number of personnel involved – 10 workers (2 dispatchers less, 17 % reduction);

Distinguishing features:

• Ordering, queuing for servicing, order preparation, records of time spent, works performed and their quality is done electronically in the on-line mode;

• In parallel with registration, the order is prepared after receiving confirmation from the receptionist about readiness to service the customer car.

3. Conclusion

An the whole, due to such optimization and transferring the part of planned procedures from «off-line» to «on-line» environment duration of implementing the business process has been decreased by 12% — from 81 to 71 min (Figs. 1-2), and amount of the involved personnel for providing the annual volume of work for cars maintenance services decreased by 17% — from 12 to 10 persons due to two regular staff units in dispatching office.

Such improvement of the business process of providing service on regular automobile maintenance makes it possible not only to save time and costs due to the structural changes of the personnel at the investigated enterprise, but, eventually, to increase the capacity of the corresponding working lines.

REFERENCES

Evans K., *The Remaining Need for Localization of Logistics Practices and Services in Europe*. Internat. J. of Physic. Distrib. T Logistics Management, **30**, *5*, 443-453 (2000).

Howard Smith, Peter Fingar *Business Process Management. The Third Wave*, MK Press, 2003.

Ivanov V.V., Bogachenko P.V., *Automobile management.* Infra-M, 2007.

PERFECŢIONAREA PROCESELOR DE AFACERI A REPREZENTANTELOR AUTO CU MOTOARE DE MICĂ CAPACITATE

(Rezumat)

Lucrarea investighează factorii de bază a perfecţionării întreţinerii tehnice a vehiculelor, fiind primul printre principalele procese de afaceri în staţiile de service a dealerilor auto. Este prevăzută consolidarea dezvoltării logistice şi inovatoare a proceselor de afaceri.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

POTENTIAL USE IN MEDICAL APPLICATIONS OF MAGNESIUM NANOCRISTALLINE ALLOY

BY

A. BUZAIANU[1*], S. RUSU[2], ROXANA TRUSCA[1], E. VASILE[1], I. RUSU[2] and P. MOTOIU[3]

[1]METAV-R&D S.A., Bucharest
[2]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[3]Romanian Ministry of Education, Research, Youth and Sports

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The nanocrystalline structures of metal materials offer radical improvements of properties or new functions. One the actual technology in the development of engineering materials is the production of the ultrarapid solidified Mg-base alloys. The aspects favorable results from these $Mg_{98,45}Nd_{0,64}Ag_{0,41}Zn_{0,5}$ alloy as regards the grain size modification and the homogeneity shown interesting phenomena: an improvement in room-temperature of ductility and strength, and an improvement in corrosion and degradation resistance compared to currently available Mg alloys. The micro structural, mechanical and electrochemical characteristics of the newly developed alloy should systematically be analyzed using scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM).The corrosion behavior was evaluated by immersion test and potentiodynamic polarization analysis in order to select these alloys to be suitable for alternative solution to vascular implant applications.

Key words: nanocrystalline structure, ultrarapid solidification Mg-base alloy, biomedical application.

* Corresponding author e-mail: aurelianbuzaianu@yahoo.fr

1. Introduction

The advantages of the ultrarapid solidification are reflected by the favorable modification of the properties of material. The characteristics of the magnesium alloys to serve as a structural metals and possible applications for biodegradable implants, for use in orthopedic and cardiovascular is already documented in the literature. According to (Verbrugge, 1933; Heublein, 2003; Staiger, 2006) the relase of specifically combination, can lead to premature loss of mechanical integrity of the implant and limit the formation of excessive hydrogen gas than can cause separation of tissues (Erbel *et al.*, 2007). There are several parameters to consider in the selection of a biomaterials and biodegradable for stents constructions. These include, but are not limited to: the strength of the material to avoid potential immediate recoil, the rate of degradation, electrochemical potential corrosion, biocompatibility with the vessel wall and lack of toxicity. Magnesium bioasorbable stents are attractive since they have the potential to perform similarly to stainless steel metal stents. Radiological advantages of magnesium include compatibility with magnetic resonance imaging, magnetic resonance angiography and computedtomograpy. Vascular stents comprising magnesium alloys are less thrombogenic then other metals uses for stents. Magnesium is abundant in tissues of animal and is the fourth most abundant metal ion in cells, the most abundant free divalent ion and the fore is deeply and intrinsically woven into cellular metabolism

The aim of the present study is to evaluate the effect of rapid solidification in vitro corrosion performance (Hänzi *et al.*, 2010) of biodegradable $Mg_{98,45}Nd_{0,64}Ag_{0,41}Zn_{0,5}$ alloy. The selected alloy was chosen due to the adequate biocompatibility of Ag and Nd and their beneficiary effect on the corrosion behavior, end good mechanical properties and potential capability to serve for a biodegradable implant having adequate degradation kinetics. Degradable implant materials are advantageous to the patient and the health system because a second surgery for removing of the implant is avoided.

2. Methods and Equipment to Evaluation of Materials

The range of the specific cooling rate in ultrarapid solidification - capable to produce really new constitutional and structural modifications (sometimes at the limit of amorphous structures) - is given by the ultrahigh rates, approaching 10^6 K/s.

The cooling range of 10^5 K/s can be considered as a limit, non-equilibrium being obtained beyond it. This makes the ultrarapid solidification a means to create absolutely new metallic materials. One of the simpler methods to obtain the ultrarapid layers is the “chill block melt spinning process”.

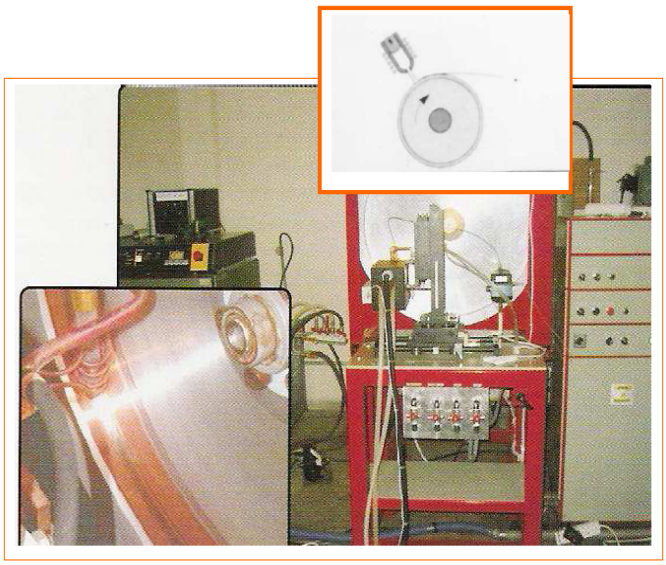


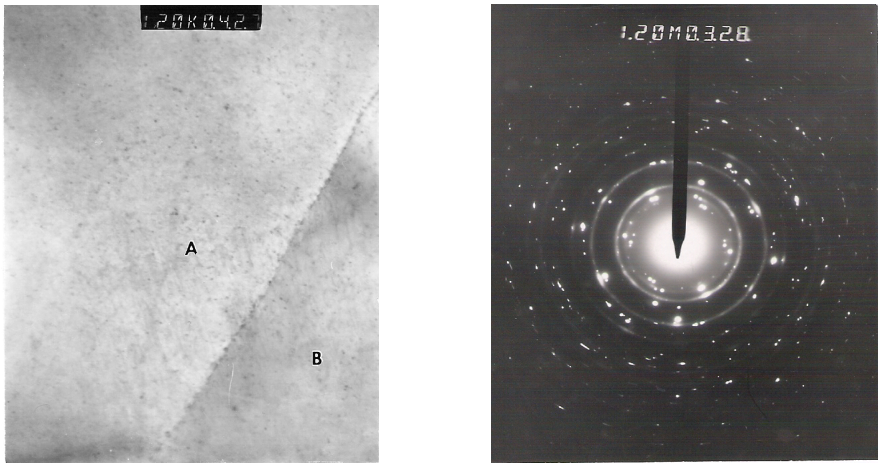
Fig. 1 – The presentation of the ultrarapid solidification process of magnesium ribbons.

The apparatus we have used in experiments required to design a system enabling reproducible properties of the melt to be obtained. The equipment assures the magnesium melt argon productive atmosphere control as well as the control of the alloy jet ejection through the bottom hole of the crucible. The main elements of the equipment are: a melt heating induction coil, a melting crucible having an ejection gauged hole and the argon pressure systems. The presentation of the ultrarapid solidification process used is illustrated in Fig.1.

Ribbon samples about 35-40 m thick were prepared by a single-roller melt spinning apparatus. As a main investigation device a Transmission Electron Microscope (TEM) type Philips CM-30, equipped with EDS system was used. TEM offers a wide field for research of the fine structures as well as of the nanostructures and nanoprecipitates formed in the ultrarapidly solidified magnesium ribbon.

3. Results and Discussion

The solidification of the ultrarapidly cooled complex magnesium alloys leads to the formation of the quasi-isotropic nanocrystalline structures. The low anisotropy is mainly due to the temperature gradients which are inducing homogeneous nucleation. The rapid solidification pattern we followed uses the interface temperature computation. According to the pattern the liquid is highly under cooled, the conditions to nucleate the heterogeneous structures being replaced.



a *b*

Fig. 2 – TEM analysis of nanocrystalline structure in the ribbon magnesium alloy:
a – Nano-precipitate formation into the matrix in first stage of solidification;
b – Electron diffraction pattern on the selected area (SAED image).

From the point of view of the possibilities to obtain metastable intermediate phases by ultrarapid solidification, these can result only when a large interval of the kinetically condition exist, between the inferior limit, when amorphous alloys result, and the superior limit, over which the equilibrium micro structural phases occur.

The ultrarapid solidification of $Mg_{98,45}Nd_{0,64}Ag_{0,41}Zn_{0,5}$ alloy ribbons is associated to a germination and a growth of nanocrystalline structure, on the direction of the temperature gradient (Fig. 2). The samples are constituted of a nanocrystalline structure primary phase showing a textured aspect, created by the directionalization of the solidification from the cooling surface toward the ribbon a free surface.

The first crystallization stage of the as obtained Mg-ribbons could not be analysed, as the particles are not enough for being identified and described morphologically (under 5nm). The structural identified on the area chosen by the electron diffraction (SAED) evidence phases which area similar to those of the matrix. It is significant to note that for these Mg-base alloys, with variable content of Ag and Nd, the ribbon can be bent 180°C, without appearance of cracks. This indicates a good ductility of the alloys obtained. The specific tensile σ_r and density ρ defined as being to ratio σ_r/ρ is of more then 26; which is more then the value of 20 obtained for the standard alloys.The general advantages of the ultrarapid solidification are reflected by favourable modification of the material properties. The degree of ductility was determined by measuring the radius of curvature at which the fracture occurred in a simple bending test.

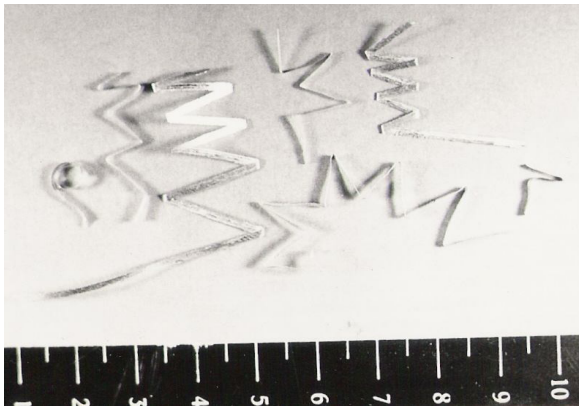


Fig. 3 – Ductility of the $Mg_{98,45}Nd_{0,64}Ag_{0,41}Zn_{0,5}$ ultrarapid solidification ribbons.

The use of Mg-alloy to produce biodegradable implants is known (Staiger, *et al.*, 2006; Hänzi *et al.*, 2009; Zberg *et al.*, 2009) due to the Mg electrode potential and to its specific degradable capabilities. The classical alloys have the disadvantage of non-homogeneity, unavoidable with materials produced by conventional metallurgical operations, which also exhibit incontrollable low corrosive resistance. The chemical composition of the magnesium alloys tested by the present investigation is shown in Table 1.

Table 1
The Chemical Composition of the Mg-alloy

Mg-System Alloys			Chemical composition [%]			
			Mg	Nd	Ag	Zn
$Mg_{98,45}Nd_{0,64}Ag_{0,41}Zn_{0,5}$	[%at]	(atomic %)	98.45	0.64	0.41	0.50
Mg 93Nd3,5Ag1,8Zn0,5	[%wt]	(mass %)	93.30	3.58	1.74	0.50

Table 2
The Mechanical Properties of Nanocristaline Alloy At Ambient Temperature

Mg- Alloys (% at)	Mechanical properties	
$Mg_{98,45}Nd_{0,64}Ag_{0,41}Zn_{0,5}$	Modulus of elasticity (E) 50,50 GPa	Medium tensile fracture strength (R_m) 350 MPa

For corrosion resistance, instead of attempts being made in Hank's Balanced Salt Solution / simulated body fluid (SBF) to the normal salinity of 0.9% Na Cl in his attempt to acceleration of corrosion of the alloy by testing the solutions aqueous much more corrosive than 3% NaCl (ASTM-B-117).

Unlike Mg alloys produced by conventional technologies, for which the corrosion can be done on the basis of micropila formation, if solidification of alloys is ultrarapid (Zberg *et al.*, 2009), this theory is no longer valid, because

the resulting materials have a high degree of homogeneity. The corosion of ultrarapid solidification alloys is primarily due to the thermodynamic phase instability, results in relation to its oxidized form.

And in case of solidified alloys, there may be a few local areas which may constitute areas of anode and cathode processes. These are the atomic distances apart, and the reaction takes place can be considered in its entirety to the same potential. It was found experimentally that an ultrarapid solidified magnesium alloy immersed in an electrolyte solution test, taken by itself quasiconstant electronic potential in and at the same time, the entire area. By measuring the takes potential value can be confirmed in fact, better corrosion and stability that this types of alloys have, compared to those established *by conventional technologies* (Gunde *et al*., 2010; Yuncag, 2010).

Measurements were made using a classic type microvoltmeter EO 30 and an electrochemical cell with calomel. The ion symbolized $Mg^{+}$is not observed experimentally because of its instability and rapid transition in Mg^{2+}. The existence of Mg^{+} was determined indirectly based on valence active research area, due to ionization of magnesium. In this case, the ionization process steps involve one electron to form the Mg ion. Its further oxidation occurs in solution after the ionization process.

Actual valence is determined by comparing the amount of dissolved metal and the current passing through the solution of NaCl. By calculation, based on power failure, you can set the speed of anodic dissolution of alloys (corrosion rate) for ultrarapid solidified magnesium; stationary potential moves to positive areas reaching a maximum of -1.64V. The ultrarapid solidified ribbons have thickness between 35-40 μm and mixed electrode potential between -1630 mV_{esc} and -1640 mV_{esc}, values determined in aqueous solutions of 3 wt % NaCl, at 30°C.

To study the corrosion mechanism we conducted a study of scanning electron microscopy (SEM). The ultrarapidly solidified magnesium samples found that corrosion initiation zones focus on included of argon bubbles on the solidification of bands. This was exemplified in the following micrographs Fig. 4 and Fig. 5.

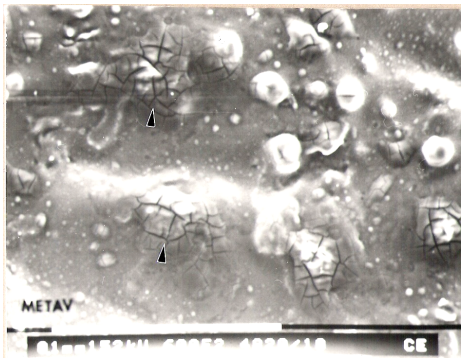


Fig. 4 – SEM microstructure. It highlighted the inclusions should initiate corrosion in the ultrarapidly solidified ribbons with a nanocrystalline structure.

We can say that there is a link between the dissolution kinetics of magnesium alloys, phase composition and texture of the surface ribbons resulting on ultrarapid solidified. The study on the influence of metallic impurities showed stable values over time of power failure (corrosion rate) if the alloys have values: 0.035% Fe, 0.005% Cu and 0.001% Ni, the value for which the corrosion rate remains acceptable for the classic produced alloys. For ultra rapid solidified alloys, over 300% increase in the levels of contaminants above have not led to lower corrosion resistance characteristics.

In case of corrosion tests performed in 3% NaCl aqueous solution, for classically obtained alloys tests, occurring of "pitting" phenomena. Solubility of magnesium anode to the destruction of oxide film content is determined by reaching the surface of a magnesium alloy a critical value of the concentration of chloride ions. Moving to the negative value indicates the potential destruction of protective oxide film continuity. After the destruction of the locally protective film, magnesium leaching is determined by the phenomenon of pitting corrosion. Once increasing concentration of chloride ions in the solution takes place a growth of the potential rate and magnesium solubilization.

Fig. 5 – SEM microstructure revealed that "centers of corrosion" bands formed on the surface of ultrarapidly solidified alloy of nanocrystalline structure.

To view the pitting areas, the conventional magnesium alloys Mg-3.5 Nd-1.5Ag-0.5Zn were placed in a solution feroxil K Fe (CN) 61% mixed with phenolphthalein in alcohol solution (1:1 solution). As a result, areas with "pitting" spots appeared which can be observed in Fig.6.

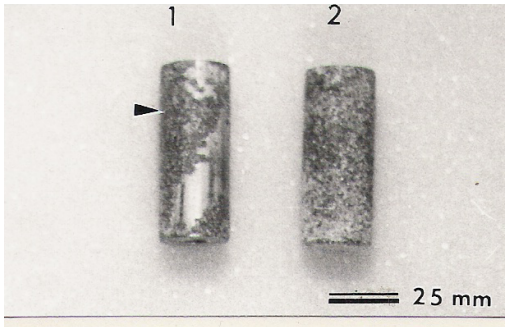


Fig. 6 – Pitting corrosion tests performed to the conventional magnesium alloy technology.

The morphology of ultrarapidly solidified magnesium ribbos strip of the corrosion test subject, is a typical and specific relief generally copies that cooling of cooper disk surface.

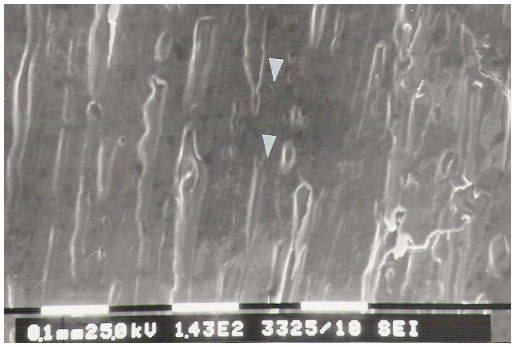


Fig. 7 – SEM microstructure. Micro relief of ribbons may constitute evidence of initiate area of corrosion.

For tests in saline solution, the absorption capacity of the Cl^- anion is greater and primarily affects the phenomenon activity. Film is formed as a reaction type:

$$Mg+2H_2O \rightarrow Mg(OH)_2+2H^++2e^- \quad (1)$$

The kinetics process of the alloy corrosion and passivation tendency was assessed by the volume of hydrogen removed that is inversely proportional to the thickness of the oxide film and can be explained by the following equation:

$$V= k\, t^{0,66} \quad (2)$$

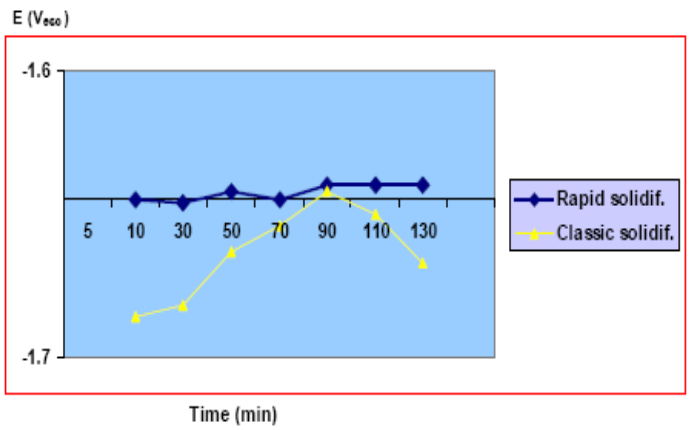


Fig. 8 – Variation of electrode potential test in 3% NaCl solution at 37°C for rapid and classic solidification Mg alloy.

The increasing of thickness (t) in time, determines the potential displacement of magnesium ribbons alloys for positive values (Fig.8).

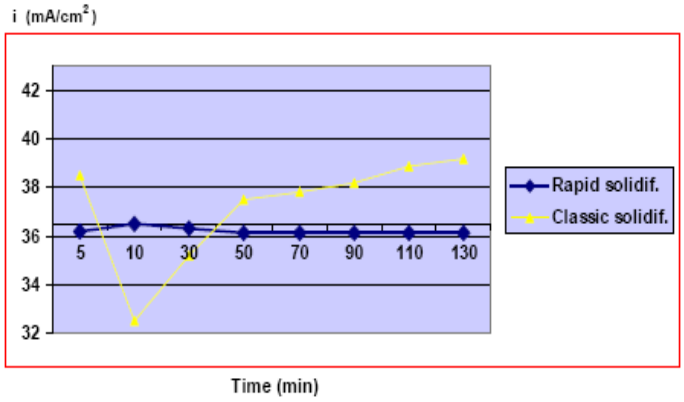


Fig. 9 – Variation of current density test in 3% NaCl solution at 37°C for rapid and classic solidification Mg alloy.

For ultrarapidly solidified alloys tested, a decrease of the pH solution is more pronounced. Papers more pronounced in comparison with the obtained classical solidification alloys. This may mean that the corrosion rate gradually decreases in NaCl solution.

EDAX and X-ray diffraction analysis revealed the presence of a majority of MgO and Mg(OH). The thickness of oxide and hydroxide surfaces lies around 100nm.

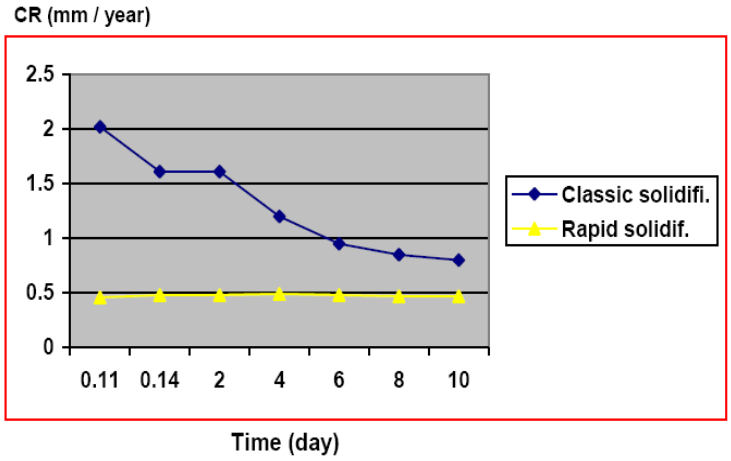


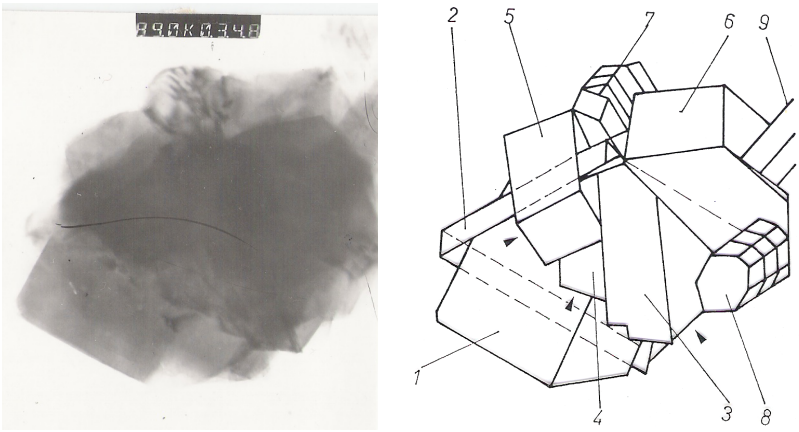
Fig. 10 – Corrosion rate (CR) calculated from hydrogen evolution obtained during immersion testes in 3% NaCl solution at 37°C for rapid and classic solidification Mg alloy.

Evolution of corrosion products, the purpose of increasing the amount of hydroxide, can be highlighted with the increasing volume of hydrogen released and its measurement (Fig. 10). The carbonate structures that are formed due to dissolution of CO_2 in the solution that's free Mg^{+2} ions (Salman *et al*., 2010).

MgOH bruscit appearance is not the result of contamination of the magnesium melt, before ultrarapid solidification, but is the result of hydrolysis oxide crystallizes in the monoclinic system. That opens the volume changes of parameters and some form of structure defects in bruscit sudden with microporosity created I bay argon, a mixture of the crystals and inclusion of H_2O, leading to migration to interfaces and epitaxial growth (metal-oxide-hydroxide) aspect was revealed by electronic microscopy images.

TEM images show that the bands formed on the surface of a crystalline structure consisting of a variety of polyhedral and triclinic and monoclinic type structures as shown in Fig.11.

By association, it appears are some complex macle, more evident as the intermingling macles on the position 7 and 8. Macles seem to be formed by parallel hemitropy (to which the rotation was performed around an axis contained in the plan of macle).



a *b*

Fig. 11 – *a*) TEM analysis of the corrosion products formed on the ultrapidly solidified alloy (moclinic and triclinic structures), 0,11 m; *b*) The model of TEM image of the crystalline edifice.

TEM image reveals a typical epitaxial growth, created by the combination of two different kinds of crystals. Development of epitaxial hydroxides and magnesium oxide (heading 1 or 2 and 3) are based on growth opportunity associated contact surfaces due to matching of two species of crystal symmetry (default interatomic distances based structures).

Contrary to the known products of corrosion of the ultrarapyd magnesiun solidification, together with two compounds with periclase (MgO) and bruscita (Mg (OH)) of dimmension about 20-50 nm in size, there are other compounds such as hydroxides and halides; this compounds that are stopped in growth by Mg_9Nd from to the strip surface.

The chloride ions are less electronegative than fluoride ions, but are similar to the hydroxyl ions. TEM analysis demonstrated that chloride ions are "placed" in fact the structural defects of the type of corrosion products types bruscit or periclase.

4. Conclusion

Ultrarapyd solidification of magnesium alloys with a variable content of 1.5-2% Ag and 3-3.5% Nd, leads to a significant increase of mechanical properties and increased the corrosion resistance. This reduces or even cancels the effect they may have higher levels of contamination and the method leads to a homogeneous distribution of impurities.

Lack of flux inclusions, the uniformity and smoothness of the structure in ultrarapyd solidified magnesium alloys, which are the main factors that give them a high and controllable resistance to corrosion with a convenient subdivision of the corrosion products.

It has been demonstrated that the use of elements such as Ag and Nd in a Mg-based nanostructured alloy, creates favorable conditions to request these alloys both in terms of electrochemical and mechanical properties of strength and ductility with good prospects for use in the stands manufacture.

REFERENCES

*** *Magnesium Tehnology*. EDT Nyberg Eric, Publication of TMS. The Minerals, Metals and Materials Society, 2009.

Aghion E., Levy G., *The effect of Ca on the in Vitro Corrosion Performance of Biodegradable Mg-Nd_Y-Zr Alloy*. Journal of Materials Science, DOI 10.1007/s10853-010-4317-7, 2010.

Erbel R. *et al.*, *Temporary Scaffolding of Coronary Arteries With Bioabsorbable Magnesium Stents: a Prospective, Non-Randomized Multicentre Trial*. The Lancet 369, 1869-1875 (2007).

Gunde P., Hänzi A., Furrer C., A., Schmutz P., Uggowitzer P. J., *The influence of heat treatment and plastic deformation on the biodegradation of a Mg-Y-RE alloy*, Journal Biomed Mater Res. *A* **92**, *2*, 409-418 (2010).

Hänzi A.C., Gerber I., Schinhammer M., Löffler J.F., Uggowitzer P. J., *On the* in Vitro *And* in Vivo *Degradation Performance and Biological Response of new Biodegradable Mg–Y–Zn Alloys*. Acta Biomater. **6**, 1824 – 1833 (2010).

Hänzi A.C., Gunde P., Schinhammer M., Uggowitzer P.J., *On the Bio-Degradation Performance of a Mg–Y–RE Alloy With Various Surface Conditions in Simulated Body Fluid*. Acta Biomater. **5**, 162 – 171 (2009).

Heublein B., *Biocorrosion of Magnesium Alloys: a new Principal in cardiovascular Implant Technology*. Heart **89**, 651-656 (2003).

Kainer K.U., *Wiley-VCH*, Editors of Magnesium**,** Weinheim, Germany, 2010.

Salman S.A., Ichino R., Okido M., *A Comparative Electrochemical Study of AZ31 and AZ91 Magnesium Alloy*. International Journal of Corrosion; DOI:10.1155/2010/412129, 2010.

Staiger M.P., Pietak A.M., Huadmai J., Dias G., *Biomaterials* 27:1728, 2006.

Staiger M.P., Pietak A.M., Huadmai J., Dias G., *Magnesium an Dits Alloys as Orthopedic Biomaterials*. Biomaterials, **27**, 1728-1734 (2006).

Verbrugge J., *La tolerance du tissue osseux vis-à-vis du magnesium métallique*, Presse Med., **55**,1112-1114, (1933).

Yuncag Li, *The Effects of Calcium and Yttrium Additions on the Microstructure, Mechanical Properties and Biocompatibility of Biodegradable Magnesium Alloys*. Journal of Materials Science*,* **45**, 20211, 3096-3110 (2010).

Zberg B., Arata E. R., Uggowitzer P. J., Löffler J. F., *Fabrication and Mechanical Properties of Glassy MgZnCa Wires and Reliability Analysis by Weibull Statistics*. Acta Mater. **57**, 3223 – 3231 (2009).

Zberg B., Uggowitzer P.J., Löffler J.F., *MgZnCa glasses Without Clinically Observable Hydrogen Evolution for Biodegradable Implants*. Nature. Mater. **8** (2009), 887 – 891. (Highlighted as "No gas from glass", *Nature* **461**, 701 (2009).

POTENŢIALUL DE UTILIZARE PENTRU APLICAŢII MEDICALE AL UNUI ALIAJ DE MAGNEZIU NANOCRISTALIN

(Rezumat)

Stucturile nanocristaline ale materialelor metalice oferă importante creşteri ale proprietăţilor acestora precum şi noi funcţionalităţi. Una din direcţiile importante de dezvoltare este aceea de realizare a unor aliaje pe bază de magneziu solidificate ultrarapid. Au fost înregistrate unele aspecte favorabile la un aliaj de tipul $Mg_{98,45}Nd_{0,64}Ag_{0,41}Zn_{0,5}$ în ceea ce priveşte: fineţea mărimii de grăunte, omogenitatea structurală a aliajului, creşterea ductilităţii, a limitei de rupere şi a coroziunii prin comparaţie cu aliajele cunoscute pe bază de Mg. Aceste modificări de proprietăţi face din noul aliaj prezentat un potenţial material de realizare a implanturilor metalice biodegradabile.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NONFERROUS METALS RECOVERY FROM OXIDIC SUBPRODUCTS OBTAINED FROM WASTE ELECTRICAL EQUIPMENT

BY

TRAIAN BUZATU* and IONELA POENIŢA BÎRLOAGĂ

University POLITEHNICA of Bucharest,
Department of Engineering and Management for Elaboration of Metallic Materials

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In this study, we proposed a new feasible hydrometallurgical process for recovering lead from lead-acid battery paste passing through the following steps: desulphurization, leaching Pb (OH) 2 solutions with acetate ions, iron cement to obtain lead cement that can be used to obtain new batteries, with an observed efficiency up to 99.5%. The best working conditions for leaching of lead-acid paste, using a solution of acetic acid and urea for obtain high concentrations of ion acetate and cement of metallic lead on iron span are present below.

Key words: lead-acid batteries, leaching, desulphurization

1. Introduction

Lead components have attracted scientific interest not only because of the coordination properties and stereochemistry, but also because of the toxic effect on the human body. In other news, a lead-acid battery is the largest consumer of lead, using more than 70% of Pb, (Dutrizac *et al*., 2000; Buzatu &

* Corresponding author; e-mail: traian1983@yahoo.com

Roman, 2008). Taking into account the most advertised toxic properties of Pb, efficient recycling or recovery of waste is an stringent need for environmental reasons and economic.

For treatment of waste battery paste were used as thermal methods, as well as hydrometallurgical (Habashi, 1997; Gong *et al.*, 1992b; Prengman, 2005). Although thermal methods still represent more than 90% of recovery technologies, they are under severe critical, mainly due SO_2 emissions resulting from $PbSO_4$ decomposition at high temperatures, higher 1000°C and evaporative emissions of lead from these high temperatures. Hydrometallurgical methods have been used to remove sulfur from the Na_2SO_4 soluble paste (aq) or (NH4) $_2SO_4$ (aq) using Na_2CO_3 (aq), NaOH (aq) or $(NH_4)_2CO_3$ (aq) (Prengaman *et al.*, 2001; Buzatu *et al.*, 2009). Na_2SO_4 is then crystallized from the remainder solution and can then be sold. Insoluble product of $PbCO_3$ or Pb $(OH)_2$ form a collected or filtered sludge will be recirculated to the smelter.

High content of PbO_2 in sludge is a major problem in the leaching process. While the majority of PbO is easily dissolved by most of leaching electrolytes, PbO_2 require before leaching Pb (IV) reducing to Pb (II). A number of researchers (Ferracin, *et al.*, 2002) have succeeded to completely solubilized sludge samples by using ascorbic acid solutions but undesirable were obtained solid residue after 24 h. The recovery of lead using lead-acid battery paste exhausted with high metallic contain of lead and antimony (about 13%) and has been reported the by other researchers (Maja, *et al.*, 1990).

Other versions of the hydrometallurgical / electro-deposition method, both of PbO_2 $PbCO_3$ are converted to PbO by calcinations / reduction. PbO is then soluble in H_2SiF_2 (aq) where Pb is electro deposited (Prengman, 1995).

In this study, we proposed a new hydrometallurgical process for recovering lead from feasible industrial lead-acid battery paste via the following steps: desulphurization, leaching $Pb(OH)_2$ solutions with acetate ions, making the cement with cement fier lead to can be used to obtain new batteries, with an observed efficiency up to 99.5%.

2. Experimental

Waste has been subjected to a desulphurization process and obtains a product consisting of lead hydroxide, Pb $(OH)_2$. This is a hydrometallurgical procedures (process Plinth), based on leaching of pasta in weak acid H_2SO_4 solutions in the presence of chloride (CaCl or NaCI). The general scheme for the recovery of lead from spent batteries include combined operations mechanical, pyro and hydrometallurgical.

The spent batteries after crushing in the mills and classification screens and dense medium are obtained these classes of materials: metal

fraction represented by grids, battery terminals and connectors, light fraction represented by the plastic housing and separators, the fine fraction represented by sulphated paste and the acid solution represented by the depleted electrolyte and by the washing water from the classifying operation. Metal fraction is subject to melting in short revolving furnaces at temperatures of 450...500°C in the presence of charcoal and soda as flux for the retention of residual sulfur for pasts involved in grids. Sulfated or dryed pastes without prior desulphurization, held together with dust by filters bags from dedusting gas and the resulted slag from melting operations, are subject to solubilization in dilute solutions of hydrochloric acid and sulfuric acid or sodium chloride and calcium chloride. In this case leaching of PbSO4, PbO. PbSO4, PbO and PbO2 lead compounds from the paste is made according to the reaction:

$PbSO_4 + 2CaC1_2 \rightarrow CaPbCl_4 + CaSO_4$

$PbOPbSO_4 + 4CaCl_2 + H_2SO_4 \rightarrow 2CaPbC1_4 + 2CaSO_4 + H_2O$

$PbO + 2CaC1_2 + H_2SO_4 \rightarrow CaPbCl_4 + CaSO_4 + H_2O$

$PbO_2 + Pb + 2H_2SO_4 + 4CaC1_2 \rightarrow 2CaPbC1_4 + 2CaSO_4 + 2H_2O$

Lead hydroxide, Pb $(OH)_2$, used in preliminary investigations to establish the best working conditions were obtained by preparing the paste. Samples of paste industrial lead-acid batteries were obtained by dismantling the batteries removed from service. Before any use, the paste was spread thin and dry (about 12% wt) in an oven at 105°C for at least 4 h.

The high content of CaSO4 in the acid battery paste was due to the addition of CaCO3 for neutralizing the excess sulfuric acid from the battery crushing unit. Table 1 show the phase composition of lead compounds, usually found in industrial sludge. The paste was processed for desulphurization and obtaining of lead hydroxide and lead hydroxide was subjected to acetic acid leaching process.

$Pb(OH)_2 + 2CH_3COOH \rightarrow Pb(CH_3COO)_2 + 2H_2O \quad \Delta Gr = -15{,}127$ kJ

Table 1

Chemical Composition of Industrial Pastes Lead Acid Battery Batteries Removed from Service, After Neutralization

Compound	Composition of paste (%wt)
$PbSO_4$	53,70
PbO	13,40
PbO_2	22,40
$CaSO_4$	8,50
Unidentified	2,00

After a series of preliminary tests, was set the working temperature at 60°C and were obtained a passing efficiency of lead in solution of 95% after a period of 20 hours. After the experimental data processing with Jandel Scientific program result the following equation that describes the leaching of lead oxide in acetic acid under mentioned conditions.

3. Result and Discussion

Experimental data are shown in Table 2 and Fig. 1.

Table 2
Experimental Data for Solubilization of Lead Hydroxide with Acetic Acid

No.	$t.10^{-3}$, [s]	Pb, [g/l]	Pb acetate, mol/l	Acetic acid, mol/l	Reacted acetic acid, mol/l	Efficiency, %
1	0	0	0	0.3333	0	
2	1.8	4.9473	0.01195	0.3094	0.0239	7.1696
3	3.6	9.522	0.023	0.2873	0.046	13.7993
4	7.2	17.7399	0.04285	0.2476	0.0857	25.7087
5	14.4	30.9258	0.0747	0.1839	0.1494	44.8178
6	21.6	40.7169	0.09835	0.1366	0.1967	59.0070
7	28.8	47.9826	0.1159	0.1015	0.2318	69.5365
8	43.2	57.4011	0.13865	0.056	0.2773	83.1858
9	57.6	62.5968	0.1512	0.0309	0.3024	90.7155
10	68.4	64.8945	0.15675	0.0198	0.3135	94.0453
11	72	65.5155	0.15825	0.0168	0.3165	94.9453

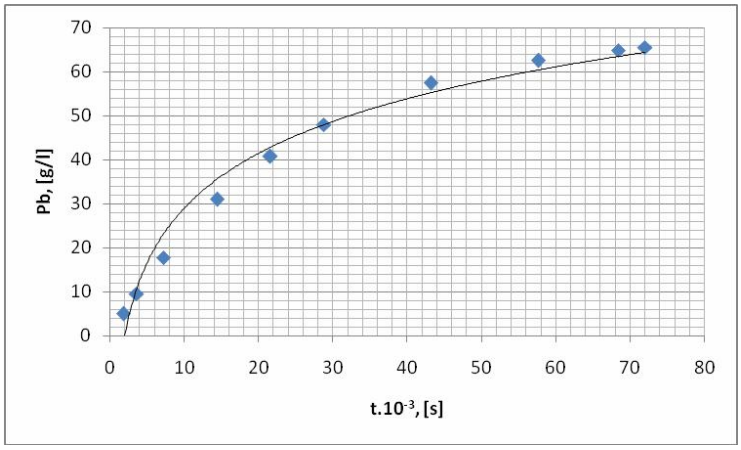


Fig. 1 – Variation of Pb concentration in solution.

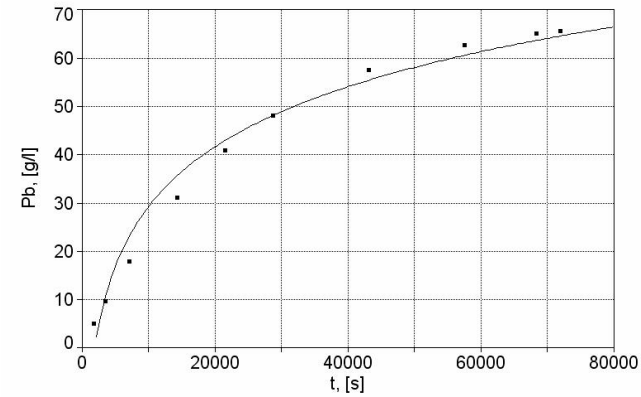


Fig. 2 – Experimental data for concentration variation of Pb in solution.

Rank 13 Eqn 13 y=a+blnx (1)

where: y is the concentration of lead in solution, [g/l]; x - reaction time, [s].

Parm	Value	Std Error	t-value	95% Confidence	Limits
a	-136.050497	9.683862615	-14.0491973	-158.459488	-113.641506
b	17.92465492	0.977240074	18.34212021	15.66326763	20.18604222

Rank 13 Eqn 13 y=a+blnx

Removing	Error @Xmin	Error @Xmean	Error @Xmax
a	-80.24238999	2.73127074905	2.1117197734
b	79.242389990	-3.731270749	-3.111719773

Fig. 3 shows concentration variations of acetic acid over time, these data were processed to determine the mathematical model which best describe the leaching and determination of reaction kinetics.

Rank 2 Eqn 22 lny=a+bx (2)

where: y is the concentration of lead in solution, [g/l]; x - reaction time, [s].

Parm	Value	Std Error	t-value	95% Confidence	Limits
a	-1.09863318	0.000212597	-5167.67103	-1.09912514	-1.09814121
b	-4.1301e-05	1.8369e-08	-2248.39941	-4.1343e-05	-4.1258e-05

Removing	Error @Xmin	Error @Xmean	Error @Xmax
a	2.0000626628	2.0000626628	2.0000626628
b	0.0771744324	2.7278879225	18.563270598

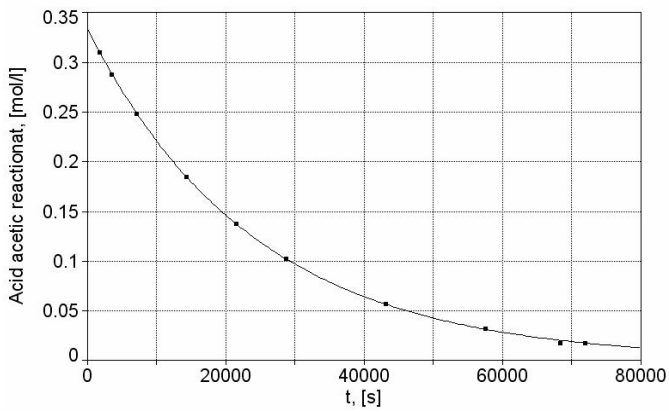


Fig. 3 – Concentration variation of acetic acid in time.

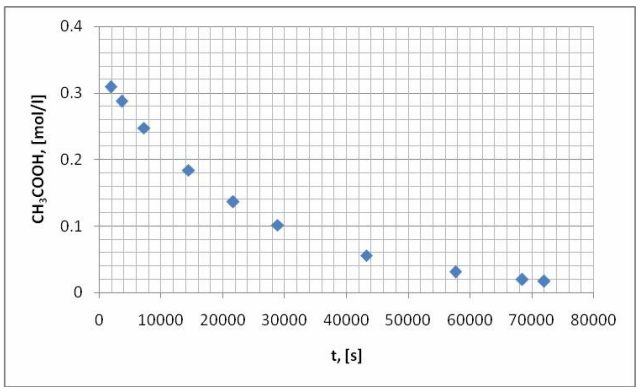


Fig. 4 – Experimental data for concentration variation of acetic acid.

The equation which describes the leaching of lead hydroxide, lny = a + bx, corresponds to a kinetic form:

$$\frac{dx}{dt} = k_n(\propto - x)^n \tag{3}$$

in integral form being:

$$k_n = \frac{1}{(n-1)t}\left[\frac{1}{(\propto - x)^{n-1}} - \frac{1}{\propto^{(n-1)}}\right] \tag{4}$$

or, for n = 1, we have:

$$k = \frac{1}{t} ln \frac{\propto}{\propto - x}, \text{ or:} \tag{5}$$

equation determined by comparison with experimental data:

$$\ln y = -1.0986 - 4.1301.10^{-5}\, x \qquad (7)$$

we have: $\alpha = 0.3358$[mol/l], and the reaction rate constant, $k = -4.1301.10^{-5}[s^{-1}]$.

Representing graphic equation (4) and introducing the experimental data from Table 2, from slope of the line (4), Fig. 5, can be determined the reaction rate constant and can be comparable with the value obtained from equation (5):

Table 3

Rate Constant Determinate From Experimental Data with the Theoretical Equation

Nr.crt	$t.10^{-3}$, [s]	$\ln[\alpha/(\alpha-x)]$	Δt	$\Delta[\ln\alpha/(\alpha-x)]$	$\Delta[\ln\alpha/(\alpha-x)/\Delta t]$
1	1.8	0.0744			
2	3.6	0.1485	1800	0.0741	4.11667E-05
3	7.2	0.2972	3600	0.1487	4.13056E-05
4	14.4	0.5946	7200	0.2974	4.13056E-05
5	21.6	0.8919	7200	0.2973	4.12917E-05
6	28.8	1.1889	7200	0.297	4.125E-05
7	43.2	1.7837	14400	0.5948	4.13056E-05
8	57.6	2.3783	14400	0.5946	4.12917E-05
9	68.4	2.8233	10800	0.445	4.12037E-05
10	72	2.9877	3600	0.1644	4.56667E-05
				Average	4.17541E-05

It notes that there is a very good agreement between theoretical equation (first order kinetics) and the equation determined from experimental data.

4. Conclusion

The process of leaching lead hydroxide, $Pb(OH)_2$, in acetic acid is a slow process, corresponding to a first-order kinetics, under the circumstances, due to the very low dissociation of acetic acid, about 4%.

Solubility study of $Pb(OH)_2$ paste obtained from acetic acid and urea solution was performed in order to determine the best working conditions for leaching and cementation of lead where the sludge was used as industrial raw material.

Preliminary studies have shown that the use of acetate solution of urea is the best compromise between leaching kinds of lead compounds (II) and pH of the reaction solution maintaining an appropriate ratio water / acetic acid. To increase the speed of solubilization, further attempts will be made to increase the concentration of ions in solution using ion acetate complex.

Acknowledgements. The work has been funded by the Sectoral Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/88/1.5/S/61178.

REFERENCES

Dutrizac D.M., Gonzales J.A., Henke D.M., James S.E., Siegmund J.A., (Eds.), Lead–Zinc,The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), Pennsylvania, 17–22 (2000).

Buzatu T., Roman R., *Reciclarea şi regenerarea deşeurilor neferoase*. Printech, Bucureşti, 2008.

Habashi F., *Part Three, Primary Metals: 9 Lead. Handbook of Extractive Metallurgy*. Volume II: Primary Metals, Secondary Metals, Light Metals. Wiley VCH, Weinhelm, 581–640 (1997).

Gong Y., Dutrizac J.E., Chen T.T., *The Reaction of Anglesite (PbSO4) with Sodium Carbonate Solutions*. Hydrometallurgy, **31**, 175–199 (1992b).

Prengman R.D., 2005, *Recovering Lead from Batteries*. JOM, **47**, *1*, 31–33.

Prengaman, R.D.,Morgan, C.,Hine, E.,Homer, P., Griffin,G.M., 2001, US Patent, No: 6177056.

Buzatu T., *et al*, *Tehnologii ecologice de reciclare a acumulatorilor uzaţi*. Bucureşti, Gepropol, 2009.

Ferracin L.C., Chàcon-Sanhueza A.E., Davoglio R.A., Rocha L.O.,Caffeu D.J., Fontanetti A.R., Rocha-Filho R.C., Biaggio S.R., *Lead Recovery from a Typical Brazilian Sludge of Exhausted Lead-Acid Batteries Using an Electrohydrometallurgical Process*. Hydrometallurgy, **65**, 137–144 (2002).

Maja M., Penazzi N., Baudino M., Ginatta M.V., *Recycling of the Lead-Acid Batteries: the Ginatta Process*. Journal of Power Sources, **31**, 287–294 (1990).

Prengman R.D., *Recovering Lead from Batteries*. JOM, **47**, *1*, 31–33 (1995).

RECUPERAREA METALELOR NEFEROASE DIN SUBPRODUSELE OXIDICE OBŢINUTE DIN DEŞEURILE ECHIPAMENTELOR ELECTRICE

(Rezumat)

În acest studiu, am propus un nou proces hidrometalurgic fezabil industrial pentru recuperarea plumbului din pasta bateriilor plumb-acid trecând prin următoarele etape: desulfurare, solubilizarea $Pb(OH)_2$ cu soluţii cu ioni acetat, cementare cu fier cu obţinerea unui cement de plumb ce poate fi folosit la obţinerea noilor acumulatori, cu o eficienţă observată de până la 99,5%. Cele mai bune condiţii de lucru pentru solubilizarea pastei plumb-acid, folosind o soluţie de acid acetic şi uree pentru obţinerea unei concentraţii mari de ioni acetat şi cementarea plumbului metalic pe şpan de fier, sunt prezentate în studiul ce urmează.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCHES CONCERNING THE PROCUREMENT AND CHARACTERIZATION OF SOME PERMEABLE POROUS SINTERED MATERIALS OF BRONZE POWDERS FOR FILTERING ELEMENTS BY 25% POROSITY

I. OBTAINING MATERIALS AND DETERMINATION OF SOME CHARACTERISTICS

BY

OVIDIU CALANCIA*, VASILE CAŢARSCHI and ŞTEFAN LUCIAN TOMA

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The present paper discusses the selection, preparation and properties of bronze powder CuSn10P1 used to obtain porous permeable materials designed to achieve of some filter elements by 25% porosity. Experiments were carried out shaping and sintering using different working arrangements and have determined some characteristics of these materials (density and hardness after sintering) looking at how they change.

Key words: permeable porous material, porosity, apparent density, grain size, sifting, plus mesh, shaping, sintering, sintering density, hardness.

1. Introduction

Permeable porous sintered materials is characterized by a greater than 25% porosity, pore structure containing open and communicated, which

* Correspondind author e-mail: calacea_ovidiu_is@yahoo.com

enable them to carry out different fluid filtration. These materials are used for making products such as: filter elements, heat exchangers, fluid dispensers, electrodes, fluid mixers, liquid or gas separators, etc., with applications in chemistry, aerospace, engineering, agriculture, medicine, etc. (Vida-Simiti & Magyarosy 1992).

This class of materials, porosity should be associated with good permeability, adequate mechanical strength at static and dynamic appear during their use and resistance to corrosion caused by the environments in / with which they work. The great variety of porous materials is determined by the broad spectrum of implementation of specific areas and the variety of raw materials and manufacturing technologies used.

These materials are complex functionality that, in addition to outstanding filter characteristics, they are taxed and others, such as resistance to corrosion resistant, high mechanical properties, good electrical and thermal conductivity, good absorbency, etc.

For combination of such properties, one of the important factors is the material consisting of powder particles used in the manufacture of sintered material. Currently, the diversity of materials for production of sintered porous permeable include: bronze, stainless steel, copper, iron, nickel and nickel-based alloys, silver, titanium, metal carbides, etc.

Following studies and data from literature was found for a filter element, optimum powdery material which is fuel filters meet the bronze powder spherical (Vida-Simiti, 1998), with an average grain dimension (calculated at 50% passing), d_g, 92 m. Optimum average pore dimension, $D_{pore} = 2Pd_g / 3 (1-P)$, is 20 m for a 25% porosity (P) of the material.

2. Experiments and Results

Preliminary researches on porous permeable sintered materials obtained consisted of carrying out tests, using as raw material spherical bronze powder CuSn10P1. Stages of experiments on porous sintered porous materials obtained were: - determination the characteristics of powder used; - shaping experiments; - sintering experiments.

2.1. Determination the Characteristics of the Powder Used

For spherical bronze powder to be used to achieve a porous permeable material to determine density (ρ_a) using a device consisting of a conical funnel mounted on a base and a cylindrical receptacle (Fig. 1) (Vida-Simiti, 1994).

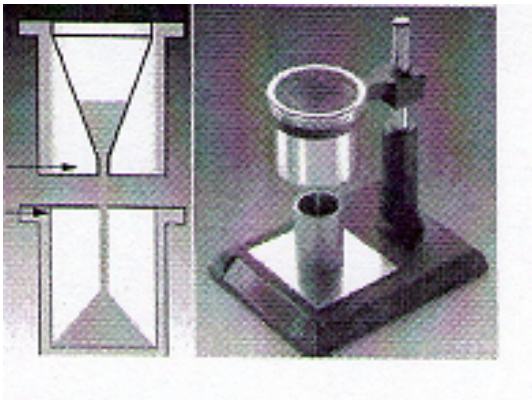


Fig. 1 – Device for determining the apparent density (ρ_a), (installation and working scheme of the device).

There have been three determinations, using the relationship:

$$\rho_a = (m_2 - m_1) / V_u$$

where:

m_1 - mass of the receptacle (m_1 = 129.2 g);
m_2 - mass of the powder receptacle;
V_u - volume of the receptacle (V_u = 25 cm^3).
The results are recorded in Table 1.

Table 1
Apparent Density Spherical Bronze Powder CuSn10P1

No.	Mass of the receptacle, m_1 [g]	Mass of the powder receptacle, m_2 [g]	Volume of the receptacle, V_u [cm^3]	Apparent density, ρ_a [g/cm^3]
1	129,2	251,2	25	4,88
2		249,7		4,82
3		250,5		4,85
Average values	129,2	250,26	25	4,85

By using a vibrating sieve analyzer to determine the composition of the powder size proposed for testing (Table 2).

Determination of average apparent density value resulting from measurements performed CuSn10P1 bronze spherical powder is ρ_a = 4.85 g/cm^3> 1.5 g/cm^3 for which to determine the composition grading will use a portion of 100 g powder.

Table 2
Analysis of the Granulometric Composition of Spherical Bronze Powder

No.	Grain size [m]	Mass of the grain-size fraction, m_{fi} [g]	Ratio of fraction, x_i [%]	Sifting, S_i [%]	Plus mesh, P_i [%]
1	> 200	2,2	2,2	97,8	2,2
2	200÷120	28,5	28,5	69,3	28,5
3	120÷90	27,0	27,0	42,3	27,0
4	90÷71	22,3	22,3	20,0	22,3
5	71÷63	2,8	2,8	17,2	2,8
6	63÷56	2,5	2,5	14,7	2,5
7	56÷45	5,2	5,2	9,5	5,2
8	< 45	7,7	7,7	0,0	7,7

Figs. 2 and 3 are the results of the powder particle size analysis a sifting based and as a histogram.

For each dust particle size fractions belonging presented in Table 2 and apparent densityes were determined using the same device as the determinations made in preparing Table 1.

The results are presented in Table 3.

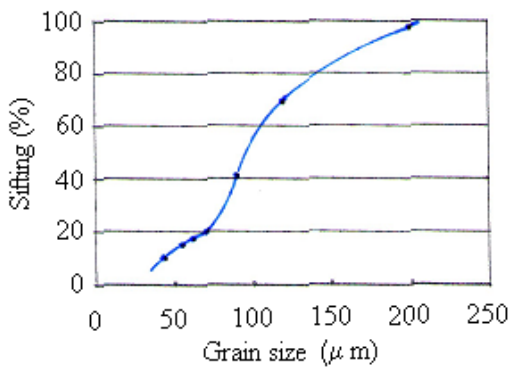


Fig. 2 – Variation of the sifting a the grain size powder CuSn10P1 based.

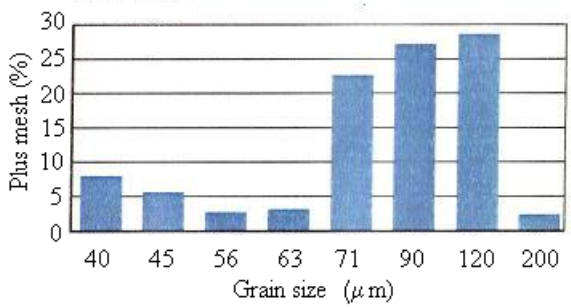


Fig. 3 – Resulting histogram analysis of the plus mesh a the grain size powder CuSn10P1 based

Table 3
Composition and Size Fractions of Apparent Densities of Spherical Bronze Powder CuSn10P1

No.	Grain size [m]	Ratio of fraction, x_i, [%]	Apparent density of grain size, ρ_{ai} [g/cm^3]
1	> 200	2,2	5,12
2	- 200 +120	28,5	4,99
3	- 120 +90	27,0	4,84
4	- 90 +71	22,3	4,83
5	- 71 +63	2,8	4,82
6	- 63 +56	2,5	4,80
7	- 56 +45	5,2	4,79
8	< 45	7,7	4,58

We can say that if fine particle size fractions, apparent density is lower, which is explained by the higher capacity due to gas adsorption surface area larger. Economic reasons proposes fractions using permeable porous sintering materials resources in the composition of the powder particle size, *i.e.* 200 ÷ 120, 120 ÷ 90 and 90 ÷ 71 m fractions.

The choice of these fractions is favored by higher apparent densities, involving an arrangement of particles in the powder mass, more compact, without cover large amounts of gas.

2.2. Shaping Experiments

Was chosen shaping technology by casting free of particulate forms. For the most compact arrangement of particles in the form of subsidence have been made by vibrating. The length of vibration was 30 minutes.

Categories bronze powder samples in the training were coded according to fraction size and duration of vibration used is presented in Table 4.

Table 4
Types of Powder Samples Made at Shaping

Cod sample powder	Grain size, [m]	Time shaking, [min]
FBz1	200÷120	0
FBz1.1		30
FBz2	120÷90	0
FBz2.1		30
FBz3	90÷71	0
FBz3.1		30

To prevent the powder to form the membership were made during the sintering, the forms have been coated with a protective layer consisting of a graphite-based solution, ammonia, carpenters glue and water (Dima *et. al.*, 2007).

Applying the coating was heated form as before.

Pour the powder forms are cylindrical with a diameter of 25.5 mm, height 5 mm, the material was made as a stainless steel. Application of vibration was made with equipment vibration.

2.3. Sintering Experiments

Sintering experiments were conducted in a furnace controlled atmosphere type tunnel oven using the following schemes ENDOGAZ sintering:

- R1 regime: temperature of sintering, T_{sint} = 830°C and speed of the conveyor belt, v_b = 2 m / h;
- R2 regime: temperature of sintering, T_{sint} = 860°C and speed of the conveyor belt, v_b = 3 m / h.

Sintering regimes were chosen in order to lower sintering temperature, sintering time is higher and higher sintering temperature during sintering is lower. Sintering temperature was chosen so as not to occur during liquid phase sintering.

Permeable porous materials obtained after sintering were coded according to the schemes of work used (sintering regime R1 and R2 sintering regime). Codification, density and hardness of materials obtained from different fractions of spherical particles freely cast bronze CuSn10P1 forms without vibrating and vibrated, sintered to those established (R1 and R2) are presented in Table 5.

As shown in Table 5 both sintered density and hardness of materials increases with decreasing grain produced and used with increasing sintering temperature.

Table 5

Results of Experiments on the Sintering

Cod of material	Time shaking $t_{shaking}$ [min]	Temperature of sintering T_{sint} [°C]	Speed belt v_b [m/h]	Density of sintering ρ_{sint} [g/cm^3]	Hardness of sintering HB_{sint}
R1FBz1	0	830	2	5,68	11,2
R1FBz2	0	830	2	5,71	11,7
R1FBz3	0	830	2	5,92	11,9
R1FBz1.1	30	830	2	5,73	15,0
R1FBz2.1	30	830	2	5,95	15,1
R1FBz3.1	30	830	2	6,16	17,5
R2FBz1	0	860	3	6,19	14,0
R2FBz2	0	860	3	6,19	17,6
R2FBz3	0	860	3	6,48	18,7
R2FBz1.1	30	860	3	6,33	17,4
R2FBz2.1	30	860	3	6,36	19,6
R2FBz3.1	30	860	3	6,53	20,6

Also, if the material has been used by vibration compaction, density and hardness of both materials increased.

Fig. 4 is shown the density variation of materials obtained by particle size fraction used for both shaping and sintering regimes.

Fig. 5 is depicted by changes in grain hardness powder materials used for both forming and sintering regimes.

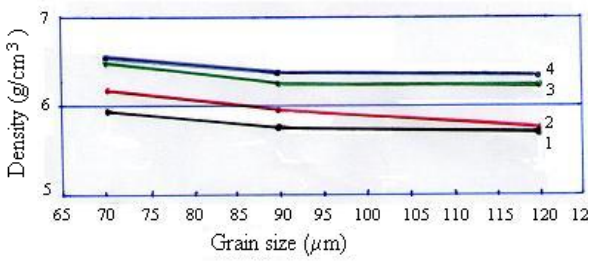


Fig. 4 – Changes in density of materials sintered at 830°C (R1) and 860°C (R2) of the spherical bronze powders CuSn10P1by granulation: 1 - loosely, R1; 2 - with compaction, R1; 3 – loosely, R2; 4 - with compaction, R2.

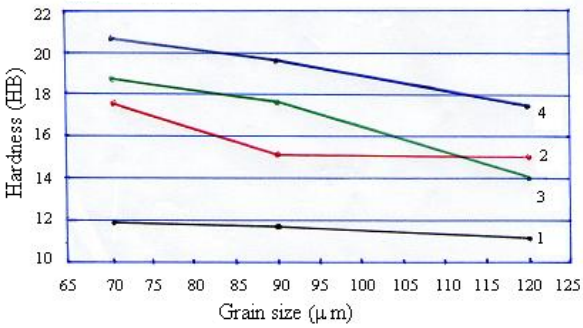


Fig. 5 – Changes in material hardness sintered at 830°C (R1) and 86°C (R2) of the spherical bronze powders by granulation CuSn10P1: 1 - loosely, R1; 2 - with compaction, R1; 3 - loosely, R2; 4 - with compaction, R2.

3. Conclusion

Following research for obtaining a sintered filter material that meets the requirements initially, as raw material should be made of spherical particles with smooth surfaces, with a grain size fraction in a range of values restricted and in which the ratio of large particle size and the smallest should be in the range 0.5 ÷ 0.1.

Shaping method chosen should be such as to ensure a degree of arrangement of particles as evenly as to be able to control the porosity of the material. In this regard shaping by the free shedding of powder in the form, followed by its vibration, is most effective and economic method.

Sintering material is done in conjunction with the shaping mold, the atmosphere and temperature to ensure that only the achievement gaps between particles without spheroidization and closing pore.

Increasing sintering temperature to 830°C to 860°C of condos in obtaining material density and hardness greater. For the same degree of sintering, the density and hardness increases with decreasing particle size fraction. In this case the particle size fraction is that which dictates the degree of sintering of the material. If fractions are finer particle size, density and hardness values are higher. For sintered materials the shaping is conducted without vibration, density and hardness are lower than its use with vibration shaping.

REFERENCES

Dima A., *et. al*., *Experimental Researches Concerning the Procurement and Characterization of Some Sintered Metallic Materials Based On Copper*. Tehnologii şi Materiale Avansate, **2**, Galaţi, 2007.

Vida-Simiti I., Magyarosy I., *Materiale poroase permeabile sinterizate.* Editura "OID – ICM", Bucureşti, 1992.

Vida-Simiti I., *Materiale permeabile sinterizate.* Editura Casa Cărţii de Ştiinţă, Cluj-Napoca, 1998.

Vida-Simiti I., *Proprietăţi tehnologice în metalurgia pulberilor.* Editura Enciclopedică, Bucureşti, 1994.

CERCETĂRI PRIVIND OBŢINEREA ŞI CARACTERIZAREA UNOR MATERIALE POROASE PERMEABILE SINTERIZATE DIN PULBERI DE BRONZ PENTRU ELEMENTE FILTRANTE CU POROZITATE DE 25%

I. OBŢINEREA MATERIALELOR ŞI DETERMINAREA UNOR CARACTERISTICI

(Rezumat)

Articolul abordează aspecte privind alegerea, pregătirea şi proprietăţile pulberilor de bronz CuSn10P1 utilizate la obţinerea de materiale poroase permeabile destinate realizării unor elemente filtrante cu porozitate de 25%. Au fost efectuate experimentări de formare şi sinterizare utilizând regimuri de lucru diferite şi s-au determinat unele caracteristici ale acestor materiale (densitatea şi duritatea după sinterizare) analizându-se modul lor de variaţie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCHES CONCERNING THE PROCUREMENT AND CHARACTERIZATION OF SOME PERMEABLE POROUS SINTERED MATERIALS OF BRONZE POWDERS FOR FILTERING ELEMENTS BY 25% POROSITY

II: DETERMINATION POROSITY AND CHARACTERIZATION MICROSTRUCTURES MATERIALS

BY

OVIDIU CALANCIA* **and VASILE CAŢARSCHI**

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 21, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This article continues research on permeable porous materials sintered bronze spherical powder CuSn10P1 obtained in Part I of the paper. Was used to determine the values of average pore size and porosity, and microscopic examination of these materials.

Key words: filtering material, porosity, average pore dimension, microstructure.

1. Introduction

In paper (Calancia *et al*., 2011) were made permeable porous sintered material samples which were used three types of spherical bronze powder fractions (CuSn10P1): 200 ÷ 120 m fraction FBz1 codified, 120 ÷ 90 m

* Correspondind author e-mail: calacea_ovidiu_is@yahoo.com

fraction codified FBz2 and fraction 90 ÷ 71 m FBz3 codified. Operation of powders formation in these fractions was performed by free pouring in forms without vibrating (coding samples made in this case was: FBz1, FBz2 and FBz3) and vibrating for 30 minutes (the encoding used was: FBz1.1, FBz2.1 and FBz3.1). Powders these granulometric fractions formed with and without vibration were the raw material for sintered porous permeable materials that were used two variants of these working conditions.

So were a number of materials obtained by sintering at a temperature of 830°C with a tape speed of 2 m/h (encoding material was: 1FBz1, 1FBz2, 1FBz3, 1FBz1.1, 1FBz2.1 and 1FBz3.1) and a second series of the sintering temperature of 860°C with a tape speed of 3 m/h (encoding material was: 2FBz1, 2FBz2, 2FBz3, 2FBz1.1, 2FBz2.1 and 2FBz3.1). For all these types of densities and hardness were determined after sintering (Calancia *et al.*, 2011).

2. Determinations, Analysis and Results

Samples of porous materials obtained by sintering porous bronze spherical powder (CuSn10P1) were used for determination of values of characteristics and microscopic analysis necessary porosity characterization and structure. To this end were made:

- determinations of average pore dimension and porosity;
- microscopic examinations for structural analysis.

2.1. Determinations of Porosity and Average Pore Dimension

Porosity determination by calculation was made, but also visually by micrographic examination. To determine the porosity relationship was used:

$$P = (l-\rho_{sint} / \rho_m) \ (\%)$$

that:

ρ_{sint} - density porous material;
ρ_m - density compact material (ρ_m = 8.79 g/cm^3) (Vida-Simiti, 1997).

For each type of material were measured by a micrographic field 100 pores. Average pore dimension of the arithmetic mean of 100 measurements.

The values of these features are presented in Table 1.

Table 1
Physico-Mechanical Properties of Sintered Materials

Cod of material	Density sintered material, ρ_{sint} [g/cm^3]	Hardness sintered material, HB_{sint}	Porosity sintered material, P [%]	Average pore dimension, D_{pore} [m]	Remarks
R1FBz1 R1FBz2 R1FBz3	5,68 5,71 5,92	11,2 11,7 11,9	35,41 35,07 32,68	50,3 39,3 17,0	Without vibration shaping and sintering at 830°C
R1FBz1.1 R1FBz2.1 R1FBz31	5,73 5,95 6,16	15,0 15,1 17,5	34,84 32,50 29,95	45,0 29,0 16,5	With vibration shaping and sintering at 830°C
R2FBz1 R2FBz2 R2FBz3	6,19 6,19 6,48	14,0 17,6 18,7	29,61 29,61 26,31	50,0 32,0 15,0	Without vibration shaping and sintering at 860°C
R2FBz1.1 R2FBz2.1 R2FBz3.1	6,33 6,36 6,53	17,4 19,6 20,6	28,02 27,68 25,75	42,0 27,0 13,5	With vibration shaping and sintering at 860°C

2.2. Microscopic Examinations for Characterization Microstructure

Microstructural characterization of materials was done by examining scanning electron microscope (Dima *et. al*., 2007.

Fig. 1 presents R1FBz1 picture (free shed in shape and sintered at temperature of 830°C), which highlights the arrangement of granule powder. There is a random arrangement of grains, which led to obtain, after sintering of large pores (D_{pore} = 50 m), intercommunicate and unevenly distributed. This is because the arrangement of particles in the direction of more stable employment places the powder mass, is made as a result of the free flow of powder in the form under the influence of weight and the fact that powders particles do not have 100% of spherical particles.

Fig. 2 represents R1FBz2 picture material, obtained in the shaping and sintering (open shed in the form and sintered at temperature of 830°C).

There is a more uniform distribution of particles due to particle size fraction is used in a range closer to the first case and the same arrangement of randomly shaped grains. Lower porosity of this material is also due to better sintering.

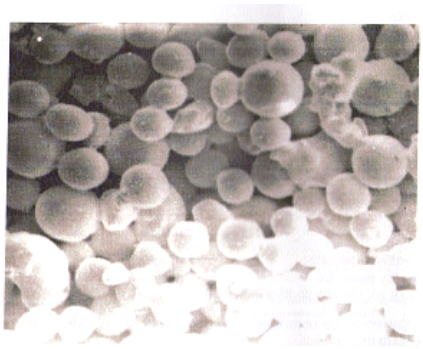


Fig. 1 – R1FBz1 picture material, x100.

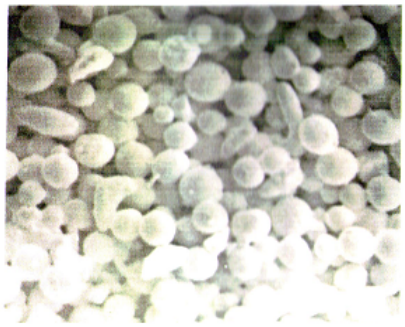


Fig. 2 – R1FBz2 picture material, x100.

R1FBz3 material obtained from the formation and sintering of the finer fraction, present in the structure (Fig. 3) a higher degree of ordering of the granules from other materials. In terms of porosity, there is a decrease of total porosity, which is due to the intense sintering.

Figs. 4, 5 and 6 are presented pictures of the materials obtained from the three types of particle size fractions under conditions of free pouring in forms and vibrating tamped 30 minutes.

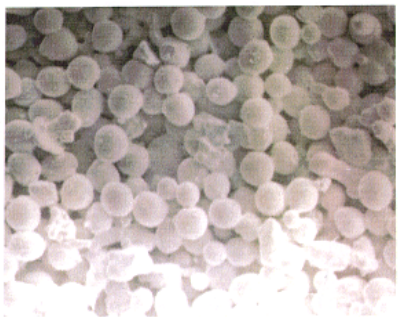


Fig. 3 – R1FBz3 picture material, x100.

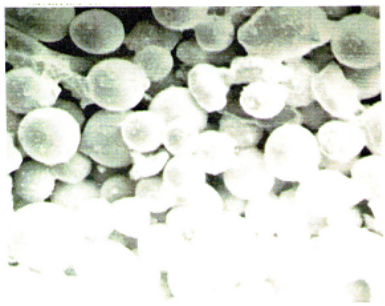


Fig. 4 – R1FBz1.1 picture material, x100.

Fig. 5 – R1FBz2.1 picture material, x100.

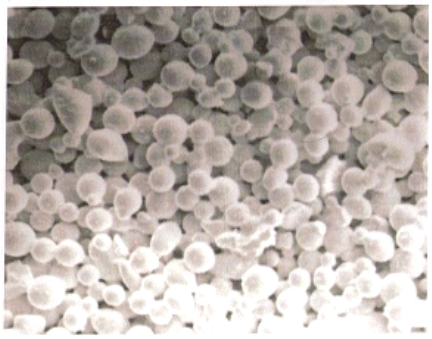


Fig. 6 – R1FBz3.1 picture material, x100.

Analysis of these images reveals that stratification on dimensions is obtained by vibrating, which depends on the size fraction range of particle size and particle size distribution during this range.

There is not much difference between the porosity of the material in a state that paid tamped free vibration, because there was an actual movement of particles due to wave vibrator, it will only contribute to the emergence of a vibration around the equilibrium, which favored only the finest grain segregation. To enable the movement of particles so that they ultimately provide a potential energy minimum, with their orderly arrangement requires that the vibratory wave energy is high enough.

Increasing the sintering temperature of 830°C to 860°C led, as shown in Figs. 7,...,9 at a higher sintering material to obtain higher densities and smaller porositys. Also observed the appearance of pores is closed and isolated, in fact undesirable for obtaining porous filters.

Fig. 7 – R2FBz1 picture material, x100.

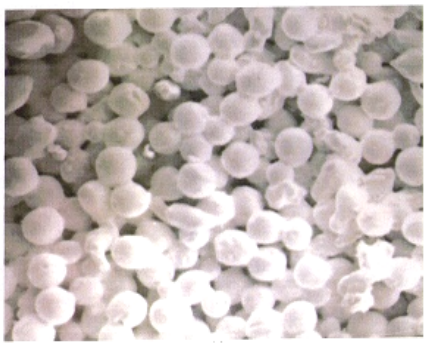


Fig. 8 – R2FBz2 picture material, x100.

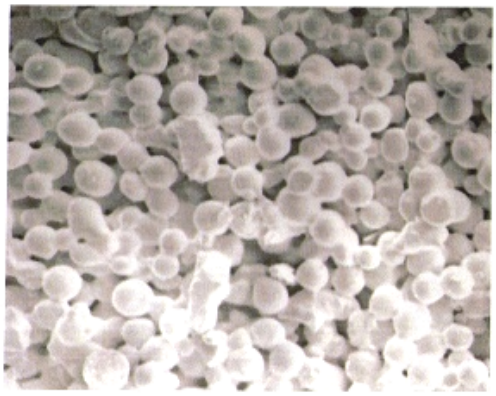


Fig. 9 – R2FBz3 picture material, x100.

Figs. 10,…,12 are presented pictures of the three types of shaping materials under vibration and sintering temperatures of 860°C.

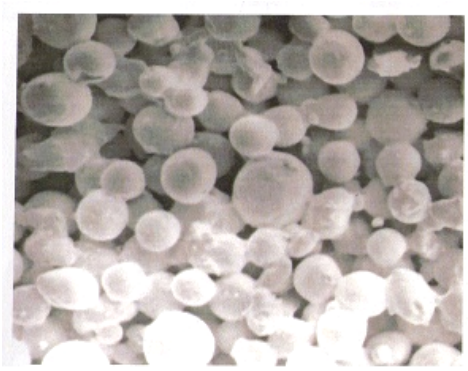


Fig. 10 – R2FBz1.1 picture material, x100.

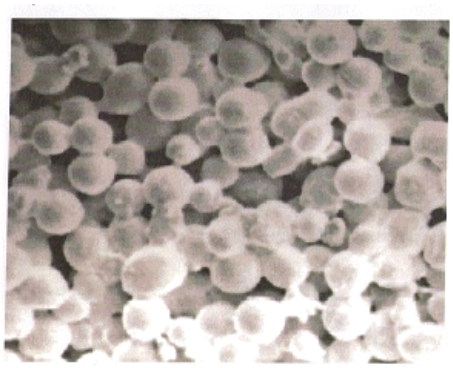


Fig. 11 – R2FBz2.1 picture material, x100.

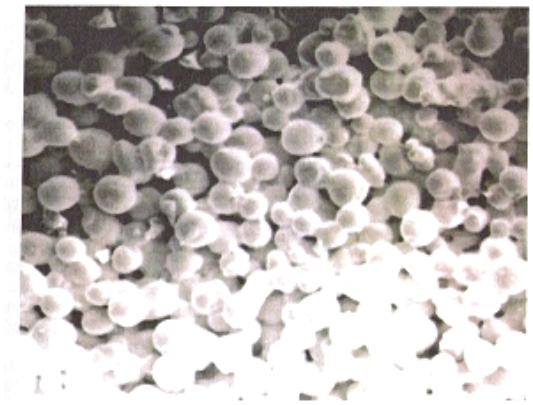


Fig. 12 – R2FBz3.1 picture material, x100.

He found a greater degree of sintering average pore dimension decreases with development in the more confined and isolated pores and total porosity of the material decreases.

3. Conclusion

To adjust the porosity of permeable porous sintered materials is necessary choosing the right shaping method to achieve an overall arrangement as uniform. In this shaping through free shedding of powder in the form, followed by its vibration is most effective method.

The materials obtained by sintering at a temperature of 830°C powders formed without vibrating structure presents a random arrangement of granules (where the largest fraction) whose degree of ordering improves the increasing fineness fractions. The pores are unevenly distributed and intercommunicate. Lower average pore dimensions from 50 m to 17 m, and porosity ranges from 35.4 m to 32.7 m with increasing fineness fractions.

For the same sintering temperature of 830°C formed with vibrating particulate materials are produced and stacked on particle size is found not much difference between them and the porosity of the materials formed without vibration.

Increasing sintering temperature to 830°C to 860°C led to a higher sintering materials to obtain higher densities and smaller pores (with the same differences of values depending on how the shaping formation).

Using permeable porous sintered metal filter is recommended for fine filter (filter fineness should be less than 25 m) and filters that use thin filter elements.

REFERENCES

Calancia Ov., Caţarschi V., Toma Şt. L.: *Researches Concerning the Procurement and Characterization of Some Permeable Porous Sintered Materials of Bronze Powders for Filtering Elements by 25% Porosity. Part I: Obtaining Materials and Determination of Some Characteristics.* Bul. Inst. Politehnic Iaşi, s. Secţia Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, **LVII (LXI)**, 2011.

Dima A., *et. al*., *Experimental Researches Concerning the Procurement and Characterization of Some Sintered Metallic Materials Based on Copper*. Tehnologii şi Materiale Avansate, **2**, Galaţi, 2007.

Vida-Simiti I., *Cercetări asupra unor caracteristici ale structurilor permeabile poroase din pulberi sinterizate.* Construcţia de Maşini, Bucureşti, 1997.

CERCETĂRI PRIVIND OBŢINEREA UNOR MATERIALE POROASE PERMEABILE PRIN SINTERIZAREA PULBERILOR DE BRONZ PENTRU ELEMENTE FILTRANTE CU POROZITATE DE 25%

II: DETERMINAREA POROZITĂŢII ŞI CARACTERIZAREA MICROSTRUCTURALĂ A MATERIALELOR

(Rezumat)

Prezentul articol continuă cercetările asupra materialelor permeabile poroase sinterizate din pulberi sferice de bronz CuSn10P1 obţinute în partea I a lucrării. Au fost

efectuate determinări ale valorilor porozităților și dimensiunilor medii ale porilor, precum și examinări microscopice ale acestor materiale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INFLUENCE OF NONFERROUS ALLOY THERMAL RECYCLING ON WORK ENVIRONMENT

BY

GABRIELA CĂLDĂRESCU[*] and GEORGE TANASIEVICI

Territorial Labour Inspectorate of Iaşi,

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Within the current context, when the decreased raw material consumption represents a global issue, the recycling concept has registered an emphasized development, and nonferrous alloys, especially the copper and aluminium ones, occupy an important part. This paper includes several positive aspects, characteristic to this concept, as well as the negative influence of their thermal recycling on work environment.

Key words: thermal recycling, nonferrous alloys, work environment quality.

1. Introduction

Current studies worldwide show that the progress achieved in science and technique, from all economic branches, has generated the use of important quantities of raw material and energy, resources that are limited. Nonferrous metal materials, especially copper, aluminium and their alloys, are raw materials which are the most frequently used, and researches are developed worldwide, based on economic efficiency criteria, in order to increase these quantities of raw materials, which are necessary for technological development.

[*] Corresponding author e-mail: gabriela.caldarescu@expertssm.ro

Researches accomplished all around the world show that this raw material increase is achievable by means of a modern concept named RECYCLING.

Recycling is a waste management concept and it generally prevents the loss of some potentially useful materials, reduces the raw material consumption, and reduces the energy consumption.

The causes that have generated the practice of material recycling have been mainly of economic nature, including the following recyclable materials worldwide: glass, paper, ferrous metal materials, nonferrous metal materials (copper and aluminium alloys, etc.), textiles, plastics, etc., and they may come from a wide range of industrial or domestic sources.

There is an irregular and constantly decreasing distribution of global reserves of copper and bauxite ores, which makes the recycling of copper and aluminium alloys, in view of their valorisation, even more important.

Copper is the most recyclable metal used in engineering applications, copper and copper-based alloys being reused for hundreds of years. Due to its aspect, copper is known as the "red metal", but it may equally be defined as a "green metal", being a lasting, easily remeltable or refinable metal, economically recyclable by means of non-polluting technologies (Applying and Valorizing Technologies of Metal Wastes, 2008).

Beside copper, the extended use, for the last 25 years, of aluminium and its alloy in the fields of machine manufacturing, civil and industrial engineering, packing, electricity, low-voltage technical equipment, has generated an increased quantity of aluminium and aluminium-based wastes.

A special branch of metallurgy and industry has thus been developed, named the secondary aluminium industry or the aluminium waste recycling industry.

2. Observations on Thermal Recycling of Copper and Copper-Based Alloys

Copper may be considered a 100% recyclable element and, theoretically, all products made of copper and copper-based alloys maybe recycled an operation that implies no loss or transformation of chemical and physical properties.

Approximately 40% of the global production of copper and copper-based products is obtained of wastes, and, for some products, the percentage exceeds 90%.

Wastes of copper and copper alloys (brass, bronze, etc.) are collected in various forms, from various sources and they may be classified as follows:

a. by their copper content (copper, brass, bronze wastes);

b. by their aspect (bars, threads, mixtures of massive and light wastes);

c. by their creation process (casting, lamination, forging, metal cutting etc.);

d. by their sources (electronic and electric wastes, car industry wastes, building wastes etc.);

e. by their destination (refining, melting);

f. by the service time of the material or of the product that generates or turns into wastes (old wastes, new wastes).

An important part in wastes classification is played by the chemical structure too, as copper wastes are divided in two main categories:

I. highly pure, unalloyed, uncovered copper wastes;

II. oxidized or covered wastes.

According to the criteria established at Davenport in 1986, according to their processing method and their quality, copper wastes may be classified in four groups:

1. *wastes of inferior category, with a variable chemical structure (between 10 - 95% Cu).*

These wastes are melted in furnaces with shafts or floors and then thermally or electrolytically refined. They may also be introduced in Peirce Smith converters after primary elaboration;

2. *wastes of alloys consisting mainly of brasses, bronzes, Cu-Ni alloys, deriving from new or old wastes.*

They may not be processed by refining in order to obtain pure copper, being directly melted in furnaces with reverberation or induction and then cast as half-finished or unfinished parts. Sometimes, they are subject to oxidizing refining operations, for the removal of aluminium, silicon and iron from the scale. In this case, the oxidizing process must be controlled very well since there is the tendency of oxidizing the copper and other useful elements at the same time (Zn from brasses and Sn from bronzes);

3. *most wastes, new or old, are mainly made of copper, but which is unpurified by other elements (such as some metals used for plating, welding, bonding).*

These wastes are melted in Pierce-Smith converters since primary elaboration or in furnaces for anodes, specific to primary or secondary refinery, when significant quantities of impurities (Al, Fe, Zn, Si, Sn) are eliminated by oxidizing. The obtained metal is afterwards cast as anodes for electrolytic refinery. It may be delivered as thermally refined copper, used to obtain alloys;

4. *wastes having the quality of cathode copper, which is merely melted and cast.* These wastes are mainly generated from processing operations (scraps of bars, wires, cast parts). They are melted and cast as blocks of copper or alloys and cast and brasses or bronzes.

In Romania, copper wastes are characterized according to standard SR EN 12861 from September 2001, which is identical to the European standard EN 12861:1999 adopted by ECS (European Committee for Standardization).

According to this standard, secondary materials and nonferrous wastes are classified by categories, groups and sorts:

Categories (established based on the chemical structure):

- secondary materials and wastes of copper, briefly Cu;

- secondary materials and wastes of copper-zinc, CuZn;
- secondary materials and wastes of copper alloys with tin, CuSn;
- secondary materials and wastes of copper alloys with aluminium, CuAl;
- secondary materials and wastes of copper alloys with lead, CuPb;
- secondary materials and wastes of copper-nickel-zinc alloys, CuNiZn;

Groups (established by forms and sizes):

- group B, secondary materials and wastes in pieces;
- group S, facings;
- group Ox, oxides, ashes, breezes, grounds and slams;
- group C, cables leads with insulation;
- group D, other old nonferrous wastes and metals.

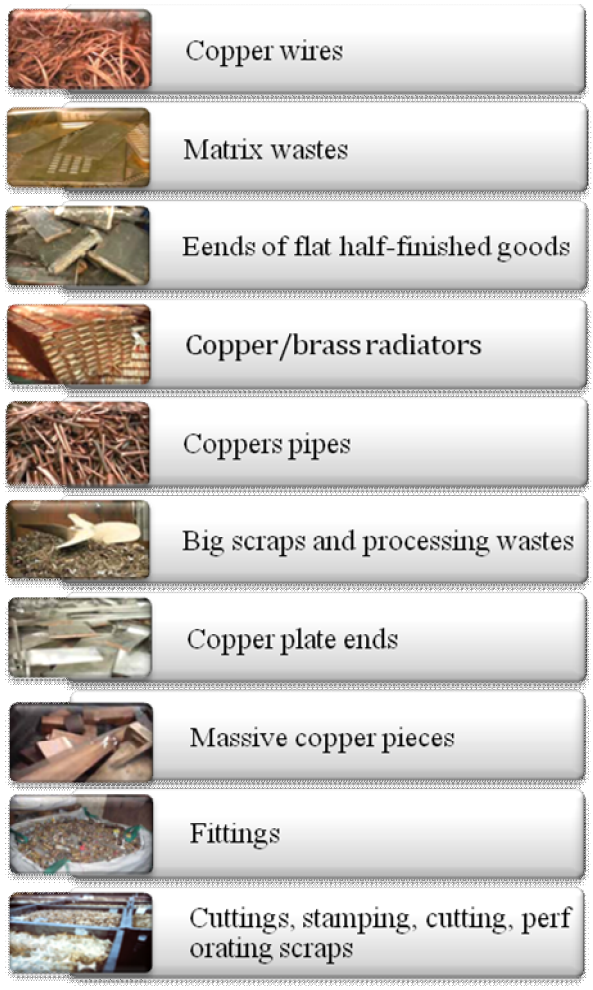


Fig. 1 – Examples of copper and copper alloys wastes.

Copper wastes (secondary copper) valorisation is achieved based on the contamination degree, included in various quality groups, and it requires specific processing operations. The secondary copper obtaining flows consists in the succession of the following stages:

- preparation of wastes;
- actual elaboration (melting, converting, refining, alloying);
- processing by casting, deformation etc.

The smelting and refining techniques of copper wastes differ according to their content or the lack of accompanying elements. Recycling is achieved in various flows that may include only one processing operation (for example: simple melting) or they may include a series of complex metallurgic operations.

Technologies consisting of several operations are based on physical and chemical processes which are developed successively or simultaneously. The latter, as well as the aggregates specific to copper waste processing must be correlated to the type of materials used as bulk, especially to the chemical structure of wastes (copper content, impurity degree or alloying degree) and the destination of the elaborated metal or alloy.

The elaboration stages for secondary copper and copper-based alloys, as well as the specific thermal aggregates which form a waste recycling flow are dictated by the quality and the quantity of wastes.

The melting operation and the thermal refinery require specific melting equipment's of great capacity or furnaces with shafts (the cupola furnace type). They are completely different from the ones used for the direct melting of wastes.

Stationary furnaces are the most frequently used because they have big processing capacities, but rotary furnaces are more flexible.

Crucible furnaces, stationary or swinging, electric or gas fuelled, are used to obtain small quantities of special alloys.

Induced electric furnaces are more widely spread in foundries of special alloy parts or blocks.

Reverberated or rotary furnaces for thermal refinery may be used to melt wastes belonging to quality classes No. 1 and No. 2, following stages that are similar to the process in the furnaces making anodes for primary copper metallurgy (Buzatu M. & Buzatu R., 1994).

3. Observations on Thermal Recycling of Aluminium and Aluminium-Based Alloys

Beside copper, aluminium belongs to the category of 100% recyclable nonferrous metal materials and its recycling is preferred to the production of primary aluminium, from both an economic and an ecologic perspective. Statistics and analyses worldwide show that, annually, the total consumption of aluminium registered an average increase by 3% as follows: 2.7% of the

primary aluminium production and 4% of the secondary aluminium one, and, as the aluminium recycling rate is progressively increasing, an approximate 25% increase may be noticed by 2005.

The recycling capacity depends on the service time of aluminium products, which may vary: from several months for the packing and printing segments, 10–12 years for cast car parts, to more than 30-40 years for buildings and electric power.

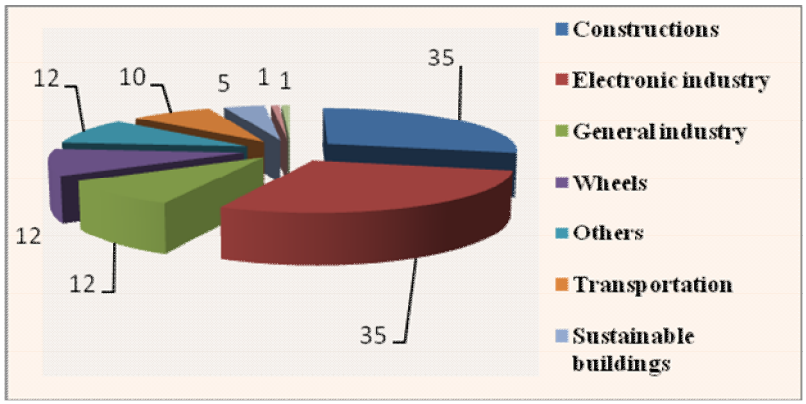


Fig. 2 – Service time assessment for aluminium products by categories at the level of year 2005.

Waste source	1996		2010	
	Collecting capacity	Recycling capacity	(Estimated) Collecting capacity	(Estimated) Recycling capacity
Transport	92	74	98	78
Wheels	81	65	98	78
Constructions	70	56	86	69
Packages	33	28	49	42
Printing	95	85	95	85
General engineering	30	26	42	36
Electric engineering	60	54	64	58
Sustainable consumptions	26	22	37	31
Others	25	21	40	34
Average	57	48	68	57

The combination of the two parameters, the service time and the recycling capacity, expresses the aluminium recycling rate, which is estimated to have a substantial annual increase. Therefore, at the level of year 2010, the

recycled aluminium quantity reached approximately 3.2 million, compared to the level of year 1996, when it was of about 1.7 millions.

In Europe, collecting and recycling capacities for aluminium wastes, expressed in %, reach a high recycling degree, of approximately: 41% for beverage packages, 85% in constructions and 95% in transport.

Just as the wastes containing copper, the aluminium ones are classified according to certain classifying criteria:

I. by the source of origin:
- transports (aluminium components for cars, trains, planes etc.);
- constructions (window carpentry, wall frames, facades etc.);
- packages (sheets, beverage packages, aerosols, drugs etc.);
- mechanical engineering (aluminium components for cars and equipment's);
- electric engineering, (aluminium wires etc.);
- domestic devices (aluminium cups, dishes, cooking pans etc.).

II. by their structure and processing method:
- pure aluminium;
- deformed alloys;
- cast alloys.

III. By the degree of combination with other materials:
- Without combination (pure aluminium);
- With poor combination (aluminium may be easily separated from wastes by dismantling and very slight crushing);
- With medium combination;
- With strong combination (aluminium is difficult to separate from wastes, the separation is achieved only following intense crumbling or thermal processing);
- With total combination (aluminium cannot be separated from mixtures of materials).

IV. By size and shape of wastes:
- Dense, massive wastes;
- Thin, small wastes.

In the case of cast alloys, the main alloying elements are: silicon, copper and magnesium, which reach a concentration of approximately 12%.

The main alloying elements of deformed alloys are magnesium, manganese and silicon, their concentration varying between 2–2.5%. According to ASTM specifications, the most frequently used aluminium (Al6061) includes the following elements: copper (0.15–0.6%), magnesium (0.8–1.2%), silicon (0.4–0.8%), zinc (<0.25%) and iron (<0.7%) (Buzatu M. & Buzatu R., 1994).

The aluminium meant for recycling may be separated in two categories, as follows:

I. new wastes;
II. old wastes.

According to the Romanian standard, the aluminium wastes classification includes several categories, groups and sorts. Based on the chemical structure, the following categories have been established:

a. category of technical aluminium wastes;

category of aluminium alloy wastes (AlA).

Each category includes 4 (four) groups:

1. groups of wastes in lumps, with the symbol of letter B, which includes laminated or extruded aluminium wastes, cast aluminium and mixed wastes;

2. group of wastes as chips, facings, scrapings, symbolized by the letter S;

3. groups of wastes in the form of cables and conductors, symbolized by the letter C (for technical aluminium wastes);

4. group of wastes in the form of ashes and breezes, symbolized by the letter Ox (for aluminium alloy wastes).

4. Observations on the Influence of Thermal Recycling on the Work Environment

The work environment is a crucial element of the work system and it represents the result of the interferences among its other 3 elements – working means, working assignment and executor.

Air pollution is an issue for both the outside and the inside of buildings, which forms the work environment, the ambient where the executor performs his activity. this may directly or indirectly influence, on the one hand, the physical environment of the work place, the lightning, the microclimate (temperature, humidity, air currents), noise, vibrations, radiations, air purity, and, on the other hand, the social environment by the induction of certain indirect psychosocial risks.

The negative effects on the work environment are manifested by the accumulation of toxic substances, and the contamination with hazardous chemical substances takes place due to: air emissions (dust, smoke, frog, vapours etc.), their inappropriate discharge or the incorrect storage of wastes.

The choice of optimal technological solutions must consider the fact that they are themselves raw-material and energy consuming, they generate wastes and they have negative effects on the environment.

Moreover, the valorisation of aluminium wastes presents a set of technical and economic barriers, especially in the case of wastes coming from mixed flows, since it implies supplementary preparing operations for the removal of contaminants. The increased quantity of recycled aluminium is due to the separating skills of the aluminium components existing in waste mixtures.

5. Conclusion

The evaluation of the impact that the thermal recycling of nonferrous metal materials has on the work environment is important for the protection of human security and health, and the permanent improvement of working methods, of technological processes may render this complex process more accessible, more effective and more efficient.

The set of relations and exchanging rates established between a man and his work environments, as well as their interdependence influence the equilibrium at work, generate the working conditions, as well as the perspectives for society development as a whole.

International authorities with competences in the protection of labour security and health are concerned with the increased pollution in the work environment and therefore sanction, by means of laws and directives; but we believe that an important part is played by engineers and technologists who may find, by studies and analyses, technical solutions to issues related to the negative influences that thermal recycling of nonferrous metal alloys has on the work environment.

NU SE REGASESTE IN TEXT TOATA BIBLIOGRAFIA

REFERENCES

[1]. *** Tehnologii de aplicare şi valorificare a deşeurilor metalice (*Applying and valorizing technologies of metal wastes*) Editura Didactică şi pedagogică, Bucharest, 2008.

[2]. Buzatu M., Buzatu R., *Metale şi materiale secundare*. (*Metals and secondary materials*), Editura Universităţii Politehnica, Bucharest, 1994.

[3]. *** *A Strategy for Developing Recycling Markets in Ireland. Market development 2001*. www.epa-ie/r-d/Products/Aluminium.pdf

[4] *** *European Aluminium Association Aluminium the Material: Recycled Aluminium 2001*, www.eaa.net

[5]. Chandler R., *Metal Bulletin's 9th International Secondary Conference*. 7-9 November 2001, Prague.

[6]. *** *Aluminium in February 2002*. Mineral Industry Surveys, April 2002.

[7]. Hobert H., Wolf S., *Recycling of Aluminium and the Effect on Sustainable Development*.

[8]. Wernick I., Themelis N.J., *Annual Reviews Energy and Environment*. **23**, 1998.

[9]. Bumbu I., *Reciclarea, tratarea şi depozitarea deşeurilor solide*. (*Recycling, Treatment and Storage of Solid Wastes*), Technological Univ. of Moldova. Faculty of Urbanism and Architecture. Department of Ecotechnics, Ecologic Management and Water Engineering, Chişinău, 2007.

INFUIENŢA RECICLĂRII TERMICE A ALIAJELOR NEFEROASE ASUPRA MEDIULUI DE MUNCĂ

(Rezumat)

În contextul actual când reducerea consumului de materii prime constituie o problemă mondială, conceptul de reciclare a cunoscut o dezvoltare puternică, iar aliajele neferoase, cu precădere cele din cupru şi aluminiu, ocupă un rol important. În această lucrare sunt prezentate câteva aspecte pozitive, caracteristice acestui concept, dar şi influenţa negativă a reciclării termice a acestora asupra mediului de muncă.

[1]. (Applying and Valorizing Technologies of Metal Wastes, 2008)
[2]. (Buzatu & Buzatu, 1994)
[3]. (www.epa-ie/r-d)
[4] (www.eaa.net)
[5]. (Chandler, 2001)
[6]. (Aluminium in February 2002)
[7]. (Hobert & Wolf)
[8]. (Wernick & Themelis, 1998)
[9]. (Bumbu, 2007)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INTELLIGENT FLEXIBLE SYSTEM FOR THERMAL PROCESSING OF STEELS SUSCEPTIBLE TO CRACKING (I)

BY

VASILE CAŢARSCHI[1*], OVIDIU CALANCIA[1] and SMARANDA CAŢARSCHI[2]

[1] “Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[2]“Anghel Saligny” Vocational Group of Iassy

Received: March 18, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The work with the theme The intelligent flexible system for thermal processing (IFSTP) of steels susceptible to cracking has in view the development of the knowledge in the metallurgic field of research, like that of the plastic deformations and heat treatments. The intelligent flexible systems for thermal processing of metallic materials belong to the sistem of assisted and controlled controlling of the thermal processes from the plastic deformation and heat treatment sector. This represents an important branch of the systems with artificial intelligence that are used in both controlling the production processes and operations of prediction for the physical and mechanical properties of the materials, depending on necessities.

From the applicative point of view, the original contributions of the researches aim: 1) the development of certain intelligent fexible systems of thermal processing of steels, which can play role both of control (detection and adjustment of certain prescribed accuate) and execution (drive, by means of automation hardware modules), able to interupt/start, for instance complex thermal-electrical systems and installations, in view ofachieving certain thermal processes etc. and 2) of accomplishing industrial thermal processes with a superior quality and with 30% less energetical consumptions in improved ecological conditions.

Key words: flexible system, echo technologies, software instruments, thermal processing.

[*] Corresponding author e-mail: vcatar@yahoo.com

1. Theoretical Issues

The Intelligent Flexible Systems for Thermal Processing (IFSTP) of Steels Susceptible to Cracking in stationary/nonstationary system allow the study of steels subject to various thermal systems in view to modify their shape by plastic deformations and their properties by thermal treatments, based on three major components (Fig. 1):

- (1) study of the thermal processing technology and range of steels to be used;
- (2) modelling of the thermal processing technology and issue of related software with proper informatics equipment;
- (3) implementation of the software on the equipment of techological execution and quality check of the products achieved.

The research chart of an *intelligent flexible system for the thermal processing of steels* (SFIPT) can be represented as follows:

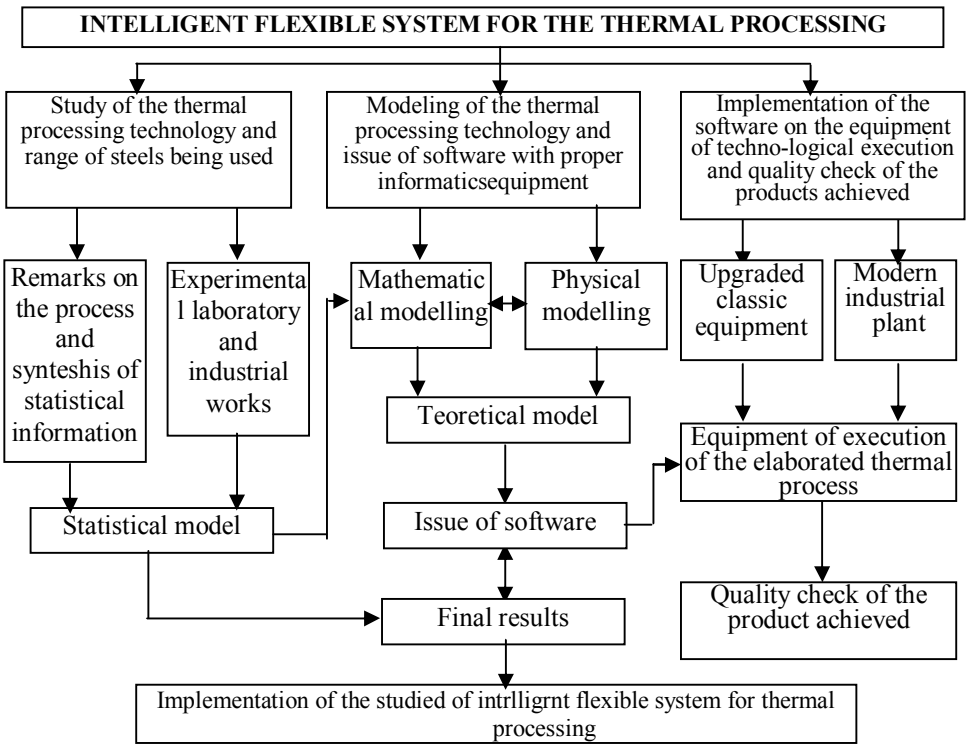


Fig. 1 – The research chart of an intelligent flexible system for the thermal processing of steels.

Concerning component (1), the thermal processing techology needs the engineering for the metal heating, holding and cooling.

In first stage, the steels are heated either for plastic deformation or for heat treatments. Heating can be applied to blanks having as initial state: (1*) cold, (2*) warm and (3*) hot (between the forging operations). The definition of the initial and final temperatures, conditions of thermal transfer and conditions of final checking is a must.

Within component (2), the mathematic modelling of the heating process of a steel blank in an industrial furnace, it is based on the variation of the temperature with time, by the Fourier's thermal conductivity differential (including time and Maxwell's thermal conductivity coefficient), particularized in relation with the geometrical shape of the metal and expressed in spherical, cyllindrical or carthesian coordinates. In Europe, the methodology given by Heiligenstaedt which introduces strings of infinite sums of certain trigonometric functions to resolve the problem has been very much extended *(the case of flat plates)*. In case of the *infinite length cyllinder*, Bessel functions are used, which acts asperiodical trigonometric functions with decreasing amplitude (J_0, J_1, J_2). The temperatures of the material are expressed by strings of infinite sums of Bessel-Fourier functions and Biot criterion, taking into consideration the thermal and physical characteristics of the metal and coefficient of heat exchange. Equations for the surface and core temperature are established as well as for any other curve within the thermal field located between the surface and core of the blank. The survey and limitation of the thermal stresses exclude the risk of cracking when heating for forging or distortion during the heat treatment. In accordance with the modeling achieved, the software through which all parameters of the flexible system are established is issued. Such aspects are being detailed in the referential papers.

Within component (3) equipment of technological execution are included (furnaces, installations etc) which must be flexible, provide good leveling of the temperature within all working area of the furnace, provide most efficient use of the heat, minimal heat losses etc. Such equipment must be able to achieve both technically and quality wise the implementation of the software resulted from the study of the two first components. This is done either by controlling the heating equipment by means of a process computer or computerized modules or inserting the heating charts needed to the technological process in the modernized programmer of the thermal equipment.

World wide, the development *of the intelligent flexible systems for thermal processing* (technology-software/hardware-production equipment), started from the Pacific area (USA, Japan, China, Taiwan) has gradually extended all over the world, both in the research laboratories of the trans-

national companies (General Electrics, Boeing, Texas Instruments or General Motors) and in the national research laboratories (for instance National Institute of Materials Science in Japan, Bariloche Atomic Center in Argentina, Institute for Materials in London, Chinese Society for metals in Beijing, National Institute of Technology in India) or affiliated to certain universities (such as Department of Metal Engineering from the Swansea University in Wales). At the time being, the indisputable of the research in *intelligent flexible systems for thermal processing* is *the Special Research Center for Steels* in Japan, within the National Institute of Materials Science, where blanks of various sizes are heat treated and castings can reach 200, 400 even 600 tons. In the related literature various *intelligent flexible systems for thermal transfer* (or some components of them) can be found, developed by:

- *Massachusetts Institute of Technology* – U.S.A. within the Institute of New and Advanced Materials;

- *California Institute of Technology*- U.S.A. within the Department of Materials Science – *Boeing Concern*

- *Organisme National de Recherches en Aéronautique* (ONERA) – France; *Aerospatiale concern* – France

- *Eurocopter Concern* – European Union etc.

In Romania, together with the development of the investigation, control and automation methods for thermal processes, methods of computer designed and computer assisted control have been also developed for technologies of heating and heat treatment for various steel products. Thus, components (1), (2) and (3) above mentioned, of certain *intelligent flexible systems for thermal processing,* have been generally treated separately in many specialty papers and less as an unitary system.

Within the last five years, the interest of introducing in the Romanian industry of certain *intelligent flexible systems for thermal processing, of steel blanks* is first of all of scientific nature and then of experimental and applicable character. Theoretical and experimental research in this field has been completed by researchers from the Bucharest Polytechnic University, Timisoara Technical University (with departments of Hunedoara), Low Danube University of Galati and Technical University of Cluj Napoca. At the Gheorghe Asachi Technical University of Iasi, the research based on analytic calculations and experimental tests of heating of solid steel blanks, got extended within the last five years, with applications at S.C. FORTUS S.A. Iasi and got continuously improved as they have significant effect on the economic state of the company and on the stability of the labor force.

Further, the condition of the hot processing *intelligent flexible systems* within the last ten years both in Romania and advanced countries, with concrete reference to some periodicals from the attached reference list is

presented:

In paper (Altan *et al*., 2004), there are presented elements of the *intelligent flexible systems* of thermal transfer used within certain advanced forging technologies. There are analyzed the basic elements where modeling of the thermal processes in steel starts from, using several simplifying hypotheses. There are analyzed the plasticity properties of carbon and alloy steels and the thermal and physical characteristics are regarded as constant with temperature. The heating curves are particularized on steel grades. The paperwork can be used in *designing the advanced intelligent flexible systems.* In similar circumstances are determined the IFSTP components, for the steel bloks in heating conditions for forjing, in paper (Catarschi, 2003).

In (Ramsay, 1995), *the intelligent flexible systems being approached* are totally integrated (heat treatment installations controlled by computerized modules). The transformations occurring in steels at ferrite and perlite level for heat treatments of full quenching and annealing are studied. There are presented the ranges of the heating temperatures as per the Fe-C diagram, the importance of the heat treatments, structures obtained by researches conducted at Iron and Steel Society, University of Missouri – Rolla. There are mentioned the thermal stresses being present as well the importance of their reduction and elimination.

Paper (Roman, 1991) is a monograph of the *intelligent flexible systems* concerning the first two components and includes the issues regarding the conversion of the mathematical models in software in various programming languages, out of which C language is largely discussed. Specialists with informatics skills can use the paper. Various ways of resolving linear and non-linear equations are presented as well as for the Bessel functions of rank zero (J_o), one (J_1) and (J_2) etc. out of the numerical methods of resolving, both the method of finished differences (MDF) and of finished elements (MEF) are presented.

In paper (Ilegbusi Olisegun Jensen *et al*., 1999), the problems of the *intelligent flexible systems* for the heat and mass transfer in metals and metal alloys are designed for mathematicians, physicists, mechanical and metallurgical engineers. For thermal transfers, the following are used as numerical techniques: linear and non-linear equations, approximate functions, numerical integration's, ordinary differentials, partial differentials, method of finished differences, method of finished elements, method of Boundary integration etc. also, there are presented the methods of implementation and verification of the processes modeled by hardware, software, artificial intelligence etc. The thermal and physical properties of steels are regarded as constant (with average values) in case of linear and variable equations under certain restricting conditions for non-linear equations. It is a representative

work in the field of the *intelligent flexible systems for heat transfer.* The software products convert into various programming languages the mathematical models of the designed thermal processes, out of which most used are C++, Borland C and more recently C# (Roman, 1991; Ilegbusi Olisegun Jensen *et al*., 1999; Catarschi, 2003).

In paper (Oprescu *et al*., 2002), elements of the (3) component of the *intelligent flexible systems for heat treatments* which include heat producing equipment, controlled atmosphere producing installations, optimal and complex control of the heat treatment installations etc. are presented. Also, there are presented certain specific elements of thermal calculation, which can be used within the mathematical modelling of specific to component (2) of the *intelligent flexible systems for heat treatments* chart.

In paper (Alexandru, 2003), it is treated component (2) of the *intelligent flexible systems* where, for the mathematical modelling of the cooling (as process opposite to heating), the equation of thermal conductivity is used with initial and limit conditions specific to cooling, where the heat transfer takes place from metal to the work environment. It is necessary to be known the heat transfer coefficient from the metal surface to the environment; this coefficient is component of the Biot criterion. The cooling rate must be controlled in order to control also the evolution of the thermal stresses, especially at temperatures below 550°C.

Paper (Prejban *et al*., 2003) presents the influence of heat treatments on certain physical and mechanical characteristics of the steel 15VMoCr14X. Both investigation methods and experimental results are presented.

In paper (Catarschi, 2003), the author presents a monograph of the *intelligent flexible systems for the thermal transfer in metallic materials designed for plastic deformation* where all three components are studied. Within component (1), various technologies of thermal processing and a quite largerange of steels are studied. Within component (2) of the intelligent flexible systems, mathematical modeling of thermal processing deals with seven technological variants of combination of certain thermal regimes. Each technological variant includes specific initial and final conditions. Out of them, three variants present the cases of blanks with initial condition as cold and other four variants are for blanks with hot initial condition. In case of blanks with cold initial condition, the requirements of checking against cracks are set for the period when the steel is within the elastic temperature range (0-550°C). Together with the definition of the size and type of equipment to produce the thermal transfer in metal, it is assumed that the technologic execution can be also achieved, within component (3) of the *intelligent flexible systems,* by implementing the necessary software.

The seven technological variants are graphically shown in the paper (Catarschi, 2003), depending on the initial condition of the steel before heating (similar to the hereby chart completed (Fig. 2) for five heating periods for: 2 ingots of average diameter of 1587 mm of steel grade 55MoCrNi15 susceptible to cracking, with cold initial condition, in bogie hearth furnace, in view of forging, from which resulted the heating curves for the furnace, temperature, ingot surface and core as well as the thermal gradient between core and surface). The input data include: furnace initial temperature, metal initial temperature, furnace type, grade of the steel being heated, average diameter of the blank, number blanks on batch and further, furnace heating rate (to be optimized) is to be considered. The paper can be regarded as a basic contribution in achieving the *intelligent flexible systems for thermal transfer in steels.*

In paper (Catarschi, 2003), the author presents the theoretical and experimental researches conducted throughout six years, within a doctorate thesis, with applications for solid steel blanks.

2. Experimental Researches

The applications of heating/cooling of steel parts designed to plastic deformations or heat treatments are very numerous but solid parts and some steel grades are the cause of troubles quite hard to resolve. Thus, out of the 17 steel grades studied, several grades required by industry (*i.e.* at S.C. FORTUS S.A. Iaşi, S.C. ASAM S.A. Iaşi etc.) are here below presented whose properties have been established by both theoretical and experimental research (Fig. 2 and Fig. 3):

Quenching and tempering alloy steel 42MoCr11 (turbine rotors, internal ignition engine shafts, gears etc);

- *Ditto* 65MnCr15 (mill rolls, shafts, rollers, cylinder sleeves etc.);

- *Ditto* 34MoCrNi15 (big gears, shafts, locomotive axles, tie rods, connection rods);

- *Ditto* 34MoCr11 (internal ignition engine shafts, gears, crane forged hooks etc.);

- *Ditto* 40Cr10 (shafts, driving wheels, piston rods, friction disks);

- Low alloy steel for plastic deformation tools 55MoCrNi15 (moulds, big anvils, mill rolls etc);

- *Ditto* 90VMoCr18 (hot plastic deformation tools: mill rolls, shaped anvils etc.);

- Carburizing low alloy steel 16CrMo4 (pistons, heat resisting fasteners);

- *Ditto* Wb36 (0,12-0,17%C; 0,8-1,2%Mn; 0,25-0,5%Si; 0,5-0,8%Cr; 1,0-1,3%Ni; 0,25-0,4%Mo, wear resisting fasteners);

- ***Carburizing alloy steel:*** 21MoMnCr12 (gears for heavy machines, shafts, cam shafts etc.);

- *Ditto* 12MoCr50 (wear resisting fasteners etc.);

- *Ditto* 13CrNi30 (heat treated parts with high strength: gears etc.);

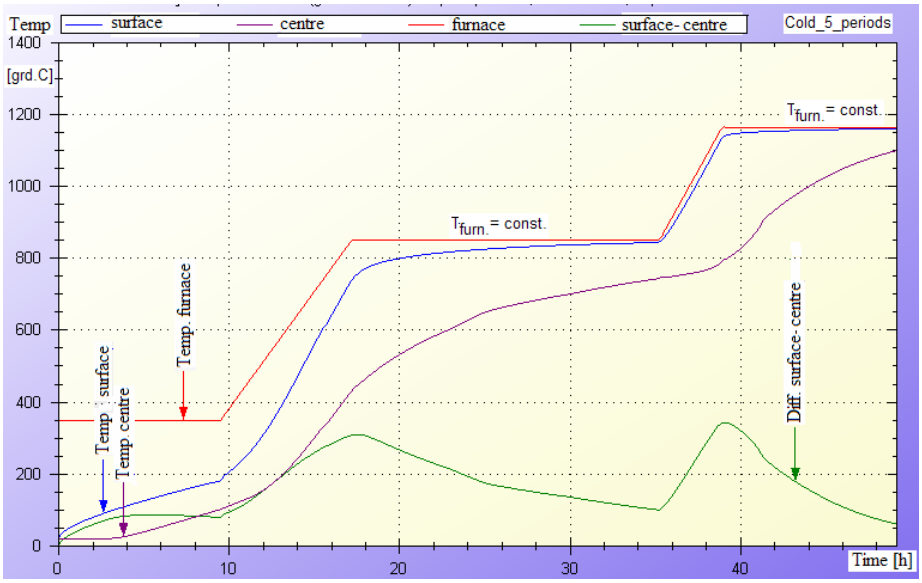


Fig. 2 – Heating of cold ingots in 5 periods, steel mark 55MoCrNi15; 60 tons/ingot. Initial temperatures: surface = 20°C; centre = 20°C; furnace = 350°C; c_{entre} = 0 mm; Final temperatures: surface = 1180°C; centre = 1110°C; furnace = 1172°C; Heating time [hours]: t_1 = 9.60; t_2 = 7.48; t_3 = 17.94; t_4 = 3.85; t_5 = 10.55; Total time = 49.42; Heating speeds [°C/h]: w_1 = 60; w_2 = 90; - r_{furn} = 3.87; medium diameter = 1587 mm; ingot length = 4810 mm; ingots number = 2; furnace CI = 40.0 m^2.

In case of heat treatments, the thermal stresses have acceptable limits much lower than in case of plastic deformations. Such elements are used within the *intelligent flexible systems for thermal treatment of steels susceptible to cracking in stationary/nonstationary system, using new software products.*

The five heating periods are achieved as follows :

- periods I, III and IV with the regime Tfurn. = const.
- periods II and IV with the regime Tfurn.2 = Tfurn.1 + wΣ τ_i. with n=1, 2, 3,…..,∞.

The checking at cracking of the steel half-product is necessary in the temperatures interval 0….600°C.

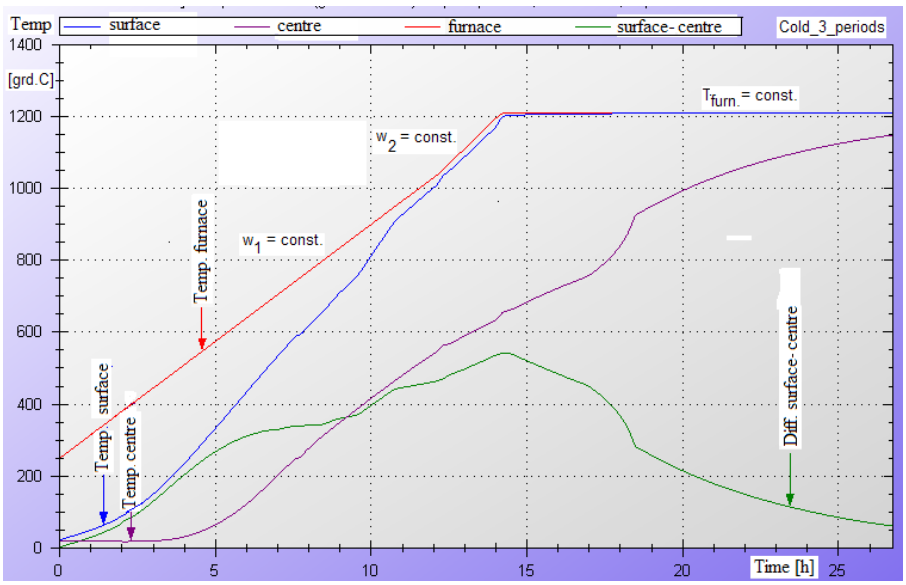


Fig. 3 –Heating of cold ingots in 3 periods, steel mark 34MoCr11; 44,9 tons/ingot.
Initial temperatures: surface = 20°C; centre = 20°C; furnace = 300°C; r_{centre} = 0 mm;
Final temperatures: surface = 1197°C; centre = 1136°C; furnace = 1201°C;
Heating time [hours]: t_1 = 18.58; t_2 = 6.23; t3 = 15.34; Total time = 40.15;
Heating speeds [°C/h]: w_1 = 84; w_2 = 100; - r_{furn} = 3.99; medium diameter = 1631 mm;
ingot length = 3605 mm; ingots number = 4; furnace CI = 40 m^2.

The three heating periods are achieved as follows:

- periods I and II with the regime $T_{furn.2} = T_{furn.1} + w\Sigma\, \tau_i$. with n=1, 2, 3,…..,∞
- period III with the regime $T_{furn.fin.}$ = const.

The checking at cracking of the steel half-product is necessary in the temperatures interval 0….600°C.

3. Conclusion

The software product utilized is formed by computer software related to the heating regimes designed in C# language. Heating diagrams obtained can be used both for the simulation of the heating technological processes and for their application at industrial scale in the production workshops of hot sectors.

The new technologies ensure the compliance with the European environmental norms creating this way optimum work conditions to the operators, which serve the heating and heat treatment installations.

REFERENCES

Alexandru P., *Modelarea numerica a racirii pieselor cilindrice din otel*. Metalurgia, **5**, 20-24 (2003).

Altan T., Ngaile G., Shen G., *Cold and Hot Forging: Fundamentals and Applications*. Published ASM International, 2004.

Catarschi V., *Heating of Solid Steel Blanks*. Cermi Technical, Scientific and Didactic Publishing House, Iasi, 324 (2003).

Ilegbusi Olisegun Jensen, Iguchi Manabu, Walter E. Wahnsiedler, *Mathematical and Physical Modeling of Materials Processing Operations*. Publisher: CRC Press, 512 (1999).

Oprescu I., *et al*., *Instalatii pentru tratamente termice ale materialelor metalice*. Ed. Universitatii Politehnica Bucuresti, 2002.

Prejban I., Heput T., Mihut G., Vilceanu L., *The Influence of the Thermals Treatments Ovet the Physical and Mechanical Characteristics of Steel Type 15VMoCr14X*. Metalurgia International, *3*, 11-16 (2003).

Ramsay C., *Full Annealing & Normalizing*. Advanced Materials & Processes, **147**, *3*, Publisher ASM International, 40-43 (1995).

Roman E.M., *Programming in Mathematica*. Addison Wesley Publishing Company, Redwood City, California, 1991.

SISTEM FLEXIBIL INTELIGENT PENTRU PRELUCRĂRI TERMICE A OŢELURILOR SUSCEPTIBILE LA FISURARE (I)

(Rezumat)

Lucrarea cu tema Sistemele flexibile inteligente pentru prelucrările termice a oţelurilor susceptibile la fisurare urmăreşte dezvoltarea cunoaşterii în domeniul de cercetare metalurgic, cum este cel al deformărilor plastice şi al tratamentelor termice. Sistemele flexibile inteligente pentru prelucrările termice a materialelor metalice fac parte din sistemele de conducere asistată şi controlată a proceselor termice din sectoarele de deformări plastice şi tratamente termice. Acestea reprezintă o ramură importantă a sistemelor cu inteligenţă artificială care se folosesc atât în comanda şi controlul proceselor de producţie cât şi în operaţiile de predicţie a proprietăţilor fizico-mecanice a materialelor în funcţie de necesităţi.

Din punct de vedere aplicativ, contribuţiile originale ale cercetărilor sunt: 1) de a dezvolta sisteme flexibile inteligente de prelucrare termică a oţelurilor, care pot avea rol atât de comandă (detecţie şi reglare a unor temperaturi prescrise) cât şi de execuţie (acţionare, prin intermediul unor module hard de automatizare), capabile să întrerupă/pornească de exemplu, sisteme şi instalaţii termo-electrice complexe, în scopul realizării unor procese termice etc. şi 2) de a realiza procese termice industriale superioare calitativ şi cu consumuri energetice reduse cu până la 30%, în condiţii ecologice îmbunătăţite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INTELLIGENT FLEXIBLE SYSTEM FOR THERMAL PROCESSING OF STEELS SUSCEPTIBLE TO CRACKING (II)

BY

VASILE CAŢARSCHI[1*], OVIDIU CALANCIA[1], ŞTEFAN LUCIAN TOMA[1] and SMARANDA CAŢARSCHI[2]

[1] “Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[2]“Anghel Saligny” Vocational Group of Iaşi

Received: April 18, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The purpose of the work with the theme The Intelligent Flexible Systems for thermal processing of steels susceptible to cracking (II) in stationary/no stationary system is to achieve a theoretical and applicative research based on the multi-disciplinary approach in mathematics, physics, informatics and metallurgy and to elaborate intelligent flexible systems of thermal processing of steels, with applications in metallurgy and mechanics.

Key words: flexible system, echo technologies, software instruments, thermal processing.

1. Introduction

The work with the theme Intelligent Flexible Systems for Thermal Processing (ISFTP) of Steels Susceptible to Cracking (II) in stationary/no stationary system has as main objectives:

* Corresponding author e-mail: vcatar@yahoo.com

(1) development of certain *intelligent flexible systems of thermal processing of steels*, and study of certain steels susceptible to cracking;

(2) development of new technologies of thermal processing of steels for an intelligent industry by using informatics technologies (mathematical modelling and software in C# language),

(3) reduction of the scrap rate of the heat treated blanks;

(4) increase of the operational safety of the products completed by using *intelligent flexible systems;*

(5) increase of the operational safety of the industrial thermal machinery and plants;

(6) increase of the scientific performance by stimulating the formation of research teams involving students, master and doctorate candidates.

The results of the researches have as applications the thermal processes in plastic deformations and heat treatments, with the acquirement of certain optimal properties of the studied materials (tool steels, Mo-Cr-Ni, Mn-Cr, Mo-Cr alloy steels etc). Within the mathematical modelling, the starting point is the thermal conductivity Fourier's differential, with various initial and limit (surface) conditions, using sums of Bessel-Fourier infinite series, Biot and Fourier non-dimensional criteria and r/R, x/X simplexes. Together with obtaining the solutions of Bessel-Fourier equations, there are also achieved the solutions of the graphic points for drawing up the temperature curves of the environment (furnace) and thermal field from the metal. Thermal and physical properties of the metal are used, as well as certain laboratory and industrial experiments.

The intelligent flexible systems for thermal processing of metallic materials belong to the system of assisted and controlled controlling of the thermal processes from the plastic deformation and heat treatment sector. This represents an important branch of the systems with artificial intelligence that are used in both controlling the production processes and operations of prediction for the physical and mechanical properties of the materials, depending on necessities.

The functions that can be fulfilled by the intelligent flexible systems are:

(a) generation of modern thermal technologies based on the most recent achievements in the plastic deformations and heat treatment field;

(b) implementation of such modern technologies in related sectors on equipment competitive with the related technologies and

(c) verification and control of the quality of the processed products.

The function of generation of certain modern technologies (a) necessitates the use on large scale of the possibilities offered by the computer equipment (computer networks, software, data bases, data use and acquisition boards etc), having as basis the mathematical and physical modelling of the thermal phenomena and processes which compose the said technologies as well

as the software resulting from their use. Each steel grade, shape of blank and type of equipment can be distinctly considered when a new technology of thermal processing is generated, based on initial and limit conditions pre-established.

By (b), implementation of these modern technologies, it is aimed that new technologies would replace the old technologies of the thermal processes (based on obsolete norms, causes 30% higher energetic consumption and still produce scrap). Where necessary, modernization or replacements of machinery can be conducted, to fulfil the control requirements needed.

The (c) function of verification and control for the quality of the processed products requires the necessity to verify how the designed technological norms, permanent control of the prescribed temperatures of the thermal processes (thermocouples, radiation pyrometers) and quality control of the processed products (hardness control, US test etc) (Richard L. Houghton, 2004).

By achieving the objectives within the complex research in mathematic sis obtained, by solving the Fourier's non-linear equation of thermal conductivity. The non-linearity of the equation is given by the variation with temperature of the thermal conductivity coefficient and specific heat of the material. Thus, several forms of expression this equation appears. For the solution of these equations specific initial and limit conditions are set, depending on the zone of the isotopic material that will be croosedby the thermal flux, from surface to the material core (heating) or oppositely (cooling). Finally, by establishing the general solution of the thermal conductivity differential, the general form of the thermal field in material is obtained. By particularizing depending on the initial condition of the material, the solutions of the thermal field in the material are obtained (Catarschi, 2003). The mathematical modelling for the steel cooling starts up also from the thermal conductivity differential, terms are introduced depending on material and temperature (Kelvin's coefficient of thermal diffusivity and specific heat). To resolve the non-linear equation of thermal conductivity several simplifying hypotheses are introduced (Catarschi, 2003).

The mathematical modelling of each thermal system requires to be transposed in software – program for which C# language will be adopted (due to its degree of compactness). Every soft-program of a thermal system requires the use of a large number of files containing all input data and some sub-programs to achieve the executables to finally work with, within the new designed technologies. The input data needed to obtain the charts of the furnace and metal temperature evolution, for the list of steel grades that can be appealed include the following:

- variation with temperature of the thermal conductivity and specific heat of the steels;
- variation of the final thermal gradient in steel depending on the

characteristic dimension (i.e. radius) of the material;

• variation with temperature of the yield point, tensile strength, elasticity modulus, Poisson's coefficient, coefficient of thermal linear expansion of steels etc.

Beside these files containing data, certain sub-programs are also needed, representing: heat exchange between metal and the furnace shell; roots of rank 0, 1 and 2 of Bessel's functions; types of furnaces etc.

Fig. 1 The simplified architecture of data processing for a *intelligent flexible system for thermal processing of steels in stationary/no stationary system,* can be that of the hereby Fig. 1 with the following components: (entry block, data, rules, processing unit, rules assessment, exit block, conclusions, approvals, actions, knowledge base, user interface, actions).

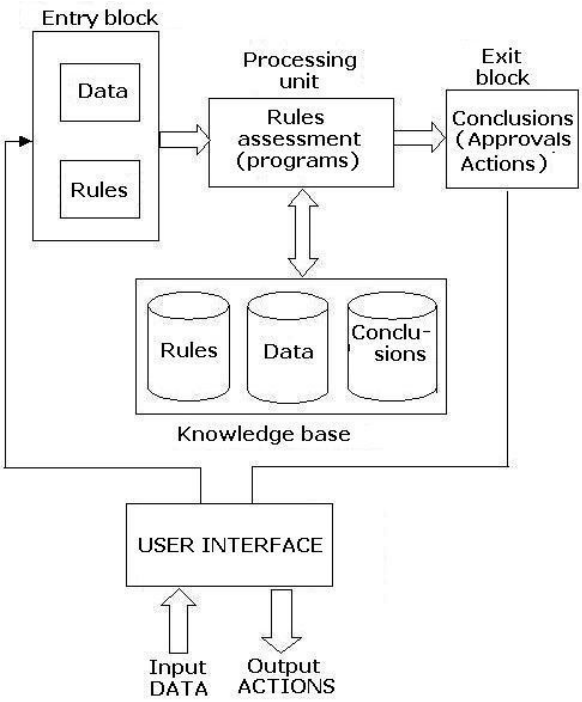


Fig . 1 – Block scheme.

The sub-programs for the heating systems completed by the method of finished differences require the calculation of a time step which defines a certain temperature step and a certain move step of the heat flux inside the metal. All above mentioned files and sub-programs must be unified within a software package (software products) to produce new optimized technologies, with various thermal systems of the metal. For heating systems within the

elastic range of temperatures (0 - 550°C), additional condition of verification against cracking are added, required for the limitation of the metal heating rate. This is completed in view of eliminating the risk of cracking at heating for plastic deformation and of distortion during the heat treatment. The thermal systems can be modelled and converted into soft-wares for each type of initial condition of the blanks: (1*) cold, (2*) warm and (3*) hot (Catarschi, 2003).

2. Experimental Researches

The above mentioned mathematical and informatics researches must cover, by the objectives whose activities are mentioned here-above, the thematic area of the new production processes and procedures which also includes *the intelligent flexible systems of thermal processing of steels in stationary/no stationary system* (for plastic deformations and heat treatments) (Gaba, 1998; Dulamita *et al.,* 1991; Catarschi, 2003).

A. From the basic point of view, the researches aim the elaboration of new approaches and theories in the area related to the theme, by achieving a thorough study of the complex thermal and physical phenomena which are governing the internal transformations specific to metallic materials. The research manner introduces certain most modern methods of implementation of the thermal processes by *intelligent flexible systems of thermal processing of steels and transformations inside the metallic materials at nanometric level,* following the applied heat treatments.

The original contributions of the fundamental researches of the present project refer to:

1) The conception and the developments of mathematical modellations and software for thermal manufacture in ISFTP;

2) Study of the effects of the transformations thermally induced in the metallic material, studied at level:

- a - *micro structural* (interaction between the phases of the metallic layers being under different expansions/contractions);
- b – *sub-micro structural* (interaction between layers being in twin crystal relation with elements of the inside rigid layers);
- c - *nanostructural* (modification of the elementary cells of outer layers, as a consequence of the variation of the system of arrangement of the compact atomic planes during the eutectoid transformations of the inner metallic grid, such as the martensitic transformation etc.).

B. From the applicative point of view, the original contributions of the researches aim:

1) the development of certain *intelligent flexible systems of thermal processing of steels*, which can play role both of control (detection and adjustment of certain prescribed accurate) and execution (drive, by means of automation hardware modules), able to interrupt/start, for instance complex

thermal-electrical systems and installations, in view of achieving certain thermal processes etc. (Richard L. Houghton, 2004; Catarschi, 2003). Therefore, *the intelligent flexible system of thermal processing* must be able to perform the *training* of the neural, neuro-fuzzy or genetic algorithms - based networks, in view of optimal establishment of the parameters of the physical models which are too complex for a simple modelling.

2) of accomplishing industrial thermal processes with a superior quality and with 30% less energetically consumptions in improved ecological conditions (Catarschi, 2003) (Fig. 2 and Fig. 3). From here on it results the relevance and the practical importance of the mention contributions

The data can be introduced in the system from key boarder from measuring devices connected with the computer: thermocouples, thermo resistors, tensiometric bridges, data acquisition board etc. On this purpose, a *friendly* user interface was provided. The entry block will store and manage the data and rules. The rules will be of IF – THEN type. The entry block together with the processing unit actually makes a neural system of neuro-fuzzy type, with hidden layers having neurons for the establishment of the rules.

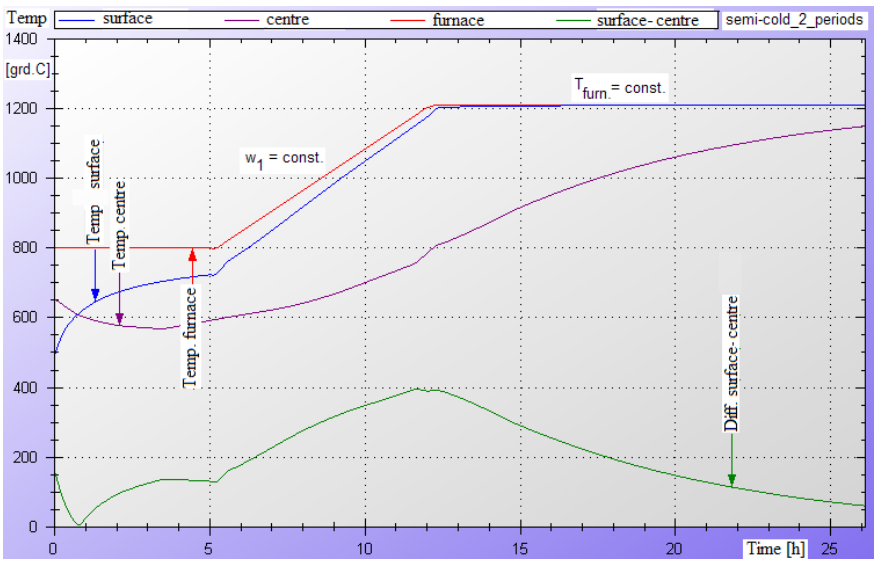


Fig. 2 – Heating of half-cold ingots in 3 periods, steel mark 65MnCr15; 44,9 tons/ingot. Initial temperatures: surface = 500°C; centre = 655°C; furnace = 800°C; c_{entre} = 0 mm; Final temperatures: surface = 1200°C; centre = 1139°C; furnace = 1205°C; ingots number = 4, Heating time [hours]: t_1 = 6.33; t_2 = 6.92; t_3 = 11.24; Total time = 24.49; furnace CI = 40.0 m^2, Heating speeds [°C/h]: w_1 = 59; r_{furn} = 2.77; medium diameter =1631 mm; ingot length = 3605 mm.

The three heating periods (Fig.2) are achieved as follows :

- periods I and III with the regime Tfurn. = const.

- periods II with the regime Tfurn.2 = Tfurn.1 + wΣ τ_i. with n=1, 2, 3,…..,∞

The two heating periods (Fig.3) are achieved as follows :

- periods I with the regime Tfurn.2 = Tfurn.1 + wΣ τ_i. with n=1, 2, 3,…..,∞
- periods II with the regime Tfurn. = const.

In this system, the fuzzy interface is of MIN-MAX type and de-fuzzing is completed in the exit block of CENTROID type. On purpose to define accurately the rules and coefficients of the network, training operations will be conducted on simulated data. The test base will be made up both of simulated data and experimental measurements. The training base should on one hand be enough large to provide the convergence of the solutions and, on the other hand, the *overtraining* situation must be avoided because it is leading to high discrepancies. To be operational, the system will be achieved on a Pentium IV computer with 2.7 GHz tact and 1024 M RAM.

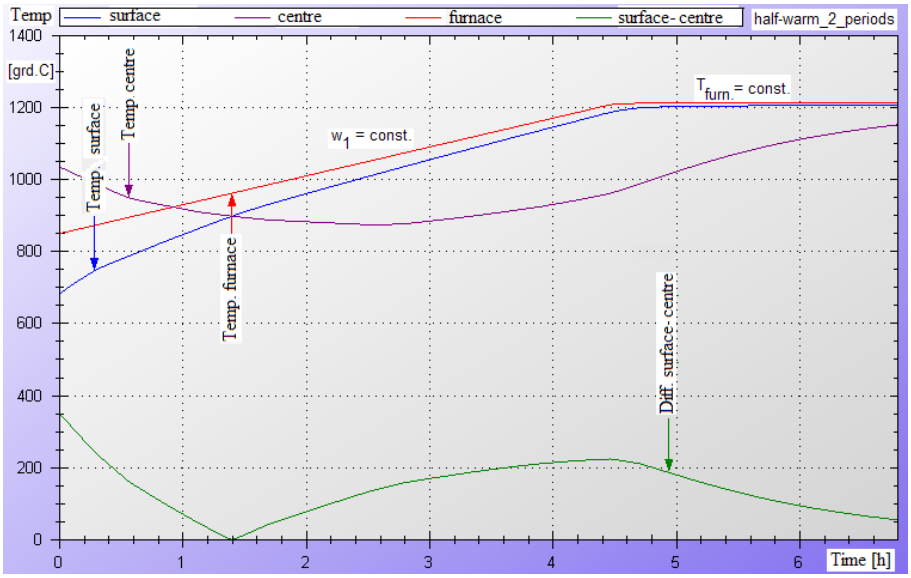


Fig. 3 – Heating of half-warm ingots in 2 periods, steel mark 42MoCr11; 23,5 tons/ingot.
Initial temperatures: surface = 650°C; centre = 1020°C; furnace = 850°C; c_{entre} = 0 mm;
Final temperatures: surface = 1202°C; centre = 1150°C; furnace = 1205°C;
furnace CI = 16 m^2, Heating time [hours]: t_1 = 5.92; t_2 = 3.25; Total time = 9.17;
Heating speeds [°C/h]: w_1 = 59; r_{furn} = 2.77; medium diameter = 1100 mm;
ingot length = 3640 mm; ingots number = 2;

The experimental data will be acquired by means of a data acquisition board of National Texas Instrument type. For testing, the *intelligent flexible*

system for thermal processing and software for the acquisition board will be programmed in C#.

During the operations of research of the steels, material flaws can be induced such as: non-homogeneities, holes, inclusions, anisotropies etc. In view of revealing detecting their location and sizes it is provided the use of two main methods of non-destructive tests:

- method of the circular currents using sensors suitable to the geometry of the product when the product being tested is metallic and good electricity conductor;
- ultra-sons method using Lambda waves in case of materials showing electric isolation properties or in case of thin plates.

Related testing equipment is existing for both methods. Such equipment is connected to computers, so that the readings of the test could be introduced as input data. Also, both methods allow the non-destructive determination of certain mechanical parameters such as: elasticity modulus, shearing modulus, Poisson coefficient, residual stresses, and phase modifications.

It is to mention that various options of *intelligent flexible systems for thermal processing of metallic materials* built on this purpose are presently used by companies such as Boening USA, Aerospatiale France, Eurocopter –UE.

Using programming in C# language the existing software of the research team will be completed with other original software for thermal transfers, at the level of the modern related software, by collaboration between specialized engineers, physicists and informatics staff. The verification of the software within certain industrial experiments allows the diversification, development and capitalization of the same on the international and Romanian market, directly or via INTERNET.

We consider that by the above mentioned, the present theme has multiple reasons to improve the level of the scientific knowledge in a priority field such as nano-sciences, nano-technologies, materials and new production technologies.

In paper (Richard L. Houghton, 2004) there are presented processes, materials and applications of certain *intelligent flexible systems for heat treatments,* methods and equipment of completing heat treatments. They are regarded as new and modern elements in this field and are used in USA.

Paper (ASM Handbook – Heat Treating, 1991) is a monograph for heat treatments applied to stainless steels, high alloy steels and heat resisting steels with applications within the certain *intelligent flexible systems for heat treatments*. There are presented the influences of the alloy elements and transformations being produced in the heated material as well as its properties before and after the applied heat treatment. It is a paper useful to designing new *intelligent flexible systems for heat treatments in steels.*

In paper (Soren O.S. *et al*., 2004) there are presented computerized methods of verification and control that must be performed after various heat

treatments as well as the testing and assessment methods to be used. The study of the heat treated products is conducted on surface and in their cross section in order to establish various properties, structures and sub-structures.

Papers (Gaba, 1998; Dulamita *et al.,* 1991) also deal with component (2) of the *intelligent flexible systems for thermal transfer*, where, for mathematical modelling of the heat the thermal conductivity equation is used, with initial and limit conditions specific to heating. They are papers that can be used in view of designing the *intelligent flexible systems for heat treatments* provided in this work.

3. Conclusion

In conclusion, one can assume that the theme of the project belongs to a priority domain and the fundamental and applicative researches and that will be conducted within the work aim to deepen, enlarge and spread the deep scientific knowledge of the *intelligent flexible systems for thermal processing*, within the Romanian education and research system, opening the way of capitalization of their huge applicative potential, by developing new technologies superior to those that are being currently used according to norms.

REFERENCES

*** ASM Handbook – Heat Treating**.** - *Heat Treating of Stainsless Steels and Heat Resistant Alloys – Includes Super Alloys and Refractory Metals and Alloys.* 1991.

Catarschi V., *Heating of Solid Steel Blanks.* Technical, Scientific and Didactic Publishing House CERMI, Iasi, 324 (2003).

Dulamita T., Cojocaru M., Toma V., Suciu V., Gherghescu I., Mot M., *Mathematical Modelling at the Designing and Control of the Technological Processes of Heat Treatment.* Metalurgia *8*, 23-28 (1991).

Gaba A., *Mathematical Model of Calculation of the Heat Transfer in Heating Furnaces.* Metalurgia, *4*, 194-198 (1998).

Richard L. Houghton – *The Process & Materials Technology Section of the U.S. Heat Treating Industry's Recently Revised Technology Roadmap is Focusing on New and Improved Heat Treating Processes, Materials, and Application Knowledge***.** Advanced Materials & Processes, Publisher ASM International, *6,* 36-37 (2004).

Soren O. Segerberg, Ian L. Bodin, Imre Felde, *Computerized, Wireless Instrumentation Has Been Developed for Testing and Evaluating Quench Ants and Quenching Systems.* Heat Treating Progress: Process & Quality Control, Publisher ASM International, *6*, 2004.

SISTEM FLEXIBIL INTELIGENT PENTRU PRELUCRARI TERMICE ALE OȚELURILOR SUSCEPTIBILE LA FISURARE (II)

(Rezumat)

Scopul lucrării Sisteme flexibile inteligente pentru prelucrări termice a oţelurilor susceptibile la fisurare în regim staţionar /nestaţionar folosind noi produse software este de a realiza o cercetare teoretică şi aplicativă bazată pe abordarea multidisciplinară in matematică, fizică, informatică şi metalurgie şi de a elabora sisteme flexibile inteligente pentru prelucrări termice ale oţelurilor, cu aplicaţii în metalurgie şi mecanică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOFTWARE FOR PRIORITIZING THE FUNCTIONS IN FUNCTIONAL ANALYSIS

BY

FLORIN CHICHERNEA* **and ALEXANDRU CHICHERNEA**

University Transilvania, Braşov

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Value Analysis is a method that provides an operating technique using a creative and organized approach. It is managed by a group, each of them selected by their expertise in specific subjects and coordinated by a Value Analysis expert.

The paper presents a complete study of Value Analysis applied specifically to one equipment, and the software for prioritizing of the functions in value and cost. The software includes 9 computer programs and can be used for 2 to 10 functions. Introducing a single time the value for calculation, the software outputs are the diagrams of the functions value weighting, the diagram of the functions cost weighting and the diagram of Value and cost weightings of the functions.

Key words: value analysis, optimum variant, software, prioritizing the functions.

1. Value Analysis

Value Analysis is a method that provides an operating technique utilizing a creative and organized approach. It is managed by a group, each of

* Corresponding author e-mail: chichernea.f@unitbv.ro

them selected by their expertise in specific subjects and coordinated by a Value Analysis expert.

The Value Analysis group activity is managed in seven stages:

1. formation and functional analysis,
2. creativeness,
3. evaluation and selection of the proposals,
4. the creative phase,
5. development of the selected proposals,
6. presentation of the selected proposals, set in order by priority,
7. implementation phase.

An example of *the software for prioritizing of the functions in value and cost* is presented integrated in a study of Value Analysis, applied to the re-design of a jaw crusher used for primary crushing of a wide variety of materials in the mining, iron and steel and pit and quarry industries (Chichernea, 2002).

Next the establishing mode of the optimum constructive solution is presented from the technical and economic viewpoint for *two parts participating in two functions with a high cost:1. the Flywheel who contribute at the function F7 (ensure uniformity of the movement) and; 2. the Bearing who contribute at the function F4 (supports the assembly).*

2. Establishing the List of Functions and Dimensions

Table 1 presents the list of functions of the jaw crusher.

Table 1
List of Functions

Symbol	Function	Type of function	Technical dimension of function		
			Name	UM	Value
F1	Ensure milling	FS*	blast degree	-	3 - 10
...					
F3	Ensures adjustment	FC**	length	mm	15 - 30
F4	*Supports the assembly*	*FS*	*weight*	*daN*	*20000*
F5	Aesthetics	FE***	colour, form	-	-
...					
F7	*Ensure uniformity of the movement*	*FS*	*revolution*	*rpm*	

*FS – Service function **FC – Constraint function ***FE – Estimation function

3. Establishing the Levels of Importance of the Functions

Table 2 presents the value weighting of the functions (Chichernea, 2008; Chichernea, 2009; Chichernea Fl. & Chichernea Al., 2010a; Chichernea Fl., Chichernea Al., 2010b).

Table 2
*Value Weighting of the Functions (*X Coordinate)*

Functions	F1	*F4*	F3	*F7*	F5	F6	F2	F10	Total
F4	*1*	*1*	*0*	*0*	*0*	*0*	*0*	*0*	
...									
F7	*1*	*1*	*1*	*1*	*0*	*0*	*0*	*0*	
No. of points	8	7	6	5	4	3	2	1	36
Ratio	0,222	0,194	0,167	0,139	0,111	0,083	0,056	0,028	1
*Percentage %	22,2	19,4	16,7	13,9	11,1	8,33	5,56	2,78	100

The percentage of values of the functions value weighting result in the last row of the Table 2. The print screen 1 shows the part of the software that calculates the value weighting of the functions, in Table 2.

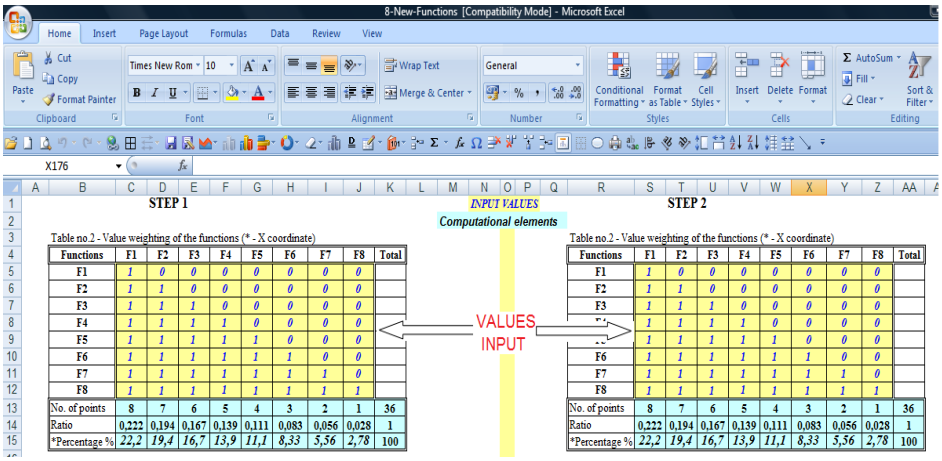


Fig. 1 – Print screen 1.

4. Economic Dimensioning of the Functions

Costs were assigned to the various functions by means of the functions-costs matrix shown in Table 3 in the print screen 2.

5. Diagrams

The construction of the diagrams is presented below.

Based on the values for coordinates x_i and y_i presented in Table 4 in the print screen 3 the diagrams of Figs. 2,…,4 are plotted in the print screen 4, the print screen 5 and in the print screen 6.

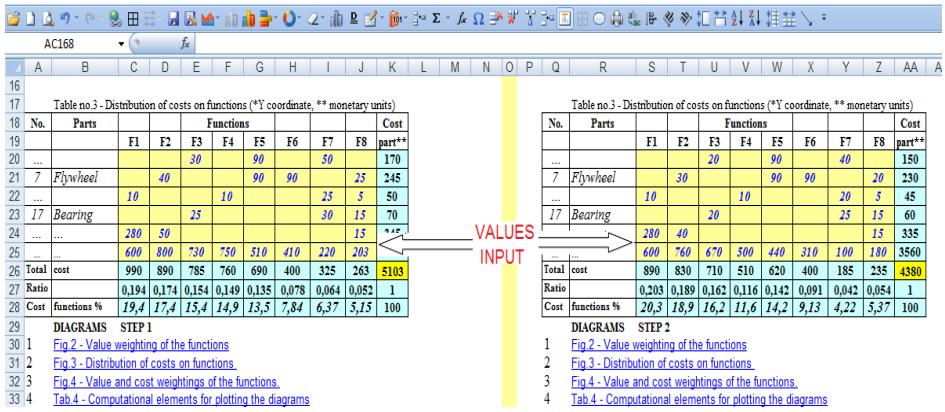


Table no.3 - Distribution of costs on functions (*Y coordinate, ** monetary units)

No.	Parts	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	F8	Cost part**
...				30		90		50		170
7	Flywheel		40			90	90		25	245
...		10			10			25	5	50
17	Bearing			25				30	15	70
...	...	280	50						15	[illegible]
...	...	600	800	730	750	510	410	220	203	
Total	cost	990	890	785	760	690	400	325	263	5103
Ratio		0,194	0,174	0,154	0,149	0,135	0,078	0,064	0,052	1
Cost	functions %	19,4	17,4	15,4	14,9	13,5	7,84	6,37	5,15	100

DIAGRAMS STEP 1

1 Fig.2 - Value weighting of the functions
2 Fig.3 - Distribution of costs on functions
3 Fig.4 - Value and cost weightings of the functions.
4 Tab.4 - Computational elements for plotting the diagrams

VALUES INPUT

Table no.3 - Distribution of costs on functions (*Y coordinate, ** monetary units)

No.	Parts	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	F8	Cost part**
...				20		90		40		150
7	Flywheel		30			90	90		20	230
...		10			10			20	5	45
17	Bearing			20				25	15	60
...	...	280	40						15	335
...	...	600	760	670	500	440	310	100	180	3560
Total	cost	890	830	710	510	620	400	185	235	4380
Ratio		0,203	0,189	0,162	0,116	0,142	0,091	0,042	0,054	1
Cost	functions %	20,3	18,9	16,2	11,6	14,2	9,13	4,22	5,37	100

DIAGRAMS STEP 2

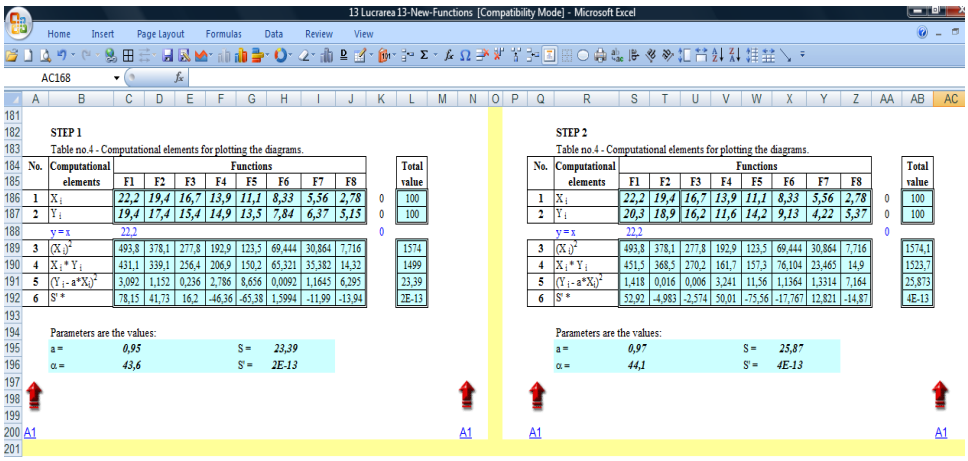
1 Fig.2 - Value weighting of the functions
2 Fig.3 - Distribution of costs on functions
3 Fig.4 - Value and cost weightings of the functions.
4 Tab.4 - Computational elements for plotting the diagrams

Fig. 2 – Print screen 2.

The parameters have the following computed values: a = 0.95, 43.6°, S = 23.39, S' = 0.

Table 4 provides the necessary values for constructing the following types of diagrams:

1. Fig. 4, in the print screen 4, the diagram of the value weighting of functions,
2. Fig. 5, in the print screen 5, the diagram of the cost weighting of functions, Fig. 6, in the print screen 6, the diagram of the value and cost weighting of functions.



STEP 1

Table no.4 - Computational elements for plotting the diagrams.

No.	Computational elements	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	F8		Total value
1	X_i	22,2	19,4	16,7	13,9	11,1	8,33	5,56	2,78	0	100
2	Y_i	19,4	17,4	15,4	14,9	13,5	7,84	6,37	5,15	0	100
	y = x	22,2								0	
3	$(X_i)^2$	493,8	378,1	277,8	192,9	123,5	69,444	30,864	7,716		1574
4	$X_i * Y_i$	431,1	339,1	256,4	206,9	150,2	65,321	35,382	14,32		1499
5	$(Y_i - a*X_i)^2$	3,092	1,152	0,236	2,786	8,656	0,0092	1,1645	6,295		23,39
6	S' *	78,15	41,73	16,2	-46,36	-65,38	1,5994	-11,99	-13,94		2E-13

Parameters are the values:

a = 0,95 S = 23,39
α = 43,6 S' = 2E-13

STEP 2

Table no.4 - Computational elements for plotting the diagrams.

No.	Computational elements	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	F8		Total value
1	X_i	22,2	19,4	16,7	13,9	11,1	8,33	5,56	2,78	0	100
2	Y_i	20,3	18,9	16,2	11,6	14,2	9,13	4,22	5,37	0	100
	y = x	22,2								0	
3	$(X_i)^2$	493,8	378,1	277,8	192,9	123,5	69,444	30,864	7,716		1574,1
4	$X_i * Y_i$	451,5	368,5	270,2	161,7	157,3	76,104	23,465	14,9		1523,7
5	$(Y_i - a*X_i)^2$	1,418	0,016	0,006	3,241	11,56	1,1364	1,3314	7,164		25,873
6	S' *	52,92	-4,983	-2,574	50,01	-75,56	-17,767	12,821	-14,87		4E-13

Parameters are the values:

a = 0,97 S = 25,87
α = 44,1 S' = 4E-13

Fig. 3 – Print screen 3.

The print screen 4 shows the part of the software that present the Fig. 2 with the diagram of the value weighting of functions.

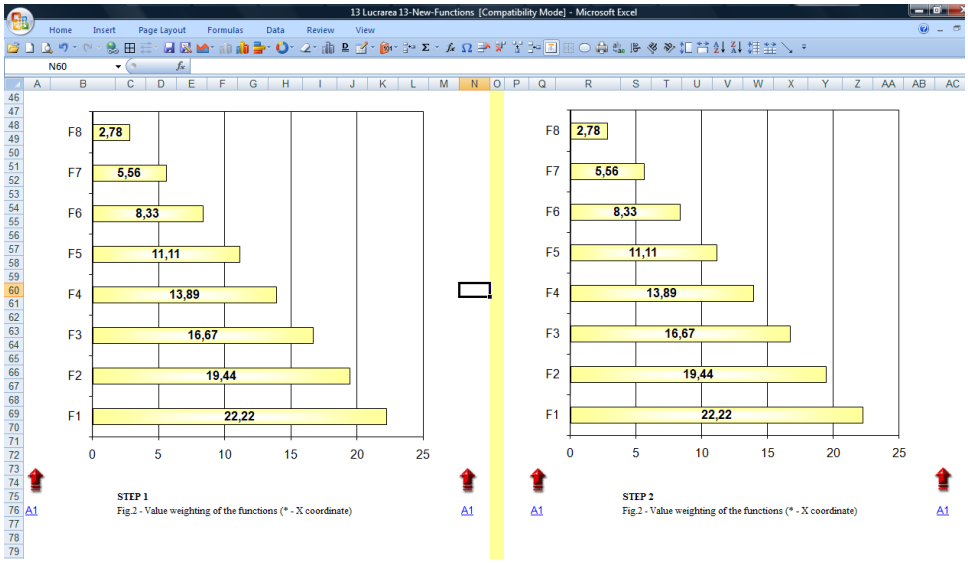


Fig. 4 – Print screen 4.

The print screen 5 shows the part of the software that present the Fig. 3 with the diagram of the cost weighting of functions.

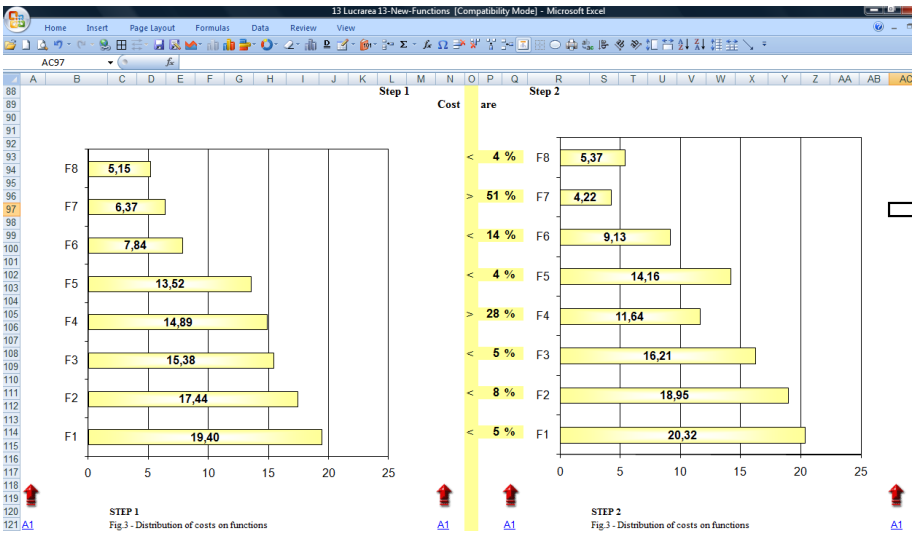


Fig. 5 – Print screen 5.

The print screen 6 shows the part of the software that present the Fig. 4 with the diagram of the value and cost weightings of functions.

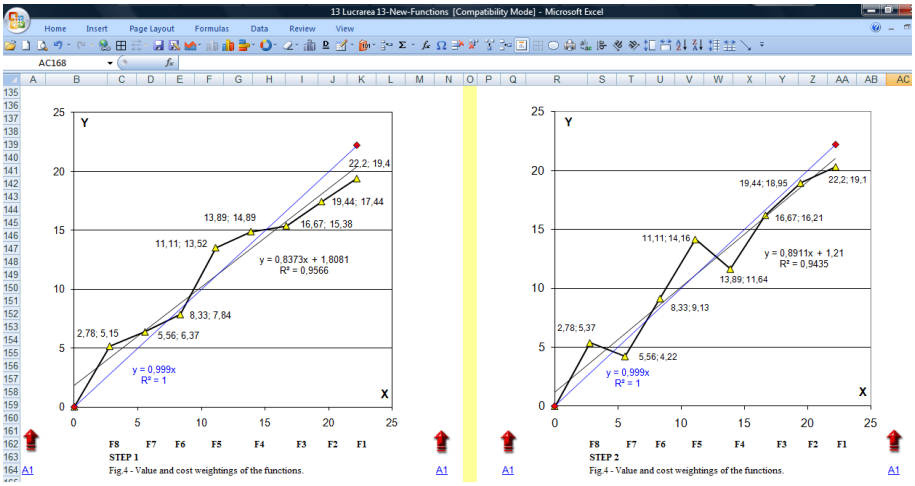


Fig. 6 – Print screen 6.

In the approach of Value Analysis following the chapters:

a – Establishig the functional-technological form of the parts in view of cost reduction for the flywheel and for the bearing. In this section be made an analysis for more constructive variants for the flywheel and for the bearing;

b – Comparison of the variants for the flywheel and for the bearing. In this section be made an analysis from the technical and economic viewpoint for the flywheel and for the bearing and will be carried out in order to select a technically optimum variant for the flywheel and for the bearing.

c – Establishing the levels of importance of the functions, step 2. The problems of a, b and c have been treated extensively in the work presented in the bibliography (Chichernea, 2008; Chichernea, 2009; Chichernea Fl. & Chichernea Al., 2010a; Chichernea Fl., Chichernea Al., 2010b; Chichernea Fl., 2010a; Chichernea Fl., 2010b). For the step 2 the calculation is performed on the right side of the software, as can be seen in print screens 1, 2, 3, 4, 5 and 6.

In Fig. 6 (print screen 6), which presents a value analysis modeling approach, shows the steps to optimize the value analysis product. In the softwares can obtain additional one diagrame with the cost weightings of the functions, in step 1 and in step 2, for comparing the costs in two steps. In the print screen 7 shows the Fig. 7 with the value and cost weightings of the functions, in step 1 and in step 2. Value system remains the same, but the cost has different values, one exampel shows in Fig. 7 in print screen 7.

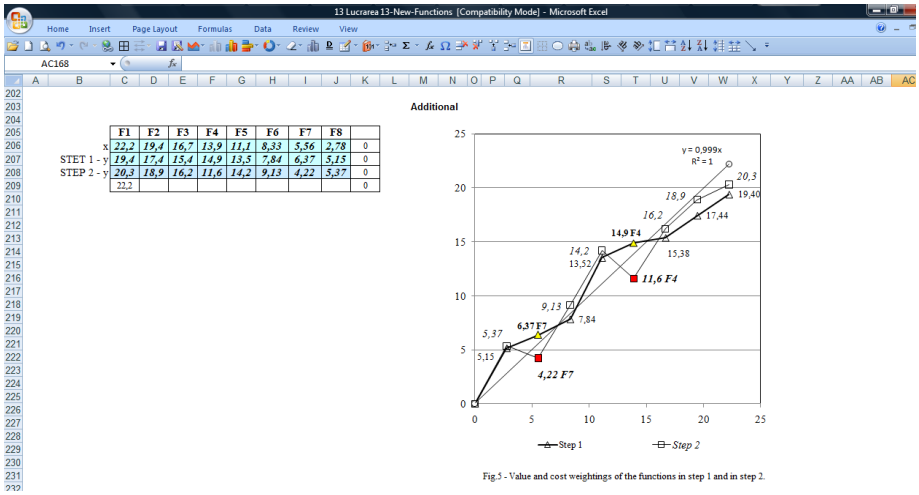


Fig. 7 – Print screen 7.

Only the costs are represented in order to not overload the diagram and to observe the decrease of the value of cost of function F4 and for function F7: 1. for the function F4 and 2, for the function F7.

6. Conclusion

In two steps of Value Analysis study two component of jaw crusher, the flywheel who contribute at the function F7 (*ensure uniformity of the movement*) and the bearing who contribute at the function F4 (*supports the assembly*) was redesign and optimized:

1. from engineering viewpoint (Figs. 8, 9),

2. from the economic viewpoint: a. the cost of function F7 (Fig. 7, print screen 7) decrease from 6,37 %, in the first step of Value Analysis study to 4,22 % in the second step of Value Analysis study (decrease with 51 %); b. the cost of function F4 (Fig. 7, print screen 7) decrease from 14,9 %, in the first step of Value Analysis study to 11,6 % in the second step of Value Analysis study (decrease with 28 %).

3. in the third step of Value Analysis study are analyzed other functions above the regression straight line (for example F5) and their costs reduced, then the regression line is re-plotted and the functions relocated above it are noted; these functions too are analyzed in view of reducing their costs, followed by the re-plotting of the regression line, etc.

4. in the fourth step of Value Analysis study are analyzed other function above the regression straight line and their costs reduced, then the regression line is re-plotted and the functions relocated above it are noted; these functions too are analyzed in view of reducing their costs, followed by the re-plotting of the regression line etc.

At the end of the Value Analysis study the points are aligned as perfectly as possible along the straight line y = a * x, with a tilt of 45°, this is the optimal situation, the values weighting of functions and the functions cost weighting are equal.

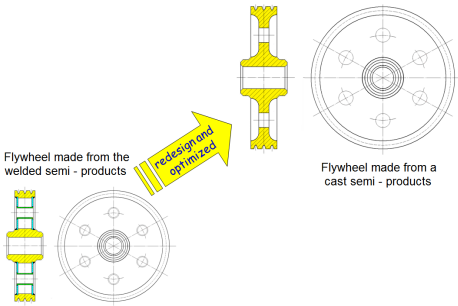


Fig. 8 – Flywheel redesign and optimized from engineering viewpoint.

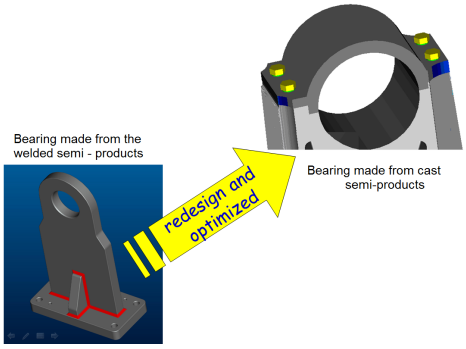


Fig. 9 – Bearing redesign and optimized from engineering viewpoint.

The advantages of this software are:

1 - after entering data, calculating and drawing diagrams is very fast, compared to a manual calculation,

2 - the calculation is done in parallel to step 1 and step 2,

3 - values and diagrams for the two iterations are always visible,

4 - reduce data entry time with each of the four separate charts by entering data once in the input area,

5 - changes can be made very quickly,

6 - changing the calculations and diagrams being made automatically and quickly,

7 - observations and conclusions can be made with the results of two iterations always in front,

8 - the software can run for 2 to 10 functions,

9 - the software is very simple and not create problems for use even by those not familiar with computer programming.

REFERENCES

Chichernea Fl., *Analiza Valorii*. Editura Universităţii Transilvania din Braşov, 2002.
Chichernea Fl., *Value Analysis*. Part I., Rev. Metalurgia International, *9*, 62 (2008)
Chichernea Fl., *Value Analysis.* Part II, Rev. Metalurgia International, *3*, 5 (2009).
Chichernea Fl., Chichernea Al., *Value Analysis.* Part III, Rev. Metalurgia International, *2*, 22 (2010).

Chichernea Fl., Chichernea Al., *Value Analysis.* Part IV, Rev. Metalurgia International, *3*, 20 (2010).

Chichernea Fl., *Creating a Functional Model of Jaw Crusher Using the Value Analysis*. Part I, Proceedings of The 14th International Conference, Modern Technologies, Quality and Innovation, New face of TCMR, Iaşi, Chişinău, Belgrad, ModTech, Slănic Moldova, România, 171 (2010).

Chichernea Fl., *Optimisation of the Constructive Solution of Jaw Crusher an Iterative Process in Value Analysis Method.* Part II, Proceedings of The 14th International Conference, Modern Technologies, Quality and Innovation, New face of TCMR, Iaşi, Chişinău, Belgrad, ModTech, Slănic Moldova, România, 175 (2010).

SOFTWARE PENTRU PRIORITIZAREA FUNCŢIILOR ÎN ANALIZA FUNCŢIONALĂ

(Rezumat)

Analiza Valorii este o metodă care oferă o tehnică de operare folosind o abordare creativă şi organizată. Aceasta este gestionată de un grup, fiecare dintre membri fiind selectaţi în funcţie de expertiza lor în subiecte specifice şi coordonată de către un expert în Analiza Valorii.

Lucrarea prezintă un studiu complet de Analiza Valorii aplicat în mod specific la unui echipament şi software-ul pentru prioritizarea funcţiilor în valoare şi de cost. Software-ul include 9 programe de calculator şi pot fi utilizate pentru 2-10 funcţii. Introducând o singură dată valorile de calcul, rezultatele software-ului sunt diagrame cu ponderea funcţiilor în valoare, diagrama cu ponderea funcţiilor în cost şi diagrama cu ponderea funcţiilor în valoare şi cost.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SYNTHESIS, CHARACTERIZATION AND DYEING BEHAVIOUR ON WOOL FIBERS OF A NEW PREMETALLISED DYES BASED ON Cu(II)

BY

LAURA CHIRILĂ[1*], ROMEN BUTNARU[1], SANDA CREŢU[2] and ANDREI VICTOR SANDU[2]

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[1] Faculty of Textile Leather & Industrial Management
[2]Faculty of Materials Science & Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In this paper, are described the synthesis conditions and characterization of a new complexed compound, as a result of complexation reaction between a new acid dye with salt. The formation, stability and molar ratio combination of new complexed species were studied and carried out in liquid phase. In order to mark out the dyeability of a new compound, the dyeing process was achieved comparatively in different procedure: with preformation of premetallised dye in solid phase and with the complex formation directly on the wool fibers. The characterization of premetallised dye was performed by following methods: chemical elemental analysis, FTIR, SEM and thermal analysis. As a result of the mentioned methods the proposed structural formula were established. In addition the tinctorial resistance of dyed samples on wet treatments (wash and friction) and uniformity of color expressed by K/S constant were evaluated.

Key words: acid dye, premetallised dye, wash fastness.

[*] Corresponding author; e-mail: chirila_laura@yahoo.com

1. Introduction

As raw material of a major importance for textile industry, determined by the particularly proprieties of the fiber, wool comes from a series of mammals, so its properties depending on the breed and individuality of the biological source. The important supplier of textile fiber is the family of sheep and collateral related species .The qualities of wool, marked by a high hydrophilic, tinctorial capacity and remarkable chemical reactivity, thermo-insulation and good workability, highlight both the value and economic importance (Radu, 2003; Ifrim, 2006).

Azo dyes and their metal complexes are comonly used in textile industry, especially in dyeing wool fibers. In scientifical researches many metalic ions were been used with excellent improuvements of the dyed material such as: higher strenghts to washings and to the light (Dixit, *et al.*, 2009; Kocaokutgen & Ozkinali, 2004).

Chromium complexes derived from acid dyes have been widely tested on the wool fibers but the recently studies have showed that they are causing many environmental problems, due to the content of chromium salts overflowed into the resulted waste waters. The aim of this work was to investigate the possibility of the replacement of chromium ion, used in textile dyeing by the other metals ions, based on a new developed acid dye, those synthesis being designated to the using in dyeing wool fibers.

2. Experimental

2.1. Materials

The following chemicals were used for this study: for the synthesis of the premetallised dyes a new acid dye respectively sodium (E)-2 –((1-amino-4-sulfonatonaphthalen-2-yl)diazenyl) - 6-methoxybenzo [d] thiazole - 5 or 7 - sulfonate has been used, denominated HL and copper chloride from Merck Company (Târlea, *et al.*, 2007a; Târlea, *et al.*, 2007b).

The structure of acid dye is shown in Fig. 1.

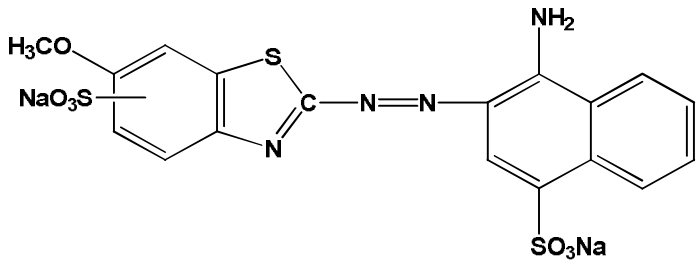


Fig. 1 – Chemical structure of HL.

Sodium sulphonate 10% as electrolyte reagent and CH_3COOH, 5M in order to obtain different values of acidic medium in the dyeing process were used.

2.2. Methods

The molar combination ratio, and the stability constants for new obtained compounds were determined using "molar ratio method" (J.H. Yoe and A.L. Jones), and Harvey-Manning method by applying pH-metry, conductometry, spectrophotometry in visible domain (Sibiescu, 2005).

The quantitative amount of each constitutive element from new synthesized premetallised dyes was achieved by chemical elemental analysis. The new synthesized premetallised dyes were examined in KBr pellets and the FT-IR spectrophotometer was FT-IR-Spektrometer "Nexus 470" (Fa. Thermo Nicolet, Offenbach), and the spectra were recorded in the range of 4000-450 cm^{-1} wavenumbers. The morphological changes appeared in the structure of acid dyes, were pointed out by electronic images, using a scanning electronic microscope S-3000 N of HITACHI with 15 UV. Using Thermo gravimetric Analysis TG, in dynamic conditions, the thermal behavior was studied in the presence of NETZSCH TG 209C, the study being conducted comparatively on the uncomplexed dyes and complexed dyes. 5.0 mg of sample was heat-treated at room temperature (RT) to 500°C with rate 10°C/min. Weight loss and residual mass in each stage of thermal decomposition were evaluated by Netzch Program. Dyeing wool fibers was performed in two applying methods using Mathis „Polycolor P4702" equipment. The color fastness of dyed wool samples with synthesized premetallised dyes to washing and rubbing were evaluated according with SR EN ISO 105-C06 and respectively with SR EN ISO 105-X12. The color intensity was expressed by K/S parameter using Spectroflash 300® spectrophotometer Data color Company.

2.3. Synthesis of Premetallised Dye

100 mL, 10^{-2} $M \cdot L^{-1}$ of HL were mixed together with 50 mL for the same concentration, and stirred during 90 minutes, until the mass of reaction are completely homogenous. The solid product has been obtaining by drying of the resulted compounds after a several centrifugations and washings of this mixture.

2.4. Dyeing Procedure

The above prepared premetallised dyes have been applying in following conditions: dyes material was wool fibers; concentration of premetallised dyes

in the bath process was 3%, Hm 1:100. The dyeing took place at 100°C during 60 minutes, according with the following dyeing diagram.

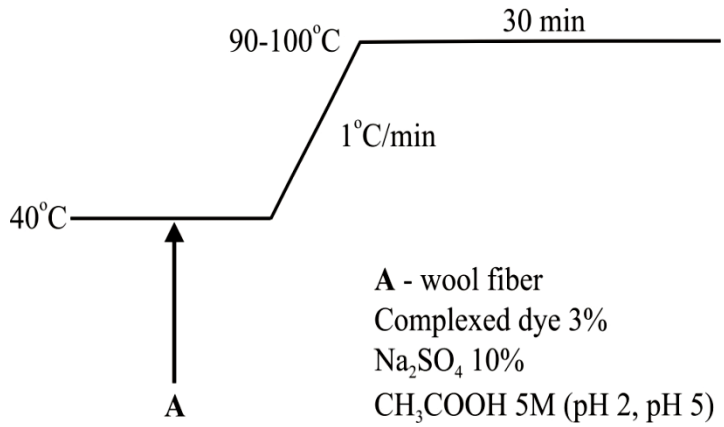


Fig. 2 – Dyeing diagram used in the dyeing process.

3. Results and Discussions

Experimental measurements for the study in liqiud phase were made in solutions of $0.5 \cdot 10^{-3}$mol/L concentration. The registered values for each applyied method are graphical reperesented depending on the combination ratios, and the summarized obtained values are given in Table 1.

Table 1
The registered Values for each Applyied Methods

Compound	Molar ratio	pH	Conductivity [mS]	λ_{max}	Absorbance	Stability constant
CuL_2	1:1	5.56	195	550	0.393	$\beta = 9{,}36 \cdot 10^{14}$
	2:1	5.75	180	560	0.412	$\beta = 17{,}53 \cdot 10^{21}$

From Table 1 can be concluded that between the interaction between Cu^{2+} and ligand HL, two complex compounds have been forming in molar ratios: 1:1, 1:2. Also the values of the stability constants prouved a higher stability of resulted compounds, both methods highlighting those formation. The molecular structure of the premetallised dyes was confirmed by the following methods:

Elemental chemical analysis, expressed by the experimental and calculated values of the constitutive elements is in agreement with the proposed molecular formula. The experimental results and theoretical being showed in Table 2.

Table 2
Chemical Elemental Analysis for Sythesized Premetallised Dye

Compound	CuL_2	
Element	Calculated	Experimental
C %	34.38	34.23
H%	1.91	1.80
N%	6.68	6.56
S%	15.28	15.14
Cu%	5.05	4.92

Thermal analysis-the heat stability has been evaluated comparatively for the uncomplexed and premetallised dyes. The results show that the new synthesized premetallised dyes have a higher stability than the acid dye form wich they derived.

The ***IR spectra*** in infrared domain achieved on KBr pellets, show the presence of peaks assigned to the coordinative Cu←N, and covalent Cu─O bonds, whose presence explain the premetallised dyes formation. These bonds appear as bands with low intensity and can be observed at in a range of 600-400 cm^{-1}.

Table 3
The thermal Behavior for the Studied Compounds

Compound	Stage	Mass change, [%]	Onset, [°C]	Rezidual mass, [%]
HL	I	13.68	136.9	50.39
	II	10.27	283.5	
	III	21.08	455.2	
CuL_2	I	12.06	231.8	68.98
	II	15.62	312.7	
	III	6.48	415.0	

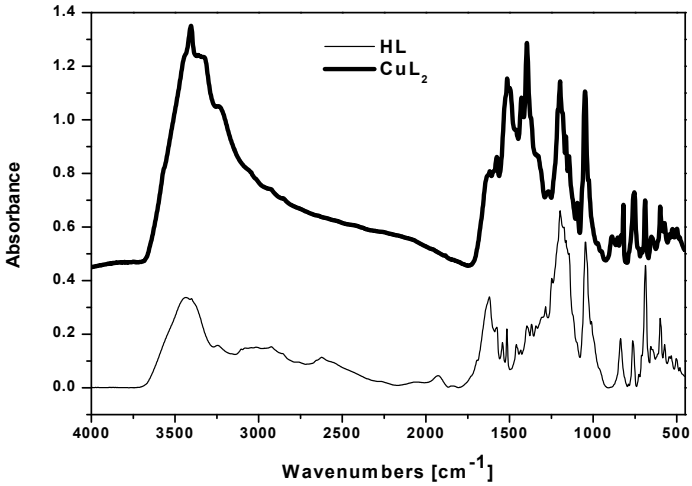
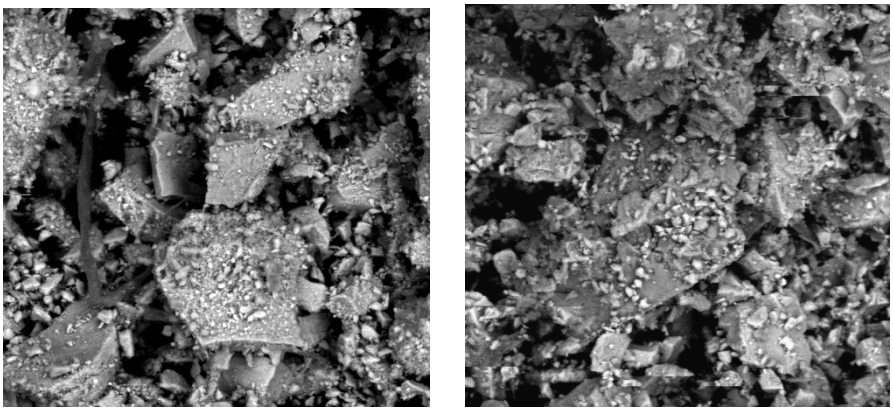


Fig. 3 – FTIR spectra for the studied compunnds.

The ***SEM*** images show that after the complexation process the microsctructure of HL is slightly modified.

As can be seen from the Table 4, all the samples dyed with premetallised dye gives the shade which are changing a little beat according with the used metallic ion. Comparing the obtained result by both methods can be observed that, when premetallised dyes have been used, deep shades were obtained. Can be noted, as well, that pH value has a significant role in obtaining higher results; lower values of pH lead to record the improved fastness in all cases.

The fastness strenghts values to washing and rubbing of dyed samples in both methods are given in Table 4. Disregarding of the tested methods, the samples dyed with premetallised dye have good washings and rubbing fastness in comparing with the case when uncomplexed dye was used.



a *b*

Fig. 4 – SEM images (1000X): *a* – HL; *b* – CuL2.

Table 4

The Properties of Dyed Wool Fibers with Studied Compounds

Sample	Method	pH	K/S	λ_{max}	Tinctorial strenghts		
					Washing	Rubbing	
						Wet	Dry
HL	-	2	9.47	560	3-4	3	3
		5	14.31	540	4	3-4	3
CuL_2	Concomitent	2	12.66	540	3-4	3	3
		5	4.39	550	3	3	2-3
	Preformation	2	14.42	550	4-5	4-5	4
		5	6.26	550	4	4	4

4. Conclusion

A new complexed dye, starting from a new acid dyes with copper ion was prepared. The formation, stability and molar ratio combination of new complexed dyes were studied and carried out in liquid phase. Also the syntheses in solid phase have been performed, followed by the characterization of those compounds. In order to mark out the dye ability of a new compound, the dyeing process was achieved in comparing with the complex formation directly on the wool fibers. The characterization of premetallised dye was performed by following methods: chemical elemental analysis, FTIR, SEM and thermal analysis. As a result of the mentioned methods the proposed structural formula were established. In addition, were evaluated the resistance of dyed samples on wet treatments (wash and friction) and uniformity of color expressed by K/S constant.

REFERENCES

Dixit C., Patel H. M., Desai D.J., Dixit R.B., *E-J. Chem.,* **6**, 315, (2009).

Ifrim S., *Chimia lânii*, Ed. Performantica, 2006, Iaşi.

Kocaokutgen H., Ozkinali S., *Characterisation and Applications of Some o,o'-Dihydroxyazo dyes Containing a 7-Hydroxy Group and their Chromium Complexes On Nylon and Wool*. Textile Research Journal, **74**, *1*, 78 – 82 (2004).

Radu C.D., *Fizico-chimia cheratinelor*. Ed. Performantica, 2003, Iaşi.

Sibiescu D., *Coordinate Compounds Chemistry*. Ed. Pim, (2005), Iaşi.

Târlea M.M., Cincu C., Marton G., Draghici C., Tarko L., *New Sulphonic Acid Derivates Obtained by Sulphonation 2-Aminobenzothiazoles -6 –Substituted*, Rev. Chem., **58**, *2*, 218-223(2007).

Târlea M. M., Cincu C., Marton G., Tomas S., Silvestro L., *Acid Benzothiazolic Dyes for Dyeing Protein Substrates*. Rev. Chem., **58**, *10*, 972-977 (2007).

SINTEZA, CARACTERIZAREA ŞI COMPORTAMENTUL LA VOPSIRE PE FIBRELE DE LÂNĂ A UNOR COLORANŢI PREMETALAŢI PE BAZĂ DE Cu(II)

(Rezumat)

În acest studiu, sunt descrise sinteza şi caracterizarea unor noi compuşi complexaţi, ca rezultat al reacţiei de complexare dintre un nou colorant acid şi clorura cuprică. Formarea, stabilitatea şi raportul de combinare au fost studiate şi evidenţiate în

fază lichidă. În scopul evidenţierii capacităţii de vopsire a noului compus, procesul de vopsire a fost realizat comparativ prin două procedee: cu preformarea coloranţilor premetalaţi în fază solidă şi respectiv cu formarea coloranţilor complecşi direct pe fibra de lână. Caracterizarea coloranţilor premetalaţi a fost realizată prin aplicare următoarelor metode: analiză chimică elementală, FTIR, SEM şi analiză termică. De asemeni pentru fibrele de lână vopsite au fost evaluate rezistenţele tinctoriale (la spălare şi frecare) precum şi uniformitatea culorii exprimată prin indicele K/S.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 3, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SYNTHESIS, CHARACTERIZATION AND DYEING BEHAVIOUR ON WOOL FIBERS OF A NEW PREMETALLISED DYES BASED ON Ni(II) AND Zn(II)

BY

LAURA CHIRILĂ[1*], ROMEN BUTNARU[1], ANDREI VICTOR SANDU[2] and SANDA CREŢU[2]

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[1]Faculty of Textile Leather & Industrial Management
[2]Faculty of Materials Science & Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Two premetallised dyes based on a new acid azo dye as ligand and Ni(II), Zn(II) ions at 1:2 molar ratio were synthesized and characterized by chemical elemental analysis, FTIR, SEM-EDX and thermal analysis in dynamic conditions. The synthesized premetallised dyes have been applied on wool fibers in order to highlight the dyeing behaviour. The dyed wool fibers were achieved at different two values of acidic medium, pH 2 and respectively pH 5, the dyes exhibiting a good affinity toward wool fibers. Also, the chromatic parameters in CIELab system, wash fastness and rubbing strengths (wet and dry) have been investigated.

Key words: premetallised dyes, characterization, dyeing behavior.

1. Introduction

Metal complexes for wool fibers are obtained by complexation reaction of the acid dyes. Also, they are a very important class of the metal complex highlighting by the highest fastness to light and wet treatments (Lewis, 1992).

[*] Corresponding author; e-mail: chirila_laura@yahoo.com

The most successful metals used in wool dyeing is by far widely chrome, but in the last period was proving that this can affect the environment and the human health.

The aim of this study is to change this metals ion with the other ions of the transitionals metals, in order to obtain new premetallised dyes. The acid dye from which premetallised dyes derived was complexed by the authors using others metallic ions (Chirila *et al.*, 2011; Sibiescu *et al.*, 2010; Kamellia *et al.*, 2009; Moustafa, 1995).

2. Experimental

2.1. Materials

For highlighting the purpose of this investigation, two new premetallised dyes were used, they were obtained through complexation reaction between a new acid dyesodium(*E*) -2- ((2-hydroxy-6-sulfonatonaphtalen-1-yl) diazenyl) -6- methoxybenzo [*d*] thiazole- 5 or 7-sulfonate and Ni(II), Zn(II) ions (Tarlea *et al.*, 2007a; Tarlea *et al.*, 2007b). The complexation reagent was supplied from Merk Company. A pure woolen fabric with 128 g/m^2 was used for this study. Na_2SO4 10% as surfactant reagent was added in the bath process. CH_3COOH 5M was used in order to adjust the pH in the dyeing process.

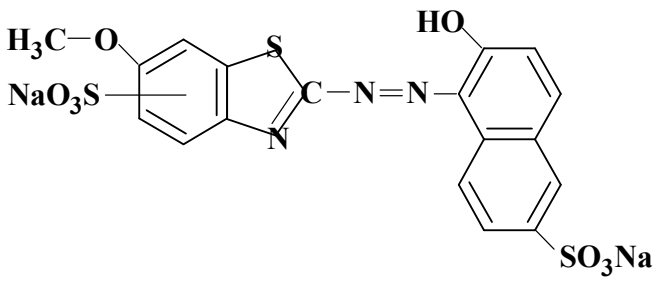


Fig. 1 – Chemical structure of HL.

2.2. Synthesis of the Premetallised Dyes

A mixture of 50 mL solution copper and respectively nickel chloride 10^{-2} M·L^{-1} and 100 mL solution of HL for the same concentration was subjected to stirring conditions, at room temperature, for 90 minutes until the mixture became homogeneous. The repeated centrifugations and washings with ethylic alcohol and water were used in order to separate the resulted micro disperse system and after the obtained products were dried in an oven at 105ºC until constant mass. All the reagents were prepared with bidistilated water.

2.3. Methods

The absorption spectra were measured using FT-IR Infrared spectroscopy was recorded with FT-IR-Spektrometer "Nexus 470" (Fa. Thermo Nicolet, Offenbach), and thermal behavior was investigated on a NETZSCH TG 209C equipment. Elemental analysis was carried out based on the destructive methods. The morphological structure of the compound, before and after the complexation reaction was examined by a scanning electronic microscope S-3000 N of HITACHI with 15 UV. The color values, expressed by the L *, a*, b* parameters were performed using Spectroflash 300® spectrophotometer Data color Company. The tinctorial fastnesses were evaluated according with SR EN ISO 105-C06 for washings tests and respectively with SR EN ISO 105-X12 for the rubbing tests. The chromatic parameters were achieved using a D65/10 as source of illumination.

2.4. Dyeing Process

The wool samples were dyed with Mathis „Polycolor P4702”equipment. Both types of dyes (complexed and uncomplexed) were applied at 3% owf at 100:1 liquor ratio. 10% sodium sulphate was added as electrolyte agent and the pH was adjusted to 2 and 5 with CH_3COOH, 5M. The wool samples were added to the bath, process under continuous stirring at 40ºC for 60 minutes, and after the bath was heated with 1ºC/min until 100ºC, when the dyeing process has been continuing for more than 30 minutes.

3. Results and Discussions

The calculated and experimental content of constitutive elements from each synthesized premetallised dye are shown in Table 1.

Table 1
The Chemical Elemental Analysis for the Studied Compounds

Compound	NiL_2		ZnL_2	
Element	Calculated	Experimental	Calculated	Experimental
C %	33.72	33.65	33.56	33.44
H%	1.87	1.74	1.84	1.75
N%	6.55	6.49	6.52	6.44
S%	14.98	14.81	14.91	14.87
M%	4.69	4.60	5.05	4.97

A conclusion witch can be drawn is that exists a good concordance between both values (calculated and obtained experimental) of all the compounds.

Table 2
The Thermal Behavior for the Studied Compounds

Compound	Stage	Mass change [%]	Onset [°C]	Rezidual mass [%]
HL	I	3.37	86.30	93.92
	II	1.95	404.10	
NiL_2	I	6.39	92.90	68.98
	II	11.09	312.30	
	III	8.46	482.20	
ZnL_2	I	1.32	96.00	71.51
	II	6.58	192.40	
	III	7.38	420.80	

Effects of metallic ions treatment were also analyzed form thermal point of view. The thermo grams of uncomplexed and premetallised dyes are depicted in Fig. 2. Differences in percent residual mass have shown that the thermal stability of the premetallised dyes was improved.

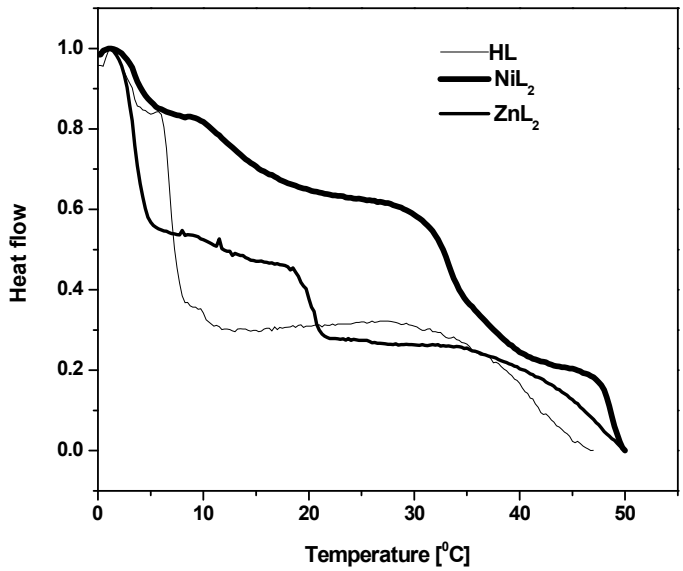
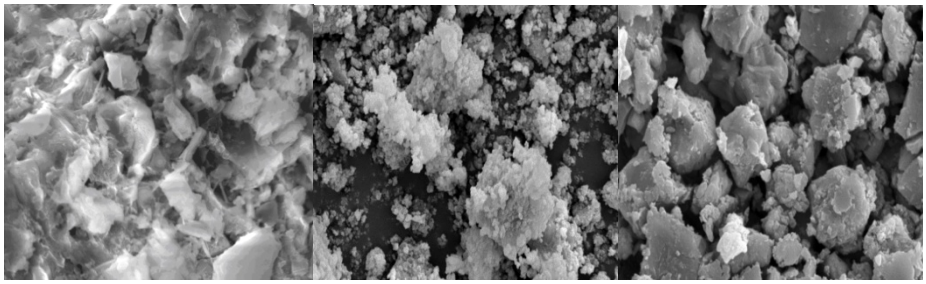


Fig. 2 – The thermograms for the studied compounds.

The SEM micrographs of dyes before and after the complexation reaction are shown in the Fig. 3. The images obtained from SEM provide information about the premetallised dyes microstructure.



a *b* *c*

Fig. 3 – SEM images at 5000X for the obtained compounds:
a) –HL; *b*)- NiL_2; *c*) -ZnL_2.

The micrographs demonstrate that complexation process leads to change in the morphological structure, as a result of chemical structure changing. It is obvious that the microstructure of uncomplexed dyes is changed by the modifications provided, after being treated with metallic ions. Initially the morphological structure of acid dye was amorphous–crystalline with irregular shapes and different size, and in the end became crystalline with an ordered structure.

The spectra of premetallised dyes before and after complexation process were illustrated in comparison, in Fig. 4.

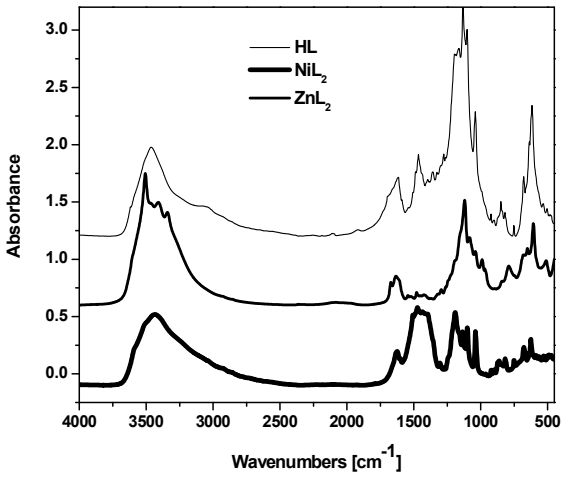


Fig. 4 – IR spectra for analyzed compounds.

It could be seen that the vibrations of the ligand are slightly modified by the premetallised dyes formation.

The complexation of the acid dyes lead to M←N and respectively M-O bonds formation. This bonds show by the absorption bands, with low intensity witch can be observed in the range of 600-400 cm^{-1}. The attributed bonds of different types of waters and —OH groups were identified as large overlapped bands in the range of 3400-3200 cm^{-1} wave numbers. The absorption spectra in infrared domain of the premetallised dyes give important information about the formation of coordinative bonds, and default about the premetallised dyes. The tinctorial strengths to washing and rubbing are summarized in Table 3.

Table 3

The Tinctorial Strenghts for the Samples Dyed with Studied Compounds

Sample	pH	Tinctorial strengths		
		Washing	Rubbing	
			Wet	Dry
HL	2	3	3	3
	5	2-3	3	2-3
NiL_2	2	3-4	3-4	4
	5	3	3	3
ZnL_2	2	4	4-5	4-5
	5	3-4	4	4

It could be found that the fastness to rubbing tests was grade up to 5 for ZnL_2. The smallest values can be observed for samples dyed with uncomplexed dyes. The chromatic parameters recorded from samples dyed in both conditions, with uncomplexed and premetallised dyes can be seen in Table 4.

Table 4

The Chromatic Parameters for Dyed Samples with Studied Compounds

Sample	pH	L*	a*	b*
HL	2	41.12	30.82	13.70
	5	41.60	23.77	8.90
NiL_2	2	38.79	26.07	11.41
	5	33.65	-1.64	-6.75
ZnL_2	2	32.63	22.93	1.09
	5	40.26	0.62	-14.73

The results indicated that the application of premetallised dyes conduct to obtaining a large wide of colors, after the complexation process. The addition of metallic ions in the structure of acid dye could reduce the dyes amounts from the waste waters, due to increased exhaustion.

4. Conclusion

In this study, were evaluated the complexation process effects on the formation and stability of the premetallised dyes and their dyeing behavior. The formation of these premetallised dyes was performed by chemical elemental analysis, SEM spectra, spectroscopy in infrared domain and thermal analysis in dynamic conditions. The dyeing ability of these synthesized dyes was achieved for wool fibers in acid medium, in comparison with uncomplexed dyes. The evaluation of samples dyed with premetallised dyes highlights that this dye conducts to slightly increased values for chromatic parameters and tinctorial strengths, with less dye migration and higher uniformity on the surface and dyed fibers.

REFERENCES

Chirila L., Butnaru R., Sandu I., Vasilache V., Sandu A.V., *Rev. Chem.*, **62**, *3*, 265-271 (2011).

Kamellia N., Zolfaghar R., Masoud S., *Dyes and Pigments*. **83**, 304 (2009).

Lewis D.M., *Wool Dyeing, Society of Dyers and Colourists*. 196 (1992).

Moustafa M.M., Journal of the Society of Dyers and Colourists, **111**, *11*, 349 (1995).

Sibiescu D., Chirila L., Rosca I., Butnaru R., Vizitiu M., Carja G., *Environmental Engineering and Management Journal*. **9**, *1*, 119 (2010).

Tarlea M.M., Cincu C., Marton G., Tomas S., Silvestro L., *Acid Benzothiazolic Dyes for Dyeing Protein Substrates*. Rev. Chem., **58**, *10*, 972-977 (2007a).

Tarlea M.M., Cincu C., Marton, G., Draghici C., Tarko L., *New Sulphonic Acid Derivates Obtained by Sulphonation 2-Aminobenzothiazoles -6 –Substituted*. Rev. Chem., **58**, *2*, 218-223, (2007b).

SINTEZA, CARACTERIZAREA ŞI COMPORTAMENTUL LA VOPSIRE PE FIBRELE DE LÂNĂ A UNOR COLORANŢI PREMETALAŢI PE BAZĂ DE Ni(II) ŞI Zn(II)

(Rezumat)

Au fost sintetizaţi şi caracterizaţi prin analiză chimică elementală, FTIR, SEM-EDX şi analiză termică în regim dinamic, doi coloranţi premetalaţi la raportul de

combinare de 1:2, derivaţi de la un nou colorant acid ca ligand şi ionii Ni(II), Zn(II). Coloranţii premetalaţi sintetizaţi au fost aplicaţi pe fibrele de lână în scopul testării comportării la vopsire a acestora. Fibrele de lână au fost vopsite la două valori diferite ale pH-ului acid, pH 2 şi respectiv pH 5, coloranţii manifestând o bună afinitate faţă de fibrele de lână. De asemeni, au fost investigate rezistenţele tinctoriale la spălare şi frecare (umedă şi uscată), precum şi parametri cromatici în sistemul CIELab.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH.ASACHI", IAŞI

Tomul LI (LV)

Fasc. 4

Secția
ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2005

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng Nicolae Badea, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng Ion Giurma, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Vice-Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Managing Editor of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. univ. dr. eng. Dan Găluşcă, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering

Managing Editor of the *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
Assoc. prof. dr. eng. Iulian Ioniță, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Scientific secretary of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*

Prof.univ.dr.eng. Yuri A. Burennikov, Vinnitsia State Technical University, Ukraine
Prof.univ.dr.eng. Borivoje Mišković, Yugoslav Association of Metallurgical Engineers, Belgrad, Serbia-Muntenegru
Prof.univ.dr.eng. Paolo Nanni, Universita degli Studi da Genova, Italy
Prof.univ.dr.eng. Strul Moisa, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel
Prof.univ.dr.eng. Corneliu Munteanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Constantin Baciu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Luchian Zaharia, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Ioan Carcea, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Adrian Dima, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Prof.univ.dr.eng. Ioan Alexandru, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc.prof.dr.eng. Leandru Gheorghe Bujoreanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Ioan Rusu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Gheorghe Bădărău, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania
Assoc. prof.dr. eng. Petrică Vizureanu, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania

Editorial Secretary of the *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
Assoc.prof.dr.eng. Gheorghe Bădărău, Technical University "Gh. Asachi" Iaşi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LI (LV) 2005

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

TAKAHIRO SAWAGUCHI, TAKEHIKO KIKUCHI, FUXING YIN, KAZUYUKI OGAWA, SETSUO KAJIWARA, ATSUMICHI KUSHIBE, MASAHIKO HIGASHINO and TAKATOSHI OGAWA - PSEUDOELASTICITY and DAMPING PROPERTIES ASSOCIATED WITH FCC/HCP MARTENSITIC TRANSFORMATION IN NbC CONTAINING Fe-Mn-Si-BASED ALLOYS	1
C. BEJINARIU, V. MOLDOVEANU, D. A. GHEORGHIU and St. L. TOMA - THE DETERMINATION OF THE FILLING DEGREE AT INDIRECT EXTRUSION FOR THE NUT-LIKE PRODUCTS MADE FROM CYLINDER SEMI-PRODUCTS	13
C. BEJINARIU, L. ZAHARIA, V. V. MOLDOVEANU and St. L. TOMA - THE ANALYTIC CALCULATION OF THE CYLINDER-TRUNCATED CONE SEMI-PRODUCT TO OBTAIN NUT-LIKE PRODUCTS BY INDIRECT EXTRUSION	17
IONEL BOSTAN - AUDITABLE INTRAORGANIZATIONAL ACTIVITIES	23
IONEL BOSTAN - THE UNIVERSALITY AND PERIODICITY OF THE FUNCTION OF INTERNAL AUDIT	29
MARIA BACIU, EMIL PASINKOVSCHI, SILVIA GEORGESCU and CONSTANTIN BACIU - INFLUENCE OF THE ELECTROLYTIC PLASMA NITRIDING ON STEEL STRUCTURE	31
DRAGOŞ-VIOREL BREZOI and RODICA-MARIANA ION - PYRROLE POLYMERIZATION IN AQUEOUS $FeCl_3$ SOLUTIONS	35
LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, CORNELIU MUNTEANU, IULIAN IONIŢĂ, MITICĂ TEMNEANU and VIOREL KOGĂNICEANU - ON THE SHAPE MEMORY BEHAVIOUR OF Cu-BASED ALLOYS AND POLYETHYLENE TEREPHTHALATE (PET)	43
OVIDIU CALANCIA, LEONACHE DRĂGOI, VASILE-VIOREL MOLDOVEANU and RADU DĂNILĂ - THE RESEARCH OF THE STRENGTH LEVEL OF THE WEAVING MACHINES' NOISE FOR THEIR RATIONAL DESIGN	51
GABRIELA CIOBANU, LAURENŢIU-DAN GHENGHEA, LĂCRĂMIOARA ISTRATI and GABRIELA CÂRJĂ - CORROSION OF ALUMINIUM ALLOYS IN ALKALINE MEDIA	55
GABRIELA CIOBANU, LAURENŢIU-DAN GHENGHEA, GABRIELA CÂRJĂ and LĂCRĂMIOARA ISTRATI - KINETIC AND THERMODYNAMIC ASPECTS CONCERNING CORROSION OF ALUMINIUM ALLOYS IN ALKALINE MEDIA	61
PETRU P. CONDREA - MANAGEMENT RISK DETERMINATION	67
PETRU P. CONDREA - ADVANTAGES OF USING THE MODERN MEANS IN ENTERPRISE COMMUNICATION	69
MIHAIL-LIVIU CRAUS and MIHAI LOZOVAN - CORRELATION BETWEEN THE SEEBECK EFFECT, HIGH TEMPERATURE TRANSPORT AND STRUCTURE OF SOME $La_{1-X}Ca_XMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ COMPOUNDS	71
IULIAN CUCOŞ - COMPUTERIZED PROPERTIES PREDICTION IN THE HEAT TREATMENT OF STEELS	79

IULIAN CUCOŞ - THE CONTROL OF FURNACES FOR THERMAL TREATMENT	85
VASILE DIA, LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, GABRIELA HRIŢULEAC and VIORICA DAVID - STUDY OF THE WORK GENERATING SHAPE MEMORY EFFECT	89
MIRCEA DOBRESCU, CONSTANTIN DUMITRESCU and RAMI SABAN - AEROSPATIAL MECHANICAL ENGINEERING OF TITANIUM ALLOYS	97
GABRIELLA FAUR-CSUKAT - FACTORS AFFECTING PERFORMANCE OF BULLETPROOF COMPOSITES	99
DIANA ANTONIA GHEORGHIU - MICROSTRUCTURAL CHANGES INTO THE HEAT AFFECTED ZONE OF CHROMIUM ALLOYED WHITE CAST IRON	105
CORNELIA IONESCU LUCA and ALINA DRAGOMIR - SAFETY, PROTECTIVE AND OCCUPATION FOOTWEAR CHARACTERISTICS USED IN METALLURGICAL INDUSTRY	109
CORNELIA IONESCU LUCA ET RODICA SILVIA VOLOCARIU - ALGORITHME DE PROJECTION DES MOULES POUR CONTREFORTS DE CHAUSSURE	117
MIHAI LOZOVAN and HORIA CHIRIAC - ON THE FUNCTIONAL STUDY OF A THERMOSTATIC DEVICE BASED ON INVAR ALLOYS	125
DORIN LUCA, ROXANA ARSENE and GEORGE ANDRIESCU - SOME PRELIMINARY EXPERIMENTS UPON THE WORKPIECE PARAMETERS PROCESSED BY ELECTROMAGNETIC FORMING	129
VALENTIN MIHAILOV, MARIA BACIU, SILVIA GEORGESCU and CONSTANTIN BACIU **-** ABOUT WEAR BEHAVIOUR OF STEELS NITRATED IN ELECTROLYTIC PLASMA	135
IOAN MILOŞAN - ON THE INFLUENCE OF THE HEAT TREATMENT PARAMETERS ON THE MICROHARDNESS VARIATION OF A BAINITIC S.G.CAST IRON	139
IOAN MILOŞAN - SOME ASPECTS ABOUT THE KINETICS AND THERMODYNAMICS OF THE TRANSFORMATIONS OF A BAINITIC S.G. CAST IRON BETWEEN 350 AND 400°C	145
VASILE-VIOREL MOLDOVEANU, LEONACHE DRĂGOI and OVIDIU CALANCIA - SOME ASPECTS OF THE DYNAMICS OF LAUNCHING DEVICE AT THE UNCONVENTIONAL WEAVING MACHINES	151
CORNELIU MUNTEANU and LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU **-** STUDY OF DIMENSIONAL UNIFORMITY AND ELECTRIC RESISTIVITY VARIATION IN AMORPHOUS RIBBONS FROM $Fe_{80-x}Sm_xB_{20}$ AND $Fe_{80-X}Gd_XB_{20}$ SYSTEMS	155
I.NAGY, DANIELA NAGY, A.NICOLAE and A.DIMON - MINIMIZING OF POLLUTION AT THE ROASTING ROTARY KILN USED FOR PYRITE CINDERS	159
CARMEN NEJNERU, NICANOR CIMPOESU, ION HOPULELE, ALEXANDRU MAXINIUC and DRAGOS ACHITEI - THE IMPROVEMENT OF THE WHITE BRASSES RECRYSTALLIZATION HEAT TREATING (TYPE Cu-Zn-Ni)	167
SILVIA PATACHIA and ADINA PAPANCEA - EFFECT OF THE MICROSTRUCTURE OF POLY(VINIL ALCOHOL) MEMBRANES ON THE DIFFUSION OF SOME IONIC SPECIES	177
S. PATACHIA and M. RINJA - EFFECT OF THE POLY (VINYL ALCOHOL) [PVA] HYDROGELS MICROSTRUCTURE ON THEIR WATER ABSORPTION	183
SILVIA PATACHIA and MARIA MICLAUS - PVA HYDROGELS AS INTELLIGENT MATERIALS	191
SILVIA PATACHIA and MIHAELA VOINEA - BIOLOGICAL MATERIALS AS SOLUTION FOR WATER DEPOLLUTION	199
SILVIA PATACHIA and ECATERINA SAMOILA - POLY(VINYL ALCOHOL) HYDROGELS AS CONTROLLED DRUG DELIVERY SYSTEMS	205
GHEORGHE T. POP, STEFAN LACATUSU, SIMONA STOLERIU and OCTAVIAN CIOBANU – GALLIUM-BASED RESTORATIVE DENTAL MATERIALS	211
OCTAVIAN POTECAŞU, FLORENTINA POTECAŞU, ELENA DRUGESCU, NELU CAZACU, and PETRICA ALEXANDRU - METALLIC COMPOSITES OBTAINED THROUGH EXTRUSION	219

OCTAVIAN POTECAŞU, FLORENTINA POTECAŞU, ELENA DRUGESCU and LAURA BUBURUZAN - HARDENED GRANITE COMPOSITES FROM THE DOBROGEA MOUNTAINS	227
MIHAELA RĂCUCIU, DORINA-EMILIA CREANGĂ, GHIORGHE CĂLUGĂRU and IRINA HORGA - FERROFLUIDS STABILITY-A COMPARATIVE STUDY	233
ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN and RAIMOND GRIMBERG - DETERMINATION OF PHYSICAL-MECHANICAL PARAMETERS OF MULTILAYERED COMPOSITE MATERIALS THROUGH ULTRASONIC METHODS	239
ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN, R.GRIMBERG, A.ANDREESCU, V.PALIHOVICI and V.GOANTA - EVALUATION OF FATIGUE AT AISI 316L AUSTENITIC STEELS USING EDDY CURRENT MICROSENSORS ARRAY	247
ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN and RAIMOND GRIMBERG - MICROSENSORS ARRAY FOR INTEGRITY EVALUATION OF FLEXIBLE MULTI-TRACES CIRCUITS	255
V. I. SAVULYAK and A. YU. OSSADCHUK - RECEPTION OF COMPOSITE COVERINGS ON WORKING SURFACES OF STEEL PRODUCTS	259
VICTOR SAVULYAK - INVESTIGATION OF THE CORRUGATED WORKPIECES MANUFACTURING PROCESS	267
D. V. ŞOLTUZ, D. CIOBANU and V. NECULĂIASA - ASPECTS REGARDING THE BEHAVIOR OF STAINLESS STEELS DURING THE WEAR PROCESSES	275
D. V. ŞOLTUZ, D. CIOBANU and V. NECULĂIASA - ASPECTS REGARDING THE VARIATIONS OF ELECTROLYTIC POTENTIAL IN TRIBOCORROSION WEAR PROCESS	279
ST. L. TOMA, I.ALEXANDRU, D.G. GĂLUŞCĂ and C. BEJINARIU - DEVICE FOR METALLIC COVERING BY ACTIVATED THERMAL SPRAYING	285
ST. L. TOMA, C. BACIU, C. BEJINARIU, A. ALEXANDRU, and D. GHEORGHIU - THE SHOT PENNING INFLUENCE ON THE ALUMINUM LAYERS POROSITY OBTAINED BY THERMAL SPRAYING USING ELECTRIC ARC	291
RODICA SILVIA VOLOCARIU and CORNELIA IONESCU LUCA - POSSIBILITIES OF PROGRAMMING MOULDS USED ON CAROUSEL INSTALLATIONS FOR THE INJECTION OF THE FOOTWEAR SOLES	297
ALINA ZAHARIUC, FLORIN MUNTEANU and VASILE MERTICARU - VIBRATION ANALYSES ON HIP PROSTHESIS	303

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LI (LV) 2005

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

TAKAHIRO SAWAGUCHI, TAKEHIKO KIKUCHI, FUXING YIN, KAZUYUKI OGAWA, SETSUO KAJIWARA, ATSUMICHI KUSHIBE, MASAHIKO HIGASHINO şi TAKATOSHI OGAWA - PSEUDOELASTICITATE ŞI PROPRIETĂŢI DE AMORTIZARE ASOCIATE CU TRANSFORMAREA MARTENSITICĂ CFC/HC IN ALIAJELE PE BAZĂ DE Fe-Mn-Si CARE CONŢIN NbC	1
C. BEJINARIU, V. MOLDOVEANU, D. A. GHEORGHIU şi St. L. TOMA - DETERMINAREA GRADULUI DE UMPLERE A MUCHIILOR PIESEI LA EXTRUDAREA INDIRECTĂ A PRODUSELOR DE TIP PIULIŢĂ DIN SEMIFABRICATE CILINDRICE	13
C. BEJINARIU, L. ZAHARIA, V. V. MOLDOVEANU şi St. L. TOMA - CALCULUL ANALITIC AL DIMENSIUNILOR SEMIFABRICATULUI CILINDRO-TRONCONIC PENTRU OBŢINEREA PRIN EXTRUDARE INDIRECTĂ A PRODUSELOR DE TIP PIULIŢĂ	17
IONEL BOSTAN - ACTIVITĂŢI INTRAORGANIZAŢIONALE CARE POT FI AUDITATE	23
IONEL BOSTAN - UNIVERSALITATEA ŞI PERIODICITATEA FUNCŢIEI DE AUDIT INTERN	29
MARIA BACIU, EMIL PASINKOVSCHI, SILVIA GEORGESCU şi CONSTANTIN BACIU - INFLUENŢA NITRURĂRII ÎN PLASMĂ ELECTROLITICĂ ASUPRA STRUCTURII OŢELULUI	31
DRAGOŞ-VIOREL BREZOI şi RODICA-MARIANA ION - POLIMERIZAREA PIROLULUI ÎN SOLUŢII APOASE DE $FeCl_3$	35
LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, CORNELIU MUNTEANU, IULIAN IONIŢĂ, MITICĂ TEMNEANU şi VIOREL KOGĂNICEANU - ASUPRA COMPORTRAMENTULUI DE MEMORIA FORMEI LA ALIAJELE PE BAZĂ DE Cu ŞI POLIETILENTEREFTALAT (PET)	43
OVIDIU CALANCIA, LEONACHE DRĂGOI, VASILE-VIOREL MOLDOVEANU şi RADU DĂNILĂ - CERCETAREA NIVELULUI DE TĂRIE A ZGOMOTULUI MAŞINILOR DE ŢESUT ÎN VEDEREA PROIECTĂRII RAŢIONALE A ACESTORA	51
GABRIELA CIOBANU, LAURENŢIU-DAN GHENGHEA, LĂCRĂMIOARA ISTRATI şi GABRIELA CÂRJĂ - COROZIUNEA ALIAJELOR DE ALUMINIU ÎN MEDII ALCALINE	55
GABRIELA CIOBANU, LAURENŢIU-DAN GHENGHEA, GABRIELA CÂRJĂ şi LĂCRĂMIOARA ISTRATI - ASPECTE CINETICE ŞI TERMODINAMICE PRIVIND COROZIUNEA ALIAJELOR DE ALUMINIU ÎN MEDII ALCALINE	61
PETRU P. CONDREA – DETERMINAREA MANAGEMENTULUI DE RISC	67
PETRU P. CONDREA – AVANTAJELE UTILIZĂRII MIJLOACELOR MODERNE ÎN COMUNICAREA DIN CADRUL ÎNTREPRINDERII	69
MIHAIL-LIVIU CRAUS şi MIHAI LOZOVAN - CORELAŢIE ÎNTRE EFECTUL SEEBECK, TRANSPORTUL LA TEMPERATURA RIDICATĂ ŞI STRUCTURA UNOR COMPUŞI $La_{1-X}Ca_XMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$	71
IULIAN CUCOŞ - PREDICŢIA ASISTATĂ DE CALCULATOR A PROPRIETĂŢILOR LA TRATAMENTUL TERMIC AL OŢELURILOR	79

IULIAN CUCOŞ – CONDUCEREA CUPTOARELOR DE TRATAMENT TERMIC	85
VASILE DIA, LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, GABRIELA HRIŢULEAC şi VIORICA DAVID - STUDIUL EFECTULUI DE MEMORIA FORMEI GENERATOR DE LUCRU MECANIC	89
MIRCEA DOBRESCU, CONSTANTIN DUMITRESCU şi RAMI SABAN - INGINERIA MECANICĂ AEROSPAŢIALĂ A ALIAJELOR DE TITAN	97
GABRIELLA FAUR-CSUKAT - FACTORI CARE INFLUENŢEAZĂ PERFORMANŢA MATERIALELOR COMPOZITE REZISTENTE LA PROIECTILE	99
DIANA ANTONIA GHEORGHIU - MODIFICĂRI MICROSTRUCTURALE INDUSE ÎN ZONA INFLUENŢATĂ TERMIC A FONTEI ALBE ALIATE CU CROM	105
CORNELIA IONESCU LUCA şi ALINA DRAGOMIR - CARACTERISTICILE INCĂLŢĂMINTEI DE SECURITATE, DE PROTECŢIE ŞI DE LUCRU UTILIZATĂ ÎN INDUSTRIA METALURGICĂ	109
CORNELIA IONESCU LUCA şi RODICA SILVIA VOLOCARIU - ALGORITM DE PROIECTARE ASISTATĂ DE CALCULATOR A MATRIŢELOR DE FORMAT ŞTAIFURI PENTRU ÎNCĂLŢĂMINTE	117
MIHAI LOZOVAN şi HORIA CHIRIAC - ASUPRA STUDIULUI FUNCŢIONAL AL UNUI DISPOZITIV DE TERMOSTATARE BAZAT PE ALIAJE INVAR	125
DORIN LUCA, ROXANA ARSENE şi GEORGE ANDRIESCU - UNELE EXPERIMENTE PRELIMINARE ASUPRA PARAMETRILOR PIESEI DE LUCRU PROCESATE PRIN MAGNETOFORMARE	129
VALENTIN MIHAILOV, MARIA BACIU, SILVIA GEORGESCU şi CONSTANTIN BACIU - ASUPRA COMPORTĂRII LA UZURĂ A OŢELURILOR NITRURATE ÎN PLASMĂ ELECTROLITICĂ	135
IOAN MILOŞAN - INFLUENŢA PARAMETRILOR TRATAMENTULUI TERMIC ASUPRA MICRODURITĂŢII UNEI Fgn BAINITICE	139
IOAN MILOŞAN - ASPECTE PRIVIND CINETICA ŞI TERMODINAMICA TRANSFORMĂRILOR ALE UNEI Fgn BAINITICE ÎNTRE 350 ŞI 400°C	145
VASILE-VIOREL MOLDOVEANU, LEONACHE DRĂGOI şi OVIDIU CALANCIA - UNELE ASPECTE ALE DINAMICII MECANISMULUI DE LANSARE DE LA MAŞINILE NECONVENŢIONALE DE ŢESUT	151
CORNELIU MUNTEANU şi LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU - STUDIUL VARIAŢIEI UNIFORMITĂŢII DIMENSIONALE ŞI A REZISTIVITĂŢII ELECTRICE LA BENZILE AMORFE DIN SISTEMELE $Fe_{80-x}Sm_xB_{20}$ ŞI $Fe_{80-X}Gd_XB_{20}$	155
I.NAGY, DANIELA NAGY, A.NICOLAE şi A.DIMON - MINIMIZAREA POLUĂRII LA CUPTOARELE ROTATIVE DE PRĂJIRE UTILIZATE PENTRU CENUŞILE DE PIRITĂ	159
CARMEN NEJNERU, NICANOR CIMPOESU, ION HOPULELE, ALEXANDRU MAXINIUC şi DRAGOS ACHITEI - OPTIMIZAREA TRATAMENTULUI TERMIC DE RECOACERE DE RECRISTALIZARE LA ALAME ALBE (tip Cu-Zn-Ni)	167
SILVIA PAŢACHIA şi ADINA PAPANCEA - EFECTUL MICROSTRUCTURII MEMBRANELOR DE POLI(ALCOOL VINILIC) [PVA] ASUPRA DIFUZIEI UNOR SPECII IONICE.	177
S. PAŢACHIA şi M. RINJA - EFECTUL MICROSTRUCTURII HIDROGELURILOR DE PVA ASUPRA ABSORBŢIILOR DE APĂ.	183
SILVIA PAŢACHIA şi MARIA MICLAUS - HIDROGELURILE DE PVA CA MATERIALE INTELIGENTE	191
SILVIA PAŢACHIA şi MIHAELA VOINEA - MATERIALELE BIOLOGICE CA O SOLUŢIE PENTRU DEPOLUAREA APEI	199
SILVIA PAŢACHIA şi ECATERINA SAMOILA - POLI(ALCOOLUL VILILIC) CA SISTEM DE ELIBERARE CONTROLATĂ A MEDICAMENTELOR	205

GHEORGHE T. POP, STEFAN LACATUŞU, SIMONA STOLERIU şi OCTAVIAN CIOBANU – AMALGAME CU GALIU UTILIZATE ÎN MEDICINA DENTARĂ	211
OCTAVIAN POTECAŞU, FLORENTINA POTECAŞU, ELENA DRUGESCU, NELU CAZACU, şi PETRICĂ ALEXANDRU - COMPOZITE METALICE OBŢINUTE PRIN EXTRUZIUNE	219
OCTAVIAN POTECAŞU, FLORENTINA POTECAŞU, ELENA DRUGESCU şi LAURA BUBURUZAN - COMPOZITE ARMATE CU GRANIT DIN MUNŢII DOBROGEI	227
MIHAELA RĂCUCIU, DORINA-EMILIA CREANGĂ, GHIORGHE CĂLUGĂRU şi IRINA HORGA – SATABILITATEA FEROFUIDELOR-STUDIU COMPARATIV	233
ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN şi RAIMOND GRIMBERG - DETERMINAREA PARAMETRILOR FIZICO-MECANICI A MATERIALELOR COMPOZITE MULTISTRAT PRIN METODE DE ULTRASUNETE	239
ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN, R.GRIMBERG, A.ANDREESCU, V.PALIHOVICI şi V.GOANŢĂ - EVALUAREA OBOSELII LA OŢELURILE AUSTENITICE 316L UTILIZÂND ARII DE MICROSENZORI DE CURENŢI TURBIONARI	247
ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN şi RAIMOND GRIMBERG - ARIE DE MICROSEZORI PENTRU EVALUAREA INTEGRITĂŢII CIRCUITELOR FLEXIBILE MULTITRASE	255
V. I. SAVULYAK şi A. YU. OSSADCHUK - RECEPŢIA ACOPERIRILOR DIN MATERIALE COMPOZITE PE SUPRAFEŢELE DE LUCRU ALE PRODUSELOR DIN OŢEL	259
VICTOR SAVULYAK – STUDIUL PROCESULUI DE PRELUCRARE A PIESELOR ONDULATE	267
D. V. ŞOLTUZ, D. CIOBANU şi V. NECULĂIASA - ASPECTE PRIVIND COMPORTAREA OŢELURILOR INOXIDABILE ÎN TIMPUL PROCESELOR DE UZURĂ	275
D. V. ŞOLTUZ, D. CIOBANU şi V. NECULĂIASA - ASPECTE PRIVIND VARIAŢIILE DE POTENŢIAL ELECTROLITIC ÎN PROCESE DE UZURĂ TRIBOCOROZIVĂ	279
ST. L. TOMA, I.ALEXANDRU, D.G. GĂLUŞCĂ şi C. BEJINARIU - DISPOZITIV DE METALIZARE PRIN SPRAYERE TERMICĂ ACTIVATĂ	285
ST. L. TOMA, C. BACIU, C. BEJINARIU, A. ALEXANDRU şi D. GHEORGHIU - INFLUENŢA ALICĂRII ASUPRA POROZITĂŢII STRATURILOR DE ALUMINIU OBŢINUTE PRIN PULVERIZARE TERMICA ÎN ARC ELECTRIC	291
RODICA SILVIA VOLOCARIU şi CORNELIA IONESCU LUCA - POSSIBILITIES - POSIBILITĂŢI DE PROGRAMARE A MATRIŢELOR FOLOSITE PE INSTALAŢII DE TIP CARUSEL PENTRU INJECTAREA TĂLPILOR DIRECT PE FEŢELE ÎNCĂLŢĂMINTEI	297
ALINA ZAHARIUC, FLORIN MUNTEANU şi VASILE MERTICARU - ANALIZA VIBRAŢIONALĂ PE PROTEZE DE ŞOLD	303

OVIDIU CALANCIA, VICTOR MULLER, MIHAI STEFAN, LEONACHE DRAGOI, MIRCEA BELOIU - DETERMINAREA CONTINUTULUI DE FERITA IN STRUCTURILE SUDATE ALE OTELURILOR AUSTENITICE 10TIMONICR175 CU ELECTROZI DIN OTEL INOXIDABIL 19.12.2.NB UTILIZAND DIAGRAME STRUCTURALE WRC 1992	191
RADU DANILA, VIOREL MOLDOVEANU, RALUCA DRAGOI, TUDOR RAILEANU, MIRCEA BELOIU - STABILIREA EFORTURILOR TERMICE A FORMELOR METALICE DIN FONTA CENUSIE IN TIMPUL PROCESULUI DE TURNARE	197
PETRICA VIZUREANU, ADRIAN DIMA - UN MODEL MATEMATIC DE DETENSIONARE	203
R. COMANECI, D. G. GALUSCA, CONSTANTIN BACIU, L. ZAHARIA - DEFORMAREA IN REGIUNEA BIFAZICA $(\gamma + \alpha)$ LA LAMINAREA CONTROLATA	209

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.16; 669.74

PSEUDOELASTICITY AND DAMPING PROPERTIES ASSOCIATED WITH FCC/HCP MARTENSITIC TRANSFORMATION IN NbC CONTAINING Fe-Mn-Si-BASED ALLOYS

BY

TAKAHIRO SAWAGUCHI, TAKEHIKO KIKUCHI, FUXING YIN, KAZUYUKI OGAWA, SETSUO KAJIWARA, ATSUMICHI KUSHIBE*, MASAHIKO HIGASHINO* and TAKATOSHI OGAWA*

Abstract: Fe-Mn-Si-based shape memory alloys containing NbC are a potential candidate for high damping materials. This paper reviews pseudoelasticity, internal friction, and tension-compression fatigue behavior, which were comprehensively investigated in a thermomechanically treated Fe28Mn-6Si-5Cr-0.53Nb-0.06C (mass %) alloy, especially focusing on the pseudoelasticity. The results are discussed in relation to the martensitic transformation behavior and microstructural characteristics of the alloy, and the effect of the thermomechanical treatment is also discussed. The results commonly indicate that the alloy exhibit a significant damping capacity against large strain amplitudes more than 0.1%, probably due to the reversible motion of fcc/hcp interfaces. From these results, the NbC containing Fe-Mn-Si-based alloys are considered to be applicable to the seismic dampers in civil constructions..

Keywords: pseudoelasticity, damping capacity, internal friction, iron-manganese-silicon-based shape memory alloy, niobium carbide, nano precipitate, martensitic transformation

1. Introduction

Fe-Mn-Si-based alloys are well known as low cost shape memory alloys (SMAs) [1]. The SMAs exhibit one-way shape memory effect (SME) associated with the stress-induced martensitic transformation from an fcc structure (γ austenite) to an hcp structure (ε martensite) by deformation and its reversion by heating. It is also known that the SME is improved by the special thermomechanical treatment called "training", which consists of several cycles of the stress-induced transformation by deformation and its reversion by heating [2].

Kajiwara et al. reported that the SME in Fe-Mn-Si-based alloys containing nano-size NbC precipitates exhibit nearly perfect SME without being subjected to the training treatment [3-10]. The martensite plates formed by applied stress are extremely thin (nano-scale) and of a single variant, which are very similar to the microstructural characteristics observed in the "trained samples" of the conventional Fe-Mn-Si-based SMAs [11].

Recently, the present authors pay much attention on the feasibility of these newly modified SMAs as a high damping material [12]. In order to investigate their damping properties, three kinds of mechanical properties, i.e. pseudoelasticity, internal friction and tension-compression fatigue behavior are under investigation. All of these

phenomena are commonly ascribed to the reversible motion of γ/ε interfaces. It is likely that the refinement of martensite plates in NbC containing Fe-Mn-Si-based SMAs improves the damping properties of the alloys because of increase in the total area of the γ/ε interfaces. The preferred orientation of the martensites may also affect on the damping properties in the specific direction.

This paper introduces some important findings in our study on the damping properties of a thermomechanically treated Fe-Mn-Si-based SMA containing NbC. In the following sections, we firstly make a brief review on martensitic transformation behavior and microstructural characteristics of the alloy (section 2), and then describe the pseudoelasticity (section 3), internal friction (section 4) and tension-compression low cycle fatigue properties (section 5) of the alloy. A particular emphasis is placed on the section 3.

2. Martensitic transformation behavior and microstructural characteristics

The chemical composition of all the specimens shown in this paper is Fe28Mn-6Si-5Cr-0.53Nb-0.06C (mass %). After solution and homogenization treatment at 1470K for 10h, a thermomechanical treatment, consisting of 14% pre-rolling at 870K and subsequent aging at 1070K for 10min, was carried out to generate fine NbC precipitates. The combination of the alloy composition and the process was previously established as the best condition for obtaining a good SME [7, 8]. Hereinafter, the term "pre-rolled" will be used referring to this condition. In some parts of this paper, the result for as-"solution treated" specimen is also shown for comparison.

The forward martensitic transformation start temperature (M_s) of this alloy is below room temperature, while the reverse martensitic transformation start temperature (A_s) and so-called the M_d temperature, above which the martensitic transformation cannot be induced by applying stress, are above room temperature. Therefore, the sample is in the single γ phase state at room temperature, and the stress-induced martensitic transformation into the ε phase is caused by deformation, and its reversion takes place by subsequent heating.

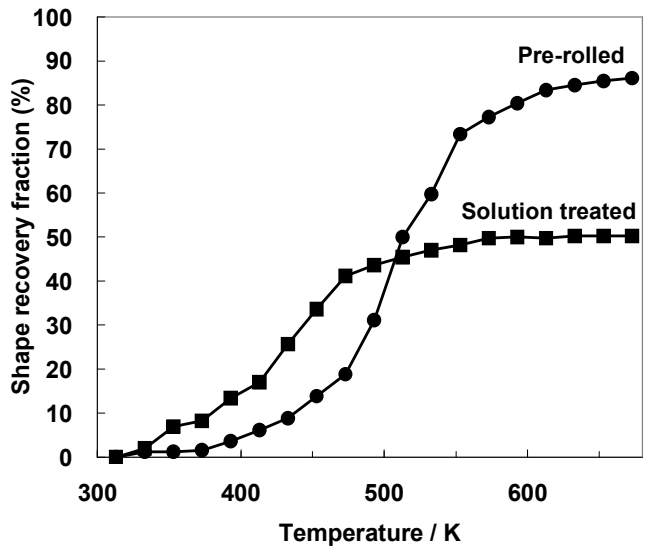


Fig. 1 The change in shape recovery fraction during heating. The initial strain of 3% was applied to the specimens prior to the measurements [12].

Here we mention the A_s and M_d temperatures of the alloy in detail, because the knowledge of these characteristic temperatures is very important for understanding the nature of pseudoelasticity that will be described in the next section. Figure 1 shows the change in shape recovery during heating, both for the pre-rolled and the solution treated specimens [12]. From the curves in this figure the A_s temperatures were obtained to be 320K for the solution treated specimen, and 370K for the pre-rolled specimen. The A_s is increased by the thermomechanical treatment. It is also found that the saturated value of shape recovery is higher for the pre-rolled specimen (90%) than that for the solution treated specimen (50%).

Figure 2 shows the 0.2% proof stresses measured at various temperatures [12]. The proof stress-temperature curves can be subdivided into two linear relationships with a positive and a negative slope for lower and higher temperature regions, respectively. It is considered that the deformation is dominated by stress-induced martensitic transformation in the lower temperature range, while by slip deformation in the higher temperature range. From this figure, M_d is determined as 370K for the solution treated specimen and 420K for the pre-rolled specimen, which indicates that the thermomechanical treatment to produce fine NbC carbides is effective to increase M_d temperature. It should be also noted that the stress level is much increased by the thermomechanical treatment for both the temperature regions.

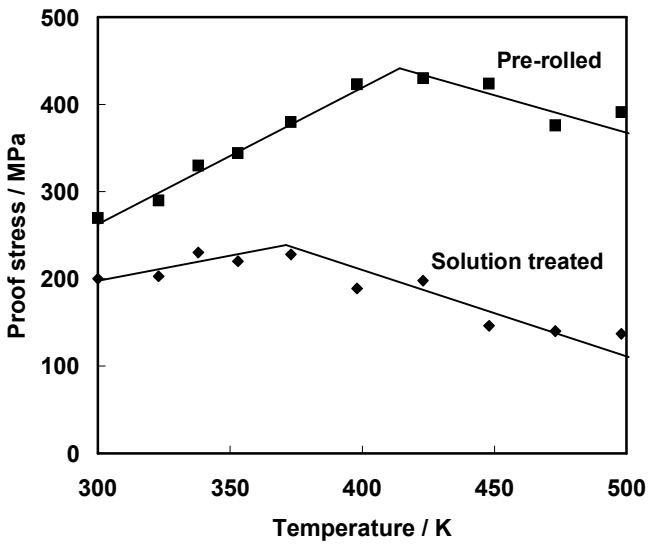


Fig. 2 The 0.2% proof stress as a function of temperature for pre-rolled specimens and solution treated specimens [12].

The microstructure of the pre-rolled specimen is characterized by nano-size NbC carbides dispersed inside grains (Fig. 3) and a considerable amount of stacking faults in the γ austenite [3, 9]. The ε martensite plates formed by an external load are very thin because of the pretty fine NbC precipitates, which may act as nucleation sites of the ε plates. The AFM observation revealed that the martensite is of a single variant, as shown in Fig. 4 [8], up to the deformation strain of about 4%. Most of the ε plates reversely transform into the γ during heating, through the same crystallographic path with the forward transformation, and thus nearly perfect SME is achieved. When the deformation strain exceeds 4%, the other kinds of variants on different {111} habit

planes and in different <112> shear directions start to generate, and SME starts to decrease.

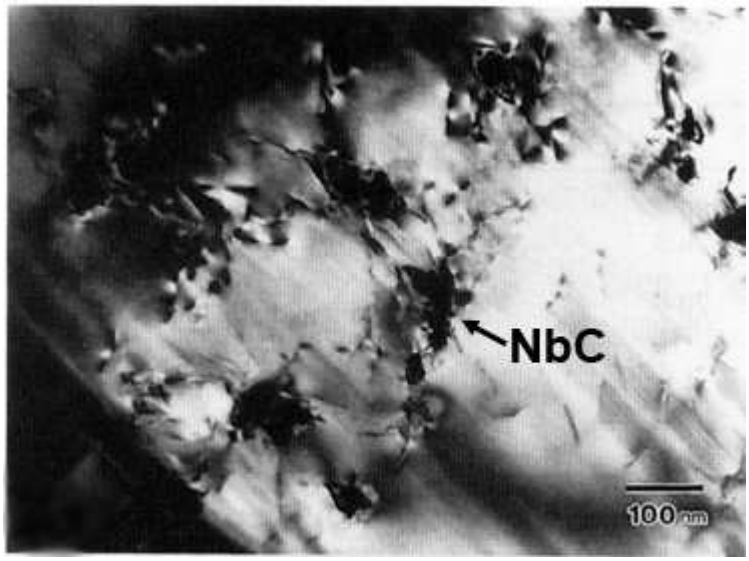


Fig. 3 Electron micrograph of NbC precipitates produced by aging at 1070K for 2h [9].

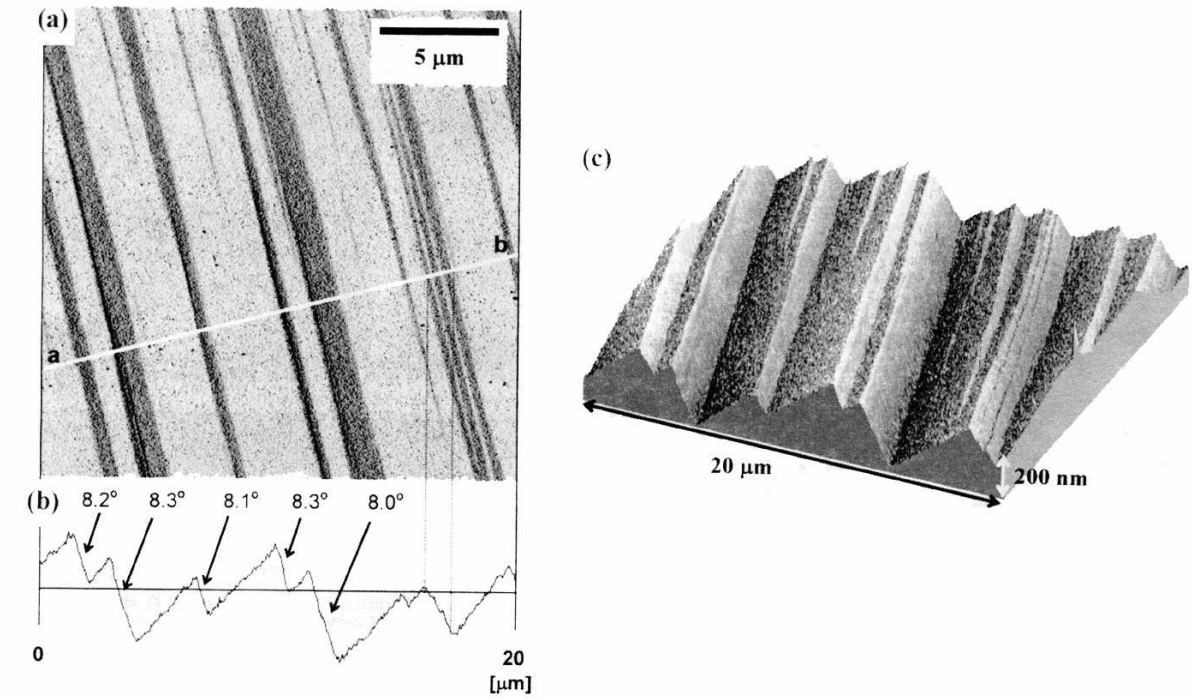


Fig. 4 (a) AFM micrograph of martensite plates formed in the thermomechanically treated sample. (b) Cross section curve along white line in (a). (c) Three dimensional picture of surface relief of martensite plates [8].

On the other hand, in the solution trated specimen, Nb and C are considered to exist as a substitutional atom and an interstitial atom, respectively. The ε formed in the specimen is of multiple variants even for small deformation strains of about 2%, and the SME is incomplete.

3. Pseudoelasticity

It is widely accepted that the pseudoelasticity in thermoelastic SMAs such as Ti-Ni-based alloys and Cu-based alloys, which is also called as "superelasticity", is caused by the stress-induced martensitic transformation on loading and the reverse martensitic transformation on unloading. In this paper, "transformation pseudoelasticity" is used referring to the pseudoelasticity based on the above mechanism, while solely the "pseudoelasticity" is used unless its physical nature becomes clear. It is traditionally believed that transformation pseudoelasticity cannot occur in "non-thermoelastic" Fe-Mn-Si-based SMAs. Recently, however, several researchers reported that the pseudoelasticity was observed when the test temperature was elevated above the reverse martensitic transformation temperature [13-15], which is similar to that of the thermoelastic SMAs. In these papers, however, the pseudoelasticity was described only as the one-time spring-back on unloading and, therefore, the reproducibility of the pseudoelasticity is still unclear.

The pseudoelasticity was also reported at and below room temperature, in spite of the fact that the testing temperatures are well below the A_s [16, 17]. The phenomenon was ascribed to the reversible motion of the γ/ε interfaces. However, it is impossible to explain the driving force of the reverse martensitic transformation at temperatures below A_s by the conventional theory of transformation pseudoelasticity. Because of these conflicting experimental results and the lack of the detailed mechanism, the existence of the pseudoelasticity in the Fe-Mn-Si-based SMAs is still questionable.

We investigated this issue by using our newly modified Fe-Mn-Si based SMAs containing NbC. The existence of pseudoelasticity was examined by measuring stress-strain curves during stepwise loading and unloading with increasing the maximum strain (ε_a) up to 1.0% in the step of 0.2%. The measurements were done at RT, 350K, 400K, 450K and 500K for the solution treated and pre-rolled specimens. Figure 5 shows the results for the solution treated specimen at 350K as a representative.

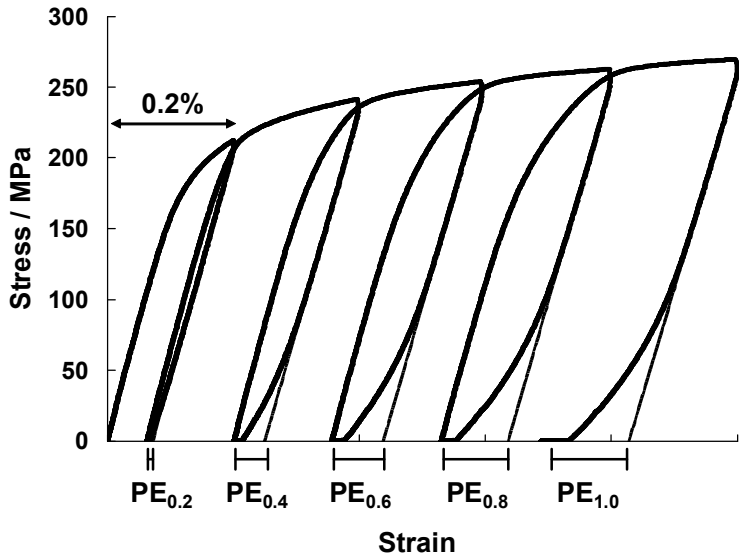


Fig. 5 Stress-strain curves during stepwise loading and unloading with increasing strain up to 1.0% in step of 0.2% at 350K for the solution treated specimens [12].

Non-linearity in the lower stress portion of unloading curves and strain hysteresis are clearly seen in these figures. The strain hysteresis increases with increasing ε_a.

The pseudoelastic recovery strain (PE) was obtained from the stress-stain curves, by subtracting the elastic recovery (dotted lines) from the total recovery strain at each ε_a, as illustrated in Fig. 5. The values of PEs are plotted as a function of deformation temperature in Fig. 6. The PE first increases with increasing deformation temperature, reaching the maximum value at 350K for the solution treated specimen and 400K for the pre-rolled specimen, respectively, and then decreases with increasing deformation temperature. The PEs of the pre-rolled specimen are smaller at room temperature than those of the solution treated specimen, while the maximum PEs of the pre-rolled specimen are larger than those of the solution treated specimen.

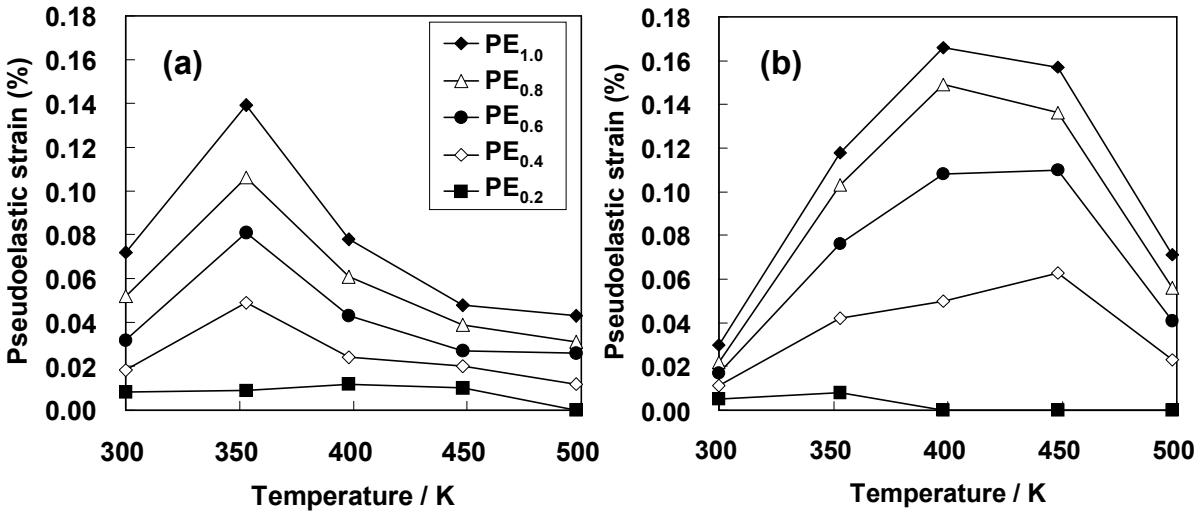


Fig. 6 Pseudoelastic strain as a function of deformation temperature for (a) the solution treated specimens and (b) the pre-rolled specimens [12].

Assuming that this partial shape recovery with non-linearity is due to transformation pseudoelasticity, the temperature dependence of pseudoelasticity can be successfully explained as follows.

1) The increase in pseudoelastic strain with increasing deformation temperature, shown in the lower temperature regime of Figs. 6, is expected to occur because the deformation temperature exceeds A_s.
2) The A_s of the solution treated specimen is lower than that of the pre-rolled specimen. The reverse martensitic transformation starts just above room temperature in the solution treated specimen, as shown in Fig. 1. That is the reason why the PE values at room temperature of the solution treated specimen are higher than those of the pre-rolled specimen.
3) It is found by comparing the curves in Figs. 2 and 6 that the temperature where the maximum PE value is obtained coincides with the M_d temperature for both the cases of the solution treated and pre-rolled specimens. This fact indicates that the decrease in PE value at higher temperature is due to that slip deformation becomes dominant than the deformation by the stress-induced martensitic transformation. It was also found that the thermomechanical treatment improves the pseudoelasticity of the alloy by increasing M_d.

As shown in Fig. 6, no obvious pseudoelasticity is observed in the stress-strain

curves for smaller ε_a at room temperature, while the pseudoelasticity can be seen for the case of larger ε_a. When the sample is in the two-phase state composed of the stress-induced ε and the remaining γ, the pseudoelasticity is more clearly recognized at room temperature. Figure 7 shows stress-strain curves during cyclic loading and unloading with ε_a=0.3% measured in the pre-rolled specimen, in which a certain amount of the ε was initially induced by applying a strain of 2.0 %.

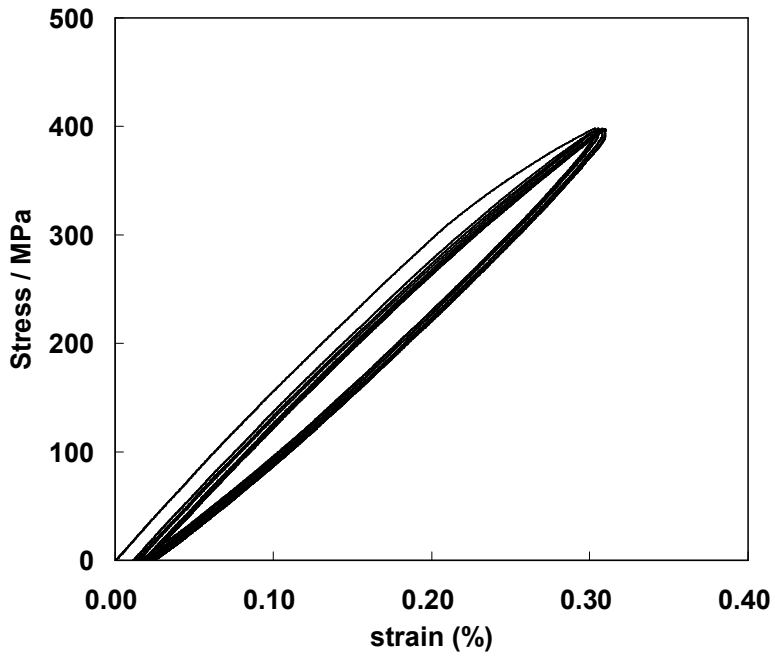


Fig. 7 Pseudoelasticity of the pre-rolled specimen during cyclic loading and unloading with ε_a =0.3% [12].

The strain rate was set at 0.1 mm/min from the first to the third cycles. Then the strain rate was increased to 0.2mm/min in the 4th cycle, 0.3mm/min in the 5th cycle, and decreased to 0.05mm/min in the 6th cycle and 0.025mm/min in the 7th cycle. The pseudoelasticity with non-linearity and strain hysteresis appears in the curves. The residual strain is about 0.01% in the first cycle, but it become negligible after the second cycle. Thus the perfect pseudoelasticity is reproducibly obtained in the further cycling. It should also be noted that the pseudoelasticity is almost independent of the strain rate.

These facts imply that the increase in the γ/ε interfaces contributes to enhancing the pseudoelasticity. This phenomenon cannot be explained only by the conventional idea of transformation pseudoelasticity, since the testing temperature is lower than A_s, where the stress-induced martensite is thermodynamically stable. It becomes possible to interpret the pseudoelasticity by the reversible motion of the γ/ε interfaces, if the back-stress produced around the tip of growing martensite plates is taken into account. In the case of the γ/ε martensitic transformation, there will be a large pile up of Shockley partial dislocations with the same sign [11, 18, 19]. The accumulation of dislocations with the same sign produces a large stress field around the tip of the martensite and acts as the back-stress on the growing martensite. The effect of the back-stress on the reversibility of the γ/ε transformation was also proposed by Bergeon et al. [18].

The pseudoelasticity below A_s was reported in some Fe-Mn-Si-based alloys [16, 17, 20]. In these papers, the pseudoelasticity was described as the large spring-back with non-linearity. In the present study, the reproducibility of the pseudoelasticity was also revealed, as shown in Fig. 7. It should be emphasized that the perfect pseudoelasticity was obtained reproducibly when the specimen was subjected to cyclic loading and unloading.

In summary, the existence of the pseudoelasticity in Fe-Mn-Si-based SMAs is proved by some indirect, but strong, evidences. The pseudoelasticity below A_s is probably due to the back-stress produced by Shockley partial dislocations residing at the tip of the martensite plates. The perfect pseudoelasticity was obtained reproducibly when the sample was subjected to cyclic loading and unloading. The pseudoelasticity is improved by pre-warm rolling and subsequent aging. Further studies are being carried out, especially on their microstructural evidence.

4. Internal friction

The Fe-Mn-based alloys undergoing γ/ε martensitic transformation have been regarded as low cost high damping alloys [21-27]. The alloys exhibit strain-amplitude-dependent internal friction, which is ascribed to the reversible motion of γ/ε interfaces. Fe-Mn-Si-based SMAs were also found to show strain amplitude-dependent internal friction, but only a limited number of investigations have been performed on damping properties of the SMAs. We investigated the internal friction of the NbC containing alloys using a dynamic mechanical analyzer (DMA). Figure 8 shows the internal friction (tanΦ) as a function of strain amplitude, for the pre-rolled specimen in the single γ phase state, the pre-rolled specimen in the two-phase state of the stress-induced ε and the remaining γ, and that solution treated in the single γ phase state.

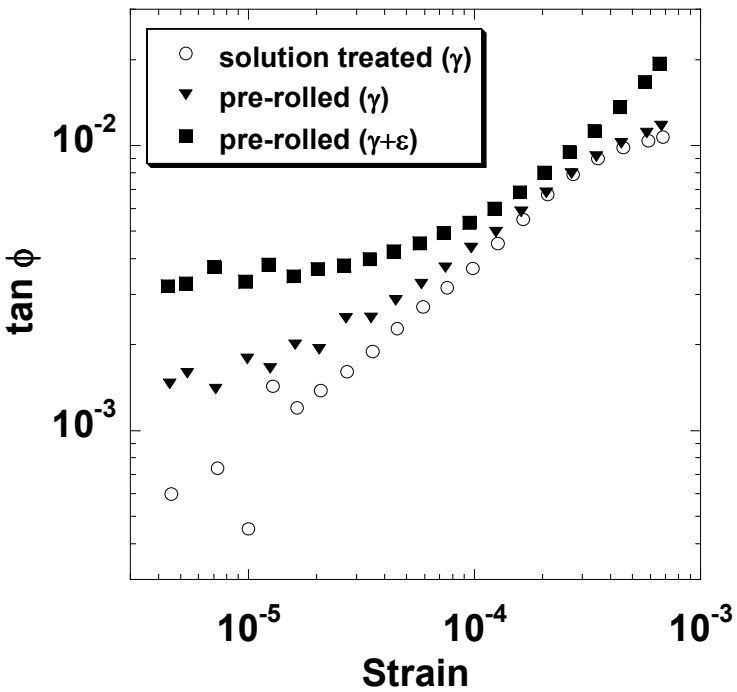


Fig. 8 Strain amplitude dependence of internal friction

Principal features shown in the figure are summarized as: 1) tanΦ increases with increasing strain amplitude. 2) tanΦ increases with increasing amount of the stress-induced ε. 3) tanΦ is enhanced by the thermomechanical treatment. We also measured the internal friction as a function of vibration frequency, and found that tanΦ is independent of vibration frequency. The above features are in a good accordance with the results of the pseudoelasticity.

5. Tension-compression fatigue behaviour

Nowadays, in the field of civil engineering of Japan, low yield point steels are paid much attention as a seismic damper in civil constructions [28]. As shown in Fig. 8, Fe-Mn-Si-based SMAs seem to show a significant damping capacity against vibrations with larger strain amplitudes above 10^{-3}, indicating that they are also a prospective candidate as seismic damping material in civil constructions. Damping capacity in large strain amplitude region is usually evaluated by low cycle fatigue properties during cyclic tension and compression. However, no such effort has ever been done on Fe-Mn-Si-based SMAs.

The present authors investigated the damping capacity of the NbC containing Fe-Mn-Si-based SMAs in large strain amplitude region by tension-compression low cycle fatigue tests (LCF). The sinusoidal strain oscillation with the vibration frequency of 0.5Hz and with the ε_a of 0.2, 0.4, 0.8, 1.2, 1.6, and 2.0% was applied to the specimen and the resultant stress was measured. The measurements were repeated 10 cycles for each ε_a. The result is shown in Fig. 9.

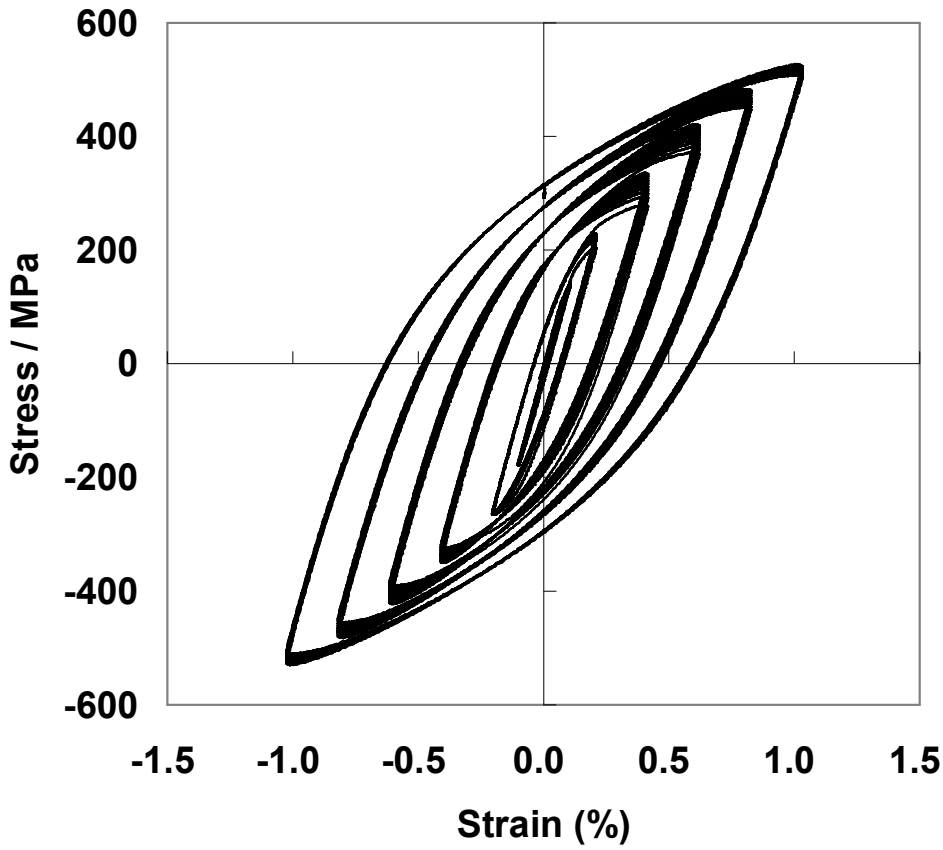


Fig. 9 Low cycle fatigue properties of the thermomechanically treated specimen

It is obvious in the stress-strain curves with a large strain hysteresis that the alloy exhibits a significant damping capacity. It is also noted that work hardening is very small and the damping property is stable during 10 cycles of loading.

The specific damping capacity (SDC) was calculated from the strain hysterisis for each ε_a in Fig. 9. The SDC values are plotted as a function of strain amplitude in Fig. 10. The values of tanΦ measured by DMA were also converted into the SDC, and plotted in Fig. 10. There is a good continuity between the SDC-strain amplitude relationship measured by DMA and that measured by LCF.

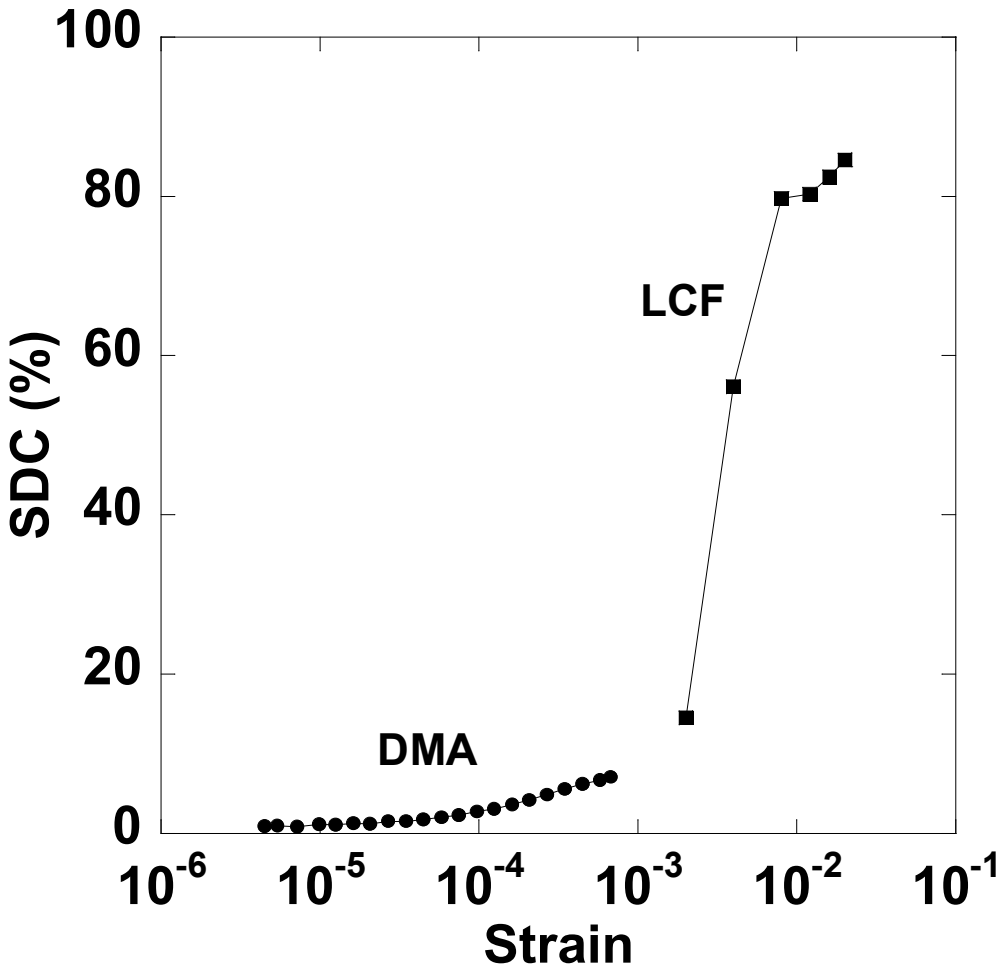


Fig. 10 Strain amplitude dependence of internal friction of the thermomechanically treated specimen measured by DMA and LCF.

6. Concluding remarks

Pseudoelasticity, internal friction, and tension-compression fatigue behavior were comprehensively investigated in a thermomechanically treated Fe-Mn-Si-based SMA containing NbC to clarify its damping capacity. The results commonly indicate that the alloy exhibit a significant damping capacity against large strain amplitudes more than 0.1%, probably due to the reversible motion of γ/ε interfaces. From these

results, it is concluded that the NbC containing Fe-Mn-Si-based alloys are considered to be applicable to the seismic dampers in civil constructions.

Received May 9, 2005

National Institute for Materials Science
**Takenaka Corporation*
Japan

REFERENCES

[1] A. Sato, E. Chishima, K. Soma, T. Mori, Acta Metall. 30 (1982) 1177-1183.
[2] H. Otsuka, M. Murakami, S. Matsuda, Proc. MRS Int'l. Mtg. on Adv. Mats., vol 9, Tokyo, 1989, pp. 451-456.
[3] A. Baruj, T. Kikuchi, S. Kajiwara, Mater. Sci. Eng. A 378 (2004) 337-342.
[4] A. Baruj, T. Kikuchi, S. Kajiwara, N. Shinya, Mater. Sci. Forum 394-3 (2002) 403-406.
[5] A. Baruj, T. Kikuchi, S. Kajiwara, N. Shinya, Mater. Trans. 43 (2002) 585-588.
[6] A. Baruj, T. Kikuchi, S. Kajiwara, N. Shinya, J. Phys. IV 112 (2003) 373-376.
[7] A. Baruj, T. Kikuchi, S. Kajiwara, N. Shinya, Mater. Sci. Eng. A 378 (2004) 333-336.
[8] S. Kajiwara, A. Baruj, T. Kikuchi, N. Shinya, Proc. SPIE 5053 (2003) 250-261.
[9] S. Kajiwara, D. Liu, T. Kikuchi, N. Shinya, Scripta Mater. 44 (2001) 2809-2814.
[10] S. Kajiwara, D. Z. Liu, T. Kikuchi, N. Shinya, J. Phys. IV 11 (2001) 199-204.
[11] D. Z. Liu, S. Kajiwara, T. Kikuchi, N. Shinya, Philos. Mag. 83 (2003) 2875-2897.
[12] T. Sawaguchi, T. Kikuchi, S. Kajiwara, Smart Mat. Struct. (2005) to be published.
[13] C. L. Li, D. J. Cheng, Z. H. Jin, Mater. Sci. Eng. A 325 (2002) 375-379.
[14] H. Otsuka, K. Nakajima, T. Maruyama, Mater. Trans., JIM 41 (2000) 547-549.
[15] O. Matsumura, T. Sumi, N. Tamura, K. Sakao, T. Furukawa, H. Otsuka, Mater. Sci. Eng. A 279 (2000) 201-206.
[16] X. X. Wang, C. Y. Zhang, Journal of Mater. Sci. Lett. 17 (1998) 1795-1796.
[17] J. H. Yang, H. Chen, C. M. Wayman, Metall. Trans. A 23 (1992) 1431-1437.
[18] N. Bergeon, G. Guenin, C. Esnouf, Mater. Sci. Eng. A 242 (1998) 77-86.
[19] S. Kajiwara, Mater. Sci. Eng. A 275 (1999) 67-88.
[20] D. Wang, W. Liu, X. Xing, Z. Dong, J. Chen, SMST-2000 Conf. Proc. (2000) 141-146.
[21] S. H. Baik, J. C. Kim, K. K. Jee, M. C. Shin, C. S. Choi, ISIJ Int'l. 37 (1997) 519-522.
[22] N. Igata, H. Aoyama, Y. Kanja, Y. Habara, J. Phys. IV 6 (1996) 791-794.
[23] K. K. Jee, J. H. Han, W. Y. Jang, Mater. Sci. Eng. A 378 (2004) 319-322.
[24] K. K. Jee, K. Ito, M. C. Shin, ISIJ Int'l. 34 (1994) 912-916.
[25] K. K. Jee, W. Y. Jang, S. H. Baik, M. C. Shin, Mater. Sci. Eng. A 275 (1999) 538-542.
[26] K. K. Jee, W. Y. Jang, S. H. Baik, M. C. Shin, C. S. Choi, Scripta Mater. 37 (1997) 943-948.
[27] H. Okada, H. Sahashi, I. S. Kim, C. Y. Kang, N. Igata, K. Miyahara, Mater. Sci. Eng. A 370 (2004) 519-523.
[28] E. Saeki, M. Sugisawa, T. Yamaguchi, A. Wada, J. Mater. Civil. Eng. 10 (1998) 143-152.

PSEUDOELASTICITATE ŞI PROPRIETĂŢI DE AMORTIZARE ASOCIATE CU TRANSFORMAREA MARTENSITICĂ CFC/HC IN ALIAJELE PE BAZĂ DE Fe-Mn-Si CARE CONŢIN NbC

(Rezumat)

Aliajele cu memoria formei care conţin NbC sunt candidate potenţiale pentru materialele cu înaltă capacitate de amortizare. Această lucrarea recapitulează pseudoelasticitatea, frecarea internă şi comportarea la oboseală prin torsiune-compresiune care au fost investigate în mod cuprinzător în cazul unui aliaj Fe28Mn-6Si-5Cr-0.53Nb-0.06C (%m.), tratat termomecanic, cu accent special asupra pseudoelasticităţii. Rezultatele sunt discutate în funcţie de comportarea la transformarea martensitică şi de caracteristicile microstructurale ale aliajului fiind de asemenea discutat şi efectul tratamentului termomecanic. Rezultatele arată în mod obişnuit că aliajul prezintă o semnificativă capacitate de amortizare corespunzătoare unor amplitudini cu deformaţie mare de peste 0,1 %, datorată probabil deplasării reversibile a interfeţei cfc/hc. Din aceste rezultate, aliajele pe bază de Fe-Mn-Si se consideră a fi aplicabile pentru amortizoare seismice în construcţiile civile.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.777

THE DETERMINATION OF THE FILLING DEGREE AT INDIRECT EXTRUSION FOR THE NUT-LIKE PRODUCTS MADE FROM CYLINDER SEMI-PRODUCTS

BY

C. BEJINARIU, V. MOLDOVEANU, D. A. GHEORGHIU and St. L. TOMA

Abstract: *The paper shows the analytic determination of the degree of the edges filling of the pieces and the conclusions which lead to the optimum shape determination of the semi-product to obtain a maximum degree of filling of the pieces edges.*

Keywords: *indirect extrusion; steel; cylinder semi-product; degree of filling.*

1. Introduction

On the indirect extrusion of the nut-like products, the analysis of the existing processes and of the experiments made, showed that complete filling of the edges on the entire high doesn't take place.

For these types of pieces between the margins of the mould and semi-product cylinder, during the initial moment, there is a movement, so the deforming process takes place in two stages – an open perforation in which contractions appear on the frontal side and the high is reduced until the semi-product contacts the edges of the mould and then comes the so-called extrusion phase when the metal come below the stamp it is distributed to the corners of the mould cavities lower from the frontal part of the stamp and the edges of the pieces start to complete during the deformation process.

2. The analytic determination of the filling degree of the pieces edges

Starting from cylinder-like semi-product showed in figure 1.a, through indirect extrusion a raw nut-like piece is obtained, figure 1.b, those edges are incompletely filled.

The value of the incompletion edges on the vertical plane is noted with H_3. α and δ depend on the high deformation degree and on the surface and can be determined experimentally.

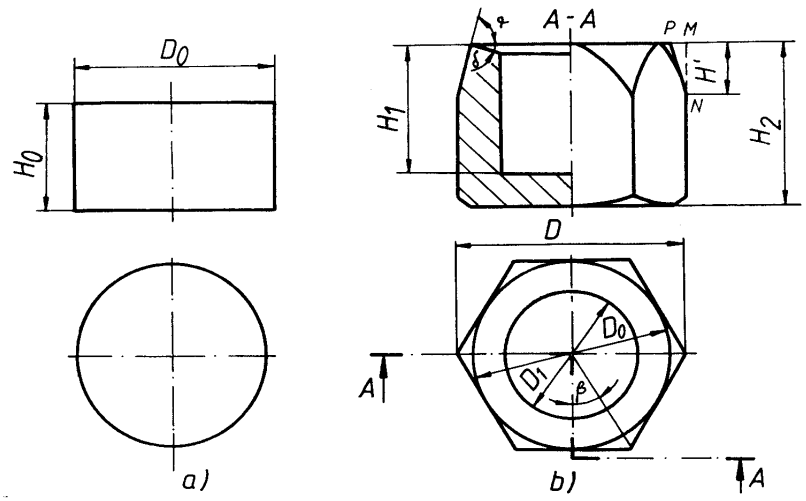


Figure 1. a) cylindrical semi-product ; b) raw nut-like piece.

The degree of the pieces filling edges is defined with:

$$G_u = \frac{H_2 - H_3}{H_2} \cdot 100 \ [\%]. \tag{1}$$

The high of piece after H_2 extrusion can be determined by using the volume constancy law.

What has to be solved is the analytic determination of the incompletion edges value – H_3. For this, on the general case showed in figure 2, the value of the current incompletion G_2G_3 to the angle γ is determined, and through particularization the value $D_2B_2 = H_3$ to the angle β is determined.

So,

$$G_2G_3 = \left| z_{G_2} - z_{G_3} \right|. \tag{2}$$

The coordinate z_{G_3} is:

$$z_{G_3} = R \cdot tg\alpha \,. \tag{3}$$

The coordinate z_{G_3} is obtained as the intersection between the plane (OO_2G_3) and the hyperbole **H** determined by the plane $(E_4C_2E_3)$ with the straight circular conic section **K** (of O top and OF_1 generator).

The equation of (OO_2G_3) plane is:

$$\frac{D}{2} \sin\gamma \cdot x - h \cdot y = 0. \tag{4}$$

The equation of $(E_4C_2E_3)$ plane is:

$$x - h = 0. \tag{5}$$

The equation of the conic section **K** is:

$$x^2 + y^2 - \frac{z^2}{tg^2\alpha} = 0. \tag{6}$$

The equation of the hyperbole **H** is:

$$\frac{1}{tg^2\alpha} \cdot z^2 - y^2 = h^2. \tag{7}$$

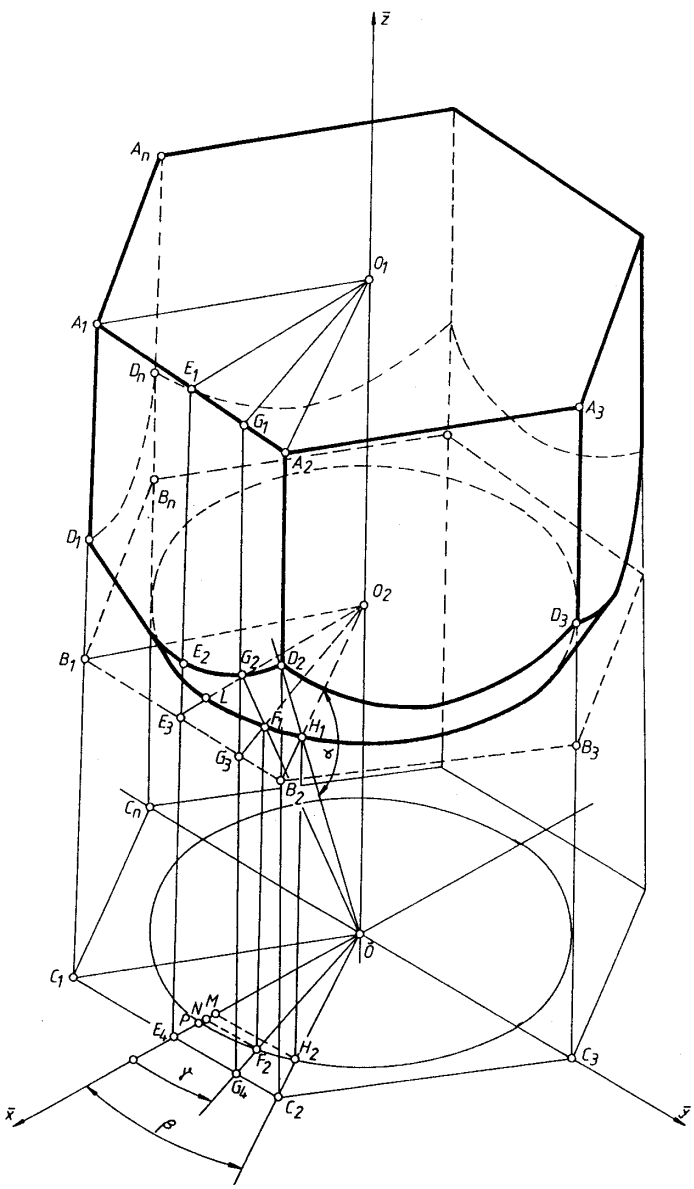


Figure 2. Scheme of the generalized piece.

From the relations (4), (5) and (7) result z_{G_2} coordinate:

$$z_{G_2} = tg\alpha \cdot \sqrt{h^2 + \left(\frac{D}{2}\sin\gamma\right)^2}\ . \tag{8}$$

Replacing relations (3) and (8) in relation (2) result:

$$G_2G_3 = tg\alpha \cdot \left(\frac{D}{2}\sqrt{\cos^2\beta + \sin^2\gamma} - R\right). \tag{9}$$

Relation (9) gives the value of the current incompletion G_2G_3 for the general case.

Particularizing in case of $R = h = \frac{D}{2}\cos\beta$ and $\gamma = \beta$, results:

$$H_3 = D_2 B_2 = \frac{D}{2} tg\alpha (1 + \cos\beta). \tag{10}$$

Then, particularizing for $\beta = \frac{\pi}{6}$ (in this case the regular polygon becomes a hexagon) results:

$$H_3 = \frac{2-\sqrt{3}}{4} \cdot D \cdot tg\alpha . \tag{11}$$

Replacing (11) relation in relation (1) we have the degree of filling edges for nut-like products with a regular hexagonal exterior profile out of cylindrical semi-product.

$$G_u = \left(1 - \frac{2-\sqrt{3}}{4} \cdot \frac{D}{H_2} \cdot tg\alpha\right) \cdot 100 \ [\%]. \tag{12}$$

3. Conclusions

Out of the relation (12) analysis results that the100% of filling degree of the pieces edges is achieved when $tg\alpha \to 0$, so the angle $\alpha \to 0$. Hence, we can draw the conclusion that for the achievement of a higher filling degree of the piece edges it is necessary that semi-product should be in the shape of a cylinder-truncated cone, the value of the chamfering angle being chosen so that after the extrusion the following formula results $\alpha \approx 0$.

Received, May, 10, 2005 *Technical University"Gh. Asachi" Iassy.*

DETERMINAREA GRADULUI DE UMPLERE A MUCHIILOR PIESEI LA EXTRUDAREA INDIRECTA A PRODUSELOR DE TIP PIULITA DIN SEMIFABRICATE CILINDRICE

(Rezumat)

Lucrarea prezinta determinarea analitica a gradului de umplere a muchiilor piesei si concluziile care conduc la determinarea formei optime a semifabricatului pentru obtinerea unui grad de umplere maxim a muchiilor piesei.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.777

THE ANALYTIC CALCULATION OF THE CYLINDER-TRUNCATED CONE SEMI-PRODUCT TO OBTAIN NUT-LIKE PRODUCTS BY INDIRECT EXTRUSION

BY

C. BEJINARIU, L. ZAHARIA, V. V. MOLDOVEANU and St. L. TOMA

Abstract: *The paper shows the necessary knowledge for the analytic calculation of the cylinder-truncated cone semi-product to obtain nut-like products by indirect extrusion.*

In the same time it determines the shape and size of a semi-product in the period of deformation by indirect extrusion.

Keywords: *indirect extrusion; cylinder-truncated cone semi-product; union nut.*

1. Introduction

In general, nut-like products present in the front-side chamfering of the edges. At the indirect extrusion from the cylindrical semi- product a deformation of the front surface takes place because of the movement which takes place between the semi-product and the margins of the mould, having as effect the formation of a conical surface of δ angle shown in figure 1.

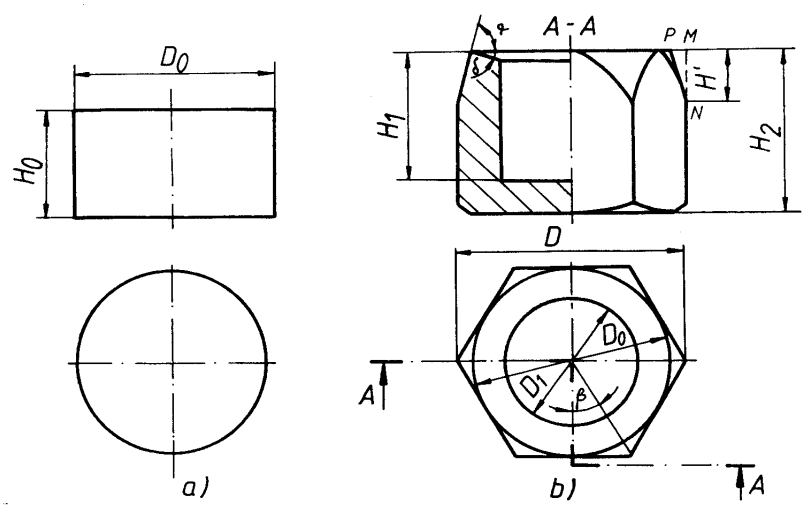


Figure 1. a) cylindrical semi-product ; b) raw nut-like piece.

This process leads to the conclusion that to obtain the chamfering prescribed angle of the edges of the pieces, α_1, it is necessary to use a cylinder-truncated cone shape semi-product, figure 2.

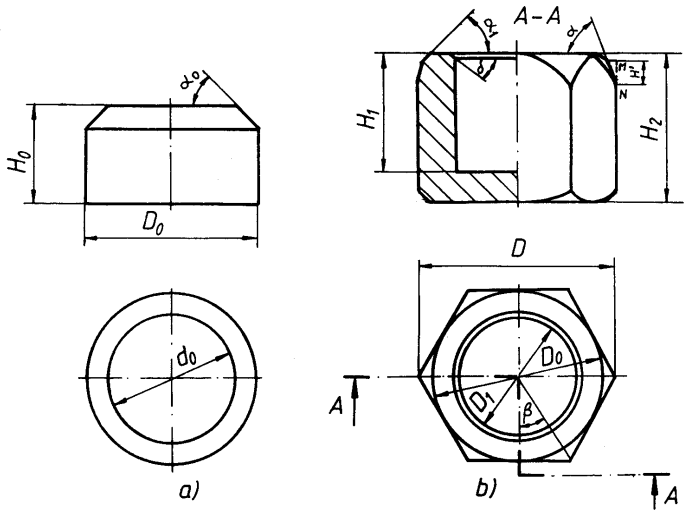


Figure 2. a) cylinder-truncated cone semi-product; b) raw nut-like piece.

On the other hand, this shape presents the advantage of creating a metal reserve within truncated-cone necessary for the filling the movement between the cylinder part of the semi-product and the margins of the mould, which leads to a maximum filling degree of edges of the pieces.

2. The analytic calculation of the size of the cylinder-truncated cone semi-product

Initial data

For the semi-product:

- volume of the semi-product, V;
- diameter of the cylinder semi-product side, D_0;
- chamfering angle α_0, which is determined by relation:

$$\alpha_0 = \alpha_1 + \delta . \tag{1}$$

For the stamp:

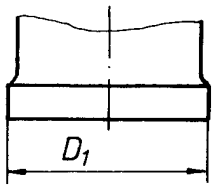
- diameter of the frontal side, D_1, according to figure 3;
- area of the frontal surface stamp, S_p, which is determined by relation:

$$S_p = \frac{\pi D_1^2}{4} . \tag{2}$$

For the mould:

- number of regular side of the polygon, n, according to figure 4;
- diameter of the regular polygon circumcised the circle;
- transversal area between cylinder side of the semi-product and the margins of the mould, S_h, which is determined by relation:

$$S_h = \frac{n}{8} D^2 \cdot \sin\frac{2\pi}{n} - \frac{\pi}{4} D_0^2 . \tag{3}$$



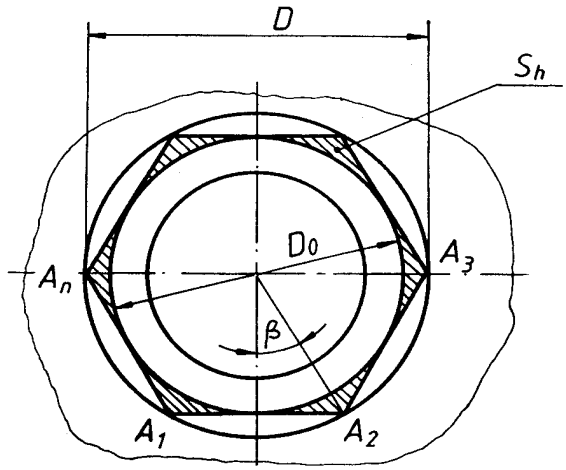


Figure 3. Active side of the stamp. **Figure 4.** Generalized mould.

Final data, figure 2.a)

- semi-product high, H_0;
- the chamfering value on axial direction, a;
- diameter, d_0.

The value of the semi-product chamfering on the axial direction, a, is determined on condition that the volume of the metal moved out of place by the stamp, V_d, on the distance a should be bigger or equal with the metal volume, V_h, necessary for edges of the mould filling on the semi-product cylinder side, that is on the high $H_0 - a$. The analytic expression of the condition is:

$$V_d \geq V_h . \tag{4}$$

But:

$$V_d = S_p \cdot a , \tag{5}$$

$$V_h = S_h (H_0 - a). \tag{6}$$

By replacing relations (5) and (6) in relation (4), results:

$$S_{p.} \cdot a \geq S_h (H_0 - a) \tag{7}$$

or:

$$a \geq \frac{S_h}{S_h + S_p} \cdot H_0 . \tag{8}$$

Noting the surfaces report with R_s, so

$$R_s = \frac{S_h}{S_h + S_p} . \tag{9}$$

Results:

$$a \geq R_s \cdot H_0 . \tag{10}$$

On the other hand, the volume of the semi-product, V, can be written as the sum between cylinder side volume, V_1, and truncated cone side, V_2, that is,

$$V = V_1 + V_2 . \tag{11}$$

But,

$$V_1 = \frac{\pi}{4} \cdot D_0^2 (H_0 - a), \tag{12}$$

$$V_2 = \frac{\pi}{12} \cdot a \cdot \left(3\, D_0^2 - 6\, \frac{a \cdot D_0}{tg\alpha_0} + 4\, \frac{a^2}{tg^2\alpha_0} \right). \tag{13}$$

By replacing relations (12) and (13) in relation (11), results:

$$V = \frac{\pi}{12} \left(3D_0^2 H_0 - 6 \frac{a^2 D_0}{tg\alpha} + 4 \frac{a^3}{tg^2\alpha_0} \right). \tag{14}$$

By considering the equality case in relation (10), so

$$a = R_s \cdot H_0 \tag{15}$$

and replacing relation (15) in relation (14), results:

$$V = \frac{\pi}{12} \left(3D_0^2 H_0 - 6 \frac{R_s^2 D_0}{tg\alpha_0} H_0 + 4 \frac{R_s^2}{tg^2\alpha_0} H_0^3 \right) \tag{16}$$

or

$$4 \frac{R_s^3}{tg^2\alpha_0} H_0^3 - 6 \frac{R_s^2 D_0}{tg\alpha_0} H_0^2 + 3D_0^2 H_0 - \frac{12}{\pi} V = 0. \tag{17}$$

Relation (17) represents a three degree polynomial equation in H_0 unknown, equation which can have either two conjugated complex solutions and a real one or three real solutions. To establish this I appeal to the roots squares sum calculation. Thus:

$$\sum_{i=1}^{i=3} H_{0i}^2 = \frac{3}{2} \cdot \left(\frac{D_0}{R_s} \right)^2 \cdot tg^2\alpha_0 \cdot \left(\frac{3}{2} - \frac{1}{R_s} \right). \tag{18}$$

As for the indirect extrusion,

$$R_s < \frac{2}{3}, \tag{19}$$

results:

$$\sum_{i=1}^{i=3} H_{0i}^2 < 0. \tag{20}$$

From relation (20) it can be immediately deduced that equation (17) admits a real solution and two conjugated complex solutions.

Also, the sign and the minimum value of the real root can be established.

The associated function to equation (17) intersects the ordinate to the negative value $-\frac{12}{\pi} \cdot V$, so the sign of the real root is positive.

The minimum value of the real root is obtained when $n \to \infty$, and it leads to $R_s \to 0$. Replacing $R_s = 0$ in equation (17), results:

$$H_{0\min} = \frac{4}{\pi}\frac{V}{D_0^2}. \tag{21}$$

so,

$$H_0 > \frac{4}{\pi}\cdot\frac{V}{D_0^2}. \tag{22}$$

By solving equation (17), the theoretical value of the semi-product high, H_{0t}, is obtained.

By replacing H_0 with H_{0t} in relation (15), the theoretical value, a_t, of the semi-product chamfering on the axial direction is obtained:

$$a_t = R_s \cdot H_{0t}. \tag{23}$$

Considering relation (10):

$$a = [a_t] + 1 \ , \tag{24}$$

where $[a_t]$ is the entire part of the number a_t.

Knowing the practical value of the semi-product chamfering on the axial direction, a, the practical value of the semi-product high, H_0, from relation (14) can be determined. So:

$$H_0 = \frac{4V}{\pi D_0^2} + \frac{2a^2}{D_0 \cdot tg\alpha_0} - \frac{4a^3}{3D_0^2 \cdot tg^2\alpha_0}. \tag{25}$$

Diameter, d_0, is determined by the relation:

$$d_0 = D_0 - \frac{2a}{tg\alpha_0}. \tag{26}$$

3. Conclusions

To obtain nut-like products through indirect extrusion, the use of the cylinder shape semi-product is not reasonable.

The use of the cylindrical-truncated cone shape semi-product, in case $d_0 \geq D_1$, leads to the desired result, that is, the achievement of the raw nut piece through indirect extrusion, eliminating the supplementary operations of caulking and callipering.

If α_0 angle has low values, then $d_0 < D_1$ and the condition given by relation (4) is not observed. In this case, the metal reserve below the stamp V_d, can not assure the mould edges filling on $H_0 - a$ distance, so the piece will be incompletely filled.

To increase the metal reserve below the stamp, in case $d_0 < D_1$, the authors propose the cylindrical-ellipsoidal shape of the semi-product. The truncated cone side of the semi-product will be replaced by a semi-ellipsoid obtained through rotation around semi-product axis of a quarter of ellipse with semi-axes a and $\frac{D_0}{2}$.

Nut-like products are known to have chamfering to both frontal surfaces. Owing to this, both cylindrical-double truncated cone shape and cylindrical-double

ellipsoidal semi-products can be used. Depending on the metal volume necessary during the process, the high of the cylindrical side can be $H_0 - 2a = 0$, so the semi-product has an ellipsoidal shape. In the case in which the ellipsoidal semi-axes become equally, $a = \frac{D_0}{2}$, the semi-product has a spherical shape.

Received, May, 10, 2005 *Technical University"Gh. Asachi" Iassy.*

CALCULUL ANALITIC A DIMENSIUNILOR SEMIFABRICATULUI CILINDRO-TRONCONIC PENTRU OBTINEREA PRIN EXTRUDARE INDIRECTA A PRODUSELOR DE TIP PIULITA

(Rezumat)

Lucrarea pune la dispozitie cunostintele necesare privind calculul analitic al dimensiunilor semifabricatului cilindro-tronconic pentru obtinerea prin extrudare indirecta a produselor de tip piulita.

De asemenea, se urmareste determinarea teoretica a formei si dimensiunilor unui semifabricat in cursul deformarii prin extrudare indirecta.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc.4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.658.512.4

AUDITABLE INTRAORGANIZATIONAL ACTIVITIES

BY

IONEL BOSTAN

Abstract: Internal controls make this system coherent and may be grouped in the following six categories: objectives, means, information systems, organization, procedures and supervision.

Key words: audit missions, weaknesses, dysfunctions, errors, internal control, procedural chain

1. Introduction

The evolution of risks run by the functions/activities/sub-activities/operations and determination of their control activities is a major concern of management. Managers, like auditors, must know exactly the functions assigned to them in order to determine the control activities that need to be implemented in order to ensure an efficient operation.

Internal controls determined for implementation, which shall be identified by using Internal Control Inquiries, make the internal control system coherent and may be grouped into six categories: objectives, means, information systems, organization, procedures and supervision.

Within the internal control system, when weaknesses, dysfunctions or errors are ascertained, auditors will always find the primary cause in the non-existence or failure of an internal control, from the six presented above, of the procedural chain implemented by the function responsible person.

2. Objectives

The objectives are for the function/activity responsible person the first duty that he should fulfill, after the specification of the object of his mission, which means the determination of an action policy.

Folk lore says that "he who has no ends does not run the risk of reaching them". The determination of objectives must be a prime motivation for the function responsible person.

The determined objectives must fall into the category of the general objectives of the internal control that are unanimously known, such as:

- asset safety;
- information quality;

- observance of directives;
- resource optimization.

The function responsible person has to observe the general objectives of internal control and beside these ones, they will define the objectives specific to their missions, which afterwards will be appreciated by internal auditors, having in view the following criteria that they should meet:

- to participate in achieving the mission assigned to the responsible person;
- to be distributed within the function, having in view a pyramid-like design of objectives which all in all concur to achieve the general objective;
- to be measurable, expressed in real values, possible to achieve, quantitative and qualitative indicators of activity and so on;
- to be monitored by the management information system;
- to observe the schedule;
- to be concrete, clear, not to create confusions.

The deviations from these principles are weaknesses, dysfunctions or errors of the internal control system, instituted and approved by the function responsible person, and the absence of the activity objectives is a weakness for the entire entity.

3. Means

The means allow the responsible person to achieve the objectives. A problem that should permanently be in managers' attention is that of the adaptation of the means to the fixed objectives. In many cases, the analysis of these problems showed serious problems, unavoidable sources of failures and inefficiency.

Practice showed that checking the existence of means and making them compatible in order to reach objectives are very important control activities in the procedural chain determined by the responsible person.

With regard to means, we have to consider:

- *human means*, maybe the most important problem, but considered from the point of view of quality rather than of quantity. Many control activities are compromised if a competent personnel is missing and often this caused certain inefficiencies, serious anomalies and so on. The problem of human resources must be regarded from the perspective of recruitment, improvement of permanent training and professional ethics. All these are elements that involve sustained financial efforts, require time and often depend largely on the organizational culture.
- *financial means* materialized in exploitation or investment budgets corresponding to the fixed objectives that always raise the problem of observing these budgets for reaching the fixed targets, when we do not want to change the objectives. The internal auditors within the missions conducted have to examine the link that exists or existed between function objectives and approved budgets. They also have to take into account that there may be quality objectives, for instance, the fulfillment of which has no direct effect on budgets.
- *technical means* regard both the management systems and the information systems, the commercial or even the techniques without which the fixed objectives cannot be fulfilled;

4. Information system

The information system that we may find in all businesses like an integrated system of the company made up both of informational system and of computer systems.

Informational systems aim should efficiently control any business and include the financial-accounting information systems. Computer systems are the computerized part of the informational system.

Information systems should meet a series of conditions to comply with the requirements of the internal audit, that is they should be:

- reliable;
- easy to check;
- exhaustive;
- available in due time;
- useful and pertinent.

Information systems are part of the communication system of the entity for the information of the whole personnel, depending on requirements, and contains:

- the management control system
- the budget control system;
- the statistical reporting system and so on.

The auditors are assigned the task of appreciating the information systems of the entity both from the perspective of costs and from the perspective of their usefulness and efficiency;

5. Organization

Organization is a fundamental problem of management, and practice shows that there are no models that one can apply, due to the great variety of entities, of the business nature, of the legal structure etc. and last but not least, due to the organizational culture.

Auditors should supervise the observance of some generally-admitted organizational principles, such as:

- *Adaptation* that is a constant concern of the general manager for the achievement of an efficient organization, corresponding to the specificity of the entity in order to avoid a decentralization/excessive centralization or an organization reluctant to change;
- *Objectivity* in organization refers to the fact that organizational structures should not be build depending on people to prevent to disorganization of activity when an employee leaves or disappears;
- *Task separation/segregation* is a principle that, once respected, ensures greater security and means that certain tasks that are not compatible cannot be made by the same person;

In practice, manager generally admit that certain tasks need to be separated and due to lack of vigilance they can produce sometimes unwanted effects, such as:

- the decision-making function and the bookkeeping function are separated from the financial function of making payments;

- the asset-holding function is separated from the control function.

The actual separation of tasks may bring up some special problems, especially with companies that work with low number of employees.

To make an organization efficient, the following items are necessary:

- the tables of organization, to know who leads and who is led;
- the job description, so that every employee should know his assignments and tasks and the limits of his competency;
- the material framework for creating the adequate environment for operation and that also ensures the physical protection of assets and persons and the support of the institutional culture of the organization.

6. Work procedures and modalities

The work procedures and modalities of the entity should be defined and formalized for all processes and activities run in such entity.

Currently, we should realize the fact that we are living in the 3rd Millennium, we cannot work any longer with managers who know everything just because they do their job for 10 or 20 years, or with employees who don't know what's next to do until the boss tells them so.

The lack of procedures or of their implementation in the work modalities means:

- to condemn oneself to a poor control over the activities performed;
- to deprive the organization of the indispensable memory without which it cannot operate;
- to deprive the auditor of the indispensable reference system on which it relies when procedures are formalized in order to evaluate differences, to evaluate and formulate recommendations and conclusions.

Management has the task of defining its own work modalities that should be formalized in simple and efficient procedures of assignment performance and they should be permanently updated. Furthermore, management has the duty to make available these work tools to all employees and to make them observe them. In this respect, a major concern of every responsible person is to draft and permanently update the procedures and the work instruments specific for the function they coordinate.

In modern organizations, these documents are computerized and anyone may see on the computer/INTERNET anything related to his activity. These facilities are important for the systematic update of procedures that are a useful tool in day-to-day operation.

Function responsible persons, when procedures are made, must not omit the controls that should be included in the procedure flow and depending on risk evolution, these should be diminished or extended to generate the fulfillment of function objectives.

7. Supervision

The supervision represents an internal control, often omitted by the ones responsible person for performing it. Many managers evaluate their employees based

on the trust they have in them, not taking into account that supervision does not mean "lack of trust", often it contributes to the enhancement of trust.

Supervision does not mean:

- remaking employees' work;
- pursuance by all means to find errors;
- thorough and permanent examination.

Yet, supervision means:

- an act of assistance, in order to help the coworker to perform difficult, new tasks, to settle conflicts and to identify weaknesses and strengths;
- an act of verification to avoid the application or the interpretation of some procedures in the wrong way;
- an act of evaluation, from time to time, at random, of what is going on, in order to avoid temptations and to stimulate work improvement;
- an act of friendship, by which we show to the others that we are interested in what they do, that we want them to know that their difficulties and performances are not neglected and that we want to use any valuable initiative at all hierarchical levels.

In practice, it was proved that performing random supervision by managers and responsible persons has beneficial effects.

To be efficient, the supervision should meet certain requirements. Thus, it should leave a mark of its performance, that is a notice, an advice, a report regarding the appreciation of management quality and for the evaluation of the supervision frequency. Then, it needs to be universal, meaning that it should have in view any task, irrespective of its type and who has done it. The supervision act should not make any difference between essential tasks and less-essential tasks. Often, it is ascertained that they who do not observe the supervision activity are on the highest hierarchical levels. Last but not least, it should measure the achieved progresses in objective pursuance, ensuring via the information and communication system of the entity that real and precise targets have been reached.

Received May 9, 2005

"Al.I.Cuza" University Iasi

REFERENCES

1. GHITA MARCEL, IONEL BOSTAN - *Theory and Practice of Internal Audit,* Universitas Publishing House, Iasi, 2004.
2. RENARD JACQUES - *Theory and Practice of Internal Audit,* 4th Edition, translation from French made by the Ministry of Public Finances within a PHARE Project, Bucharest, 2002.
3.***THE INSTITUTE OF INTERNAL AUDITORS - *The Professional Practices Framework.*
4.***THE FRENCH INSTITUTE OF CONSULTANT INTERNAL AUDITORS - IFACI - *Professional Standards of the Internal Audit.*
5.****Law no. 672/2002* regarding the internal public audit, Official Gazette no. 953/2002.
6.****Law no.133/2002* for the approval of the Governmental Urgency Ordinance no.75/1999-republished, regarding the financial audit, Official Gazette no. 598/2003.

ACTIVITĂȚI INTRAORGANIZAȚIONALE CARE POT FI AUDITATE

(Rezumat)

Controalele interne fac ca acest sistem să fie coerent şi pot fi grupate în următoarele şase categorii: obiective, mijloace, sisteme de informație, organizare, proceduri şi supervizare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc.4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.658.512.4

THE UNIVERSALITY AND PERIODICITY OF THE FUNCTION OF INTERNAL AUDIT

BY

IONEL BOSTAN

Abstract: The internal audit is functioning in every organization, appearing from the practicing of international enterprises. Its organization as a part of entities imposes the taking into account of all characteristics of universality and periodicity.

Keywords: the audit function, internal audit, manager, processes, universality, periodicity.

1. Introduction

As it is well known, where there is an internal control there is also internal audit and that because "the raw material" of the internal audit it's the internal control. The internal audit helps the entities in the process of reaching its objectives, which it's being achieved through a methodical and systematic organization of the audit process, guided towards the control and leading processes improvement, at different periods of time. The internal audit must follow the general objectives, and also other elements such as: The existence of some dissensions between different levels of the organization, the existence of some things which disheartens people in working at their level, and so on.

The activity of internal audit is a programmed activity which is being achieved in concordance with all standards in order to lead to positive results and it develops according to a program, where all the audit's ideas will be cumulated into a constructive report, which will represent a benefit for the organization. Because the internal audit has the purpose of improving the internal control, and the internal control is universal, then we can assert that the internal audit is also universal. The internal audit is in fact a periodical function because it materializes according to a plan and also on the account of some activity programs, which where communicated and approved in advance. The frequency of the audits will be determined by the activity of evaluating the risks.

2. The universality of the function of internal audit

The universality of the function of internal audit must be perceived in report with the area of applicability, the purpose, the role and professionalism of the persons implicated in the act of materializing this function. The function of internal audit became a function of managerial assistance with the help of which the internal audits help managers, of any level, to master in a better way the other functions and all the activities. If we take into account the fact that managers exists every where the result is that the assistance extended in all the fields and refers now to all activities. That's why, the internal audit's standards specifies that into a internal audit's service we have to find all the possibilities in order to audit all the activities, and that's the reason why we must have specialists in all domains, not in all specialization.

The International Standard specifies that the internal audit does not have to know all the trades in the world. He can not be as good as the person who does the same thing every day. The specialty of the internal audit is being represented by the system of internal control. But, in order to exert its specialty he must have a well knowledge of the environment he audits he must understand and appropriate the culture of that organization. Into an internal audit compartment there are no people well trained in every field. Here we will find specialists who have appropriated: the managerial culture, the financial-book-keeping culture, the informational culture and also other cultures necessary into an entity. In this context of specialization an informatics audit will be accepted by the computer specialists from the department which is being the subject of the audit, only if he is also a specialist. The informatics audit is in fact a computer specialist who had learnt the internal audit and not conversely.

3. The periodicity of the internal audit

The periodicity of the internal audit is a permanent function inside an entity and also a periodic function for the ones who are being audited. The frequency of the audits will always be determined by the activity of evaluating the risks. Thus, the internal audits may audit an entity for eight to twelve weeks and then they might come back after a period of 2-3 years, depending on the risks that might appear. In this order of ideas, we must have a system of measuring the risks. This is in fact the audit plan, which is made for a strategically period of time, usually 5 years. This plan is yearly structured and comprises all the activities. The difference consists in the fact that some activities will be examined all at once and others for several times, depending on the risks. On the account of the audit plan there is chosen the number of auditors and depending on them there are chosen the risks that will be treated and the ones which will be ignored for the moment. The periodicity of the internal audit doesn't mean half of the entire norm, because we have to take into account the possibility of coming back at any time, if the internal audit considers it necessary. The process of the internal audit must be done periodical, step by step, and it also must take into account all the aspects not only the agreeable things. This process must be organized and planed in order to improve the internal control and the leading process. The audit is present there in order to help the line management in the process of improving the functional management and the activity of analyzing the risks. The discoveries and reviews of the internal audit are useful to the management line from the examined zones, especially in the potential improvements in the management process of the risks, and which the reviewer will reevaluate during his coming back, which will ensure and guarantee a plus of value to the organization.

Received May 9, 2005 *"Al.I.Cuza" University Iasi*

REFERENCES

1. BOSTAN IONEL, PETRU RADU, *Controlul financiar si auditul intern la instituţiile publice,* Editura Sedcom Libris, Iaşi, 2003.
2. BOULESCU MIRCEA, GHITA MARCEL, MAREŞ VALERICA, *Fundamentele auditului,* Editura DidacticS şi Pedagogică, Bucureşti, 2001.
3. BOULESCU MIRCEA, GHITA MARCEL, MAREŞ VALERICA, *Controlul fiscal si auditulfinanciar-fiscal,* Editura CECCAR, Bucureşti, 2003.
4. GHITA MARCEL, MARES VALERICA, *Auditul performanpi finanfelor publice,* Editura CECCAR, Bucureşti, 2002

UNIVERSALITATEA ŞI PERIODICITATEA FUNCŢIEI DE AUDIT INTERN

(Rezumat)

Auditul intern funcţionează în fiecare organizaţie, provenind din practica întreprinderilor internaţionale. Organizarea sa, ca parte a entităţilor, impune luarea în considerare a tuturor caracteristicilor de universalitate şi periodicitate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.78; 621.357

INFLUENCE OF THE ELECTROLYTIC PLASMA NITRIDING ON STEEL STRUCTURE

BY

MARIA BACIU*, EMIL PASINKOVSCHI, SILVIA GEORGESCU* and CONSTANTIN BACIU***

Abstract. OLC55 and 40Cr10 steels were nitrided and quenched in electrolytic plasma at three different diffusion temperatures, T_d = 650, 700 and 750^{0}C and two diffusion times, t_d = 3 and 6 min. The X-ray diffraction investigations allowed the determination of d_{hkl} spacings and the identification of the phases within the superficial layer of each of the steel grades subjected to different variants of heating in electrolytic plasma.

The presence of both α' martensite and γ retained austenite, super-alloyed with nitrogen were noticed as well as the ε-type nitrides $Fe_{2-3}N$, Fe_3N and Fe_4N. By means of the X-ray diffraction analyses substructure elements of the superficial layer of the two steels under study were also determined, namely: the dimension of the mosaic blocks and the elastic distortion of the crystalline lattice.

Keywords: electrolytic plasma, steels, nitrides, X-ray diffraction

1. Introduction

The application of a direct current between the two electrodes of an electrolytic cell causes electrolyte decomposition and high rate heating of the active electrode. In this way, favorable conditions are created for the occurrence of atomic diffusion, from the gaseous covering (designated as electrolytic plasma), that envelops the anode (specimen) to the specimen's superficial layer. This atomic migration causes the super-alloying of the metallic alloy within the diffusion depth.

If the electrolyte has a high nitrogen concentration, when direct current voltages higher than U_{DC} = 150 V are applied it is possible to obtain nitrogen super-alloying of the superficial layer of steel parts. The intensity of the process is largely influenced by the duration of the diffusion process.

The determination of the structural changes caused within the super-alloyed superficial layer is required by the necessity to determine the optimum values of the technological parameters (T_d = diffusion temperature and t_d = diffusion time, chemical composition of electrolyte) for which maximum super-alloying effect would be obtained.

2. Experimental

Specimens made from tempering steels 40Cr10 and OLC55 were subjected to different variants of thermal and thermochemical processing performed into a nitrogen

based-electrolyte with the composition: 10 % NH_4Cl + 20 % NH_4OH + H_2O. The experimental values of the technological parameters for the diffusion process were: T_d = 650^0C, t_d = 3 and 6 min. For two of the variants, a heating stage at T_{aust} = 750^0C or 800^0C was applied during 10 sec, after the holding at the diffusion temperature. In all cases the final quenching was performed in electrolyte (at voltage U = 0 V).

The investigations of the structural changes caused within the superficial layer of the two steels were performed by X-ray diffraction, by means of a DRON 2,0 diffractometer. The accelerating voltage was U_{acc} = 30 kV and the current intensity I = 10 mA. The experiments were performed using MoK_α and FeK_α within the range 2θ = 15 … 40^0.

3. Results

The experimental research were focused on the following aspects:

- the identification of the phases present in the super-alloyed superficial layer and the calculation of their percental concentration;
- the determination of the nitrogen concentration of martensite and retained austenite.

Analyzing the recorded diffractograms allowed to determine interplanar distances d_{hkl} and to identify the phases present within the structure of each of the specimens. It has been noticed that, for all the imposed values of the parameters of thermal processing technology, in the structure of the super-alloyed superficial layer both nitrogen-based martensite (nitromartensite) and retained austenite have been observed. The former corresponds to the diffraction planes (110), (200) and (211) and the latter to (200), (220) and (311). Within the structure of both steels chemical compounds (nitrides) of the types ε-$Fe_{2-3}N$ or Fe_3N were noticed.

An example of X-ray diffractogram is illustrated in Fig.1 for 40 Cr10 steel super alloyed with nitrogen.

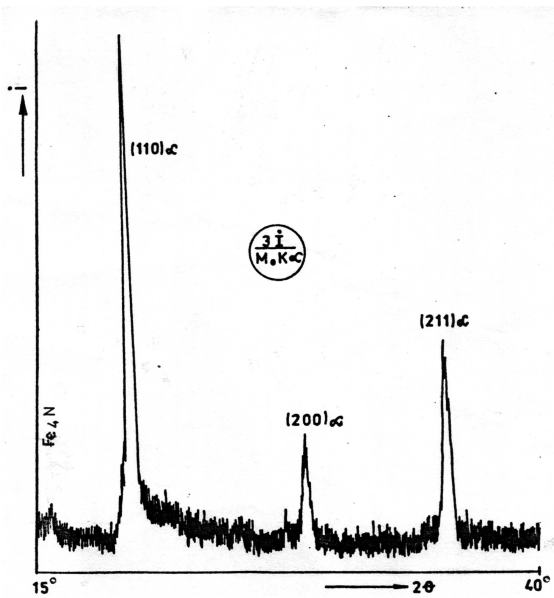


Figure 1. Diffractogram of 40Cr10 steel super-alloyed with nitrogen, by diffusion during heating in electrolytic in electrolytic plasma (specimen 3I)

The calculation of the concentration of phases present in the structure of the analysed specimens allowed obtaining the values of the percental volumes of nitromartensite ($v_{\alpha'}$), retained austenite (v_γ) and nitrides ($v_{nitrides}$) listed in Table 1.

Table 1 Percental phase amounts

Steel grade	Marking	$v_{\alpha'}$, [%]	v_γ, [%]	$v_{nitrides}$, [%]
40Cr10	3D	78.30	21.70	-
	3A	65.80	8.30	25.90
	3J	91.40	-	8.60
OLC55	4DD	70.30	12.40	17.40
	4Y	64.70	14.10	21.20
	4T	86.60	13.40	-

The results found at the determination of nitrogen concentration from the two solid solutions observed within the microstructure of the steels super-alloyed by diffusion during heating in electrolytic plasma are shown in Table 2.

Table 2 Nitrogen concentrations

Steel grade	Marking	Nitrogen concentration of martensite, [%]	Nitrogen concentration of retained austenite [%]
40Cr10	3A	0.66	1.35
	3B	-	0.20
	3I	-	0.20
OLC55	4DD	0.54	1.29
	4MM	-	0.50
	4Y	0.17	1.31

Observation:
After nitriding and quenching in electrolytic plasma the specimens were tempered in furnace ($T_{temp} = 350^0C$, $t_{temp} = 1$ h).

4. Conclusions

(i) Within the structure 40Cr10 and OLC55 steels, super-alloyed with nitrogen by diffusion during heating in electrolytic plasma, the presence of nitrogen-based martensite (nitromartensite) has been emphasized.

(ii) For the both steels under study rather close values have been determined for the percental concentration of nitrides.

(iii) Higher values of the nitrogen concentration were found in retained austenite as compared to the martensitic phase, no matter which was the applied technologic variant.

(iv) The application of a furnace tempering after thermal processing in electrolytic plasma causes total transformation of retained austenite to martensite.

Received, May, 10, 2005

**Technical University"Gh. Asachi" Iassy.*
***Academy's Institute of Physics, Republic of Moldova*

REFERENCES

1. **Baciu, Maria,** *Contributions on the structural and property changes of thermally and thermochemically treated steels in electrolytic plasma* (in Romanian), PhD thesis, „Gh.Asachi" Technical University from Iaşi, 1999.
2. **Belkin, P.N, Ignat'kov, D.A., Pasinkovskÿ, E.A.,** *Azotirovanie v elektrolitnoj plazma, Kolloquium Eigen-sspannungen und Oberflächen-verfestigung*, p.265, 1982.
3. **Belkin, P.N., Pasinkvoskÿ, E.A.** *Termičeskaâ i himiko - termičeskaâ obrabotka stalej pri nagreve v rastvorah elektrolitov*, Metallovedenie i termičeskaâ obrabotka metallov, nr.5, pag.12-17, 1989.
4. **Duradži, V.N.,** *Ob ustanovlenii stabil'nej stadii nagrena pri anodnom processe, Êlectronnaâ obrabotka materialov*, nr.5, pag.44-47, 1975.
5. **Duradži, V.N., Parsadanian, A.S.,** *Nagrev, metallov v elektrolitnoi plazme* (lb. rusă), Ed. Stiinca, Kišinev, 1988.

INFLUENȚA NITRURĂRII ÎN PLASMĂ ELECTROLITICĂ ASUPRA STRUCTURII OȚELULUI

(Rezumat)

Oțelurile OLC55 şi 40Cr10 au fost nitrurate în plasma electrolitică la trei temperaturi de difuzie, diferite, T_d = 650, 700 şi 750^{0}C şi la două durate de difuzie, t_d = 3 şi 6 min. Investigațiile prin difracție de raze X au permis să se determine distanțele interplanare d_{hkl} şi să se identifice fazele din cadrul stratului superficial al fiecăreia dintre mărcile de oțel supuse la diferite variante de încălzire în plasmă electrolitică.
Au fost remarcate prezențele martensitei α' şi a austenitei reținute γ, superaliate cu azot, precum şi a nitrurilor $Fe_{2-3}N$, Fe_3N şi Fe_4N, de tip ε. Prin intermediul analizelor prin difracție de raze X au fost determinate şi elemente de substructură ale stratului superficial, al celor două oțeluri studiate şi anume: dimensiunea blocurilor de mosaic şi distorsiunea elastică a rețelei cristaline.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.66.095.2

PYRROLE POLYMERIZATION IN AQUEOUS $FeCl_3$ SOLUTIONS

BY

DRAGOŞ-VIOREL BREZOI[1] and RODICA-MARIANA ION[1, 2]

Abstract: Conducting polypyrrole (PPy) films is prepared by chemical oxidation of pyrrole with $FeCl_3$ in aqueous methods by mixing a solution of pyrrole with an oxidizing solution of $FeCl_3$. UV-VIS and IR spectroscopy is used for determining the reaction mechanisms. The rate of pyrrole polymerization is determined by the rate of the initial electron-transfer reaction. Py is the monomer and Py^+ is the radical cation which can dimerize with the expulsion of H^+, such as given in the paper. The surface morphology is investigated with SEM.

Keywords: polypyrrole, oxidant, $FeCl_3$, polymerization

1. Introduction

The π-conjugated polymer ultra thin films upon oxidation/reduction and doping/dedoping are of great interest to a number of applications. This includes electrochromic displays [1], battery electrodes [2], sensors [10] and others. Many papers discuss the electropolymerization of pyrrole and the properties of the resulting polypyrrole (PPy) film [1]. Less information exists concerning the chemical polymerization of pyrrole in homogeneous solution. Polymerization occurs readily in the presence of different oxidants, such as $FeCl_3$ [2,3] and $K_2S_2O_8$ [4]. Numerous studies have been reported about the formation of PPy films on solid surfaces by chemical polymerization of pyrrole (see a recent comprehensive review [5]). There are reports about the polymerization of pyrrole onto printed circuit boards [6,7] and various textile composites [8,9]. In the present work we synthesize conducting polypyrrole (PPy) films by chemical oxidation of pyrrole with $FeCl_3$ in aqueous methods by mixing a solution of pyrrole with an oxidizing solution of $FeCl_3$.

2. Experimental part

2.1. Chemicals used and polypyrrole synthesis

The following compounds are all of a reagent grade and used as purchased: ferric chloride, pyrrole (99%) (Acros). MilliQ water was used and all experiments were done at room temperature.

Polypyrrole (PPy) was chemically synthesized in water (50 ml) by mixing a solution pyrrole (Py) 0.043 M (2.881 g) with an oxidizing solution of $FeCl_3$ (0.1 M).

The synthesis was allowed to proceed at 5–7 ^{o}C [11,12]. The pyrrole solution was kept in the bath before adding $FeCl_3$ (16.25 g). Molar ratio of $FeCl_3$/Py = 2.3.

Since this is a highly exothermic reaction, the addition was done slowly and at low temperature. The synthesis was performed for one hour without agitation and under nitrogen gas atmosphere. The polypyrrole precipitate was collected by filtration, rinsed with distilled water and dried in vacuum oven at 25–35 ^{o}C.

2.2. Apparatus

The absorption diffuse-reflectance spectra were recorded on a *SPECORD M400 Carl Jeiss Jena* spectrophotometer with double beam and microprocessor. The surface morphology was analyzed by a *JEOL (JSM 840)* scanning electron microscope. IR was recorded with a *SPECORD M80 Carl Jeiss Jena* spectrophotometer.

3. Results and discussion

The films formed in ferric chloride solution are blue-black in colour. We postulate that the colours of the ferric chloride PPy films differ from the black colour of the other PPy films because these films are not as fully oxidized as the others. We suggest that the mechanism for the formation of the PPy differs from the one that causes film formation on a nonconducting surface such as a textile, silica or other insulating surfaces. This mechanism is analogous to the one for deposition on metals or on insulating substrates treated to nucleate the initial deposition of the metal that one wishes to deposit (figure 1) [12].

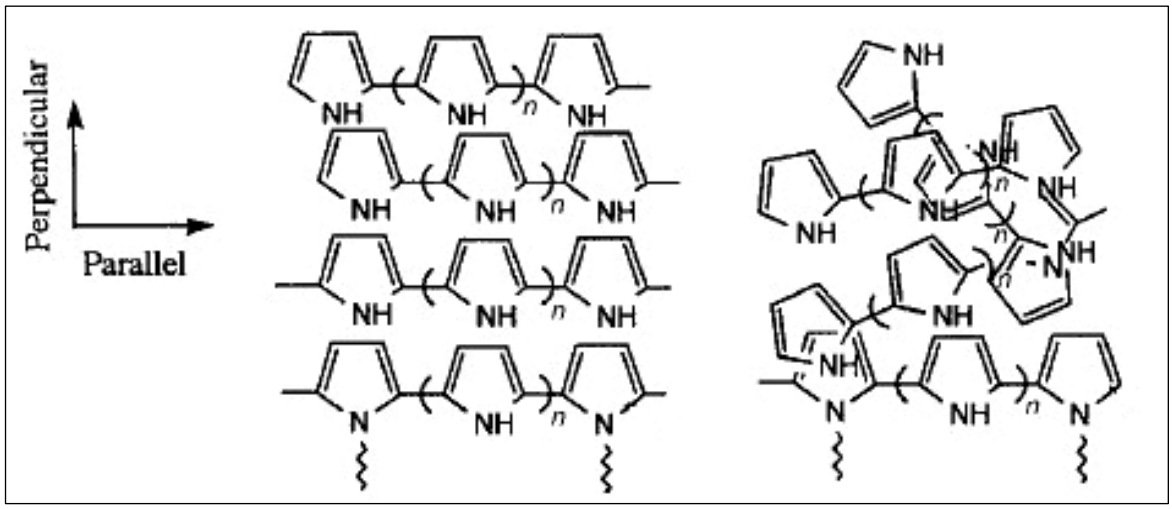


Figure 1. The possible orientations of polypyrrole chains in the polypyrrole film

Pyrrole polymerization in aqueous iron chloride solutions

Polypyrrole is prepared in aqueous $FeCl_3$ solution and the mechanism reactions are given in figure 2 [12].

The rate of polypyrrole polymerization is determined by the rate of the initial electron-transfer reaction.

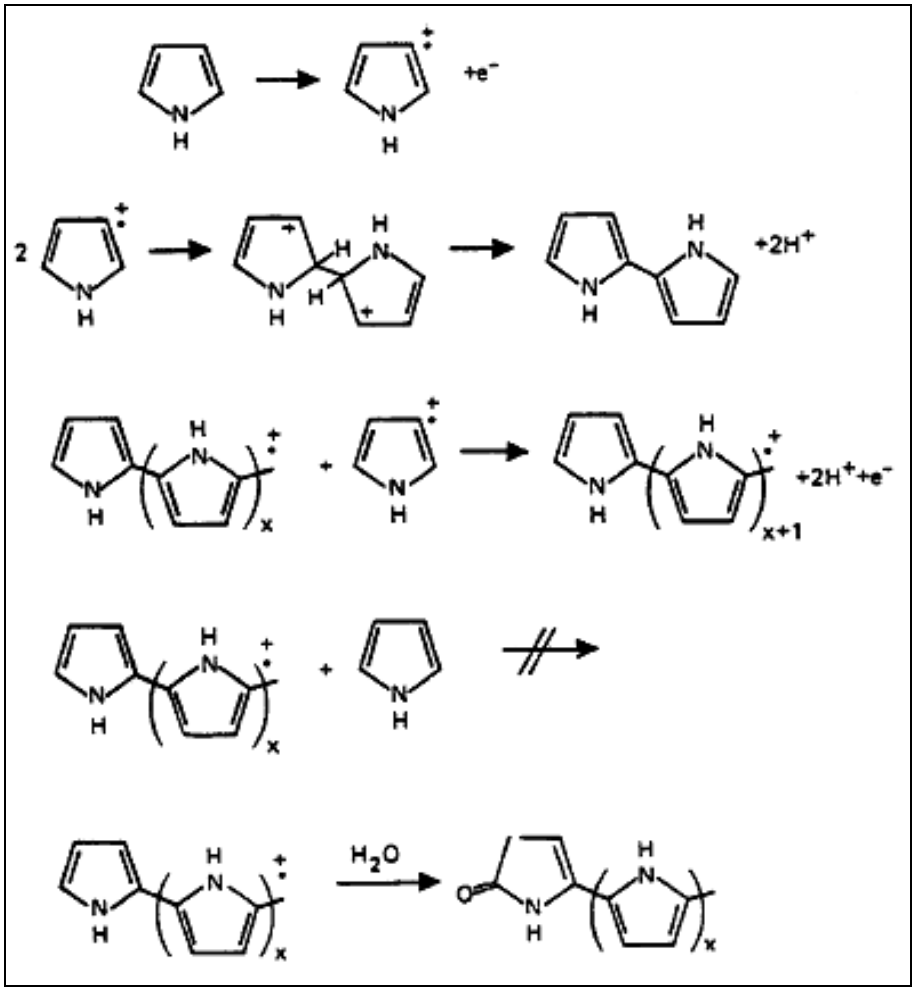


Figure 2. Chemical preparation of polypyrrole via radical cation formation

Py is the monomer and Py^+ is the radical cation which can dimerize with the expulsion of H^+, such as given below [12]:

$$Py + Fe^{3+} \rightarrow Py^+ + Fe^{2+}$$
$$2Py^+ \rightarrow Py–Py + 2H^+$$
$$Py–Py + Fe^{3+} \rightarrow Py–Py^+ + Fe^{2+}$$
$$Py–Py^+ Py^+ \rightarrow Py–Py–Py^+ + 2H^+$$

The mole ratio of monomer to oxidant affected the quality of the resulting polymer films. The reaction atmosphere and temperature did not have any obvious effects on the properties of the resulting films.

UV-VIS spectroscopy

The UV-VIS absorption diffuse-reflectance spectra (figure 3) are typical spectra for polypyrrole a constant and progressive increase of the pyrrole bands is observed due to the radical polymerization, associated with the character of the chemical bond between pyrrole rings in polymer chains and the chlorine anions from $FeCl_3$.

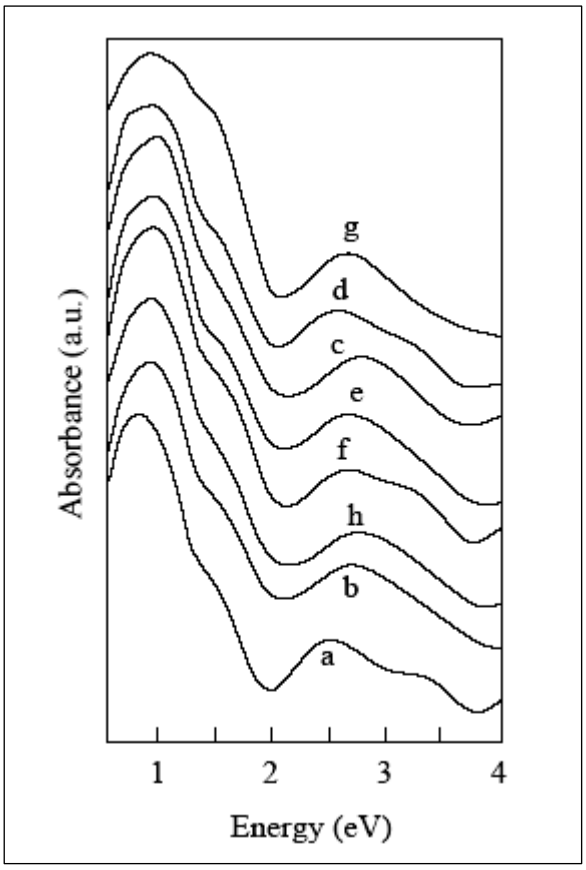


Figure 3. The UV-Vis spectra of PPy in the presence of $FeCl_3$ in time (Δt= 10 minutes)

IR spectroscopy

The mechanism and kinetics of the formation of polypyrrole (PPy) films were studied by IR spectroscopy, too. IR spectroscopy made it possible to conclude that the anion is linked with the links of a polymer chain with a charge transfer, (figure 4).

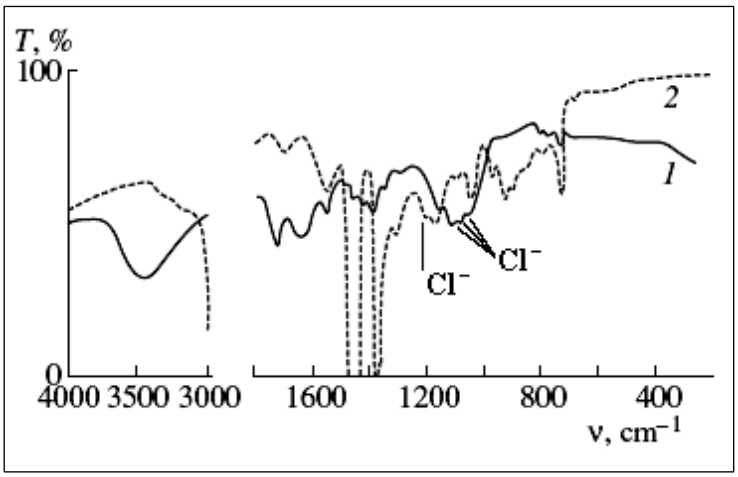


Figure 4. IR spectra of Py (1) and PPy (2) in the presence of chlorine ions

The IR spectra for pyrrole in water display intensive narrow bands of plane vibrations of deformation δ_{pl} (CH^{-}) at 1015, 1045, and 1075 cm^{-1}. Immediately, after adding $FeCl_3$ to the pyrrole solution, new weak bands at 1100, 1125, and 1150 cm^{-1} appear against the background of the pyrrole bands [13]. The intensity of the new bands increases with time, while that of the pyrrole vibrations simultaneously decreases [14]. The full width at half maximum and the mutual arrangement of these bands suggest that they refer to deformation vibrations of the pyrrole ring in a pyrrole complex.

An additional proof for the viability of the assumed mechanism involving a discharge of a complex which includes a protonated molecule of pyrrole with the anion is the fact that a strong quantum chemical interaction exists between anions and chains of pyrrole rings in the film, as will be shown below.

Thus, the discharge of pyrrole complexes with the anion and proton and their partial destruction yields radical-cation and radical species. When interacting with active ends of pyrrole links, these induce the growth and development of polymer chains. The formation of a polypyrrole film may probably be represented by the reactions shown in the figure 5.

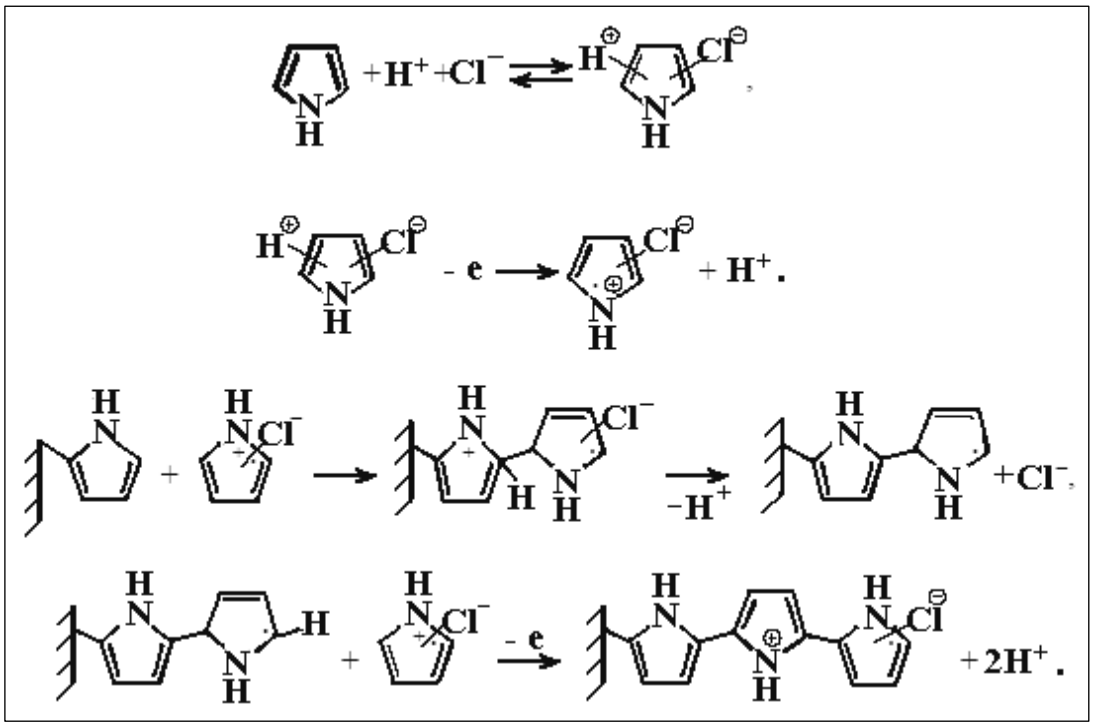


Figure 5. The development of PPy chains

In this scheme, the formation of a polypyrrole film involves very reactive intermediate species. Their interaction between themselves and the solution components my lead to deviation from ideal stoichiometry $[(C_4H_5N)_xCl)]_n$, which is observed in reality, indeed. The proposed mechanism allows us to explain the dramatic deceleration of the synthesis of a polypyrrole film caused by the solution agitation as resulting from the polymer destruction.

SEM microscopy

Figure 6 represents the SEM images of PPy film in contact with the substrate surface and shows the striations on the film surface and many pores and cavities. This result means the chemical synthesized deposition mechanism of the conducting polymer film is realized. The deposition mechanism mainly depends on the substrate material.

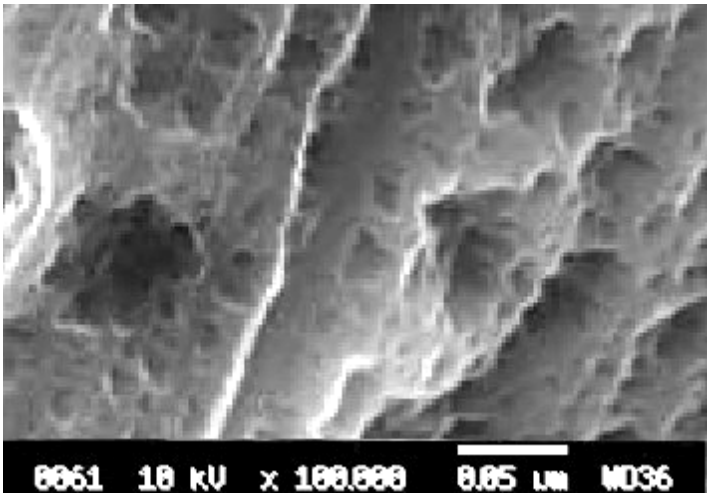


Figure 6. SEM image of the conducting PPy film surface in contacted with substrate

4. Conclusions

Conducting polypyrrole (PPy) films is prepared by chemical oxidation of pyrrole with $FeCl_3$ in aqueous methods by mixing a solution of pyrrole with an oxidizing solution of $FeCl_3$. The rate of polypyrrole polymerization is determined by the rate of the initial electron-transfer reaction.

The mechanism and kinetics of the formation of polypyrrole (PPy) films were studied by UV-VIS and IR spectroscopy.

IR spectroscopy made it possible to conclude that the anion is linked with the links of a polymer chain with a charge transfer.

The UV-VIS absorption diffuse-reflectance spectra are typical spectra for polypyrrole a constant and progressive increase of the pyrrole bands is observed due to the radical polymerization, associated with the character of the chemical bond between pyrrole rings in polymer chains and the chlorine anions from $FeCl_3$.

Received May 4, 2005

[1]*University Valahia, Târgovişte*
[1, 2]*ICECHIM, Bucureşti*

REFERENCES

1. Skotheim, T.A., **Handbook of Conducting Polymers**, Vols 1 and 2 Marcel Dekker, New York, 1986
2. Wolken, J.J., **Light Detectors, Photoreceptors, and Imaging Systems in Nature,** Oxford University Press, New York, 1995

3. Tourillon, G., in **Handbook of Conducting Polymers**, Vol.1, ed. T.A. Skotheim, Marcel Dekker, New York, 1986, **293-350**
4. Park, D.P., Sung, J. H., Lim, S. T., Choi, H. J., Jhon, M. S., *Synthesis and characterization of soluble polypyrrole and polypyrrole/organoclay nanocomposites*, **Journal Of Materials Science Letters** 22, 2003, **1299–1302**
5. Dongtao, G.E., Jixiao Wang, Shichang Wang, Jianbiao M.A., Binglin H.E, *Electrochemical synthesis of polypyrrole nanowires,* **Journal Of Materials Science Letters** 22, 2003, **839–840**
6. Li, X.H., Liu, W.M., Wang, C.W., Li, H.L., *Copolymerization of pyrrole and aniline nanofibrils and field emission property of the resulting copolymer*, **Journal Of Materials Science Letters** 22, 2003, **1519–1521**
7. Gandhi, M.R., Murray, P., Spinks, G.M., and Wallace, G.G., *Mechanism of electrochemical actuation in polypyrrole*, **Synthetic Met.** 73, 1995, **247-256**
8. Lee, S.K., Choi, Y., Sim, W.Y., Yang, S.S., An, H.J. and Pak, J.J., *Fabrication of electroactive polymer actuator composed of polypyrrole and solid-polymer electrolyte and its application to micropump*, **Proc. of SPIE's 7th International Symposium on Smart Structures and Materials**, 2000, **291-299**
9. Kim, D., Lee, D. and Paik, W.K., *Polypyrrole Film Studied by Three-Parameter*, **Ellipsometry Bull. Korean. Chem. Soc.** 27, 1996, **707-712**
10. Brezoi, D.V., Ion, R.M., *Phase Evolution Induced by Polypyrrole in Iron Oxide – Polypyrrole Nanocomposit,***Proc. EMRS Fall Meeting Varsovia**, 2004, **39-40**
11. Madden, J.D., Cush, R.A., Kanigan, T.S., Brenan, C.J., Hunter, I.W., *Encapsulated polypyrrole actuators,* **Synthetic Metals** 105, 1999, **61–64**
12. Masuda, H., Asanov, D.K., *Preparation and properties of polypyrrole*, **Synthetic Metals** 135136, 2003, **43-44**
13. Milesa, M.J., Smith, W.T., Shapiro, J.S., *Morphological investigation by atomic force microscopy and light microscopy of electropolymerized polypyrrole films*, **Polymer** 41, 2000, **3349–3356**
14. Wu, C.G. and Chen, C.Y., *Chemical deposition of ordered conducting polypyrrole films on modified inorganic substrates* **J. Mater. Chem.** 7(8), 1997, **1409–1413**

POLIMERIZAREA PIROLULUI ÎN SOLUȚII APOASE DE $FeCl_3$

(**Rezumat**)

Filmele din polipirol conductor sunt preparate prin oxidarea chimică a pirolului cu $FeCl_3$ în medii apoase, prin amestecarea unei soluții de pirol cu o soluție oxidantă de $FeCl_3$. Pentru determinarea mecanismelor de reacție se utilizează spectroscopia UV-VIS şi IR. Viteza de polimerizare a pirolului este determinată de viteza reacției inițiale de transfer electronic. Py este monomerul şi Py^+ este radicalul cationic care poate dimeriza cu expulzarea H^+, aşa cum este prezentat în lucrare. Morfologia suprafeței este investigată prin SEM.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.35; 539.3

ON THE SHAPE MEMORY BEHAVIOUR OF Cu-BASED ALLOYS AND POLYETHYLENE TEREPHTHALATE (PET)

BY

LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, CORNELIU MUNTEANU, IULIAN IONIŢĂ, MITICĂ TEMNEANU and VIOREL KOGĂNICEANU

Abstract: A comparative study is introduced concerning the shape memory behaviour of a Cu-Zn-Al Shape Memory Alloy (SMA) and polyethylene terephthalate (PET) fibres. In this purpose, their crystalline structures, with long period stacking orders, and SM mechanisms were reviewed. Mechanical memory has been described by means of tensile loading-unloading curves. Thermal memory was firstly analysed by means of thermal and calorimetric charts, emphasizing the transformations produced on heating and then ascertained under the form of work-generator Shape Memory Effect.

Keywords: long period stacking order, tensile curves, thermograms, work-generator shape memory effect

1. Introduction

Modern shape memory materials comprise ferrous and nonferrous alloys, ceramics, polymers and combinations of these categories, under the form of composite materials. All these materials present both mechanical and thermal memory, occurring at unloading and heating, respectively. These phenomena have different microstructural base in each material category. Thus, in Shape Memory Alloys (SMAs) there is a diffusionless (martensitic) phase transformation; in ceramics there is a paraelectric (anti-ferroelectric) ↔ ferroelectric transition and in polymers there is a glass transition. Although SMAs and polymers are driven by different types of transformations, since they are complementary in applications [1], the present paper aims to comparatively present the microscopic and macroscopic changes governing their shape memory behaviour.

The crystalline structures, with long period stacking order, of Cu-Zn-Al SMAs and polyethylene terephthalate (PET) are shown in Fig.1.

In Fig.1(a) the B2 cubic structure of β_2 austenite from Cu-Zn-Al SMAs is shown, which transforms to 9R monoclinic structure of $\beta_2^{'}$ martensite, after Bain distortion, plane inhomogeneous shear on $[100]_M$ direction and transformed lattice rotation around $[010]_{M,A}$ direction [2, 3]. The crystalline structure of PET is formed under controlled cooling or heating conditions and has triclinic unit cell with the atomic arrangement depicted in Fig.1(b) [4]. The crystallographic parameters of 9R unit cell are: $a = 0.441\cdot10^{-9}$ m, $b = 0.268\cdot10^{-9}$ m, $c = 1.92\cdot10^{-9}$ m and $\beta = 88.4^0$ [5]. PET's unit cell has the parameters: $a = 0.456\cdot10^{-9}$ m, $b =0.594\cdot10^{-9}$ m and $c=1.075\cdot10^{-9}$ m and the angles: $\alpha = 98.5^0$, $\beta = 118^0$ and $\gamma = 112^0$ [6]. Obviously, both materials have long period stacking sequence along 0z axis.

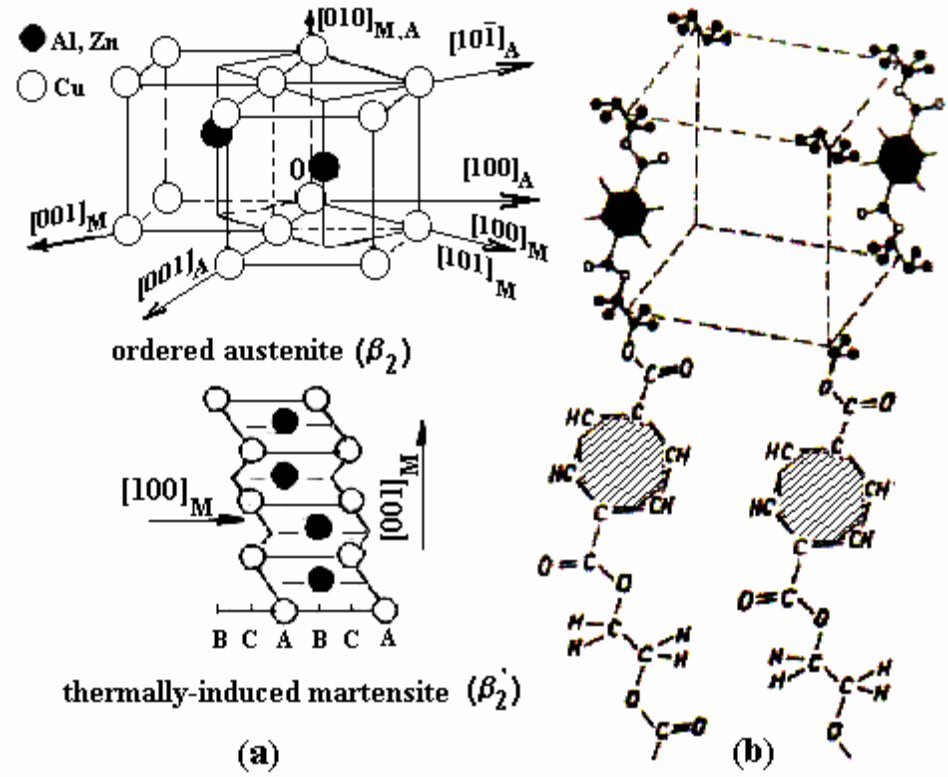


Fig.1 Hysteresis transformation loops in SMAs: with low frictional force (solid line); with high frictional force (dashed line) and with high elastic energy (dotted line) [1]

The properties of both Cu-Zn-Al SMAs and PET depend upon their actual condition. The former can be in austenitic or martensitic state while the latter can be amorphous or crystalline. In addition, PET's properties depend on both time and temperature. Table 1 gives an insight on the general properties of the two materials.

Table 1 Properties of Cu-Zn-Al SMAs and PET [1, 6, 7]

Property	Cu-Zn-Al SMAs	PET
Melting point, K	1223-1293	533
Density, $10^3 kgm^{-3}$	7.8-8*	1.33 (amorphous) 1.47 (crystalline)
Thermal conductivity, $Wm^{-1}\cdot K^{-1}$	84-120*	$16.8\cdot 10^{-2}$
Coefficient off thermal expansion, $10^{-6}K^{-1}$	16-18*	4 (amorphous, 93 K) 7.8·(50 % crystalline, 423 K)
Electric resistivity, Ωm	$0.12\cdot 10^{-6}$*	$1.2\cdot 10^{17}$ (293 K, 65%UR)
Tensile strength, MPa	700-800*	45-145
Elongation to failure, %	10-15*	11-35
Tensile modulus, GPa	70*	2.3-10.3

*Properties corresponding to the martensitic condition

As compared to the rest of properties, it is noticeable that Cu-Zn-Al SMAs and PET have rather close mechanical characteristics therefore they behave similarly when subjected to tension, as it will be shown later. As a matter of fact, tension has been considered as the best way to emphasize the presence of Shape Memory Effect (SME), by heat-activated shrinkage of elongated SMA specimens [8] and is obviously the most accessible way to reveal SME in polymers.

In order to illustrate the mechanism of tensile SME in alloys and in polymers, Fig.2 schematically illustrates the microscopic changes accompanying a complete cycle within the space stress-strain-temperature.

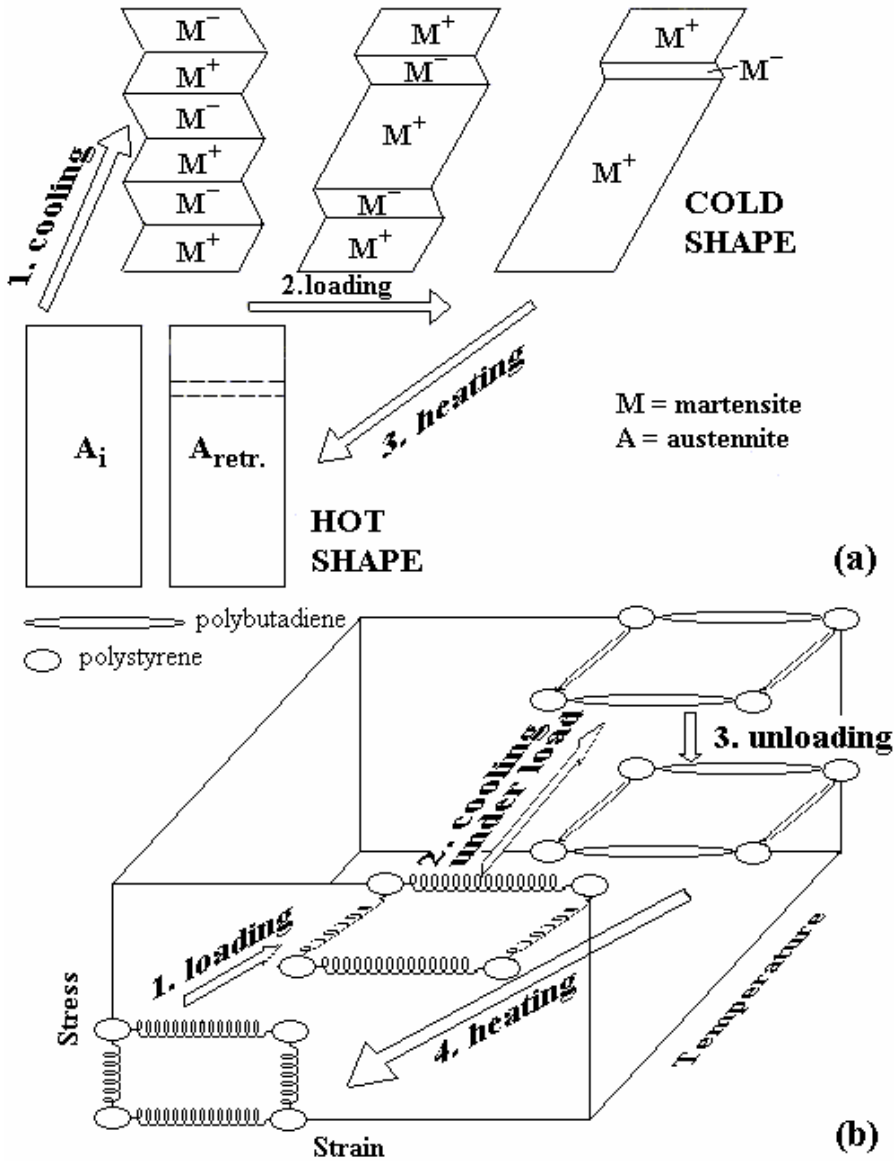


Fig.2 Schematization of SME mechanism during a complete cycle in stress-strain-temperature space: (a) in SMAs; (b) in styrene-butadiene copolymer [1, 9]

Fig.2(a) reveals the microscopic origin of SME in alloys, by means of the change of phase morphology during a cooling-loading-unloading-heating cycle. After cooling, initial austenite A_i transforms to thermally induced thermoelastic martensite organized into several domains, with different habit planes (but crystallographically equivalent), called variants. Twin-related martensite plate variants were designated as M^+ and M^- since any applied mechanical stress causes the increase of M^+ variants and the decrease of less favourably oriented M^- variants. After loading, the cold shape has been induced, being formed in majority by M^+ variants. After heating, martensite reverts to retransformed austenite, $A_{retr.}$ and the phase change is accompanied by shape recovery. The difference between $A_{retr.}$ and A_i is that the former has kept the traces of the accommodation twin boundaries of martensite plate variants. The origin of SME in

alloys consists in the superior stiffness of austenite and the reversible character of martensitic transformation, enhanced by the elastic energy stored during cooling [9]. Fig.2(b) schematizes the SME produced in styrene-butadiene copolymer, during a loading-cooling-unloading-heating cycle. In initial state, the polystyrene parts are rigid but the polybutadiene parts are flexible. After loading, the polymer is cooled in elongated condition and the shape is frozen since polybutadiene parts become crystallized, therefore rigid. So, the elongated shape is kept after unloading. This is the actual state of usual PET bottles, obtained by blow-moulding and quenching [10]. In the final step, the micro-crystals from polybutadiene parts, that act as crosslink points of the polymer network, melt. The origin of SME in polymers consists in the superior stiffness of micro-crystal parts, which are formed during the cooling process and become flexible during heating [1].

In the following, the mechanical and thermal memory of a Cu-Zn-Al SMA and PET fibres will be compared and the transformation responsible for the latter will be analysed.

2. Experimental

Fully martensitic Cu-Zn-Al specimens, with the composition Cu-21.57 Zn-7 Al (wt. %), were hot-rolled and prepared according to a previously detailed procedure [11] for tensile tests, DSC analysis and bending work-generator SME experiments. The first used lamellar specimens (2 x 20 x $140\cdot10^{-3}$m), deformed at room temperature with a strain rate of $8.33\cdot10^{-5}$sec^{-1}, on a HECKERT FPZ 100/1 tensile testing machine. The precisions were ± 0.01 % and ± 10 MPa for strain and stress, respectively. The second used $25.5\cdot10^{-3}$ kg specimens, cut with a BUEHLER low speed saw and analysed by means of a 2920 Modulated DSC TA INSTRUMENTS unit, with measuring accuracies of ± 0.1 K for temperature and ± 1 W/kg for heat flow, equipped with professional software. The specimens were heated with 0.16 K/sec up to 873 K, in He + Ar protective atmosphere. Lamellar specimens were used, as well, for the third type of experiments, emphasizing bending work-generator SME according to the procedure detailed in [11]. In this purpose, the specimens were fixed in horizontal position and ten different loads were fastened at their free ends. The upwards displacement of their free ends, during heating to 333 K, was measured with a precision of ± $0.1\cdot10^{-3}$m.

0.5 m-long unstretched PET fibres, with $0.32\cdot10^{-3}$m diameter, were hung with four different loads into a steam chamber with controlled temperature, within work-generator SME. After being kept for 5 minutes in 373 K steam, the fibres were slowly cooled and their contraction was measured with a precision of ±$5\cdot10^{-3}$m. For each applied load the specific contraction was determined as an average for five different fibres.

3. Results and discussion

The stress-strain curves, which were experimentally obtained for the martensitic Cu-Zn-Al SMA and taken from literature for PET [4] are shown in Fig.3

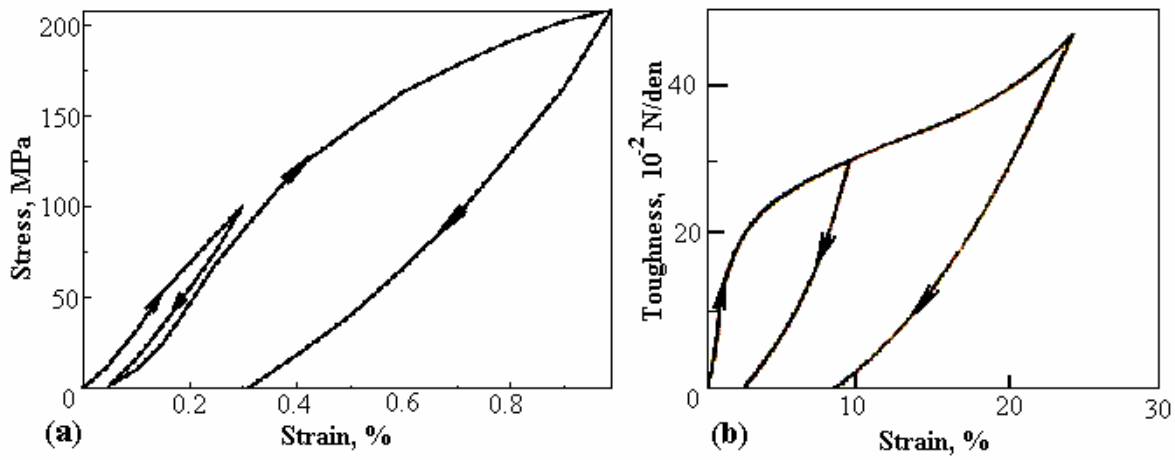


Fig.3 Characteristic tensile loading-unloading curves: (a) recorded for martensitic Cu-21.57 Zn-7 Al (wt.%) SMA; (b) given by literature [4] for PET fibres

In spite of the observed differences between stresses and strains, both curves have similar character, designated under the term of Pseudoelasticity, which represents by any non-linearity occurring at unloading and reflects mechanical memory at SMAs [8].

In order to reveal thermal memory, Fig.4 shows the transformations produced during heating, experimentally recorded for the SMA and given by literature for PET [6].

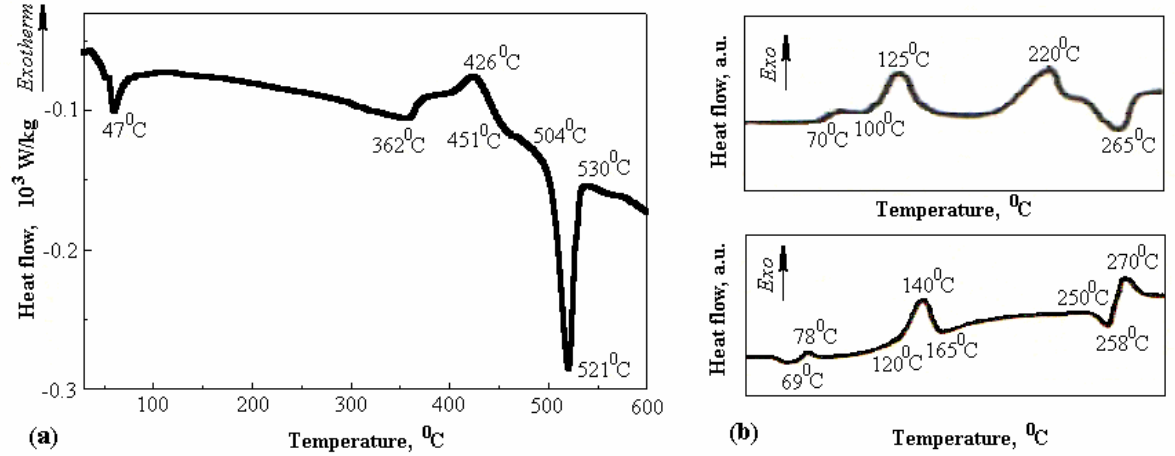


Fig.4 Evidence of the transformations produced during heating: (a) on recorded DSC curve for Cu-21.57 Zn-7 Al (wt.%) SMA; (b) on DTA curves given by literature [6] for PET fibres in extruded and quenched condition (up) or in unstretched condition (low)

The DSC thermogram from Fig.4(a) shows two endothermic and one exothermic peaks. In accordance with literature, the endothermic peak located at 320 K corresponds to reverse martensitic transformation that absorbs 5.974 kJ/kg and ends at 333 K. Martensite reversion is basically the single responsible for the presence of SME and thermal memory.

The exothermic peak located at 699 K represents the precipitation of α-brass phase (fcc), which releases a specific heat of 10.7 kJ/kg, between 635 K and 724 K.

The third peak is located at 794 K and corresponds to austenite's order-disorder transition that absorbs 11.9 kJ/kg, between 777 and 803 K. For Cu-Zn-Al SMAs the specific heat has been determined as 390-400 $J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$ [1]. From the above three

peaks only the first one corresponds to a diffusionless transformation. Since the other two are diffusion controlled, any Cu-21.57 Zn-7 Al (wt.%) martensitic alloy, when heated above 635 K would alter its shape memory characteristics. In order to recover its initial shape memory behaviour, such an alloy should be annealed for long periods in austenite region at temperatures above 1073 K and then quenched to room temperature.

The DTA thermograms illustrated in the upper and lower parts of Fig.4(b) correspond to PET fibres in extruded and quenched and in unstretched conditions, respectively. In the upper chart it is noticeable that at 343 K an exothermic inflexion occurs corresponding to glass transition, which is the only responsible for the occurrence of SME. The exothermic peak located at 398 K corresponds to "cold crystallization" that starts at 373 K. The second exothermic peak at 493 K corresponds to actual crystallization. Melting starts at 523 K and reaches the maxim at 538 K, the temperature of the endothermic peak. The thermal effects corresponding to the above four transformations were calculated between 33 and 60 kJ/kg. In the case of a 60 % crystalline "conditioned" (heated) PET specimen, with a density of $1.41 \cdot 10^3$ kg/m^3 melting heat was determined at a value of 120 kJ/kg. The average specific heat has been determined as 1.26 kJ·kg^{-1}·K^{-1}. In the lower chart, for unstretched PET fibres, it is noticeable that the first two transformations were maintained but their characteristic temperatures were slightly raised, from 343 to 353 K for glass transition and from 398 to 413 K for "cold crystallization". It has been emphasized that the contraction of PET fibres is totally dependent on both the number and orientation degree of amorphous parts where molecular agitation occurs only above 353 K [6].

From the above data, it follows that reverse martensitic transformation and glass transition are the only responsible for the occurrence of work-generator SME in Cu-Zn-Al SMA and PET fibres, respectively. Therefore within the work-generator SME experiments, in order to ascertain the presence of thermal memory, the two materials must be heated at temperatures higher than the finish temperatures of the corresponding transformations. Thus, the Cu-21.57 Zn-7 Al (wt.%) martensitic SMA was heated at 333 K and the unstretched PET fibres at 373 K. The obtained experimental results are summarized in Fig.5

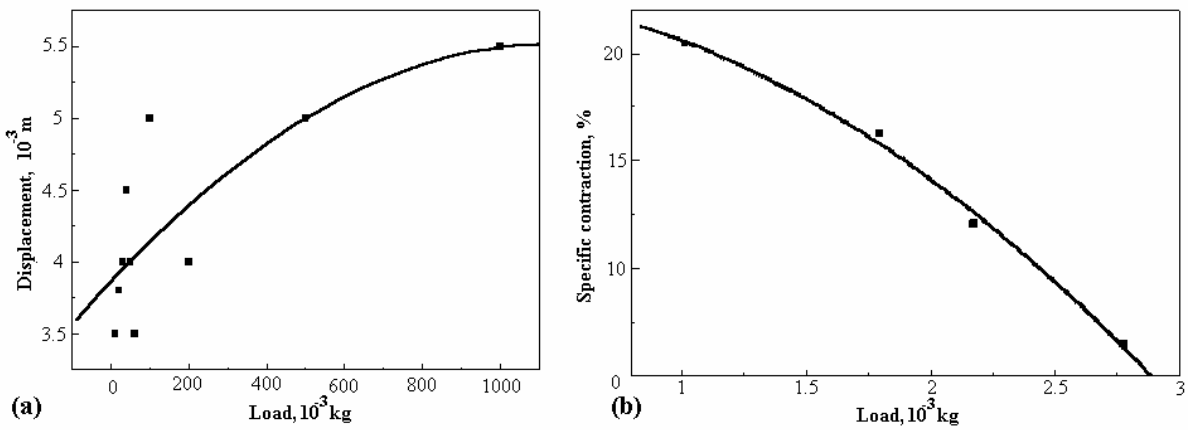


Fig.5 Results of the work-generator SME experiments: (a) variation of free-end displacement of lamellar Cu-21.57 Zn-7 Al (wt. %) martensitic SMA specimens subjected to bending, as a function of the applied load, during heating to 333 K; (b) variation of average contraction of unstretched PET fibres as a function of the applied load, after heating to 373 K

Obviously, in Fig.5(a) the displacement of the free-end of Cu-Zn-Al SMA lamellar specimens increased with the applied load that augmented the difference between hot (straight) and cold (bent) shapes. For loads higher than 1 kg the displacement decreased and SME was no longer noticeable. On the other hand, as expected, in Fig.5(b) average contraction (determined as the mean value for five fibres) decreased with the increase of applied load. For loads higher than $2.8 \cdot 10^{-3}$ kg SME no longer occurred and the fibres were stretched instead of being contracted.

4. Conclusions

In the case of two different shape memory materials, an alloy and a polymer, the shape memory behaviour was analysed, by comparing the data reviewed from literature with those experimentally determined.

From a microscopic point of view, is has been emphasized that: (i) both materials present crystalline structures with long period stacking order since the *c* parameter of unit cells is at least double as compared to the other two and (ii) the Shape Memory Effect-governing transformations are different but they have in common the release on heating of the deformation energy stored during cooling.

From a macroscopic point of view, both mechanical and thermal memories were discussed for the materials under study. Mechanical memory was revealed by the similar aspect of the stress-strain curves, even if the Shape Memory Alloy developed larger stresses and polyethylene terephthalate has been characterised by larger strains. By means of DSC and DTA charts the transformations produced on heated were examined and correlated with work-generator SME.

The maximum work developed in bending by the hot-rolled lamellar specimens (2 x 20 x $140 \cdot 10^{-3}$m) of Cu-21.57 Zn-7 Al (wt.%) SMA, weighing $43.7 \cdot 10^{-3}$kg, was $5.5 \cdot 10^{-3}$ J which gives a specific output of approximately 0.126 $J \cdot kg^{-1}$. The maximum work developed in tension by 0.5 m-long polyethylene terephthalate unstretched fibres, with $0.32 \cdot 10^{-3}$m diameter, weighing $6 \cdot 10^{-5}$ kg, was $0.1 \cdot 10^{-3}$ J, which gives an average specific work output of 1.67 $J \cdot kg^{-1}$.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors wish to thank Dr. S.Stanciu for his valuable help at the preparation of Cu-Zn-Al specimens and Mr. V.Dia for his kind support at tensile testing.

DSC analysis was performed during the visit of L.G.Bujoreanu at the Chair of Material Science, Institute for Materials, Faculty of Machine Building, Ruhr-University at Bochum, which was financially supported by the special research center **SFB 459 – Shape Memory Technology**

This paper was partially supported by the Romanian Ministry of Education and Research, under CNCSIS Grant No.476/ 2005.

Received April 23, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Van Humbeeck, J., Stalmans, R. and Chandrasekaran, M. – *On the stability of shape memory alloys*, **Engineering Aspects of Shape Memory Alloys,** (Duerig, T.W., Melton, K.N., Stöckel, D. and Wayman, C.M., editors), Butterworth-Heinemann, London-Boston-Singapore-Sydney-Toronto-Wellington, 1990, ISBN 0-750-61009-3, **96-105**
2. Patoor, E. et Berveiller, M. (coordonnateurs) – **Technologie des alliages à mémoire de forme. Comportement mécanique et mise en oeuvre**¸ Hermès, Paris, 1994, ISBN 2-86601-426-X
3. Funakubo, H. (editor), **Precision Machinery and Robotics, Vol.I, Shape Memory Alloys**, Gordon and Breach Science Publishers, ISSN 0889-860X
4. Harrison, J.D. – *Measurable changes concomitant with the shape memory effect transformation*, **Eng.Asp.Shape Mem.All.** (Duerig, T.W. *et al.* eds.) Butterworth-Heinemann, 1990, **106-111**
5. Duerig, T.W., Zadno, R. – *An engineer's perspective of pseudoelasticity*, **Eng.Asp.Shape Mem.All.** (Duerig, T.W. *et al.* eds.) Butterworth-Heinemann, 1990, **369-393**
6. Lieberman, D.S., Schmerling, M.A. and Karz, R.W. – *Ferroelastic "memory" and mechanical properties in gold-cadmium*, **Shape Memory Effects in Alloys**, (Perkins, J., editor), Plenum Press, New York-London, 1975, ISBN 0-306-30891-6, **203-244**
7. Van Humbeeck, J. and Stalmans, R. – *Characteristics of shape memory alloys*, , **Shape Memory Materials,** (Otsuka, K. and Wayman, C.M., editors), Cambridge University Press, ISBN 0-521-44487-X, 1998, **149-183**
8. Bujoreanu, L.G., Ioniță, I. and Ailoaei, E., *Devices based on work generating shape memory effect*, to be published
9. Bujoreanu, L.G., Craus, M.L., Rusu, I., Stanciu, S. and Sutiman, D. – *On the β_2 to α phase transformation in a Cu-Zn-Al-based shape memory alloy*, **Journal of Alloys and Compounds**, **278**, 1998, ISSN 0925-8388, **190-193**
10. Delaey, L. and Warlimont, H. – *Crystallography and thermodynamics of SME-martensites*, **Shape Mem. Eff. All.**, (Perkins, J., ed.), Plenum Press, 1975, **89-114**
11. Bujoreanu, L.G., *Variation of the critical point A_s during the thermomechanical training and subsequent cycling by two way shape memory effect of a Cu-Zn-Al-based shape memory alloy (in Romanian)*, **Metalurgia**, **52, Nr.3**, (2000), ISSN 0461-9579, **17-25**
12. Miyazaki, S. and Wayman, C.M. – *The R-phase transition and associated shape memory mechanism in Ti-Ni single crystals*, **Acta metall., 36,** 1988, **181-192**

ASUPRA COMPORTRAMENTULUI DE MEMORIA FORMEI LA ALIAJELE PE BAZĂ DE Cu ŞI POLIETILENTEREFTALAT (PET)

(**Rezumat**)

S-a prezentat un studiu comparativ referitor la comportamentul de memoria formei la un aliaj cu memoria formei (AMF) Cu-Zn-Al şi fibrele de polietilentereftalat (PET). În acest scop, au fost trecute în revistă structurile lor cristaline cu ordini de împachetare cu perioadă lungă şi mecanismele de MF. Memoria mecanică a fost descrisă prin intermediul curbelor de încărcare-descărcare la tracțiune. Memoria termică a fost mai întâi analizată, prin intermediul termogramelor calorimetrice şi termice care evidențiază transformările produse la încălzire şi apoi a fost confirmată sub forma efectului de memoria formei generator de lucru mecanic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 677.054

THE RESEARCH OF THE STRENGTH LEVEL OF THE WEAVING MACHINES' NOISE FOR THEIR RATIONAL DESIGN

BY

OVIDIU CALANCIA, LEONACHE DRĂGOI, VASILE-VIOREL MOLDOVEANU AND RADU DĂNILĂ

Abstract: The level of the acoustic pressure in the space where the machines are working is the highest one, most of the time exceeding the quote imposed by the ISO. In this paper, the level of the acoustic pressure in different weaving mills, is determined, as well as at the level of one machine, pointing out the influences and the needs to reduce the level of noise of the sound. The procedure which is used in this paper, or the results, can be used for other industrial machines.

Keywords: acoustic pressure, the noise from the weaving machines.

A very important matter concerning the noise produced by the textiles machines represents the global level of the noise from the weavings. The level of the acoustic pressure from the halls in which work classic weaving machines is higher (with 15÷20%) toward the level of the acoustic pressure from a weaving with unconventional machines.

ISO through the Committee TC-43 concerning the protection of the human hearing, the quality of the communication through speaking, and the annoying nature of the noise action, has settled standards for the noises. Actual standards from different countries don't differ in a major way of the ISO's recommendations. For example, the standards established the following maximal limits: for the intellectual work, the noise power T, is equal to 40 [sons] for paper work is 55 [sons], in hospitals, is 20 [sons], in industrials halls, is 85 [sons]. The measured values of the acoustic pressure level in different traditional weavings, table 1, show that, no matter what is the number and the type of the conventional weaving machines, the capacity or the halls type, the level of the acoustic pressure is considerably near and very high, over the ISO limit. For the noise measurement it is used many physics dimensions, some objectives, and other subjectives. The acoustic pressure of the sound, P, is an objective dimension and represents the local variation specific for the sound, which points out aided by a microphone.

Table 1. The level of the acoustic pressure in weavings

The type of hall	The type of machines	The number of machines	The level of the acoustic pressure dB			
			L	C	B	A
Multi-stage construction	Rutti and Diederich	72	102	100.5	100	100
Multi-stage construction	Rutti	98	101	100.5	99.5	98.5
Sheded construction	Unirea	192	102.5	101.5	101	101
Sheded construction	Unirea and Northrop	914	103.5	102.5	102	101.5
Armored construction	Rutti	500	101	100.5	99.5	99.5

In SI, the acoustic pressure has as units of measure N/m^2 or the Pasqual. In the technical system are used another units of measure. The connection between the units of measure of the acoustic pressure is:

$1\ Pa = 1\ N/m^2 = 10\ dyn/cm^2 = 10\ \mu bar = 1.02 \times 10^{-5}$ at

where: $1\ bar = 10^5\ N/m^2$.

The level of the acoustics pressure, N_p is an objective unit and it is rendered by the formula (1):

$$N_p = 20 \log p/p_0 \tag{1}$$

where: p is the effectual acoustic pressure of the noise;

p_0 - the reference acoustic pressure;

$p_0 = 2 \times 10^{-5}\ N/m^2$.

The level of the acoustic pressure is measured in [decibels] dB.

The power of the sound, N_t is a subjective unit and it is calculated with the formula (2):

$$N_t = 20 \log \left(\frac{p}{p_0} \right)_{f=1000Hz} \tag{2}$$

where: p is the effectual acoustic pressure of a pure sound (without double and harmonious frequencies) with the frequency of 1000 Hz estimated by a normal ottological listener, by having an intensity equal to the one of the reference sound.

p_0 - the acoustic pressure of reference

The level of the force of the sound is measured in [fons].

The force of the sound, T, is a subjective unit which shows out how many times is more powerful a sound appreciated by normal ottological listener than a sound of 1000Hz and a level of strength of 40 [fons]. The power of the sound is obtained with this formula (3):

$$T = 2^{\frac{N_t - 40}{10}} \tag{3}$$

The growth of the power level of the sound with 10 [fons] it is appreciated as a doubled strength of the sound. The power of the sound is measured in [fons].

Experimental researches

To study the noise produced by a machine, we make the spectrum analyse of the level of the acoustic pressure produced by the parts from the noise comprised in different frequency bands.

The experiments are made with the precision soundmeter realized by the Bruel and Kjaer from Denmark .

The right measurement is made counting on a serial of initial conditions concerning the acoustic field in which are made the measurements, the microphone placement reported to the acoustic source, as well as some of the estimated criteria of the noise.

The disturbing noise (when the machine doesn't work) is maintained constantly and its acoustic level in the entire spectrum is maintained with at least 10 dB lower than the existent acoustic level at the machine functioning.

Because of the fact that the weaving machines produce a variable acoustic field, caused by the cyclical functioning of the component mechanisms, the measurement are realised in more points around them. The distance between the soundmeter microphone and machine depends on the halls dimensions where the measurements are made, the level of the fund noise, the shape and size of the machine, the degree of uniformity of the acoustic field made by a machine. The measurements are made in the free and diffuse acoustic field.

For a weaving machine, hypothetical surface of measurement is considered to be parallelipipedical, the placement points of the microphone are taken in the horizontal plane position, around the machine and in the vertical plane, at a distance of minimum one meter.

The experiments were made on a conventional weaving machine type A-100, finding out the values of the acoustic pressure level, table 2.

Table 2. Experimental and calculated values

Frequency band, Hz / Dimension	31.5		63	125	250	500	1000	2000	4000	8000	16000	31500
N_p, dB	I	62	68	74	77	83	85.5	86	85	81	71	51
	II	62	69	72	76	82	86	89	88	85	79	62
	III	62	69.5	73	75	81	84.5	87	85	81	72	50
	IV	64	69	75	76	83	86	86.5	84	78	69.5	48
N_p, dB	62.5		68.8	73.5	76	82.2	85.5	87.1	85.5	81.2	72.8	52.75
T_i, sons	1.3		2.5	5.2	8.0	14.7	23	30	35	34	-	-
$\sum T_i$,sons	153.7											
T_g, sons	70.61											
N_t, fons	101.41											

Where: I- the mechanism zone of launching from the right;

II- the mechanism zone of launching from the left;

III- left –beck warp regulator zone;

IV- the electromotive zone.

It calculated the media values of the acoustic pressure level, N_p, for each frequency bands, according to the four measurement areas.

It was found the sound's intensity, T_j, in every frequency band, based on the media acoustic pressure level N_p, using Steven's nomogram [2]. Then, it was calculated the global strength of the sound, T_g, with the formula (4):

$$T_g = T_{\max} + k\left(\sum T_i - T_{\max}\right) \tag{4}$$

where: T_g is the global strength in [sons]

T_{max} - the highest value of the sound strength obtained in a frequency band;

k- coefficient which depends on the filter value (k= 0.3);

$\sum T_i$ - the sum of the medium strength ness from all the frequency bands.

The strength level of the sound, Nt, in [fons], was obtained using the formula (3), which becomes:

$$N_t = \frac{10\log T_g}{\log 2} + 40 \tag{5}$$

Interpretations and conclusions

According to the experimental results processed in the second table, the level of the acoustic pressure, determined in different frequency bands, has an ascending evolution, with the frequency rise, till the level of the 2000 Hz band, and than lowers, reaching the minimal values, to the 31500 Hz frequency.

We observe differences of the acoustic pressure level, in the zone of the weaving machine and even same frequency bands.

It is not over fulfill the limit of the strength sound of 85 [sons], indicated by the ISO standards.

The global strength of the sound determined at only one machine is of 70.61 [sons]. But, considering the noise levels from the conventional weavings (Table 1), the strength of the sound over fulfill the ISO limit.

The level of the sound strength of only one weaving machine is already very high; N_t= 101.41 [fons] (Table 2).

To reduce the sound level, it is imposed that the experts, in the design period of the equipment and the working halls, and in the exploitation period of the equipments, to adopt the following aspects:

- design of equipments with a higher weight of the pneumatic and hydraulic systems, reported to the mechanic- elastic systems, which are very important today;
- optimization of the maintenance strategies of the textiles equipments;
- casing and rigorous tighten of the mechanisms;
- redesign of silent mechanisms;
- optimal regulation of the functional parameters of the textiles equipments;
- elastically setting of the equipments on the exploitation place;
- the cover of the halls' walls and ceilings with phonoabsorbing panels;
- individual protection of the working against the noise using antiphonals.

The experiments can be extended to the other textiles machines to take some adequate decisions for the reduction of the noise level in the textiles domain.

Received May 9, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi*

REFERENCES

1. Drăgoi, L. – Elemente de proiectare a utilajelor din țesătorie, Editura BIT, 1997, Iaşi
2. ***Prospecte ale firmelor: Bruel şi Kjaer, Hottinger- Baldwin, Messtechnik, Philips.

CERCETAREA NIVELULUI DE TARIE A ZGOMOTULUI MASINILOR DE TESUT IN VEDEREA PROIECTARII RATIONALE A ACESTORA

(Rezumat)

Nivelul de presiune acustică din halele în care funcționează maşini de țesut clasice este mult mai ridicat față de nivelul de presiune acustică dintr-o țesătorie cu maşini neconvenționale şi depăşeşte normele ISO. Lucrarea prezintă modul de determinare a zgomotului la o maşină şi măsuri de reducere.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.715; 669.018.8

CORROSION OF ALUMINIUM ALLOYS IN ALKALINE MEDIA

BY

GABRIELA CIOBANU*, LAURENŢIU-DAN GHENGHEA*, LĂCRĂMIOARA ISTRATI and GABRIELA CÂRJĂ***

Abstract: Aluminium, having attractive properties such as high energy density and high negative potential in alkaline media, combined with low density, high abundance in earth's crust and low cost, offers an attractive choice as galvanic anode in primary alkaline batteries. In the present investigation, the corrosion and inhibition of corrosion of aluminium and some of its alloys in sodium hydroxide solutions containing zinc oxide have been studied. The self-corrosion rate and hydrogen evolution rate were examined by weight loss measurements and by measuring the volume of the evolved hydrogen.

Keywords: aluminium, alloy, corrosion, alkaline solution, inhibition, zinc oxide

1. Introduction

In last period much interest has been focused on the development of aluminium alloys for use in metal - air batteries, respectively in primary alkaline batteries, as galvanic anode.

This because aluminium possesses attractive electrochemical properties like high energy density, high ampere and high negative open circuit potential in alkaline solutions combined with low density, high abundance in earth's crust and low cost [1,2].

But several problems have blocked the use of aluminium as galvanic anode in alkaline batteries, such as high self-corrosion with hydrogen evolution in alkaline solution at open circuit conditions and during cell discharge

In aqueous solution, corrosion of aluminium takes place with evolution of hydrogen. The self-corrosion of a metal to some extent is avoided in a neutral medium, through the intrinsic formation of a protective oxide film at the expense of the electrochemical characteristics.

The high protective oxide skin of aluminium is broken by the action of chloride ions in solutions and also by the action of alkaline solution.

In fact a close examination of the potential ÷ pH diagram of the Al ÷ H_2O system, indicates clearly that highly negative potentials are attained by aluminium in the alkaline pH range and the corrosion of aluminium increases rapidly with pH. A protective film does not develop in alkaline solution, as the amphoteric aluminium hydroxide dissolves in it [3-6].

In alkaline media aluminium readily dissolves, it generates a useful voltage at a reasonable current provided its wasteful corrosion is suppressed.

This can be achieved in two ways. In the first method, inhibitors, addition agents or complexing agents are added to the electrolyte to make it less corrosive. In the second method, aluminium is mixed with other elements such as Zn, In, Ga, Pb etc. to render its less corrodible in alkaline media [7-12].

In the present paper, the corrosion and the inhibition of corrosion of aluminium and its some alloys in sodium hydroxide solution containing zinc oxide as inhibitor have been studied. The Al and their alloys were evaluated by determination of both the weight loss as well as the evolved hydrogen as function of time.

2. Experimental procedure

Materials: Measurements were made on Al (99.7 % Al) and some of its alloys, namely: Al – Mg (94.1 % Al, 5.4 % Mg) and Al – Mn (94.3 % Al, 5.2 % Mn). Rectangular pieces of size 5 cm x 2 cm x 1 cm were used for self-corrosion studies. Before immersion in the test electrolyte (i.e., NaOH solution with / without ZnO) the surface of the specimens were subjected to a sequence of surface treatment procedures. The pieces were abraded succesively with metallographic emery paper of increasing fineness, then degreased with trichloroethylene and washed with running distilled water.

Each experiment was carried out with a newly polished piece and with fresh electrolyte. The sodium hydroxide was of reagent quality and the zinc oxide was of 99 % purity. All the solutions were prepared using distilled water.

Corrosion rate measurements: Corrosion rate was measured by determining the weight loss of the weighed specimens after immersion in 500 ml of the test solution containing NaOH, with / without ZnO, for different durations of 5 until 30 minutes at room temperature. Also, corrosion rate was determined by measuring the volume of the evolved hydrogen.

At the end of each period, the specimens were removed, washed well with distilled water, dried, weighed and kept in a desiccator. During the course of these experiments the solution was not stirred, as in an actual battery the electrolyte is under stagnant conditions when the current is not drained.

The integral weight loss of the sample (Δm) over the duration of the test was determined from the following relation:

$$\Delta m = m_1 - m_2 \tag{1}$$

where m_1 and m_2 represent the weight the specimen before and after weighing, respectively, reported at surface of the metallic piece.

3. Experimental results and discussion

The self-corrosion rates of aluminium and its alloys obtained by weight loss and hydrogen evolution rate in 5m NaOH solution in absence and in presence of 0.3m ZnO were determined simultaneously.

Table 1 shows the variation of the integral weight loss and of the volume of the evolved hydrogen with time.

The results indicate that, for alloy samples, the hydrogen evolution rate increase with the time, which reveals the increased corrosion rate of alloys, can be attributed to

an increase in actual interfacial area resulting from progressive roughening of the surface due to the corrosion.

In the case of Al sample, the rate of hydrogen evolution increases slowly in the early moments of immersion then increases continuously after an exposure time of 5 min. The air-formed oxide layer initially dissolves in the early minutes of immersion at a low rate and then the dissolution reaction of the metal proceeds at a relatively fast rate. The process by which Al is chemically attacked in alkaline solution of high concentration is described by following equations:

$$Al_2O_3 + 2OH^- \rightarrow 2AlO_2^- + H_2O \quad (2)$$

$$Al + 3H_2O + OH^- \rightarrow Al(OH)_4^- + 3/2H_2 \quad (3)$$

The Eq.3 was obtained by following partial reactions:

- the partial anodic dissolution reaction of aluminium:

$$Al + 4OH^- \rightarrow Al(OH)_4^- + 3e^- \quad (4)$$

- the partial cathodic reaction, where the electrons produced by the partial anodic reaction (Eq.4) will be consumed immediately by the water reduction:

$$3H_2O + 3e^- \rightarrow 3/2H_2 + 3OH^- \quad (5)$$

Therefore, hydrogen evolution takes place simultaneously with the dissolution of aluminium metal as a result of the overall corrosion reaction (Eq.3). The observation of gas bubbles on the corroding aluminium surface show that the corrosion of pure aluminium in alkaline solution proceeds mainly by water reduction.

Table 1 Corrosion behaviour of aluminium and its alloys in 5m NaOH with/without 0.3m ZnO, at room temperature

Sample	Al			Al – Mg			Al – Mn		
Time; min	5	10	20	5	10	20	5	10	20
Series 1: corrosion in 5m NaOH solution									
Integral weight loss; mg/cm^2	5.2	12.1	26.1	7.8	16.8	34.5	10.7	22.9	47.8
Hydrogen evolved; ml/cm^2	1.8	4.2	9.0	2.7	5.8	11.9	3.7	7.9	16.5
Corrosion rate; mg/cm^2/min	1.04	1.21	1.30	1.56	1.68	1.72	2.14	2.29	2.39
Series 2: corrosion in 5m NaOH + 0.3m ZnO solution									
Integral weight loss; mg/cm^2	3.4	10.1	24.9	6.3	14.7	31.0	8.7	21.1	46.1
Hydrogen evolved; ml/cm^2	1.2	3.5	8.6	2.2	5.1	10.7	3.0	7.3	15.9
Corrosion rate; mg/cm^2/min	0.69	1.01	1.24	1.27	1.47	1.55	1.74	2.11	2.30

The Fig. 1 shows the integral corrosion rate obtained by weight loss for tested samples in 5m NaOH solution with/without 0.3m ZnO at room temperature.

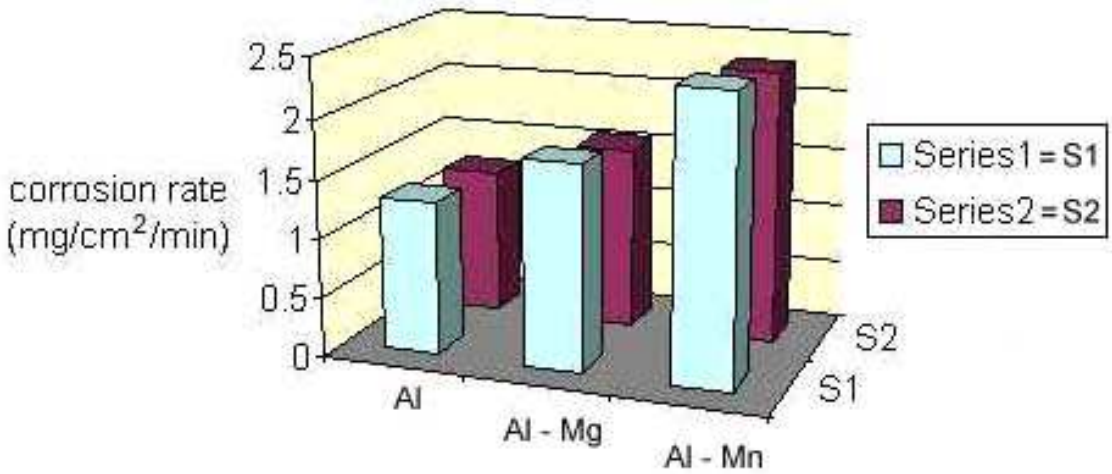


Fig.1 Corrosion rate of aluminium ant its alloys: Al – Mg and Al – Mn in 5m NaOH solution (Series 1) and in 5m NaOH solution + 0.3m ZnO (Series 2), at room temperature

It can be seen that Al – Mn alloy show higher corrosion rate and they cannot be considered for use as anodes in alkaline batteries.

The increased corrosion rate of Al – Mn alloy can be explained on the basis of the fact that Mn is cathodic to Al and this gives rise to anodic dissolution of the base metal Al. Also, Al – Mg alloy exhibits the lower corrosion rate compared Al – Mn alloy, but it is greater than the value of pure aluminium. This can be explained by the fact than presence of Mg as an anodic impurity in alloy give rise to chatodic polarization (chatodic protection) the base metal aluminium.

Also, the experimental results presented in Table 1 and Fig. 1 show that the addition of zinc oxide to the NaOH solution inhibited the corrosion of Al and its alloys. This can be explained by the facts that in the zincate – containing alkaline solution occur following processes on aluminium piece surface: dissolution of aluminium, hydrogen evolution and deposition – dissolution of zinc:

$$ZnO + H_2O + 2OH^- \rightarrow Zn(OH)_4^{2-} \quad (6)$$

$$3Zn(OH)_4^{2-} + 2Al \rightarrow 3Zn + 2Al(OH)_4^- + 4OH^- \quad (7)$$

The results reveal that ZnO produces an inhibition effect on the corrosion of aluminium by the formation of a zinc deposit on the surface of aluminium. Unfortunately, the adhesion between the zinc layer and the aluminium is poor and this possibly affects the safe use of aluminium as anode in batteries.

4. Conclusions

The following main conclusions can be drawn:

(i) The self-corrosion of aluminium and some of its alloys in 5m NaOH solution alone follows the order: Al < Al – Mg < Al – Mn.

(ii) The self-corrosion of aluminium and some of its alloys in 5m NaOH containing 0.3m ZnO follows the order: Al < Al – Mg < Al – Mn.

(iii) The corrosion of aluminium and some of its alloys in 5m NaOH solution can be inhibited by the addition of ZnO. The results reveal that ZnO produces an inhibition effect on the corrosion of aluminium by the formation of a zinc deposit on the surface of aluminium. But poor adhesion between the zinc layer and the aluminium surface possibily affects the safe use of aluminium as anode in batteries.

Received April 26, 2005

**The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*
***The University of Bacău*

REFERENCES

1. Paramasivam, M., Jayachandran, M. and Venkatakrishna Iyer, S. – *Influence of alloying additives on the performance of commercial grade aluminium as galvanic anode in alkaline zincate solution for use in primary alkaline batteries,* **J. Appl. Electrochem., 33/3-4,** 2003, ISSN 0021-891X, **303-309**
2. Zein El Abedin, S. and Saleh, A.O. – *Characterization of some aluminium alloys for application as anodes in alkaline batteries,* **J. Appl. Electrochem., 34/3,** 2004, ISSN 0021-891X, **331-335**
3. Pyun, S.I. and Moon, S.M. – *Corrosion mechanism of pure aluminium in aqueous alkaline solution,* **J. Solid State Electr., 4/5,** 2000, ISSN 1432-8488, **267-272**
4. Van Gheem., E., Vereecken, J. and Le Pen, C. – *Influence of different anions on the behaviour of aluminium in aqueous solutions,* **J. Appl. Electrochem., 32/11,** 2002, ISSN 0021-891X, **1193-1200**
5. Paramasivam, M. and Venkatakrishna Iyer, S. – *Influence of alloying additives on corrosion and hydrogen permeation through commercial aluminium in alkaline solution,* **J. Appl. Electrochem., 31/1,** 2001, ISSN 0021-891X, **115-119**
6. Mazhar, A.A., Arab, S.T. and Noor, E.A. – *The role of chloride ions and pH in the corrosion and pitting of Al-Si alloys,* **J. Appl. Electrochem., 31/10,** 2001, ISSN 0021-891X, **1131-1140**
7. Fouda, A.S. and Elasmy, A.A. – *Efficiency of some phenylthiosemicarbazide derivatives in retarding the dissolution of Al in NaOH solution,* **Monatsh. Chem., 118/6-7,** 1987, ISSN 0026-9247, **709-716**
8. Salih, S.A., Gad-Allah, A.G., Mazhar, A.A. and Tammam, R.H. – *Effect of silicon alloying addition on the corrosion behaviour of aluminium in some aqueous media,* **J. Appl. Electrochem., 31/10,** 2001, ISSN 0021-891X, **1103-1108**
9. Lee, K.K. and Kum, K.B. – *Electrochemical impedance characteristics of pure Al and Al-Sn alloys in NaOH solution,* **Corros. Sci., 43/3,** 2001, ISSN 0010-938X, **561-575**
10. Kapali, V., Venkatakrishna Iyer, S., Balaramachandran, V., Sarangapani, K.B., Ganesan, M., Kulandainathan, M.A. and Mideen, A.S. – *Studies on the best alkaline electrolyte for aluminium / air batteries,* **J. Power Sources, 39/2,** 1992, ISSN 1388-2481, **263-269**
11. Sarangapani, K.B., Balaramachandran, V. and Kapali, V. – *Aluminium as anode in primary alkaline batteries. Influence of additives on the corrosion and anodic behaviour of 2S aluminium in alkaline citrate solution,* **J. Appl. Electrochem., 14/4,** 1984, ISSN 0021-891X, **475-480**
12. Carbonini, P., Monetta, T. and Mitton, D.B. – *Degradation behaviour of 6013-T6, 2024-T3 alloys and pure aluminium in different aqueous media,* **J. Appl. Electrochem., 27/10,** 1997, ISSN 0021-891X, **1135-1142**

COROZIUNEA ALIAJELOR DE ALUMINIU ÎN MEDII ALCALINE

(**Rezumat**)

Aluminiul reprezintă o variantă atractivă de material din care se pot confecționa anozii pilelor alcaline primare. Aceasta se datorează în principal faptului că în medii alcaline aluminiul conferă pilei o mare densitate de energie şi are un potențial negativ ridicat, dar şi datorită abundenței în scoarța terestră şi a costului său scăzut. În lucrarea de față se studiază procesul de coroziune a aluminiului şi a unor aliaje proprii în medii alcaline, respectiv în soluții de hidroxid de sodiu de diverse concentrații în care s-a adăugat oxid de zinc drept inhibitor de coroziune. Viteza de autocoroziune a aluminiului şi a aliajelor sale s-a determinat atât prin metoda gravimetrică, prin măsurarea pierderii de masă, cât şi prin metoda volumetrică, prin măsurarea volumului de hidrogen degajat. Se constată că prezența ZnO în soluția de NaOH are efect de inhibare a coroziunii aluminiului şi a aliajelor sale cu Mg şi Mn, cu observația că stratul de oxid de zinc nu este perfect aderent la suprafața metalică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.715; 669.018.8

KINETIC AND THERMODYNAMIC ASPECTS CONCERNING CORROSION OF ALUMINIUM ALLOYS IN ALKALINE MEDIA

BY

GABRIELA CIOBANU*, LAURENŢIU-DAN GHENGHEA*, GABRIELA CÂRJĂ* and LĂCRĂMIOARA ISTRATI**

Abstract: In the present investigation, the influence of temperature on the corrosion and inhibition of corrosion of aluminium and some of its alloys in sodium hydroxide solutions containing zinc oxide have been studied. The self-corrosion rate was examined by weight loss measurements and by measuring the volume of the evolved hydrogen. A kinetic and a thermodynamic study have been developed. Thermodynamic functions obtained from this study indicate that the presence of the ZnO inhibitor increases the activation energy and the negative values of ΔG indicated spontaneous adsorption of inhibitor on the metal surface.

Keywords: aluminium, alloy, corrosion, alkaline solution, inhibition, zinc oxide, temperature

1. Introduction

In last period much interest has been focused on the development of aluminium alloys for use in metal - air batteries, respectively in primary alkaline batteries, as galvanic anode.

This because aluminium possesses attractive electrochemical properties like high energy density, high ampere and high negative open circuit potential in alkaline solutions combined with low density, high abundance in earth's crust and low cost [1].

Several problems have blocked the use of aluminium as galvanic anode in alkaline batteries, such as high self-corrosion with hydrogen evolution in alkaline solution at open circuit conditions and during cell discharge.

A protective film does not develop in alkaline solution, as the amphoteric aluminium hydroxide dissolves in it [2,3]. In alkaline media aluminium readily dissolves, it generates a useful voltage at a reasonable current provided its wasteful corrosion is suppressed.

This can be achieved in two ways. In the first method, inhibitors, addition agents or complexing agents are added to the electrolyte to make it less corrosive. In the second method, aluminium is mixed with other elements such as Zn, In, Ga, Pb etc. to render its less corrodible in alkaline media [4-8].

In the present paper, the influence of temperature on the corrosion and the inhibition of corrosion of aluminium and its some alloys in sodium hydroxide solution containing zinc oxide as inhibitor have been studied.

The Al and its alloys were evaluated by determination of both the weight loss as well as the evolved hydrogen as function of temperature. Also, a kinetic and a

thermodynamic study of the processes of corrosion and inhibition of corrosion of aluminium and its some alloys in sodium hydroxide solution containing zinc oxide as inhibitor have been developed.

2. Experimental procedure

Materials: Measurements were made on Al (99.7 % Al) and some of its alloys, namely: Al – Mg (94.1 % Al, 5.4 % Mg) and Al – Mn (94.3 % Al, 5.2 % Mn). Rectangular pieces of size 5 cm x 2 cm x 1 cm were used for self-corrosion studies. Before immersion in the test electrolyte (i.e., NaOH solution with / without ZnO) the surface of the specimens were subjected to a sequence of surface treatment procedures. The pieces were abraded succesively with metallographic emery paper of increasing fineness, then degreased with trichloroethylene and washed with running distilled water. Each experiment was carried out with a newly polished piece and with fresh electrolyte. The sodium hydroxide was of reagent quality and the zinc oxide was of 99 % purity. All the solutions were prepared using distilled water.

Corrosion rate measurements: Corrosion rate was measured by determining the weight loss of the weighed specimens after immersion in 500 ml of the test solution containing NaOH, with / without ZnO, for different durations at various temperature. Also, corrosion rate was determined by measuring the volume of the evolved hydrogen. At the end of each period, the specimens were removed, washed well with distilled water, dried, weighed and kept in a desiccator. During the course of these experiments the solution was not stirred, as in an actual battery the electrolyte is under stagnant conditions when the current is not drained.

The integral weight loss of the sample (Δm) over the duration of the test was determined from the following relation:

$$\Delta m = m_1 - m_2 \tag{1}$$

where m_1 and m_2 represent the weight the specimen before and after weighing, respectively, reported at surface of the metallic piece.

The percentage inhibition efficiency (η) and the metal surface coverage (θ) were calculated using the following relations:

$$\eta = (1 - \frac{\Delta m_{pi}}{\Delta m_{ai}}) \cdot 100 \tag{2}$$

$$\theta = 1 - \frac{\Delta m_{pi}}{\Delta m_{ai}} \tag{3}$$

where Δm_{ai} and Δm_{pi} represent the integral weight losses in absence and in presence of inhibitor, respectively.

3. Experimental results and discussion

When temperature is raised, corrosive processes are usually accelerated, especially in media in which evolution of hydrogen accompanies corrosion, e.g. during corrosion of aluminium and its alloys in alkali.

The self-corrosion rates of aluminium and its alloys obtained by weight loss and hydrogen evolution rate in 5m NaOH solution in absence and in presence of 0.3m ZnO

were determined simultaneously at different temperatures. Table 1 shows the variation of the corrosion rate with temperature.

The results indicate that, for all samples, the weight loss and the hydrogen evolution rate increases with the temperature, which reveals the increased corrosion rate.

The results reveal that ZnO produces an inhibition effect on the corrosion of aluminium by the formation of a zinc deposit on the surface of aluminium. The results indicate that increase in temperature leads to an increase in the inhibition efficiency, η.

Table 1 Corrosion rates of aluminium and its alloys in 5m NaOH solution with/without 0.3m ZnO at various temperatures (test period: 10 min)

Sample	Al			Al – Mg			Al – Mn		
Temperature; K	293	313	323	293	313	323	293	313	323
Series 1: corrosion in 5m NaOH solution									
Integral weight loss; mg/cm^2	12.1	23.7	41.5	16.8	29.3	51.2	22.9	37.1	65.3
Hydrogen evolved; ml/cm^2	4.2	8.2	14.3	5.8	10.1	17.6	7.9	12.8	22.5
Corrosion rate, V_{cor}; mg/cm^2/min	1.21	2.37	4.15	1.68	2.93	5.12	2.29	3.71	6.53
Series 2: corrosion in 5m NaOH + 0.3m ZnO solution									
Integral weight loss; mg/cm^2	10.1	19.3	31.7	14.7	23.5	39.8	21.1	29.3	54.6
Hydrogen evolved; ml/cm^2	3.5	6.6	10.9	5.1	8.1	13.7	7.3	10.1	18.8
Corrosion rate, V_{cor}; mg/cm^2/min	1.01	1.93	3.17	1.47	2.35	3.98	2.11	2.93	5.46
Inhibition efficiency, η; %	16.5	18.5	23.6	11.1	19.7	22.2	7.8	21.0	16.3

The activation parameters such as apparent activation energy (E_a^*), the enthalpy change (ΔH^*) and the entropy change (ΔS^*) for the corrosion / inhibition of aluminium and some of its alloys in 5m NaOH solution with / without ZnO are obtained from the Arrhenius-type equation:

$$\ln V_{cor} = -\frac{E_a^*}{R \cdot T} + A \tag{4}$$

and from the Eyring transition-state equation:

$$\ln\left(\frac{V_{cor}}{T}\right) = -\left(\frac{\Delta H^*}{R \cdot T}\right) + \ln\left(\frac{R}{N_A \cdot h}\right) + \left(\frac{\Delta S^*}{R}\right) \tag{5}$$

where V_{cor} is the corrosion rate, A is the pre-exponential factor, h is Planck's constant, N_A is Avogadro's number, R is the universal gas constant and T is the temperature.

Plots of lnV_{cor} against $1/T$ and $ln(V_{cor}/T)$ against $1/T$ give straight lines with slops of $-E_a^*/R$ and $-\Delta H^*/R$, respectively. The intercepts are A and $[ln(R/N_Ah)+\Delta S^*/R]$ for Arrhenius and Eyring transition-state equations, respectively.

The calculated values of E_a^*, ΔH^* and ΔS^*, obtained from plots are tabulated in Table 2. Due to the presence of ZnO in the alkaline medium, the values of E_a^*, ΔH^* and ΔS^* are lowest in the uninhibited solution.

Moreover, the existence of inhibitor in solution leads to an increase in the value of E_a^*, indicating an adsorption of the inhibitor molecules at the metal surface.

The results in Table 2 also show that the presence of the inhibitor produces higher values for ΔH^* than those obtained for the uninhibited solution. This indicates higher protection efficiency.

This may be attributed to the presence of an energy barrier for the reaction, that is, the process of adsorption leads to a rise in the entalpy of the corrosion process. In addition, the ΔS^* in the presence and absence of the inhibitor is large and negative, indicating that a decrease in disorder takes place.

Table 2 Activation parameters for the corrosion of aluminium and its alloys in 5m NaOH solution with/without 0.3m ZnO at various temperatures (test period: 10 min)

Sample	Al			Al – Mg			Al – Mn		
T; K	293	313	323	293	313	323	293	313	323
Series 1: corrosion in 5m NaOH solution									
E_a^*; kJ/mol	28.834			24.004			22.689		
ΔH^*; kJ/mol	26.348			21.999			20.145		
ΔS^*; J/mol/K	- 248.49			- 239.96			- 235.97		
Series 2: corrosion in 5m NaOH + 0.3m ZnO solution									
E_a^*; kJ/mol	30.946			27.670			25.538		
ΔH^*; kJ/mol	28.413			25.126			23.205		
ΔS^*; J/mol/K	- 240.027			- 228.204			- 224.704		

The free energy of adsorption (ΔG_{ads}^*) for the adsorption of ZnO on surface of aluminium and its alloys in 5m NaOH solution at different temperatures (Table 3) was calculated from equation:

$$\Delta G_{ads}^* = -R \cdot T \cdot \ln(55.5 \cdot K) = -R \cdot T \cdot \ln\left(55.5 \cdot \frac{\theta}{(1-\theta) \cdot c}\right) \quad (6)$$

where θ is the degree of coverage on the metal surface and c is the concentration of inhibitor in the bulk of solution.

Table 3 Thermodynamic parameters for the adsorption of ZnO on surface of aluminium and its alloys in 5m NaOH solution at various temperatures (test period: 10 min)

Sample	Al			Al – Mg			Al – Mn		
T; K	293	313	323	293	313	323	293	313	323
θ	0.16	0.18	0.23	0.11	0.19	0.22	0.07	0.21	0.16
ΔG^*_{ads}; kJ/mol	- 8.65	- 9.63	-10.75	- 7.61	- 9.80	-10.62	- 6.40	- 9.90	-8.58

The negative values of ΔG^*_{ads} suggest the strong interaction of the inhibitor molecules whereas low values of ΔG^*_{ads} indicated spontaneous adsorption of inhibitor on the aluminium surface.

4. Conclusions

The following main conclusions can be drawn:

(i) The self-corrosion of aluminium and some of its alloys in 5m NaOH solution alone, respectively in 5m NaOH solution containing 0.3m ZnO at various temperatures follows the same order: Al < Al – Mg < Al – Mn.

(ii) The corrosion of aluminium and some of its alloys in 5m NaOH solution can be inhibited by the addition of ZnO. The results reveal that ZnO produces an inhibition effect on the corrosion of aluminium by the formation of a zinc deposit on the surface of aluminium.

(iii) Thermodynamic functions obtained from this study, i.e. E_a^*, ΔH^*, ΔS^* and ΔG^*_{ads}, indicate that the presence of the ZnO as inhibitor increase the activation energy. The negative values of ΔG^*_{ads} indicated spontaneous adsorption on the metal surface.

Received April 26, 2005

**The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*
***The University of Bacău*

REFERENCES

1. Zein El Abedin, S. and Saleh, A.O. – *Characterization of some aluminium alloys for application as anodes in alkaline batteries,* **J. Appl. Electrochem., 34/3,** 2004, ISSN 0021-891X, **331-335**
2. Pyun, S.I. and Moon, S.M. – *Corrosion mechanism of pure aluminium in aqueous alkaline solution,* **J. Solid State Electr., 4/5,** 2000, ISSN 1432-8488, **267-272**
3. Paramasivam, M. and Venkatakrishna Iyer, S. – *Influence of alloying additives on corrosion and hydrogen permeation through commercial aluminium in alkaline solution,* **J. Appl. Electrochem., 31/1,** 2001, ISSN 0021-891X, **115-119**
4. Salih, S.A., Gad-Allah, A.G., Mazhar, A.A. and Tammam, R.H. – *Effect of silicon alloying addition on the corrosion behaviour of aluminium in some aqueous media,* **J. Appl. Electrochem., 31/10,** 2001, ISSN 0021-891X, **1103-1108**
5. Lee, K.K. and Kum, K.B. – *Electrochemical impedance characteristics of pure Al and Al-Sn alloys in NaOH solution,* **Corros. Sci., 43/3,** 2001, ISSN 0010-938X, **561-575**
6. Kapali, V., Venkatakrishna Iyer, S., Balaramachandran, V., Sarangapani, K.B., Ganesan, M., Kulandainathan, M.A. and Mideen, A.S. – *Studies on the best alkaline electrolyte for aluminium / air batteries,* **J. Power Sources, 39/2,** 1992, ISSN 1388-2481, **263-269**

7. Sarangapani, K.B., Balaramachandran, V. and Kapali, V. – *Aluminium as anode in primary alkaline batteries. Influence of additives on the corrosion and anodic behaviour of 2S aluminium in alkaline citrate solution,* **J. Appl. Electrochem., 14/4,** 1984, ISSN 0021-891X, **475-480**
8. Carbonini, P., Monetta, T. and Mitton, D.B. – *Degradation behaviour of 6013-T6, 2024-T3 alloys and pure aluminium in different aqueous media,* **J. Appl. Electrochem., 27/10,** 1997, ISSN 0021-891X, **1135-1142**

ASPECTE CINETICE ŞI TERMODINAMICE PRIVIND COROZIUNEA ALIAJELOR DE ALUMINIU ÎN MEDII ALCALINE

(**Rezumat**)

În lucrarea de față se studiază influența temperaturii asupra procesului de coroziune a aluminiului şi a unor aliaje proprii în medii alcaline, respectiv în soluții de hidroxid de sodiu de diverse concentrații în care s-a adăugat oxid de zinc drept inhibitor de coroziune. De asemenea, se urmăreşte o investigare a unor aspecte cinetice şi termodinamice privind procesul de coroziune. Viteza de autocoroziune a aluminiului şi a aliajelor sale s-a determinat atât prin metoda gravimetrică, prin măsurarea pierderii de masă, cât şi prin metoda volumetrică, prin măsurarea volumului de hidrogen degajat. Funcțiile termodinamice obținute indică faptul că prezența ZnO în soluția alcalină conduce la o creştere a energiei de activare, ceea ce înseamnă o scădere a vitezei de coroziune. De asemenea, valorile vegative ale energiei libere de adsorbție indică o adsorbție spontană a inhibitorului pe suprafața metalică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc.4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.65.012.4

MANAGEMENT RISK DETERMINATION

BY

PETRU P. CONDREA

Abstract: In order to determine and approach the risk, it should be identified and consistently defined, analyzed based on documents by the entity management. This approach enables the management to realize what is the nature of the risk interrelations. The more a risk grows, the more another risk grows or diminishes. When a risk is evaluated, the auditor and the entity management have to take into account the risk impact if it occurs and the probability for the risk to determine a proportional feedback.

Key words: management, audit, risk, procedures, control, evaluation.

A very important aspect of the development of some modern and efficient internal control systems is the risk management process. The risk management is the systematic application of management policies, procedures and practices with the purpose of analyzing, evaluating, controlling and communicating risk-related issues. Against this background, risk is understood as the probability that the entity's objective might not be achieved. Specifically, the internal control is the system by which the management of an audited structure will try to manage the risk. The process starts with a global strategy that specifies the approach and the attitude towards risk of an audited entity, and the policies it developed to manage the risk within acceptable limits. A framework of the risk management will never completely eliminate risks, wither financial or non-financial risks, but the framework applied will explain what risk level is acceptable for such entity and how it manages the operations of maintaining risk within these limits.

In risk determination, it is important that the definitions used for categorizing and evaluating the risk should be clear and adequate to the entity, and that the management specifies with precision how it is going to obtain the insurance that the risk is going to be adequately controlled.

Risk will be always defined in accordance with what is acceptable for the interested parties. This may include auditor members, from the management or politicians from Parliament. To successfully identify and manage risk, the management will have to become aware what risks are acceptable to all groups of interest.

To identify and approach the risk, it should be consistently identified and defined, analyzed based on documents by the entity management. This enables the management to realize what is the nature of the risk interrelations, for instance the more a risk grows, the more another risk grows or diminishes. When a risk is

evaluated, the auditor and the entity management have to take into account the risk impact if it occurs and the probability for the risk to determine a proportional feedback. When taking into account risks, it is important to evaluate the possible financial or money-value aspects and the risks for service provision, the ability to overcome the risk, the quality of the evidence held on the risk nature and scale, and the potential risk impact.

Any risk requires a feedback. This may vary from internal controls of risk occurrence prevention from the beginning, to a management decision that is ready to accept the risk level that an activity or a project carry.

The risk feedback will be communicated to everyone involved into the risk management process and the on-site controls will have to be revised regularly to make sure that they remain efficient, that they do not impair money value, that they are accurately documented so that both the management and the auditors may check them out.

The revision process will regularly analyze risk importance and any changed brought to the risk level will be explained with precision to enable accordingly the change of the feedback.

It is important to conduct an independent insurance process, maybe by using an internal audit in order to advise the management how adequate the selection, the evaluation and the feedback are with regards to the risk.

Consequently, risk management does not intend to prevent work assignment, but it ensures that an entity, when performing ac activity plan, took into account the risks it may encounter and elaborated a corresponding system of internal controls that could manage and minimize potential risks.

Received May 9, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi*

REFERENCES

1. Allen, Richard and Tomassi D. (2002), *Management of Public Expenses; Reference Guide for Countries in Transition* (SIGMA)
2. Everard, Patrick and Diane Walker (1989), *Glossary: Selection of Terms and Expressions Used in Public Sector External Audit.* Luxembourg: ECA
3. M. Ghita, I. Bostan, *Introduction to Audit Theory and Practice*, Universitas Publishing House, Iasi, 2004
4. European Commission, *DG for Financial Control* (1999). Management Handbook, Audit and Control Systems for Structural Funds - Financial Controls in Member States. Bruxelles: European Commission

DETERMINAREA MANAGEMENTULUI DE RISC

(Rezumat)

Pentru a determina şi a trata riscul, acesta trebuie identificat şi definit în mod corespunzător, fiind analizat pe baza documentelor de către managementul entităţii respective. Această abordare permite managementului să determine care este natura interrelaţiilor de risc. Cu cât riscul creşte mai mult, cu atât mai mult creşte sau se reduce alt risc. Atunci când un risc este evaluat, auditorul şi managementul entităţii respective trebuie să ţină cont de impactul riscului, dacă acesta apare şi de probabilitatea ca riscul să determine un feedback proporţional.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc.4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.338.47

ADVANTAGES OF USING THE MODERN MEANS IN ENTERPRISE COMMUNICATION

BY

PETRU P. CONDREA

Abstract: I have chosen, as an object of my debate, from a lot of modern ways used in communication, those issues related to the introduction of advanced engineering techniques of computation. I refer exactly to Intranet, as a cross gating that gives the possibility to communicate, based on specific technology and communications standards.

Keywords: Intranet, internet, LAN, information, control, advantages.

1. Introduction

From the beginning we should tell that the basic concept of Intranet means a computer group (network) as an equipment of a company, which has the possibility to communicate as a collective report, using the same technology and standards of communication, technology that is also at the base of the Internet. This network could be local (LAN - Local Area Network) - when computers are installed in a restricted area, or wide (WAN - Wide Area Network) - when computers are installed in dispersed geographic locations (cities or countries).

INTRANET is an easy to use informational structure, which allows all the employees, no matter of the level of computer use, to have full access to a large area of useful mformation in order to have the job well done. Intranet is a specialized informational program installed on the user's computer, offering him the possibility to access Intranet or Internet services.

The employees access is "exclusive intern access" which means that they are the only persons that can consult the information presented on the web pages. This policy is because the company Intranet is protected against unauthorized attempts from the members of Intranet world web.

Intranet could be more than a simple way to deliver information; Intranet is more precisely an implement of communication inside the company, taking the liberty of interchanging electronic documents between the staff.

Through Intranet we could access the following sorts of information: S General information*:* telephone agenda/E-mail, change of messages between departments, a calendar of events, seminars, workshops, company publications, decisions taken by The Board of Directors or the shortened report of plenary or board meetings.

Administrative information related to The Management of Human Resources, schedule of payments, inventories, financial-accountant management. V Information

about the control/audit activity: audit policy, procedures, audit reports, on-line bulletin boards of audit, laws bulletin boards, on-line libraries, full access to other entities bulletin boards.

All in all, talking about the system advantages, we can discuss the following points:

2. Reduction of time and costs.

One of the most important arguments related to the use of the Intranet as part of a company is reducing the company expenses - is no use to make use of printed paper documents as the access to information is acquired through the computer. On the other hand, the entire activity is optimized by reducing the necessary time to deliver information to the employees, as the employees have a permanent access to the bulletin boards, without being bound to get out of the place or wait to receive the printed documents.

3. Providing for a better control of the information

Intranet allows an actual state of information in one place, a property that gives the liberty of centralized control towards the presentation form.

- A better use of information in taking the final decision. As, in real time, is easier to access an information through Intranet, the employees could act and decide most favorable based on the needed information.
- A better use of complex information other then those offered by traditional ways as printing documents.

We need to point out, because of the high technology which is the base if Intranet, that information could be presented in a complex form and we talk about graphical, video images, sound, interactive applications, which represent efficient tools in the instruction and professional improvement development.

Received May 9, 2005

The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi

REFERENCES

1. D. Birchall, *The New Flexi-Managers,* IT Business press, 1996
2. V. Oprean, *Obiectivele intreprinderii privind managementul informatizat,* Tribuna economica, nr. 24/1998
3. E. A. Pateyron, *Les Nouvelles Technologies de I'Information et I'Entreprise,* Ed. Econo

AVANTAJELE UTILIZĂRII MIJLOACELOR MODERNE ÎN COMUNICAREA DIN CADRUL ÎNTREPRINDERII

(Rezumat)

Am ales, ca obiect de al dezbaterii mele, dintre mai multe mijloace moderne utlilizate în comunicații, acele soluții referitoare la introducerea tehnicilor inginereşti avansate de calcul. Mă refer, mai exact, la Intranet, ca portal de legătură care dă posibilitatea de comunicare, pe baza unei tehnologii şi a standardelor de comunicare specifice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 539; 621

CORRELATION BETWEEN THE SEEBECK EFFECT, HIGH TEMPERATURE TRANSPORT AND STRUCTURE OF SOME $La_{1-X}Ca_XMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ COMPOUNDS

BY

MIHAIL-LIVIU CRAUS and MIHAI LOZOVAN

Abstract: The manganites with perovskites structure were obtained by means of standard ceramic technology. The obtained compounds structure is characterized by GS 62 Pbmn, the unit cell volume increasing with the increase of the La concentration in the sample. For the first time was studied at high temperature the magnetorsistive effect of the $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ compounds. High values of the magnetoresistance were observed, at relatively low applied magnetic fields (≤20 kOe). The Seebeck effect was studied at low temperatures, between 77 an 300 K. The nature and the charge carriers concentration modify near the Curie (transition) temperature.

Keywords: manganites, magnetoresistance, structure, Seebeck effect

1. Introduction

The magnetoresistance effect is associated with a large decrease in the resistance by application of an external magnetic field. Manganese perovskite oxides, with the general formula $A_{1-x}B_xMO_{3\pm d}$ (where A = La, B = Ca and M = Mn/Cu) exhibit interesting magnetic and electric properties, such as a transition from insulator antiferromagnetic to metallic ferromagnetic behaviour, including colossal magnetoresistance [1-3]. The properties have been explained within the framework of Zener double exchange theory [4. The Jahn-Teller effect, due Mn^{3+} cations, influences the metallic-insulator transition in manganites [5]. The superexchange interaction plays also an important role in the magnetic order of the manganites [6]. According to Goodenough-Kanamori rules, his mechanism gives rise to an antiferromagnetic interaction between cations with the same kind of d-shell and a ferromagnetic interaction between cations with more than half-filled d-shell and less than half-filled d-shell [7].

The aim of the present work is to establish the influence of the La with Ca on the transport properties at high temperature for the $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ compounds.

2. Experimental procedure

$La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ perovskites (where x = 0.5 ÷ 1.0) were synthesized by standard ceramic technology, presintered 17 hours at 700ºC and finally sintered at 1190ºC 2 hours. The presintered and sintered samples were investigated by X-ray diffraction using a DRON 2,0 diffractometer with CoKα radiation and attached to a data acquisition system. The sintered samples were investigated also by means of a STOE diffractometr (CuKα radiation), Guinier method. Zero shift and specimen

displacement corrections were introduced. Lattice constants and space group were determined and tested by using TREOR, DICVOL and, respectively, Ceckcell programs [8, 9, 10]. The position of the cations and oxygen in the perovskite lattice were determined by PowderCell and FullProf programs. These results were used to determine the distances Mn-O and the Mn-O-Mn bond angle.

The calculated and observed tolerance factor were determined with the formulas:

$$t_{calc} = \frac{r_A + r_O}{\sqrt{2}(r_B + r_O)} \quad (1)$$

$$t_{obs} = \frac{d_{A-O}}{\sqrt{2} d_{Mn-O}} \quad (2)$$

due to Jonker [14] and, respectively, Cherif et al. [15]. The average radii of A and B places, r_A and, respectively, r_B were calculated with the formulas:

$$r_A = (1-x) r_{La3+} + x r_{Ca2+} \quad (3)$$

$$r_B = y\, r_{Mn3+} + (0.9-y)\, r_{Mn4+} + 0.1 r_{Cu2+} \quad (4)$$

where r_{La3+}, r_{Ca2+} etc represent the radii of La^{3+} and, respectively, those of Ca^{2+} on the A sites (12-fold coordination). As cationic radii we used the data of Huheey [16].

The magnetoresistance measurements were made on cylindrical samples of 10 mm diameter and about 2-3 mm height, with Ag covered basis, using an etalon resistance and a data acquisition system.

The Seebeck effect measurements were performed on a classical design, using the rectangular samples (3X3X20 mm) between 77 K and room temperature. The differences between the top and the bottom of the sample was maintained about 3 K during of the measurement. The potential between the bottom and the top of the sample and the sample temperature were measured with an XY – plotter. The plot was scanned and digitized.

3. Experimental results and discussion

The compounds have orthorhombic structure (Pbnm, SG 62). The Miller indices were established with the CeckCell program. The samples contain very small amount of the foreign phases (Fig. 1), the most important maxims have been indexed as being maxims of orthorhombic structure. The lattice constants and the unit cell volume increase with the increase of the La concentration in the sample (Tab.1), in agreement with the ratio between the ionic radii of La and Ca, respectively Mn^{3+} and Mn^{4+}.

The Mn^{4+} concentration decreases when the La^{3+} concentration increases in the samples. On the other hand, the calculated average radius of A and B places increase, while a small decrease of the calculated tolerance factor (t_{calc}) take place with the decrease of Ca concentration (Tab.2).

Mn^{4+} concentration decreases when the La^{3+} concentration increases in the samples. On the other hand, the calculated average radius of A and B places increase,

while a small decrease of the calculated tolerance factor (t_{calc}) take place with the decrease of Ca concentration (Tab.2).

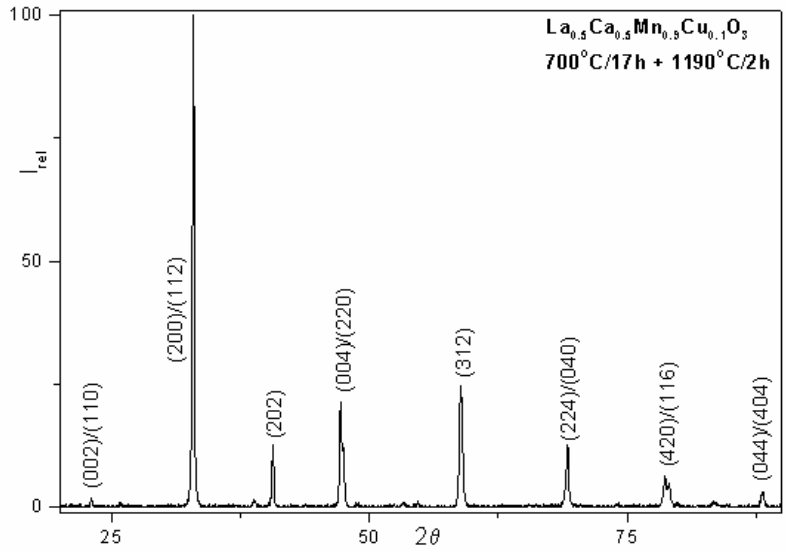


Figure 1 The difractogramm of sample $La_{0.5}Ca_{0.5}Mn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$

Table 1 The variation of the lattice constants (a,b, c) of the of $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ perovskites

x	a(Å)	b(Å)	c(Å)	V(Å^3)
0.7	5.363_0	5.385_3	7.606_0	219.67
0.6	5.423_7	5.418_5	7.620_0	223.94
0.5	5.430_0	5.436_3	7.640_5	225.54

Table 2 The variation of the calculated average radii of A and B places (r_A, r_B) and of the tolerance factor with the Ca and Mn^{3+} concentrations (x, respectively, C_{Mn3+})

x	C_{Mn3+}*)	r_A(Å)	r_B(Å)	d_{La-O}(Å)	d_{Mn-O}(Å)	t_{calc}
0.7	0.1	1.43	0.7015	2.71	1.982	0.9671
0.6	0.2	1.44	0.7130	2.72	1.993	0.9650
0.5	0.3	1.45	0.7245	2.73	2.005	0.9630

*)We consider the oxygen ammount in the formula unit equal with 3.

Table 3 The cations and anion (O) positions in the unit cell of the $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ perovskites

Ca concentration→	x=0.7	x=0.6	x=0.5
0	**1**	**2**	**3**
Ion position ↓	Ca(La)		
x	0.5257	0.4910	0.4850
y	0.5018	0.5318	0.4900
z	0.2500	0.2500	0.2500
	Mn(Cu)		
x	0.5000	0.5000	0.5000
y	0.0000	0.0000	0.0000
z	0.0000	0.0000	0.0000

Table 3 (continued)

0	1	2	3
		O1	
x	0.4438	0.4431	0.3970
y	0.9490	0.9690	0.9500
z	0.2500	0.2500	0.2500
		O2	
x	0.6859	0.7059	0.7226
y	0.3304	0.3224	0.3254
z	0.0350	0.0520	0.0368

The refinement of the structure allows us to determine more exactly the dependence of the positions of the cations and anion (oxygen) on the La/Ca ratio (Tab.3). The Mn-O distances and the Mn-O-Mn angles, calculated on the positions of ions in the unit cell are presented in the Tab.4.

Table 4 The Mn(Cu)-O distances, La(Ca)-O and Mn-O-Mn angles of $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ compounds

	x=0.7	x=0.6	x=0.5
Mn-O_1(Å)	1.9448	1.9779	1.9416
Mn-O_2(Å)	2.0566, 1.9348	2.0830, 1.8734	2.1156, 1.9065
La-O_1(Å)	2.5339, 2.4480	2.4527, 2.1379	2.3907, 2.3847
La-O_2(Å)	2.8632, 2.6085	2.7598, 2.6041	2.7347, 2.6643
La-O_2(Å)	2.0650	2.3359	2.2219
Mn-O_1-Mn (°)	155.53, 155.78	148.79	159.33
Mn-O_2-Mn (°)	144.36	151.30	145.29

Despite the monotonous increase of the volume and lattice constants, the Mn-O distances and Mn-O-Mn angles have nonmonotonous variation with the La/Ca concentration ratio (s.Tab.4). We concluded that:

1)The Mn(Cu)O_6 octahedra have a nonmonotonous variable distorsion with the La/Ca concentration ration, possible due to a nonmonotonous variation of the Mn^{4+} or oxygen concentration;

2)The Mn-O_1 and Mn-O_2 distances, on [001] and, respectively, [110], have a minimum, while the Mn-O_2 distances on [-110] increase monotonously with the La concentration;

3)The Mn-O_1-Mn (on [001]) and Mn-O_2-Mn (on (110))angles have a minimum, respectively a maximum, for x=0.6;

4)The Mn(Cu)O_6 octahedron have a maximum distortion for x=0.6.

The dependence of the resistance with the temperature between 293 and 600 K was studied on the $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ perovskites (x=0.7, 0.6 and 0.5). The magnetoresitance depends on the temperature and the Ca/La concentration (Fig. 2).

The charge transport depends strongly on the composition and structure of the sample: a decrease of the resistance when the external magnetic field is applied can be observed for the samples corresponding to x=0.6, between 370 and 530 K, and x=0.5 between 300 and 530 K (Fig. 2). On other hand, for the $La_{0.3}Ca_{0.7}Mn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ manganite we observed a large positive magnetoresistance (the resistance in applied field was higher as those measured in the absence of the magnetic field). The variation

of the magnetoresistance with the temperature indicates the change of the interaction between the charge carriers and the lattice. The observed magnetoresistance minimum moves toward the lower temperatures when the La concentration increases.

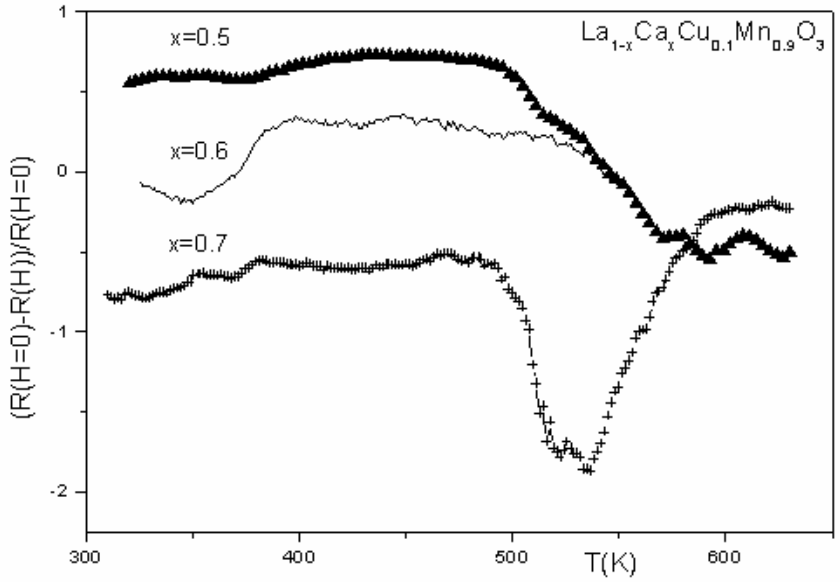


Fig. 2 The dependence of the magnetoresistance vs the temperature for some $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ perovskites

In the investigated range of temperature all the samples do not have the magnetic moment. The magnetic measurements performed between 77 and 293 K revealed that the Curie temperatures for the investigated compounds are generally lower than 250 K (the results were published elsewhere). Apparently the change of the resistance could be due to the thermal treatment, during the magnetoresistance measurements, but the X-ray measurements performed at room temperature before and after the thermal treatment did not revealed any change of the phase composition.

This behavior cannot explain directly the dependence of the magnetoresistence of the temperature in the range of high temperatures (Fig. 2) [14, 15]. The modification of the average radii of A sites in (ab) crystallographic plane leads to a change in the ferromagnetic interaction[15].

The substitution of the Ca with La enhances the chemical disorder and the local fluctuation in Mn-O distances and Mn-O-Mn bond angles. The increase of the chemical disorder and the decrease of the Mn-O-Mn bond angles is associated with a decrease of the DE interaction relatively to the SE interaction and destabilizes the ferromagnetic state. It is in agreement with the observed values of the observed Curie and transition temperatures (the result will be published elsewhere). It is well known that the DE interaction is insuficient to explain the phenomena found in the $La_{1-x}Ca_xMnO_3$. In a narow temperature window the experiments performed by means of X-ray and electron diffraction confirm the existence of the ferromagnetic (FM) and charge ordered (CO) states for $La_{0.5}Ca_{0.5}MnO_3$ perovskite. The substitution of the Mn with Cu leads to the interruption of the Mn-O-Mn- .. bond and, implicitly, to a diminish of the magnetic moment of the samples, if supposes the Cu does not participate to the DE interaction. On other hand the Cu cation can be found in three state valence. The presence of Cu^{2+} , which is a Jahn-Teller ion, enhances in the

immediate neighborhood the density of Mn^{4+}. Cu^{2+} have also a small magnetic moment, which can contribute to the magnetic structure of the $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$. In agreement with the Goodenough-Kanamori rules and taking account that cooper is present in perovskites as Cu^{2+} there are a few possible transfers for electrons:

1) $Mn^{3+}+Cu^{2+} \leftrightarrow Mn^{4+}+Cu^{1+}$ (AFM intercation);
2) $Mn^{3+}+Cu^{2+} \leftrightarrow Mn^{2+}+Cu^{3+}$ (FM or AFM interaction, depending on the state of the e_gCu^{2+} orbital (half-filled, respectively, filled orbital));
3) $Mn^{4+}+Cu^{2+} \leftrightarrow Mn^{3+}+Cu3^{1+}$ (FM or AFM interaction, depending on the state of the e_gCu^{2+} orbital (half-filled, respectively, filled orbital));
4) $Cu^{2+}+Cu^{2+} \leftrightarrow Cu^{3+}+Cu^{1+}$ (AFM intercation)[15, 16].

We suppose that the $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ compounds are formed from an antiferromagnetic semiconductor (insulator) matrix, based on the Mn^{3+}-O-Mn^{3+} , Mn^{4+}-O-Mn^{4+} and Cu^{2+}+Cu^{2+} bonds. The small (nano)regions, formed by Mn^{3+}-O-Mn^{4+} or $Mn^{3+}(Mn^{4+})$-O-Cu^{2+}, behave as ferromagnetic metal in a superparamagnetic state and are associated with the lattice distortions (small polarons). The volume of small FM clusters increase with the applied magnetic field.

In the high temperature region the conduction of the matrix is characterized by the relation:

$$ln(R)=ln(R_0)+const/T \tag{5}$$

With a good appoximation, for small concentration of the ferromagnetic phase, the dependance of resitance on the temperature in the high temperature region folows the eq.(5) (Fig. 3).

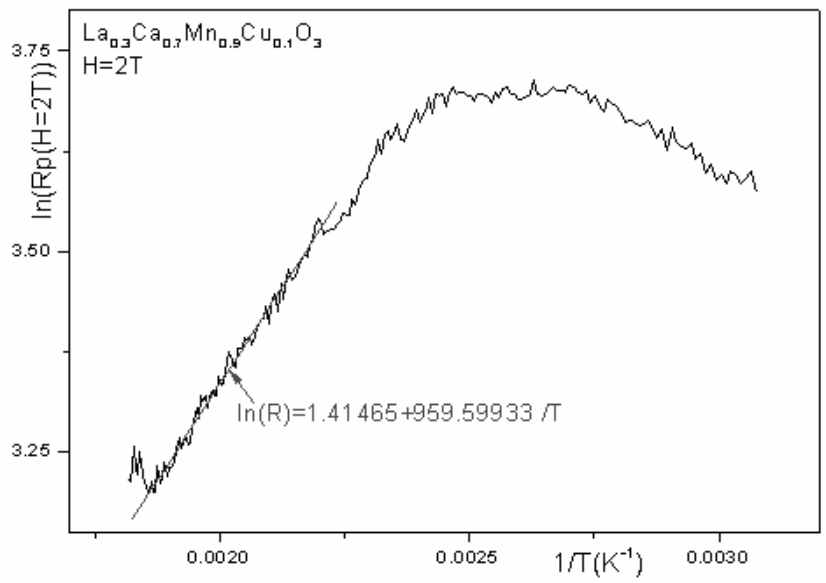


Fig. 3. The dependence of the resitance with the temperature for the $La_{0.3}Ca_{0.7}Mn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ (semiconductor)

When the sample contains a large amount of the FM clusters, the resistance depends with the temperaure in agreement with the variable range hopping (VRH) mechanism or the thermally activated small polaron hopping (SPH) model (Fig. 4). The parametres of these two mechanism strongly depend on the chemical composition and the intensity of the applied field (the results will be published elsewhere).

The concentration of the charge carriers remains constant until near the Curie temperature, where abrubtly increase about ten times (Fig. 5). For temperatures higher as the Curie temperature the charge carriers concentration decreases monotonously. Near the Curie temperature the concentration of the FM clusters increases, leading to an increase of the carriers concentration. On other hand, an important part of the charge carriers is due to the semiconductor matrix. At low temperature, the concentration of the charge carriers due to the matrix is relatively low, but increase near the Curie temperature.

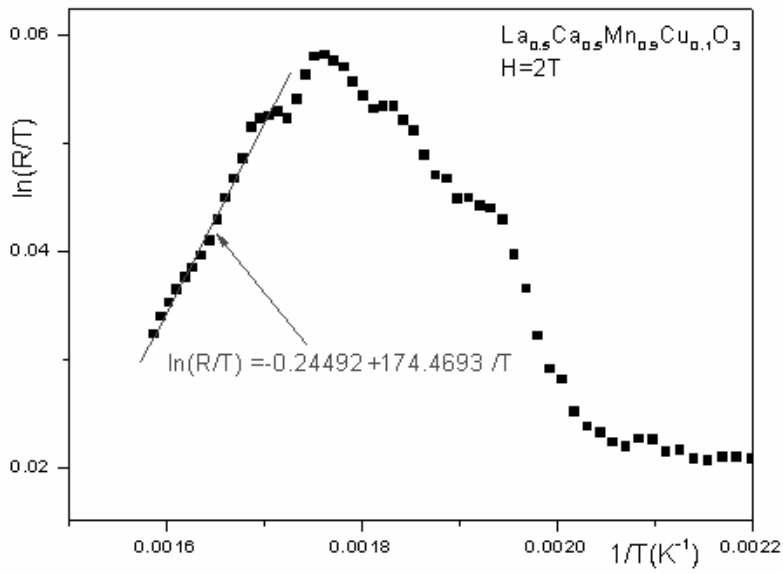


Fig. 4. The dependence of the resitance with the temperature for the $La_{05}Ca_{0.5}Mn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ (SPH mechanism)

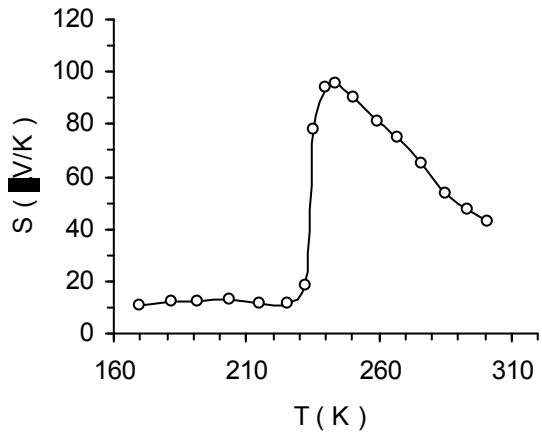


Fig. 5. The variation of Seebeck coeficient with the temperature for the $La_{03}Ca_{0.7}Mn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ perovskite

For low dopped La concentration at higher temperatures the carriers concentration due to the matrix becomes higher as those due the FM clusters, while for the compounds with a larger La concentration, prevails the charge carriers due to the FM clusters.

4. Conclusions

The $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$ perovskites, with large magnetoresistance at high temperatures were obtained by means of standard technology and it are designed for magnetic sensors applications. The increase of the distorsion on B places should be due to the increase of the Mn^{3+} or Cu^{2+} concentration (associated with John-Teller effect) in the sample. Because the radius of Mn^{3+} are higher as those of Mn^{4+}, the increase of the Mn^{3+} concentration should lead to an increase of the B radius. It is in agreement with the observed values of the $Mn(Cu)O_6$ octahedra distorsions. The increase of the relative value of the magnetoresistance with the increase of the La concentration is due to the increase of the ferromagnetic cluster concentration. The ferromagnetic clusters are in a superparamagnetic state.

Received May 9, 2005

National Institute for Research-Development in Technical Physics, Iasi

REFERENCES

1. C. N. R. Rao, A. K. Chettham, R. Mahesh, **Chem. Mater. 8**, 2421(1996).
2. Y. Moritomo, A. Asamitu, Y. Tokura, **Phys. Rev. B 51**, 16491(1995).
3. H. Tanaka, T. Kawai, **J. Appl. Phys. 88**, 1559 (2000).
4. C. Zener, **Phys. Rev. 82**, 403 (1951).
5. A. J. Millis, B. I. Shraiman and R. Mueller, **Phys. Rev.Lett. 77**, 175 (1996).
6. P. W. Anderson, **Phys. Rev. 79**, 350 (1950).
7. J. Kanamori, **J. Phys. Chem. Solids 10**, 97 (1959).
8. A. Boultif and A. Louer, **J. Appl.Cryst. 24**, 987 (1991).
9. P.E.Werner, **J. Appl.Cryst. 9**, 216 (1976).
10. J. Laugier and B. Bochu, **Checkcell**, programme développed dans Laboratoire des Matériaux et du Génie Physique, Ecole Nationale Supérieure de Physique de Grenoble (INPG) http://www.inpg.fr/LMGP.
11. G.H.Jonker, **Physica 22**, 707 (1956).
12. K.Cherif, J.Dhahri, E.Dhahri, M.Oumezzine and H.Vincent, **J. Sol. State Chem. 163**, 466 (2002).
13. J.E.Huheey, E.A.Keiter and R.I.Keiter, Chemistry. **Principls of Structure and Reactivity, Ed. Harpers Collins, College Publishers** (1993).
14. Y. Tokura and Y. Tomioka, **J. M. M. M. 200**, 1 (1999); T.Okuda, T. Kimura and Y. Tokura, **Phys. Rev. B 60**, 3370 (1999).
15. J.B.Goodenough, A.Wold, R.J.Arnott, N.Menyuk, **Phys.Rev.124** (1961)373.
16. B.Vertruyen, A.Rulmont, R.Cloots,M.Ausloos,J.-F.Fagnard, S.Dorbolo and Ph.Vanderbemden, **J.M.M.M. 268** (2004)364 –373

CORELATIE INTRE EFECTUL SEEBECK, TRANSPORTUL LA TEMPERATURA RIDICATA SI STRUCTURA UNOR COMPUSI $La_{1-X}Ca_XMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$

(Rezumat)

Manganiti cu structura de perovskit simplu au fost obtinuti prin tehnologia ceramica standard. Structura compusilor este caracterizata de grupul spatial Pbmn, volumul celulei elementare crescand cu cresterea concentratiei de La in probe. Pentru prima data a fost studiat la temperatura ridicata efectul magnetorezistiv al compusilor cu compozitia $La_{1-x}Ca_xMn_{0.9}Cu_{0.1}O_3$. Au fost observate valori mari ale magnetorezistentei, la campuri magnetice relativ joase (≤20 kOe). Efectul Seebeck a fost studiat in zona de temperaturi joase, punandu-se in evidenta modificari ale naturii si concentratiei purtatorilor de sarcina in zona de temperaturi corespunzatoare temperaturii Curie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 681.3; 669.146

COMPUTERIZED PROPERTIES PREDICTION IN THE HEAT TREATMENT OF STEELS

BY

IULIAN CUCOŞ

Abstract: The establishment of prediction methods based on the phenomenological description and computer simulation of the transformation processes during heat treatment and the development of software for technological planning has been of major interest.

Keywords: properties prediction, heat treatment of steels, computer simulation

1. Introduction

The steady development of this topic is aimed at meeting the requirements of metallurgists producing basic materials, design engineers dealing with material selection and dimensioning, and technologists planning heat-treatment processes.

The development of computer simulation of heat treatments has been concentrated on two main areas of interest:

- modeling of transformation processes and the prediction of microstructures and/or properties ;
- developing program packages (designed in the majority of cases to be purchased on the market for direct industrial use) to help solve concrete tasks such as material selection, property prediction, and the design of heat-treating operations

Design engineers, metallurgists, and heat-treatment technologist need to assess the effects of material selection on heat treatment, dimensional control, and distortion. Consequently, one basic objective of computerized modeling is the use of algorithms for material selection.

This process may involve not only selection of the cheapest material or type of steel suitable for a particular application, but also the assessment of processing alternatives and their effect on manufacturing characteristics and properties.

By introducing computer methods, steel heat treatments can be analyzed and/or optimized in terms of product quality, property scatter, processing time, and energy consumption.

A proper computer algorithm makes it possible to select the heat-treatment parameters that result in minimum energy consumption and optimum mechanical

properties. Because of the many factors involved, reducing energy consumption is an optimization task that can be done only by applying a suitable simulation computer program.

Simulation software can be classified either as on-line programs for process control or as programs to assist decision making and process analysis. The classification of software programs can be subdivided into:

- property prediction programs
- process planning programs
- material selection programs and their data bases
- programs for special technical and economic problems in connection with heat treatment (programs estimating the energy consumption of a heat-treatment process or calculating the expenses of heat treatment, and so forth
- finite-element analysis for modelling the effects of quench severfty on distortion and dimensional control of parts.

2. General Concept of a Property Prediction System

A property-prediction system used for simulating the metallurgical process occurring during heat treatment and predicting the microstructure and mechanical properties of quenched and tempered or case-hardened steel's is described in this section. The system consists of several subprograms, which form a logical chain for property prediction.

Before starting to design a property-prediction system, first those internal parameters (Ac3 temperature, transformation kinetic data, hardness values of the micro structural elements, and so on) that have the most determinative effects on the properties.

The programs are based on a phenomenological model of kinetics of transformation taking place in no isothermal conditions and permits the prediction of the progress of transformations, of the microstructure, and of the mechanical properties as a function of time and of position in the cross section of the heat-treated work piece. The equations forming the base of the model belong to three main groups as follows:

- the differential equation of heat conduction by a numerical method, the temperature field in the given work piece is solved
- the system of kinetic differential equations for describing the transformation processes occurring in the microstructure
- equations describing the relation between the microstructure and properties

Modelling of transformation kinetics can be done with differential equations such as:

$$\frac{\partial Y_j(r,t)}{\partial t} = g_j\,(Y_1, Y_2, \ldots Y_j, T, t) \qquad (1)$$

where t denotes time;

r is the vector representing a given point of the work piece (the position vector);

T is the temperature, which is a function of time t and position r;

(j = 1,2,. . . J) is a so-called micro structural parameter;

g = 1,2,. . . J is an appropriately selected real value function.

The micro structural parameters Y in (1) are numerical quantities that may be interpreted within relatively wide limits.

The starting point for predicting mechanical properties such as hardness and yield point is that the properties are related to micro structural parameters. It was assumed that after transformation at a given location r in the work piece, a numerical property P(r) of the steel may be calculated with a precision satisfying practical demands as a function of a small number of elementary micro structural properties p (j=1,2,. - . M) according to the formula:

$$P(r) = f,(p_1,p_2, \ldots\ldots\ldots\ldots,P_M) \quad (2)$$

where f, is an appropriately selected function.

In most cases, the so-called generalized linear law of mixture represented by the following Stieltjes integral was used to calculate the elementary micro structural property (j=l,2,...M):

$$p_j = \int \chi(T, Y_j) dY_j \quad (3)$$

where χ [T(r, t), Y_j] is a suitably defined weighting function containing and summarizing the numerical information on the given property of the micro structural parameter Y.

The input data are:

- chemical composition of the work piece to be hardened
- initial state of the work piece (annealed, normalized, quenched, and tempered)
- geometry: shape and size of the work piece (round bar or plate) characterized by its diameter or thickness, or Jominy specimen and the distance from the cooled surface to the point where the microstructure and properties are to be predicted
- heating conditions: heating medium, austenitizing temperature, and the total time spent by the work piece in the austenitizing furnace
- quenching conditions characterized by the HR value (relative heat transfer coefficient specifying the cooling severity) and the temperature of the quenching
- tempering conditions given by the tempering temperature and the duration of tempering

The chemical composition of the work piece is first verified against the specified composition range of the steel type for which the predictor program was developed. From the composition, we calculate A_1, A_3, B_s, M_s, transformation temperatures by formulas based on dilatometrical measurements and regression analysis.

Computation of the heating curve takes into account the furnace features. Calculations are based on the application of an approximate method developed to solve heat conduction problems for simple geometries.

The accuracy of the following Newtonian approximation can also satisfy the requirements:

$$T = (To — Ta)\exp\{- \alpha_h t\} + Ta \quad (4)$$

where: T the austenitization temperature;

To is temperature at t = 0;

h is a constant depending on the furnace, mass of work piece, heating medium, quality of the face, and agitation of the medium.

The temperature to austenitization is determined by the initial microstructure and the heating rate. The experimental results may be described with the following equation:

$$Ac_3 = A_3 + a\, v^{1/3} \quad (5)$$

where v is heating rate at temperature A_3 and a is a parameter depending on initial state of microstructure.

Computation of the austenite grain also requires consideration of no isothermal conditions. The extent grain growth taking place during austenitization is known to have a decisive effect is the characteristics of steel.

It was assumed that grain size D_a of steels at constant temperature T is described an isothermal kinetic function of the following type:

$$D_a = \left[\int_o^t k_o \exp\left(-\frac{Q_a}{RT} \right) dt + D_o^N \right]^{1/N} \quad (6)$$

The unknown parameters k_0, N, and Q_a can be estimated by regression analysis using measured data.

The characteristics of the isothermal time- temperature transformation chart are calculated as a function of the chemical composition and austenite grain size, also taking into account the temperatures A_1, A_3, B_s and M_s.

One of the most frequently used equations for the isothermal transformation is Avrami's equation:

$$y = 1 — \exp\{—bt^n) \quad (7)$$

where y is the volume fraction of the transformed austenite;

t is the time spent on the isotherm;

b and n are temperature, grain size, and composition-dependent constants, evaluated from the isothermal TTT diagram or from measurements with continuous cooling .

Computation of the cooling curve at the given point of the work piece can involve a simple method similar to the one described to use a Newtonian cooling:

$$T = (Ta\text{-}Tq)\exp\{-\alpha_c t\}+Tq \quad (8)$$

where Ta is the austenitization temperature;

Tq is the temperature of the quenching;

a is the geometry and quenching-dependent parameter.

Calculating the progress of the transformation processing continuous cooling from the TTT characteristics is a crucial part in property prediction. Estimation of the ferritic, pearlitic and bainitic fractions during each step.

Information about transformation temperature defined for the initiation of the ferrite-pearlite faction and for the beginning temperature range, B, of the bainite reaction is first provided by this program.

When the hardness after quenching is calculated on the basis of microstructure and e carbon content, many investigations are necessary to ascertain the best rule of mixing.

In the calculation of the hardness after quenching, the transformed amounts of austenite on each isothermal step, and their individual isothermal hardness can be taken into account.

The amounts of the micro structural elements are calculated by the help of the stepwise method. The individual hardness's of the micro structural elements are taken from a hardness-temperature table or function valid for the actual steel, and the resultant as-quenched hardness Hq is composed from these components with the formula:

$$Hq = \sum_{i=1}^{v} y_i(T_i)H(T_i) + y_m \cdot H_m + y_a \cdot H_a \tag{9}$$

where T, is the temperature of the this step;

$y_i(T_i)$ is the transformed amount at temperature T_i

$H(T_i)$ is the isothermal hardness;

v is the number of isothermal steps, until temperature reaches M_s

Y_m is the volume fraction of martensite;

Y_a is the volume fraction of retained austenite;

H_m is the hardness of martensite;

H_a is the hardness of retained austenite.

The tempering of steels forms a significant part of practical heat treatment, and therefore its study and mathematical description are of greatest importance. Several generally applied methods are available for the isothermal case. From computational considerations, it is assumed that the kinetic equation describing the change in hardness under no isothermal conditions is of the form:

$$H_t = f_4 (P_g) \tag{10}$$

where H_t stands for the instantaneous hardness after tempering;

f_4 is a suitably selected function;

P_g is the so-called generalized time-temperature parameter, which is applicable to the description of tempering processes with changing temperature

The form of the parameter P_g can be selected in many ways.

The tempering chart is composed of two independent parts. The lower part of Fig 3 refers to isothermal heat treatment and shows the relationship of tempering parameter P_D temperature and time.

This chart can be applied to convert from one tempering time and temperature to any other, on the basis that combinations of tempering temperature and time having the same value of tempering parameter will produce the same hardness.

For tempering at varying temperatures, Eq the value of the parameter P required to achieve the specified hardness may be determined with the deferent figures. For isothermal tempering, the various time-temperature combinations for the given parameter value PD, which may be used to achieve the specified hardness.

In the kinetic function employed for the phenomenological description of hardness decrease occurring during tempering, the value of the apparent activation energy (Q_D = 250 kJ/mol) is essentially identical to the activation energy for the self-diffusion of ferrite in steel that is not alloyed with molybdenum.

It follows from this assumption that the lower chart in figures may be used generally for all hardenable steels free of molybdenum. However, the upper chart representing the so-called master curve must be deduced and plotted individually for the various steel types from measured data.

Mechanical Property Estimates not only the hardness, but also the other mechanical properties, namely the tensile strength, yield strength, elongation, reduction in area, and the Charpy value of the impact energy with the following formulas:

$$R_m = 3.412\ HV\ 64.3 \quad (11)$$

where R_m is the ultimate tensile strength in MPa, and HV is the Vickers hardness.

For the calculation of the yield point R (MPa), elongation A_{50} (%) in 50 mm, reduction in area Z (%), and Charpy value KU(Joules), the equations below have been suggested:

$$R= (1,17-0,0007Y_m)*R_m + 3,72Y_m - 484 \quad (12)$$

$$R_m=3,412HV-64,3$$

$$A_{50} = 40-(0,03-0,0001Y_m)R_m$$

$$Z=100-(0,06-0,00024Y_m)R_m$$

$$KU=296-(0,285-0,00098Y_m)R_m$$

where Y_m is the volume fraction of martensite in %.

Received May 9, 2005

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. Chiriac F., Leca A. - *Procese de transfer de căldură şi masă în instala ţiile industriale* , Ed.Tehnică, Bucureşti , 1982

2.Cucoş I., Dănilă R., Catarschi V. – *Matematichal modelling, optimisation and simulation assisted by personal computer of the heat transfer from the heat treatment furnaces* I Congres International de Ştiița şi Ingineria Materialelor Iaşi , mai 1994.

3.Gheorghely M., Reti T. Somogyi S., Konkoly T. – *Aide au choix d'acier par calcul des caracteritique mecanique*,Traitement thermique, Franța, sept. 1992

4.Ungureanu Şt., Cucoş I. Dima A – *Evoluated system computer assisted for designing and conducting the chamser type furnaces heat treatments* , I Congress International de Ştiința şi Ingineria Materialelor, Iaşi, mai 1994

PREDICTIA ASISTATA DE CALCULATOR A PROPRIETATILOR LA TRATAMENTUL TERMIC AL OTELURILOR

(Rezumat)

Sistemul pentru predicția proprietăților este folosit pentru simularea proceselor metalurgice care apar în timpul tratamentelor termic şi pentru prevederea microstructurii şi proprietăților mecanice, sistemul are o structură modulată. Modelul matematic permite prevederea evoluției transformării şi microstructurii, a proprietăților mecanice ca funcție de timp şi de poziția în secțiunea pieselor tratate termic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 681.3; 669.146

THE CONTROL OF FURNACES FOR THERMAL TREATMENT

BY

IULIAN CUCOŞ

Abstract: The control of furnaces for thermal treatment is a consequence of permanent effort for relief of work through amplify of his capacity in solving problems of productions. The advanced system for conducting the furnaces of heat treatments has the main importance in different activities developed in hard conditions.

Keywords: designing and conducting system, computer simulation, electric furnaces, conduct, property prediction, PID and PlD-predictive controller.

The process computer which conducts the electric furnaces lakes the initial and current data through the system of acquisition of data from human operator and sensor in furnaces then the computer analyses on the base of mathematical model of transformation process and the prediction of microstructures and properties a optimum strategy for conduct the industrial strategy for conduct the industrial furnaces.

The program of the property prediction of microstructure and mechanical properties are based on a phenomagnetical model of kinetics of transformation taking plane in no isothermal conditions.

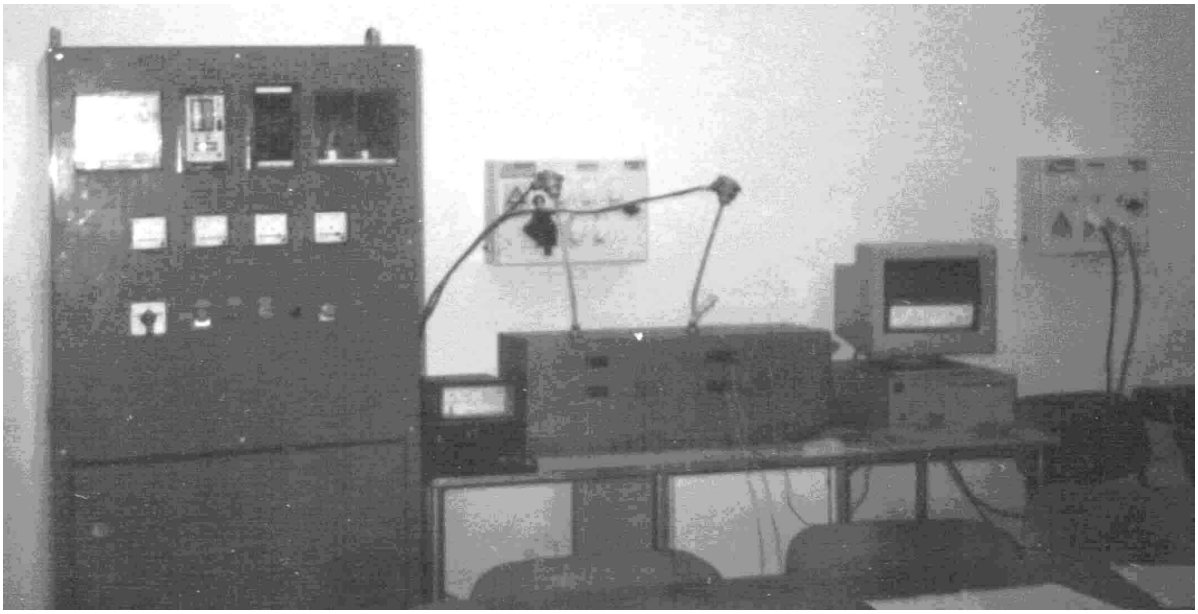


Fig.1 The system for conduct the electric furnace for heat treatments.

The functions offered through conduct system are:

- the modelling and simulation of heat transfer in electric furnace ;
- the sequential regulation of furnaces parameters ;
- the complete imagine above the process, checking of start / stop of furnaces, the function for alarm and safety stopping ;
- this system post parameters value from a certain part of process which is interesting at certain moment, on display are the references values, the sizes for actions and the signal of entrances in the limits ;
- the system offers possibility of work with a system of menus .

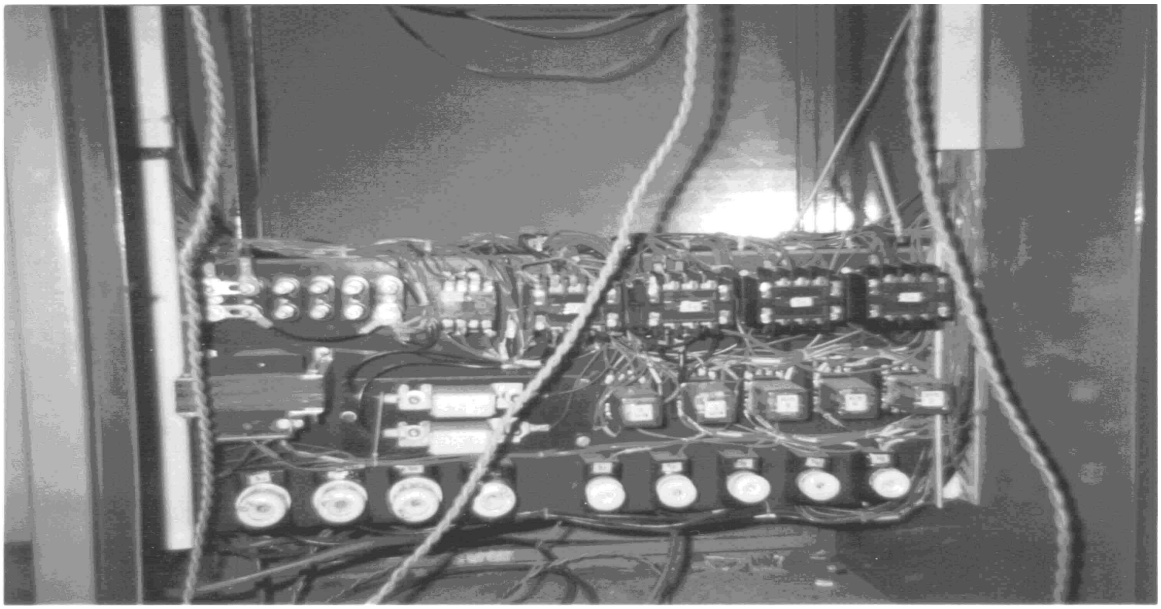


Fig.2 The electronic components of system for conduct the electric furnaces.

The computer which conduct the furnaces takes the initial and current data through the system of acquisition of data from sensors in the furnace then the computer analyses on the base of mathematical model a optimum strategy for conduct the electric furnaces .

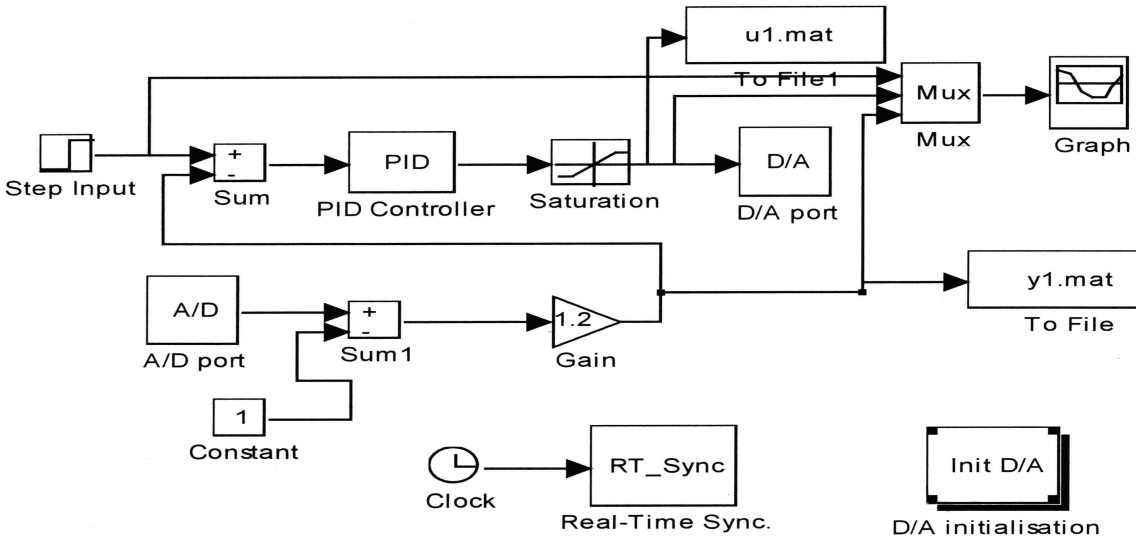


Fig.3 The system block scheme for conduct the electric furnace.

The structure of initial database is :

- the steel marks and the semi-products number and size ;
- the temperature of furnaces and semi-product .

In next figures we present the result of conduct the chamber type electric furnace for heat treatments with PID and PID – predictive algorithm.

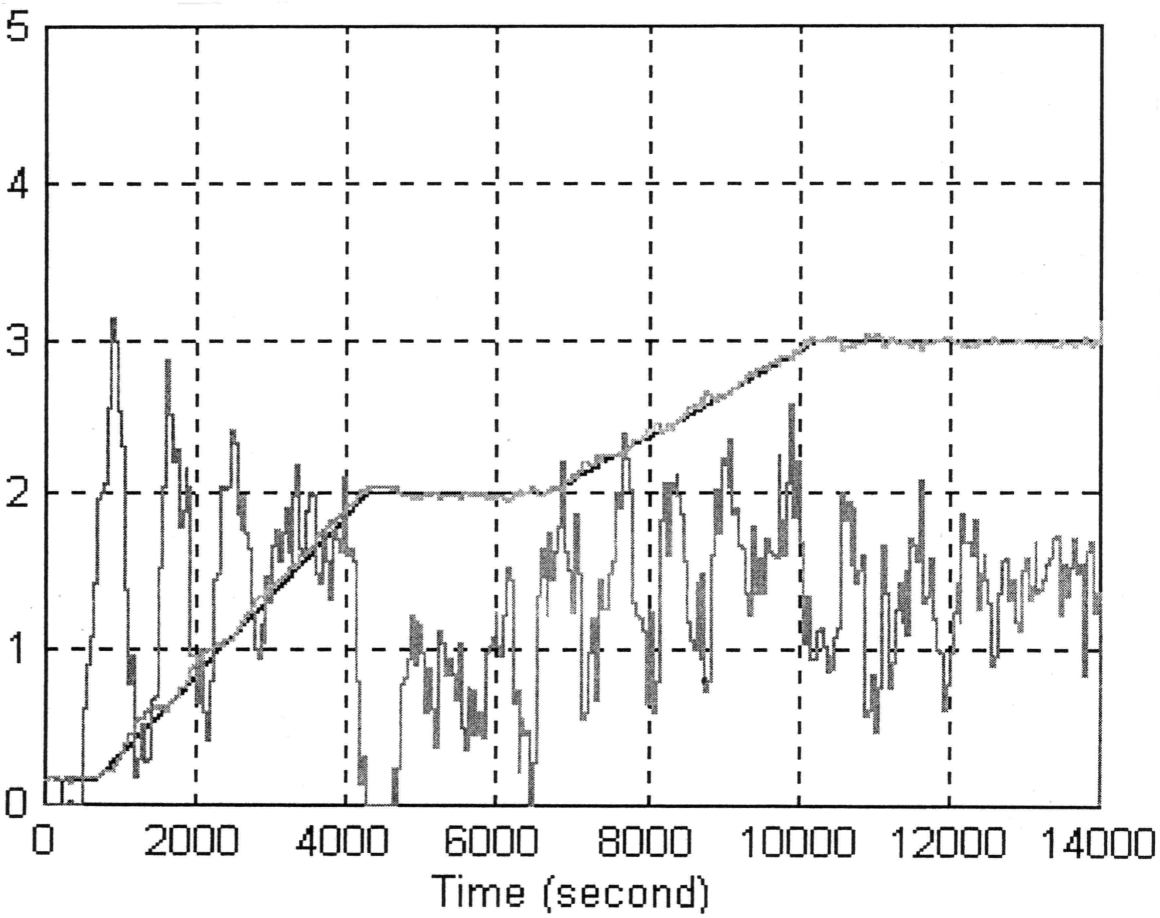


Fig.4 Results of conduct with PID algorithm.

The equations forming the base of model are:

- the system of kinetic differential equation for describing the transformation process ;
- the differential equations of heat transfer ;
- the relation between the properties and microstructure .

The tuning algorithm PID together with the supervision system was implemented on a PC with system of acquisition of data from conducted system.

The results show the improvement of the performances of controlled system with delay time as well as the increase of economical efficiency.

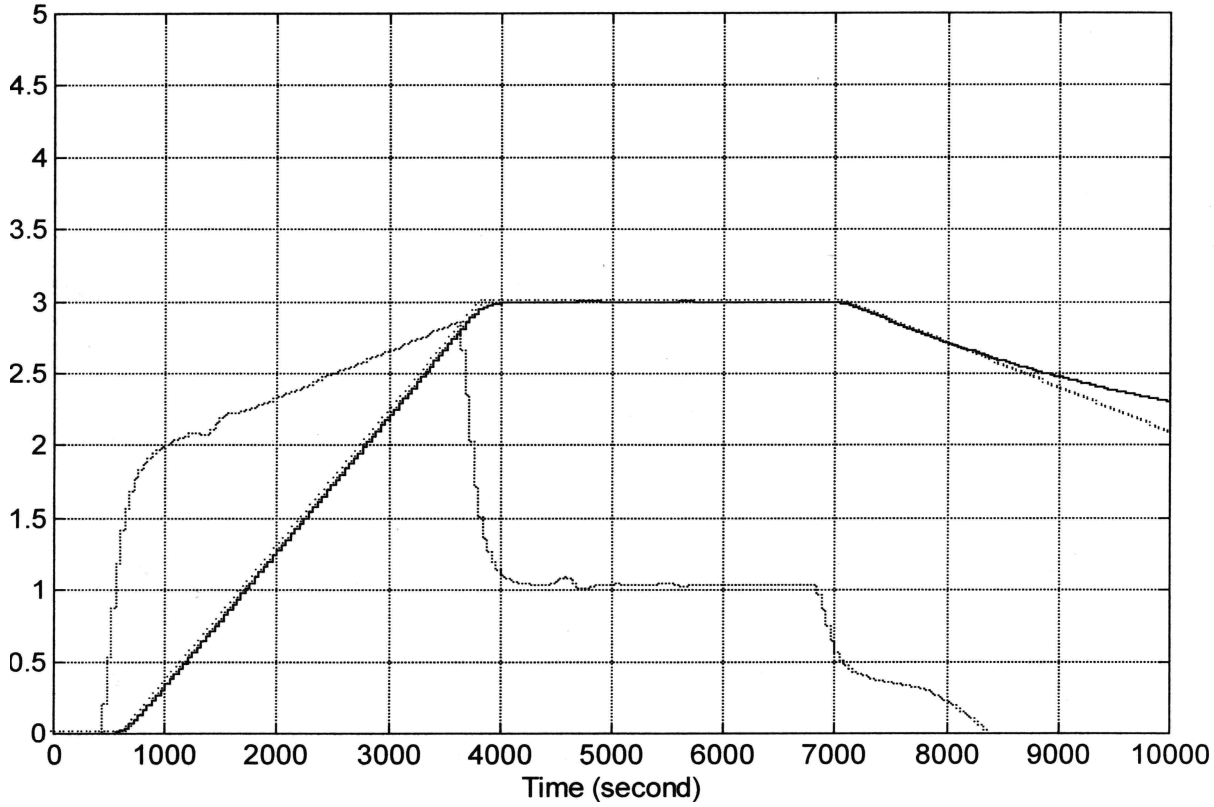


Fig.5 Results of conduct with PID - predictive algorithm.

Received May 9, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Lazăr,C., Păstrăvanu,O. – *Predictive auto-tuning Controller for variables time delay plants*, Electronica Bucureşti 1992
2.Cucoş I., Dănilă R., Catarschi V. – *Matematichal modelling, optimisation and simulation assisted by personal computer of the heat transfer from the heat treatment furnaces* I Congres International de Ştiița şi Ingineria Materialelor Iaşi , mai 1994.
3.Ungureanu Şt., Cucoş I. Dima A – *Evoluated system computer assisted for designing and conducting the chamber type furnaces heat treatments* , I Congress International de Ştiința şi Ingineria Materialelor, Iaşi, mai 1994

CONDUCEREA CUPTOARELOR DE TRATAMENT TERMIC

(Rezumat)

Conducerea automată a cuptoarelor de tratament termic presupune variația temperaturii din incintă astfel încât aceasta să urmărească profilul impus de tehnolog.
Problema principala a conducerii cuptoarelor electice de tratament termic o reprezinta controlul temperaturii din cuptor astfel incat aceasta sa evolueze dupa profilul impus de tehnolog. Proiectarea sistemului de regalare automata presupune:

- caracterizarea matematica a comportarii procesului condus din cuptor;
- stabilirea obiectivelor reglarii si optimizarea valorilor parametrilor reglarii;
- modelarea matematica a proprietatilor fizico-mecanice a piesei dupa tratamentul termic;
- implementarea algoritmului de reglare PID-predictiv si validarea solutiei propuse pe baza analizei performantelor sistemului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 539.3

STUDY OF THE WORK GENERATING SHAPE MEMORY EFFECT

BY

VASILE DIA*, LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, GABRIELA HRIŢULEAC* and VIORICA DAVID***

Abstract: The paper aims to determine the work generating capacity of a helical spring made from a Cu-Zn-Al-based Shape Memory Alloy (SMA). In this purpose experiments have been performed comprising electrical actuated lifting of different loads by the helical spring, during which the displacement variation with temperature has been accurately measured and recorded. By means of the displacement vs. temperature curves, which were perfectly reproducible, the critical transformation temperatures have been determined for different applied loads. In this way an accurately controllable electrical actuator has been developed, able to generate a 0,055 J/g specific work.

Keywords: shape memory effect, hysteresis, specific work,

1. Introduction

The aim of conventional helical springs is to produce a mechanical element that will store energy by generating the desired forces at given deflections. If the spring is made of steel, the load-deformation behaviour of a helical spring obeys Hooke's law, there is a linear relationship between load and deformation of the spring ($F=K\cdot\Delta l$, where K is a constant of proportionality known as the spring rate) [1].

Two-way shape memory materials create an opportunity for developing a wide variety of thermally sensitive actuators. With proper design, a shape memory element can be used as a thermo-mechanical actuator to lift loads, to proportionally control a thermal system, or to operate thermal switches [2].

Springs made for Cu-Zn-Al actuator applications are not used to store energy, but rather to perform useful work. They are suited for use as thermal actuators behaving as both a temperature sensor and work generating element. The load–deformation behaviour of Shape Memory Alloy (SMA) spring is best described in term of material rigidity. SMAs exhibit a large change in shear modulus over a relatively narrow temperature range, increasing from low to high temperature. The change in modulus with temperature is the result of a reversible martensite to austenite solid state phase [3].

Fig. 1 shows the load-deformation behaviour of a SMA spring at different temperatures. At 20°C and 30°C the spring is martensitic and does not return into its original length. Above 30°C the spring is austenitic but martensite is formed by load-

induced phase transition and returns to austenite upon decreasing load. The higher the temperature the less martensite is formed and therefore the spring gets stiffer.

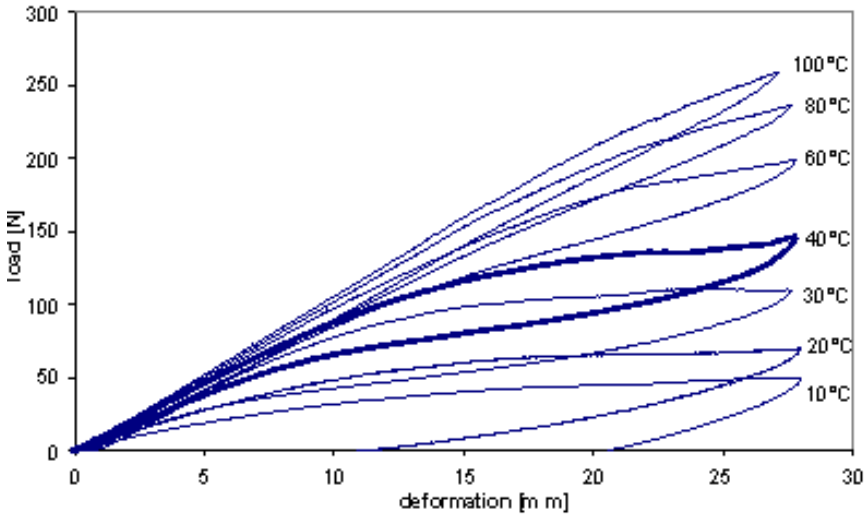


Fig.1 Load-deformation behaviour of a SMA spring at different temperatures [1]

Figure 2 demonstrates the behaviour of a SMA spring at two different temperatures (20°C and 100°C) and an ordinary steel spring. If the parameters of the springs are chosen like in this example, the steel spring is capable of compressing the SMA spring at low temperature. On the other hand, the SMA spring may compress the steel spring at high temperature.

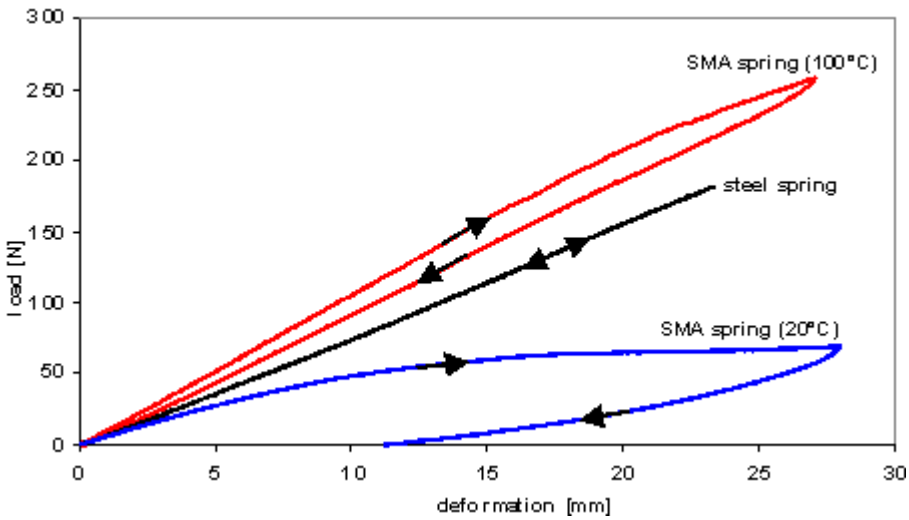


Fig.2 Load-deformation behaviour of a SMA spring at 20^0C and 100^0C and a steel spring [3]

The classic and most simply SMA actuator consists simply of a shape memory spring with a weight on the end (Fig. 3). As the spring is heated the weight is lifted and when the spring is cooled, the weight descends stretching the spring again. If the stress applied by the weight is less than the recovery stress of the alloy, the weight will be lifted and the amount of work done (L) will be:

$$L = W(D-d) \tag{1}$$

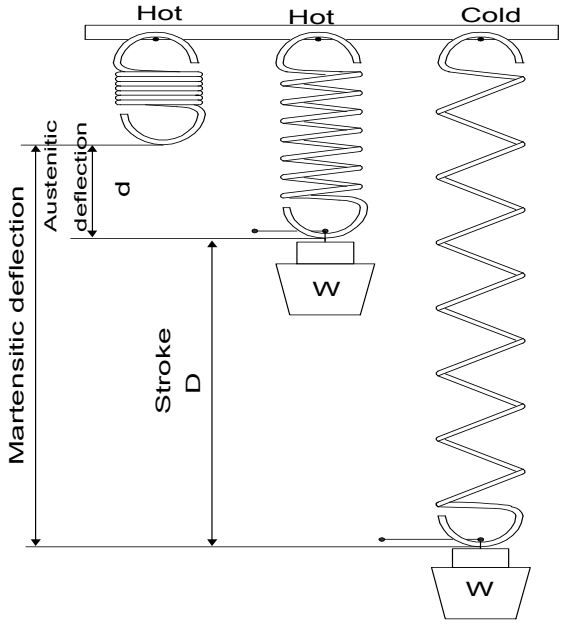


Fig.3 The classic SMA actuator consists of a shape memory extension spring with a weight on the end [4].

The extension spring provides a pulling force by contracting when transformed to the high austenitic state. The close coiled, zero load configuration of the extension spring is the shape which is "remember" at high temperature. This shape is set by constraining a close wound spring on a mandrel and giving it a special heat treatment. An important characteristic of the heating and cooling behaviour of shape memory springs is the hysteresis that occurs. As shown in Fig.4(a) at a temperature below M_f the spring is 100% martensite and fully extended. During heating it begins contracting at A_s and completes its motion at A_f when the spring is 100% austenite. During cooling the spring begins to extend (reset) until Ms is reached, and finishes its motion at M_f [4]. The transformation temperatures of the alloy and the hysteresis width depend on chemical composition, stress level, process heat treatment, etc. The hysteresis transformation loop offers information about both the macroscopic and the microscopic nature of the transformation. On one hand, the transformation temperatures can be graphically determined, by the so-called "tangent method" [2], as shown in Fig.4(b). We define this temperature as A_s, the temperature axis intersection of the tangent to the deflection-temperature curve on heating [5].

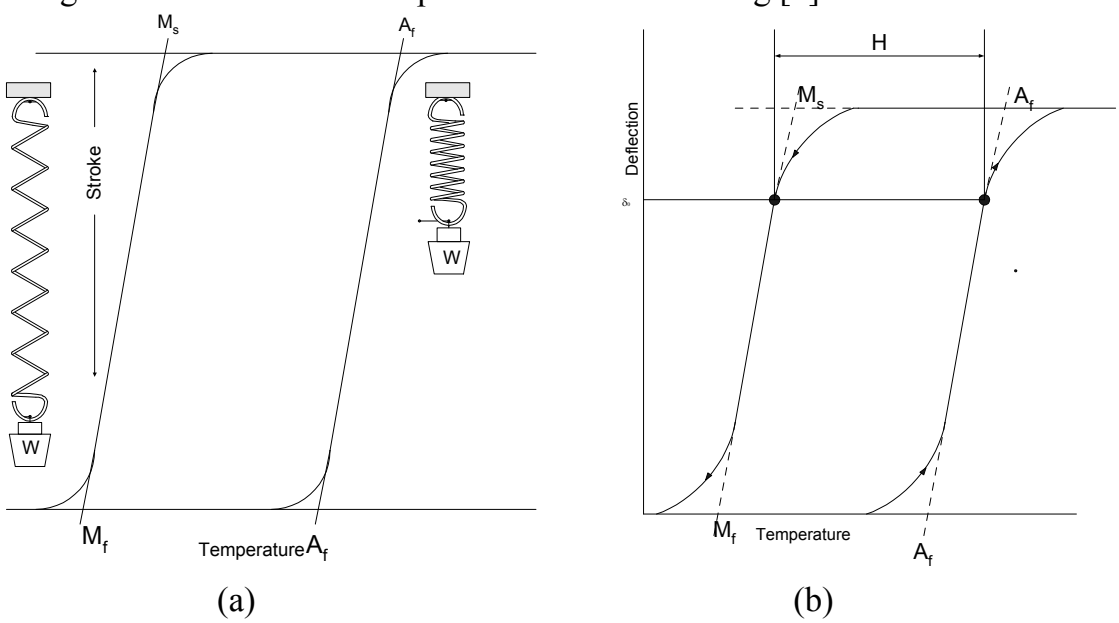


Fig.4 Illustration of the hysteretic behaviour of Shape Memory helical springs: (a) temperature hysteresis; (b) typical characteristic of the thermal hysteresis, demonstrating the graphical mode designated as "the tangent method" [5]

2. Experimental procedure

The alloy used in this study was a commercial polycrystalline material of chemical composition 70.88% Cu, 21.64% Zn, 7.14 Al, 0.23% Ni (wt.%) with a martensitic start transformation temperature (M_s) of 55 ^{0}C. Extension springs were made from hot rolled SMA sheet with lamellar shape (0.38 x 10.7 x 410 mm) with seven coils The heights of the spring were 87 mm, their diameter 18.2 mm and their weights 12.76 g (Fig 5).

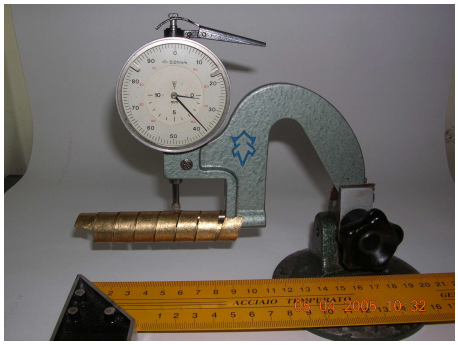


Fig.5 Initial shape and dimensions of the spring after forming and quenching heat treatment (850^{0}C/ 15 min/ water)

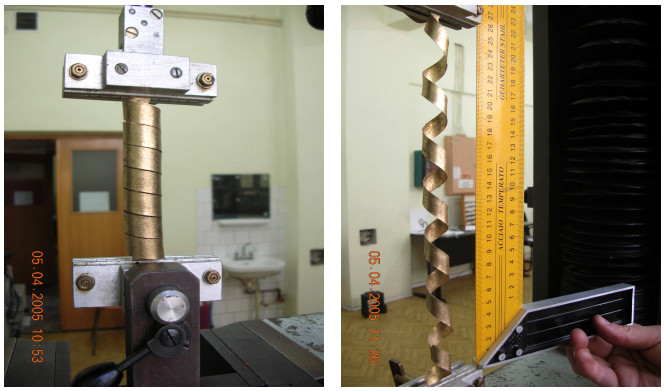


Fig.6 Training procedure of the spring, with controlled force application on Heckert FPZ100/1-type tensile testing machine: (a) initial shape of the spring; (b) deformed shape of the spring after about 15 cycles

Before training the spring was held in the β phase region at 850 ^{0}C for 15 minutes, followed by direct quenching into water at 20 ^{0}C. The training procedure, which began immediately after quenching, consisted in the application of a tensile force to the spring so as to achieve a fixed deflection, Fig 6(a) and (b). This will favour the growth of the variants which best accommodate the deformation sustained. The spring was aged at the training temperature for the training time, with the purpose to stabilise those martensite variants favoured by the applied deformation.

For the study of the work generated by the spring, during its loading under different forces, a special installation was designed, Fig. 7. It comprises a source for resistive heating able to provide a variable continuous electric current which can be very finely tuned, between 0 and 250 A, by means of an electronic block with thermal resistors and a multi tour potentiometer. For the accurate measuring of the electric current passing through the SMA spring a standard galvanometer with the precision class 1 was used.

For the measurement of the temperature of the SMA spring two multimeters were connected in parallel, one comprising a thermocouple and the other comprising a thermal diode. This setting allowed temperature measurement with an accuracy of ±0.1 ^{0}C.

The recorded deflection-temperature curves were used for determining the specific work developed while lifting different loads (0.13 N, 1 N and 3 N, respectively). Aiming to design electrical actuators, the values of the electric current were also recorded as a function of the spring's deflection however a closed system could not be obtained, which would not be influenced by the environment.

a **b** **c**

Fig.7 Functioning principle of the experimental installation for determining the specific work developed by the SMA spring: (a) adapting the installation on the Heckert FPZ 100/1 tensile testing machine; (b) the spring in martensitic state, stretched by a 100 g load; (c) the spring in austenitic state (β phase) lifts the 100 g load

3. Experimental results and discussion

The deflection (stroke)-temperature curves were recorded for the above mentioned three loads: 0.13 N – representing the proper weight of the spring; and for 1N and 3N, respectively. The results are shown in Fig.8. Based on these curves the critical transformation temperatures under mechanical stress, $A_s^{'}$ and $M_s^{'}$, were also determined by means of the tangent method, as listed in Table 1.

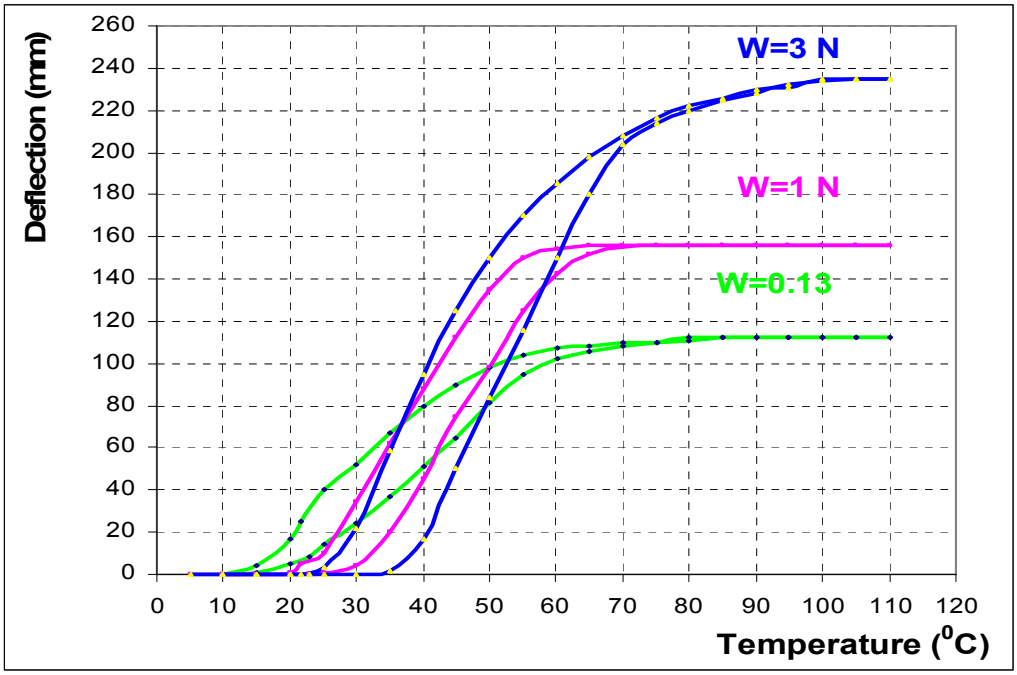


Fig 8. Thermal hysteresis curves representing the displacement of the load fastened at the end of the spring as a function of heating temperature

Table 1 Values of the critical transformation temperatures under stress, at different loads, detremeined by the graphical method

Load (N)	A_s (^{0}C)	A_f(^{0}C)	M_s(^{0}C)	M_f(^{0}C)
0.13	22.3	58.1	49.5	14.9
1	30.1	61	54	22.7
3	37.5	71	63	27

In Fig.9 the variation tendency of the critical transformation temperatures under stress is illustrated as a function of the applied load.

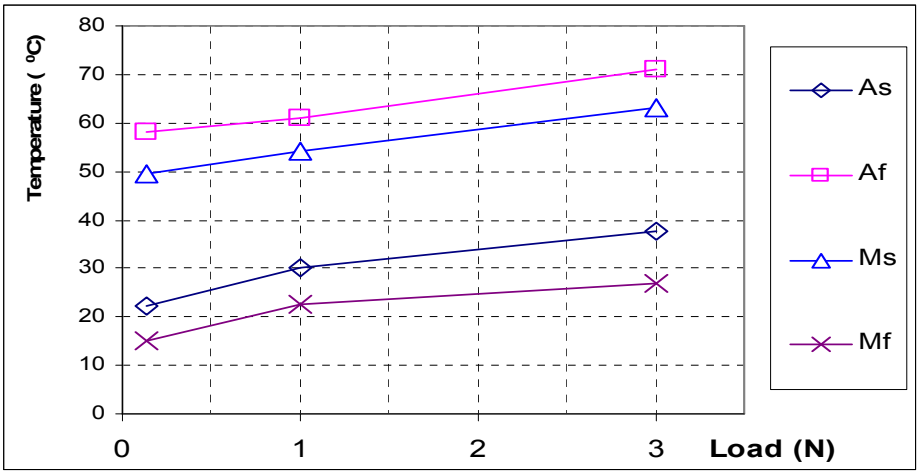


Fig 9. Variation tendency of the critical transformation temperatures under load, as a function of the loads applied at the end of the spring

The increase of the critical transformation temperatures with the increase of the load applied to the spring is obvious, which corresponds to the augmentation of the shear stress induced in spring. This dependency is in close correlation to the Clausius-Clapeyron relationship that considers as constant the ratio between stress variation and the variation of the transformation temperatures:

$$\Delta\sigma / \Delta M_s' = \Delta S / \varepsilon_0 = ct. \quad (2)$$

where ΔS represents the transformation enthalpy and ε_0 the deformation.

In Table 2 the stroke of the spring's end are illustrated as a function of the temperature variation, for the three applied loads. The values were graphically determined on the perfectly linear portions of the hysteresis curves.

Table 2 Stroke variation as a function of temperature variation

Parameter	Load =0.13 N		Load =1 N		Load =3 N	
	Increase	Descrease	Increase	Descrease	Increase	Descrease
ΔT (^{0}C)	28	25	18	24	29	30
ΔH (mm)	75	72	110	128	180	170
ΔH/ ΔT (mm/^{0}C)	2.68	2.88	6.11	5.33	6.21	5.67

In Fig.10 the variation curves of the specific work generated by the spring as a function of temperature are shown for the three applied loads.

It is noticeable that the generated specific work (J/g) markedly increases with the applied load.

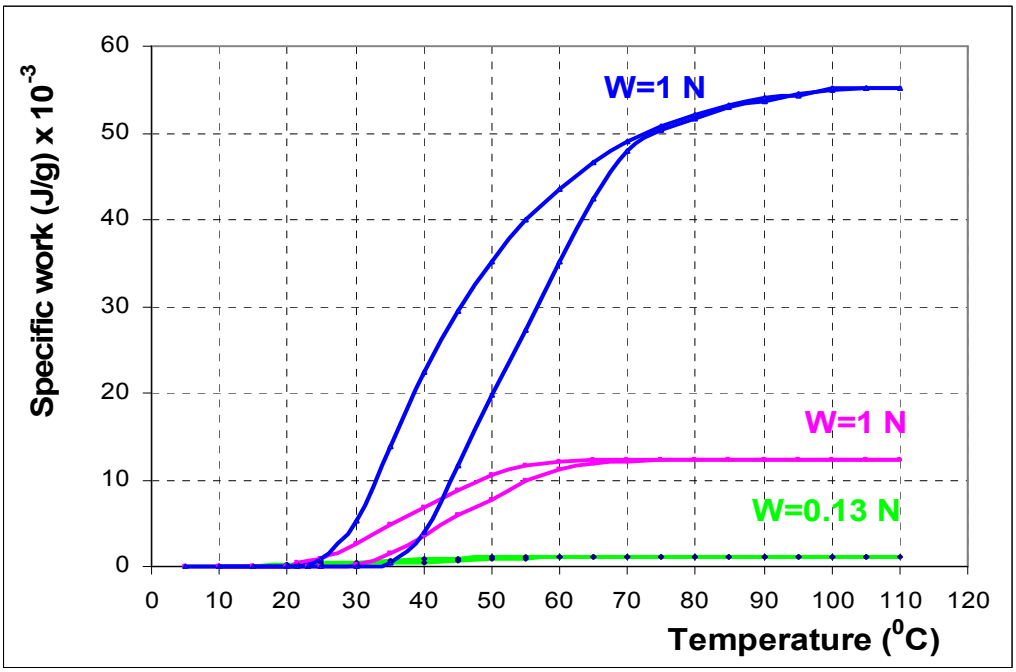


Fig 8. Variation curves of the specific work generated by the spring as a function of the applied load and the heating temperature

4. Conclusions

By analysing the experimental results the following conclusions may be drawn:

- For an increase of 3 times of the applied load (from 1 to 3 N) the specific work increased 4.5 times (from 0.01223 J/g to 0.055 J/g, respectively) since the stroke (displacement of the load fastened at the end of the spring) increased 1.5 times (from 156 mm to 235 mm, respectively).
- With the increase of the applied load the slope of the deflection-temperature hysteresis curve was augmented, which markedly improves the tuning sensitivity of the SMA actuator stroke by means of temperature variation.
- Resuming the experiments, for different applied loads, similar results were obtained concerning deflection-temperature and the specific work-temperature variations. This involves a very good reproducibility of the work generating behaviour of the helical spring made from a Cu-Zn-Al-based SMA.

These results ascertain the idea that Cu-Zn-Al-type SMAs represent adequate candidates for active elements in a series of applications for work generation or for proportional control of temperature, owing to their special characteristics:

- the capacity to generate much higher specific work as compared both wax actuators and thermostatic bimetals;

- the ability to develop large nonlinear strokes for small thermal ranges, according to a proportional variation law, as a function of the constructive shape.

Acknowledgment

This paper was partially supported by the Romanian Ministry of Education and Research, under CNCSIS Grant No.476/ 2005.

Received May 9, 2005

**S.C.Mittal Steel Iasi S.A.*
***The "Gh.Asachi" Technical University of Iaşi*

REFERENCES

1.Richard F. Gordon. – *Design Principles for Cu_Zn-Al Actuators* , **Engineering Aspects of Shape Memory Alloys,** (Duerig, T.W., Melton, K.N., Stöckel, D. and Wayman, C.M., editors), Butterworth-Heinemann, London-Boston-Singapore-Sydney-Toronto-Wellington, 1990, ISBN 0-750-61009-3, **245-255**

2. Bujoreanu, L.G., *Variation of the critical point A_s during the thermomechanical training and subsequent cycling by two way shape memory effect of a Cu-Zn-Al-based shape memory alloy (in Romanian)*, **Metalurgia**, **52, Nr.3**, (2000), ISSN 0461-9579, **17-25**

3. Van Humbeeck, J. and Stalmans, R. – *Characteristics of shape memory alloys*, , **Shape Memory Materials,** (Otsuka, K. and Wayman, C.M., editors), Cambridge University Press, ISBN 0-521-44487-X, 1998, **149-183**

4. Patoor, E. et Berveiller, M. (coordonnateurs) – **Technologie des alliages à mémoire de forme. Comportement mécanique et mise en oeuvre**¸ Hermès, Paris, 1994, ISBN 2-86601-426-X

5.Ming ,H.W. *Cu- Based Shape Memory Alloys*, în **"Engineering Aspects of Shape Memory Alloys"**, editatã de Duering, T.W., Melton, K.N., Stökel, D., Wayman, C.M., ButterworthHeinemann, London-Boston-Singapore-Toronto-Wellington, 1990, **pag. 69-95**

STUDIUL EFECTULUI DE MEMORIA FORMEI GENERATOR DE LUCRU MECANIC

(Rezumat)

Lucrarea urmăreşte să determine capacitatea de generare de lucru mechanic a unui resort elicoidal confecţionat dintr-un aliaj cu memoria formei (AMF) pe bază de Cu-Zn-Al. În acest scop au fost efectuatre experimente constând din ridicarea activată electric a diferitor sarcini de către resortul elicoidal, în timpul cărora variaţia deplasării cu temperatura a fost precis măsurată şi înregistrată. Cu ajutorul curbelor deplasare vs. temperatură, care au fost perfect reproductibile, au fost determinate temperaturile critice de transformare, pentru diferite sarcini aplicate. În felul acesta a fost dezvoltat un actuator electric care poate fi controlat cu precizie şi care poate dezvolta un lucru mecanic specific de 0.055 J/g.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.669.295; 629.7

AEROSPATIAL MECHANICAL ENGINEERING OF TITANIUM ALLOYS

BY

MIRCEA DOBRESCU, CONSTANTIN DUMITRESCU and RAMI SABAN

Abstract: Aerospatial industry owes its development to the introduction of titanium alloys together with aluminium alloys and composite materials. In spite of titanium low castability or extremely expensive forged pieces used in aerospace, mechanical characteristics of titanium are not very inferior to hardened and tempered steel. Titanium's workability on machine tools is better that of a stainless steel. The greatest effect on machining has the coefficient of thermal expansion and modulus Young (half the value in steel).In the paper is shown the influence of mechanical working on the properties of titanium and titanium alloys used in aerospace.

Keywords: titanium alloys, aerospace, mechanical working, mechanical surface preparation

1. Introduction

Aircrafts are constantly subjected to a variety of alternating loads, ranging from ground movements, fuel distribution, pressure differentials, to the numerous structural cyclic loading [1] patterns occurring during flight conditions. These loadings may lead to the progressive degradation of the aircraft structure.

That is why mechanical working and mechanical surface preparation are very important for quality and mechanical characteristics of titanium alloys for aerospace.

2. Enhancing fatigue resistance by mechanical surface preparation

Resistance to crack propagation is very important for improving fatigue life of titanium alloys that works under cycling loadings. A good preparation of titanium alloys products for aerospace must also compensate some disadvantages like medium hardness, chemical reactivity at high temperatures [2].

Surface treatments are recommended for parts that will see service at high temperatures.

Mechanical surface treatments as polishing, shot-penning, surface rolling, improved fatigue strength of titanium parts. By combining mechanical surface treatments with utilization of laser, ions, electron beans as well as CVD and PVD processes, energy field (magnetic, electric) we can improve surface properties and fatigue resistance.

3. Machining titanium

Titanium workability on machine tools is better than that of stainless steel. The tooling of titanium is more similar to that of aluminium than of stainless steels [3].

The values which have the greatest effect on machining are the coefficient of thermal expansion and modulus of elasticity which gives an idea of the deformation of material in relation to a certain load applied to the piece. This value in titanium is about half value in steel (table 1).

Table 1 Mechanical properties of some common metallic materials

Material	Tensile strength (N/mm^2)	Modulus of elasticity (N/mm^2)	Coeff. of thermal expansion (W/m°C)
Steel	1200	200000	65
Aluminium	350	70000	180
Titanium	1000	100000	10

So titanium will be deformed in a more consistent way than steel and great care is required in assessing axially and radially, in both roughing and finishing operation.

The alloy grades of titanium are harder to machine than commercial pure grades of titanium. The different grades of titanium do not have identical machining characteristics, any more than all steels.

Like stainless steels, the low thermal conductivity of titanium inhibits dissipation of heat within the work piece itself.

4. Conclusions

Good tool life and successful machining of titanium alloys for aerospace can be assured by:

- Maintain sharp tools to minimize heat build up and galling.
- Use rigid setups between tool and workpiece flexure
- Use a generous quantity of cutting fluids to maximize heat removal
- Utilize lower cutting speeds
- Avoid interruptions in feed
- Regularly remove turnings from machines

Received May 4 2005 *University POLITEHNICA of Bucharest*

REFERENCES

[1] *** - Titanium Alloy Guide – 4/2000, p. 10-12

[2] T. Ronald – NASP Launches New Materials – Advanced Materials Processes – 9/1993, p. 24-29

[3] P. Carnevale – La lavorazioni meccanische delle leghe di titanio, Titanium Industry , 6/2003, p. 40-46

INGINERIA MECANICĂ AEROSPAȚIALĂ A ALIAJELOR DE TITAN

(Rezumat)

Industria aeronautica isi datoreaza dezvoltareaintroducerii in exploatare a aliajelor de titan, alaturi de aliajele de aluminiu si materialele compozite. In ciuda turnabilitatii scazute a titanului si forjarii extrem de costisitoare a piselor utilizate in aeronautica, caracteristicile mecanice ale titanului nu sunt inferioare otelului recopt. Prelucrabilitatea titanului este superioara otelurilor inoxidabile. Cel mai mare efect asupra prelucrabilitatii o are coeficientul de dilatare termica si modulul lui Young (jumatate din cel al otelurilor). In lucrare este prezentata influenta prelucrarii mecanice asupra proprietatilor titanului si aliajelor sale utilizate in aeronautica.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.623

FACTORS AFFECTING PERFORMANCE OF BULLETPROOF COMPOSITES

BY

GABRIELLA FAUR-CSUKAT

Abstract: *As a consequence of political and economical changes in Eastern Europe, as well as the simplicity of border crossing violent crimes became more frequent, that gained need of using bullet- and splinterproof structures. The defences developed for military purposes could not or only partially could be applied in civil areas. A survey on theoretical background of development of bulletproof composites is given below.*

Keywords: *fiber reinforcement, hybrid composites, ballistic performance, parameters affecting performance, ballistic test*

1. Forming effective ballistic protection

To develop effective bulletproof protection we have to know in which field of civil life to expect threatening. We have to know the possible locations, armours and other technical possibilities. The other functions of defence, necessary and affordable expenditure also must be known.

In Hungary –beside home burglary– bank, petrol station and shop robberies are more and more frequent. Among armours automatic pistols (i.e. 9 mm Parabellum) and AK47 rifles, also other guns and bullets from Eastern Europe and former Sovietunion are the most widespread.

In military applications the collective protection of mobile instruments is basically assured by steel armour, although the penetration ability of certain explosion projectile reaches 2000 mm [12].

Since the 1960s –due to the appearance of high modulus and high strength synthetic fibres– ratio of applied fibre reinforced composites increased dramatically.

The aim of our work is to develop light-weight composite structures that provide protection against high energy bullets and fragments. These structures could be used in civilian area as well.

2. Ballistic materials

The most important factor in selection of ballistic materials is the ballistic potential of the given material:

$$R^2 = w \times c \tag{1}$$

where w is the fracture energy of the material, and c is the sound propagation velocity in the material.

The sound propagation velocity in the material is given by

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \tag{2}$$

where E is the elastic modulus, and ρ is the density.

The materials with high ballistic potential should have high impact strength, high modulus, and low density. Fibre reinforced composites could fulfil these requirements, which consist of at least two, in each other insoluble components, one of them –carrier or matrix– has lower modulus and strength, while the other has lower modulus and strength, while the other –reinforcement– has high modulus and strength. The composite, as a reinforced construction, is characterised by the interfacial adhesion, which is retained even under load or deformation. Among structures used for ballistic protection ballistic textiles (mainly for protective clothes and jacket), flexible and rigid composites can be differentiated.

Fibre types applied in ballistic textiles and reinforcement in composites are carbon fibre, glass fibre, high strength polyamide 6.6, aramide fibres (Kevlar® from DuPont, Twaron® from Akzo), high performance polyethylene (HPPE, Spectra® from Allied, Dyneema® from DSM), other organic fibres, such as polyphenylene-benzobisoxazole (PBO).

As matrix material almost exclusively thermosetting polymers, i. e. unsaturated polyesters, vinylesters, and epoxy resins are used in composites providing ballistic protection. Good mechanical properties, compatibility with the selected reinforcement, processability, and effect of reaction heat on reinforcing structure are the leading factors in selection of matrix resin.

Application of technical ceramics features hardness and rigidity of components against high energy projectiles. The ceramics applied on the loaded side of panels are the key of ballistic protection, damages the front of bullets, and absorbes majority of its kinetic energy. The fibre reinforced composite sheet supporting the rigid ceramics layer ensures high strength of ballisticproof structure. Mostly alumina based ceramics are used for ballistic purposes, due to their good technical properties and relatively low price. Their main disadvantage is high density, 3.4-3.9 g/cm^3, depending on aluminium content. In special cases carbide or nitride type ceramics could be used.

3. Factors affecting ballistic performance of composite materials

In the following sections factors affecting ballistic performance of fibre reinforced, rigid composites are reviewed: material properties of reinforcement; fabric structure; projectile geometry; projectile velocity; interaction of multiple plies; friction between yarns themselves and between the yarns and projectile.

3.1 Material properties of fibres

Interaction of yarns and projectile at impact are reported in studies. When a projectile impacts the fabric, it produces a transverse deflection in the yarns (defined

as principal yarns) that are in direct contact with the projectile and generates longitudinal strain waves that propagates at the sound speed of the material down the axis of the yarns [6]. The transverse wave causes misalignments of principal yarns toward the impact point, which movements occur with other yarns as well, du to the intersections of yarns. Numerical studies by Roylance [1] have shown that the majority of the kinetic energy of the projectile is transferred to the principal yarns as strain and kinetic energy, whereas, the contribution of the orthogonal yarns to energy absorption is small. While the profile of transverse wave of yarn-projectile impact is V-shaped, the orthogonal yarns of a fabric changes the profile to more of a parabolic profile [15].

Clearly, fibres possessing high tensile strengths and high failure strains can absorb considerable amounts of energy. In their study comparing the impact performance of dry Spectra fabrics and their corresponding armour-grade laminates, Lee et al. [13] have correlated the number of yarns broken to the levels of impact energy absorbed. Using a model developed to analyse the impact of fabric, Roylance and Wang [2] have shown that materials possessing high modulus, E, and low density, ρ, disperse the strain wave rapidly away from the impact point, which distributes the energy over a wider area and prevents large strains from developing at the impact point. Although tensile strength, modulus, and strain-to-failure of yarn play significant role in ballistic performance, each property individually does not control it. According to Laible [3] the relationship between the mechanical properties of a yarn and the ballistic resistance of a plies fabric from such yarn has never been established.

3.2 Fabric structure

It has been observed that loosely woven fabrics and fabrics with unbalanced weaves result an inferior ballistic performance [6]. Weave patterns typically used for ballistic applications are plain and basket weaves. The density of the weave, known as the “cover factor” is determined from the width and pitch of the warp and weft yarns and gives an indication of the percentage of gross area covered by the fabric. Chitrangad [7] notes that fabrics should possess cover factors from 0.6 to 0.95 to be effective when utilised in ballistic applications. When cover factors are greater than 0.95, the yarns are typically degraded by the weaving process and when the cover factors fall below 0.6 the fabric may be to “loose” that leads to “wedge through” of projectile. This “wedge through” phenomena has been observed by a number of researchers [17]. In the “wedge through” process when a projectile strikes a layer of fabric, the fabric deflects transversely and the mesh of yarns is distended, resulting enlargement of the spaces between the yarns. If the projectile is relatively small and/or impacts at any angle and/or the fabric is loose, the projectile can slip through the opening or “wedge through” by pushing yarns aside instead of breaking them. The hole formed this way is called “trap door” [11]. The whole is smaller than the projectile [11] and the number of broken yarns is less than the number of yarns that intersect the projectile [13]. Trap door formation depends not only on fabric structure, but also on the mobility of yarns and on the projectile geometry [5]. Yarn mobility can be influenced by the frictional behaviour of the yarns with themselves and with the projectile, and can be minimised by the actual physical restraint of the lateral motion of the yarns through the introduction of a matrix.

3.3 Projectile geometry

The geometry of a projectile influences its ability to perforate a fabric. Montgomery et al [4] investigated four different 0.22 projectile geometries on the ballistic performance of one, two and three layers of Kevlar 49. They have stated that pointed bullets had the ability to wedge through fabric and were not decelerated as quickly as blunt bullets.

Ulven et al. [16] investigated ballistic performance of carbon fibre/epoxy composites against hemispherical, conical, and flat projectiles, and FSP (fragment simulating projectile).The largest amount of energy was absorbed in the panel from the impact of the conical projectile (29 % greater), followed by the flat (17 % greater), hemispherical (15 % greater) projectile, compared to FSP (in case of 6.5 mm composite thickness). The significant difference in the amount of absorbed energy can be explained by the different failure mechanisms. The differences are limited in case of thinner composite panels –although the tendency remained the same– since the thinner sheets bend at impact (energy absorption) independently on the shape of projectile.

3.4 Impact velocity

In their work impacting Twaron fabric with steel spheres, Shim et al. [8] has described the differences observed between low- and high-velocity impact. With low-impact velocities, the yarns do not fail during the initial stress rise; therefore, the transverse deflection of the fabric has time to propagate to the edges of the panel, which allows the fabric to absorb more energy. Panels struck with a low-velocity projectile are characterised by extensive creasing and stretching, which may contribute to energy dissipation. With a high-velocity impact, the damage is localised and the yarns fail before significant transverse deflection can develop. Recent studies by Carr [9] on single yarn impact of Kevlar and ultra-high-molecular weight polyethylene (UHMWPE) has similarly found that at higher impact velocities, the yarns fail in shear; moreover, with UHMWPE yarns, melt damage of the filaments was also noted. Hiermaier et al. [10] in their investigation of bumper shields required for the protection of space vehicles from hypervelocity impact have stated that all the epoxy vaporised when Kevlar-epoxy composite plates were impacted at 788 m/s. At an impact velocity of 1015 m/s, the Kevlar-epoxy plate underwent a phase change, thermally decomposed and turned into a mass of fine Kevlar particles.

3.5 Multiple plies

Several studies report behaviour of multiple plies fabric and composite structures at high velocity impact, mainly from the aspect of failure mechanism. When multiple ply armour systems are impacted by sharp-edged projectiles, the first few layers are punched out in the shape of the impacting surface. The remaining layers behave as a membrane. In other words, the layers close to the impact surface behave inelastically, whereas the layers toward the back behave elastically. It was postulated that when the projectile initially impacts that panel, it produces a compressive wave that propagates

through the thickness of the laminate and reflects off the rear surface as a tensile wave, which may produce delamination. The damage mechanisms are dependent on the projectile geometry and velocity, the properties of the matrix and fibres and the fibre-matrix adhesion. It should be noted that for ballistic applications, weak fibre-matrix adhesion is wanted. This results in the ready delamination of the compliant laminate, which allows the fibres to extend to failure. However, depending on the application, a certain degree of structural stiffness may be warranted, thus increased fibre-matrix adhesion may be used [17].

3.6 Fibre-fibre, and fibre-projectile friction

The work of Lee et al. [13] has shown that by restricting the ability of the yarn to move laterally out of the path of the projectile during impact (by using small amounts of resin) increases the amount of energy the fabric can absorb. Or, more generally, increasing the friction between the projectile and the fabric and the yarns themselves will hinder the mobility of the yarn and require the projectile to engage and break more yarns, which would result in greater energy absorption.

4. Concluding remarks

From the above overview it is clear that the ballistic performance of composites is affected by several factors. The R&D works focus not only on new materials and technologies but also on modelling and simulation of impact. A promising direction of development is the preparation of hybrid composites, in which composite layers with different reinforcement and matrix of different hardness are combined.

ACKNOWLEDGEMENT

Support of Ministry of Education Hungary (ALK-00150/2002) is gratefully acknowledged.

Received May 4 2005-05-13

Bay Zoltán Institute for Materials Science and Technology, Budapest, Hungary

REFERENCES

[1] Roylance, D., Stress wave propagation in fibers-effects of cross-overs, *Fiber Sci. Technol* **13,** 385-395, (1980).

[2] Roylance, D., and Wang, S. S., Penetration mechanics of textile structures. In: Ballistic Materials and Penetration Mechanics, (Laible, R. C., ed), Elsevier Scientific Publishing Co, New York, 1980.

[3] Laible, R. C., Fibrous armor. In: Ballistic Materials and Penetration Mechanics, (Laible, R. C., ed), Elsevier Scientific Publishing Co, New York, 1980.

[4] Montgomery, T. G., Grady, P. L, Tomasino, C., The effects of projectile geometry on the performance of ballistics fabrics, *Text. Res. J.* **52**, 442-450 (1982).

[5] Kirkland, K. M., Tam, T. Y., Weedon, G. C., New third-generation protective clothing from high-performance polyethylene fiber In High-tech Fibrous Materials (Vigo, T. L., Turbak, A. F. eds) American Chemical Society, Washington DC, 1991.

[6] Cuniff, P. M., An analysis of the system effects of woven fabrics under ballistic impact, *Text. Res. J., 62,* 495-509 (1992).
[7] Chitrangad, Hybrid ballistic fabric, United States Patent No. 5,187,003 (1993).
[8] Shim, V. P. W., Tan, V. B. C. , Tay, T. E., Modelling deformation and damage characteristics of woven fabric under small projectile impact, *Int. J. Impact Eng.* **16**, 585-605 (1995).
[9] Carr, D. J., Failure mechanisms of yarns subjected to ballistic impact, *J. Mater. Sci. Lett.* **18**, 585-588 (1999).
[10] Hiermaier, S. J., Riedel, W., Hayhurst, C. J., Clegg, R. A., Wentzel, C. M., Advanced material models for hypervelocity impact simulations AMMHIS, European Space Agency Contract Report, EMI-Report No. E43/99, 30 July 1999.
[11] Prosser, R. A., Cohen, S. H., Segars, R. A., Heat as a factor in the penetration of cloth ballistic panels by 0.22 caliber projectiles, *Text. Res. J.,* **70**, 709-722 (2000).
[12] 5th International Seminar on Ballistic Protection, Geneva, Switzerland, 21-22. September 2000.
[13] Lee, B. L., Walsh, T. F., Won, S.T., Patts, H. M., Song, J. W., Mayer, A. H., Penetration failure mechanisms of armor-grade fiber composites under impact, *J. Compos. Mater.* **35,** 1605-1633, (2001).
[14] Larsson, F., Svensson, L., Carbon, polyethylene and PBO hybrid fibre composites for structural lightweight armour, *Composites Part A* **33,** 221-231, (2002).
[15] Duan, Y., Keefe, M., Bogetti, T. A., Cheeseman B. A., Modeling the impact behavior of high-strength fabric structures, Fiber Society Annual Technical Conference, Massachusetts, USA, 16-18 October 2002.
[16] Ulven, C., Vaidya, U. K., Hosur, M. V., Effect of projectile shape during ballistic perforation of VARTM carbon/epoxy composite panels, *Composites Structures* **61,** 143-150 (2003).
[17] Cheeseman, B. A., Bogetti, T. A., Ballistic impact into fabric and compliant composite laminates, *Composites Structures* **61,** 161-173 (2003).

FACTORI CARE INFLUENȚEAZĂ PERFORMANȚA MATERIALELOR COMPOZITE REZISTENTE LA PROIECTILE

(Rezumat)

Drept consecință a schimbărilor politice şi economice din Europa de Est, precum şi a uşurinței cu care se poate trece frontiera, crimele violente au devenit mai frecvente, ceea ce a dus la nevoia largită de a utiliza structuri rezistente la proiectile şi aşchii. Mijloacele de apărare dezvoltate pentru scopuri militare nu pot fi aplicate de loc sau doar parțial în domeniile civile. În lucrare se prezintă o sinteză a cunoştințelor teoretice legate de dezvoltarea materialelor compozite rezistenete la proiectile.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.791; 669.017

MICROSTRUCTURAL CHANGES INTO THE HEAT AFFECTED ZONE OF CHROMIUM ALLOYED WHITE CAST IRON

BY

DIANA ANTONIA GHEORGHIU

Abstract: The paper focuses on the microstructure changes that occur into the heat affected zone, HAZ, of a chromium alloyed white cast iron. Even if the transformations that take place in HAZ are well known for most of the weldable materials as well as for some materials that offer less welding properties, it is the first time that intimate microstructure changes in white cast iron are enlightened.

Keywords: chromium nickel alloyed white cast iron, eutectic carbide, complex alloyed carbide, metallic matrix, heat affected zone – HAZ.

1. Introduction

Any low ductility material must be considered as having a poor response to welding process. It is generally accepted that during welding cast iron cracks. Cracking phenomenon is due to:

- changes into the carbon distribution along the weld and HAZ, these involving microstructural transformations that dramatically rise the possibilities for a brittle fracture;
- a local heat input, causing expansion and contraction stresses that can not be absorbed by the base material;
- a contracting weld bead, creating tensile strains on HAZ at cooling.

From these three arguments, only the last two are taken into consideration when attempts to weld white cast iron are being done.

For the hypoeutectic compositions, which are usually employed for unalloyed as well as for the alloyed white cast iron, the eutectic carbide network will not dissolute, as happens into the grey cast iron with the graphite. More precisely, the total effect of the thermal cycle will have a much poorer effect on the white cast iron structure. This statement is more legitimate for the alloyed grades, especially the chromium ones, where the alloyed carbide phase presents high hardness values and good high temperature properties – abrasion, erosion, corrosion resistance even for 750^0C, all these involving a good temperature stability of the microstructure. Taking into account all this, the white cast iron, alloyed or unalloyed is firmly qualified unweldable, even if all foundry makers are very interested in the repairing of casting defects by welding. The repair of the cast parts would only be applied in case of a defect on a non critical area for the exploitation conditions.

2. Materials and experimental procedure

In the experimental work the base material, that is the weld metal is a chromium – nickel – molybdenum white cast iron grade, FaCrMo 1, STAS 11 246-79. This grade is known as having good abrasion and corrosion wear resistance properties; the parts to be cast are mud pumps body for salt water. Typical for this alloyed cast iron is that their mechanical properties are not standing out. The recommended values are not guaranteed, and are no design basis, Table 1. For their qualification hardness test, chemical composition and microstructure analysis are satisfactory.

Table 1

Mechanical characteristics for chromium – molybdenum alloyed cast irons

Grade / Symbol	Vickers Hardness HV 30	Brinell Hardness HB	Rockwell Hardness HRC	R_m N/mm^2	Modulus E KN/mm^2	ρ Kg/dm^3
GX 300 CrMo 15 3	380...750	380...680	39...62	450...1000	154...190	7.7
GX300 CrMoNi15.2 1	380...750	380...680	39...62	450...1000	154...190	7.7

The limits of the chemical composition for the FaCrMo1 as recommended and the real values for the specimens are in Table 2

Table 2

Chemical composition of the white cast iron

	Chemical composition, wt. %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
DIN 1695 GX300 CrMoNi 15/2/1	2.3...3.6	0.2...0.8	0.5...1	14...17	0.8...1.2	1...2.2
Specimens' composition	2.8	0.5	0.8	15.6	0.9	1.1

The properties of the cast iron are due to the chromium content as well as to the carbon content. First, the chromium addition replaces iron in the carbide phase, resulting eutectic ledeburite, with carbide $(FeCr)_3C$ that solidifies as network. At 8%Cr, the carbide structure changes. The network carbide is replaced by the filamentous Cr_7C_3 or $(CrFe)_7C_3$ which became the main compounds in the eutectic structure. These allied carbides are the support of the special properties of the cast iron. The cast iron structure will contain some of these carbides alone or carbide association as o function of the Cr, Fe and C content, significant being also the Cr/C ratio, [2]. On solidification, the leadership role is hold by the carbide phase, no matter what it composition is. The carbide, especially the alloyed one, has a low diffusion rate – slow dissolve into austenite when heating and precipitates slow also from austenite on cooling.

On the other side, the metallic matrix, resulted from the pro-eutectic austenite will suffer changes too. The most possible structure for the metallic matrix at this chemical composition is some austenite, ferrite and martensite [1].

Specimens of white cast iron measuring 50 x 50 x 200 mm were green sand cast. The specimens were machined on two opposite sides. Weld beads of 40 mm length were accomplished on the prepared surface. Three electrode type were used, on the same welding conditions, that is electrode diameter 2.5 mm, welding current 70 A.

3. Experimental results

The visual control, eye and magnifying glass, of the as welded specimens do not make evident any surface crack. The specimens were cut off for metallographic and hardness tests.

Figure 1 presents some macroscopic images of the transverse sections. It worth emphasise that the sections are free of discontinuities – cracks, pores, nonmetallic inclusions. The different geometric shape is due only to the electrode chemistry.

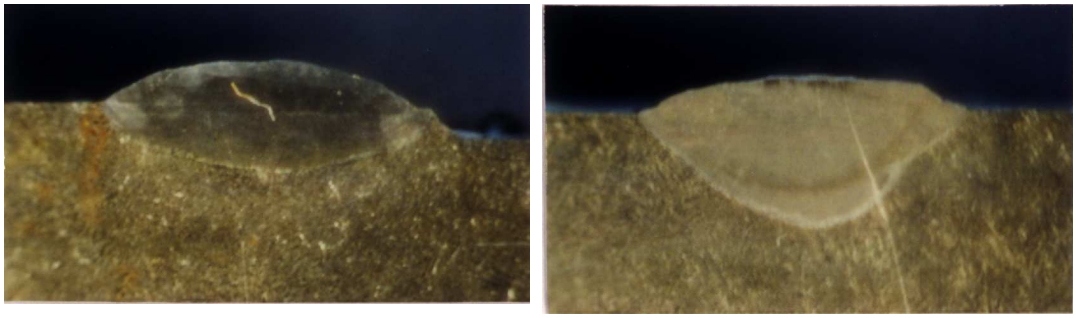


Fig.1 Macrographs showing the transverse section of some welds carried out on white cast iron.

The microstructure analysis enlightened a clear threshold between the added material and the cast iron. It can be seen that the base material structure did not change in a sensible mode, Figure 2.

a b

Fig.2. Microstructure of the weld: a. the transition zone, b. base material structure, 200:1, Nital etched.

The microhardness tests were made at 500:1 magnification. At this scale it can be seen that the chromium alloyed white cast iron supports significant structural changes, Figure 3. First of all, just below the transition line the carbides are thin, and the metallic matrix has a clear martensitic structure, Fig. 3a. Here the measured hardness reach the maximum value. In the profoundness of the HAZ, the carbides manifest the tendency to dispose in the temperature gradient sense, Fig. 3b. and 3c. The metallic matrix suffers an important change: around the carbides the matrix is softer, and as can be seen, the chemical etched affects less this structure. Near the unaffected base metal carbides are thinner, fragmented as can be seen in Fig. 3d. The hardness has its minimum value, [3].

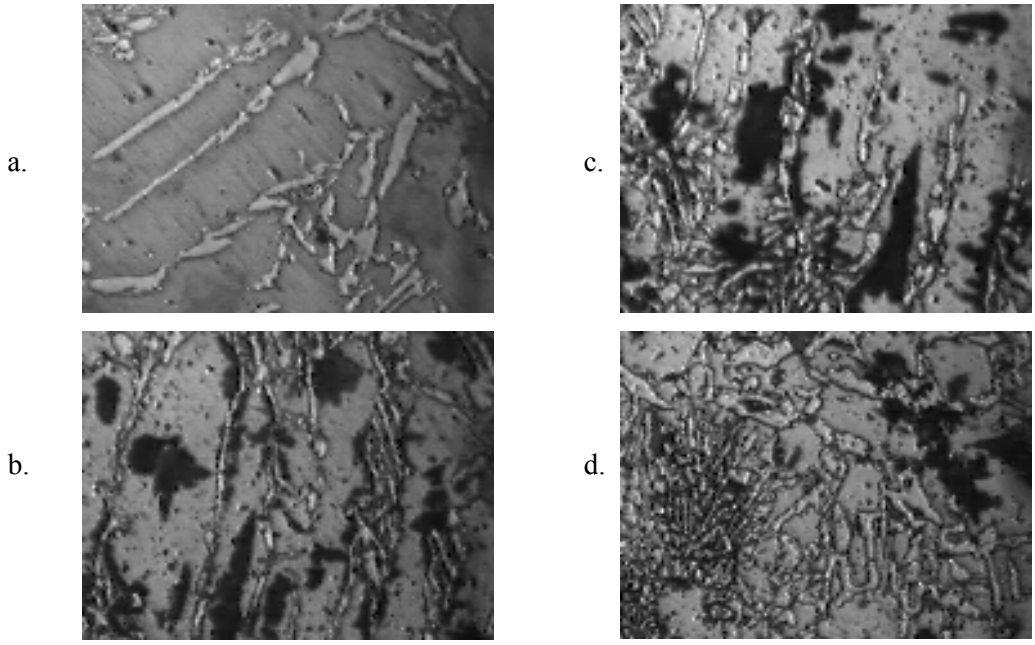


Fig.3 Microstructural changes in HAZ: a. base material structure in the close proximity of the transient zone; b, c.: carbides that have changed their disposal following the thermal gradient during welding; d. globular carbides located in the softer zone of the weld.

4. Conclusions

The studied white cast iron has a good response at welding in the specified conditions; no external or internal cracks occur for the established welding parameters.

During the welding of white cast iron, the carbides in the HAZ partially dissolve into austenite. This phenomenon differs according to the peak temperature reached in the specific point of HAZ. At cooling, the carbides change their disposal and distribution into the metallic matrix. These changes slightly affect hardness.

Received May 9, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Laplanche, H. – **Les fontes et leurs traitements thermiques, metallurgie structurale,** Edition Desforges, Paris, 1978.
2. Sofroni, L., Ripoşan, I., Chira, I. – **Fonte albe rezistente la uzare,** Editura tehnică, Bucureşti, 1987
3. Gheorghiu, D., Nejneru, C., Hopulele, I. – *The influence of the electrode paste upon the relative duriffication of welds on cast iron,* **Bul Instit. Politehnic Iaşi,** T. XLIX(LIII), Fasc 1-4, 2003, **103-106**

MODIFICĂRI MICROSTRUCTURALE INDUSE ÎN ZONA INFLUENȚATĂ TERMIC A FONTEI ALBE ALIATE CU CROM

(Rezumat)

Articolul prezintă transformările microstructurale care au loc în zona inflenţată termic n cazul sudării unei fonte albe aliată cu crom. Transformările ce au loc în ZIT sunt bine cunoscute pentru marea majoritate a materialelor ce presintă o sudabilitate bună şi chiar pentru o bună parte din materialele greu sudabile, este prima oară când sunt urmărite transformările într-o fontă albă. Fontele albe, aliate sau nu sunt clasificată ca nesudabile, deşi există interes din partea producătorilor de fonte, în special.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc.4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 685.3; 539.3

SAFETY, PROTECTIVE AND OCCUPATION FOOTWEAR CHARACTERISTICS USED IN METALLURGICAL INDUSTRY

BY

CORNELIA IONESCU LUCA and ALINA DRAGOMIR

Abstract: This paper presents some characteristics requested be European Economical Community for safety, protective and occupation footwear and some principal sorts of footwear destined to metallurgical industry.

Keywords: metallurgy, foundry, safety, footwear, standard

1. Introduction

In every industrial area are typical safety equipments depending on specific working conditions.
In this paper is presenting a study about safety, protective and occupation footwear used in metallurgical industry.

2. Safety, protective and occupation footwear defining

The standards of European Economical Community for safety, protective and occupation footwear are: EN 344-2:1996, EN345:1992, EN 346:1992, EN 347: 1992. In according with this group of standards, the footwear is classified in tree classes:

- safety footwear class includes any shoes or boots with safety metal toe and an impact resistance equivalent with 200 J level of energy used to protect the feet against the injure of work;
- protective footwear class includes any shoes or boots with safety metal toe and an impact resistance equivalent with 100 J level of energy used to protect the feet against the injure of work;
- occupation footwear which protects the feet against injures at work but the toe is not a metal one.

Those standards make reference to the European Economical Community request for different types of footwear [shoes(A), ankle – high boots (B), calf – high boots (C), knee – high boots (D) hip boots (E)] and methods to research the proprieties of materials, components and whole shoe.

3. Characteristics of safety protective and occupation footwear used in metallurgical industry

In the work average of metallurgical industry, the feet of the workers are exposed to the chemical and physical noxious agents. In order, the footwear should present on the one hand, physiological – hygienically proprieties and on the other hand, safety and protection characteristics.

In the foundry works where the temperature is very high, the footwear must to protect the feet against the overheating caused by the thermal radiation, the burn which can be caused to the contact with over heat surfaces, sparks, drops of molten metal or metal dross etc.

Generally speaking, the design of this sort of footwear should provide lightness and fastness wearing and a good protection of the feet.

To be able to provide a good protection against the drops of molten metal or sparks, the top quarters of boot are fixed around of the ankle and in case of shoes or boots with not very high quarters; the legs are protected with thermal insulating legwarmers.

The shoes are recommended to be fixed on the feet by straps with buckles, not laced.

The upper materials should have a sleek grain, able to provide sliding of spark, drops of molten metal or metal dross, and a thermal irradiation resistance around of 3500 J/m^{2}s in 350 hours. Also, the materials for upper shoes should be resistant to 1,5 million flexes when the radius of curve flexing is 1,8 to 10 mm, except the toe area where the flexing endurance requested is around of 2,5 million flexes. In the same time, those materials should present a good resistance at different kind of liquids as are oil or coolan fluid, and a resistance of hydrocarbon actions as 4 hours at 40˚C and 24 hours at 20˚C.

In case of the work condition of air velocity of 1,5 m/s, the upper layers must be able to provide the thermal insulation of the feet against the 65˚C working temperature, so that, the inside temperature of shoes to be up to 30˚C.

The sole material is thermal resistant rubber, able to offer resistance to the contact with heated plates at more than 150˚C and the sole together with the other layers of the bottom of shoe to be able to provide the thermal insulation of the feet, so that, the temperature of the insole to be no more than 30˚C .

The footwear for metallurgical industry presents a metal toe and a rigid part for metatarsal protection with an impact resistance for protective shoes equivalent with 100 J level of energy and for safety shoes equivalent with 200 J level of energy.

In hot - metal working sections where heat and thermo-chemical treatments are made, the shoes are necessary to assure a thermal protection of feet and a protection against chemical substances also.

In other metal working sections as cold-working, surface finishing, engineering industry, the shoes are not necessary to posed thermal insulate proprieties but they must to present electrical insulate proprieties, a good impact resistance and resistance at different chemical agents: oils, solutions of alkali or acid, oxidizing agents, etc.

In order with European standards, the protective and safety footwear should answer at 2 groups of requirements: principal requirements (table no.1) and additional requirements (table no.2).

Table 1

Order number	Specific feature	Measure	Value
1.	Joint resistance of upper part with bottom part	N/mm	min. 4
2.	Impact resistance for 200 J and 100 J level of energy	Distance between toe and insole in order with length of shoes	12,5 – 15
3.	Compression resistance at 15 kN for safety shoes and at 10 kN for protective shoes	Distance between toe and insole in order with length of shoes	12,5 - 15
4.	Corrosion resistance of metal toe of rubber shoes	Number of corrosion points	max. 5
		Area of every point, mm^2	2,5
5.	Rubber boot imperviousness	-	without air loss

Table 2

Order number	Specific feature	Measure	Value, symbol
1.	Penetration resistance	N	min. 1100, P
2.	Electrical resistance		
	- conductivity shoes	kΩ	max. 100, C
	- antistatic shoes	kΩ	10^2-10^6, A
3.	Insulation proprieties		
	- the heat insulation proprieties through the sole	˚C	max. 22, HI
	- the cold insulation proprieties through the sole	˚C	max. 10, CI
4.	Heel energy absorption	J	min. 20, E
5.	Water resistance	cm^2	max. 3
6.	Cutting strength with chain saw		
	- the footwear of 1st class	Speed of chain m/s	20
	- the footwear of 2nd class		24
	- the footwear of 3rd class		28
7.	Corrosion resistance of metal parts	Number of corrosion points	max. 5
		Area of every point, mm^2	2,5
8.	Flexing proprieties of penetration – resistant inserts (midsoles)	Number of flexes	min. 1000000
9.	Heat resistance of bottom part of shoes in contact with a heat plate	Sole appearance: burning, melting, losing of shape, unsticking	Without damage of the sole after 40 minutes in sandbath at 250˚C

Table 2 (continued)

10.	Heat resistance of upper shoes	Upper damages	Without damage after 40 minutes in sandbath at 250˚C
11.	Burning resistance	The upper is exposed to the fair 15 seconds	- after-burning time, max. 2 sec. - after-glowing time, max. 5 sec.
12.	Impact resistance of the metatarsal safety features (impact force 100 J, 200 J)	Inside height of the shoes after impact, in mm	37 - 41
13.	Cutting strength with chain saw of the upper	Upper appearance	Without cut

The occupation footwear should respect the same requests as the safety and protective footwear without impact resistance, compression resistance, corrosion resistance of metal parts and hydrocarbons resistance.

In order with European Standards, the proprieties of the upper and bottom materials for safety, protective and occupation footwear are presented in table no.3 and no.4.

Table 3

Order number	Specific feature	Measure	Value
Upper materials			
1.	Thickness of the upper materials: - rubber - polymers	mm	- min. 1,5 - min. 1,0
2.	Minimal break resistance for: - leather - synthetic leather and textiles	N	120 60
3.	Tensile resistance of the grain split	N/mm^2	min. 180
4.	Minimal break resistance of the rubber materials	N	min. 180
5.	Elongation at break of the polymeric materials	%	min. 250
6.	Flexing resistance for: - rubber - polymeric materials	number of flexes	125000 150000
7.	Water vapours permeability	mg/cm^2h	min. 0,8

Table 3 (continued)

8.	Water vapours coefficient	mg/cm^2h	min. 20
9.	pH number of leather	-	min 3,5 and if the pH number is smaller than 4, the number of difference to be smaller than 0,7
Lining materials			
10.	Thickness for: - leather - coated fabrics and textile materials	mm	0,8
11.	Tearing resistance of: - leather - coated fabrics and textile materials	N	min. 30 min. 15
12.	Abrasion resistance of the textile linings	- dry, cycle numbers - wet, cycle numbers	Without holes: - 25600 - 12800
13.	Water vapours permeability	mg/cm^2h	min. 2
14.	Water vapours coefficient	mg/cm^2h	min. 30
15.	pH number of leather lining	-	min 3,5 and if the pH number is smaller than 4, the number of difference to be smaller than 0,7
16.	Tearing resistance of the tongue for: - leather - coated fabrics and textile materials	N	min. 36 min. 18
Bottom materials			
Insole			
17.	Thickness	mm	min.2
18.	pH number	-	min 3,5 and if the pH number is smaller than 4, the number of difference to be smaller than 0,7
19.	Water absorption	%	min. 35
20.	Water desorption	%	min. 40
21.	Abrasion resistance	cycle numbers	400 without holes
Sole			

Table 3 (continued)

22.	Thickness and height of the crampon for: - direct injection process, direct vulcanized process and cementing process - rubber footwear and polymeric materials footwear - smooth soles	mm	- min.4 and min. 2,5 - min.3 and min.4 - min. 6
23.	Abrasion resistance of: - synthetic soles, density 0,9g/ml - synthetic soles, density bigger than 0,9g/ml - rubber soles	mm^3	max. 250 max. 150 max.250
24.	Flexing resistance	flexes number	min. 30000
25.	Hydrolysis for PU soles	flexes number	min. 150000
26.	Adhesive strength between middle sole and out sole	N/mm	min. 4
27.	Hydrocarbon resistance	- decrease volume, % - decrease of notch more than 6 mm after a number of flexing cycles	- min. 12 - 150000

Table 4

Order number	Specific feature	Measure	Value
Upper materials			
1.	Water resistance	- after 60 minutes, % - after 30 minutes, g	- max. 30 - max. 2
Out sole with crampons			
2.	Height of crampons for: - injected, vulcanized and cemented soles and multilayer soles - rubber and polymeric soles	mm	- min. 2,5 - min. 4
3.	Resistance of heat in contact with a plate heat at 300˚C for - rubber and polymeric soles - leather soles	-	- without crack or melting around of the chuck - without carbonizing around of the chuck

4. Safety, protective and work footwear used in metallurgical industry

In Table no.5 are presented some assortment of footwear for metallurgical industry.

Table 5

Order number	Production area	Injurious factors	Recommended footwear assortment
1.	Foundry	- intensity of thermal radiations: 1400 – 1750 J/m^{2}s; - metal sparks;	- calf – high, Russian leather boot with waterproof quarters, a metallic toe (impact resistance: 200 J) and a thermal resistant rubber sole;
		- intensity of thermal radiations: 1750 J/m^{2}s - metal sparks; - drops of molten metal;	- knee – high boot with thermo resistant felt upper, a metallic toe (impact resistance: 200 J) and a thermal resistant rubber sole; - calf – high, Russian leather boot with a metal toe (impact resistance: 200 J) and a thermal resistant rubber sole; - legwarmers or safety and knee – high quarters;
		- intensity of thermal radiations: 1750 J/m^{2}s - metal and silicates dust; - mechanical actions;	- ankle – high, Russian leather boot with a safety collar in the top of the quarters witch don't let the dust to get into the boot, a metal toe (impact resistance: 200 J) and a thermal resistant rubber sole;
2.	Founder's art	- intensity of thermal radiations: 1680 – 3500 J/m^{2}s; - metal sparks; - drops of molten metal;	- knee – high boot with thermo resistant felt upper, a metal toe (impact resistance: 200 J), a heat insulating insole and a thermo resistant rubber sole; - calf – high, Russian leather boot with thermo resistant knee – high quarters or legwarmer, a metal toe (impact resistance: 200 J), a heat insulating insole and a thermal resistant rubber sole;
		- mechanical actions as nail penetration, strokes, etc.	- ankle – high, leather boot with a metal toe (impact resistance: 100 J or 200 J) and nail penetration resistant sole;

Table 5 (continued)

3.	Hot – metal workings	- intensity of thermal radiations: 840 - 2800 J/m^{2}s; - metal sparks; - drops of molten metal; - heat dross; - mechanical actions;	- knee – high boot with thermo resistant felt upper, a metal toe (impact resistance: 200 J), a heat insulating insole and a rubber sole witch provide protection against the high temperature and nail penetration; - calf – high, Russian leather boot with thermo resistant knee – high quarters or legwarmer, a metal toe (impact resistance: 200 J), a heat insulating insole and a rubber sole witch provide protection against the high temperature and nail penetration;
4.	Thermal treatments	- acid and alkali solution;	- vulcanized rubber boots resistant at acid and alkali actions; - thermoplastics boots resistant at acid and alkali actions;

Received May 9, 2005 *"Gh. Asachi" Technical University of Iasi*

REFERENCE

1. EN 344-2: 1996 Safety, protective and occupation footwear for professional use – Part 2: Additional requirements and test methods

CARACTERISTICILE INCALTAMINTEI DE SECURITATE, DE PROTECTIE SI DE LUCRU UTILIZATA IN INDUSTRIA METALURGICA

(Rezumat)

In lucrare, se prezinta caracteristicile impuse conform normelor Comunitatii Economice Europene incaltamintei de securitate, de protectie si de lucru cu referire la sortimente destinate sectoarelor industriei metalurgice

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc.4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 685.3

ALGORITHME DE PROJECTION DES MOULES POUR CONTREFORTS DE CHAUSSURE

PAR

CORNELIA IONESCU LUCA et RODICA SILVIA VOLOCARIU

Abstract. This paper presents a method and a programme for modification of last form in order to get a performing heel counter mould.

Key words: designing, moulds, soles

1. Introduction

Le formage des contreforts de chaussure est réalisé dans des moules composés d'un noyau, de deux pièces latérales de fermeture et d'un pièce qui ferme la zone active du noyau.

Le noyau du moule constitue la pièce de base qui détermine la forme spatiale du contrefort**.** Il comporte 2 zones, l'une active, sur laquelle se forme le contrefort et l'autre, inactive, qui contribue à fixer le contrefort sur la machine.

Les matières utilisées pour contreforts présentent, pendant le formage, un comportement élasto-plastique, caractérisé par un indice de formage dont la valeur est déterminée expérimentalement. [1].

À la base de la projection du noyau se trouve le conformateur sur lequel sera modelée la chaussure à contrefort spatialisé dans le moule.

Le passage du contour de la forme au contour de la zone active du noyau du moule repose sur une méthode géométrique de projection qui tient compte de l'indice de formage de la matière utilisée.

2. Projection géométrique du noyau de moule.

Dans ce processus on parcourt les étapes suivantes [2]:

- obtention des sections du conformateur dans les 3 plans;
- modification des sections du conformateur par application de l'indice de formage;
- corrélation des sections modifiées dans les 3 plans.

Les contours des sections copiés sur le conformateur se composent d'une succession d'arcs de cercle dont les rayons et les angles au centre sont différents comme dans la Fig.1.

En appliquant l'indice de formage on obtient les contours de la zone active du noyau du moule par relations [3]:

$$R_i' = R_i \, I_f \qquad (1)$$

$$\alpha_I' = \alpha_i \ / \ I_f \qquad (2)$$

ou: R_i' – longueur des rayons des arcs de cercle appartenant au cour du conformateur; R_i - longueur des rayons des arcs de cercle appartenant au noyau du moule; α_i – angles au centre des arcs de cercle sur le conformateur; α_i' – angles au centre des arcs sur le noyau de moule; I_f – indice de formage de la matière utilisée pour contreforts.

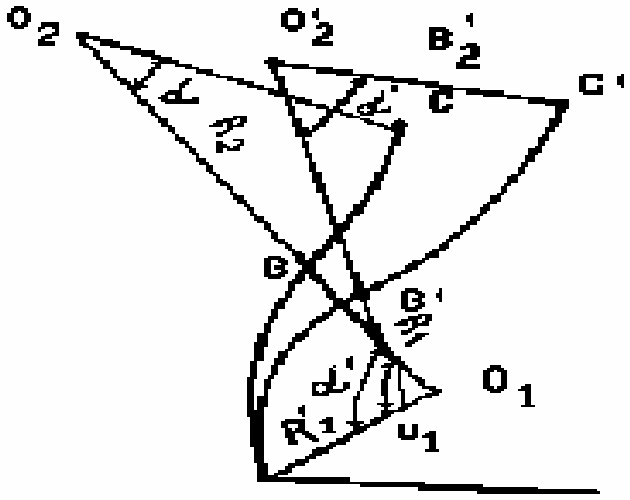


Fig.1

La corrélation des contours modifiés du conformateur qui conduit au contour final du noyau du moule est illustrée dans la Fig.2

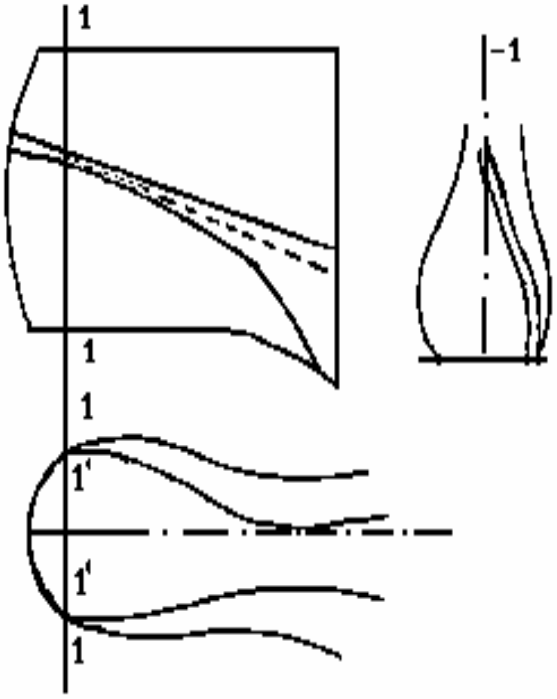


Fig.2

En considérant l'exemple général de la Fig.3, on identifie dans la structure de l'algorithme les indicateurs et les variables suivants: *n*- indicateur à 2 valeurs: *ind =1* pour le contour réel; *ind=2* pour le contour modifié; *j* – indicateur à 2 valeurs: j=1 pour le contour du côté gauche; *j=2* pour le contour du côté droit; *i* – nombre des arcs de cercle pour un contour; *nc(j)* – nombre des arcs de cercle pour chacun de nouveaux contours modifiés; *m(n,j,i)* – indicateur pour les zones concaves et convexes d'un contour: *m(ind,j,i)* – pour les zones concave; *m(ind,j,i) = -1* pour les zones convexes; *r(n,j,i)* – matrice tridimensionnelle qui mémorise les valeurs propres à chaque rayon tant pour le contour initial que pour le contour modifié; *cx(n,j,i); cy(n,j,i)*- matrice tridimensionnelle qui mémorise les valeurs propres aux centres des arcs de cercle tant pour le contour réel que pour le contour modifié; *mi(n,j,i); ma(n,j,i)* – matrice qui mémorise les valeurs de l'angle initial et de l'angle final des rayons polaires; *fi(n,j,i)* – angle du rayon polaire à l'axe *ox*; *u(a,j,i)* –valeurs des angles de cercle résultés de la décomposition du contour réel.

La procédure CALCULS présentée aura comme valeurs de sortie les valeurs des centres des arcs de cercle du contour modifié, *cx(n,j,i); cy(n,j,i)* et les valeurs des coordonnées finals de chaque arcs de cercle du contour modifié, *x(n,j,i), y(n,j,i).*

La schéma logique pour la procédure CALCULS est présenté dans la Schéma 1.

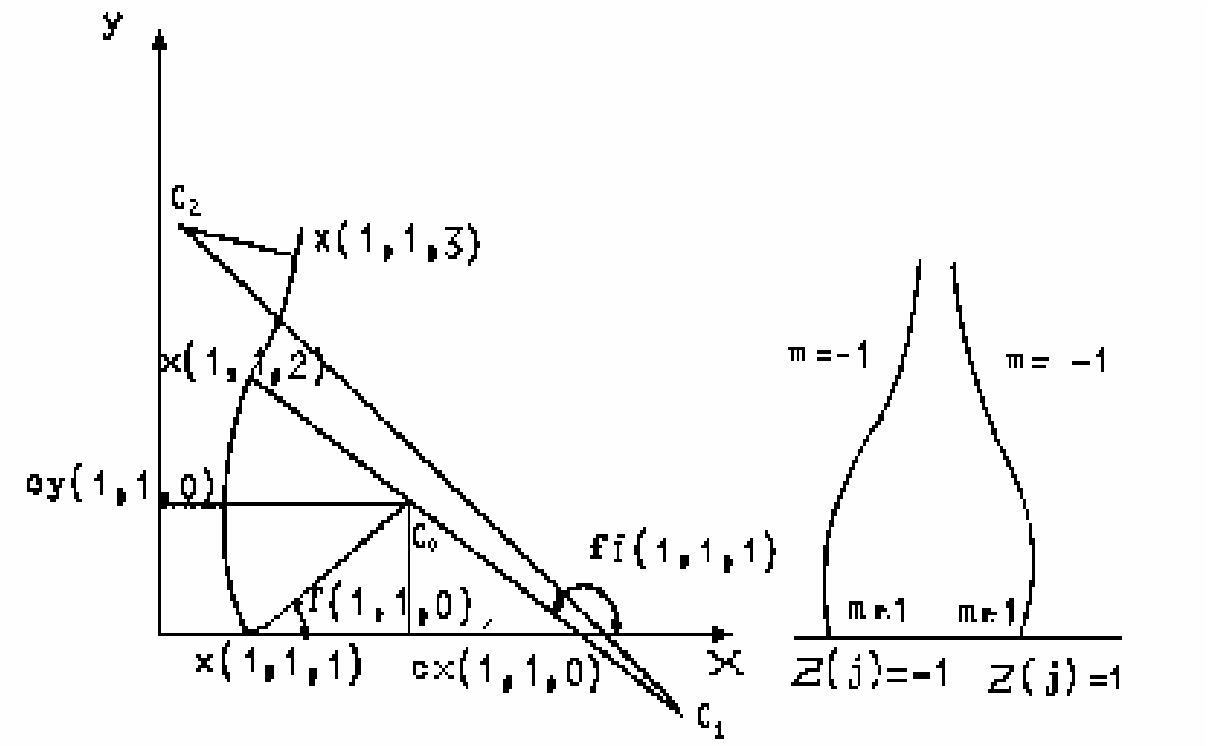


Fig.3

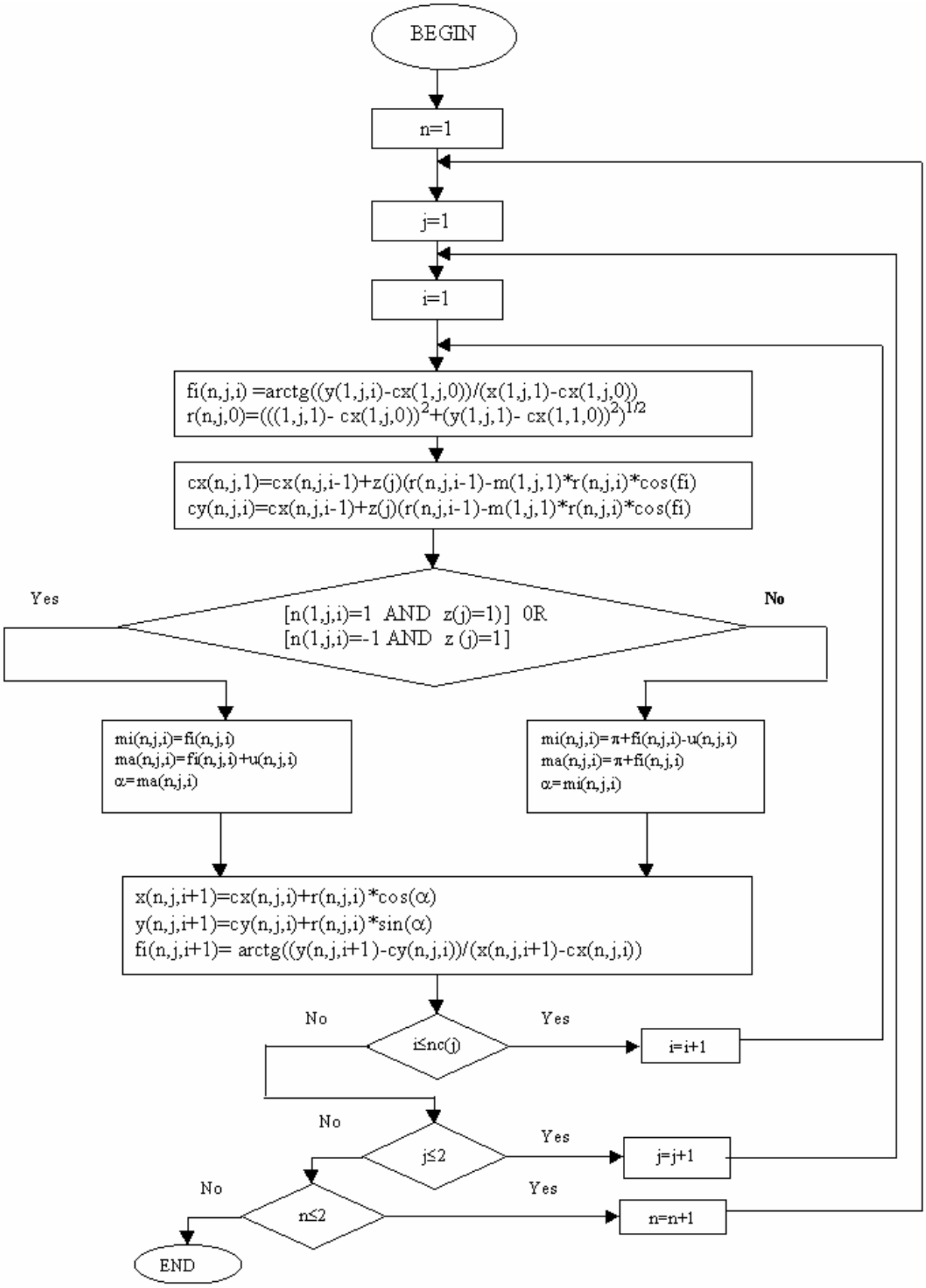


Schéma 1. Schéma logique pour la procédure CALCULS

3. Procédures CORECT 1 ET CORECT 2

Ces procédures fournissent à la procédure graphique les valeurs nécessaires à la translation du contour modifié du côté droit, correspondant à la section transversale, avec une valeur résultée de la modification de la section transversale par rapport à l'axe du contour de la surface plantaire.

Le rôle de la procédure CORECT 1 est de calculer la distance, mesurée sur le contour réel, entre le point d'origine et le point qui définit la position de la section transversale sur le contour de la surface plantaire de la forme comme la Fig.4.

Les valeurs d'entrée de la procédure CORECT 1 ont: *ns* – nombre des sections transversales; *ln* – variable qui mémorise les longueurs des arcs de cercle pour lesquelles on effectue le calcul; *lg(1,j,k)* – matrice qui mémorise les valeurs des longueurs définies dans la procédure CALCULS. Les valeurs *d,h,β* ont les significations de la Fig.4.

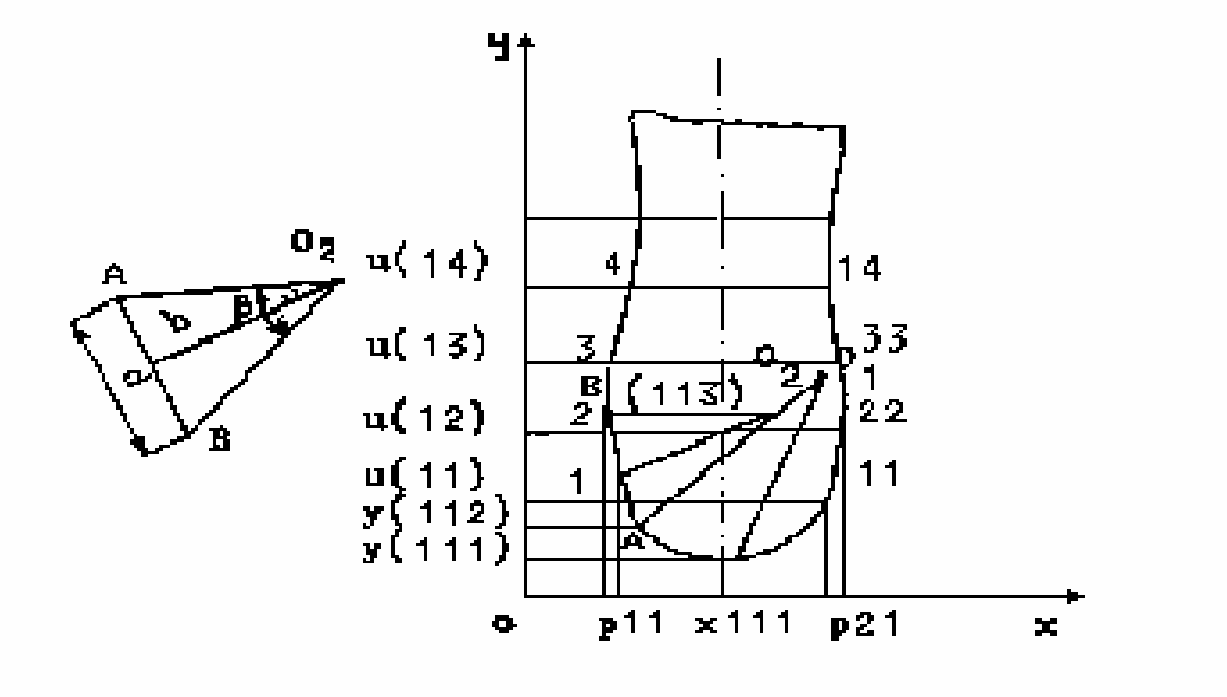


Fig. 4

La procédure CORECT 2 utilise comme valeurs d'entrée les valeurs de l'indice *lg(1,j,i)*, valeurs de sortie dans les procédure CORECT 1 et fournit comme valeurs de sortie les vecteurs *xp(2,j,k)* et *yp(2,j,k)* où sont mémorisées les coordonnées des points de base sections transversales modifiées.

Les valeurs d'entrée de la procédure CORECT 2 sont: r_1, r_2 – longueurs entre lesquelles se situe la valeur de *lg(1,j,i)* dans une itération; *lf* – variable nécessaire à exprimer les longueurs des arcs de cercle additionnées, dont la valeur est inférieure à celle de *lg(1,j,i); γ(2,j,k)* – angle dont la valeur est inférieure a celle de *u(2,j,i)* correspondant à la position de la section transversale sur le contour modifie.

Les valeurs de sortie sont: les coordonnées *xp(2,j,i)* et *yp(2,j,i)* qui définissent l'intersection des sections transversales avec le contour de la surface plantaire.

Les schémas logiques pour les procédures CORECT 1 et CORECT 2 sont présentés dans les schémas 2 et 3.

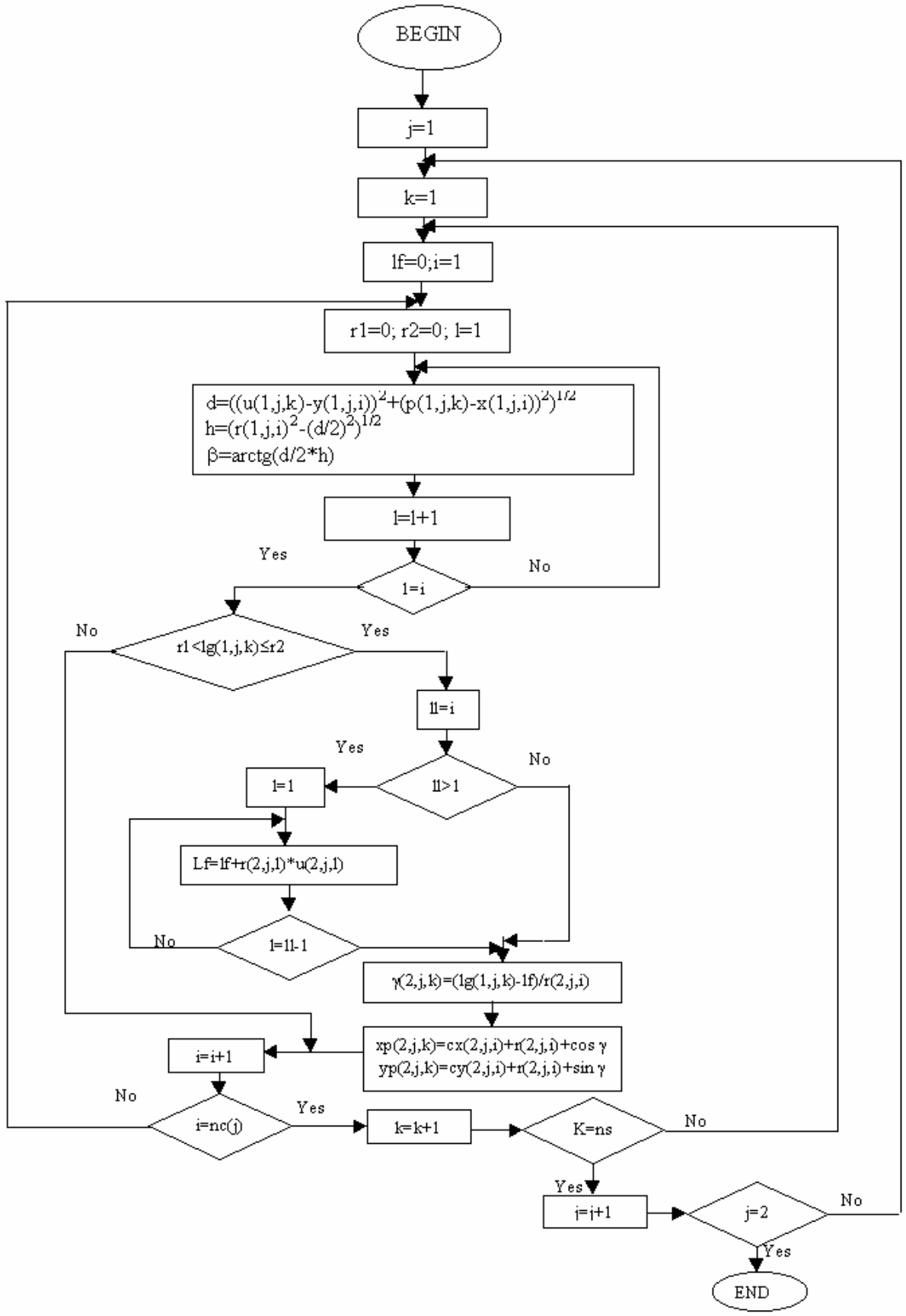


Schéma 2. Schéma logique pour la procédure CORECT 1

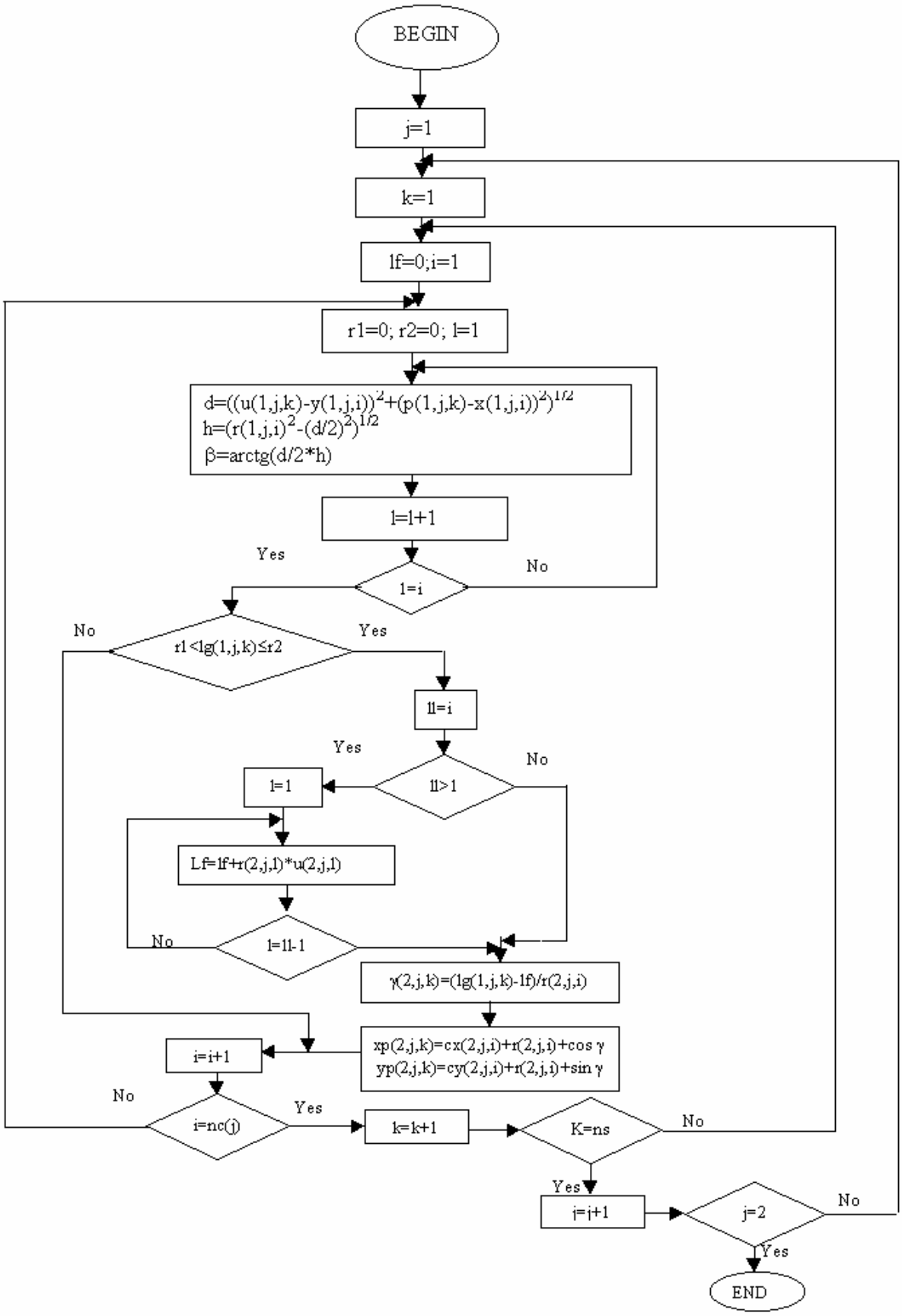


Schéma 3. Schéma logique pour la procédure CORECT 2

La schéma logique finale est présenté dans la Schéma 4.

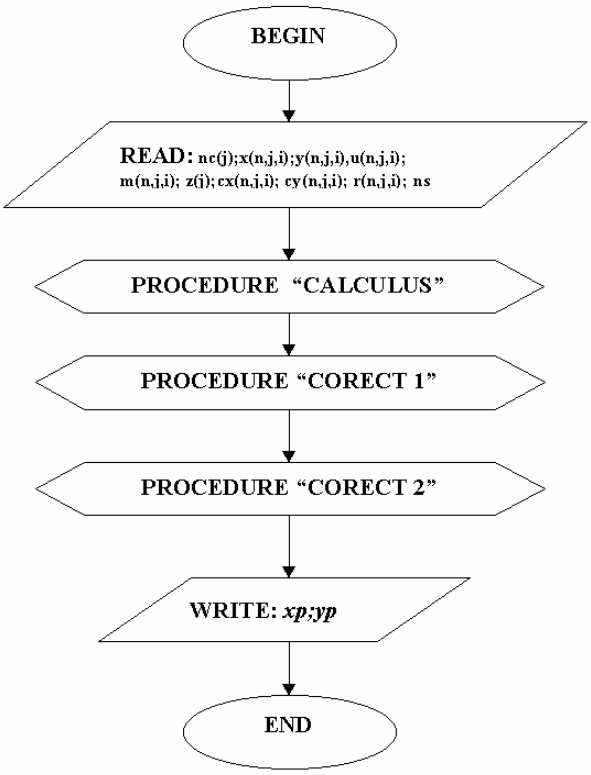


Schéma 4. Schéma logique finale

L'application sur ordinateur été réalisée en langage Turbo-Pascal.

Les algorithmes établis peuvent être appliqués pour la modification de n'importe quelle forme de la forme.

4. Conclusions

L'utilisation de l'ordinateur réduit la durée de l'élaboration du projet de 80% et élime complètement les erreurs de la méthode géométrique.

Reçu le 9 mai 2005 *Université Techique "Gh. Asachi" Iassy*

BIBLIOGRAPHIE

1. Volocariu R.S., Cociu V., Croitoru D.F., Contribuţii la proiectarea matriţelor pentru formarea branţului şi ştaifului, vol. Simpozion Naţional Confecţii din Piele Iaşi, 1986.

2. Cociu V., Volocariu R.S., Ionescu C., Matriţe şi dispozitive de formare. Rotaprint, Univerisatea tehnicã "Gh. Asachi" Iaşi, 1994, Ionescu C., Harnagea F., Projection assistée par ordinateur des moules pour contreforts de chaussure, Buletin I.P.Iaşi, tomul XLI (XLV), fasc. 1-2, 1995.

ALGORITM DE PROIECTARE ASISTATĂ DE CALCULATOR A MATRIŢELOR DE FORMAT ŞTAIFURI PENTRU ÎNCĂLŢĂMINTE

(Rezumat)

În lucrare, se prezintã o metodã şi un program de modificare a conturului calapodului în vederea obţinerii matriţelor de preformat ştaifuri pentru încălţãminte.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.362; 539.3

ON THE FUNCTIONAL STUDY OF A THERMOSTATIC DEVICE BASED ON INVAR ALLOYS

BY

MIHAI LOZOVAN and HORIA CHIRIAC

Abstract: In this paper we have studied some mechanical properties of alloys with technical applications in the thermostatic devices. The functioning data of a new thermostatic device are presented. The thermostat characteristics: temperature range 20-100°C, mechanical hysterezis ≈ 250 μm, sensibility ± 1°C. The thermostat is available in electrical rating of 10 A, 240 V, AC/DC, with stem of 6-mm diameter.

Keywords: invar alloys, thermal expansion, thermostat

1. Introduction

The binary Fe-Ni alloys (30-50% wt. Ni) with small additions manifest unusual physical properties, such as: low expansion coefficient, very high forced volume magnetostriction, important pressure effects on the Curie temperature, a sudden decrease of the magnetization when the alloy composition changes etc [1-5].

As already mentioned, small Mn, Si, Co, Ti and Cu additions offer the basic invar alloy better machine working [6].Accordingly, we have studied some mechanic properties of an invar alloy with technical applications. We have also analysed the influence of the heat treatments upon these properties and the functioning data of a new thermostatic device based invar alloy. The heat-sensing element of our thermostat is the rod and tube, most commonly used today in water heater controls. The tube is made of copper alloy (CuZn37) with a threaded plug in one end. Into this is screwed a rod of 36Ni-Fe invar alloy to give the combination of metals with high and low coefficients of expansion.

2. Experimental procedure

The chemical compositions of the studied alloys are presented in Table 1.

Table 1. The Chemical composition of alloys

Alloy	Chemical composition (wt %)						
	Ni	Mn	Si	Cu	Zn	Al	Fe
36Ni-Fe	36.21	0.35	0.12	-	-	-	rest
CuZn37	-	-	-	62.55	36.95	0.23	rest

The invar ingots were forged as 12x12 mm^2 bars which were annealed inside a furnace with hydrogen atmosphere for 10h at 1200°C and then cooled in water from

this temperature. This thermal treatment was meant to ensure the alloy homogenization, desulphuration and decarburation [7].

Prior to the measurements the invar studied alloys were subjected to the following thermal treatments inside a furnace with argon atmosphere:

a) heating at 830°C for 1 h + water quenching + 1h at 315°C + 50h ageing at 100°C + very slow cooling down to the room temperature.

The temperature dependence of the thermal expansion was measured for ∅5x35 mm samples by means of the method and installation described in [8]. The sample heating rate during the measurements was 3°C/min.

3. Experimental results and discussion

Figure 1 illustrates the temperature dependence of the average coefficient of thermal expansion for the Cu Zn37 alloy and 36Ni-Fe invar alloy within the practically interesting temperature range 50-500°C. Up to 200°C the $\Delta\alpha=\alpha_2-\alpha_1$ is constant and important for technical applications.

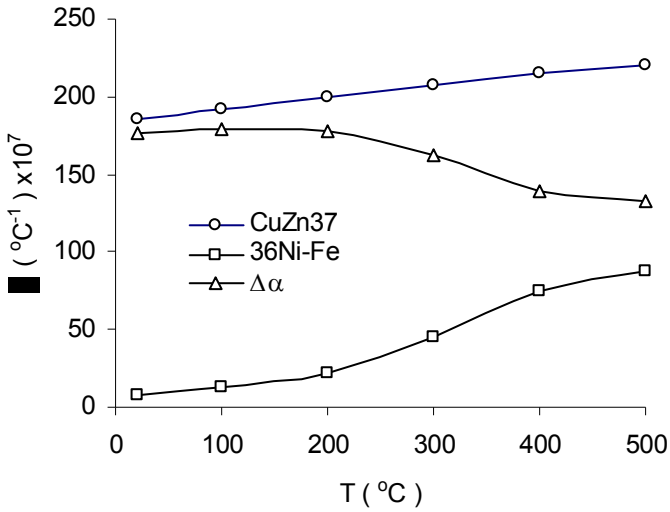


Fig.1. The temperature dependence of the average coefficient of thermal expansion for the CuZn37 and 36Ni-Fe alloys

A linear increase up to 500°C of the thermal expansion coefficient of CuZn37 alloy is observed.

Figure 2 presents a thermostat realised by invar studied alloys. Basically, all thermostats operate by means of expansion or contraction of a heat-sensing element-a gas valve is opened or closed, or an electrical contact is made or broken. The heat - sensing element is that part of the control that senses an increase or decrease in temperature and expands or contracts accordingly. The heat-sensing element of the thermostat is the rod and tube, most commonly used today in water heater controls. The tube is made of copper alloy (CuZn37) with a threaded plug in one end. Into this is screwed a rod of invar alloy to give the combination of metals with high and low coefficients of expansion.

Fig. 2. Invar thermostat for industrial applications

The thermostat characteristics: temperature range 20-100°C, mechanical hysterezis ≈ 250 μm, sensibility ± 1°C. The thermostat is available in electrical rating of 10 A, 240 V, AC/DC, with stem of 6-mm diameter.

Figure 3 presents the sensing element of the thermostatic device. The mechanical hysterezis of the sensing element of the thermostat (about 250 μm) is present in figure 4.

Fig. 3. The sensing element of the Invar thermostat for industrial applications

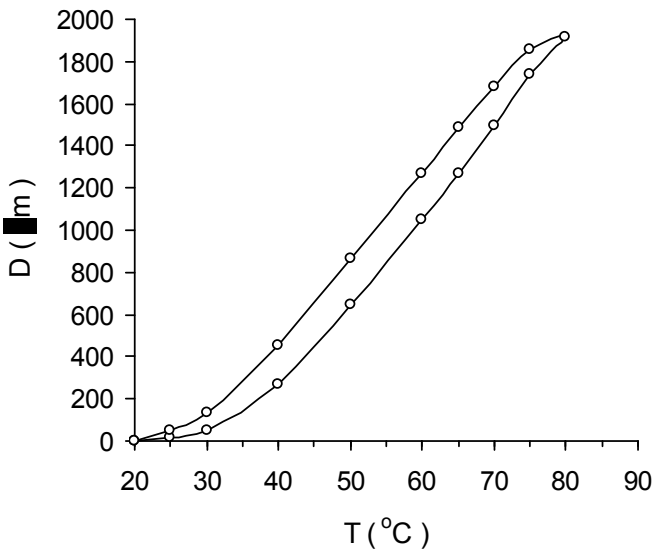


Fig. 4. The mechanical hysterezis of the sensing element (amplification x5) of the thermostat

4. Conclusions

The temperature dependence of the average coefficient of thermal expansion for the Cu Zn37 alloy and 36Ni-Fe invar alloy within the practically interesting

temperature range 50-500°C are studied. Up to 200°C the $\Delta\alpha=\alpha_2-\alpha_1$ is constant and important for technical applications.

The functioning data of a new thermostatic device are presented. The thermostat characteristics: temperature range 20-100°C, mechanical hysterezis ≈ 250 μm, sensibility ± 1°C. The thermostat is available in electrical rating of 10 A, 240 V, AC/DC, with stem of 6-mm diameter.

Received: May 9 2005

National Institute for Research-Development in Technical Physics Iasi

REFERENCES

1. H. Chiriac, M. Lozovan, M. Neagu, **Romanian Reports in Physics, vol. 46, Nos. 2-3, 1994, 215-223**
2. Y. Nakamura, **IEEE Trans.Magn., MAG 12, 4, 1976, 278**
3. E. P. Wohlfarth, **IEEE Trans.Magn., MAG 11, 1976, 638**
4. D. A. Cooling, J. Carr jr., **J. Appl. Phys., 41, 1970, 125**
5. H. Chiriac, Gh. Pop, F. Borza, M. Sorohan, V. Tutovan, **Anall. Şt. Univ. Al. I. Cuza Iaşi, XXXIII, SIB, Fizica, 1987, 12**
6. Jon L. Everhart, **Engineering Properties of Nickel and Nickel Alloys, Plenum Press, New York, 1971, 229**
7. Y. Tanji, **J. Phys. Soc. Japan, 31, 1971, 1366**
8. H. Chiriac, M. Lozovan, **Primul Simpozion Național de Materiale Magnetice, ICPE Bucureşti, 1988, 488**
9. H. Chiriac, M. Lozovan, **Conferința Națională de Fizică , Constanța, 1993, 31**
10. H. Chiriac, M. Lozovan, **Romanian Reports in Physics, vol.47, Nos.7-10, 1995, 865-871**
11. C. Chiriac, M. Lozovan, S. Mohorianu, H.Chiriac,V. M. Cosma, **Conferința Internațională TMCM′96, Iaşi, vol.III, 1996, 279-282**

ASUPRA STUDIULUI FUNCȚIONAL A UNUI DISPOZITIV DE TERMOSTATARE BAZAT PE ALIAJE INVAR

(Rezumat)

A fost studiată dependența de temperatura a coeficientului de dilatare termică liniară a aliajului CuZn37 şi a aliajului 36Ni-Fe până la 500°C. Până la 200°C diferența coeficienților de dilatare termică liniară a celor două aliaje este constantă, lucru foarte important pentru aplicațiile practice. Este prezentat un dispozitiv de termostatare realizat pe baza acestor materiale. Caracteristiciele tehnice ale termostatului sunt: histerezis mecanic ≈ 250 μm, sensibilitate ± 1°C. Termostatul este proiectat să lucreze la o tensiune electrică de 240V si o intensitate a curentului electric de 10A.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.9.04

SOME PRELIMINARY EXPERIMENTS UPON THE WORKPIECE PARAMETERS PROCESSED BY ELECTROMAGNETIC FORMING

BY

DORIN LUCA, ROXANA ARSENE and GEORGE ANDRIESCU

Abstract. The paper describes a series of researches through preliminary experiments that observes the influence of some parameters (variables) that are specific to workpieces submitted to the processing through electromagnetic forming. The parameters chosen in this paper were: the nature of the material characterised by electric resistivity, structural state of the material, (with or without the recovery heat treatment) and the thickness of the workpiece. The workpieces disk-shaped prepared were independently deformed, than it was measured the maximum obtained deformation depth (flawless), considered to be the measure for the pieces deforming processed by flat electromagnetic forming. The data we obtained were statistically processed in order to select the significantly parameters that will be a part of the statistical-mathematical model that is to be studied in the next researches.

Keywords: flat workpiece, resistivity, structural state, thickness, formability, statistical-mathematical modelling, significant parameters, flat electromagnetic forming.

1. Introduction

The improvement of the production processes' performances requires to find the optimal combination value of the parameters that operates in those processes. The systemic approach of the electromagnetic forming processing, presented in paper [1], permitted the selection of the main parameters (factors) for experimental research of the plate pieces processing. The highlighted parameters in the eight research domains were set in three main groups: working piece parameters, working tool parameters and working installation parameters. In order to make the researches on the workpiece parameters suggested in this paper, have been established the preliminary experiment plans (*PrelExP*) as it follows:

- *PrelExP* 1: study of the influence of workpiece resistivity;
- *PrelExP* 2: study of the influence of workpiece structural state;
- *PrelExP* 3: study of the influence of workpiece thickness.

The data obtained by preliminary experiments are subdued to some statistic processing such as: *variance analysis* and *correlation analysis*. For this, the obtained data are organised in table form and we calculate the sum, the average, and the dispersion on the *m* columns. Next we calculate the Fischer *criterion*, to establish the significant factors that are couched by the rapport:

$$F_c = S^2 / S_a^2 \tag{1}$$

where S_a^2 is the variance caused by random factors, and S^2 is the variance given by the relationship,

$$S^2 = r\,S_x^2 + S_a^2 \tag{2}$$

with S_x^2 the variance caused by the analysed factor *X* and *r* the number of repeated determinations.

Choosing the tabled values for Fischer criterion is made based on the level of significance α, and of the freedom degrees $\nu_1 = m-1$ and $\nu_2 = m(r-1)$. The signification level α (also called trustful level) has been chosen according to the special literature recommendations [2], with the value $\alpha = 0{,}05$ (5%), value that has been currently used for measurements in industry, laboratories, in control operations, in testing, expertise etc.

In order to eliminate the variances that radically differ from other variances, we calculate the Cochran *criterion*, in order not to repeat the experiment, with the expression:

$$G_c = \frac{\max S_j^2}{S_1^2 + S_2^2 + \ldots + S_j^2 + \ldots + S_m^2} \quad ; \quad j = 1 \ldots m \tag{3}$$

where S_j^2 are the variances on the *m* columns of the organised data table.

The tabled values of Cochran criterion are taken based on the level of signification α, of the number of freedom degrees $\nu_3 = m-1$ and of the number of variances *m*.

Correlation analysis is used to estimate the connections between results and factors, and also for the selection of the significant connections that will be considered in the programmed experiment and will enter as variables in the mathematical model of the process. If it is to be found a certain connection, more or less tight, between the two variables *Y* and *X*, it is said that these are in *correlation* or that there is a *stochastic* relation between them.

In order to express the connection between the two variables *Y* and *X* it was introduced an indicator, called *coefficient of simple correlation*, whose estimation r_{yx} is determined with the relationship:

$$r_{yx} = \frac{\sum_{i=1}^{n} x_i y_i - n\,\bar{x}\,\bar{y}}{(n-1)\,S_x\,S_y} \tag{4}$$

where S_x and S_y are estimated squared medium variances and *n* is the number of determinations.

Simple correlation coefficient square is respectively called *simple determination coefficient* ($R_{yx} = r_{yx}^2$) and it expresses that part from the variation of the result *Y* that can be attributed to factor *X*.

After calculating the correlation coefficients we check up their significance. This way, in the case of the simple correlation coefficient it is used the Student *criterion*, which is expressed by the relationship:

$$t_c = \frac{|r_{yx}|\sqrt{\nu_4}}{\sqrt{1-r_{yx}^2}} \tag{5}$$

where $\nu_4 = n-2$ is the number of freedom degrees and n is the number of determinations.

2. Experiment and results

For the *PrelExP* 1 experiment it was used metallic materials rolled sheet of different nature (aluminum, copper, brass, steel), from which it was prepared then, they were freely deformed on a die with the diameter of 80 mm and the connecting radius of 5 mm. Each specimen was deformed under the same conditions and with the same value of the applied energy, respectively 1,6 kJ (200 μF/4 kV). After the plastic deforming the pieces we obtained were set on a control-table and with the help of a comparison measurer, was measured the deforming depth *h*, in the middle of the pieces. The specimens that were used, have been differentiated by the values of electrical resistivity ρ [3], the results of electromagnetic forming being presented in table 1 and figure 1.

Table 1. *PrelExP* 1 results: study of the influence of workpiece resistivity.

	Workpiece material			
	Cu-OF	EN AW-1200	CuZn 36	FeP04
Thickness *g* [mm]	0,50	0,50	0,50+0,02	0,50-0,01
Resistivity ρ [μΩ m]	0,0177	0,0271	0,0640	0,1300
Depth *h* [mm]	20,34	18,33	13,57	6,93

For this experiment it was necessary to use specimens made from materials of different nature who had the same thickness. Practically, it was not possible, the sheets from which it were made disk shaped specimens presenting positive and negative variations for about 0,50 mm. The exact thickness of the disks were measured with the help of a micrometer with a precision of ±0,01 mm. Although the experiment has been made without repeating the tests, it was orientative established the regression equation that models the best experimental dates, this being confirmed by the maximal value that the determination coefficient R_{yx}, has in that researched case.

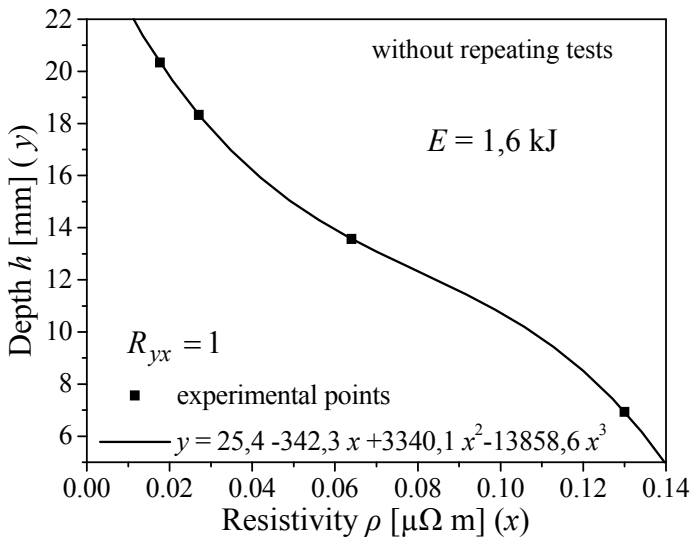


Figure 1. The effect of resistivity on deformation depth.

For *PrelExP* 2 experiment it was used specimens in two different structural states, which means specimens that were not thermicaly treated and also specimens that were thermicaly treated. The set of specimens non-thermicaly treated come

directly from the rolled sheet, and a second set of specimens was thermicaly treated before being processed by electromagnetic forming. The thermical treatment consisted in the heating of the pieces in package at a temperature of 400°C, the maintaining at this temperature for an hour, followed by the slow cooling in air. The specimens were aluminum with the thickness of 0,5 mm and the diameter of 110 mm, the material having the numerical symbol EN AW-1200 and the chemical symbol EN AW-Al 99,0. They were deformed with an electrotechnical copper flat coil having 3 windings, the inductance of 0,330 μH and the resistance of 0,813 mΩ, on a die with the diameter of 80 mm and the connecting radius of 5 mm. The applied energy was different for each deformed specimen, and it was obtained by modifying the voltage of the energy stocker for a constant capacity of 200μF. The wanted result was also in this case, the deformation depth measured in the center of the pieces, the obtained values being mentioned in table 2.

Table 2. *PrelExP* 2 results: study of the influence of workpiece structural state.

Workpiece structural state	Deformation depth *h* [mm]				
	E=0,4 kJ	*E*=0,9 kJ	*E*=1,6 kJ	*E*=2,5 kJ	*E*=3,6 kJ
without heat treatment	0,11	1,82	4,00	6,46	9,83
with heat treatment	1,23	2,96	5,30	8,99	12,61

Observation. The factor *structural state* was not selected for the mathematical model, because it is a quality parameter, but it can be used in the case of stencil mode lings with the Taguchi *method* [4].

In order to verify the influence of thickness of the workpiece (*PrelExP* 3), [5], disk shaped specimens were prepared, with a diameter of 110 mm made by aluminum sheet, grade EN AW-Al 99,0 and thickness *g* differs: 0,15 mm, 0,45 mm, 0,80 mm and 1,20 mm. The specimens were free bulged on a die with the diameter of 80 mm and with the connecting radius of 5 mm, and then it was measured the deforming depth *h*, obtained in the middle of pieces with the help of a comparison measurer with a precision of ±0,01 mm, resulting the values mentioned in table 3.

Table 3. *PrelExP* 3 results: study of the influence of workpiece thickness.

Number of repeated determinations	Factor levels (thickness *g*)			
	1 (0,15 mm)	2 (0,45 mm)	3 (0,80 mm)	4 (1,20 mm)
1	31,53	23,01	19,24	16,77
2	30,80	23,33	19,55	15,85
3	30,95	22,45	18,76	17,36
Sum	93,28	68,79	57,55	49,98
Average	31,093	22,930	19,183	16,660
Variance	0,149	0,198	0,158	0,579

The repeated tests in experiment were made at a value of applied energy of 2,5 kJ (200 μF/5 kV). The flat spiral coil used for this experiment had 5 windings, the inductance of 0,920 μH, the resistance of 0,712 mΩ and was made from electrotechnical copper. The data obtained from this experiment were subdued to variance analysis and to correlation analysis, and a series of conclusions are drawn from here, and these are presented in table 4.

Table 4. Results and conclusions of the variance and correlation analysis for *PrelExP* 3.

		Mod of decide	Value	α	m	r	ν_1	ν_2	ν_3	ν_4	r_{yx}
				0,05	4	3	3	8	3	2	-0,9454
Fischer criterion	F_c	relationship (1)	1318,133	$F_c>F_t$: *thickness* it is thought that is parameter and will be inclused in mathematical model							
	F_t	annex IV [6]	4,07								
Cochran criterion	G_c	relationship (3)	0,53413	$G_c<G_t$: in conclusion the hypothesis regarding homogeneousness of the variances is verified							
	G_t	annex VIII [6]	0,6841								
Student criterion	t_c	relationship (6)	4,1021	$t_c<t_t$: in conclusion don't exist correlation between variables *or* dependence is nonlinear							
	t_t	annex III [6]	4,303								

The condition imposed by the Student criterion is not verified, so they had to make a supplementary experiment with a different value of applied energy, the graphical representation of obtained data and establishing the regression equations. In figure 2 it is shown the variation of the deformation depth of the obtained pieces with different thickness for energy of 2,5 kJ, when it was considered the average of repeated determinations from table 3, and also for the energy of 0,4 kJ, when there were made determinations without repeating them. The established regression equation, in the form of some 3 degree polinoms, for which the determination coefficient R_{yx} has the value 1, it confirms the existence of a nonlinear dependence. Under these circumstances, also considering the conclusions of Fischer criterion, the thickness g could be selected for the mathematical model.

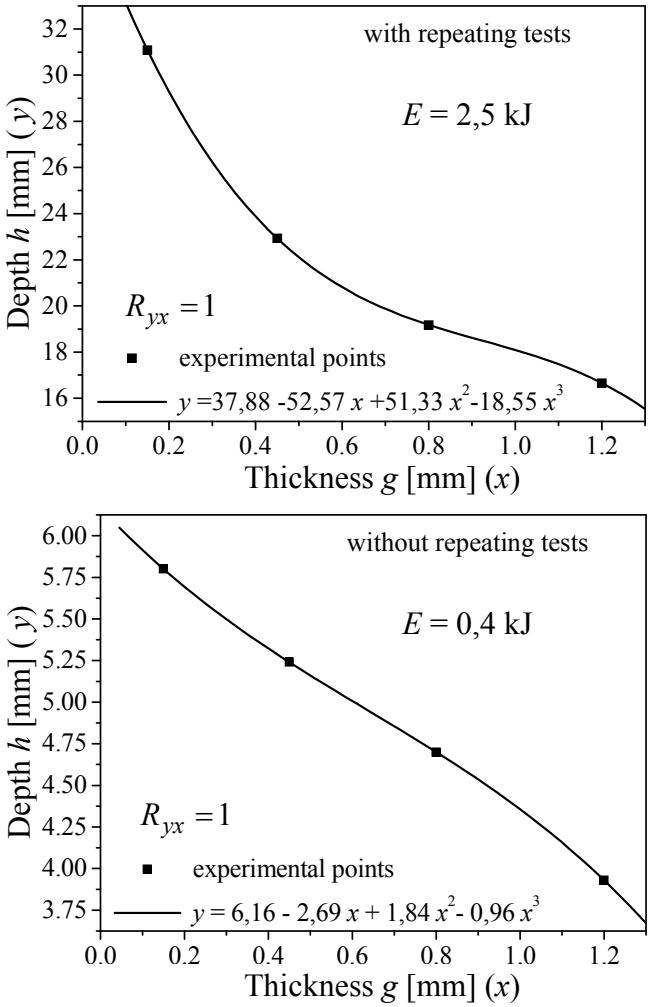


Figure 2. The effect of thickness workpiece on deformation depth.

3. Conclusions

As a result to the preliminary experiments regarding the parameters of the electromagnetic forming processed workpieces it results a series of conclusions that are presented next.

The resistivity of the workpiece. The experimental results, presented in table 1 and figure 1, show that while the workpiece resistivity grows, the obtained deforming

depth decreases. The pronounced decreasing of the deformation depth (deformation degree) is produced if the piece resistivity has higher values than 0,030…0,040 μΩ m. The result is that the materials such as brass, steel etc. it will be harder to processing them by electromagnetic forming, increased energies being necessary.

Structural state of the material of the piece. The recrystallization recovery treatment applied to workpieces before electromagnetic forming contributes to the growing of the established deforming degree. In the case of pieces from aluminum EN AW-1200, the relative growth of the deforming degree was of about 28% on recovery pieces compared to the pieces that have been electromagnetic formed directly from the rolled state.

Thickness of the workpiece. Experimental results, presented in table 3 and figure 2, show that when the workpiece thickness grows the obtained deforming depth is minimised. In the case of the pieces from aluminum EN AW-1200, the relative decreasing of the deformation depth was of about 46% .

REMARK

This paper presents some results of the researches financed in Grant CNCSIS type A, cod 529/2005.

Received, May, 10, 2005 *Technical University "Gh. Asachi" Jassy*

REFERENCES

1. LUCA, D. - *Research and Contributions Regarding Plastic Processing by the Electromagnetic Forming Proceeding,* PhD Thesis (in Romanian). Iaşi: Technical University, 2000.
2. CICALĂ, E.F. - *Statistic Processing Methods of Experimental Data* (in Romanian). Timişoara: Publishing House Politehnica, 1999. 303 p. ISBN 973-9389-30-8.
3. GERU, N. et al. - *Metallic materials. Structure, Proprieties, Utilisations* (in Romanian). Bucureşti: Publishing House Tehnică, 1985. 394 p.
4. MUSCĂ, G. et al. - *Experimentation, Modelling and Optimisation of the Products and Processes* (in Romanian). Chişinău: Publishing House Tehnica, 1998. 147 p. ISBN 9975-910-63-7.
5. LUCA, D.; GHEORGHIU, DIANA; PETRIŞOR, C.; GRIGORUȚĂ, G. - The Influence of the Workpiece Parameters at Electromagnetic Forming of Metal Sheets. *Bulletin of the Politechnic Institute of Jassy*, 1998, tom XLIV (XLVII), supliment II, p. 21-24. ISSN 1001-2855.
6. TALOI, D. et al. - *The Optimisation of the Metallurgical Processes* (in Romanian). Bucureşti: Publishing House Didactică şi Pedagogică, 1983. 340 p.

UNELE EXPERIMENTE PRELIMINARE ASUPRA PARAMETRILOR PIESEI DE LUCRU PROCESATE PRIN MAGNETOFORMARE

(Rezumat)

Lucrarea descrie o serie de cercetări prin experimente preliminare care urmăresc influența unor parametri (variabile) specifici pieselor de lucru supuse procesării prin magnetoformare. Parametrii aleşi în această lucrare au fost: natura materialului caracterizată prin rezistivitatea electrică, starea structurală a materialului (cu sau fără tratament termic de recoacere) şi grosimea piesei de lucru. Piesele de lucru pregătite sub formă de disc au fost deformate liber, după care s-a măsurat adâncimea de deformare maximă obținută (fără fisurare), considerată ca măsură a deformabilității pieselor procesate prin magnetoformare plană. Datele obținute au fost prelucrate statistic pentru a selecta parametrii semnificativi ce vor face parte din modelul statistico-matematic, care se propune a fi elaborat în cadrul cercetărilor ulterioare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.620.178.1; 669-17

ABOUT WEAR BEHAVIOUR OF STEELS NITRATED IN ELECTROLYTIC PLASMA

BY

VALENTIN MIHAILOV*, MARIA BACIU, SILVIA GEORGESCU** and CONSTANTIN BACIU****

Abstract: Considering OLC55 and 40Cr10 steels, nitrided and quenched in electrolytic plasma, their wear resistance was expressed by means of the intensity (I_m) and rate (V_m) of mass wear. The thermal processing variants applied to the two steels under study comprised: three different diffusion temperatures, T_d = 650, 700 and 750^{0}C; two values of the diffusion time, t_d = 3 and 6 min; the electrolyte with the composition: 10% NH_4Cl + 20% NH_4OH + H_2O. Based on the experimental data recorded for the two steels under study, the variation curves were plotted, as a function of the diffusion temperature, for the average mass wear rate, $\overline{V_m}$ = f(T_d) and for the average mass wear intensity, $\overline{I_m}$ = f(T_d).

Keywords: electrolytic plasma, steels, abrasive wear.

1. Introduction

Microstructural changes caused by the process of super-alloying by diffusion during steel heating in electrolytic plasma influence wear resistance. Mass wear of materials can be expressed by means of the mass wear rate, V_m:

$$V_m = \frac{\Delta m_c}{t}, \text{ [g/h]} \quad (1)$$

and by the mass wear intensity, I_m:

$$I_m = \frac{\Delta m}{A_f \cdot L_f}, \text{ [g/m}^3\text{]} \quad (2)$$

where; Δm_c represents cumulated mass loss, Δm - mass variation, t – time, A_f - friction surface and L_f – length of the friction path

2. Experimental

Wear behaviour of OLC55 and 40Cr10 steels, super-alloyed with nitrogen by heating in electrolyte solution has been studied under the conditions of a dry wear regime between the contact surfaces of the specimens and the diamond disk, Figure 1.

The technological variants of the nitriding treatments applied to OLC55 and 40Cr10 steels are shown in Figure 2.

The specimens, subjected to the wear tests, were super-alloyed with nitrogen in electrolytic plasma according to the conditions given in Table 1.

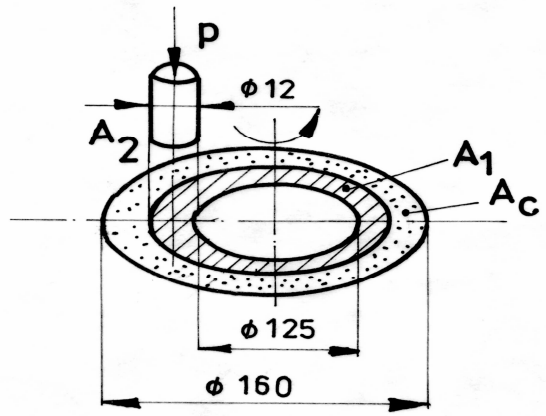


Figure 1 Conditions specific to the abrasive wear test (V_{slip} = 1.25 m/min, p = 1.5 MPa)

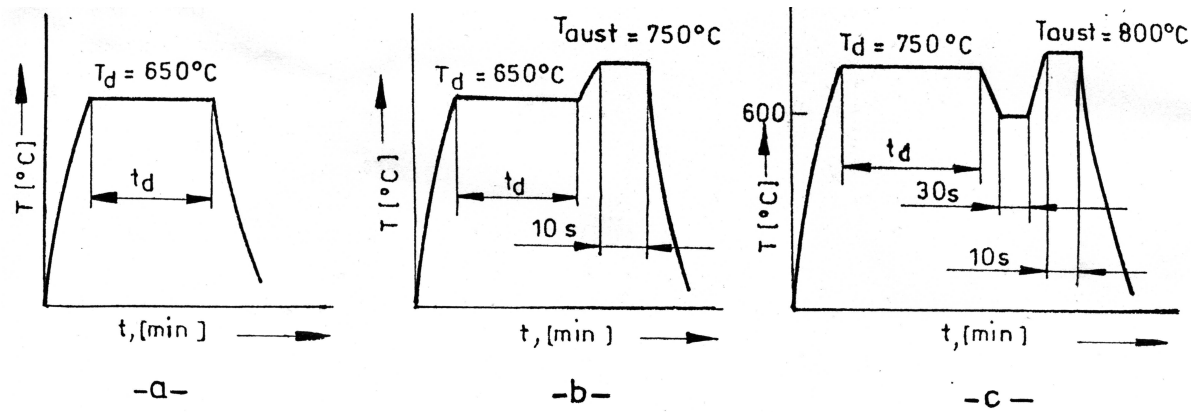


Figure 2. Technological parameters of the nitriding treatments by heating in electrolytic plasma:
variant a – nitriding (T_d = 650^{0}C, t_d = 3; 6 min) and quenching
variant b – nitriding (T_d = 650^{0}C, t_d = 3; 6 min) followed by heating for austenitization (T_{aust} = 750^{0}C, t = 10 sec) and quenching
variant c – nitriding (T_d = 750^{0}C, t_d = 3; 6 min) followed by a quenching step (600^{0}C, t = 30 sec) then heating for austenitization (T_{aust} = 750^{0}C, t = 10 sec) and quenching

Table 1 Conditions for nitrogen super-alloying in electrolytic plasma

No.	Steel grade	Marking	Technological parameters of diffusion		Initial mass, m_i, [g]
			T_d, [^{0}C]	t_d, [min]	
1	40Cr10	3R	650	3	40.3547
2		3I	700		40.4266
3		3M	750		40.5210
4	OLC55	4D	650		40.7285
5		4F	700		40.7407
6		4S	750		41.1910
7	40Cr10	3A	650	6	40.6015
8		3V	700		39.1349
9		3J	750		40.6167
10	OLC55	4Y	650		40.3947
11		4DD	700		40.9206
12		4T	750		40.4801

Observations:
- electrolyte: 10 % NH_4Cl + 20 % NH_4OH + H_2O;
- after nitriding all specimens were quenched.

3. Results

Measurements of the mass losses, Δm and Δm_c, were performed by weighing the specimens on the analytical balance, at different time intervals (1; 2; 2.5; 3; 3.5; 4, 4.5 and 5 hours) of the test. Based on the relationships (1) and (2) the values of mass wear rate and mass wear intensity, respectively, were determined and subsequently the average values of these parameters were calculated (table 2).

Table 2

Average values	Specimen											
	3R	3I	3M	3A	3V	3J	4D	4F	4S	4Y	4DD	4T
$\overline{V_m}$	8.66	12.71	18.06	8.11	14.38	19.23	18.66	18.98	20.82	11.56	13.72	20.11
$\overline{I_m}$	6.503	10.802	13.568	6.094	9.544	14.445	14.014	14.252	15.633	8.683	10.301	15.105

The variation of the two mass wear parameters, $\overline{V_m}$ and $\overline{I_m}$, as a function of the diffusion temperature, is shown in figure 3 and 4, respectively, for the two steels under study.

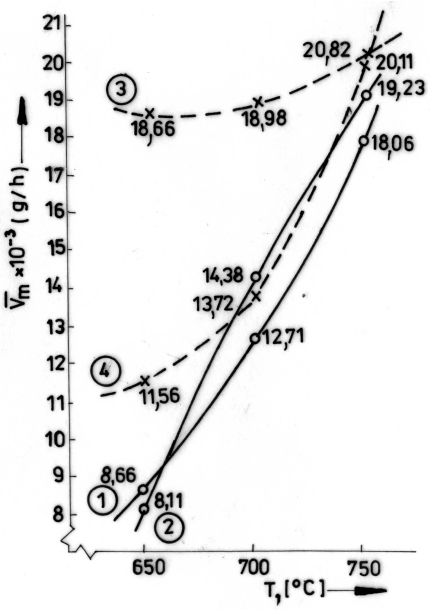


Figure 3. Variation of the average mass wear rate, $\overline{v}_m = f(T_d)$, as a function of diffusion temperature:

$$t = 3\min \begin{cases} 1-40Cr10 \\ 3-OLC55 \end{cases}$$

$$t = 6\min \begin{cases} 2-40Cr10 \\ 4-OLC55 \end{cases}$$

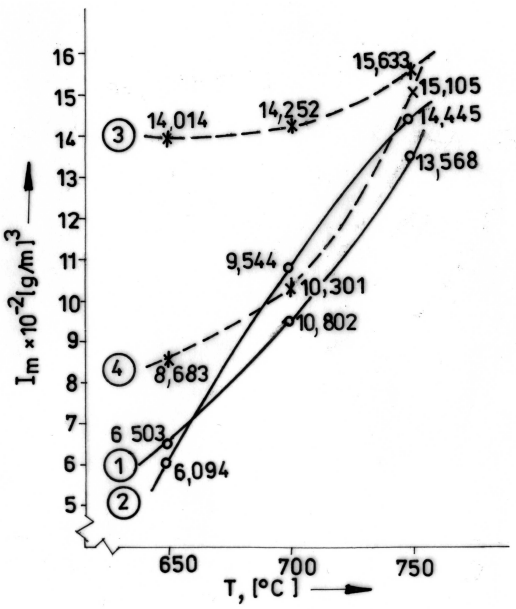


Figure 4. Variation of the average mass wear intensity, $\overline{I}_m = f(T_d)$, as a function of diffusion temperature:

$$t = 3\min \begin{cases} 1-40Cr10 \\ 3-OLC55 \end{cases}$$

$$t = 6\min \begin{cases} 2-40Cr10 \\ 4-OLC55 \end{cases}$$

4. **Conclusions**

(i) Nitrogen super-alloying of steels, heated in electrolytic plasma provides considerable improvement of wear behaviour, in dry friction regime.

(ii) Under the condition of maintaining constant the diffusion time, the lowest values of the parameters of wear process correspond to $T_d = 650^0C$; the increase of diffusion temperature causes the gradual increase of mass losses Δm and Δm_c.

(iii) By comparing the above two values of the diffusion time, better wear behaviour has been noticed for the specimens which were thermally processed for 6 minutes.

(iv) The analysis of the experimental data emphasizes the superior wear behaviour of 40Cr10 steel as compared to OLC55 steel under the conditions of the same values for the parameters of diffusion process.

Received, May, 10, 2005

**Academy's Institute of Physics, Republic of Moldova*
***Technical University"Gh. Asachi" Iassy.*

REFERENCES

1. **Aleksandrov, V.N. Ignat'kov, D.A., Pasinkovskÿ, E.A**., *Fizico-mehaničeskie svojstva stali 45, azotirovannoj v èlektrolitnoj plasme*, Elektronnaâ obrabotka materialov, nr. 2, p.17-18, 1982.
2. **Baciu, Maria,** *Contributions on the structural and property changes of thermally and thermochemically treated steels in electrolytic plasma* (in Romanian), PhD thesis, „Gh.Asachi" Technical University from Iaşi, 1999.
3. **Belkin, P.N, Ignat'kov, D.A., Pasinkovskÿ, E.A.**, *Azotirovanie v elektrolitnoj plazma, Kolloquium Eigensspannungen und Oberflächen-verfestigung*, p.265, 1982.

ASUPRA COMPORTĂRII LA UZURĂ A OȚELURILOR NITRURATE ÎN PLASMĂ ELECTROLITICĂ

(Rezumat)

Analizând oțelurile OLC 55 şi 40 Cr10, nitrurate în plasmă electrolitică, s-a exprimat rezistența lor la uzură prin intermediul intensității (I_m) şi a vitezei de uzură masică (V_m). Variantele de prelucrare termică aplicate celor două oțeluri analizate au presupus: trei temperature diferite de difuzie, T_d = 650, 700 şi 750^0C; două valori ale timpului de difuzie, t_d = 3 and 6 min; electrolit cu compoziția: 10% NH_4Cl + 20% NH_4OH + H_2O. Pe baza datelor experimentale înregistrate pentru cele două oțeluri analizate, au fost trasate curbele de variație, în funcție de temperatura de difuzie, pentru viteza medie de uzură masică $\overline{V_m} = f(T_d)$ şi pentru intensitatea medie de uzură masică $\overline{I_m} = f(T_d)$.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15; 669.13

ON THE INFLUENCE OF THE HEAT TREATMENT PARAMETERS ON THE MICROHARDNESS VARIATION OF A BAINITIC S.G.CAST IRON

BY

IOAN MILOŞAN

Abstract: The paper presented here belongs to the researches about the influence of the heat treatment's parameters over the microhardness's variation of a Bainitic S.G. Cast Iron at the end of an wear process. It was determinate the variation of the rapport (δ) between the microhardness (Δ H) and the distance of the wear surface (Δl).

Keywords: Materials Science, bainitic s.g. cast iron, heat treatment, wear

1. Introduction

At present, very limited information on the abrasive wear properties of austempered ductile iron is available. Wear is one of the major ways by which materials cease to be useful. Process plant and subsidiary processes contend with a much bigger wear problem than in the case of machine parts, although their life is often much shorter. Therefore, it is important to enhance the wear resistance of cast irons [1] - [6].

2. Materials

The studied cast iron had the following composition: 3,70 % C; 2,46 % Si; 0564 % Mn; 0,038 % P; 0,009 % S; 0,21 % Mo; 0,12 % Ni; 0,17 % Cu; 0,072 % Mg.

This cast iron was elaborated in an induction furnace. Nodular changes were obtained with the "In mold" method, with the help of prealloy FeSiCuMg with 10-16% Mg, added into the reaction chamber in a proportion of 1,1% of the treated cast iron.

The structure in raw state is perlito-ferritic typical for a cast iron with geometrically regular nodular form. The casted raw iron had the following mechanical properties: Rm = 660 [N/mm^2] HB =180; KC = 12 [J/cm^2]; A = 7 [%].

3. Heat treating

The parameters of the heat treatment are:

-the austenitizing temperature, t_A = 900 [°C]

-the maintained time at austenitizing temperature, τ_A = 30 [min].

- the temperature at isothermal level, t_{iz} = 300, 350 and 400 [°C].
-the maintained time at the isothermal level, τ_{iZ} = 5, 30, 60, 120, and 180 [min].

All these 3 experiment groups: lot A (t_{iz} = 300 °C), lot B (t_{iz} = 350 °C) and lot C (t_{iz} = 400 °C), performed at isothermal maintenance in salt-bath (55% KNO_3+ 45% $NaNO_3$), being the cooling after the isothermal maintenance was done in air.

4. Experimental procedure

From this material, 15 typical wear - test specimens (ϕ 20 x 3 mm) was done.

The abrasive wear test were performed by a mechanism with ball-on-plane contact (manganese steel ball was actuated by an electric motor) under 40 N load at room temperature for 1 h.

It was determinate the microhardness ($HV_{0,01}$) with an "Akashi MVK - E3" machine, in the 50 μm of the section of the wear specimens.

An analysis of the transformation in the section of the wear specimens, it was made by calculating an study the variation of the rapport (relation 1) between the microhardness (Δ H) and the distance of the wear surface (Δl):

$$\delta = \Delta H / \Delta l \tag{1}$$

where:Δ H - the variation of the microhardness between the wear surface and some;

δ - distances [$HV_{0,01}$] ;

Δ l - the variation of the distance between the wear surface and some;

δ - distances [μm].

For exemplification:

$$\delta_1 = (HV_5 - HV_2) / (l_5 - l_2) \tag{2}$$

$$\delta_{10} = (HV_{50} - HV_2) / (l_{50} - l_2) \tag{3}$$

where : HV_{50}, HV_5 - represent the microhardness for the distance d = 50 μm, and d = 5 μm, from the wear surface (considerate d = 2μm), [$HV_{0,01}$]

HV_2 - represent the microhardness of the wear surface, [$HV_{0,01}$];

l_{50} , l_5 - represent the distance "d" determinate (in section) from the wear surface of the specimen [μm];

l_2 - represent the distance corresponding of the wear surface [μm];

5. Experimental results and discussion

The variation of the "δ" rapport function the isothermal temperature (t_{iz}) and different isothermal times (τ_{iz}), is presented in the table 1.

Based on Fig.1, 2 and 3, the values presented in the table 1 were determined.

From the values presented in table 1 and figures 1 - 3, it can be certainly observed a normal evolution of the values of the δ rapport.

For all the values of "δ", the values decrease from δ_1 to δ_{10} and that means a major different between the values of δ for the specimen near to the wear and the specimen far away from the wear process.

Table 1. The variation of the "δ" values rapport

t_{iz} [° C]	τ_{iz} [min]	$\delta = \Delta H / \Delta l$, [$HV_{0.01}$ / μm];									
		δ_1	δ_2	δ_3	δ_4	δ_5	δ_6	δ_7	δ_8	δ_9	δ_{10}
300	5	11.33	8.37	11.38	12.05	10.34	8.5	9.45	7.8	7.26	7.46
	30	35.33	19.87	13.92	10.05	7.86	12.04	10.21	8.87	8.47	7.58
	60	17.66	27.12	22.46	16.94	12.69	10.43	8.85	8.03	6.79	6.35
	120	42	39.62	23.15	16	12.52	11.96	9.82	8.52	7.79	6.98
	180	96	39.12	25.92	18.72	14.65	11.96	10.12	8.82	7.79	6.98
350	5	38.66	23.75	18.53	13.94	10.91	8.96	7.61	6.24	5.84	5.23
	30	15.66	20.5	21.30	16.61	12.04	9.89	9.06	7.29	6.44	6.23
	60	22	23.37	15.46	12.66	12.43	10.21	8.96	7.53	6.88	6.16
	120	39	14.62	13.69	10.66	10	8.21	6.97	6.05	5.60	5.02
	180	7	19.5	19.3	15	12.13	11.74	8.18	7.11	6.48	5.63
400	5	30	16.12	12.61	14	10.95	10.28	9.06	7.66	7.20	6.46
	30	46.66	34.37	24.23	18	14.08	11.89	9.81	8.52	7.74	6.75
	60	1.66	5.12	14.07	10.88	10.47	8.96	7.90	6.60	6.07	5.43
	120	35.33	16.87	12.46	11.61	10.82	9.21	8.09	7.03	6.20	5.38
	180	24	11.5	16.15	11.66	9.47	7.5	6.61	5.73	4.88	4.48

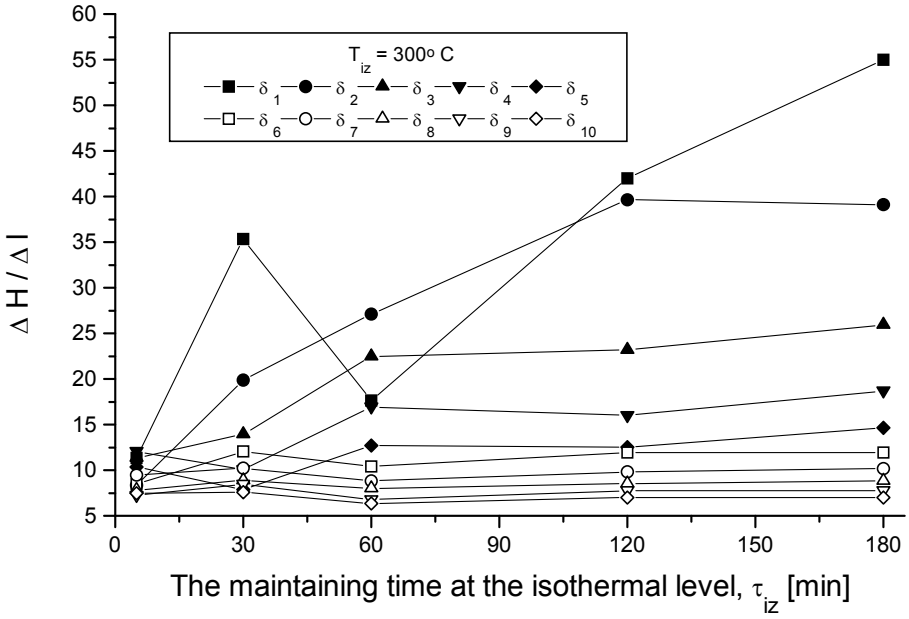


Fig.1 The variation of the ΔH / Δl rapport, function the isothermal temperature t_{iz} = 300° C and different isothermal maintaining times τ_{iz}.

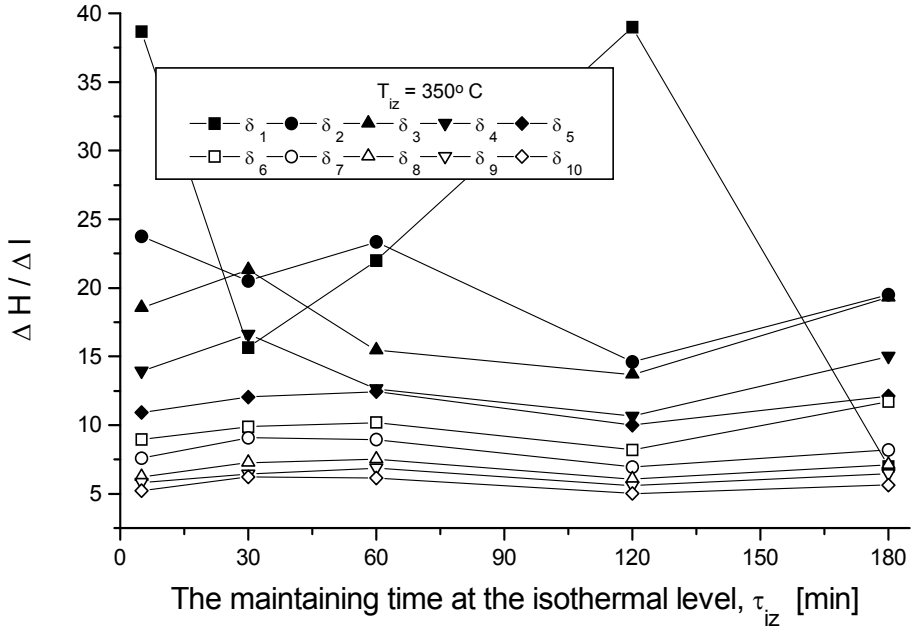


Fig. 2 The variation of the ΔH / Δl rapport, function the isothermal temperature t_{iz} = 350° C and different isothermal maintaining times τ_{iz}.

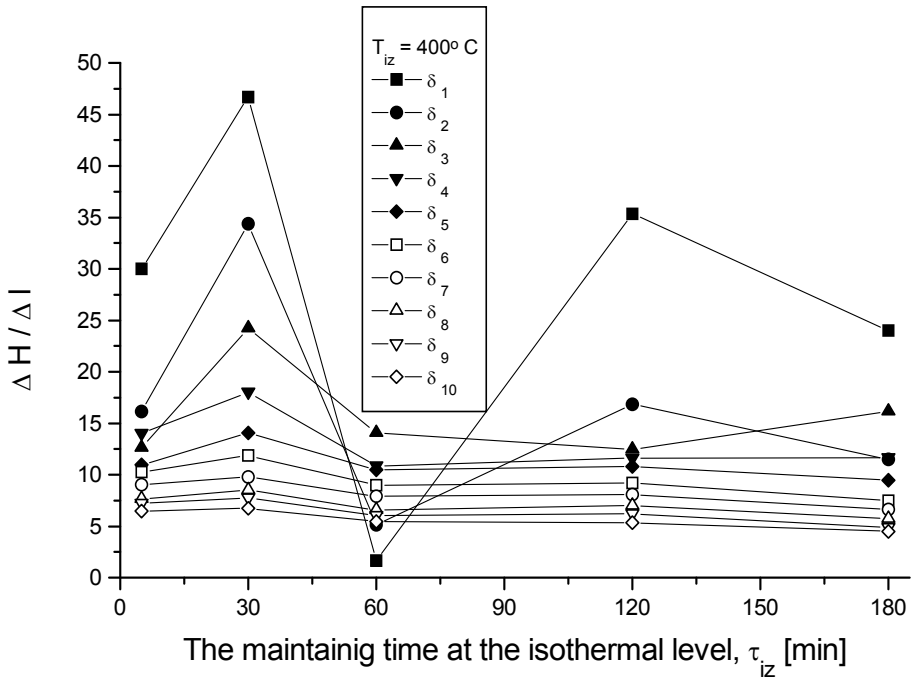


Fig. 3 The variation of the ΔH / Δl rapport, function the isothermal temperature t_{iz} = 300° C and different isothermal maintaining times τ_{iz}.

For all the values of "δ", corresponding to all the t_{iz} temperatures, it is observed the general remark that the values for the rapport δ_1 to δ_6 (corresponding for maximum

30 μm from the wear surface), has a great variation of the values. That means that the wear process is more active near the wear surface.

The values for the δ_6 to δ_{10} rapport's, has a small constant variation, and that means that the wear process influence in a small way the structural changes.

6. Conclusions

The wear process was influenced by the structural changes of the specimen's surface.

The microhardness of the nearsest surface of specimens from the wear surface has a superior value and that values decrease with the increasing of the distance from the wear surface.

A general observation it is observed that the values of "δ", decrease from δ_1 to δ_{10} and that means a major different between the values of δ for the specimen near to the wear and the specimen far away from the wear process.

Received: April 27 2005 *"Transilvania" University, Braşov*

REFERENCES

1. Dorazil, E.**:** *High Strength Austempered Ductile Cast Iron*. Ed. Ellis Horwood Metals Associated Materials, 1991
2. Pearce, J.T.H.: *Abraisve wear behaviour of alloy cast irons.* The British Foundyman, n.78, 1985, **13–23**
3. Guang - Xi, L., Hong, Z.: *Sliding wear characteristics of Austempered Ductile Iron with and without laser hardening.* Wear, v. 138, 1990, **1-12**
4. Ping, L., Bahadur, S.,Verhoven, J.D.: *Friction and wear behavior of high silicon bainitic structures in Austempered Cast Iron and Steeel.* Wear, vol. 138, n. 1-2, 1990, **269-284**
5. Fan, X.H., He, L., Zhou, Q.D.: *A study of high chromium cast iron on abrasion resistence and impact fatigue resistence*. Wear, Vol. 138, nr. 1-2, 1990, **47-60**
6. Miloşan, I. - *Cercetări privind variaţia ariei reale de contact la uzarea abrazivă a unei fgn trataă termic,* Metalurgia nr. 7, 1998, **63-65**

INFLUENŢA PARAMETRILOR TRATAMENTULUI TERMIC ASUPRA MICRODURITĂŢII UNEI Fgn BAINITICĂ

(Rezumat)

În acest studiu s-a utilizat o fontă cu grafit nodular aliată cu Mo-Ni-Cu, căreia i s-a aplicat un tratament termic de călire izotermă în domeniul de obţinere a structurilor bainitice, iar apoi i s-a determinat comportarea la uzare ebrazivă a acesteia. S-a determinat variaţia raportului (δ) dintre microduritatea (Δ H) şi distanţa de la suprafaţa uzată (Δl), analizându-se rezultatele obţinute.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669-15; 669.13

SOME ASPECTS ABOUT THE KINETICS AND THERMODYNAMICS OF THE TRANSFORMATIONS OF A BAINITIC S.G. CAST IRON BETWEEN 350 AND 400°C

BY

IOAN MILOŞAN

Abstract: The paper contains a study about the kinetics and thermodynamics of the bainitic transformation of a S.G. Cast Iron during the isothermal heat treatment. By the help of Johnson-Mehl and Arrhenius equations it was described the activation energy "Q", rate coefficients dependent on temperature "k", exponent of reaction "n" and a constant dependent on frequency "A".

Keywords: Materials Science, bainitic s.g. cast iron, heat treatment, phase transformation

1. Introduction

Austempered ductile iron (ADI) with a bainitic matrix, obtained by heat treatment and isothermal hardening is the material which combines a lot of superior attributes of the classical ductile iron or forged iron.

The paper presents an application for calculating the kinetics and thermodynamics parameters in the case of a phase transformation in solid state in A.D.I. S.G. grade. It is pointed out the influence of some factors (the temperature and the maintained time at the isothermal level) on the phase transformation and properties in the studied cast iron.

The kinetics of austenitization of S.G. Cast Iron, was described by the Johnson-Mehl-Avrami equation and for the determination of the activation energy "Q", it was used the Arrhenius equation.

2. Materials

The studied cast iron has the following chemical composition (% in weight): 3,63% C; 2,88% Si; 0,45 % Mn; 0,012%P; 0,006%S; 0,05%Mg; 0,40% Ni, 0,42%Cu. This cast iron was made in an induction furnace.

3. Heat treating

The parameters of the heat treatment done were the following: the austenizing temperature, T_A = 900 [°C]; the maintained time at austenizing temperature, τ_A = 30

[min]; the temperature at isothermal level, T_{iz} = 350 and 400 [°C]; the maintained time at the isothermal level, τ_{iz} = 1; 2; 5; 10; 15; 20; 25; 30; 35; 40; 45 and 50 [min].

All these 2 experimental lots A (T_{iz} = 350° C) and B (T_{iz} = 400° C) were performed at isothermal maintenance in salt-bath, being the cooling after the isothermal maintenance was done in air.

4. Experimental procedure

From this material, 19 typical HB test specimens was done (ϕ 20 x 50 mm) and after the heat treating, it was determined the results of HB. The aim of the experiments is to determine the hardness (HB) at the isothermal temperature.

5. Experimental results and discussion

The experimental values of the hardness are presented in table 1.

Table 1: The experimental values of hardness, for various t_{iz} and τ_{iz}

t_{iz} , [° C]	τ_{iz} , [min]	Hardness, [HB]		
		H_0	H_f	$H_{(t)}$
350	1	485	365	485
	2			471
	5			451
	10			438
	20			426
	30			415
	35			408
	40			393
	45			390
	50			379
	55			365
400	1	426	325	426
	2			398
	5			390
	10			375
	20			363
	30			344
	35			333
	40			325

where:
H_0 – initial hardness, corresponding τ_{iz} = 1 min;
H_t – hardness obtained after a maintaining time (t) at the isothermal level, [%];
H_f – final hardness, corresponding at the maintaining time at the isothermal level, which are considered as a final time for the first stage of transformation of the bainitic reaction.

For the study of the phase transformation kinetics, it was used the first stage of the bainitic reaction [1 - 2]:

$$\gamma \rightarrow (\alpha) + (\gamma) \tag{1}$$

where: γ - metastable austenite;
(α) - bainitic ferrite;
(γ) - austenite enriched in carbon

In this researches work it was used the methods of the variation's hardness analyse function of the time at the isothermal level (τ_{iz}), considering that this values are depended from the proportion of the transformed fraction "$X_{(t)}$ ". It was utilised the expression:

$$X_{(t)} = \frac{H_0 - H_{(t)}}{H_0 - H_f}\ , [\%] \tag{2}$$

where: $X_{(t)}$ – the transformed fraction;
H_0 – initial hardness, corresponding τ_{iz} = 1 min;
H_t – hardness obtained after a maintaining time (t) at the isothermal level, [%];
H_f – final hardness, corresponding at the maintaining time at the isothermal level, which are considered as a final time for the first stage of transformation of the bainitic reaction.

In figure 1 is represented the sigmoidal solid curves of the austenitic transformation during the bainite reaction.

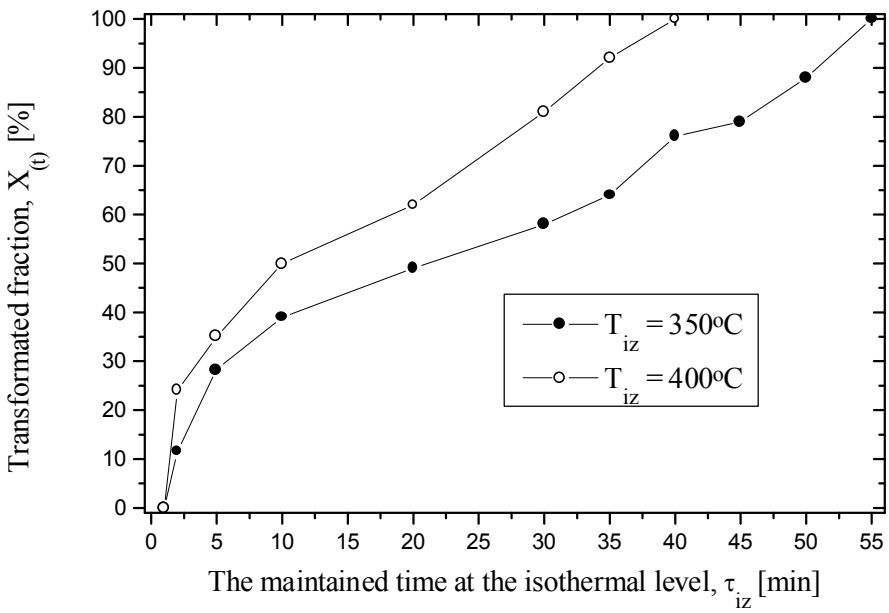


Fig. 1: Transformed fraction curves at T_{iz} = 350 and 400°C, for different maintaining time, τ_{iz} , at the isothermal level.

Like the transformation fraction curves have sigmoidal shape , it was used the "Johnson-Mehl-Avrami" equation:

$$X(t) = 1 - \exp(-k\, t^n) \tag{3}$$

where:
X(t) - the transformed fraction;
k - rate constant dependent on temperature;
n - exponent of the reaction.

In order to determine "k" and "n", the natural logarithmic expression was used:

$$\log[-\log(1-X)] = (n \log k + \log\log e) + n \log t \tag{4}$$

The plot of "log [-log (1-X)]"against "log t" in the isothermal temperature range 350-400°C [1 – 2], for the isothermal maintaining time range 1 – 55 minutes, is shown in figure 2 and 3.

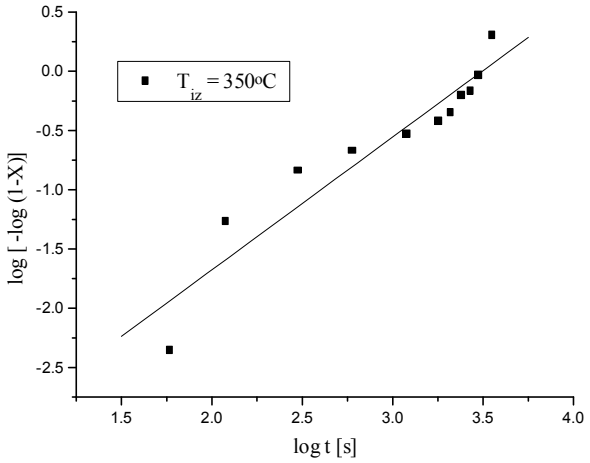


Fig. 2: The plot of " log[-log(1-X)] against "log t" in the isothermal temperature 380°C.

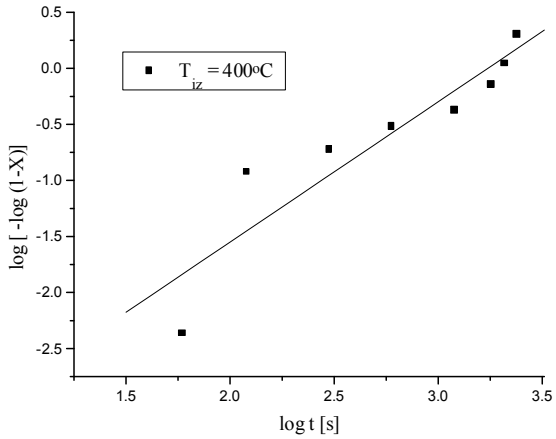


Fig. 3: The plot of " log[-log(1-X)] against "log t" in the isothermal temperature 400°C.

The obtained equations from the linear regression adjustment are:

$$Y_{350} = -3.92023 + 1.1218*X, \quad R^2 = 0.95; \tag{5}$$

$$Y_{400} = -4.05426 + 1.25209*X, \quad R^2 = 0.95; \tag{6}$$

Values of "n" and "k" determined from the slopes and intercepts of the linear regression lines are listed in table 2.

Table 2: Values of "n" and "k" for the formation of bainite

Lot	T_{iz} [°C]	n	k [1 / s]
A	350	1.12	6.66×10^{-4}
B	400	1.25	11.26×10^{-4}

According to Liu [1], if the "n" exponent is between 1 and 2.3 the transformation is interfacing controlled.

At the same maintaining time in the isothermal level, the transformation process is different in the each maintaining isothermal temperatures. The bainitic reaction rate "k" increases when the isothermal temperature increases from 380 to 400° C.

For the determination of the activation energy "Q", it was used the Arrhenius equation:

$$k = A\, e^{-Q/RT};\ [1/\text{min}] \tag{7}$$

where: k - constant rate dependent on temperature [1/s];
Q - activation energy [J /mol];
T - temperature [K]
R - gas constant 8.31 [J/mol.K]
A - constant dependent on frequency[1/s].

In order to determine "Q" and "A", the natural logarithmic expression of eqn. (7) was used:

$$\log k = -\log e\, \frac{Q}{R}\frac{1}{T} + \log A \tag{8}$$

The plot of "log k" against "1/T" in the isothermal temperature range 350 - 400°C, for the isothermal maintaining time range 1 – 55 minutes, is shown in figure 4.

The equation of the linear regression is:

$$Y_{380-400} = -0.1245 - 1902.18772*X,\ \ R^2 = -0.99; \tag{9}$$

Values of "Q" and "A" determined from the slope and intercept of the linear regression line are: Q = 37036 [J/mol] and A = 0,75 [1/s]

The activation energy of isothermal transformation are the same numerical order like the values obtained in the technical specialty literature [1-2].

From the linear regression, it was observed that the value of activation energy increases with the increasing of the maintaining temperature, from 350 to 400° C.

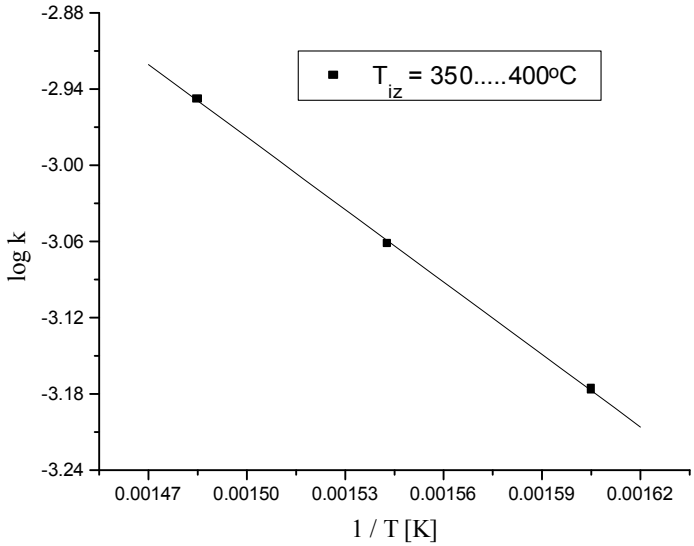


Fig. 4: Linear transform of the Arrhenius equation for the studied S.G. cast iron, T_{iz} =350...400°C.

6. Conclusions

The isothermal bainitic transformation in a Ni-Cu S.G. cast iron was studied in the temperature range of 350-400° C and with maintaining time between 1-55 minutes. The main results are summarized as follows:

(a) The kinetics of austenitization of S.G. cast iron, can be described by an Johnson-Mehl-Avrami equation .

(b) The reaction exponent "n"= 1.12 – 1.25 and the transformation is interface controlled.

(c) The bainitic reaction rate "k" increases with increasing isothermal temperature from 350 to 400°C.

(d) The activation energy of isothermal transformation was 37036 [J/mol]

(e) The constant dependent on frequency was: 0,75 [1/s]

Received: April 27 2005

"Transilvania" University, Braşov

REFERENCES

1. Liu, Y.C, Schissler, J.M, Chabout, J.P., Vetters, H. - *Study of The Structural Evolution of Austempered Ductile Iron (ADI) during Tempering at 360℃"*, Metallurgical Science & Tech. 13, 1995, **12 - 20**

2. Milosan, I., Munteanu, A. - *The study of the kinetics of the firs stage of bainitic transformation of a nodular graphite cast iron using microhardness*, Metalurgia, 8, 1998, **74 - 79**

ASPECTE PRIVIND CINETICA SI TERMODINAMICA TRANSFORMARILOR ALE UNEI Fgn BAINITICE INTRE 350 SI 400°C

(**Rezumat**)

În lucrarea de faţă este prezentat un studiu asupra cineticii şi termodinamicii transformării bainitice corespunzătoare unei fonte cu grafit nodulat tratate termic prin călire izotermă. Cu ajutorul ecuaţiilor Johnson-Mehl şi Arrhenius, sunt puse în evidenţă mărimi ca: energia empirică de activare "Q", coeficentul vitezei de reacţie "k", coeficentul dependent de procesul de germinare şi creştere "n" şi factorul de frecvenţă "A".

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 677.024; 677.054

SOME ASPECTS OF THE DYNAMICS OF LAUNCHING DEVICE AT THE UNCONVENTIONAL WEAVING MACHINES

BY

VASILE-VIOREL MOLDOVEANU, LEONACHE DRĂGOI AND OVIDIU CALANCIA

Abstract: This paper deals with the differential quadratic, which characterizes the dynamic of projectile launching device at the unconventional weaving machines, emphasize the importance of a correct functioning of the hydraulic shock absorber. Analyses and commentaries are being made regarding the real functioning conditions of the launching device, devices that equip the Sulzer and STB machines.

Keywords: tamp bearer, projectile, picker, hydraulic shock absorber, launching lever.

1. Introduction

At the unconventional weaving machines like Sulzer and STB, the weft is axially uncoiled from the truncated cone spools displayed on the left part of the support; the weft is transported in the joint with the aid of the tamp bearer accepted in the textile field as a projectile. This is steel plate shaped, having 90x14x6,35 mm dimension and 40 grams weight. The lying of the weft in the joint is made with the aid of a series of devices:

a) Transporter device, which moves the projectiles from the reception cassette to their launching point;

b. Projectile rising device at a level where they are attached to the weft;

c) The opening arch device of the projectile;

d) The twisting device of the weft from the edge of the tissue to the charging point;

e) The lying device of the projectile from the reception cassette to the transporter;

f) The launching device itself. The launching device is the fact that the necessary energy for the speeding up of the projectile is obtained from the deformation of a shaft, subjected to the twisting which, once charged with the potential energy of working with the aid of the arm of the launching projectile.

2. The analysis of the dynamics

The dynamics of the launching device is conditioned by the fact that the faraway extremity of the torsion bar is fixed on the support and the nearly extremity is initially rounded with 30 degrees.

The system formed by the torsion bar, the fixing tube, the launching arm, the rod, the picker and projectile is in every moment in equilibrium. The movement of the system components is described by the differential equation of movement, based upon the equilibrium of the moments:

$$M_1+M_2+M_3 = 0 \quad (1)$$

where: M_1 is the torsion moment applied at a certain moment, to the torsion bar; M_2- the inert forces moment applied to the tube and to the launching arm; M_3- the inert forces moments applied to the rod, skate and projectile against the longitudinal axe of the torsion bar.

It is mentioned that plane- parallel movement of the push rod is very close to a movement of a rectilinear translation, this is the reason why it is considered the weight of the rod, skate and projectile in common in rectilinear movement.

From an analytical explanation of the shaft moments it results that:

$$M_1=\frac{Io*Go}{L}\varphi \quad (2)$$

where: I_0 is the polar inert movement of the torsion bar section;

G_0 - the module of transversal elasticity of the material;

L - the length of the portion from the torsion bar;

φ - the angle at which the section from one side of the bar is rounded in relation to the opposite section, at a certain moment.

$$M_2= - Jo \times \ddot{\varphi} \quad (3)$$

where: J_0 is the inert moment of the elements which performs the rotation movement- the tube and the launching lever;

φ - the angled speeding of mobile elements movement.

$$M_3= - m \times l^2 \times \ddot{\varphi} \quad (4)$$

where: m is the common weight of the rod, skate and projectile;

l - the length of the launching lever.

Because of the fact that φ argument doesn't increase during the movement, on the contrary, it lowers from 30 degrees to 0 degrees, the sum M_2+M_3 must be taken with the changed sign, that is with plus:

Consequently, the differential equation of movement is rendered by (5) and (6):

$$(Jo + m \times l^2) \times \varphi+\frac{Io*Go}{L} \times \ddot{\varphi} = 0 \quad (5)$$

$$\ddot{\varphi} \times k^2 \times \varphi = 0 \quad (6)$$

Where: $k^2=\frac{Io*Go}{L(Jo+m*l^2)}*\varphi$

The general solving of the second power differential equation (6) is:

$$\varphi = A*\sin kt +B*\cos kt \quad (7)$$

where A and B are constants determined by the initial conditions of the movement.

Deriving successive the (7)'s equation results:

$$\dot{\varphi} = A*k*\cos kt - B*k*\sin kt \quad (8)$$

$$\ddot{\varphi} = - A*k^2*\sin kt - B*k^2*\cos kt \quad (9)$$

On the initial moment, the angled speed of the round moving elements is zero: t = 0, $\dot{\varphi} = 0$, it results

Ak*cos kt=0, A=0; noting the twisting angle on the initial moment φ_o , is obtained φ=B*cos kt , so

B = φ_o. The three equations become:

$$\varphi = \varphi_o * \cos kt \tag{10}$$

$$\dot{\varphi} = -\varphi_o * k * \sin kt \tag{11}$$

$$\ddot{\varphi} = -\varphi_o k^2 * \cos kt \tag{12}$$

At the end of the movement, the torsion angle is φ=0; thus, noting the torsion duration t_1 we obtain $\varphi_0 \cos kt_1=0$; so $kt_1= \pi/2$; and $t_1=\pi/2k$

It considers the following specific elements determined: d =0.015 m; $I_0=\frac{d^4}{32}=$ $4.97*10^{-9}$ m^4; G = 8 * 10^{10} N/m^2;L= 0.71 m; $J_0=340*10^{-5}$ $kg*m^2$;m=0.102 kg; l=0.185 m. From this calculation it results that k= 285. 1*s^{-1}.If the initial torsion of the torsion bar has 30 degrees, then $\varphi_0=\pi/6$ rad, and the movement equation becomes:

$$\varphi = \frac{\pi}{6} * \cos 285.1*t \tag{13}$$

The duration of the movement is:

$$t_1=\pi/2*285.1 \tag{14}$$

That is, the duration of the movement has the value 0.00551 s. The maxim speed of the projectile it's reached in the final moment of the movement:

$$v_{max}=1* \dot{\varphi}_{final} \tag{15}$$

So, the maxim speed of the projectile attains the minus value of 27.62m/s. The meaning of the minus sign is the following: the movement of the launching lever is made in the opposite direction in relation to the initial rotation, performed to charge the torsion bar, charging with potential energy of deformation; the function φ decreasing from 30 degrees to 0 degrees, it results that its derivation is negative.

Then it is concluded that the maximum angled speeding of the launching lever is, on the initial moment of the launching process:

$|\varphi| = |-\pi*285.1^2/6|\, s^{-2} = |-42559|\, s^{-2}$, and the inert force applied only to the projectile, which has 40 g weight, is $|I_{max}|$=0.04*42559*0.185=314.9N

3. Comments and conclusions

The equation of the movement obtained in this paper doesn't take into account the influence of the oil shock absorber. Thanks to the performing of the shock absorber, the picker begins to obtain a speed decreasing earlier than the mathematical relation can render it, so the projectile is released from the picker earlier. Consequently, the launching process doesn't last 0,00551 s but only 0,0033s, and the maximum speed attained by the projectile is 22.5 m/s. The oil shock absorber is very important, as in the absence of it, the launching lever would have an increasing speed towards very high values, the projectile having maximum speed of 27.62m/s, afterwards a tough shock appears as the result of the picker speed decreasing to zero, figure 1.

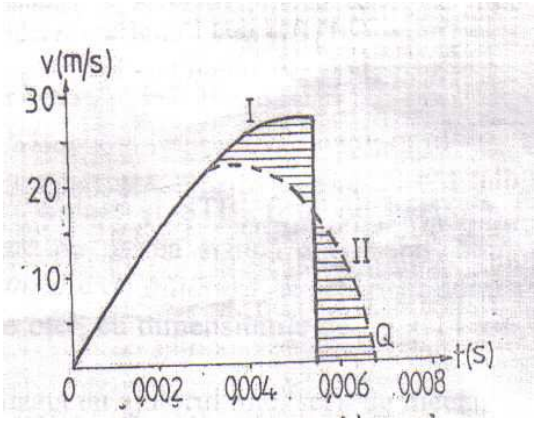


Fig. 1. The diagram of the picker's speed

The oil shock absorber influence renders the II allure to the speed diagram instead if I. When the picker reaches the maximum speed of only 22.5 m/s, the projectile falls apart from it, while the picker has a decreasing speed, marked by the dotted line. This is how a dangerous shock is avoided. It shows out the fact that the oil shock absorber works in two different phases: the first one when its influence is not very important, so that it can be neglected, and the movement of the launching lever is made according to the law of movement determined earlier; it is the phase of the acceleration of the launching lever and projectile. In the second phase the influence of the oil shock absorber is very strong and produced the breaking of the launching lever, which determines the separation of the projectile from the leading element and its movement with the maximum speed to the joint. The two phases of the oil shock absorber functioning are explained like this: the cylinder in which is moved the piston of the shock absorber is directly related with two channels of the oil repression.

In the first part of the piston race, the oil is repressed in the first channel, which has a big diameter and the opposite resistance is neglected; at a certain moment, the way out to this channel is stopped by the piston which moves on and the oil is repressed in the second channel, of much smaller section, which produces the intense breaking of the lever and the picker.

Received: May 9 2005

The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi

REFERENCES

1. Drăgoi, L., Proiectarea utilajelor textile. Editura Dosoftei, Iaşi, 1995.
2. Drăgoi, L., Elemente de proiectare a utilajelor din țesătorie. Ed. BIT, 1997.

UNELE ASPECTE ALE DINAMICII MECANISMULUI DE LANSARE DE LA MASINILE NECONVENTIONALE DE TESUT

(Rezumat)

În lucrare se utilizează ecuația diferențială de ordinul doi, ce caracterizează dinamica mecanismului de lansare a proiectilului la maşinile neconvenționale de țesut, evidențiind importanța funcționării corecte a amortizorului hidraulic. Se fac analize şi aprecieri privind condițiile reale de funcționare a mecanismului de lansare, mecanism ce echipează maşinile Sulzer şi STB.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.017; 669.018.5

STUDY OF DIMENSIONAL UNIFORMITY AND ELECTRIC RESISTIVITY VARIATION IN AMORPHOUS RIBBONS FROM $Fe_{80-x}Sm_xB_{20}$ AND $Fe_{80-X}Gd_XB_{20}$ SYSTEMS

BY

CORNELIU MUNTEANU and LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU

Abstract: The metallographic analysis of the surfaces and the dimensional uniformity of the metallic amorphous ribbons from the $Fe_{80-x}Sm_xB_{20}$ and $Fe_{80-X}Gd_XB_{20}$ systems are reported and discussed. Also, the variation of electric resistivity with temperature and chemical composition (degree of substitution x in atomic percentage) are studied.

Keywords: metallographic analysis, amorphous state, resistivity, ribbon surface, chemical composition

1. INTRODUCTION

The continuous metallic amorphous ribbons obtained by the melt quenching method have some specific properties different from materials with ordered structure, properties tight bound to the internal structure of alloys before and after amorphysation [1, 2, 3].

The aim of the present paper is to investigate the dimensional variation and the surface character of amorphous ribbons belonging to the $Fe_{80-x}Sm_xB_{20}$ and $Fe_{80-X}Gd_XB_{20}$ systems, by means of metallographic investigation. The variation of resistivity with temperature and degree of substitution x is analysed as well.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

For preparing the amorphizable alloys pure powder shaped elements were used. They were mixed and homogenized and then isostatically compacted in a special die at 100 MPa pressure. Each portion (0.002 Kg) was melted under high vacuum (10^{-3} torr) in quartz crucibles. The resulted microingots were placed in the quartz crucible of an induction rapid-melting device. The melted alloy was ejected under the pressure created by an inert gas (Argon) through a nozzle, positioned at the bottom of the crucible. The liquid flow rapidly solidified on the external surface of a rotating metallic cylinder. Following this procedure metallic amorphous ribbons were obtained from the abovbe systems, with x=0, 2, 5, 7 for Sm and x= 0, 5, 7, 10 for Gd.

For the ribbon's dimensional variation study the external surface which freely solidified, the inner surface which was in contact with the quenching cylinder and final cross-section surface were metallographically analyzed. In this purpose a EPIVAL-

Interphako metallographic microscope was used, the images being taken by a video camera connected to a computer through an acquisition card.

In order to measure the variation of electrical resistivity a system was created which contained: a furnace with a heating rate of 1K/min (in which the ribbons samples were introduced); a thermoregulator (which controlled the inside furnace temperature); electric linking platinum wires and a thermocouple used to measure the samples temperature. This system was connected to a data acquisition system (a digital voltmeter, a digital ohmmeter, a data acquisition module consisting of an AT486DX2 computer with an electronic interface to the measurement devices).

3. EXPERIMENTAL RESULTS AND DISCUSSION

The analyze of the longitudinal section (Figure 1) revealed the presence of micro irregularities on the ribbon's surface with an amplitude ranging between ± 2 μm for the inner surface and ± 7 μm for the external one.

The study of external surface reveals a relatively clean face with small solidification irregularities (Figure 2). A variation of the ribbon's wideness was also observed due to the oscillations of the melt flow. Their wave length had an estimated value of 0,02 m (visually not detectable).

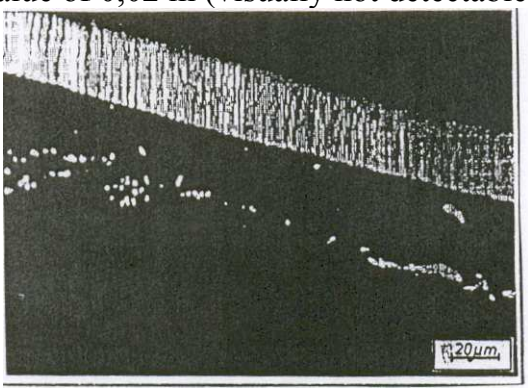


Fig. 1 Micrographic image of the longitudinal section for the $Fe_{78}Sm_2B_{20}$ amorphous ribbon

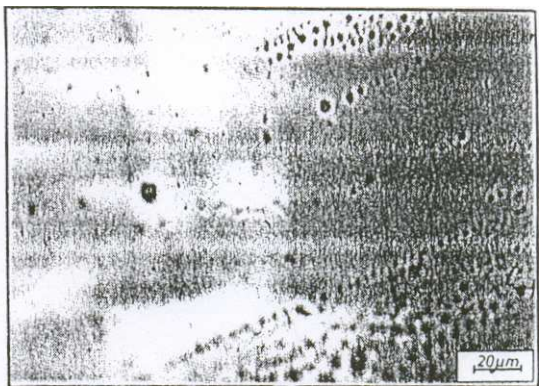


Fig. 2 Micrographic image of the external surface of the $Fe_{75}Gd_5B_{20}$ ribbon, the width of 0.9 μm

Analyzing the inner surface (Figure 3) no marked irregularities were detected, although some defects were spotted due to the variation of the heat-transfer coefficient at the melt-support interface.

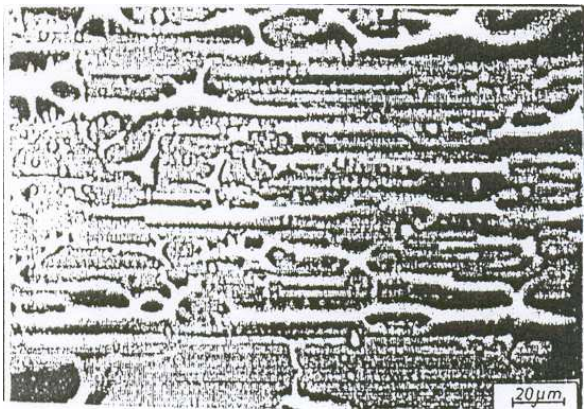


Fig.3 Micrographic image of the inner surface of the $Fe_{75}Gd_5B_{20}$ ribbon's with a width of 0.9 μm

The substitution of Fe with Gd in the $Fe_{80-x}Gd_xB_{20}$ system and with Sm in the $Fe_{80-x}Sm_xB_{20}$ system progressively influenced the electrical and thermodynamic properties of the amorphous ribbon. It is seen from Figure 4 that the crystallization temperature increased with x from the $Fe_{80}B_{20}$ alloy ($T_{cryst} = 480^0C$, x = 0) to the $Fe_{80-x}Sm_xB_{20}$ ($T_{cryst} = 580^0C$, x = 10).

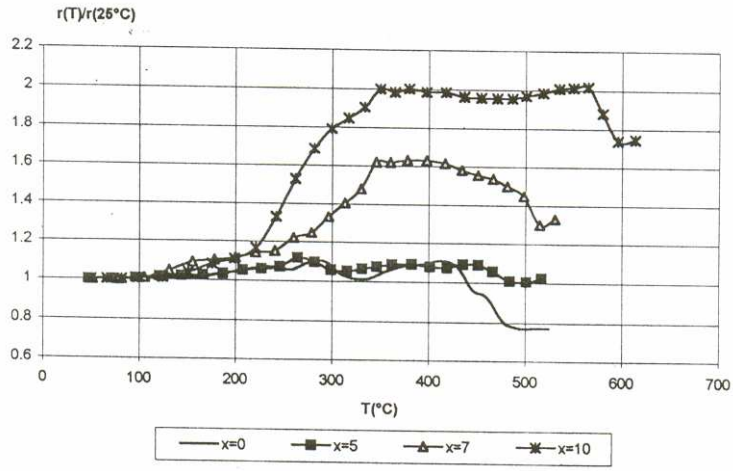


Fig.4 Relative resistivity versus temperature for amorphous ribbons from the $Fe_{80-x}Gd_xB_{20}$ system.

It is noticeable that the resistivity increased with temperature up to about 350^0C, which is a normal behaviour, beyond which it remained constant for the $Fe_{70}Gd_{10}B_{20}$ alloy and decreased for the other ones. This effect could be the result of a structural (disorder) stability induced progressively by the Gd ions in the original amorphous system.

In order to increase T_c a higher degree of substitution had to be searched. However, in the Sm substituted system, the results presented in Figure 5 suggest a local optimum degree of substitution between x = 0 and x = 2.

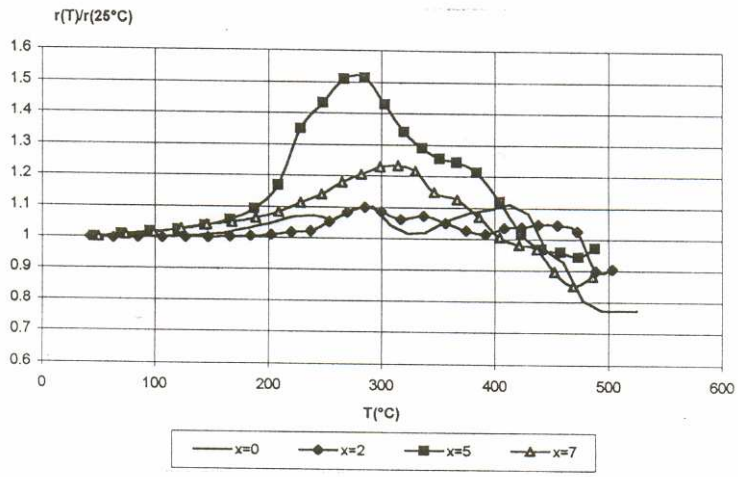


Fig.5. Relative resistivity versus temperature for amorphous ribbons from the $Fe_{80-x}Sm_xB_{20}$ system

4. CONCLUCSIONS

The embrittlement temperature range was found to decrease with x in the Sm substitution system and to increase with x in the Gd-substitution system. A remarkable

stability in electrical properties was noticed up 250^0C in the $Fe_{78}Sm_2B_{20}$ system and in the $Fe_{75}Gd_5B_{20}$ system, respectively.

It was observed that the latter amorphous alloy has been more stable as compared to the intermetallic compounds, which renders it interesting for electronic, electrotechnic and magnetic technological applications.

Received: May 10 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi*

REFERENCES

1. Suzuki, K., Fujimori, H., Hachimoto, K. – **Amorfnye Metally,** Metallurgia, Moskva, 1987, pp. 223 – 247;
2. Koster, V., Herald, V. – **Glassy Metals I,** Ed. By H.J.Gunththerodt & H. Beck, Topics in Applied Physics, Vol. 46, Springer Verlag, 1981;
3. Gilman, H., Leamy, H.J. – **Metallic Glasses,** A.S.M., 1979;
4. Munteanu, C. – Materiale Metalice Amorfe, Editura "Gh. Asachi" Iasi, 2001.

STUDIUL VARIAȚIEI UNIFORMITĂȚII DIMENSIONALE ŞI A REZISTIVITĂȚII ELECTRICE LA BENZILE AMORFE DIN SISTEMELE $Fe_{80-x}Sm_xB_{20}$ ŞI $Fe_{80-X}Gd_XB_{20}$

(**Rezumat**)

Sunt prezentate şi discutate analiza metalografică a suprafețelor şi uniformitatea dimensională a benzilor metalice amorfe din sistemele $Fe_{80-x}Sm_xB_{20}$ and $Fe_{80-X}Gd_XB_{20}$. De asemenea, este studiată variația rezistivității electrice cu temperature şi cu compoziția chimică (grad de substituire x, în procente atomice).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C.504.054; 669.74

MINIMIZING OF POLLUTION AT THE ROASTING ROTARY KILN USED FOR PYRITE CINDERS

BY

I.NAGY*, DANIELA NAGY*, A.NICOLAE* and A.DIMON**

Abstract

Abstract: At the rotary kiln for chloridizing roast of pyrite cinders following emissions of NOx and SO_2 exist, derived from the combustion of fuel for realizing some 700-1250 ^{0}C technological temperature. Combustion systems operating at high temperatures can produce many hundreds of parts per million by volume of nitrogen oxides. In exhaust gases from combustion processes nitric oxide is the predominant species, whereas nitrogen dioxide is normally present in much smaller concentrations. The pyrite cinders together with $CaCl_2$ go in against stream with waste gases. From reactions among the compounds of cinder to result volatile chlorides: CuCl, $PbCl_2$, $ZnCl_2$, $AsCl_3$, $SbCl_3$, HCl all are substance with a great toxicity. The cost of controlling the exiting gases, liquids and solids from a metallurgical plant is a substantial part of the capital and operating costs. With the increasing concern for our environment it is not unusual to find that these costs will exceed one quarter of the total capital requirements. Because there are usually a number of alternate processes than might be considered for a given situation, a rapid evaluation technique that permits the early identification of the more attractive alternates is useful. In the present paper a study of pollution control systems in metallurgical plants is achieved.

Key words: air pollution, particulate emissions, scrubber

1. INTRODUCTION

Air pollution, with its ever more apparent impacts on aquatic and terrestrial ecosystems, is a typical ”environmental syndrome of the third generation”. It is not reversible with relatively simple process approaches, economically measurable costs, and within a realistic scale of time and space. Despite clear successes in some regions, a significant worldwide reduction of air pollution will take decades.

Air pollution control may be achieved by simply hanging suitable dust collectors or scrubbers on the discharge end of every pipe venting off gases from the plant. Liquid and solid waste problems can be handled in a similar way but this approach is seldom the most economical method. With an existing facility, this approach is often viewed as the only practical one but it is an unusual situation where substantial improvements in pollution control costs cannot be obtained by carefully examining the process to minimize the quantity and the nature of the pollutants generated. On the other hand, a new metallurgical operation should always be engineered to minimize the output of emissions while optimizing the economics of the overall process including all of the elements (for example, power plant with flue gases, condenser, cooling water).

As a general rule, it is better to avoid the production and subsequent discharge of pollutants from the process rather than trying to capture them as they leave the process system.

2. EFFECTS OF AIR POLLUTION

With respect to SO_2 emissions, it must first be pointed out than the sulfur in fossil fuels exists in different forms of chemical bonding. In its inorganic form it is present as sulfate, e.g., $CaSO_4$; in its sulfide form it exists primarily as pyrite (FeS_2). In addition, sulfur occurs as gaseous hydrogen sulfide (H_2S), as elemental sulfur in crude oil, and together with other forms of organic bonds in oil, brown coal, and hard coal (bituminous or anthracite). The organically fixed sulfur content in hard coal is on average 0.8%; this sulfur cannot be separated by mechanical processing. Only the inorganic sulfur bound in pyrite (~1%) can be removed prior to combustion with mechanical methods. With this method which is largely under control from a process-technology perspective, it is possible to reduce the sulfur content of power plant coal from 13 to 10 g/kg hard coal units (HCU)[1].

Most of the sources and mechanisms for creating air pollution in a metallurgical plant are rather obvious, others are more subtle and frequently overlooked. Particulate resulting from material handling and storage are found to occur at variety of locations. For example, conveyor belt transfer points and belt fed storage bins in the plants may have to be hooded. Ore decrepitating during processing steps such as roasting, calcining and reduction may result in larger than anticipated handling losses as fines are produced. Entertainment into a gas stream occurs when a material is being heated by direct contact with hot gases, such as in dryers, roasters, reverberatory furnaces etc. When ores are heated for processing, volatile components are vaporized. Gas phase oxidation of sulfur dioxide results in the formation of sulfuric acid vapor. These materials will pass through collection equipment such as electrostatic filters in the gas phase and upon exiting the stack condense to form particulates or mists.

Energy generation as a source of pollution has received considerable attention. If the metallurgical plant is to generate its own electricity, the cost of pollution abatement most likely will not be overlooked. Due to the impact of the more stringent pollution control requirements, a new dimension is added when taking the decision to make or to buy electricity for metallurgical plants. Another source frequently in metallurgical plants is the partial pressure of SO_2 over acid plant cleaning section bleed stream disposal areas and even possibly over lime/limestone SO_2 scrubber waste ponds for example.

Sulfur dioxide can be oxidized into sulfuric acid by “wet’ or “dry” methods. A third possibility is the ‘catalytic” oxidation on soot and dust particles containing heavy metals. This reaction is facilitated by the presence of small droplets of water as fog and these droplets become strongly acidic. The resulting “acid smog” has a particularly deleterious effect on the respiratory system. In contrast to photosmog (”Los Angeles Smog”), which shows its strongest effects in the midday heat of the summer months, the “acid smog” (“London Smog”) generally occurs in the mornings or evenings in the wet and cold season of winter.

2.1 Effects of NOx in the Atmosphere.

Today is known that in atmosphere, in the last 50th years the content in nitrogen oxides considerable increased. However, due to some prevention measures and control taken, beginning with 1980 it was observed that anthropogenic nitrogen oxides was stabilized.

The anthropogenic nitrogen oxides are special represented by NO, resulting after combustion(at temperature bigger of 1000 ^{0}C), but and some process as: nitriding, to make super phosphates, to wash out of metals with nitrogen oxide, to make explosive substances.

The formation of nitrogen oxides is not a simple reaction and is no definitive theory of their formation. ”Thermal NOx” forms at high temperatures; “promt NOx” forms during fuel conversion with an excess of oxygen atoms and is catalyzed through hydrocarbons. “Fuel NOx” is bound in fuel and is released at even moderate temperatures. Factors than influence the formation and quantity of NOx include: excess air, nitrogen content of the fuel, operating method (base load, start up, load sequence, the degree of contamination, the percentage of other fuels, and other emissions with possible catalytic effects.

Many factors than determine the extent of NO_2 emissions during the combustion of coal include the firing method and the type of coal than is used. There are two major combustion mechanisms: dry firing and slag tap furnace [1]. The two methods are differentiated by the combustion temperature and by the ratio of generated slag to filter dust. In the former, only a small share of ash forms slag (~15%).

The majority of the dust is flyash and moves through the stack where it is captured very efficiently in electrostatic precipitators. The combustion temperatures in the dry furnace are between 1,100 and 1,350 ^{0}C. The temperatures in the slag tap furnace are between 1,400 and 1,550 ^{0}C, depending on the type of boiler and the type of coal used. This temperature exceeds the softening point of the ashes and 60 to 85% of the generated ash is pushed against the walls by the rotation of the flame and then flows into a water below the firing chamber.

The most important forms of air pollution from combustion processes are nitrogen oxide (NO) and nitrogen dioxide (NO_2). Mixtures of both oxides are generally summarized as “NOx”; it is customary to report the mass concentrations for NOx as NO_2 in mg/m^3. The formation can occur during the combustion process, on the way between the combustion chamber and its discharge from the facility (stack or exhaust vent), and in the atmosphere[2]:

$$N_2 + O_2 = 2NO \qquad \Delta H = -180 \text{ kJ/mol}$$

$$2NO + O_2 \leftrightarrow 2NO_2 \qquad \Delta H = -57 \text{ kJ/mol}$$

Above a temperature of 120 ^{0}C to 200 ^{0}C, NO_2 breaks down into NO and oxygen. At normal temperatures, the breakdown of NO_2 is effected by light (photolysis). As a photo chemically very active compound, NO2 absorbs the sunlight reaching the lower atmosphere at several magnitudes greater than all other trace gases[2]:

Light absorption	$NO_2 + h\nu \rightarrow NO_2$
Photodissociation	$NO2 \rightarrow NO + O$
Overall reaction	$NO_2 + h\nu \rightarrow NO + O$

3. INDUSTRIAL AIR POLLUTION CONTROL METHODS

Air pollution emissions can be caused by technical reasons, but may also be caused by unsuitable, worn-out or defective facility components figure 1. gives an overview of the origin and causes of air pollution from industrial facilities, showing on the left side those processes where primarily gaseous emissions are generated by evaporation, valve discharges and chemical reactions.

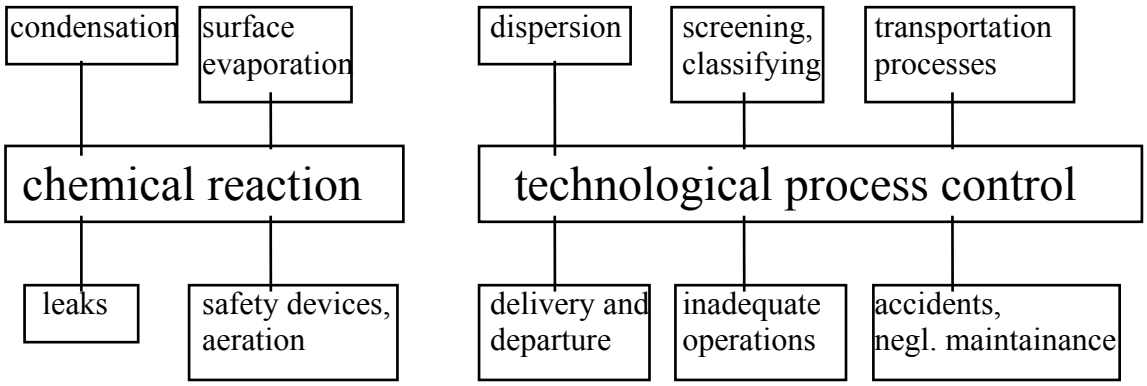


Fig.1 Causes for generation of industrial air pollutants

The most common origins from process technological methods of dispersing, sorting, and classifying and other specialized processes are listed at top right.

When developing new processes it is important to ensure that emissions are minimized. For existing facilities and processes, the causes for generating emissions must be analyzed carefully. In some cases it is possible to achieve an improvement in air quality by changing the input material for a specific process.

A typical example is energy production where, by using desulfurized heating oil or natural gas instead of high-sulfur coal, a significant reduction of SO_2 and nitrogen oxide emissions can be achieved. The use of natural gas eliminates flyash emissions, while the combustion of heating oil still produces considerable soot.

3.1 Particulate Emissions.

Particulates are characterized by their mineralogy, their chemical composition, concentration, particle size distribution, and their morphological data. Other important physical characteristics, especially relevant for process engineers, are density, bulk and packing density, angle of slide and repose, abrasion factor, and specific surface.

Basis methods of particulate control are size reduction, screening and sifting, dispersing, granulating, sintering, drying, feeding, extracting, mixing, storing, hopper discharging, cleaning, packaging and transporting.

From the perspective of toxicity, substances like quartz, asbestos, soot, lead, cadmium, and vanadium compounds and radioactive particulates deserve special attention.

Particulate control-understood to mean phase separation solid/gaseous-takes place in several stages by utilizing different physical forces (Table 1.)

Table 1 Classification of dust collectors

	Type of Separator	Separation Efficiency
	gravity separator	0.4…0.6
	inertial separator	0.6…0.8
	electrostatic precipitator	0.9…0.999
Dry Separation	cyclone	0.7…0.95
	filtration separator	0.9…0.99
Wet Separation	water-spray separator	0.9…0.99

4. PRELIMINARY POLLUTION ESTIMATES

4.1 Air Pollution

A preliminary study estimate can be developed with a minimum of work if the following points are considered:

- First, we must decide whether the emission requires a particulate separation, such as for solids resulting from material handling, or whether a gas mass transfer system is required such as in the removal of SO_2 from a gas stream. In many instances both operations will be required.
- Second, we can calculate the actual gas volume which must be treated. Within rather broad ranges of pollutant concentrations and types the capital cost is dependent primarily upon the gas volume. It is necessary to correct the gas volume for the volume change on cooling when the gas is scrubbed in any wet scrubbing device since wet scrubbers are sized for the volume of saturated gas. A rule-of-thumb for metallurgical processes is that the actual saturated gas volume is 65% of the actual hot gas volume.
- Third, for particulate separations a semi-quantitative estimate of the difficulty of removal is required. For example, acid mists and particulates will be considerably more difficult to remove than particulates generated by solids handling.

It is known that ,the energy required to remove particulates from a gas streams increases as the particle size decreases.

We have assumed that a flow sheet of the process under evaluation has been developed in sufficient detail not only to determine sources of pollution but also to quantity the streams that must be treated.

The actual hot gas volume can be calculated using the rule-of-thumb that X watts will produce Y Atm of gas and then converting to an actual hot gas volume using the ratio of absolute temperatures of the actual off gases, if known. If a wet scrubber is employed, the 65% factor should be used as before. In general, the energy consumption will be the major factor in determining the volume of gas that must be treated from any process.

There will always be some air infiltration into metallurgical furnace off gases. However, there can be wide variations in the amount. In general, where there is no estimate of the actual infiltration, a rule-of-thumb than the actual gas volume will increase 50 to 150% as the result of air infiltration can be used for preliminary estimates.

4.2 Water Pollution

In general, water pollution comes from:

- Fouled process water. Examples would include filtrates or thickener overflows from which metal values have been removed, spent dirty reagents such as the black acid from an electro refining operation, solutions generated as a result of the abatement of gaseous pollutants such as those that might result from an operation sintering iron ore fines containing apatite and blowdown streams from boilers or cooling towers.
- Hot cooling water. Examples include the heated water from process heat exchanger and condensers, from power or steam plant condensers and compressor heat exchangers.

The characteristics that describe fouled process water include: flow rate, temperature, pH, soluble matter (composition, concentration), suspended solids (composition, concentration, size distribution).

The quantity of fouled water that must be treated is based upon the chemistry of the process and the amount of material which must be bled from the process to provide the operating conditions required to meet the purity requirements of the desired yields of metal from the ore or concentrate. The capital cost of such treatment systems is primarily a function of liquid flow rates so that minimum capital and operating costs result when volumes are at a minimum.

5. CONCLUSIONS

Minimization of gaseous emissions, consideration must be given to the relatively large concentration spectrum which influences the respective process technology (Fig.2).

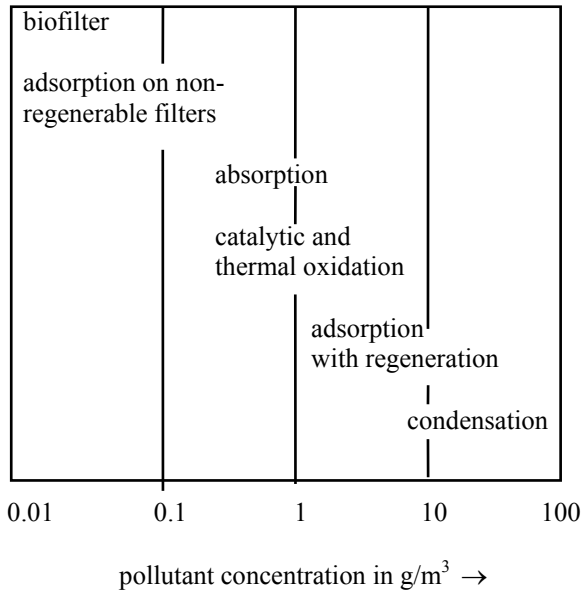


Fig.2 Use of various processes for minimizing gaseous emissions

The most common cleaning processes are absorption, adsorption and catalytic and thermal oxidation. The contaminants generated in these separation processes are either recovered or transformed through chemical reactions into relatively harmless substances.

The equipment used for flue gas scrubbing can be divided into absorbers with and without baffles. Absorbers without baffles are less susceptible to breakdowns and permit large gas throughput with minimal pressure loss.

Although the installation of baffles in the absorbers improves the contact between the gas and the liquid, it increases the pressure losses. Most commonly used are fixed bed adsorbers. These adsorbers are characterized by their low failure susceptibility and the long life expectancy of the adsorbing material.

The third group of gas scrubbing methods is comprised of thermal and catalytic after-burning processes. The facilities for thermal waste air incineration generally operate at higher temperatures, which is achieved by adding secondary air to the waste air stream.

Received: May 9 2005

**The POLITEHNICA University of Bucharest*
*** SC.INTEC SA Bucharest*

REFERENCES

1.Allhorn, H., Birnbauni, U., Huber, W.:*Kohleverwendung und Umweltscutz*.215.Springer, Berlin-New York 1984
2.Winkler, F., Worch, E.: *Verfahrenschmic und Umweltschultz-eine EinfÜhrung*, Berlin 1986
3. Heintz, A., Reinhardt, G.: *Chemie und Umwelt*.4th.ed., 366p.Verlag , Braunschweig 1990
4.Nriagu, J.O.: *Global Inventory of Natural and Anthropogenic Emissions of Trace Metals to the Atmosphere*.Nature279, 1979
5. Moore, C.and Miller, A.: *Green Gold-Japan, Germany, the United States, and the Race for Environmental Technology,* 279p.Beacon Press, Boston 1994
6. Jugel, W., Busch, K.F., Hahn, M.: Umweltschutztech VEB Deutscer Verlag, Leiptzig 1975
7. Nebers, N.: *Pollution Control Engineering*.576p. Mc.Grow-Hill, New York-London 1995

MINIMIZAREA POLUĂRII LA CUPTOARELE ROTATIVE DE PRĂJIRE UTILIZATE PENTRU CENUŞILE DE PIRITĂ

(Rezumat)

La cuptoarele de prajire cloruranta a cenusilor de pirita exista urmatoarele noxe: NOx, SO_2 rezultate din arderea pacurii folosita pentru realizarea temperaturii tehnologice de lucru cuprinsa intre 700-1250 ^{0}C. Sistemele de combustie operand la temperaturi ridicate pot produce multe mii de parti per million de oxizi de azot. In gazele evacuate de la procesele de combustie oxidul de azot este predominant, in timp ce dioxidul de azot este present in mod normal inconcentratii mult mai reduse. Cenusa de pirita peletizata impreuna cu agentul de clorurare circula in contracurent cu gazelle arse. In urma reactiilor dintre componentii cenusii rezulta cloruri volatile: CuCl, PbCl2, ZnCl2, AsCl3, SbCl3, FeCl3, HCl, substante cu toxicitate ridicata. Pretul pentru controlul noxelor sub forma de gaze, lichide si solide provenite din uzinele metalurgice reprezinta o parte substantiala din costurile de capital si de procesare. O data cu cresterea importantei pentru protectia mediului nu este normal sa constati ca aceste costuri vor depasi un sfert din totalul cheltuielilor de capital. Este folosita o evaluare tehnica ce permite cu usurinta identificarea noxelor provenite in sectorul metallurgic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.35'5; 669-15

THE IMPROVEMENT OF THE WHITE BRASSES RECRYSTALLIZATION HEAT TREATING (TYPE Cu-Zn-Ni)

BY

CARMEN NEJNERU, NICANOR CIMPOESU, ION HOPULELE, ALEXANDRU MAXINIUC and DRAGOS ACHITEI

Abstract: the paper contains an experimental study referring to the heat treatment of the recristalisation reannealing of white brass.27 bars were made whith 3 degrees of deformation (25%; 50%; 75%).these bars after deformation were heat treatment by maintening at 3 temperatures (350^0C; 450 ^{0}C; 550^0C) at 3 maintening times (1h; 1,5h; 2h). After heat treatment the microhardness mesurment were made, the results been sent in 3D graphics Rm=f(T,t) at ε=25%; 50%; 75%. Based on the graphic the treatment parameters can be determined for a desidered specific medium grain size value at ($t_{ment.}$,$T_{ment.}$)and any deformation degree between 25% and 75%.

Keywords: heat treating; anneal; white brass; phase; crystalline modification; forming proprety.

1. Introduction

The white brasses are Cu – Zn- Ni alloys with high strain resistance in brine and organic acid solutions, easily deformable and used as plates, straps bars, pipes, wires for non- salted water metal fittings mechanical components, art objects, medical instruments, telecommunications. Their composition (% Zn =20 ÷ 30; % Ni= 13 ÷ 19; % Cu = the rest) determines a monophasic structure (α solid solution) coloured in yellow.

When cold – moulded, the brass cold – hardes strongly; to remove the tension and the anisotropy, the alloy is submitted to a recrystallization annealing heat treatment.

The brasses propreties are decided by the size of the grains wich depends on the annealing's temperature and on the precursory level of deformation. To obtain fine grains, a temperature of 340…450^0C is required.

2. The recrystallization annealing

The heat treatment is used in order to eliminate the cold – hardering status resulted after the plastic deformation.

During the recrystallisation annealing that is the crystalline modification phase transformations take place. In this process the grains change only their shape, dimensions and distribution manner; the intrisec tensions disappear and the hardness decreases.

The recristalisation annealing resides in heating the metallic materials (items and parison) that were previously cold – hardened at temperatures greater (by 150-200^{0}C) than the critical crystalline modification temperature; the purpose is to elliminate the work – hardening.

The chemical composition of the alloy under stady is given in Table 1.

Table 1 Chemical composition of the analysed white brass

Cu	Zn	Ni	Sn	Pb	Fe	Mn	Co	Si	S	Ti	Mg	Cd	Al	P
61.474	23.83	13.4	0.19	0.25	0.37	0.04	0.04	0.01	0.244	0.004	0.002	0.03	0.07	0.01

The point corresponding to the above alloy can be approximatedly located in a vertical section corresponding to 13.4 %Ni of the ternary Cu-Zn-Ni phase diagram shown in Fig.1:

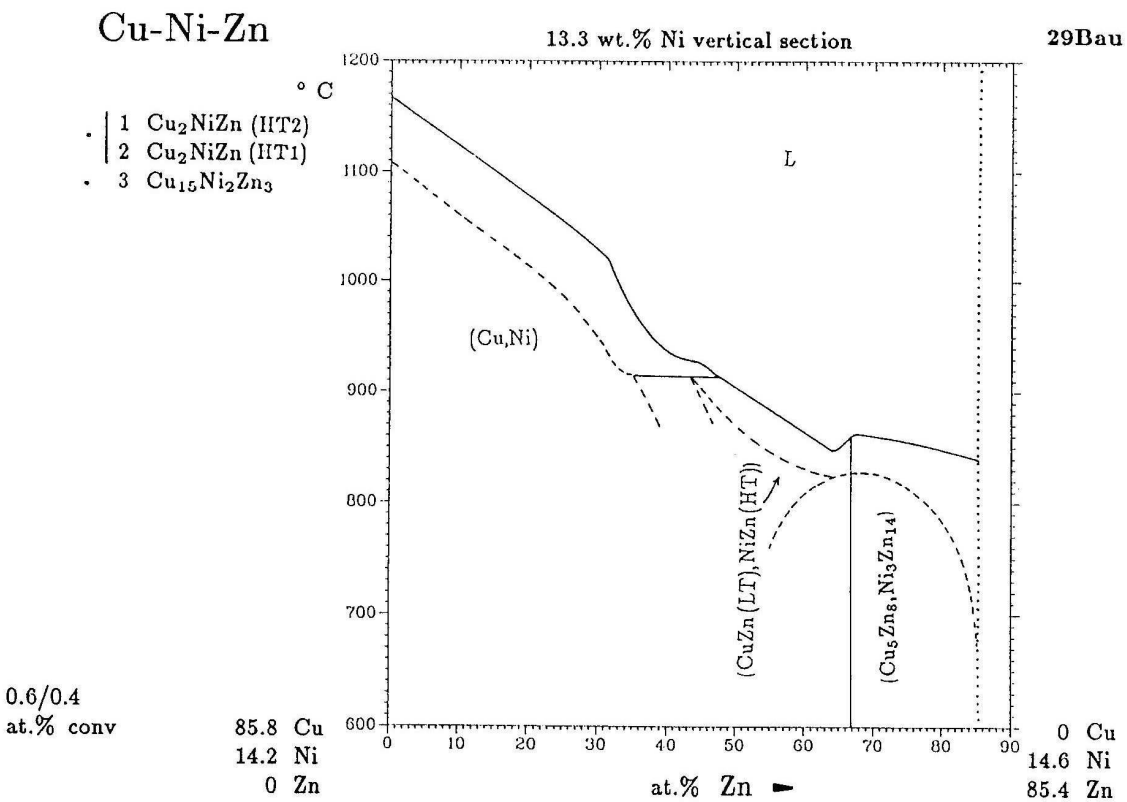
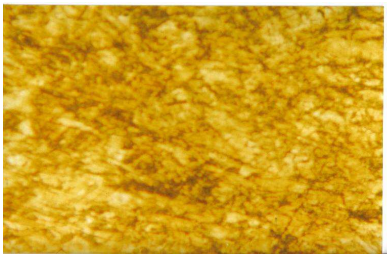
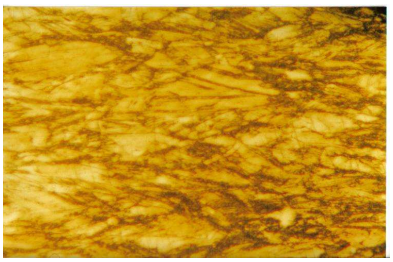


Fig. 1 Section through the Cu-Zn-Ni 3D diagram

For this experiment were used control cylinders with the following dimensions:Φ=12mm and h=18mm and the structure composed of equally spaces grains having a fine granulation.

The control cylinders were cold-deformed at different deformation degrees: 25%, 50%, 75%. Their micrographs are shown in Figs.2, 3 and 4, respectively. Un upper view of the macroscopic shapes of the specimens is illustrated in Fig.5 while Fig.6 shows a lateral view.





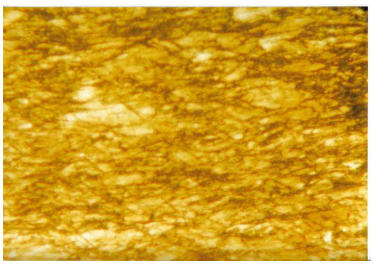


Fig 2 **ε**=25% (size 400xphoto) Chemical attack $FeCl_3$ 30%	Fig 3 **ε**=50% (size 400xphoto) Chemical attack $FeCl_3$ 30%	Fig 4 **ε**=75% (size 400xphoto) Chemical attack $FeCl_3$ 30%

Fig.5 Deformed samples-up view
a)Test bar,b) **ε**=25%,d) **ε** =50%,d) **ε** =75%

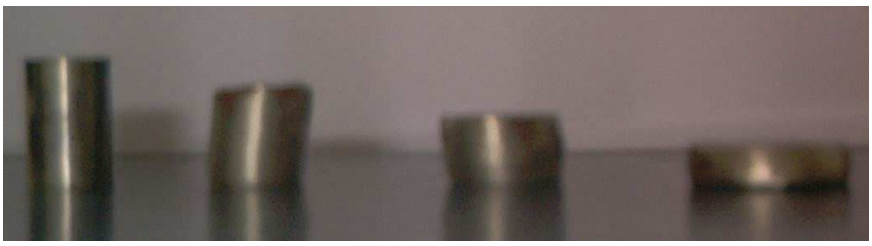


Fig.6 Deformed samples-side view
a) Test bar,b) **ε**=25%,d) **ε**=50%,d) **ε**=75%

The cold-hardened samples structure has its grains elongated on the maximum tangential stress's direction.

3. Heat treatment

During the cold-forming, the metallic materials cold-strain, meaning that they elongate on the flow's direction forming fibres with a great hardness, but with an accentuated fragility also (because of the anisotropic structure).

The cold strained structure gives to the material properties like great hardness, mechanical resistance and low plasticity.

The treatment applied to the cold strained metallic material is the recrystallisation annealing.

During the recrystallisation annealing that is the crystalline modification phase transformations take place. In this process the grains change their shape, dimensions and distribution manner; the intrinsic tensions disappear and the hardness decreases.

The heat treatment temperature is : $T_{ther.trat.} = T_{rec} + (150 \div 200)$ºC,

Where T_{rec} = crystalline modification ºC.

The crystal modification limit can be calculated with the following formula:

$T_{rec} = (0.3 \div 0.4)T_{melt}$ –for monophasic solutions .

T_{rec},T_{melt} are measured in K.

On the diagram can be easily observed that$T_{top} \approx 980$ºC = 980 + 273 = 1253 K

$T_{rec} = (0.3 \div 0.4)1253 = (102.9 \div 228.2)$ºC

The crystalline modification limit depends on the deformation degree, Fig.7.

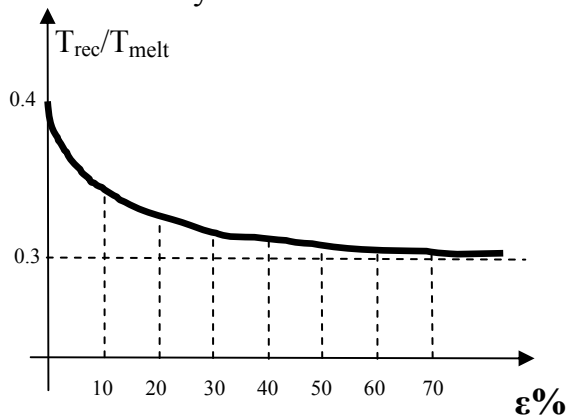


Fig. 7

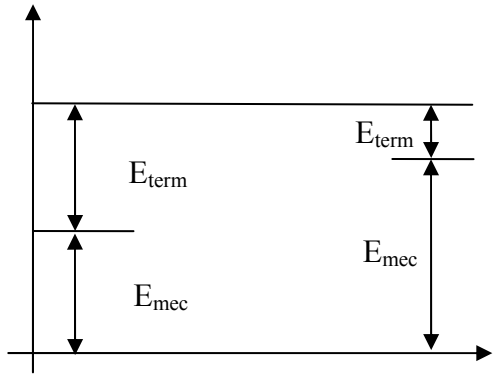


Fig. 8

This phenomenon occurs because the crystalline modification takes place when a specific energy level is overpassed inside the material .

The energetic contribution is brought to the process in two ways: the potential mechanical energy accumulated during the cold-forming and the thermal energy resulting from the material's heating preceding the treatment.

The graphic shows that as the cold-forming mechanical energy increases, a lower thermal energy is necessary to reach the crystallisation modification limits.

The heat treating for the recrystallisation annealing consists in placing the samples in an oven where the temperature reaches: $T_{trat} = (120 \div 230)$ºC + $(150 \div 200)$ºC

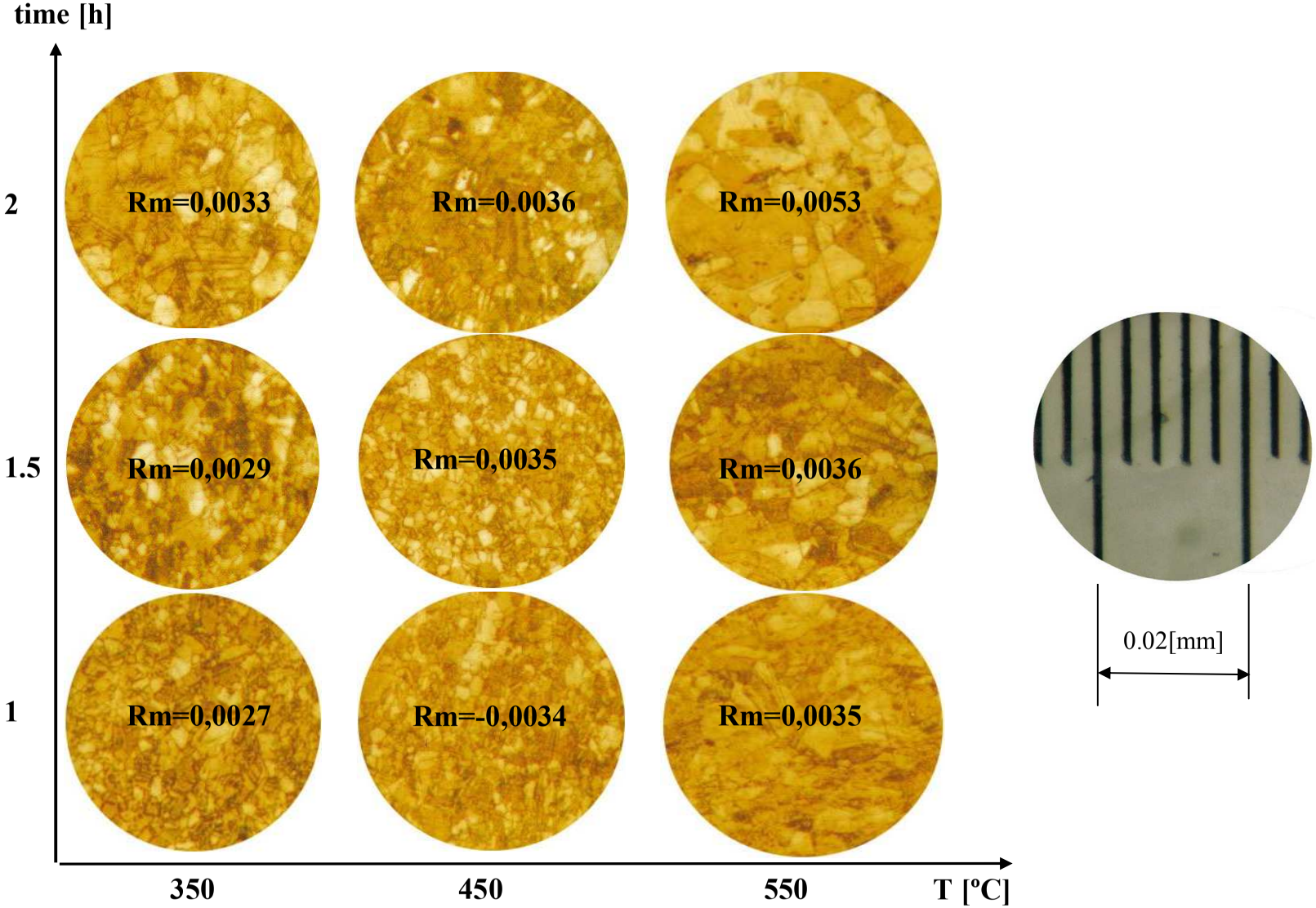
The tests where made at the following maintaining temperatures :T_1 = 350ºC, T_2 = 450ºC, T_3 = 550ºC with the specified maintaining intervals :t_1 = 1h, t_2 = 1.5h, t_3 = 2h.

The cooling took place in air at 20 ºC.The test matrix are displayed in graphic and the results in the table below.

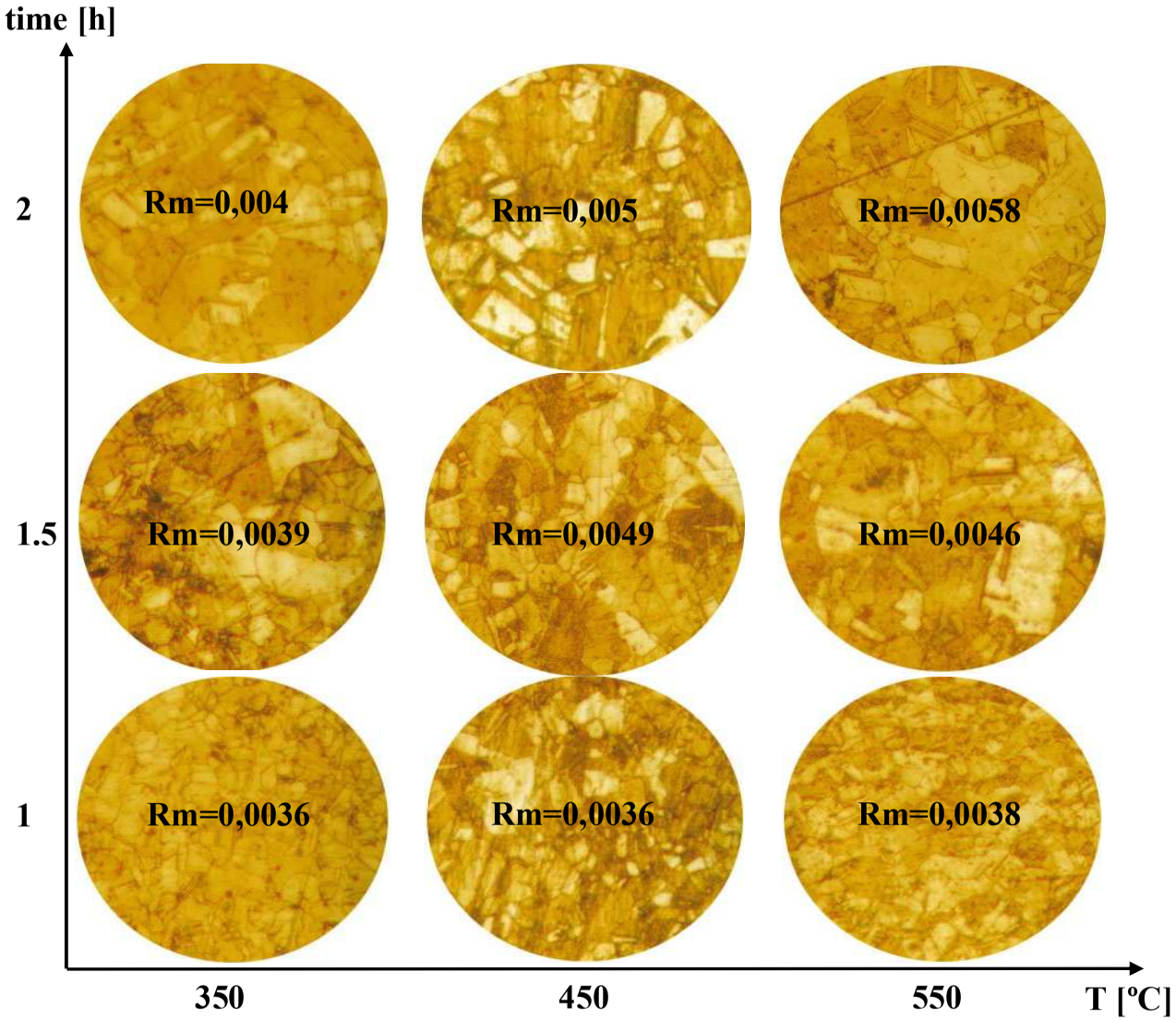
After the treatement, the specimens were planed and metallographic pictures were performed. Measurements were made of the medium grain size (using ten different fields). The data were centralised in the following three diagrams corresponding to the three deformation degrees: 25 %, 50 % and 75 %, respectively.

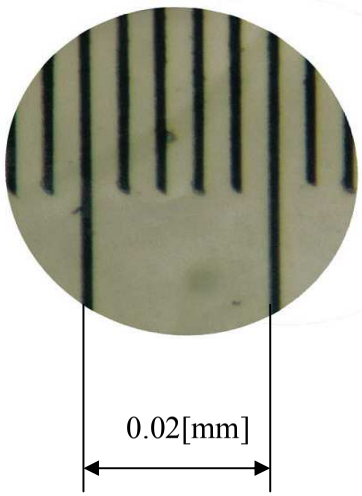
Finally, for each of the three deformation degrees, in Fig.9 space diagrams were plotted representing the variation of the average grain size as a function of both the heat treatment temperature and holding time.

The variation of medium grain size to constant deformation degree eps=25%

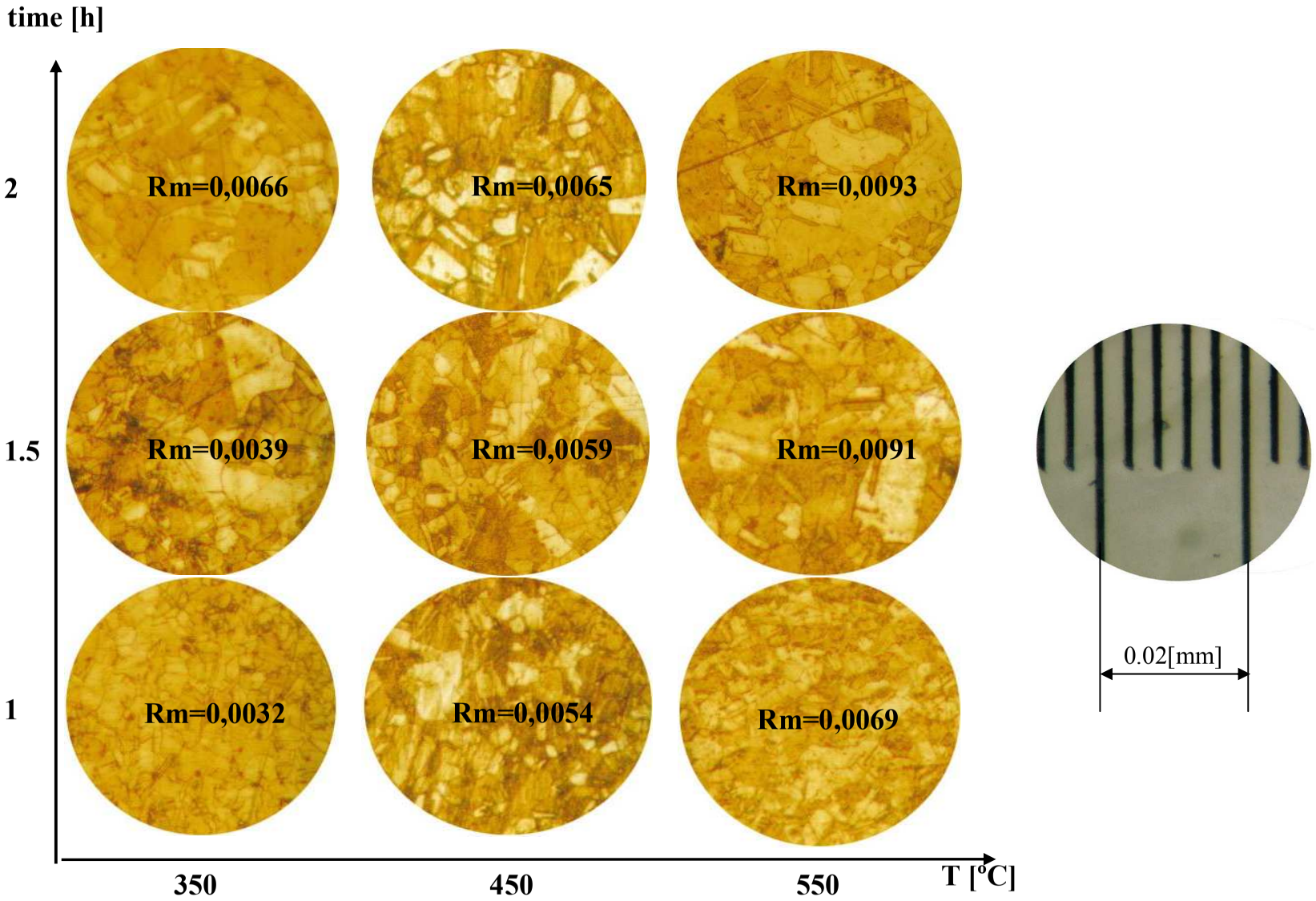


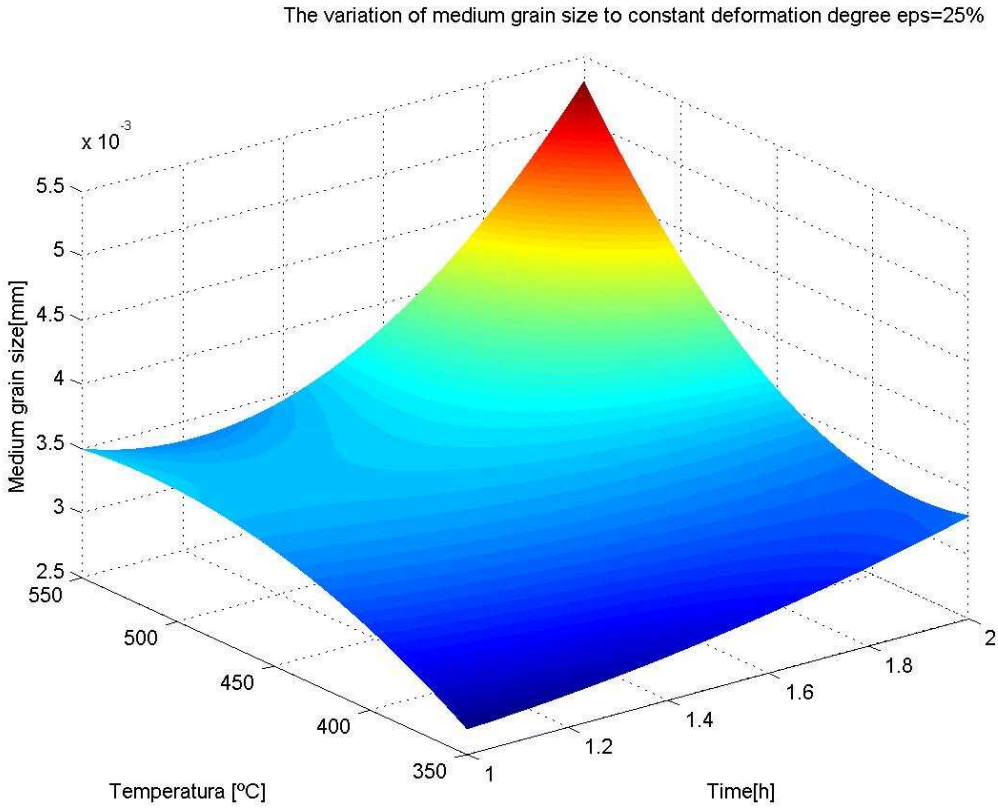
The variation of medium grain size to constant deformation degree eps=50%

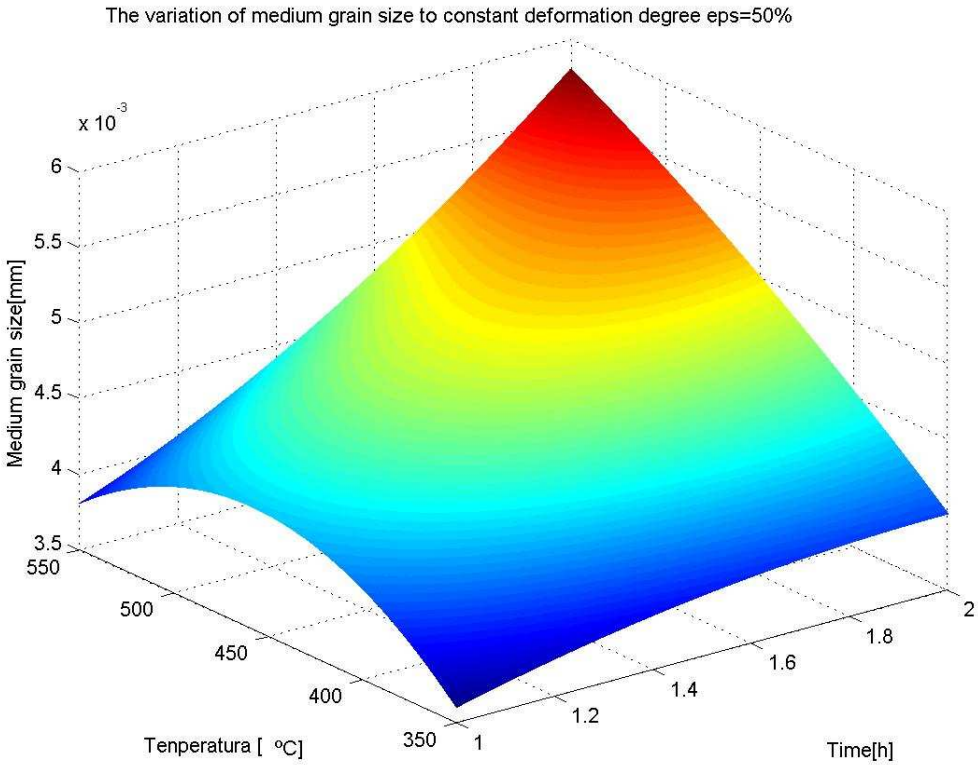




The variation of medium grain size to constant deformation degree eps=75%




The variation of medium grain size to constant deformation degree eps=25%
x 10^-3
5.5
5
4.5
4
3.5
3
2.5
Medium grain size[mm]
550
500
450
400
350
Temperatura [ºC]
1
1.2
1.4
1.6
1.8
2
Time[h]


The variation of medium grain size to constant deformation degree eps=50%
x 10^-3
6
5.5
5
4.5
4
3.5
Medium grain size[mm]
550
500
450
400
350
Tenperatura [ºC]
1
1.2
1.4
1.6
1.8
2
Time[h]

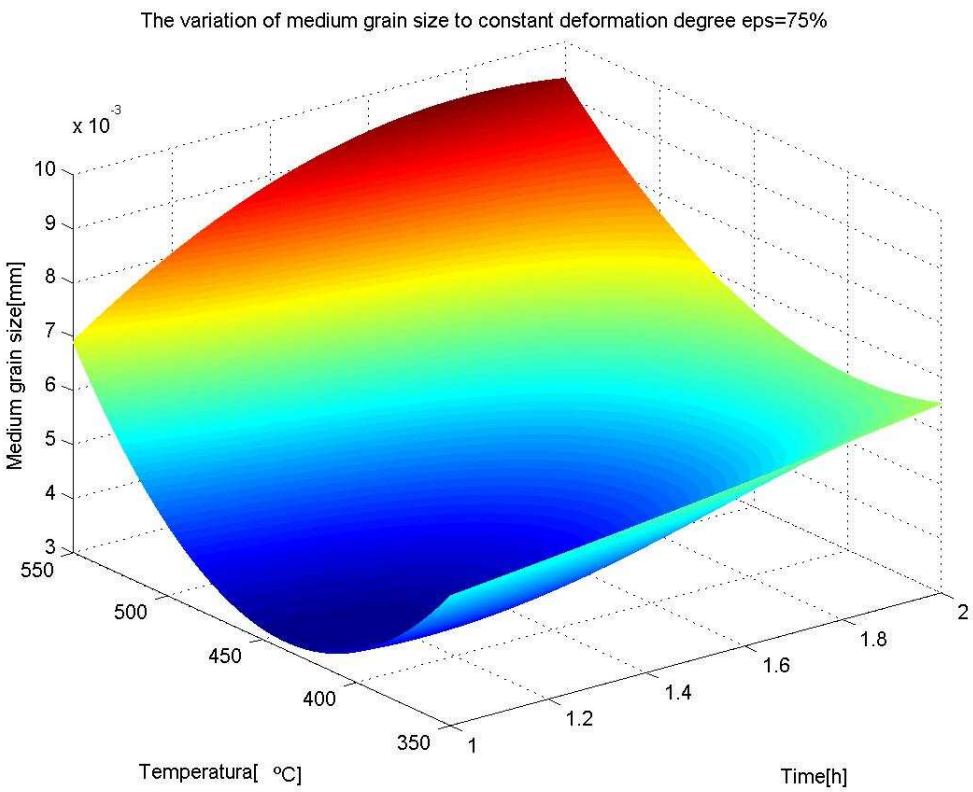


Fig.9 Space diagrams illustrating the variation of medium grain size as a functrion of recrystallization temperature and time, for the three deformation degrees

4. Conclusion

The medium grain size is between 0.0027….0.0093 mm (Rm =0.0027 for ε=25% , T = 350^{0}C , t= 1 h.; Rm=0.0093 at ε=75%, T = 550, t=2h).

From the analyse of the three space diagrams it is obvious that

- For all the three deformation degrees, the largest medium size of the twinned grains were obtained when both the heat treatment temperature temperature and time were maximum.
- For the specimens deformed with 75 %, a minimum average grain size of about $3.2 \cdot 10^{-6}$ m was obtained after heat treating at 475^{0}C for 1 hour. For larger temperatures and holding times the grain size increased.

Based on the space diagrams, the treatment parameters can be determined for a specific hardness value ($t_{ment.}$,$T_{ment.}$)and any deformation degree between 25% and 75%.

In addition it is possible to calculate the medium size of the grains depending on the heat treatment's parameters.

Received: February 23 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. O. Hătărăscu, ş.a. – Îndreptar de metalurgie, Ed. Tehnică, 1998
2. I. Alexandru, ş.a. – Alegerea şi utilizarea materialelor metalice, Ed. Tehnică şi Pedagogică Bucureşti, 1997
3. I. Hopulele, D. Găluşcă, I. Alexandru – Tratamente termice şi termochimice vol. I, Ed. Rotaprint, Iaşi.

OPTIMIZAREA TRATAMENTULUI TERMIC DE RECOACERE DE RECRISTALIZARE LA ALAME ALBE (tip Cu-Zn-Ni)

(Rezumat)

Lucrarea cuprinde un studiu experimental al eficientei tratamentului termic de recoacere de recristalizare asupra alamelor albe. Au fost realizate 27 de epruvete avand trei grade de deformare 25%; 50%; 75%acestea fiind tratate prin mentinerea la trei temperature 350^0C; 450^0C; 550^0C si trei timpi de mentinere 1h; 1,5h; 2h. Dupa tratament s-au facut masuratori a razei medii a grauntilor folosind zece campuri de masurare la fiecare proba , rezultatele fiind sintetizate in trei grafice spatiale R_m=f(T,t) la ε=25%; 50%; 75%. Cu ajutorul graficelor se pot determina pentru materialul respectiv parametrii tratamentului termic(Tşi t) necesari pentru obtinerea unei anume granulatie cerute in exploatare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 547; 678.7

EFFECT OF THE MICROSTRUCTURE OF POLY(VINIL ALCOHOL) MEMBRANES ON THE DIFFUSION OF SOME IONIC SPECIES

BY

SILVIA PATACHIA and ADINA PAPANCEA

Abstract: The aim of this paper is to present the changes of the permittivity of some membranes based on poly(vinil alcohol) [PVA] caused by their microstructure modifications. Porous PVA hydrogel membranes were obtained by repeated cycles of PVA solution's freezing and thawing. The modifications of the PVA structure were made by mixing the PVA solution with some natural products (beta-cyclodextrine or chitosan) or by complexing PVA hydrogel with Cu^{2+}. The influence of the presence of large cycles, of dispersed particles and of the supplementary crosslinking of the PVA hydrogel, due to complexation, on the membranes permittivity was studied. The diffusion of Na^+ and K^+ ions from the corresponding aqueous solutions to distilled water, through the above mentioned PVA non modified and modified membranes were studied by flamphotometric method. This study is important for separation processes of different ions from waste water and to tailor the membranes for controlled drugs delivery.

K**eywords**: poly(vinyl alcohol), membrane, permittivity, microstructure, crosslink.

1.Introduction

Hydrogels are three-dimensional and hydrophilic polymer networks capable of swelling in water or biological fluids and retaining a large amount of fluids in the swollen state. When in polymeric network the hydrophilic groups are hydrated a hydrogel structure is obtain. To prevent the disentanglement of hydrophilic polymeric chains the crosslinking is necessary. For the last few years the researches have focused on obtaining a family of chemical hydrogels with enhanced physical and chemical stability, without introducing toxic chemical crosslinkers [2].

PVA is known to form thermoreversible (physical) hydrogels upon freeze-thaw cycles [3,5]. These hydrogels have a good mechanical strength and a good elasticity [1,3].

The transport of electrolytes in polymeric materials has been studied to develop the knowledge of the transport mechanism of such specific solutes through PVA membranes. Moreover, the mechanism of electrolyte transport may involve a variety of interactions between the system constituents. So, these interactions of solute molecules with the molecular structure of the hydrogel are very important [6].

There are a number of models describing how diffusion coefficients of solutes in hydrogels vary with water concentration, polymer volume fraction, structure modificators, etc.

In porous membranes the separation is induce by discriminating between particles size. High selectivity can be obtained when the solute size or particle size is large relative to the pore size in the membrane [4].

For this type of hydrogel membranes there are various parameters which will influence the membrane morphology and the pores size such as: the polymer concentration, the applied temperature for freeze and thawed, the cooling rate, the number of cycles, etc. [4].

In this work it has been studied the permittivity of some PVA hydrogel membranes obtained by freeze-thawed technique. A difference between the obtained permittivity values is due mainly to membrane microstructure modifications.

2. Experimental

2.1. Materials and apparatus

The following chemicals were used: poly(vinyl alcohol) [PVA 90-98] powder of industrial grade with 900 polymerization degree and 98% hydrolysis degree (SC CHIMICA Rasnov), β-cyclodextrine (Sigma), chitosan 652, $CuSO_4$ ammonia solution with pH>8 and sodium and potassium chloride of pro-analysis quality. All chemicals were used without further purification.

The salt solutions were prepared by dissolving the corresponding quantity of salt – for 0,1 M solutions- in distilled water.

The following apparatus were used: diffusion cell, magnetic stirrer F 20 FALC and Sherwood Flam Photometer 410. The diffusion cell consists of two compartments filled with electrolyte solution (A) and water (B).The hydrogel membrane (M), previously swollen in water, was placed between the two cells (Fig.1).

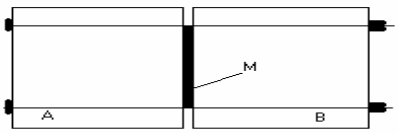


Figure 1. Diffusion cell

2.2. Membrane preparation

2.2.1. PVA membrane

PVA solution 16-18% were prepared by dissolving a pre-weight dry PVA 90-98 in de-ionized water by stirring and by heating to 70-80^{0}C for 3 hours. After cooling, PVA solution was cast in a PVC box (7 cm diameter) and freeze at -16^{0}C or at –19^{0}C for 12 hours. After that, the frozen cast solution was thawed at 22^{0}C or at 25^{0}C for 12 hours, too. These cycles were repeated for three times. It has been resulted a heterogeneous, porous, thermo-reversible hydrogel with a good mechanical strength. It has been kept in de-ionized water at room temperature for further use.

2.2.2. β-cyclodextrine, chitosan, Cu^{2+} /PVA membrane

The PVA with β-cyclodextrine membranes were prepared as follows: to PVA 90-98 solution a β-cyclodextrine solution (β-cyclodextrine dissolved distilled water)

was added. The resulting solution was heated to aprox. 30^0C stirring until homogenous solution was obtained. A certain volume of this solution was extracted with a syringe and cast in the PVC box with 7 cm diameter. The freeze-thaw cycles are similar with those described in the previous paragraph.

The PVA membrane complexed with Cu^{2+} was prepared by immersing a PVA 90-98 membrane in a copper tetra-ammino complex solution having a pH>8, for 14 days. After that, the membrane was placed in water to eliminate the salt surplus.

2.3. Conductivity measurements

A Radelkis Conductometer OK-114, to determine the conductivity of the diffused solutions through PVA membrane has been used. These measurements were made for sodium and potassium chloride 0.1 M solutions.

The diffusion cell was placed on the magnetic stirrer. Between the two compartments the PVA membrane was set. The stirrer has been placed in B compartment. The diffusion process takes place due to the concentration gradient.

The conductivity was determined every two minutes for 80 minutes.

2.4. Flam photometric measurements

To determine the diffusion of Na^+ and K^+ ions from sodium and potassium chloride solutions, the flam photometric method has been used. The diffusion process took place like we described above. The process subsisted for 50 minutes. The concentration determinations were made by extracting a volume of solution from B compartment every 5 minutes. Then, the amount of the diffused ions has been determined by reading the ions concentrations on Sherwood Flam Photometer 410.

3. Result and discussions

The results obtained by conductivity measurements for PVA 90-98 membrane and PVA 90-98 complexed with Cu^{2+} membrane were graphical represented in dependence with time in figure 1.

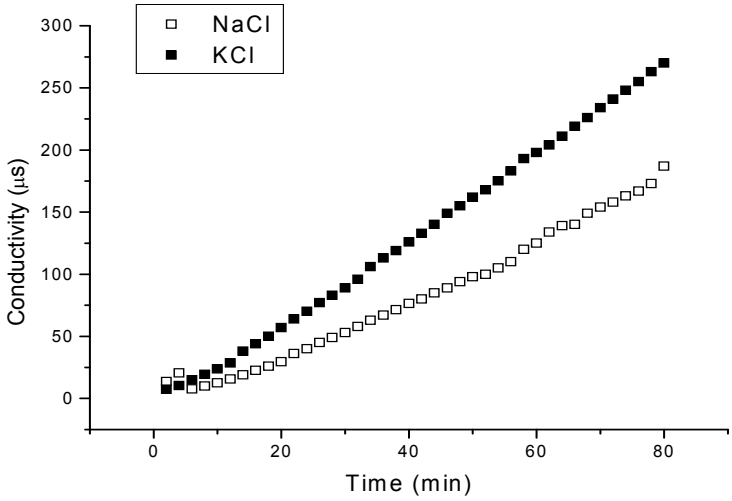


Fig. 1 The time-conductivity dependency of the diffused ions Na^+ and K^+ from the NaCl 0.1 M and KCl 0.1 M solutions through PVA90-98 membrane

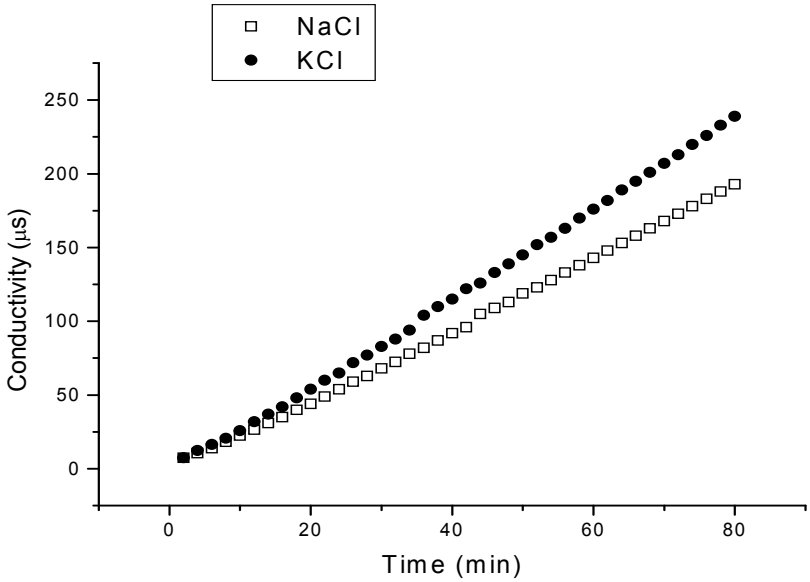


Fig. 2 The time-conductivity dependency of the diffused ions Na^+ and K^+ from the NaCl 0.1 M and KCl 0.1 M solutions through PVA90-98+Cu^{2+} membrane

The membrane thickness for PVA90-98 hydrogel membrane was g_m=1.3mm and for PVA 90-98 + Cu^{2+} membrane, g_m=1.5mm.

It can be observed that the solution conductivity for both diffused ions is increasing in time, but the potassium ions solution conductivity is higher than the sodium ions. That can be explained by the higher mobility of the potassium ion. The differences between the two types of membranes microstructure are not significant.

This can be explained by the fact that the microstructure- the total pores size- wasn't significantly modified. The complexed chains have been closed, due to the Cu^{2+} ions binding, but in the same time, its have been separated by the non-complexed chains and new pores have been formed.

We have tried to represent that, schematically, in the figure 3.

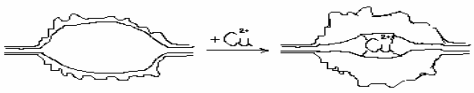


Fig.3 A pore representation: in the initial state and after copper complexation

In the swollen hydrogel the amorphous part, situated between the crystalline parts that act as crosslinking, are flexible, so even the large cycles of β-cyclodextrine can be included without a significant variation in membrane permittivity.

The permittivity was calculated with the following relations:

$$P=J*g_m / c_{CA}$$

where: $J=dc/dt*V_A/S$; P=permittivity, m^2/s; J=flow; g_m=membrane thickness; c_{CA} =initial concentration of the salt solution; dc/dt= concentration gradient ; V_A= volume of initial solution in the diffusion cell; S=the diffusion surface.

The membrane permittivity was determined for different types of PVA 90-98 membranes. Varying the polymer concentration and the temperature gradient different values for the PVA90-98 membrane permittivities have been obtained (see Table 1 and table 2).

Table 1. Membranes permittivity for different types of cation

Crt.Nr.	Diffused salt	Membrane material	Membrane thickness (mm)	Membrane permittivity for cations $*10^9$ (m^2/s)
1	NaCl	PVA 90-98	1.3	5.23
2		PVA 90-98+Cu^{2+}	1.5	5.28
3		PVA 90-98+CD	1	4.54
4	KCl	PVA 90-98	1.3	1.3
5		PVA 90-98+Cu^{2+}	1.5	1.5
6		PVA 90-98+CD	1	1

Table 2. Membranes permittivity for different types of cation

Crt. Nr.	Salt	Membrane material	Membrane thickness (mm)	Membrane permittivity for cations $*10^{10}$ (m^2/s)
1	NaCl	PVA 90-98	1	4.46
2	KCl	PVA 90-98	1.05	3.5

One can observe that the calculated permittivity for sodium ions is higher than that for the potassium ions in PVA 90-98 membrane. Also the permittivity may vary with a magnitude order depending on the membranes preparation conditions.

4. Conclusions

Hydrogel membranes based on PVA 90-98 have been obtained by freezing–thawing repeated cycle technique. These membranes have been modified by PVA blending with beta cyclodextrine, by loading with dispersed chitosan particles and by complexed with Cu^{2+} ions. The obtained membranes were tested from permittivity point of view, for Na^+ and K^+ ions.

All the tested membranes showed a higher permittivity for Na^+ ions by comparing with K^+ ions, just like the cellular membranes.

This behavior could be explained by the known property of K^+ ions to be H-bonds broker. So, the H-bonds between the solvent (water) and the OH groups from

the polymer chains have been broken by K^+ ions and higher interaction between K^+ and polymer chains occurs. As consequence, K^+ ions are strongly retained by PVA, comparing with Na^+ ions. So the K^+ ions diffuse slower than the Na^+ ions.

The order of the permittivity magnitude for the obtained PVA hydrogel porous membranes is approximately the same with that reported in the literature for diffusion of alkaline cations through non-porous membranes made by polyacrylamide.

In porous membrane the number of the crosslinkings doesn't mainly influenced the membrane permittivity, unlike the nonporous membranes with a homogenous structure, were the permittivity is drastically affected by its. This means that the membrane permittivity in a porous membrane is mainly due to the pores size and not to the diffusion through the amorphous polymeric structure.

The made modifications of the PVA hydrogel membranes did not affect significantly the membranes permittivity, due to the flexibility of polymeric chains from the amorphous state.

In exchange the crosslinking agents can improve other membrane properties (i.e. the membrane copper complexed has a higher mechanical and thermal resistance and the membrane made by PVA-beta cyclodextrine is softer than that of unmodified PVA).

Received May 4 2005

The "Transilvania" University from Brasov

REFERENCES

1. S. Paţachia, Cap.8. Blends based on poly(vinyl alcohol) and the products based on this polymer în " Handbook of Polymer blends and composites" Edited by C. Vasile and A.K. Kulshreshtha, RAPRA Technology LTD., England, p. 288-365, ISBN 1-85957-304-5, 2003
2. Poly(vinyl alcohol), Technical Book, Rasnov, 1979
3. S.Paţachia, C. Corboş, *Study on obtaining poly(vinyl alcohol) hydrogel,* Bulletin of the "*Transilvania*" University of Braşov, Vol. 9(44)- New Series, Series B, ISSN 1223-964X, , 2002
4. Marcel Mulder, Basic Principles of Membrane Technology, Kluster Academic Publishers, Netherlands, 1996
5. Christie M. Hassan, Nikolaos A. Peppas, Structure and Applications of Poly(vinyl alcohol) Hydrogels Produced by Conventional Crosslinking or by Freezing/Thawing Methods, Advances in Polymer Science,Vol.153, 2000
6. V.M.M.Lobo, A.J.M.Valente, A.Ya.Polishchuk and G. Geuskens,Transport of non-associated electrolytes in acrylamide hydrogels, Journal of Molecular Liquids 94, 179-192, 2001

EFECTUL MICROSTRUCTURII MEMBRANELOR DE POLI (ALCOOL VINILIC) [PVA] ASUPRA DIFUZIEI UNOR SPECII IONICE.

(Rezumat)

Scopul acestei lucrari este de a prezenta modificarile de permitivitate ale unor membrane de PVA datorate modificarilor de microstructura. Au fost obtinute membrane poroase de PVA prin metoda ciclurilor repetate de inghet-dezghet. Modificarile materialului membranar au fost realizate prin complexarea PVA-ului cu ioni de cupru (2+), prin amestecarea cu beta ciclodextrina sau prin dispersarea particulelor de chitoasan. S-au determinat coeficientii de permitivitate ai acestor membrane pentru ionii de sodium si potasiu proveniti din solutii de cloruri, utilizandu-se metoda conductometrica si flamfotometrica. S-a studiat influenta modificarilor de structura ale materialului membranar asupra difusiei ionilor alcalini mentionati. Aceste studii sunt importante pentru procesele de separare a diferitilor ioni din apele reziduale ca si pentru realizarea unor noi materiale pentru sistemele cu difuzie controlata.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 547; 678.7

EFFECT OF THE POLY (VINYL ALCOHOL) [PVA] HYDROGELS MICROSTRUCTURE ON THEIR WATER ABSORPTION

BY

S. PATACHIA and M. RINJA

Abstract The aim of this paper is to study the influence of microstructure of PVA hydrogels obtained by different techniques on their capacity of water absorption. Three PVA hgydrogel types have been obtained by three physical methods: (i) repeated freezing and thawing cycles; (ii) freezing with liquid nitrogen and (iii) irradiation with beta radiation. The method of hydrogel obtaining determines its morphology. The kinetic of water absorption was determined by gravimetric method. A correlation between the hydrogel's microstructure and its capacity of water absorption has been made. This study is important in selection of hydrogels obtaining technique for obtaining new materials with a controlled water absorption capacity.

Keywords: hydrogel, irradiation, freeze-thawing, liquid nitrogen, swelling

1. Introduction

There has been increasing interest in the synthesis and various applications such as high water sorption of new hydrogels. Hydrogels are three-dimensional networks of hydrophilic polymers held together by cross links of covalent bonds or ionic bonds and secondary forces in the form of hydrogen bonds or hydrophobic interactions. These materials are of great interest due to their promising applications such as separators, separation membranes, adsorbents, and materials for medicine and pharmacy as drug delivery systems, in solving some ecological and biological problems as well as in modern technologies [1,3,7].

The physical gelation capability of the atactic and syndiotactic forms of PVA has been know for a long time. In aqueous solutions with a polymer concentration of more than 1% entangled aggregates of hydrogen bonded PVA molecules are formed. This is a consequence of time dependent formation of crystal nuclei and micro crystalline regions. Pioneering work proposed that spinodal liquid-liquid phase separation, followed by crystallization of parts of the PVA chains, is the origin of gel formation in PVA solutions in water.

Aqueous solution of PVA can also undergo gelation when submitted to a series of freezing-thawing cycles [1,3,4,5,7]. These physically cross linked PVA gels, present a high degree of swelling in water, a rubbery and elastic nature, a fibril network structure and high mechanical strength [4,5,6]. In the freezing-thawing process, water crystallization results in creating interstitial domains of high polymer concentration. Polymer chain belonging to these highly concentrated domains possibly will crystallize leading eventually to the gelation of the whole system. [4]

The properties of the gel depend on the PVA molecular weight, the PVA concentration in water, the temperature and time of freezing and the number of freezing cycles. Gel formation is ascribed to the formation of PVA crystallites which act as physical cross linking sites in the network. In the freezing-thawing-based techniques, fine crystallites are formed due to the slow cool treatment. [5]

In the literature [7] has been developed methods of preparation PVA hydrogels free of elutable impurities, such as emulsifiers, catalysts and uncreated cross linking agent-free. The preferred preparation method for medical or biological applications consists of a freezing-thawing process applied on aqueous solutions of PVA. When aqueous solutions of PVA are stored at room temperature they gradually form a gel with, however, a low mechanical strength. Interestingly, once aqueous solutions of this polymer undergo a freeze-thawing process, a strong and highly elastic gel is formed [1,3,4,5,6,7].

Radiation processing has many advantages over other conventional methods. In radiation processing, no catalysts or additives are needed to initiate the reaction. The advantages of the radiation methods are that they are relatively simple, and moreover, the degree of cross linking and grafting, which strongly determines the extent of swelling in hydrogels, can be controlled easily by varying the absorbed dose [7].

High energy radiation, in particular gamma and electron beam, can used to polymerize unsaturated compounds. This means that water-soluble polymers derivative with vinyl groups can be converted into hydrogels using high energy irradiation.

During irradiation of aqueous solutions of polymers, radicals can be formed on the polymer chain by the homolytic scission of C-H bonds. Additionally, radiolysis of water molecules generates the formation of hydroxyl radicals which can attack polymer chains also resulting in the formation of macro radicals. Recombination of macro radicals on different chains results in the formation of covalent bonds and finally in a cross linked structure. Since the generated macro radicals can react with oxygen, radiation is normally performed in an inert (nitrogen, argon) atmosphere. Poly (vinyl alcohol), poly (ethylene glycol), poly (acrylic acid) are well know examples of polymer which can be cross linked with high energy irradiation. The properties of the formed hydrogels, in particular their swelling and permeability characteristic, depend on the concentration of the polymer and radiation dose: in general, the crosslink density increases with increasing polymer concentration and radiation dose.

The advanced of hydrogel formation by radiation-induced cross linking is that this process can be done in water under mild conditions (room temperature and physiological pH). Moreover, the use of (toxic) cross linking agents is avoided. However, the gels have to be loaded with biologically active materials after their preparation because the radicals formed during irradiation might potentially damage the biologically active substance. Further, since for example in irradiated PEG or PVA, the crosslink consists of C-C bonds, these gels will not be biodegradable. [6]

The aim of this paper is to compare the structure and water absorption capacity of the PVA hydrogels obtained by different techniques. The PVA hydrogels, using three physics cross linking techniques, were obtained. The swelling measurements have been made on these three dimensional networks.

2. Experimental data

2.1. Preparation of aqueous PVA solution

PVA 90-98 (900 polymerization degree and 98% hydrolysis degree), industrial grades, without further purification have been used. Aqueous 16-18 wt% PVA solutions were prepared by dissolving pre-weighed quantities of dry PVA in deionized water, by magnetic stirring and heating them at 70-80 °C for 3h. After cooling, this solution was used for hydrogels preparation.

2.2. Preparation of PVA hydrogels

By applying three cross-linking methods PVA hydrogels with different structures have been obtained.

a). Aqueous solution of PVA was introduced in PVC cylindrical tubs that were exposed to three freezing and thawing cycles (-15 : 24 °C). Decreasing temperature, determine forming ice crystals which lead to closure polymer chains in favor of their crosslinking through intermolecular H-bonds. The results are the nano-crystallites in which the PVA chains are united by hydrogen bonds. These act in the system as cross linking points. Their presence leads to the PVA hydrogel that is a three-dimensional network not soluble in water..

PVA hydrogel has the property to absorb large water quantities. After thawing aqueous solution the ice crystals melt, generating holes in hydrogel structure. That confers a porous structure. The size of pores is depending to the size of the ice crystals initial formed. The mechanical strength is determined by its cross linking degree that depends on the number of freezing-thawing cycles. The PVA hydrogel obtained by this method are white-opaque (demonstrating an obvious phase separation), heterogeneous, with a good mechanical strength.

b). The PVA hydrogels were obtained by applying of three cycles of freeze and thawing in liquid nitrogen. PVA aqueous solution has been introduced in PVC vials and then has been immersed in liquid nitrogen, for 1 h. Then, the frozen solution has been kept for 24 h at room temperature. As a result of very low temperature of the liquid nitrogen, the water within PVA aqueous solution has been instantaneously frozen.

The temperature gradient leads to a PVA hydrogels were the formed pores are much smaller than the case of slowly freezing process and they have a radial distribution. The layout of pores is a result of very fast freezing from the out side the inner of the gel.

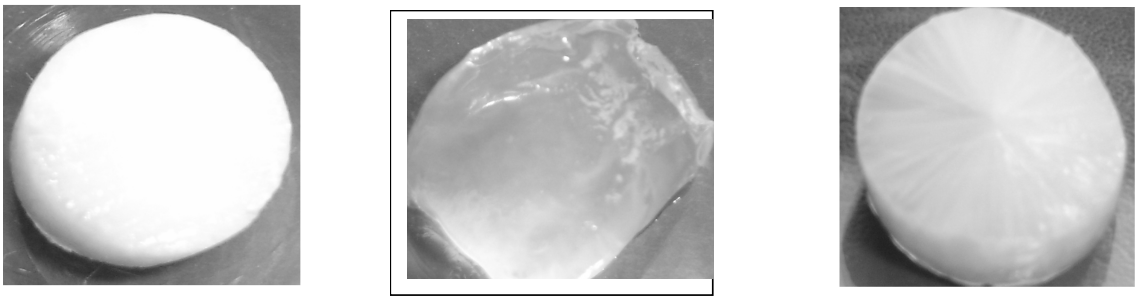
Three freezing-thawing cycles were applied. Finally, at different freezing temperatures, PVA hydrogels with different structures have been obtained. The size of the pores is an important factor regarding later water absorption properties.

c). Another PVA hydrogel obtaining method that was studied in this paper was PVA aqueous solution β irradiation. The irradiation leads to a cross linking of the PVA by extracting some of the hydrogen atoms or hydroxyl groups from macromolecular chain and forming inter- or intramolecular bonds. The radicals had formed on the macromolecular chain.

The recombining of radicals leads to intercatenar covalent bonds forming and finally leads to a cross-linking structure. Recent studies showed that minimum γ irradiation dose for cross linking of PVA aqueous solution was 30 kGy. In this paper, the PVA hydrogel were obtained using an irradiation dose of 5.4 kGy. The conclusion is that, even at low dose radiation the PVA macromolecular chain can be cross linked. Increasing the irradiation dose the PVA hydrogels with a higher mechanical strength are obtained.

The PVA aqueous solution has been introduced in glass cylindrical vials and expose to β-irradiation, on different dose: 5.4; 10.8; 47.25 kGy. The PVA hydrogels were obtained. They have a different structure comparing with the previous gels. The PVA hydrogels obtained by using this method, are transparent, exhibiting a more homogeneous structure. The mechanical strength depends on the irradiation dose.

Figure 1 represents the three types of PVA hydrogel obtained by using different techniques.



a b c

Figure 1. The PVA hydrogel obtained by different techniques: a) repeated freez-twaing (-15 : 24 °C) cycles, b) β irradiation, c) repeated freeze and thawing cycles in liquid nitrogen

2.3. Swelling properties

To determine the influence of the obtaining hydrogels techniques on the amount of water absorbed by the hydrogel, samples were weight and immersed in distilled water. The degree of water absorption was determined at several moments in time and was calculated using following formula:

$$S(\%) = \frac{m_f - m_i}{m_i}.100 \quad (1)$$

Where S (%) is the amount of absorbed water, m_f-is the mass of swollen gel at time t, and m_i- is the mass of the dry gel at the initial time.

3 Results and discussions

In Tables 1, 2 and 3, the obtained data for three types of PVA hydrogels level of water absorption are presented.

Table1. The equilibrium (%) swelling of PVA-HG obtained through different cycles of freezing (F-T) and thawing in liquid nitrogen technique

Time (min)	Freezing and thawing in liquid nitrogen techniques		
	1 cycle of F-T	2 cycles of F-T	3 cycles of F-T
	Water absorption (%)		
0	557.54	557.44	557.54
5	579.58	564.63	567.67
10	591.32	569.14	574.13
25	610.01	573.52	580.2
35	617.93	575.90	587.31
60	633.98	582.36	592.76
120	650.21	585.36	599.15
240	669.86	588.16	601.91
360	681.76	560.65	607.72
1440	699.95	557.64	587.86
2880	693.58	556.61	571.34
4320	678.92	555.65	566.407
5760	657.62	546.40	561.57
7200	642.54	544.98	558.81
8640	633.23	542.43	554.65

Table2. The equilibrium (%) swelling of PVA-HG obtained by freezing and thawing technique (F-T)

Time (min)	Freezing and thawing techniques
	Water absorption (%)
0	456.32
15	484.99
30	506.28
60	512.57
90	516.41
120	518.56
150	524.18
180	522.76
210	527.14
240	531.19
270	529.93
300	531.35
330	530.23
360	533.95
3720	544.19
5160	535.73

Table1. The equilibrium (%) swelling of PVA-HG obtained by β-irradiation technique

Time (min)	β- irradiation techniques	
	10.7 kGy dose	47.25 kGy dose
	Water absorption (%)	
0	603.82	527.095
15	616.45	589.82
45	680.38	598.50
105	755.97	630.53
165	843.63	660.18
1440	1216.14	693.86
2880	1395.45	699.40
3720	1493.01	715.56
5160	1554.54	710.33
9480	1577.26	711.67

The amount of water absorbed by three types of hydrogels is shown in the Figure 2.

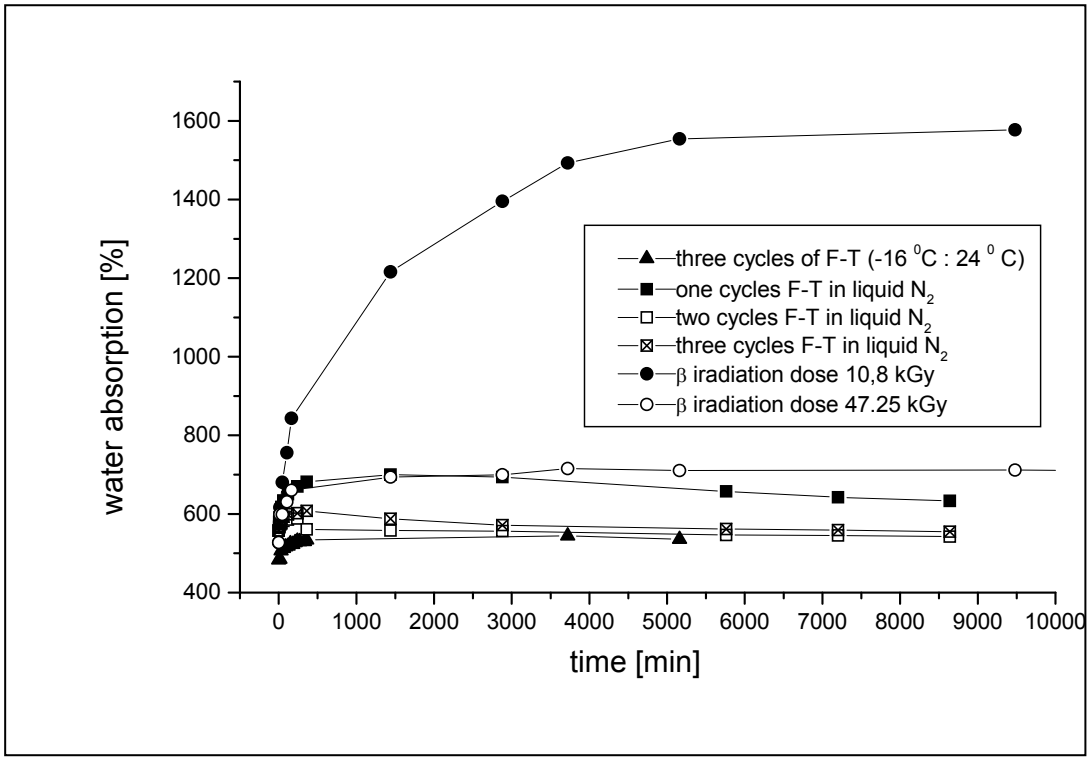


Figure 2. Water absorption in different types of PVA hydrogels

The figure 2 shows that the amount of water absorbed depends on the dose of irradiation that the hydrogels were exposed to. Increasing of the irradiation dose determines a lower absorption level. This is the results of a stronger crosslinking. The amount of water increases with the contact time increase. The swelling equilibrium was reached after approx. 1000 minutes for the higher crosslinked gels and after approx. 5000 minutes for weaker crosslinked ones. The PVA hydrogels obtained in liquid nitrogen have an absorption rate higher than these obtained by freeze and thawing methods. This is because of the size pores within the hydrogel.

The swelling equilibrium for the freeze and thawing techniques was obtained after 500 minutes. This fact pointing that these hydrogels have a higher permeability than those obtained by irradiation. The cause of this fact could be the porous structure of cryogels. The higher number of pores of the hydrogels obtained in liquid nitrogen determines a higher water absorption capacity than that of the hydrogel obtained by freeze and thawing method. The graphical representation shows that not only the crosslinking degree influences the hydrogels water absorption but also the pores dimensions.

4.Conclusions

Different typs of PVA hydrogels have been obtained by using three techniques. These hydrogels have different structures. The PVA hydrogels obtained by freezing and thawing techniques are white-opaque (demonstrating an obvious phase

separation), heterogeneous, with high dimension pores and with a good mechanical strength. The hydrogels obtained by β-irradiation technique are quite transparent, that means a more homogeneous structure. The mechanical strength depends on the irradiation dose. The hydrogels obtained by using the liquid nitrogen are white-opaque, that means a heterogeneous structure, but the pores are uniformly disposed in a radial structure and they have smaller size.

Structure differences of hydrogels influence the water absorption capacity. For the hydrogel obtained by irradiation techniques, the amount of water retained is influenced by the level of irradiation. In the case of the PVA hydrogels obtained by freeze and thawing method, water absorption is influenced by the size of the pores.

Comparing the water retaining capacity of the gels obtained by the three above mentioned techniques, it can be noticed that the highest retained amount of water has been evidenced by the irradiated gel. The draw backs of the irradiation technique are: the high price of the necessary equipment, the obtaining of intermolecular C-C bonds that make

PVA hydrogels less biodegradable and the possibilities of polymer degradation during the irradiation. That means, using freezing and thawing method, is more indicated in the hydrogels obtaining. This method eliminates the disadvantages of irradiation technique and makes it applicable in different activity areas.

Received May 5 2005 *The "Transilvania" University from Brasov*

REFERENCES

1. S. Pațachia, Cap.8. Blends based on poly(vinyl alcohol) and the products based on this polymer în "Handbook of Polymer blends and composites" Edited by C. Vasile and A.K. Kulshreshtha, RAPRA Technology LTD., England, p. 288-365, ISBN 1-85957-304-5, 2003
2. Poly(vinyl alcohol), Technical Book, Rasnov, 1979
3. S.Pațachia, C. Corboş, *Study on obtaining poly(vinyl alcohol) hydrogel,* Bulletin of the "*Transilvania*" University of Braşov, Vol. 9(44)- New Series, Series B, ISSN 1223-964X, , 2002
4. Christie M. Hassan, Nikolaos A. Peppas, Structure and Applications of Poly(vinyl alcohol) Hydrogels Produced by Conventional Crosslinking or by Freezing/Thawing Methods, Advances in Polymer Science,Vol.153, 2000
5. Rebbeca Hernandez, Aurelie Sarafian, Daniel Lopez, Carmen Mijangos, Viscoelastic properties of poly(vinylic alcohol) hydrogels and ferrogels obtained through freezing-thawing cycles, Polymer 46, 5543-5549, 2004
6. Alla S. Hickey and Nikolaos A. Peppas, Solute diffusion in poly(vinyl alcohol)/poly(acrylic acid) composites membranes prepared by freezing/thawing techniques, Polymer Volume 38 Number 24 1997
7. W.E. Hennink, C.F. van Nostrum, Novel crosslinking methods to design hydrogels, Advanced Drug Delivery Reviews 54, 13-36, 2002

EFECTUL MICROSTRUCTURII HIDROGELURILOR DE PVA ASUPRA ABSORBTIILOR DE APA.

(Rezumat)

In aceasta lucrare se prezinta studiul influentei microstructurii hidrogelurilor de PVA obtinute prin diferite tehnici, asupra capacitatii lor de gonflare in apa. Hidrogelurile de PVA au fost obtinute prin trei tehnici diferite de reticulare: cicluri repetate de inghet (in azot lichid si la temperatura de -15 °C)-dezghet (la temperatura camerei: 25 ^{0}C) si iradiere cu radiatii β. Metoda de obtinere a hidrogelurilor influenteaza morfologia acestora. Cinetica absorbtiilor de apa a fost determinata prin metoda gravimetrica. S-a studiat corelatia dintre

microstructure hidrogelului si capacitatea sa de a absorbi apa. Acest sudiu este important pentru selectarea metodei optime de obtinere a hidrogelurilor de PVA in vederea sintezei de noi materiale cu o capacitate controlata de absorbtie de apa.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 547; 678.7

PVA HYDROGELS AS INTELLIGENT MATERIALS

BY

SILVIA PATACHIA and MARIA MICLAUS

Abstract Poly(vinyl alcohol) [PVA] hydrogels have the capacity to react to the environmental modification, that means intelligence. One of these environmental changes could be the electrolyte concentration. Immersed in salts aqueous solutions, PVA hydrogels shrank and an important modification of the sample's weight, volume, density and mechanical properties could be noticed. These changes could be reversible, when only a physical interaction between the hydrogel and the electrolyte takes place, or irreversible when a chemical reaction is produced. The aim of this paper is to study the behavior of the PVA hydrogel, obtained by repeated cycles of freezing and thawing, in sodium and potassium chloride aqueous solutions.. The influence of the salts concentration and nature on the hydrogel weight, volume and density changes has been determined. The results of this study could be used to obtain new sensors for electrolytes presence and nature, in aqueous solution.

Keywords: intelligent materials, poly(vinyl alcohol), hydrogel, electrolyte, sorption

1. Introduction

Intelligent materials have as a basic characteristic to react upon the environmental changes through modifying one or many of its own characteristics.

Hydrogels are intelligent materials, tri-dimensional polymeric network with huge absorbing water capacity, without solving themselves.

PVA is a polymer that can generate hydrogels through chemical or physical crosslinking [1, 2, 3,6].

From the ecological point of view physical crosslinking maintains the biodegrading of PVA and avoids the usage of the crosslinkers which are generally toxic and cancerous dialdehydes [1,2,6].

Hydrogels are intelligent materials because by immerging them with electrolytes solutions they change their mass, volume and density through eliminating a huge quantity of water which was initially absorbed in hydrogel [1]. Thus, PVA hydrogels can be used as electrolytes sensors.

The present work has as its main purpose to quantify the mass modifications of the hydrogel samples in the presence of NaCl and KCl aqueous solutions, due to the influence of the solution concentration upon the hydrogel contraction.

It was also been studied the reversibility grade of this phenomenon and the hydrogel capacity to keep in its structure a quantity of electrolyte. The distribution of the electrolyte between the hydrogel and the aqueous solution is important for studying the diffusing phenomenon of the electrolyte through hydrogel membranes, the constant of repartition that enters the calculation of the diffusing coefficient $D_f = P/ K$, where D_f

is the coefficient of diffusion; P is the coefficient of the membrane permeability; K is the repartition coefficient of the electrolyte between hydrogel and the aqueous phase [6].

2 The experimental part

2.1. Materials

A. The PVA hydrogel has been obtained from 90 – 98 PVA (the polymerization degree 900, hydrolyze degree 98%) got from The Chemical Plant Râşnov, industrial purity with no further purification.
The PVA powder was solved into magnetically stirred distilled water for 3 hours at $80^{O}C$ getting a solution with the concentration in solid matter (CS = 11,14 %).

The solution obtained in this way was cooled and introduced in PVC cylindrical containers having a diameter of d = 1,80 cm. Then the solution was three successive freezing cycled (at-$15^{O}C$) and three successive defreezing cycled (at room temperature), each stage lasting 12 hours. So, we got a hydrogel mass with a good mechanical resistance, white, opaque which proves a heterogeneous structure.

B. Two electrolytes (KCl and NaCl) of p.a. purity have been used, to obtain solutions with 1M, 2M, 3M concentrations by solving the necessary quantities in distilled water.

2. 2. Methods of study

2.2.1 The study of the desorption equilibrium

It has been used two types of samples (some of small dimensions ~ $5{\cdot}6{\cdot}10^{-2}$ g; others of big dimensions ~ 9 - $11{\cdot}10^{-2}$ g) prevailed from the hydrogel mass and immerged in distilled water for 14 days, a period when the hydrogel reached the swollen equilibrium.

To study the water desorption phenomenon in electrolyte solutions presence, each sample was immerged into 100 ml of electrolyte solution with a concentration of 1M, 2M and 3M, respectively. The samples were taken from time to time and weighed with an analytical balance with a precision of 10^{-4} g. The mass variation was graphically represented in relation with the time.

2.2.2 The study of the reversibility of the water absorption process in hydrogel

After 48 hours of immerging into the solution of electrolyte the samples of hydrogel have been slightly wap and introduced into 100 ml of distilled water. At different intervals of time samples were taken out and weighed in order to determine the water re-absorption kinetics.

3. Experimental data. Discussions

The mass modifications of the immerged hydrogel samples into the NaCl and KCl electrolytic solutions with concentrations of 1M, 2M and 3M with regard of time are presented in figures 1, 2 and 3.

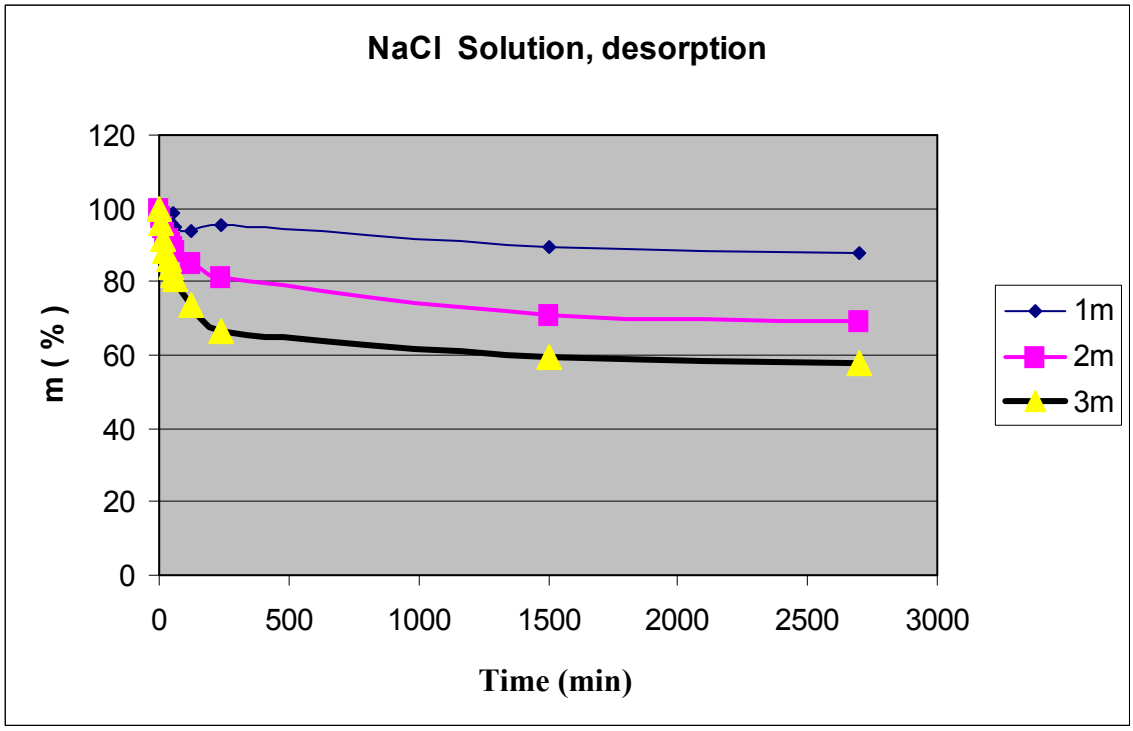


Fig.1. The influence of the NaCl solutions concentration on the hydrogel mass changes.

It can be easily observed that in the presence of the NaCl aqueous solution the hydrogel samples diminish their mass because of the elimination of a certain quantity of water. After 500 minutes the water mass eliminations become smaller, till approximately 1500 minutes at equilibrium state.

Once the NaCl concentration increases we can see an increasing loss of mass reaching to the following situation: when immerging into 3M solution the sample modifies its mass by 60%. This thing reveals the PVA hydrogel special sensitivity in the presence of NaCl.

In fig. 2 and 3 the mass modification of the PVA hydrogel samples in the presence of KCl is shown.

There have been used both big and small samples, for which the influence of the electrolyte concentration in the solution upon the hydrogel mass modifications were tested.

The conclusion is that in both cases the hydrogel sample mass variations regarding mass to time are similar; the diminishing of the hydrogel mass being bigger for more concentrated solutions.

The dimension of the samples has not an important influence upon the desorption phenomenon, it can vary with less that 6% between the mass diminishing for the hydrogel samples, regarding their dimensions.

From figure 4 it can be seen that a higher concentration of the initial immersion solution of electrolyte, determines higher hydrogel mass decreasing. The dependence of the hydrogel mass lost versus the initial immersion electrolyte solution concentration is quite linearly.

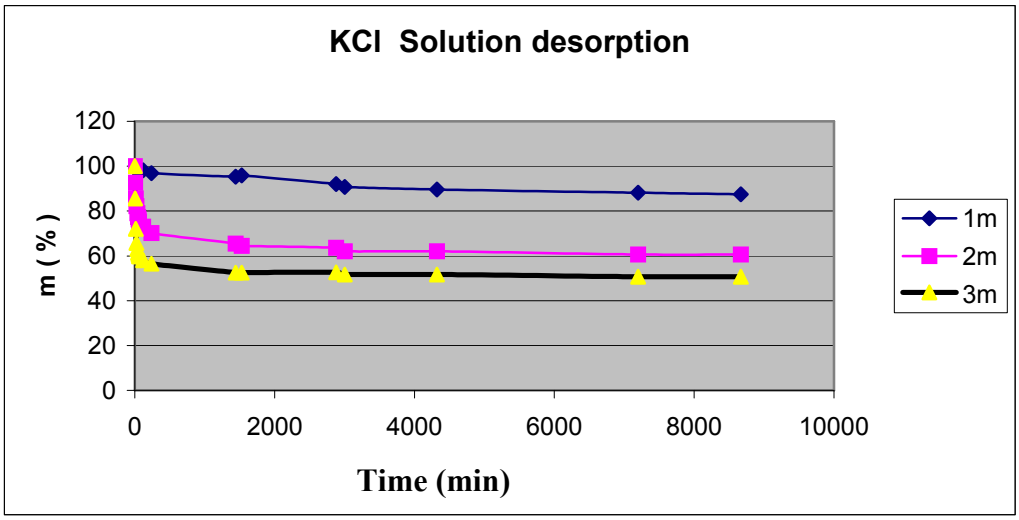


Fig.2. The influence of the KCl solutions concentration on the mass changes of the small hydrogel samples versus time

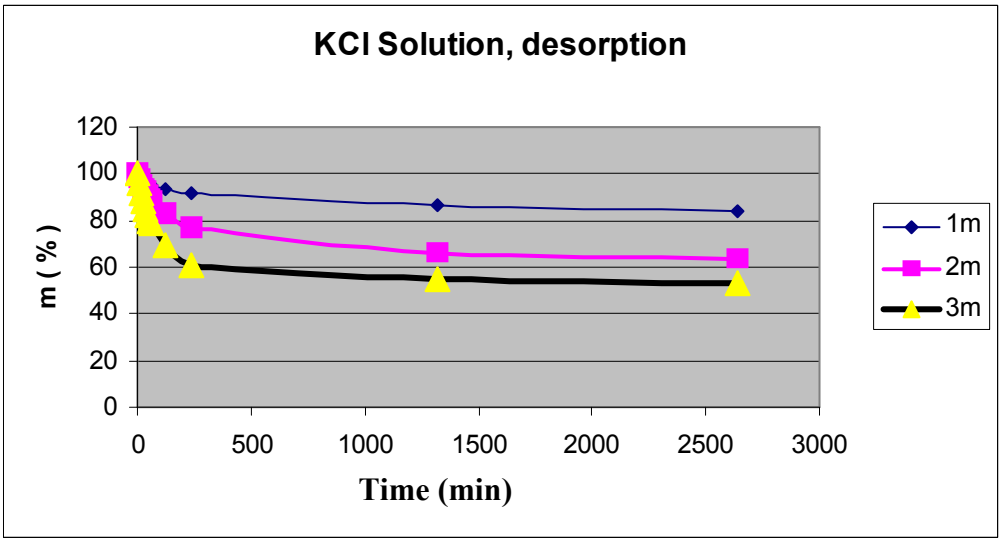


Fig. 3. The influence of the KCl solutions concentration on the mass changes of the big hydrogel samples versus time

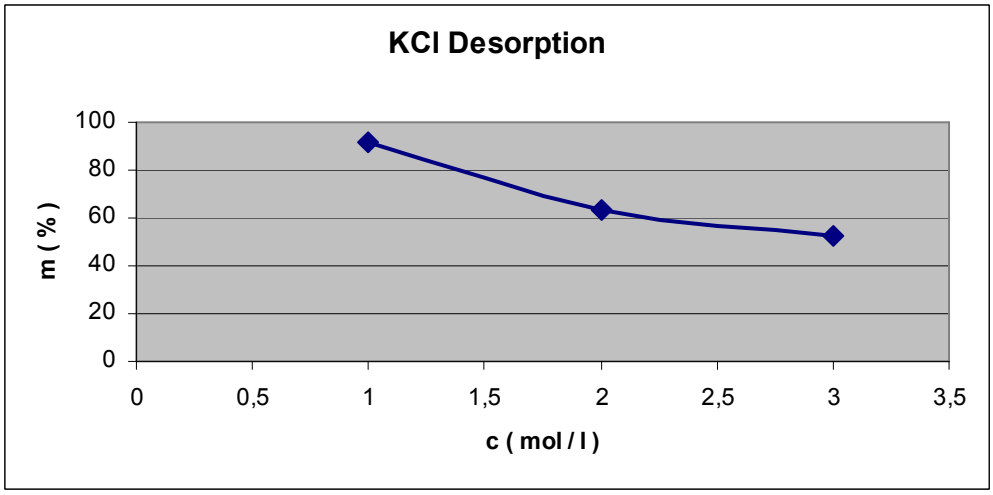


Fig. 4.The influence of the KCl solutions concentration on the hydrogel mass changing

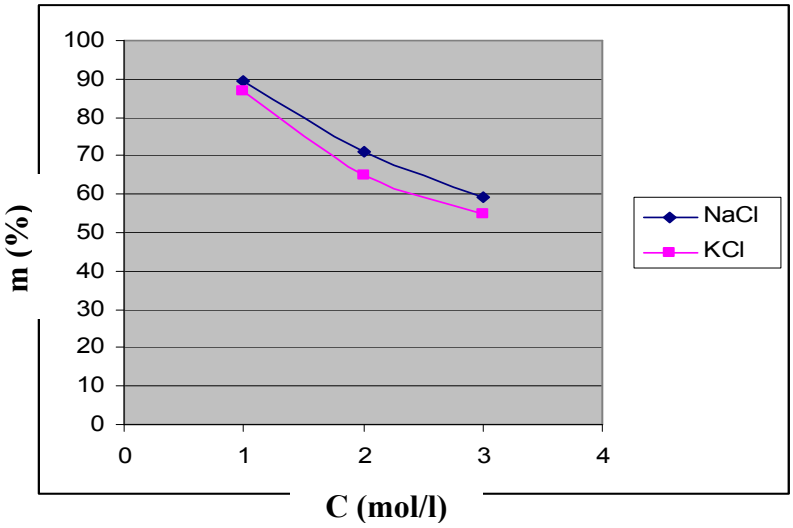


Fig. 5. Water desorption from the PVA hydrogels in function of the type and concentration of the electrolyte in aqueous solutions

In Fig. 5 there is represented the decreasing of hydrogel mass regarding the electrolyte concentration into the solution, in case of big samples, at a prestablished time (1440 min). There is no sign of essential difference concerning the desorption phenomenon regarding the nature of the cation and the addiction of hydrogel mass variation regarding the concentration of the solution of the electrolyte can be considered steady (linearly) and decreasing.

In Figures 6 and 7 we illustrated the coming back of the initially swell balance, after the immersion into distilled water of the contracted samples under the influence of the electrolytes. It can be observed that the contracted samples reabsorb water that put into evidence the increasing of their mass until they reach the equilibrium, no matter what the nature of the electrolyte in which the samples were initially immerged for contracting. The observation is that the more the concentration of the electrolyte solution is, the slower the reaching of the equilibrium is. And the smaller the initial concentration of the electrolyte was, the higher the percentage of swelling is.

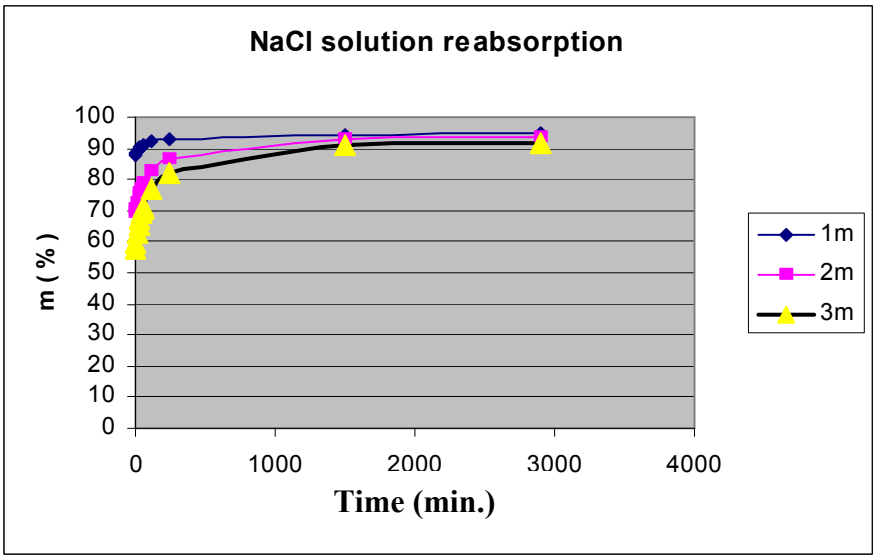


Fig. 6. Water reabsorption in contracted hydrogels, initial immersed in NaCl solutions, versus the electrolyte concentration

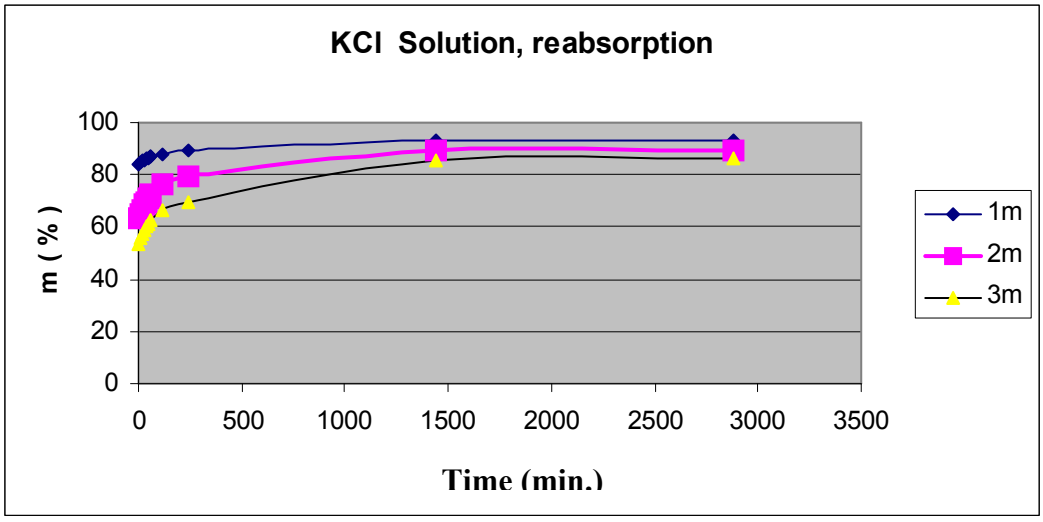


Fig.7. Water reabsorption in contracted hydrogels, initial immersed in KCl solutions, versus the electrolyte concentration

In conclusion, both in NaCl and in KCl case the coming back to the initial equilibrium of swelling is not total. Comparing the results obtained we draw to the conclusion that in the sample immerged into NaCl solution case, the coming back to the initial balance was at a smaller difference of 8% while in the samples immerged into KCl solutions the difference between the initial and the coming back stage was approximately 15%. This can be explained by the fact that KCl is well known for being able to break up the H bonds between the system components. So, that can break up the H bonds between the H_2O molecules and the polymer molecules, producing a more powerful interaction between these ions (K^+) and the PVA macromolecule. The Na^+ cations interact less with the polymer already involved in H bonds with H_2O molecules, so it is less kept into the hydrogel structure. At re-immerging the samples into the water, the quantity of electrolyte kept into hydrogel structure will diffuse. The more concentrated the electrolyte solution will be obtained when diffusing them into the water, the more the quantity of kept in ions is bigger. This solution will determine the maintenance of the hydrogel into the contracted state, not permitting to it in the coming back to the initial equilibrium swelling state.

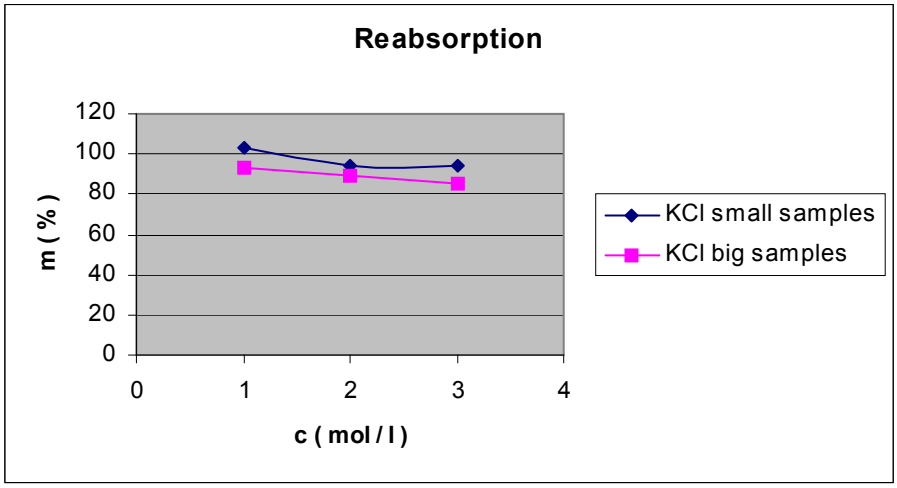


Fig. 8 The influence of the initial immersion solution concentration on the water re-absorption, for different hydrogel samples sizes.

From Fig. 8 it can be seen that big hydrogel samples, with a greater capacity of electrolyte absorption will determine, by electrolyte desorption, a more concentrated electrolyte solutions at their immerging in water. As consequence their dimensions will remain smaller compared to these of the small samples hydrogel.

From figure 9 it can be seen that the dimensions of hydrogel samples, initial immersed in KCl solution, can't attain the initial swelling equilibrium because of the higher amount of salt desorbed. That means a higher amount of KCl retained in the hydrogel structure, due to the higher interaction between K^+ and PVA compared to this of Na^+ ions.

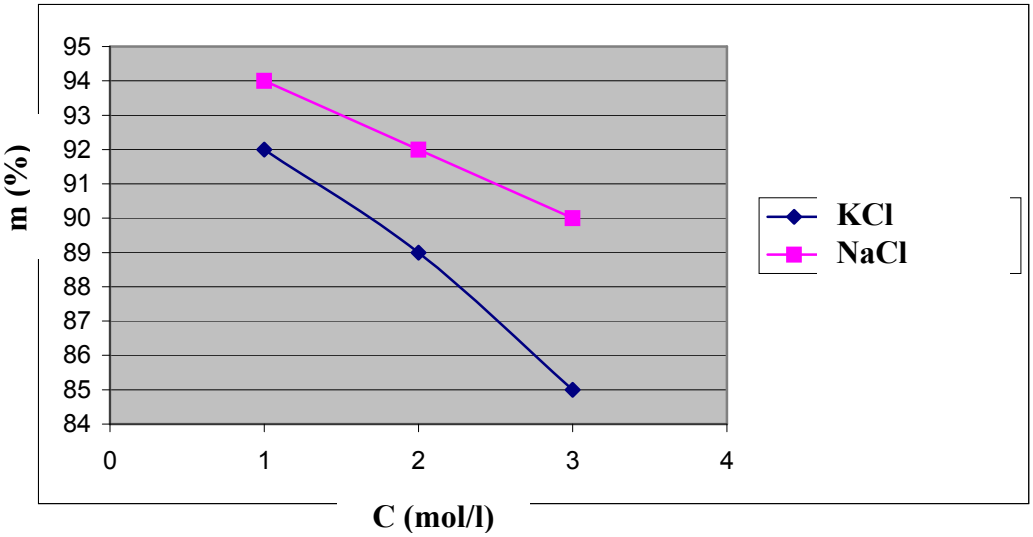


Fig.9. The influence of the initial immersion solution concentration on the water re-absorption in hydrogel, for different electrolyte types.

4. Conclusions

Due to experimental determinations we can conclude the following:

- PVA hydrogels obtained by freezing-thawing method show a significant mechanical active behavior: its swell, at their immersion in water and shrink, at their immersion in NaCl or KCl solution.
- The hydrogels shrinkage is determined by water elimination from the hydrogel network;
- The loss in the mass of the hydrogel was higher when it was immersed in more concentrated solutions of NaCl or KCl.
- An approximate linear dependence between the hydrogel mass loss and the electrolyte concentration has been evidenced.
- The hydrogel changes in mass do not depend essentially on the hydrogel sample dimensions;
- The hydrogel changes in mass do not depend essentially on the cation nature;
- The equilibrium of water desorption has been reached after approximately 250 minutes;
- The water desorption is reversible;

- Considering the concentration of the solutions obtained by electrolyte desorbtion from the hyrogel, it could conclude that K^+ ions were strongly retained in the hydrogel network due to their higher interaction with PVA comparing with Na^+ ions.
- The higher concentration of the KCl solution obtained by salt desorption from the hydrogel led to the impossibility of hydrogel to reach the initial swelling equilibrium.
- This behavior of the PVA hydrogels could be used for electrolyte sensors.

Received May 5 2005 *The "Transilvania" University from Brasov*

REFERENCES

1. S. Paţachia, Cap.8. Blends based on poly(vinyl alcohol) and the products based on this polymer în "Handbook of Polymer blends and composites" Edited by C. Vasile and A.K. Kulshreshtha, RAPRA Technology LTD., England, p. 288-365, ISBN 1-85957-304-5, 2003
2. S.Paţachia, C. Corboş, *Study on obtaining poly(vinyl alcohol) hydrogel,* Bulletin of the "*Transilvania*" University of Braşov, Vol. 9(44)- New Series, Series B, ISSN 1223-964X, , 2002
3. Christie M. Hassan, Nikolaos A. Peppas, Structure and Applications of Poly(vinyl alcohol) Hydrogels Produced by Conventional Crosslinking or by Freezing/Thawing Methods, Advances in Polymer Science,Vol.153, 2000
4. Rebbeca Hernandez, Aurelie Sarafian, Daniel Lopez, Carmen Mijangos, Viscoelastic properties of poly(vinylic alcohol) hydrogels and ferrogels obtained through freezing-thawing cycles, Polymer 46, 5543-5549, 2004
5. Alla S. Hickey and Nikolaos A. Peppas, Solute diffusion in poly(vinyl alcohol)/poly(acrylic acid) composites membranes prepared by freezing/thawing techniques, Polymer Volume 38 Number 24 1997
6. W.E. Hennink, C.F. van Nostrum, Novel crosslinking methods to design hydrogels, Advanced Drug Delivery Reviews 54, 13-36, 2002

HIDROGELURILE DE PVA CA MATERIALE INTELIGENTE

(**Rezumat**)

Hidrogelurile de poli(alcool vinilic) au capacitatea de a reactiona la modificarile mediului inconjurator, ceea ce poate fi interpretat ca un comportament inteligent. Un tip de modificare a mediului poate fi schimbarea concentratiei de electroliti. Hidrogelurile de PVA, la imersare in solutii de electroliti elimina apa din reteaua tridimensionala si se contracta evidentiind modificari importante ale masei, volumului si densitatii. Aceste modificari pot fi reversibile, cand intre hidrogel si electrolit nu se produc reactii chimice si ireversibile cand acestea au loc. Scopul acestei lucrari este studierea comportamentului hidrogelurilor de PVA obtinute prin metoda ciclurilor repetate de inghet-dezghet, in prezenta solutiilor apoase de clorura de sodiu respectiv potasiu.
S-a determinat influenta naturii cationului si concentratiei sarii asupra modificarilor de masa ale hidrogelului, ca si reversibilitatea procesului de contractie. Rezultatele acestui studiu pot fi aplicate in obtinerea unor noi senzori de electroliti.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 577.1, 628.3

BIOLOGICAL MATERIALS AS SOLUTION FOR WATER DEPOLLUTION

BY

SILVIA PATACHIA and MIHAELA VOINEA

Abstract In this paper part of our recent analyses in the de-pollution of contaminated waste waters with chromium (III) ions is reported. In the last years, a special attention has been given to find more effective methods for de-pollution of contaminated waste waters loaded with a considerable amount of heavy metals. This report is focused in two main directions: testing of the bioaccumulation capacity of dried Azolla Caroliniana Wild fern and obtaining a new composite material by inserting the dry fern particles in a matrix of poly(vinyl alcohol) hydrogel [PVA-HG]. The capacity of this composite material to retain the chromium (III) ions from waste water was tested. The inserting of dry fern particles in a polymer matrix has been made in order to avoid the difficulties of very fine dispersed particles of fern separation by filtration from purified water and to regenerate the biological material that could be use in other purification processes.

Keywords: Azolla Caroliniana, poly(vinyl alcohol), hydrogel, PVA-HG, chromium (III).

1. Introduction

There are very well known a series of biotechnologically environmental protection methods which taking advantage of the ability of plants to adapt to different life conditions in polluted environments.

The human impact on natural systems is becoming heavier and heavier in both technologically advanced and developing countries. Some of the resulting pollution problems are at global scale, giving rise to measure modifications in the air, water, soils, and living organisms, the long-term effects of which are un-known[1].

Biosorption, the process of passive cations binding by dead or living biomass, represents a potentially consecutive way of removing toxic metals from industrial wastewaters (Volesky, 1990). Biosorption could be employed most actively in a concentration range below 100mg L^{-1}, where other techniques are inactive or costly (Schiewer and Volesky, 1995).

Metal ion binding during biosorption processes has been found to involve complex mechanism, such as ion-exchange, complexation, electrostatic attraction and microprecipitation (Volesky and Holan, 1995).

There have been some indications that ion-exchange plays an important role in metal sorption by algal biomass (Volesky et al., 2000). Although numerous papers on the metal–microorganism interactions are available in the literature, still large uncertainties exist. Biosorbents are complex and variable materials.

The composition of cell wall, to which metal ions are bound, depends not only on biosorbent species, but also on environmental conditions of its growth.

The heavy metals assure the normal course of many biological processes that have vital importance for human body. Some of them are:

a) heavy metals - copper, cobalt, iron, manganese, molybdenum, zinc and very small quantities of chromium, vanadium, nickel and lead;

b) light metals - calcium, magnesium, and sodium.

It is impossible to make a perfect separation between toxic, non-toxic, or neutral metals. This statistic separation could be inaccurate and it could provide many errors, because all metals are necessary for life but they become toxic at high concentration.

The differences between concentration ranges in which the metals are usefully or toxic for the life could be very small. Because of this reason, we have to know exactly the limit between the toxic and non-toxic concentration.

Chromium occurs mainly in three forms: metallic chromium Cr(0) is a steel-grey, trivalent chromium Cr(III) and hexavalent chromium Cr(VI) which are produced industrially. These forms of chromium have proven to have the most serious effects on environmental systems and health concerns. Of the various forms of chromium, Cr(VI) is the most toxic one.

There are a series of known tests which had been done in order to evaluate the toxicity of chromium substances to human, in this case a mammal was selected (e.g. rat, mouse, guinea pig, or non-human primate). For evaluating of effects in aquatic environment, fish, crustaceans, mollusks, and algae was selected [1,4].

The aim of this study is to present an alternative possibility for chromium (III) ions retention using the Azolla Caroliniana fern inserted in a matrix of poly(vinyl alcohol) hydrogel [PVA-HG]. The PVA hydrogel, is a non-toxic, non-carcionogenic biodegradable, biocompatible, and non-toxic material (Patachia 2003) [3].

The outstanding properties of PVA make it versatile for its following broad industrial uses: as a binder in adhesive formulations, in textile sizing, as an emulsion polymerization aid.

Other diverse applications are: as joint cement for building construction, water soluble film for hospital-laundry bags, emulsifiers in cosmetics, temporary protective film, soil binding to prevent erosion, intermediate in the production of polyvinyl butyral, adhesive interlayer in laminated safety glass, polyvinyl alcohol fibre [2], etc.

2. Materials and methods

Poly(vinyl alcohol) [PVA 90-98] with 900 polymerization degree and 98% hydrolysis degree, Risnov industrial grades without further purification has been used to obtain the PVA aqueous solution by 18% concentration. The solution has been obtained by stirring the pre-weighted PVA powder gradually introduced in distilled water at 80 ^{0}C, for 3 hours. The PVA solution will be used to obtain the matrix of composite material.

Azolla Caroloniana Wild fern has been dried and use in two forms: untreated and treated with nitric acid in order to eliminate the cations eventually retained in its structure.

Composite material obtaining involved preparing a mixture containing 2.5 ml hydrogel (PVA) and 0.0500 mg Azolla Caroliniana (either treated or untreated with nitric acid). It was inserted in tubes of 0.5 mm then immersed in liquid nitrogen in

order to rich the -198°C. After one hour the content of the tube was removed and thawed at room temperature.

The retaining capacity of dry fern and composite material has been determined by its insertion into 25 ml chromium (III) aqueous solution C = 1.6 mg/L. The contact period was one hour, and then chromium concentration was measured using a Unicam AAS Solaar 969 Atomic Absorption (AA) Spectrometer with air-acetylene flame at 357.9 nm and a measurement time of 4 seconds.

3. Experimental data and discussions

The experiments performed were intended to evaluate the ability of Azolla Caroliniana Wild. (Azollacee) species to retain chromium (III) ions from aqueous solutions containing a well-defined concentration of the metal ion, while it is immersed in a matrix of poly(vinyl alcohol) (PVA).

The results presented in Table 1, shows the amount and the percent of chromium (III) ions absorbed by Azolla Caroliniana either treated and untreated with nitric acid (HNO_3) solution after a measure contact period 10, 15 and 30 min, respectively at constant room temperature (20°C).

Table 1. Amount of Cr^{3+} absorbed by Azolla Caroliniana either treated or untreated with nitric acid (HNO_3) solution.

No.	Time (min)	Biomass Azolla (mg)	**Absorbed Cr^{3+}(treated (HNO_3)**		**Absorbed Cr^{3+}(untreated (HNO_3)**	
			(mg Cr^{3+})	**% Cr^{3+}**	(mg Cr^{3+})	**% Cr^{3+}**
1	**10**	**0.0501**	**0.0366**	**91.50**	**0.0379**	**94.89**
2	**15**	**0.0508**	**0.0367**	**91.75**	**0.0376**	**94.00**
3	**30**	**0.0505**	**0.038**	**95.00**	**0.0374**	**93.56**

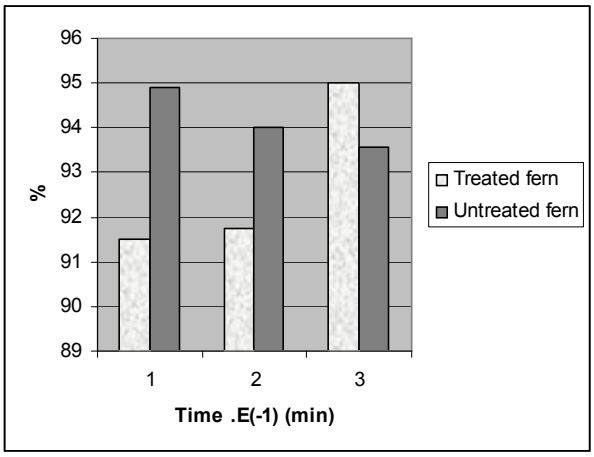


Figure 1. The amount of absorbed chromium ions versus the contact time of Azolla Caroliniana with aqueous solution

Figure 1 shows, that the dried-up Azolla Caroliniana is effective accumulator for chromium (III) ions. The percentage of chromium ions retained is higher then 91%. The retention time is very short with about 30 minutes.

The Table 2 shows that dried Azolla Caroliniana untreated with a nitric solution – inserted into a matrix of PVA hydrogel at -198 °C (liquid nitrogen) is effective in chromium (III) bioaccumulation. The retained chromium ions are higher then 91%. The studied retention time within this experiment is 60 minutes.

Table 2. The amount of Cr^{3+} absorbed by Azolla Caroliniana untreated with nitric acid inserted into a PVA hydrogel matrix.

No.	**Biomass Azolla (mg)**	**C_{fin} (mg/l)**	**$C_{abs}=C_{ini}-C_{fin}$ (mg/l)**	**Absorbed Cr^{3+}**	
				(mg)	**% Cr^{3+}**
1.	0.0500	0.1392	1.4608	0.0365	91.25

The Table 3 show that dried Azolla Caroliniana treated with a solution of nitric acid – inserted into a matrix of PVA hydrogel at -198 °C (liquid nitrogen) is also very effective in chromium (III) bioaccumulation. The retained amount of chromium ions are higher then 91%. The studied retention time within this experiment is 60 minutes.

Table 3. The amount of Cr^{3+} absorbed by Azolla Caroliniana untreated with nitric acid immersed into a PVA hydrogel.

No.	Biomass Azolla (mg)	C_{fin} (mg/l)	$C_{abs}=C_{ini}-C_{fin}$ (mg/l Cr^{3+})	Absorbed Cr^{3+}	
				(mg Cr^{3+})	% Cr^{3+}
1	0.050	0.1352	1.4648	0.0366	91.50

4. Conclusions

This study confirmed that Azolla Caroliniana Wild fern, which is known as an effective bioacumulator in living state, is effective also in dry state (higher than 91%).

The treatment with nitric acid determined the obtaining of higher mechanical resistant fern particles with higher size.

No important modification in bioaccumulation capacity of fern has been evidenced by its treatment with nitric acid.

The use of Azolla Caroliniana dry fern in water depollution avoid the problems of plant acclimatization in different climate conditions or polluted water characteristics and the water re-pollution by toxics delivery from died fern maintained in water.

The insertion of dried fern in a polymeric matrix avoids the fern particles mechanical degrading and permits the bioaccumulating material regeneration and it's reworking, determined the effectiveness of this advanced cleaning waste water.

Taking into account the non-toxicity and biodegradability of PVA, this depollution method is an ecological one.

Received May 6 2005 *The "Transilvania" University from Brasov*

REFERENCES

1. Eros Bacci, Ecotoxicology Katarzyna Chojnacka , Andrzej Chojnacki, Helena Go´recka, Biosorption of Cr3+, Cd2+ and Cu2+ ions by blue–green algae Spirulina sp.: kinetics, equilibrium and the mechanism of the process,Chemosphere 59, 75-84,2005
2. Trieu, Hai Hong., The processing/structure/property relationships of polyvinyl alcohol hydrogels, Case Western Reserve University, Chemical Engineering, 1995, Syed Qutubuddin, pages 222p.
3. S. Pațachia, Cap.8. Blends based on poly(vinyl alcohol) and the products based on this polymer în "Handbook of Polymer blends and composites" Edited by C. Vasile and A.K. Kulshreshtha, RAPRA Technology LTD., England, p. 288-365, ISBN 1-85957-304-5, 2003
4. K.Popa and all, Removal of 60Co2+ and 137Cs+ ions from low radioactive solutions using Azolla Caroliniana Willd. water fern, CEJC2(2), 434-445, 2004

MATERIALELE BIOLOGICE CA O SOLUTIE PENTRU DEPOLUAREA APEI

(Rezumat)

In aceasta lucrare au fost studiate patru variante de materiale bilogice din punctul de vedere al capacitatii lor de bioacumulare a ionilor de crom (III) din apele reziduale. S-a studiat Azolla Caroliniana Wild, o feriga acvatica, a carei capacitate de bioacumulare, in stare vie a fost evidentiata in literatura, in stare uscata, tratata si respectiv netratata cu acid azotic. In ambele variante, feriga uscata evidentiaza o capacitate ridicata de bioacumulare (retinand mai mult de 91% din cromul din apa). In scopul conservarii materialului biologic, al regenerarii lui si reutilizarii in alte procese de separare, Azolla Caroliniana Wild uscata a fost incastrata intr-o matrice de poli(alcool vinilic) obtinuta prin metoda criogenica. Materialul rezultat este biodegradabil si are o capacitate ridicata de retentie a ionilor de crom din apa (mai mare de 91%). Utilizarea acestui nou material compozit in procesele de purificare avansata a apelor reziduale este o solutie eficienta si ecologica.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 577.1; 678; 615.1/3

POLY(VINYL ALCOHOL) HYDROGELS AS CONTROLLED DRUG DELIVERY SYSTEMS

BY

SILVIA PATACHIA and ECATERINA SAMOILA

Abstract Controlled drug delivery systems are modern ways for diseases treatment. They ensure a prolonged and constant concentration of the drug in the ill body and as consequence a more effective use of the drug. Poly(vinyl alcohol) is a non toxic, non carcinogenic, biocompatible and biodegradable polymer. It is water soluble but could generate hydrogels (water insoluble structures) by physical or chemical methods of curing. In this paper, we studied the diffusion of diltiazem from PVA hydrogel pills obtained by two different techniques: freezing by immersion in liquid nitrogen and repeated freezing and thawing cycles. The diffusion parameters of diltiazem from the two types of matrices were determined and correlated with the PVA hydrogel matrix morphology, modified by changing the method of synthesis.

Keywords: poly(vinyl alcohol), diltiazem, drug delivery system

1. Introduction

The Poly(vinyl alcohol) [PVA] is a hydrosoluble, biocompatible, biodegradable, non-toxic and non-carcinogenic polymer. Due to its structure, it can generate hydrogels through physical or chemical reticulations.

The physical reticulation eliminates the use of toxic and carcinogenic organic reticulants, and this is the reason why the PVA hydrogels obtained through freezing – defreezing cycles were tested as matrices for controlled release medicine.

The most frequently employed physical methods of reticulation are the ones that make use of γ and UV radiations. There is a series of disadvantages regarding their use:

- They generate covalent carbon-carbon bonds between the macromolecular chains, thus diminishing the biodegradability of the polymer
- It can simultaneously produce its degrading and that of the active substance sealed in hydrogel
- The irradiation method is expensive and it requires special work conditions due to its negative effect on the human body

In this paper, we propose the use of the freezing – defreezing alternating cycles in order to obtain PVA matrices that assure the controlled diffusion of a medicine. The employment of this method on a PVA solution generates a non-toxic and non-carcinogenic hydrogel with good biocompatibility, biodegradability [1] and with a considerable mechanical resistance.

The properties of the PVA gel depend on the concentration of the watery PVA solution, on the freezing temperature, time and speed as well as on the number of the freezing – defreezing cycles it is subject to [2].

By increasing the number of the freezing cycles, the mechanical resistance, the elasticity and the insolubility in water of the obtained gel are higher due to the increase in the number of bonds formed between the molecules [2].

Due to the previously enumerated properties, the PVA hydrogel can be used in the medical and pharmaceutical fields.

The use of the hydrogels as matrices in the controlled release medicine systems reduces the amount of active substance that is lost in the classical therapy, and it preserves a constant concentration of the medicine in the body for a longer period of time, consequently, it produces an increase of the treatment efficiency.

In this paper, we propose obtaining PVA matrices for the controlled release of the diltiazem hydrochloride, through two techniques of physical reticulation: the cryogenic reticulation through immersion in liquid nitrogen, respectively by applying certain alternating freezing (-29°C) – thawing (25°C) cycles.

The diffusion of the diltiazem hydrochloride was studied comparatively, by pinpointing the correlation between the parameters for obtaining the matrix, the morphology of the obtained gel and the diffusion of the active substance.

2. Experimental section

2.1. Materials

The 90-98 Poly(vinyl alcohol) [PVA] (900 polymerization degree and 98% hydrolysis degree) used was taken from Rasnov, Romania, and it wasn't previously purified.

The diltiazem hydrochloride (with the molecular formula $C_{22}H_{26}N_2O_4S$*HCl, its structure being illustrated in Figure 1) was made available by Europharm Romania.

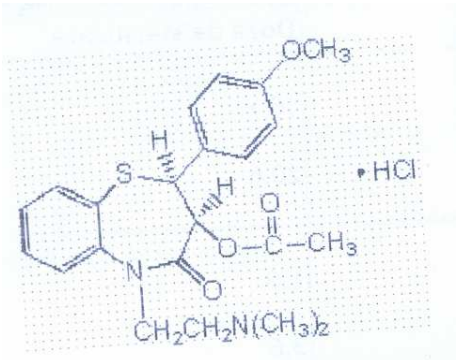


Fig.1 The structure of the diltiazem hydrochloride

2.2. Preparation of the pills

The PVA hydrogel pills that contain diltiazem hydrochloride were obtained by mixing the watery solution of diltiazem hydrochloride with a concentration of 10mg/ml with the watery solution of poly(vinyl alcohol) [PVA] with a concentration of approximately 14%.

The PVA solution was obtained by dissolving the 90-98 PVA powder in distilled water at 80°C for three hours through magnetic stirring.

The solids content of the PVA solution obtained is 13.32%.

The mixing ratio of the PVA solution with the diltiazem hydrochloride solution is 2:1.

Two series of samples were prepared and subject to freezing – defreezing cycles as follows:

- a sample was introduced in liquid nitrogen (-196°C) for an hour, and then it was stored at room temperature.
- a second sample was subject to three alternating freezing – defreezing cycles of 12 hours each.

The hydrogels were cut in the shape of cylindrical pills (Table 1).

Table 1. The characteristics of the hydrogel pills

Pill dimensions	Technique of PVA-HG obtaining	
	Freezing in liquid nitrogen	Repeated cycles of freezing-thawing
Diameter (cm)	1.89	1.55
Thickness (cm)	0.53	0.57

2.3. Study of the diffusion of the diltiazem from the PVA hydrogel matrix

In order to evaluate the quantity of diltiazem diffused from each pill, pills were introduced one by one in 200 ml of distilled water at 23°C and the solution was magnetically agitated.

Every 30 minutes, two ml of sample were extracted and analyzed with a UV-VIS spectrometer at 238 nm. The experimental results obtained are illustrated in Table 2.

The percentage and the quantity of diffused diltiazem were calculated with the following formula:

$(\%)_{dif.} = [c_t/c_o]*100$

$Q = [c_t*V_{sol}/1000]$ (mg)

Table 2. Diffused Diltiazem amount from the two types of matrices after different periods of time

Matrix	**PVA HG**	
Technique of PVA-HG obtaining	**Freezing in liquid nitrogen**	**Repeated cycles of freezing-thawing**
Time (min)	**Q (mg)**	**Q' (mg)**
30	1.6476	2.0879
60	2.2641	2.7484
90	2.1319	3.1447
120	2.8805	3.4529
150	2.7924	3.8492
180	3.2328	4.0694
210	3.3208	4.2015
240	3.4089	4.2896
270	3.4970	4.5536
300		4.7618
330		4.7299

3. Results and discussions

The PVA hydrogel obtained by freezing in liquid nitrogen has a uniform heterogeneous structure with visible radial pores.

The pill obtained through alternating freezing – defreezing cycles has a more evidently heterogeneous structure, which is white and opaque. Moreover, its mechanical resistance is higher than that of the pill obtained through freezing in liquid nitrogen.

The percentage of diltiazem diffused after three hours from the pill obtained through alternating cycles (73.29%) is in accordance with the hypothesis that the lower cooling speed corresponding to this method leads to the formation of certain bigger pores in the hydrogel structure in comparison with the gel obtained through freezing in liquid nitrogen, where the very high cooling speed leads to obtaining certain small ice crystals, and implicitly certain small pores in the gel structure. Consequently, the percentage of diltiazem diffused from this hydrogel after three hours is lower, but it is 68.36%.

3.1. Diffusion of diltiazem hydrochloride

The diffusion of diltiazem was estimated from the two series of samples of 270 minutes for the pill obtained through freezing in liquid nitrogen and respectively 390 minutes for the pill obtained through freezing – defreezing alternating cycles.

It was checked that the diffusion of the diltiazem hydrochloride from the two matrices complies with the Higuchi model in the following formula:

$Q = 2c_o\sqrt{(D*t)/\pi}$, where: Q is the amount of diffused substance, c_o is the initial concentration of the solution, D is the diffusion coefficient, and t is the time.

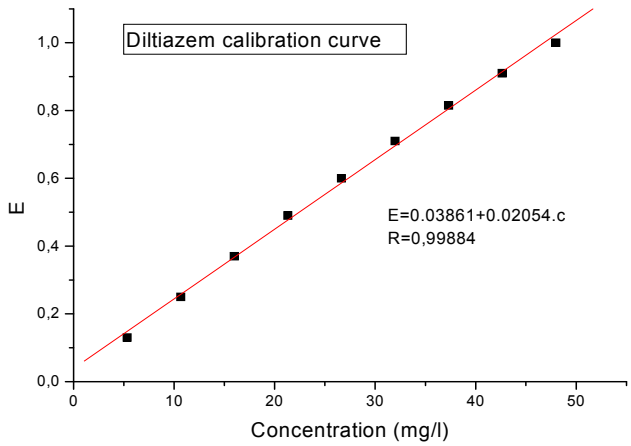


Fig.2. Calibration curve for diltiazem

In Figure 2, the linearity between the quantity of diffused substance and √t can be observed.

Tables 3 and 4 emphasize the amount of diltiazem hydrochloride diffused through the two types of matrices.

Table 3. Quantity of diltiazem hydrochloride diffused through the PVA matrix obtained by freezing in liquid nitrogen

t (min)	30	60	90	120	150	180	210	240	270
$\sqrt{t}$ $\sqrt{\text{min}}$	5.47	7.74	9.48	10.95	12.24	13.41	14.49	15.49	16.43
E_{42}	0.40	0.54	0.51	0.68	0.66	0.76	0.78	0.80	0.82
C (mg/ml)	8.23	11.32	10.65	14.40	13.96	16.16	16.60	17.04	17.48
Diffused (%)	34.98	48.07	45.26	61.15	59.28	68.63	59.28	68.63	70.50

Table 4. Quantity of diltiazem hydrochloride diffused through the PVA matrix obtained by freezing and thawing repeated cycles

t (min)	30	60	90	120	150	180	210	240	270	300	330
$\sqrt{t}$ $\sqrt{\text{min}}$	5.47	7.74	9.48	10.95	12.24	13.41	14.49	15.49	16.43	17.32	18.97
E_{42}	0.5	0.65	0.74	0.81	0.90	0.98	1.00	1.06	1.08	1.09	1.10
C (mg/ml)	10.13	13.74	15.72	17.26	19.24	20.34	21.01	21.44	22.76	23.20	23.42
Diffused (%)	37.60	49.50	56.64	62.19	69.33	73.29	75.67	75.67	93.12	84.40	84.44

It can be observed that the amount of substance diffused from the hydrogel pill obtained in liquid nitrogen is lower than the amount of substance diffused from the pill obtained through alternating freezing – defreezing cycles.

By using the Higuchi model, the Higuchi K_H constant can be calculated; it is used as speed constant for the diffusion of the diltiazem hydrochloride through the two types of matrices in accordance with the following formula:

$$Q = K_H * \sqrt{t} \tag{1}$$

The values obtained for this constant are 0.2173 mg/$\sqrt{s}$ for the hydrogel obtained through alternating freezing – defreezing cycles, and respectively 0.1786 mg/$\sqrt{s}$ for the hydrogel obtained through freezing in liquid nitrogen.

The K_H value depends on the type of macromolecular bonds of the hydrogel matrix.

For the hydrogel obtained by freezing in liquid nitrogen the Q and K_H values are lower when compared to the ones obtained for the hydrogel synthesized through alternating freezing – defreezing cycles.

4. Conclusions

The diffusion of the diltiazem hydrochloride from the hydrogel pill is in compliance with the Higuchi model, with a linear elimination of the active substance depending on $\sqrt{t}$ up to approximately 75% of the diffused substance, after which, a decrease of the diffusion speed is noticed due to the different porosities of the two types of pills.

In the case of the diltiazem hydrochloride, which has high water solubility, a slower elimination is observed if it is retained in a hydrophilic matrix immersed in water.

The diffusion of the diltiazem hydrochloride from the PVA hydrogel matrix obtained through alternating freezing – defreezing cycles is of the Fickinan type (the Higuchi model).

Due to the different micro porosities of the two sets of samples, different values are obtained for Q, K_H and the diffused substance percentage.

The possibilities of PVA-HG matrix permeability modification, by choosing the synthesis conditions of the hydrogel matrix (ΔT, freezing duration, number of cycles, freezing rate), permit a better control of the drugs delivery.

Received May 9 2005

The "Transilvania" University from Brasov

REFERENCES

1. A. Moretto, L. Tesolin, F. Marsilo, M. Schiavon, M. Berna, F.M. Veronese, Slow release of tow antibiotics of veterinary interest from PVA hydrogels, J. Farmaco, 2003
2. S.M. Shaheen, K. Yamaura, Preparation of theophylline hydrogels of atactic poly(vinil alcohl)/NaCl/H_2O system for drug delivery system, Journal of Controlled Release 81 (2002) 367-377
3. N. A. Peppas, J.E. Scott, Controlled release from poly(vinyl alcohol) gels prepared by freezing-thawing processes, Journal of Controlled Release, 18 (1992) 95-100
4. A. Takamura, F. Ishii, H. Haidaka, Drug release from poly(vinyl alcohol), Journal of Controlled Release, 20 (1992) 21-28
5. T. Jana, B. C. Roy, S. Maiti, Modification of the film for control release of insecticides, European Polymer Journal 37 (2001) 861-864
6. J. M. Yang, W.Z.Su, T. L.Leu, M. C. Yang, Evaluation of chitosan/PVA bended hydrogel membranes, Journal of Membrane Science236 (2004) 39-51
7. S. Paţachia, Cap.8. Blends based on poly(vinyl alcohol) and the products based on this polymer în "Handbook of Polymer blends and composites" Edited by C. Vasile and A.K. Kulshreshtha, RAPRA Technology LTD., England, p. 288-365, ISBN 1-85957-304-5, 2003
8. S.Paţachia, C. Corboş, *Study on obtaining poly(vinyl alcohol) hydrogel,* Bulletin of the "*Transilvania*" University of Braşov, Vol. 9(44)- New Series, Series B, ISSN 1223-964X, , 2002

POLI(ALCOOLUL VILILIC) CA SISTEM DE ELIBERARE CONTROLATA A MEDICAMENTELOR

(*Rezumat*)

Sistemele de eliberare controlata a medicamentelor sunt metode moderne de tratament a diverselor afectiuni. Ele asigura o concentratie constanta si de lunga durata a substantei active in corp si in consecinta, aceasta este mai efficient utilizata. PVA-ul este un polimer netoxic, necancerigen, biocompatibil si biodegradabil. Este solubil in apa dar poate genera hidrogeluri (structuri insolubile in apa) prin metode fizice si chimice de reticulare. In aceasta lucrare se studiaza difuzia diltiazemului din pastile de PVA hidrogel, obtinute prin doua tehnici de reticulare: inghetarea in azot lichid, respectiv aplicarea ciclurilor repetate de inghet-dezghet. Au fost determinati parametrii de difuzie al diltiazemului din cele doua tipuri de matrici polimerice si au fost corelati cu modificarile de morfologie ale matricii datorate tehnicilor diferite de sinteza.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.871; 620.1

GALLIUM – BASED RESTORATIVE DENTAL MATERIALS

BY

GHEORGHE T. POP, STEFAN LACATUSU, SIMONA STOLERIU and OCTAVIAN CIOBANU

Abstract: Restorative metallic materials are widely used especially due to their superior mechanic features, as compared to ceramic and polymeric materials. Mercury-based amalgams, so far widely used in dental restoration, are prohibited nowadays due to the toxic effect of ions released into the body. New materials which can replace mercury on medical practice are being researched worldwide. This paper focuses on this direction, as it presents research on a new dental gallium-based material with features similar to mercury amalgams, but less toxic and easy to prepare in the dental office. Various lots of composite material were obtained and studied by triturating the two groups of metallic materials: liquid gallium alloys, melting temperature below 16 C, which stand for the liquid matrix, and a mixture of metallic powders frequently used in amalgams, which stands for the strengthening phase. These materials were examined in accordance with the international ANSI-ADA standards.

Keywords : amalgam, trituration, matrix, strengthening point

1. Introduction

Rapid evolution in the research and use of new materials with improved specific characteristics has been known to take place in the medical field. One such material is the dental gallium-based amalgam, a composite material which replaces the classical mercury-based amalgam which was proved to be toxic to the organism.

Gallium as a metal has been known and used for a long time in medicine as it does not cause toxic phenomena in contact with the human body; gallium has been used lately as a restorative dental material.

International standard such as ANSI/ADA No.1 formulate the specific properties of dental metallic materials. Gallium-based amalgams were prepared and researched at the Academic Clinic of Dentistry in Iasi, in order to be used as dental restorative materials on human patients. The study and research of these metallic biomaterials were based on binary and ternary heat-balance diagrams of gallium with metals such as silver, antimony, copper, indium, etc., which show the interaction between and among these materials with forms of acid solutions, low-temperature eutectics and inter-metallic compounds. Low-temperature eutectics allow the preparation and maintenance of the metal alloy in a liquid state at room temperature, and inter-metallic compounds ensure the toughness of amalgams and wear resistance under the specific conditions of the chewing processes in the mouth cavity.

The present state of research boasts the achievement of the metallurgic processing of gallium amalgams and the physical and mechanic characteristic in accordance with international standards. The next stage in research has already started.

It includes pre-clinic tests on patients and the authorization procedures in accordance with the requirements of the Ministry of Health.

2. Materials and research method

2.1 Some considerations on processes of physical metallurgy

Processing of composite metallic amalgams is carried out on the basis of two groups of materials: a metal and a liquid metallic alloy at the temperature of the environment, which are the matrix, and a mixture of powders, which represent the reinforcement phase of the amalgam.

Our research studies two eutectic alloys of gallium as a liquid matrix: firstly, the binary gallium-indium alloy, an eutectic alloy, solidification temperature of 15.3ºC, as shown in the phase diagram in Figure 1; secondly, ternary eutectic of gallium-indium-antimony, melting temperature 5 ºC.

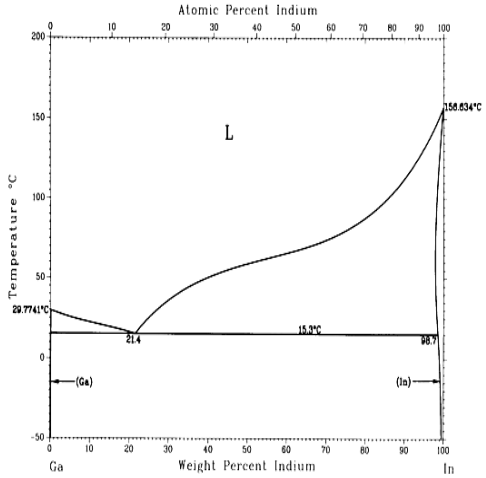


Fig.1. The Ga-In phase diagram

The reinforcement phase of the researched amalgams is a mixture of metallic powders made of elements which form different metallic phases with gallium at the temperature of the environment as solid and inter-metallic compounds. Mixtures of powders which commonly go as ingredients of mercury amalgams (with silver, antimony, copper as base metals) were used in this paper. As the heat-balance diagrams show (Figures 2 and 3), these elements and gallium make some metallographic constituents which give the amalgam its reinforcement and mechanic resistance to the temperature of the environment properties.

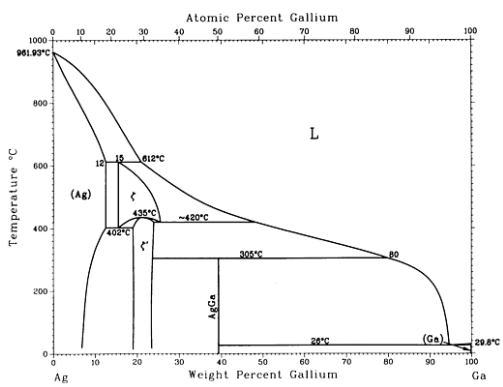


Fig.2. The Ga-Ag phase diagram

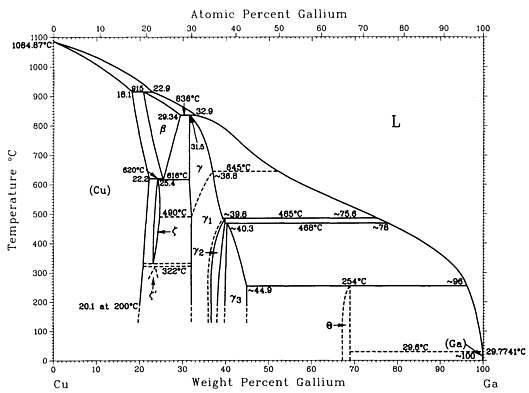


Fig.3. The Ga-Cu phase diagram

According to phase diagram in Figure 2, the GaAg compound is formed of gallium and silver for 39% Ga and phase ζ for 15 - 25 % Ga content. Copper is present in all dental amalgams; it forms a range of solid phases with gallium, an aspect which ensures the reinforcement and tough solidification of the amalgam as well as improved

resistance to compression and abrasive wear specific to chewing processes in the mouth.

Other interaction takes place between materials present in the composition of dental amalgams at the temperature of the environment, by which inter-metallic and eutectic compounds are formed, according to the following reactions:

$$3Ag + Sn \rightarrow Ag_3Sn$$
$$Ag_3Sn + Ga \rightarrow Ag_3Ga + Sn$$
$$6Cu + 5Sn \rightarrow Cu_6Sn_5$$
$$Ga + Sn \rightarrow Ga\text{-}Sn \text{ (eutectic)}$$

A gallium-based amalgam is obtained as a result of the interactions between the liquid alloy and the metallic powder mixture. This amalgam solidifies in the mouth in optimal time, (within 1-2 hours) and its physical properties are comparable to those of other natural and synthetic materials used in dentistry, as shown in the diagram in Figure 4.

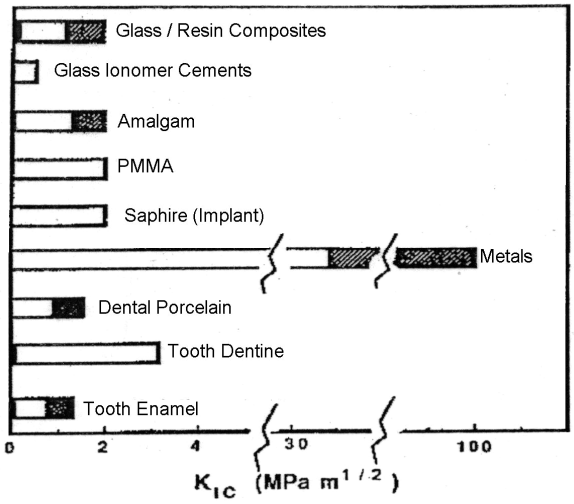


Fig.4. Comparison of typical fracture toughness values for a range of dental biomaterials

We would like to emphasize that all metallic materials used in making dental amalgams must meet the requirements of biocompatibility with the human organism and have highest chemical purity.

2.2. Experimental considerations

Several lots of dental amalgams were made on the basis of data in the special literature; the most significant of them are shown in Table 1. The chemical composition of the lots was based on low solidification temperature eutectic alloys were the basic ingredients and the available expertise in dentistry as to the preparation, use and characteristics of dental mercury amalgams.

Table 1 Compositions of researched gallium-based amalgams

Amalgam lot.	Eutectic liquid alloy, %	Mixture of metallic powders, %				
		Ag	Cu	Sn	Zn	Cr
1	Ga-In 45	57	16.8	26	0.2	-
2	Ga-In 48	45	24	31	-	-
3	Ga-In 48	48.5	14	22	0.5	15
4	Ga-In-Sn 40	57	16.8	26	0.2	-
5	Ga-In-Sn 47	45	24	31	-	-

The amalgamation between the liquid alloy and powder mixture was made in the dental laboratory by the manual mixing of components in a ceramic jar according to the classical amalgamation procedure. 4 x 10 mm cylinder samples were prepared

out of each lot for physical, chemical and metallographic research and tests. The material in each lot was used for filling natural teeth previously extracted from different patients, in order to study specific aspects of dentistry such as time of amalgam strengthening, adherence to dentine surface, changes in size after strengthening.

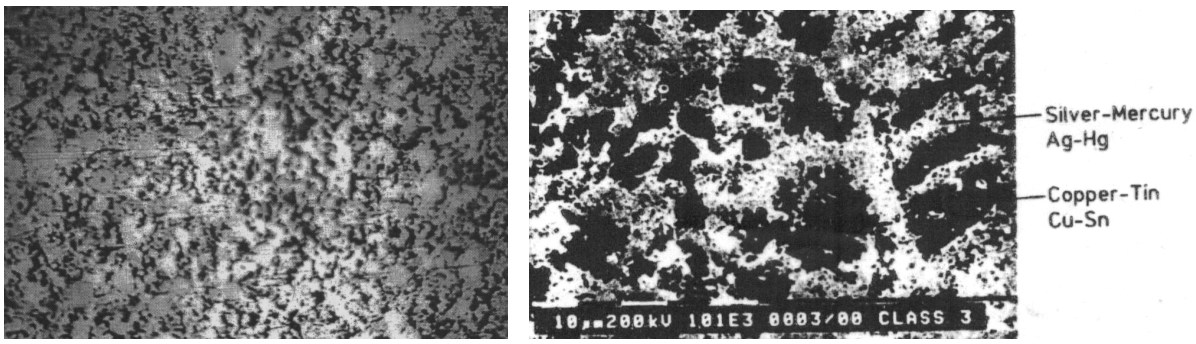
Mechanic tests on authorized machines focused on the values of mechanical resistance at compression, yield and contraction on strengthening of tested amalgams, as compared to the procedure suggested by ANSI/ADA No.1 for classical mercury alloys.

3. Results and discussion

Laboratory tests carried out on dental amalgam samples led to some results which allow a physical and mechanic and metallographic characterization of these materials which meet the requirements in the field.

3.1 Physical and metallographic properties of the gallium amalgams under study

Amalgams are known to be materials of a heterogeneous metallographic structure, made of inter-metallic compounds spread in a metallic mass of eutectic alloy, as shown in microstructure in Figure 5.



a) b)

Fig. 5. The microstructure of dental composite: a. gallium dental composite; b. mercury dental composite

Two eutectic alloys were prepared and researched, with a view to improve the moistening properties between the liquid eutectic alloy and the metallic powders, on one hand, and of the adherence of amalgam to the surface of dentine cavity: the binary gallium-indium alloy, melting temperature 16 ºC, and ternary gallium-indium-antimony alloy, melting temperature 5 ºC.

Experimental results show a better moistening of the ternary alloy; this has been evidenced by the pull resistance on amalgam samples strengthened in the mouth, after 72 hours. The explanation of this behavior is the benefic influence of antimony in the ternary eutectic, a metal with good moistening properties which substantially lowers the alloy melting temperature, which in its turn improves the fluidity of the liquid and therefore the liquid alloy – metallic powder interaction. A higher percentage of antimony (from the ternary alloy) in the composition of the alloy intensifies

amalgamation reactions by forming inter-metallic copper bodies. The disadvantage of the ternary eutectic alloy is the delay in the set reaction with the metallic powders, an important aspect in dentistry.

An essential physical characteristic of dental amalgams is the size variation on strengthening in the dental cavity, an aspect expressed by the interstice which appears at the amalgam – dental cavity interface as a result of contraction. Dental practice suggests that this interstice should be as narrow as possible, ideally negative, that is the amalgam should expand after the strengthening set. Gallium amalgam show exactly this kind of physical behavior, as gallium expands by 3.25 % upon strengthening, which leads to a perfect tightening of the dental cavity. Table 2 shows experimentally determined values of size variation at setting for gallium amalgams, as compared to mercury amalgams; the chemical composition and sample lots are shown in Table 1. Micro-X-rays of the inter-phase zone interstice made on experimental dental cavities are shown in Figure 6. The microscopic aspect of the interface shows the adherence and corresponding tightening of the amalgam with the surface of the dental cavity.

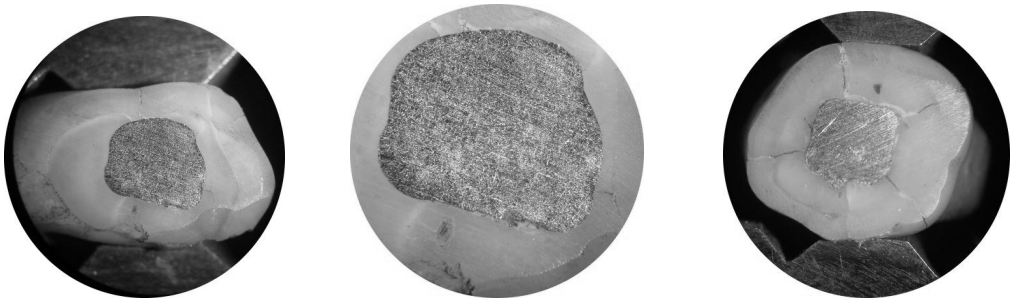


Fig. 6. Micro-X/rays of the amalgam-dental cavity inter-phase zone

Table 2. Experimentally obtained values of size modifications at strengthening of gallium amalgams

Amalgam lot	Contraction values allowed by ANSI/ADA, μm/cm	Experimentally obtained values, μm/cm
1.	max. 20	1-2
2.	max. 20	1-2
3.	max. 20	1-3
4.	max. 20	2-3
5.	max. 20	2-3

3.2 Experimental mechanical properties of gallium amalgams

These properties refer to two essential characteristics of amalgams, as specified by the international standards in the field: compression resistance and yield.

The resistance to compression expresses the behavior of amalgam fillings at crushing in the chewing process in the mouth. Compression resistance is given by the inter-metallic compounds which are formed by the amalgamation reactions between the liquid alloy and metallic powder. The experimentally obtained values of compression resistance experimentally obtained on sample lots show that gallium amalgam ensures good behavior as compared to the mercury amalgam and international norms, as shown in Table 3.

Table 3. Experimentally determined values of compression resistance and yield as compared to mercury amalgams

Amalgam lot	Values of compression resistance, MPa		Values of yield, %	
	According to ANSI/ADA	Determined	According to ANSI/ADA	Determined
1.	200-250	230	max.3	2.0-2.5
2.	idem	230	idem	2.0-2.5
3.	idem	250	idem	1.5-2.0
4.	idem	220	idem	1.5-2.0
5.	idem	220	idem	2.0-2.5

The best values at mechanic testing are found with amalgams with chrome powders; this behavior can be explained by the variety and properties of the inter-metallic compounds which are formed between gallium and chrome, as shown in the heat-balance diagram between the two metals. \

Special mention should be made of the fact that the remaining lots of amalgams showed corresponding values of compression strain, which shows a good amalgamation property between gallium and metallic powders at the temperature of the environment. The tests showed that amalgams show a tendency to fissure, so they are not ductile materials and have a reduced degree of plastic deformation. The explanation of such behavior may be in the inter-metallic compounds which are formed between the gallium and metals of the powder used as a reinforcement ingredient of the amalgam.

Yield is the property of dental amalgam to deform under constant static burden and expresses the viscosity-elasticity behavior of these materials. Dental amalgams constantly deform under strain and, unlike other metallic materials, do not show hardening. Yield test were carried out by means of a mechanic press by compression strain of some cylinder samples under the constant burden of 36 MPa by a main spring. The deformation in length of amalgam samples was measured with a comparing device, at an 1 – 4-hour interval since the beginning of strain. The results are shown in percents in Table 3.

Experimental results confirm a good behavior to yield of the amalgam lots, with values which do not exceed the international limit allowed by ANSI/ADA. Reduced values of yield (under 1 %) signify a breaking material with a risk of fissures under circumstances of real strain. As a rule there is a correlation between the yield behavior and compression behavior and both strains are of a similar mechanical nature, which can be seen in the information in the above-mentioned table.

The following aspects of research can be formulated according to experimental results obtained on researched amalgam lots and the comparative analysis with THE ANSI/ADA international standard:

- the mechanical characteristics obtained on amalgam lots have corresponding values of compression resistance, as specified in the special norm;
- gallium-based amalgams do not show contraction at strengthening, so the filling-dentine interstice characteristic of mercury-based amalgams is bypassed;
- improved adherence to the amalgam-dentine interface is ensued by the superficial properties of gallium and antimony and by the lack of contraction at

strengthening. This physical aspect was more prominent on the lots which used ternary Ga-In-Sn eutectic as a liquid alloy;

- the micro-hardness test carried on the experimental lots shows higher values (60 – 80 Hv), as compared to those specified in the standards (minimum 50 Hv).

4. Conclusions

By summarizing the results of the theoretical and experimental research on the preparation and characteristics of gallium-based dental amalgams reported above, the following general conclusions can be formulated for the present state of study:

- Gallium-based amalgams are biocompatible materials, unlike mercury-based amalgams; the latter are toxic for the human organism and have been removed from active dental use.
- Experiments have shown that that there exists a possibility of practical preparation in the dentistry office of gallium-based amalgams by the amalgamation of a binary or ternary eutectic alloy at the temperature of the environment and a mixture of metallic powders currently used in dental practice.
- Physical and chemical processes were studied and verified, which take place in the triturating process of composing metallic materials, so that optimal proportions, speed of amalgamation hardening, the technique of depositing in the mouth and the way of retention and adhesion to dentine surface.
- The physical and chemical properties were determined in specialized laboratories, in accordance with the ANSI/ADA international norms in the field; the experimental results obtained meet the requirements, some characteristics are superior as compared to mercury-based amalgams, such as, for instance, the absence of an interstice on hardening, the adherence to dentine surface and some mechanical characteristics.
- In the present state of research the technical aspects as to the procedure of preparation of amalgam, physical and mechanical characteristics and the technique of placing it into the dental cavity - in the dentistry office have been finalized.

The second stage of research has already started. It includes pre-clinical and clinical research on patients of the new dental material. Multiple functional aspects and possible corrections in gallium-based amalgam composition and preparation will be observed in vivo.

Received May 4, 2005

"Grigore Traian Popa" University of Medicine and Pharmacy, Iasi

REFERENCES

1. Craig G. Robert, Materiale Dentare Restaurative, Ed. ALL Educational, Bucuresti, 2001.
2. Helsen A, Bremo H. Jurgen, Metal as Biomaterials, Ed. John Wiley-Sons, 1999.
3. Pop T. Gh., Biomateriale si Componente Protetice Metalice, Ed. Tehnica-Info, Iasi 2004.
4. Williams F. David, Medical and Dental Materials, Ed. VCH, 1992.

AMALGAME CU GALIU UTILIZATE IN MEDICINA DENTARA

(Rezumat)

Materialele restaurative metalice sunt larg utilizate in special datorita proprietatilor mecanice superioare ihn comparatie cu materialele ceramice si polimerice. Amalgamele pe baza de mercur care au fost pana acum larg utilizate in restaurarea dentara, astazi sunt considerate materiale prohibite datorita efectului toxic asupra organismului viu. In consecinta, in toata lumea sunt cercetate noi materiale care sa inlocuiasca mercurul in practica medicala. In prezenta lucrare sunt prezentate cercetari recente privind utilizarea unui nou materal dentar si anume amalgamul dentar pe baza de galiu, asemanator din punct de vedere al proprietatilor cu amalgamele pe baza de mercur, dar mai putin toxic si la fel usor de preparat in cabinetul dentar. Amalgamul dentar cu galliu se obtine din doua grupe de materiale metalice: un aliaj lichid cu temperatura de topire sub 16°C – care constituie matricea si un amestec de pulberi metalice frecvent utilizate in amalgame – care constituie faza de ramfort. Au ost obtinute si cercetate mai multe loturi de amalgame cu galiu ale caror tehnici de preparare si proprietati sunt prezentate in lucrarea de fata.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.1; 621.777

METALLIC COMPOSITES OBTAINED THROUGH EXTRUSION

BY

OCTAVIAN POTECAŞU, FLORENTINA POTECAŞU, ELENA DRUGESCU, NELU CAZACU, and PETRICA ALEXANDRU

Abstract: The paper describes the experiments carried out on electrical conductors made from lamellar-oriented Al-Cu composites with Cu percentage up to 20%. The mechanical resistance and electrical resistivity have been measured on conductors of three different deformation degrees with final diameters of 4ş 5; 6 and 8 mm. The higher copper content results in a higher mechanical resistance of the conductor both in the post deformation state and after the thermal treatment for all the degrees of deformation applied. The higher copper content leads to an acute decrease of the plastic characteristics (elongation, striction) both in the deformed conductors and in those thermally treated for all the degrees of deformation applied. The range of the mechanical resistance values for the thermally treated conductors is lower than that of the material in hardened stage; the elongation range takes higher values for the thermally treated material. For all the degrees of plastic deformation, the electrical conductivity of the thermally treated material increases with the copper content which is lamellar oriented in the aluminium matrix.

Keywords: electroconducting composites, components arranged in coils, electrical resistivity

1. Introduction

The extrusion devices were containers of various sizes, punches for direct and reverse extrusion (having the diameters equal to the containers inner diameter), matrices, (upper and lower) covers. These were all made of steel Cr120 to stand the high pressures specific to extrusion processes and were thermally treated by tempering and annealing.

2. Experimental conditions

The container bores have 0.4-rugosity while their diameters vary depending on the extrusion samples diameters.

The moulds were made of two parts. For the purpose of reverse extrusion, one-piece blind mould with diameter adjusted to the container bores was manufactured. The upper cover was so constructed as to suitably guide the punch while the lower cover is designed to prevent the mould from coming out of the container during extrusion.

The foundry ladle was made of inner lined steel with refractory concrete to prevent the metal bath from iron contamination.

The final samples which were prepared for the plastic deformation test resulted as a two-component assembly in which a glass of aluminium and an Al-Cu strip coil were introduced.

The aluminium glasses were made by reverse extrusion of the Al samples cast in cylinder shapes of 30mm diameters and 60mm height. In order to fit them to the containers, the aluminium samples were machined on a lathe and brought to proper sizes. For coils Al and Cu strips rolled to the desired thickness were used.

To avoid hardening, the strips were annealed by recrystallization, the Al samples to 450 degrees and the Cu ones to 650 degrees. After being polished to remove the oxide films and impurities, the strips were coiled over a Cu conductor which had been previously treated in the same way, namely annealed and polished.

The coiling operation was made manually keeping the aluminium strip externally to obtain a tighter coil. All the coils thus obtained, having different compositions of Al and Cu, had the same diameter ϕ=20mm.

Aluminium from Slatina ingots and electrolyte Cu strips were employed. The researches resorted to the Al glass variant as other solutions proved invalid.

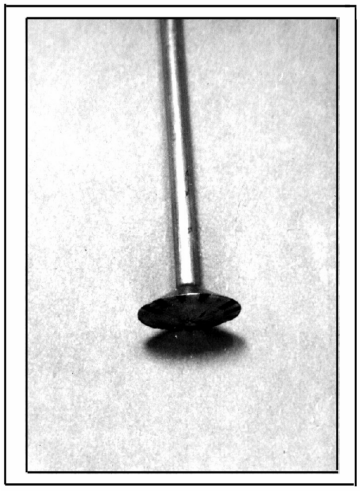


Fig 1. The aspect of Al-Cu composite materials through reverse extrusion

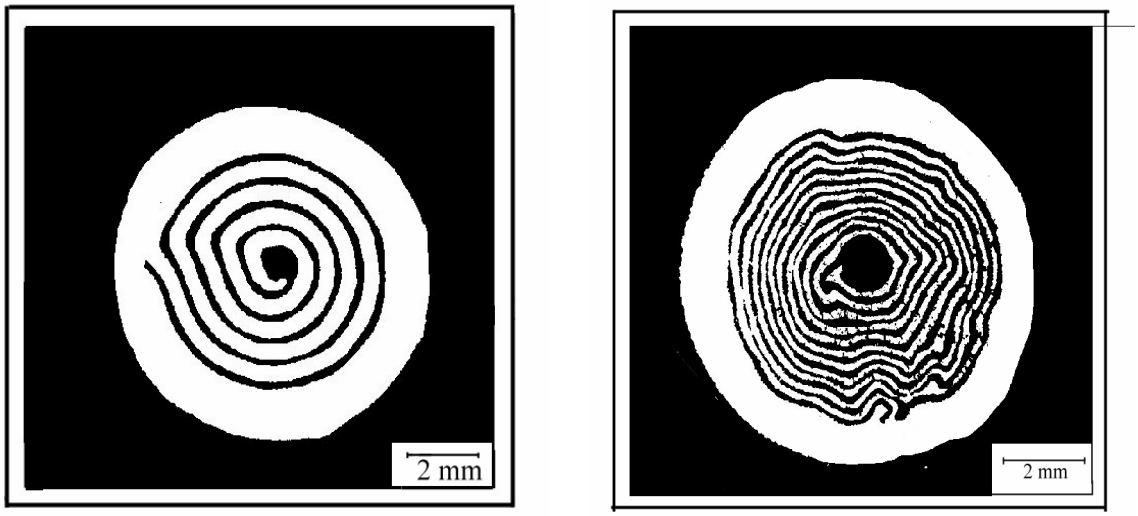
Al specimens deformed (fig.1) under the same conditions as the Al-Cu composites were used with final diameters of 4,5, 6 and 8mm. Extrusion of the initial semi products was made in two stages. The first extrusion stage is aimed at consolidating the semi products and consists in reducing the diameter from 25 mm to 20mm. For this a force of 110 daN/mm is necessary. After extrusion, the semi-products were cut on the lathe so that they can be introduced into a container of ϕ=20mm, and removing the end of free lamellar-oriented copper. The second stage of extrusion focused on making the Al Cu conductors in three variants reducing the diameter from 20mm to 8, 6 and 4.5 mm, respectively.

3. Experimental Results

Fig 2 illustrates the macrostructure of the conductors having different copper percentages and lamellar orientation.

The influence of the extent of deformation and copper percentage as reinforcement phase of the aluminium matrix was investigated for the three composite variants. For this purpose the mechanical (resistance, elongation, throttle) and electrical characteristics (electrical resistivity) were measured on series of ten samples each for each percentage of copper (4, 8, 12, 16, 20%).

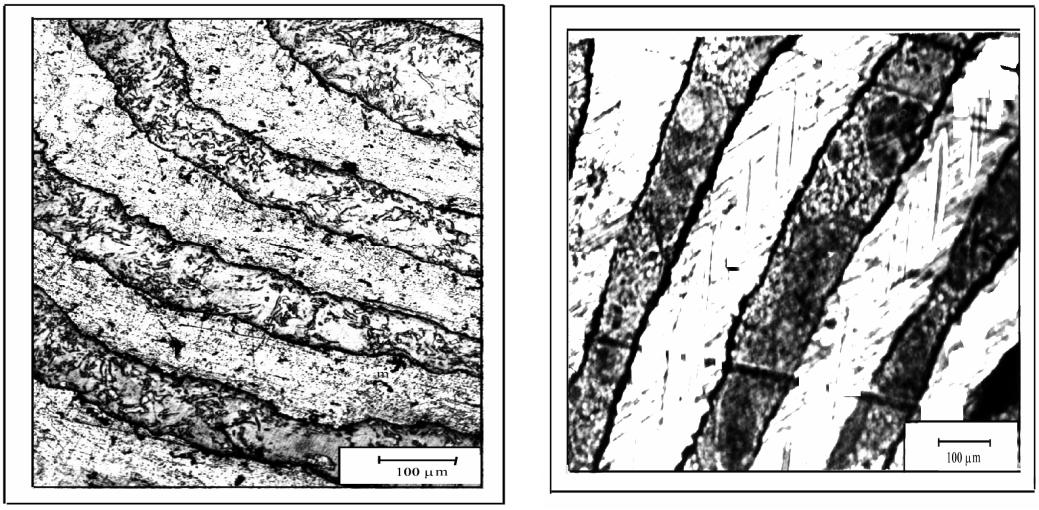
The microstructural analysis of the composite materials carried out through the conductor cross sections is presented in fig 3.



a) b)

Fig.2 Copper distribution as reinforcement phase and lamellar orientation of Al Cu composite material.

On the conductors thus obtained the mechanical resistance and breaking elongation as well as the electrical resistivity were measured. In fig. 4 and 5 are presented bar charts with the average values of mechanical characteristics of resistance, elongation and striction obtained at stretching breaking test for extruded semi-products of composite materials with diameters of ϕ_1=8mm, ϕ_2=6mm, ϕ_3=4,5mm for hardening condition (fig.4) and for heat treated condition (fig.5).



a) *b)*

Fig.3 Microstructure of the Al-Cu composite material in cross section: a) hardened state; b) thermally treated state

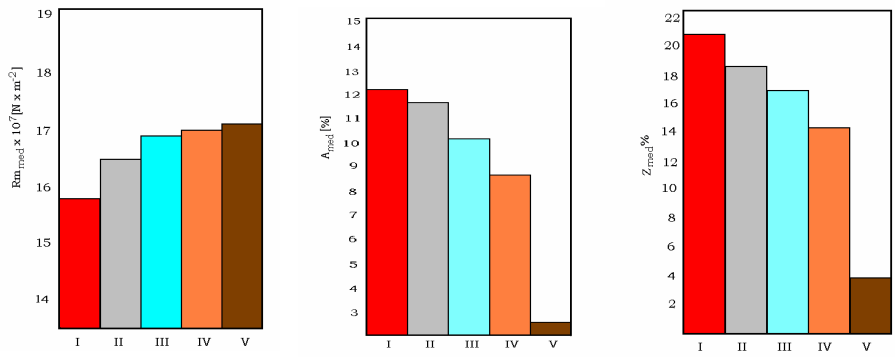


Fig.4.1. Variation of average characteristics of resistance, elongation, striction, depending on copper content, for extruded Al-Cu conductors of composite material at ϕ_1 = 8 mm, hardened condition: I – 4% Cu: II – 8% Cu: III – 12% Cu: IV – 16% Cu: V – 20% Cu

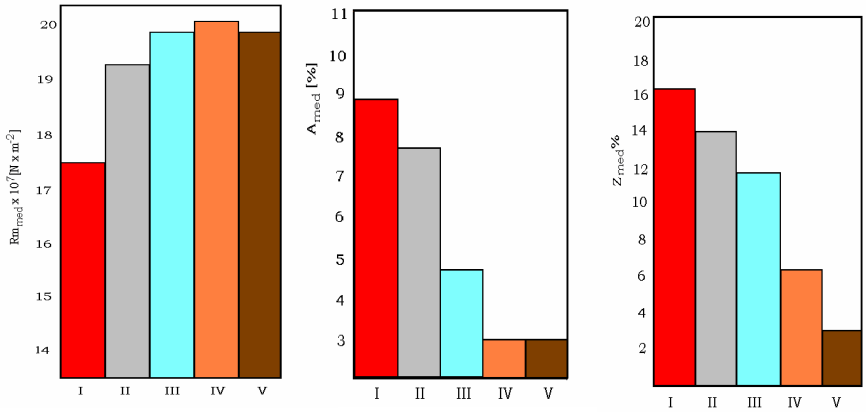


Fig.4.2 Variation of average characteristics of resistance, elongation, striction, depending on copper content, for extruded Al-Cu conductors of composite material at ϕ_2 = 6 mm, hardened condition: I – 4% Cu; II – 8% Cu;III - 12% Cu; IV – 16% Cu;V – 20% Cu

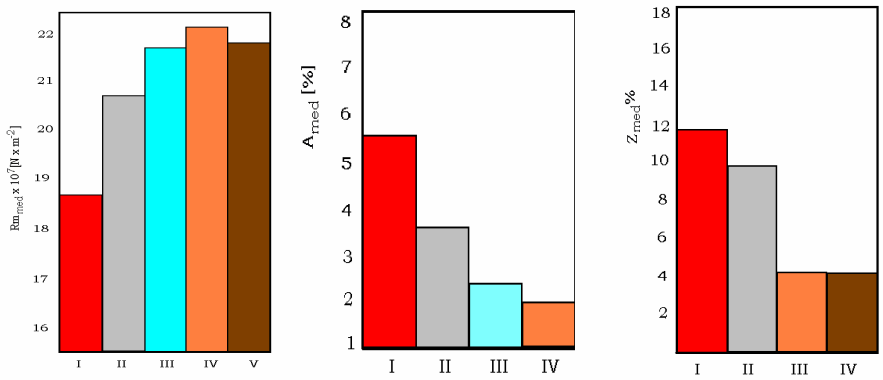


Fig.4.3. Variation of average characteristics of resistance, elongation, striction, depending on copper content, for extruded Al-Cu conductors of composite material at ϕ_3 = 4,5 mm, hardened condition: : I – 4% Cu; II – 8% Cu; III - 12% Cu; IV – 16% Cu; V – 20% Cu

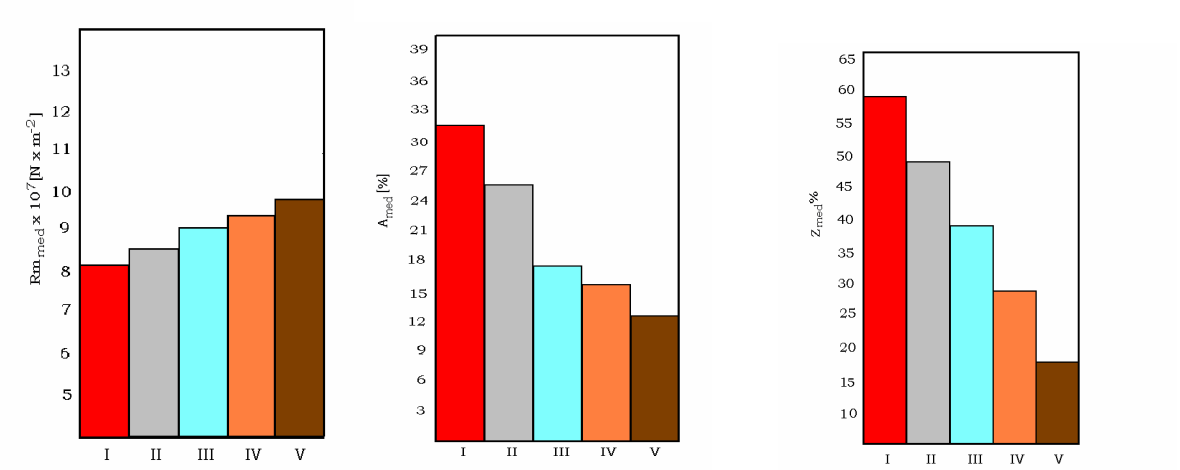


Fig.5.1. Variation of average characteristics of resistance, elongation, striction, depending on copper content, for extruded Al-Cu conductors of composite material at ϕ_1 = 8 mm, thermic treated condition: I – 4% Cu; II – 8% Cu; III - 12% Cu; IV – 16% Cu; V – 20% Cu

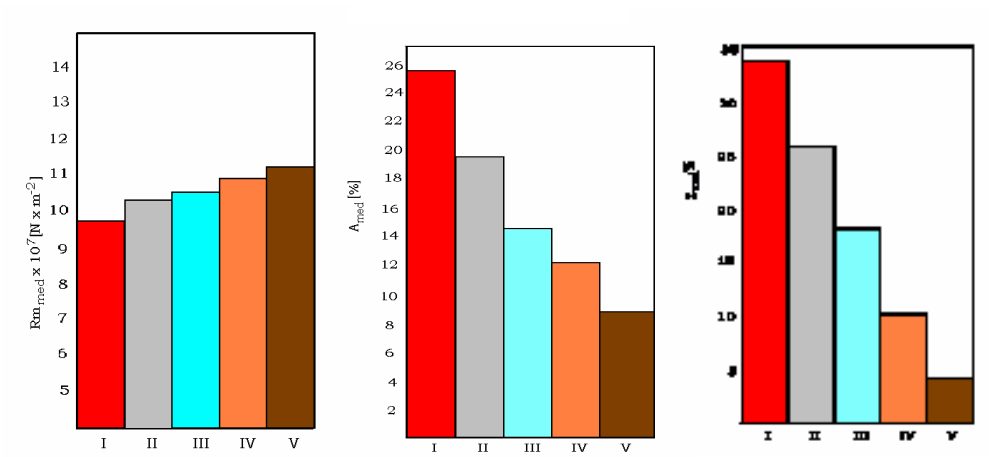


Fig.5.2. Variation of average characteristics of resistance, elongation, striction, depending on copper content, for extruded Al-Cu conductors of composite material at ϕ_2 = 6 mm, thermic treated condition: I – 4% Cu; II – 8% Cu; III - 12% Cu; IV – 16% Cu; V – 20% Cu

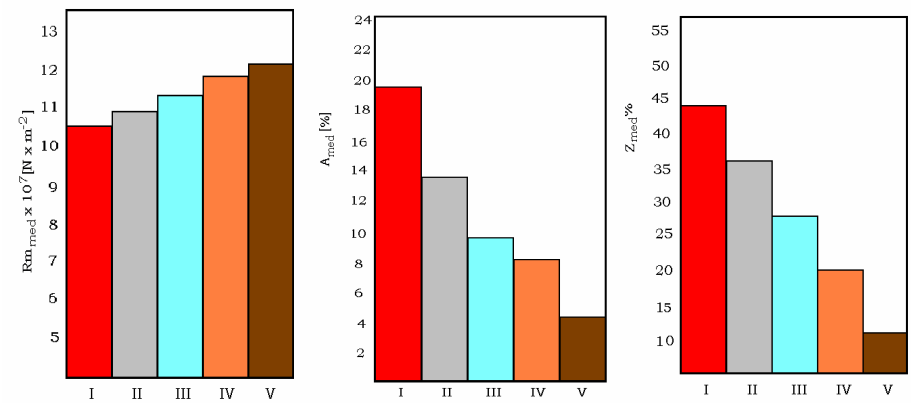


Fig.5.3. Variation of average characteristics of resistance, elongation, striction, depending on copper content, for extruded Al-Cu conductors of composite material at ϕ3 = 4,5 mm, thermic treated condition: I – 4% Cu; II – 8% Cu; III - 12% Cu; IV – 16% Cu; V – 20% Cu

Fig. 6 and 7 show in brief show the dependence the mechanical and the electrical resistance characteristics on the copper content and structural state of the electroconductive composite material.

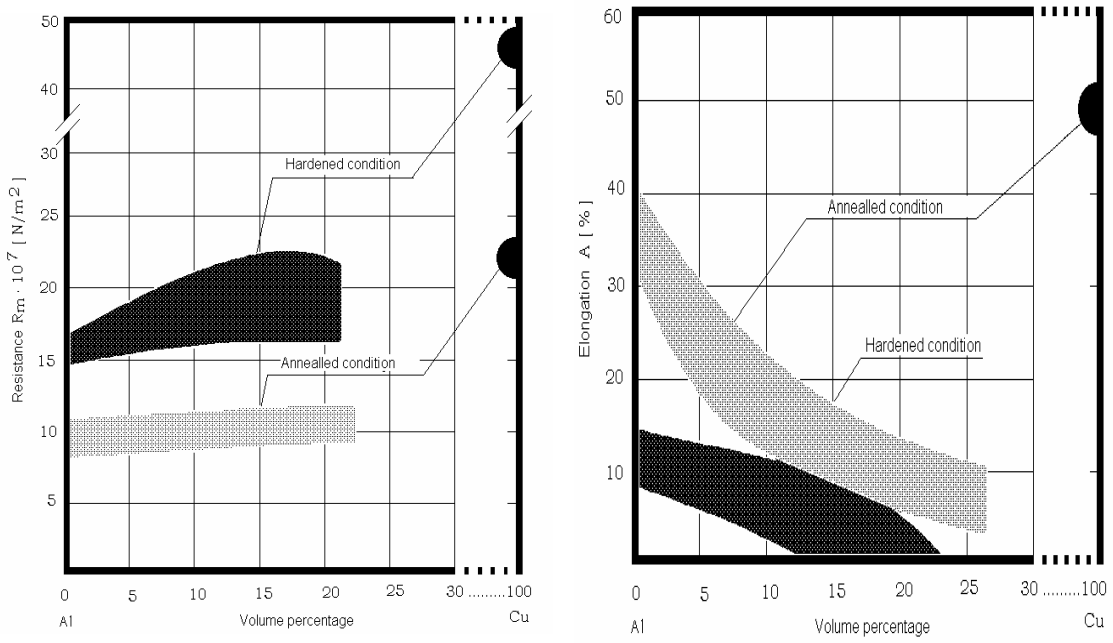


Fig.6 The variation of the mechanical resistance and elongation depending on the copper content for the Al-Cu composite with lamellar orientation of the component elements

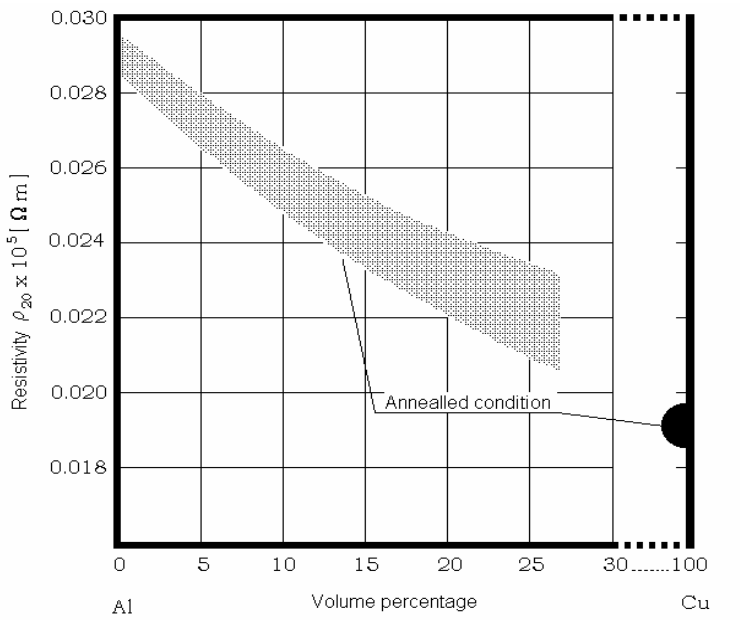


Fig.7 Variation of the electrical resistivity depending on the copper content for the Al Cu composite having copper lamellar orientation

4. Conclusions

The method employed facilitated the use of copper as reinforcement phase up to percentage of 20%.

The products obtained after deformation are electrical conductors of 8, 6, 4.5 mm.

The higher copper content results in a higher mechanical resistance of the conductor both in the post deformation state and after the thermal treatment for all the degrees of deformation applied.

The higher copper content leads to an acute decrease of the plastic characteristics (elongation, striction) both in the deformed conductors and in those thermally treated for all the degrees of deformation applied.

The range of the mechanical resistance values for the thermally treated conductors is lower than that of the material in hardened stage; the elongation range takes higher values for the thermally treated material.

For all the degrees of plastic deformation, the electrical conductivity of the thermally treated material increase with the copper content which is lamellar oriented in the aluminium matrix.

Received May 6, 2005 *"Dunarea de Jos" University, Galati*

REFERENCES

[1]. **O.Potecasu, F. Oprea, F. Potecasu, E. Drugescu** - Research on Obtaining and Caracterizing Al-Cu Composite Materials -Bulletin of the Polytechnic Institute of Jassy - Fasc. 3 -4, Tomul XLVI (L), Materials and Engineering, 2000, p. 177.

[2]. O.Potecasu, F.Potecasu, N.Cazacu, P.Alexandru- *Electroconducting composites with components arranged in coils* - The 41th International Seminar on modelling and optimization of composites MOC`41, „Prediction in Materials Science" Odessa, 2002, p.147.

[3]. **Florentina Potecaşu**, **Octavian Potecaşu, Elena Drugescu -** Aspects concerning the diffusion in metallic composites - *Metalurgia International nr. 3* , 2005, p.

COMPOZITE METALICE OBȚINUTE PRIN EXTRUZIUNE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă cercetările efectuate de autori privind obținerea şi caracterizarea materialelor compozite Al-Cu, destinate fabricării conductorilor electrici, cu scopul reducerii consumului de cupru, element scump şi deficitar. Procedeul de obținere a materialului compozit Al-Cu electroconductor, cuprinde ca etapă principală extruziunea la rece, care realizează îmbinarea componentelor şi constituirea ca atare a compozitului cu proprietăți diferite față de elementele componente şi de cele ale aliajelor Al-Cu convenționale. În lucrare sunt prezentate rezultatele cercetărilor privind variația proprietăților mecanice şi electrice în funcție de starea structurală şi de cantitatea de cupru dispus sub formă de rulou în matricea de aluminiu.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 1, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.1; 691

HARDENED GRANITE COMPOSITES FROM THE DOBROGEA MOUNTAINS

BY

OCTAVIAN POTECAŞU, FLORENTINA POTECAŞU, ELENA DRUGESCU and LAURA BUBURUZAN

Abstract: The paper presents the results of the authors' scientific research on a composite material with polymeric matrix, hardened with rock particles. It was studied the influence of the quantity of the hardening phase on the compression resistance of the product. These weather resistant materials have a long period of ageing, a permanent finishing and require almost no maintenance. For the research was used granite from the Măcin Mountains, Dobrogea Romania with greenish shade, which was crushed and then granulometric sorted. Granite is an acid volcanic rock, with over 65% SiO_2; it has granular structure and massive texture. Polyesteric thermoset resin was used for the matrix. These resins can be characterized by: easy obtaining and accessibility of the raw materials, quick strengthening without side-off products, good chemical resistance at acids and alcohols. Composite samples were made through shaping in steel mould. After shaping and maturation, the samples were tried at compression.

Keywords: polymeric matrix, composite material, rock particles

1. Introduction

Dynamic development of the consumer's goods manufacture has imposed new materials to be setting up.

From the advanced materials with great usage expectation are the Composites, named in reference material as Future's Materials. Composites answer to every industrial demands and almost all human needs. Composites can be obtained by suitable staples association and they can have simultaneous new combinations: rigidity, resilience, toughness, refractoriness, corrosion resistance, dimensional steadiness, absorption of vibration, electrical and thermal conductibility, and, unlike other building traditional materials, composites' price is lower. Today, Composite Materials applications cover very different fields, such as: aeronautics, naval-building industry, electronics, radio- location, machine-building industry, industrial equipments, light industry, industrial and civil –building industries.

In buildings field, composites prefab are either even elements or technical ingots. These bad weather resistant materials have long life seasoning, facing continuous and they require almost no maintenance. Mechanical properties concerning building industry are: compression strength, abrasive resistance, impact, bending strength, traction resistance, dimensional steadiness, modulus of elasticity and yield impact resistance.

Composite materials are generally made from a hardening phase and a binding compatible matrix. In building industry the most used matrix is polymeric and reinforcement phases could be mineral rocks, like granite, basalt, marble, pumice, and a wide range of products can be made from the outcome materials.

The hardened rocks composites offer buildings personality and style being in the same time very practical due of their easier maintenance, being used in various purposes, such as exterior platting and floors for public institutions or areas with intensely traffic, either in ornamentally purposes, for fitting out the indoor of private houses.

The raw materials used for obtaining the composites were granite and polyester thermo rigid resin.

The granite is a volcanic rock made up from over 65% SiO_2 , CaO, MgO, R_2O_2, Mn_2O_3, TiO_2, Fe_2O_3, etc., in different percentage; it has granular structure and massive texture. Due these integrant elements, the granite can be white, grey, yellowish, pink, auburn –brown, greenish, or bluish. Sometimes, presence of feldspath crystals wide grown dents the rock a freckless structure.

The granular structure can be characterized by mineral grains crystallized which are visible with naked eye. This structure is formed in earth depth, where the cooling magma is made very slowly, and mineral crystals have enough time for growing. The granular structure is found out in all depth magmatic rocks. Our country has mountainous massive all built from granite. Such mountains can be found in Măcin Mountains, Apuseni, Meridional Carpathians and running granite quarry are in Săvârşin, Cladova, Radna, Măcin, Turcoaia, Greci.

2. Experimental procedure

For the research was used granite from the Măcin Mountains, with greenish shade, which was crushed and then granulometric sorted.

Polyesteric thermoset resin was used for the matrix. These resins can be

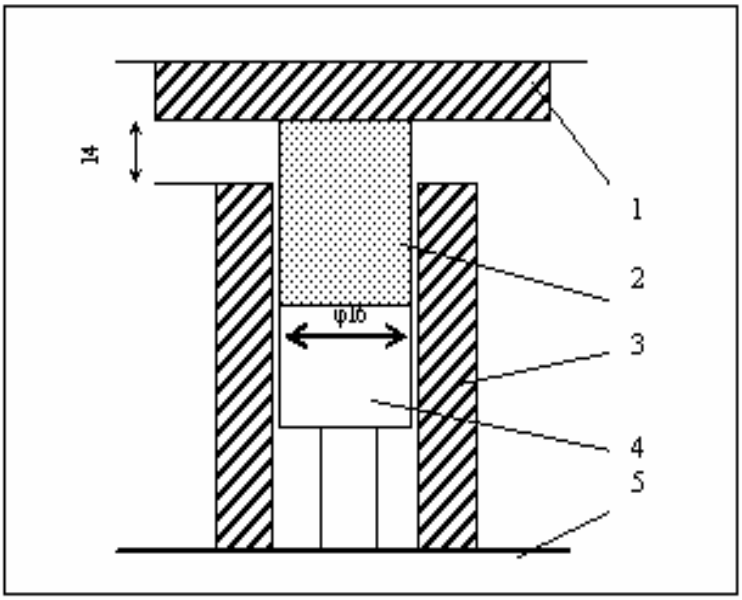


Fig.1. The diagram of the compression test
1 - anvil;
2 – cylindrical die;
3 – controlled support,
4 - blank assay;
5 – the press table

characterized by easy obtaining and accessibility of the raw materials, quick strengthening without side-off products, good dimensional steadiness, coloring properties, transparency, good chemical resistance at acids and alcohols.

Table 1 Recipes of experimental composite manufacturing

No. recipe	Composition	Pressure (daN/cm^2)	Force (daN)	Section (cm^2)	Compression resistance (MPa)
0	Natural Granite	11	2200	3.5	62.8
1	• 11 g granitee grain size 0,73-1,27mm; • resin 9%	12.5	2500	2.7	92.5
2	• 11 g granitee grain size 0,73-1,27mm; • resin 18%	12	2400	2.7	88.8
3	• 11 g granite grain size 0,73-1,27mm • resin 27%	11	2200	2.7	81.4
4	• 11 g granite grain size 1,85-2,17mm; • resin 13%	9	1800	2.7	66.6
5	▪ 10 g granite grain size 1,85-2,17mm ▪ 1 g granite grain size < 0,040 mm; ▪ resin 22%	12	2400	2.7	88.8
6	• 5 g granite grain size 1,85-2,17mm; • 5 g granite grain size 0,73-1,27mm; • resin 22%	10	2000	2.7	74.0

Polyesteric usage should be aware from following restriction: increased shrinkage through shaping, decreased resistance at alkali and hot water.

3. Experimental results and discussion

Composite samples were manufactured in accordance with the recipes from Table 1, through shaping in 18,6 mm steel mould diameter. After shaping and maturation, the samples were compression tested in hydraulic press, according to diagram 1.

The results are shown in Table 1 and hystogram Figure 2.

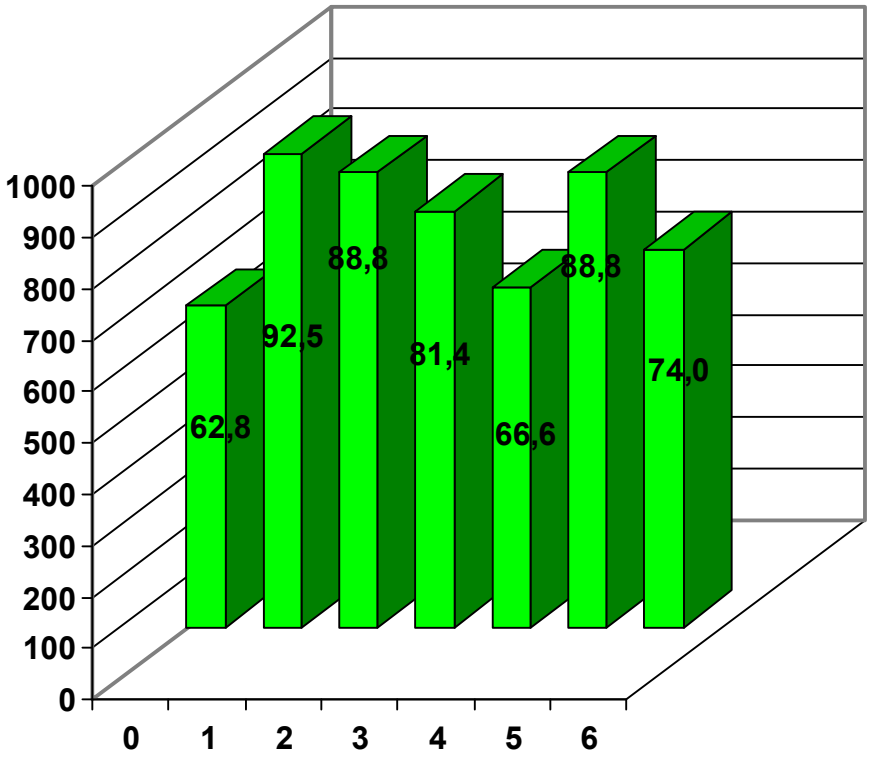


Figure 2.The variation of the compression resistance varying with the granite granulation and the resin percent, compared to the granite

Macrostructure of the composites obtained concordant with recipes 2, 4 and 6 are shown in figures 3, 4, 5.

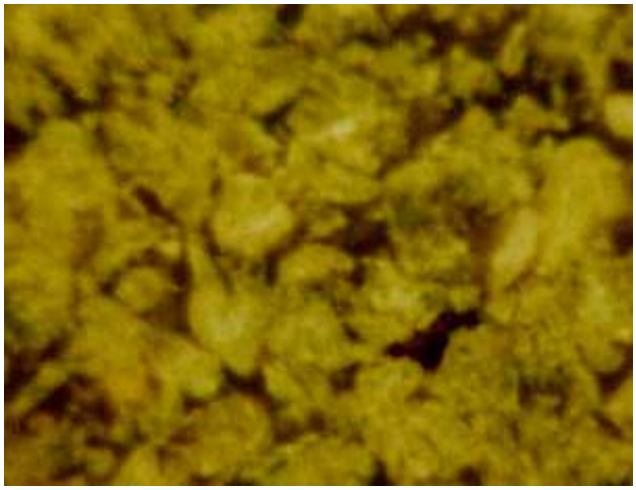


Figure 3. The macrostructure of the composite, recipe 2

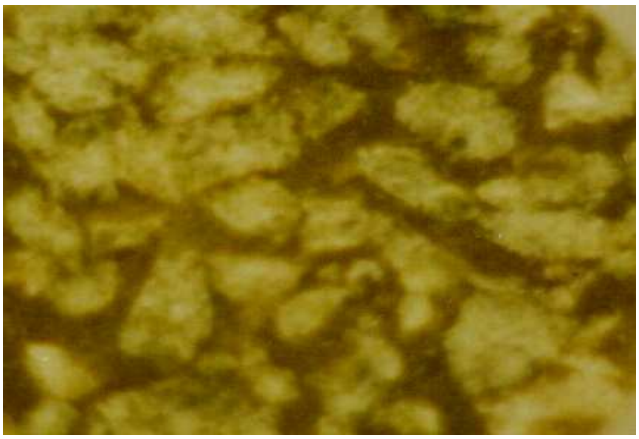


Figure 4. The macrostructure of the composite, recipe 4

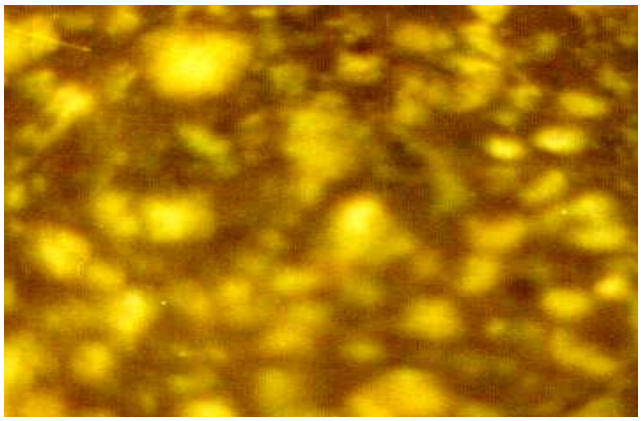


Figure 5. The macrostructure of the composite, recipe 6

4. Conclusions

- During the experiments, especially effect in composite has the granite grain size. It's obvious that the composite samples 1 and 2 (with the finest grain size) have a higher compression resistance than composite 4 (with a bigger grain size).
- If a smaller quantity from the finest granite grain size (below 0.040 mm) is added in composite by a bigger grain size (1,85-2.17 mm) for filling the space between the particles, the compression resistance will be increased with 25% compare to the composite sample made only of the finest granulation particles.
- Set beside samples 1, 2 and 3 from histogram 2, the compression resistance has been decreased with 12% by increasing the amount of resin.
- Compression resistance of the composite obtained is higher than the compression resistance of natural rocks used for research.

Received May 6, 2005 *"Dunarea de Jos" University, Galati*

REFERENCES

[1]. **Mihalcu M**. - *Materiale plastice armate*- Editura Tehnică, Bucureşti. 1973.
[2]. **Dumitraş C., Oprau C**.- *Prelucrarea materialelor compozite ceramice şi minerale*- Editura Tehnică, Bucureşti,1994.
[3]. **Tentulescu D., Tentulescu L**. – *Fibre de sticlă*, Editura Tehnică, Bucureşti, 1994
[4]. **Nica A.-** *Ceramica Tehnică*- Editura Tehnică, Bucureşti, 1988.
[5]. **O.Potecasu, L.Buburuzan, E.Drugescu** - *Compozite durificate cu roci* - Conferinta cu participare internationala Tehnologii si Materiale Avansate, 20-22 noiembrie 2003, Galati, Romania, ISBN 966-549-916-5, p.105

COMPOZITE ARMATE CU GRANIT DIN MUNȚII DOBROGEI

(Rezumat)

Evoluția dinamică a producției de bunuri de consum a impus crearea de noi materiale. Printre materialele avansate cu mari perspective de utilizare sunt şi cele compozite, numite în literatura de specialitate materialele viitorului. Materialele compozite răspund nevoilor tuturor industriilor şi aproape tuturor activităților omeneşti. Prin asociații corespunzătoare ale materiilor prime de bază se pot realiza compozite care să prezinte simultan noi combinații: rigiditate, rezistență mecanică, duritate, refractaritate, rezistență la coroziune, stabilitate dimensională, posibilitatea de amortizare a vibrațiilor, conductibilitate termică şi electrică şi, spre deosebire de alte materiale de construcție tradiționale, costă din ce în ce mai puțin. Aplicațiile materialelor compozite acoperă în prezent domenii foarte diverse cum sunt: aeronautică, construcții navale, electronică, radiolocație, costrucția de autovehicule, echipamente industriale, industria uşoară, construcții industriale şi civile, etc. În domeniul construcțiilor, prefabricatele din materiale compozite sunt fie elemente plane, fie blocuri tehnice. Aceste materiale rezistente la intemperii, au durată mare de îmbătrânire, au o finisare permanentă şi nu pretind aproape nici un fel de întreținere. Caracteristicile mecanice care interesează industria construcțiilor sunt: rezistența la compresiune, forfecare şi abraziune, şoc, încovoiere, tracțiune, variațiile dimensionale, modulul de elasticitate şi fluajul sub sarcină. Materialele compozite sunt alcătuite, în general, din materialul de rigidizare şi din matricea de legătură compatibilă. În industria construcțiilor cele mai utilizate matrici sunt de natură polimerică iar dintre elementele de armare amintim rocile minerale, cum ar fi granitul, bazaltul, marmura, piatra ponce, rezultând materiale din care pot fi executate o gamă largă de produse.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 621.318

FERROFLUIDS STABILITY – A COMPARATIVE STUDY

BY

MIHAELA RĂCUCIU, DORINA-EMILIA CREANGĂ, GHIORGHE CĂLUGĂRU and IRINA HORGA

Abstract: The complex structure of the magnetic colloids, i.e. ferrofluids, involves the assurance of their stability as required by both technical and biomedical applications. In order to prevent ferrophase particles agglomerations, good quality coating of small size particles need to be carried out. Small size ferrophase is essential not only for the homogeneity of the magnetic colloid but also for the efficient penetration of biological structures. In this respect, we carried out a comparative study regarding a ferrofluid prepared in our laboratories (based on petroleum) as well as other similar products presented in the literature reports. In all cases, the physical diameter of the ferrophase particles was measured using electron microscopy data. The average values were first considered but the whole distribution histogram was also analyzed. The percentage of relatively small particles (under 5 nm) was compared with the percentage of relatively large particles (over 10 nm). The presence of exceptionally large aggregates was also discussed in order to assess the quality of the magnetic colloids prepared by us in comparison with the products from several other countries.

Keywords: ferrofluids, box-plot, size distribution

1. Introduction

Ferrofluids are colloidal solutions of magnetic particles suspended within a carrier fluid. The magnetic particles, are usually ferrites, having the general composition MFe_2O_4 (M being a bivalent metal cation such as Ni, Co, Mg or Zn, the magnetite, Fe_3O_4 being frequently present in combination with the maghemite γ-Fe_2O_3).

Initially produced by grinding large particles in suitable organic solvents and sieving [1], ionic ferrofluids are now prepared chemically, mostly by following the Massart method [2].

To prevent ferrophase particles agglomerations, good quality coating of small size particles need to be carried out. The small size of ferrophase particles in ferrofluids intended for biological applications is needed for the good penetration of biological tissue but larger particle aggregates are not necessary dangerous if their biodegradability is considered.

Many efforts of the physicists from Iassy (Romania) University (1978 – 2004) were dedicated to the production of stable magnetic colloids and successful projects have opened new promising ways for both technical and biological applications. Significant results in ferrofluid preparation, ferrofluid characterization and biological applications (experiments with plants and microorganisms) have been obtained.

In the future the applications of the magnetic fluids will be focused more toward the biological uses where the ultra fine ferrophase is particularly important the size distribution of the magnetic colloids remaining a major problem.

2. Experimental procedure

We carried out a comparative study regarding one ferrofluid prepared in our laboratories (based on petroleum [3] and some other ferrofluids used in biological applications accordingly to in the literature reports mentioned below.

The ferrophase (about 5% volume) was obtained by chemical precipitation from autocatalytic reactions of $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ and $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ in the presence of the NaOH aqueous solution, according to Massart's project. Oleic acid (10% volume) has been used to stabilize the ferrophase particles while petroleum (85% volume) was the carrier liquid.

Particle size distribution was studied using transmission electron microscopy (Tesla TEM device with a resolution of 1.0 nm) on collodion sheet, the ferrofluid being diluted 10^{-4} in toluene.

The box-plot technique, proposed by Koopmans [4], was applied to get comparative picture of this ferrofluid size distribution and some other similar products.

The box-plot representation is able to represent a distribution curve by means of a draw box, being recommended for both large and small data series, since practically all the values are shown. This representation method is consistent with the transformation of any distribution curve into a "box" provided with two "tails" and certain "outliers". The range of experimental data is divided into three subintervals defined as follow:

1) The box length, limited by Q_1 and Q_3, i.e., the data corresponding to cumulative percentile frequencies between 25% and 75%. This subinterval contains about 50% of the total data points of the studied series.
2) the subinterval contained within the box tails, A_1 and A_3, given by relations (1) and (2)

$$Q_1 - 1.5(Q_3 - Q_1) < A_1 < Q_1 \quad (1)$$

$$1.5(Q_3 + Q_1)_1 > A_3 > Q_3 \quad (2)$$

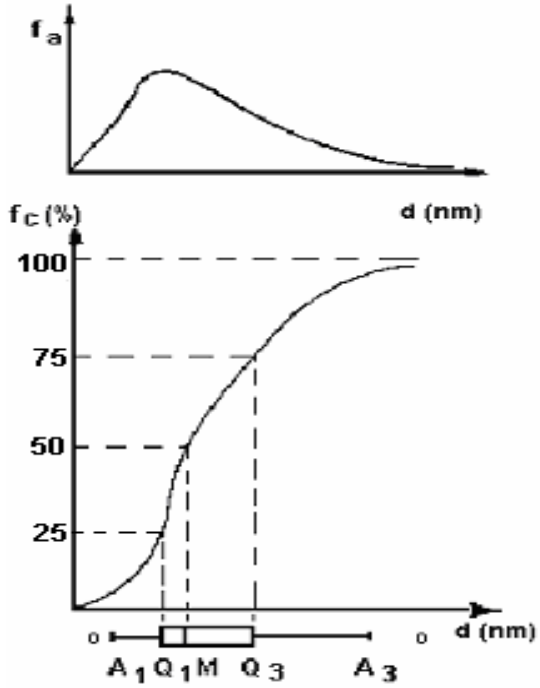
(About 80% of the total data points in the studied series can be found within this larger subinterval, which includes the box length);

3) exceptionally large or small values (which are represented as white circles placed near the box), according to relations (3) and (4):

$$Q_1 - 3(Q_3 - Q_1) < \circ < A_1 \quad (3)$$

$$Q_3 + 3(Q_3 - Q_1)_1 > \circ > A_3 \quad (4)$$

A "median" M, corresponding to the cumulative percentile frequency of 50%, is plotted as a vertical line within the box (Fig.1). For symmetrical curves, this line overlaps the average value. In other cases, M is able to indicate curve asymmetry, as do the box tails.



fa – Absolute frequency
d (nm) – Particle diameter
fc (%) – Cumulated frequency
A1 – The box left tail
Q1 – The box left edge (fc=25%)
M – The median (fc=50%)
Q3 – The box right edge (fc=75%)
A3 – The box right tail

$$A_1 = Q_1 - 1.5(Q_3 - Q_1)$$
$$A_3 = Q_3 + 1.5(Q_3 - Q_1)$$

Fig.1. The transformation of the absolute frequency curve of the analyzed data series into the cumulated frequency curve and further into the box plot. Exceptional values are plotted by white circles.

Comparisons between related or similar data point set can be successfully carried out in a very convenient manner using the box-plot representation, no matter if symmetrical or nonsymmetrical, monomodal or multimodal, ranging from large to small size intervals.

3. Experimental results and discussion

The visual inspection of the box-plot representation corresponding to the particle size distribution for sample S (petroleum based ferrofluid synthesized in our laboratory), led to the next issues:

- About 50% of the data points are smaller than Q_3=5.5 nm but not smaller than Q_1=3.0 nm; box length are 2.5 nm.
- At least 80% of the data points are not smaller than A_1=2.0 nm but not larger than A_3=11.0 nm. The exceptionally large size aggregates “outliers”, were found at 17.0 nm and 25.5 nm. The asymmetry is accentuated: the median position is closer to the left edge where the most values are concentrated.
- The right tail (A_3-Q_3) is longer than the left one (Q_1-A_1), consequently the small particles are dominated (no smaller than 2.0 nm) in comparison to the large ones (not larger than 11.0 nm).

The comparison (Fig.2) of the analyzed sample “S” with other six ferrofluids used in biological applications: S_1 – water based ferrofluid (stabilized with carboxidextran)

[5, 6], S_2 - water based ferrofluid (stabilized with dimercaptosuccinic acid) [7], S_3 - water based ferrofluid (stabilized with dodecanoic acid) [8], S_4 – iron oxides in aqueous suspension (stabilized with polyvinylic alcohol) [9], S_5 – iron oxides in petroleum (stabilized with oleic acid) [10], S_6 – hydrocarbon based ferrofluid (stabilized with oleic acid) [11], led to the following results.

After the application of box-plot technique to these six samples the characteristic parameters presented in the Table 1 are obtained.

Table 1 Statistical analysis by means of box-plot technique

Sample	A_1 (nm)	Q_1(nm)	M(nm)	Q_3(nm)	A_3(nm)	Exceptional values (nm)	
S	2.00	3.00	4.00	5.50	11.00	17.00	25.50
S_1	4.00	6.64	9.45	12.27	20.71	24.93	
S_2	3.82	5.68	6.80	8.18	11.88	0.1	13.76
S_3	3.36	7.00	8.96	11.88	19.18	20.19	
S_4	3.98	6.71	8.50	10.36	15.83	18.57	
S_5	7.00	9.00	10.75	12.50	14.00	16.00	17.00
S_6	4.30	6.23	8.57	10.93	17.98	21.50	

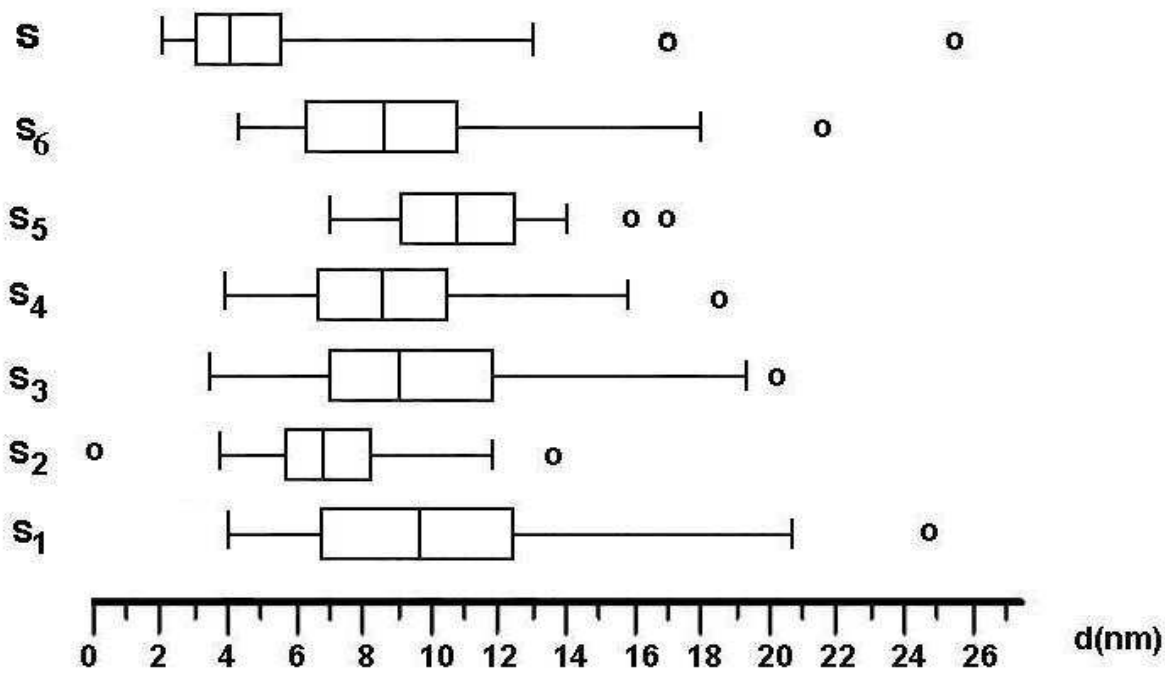


Fig.2 Comparison analysis between samples S and S_i (i = 1..6).

Regarding the comparison picture (Fig.2) and Table 1, we may see that the sample S has the smallest A_1 value from all data.

All the Q_1 values for samples S_i (i=1.. 6) are the larger than Q_3 value for sample S. In the Table 2 are presented the box length (Q_3-Q_1) values, left tail (Q_1-A_1) values and right tail (A_3-Q_3) values for sample S and samples S_i.

Table II Experimental values of the box length, left tail and right tail

Sample	(Q_3-Q_1) (nm)	(Q_1-A_1) (nm)	(A_3-Q_3) (nm)
S	2.50	1.00	5.50
S_1	5.63	2.64	8.44
S_2	2.50	1.86	3.72
S_3	4.88	3.64	7.30
S_4	3.65	2.73	5.47
S_5	3.50	2.00	1.50
S_6	4.70	1.93	7.05

Sample S has the smallest box length. One may see that the ferrofluid S_2 has the same box length value as the sample S, analyzed inhere, but its A_1, Q_1, Q_3 and A_3 values are the smallest.

So, we might say that the sample S is representing a more stable ferrofluid than the samples S_i. Also, the ferrophase size distribution of the sample S is characterized by preponderantly small particles, with small number of large aggregates, which is making it suitable for both technical and biological applications.

4. Conclusion

The box-plot representation method seems to be a convenient analytical method for the comparative study of ferrophase dimension regarding the special importance of this ferrofluid feature in the assurance of stability and biocompatibility.

Received: April 27 2005

The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi

REFERENCES

1. Kaiser R, Rosensweig R.E (1969), Study of ferromagnetic fluid. NASA CR, 1407
2. Massart R. (1982) Magnetic fluids and process for obtaining them. US Patent 4. 329 - 241.
3. Creanga, D., Calugaru, Gh., Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 289, 2005(81-83)
4. Koopmans, L.H., Introduction to contemporary statistical methods, Duxbury, Boston, 1987, 683.
5. C. Groβ, K.Büscher, E. Romanus, C, A, Helm, W.Weitschies, European cells and Materials vol.3, suppl.2, 2002 (163-166)
6. C. Groβ, E. Romanus, K.Büscher, C,A, Helm, W.Weitschies, 3rd Colloquium DFG SPP 1104, Benediktbeuern, Germany, Sep.30-Oct.2, 2002
7. A. Halbreich, J. Roger, JN Pons, D, Geldwerth, MF Da Silva, M. Rodier, JC Bacri, Biochimie (1998), 80, 379-390
8. L.M.Lacava, B.M. Lacava, R.B. Azevedo and all, JMMM 225(2001) 79-83
9. M. Chastellain, A Petri, M. Hofmann and H. Hofmann, European cells and Materials vol.3, suppl.1, 2002 (11-12)
10. Trusculescu, M., Lita, M., Rev. Roum. Sci. Tech. 30, 317, 1985
11. Massart, R., Zins, D., Gendron, F., Mehta, R.V., Upadhyay, R.V., Goyal, P.S., Aswal, V.K., Electron spin resonance investigation of Mn-Zn ionic ferrofluid, 8th ICMF, Abstract book, 47-48.

STABILITATEA FEROFLUIDELOR – STUDIU COMPARATIV

(**Rezumat)**

Structura complexă a suspensiilor coloidale magnetice, numite ferofluide, implică asigurarea stabilității lor ca cerință pentru ambele aplicații; tehnice şi biomedicale. Pentru prevenirea aglomerării particulelor de ferofază este necesară obținerea unei bune stabilizări. Particulele de ferofază de dimensiuni mici sunt esențiale nu doar pentru omogenitatea ferofluidului cât şi pentru o penetrare eficientă a structurilor biologice. În această direcție, am pornit un studiu comparativ privind u ferofluid preparat in laboratoarele noastre (cu petrol ca lichid de bază) cât şi alte produse similare prezentate în literatura ştiințifică relatată. În toate cazurile, diametrul fizic al particulelor de ferofază a fost măsurat utilizând microscopia electronică. În primul rând au fost considerate valorile medii, dar au fost de asemenea analizate şi curbele de distribuție. Procentul particulelor relativ mici (sub 5nm) a fost comparat cu cel al particulelor relativ mari (peste 10nm). Prezența agregatelor excepțional de mari a fost discutată în legătură cu aprecierea calității ferofluidelor preparate de noi în comparație cu produsele din alte câteva țări.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 534.8; 531.7

DETERMINATION OF PHYSICAL-MECHANICAL PARAMETERS OF MULTILAYERED COMPOSITE MATERIALS THROUGH ULTRASONIC METHODS

BY

ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN and RAIMOND GRIMBERG

Abstract: In solid materials, so electrical longitudinal as well as transversal waves can propagate. If the material has small thickness, the possibility of producing of guided waves, Lamb wave, exist. The propagation speed of these waves, depend by physical and mechanical parameters as density, elasticity modulus, shearing modulus, Poisson coefficient. In this paper, we present two determination methods: using hertzian contact for the materials with high elasticity modulus (carbon-epoxy, glass-epoxy composite materials) and using transducers without contacts for the materials of which surface can't be impress (wood-based composites, veneered and varnished).
.

Keywords: ultrasonic nondestructive evaluation, mechanical parameters, multilayered composite materials, noncontact transducers, transducers with hertzian contact, wavelets

1. Introduction

In acoustic – ultrasonic nondestructive evaluation (NDE), an ultrasonic stress or shear wave is introduced into, or generated within, the interrogated structure and detected after it has propagated through the structure. Stress or shear wave propagation is affected by the micromechanical and morphological materials states of the medium of propagation [1], [2]. Thus, ultrasonic NDE involves the characterization of the tested structure on the basis of information containing in the transmitted wave signal.

The state of the structure, which governs wave propagation and detection, can be described by a broad range of properties and conditions, some of which are:

Material properties:	elastic and shear modulus, density, attenuation coefficients, etc.
Geometrical properties:	structural dimensions, discontinuities, micro and macro structural defect states, etc.
Environmental conditions:	mechanical loading, residual stresses, temperature, etc.
Measurement conditions:	location and size of transducers, sensitivity and frequency response of transducers, characteristics of electronic equipment, etc.

Even from this incomplete list, it is clear that the quantitative ultrasonic determination of a specific material property state, independent of all other states, is difficult [3]. To complicate matters further, many NDE parameters can be measured from an ultrasonic interrogation of material and a large amount of data can be generated from a single ultrasonic measurement via Fourier transform, wavelet

transform, etc. Large multivariate data sets are difficult to decipher thus, methods of summarizing and extraction are accomplished in an ad hoc qualitative manner. One approach for quantitative acquisition of discriminatory information that can often isolate a single structural state is pattern recognition.

Determining the state of a sample via ultrasonic NDE using pattern recognition techniques consists of three basic steps:

(i) Generating and processing ultrasonic NDE data
(ii) Selecting significant features of the data
(iii) Determining the sample state from the selected features.

In this paper, ultrasonic NDE data are obtained by two methods: hertzian contact [4] and without contact ultrasound transducers [5]. First method is utilized for the control of the materials with high elasticity modulus (carbon-epoxy, glass-epoxy composite materials), and the second for the control of the materials of which surface can't be impress (wood-based composites, veneered and varnished). Data generation consists of measurements of transmitted ultrasound signals that are expected to contain information about mechanical properties of samples and signal conditioning. The processed data are arranged in an order set called a pattern vector. A subset of the pattern vector is selected and is called the feature vector which lies in a vector space called feature space. Geometrically speaking, the feature vectors form distinct and no overlapping clusters in feature space. A suitable feature vector produces the maximum separation between clusters, measured by means Mahalanobis distance. The last step of our algorithm is the classification using discriminant functions.

2. Theoretical background

It exist quantitative substantiation correlations between ultrasound velocities and mechanical properties of samples provided by

$$v_L^2 = \frac{E}{\rho}\frac{(1+\upsilon)}{(1+2\upsilon)(1-\upsilon)} \tag{1}$$

$$v_T^2 = \frac{G}{\rho} \tag{2}$$

Where v_L is longitudinal velocity, v_T is transversal velocity, E elastic modulus, G shear modulus, ρ sample density, υ Poisson ratio.

Supplementary, we can utilized and the normal velocity of Lamb wave provided by [6]

$$c_y = -ik\alpha cA\cosh(\alpha y) + k^2 cB\cosh(\beta y) \tag{3}$$

where c is given by

$$c = \left(\frac{D_1}{2\rho_2 h}\right)^{1/4}\omega^{1/2} \tag{4}$$

with

$$D = \frac{3}{4}\left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}\right) \tag{5}$$

h is the plate thickness, and r_2, l_2, m_2 are the density and the Lamé constants respectively, for the wood plate.

In the case of without contact ultrasound transducers, we can measure longitudinal and transversal velocities and we must determine 4 mechanical parameters. In the case of Hertzian contact ultrasound transducers we can measure only the normal velocity of Lamb wave and we must determine the same number of mechanical characteristics of samples [7].

In these conditions we must multiply the number of ultrasound data, using, for example, the wavelet transform of transmission signals.

3. Experimental set-up

The principle of experimental set-up for the evaluation with non contact transducers is presented below.

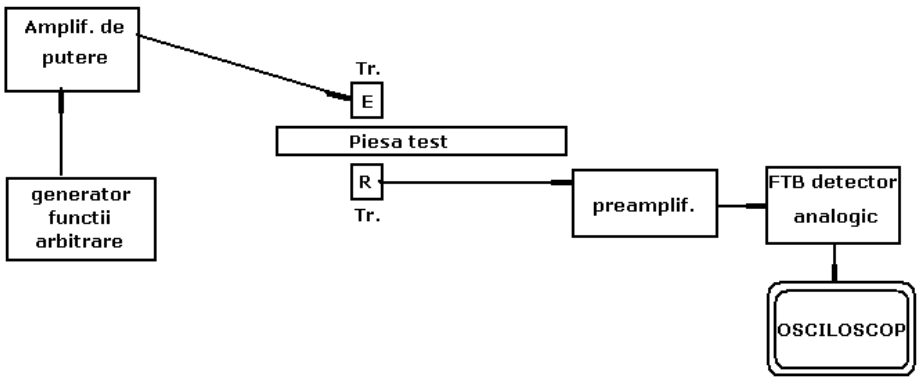


Fig.1 Experiemental set-up for US control with noncontact transducers

The electronic part of equipment is a SFT4001G board that allows the functioning in send-receive way, assuring the amplitude of impulse between 100V and 400V; the wave type – negative impulse with increasing time lower than 10ns, the impulse duration, measured at 50% from amplitude on a standard charge for the characteristic impedance of cable 50Ω, being at elast 30ns; the wave shape of emission impulse - rectangular or spike with different energies, the frequency of emission impulse being between 150Hz and 16KHz, the gain of 70dB, in 1dB steps covering any situation. The filtering of received signals are made by high pass filter with at least 50dB attenuation on decade, starting from 800kHz frequency (the 10th harmonic of work frequency), low-pass filter with at least 50dB attenuation on decade, starting from 500kHz frequency.

For the coupling of the US board with the PC, the system shall has an internal clock at 100MHz.

The analog-digital convertor used to digitize the received signals has 500MHz sampling rate.

The level of noise imposed being 400mV, showns that a rapid convertor, flash type, with 500MHz sampling rate shall be enough, the precision of quantification being enough in the case of 8 bits quantizer. If is starting from 2V, reference tension, one LSB (Least Significant Bit) represents 7,843 mV.

To transfer the data to computer, the acquisition system should contain a memory buffer of minimum 32Ko, thus meaning 1000 samples memorated and, from

this reason, using a flash convertor, the complete examination in ~3m, enough for the US propagation in multilauered material, can be assured.

Figure 2 presents a sketch of the measuring equipment. The frequency of the ultrasound beam was 60kHz.

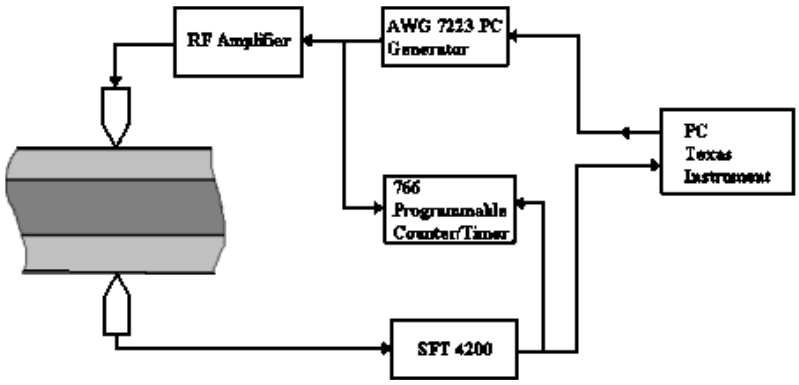
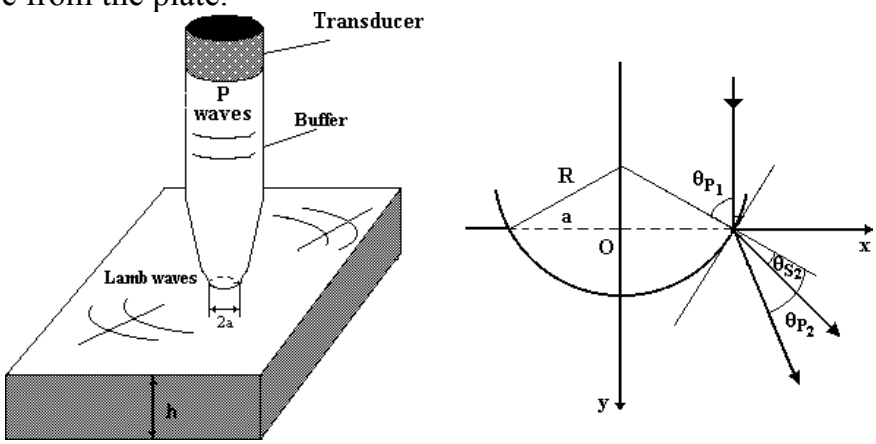


Fig 2: The basic diagram of the equipment

The two buffer rods used at the emission and reception are both identical, being made of the 7075-T6 aluminum-magnesium alloy, with the density $2.7x10^3$ kg/m^3, the Young modulus $7x10^{10}N/m^2$, the Poisson coefficient 0.34 and a point curvature radius of 3mm.

Figure 3 schematically presents a ultrasonic transducer with Hertzian contact at the buffer rod-plate interface, which converts the P waves from the buffer rod to Lamb's wave from the plate.



a *b*

Fig. 3: a. Transducer with Hertzian contact b. The detail of the control

4. Samples

The samples from carbon epoxy composite materials were:

1. T300/5208 with carbon fibres Hercules AS4 type, average diameter 18μm, the matrix from thermosetting epoxy resin 5208 made by Boeing have Young longitudinal modulus 116GPa, Young transversal modulus 12.1GPa, the shear modulus G=5.5MPa, the density $1.54*10^3Kg/m^3$ and Poisson coefficient 0.329.
2. IM7/8551 Hercules with carbon fibres Hercules IM7 type, average diameter 17μm, the matrix from thermosetting epoxy resin 8551 made by Boeing have Young longitudinal modulus 107GPa, Young transversal modulus 11.3GPa, the

shear modulus G=4.3MPa, the density $1.58*10^3 Kg/m^3$ and Poisson coefficient 0.30.

3. IM12/7652 Hercules with carbon fibres Hercules IM12 type, average diameter 17μm, the matrix from thermosetting epoxy resin 7652 made by Boeing have Young longitudinal modulus 112GPa, Young transversal modulus 9.2GPa, the shear modulus G=5.1MPa, the density $1.53*10^3 Kg/m^3$ and Poisson coefficient 0.38.

For wood based products the samples are panel type. The most important quality criteria, respective the bonding strength is the shearing bonding strength. The samples have a simple construction. The measurement equipment used for destructive testing is one of National Institute of Wood, Bucharest. For shearing and bending testing, the universal machine for wood strength testing type VEB WERKSTOFF-PROFMASCHINEN-Leipzig was used. For determination of elastic modulus was used testing machine type 2D90/100 with mechanical system for the recording of deformation function of tension.

The panel samples with 250x250mm and 450x450mm from 3, 5, 7, and 9 layers of veneer are preponderant from beech (Fagus Silvatica L), the most used in our country. The results obtained from US nondestructive testing were compared with the destructive. The results are presented in the Table 1.

Table 1 Wood based panel samples

No.	Species	No.of layers	Thickness [mm]	Dimensions [mm]	Glue	Density Kg/m^3	Elastic modulus [MPa]	Shearing modulus [MPa]
1	beech	3	3.55	450x450	Urelith C	756	11795	2.042±32%
2	Beech	5	6.58	450x450	UrelithC	740	10683	1.9044±29%
3	Beech	5	6.46	250x250	Urelith C	715	10721	1.9514±29%
4	Beech	3	3.20	250x250	polyurethane	697	11545	2.042±32%

The glue used for experiments was Urelith C for the panels, but for comparing other glues were used: FENOPLAC and Polyurethane. The pressing-on was made in laboratory press Siempell Kamp. The samples tested have allow to correlate mechanical parameters (density, elastic modulus, shearing modulus) and the time of US flight for all the types of multilayered panel considered. These methods allow the nondestructive evaluation of mechanical properties and the existence of discontinuities in multilayered composite materials based on wood, taking into account by the especially applications of these products.

5. Experimental results

For nondestructive determination of mechanical parameters of the samples from carbon-epoxy composite materials, Lamb waves generated in material with transducers with hertzian contact were used. In this case, only the normal component of Lamb wave speed and the shape of signal transmitted through composite plate were measured [8], to multiply the information, the transmitted signal was decomposed using wavelets transform with Daubechies wavelet type.

Thus, a feature vector with 7 components (Lamb wave normal speed, the amplitude of transmitted signal, the coefficients of the first 5 wavelets) was obtained, as well as a super-determined linear algebraic system

$$X_i=a_{1i}E+a_{2i}G+a_{3i}(1/\rho)+a_{4i}\nu \; ; \qquad i=1,\ldots,7 \tag{6}$$

where E is Young's modulus, G – shear modulus, ρ – density, ν Poisson's ratio, X_i – i^{th} component of feature vector.

The maximisation of Mahalanobis distance was experimentally made by modification of the signal frequency applied to emission transducer, the optimal frequency being 80kHz.

The system (6) as matrix is write as

$$\{X\} = [a]\{M\} \tag{7}$$

where {X} is feature vector, [a] model matrix and {M} mechanical characteristics vector. Using a board from carbon-epoxy composite material with known properties, the model matrix [a] is determined using the inverse method in More-Penrose sense. Then, obtaining the feature vector from measurements and knowing model matrix, for the same materials, the principally mechanical characteristics can be determined. The relative error for determination of transversal Young modulus is 9.3%, for shear modulus is 5.3%, for density is 6.2% and for Poisson's ratio is 6.3%.

The using of ultrasound transducers without contact is a premiere in Romania, and thus we will insist on this [9].

The shape of electric signal applied to the emission transducers is presented in Figure 4.

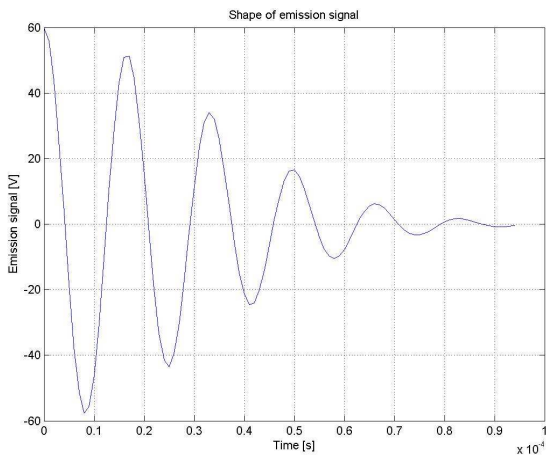


Fig.4 The shape of emission signal

Measuring the time between the emission of the ultrasound signal and his reception, taking into account the material thickness and the air zone thickness, knowing the ultrasound propagation speed through air at the temperature at what experiment is done, immediately is determined the longitudinal waves speed. For the generation of transversal waves into material, the emission transducer without contact is tilted reported to the normal at sample surface with an angel of 44^0. According to Snell law, a changing of propagation mode will have place, the incident longitudinal wave being transformed in transversal wave at the boundary air material surface. The second changing will take place at the interface material air. The tilting angle of the

transducer is experimentally determined thus the amplitude of received signal shall be maximum.

In Figure 5 is presented the shape of the signal received by the reception transducer without contact, after the ultrasound fascicle has traveled through a wood panel with 6.58 mm thickness.

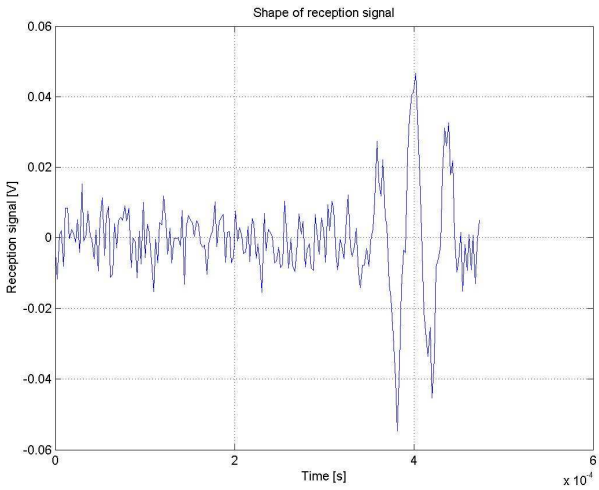


Fig. 5 The shape of received signal

To multiply the information, the Daubechies [10] wavelets transforms are used, the results being presented in Figure 6.

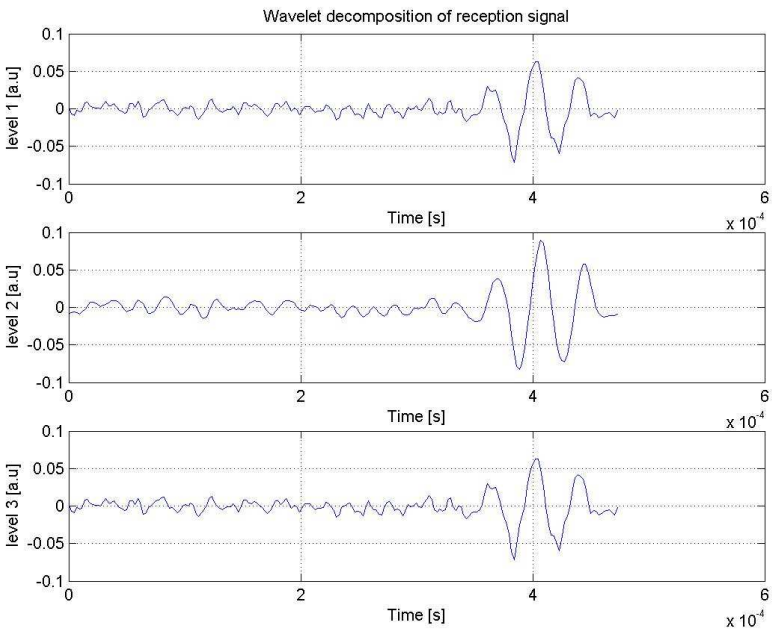


Fig.6 The wavelet decomposition of received signal

The Mahalanobis distance is maximized for the frequency of emission pulse by 60kHz.

The error in determination of Young modulus is 4.8%, for density is 5.6%, for shear modulus is 6.5% and for Poisson's ratio is 5.7%.

6. Conclusions

The ultrasonic NDE data are obtained by two methods: hertzian contact and without contact ultrasound transducers. First method is used for the control of the materials with high elasticity modulus (carbon-epoxy, glass-epoxy composite materials), and the second for the control of the materials of which surface can't be impress (wood-based composites, veneered and varnished). The experimental results contain information about mechanical properties of samples and signal conditioning.

Acknowledgements

This paper was partially support by Romanian Ministry of Education and Research, under CERES Contract No. 3-4/2003.

Received April 28 2005

National Institute of Research and Development for Technical Physics Iasi

REFERENCES

1. C.S.Wang, F.K.Chang, Built in diagnostic for impact damage identification of composite structures, Structural Health Monitoring 2000, ed. F.K.Chang Technomic Publishing Co, Lancaster, 1999, p.612-621
2. V.Bucur, MP Ausell, C.Y.Barlow, J.Pritchard, S.Gaross, X.Deglise, Physical methods for characterizing wood composites, Holzforshung (52), 1998, p.553-561
3. J.C.Krapez, D.Balageas, A.Deom, F.Lepoutre, Comparison of established and emerging NDE techniques applied to delamination in composite materials, 6th European Conference on NDT, Nice, 1994, p.257-261
4. R. Grimberg, Savin A, Lupu A, Rotundu C. (2000), A Method to Determine the Debonding Zones in Multilayers Wood Materials, Proceedings of 15th World Conference on Nondestructive Testing, Roma , Italy, IDN522.
5. M.C.Bhardwaj, High efficiency noncontact transducer and a very high coupling piezoelectric composite, 16th World Conference on Nondestructive Testing, Montreal, Canada, IDN716
6. L.W.Schmerr Jr., Fundamentals of Ultrasonic Nondestructive Evaluation, A modeling approach, Plenum Press, NY, 1998
7. F.Levent Degertekin, T. Butrus Kuriyakub, Single mode Lamb wave excitation in thin plates by hertzian contact, J.Appl.Phys.Letter, 69, 2, 1996, p.146-148
8. R. Grimberg, Adriana Savin, A.Andreescu, Lelioara Iancu, Rozina Steigmann, Nondestructive evaluation of timber, panels and batten board, The 1st INTERNATIONAL CONFERENCE ADVANCED CONCEPTS IN MECHANICAL ENGINEERING, Bul.Inst.Polit.Iasi, t. L(LIV), Fasc.6B, 2004, pg.147-152
9. NDT Solutions Ltd – User manual for US noncontact transducers NCG100D25
10. B. Dubuisson, Diagnostic et reconnaissance des formes, Hermes, Paris, 1990

DETERMINAREA PARAMETRILOR FIZICO-MECANICI A MATERIALELOR COMPOZITE MULTISTRAT PRIN METODE DE ULTRASUNETE

(Rezumat)

In materialele solide se pot porpaga atat unde electrice longitudinale cat si transversale. Daca materialul are grosime mica exista posibilitatea producerii de unde ghidata, unde Lamb. Viteza de propagare a acestor unde depinde de parametrii mecanici si fizici ca densitate, modul de elasticitate, modul de forfecare, coeficient Poisson. In acesta lucrare prezentam doua metode de determinare a acestora: utilizand contactul hertzian pentru materiale cu modul de elasticitat eridicat (carbon epoxy) si utilizand traductori fara contact pentru materiale a caror suprafata nu poate fi amprentata (compozite pe baza de lemn, furniruite sau lacuite).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 531.7; 669.2/.8

EVALUATION OF FATIGUE AT AISI 316L AUSTENITIC STEELS USING EDDY CURRENT MICROSENSORS ARRAY

BY

ADRIANA SAVIN*, ROZINA STEIGMANN*, R.GRIMBERG*, A.ANDREESCU*, V.PALIHOVICI and V.GOANTA****

Abstract. This paper presents the realization of 2D eddy current sensors array and the improved response of the array using a super-resolution algorithm. This application was realized to emphasize fatigue cracks, appeared on AISI 316L samples subdued to cyclical loading.

Keywords: austenitic steel, fatigue, eddy current, 2D sensors array

1. Introduction

The very first nondestructive examination was recorded in Holly Bible, Genesis. After God created the Universe, He stopped and "saw that it was good ".

Since that time, in nondestructive testing examination domain, the perfection in the sense of detection of probability increasing for a highest reliability coefficient, control speed growing and decrease of afferent cost, it is searched. Furthermore, the nondestructive testing is applied to various materials and in different experimental conditions. For electrical conductive materials, structures, pieces and subassemblies, the eddy current control is imposed by specific quality standards, product norms or by direct contracts between producer and beneficiary.

The eddy current control allows the emphasizing of surface-breaking as well as subsurface discontinuities, but not too deep, due to skin effect [1], [2]. The relationship between eddy current frequency and flaw's detection possibility is rather subtle. It seems evident that for subsurface discontinuities, the work frequency shall be lower, but then, the sensitivity is reduced. This thing is clearly arising from existents analytical modeling.[3-6]. In the moment when from the modeling is passed to real situations, in which the noise inevitably appears, the probability of detection is reduced so for surface-breaking as well as for subsurface discontinuities, too [7,8, 9]. Using inversion methods, the determination of position as well as the shape and geometrical dimensions of discontinuities are allowed. The programs for testing the capability of eddy current method to detect various discontinuities, which are made in robin round system with blind control, shown that still are stage to run-up until the reach of perfection [9].

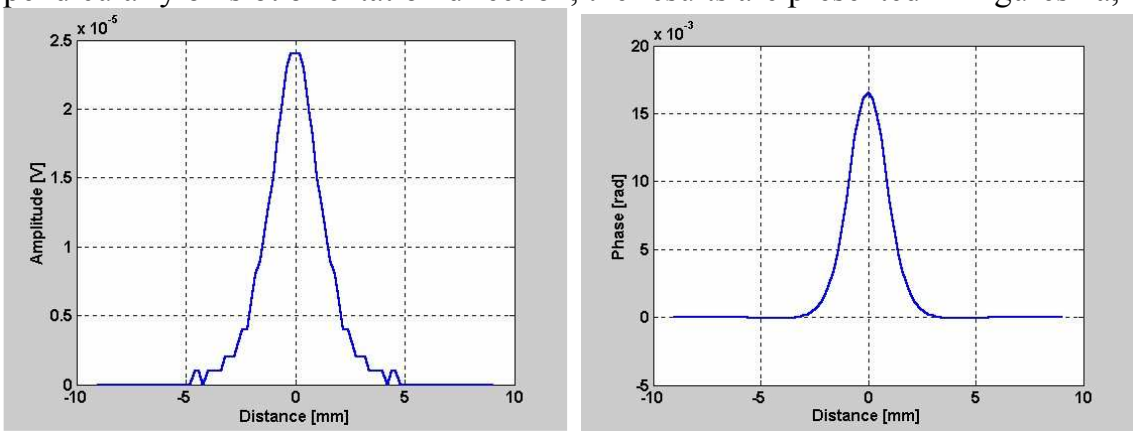
The development of advanced diagnostic systems that are able to identify and detect material degradation in the microstructures of steels is a new challenge for non-destructive evaluation. The detection of material degradation due to mechanical and/or thermal fatigue can contribute to the increase of exploitation reliability of pieces and

metallic structures as well as to life-time management of certain components [10], [11]. Lifetime extension of nuclear power plants has become an important topic and resulted in the requirement for advanced safety management tools [12]. The appearance and development of martensite phase, ferromagnetic phase that crystallizes in cubic body centered lattice, are specifically to fatigue phenomenon. In the case of austenitic steels (the austenite is a paramagnetic phase that crystallize in cubic face centered lattice) the appearance and development of martensite leads to modification of magnetic permeability of zones that present fatigue phenomenon due to cyclical loading exceeding a specified threshold [13].

2. Eddy current linear sensors array functioning

Being for example, a coil of arbitrary shape, placed in vicinity of a plate conductor. An alternative electric current, with temporary dependence $e^{j\omega t}$ will circulate through coil. Eddy currents will be induced in material. The field created by the coil will be scattered by the eventual discontinuities or material inhomogeneities. With another coil, a Hall element, or an element based on GMR phenomenon [14], a SQUID sensor [15], etc the field scattered by discontinuity can be marked out, so the discontinuity will be detected.

We simulate, in these conditions, the operation of detecting one slot with 4 x 0.2 x 1mm dimensions, practiced in AlMg alloy block having $1.556 \cdot 10^7$ S/m electric conductivity. The emission coil has squared shape with 20mm side, 2mm high and 2 mm width, 100turns and is fed with 0.1A amplitude electrical current and 10kHz frequency. The center of coil is placed over center of slot and it is oriented so the length of slot shall be parallel with a side of coil. To receive the scattered field, a little reception coil, squared too, with 2mm side and 30 turns, is used. The simulations are made with a numerical code, based on dyadic Green's functions and volume integral's method. In the conditions in which the reception coil is displaced over a direction perpendicularly on slot orientation direction, the results are presented in Figures 1a, b.

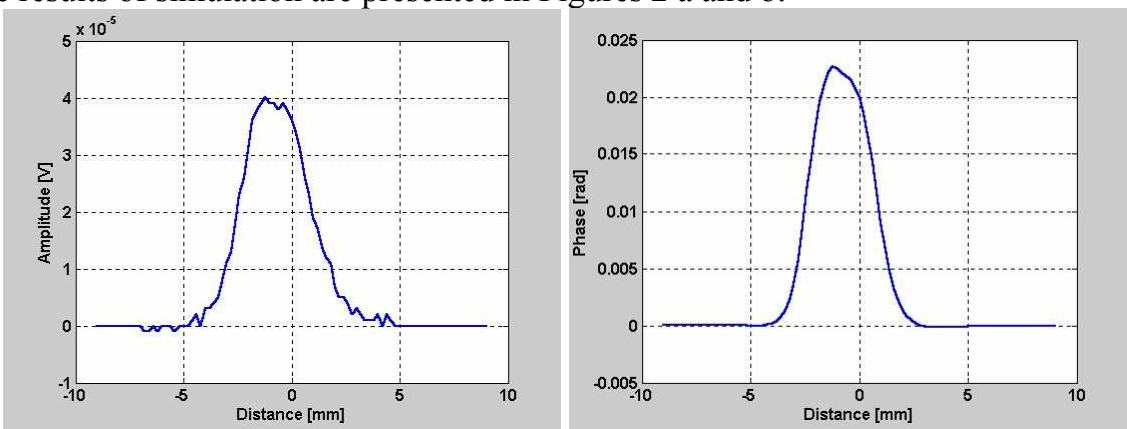


a *b*

Fig.1. The response of eddy current transducer for the slot positioned in the origins:
(a) Amplitude of induced e.m.f. balanced to unflawed region; (b) Phase of induced e.m.f. balanced to unflawed region

In the conditions of noise existence, the discontinuity is perfect detected, being able to make predictions abut its location, solving the inverse problem.

We consider now, the case of two identical slots, parallels, one in the origins and another placed at 2mm from the first (exactly the dimension of a reception coil).
The results of simulation are presented in Figures 2 a and b.



a b

Fig.2. The response of eddy current transducer for two parallel slots positioned one in the origins and another at -2mm: (a) Amplitude; (b) Phase

The analysis of the data from Figure 2 has shown that the problem of determination of discontinuities numbers and their location became much complicate.

If we replace the displacing of reception coil by a number of fix identical reception coils, placed tangential one to each other along to scan direction. For facility, we consider 5 identical squared coils, 2mm sides. The coordinates of reception coils will be $C_i(-6+2*i,0)$ with i=1,2, …,5.
For the situation described above, the values of induced fem, in the 5 coils having C_i coordinate centers are presented in Figure 3 a. Due to the distribution of the field in the interior of examined piece, as well as intended disposition of the slots, the amplitudes of signals delivered by the reception coils placed exactly over the center of slots (coils #2 and #3) aren't the same. To equalize, in a certain manner, the sensitivity characteristic of this linear array of which goal is double, will be constructed.

The goals are to make that the response of reception coil should be approximately equal as amplitude and phase for the same material discontinuity, indifferent where it is positioned under the length of array; to prevent the situation in which one discontinuity shall be under exactly 2 coils, which will lead to the fact that the coils from their vicinity shall be influenced and the determination of discontinuity location aren't possible. This situation represents a rank I ambiguity [12] and must be avoided.

The simplest way is to choose a sinusoidal characteristic, having 0 on coil's sides and maximum in center. This value is established, function of linear array response to various discontinuities, diverse situated, making a weight vector.

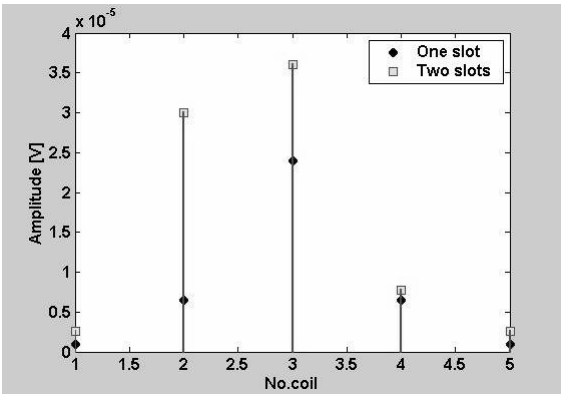
In Figure 3 b we show such characteristic for the case of 2 slots positioned under coils #2 and #3, and in Figure 3 c the results of convolution between the amplitude of signal delivered by array's coils (fig 3a)(constant considered for a coil) and sensitivity characteristic presented in Figure 3b.

For the phase of e.m.f, it is proceed similarly.

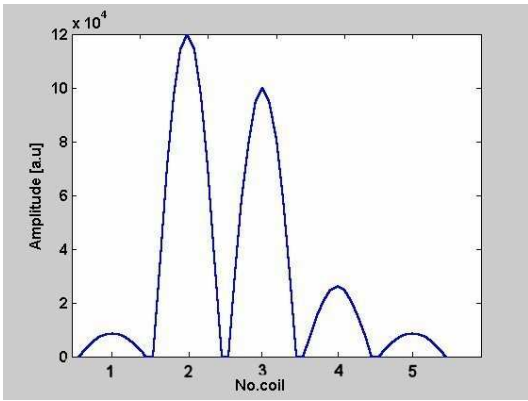
If the vector of reception coils responses is noted $\overline{x}$ and the weight vector is noted $\overline{w}$, the response of array is write as

$$\overline{y} = \overline{x}\overline{w}^H \tag{1}$$

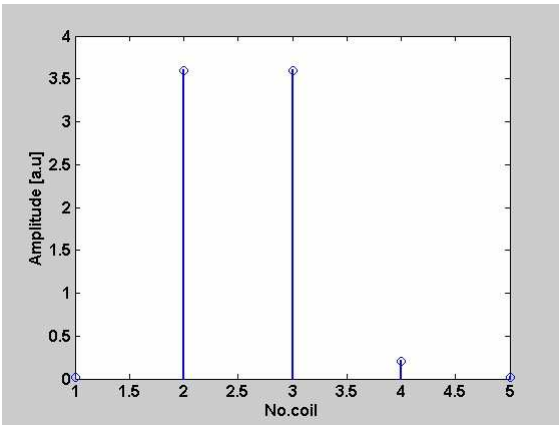
where superscript H denotes the Hermitic operation (i.e. conjugate-transpose). The maximum of response corresponds to discontinuity position.



a) the amplitude delivered by array's coils for one slot under coil 3 and two slots under coils 2 and 3



b) sensitivity characteristic of linear array for 2 slots.



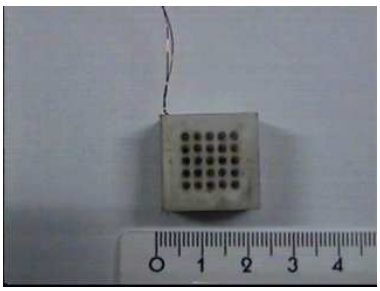
c) the equalization of the responses using sensitivity characteristic.

Fig.3.

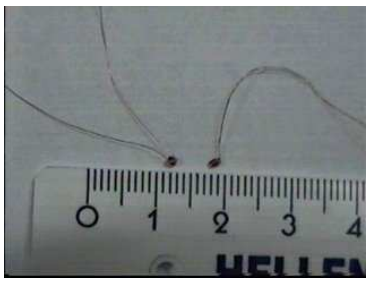
3. 2D Eddy current sensor array

Now, we consider a 2D sensor array, made from one emission coils and a 2D reception coils arrangement. The realization of this array is presented in Figure 4 a, b.

The emission part is made from one coil with 20x20mm dimensions, having 100 turns. The reception part is made from 5x5 identical coils having each outer diameter 2mm, the distance between the centers of coils being 2.4mm



a) general view



b) reception coils

Fig.4. Eddy current sensor array

The connection of array to the measurement equipment is presented in Figure 5. The function generator is AWG 7223PC type. The lock-in amplifier is 500MC, connected to a PC through IEEE 488 interface.

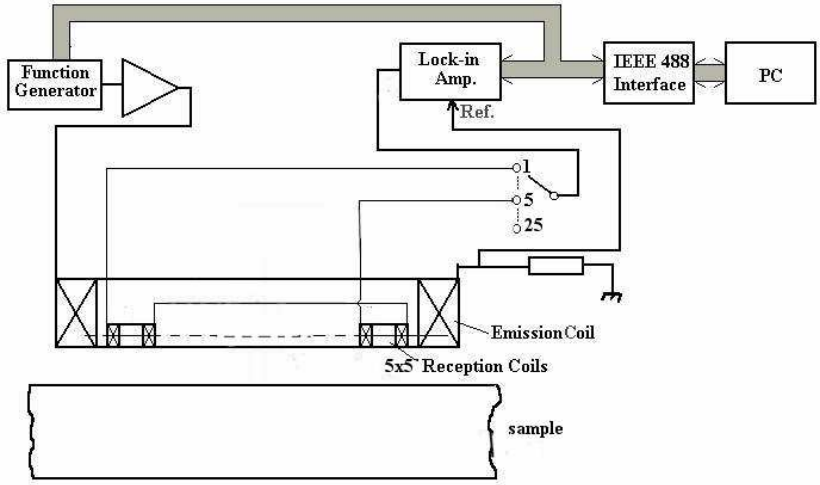
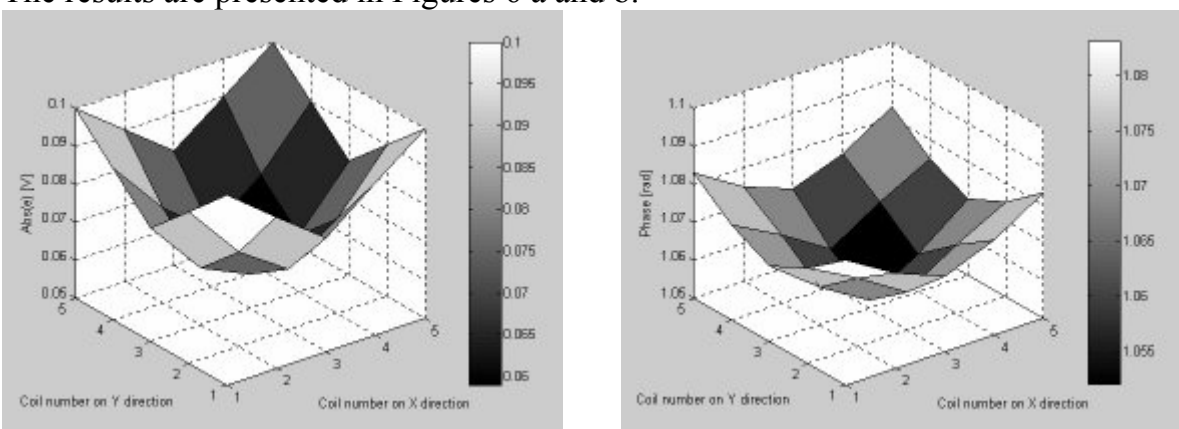


Fig.5 Experimental set-up

Placing the array over the surface of a homogeneous, isotropic plate conductive material, the array response will be obtained. If the material is AISI 316L, 5 mm thickness, the frequency of current in emission coil is 10kHz and amplitude is 0.1A. The results are presented in Figures 6 a and b.



a b

Fig.6. Amplitude (a) and phase (b) of induced electromotive force recorded by each of receiving coils; the sensors array is placed on AISI 316L sample

Placing the array on a plate from the same material, that present 2 hole with flat bottom, having 1mm diameter and 1mm depth, disposed so that they are placed under the center of the reception coils (5,2) and (4,4) (the number from brackets represent the position of sensor in array), the response signal presented in Figure 7 is obtained.

The resolution of eddy current sensors array can be substantial improved using super-resolution procedures, similarly with those developed for radar and sonar [16]

The sensitivity matrix of sensors array will be defined as

$$\overline{A} = \overline{w} * \overline{w}^{H} \tag{2}$$

with annotations from (1)

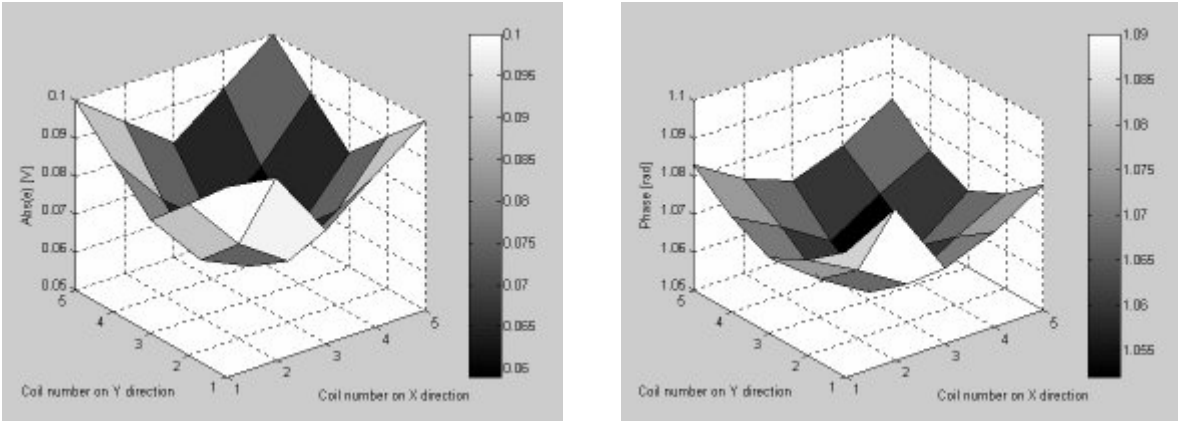


Figure 7. Amplitude (a) and phase (b) of induced electromotive force recorded by each of receiving coils. 2 holes with flat bottom are placed under coils (5,2) and (4,4)

We note

$$\overline{S} = \overline{A}\left(\overline{A}^H \overline{A}\right)^{-1} \overline{A}^H \tag{3}$$

The autocorrelation matrix of signal delivered by array being

$$\overline{R}_{xx} = \overline{x} * \overline{x}^H \tag{4}$$

The maximum likelihood procedure [17] used as super-resolution method, in the case of coherent sources location, applied to sensors array presented above, shown that the maximum of probability to localize the source is in the region where

$$\max(\overline{S} * \overline{R}_{xx}) \tag{5}$$

is obtained.

4. Application to detection of fatigue in austenitic steel

The appearance and development of martensite phase, ferromagnetic phase that crystallizes in cubic body centered lattice, are specifically to fatigue phenomenon. In the case of austenitic steels (the austenite is a paramagnetic phase that crystallize in cubic face centered lattice) the appearance and development of martensite leads to modification of magnetic permeability of zones that present fatigue phenomenon due to cyclical loading exceeding a specified threshold [13].

The investigations were performed on austenitic stainless steel AISI 316L specimens according to ASTM E606, (Figure 8).

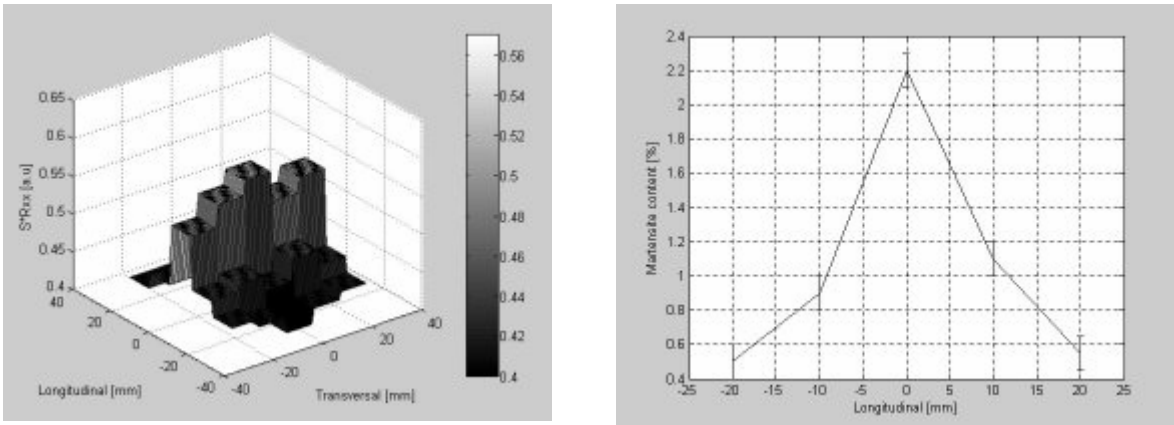
Fig.8 The specimen

The fatigue tests were performed with alternating loading with a test frequency of 2 Hz at room temperature. The amplitude of loading was 150MPa. The samples were electrochemically skived to wear off the eventually oxide track. Metallography

analyses by standard procedure [18] were effect, as well as X ray diffraction using MoK_{α} radiation.

The fatigue cracks were emphasized using penetrant liquid technique [19]. After $7.5x10^5$ cycles, for samples made from AISI 316L, damage factor had 0.8 value.

In Figure 9 is presented the response of array in this situation and the variation of martensite content in the length of sample determined by X ray diffraction for damage factor de 0.8.



a *b*

Figure 9. a) Sensor array response; b) Distribution of martensite content along sample's length

After $8*10^5$ cycles, on samples, fatigue cracks begin to appear.

In Figure 10 is presented the fatigue cracks lattice as well the response of eddy current sensors array after the application of super-resolution algorithm described above.

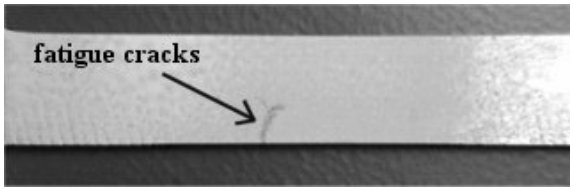


Figure 10. a) Fatigue cracks on AISI 304 sample; b) sources location with super-resolution algorithm, starting from array response.

5. Conclusions

Austenitic steels subdued to cyclical loading, suffers fatigue phenomenon that leads to martensite phase appearance. The localization of cracks is made using a eddy current sensor array. For a good resolution, for the using of 5x5 2D array, a super-resolution algorithm was realized, the response of sensors array allowing the localization of fatigue cracks.

Acknowledgments

This paper was partially support by Romanian Ministry of Education and Research, under CNCSIS Grant No.982/2004.

Received April 28 2005

**National Institute of Research and Development for Technical Physics Iasi*
***Technical University Gh.Asachi, Iasi*

REFERENCES

1. V.S.Cecco, G.Van Drunen, Eddy Current Manual, Chalk River, 1981
2. W.J.McConnagle, Nondestructive Testing, 2nd Edition, Gordon and Breach, NY, 1961
3. C. V. Dodd and W. E. Deeds, "Analytical solutions to eddy-current probe-coil problems," *J. Appl. Phys.*, vol. 39, pp. 2829–2838, 1968.
4. J. R. Bowler and N. Harfield, "Evaluation of probe impedance due to thin-skin eddy-current interaction with surface cracks," *IEEE Trans. Magn.*, vol. 34, pp. 515–523, Mar. 1998.
5. H.A.Sabbagh, L.D. Sabbagh, Development of a system to invert eddy current data and reconstruct flaws, International Advances in Nondestructive Testing, 1984, vol.10, p.267-305
6. R. Grimberg, L. Udpa, S. Udpa, A. Savin, A Novel Rotating Magnetic Field Eddy Current Transducer for the Examination of Fuel Channels in PHWR Nuclear Power Plants, 31st Annual Review of Progress in QNDE, Colorado, July 25-30, 2004.
7. R.Grimberg, A.Savin, O.Mihalache, N.Rezlescu, E.Bradu, S.Chifan, V.Iftimi, A.Andreescu, *Reliability of Automatic Eddy Current Equipment with a Rotating Magnetic Field*, NDT&E International, 28, 5, (1995), 297-301
8. Baldev Raj and T.Jayakumar, Keynote Nuclear: A Perspective on Development in NDE to Enable a Safe & Reliable Nuclear Power Industry , proceedings of 10th APCNDT, Brisbane, 2001, IDN 801.
9. M.Bieth, C.Birac, R.Comby, G.Magica, W.Neumann, Final Results of the PISC III Round Robin Test on Steam Generator Tube Inspection, First International Conference on NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear and Pressurized Components, 20 - 22 October 1998, Amsterdam, Netherlands
10. Rontola R., "Thermal Fatigue Experiences Countermeasures in Finland", Report IAEA TC 485.27 (1991)
11. Grimberg R., Savin A., Leitoiu S. and Craus M.L., *INSIGHT*, 38, 9, (1996),p. 650-655
12. Ebine N., Suzuki M. and Ara K., "Nondestructive measurement to evaluate changes of material properties of ferromagnetic structural steels with planar coils", Studies in Applied Elecromagnetics and Mechanics, 21, Electromagnetic Nondestructive evaluation (V), eds. J.Pavo, G.Vertesy, T.Takagi and S.S. Udpa, IOS Press (2001), p. 283-290
13. Lemaitre J.and Choboche J.L., *Mechanics of Solid Materials*, Cambridge Univ. Press, NY, (1994)
14. Teodor Dogaru, Stuart T. Smith, Integrated giant magnetoresistive transducer for eddy current testing, proceedings of 15th World Conference in Nondestructive Testing, Roma, 2000, IDN 565
15. Ludwig Bär, Gabriel M. Daalmans, Lars Ferchland, Erich Becker, Hans-Peter Lohmann, Annette Sperling, Michael Mück, Rainer Meier, SQUID Eddy Current Technique Applying Conformable Eddy Current Probes, proceedings of 7th ECNDT, Copenhagen, 1998, IDN 391.
16 Shell S.V.and Gardner W.A., "High Resolution Direction Finding", Handbook of Statistics, vol.10, eds. N.K.Bose, C.R.Rao, Elsevier, Amsterdam, 1993,p.755-817
17 . Zhao L. Krishnaiah P. and Boi Z., *J.Mutivariate Anal*, 20, (1986), p.1-25
18. Honeycombe R.W.K., *Steels, Microstructures and Properties*, Ed. Arnold Publishers Ltd. (1981)
19. Lovejoy D., *Penetrant Testing*, Chapman & Hall, London, (1991)

EVALUAREA OBOSELII LA OȚELURILE AUSTENITICE 316L UTILIZÂND ARII DE MICROSENZORI DE CURENȚI TURBIONARI

(Rezumat)

Aceasta lucrare prezinta realizarea unei arii de senzori de curenti turbionari si imbunatatirea raspunsului ariei utilizand algoritmul de superrezolutie. Aplicatia a fost realizata pentru a evidentia fisurile datorate oboselii , ce pot apare in otelurile austenitice AISI 316L supus incercarilor ciclice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 531.7; 621

MICROSENSORS ARRAY FOR INTEGRITY EVALUATION OF FLEXIBLE MULTI-TRACES CIRCUITS

BY

ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN and RAIMOND GRIMBERG

Abstract. The micro and nanostructured materials used in IT technology, telecommunication, medicine, require a high level of safety in usage. The small dimensions and encapsulation made the technique of nondestructive testing to evolve in the same direction. The necessity of blistering tracking down (for the case of coating on photo-resist material) or the no uniformities of traces as well as possible manufacturing cracks lead to miniaturization of transducers and to appearance of corresponding data acquisition software. This paper presents a microsensors array concept for the inspection of materials with finite thickness. The response in amplitude of the microsensors array was obtained using a holography program.

Keywords: nanomaterials, microsensors array, multitraces circuits,

1. Introduction

The using of microsensors in NDE supposes the knowledge of the field generated by microsensors and the simulation of their functioning. The simulation of functioning is required to determine the geometrical and electrical parameters and to develop adequate methods for acquisition, processing and post processing of the signal [1]. For these, is required a high technique for calculation and modeling to evaluate materials and MEMS elements, being necessary microelements that can allows a good focusing of the field and that shall not have losses in low radio frequencies.

To modeling the focused microsensors developed at NIRDTP Iasi, it has started from the using of the existence of some microsensors [2], the using of a ferrite cylinder inside of the coil traversed by an alternative current. The presence of the ferrite focusing the magnetic field lines, but the focal distance of this microsensor remain in the range 10-15 mm. A microsensors developed at INCDFT (magnetic circuit cup-core type), made from ferrite with 10 initial magnetic permeability and electrical conductivity at high frequency 5S/m, the dimensions were choused thus the sintering die can be constructed to obtain the cores [3].

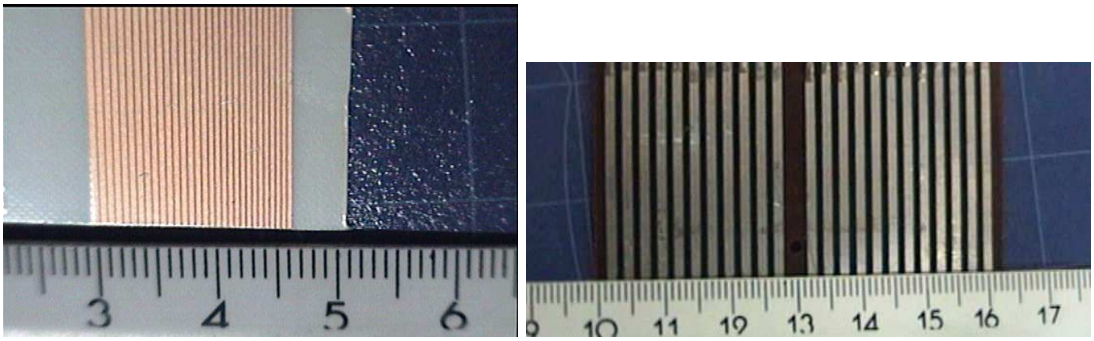
The modeling of microsensors was made taking into account the technical aspects lied to using of MSF, realization of sintering die, choice the materials, (the behavior taking into account the existence of remnant stresses, electromagnetic and distention forces that can appear). Due to possibilities of focusing optimization by modification of the magnetic circuit geometry, to obtain the distribution of magnetic flux and induction, the modeling were made by finite element method. The calculation

was made in FEMLAB3, using a graphical station Silicon Graphix with 32 microprocessor, working in Unix and using parallel calculus.

For the studies preformed to simulate MSF functioning, other types of geometries were used [4]. The examination of simulation's results has shown that for the focused microsensor that presents the best focusing, the focal distance is 7.9 mm [5], [6]. In this way, a substantial decreasing of focal distance was obtained, with direct implication in the testing of flexible multitraces circuits with this sensor. The simulations were performed at Michigan State University (MSU), College of Engineering, Department of Electrical and Computer Science. The obtaining of magnetic microcircuit is difficult thus the problem of sintering die design was made at the Center for Micro and Nano Technology from MSU, in the frame of work stage in 2004.

2. Tested samples and experimental set-up

The studied samples are presented in figure 1.



a b

Fig.1. Tested samples: a) flexible traces with 0.3 mm; b) flexible traces with 0.5 mm width

The transducer used for the integrity evaluation of multitraces circuits is an array made-up from orthogonal coils type [6] made in collaboration with MSU. One of the sensors from array is presented in Figure 2.

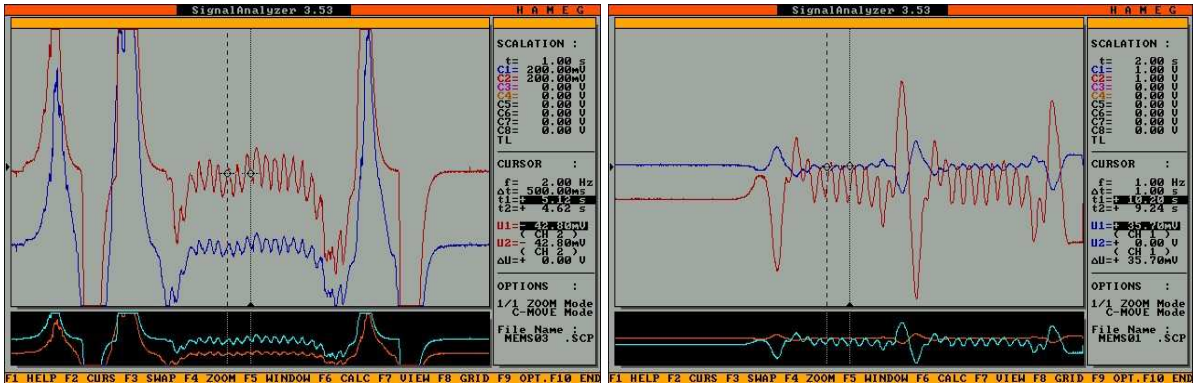
Fig.2. One element from microsensors array

The measurement conditions are:

Control equipment: SFT 6000N – SOFRATEST – France

Control conditions: Frequency - 6MHz
Injection – 10Vpp
Gain – 65
Phase - 169^0
Low pass filter with cut-off: 20Hz

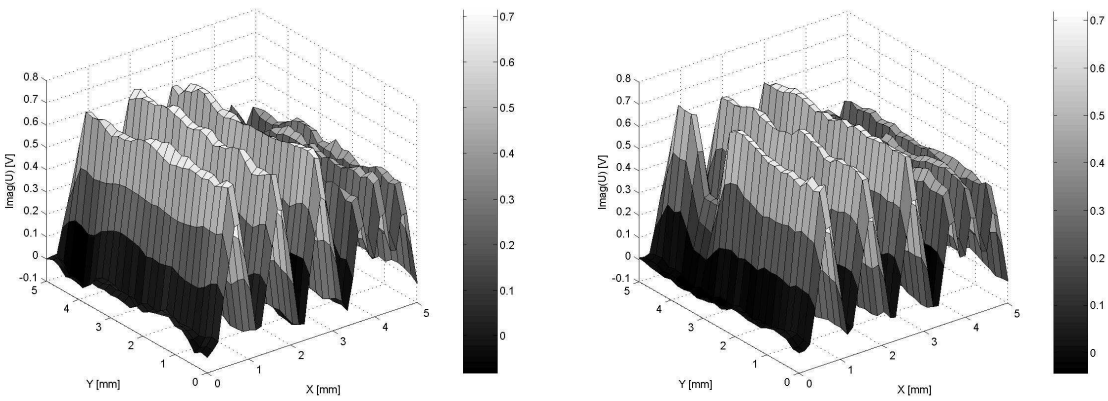
The experimental results obtained at the perpendicularly scanning of the traces surface are presented in Figures 3 and 4.



a b

Fig.3. Signal recorded by equipment: a) flexible traces with 0.3 mm; b) flexible traces with 0.5 mm width

At the scanning of a controlled surface, a C-scan image is obtained. In the case of investigation of a 5x5 mm surface of the central zone of flexible multitraces circuit, the obtained results are presented in Figure 4a.



a b

Fig.4. C-Scan image of the multi traces circuits

In the case in which the traces is discontinue, the interruption zone being 0.25 mm (Fig.4b) the aspect of C-Scan representation is changed. The presence of the interruption zone is easy to identify due to the decrease of the value of the imaginary component of the signal delivered by the equipment, case presented in figure 4b.

3. Conclusions

This paper has presented the microsensors used for the making of microsensors array for the eddy current nondestructive evaluation of multi-traces flexible circuits, as well as the signal processing and post processing algorithms that allow the emphasizing of the interruption of traces.

Received April 28 , 2005 National Insitute of R&D for Technical Physics, Iasi

Acknowledgments

This paper was partially support by Romanian Ministry of Education and Research, under Nucleus Program PN 03-310105.

REFERENCES

1. R. Grimberg, S.C.Wooh, A.Savin, R.Steigmann, D. Prémel, Linear Eddy-Current Array Transducer, INSIGHT, vol.42, 5, 2002
2. X.E.Gros, Some aspects of electromagnetic testing of composites, INSIGHT, (38), 7, 1996
3. R. Grimberg, D.Premel, A.Savin, R.Steigmann, D.Placko, Super-Resolution in eddy current imaging, Proceedings of the 2001 International Conference on Quality Control by Artificial Vision, Le Creusot, France, 21-23 May, (2001), 60-64
4. J. Keller, A. Gollhardt, D. Vogel, B. Michel, Characterization of microcracks by application of digital image correlation to SPM images, Journal of Micromech and Microeng, 7, 2, (2003), pp.265-281
5. W.C.Chew, Waves and fields in inhomogeneous media, Van Nostrand Reinhold, NY, 1990
6. R. Grimberg, A.Savin, C. Rotundu, Eddy Current Microscopy Applied to Graphite - Epoxy Composite , Sensors and Actuators A 3035, (2001), 73-75

ARIE DE MICROSEZORI PENTRU EVALUAREA INTEGRITATII CIRCUITELOR FLEXIBILE MULTITRASE

(Rezumat)

Micro materialele si materialele nanostructurate utilizate in tehnologia IT, telecomunicatii, medicina necesita un nivel ridicat de siguranta in exploatare. Dimensiunile mici si incapsularea fac tehnica de control nedistructiv sa evolueze in aceeasi directie. Necesitatea depistarii blisteringurilor (in cazul utilizarii depunerilor pe material fotorezistor) sau a neuniformitatilor traselor ca si posibilelor fisuri de fabricatie au condus la miniturizarea sensorilor si aparitia programelor de date corespunzatoare. Lucrarea prezinta un tip de arie de microsensori conceput pentru inspectia materialelor cu grosime finita. Raspunsul in amplitudine a ariei de sensori s-a obtinut utilizand un program de holografie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.056.9

RECEPTION OF COMPOSITE COVERINGS ON WORKING SURFACES OF STEEL PRODUCTS

BY

V. I. SAVULYAK, and A. YU. OSSADCHUK

Abstract: Carbon fibres and textiles made from them, are more and more used to reinforce composite materials. In this study they are applied to the surface of steel, heated to temperatures higher than the eutectic range. Molten metal produced by the inverse eutectic reaction readily impregnates the carbon fibres, thus liberating the carbon-metal interface for further «contact melting» and at the same time facilitating the final phase, when the fibres completely disappear. After cooling, a surface of steel is obtained clad with ledeburite. By charging carbon fabric or felt with powders (or a foil) of metals or ferroalloys it was thus possible to obtain alloyed ledeburite or other metal + carbide (Fe_3AIC_x, VC, TiC, WC, etc) structures. Pulse electric heating and rapid cooling makes the new processes very productive. The layer of carburised (or alloyed and carburised) metal may be up to 6 mm deep.

Keywords: carbides, exothermal mixtures, local carburising.

1. Introduction

The fundamentals of new methods of superficial or local carburising and alloying of steel using carbon fibres and carbon textiles were published in References 1-5. In this work, the authors have reproduced some of the results of metallographic investigations of the surface layers produced by electric current pulse heating of steel with carbonaceous materials applied to its surface. The circuit of such treatment is shown in Fig. 1. The electric regime is: 13 - 20 kA; 2.3 V; duration of pulse 0.5 - 3.0 s. Circuit of stacking carbonaceous materials are shown on Fig. 2.

When fibrous carbon materials is used and the electric regime is optimum, the carburised layer is composed of ledeburile together with dendrites of austenite (transformed into products of its decomposition — from sorbite to martensite — depending on the cooling rate). No residual carbon fibres are then visible — they are completely dissolved in the liquid phase produced by «contact melting» (inverse eutectic reaction).

The fibrous constitution of woven or knitted carbon fabric or felt enables the liquid phase to be rapidly extracted from the reaction front because of the capillarity of the fibres and their good wetting characteristics. This strongly enhances the reaction speed of the whole process until the stage is reached that all the fibres disappear.

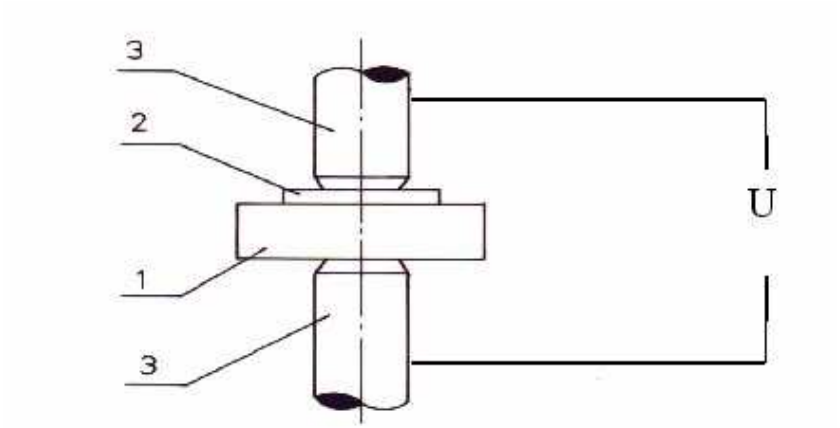


Fig. 1. Circuit of heating by means of an electric current, metallic parts in the form of a plate and a cylinder using equipment designed for spot welding. Key: (1) part to be locally treated; (2) layer of fibrous carbon material; (3) copper electrodes

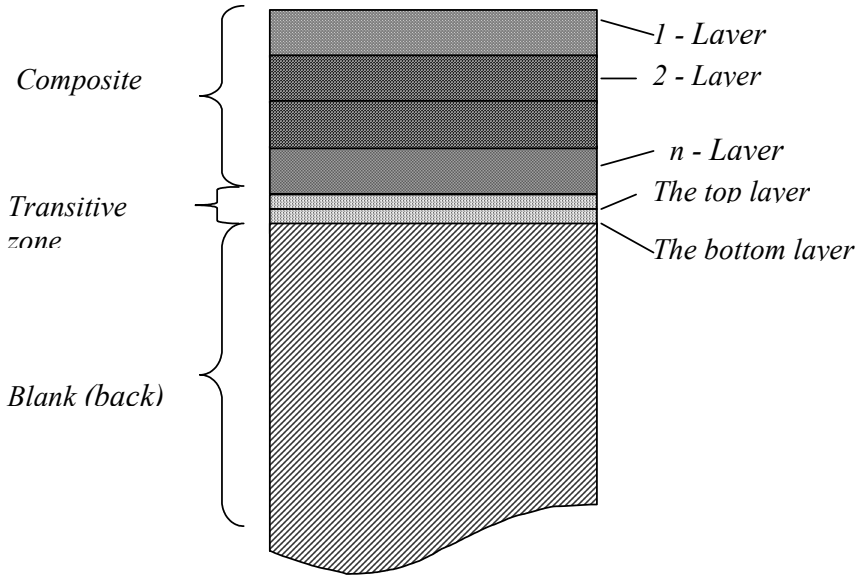


Fig. 2. Circuit of stacking carbonaceous materials

Under the ledeburitic layer «B», it is usual to find a small transition layer «C» composed of residual austenite and martensite needles of low etchability (Fig 2). The depth of the ledeburitic layer depends on the amount of carbon material applied to the surface to be treated. In Fig 3 are shown layers of large «A», medium «B» and small thicknesses «C». Layer «A» seen produced by a very thin strip of mild steel, placed between the surface of the carbon cloth and the upper watercooled copper electrode in order to preserve the latter from fast erosion.

Layer «A» becomes also carburised, although it consists mainly of retained austenite, martensite needles and more or less separate pools of fine ledeburite. As a result, the maximum pool depth in the region of axis can reach 6 mm. The maximum diameter of the bead is 25 - 30 mm.

The «growth» of the treated metallic surface towards the exterior is also a function of the input of carbon fibres per unity of area surface, but if these fibres are not charged with metallic powders this «growth» is quite small, usually 0.1-0.3 mm. Similar processes of

surface carburising of steel are being developed using other means of heating, such as in ovens; by high frequency induction; by direct electric current transmission through the metal, and by use of laser and electron beam heating. Fig 4 shows the surface of a ledeburitic layer formed at 1200°C on a plate of an 0.2% C steel by applying to it a strip of UUT-2 grade cloth. It can be seen that, although these fibres have disappeared completely, the «fabric» of the cloth still remains very visible in the form of rows of ledeburitic beads, produced by the «sucking» of the eutectic (more exactly hypoeutectic) liquid into the intersecting knots between the threads. This technology is attractive large surfaces are to be coated. The use of carbon felt instead of fabric makes the outer surface of the coating more even.

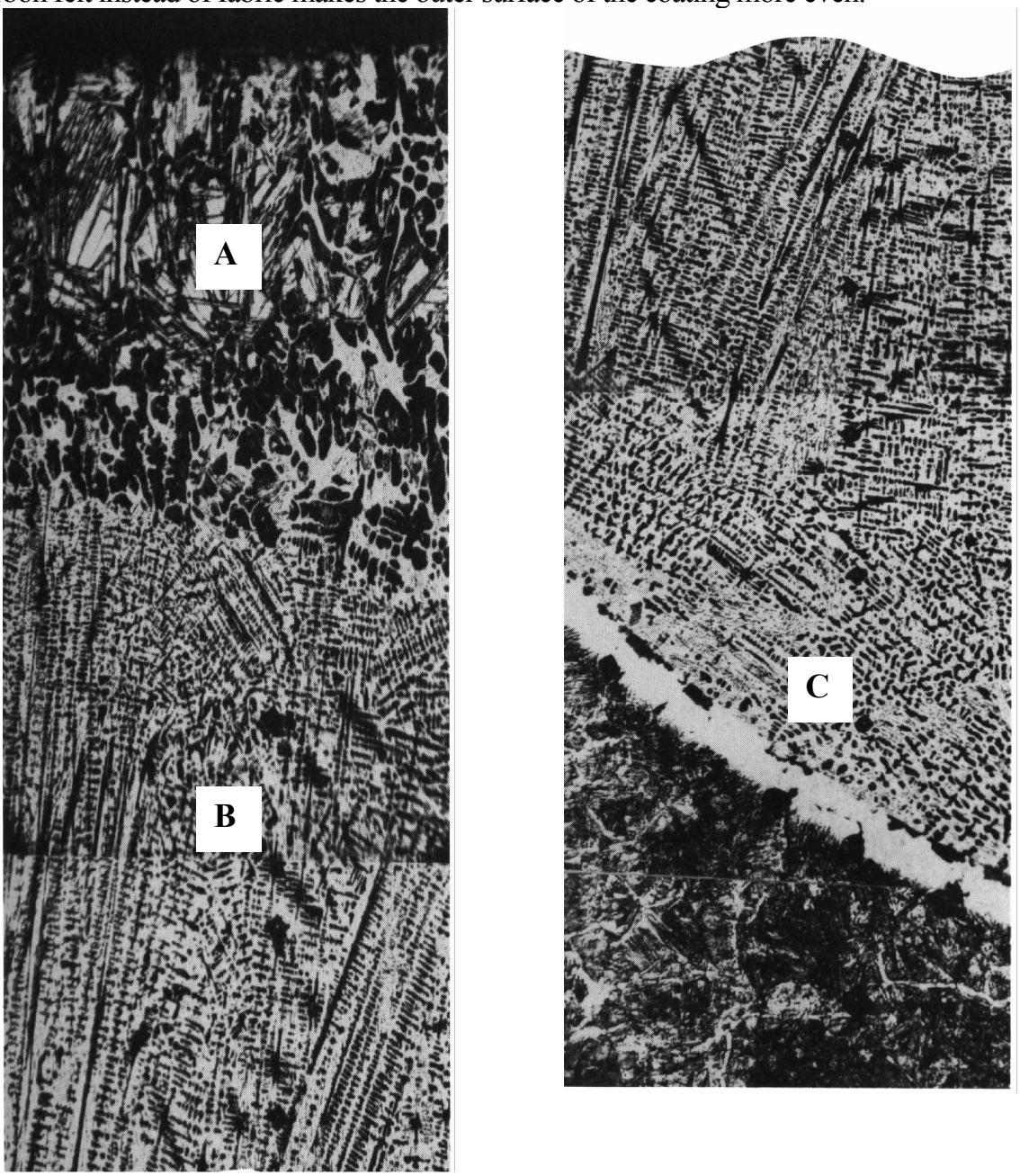


Fig. 3. Microstructure of a thick, superficial ledeburitic layer on the surface of steel, treated with woven carbon cloth of TGN-2M type: (A) a thin surface layer formed by a sheet of mild steel placed under the upper electrode (to preserve it from excessive wear) and strongly carburised during the heating pulse; (B) the ledeburitic zone with a hypoeutectic structure; and (C) the retained austenite + martensite transition zone between the bead and the parent metal. Optical micrographs after Nital etching; Original magnification x200 (reduced to approx x120)

Further investigations were aimed at the charging or impregnation of carbon felt with powders of carbide-forming metals and ferroalloys in order to produce superficial layers of high-hardness wear-resistant tool steels and alloys.

Fig 5 shows the microstructure of a valve steel with the composition 0.45% C, 14% Cr, 14% Ni, 2% W, 0.5% Mo coated using carbon felt together with a mixture of aluminium and mild steel powders. The superficial layers obtained contain a large amount of the hard and wear-resistant γ^1 phase (Fe_3AlC_x) in the form of dendrites.

Fig 6 reproduces the microstructure of a deep superficial layer obtained on a 0.2% C carbon steel with the aid of a felt filled with a mixture of powdered mild steel and ferrovanadium. In this case, the possibility of producing very thick layers is enhanced by the evolution of heat inside the layer as a result of the strong exothermic reaction of vanadium carbide synthesis. Carbides of the VC_{1-x}, type are formed as small equiaxed separate inclusions cemented by vanadium-alloyed highcarbon steel. Such a composite material (called «Carbidostal» in Ukraine) is in accord with the Charpy principle, which requires the matrix material to be formed by those structures which have maximum plasticity and toughness.

In Fig 6 the layer with the coarsest structure (although still very fine) can be seen just under the intermediate zone of the alloyed layer. This is because the highest cooling rate is to be found in the upper zone where heat is rapidly transmitted to the upper copper water cooled electrode after the ending of the heating pulse. In the lower zone, adjacent to the HAZ, the cooling rate is also sufficient, because of heat transfer into the colder parent metal.

Fig 7 and 8 shows, respectively, a «Carbidostal» and a high-hardness carbide tool alloy which were deposited on the surface of steel. In the first case, a spot-welding machine MTPU-300 (300 kW) was used and in the second instance, high frequency induction heating.

These technological processes involving deposition of carbonaceous materials (as well as boron compounds) on steel (and other metals) are certain to find a number of new applications.

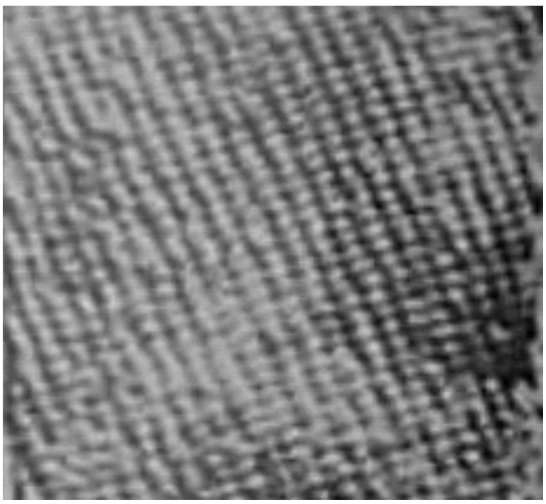
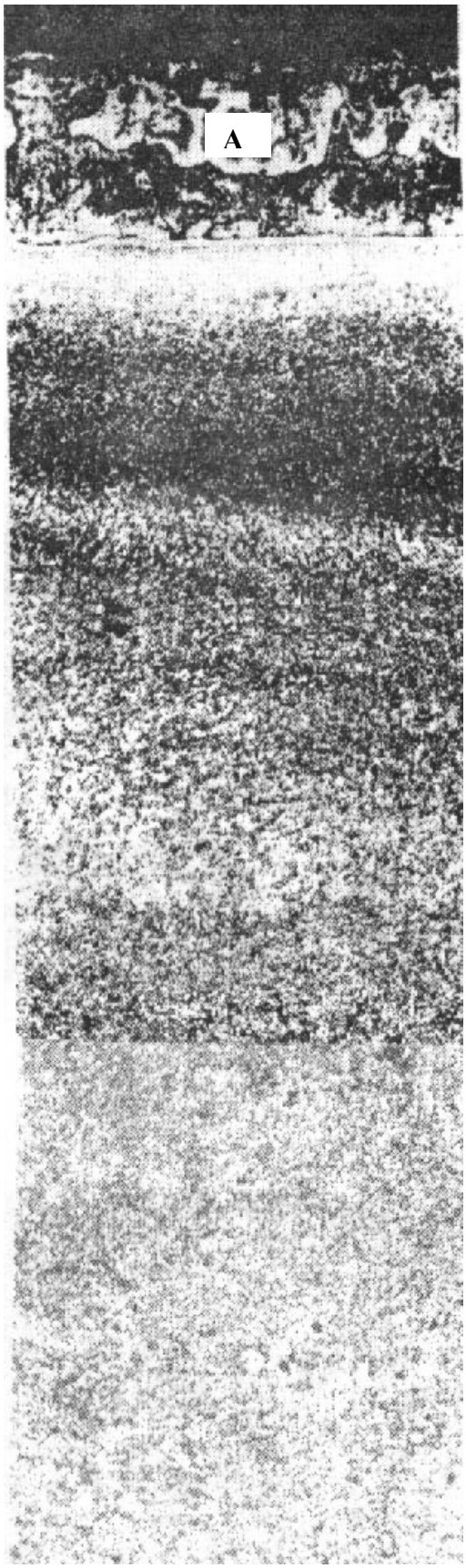


Fig. 4. Outer aspect of a steel plate coated with a ledeburitic layer that has inherited the «fabric ghost» of the carbon cloth applied to the surface at 1200°C; Original magnification x3 (reduced to approx x2.1)

Fig. 5. Microstructure of valve steel with deposited metal containing dendrites of γ^1 phase. Optical micrograph after Nital etching; Original magnification x300 (reduced approx x150)



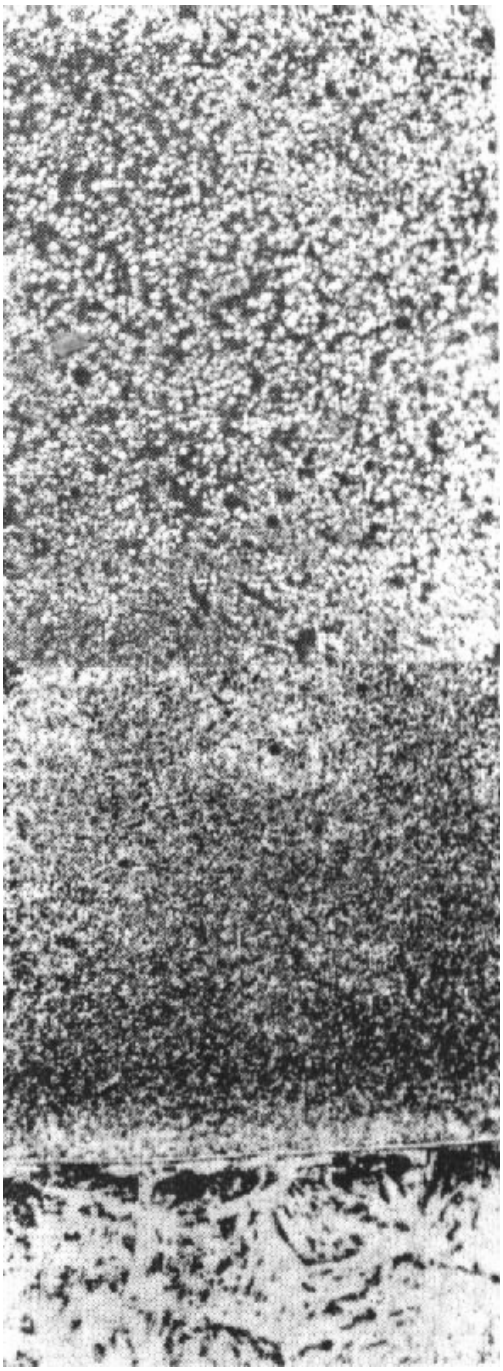


Fig. 6. Panoramic micrograph of a thick layer of vanadium-I alloyed «Carbidostal»; deposited on the surface of 0.2% C carbon steel. At the top of the figure is shown the surface layer «A» formed by a very thin mild steel plate protecting the upper copper electrode from erosion. Optical micrograph after Nital etching; Original magnification x200 (reduced to approx x120)

Fig. 7. "Carbidostal" deposited on the surface of a 0.45% carbon steel using charged carbon felt in conjunction with a MTPU-300 spot-welding machine. Optical micrograph after Nital etching; Original magnification x400 (reduced to approx x200)

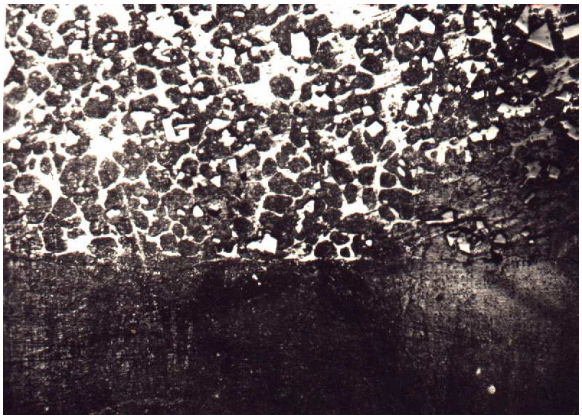


Fig. 8. A layer of carbidic tool alloy deposited on low-alloyed 0.45% C - 1% Cr steel using charged carbon felt and high-frequency induction heating. Optical micrograph after Nital etching; Original magnification x400 (reduced to approx x200)

2. Conclusions

1. New technological processes involving the use of carbon fibres (and textiles made from them) have been proposed to deposit carbides on the surface of the steel.
2. Pulse heating processes, including those types which are used in welding equipment, are more than adequate because they prevent excessive oxidation by air and are, as a result, highly productive.
3. Ledeburitic structures of deposited metal are obtained when only carbon fibres are used; special structures can be obtained when these fibres are charged or impregnated with alloying powders.
4. Exothermic reactions between the fibres and the powder are very helpful in producing thick carbidic (or boridic) coatings. The synthesis of highly refractory compounds (carbides and borides) surrounded by a low melting point eutectic liquid is very useful in forming a «slurry» rather than fully liquid pools which are more difficult to handle and require more exacting technological regimes.

Received: March 23 2005

Vinnitsa National Technical University, Ukraine

REFERENCES

1. Савуляк В. І. Синтез зносостійких композиційних матеріалів та поверхневих шарів з екзотермічних компонентів. Універсум. Вінниця. 2002. – 160с.
2. Жуков А. А., Бондаренко А. В. и Семенов А. Н. Упрочнение стальных деталей с использованием волокнистых углеродных материалов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1989, № 4.
3. Savulyak V. I., Zhukov A.A. Formation of Carbin (Cyanopolyyne) and of Diamond in Fe-C Alloys. //Modelling and Optimization in the Machines Bulding. Field.Romanian Academy. - V.5, 1999. – P.1-4.
4. Жуков А. А., Савуляк В. І., Черная Г. А., Осадчук А. Ю. Цементация и поверхностное легирование литой стали // Литейное производство, 1998, № 1.

5. Савуляк В. И., Осадчук А. Ю. Нанесение композиционных покрытий на рабочие поверхности инструмента из углеродистых сталей // Оборудование и инструмент для профессионалов. –2003. –№5. – С.21-25.

RECEPŢIA ACOPERIRILOR DIN MATERIALE COMPOZITE PE SUPRAFEŢELE DE LUCRU ALE PRODUSELOR DIN OŢEL

(Rezumat)

Fibrele de carbon şi materialele textile obţinute din ele sunt utilizate din ce în ce mai mult pentru ranforsarea materialelor compozite. Înnacest studiu, ele sunt aplicate pe o suprafaţă din oţel care este încăzită până la o temperatură mai ridicată decât domeniul eutectic. Materialul topit, produs prin reacţia eutectică inversă, este uşor impregnat cu fibrele de carbon, eliberând astfel interfaţa carbon-metal pentru „topirea de contact" ulterioară care uşurează în acelaşi timp obţinerea fazei finale, atunci când fibrele dispar complet. După răcire, se obţine o suprafaţă de oţel acoperită cu ledeburită. Prin încărcarea ţesăturii sau a pâslei de carbon cu pulberi (sau cu o folie) de metale sau de feroaliaje, s-au putut astfel obţine structuri de ledeburită aliată sau de alte structuri metal + carbură (Fe_3AIC_x, VC, TiC, WC, etc). Încălzirea în impulsuri electrice şi răcirea rapidă fac ca noul proces să fie foarte productiv. Stratul de metal carburat (sau aliat şi carburat) poate avea o adâncime de până la 6 mm.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 539.4; 669.13

INVESTIGATION OF THE CORRUGATED WORKPIECES MANUFACTURING PROCESS

BY

VICTOR SAVULYAK

Abstract: This paper is devoted to the formation of goffer sheet materials using highly productive equipment. Mathematical model for determining sheet strained condition in the process of stamping is presented.

Keywords: goffer, corrugated surface, plasticity, plastic forming.

Development of the low-waste technologies for product manufacturing as well as reducing the material consumption is one of the vital problems of modern production. In order to increase the manufacturability it would be logical to replace the construction of fig.1 for the one presented in fig.2 [1]. However such change was limited by the production capabilities and absence of the available technologies and facilities for obtaining products using the method of plastic forming as one of the prastically zero-waste processes.

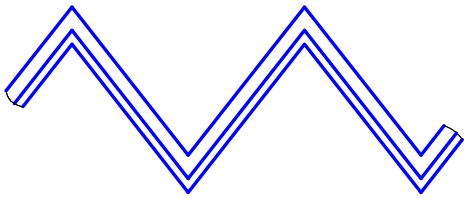


Fig.1 – Profile of corrugated surface

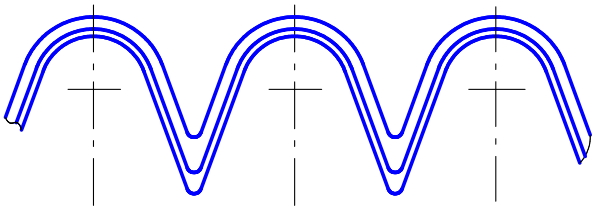


Fig.2 - Profile of corrugated surface

The attempts to organize corrugated parts manufacture (fig.2) using the methods of rolling did not give the satisfactory results as in this case metal thickness, withstanding the treatment without damage, was 2.5 times as large as the nominal one and reached 3 mm. As a result of these attempts it was found, that stresses reach critical value during goffer formation due to the considerable tensile deformation and flexural strain, with their localization in the areas of most curvature. Such a scheme practically dips out the plasticity resource as compared to a simple bend and compression. So to reduce plasticity resource utilization it is necessary to decrease rigidity index η of the strained condition and to increase Lode strained parameter μ_σ. In order to avoid the above-mentioned problems we proposed deformation scheme with hydrostatic lift [2],

which makes it possible to eliminate considerable tensile stress and even if necessary to shift the whole sheet (along its width) in the compression zone. This reduces index η. Disadvantages of this forming scheme are high pressures of hydrostatic lift, which should comply with the workpiece strength, and also complicated structure.

For analyzing strained condition scheme and evaluating its influence on the deformed metal plasticity, strained condition in plastic region was determined in the following way [3].

According to the balance equations and Tresk-Saint-Venant plasticity condition for flat strained state (assuming that stress in axial direction z is absent) we write

$$\rho\frac{d\sigma_\rho}{d\rho}+\sigma_\rho-\sigma_\theta=0. \tag{1}$$

$$\sigma_\rho-\sigma_\theta=\pm\sigma_u, \tag{2}$$

where minus sign is related to the zone of tension in the tangential direction, and sign plus - to the compression zone.

To solve the problem taking into account strain hardening, hardening curve is approximated by the power function

$$\sigma_u=Ae_u^n, \tag{3}$$

where $e_u=\ln\frac{\rho}{\rho_н}$, $\rho_н=\sqrt{R\cdot r}$ - radius of the neutral surface curvature; R and r - external and internal radii of the sheet.

Joint solution of balance equation (1) and plasticity equation (2) has the form [3]:

for tension zone

$$\begin{aligned}\sigma_\rho&=-\frac{A}{n+1}\left[\left(\ln\frac{R}{\rho_н}\right)^{n+1}-\left(\ln\frac{\rho}{\rho_н}\right)^{n+1}\right],\\ \sigma_\theta&=A\left(\ln\frac{\rho}{\rho_н}\right)^{n}-\frac{A}{n+1}\left[\left(\ln\frac{R}{\rho_н}\right)^{n+1}-\left(\ln\frac{\rho}{\rho_н}\right)^{n+1}\right],\end{aligned} \tag{4}$$

for compression zone

$$\begin{aligned}\sigma_\rho&=-\frac{A}{n+1}\left[\left(\ln\frac{\rho_н}{r}\right)^{n+1}-\left(\ln\frac{\rho_н}{\rho}\right)^{n+1}\right],\\ \sigma_\theta&=-A\left(\ln\frac{\rho_н}{\rho}\right)^{n}-\frac{A}{n+1}\left[\left(\ln\frac{\rho_н}{r}\right)^{n+1}-\left(\ln\frac{\rho_н}{\rho}\right)^{n+1}\right],\end{aligned} \tag{5}$$

where A, n are constants of the material.

In case of compressing stress $\sigma_к$ acting on a free surface, radius of the neutral surface curvature can be calculated from the formula [3]:

$$\rho_н=\sqrt{Rr\exp\frac{\sigma_к}{\sigma_u}}. \tag{6}$$

Analysis of the equation (6) shows that when σ_k increases, the radius of the neutral surface curvature increases as well and therefore the compression zone will expand.

From the above-mentioned it can be concluded that for the optimization of the corrugated surfaces manufacturing process it is necessary: 1) to avoid tensile stress of the material in order to reduce its plasticity resource utilization and 2) to create such value of compression stress on free surface of the material, that plasticity resource utilization will be limited to the required magnitude. In order to satisfy the first condition it is possible to use the process of the initial goffer rolling as described in [4]; the goffer length after rolling and of the finished one should coincide. At the second stage the final workpiece forming should be performed and its calibration in the closed stamp according to the chart shown in fig.3. Such method of the final forming consists in the following. During stamping process working fluid in the stamp will be forced out through the throttling orifice creating compression strain of the definite value on the free surface of a workpiece (fluid pressure value can be regulated by throttles). As a result it will be possible to regulate the plasticity resource utilization and also to provide small radii of curvature in the goffer peaks.

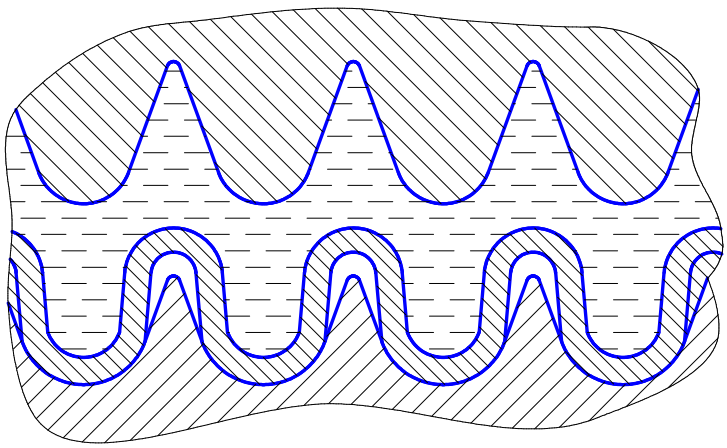


Fig.3. Scheme of hydrostatic punching

From the point of view of manufacturability and structural simplicity, a stamp for making corrugated ribbon presented in [5] is a more perfect variant. This facility realizes the scheme of sheet material bending almost without extension in radial and tangential directions. In this paper the model of such forming is presented with the analysis of the strained condition.

The model is based on the balance equations for that strained condition [3]

$$\begin{cases} \dfrac{\partial \sigma_\rho}{\partial \rho} + \dfrac{1}{\rho}\dfrac{\partial \tau_{\rho\theta}}{\partial \theta} + \dfrac{\sigma_\rho - \sigma_\theta}{\rho} = 0, \\ \dfrac{\partial \sigma_\theta}{\rho \partial \theta} + \dfrac{\partial \tau_{\rho\theta}}{\partial \rho} + 2\dfrac{\tau_{\rho\theta}}{\rho} = 0, \end{cases} \tag{7}$$

coupling equations

$$\begin{cases} \sigma_\rho - \sigma = \dfrac{2}{3}\sigma_u \dfrac{\dot{\varepsilon}_\rho}{\dot{\varepsilon}_u}, \\ \sigma_\theta - \sigma = \dfrac{2}{3}\sigma_u \dfrac{\dot{\varepsilon}_\theta}{\dot{\varepsilon}_u}, \\ \sigma_z - \sigma = \dfrac{2}{3}\sigma_u \dfrac{\dot{\varepsilon}_z}{\dot{\varepsilon}_u}, \\ \tau_{\rho\theta} = \dfrac{1}{3}\sigma_u \dfrac{\dot{\gamma}_{\rho\theta}}{\dot{\varepsilon}_u}, \end{cases} \tag{8}$$

and condition of incompressibility

$$\dot{\varepsilon}_\rho + \dot{\varepsilon}_\theta + \dot{\varepsilon}_z = 0\,, \tag{9}$$

where $\sigma_\rho, \sigma_\theta, \sigma_z, \tau_{\rho\theta}$ are normal and tangent stresses;

$\dot{\varepsilon}_\rho$, $\dot{\varepsilon}_\theta$, $\dot{\varepsilon}_z$ - deformation rates in corresponding directions;

$\dot{\gamma}_{\rho\theta}$ - rate of shear deformation;

$\sigma = \dfrac{1}{3}\sigma_{ij}\delta_{ij}$ - average strain (hydrostatic pressure).

Deformation rates are described by

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_\rho = \dfrac{\partial \vartheta_\rho}{\partial \rho}, \\ \dot{\varepsilon}_\theta = \dfrac{\partial \vartheta_\theta}{\rho \partial \theta} + \dfrac{\vartheta_\rho}{\rho}, \\ \dot{\varepsilon}_z = \dfrac{\partial \vartheta_z}{\partial z}, \\ \dot{\gamma}_{\rho\theta} = \dfrac{\partial \vartheta_\theta}{\partial \rho} + \dfrac{\partial \vartheta_\rho}{\rho \partial \theta} - \dfrac{\vartheta_\theta}{\rho}. \end{cases} \tag{10}$$

In order to solve the model it was assumed that strain intensity is constant and the speeds υ_θ and υ_z of material points movement are described by the equations

$$\begin{cases} \upsilon_\theta = a(\theta)(\rho - \rho_н) = a(\rho - \rho_н), \\ \upsilon_z = b \cdot z + c. \end{cases} \tag{11}$$

After substituting (11) in (9) and taking into account the boundary conditions we obtain

$$\rho \cdot \upsilon_\rho + a' \cdot \rho(0.5\rho - \rho_н) + \frac{b\rho^2}{2} + c_1 = 0, \tag{12}$$

where $a' = \dfrac{\partial a(\theta)}{\partial \theta} = \dfrac{\partial a}{\partial \theta}$, $c_1 = a'\rho_н r - \dfrac{r^2}{2}(a' + b)$, r - radius of the sheet internal surface.

From (12) it follows, that

$$\vartheta_\rho = a'\left(\rho_н - \frac{\rho}{2}\right) - \frac{b\rho}{2} - \frac{c_1}{\rho}. \tag{13}$$

After substituting (11) and (13) in (10) and simplification we obtain

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_\rho = -\dfrac{a'}{2} - \dfrac{b}{2} + \dfrac{c_1}{\rho^2}; \\ \dot{\varepsilon}_\theta = \dfrac{a'}{2} - \dfrac{b}{2} - \dfrac{c_1}{\rho^2}; \\ \dot{\varepsilon}_z = b; \\ \dot{\gamma}_{\rho\theta} = a\dfrac{\rho_H}{\rho} + \dfrac{a''(2\rho_H - \rho)}{2\rho}, \quad a'' = \dfrac{\partial^2 a}{\partial\theta^2}. \end{cases} \tag{14}$$

That is

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_\rho - \dot{\varepsilon}_\theta = -a' + \dfrac{2c_1}{\rho^2}; \\ \dot{\varepsilon}_\theta - \dot{\varepsilon}_z = \dfrac{a'}{2} - \dfrac{3b}{2} - \dfrac{c_1}{\rho^2}; \\ \dot{\varepsilon}_z - \dot{\varepsilon}_\rho = \dfrac{a'}{2} + \dfrac{3b}{2} - \dfrac{c_1}{\rho^2}. \end{cases} \tag{15}$$

We assume that $\upsilon_\theta = a(\rho - \rho_H)$ in tangential direction changes according the linear law, i.e. $a' = const$ and $a'' = 0$ .Hence, deformation rate intensity will be defined by

$$\dot{\varepsilon}_u = \frac{1}{\sqrt{2}\rho}\sqrt{(a'\rho - 2c_1/\rho)^2 + 3b^2 + (a'\rho_H)^2}. \tag{16}$$

From the coupling equation (8) and balance equation (7)

$$\begin{cases} \dfrac{\partial\sigma_\rho}{\partial\theta} = -\rho\dfrac{\partial\tau_{\rho\theta}}{\partial\rho} - 2\tau_{\rho\theta} + \dfrac{2}{3}\sigma_u \cdot f(\rho,\theta), \\ \dfrac{\partial\sigma_\rho}{\partial\rho} = \dfrac{\partial\tau_{\rho\theta}}{\rho\partial\theta} - \dfrac{\sigma_\rho - \sigma_\theta}{\rho}, \end{cases} \tag{17}$$

where $f(\rho,\theta) = \dfrac{\partial}{\partial\theta}\left(\dfrac{\dot{\varepsilon}_\rho - \dot{\varepsilon}_\theta}{\dot{\varepsilon}_u}\right)$.

According to the formula of complete stress differential

$$d\sigma_\rho = -\frac{1}{3}\sigma_u\left(\left(\rho\frac{\partial}{\partial\rho}\left(\frac{\dot{\gamma}_{\rho\theta}}{\dot{\varepsilon}_u}\right) + 2\frac{\dot{\gamma}_{\rho\theta}}{\dot{\varepsilon}_u}\right)d\theta + \left(\frac{1}{\rho}\cdot\frac{\partial}{\partial\theta}\left(\frac{\dot{\gamma}_{\rho\theta}}{\dot{\varepsilon}_u}\right) + \frac{\dot{\varepsilon}_\rho - \dot{\varepsilon}_\theta}{\dot{\varepsilon}_u}\right)d\rho\right)$$

or in an expended form

$$d\sigma_\rho = -\frac{1}{3}\sigma_u\left(\left(a\cdot\frac{f_1(\rho)}{f_2(\rho)}\right)d\theta + \left(\frac{a'\rho_н - a'\rho + \frac{2c_1}{\rho^2}}{\rho^2\dot{\varepsilon}_u}\right)d\rho\right), \tag{18}$$

where $f_1(\rho) = 4\rho^4\rho_н\dot{\varepsilon}_u^2 + \rho_н\left(\left(a'\rho^2\right)^2 + 4c_1^2\right)$, $f_2(\rho) = 2\rho^6\dot{\varepsilon}_u^3$, and $\dot{\varepsilon}_u$ function depends only on the curvature radius ρ.

If we assume that deformation rate in the direction of axis z is small and can be neglected ($b=0$) (18), taking into account boundary conditions of integration we re-write

$$\sigma_\rho = \frac{\sqrt{2}}{3}\sigma_u\left(\frac{\rho_н\left(\rho^4 - c_2^2\right)\theta}{\rho^2\left(\sqrt{\left(\rho - \frac{c_2}{\rho}\right)^2 + \rho_н^2}\right)^3} - \int_\rho^R \frac{\left(\rho_н\rho - 2\rho^2 + c_2\right)d\rho}{\rho^2\sqrt{\left(\rho - \frac{c_2}{\rho}\right)^2 + \rho_н^2}} - \frac{\rho_н\left(R^4 - c_2^2\right)\theta}{R^2\left(\sqrt{\left(R - \frac{c_2}{R}\right)^2 + \rho_н^2}\right)^3}\right), \tag{19}$$

where $c_2 = 2r\rho_н - r^2$.

After numerical integration of (19) taking into account (8) we obtain graphic representation of normal stress depending on the point coordinates (radius ρ and angle θ) for steel 10 with the following parameters: $A=720$ MPa, $n=0,21$, $r=2$ mm, $s=0,8$ mm – sheet thickness (fig.4, fig.5).

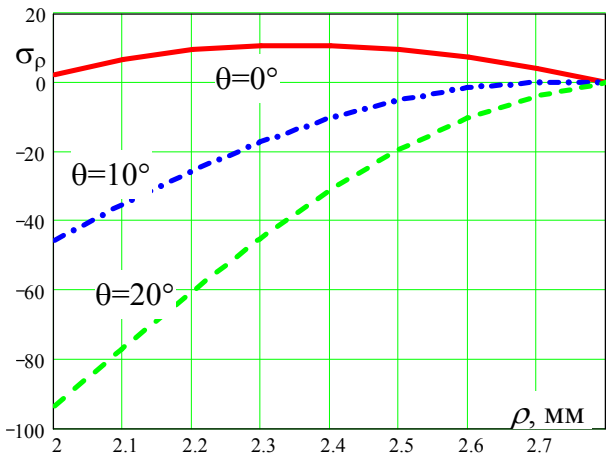


Fig.4. – Dependence of normal tension σ_ρ on radius ρ, MPa

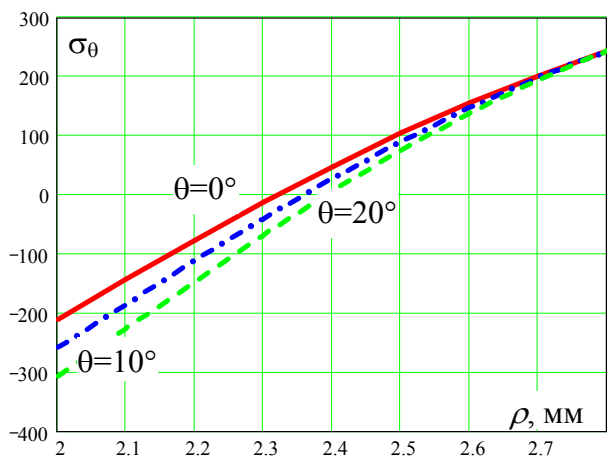


Fig.5. - Dependence of normal tension σ_θ on radius ρ, MPa

Conclusions

Computer analysis by numeral methods of the model of the corrugated surface forming using the developed equipment [5] has made it possible to determine the

strained condition of the workpiece material depending on the process parameters. This allows to calculate power characteristics of the corrugation-forming equipment.

Received: April 15 2005 Vinnitsa National Technical University, Ukraine

REFERENCES

1.Патент України №2496. МКл С13С1/08. Ніж бурякорізальний, Близнюк А.С., Законов О.П., Піддубецький П.І., Савуляк В.В., Савуляк В.І. №2003087726. Заявка від 14.08.2003// Бюл.№5. -2004.
2. Савуляк В.В. Штампування гофрованих заготовок малих радіусів кривизни з використанням гідростатичного підпору. Вісник ВПІ. №6. -2004. с.74-76.
3. Попов Е.А. Основы теории листовой штамповки. – М.: Машиностроение, 1977. –278 с.
4. Сивак И.О., Савуляк В.В. Получение гофрированных заготовок методами локальной пластической деформации //Удосконалення процесів та обладнанння обробки тиском в металургії і машинобудуванні. –Краматорськ: ДДМА. – 2003. –С.392-394.
5. Патент України №3883. МКл B21D13/00 . Штамп для виготовлення гофрованої стрічки. Савуляк В.В., Савуляк В.І., Сивак І.О. №2004020945. Заявка від 10.02.2004// Бюл.№12.2004.

STUDIUL PROCESULUI DE PRELUCRARE A PIESELOR ONDULATE

(Rezumat)

Această lucrare este dedicată formării materialelor din tablă gofrată utilizând un echipament de înaltă productivitate. Este prezentat un model matematic pentru determinarea stării de deformare a tablei în cadrul procesului de ştanţare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.178.1; 669.018.8

ASPECTS REGARDING THE BEHAVIOR OF STAINLESS STEELS DURING THE WEAR PROCESSES

BY

D. V. ŞOLTUZ, D. CIOBANU and V. NECULĂIASA

Abstract: Active parts of the machines or installations from food industry, which come in direct contact with processing food products, are realized in general from different types of stainless steels. The friction couples realized from these steels work in conditions by inadequate lubrication imposed by hygienic – healthy prescriptions, which prohibit the lubricant penetrations in processing food products. In these conditions is necessary to make an analysis of the stainless steels behaviors during the wear processes.

Key words: stainless steel, martensitic transformation, wear

1. Theoretical considerations

During the wear processes are produced structural modifications in superficial layers due to plastic deformations. Kirk and Swanson [4] show that for small load and low sliding speed conditions are formed a thin zone with great microhardness closed to superficial layers. The microhardness measured at 10 μm and 80 μm are 125% and 160% face to the hardness measured at 250 μm, which show a continuous reduction of the hardness at the superficial layer level.

Garbar and Skorinin [1] consider that the hardness reduction is a result of the dislocations from surface and the material depth. Thus, the cells from the surface present a pronounced elongation on the sliding direction, and the dislocation density are much great in the cell wall than in the inner of this. At 5 μm depth the dislocations concentrate in specific regions from the inner of cells, formed the dislocation wells in the initial steady. At the 15 μm depth are present a great dislocation density, which are not uniform distributed in the entire volume of the material.

The modified zone from material surface is the result of relative reduced dislocations density, while the interior hard zone is a consequence of the material cold-hardness. As a result, the elongated form of the cells from the surface show a growth of the stress state in superficial layer, respective the formation of an obstacle for deformation continuously in the depth of material.

The friction and wear behavior of austenitic stainless steels depend by their stability in ratio of martensitic transformation to ε (hcp) and α' (bcc) phases. The appearance of martensitic phases, either ε phase or α' or both, will influence the mechanical properties of steels, determining the tendency to cold-hardening, while through the increasing of the deformation state of superficial layers the occurrence of α' phase is advantaged. Furthermore the ε phase helps at the forming of α' phase,

which also can form directly from γ phase. The forming of ε phase is advantaged by a low energy level.

Hsu, Ahn and Rigney [3] determine that on the wear path of an 18% Cr - 8% Ni stainless steel appear α' martensite, and at a 10 μm depth is forming a very fine cellular structure with cell smaller that 0.1 μm in diameter, in which are present α' and γ phases. As a result, are produced a hard superficial layer, but fragile by α' martensite on the soft base material, determining a negative hardness gradient and a reduction of the shear resistance. By another hand, the forming of the martensite can inhibited the crack propagation through the dwindling of local flow and through the dispersion of deformation over a bigger material volume. Nevertheless this structure influence negatively the tribological properties of austenitic stainless steel, because the shearing must localized in superficial layers and not in material structure, through what are continued the propagation of plastic deformation in depth. The avoidance of this aspect can be realized through the addition of the chemical element that can create a superficial layer with low shear resistance, respective through the alloying with nitrogen or with elements that formed fine precipitates (carbides, nitrates, silicates, boron and so on).

The carbides influence the wear resistance, both quality and quantity of the carbides phases formed, and the properties of metallic structure. Thus, through the high alloying with different elements become possible the matrix saturation with atoms of those elements, which prohibit the dislocation activity and implicit the growth of wear resistance [2]. Also, the high content of chromium, 20…25%, in an austenitic structure can cancelled the alphagen effect of the chromium.

By the other hand, the carbon associate with divers components with great affinity for this migrate in the material microstructure toward cell wall, which can contain a great quantity of carbon or interstitial atoms, through that the martensite and carbides disappear. The martensite disappears through direct diffusion and the carbides through deformation induced by dissociation and migration processes [8]. These processes have produced, in special, in the cells of α ferrite with a low content of carbon disposed in solution and the wall of cell with a high content of carbon under the form of carbon disposed in the dislocation field delimitated by the walls of cells.

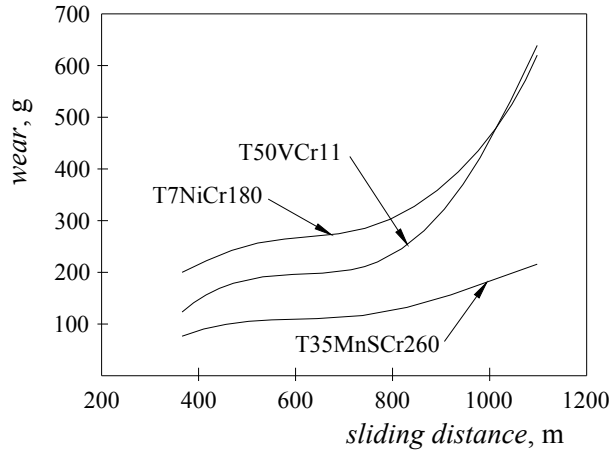


Fig.1. The wear resistance relative to chromium content [2].

Gramaticu and Băncescu [2] analyze the wear behavior of some steels with different content of chromium: T50VCr11 (0.51%C, 0.8%Mn, 0.05%V, 1.06%Cr −

with perlitic structure), T7NiCr180 (0.22%Cr, 0.9%Mn, 18.6%Cr, 9.3%Ni − with austenitic structure) and T35MoSCr260 (0.35%C, 1.4%Mn, 25.74%Cr, 14.2%Ni − with austenitic structure). From Figure 1 it results that T35MnSCr260 due the high content of carbon and chromium carbides determine a superior behavior relative to another two elements, although its structure is austenitic. By another hand, the austenitic stainless steel 7NiCr180 have the inferior wear resistance, which is justified through the reduced content of carbon. The influence of chromium is disputable [5].

Prodaniuc [6], [7] explain the tendency of stainless steels toward adhesion wear through the nature of alloying elements, chemical and metallurgical affinity of these. Thus the 40Cr130 martensitic stainless steels present wear particles under the form of chips (flakes) produced through abrasion, 8TiCr170 ferritic stainless steel present particles under the form of irregular spheres resulted through dislocation and the 12NiCr180 austenitic stainless steel through the cold-hardness of superficial layer form particles under the forms of flakes.

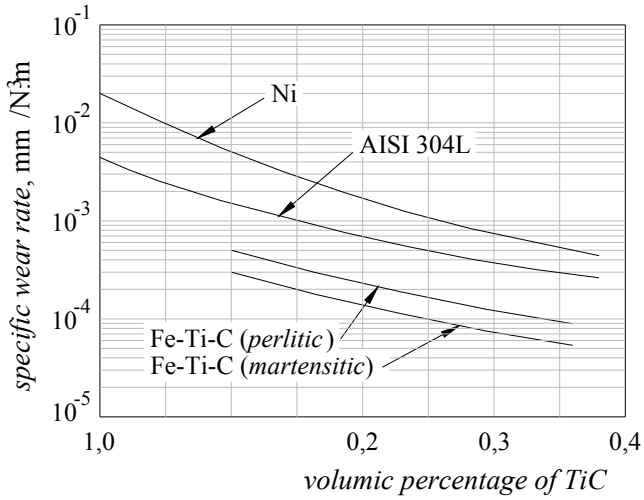


Fig.2. The influence of TiC content incorporated in structure over the specific wear rate of steel [9].

Vardavoulias [10] show that through plastic deformation of the surface of AISI 304L and AISI 316 L austenitic stainless steels, during the friction process, are produced the transformation of austenite to martensite. The carbides with maxim dimension by 2 μm from structure of superficial layer diminish the thickness of plastic deformed zone till to a depth by 10…15 μm. Furthermore, the carbides can be easily removed together with wear particles. As a result, in the structure not-influenced by plastic deformation remain hard carbides with dimensions by 50…100 μm. In these conditions the wear behavior of stainless steels depends by the resistance of the interface wear particle/steel matrix and by the mechanical properties of carbides.

Skolianos and Kattamis [9] have studied the influence of titan carbides over the nickel structure and in the structure of AISI 304L austenitic stainless steel. They establish that wear behavior improve through the increase of volume percentage of TiC carbide incorporated, fig. 2. Furthermore, can observe that the wear diminish with the increase of the microhardness of material structure. Thus, the wear for a martensitic structure of Fe-17%Ti-4.22%C steel is much reduced than in the case of nickel. The carbides have the dimensions by 5…12 μm.

2. Conclusions and subsequent research directions

The modifications from the superficial layers depend by stress state of the contact zone and by the properties of steels. Presence of zones with different microhardness determines the wear behavior of steels through the formation of barriers for continuous deformation in the depth of material. In the case of stainless steels, through martensitic transformations, are formed a structure with a hard and fragile superficial layer by α' phase and a soft substrate by α' and γ, through that continue the propagation of plastic deformations in the depth of material. Improving the wear behaviors of the stainless steels are obtained through alloying with nitrogen or with elements that formed fine precipitates. As a result, it is necessary to continue the research for establishing the wear behavior of stainless steels used at the construction of machines and installations from food industry.

Received April 26 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi*

REFERENCES

1. Garbar I. I. and Skorinin J. V., 1978, *Metal surface layer structure formation under sliding friction*. Wear, 51, 327-336.
2. Gramaticu M. şi Băncescu N., 1980, *Influenţa compoziţiei chimice şi microstructurii asupra rezistenţei la uzură a unor oţeluri aliate cu crom*. Tribotehnica'80 Hunedoara, 773-778.
3. Hsu K. L., Ahn T. M. and Rigney D. A., 1980, *Friction, wear and microstructure of unlubricated austenitic stainless steels.* Wear, 60, 13-37.
4. Kirk J. A. and Swanson T. D., 1975, *Subsurface effects during sliding wear*. Wear, 35, 63-67.
5. Pavelescu D. şi Dumitrescu C., 1984, *Dependenţa rezistenţei la uzarea de abraziune a materialelor metalice de duritate, conţinut de carbon şi structură.* Tribotehnica'84, Iaşi, vol. III, 5-12.
6. Prodaniuc N., 1985, *Aspecte privind comportarea la uzură a oţelurilor inoxidabile.* Construcţia de Maşini, 37 (1), 13-16.
7. Prodaniuc N., 1984, *Unele consideraţii privind comportarea la uzură a oţelurilor inoxidabile.* Tribotehnica'84, Iaşi, vol. III, 95-101.
8. Rigney D. A. and Hirth J. P., 1979, *Plastic deformation and sliding friction of metals*. Wear, 53, 345-370.
9. Skoliadis S. and Kattamis Z. T., 1996, *Solidification processing and tribological properties of particulate TiC−reinforced Ni−Base and steel matrix compozites.* Balkantrib'96 Thessaloniki − Greece, 291-298.
10. Vardavoulias M., 1996, *A model on the unlubricated sliding wear of particulate composite materials.* Balkantrib'96 Thessaloniki − Greece, 281-290.

ASPECTE PRIVIND COMPORTAREA OŢELURILOR INOXIDABILE ÎN TIMPUL PROCESELOR DE UZURĂ

(Rezumat)

Părţile active ale unui utilaj sau instalaţii din industria alimentară, care intră în contact direct cu produsele alimentare prelucrate, se execută în general din oţeluri inoxidabile de diferite mărci. Cuplele de frecare realizate din aceste oţeluri funcţionează, în general, în condiţii de lubrifiere necorespunzătoare, impuse de prescripţiile igienico-sanitare, care interzic pătrunderea lubrifianţilor în produsele alimentare prelucrate. În aceste condiţii este necesară o analiză a comportării oţelurilor inoxidabile în timpul proceselor de uzură.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 620.178.1; 669.018.8

ASPECTS REGARDING THE VARIATIONS OF ELECTROLYTIC POTENTIAL IN TRIBOCORROSION WEAR PROCESS

BY

D. V. ŞOLTUZ, D. CIOBANU and V. NECULĂIASA

Abstract: The wear processes, in presence of aggressive medium, determine the exposure of contact surfaces both the action of tribological phenomenon and the chemical action, respective the apparition of the specific phenomenon by tribochemistry. Mechanical stresses don't initiate chemical reaction, but through the modification which it produce in superficial state or in the material structure advantage or accelerate chemical reaction between the materials of the friction pair and aggressive medium. The apparition of the cracks depends by correlation between the characteristics of friction pair with those of aggressive medium. In these conditions is necessary to study the variations of electrolytic potential and the speeds of chemical reactions during the wear processes.

Key words: tribocorrosion wear, electrolytic potential, chemical reactivity, cracks

1. Theoretical considerations

The tribocorrosion wear process distinguishes by another kind of the mechanical wear processes through the existence of tribochemical reactions [7], [8]. These are defined as the formation of reaction produces due to superposition the effect of tribological loading between the two surfaces and the chemical reactions of the friction surfaces materials with environmental medium, DIN 50 320.

The tribocorrosion wear processes can produced both in dry atmosphere (non-electrolytic media) and in presence of electrolytic media, which in food industry are aqueous media (diluted solutions of divers organic or/and inorganic chemical compounds) [6], [7].

The activation of chemical reaction between the metallic surfaces and electrolytic media in presence of mechanical friction is realized by *chemostress effect*. This effect produce the modification of chemical potential of an when an adsorbed the solid substrate (adsorbent) is subjected to a high stress state, induced either by exterior stress, or residual intern stress from the nearness of the surface, or through simultaneous action of those two stresses.

The modification of electric potential determines the variation of friction coefficient. Broszeit, Hess and Wagner [1] have obtain for electrolytic solutions by Na_2SO_4 of such modification of friction coefficient relative to sliding distance for divers values of electric potential. Furthermore, Zhu, Kelsall and Spikes [10] ascertain the increasing of friction coefficient of iron, in solution by 0.02 M Na_2SO_4, till to a maxim value by 0.39 for a potential by -850 mV of saturated calomel reference electrode. The reduction of friction coefficient through the increasing of chemical potential involve a modification of the charge of electrolytic double layer [2], in other

words a maxim value for electrostatic repulse forces [10]. However this effect is important only for small contact stress, fig. 1.

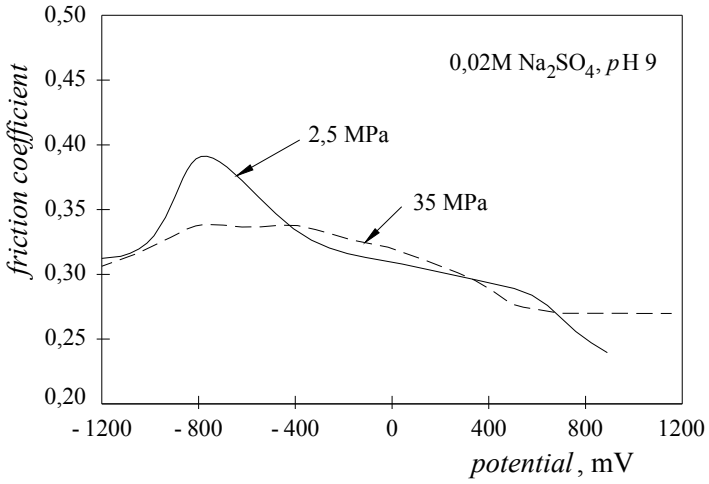


Fig.1 The variation of friction coefficient for different chemical potential of the electrolytic medium (0,02M Na_2SO_4, pH 9) related to contact stress [10].

Palagian and Gheorghieş [5] have determined the existence of an initial leap of the electrode potential toward electronegative domains both for the destruction of oxide films from friction surfaces through wear processes in absence of corrosive media, and for cyclic fatigue loading of the material in 3% NaCl solution, fig. 2. As a result, the potential variations indicate the presence of the modifications in superficial layer. The potential leap increase with the growth of the contact stress magnitude.

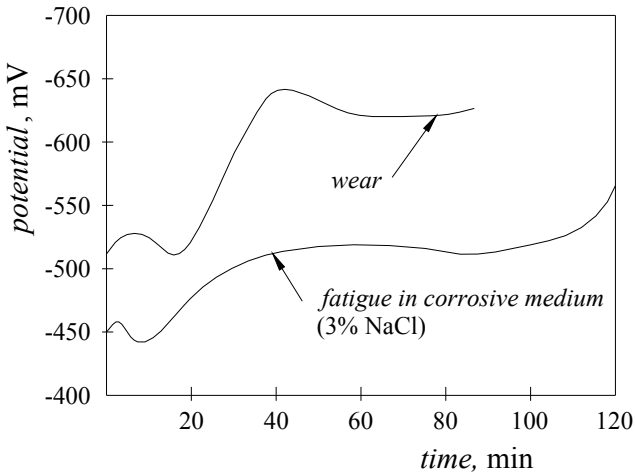


Fig.2. Variations of electrode potential in wear processes and fatigue processes in 3% NaCl solutions [5].

Tudor [9] presents a comparison between behavior at corrosion and at wear of 13.8% Cr – 0.16% C martensitic stainless steel in sulfuric acid solution. Through the local removal of passivity layer during the friction, the exposed zone becomes anodic. As a result, between adjacent (cathodic) zones of the surface and anodic zone establishes a great potential difference, fig. 3. Furthermore, can observed that through friction is generated a potential passage in anodic zone with great values of current density, in contrast with corrosion that register small current density. Development of anodic reaction is advantaged by the generation of structural defects.

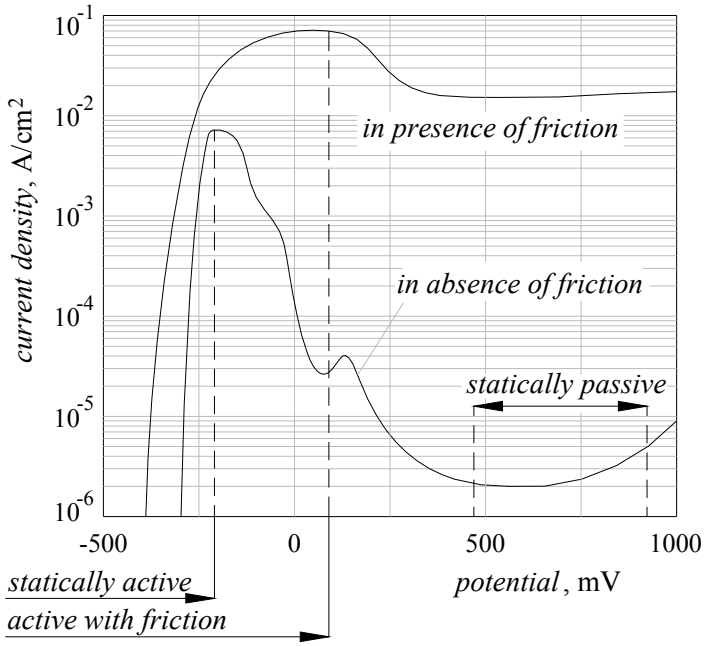
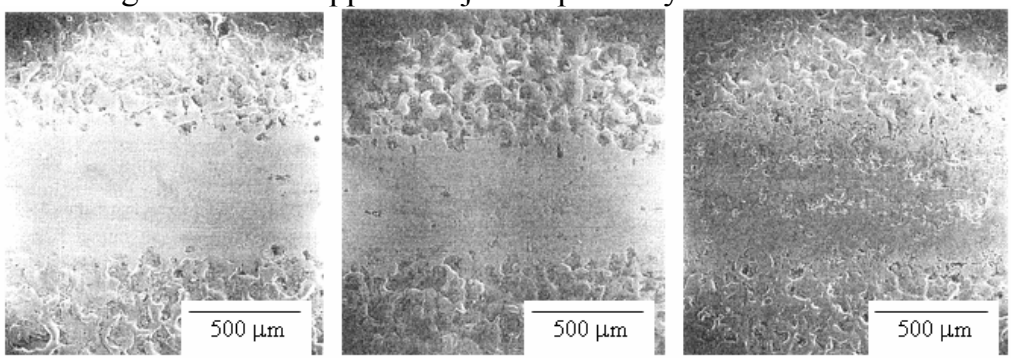


Fig.3. Variations of electrical potential in absence and in presence of friction [9].

Iwabuchi et al. [4] have examined the surface of steel (0.35%C, 4.5%Cr, 1.1%V and 1.2%Mo) subjected to the wear process in a 0.1 mol/l Na_2SO_4 (*p*H 6.5) electrolytic medium and a load by 10 N. From fig. 4 can observe that the surface is smooth at negative potential, fig. 4 *a*, but at positive values appear cracks on the surface, fig. 4 *b* and *c*. Interesting is the crack apparition just in passivity domain of steel.



a *b* *c*

Fig.4. Surface modification related with potential variation applied [4]: (a) −600 mV potential de; (b) 0 mV potential; (c) 600 mV potential.

Ciftan and Saibel [2] consider that the mechanism of crack formation is induced by chemostress effect and Gouy effect. These two effect act over the increasing of migration and concentration rate of the ions or of the colloidal particles on the crack peaks found nearly to metal surface, which involve a chemical composition difference and a concentration gradient. Reactions are development at the abnormal higher speed in the vicinity of material defects from superficial layer. Because the increasing of stress determine a growth of chemical potential of the impurity ions, the process are transformed in a chain reactions, which in final conduce to the increasing of structural defects, dividing the liaisons and material detachments.

Heidemeyer [3] shows that chemical reactivity of material increase through the heat development during the friction process, named thermochemical effect. This

effect represents an important factor for the cracks development anterior formed. Furthermore, when an ion or a colloidal particle is nearly sufficiently on metallic surface, the magnitude order of some atomic rays, respective is enough near to the crack peak, the thermochemical effect become very strong [2], due to the great stress concentration factors by the order of 10^3. By another hand, the chemostress effect produces the adsorbent migration toward the crack peak and consequently determines the apparition of some strong reaction with electron exchange (chemosorption).

Palaghian and Gheorghieş [5] consider that the substances adsorption with superficial activity influence the interaction between dislocations and material surface. The dislocations propagation to metallic surface is realized after the overtaking the energy barrier of surface. After of this phenomenon on the friction surface appear the sliding steps. By another hand, displacement through diffusion of electrolytic medium components, in atomic or ionic state, lead to concentration of these on the crack peak, which of that propagation determine the damage of crystalline system. The output places of dislocations on the metal surface form active centers by adsorption and hydrogenation of metal.

2. Conclusions and subsequent research directions

The material transfer from wear processes in electrolytic media is led by dissociation processes and mechanical deteriorations of the superficial layers of those two bodies in contact. The protector film formed on the metallic surface, in general, inhibit the dissociation, and the activation effect resulted through friction advantage their partial destruction, which induce the polarization between protected (cathodic) zones or exposed (anodic) zones. This polarization increase the dissociation from anodic zone, and the changes produced in the surface potential modify the kinetics of the adsorption – desorption process. Furthermore, elastic and plastic deformations of the superficial layers lead at the growth of surface temperature. In the same time, the polarization induced through friction influence only the speed of electrochemical dissociation and, by this, the formation rate of the oxides superficial films and the wear of these.

The variations of electrolytic potential and the chemical reaction speeds from the tribocorrosion wear processes are determined by stress state from contact zone, by the presence of modifications from superficial layers and by chemical reactivity of the material. An electronegative potential determine the increase of wear intensity, and an electropositive potential lead to the apparition of crack in superficial layers. As a result, is necessary to continue the research for establish of parameters regarding the oxidation and chemical reactivity of superficial layers in the conditions of the tribocorrosion wear, respective to establish the relation between the contact stress and the polarization state of the superficial layers.

Received April 26 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University from Iasi*

REFERENCES

1. Broszeit E., Hess F. J. and Wagner E., 1974, *An electrochemical investigation of corrosive wear of electroplated nickel*. Wear, 30, 311-319.
2. Ciftan M. and Saibel E., 1979, *The effect of the zeta potential on pitting*. Wear, 53, 201-209.
3. Heidemeyer J., 1981, *Influence of the plastic deformation of metals during mixed friction on their chemical reaction rate*. Wear, 66, 379-387.
4. Iwabuchi A. şi alţii, 1992, *Electrochemical approach to corrosive wear of SKD61 die steel in Na_2SO_4 solution*. Wear, 156, 301-313.
5. Palaghian L. şi Gheorghieş C., 1987, *Consideraţii privind o corelaţie între distrugerile prin oboseală de coroziune şi uzură*. Tribotehnica'87 Bucureşti, 221-225.
6. Şoltuz D. V. and Neculăiasa V., 2005, Aspects regarding the influences of some substances from agriculture and food industry on the durability of the machines and installations from this domain.
7. Şoltuz D. V., Neculăiasa V. and Ţenu I., 2004, *Aspects regarding aggressive medium from food industry*. Buletinul Institutului Politehnic Iaşi, Tomul L (LIV), Fascicola VI B2, Secţia Construcţia de Maşini, 132-141.
8. Şoltuz D. V., Neculăiasa V. and Ţenu I., 2004, *Appearance forms of mechano-chemical wear at machines and installations from food industry*. Buletinul Institutului Politehnic Iaşi, Tomul L(LIV), Fascicola Vc, Secţia Construcţia de Maşini, 951-957.
9. Tudor I., 2001, *Tribologie*. Ploieşti, Editura Universităţii din Ploieşti.
10. Zhu Y. Y., Kelsall G. H. and Spikes H. A., 1994, *The influence of electrochemical potentials on the friction and wear of iron oxides in aqueous systems*. Tribology Transactions, 37 (4), 811-819.

ASPECTE PRIVIND VARIAŢIILE DE POTENŢIAL ELECTROLITIC ÎN PROCESE DE UZURĂ TRIBOCOROZIVĂ

(Rezumat)

Procesele de uzură, în prezenţa mediilor agresive, determină expunerea suprafeţelor de contact atât acţiunii fenomenelor tribologice, cât şi acţiunii chimice, respectiv apariţia fenomenelor specifice de tribochimie. Tensiunile mecanice nu declanşează reacţii chimice, dar prin modificările pe care le produc în starea suprafeţei sau în structura materialului favorizează sau accelerează reacţiile chimice dintre materialele cuplei de frecare şi mediul agresiv. Apariţia fisurilor este dependentă de corelaţia dintre caracteristicile cuplei de frecare cu cele ale mediilor agresive. În aceste condiţii este necesar să se studieze variaţiile de potenţial electrolitic şi a vitezelor reacţiilor chimice din timpul proceselor de uzură.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.046

DEVICE FOR METALLIC COVERING BY ACTIVATED THERMAL SPRAYING

BY

ST. L.TOMA, I.ALEXANDRU, D.G. GĂLUŞCĂ and C. BEJINARIU

Abstract: This paper has as main purpose the presentation of a metallization device by using the thermal spray activated and works under high pressure conditions (over 6 ph. atmosphere), it uses as energy source the heat developed by electric arc formed between two electrodes coupled to source of continuous current having as kinetic agent the compressed air, and as thermal activating agent acetylene, using its combustion we create an thermal field outside the spraying cone. The obtaining of the continuous melted situation at the contact between the tow electrodes during the spraying is ensured by the permanent modification of the advancement speed of wires. This facility is obtained by the drive mechanism of wires which is electronic controlled with and electronic circuits special make to create the pull-push effect. The electronic control of the electric arc allows the growth of the kinetic agent work pressure. The situation determines the growth of the particles scattering degree and of course the obtaining of some fine drops from the supplement material. The temperature maintaining during the particles trajectory is ensured by the outside thermal field, which covered the spraying cone, obtained by the acetylene burn or using another gaseous fuel.

Keywords: Thermal-spraying activated, metallic layer deposition.

1. Introduction

The modification, of the chemical composition of the structure and proprieties of superficial layers of parts can be achieved by various techniques of treating at the surfaces with as without added material.

These methods aims to obtain a layer that will give to the part the needs of the operational environment.

2. Content

Metallic deposition by thermal spraying gives the possibility of a new alloy, with an arbitrary chemical composition (layer, on a surface of a substrate)

Sometimes, the obtaining of the same alloy by classic technology of casting is expensive or even impossible because at the various proprieties of the components

Metallization procedures by thermal spraying are various and a classification can be made by: - source of energy used for the meting of the deposited material;
- physical aspect of added material before deposition

These procedure aim is to obtain layers with high mechanical (hardness, wear resistance, corrosion), electrical and thermal proprieties.

Because these proprieties are determined by the chemical composition, porosity degree and oxides contraries of the layer, by the adherence layer-substrate as well as by the size of the zone layer interface-substrate we have considered the direction at the resources in new modifying these parameters.

The influence factors of these parameters are:

- the preparation of the substrate surfaces;
- the nature of the added material;
- the size, the temperature and speed of particles during impact;
- distribution of particles inside the spraying jet;
- the external reaction medium.

In such conditions we designed a device for metallic deposition with electric arc in controlled atmosphere, the operation of which take account at the previous considerations.

The metallization with electric arc in a controlled atmosphere is being designed to:

- the allay fusion;
- spraying and acceleration at the melted drop;
- maintaining particles in melted state;
- maintaining at a controlled atmosphere around the spraying cave;
- high shock and impact of particles.

We considered that the initial particle speed modification, their temperature and insulating the spraying cave from the environment determines the modification of the zone – layer interface substrate, the modification of the adherence, porosity degree and oxides contraries. Figure 1 shows a design of the device.

The metallization pistol with electric arc in controlled atmosphere is endowed with two separate circuits of compressed air (over p=6 ph. atmosphere) each of them having its own role: - drop spraying;
- kinetic agent;

The electric arc develops at the contact of the two electrodes and determines their melting. Under pressure generated by compressed air that exits the main nozzle (14). The melted drop is being scattered and accelerated on the substrate.

Compressed air that exists chamber 10 is being conducted so to ensure a cave for the protection of the spraying jet. Its part in this case is to enhance the speed of particles in the peripheral zone of the jet, modify their trace toward the cave core and protect the electric arc from the oxygen in the environment.

The ends of the wire guides (7) are exchangeable parts made from 12TNC18 quenched and tempered. They have high rigidity high electric resistance and high thermal resistance. Their positioning under an angle of 15º by rapport with longitudinal axis of the pistol enables the obtaining of a high stability of the electric arc and a good concentration of the spraying jet.

The main spraying nozzle 4 – made by duralumin has a shape that enables the obtaining of a gas flow rate necessary for the fragmentation of the drops of melted metal and induce on the gas a laminar flowing regime.

The frontal cap directs the inert gas toward the cave exterior for obtaining a protection by means at the 6 secondary nozzles.

Between the pistol body and the frontal cap is a mixing chamber that equalizes pressure of the kinetic agent used.

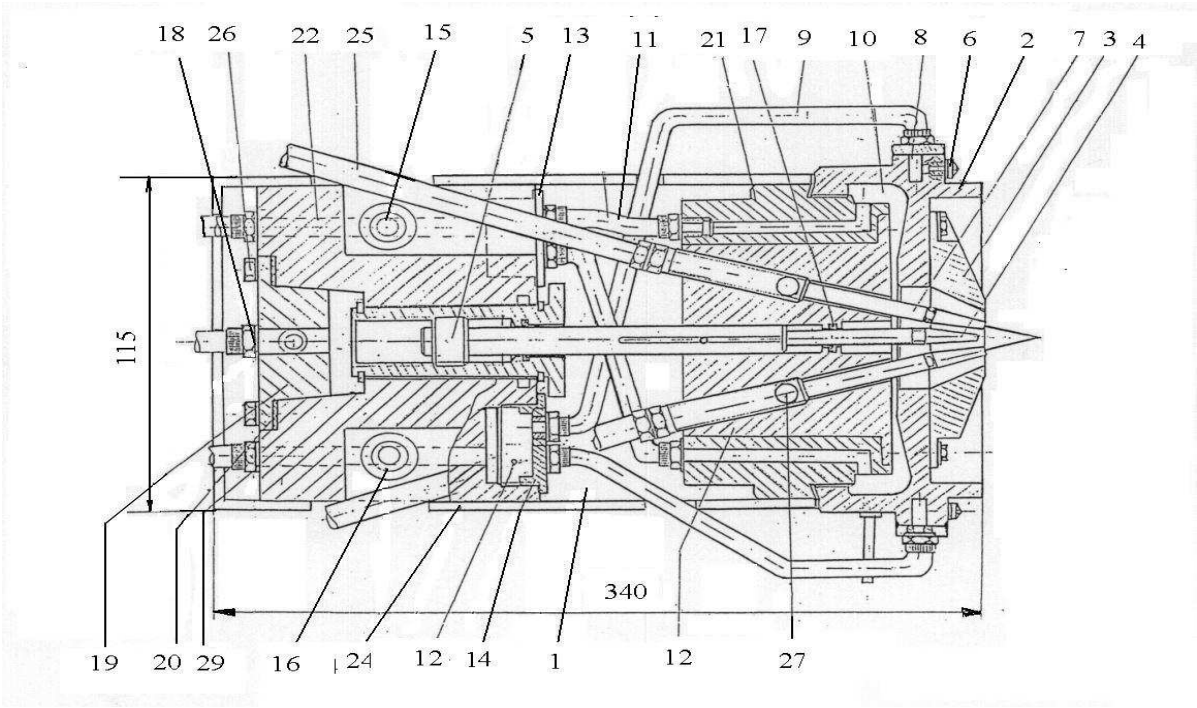


Figure 1. Device for metallization by thermal spraying deposition with electric arc activated
1 – base plate; **2** – frontal case; **3** – frontal nozzle; **4** – main spraying nozzle; **5** – advance mechanism at the main nozzle; **6** – secondary nozzle; **7** – guides for wire; **8** – chamber; **9** – pipes for mixture acetylene and air; **10, 12** – chamber**, 11** – pipes for compressed air supplying; **13, 14** – cap; **15, 16** – valve; **17** – simmering; **18** – gap; **19** – inferior conic cap; **20** – insulation gap; **21** – body I; **22** – body II; **23** – teflon part; **24** – exterior case; **25** – flexible tube with metallic insertion; **26** – screw; **27** – insurance; **28** – electrical contact.

The optimum regime of operation of the apparatus is being characterized by:
- the arc stability;
- fine sizes of sprayed particles;
- concentrated jet;
- high speeds of sprayed particles.

For determining this regime the pistol is being endowed with a displacement mechanism on the direction of the main nozzle for compressed air (14) – fact that enables the modification of the distance between nozzle and the electric arc formation zone; gas valves that regulate the compressed air pressure on the three circuits, regulation systems for the electric parameters, regulation system for advance adjusting.

The pistol is being designed to work in direct current supplied by means of a welding type source – RCS-400 with the following characteristics:

Crt. No.	Technical characteristics	Values
1.	Nominal current	400 (A)
2	Minimum current	500 (A)
3	Voltage	51; 44; 37; 30; 23(V)
4	Supply voltage	380 (V)
5	Current adjustment	In 5 steps and continuous
6	External characteristic	Rigid

The added material used is wire type with maximum 2mm diameter.

The use of an electronic adjustment device for the wire speed gives the possibility of stability insurance for the electric arc by correlating the speed with the current characteristics and pressure characteristics of the kinetic agent.

Figure 2 shows the metallization equipment necessary. This installation is endowed with independent gas sources as well as a dose-establisher to introduce in the compressed air jet of fluxes (like graphite, wolfram carbide, B – carbide). Compressed air used is being filtered to eliminate oil dust and grease.

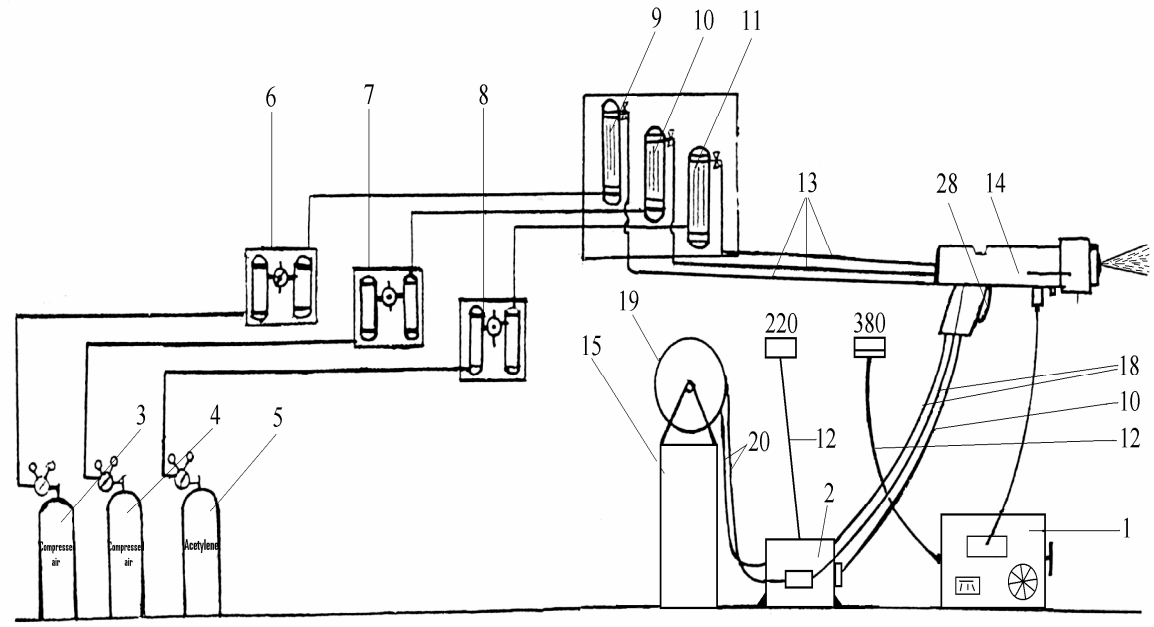


Figure 2. Installation for metallization by thermal spraying with electric arc in controlled atmosphere

1 – welding source RSC-400 type; **2** – wire advance mechanism; **3, 4** – Compressed air bottle; **5** – vacetylene bottle **6, 7, 8** – cleaning system; **9, 10, 11** – gas flow rate meter; **12, 17** – electric supply cable; **13** – inert gas supply duct; **14** – metalisation device; **15** – wire developer; **16** – flexible pipes for wire guidance; **18** – flexible pipes made from rubber with sheet iron for wire guidance; **19** – wire coil; **20** – wire; **21** – switch for the wire advance mechanism.

3. Conclusions

The utilization of the metal coating device with thermal spraying activated offers:

- the possibility to enhance the initial speed of sprayed particles; the possibility of use of a controlled atmosphere; maintaining a constant temperature of particles inside the spraying cave;
- possibility of distance regulation between the main nozzle of compressed air and the zone of arc formation that enables the modification of the spraying angle;
- obtaining of layers with a low degree of impurity;
- introduction of supplementary fluxes in the kinetic agent.

Received May 9 2005 *The "Gh.Asachi Technical University from Iasi*

REFERENCES

/1/. Alexandru I., Popovici R. ş.a. - Alegerea şi utilizarea materialelor metalice. Editura Didactică şi Pedagocică - R.A. Bucureşti 1997

/2/. *** - The thermal spray technology leader - Tafa, 1999

/3/. *** - Thermal Spray Buyes Guide - National Thermal Spray Conferens - In Advansed Materials & Processes ASM - International Nr. 5, Vol. 145, mai 1994.

DISPOZITIV DE METALIZARE PRIN SPRAYERE TERMICĂ ACTIVATĂ

(Rezumat)

Lucrarea are ca scop prezentarea unui dispozitiv de metalizare prin sprayere termică activată ce funcționează in condiții de presiune ridicată (peste 6 at) şi care utilizează: (i) ca sursa de energie, căldura dezvoltată de arcul electric - ce se formează intre doi electrozi cuplați la o sursă de curent continuu; (ii) ca agent kinetic, aerul comprimat; (iii) ca agent activator, acetilena – a cărei ardere generează un câmp termic situate în exteriorul conului de pulverizare. Obținerea continuă a stării topite la contactul dintre cei doi electrozi în timpul pulverizării este asigurată prin adaptarea permanentă a vitezei de înaintare a sârmelor la parametrii de lucru (I, P). Această facilitate este realizată de mecanismul de antrenare a sârmelor care este prevăzut cu un circuit electronic suplimentar, special conceput pentru a crea efectul de pull-push sârmei. Controlul electronic al arcului electric permite creşterea presiunii de lucru a agentului cinetic, fapt ce determină creşterea gradului de dispersie a particulelor şi implicit obținerea unor picaturi de material de adaos. Câmpul termic exterior - obținut prin arderea acetilenei - înveleşte conul de pulverizare şi determină menținerea temperaturii de topire a particulelor aflate în con.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 669.046; 669.715

THE SHOT PENNING INFLUENCE ON THE ALUMINUM LAYERS POROSITY OBTAINED BY THERMAL SPRAYING USING ELECTRIC ARC

BY

ST. L.TOMA, C. BACIU, C. BEJINARIU, A. ALEXANDRU and D. GHEORGHIU

Abstract: This paper propose it self to present the effect of the mechanical hardening by shot penning on the aluminum layers porosity, obtained by thermal spraying in electric arc. The surface treatment applied to metallized layers by thermal spraying determinates: the increase of the deposition corrosion resistance as a result of permeability decrease of wear resistance by increasing deposition hardness, the increase of fatigue resistance by introducing compression tensions in deposition.

Keywords: Thermal-spraying, the porosity aluminium layer deposition.

1. Introduction

The hardening mechanic treatment by shot penning of metallic deposition obtained by thermal spraying has as main effect the modification of some physical and mechanical proprieties as higher density, higher hardness, reduction of residual tensions, by introduction compression tensions.

These modifications have as main results the increase of the depositions corrosion resistance, as a result of permeability decrease, the increase of wear resistance by introducing compression tensions in depositions.

Logically the mechanical hardening treatment by shot penning must influence porosity of the coatings obtained with thermal spraying.

2. Content

The porosity of the metallic deposition can be express with the porosity degree of the layer. For this reason we realized aluminum depositions by thermal spraying in electric arc on plane or cylindrical steel (OLC15) samples – figure1. The work conditions of the metallization by thermal spraying in electric arc are given in Table 1.

Because the electric arc is moving away the wires while spraying process, the material is ejected on the main piece. That is way we realized a mechanical mixture uniform distribution. With the metallic particles in depositions we find oxides (which cover the melted particles during their moving on the piece) and opened or closed pores in a net shape - figure 2.

The tested material was aluminum wire (ST 99.5 cu 99%AL-0.5%CU) with the next chemical composition and the hardening technology regime fixed:

- grits: Ø0,8 mm;
- the distance between the nozzle and the piece 100mm;
- compressed air pressure 2.5barr.

The samples have been made by OLC with these dimensions:
- plane samples-band-OLC15-20x30x200
- cylindrical samples Ø36 x 170 mm.

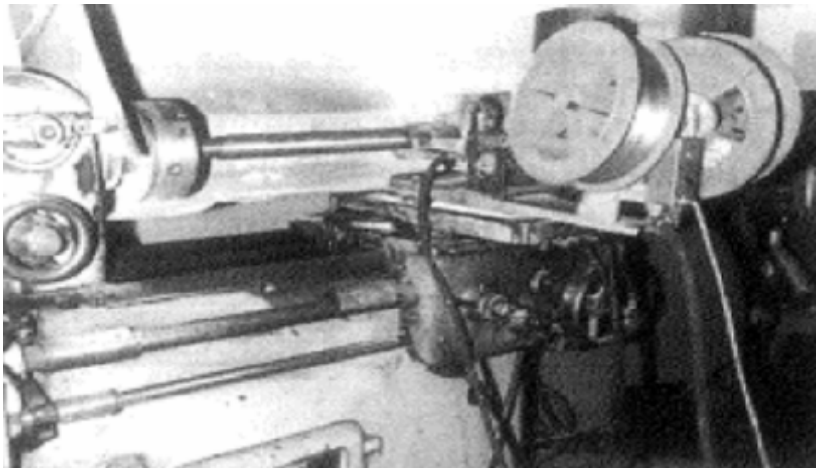


Figure 1 The metallization process in electric arc

Table 1 Work conditions of the metallization by thermal spraying in electric arc

Parameters	Layer 1	Layer 2, 3, 4
The distance layer – substratum [mm]	80	120
The rotation speed of the universal [rot./min]	105	63
The mooring speed of the pistol [m/min]	1,9	1,6
The diameter of the wire of Al [mm]	1,2	1,2
The pressure of the compressed air [at]	5,5	6,5
The force of the meting current [A]	180	190
The preheating temperature of the substratum [ºC]	120	120
Inclination angle of the spraying jet given the perpendicular line on the surfaces [grad]	15	0
The advancement speed of the wires [m/min]	2	2,5

After a sand blasting on the samples we depose aluminum by thermal spraying with electric arc. From these we have obtained by cutting with a disc some samples which were necessary for the determination of the first porosity, and the other samples were cold hardening by shot penning and then they were cluster sampling for the determination of the porosity.

The structure of the aluminum layers by thermal spraying and shot penning is in the figure 2. For obtain the porosity degree we chose the gravimetric method.

This method consists in weighting the samples and their immersion in H46A (STAS 9691-87) oil heated at 130 ^{0}C during two hours. After these two hours the samples have been taken out and they have been weighted.

The porosity degree has been calculated with this relation:

$$P_g = \frac{G_i - G_u}{G_u} \cdot 100 \ [\%] \tag{1.1}$$

G_i - is the sample weight after bucking, [g];

G_u - is the sample weight before bucking [g]

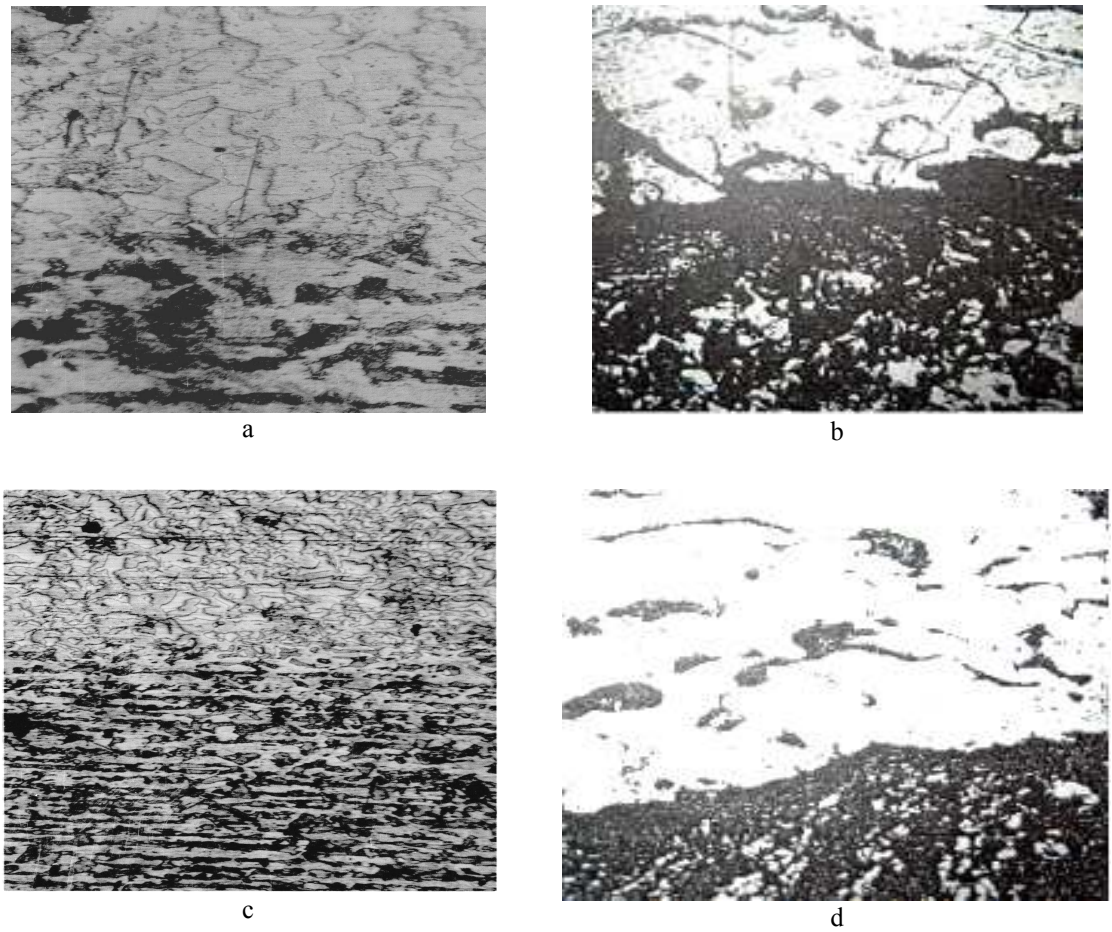


Figure.2 Microstructure, metal sprayed –: base OLC15, deposed layer –Al (ST 99,5); multiplication 100x (a) and 400x (b); 5% attack nital: a,b) before shot penning treatment; c,d) after shot penning treatment

After we used the cold hardening mechanic treatment the aluminum layers obtained by thermal spraying it was established that the thickness of the deposed layer was and on other little parts this was decreased. The measurements results are in the tables 2 and figure 3, 4.

After we applied the thermo mechanic treatment, the dimension of the sprayed aluminum layer clearly decreased because of the pore disposition bas well as because of the particles deformation.

Table 2 Experimental results

No layer	Sample type	Layer thickness [mm]	The sample weight metallized and not shot penned	The sample weight wet and not shot penned	The sample weight dry and shot penned	The sample weight metallized wet and shot penned	Porosity of the non treaty layer, P_{g1}	Porosity of the treaty layer, P_{g2}	$\Delta P = Pg_1 - Pg_2$
			[g]]	[g]	[g]	[g]	[%]	[%]	[%]
I	Cylindrical	0,25	1376	1522	1371	1514	10.61	10.43	0.18
	Plane	0,25	484	546	479	532	12.81	11.06	1.75
II	Cylindrical	1,01	1432	1712	1428	1612	19.55	12.88	6.67
	Plane	1,10	526	652	521	598	23.95	14.75	9.20
III	Cylindrical	2,26	1514	1831	1506	1656	20.93	9.96	10.97
	Plane	2,03	573	712	556	631	24.26	13.49	10.77
IV	Cylindrical	3,96	1596	1916	1566	1785	20.05	13.98	6.07
	Plane	3,01	0621	753	607	668	21.25	10.05	11.20

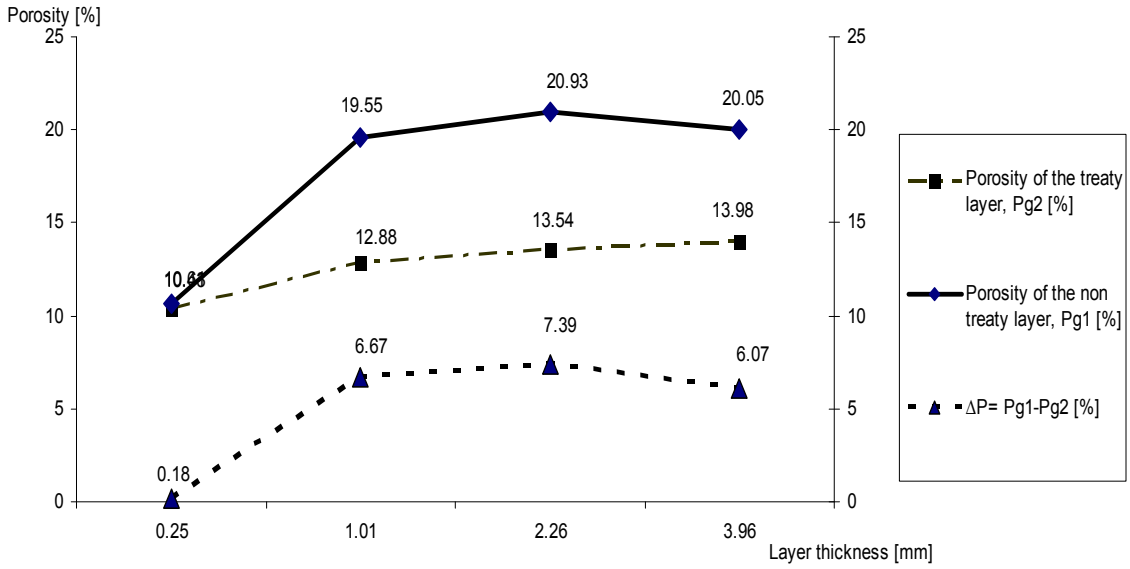


Figure 3 - The alternated porosity by layers thickness for cylindrical samples

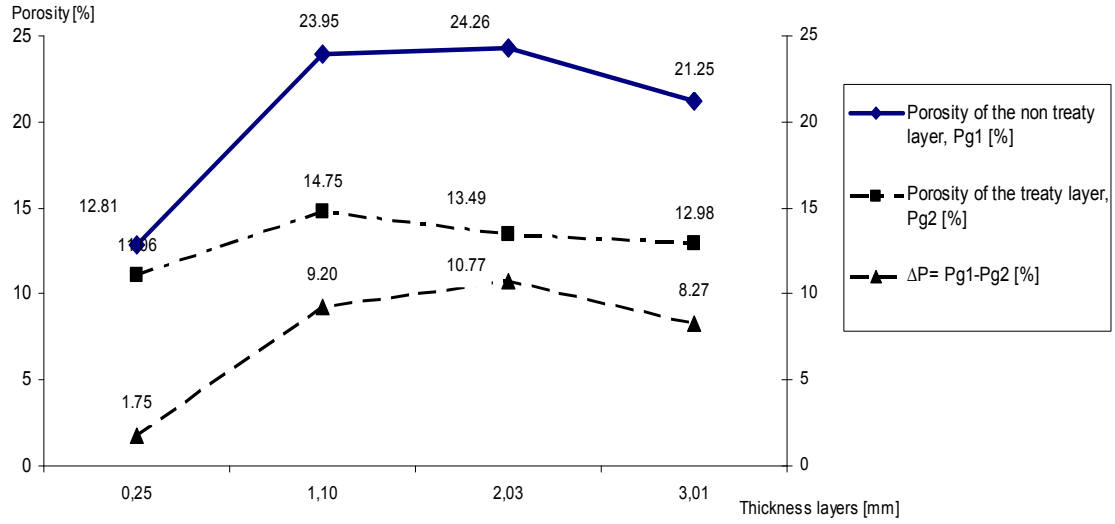


Figure 4 -The alternated porosity by layers thickness for plane samples

3. Conclusions

From what presented in the table before we registered the next aspect:

- the porosity of the metalised layers by thermal spraying and by shot penning it less than the porosity of the sprayed layer and not treaty. That is why the alloys wear resistance shot penning treatment is much higher than that of alloys that were not subjected to shot penning;

- for thickness very small of basis metal, the porosity degree is reduce .That is because the spraying process has been made at a little distance to the sample (80mm).,the particles temperature was higher , the particles velocity was higher too ,so it was allowed to attach the particles in the roughness of the surface;

- For higher thickness the shot penning effect on the porosity process is reduced because a part of the pores transform themselves from opened pores in closed pores and they don't permitted the oil penetration;

- for quite equal thickness of the deposed layer the porosity degree is higher on plane surfaces than cylindrical surfaces .That's happens because of the shrinking-ring effect, which appear at cylindrical samples and tend to compress the deposed layer.

After the dates from tables no 2 the porosity degree of the aluminum layer with a thickness more than 0.25mm, has a various between 11.62-24,25%. These values are accepted in the specialty literature.

Received, May, 11, 2005 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

/1/. *** - Catalog materiale – Sultzer Meteo
/2/. Good fellow – Mettale und Materialle für Forschung und Industrie, Katalog 1990.
/3/. Levy A., McAdam S – The Behavion of ceramic Thermal Barrier Coatings on Disel
/4/.*** - Engine Combustion Zone Components Surface Coating Techonologies, No 30,1987, pg. 51 – 61
/5/. *** - Plasma Sprayed Thermal Barrier Coating – Process specification – P16B – AG3, General Electric 1994

INFLUENȚA ALICĂRII ASUPRA POROZITĂȚII STRATURILOR DE ALUMINIU OBȚINUTE PRIN PULVERIZARE TERMICA ÎN ARC ELECTRIC

(Rezumat)

Lucrarea de față îşi propune să prezinte efectul tratamentului mecanic de alicare porozității straturilor de aluminiu obținute prin pulverizare termica în arc electric. Acest tratament de suprafață aplicat straturilor metalizate prin pulverizare termică determină creşterea rezistenței la uzare prin creşterea durității depunerii, creşterea rezistenței la oboseală prin introducerea de tensiuni de compresie în depunere, precum şi creşterea rezistenței la coroziune.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 685.3; 539

POSSIBILITIES OF PROGRAMMING MOULDS USED ON CAROUSEL INSTALLATIONS FOR THE INJECTION OF THE FOOTWEAR SOLES

BY

RODICA SILVIA VOLOCARIU and CORNELIA IONESCU LUCA

Abstract: This paper presents different aspects referring to the injection of PVC soles directly on the upper parts at an Carousel injection installation with a set of moulds in a certain structure, in programmed condition to the obey the percentage of the sizing numbers of a certain number of sets. The use of programmed moulds is supposed to ensure the economic efficiency by reducing the timing for the production period of different sizes in the production series.

Keywords: injection footwear soles, mould, rotating table, moulds programming, balance, time

1. Introduction

The injection shaping of thermoplastic polymers used to making shoe soles asks for a fluid process at high temperatures (180 – 200^0 C) and moulding them under pressure. In the mould cavity, through a cooling process, there is an icing process followed by a hardening of the polymer in the desired shape.

The injection of the material in the mould is done in special installations, with the help of a special equipment, of different shapes, among which those of the carousel type which renders important economic advantages. These advantages are due to the fact that the same group of injection offers a great number of work posts (moulds) that are successively brought just on the injection top giving identical conditions for all semi-manufactured products.

The moulds are set on a rotating table of the installation and the preparation of the polymer and its injection is made with the help of plasticizer device. The chart of the carousel installation/equipment is supplied by the DESMA firm represented in Fig.1

According to Fig.1, next to the rotating table with moulds (1) of circular shape there is the injection carriage (2) which has the role of heating, plasticization, dosing and injecting the material, the control panel (3)-with measuring and control devices of time and temperature, hydraulics station (4), cooling installation of pump (6) which ensures the pneumatic energy/power necessary to turn off and on the moulds.

The installation has 12 work posts equipped with moulds on which 6 pairs of shoes are made with injected soles directly on the front part of the shoe, at a complete rotation of the rotating table (a cycle).

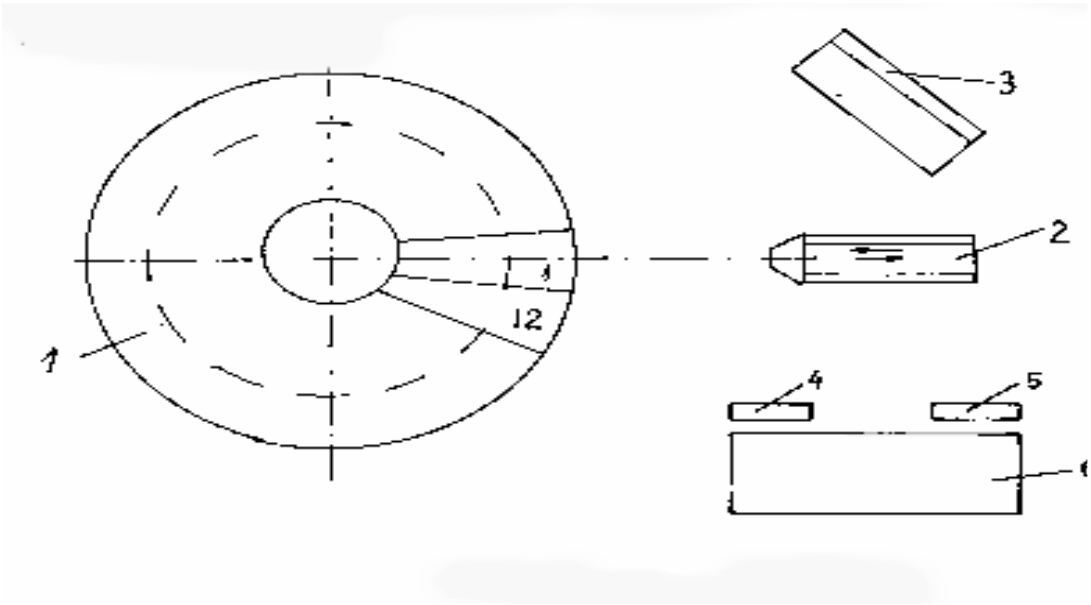


Fig.1

Due to the fact that shoes with different purposes are made for distinct size series, the moulds set on the rotating table of the installation will not be identical in size. The quantity of the shoes isn't delivered equally on size numbers but according to a normal law of distribution seen in the checking system on the series of sizes. This leads to a non-conforming loading of the work posts of the installation or even to run empty/ idle for some of them. Hence, the necessity to program the assembling of the moulds of the work posts of the installation and to find out their loading, for each concrete case.

Next we present the way we have found out the degree of balance of the injection installation. The paper refers to a concrete case taken from a production unity which produces footwear with injected soles.

2. The programming of the assembly of the moulds and the workpost balance of the work posts in the proposed case

The lot of products taken into consideration has the size P=7500 pairs of footwear of the perforated type, for the teenagers, with injected sole directly on the upper part, in the VAMOS model. To make the lot of footwear/shoes which covers sizes from 22 cm to 28.5 cm. there will be used a set of moulds which have a cavity corresponding to the model of the sole.

The delivery of the footwear according to sizes and of the moulds in the VAMOS set is presented in the Table no.1 below.

From Table no.1 we draw the conclusion that the set contains 20 pairs of moulds which will have to be set on the 12 work posts of the installation to get

different quantities of footwear according to size numbers; this will lead to the coupling of the moulds of different sizes on the same post in order to ensure a balanced loading of the work posts.

Table 1

Footwear size (cm)	Quantity (pairs)	Number of moulds (pairs)
22	40	1
22,5	80	1
23	130	1
1	420	
24	780	2
24,5	690	2
25	1270	2
25,5	1010	2
26	1010	2
26,5	680	2
27	650	1
2,5	410	1
28	230	1
28,5	10	1
Total	7500	20

It is considered that the balance of the work posts of the installation can be appreciated by the degree of balance of the loading, symbolized by E, expressed in % and which can be determined using the equation :

$$E = \left[1 - \frac{M(n - n_{\min})}{(M-1)n_{\max}} \right].100 \qquad (1)$$

in which:
M= the number of work posts of the installation;

n= the number of cycles of the rotating table necessary to make the lot of products P, for a certain assembly program and rolling of the moulds ;
n_{min} = minimum number of cycles of the rotating table necessary to make the same lot of products P, in the condition of an ideal balance of 100%, of M posts;
n_{max}= possible maximum number of cycles necessary to make the lot of products in the condition of null balance, 0%, respectively when all moulds of the set would be set successively only on one workpost.
In short, the degree of balance E can be calculated using the equation:

$$E = \frac{M(P-n)}{P(M-1)}.100 \qquad (2)$$

In the equation (2) the terms have the same meaning as in the equation (1).
For the concrete case under discussion:

M=12; $n_{min} = \frac{p}{m} = \frac{7500}{12} = 625$; n_{max}=P=7500;

$$n = \frac{P}{numberofpair/cycle} = \frac{7500}{6} = 1250$$

The degree of balance E, calculated using both equations, has the value of 90.9% in the case under discussion.
To make the lot P=7500 pair of shoes with the set formed of 20 pairs of moulds, which surpass the number of work posts (12) of the installation , there appears the problem of establishing the type of coupling of the moulds of different sizes on certain work posts. This time, symbolized T, is expressed in hours and can be determined using the equation:

$$T = \frac{PAS(M.L + I - M) + \sum Ts_i}{3600} \qquad (3)$$

in which:
PAS= the rhythm of the installation, in seconds, that is the time between 2 successive injections:
M= number of posts of the installation;
L = the loading of the respective mould expressed through the quantity of products which are made on it, expressed in pairs;
I = number of the order of the respective work post on the rotating table of the installation;
ΣTs_i = the sum of the changing time of the moulds from other posts on which the moulds where replaced, in seconds, if the replacement demanded to stop the

installation. At the injection installation of carousel type, the DESMA make, PAS = 6s and ΣTs_i = 400 s.

3. The obtained results and their interpretation

Taking into consideration the concrete values of the above sizes, through the automatic processing of the data there were obtained the results presented in Table 2.

The results in Table no.2 show that out of the set of 20 moulds only 19 will be used, when the installation starts to function and they will be assembled on the 12 posts of the installation in the following order 28/1, 25/2, 25/3, 22.5/4, 28.5/5, 22/6,25.5/7, 27/8,23/9,26.5/10,26.5/11, 24.5/12. After producing the quantity of shoes, the moulds that correspond to the extreme numbers of the series will be replaced with others as follows: 28 ----27.5 (post 1), 22.5 ---26 (post 4), 28.5----26 (post 5), 22----25.5(post 6), 23---- 23.5(post 9), 26.5---24(post 10), 26.5----24(post 11).

Table no. 2

Order number of work post	Size number of the mould set on the post(cm)	Quantity of shoes made on the post and mould(pairs)
1	initial 28 27.5	230 410 640
2	25	635
3	25	635
4	initial 22.5 26	80 550 630
5	initial 28.5 26	10 550 560
6	initial 22 25.5	40 505 545
7	25.5	505 505
8	27	650
9	initial 23 23.5	130 420 550
10	initial 26.5 24	340 390 730
11	initial 26.5 24	340 390 730
12	24.5	690
Total	19 moulds	7500 pairs

Through coupling the moulds of different sizes on the work posts shown, the variable loading is between the limits of (505 – 730) pairs/posts; and after a number

of 15.3 h of continuous functioning of the injection installation there can be achieved the entire lot of shoes of 7500 pairs.

For the variant of distribution and use of moulds on the work posts of the presented installation in Table no. 2, the concrete degree of balance of the installation (E), calculated with the equation (2) has the value:

$$E = \frac{12(7500 - 730)}{7500(12 - 1)}.100 = 98{,}47\%$$

4. Conclusions

1. To balance the loading of work posts of the injection installation of carousel type presented in the paper, can be achieved only when the number of moulds of the set is bigger than the number of the work posts of the installation.
2. The balance degree (E) is influenced by the type of rotation of the set of moulds on the work posts of the installation, the total size of the lot of shoes, the series of sizes in the lot, the quantity of shoes, on each size number of the series.
3. The automatic processing program of data used in the concrete case presented in the paper has a general character and it is used in all cases which obey the specified restriction in the first formulated conclusion.

Received May, 9 2005

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. Cociu V., Volocariu R., Ionescu C., *Moulds and Shaping Devices*, Rotaprint IP Iaşi 1983.
2. Croitoru D., *Tools and Automation for Leather Products*, Rotaprint IP Iaşi 1987.

POSIBILITĂȚI DE PROGRAMARE A MATRIȚELOR FOLOSITE PE INSTALAȚII DE TIP CARUSEL PENTRU INJECTAREA TĂLPILOR DIRECT PE FEȚELE ÎNCĂLȚĂMINTEI

(Rezumat)

Lucrarea prezintă aspecte referitoare la injectarea tălpilor din PVC direct pe fețele încălțămintei la o instalație de tip Carusel, dotată cu un parc de matrițe de o anumită structură, în condiții programate, astfel încât să se respecte repartiția procentuală a numerelor de mărime în cadrul scriei de mărimi în care se confecționează produsul. Utilizarea programată a matrițelor vizează asigurarea eficienței economice prin reducerea duratei ciclului de fabricație a loturilor de producție de mărimi diferite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LI (LV), Fasc. 4, 2005
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

D.C. 534; 620.1

VIBRATION ANALYSES ON HIP PROSTHESIS

BY

ALINA ZAHARIUC*, FLORIN MUNTEANU and VASILE MERTICARU***

Abstract: Mechanical vibration analyses, a traditional nondestructive testing tool, have been widely used by mechanical engineer to inspect for structural integrity. So, the purpose of the present paper is to present some vibration analyses for three types of hip prosthesis, from different materials. The three types of prosthesis are: "Exeter", made from steel, ABG II (Anatomical Bernoist – Girard), made from cobalt – chrome alloy, both from Stryker – Howmedica – Osteonics, and IMP (a custom made prosthesis - courtesy of Advanced Custom Made Implants, Leuven, Belgium), made from titanium. As the results showed, the material properties are very important in vibrational analyses. The experiments were backed up with some very encouraging modal analyses by finite elements modeling. The importance of these experiments and simulations is revealing for diagnosing the phenomena of early loosening, one of the problems of the total hip replacement.

Keywords: vibration analyses, modal analyses, hip implants, loosening.

1. Introduction

As well established from all over the entire scientific community, there is no perfect hip prosthesis. In spite of the advanced techniques of designing and technologies of manufacturing hip prosthesis, the average age of an implanted prosthesis is somewhere between 10 and 15 years. The most common cause of failure in time of these implants is the phenomena known as loosening, when the prostheses is no longer fixed in the bone and it is starting to move, causing additional loading in the local area and furthermore, pains or other septic complications. So, the specialists were trying to asset a tool for diagnosing the loosening in its early stages, so the surgeon could be able of performing an operation of revision before the appearance of bone destructions.

For several years, conventional imaging based techniques have been used (plain film radiography, digital subtracted arthrography, Roentgen stereophotogrammetric analysis, scintigraphy), but the diagnostic sensitivity and specificity are not entirely satisfactory [1]. A non-destructive testing tool, widely used by mechanical engineers to inspect for structural integrity, is mechanical vibration analysis. This technique has been successfully used to determine bone mechanical properties [2, 3]. Clinical applications of this research were monitoring of fracture healing [3] and in vivo assessment of bone mechanical properties [4]. Mechanical vibration analyses, a traditional non-destructive testing tool, have been widely used by mechanical engineer to inspect for structural integrity. The potential application of this technique in the orthopaedic area has been demonstrated to augment information from clinical

radiography, scintography and arthrography [4, 6]. The conclusion of these studies [2] was that vibration testing method was more sensitive than traditional X-ray.

Loosening in hip implants has two consequences. The first one is the change of the system parameters, the shifts of frequencies (in Frequency Response Function) and the changes in amplitude. The stiffness decreases, so the resonance frequencies decrease. Several references measurement is necessary in these cases. The second consequence is the development of non – linearities, measuring the distortions, the harmonic excitation, higher harmonics in output signal, the distorted signal. An important problem to consider in this case is the "background" distortion.

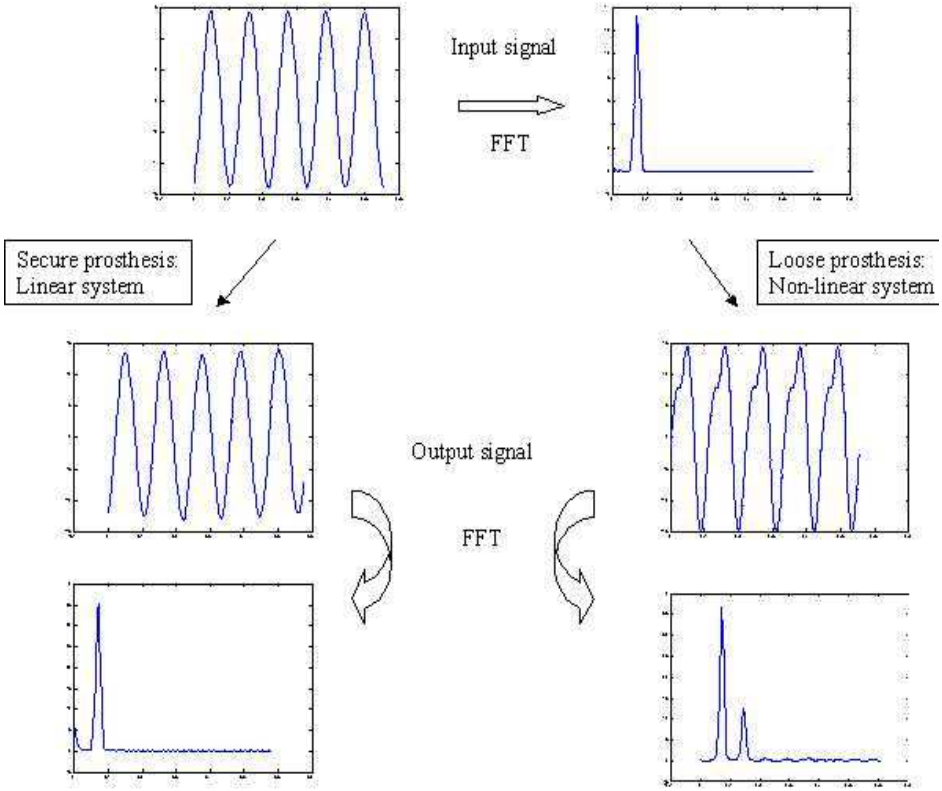


Fig. 1 Analogical scheme of the principle of the vibration analyses

For total harmonic distortion:

$$\text{thd} = \frac{\delta}{a_0 + \delta} \cdot 100\% \tag{1}$$

where δ = sum of amplitudes oh higher harmonics;
a_0 = sum of amplitudes of all harmonics.

$$\Delta RF = f_0 = \alpha\sqrt{\frac{EI}{ml^3}} = \alpha\sqrt{\frac{EI}{\mu l^4}} \tag{2}$$

ΔRF = the average of the resonance frequencies; [5]
f_0 = the natural frequency; [Hz]
α = material coefficient;
EI = flexural rigidity;

m = mass;
l = *total* length;
μ = mass density per unit length.
It is clear from the formula (2) the relationship between the material properties and the free vibration.

2. Methods and procedures

Three types of prosthesis were analyzed. The three types of prosthesis are: "Exeter", made from steel, ABG II (Anatomical Bernoist – Girard), made from cobalt – chrome alloy, both from Stryker – Howmedica – Osteonics, and IMP (a custom made prosthesis - courtesy of Advanced Custom Made Implants, Leuven, Belgium), made from titanium.

Fig. 2 The three types of hip prosthesis described above (from left to right, ABG II, Exeter and IMP)

Modal analyses mean some very sensitive analyses, so the virtual model in finite element must be as closer as possible to reality. The modeling started from the scanned images with computer – tomography technique. The number of images was equal to the slice number. The images have been loaded in *Mimics 8.0*, from *Materialise Software* package, respecting the slice distance = 0.4210 and the pixel size = 0.1305. Then, after building the two dimensional model of each prosthesis and enhancing the model, the file has been imported in *MSC_Patran_2001*, the preprocessing component of *MSC Marc*, a commercial finite element software package, so the three dimensional models were built. These ones have, after enhancing the quality of the meshes, have been imported in *MSC_Mentat_2001*, one of the postprocessing component of *MSC Marc* package.

Modal analyses mean the calculation of the modes of free vibration for a body, which are the microdeformations of the body. A very important characteristic of modal analyses is applying the material properties.

Table 1. Material properties for the prosthesis

Prosthesis (material)	Young modulus (GPa)	Density (kg/mm^3)
Exeter (steel)	200000	7.85e-009
IMP (titanium)	110000	7.51e-009
ABG (cobalt – chrome)	250000	8.50e-009

The Poisson coefficient was set to 0.3 in all three cases.

After establishing the material properties and checking the concordance between the units (the unit in finite element is millimeter), the mechanical boundary condition, like "fixed displacement" must be applied in all three directions, because the prosthesis is not floating in the air, but it is fixed in the bone.

The next step was to apply a load case, a dynamical modal one type, in the range 200 – 25000 Hz. It is very important to verify if the model is a solid one, by activating the three dimensional button of the analyses dimension. Then, the method "Lanczos" is activated and all the setting from "job results" menu must be cleared, because for the modal analyses is no need to apply another type of loading.

3. Results and discussions

The modal analyses were performed using three different sizes of the finite elements of the model, 1, 1.2 and 2. The results were almost the same, with some insignificant differences. The number of the increments was in the same range for the three types of prosthesis, 16 for Exeter (Fig. 3), 11 increments for the IMP prosthesis (Fig. 4) and 8 for the ABG prosthesis (Fig. 5). Different kind of vibrations ways have been noticed, like torsional and longitudinal ones and it is clear that the largest deformations occur in the distal part of the prostheses.

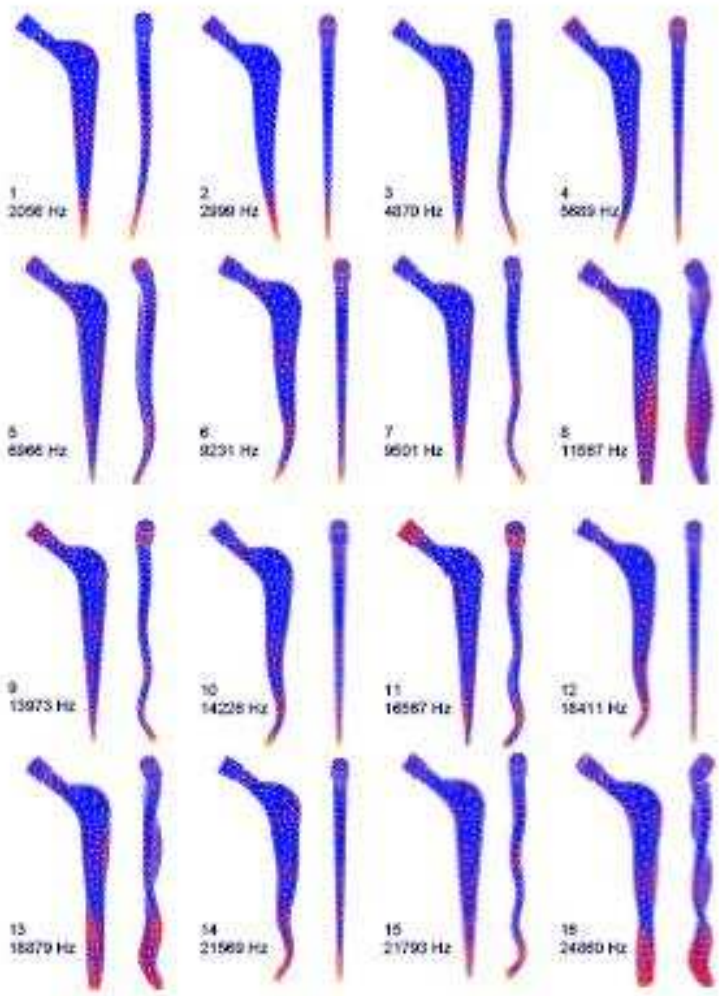


Fig. 3 Resonance frequencies and mode shapes of the first 16 natural vibration mode of an Exeter prosthetic stem, as calculated by FE modelling.

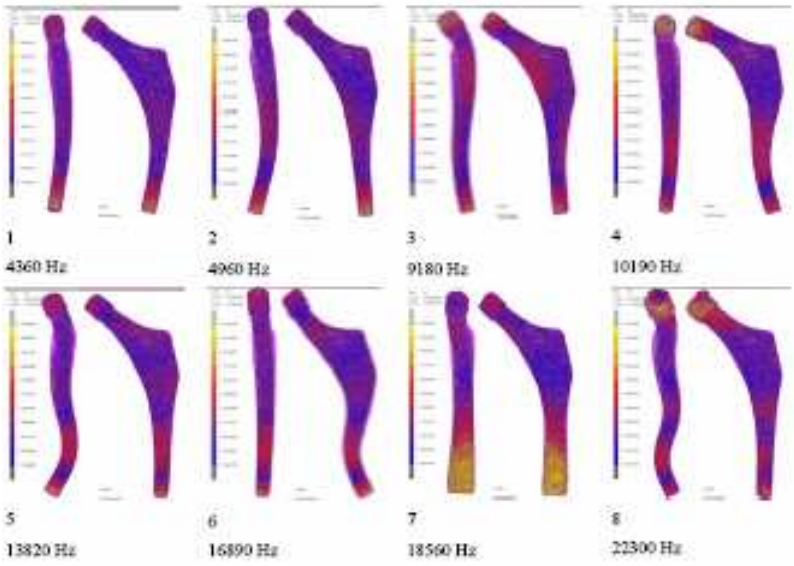


Fig. 4 Resonance frequencies and mode shapes of the first 8 modes of an ABG prosthesis.

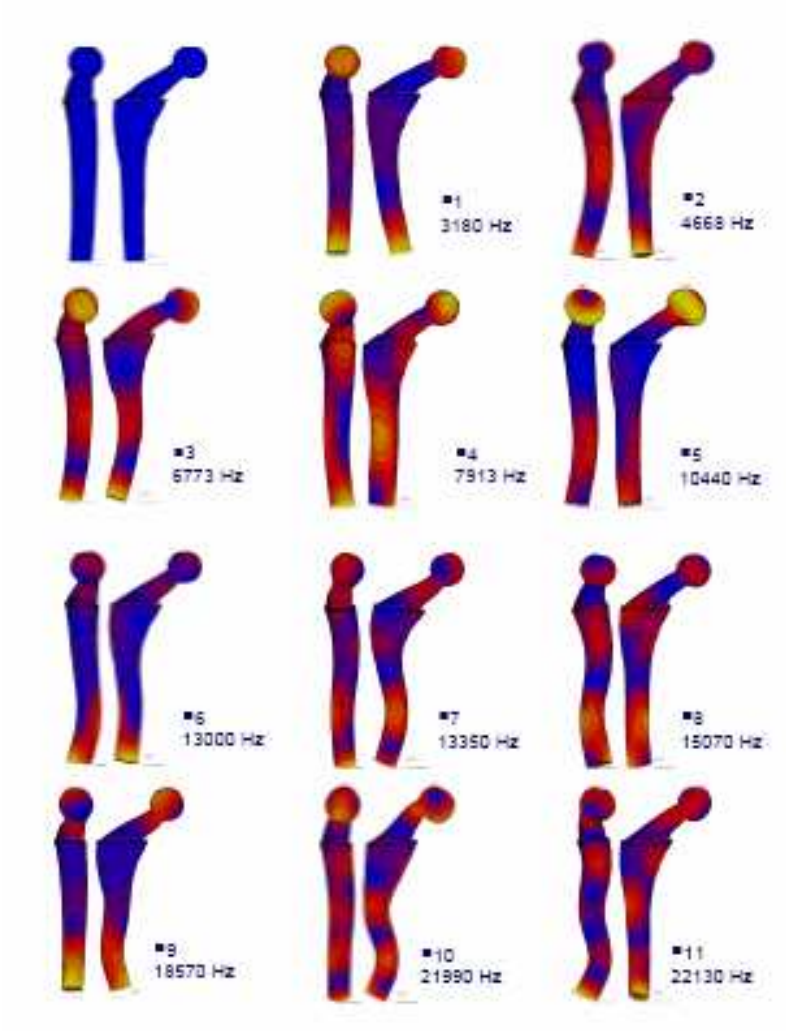


Fig. 5 Resonance frequencies and mode shapes of the first 11 modes of a custom made prosthesis (IMP)

The formula showing the dependence between the material properties and the natural frequencies is respected, so the first way of vibration, the first way of vibration of Exeter prosthesis being at 2056 Hz, of IMP at 3180 Hz and of ABG II at 4378 Hz, with the respect of the material properties of each prosthesis (Fig. 6).

$$f_0 = \alpha\sqrt{\frac{EI}{ml^3}} = \alpha\sqrt{\frac{EI}{\mu l^4}}$$

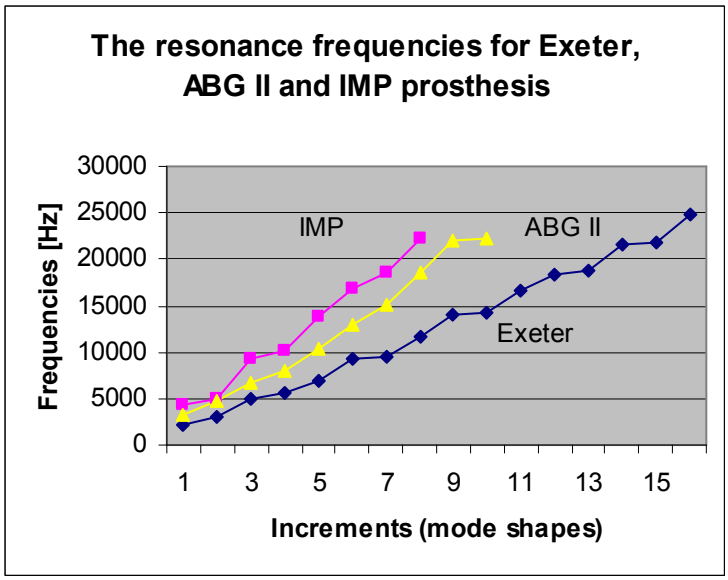


Fig. 6 The resonance frequencies (increments) for the three types of prosthesis

The increase in resonance frequency shift with increasing complexity of the mode shape of the prosthesis system was also observed. This observation is in accordance with the work of Qi *et al* [3] who state that the most sensitive frequency band for observing defects in the femur/prosthesis connection is above 2500 Hz.

The results of the simulations are very encouraging, because they are in the same range as the results of the experiments performed in reality. An experimental set-up was used for measuring the resonance frequencies in the range 0 – 20000 Hz the Exeter prosthesis. The set – up components were (from the left side in Fig. 7) a power amplifier, a spectrum analyzer, a signal amplifier, a shaker and an accelerometer, put on the neck of the prosthesis, an area which is accessible during the operation. So, the measurements could be performed in the same time with the implantation and any mistake of placing the prosthesis in the femur would be avoided. The Exeter prosthesis was suspended horizontally in approximately free-free conditions by means of compliant elastic bands. The noise excitation from the shaker was used, and the FRF (frequency response function) was recorded with the spectrum analyzer. These experiments are the some preliminary results. In the future, there is to predict that some prosthesis with an accelerometers mounted inside would be implanted successfully and early loosening would be easy to measure at that level. Figure 8 presents on the same graphic two series of five measurements, compared with the resonance frequencies calculated with finite elements analyses.

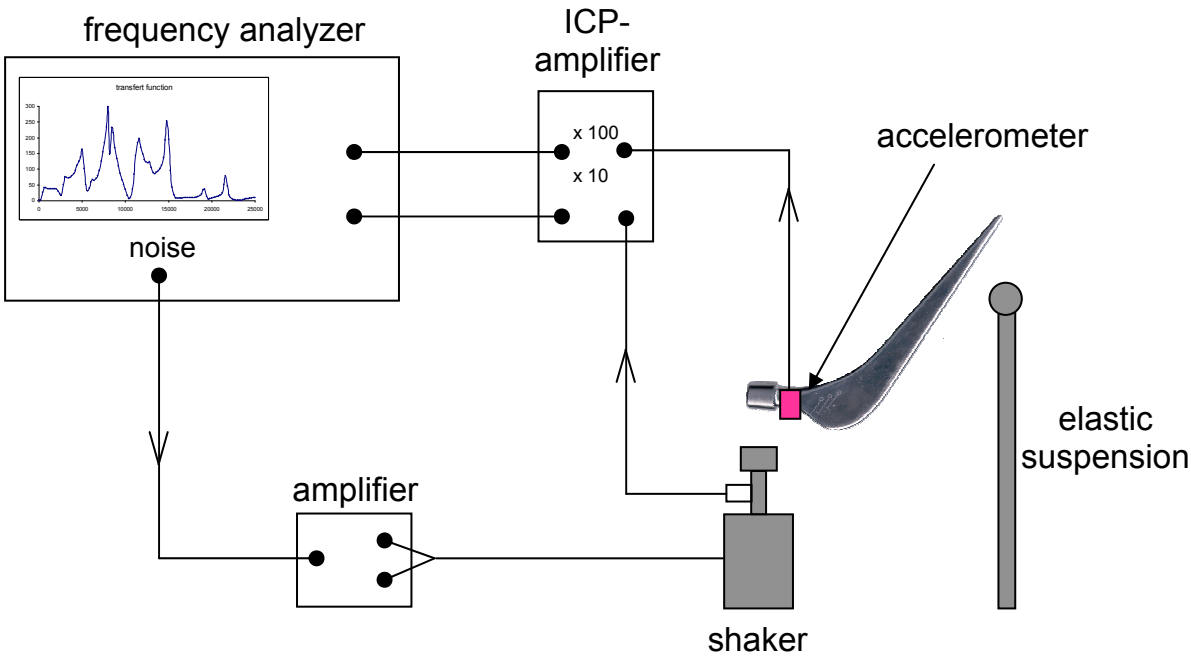


Fig. 7 Experimental set-up for measuring the frequency response function for an Exeter prosthesis

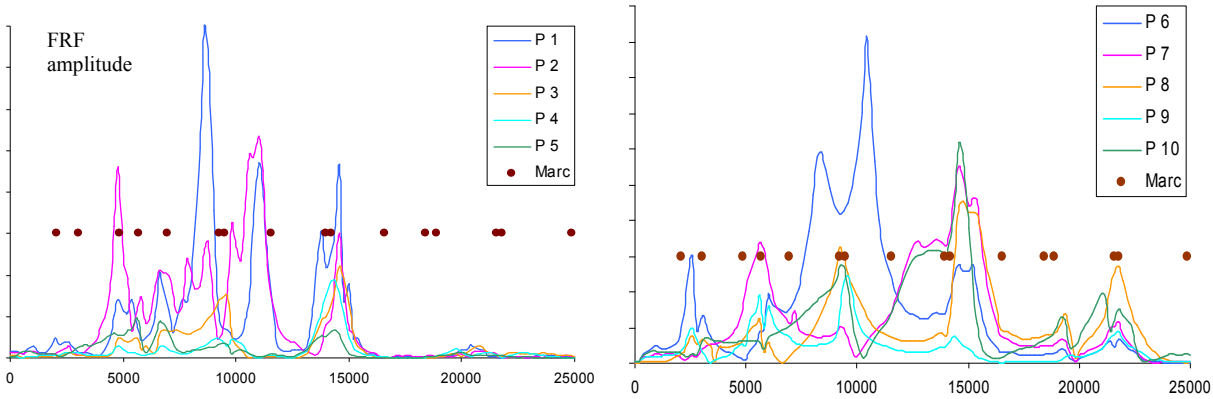


Fig. 8 The graphic representation of the frequency response function (on the ordinate axis) with the respect of the resonance frequencies, captured from the screen of the frequency analyzer – the brown point are the resonance frequencies calculated with MSC Marc – Mentat

4. Conclusion and future work

The results of the finite elements analyses of all three prosthesis are very revealing and the experimental measurements confirm them. Vibrational analyses represent a very sensitive tool for measuring non-invasively the degree of loosening, so the imperfections of the material integrity, which could not be detected using usual techniques. After the operation, to measure non-invasively, an instrumented prosthesis with telemetry is necessary. A prototype version with built-in accelerometer is available [7]. To avoid excitation through the skin, an actuator should also be included in a future version. Also, a complete model of the bone – cement – prosthesis system should be analyzed and discussed.

Received May, 10 2005

**The "Gh.Asachi" Technical University, Iaşi*
***The "Gr. T. Popa" University of Medicine and Pharmacy, Iaşi*

REFERENCES

1. Jaecques S.V.N., Păstrăv C., Zahariuc A., Van der Perre G. - *Analysis of the Fixation Quality of Cementless Hip Prostheses Using a Vibrational Technique*, **International Conference of Noise and Vibration Engineering,** Leuven – Belgium, 2004, **443-456**
2. A.P. Georgiou, J.L. Cunningham - *Accurate Diagnosis of Hip Prosthesis Loosening Using a Vibrational Technique*, **Clinical Biomechanics**, 16, 4 , 2001, **315-323**
3. G. Qi, W.P. Mouchon, T.E. Tan - *How Much Can a Vibrational Diagnostic Tool Reveal in Total Hip Arthroplasty Loosening*, **Clinical Biomechanics**, 2001, 18, 5, **444-458**
4. D. Rosenstein, G.F. McCoy, C.J. Bulstrode, P.D. McLardy-Smith, J.L. Cunningham, A.R. Turner-Smith A.R. - *The differentiation of loose and secure femoral implants in total hip replacement using a vibrational technique: an anatomical and pilot clinical study*, Proc. Inst. Mech. Eng. Part H: **J. Eng. Med.**, 203, 2, Professional Engineering Publishing, 1989, **77-81**
5. Thomson W. - ***Theory of vibration with applications,*** Fourth Edition, Stanley Thomes Publishers Ltd., 1998, **18-28**
6. R.J. Collier, R.J. Donarski, A.J. Worley, A. Lay, A. - *The use of externally applied mechanical vibrations to assess both fractures and hip prosthesis*, in A.R. Turner-Smith, Editor, **Micromovement in Orthopaedics,** University Press, Oxford , **151**
7. A.D. Heiner, T.D. Brown - *Structural Properties of a New Design of Composite Replicate Femurs and Tibias*, **J. Biomechanics**, 34, 6, 2001, **773-781**
8. R. Puers, M. Catrysse, G. Vandevoorde, R.J. Collier, E. Louridas, F. Burny, M. Donkerwolcke, F; Moulart - *A telemetry system for the detection of hip prosthesis loosening by vibration analysis*, **Sensors and Actuators A-Physica**l, Vol. 85, No. 1-3, Elsevier, 2000, 42-**47**

ANALIZA VIBRAŢIONALĂ PE PROTEZE DE ŞOLD

(**Rezumat**)

Analiza mecanică vibraţională, un procedeu de testare nedistructivă tradiţional, a fost utilizată pe larg de inginerii mecanici pentru a verifica integritatea structurală. Deci, scopul lucrării de faţă este de a prezenta câteva analize vibraţionale, pentru trei tipuri de proteze de şold, din materiale diferite. Cele trei tipuri de proteze sunt: „Exeter", fabricată din oţel de tip Orthinox, ABG II („Anatomical Bernoist – Girard"), din aliaj de cobalt – crom, ambele fabricate de „Stryker – Howmedica – Osteotonics şi IMP (o proteză pe măsură fabricată la Advanced Custom Made Implants, Leuven, Belgia), din titan. După cum o demonstrează şi rezultatele, proprietăţile de material sunt foarte importante în analizele vibraţionale. Experimentele au fost susţinute de câteva foarte încurajatoare analize modale în element finit. Importanţa acestor analize este relevantă pentru diagnosticul fenomenului de slăbire precoce a fixării implanturilor de şold, una din problemele operaţiei de înlocuire totală a şoldului.

Tipar Digital realizat la **Tipografia** pim
Șoseaua Ștefan cel Mare nr. 11
Iași - 700498
Tel. / fax: **0232-212740**
e-mail:editurapim@pimcopy.ro
www.pimcopy.ro

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IASI

Publicat de

UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH. ASACHI", IAŞI

Tomul LIII (LVII)

Fasc. 4

Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2007

President of the Editorial Board of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Nicolae Badea, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Editor-in-Chief of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Ion Giurma, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Vice-Rector of Technical University "Gh. Asachi" of Iasi

Managing Editor of Bulletin of the Polytechnic Institute
Prof. dr. eng. Dan Galusca, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Dean of the Faculty of Materials Science and Engineering

Managing Editor of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc. prof. dr. eng. Iulian Ionita, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Scientific secretary of the Faculty of Materials Science and Engineering

Editorial Board of the Section MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Prof. dr. eng. Yuri A. Burenmikov, Vinnitsia State Technical University, Ukraine
Prof. dr. eng. Borivoje Mišković, Yugoslav Association of Metallurgical Engineers, Belgrad, Serbia-Muntenegru
Prof. dr. eng. Paolo Nanni, Universitad egli Studi da Genova, Italy
Prof. dr. eng. Strul Moisa, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel
Prof. dr. eng. Corneliu Munteanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Vasile Cojocaru-Filipiuc, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Constantin Baciu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Luchian Zaharia, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Ioan Carcea, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Adrian Dima, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof. dr. eng. Ioan Alexandru, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Prof.dr.eng. Gelu Barbu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Leandru Gheorghe Bujoreanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Ioan Rusu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Gheorghe Badarau, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania
Assoc. prof. dr. eng. Petrica Vizureanu, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania

Editorial Secretary of the MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
Assoc. prof. dr. eng. Gheorghe Badarau, Technical University "Gh. Asachi" Iasi, Romania

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LIII (LVII) 2007

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

ALBU-IACOB CRISTINA - STUDIES CONCERNING THE INFLUENCE OF THE COOLING RATE IN THE DEVELOPMENT OF TWO – PHASE STRUCTURES OF BRASSES	1
BABJUCK T.I., AVDEJEV S.G. and SHEVCHUK I.V. - ON POSSIBILITY OF CU ELASTIC MODULI EVALUATION BYX-RAY DIFFRACTOMETRY DATA	7
BEJINARIU C., RUSU I., MOLDOVEANU V.V. and TOMA ŞI. - THE CHEMICAL CRYSTALLINE PHOSPHATATION OF STEEL SEMI PRODUCTS FOR COLD EXTRUSION	11
BENŢA M.D. - ASPECTS REGARDING THE MEASURING AND ENVIRONMENT OF THE ATOMIC FORCE MICROSCOPE	17
BURENNIKOV YU., KOZLOV L. and REPINSKIY S. - DYNAMICS OF THE HYDRAULIC DRIVE CONTROL SYSTEM WITH VARIABLE-DISPLACEMENT PUMP	23
BUZAIANU A., RADUCANU DOINA, TRUSCA ROXANA, VASILE E., COJOCARU V.D., RUSU I., MUNTEANU C., LOZNEANU M. and CARP O. - VERSATIL TITANIUM ALLOY FOR BIOMEDICAL APPLICATION TO SPINAL IMPLANTS	31
CANANAU N., GURAU GH. and ALEXANDRU P. - EXPERIMENTAL MODEL FOR EVALUATION OF BENDING BODY INTENSITY AND CORRELATION OF THE SEMIPLANETARY ROLLING PROCESS FACTOR	41
CANANAU N., GHEORGHIES C., GURAU GH. and GURAU CARMELA - CHANGES OF FINE STRUCTURE AND MICROSTRUCTURE INDUCED BY SEMI-PLANETARY ROLLING	49
CARCEANU IRINA, POPA ANGELA, MACOVEI C., COSMELEATĂ GEORGETA and ROCEANU I. - CONSIDERATION CONCERNING THE MANUFACTURING OF HEAVY ALLOYS WITH NANOMETRIC STRUCTURE BY POWDER METALLURGY TECHNIQUES	55
CATANA D. - DEPENDENCE BETWEEN DEFORMATION SPEEDS AND HIGH ALLOY STEEL PLASTIC DEFORMATION STRENGTH	63
CIOBANU GABRIELA, CARJA GABRIELA, HARJA MARIA and ISTRATI LĂCRĂMIOARA - DETERMINATION OF COHESIVE ENERGY DENSITY OF POLYURETHANE MEMBRANES BY SWELLING MEASUREMENTS	67
COMANECI R. - MICROSTRUCTURAL CHANGES OF BEARING STEELS 100Cr6 AND 100CrMn6 INDUCED BY THERMOMECHANICAL TREATMENTS	71
COMANECI R. and ZAHARIA L. - FINITE ELEMENT AND EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING OF ALUMINUM AND AA5083 ALUMINUM ALLOY	77

CONSTANTIN I., TALOI D., VLĂDUȚIU LIANA MARIA and TALOI LILIANA - MATHEMATICAL MODEL FOR ADVANCED DESOXYDATION IN VACUUM OF METALS	85
DRUGESCU ELENA, POTECAȘU O., POTECAȘU FLORENTINA and ALEXANDRU P. - RESEARCH ON THE FACTORS THAT HAVE AN INFLUENCE UPON THE STRUCTURES AND PROPERTIES OF THE AS STEEL STRIPS INTENDED FOR DEEP-DRAWING	91
FILCENCO- OLTEANU ANTONETA, RADULESCU ROZALIA, AURELIAN F., PANTURU EUGENIA and GRIGORAS LUCI - SYNTHESIS AND CHARACTERIZATION OF ORGANIC PHASE GOLD NANOPARTICLES OBTAINED THROUGTH CHLOROAURATE IONS REDUCTION WITH SODIUM CITRATE	99
FIRESCU LUCIA, MĂRGINEAN I., BRATU C. and ROMAN MARIA - CASTING PATTERN DESTINED TO CORELATE THE EXPANDED PARAMETERS PROCESS WITH QUALITY DEMANDS FOR THE GATING SYSTEM AND FULL MOULD CASTING	105
GHEORGHIU DIANA ANTONIA, LUCA D., BEJINARU C. and TOMA ȘT. - ABOUT THE DESIGN OF ADD FILLER MATERIALS WITHOUT NICKEL CONTENT FOR CAST IRON WELDING – PART I	111
GHEORGHIU DIANA ANTONIA, BACIU C. and BEJINARU C. - ABOUT THE DESIGN OF ADD FILLER MATERIALS WITHOUT NICKEL CONTENT FOR CAST IRON WELDING – PART II	115
HARJA MARIA, CIOBANU GABRIELA, ISTRATI LĂCRĂMIOARA and CÂRJĂ GABRIELA - CONVERSION OF FLY ASH TO ZEOLITES FOR WASTE WATER TREATMENT. I. ESTABLISH THE EXPERIMENTAL CONDITIONS	119
IACOB E., RUSU I., IACOB OANA, CARP O., and SARMASANU VERONICA - EVALUATION OF METAL ALLOYS BIOCOMPATIBILITY BY MEANS OF CELL CULTURE	127
ITZHAK D., VAGO R., PASTERNAK G. and MOISA S. - BEHAVIOR OF VARIOUS METALS IN THE RED SEA CORAL-REEF ENVIRONMENT	129
LOZOVAN M., DOBREA V., BACIU C. and PEPTĂNARIU M. - STUDY ON THE THERMAL EXPANSION AND ELASTIC PROPERTIES OF THE ELINVAR ALLOYS	139
LOZOVAN MIHAELA - MODELS OF INFORMATION ASYMMETRIES	143
LOZOVAN MIHAELA - FIRM'S OPTIMAL CAPITAL STRUCTURE DECISION	147
MARIAȘIU F. - THE INCREASING DIESEL ENGINE CON ROD BEARINGS RELIABILITY BY USING PVD (PHYSICAL VAPOUR DEPOSITION) PROCESS	151
MINEA ALINA ADRIANA - THEORETICAL STUDIES ON ELUTRIATION OF PARTICLES FROM FLUIDIZED BEDS	155
MOLDOVEANU V.V., CALANCIA O. and DRĂGOI L. - DYNAMIC OF MECHANO-ELASTIC SYSTEMS FOR CHANGING OF SPOOL AT WAVING MACHINES	161
CALANCIA O., MOLDOVEANU V.V. and DRAGOI PETRONELA - CONSIDERATIONS REGARDING THE COMPOSITIONAL AND AESTHETIC ELEMENTS OF THE TEXTILE MACHINES	165
NANNI P., BUSCAGLIA M.T., CALDERONE R.V., BUSCAGLIA V., MITOȘERIU L. and VIVIANI M. - TAILORING OF PEROVSKITE OXIDE NANOPOWDERS AND SINTERING TO NANOCRYSTALLINE DENSE CERAMICS	169

NEDELCU I., CARCEANU IRINA, COSMELEATA G., ROCEANU I. and BOTAN V. - CONSIDERATION CONCERNING THE MANUFACTURING OF MARAGING 300 STEEL	175
NEDELCU MARIA and SUSAN M. - ASPECTS REGARDING THE MODERNIZATION OF THE AIR-STEAM DROP HAMMERS WITH DOUBLE EFFECt	183
NICOLAE A., SOHACIU MIRELA, VÎLCIU IRINA and MILEA BRÂNDUŞA NETTY - THE THERMODYNAMICAL ANALYSIS OF THE ECONOMICAL-ECOLOGICAL EVENTS MUST BE COMPLETED WITH ESTIMATIONS BASED ON THE SYSTEM THEORY AND PROCESS KINETICS	191
OLARU I. - STUDY ABOUT BRAZING TECHNOLOGY	195
OLARU I. and COBREA C. - OVERVIEW ON WELD AND BRAZE DEFECTS AND NON DESTRUCTIVE TESTING METHODS	201
OPRISAN S., BUZAIANU A., FLIOREA I., CONSTANTIN N., BANU C., SPINEANU B. and MARIN I.R. - MEMS USE IN HEALTH MONITORING OF COMPOSITE AERONAUTICAL REPAIR STRUCTURES	207
PEPTANARIU M., SUSAN M., LOZOVAN M. and DUMITRAŞ P. - THE SORTING INSTALLATION BASED ON ULTRASONIC WAVES	217
PEPTANARIU M., SUSAN M. and DUMITRAŞ P. - ULTRASONIC ENSEMBLE USED TO DRAW METALLIC PIPES AND WIRES IN ULTRASONIC FIELD	221
POPA ANGELA, CÂRCEANU IRINA, MACOVEI C. and CÂNDEA V. - STUDY CONCERNING THE MILLING PARAMETERS ON THE STRUCTURES AND PROPERTIES OF NI-TI ALLOYS	225
ROMAN MARIA, TEODORESCU ROMANIŢA, BĂDILIŢĂ V., FIRESCU LUCIA and GHEORGHE MARIA - SOME RESULTS OF RESEARCHES REGARD SOLUBLE SALT REMOVING FROM SECONDARY ALUMINIUM DROSS / SALTS SLAG	231
RUSU I., BACIU C., BACIU MARIA, NICOLAU B. and BULAI M. - METHODS OF MODELLING FOR PREDICTING RELIABILITY AND RISK	239
SAMUEL M. - REINFORCEMENT OF RECYCLED ALUMINUM ALLOY SCRAP WITH SAFFIL CERAMIC FIBERS	245
STRUGARU S.I., MUNTEANU C., ALEXANDRU A., RACLARIU G.C., CHIHAI S. and TANASUCA S. - THE EFFECTS ON STRUCTURE AND HARDNESS OF BEARING STEELS TREATED CRYOGENICALY	263
SUSAN M., PEPTANARIU M., ACHITEI D.C., CARABET R.G. and CHIRIAC M. - VARIATION OF MECHANICHAL CARACTERISTICS OF HIGH STRENGTH WIRES DRAWN IN ULTRASONIC FIELD	269
SUSAN M., ILIESCU V., PEPTANARIU M., DUMITRAS P. and TOMA ŞT. - SUBSTRUCTURAL CHANGES IN WIRES DRAWN IN ULTRASONIC FIELD, THE SONODRAW SYSTEM	275
TĂNASE CLAUDIA, ŞTEFĂNESCU C. and NECULĂIASA V. - CONTRIBUTIONS REGARDING THE MODERN TECHNOLOGY OPERATIONALIZATION, WITH EQUPMENTS MADE IN ROMANIA FOR THE INTRODUCTION OF THE UNDERGROUND PIPES, WITHOUT DIGGING	279
TANASUCA S., ALEXANDRU A., RACLARIU G.C., MIHAILESCU N. and STRUGARU S.I - LAYERS WITH HIGH ABRASIVE WEAR RESISTANCE DEPOSED ON ALLOYED STEELS WITH DUPLEX TREATMENTS	287

TORODOC N. and GIACOMELLI I. - THE INFLUENCE OF EXTERNAL FACTORS UPON THE TRANSFORMATIONS AT TEMPERING IN HIGH-SPEED STEELS	291
TOFAN L., PADURARU C. and BILBA D. - PHYSICALLY MODIFIED POLYURETHANE FOAMS AS EFFICIENT SORBENT MATERIALS IN LIFE QUALITY ASSURANCE	297
TOMA ST.I., GĂLUŞCĂ D.G., BEJINARIU C. and TIMOFTE N. - THE INFLUENCE OF DIFUSSION ON THE ALLUMINIUM LAYERS ADERENCE DEPOSED BY THERMAL SPRAUING	303
TOMA ST.I., GĂLUŞCĂ D.G., BACIU C. and SUSAN M. - THE DETERMINATION OF THE SPECIFIC EQUATION AT THE IMPACT BETWEEN A TRUNCATED SPHERICAL LIQUID DROPLET AND A FLAT SURFACE	309
TOMA ST.I., GĂLUŞCĂ D.G., BACIU C., SUSAN M. and BEJINARIU C. - THEORETICAL CONSIDERATIONS REGARDING TO THE SUPERFICIAL TENSION INFLUIENCE ON THE CONTACT BETWEEN A MELTING DROPLET AND A FLAT SURFACE	315
VASILE E., BUZAIANU A., RADUCANU DOINA, ALEXANDRESCU ELVIRA,. COJOCARU V.D, RUSU I., MUNTEANU C., LOZNEANU M. and CARP O. - GENERAL INVESTIGATION OF COMPLEX Co-W ALLOYS TO SPINAL IMPLANTS	321
VLĂDUŢIU LIANA MARIA, TALOI D., CONSTANTIN I., ŞOTCĂ D. and PERETEANU FLORENTINA - PREPARATION OF MICROMETRE-SIZE COPPER POWDERS, BY REDUCTION IN LIQUID POLYOLS	329
WUSINCZKY E., WUSINCZKY D.I. and POPESCU R.M. - HIP JOINT-IMPLANTS	333
WUSINCZKY D.I., WUSINCZKY E. and POPESCU R.M. - TITAN BASED BIOMATERIALS BEHAVIOR USED IN JOINT REPLACEMENTS	339

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF JASSY
Tomul LIII (LVII) 2007

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

ALBU-IACOB CRISTINA - STUDII PRIVIND INFLUENŢA VITEZEI DE RĂCIRE ASUPRA FORMĂRII STRUCTURILOR BIFAZICE ALE ALAMELOR	1
BABJUCK T.I., AVDEJEV S.G. şi SHEVCHUK I.V. - POSIBILITĂŢI DE EVALUARE A MODULULUI ELASTIC A Cu CU AJUTORUL DIFRACTOMETRIEI CU RAZE X	7
BEJINARIU C., RUSU I., MOLDOVEANU V.V. şi TOMA ŞT. - FOSFATAREA CHIMICĂ CRISTALINĂ A SEMIFABRICATELOR DIN OŢEL PENTRU EXTRUDARE LA RECE	11
BENŢA M.D. - ASPECTE PRIVIND MĂSURAREA şi MEDIUL DE LUCRU AL MICROSCOPULUI DE FORŢĂ ATOMICĂ	17
BURENNIKOV YU., KOZLOV I. şi REPINSKIY S. - DINAMICA SISTEMULUI DE CONTROL AL DIRECŢIEI CU POMPĂ VARIABILĂ	23
BUZAIANU A., RADUCANU DOINA, TRUSCA ROXANA, VASILE E., COJOCARU V.D., RUSU I., MUNTEANU C., LOZNEANU M. şi CARP O. - ALIAJ DE TITAN PENTRU APLICAŢII BIOMEDICALE CU UTILIZARE LA OBTINEREA IMPLANTURILOR SPINALE	31
CANANAU N., GURAU GH. şi ALEXANDRU P. - MODEL EXPERIMENTAL DE EVALUARE A INTENSITĂŢII DE ÎNCOVOIERE A UNUI CORP ŞI CORELAREA ACESTUIA CU FACTORII PROCESULUI DE LAMINARE SEMIPLANETARĂ	41
CANANAU N., GHEORGHIES C., GURAU GH. şi GURAU CARMELA - MODIFICĂRI ALE STRUCTURII FINE PRIN LAMINAREA SEMIPLANETARĂ	49
CARCEANU IRINA, POPA ANGELA, MACOVEI C., COSMELEATĂ GEORGETA şi ROCEANU I. - CONSIDERATII PRIVIND REALIZAREA ALIAJELOR GRELE CU STRUCTURA NANOMETRICA PRIN TEHNICI SPECIFICE METALURGIEI PULBERILOR	55
CATANA D. - DEPENDENTA DINTRE VITEZA DE DEFORMARE SI REZISTENTA LA DEFORMARE A OTELURILOR INALT ALIATE	63
CIOBANU GABRIELA, CARJA GABRIELA, HARJA MARIA şi ISTRATI LĂCRĂMIOARA - DETERMINAREA DENSITĂŢII ENERGIEI DE COEZIUNE A MEMBRANELOR POLIURETANICE PRIN MĂSURAREA GRADULUI DE UMFLARE	67
COMANECI R. - MODIFICARI STRUCTURALE ALE OTELURILOR DE RULMENTI 100Cr6 SI 100CrMn6 INDUSE PRIN TRATAMENT TERMOMECANIC	71

COMANECI R. şi ZAHARIA I. - CERCETARI EXPERIMENTALE SI ANALIZA CU ELEMENT FINIT PRIVIND DEFORMAREA ALUMINIULUI SI A ALIAJULUI AA5083 IN CANALE UNGHIULARE EGALE	77
CONSTANTIN I., TALOI D., VLĂDUŢIU LIANA MARIA şi TALOI LILIANA - MODEL MATEMATIC DE DEZOXIDARE AVANSATĂ ÎN VID A METALELOR	85
DRUGESCU ELENA, POTECAŞU O., POTECAŞU FLORENTINA şi ALEXANDRU P. - CERECETAREA FACTORILOR CE INFLUENŢEAZĂ STRUCTURA ŞI PROPRIETĂŢILE TABLELOR DIN OŢEL A5 FOLOSITE LA LAMINARE INTENSĂ	91
FILCENCO- OLTEANU ANTONETA, RADULESCU ROZALIA, AURELIAN F., PANTURU EUGENIA şi GRIGORAS LUCI - SINTEZA SI CARACTERIZAREA NANOPARTICULELOR DE AUR OBTINUTE IN FAZA ORGANICA PRIN REDUCEREA IONILOR CLOROAURICI CU AJUTORUL CITRATULUI DE SODIU	99
FIRESCU LUCIA, MĂRGINEAN I., BRATU C. şi ROMAN MARIA - MODEL DE TURNARE PENTRU CORELAREA PARAMETRILOR DE EXPANDARE CU CERINŢELE DE CALITATE PENTRU TURNAREA CU MODELE GAZEIFICABILE	105
GHEORGHIU DIANA ANTONIA, LUCA D., BEJINARU C. şi TOMA ŞT. - PROIECTAREA UNOR MATERIALE DE ADAOS FARA NICHEL PENTRU SUDAREA FONTELOR – PARTEA I	111
GHEORGHIU DIANA ANTONIA, BACIU C. şi BEJINARU C. - PROIECTAREA UNOR MATERIALE DE ADAOS FARA NICHEL PENTRU SUDAREA FONTELOR – PARTEA A II-A	115
HARJA MARIA, CIOBANU GABRIELA, ISTRATI LĂCRĂMIOARA şi CÂRJĂ GABRIELA - CONVERSIA CENUŞII ÎN ZEOLIŢI PENTRU TRATAREA APELOR UZATE. I. STABILIREA CONDIŢIILOR EXPERIMENTALE	119
IACOB E., RUSU I., IACOB OANA, CARP O., şi SARMASANU VERONICA - EVALUAREA BIOCOMPATIBILITĂŢII ALIAJELOR METALICE PRIN INTERMEDIUL CULTURILOR CELULARE	127
ITZHAK D., VAGO R., PASTERNAK G. şi MOISA S. - COMPORTAREA DIFERITELOR METALE ÎN MEDIUL DE CORALI DIN MAREA ROŞIE	129
LOZOVAN M., DOBREA V., BACIU C. şi PEPTĂNARIU M. - STUDIU ASUPRA DILATĂRII TERMICE ŞI A PROPRIETĂŢILOR ELASTICE ALE ALIAJELOR ELINVAR	139
LOZOVAN MIHAELA - MODELE ALE ASIMETRIEI INFORMAŢIONALE	143
LOZOVAN MIHAELA - DECIZIILE FIRMEI PENTRU REALIZAREA UNEI STRUCTURI FINANCIARE OPTIME	147
MARIAŞIU F. - CREŞTEREA FIABILITĂŢII CUZINEŢILOR UNUI MOTOR DIESEL PRIN APLICAREA TEHNOLOGIEI PVD	151
MINEA ALINA ADRIANA - CONTRIBUTII TEORETICE PRIVIND ELUTRIATIA PARTICULELOR DINTR-UN PAT FLUIDIZAT	155
MOLDOVEANU V.V., CALANCIA O. şi DRĂGOI L. - DINAMICA SISTEMELOR MECANO-ELASTICE DE SCHIMBARE A CANETELOR DE LA MAŞINILE DE ŢESUT	161
CALANCIA O., MOLDOVEANU V.V. şi DRAGOI PETRONELA - CONSIDERAŢII ASUPRA ELEMENTELOR COMPOZITIONALE SI ESTETICE ALE MAŞINILOR TEXTILE	165

NANNI P., BUSCAGLIA M.T., CALDERONE R.V., BUSCAGLIA V., MITOŞERIU L. şi VIVIANI M. - EVOLUŢIA COMPORTĂRII HISTERETICE A UNOR ALIAJE CU MEMORIA FORMEI ÎN FUNCŢIE DE SARCINA APLICATĂ	169
NEDELCU I., CARCEANU IRINA, COSMELEATA G., ROCEANU I. şi BOTAN V. - CONSIDERATII PRIVIND REALIZAREA OTELURILOR MARAGING 300	175
NEDELCU MARIA şi SUSAN M. - CONSIDERATII PRIVIND MODERNIZAREA CIOCANELOR MATRITOARE ABUR-AER CU DUBLU EFECT	183
NICOLAE A., SOHACIU MIRELA, VÎLCIU IRINA şi MILEA BRÂNDUŞA NETTY - ANALIZA TERMODINAMICĂ A EVENIMENTELOR ECONOMICO-ECOLOGICE, COMPLETATE CU ESTIMĂRI BAZATE PE TEORIA SISTEMELOR ŞI CINETICA PROCESELOR	191
OLARU I. - STUDII PRIVIND TEHNOLOGIA BRAZĂRII	195
OLARU I. şi COBREA C. - STUDIU ASUPRA DEFECTELOR DE SUDURĂ/BRAZARE ŞI METODE NONDESTRUCTIVE DE ANALIZĂ A ACESTORA	201
OPRISAN S., BUZAIANU A., FUIOREA I., CONSTANTIN N., BANU C., SPINEANU B. şi MARIN I.R. - MONITORIZAREA STRUCTURILOR COMPOZITE UTILIZATE IN REPARATIILE AERONAUTICE PRIN INTERMEDIUL MEMS	207
PEPTANARIU M., SUSAN M., LOZOVAN M. şi DUMITRAŞ P. - INSTALATIE DE SORTARE BAZATA PE OSCILATII ULTRASONICE	217
PEPTANARIU M., SUSAN M. şi DUMITRAŞ P. - ANSAMBLU ULTRASONIC UTILIZAT PENTRU TREFILAREA TEVILOR METALICE SI SARMELOR IN CAMP ULTRASONIC	221
POPA ANGELA, CÂRCEANU IRINA, MACOVEI C. şi CÂNDEA V. - STUDIU PRIVIND INFLUENŢA PARAMETRILOR DE MĂCINARE ASUPRA STRUCTURII ŞI PROPRIETĂŢILOR ALIAJELOR Ni-Ti	225
ROMAN MARIA, TEODORESCU ROMANIŢA, BĂDILIŢĂ V., FIRESCU LUCIA şi GHEORGHE MARIA - CÂTEVA REZULTATE A CERCETĂRILOR PRIVIND ÎNDEPĂRTAREA SĂRURILOR SOLUBILE DIN ZGURILE DE ALUMINIU SECUNDAR	231
RUSU I., BACIU C., BACIU MARIA, NICOLAU B. şi BULAI M. - METODE DE MODELARE UTILIZATE LA ANALIZA FIABILITĂŢII ŞI RISCULUI	239
SAMUEL M. - RANFORSAREA DEŞEURILOR RECICLATE DIN ALUMINIU CU FIBRE CERAMICE TIP SAFFIL	245
STRUGARU S.I., MUNTEANU C., ALEXANDRU A., RACLARIU G.C., CHIHAI S. şi TANASUCA S. - EFECTUL TRATARII CRIOGENICE ASUPRA STRUCTURII SI DURITATII OTELURILOR PENTRU RULMENTI	263
SUSAN M., PEPTANARIU M., ACHITEI D.C., CARABET R.G. şi CHIRIAC M. - VARIATIA CARACTERISTICILOR MECANICE LA TREFILAREA SARMELOR DE INALTA REZISTENTA IN CAMP ULTRASONIC	269
SUSAN M., ILIESCU V., PEPTANARIU M., DUMITRAS P. şi TOMA ŞT. - SCHIMBARI DE SUBSTRUCTURA IN SARMELE TREFILATE IN CAMP ULTRASONIC – SISTEM SONODRAW	275

TĂNASE CLAUDIA, ŞTEFĂNESCU C. şi NECULĂIASA V. - CONTRIBUŢII PRIVIND TEHNOLOGIA MODERNĂ DE OPERARE CU ECHIPAMENTE ROMÂNEŞTI DE POZIŢIONARE A ŢEVILOR SUBTERANE FĂRĂ SĂPĂTURI	279
TANASUCA S., ALEXANDRU A., RACLARIU G.C., MIHAILESCU N. şi STRUGARU S.I. - STRATURI CU INALTA REZISTENTA LA UZURA DEPUSE PE OTELURI ALIATE CU TRATAMENTE DUPLEX	287
TORODOC N. şi GIACOMELLI I. - INFLUENŢA FACTORILOR EXTERNI ASUPRA TRANSFORMĂRILOR LA CĂLIRE ÎN OŢELURILE RAPIDE	291
TOFAN I., PADURARU C. şi BILBA D. - SPUMĂ POLIURETANICĂ MODIFICATĂ FOLOSITĂ CA MATERIAL DE ABSORBŢIE ÎN ECOLOGIA	297
TOMA ST.I., GĂLUŞCĂ D.G., BEJINARIU C. şi TIMOFTE N. - INFLUENŢA DIFUZIEI ASUPRA ADERENŢEI STRATURILOR DE ALUMINIU DEPUSE PRIN PULVERIZARE TERMICĂ	303
TOMA ST.I., GĂLUŞCĂ D.G., BACIU C. şi SUSAN M. - DETERMINAREA ECUAŢIILOR SPECIFICE LA IMPACTUL DINTRE O PARTICULĂ SFERICĂ, LICHIDĂ ŞI O SUPRAFAŢĂ PLANĂ	309
TOMA ST.I., GĂLUŞCĂ D.G., BACIU C., SUSAN M. şi BEJINARIU C. - CONSIDERAŢII TEORETICE CU PRIVIRE LA INFLUENŢA TENSIUNII SUPERFICIALE ASUPRA IMPACTULUI DINTRE O PARTICULĂ TOPITĂ ŞI O SUPRAFAŢĂ PLANĂ, LA METALIZARE PRIN PULVERIZARE TERMICĂ	315
VASILE E., BUZAIANU A., RADUCANU DOINA, ALEXANDRESCU ELVIRA,. COJOCARU V.D, RUSU I., MUNTEANU C., LOZNEANU M. şi CARP O. - INVESTIGATII GENERALE PE ALIAJE COMPLEXE Co-W UTILIZATE LA IMPLANTURILE SPINALE	321
VLĂDUŢIU LIANA MARIA, TALOI D., CONSTANTIN I., ŞOTCĂ D. şi PERETEANU FLORENTINA - PREPARAREA PULBERII DE CUPRU DE DIMENSIUNI MICROMETRICE, PRIN REDUCERE IN POLIOLI	329
WUSINCZKY E., WUSINCZKY D.I. şi POPESCU R.M. - IMPLANTURI PNETRU ARTICULAŢIA UMĂRULUI	333
WUSINCZKY D.I., WUSINCZKY E. şi POPESCU R.M. - BIOMATERIALE PE BAZĂ DE TITAN FOLOSITE LA ÎNLOCUIREA ARTICULAŢIILOR	339

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDIES CONCERNING THE INFLUENCE OF THE COOLING RATE IN THE DEVELOPMENT OF TWO – PHASE STRUCTURES OF BRASSES

BY

CRISTINA ALBU-IACOB

Abstract: The paper shows the experimental results of some specific heat treatment schedule applied on CuZn40, with different cooling rates. For this alloy we made experiments at S.C. Mecanica "Ceahlau" S.A., Piatra Neamt. The examples presented shows big influence of cooling rate in the structure of the high zinc brasses, and the consequences in the hardness of these cooper base alloys. The experiments shows the importance of a correct heat treatment schedule and a precise temperature control, obtained only with an automatic equipment for the heat treatment process.

Keywords: heat treatment, high zinc brasses, cooling rate, temperature control

1. Introduction

In high-zinc Cu-Zn alloys the desired structure consists of a mixture of two phases of comparable quantity. The morphology and amount of each are varied by control of the high temperature used and the cooling rate from that temperature. The referred microstructure can be quite complex, and the required treatment differs considerably for different systems, so that a systematic treatment of the principles involved is difficult.

In the Cu-Zn system, alloys containing about 40% Zn serve as the basis for many commercial alloys. The Cu-Zn phase diagram (figure 1) shows that the alloys of interest are in the region of α and β phase stability. The β phase is body-centered cubic, with the copper and zinc atoms located at random on the lattice sites.

On cooling to temperatures below the dashed line (about 450°C), the copper and zinc atoms take specific relative positions on the sites, forming an ordered structure, or a superlattice. This phase is denoted β' in figure 1. If the composition is exactly 50 at. % Zn, then the ordered structure is based on a body-centered cubic cell with zinc atoms at the center and copper atoms on the corners (or vice versa).

The formation of an ordered structure from a disordered matrix of the same basic lattice involves the localized exchange of atom positions (via the vacancy mechanism) to the desired structure.

An ordered region grows by atoms at the β/β' interface, taking on the arrangement of the ordered β' region. When two interfaces from neighboring regions meet, the arrangement of atoms may be out of sequence (out of phase). Such an interface is called an antiphase boundary, and the enclosed regions are called domains. The properties of the β' ordered structure depend on the degree of perfection

(correctness of relative atom location) within the domains and on the domain size, both of which depend on the temperature and time involved in forming β' from β

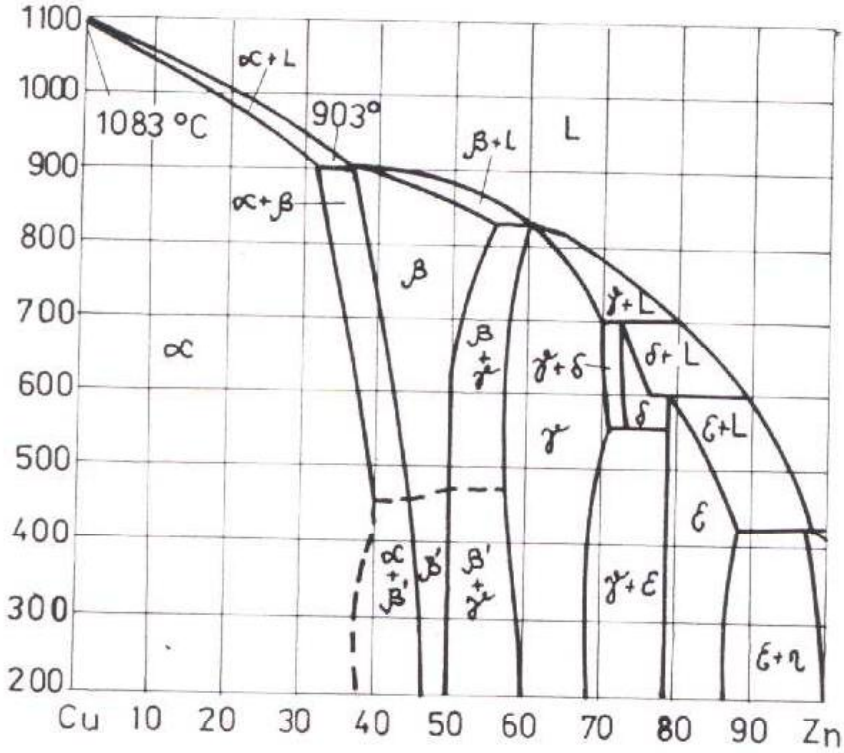


Fig. 1. The Cu-Zn equilibrium diagram

These alloys in the β' form are not suitable for commercial use, because this structure is brittle. However, alloys in which the β' phase coexists with the ductile α phase are useful. The Cu-40Zn alloy can be heat treated at high temperature so that it is all β. The structure developed at lower temperatures depends on the heat treatment, because this controls precipitation and formation of the α phase.

2. Experimental results

We made experiments using CuZn40 and we applied different heat treatment schedules. The purpose was to show the importance of the precise temperature control in the cooling process. For this alloy we made experiments at S.C. Mecanica "Ceahlau" S.A., Piatra Neamt. The chemical attack for obtaining of these microstructures has been performed with a compound containing ferric chloride (10 g), concentrated chloride hydride (30 cm^3) and distilled water (120 cm^3). If the alloy is cooled slowly from 800 °C, the phase diagram (figure 1) shows that at 25 °C the alloy should consist of approximately equal amounts of α and β'. Figure 2 shows a typical microstructure of annealed Cu-40Zn presented in figure 3 (curve 1). This structure was obtained with a cooling rate of 2 °C/min. The white regions are the β' and the dark and gray regions are α (optical micrograph 100 x).

In figure 3 it is presented the way that the amount of β' influences hardness

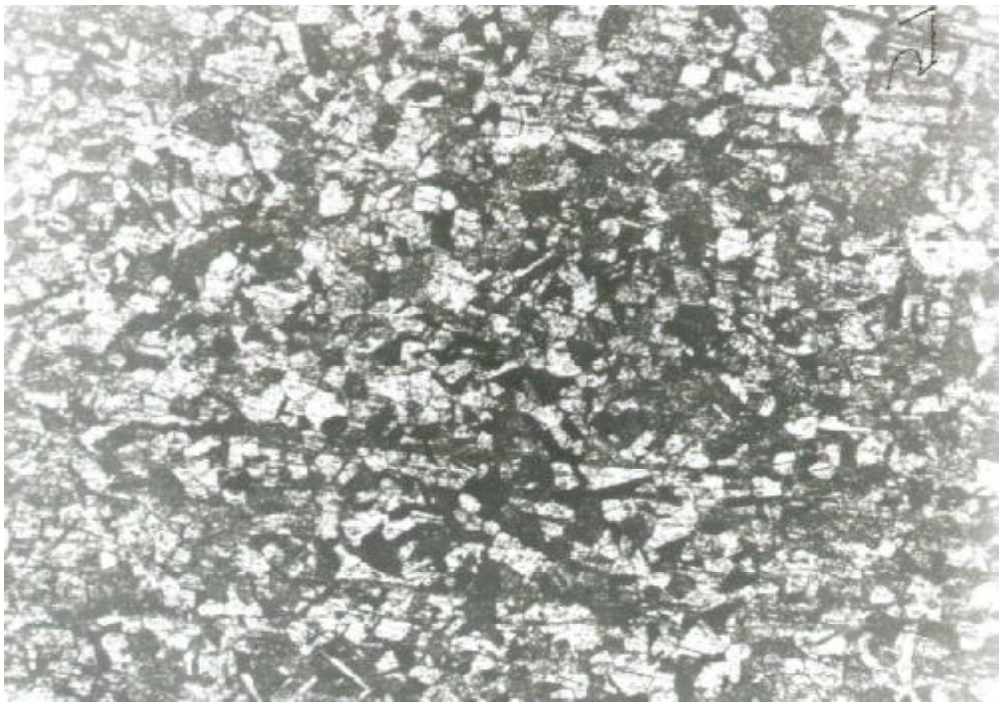


Fig.2. The microstructure of Cu-40Zn slowly cooled

In figure 3 it is presented the way that the amount of β' influences hardness

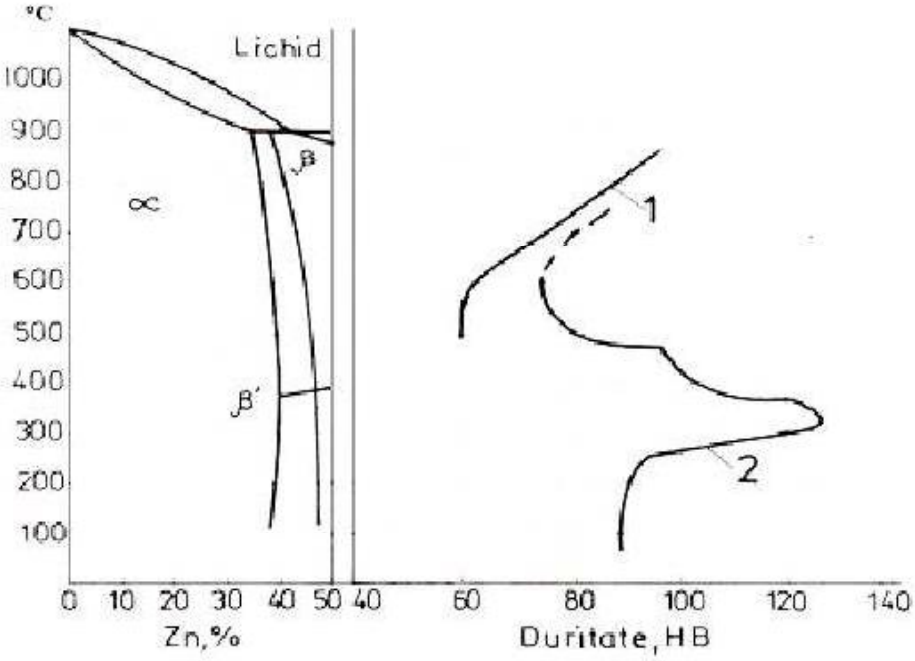


Fig.3. The influence of the heat treatment schedule on the hardness of Cu-40Zn; 1 - annealed at 700°C, slowly cooled , heated 30 min at temperature indicated, water quenched, 2 - heated 30 min at 800°C rapidly cooled, heated 30 min at temperature indicated, water quenched.

The alloy was cooled slowly from 700 °C, where it was mostly β, to 25 °C, then reheated to temperature for 30 min, followed by rapid cooling. On heating at 800 °C (curve 2), the structure is all β, and on rapid cooling little α forms. Figure 4 shows a typical microstructure of Cu-40Zn with a rapidly cooling (curve 2, figure 3).

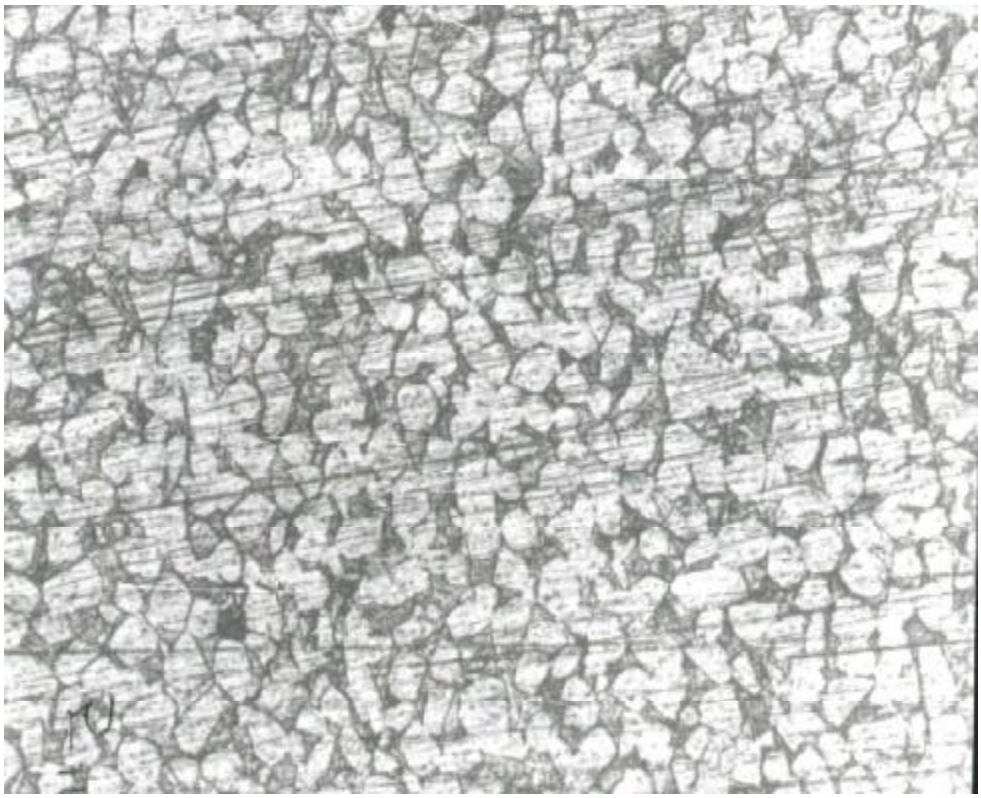


Fig.4. The microstructure of Cu-40Zn rapidly cooled

However, the β orders to β`, giving a hardness around 90 HB. Reheating for 30 min in the lower temperature range (25 to 500 °C) is not sufficient to affect significantly the originally slowly cooled structure, and the hardness remains constant. In this temperature range, the structure consists of approximately equal amounts of α and β'. However, as the temperature increases from 500 °C, 30 min is sufficient time to allow the equilibrium amounts and α and β to form. Thus, as the temperature increases, increasing amounts of β and decreasing amounts of α are present at temperature, giving increasing amounts of β'on cooling rapidly to 25 °C, and hence a rise in hardness.

If the Cu-40Zn alloy is cooled rapidly to 25 °C after sufficient holding (for example, 30 min) above about 750 °C, a structure of essentially all β` is obtained. Often some α is observed to have formed in the β grain boundaries, and the morphology will vary somewhat depending on the exact cooling rate.

On reheating β'in the intermediate temperature range, the morphology of the α formed will vary depending on the exact heat treatment. Also, reheating will influence the change in the ordered structure. Both changes affect properties, and the hardness can be increased considerably by judicious treatment. In figure 3 are shown hardness

data for a Cu-40Zn alloy after reheating for 30 min following an initial treatment of quenching from 800 °C. The maximum hardness obtained by treatment around 300 °C (125 HB at 320°C).

Received April 20, 2007 *Technichal colledge of transport, Piatra Neamt*

REFERENCES

1. Albu-Iacob, C., **Contributii privind imbunatatirea constructiv/functionala a instalatiilor de tratament termic al aliajelor de cupru, Teza de doctorat**, UTI, 2002
2. Mendenhall, J.H., **Understanding Copper Alloys,** Wiley, 1998
3. Sheppard, T., **Materials Science Technology,** v 4, (iulie 1999), p 636
4. Sontea, S., Vladoi, M., Zaharia, N., **Metale si aliaje de cupru de turnatorie,** Scrisul Romanesc, Craiova 1981
5. ***, **Heat Treating of Copper Alloys,** Heat Treatment, v 4, ASM International

STUDII PROVIND INFLUENŢA VITEZEI DE RĂCIRE ASUPRA FORMĂRII STRUCTURILOR BIFAZICE ALE ALAMELOR

Rezumat: Lucrarea arata rezultatele experimentale obtinute in urma unor tratamente termice specifice aplicate alamei binare cu 40 % zinc, cu structura bifazica. Pentru acest aliaj am facut experimente la S.C. Mecanica "Ceahlau" S.A. Piatra Neamt. Exemplele prezentate arata influenta mare a vitezei de racire in structura obtinuta in alamele bifazice cu continut ridicat de zinc si deci influenta acesteia asupra duritatii respectivelor aliaje. Experimentele arata in acelasi timp importanta stabilirii unei corecte scheme de tratament termic si un control strans al temperaturii, obtinut practic cu un echipament automatizat pentru conducerea procesului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ON POSSIBILITY OF CU ELASTIC MODULI EVALUATION BYX-RAY DIFFRACTOMETRY DATA

BY

T.I.BABJUCK, S.G.AVDEJEV and I.V.SHEVCHUK

Abstract: By using of lattice f.c.c. model with the central interaction in a first coordination sphere by known x-ray diffractometry data were evaluated Cu C_{ij} elastic moduli in harmonic approximation. With accounting of conductivity electrons and zero oscillations influence on deviations from Cauchy correlations the results of calculations were appeared in reasonable correlation with existing experimental data.

Keywords: diffraction spectra, characteristic temperature, elastic moduli.

1. Introduction and the settlement of problem

It is known, that from the intensities and x-ray interferentions shift thermal dependencies data may be obtained some information about dynamics of crystalline lattice: coefficients of thermal expansion $\alpha(T)$, the values of x-ray characteristic temperatures $\Theta(T)$ and their thermal dependencies $\Theta_p(T)$.

In work [1] was showed, that Θ_p is the characteristic of $f\text{-}M\Theta^2_p$ connection rigidity, at least at central interactions in first two coordination spheres. In one's turn, the $\Theta_p(T)$ dependence, actually, is reflecting decreasing of crystalline elastic moduli C_{ijkl} with growth of temperature and may be used for determination of Gruneisen parameters and force constants f,g,h, figurating in expansion of lattice potential by displacements ranges [2,3]. Further, using the f.c.c lattice model with central interaction of nearest neighboures, one can evaluate the values of ant their thermal dependencies, if f,g,h are known [4]. Despite the circumstance, that such models leads to fulfilment of Cauchy's ratios $C_{ijkl} = C_{jikl}$ $(i \neq j)$, they are elastically stable and in contrast to continual were characterized with dispersion of oscillations [4,5].

From this point of view may be interesting the using of the single parameter f, obtained from x-ray diffractometry data, to calculate values of Cu C_{ijkl} at T=0.The range of calculation reliability may be increased by taking to account further the influence of electrons of conductivity [6] and zero oscillations [7].In this work such calculation of C_{ijkl} is provided for Cu.The choice of Cu is caused by a reason, that for copper x-ray diffractometry Θ_p and $\Theta_p(T)$ data are most spreaded and correlating.

2. Results of calculation and discussion

According to [5] for f.c.c. lattice in harmonic approximation, elastic moduli in Foight signature ($C_{ijkl} \rightarrow C_{\mu\nu}$) correspondingly are equal to:

$$C_{11} = 2f/a;\ C_{12} = f/a;\ C_{44} = f/a \quad (1) \qquad (1)$$

where a the lattice parameter, f link rigidity parameter, determined as $f=0,15(k/\hbar)^2 m\theta^2_D(0)$ [3] (in standard signature).

At temperature T=0 parameter f, according to [3], may be determined as:

$$f = 0,1397\left(\frac{k}{\hbar}\right)^2 m\theta_D^2; \qquad (2)$$

For determination of harmonic values for $\tilde{f}$ and $C\mu\tilde{V}$ parameters one must use $\tilde{a}(\theta)$ and $\tilde{\theta}D(\theta)$, quantities, which are conditioned by the way of linear extrapolation of experimental dependencies $a(T)$ and $\theta D(T)$ from a region of high temperatures $T>\theta D$ to T=0 K [4]. Such extrapolation is more rightful for $\theta D(T)$, than for $\theta_D(T)$, because a thermal dependence of the first of them actually is not influenced with low-thermal anomalies, conditioned by the difference of the real frequency spectral distribution function $g(\omega)$ from Debye parabola [3]. As showed in [2]

$$\theta D(T) = \theta D(0)\,(1-2\gamma\beta(T-T0)) \qquad (3)$$

where β - the volumetrical thermal expansion coefficient

The necessary x-ray diffractometry data, obtained by calculations of C after (1) are adduced in table 1

Table 1.

metal	θD K	γT	$\beta\cdot10^6$ K^{-1}	$\theta D(0)$	$a(0)\cdot10^{10}$m	$f\cdot10^4$ dyn/cm^2
Cu	298	1.96	54,42	317	3,5940	2,763
$C\mu v\cdot10^{-7}$ dyn/cm^2						
C_{11}		C_{12}		C_{44}		
1,538		0,769		0,769		

Because for metals the Cauchy ratio is not accomplished, one may have a reason to take into account non-central interactions, using the known De-Launey model [6], according to which for metals of cubic symmetry

$$C_{12}-C_{44}=K_{el} \qquad (4)$$

where K_{el} - the pressing module of electron gase of conductivity. The value of K_{el} may be calculated by determination of Fermy energy μ_0 of collectivized electrons at T=0 K

$$K_{el}=2/3\mu_0/V, \text{ where } \mu_0=\frac{h}{2m}\left(\frac{3Nn_e}{8\pi V}\right)^{\frac{2}{3}} \qquad (5)$$

From other side, even at T=0 K and central interactions the transgression of Cauchy relation is conditioned by the existence of zero oscillations, which in addition are unharmonic. This circumstance may be taking into account by using [4] (correlation 15.27)

$$C_{12}-C_{44}=\frac{9U(T)\gamma^2}{NV_z} \qquad (6)$$

where N Avogadro number; V- the volume of elementary cell; U(T) the energy of lattice oscillation, which is equal to zero energy $U(0)=9/8Nk\theta_D$ at T=0 in Debye approximation. Cause at T=0 the substitution has appears as a good approximation, the parameter in (5) one way take equal to ordinary Gruneisen parameter, given in table 1.

One may see from (4) and (6), that the influence of conductivity electrons and zero oscillations on declinations from Cauchy ratios requires the accounting of their summary deposition. The procedure of specification of adduced in table 1 values $C_{\mu 0}$ for Cu is described below.

Using known numerical values of V_a, n_e, and m*, one can obtain μ_0=7,1eV, K_{el} = 0,769·10^{12} dyn/cm^2. Further, taking to account (4) and (6), we have obtain:

$$C_{12} - C_{44} \quad 0.244 \cdot 10^{12}\ dyn/cm^2 \qquad (7)$$

Using data of table 1 and follow (6) one may find: C_{12}=1,013·10^{12} dyn/cm^2, C_{44}=0,769·10^{12} dyn/cm^2.

The self-coordination of results for such specified calculation of C_{μ}^{V} may be easy verified by determining of Young and shift moduli E and G. Numerical values of elastic moduli , calculated with using of C_{μ}^{V}, Cu, are given in table 2.

It is clear, that specified in a such way elastic moduli values for Cu must be compared with harmonic values C_{μ}^{V}(T) from a region of high temperatures at T= 0 K. A such comparison is reflected in a table 2, where C_{μ}^{V} and elastic moduli Cu are taken from [7].

Table 2.

Determination	$C_{\mu 0}$, GPa			Elastic moduli		
	C11	C12	C44	Ex., GPa	Gx., GPa	K, GPa
Calculation	153,8	101,3	76,9	123,4	50,7	118,8
Exper. extrapolation for T=0	176,2	124,9	81,7	137,4	51,4	142,0

From a table one may see, that although the evaluation of $C_{\mu 0}$ is made with using of simplified theoretical models, their results, nevertheless, are in reasonable correlation with experimental data for Cu and the maximal declination makes up about 10 %.

Let us note in conclusion, that the using of θ_D as a measure of rigidity of (f-Mθ^2_D) connection , in combination with physical reasoning, described in [1], may be useful also in applied context. It is clear, that described above process of $C_{\mu 0}$ evaluation by x-ray diffractometry data can not be regard as the universal method. Nevertheless, for such objects as alpha-solid solutions on a base of Cu, Ag et al metals with known electron concentration, such previous evaluations of $C_{\mu 0}$, with no doubt may appeared useful.

3. Conclusions

1. There was showed the possibility of Cu elastic moduli evaluation by known x-ray diffractometry data with using of lattice f.c.c. model with central interaction.
2. There are obtained values of elastic moduli with accounting of electrons of conductivity and zero oscillations influence on deviations from Cauchy ratios, were appeared in reasonable correlation with experimental data

Received April 11, 2007 *Vinnytsya National Technical University*

REFERENCES

1. Михальченко В.П., Лотоцкий В.Б. *Об использовании рентгеновской характеристической температуры ванадия для оценки межатомной связи в кристаллической решетке*, **Физика металлов и металловедение**, 1971. Т. 32. – № 6. – с. 1300–1305.

2. Михальченко В.П., Купта Г.П. *Определение постоянной Грюнайзена 12% хромистого феррита рентгенографическим методом*. **Украинский физический журнал**, – 1963. Т.8, – № 7. – с. 779 – 785.

3. Михальченко В.П. *Об оценке ангармонических коэффициентов третьего и четвертого порядков по экспериментальным данным температурной зависимости интенсивности рентгеновских интерференций*, **Украинский физический журнал**. 1965. Т. 10 – № 4 – с. 436 – 442.

4. Ludwinq W.. **Springer Tract in Modern Physics**. ed. by E. Hohler. Berlin, Heidelberg. New-York. 1967 – V. 43.

5. ***, **Рассеяние тепловых нейтронов,** Под ред. И.Инденбаффа, М. Атомиздат, 1970.

6. De-Launey, *On specific Heat of Solids*, **Solid State Phys.**, 1956, V. 2., p. 219.

7. Лейбфрид Г., **Микроскопическая теория механических и тепловых свойств кристаллов**, М., Л.: 1963.

8. Францевич И.Н., Воронов Ф.Ф, Бакута С.А.. **Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов**. Киев, Наукова думка, 1982, с. 286.

POSIBILITĂŢI DE EVALUARE A MODULULUI ELASTIC A Cu CU AJUTORUL DIFRACTOMETRIEI CU RAZE X

Rezumat: Prin folosirea unei model de reţea ele şi considerând interacţiunea cu aceasta a radiaţiei X în prima sferă de coordinaţie s-a evaluat prin difractometrie cu raze X modulul de elasticitate, utilizând o aproximare armonică. Ţinând cont de electronii de conducţie şi neglijând influenţa oscilaţiilor asupra devierii de la corelaţiile Cauchy, rezultatele calculelor prezintă erori mici faţă de datele experimentale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE CHEMICAL CRYSTALLINE PHOSPHATATION OF STEEL SEMI PRODUCTS FOR COLD EXTRUSION

BY

COSTICĂ BEJINARIU, IOAN RUSU, VIOREL MOLDOVEANU and ŞTEFAN TOMA

Abstract: The paper presents the phosphatation technology for indirect cold extrusion of steel semi products. On present the technological flow sheet for phosphatation, the necessary elements for analysis of phosphate layer, the chemical composition and the work parameters for: chemical alkaline degreasing, chemical acid pickling and chemical crystalline phosphatation. On present too the design of the phosphatation installation for laboratory and the execution of installation.

Keywords: chemical crystalline phosphatation, steel, cold extrusion.

1. Introduction

It is well known the fact that the process of cold extrusion creates displacements of material with specific high pressures and in a short period of time.

By the fact that the material of the semi product frictions the surface of the tool while the distortion takes place, it is natural to appear effects of the phenomena characterized by the destruction of the surfaces in the process, overstressing the tools and the equipment and corrosion of the deformed material because of welding in points or surfaces of the material with the surface of the tool

It was necessary the elaboration of a method that creates an intermediate layer between the material to be deformed and the tool. This layer has to be wired with the material to be deformed and to present certain porosity in order to allow the immersion of a lubricant

The method is based on the interaction between phosphoric acid (diluted solution that often contains additions of phosphate of Zn, Mn, Fe) with the superficial layer of the semi product, with the reaction:

$$Fe \quad 2\,H_3PO_4 \quad Fe(H_2PO_4)_2 \quad H_2,$$

that is simultaneous with the reaction:

$$3\,Me(H_2PO_4)_2 \Leftrightarrow Me_3(PO_4)_2 \quad 4\,H_3PO_4$$

in which Me = Zn, Mn, Fe.

The phosphate layer is porous and covers, in fact, only 0,1 ÷ 0,5 % of the metal surface. The retention of the lubricant is, in this way, 13 times more pronounced in comparison with the one of the unphosphated metal surface

By phosphatation, the technologist must prescribe a depth of phosphated layer of $1 \div 15\ \mu m$ or, expressed differently, of $30 \div 40\ mg/dm^2$.

2. The technology of phosphatation

The technological flow sheet for phosphatation of the semi products from OLC 15, destined to cold extrusion, for the stage of laboratory tests, is established and presented in Figure 1.

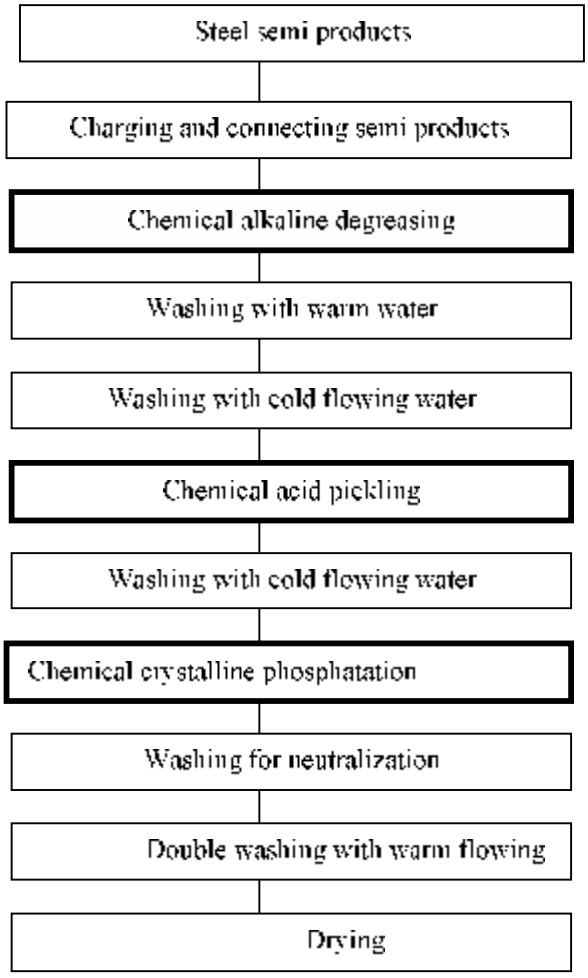


Figure 1. Technological flow sheet for phosphatation of the semi products from OLC 15, destined to cold extrusion

After the crystalline phosphatation, on the surface of the semi products forms a layer of trizinc-phospate tetrahydrate $Zn_3(PO_4)_2 \cdot 4H_2O$ known as *hopeit*, which, melting a 900 °C, behaves very well at temperatures of 200÷300 °C, touched in the process of cold extrusion (as a thermo effect of the deformation).

The analysis of the obtained phosphate layer is made by checking the following parameters:

- Presence of the phosphate layer;
- Aspect of the phosphate layer;
- Structure of the phosphate layer;
- Thickness of the phosphate layer;
- Adherence of the phosphate layer;
- The degree of impregnation with oil of the phosphate layer;
- Corrosion endurance of the phosphate layer.

The chemical composition and the parameters of the work regimen used for chemical alkaline degreasing of the steel pieces in the static tub in the process of immersion are presented in *Table 1*.

Table 1. Chemical alkaline degreasing.

Cr. no.	Name of the components	Concentration, [g/l]
1	Sodium hydroxide, NaOH	40
2	Sodium carbonate, Na_2CO_3	30
3	Trisodium phosphate, $Na_3PO_4 \cdot 10\ H_2O$	30
4	Sodium silicate, $Na_2SiO_3 \cdot 9\ H_2O$	5
5	Detergent (tensioactive)	3÷10
Cr. no.	**Name of the parameters**	**Value**
1	Temperature, [°C]	80÷90
2	Acidity [pH]	11÷12
3	Time for degreasing, [min]	10

The chemical composition and the parameters of the work regime used in chemical acid pickling of the steel pieces in the static in the static tub in the process of immersion are presented in *Table 2*.

Table 2. Chemical acid pickling.

Cr. no.	Name of the components	Concentration, [g/l]
1	Hydrochloric acid, HCl (ρ = 1,19)	150
2	Hexamethyltetramine, $C_6H_{12}N_4$	0,45
3	Sodium sulphate, $Na_2SO_4 \cdot 10\ H_2O$	0,15
Cr. no.	**Name of the parameters**	**Value**
1	Temperature, [°C]	20÷25
2	Time for pickling, [min]	Max.30

The chemical composition and the parameters of the work regime used in chemical crystalline phosphatation of the steel pieces in the static in the static tub in the process of immersion are presented in *Table 3*.

Table 3. Chemical crystalline phosphatation

Cur. no.	Name of the components	Concentration, [g/l]
1	Phosphoric acid, H_3PO_4 (ρ = 1,7)	5,940
2	Azotic acid, HNO_3 (ρ = 1,4)	1,840
3	Zinc, Zn	1,980
4	Sodium hydroxide, NaOH	0,375
5	Sodium nitrite, $NaNO_2$	0,225
6	**Sodium tripoliphosphate,** $Na_5P_3O_{10}$	0,025
Cur. no.	**Name of the parameters**	**Value**
1	Temperature, [°C]	70÷90
2	Acidity [pH]	2÷3
3	Time for phosphatation, [min]	20÷30

Based of the technological flow sheet for phosphatation of the semiproducts of OLC 15 destined for cold extrusion (figure 1), it has been elaborated the phosphatation installation presented in figure 2.

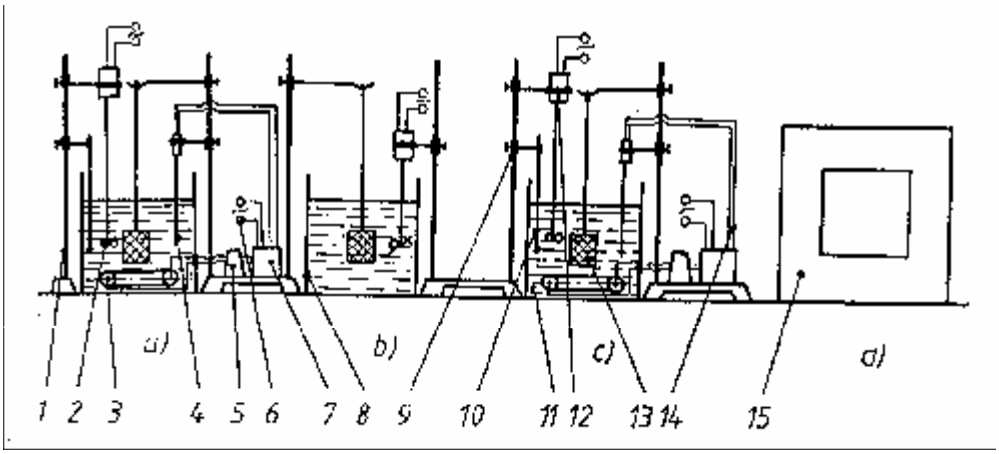


Figure 2. The phosphatation installation for cold extrusion of steel. a) degreasing; b)pickling; c)chemical crystalline phosphatation; d)drying; 1 stillage; 2 stirrer; 3 electrical resistance; 4 thermocouple, 5- relay; 6 plug, 7 temperature regulator, 8 tub made of stainless steel; 9 clip; 10 thermometer; 11 chemical solution; 12 stir motor; 13 basket for tubes, 14 conductor; 15 stove.

In figure 3 is presented the general view of the installation of chemical crystalline phosphatation for the stage of laboratory tests.

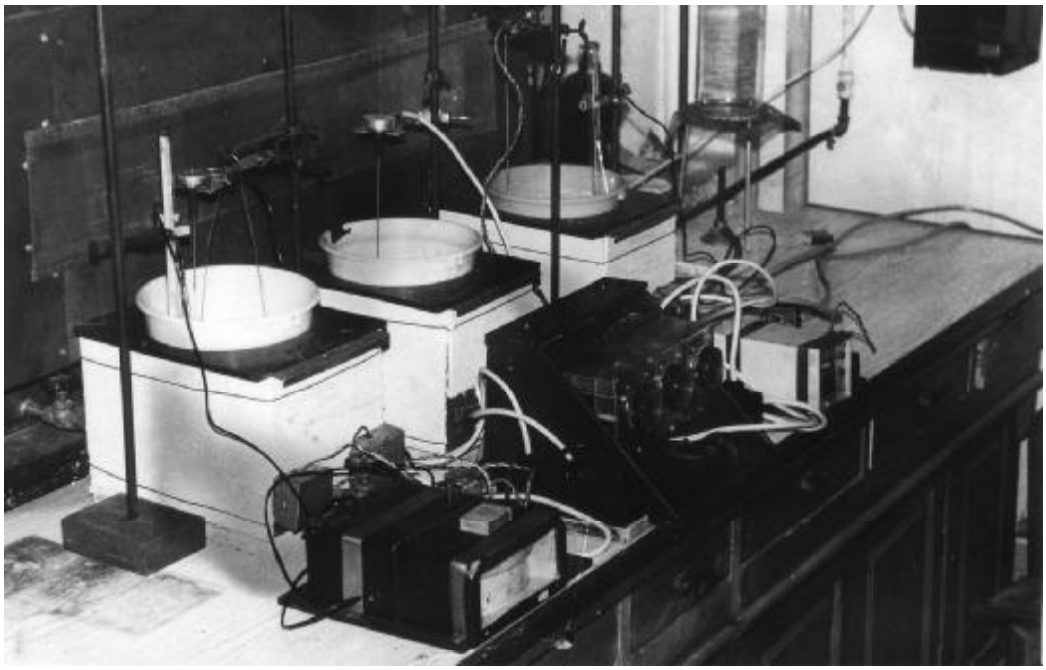


Figure 3.General view of the phosphatation installation.

Warming the degreasing and crystalline phosphatation solutions is made in tubs of stainless steel by protected electrical resistance

The work temperature is maintained with the help of the electronically thermo regulator type 1RT-96 with the domain of temperatures 0÷400 °C and thermocouple Fe-Const. type T.F.A., Swiss.

The time of work is established by timers with the domain of measurement 0÷6 h and sounding warning NTRE 2837-86.

Stirring the baths is made by stirrers driven by electrical engines type SIEMENS 1AF 2210 0A, 220V.

Drying the tubes after the chemical crystalline phosphatation is made in a stove with electrical warming and the domain of temperatures 100÷150 °C

The phosphate layer justifies the use at extrusion only if it contains the adequate lubricant. In this way, it is used a lubricant based on bisulphide of molybdenum.This is stable until the temperature of 450 °C which is superior to the one in the process of extrusion (200÷250 °C), because of the thermal effect of the plastic deformation

3. Conclusions

-The trizinc tetrahidrate phosphate layer Zn3(PO4)2 4H2O, is porous and covers 0,1-0,5 of semi product surface that conduce to a lubricant retention by 13 times more than no phosphate metallic surface.

-The passing time of semi products from chemical acid pickling bath to phosphate bath must be as short as possible.

-The installation permits the phosphatation in laboratory conditions. For industrial scale are additional necessary washing and neutralization baths

Received April 29, 2007

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. Bejinariu C., **Extrudarea indirectă la rece a oţelurilor**, Editura Tehnopress Iaşi, 2004, ISBN 973-702-002-2

FOSFATAREA CHIMICĂ CRISTALINĂ A SEMIFABRICATELOR DIN OŢEL PENTRU EXTRUDARE LA RECE

Rezumat: Lucrarea prezintă tehnologia fosfatării în vederea extrudării indirecte la rece a semifabricatelor din oţel. Se prezintă fluxul tehnologic pentru fosfatarea chimică cristalină, compoziţia chimică şi parametrii regimului de lucru pentru degresare chimică alcalină, decapare chimică acidă şi fosfatare chimică cristalină. De asemenea, concepţia instalaţiei de fosfatare de laborator şi instalaţia realizată.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ASPECTS REGARDING THE MEASURING AND ENVIRONMENT OF THE ATOMIC FORCE MICROSCOPE

BY

MARIUS DAN BENŢA

Abstract: In contact AFM electrostatic and/or surface tension forces from the adsorbed gas layer pull the scanning tip toward the surface. It can damage samples and distort image data. Therefore, contact mode imaging is heavily influenced by frictional and adhesive forces compared to non-contact or tapping mode. Non-contact imaging generally provides low resolution and can also be hampered by the contaminant layer which can interfere with oscillation. Tapping Mode AFM was developed as a method to achieve high resolution without inducing destructive frictional forces both in air and fluid. With the Tapping Mode technique, the very soft and fragile samples can be imaged successfully. Also, incorporated with Phase Imaging, The tapping mode AFM can be used to analyze the components of the membrane.

Keywords: exterior scanning; nanotechnology; cantilever; microscopy

1. Introduction

AFM stands for Atomic Force Microscopy or Atomic Force Microscope and is often called the "Eye of Nanotechnology". AFM, also referred to as SPM or Scanning Probe Microscopy, is a high-resolution imaging technique that can resolve features as small as an atomic lattice in the real space. It allows researchers to observe and manipulate molecular and atomic level features.[5].

The predecessor of AFM is STM, Scanning Tunneling Microscopy or the Scanning Tunneling Microscope, was invented in 1981 be G. Binnig and H. Rohrer who shared the 1986 Nobel Price in Physics for their invention. An excellent technique, STM is limited to imaging conducting surfaces.[5].

AFM has much broader potential and application because it can be used for imaging any conducting or non-conducting surface. The number of applications for AFM has exploded since it was invented in 1986 and now encompass many fields of nanoscience and nanotechnology. It provides the ability to view and understand events as they occur at the molecular level which will increase our understanding of how systems work and lead to new discoveries in many fields. These include life science, materials science, electrochemistry, polymer, science, biophysics, nanotechnology, and biotechnology. [5].

The AFM can be operated in two principal modes: a. - with feedback control; b. - without feedback control. [9].

The AFM consists of a microscale cantilever with a sharptip (probe) at its end that is used to scan the specimen surface. The cantilever is typically silicon or silicon nitride with a tip radius of curvature on the order of nanometers. When the tip is brought into proximity of a sample surface, forces between the tip and the sample lead to a deflection

of the cantilever according to Hooke's law. Hook's law gives F = -kz, where F is the force, k is the stiffness of the lever, and z is the distance the lever is bent.[10].

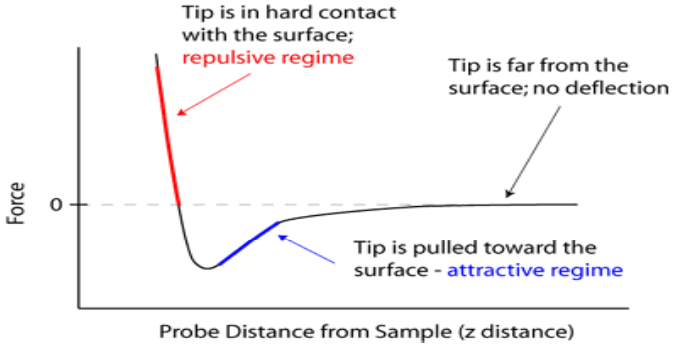


Fig. 1 measuring forces

2. Measurement environment considerations:

Table 1: Given the wide variety of applications that use particles, it makes sense that there are many different ways to analyze and characterize particles. The following is a partial list of the material classes of particles in different environmental media, as analyzed by an AFM:

Imaging in air:	-dry powders, -evaporated suspensions, -bio – particles, -carbon nanotubes, -TEM samples, -SEM samples,
Imaging in liquid:	-bio particles in buffer, -inorganic particles 3,2 hard surface materials,
Imaging embedded particles:	-soft polymer and bio-materials, -membranes and defects,

There are two primary considerations for selecting instrumentation: a) single particle versus ensemble, and b) the environment the measurement is made in – air, liquid, vacuum. Table 1 shows a comparison of the most common material classifications and environmental media for particle analysis. In general, morphological information, such as shape and aspect ratio, as well as surface information, such as texture and roughness parameters, cannot be obtained using ensemble techniques.

Imaging in air - A substantial advantage of using an AFM for Nanoparticle characterization is that the scanning may be done in ambient conditions. Thus, most applications for characterizing Nanoparticles are performed in air

Imaging in liquid - AFM is an essential tool to identify topographical features of particles submerged in liquid. The range of applications include soft polymers, bio-particles (cells, membranes, viruses) and a variety of inorganic particles.

Imaging of embedded particles - Nanoparticles that are imbedded in surfaces can be visualized using physical measurement techniques such as vibrating phase and LFM27. Certainly, if particles largely extend out of the surface, then traditional methods for topographic imaging will work.

3. Imaging environment

Table 2: application environment

	air	fluid	vacuum	Special gas
AFM				
TEM				
OPTICAL				
SEM				

4. Measuring domain analysis

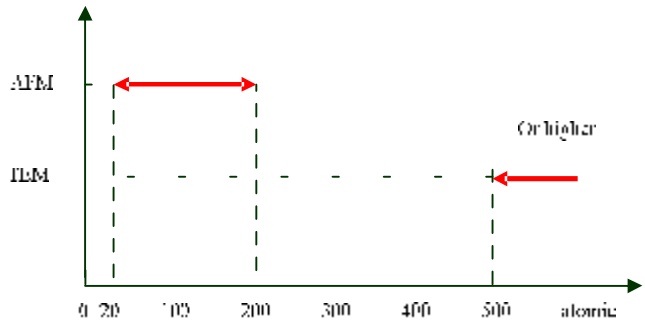


Fig. 3 measuring domain for AFM and TEM

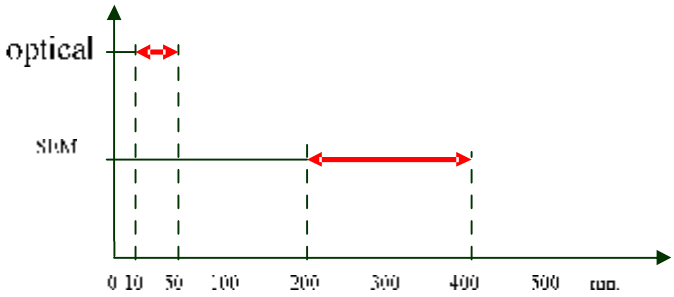


Fig. 4 measuring domain for SEM and optical

5. Advantages and disadvantages

The AFM has several advantages over the scanning electron microscope (SEM). Unlike the electron microscope which provides a two-dimensional projection or a two-dimensional image of a sample, the AFM provides a true three-dimensional surface profile.[12]

Additionally, samples viewed by AFM do not require and special treatments (such as metal/carbon coatings) that would irreversibly change or damage the sample. While an electron microscope needs an expensive vacuum environment for proper operation, most AFM modes can work perfectly well in ambient air or even a liquid environment. This makes it possible to study biological macromolecules and even living organisms. In principle, AFM can provide higher resolution than SEM. It has been shown to give true atomic resolution in ultra-high vacuum (UHV). UHV AFM is comparable in resolution to Scanning Tunneling Microscopy and Transmission Electron Microscopy.[3].

A disadvantage of AFM compared with the scanning electron microscope (SEM) is the image size. The SEM can image an area on the order of millimeters by millimeters with a depth of field on the order of millimeters. The AFM can only image a maximum height on the order of micrometres and a maximum scanning area of around 150 by 150 micrometres. Another inconvenience is that at high resolution, the quality of an image is limited by the radius of curvature of the probe tip, and an incorrect choice of tip for the required resolution can lead to image artifacts. Traditionally the AFM could not scan images as fast as an SEM, requiring several minutes for a typical scan, while an SEM is capable of scanning at near real-time (although at relatively low quality) after the chamber is evacuated. The relatively slow rate of scanning during

6. Conclusions

In general, AFM individual particle size characterization is both cost and time effective, see Figure below. AFM resolution is greater or comparable to traditional techniques. The main advantage of AFM for particle characterization is unambiguous morphology determination along with direct measurements of volume and 3D display.[13]

The AFM can be operated in two principal modes: a. - with feedback control; b. - without feedback control.[12]

When the tip is brought into proximity of a sample surface, forces between the tip and the sample lead to a deflection of the cantilever according to Hooke's law. [7]

Received April 11, 2007 *Transilvania University of Brasov*

REFERENCES

1. R. Wiesendanger, **Scanning Probe Microscopy and Spectroscopy**, Cambridge University Press, Cambridge 1994;

2. D. Sarid, **Scanning Force Microscopy**, Oxford Series in Optical and Imaging Sciences, Oxford University Press, New York 1991,

3. W. Cross SPM – Scanning Probe Microscopy Website;
4. F. Giessibl, *Advances in Atomic Force Microscopy*, **Reviews of Modern Physics** 949-983 2003;
5. P. M. Hoffmann, A. Oral, R.A. Grimble, H. O. Ozer, S. Jeffery, J.B. Pethica, Proc. Royal Soc. 2001;
6. Albrecht, T.R., Akamine, S., Carver, T.E., and Quate, C.F. (1990) *Microfabrication of cantilever styli for the atomic force microscope*. **J. Vac. Sci. Technol.** A 8(4), 3386-3396
7. Binnig, G., Quate, C.F., and Gerber, Ch. (1986) *Atomic force microscope*. **Phys. Rev. Lett.** 56(9), 930-933
8. Meyer, G. and Amer, N.M. (1988) *Novel optical approach to atomic force microscopy*. **Appl. Phys. Lett.** 53(12), 1045-1047
10. Binnig, G., Quate, C.F., and Gerber, Ch. (1986) *Atomic force microscope*. **Phys. Rev. Lett.** 56(9), 930-933
11. Putman, C.A.J., De Grooth, B.G., Van Hulst, N.F., and Greve, J. (1992) *A detailed analysis of the optical beam deflection technique for use in atomic force microscopy*. **J. App. Phys.** 72(1), 6-12
12. S. Dror. **Scanning force microscopy: with applications to electric, magnetic and atomic forces**, Oxford University Press, 1994
13. www. agilent/find/afm

ASPECTE PRIVIND MĂSURAREA ŞI MEDIUL DE LUCRU AL MICROSCOPULUI DE FORŢĂ ATOMICĂ

Rezumat: În contact cu câmpul electrostatic şi/sau tensiunile superficiale din MFA forţele ce apar în stratul superficial de gaz absorbit forţează deplasarea scanării spre suprafaţă. Acest fapt conduce la deteriorarea epruvetelor şi distorsionarea imaginii obţinute.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DYNAMICS OF THE HYDRAULIC DRIVE CONTROL SYSTEM WITH VARIABLE-DISPLACEMENT PUMP

BY

YU. BURENNIKOV, L. KOZLOV and S. REPINSKIY

Abstract: A basic circuit for designing automatic regulator of the variable-displacement pump is proposed. It is based on a combined control method that provides the pump flow rate stabilization as well as constant-power operation of the pump. A mathematical model of the proposed system is presented. It is determined how the control system design parameters influence dynamic characteristics and stability of the variables that describe control system state. The combination of design parameters providing stable operation has been determined as well as the required quality parameters throughout the whole range of the hydraulic drive functioning both for flow rate and pressure regulator operation.

Keywords: automatic pump regulator, hydraulic drive, dynamic characteristics, variable displacement pump, mathematical model, oscillation, transient process quality parameters, flow rate regulator, control system, stability, regulation time.

1. The study of the dynamics of the hydraulic drive control system

Variable-displacement pumps often come to be the most significant components of hydraulic drives for technological mobile machines. At the same time hydraulic components manufacturers in response to the hydraulic drive development trends strive to increase hydrodrive efficiency and to use the potential of hydroautomatics for remote control. This makes it necessary to improve variable-displacement pump control by using automatic regulators. All these trends and requirements lead to higher efficiency and to increased versatility of the pumps [1-4]. While designing automatic regulators for variable-displacement pumps first of all it is necessary to determine the influence of different regulator and variable-displacement pump parameters on the dynamic characteristics and stability of the system. This can be done by means of mathematic modelling. Our main purpose is to choose the parameters of the variable-displacement pump control system on the basis of its dynamics and stability research.

The authors have developed a basic circuit for designing automatic regulator of the variable-displacement pump that is based on a combined control principle that provides pump flow rate stabilization as well as constant-power mode of pump operation (Fig. 1). Such regulator satisfies all the requirements to pump regulators of the new generation [1-3].

The circuit includes axial-piston variable-displacement pump 1, variable throttles 7, flow rate regulator 8 with spool 9 and spring 10 that is connected to hydraulic lines 3 and 16 and controls the flow from hydraulic line 3 to control piston 4. Swash plate 2 of the pump is under the influence of pistons 4, 5 and spring 6. At the

output of the control piston 4 there is throttle 15. Pressure regulator 11 with spool 12 and springs 13, 14 limits maximum pressure in the pressure line and provides constant-power mode of pump operation.

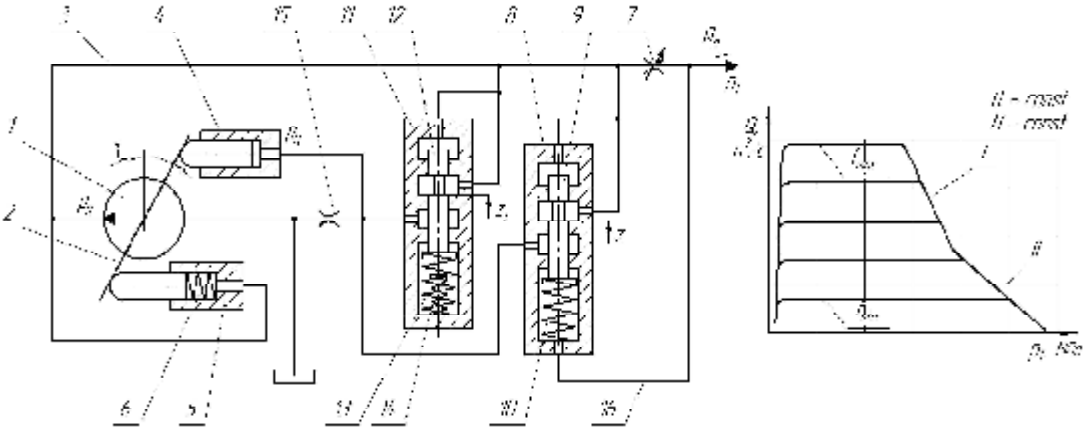


Fig. 3 Basic circuit of the variable-displacement pump control system

In a steady-state operation mode control system works in the following way. Pressures p_{II}, p_I and spring 10 force acting on spool 9 determine its position so that pressure p_{II} in piston 4 balances the torque on swash plate 2 which is created by pressure p_{II} in piston 5 together with spring 6. Spring 10 is selected so that it can maintain constant pressure differential on throttle 7. When pressure p_{II} increases considerably, pressure regulator 11 with spool 12, springs 13, 14 operates so that pressure fluid flows to control piston 4 moving the swash plate to provide constant-power mode of pump operation.

Static characteristics of the pump with the proposed control system are described as a relationship shown in fig. 1, where f_{max}, f_{min} are maximal and minimal areas of the opening of the throttle 7 working port. Two springs 13 and 14 provide two regions on the static characteristic that approximate total characteristic to a hyperbolic curve describing constant-power mode of pump operation. Region I is provided by spring 13 operation and region II – by simultaneous operation of springs 13, 14.

According to the basic circuit, mathematical model of the variable-displacement pump control system includes equations of forces and torques acting on the control elements of the system, and flow continuity equations for corresponding lines. Equations of the mathematical model were set up under the following assumptions: hydraulic lines are of small length and so the influence of hydraulic losses and wave processes on the drive dynamics was considered to be negligible; working fluid temperature is constant; chambers compliance and compression of the working fluid were taken into account as average values for the given intervals of pressure variations; flow rate coefficients for the throttling and spool elements are constant; control system operation modes are cavitation-free; hydrodynamic forces acting on regulator spools were neglected as well as their masses. The adopted assumptions being taken into account, equations of the mathematical model of the pump control system will be written:

$$\frac{\pi d_7^2}{4}\cdot d_8\cdot k\cdot n\cdot tg\gamma = \mu\cdot f_{0p}\sqrt{\frac{2(p_H - p_1)}{\rho}}\cdot sign(p_H - p_1)+$$
$$+\mu\cdot f(z)\sqrt{\frac{2(p_H - p_M)}{\rho}}\cdot sign(p_H - p_M)+ \tag{1}$$
$$+\mu\cdot f_1(z_1)\sqrt{\frac{2(p_H - p_M)}{\rho}}\cdot sign(p_H - p_M)+\beta_1\cdot W_H\frac{dp_H}{dt}$$

$$I\frac{d^2\gamma}{dt^2} = p_H\cdot F_4\cdot \ell - p_M\cdot F_5\cdot \ell + M_C - b_\gamma\frac{d\gamma}{dt} \tag{2}$$

$$b_P\frac{dz}{dt} = p_H\cdot f_P - p_1\cdot f_P - c_P(z_P + z) - T_P\cdot sign\frac{dz}{dt} \tag{3}$$

$$b_{P1}\frac{dz_1}{dt} = p_H\cdot f_{P1} - c_{P1}(z_{P1} + z_1) - T_{P1}\cdot sign\frac{dz_1}{dt} \tag{4}$$

$$\mu\cdot f(z)\sqrt{\frac{2(p_H - p_M)}{\rho}}\cdot sign(p_H - p_M)+$$
$$+\mu\cdot f_1(z_1)\sqrt{\frac{2(p_H - p_M)}{\rho}}\cdot sign(p_H - p_M) = \mu\cdot f_0\sqrt{\frac{2p_M}{\rho}} + \beta_2\cdot W_M\frac{dp_M}{dt} \tag{5}$$

where p_H is pump output pressure; γ – pump swash plate turning angle; p_M – pressure of the swash plate control piston; p_1 – load pressure of the actuator; F_4 – area of control piston 4; F_5 – area of control piston 5; I – moment of inertia of pump swash plate; b_γ – kinematic viscosity coefficient of the pump swash plate; d_7 – pump piston diameter; d_8 – diameter of pistons locations in the pump rotor; k – the number of pump pistons; n – speed of pump shaft rotation; ℓ – arm of the control cylinders action on the pump swash plate; M_C – anti-torque moment of the pump swash plate that was calculated from the following formular in N·m [4];

$$M_C = 26{,}4 - 3{,}2\left(\frac{p_H - 9\cdot 10^6}{7\cdot 10^6}\right) - 9{,}9\left(\frac{Q_n - 0{,}67\cdot 10^{-3}}{0{,}5\cdot 10^{-2}}\right) - 2{,}2\left(\frac{p_H - 9\cdot 10^6}{7\cdot 10^6}\right)\times\left(\frac{Q_n - 0{,}67\cdot 10^{-3}}{0{,}5\cdot 10^{-2}}\right);$$

Q_n – flow rate of the working fluid that flows to the actuator; z – displacement of the spool 9 of the flow rate regulator 8; z_1 – displacement of the spool 12 of the pressure regulator 11; $f_P = \frac{\pi\cdot d_P^2}{4}$ – end face area of the flow regulator spool 9; d_P – end face diameter of the flow regulator spool 9; $f_{P1} = \frac{\pi\cdot d_{P1}^2}{4}$ – end face area of the pressure regulator spool 12; d_{P1} – end face diameter of the pressure regulator spool 12; c_P – spring 10 rate of the flow rate regulator 8; c_{P1} – total rate of springs 13, 14 of the pressure regulator 11; z_P, z_{P1} – initial compression value of the springs of flow rate regulator 8 and pressure regulator 11 correspondingly; $f(z), f_1(z_1)$ – opening areas of the working ports of flow rate regulator 8 and pressure regulator 11; b_P, b_{P1} – kinematic viscosity coefficients for the flow rate and pressure regulators correspondingly; T_P, T_{P1} – dry friction forces of the spools of flow rate and pressure

regulators correspondingly; ρ – pressure fluid density; μ – flow rate coefficient of throttling elements; f_{0p} – opening area of the variable throttle 7 work port; f_0 – work port opening area of the throttle 15 in the discharge line of the pump swash plate control piston; W_H – pressure fluid volume in pressure line section adjacent to the pump; W_U – pressure fluid volume in the pump swash plate control piston and hydraulic line section adjacent to it; β_1, β_2 – generalized coefficients of the pressure fluid compression by the W_H and W_U volumes correspondingly.

The values of work port opening areas of the flow rate and pressure regulator spools are approximated by the expression

$$f(z) = 0{,}1\cdot 10^{-6}\ \mathrm{m}^2 \ \text{if}\ 0 < z < z_{\pi\min},$$
$$f(z) = k_Z \cdot z \ \text{if}\ z_{\pi\min} < z < z_{\pi\max};$$

$$f_1(z_1) = 0{,}1\cdot 10^{-6}\ \mathrm{m}^2 \ \text{if}\ 0 < z_1 < z_{1\pi\min},$$
$$f_1(z_1) = k_{Z1} \cdot z_1 \ \text{if}\ z_{1\pi\min} < z_1 < z_{1\pi\max};$$

where $z_{\pi\min}, z_{1\pi\min}$ are spool displacement values when throttling slots of the flow rate and pressure regulators are opened; $z_{\pi\max}, z_{1\pi\max}$ – spool displacement values, when throttling slots of the flow rate and pressure regulators are closed; k_Z, k_{Z1} – opening area coefficients of the work ports of the flow rate regulator 8 and pressure regulator 11 correspondingly.

Equation set that describes behavior of the variable-displacement pump control system was investigated using MATLAB Simulink software package. Using mathematical model a transient process was obtained that has made it possible to find dynamic characteristics of the variables describing control system state. Pump output pressure p_H, pump swash plate turning angle γ, fluid pressure p_U of the pump swash plate control piston, displacement z of the flow regulator spool and displacement z_1 of the pressure regulator spool were considered as variables that describe state of the variable-displacement pump control system.

As a result of processing the data obtained by means of mathematical model the influence of the main regulator design parameters on the transient process quality parameters was determined: regulation time, oscillations, overcontrol and the stability of control system state variables.

Regulation time t_p in the hydraulic drive was determined according to the moment of variable value entering the ±5% range relatively to the steady-state value of the corresponding variable.

Overcontrol of the hydraulic drive was found from the formular:

$$\sigma = \frac{A_{\max}}{A}\cdot 100\%,$$

where $A_{\max}$ is maximal value of the variable, that describes hydraulic drive condition; A – steady-state value of the variable.

Fig. 2 shows the relationships of such transient process quality parameters as regulation time t_p, oscillation k and overcontrol σ of the one control system state variable-pump output pressure p_H versus main parameters of the regulator.

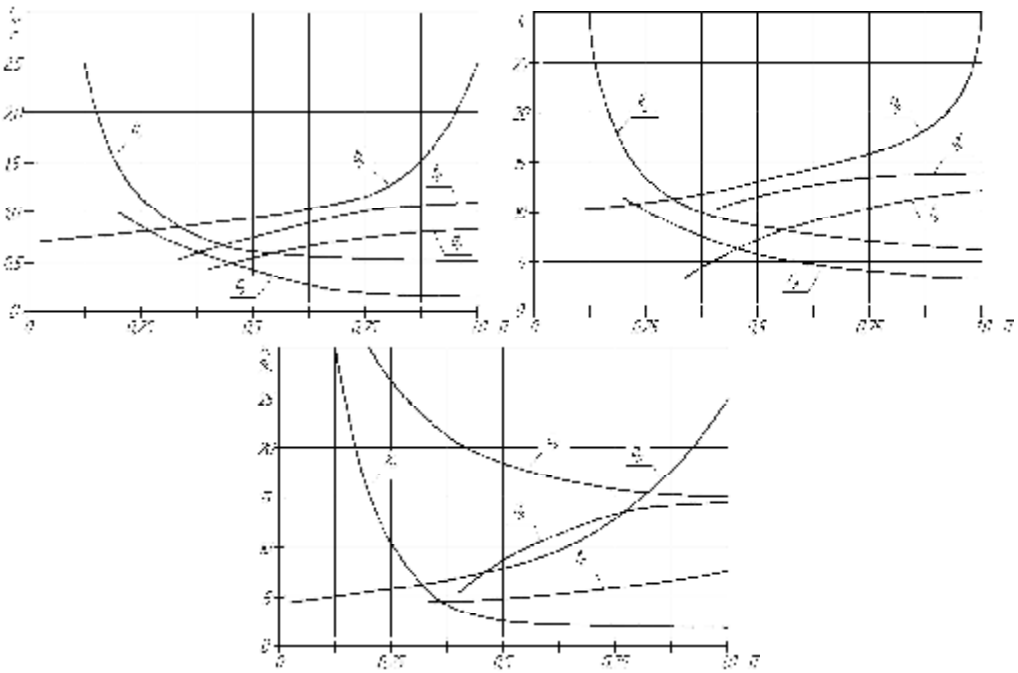


Fig. 2. Influence of the main regulator parameters on the regulation time, oscillation and overcontrol.

In Fig. 2 along the abscissa axis the values of non-dimensional parameters are plotted: $\Pi = \Pi_A / \Pi_{max}$, where Π_A – actual current parameter values, Π_{max} – maximal parameter values. Parameter maximal values were equal to the upper limits of the parameters change range: d_p = (4,0...10,0)·10^{-3} m; c_p = (0,8...4,0)·10^4 N/m; k_2 – (0,5...4,0)·10^{-3} m; b_p = 5...200 N·c/m; f_0 = (0,5...1,5)·10^{-6} m^2. Such regulator parameters as k_2, b_p and c_p have the strongest influence on the transient process quality. The presented results can be used for designing variable-displacement pump control system with pre-defined dynamic characteristics. To satisfy high requirements to the speed of response, it is recommended to increase spring rate c_p and coefficient k_2 of the work port opening area of the flow rate regulator spool; to reduce kinematic viscosity coefficient b_p and diameter d_p of the flow rate regulator spool as well as to reduce opening areas f_0 of the throttle work port in the discharge line of pump swash plate control piston.

The operation stability of the hydraulic drive with variable-displacement pump was determined according to the type of transient process under changing pressure p_1 at the actuator input and opening area f_{ep} of the variable throttle which define the load and the speed of the actuator motion. Such transient process was considered to be stable under which oscillation amplitude of the variables, describing the state of the hydraulic drive control system, was increasing continuously.

Fig. 3 shows the influence of such flow rate regulator parameters as d_p, b_p, k_2 and f_0 in $p_1 - f_{ep}$ coordinates. When plotting stability regions, shading was directed towards stable region.

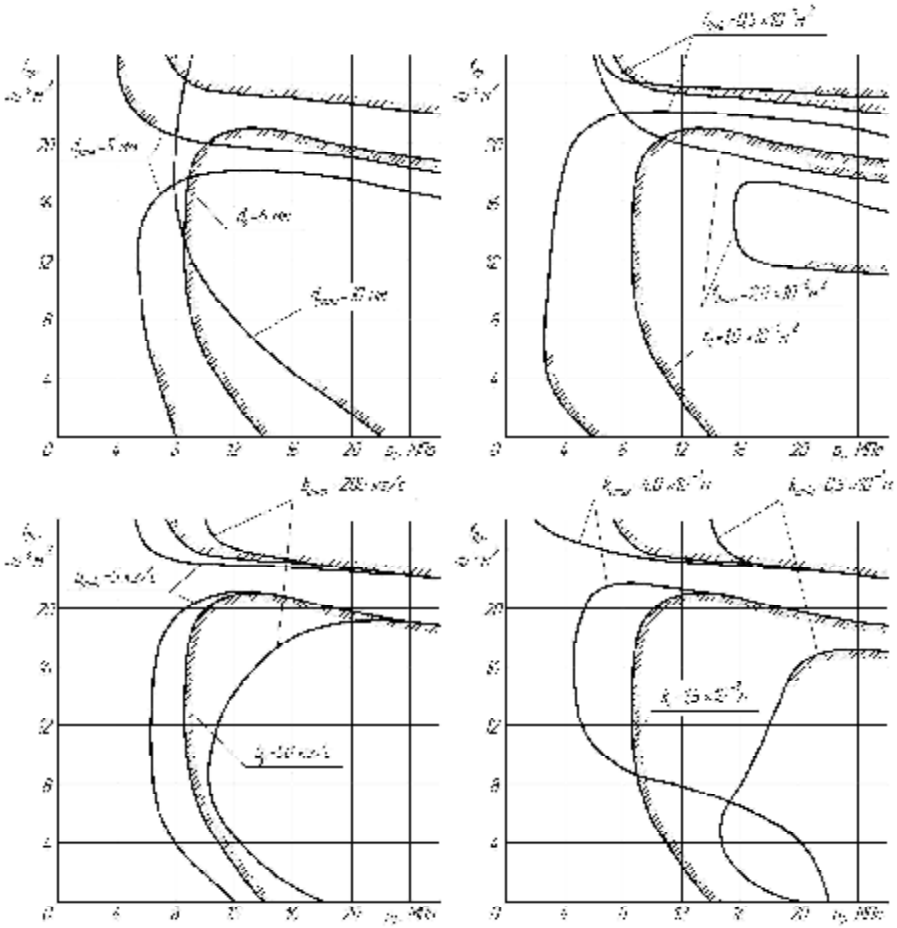


Fig. 3 The influence of the variable pump control system parameters on the location of the system stability limits (for flow regulator operation)

f_{Δ} value has the most evident influence on stability. If the openings area f_{Δ} of the work part of the throttle at the output of the pump swashplate control piston is reduced, stable operation region is extended considerably. The value of b_{Σ} also has strong influence on stability. The reduction of b_{Σ} value from 5 to 50 N·c/m provides extended stability range of the hydraulic drive operation. The extended stability region can also be achieved by reducing diameter d_{Σ} of the flow regulator spool in the range from 5 to 6×10^{-3} m and increasing opening area coefficient k_{Σ} of the work port of the flow regulator spool to $4{,}0\times10^{-3}$ m

The obtained relationships have made it possible to define the set of flow regulator parameters for stable operation of the variable-displacement pump in the entire range of the actuator flow and pressure values. In particular, under the combination of flow regulator parameters that change in the intervals d_{Σ} = 5…6 mm; f_{Δ} = (0,5…1,0)×10^{-6} m^2; b_{Σ} = 5…20 N·c/m; k_{Σ} = (1,5…4,0)×10^{-3} m, control system of the variable-displacement pump with automatic regulator is stable in the entire range of the hydraulic drive operation.

Fig. 4 shows the influence on stability of such pressure regulator parameters as d_{Σ}, $b_{\Sigma1}$, $k_{\Sigma1}$ and f_{Δ} in the $p_H - Q_H$ coordinates The value of f_{Δ} has the most evident

influence on the hydraulic drive control system under pressure regulator operation as well as under flow rate regulator operation. However the nature of this influence is different. As opening area f_{i} of the work port of the throttle at the discharche of the pump swash plate control piston changes in the interval from 1,0 to $1,5\times10^{-6}$ m^2, stability region under pressure regulator operation is extended considerably. As for flow rate regulator operation, stability region is extended when the value of f_{i} is reduced to $0,5\times10^{-6}$ m^2. Due to the different nature f_0 influence on the stability of pressure and flow rate regulators, it was found that in the interval of f_{i} changing from 0,8 to $1,2\times10^{-6}$ m^2 the sufficiently wide range of hydrodrive stable operation is provided both for flow rate and pressure regulators operation.

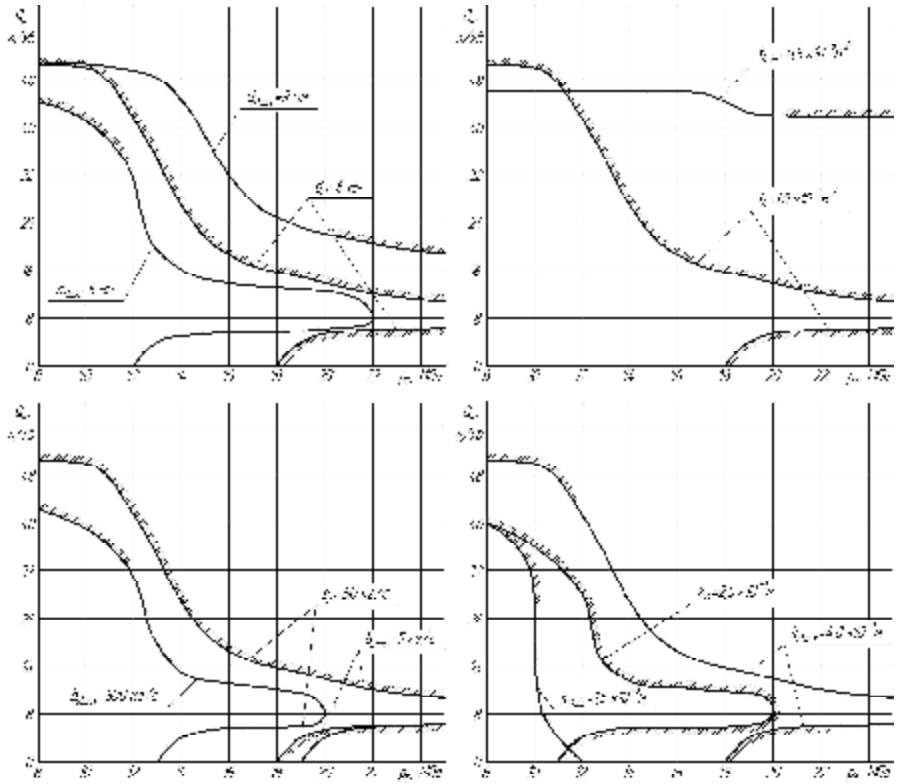


Fig. 4 The influence of the variable pump control system parameters on the location of the system stability limits (for pressure regulator operation)

The kinematic viscosity coefficient b_{p1} of the pressure regulator spool also has a strong influence on stability. To provide stable operation of the hydraulic drive control system it is necessary that b_{p1} >50 N·c/m. Stability region can also be extended by reducing the diameter d_{p1} of pressure regulator spool in the interval from 5 to 6×10^{-3} m and also reducing the opening area coefficient k_{z1} of the pressure regulator work part to $1,5\times10^{-3}$ m.

The obtained relationship have made is possible to find such combination of the pressure regulator parameters for stable operation of the variable-displacement pump control system in the whole range of the changing flow delivered to the actuator and pump output pressure. In particular, under the combination of pressure regulator

parameters changing in the interval d_{p1}= 5…6 mm; f_0= (1,0…1,5)×10^{-6} m^2; b_{p1}= 50…500 N·c/m; k_{s1}= (0,5…2,5)×10^{-3} m variable-displacement pump control system with automatic regulator is stable in the entire range of the hydraulic drive operation.

Conclusion

Mathematical model of the variable-displacement pump control system with automatic regulator has been developed. The automatic regulator provides both pump flow rate stabilization and constant-power mode of pump operation. Resulting from research and analysis of transient process quality parameters and of the stability of the proposed variable-displacement pump control system, the combination of such regulator design parameters has been found that provides the pre-defined dynamic characteristics and stable operation of the variable-displacement pump control system in the entire operation range both for flow rate regulator and pressure regulator operation: d_p= 5…6 mm; d_{p1}= 5…6 mm; f_0= (0,8…1,2)×10^{-6} m^2; b_p= 20…50 N·c/m; b_{p1} = 50…500 N·c/m; k_s = (1,5…4,0)×10^{-3} m; k_{s1}= (0,5…2,5)×10^{-3} m

Received April 5, 2007 *Vinnytsia National Technical University, Vinnytsia, Ukraine*

REFERENCES

1. Буренніков Ю.А., Козлов Л.Г., Репінський С.В. *Удосконалення схем регуляторів подачі насосів гідросистем, чутливих до навантаження, та їх статичні характеристики* // **Вісник ВПІ** – 2004. – №5. – С. 88-92.

2. Ju. Burennikov, L., Kozlov, S. Repinskiy, G. Kozlova *Modelling of the variable-displacement pump control system using MATLAB Simulink software package* // **Tehnomus XIII**: Tehnologii şi produse noi în construcţia de maşini; a XIII-a Conferinţă Ştiinţifică cu participare internaţională Universitatea „Ştefan cel Mare" Suceava. Facultatea de Inginerie Mecanică – Suceava. Editura Universităţii din Suceava. 2005 – P. 516-520.

3. Буренніков Ю.А., Козлов Л.Г., Репінський С.В. *Моделювання системи керування насосом змінної продуктивності за допомогою програмного пакета MATLAB Simulink* // **Інформаційні технології та комп'ютерна інженерія**. 2006. №1(5). С. 89-93.

4. Козлов Л.Г. **Вдосконалення систем керування гідроприводів з LS-регулюванням**. – Дис. канд. техн. наук: 05.02.03. – Вінниця, 2000.

DINAMICA SISTEMULUI DE CONTROL AL DIRECŢIEI CU POMPĂ VARIABILĂ

Rezumat: Lucrarea propune un nou concept de regulator automat cu pompă cu dispunere variabilă. Acesta se bazează pe un control combinat ce determină stabilizarea debitului pompei, dar şi o putere utilă constantă a pompei. Se propune un model matematic prin care se analizează cum parametrii de proiectare influenţează caracteristicile dinamice şi stabilitatea variabilelor ce descriu starea sistemului de control.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

VERSATIL TITANIUM ALLOY FOR BIOMEDICAL APPLICATION TO SPINAL IMPLANTS

BY

A. BUZAIANU[1], DOINA RADUCANU[2], ROXANA TRUSCA[1], E. VASILE[1], V. D. COJOCARU[2], I. RUSU[3], C. MUNTEANU[3], M. LOZNEANU[3] and O. CARP[4]

Abstract: Titanium alloys are prized for their excellent strength/weight ratio and relatively high temperature capability in the aerospace industry, for airframe and engine components. Titanium alloys have an excellent corrosion resistance and are also useful in the chemical industry and for biomedical implants. The most popular alpha+beta alloys are Ti-6A-4V, with a general purpose alloy. The special properties of these alloys made them more and more used in medicine lately. Because the interactions between cells and tissues with biomaterials at the tissue implant interface are almost exclusively surface phenomena, surface properties of implant alloys are of great importance. Nitriding under low discharge conditions may constitute interesting techniques, allowing the formation of surface layers on parts with sophisticated shapes. They may also permit to modulate surface topography in a way to improve the features of titanium alloys for various applications in medicine..

Keywords: Ti-6Al-4V alloy, biomedical application, titanium nitriding, spinal implants, SEM investigation.

1. Introduction

It is well known that titanium alloys have some attractive properties enabling them to be used in industries such as aerospace, marine and medicine while their poor tribological properties often are an obstacle in mechanical engineering applications. Ti-6Al-4V alloy is used as an implant material but, at the present, due to the toxicity of vanadium, its use is restricted and it became necessary to increase its surfaces' biocompatibility. These latter properties can be improved by applying nitriding surface treatments. Conventionally nitriding is conducted at high temperatures. The higher is the surface temperature of a sample the more efficient is the process of titanium nitriding and consequently the TiN phase formation. However the surface temperature during nitriding appeared to play a key role for the future properties of a processing material and in some cases it cannot be increased up to high values. A high-temperature plasma nitriding reduces the fatigue strength of titanium alloys. Literature reveals that a range of surface engineering techniques have been applied to titanium alloy substrates, including conventional thermo-chemical processes such as nitriding. Thermo-chemical processes have enjoyed only limited success, because of the long treatment times, high temperatures and unevenness of the surface microstructure. In addition, problems associated with poor ductility and significant reductions in the fatigue limit have also been reported in literature. That is why techniques allowing nitriding at relatively low temperatures have been developed over the last years. One of the temperature treatments, referred to as intensified plasma processing, enables surface treatment at a relatively low temperature of 673-772 K, [1].

Surgical implants are used in spinal surgery to correct scoliosis or a lateral curvature of the spine. One leading manufacturer of such surgical implants, who designs, machines and finishes implants and screws usually has three lines of implants: plates and screws for spines that are degenerating or have undergone trauma; hooks and rods and "cages" to replace damaged vertebrae. The nitriding coats of their implants force a direct and long-term stable osteointegration at the contact areas of the bone tissue with biocompatible materials. Variable plasma nitriding systems are exclusively reserved for medical applications. Some of the implant design variants are presented in Figure1.The histological data have shown that the times and modalities of osteointegration have been not altered by the PVD nitriding treated surfaces.

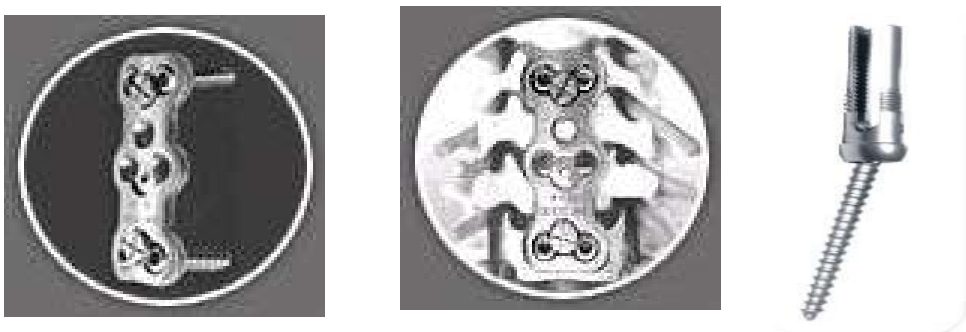


Fig.1. Cervical plating (left-GESCO tip) and Polyaxial screw of a spinal implant meant to repair articular cartilage.

Titanium nitride coatings have already been adopted in the biomedical field and many studies show their high biocompatibility. The objective of this investigation was to evaluate the nitriding process at various atmospheres and to determine how temperature affects the nitriding of Ti-6Al-4V alloys in dynamic nitrogen atmosphere. Also studied were the thermo- chemical treatments aiming to improve the surface properties of Ti-alloys, the influence of nitridation treatments at 800 and 1100K, the oxidation resistance of Ti-6Al-4V and the conditions for the formation of nitrided layers.

2. Materials and methods

The coating is applied with the PVD (Physical Vapor Deposition) process by a vacuum chamber, titanium nitride vapors condense on the surface, thus forming an extremely hard film, only a few microns thick. The prosthesis from the same commercial Ti-6Al-4V were ground flat and mechanically polished to a 0.5 alumina finish and nitrided in a conventional plasma nitriding equipment. Deposition material such as titanium is vaporized by means of an electric arc. Voltages in the range of 500 to 600V and currents from 300 to 400mA were adjusted to maintain the cathode temperature between 673 and 943K. These now highly charged titanium ions were mixed with nitrogen gas forming plasma. The positively charged titanium plasma is attracted to the negatively charged part to be coated. Ion by ion, titanium bonds to the part, growing a thin hard film on its surface. Mixtures of nitrogen and hydrogen (ratios in vol, N/H = 3/2) under a total pressure of 1 to 1.5 kPa were used. After nitriding the samples were cooled in the treatment chamber in a nitrogen atmosphere.

Nitridation may increase resistance to oxidation, but the influence of nitriding treatments depends on the composition of the material. For Ti-6Al-4V, the nitride layer prevented oxygen dissolution into the alloy during the earliest stages of oxidation, thus reducing the contribution of this process to the total mass. Certain results confirm the good biocompatibility of TiN + Ti2N + AlphaTi(N) surface layers and this alloy's potential in bone surgery applications [2]. The widely used Ti-6Al-4V alloy is also the most common forging alloy. The chemical analyses of the samples correspond to ASTM - F136 standard requirements and are shown in Table 1. The samples of commercial Ti-6Al-4V alloys are within the parameters of their respective standards.

Table 1. The chemical composition of the samples [wt %].

Material	Ti %	Al %	V %	C %	Fe %	H %	N %	O %
ASTM F136	Bal	5,5 – 6,5	3,5 – 4,5	0,08	0,25	0,012	0,05	0,13
Ti-6Al-4V cast alloy	Bal	6,07	4,30	0,01	0,15	0,0024	0,009	0,13

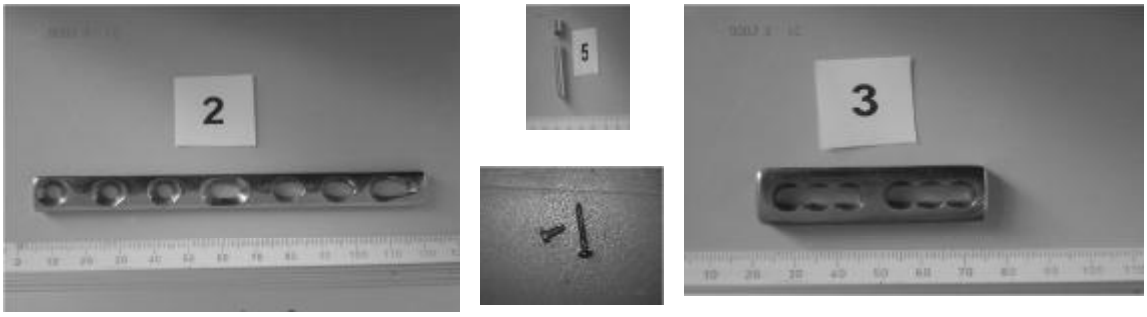


Fig. 2. Cervical plating systems of spinal implant (Inter body fusions for reconstructive spinal surgery) in experimental program.

In order to validate the titanium alloy composition and the prosthesis structural integrity, a representative series of tests - including cross-sectioning and microscopic inspection - was performed on representative prosthetic products. Tests also included inspections of porosity and inclusions (oxide particles). This ensured that the implant articular surface was homogeneous, without porosity or oxide particles that could cause increased wear or reduced fatigue strength. Scanning electron microscope energy dispersive X-ray analyses (EDX spectrometer) were available for the qualitative chemical analysis of the implant. A Hitachi S-2600 scanning electron microscope (SEM) was used to examine and analyze the particulate debris. The samples were prepared for microscopy by polishing them to smooth finish. Rockwell hardness was performed on samples that were hand polished according to microscopy samples. The remaining experiments were conducted on samples that were mounted in resin which underwent a much more rigorous polishing process. These samples were then etched with Kroll's reagent (100 ml H_2O + 5ml HNO_3 + 3ml HF), etching being

useful for Ti-Al-V alloys to better show their microstructure when observed under optical microscope.

3. Results and discussion

The influence of the main processing parameters such as temperature and time on the microstructure and the formation of new phases during the processes of nitriding are discussed. Based on investigations presented in the literature also analyzed are the effects of nitriding on the micro hardness and the corrosion resistance of titanium alloys. The improved mechanical properties, which arise from these thermo chemical treatments, are discussed in relation to the nitriding process applying at alloys used for implants. During the electrochemical process of corrosion in the body, titanium alloy can free vanadium ions, which may reduce the biocompatibility of the alloy and jeopardize the fate of implants.

The vanadium ions obstruct the function of cells in the vicinity of implants, as well as of cells at remote locations after the corrosion by-products are transported to distant locations inside the body. The stable coherent titanium oxide (TiO_2) forms a film and, in presence of TiN (electrical and thermal insulation), the electrochemical reactions that lead to corrosion are reduced or prevented. The oxidized metallic surface and ionic vanadium migration are stopped by "passivated"- surface implants.

In fact, implants of Ti-6Al-4V alloys exhibit a better corrosion resistance after surface nitriding. Microstructures can influence mechanical properties of titanium alloys. Fine microstructures enhance the strength and ductility of the titanium alloy and retard crack nucleation. Coarse microstructures are more resistant to creep and fatigue crack growth [2]. The transformed Beta sample with a fine microstructure was less hard than either the as-forged sample or the alpha + beta sample. The beta transformed sample had the lowest averages for the hardness testing of the three samples.

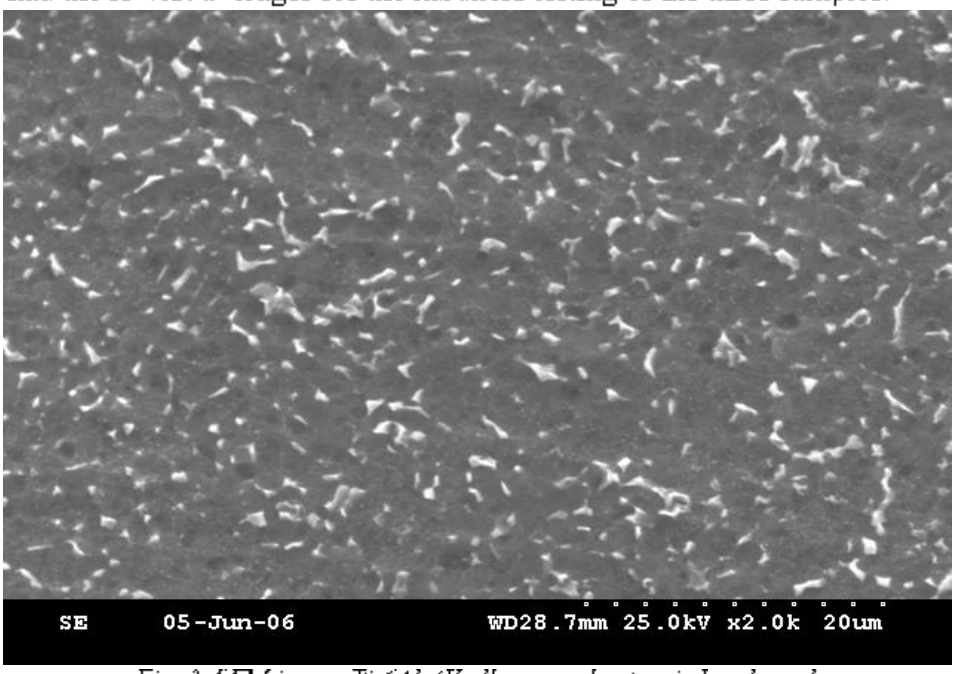


Fig. 3. SEM image Ti-6Al-4V alloy sample treated and aged.

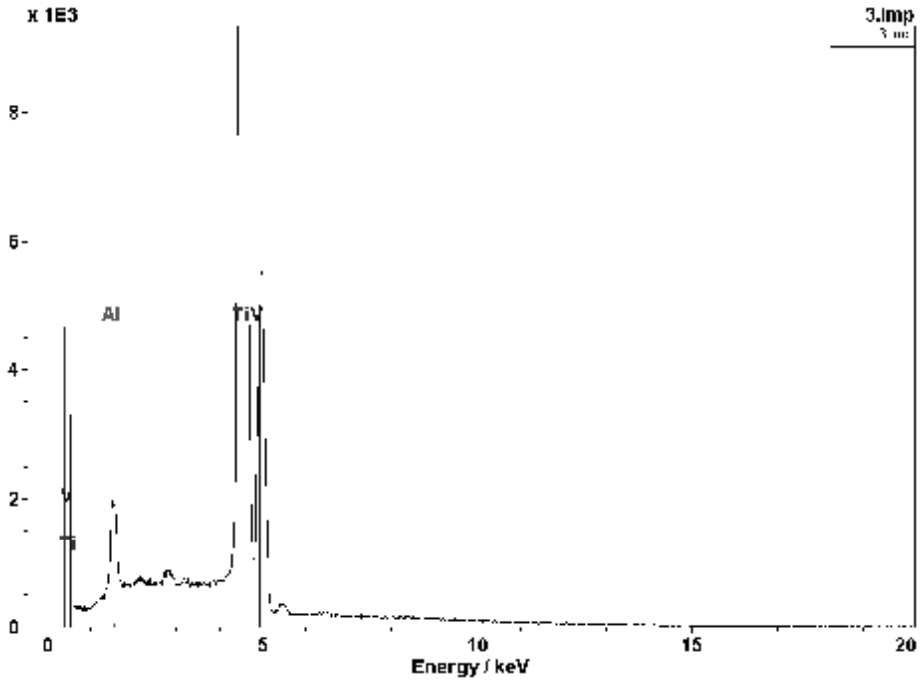


Fig.4. EDX spectrum analyses of Ti-6Al-4V.

The major event in phase chemistry and microstructure development of titanium alloys is the transformation from the low temperature hcp "alpha-phase" to the high temperature bcc "beta-phase". Certain alloying elements, particularly transition metal such as V, stabilize the cubic beta-phase and decrease the alpha-beta transformation temperature. These transition metals are "beta stabilizers". Simple metals, such as Al and interstitial solutes [O, N] are alpha-stabilizers and increase the temperature of the alpha-beta transformation [3]. Structured Ti-6Al-4V alloy adapted variable surface morphology. One can observe in Figure 3 that α-phase (globular alpha) has a larger volume fraction in the as-forged sample than the β-phase. The SEM micrograph for alloy showed that the grain size for α + β specimen is about 20-30μm, which is approximately the same as for the β-transformed sample. A precipitation hardening of titanium alloys is brought about by inter-metallic phases ω-phases in betha phases . The precipitation of the ω-phases can be brought about by ageing in the temperature range of 670-870K. (isothermal ω-phases). As related to Ti-6Al-4V, the vanadium content can locally reach a level of 20-25% (Figure 4). This content must be regarded as critical because of the toxicity of vanadium. Fortunately, the ω-phases are sub microscopically small. The vanadium particles were analyzed by energy dispersive x-ray analysis and dispersive spectroscopy (EDS). This determined the relative chemical content of individual particles. Representative particles from each specimen were photographed at various magnifications to document particle morphology.

The relative amount of alpha and beta phases at temperature 770K, can be roughly indicated from the psuedobinary phase diagram. After an air quench, the original beta phase transforms to the Widmanstätten alpha+beta. This is illustrated in the above micrography. Thus the quenched alpha+beta alloy contains two micro constituents (primary alpha and Widmanstätten alpha beta and two phases (alpha beta). The alpha phase is present in two morphologies: primary alpha and alpha

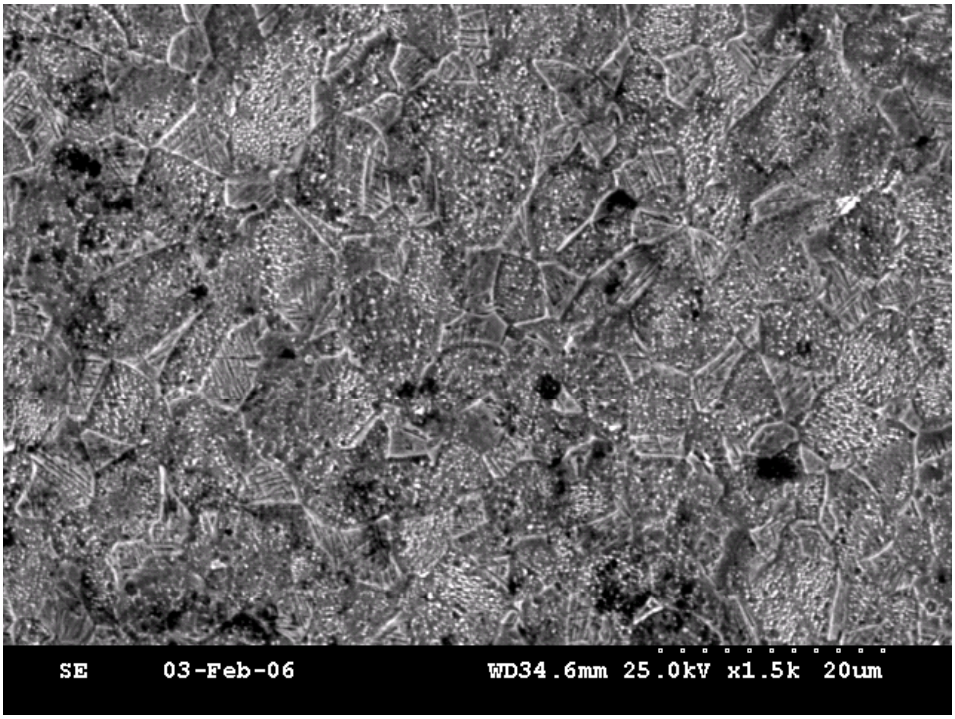


Fig.5. Ti-6Al-4V- the SEM micrograph for alloy showed the grain size for α β specimen (X1500)

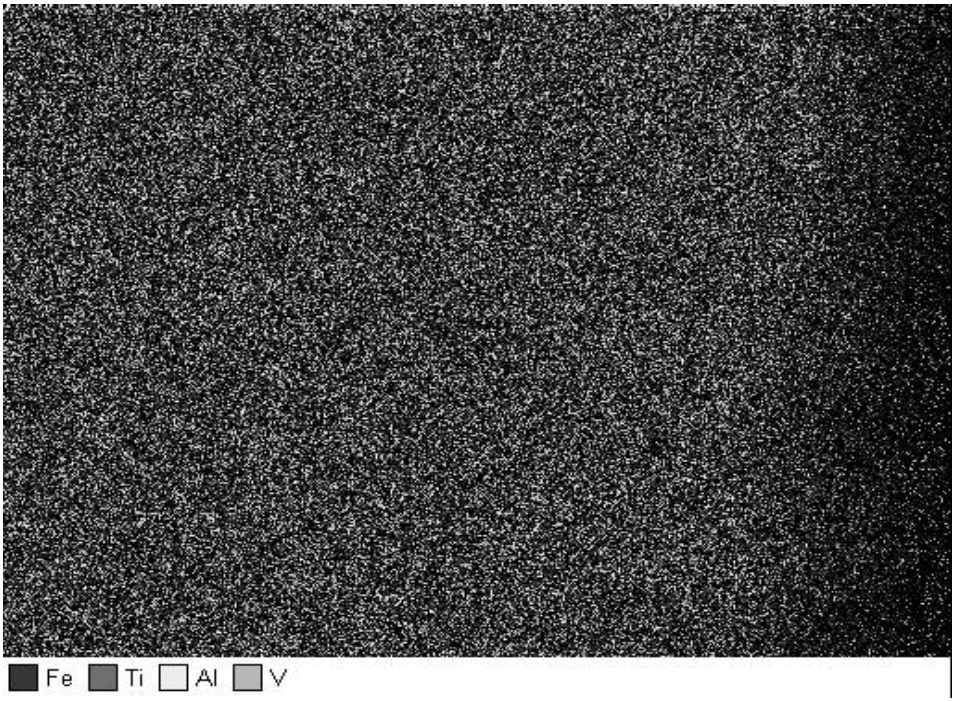
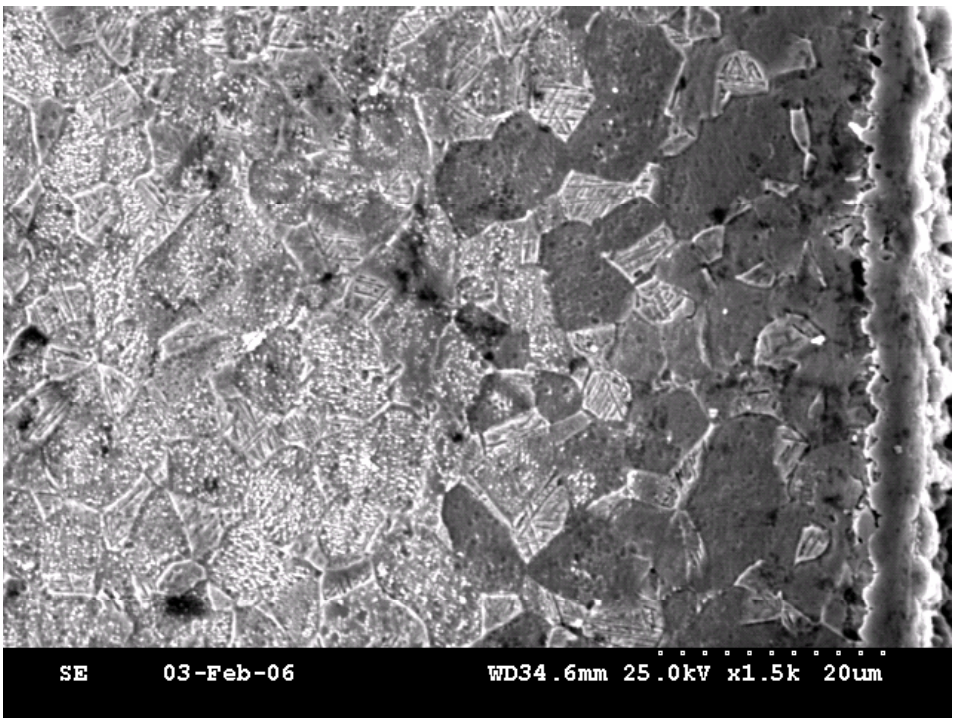


Fig.6. Analyses of Ti-6Al-4V energy dispersive spectroscopy (EDS) of the Fe-Ti-Al-V in alloy.

needles in the Widmanstätten morphology. The primary alpha develops during the anneal, and has no orientation relationship with the beta phase. The Widmanstätten alpha forms during the quench by precipitation in the beta, forming as platelets with the basal planes of the hexagonal alpha. Such hot forged alloys have a different microstructure with improved creep resistance. After the heat nitriding treatment the alloy samples presented a homogeneous layer on its surface and a change in the

surface color. The nitride formation is substantially slowed on account of the reduction in the partial pressure of nitrogen to 1Pa, because of the reduction in the boundary nitrogen concentration at the gas-metal interface; eliminating the barrier effect from the nitride film activates the diffusion of the nitrogen into the titanium, which favors the formation of deep hardened layers.



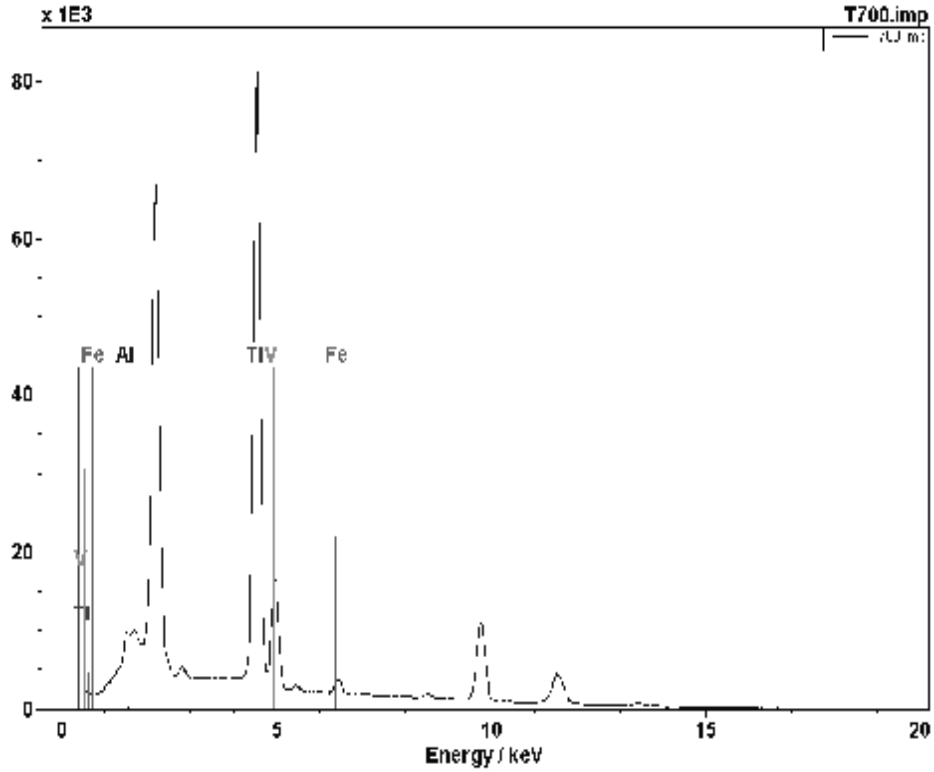


Fig.6. SEM images and their respective EDX spectrum for the Ti6Al4V nitriding treated at 950K.

These processes affect the diffusion-layer morphology. During titanium-alloy nitriding in nitrogen atmospheric pressure, a diffusion layer is formed starting at about 1070K. The effect of nitriding on the near-surface composition of ($\alpha + \beta$)Ti6Al4V is a very complex function of the process parameters. Below 773K it is possible for ε-Ti2N and δ-δTiN to coexist [2]. In Ti6Al4V raising the isothermal hold temperature from 1070K to 1120K increases the diffusion-layer thickness from 20 to 50μm in a 6 h treatment [4]. The nitrogen-enriched layer becomes harder and less plastic, and the surface micro hardness which is completely due to the hardness of the nitride TiN (as obtained in experiment 530 to 600 $HV_{0.05}$).

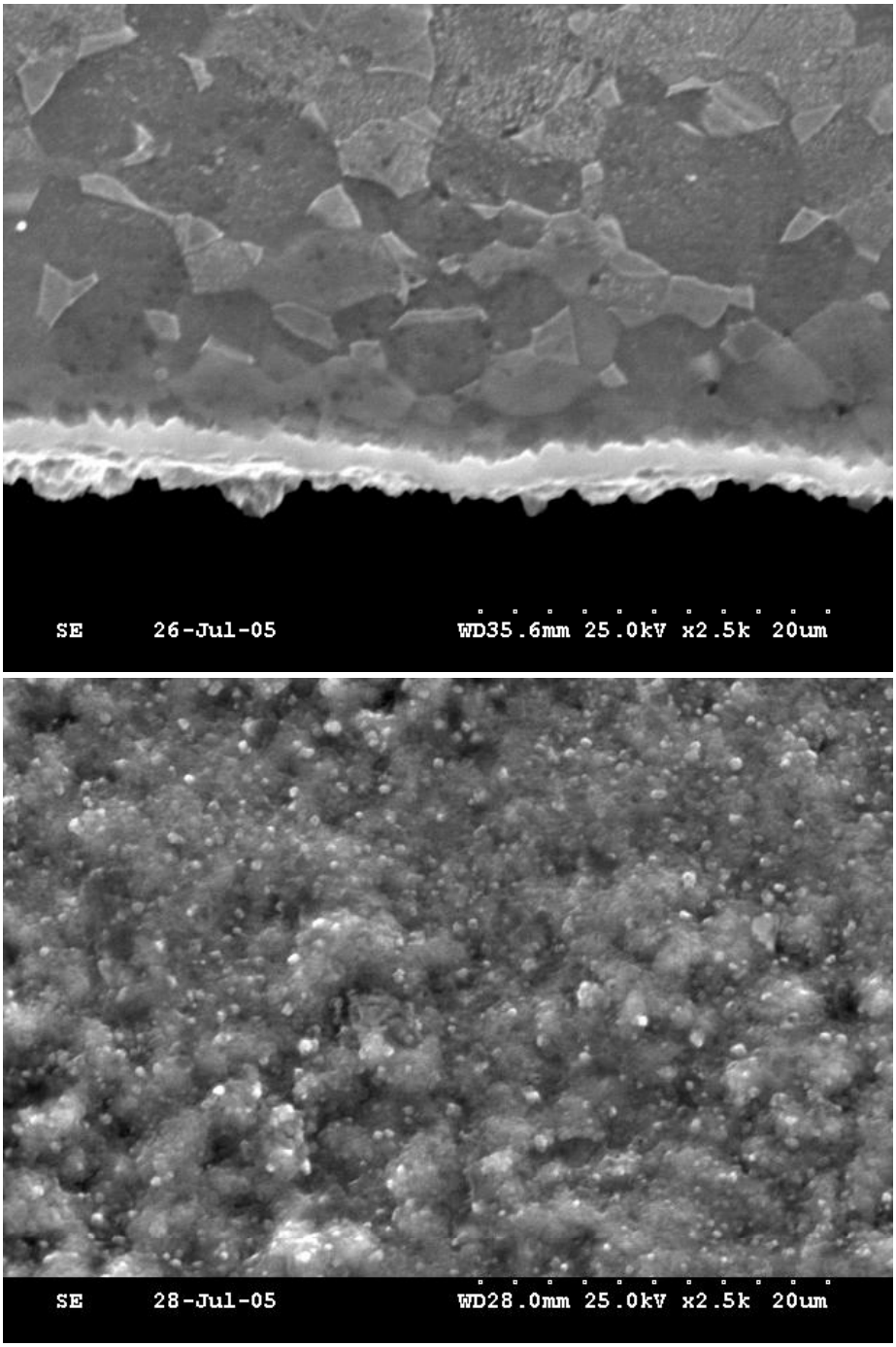


Fig. 7. The SEM images and their respective EDX spectrum for the Ti-6Al-4V nitriding treated at 1050K.

As the temperature is raised, the diffusion is activated and the nitride formation and gas saturation are accelerated, determining an ongoing growth of the diffusion layer.

4. Conclusions

1. Because the interactions between cells and tissues with biomaterials at the tissue implant interface are almost exclusively surface phenomena, surface properties of implants are of great importance. As a result, surface atoms of prosthesis will attempt to reduce their free energy by rearranging and bonding to any available reactive molecules to reach a more favorable energy state.
2. Tests on Ti-6Al-4V alloys implants have indicated that wear is dramatically influenced by titanium nitride (TiN). It also makes possible to improve the quality of prosthesis superficies, preventing the vanadium ions' dislocation
3. A gold-colored superficies titanium nitride coating is used to identify areas for the surgeon's manipulation. We believe it will be a relevant contribution that may bring significant improvements of health and aesthetic value in the implant field.

Acknowledgements

The authors thank the Romanian Ministry of Education and Research for having financially supported this research project within the National CEEX Programmer.

Received April 16, 2007

[1] *S.C. METAV-R&D S.A Bucharest, Romania.*
[2] *University Polytechnic of Bucharest, Romania*
[3] *Technical University "Gh. Asachi", Iasi, Romania.*
[4] *Departments of Neurological Surgery - Emergency Hospital, Constanta, Romania.*

REFERENCES

1. S.L.R da Silva, L.O.Kerber,L.Amaral, C.A. dos Santos. *X-ray diffraction measurements of plasma-nitrided Ti-6Al-4V*, **Surface and Coatings Technology** 116-119 (1999) 342-346 Elsvier.
2. R.G. Vardiman, R.A.Kant, *The improvement of fatigue life in Ti-6Al-4V by ion implantation.* **J.Appl. Physics** 1982;53;690-4.
3. M.Peters, C.Leyens. **Titan und Titanlegierungen**. Wiley-VCH Verlag GmbH. Weinheim (2002) 432.
4. C.D. Peterson, B.M.Hillberry, D.A.Heck. *Component of total knee prostheses using Ti-6Al-4V, titanium nitride coated Ti-6Al-4V, and cobalt-chromium-molybdenum femoral components.* **J. Biomed Mater Res** 1988;22-887-90

ALIAJ DE TITAN PENTRU APLICATII BIOMEDICALE CU UTILIZARE LA OBTINEREA IMPLANTURILOR SPINALE

Rezumat: Unul dintre cele mai utilizate aliaje de titan, adaptabil si cu multiple aplicatii este:Ti-6Al-4V. Proprietatile speciale, in special mecanice pe care le detine, il face apt de a fi utilizat pentru fabricarea implanturilor. Existenta ionilor de vanadiu, ce s-a dovedit ca prezinta un anumit grad de toxicitate pentru tesuturi, a condus la ideea tratarii prin nitrurare a suprafetelor implanturilor realizate, in scopul blocarii migrarii ionilor de vanadiu in organism.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL MODEL FOR EVALUATION OF BENDING BODY INTENSITY AND CORRELATION OF THE SEMIPLANETARY ROLLING PROCESS FACTOR

BY

NICOLAE CANANAU, GHEORGHE GURAU and PETRICA ALEXANDRU

Abstract: The application of a semiplanetary rolling leads at unsymmetrical state of stress for the body thickness, and the effect is the appearance of a bending moment. Thus the rolled body is curved. The intensity of bending is function by the thickness reduction and the geometrical factors: initial thickness, the ratio wid.h/thickness. In the work is presented the results of researchers concerning the effect of process factors on the intensity of bending of the worked body by semiplanetary rolling.

Keywords: semi-planetary rolling, strain, stress.

1. Introduction

Semi-planetary rolling is an interesting deformation process. The rolling process is performed in a rolling stand mill consisting by a planetary cylinder and a massive cylinder (figure 1) what determines a non-uniform strain repartition into the thickness of rolled body [1]. The penetration of the satellite cylinder is much greater then the penetration of the massive cylinder [2].

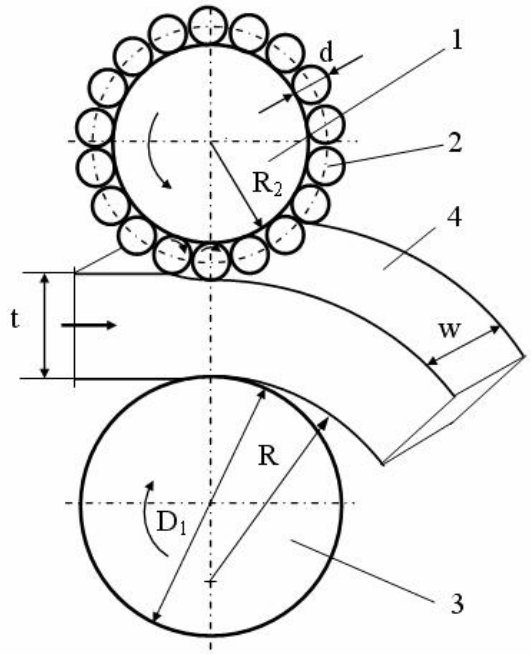


Fig. 1. Scheme of semi-planetary rolling: 1-planetary cylinder, 2-satellyte cylinder, 3-massive cylinder, 4-semi-product.

The non-uniformity of the strain induces a compression stress field with the intensity of the stress greater in the proximity of the planetary cylinder and smaller in the proximity of the massive cylinder because the diameter of the satellite cylinder is much smaller then the diameter of the massive cylinder.

Consequently, into the deformation zone is developed a bending moment as result of the variation of the stress intensity. This bending moment induces the curving of the deformed body or the unbending of the curved body.

An example of the semi-planetary rolling application may be the unbending of the continuous cast slab in the on-line regime. Also, through the semi-planetary rolling may be worked curved pieces.

The obtaining of the adequate quality of the rolled product the correct leading of the rolling process is necessary.

The factors of the semi-planetary rolling process are the reduction of the thickness, geometrical ratio b/h of the body, the radius R of the rolled product or the ratio R/h (we denote b the width h the thickness).

The paper objective is the establishing of the link among the relative thickness reduction and curvature radius for different values of the geometrical ratios of body. The establishing of this correlation is necessary to evaluate the practical possibilities of application of this procedure at the unbending process of continuous cast slabs

2. Experimental conditions

The experimental researches have been effectuated at a semi-planetary rolling stand mill (fig.2) composed by a massive cylinder (diameter of 80mm) and a planetary ensemble, composed by 18 satellite cylinders (diameter of 12mm) and a support cylinder (diameter of 56mm). Length of the active surface is 50mm.
In the aim of the simulation of semi-planetary rolling process the samples have been worked of lead

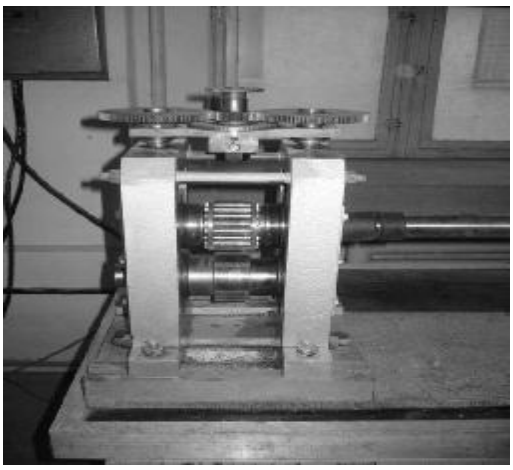


Fig. 2. Semiplanetary rolling stand mill (laboratory model).

The dimensions of the samples are rendered in table 1. They were programmed for various values of the initial thickness and width, i.e. various values of the geometrical ratio b/h.

Table 1. Dimensions of the lead samples

Length	Width	Thickness
100	10	6, 9, 13, 16
	20	6, 9, 13, 16
	30	6, 9, 13, 16

The experimental process consists in the measuring of the sample dimensions, programming the value of the thickness reduction, semi-planetary rolling and measuring of the effective value of thickness and radius of the rolled samples.

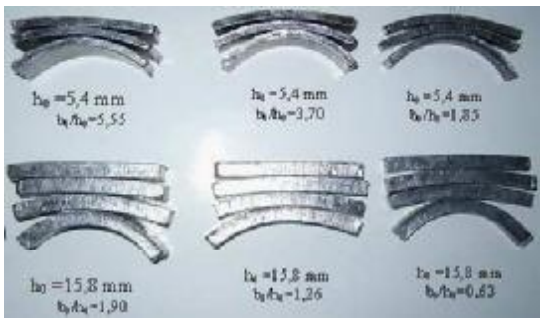


Fig. 3. Semiplanetary rolled samples

3. Results and interpretation

In figure 3 are showed some examples of semi-planetary rolled samples. The results of the experimental researches are systematized graphic in the figures 4, 5.

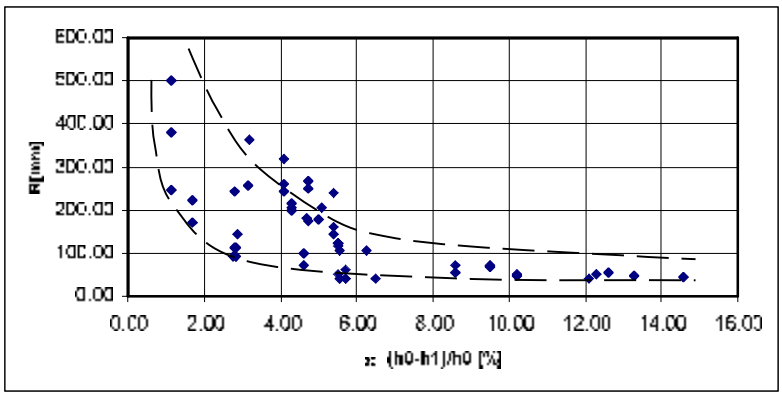


Fig. 4. Variation of curvature radius with relative thickness reduction

In figure 4 is showed the variation of the curvature radius of semi-planetary rolled samples, in absolute values, in the all cases of their geometrical factors, in function of the relative reduction of thickness.

In figure 5 is showed the variation of the ratio - curvature radius/initial thickness of semi-planetary rolled samples, in the all cases of their geometrical factors, in function of the relative reduction of thickness.

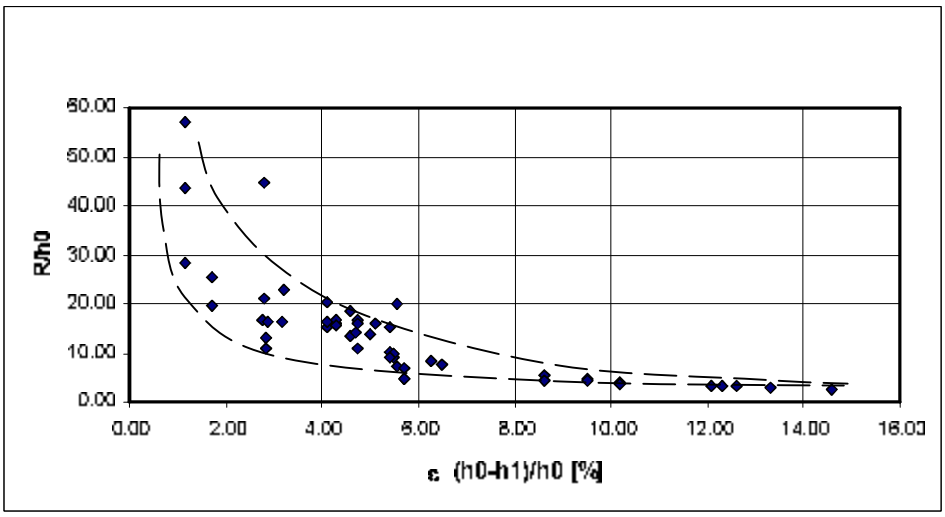


Fig. 5. Variation of R/h_0 ratio with relative thickness reduction

It observes a smaller dispersion of experimental data for ratio R/h_0 (figure 5), than values R (figure 4)

Consequently, the ratio R/h allows a better evaluation of the deformation degree (relative reduction of the thickness) what is necessary at the unbending of a continuous cast slab with a date curvature radius and date thickness

4. Correlation of the results

The influence of the reduction of thickness on the curvature radius is certitude The increasing of the thickness reduction determines the adequate increasing of the curvature radius. For establishing a truthful correlation we made the refining of experimental data using a specializing soft (DATAFIT).

As result of the solving of experimental data the regress equation has been established

$$\frac{R}{h_0} = 41{,}89 \cdot \varepsilon^{-0{,}846} \cdot 1{,}05^{\frac{b_0}{h_0}} \qquad (1)$$

The comparative representation of the experimental results and regression surface, conform the equation (1) as showed in figure 6

The influence of the b/h ratio on the R/h ratio for different values of the relative thickness reduction is presented in figure 7. Is evident the b/h ratio has grater influence for reduced values of deformation degree on the values of R/h ratio

Is evident the b/h ratio has grater influence for reduced values of deformation degree on the values of R/h ratio.

The variation of the R/h ratio with relative reduction of thickness (ε), is presented in figure 8. This graphic may be used at the evaluation of the deformation degree necessary for unbending of cast slabs.

Thus, for known R/h ratio and b/h ratio, in function of the geometry of continuous casting machine and geometry of crystallizer we can establish the value of the relative thickness reduction

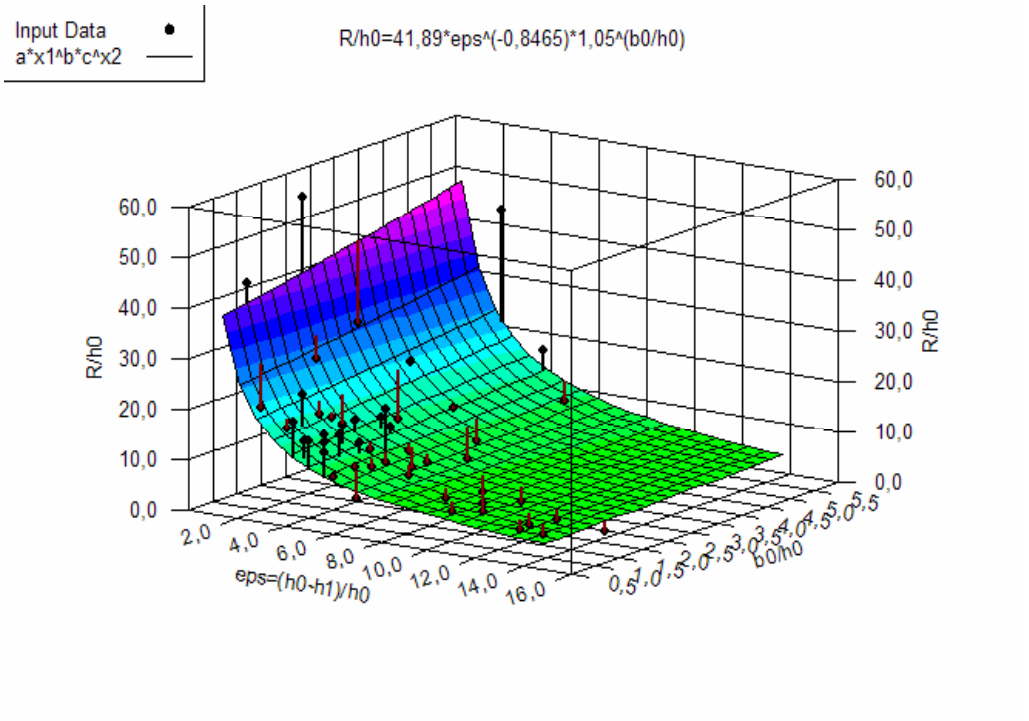


Fig. 6. The regression surface and the experimental value of the ratio R/h₀ in function of the relative reduction.

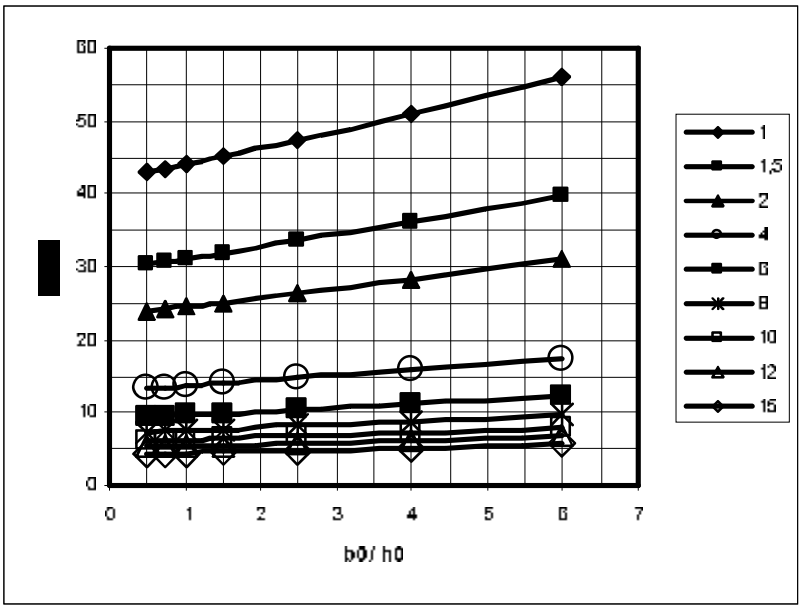


Fig. 7. The influence of the b/h ratio on the R/h ratio for different values of the relative thickness reduction

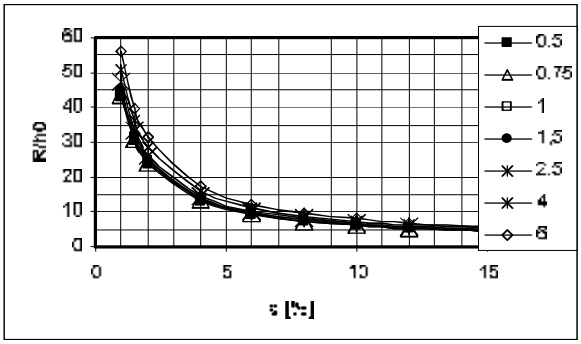


Fig. 8. The variation of the R/h ratio with relative reduction of thickness (ε), for the various value of ratio b/h.

5. Conclusions

The experimental researches demonstrated:

1. Semiplanetary rolling is a deformation method what induces a non uniform deformation in the thickness of rolled body. This phenomenon determines the curving or unbending of rolled body.
2. In case of semiproduct with certain value of geometric ratio b/h, in aim of obtaining a certain curvature radius by semiplanetary rolling the establishing an adequate value of relative reduction is necessary.
3. Unbending a continuous cast slab may be realized by semiplanetary rolling selecting the adequate value of relative reduction correlated with geometrical ratio b/h and R/h ratio (R being the radius of curve thread).
4. The researches demonstrated at the geometrical ratio b/h greater of two in the body section is developed a plane deformation state. In this case the base factor for programming of semiplanetary rolling process is the thickness reduction.

Consequently the semiplanetary rolled may be applied at the exit of continuous cast slab of curve thread of casting machine in the aim of unbending with out tensile stresses. This fact will have as effect the elimination of cracks on the superior surface of continuous cast slab. Finally it will assure the quality of metallurgic products and decreasing of production costs.

Received April 21, 2007 *Dunarea de Jos University of Galati*

REFERENCES

1. Wiesenfeld, D., 1999. *Thread and form rolling - planetary (rotary) versus flat die machines*, **Steel Time Intern.**, Sept. 1999.
2. Anon, 1995, *Thin Hot Strip Using Planetary Mil*, **Steel Time Intern.**, Sept. 1995, 33-35.
3. Cănănău, N., Ivănescu, A., 2001, *Study on the Relation between the Quality of Continuous Cast Slabs and the Surface Discontinuities of the Steel Thick Sheet*, **"International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies"**, September 18-21. Leganes. Madrid. Spain. vol. 2, p.949-954.
4. Cănănău, N., Gurău, G., 2005, *Semi-planetary rolling process and experimental simulation* **Buletinul Institutului Politehnic Iasi**, tom LI, Fasc.2, p.59-65.
5. Moussy, F., Franciosi, P., 1990, **Physique et mechanique de la mise en forme des metaux**, Presses de CNRS, IRSID, Paris.

6. Gelin, J., Oudin, J., Ravalard, Y., 1984, *Influence de quelques paramètres metallurgiques sur la rupture ductile des aciers a bas de moyen carbone*, **Mem. Et. Sci. Rev. Metall.** 81
7. Cănănău, N., **Cercetari privind comportarea sub tensiune a unor oteluri turnate continuu, la temperaturi de 850 - 1200 °C**. Contract de cercetare, Universitatea din Galați, 2002

MODEL EXPERIMENTAL DE EVALUARE A INTENSITĂȚII DE ÎNCOVOIERE A UNUI CORP ȘI CORELAREA ACESTUIA CU FACTORII PROCESULUI DE LAMINARE SEMIPLANETARĂ

Rezumat: Aplicarea laminării semiplanetare conduce la o stare asimetrică de tensiuni pe grosimea corpului, efectul fiind cel de apariție a unui moment de încovoiere. În consecință corpul laminat este curb. Intensitatea încovoierii este funcție de grosimea reducerii și de factorii geometrici. În lucrare sunt prezentate rezultatele cercetărilor privind efectul factorilor de proces asupra intensității de încovoiere.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CHANGES OF FINE STRUCTURE AND MICROSTRUCTURE INDUCED BY SEMI-PLANETARY ROLLING

BY

NICOLAE CANANAU, CONSTANTIN GHEORGHIES, GHEORGHE GURAU and CARMELA GURAU

Abstract: The strain intensity in the proximity of planetary cylinder, in the case of semi-planetary rolling is greater than in the proximity of the massive cylinder. This fact leads at the variation of the microstructure and fine structure characteristics: the mosaic block dimension, second order stresses, dislocations density, micro-hardness into the thickness of rolled body. In the paper it presents the research results for identify and evaluate the structure modifications at the semi-planetary rolling.

Keywords: fine structure, x-ray, semiplanetary rolling

1. Introduction

Plastic deformation strongly affects the microstructure and mechanical properties of the material. Thus plastic deformation leads to the variation of the dimension of mosaic blocks, dislocation density, value of second order stress, at the fine structure level and, consequently, change of the mechanical properties (for example micro-hardness).

The microstructure evolution and the changes of the mechanical properties induced by plastic deformation depend not only on the deformation process but also on the properties of the material, in particular on its crystalline structure, stacking fault energy and the value of the self-diffusion coefficient [1]

The semi-planetary rolling model is presented in figure 1 and it leads to an asymmetrical stress and strain state on the thickness of the semi-product [2].

The strain developed in the proximity of the superior planetary cylinder has greater intensity then the strains developed in the proximity of massive cylinder.

As effect, after semi-planetary rolling the body, with initial rectilinear form, becomes curve body. Also, as a reversible process, the curved body may take a final rectilinear form.

An important application of semi-planetary rolling, which may become a solution for quality assurance of the metallurgical products, may be the unbending of the continuous cast slabs of different metallic materials that have in certain temperature range a fragility domain. Thus is the case of the construction steels with great mechanical resistance, micro and low alloyed steels with fine microstructure.

At the same time in the unbending zone, into the proximity of interior surface of slab section, a plane tensile stress state is developed. Coupled, these two causes, respectively, the reduced plasticity of steel and the bi-axial tensile stress state may lead at the appearance of the superficial fissures and the discontinuity defect.

The semi-planetary rolling applied at unbending zone, to the exit of slab from curve thread of the continuous casting machine, for example placing a semiplanetary rolling mill into the drawing mill, induces an unbending moment in the condition of the compression stress state [3, 4].

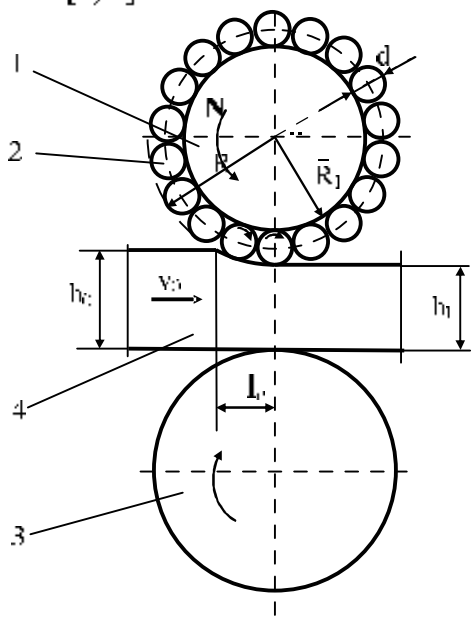


Fig.1. Scheme of semi-planetary rolling process: 1-planetary cylinder, 2-sattelite cylinder, 3-massive inferior cylinder, 4-rolled body

The semiplanetary rolling is characterized by the variation of strain intensity in the thickness of the body, grater in the proximity of the planetary cylinder, smaller in the proximity of the massive cylinder and minimum values at the half of thickness. This fact will lead at the changes of the crystalline lattice and variation of microstructure and of the properties of deformed material.

2. Research conditions

In the aim of the observing of the influence of the deformation on the structure and properties of deformed material we made a metallographic study, analyze by diffraction of the X-radiation and the measurement of the micro hardness [5 - 7].

The samples were prepared form aluminium and their shape was rectangular prism having dimension of 10×12×100 mm.

The deformation has been performed on a original semiplanetary rolling mill which is composed of a planetary cylinder with appearance surface of 80mm, composed by a support cylinder and 18 satellite cylinders with active surface dimensions of Ø12×50mm, and the massive cylinder surface of Ø80×50mm. The revolution of the planetary cylinder is 200 rpm and of massive cylinder is 2 rpm.

Analysis of fine structure modifications induced of the semiplanetary rolling has been performed on a diffractometer type DRON 3. This apparatus has following work parameter: copper anti-cathode (λ=1.541 Å), U= 34 kV, I=30 mA, and monocromathor in the diffracted beam

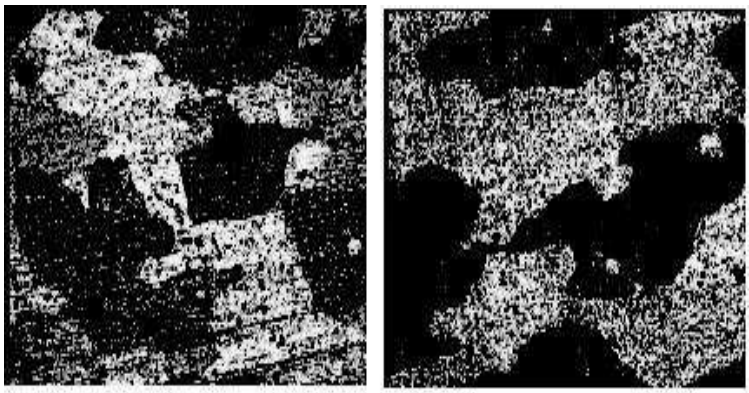
The micro-hardness was measured with an adequate apparatus type PMT-3 and for micro-structural analysis an optical microscope equipped with a digital system for quantitative analysis.

3. Experimental results

In the figure 2 the microstructures of the initial (non-deformed) and deformed aluminum samples are presented, respectively. Because the deformation degree is relatively small, the semiplanetary rolling does not produce a visible modification of the crystalline grains. The dimension of crystalline grains increases in the proximity of the planetary cylinder and near the massive cylinder this structural parameter is not modified.

According to the X-ray diffraction analysis the aluminum sample was cross scanned with the advance step of 2 mm, resulting 6 measuring points. In figure 3 is shown the irradiation scheme of the samples.

In order to analysis of fine structure of aluminum samples the diffraction lines (111) and (311) are considered. First diffraction line is used at the evaluation of the dimension of mosaic blocks in the ⟨111⟩ crystallographic direction.



Al- initial state, X100 Al- deformed state, X100

(a) (b)

Fig. 2. Microstructure of aluminum samples before (a) and after (b) deformation

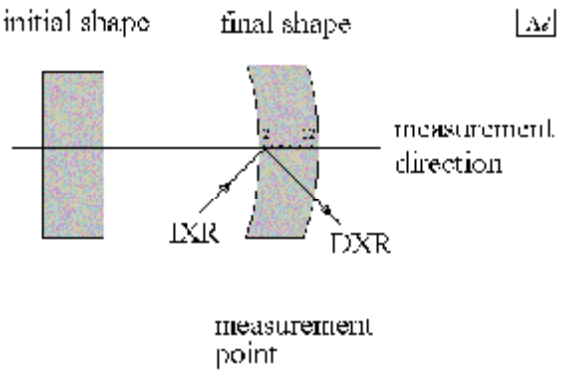


Fig. 3. Irradiation and X-ray scanning scheme of deformed sample

The evaluation of the second order internal stress and the dislocation density levels is done from the analysis of the second diffraction line.

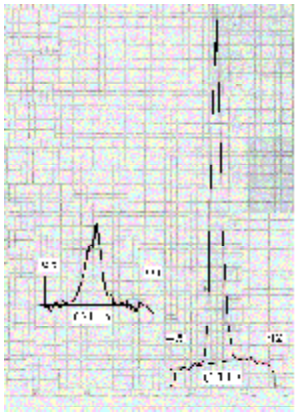


Fig. 4. Aspects of the diffraction lines (111) and (311) for deformed aluminum sample

The (111) diffraction line appears into angular range, $2\theta \in (42^\circ, 45^\circ)$ and the (311) diffraction line is in angular domain, $2\theta \in (94^\circ, 97^\circ)$. In figure 4 the shape of above mentioned diffraction lines is displayed.

In figure 5 the variation of the (111) diffraction line width, $B_{(111)}$, that is inverse proportional with the mosaic blocks dimensions, $D_{(111)}$, is carried out. Between the two sizes there is the relation:

$$D_{(111)} \approx \frac{1}{B_{(111)}} \qquad (1)$$

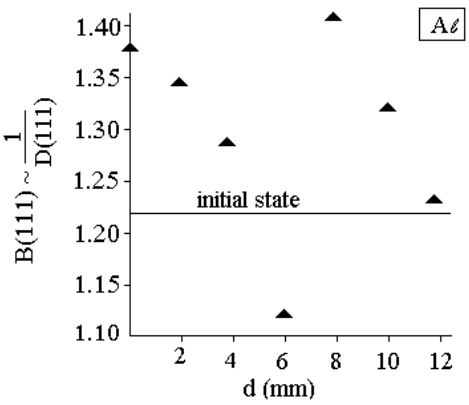


Fig. 5. Cross distribution of the width of diffraction line on cross section

The analysis shows that the deformation determines the increasing of the mosaic block dimensions.

The mosaic block dimensions have an important variation. In the marginal layer, at the proximity of the contact surface with the planetary cylinder the dimension of the mosaic block decreases. The value of the mosaic block dimension follows the variation of deformation intensity. At the middle of the thickness an abrupt jump of the mosaic block dimensions is observed.

This fact may be determined by the extension of the mosaic blocks at the very small plastic deformation. In the part of the massive cylinder the value of mosaic blocks dimension it maintains at the contact surface and decreases to the interior layers. This aspect is explained by the action of the dead zone into the marginal layer at the contact surface with the massive cylinder. It denotes because of the small value of the b/h ratio the deformation in the width direction of sample is great enough for determine smaller deformation intensity in direction of the thickness

In figure 6 it presents the distributions of the widths of diffraction lines (311). The width of diffraction line is direct proportional to the level of the second order internal stress, according to the relation:

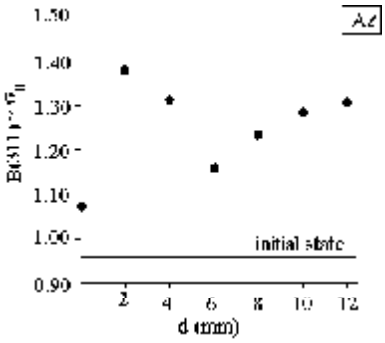


Fig. 6. Cross distribution of the second order internal stress

The second order stress registers a minim value at the middle of the deformed body. At the contact surface with the planetary cylinder the second order stress has a lower value

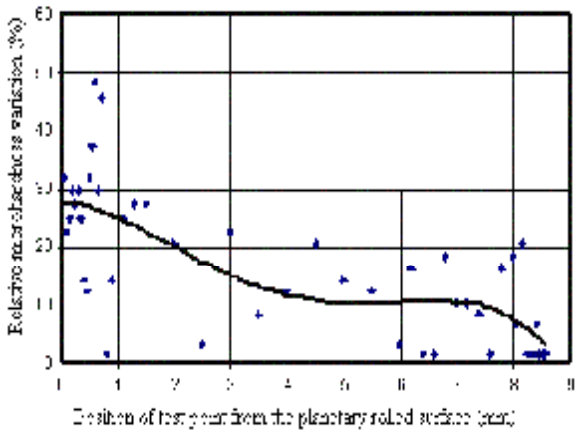


Fig. 7. Cross distribution of micro hardness

This fact can be explained by the effect of mechanical relaxation induced by the deformation in width direction, because the ratio b/h is small, relatively. Consequently, the second order stresses really correspond to the repartition of the strain intensity in the thickness of sample. Therefore the repartition of the second order stresses is the most factors for study of influence of asymmetrical deformation of the fine structure of metallic material. The variation of micro-hardness is showed in figure 7 and its can be connected with distribution of second order stresses

4. Conclusions

Semiplanetary rolling is an interesting deformation process for the obtaining of the curve pieces or for unbending of the curved parts. Because the diameter of the satellite cylinder is much smaller of the diameter of massive cylinder the strain intensity is variable in the section of the body. This is greater at the proximity of planetary cylinder, smaller at the proximity of massive cylinder. Between the strain intensity and the modification of micro and fine structure is a correlation. The experimental researches proved this correlation. The dimension of the crystalline grain is very small influenced.

The dimension of the mosaic blocks follows the variation of the strain intensity for the value of the ratio b/h great, relatively. Thus, in the proximity of the planetary cylinder this factor has great value, registers a minimum at the middle of the thickness. The best parameter of the fine structure what very good corresponds at the variation of the principal deformation factor of the semiplanetary rolling process, respectively, local strain intensity is the second order internal stress. Thus, in case of the deformed body with the geometrical ratio b/h small, because the deformation to the width direction is enough great, in the proximity of the planetary cylinder appears a relaxation of the second order stresses. The second order stress has a minimum value at the middle of the thickness and increases slowly to the massive cylinder proximity. In case of the geometrical ratio greater of 2 the deformation in the width direction is negligible and the second order stress has the maximum value at the proximity of the planetary cylinder where the strain intensity has maximum value.

The micro-hardness increases with 25% almost in the proximity of the planetary cylinder and littler, 5% approximately, at the proximity of the massive cylinder.

Received April 21, 2007 *Dunarea de Jos University of Galati*

REFERENCES

1. Kurzydowski K. J. et al. *Effect of severe plastic deformation on the microstructure and mechanical properties of Al and Cu*. **REV. ADV. SCI** 8 (2004)
2. Cănănău N., Ivănescu A., Cănănău D., *Study on the Deformation Process at the Semi-planetary Rolling*, **ACTA MECHANICA SLOVACA**, Kosice, nr.3 (2001).
3. Cănănău N., Potecasu O., Gurău G., Preda A., *Experiemntal researches on the thickness reduction influence to the bending slab billet in the semiplanetary rolling process*, **The Conference, UGAL MAT-2005**, 91-95, oct. (2005).
4. Cănănău N., Gurău G., *Researches concerning the semiplanetary rolling process*, The 12th **International Congres „METALURGY AND MATERIALS"**, Istanbul Turkey, sept. (2005).
5. Heidelbach F., et al. *Orientation and misorientation characteristics of annealed, rolled and recrystallized copper*. **MAT. SCI. ENG** A215, 39-49, (1996).
6. Kocks U. F., Tomé C., Wenk H.-R., **Texture and Anisotropy. Preferred Orientations in Polycrystals and Their Effect on Materials Properties.** Cambridge University Press, 1998.
7. Gheorghieş, C. **Controlul structurii fine a materialelor cu radiaţii X.** Editura tehnică. Bucureşti. 1990.

MODIFICĂRI ALE STRUCTURII FINE PRIN LAMINAREA SEMIPLANETARĂ

Rezumat: Mărimea tensiunii în apropierea cilindrului planetar, în cazul deformării semiplanetare, este mai mare decât în vecinătatea unui cilindru masiv. Acest fap. conduce la modificarea microstructurii şi caracteristicilor fine: dimensiunea blocurilor mozaic, tensiuni de ordinul doi, densitatea de dislocaţii, microduritatea în stratul superficial deformat. Lucrarea prezintă rezultatele cercetărilor în vederea identificării şi evaluării modificărilor microstructurale la laminarea semiplanetară.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONSIDERATION CONCERNING THE MANUFACTURING OF HEAVY ALLOYS WITH NANOMETRIC STRUCTURE BY POWDER METALLURGY TECHNIQUES

BY

IRINA CARCEANU*, ANGELA POPA*, C. MACOVEI*, GEORGETA COSMELEATĂ and I. ROCEANU*****

Abstract: The aims of the paper consists in the development of complex multifunction materials with nanometric structure for special use (civil – heavy duty electrical contacts, and/or military – hard core of small and medium calibre ammunition) with the aid of integrated and flexible technologies for industrial applications. The paper presents briefly some aspects regarding the present stage in production of homogenous mixtures of W-Ni-Cu powders system for manufacturing the materials made of heavy alloys type.

Keywords: mechanical alloying; heavy alloys; heavy duty electrical contacts.

1. Introduction

Hard alloys based on tungsten (AGW) are this category of metallic materials that have as main compound the tungsten, alloyed with one or many transition metals, like Ni, Cu, Fe, Co etc. Tungsten base hard alloys, composite type have a characteristic embeding structure, biphasic, where the major phase is formed by spheroidal tungsten grains, crystallized in cubic system with centered volume (ccv), embeded in a more ductile matrix, formed by a solid solution sof alloying metal or metals (as a rule from iron group) saturated in tungsten, crystallized in cubic system with centered sides (ccs). This type of alloys have an unique configuration of remarkable properties consisting of: high density, superior mechanical resistance, high ductility, good corrosion resistance, high capacity of radiation absorption, good processing properties, remarkable toughness.

Mechanical alloying is a versatile method of some advanced materials producing by the solid state powder processing and has already received numerous industrial applications.

At a qualitative level, the phenomena occurring during mechanical alloying have been understood and consist, essentially in a continuos process of deformation, fracturing, local heating, solid state welding and re-fracturing of powder particles under the effect of the transferred energy from the milling balls [1]. Submicron or nanocrystalline powders, amorphous phases or intermetallic compounds may be thus obtained at room temperature. Mechanical alloying has a wide range of materials such as: alloys (Al-Fe, Al-Ni, W-Cu, W-Ni-Cu, W-Ni-Fe); intermetallics (Si-Cu, Ti-C, Ti-Si, Ti-Br); magnetics (Fe-Si, Fe-Be-N, Ba-Fe-O); hard materials (W-C, V-C, Ti-

C, Si-N, Fe-C) and many others[2] are suitable to be processed nowadays by mechanical alloying.

In recent years the group of tungsten based materials known as heavy alloys by virtue of their high density (16 to 18,5 x 10^3 kg m^{-3}) have found an increasing number of applications in mass balancing and inertial gyroscopes and vibration dampeners, and also in, radioactive shielding and heavy duty electrical contacts. Processing such materials by mechanical alloying is very attractive, but through investigation is still required to keep under controlthe resulting material characteristics, mainly its microstructure (very fine structure, high dispersion grade, amorphous phases etc.). [3]

2. Experimental conditions

Experiments concerning the obtaining of composite powders using mechanical alloying were performed by: • experimental materials systems choose; • powder characterization in accordance with actual international standards; • gravimetric dosage of component powders; • filling in planetary mill with W-Ni-Cu powders and balls followed by milling during 192 h period; • dosing the W-Ni-Cu powders mixture after the mechanical alloying, by homogenization of this mixture during 35 h; • binding the obtaining powder mixture, with was obtained with pressing binder; • pressing; • debinding-presintering; • sintering; • characterizing the products resulted; • mechanical processing.

As raw materials is has been used pure W, Ni, and Cu powders with the following weight ratio: W:Ni:Cu = 95:3.5:1.5. The characteristics were determined according to International Standards: ISO 3923/1 Apparent density; ISO 4490 Flowing rate. The particle size was measured with a Fisher apparatus (powder permeability to water). A mixture of tungsten, nickel and copper powders were ground in an attritor, without protective atmosphere or lubricant

Copper powder used for the experiment had an average particle size of 6 μm and a morphology of irregular shape. Tungsten powder was of a spheroidal particle shape with an average size of 1 μm. In Figures 1-2 is showed the morphological aspect of W and Ni particles; it could be notice micronics particles of irregular shapes with surface roughness (tungsten particles), respective particle with spherical shape with a powerful tendency of agglomeration (nickel particles).

Table.1. Raw powders characteristics for the starting materials

Material	Flowing rate $^{s}/_{50g}$	Apparent density $^{g}/_{cm}3$	Particle size FSSS (μm)
W	not flowing	3,40 ± 0,01	1,62 ± 0,01
Ni	not flowing	2 46 ± 0,01	4.86 ± 0,01
Cu	not flowing	1,34 + 0,01	5.81 + 0,01

For milling it has been used an attritor with the following parameters • milling speed = 100 rot/min; • milling time = 192 hours; • ball / powder weight ratio = 3:1; • filling grade = 25 %.

The copper powder used for the realisation of homogenised mixed powder, was reduced preliminary in Siemens Plania, in hydrogen atmosphere at the 270^0C temperature.

Figure 3 shows the scanning electron microscopy (SEM) morphologies of reduced copper powder particles before mechanical alloying processing; it could be noticed the micronic particles of irregular shapes (dendritic structure).

The mechanically alloyed powder was taken out of the container periodically to follow the progress of alloying every 20 hours. The grinding total time is 192 hours. After 30 hours milling we can observe the sticking of the powder to steel balls and tank of attritor. After a longer time the powder started to agglomerate.

The powders were mechanically alloyed together with the copper reduced powder, then they were homogenized during 35 h, in a taper closed having a 75 mm diameter and 95 mm length, fixed on a rotating device, the rotation n= 60 rot/ min.

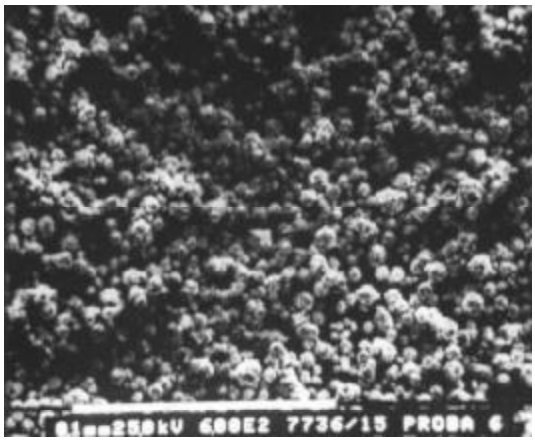


Fig.1. Morphologic aspect of Ni powder 2480X

Fig.2. Morphologic aspect of W powder 2480X

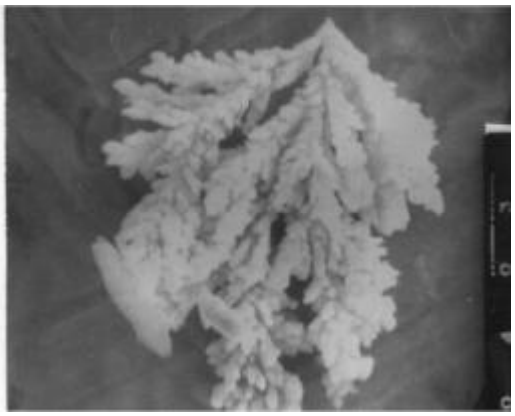


Fig.3. Morphologic aspect of reduced copper powder-particles of dendritic shapes 3000X

The characteristics of powder mixtures wich are mechanically alloyed are presented in Table 2.

Table.2. The characteristics of processed powders

Powder type	Main diameter FSSS (μm)	Flow rate s/50 g	Free descharged apparent density g/cm^3
W-Ni-Cu	**0,20 ±0,01**	**No flow**	**4,88 ±0,01**

We could be observed that increasing milling time lead to increasing apparent density and decreasing particle size; increasing of apparent density could be explained by particle shape changes during milling, so, by increasing milling time, the sharp edge of the particles becomes rounded. It means that particles packing amount increase and, also mechanical interlocking are reduced /4/. There are presented also conglomerates with irregular shapes formed by welding of many particles; as a result, after 192 hours grinding, the shape of particles submitted to mechanical alloying was not yet stabilized.

The figure 4 emphasises the aspect of W-Ni-Cu composite powders having fine grains, a homogenous distribution and uniform repartition of components.

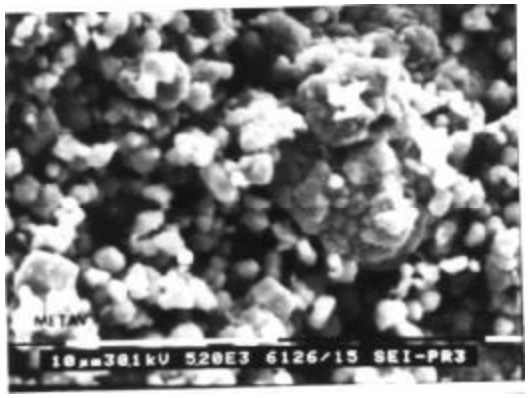


Fig.4. System of W-Ni-Cu particles 4780X

The powder mixtures were, then, binded to paraffin (2%), sieved in a semidry state by a sieve with 0,1 mm mesh size and dried, finally obtainig a mixture "ready to be pressed".

The pressing was perfomed bilaterally on a steel die with a circular section, showing following characteristics: ϕ_{ext}=47 mm, ϕ_{int}=14,3 mm; S=(ϕ_{ext}^2-ϕ_{int}^2) =15, 73 cm^2, for a specific pressure, were debinded in the Siemens Plania Furnance, in a hydrogene atmosphere, by using as packing agent - allumina, wich was calcined in advance at 1450 ^{0}C, during 5 h, in order to provide heat resistance (endurance).

The parameters of the debinding presintering process were: • H_2 atmosphere; • heating rate up to 500^{0}C: 0,8 ^{0}C/min; • heting rate between 500-800^{0}C:3,5 ^{0}C/min; • presintering temperature: 800^{0}C; • 30 min exposure time to presintering temperature; • total duration of the debinding – presintering cycle: 8h 30 min

The sintering operation was realized in heating evacuated induction furnace, with intermediate frequency currents, of Balzers type, the sintering operation parameters are: • sintering temperature: 1250^{0}C; • 60 minute exposure time to sintering temperature; • total duration of the cycle: 8 hours.

The produced sintered material was characterised by the physical mechanical and structural properties all along the stage. In Table no 3 are emphasized the physical and mechanical characteristics of the sintered markers from mechanically alloyed powder mixtures as compares with the materials offered by recognized producers in the field the reference material type ***Electroputere Craiova ROMANIA***.

The sintered grades were prepared for metallographic examination with the aim to:

- determine the presence, time and repartition of pores;
- determine the microstructure

Table.3. Physical and mechanical characteristics of sintered markers

Material type	Density (g/cm^3)	Brinell Hardness HB	Electric resistivity (Ω m 10^{-8})	Stretch resistance (N/mm^2)
Sintered markers 1250^{0}C	16,99	220	2,80	790

The samples for analyse were realised by gradually emphasizing the phases by Murakami attack. In Figures 5-6 it is presented the microstructure of W-Ni-Cu sintered material at 1250^0 C/1h, as attacked, at 2000X and respectively 10000X magnification.

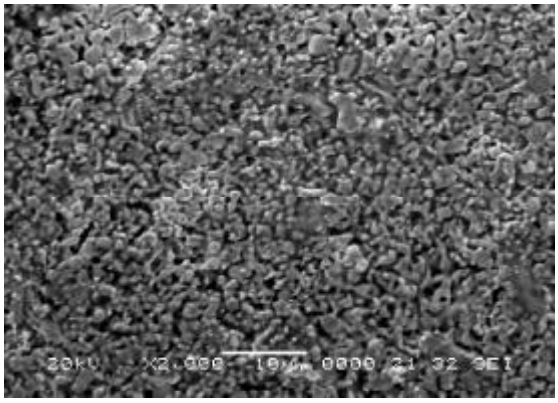


Fig.5. Microstructure of W-Ni-Cu sintered material at 1250^0 C/1h, 2000X

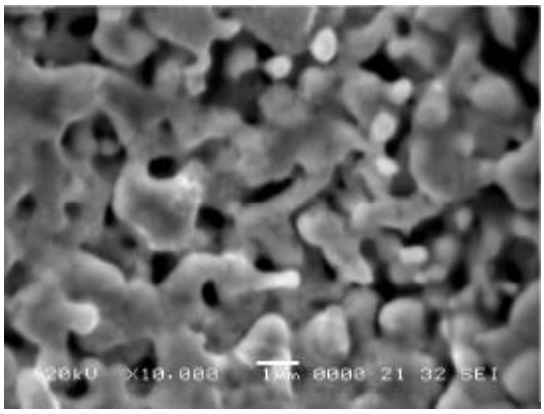


Fig.6. View of W-Ni-Cu sintered material at 1250° C/1h, 10000X

One can remark a homogenous and uniform structure of the W-Ni-Cu sintered material as well as the lack of porosity which has as a result the obtaining of a particular density of material, very close to the theoretical density. The microstructural analyse emphasized the uniform repartition of the two phases present in the material: the Ni-Cu metallic binder phase and the tungsten (W) phase.

The experimental results from Table 3 and Figure 6 give us reasons to consider the tehnological flow-sheet we have investigated in this paper (including mechanical alloying) as a valuable route for manufacturing a series of products which are representative for the W-Ni-Cu system. In Figure 7 is showed the representative product from W-Ni-Cu system high power electric contacts which fit out the Diesel Engines and in Figure 8 is presented small and medium ammunition projectile.

Fig.7. High power electric contacts which fit out the Diesel Engines

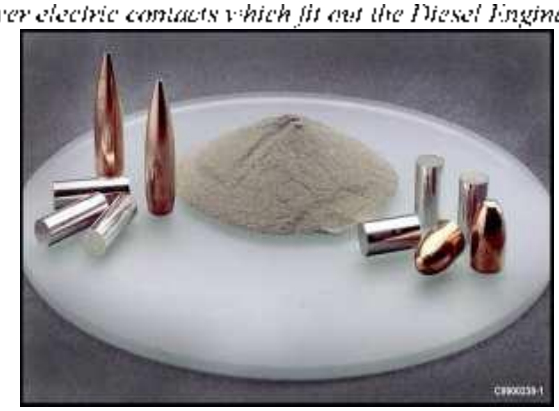


Fig. 8. Small and medium ammunition projectile

3. Conclusions

The experiments lead to the following conclusions:

• During the milling process, powder particles are trapped between the milling balls and the plastically deformed, thus rupturing the layers of surface contaminants on individual particles and exposing a clean metal surface;

• By the mechanical alloying tehnique was obtained powder composed of W-Ni-Cu with a very fine granulation, a uniform repartition;

• The more homogeneous of the materials provided by the mechanical alloying process appears to have had a significant effect on the densification of the particular powders, perhaps by allowing both of the liquid-phase-driven sintering mechanisms to proceed more effectively;

• The emphasized technological flow will allow the manufacturing of products which are representative to the W-Ni-Cu system – high power electric contacts which fit out the Diesel Engines with superior physical and mechanical properties, which comply with the users requirements.

Received April 19, 2007

**Metallurgical Research Institute of Bucharest*
***University POLITEHNICA of Bucharest*
****Defence University " Carol I " of Bucharest*

REFERENCES

1. H. Froes, C. Suryanarayana, *Metal Powder Report*, 1994, no. 49, pp. 14-18.
2. Ian Kerr, Glenn Creston, *Metal Powder Report*, 1993, no. 48, pp. 36-38.
3. S. Lee, T. H. Kim, T. G. KanY. **Powder Metallurgy World Congress**, 1994, vol. II, pp. 1501-1504.
4. Irina Carceanu, Cristian Coman, **Journal of Advanced Materials**, 2002, vol. 34, no. 3, pp. 56-58.

CONSIDERATII PRIVIND REALIZAREA ALIAJELOR GRELE CU STRUCTURA NANOMETRICA PRIN TEHNICI SPECIFICE METALURGIEI PULBERILOR

Rezumat: Scopul lucrari constă in realizarea si dezvoltarea unor materiale complexe multifunctionale cu structura nanometrica pentru aplicatii speciale (domeniul civil – contacte electrice de mare putere, si/sau din domeniul militar – munitie pentru sisteme de armament de calibru mic si mijlociu) utilizând tehnologii integrate pentru aplicatii industriale. Lucrarea prezinta cateva aspecte privind stadiul actual al producerii de amestecuri omogene de pulberi din sistemul W-Ni-Cu pentru realizarea materialelor din grupa aliajelor grele, repere multifunctionale cu caracteristici controlate din materiale complexe cu structura nanometrica pentru aplicatii speciale din domeniul civil, si/sau militar.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DEPENDENCE BETWEEN DEFORMATION SPEEDS AND HIGH ALLOY STEEL PLASTIC DEFORMATION STRENGTH

BY

DORIN CATANA

Abstract: In this paper is presented for the tool steel Rp_5 the evolution of the strength at deformation depending on two parameters: the temperature and the deformation speed ε. For the determination of equation what makes the connection between the strength at deformation and parameters it was used results of the experimental trials effected for different of temperatures but at the constant speed. Knowing the strength at deformation may be chosen the deformation process with that is deformed the tool steel Rp_5.

Keywords: plastic deformation.

1. Introduction

In this moment the weight of the production of the cutting tools is obtained an in totally through cutting processing, next following process is that to obtain from laminated semi-product. Due to the technical which were in progress for the past decades in the area of material science of as well as of regularize the technologies of obtain the sintered dusts, last in the lapse the production of the sintered components tools had a spectacular growth. With all the technological production support in domain of cutting tools, this area has in this moment a series of drawbacks

A negative appearance meted in cutting tools is that of the big consumption of expensive high alloy steels that are practically convert in chips. Besides one antecedent presented it must added, the fact as the large amount of chips removal in the manufacture time of the cutting tools and from the other side is the big consume of the manual labour, aspect which corroborates with the first, conduct to increase the price of the tools. Because most cutting tools are made from molten semi-product, the large microstructure is present in cutting tools that are made and determines a behaviour bed

Because of the material microstructure has influence on mechanical and technological property, of these depending the exploitation property of cutting tools, it began to search solutions for bettering, this in the sense her finish, because such material microstructure determine to superior mechanic and technological properties.

The casting structure of tools isn't proper to manufacture of cutting, the molten ingots are processing through plastic deformation with the scope to finish of the structure and obtain of laminate semi-products that shall be used to the remaking of the cutting tools.

Therefore the plastic deformation parameters must monitoring carefully in the sight eliminates on how much possible these drawbacks The utilize method of

operation by the plastic deformation are: forging of accuracy, extrusion and isotherm forging. The parts obtained through forging of accuracy in comparison with that are made by normal punching have the finite functional surfaces. This advantage is obtained combining the hot press with calibration. Beside the dimensional accuracy, the surface quality of parts obtained by accuracy forging is very good.

Another technological process which begin to often use in the plastic deformation of the tool steels is extrusion. Besides the decrease of the consumption of material, extrusion offers significant decreases of the cost through the elimination of chip removal processes for the punching parts, due to the high accuracy obtained.

Isotherm press is another method with raised efficiency. It is known that the formation of the part to outlines and definitive surfaces means the salving of labour and material

When is necessary a raised resistant in company with a good tenacity, the material structures obtained through forging are still unsurpassed. In the case of the part with simple geometry, for obtains the shape approach of the definitive, the part must forging in many stages, with reheating before each stage. An application of the isotherm punching is represented by the isotherm forging that is a slow and uniform process of the material setting in shape. Because the material opposes with a slack resistant, the total force that the press machine must to develop is lower, frequently of 10 as far as 30 of either than is necessary in normal punching.

For the another side many cutting tools aren`t inadequate, because the thermic treatment was incomplete, reasons therefore the parts of tool has hardness enforced of technology, what means a normal wear and the low tenacity, but another zones are a low hardness than is desirable. Some of the appearances presented hereinbefore determine either a quick wear or tearing of the cutting parts, this makes as to the tool become out premature from ordinariness. From one presented, is detached the conclusion as the with all the technological progress registered, the production of cutting tools must still to solve a series of which his problems drives to the lift quality.

2. Theoretical considerations

As a result to experimental tests effectuated to warm it can establish the evolution of the deformation strength depending on temperature for the steel mark Rp5. These determinations they accomplished only that with different speeds of deformation. For each deformation speed it established the deformation equation that permits to determine the deformation strength equation depending on temperature.

These equations have next form:

$$R_d = a \cdot e^{bt} , \qquad (1)$$

where:

R_d – the deformation strength;

a, b – the equation coefficients;

t – the deformation temperature.

In order to whole the image of the evolution of the deformation strength must as this for a large interval of the deformation speeds as part of area of the hot plastic deformation. With the help of the equations determined it can establish form of the equation that permits to determine the deformation strength depending on two

parameters that are temperature and the deformation speed. Taking count of the equation form's (1), the result is that form of equation of two variables shall be of course an exponential equation. The equation shall have next form:

$$R_d = a \cdot e^{bt + cv}, \qquad (2)$$

where: R_d – the deformation strength; t – the deformation temperature; v – the relative deformation speed; a, b, c – the equation coefficients.

With the help of equation value coefficients that was established to constant relative deformation speed it may possible to calculate the (2) equation coefficients. Following the calculus, the equation of the deformation strength depending on temperature and relative deformation speed has next form:

$$R_d = 89{,}72 \cdot e^{-0{,}00663 \cdot t + 0{,}0075 \cdot v}. \qquad (3)$$

Utilizing the program $PROGR_d$ written in the Visual Basic language it was determined the deformation strength for different values of the temperature and speed (see the figure 1). The temperature interval for which was calculating the deformation strength is contained between 900 and 1200° C, and relative deformation speed has the values contained between 60 and 180 s (what corresponds to a deformation speeds of 1,2-3,6 m/s. This means that is possible to utilize equipments from the mechanic press or hummer category.

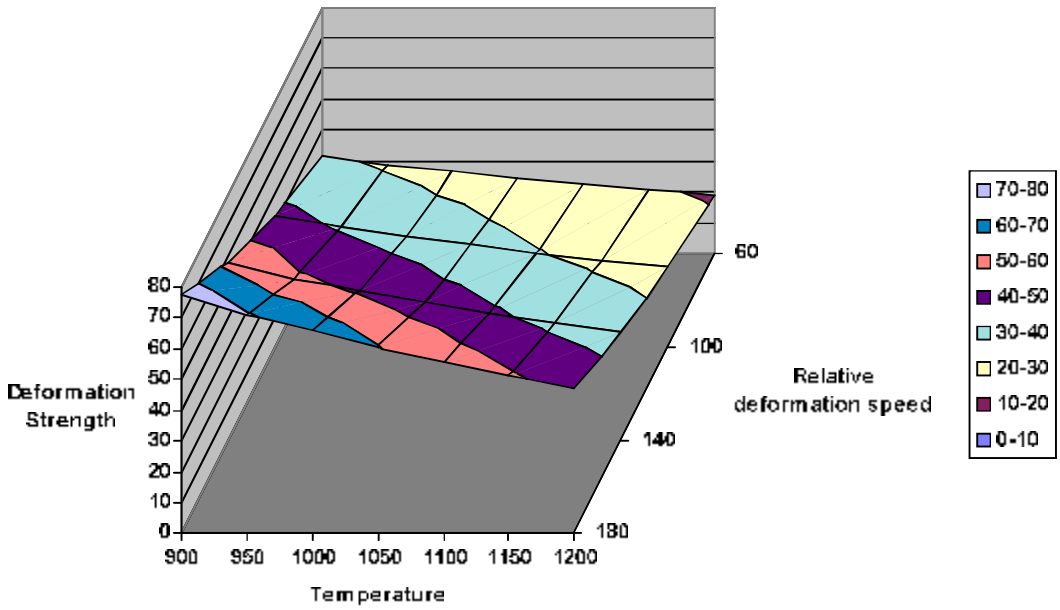


Figure 1 Deformation strength in function of deformation speed and temperature

3. Conclusions

The realization through plastic deformation of the cutting tools begins to more and more used-up.

The development of this technological process was possible for the next advantages:

- it is done saving until 60 % high steel alloy;
- it is eliminated the operations of chip removal;

- upper cutting tools microstructure in comparison with microstructure realizing by the traditional technologies;
- the hardness of the cutting tools increases;
- mechanical resistant of the cutting tools is enlarged.

The determination of the deformation strength for a large range of the relative deformation speeds as well as for a sufficient interval of temperatures permits an easy choice of deformation parameters.

The optimization of the deformation process shall drive besides material saving, to a homogeneous and fine microstructure which shall cause increase of the mechanic and technological cutting tools properties, for the next cutting tools generation.

Received April 11, 2007 *Transilvania University of Brasov*

REFERENCES

1. Adrian M., Badea S. **Bazele proceselor de deformare plastică**. Editura Tehnică. Bucureşti. 1983
2. Catana D. **Contributii la obtinerea sculelor aschietoare prin deformare plastica**, Teza de doctorat, Universitatea Transilvania din Brasov 1996
2. Drăgan I., ş. a. **Tehnologia deformărilor plastice**. Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1979
3. Ştefiu C., Oprean C-tin. **Măsurări geometrice în construcţia de maşini**. Editura Ştiinţifică şi Enciclopedică, Bucureşti, 1988

DEPENDENTA DINTRE VITEZA DE DEFORMARE SI REZISTENTA LA DEFORMARE A OTELURILOR INALT ALIATE

Rezumat: Lucrarea prezinta pentru otelul rapid Rp_5, evolutia rezistentei la deformare in functie de doi parametri (temperatura si viteza de deformare). Pentru a determina ecuatia care face legatura intre rezistenta la deformare si cei doi parametri au fost utilizate rezultatele experimentale obtinute pentru diferite temperaturi dar la viteza constanta. Cunoasterea vitezei de deformare este importanta, pentru ca ne permite sa alegem procesul de deformare cu care va fi prelucrat otelul rapid marca Rp_5 in vederea obtinerii unor scule aschietoare cu proprietati mai bune decat cele obtinute folosind prelucrarile prin aschiere.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DETERMINATION OF COHESIVE ENERGY DENSITY OF POLYURETHANE MEMBRANES BY SWELLING MEASUREMENTS

BY

GABRIELA CIOBANU, GABRIELA CARJA, MARIA HARJA and LĂCRĂMIOARA ISTRATI

Abstract: Polyurethane (PU) membranes are prepared through the phase inversion method, where a multicomponent casting solution is immersed in a coagulant bath. The obtained membranes have an asymmetric structure and various porosity and thickness. Swelling studies of several industrial solvents are investigated through polyurethane membranes. Experimental determination of cohesive energy density value for the prepared membranes is done by measuring the swelling coefficients in water and several alcohols. In addition, the solubility parameters of the membranes are also calculated. The cohesive energy density and solubility parameter of the thicker membranes show higher values than those of the thinner membranes. All the membranes show a tendency to swell with ethanol.

Keywords: polyurethane membranes, swelling measurements, cohesive energy density

1. Introduction

Development of integrally skinned asymmetric membranes by Loeb and Sourirajan in 1960 was a major breakthrough in membranes technology [1]. Integrally skinned asymmetric membranes can be prepared through the phase inversion method, where a multicomponent casting solution is immersed in a coagulant bath. An asymmetric membrane having a very thin dense and selective skin layer (typically less than 0.1 μm), supported by a much thicker (100 – 200 μm) highly permeable non-selective layer (which provides structural support), can be prepared by a dry / wet phase inversion process. The skin layer of these asymmetric membranes becomes defect-free by introduction an evaporation step [2-4].

Today most membranes are fabricated by phase inversion process. The membranes are used extensively in reverse osmosis for the removal of salt from water. Over the past 30 years, many other polymers have been fabricated into asymmetric membranes for a variety of specific separation and purification applications [5-8].
Filter membranes are categorized as symmetric, asymmetric, porous or non-porous, depending on their filtration behaviour, materials used and manufacturing processes.

Normally, they are manufactured from polymers, composite materials between two polymers, or between polymer and ceramic [9-12]. These membranes have been used in gas and liquid processes.

The goal of work is the determination of cohesive energy density for polyurethane membranes; this allows further providing useful information about its solubility in the system. The cohesive energy density of a polymer is the closest approximation of its solubility prediction provided than some specific interactions between the polymer and solvent are not present. The value of cohesive energy density

also depends on the chemical structure and different constituent groups present in the polymer. Experimental determination of cohesive energy density value for a number of polymers has been done by measuring the swelling coefficients in series of solvents (water and several alcohols) [13,14].

2. Experimental

Materials: Polyurethane (PU) membranes are prepared by using the method and materials described elsewhere [15]. The PU membranes are prepared by casting a PU solution containing a calculated amount of PU polymer on a glass plate and allowing the solvent to evaporate under caloric radiation. Some pure membranes are prepared and are denoted as: *MP-1* (300 μm thickness, 4.0 μm pore diameter in active layer and 8.0 μm pore diameter in substructure) and *MP-2* (200 μm thickness, 2.0 μm pore diameter in active layer and 20.5 μm pore diameter in substructure).

Deionized water, methanol (Aldrich Chemicals, 99.9 %) and ethanol (Aldrich Chemicals) were employed in swelling experiments.

Method: Swelling of pure liquids in the membranes is investigated on 1.5 x 5 cm^2 membrane strips at room temperature (20 + 2 ^{0}C). To desorb the water from the polymer, the membrane was treated at 150 ^{0}C under vacuum before measuring the swelling.

A piece of membrane after drying to constant weight (w_d) was immersed in the pure liquid (water or alcohol) for at least 1 hour. When the sorption equilibrium was reached, the piece was weighed rapidly after blotting free surface liquid.
The swelling coefficient (*SC*) is calculated using the following relationship:

$$SC = \frac{w_s - w_d}{w_d} \cdot \frac{1}{d} \qquad (1)$$

where w_d is weight of dry membrane (g), w_s is weight of solvent swollen membrane (g) and d is density of solvent taken (g/cm^3).

The values of swelling coefficients (*SC*) for polyurethane membranes in different solvents are given in Table 1. Solubility parameters (δ_s) of different solvents were noted from the literature [16,17]

Table 1. Results of swelling measurements of polyurethane membranes.

Solvent	δ_s $(cal/cm^3)^{1/2}$	*SC* cm^3/g	
		MP-1	MP-2
water	23,50	3,5227	2,9379
methanol	14,28	3,8403	3,3109
ethanol	12,92	3,8626	3,3289

3. Results and discussion

Polymer – solute compatibility is analyzed by using the Hildebrand solubility parameter [16-18]. According to the regular solution theory [17], the change in

enthalpy of mixing for a polymer solution per unit volume, when only dispersion forces are involved, is calculated as:

$$\Delta H = \phi_s \cdot \phi_p \cdot (\delta_s - \delta_p)^2 \quad (2)$$

where ϕ_s and ϕ_p are the volume fraction of solvent and polymer, respectively, and δ_s and δ_p are the Hildebrand solubility parameters of the solvent and polymer, respectively. Polymer – solvent compatibility increases as the values of δ_s and δ_p approach each other. The Hildebrand solubility parameter for a pure component is defined by:

$$\delta = (\Delta E / V)^{1/2} \quad (3)$$

where $\Delta E / V$ is the energy of vaporization per unit volume, also termed the cohesive energy density. From equation (2), Gee [13] concluded that the maximum swelling of polymer will occur when $\delta_s \approx \delta_p$. Hence a plot between the swelling coefficient (SC) and δ_s values of the solvent gives a Gaussian curve whose maxima will correspond to δ_p. It was also shown that:

$$SC = SC_{max} \cdot e^{-(\delta_s - \delta_p)^2 \cdot \phi_s} \quad (4)$$

Thus, by plotting $[(1/\phi_s) \cdot \ln(SC_{max}/SC)]^{1/2}$ versus δ_s, a straight line is obtained whose intersection point with the abscissa will give δ_p.

The values for SC versus δ_s, and for $[(1/\phi_s) \cdot \ln(SC_{max}/SC)]^{1/2}$ versus δ_s respectively, have been plotted for polyurethane membranes and the values of δ_p obtained are quite the same. The solubility parameter (δ_p) values obtained by plots and the cohesive energy density ($\Delta E / V$) values calculated by equation (3) for polyurethane membranes are shows in Table 2.

Table 2. Solubility parameter (δ_p) and cohesive energy density ($\Delta E / V$) for polyurethane membranes.

Membrane	δ_p $(cal/cm^3)^{1/2}$	$\Delta E / V$ cal/cm^3
MP-1	13,75	189.0625
MP-2	13,25	175.5625

From the date on degree of swelling (Table 1), all membranes showed a tendency to swell with ethanol, while swelling only a little with water. This is due to the fact that the distance between the solubility parameter of membrane and that of water is too far for water to swell the membrane. The cohesive energy density and solubility parameter (Table 2) of the thicker membranes show higher values than those of the thinner membranes.

4. Conclusions

Swelling studies of several industrial solvents are investigated through polyurethane membranes obtained through the phase inversion method. Experimental

determination of cohesive energy density value for the prepared membranes is done by measuring the swelling coefficients in water and several alcohols. The solubility parameters of the membranes are also calculated. The cohesive energy density and solubility parameter of the thicker membranes show higher values than those of the thinner membranes. All the membranes show a tendency to swell with ethanol.

Received March 20, 2007 *The "Gh.Asachi" Tecimical University Iaşi*

REFERENCES

1. Loeb, S. and Sourirajan, S. – *Membrane formation by phase inversion method*, **Advan. Chem. Ser., 38**, 1963, **117-132**
2. Pinnau, I. and Koros, W.J. – *Structures and gas separation properties of asymmetric polysulfone membranes made by dry, wet, and dry - wet phase inversion*, **J. Appl. Polym. Sci., 43**, 1991, **1491-1499**
3. Kesting, R.E. – *Synthetic polymeric membranes*, New York: McGraw-Hill Book Company, 1971, **116-157**
4. Sarbolouki, M.N. – *Preparation of Skinned Membranes Without Evaporation Step*, **J. Polym. Sci. Pt. C; Polymer Letters, 11**, 1973, **753-756**
5. Reuvers, A.J., van den Berg, J.W.A. and Smolders, C.A. – *Formation of membranes by means of immersion precipitation. I. A model to describe mass transfer during immersion precipitation*, **J. Membr. Sci., 34**, 1987, **45-65**
6. Zeman, L. and Fraser, T. – *Formation of air - cast cellulose acetate membranes. I: Study of macrovoid formation*, **J. Membr. Sci., 84 (1-2)**, 1993, **93-106**
7. Castellari, C. and Ouani, S. – *Preparation of reverse osmosis membranes*, **J. Membr. Sci., 9**, 1981, **29-41**
8. Cheng, L.P., Soh, Y.S., Dwan, A.H. and Gryte, C.C. – *Preparation of membranes by the immersion precipitation process*, **J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys., 32**, 1994, **1413-1421**
9. Nunes, S.P., Ruffmann, B., Rikowski, E., Vetter, S. and Richau, K. – *Inorganic modification of proton conductive polymer membranes for direct methanol fuel cells*, **J. Membr. Sci., 203**, 2002, **215-225**
10. Bottino, A., Capannelli, G., D'Asti, V. and Piaggio, P. – *Preparation and properties of novel organic - inorganic porous membranes*, **Sep. Purif. Technol., 22**, 2001, **269-275**
11. Nunes, S.P., Peinemann, K.V., Ohlrogge, K., Alpers, A., Keller, M. and Pires, A.T.N. – *Membranes of polyetiher imide) and nanodispersed silica*, **J. Membr. Sci., 157**, 1999, **219-226**
12. Chen, X., Ping, Z.H. and Long, Y.C. – *Separation properties of alcohol - water mixture through silicalite - filled silicone rubber membranes by pervaporation*, **J. Appl. Polym. Sci., 67 (4)**, 1998, **629-636**
13. Allen, G., Gee, G. and Wilson, G. – *Intermolecular forces and chain flexibilities in polymers: I. Internal pressures and cohesive energy densities of simple liquids*, **Polymer, 1**, 1960, **456-466**
14. Bajpai, U.D.N. and Bajpai, A.K. – *Determination of cohesive energy density of polyacryl - amide by swelling measurement*, **J. Appl. Polym. Sci., 43**, 1991, **2279-2281**
15. Ciobanu, G. and Bezdadea, M. – *SAPO - 5 zeolite - filled polyurethane membranes. I. Preparation and morphological characterisation*, **Revista de Chimie**, Bucureşti, **55 (3)**, 2004, **140-143**
16. Brandrup, D.J. and Immergut, E.H. – *Polymer Hand - book*, Wiley, New York, 1975, **52-99**
17. Hildebrand, J. and Scott, R. – *The Solubility of Non - Electrolytes*, 3rd ed. Van Nostrand Reinhold, New York, 1949, **74-86**
18. Scatchard, G. – *Selected values of chemical thermodynamic properties*, **Chem. Rev., 8**, 1931, **321-334**.

DETERMINAREA DENSITĂŢII ENERGIEI DE COEZIUNE A MEMBRANELOR POLIURETANICE PRIN MĂSURAREA GRADULUI DE UMFLARE

Rezumat: În lucrarea de faţă se prezintă posibilitatea determinării densităţii energiei de coeziune pentru membrane poliuretanice obţinute prin tehnica inversiei de fază. Prin metoda de turnare s-au obţinut membrane asimetrice poroase, cu diverse porozităţi şi grosimi. Studiile de umflare a membranelor în diverşi solvenţi (apă şi alcooli inferiori) au urmărit în final stabilirea densităţii energiei de coeziune şi a parametrului de solubilitate pentru membranele studiate. Densitatea energiei de coeziune şi parametrul de solubilitate pentru membranele cu grosimi şi pori mari au valori mai ridicate comparativ cu cele ale membranelor cu grosimi şi pori mai mici. Rezultatele indică faptul că membranele prezintă o tendinţă evidentă de a se umfla în alcool etilic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MICROSTRUCTURAL CHANGES OF BEARING STEELS 100Cr6 AND 100CrMn6 INDUCED BY THERMOMECHANICAL TREATMENTS

BY

RADU COMANECI

Abstract: For most commercial products in the steel industry, their external shapes are the result of hot-deformation, whilst the necessary mechanical properties are obtained from the alloy design and by heat treatment after hot deformation. A combination of plastic deformation and phase transformations in the same treatment cycle is an effective method for the improvement of mechanical properties of steels. In particular, the thermomechanical treatment (TMT) applied in different ways on bearing steel not only induces the increase of required properties, but also can determine – for some variants of the treatment - the improvement of both contact fatigue life and dimension stability. This one is the result of some structural phase changes such as the decrease of residual austenite amount, the finishing of martensite or the changes concerning the carbide dimensions and morphology. In this context, the paper aims both to estimate the effects of the TMT on the bearing steels microstructure and to confirm the results of diffractographic investigation on TMT structure.

Keywords: thermomechanical treatment, bearing steel, martensite tetragonality.

1. Introduction

The classic technological process of bearing rings consists in hot deformation/ free cooling-air/ globulisation annealing/ machining operations/ austenization/ quenching, oil/ low tempering/ final grinding. After classic technological process, we find a structure with a large amount of residual austenite (16.90% Ares for 100Cr6 and 14.8% for 100CrMn6 respectively). The structure which is obtained after globulisation annealing contents coagulated carbides and the martensite obtained after the quenching has a well-known acicular morphology and a coarse appearance.

The high-temperature thermomechanical treatment (HT-TMT) consisting in hot deformation of the austenite and subsequent quenching to martensite – in regulated conditions of hot-deformation - leads to the simultaneous improvement of strength and plasticity in high-strength martensitic state [1]. In particular, for some steels, such as bearing steel, if the HT-TMT is succeeded by a high tempering and a secondary quenching after that (we called this Hereditary Thermomechanical Treatment H-TMT), it is possible to obtain some favorable structural phase changes such as the decrease of residual austenite (Ares) amount, the finishing of martensite (M) and another carbide (K) dimensions and morphology [2, 3]

This finding is consistent with the results of other investigation (such as the determination of martensite tetragonality) and it is explained in terms of decrease of carbon content in the austenite before quenching [3] The hot deformation is a stimulating process for the fine and more dispersing carbide separation after the high tempering in comparison with classic annealing. Became important to get the

evolution of tetragonality of martensite to estimate the really changes take place during HT/H-TMT processes.

2. Theoretical approach

The tetragonality oh the martensite c/a can be estimated by the interpretation of diffractographic images. It depends on carbon amount, so the problem remains the determination of tetragonal phase carbon. It's been established that this is possible if we assume that both austenite and martensite have the same quantity of carbon. In the conditions of no diffusive α-transformation, the mentioned hypothesis is correct
From the relation of interplanar distance:

$$\frac{1}{d_{hkl}} = \sqrt{\frac{h^2+k^2}{a^2}+\frac{l^2}{c^2}} \tag{1}$$

the two dimension of tetragonal cell, are expressed in terms of carbon amount ($\%C_M$):

$$a = a_0(1+k_1\cdot\%C_M) \tag{2}$$

$$c = c_0(1+k_2\cdot\%C_M) \tag{3}$$

where $a_0 = c_0 = 2{,}866$Å (for austenite), $k_1 = -0{,}00454$ and $k_2 = 0{,}04054$. So:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2+k^2}{a_0^2(1+k_1\cdot\%C_M)^2}+\frac{l^2}{c_0^2(1+k_2\cdot\%C_M)^2} \tag{4}$$

Because of the very small k_1, k_2 and $\%C_M$ values, we assume that:

$$(1+k_{1,2}\cdot\%C_M)^2 \sim 1+2k_{1,2}\cdot\%C_M;\quad \frac{1}{1+2k_{1,2}\cdot\%C_M} \sim 1-2k_{1,2}\cdot\%C_M \tag{5}$$

and equation (4) became:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{(h^2+k^2)(1-2k_1\cdot\%C_M)}{a_0^2}+\frac{l^2(1-2k_2\cdot\%C_M)}{c_0^2} = \frac{(h^2+k^2)(1-2k_1\cdot\%C_M)+l^2(1-2k_2\cdot\%C_M)}{2{,}866^2} \tag{6}$$

Assuming that the peak is the results of combined diffraction on plane (hkl) and (h'k'l'), the Bragg relation became:

$$d_{hkl} = \frac{\lambda}{2\sin\left(\frac{2\theta_{hkl}}{2}\right)},\quad d_{h'k'l'} = \frac{\lambda}{2\sin\left(\frac{2\theta_{h'k'l'}}{2}\right)} \tag{7}$$

$$\frac{d_{hkl}^2}{d_{h'k'l'}^2} = \frac{\sin^2\left(\frac{2\theta_{h'k'l'}}{2}\right)}{\sin^2\left(\frac{2\theta_{hkl}}{2}\right)} = \frac{(h'^2+k'^2)(1-2k_1\cdot\%C_M)+l'^2(1-2k_2\cdot\%C_M)}{(h^2+k^2)(1-2k_1\cdot\%C_M)+l^2(1-2k_2\cdot\%C_M)} \tag{8}$$

From equation (9), we get $\%C_M$:

$$\%C_M = \frac{1}{2}\cdot\frac{\sin^2\left(\frac{2\theta_{hkl}}{2}\right)\cdot(h'^2+k'^2+l'^2)-\sin^2\left(\frac{2\theta_{h'k'l'}}{2}\right)\cdot(h^2+k^2+l^2)}{k_1\left[(h'^2+k'^2)-(h^2+k^2)\right]+k_2(l'^2-l^2)} \tag{9}$$

Finally, we determine the martensite tetragonality by using equation (10) or (11), derived from equations (2) and (3):

$$c/a = 1 + 0{,}045 \cdot \%C_M \quad (10)$$

$$a = 2{,}866(1 - 0{,}00454 \cdot \%C_M), \quad c = 2{,}866(1 + 0{,}04054 \cdot \%C_M) \Rightarrow c/a \quad (11)$$

3. Experimental results

Therefore we applied on bearing steels 100Cr6 and 100CrMn6 two TMT variants, (see Table 1):

a) - austenization/ hot deformation/ quenching from deformation temperature/ low tempering (**HT-TMT**);

b) - austenization/ hot deformation/ quenching from deformation temperature/ high tempering/ reaustenization/ quenching/ low tempering (**H-TMT**).

Table 1. The TMT-variants parameters of experimental researches

Operation	TMT parameters	Nominal parameter values
Austenization	$T_A = 850 - 1100°C$, 10min	$T_d = 850; 950; 1050°C$ $\varepsilon = 20; 40; 60\%$
Hot deformation	$T_d = 850\text{-}1100°C$, $\varepsilon_{max} = 60\%$	
Quenching	From T_d, oil 60-80°C	
High tempering	$T_{temp} = 690°C$, $\tau_{temp} = 4 \div 8h$	$\tau_{temp} = 4, 8h$
Reaustenization	T'_A–850°C, 8min	-
Secondary quenching	From T'_A, oil 60-80°C	
Low tempering	$T_{temp} = 160 - 200°C$, 3h	$T_{temp} = 160; 200°C$

The experimental data analysis by diffraction procedures shows the followings:

A. The first thermomechanical treatment variant (HT-TMT) induces in all hot deformation regimes an increased quantity of residual austenite, up to 35 - 40% - diffractografic examination, figure 1 and 2.

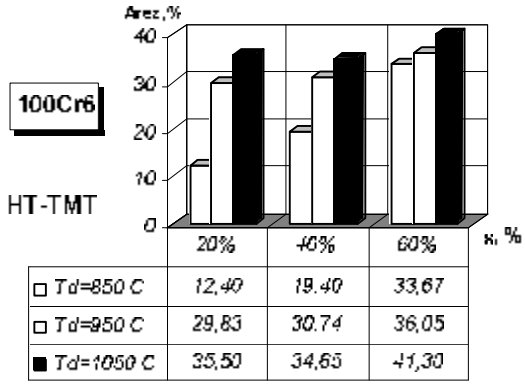


Figure 1. The retained austenite amount of 100Cr6 steel after HT-TM;

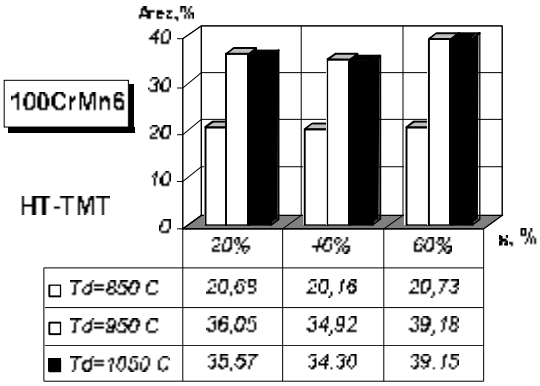


Figure 2. The retained austenite amount of 100CrMn6 steel after HT-TTM

That means that the hot-deformation determines a brake action on the α-phase transformation both the temperature and deformation are increasing.

B. The second thermomechanical treatment variant (H-TMT) induces in all hot deformation regimes an decreased quantity of residual austenite, from min. 2.45% to max. 8.3% - diffractographic examination, figure 3 and 4

In all situations, the optimum low tempering temperature range is 150-170°C.

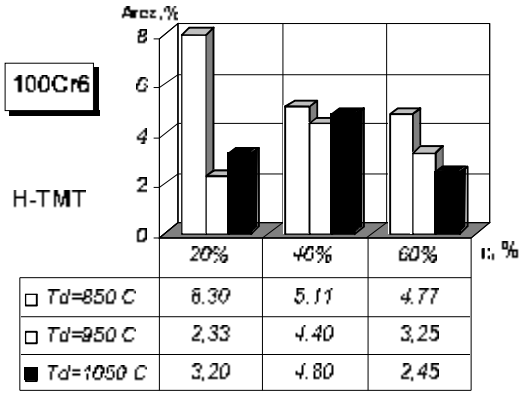


Figure 3. The retained austenite amount of 100Cr6 steel after H-TTM

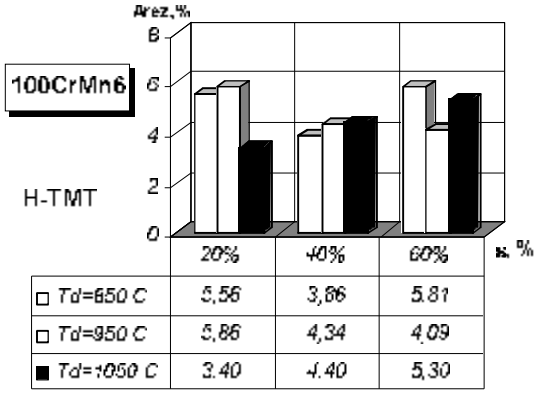


Figure 4. The retained austenite amount of 100CrMn6 steel after HT-TTM

In the second thermomechanical treatment (TI-TMT) variant, after high tempering up to 680-690°C (8h) there is stimulated the carbide precipitation mechanism and the carbon content in the matrix is decreasing. That reveals that tetragonality parameter normally decreases, figure 5-8. After reaustenisation, the quasi absence oh the carbon inside of the matrix determines the speeding up the subsequent martensite transformation, with an expected decrease of residual austenite amount under about 5% (with a single exception, for ε = 20% at T_d = 850°C, when is registered about 8%).

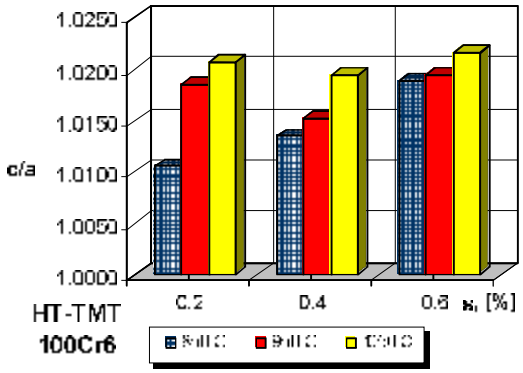


Figure 5. The tetragonality c/a of 100Cr6 steel after HT-TTM

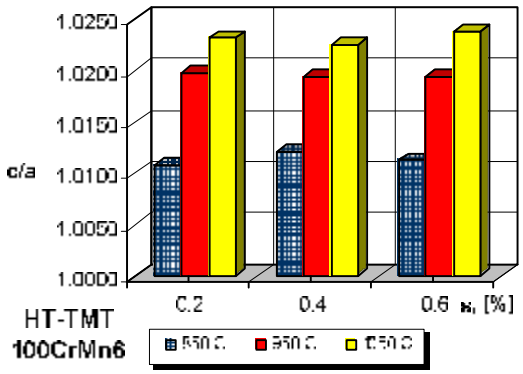


Figure 6. The tetragonality c/a of 100CrMn6 steel after HT-TTM

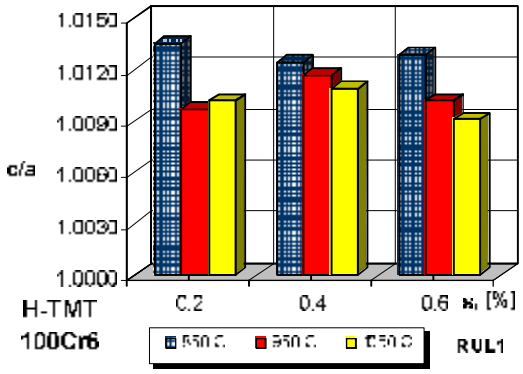


Figure 7. The tetragonality c/a of 100Cr6 steel after H-TTM

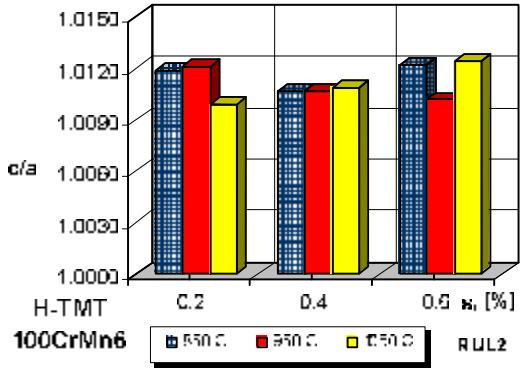


Figure 8. The tetragonality c/a of 100CrMn6 steel after H-TTM

4. Conclusions

The thermomechanical treatment applied in II-TMT variant stimulates the carbide precipitation during the high tempering after the quenching from the deformation temperature. Thus, the carbon content in the matrix decrease and a favourable structure for subsequent martensite transformation appears. After reaustenization, this one determines an accelerated martensite transformation

The II-TMT technology determines by the final quenching a good level of residual austenite, under 5-6%, which creates a set of premises for the increasing of ball bearing behavior during the exploitation. Considering the importance and the significant weight of ball bearings in techniques, these results could have major consequences. The mentioned structural changes was confirmed by the evolution of martensite tetragonality.

Received April 12, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Bernshtein, M.L. **The thermomechanical treatment of the steels**, Metallurghia, Moskva, 1983
2. M. L. Bernshtein, E. I. Demina and K. E. Safonova, *Thermomechanical treatment of ball-bearing steel*, **Material Science and Heat Treatment**, Springer New York, ISSN0026-0673, pp. 13-18, New York, 2004.
3. Comaneci, R., Galusca, D.G., Comanici A. *Studies concerning the effects of high temperature thermomechanical treatment (HT-TMT) on structure and hardness of Romanian ball-bearing steel Rul1 (100Cr6)*, **METAL 98**, vol. 3, ISBN 80-8612214-X, Ostrava, Czech Republic, 1998.
4. Comaneci, R. **Studies and researches concerning the thermomechanical treatment applications in machine-building industry**, Ph.D. Thesis, "Gh. Asachi" Technical University of Iasi, Romania, 1999.

MODIFICARI STRUCTURALE ALE OTELURILOR DE RULMENTI 100Cr6 SI 100CrMn6 INDUSE PRIN TRATAMENT TERMOMECANIC

Rezumat: Combinarea deformării plastice cu transformările de fază în acelaşi ciclu de tratament termic reprezintă o metodă de îmbunătăţire a proprietăţilor mecanice ale oţelurilor. În particular, aplicarea TTM în diferite variante pe oţelurile de rulmenţi determină nu numai îmbunătăţirea proprietăţilor, dar şi creşterea rezistenţei la oboseală şi a stabilităţii dimensionale. Acestea sunt rezultatul modificărilor structurale cum ar fi scăderea conţinutului de austenită reziduală, finisarea martensitei sau modificarea dimensiunilor sau a morfologiei carburilor. În acest context, lucrarea vine să confirme prin analiză difractografică modificările structurale induse prin tratament termomecanic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FINITE ELEMENT AND EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING OF ALUMINUM AND AA5083 ALUMINUM ALLOY

BY

RADU COMANECI and LUCIAN ZAHARIA

Abstract: Bulk nanostructured materials represent the application of nanotechnology in the engineering material area. Severe Plastic Deformation (SPD) is an efficient and low cost top-down method for producing ultrafine or nanostructured bulk materials. Among various techniques, Equal Channel Angular Pressing (ECAP) is one of the most affordable processes because of its prominent feature to fabricate workpiece repeatedly without changing the geometry. The aim of this paper is to present experimental and finite element investigations on load requirements for Al99.5 and AA5083 aluminum alloy subjected to ECAP. In order to validate the numerical proposed simulation, the results were compared with experimental data.

Keywords: finite element, equal channel angular pressing, aluminum, severe plastic deformation

1. Introduction

The ultra-fined materials have been widely investigated due to its mechanical properties such as high specific strength and ductility. Various forming techniques have been developed to obtain such mechanical properties. Among them, equal channel angular pressing (ECAP) is an effective technique to improve the material strength by imposing severe plastic strain into the workpiece.

Due of its prominent feature to fabricate the workpiece repeatedly without changing the geometry of the workpiece, many studies of the ECAP process have been conducted experimentally and numerically so far to investigate the effect of process parameters on material behavior and strain distribution. [1, 2]

Equal channel angular pressing (ECAP) is process capable of imparting a severe plastic deformation in a metal workpiece. Such deformation is achieved by simple shear during an extrusion into a die, without changing the specimen cross section. The ECAP purpose is obtaining the ultra-fine grained bulk materials. For practical application, die geometry, material properties and process conditions influence the magnitude of plastic deformation imposed and its homogeneity. These factors play a fundamental role in resulting microstructure and mechanical properties of processed material.

As the mechanical properties of the severely deformed material are linked to the deformation history, understanding the phenomena associated with strain and deformation load development in the ECAP process is very important. For this purpose, the results of modeling ECAP using the finite element method are presented for various geometric conditions.

In this study FEM analysis made possible a better understanding of process and of its related operative parameters, both for tools both for material behaviour.
The investigation aim was to obtain the level deformation load on workpiece, hence two and three dimensional FEM analysis on two different aluminum alloys and different tools geometry were carried out. FEM results were compared with workpieces really processed by one pass ECAP.

2. Experimental

Commercially available rectangular bars 10x10mm of an Al99.5 and AA5083 aluminum alloy (4.5Mg, 0.7Mn) were considered for this study. Samples of 60mm length were cut from the bars and subjected to homogenization for AA 5083 alloy (500°C for 24h) and annealing for Al99.5 (180°C for 3h).

The system for processing the samples is based on a deformation tool (die) is made up of two asymmetrical half dies machined from two blocks of H11 tool steel heat treated with nominal hardness of 58HRC, Figure 1.

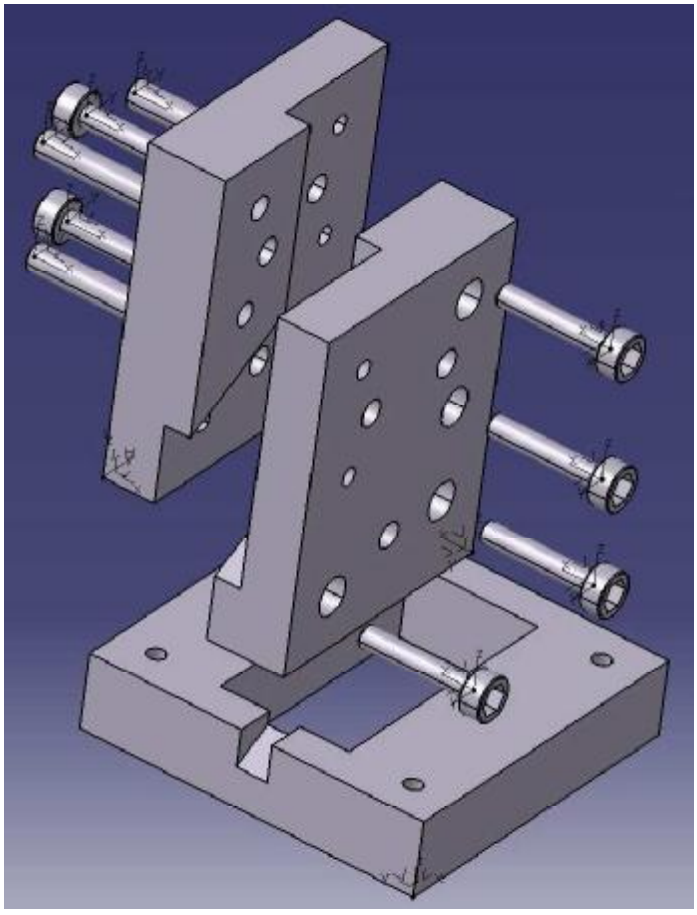


Figure 1. The ECAP die (2φ = 120°)

Channels having rectangular dimension of 10mm were machined with $2\varphi = 120°$ angle intersection of channels and $\psi = 21°$ outer channel arc angle, corresponding to 4mm outer radius (R = 4mm), Figure 2

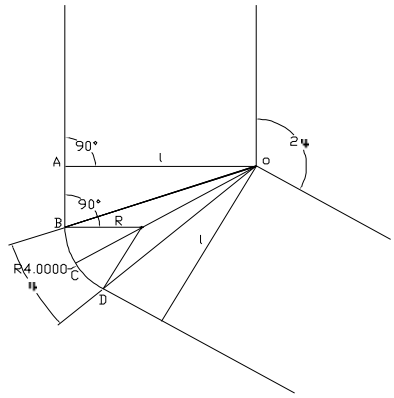


Figure 2. The die geometry

Practical experience shows that a calibrated length of 15mm after the corner followed by an enlargement of the exit channel may reduce friction and lower the pressure load.

The two half dies were centered with 3 bolts and assembled and held together with 6 screws ϕ12mm, Figure 1. An inferior plate piece supplementary stress constrains the two half dies. ECAP tests were carried out at room temperature. The samples were coated with a lubricant based on zinc sthearat. Plunger speed was 8,75mm/s.

3. Prediction of deformation load

Both Al99.5 and AA5083 aluminum alloy are one pass extrusion simulated at room temperature. The friction between the ECAP die and the samples is assumed by the shear friction model:

$$\tau = m \cdot K \tag{1}$$

where m is the friction factor (0.12) and K is the shear strength of the material.

The workpiece material was considered as plastic body and the die as rigid body respectively. The billet is discretized into 4836 tetrahedral elements.

Three design scenarios are analyzed:

A - there are two arc transitions at both sides of the extrusion channels (R, r ≠ 0; in particular R = 4mm and r = 2mm) – 120_4_2, Figure 3.

B - there is only one arc (outer) transition at one side of the channels (R ≠ 0, r = 0; in particular R = 4mm) – 120_4_0, Figure 4.

C - there is no arc transition, so the channels are intersected at a sharp corner (R = 0, r = 0) – 120_0_0, Figure 5.

The total strain ε of the workpiece in one pass through the die is given by Eq. (2), [3]:

$$\varepsilon = \frac{1}{\sqrt{3}}\left[2ctg\left(\frac{\varphi}{2}+\frac{\psi}{2}\right)+\psi\,\mathrm{cosec}\left(\frac{\varphi}{2}+\frac{\psi}{2}\right)\right] \tag{2}$$

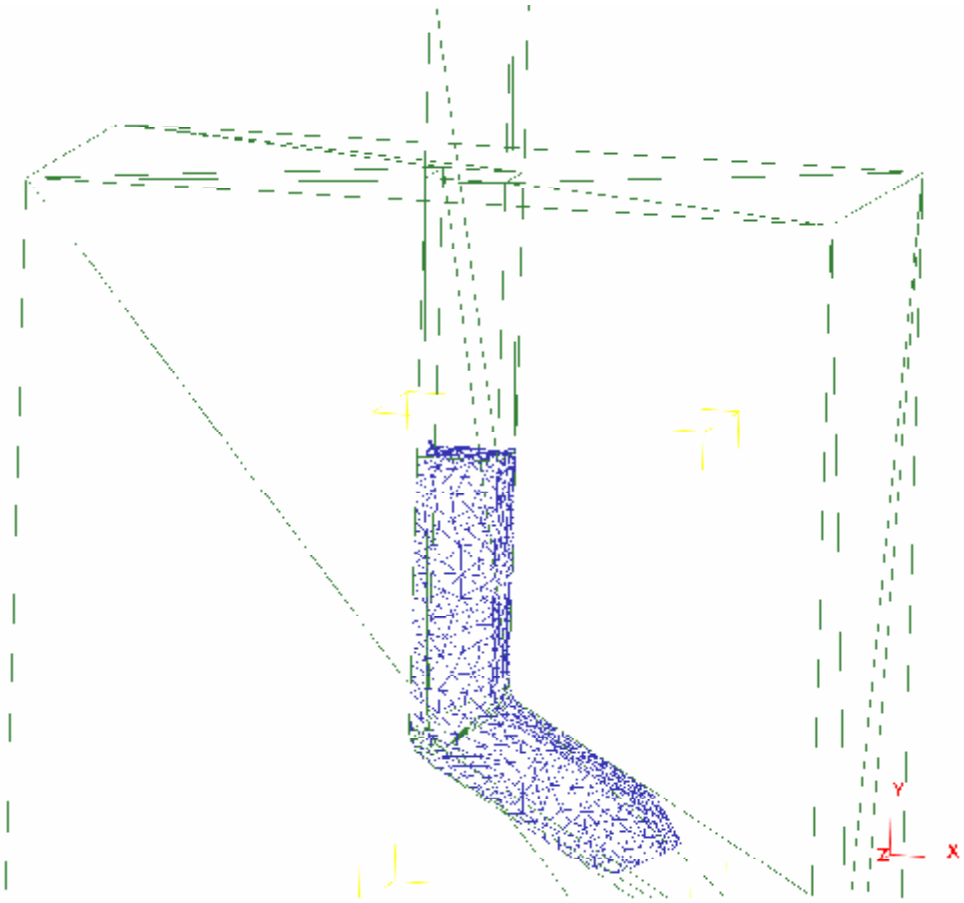


Figure 3. 3D Assembly of ECAP 120_4_2

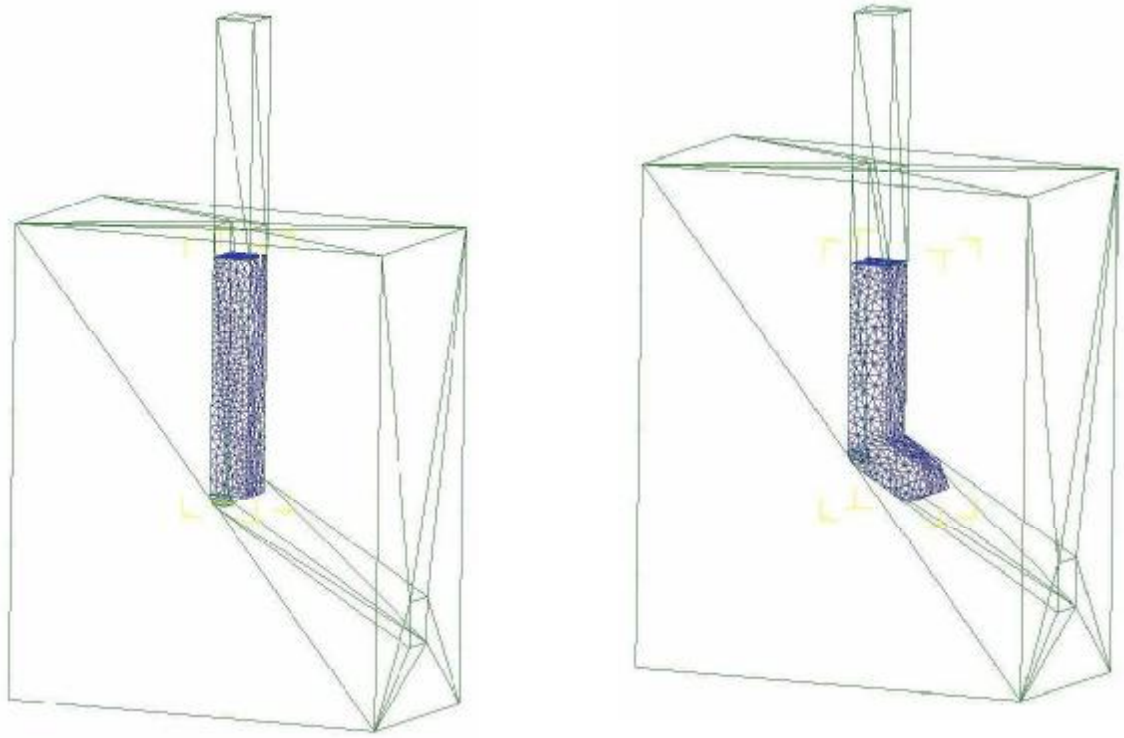


Figure 4. 3D Assembly of ECAP 120_4_0

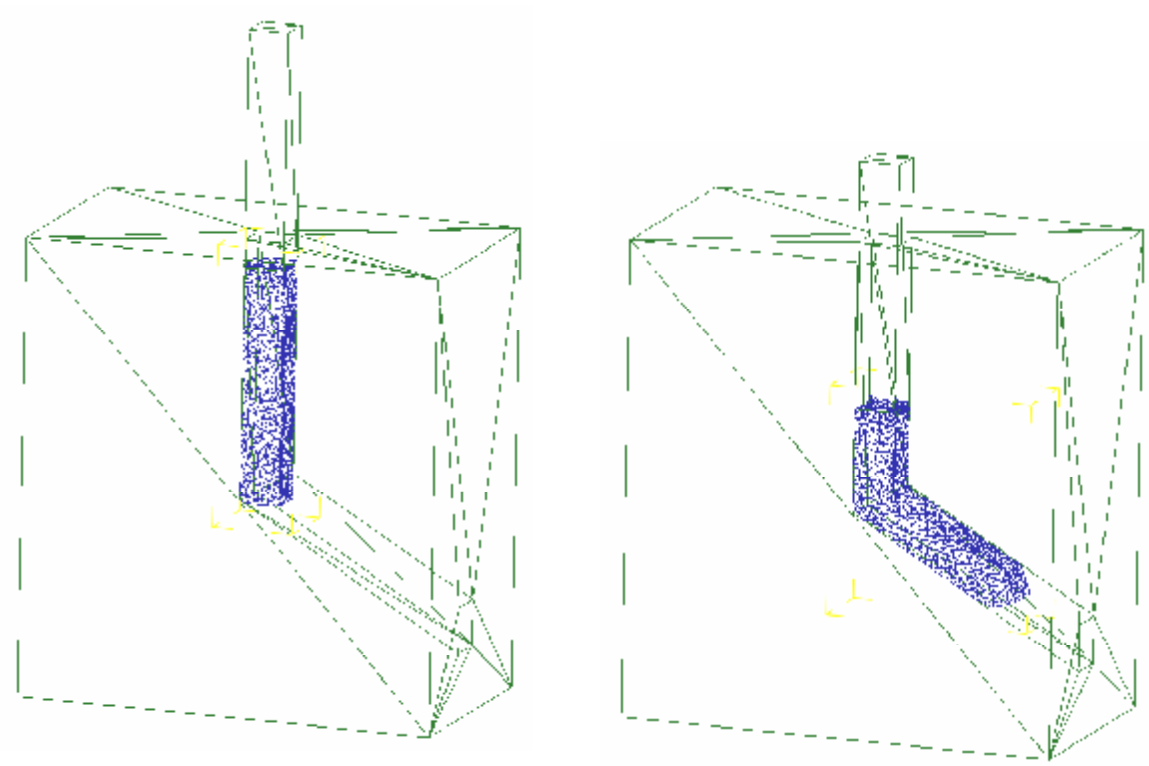


Figure 5. 3D Assembly of ECAP 120 0 0

4. Experimental results

The study of deformation load for three design cases can give both the necessary level of the forces in the severe plastic deformation process and important information for die design. For eventually decreasing of load level it could be necessary to change the die geometry, or friction condition, or technological parameters (deformation temperature and/or plunger speed). It is true that the deformation load is no so critical for small billets like our samples, but for large wokpieces, become clearly that the deformation load needs to be considered

Figure 6 – 11 shows the predicted loads for Al99.5 and AA5083 subjected to severe plastic deformation by $ECAP_{120}$.

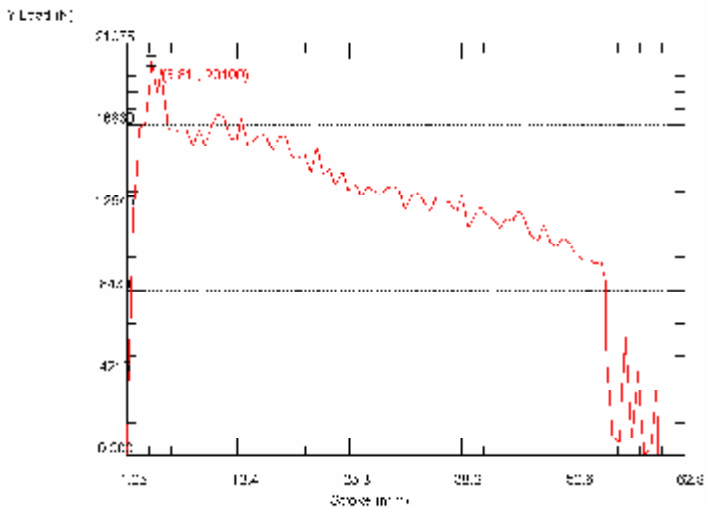


Figure 6. Load prediction for Al99.5 ECAP 120 0 0

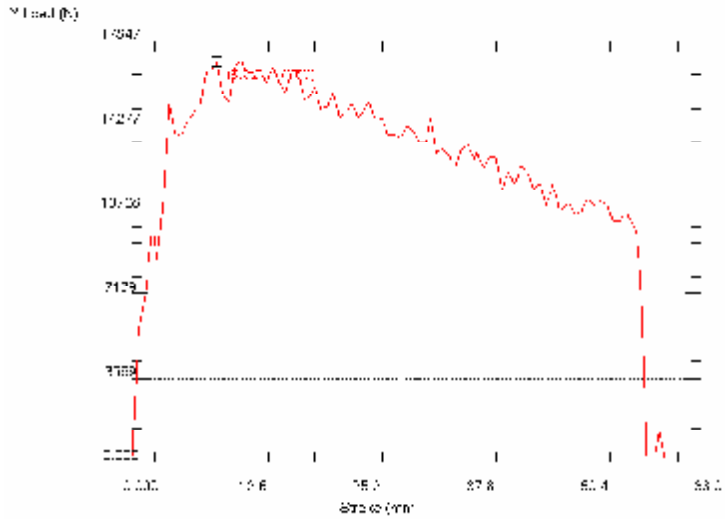


Figure 7. Load prediction for Al99.5 ECAP 120_4_0

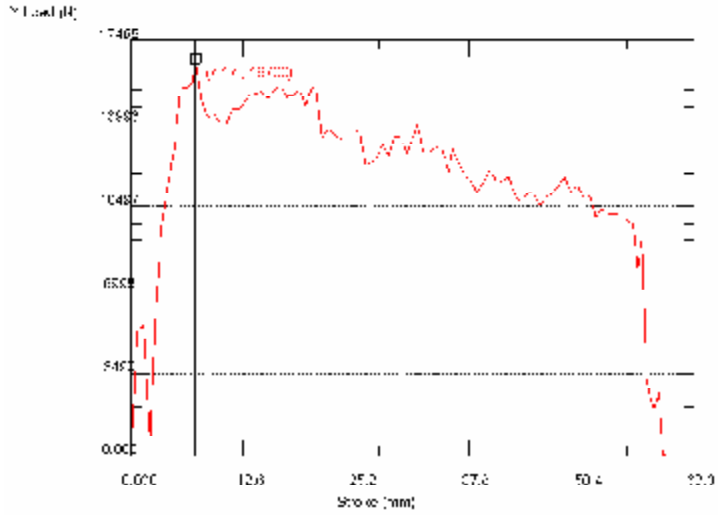


Figure 8. Load prediction for Al99.5 ECAP 120_4_2

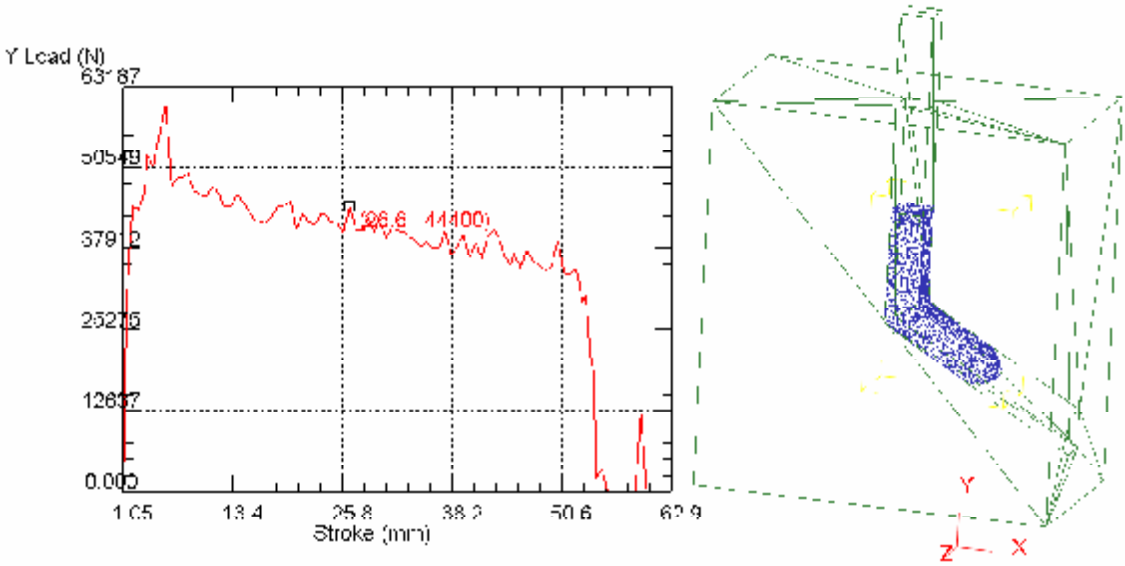


Figure 9. Load prediction for AA5083 ECAP 120_0_0

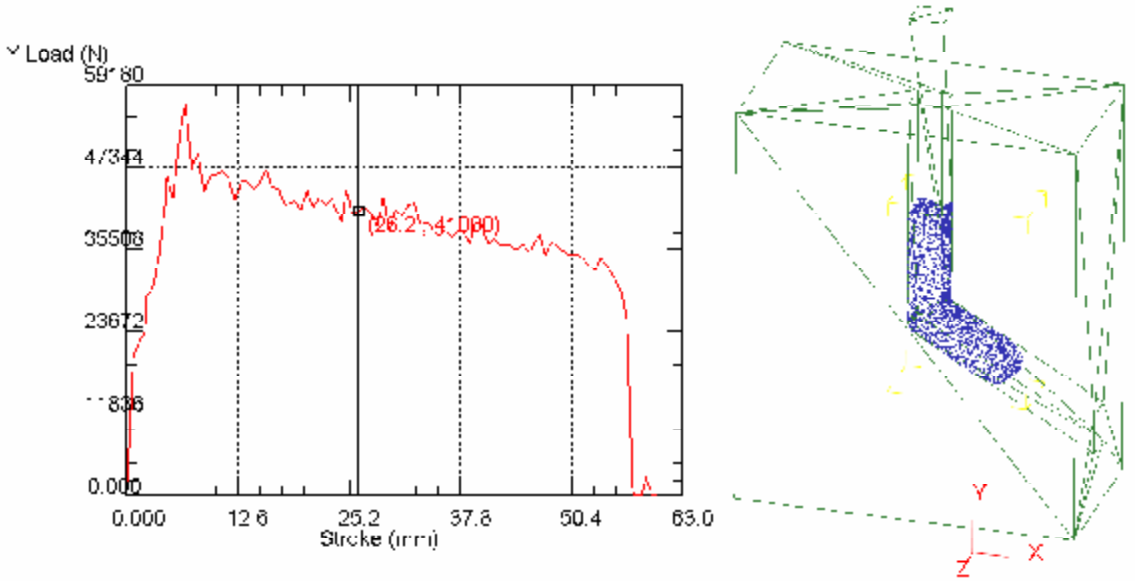


Figure 10. Load prediction for AA5083 ECAP 120 4 0

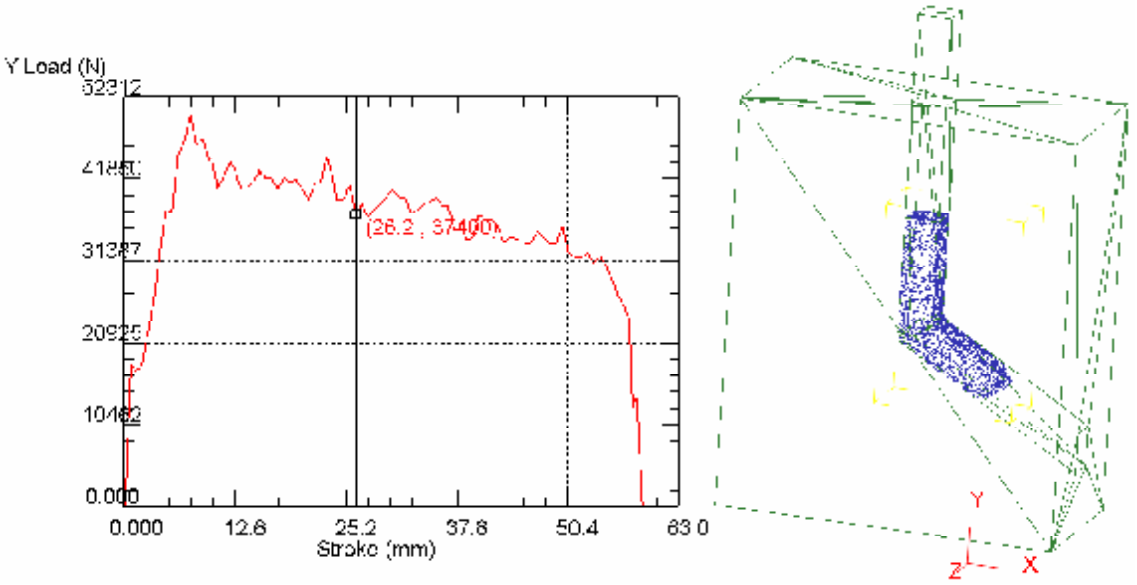


Figure 11. Load prediction for AA5083 ECAP 120 4 2

There are both some similarities and differences between predicted and registered loads in $ECAP_{120}$ process. The both predicted and reported deformation loads registers a pronounced increase in the first phase of the process. This situation is well emphasized especially in the cases of the dies without fillet radii for both Al99.5 and AA5083 alloy.

The registered load vs. plunger stroke, Figure 12, shows a little different slope of force increasing in the first stage. The situation correspond the time range where the die channel fills with material. The first sector of the loading curve consisting of a rise up to peak is no so rapidly like the predicted one. That probably because of the expulsion phase of the previously pressed sample. The level of predicted and reported loads is similarly both for Al99.5 and for AA5083 alloy.

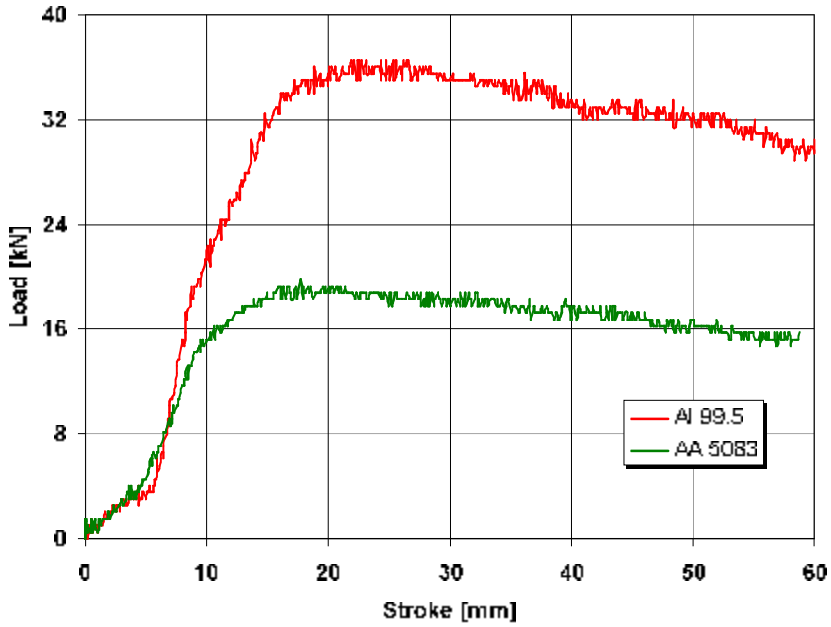


Figure 12. Deformation load of Al99.5 and AA5083 during ECAP$_{120}$ (120 4 2)

5. Conclusions

In this study, numerical simulation of an ECAP with Al99.5 and AA5083 alloy rectangular specimens was carried out by applying three-dimensional finite element analysis. It was found that the deformation load requirements are clearly sensitive to the die geometry. Experimental data validates present finite element investigation. The deformation behavior study through FE simulation in ECAP process provides basic and useful information for optimizing die design and process determination.

Received April 17, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. M. W. Fu, M. S. Yong, Q. Pei, and H. H. Hng, *Deformation Behavior Study of Multi-Pass ECAE Process for Fabrication of Ultrafine or Nanostructured Bulk Materials*, **Materials and Manufacturing Processes**, 21, 501–506, 2006.
2. J.H. Lee, I.H. Son, Y.T. Im, *Finite element investigation of equal channel angular extrusion process*, **Materials Transactions**, The Japan Institute of Metals 45 (2004) 2165-2171
3. M. Vedani, P. Bassani, M. Cabibbo, V. Latini and E. Evangelista, *Experimental Aspects Related to Equal Channel Angular Pressing of a Commercial AA6082 Alloy*, **Metallurgical Sci. and Tech.**, vol21, no 2, 3-9, 2003.

CERCETARI EXPERIMENTALE SI ANALIZA CU ELEMENT FINIT PRIVIND DEFORMAREA ALUMINIULUI SI A ALIAJULUI AA5083 IN CANALE UNGHIULARE EGALE

Rezumat: Materialele nanostructurale industriale reprezinta o aplicatie importanta a nanotehnologiei in domeniul materialelor. Deformarea plastica severa este o metoda ieftina si eficienta de producere a materialelor cu structura ultrafina/nanometrica. Printre metodele de obtinere, presarea in canale unghiulare egale (ECAP) este varianta cea mai abordabila intrucat procesul este repetitiv, fara modificarea geometriei piesei. Scopul lucrarii este de a prezenta cercetari prin MEF si unele rezultate experimentale privind estimarea forlelor necesare in procesul de deformare plastica severa a Al99.5 si a aliajului AA5083 prin procedeul ECAP.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MATHEMATICAL MODEL FOR ADVANCED DESOXYDATION IN VACUUM OF METALS

BY

ION CONSTANTIN, DRAGOS TALOI, LIANA MARIA VLĂDUŢIU and LILIANA TALOI

Abstract: The paper presents a new mathematical model for advanced desoxydation in vacuum of liquid metals. The model has two components: a thermodinamical one, that allows to determine the oxygen content in the metallic bath at its interface with the gaseous phase, and a diffusive component that allows a theoretical determination of the final average content of oxygen in different technological conditions of temperature, depth of the metallic bath, time, initial concentration of the oxygen and the vacuum degree. The presented model has been applied to the copper desoxydation in vacuum.

Keywords: desoxydation, kinetic model, thermodinamics, oxygen diffusivity, liquid copper.

1. Introduction

Electro physical and mechanical properties of metals are at a large extent dependent of the purity degree, of the impurities nature and of the material state (if cast, deformed or annealed). In many situations, as a result of refining processes, either oxidating or electrolytic, the metals can contain oxygen that negatively affects especially their plasticity and ductility. For instance, in the case of copper, after the thermal and electrolytic refining, it contains about 500...800 ppm, and to obtain conductors of thin sections and high electrical conductibility, the admitted oxygen content is bellow 20...30 ppm. That is why, in some instances, supplementary desoxydation operations - with different reducing agents or in vacuum – are necessary. Considering the thermodynamic and kinetic properties of liquid systems Me – O, authors developed a mathematical model allowing to determine one of the parameters as a function of the other parameters of the process. The model has two components : a thermodynamic component for the oxygen concentration at the interface with the gaseous phase determination and a kinetic component to determine either the length of time necessary for desoxydation or the residual concentration of oxygen as functions of temperature, the metallic bath depth, the vacuum degree and the initial concentration of oxygen.

2. Thermodynamic model for the surface concentration calculus at the vacuum desoxydation

During in vacuum desoxydation, at the metallic bath – gaseous phase interface occurs a physical process of interphasic distribution of oxygen, possible to be represented by the transformation :

$$[O]_{in\ Me} \rightarrow \tfrac{1}{2}\{O_2\}_{gaseous\ phase} \qquad (1)$$

Reaction (1) can be decomposed into the algebraic sum of the following two elementary:

$$[O]_{in\ Me} \rightarrow \tfrac{1}{2}\{O_2\}\ (p_{O_2} = 1\,atm) \qquad (2)$$

$$\tfrac{1}{2}\{O_2\}\ (p_{O_2} = 1\,atm) \rightarrow \tfrac{1}{2}\{O_2\}_{gaseous\ phase} \qquad (3)$$

As a result, the variation of the partial molar free energy of the reaction (1) can be written as the algebraic sum of the partial molar free energies variations for the transformations (2) and (3):

$$\overline{\Delta G_1} = \overline{\Delta G_2} + \overline{\Delta G_3} \qquad (4)$$

where :

$\overline{\Delta G_1} = RT \ln a_O$ is the variation of the partial molar free energy for the reaction (1) ;

a_O - oxygen activity at the interface metallic bath – gaseous phase ;

$\overline{\Delta G_2}$ is the variation of the partial molar free energy for the reaction (2) of oxygen dissolution in the metal Me in normal conditions, usually known for the most metals ;

$\overline{\Delta G_3} = RT \ln p_{O_2}^{1/2}$ is the variation of the partial molar free energy for the reaction (3).

p_{O_2} - is the partial pressure of oxygen in gaseous phase, in atm. In advanced vacuum conditions, this pressure can be considered as being equal to the remnant total pressure of the gaseous phase.

From reaction (4) we can obtain the oxygen activity in liquid metal at different temperatures and different partial pressures of oxygen in gaseous phase. Considering the very low concentration of oxygen in liquid metals submitted to desoxydation, the solution metal – oxygen obeys the Henry's law and therefore, the oxygen activity can be expressed as a function of the limit coefficient of activity (γ_O^0) and its atomic fraction (X_O) by the equation:

$$a_O = \gamma_O^0 X_O \qquad (5)$$

From the activity limit coefficient γ_O^0 as temperature function equation coupled with the relation (5), we can determine the equilibrium atomic fraction of oxygen in metal.

Viewing the purity of metals submitted to desoxydation, the metallic bath can be considered during the desoxydation process as being a binary solution of metal and oxygen and therefore, it results:

$$X_O = \frac{\dfrac{C_O}{M_O}}{\dfrac{C_O}{M_O} + \dfrac{C_{Cu}}{M_{Me}}} \qquad (6)$$

where:

C_O and C_{Me} are the concentrations of oxygen and metal, respectively, in weight percents ;

M_O and M_{Me} are the atomic mass of oxygen and, respectively, metal

Since the oxygen concentration (C_O) is far lower than that of the metal, (C_{Me}) from the equation (9) the equilibrium concentration of oxygen at the interface with the gaseous phase (C_S) can be obtained:

$$C_S = C_O = \frac{100 M_O}{M_{Me}} X_O \qquad (7)$$

3. Kinetic model of metals desoxydation in vacuum

Vacuum desoxydation is kinetically conditioned by the oxygen diffusion from the metallic bath at the interface with the gaseous phase. From this considering, we developed a kinetic model of metals desoxydation in the following hypotheses :

- the temperature is constant and uniform all the metallic bath out and for all the length of the process ;
- the oxygen concentration at the beginning of the desoxydation process is uniform in all the metallic bath volume (C_0);
- at the interface metallic bath – gaseous phase the interaction (1) occurs with high enough rates so that it is not determinant for the global kinetics of the process;
- at the interface metallic bath – gaseous phase, an equilibrium concentration (C_S) is instantaneously reached and, for a certain temperature, maintained constant for all the length of the process;
- the metallic bath is in a relatively stationary regime, meaning the vertical component of possible convective currents can be neglected .

With these hypotheses, the desoxydation process can be kinetically conditioned by the oxygen diffusion from the metallic bath at its interface with the gaseous phase. This diffusion can be represented by the Fick's second law equation :

$$\frac{\partial C_O}{\partial t} = D_{O-Me} \frac{\partial^2 C_O}{\partial y^2} \quad \text{for} \quad 0 \le y \le h \qquad (8)$$

where:

C_O is the oxygen concentration in the moment t at the distance y from the interface metallic bath – gaseous phase ;

h – thickness of the metallic bath ;

D_{O-Me} - oxygen diffusivity in the liquid metal ; the value is known from experimental measurements

The initial and limit conditions of the diffusion equation in the imposed situation will be:

$$\text{I.C.} \quad C_O = C_0 \quad \text{at} \quad t = 0 \quad \text{and} \quad 0 \le y \le h;$$

$$\text{L.C.} \quad C_O = C_S \quad \text{at} \quad t > 0 \quad \text{and} \quad y = 0;$$

$$\frac{\partial C_O}{\partial y} = 0 \quad \text{at} \quad t > 0 \quad \text{and} \quad y = h$$

For these conditions, the diffusion equation admits the solution [1]:

$$\frac{C_O - C_S}{C_0 - C_S} = 1 - \frac{4}{\pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{2n+1} e^{-D_{O-Me}(2n+1)^2 \pi^2 t/4h^2} \sin \frac{(2n+1)\pi y}{2h} \qquad (9)$$

Because the oxygen concentration will be variable on the height of the metallic bath as a result of its diffusion from the bulk volume to the interface with the gaseous phase, it is convenient to define an average concentration (C_m) for all the height of the bath, according to the equation [2] :

$$C_m = \frac{1}{h}\int_0^h C_O dy \qquad (10)$$

from this resulting [3]:

$$F = \frac{C_m - C_0}{C_S - C_0} = 1 - \frac{8}{\pi^2}\sum_{n=0}^{\infty}\frac{1}{(2n+1)^2}\exp\left[-(2n+1)^2\pi^2 D_{O-Cu}t/4h^2\right] \qquad (11)$$

where $F = \frac{C_m - C_0}{C_S - C_0}$ represents the saturation fraction of oxygen .

By mathematical solution of the equation (10), knowing the temperature and the vacuum degree, the following can be determinate:

- the necessary time for desoxydation : for an imposed final average concentration of oxygen, the saturation fraction of oxygen can be determinate and from the equation **(11)** the ratio $x = D_{O-Cu}t/4h^2$ results. From the expression of this ratio, the time necessary for the process development can be calculated;
- the final average concentration of oxygen in the metallic bath after an imposed length of time of desoxydation : one can determine the value of the x ratio and from the equation **(11)** the saturation fraction can be calculated. From this fraction, the residual average concentration of oxygen is easily calculated.

4. Applications of the model of copper desoxydation

To exemplify the model, we suppose a process of copper desoxydation in vacuum, in the following conditions : temperature 1,100 – 1,300 ^{0}C, vacuum degree 0.01…0.1 mm Hg, initial concentration of oxygen in copper 0.05 % , depth of metallic bath h = 10 mm, time of desoxydation 1…4 hours. It is to determine the final average concentration of oxygen in the copper bath.

To determine the oxygen concentration at the interface metallic bath – gaseous phase and the diffusion coefficient of oxygen in copper, we used the following experimental data [4,5,6]:

$$\overline{\Delta G_2} = -20860 + 1{,}66T \text{ , } cal/at.g\ oxigen;$$

$$\ln\gamma_O^0 = \frac{10500}{T} + 5{,}55$$

$$D_{O-Cu} = 8{,}16\cdot 10^{-7}\exp(6500/T)$$

Results of calculations in the mentioned conditions are synthesised in the figures 1-4.

5. Conclusions

From the obtained results, the following conclusions can be drawn:

- Oxygen concentration at the interface metallic bath – gaseous phase is practically independent of temperature and significantly variable with the degree of vacuum. Saturation fraction of oxygen, as well as the ratio $\frac{D_{O-Cu}t}{4h^2}$ do not vary with temperature ;

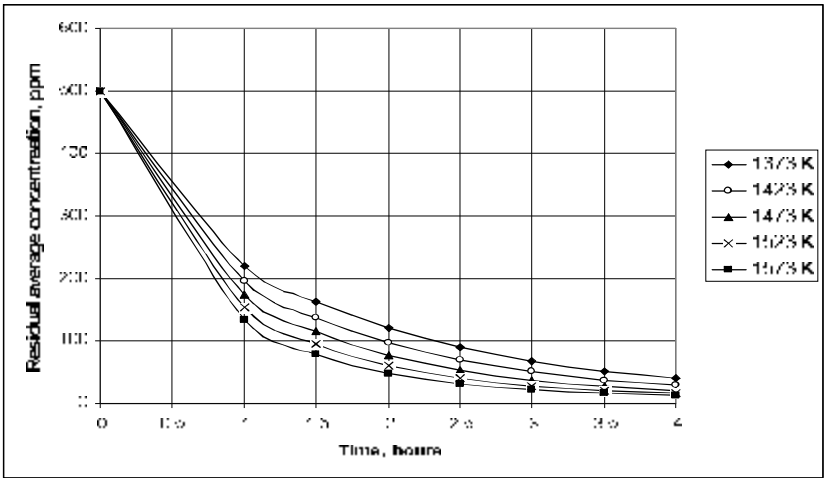


Fig.1. Residual average concentration of oxygen versus temp at different temperatures and pressure 0.01 mmHg.

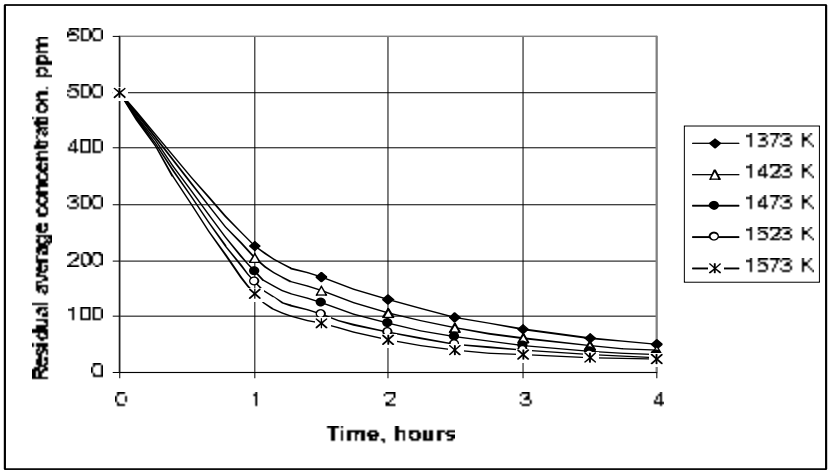


Fig.2. Residual average concentration of oxygen versus temp at different temperatures and pressure 0.05 mmHg.

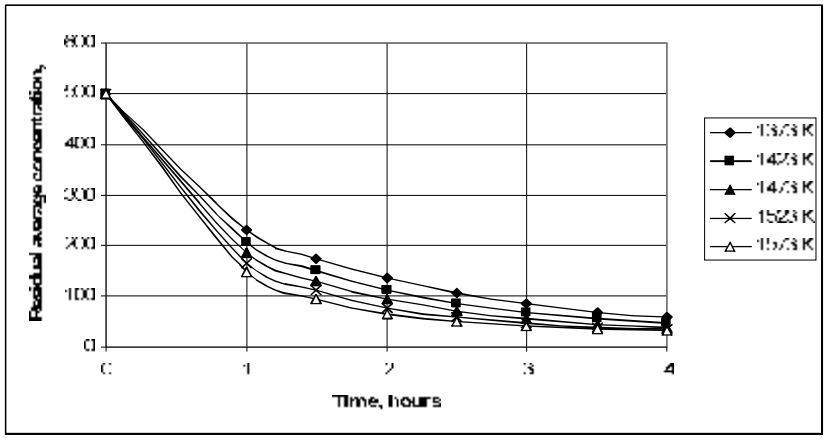


Fig.3. Residual average concentration of oxygen versus temp at different temperatures and pressure 0.1 mmHg.

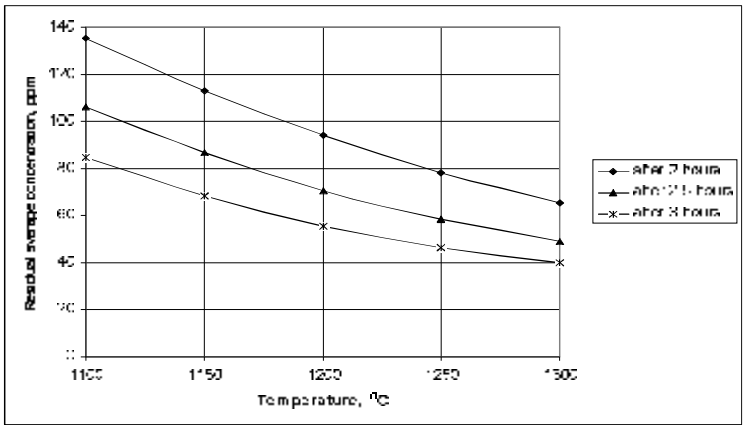


Fig.4. Residual average concentration of oxygen versus temp at different temperatures and pressure 0,1 mmHg.

- Time of desoxydation is almost linearly lowering with temperature increase and considerably reduces with the increasing vacuum degree;
- The obtained results prove that the model developed for the process of copper desoxydation illustrate very well the oxygen behaviour during the process and can be utilised in practice to determine the necessary length of time for desoxydation as a function of temperature and of the vacuum degree, in order to obtain a technologically imposed average concentration of oxygen.

Received April 16, 2007 *University POLITEHNICA of Bucharest*

REFERENCES

1. J. Crank, **The Matematics of Diffusion**, Clarendon Press, Oxford, 1956;
2. I.Constantin, D. Taloi, Liana Vlăduţiu, **Procese de difuzie şi transfer de masă**, Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 2005;
3. J. Szekely, N.J. Themelis, **Rate Phenomena in Process Metallurgy**, Wiley Interscience, NY 1971
4. I. Constantin, Teza de doctorat " **Contribuţii la studiul cinetic şi termodinamic al sistemelor Cu – X – O;**", Universitatea Politehnica Bucureşti. 1987.
5. I. Constantin D. Taloi, Liana Vlăduţiu. Liliana Taloi, *Diffusivity of Oxigen in Liquid Copper*, International Conference on Materials Science and Engineeing, **BRAMAT**. Braşov. 24-26.02.05. ISBN 973-635-454-7;
6. I. Constantin, D. Taloi, Liana Maria Vladutiu, Florentina Pereteanu, *Diffusivity of Oxygen in Copper from Electrochemical Measurements*. **Junior Euromat** 2006, Lausanne, Switzerland 4-8 september 2006.

MODEL MATEMATIC DE DEZOXIDARE AVANSATĂ ÎN VID A METALELOR

Rezumat: Lucrarea prezintă un model matematic de dezoxidare avansată în vid a metalelor în stare lichidă. Modelul elaborat are două componente: o componentă termodinamică, care permite determinarea concentraţie oxigenului în baia metalică la interfaţa cu faza gazoasă şi o componentă difuzivă, care permite determinarea teoretică a concentraţiei medii finale a oxigenului în diferite condiţii de temperatură, adâncime a băii metalice, timp, concentraţie iniţială a oxigenului şi grad de vidare. Modelul elaborat a fost aplicat la dezoxidarea cuprului în vid.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH ON THE FACTORS THAT HAVE AN INFLUENCE UPON THE STRUCTURES AND PROPERTIES OF THE A_5 STEEL STRIPS INTENDED FOR DEEP-DRAWING

BY

ELENA DRUGESCU, OCTAVIAN POTECAŞU, FLORENTINA POTECAŞU and PETRICA ALEXANDRU

Abstract: The paper presents the results of the research on the influence of cold working by rolling upon the properties of the A_5 steel strips intended for deep-drawing. The cold deformation degree and the thermic treatment recristallization were considered to be more important, among the technological factors that influence the structure and the properties of the current research. The experiments lead to the conclusion that, in the case of bell-type furnaces, better results are obtained for a range of relative deformation degree by 35-40% so that the mechanical and technological are corresponsive and characteristic structures present uniformity and smooth grain size.

Keywords: cold deformation, mechanical characteristics, anisotropy coefficient

1. Introduction

At present the steels A5 for drawing plates (ZES) manufactured by S.C.SIDEX S.A, at present are much more accurately made and this calls for revised cold deformation by rolling and thermal treatments procedures without affecting the quality of the final products.

An attempt is made in the paper to show how the cold plastic deformation and recristallization thermal treatment affect both the mechanical properties and the structure of the steel plates. A number of five coils from the same charge were used. Based on the experimental results a proposal has been advanced to modify the cold and hot deformation technologies while using the existing equipment. The quality technical conditions for the strips ZES-CAR BODIES are in compliance with the standard STAS 10318/80 as follows:

Table 1. The composition of the strip ZES-CAR BODIES

	C_{max} [%]	Mn [%]	Si [%]	S_{max} [%]	P_{max} [%]	Cr_{max} [%]	Ni [%]	Cu_{max} [%]	Al [%]
I	0,08	0,40	0,1	0,03	0,025	0,03	0,1	0,1	-
II	0,08	0,20-0,40	-	0,015	0,020	-	-	-	0,03-0,08

The chemical composition of the liquid steel, grade A5 is given in the table 2 (I-according to STAS-10318, II- according to the technological instructions provided by SIDEX).

The mechanical and technological fractures depending on the strip thickness according to table 2.

Table 2. Mechanical and technological fractures depending on the strip thickness

Thickness [mm]	Yield Point [N/mm^2]	Ultimate Strength [N/mm^2]	Breaking Elongation A_5[%]	Erichsen Index [mm]
0.8	max.220	270-340	min 36	min. 10,65
1.5	max.220	270-340	min.36	min. 11.8

Mean size of ferrite grains should have 6-9 points. Ferrite grain non-uniformity of the same sample should be within the limits of there adjourning points at the most. Roughness should be within 1.2 1.8μm

2. Experimental results

The experiments were carried out in two stages, in laboratory and industry.

In the first stage, cold working plate samples were provided by cold rolling mill factory was used. The A5 steel chemical composition is given in the table 3.

Table 3. A5 steel chemical composition

C [%]	Mn [%]	Si [%]	S [%]	P [%]	Al [%]
0,04	0,25	0,10	0,09	0.012	0,05

Samples were taken from the cold rolled strip of different degrees of deformation 2,2%, 6.5%, 15,2%; 32,5%; 50% and 65 %.

In the second stage was used an experimental charge and the reductions of thickness, applied in TANDEM rolling mill of the five experimental coils are given in the table 4.

Table 4.The reductions applied in TANDEM rolling mill of the five experimental coils

Coil number	Thickness of strip [mm]	Thickness of cold rolled strip [mm]	Degree of deformation [%]
1	2,36	1,50	36,0
2	2,42	1,50	38,0
3	2,60	1,50	42.0
4	2,85	1,50	48.0
5	2,97	1,50	49.0

The thermal treatment was applied into both stages in the cold rolling-mill factory of SIDEX, according to the diagram is presented in figure 1.

For each degree of deformation, a number of minimum 5 samples were provided for the three directions: 0°, 45° and 90° with respect to the rolling direction.

After the manufacturing cycle (cold rolling, recristallization, annealing, dressing and adjustment) had finished, samples were taken from the middle part of the steel coil and test bars (specimens) were made under the same conditions

The samples were thermal treated for recristallization in a bell - type furnace at S.C. SIDEX

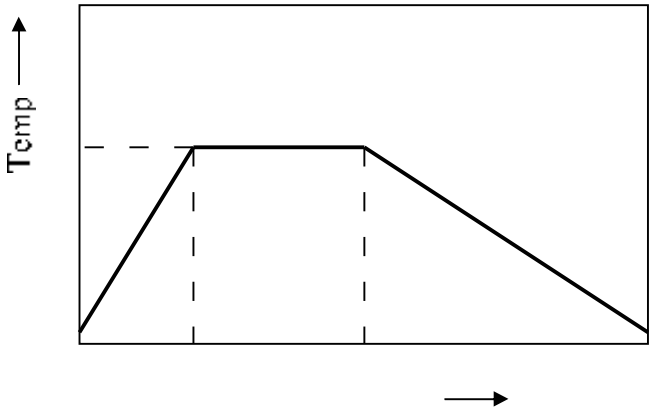


Fig.1.*Thermal treatment diagram for the experimental ZES CAR BODIES strip coils*

The degree of deformation significantly affects the structure and the mechanical and technological properties of the A5 steel strip as well as their distribution in the corresponding directions with respect to the rolling direction (0°, 45° and 90°).

The mechanical characteristics are mainly affected by the reduction cold deformation while high reduction cold deformation affects elongation only.

A degree of deformation of 32.5% provided the best results in terms of properties and their distribution on the plate plane (fig.2)

The correlation between the structured features, as indicated by the optical microscope, and the mechanical and technological properties is neither directly obvious nor of the same intensity in all the cases investigated. Starting from these conclusions the authors made further experiments at industrial level using a number of 5 coils from the same charge. The charge chemical composition is given in table 5.

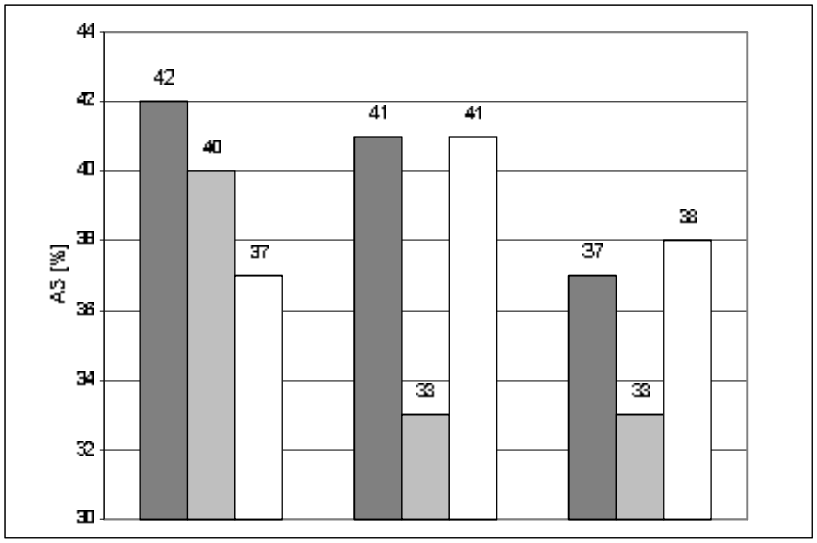
Table 5. The chemical composition by charge for the five coils used in industrial experiment.

C [%]	Mn [%]	Si [%]	S [%]	P [%]	Al [%]
0,04	0,31	0,03	0,018	0,015	0,048

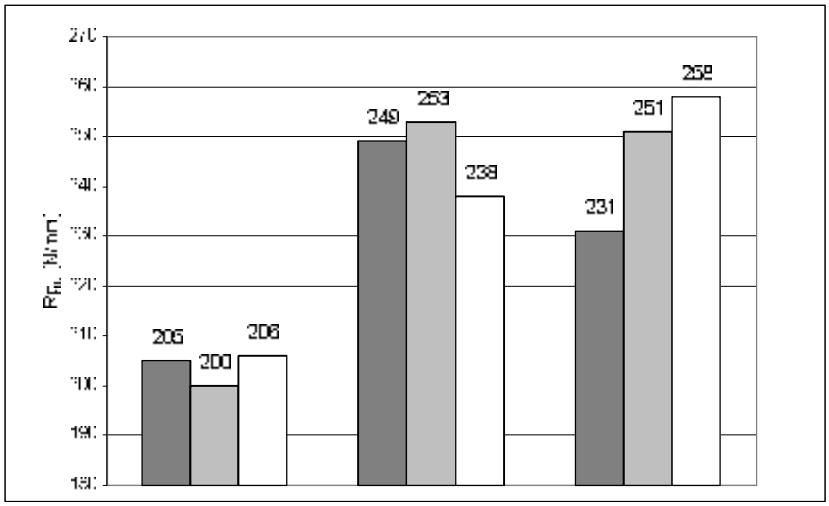
The results of the mechanical, ultimate -strength, lower yielding limit, breaking elongation tests and the anisotropy coefficient are shown as histograms in Fig.3.

The mechanical characteristics of the coils used in the industrial experiments were well within the required limits as provided by the standard in force for the drawing class A5. The best results were obtained with the cold rolled coil of 38%

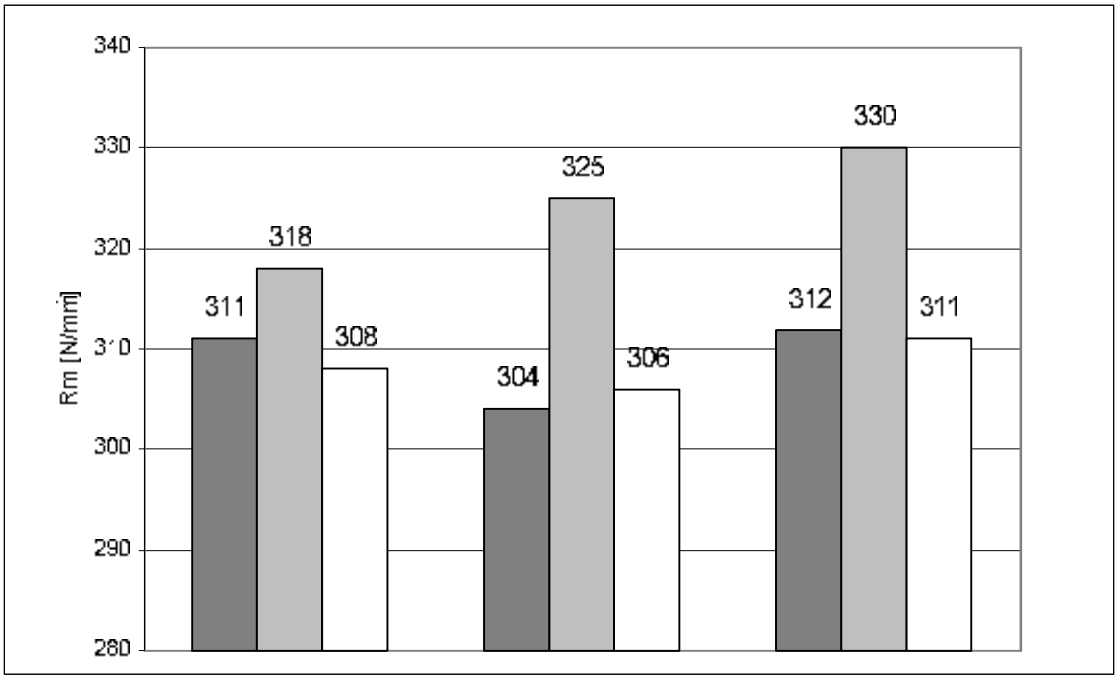
degree of deformation; mean breaking elongation $A5_m$=40%; mean anisotropy coefficient r_m=1.7 (Fig.3) and I_r=12.1. The microstructures show a relatively uniform granulation in the cross and longitudinal sections, with fine and globular separations of the tertiary cementite in the ferrite matrix (fig. 4).



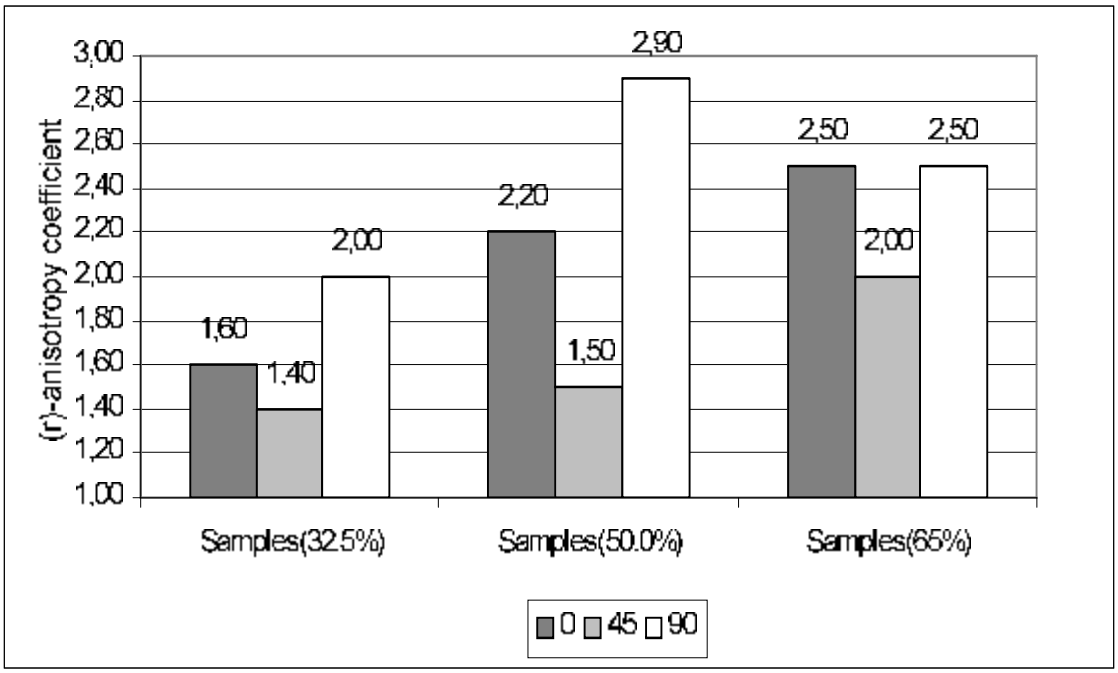
2a.



2b



2c.



2d.

Fig. 2. Histograms of the evalues taken by the mechanical characteristics (2a, 2b, 2c) and the anisotropy coefficients (2d) for cold deformation samples by rolling over the three sampling directions - 0^0, 45^0 and 90^0 by rolling directions.

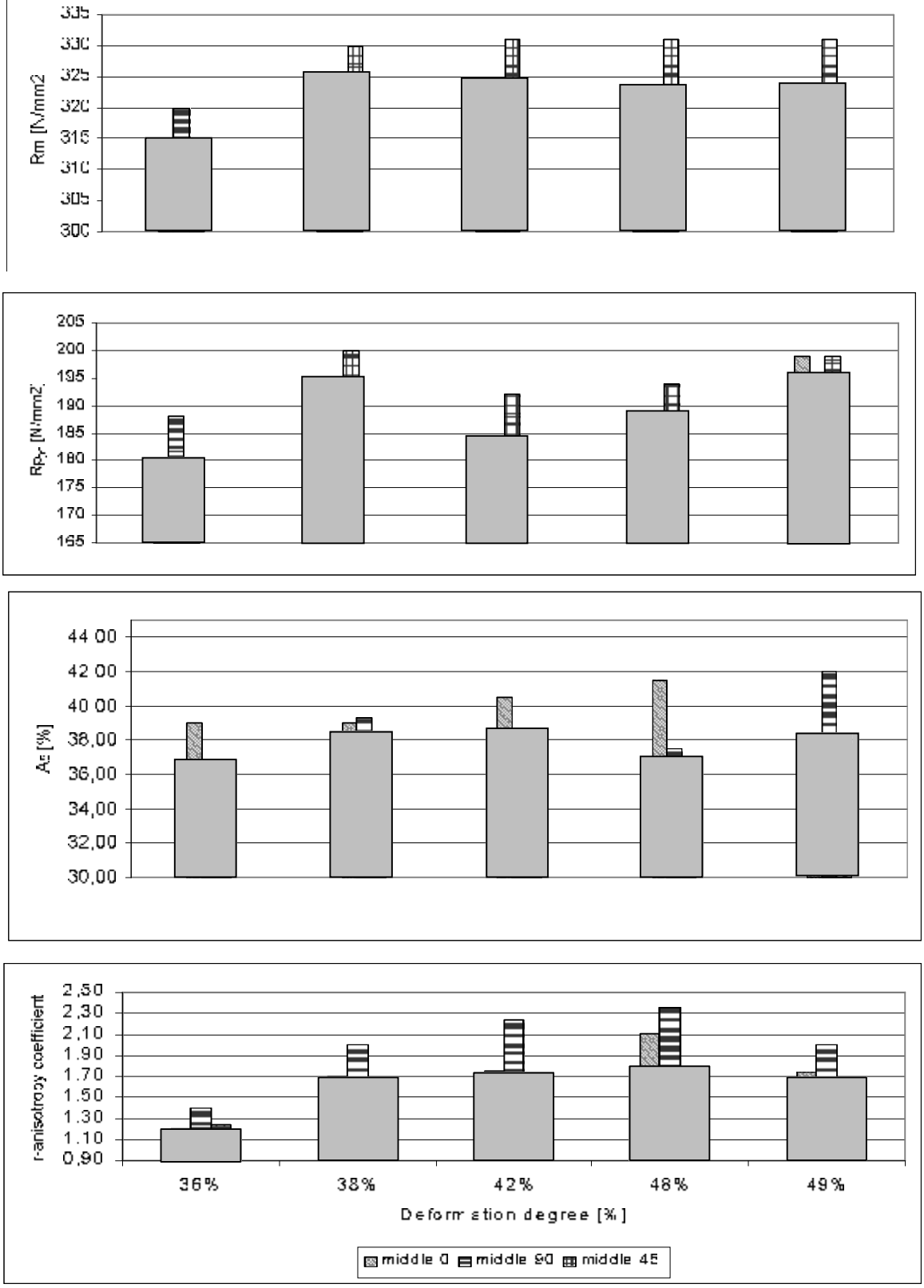
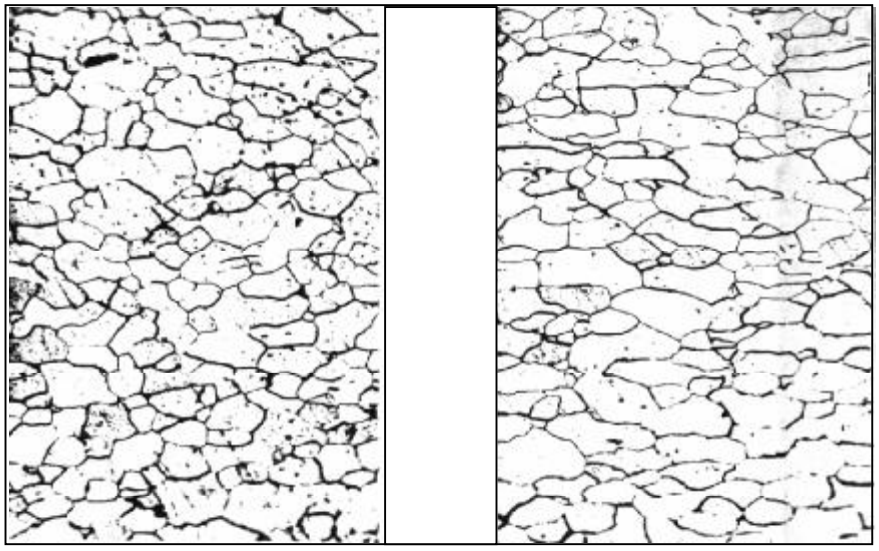


Fig. 3. Histograms showing the values of the mechanical characteristics and anisotropy coefficient from middle of coil in longitudinal (0), transverse (90) and diagonally (45) direction and the mean values calculated with formula: $x_m = \frac{x_0 + x_{90} + 2 \cdot x_{45}}{4}$ .. □ mean value

Significant differences were found between the values of the mechanical properties in the initial, middle and end areas with each coil and also within these areas there were differences between the three directions (parallel, perpendicular and 45° inclined to the rolling direction)



a b

Fig. 4. The microstructure of the steel coil strip A5 obtained by rolling cold deformation with 38% relative degree reduction of thickness: a) cross section; b) longitudinal section. (magnification 250x).

The testing conducted on the sampled specimens according to the 45° direction show that the steel plate features less favorable drawing behavior, having min. values of the breaking elongation and anisotropy coefficient, while the yielding limit and the ultimate strength take max. values as compared with the same characteristics determined in cross and longitudinal sections.

As for as the coils are concerned, it can be seen that the evolution of their characteristics cannot be repeated along the strip length; thus for each coil specific values of the initial, middle and end crease are obtained

3. Conclusions

The industrial experiment also shows that A5 drawing strip of lower reduction when cold rolled can be obtained (about 35-40%); the advantages are:

-improved strip quality due to a lower anisotropy of the mechanical characteristics (A_5, $Rp_{0.2}$, R_m) and the anisotropy coefficient in the plate plane;

-smaller number of cylinders of the cold rolling due to the lower deformation force applied to a less hard strip (lower quenching);

-lower risks of accidental strip breaking during rolling;

-lower power consumption for cold rolling;

-lower power consumption for the whole (cold and hot) deformation process.

Received April 19, 2007 *Dunarea de Jos University of Galati*

REFERENCES

1. Engl, B., Potte –Schmidt, K., "*Korneigenschaften und ihr Einfluse auf dasunterbesonderer Berucksichtingung von kaltgewalzten Feinblechstahles*; **Stahl und Eisen** nr.7,1994.
2. Drugescu, E., Potecasu, O., "*Cercetari privind influenta laminarii si a tratamentului termic de recristalizare asupra structurii benzilor din otel A5*" - vol XV **Tehnologii mecanice si utilaje tehnologice**, pag. 88-94, Universitatea "Lucian Blaga" din Sibiu. 1995
3. Potecasu, O., Dugescu, E.," *Influenta tratamentului termic de cristalizare asupra proprietatilor benzilor din otel A5*", volumul 1.3. **Proceedings of the Scientific Communications Meeting of "Aurel Vlaicu" University**, pag. 170-175, 1995

CERECETAREA FACTORILOR CE INFLUENȚEAZĂ STRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE TABLELOR DIN OȚEL A5 FOLOSITE LA LAMINARE INTENSĂ

Rezumat: lucrarea prezintă rezultatele cercetărilor asupra influenței deformării la rece prin laminare asupra proprietăților tablelor din oțel A5. Gradul de deformare la rece și tratamentul termic de recristalizare au fost considerate ca fiind cele mai importante printre factorii tehnologiei ce influențează structura și proprietățile.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SYNTHESIS AND CHARACTERIZATION OF ORGANIC PHASE GOLD NANOPARTICLES OBTAINED THROUGTH CHLOROAURATE IONS REDUCTION WITH SODIUM CITRATE

BY

FILCENCO- OLTEANU ANTONETA, RADULESCU ROZALIA, AURELIAN FLORIAN, PANTURU EUGENIA and GRIGORAS LUCI

Abstract: The reproducible making of gold nanoparticles of well-defined size and good monodispersion is still a challenge for researchers. This paper presents a method to produce stable gold nanoparticles by the reduction of hydrogen tetrachloroaurate ions in the organic phase, with sodium citrate. The characteristics of colloidal gold solutions reduced with sodium citrate were determined by UV-visible mass spectrometry. The particle size and size distribution were determined by electronic transmission microscopy (TEM) and the obtained results exhibit their nanometric dimensions.

Keywords: gold, nanoparticles, organic phase, sodium citrate

1. Introduction

Nanomaterials have a great importance in industrial applications due to their electronic, magnetic, optical [1] and catalyst [2] properties. Another important feature of nanoparticles is their large spectrum (range), an important characteristic in catalytic processes. Nanoparticle applications are found in communications, data storage [4,5], solar energy conversion [6]. It is well known that certain physical and mechanical properties of materials modify with the reduction of their particle size. Unfortunately, only a few synthesis methods of nanostructured powders are applicable at industrial scale

Materials performance depend on their properties. Properties, in their turn, depend on the atomic structure, composition, microstructure, defects and interfaces, which are controlled by the synthesis kynetics and thermodynamics.

The synthesis of powders and their subsequent processing have a great influence over the final properties of the resulted materials. The selection of suitable processing methods determines, to a great extent, the results obtained for the final products.

At present, the obtaining of nanopowders for different practical applications uses nonconventional processing methods, capable to offer better homogenity, increased purity, low sintherizing temperatures and a fine microstructure, with as small as possible grains.

Gold nanoparticles have raised the researchers' attention due to their numerous applications in catalytic processes [7] and in the DNA sequence determination [8].

Specialized literature presents a series of synthesis methods of different shapes [9] and size [10] gold nanoparticles which, by large, can be classified into two

sections, function of their growth environment, i.e. polar (aqueous) or non-polar (organic) environment.

Generally, the gold hydrosols synthesis methods in aqueous phase suppose [1] the chloric-gold ions reduction with different reducing agents, such as: the citric acid [11], the sodium borohydride [12], the gold ion reduction by irradiation [13,14] and the sono-chemical reduction [15]

The synthesis of gold nanoparticles in nonpolar environments are based on the research performed by Burst &co. [16] who have managed to transfer the chloroaurate ions from the aqueous phase into the organic phase by using the tetraoctil ammonium bromide. After the phase transfer, the gold ions have been reduced and covered with alcanethiols[16]-alkylamines[17], thus obtaining stable monodispersed gold nanoparticles.

This paper presents the synthesis and characteristics of gold nanoparticles obtained in the organic phase with the use of sodium citrate. The gold nanoparticles characteristics were determined by in UV - visible spectoscopy (UV-Vis) and by electronic transmission microscopy (TEM).

2. Materials and methods

2.1. Materials and devices

Experiments were performed by using: the tetra-octilammonia, toluene, MERCK produced de-ionised water, Aldrich tetrachloroauric acid (HAuCl4). Stirring was performed with a magnetic device.

2.2. Gold nanoparticles synthesis in the organic phase with sodium citrate

The aqueous solution of 0.01M tetrachloroauric acid was mixed with a 0.05M tetraoctil ammonium bromide solution in toluene for 10 minutes, to a 1:2.5 volume ratio at which the solution becomes orange. In order to obtain the desired size gold nanoparticles, a 10-2M (1) and respectively 5x10-3M (2) sodium citrate solution was added by dripping under strong agitation, to a volume ratio between the mixed solution and the sodium citrate of 4:1. Stirring was maintained for 30 minutes at the environment temperature, the mixture being then transferred into a separating funnel. The reduction of gold metallic ions and the formation of nanoparticles has been evidenced by the modification of the solution colour, from orange to ruby red. After the phases separation, the organic ruby red phase which contains gold nanoparticles has been first washed with 2% hydrochloric acid for neutralization and several times with distilled water. After washing and phases separation, the organic phase has been kept into a dark colour glass bottle.

2.3. UV-Vis spectroscopic studies

The optical properties of gold colloidal solutions (1) and (2) have been characterized through UV-Vis spectrometry, by using a CECIL spectrophotometer within a wave length between 400 and 700 nm.

2.4. Electronic transmission microscopic measurements

The electronic transmission microscopy analysis (TEM) was made by using a CM12 Philips electronic microscope, with a 2A resolution. The sample were prepared by

placing a drop of gold colloidal solution on copper grid that has been covered with a very thin amorphous carbon layer. The examination has been made by electronic transmission microscopy in light fascicle (TEM-BF) and electron diffraction (SAED).

3. Results and discussion

The nanoparticle transfer mechanism from the aqueous solution into the organic solvent involves their hydrophobization. The aqueous solution containing the tetrachloroauric ions is mixed with the organic solvent which contains the coverage molecules (the tetraoctil ammonium bromide). Upon the mixture of the two phases, the coverage molecules will „wrap" the gold metallic nanoparticles, making them hydrophobic and thus facilitating their transfer into the organic solvent. The nanoparticle transfer from an aqueous environment into an organic one can be observed also by the change in the colour (from pale yellow to orange).

Figure 1 presents the UV-Vis spectra of gold colloidal solutions in the first experiment (10-2M) and in the second experiment (5x10-3M) respectively. Curve 3 corresponds to the Oct4N+AuCl4- complex resulted from the mixture of the tetracloroauric acid with the tetraoctil ammonium bromide solution in toluene

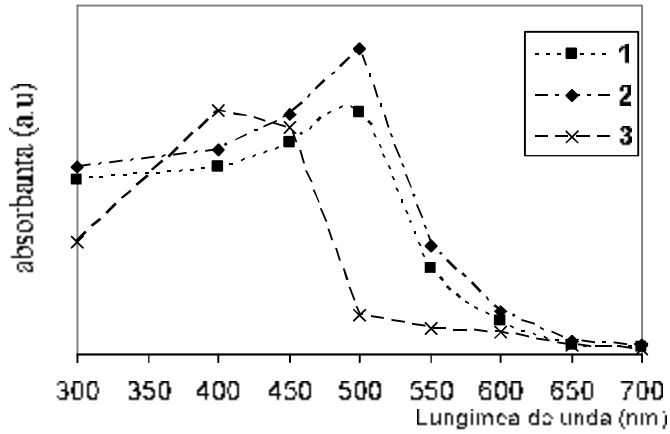


Figure 1. UV-Vis Spectrum of 10-2M (curve 1), 5x10-3M (curve 2) gold colloidal solutions and of Oct4N AuCl4- complex (curve 3)

A strong absorbtion can be noticed in case of curve 3, around the 347nm value of the Oct4N AuCl4- complex resulted from the mixture of the tetracloroauric acid with the tetraoctil ammonium bromide solution in toluene. The absorbtion band is characteristic for the AuCl4 6-transfer band between the metal and the ligand.

The reduction of the Oct4N AuCl4- complex with sodium citrate leads to the formation of gold nanoparticles covered with the citrate ions, as illustrated by spectra 1 and 2 which reached their maximum around 530 nm. One can also notice that the absorbtion spectrum for curve 1 is flatter, which indicates a certain degree of aggregation of the obtained nanoparticles, in contrast to the sharper absorbtion spectrum registered for curve 2.

In spite of the fact that the samples exhibit a certain degree of aggregation, the colloidal gold solutions obtained in the organic phase with the aid of sodium citrate are

stable for about 2 months, if preserved in a dark, constat temperature environment. A certain nanoparticle agglomeration is evident with time.

The electronic transmission microscopy enables to obtain qualitative data on the nanoparticle dimensions and on their distribution by size, as well as information on their microstructural and microcompositional morphology. The electronic transmission microscopy results (TEM) for the two samples are presented in Figures 2 and 3.

Figure 2 A presents the image obtained by electronic transmission microscopy of gold nano-particles obtained by the reduction of 0.011M tetrachloroauric acid with 10-2 M sodium citrate (1). A uniform gold nanoparticle distribution may be noticed. Figure B presents the distribution curve of nanoparticles dimensions. The continuous line overlapping the histogram is a Gaussian curve which gives information on the mean particle size, found to be in the range of 5-7 nm

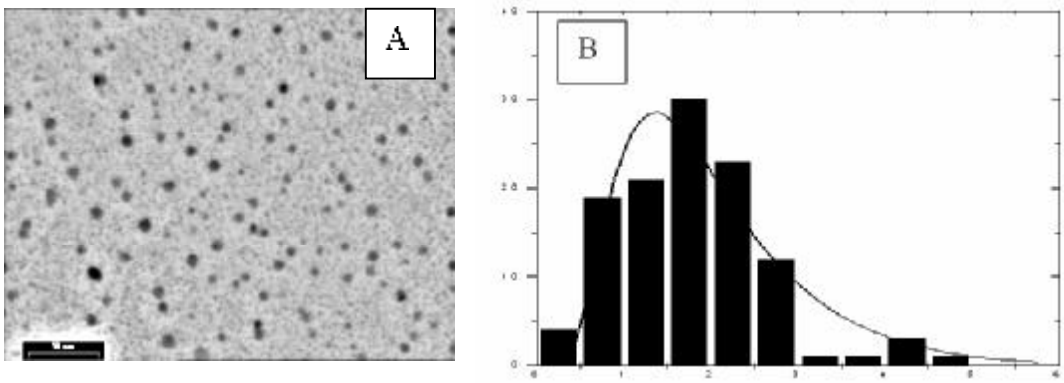


Figure 2. TEM image for A nano-particles obtained in the organic phase through 10-2 M sodium citrate reduction; B- Histogram of gold nanoparticle size distribution for the same sample.

Figure 3 A shows the image obtained through electronic transmission microscopy of gold nanoparticles obtained in the organic phase, using sodium citrate 5x10-3 M (2) solution as a reducing agent. An uneven distribution of gold nanoparticles is noticed; Figure B presents the nano-particle size distibution curve. The continuous line is a Gaussian fit to the histogram and gives information on the mean particles size, found to be in the range of 1-3 nm.

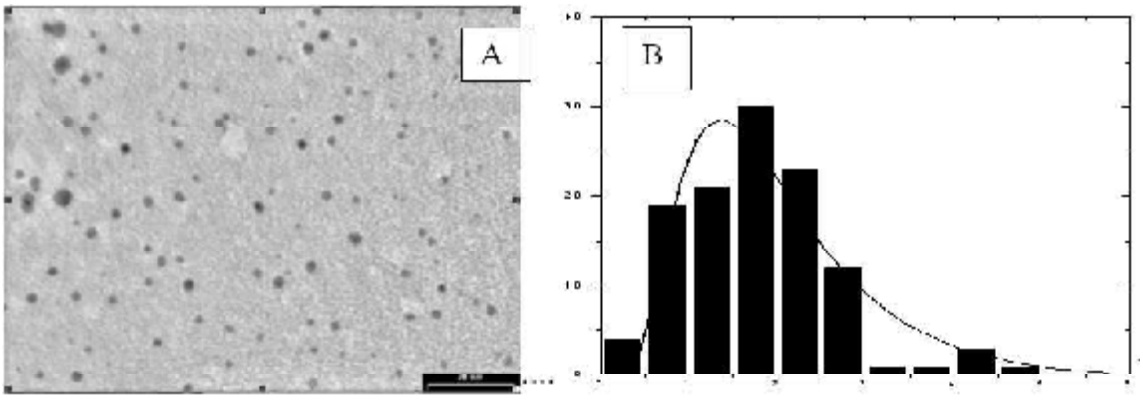


Figure 3 TEM image for A nano-particles obtained in the organic phase by using a 5x10-3 M sodium citrate solution as a reducing agent; B - Histogram of gold nano-particle size distribution for the same sample.

The size of the obtained gold nanoparticles increases with the concentration of the sodium citrate solution. The results obtained through electronic transmission microscopy for these samples are consonant with those obtaine through UV spectroscopy.

4. Conclusions

This paper presented the organic phase synthesis of gold nanoparticles through the reduction of chloroauric ions with sodium citrate. In order to vary the nanoparticles dimensions, experiments were conducted with sodium citrate solutions of different concentrations: 10-2M (1) and 5x10-3M (2). Following TEM investigations, the obtained nanoparticle sizes increased with the concentration of the reducing agent, all the other conditions remaining unchanged. Gold nanoparticle applications are found in solar energy conversion.

Acknowledgements

The authors thank the Romanian Ministry of Education and Research for having financially supported this research project within the National CEEX Programme.

Received April 18, 2007

Research and Development National Institute for Metals and Radioactive Resources Bucharest

REFERENCES

1 Wyatt P. McConnell, James P. Novak, Louis C. Brousseau, III, Ryan R. Fuierer, Robert C. Tenent, and Daniel L. Feldheim, *J.Phys.Chem* B 104 8925-8930(2000)

2 M. Králik and A. Biffis, *J.Mol.Catal.*A 177,113-138(2001)

3 R.F.Marzke, *Ceta. Rev.-Sci.Eng.*,1979,19,43.

4 Schmid,G **Clusters and Colloids: From Theory to Application**, VCH; Weinheim,1994

5 Ditlbacher,H.; Krenn J.R.; Lamprecht B.;Leitner A.; Aussenegg, **F.R. Opt. Lett.2000**, 25, 563.

6 Graetzel, M. **Electrochemistry in Colloids and Dispersions**; Raymond A. Mackay, John Texter;VCH;Weinheim,1992.

7. Baschong, W. and Wrigley, N. G., *J. Electron. Microsc. Tech.*, 1990, 14, 313

8. Elghanian, R., Storhoff, J. J., Mucic, R. C., Letsinger, R. L., and Mirkin, C. A., *Science*, 1997, 277, 1078.

9(a) Hayat M A 1991 *Colloidal gold* (San Diego, CA: Academic Press); (b) Bradley J S 1994 *Clusters and colloids* (Weinheim: VCH) pp 459–544

10. (a) Jana N. R. Gearheart C and Murphy C 2001 *J. Phys. Chem.* B105 4065; (b) Dujardin S. Mann, S. Hsin L. B and Wang C. R. C. 2001 *Chem. Commun.* 1264; (c) Malikova N, Pastoriza- Santos I, Schierhorn M, Kotov N A and Liz-Marzan L M 2002 *Langmuir* 18 3694; (d) Jin R, Cao Y. Mirkin C A, Kelly K L, Schatz G C and Zheng J G 2001 *Science* 294 1901

11.Turkevich, J., Garton, G. and Stevenson, P. C., *J. Colloid Sci.*, 1954, 9, 26.

12.Handley, D. A., *Colloidal Gold: Principles, Methods and Applications* (ed. Hayat, M. A.), Academic Press, San Diego. 1989, vol. 1, chap. 2.

13. Henglein, A., *Langmuir*, 1999, 15, 6738.

14. Gachard, E., Remita, H., Khatouri, J., Keita, B., Nadjo, L. and Belloni, J., *New. J. Chem.*, 1998, 1257.

15. Mizukoshi, Y., Fujimoto, T., Nagata, Y., Oshima, R. and Maeda, Y., *J. Phys. Chem.*, 2000, **B104**, 6028.

16. (a) Brust M, Walker M, Bethell D, Schiffrin D J and Whymann R 1994 *J. Chem. Soc., Chem. Commun.* 801; (b) Fink J, Kiely C J, Bethell D and Schiffrin D J 1998 *Chem. Mater.* 10 922
17. Leff D V, Brandt L and Heath J R 1996 *Langmuir* 12 4723

SINTEZA SI CARACTERIZAREA NANOPARTICULELOR DE AUR OBTINUTE IN FAZA ORGANICA PRIN REDUCEREA IONILOR CLOROAURICI CU AJUTORUL CITRATULUI DE SODIU

Rezumat: Obtinerea reproductibila a nanoparticulelor de aur de dimensiuni bine definite si cu o buna monodispersie, reprezinta o provocare pentru cercetatori. Lucrarea prezinta obtinerea nanoparticulelor de aur stabile, prin reducerea ionilor cloroauricei in faza organica, cu ajutorul citratului de sodiu. Caracterizarea solutiilor de aur coloidal reduse cu ajutorul citratului de sodiu s-a realizat prin spectroscopie UV– vizibil. Dimensiunea si distributia dimensiunilor particulelor s-a determinat prin microscopie TEM, rezultatele obtinute demonstrand ca acestea sunt in domeniul nano.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CASTING PATTERN DESTINED TO CORELATE THE EXPANDED PARAMETERS PROCESS WITH QUALITY DEMANDS FOR THE GATING SYSTEM AND FULL MOULD CASTING

BY

LUCIA FIRESCU*, IOAN MĂRGINEAN, CONSTANTIN BRATU** and MARIA ROMAN***

Abstract The article presents a specific casting pattern imagining correlating the expanded parameters process with quality demands for pattern used to obtain the metal castings by lost foam casting. Using this pattern assure both the decrease of the necessary cost to obtain the pattern and, respectively, of the metal castings and ecological conditions to the production process.

Keywords: casting pattern, gating systems, expanded parameters, lost foam casting

1. Introduction

The most used material for lost foam is polystyrene. The polystyrene patterns are obtain by expanding the gasified granules, which allows to obtain very complex shapes, with minimum energy consumptions and in a very short time, so there are lower costs comparing to the conventionally materials patterns (wood, metal etc.). The technology applied to realize the polystyrene pattern and the gate system has the same technology phases. The process parameters which assure those patterns obtain are the same but with different values, because the quality conditions for casting patterns are different to those for gate system. So, for casting pattern are chooses the process parameters adequate to the medium wall thickness and to the surface roughness (smoothen degree) of the metal casting and, in the case of the gate system are using the parameters adequate with the dimensions resulted by its dimensioning calculations. Usually, in order to obtain a superior surfaces quality involve more technological severity and, implicit, bigger producing costs. Because the gate system is a technological addition in the castings producing process, it is not justify effectuating this expenditure. The presented considerations leads to the necessity of realize a pattern which allows the expended process parameters correlation with quality demands for polystyrene casting pattern and gate system, in the context of the foundry patterns reducing fabrication costs and, consequently, of the castings. The casting process present a reduce volume of the atmospheric emissions and a low pollution degree.

2. Pattern geometrical configuration

Started to the fact that the demanded industrial castings has gross weight between hundred grams (less than 1 kg) and hundred kilograms (tons) and that exist a

correlation between casting weight and the section dimension of the gate system, the pattern was imagined like an unitary body, formed of many different diameters cylinders, positioned coaxial and superpose. The cylinders size was establish by gate system dimensioning calculation on the base of the filling casting mould lows (continuity and hydraulically flow laws) and to the metal or alloy directional solidification, in order to obtain superior quality castings. Superpose coaxial cylinders diameters satisfy the technological necessities of the castings with wall thickness between 15 : 80 mm and weight between $1 : 10^3$ kg / cast piece. The smaller cylinder diameter correspond to the technological necessities of the small castings, with weight from less 1 kg to 10 kg, presented the guarantee that the metal / alloy casting in the gate system will not solidify before the casting, so there will not be technological problems and castings defects. The bigger cylinder diameter correspond to the technological necessities of the big castings (with weight from 100 kg to tons), bigger values for the gate system are used in the industrial practice only exceptionally. In figure 1 it is schematic presented the pattern for determination of the optimal expended parameters to obtain lost foam patterns for casting and gate system used to the metal casting.

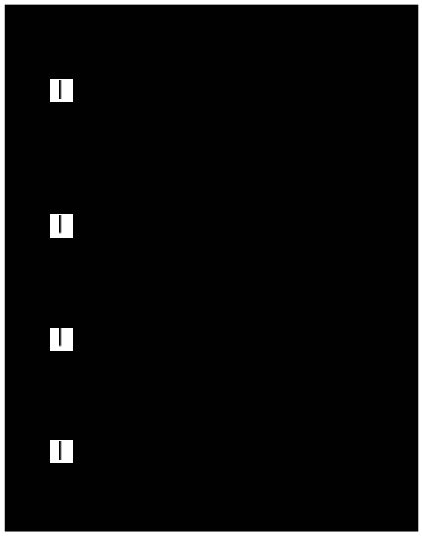


Figure 1. Pattern geometrical configuration

3. Pattern realization and aplication

Polystyrene granules are steam preexpanded, obtaining preexpanded granules. Lost foam is obtained by die expanded of the preexpanded polystyrene granules. In function of demands for the casting it is establish the expanding parameters (steam pressure and expanding running time). The analysis of the obtain patterns quality is done on the basis of the quality demands for the casting and the gate system type-dimensional characteristics which are named in the cast technology of the piece. The 2, 3 and 4 figures present stages of the pattern realization.

Figure 2. Unexpanded polystyrene granules

Figure 3. Expanded polystyrene granules

Figure 4. Patterns realized with optimal expanded parameters

If at the visual control the patterns are corresponding, they are analyzed piece by piece. In the figure 5 it is presented a pattern verified by vertical axis sectioning.

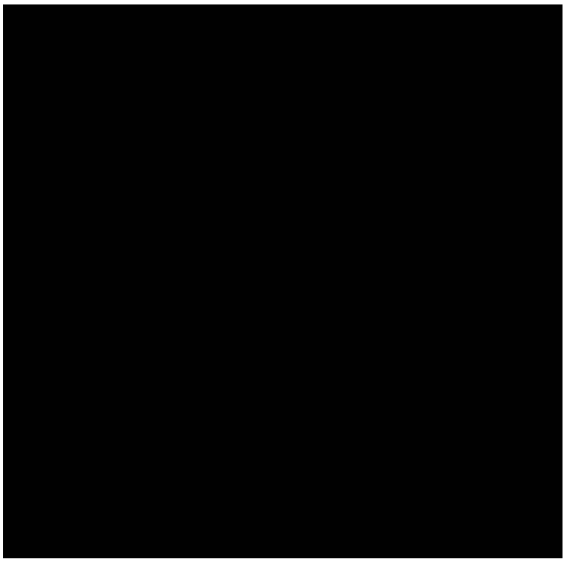


Figure 5. Pattern quality verifying

It is identify the cylinder of the analyzed pattern which is corresponding to the type-dimensional casting class and then it is verify if its surface correspond to the casting surface quality demands (roughness and surface defects). If its surface does not correspond to the casting surface quality demands, it is considering that the expanding parameters are not the optimal one and it is necessary to obtain another pattern, with another parameters expanding set. If the analyzed cylinder is corresponding both to the type-dimensional casting class and to the surface quality demands, it is considering that the expanding parameters are the optimal one.

After that, it is identify, for the same pattern, the cylinder which has the closer diameter to the gate system dimension. If it is identify, for the analyzed pattern, the cylinder which corresponding to the imposed conditions by cast technology, than it is considering that the applied expanded parameters to obtain lost foam patterns for casting and gate system are the optimal one. Figure 6 shows the result of using the pattern.

Figure 6. Casting – gate system assembly obtain by using the pattern

4. Conclusions

Using the presented pattern allow the expanding parameters programming and control so that we obtain cast pattern with corresponding physical-mechanical and technological characteristics both metallic materials and type-dimensions for the castings, and the lost foam destination: casting or gate system.

Among the pattern using advantages, we mention:

- the determination of the optimal expanded parameters for obtain polystyrene lost foam patterns, in the desired quality class;
- providing some technological information about starting material using to the expanding polystyrene.

Received April 14, 2007

**INCDMNR-IMNR, Pantelimon, Jud. Ilfov*
***CEMS-POLITEHNICA University, Bucharest*

REFERENCES

1. Marginean I., *Cercetări privind mărirea compacităţii si îmbunătăţirea calităţii pieselor turnate*, Teza de doctorat, Bucuresti, 1995;
2. Marginean I., Ibraim I., *Modele gazificabile din polistiren si tehnologia formelor de turnare fără liant*, OIDICM, Bucuresti, 1997.

MODEL DE TURNARE PENTRU CORELAREA PARAMETRILOR DE EXPANDARE CU CERINŢELE DE CALITATE PENTRU TURNAREA CU MODELE GAZEIFICABILE

Rezumat: Articolul prezintă un model conceput pentru corelarea parametrilor procesului de expandare cu cerinţele de calitate pentru modelele utilizate în procedeul de obţinere a pieselor metalice prin turnare cu modele gazeificabile. Utilizarea modelului asigură atât scăderea cheltuielilor necesare obţinerii modelelor şi, implicit, ale pieselor turnate cât şi condiţii ecologice de desfăşurare a procesului de producţie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ABOUT THE DESIGN OF ADD FILLER MATERIALS WITHOUT NICKEL CONTENT FOR CAST IRON WELDING – PART I

BY

DIANA ANTONIA GHEORGHIU, DORIN LUCA, COSTICĂ BEJINARU and STEFAN TOMA

Abstract: Reducing or even eliminating nickel into the cast iron electrodes is still a major challenge for those who are interested into cast iron welding. The present work demonstrates that an important role plays the carbon presentation form into the electrode coat upon the qualities of the weld. The carbon presentation effect is estimated through the adherence of the deposed material – designed electrodes on the base material, a grey cast iron grade.

Keywords: base material, electrode wire, electrode coat, graphite, carbon compound, interface.

Each of the commercial existing consumable for cast iron welding can be included into one of the six groups that are unanimous accepted. The best performances are accomplished with the materials from the third group, the nickel base add – material. The chemical composition of those consumables requires a nickel percentage that ranges between 45 to 98 weight content. Nickel is an expensive, strategic element. Reducing nickel consumption is a great interest for welding cast iron costs and for other interesting nickel utilities. In this case, steel electrodes, with carbon steel core wire becomes an interesting option.

1. Theoretical considerations

Cast irons are difficult to weld. White cast iron is generally considered unweldable, while ductile cast iron or some malleable grades are almost always easier to weld than a gray cast iron.

All the types have in common an important susceptibility to cracking. This tendency is due to the high carbon content: during heating for welding the carbon diffuse into the heated base metal and into the weld pool. When cooling takes place, carbides and martensite, both brittle and susceptible to cracking structures are formed, because the high cooling rate. The fragile structures develop into the weld and into the heat affected zone

Cracking tendency can be controlled through an adequate technology: preheating base material, small heat amount, short weld, etc.

When nickel base consumables are used crack tendency is reduced. Nickel does not form carbides and has a low solubility for carbon. So, as the weld metal solidifies, carbon is rejected from the solution as free carbon, graphite. The weld has, thanks to the nickel contempt, a good ductility and a good shrinkage coefficient. But in the heat - affected zone (HAZ) the effect of the welding cycle is the same. Special techniques as a low preheat must be used even with this type of materials

The most critical zone of the cast iron welds is the partial melted region. It is the hardest, most fragile region of the weld. At the interface melted and then solidified metal and only heated base material, a great number of discontinuities are formed. The nature of the discontinuities, pores or/and graphite flakes is not well established /1/.

To achieve a quantitative evaluation of the discontinuities amount and their influence upon the weld quality a specific trial sample and device, has been accomplished /2/. The device estimates the adherence force for the deposed material to the base material. Higher the discontinuities amount, smaller the adherence of the add material. Preliminary tests, with commercial available electrodes, proved that the discontinuities in the partial melted zone occur even for the special designed electrodes, even if the adherence force is better than that of the other electrodes. Also, the tests revealed that the coat of the electrode plays an important role in weld quality. The coat effect is widely accepted as an important one, but not quantified.

The final weld quality represents the result of the interaction between filler wire, electrode coat and base material.

The discontinuity amount has a complex dependence. It depends partially on the electrode coat formula, welding regime and electrode wire type. The purpose of the present work is to emphasize some aspects regarding the coat formula influence for a given wire composition with no nickel.

The main functions of an electrode coat are:

- protecting the molten electrode tip and the weld pool from the atmosphere;
- providing the alloying elements, if necessary;
- ensuring the alloying elements transfer through arc, in the cast iron case especially carbon, silicon and manganese.

For the present work, the effect of the carbon as alloy element into the coat was monitorized. Carbon powders have been introduced into the designed coats in two different forms, graphite and a carbon compound.

2. Base material and materials for the designed electrodes

As base material gray cast iron grade Fc250 has been selected. It has a poor weldability and a major tendency to form discontinuities at the interface. Base material structure as cast and an interface microstructure are presented in figure 1.

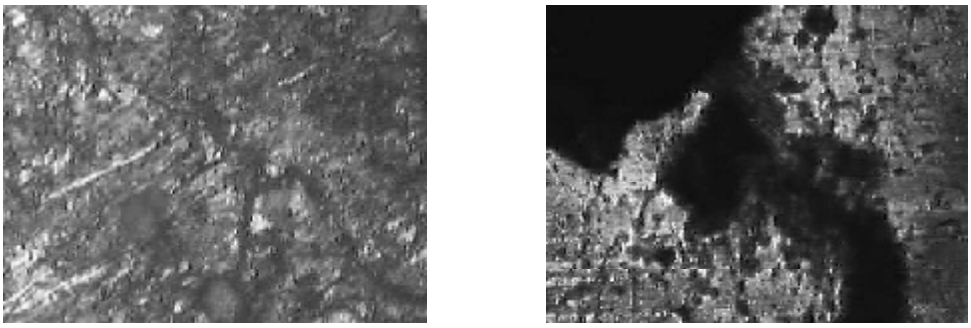


Fig. 1. Cast iron structure: a. as cast, 100:1; b. interface aspect, 300:1, nital etches.

As electrode core has been used a S10 wire, a common material for general purpose electrodes. The chemical composition of the wire is available in Table 1.

Table 1. The chemical composition of the S10 wire

	C	Mn	Si	Ni	Cr	S, max	P, max	Fe
S10	0,1	0,5	0,03	0,25	0,18	0,03	0,03	Bal

The wires have 2mm diameter, 300 mm length, an average mass of 10,5grams and linear density of 0,035g/mm. The alloying elements, including carbon, were mixed into a flux formula. The amount of each flux component and its main designation are grouped into Table 2.

Table 2. Flux components into the designed electrodes

Compound	Formula	Function	Amount, %
Calcium carbonate	$CaCo_3$	Shield gas	35
Dolomite	$CaMg(CO_3)_2$	Shield gas	30
Rutile	TiO_2	Slag former	5
Silica	SiO_2	Slag former	5
Fluorspar	CaF_2	Arc stabilizer	10
Feldspar		Arc stabilizer	5
Sodium silicate		Binder	10

The literature regarding cast iron welding as well as electrode producers emphasize the need of graphitizing elements into the coat, even for nickel base one. In the experiments carbon and silicon were used as graphitizing elements. Including silicon into the coat as graphitizing impose a specified amount of manganese, as support for silicon transfer through the arc /3/. From the specified amount of each component into the coat, only a given percentage will be deposited on the base metal. The element quantities in the designed coat have considered the transfer coefficient for every element. Powder mixtures made of ferrosilicon, ferromanganese and a carbon carrying powder (graphite or carbon compound) were prepared.

3. Experimental work

The S10 wires were mechanically cleaned and air blasted just before the prepared coat is deposed on it.

Powders with carbon (graphite or carbon compound), ferrosilicon and ferromanganese in appropriate percentage for each experimental formula were mixed together with an appropriate amount of flux mixture. The mixtures were calculated to ensure imposed values for carbon equivalent, with respect to the chemical composition of the wire. The imposed values for carbon equivalent are 5; 7,5; 10. The carbon equivalent for the electrode was accomplished for both carbon forms

4. Results

With the designed electrodes three to five samples have been welded. The welding process parameters were: no preheat, welding current 100A, welding time 10 seconds, then a constant heat input. The adhesion force for the new electrodes has been compared to the adhesion force that has been measured to the nickel electrode. In figure 2 are presented the results.

As shown in figure 2, the adhesion force for one of the tested electrodes is greater than that of the commercial CARBOWELD nickel electrode

It is an encouraging fact that stimulates further investigations regarding modalities to improve cast iron weld quality through coat formula. It must be noticed that the results can be adapted for flux core arc welding.

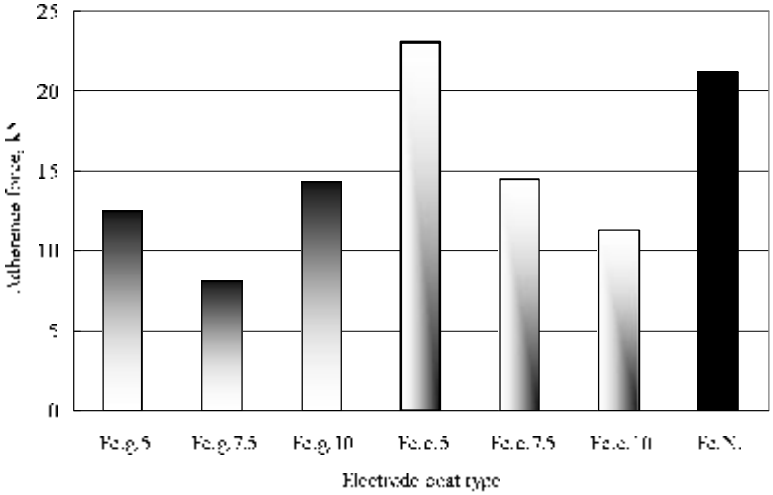


Fig. 2. Experimental measured adhesion force: Fe.g.5 - carbon graphite, CE=5; Fe.g.7,5 - carbon graphite, CE=10; Fe.g.10 - carbon graphite, CE=10; Fe.c 5 - carbon compound, CE=5, Fe.c 7,5 - carbon compound, CE=7,5; Fe.c.10 - carbon compound, CE=10; Fe.N - nickel electrode.

5 Conclusions

- For carbon as graphite powder the adhesion force is higher for a greater carbon equivalent value;
- the use of carbon as a compound assures the higher adherence when the lowest carbon equivalent value is applied.

The results are promising both economic and technical. A low C.E. that is a small amount of alloying elements and a good, even better adhesion than that of the nickel electrodes are a good departure for further investigations. More carbon compounds and mixtures must be tested as well as some other mechanical properties.

Received April 20, 2007

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. Ciszewski, G. *Bindung zwischen Auftragschicht und Grundwerkstoff beim Kaltschweißen von Gußeisen Theorie der Grafitsperrschicht. Schweißen und Schneiden*, nr. 38, 1986, p. 132…135.
2. Diana Gheorghiu, C. Bejinaru - *Device and sample for determinating the adhesion of the clad welds*, **Buletinul Institutului Politehnic Iaşi**, *Tom L (LIV) fasc. 1-2*, p. 107…112, 2004
3. Bär, F., Boarnă Clara, Centea, O., Ivancenco, A., Marcu V., Micloşi, V., Popoviyi, V., Raţiu, M., Sălăgean, T., Stoianovici, P., **Sudarea metalelor,** Editura Tehnică, Bucureşti, 1965

PROIECTAREA UNOR MATERIALE DE ADAOS FARA NICHEL PENTRU SUDAREA FONTELOR – I

Rezumat: Reducerea sau eliminarea nichelului în electrozi destinaţi sudării fontelor este în continuare o problemă importantă pentru cei interesaţi în sudarea fontelor. Lucrarea de faţă demonstrează că asupra calităţilor sudurii un rol important îl are modul de prezentare al carbonului în învelişul de electrod. Efectul jucat de carbon prin modul de prezentare este evaluat prin măsurarea aderenţei metalului depus – electrozi noi proiectaţi la materialul de bază, o marcă de fontă cenuşie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ABOUT THE DESIGN OF ADD FILLER MATERIALS WITHOUT NICKEL CONTENT FOR CAST IRON WELDING – PART II

BY

DIANA ANTONIA GHEORGHIU, CONSTANTIN BACIU and COSTICĂ BEJINARU

Abstract: : Reducing or even eliminating nickel contempt into the cast iron electrodes is still a major challenge for those who are interested on cast iron welding. The present work demonstrates that an important role plays the quantity of fluxing elements into the electrode coat upon the qualities of the weld. The fluxing element quantity is expressed by the mass ratio and its role is estimated through the adherence of the deposed material on the base material, a grey cast iron grade.

Keywords: base material, electrode wire, electrode coat, fluxing elements.

Weldability is defined as the capacity of a material to be welded under the imposed fabrication conditions into a specific designed structure (assembly) in order to perform satisfactory in the intended service.

For the materials with a poor weldability the imposed fabrication conditions are of ultimate interest and should take into account the quality of the consumables, the welding regime and other specific techniques (peening, preheat, etc.).

Cast irons are difficult to weld. Their weldability has been controlled especially through an adequate technology which includes substantial base material preheating.

Coinage the nickel consumables has revolutionized cast irons welding. The preheat temperature has decreased and the finite welds could be chipped. Many other problems remained the same; among them the discontinuities that encounter during welding at the interface add material and base material

But replacing or at least reducing nickel amount into the electrodes for cast iron welding is a concern all over the world /1/, /2/.

1. Theoretical considerations

For any weldment, the final quality is the result of the complex interaction between the molten filler wire, electrode coat and base material in the weld pool, phenomena that occur under a well established welding regime. So, the discontinuity amount should have a complex dependence. The purpose of the work is to establish some aspects regarding the coat influence, more precise the quantity of the protective coat fraction

In this study we emphasis on the effect of the flux quantity upon the weld quality. The quantity of flux coat formula is reported to the total quantity of materials that should be transferred through the arc, which are the wire and the alloying

elements included in the electrode paste, prime carbon, silicon and manganese. This is done by mass ratio k, as defined in relation (1):

$$k = \frac{m_{flux}}{m_{tot}} \quad (1)$$

where: m_{flux} – total weight of the flux compounds as listed into Table 1;

m_{tot} – the active add filler material, that is usually the wire, in the present work it contains also the adequate alloying elements in the paste.

In the experiment k has three imposed values: 0,4 , 0,5 and 0,7.

2. Experimental conditions

As base material was used grade Fc250 grey cast iron. As electrodes core was used steel wire of S10 grade. The electrode coat included alloying elements (graphitizing role, including carbon in two forms) and protective elements are designed as fluxing elements. Among the main functions of an electrode coat should be remember those regarding the molten material protection from the atmosphere, refine of the weld pool and control in some degree the cooling rate. All those functions are accomplished though the fluxing elements contempt.

In the experiment were used fluxing materials for general purpose; the percentage of each and their main role to play in welding process are listed in table 1.

Table 1. Flux components into the designed electrodes

Compound	Formula	Function	Amount, %
Calcium carbonate	$CaCO_3$	Shield gas	35
Dolomite	$CaMg(CO_3)_2$	Shield gas	30
Rutile	TiO_2	Slag former	5
Silica	SiO_2	Slag former	5
Fluorspar	CaF_2	Arc stabilizer	10
Feldspar		Arc stabilizer	5
Sodium silicate		Binder	10

Powders of those components were mixed together; the sodium silicate, the only liquid compound, was added to the whole just before the electrode forming.

With this composition, the calculated index, B.I. for the specific case

$$B.I. = \frac{CaO + CaF_2 + MgO + K_2O + Na_2O + Li_2O + \frac{1}{2}(MnO + FeO)}{SiO_2 + \frac{1}{2}(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} \quad (2)$$

equals 2,2, that is a basic coat. Generally, higher the basicity index, cleaner is the weld, especially with respect to nonmetallic inclusions

3. Experimental work

The S10 wires were mechanical cleaned and air blasted, each of them just before the prepared coat be deposed on it.

Powders of carbon (graphite or carbon compound) ferrosilicon and ferromanganese in appropriate percentage for each experimental formula were mixed together with an appropriate amount of flux mixture, so the chosen experimental conditions – carbon equivalent and mass ratio value be accomplished.

Conditions of welding process: no preheat, welding current 100A, welding time 10 seconds, then a constant heat input.

Samples for each of the specified conditions (different carbon form, different carbon equivalent values and specified mass ratio values were welded. The influence of the mass ratio as well as the other influences were estimated through the adherence force of the deposited material at the base material.

4. Results

The average adherence force for at least three samples for each of the mentioned conditions is figured in the following charts.

Figure 1 describes the influence of the mass ratio on the adherence force for the mentioned different conditions.

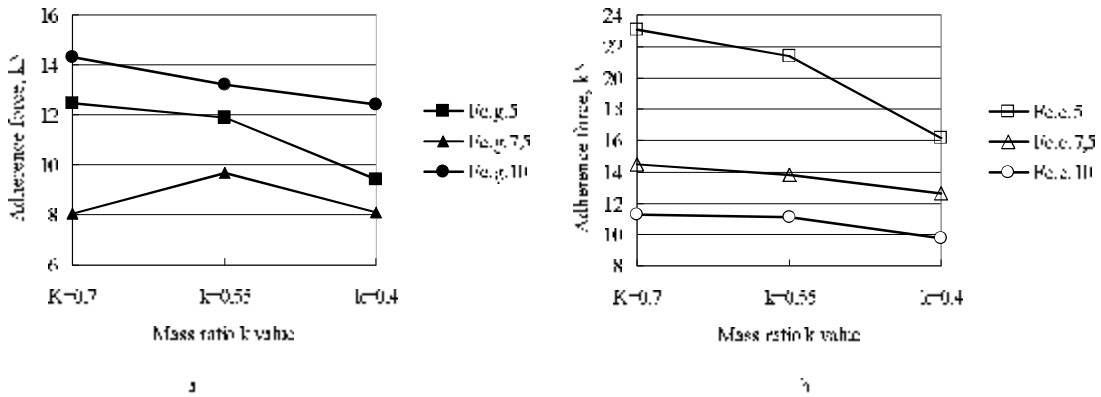


Fig. 1. Adherence force for: a. different mass ratio and carbon equivalent for carbon as graphite; b. different mass ratio and carbon equivalent for carbon as compound.

It is obviously that the increase of the mass ratio has a good effect on the adherence force of the deposed material. The influence varies for the different experimental conditions. So, in figure 2 one can compare the adherence force for the best coat formula for both carbon forms.

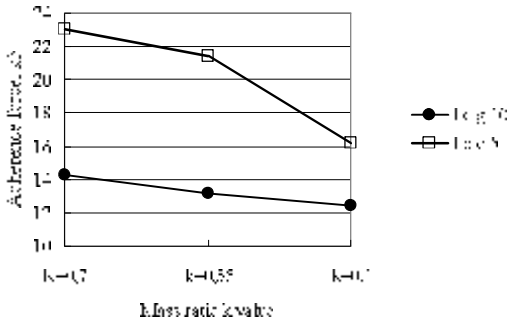


Fig. 2. *Adherence force for the best coat formula for both carbon forms: Fe.g.10 – carbon graphite, carbon equivalent value equals 10; Fe.c.5 – carbon as compound, carbon equivalent value 5*

As can be seen, even the mass ratio value has less influence in case of the coat that contains graphite, an enhancement is obviously.

A global image regarding the interdependences that can be exhibited is presented in figure 3.

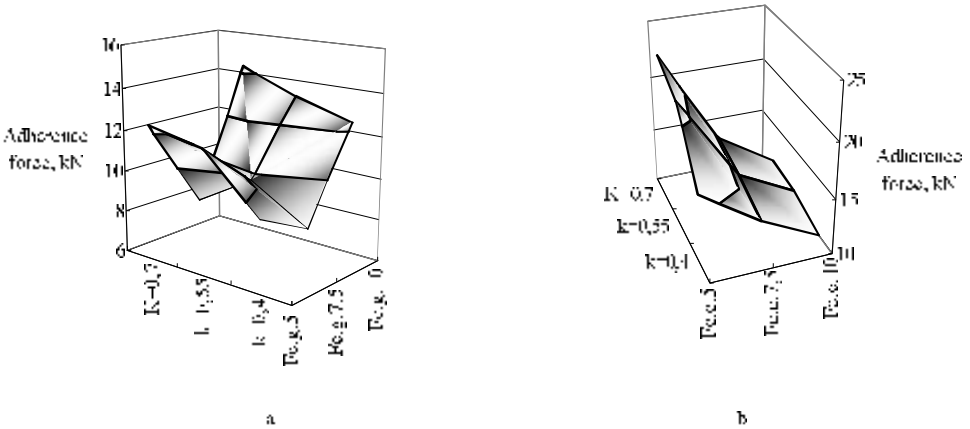


Fig. 3. The complete dependences in the experiment: a. adherence force for carbon as graphite; b.adherence force for carbon as compound.

In case of carbon graphite the dependences are difficult to clarify. The important thing is that the highest adherence force occurs at the samples that exhibit the greater mass ratio. For the electrode paste with carbon as a compound, the trend is simplier: adherence force increase, with the mass ratio and decrease, with the increase of the carbon equivalent.

5. Conclusions

The flux quantity, expressed through mass ratio, as considered in this study has a major role into the weld quality estimated through adherence force. For the present is proved that a higher mass ratio is an essential parameter for increasing the adherence force, especially for carbon into compound form.

The electrode paste has a main influence on the weld quality both through fluxing elements quantity and alloying elements, carbon, form.

The adhesion force gives us a quantitative evaluation of the interface quality.

Received April 28, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Zhou. Z. F., Sun. D. Q., Ren, Z. A. - *New advances for cast iron welding in China in the last decade*, IIW, Doc. II-1231-94, april 1994
2. Stauder, F., Fargues, J., Damagnez, P *Deux solutions innovantes pour le soudage a l'arc et electrodes enrobees des fontes GS*, Doc. IIS IX – 1855 - 96

CONSIDERAŢII PRIVIND REALIZAREA UNOR ELECTROZI PENTRU SUDAREA FONTELOR FĂRĂ NICHEL

Rezumat: Reducerea sau chiar eliminarea conţinutului de nichel în electrozii destinaţi sudării fontelor reprezintă încă o provocare pentru cei implicaţi în sudarea fontelor. Lucrarea demonstrează rolul cantităţii de elemente cu rol protector, de flux, din învelişul, asupra calităţii sudurii. Cantitatea de elemente protectoare este exprimată prin raportul maselor k, iar efectul ei este apreciat prin aderenţa materialului depus la materialul de bază, fontă cenuşie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONVERSION OF FLY ASH TO ZEOLITES FOR WASTE WATER TREATMENT. I. ESTABLISH THE EXPERIMENTAL CONDITIONS

BY

MARIA HARJA, GABRIELA CIOBANU, LĂCRĂMIOARA ISTRATI and GABRIELA CÂRJĂ

Abstract: Coal combustion by-products are estimated in around 115 million tons per year. A large portion of this production is accounted for the coal fly ash (FA). From application of this coal fly ash zeolite obtaining is interesting product, with high environmental applications. Zeolites may be easily obtained from FA by direct alkaline conversion processes. In this paper we characterize fly ash obtained in Iasi and establish the experimental conditions to obtain high cation exchange capacity (CEC) zeolites. Also, we compare our fly ash composition and physical proprieties with fly ash utilize to obtained zeolites, in order to find optimal experimental conditions. From types to zeolites what may be obtained, in this study we presented different zeolitic products for waste water (with high CEC). In order to use the ash in the mentioned direction, we have proposed ourselves to characterise it chemically, mineralogically and technologically. For this characterisation we performed the chemical analysis for the oxidical compounds, the thermogravimetrical, and the FTIR analysis.

Keywords: coal fly ash; zeolite synthesis; cation exchange capacity; heavy metals uptake, environment.

1. Introduction

The fly ash produced from the burning of pulverized coal in a coal-fired boiler is a fine-grained, powdery particulate material that is carried off in the flue gas and usually collected from the flue gas by means of electrostatic precipitators, baghouses, or mechanical collection devices such as cyclones.

In 1996, approximately 16.2 million tons of fly ash was used. Of this total, 13.3 million tons (approximately 22% of the total quantity produced), were used in construction-related applications. Between 1985 and 1995, fly ash usage has fluctuated between 8.8 and 13.6 million tons per year, averaging 11.3 million tons per year [1, 2]. Approximately 70 to 75% of fly ash generated is still disposed or storage lagoons. In Iasi all quantities of coal ash is disposed of the landfills. Much of this ash, however, is capable of being recovered and used. Examples of these applications are [3, 4, 5]:

- Additives for immobilization of industrial and water treatment wastes
- Extraction of valuable metals, such as Al, Si, Fe, Ge, Ga, V, Ni, Zn.
- Land stabilization in mining areas.
- Sorbents for flue gas desulfurization.
- Fireproof materials.
- "Slash" (fly ash/sludge blend) production for soil amendment
- Filter material for the production of different products.
- Ceramic applications.

The compositional similarity of fly ash to some volcanic material, precursor of natural zeolites, was the main reason to experiment with the synthesis of zeolites from this coal by-product. Zeolites are crystalline aluminium silicates, with group I or II elements as counterions. Their structure is made up of a framework of $[SiO_4]^4$ and $[AlO_4]^5$ tetrahedra linked to each other at the corners by sharing their oxygen's. The tetrahedra make up a three-dimensional network, with lots of voids and open spaces. It is these voids that define the many special properties of zeolites, such as the adsorption of molecules in the huge internal channels (Fig. 1) [6]

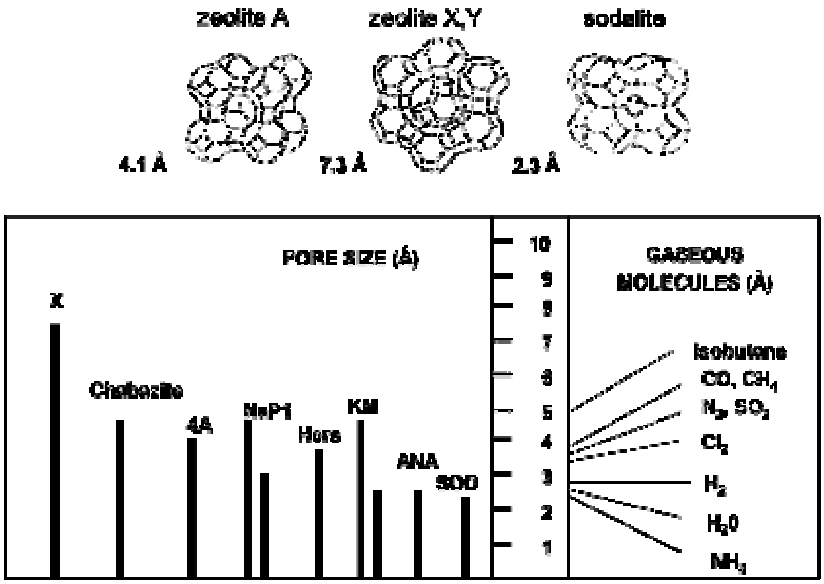


Fig. 1. Top: The channel diameter of zeolites is dependent on the structure. Bottom: Examples of channel size for selected zeolites which may be synthesized from fly ash compared with the diameter of some gaseous molecules.ANA- analcime; 4A - zeolite A, X - zeolite X, Hers - herschelite (Na-chabazite), SOD - sodalite; KM -phillipsite.

We see that zeolites with large pore size (7.3 A) have a wide range of industrial applications, mainly based on [6]:

Ion exchange: exchange inherent $Na^1/K^1/Ca^{21}$ for other cations on the basis of ion selectivity.

- Gas adsorption: selective absorption of specific gas molecules
- Water adsorption: reversible adsorption of water without any desorption chemical or physical change in the zeolite matrix.

Since the initial studies 1985, many patents and technical articles have proposed different hydrothermal activation methods to synthesize different zeolites from fly ash. All the methodologies developed [6, 7, 8, 9] are based on the dissolution of Al Si-bearing fly ash phases with alkaline solutions (mainly NaOH and KOH solutions) and the subsequent precipitation of zeolitic material.

In order to use the ash for synthesis of zeolites, we proposed characterise it chemically, mineralogically and technologically. For this we performed the chemical analysis for the oxidical compounds, the thermogravimetrical, and the FTIR analysis. Also, we have analysed to determine their density and their Blaine specific surface.

2. Experimental

In Iasi, where the main source of thermal power is the energetic huile, which contains over 18% ballast, it is necessary to find some proceedings to allow this waste's capitalisation. From application of this coal fly ash, zeolite obtaining is interesting product, with high environmental applications. Zeolites may be easily obtained from FA by direct alkaline conversion processes

The use possibilities of the ash are induced both by the chemical and mineralogical composition and by the technical proprietics. This is why we have designed experiments which allow a complete characterization of the ash, and the possible directions of capitalization.

Physical Properties. Fly ash consists of fine, powdery particles that are predominantly spherical in shape, either solid or hollow, and mostly glassy (amorphous) in nature. The carbonaceous material in fly ash is composed of angular particles. We have determined the granulometrical distribution for the samples taken by dry screening. The results we got are expressed by oversize, in accordance with the particles' average diameter. Samples have 83-91% particles smaller than 40 μm, this is why we performed granulometrical analysis for these samples, using the Andreasen dropper and the sedimentation scale. The experimental data is presented in figure 2.

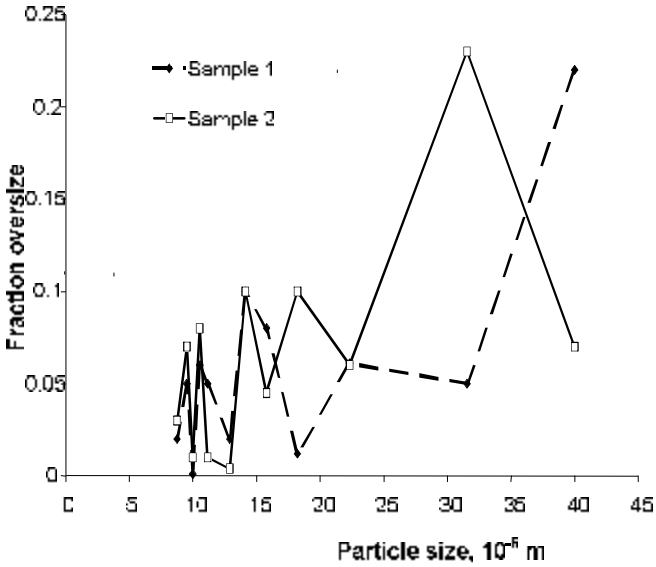


Figure 2 The granulometrical distribution, wet screening.

The specific gravity of fly ash usually ranges from 2.1 to 3.0, while its specific surface area (measured by the Blaine air permeability method) may range from 170 to 1000 m^2/kg. The color of fly ash can vary from tan to gray to black, depending on the amount of unburned carbon in the ash, the lighter the colour indicated the lower the carbon content

Chemical Properties. The chemical properties of fly ash are influenced to a great extent by those of the coal burned and the techniques used for handling and storage. The principal components of coal fly ash are silica, alumina, iron oxide, and calcium, with varying amounts of carbon, as measured by the loss on ignition (LOI).

Chemical composition is presented in table 1. Function of chemical composition our ashes are classified in Class F. The chief difference between Class F and Class C fly ash is in the amount of calcium and the silica, alumina, and iron content in the ash. In Class F fly ash, total calcium typically ranges from 1 to 12 percent [10], mostly in the form of calcium hydroxide, calcium sulfate, and glassy components in combination with silica and alumina. The loss on ignition, which is a measurement of the amount of unburned carbon remaining in the fly ash, is one of the most significant chemical properties of fly ash, especially as an indicator of suitability for use as a cement replacement in concrete.

Table 1. The characterisation of coal ash.

Composition, %	Sample 1	Sample 2
SiO_2	51,198	51,21
Al_2O_3	26,93	25,08
Fe_2O_3	6,98	6,28
CaO	8,31	5,21
MgO	1,075	0,7596
Ignition loss 1200°C – total loss, %	2,42	1,3
Density (kg m^{-3})	2340	2518
Ration SiO_2/Al_2O_3	1,9	2

Even though the results we got regarding the chemical oxidic composition correspond to the ones reported in the reference literature [11, 12]. For the assay we have performed the thermogravimetrical analysis using a MOM Budapest Q-1500 Thermogravimeter, the TG and DT curves beeing processed in fig.3.

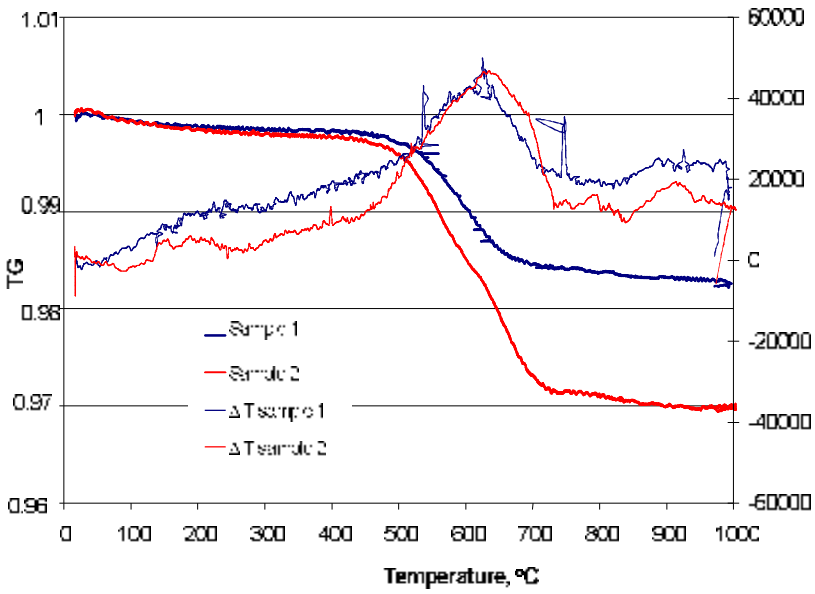


Figure 3. The thermogravimetrical analysis curves.

From figure 3 for samples 1 and 2 the losses are of 2.84%, respectively of 1.7% (including humidity), in according with ignition loss.

The destructive chemical analysis allows determining the oxidical compounds in the sample without offering any information about ash's „mineralogical" composition. To get some further information about the way the oxidical compounds bond we have performed the IR analysis using a DIGILAB FTS 2000 spectrometer. The obtained spectrums are presented in figure 4.

The analysis of IR spectrums proves that in the ash samples we can find compounds like: hematite, quartz, kaolin, illit, lime, montmorilonite, carbon. Moreover these are the compounds which can be found in the clayey material, respectively the fuel's ballast

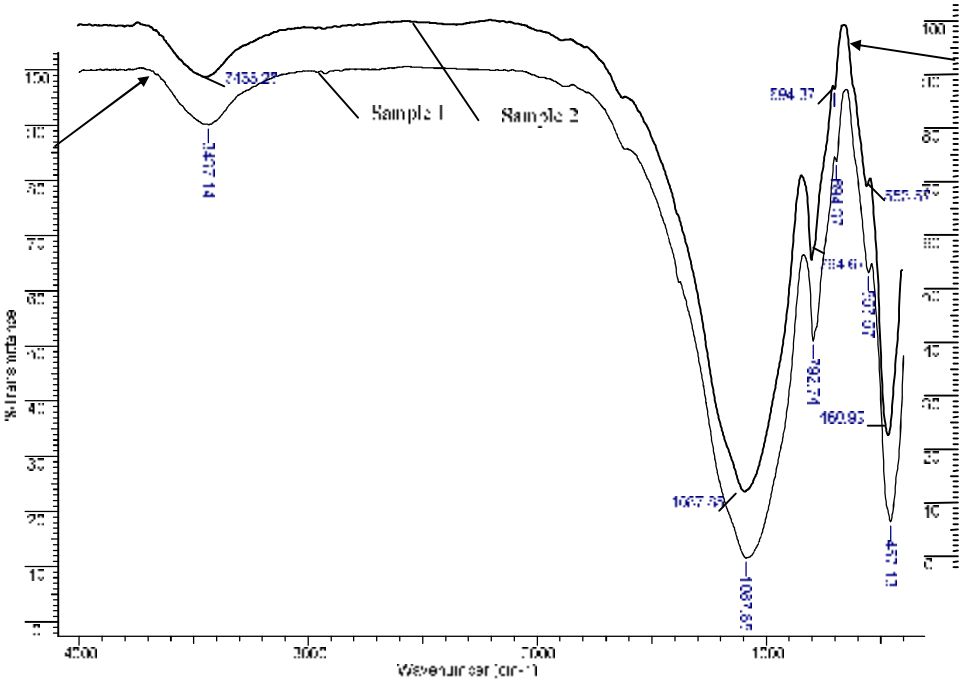


Figure 4. IR spectrum for ashes.

3. Results and discussion

Coal fly ashes resulted in Iasi has chemical proprieties as ashes from Spain. Querol et all. [9] utilize 11 types of ashes for synthesis of zeolites. Our fly ash have characteristics as sample 2 and samples 5 [13], with ration SiO_2/Al_2O_3 in range 1.9-2.

To avoid a synthesis process with the generation of waste water, Al(III)/Si(IV) high ratio of this type of zeolite accounts Park [8, 9] developed a synthesis strategy based on the use of salt mixtures instead of the aqueous solutions as the reaction medium. This interesting process has limitations since, up to now, only low CEC zeolites are obtained to the high temperature needed in the activation process. Hollman et al. [14] developed a two-stage synthesis procedure that enables the synthesis of >99% pure zeolite products from high-Si solutions obtained from a light alkaline attack of fly ash. Moreover, the solid residue from this attack could be converted into classic zeolitic products by using the conventional conversion method. This process has the advantage of producing pure zeolitic material, instead of the blend zeolite/residual fly ash particles obtained from other strategies. Moreover, high-pore volume zeolites, including zeolites X and A, may be obtained in this process [15]. All

these different processes resulted in the synthesis of low-silica sodium and potassium zeolitic - NaP1, A, X, KM, chabazite, faujasite) material.

The fly ash activation is usually carried out in digestion bombs or autoclaves, varying the activation agent (mainly KOH and NaOH), temperature (100-200°C), conversion time (3 48 h), solution concentration (0.5, 1, 2, 3 and 5 M), and solution/sample ratio (1–20 ml g^{-1}).

Most of the studies on the use of fly ash-derived zeolites in the field of water purification have shown that the zeolitic material obtained may reach CECs from 0.3 to 4.7 meq g^{-1} (Table 2), and that there is a competition between cations in a solution to occupy exchangeable places in zeolites.

Table 2. Cation exchange capacity (meq g^{-1}) obtained for zeolitic material synthesized from fly ash.

Zeolitic product	CEC
4A– X	4.7
NaP1	2.7
herschelite	2.1
KM and linde F	1.9
analcime	0.6
sodalite	0.3
fly ash	< 0.05

Because 4A-X, NaP_1, herschelite KM and linde F have high CEC further we selected from literature the experimental conditions for synthesis this zeolite, table 3.

Table 3 Zeolites synthesized from fly ash as a function of activation agent (NaOH or KOH), temperature, concentration and activation solution/fly ash ratio (ml g^{-1}) [13].

10–18 ml g1		
0.5 3.0 M NaOH	90–175 °C	NaP1
0 5–1.0 M KOH	150–200 °C	KM, tobermorite
3.0 M KOH	< 150 °C	linde F, tobermorite
1–3 ml g^{-1}		
1.0 M NaOH	200 °C	NaP1 and herschelite for 8 h activation
2.0–3 0 M NaOH	90 °C	A zeolite
	150 °C	NaP1 (herschelite traces), faujasite (if aging)
	200 °C	NaP1, herschelite
2.0 M KOH	150–200 °C	KM zeolite
5.0 M KOH	150 °C	KM, chabazite and linde F traces

The conversion efficiencies are dependent on the contents of non-reactive phases and resistant aluminium silicate phases, such as mullite and quartz, and the grain size distribution. For higher aluminium–silicate glass content, shorter activation periods and lower solution/ fly ash rates are needed to reach high zeolites synthesis yields.

Other important parameters for the zeolitization of fly ash are the activation time, the concentration of the activation agents and fly ash/solution ratio. The time

needed to obtain a high synthesis yield is inversely proportional to the glass content. High-glass fly ashes are zeolitized in short period (6–8 h), but longer reaction times (24 – 48 h) are required to obtain similar synthesis yields from high-mullite or quartz fly ashes.

The highest synthesis yields are obtained in 12–24 h using a high-activation solution/fly ash ratio (10 – 20 ml g^{-1}) due to the total dissolution of mullite, quartz, and the glassy matrix. Both temperature and concentration of the activation agent have also a very important influence on the zeolite types obtained. Low temperature and concentration (i.e. 0.5 – 3 M and < 150 °C) allows the synthesis of high-CEC zeolites such as NaP1, A, or chabazite.

The high Al (III)/Si (IV) ratio of these zeolites accounts for the high CEC of some of them such as NaP1, 4A, X, KM, F, chabazite, herschelite, and faujasite. Owing to this high CEC (up to 5 meq g^{-1} of some pure zeolites), these zeolites have a high potential for application in water decontamination [16, 17, 18].

The cation exchange decontamination may be advantageous in cases, such as extraction wells, where it can be performed with no solid waste (precipitates) in the bottom as it occurs when pH treatments are applied to precipitate heavy metals. From the results, a tentative order for the affinity of different ions to the zeolite exchange sites was obtained: $Fe^{3+} > Al^{3+} > Cu^{2+} > Pb^{2+} > Cd^{2+} - Tl^{1+} > Zn^{2+} > Mn^{2+} > Ca^{2+} = Sr^{2+} > Mg^{2+}$ [6]. These results demonstrate that NaP1 and 4A zeolites have a higher affinity for metal ions than for Ca^{2+} and Mg^{2+}.

4. Conclusions

Based on the experimental results we got, the analyzed ash belongs in F class resulting after the combustion of a bituminous fuel. This type of ash can be used to obtain zeolitic materials for the uptake heavy metals

The potential industrial application of zeolitic materials is varied. Thus, zeolite X has a high CEC (5 meq g^{-1}), while hydroxy-sodalite (2.3 A) accounts for the low potential application for both molecular sieving and ion exchange.

For zeolitization of fly ash the activation time is 12-24 h, the concentration of the activation agents 0.5-3.0 M and fly ash/solution ratio 10-20 ml g^{-1}. Temperature may be smaller that < 150 °C for synthesis zeolites with a high CEC.

Received March 20, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. European Association for Use of the By-Products of Coal-Fired Power-Stations (ECOBA) web site http://www.ecoba.com/.

2. American Coal Ash Association (ACAA), web site: http://www.acaa-usa.org/

3. Dirk, G., *Pulverised fuel ash products solve the sewage sludge problems of the wastewater industry* **Waste Manag. 16 (1–3)**, 1996, **51–58.**

4. Laperche, V. and Bighamb, J.M., *Quantitative, Chemical, and Mineralogical Characterization of Flue Gas Desulfurization By-Products*, **Journal of Environmental Quality, 31,** 2002, **979-988.**

5. Querol, X., Moreno, N., Umaña, J.C., Juan, R., Hernández, S., Fernández, C., Ayora, C., Janssen, M., García, J., Linares, A., Cazorla, D., *Application of zeolitic material synthesized from fly ash to the decontamination of waste water and flue gas*, **PROGRES Workshop on Novel Products from combustion residues**, Morella, Spain, 2001, **163–172.**

6. Querol X., Moreno. N., Umana J.C., Alastuey A., Hernandez, E.. Lopez-Soler A., Plana F.. *Synthesis of zeolit from coal fly ash: an overview*, **Coal Geology, 50,** 2002. **413 – 423.**
7. Park, M., Choi, C.L., Lim, W.T., Kim, M.C., Choi, J., Heo, N.H., *Molten-salt method for the synthesis of zeolitic materials: I. Zeolite formation in alkaline molten-salt system.* **Microporous Mesoporous Mater. 37,** 2000, **81 – 89.**
8. Park, M., Choi, C.L., Lim, W.T., Kim, M.C., Choi, J., Heo, N.H., *Molten-salt method for the synthesis of zeolitic materials. II. Characterization of zeolitic materials.* **Microporous Mesoporous Mater. 37,** 2000, **91 – 98.**
9. Querol, X., Umaña, J.C., Plana, F., Alastuey, A., Lo´pez-Soler, A., Medinaceli, A., Valero, A., Domingo, M.J., Garcia-Rojo, F., *Synthesis of Na zeolites from fly ash in a pilot plant scale. Examples of potential environmental applications* **Fuel, 80,** 2001, **857– 865.**
10. ASTM C 618 http://www.undeere.org/carre
11. Querol, X., Plana, F., Alastuey, A., Lo´pez-Soler, A.. *Synthesis of Na-zeolites from fly ash.* **Fuel, 76 (8).** 1997,**793– 799.**
12. Reynolds, K.A., Kruger, R.A., Rethman, N.F.G., *The manufacture and evaluation of an artificial soil (STASH) prepared from fly ash and sewage sludge.* **Fly Ash Utilization Symposium, Lexington, KY, USA,** 1999, **378– 385.**
13. Querol, X., Umaña, J.C., Plana, F., Alastuey, A., Lo´pez-Soler, A.. Medinaceli, A., Valero, A.. Domingo, M.J., Garcia-Rojo, F., *Synthesis of Na zeolites from fly ash in a pilot plant scale. Examples of potential environmental applications*, **International Ash Utilization Symposium, Centre for Applied Energy Research, University of Kentucky, paper 12,** http://www fly.ash.info, 1999.
14. Hollman, G.G., Steenbruggen, G., Janssen-Jurkovicova, M., *A two-step process for the synthesis of zeolites from coal fly ash,.* **Fuel, 78,** 1999, **1225– 1230.**
15. Amrhein, Ch., Haghnia, G.H., Kim, T.S., Mosher, P.A., Gagajena, R.C., Amanios, T., de la Torre, L., *Synthesis and properties of zeolites from coal fly ash.* **Environ. Sci. Technol. 30,** 1996.**735– 742.**
16. Singer, A., Berkgaut, V., *Cation exchange properties of hydrothermally treated coal fly ash.* **Environ. Sci. Technol. 29 (9),** 1995.**1748– 1753.**
17. Lin, C.F., His, H.C., *Resource recovery of waste fly ash: Synthesis of zeolite-like materials.* **Environ. Sci. Technol. 29(4),** 1997. **1109– 1117.**

CONVERSIA CENUŞII ÎN ZEOLIŢI PENTRU TRATAREA APELOR UZATE. I. STABILIREA CONDIŢIILOR EXPERIMENTALE

Rezumat: Produsele de ardere din termocentrale sunt estimate la 115 mil. tone pe an. O mare cantitate din aceste produse este deţinută de cenuşă (FA). Dintre direcţiile de utilizare ale cenuşii obţinerea de zeoliţi prezintă interes, în special în protecţia mediului. Zeoliţii pot fi uşor obţinuţi din cenuşă prin conversie directă. În această lucrare noi am caracterizat cenuşa obţinută în Iaşi şi am stabilit condiţiile experimentale în vederea obţinerii unui zeolit cu o capacitate de schimb ionică mare (CEC). De asemenea, am comparat proprietăţile fizice şi chimice al cenuşii cu alte tipuri de cenuşi utilizate deja la obţinerea zeoliţilor pentru a găsi condiţiile experimentale optime. Dintre tipurile de zeoliţi care se pot obţine în această lucrare am prezentat diferite produse zeolitice pentru tratarea apelor uzate (având capacitate de schimb ionic crescută). Pentru utilizarea cenuşii în direcţia menţionată am efectuat analiza chimică, mineralogică şi tehnologică. Pentru caracterizare am făcut analiza chimică a compuşilor oxidici, analiza termogravimetrică şi FTIR.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EVALUATION OF METAL ALLOYS BIOCOMPATIBILITY BY MEANS OF CELL CULTURE

BY

E. IACOB[1]; I. RUSU[2]; OANA IACOB[3], O. CARP[4] and VERONICA SARMASANU[5]

Abstract: The aim of our study was to confirm biocompatibility of Nitinol (Ni-Ti alloy) and Titanium, and to clarify some aspects regarding cytotoxicity in cell cultures. We conclude that Nitinol and Titanium has good biocompatibility „in vitro" and induced no toxic effects, or decrease in cell proliferation, or inhibition of the growth of cells in contact with the metal surface..

Keywords: biocompatibility, nitinol, cell cultures, cytotoxicity

1. Introduction

In this report the surface properties of nickel-titanium alloy (nitinol), and titanium, was tested *in vitro* by means cell cultures. We try to clarify the primary cytotoxicity in human cell cultures.

Altough nitinol is one of most popular biomaterials but are still few confirmative biocompatibility data available.

2. Matherial and methods

We have used BSC – 1 (kidney monkey cells) line and osteoblast – like cells (SAOS-2).

Chips 2/2 cm of metalic alloys were incubated for 7 days with cell cultures at 37^0 C.

In parallel we used controls for every sample, with no metalic chips. The medium Eagle was tested too.

We have collected samples from every culture on days 3 and 5, and count the cells

The proliferation of cell culture BSC – 1 and SAOS 2 was identical like the controls both nitinol and titanium samples.

3. Results

The results of current study indicate that metal ions have no significant side effects on short term, in living tissues.

Both nitinol and titanium metals have a good biocompatibility and seems induced no toxic effect, or decrease the cell proliferation

4. Conclusions

These experiment demonstrate the utility of employing cell cultures to investigate biocompatibility of implant materials.

Certainly, further studies to more closely simulate *in vivo* conditions, are required.

Received April 3, 2007

[1] *Univ. de Medicină și Farmacie "Gr. T. Popa" Iași*
[2] *Universitatea Tehnică „Gh. Asachi" Iași*
[3] *Institutul de Sănătate Publică Iași*
[4] *Spitalul Județean Constanța*
[5] *Spitalul Clinic de Recuperare Iași*

REFERENCES

1.B.Thierry, M.Tabrizian, O. Savagado, L.H. *Fahia, Efects of Sterilization Processes on NiTi Alloy: Surface Caracterisation*, **J. Biomed. Mater. Res.**, 2000, 49, 88 – 98.
2. J.Ryhanen, E.Niemi, W.Sarlo, E.Niemela, P. Sandvik, T.Salo, *Biocompatibility of Shape Memory Metal and Its Corrosion Behavior In Human Cell Cultures*, **J.Biomed.Mater. Res.**, 1996, 35, 451 – 457.
Melissa Shettlemore, Kirk Bundy, *Toxicity Measurement of ortopedic Implant Alloy Degradation Products Using a Bioluminiscent Bacterial Assay*, **J. Biomed. Mater. Res.**, 1999, 45, 395 – 403.

EVALUAREA BIOCOMPATIBILITĂȚII ALIAJELOR METALICE PRIN INTERMEDIUL CULTURILOR CELULARE

Rezumat: Scopul acestui studiu a fost de a confirma biocompatibilitatea nitinolului (aliaj de Ni-Ti) precum și a titanului și de a clarifica unele aspecte legate de eventuala citotoxicitate a acestor metale cu ajutorul culturilor celulare. Concluziile rezultate din acest studiu arată că atât nitinolul cât și titanul prezintă o bună biocompatibilitate și nu induc un efect citotoxic, nu scad rata de proliferare a celulelor și nici nu produc o inhibiție a creșterii celulare în contact cu suprafețele metalice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

BEHAVIOR OF VARIOUS METALS IN THE RED SEA CORAL-REEF ENVIRONMENT

BY

D. ITZHAK, R. VAGO, G. PASTERNAK and S. MOISA

Abstract: This study focuses on the behavior of various metal substrates, including Ti-2, Ti-7, Ti-12, hastelloy C-276, AISI 304, AISI 316 and Avesta 254 stainless steels, commercial copper, brass 70Cu/30Zn, mild steel ST-37, galvanized steel, silver 99.99% and aluminum alloy 6061, in a coral reef marine environment. The experimental setup was deployed at a depth of 6 m in the coral reef fringing the Red Sea at Eilat. After three months of exposure, the copper and brass 70Cu/30Zn plates were still free of biofilm. A non-adhesive film was found on the silver plate and early stages of sessile organisms such as algae, bryozoa, tunicates, tube worms, calcareous corals and hydrocorals could be seen on the surfaces of all the other metals. The titanium alloys and Hastelloy C-276, whose open circuit potential and potentiodynamic polarization curves indicated passive electrochemical behavior, showed negligible corrosion rates. Enhanced bio-adhesion and development of sessile organisms were observed on all the metal surfaces exhibiting passive electrochemical behavior. A corrosion rate of 9.5 mpy was measured for mild steel ST-37, which exhibited only insignificant fouling settlement. Corrosion rates of 3.3, 3.4, 0.2, 0.3 and 0.6 mpy were registered for commercial copper, brass 70Cu/30Zn, AISI 304, Al 6061 and galvanized steel, respectively. Corrosion was negligible on all the other metals. Despite the chemical calcification products found on the galvanized steel and aluminum alloy 6061, fouling settlement on these substrates was limited. It is suggested that alkaline conditions, followed by powerful electrochemically reduction of dissolved oxygen, leading to formation of small amounts of hydrogen peroxide at the metallic surface area. These localized biocidic conditions prevent early development of biofilm and fouling organisms on these metals.

Keywords: coral reef environment, Red Sea, corrosion, biofouling, passivity, biocide effect.

1. Introduction

Metals are extensively used in marine engineering applications. Mild steels such as ST-37 (1020) are the metals most commonly encountered in such settings, but some marine applications require specific types such as stainless steels, titanium alloys, nickel-based super alloys, or copper alloys[1]. Prolonged immersion in seawater exposes the metals to the action of high ionic concentrations and elevated electrical conductivity. The resulting corrosion is further aggravated by epibiota and the presence of various marine organisms representing different phyla, life strategies and morphologies, such as: microbes, algae, fungi, sessile and colonial invertebrates[2,3,4,5]. The upper most epibiota is constructing the framework into which other organisms and suspended solid particles are entrapped and eventually consist the biofouling[6,7,8,9,10]. Biofouling alter the electrochemical environment of the metal surface by creating crevice conditions that influence the oxidation-reduction potential, through a mechanism related to microbiological induced corrosion (MIC)[11,12,13]. The metal-biota interface affects the open circuit potential (OCP) and other electrochemical parameters, including passivation current density, breakdown potential, and pitting potential [14,15,16,17]. Calcareous deposition works synergistically with the epibiota to

favor localized attacks (under-deposit, crevice and pitting corrosion) and causes metals to shift from a passive to a metastable state[18,19,20].

It is well documented that films of microscopic organisms begin to form on structural metals and alloys within a few hours of their deployment in ambient waters[21]. Fouling settlement generally begins with the development of biofilm - a thin layer composed of microalgae and bacteria, which secrete mucus containing cellular constituents[22].

In tropical oceans, deposition of biofilm is followed by the settlement of reef building organisms such as algae, tunicates, corals, sponges and hydrozoa[23]. Such environments contain a rich diversity of micro and macro organisms, often acting in consort, that is, with one species creating environmental conditions in which another can flourish and grow.

In his review, Dexter[22] summarizes studies dealing with various metals and particularly carbon steel, stainless alloys and unspecified titanium alloy exposed to natural, filtered or synthetic seawater. He emphasizes the creation of anaerobic conditions beneath the biofilm, with the development of sulfate reducing bacteria (SRB), which are known to play a major role in the corrosion of steel. The changes in pH that take place under marine biofilm can be much greater than those occur in the ambient environment[22]. Values as low as 5, can be expected under aerobic biofilm containing acid producing bacteria[25], and even lower pH values in the range of 1-2 under discrete biodeposits[26].

Most published studies describe experiments carried out in the laboratory in seawater, filtered seawater, or synthetic seawater, i.e., under conditions that can not promote a natural fouling flux.

In the present study we focused on the behavior of various alloys under field condition. The study was carried out in the tropical environment of the coral reef in the Gulf of Eilat. In spite the great importance of the reefs as a diverse ecosystem which shelter a huge diversity of organisms and support fishing and tourism industry, there are very limited studies dealing with metallic engineering issues in this ecosystem.

The following metal groups were examined:

1. Electrochemically active metals with pronounced biocidic effects: commercial copper and brass 70Cu/30Zn.
2. Electrochemically active metals with no biocidic effect: mild steel ST-37, and galvanized steel.
3. Electrochemically metastable alloy: Al 6061.
4. ectrochemically passive alloys: Ti-2, Ti-7, Ti-12, Hastelloy C-276, AISI-304, AISI-316 and Avesta-254 stainless steel
5. Nobel metal with known biocidic effect: silver 99.99%,

The formation of biofouling on different metallic substrates and the effects of the biogenic settlement on the corrosion behavior of the metals were monitored

2. Experimental procedure

Field experiments were carried out in the shallow zone of the fringing reef situated in the northern tongue of the Red Sea, the Gulf of Eilat. Care was taken to assure that the field experiments would be carried out in the reef in the natural aquatic

environment. The experimental setup was deployed at a depth of 6 meters adjacent to the H. Steinitz Marine Biology Laboratory. Underwater setup, inspection and handling were carried out in the natural environment, using SCUBA

A set of plates made of different metals was attached to a PVC platform, which was secured to steel frames to avoid the effects of sediment load. For good reproducibility and easy handling[27], three samples (5cm * 5cm) of each metal were attached to the PVC platform (Fig. 1). Prior to exposure, the mild steel ST-37, commercial copper and brass 70Cu/30Zn samples were cleaned with hydrochloric acid to remove corrosion products. The entire set of samples, including the pre-treated mild steel ST-37, commercial copper and brass 70Cu/30Zn, was degreased with detergent, rinsed with de-ionized water, and then dried with acetone

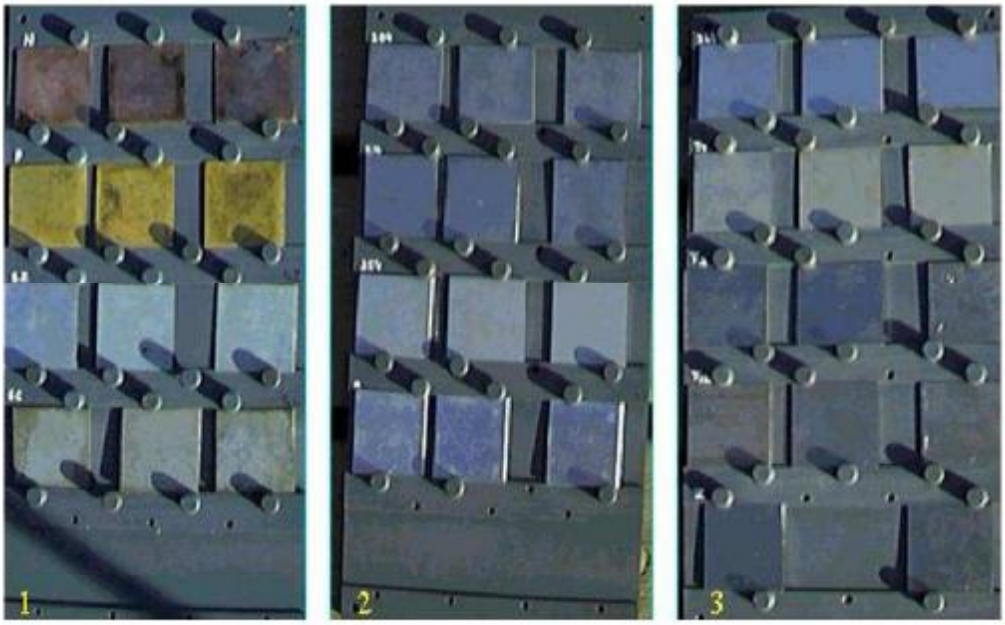


Fig. 1: A set of metal plates mounted on a PVC rack before exposure.

The following metals were studied: Ti-2, Ti-7, Ti-12, Hastelloy C-276, AISI-304, AISI-316 and Avesta-254 stainless steel, commercial copper, brass 70Cu/30Zn, mild steel ST-37, galvanized steel, silver 99.99%, and aluminum alloy 6061.

Cyclic potentiodynamic polarization measurements of the metal plates were carried out in Red Sea water (4.2wt%) at ambient temperature (77°F) using scanning rate of 2 mV/sec[28], from cathodic to anodic direction, starting 500mV to 1500mV, against an Ag/AgCl standard reference electrode. The measurements were made in separated half-cells, connected by sintered glass bridge. This was done to avoid chlorine influence on the tested samples, when working in a non-separated cell, due to chloride oxidation taking place on the platinum electrode at the initial stages of the scanning. The open circuit potential (OCP) of the metal plate was measured against an Ag/AgCl electrode at the same conditions[29].

The exposed metal plates were retrieved from the underwater experimental zone after three months and inspected in the laboratory for growth of biofouling. After fine brushing, to remove excess sediment, and rinsing with de-ionized water, the

samples were treated with acetone and examined by scanning electron microscopy (SEM). Corrosion rate was determined gravimetrically[30].

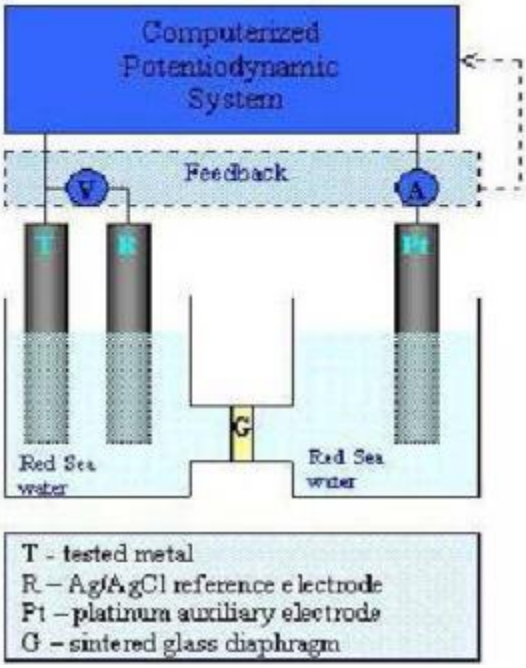


Fig. 2: Diagram of the cyclic potentiodynamic measurement system

3. Results and discussion

Macro observations of the metals after three months of exposure to the coral reef environment are presented in Fig. 3. The results revealed several distinct patterns of behavior:

1. A biocidic effect in the cases of commercial copper, brass 70Cu/30Zn and silver 99.99%.
2. A chemical calcification effect with mild fouling settlement for Al 6061, galvanized steel and mild steel ST-37
3. Heavy biofouling with no significant chemical calcification for the electrochemically passive metals: titanium alloys, stainless steels and Hastelloy C-276.

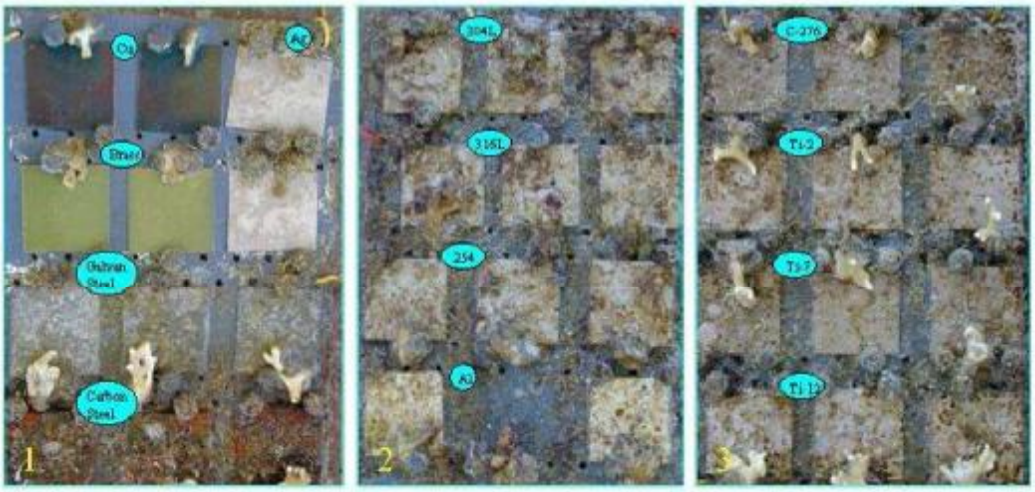


Fig. 3: Typical appearance of various metals after three months of exposure to the coral reef environment.

No biofouling was detected on the surface of the commercial copper or brass 70Cu/30Zn plates. A non-adhesive slim, thin film was found on the silver 99.99% plate with no significant biofouling. A thick layer of corrosion products and an adhesive biofilm were seen on the ST-37 mild steel. A black corrosion layer related to the formation of sulfide compounds produced by SRB under anaerobic conditions, were obtained beneath the upper reddish layer. The main sulfide crystalline phase identified was Marcasite, FeS_2. The literature usually reported the formation of FeS, as the main sulfide produced by the SRB[22]. Our results may indicate a formation of various polysulfide phases, under anaerobic conditions as a result of the SRB presence. The corrosion products combined with the crystalline phases of the biofouling were identified by XRD as: Marcasite – FeS_2, Siderite - $FeCO_3$, Hematite - Fe_2O_3, Feroxyhyte - FeOOH, Lawencite - $FeCl_2$, $Fe(OH)_2$, $Fe(OH)_3$, Magnetite - $FeFe_2O_4$, and carbonate phases of calcium and magnesium. On the galvanized steel, pitting corrosion was observed and later transformed into a uniform attack. The corrosion process has been followed by a heavy chemical calcification, resulted in white precipitates identified by XRD as the following crystalline phases: Magnesite - $MgCO_3$, Dolomite - $CaMg(CO_3)_2$, Calcite - $Ca_xMg_{(x-1)}CO_3$, Aragonite - $CaCO_3$, Hydroxincite - $Zn_5(CO_3)_2(OH)_6$, $Zn_1CO_3(OH)_6H_2O$ and Wuelfingite - ε-$Zn(OH)_2$. Although heavy chemical calcification process took place on the galvanized steel surface, only few patches of fouling settlement were observed on this substrate, within three months. Al alloy 6061 exhibited few fouling settlements combined with chemical calcification deposits. X-ray diffraction reveals the following crystalline phases: Brucite - $Mg(OH)_2$, Magnesite - $MgCO_3$, $CaCO_3$ in the forms of Calcite, Aragonite and Vaterite. It should be emphasized that only in this case, $Mg(OH)_2$ was identified. Similar findings were reported previously[31]. The authors found enhanced biomineralization combined with Mg accumulation on the metal-biomineral interface in the case of Al 6061 alloy. The electrochemically passive alloys: titanium alloys, stainless steels and Hastelloy C-276, exhibited heavy biofouling settlement and encrustation of the metal with Calcite and Aragonite $CaCO_3$, most probable of biogenic origin.

Scanning electron microscopic observations of the biofouling on the surfaces of the electrochemically passive alloys revealed both calcareous and non-calcareous organisms such as: algae, corals, hydrocorals, bryozoans, worms, diatoms, and coccolithophore and partially covered with filamentous algae. Coral at an early stage of settlement was found on Ti-12 and encrustation by colonies of the hydrocoral *Millepora dichotoma* were observed on AISI-304 and AISI-316.

Cyclic potentiodynamic polarization curves are presented in Fig. 4 and 5. Mild steel ST-37 exhibited the highest corrosion rate - about 9.5 mpy. Slimy biofilm with no significant fouling settlement was found on the mild steel ST-37 plates. It is suggested that sulfate-reducing bacteria (SRB) developed under the upper layer of the corrosion products (Fig. 3), causing enhanced anodic dissolution due to acidic corrosion attack[21]. As mentioned before, formation of the black sub-layer, composed of FeS_2 confirmed the idea that enhanced corrosion process of the mild steel is mainly caused by SRB although passivation behavior is demonstrated by the potentiodynamic polarization curves. Copper and brass 70Cu/30Zn showed similar corrosion rates - 3.3 mpy and 3.4 mpy, respectively. Potentiodynamic polarization curves indicate high cathodic activity

in the cases of silver 99.99% and commercial copper with no significant cathodic over-potential, due to the low activation energy for the hydrogen evolution on the cathodic surface. In the case of brass 70Cu/30Zn, sharp increase of the cathodic over-potential is observed at current densities between 10^{-5}-10^{-4}A/cm^2. This may be related to the formation of hydroxy-carbonated zinc compound such as $Zn_5(CO_3)_2(OH)_6$ on the cathodic surface, decreasing the electrical conductivity in the electrode-electrolyte boundary layer. In all the titanium alloys, a stable passivity is observed, with no breakdown potential and with no sensitivity to pitting corrosion in the potential tested range. This electrochemical passivity is demonstrated by the full immunity to the coral reef marine environment. Hastelloy C-276, Avesta 254, AISI-304 and AISI-316 stainless steels showed passive behavior, with passive transpassive transition. In the case of AISI-304 and AISI-316, high sensitivity to pitting and localizes corrosion attack is demonstrated by the cyclic potentiodynamic test. Highly improved passivation behavior is observed in the cases of Hastelloy C-276 and Avesta 254, with no sensitivity to pitting corrosion and with high breakdown potential of about 900mV. This behavior explains the negligible corrosion damage, recorded in these metals. Al-6061 showed a moderate corrosion rate of about 0.2 mpy. Potentiodynamic polarization measurement indicates metastable anodic passivation behavior followed by current oscillations between 10^{-4}-10^{-3}A/cm^2, and significant sensitivity to localized corrosion attack demonstrated by a clear hysteresis phenomenon. Cathodic polarization shows sharp over-potential due to concentration polarization and diffusion difficulties taking place in the interface electrode-electrolyte due to the formation of adhesive insolating layer of hydroxy/carbonate magnesium compounds, produced at the low cathodic potential.

Nobel values (−130 mV _ +20 mV) of OCP and $E_{CORROSION}$ were measured in the cases of Ti-2 and silver, as compared to active OCP values below −500 mV that were measured in the cases of Al-6061, galvanized steel, and mild steel ST-37. Based on pH-potential equilibrium Pourbaix diagram[32], the pH on the surface can be evaluated by using the measured OCP and the relevant diagram. Iso-potential extrapolation of the curves related to the hydrogen reduction reaction (line a in the diagram) leads to the theoretical pH which exist on the metal surface. OCP value of about −500mV vs. Ag/AgCl indicates local alkaline pH of about 12. This alkaline pH at the electrolyte-metal boundary layer reflects chemical calcification processes that take place on the exposed metal. Our evaluated pH values in the cases of Al-6061, galvanized steel, and mild steel ST-37 are in agreement with measured results described in the review by Hartt et al.[33].

As a result of anodic dissolution of Zn and Al, small amounts of hydrogen peroxide are produced through powerful reduction of dissolved oxygen in the interfacial boundary layer according to the following reaction: $O_2 + 2H^+ + 2e \rightarrow H_2O_2$. This process is typical of Al and Zn corroded in an oxygenated aqueous solution[30]. In addition to the high pH values, hydrogen peroxide acts as an effective oxidizing agent hampering the development of the fouling population. We suggest that this process took place both on the Al-6061 plate, which was moderately biofouled, and on the galvanized steel, which showed only slight biofouling.

The heavy fouling found on the passive metals Ti-2, T-7, T-12, Hastelloy C-276, AISI-304, AISI-316 and Avesta-254 is probably traceable to the electrochemically inert character of these surfaces, which precluded significant

changes in pH values. In coral reef ecosystems, where sessile organisms compete vigorously for settlement substrate[22], bio-colonists are quick to invade the empty surface presented by the passive metals.

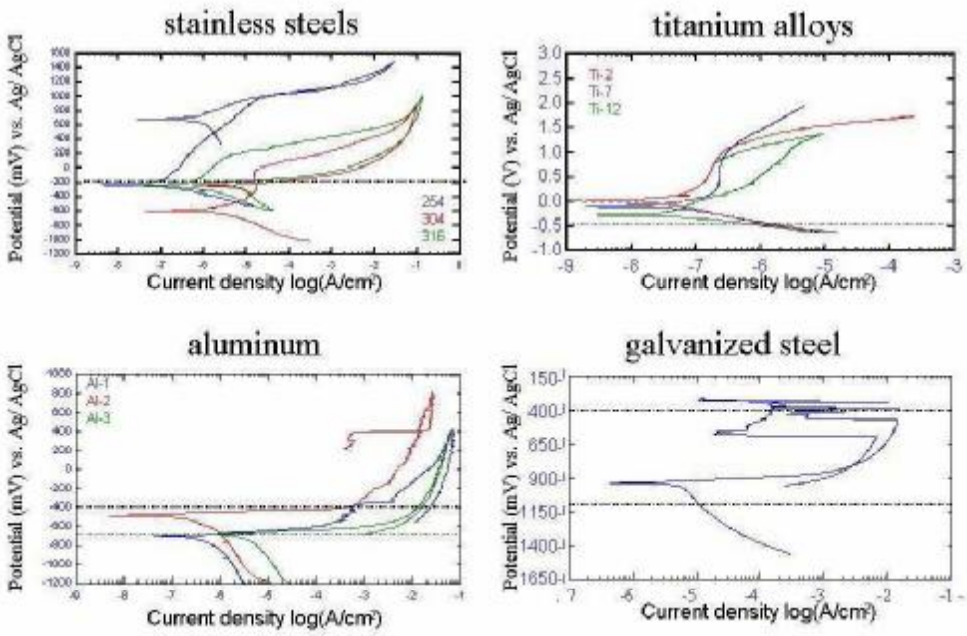


Fig. 4: Cyclic potentiodynamic polarization curves of examined metals. Scanning rate: 2mV/sec

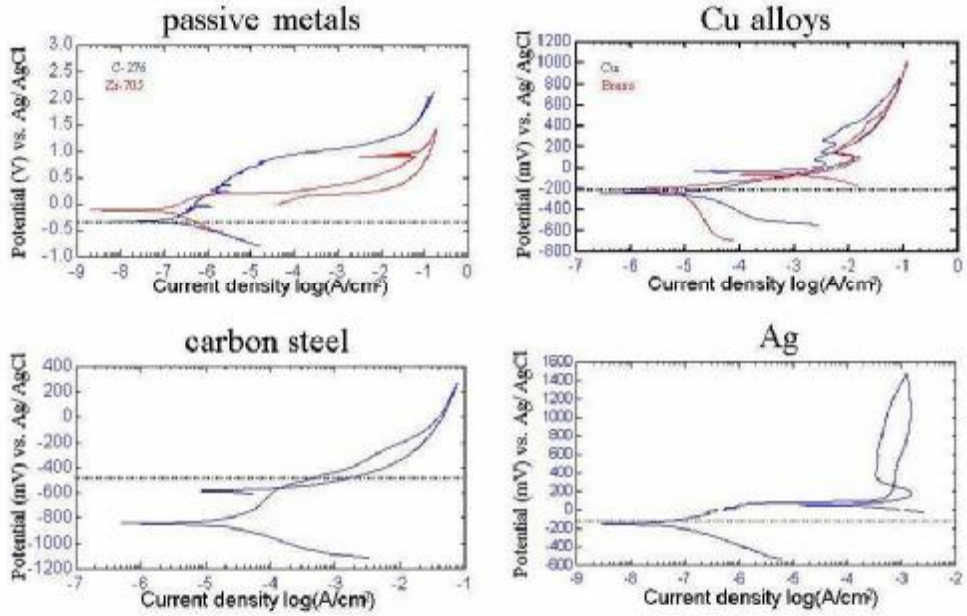


Fig. 5: Cyclic potentiodynamic polarization curves of examined metals. Scanning rate: 2mV/sec

4. Conclusions

1. Electrochemically passive metals in coral reef ecosystems are subjected to heavy settlement of marine bio-colonists, due to stable chemical and physical conditions.
2. Chemical calcification processes are accelerated by electrochemically active and metastable metals such as Al-6061 and galvanized steel, due to alkaline pH, developed on the metal-electrolyte boundary layer. This resulted in various hydroxy/carbonate compounds.
3. Hydrogen-peroxide formation on the surfaces of Al-6061 and galvanized steel inhibits the biofouling settlements, in the early stages of the exposure, when the active metal surface is exposed to the environment.

Acknowledgments

The authors wish to thank the staff of the H. Steinitz Marine Biology Laboratory, Eilat, for their field and technical support during this study. The research was partially supported by the Koret Foundation grant award, the Institute for Applied BioSciences, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel; Dead Sea Bromine Group (DSBG), Beer-Sheva; Israel and The Israeli Federation for Underwater Activities.

Received April 20, 2007

Ben University of the Negev, Israel

REFERENCES

1. G.J. Brankovich, M.L.F. deMele, H.A. Videla, J. Mar. Tech. Soc. 24 (1991); p. 28-32.
2. J.P. Rilley, R. Chester, **Introduction to Marine Chemistry**, Academic Press, London, (1971).
3. F.L. LaQue, **Marine Corrosion: Causes and Prevention**, J. Willey & Sons, Inc., New York, (1975), p. 107.
4. W.H. Hilbertz, "*Electrodeposition of Minerals in Solution and its Enhancement by Biological Growth for Structural Applications*" **Sea Grant Report** No. 04-6-158-4111, University of Texas, (1976).
5. G.C. Cox, **Corrosion**, 6 (1950), p. 161-165.
6. G.I. Leob, R.A. Neihof, *In Applied Chemistry at Protein Interfaces*, **Advances in Chem.** Series 145, American Chem. Soc. Washington, DC, (1975); p. 319-335.
7. K.C. Marshall, **Interface in Microbial Ecology**, Harvard University Press, Cambridge, MA, (1976).
S.C. Dexter, **J. Coll. Interf. Sci.** 70 (1979); p. 346-354.

8. W.A. Corpe, *Microbial surface components involved in adsorption of microorganisms onto surfaces*. In Britton G, Marshall K.C. (eds) **Adsorption of Microorganisms to Surfaces**. John Willey, New York, (1980); p. 105-144.
9. M. Fletcher, M.J. Latham, J.M. Lynch, P.R. Rutter. "*The characteristics of interface and their role in microbial attachment*". In: Berkeley R, Lynch J, Rutter P, Vincent B (eds) **Microbial Adhesion to surfaces**. Ellis Horwood Ltd, Chichester, (1980); p. 67-78.
10. R.A. Buchananm, A.L. Kovacs, C.D. Lundinm, K.K. Khan, J.C. Danko, P. Angell, S.C. Dexter, **Mater. Perform.** 36 (1997); p. 46-55.
11. D.H. Pope, D. Duquette, P. C. Wayner Jr., A. H. Johannes (eds) "**Microbially influenced corrosion: a state-of-the-art review**". 2rd edition, Nat. Assoc. Corr. Eng. (1984).
12. G. Salvago, G. Taccani, G. Fumagalli, "*Review of effects of biofilms on the probability of localized corrosion of stainless steels in seawater*". In: **Microbiologically Influenced Corrosion Testing** (eds. J.R. Kreans and B.J. Little), **American Society for Testing and Materials**, Philadelphia (1994); p. 70-95.
13. Al-Hashem, M. Salman, J. Carew, **Corrosion** 99 (1999); p. 25-30.
14. H.A. Videla, **Biodeterioration & biodegradation** 34 (1994). p. 254-257.
15. H.A. Videla, et. Al "*Corrosion and biofouling studies in brazilian offshore seawater injection systems*", **Corrosion** 89/191, NACE, Houston, TX.
16. I.R. Breger, J.A. Breger, **Applied and Environ.** Microb. 51 (1986); p. 1186-1198.
17. M.J. Franklin, D.C. White, H.S. Isaacs, **Corr. Sci.** 32 (1991). p. 945-952.
18. G. Subramanian, P. Chandrasekaran, M. Eashwar, S. Guruviah, **Bull. Electroch.** 6 (1990); p. 582-583.
19. B. Griffin, L.R. Cornwell, W. Seits, E. Estes, **Mater. Perform.** 28 (1989); p. 71-74.
20. M. Eashwar, G. Subramanian, P. Chandrasekaran, S.T. Manickam, S. Maruthamuthu, K. Balakrishnan, **Biofouling**, 8 (1995); p. 303-312.
21. S.C. Dexter, **Biofouling**, 7 (1993) p. 97-127.
22. P.A.Wagner, R.I. Ray, "*Surface analytical techniques for microbiologically influenced corrosion - a review*". In: **Microbiologically Influenced Corrosion Testing** (eds. J.R. Kreans and B.J. Little) American Society for testing and materials, Philadelphia. (1994): p. 153-169.
23. R.C. Fitzhardinge, J.H. Bailey-Brock, **Bull. Mar. Sci.** 44 (1989); p. 567-579.
24. D.H. Pope, T.P. Zintel, A.K. Kuruvilla and O.W. Siebert, "*Organic acid corrosion of carbon steel*". **Corrosion**/88 (1988); p. 79.
25. D.H. Pope, T.P. Zintel, "**Methods for investigation of under-deposit microbiologically influenced corrosion**". **NACE paper** No 249, Presented at *CORROSION*/88 St Louis, MO (1988).
26. S.C. Dexter, "*Laboratory solutions for studying corrosion of aluminum alloys in seawater*". In: **The use of synthetic environments for corrosion testing** (eds. P. Francis and T. Lee) (1988); p. 217-234.
27. J.E.G. Gonzalez, F.J.H. Santana, J.C. Mirza-Rosca, **Corr. Sci.** 40 (1998); p. 2141-2154.
28. **ASTM, G 5 –94** "Standard reference test method for making potentiostatic and potentiodynamic anodic polarization measurements", American Society for testing and materials, Philadelphia.
29. A. Neville, T. Hodgkiess, X. Destriau, **Corr. Science** 40 (1998); p. 715-730.
30. R. Vago, G. Pasternak, D. Itzhak, **Jornal Material Science Letters** 20 (2001); p. 1049.
31. M. Pourbaix, **Atlas of Elecerochemical Equilibria in Aqueous Solutions**. NACE International Cebelcor. Houston. (1974). p. 644.
32. W. H. Hartt, C. H. Culberson, S. W. Smith, **Corrosion**, 40 (1984); p. 609-618.

COMPORTAREA DIFERITELOR METALE ÎN MEDIUL DE CORALI DIN MAREA ROŞIE

Rezumat: Prezentul studiu se axează asupra comportamentului diferitelor metale în mediu marin de recif de corali. Au fost studiate 9 tipuri de eșantioane de metale și aliaje: 3 tipuri de aliaje de titaniu (Ti-2, Ti-7, Ti-12), superaliajul Hastelloy tip C-276, 3 tipuri de oțel inoxidabil (AISI 304, AISI 316, Avesta 254), cupru comercial, alama tip 70Cu/30Zn, oțel carbon obișnuit (DIN ST-37), oțel galvanizat, argint de puritate 99,99%, aliaj de duraluminiu tip 6061. Experimentele s-au desfășurat într-o nișă special amenajată, la o adâncime de 6 m, în

recifful de corali existent la Eilat, Marea Roșie. După 3 luni de expunere, pe eșantioanele de cupru și alama nu s-a observat existența unui biofilm superficial. Pe eșantionul de argint s-a observat un strat neadeziv; pe celelalte eșantioane a fost observat un stadiu incipient de organisme colonizate, precum alge, bryozoa, tunicate, viermi tubulari, corali calcarosi și hidrocorali. Pentru aliajele de titaniu și Hastelloy C-276, curbele de polarizare au indicat un comportament electrochimic de tip pasiv, prezentând rate neglijabile de coroziune. Odată cu intensificarea aderiunii biologice și dezvoltarea de colonii de organisme, pe suprafața tuturor eșantioanelor metalice s-a constatat un comportament electrochimic de tip pasiv. Rata de coroziune înregistrată pentru oțelul ST-37 a fost 9.5 mpy, prezentând o bio-depunere minimă. Ratele de coroziune înregistrate au fost de 3.3, 3.4, 0.2, 0.3 și 0.6 mpy pentru cuprul comercial, alama 70Cu/30Zn, AISI 304, Al 6061 și respectiv oțelul galvanizat. Pentru celelalte eșantioane, coroziunea a fost neglijabilă. Chiar dacă pe oțelul galvanizat și aliajul de duraluminiu 6061 au fost observate produse de calcifiere chimică, bio-depunerile au fost minime. Se pare că aceasta se datorează condițiilor alcalinice, drept efect a reducerii electrochimice intensive a oxigenului dizolvat, care conduce la formarea de cantități mici de peroxid de hidrogen pe suprafața metalică. Aceste condiții biocidice localizate, conduc la prevenirea dezvoltării de bio-film și colonizări de organisme pe aceste metale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY ON THE THERMAL EXPANSION AND ELASTIC PROPERTIES OF THE ELINVAR ALLOYS

BY

MIHAI LOZOVAN, VIOREL DOBREA, BACIU CONSTANTIN and MIHAIŢĂ PEPTĂNARIU

Abstract: The Elinvar-type alloy is very sensitive to the thermal treatments, but we observed that its thermal expansion coefficient is relatively constant in the temperature range 20-150°C, for all the thermal treatments that we subjected to it. The thermal treatment gives to investigate alloy a mechanical strength between 320 and 350 HV 0.5 and a value of the thermal expansion coefficient that makes it appropriate for complex metal-glass-ceramic seals. By combining the effects produced by the cold plastic deformation and temperature of thermal treatment, alloys with monitored thermal coefficient of the elastic modulus can be obtained. Some options for the application of the studied alloys are discussed.

Keywords: Elinvar, thermal expansion coefficient, thermal elastic coefficient.

1. Introduction

Guillaume found that the 32Ni12CrFe Invar alloy with Mn and Si additions present an elastic modulus that does not depend on the temperature [1]. He named this alloy Elinvar. Pilling and Talbot [2] discovered the alloy with constant elastic modulus that gets hardened by precipitation. This alloy has been named Elinvar with titanium and has a modified recipe, as compared to the classical Elinvar alloy, by Ti and Al additions. Studies on the phase structure, the influence of the thermal and mechanical treatment on magnetic and mechanical properties have already been reported [3-4].

2. Experimental procedure

The alloys are elaborated by melting and casting in an inductive furnace endowed with a crucible at a pressure of 0.133 N/m^2.

The ingots were forged as 12x12 mm^2 bars, which were annealed inside a furnace with hydrogen atmosphere for 10h at 1200°C and then cooled in water from this temperature.

This thermal treatment was meant to ensure the alloy homogenization, desulphuration and decarburation. We investigated the Elinvar alloy with Ti presenting the following composition: 42.05 %Ni; 5.61 %Cr; 2.5 % Ti; 1.12 %Mn; 0.71 %Si; 0.73 %Al and balance Fe [1].

The hardness was measured at the room temperature by means of the microhardness-testing machine MHT4 attached to an Olympus microscope.

2.1. Thermal expansion of Elinvar alloys

The influence of some thermal treatments on the thermal expansion of Elinvar alloy is studied.Prior to measurements the studied samples were subjected to the following thermal and mechanical treatments:

a) heat rolling;
b) heating at 1000°C for 1h + water quenching;
c) heating at 1000°C for 1h + water quenching + 5h at 500°C + air cooling;
d) heating at 1000°C for 1h + water quenching + 5h at 550°C+air cooling;
e) heating at 1000°C for 1h + water quenching + 5h at 600°C + air cooling;
f) heating at 1000°C for 1h water quenching + 4h at 675°C + air cooling.
The obtained results are presented in figures 1, 2 and 3

2.2 The thermal coefficient of the elastic modulus of Elinvar alloys

In order to restrict and control the errors introduced by the temperature variation of the elastic modulus, we conducted studies on an Elinvar alloy with titanium, concerning the influence of the cold plastic deformation and the temperature of the thermal treatment on the thermoelastic coefficient β. The material shaped as strips has been annealed at 1000°C and rapidly cooled within a furnace with argon atmosphere.

The thermal treatment ensures hardness smaller than 90-110 HV (hardness Vickers number), which enabled the cold rolling on a six-roller mill with the following degrees of section reductions: 15, 35, 51 and 73% respectively [5].

From the cold rolled strips, samples of 150x5mm have been taken. These have been subjected to annealing thermal treatment (4h) at different temperatures (200, 350, 450, 550, 650°C) in a furnace with argon atmosphere.

The obtained results are presented in figures 4 and 5

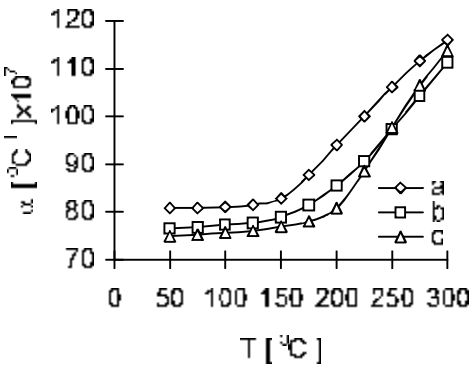


Fig. 1 The temperature dependence of thermal expansion of Elinvar alloy after a, b, c, thermal treatments.

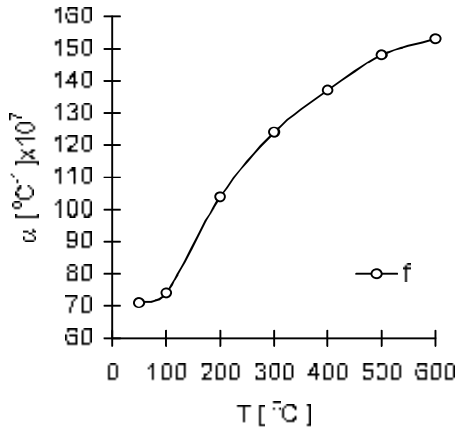


Fig. 2. The temperature dependence of thermal expansion of Elinvar alloy after f thermal treatment.

The elastic modulus has been measured using the method of sinusoidal oscillations of a sample suspended with two thin wires made of Ni-Cr alloy within a furnace with air heating. The dependence of the thermal coefficient of the elastic modulus of the Elinvar alloy with titanium, on the temperature of treatment and on the degree of cold plastic deformation is presented in Fig. 3 and Fig. 4 respectively.

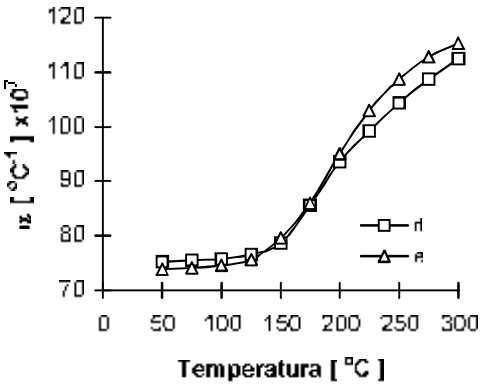


Fig. 3. The temperature dependence of thermal expansion of Elinvar alloy after d and e thermal treatments

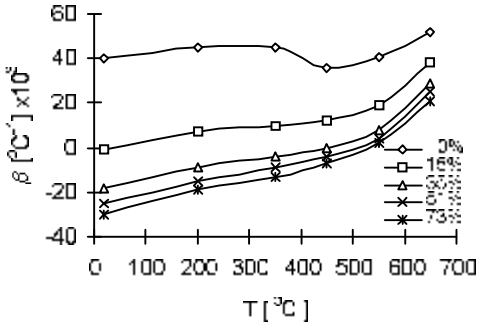


Fig. 4. The dependence of the thermal coefficient of the elastic modulus of the Elinvar alloy with titanium, on the temperature of treatment and the degree of cold plastic deformation.

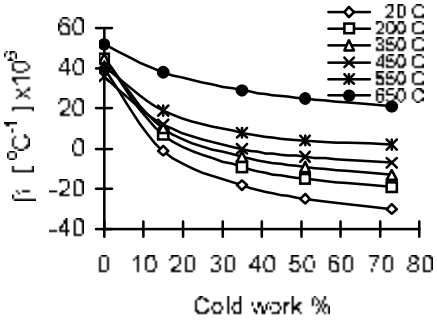


Fig.5. The dependence of the thermal coefficient of the elastic modulus of the Elinvar alloy with titanium, on the degree of cold plastic deformation and the temperature of treatment.

4. Conclusions

The analyses of the obtained results lead to the following conclusions:

The thermal treatment (f) gives to investigate alloy a mechanical strength between 320 and 350 HV 0.5 and a small value of the thermal expansion coefficient, which makes it appropriate for complex metal-glass-ceramic seals.

By combining the effects produced by the cold plastic deformation and the temperature of thermal treatment, alloys with monitored β can be obtained.

Received March 31, 2007

National Institute of R & D for Technical Physics Iaşi

REFERENCES

1. C. E. Guillaume, **Proc. Phys. Soc.** (London), **32,** 1920, **374**
2. A. M. Pilling, N. B. Talbot, *Age Hardening of Metals*, **Am. Soc. Metals, Cleveland**, 1940, **231**
3. E. J. Hayes, A. P. Miodownik, **Phys. Stat. Sol. (a), 10,** 1973, **K 43**

4. M. Lozovan, H. Chiriac, **Bul. Inst. Polit. Iasi, Tom XL (XLIV)**, 1994, **471**
5. C. Chiriac, M. Lozovan & al., **Bul. Inst. Polit. Iasi, Tom XLIII (XLVII), Fasc. 1-2, Sectia IX**, 1997, **115**

STUDIU ASUPRA DILATĂRII TERMICE ȘI A PROPRIETĂȚILOR ELASTICE ALE ALIAJELOR ELINVAR

Rezumat: Lucrarea prezintă unele rezultate privind influența tratamentelor termice asupra dilatarii termice si asupra coeficientului termic al modulului de elasticitate al aliajelor Elinvar cu titan. Tratamente termice adecvate conduc la aplicatii specifice acestor aliaje in treceri metal-sticlă-ceramică sau elemente elastice pentru traducătoare de presiune.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MODELS OF INFORMATION ASYMMETRIES

BY

MIHAELA LOZOVAN

Abstract: The subject of corporate dividend policy has captivated economists for a long time, resulting in intensive theoretical modeling and empirical examinations. A number of conflicting theoretical models lacking strong empirical support define current attempts to explain the puzzling reality of corporate dividend behavior. The purpose of this paper is to examine the academic efforts to model dividend policy analysing the he recent theories called models of information asymmetries..

Keywords: dividend policy, dividend theory, signaling model, agency cost, cash flow

1. Introduction

Corporate dividend policy has captured the interest of economists of this century and over the last five decades has been the subject of intensive theoretical modeling and empirical examination. Initial forays into theorizing corporate dividend policy are divided as to their prediction of the dividend payment's effect on share price. Over the last century, three schools of thought have emerged. One faction sees dividends as attractive and as a positive influence on stock price. A second bloc believes that stock prices are negatively correlated with dividend payout levels. The third group of theories maintains that firm dividend policy is irrelevant in stock price valuation.

2. Full information models - the tax factor

Tax-adjusted models surmise that investors require and secure higher expected returns on shares of dividend-paying stocks. The imposition of a tax liability on dividends causes the dividend payment to be grossed up to increase the shareholder's pre-tax return. Under capital asset pricing theory, investors offer a lower price for the shares because of the future tax liability of the dividend payment. One consequence of the tax-adjusted model is the division of investors into dividend tax clienteles, an argument first proposed in the seminal work of Miller and Modigliani (1961). In later research, Modigliani (1982) finds that the clientele effect is responsible for only nominal alterations in portfolio composition rather than the major differences predicted by Miller (1977).

Masulis and Trueman (1988) propose model cash dividend payments as products of deferred dividend costs. Their model predicts that investors with differing tax liabilities will not be uniform in their ideal firm investment/dividend policy. As the

tax liability on dividends increases (decreases), the dividend payment decreases (increases) while earnings reinvestment increases (decreases).

Differences are minimized by segregation of investors into clienteles. The model developed by Farrar and Selwyn (1967) assumes that investors maximize after-tax income. In a partial equilibrium framework, investors have two choices. Individuals choose the amount of personal and corporate leverage and also whether to receive corporate distributions as dividends or capital gains. This model contends that no dividends should be paid; rather, that share repurchase should be used to distribute corporate earnings.

The Farrar and Selwyn (1967) model is extended into a general equilibrium framework by Brennan (1970). In this setting, investors maximize their expected utility of wealth. Although the model is more robust, the predictions are similar to those of the Farrar and Selwyn model; an equilibrium with dividend-paying firms is not consistent with a zero required return per unit of dividend yield. Auerbach (1979a) develops a discrete-time, infinite-horizon model in which shareholders (as opposed to firm market value) maximize their wealth. If a capital gains/dividends tax differential exists, wealth maximization no longer implies firm market value maximization.

Subsequently, Auerbach (1979b) posits that dividend distributions occur because of the consistent, long-term undervaluation of corporate capital. The undervaluation is the result of a dynamic process encompassing multiple periods of total reinvestment of all firm profits followed by firm returns less than the returns expected by investors.

3. Signaling models

The market imperfection of asymmetric information is the basis for three distinct efforts to explain corporate dividend policy. The mitigation of the information asymmetries between managers and owners via unexpected changes in dividend policy is the cornerstone of dividend signaling models. Agency cost theory uses dividend policy to better align the interests of shareholders and corporate managers. The free cash flow hypothesis is an ad hoc combination of the signaling and agency costs paradigms; the payment of dividends can decrease the level of funds available for perquisite consumption by corporate managers.

Akerlof's (1970) model [1] of the used car market as a pooling equilibrium in the absence of signaling activities illuminates the costs of information asymmetries. The generalization of Akerlof's model by Spence (1973, 1974) became the prototype for all financial models of signaling. The model defines a unique and specific signaling equilibrium in which a job seeker signals his/her quality to a prospective employer. Although the scenario is developed using the employment market, Spence contends that extension to a limited number of other settings (admissions procedures, promotions, and credit applications) is possible.

Bhattacharya (1979, 1980), Talmor (1981), Hakansson (1982), John and Williams (1985), Miller and Rock (1985), Bar-Yosef and Huffman (1986), Makhija and Thompson (1986), Ambarish, John and Williams (1987), Ofer and Thakor (1987), Kumar (1988), Kale and Noe (1990), Rodriguez (1992), and many others offer signaling models of corporate dividend policy. The proponents of signaling theories

believe that a corporate dividend policy used as a means of putting the message of quality across has a lower cost than other alternatives. The use of dividends as signals implies that alternative methods of signaling are not perfect substitutes (Asquith and Mullins, 1986) [2].

4. Agency cost

The recognition of potential agency costs associated with the separation of management and ownership is not new; differences in managerial and shareholder priorities have been recognized for more than three centuries. Adam Smith (1937) adjudged the management of early joint stock companies to be negligent in many of their activities. These problems were especially prevalent in the British East Indies Company and attempts to monitor managers were largely unsuccessful because of inefficiencies and costs associated with shareholder monitoring (Kindleberger, 1984). Scott (1912) and Carlos (1992) question these assertions, while control and organization were less than ideal, the continued success and long life of the corporation imply generally sound managerial practices. Although some fraud no doubt existed, the majority of managerial activities coincided with shareholder desires

Modern agency theory seeks to explain corporate capital structure as the result of attempts to minimize the costs associated with the separation of corporate ownership and control. Agency costs are lower in firms with high managerial ownership stakes because of the better alignment of shareholder and manager goals (Jensen and Meckling, 1976) and in firms with large block shareholders that are better able to monitor managerial activities (Shleifer and Vishney, 1986). Agency problems result from information asymmetries, potential wealth transfers from bondholders to stockholders through the acceptance of high-risk and high-return projects by managers, and failure to accept positive net present value projects and perquisite consumption in excess of the level consumed by prudent corporate managers (Barnea, Haugen, and Senbet, 1981) [3].

Dividend policy influences these relations in two ways. Fama and Jensen (1983) [4] espouse that potential shareholder and bondholder conflicts can be mitigated by covenants governing claim priority. These orderings can be circumvented by large dividend payments to stockholders. Debt covenants to minimize dividend payments are necessary to prevent bondholder wealth transfers to shareholders (John and Kalay, 1982). Although potentially substantial in precipitation of agency costs, its dividend policy is not a major source of bondholder wealth expropriation. In firms where dividend payouts are limited by bondholder covenants, dividend payout levels are still below the maximum level allowed by the constraints (Kalay, 1982) [5].

The second way dividend policy affects agency costs is the reduction of these costs through increased monitoring by capital markets. Large dividend payments reduce funds available for perquisite consumption and investment opportunities and require managers to seek financing in capital markets. The efficient monitoring of capital markets reduces less than optimal investment activity and excess perquisite consumption and hence reduces the costs associated with ownership and control separation (Easterbrook, 1984).

5. The free cash flow hypothesis

Prudent managers working in the shareholders best interests should invest in all profitable opportunities. Management and owner separation affords corporate managers the temptation, however, to consume or otherwise waste surplus funds. The inefficient use of funds in excess of profitable investment opportunities by management was first recognized by Berle and Means (1932). Jensen's (1986) free cash flow hypothesis updated this assertion, combining market information asymmetries with agency theory. The funds remaining after financing all positive net present value projects cause conflicts of interest between managers and shareholders. Dividend and debt interest payments decrease the free cash flow available to managers to invest in marginal net present value projects and manager perquisite consumption.

6. Conclusions

The combination of agency and signaling theory should better explain dividend policy than either theory alone, but the free cash flow hypothesis does a better job of rationalizing the corporate takeover frenzy of the 1980's (Myers, 1987 and 1990) than it does of providing a comprehensive and observable dividend policy.

Received April 14 2007 *"Al. I. Cuza" University of Iassy*

REFERENCES

1. Akerlof George, 1970. *The Market for 'Lemons', Quality Uncertainty and the Market Mechanism,* **The Quarterly Journal of Economics, 84, 488-500**.
2. Asquith Paul and David W. Mullins, Jr., 1983. *The Impact of Initiating Dividend Payments on Shareholders' Wealth,* **The Journal of Business, 56, 77-96**.
3. Barnea Amir, Robert A. Haugen and Lemma W. Senbet, 1981, *Market Imperfections, Agency Problems, and Capital Structure: A Review,* **Financial Management, Vol. 10, no. 3, 7-22.**
4. Fama Eugene F., 1974. *The Empirical Relationships Between the Dividend and Investment Decisions of Firms,* **The American Economic Review, 64, 304-318.**
5. Kalay Avner, 1980, Signaling, *Information Content, and the Reluctance to Cut Dividends,* **Journal of Financial and Quantitative Analysis, 15, 855-869.**

MODELE ALE ASIMETRIEI INFORMAȚIONALE

Rezumat: Subiectul politicii de dividend a preocupat economiștii pentru foarte mult timp, drept urmare rezultând multe modele teoretice și experimente empirice. Un număr destul de mare de modele reprezentând teorii ale politicii de dividend, fără a avea un suport teoretic, au încercat să definească realitatea puzzle-ului referitor la comportamentul corporațiilor în ceea ce privește politica de dividend. Scopul acestei lucrări este acela de a examina noile modele ale politicii de dividend, analizând cele mai recente teorii denumite "modele ale asimetriei informaționale".

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FIRM'S OPTIMAL CAPITAL STRUCTURE DECISION

BY

MIHAELA LOZOVAN

Abstract: In this paper, I discuss factors that affect a firm's capital structure, and I look at the genesis of the concept of using debt to control managers and to reconcile this thinking with the need to survive in the competitive environments of today.

Keywords: capital structure, leverage, business risk, tax position, managerial attitude

1. Introduction

Firms can choose whatever mix of debt and equity they desire to finance their assets, subject to the willingness of investors to provide such funds. And, as we shall see, there exist many different mixes of debt and equity, or capital structures - in some firms, such as Chrysler Corporation in USA , debt accounts for more than 70 percent of the financing, while other firms, such as Microsoft, have little or no debt.

An optimal capital structure is a critical decision for any business organization. The decision is important not only because of the need to maximize returns to various organizational constituencies, but also because of the impact such a decision has on an organization's ability to deal with its competitive environment.

2. The Target of a Firm : Optimal Capital Structure

The prevailing argument, originally developed by *Modigliani and Miller* (1958) [1], is that an optimal capital structure exists which balances the risk of bankruptcy with the tax savings of debt. Once established, this capital structure should provide greater returns to stockholders than they would receive from an all-equity firm.

Despite its theoretical appeal, researchers in financial management have not found the optimal capital structure. The best that academics and practitioners have been able to achieve are prescriptions that satisfies short-term goals. For example, in a recent Harvard Business Review article, readers were left with the impression that the use of leverage was one way to improve the performance of an organization [2]. While this can be true in some circumstances, it fails to consider either the complexities of the competitive environment, or the long-term survival needs of the organization.

The use of leverage either to discipline managers or to achieve economic gain is the 'easy way out', and, in many instances, can lead to the demise of the organization. The fact that an optimal capital structure has not been found is an indication of some flaw in the logic. We believe that the original question was framed incorrectly. Rather than: What is an optimal mix of debt and equity that will maximize shareholder wealth;

it should have been: Under what circumstances should leverage be used to maximize shareholder wealth? Why? Because debt and equity have profound long-term implications for corporate governance that far exceed the exigencies of the moment.

Determining the exact optimal capital structure is not a science, so after analyzing a number of factors, a firm establishes a target capital structure it believes is optimal, which is then used as a guide for raising funds in the future. This target might change over time as conditions vary, but at any given moment the firm's management has a specific capital structure in mind, and individual financing decisions should be consistent with this target. If the actual proportion of debt is below the target level, new funds will probably be raised by issuing debt, whereas if the proportion of debt is above the target, stock will probably be sold to bring the firm back in line with the target debt/assets ratio.

Capital structure policy involves a trade-off between risk and return. Using more debt raises the riskiness of the firm's earnings stream, but a higher proportion of debt generally leads to a higher expected rate of return; and, we know that the higher risk associated with greater debt tends to lower the stock's price. At the same time, however, the higher expected rate of return makes the stock more attractive to investors, which, in turn, ultimately increases the stock's price. Therefore, the optimal capital structure is the one that strikes a balance between risk and return to achieve our ultimate goal of maximizing the price of the stock.

Four primary factors influence capital structure decisions:

1. *The first is the firm's business risk,* or the riskiness that would be inherent in the firm's operations if it used no debt. The greater the firm's business risk, the lower the amount of debt that is optimal.
2. *The second key factor is the firm's tax position.* A major reason for using debt is that interest is tax deductible, which lowers the effective cost of debt. However, if much of a firm's income is already sheltered from taxes by accelerated depreciation or tax loss carry forwards, its tax rate will be low, and debt will not be as advantageous as it would be to a firm with a higher effective tax rate.
3. *The third important consideration is financial flexibility, or the ability to raise capital on reasonable terms under adverse conditions.* Corporate treasurers know that a steady supply of capital is necessary for stable operations, which, in turn, are vital for long-run success. They also know that when money is tight in the economy, or when a firm is experiencing operating difficulties, a strong balance sheet is needed to obtain funds from suppliers of capital. Thus, it might be advantageous to issue equity to strengthen the firm's capital base and financial stability.
4. *The fourth debt-determining factor has to do with managerial attitude* (conservatism or aggressiveness) with regard to borrowing. Some managers are more aggressive than others; hence some firms are more inclined to use debt in an effort to boost profits. This factor does not affect the optimal, or value- maximizing, capital structure, but it does influence the target capital structure a firm actually establishes.

3. Agency Theory

One of the defining characteristics of business in the 1990s was the adoption of prescriptions from agency theory to address the managerial excesses of the 1970's and

1980's. The classic agency theory concept was developed by *Berle and Means* (1932) [3]. They observed that ownership and control had become separated in larger corporations as a result of the dilution in equity positions. This situation provided an opportunity for professional managers, as those in control, to act in their own best interest. Today, the central issue for agency theory is how to resolve the conflict between owners and managers over the control of corporate resources through the use of contracts which seek to allocate decision rights and incentives.

Managers have a number of incentives to pursue growth-oriented strategic options. The larger the organization, the greater the economic and political power of the top management teams, and the greater the ability of the organization to marshal resources necessary to deal effectively with its competitive and social environment. Also, larger organizations are seen as being able to maintain their freedom from the discipline of the capital markets. As a generalization, it can be said that growth does lead to increasing the wealth of shareholders. However, the concern is that too many of the activities associated with increasing the size of organizations are motivated not by a desire for maximizing shareholder wealth, but by opportunities for the self-aggrandizement of management.

The contractual device suggested by agency theory to accomplish the transfer of wealth from the organization to the investors is debt creation. Debt provides a means of bonding manager's promises to pay out future cash flows. It also provides the means for controlling opportunistic behavior by reducing the cash flow available for discretionary spending. Top managers' attention is then clearly focused on those activities necessary to ensure that debt payments are made. Companies failing to make interest and principal payments can be declared insolvent and can be dissolved. This use of debt as a disciplinary tool makes survival in the short-term the central issue for all concerned.

Agency theory also has important implications for the relationship between stockholders and debt-holders. Stockholders are interested in the return over and above that amount which is required to repay debt. Debt-holders are only interested in the debt payment specified in the contract. Stockholders are seen as sometimes being interested in pursuing riskier business activities than debt-holders would prefer. When this occurs debt-holders may charge higher prices for debt capital and institute greater control measures to prevent top managers from investing capital in riskier undertakings.

However, agency theory does not take into consideration competitive environments, nor does it consider the necessity for managers to make choices beyond a stockholder wealth-maximizing perspective. This would seem to be a serious omission for two reasons. First, debt and equity represent different constituencies with their own competing, and often mutually exclusive, goals. Second, as the level of debt increases, the corporate governance structure can change from one of internal control to one of external control.

For firms that adopt debt as a control mechanism, lenders become the key constituents in the corporate governance structure. This can have a significant impact on both managerial discretion, and on the ability of an organization to deal effectively with its competitive environment.

4. Conclusions

These four points largely determine the target: capital structure, but, as we shall see, operating conditions can cause the actual capital structure to vary from the target at any given time.

The results of this study should be seen as a serious challenge to the traditional capital structure literature. We discover that the first duty of managers is to ensure the long-term survival of the organization within its competitive environment. In a world devoted to quick fixes, and short-term thinking edited by sound bites, it is difficult to take time to think through serious challenges. As environments become more competitive, those who make the time to reach appropriate decisions will be the ones left standing.

Received April 14, 2007 *"Al. I. Cuza" University of Iassy*

REFERENCES

1. Modigliani, F. and M. H. Miller, *The cost of capital, corporate finance and the theory of investment*, **American Economic Review, Vol. 48,** 1958, **261-297;**
2. Champion, D, *Finance: The joy of leverage*. **Harvard Business Review,** Vol.77 No.4. 1999. 19-22;
3. Berle, A. A. Jr. and G. C. Means, **The Modern Corporation and Private Property.** William S. Hein & Co.. Buffalo. 1982. 396

DECIZIILE FIRMEI PENTRU REALIZAREA UNEI STRUCTURI FINANCIARE OPTIME

Rezumat: În această lucrare se prezintă factorii care afectează structura capitalului firmei şi se analizează geneza conceptului referitor la folosirea datoriilor pentru a controla managerii, ţinându-se cont şi de necesitatea supravieţuirii întreprinderii în turbulentul mediu competitiv actual.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INCREASING DIESEL ENGINE CON ROD BEARINGS RELIABILITY BY USING PVD (PHYSICAL VAPOUR DEPOSITION) PROCESS

BY

FLORIN MARIAŞIU

Abstract: In the last years the development of Diesel engines injection equipment, especially in direction of inceasing injection pressure's and effective pressure's (to obtained better thermodynamic conditions in burn process to reduce the level of the noxes) has raised new problems in the desing of the Diesel engines components. The engine components must achieve a lightweigt construction, more compact design and an increasing reliability in use. However the goal to design and realise the Diesel engine's components using ecological materials it's an the same level of importance (in compliance with present EU regulation). The experiments done with AlSn20Cu overlay con rod bearings (using the PVD process) achieve the proposed goals by a higher reliability in use trough increasing the specific load-bearing capacity of up to 100 MPa.

Keywords: Physical Vapour Deposition, con rod bearing, reliability, Diesel engine.

1. Technologically aspects

The PVD technology was developed and proposed to use in automotive industry in years of 1980 by KS Gleitlager GmbH, but the first effective apllication for mass production was realized in 1989 on Volkwagen Corrado [1]. In the present more and more important producers from automotive industry (Audi, Volkwagen, Daimler-Crysler, BMW etc.) using different components manufactured trough PVD technology. Because of the costs, the apllication of PVD technology to the comercial autovehicles was neglected, but the new developments and researches in the this field of interest make possible to aplly this technology with relative lower costs

Generally the in the PVD technologically process the atoms are broken out of a specific coating material under ultra vaccumatic conditions with aid of accelerated argon ions, these subsequently depositing uniformly onto the bearing shell (figure1). A gain by using this process is that the deposited layer has a very fine an most important, a uniform distribution of tin [2]

In this experiment ware used the two tipes of con rod bearings: the "traditional" con rod bearings (three-metal plain bearing with PbSn10Cu2 layer); the new type of con rod bearings (plain bearings with AlSn20Cu layer).

The differences between those two type of bearing (thickness and composition of layers) are presented in figure 2 and figure 3.

2. Experimental results

The present paper show the obtained experimental results by using of physical vapour deposition con rod bearings cover an mounted in an Mercedes Benz OM501LA engine (235 kW) in corellation of the goal to increase the reability.

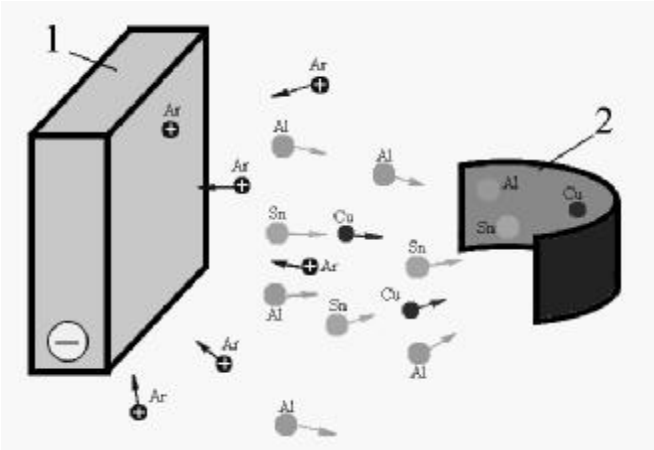


Fig.1. Physical Vapour Deposition process principle (1- target;2- con rod bearing)

This experiment was possible by the Mantrans SRL firma involvment, which accepted the engine modification and the use of this engine in normal transport conditons

To realize of a better comparision between the "traditional" con rod bearings and those they are transformed trough the physical vapour deposition technology, the both types of con rod bearings was mounted in equal number (3+3) on the same engine (figure 4).

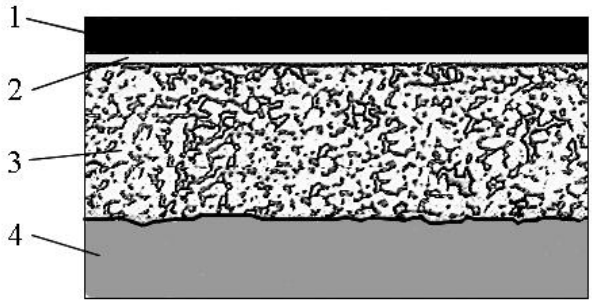


Fig.2. Thickness and composition of PbSn10Cu2 con rod bearing layer (1-running layer PbSn10Cu2; 2- adhesive layer; 3-sliding layer CuPb24Sn4;4-steel back)

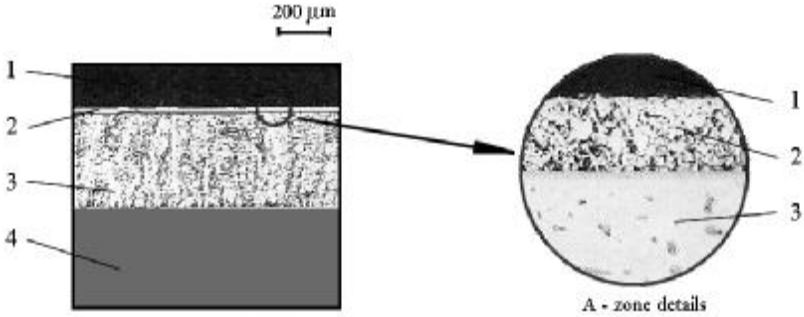


Fig 3. Thickness and composition of PVD con rod bearing layer (1-running layer AlSn20Cu; 2- adhesive layer Ni; 3-sliding layer CuPb24Sn4;4-steel back)

The measurements was realisated along the way of 40.000 kilometers, without an exactly putting in order of measurement period (the vehicle was used every day in intern and international good transport).

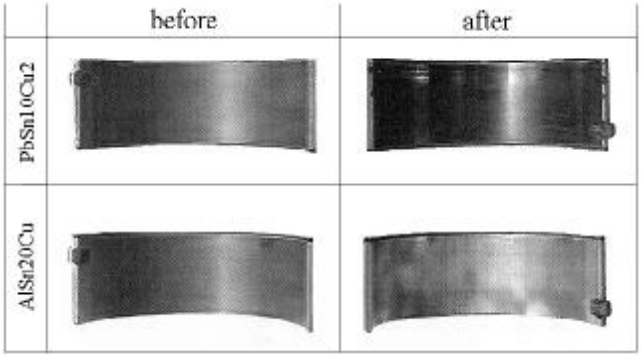


Fig.4. The conrod bearings used in experiment (foto)

The obtained datas that looking the wear speed of con rod bearings are presented in figure 5.

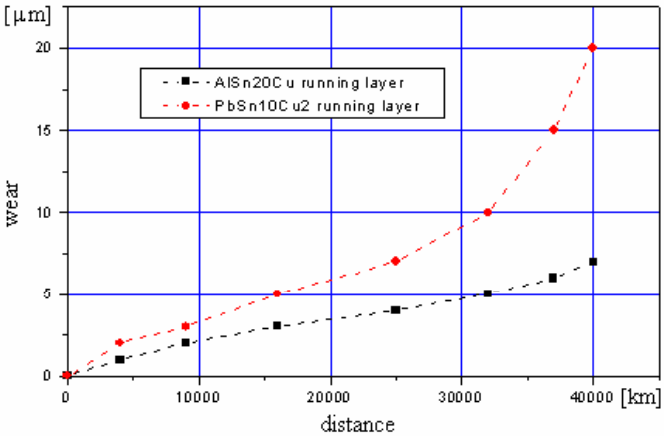


Fig.5. The wear speed of con rod bearings

3. Conclusions

By obtained data's interpretation along the way of the experiment it can note the folowing:

- the shape of wearing speed curve it is linear for PVD coating con rod bearings (that represented the fact that this type of con rod bearings support better a higher load capacity) and the wearing speed curve show that the reability of three-metal plain bearing with PbSn10Cu2 layer is going down in time (under the action of the same load capacity);
- the differencess between the wearing speed of the con rod bearing lead to increasing of corective and preventive maintenace period (approx. 60%, at 40.000km), with directly influences over the transport costs;
- the PVD technology can open new opportunities to study the use of different materials as running layer to be an ecological alternative at present lead-manufactured engine (and automotive) componets;

- the PVD technology can be succesfully applied even in the Diesel engine construction for heavy duty trucks (in mass production);
- on the future will be achieve new researces by influences of PVD technology apllications over the other engine components, injection pumps componets etc.

Received April 11, 2007 *Technical University of Cluj-Napoca*

REFERENCES

1. Müller, Manfred, **Moderne Motore benötigen Gleitlager aus modernen Werkstoffen" in "Werkstoffe im Automobilbau**, ISSN 0024-8525, Viewveg Publishing House , 1998.
2. ***, www.pvd-coating.co.uk

CREŞTEREA FIABILITĂŢII CUZINEŢILOR UNUI MOTOR DIESEL PRIN APLICAREA TEHNOLOGIEI PVD

Rezumat: În ultimii ani dezvoltarea echipamentelor de injecţie ale motoarelor cu aprindere prin comprimare (Diesel) în direcţia creşterii presiunii de injecţie (pentru o se obţine mai bune condiţii termodinamice ale procesului de ardere în vederea reducerii nivelului de noxe emise) a ridicat probleme în proiectarea şi construcţia componentelor motorului. Acestea trebuie să aibă o construcţie uşoară, compactă şi o fiabilitate crescută. Pe lângă aceste deziderate nu sunt neglijate şi cerinţele europene referitoare la utilizarea materialelor ecologice în construcţia motoarelor. Lucrarea prezintă posibilitatea satisfacerii cerinţelor enumerate anterior prin utilizarea în construcţia motorului cu aprindere prin comprimare a cuzinetilor acoperiţi cu un strat de aliaj AlSn20Cu prin procesul PVD.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THEORETICAL STUDIES ON ELUTRIATION OF PARTICLES FROM FLUIDIZED BEDS

BY

ALINA ADRIANA MINEA

Abstract: When a fluid is pumped upward through a bed of fine solid particles at a very low flow rate the fluid percolates through the void spaces without disturbing the bed. This is a fixed bed process. If the upward flow rate is very large the bed mobilizes pneumatically and may be swept out of the process vessel. At an intermediate flow rate the bed expands and is in what we call an expanded state. In the fixed bed the particles are in direct contact with each other, supporting each other's weight. In the expanded bed the particles have a mean free distance between particles and the particles are supported by the drag force of the fluid. The expanded bed has some of the properties of a fluid and is also called a fluidized bed. The uses for fluidized beds are limited to our imaginations. Typical uses include: reactors, heat exchange, drying operations, coating, solidification, growth of particles, adsorption, bio fluidization and many others. The performances improvement of heating equipment must be correlated with energy consumption which mainly is reflected in blank production price. Increasing of heat transfer and physical-mathematical simulation of heat process takes to the necessity of re-designing the work chamber by taking into account the constructive-functional particularities of the equipment. As it is stated, generally for heat treatment is recommended electric furnaces. The fluidized bed furnaces are still very few known and heat process is difficult to control.

Keywords: elutriation, fluidized bed, heat transfer

1. Introduction

Elutriation is the process in which fine particles are carried out of a fluidized bed due to the fluid flow rate passing through the bed. Typically, fine particles are elutriated out of a bed when the superficial velocity through the bed exceeds the terminal velocity of the fines in the bed. However, elutriation can also occur at slower velocities

Fine particles are present in fluidized beds from several sources:

- Feed streams
- Mechanical attrition or breakage of larger particles
- Temperature stress cracking
- Size reduction due to chemical reactions, shrinkage, etc.

When fines elutriation is a significant problem and modifications to the bed design cannot aid in reducing the problem, fines can often be recovered such as with cyclones or hydrocyclones.

Leva measured the rate of elutriation (total mass per time) from a bed of particles with a bimodal size distribution. He found that:

(1) When the column height above the bed is small, the elutriation rate is high. But if the height exceeds a certain minimum size then the rate is a constant minimum value (Figure 1).

This occurs because small particles that are expelled from the top of the bed have high

velocities and they require greater distance to slow down and turn around to return to the bed. (2) The elutriation process causes a decrease in particle concentration. The concentrations may be empirically modeled by an Arrhenius type expression as:

$$C = C_0 e^{-Mt} \quad (1)$$

where C = concentration at time, t; Co is the initial concentration; and M is an empirical constant.

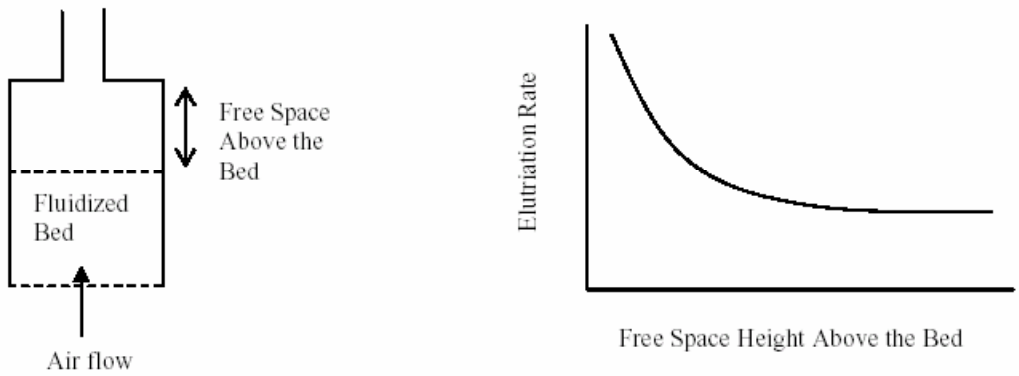


Figure 1. Elutriation Rate (total mass/time) vs the free space height above the bed. A fluidized bed behaves similar to a mixture of liquids with different volatilities. In the liquid-liquid mixture, the more volatile material leaves the mixture at the lower boiling temperature.

By analogy with boiling of liquid mixtures, finer particles have a lower boiling temperature than larger particles. The boiling temperature is analogous to the fluidization velocity. The higher the velocity, the greater the rate at which the low boilers will leave the bed. The free space height above the bed serves as a condenser, to cool and slow down the elutriated particles and return them to the mixture. The greater the boiling rate, the greater capacity that is needed of the condenser, hence the greater free space height.

Not all elutriation bad. Sometimes elutriation can be helpful. For example, elutriation may be used to remove dusts or very fine particles from coarser particles.

Definition of Terms

Lets define some terms that we can use to describe the elutriation process.

The flux of solids carried out of the top of the column is called entrainment, G_s.

The bulk density of the solids in the exiting gas stream is called the holdup, ρ^0.

We note that the entrainment is related to the holdup and the superficial velocity by

$$G_s = \rho^0 V_0 \quad (2)$$

Free Board Height, *Hf*, is defined to be the measure of the free space above the boundary between the dense phase and the lean phase (Figure 3).

For design, we need to know the rate of entrainment and the size distribution of the entrained particles in relation to the size of the particles in the bed. A fluidized bed usually has two regions or phases: dense bubbling phase and lean dispersed phase (Figure 2).

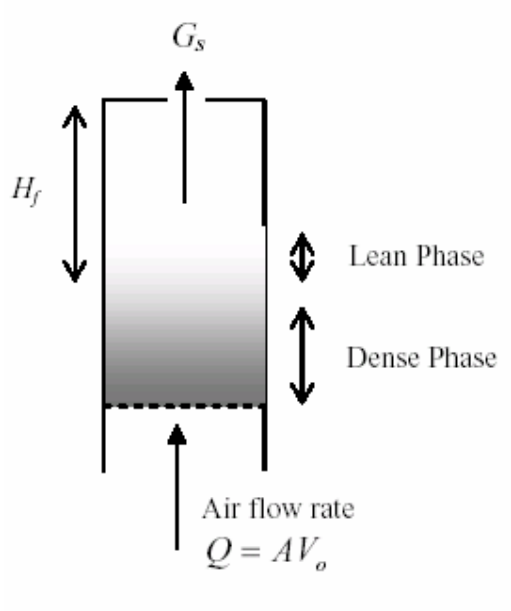


Figure 2. Fluidized bed with flux rate Gs.

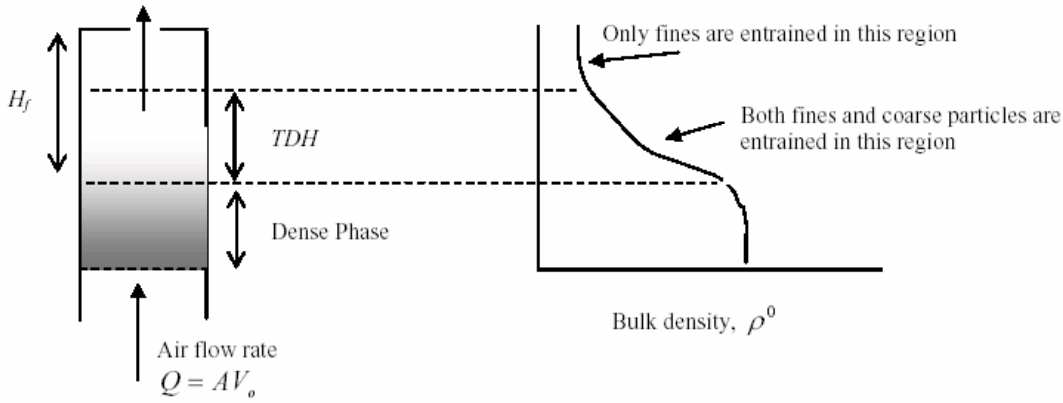


Figure 3. Both fines and coarse particle are entrained in the Transport Disengagement Height (TDH) region. Above the TDH only fines are entrained.

The Transport Disengagement Height (TDH) is the height above the dense-phase/leanphase boundary above which entrainment and bulk density do not change appreciably.

TDH depends upon the superficial velocity and the particle properties. The TDH is the height at which the kinetic energies of particles due to the collisions in the bed has been expended against gravity potential, and the coarse particles whose terminal velocities are greater than the superficial velocity are able to fall back down to the bed. The fine particles, whose terminal velocities are less than the superficial velocity, continue to be entrained out of the column

When H_f > TDH, then the holdup and entrainment rates are close to their minimums.

Usually H_f= TDH is the most economical design height for the fluidized bed. If H_f < TDH, then coarse particles will be carried out of the column.

2. Estimation of tdh for geldart a particles

For beds of fine particles there are several methods discussed in literature. Kunii and Levenspiel give a good review of this literature. In these notes you are only given a brief introduction.

METHOD 1. Zenz and Weil proposed a correlation between dimensionless TDH and the vessel diameter. For catalyst pellets in 20 to 150 micron size range, on a log-log plot, the relation between the dimensionless TDH and the vessel diameter are nearly linear as indicated in Figure 4.

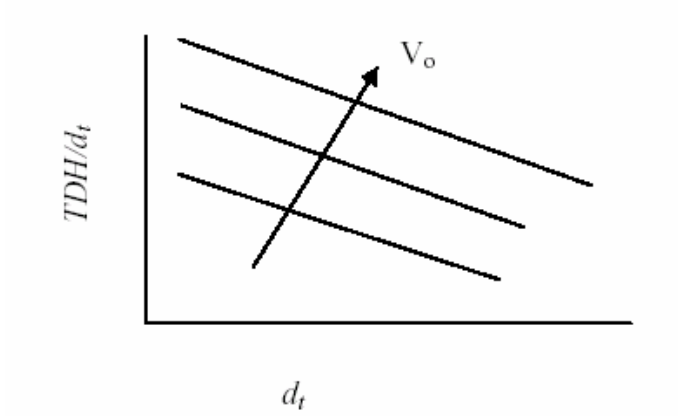


Figure 4. Dimensionless TDH/d_t vs vessel diameter, d_t

We can model the data on the chart in the form of

$$\text{Log}\,(TDH / d_t) = m\,\text{Log}\,(d_t) - \text{Log}\,(b) \quad (3)$$

where d_t is the vessel diameter

Taking data points from the chart and plotting them we can curve fit to find the parameters *m* and *b*:

$$m = -0{,}115\,V_0 - 0{,}587 \quad (4)$$

$$b = 4{,}64\,V_0 \quad (5)$$

Finally, we take the above equations and try to compress the chart by plotting the dimensionless TDH/dt versus the Froude Number, to get the plot shown in Figure 5.

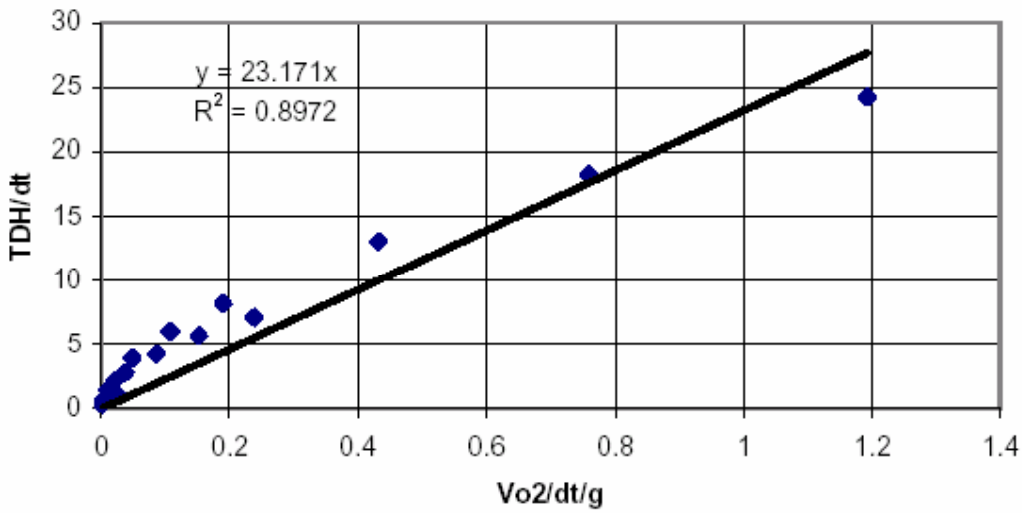


Figure 5. Dimensionless TDH/dt versus Froude Number.

If we take the linear fit in Figure 5 to represent the material behavior, then we can relate

$$\frac{TDH}{d_t} = 23{,}171\frac{V_c^2}{d_t g} \tag{6}$$

or, upon rearrangement, we get.

$$\frac{V_c^2}{TDH \cdot g} = \text{constant} = 0{,}0432 \tag{7}$$

The constant in Eq.(7) is likely to be material specific. Fournol independently determined, for a fluidized bed of fine catalyst particles, d_p=58 microns, the TDH for this material to be given by

$$\frac{V_c^2}{TDH \cdot g} = 0{,}001 \tag{8}$$

3. Entrainment rate from tall vessels

There are several methods for estimating entrainment rates. Following the work by Zenz we assume that the flux rate of solid size d_{pi} is proportional to its mass fraction, x_i,

$$G_{si} = x_i G_{si}^* \tag{9}$$

Where G_{si}^* is the flux rate from an imaginary bed of all particles of size d_{pi}. This approach extends the analogy between fluidized beds and boiling of a liquid mixture. Raoult's Law for an ideal fluid mixture equates the partial pressure of component *i* in the vapor phase to the mole fraction in the liquid phase times the pure fluid vapor pressure.

$$P_i = x_i P_i^* \tag{10}$$

hence, the flux rates are analogous to the vapor pressures.

The procedure to determine the flux rate from a bed with known particle size distribution is as follows:

1. Divide the size distribution into narrow intervals and find which intervals have terminal velocities greater than the superficial velocity (these are the particles that are entrained, because $H_f > TDH$).
2. Find G_{si}^* for each size range.
3. The total entrainment is given by:

$$G_s = \sum x_i G_{si}^* \tag{11}$$

In terms of a continuous size distribution, $P(d_p)$, the total entrainment rate is given by

$$G_s = \int G_{si}^* P(d_p) dd_p \quad \text{(integration over all particles entrained)} \tag{12}$$

To apply this procedure, a correlation such as shown in Figure 6 is required to find G_{si}^*.

From this plot the value of G*s may be determined for Geldart A particles and for fines removed from larger particle beds. For Geldart class B, C, or D particles (the larger particles) other predictive models are available

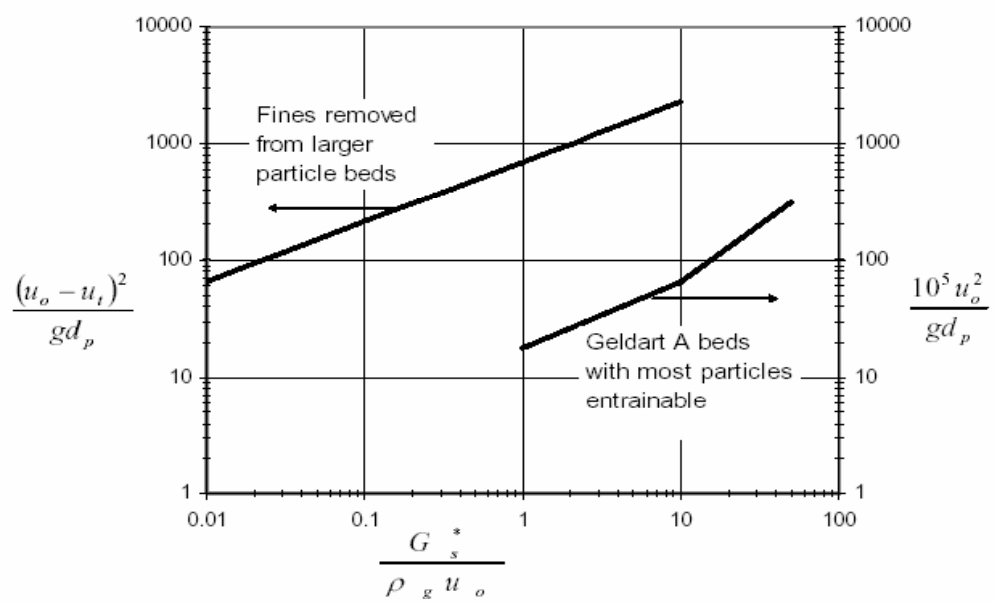


Figure 6. Data taken from Kunii & Levenspiel, Fluidization Engineering, 2ed, Butterworth, Boston, 1991

4. Conclusion

The main concern in a competitive and lasting economy is finished product price which is also affected of production costs. An important energetic economy can be obtained by re-dimensioning the work space that can be realized through transfer process intensification. There are studies in the domain which can be extended about industrial equipments. The trouble with these studies is that they have a restricted applicability in theoretic fits. During this theme it is intended to expand the theoretic researches concerning heat processes intensification and their use in industrial practice. In conclusion the fundamental research with concrete technical applications and the experimental verification of theoretic models represent a significant contribution to the development of knowledge in domain

Received April 17, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Kunii and Levenspiel (*J. Chem. Eng. Japan*, **2**, 84, 1969)
2. Lewis *et. al.* (*Chem. Eng. Prog. Symposium Series*, **58** (38), 65, 1962)
3. Wen and Chen (*AICHE J.*, **28**, 117, 1982)
4. Kunii and Levenspiel (*Fluidization Engineering*, 2ed, Butterworth, Boston, 1991)
5. R.E. Balzhiser, M.R. Samuels, and J.D. Eliassen. (*Chemical Engineering* Thermodynamics, Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1972)

CONTRIBUTII TEORETICE PRIVIND ELUTRIATIA PARTICULELOR DINTR-UN PAT FLUIDIZAT

Rezumat: Aceasta lucrare prezinta unele studii teoretice privind aplicatiile industriale ale instalatiilor cu pat fluidizat. Aceasta tehnica este relativ necunoscuta in tara, iar problemele fluidizarii coerente sunt inpartial rezolvate. In acest context, lucrarea isi propune elucidarea unor aspecte privind functionarea coreata a unei astfel de instalatii de incalzire, in ideea protejarii resurselor energetice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DYNAMIC OF MECHANO-ELASTIC SYSTEMS FOR CHANGING OF SPOOL AT WAVING MACHINES

BY

VASILE VIOREL MOLDOVEANU, OVIDIU CALANCIA and LEONACHE DRĂGOI

Abstract: In this paper work it is analyzing changing mechanism dynamic of filling format, commencing from differential equation of operating movement of mechano-elastic system. It is analyzing changing system evolution of spool in connection with axial weaver's reed mechanism kinematics, resulting useful factors for machinery design.

Keywords: aluminium alloy.

1. Introduction

The concern of Weaving Machines designers, regarding automatisation of waving process, take place tenaciously for long time, with experiments and laborious study of reliability and maintenance on systems of changing filling format, with purpose of ensuring longer running life of weaving machines, without servicing. In this regard it is an evident evolution: from mechanic weaving machines, manual feeded with filling, designers and manufacturers developed automatic weaving machines, with mechanic and mechano-elastic changing systems of spool/shuttle, presently, the widest part of waving machine park, contain weaving machines with axial feeding of filling on large formats, from reels

Authors concentrate the study on a mechano-elastic system for changing of spool (SMESC), due the following reasons: in weaving machines park in Romania are machines equipped with this kind of changers, and knowing deeply of this are leading to a reasonable operation of waving machines and improving their reliability; have to gain textile equipment designers, because , in present paper are analyzed the dynamic of a mechano-elastic system which interfere in waving machine operation into a extremely short time interval without perturbing technological process-, in correlation with main mechanisms cyclograms of weaving machine.

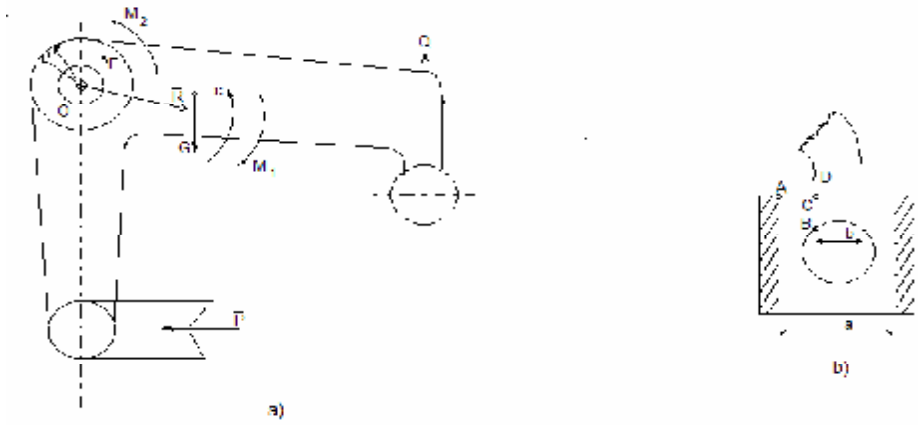
2. Dynamics analysis

Are known cinematico- functioning structure of a mechano-elastic system for changing of spool (SMESC), at a cotton automatic weaving machine [1].

During changing process of spool, action angular level of spool is subdued to major stress as a consequence of forces and moments which are acting upon it into a very short time interval. In figure 1a are shown dynamic elements, as follow:

Q - is opposite resistance from previous spool when new one press upon it.;

R – response in base plate "O" connection;
M_1 – is the moment of inertial forces applied to the hammer as a result of his descends lowered speed;
M_2 - is the moment applied upon mallet from spiral spring fitted on the shaft "O", which have the task to bring back in initial position after completion of changing process;
G - weight of mallet.



Q force subject of dimensions and elastic quality of fixing device of spool in shuttle, of ring dimensions on spool and surface finishing (polishing) of this metallic items. Q force could be determined in two ways; both of them based by experiment/test; establish directly Q force using a dynamometer; establish necessary mechanical work for extracting previous spool from shuttle and is obtaining using the following formula (1):

$$Q = W/S \tag{1}$$

Where: W is the mechanical work applied and S is the space travelled by spool up to the point of releasing by fixing device in shuttle. Following the experiments, medium value established of Q forces is 125 Newton's

Moment M_1 are establishing with the following formula (2):

$$M_1 = -J_0 \cdot \varepsilon \tag{2}$$

Where J_0 is dynamic inertia moment of mallet against his revolving axis, and ε represent his angular acceleration; both values can be determined according [1].

P force is unknown as modulus and is established from forces equation applied to mallet against his revolving axis. R force is a total unknown vector and is establishing from polygon forces applied to mallet.

M_2 moment is establishing with the formula (3):

$$M_2 = F \cdot r \tag{3}$$

Where F is tangential force given by spiral spring, and *r* is the radius of spring coil.

Spiral spring which give M_2 momentum, must be calculated, paying attention to certain condition. Thus, at completion of changing process, the mallet commence movement of return under spiral spring forces, and the shuttle are moving together with weaver's reed – which are oscillating – going away from extreme position of it. A point of shuttle are moving to right (fig. 1b), and b point of mallet is lifting. If internal edge A of shuttle arrive in C point earlier or in same time with B edge of mallet, then

happen damages to the shuttle by the mallet. To ovoid this occurrence must introduce in SMESC a spiral spring with a certain elastic constant, which ensure lifting B point of mallet up to D position, in period of time when shuttle are moving in transport movement from A to C. CD distance are safety distance.

A point an the shuttle will travel on distance AC = (a – b)/2

In case axial weaver's reel the movement rule is:

$$X_A = K\{\rho[1 - \cos(o)] + (\rho^2/2L)\sin^2(o)\} \quad (4)$$

where: ρ – is radius of mechanism crank; L – length of connecting rod; K – an number more than one which indicate the ratio between distance of A point of shuttle to oscillating axis of weavers reel and distance between weaver's reel pin and his axis; o – angular argument of (4) formula.

With the experimental established value of items *a*, *b*, *ρ*, and L is possible to write AC = X_A, then establish o ;which now will be noted o_1.

Movement rule of SMESC mallet, during lifting under the force of spring action will result from moment equilibrium given by formula (5):

$$F \cdot r = -J_o \cdot \beta'' \quad (5)$$

Where: β is angle traveled by end of the spring together with the mallet, and β'' is angular acceleration. Tangential forces is in direct ratio with angle traveled by mallet and spring, in relation with initial position, before changing process.. result F = c*β, where *c* is elasticity constant of the spring., unknown of the problem. β angle is increasing during changing development up to his maximum value and decrease while reversing to initial position.

Is obtaining:

$$J_0 \cdot \beta'' + c \cdot r \cdot \beta = 0 \quad (6)$$

Noted $k^2 = c \cdot r/J_0$, and replacing in (6), obtain differential equation second degree (7):

$$\beta'' - k^2 \cdot \beta = 0 \quad (7)$$

General key of differential equation is:

$$\beta = M \cdot \sin(kt) + N \cdot \cos(kt) \quad (8)$$

Where M and N are constants established from initial conditions of movement

Derivating successively differential equation (7), resulting (9) and (10)

$$\beta' = M \cdot k \cdot \cos(kt) - N \cdot k \sin(kt) \quad (9)$$

$$\beta'' = -M \cdot k^2 \cdot \sin(kt) - N \cdot k^2 \cdot \cos 9kt) \quad (10)$$

Obtaining equation:

$$\beta = \beta_0 \cos(kt) \quad (11)$$

Where: β_0 is torsion angle of spiral spring between ending stage of spool changing and initial stage of mallet reversing movement. This way will result equality $\beta_0 = \beta_{max}$. Distance traveled by B point of the mallet (figure 1b) is given by function:

$$S_B = h(\beta_0 - \beta) \quad (12)$$

Where: h is distance between oscillating axis of the mallet and his B edge, and β - actial angle of spring torsion. By replacing obtain:

$$S_B = h \cdot \beta_0[1 - \cos(kt)] \quad (13)$$

Knowing distance S_0 = BD, (figure 1b), and time o_1/ω, where φ_1 is turning angle of main shaft of unit during weaver's reel movement on distance AC, and ω - angular speed of main shaft.

3. Use, interpretation, conclusions

Commencing from geometric, kinematics and dynamics elements established in advance, establish afterward unknown k and spring elasticity constant, c.

In this way, for a = 31mm; b = 14 mm; $X_A = (31 - 14)/2 = 8{,}5$ mm; $S_B = 10$ mm; $\rho = 70$ mm; L = 280 mm; K = 1,08; r = 20 mm; h = 145 mm; $\omega = 20\ s^{-1}$; $J_0 = 0{,}013\ kg.m^2$; $\beta_0 = \pi$.

Replacing in formula (4), result:

$$8{,}5 = 1{,}08\ \{\ 70\ [1-\cos(20t)] + (4900/560)\sin^2(20t)\} \qquad (4^*)$$

Solving trigonometrically equation (4*), obtain mallet lifting duration, on the distance BD, $t_1 = 0{,}0215$ s.

Replacing in formula (13), obtain:

$$10 = 145 \cdot \pi \cdot [1 - \cos(k \cdot 0.0215)] \qquad (13^*)$$

From formula (13*) obtain k = 9,8.

In the last, from formula $k^2 = c \cdot r/J_0$ rezult spring constant, c= 62N.

Concluding, a SMESC designer need to establish value of spring constant, and to choose suitable spring; a spring with higher elastic constant will induce shock and vibrations in system, with untimely wear in joints and disturbance in functioning. And a spring with lower elastic constant will bring damages of shuttle and blocking of the machine

Methodology from present work also can be used when designing also other mechano-elastic systems for machine equipment.

Received April 29, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Dragoi, L., **Proiectarea utilajelor textile. Utilaje din ţesătorie**. Editura Dosoftei, Iaşi, 1995
2. Dragoi, L., **Elemente de proiectare a utilajelor din ţesătorie**. *Aplicaţii*. Editura BIT. Iaşi, 1997
3. Dragoi, L., **Tribotehnica**. Editura BIT, Iaşi, 1997
4. Dragoi, L., **Manualul Inginerului Textilist**. Editura AGIR. Bucureşti, 2004
5. Dragoi, L., **Acţionări hidraulice şi pneumatice la maşini din domeniul textile-pielărie** Editura Performantica. Iaşi, 2006

DINAMICA SISTEMELOR MECANO-ELASTICE DE SCHIMBARE A CANETELOR DE LA MAŞINILE DE ŢESUT

Rezumat: În lucrare se analizează dinamica mecanismului de schimbare a formatelor de bătătură, plecând de la ecuaţia diferenţială a mişcării de acţionare a sistemului mecano-elastic. Se analizează dinamica sistemului de schimbare a canetei în corelaţie cu cinetica mecanismului axial al vălalei, rezultând elemente utile în proiectarea utilajelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONSIDERATIONS REGARDING THE COMPOSITIONAL AND AESTHETIC ELEMENTS OF THE TEXTILE MACHINES

BY

OVIDIU CALANCIA, VASILE VIOREL MOLDOVEANU and PETRONELA DRAGOI

Abstract: The recent researches in design, construction and exploitation of textile machines show that work productivity is connected with the ergonomics and design of processing machines. The paper presents some aspects regarding the compositional theory and the ways of harmonization of forms in designing textile machines. Also there are presented more modalities of using colors for finishing machines, all these applied according to visual communication theory.

Keywords: harmonic decomposition, visual communications, immaculate colors, color contrast.

1. Compositional aspects in designing

Some aspects of the compositional theory regarding the harmony of the shapes are specific to the architecture. It is difficult to transfer the theoretical elements of the architecture into technical field; some specific particularities that make the difference between technical field and architecture require a substantial and scientific activity regarding the ways of designer to realize the compositional technique of the textile machines.

Initially, in the first phase of a project, the designer has a variety of alternatives; he will choose one. It is possible that the chosen alternative to be disputed later. Therefore, in the early phase, it is necessary to specify the compositional idea that will be developed in the future. Than, after the compositional scheme of the textile machine becomes clear, the next phase is to elaborate the technical structure regarding the space capacity organization.

The specific of the compositional proceedings, as compositional ways, consist of their synthesis at scale, proportions, rhythm and the nuance of shapes. The dimensional relationships of the shape' s elements constitutes the realization basis of the entire composition.

The proportion represents the aesthetic category that indicates the relations between the dimensions of the component parts of the machines and the human being and objects around. Establishing the proportions, the designer combines the functional, constructive, performance and material aspects with the aesthetic laws

The rhythmic structure of a geometrical assembly in plane or space is realized according to *harmonic decomposition* principle, a rectilinear segmentation establishing a continue proportion inversed constantly. This proportional segmentation is called "*the gold section*"; the expression can be used in correlation with the compositional structure.

The geometrical shape it is also very important. There exist certain regulator networks, defined by the practical adaptation to proportion.

2. The functional and aesthetic role of the color

The color is the constitutive part of the world we live, having an important influence to each individual. The color concept refers to a variety of sensations and ideas, depending of physical, emotional, historic and philosophic environment. The sensitivity at colors can be developed; the ability to communicate using colors can be learned.

The new work organization and the automatization of the production processes enforce the accuracy of spaces, lightness and a clear and logical distribution of the equipment, functional and well colored machines. Therefore, the designer will have to take account to functional-utilitarian, physical – psychological and aesthetic – artistic elements.

The effects of the colors to human body are different depending on age and tiredness. So, the red is well received in the morning, but in the afternoon becomes difficult to be distinguished. In change, the green is well received all day without any diminutions of the perceived power. The blue is always distinguished, the perception quality increases during the afternoon. The blue has a positive influence to the view, but the red influences negatively.

Used during the short time responsibilities, the yellow can determine an increasing of the work process; used in activities that involve a precise supervision – of machine' s components, the yellow can have a negative influence to the operation' s execution. The yellow has an important role used in the signal system, warning the dangers.

An efficient method to increase the visibility of colors is the contrast. According to the recent studies, the most chromatic visible contrast is yellow on black, and the less one is red on green. The recommended colors for the textile machines are:

- dark and light grey;
- the bluish green in different nuances;
- blue;
- light green and dark green.

Recently, it has been used brown or orange.

The fundamental criterion to choose the colors for extended areas is to find the optimum visibility of the eye situated in the central zone of spectrum. The machine components that must be distinguished should have a color that enforces the eye to easy adaptation from a wavelength to other. These colors called focal must be chosen with wavelength bigger than the general shade of the machine wavelength. In this way, the differences between colors will not fatigue the eye.

3. The communication through color

Nowadays, there exists a generalization in the practicing of functional colors in the command board of the equipments. The colors are used to inform the worker through colored lights or to transmit information about the machines. One of the chromatic fundamental conditions of the command boards is the perfect distinguish of the colors: each color must depend by the general shade of the board and it is influenced by the other colors. The selection of the color on the command board depends also by the memorizing capacity of the code, in which each shade has an important significance. Because the chromatic memory isn't too good, it must be used basic elements of the code, at the most five shades, preferably selected from the pure colors of the spectrum:

- Red;
- Orange;
- Yellow;
- Green;
- Blue.

In the chromatic code of a command board it is recommended the application of the visual communication theory that says that the most frequent and important signals must be visible in a simple and obvious way in a single color. Also, the most significant elements of the board must be placed in a central visibility zone because the operator must distinguish the colors. A selection criterion of the colors is the necessary speed of a certain operation. Therefore, for those operations that involves a high response speed are indicated the signalizations with red, yellow or orange; meanwhile, for the other operations it can be used green of blue

Other important condition of command board function is the frequency of the colored signals appearance which if it is too often, can go to tiredness of the operator and total lost of the perception capacity. Because of this problem, the yellow being very visible can be used for very short signals and blue or red can be used for long signals.

- The yellow color unlike black is used as warning for unseen dangers.
- The orange unlike black warns the accidents dangers in the dangerous parts of the machines
- The red unlike white warns: Stop, Direct Danger and Forbidden Areas, so on.
- The green unlike white means the missing of any danger.
- The blue unlike white shows the security technical parts of the machines.

4. The aesthetic distinguish of the tissue

The latest improvements in the textile machine design determine the progress regarding the work productivity. But, the latest researches shows tat the work productivity in textile is depended by the high quality of equipment, their structure, their "friendly" surface and their design. Therefore, the designer must have an active role in realization of new equipment.

A specific characteristic of textile machines is their powerful relation with the human being. Solving the complex problem regarding the relation between human and machine, the engineers and specialists in ergonomic and design field release constantly the human by the necessity to accommodate with the machine. Therefore, they adopt the machine to anatomical particularities and spiritual needs of human being. So, the designer it is very important in realization of new textile equipment.

In the first phases of the designing of the tissue machines, the specialists decide the combination and the place in space of the main mechanisms of the machines. This idea becomes materialized comparing the place of the shedding mechanism of some tissue machines. So, at the P175M machine, the shedding mechanism is located in the center of the seating contributing at the reduction of the machine` s size. At the STB-216 tissue machine, the drive of the shedding mechanism is placed in a closed box outside of the seating; in this way is been reduced the assembling costs and the adjustments are easy to be done. Also, because the operating elements are placed in bay with liquid lubricant, the hardness of the noise decreases and the durability increase.

In the case of tissue machines with shuttle, the mechanisms are located in such a position so that their operation to be supported on the machine`s skeleton. The open mechanisms can create services dangers, they must be clean constantly and they need a supplementary oiling. Using aesthetic fenders, the work components can be protected by the dust; also, the fender facilitates the machine `s manipulation and increases the work safety. An example is the aesthetic fenders of Elitex K-58/1 textile machines

The ergonomic factors have an important role for workers Some of the conditions regarding this problem are:

- Good sanitary and hygienic characteristics that can assure the function at maximum capacity of work;
- Parameters, gauges, ergonomic sizes depending by the human body particularities and its possibilities to move;
- The accommodation of the human sight, hearing and touch particularities;
- High aesthetic qualities with a positive emotional influence to human being.

The application of the colors in the design process of the tissue machines involves:

- The buttons that indicates STOP or DAMAGE are colored in red;
- The signals and the buttons START / WORK are colored in green;
- The buttons and other operation elements with secondary importance are colored in grey shades.

The next principles must be followed:

- As bigger as an component is the color must be light;
- As small as a component is the color must be saturated;
- The support components must have dark colors and shades

The adequate colors are light green or light grey for seating and big components, combined with black color for small pieces. The steel components can be covered with plastic. Such a finishing operation of the areas can be distinguished using light green on the seating of the tissue machines.

Received April 20, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Jones, C.J., **Design, metode si aplicatii**, Editura Tehnică, Bucuresti, 1975
2. Dragoi, L., **Proiectarea utilajelor textile** Editura Dosoftei, Iasi, 1995
3. Dragoi, L., **Proiectarea utilajelor textile** *Aplicatii*, Editura BIT, Iasi, 1997
4. Dragoi, L., **Tribotehnica**, Editura BIT, Iasi, 1998
5. Dragoi,L., **Mentenanţă si fiabilitate în industria textilă**, Editura Performantica, Iaşi, 2007

CONSIDERAŢII ASUPRA ELEMENTELOR COMPOZITIONALE SI ESTETICE ALE MAŞINILOR TEXTILE

Rezumat: Cercetările recente în design-ul, construcţia şi exploatarea maşinilor textile arată că productivitatea muncii este în legătură directă cu parametrii ergonomici ai acestora. Lucrarea prezintă câteva aspecte privind teoria compoziţională şi metodele de armonizare a formelor în proiectarea maşinilor textile. De asemenea, autorii au prezentat modalităţi de utilizare a culorilor în finisarea maşinilor textile aplicate conform teoriei comunicării vizuale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

TAILORING OF PEROVSKITE OXIDE NANOPOWDERS AND SINTERING TO NANOCRYSTALLINE DENSE CERAMICS

BY

P.NANNI[1], M.T. BUSCAGLIA[2], R.V.CALDERONE[1], V.BUSCAGLIA[2], L.MITOŞERIU[1,3] and M.VIVIANI[2]

Abstract: Some ceramics with perovskite-like structure, such as $BaTiO_3$ (BT), are ferroelectric materials. Although they can be employed for underwater acoustic sensors, actuators, PTCR resistors, ferroelectric memories, and embedded capacitance in Printed Circuit Board, the main application is in the field of communication and microelectronics. The authors proved a new way to easy obtain well defined, no agglomerated, stoichiometric and equiaxed BT and ST nano-powders with a very narrow Particle Size Distribution.

Keywords: perovskite

Some ceramics with perovskite-like structure, such as $BaTiO_3$ (BT), are ferroelectric materials [1]. Due to their very high permittivity (normally ε =1500-4000 according to the grain size) and low losses, they are extensively used in the electronic industry where they find manifold applications. Although they can be employed for underwater acoustic sensors, actuators, PTCR (Positive Temperature Coefficient of Resistivity) resistors, ferroelectric memories, and embedded capacitance in Printed Circuit Board (PCB) [2], the main application is in the field of communication and microelectronics (Multilayer Ceramic Capacitors, MLCCs).

At present, continuous advances toward component miniaturisation lead the high-tech ceramics on the way of grain size reduction below a few hundred of nanometres to improve the performance of the devices and possible to reduce their costs. In the case of MLCCs, the current trend is to increase the number of dielectric layers above 500 and decrease their thickness below 1 μm. This objective can be achieved under two conditions: production of high quality nanopowders (≤ 100nm) with narrow particle size distribution and relatively low sintering temperature that prevents grain growth whilst leading to high densification

Recently, an increasing interest has been focused on soft chemistry methods. Ultra-fine, non-agglomerated BT and $SrTiO_3$ (ST) nanopowders with narrow particle size distribution were prepared by our group prepared according to the direct precipitation reaction ($T<100°C$; $P=10^5$ Pa; pH ≈14):

$$(Ba/Sr)Cl_2(aq) + TiCl_4(aq) + 4NaOH(aq) \rightarrow (Ba/Sr)TiO_3(s) + 4NaCl(aq) + 3H_2O(l) \qquad (1)$$

where (aq) indicates the salts dissolved in aqueous solution [3, 4]. The thermodynamic conditions for hydrothermal synthesis of BT stated by Lenka and Riman [5].

The reaction (1) was carried out either in batch or mini tubolar reactors. For larger amounts a Segmented Flow Tubular Reactor (SFTR) was employed [6, 7]. An

excess of Ba over the $BaCl_2/TiCl_4$ stoichiometry ratio (R=1.11) was always used to compensate depletions due to the washing step.

STFR (Fig.1) essentially composes of a *micromixer*, where the reactants are efficiently mixed and a *segmenter* in which the supersaturated solution is separated by an organic immiscible fluid into micro-batch volumes (≈60 mL) in a continuous mode.

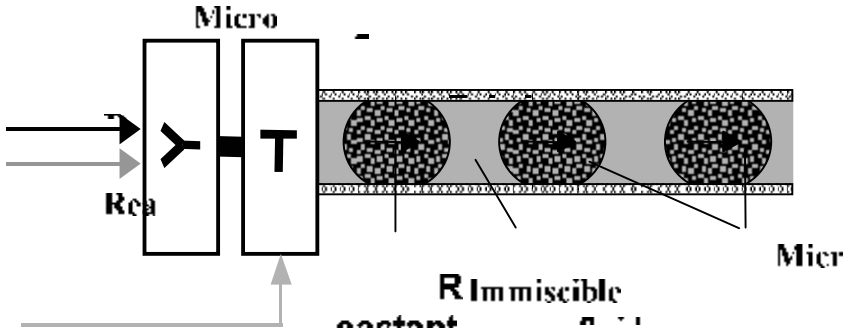


Fig. 1. Operating schema of SFTR showing the formation of segmented micro-batch volume.

Each micro-volume is fed into the tubular reactor (Ø 4mm, length 20m) kept in a thermostatic bath, and meets exactly the same residence time and the same reaction conditions all throughout the length of the tubular reactor. As a result, the formation of practically identical nano-particles is observed, as each micro-volume behaves like a microreactor. Eventually the powder dispersion, separated from the immiscible fluid by decantation, is collected, washed and finally dried

It is known, that to obtain high-quality powders, some critical points such as nuclei formation, crystallite growth and aggregation of crystallites must be controlled because the preparation of nanopowders is very sensible to all these synthesis parameters. In particular a strict control of supersaturation and temperature strongly reduces the heterogeneity conditions of the reactors, and in turn makes possible the control of cations concentration that determines the final particle size. In fact, when the concentration increases the particle size decreases We showed that these requirements are successfully achieved by employing SFTR technology and we succeeded in tailoring BT nanopowders in the range 15 : 1,500 nm, with a satisfactory stoichiometry control (Fig. 2 a-c and 3)

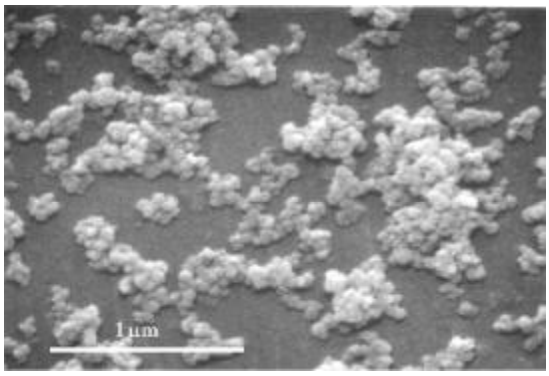


Fig 2a Example of $BaTiO_3$ nanopowders in the range 30-50 nm

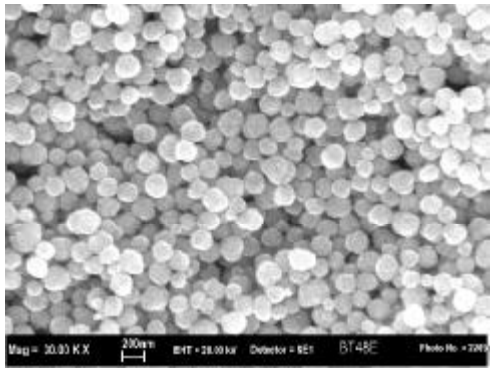


Fig 2b. Example of $BaTiO_3$ nanopowders in the range 150-200 nm

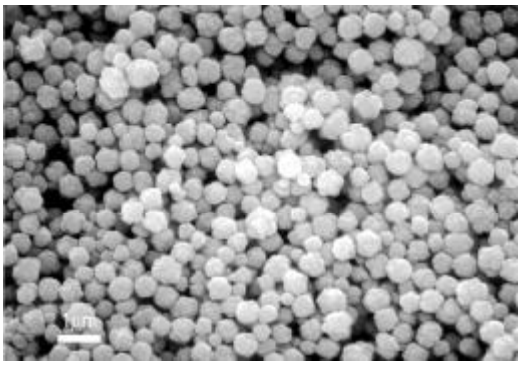


Fig 2c. Example of $BaTiO_3$ nanopowders in the range 500-700 nm

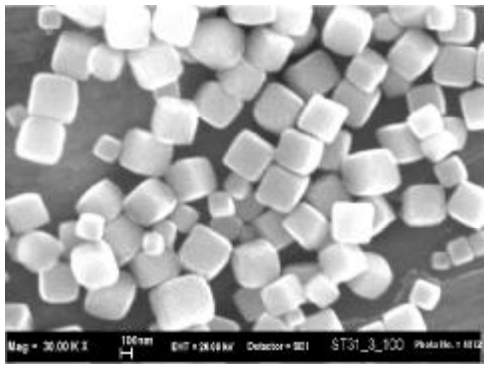


Fig 3. Example of $SrTiO_3$ nanopowders with an average size of 400 nm

The authors proved [3,4] that the reaction (1) represents an easy way to obtain well defined, no agglomerated, stoichiometric and equiaxed BT and ST nano-powders with a very narrow Particle Size Distribution as shown in Fig. 4, where the dimensional volume distribution is reported.

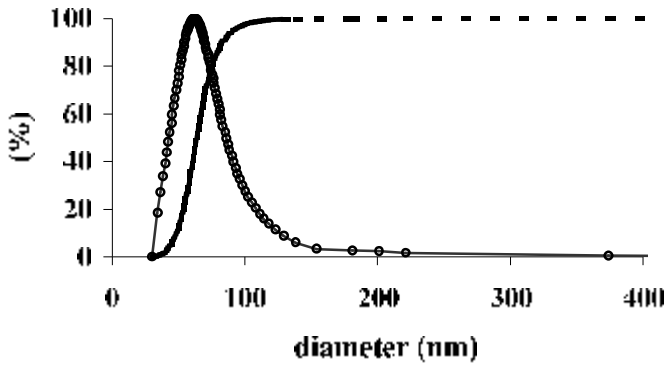


Fig. 4. Dimensional volume distribution (--- cumulative; o frequency)

The production of high-quality nano-powders is a necessary but not sufficient condition to obtain dense nanocrystalline ceramics unless innovative sintering procedures are applied to prevent grain growth below a few tenth of nm. Spark Plasma Sintering (SPS) allows a rapid densification of powders that we used [8,9] to prepare dense, bulk nanocrystalline BT ceramics in the range 30-100 nm (relative density: >97%) (Fig. 5a-d).

From these experimental results, a critical grain size for possible disappearance of ferroelectricity in BT was evaluated in the range 10-30nm

The dielectric constant of nanocrystalline ceramics (≤100nm) is shifted to lower temperatures and strongly depressed in comparison with coarse ceramics. It is also less sensitive to temperature.

In spite the macroscopic P(E) loops are indicating a frozen polarisation, the local AFM piezoresponse investigations show that even at the smallest grain size the material conserves its ferroelectricity [9]. The overall functional properties of the BT nanoceramics are the result of combined grain size and grain boundary phenomena.

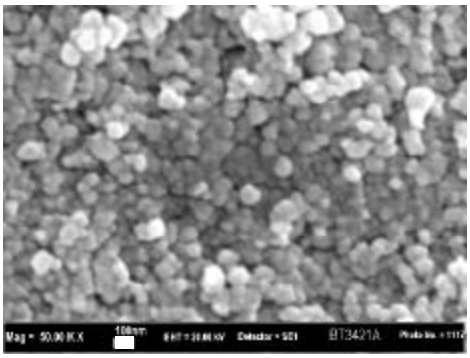


Fig. 5a. $BaTiO_3$ nanocrystalline ceramic (g.s. ≈100 nm; bar 100 nm)

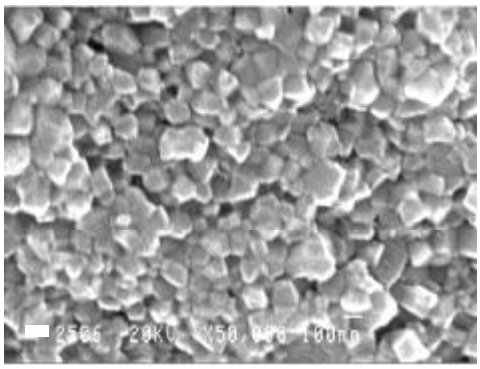


Fig. 5b. $BaTiO_3$ nanocrystalline ceramic (g.s. ≈ 50 nm; bar 100 nm)

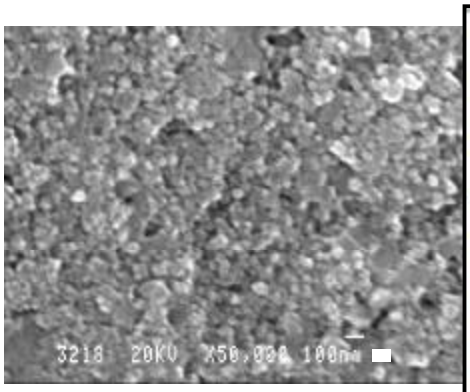


Fig. 5c. $BaTiO_3$ nanocrystalline ceramic (g.s. ≈ 30 nm; bar 100 nm)

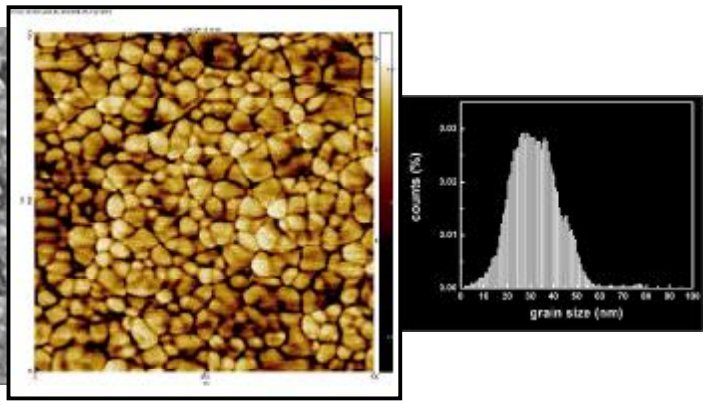


Fig. 5d. AFM image of 30 nm $BaTiO_3$ ceramic and g.s. distribution

A progressive reduction of the tetragonal distortion with decreasing grain size was observed together with a decrease of the tetragonal-cubic transition enthalpy (Fig.6)[10].

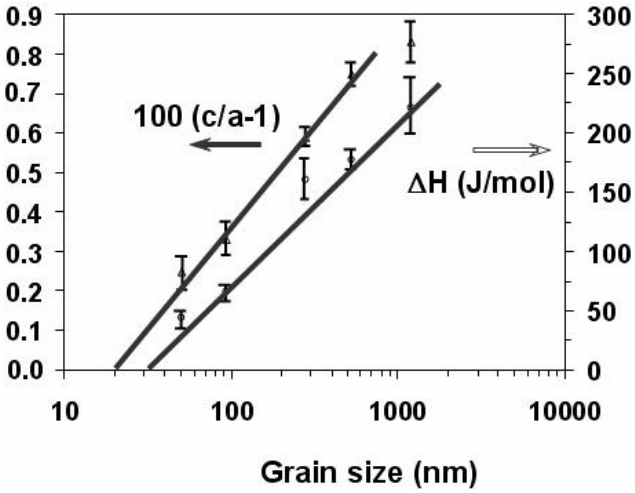


Fig. 6. Tetragonality [100(c/a-1)] and Tetragonal-cubic enthalpy (ΔH) versus grain size

Received April 24, 2007

[1] *DICheP, Faculty of Engineering, University of Genoa, Genoa, Italy*
[2] *IENI-CNR, Department of Genoa, Genoa, Italy*
[3] *"Al.I. Cuza" University, Iaşi*

REFERENCES

1. A.J.Moulson and J.M.Herbert. "**Electroceramics**", Chapman and Hall, London UK 1990, pp 68-79.
2. A Rae et al, *Ceram.* Trans. **100** (1999) 1.
3. A.Testino, M.T.Buscaglia, M.Viviani, V.Buscaglia and P.Nanni, *J. Am. Ceram. Soc., 87 (2004) 79*; A Testino, M.T.Buscaglia, M.Viviani, V Buscaglia, C.Bottino and P.Nanni, *Chem. Mater. 16 (2004) 1536.*
4. V R.Calderone, A.Testino, M.T.Buscaglia, M Bassoli, C Bottino, M.Viviani, V Buscaglia and P.Nanni, *Chem. Mater. 18 (2006) 1626,*
5. M.M. Łencka and R.E. Riman, *Chem. of Mater.*, 5 (1993) 61; M.M Łencka and R.E. Riman, *Ferroelectrics*. 151 (1994) 159. J.O. Eckert Jr., C.C. Hung-Houston, B.L. Gersten, M.M Łencka and R.E. Riman, *J Am Ceram. Soc., 79 (1996) 2929.*
6. J.Lemaitre, N.Jongen. R.Vacassy and P.Bowen. *"Production of Powders"*. Patent Nr. WO 98/02237. Jan. 22, 1998.
7. P.Bowen, M.Donnet, A.Testino, M.Viviani, M.T.Buscaglia, V.Buscaglia and P.Nanni,". *Key Eng. Mater., 216-213 (2002) 21.*
8. V.Buscaglia, M.Viviani, M T.Buscaglia, P Nanni, L.Mitoseriu, A Testino, T Stytsenko, M Daglish, Z.Zhao and M.Nygren, *Powder Technology*. **148**, 24 (2004).
9. M.T.Buscaglia, M.Viviani. V.Buscaglia, L.Mitoseriu, A.Testino, P.Nanni et al , *Phys. Rev. B. 73 (2006) 064114*
10. Z.Zhao, V Buscaglia, M.Viviani, M.T.Buscaglia, L.Mitoseriu, A Testino, M.Nygren, M.Johnsson, P.Nanni. *Phys. Rev. B, 70 (2004) 024107*

EVOLUŢIA COMPORTĂRII HISTERETICE A UNOR ALIAJE CU MEMORIA FORMEI ÎN FUNCŢIE DE SARCINA APLICATĂ

Rezumat: Unele ceramici cu structura pereskovite, cum ar fi $BaTiO_3$ (BT), sunt materiale feromagnetice. Deşi acestea pot fi folosite pentru senzori acustici submarine, actuatori, rezistori PTCR, memorii feroelectrice şi capacităţi PCE, principala utilizare a lor este în domeniul comunicaţiilor şi microelectronicii. Autorii prezintă o nouă cale de obţinere ieftină nano-pulberilor tip BT şi ST cu o distribuţie a mărimii particulelor foarte optimă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONSIDERATION CONCERNING THE MANUFACTURING OF MARAGING 300 STEEL

BY

I. NEDELCU*, IRINA CARCEANU, G. COSMELEATA***, I. ROCEANU**** and V. BOTAN*******

Abstract: The aims of the paper consists in the development of Maraging steels which are characterised by ultra-high strength due to the precipitate formed during ageing. Development of new maraging steels has drawn much attention from industry, targeting for specific applications. Maraging steels work well in electro-mechanical components where ultra-high strength is required, along with good dimensional stability during heat treatment. Several desirable properties of maraging steels are: ultra-high strength at room temperature; good weldability ; section size is an important factor in the hardening process; simple heat treatment, which results in minimum distortion;superior fracture toughness compared to quenched and tempered steel of similar strength level ;low carbon content, which precludes decarburization problems. The paper presents briefly some aspects regarding the present stage in production of maraging steels and the effect of thermal treatment on the mechanical characteristics and on the types of intermediate metallic compounds which result in the process of hardening by precipitation for Maraging steel.

Keywords: hardening by precipitation; maraging steels; thermal treatments.

1. Introduction

The recent rapid development of this type of steel is due to an assembly of higly important properties such as: high mechanical resistance, with remarkable ductility and tenacity; simple thermic treatments; good weldability; criogenic resistance; easily deformable and processable. [1, 2, 3]

In the case of usual hardenable steel utilized in the car construction industry, the process of hardening results in the formation of a hard and fragile martensite, which shall in turn be reannealed to obtain desired mechanical characteristics. In the case of MARAGING steel on the other hand, hardening results in the formation of a soft, ductile martensite, with a high content in nickel and very little carbon. The high mechanical characteristics are obtained through an ageing treatment due to the precipitation of some complex intermetallic phases.

Furthermore, the technology of fabrication of small pieces with high resistance, using conventional steel, is far more complicated and expensive than that of small pieces with high tenacity made out of maraging steel. Consequently, the advantages acquired by the usage of this type of steel are both technic and economic. [4]

Carbon is the main element which confers the high resistance but in the same time the fragile character of steel, which is why the actual tendency regarding the development of high-resistance alloys is to dramatically lower the contained carbon. On the other hand, a very low percent of carbon (< 0,03%) needs to be associated with

a martensitic, soft and massive structure, and with hardening by ageing. And this is actually how the name of „maraging" came into play.

The development of maraging steel emerged from the Fe – Ni binary alloy, with a percent of Ni ranging between 18 and 25. This results in a massive martensite if air-cooled. The equilibrium diagram for Fe – Ni is illustrated in Figure 1.

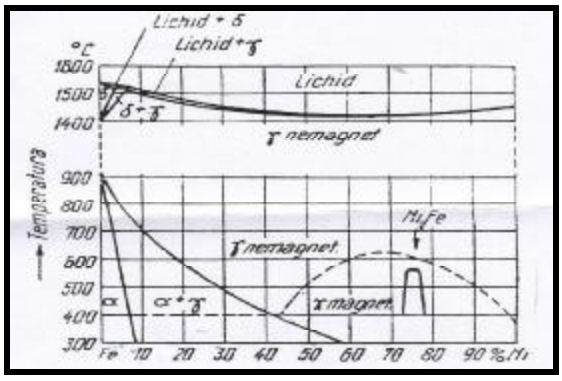


Fig. 1.The Fe-Ni equilibrium diagram

This martensite does not contain carbon as it is the case with usual Fe-C steel, it is not modified tetragonally, having a regulated cubic shape. It is called α_0 solid solution, having the same chemical composition like the austenite it resulted from

For practical necessities, a real metastable diagram of Fe-Ni alloys can be utilized (Figure 2), which presents thermic histeresis

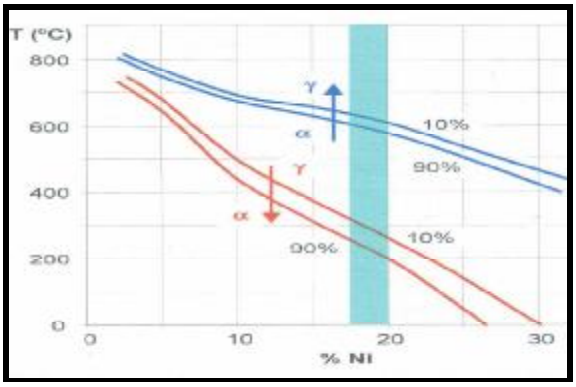


Fig. 2. Real metastable diagram of Fe-Ni alloys, the side of Fe.

The elements for alloying selected after Ni have been Mo ~ 5% and Ti ~ 1%. Applying an ageing treatment in the 450 – 500 ^{O}C interval has lead to the formation of the following precipitates: Ni_3Mo or $Ni_3(Mo,Ti)$ Ni_3Ti or Fe_7Mo_6. Excess titanium neutralizes carbon by forming carbon carbide. This alloying had a suplimentary effect: lowering the point of martensitic M_S and M_F transformation. The following element introduced in maraging steel was Co. Its effect is significant for the formation of a high-resistance and high-tenacity alloy by lowering the solubility of Mo in Fe (solid solution α), consequently leading to the formation of more precipitates, which in turn results in the increase of the martensitic M_S and M_F transformation temperatures. Other potential alloying elements are Al, Nb, Zr, Be, W, V, Cu, Ta. These are

substitution elements which produce the hardening. The normal thermic treatment cycle for MARAGING Co-Mo-Ni steel, laminated or forged, consists of a solubilization reannealing at 820^0 C with air-cooling followed by an ageing treatment for the martensite (maraging) at 480^0 C or 450^0 C with air-cooling.At the temperature of 820°C the phase transformation takes place ($\alpha \Rightarrow \gamma$), as well as the recrystallization of the austenite and the dissolution of the precipitates. After the cooling at 820^0 C, regardless of the speed, the $\gamma \rightarrow \alpha^1$ transformation takes place (austenite-martensite).

The hardening of Maraging steel is obtained by the thermic ageing treatment, a period in which the formation of the intermetallic precipitates in the martensitic mass takes place.perioadă în care are loc formarea precipitatelor intermetalice în masa martensitică.[5, 13, 16, 17, 18]. The highly reduced variation of dimensions during the thermic treatment is remarkable (0.06-0.08% when placing in solution and 0.04% when ageing). This reduced variation of the dimensions allows the processing of the pieces at finite quotas prior to the final ageing treatment. With the purpose of improving the features of warm-deformability another thermic treatment of partial austenitizing is conducted, at a temperature of about 650^0 C. There is poor reference in the specialized literature regarding the necessity of this thermic treatment. Air-cooling facilitates the technologic process of the thermic treatment, both when placing in solution and when ageing. This excellent complex of mechanical and technological features is due to hardening by precipitation of a series of intermetallic compounds in the special martensitic mass (lath martensite).

The specialty literature states different views concerning the hardening mechanism (precipitation) as well as the different phases of the intermetallic compounds. Therefore, for the process of germination (nucleation) in the ageing reaction, there are two accepted theories: – precipitation by classic germination [6]; - precipitation by spinodal decomposing [7].

There are two types of mechanisms responsible for the hardening of the precipitates, which are implied in the movement of the dislocations: - a looping mechanism [8,9]; - a shearing mechanism [10,11], and the reannealed austenite. There are numerous opinions of various researchers regarding the types of precipitates emerged at the thermic ageing treatment. Therefore, these determinations include precipitated phases such as [17]: γ – Ni_3Mo [6,10], η – Ni_3Ti [6,13,14], laves phases Fe_2Mo [6,10],σ – FeMo [6], μ – Fe_7Mo_6 [6,13], FeTi [6,15], Fe_2Ti [6] and the dispersed austenite[16]. In the hereby project we shall attempt to identify by means of electronic microscopy the types of precipitates which appear after the classical cycle of thermic treatment 820°C/1hour/air (placing in solution) and ageing at 480°C/3hours/air, and to analyze considering the shape, dimensions and the distance between precipitates, the main hardening mechanism.

2. Experimental work

For the experimentation, a charge of maraging 300 steel was ellaborated, by double vacuum remelting (which implies vacuum induction and arc in vacuum remelting). The ingot weighs 40 kg and has the diameter Ø 120 mm. The chemical composition of the obtained ingot is presented in Table 1

Table 1. Chemical composition of the obtained ingot

C	Si	Mn	P	S	Al	C	Ni	Mo	Ti
0,028	0,05	0,08	0,007	0,005	0,077	9,3	18,8	4,6	0,36

The utilized materials for the ellaboration were ARMCO steel, electrolytic nickel, molybdenum and pure titanium, Al 99,995%. The forging has been done on pneumatic forging hammer from Ø 120 to 40mm and then to 20mm

The performed thermic treatments have been as follows:

1. Placing in solution at 820°C, maintaining for 1 hour, air-cooling followed by water-cooling;

2. Ageing treatment at the following temperatures: 400°C, 420°C, 440°C, 480°C , 500°C, the ageing interval being 3 hours;

3. Ageing treatment at 480°C with maintaining durations of: 0,1h; 0,5h; 1h; 3h; 5h; 7h; 9h.

The samples for the traction test have been ellaborated in accordance with ASTM E9, having a calibrated area of 6,25 mm, and the resilience samples have been made with a V canal having dimensions of 10x10x55 mm. For the structural analysis thermally treated (at 820°C /1hour/air and 480°C /3 hours/air) samples have been used. Out of the 20mm bar, cylindric samples have been prelevated, with a size of 3 mm and a length of 50-70 mm. The final thinning has been accomplished by electrolytic polishing.

3. Obtained results and interpretation

3.1. The efect of the cooling method after austenitizing (air and water)

There have not been any significant effects noticed, regarding the influence of the cooling speed on the final mechanical features after conducting the thermal ageing treatment at 480°C/3hours/air. It is remarkable that when air cooling after the treatment for solubility, in the martensitic structure there remains an important amount of austenite of approximately 3%, which means the precipitation has not taken place. This austenite (γ) at the next ageing treatment shall transform in reannealed stable austenite (γ').

3.2. The influence of the ageing temperature on the mechanical characteristics

The initial thermal treatment of the bars has been: placing in solution at 820^0 C/1hour/air. The results of the mechanical trials that have been conducted are presented in Table 2.

Table 2. The results of the trials regarding the influence of the ageing temperature on the mechanical properties

No	Stamping	Ageing temperature	$R_{p0,2}$ DaN/mm^2	R_m DaN/mm^2	Z %	KCV J/cm^2
1	33;43	400	170.1	177.3	46	25
2	34;44	420	176.9	183.6	44	26
3	35;45	440	181.4	185.8	43	23
4	36;46	460	184.0	188.2	44	22
5	37;47	480	184,2	191,3	41	22
6	38;48	500	177,2	183,0	43	20

By analyzing the data shown in Table 2, the conclusion to be drawn is the increase of the mechanical characteristics along with the ageing temperature whilst maintaining a constant ageing interval (3 hours). The maximum of the resistance characteristics is obtained within the range of 480^0 C = 10^0C, at lower temperatures of precipitation (400-440^0 C), the mechanical resistances, R_m and $R_{p0,2}$ are lower but associated with higher plasticity values (Z) and tenacity values (KCV) than in the case of the improvement at 480^0 C.The acquired results confirm that the mechanisms of precipiting at lower temperatures are slow, leading to fine precipitations of intermetallic compounds in the martensitic matrix, which are responsible for the lower resistance features and higher tenacity. The slight tenacity gain accomplished by ageing at 400-440^0C, with the price of an important loss in mechanical resistance compared to ageing at 480^0 C does not justify the ageing treatment al lower temperatures. The optimal association of resistance and tenacity properties is accomplished at temperatures of approximately 480^0 C with a maintaining duration of 3 hours.

3.3. The influence of the ageing maintaining duration (precipitation) on the resistance at cracking and on toughness

The results of the determinations are presented in Table 3

NOTE: The initial toughness of the samples after thermal treatment by placing in solution at 820^0C/1hour/air has varied between 29-32 HRC.By analyzing the results, one can easily observe the fast increase of the toughness proportional with the maintaining duration, subsequently demonstrating the high precipitation speed (the maraging reaction). Consequently, after maintaining at 480^0 C for 6 minutes, the toughness increased from approximately 32 HRC to 38.2 HRC.The precipitation processes combined with hardening are more intense during the initial periods of time, whilst for higher maintaining durations, the increases are minimal and have a tendency towards lowering.

Table 3. The experimental results regarding the influence of the ageing duration on toughness and resistance to cracking

Nr. crt	Marcaj	Timp de inbatranire (ore)	Duritate HRC	Rezistenta la rupere R_m DaN/mm²
1	53;63	0,1	38,2	146,3
2	54;64	0,5	45,4	170,4
3	55;65	1,0	50,5	186,2
4	56;66	3,0	53,0	195,3
5	57;67	5,0	52,0	191,4
6	68;68	7,0	53,2	190,5
7	59;69	9,0	53,0	194,0
8	61;71	11,0	53,0	189,5

3.4. The microstructural analysis

The investigations of the studied steel's microstructure after the treatments of placing in solution (820^0C/1hour/air) and of ageing (480°C/3hours/air) have been effectuated by scanning electronic microscopy (SEM) and transmission electronic microscopy (TEM).

The results of the micro structural analysis effectuated on Maraging 300 steel samples are shown in Figure 5. The structure of the material is constituted of martensite with fine granulation with finely contoured grain limits. These limits are identical to the limits of the former austenite grains.

In Figure 3, is presented the nickel and molybdenum compounds which have an uniform repartition within the field, within obviously greater nickel density.

The identification of the types of precipitates has been possible at more than 10000X magnifying. The samples thinned by electrolysis have been investigated by means of TEM. The microstructure of the Maraging steel which was studied is presented in Figure 4, in an image TEM magnified 10500:1 and in Figure 5 magnified 21000:1. One can observe the boundaries between the former austenitic grains and fine martensite needles with a diameter of 0,5-1 μm.

Fig.3. Secondary electrons image from the micro structure of the sample SH 4020:1

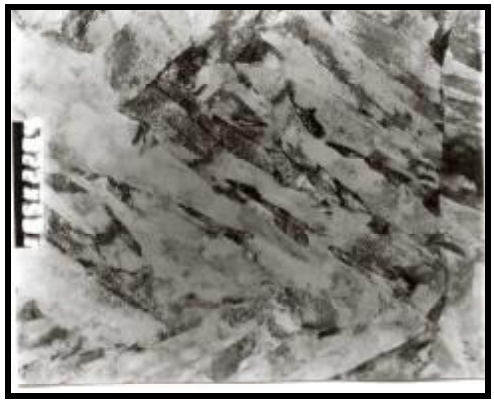


Fig.4. TEM image in luminescent field, 10500:1

The identification of the types of precipitates has been possible at more than 10000X magnifying. The samples thinned by electrolysis have been investigated by means of TEM. The microstructure of the Maraging steel which was studied is presented in Figure 4, in an image TEM magnified 10500:1 and in Figure 5 magnified 21000:1. One can observe the boundaries between the former austenitic grains and fine martensite needles with a diameter of 0,5-1 μm.

Also in Figure 6 magnified 13500:1, one can observe the existence of a cubic-shaped precipitate with a diameter of approximately 2 μm. The EDAX micro structural analysis has identified the existence of titanium nitride.

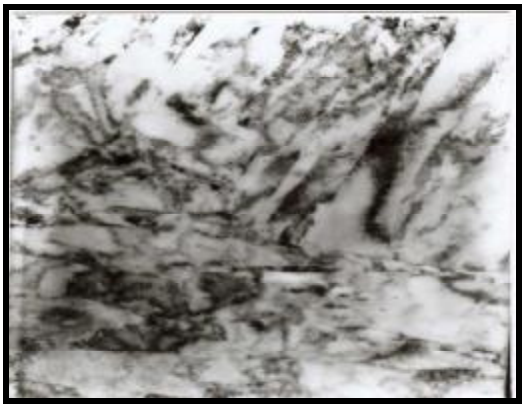


Fig.5. TEM image in luminescent field, 21000:1

Fig.6. TEM image in luminescent field, 13500:1

At over 100000:1 magnification, the substructure of individual martensite needles can be identified. For example in Figure 7 the TEM image in luminescent field, at magnification of 160000:1, indicates the fact that the substructure consists of very fine precipitates inside the matrix, with an interface between the martensite needles. The identification of the precipitates has been accomplished by TEM images in dark field. By using images in dark field on the same micro zone the Ni_3Mo phase is identified, with an orthorhombic network (spot 211). In Figure 8 there is the TEM image in dark field corresponding to the spot [211] of the Ni_3Mo phase. The SIGMA phase corresponds to the FeTi precipitate, according to specialists.

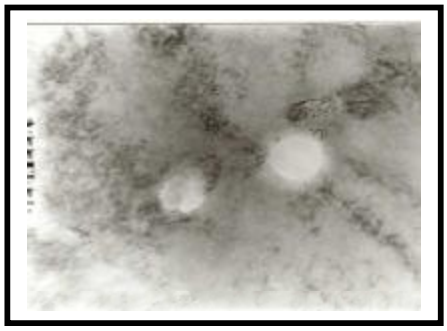


Fig.7 TEM image in luminescent field, 160000:1-The martensite and spherical precipitates

Fig 8. TEM image in dark field.160000:1 Orthorhombic phase Ni_3Mo, spot (211)

In Figure 9 the diffraction image is shown, with spots corresponding to both the matrix and to the precipitates. The precipitates have been identified as being an orthorhombic phase Ni_3Mo and a tetragonal SIGMA phase. The matrix's zone ax is [311], that of the Ni_3Mo compound is [120], and that of the SIGMA phase is [211].The image in Fig.10 realized in dark field, magnification 120000:1 shows the presence of the Ni3Mo precipitates, with orthorhombic structure (spot 211).

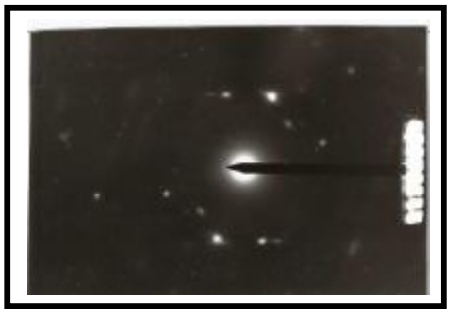


Fig.9. Diffraction electron image associated to the micro aria

Fig.10. TEM image in dark field 120000:1-Ni3Mo precipitates

4. Conclusions

The microstructure of the studied steel (Maraging 300) after conducting the thermal treatments (placing in solution and ageing) consists of lath martensite with a high density of dislocations.

Based on this martensitic structure, which lacks tetragonal structuring, with ageing, depending on temperature and maintaining duration, the precipitation of the

intermetallic phases takes place, and consequently the hardening according to an Orowan mechanism.

The spheric precipitates formed, with sizes between 2-4 nm, determine the moving dislocations to form loops (looping) or shears (shearing), which implies a significant increase of the mechanical resistance from the solution-included state to the precipitated state, with the preservation of high tenacity characteristics.

Our determinations showed two types of precipitated phases as follows: - an orthorhombic γ Ni_3Mo phase; - a tetragonal σ FeMo phase.

Received April 15, 2007

**SC Prelucrari Metalurgice PROD SRL*
***Metallurgical Research Institute of Bucharest*
****University POLITEHNICA of Bucharest*
*****Defence University "CAROL I" of Bucharest*
******SC ZIROM SA*

REFERENCES

1. Decker, R.F., Bash, I.T., Goldman A.J. – **ASM Trans Quaterly**, 1964, nr. 55, pp.58-76.
2. Dennis, W.H. – **Maraging steels – Iron and steel, may** 1968
3. Decker, R.F., Bash, I.T., Goldman A.J. – *Maraging nikel-cobalt-molybdenum steels*, **Rev. ASM Trans Quaterly**, 1962:55.
4. Castagne, J.L., Cazin, Y. – *Development d'acier maraging a haute resistence* **Revue de Metallurgie**, ian. 1969.
5. Bourgeot, I – *Durcissement par revenue des martensites Fe-Ni-Mo et FeNiCoMo*, **Les Mem. La Metalurgie**, 2. 1973.
6. Floreen S. – **Metall. Rev.**, 1968, vol. 126(13), pp. 115-28.
7. Zhanli Guo. Wei Sha – **Materials Transaction**, vol. 43, no. 6 (2002), pp. 1273-1282.
8. ASudervan, V.K., Kim, S.J., Wayman, C.M. **Metalls. Trans. A**, 1990, vol. 21A, pp. 2655-2668.
9. Sinha, P.P., Tharian, K.T. – **Mater. Sci. Technol**, 1998, vol.14, pp1-9.
10. Viswanathan, U.K., Dey, G.K., Asundi, M.K. **Metall. Trans. A**, 1993, vol.24A, pp.2429-2442
11. Floreen S., Decker, R.F. – **ASM Trans. Q.**, 1962, vol 55, pp.518-530
12. Pampillo, C.A., Paxton, H.W. – **Metall. Trans.**, 1972, vol 3, pp 2895-2903
13. Sha. W, Cerezo, A., Smith, G.D.W. – **Metall. Trans.A**, 1993, vol 24A, pp.1221-1232.
14. Tewari, R., Mazumdev, S., Batra, I.S., Dey, G.K., Banerjee, S. **Acta Mater.**, 2000, vol. 48, pp. 1187-1200
15. Spitzing, W.A., Chilton, J.M., Barton, C.J. **ASM Trans.Q.** 1968, vol.61, pp.635-639.
16. Thomas, G., Cheng, L., Mihalisin, J.R. **ASM Trans. Q.** 1969, vol.62, pp.852-857.
17. Yi-He, Ke Yang, Wei Sha **Metall. Trans. A**, vol.36A, september 2005, pp. 2273-2287.

CONSIDERATII PRIVIND REALIZAREA OTELURILOR MARAGING 300

Rezumat: Scopul lucrarii consta in realizarea si dezvoltarea otelurilor maraging 300 care prezinta caracteristici fizico-mecanice si structurale de excepcie si anume: rezistenta mecanica asociata cu o foarte buna tenacitate; rezistenta la oboseala remarcabila (de cca. 3 ori mai mare decat la oelurile clasice inalt aliate); sudabilitate ridicata; prelucrabilitate prin aschiere foarte buna ce poate fi facuta la dimensiuni finale. Lucrarea prezinta cateva aspecte legate de stadiul actual al productiei otelurilor de tip maraging precum si efectul tratamentului termic asupra caracteristicilor fizico-mecanice si structurale ale acestor oeluri.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ASPECTS REGARDING THE MODERNIZATION OF THE AIR-STEAM DROP HAMMERS WITH DOUBLE EFFECT

BY

NEDELCU MARIA[1] and SUSAN MIHAI[2]

Abstract: This work presents the modernization possibilities of the double effect air-steam drop hammers, with distribution through four valves, which have as objective function the consumption of driving agent.

Keywords: drop hammer, modernization, distribution with valves, driving agent, logical diagram, optimization

1. Introduction

The modernization of the air-steam drop hammers (which use as working agent -medium- the compressed air or steam), often called also the pneumatic-steam hammer, is nowadays one of the possibilities of achieving the technical progress for this type of equipments [1].

2. The optimal calculus of the distribution mechanism at the double effect air-steam drop hammer

In this part of the paper we will present a calculation method (4) which shows the continuous variety of the energetic parameters reported to the movement of the hammer's ram

The calculus method takes into consideration the valve distribution system for a double effect air-steam drop hammer, as presented in figure 1 [4].

The movement equation is, for the distance x(m) routed by the ram:

$$m\ddot{x} = mg + p_{ex}s_s - p_{ex}s_i - F_F - p_{ex}s_t \qquad (1)$$

from which we get

$$\ddot{x} = \frac{mg + (p_{ex} - p_{ex})s_s - (p_{ex} - p_{ex})s_i - F_F}{m} \qquad (2)$$

where $S_t = S_s - S_i$ (3)

For the admission phase of the fluid, admitting a pressure drop of Δp per 1 m of the stroke:

$$p_{ex} = p_a - x\,\Delta p, \quad p_{ex} = c_t \qquad (4)$$

and

$$x \in (0, H_s)$$

Taking in mind (4), the equation (2) will be written:

$$\ddot{x} = \frac{mg + (p_a - p_{ex} - x\Delta p)s_s - (p_{ex} - p_{ex})s_i - F_F}{m} \qquad (5)$$

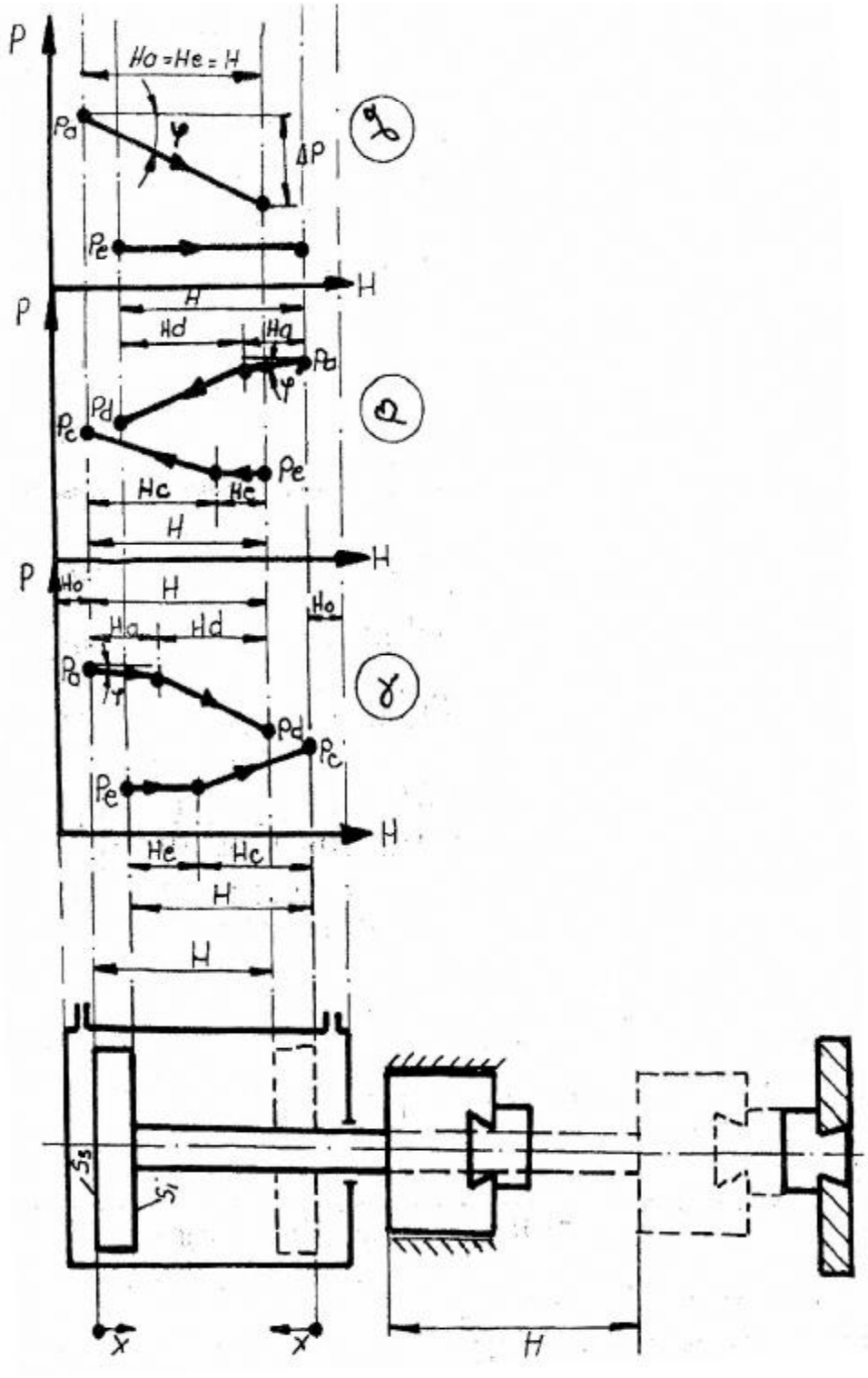


Fig. 1. Valve distribution system for double effect air-steam drop hammer:
m - ram's weight ; H - maximum stroke of the ram ; a admission ; d slackening ; c compression ; e exhaustion ; p pressure ; S_s - upper piston surface ; S_i - inner piston surface ; F_f - friction force ; H_0 - dead space ; α - lowering with admission and slackening in the upper space and exhaustion ; β - abduction ; γ - lowering with permanent admission in the upper space and permanent exhaustion in the lower space.

which can be written also:

$$\ddot{x} + \omega x^2 = A_1 \tag{6}$$

where:

$$A_1 = \frac{mg + (p_e - p_{ar})s_a - (p_e - p_{at})s_i - F_f}{m} \tag{7}$$

and

$$\omega = \sqrt{\frac{\Delta p \cdot S_a}{m}} \tag{8}$$

Solving equation (6) we get:

$$x = \frac{A_1}{\omega^2}(1 - \cos\omega t) \tag{9}$$

$$\dot{x} = \frac{A_1}{\omega}\sin\omega t \tag{10}$$

$$\ddot{x} = A_1 \cos\omega t \tag{11}$$

For $x = H_a$ we can calculate the admission time:

$$t_a = \frac{1}{\omega}\arccos\left(1 - \frac{H_a\omega^2}{A_1}\right), \quad v_a = \frac{A_1}{\omega}\sin\omega t_a \tag{13}$$

and

$$a_a = A_1 \cos\omega t_a \tag{14}$$

For the slackening phase the motion equation is:

$$a_s = A_1 \cos\omega t_a \tag{15}$$

Considering as origin point for x the point where slackening begins and considering that this has a politropic character (parameter n), we can write:

$$p_{ex}(H_a + H_s + x)^n = (p_e - \Delta p H_a)(H_s - H_a)^n \tag{16}$$

or

$$p_{ex} = (p_a - \Delta p H_a)\left(\frac{H_s + H_a}{H_s + H_a + x}\right)^n \tag{17}$$

The same for the compression phase:

$$p_{ex} = p_e - \left(\frac{H_s + H - H_a}{H_s + H - H_a - x}\right)^n \tag{18}$$

Considering equations (17) and (18), we can conclude from (15):

$$\ddot{x} = \frac{mg - F_f - p_a s_a + p_{at} s_i}{m} + \frac{(p_e - \Delta p H_a)(H_s + H_a)s_a}{m} \cdot \frac{1}{(H_a + H_s - x)} - \frac{p_a(H_s + H - H_a)}{m} \cdot \frac{s_i}{H_a + H - H_a - x} \tag{19}$$

Notations:

$$A_3 = \frac{mg - F_f - p_{at}s_a - p_{at}s_i}{m} \tag{20}$$

$$A_2 = \frac{(p_e - \Delta p H_a)(H_s - H_a)s_a}{m} \tag{21}$$

$$A_1 = \frac{\rho_a (H_0 + H - H_a)^n}{m} S. \tag{22}$$

The equation (20) can also be written:

$$\ddot{x} = A_2 - A_3 \cdot \frac{1}{(H_0 + H_y + x)} - A_4 \cdot \frac{1}{(H_0 + H - H_a - x)^n} \tag{23}$$

Notation: $\dot{x} = y(x) \rightarrow \ddot{x} = y\frac{dy}{dx}$.

We can apply in case of equation (23):

$$y\,dy = \left[A_2 + \frac{A_3}{H_0 + H_y + x} - \frac{A_4}{(H_0 + H - H_a - x)^n}\right] dx$$

Integrating the equation we obtain:

$$y^2 = 2A_2 x + \frac{1}{1-n}\frac{2A_3}{(H_0 + H_y + x)^{n-1}} + \frac{2A_4}{(1-n)(H_0 + H - H_a - x)^n} + 2C_1 \tag{24}$$

The expression (24) becomes for the initial conditions:

$$t = t_0;\ x = 0;\ \dot{x} = \frac{A_1}{\omega}\sin\omega t_y$$

$$\frac{A_1^2}{\omega^2}\sin^2\omega t_y = \frac{1}{1-n}\frac{2A_3}{(H_0 + H_y)^{n-1}} - \frac{2A_4}{(1-n)(H_0 + H - H_a)^{n-1}} - 2C_1$$

We get:

$$C_1 = \frac{A_1^2}{2\omega^2}\sin^2\omega t_y - \frac{1}{1-n}\frac{A_3}{(H_0 + H_y)^{n-1}} - \frac{A_4}{(1-n)(H_0 - H - H_a)^{n-1}}$$

And the ram's velocity at the end of the slackening phase of the fluid:

$$v_d^2 = 2A_2 H_d + \frac{A_1}{\omega^2}\sin^2\omega t_y + \frac{2A_3}{n-1}\left[\frac{1}{(H_0 + H_y + H_d)^{n-1}} - \frac{1}{(H_0 + H_y)^{n-1}}\right] - \frac{2A_4}{n-1}\left[\frac{1}{(H_0 + H - H_a + H_d)^{n-1}} - \frac{1}{(H_0 - H - H_a)^{n-1}}\right] \tag{25}$$

Noting $H_a - H_c = kH$ and $H_d - H_c = (1-k)H$, expression (25) becomes:

$$v_d^2 = 2A_2(1-k)H + \frac{A_1}{\omega^2}\sin^2\omega t_y + \frac{2A_3}{n-1}\left[\frac{1}{(H_0 + H)^{n-1}} - \frac{1}{(H_0 - kH)^{n-1}}\right] - \frac{2A_4}{n-1}\left[\frac{1}{(H_0)^{n-1}} - \frac{1}{(H_0 - (1-k)H)^{n-1}}\right]$$

We know that: $v = \frac{dx}{dt} \rightarrow dt = \frac{dx}{v}$

And for the slackening phase:

$$t_d = \int_{t_y}^{t_d} \frac{dx}{v(x)} = \int_{t_y}^{H_d} f(x)dx \tag{26}$$

In order to calculate the definite integration (26) we use the trapeze method which for the curve graduation $(0 \ldots H_d)$ in N equal intervals permits us to write expression (26) as:

$$t_d = \frac{h}{2}\sum_{i=1}^{H_d}\left[f(x_i) + f(x_i - 1)\right] \tag{27}$$

Where:

$$h = \frac{H_{s1}}{N-1} \quad \text{şi} \quad x_i = x_{i-1} - h; \quad x_1 = 0$$

N = number of points in which we divide the interval

The lowering time will be:

$$t_c = t_a + t_d \tag{28}$$

The logic of this calculation is similar to the one used for lowering. The ram's movement equation is:

$$m\ddot{x}' = -mg + (p_{ex} + p_{at} - x'Ap)s_i - (p_c - p_{ex})s_s - F_f' \tag{29}$$

$$A_1' = \frac{-mg - (p_s - p_c)s_s - (p_c - p_{ex})s_s - F_f'}{m} \text{ and } \omega' = \sqrt{Aps_i / m}$$

thus we obtain the ram's movement equation for abduction:

$$\ddot{x}' + \omega'^2 x' = A_1 \tag{30}$$

$$x' = \frac{A_1}{\omega'^2}(1 - \cos\omega' t) \tag{31}$$

$$\dot{x}' = \frac{A_1}{\omega'^2}\sin\omega' t \tag{32}$$

$$\ddot{x}' = A_1 \cos\omega' t \tag{33}$$

Which for $x' = H'_{s1}$ becomes:

$$t_a' = \frac{1}{\omega'}\arccos\left(1 - \frac{H_{s1}\omega'^2}{A_1}\right) \tag{34}$$

$$v_c' = \frac{A_1'}{\omega'^2}\sin\omega' t_c' \tag{35}$$

$$a_c' = A_1' \cos\omega' t_c' \tag{36}$$

For the slackening phase, the calculation is made in the same way as for the abduction and the constants become:

$$A_2' = \frac{mg - F_f' + p_{ai}s_s - p_{ei}s_i}{m} \tag{37}$$

$$A_3' = \frac{(p_c - Ap_a H_1)(H_c - H_1)^n}{m} s_s \tag{38}$$

$$A_4' = \frac{p_c(H_0 + H - H_c)^n}{m} s_s \tag{39}$$

and in a similar way for lowering:

$$v_{ii}' = 2A_2'(1-k)H + \frac{A_1'}{\omega'^2}\sin\omega' t_c' - \frac{2A_3'}{n-1}\left[\frac{1}{(H_c + H)^{n-1}} - \frac{1}{(H_0 - kH)^{n}}\right] - \frac{2A_4'}{n-1}\left[\frac{1}{(H_c)^{n-1}} - \frac{1}{(H_0 + (1-k)H)^{n}}\right] \tag{40}$$

and

$$t_c' = \frac{h'}{2}\sum_{i=2}^{N_d}\left[\Gamma'(x_i) - \Gamma'(x_{i-1})\right] \tag{41}$$

Where:

$$h' = \frac{H'_c}{N-1} \quad , \quad x_i = x_{i-1} - h'$$

and

$$C_1 = \frac{A_1'^2}{2\omega'^2}\sin^2\omega' t_1 - \frac{1}{1-n}\frac{A'_1}{(H_c + kH)^{n-1}} - \frac{A'_1}{(1-n)(H_c + (1-k)H)^{n-1}} \quad (42)$$

The abducting time $t_r = t'_R + t'_d$ (43)

Number of strokes per minute $n_c = \frac{60}{t_c + t_s + t_g}$

Where t_s is the heating time at the end of a stroke.

The hitting power for the stroke H (without semi-product on the hammer)

$$E = \frac{mv_c^2}{2} \text{ and } E_{ef} = \eta E \quad (44)$$

where :

E_{ef} – effective energy

η – rated capacity of the hammer

In case we consider the height h of the semi-product, this will be considered when calculation the height at lowering and also abduction ($H_1 = H + h$).

3. Optimisation elements for the ditribution of the drop hammer of 12.5 kN.

The diagram is presented in figure 2 [4].

As objective function we chose minimum consumption of fluid. This can be calculated for a strike, using the expression:

$$\varphi = H_{as}S_a + H_{ai}S_i, m^3/\text{beat} \quad (45)$$

Where H_{as} and H_{ai} are respectively the admission strokes of fluid during the lowering and abduction of the ram. Evidently, for total admission (k = 1), $H_{as} = H_{ai} = H$

Calculation data:

Ram's stroke ...	$H = 0,5 \ldots 0,7$	m
Dead space ...	$H_0 = 0,1\ H$	m
Piston's diameter. .	$D = 0,5$	m
Cane`s diameter...	$d_r = 0,35$	m
Ram's weight...	$m = 1250$	kg
Hitting power...	$E = 36$	kJ
Number of hits .	$n_c = 120..150$	lov/min
Pressure when inputting the liquid ...	$p_a = 6 \times 10^5$	Pa (absolute value)
Pressure when exhausting the liquid .	$p_e = 1,2 \times 10^5$	Pa
Pressure drop...	$\Delta p_a = 2 \times 10^5$	Pa/m
Fiction force	$F_f = 0,1\ mg$	N
Polytrophic coefficient	$n = 1,25$	
Number of divisions	$N = 25$	
Efficiency	$\eta = 0,69$	

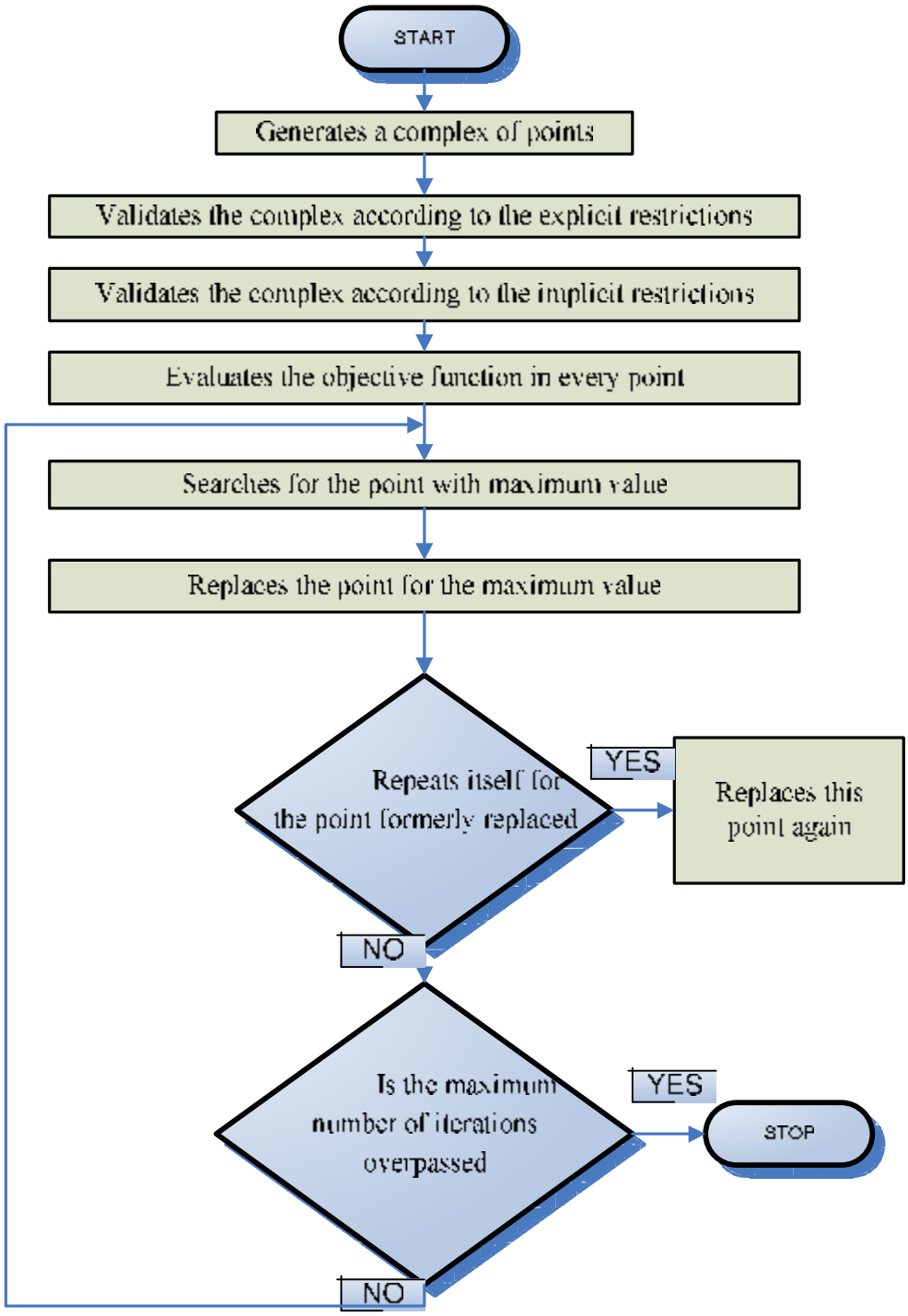


Fig. 2 [4] Diagram modernization of the drop hammer

As implicit variables we chose the hitting power and the number of hits per minute and as independent explicit variables of the projection H, D, d_r and m. Optimal obtained results: m = 620 kg; D = 0,3982 m; d_r= 0,2042 m; H = 0,4086 m

4. Conclusions

This paper presents ways of modernization of the drop hammers with fixed bed plate existing in Romania, with distribution through four valves, and which function according to the diagram shown in figure 1.

As objective function it was considered the minimum consumption of working agent, according to equation (45).

The calculation example takes studies the double effect drop hammer, with fixed bed plate, with the weight of the mobile part 12,5 kN.

Received April 26, 2007

[1] Scoala de Arte si Meserii "N.Stoleru" Baia, Jud. Suceava
[2] *The "Gh Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Moldovanu V., Maniu A., **Utilaje pentru deformari plastice**, E.D.P. Bucuresti, 1982
2. Moldovanu V., Chirita V., **Exploatarea rationala a masinilor de forjat**, E.T. Bucuresti 1979
3. Susan M., **Deformarea metalelor prin forjare**, Ed. Tehnopress Iasi 2002
4. Moldovanu. V., Dimitriu S., **Modernizari in sectiile de forjare**, Ed. Transilvania Press, Cluj-Napoca 1993

CONSIDERATII PRIVIND MODERNIZAREA CIOCANELOR MATRITOARE ABUR-AER CU DUBLU EFECT

Rezumat: În lucrare se prezintă posibilităţi de modernizare a ciocanelor matriţoare abur-aer cu dublu efect, cu distribuţia prin patru supape, ţinând ca funcţie obiectiv agentul motor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE THERMODYNAMICAL ANALYSIS OF THE ECONOMICAL-ECOLOGICAL EVENTS MUST BE COMPLETED WITH ESTIMATIONS BASED ON THE SYSTEM THEORY AND PROCESS KINETICS

BY

AVRAM NICOLAE, MIRELA SOHACIU, IRINA VÎLCIU and BRÂNDUŞA NETTY MILEA

Abstract: Today, it becomes really necessary to define and bring in operation new models, which characterize the relationships between the economy, ecology and environment. The thermodynamical analysis of the economical-ecological events, which is already used, is placed within such a framework. In order to develop the environmental engineering as a scientific branch it is necessary to complete such an activity with new analyses based on information theory applied to the systems and kinetics of chemical-metallurgical processes.

Keywords: economy, ecology, environment, models, thermodynamical analysis

1. Introduction

The dynamics of resources utilization, which are considered *productive components of natural medium*, has a great significance for the metallurgical engineer in the analyses performed to characterize the *economical – ecological - environmental relationships*. The role of the natural resources in the optimization of the economical-ecological models is justified by reasons as:

- the natural resources have the *stock-support* function for the economical inputs;
- the resource provides directly streams useful for the economical agents;
- the natural capital, under certain conditions, can be substituted with the other forms of capital;
- while they are not exhausted, the natural resources can compensate the negative effect of the waste emission in the environment; they contribute in such a way to maintain *the capacity of auto-sustainability* (including *the auto-recirculation)* of the environment

The conversion of the above findings into real instruments of bringing in operation the environmental resources as dynamic factor of sustainable development imposses laborious analyses, which will be presented below

2. The thermodynamical analysis of the economy – ecology - environment (resources) system

One starts from the following hypotheses:

a) The I^{st} and IInd principles of thermodynamics can be used to evaluate the relationships between different economical-ecological parameters (indicators);

b) Concrete evaluations can be made by using as working tools *the thermodynamical potential, enthropy, negaenthropy (antienthropy), respectively.*

In the literature on economical theory there is used the thermodynamic isochore potential or the free energy Helmholtz, F. In metallurgy, where the quasitotality of the processes runs at constant pressure, it is necessary to use the isobar potential or the free enthalpy Gibbs, G.

Function of the enthalpy H, the temperature T and enthropy S, the variation of G potential between two levels of the process or two its qualitative stages is:

$$\Delta G = \Delta H - T\,\Delta S \qquad (1)$$

In the nature, a process can be self-developing (spontaneous), without energy consumption, only when the thermodynamic potential decreases and reaches the zero in the equilibrium state.

The characterization of these processes is given by the inequality:

$$G_{final} - G_{initial} = \Delta G = (\Delta H - t\,\Delta S) < 0. \qquad (2)$$

Inverse conversions, where G increases, are impossibile under no circumstances

The enthropy S is a measure of the disorder degree (chaos) of matter organization. The S increase (according to the G decrease) characterizes the spontaneous tendency of the systems to chaos. The isolate physical systems are permanently subjected to the tendency of enthropic degradation, chaos, which reaches the maximum in the final stage of the natural equilibrium. Because of the permanent changes of matter, energy and substance, the open systems, like the production ones are, can organize the activity to an antienthropic direction, to minimal levels of the enthropy value. In such circumstances, the level of ordinate organization can be evaluated using parameters as negaenthropy or antienthropy (aS). One can state that at a given moment of the transformation (development), the system becomes a depositary of antienthropy.

The thermodynamical analysis of economy-environment systems can generate results as those presented furtherly:

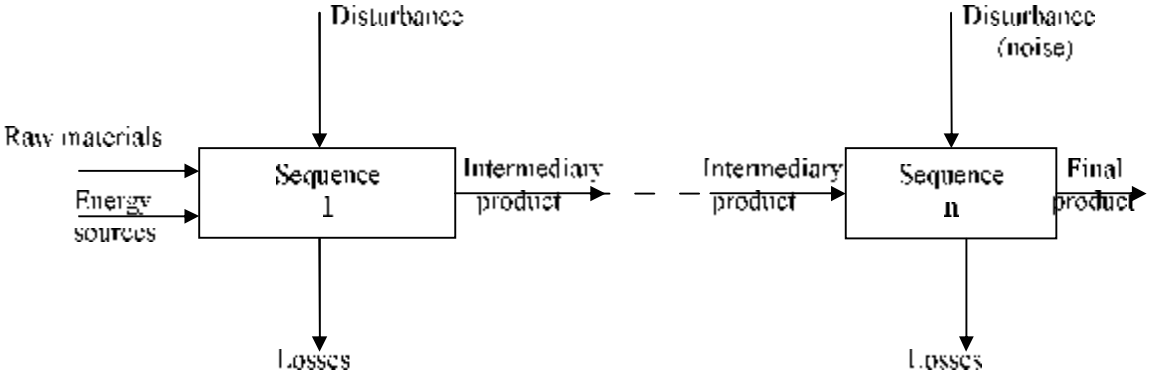
- Metallurgical processes cannot perform spontaneously from theirself. They need a special condition to run, which is characterized by enthalpy consumption, thus $G_{final} > G_{initial}$. G_{final} corresponds to the product delivery state for consumption.
- The increasing variation through enthalpy consumption, $\Delta G > 0$, can be a measure of energy for the *added value* during the transformation process of resources into consumption products. It can be stated, for example, that during the transformation of usual plate into an enamelled one, new added value can be evaluated using the difference between thermodynamic potentials of both states ($G_{enamelled\ plate} - G_{usual\ plate}$).
- $G_{initial}$ must contain also the energy quantum requested by *autophagy (selfconsumption) processes* for capitalization of resources having inferior quality.
- Complying with the Ist principle, there are no processes running without losses (material and energetic ones) from the own boundary to the environment. Under such circumstances, *one propose to analyse pollution (transfer of materials and energy to environment) as process loss to the environment.*
- Pollution considered as being a loss to the environment, is an enthropical phenomenon increasing the degree of disorder (e.g. the dust released into the

atmosphere). Natural resources are ordinated materia. One can state that through technological processing of raw materials *negaenthropy stocks of the natural environment* are used. Technology itself is a source of negaenthropy by increasing the degree of natural order.

- Materials and energy released into the environment as pollutants increase their own degree of disorder directly proportional to the increase of distance from sources
- The enthropy of resources stock decreases function of the increase of their diversity and specialization.
- Based on the above mentioned, one can take following measures:
  - more recyclings mean a lower degree of ordinate materials and energy; it is recommended to *reduce the number of recyclings in a stream.*
  - the recycling within an aggregate (*internal recycling*) is superior to *external recyclings;*
  - due to the fact that the degree of disorder increases directly proportional to the distance from the metallurgical aggregate, one recommends that recovery has to be performed *as near as possible to the source.*
- The environmental downgrading by pollutant emissions (high enthropy), can and must be compensated by creating ecological goods and services (antienthropic stock increase). One can conclude that recycling of wastes must be combined with natural raw material additions

3. Using the systems theory in order to perform the analysis of economical-ecological events

The simpliest (primary) systemic structure of a production stream is:



Based on the systems theory, one can retain following:

- that pollution has to be considered as a disturbance (noise) of the process system running. According to the systems theory, *a certain amount of noise must exist* for order keeping, which has to provide information on the systems condition.
- complying with the above mentioned, a certain amount of disturbance has to be provided in order *"to keep alive"* the system. Thus, *one sustains that "null - pollution" has not only to be reached, but also a minimal pollution amount has to be provided.*
- as a proposal, *feed-back routes* must be considered a support for recirculated secondary materials.

- if recirculated secondary materials (wastes) are subjected to feed-back, they can perform two tasks, namely:

  - transport of materials (secondary materials resources - RMS) and energy (secondary energy resources - RES);
  - information transport mainly referring to technological deviations which produced wastes; by reintroducing them into primary stream sequences, such information become *instruments for system (self)control*;

- the amount of recirculated wastes with feed-back support depends upon the value of entries, which can be diminished by *minimizing* raw materials, fuel and energy *specific consumptions*. In this manner, one contributes to fulfilling an old dream of industrial producers: *dematerialization and decarbonization - denitration of production streams.*

4. Analysis based on the kinetic theory of processes

The above defined analyses can provide information concerning the spontaneous running direction of a process or the costs required for sustaining the process running in reverse direction.

As concern production processes, *the unfolding rate of a certain event* is also very important. In such a context, it is interesting to mention that for development strategies modelling not only the *propagation direction of phenomena, but the evolution rate of history too.*

In the case of metallurgy, one could observe that the utilization of enthalpy is demanded for the reversal of G. A similar measure has to be taken for economic-productive projects and processes which show the trend to spontaneous running in the desired direction, but which naturally *are very slow* and are not economically efficient.

Information concerning the rate of processes are provided by *the kinetic theory of processes.* That means in the case of analysing some indicators such as *productivity, resources exploitation* etc., one must use analyses based on process kinetics.

Received March 6, 2007 *Polytechnic University Bucharest*

REFERENCES

1. Nicolae, A., ş.a.. **Operaţionalizarea conceptului DD în siderurgie**. Ed. Printech, Bucureşti. 2006;
2. Negrei, C., **Economia şi politica mediului**, www.asc.ro;
3. Cirădinaru, I., **Protecţia mediului**. Editura Economică, Bucureşti, 2000.

ANALIZA TERMODINAMICĂ A EVENIMENTELOR ECONOMICO-ECOLOGICE, COMPLETATE CU ESTIMĂRI BAZATE PE TEORIA SISTEMELOR ŞI CINETICA PROCESELOR

Rezumat: A devenit astăzi necesară definirea şi aplicarea a noi modele, ce trebuie să caracterizeze relaţiile dintre economie, ecologie şi mediu. Analiza termodinamică a evenimentelor economico-ecologice este o modalitate care se aplică deja în acest domeniu. Pentru dezvoltarea ingineriei de mediu, ca ramură ştiinţifică, vor trebui realizate asemenea modelări, cu folosirea teoriei informaţiei aplicate acestor sisteme şi a cineticii proceselor chimice şi metalurgice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY ABOUT BRAZING TECHNOLOGY

BY

IONEL OLARU

Abstract: Brazing can be described as the joining of two components by a coalescence of the surfaces in contact with each other. Brazing is the more modern solid phase techniques are typified by friction welding, being also an ancient process, is one that involves a braze metal which melts at a temperature above 450 °C but below the melting temperature of the components to be joined so that there is no melting of the parent metals. Torch brazing is commonly used on copper, brass, and other copper alloys, as well as steel, stainless steel, aluminum, carbides, and various heat-resistant materials.

Keywords: aluminum, brazing, brazed joint.

1. Introduction

Aluminum is available in both wrought and cast forms. The wrought forms comprise hot and cold rolled sheet, plate, rod, wire and foil. The ductility and workability of aluminum mean that extrusion is a simple method of producing complex shapes, particularly for long, structural members such as I and II beams, angles, channels, T-sections, pipes and tubes. Forging, both hot and cold, is used extensively as a fast, economical method of producing simple shapes. Precision forging is particularly suitable for aluminum alloys, giving advantages of good surface finish, close tolerances, optimum grain flow and the elimination of machining.

Aluminum is compound by the atoms, in the metal atoms are arranged and each grain is a crystal with a regular array of atoms but at the boundaries between the grains there is a mismatch, a loss of order, in the orientation of these arrays.

Grain size is not generally used to control strength in the aluminum alloys, although it is used extensively in reducing the risk of hot cracking and in controlling both strength and notch toughness in C/Mn and low-alloy steels.

In general terms, as grain size increases, the yield and ultimate tensile strengths of a metal are reduced. The yield strength σ_y, is related to the grain size by the Hall–Petch equation:

$$\sigma_y = \sigma_1 + k_y d^{-1/2} \qquad (1)$$

where d is the average grain diameter, and σ_1 and k_y are constants for the metal. Typical results of this relationship are illustrated in Fig. 1.

If consider an ideally brazing this is meant the complete joint comprising the brazed metal, heat affected zones and the adjacent parent metal, should have the same properties as the parent metal. There are, however, a number of problems associated with the brazing of aluminum and its alloys that make it difficult to achieve this ideal. The features and defects that may contribute to the loss of properties comprise the

following: oxide inclusions and oxide filming, solidification (hot) cracking or hot tearing, reduced strength in the weld and heat affected zones, lack of fusion, reduced corrosion resistance

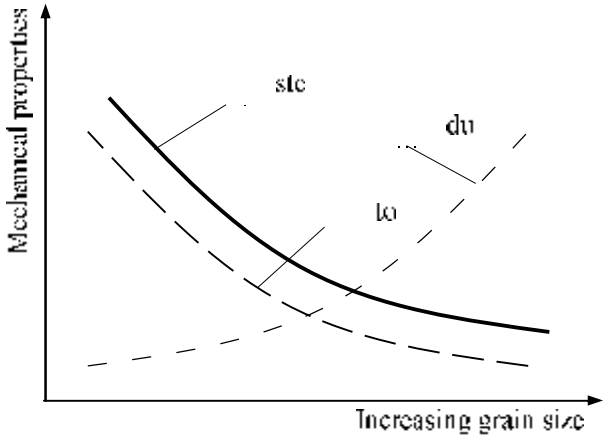


Fig. 1. General relationship of grain size with strength, ductility and toughness

Few mechanical properties for aluminum alloys are shown in Table 1

Table 1. Mechanical properties for aluminum alloys

Alloy	Condition	Proof (Nmm^2)	Ultimate tensile strength (Nmm^2)	Elongation (%)
1060	O	28	68	43
1060	H18	121	130	6
5083	O	155	260	14
5083	H34	255	325	5
6063	O	48	89	32
6063	TB(T4)	100	155	15
6063	TF(T6)	180	200	8
2024	O	75	186	20
2024	TB(T4)	323	468	20

2. Brazing preparations

Components for brazing may be flat, preformed, sheared, sawn or milled to give the desired shape or to provide the weld preparation. Lubricants used during these processes must be removed if weld quality is to be maintained.

Degreasing may be accomplished by wiping, brushing, spraying or vapors degreasing with commercially available solvents. This is best done before any mechanical cleaning takes place. Mechanically cut edges may carry burrs along the cut edge that will trap dirt and grease. These burrs should therefore be removed from weld preparations by scraping with a draw tool do not wires brush only as this may fail to remove them completely.

Scraping is also an excellent method for removing the oxide film. Stainless steel wire brushes, stainless steel wire wool or files may also be used to remove the oxide.

There are few more important decisions that affect the success of brazing than that of correct brazed joint design. Problems with weld quality or performance can

often be attributed to the wrong design of edge preparation. Brazed joint design is determined by the strength requirements, the alloy, and the thickness of the material, the type and location of the joint, the access for brazing and the brazing process to be used.

There are three fundamental forms of weld, the butt, the fillet and the edge weld, (Fig. 2), from which can be developed six ore more basic joint types, these are the butt, T-joint, corner, cruciform, edge and lap joint and more.

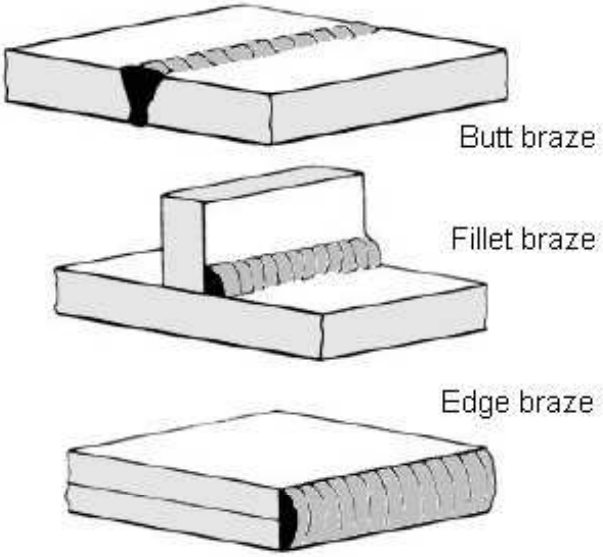


Fig. 3 Butt, filler and edge brazes

3. Brazing operation

Torch brazing utilizes a fuel gas flame as the heat source for the brazing process. The fuel gas is mixed with either air or oxygen to produce a flame, which is applied to the workpiece until the assembly reaches the proper brazing temperature. Then, preplaced filler metal will be melted or hand-fed wire can be introduced (Fig. 4).

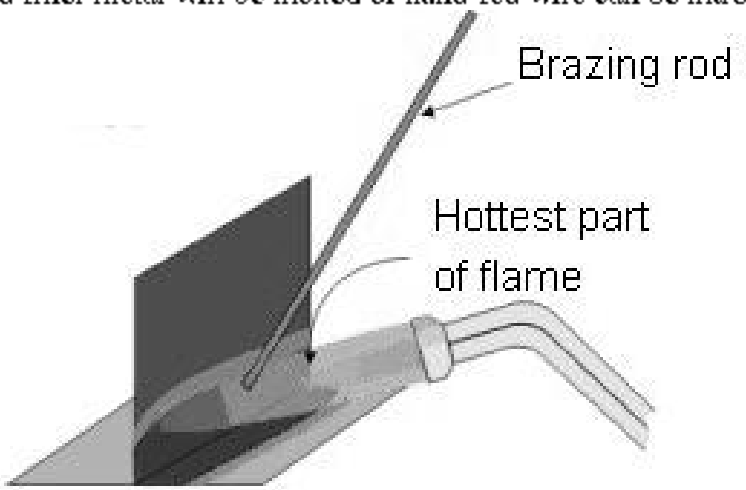


Fig. 4. Torch brazing

Torch brazing is commonly used on copper, brass, and other copper alloys, as well as steel, stainless steel, aluminum, carbides, and various heat-resistant materials. Most combinations of these materials can also be torch brazed. It is necessary to use flux with these materials, except when a phosphorus brazing alloy is used to braze pure copper parts. In this case, the phosphorus acts as the flux. The low-temperature silver-base and silver/copper/phosphorus filler metals are commonly used with torch brazing. Various other copper-base and gold-base filler metals can also be used with this process.

Torch brazing is often used to join copper and Bundy steel tube assemblies for the heating, air conditioning, and refrigeration industries. The process is also commonly used when brazing heat exchangers, bicycles, furniture, carbide tools, plumbing components, automotive subassemblies, medical instruments, and many other workpiece types. A wide range of components can be torch brazed, including small joints for jewelry parts, large-diameter (75 mm, or 5 in.) tubes, and fitting joints. The process provides strong, leak-tight joints on a wide variety of base materials.

The equipment for torch brazing has several components (Fig. 5). Single torches are typically used for hand brazing, whereas multiple torches can be used in an automated system. The gas-oxygen is mixed in the torch body and is adjusted using the needle valves on the torch. Gas-air combinations can be mixed at the torch or, alternatively, a central mixing system can be used to supply many torches, particularly in automated applications.

Fig. 5. Automated torch brazing system

Torch brazing gases are normally supplied from bulk sources. An individual gas cylinder may supply one torch, whereas large bulk tanks are used to supply many torches or an automated system utilizing many burners. In all torch brazing systems, regulators are used to safely control the gas distribution. Individual regulators are used on the gas and oxygen lines. Standard safety precautions should be utilized when handling the equipment, and operators should be thoroughly trained in safety practices related to the use of compressed and combustible gases.

Received March 15, 2007

REFERENCES

1. ***, **Brazing handbook**, 4th ed., American welding society, 1991
2. ***, **The brazing book**, Handy & Harman/Lucas-Milhaupt, inc., 1991
3. Gene Mathers, **The welding of aluminium and its alloys**, Woodhead Publishing Ltd. Cambridge England, 2002

STUDII PRIVIND TEHNOLOGIA BRAZĂRII

Rezumat: Brazarea poate fi descrisă ca fiind îmbinarea a două elemente componente prin fuziunea suprafeţelor în contact cu o alta printr-un material de adaos. Brazarea este cea mai modernă tehnică în fază solidă care este caracterizată printr-o sudură prin frecare, de asemenea un foarte vechi proces, este acela de amestecare a metalului de brazare care se topeşte la o temperatură de aproximativ 450°C dar mai mică decât temperatura de topire a componentelor ce urmează a fi lipite, deci aceasta nu se realizează prin amestecarea metalelor principale. Brazarea cu flacără este mai mult utilizată cu cupru, alamă, şi alte aliaje pe bază de cupru, la fel de bine ca oţelul, oţelul inoxidabil, aluminiul şi multe alte materiale rezistente termic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

OVERVIEW ON WELD AND BRAZE DEFECTS AND NON DESTRUCTIVE TESTING METHODS

BY

IONEL OLARU and CODRIN COBREA

Abstract: Brazing is the more modern solid phase techniques that are typified by friction welding, being also an ancient process, is one that involves a braze metal which melts at a temperature above 150 °C, but below the melting temperature of the components to be joined so that there is no melting of the parent metals. The braze defects are described as defects of geometry, their causes and the non-destructive testing techniques that may be used to detect them. Many of these defects are caused by the welder, because of either a lack of care or a lack of skill, and emphasis the need for adequate training.

Keywords: aluminum, brazing, braze defects

1. Introduction

Non destructive testing methods may be used to reveal defects that would be difficult or impossible to detect by visual examination. The techniques are used during manufacture as a quality control tool to determine the quality of the work. The extent of non destructive testing methods depends upon the application and the criticality of the joint and is generally specified in the relevant application standards or contract specification.

It is important for non destructive testing methods to be included in the planning of the fabrication process as it can require substantial time and resources. Full account of this must be taken if disruption of production and delays to the program are to be avoided

The requirement to perform non destructive testing methods must also be taken into account during the design phase. As with brazing, access for non destructive testing methods must be planned into the component. The implication of this is that both welding engineers and designers must be conversant with the techniques and their limitations if the processes are to be used effectively.

2. Penetrate examination

This is a technique that is capable of detecting surface breaking defects only. It relies upon a colored or fluorescent dye, sprayed upon the surface, penetrating these defects. After cleaning the excess from the surface, the dye within the defect is drawn to the surface by spraying on a developer in the case of the color contrast dye or by exposing the surface to ultra-violet light. The defect is revealed by the dye staining the developer or by fluorescing (Fig. 1).

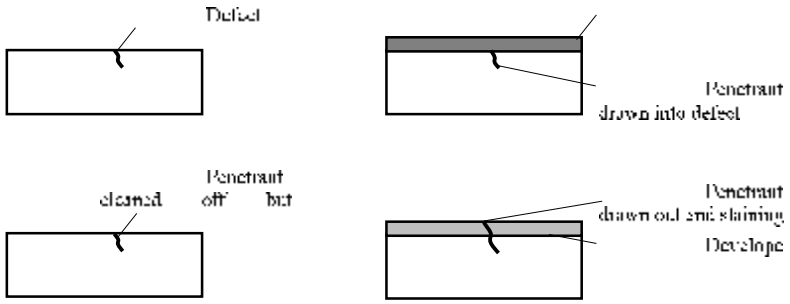


Fig. 1. Penetrant examination principles.

Figure 2 is a typical penetrant examination indication. The fluorescent dye gives greater sensitivity than the color contrast dye and does not require the use of a color contrast developer but does require the use of a ultra-violet light and preferably a darkened room. The cleaners, penetrant dyes and developers can all be obtained in aerosol cans, making the process extremely portable and ideal for site use

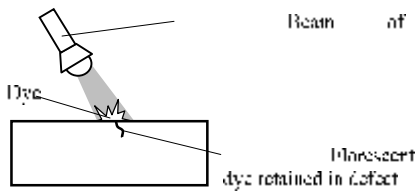


Fig. 2 Fluorescent light penetrant examination principles

Advantages: it can be used on both ferrous and non-ferrous metals, it is very portable, large areas can be examined very quickly, it can be used on small parts with complex geometry, it is simple, cheap and easy to use and interpret.

Disadvantages: it will only detect defects open to the surface, careful surface preparation and cleanliness are required, it is not possible to retest a component indefinitely, there may be health and safety problems with some of the chemicals, there are health and safety problems with fumes in confined spaces.

3. Eddy current examination

Eddy current examination is a process that may be used on any material that will pass an electric current. A coil carrying an alternating current is placed close to the item to be examined, inducing an eddy current in the specimen.

Defects in the specimen will interrupt this eddy current flow and these perturbations can be detected by a second, search coil. The coils can be placed either side of a thin plate-like sample or can be wound to give side-by-side coils in a single probe. These may be shaped to fit in the bore or around the outside of pipes and tubes and in these applications the process lends itself to automation. The equipment is calibrated using a defect-free specimen.

The accuracy can be affected by metallurgical condition, standoff and coil dimensions. For these reasons eddy current testing is used only rarely on welded components, although it is excellent in examining continuously welded tube from pipe mills. The process has been developed over recent years to make it more portable and simpler to use.

Microprocessor based control and recording units, improved and more tolerant probes and light-weight electronics have enabled the technique to be used on-site for the examination of structures in service, where it is an effective tool for the detection of cracking and corrosion problems. It is also possible for the depth of surface cracks to be determined

4. Ultrasonic examination

The ultrasonic examination of welds uses the same principles as when sonar is used for the detection of submarines. A 'sound' wave emitted from a transmitter is bounced off an object and this reflection captured by a receiver.

The direction and distance of the object can be determined by measuring the elapsed time between transmission and detection of the 'echo'. In welded components this is usually done by moving a small probe, containing both transmitter and receiver, over the item to be examined and displaying the echo on an oscilloscope screen.

The probe transmits a beam of ultrasound that passes through the metal and is reflected back from any defects, much like shining a torch at a mirror, in principle with the same rules applying to the reflection of the beam

Deeply buried defects such as lack of fusion, lack of penetration and cracks in addition to volumetric defects such as slag entrapment and porosity are all easily detected.

The frequency of the ultrasonic waves is generally in the range of 2–5MHz, the lower frequencies being used for the examination of coarse grained material and on rough surfaces. The higher-frequency probes are used for the detection of fine defects such as cracks, non-metallic inclusions, lack of fusion and voids. The beams are transmitted as either compression waves or shear waves and, ideally, a defect should be oriented normal to the wave to give the maximum reflection. Projecting the beam at a glancing angle at a planar defect can result in the beam being reflected away from the receiver and lost – remember the analogy of the torch and the mirror.

The probe angle should be selected to optimize the reflection of the sound beam. Probes that project the beam into the test piece at an angle normal to the plate surface are ideally suited to the detection of laminar defects, i.e. those lying parallel to the plate surface and for determining the plate thickness (Fig. 3).

Advantages: it is very good for the detection of planar defects and cracks, it can easily determine defect depth, it is readily portable, access is required to one side only, there are none of the health and safety problems associated with the radiographic technique.

Disadvantages: very skilled operators are required, surface breaking defects are difficult to detect, accurate sizing of small (<3 mm) defects is difficult or impossible, the geometry of the joint can restrict the scanning pattern and prevent accurate

interpretation, no permanent objective record is available, the process can be slow and laborious.

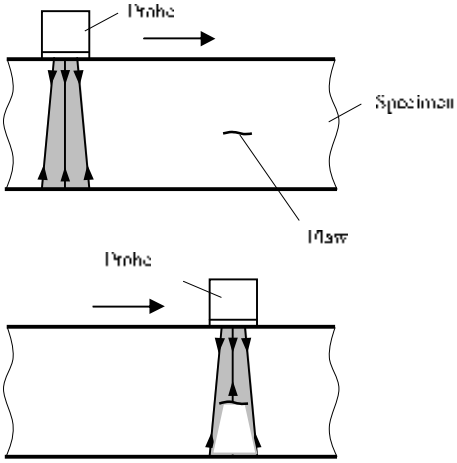


Fig. 3. Compression wave examination.

4. Radiographic examination

Electromagnetic radiation has properties that are useful for industrial radiography purposes. The rays travel in straight lines and cannot be deflected or reflected by mirrors or lenses; they have wavelengths that enable the radiation to penetrate many materials, including most metals. They will, however, damage living tissue and therefore present some health and safety problems.

The radiation, either X-rays from a suitable source or gamma rays from a radioactive isotope, is absorbed as it passes through the material. This absorption increases as the density of the material increases so that if a photographic film is placed on the side opposite the radiation source, any less dense areas will appear as darker areas on the film (Fig. 4), to give a shadow picture of the internal features of the test sample once the film has been processed.

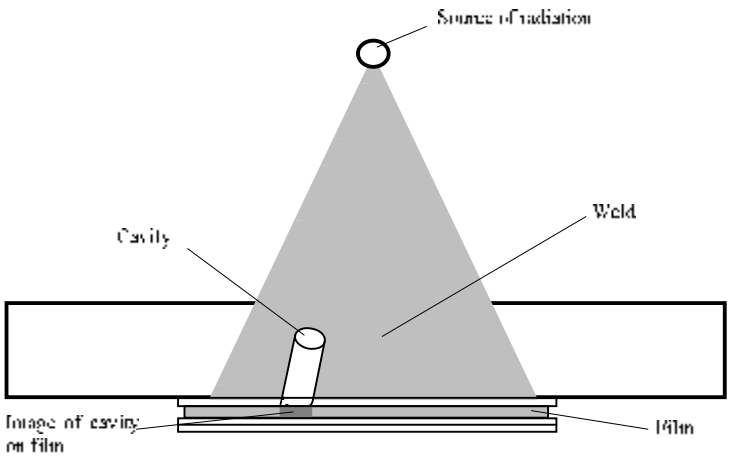


Fig. 4 Principles of radiographic examination of a weld.

Advantages: a permanent record is available, both buried and surface defects can be detected and the technique is particularly good for finding volumetric defects such as slag and porosity, the equipment is portable, particularly the gamma ray sources, all materials can be examined.

Disadvantages: the capital cost of equipment, which will need to include the processing and viewing facilities, access is required to both sides of the component, the source on one side, the film on the other, there are problems in detecting planar defects and fine cracks if these are normal to the beam, there is a limitation on the thickness that can be radiographed and defects easily detected, skilled and experienced radiographers are required, the depth and through thickness dimension of a defect is very difficult to determine.

Received March 15, 2007 *University of Bacau*

REFERENCES

1. ***, **Brazing handbook**, 4th ed., American welding society, 1991;
2. ***, **The brazing book**, Handy & Harman/Lucas-Milhaupt, inc., 1991.
3. Gene Mathers, **The welding of aluminium and its alloys**, Woodhead Publishing Ltd. Cambridge England, 2002.

STUDIU ASUPRA DEFECTELOR DE SUDURĂ/BRAZARE ŞI METODE NONDESTRUCTIVE DE ANALIZĂ A ACESTORA

Rezumat: Brazarea este cea mai modernă tehnică în fază solidă care este caracterizată printr-o sudură prin frecare, de asemenea un foarte vechi proces, este acela de amestecare a metalului de brazare care se topeşte la o temperatură de aproximativ 450°C dar mai mică decât temperatura de topire a componentelor ce urmează a fi lipite, deci aceasta nu se realizează prin amestecarea metalelor principale. Defectele brazării (lipirii) sunt descrise cu defecte de geometrie, pentru detectarea lor utilizându-se tehnici nondistructive. Multe din aceste defecte sunt cauzate de sudor, din cauza neatenţiei sau a lipsei îndemânării, necesitând o instruire specifică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MEMS USE IN HEALTH MONITORING OF COMPOSITE AERONAUTICAL REPAIR STRUCTURES

BY

S. OPRISAN*, A. BUZAIANU, I.FUIOREA, N.CONSTANTIN, C. BANU, B.SPINEANU and I.R.MARIN

Abstract: : The MEMS systems (Micro-Electro-Mechanical Systems) are revolutionising the advanced studies and research in microelectronics, mechanical engineering and material sciences. The application of MEMS for the health monitoring of bonded composite patches used to repair or reinforce is now recognised as a very effective and versatile procedure to monitor and report damage. With the instant report on the status of composite aeronautical structures it is possible to prevent failure and develop health-monitoring techniques for the safety of critical bonded composite repairs. This work attempts to introduce some details on the use of MEMS and present a possible solution for measuring the health of epoxy bonded composite structure repairs of aeronautical panels.

Keywords: MEMS, repair structure, composites, finite element analysis, design SHM.

1. Introduction

The increased uses of composite materials and the systematic optimisation of structural components involve a precise knowledge of the load situation. When it comes to the safety warranty of aeronautical structural repairs, it is becoming more and more important to have a MEMS sensor technology specifically adapted to the properties of these composites. Such a technology could be used for load analysis and component monitoring during aeronautical structure exploitation. The application in this case consists in integrating a sensor in the composites to meet the demand for control protection and structural monitoring, damage analysis and control signal. The MEMS technique has developed a strain gage that may be embedded in the structure during in the intervention-repair process. It creates a "smart patch" system, which is based on self-monitoring and the ability to automatically detect disbanding in the composite patches. The role of the "smart patch" approach is to provide a real-time continuous monitoring of the patch performance so as to ensure the load transfers are maintained. The basic form of this concept will incorporate an "in situ" sensor to monitor the structural condition of the patch system in service and the status of the remaining damage in the basic structure [1]. Is create a subsystem as a Structural Health Monitoring (SHM).

2. Basic concepts

The use of composite materials in aircraft composite structures has increased in the past few decades as a result of the many advantages they offer compared to metals.

Repair composite panel structures, unlike traditional metal structures, have high strength and / to stiffness ratios, a good fatigue resistance and are less sensitive to deterioration caused by corrosion and creaking. Nevertheless they are more sensitive to other types of damage, mainly damage that can cause disbanding and internal crushing. Therefore, in order to improve their performance, one has to ensure that repaired structures are durable and maintainable.

This work presents the first step in a research on smart composite patches in repair methodology, using an embedded MEMS sensor, specially tailored to monitor the repair integrity during service. The same embedded MEMS are also used to evaluate stress in cure cycles. Cure cycle monitoring by MEMS involves the measuring of the strain inside the patch at many locations. It is thus possible to estimate the residual strain caused by the thermal expansion coefficient mismatch between the composite material and the aluminium substrate panels. The use of embedded MEMS may also replace the conventional electrical thermocouples that are placed around the patch during curing in the classical technological process.

A schematic description of a smart repaired composite patch on an aluminium panel is presented. By adapting, varying and selecting the locations of the MEMS sensor to the specific patch design, we obtained strain at the patch most critical areas [2]. The technological process and the experimental set-up to demonstrate the MEMS technique is illustrated in Figure 1.

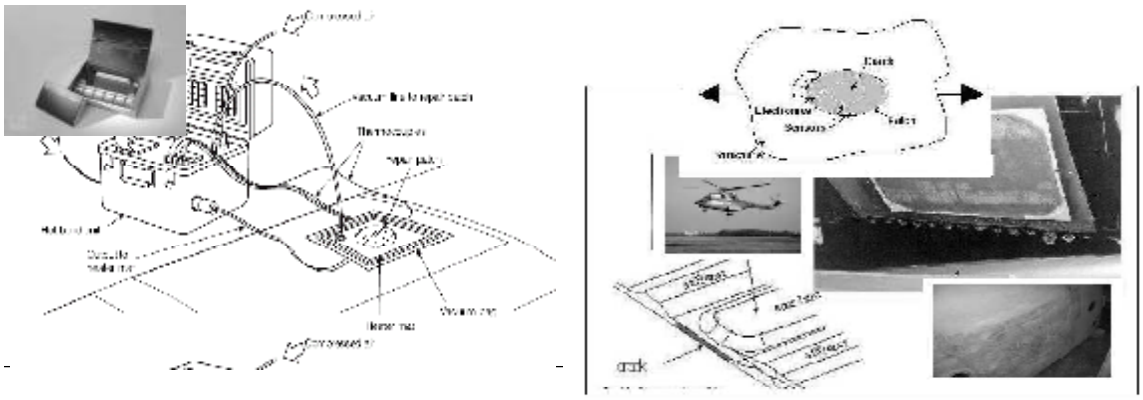


Fig.1 Typical Equipment for repair (Hexcel composites-left). The experimental set-up to demonstrate the MEMS technique (right). Includes the tapering-repair effect.

2.1 Smart patch specimen including MEMS

The common MEMS for structurally integrated measurements consist of vertically attached contact pins, for contacting the strain gage embedded in the composite material. The measuring leads are only connected to the gold-plated pins after manufacture, outside the structure, which makes all the handling easier. The strain gage is symmetrical in design, with structural strain being applied equally to the measuring grid from both sides.

The measuring grid sits is in a specimen, suitable for detecting a local strain state. They MEMS are to be recommended for determining the maximum point of notch stresses and similar stresses. It makes possible to register and evaluate the failure

criteria for their applicability to composite repair and to determine the feasibility of for validation with the test data.

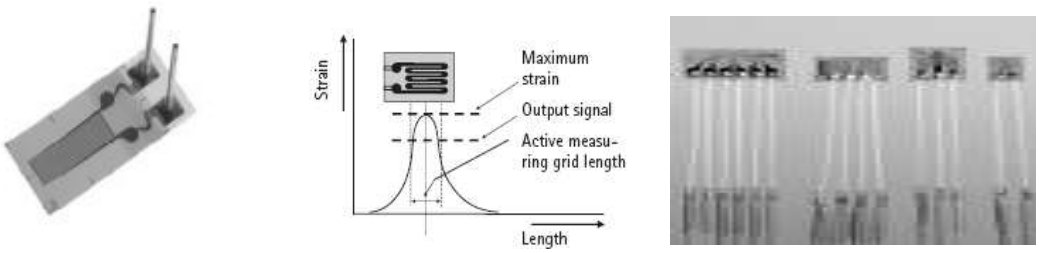


Fig.2. MEMS specimen tip structurally integrated measurement technology.

2.2 Finite element discretization

The combination of epoxy composite materials used in the experiment were evaluated as contoured in multilayered skins function of laminas constituents. The process may vary depending on bagging materials, closure methods, bleeder materials, mould materials, silicone rubber vacuum bags, etc. The criteria were determined for establishing the methodology that could be applied through software systems. The systems included particular products (programs) that can use standardized methods for the electronic feeding of data needed for modelling and simulation. The existing procedures may de changed to suit the system integration into the software environment architecture. The CAD and ANSYS programs were used to support the data feeding and the automated parameters modelling. This was performed through finite element modelling, for a large variety of composite patches, task simulations, ranges of destructive forces as well as for establishing detailed criteria for damage repair.

One of our primary objectives in constructing a numerical model isn't was to enable the optimisation of the device design and the operating conditions for a variety of experiments with different composite type patches placed in panel structures.

INPUT DATA Analytical Approach

- Material properties for laminate structure and patch, E_{xx}, E_{yy}, G_{xy} and υ_{xy},
- Thickness of laminate and patch. Dimension of patch and damage, including major and minor axis and depth of grind out. Stress around elliptic opening.
- Boundary condition in far – field stresses
- Epoxy adhesive properties (failure adhesive analysis)

The elliptical beams were tested in order to evaluate the effect of externally bonded component- material reinforcement on variation of epoxy glass-carbon pre-preg composites.

Analysis stages are evaluated according to TANAKA-MURA method [3].

The finite-element analysis to modelling of repair composite pre-preg materials may be performed as well as of the resulted response by using MEMS sensors in repair interventions.

The finite-element method of analysis is unrestricted by the types of composites or patch size of pre-preg because the device systems are embedded in repair structures. A finite-element formulation is presented for modelling the composite architecture. The numerical results are in good agreement with the available experimental data

based on epoxy pre-preg composites. The numerical approach presented may be used in approximate models for micro sensors but it is possible to make more realistic modelling of transient response of embedded MEMS. Unfortunately, the models are in general very simplified in order to maintain the required computational effort at a reasonable level [4]. This modelling, in most cases is complicate and, in consequence, there is a severe loss in accuracy. In the application under discussion we used shell-type elements for which coupling was made through a coupled matrix formulation between the two mechanical domains. It is important to mention that meshing of a true scale 3D model using traditional solid elements (bricks or tetrahedral) would result in an unreasonable number of elements

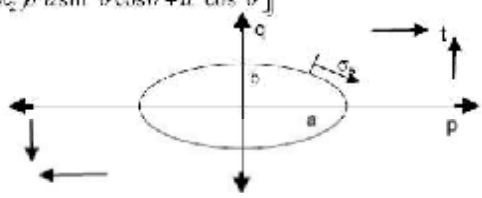
$$\sigma_\theta = \frac{pa^2}{\ell^2}\sin^2\theta - \frac{pb}{\ell^2}R_e\left\{\frac{e^{-i\theta}}{(a\sin\theta-\lambda_1 b\cos\theta)(a\sin\theta-\lambda_2 b\cos\theta)\left[(\lambda_1+\lambda_2)b^3\sin^3\theta+(2-\lambda_1\lambda_2)a^2b\sin^2\theta\cos\theta+b^3\cos^3\theta\right]}\right\}$$

$$\sigma_\theta = \frac{-\tau ab}{\ell^2}\sin 2\theta + \frac{\tau}{\ell^2}R_e\left\{\frac{ie^{-i\theta}}{(a\sin\theta-\lambda_1 b\cos\theta)(a\sin\theta-\lambda_2 b\cos\theta)\left[\begin{array}{l}(\lambda_1 a+\lambda_2 a-i\lambda_1\lambda_2 b)b^3\sin^3\theta+(2-\lambda_1\lambda_2)a^2b\sin^2\theta\cos\theta+i(1-2\lambda_1\lambda_2)\\ ab^2\sin\theta\cos^2\theta+(a-i\lambda_1 b-i\lambda_2 b)b^2\cos^2\theta\end{array}\right]}\right\}$$

$$\sigma_\theta = \frac{qb^2}{\ell^2}\sin^2\theta + \frac{qa}{\ell^2}R_e\left\{\frac{e^{-i\theta}}{(b\sin\theta-\lambda_1 a\cos\theta)(b\sin\theta-\lambda_2 a\cos\theta)\left[(\lambda_1-\lambda_2)b^3\sin^3\theta-(2-\lambda_1\lambda_2)b^2a\sin^2\theta\cos\theta+a^3\cos^3\theta\right]}\right\}$$

$$\ell^2 = a^2\sin^2\theta + b^2\cos^2\theta$$

$$\lambda^4 + \left(\frac{E_x}{G}-2\upsilon\right)\lambda^2 + \frac{E_x}{E_y} = 0$$



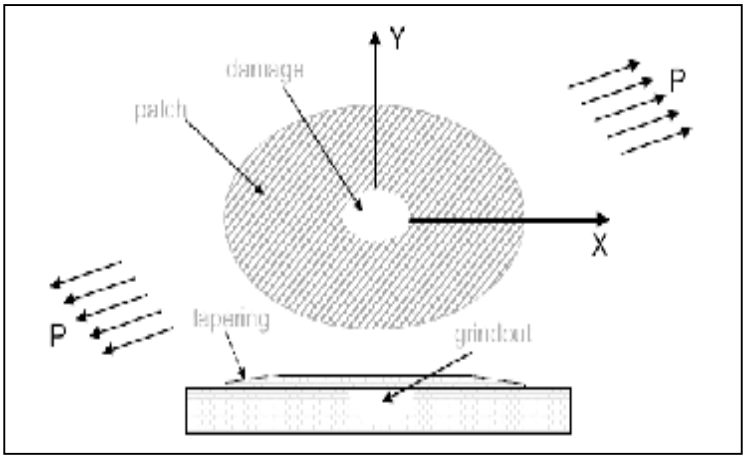


Fig.3. Development of a method for determining stress/strain algorithm at the edge of a damage area under arbitrary far-field loading (stress around elliptic opening-Boeing solution).

In the first state of simulation, we considered only a singular type of composites: epoxy pre-preg glass fibres or epoxy pre-preg carbon fibres. The numerical results were obtained by considering:

1. Aluminium: $E_{Al} = 73.1$ GPa; $\nu_{Al} = 0.33$

2. Lamina composite stratification in 8 layers $[0°/90°/0°/90°]_s$. Lamina properties are:

$E_1 = 98$ GPa; $E_2 = 7.8$ GPa; $E_3 = 7.8$ GPa; $G_{12} = 4.7$ GPa; $G_{23} = 3.2$ GPa; $G_{13} = 4.7$ GPa; $\nu_{12} = 0.34$ GPa; $\nu_{23} = 0.44$ GPa; $\nu_{13} = 0.34$ GPa;

3. Adhesive: $E_{Ad} = 1.25$ GPa; $\nu_{Ad} = 0.38$

Each composite lamina of the plate is assumed to behave as an orthotropic material, with its material axes oriented arbitrarily with respect to the laminate coordinates. The "smart" material layer can be orthotropic, but taken to be isotropic in actual calculations

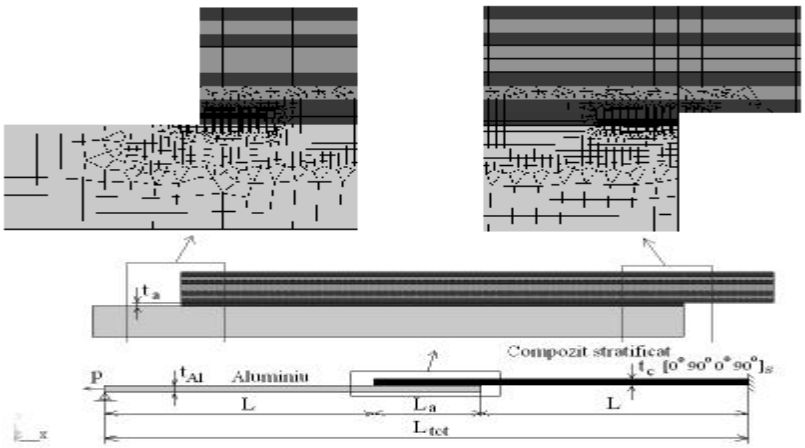


Fig.4. Evaluation of laminate failure criteria for their applicability to composite repair. Finite element discretization, geometry and boundary condition.

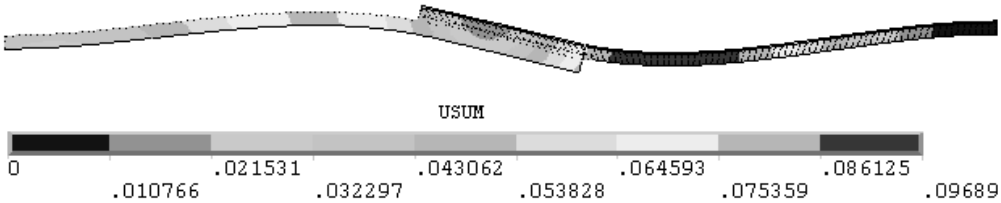


Fig. 5. FEM model showing step development equivalent plastic strain (package ANSYS)

3. Design solution and results

The choice of pre-preg composite and lamina combinations depends upon several factors: cost, stiffness and failure mode consideration being the most important. The ultimate strength and ultimate strength to density are all sufficiently high so that there is little effective difference. The fatigue strain capability (the critical parameter) is about the same for glass, Kevlar and carbon. Glass composites have the lowest cost which is currently one-tenth to one-third of the price of high modulus materials. Glass composites also present the favourable slow failure mode which is required to achieve improved safety and reliability. Kevlar, while not so good as glass, still retains this characteristic failure mode. Carbon fibber composites tend to fail in a manner similar to brittle metals. However, when combined with glass in suitable proportions, the favourable failure modes can be achieved. The high modulus materials offer greater stiffness to density. Thus they give the designer the ability to tailor his stiffness to meet specific and optimum composite combinations in

applications. Epoxy resign is the matrix material for structural composites, such as epoxy glass or carbon fibber composites. The superior mechanical and chemical properties of epoxy are due to the three-dimensional network structure that results from the curing process. A low molecular weight resin is transformed into a high molecular weight polymer. As a result, the surface structure affects numerous properties, such as the inter-lamina sheer strength and the impact resistance. Figure 6, shows variations in the repair of a structural aeronautical panel, to make thick composite patches using pre-pregs laminas to IAR 316 Puma

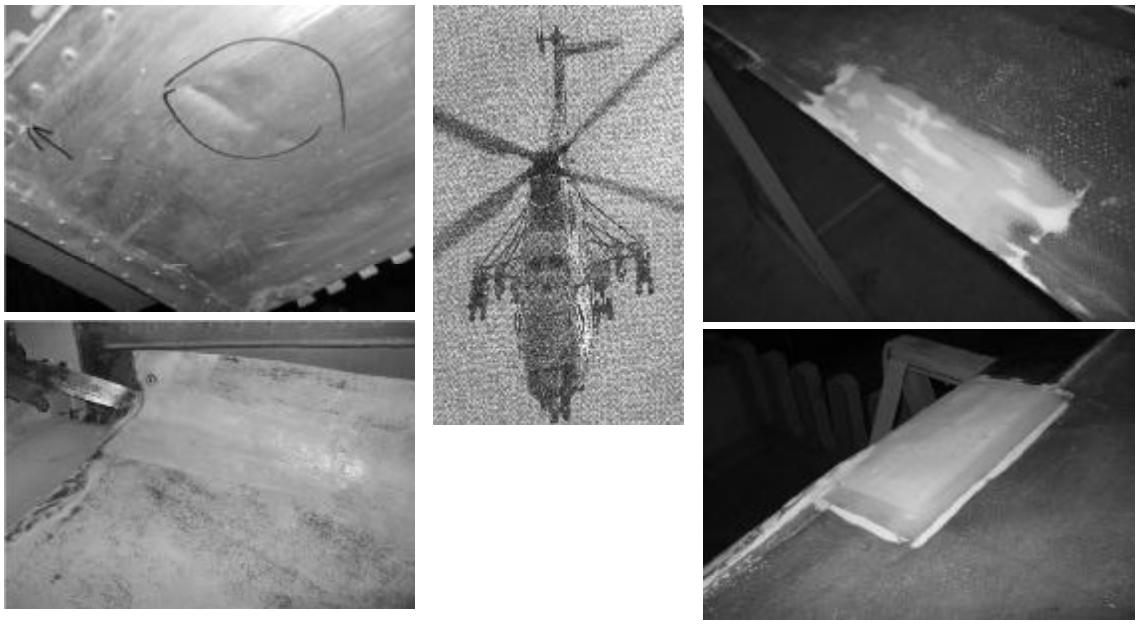


Fig. 6. Examples of demage experimented during service of IAR 360 helicopters (Define demage of panels)

The temperature was controlled during the process with the PR-500 epoxy resin system. The temperature of the composites for filling the reticulation in the resin was 140^{0}C. The temperature of superficies of laminas for curing was 170^{0}C.

3.1 Details of the repair and Design

In order that a finite element solution be reliable, efficient and accurate for engineering design problems, it must be based on reliable formulations and use effective elements that have been proven to be optimal. The design problems refer to contact conditions, for which reliable testes should be used.

- Bonded carbon or glass/ epoxy patch repair was designed to lower stress. It's necessary to determinate Intensity factor K in the crack tip below threshold value K_{th} to stop crack growth.
- Crack tip was stop-drilled and the hole was cold-worked before patching.
- In surface aluminium treatment panels, oxide layer was removed from wing skin by blasting.
- Exposed panel surface was treated with silane solution to develop chemical bond between aluminium surface and epoxy adhesive.

- Patch bonding:1mm thick patch manufactured from carbon-glass/epoxy pre-preg is bonded with adhesive film at 90^0 C temperature.

A bag moulding process has been developed, featuring a reusable vacuum bag. These bags, which are made from high strength silicone rubber, are used for curing and bonding the panels with composite pre-pregs, to assure structures rability. Damage tolerance of the tested composite blades was evaluated by crack propagation measurements on a full scale blade test section. Criteria for the selection of composite materials for repair structures are:

- Susceptibility to defects that can pass on non destructive test
- Defect should not extend to a crack and a potentially catastrophic failure.
- The crack should not progress rapidly at normal stress levels

The final design obtained from the laminate computer optimization program required a series of layer contours with a larger number of layers in areas of higher stresses. The maximum number of layers in each skin is a variable. The direction of these layers is 0^0, +/- 45^0 and 90^0. A simplified layer outline is shown in Figure 4. The evaluation of laminate failure was based on analytical criteria applied to test samples; experiments lead to the development of a solution for determining the breaking limits of damaged panels under repair. A design methodology needs to be formulated that can be incorporated into the software and used to determine the patch design for given skin material properties and damage [4]. This should evaluate:stress in the inclusion under general loading, stress around the elliptic opening, analysis of adhesives for tapered adherents patch.

3.2 Results

Fig.7 Tension test specimens and the test machine, (longitudinal and transverse direction, epoxy glass-carbon pre-preg composite).

Table nr.1. Tensile strength and tensile modulus of test specimens composites

Material Tip	Configuration	Medium Stress [MPa]	Modulus E [MPa]	Poisson's Ratio
Carbon fibre reinforced epoxy (4-layer)	0^0	354.70	41 700	0.3
	90^0	230.76	13 061	0.3
	45^0	102 23	15 242	0.2
E-glass fibre reinforced epoxy (3-layer)	0^0	238.20	8 995	0.3
	90^0	259.90	6 291	0.2
	45^0	120 90	5 027	0.2

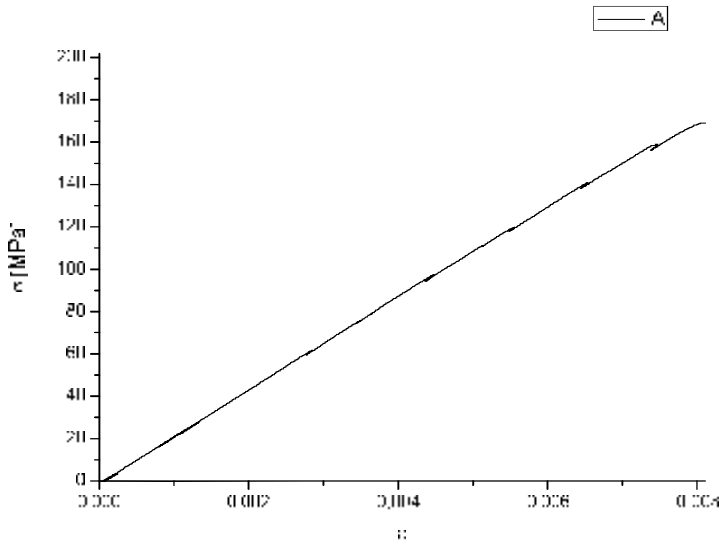


Fig.8. Typical stress curves for carbon pre-preg reinforced epoxy.

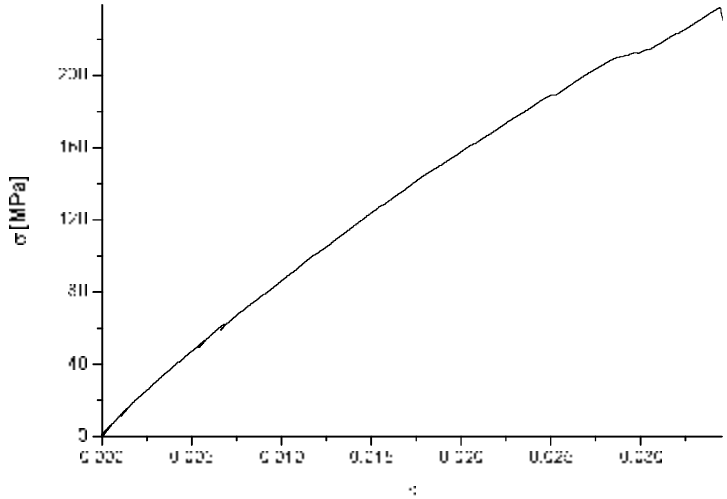


Fig. 9: Typical stress curves for E-glass pre-preg reinforce epoxy

4. Conclusion

This paper described the composite structure technology applied in the design and manufacture of the aeronautical structural repair components. Recent developments of MEMS technology can readily optimize the repair panel structures with tailored and tips of composite structures.

1. This technology is best in its abilities to provide an excellent surface finish, rapid repair cycling and is typically suitable for MEMS monitoring.

2. Tensile and compressive properties from repair structures were evaluated using a finite element model including reactionary ship whiz with micro-electromechanical systems (MEMS).

3. The final repair configuration of aeronautical structures cannot be obtained directly from bonding epoxy adhesives only. Composite repairs based on mixed pre-preg materials does not need a patch pre-forming process, irrespective of the configuration of the panels on which they are applied.

Acknowledgements

The authors thank the Romanian Ministry of Education and Research for having financially supported this research project within the National CEEX Programme.

Received April 11, 2007

**S.C. STRAERO S.A Bucharest*
S.C. METAV S.A. Bucharest

REFERENCES

1. A.A. Baker, F. Rose, R. Jons. **Advances in the Bonded Composite Repair of Metallic Aircraft Structure**, Elsevir 2003,Vol 1.
2. D. Gorinevsky, G.Gordon, S.Beard, A. Kumar, *Design of Integrated SHM System for commercial Aircraft Applications*, in 5 th International Workshop on Structural Health Monitoring, Stanford, CA, September 2005.
3. T. Telke, *Application of model-based diagnostic technology on the Boeing 777 airplane*, Proceedings of 13th DASC, AIAA/IEEE Digital Avionics System Conference, page 1-5.
4. J.J. Wang, C.N. Duong, *Analytical Approach for Analysis of Bonded Composite Repair on Composite Structures*. Structures Technology Phantom Works The Boeing Company, September 2002, Aircraft Conference NASA.
5. D. Gorinevsky, S. Body and G. Stein, *Optimization-based tuning of low-bandwidth control in spatially distributed system*, American Control Conference, Vol 3, pp 2658-2663, Denver, CO, June 2003.

MONITORIZAREA STRUCTURILOR COMPOZITE UTILIZATE ÎN REPARAŢIILE AERONAUTICE PRIN INTERMEDIUL MEMS

Rezumat: Sistemele Micro-Electro Mecanice sau pe scurt **MEMS**-urile au revolutionat diversele activitati ingineresti din domeniul microelectronicii, ingineriei mecanice sau a stiintei materialelor. Lucrarea se doreste a fi o introducere intr-un domeniul particular de utilizare a acestor microdispozitive si prezinta posibilitatea de monitorizare a starii componentelor structurilor aeronautice la care s-au efectuat reparatii prin utilizarea compozitelor cu matrice epoxidica si elemente de ranforsare pe baza de pre-preguri din fibre de sticla, fibre de carbon, fibre aramidice, etc.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE SORTING INSTALLATION BASED ON ULTRASONIC WAVES

BY

M. PEPTANARIU[1], M. SUSAN[2], M. LOZOVAN[1] and P. DUMITRAŞ[3]

Abstract: The separating process of different types of powder with very small granulation is difficult due to the sieve clogging, particles getting caught in the meshes. Ultrasonic vibrations of low frequencies are applied to the sieves in order to separate particles; however this can't stop sieve clogging. Ultrasonic waves are used for powders of tens of microns. Ultrasonic waves are applied directly to the sieves or to the sieve holders when multiples sieves are used. Ultrasonic vibrations are applied perpendicularly to the sieves or to the side of the sieve. Using ultrasonic vibrations we get some advantages like: a lower sorting time, a longer sieve life and reduced mesh blindness. This article presents a method of ultrasonic wave use with multiple sieves and with specific size of meshes. Thus, a selective and continue sorting is achieved. The ultrasonic system presented is activated by an ultrasonic generator which emits a frequency equal to the resonance frequency of the ultrasonic system.

Keywords: ultrasonic waves, particles, resonance frequency

1. Introduction

The granulometric selection of powders is done by using a number of sieves with meshe sizes in descending order. Different sieve standards are made for this purpose, according to the mesh size [1]. Because fine sieves have tiny meshes, they are prone to blindness and malfunction. The application of ultrasounds to the sieves prevents sieves from clogging, and increase sieves' life span. This kind of sieving using ultrasound technology is world wide used with success

In most cases ultrasonic vibrations are applied directly to the sieves and this can be done to the side with vibrations transverse to the flow [2], [3], or on the center, perpendicular to sieve [4]. When a sieve assembly is being used, ultrasounds are applied to the sieve holder.

Usually, this is the case of industrial powder separation processes where high quantity of probe is used and the separation process is done continually. Such applications need large installations with great ultrasonic power. In this paper is presented an ultrasonic system for thin powders with step separation which uses a sieve assembly with progressive decreasing meshes. In this case ultrasounds are applied to sieve directly to the sieve in the flow direction. The particularity of this system is the sieve placement between sonotrodes.

2. Experimental

The ultrasonic system for thin powder separation consists of an ultrasonic transductor 1, sonotrode 2, filters (sieve like) 3, powder recover cases 4, fixings 5, collar 6. The system schema is presented in Fig.1.

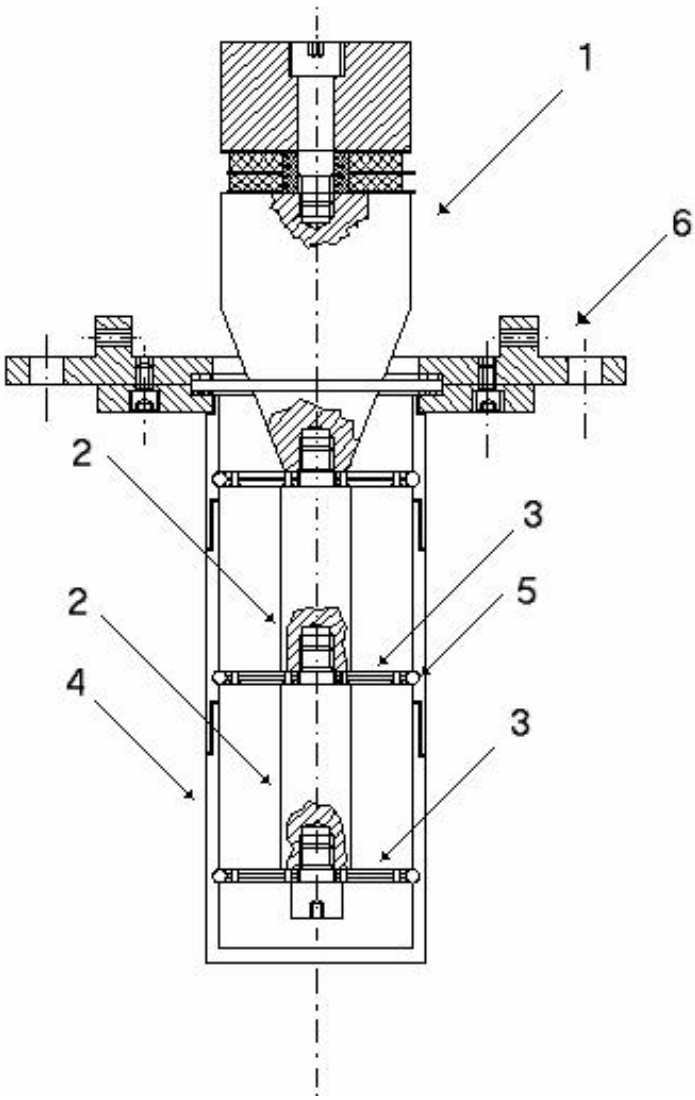


Fig. 1. The ultrasonic system.

The acoustic transformer used is conic like, made of duralumin. The transductor is piezoceramic, made with two piezoceramic rings and duralumin ends for emitter and steel for reflector [7-9]. It is powered with high frequency electric current from a specific ultrasonic generator.

The ultrasonic transductor, the acoustic amplifier and sonotrodes are made in $\lambda/2$, where λ is the wave length of ultrasounds and the resonance of transductor [10-11]. The powder recovering housings are cylinders concentric with the sonotrodes and they are made of metal or other materials (PVC, polyamide, etc.).

Each sieve is fitted together with the ultrasonic assembly and sonotrodes by screw-cutting and is positioned for maximum vibration. In Fig.2 is presented the vibration amplitude for the system. Filters are two identical discs with a sieve between These discs have cuttings for powder and the sieve is fitted by gripping them. Each holding has over his outer circumference a channel where a rubber fixing can move (5) and which prevents the powder passing between filters and cylinder walls. Fig.2

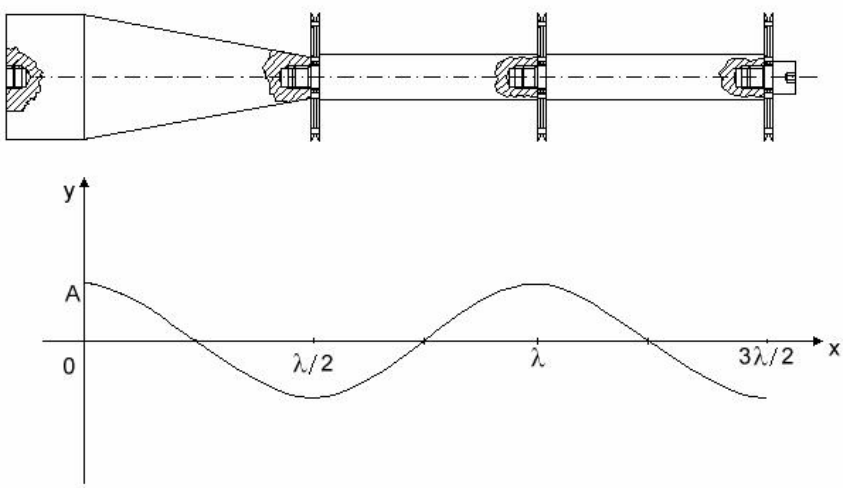


Figure 2.

The unfiltered powder is loaded in a compartment near the acoustic transformer. The entire system position is vertical related to the ultrasonic transductor in his upper part.

Thus, during the ultrasound action over the system, by free falling, the grains up to a certain size pass through the first sieve, and then smaller ones pass through the next sieve and so on, and the last compartment will store the smallest grains.
Because the entire system is closed, when the ultrasounds are applied the air column from each tube will oscillate and improve the throughput of sieving.

3. Results and discussion

The granulometric selection of powders using ultrasonic waves has made possible to get powders with granules of microns in size, which is not possible by granulometric sorting with sieves only exposed to low frequency mechanical vibrations. Different powder sizes can be achieved with this system.

The outturn of this system is very high, ultrasonic vibrations increasing the powder speed and sieve blindness is reduced. This system can also separate magnetic powders by using a demagnetization tool.

For magnetic powders magnetization occurs because friction during sieving. Another advantage is the fact that sieves which are small and detachable can easily be cleaned together with the frame in an ultrasound bath, increasing their lifespan.

Received April 25, 2007

[1] *National Institute of R&D for Technical Physics Iasi*
[2] *The "Gh.Asachi" Technical University Iasi*
[3] *I.F.A. Chişinău, Republica Moldova*

REFERENCES

1 http://www.clevelandvibrator.com/ultrasonic_laboratory.htm
2 http://www.hielscher.com/ultrasonics/sieve_04.htm
3 http://www.endecotts.com/otherproducts/sieve_cleaner.htm

4 http://www.mpi-ultrasonics.com/ultrasonic_sieving.html
5 http://www.telsonicusa.com/screening.htm
6 http://www.coleparmer.com/catalog/vcatalog_page.asp?p=1753
7. O. Dragan, C.Iancu, D.Drimer, s.a. **Ultrasunete de mari energii**,Ed. Academiei, Bucuresti (1983
8 Edmons P.D , **Ultrasonics**. Academic Press, New York (1981)
9. Foster F.S., Hundt J.W., **Ultrasonics**, vol 16, nr.3 (1978)
10. Peptanariu M , Hristoforou E , Neagu Maria, Chiriac H., *Ultrasonic Equipment Used to Weld Cylindrical Plastic Components* Proceeding of 3rd International Symposium on Advanced Electromechanical Motion Systems, B20, 215-216 (1999)
11. Chiriac H , Peptanariu M., Lozovan M , Neagu Maria, Buzea Cristina, *On the Casting of Fe-Ni-Invar Alloy in Ultrasonic Field*, Ultrasonics Symposium 1998 vol I, 751-753,

INSTALATIE DE SORTARE BAZATA PE OSCILATII ULTRASONICE

Rezumat: Sortarea pulberilor cu dimensiuni foarte mici, este dificila din cauza infundarii sitelor, blocand trecerea particulelor prin ochiurile acestora. In vederea separarii acestor pulberi, se aplica sitelor vibratii mecanice de joasa frecventa, dar acestea nu reusesc sa impiedice infundarea sitelor. Pentru pulberi cu dimensiuni de ordinul zecilor de microni, se utilizeazu vibratiile ultrasonice. Acestea se aplica direct sitelor sau suporturilor de site, in cazul in care sunt mai multe. Vibratiile ultrasonice pot fi aplicate transversal sau pe directia de curgere a pulberilor. Actiunea undelor ultrasonice prezinta o serie de avantaje: impiedica infundarea sitelor, micsoreaza timpul de sortare si mareste durata de utilizare a sitelor. Lucrarea de fata, prezinta un mod de utilizare a vibratiilor ultrasonice cu mai multe site ce au anumite dimensiuni ale ochiurilor de retea. Astfel se face o sortare selectiva si continua a pulberilor. Sistemul ultrasonic prezentat este activat de un generator ultrasonic ce trebuie sa emita o frecventa de lucru egala cu frecventa de rezonanta a sistemului ultrasonic

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ULTRASONIC ENSEMBLE USED TO DRAW METALLIC PIPES AND WIRES IN ULTRASONIC FIELD

BY

M.PEPTANARIU[1], M.SUSAN[2] and P. DUMITRAŞ[3]

Abstract: During the pipe drawing in ultrasonic field, as the result of metal passage through the surfaces of the die subjected to ultrasonic vibrations, the ultrasonic pressing effect appears. This effect leads to the modification of the friction coefficient and the friction vector position. The manner used to apply the ultrasounds also depends on the type of materials meant to be drawn through the threading die. In the case when the ultrasounds are used for pipe drawing, these can be applied in the deformation focus through the plug or die. A combination can be also used. In case of wire drawing, the ultrasounds are applied directly in the deformation focus. This work presents a type of ultrasonic ensemble which can be used both for wires and pipes whose outer diameters are smaller than 5mm, with ultrasounds application right in the deformation focus.

Keywords: ultrasonic field, pipes, deformation

1. Introduction

By using the ultrasounds in the pipe cold drawing on the plug, one can notice that the pipes eccentricity if 40% lower than that of the pipes drawn without using the ultrasounds [1-3]

The pipe drawing in ultrasonic field can be carried out with or without a plug, namely in the cavity. By the application of the ultrasonic oscillations on the die in the drawing direction, a considerable diminution of the force necessary for deformation is obtained. The diminution of the drawing force is explained by the decrease of the external friction, is of the surface effect.

Figure 1 presents a manner to apply the ultrasonic vibrations for metallic pipes drawing in ultrasonic field. In this case, plug drawing is used.

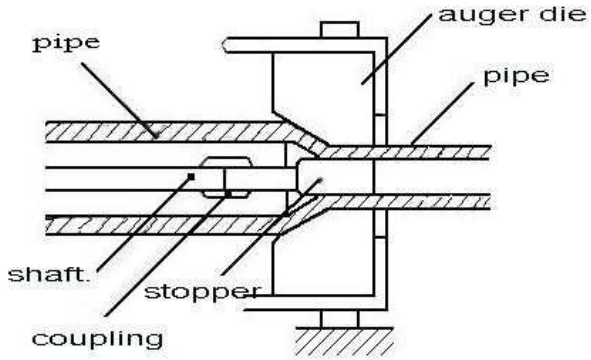


Fig.1

One can notice the arrangement of the plug and the die, the ultrasounds acting on the pipe by means of the metallic rod and parallel with the pipes drawing direction.

In the following, we shall present a method to use the ultrasounds in the case of drawing without plug, by means of a die installed straight on the acoustic transformer. The die is fastened at the end of the acoustic transformer, through friction, being located in a vibration maximum of the ultrasonic system

The ultrasonic transducer can be magnetostrictive or piezoceramic. In this case, a piezoceramic transducer is used, accomplished by means of a pair of piezoceramic rings [4-5].

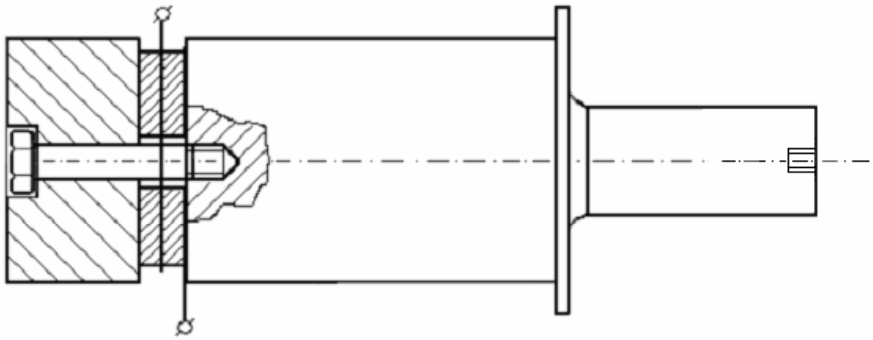


Fig.2

The acoustic transducer (the amplifier) is made of titanium or steel; it can be conical or with steps. Figure 2 presents an ensemble of stepped ultrasonic transducer which can be connected with a probe or another acoustic transformer attached to the die

2. Experimental

Figure 3 presents an ultrasonic transducer ensemble which permits pipes drawing in ultrasonic field.

In this case, the metallic pipe or wire to be drawn is introduced within a channel executed inside the acoustic transducer, with the side inlet bore and the outlet centred on the die. The ultrasounds act in the drawing direction and the ultrasonic field acts right in the focus.

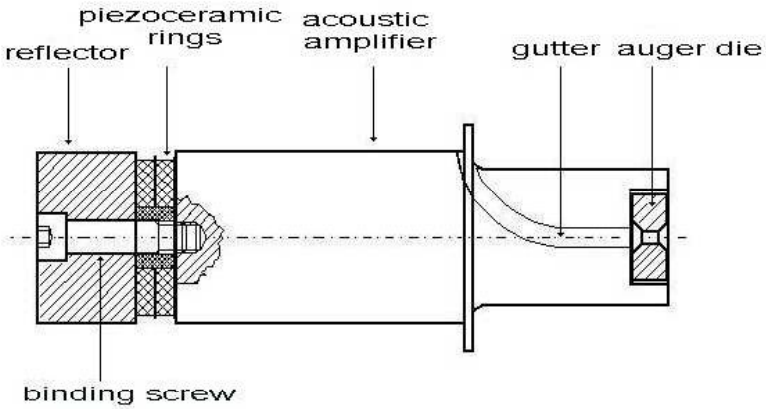


Fig.3

Starting from this example, another ultrasonic system was conceived for drawing the wires and pipes with the outer diameters smaller than 5mm (Fig. 4).

The main elements of the system are indicated in the figure. The material used to execute the ultrasonic transducer and acoustic transformer is the steel.

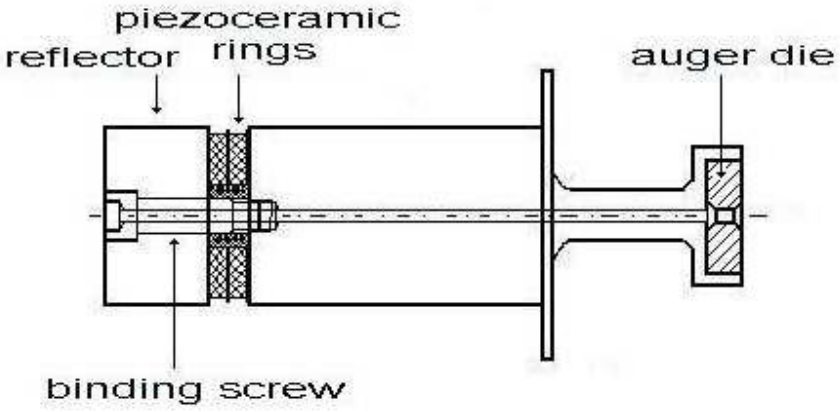


Fig. 4

This presents a good transmission of the ultrasonic waves, as well as an increased mechanical resistance (as compared to aluminium). The most indicated material will be titanium, but it is hard to procure

3. Results and discussions

The entire system has an axial symmetry and it can be introduced directly in the flow sheet without stressing the material to be drawn. As the channel is axial, the acoustic transducer can be built with a bigger difference between the diameters of the two steps, which permits a higher amplification of the oscillations amplitude.

The channel being axial, it can be executed with a higher precision, without material deformations or cross-section non-uniformities. It is well known that any asperity or non-uniformity results in a concentration of the ultrasound energy in the zone, which make the system yield decrease.

In all these cases, in order to apply the ultrasonic field a high frequency installation is necessary which should deliver the ultrasonic energy necessary for the ultrasonic system. This installation includes a high frequency generator which must deliver an electric signal with a frequency equal to the resonance frequency of the ultrasonic ensemble.

Received April 25, 2007

[1] *National Institute of R&D for Technical Physics Iasi*
[2] *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*
[3] *I.F.A. Chişinău, Republica Moldova*

REFERENCES

1. O. Dragan, C.Iancu, D.Drimer, s.a. **Ultrasunete de mari energii**,Ed. Academiei, Bucuresti (1983

2. Edmons P.D., **Ultrasonocs**, Academic Press, New York (1981)
3. Foster F.S., Hundt J.W., **Ultrasonics**, vol 16, nr.3 (1978)
4. Peptanariu M., Hristoforou T., Neagu Maria, Chiriac H., *Ultrasonic Equipment Used to Weld Cylindrical Plastic Components Proceeding of 3rd International Symposium on Advanced Electromechanical Motion Systems*. B20, 215-216 (1999).
5. Chiriac H., Peptanariu M., Lozovan M., Neagu Maria, Buzea Cristina, *On the Casting of Fe-Ni-Invar Alloy in Ultrasonic Field*, Ultrasonics Symposium 1998, vol 1, 751-753.

ANSAMBLU ULTRASONIC UTILIZAT PENTRU TREFILAREA TEVILOR METALICE SI SARMELOR IN CAMP ULTRASONIC

Rezumat: La tragerea tevilor in camp ultrasonic, ca urmare a trecerii metalului prin suprafetele matritei supusa vibratiilor ultrasonice, apare efectul de matritare ultrasonica. Acest efect duce la schimbarea coeficientului de frecare si a pozitiei vectorului frecare. Modul de aplicare a ultrasunetelor este functie si de tipul materialului ce urmeaza a fi tras prin filiera. In cazul utilizarii ultrasunetelor la tragerea tevilor metalice, acestea se pot aplica in focarul de deformare prin dop sau matrita. Se pot aplica si combinat. Pentru cazul tragerii firelor, ultrasunetele se aplica direct in focarul de deformare. Lucrarea de fata prezinta un tip de ansamblu ultrasonic ce poate fi utilizat atat pentru fire cat si pentru tevi a caror diametre exterioare sunt sub 5mm, cu aplicarea ultrasunetelor direct in focarul de deformare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY CONCERNING THE MILLING PARAMETERS ON THE STRUCTURES AND PROPERTIES OF NI-TI ALLOYS

BY

ANGELA POPA*, IRINA CÂRCEANU*, C. MACOVEI* and V.CÂNDEA**

Abstract: The Ni-Ti alloys are more and more used in top fields like aerospace and biomedical industry due to the characteristics of them, especially the shape memory effect. The homogeneous structures of Ni-Ti alloys are directly influencing the shape memory effect. In order to realize a good homogeneity of the Ni-Ti alloys it was used for fabrication a series of powder metallurgy techniques. The paper presents briefly some aspects regarding the present stage in production of homogeneous mixtures of Ni-Ti alloys.

Keywords: Ni-Ti alloys, powder metallurgy

1. Introduction

The alloys from Ni-Ti system are known because of their termo-mechanical properties such as superplasticity and shape memory effect.These alloys are characterized also by some other properties like: high mechanical properties, great corrosion resistance in range of transformation temperatures, biocompatibility and an long cycle of life versus the imagery of magnetic resonance, that which recommendthe alloy for use in cardiology, orthopedy, stomatology.

The achievement of Ni-Ti 50:50 alloy through classical metallurgy presents maNY drawbacks such as: absence of some integrad tehnological flow; the special equipment is a great consumer of energy; necessity of remelting to obtain some high purity and to achieve a one structure with high ductility, etc. This is the reason why during the last years it is used more and more specific powder metallurgy techniques to acieve the Ni-Ti 50:50 alloy that eliminate the above mentioned drawbacks Moreover utilization of specific powder metallurgy techniques presents a lot of advantages respectively: achievement of some products with complex geometries, elimination of chemical and structural segregations, etc. However at the utilization of specific powder metallurgy techniques appear some aspects that need a special e attention duration the processing of Ni-Ti 50:50 alloys, like:

- necessity to obtained one homogeneous phase type NiTi, through inter-diffusion and to avoid to appear other inter- metallic stable phases type NiTi 2 and Ni3 Ti;
- necessity to eliminate the porosity in order to improve the mechanical properties of parts which increase with compaction pressure.

A procedure used in the last year for Ni-Ti alloys achievement is mechanical alloying in mill type Attritor, planetar mill with ball, rotary mill with ball, etc.

In this paper are presented some results obtained for achievement of the Ni-Ti 50:50 alloy through milling into Attritor mill in weat medium.The scope of this paper was to esatblished the milling parameters especially the best duration milling of the Ni-Ti alloy on the initiation of reciprocal diffusion between the constitutive elements of alloy.

2. Experiments

The elementary Ni and Ti powders used for achievement of Ni-Ti50:50 alloy afterbeing characterized from the point of view of chemical compositions, of physical characteristics and of morphological aspects was gravimetrically measured .The wrong performance of measurement operation lead to a chemical composition out side of concentration limits indication and lead to physics and mechanical properties unsuitable for the scope.

The gravimetric measure was performed by a balance with accuracy of + 0,01. The mechanical alloying respectively maximum impact force (between ball, materials and the wall of mill), maximum deformation of ball, number of particles caught in the knocking moment, radius of materials caught in the knocking moment were calculated in conformity with Hertz's general theoriy of mechanical alloying[1], after the formulas:

* Maximum impact force F_{max}:

$$F_{max} = \frac{\sqrt{2}}{3}\left(\frac{5\sqrt{2}}{3}\pi\right)^{0,6}\left(\frac{E_b}{1-\nu_b^2}\right)^{0,4} \rho_b^{0,6} R_b^2 v_b^{1,2} \qquad (1)$$

E_b = elasticity module of ball; ρ_b = ball density;

ν_b = Poisson's coefficient of ball;

R_b= ball radius; V_b= speed of ball before knocking.

From formula (1) it resulted: $(F_{max})_{steel} \approx 33.000$ N

* Maximum deformation of ball, δ_{max}:

$$\delta_{max} = \left(\frac{5\sqrt{2}}{4}\pi \bullet \rho_b \frac{1-\nu_b^2}{E_b} \bullet v_b\right)^{0,4} \bullet R_b \qquad (2)$$

From formula (2) resulted: $(\delta_{max})_{steel} = 1,22 \times 10^{-4}$ m

* Radius of materials caught in the knocking moment,

$$r_h = r_h = R_b 1,4750 \bullet v_b^{0,4}\left(\frac{\rho_b}{E_b}\right)^{0,2}\left(\frac{\beta}{\beta-1}\right)^{0,4} \qquad (3)$$

where:

$$\beta = R/R_b \qquad (4)$$

R= radius of curvature of precincts

From formula (3), it resulted $r_{h\,steel} = 0,0024$ m.

Other parameters of milling were:

- milling speed: 200 rot/min;
- milling time: 15h ,30 h;
- grade of filling of precincts: 25%;
- report of weight ball/materials: 1/1;
- type of milling: wet - alchool;
- medium of milling: argon.

After milling of the alloy which was obtained it was dried in drying stove to 200 °C, for 5 h. After drying the Ni-Ti 50:50 alloy was characterized from the point of view of chemical composition of physics characteristics and morphological aspects. The morphological aspects it was investigated with electronic microscope type HITACHI S-2600 N equipped with analyse dispersive in energy system (EDS).

3. Results and disscusion

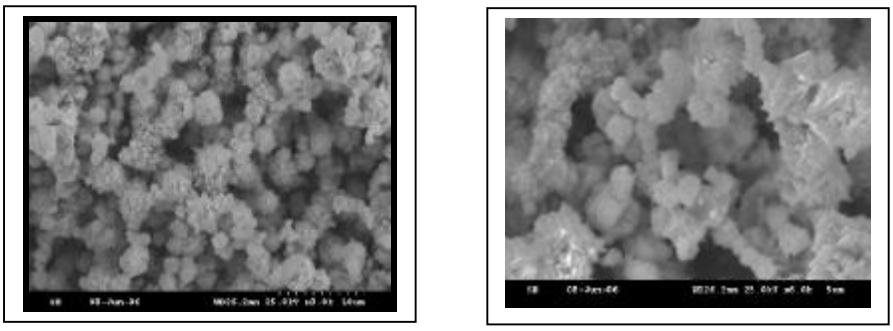
In Table 1 is presented chemical composition of elementary powders, respectively Ni and Ti. The physics characteristics of elementary powders it was established in conformity with SR EN ISO 4490:2003[1]; SR EN 23923-1:1998[2] and SR EN 23923-2:1999 [3].The results are presented in table 2 were it can seen that the both powders do not flow, the Ti powders has a FSSS lesser than Ni powders and the apparent density is much higher than Ni powders. The analyses of morphological aspects of the Ni powders , Figure 1 a to size (x3000) emphasize a conglomerate of micron and under-micron like chain; the image from Figure 1b, to size(x 6000) emphasize the booklet form of the 0,1-3 μm dimensions with a frequency small however and for the polygonal form of the particles. The particles of the Ti powders have an aspects like little breaches, are heterogeneous like form and dimensions, Figure 2a; with a small frequency appears the big particles which exceed 100μm (x 1000), Figure 2 b .

Table 1. Chemical composition of elementary powders.

Powder type	Element contents, % wt.					
	Ni	Ti	Al	Si	Mg	Fe
Titanium	-	rest	0,010	0,001	0,050	0,050
Nickel	99,9	Co 0,01	Cu 0,01	C 0,01	S 0,02	< 0,01

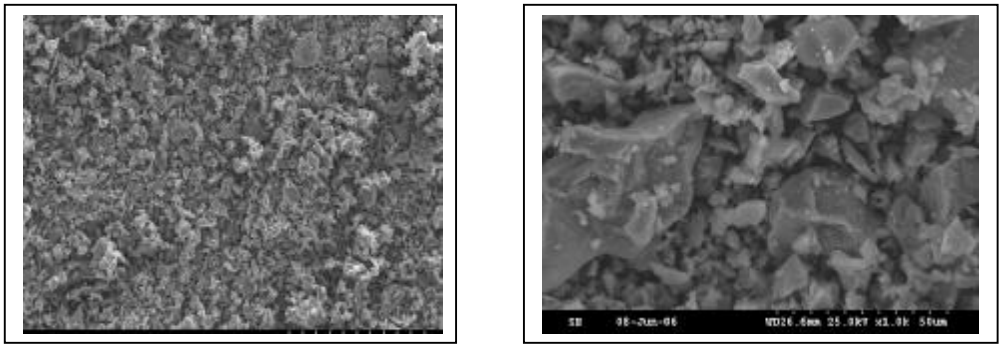
Table 2. Physical characteristics of elementary powder

Powder type	Average diameter FSSS (μm)	Flowing rate (s/50 g)	Apparent density (g/cm^3)
Titanium	4.74 ± 0,01	not flow	2,01 ± 0,01
Nickel	2.52 ± 0.01	not flow	3,78 ± 0,01



a) *b)*

Fig. 1. Morfological aspects of Ni powders :
a) – conglomerate of particles, x 3000, b) – booklet form of particles, x 6000



a) *b)*

Fig. 2. Morhological aspects of Ti powders:
a) general aspect , x 200; b) big particles of Ti powder, x 1000

The chemical composition of Ni-Ti alloy achieved through mechanical milling is presents in Tabel 3, and it results that the gravimetric measurement was accurately performed thus obtaining the chemical composition which was projected. In Table 4 are presented the physical characteristics of alloy obtained from which it can established that the increase of mechanical milling duration of the elementary powders from 15 h to 30 h leads to a growing of apparent density simultaneous with diminution of size particles.The diminution apparent density after 30 h milling can be explained by modification of the form factor of particles in milling duration (the particles form alters so that upon a time with growth time of milling the sharpened edge of particles to get round). That meanses because of growing of the milling duration they were obtained patricles with rounded forms, therefore the packing grade of particles increase once with diminution of distance between particles.

Tabel 3. Chemical composition of Ni-Ti 50;50 alloy

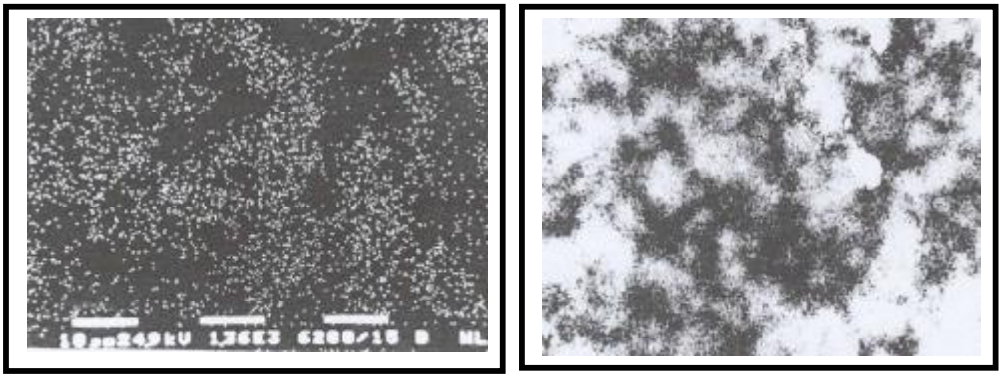
Sample nr./milling time	Content element , % wt.						
	Ni	Ti	Fe	Al	Si	Mg	C
1 / 15 h	49,56	49,40	0,50	0,25	0,11	0,09	0,09
2 / 30 h	50,10	49,08	0,36	0,22	0,12	0,06	0,06

Tabel 4. Physical characteristics of Ni-Ti 50;50 alloy

Sample nr./ milling time	Average diameter FSSS (μm)	Flowing rate (s/50 g)	Apparent density (g/cm^3)
1 / 15 h	0,50 – 0,01	not flow	3,30 = 0,01
2 / 30 h	0,30 + 0,01	not flow	3,48 0,01

In Figure 3a and 3b we can see the repartition Ti and Ni in Ni-Ti mixture. From Figure 4 we can see the presence of some conglomerate with irregular shape, formed through welding of much more particles, obtained after 15 h of milling; after 30 h of mechanical milling it can be to remarked under-micron composite particles which presents spheroidization tendency, Figure 5.

In order to put into evidence the influence of mechanical alloying process on the beginning of reciprocal diffusion from materials obtained it was performed o lot of analyses with electronic microscope, obtained electron images secondary on the samples analyses, like as the repartition characteristics radiation force X for Ti (L_α) and Ni(K_α).



a) b)

Fig.3. Repartition of: a) Ti; b) Ni, in Ni-Ti mixture X 2840

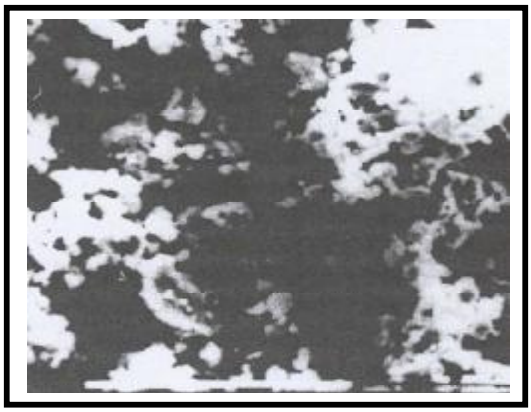


Fig.4. Particles ensemble NiTi, X 4780

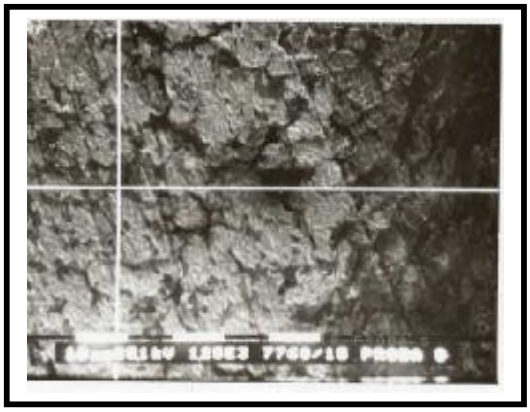


Fig.5. Mixture mechanical alloying NiTi, X 4780

4. Conclusions

The experimental works lead to following conclusions :

■ With increase of the milling duration growth apparent density of the materials simultaneous with diminution size of particles.

■ With increase of the milling duration it was obtianed particles with rounded forms, therefore the packing grade of particles increase once with diminution distance between particles.

■ Of the duration much more of 15 h of milling apears the conglomerate phenomena of irregulare form process through welding much more particles.

Received April 9, 2007

**Metallurgical Research Institute of Bucharest*
***Technical University of Cluj-Napoca*

REFERENCES

1. Hertz F, Gaffet E, *Kinematic Approach of the Mechanical Alloying Physics in the Planetary Ball and Attritor Mill*, **Pm World Congress**, Paris, vol.2, june 1991, 212-221
2. Koch C.C & others, *Mechanical Milling and Alloying*, **Materials Science and Tyechnology** – 15, New York, 1991, 193-247.
3. Irina Cârceanu, **Master's Degree** Alloying by Non-Conventional Proceeding Some New Type of Materials Use in Powder Metallurgy, Bucharest 2005.
4. Angela Popa, Irina Cârceanu, **Studies ICEM** CEEX National Programs 2005-2007.

STUDIU PRIVIND INFLUENȚA PARAMETRILOR DE MĂCINARE ASUPRA STRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR ALIAJELOR Ni-Ti

Rezumat: Aliajele NiTi sunt din ce in ce mai mult folosite in industrii de vârf ca industria aerospațiala și biomedicală datorita caracteristicilor ler, in special cele de efect a memoriei. Omogenitatea structurală a aliajelor Ni-Ti influențează direct efectul de memorie a formei. Pentru a realiza o bună omogenitate structurală a aliajelor Ni-Ti acestea sunt fabricate prin utilizarea tehnologiilor specifice ale metalurgiei pulberilor. Lucrarea prezintă câteva aspecte privind stadiul prezent in producerea unor amestecuri omogene din aliaje Ni-Ti.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOME RESULTS OF RESEARCHES REGARD SOLUBLE SALT REMOVING FROM SECONDARY ALUMINIUM DROSS / SALTS SLAG

BY

MARIA ROMAN*, ROMANIŢA TEODORESCU*, VIOREL BĂDILIŢĂ*, LUCIA FIRESCU* and MARIA GHEORGHE**

Abstract: Soluble salts removing from secondary aluminium dross is important because on the one hand there is possibility to bring in the economic circuit of soluble salts and on the other hand to obtain clean secondary aluminium dross, without soluble salts, which is possible to be processed for aluminium recovery like coagulants. The paper presents some results of experiments, which have had the objective to study the leaching process in water of the soluble compound from secondary aluminium dross / salts slag.

Keywords: secondary aluminium dross, leaching process, soluble salts de-pollution, coagulant

1. Introduction

Aluminium dross, scrap, skims or salt slag is the residual waste material, which are produced from any process in which aluminium is melted. By their high aluminum and soluble salt content, these technological residues can be an important source of environmental pollution but they can be an important source of row materials for other industrial useful products. For that there are many preoccupations of aluminum specialists, from all over the world, to establish efficient possibilities to recover aluminum from these technological residues and reduce landfilling for environmental protection.

One method to recover aluminum is to obtain products which can be utilized like coagulants. But, that require previous process for remove soluble salts which accompany aluminum.

One of the technologies, which are practise to remove of soluble salts, like NaCl and KCl, are based on physical proceedings of leaching in water, final products beings the solid salts or their solutions, [1,2,3,4] and clean secondary aluminium dross.

To establish optimum work parameters and the flow sheet for an efficient technology for recovery of the soluble salts from fine fraction of secondary aluminum black dross/salt slag, there sampled technological residues from three platforms with similar profile: SC ALMET SA from Năvodari, SC GEORGE IMPEX SRL from Potcoava, SC SILNEF SA from Braşov

The first company is *SC ALMET SA* Năvodari, which process scrap and spills to obtain casting alloys and wrought alloys for extrusion. For scrap melting they use revolving cylindrical furnace or crucible melting furnace. They work in quality system in conformity with SR EN ISO 9001:2001, SR EN ISO 14001:2005 and OHSAS 18001:2004 standards. To increase performance rating they use scrap sorting, melting

deoxidizing, refining and filtering operations. The skimming from the first melt is in part reuse in their foundry circle. Technological residues are kept on the authorize slag dump till they are delivery to aluminum dross specialize processors.

The second company is *SC FABRIMIXT SA* Câmpina, which process scrap, spills and dross to obtain ingot casting alloys Technological residues are kept on their the authorize slag dump. For scrap melting they use revolving cylindrical furnace or crucible melting furnace. To increase performance rating they use melting deoxidizing, refining and filtering operations. The skimming from the first melt is in part reuse in their foundry circle.

The third company is *SC GEORGE IMPEX SRL* Potcoava which process only aluminum dross from primary and secondary aluminum companies. For dross melting they use revolving cylindrical furnace or crucible melting furnace. The dross is crushed and the metal particles are sort from nonmetals components by shaking sieve. In the coarse faze there is more aluminum metallic thereby this part is melt to recover aluminum. The fine faze is technological residues and they are kept on the authorize slag dump.Those three secondary aluminum processors use the same furnace for melting but thy use the different starting material and they use different technological methods. One of the first analyses of process metallurgical methods influence can be observed from preliminary solid material balance for each company. These results show that technological residues percent depends on quality of started materials, which are processed. If for SC ALMET SA company the residues percent is ~18 % and ~ 24% for SC FABRIMIXT SA Câmpina company, for company SC GEORGE IMPEX SRL this percentage is more high ~57%.

2. Experimental procedure

The samples were characterization by chemical analysis, particle size distribution analysis and phase analysis.

Chemical analysis were performed conform specific metallurgical nonferrous Rumanian standards on each particle size distribution. The results show that the elemental compositions are distinct for each company. Technological residues of ALMET have uniform composition of metals Al, Cu, Mg, Mn, Ni, Cr, Ca, Ti, Fe; on particle size; the content of Si is more in fine fraction which is under 0,5 mm; the content of K is bigger than content Na. Technological residues of GEORGE IMPEX have more Cu in bigger particle fraction; the content in Zn and Ca is more in fine fraction; - the content of silicon is more in bigger particle fraction; content of Na is bigger than content of K. FABRIMIXTS' technological residues has a variable content of aluminum about ~10% between fine and bigger particle fraction; Zn and Ca are more in fine fraction; content of Na is bigger than content K; content of - SO_4^{2-} and NO_3 are more in fine fraction >0,5mm; - content of Fe is bigger then the others dross. All samples have P but have not F. Elemental chemical analysis gives not enough sufficient data about characteristics of technological residues

Particle size distribution show that technological residues from GEORGE IMPEX have fine particle size, those from FABRIMIXT have medium *particle size*, those from ALMET have the bigger granulation.

Phase analysis was made by diffractions analysis, which was made by X ray (DRX) and Bragg-Brentano method, couple $\Theta - 2*\Theta$, on polycrystalline plane samples.

Diffractions studies were made by DRON 2.0 apparatus with characteristic ray CuKα1&2. Experimental data were digital collected by systematic scanning method in angular space 2*Θ: 4 ÷ 84 grad. Phase qualitative analyses were made by methods of Hanawalt, in conformity with standards of A.S.T.M. *Phase analysis* was made on two separate started samples to demonstrate that the material has major differences characteristics between samples. The samples were washed in distillate water at room temperature, keeping starting granulation. Washing solution was filtered and crystallization. The obtained material was analyzed for determined soluble phases. The washed phase was analyzed too. There didn't identify certainly the phases ε $SiAl_7O_2N_7$ or ε $7AlN*SiO_2$ because overlap of their diffractions peak with peak of other phases presents, exception of the main peak. The phase β – Al_2O_3 is a transition alumina those structure can be stabilization of lower content of Na_2O, K_2O, CaO, MgO or $(NO)_2O$. Sometime this phase can contain crystallization water.The phases Spinely / Spinelyde are cubic structures similar with Spineli: $MgO*Al_2O_3$, in which the bivalent metal is total or partial substitute by Fe^{12}, Cu^{12}, Zn, Ca, or tetravalent metal can be substitute by Fe^{13}, Cr^{13}, etc. Similar there are known aluminum oxnitride with Spinely structure: $Al_{2.7-0.33x}O_{4-x}N_x$, Al_3NO_3, Al_3N_1. Technological residues of ALMET have content of metallic aluminium under 1% in the non washed fraction and ~ 4% in washed fraction, but there are aluminium in form of alumina ~26÷29% in the non washed fraction and ~17 % in washed fraction and in form of AlN ~32÷40% in the non washed fraction and ~ 34% in the washed fraction and in the Spinely / Spinelide structure, which are present in percent ~15÷19% in non washed fraction and 15% in washed fraction.The content of metallic silicon is under 1% but there is silicon in form silicon dioxide ~4÷10% in the non washed fraction and ~23 % in the washed fraction. There is any magnesium oxide. The content of soluble phase in washing phase, after crystallization, is ~ 89 %. Technological residues of GEORGE IMPEX have content of metallic aluminium ~14-17% in the non washed fraction and ~ 43% in washed fraction, but alumina content is more lower ~5÷7% in the non washed fraction and ~6 % washed material and in AlN form ~23÷24% in the non washed fraction and ~15% in the washed fraction and it is possible in the Spinely/ Spinelide structure, which are present ~ 12÷19% in the non washed fraction and ~ 10% in the non washed material; The content of metallic silicon is ~ 2-3% in the washed fraction and ~ 6% in the washed fraction but there is silicon in form silicon dioxide ~9÷14% in the non washed fraction and ~10 % in the washed fraction. The content of magnesium oxide is ~3-4% in the washed fraction and 2% in the washed fraction.The content of soluble phase in washing phase, after crystallization, is ~ 94 % in the technological residues of FABRIMIXT have high content of metallic aluminium ~37÷38% in the non washed fraction and ~ 51% in washed fraction, but alumina content is more lower ~9÷12% % in the non washed fraction and ~6 % in the washed material and in AlN form ~19÷20% in the non washed fraction and ~6% in the washed fraction and it is possible in the Spinely/ Spinelide structure, which are present ~ 5÷11% in the non washed fraction and ~ 3% in the non washed material. The content of metallic silicon is ~ 5-7% in the washed fraction and ~ 7% in the washed fraction but there is silicon in form silicon dioxide ~17÷18% in the non washed fraction and ~23 % in the washed fraction. The content of magnesium oxide is ~3% in the washed fraction and it isn't in the washed fraction. So, results show important differences between those three analyzed materials. That data are important for choose the right parameters of any process of aluminium black dross/salt slag.

There was studied the washing of the salt slag under many aspects to determine influence of different condition of salt solubilization like, work conditions, number of counter current washing step (one, two, three or four), with or without grinding.
The salts slag were sifted, washed with/without simultaneous grinding, dry and disintegration to remove the soluble salts from the salt slag for a good processing to obtain coagulants.

Experiments were made with ordinary laboratory equipment, which was composed by washing vessel with electric agitator, gas bulb, ball mill, aspirator bottle, Buchner funnel, drying cabinet.

3. Results and discutions

To determine influence of work conditions the samples were washed with channel or distilled water, by continuous stirring of solid and liquid phases, 60 minutes/steps time of mixing at normal or high temperature (20 or 40^{0}C), with solid - liquid ratio equal to 1:1. Washing solutions and solid materials were chemical analyzed. Figure 1 shows Na&K content in solid washing phases function by working conditions

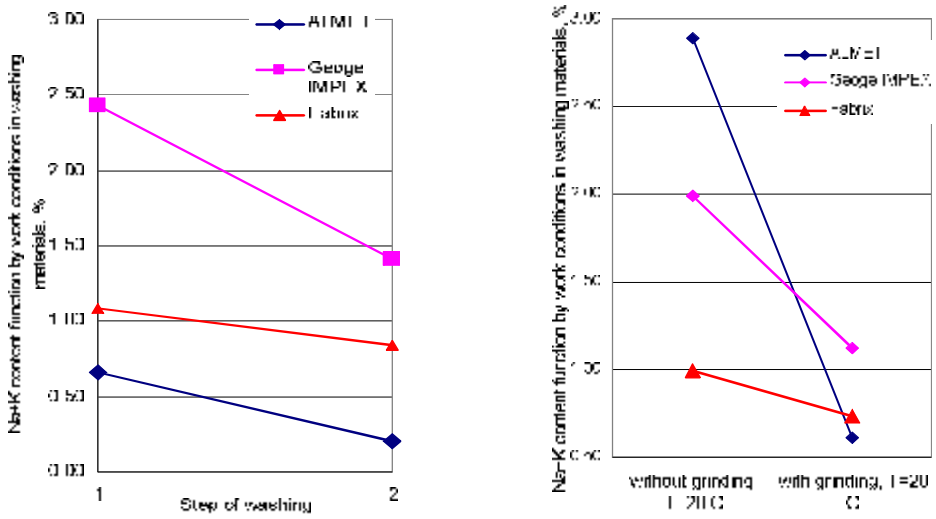


Figure 1. Na&K content function by work conditions in solid washing phases

The results show that washing of salt slag at 20^{0}C removing of the NaCl and KCl isn't enough quantitative but washing salt slag at 40^{0}C is much better; the solutions are more concentrated in Na and K. Washing with grinding at 20^{0}C lead to similar results like washing at 40^{0}C, and in the mean time assure an optimum particle size. Washing of samples in two steps, at the same temperature, lead to a high efficiency of washing.

To determine number of washing stages, experiments were carried out in a laboratory installation under the following conditions: one and a lot number of the washing steps, by re-pulping fresh water on every steps 40^{0}C temperature 1 hour time of stirring. Finally, the distribution of Na and K ions in washing waters resulted in every stage and in solid washed phase was determinate, figure 2 and 3.

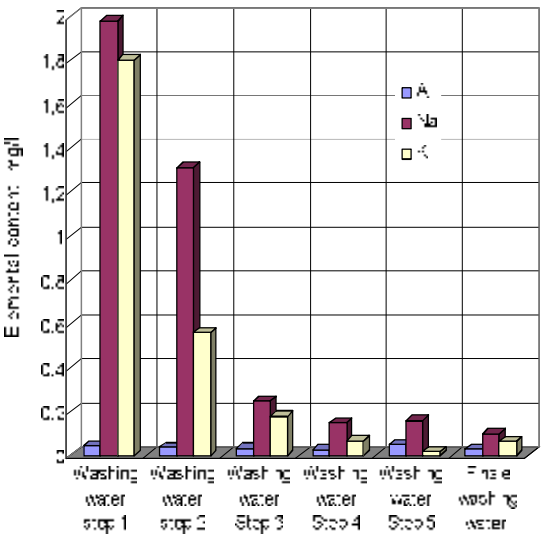


Figure 2. Determination of the number of washing steps for ALMET salt slag

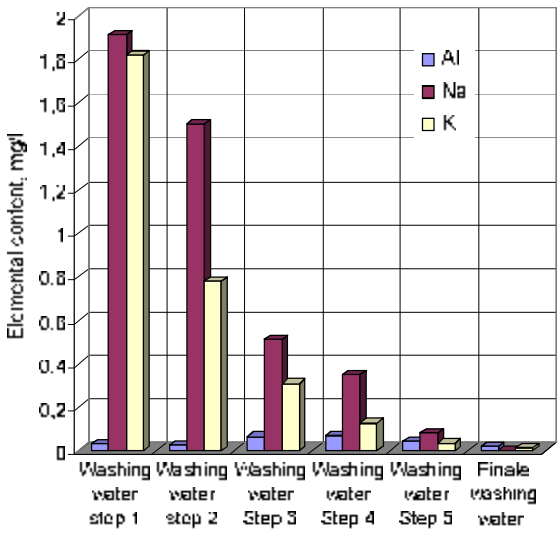


Figure 3. Determination of the number of washing steps for George IMPEX salt slag

The results show that:

- For a good washing of the salt slag it is necessary many washing steps;
- The quantitative elimination of the Na and K soluble ions take place in the first three washing steps;
- The washing waters from the first and the second steps have the high content in Na, K ions;
- The concentration of Na, K ions in washing waters regresses gradually from first step to last step;
- Finally, in washed slag there are insoluble Na, K ions lied in stable structures

The remained K ions in the washed slag is less then 0,05 % but the quantities of Na ions are more then 1,65 respectively 1,77 %. Therefore, for advanced washing of the slag, there are necessary 5 washing steps.

Starting with the variation of the NaCl and KCl solubility with temperature it was studying the variation of the concentration of the both salts in washing waters and in the washed salt slag/unwashed salt slag. Finally it was calculated the washing efficiency. The solubility of NaCl in water at 20^0C is 26,39 g/l very appropriately of KCl 25,5 g/l. The solubility of NaCl in water at 40^0C is 26,68 g/l. The solubility of KCl in water at 40^0C is 28,7 g/l. Successfully washing of the salt slag was made: in the first step by water re-circulation at 4 fresh salt slag samples and in the second step by washing of the same salt slag in 4 steps with fresh water. Practically: some salt slag was washed in 4 steps with equal fresh water quantities; some water was successfully contacted with 4 quantities of fresh salt slag in 4 steps. In the some time it was realize the washing of the salt slag in counter-flow, in 4 steps, at ratio S:L = 1:1, with grinding in 4th step for simultaneously decreasing of the particle size. The experiments were made with a mixture in equal parts of the 3 kind of the salt slag: ALMET, George IMPEX, FABRIX.

The experiments show that:

- The washing efficiency of NaCl and KCl in every step at 20^0C are very low 8 16%, the final washing efficiency after 4 re-pulping being aprox.70% for KCl and 65% for NaCl;
- It is necessary the re-circulation of the NaCl and KCl solutions to increase their concentration. In that situation the washing efficiency is 70% for KCl and 75% for NaCl;
- The washing with grinding in 4th step offer in the mean time a high fineness of the salt slag and high concentration of the solutions in NaCl and KCl, figure 4.

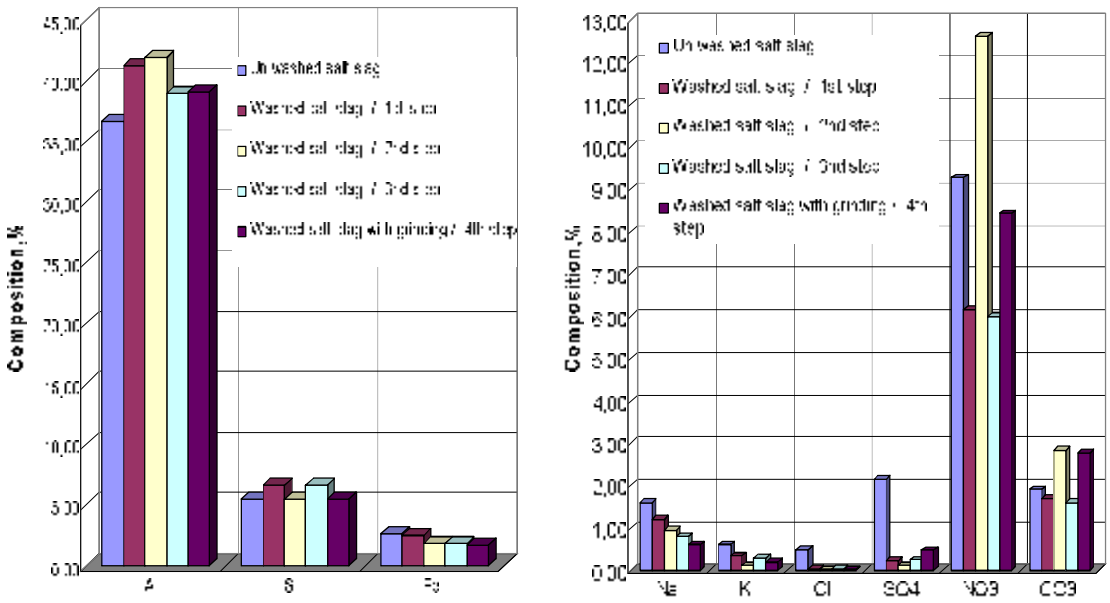


Figure 4. The composition of the salt slag washed in counter current in 4 steps with grinding in 4th step

There were selected the following conditions to next work:
- The counter-flow washing, in 4 steps, with grinding in 4th washing step;
- The counter-flow washing, at ratio S:L=1:1, which offer good washing conditions, salt slag without soluble salts like NaCl and KCl (Cl content in washed slag is <0,02%); the concentrated washing waters in salts;
- The washing waters resulted in first steps will be re-circulating in the washing process till crystallization concentration of the solutions will be realized;
- The washing lids to Cl contents under 0,03% in salt slag;
- Na and K content in washed salt slag indicate other combinations of these elements then like NaCl and KCl;
- Washing efficiency can be obtained by applying researches technology in report with soluble salts NaCl and KCl from salt slag is over 98%.

Finally was proposed the flow sheet for the counter current washing of the slag salts. For obtaining of NaCl and KCl salts from the solution, their separation, from the solutions, were realized by their concentration at high temperature, evaporation and then separation of the crystals. Known that the variation of NaCl and KCl solubility with temperature are inverse, in the first stage it was made crystallization of NaCl and, in the second stage, it was made crystallization of KCl at low temperature. NaCl it

was made in the first step at 80÷90^{0}C evaporate temperature and 35^{0}C crystallization temperature. Separation of KCl it was made in the second step at 20^{0}C crystallization temperature. There was introduced 1000 ml solution of NaCl and KCl in the evaporation reactor at 80÷90^{0}C. The temperature was maintained constantly till crystallization concentration of NaCl was assured. In that moment it was stopped solution heating and begin slowly down the temperature to 35^{0}C which is crystallization temperature for NaCl. There were separated from the solutions 17g crystals of NaCl, which were filtered, washed with NaCl saturated solutions, dried and analyzed. The solution was heating again to 80÷90^{0}C where it was maintained constantly till necessary crystallization concentration was assured. The solution was slowly refrigerated to 20^{0}C. There were separated from the solutions 23,6 g crystals of KCl, which were filtered, washed with KCl saturated solutions, dried and analyzed. After that there were remain 45 ml mother lye with the composition which is show in table no.1

Table 1. The results obtain at evaporation and crystallization phase

INTRODUCED / RESULTED MATERIAL		Al	Na	Cl	NaCl	K	Cl	KCl	Cl
1000 ml / Washing water conc.	g/l	0,037	15,00	23,12	38,12	9,00	8,18	17,20	32,50
	g	**0,037**	**15,00**	**23,12**	**38,12**	**9,00**	**8,18**	**17,20**	**32,50**
118 ml / solution	g/l	0,130	84,75	129,30	215,29	74,42	68,57	142,78	201,70
	g	**0,015**	**10,00**	**15,41**	**25,4**	**8,90**	**8,10**	**17,44**	**23,81**
NaCl Crystals / 17,0 g	%	0,130	30,00	46,25	76,25	0,22	0,20	0,42	48,00
	g	**0,022**	**5,10**	**7,86**	**12,96**	**0,04**	**0,03**	**0,07**	**8,16**
Mother lye / 56 ml	g/l	0,170	107,14	165,17	272,14	32,50	29,46	62,50	194,60
	g	**0,010**	**6,00**	**9,25**	**15,24**	**1,82**	**1,65**	**3,50**	**10,90**
KCl Crystals / 23,6 g	%	0,016	17,00	26,20	43,20	30,00	27,27	57,28	54,66
	g	**0,004**	**4,012**	**6,18**	**10,20**	**7,08**	**6,43**	**13,52**	**12,90**
TOTAL	g	0,036	15,11	23,29	38,39	8,94	8,11	17,08	31,96

4. Conclusions

To establish optimum work parameters and the flow sheet, which are necessary to establish an efficient technology for removing of the soluble salts from fine fraction of secondary aluminum salt slag there were sampled salt slag resulted on three platforms with similar profile: SC ALMET SA from Năvodari, SC GEORGE IMPEX SRL from Potcoava, SC SILNEF SA from Braşov.

The samples were sifted, washed with/without simultaneous grinding, dry and disintegration. There was studied the washing of the salt slag under many aspects to determine influence of different condition of salt solubilization like, work conditions, number of counter current washing step (one, two, three or four), with or without grinding.

The experiments show there are possible to obtain solutions with high content in Na and K in the following conditions:

- the washing in countercurrent with grinding in 4th step at 40^{0}C and S:L ratio = 1:1;

- the washing with grinding in 4th step offer in the mean time a high fineness of the slag and high concentration of the solutions in NaCl and KCl;
- the washing efficiency of NaCl and KCl on every step at 20^0C are between 8 : 16%, the final washing efficiency after 4 re-pulping being aprox.70% for KCl and 75% for NaCl;
- the removal of NaCl and KCl from solutions resulted in aluminum slag washing with water, was realized by their concentration by evaporation at the temperature and then the separation of the crystals in two cooling steps at 35^0C for NaCl and 20^0C for KCl

Finally there was proposed a proper flow sheet for the counter current washing of the slag salts and conditions to obtain NaCl and KCl salts from the washing solution

Acknowledgements

We thank those three companies for their support in our researches.

Received March 15, 2007

**National R&D Institute for Nonferrous and Rare Metals IMNR, Pantelimon, Jud. Ilfov*
***Technical Bilding University, Bucharest*

REFERENCES

1. B.I. US nr. 5,102,453 , Cl C22B 21/00, 7 apr. 1992
2. B.I. US nr. 6.238,633 , Cl C01F 1/00, 29 mai 2001
3. Engitec Technologies S.p.A. Milano, Italia
4. ***, **Manualul chimistului vol.1**
5. Hazardous Waste Section Department of the Environment and Heritage http://www.deh.gov.au/industry/chemicals/hazardous-waste
6. Waste management www.sims-group.com/au/divisions/aluminium

CÂTEVA REZULTATE A CERCETĂRILOR PRIVIND ÎNDEPĂRTAREA SĂRURILOR SOLUBILE DIN ZGURILE DE ALUMINIU SECUNDAR

Rezumat: Lucrarea prezintă câteva rezultate ale cercetărilor pentru îndepărtarea sărurilor solubile din zgurile negre de aluminiu secundar ca primă etapă a unei tehnologi ecologice de obtinere a unui coagulant pe bază de aluminiu. Experimentările au avut ca obiectiv studiul procesului de solubilizare în apă a compuşilor solubili prezenţi în zgurile negre de aluminiu rezultate la trei procesatori români de deşeuri de aluminiu cu profil similar: ALMET Năvodari, GEORGE IMPEX Poteoava, SILNEF Braşov.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

METHODS OF MODELLING FOR PREDICTING RELIABILITY AND RISK

BY

IOAN RUSU, CONSTANTIN BACIU, MARIA BACIU, NICOLAU BOGDAN and MITICĂ BULAI

Abstract: Because the combination of reliability and maintainability will dictates the proportion of time that any item is available for use the authors present some methods of modeling the risk and reliability in industrial branches. The key parameters are failure rate and down time, both of which determine the failure costs. As a result, techniques for optimizing maintenance intervals and spares holdings have become popular since they lead to major cost savings.

Keywords: reliability, maintainability, risk, modeling

1. Block diagram

The block diagrams define what constitutes a system failure since this will determine which failure modes at the component level actually cause a system to fail. There may well be more than one type of system failure, in which case a number of predictions giving different reliabilities will be required. This step is absolutely essential if the predictions are to have any significance

In this method it is necessary to describe the system as a number of functional blocks which are interconnected according to the effect of each block failure on the overall system reliability. In figure 1 it is presented a series diagram representing a system of two blocks such that the failure of either block prevents operation of the system. Figure 2 shows the situation where both blocks must fail in order for the system to fail. This is known as a parallel, or redundancy, case. Figure 8.3, shows a combination of series and parallel reliability. It represents a system which will fail if block A fails or if both block B and block C fail The failure of B or C alone is insufficient to cause system failure.

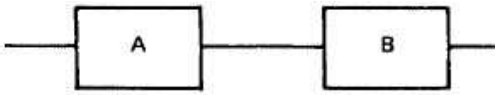


Figure 1.

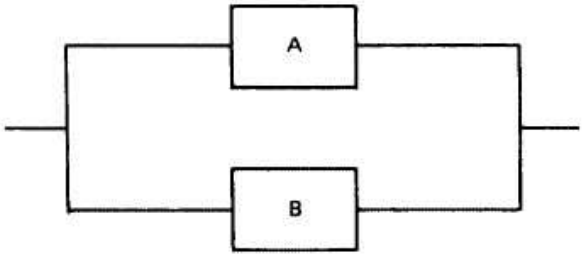


Figure 2.

A number of general rules should be borne in mind when defining the blocks:

1. each block should represent the maximum number of components in order to simplify the diagram;

2. the function of each block should be easily identified;

3. blocks should be mutually independent in that failure in one should not affect the probability of failure in another;

4. blocks should not contain any significant redundancy otherwise the addition of failure rates, within the block, would not be valid;

5. each replaceable unit should be a whole number of blocks;

6. each block should contain one technology, that is, electronic or electro-mechanical;

7. there should be only one environment within a block

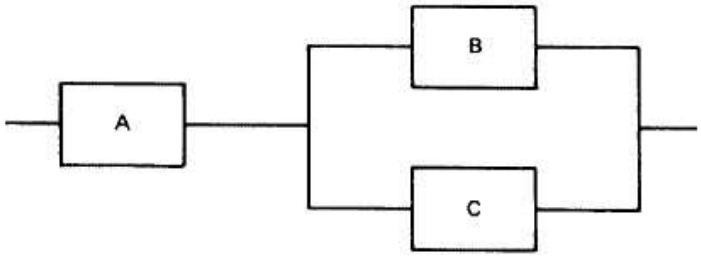


Figure 3.

2. Common cause (dependent) failure

Common cause failures (CCF) often dominate the unreliability of redundant systems by virtue of defeating the random coincident failure feature of redundant protection. Whereas simple models of redundancy assume that failures are both random and independent, common cause failure (CCF) modelling takes account of failures which are linked, due to some dependency, and therefore occur simultaneously or, at least, within a sufficiently short interval as to be perceived as simultaneous.

Typically, causes arise from:

- requirements (incomplete or conflicting);
- design (common power supplies, software, noise etc.);
- manufacturing (batch related component deficiencies);
- maintenance/operations (human induced or test equipment problems);
- environment (temperature cycling, electrical interference, etc.).

There are developed the following types of CCF model:

- the SIMPLE BETA (β) model, which assumes that a fixed proportion (β) of the failures arise from a common cause. The estimation of (β) is assessed according to the system;
- the PARTIAL BETA model, also assumes that a fixed proportion of the failures arise from a common cause. It is more sophisticated than the simple BETA model in that the contributions to BETA are split into groups of design and operating features which are believed to influence the degree of CCF. In traditional PARTIAL BETA models can be found the following groups of factors, which represent defences against CCF:
  - similarity (diversity between redundant units reduces CCF);
  - separation (physical distance and barriers reduce CCF);
  - complexity (simpler equipment is less prone to CCF);

- analysis (previous data analysis will have reduced CCF);
- procedures (control of modifications and of maintenance activities can reduce CCF);
- training (designers and maintainers can help to reduce CCF by understanding root causes);
- control (environmental controls can reduce susceptibility to CCF, e.g. weather proofing of duplicated instruments);
- tests (environmental tests can remove CCF prone features of the design);

- the SYSTEM CUT-OFF model offers a single failure rate for all failures (independent and dependent both combined). It argues that the dependent failure rate dominates the coincident failures. Again, the choice is affected by system features such as diversity and separation. It is the least sophisticated of the models in that it does not base the estimate of system failure rate on the failure rate of the redundant units
- the BOUNDARY MODEL uses two limits of failure rate. Namely, limit A which assumes all failures are common cause and limit B which assumes all failures are random. This method is a mathematical device, having no foundation in empirical data, which relies on a subjective assessment
- the MULTIPLE GREEK LETTER model is similar to the BETA model but assumes that the BETA ratio varies according to the number of coincident failures. Thus two coincident failures and three coincident failures would have different BETA's. However, in view of the inaccuracy inherent in the approximate nature of these models it is considered to be too sophisticated and cannot therefore be supported by field data until more detailed information is available.

All the models are, in their nature, approximate but, because CCF failure rates which are much greater than the coincident independent failures, then greater precision in estimating CCF is needed than for the redundant coincident models

3. Fault tree analysis

A FAULT TREE is a graphical method of describing the combinations of events leading to a defined system failure. In fault tree terminology the system failure mode is known as the top event. The fault tree involves essentially three logical possibilities and hence two main symbols. These involve gates such that the inputs below gates represent failures. Outputs (at the top) of gates represent a propagation of failure depending on the nature of the gate. There are three types og gates:

- the OR gate whereby any input causes the output to occur;
- the AND gate whereby all inputs need to occur for the output to occur;
- the voted gate, similar to the *AND* gate, whereby two or more inputs are needed for the output to occur.

Figure 4 shows the symbols for the *AND* and *OR* gates and also draws attention to their equivalence to reliability block diagrams. The *AND* gate models the redundant case and is thus equivalent to the parallel block diagram. The *OR* gate models the series case whereby any failure causes the top event

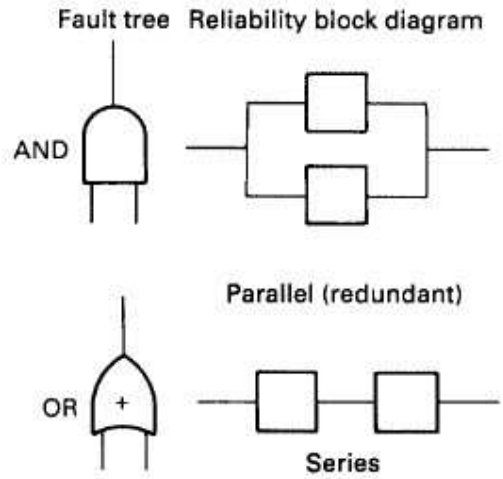
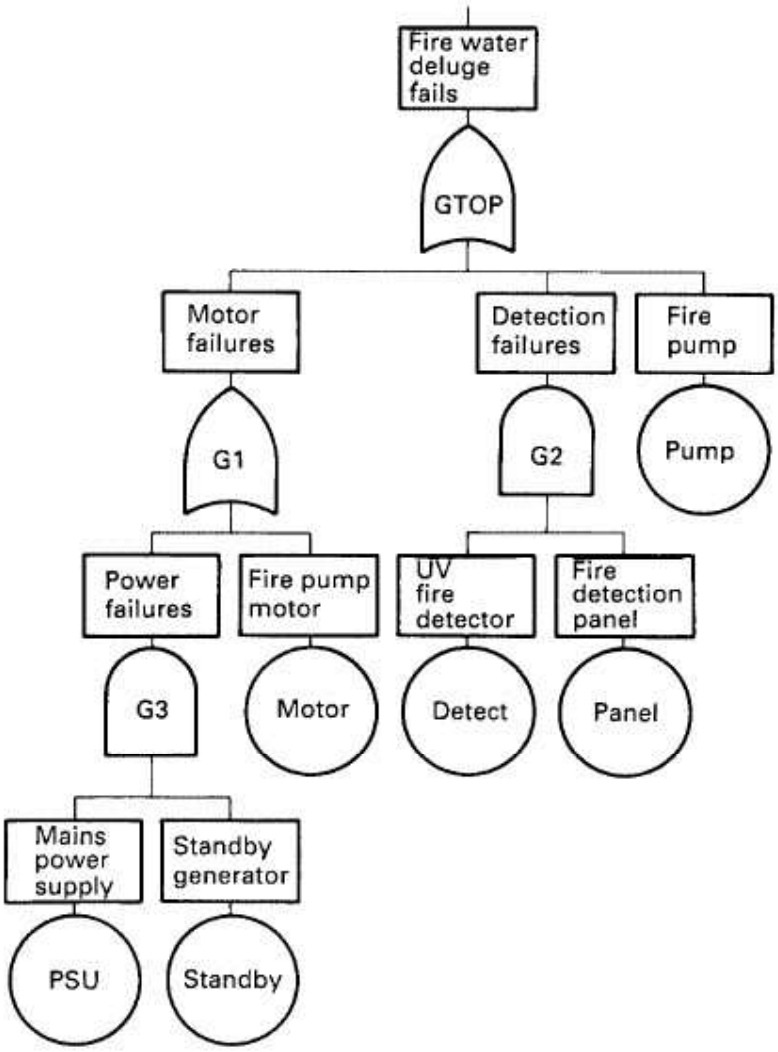


Figure 4.

An example of a fault tree is constructed as shown in figure 5 in which two additional symbols can be seen. The rectangular box serves as a place for the description of the gate below it. Circles, always at the furthest point down any route, represent the basic events which serve as the enabling inputs to the tree.



4. Event tree diagrams

Whereas FAULT TREE analysis is probably the most widely used technique for quantitative analysis, it is limited to AND/OR logical combinations of events which contribute to a single defined failure (the top event). Systems where the same component failures occurring in different sequences can result in different outcomes cannot so easily be modelled by fault trees. The fault tree approach is likely to be pessimistic since a fault tree acknowledges the occurrence of both combinations of the inputs to an AND gate whereas an EVENT TREE or CAUSE CONSEQUENCE model can, if appropriate, permit only one sequence of the inputs.

The Event Trees or Cause Consequence Diagrams (CCDs) resemble decision trees which show the likely train of events between an initiating event and any number of outcomes. The main element in a CCD is the decision box which contains a question/condition with YES/NO outcomes. The options are connected by paths, either to other decision boxes or to outcomes. Comment boxes can be added at any stage in order to enhance the clarity of the model.

The main difference between the two models (fault tree and event tree) is that the event tree models the order in which the elements fail. For systems involving sequential operation it may well be easier to model the failure possibilities by event tree rather than to attempt a fault tree.

Table 1 summarizes the main differences between Event Tree and Fault Tree models

Table 1

Cause Consequence	Fault Tree
Easier to follow for non-specialist	Less obvious logic
Permits several outcomes	Permits one top event
Permits sequential events	Static logic (implies sequence is irrelevant)
Permits intuitive exploration of outcomes	Top-down model requires inference
Permits feedback (e.g. waiting states)	No feedback
Fixed probabilities	Fixed probabilities and rates and times

Received April 20, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Badiru B. A., **Expert Systems Applications in Engineering and Manufacturing**, Prentice Hall, Inc., Englewood Cliffs, New Jersey, 1992;
2. Dornbusch, R., Fischer. S., **Macroeconomic**. Editura Sedona. Timişoara, 1998;
3. Dumitru Zait. Panaite Nica, **Introducere în modelarea econometrică**, Editura Universităţii „Al. I. Cuza" Iaşi. 1999;
4. Ilies Liviu , **Managementul firmei**, Editura : Dacia, 2001;
5. Ioan Ciobanu, Ruxandra Ciulu, **Strategiile competitive ale firmei**, Ed Polirom. 2005;
6. Ionescu Gh. Gh., **Modelarea si optimizarea deciziilor manageriale**, Editura : Dacia. 1999;
7. Stoica, M - **Proiectarea sistemelor tehnico economice**. Editura Economica, Bucureşti, 2000.

8. Ştefan Pece, **Evaluarea riscurilor în sistemul om – maşină**. Editura: Atlas Press, Bucureşti, 2003;
9. Alexandru Darabont ş.a., **Evaluarea calităţii de securitate a echipamentelor tehnice**, Editura: AGIR Bucureşti, 2001.

METODE DE MODELARE UTILIZATE LA ANALIZA FIABILITĂŢII ŞI RISCULUI

Rezumat: Deoarece combinaţia dintre fiabilitate şi mentenanţă va dicta timpul de utilizare a unui obiect, autorii prezintă câteva metode de modelare a fiabilităţii şi riscului în ramurile industriale. Parametrii cheie ai ratei de distrugere şi timpului în care are loc aceasta determină costurile procesului respectiv. Ca urmare, tehnicile de optimizare a intervalelor de întreţinere devin din ce în ce mai populare, ele determinând economii substanţiale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

REINFORCEMENT OF RECYCLED ALUMINUM ALLOY SCRAP WITH SAFFIL CERAMIC FIBERS

BY

M. SAMUEL

Abstract: The development of the automotive industry requires materials to fulfill the following properties; low density, low coefficient of thermal expansion, high wear resistance, high modulus of elasticity, and high strength at ambient and elevated temperatures. Aluminum scrap composite alloys reinforced by ceramic fiber, may fulfill most of the above requirements. In the present work, production of composites by direct conversion of granulated 2014 Al scrap alloy with Al_2O_3 SAFFIL fiber into final products by hot extrusion will be introduced. Three different reduction ratios of extrusion will be investigated. The mechanical properties at ambient and elevated temperatures, the microstructure, and fiber length are evaluated. Experimental results show that the relative strengthening of the composites at ambient and elevated temperature up to 360°C is significantly higher compared to that of the Al-2014 conventional alloy. With added 10 vol. % Al_2O_3 Saffil fibers, ultimate tensile strength (**UTS**) and yield strength (**YS**) at 270°C are increased by 77%, 86% respectively. The Vickers hardening increased by 43% and the elastic modulus increased by 27 % at ambient temperature. This is due to the fact that the resulted composites contain fibers up to 10 vol. % have a very good internal cohesion.

Keywords: 2014 Al scrap alloy, SAFFIL ceramic fibers, Composites, hot extrusion.

1. Introduction

Development of the modern technologies, mainly in the automotive industry, impose new regulations for environmental protection, create demands for new structures of materials with improved mechanical properties such as high wear and creep resistance at ambient and elevated temperature [1-3]. Particular-reinforced metal-matrix composites (MMC's) comprise a class of new generation of materials whose properties can be tailored to suit a particular applications [4-8]. The most common methods of producing particulate reinforced MMC's may be classified as: liquid metallurgy (LM) or powder metallurgy (PM) techniques.

In the LM techniques of squeeze casting, fibers are infiltrated with liquid metal, producing nearly fully dense composites with pseudo –3D random fiber orientation. Reasonable properties were achieved with this method [9]. Extrusion is subsequently applied to the reinforced fiber cast billets to obtain a finer microstructure and alignment of fibers. This is performed in order to improve the affectivity of the fiber reinforcement [10]. The high shear stresses inherent in solid state processing have led to extensive fiber breakage [10-12]. Extensive fiber breakage has also been found as a major problem during composite production by conventional powder processing method [13]. In addition, the above mentioned methods require sophisticated technology as well as high fabrication costs [14, 15].

The direct conversion of aluminum scrap alloy admixed with reinforced fibers into compact metal by hot extrusion requires simple technology, low production cost and results in a very low air pollution emission [15].

Silicon carbide, aluminum oxide and boron carbide are the most commonly used particulate or fiber reinforcements. It is suggested to consider aluminum oxide because of its high modulus, availability, and low cost.

The present study is to elucidate the evaluation of the mechanical properties and microstructure of Al-2014 scrap alloy with Al_2O_3 Saffil fibers produced by the direct conversion and hot extrusion method. Since, the extrusion reduction ratio (**λ**) is considered as an important factor that affect the fiber length and matrix microstructure, then, it is taken into consideration during the present study.

2. Experimental procedure

2.1 Materials

In this study, the following materials are used. Al-2014 granulated scrap alloy produced by comminution mechanically with special machine [15]. This scrap is classified into two groups. The first is consisted of scrap length 0.5 – 2.0 mm, and the 2nd is consisted of length less than 0.5 mm (see Fig. 1). The chemical analysis of the base alloy is tabulated in Table 1. The above mentioned scrap alloy is reinforced with Al_2O_3 Saffil fibers. This fiber was produced by Imperical Chemical Industries, United Kingdom (see Fig. 2). The saffil fiber Al_2O_3 diameter was approximately 3 μm. The chemical analysis and physical properties of the fiber are tabulated in Table 2 [16].

Table 1. The chemical analysis for the 2014 Al scrap alloy

Cu%	Mg%	Mn%	Si%	Ni%	Fe%	Zn%	Ti%	Al	Density (g/cm^3)
4,30	0,85	0,78	0.70	0,10	0,70	0,30	0.20	Rem	2,68

Table 2. The chemical analysis and physical properties of Al_2O_3 SAFFIL fiber (type RF590) [16]

Chemical analysis		Physical properties	
Al_2O_3 - δ	96-97%	Melting temperature (Tm)	>2000 °C
SiO	3-4%	Applied temperature (Tp)	1600 °C
Fe,Cr,Ni,Mg,Na,Ca,chloride	Trace amount	Tensile stress (UT) Modulus of elasticity (T_y)	2000 MPa 300 GPa
		Density (ρ_f)	3,3 g/cm^3
		Mohs hardness	9

2.2 Composite fabrication

The composite were prepared by dry mixing the granulated 2014 Al scrap alloy and saffil fibers with an organic additive which acts as a process control agent in a high – power ball mill for 3 hours with a horizontal axis rotating at 300 r.p.m.. The ball mill was made of hardened chromium steel with 20 mm diameter. The weight ratio of the grinding balls to the composite is 10:1 (mixture capacity of 350 g). The loading of the composite takes place in air atmosphere. The granulated aluminum scrap alloy reinforced with 2,5,10 and 20 vol. % Al_2O_3 saffil fibers mixed with 1.5 vol.% lithium stearate ($CH_3(CH_2)_{16}COOLi$). Using hydraulic press, the milled powder was cold compacted up to 70% of green density by uniaxial pressing at 208 MPa in a

floating die (see Fig. 3). The pressure applied during this cold compaction was deliberately kept as low as possible to restrict fiber breakage at this stage [17,18]. Before the cold compaction takes place, a lithium streate (dissolved in methanol) was used as a lubricant to the die wall and punch faces.

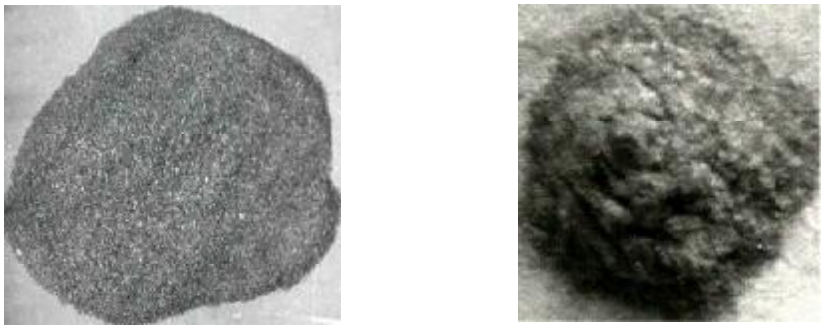


Fig. 1. Al - 2014 granulated scrap alloy size.

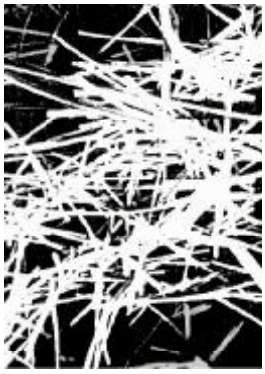


Fig. 2. Al_2O_3 fibers SAFFIL produced by Imperical Chemical Industries, UK.

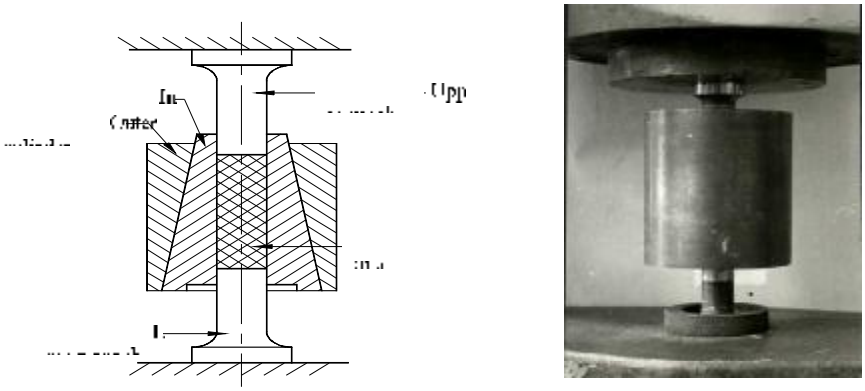


Fig. 3. Floating die of cold compaction.

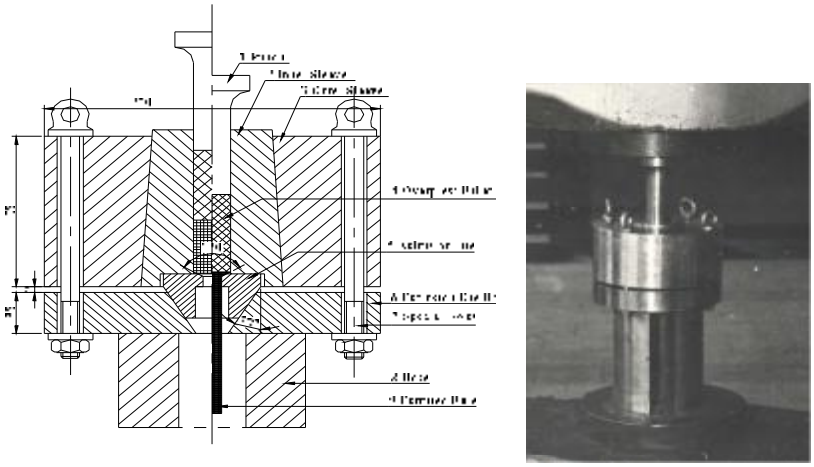


Fig. 4 The extrusion device.

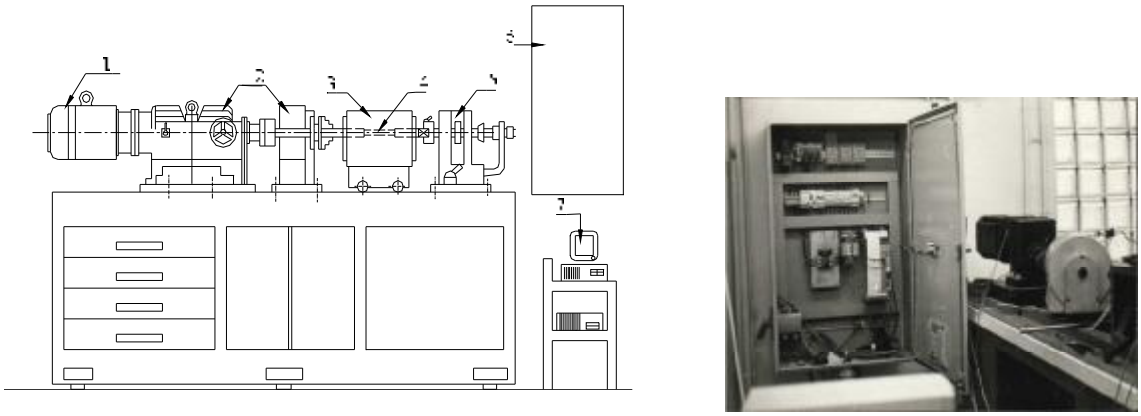


Fig. 5 The computer controlled torsion test screw plastometer. 1- electrical motor. 2- driving set 3- dual cylindrical reheating split furnace 4- test sample 5- measurements set 6- control key panel 7- computer.

After the cold compaction has been completed, sintering process takes place. In this process temperature and sintering time are very critical parameters. This is due to the fact that low temperature and time lead to incomplete sintering whereas high temperature and time produce chemical reaction between the matrix and the reinforced fiber, which in turn results in a weak interface bond. Therefore, the sintering temperature and time of the billet were optimized experimentally to provide the best results. The optimum parameters were found as: sintering temperature 520°C, sintering time 2 hours in pure argon (99.998% purity) at atmospheric pressure. At the end of the sintering process the billets were left to be cooled in air

The resulted billets composite and the extrusion device will be heated up to 490°C for 2 hours before soaking is performed which takes a time of 0.3 hour.

Following the above processes, extrusion takes place in a device as shown in Fig. 4 with the following parameters. Extrusion container has a bore diameter of 41mm, lubricated with mixed of graphite and lithium stearate (dissolved in stearic acide) prior to each experiment. The extrusion die was chosen conical in shape, with an apex angle of 120°, and an extrusion reduction ratios (λ) of 4:1, 16:1 and 38:1. The die was lubricated each time before a billet was extruded. The internal surface of the extrusion die, billet, and extrusion container were kept at 490°C temperature throughout the extrusion operations. Maximum extrusion pressure was chosen to be 850 MPa and the extrusion rate of 10^{-2} m/s for all materials. The low extrusion rate chosen makes possible formation of good diffusion bonds between granulated aluminum scrap alloy and aluminum oxide fibers, and enables the plastic flow material matrix into pores and holes [19-21]. The resulted extrudates were round bars of diameter 20, 10 and 6.5 mm for λ= 4:1, 16:1 and 38:1, respectively.

A series of tensile test were performed at ambient and elevated temperatures using computer controlled torsion test screw plastometer shown in Fig. 5, at a strain rate of 2.5×10^{-4} s^{-1}. The 2% offset yield strength and ultimate tensile strength were obtained as an average over a minimum of three samples. Ambient temperature tensile test were conducted in accordance with ASTM standard E8 [22]. For all samples, tensile test were performed after thermal exposure of 500°C for up to 5 hours, and

precipitation hardening of 150°C for up to 16 hours (T6). The relative long thermal exposure used results in the diffusional transport of matter to the precipitation particles and improve bonding. However, short precipitation time accelerates the precipitation hardening process [23, 24] which results in a stress fields around saffil ceramic fibers.
Elevated temperature tensile tests were conducted at 200, 270 and 360°C in accordance with ASTM standard E21 [25]. Samples were heated in a dual cylindrical reflecting split furnace with a chromel alumel thermocouple fixed to the sample gauge section to monitor the test temperature within ± 2°C. For the above elevated temperature tensile tests, each sample was kept at the used temperature for five minutes prior to testing operation.

The Vickers hardness test was performed at ambient and elevated temperature for five samples of the composite material produced. For each sample, the extrusion ratios (λ) 4:1, 16:1 and 38:1 were considered.

Two more tests were conducted after the tensile test to asses the microstructure of the produced composites. These are:
(1)optical metallography test to reveal the microstructures, fracture contours and profiles.
(2)scanning test using electron microscope to observe and monitor the fracture surface.

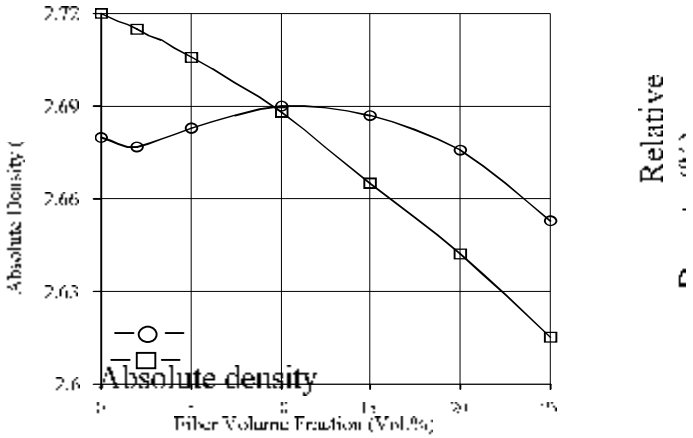


Fig. 6 The absolute and relative densities versus fiber volume fraction, V_f, (vol.%).

3. Results and discussions

For convenience of presentation, the experimental results are documented in such a way to illustrate the effect of temperature and volume fraction, V_f ,of fibers upon the density, microstructure, and mechanical properties of the produced composite materials

3.1. Effect of V_f upon density

The absolute density of the extruded materials was measured by a method based on Archimdes principle. The results obtained for absolute densities of the composite materials are given in Table3. It can be noticed from the table that the densities of the composites are marginally higher than those of the base alloy suggesting that the

change in densities are less sensitive to the change in fiber volume fraction. However, highest density of 2.69 g/cm^3 was found for the composite of 10 vol. % volume fraction extruded at λ= 16:1 in which case the applied extrusion provide a significant density change. For the same composite, using fiber density of 3.3 g/cm^3, with different values of mass fraction (M_f), the relative densities obtained are tabulated in Table 4. From these results, it can be seen that all composites at V_f = 10 vol.% fiber are fully dense.The results in Tables3and4 are drawn in Fig.6 versus fiber volume fraction. It can be seen from this figure that the relative and absolute densities are identical at V_f = 10vol. %.

3.2. Effect of V_f upon microstructure

To minimize the number of photographs, this investigation has been conducted at only one value of extrusion ratio λ = 16:1. The results of optical micrograph for the composite materials with 2, 5, 10 and 20 vol. % Saffil ceramic fibers are illustrated in Fig. 7. It is seen that the distribution of fibers in transverse cross-section is most uniform for ceramic fiber loadings for all volume fraction values used. In longitudinal sections of composites with V_f 5 and 10 vol. % ceramic fibers, a banding of fiber enriched and depleted layers are very pronounced. It can also be seen that the pores are healed and Saffil ceramic fibers have more uniform and homogeneous distribution after extrusion process. This is because extrusion produces extensive shear deformation of the matrix, causing break-up of the prior Al_2O_3 rich cement network in the billet, resulting in a more uniformity in microstructure which in turn improves the mechanical properties of the composites.

Table 3. Absolute densities of composite materials as determined by weight measurement using Archimedes principle. (experimental error + 1%)

Volume Fraction of Al_2O_3 fiber, V_f (vol.%)	Absolute density (g/cm^3)		
	Extrusion ratios (λ)		
	4:1	16:1	38:1
0	2,660	2,680	2,670
2	2 663	2 667	2,679
5	2,670	2,683	2,691
10	2,675	2,690	2,681
20	2,641	2,674	2,661

Table 4. Relative densities of composite materials derived from fiber mass fraction, M_f at a fiber density of 3.3 g/cm^3 *($\rho_c = V_{fm}\rho_m + V_{ff}\rho_f$)

Volume fraction of Al_2O_3 fiber, V_f (Vol.%)	Fiber mass fraction, M_f	Theoretical density ρ_c^* (g/cm^3)	Relative density %(±1%)		
			Extrusion ratios (λ)		
			4:1	16:1	38:1
0	0,000	2 680	99,3	100,0	99,6
2	0 020	2 690	99,0	99,5	99,6
5	0,051	2 710	98,4	99,0	99,3
10	0,100	2,730	98 0	98 5	98,2
20	0,201	2 780	95,0	96,2	95,7

3.3. Effects of V_f and temperature upon mechanical properties

Fig. 8 shows the effect of change in volume fractions of saffil ceramic fibers upon the Vickers hardness test conducted at ambient and different values of elevated temperatures. From this figure, it can be seen that the hardness increases as the vol.% of ceramic fiber increases. This probably occurs because the homogenous distribution of the reinforcement and fine intermetallics were still present in the matrix after solution heat treatment and age hardening (precipitation hardening) of composite materials. On the other hand, it can also be noticed that the hardness decreases as the test temperature increases. This is because the elevated temperature over 270°C causes

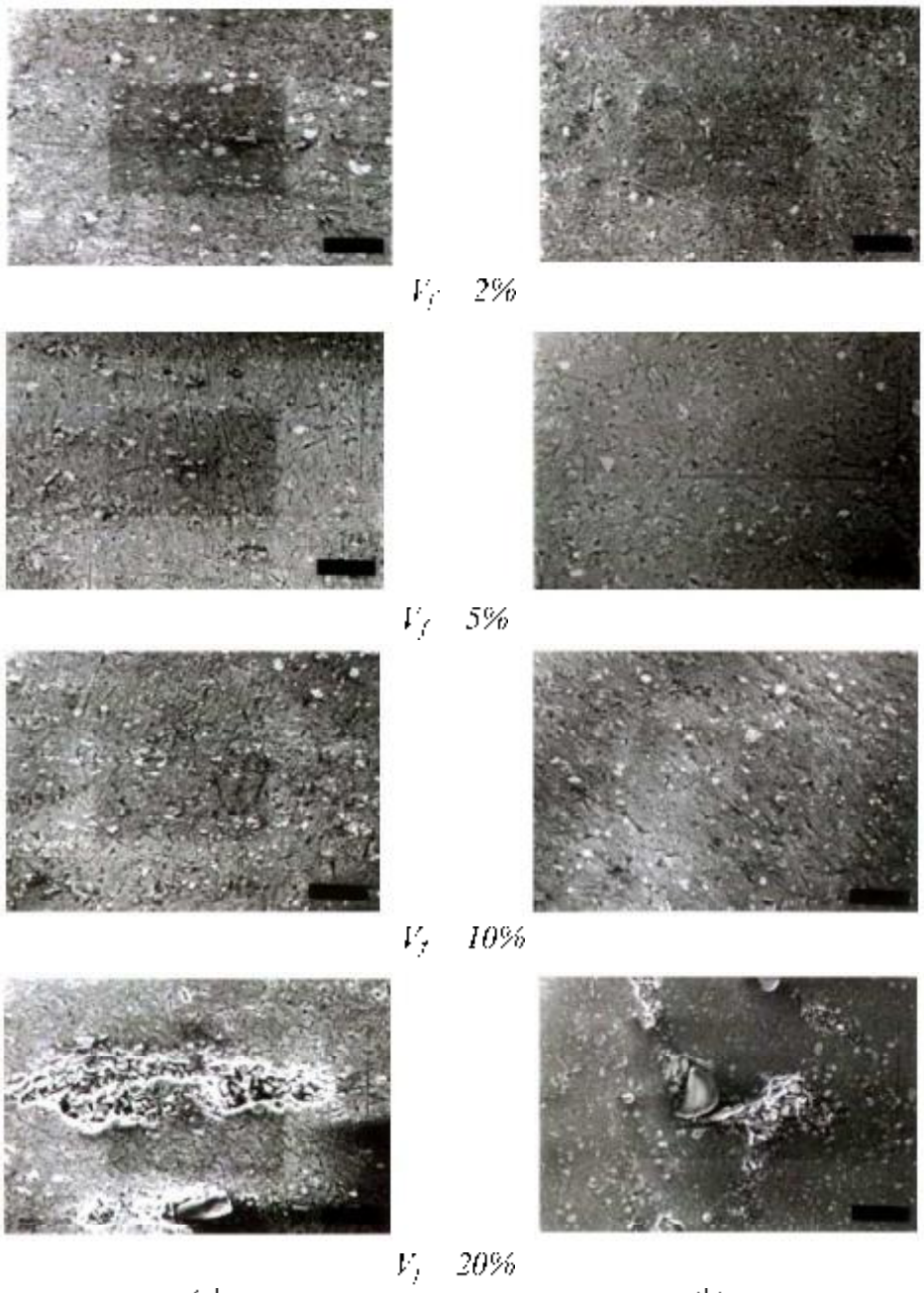


Fig. 7 Optical micrographs of different of V_f at FR = 16:1 composite in (a) longitudinal section and (b) transverse section. (500X).

the coagulation in ligature bonds between the intermetallic phases in the matrix composite. In other words, the hardness of reinforced composite materials at ambient and elevated temperature is always higher than the hardness of the conventional 2014 Al alloy.

Fig. 9 shows the Young's modulus of extruded composite materials as a function of volume fractions of ceramic fiber. Note that the theoretical results obtained from the mixtures rule are also shown in the same figure. From this figure, it is observed that the strengthen fiber elements caused an augmentation to the elastic modulus, E_c, of 2014 Al structure. It can also be seen that the maximum modulus of elasticity for the composite with V_f = 10 vol.% is higher by about 27% than that for the conventional alloy. Moreover, it is observed that the elastic modulus for the composite, E_c with15 vol.% of ceramic fiber is marginally decreased, whereas it decreases rapidly after that. The latter effect is most probably due to debilitation of bonds between inter phases boundaries and the reduction in the relative density of the composites [23] (see Fig.6).

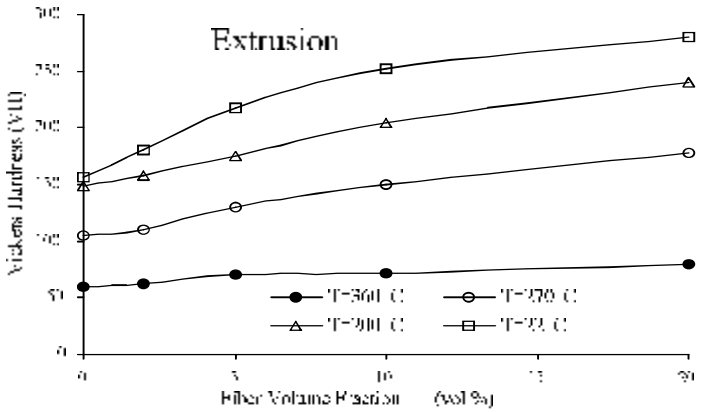


Fig. 8 Vickers hardness of composite materials at ambient and elevated temperatures

The experimental results are also compared with the theoretical results obtained using the mixtures rule in Fig. 9. From this figure, it can be seen that the calculated elastic modulus is exactly the same as the measured modulus up to 10vol.% fibers. As the V_f increases after that, the elastic modulus of the composite start to fall below that predicted by the mixtures rule. This is due to the fact that the composite contains ceramic fiber enriched layers which exhibit bad internal coherence [27 - 30] Therefore, it is suggested that the upper limit of V_f must not exceed 10 vol.% Al_2O_3 fiber to obtain sufficient ability to surround the fibers with the matrix material

Fig. 10, shows the modulus of elasticity for both 2014 Al alloy and composite material at elevated temperatures. It can bee seen that the reinforced composite have a better stiffness than 2014 Al alloy at all temperature tests. This result agrees well with the fact that the good bonding boundaries of fibers with the matrix material play a major role in the stiffness. Based on this result, one can say that the 2014 Al scrap with 10 vol.% ceramic fiber produced by hot extrusion (developed in the present work) can be considered as a good candidate for high-stiffness applications.

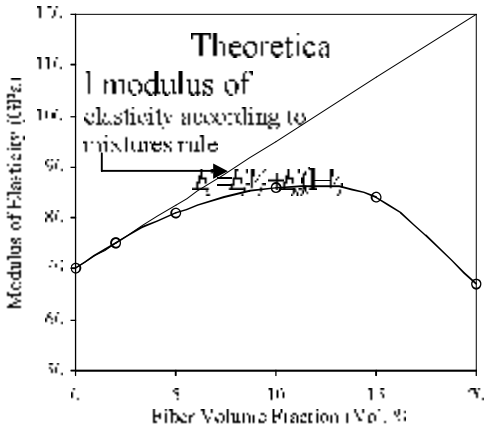


Fig. 9 The Young's modulus of extruded composite materials at ambient temperature.

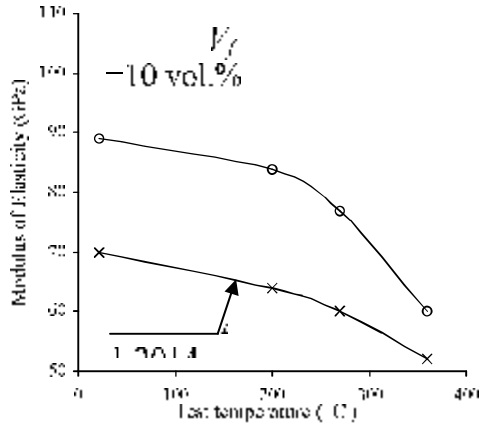
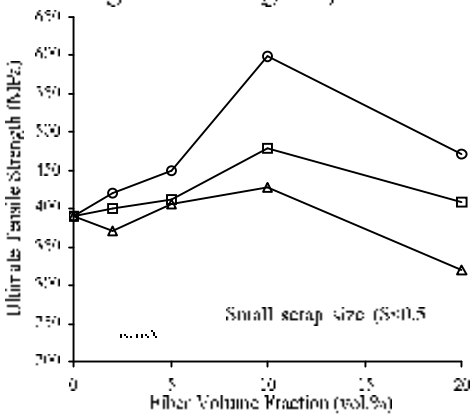
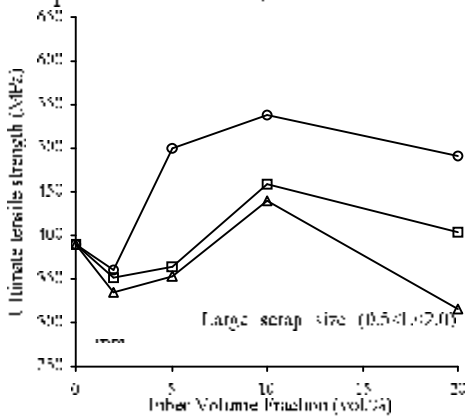


Fig. 10 The Young's modulus of extruded composite materials at elevated temperatures

3.4 Effect of V_f and temperature upon tensile strength

The effect of extrusion ratio variations and fiber volume fraction (vol.%) on the ultimate tensile strength (UTS) at ambient temperature using small and large scrap size are plotted in Figs. 11 and 12, respectively. From these figures, it is seen that the composite material offer excellent strength with 10 vol.% fiber extruded at **λ**=16:1. At this ratio and small scrap size more than 590MPa for UTS was obtained at ambient temperature. Composites with volume fraction of 10 vol.% extruded at **λ**=4:1 and 38:1, show less UTS than the case with **λ**=16:1. In all cases, the UTS for the composite materials is better than that of the conventional aluminum alloy. Moreover, from Fig. 11 and Fig. 12, it is seen that as the scrap size increases, the UTS decreases.





(△) λ= 4:1 (□) λ= 16:1 (○) λ= 38:1

Fig. 11 Ultimate tensile strength of the materials at ambient temperature for small scrap size (S).

Fig. 12 Ultimate tensile strength of the materials at ambient temperature for large scrap size (L).

The observed dependence of yield strength (YS) on the volume fraction of saffil ceramic fiber at ambient temperature for small and large scrap alloy sizes is illustrated in Fig. 13. It can bee seen that, for each composite, the yield strength increases as the volume fraction of fiber increases. Moreover, Fig. 13 also shows that the YS values ranged from 224MPa to 418.6 MPa and 220.5 MPa to 376,4 MPa for small and large sizes, respectively. These results are consistent with those obtained for the UTS case given above.

Fig. 14, shows the ductility data obtained during the tensile tests experiments. From this figure, it is noticed that no significant variation in the ductility as the extrusion reduction changes. However, a remarkably higher elongation values were found for both the matrix composite extruded at λ=16:1 using small scrap size (see Fig. 14-a). Moreover, Figs. 13 and 14 reveals that, YS and ductility values for composites with 20 vol.% fall behind those obtained for 10 vol.% fiber.

Note that, generally the UTS,YS and ductility are directly proportional to the reduction ratio. However, it is found in the present study that the highest values for the above parameters are obtained at λ=16:1.Whereas, at λ=38:1,the elastic modulus and absolute density are decreased most probably due to the decohesion of ceramic fibers in the composite matrix. In addition, at λ=4:1 the above parameter values are decreased due to the residual porosity in the composite matrix. Moreover, at high fiber volume fraction (20 vol.%), agglomeration for the fibers in the composite matrix at all values of λ causes a decrease in the parameter values. This is more pronounced in the case of large scrap alloy size.

Figs. 15 and 16 show the behavior of the composites at an elevated temperature of 360°C. It is noticed that, under this condition, all composites are significantly stronger than the conventional 2014 Al alloy. In each composite, the ultimate tensile strength and yield strength are decreased as the temperature increased. There is a decrease of about 38% in strength at 270°C as compared with that of ambient temperature. Above 270°C, the variation in the dispersoid volume fraction has little effect on the ultimate tensile strength and yield strength. The most regular increase in strength parameters with increasing fiber volume fraction was observed for materials extruded at λ=16:1. Fig. 16 shows the plastic elongation strain (ε) of the materials. It can be concluded from this figure that high elongations are obtained at high volume fraction and λ=16:1.

The influence of scrap size at elevated temperature upon ultimate and yield strength of the alloy containing a volume fraction of 10vol.% Al_2O_3 fiber at similar conditions is illustrated in Fig. 16. In absolute values, an increase in scrap size from 0.5 mm to 2.0 mm results in a 20% decrease in tensile and yield strength at 270°C. At higher temperatures, however, the decrease is much lower and the variation in scrap size have no significant effect on strength.

From the above results, many explicit observations must be discussed. Firstly, at ambient temperature, the 0.2% yield strength (YS) increase with increasing volume fraction of fiber up to 10 vol.% Al_2O_3 fiber which is consistent with expectations. There are several possible explanations for this result: (i) the Orowan strengthening in which case, an increase in volume fraction of fiber for constant particle size due to dynamic recovery, results in a smaller interparticle spacing. Hence, during hot extrusion, which hinder the bypass of fibers by dislocations, higher yield strength occurs [31]; (ii) strengthening based on the increase in dislocation density due to the difference in the coefficient of thermal expansion between the aluminum alloy matrix and the fibers [32]; (iii) Friend strengthening [33], of a discontinuous fiber reinforced composite predicted by a simple shear lag model. In which a composite matrix exhibiting a large differences between failure stress and yield stress (i.e. a high work hardening material), would have less strengthening potential at low fiber volume fractions than a composite matrix with a low work hardening. However, Friend's result

was based on the assumption that fibers were long enough for breakage at the fiber failure stress through transfer of load by shear. The critical fiber length above which this occurs is given by [33],

$$l_c = \sigma_{ef} \, d_f / \tau \qquad (1)$$

where σ_{ef} is the fiber fracture strength, d_f is the fiber diameter and τ is the shear stress at the interface between matrix and fiber. Applying $\tau=(1/2)\,\sigma_y$ and σ_y of the 2014 Al = 278 MPa [26]into eqn. (1) yields a critical fiber length of l_c = 21.6μm. This result shows that during deformation, L_c might decrease due to an increase in τ caused by matrix hardening. In the present work, in which l_c remains in the order of 21.6 μm, the shear load transfer up to the fiber fracture stress is likely to occur at ambient temperature in all of the composites specially at V_f =10 vol.% Al_2O_3 saffil fiber and **λ**=16:1

The ultimate tensile stress (UTS) increases initially with the addition of Al_2O_3 fiber. For higher volume fractions of fibers, however, the UTS decreases (over 10 vol.%). The decrease in UTS at the higher volume fraction of ceramic fibers occurs because the composites fail before they achieve the expected maximum strength. This is due to the present porosity and extrusion cracks.

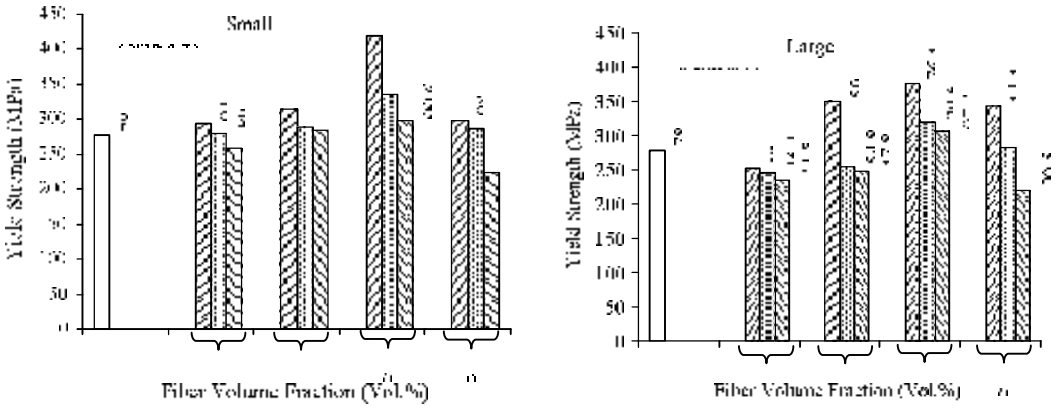


Fig. 13 Yield strength as a function of fiber volume fraction (vol.%) and Al-2014 scrap size at ambient temperature, (a) small scrap size, (b) large scrap size.
Al-2014 conventional alloy [26], λ 4:1, λ 16:1, λ 38:1.

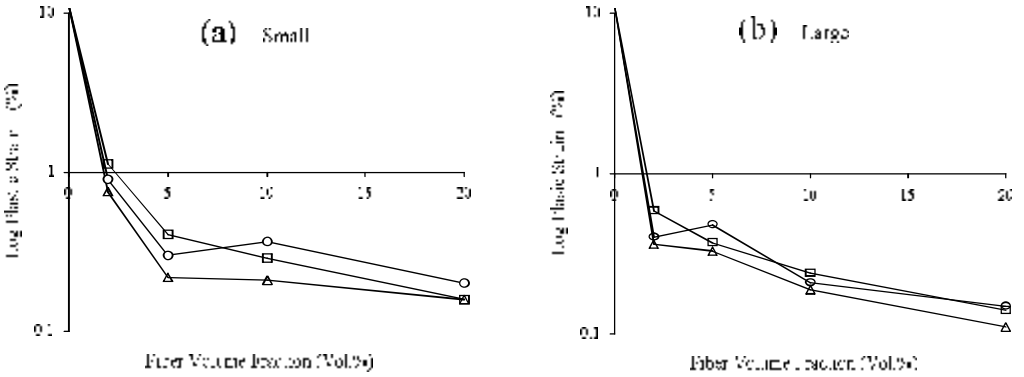


Fig. 14 Ambient temperature ductility of composite materials as a function of fiber volume fraction (vol.%) and size of 2014Al.

(△) λ= 4:1 (○) λ= 16:1 (□) λ= 38:1

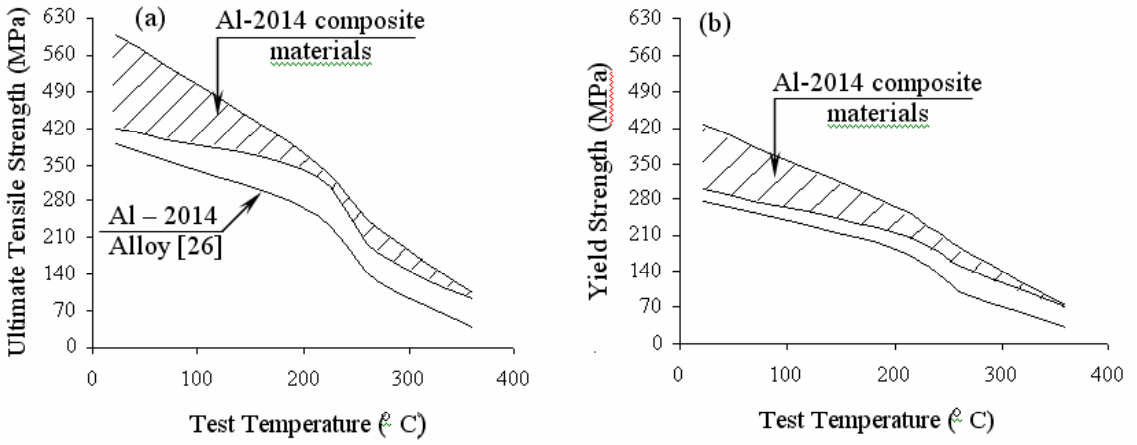


Fig. 15 The UTS and YS of the composite materials at elevated temperatures, λ 16:1.

Fracture at ambient temperature in the 2014 Al scrap composite system occurs by micro void coalescence. Voids are initiated at the dispersoids and subsequently crack propagation occurs by coalescence of these voids. Thus, the size of the fractures or dimples observed on the fracture surface correspond to the interparticle spacing or the grain size as shown in Fig. 18-a. With increasing volume fraction of Al_2O_3 fibers, the interparticle spacing decreases thus reducing the total strain after void initiation. This in turn results in decreased ductility, as given in Fig.14.

Secondly, at elevated temperature, thermally assisted deformation mechanisms become operative at these temperatures, and therefore, the effectiveness of the fine dispersoid stabilized grain structure to resist the dislocation motion is reduced. As the temperature increases above 250°C, the difference in yield strength of the composites is getting small. This reduction in YS is due to the size of intermetallic phases is not a significant controlling factor of strength at these higher temperatures. (Note that the intermetallic phases produced during the solution and precipitation heat treatments are $CuAl_2$, $(FeMn)_3SiAl_{12}$, $Cu_2Mg_5Si_6Al_5$ and $CuMgAl_2$). Moreover, although the average intermetallic phase sizes have increased via coarsening, its influence on strength is only effective up to 250°C. At temperatures higher than 250°C, the large differences in precipitation size do not have significant effects on the YS and UTS.

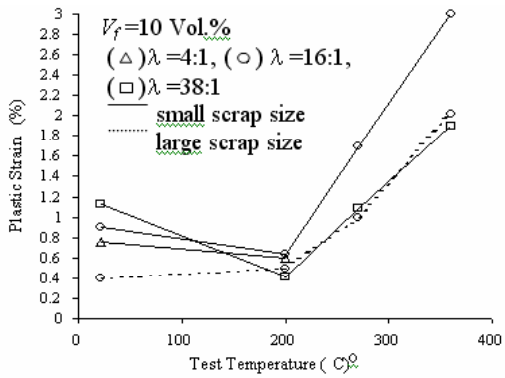


Fig. 16 Elevated temperatures ductility of the composite material as a function of λ and scrap size.

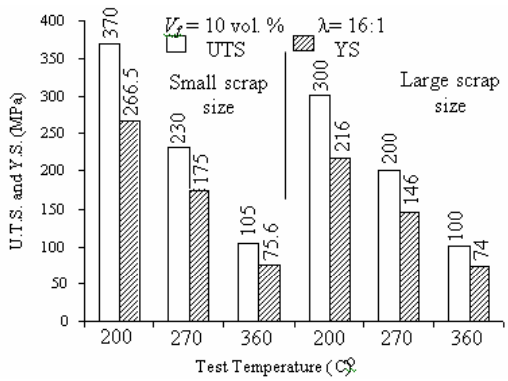


Fig. 17 UTS and YS versus test temperatures for small and large scrap size.

LE Burn, et al. [34] studied the elevated temperature behavior of an Al-Fe-Mn alloy and found that the drop in elevated temperature strength could not be explained by intermetallic coarsening alone, but also to a loss in strength of the intermetallic phases.

The observations in our experimental study suggest that the microstructural features which are impediments to dislocation motion (e.g. grain boundaries) are playing a major role in strengthening at the lower temperatures. Thus, volume and size of intermetallic phases have an effect on the strength of the composite materials before 250°C. At 250°C and above, the decreasing in strength can be attributed to a decreasing in friction stress (σ_0). At higher temperatures thermally activated processes, such as climb, become more prominent and the deformation behavior will be similar to that of a precipitation particles-free matrix.

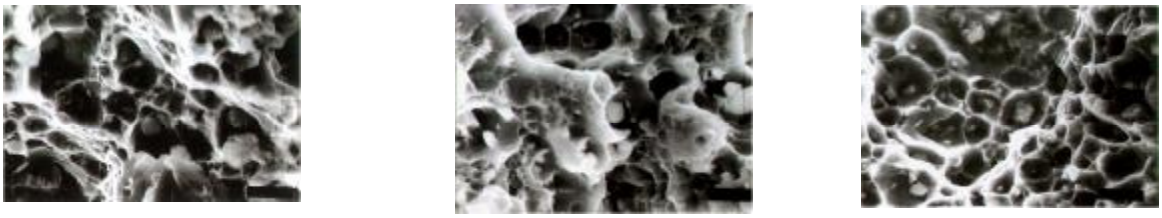
Although, the effect of the grain boundaries is much more complicated phenomenon to explain its influence on the strength of the composite materials at elevated temperature, nevertheless, N. Hasen [35] reported that the strengthening effect of the grain boundaries is small at 400°C in dispersion strengthened Al-oxide products. However, in the present study, the presence of the intermetallic does strengthen the composite significantly. For example, 2014 Al conventional alloy has an ultimate tensile strength of 40 MPa at 360°C [26] and the UTS of 2014 Al composite with V_f = 10 vol.% Al_2O_3 fiber was found 105MPa at 360°C (see Fig. 15-a).

Based on the above discussion, a possible explanation for the observed UTS and YS behavior of the 2014 Al scrap reinforced with saffil ceramic fibers is as follows: up to 250°C, the strength of the composite materials is primarily determined by the grain boundaries and the volume fraction of intermetallic precipitation particles in the matrix. Above 250°C, the composite behave as if the dispersoids does not exist. The absolute magnitude of the strength, however, is higher than that of the conventional alloy. This is postulated to be due to the intermetallic phases on the boundaries that interact with the grain boundary dislocations, which in turn provide some resistance to the thermally activated movement of dislocations from one grain to the other. Whereas, in conventional alloy, this thermally activated dislocation movement across the boundaries would not be hindered by any dispersoids.

In Fig. 16 it was observed that the plastic strain exhibited a ductility dip at 200°C for small scrap size composites deformed at low strain rate. This result was also reported by other investigators [36, 37]. In their studies, they attributed the observed ductility dip at high temperature to dynamic strain ageing (DSA) associated with the diffusion of some atoms of alloying elements in solid solution. However, from the author point of view, the origin of the ductility dip is due rather to the temperature dependence of both the work hardening exponent, ***n***, and the strain rate sensitivity, ***m***. This explanation takes into account the necking theory of tensile bars [38], which states that the uniform strain is an increasing function of both ***n*** and ***m*** coefficients. This is very clear in Fig. 16, where it was observed that the strain rate sensitivity in all cases is quite small. Therefore, one can say that the work hardening exponent, ***n***, is the more effective coefficient. This is confirmed in Fig. 16, where the plastic strain of small scrap size composite is higher than that of the composite with large scrap size at the same conditions, since ***n*** small size > ***n*** large size.

4. Fractograph

The fracture surface of samples are tested at ambient and elevated temperatures by scanning electron microscopy (SEM). In both test conditions, cell-like depression (dimples) were highly prominent (see Fig. 18-a). These dimple structures are representative of ductile void formation in the matrix. They are often related to the presence of fractured irregular particles. The dimple boundaries may also be centered around fibers, whose circular contours are often hardly distinguishable. From Fig. 18-a, it can be noticed that the fibers at minor places of the structure are protruded slightly of the fracture surface and is coated with a matrix phase which appearing brittle. This is because some fibers had lost its circular cross-section, therefore, it is believed that decohesion had occurred along this cladding phase.

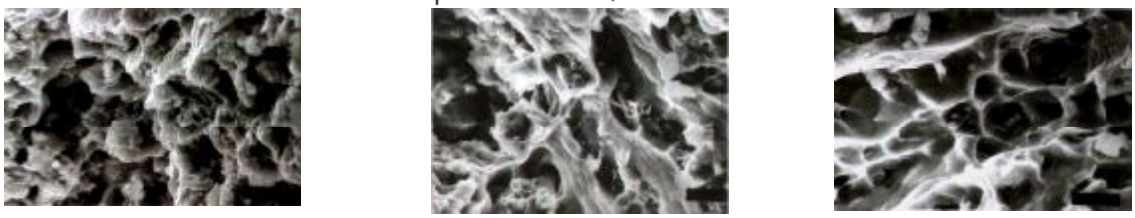


$V_f = 2\%$ $V_f = 5\%$ $V_f = 10\%$

(a & b at ambient temp.)

$V_f = 5\%$ $V_f = 10\%$

(c & d at 200°C)



$V_f = 5\%$ $V_f = 10\%$ $V_f = 20\%$

(e at 270°C)

$V_f = 5\%$ $V_f = 10\%$

(f at 360°C)

Fig. 18 Tensile fracture surfaces of composite materials 2014 Al /Saffil ceramics fibers, (2000X).

It is shown that [39], the brittle intermetallic phases on the surface of ceramic fiber are capable of influencing the fracture morphology of fibers in a composite material. Hence, when fibers are gathered in an aggregate, decohesion at limited places of the fiber-matrix interface is occurred (see Fig. 18-b). Since the protruded fibers are not widely spreaded at the fracture surface, good bonds between the matrix and the fibers are exist. At 200°C, the fracture surface morphology exhibited similar results as given above with more clearly evident dimples (see Figs. 18- c and d).

At 270°C, the fracture surface morphology exhibits new features. Saffil ceramic fibers in the vicinity of the fracture surface can be seen to have nucleated voids only at their terminations, although mostly a fraction of the fiber ends remain covered with metal. This feature, again emphasizing the good bond between the matrix and ceramic fibers. This is clear in the microfractograph shown in Fig. 18-e.

At 360°C, the overall fracture surface is seen to be very irregular and devoid of dimples, Fig. 18-f.

5. Conclusions

Production of composites by direct conversion of 2014 Al granulated scrap with Saffil ceramics fibers into final products by hot extrusion results in materials characterized by very low porosity. From the experimental work and results mentioned above it can be concluded that:

1- Saffil short ceramic fiber-reinforced 2014 Al granulated scrap composites prepared by direct conversion route were, (from a view point of the mechanical properties in the longitudinal direction), best extruded at the intermediate extrusion reduction ratio (λ = 16:1) of all investigations.

2- A higher reduction ratio (λ = 38:1) decreased the elastic modulus, most likely due to decohesion of intermetallic particles in the matrix. For the same λ, when the volume fraction of fibers exceeds 10 vol.%, the relative strengthening is reduced. On the other hand, a lower reduction ratio (λ = 4:1)causes residual porosity at volume fraction of fiber exceeds 10 vol.%.

3- The extruded composite materials display excellent tensile strength and stiffness both at ambient and elevated temperatures. The improvements in strength and stiffness are due to the presence of a high content of intermetallics and inert dispersoids. Intermetallic phases play an important role in the strengthening of aluminum scrap alloys and inert dispersoids effectively stabilize the structure at the elevated temperature.

4- The best combination of strength and stiffness was obtained for small 2014 Al granulated scrap size with 10 vol.% saffil ceramic fiber.

5- For composite extruded at 16:1 the increased improvements in UTS were found 53%, 40%, 77% and 90% at 22°C, 200°C, 270°C, and 360°C, respectively. Moreover, additional improvement of 27% in elastic modulus and 61% in hardness at ambient temperature are also obtained.

6- Although, the composite material with more than 10 vol.% ceramic fiber exhibited low strength, stiffness and ductility, it could be suitable for applications where other properties such as dimensional stability and low thermal expansions are the primary requirements.

7- The ductility variation of the composite materials is due to the following behaviours: low strain rate sensitivity, dependence of the strain hardening exponent on grain size, and the limitation of plastic deformation by the presence of a high content of intermetallic phases. The formation of cracks or microvoids at the interface between the particle and the matrix as well as fracture of the intermetallic precipitation particles are also the main reasons for the reduced ductility.

Due to the importance of wear resistance, fatigue strength, bending strength, and thermal conductivity of 2014 Al scrap material reinforced with Saffil ceramic fiber, a further study is being conducted, and the results will be published later.

Acknowledgements

The author is grateful to Prof. J. Gronostajski (D.Sc.) for valuable guidance during the work reported in this paper. Thanks are due to Dr. A. Niechajowicz and Prof. A. Matuszak (D.Sc.) for many discussions, and to the stuff of workshop and laboratories of the Metal Forming Department, Institute of Machine Building Technology, Technical University of Wroctaw, Poland.

Received April 24 2007

Faculty of Engineering, Mansoura University, Egypt

REFERENCES

1. Y. Kurihara, **J. Metals**, 45. (1993) 32.
2. T. Takasuga, **Int. Symp. on Aluminum in Transportation**, (1989).
3. Z. Tanabe,et al.,**Technical Bulletin of Sumitomo Light Metal Industries Ltd.**,27, (1986) 1.
4. I. A. Ibrahim, et al.: *Particular reinforced metal matrix composites a review*, **J. of Mater. Sci.**, Vol. 26. (1981) 1137.
5. S. V. Nair, et al.: *Silicon carbide reinforced aluminum metal matrix composites*, **Int. Met. Rev**., Vol. 30, (1985) 275.
6. D. L. Medanels: *Analysis of stress-strain fracture and ductility behavior of aluminum matrix composites discontinuous silicon carbide reinforcement* **Metall. Trans**. A, Vol. 16A, (1985) 1105.
7. J.F. Dolowy: *Increasing focus on SiC reinforced aluminum composites*, **Light Metals Age**, Vol. 44.(1986).
8. J. White, et al.: *Metal matrix composites based on aluminum lithium and silicon carbide*, **J. Physique**, Vol. 48, (1987) 3.
9. T. W. Clyne and F. Mason, **Metall. Trans.**, Vol. 18A, (1987) 1519.
10. A. Sakamoto, et al., **Proc. of ICCM V**. San Diego, California, July (1985).
11. K. Suganuma, et al., **J. Mater. Sci. Lett**, Vol. 6, (1987) 1347.
12. C. A. Stanford and T.W. Clyne, **Comp. Sci Technol.**, Vol. 35. (1989) 121.
13. M. Maclean and R. Dower: *Aluminum alloy short fiber MMC using the PM route*, **Proc. of Int. Powder Metal. Conf.**, London, U.K., (1990) 252.
14. K. Kitora: *Recent technical development in the Japanese aluminum industry*, **Aluminum**, 66, Jahrgang, 718, (1990) 755.
15. M. Samuel: *A new technique for recycling aluminum scrap*, under publication.
16. Prospect of Imperial Chemical Industries "*SAFFIL-Alumina Fiber*", Runcorn, Cheshier, U.K., (1994).

17. J. H. Terhaar and J. Duszczyk. *Mechanical properties and microstructure of a P/M aluminum matrix composites with δ-alumina fibers and their relation to extrusion*, **J. of Mater. Sci.**, Vol. 29, (1994) 1011.
18. J. Z. Gronostajiski and M. Samuel, **Int. conf., IMC 16**, Dublin, Ireland, Vol. 11, (1999) 1327.
19. J. Z., Gronostajiski, et al.: *Production of composites on the base of $AlCu_4$ alloy chips*, **J. of Mater. Proc. Tech.**, Vol. 60, (1996) 719.
20. M. Wojtaszek, et al.: *Structure of hot extruded aluminum powder based composites with 1.5% by mass additive of Al_2O_3 fibers*, **Int. Con. Of Material Sci. AMT'98**, Karkow, Poland, Vol. 4, (1998) 758.
21. J. Gronostajski and M. Samuel. *Aluminum base composites for high temperature application*, **XVth Int. Con. Of Advanced Matel. and Tech.**, Krakow-Krynica, Poland, (1998) 750.
22. **ASTM, Standard E 8-90a**. Annual Book of ASTM Standards. Vol. 3.01 American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, (1991) 130.
23. Jacek, W. Kaczmar **Scientific papers of the Inst. of Mech. Eng. And Automatic, Wroctaw**, Poland, No. 65, (1997).
24. M. Samuel, et al.: *Mechanical properties and industrial applications of aluminum base composites*. **2nd Int. Sem. of advanced Tech. of Sheet Metal Forming**, Wroctaw, Poland, (1996) 107.
25. ASTM, Standard E21-79. **Annual Book of ASTM Standards**, Vol. 3.01, American Society for Testing and Materials. Philadelphia, PA, (1991) 190.
26. **Metal Handbook**, Properties and Selection: Nonferrous alloys and special-purose materials, 10th ed., Vol. 2. (1990) 77.
27. M.R.Krishnadev. et al.: *Characterization of the microstructure, fracture morphology and toughness of particulate and short-fiber reinforced aluminum matrix composites*, **Microstructure Sci.**, Vol. 16, (1988) 125.
28. P. Yih and D. Cung: *Powder metallorgy fabrication of metal matrix composites using coated fillers*, **Int. J. of Powder Metallorgy and Powder Tech.**, Vol. 31, (1995) 333.
29. X. P. Niu, et al.: *High-strength and high-stiffness Al-ceramics alloy fabricated by double mechanical alloying*, **pmi**, Vol. 25, No. 3, (1993) 118.
30. Jae C. Lee, et al. *Control of the interface in SiC/Al composites*, **Scripta Materialia**, Vol. 41, No. 8, (1999) 77.
31. P. M. Kelly: *The quantitative relationship between microstructure and properties in two phase alloys*, **Int. Met. Rev.**, Vol. 18, (1973) 3.
32. R. J. Arsenault and R. M. Fisher: *Microstructure of fiber and particulate SiC in 6061 Al Composites*. **Scr. Metall.**, Vol. 17, (1983) 67.
33. C. M. Friend: *The effect of matrix properties on reinforcement in short alumia fiber-aluminum metal matrix composites*, **J. of Materials Sci.**, 22, (1987) 3005.
34. LE Brun, et al.:, **Advanced Materials and Processing**, 1, (1990) 231.
35. N. Hansen: *Effect of grain size on the mechanical properties of dispersion strengthened Al-oxide products*, **Trans. Of Metallurgical Society of the AIME**, 245, (1969) 1305.
36. N. J. Lindsay and V. D. Scott. *High temperature joining of fiber reinforced metals*, **Proc. of the 7th Int. conf. On composite Materials**, Guangzhou, China, 1, (1989) 417.
37. J. Moerman, et al.. *The recycling of metals*, **Proc. of 1st Int. Conf., ASM European**, Dusseldorf, (1992) 127.
38. E.W. Hart, **Acta Metall.**, 15, (1967) 351.
39. S. Ochiai and k. Osamura: *Influences of interface on fracture behaviour and strength of unnotched unidirectional metal matrix composites*, **J. Mater. Sci.**, 27, (1992) 4667.

RANFORSAREA DEŞEURILOR RECICLATE DIN ALUMINIU CU FIBRE CERAMICE TIP SAFFIL

Rezumat: Dezvoltarea industriei de automobile necesită materiale care să prezinte următoarele proprietăţi: densitate scăzută, coeficient de dilatare termică mic, rezistenţă mare la uzură, modul de elasticitate ridicat şi

rezistență ridicată la temperaturi ridicate sau cele ale mediului ambiant. Aliajele compozite pe bază de deșeuri din aluminiu rarforsate cu fibre ceramice îndeplinesc toate cerințele de mai sus. În lucrarea este prezentată realizarea de produse compozite prin conversia directă a deșeurilor din aliaj 2014 Al sub formă de granule și fibre din Al_2O_3 SAFFIL, folosind extruzimea la cald. Sunt analizate proprietățile mecanice la temperatura ambiantă și la temperaturi mai mari, microstructura și lungimea fibrelor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE EFFECTS ON STRUCTURE AND HARDNESS OF BEARING STEELS TREATED CRYOGENICALY

BY

SORIN IACOB STRUGARU, CORNELIU MUNTEANU, ADRIAN ALEXANDRU, RACLARIU GICU CATALIN, CHIHAI STELIAN and TANASUCA SORINEL

Abstract: The paper presents the influence of cryogenic treatments on phasic composition and hardness of bearings steels100Cr6 and 100CrMnSi6-4 SRLIN ISO 683-17: 2002, the equivalents of steels RUL 1 and RUL 2 – STAS 1456-89. After application of these thermal treatments, the quantity of residual austenite decreases, the submicronics dimensional carbides density increases and the hardness increases with positive influences above durability of bearings.

Keywords: bearings steel, cryogenic, residual austenite

1. Introduction

The construction of bearings is confronting at this moment with new demands concerning the dimensional stability, noise level and durability. All of these are ensured by the presence of a small quantity of residual austenite, of a very fin carbides and a fine martensite in important quantity. The structure which presents such conditions it may be obtained only by application of some unconventional processing: quenching below 0^0C, quenching in ultrasonic or magnetic field, thermo-mechanical treatments etc

These qualities of final structure cannot be obtained only if the initial structure obtained after the thermal treatment of normalising and annealing (800^0C/3h, cooling and maintaining at $700\text{-}720^0$C/4h; slow cooling in oven) is formed by fine and homogeneous globular perlite.

The parameters of classic quenching and tempering and the quantity of residual austenite depending on initial structure of 100Cr6 and CrMnSi6-4 bearing steel are presented in table 1.

We can say that by classic thermal treatments the smallest quantities of residual austenite (11.3 ÷ 13.6%) are obtained after the application of some variants of thermal treatments V or VI which ensures in structure the fine and homogene globular pearlite.

Continuously cooling in oil at -30^0C or -60^0C results a phasic constitution optime for the properties of exploitation of bearings.

The bearings treated below 0^0C it sale with attractive prices thanks to the destination of devices or machines which contains rotating organs. Such destinations may be the device and machines which must ensure the security of humans in trains, plains, spaceships; devices which works in polar zones etc

Technical literature in this domain appreciate that the implementation of thermal treatment below 0^0C processing will increase the cost price with 13%, but this increase is covered by the demands of the market.

Table 1

Steel	Initial state		Lamellar pearlite (I)	Fine globular pearlite (II)	Partial unglobulizate pearlite (III)	Inhomogeneous globular pearlite (IV)	Homogene globular pearlite (V)	Fine globular pearlite normalized (VI)
100Cr6	Quenching	Admitted interval (^{0}C)	820-830	810-860	810-830	810-850	810-835	810-840
		Optim interval (^{0}C)	-	810-840	-	-	820-830	820-830
		Maintaining time (min)	15	15-30	15-30	15-30	15-30	15-30
	2h(^{0}C)Tempering		180-200	180-200	180-200	180-200	180-200	180-200
	Corresponding AR (2h at 180^{0}C after tempering) (%)		16.6-17	11.6-15.2	13-14.2	11.5-14.4	11.3-13	12-15.5
CrMnSi6-4	Quenching	Admitted interval (^{0}C)	800-830	800-850	-	-	810-840	800-830
		Optim interval (^{0}C)	-	820-830	-	-	-	-
		Maintaining time (min)	15-20	15-20	-	-	15-20	15-20
	2h(^{0}C)Tempering		180-200	180-200	-	-	180-200	180-200
	Corresponding AR (2h at 180^{0}C after tempering) (%)		18.8-20	17-20	-	-	15.6-19.2	13.2-17

2. Experimental programme

The researches were made on rings of bearings by two alloyed steels for bearings with chemical composition determinate which is presented in table 2.

Table 2

Chemical composition (%)								
Steel (SR EN ISO 683-17)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Others
100Cr6	0.93-1,05	0,15-0,35	0.25-0,45	0,025	0,015	1,35-1,6	Max.0.1	Al Max.0,05
determination	0,98	0,30	0,36	0,018	0,014	1,45	-	
100CrMnSi6-4	0,93-1,05	0,45-0,75	1,00-1,20	0,025	0,015	1,40-1,65	Max.0.1	-
determination	1.00	0.51	1.15	0.015	0.010	1.48	-	

The bearings elements were thermally treated by the variants given in table 3.

Table 3

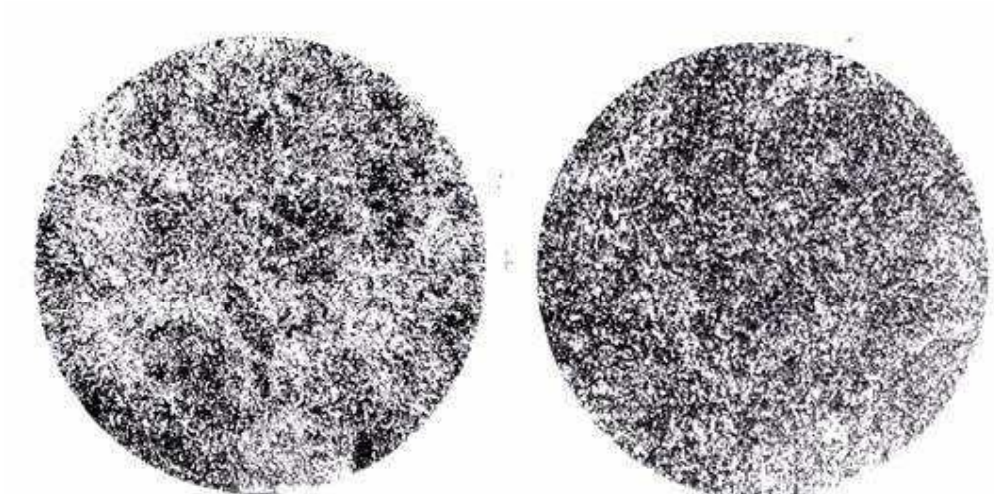
Thermal treatments variants	Technological parameters
A	Quenching at 840°C in oil at 60°C, tempering at 190°C/3h
B	Quenching at 840°C in oil at 60°C, cooling at -30°C, tempering at 170°C 1.5 h
C	Quenching at 840°C in oil at 60°C, cooling at -60°C, tempering at 170°C 1.5 h

The samples thermal treated by these variants were investigated by optical microscopy X rays diffraction and Rockwell hardness determination

3. Experimental results

Microscopically researches were made on an optical microscope Neophote 21 at 500:1 magnification after the attack with natal 3% reactive.

The structure of the researched bearings steels after the primar thermal treatment of normalizing and globulization annealing is presented in figure 1, a,b were can be observed the globular pearlite which is fine and homogene in the two steel.



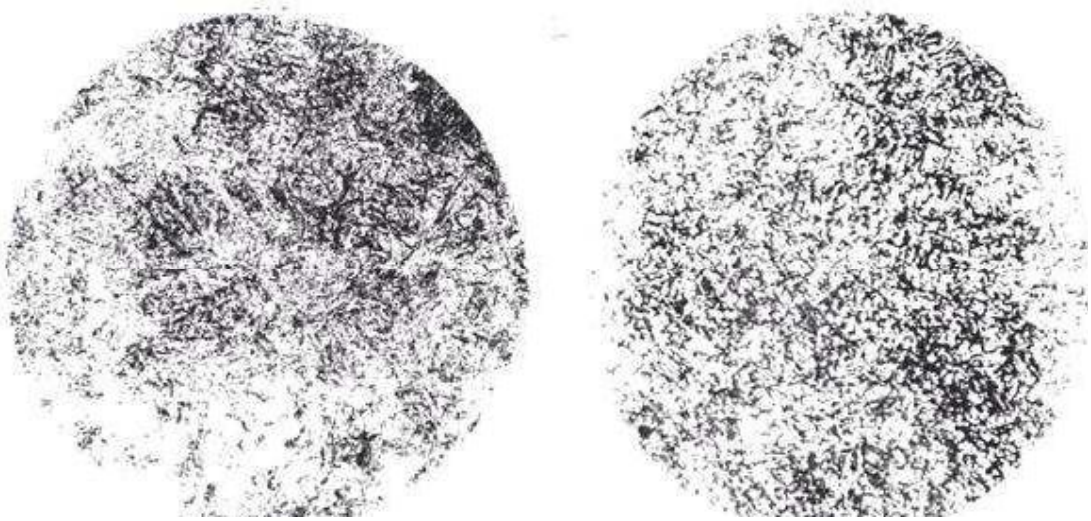
a. *b.*

Fig. 1. The structure of 100Cr6(a) and 100CrMnS6-4 (b) after the globulization annealing (500:1)

The bearings steels structures after classic quenching and tempering (A variant) is formed by martensite very fine, residual austenite and carbides, as is presented in figure 2, a, b.

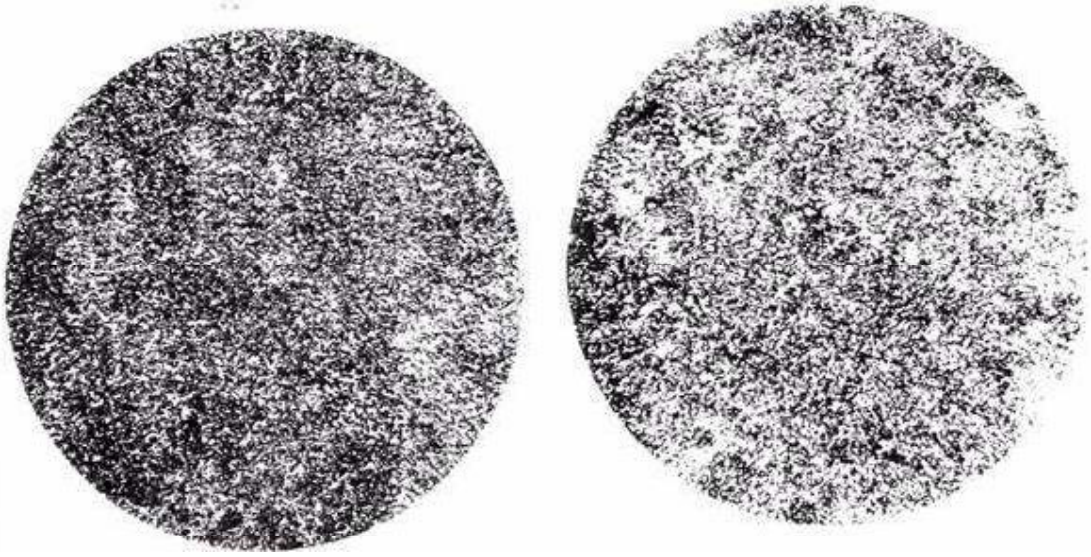
The structures of bearings steels after cooling at -30°C and -60°C and tempered at 170°C are formed by very fine martensite, small quantities of residual austenite and carbides with small dimensions as is presented in fig. 3 a, b and 4 a,b.

The value of hardness and quantities of residual austenite (AR) difractographic determinated on the bearings steels are presented in table 4.



a. *b.*

Fig. 2. The structure of 100Cr6(a) and 100CrMnSi6-4 (b) after quenching in oil and tempering 500:1

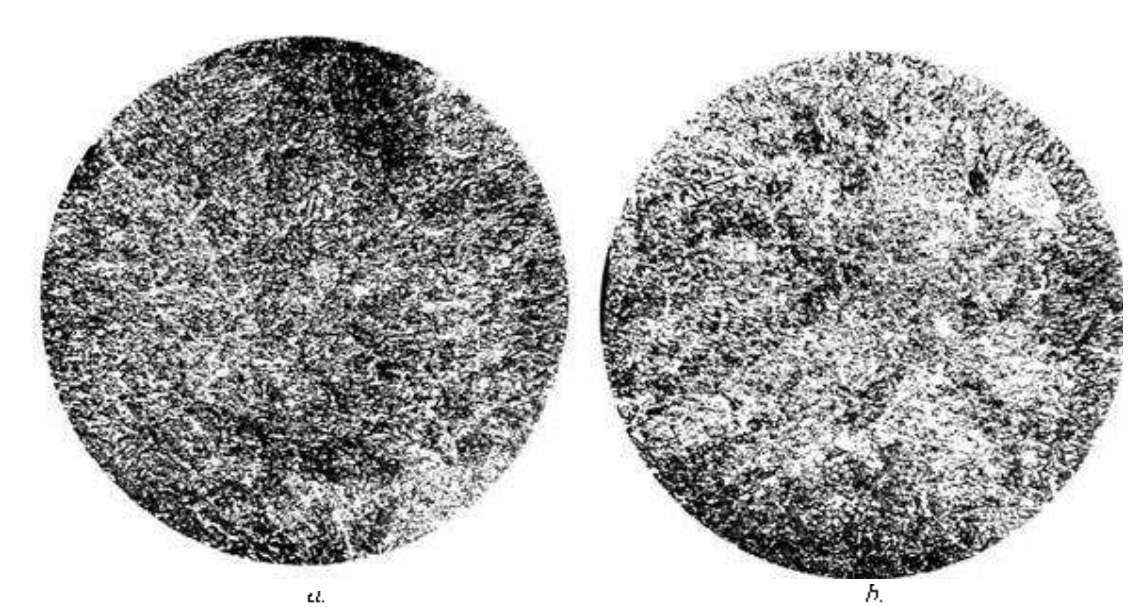


a. *b.*

Fig. 3. The structure of 100Cr6(a) and 100CrMnSi6-4 (b) after cooling at -30°C and tempering 500:1

Table 4

Steel	Quenching					Tempering			
	Heat temp (°C)	Time (min)	Cooling Temp./ Maintain temp. (°C)	HRC	AR(%)	Heat temp (°C)	Maintain Time (min)	HRC	AR (%)
100 Cr 6 (RUL 1)									
	840	30'	oil 60°	63	16.5	190	3 h	61	9.85
	840	30'	-30°/30'	64	7.38	170	1.5 h	63.5	6,28
	840	30'	-60°/30'	66	6.13	170	1.5 h	64	4,08
100CrMnSi6-4 (RUL 2)	840	30'	oil 60°	63	20,98	180	3 h	62	17,80
	840	30'	-30°/30'	65	12.8	170	1.5 h	64	7.13
	840	30'	-60°/30'	66	10,18	170	1.5 h	64	6,74



a. *b.*

ig. 4. The structure of 100Cr6(a) and 100CrMnSi6-4 (b) after cooling at -60^{0}and tempering 500:1

It see that with the increasing of cooling temperature at -30^{0}C and -60^{0}C the quantity of residual austenite decrease from 9.85%, at 6.38%, respective 4.08% for the 100Cr6 steel and from 17.8% at 7.13% respective 6.74 for 100CrMnSi6-4 steel and the hardness increase from 61 HRC at 64 HRC

4. Conclusions

By application of thermal treatments at temperatures below 0^{0}C in the bearings steels takes place important phasic modifications - decrease the quantity of residual austenite, increase the density and uniformity of the small dimensional carbides (0.001 mm).

These structural modifications determine the increase of hardness and in the end the increase of bearings fiability.

Received April 21, 2007

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. Gary Jeff - **Cryogenic Treatment of Steel** University of Texas of Austin, Department of Mechanical Engineering, Spring, 1999

2. Carlson Earl – **Cold Treating and Cryogenic Treatment of Steel**, ASM Handbook, vol. 4, Heat Treating, 1991.

3. Alexandru Ioan, Bulancea Vasile. Effect *of Cryogenic Cooling on Residual Stresses, Substructure*, cap 26, **Handbook of Residual Stresses and Distortion of Steel**, U.S.A., 2002.

EFECTUL TRATARII CRIOGENICE ASUPRA STRUCTURII SI DURITATII OTELURILOR PENTRU RULMENTI

Rezumat: Lucrarea prezinta influenta tratamentelor termice criogenice asupra compozitiei fazice si duritatii oteluriloor de rulmenti 100Cr6 si 100CrMnSi6-4 SR EN ISO 683-17 :2002 echivalentul oteluriloor RUL 1 si RUL 2 – STAS 1456-89. In urma aplicarii acestor tratamente termice cantitatea de austenita reziduala scade, densitatea carburilor cu dimensiuni submicronice creste si duritatea se mareste cu efecte pozitive asupra durabilitatii rulmentilor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

VARIATION OF MECHANICHAL CARACTERISTICS OF HIGH STRENGTH WIRES DRAWN IN ULTRASONIC FIELD

BY

M. SUSAN[1], M. PEPTANARIU[2], D.C. ACHITEI[1], R.G. CARABET[1] and M. CHIRIAC[3]

Abstract: The changes of the mechanical characteristics of some high resistance wires, drawn in ultrasonic field while the die is located into the oscillation maximum of the waves and actuated parallel to drawing direction, have been mainly determined by the work – hardening decrease caused by "the surface effect of the ultrasonic" as a consequence of the fractional regime of the plastic deformation.

Keywords: damping effec. of ultrasonic, ultrasonic wire drawing, mechanical characteristics, work – hardening decrease.

1. Introduction

The drawing of high resistance wires in ultrasonic field represents one of the modern technologies of plastic working of metals, besides other techniques that use directional flows of magnetic, light, electric and so an energies.

Ultrasonic or ultra-acoustic waves represent a variety of elastic waves with the frequency ranging between 16000 and 10^{10} Hz [1]. The area of the elastic medium in vibrating state which lodges the ultrasonic waves is denominated as ultrasonic field

As in the case of other plastic working technologies of metals, at wire drawing in ultrasonic field high energy ultrasonic are used. These ultrasonic, when propagating through an elastic medium such as a metal, undergo a damping effect which depends upon time (see domain II of figure 1). Domain I are specific for passive applications, for determining some physical properties, for flow detector and so on while in domain III, among some softening processes, ultra-acoustic hardening processes may occur.

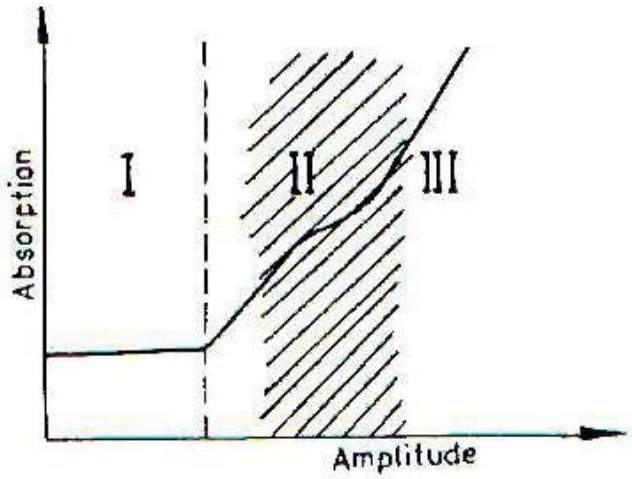


Figure 1. The damping effect of ultrasonic in metals, as a function of time [1]

For high resistance wire drawing, it is recommended that the deformation focus is located in the oscillation maximum of the waves while the tool is actuated parallel to the drawing direction [3]. Under these conditions, as compared to classic wire drawing, a sensible reduction of the drawing force is obtained due to the "surface effect of ultrasonic". This effect is explained by means of the "mechanism of frictional force reversion", illustrated in figure 2 [2].

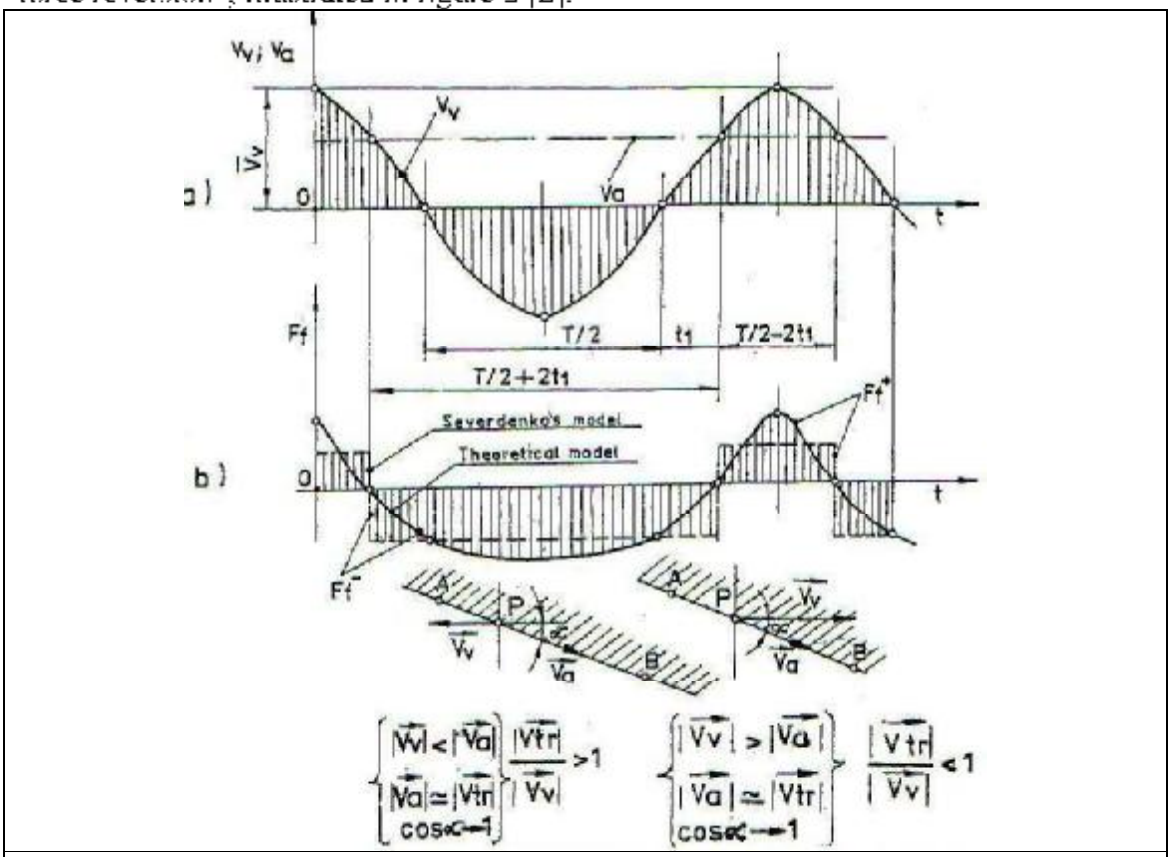


Figure 2. Frictional force reversion drawing a complete oscillation period of the tool :
a) oscillation and drawing rates (v_v and v_{tr}, respectively ; v_a v_{tr}) ;
b) frictional force (F_f) reversion [2]

Actually, during a complete oscillation period, plastic deformation occurs fractionally (by impulses). Thus, the deformation is produced only during $T/2+2t_1$ since during $T/2$ $2t_1$ the reversion of the frictional force vector is caused by to the "surface effect of ultrasonic" (the separation of the metal-tool surfaces is contact) the Coulomb friction being taken in to consideration.

2. Experimental tests and results

The experiments have been carried out at a laboratory level a wires made of RUL 1V / STAS 11250-89 steel-grade with the chemical composition given in Table 1.

Table 1.Chemical composition of RUL 1V steel-grade in wt.%, according to STAS 11250-89.

C	Mn	Si	Cr	S	P	Mo	Ni, Cu
1.10	0.40	0.30	1.50	0.02	0.02	0.08	0.2

The wire drawing installation, with hydraulic control, is equipped with a UZG 2-4M ultrasonic generators, that functions in conjunction with magnetostrictive transducers at the resonance frequency of 17500 Hz, and includes standard force concentrators of the type PMS 15A-18.

The oscillating system is of the "closed" type being designated according to "$n \cdot \lambda/2$". The die is located in the oscillation maximum of the waves and actuated parallels to the drawing direction, as shown in figure 3

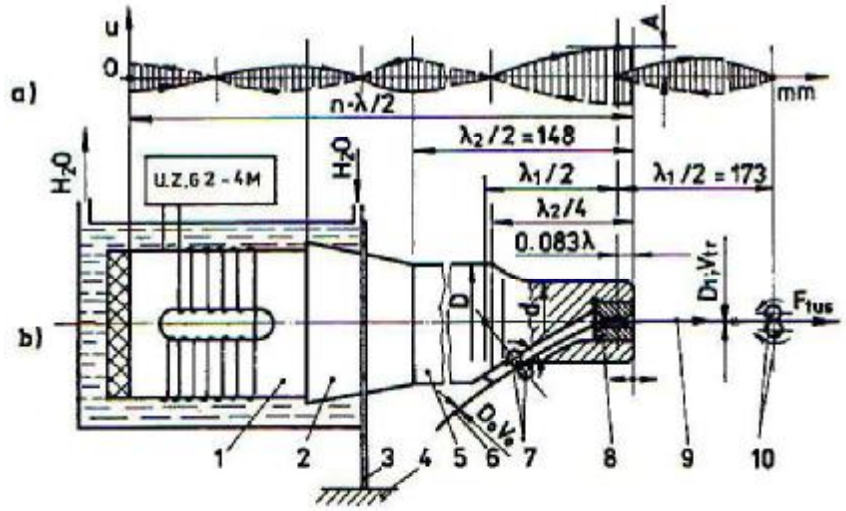


Figure 3. Schematic structure of the oscillating system [3]:
1) magnetostrictive transducer ; 2)conical concentrator , 3) nodal flange ; 4) resistance structure of the drawing equipment ; 5) cylindrical step concentrator ; 6) raw wire ;
7) ultra-acoustic energy reflector , 8) die ; 9) draw wire , 10) ultra-acoustic energy reflector ;
a) oscillation of the work concentrator ; b) oscillation of the wire.

The wavelength is determinate as:

$$\lambda = c/f, \tag{1}$$

where:

c is the propagation rate of ultrasonic within the given medium ;

f – is the resonance frequency.

Closing the oscillation system is accomplished by means of the reflectors of ultra-acoustic energy, located at certain well-defined distances [3] in order to obtain a stable system of stationary waves within the wire.

The work concentrator is made from a titanium – based alloys, BT3 (90%Ti, 6%Al and 4%V with $\rho = 4.42 kg/dm^3$), resisting at ultrasonic fatigue.

For drawing the RUL 1V wires, both with and without ultrasonic, WC – Co metallic carbides dies are used. These dies have the opening semi-angle $\alpha = 8°$ and a total 41% cross-section reduction (determinate between two applied heat treatments for structure restoring) of soap powder is used as a lubricant. The degrees of cross-section reduction are determinate for a pass with:

$$\delta_i = 1 - (D_i/D_{i-1})^2, \tag{2}$$

and for the whole operation (the total degree of system reduction) with:

$$\delta_{tot} = 1 - (D_i/D_0)^2. \tag{3}$$

The raw wires, with an initial diameter D_0 = 3.85 mm, are in annealed condition, being properly prepared for drawing. The effiency of ultrasonic drawing is emphasized by:

$$\Delta F = 100 \cdot \left[F_0 - \left(F_{us} / F_0 \right) \right], [\%] \quad (4)$$

where:

F_0 – is the drawing force for classic wire drawing;

F_{us} – is the force used at ultrasonic field wire drawing.

The experimental determination of the force, either with and without ultrasonic was accomplished by means of a tensiometric bridge, type N 2314.

In order to better emphasize force fluctuations they were recorded as a function of time by means of plotter, type Recorder XY Endim 620.02

Thus, the stability of the checked out by means of the force constancy at ultrasonic field wire drawing.

The technologic, ultrasonic and force parameters used within the experiments, are listed in Table 2

Table 2. Ultra-acoustic, technologic and force parameters used for experiments

Symbol of the drawing series	Drawing course	Ultra-acoustic parameters			Technologic parameters					Force parameters		
1	$D_0 \rightarrow D_1$ [mm]	f [Hz]	A [μm]	v_v [μm]	δ_0 [%]	δ_{int} [%]	α [°]	v_c [m/s]	v_c/v_v -	F_0 [N]	F_{us} [N]	ΔF [%]
1 / 1	3.85 →3.60	17500	28	3,0	14	14	8	0,03	0,01	1280	866	32,34
1 / 2	3.60→3,45	17500	28	3,0	10	21	8	0.03	0,01	1350	1053	22.00
1 / 3	3.45→3,50	17500	28	3,0	10	28	8	0,03	0.01	1225	812	33,71
1 / 4	3.50→3,20	17500	28	3,0	8	32	8	0.03	0,01	982	708	27.90
1 / 5	3.20→3,10	17500	28	3,0	8	36	8	0,03	0.01	950	613	35,47
1 / 6	3.10→3,00	17500	28	3,0	8	41	8	0.03	0,01	882	530	40.00

The mechanical resistance parameters have been determined a long specimen, according to STAS 6951-80. From each of the wires, drawn either with or without ultrasonic, three samples have been taken.

The tensile mechanical characteristics, normally: ultimate strength (R_m), technical flow strength ($R_{p0.2}$) and ultimate strain (A_{100}), have been determined from the recorded stress-strain curves. For a more accurate determination, the tensile curves have been plotted by using an extensometer. The values listed in Table 3 have been obtained as an average of three tests.

The tensile tests have been carried out on a EU-40-type machine, with a drawing speed of 20 mm/min, according to the prescriptions found in STAS 6951-80. The mechanical characteristics have been calculated according to STAS 200-87. Besides the three above mentioned tensile mechanical characteristics, Table 3 also contains the average values of $HV_{0.1}$ Vickers micro-hardness, determined according to STAS 7057-78, by means of a PMT-3 micro-hardness tester

Table 3. Values of tensile mechanical characteristics, obtained as an average of three tests

Symbol of the drawing series	Drawing course	Wire drawing stresses		Mechanical characteristics							
				Classic wire drawing				Ultrasonic wire drawing			
1	$D_0 \to D_1$ [mm]	σ_{t0} [MPa]	σ_{tas} [MPa]	R_{m0} [MPa]	R_{c0} [MPa]	A_{100} [%]	$HV_{0.1}$ -	R_{m0} [MPa]	R_{m0} [MPa]	A_{100} [%]	$HV_{0.1}$ -
0	3.85	-	-	630	475	18.0	179	630	475	18.0	179
T/1	3.85→3.60	127	83	935	855	14.2	230	905	811	15.0	215
T/2	3.60→3.49	146	113	1025	998	12.2	250	1003	939	13.0	234
T/3	3.45→3.30	44	95	110	1080	10.4	275	1090	1045	11.8	249
T/4	3.30→3.20	123	88	170	1145	9.5	288	1152	1117	11.0	268
T/5	3.20→3.10	126	81	245	1225	9.0	298	1230	1201	10.0	284
T/6	3.10→3.00	125	75	335	1319	8.5	304	1323	1302	9.0	292

The maximum value of the oscillation (vibration) rate of tool is determined with the relationship:

$$v_v = 2\pi \cdot f \cdot A \tag{5}$$

where:

f – is resonance frequency ;

A is the oscillation amplitude of the tool.

The wire drawing stresses are determined during the drawing processes carried out, both with and without ultrasonic, as the ratio between the force values and drawn wires cross-sections.

3. Conclusions

The changes of the mechanical characteristics, during the drawing of RUL 1V wires in ultrasonic field with the die located in the oscillation maximum of the waves and actuated parallel to the drawing direction, have been mainly determined by the "surface effect of ultrasonic" that is by the diminution of the "friction force at the metal-tool contact".

During a complete oscillation period of the tool, the plastic deformation of the metal occurs only for the duration of $T/2 + 2t_1$ (when a certain amount of ultra-acoustic energy is introduced within the wire) since on the $T/2 - 2t_1$ time interval the metal-tool contact surfaces are separated.

Actually, under such circumstances, plastic deformation is produced by impulses (fractionally) causing a decrease of the wire drawing force on the drawing series, a stabilization of the plastic deformation process, a work-hardening decrease and a diminution of the cold working non-uniformity.

All these effects induce changes of the mechanical characteristics, generally illustrating an increase of plasticity, at the wives drawn in ultrasonic field

Thus, the possibility to increase both the deformation degree and the safety level of plastic deformation may be foreseen.

Received April 25, 2007

[1]*The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*
[2]*Institutul de Fizica Tehnica Iasi / IFT Iasi*
[3]*S.C. Rezistoterm S.R.L. Iaşi*

REFERENCES

1. Susan,M .s.a , **Trefilarea si tragerea metalelor. Prelucrari cu ultrasunete**, Editura Sedcom Libris. Iasi. 1997.
2. Susan,M , s.a , *The metal-tool contact friction of the ultrasonic vibration drawing of ball-bearing steel wires*, Rev Metal Madrid 35(1999), pp 379...383
3. Susan.M., **Cercetari privind influenta campului ultrasonor in procesele de trefilare a sarmelor din oteluri de rulmenti**, Teza de doctorat. Universitatea tehnica "Gh.Asachi" Iasi

VARIATIA CARACTERISTICILOR MECANICE LA TREFILAREA SARMELOR DE INALTA REZISTENTA IN CAMP ULTRASONIC

Rezumat: : Modificarea caracteristicilor mecanice pentru sarmele de inalta rezistenta mecanica trefilate in camp ultrasonor, cu filiera situata in maximul oscilatiei undelor si activata paralel cu directia tragerii, sunt determinate in special de reducerea ceruisarii - cauzata de efectul de suprafata al ultrasunetelor, respectiv, deregimul fracionar al deformarii plastice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUBSTRUCTURAL CHANGES IN WIRES DRAWN IN ULTRASONIC FIELD. THE SONODRAW SYSTEM

BY

M. SUSAN[1], V. ILIESCU[2], M. PEPTANARIU[3], P. DUMITRAS[4] and ŞT. TOMA[1]

Abstract: In the paper, one analyses by diffractographic, study the reduction of stresses state for drawn made from RUL 1V in super- sounds filed with "closed", oscillating systems, dimensioned $n \cdot \lambda/2$,with the die placed in the maximum of oscillation, operated parallel to the drawing direction – system Sonodraw.

Keywords: wires, drawing, ultrasonic field/ Sonodraw system, residual stresses, diffractographic research

1. Introduction

The principle scheme in the drawing of the wires with high mechanical resistance in ultrasonic field/ Sonodraw system, with closed oscillatory systems (the use of ultrasonic energy reflectors) is presented in figure 1 [1].

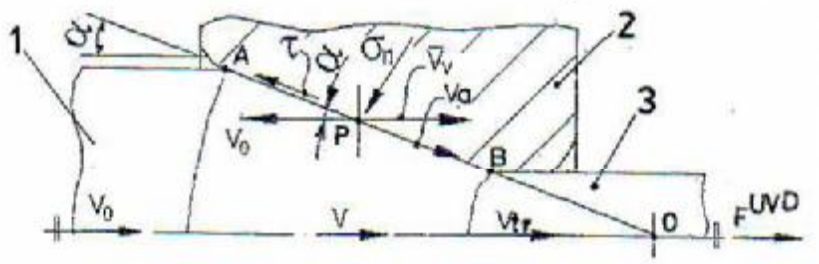


Figure 1. The principle scheme in wires drawing in ultrasonic field – Sonodraw system: 1 – blank wire, 2 – auger die, 3 – drawn wire.

In wires drawing in Sonodraw system, with the auger die activated parallel with the drawing direction, produces the surface effect "of the ultrasounds" meaning the reduction of metal-tool contact friction. Practically, the plastic deformation produces in impulses, with influences on the stress state for drawn wires – because the cold hardening is much diminished with respect to classical drawing.

The subject we intend to treat in this paper the diffractographic research concerning the ultrasounds influence on the second degree (σ_{II}) remanent tensions and respectively on the crystalline network micro-deformation (ε), by making a rőentgenographic comparative study, for the wires from RUL1V/STAS11250-89 wire drawing with and without ultrasounds, aving as comparing element the tensional state and the micro-deformations for the semi-manufactured, the annealed state.

The chemical composition determined for the RUL1V wires used for experiments considered in percentages [%]: C = 1.10; Mn = 0.40; Si = 0.30; Cr = 1.50; S = P = 0.02; Mo =0.08; Ni = 0.20 and Cu = 0.20, enters within the bounds specified in the product standard.

The semi-manufactured wires proceed from the same rolled wire lot, subjected then to the processing by classic wire drawing up to the D_0=3.85 mm diameter and annealed in protective atmosphere conditions (T ≈ 800°C; CO=4%; CO_2=max.0.5%; H2=5%; CH_4=U5 %; with H_2O at 35°C - dew point) and hardness between 170-207 HB (for the experiments there were sorted the wires semi-manufactured with a hardness at the superior limit of the technology interval admitted).

The wire drawing was made by only one passing from D_0 = 3.85 mm to D_1 = 3.60 mm, for which the degree of section reduction 8 - 14% $\left(\delta = 1 - (D_1/D_0)^2 \cdot 100\right)$,[%], with the wiring speed (v_{tr}) of 0.03 m/s using metallic carbides die (WCr), with a opening angle of conicity of $\alpha = 8°$ and as lubricant soap dust.

For a classic wire drawing , it was utilized the same technological ensemble as for the wire drawing in ultrasounds field, of course, without having the die activated with ultrasounds when wire drawing in ultrasounds field the die is situated in the maximum of the waves oscillations and activated in parallel with the direction of wiring, with various oscillating amplitudes of the die A = 8; 18 and 28 μm for which we have the variation speeds of the tool v_v = 0.9 ; 2.0 and 3.0 m/s $(v_v = 2\pi fA)$ using cylindrical concentrators in treads made of titanium based alloys.

The wire drawing installation in ultrasounds field is made up from the wire drawing tool, with hydraulic actioning, the ultrasounds generator U.Z.G.2-4M, made of concentrators PMS15A-18 type. The technological conditions for wire drawing with and without ultrasounds are presented in table 1 (1 - semi-manufactured wires, annealed state; 2,3,4 - wire drawing in ultrasounds field, 5 - classic wire drawing).

2. Experimental researches and results

The roentgenographic study was done on the DRON 3 diffractometer with molibden cathode ($MoK_{\alpha 1}$, with λ = 0.7107 A), in the second conditions: the measuring field 15-40°; potential difference U = 25 KV; cathodic intensity I = 10 mA; the spinning speed of the sample 4 grad/min; paper speed 1800 mm/h; emergence 1 mm; entrance 0.25 mm.

Table 1

Symbol sample	Ultra-acoustic parameters			Technologic parameters				
I	f [KHz]	A [μm]	v_v [m/s]	D_0 [mm]	D_1 [mm]	α [°]	v_{tr} [m/s]	δ [%]
1	-	-	-	3.85	-	-	-	-
2	17.5	8	0.9	3,85	3.60	8	0,03	14
3	17,5	18	2,0	3.85	3.60	8	0,03	14
4	17.5	28	3.0	3.85	3.60	8	0.03	14
5	-	-	-	3.85	3.60	8	0,03	14

In Bragg model of diffraction, the family of planes (hkl), defined by the interplanar distance d_{hkl} will produce the maximum value of diffraction only if the length radiation λ, will fall on this family under an angle θ, in condition [1]:

$$2d_{hkl} \cdot \sin\theta = n \cdot \lambda \quad (1)$$

For poly-crystals, Bragg condition is defined by the relation:

$$2d_{nh,nk,nl} \cdot \sin\theta = \lambda \quad (2)$$

where:

nh, nk, nl represents a family of parallels planes with (hkl), but which is situated at a interplaner distance:

$$2d_{nh,nk,nl} = d_{hkl}/n \quad (3)$$

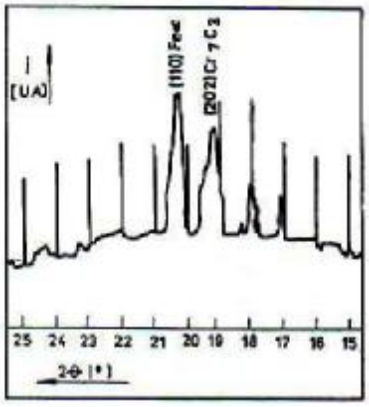


Figure 2. Section of the wires diffractogram RUL IV in annealed state.

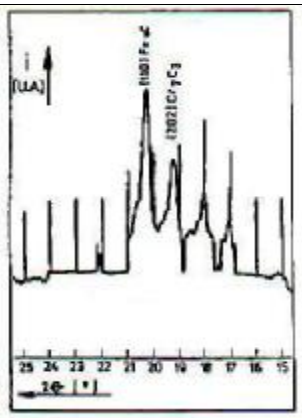


Figure 3. Section of the wires diffractogram RUL IV wire drawing in classic conditions

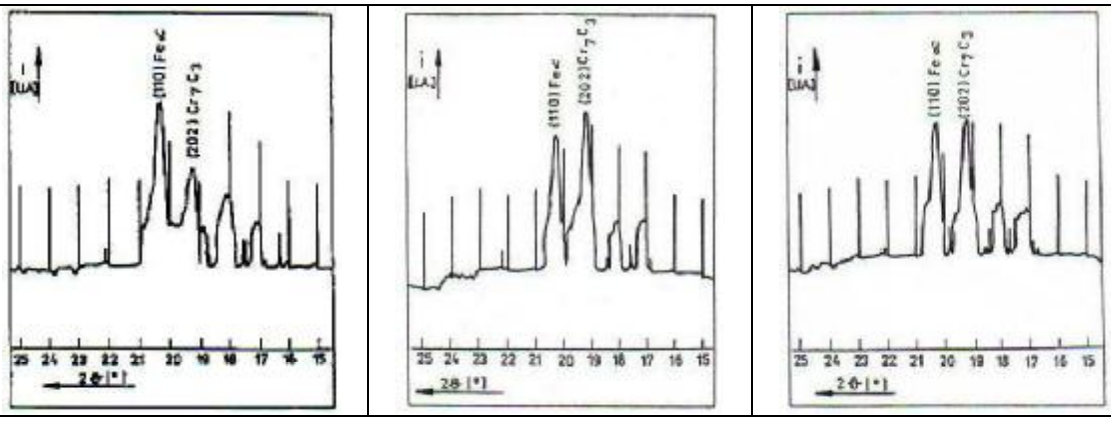


Figure 4. Section of the diffractograms RUL IV, wire drawing in ultrasonards field: a)A = 8 μm; A = 18 μm, c)A = 28 μm.

For the tensional state analysis, when wire drawing from RUL IV (after specific checking and correcting), reflex (110) Fe_α was taken into account, figures 2, 3 and 4

For determining interplanar distances (taking into account the corresponding angular positions), we used the following expression:

$$d_{hkl} = \frac{\lambda \cdot (MoK_{\alpha 1})}{2 \cdot \sin\theta_{hkl}} \quad (4)$$

The micro-deformation (ε), or deformation of second degree for the polycrystals can be obtained using the relation [2]:

$$\varepsilon = \frac{d_0 - d'}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0} \qquad (5)$$

in which: d' - in the interplanar distance of a family of planes from the wire drawn sample, with or without ultrasounds; d_0 - refers to the same family of planes for the RUL IV wires in annealed state. Taking into account Hooke's law, the second degree tensions (σ_{II}) can be determinate with the relation [3]:

$$\sigma_{II} = \varepsilon \cdot E = \frac{\Delta d}{d_0} \cdot E \qquad (6)$$

in which: E represents the modules of longitudinal elasticity ($E = 21 \cdot 10^4$ MPa, we didn't noticed any modifications of the modules of longitudinal elasticity when wire drawing RUL IV wires in ultrasounds field). The experimental results for the studied samples are presented in table 2.

Table 2

Symbol sample	Parameters defining tensional state			
	$2\theta_i$ [°]	d. $\frac{\lambda \cdot (MoK_{\alpha 1})}{2 \cdot \sin\theta_i}$ [Å]	ε (x 10^{-3})	σ_{II} [MPa]
1	20,22	2,24762	-	-
2	20,27	2,24495	2,52	53
3	20,25	2,24407	1,57	33
4	20,23	2,24620	0,63	13
5	20,30	2,23842	4,09	86

3. Conclusions

The analysis of experimental results obtained, by comparative roentgenographical study at RUL IV wire drawing in ultrasounds field / system Sonodraw ; evidences the tensional state reduction, respectively, the fact that micro-deformation of the crystalline network is much more diminished in the same time with the oscillation amplitude growth of the die in comparison with the classical wire drawing.

Received April 25, 2007

[1]*The "Gh Asachi" Technical University Iaşi*
[2]*S.C. CABLERO S.R.L. Iasi*
[3]*Institutul de Fizica Tehnica Iasi / IFT Iasi*
[4]*Academia de Stiinte a Moldovei, Chisinau.*

REFERENCES

1. Susan,M., s.a , *The metal-tool contact friction at the ultrasonic vibration drawing of ball-bearing steel wires*, **Rev. Metal.Madrid** 35(1999), pp 379...383.
2. Gheorghies,C., **Controlul structurii fine a metalelor cu radiatii X**, Editura Tehnica, Bucuresti, 1990.
3. Purnica,C., s.a., **Tehnici speciale de analiza fizico-chimica a materialelor metalice**, Ed. Tehnica, Bucuresti, 1988.

SCHIMBARI DE SUBSTRUCTURA IN SARMELE TREFILATE IN CAMP ULTRASONIC – SISTEM SONODRAW

Rezumat: In lucrare, prin studiu difractografic, se analizeaza reducerea starii tensionale pentru sarmele din RUL IV trefilate in camp ultrasonor cu sisteme oscilante „inchise", dimensionate in nλ/2, cu filiera situata in maximul oscilatiei undelor si activata paralel cu directia de tragere – sistem Sonodraw.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONTRIBUTIONS REGARDING THE MODERN TECHNOLOGY OPERATIONALIZATION, WITH EQUPMENTS MADE IN ROMANIA FOR THE INTRODUCTION OF THE UNDERGROUND PIPES, WITHOUT DIGGING

BY

CLAUDIA TĂNASE, C. ŞTEFĂNESCU and V. NECULĂIASA

Abstract: The direct introduction, into soil, of the underground, without open ditch pipes, in the modern technology., becomes possible in Romania too, in that an air rocket (FOR type, 80 mm diameter) with direct advancement, through percussion has been created and produced, for the first time in the country. Our proposal is to develop the equipment and the specific work technology. The equipment is made of the air rocket and the accessory set. With their help, the application of the new, ecological, extremely efficient technology for the introduction of the underground, witheu, digging pipes becomes operational.

Keywords: pneumatic rocket, auger bit, pneumatic hammer

In the town infrastructure construction, the necessity of introducing water, sewage, natural gas, energy, telecommunications underground pipes, without open ditches at surface, is currently considered. The new, ecological, high performance in the field technology is currently applied in the developed countries. This one became operative in Romania also, through the production of the pneumatic rocket and the specific accessory set.

1. Theoretical grounds

The pneumatic rocket and the specific accessory set for the introduction of the underground pipes without ditch made the object of the research contract no. 43/1996 of SC MITECO SA Iasi. The operating system was presented at TIB 2000 (Bucuresti International Fair) and was awarded the excellence in research medal and degree. The contract included only the technical study phase. The design and execution of the pneumatic rocket was done by internal order, from personal sources (MITECO), strictly limited for a reduced functional model (short form) designed for soft soils which also included the specific accessory set.

The pneumatic rocket is the basic component of the underground, without ditch pipe introduction system. This one may generate a micro tunnel and may simultaneously or in separate order pull the pipe inside the formed hollow

The description and operation of the pneumatic rocket, including the modern technology of introducing and installing the underground, without ditch pipes was presented at the Scientific Communication Session of the "Gheorghe Asachi" Technical University, Iasi, in July 2006 [1].

Innovative technical solutions for doubling or tripling the weigh of the main piston generating percussions in order to increase the energetic percussion parameters of the pneumatic rocket were proposed at the Scientific Communication Session of the Bacau University, in August 2006. The increase was done under restrictive conditions in order to stick to the initial configuration of the steel piece. In order to increase the soil penetration force of the rocket and reach the energetic parameters similar to those met in the reference models produced in USA and Germany, material choice is essential

The duty cycle of the pneumatic rocket as a self maintained percussion generator, without classical (compressed air) distributor, with mobile pieces in motion was minutely detailed at the Scientific Communication Session of the Bacau Technical University, in October 2006 [3].

Hereinafter, we shall detail the technology and full work equipment made of the pneumatic rocket and the accessory set for the introduction of the underground wires and pipes without ditch.

2. Constructive solution description

2.1 Work equipment

The work equipment is made of:

- the air rocket
- the accessory set

The pneumatic rocket is a lineal pneumatic engine with an oscillatory and a self maintained movement of the main piston in the rocket's body. The pneumatic, self-propulsive engine may be compared with a self maintained percussion-generator. The rocket (percussion motor generator) presents an automatic duty cycle and it is supplied with compressed air.

The accessory set includes: the power source (motor air-compressor), launcher, shooter, expander, a device for coupling and warping the underground wires and pipes into the micro-tunnel

2.2 The technology of introducing the underground, without digging pipes.

The modern technology of introducing the underground, without digging pipes presents two operational stages:

- micro-tunnel generation
- underground cable and pipe drawing into the micro-tunnel

The two stages can take place simultaneously or in separate sequences, according to the case. The technological work scheme is illustrated in figure 1.

The underground, without digging pipes introduction technology can start only after the launching pit where the work equipment is placed, respectively the exit pit at the end of the route that may be situated at max. 150m away from the starting point, is arranged.

Both pits (launching and exit) will be worked out by excavation, at the required depth, pre-established at start for introducing the underground pipe or cable.

The launching pit is adjusted so as to be able to take over the length of the pneumatic rocket, the accessories (launcher-shooter), the used pipe (rigid or flexible) and the

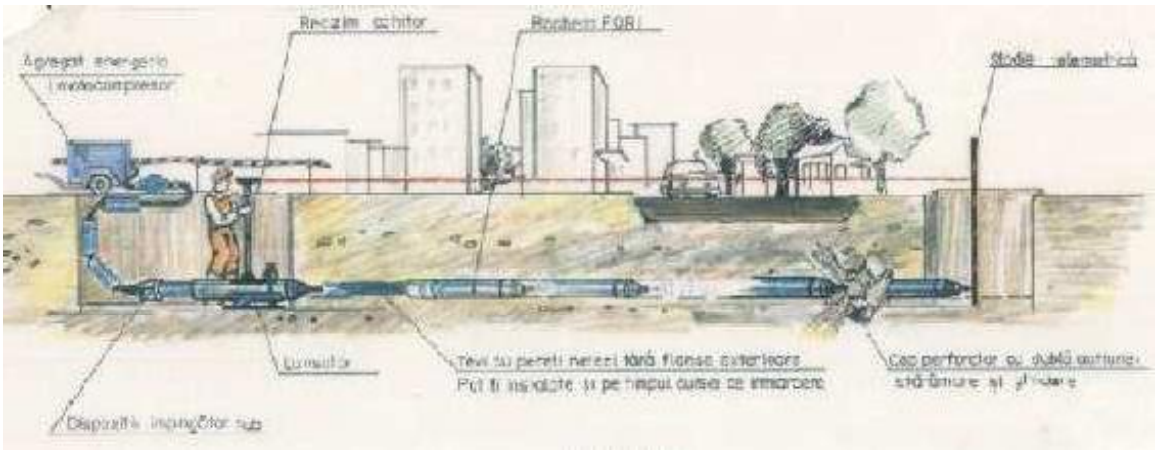


Figure 1 The technological work scheme

human operator. Inside the pit the launcher, fastened into the soil with four metallic rods is placed. The pneumatic rocket is placed on the launcher, this one being secured with the adjustable fixing strap with roller.

The launcher has an adjusting device for the angle of adjustment, with two bolts which allow the launch of the pneumatic rocket into the soil at the wished angle (always a negative one 0 max.-90°, with 0° at horizontal advance and respectively 90° at the vertical, downwards advance).

The pneumatic rocket (figure 2) is coupled at the air source (motor air-compressor) through flexible pipes for compressed air capable of standing a nominal pressure of 8-10 bars.

Figure 2 The FORI 80 pneumatic rocket, along with the accessory set.

Into the exit pit (terminus) the telemetric stadium for the work depth control is placed.

Usually, when the two main operations (micro-tunnel generation and underground pipe introduction into the micro-tunnel) take place simultaneously in one pass, the flexible pipes which connect the rocket with the air source are previously passed through the pipe to be installed and then are coupled to the motor air-

compressor. Obviously, their length must be correlated (5-6 cm larger than the length of the pipes to be installed).

Behind the rocket the haulage device for rigid pipe sections is coupled or the flexible pipe specific coupling device with ring of wires unrolling.

In this way, two distinct operating systems meet, according to the nature of the pipe to be introduced into the micro-tunnel:

- The introduction technology of the underground rigid, without digging pipes;
- The introduction technology of the underground flexible, without digging pipes;
- a) The introduction technology of the underground rigid, without digging pipes is schematically illustrated in figure 1;

Behind the rocket the haulage device for rigid pipe sections is coupled, according to the detail in figure 3.

Figure3 The coupling and haulage device of the rigid pipes sections.

The described sequences are operational work stages which were carried out with the help of the FORI 80 pneumatic rocket and its accessories; this equipment was physically made for the first time in the country and experimented under real work conditions on the field.

In order to extend the practical application range when introducing the new pipes with diameters superior to the ones tested so far (80 mm), an improved cable warping technique of the pneumatic rocket with the help of a cable hoist is presented.

The pneumatic rocket generates during the first stage a micro-tunnel in which the warping cable is introduced. In the second stage, the opening of the micro-tunnel is drifted with the help of the expander. The head of the rocket with the expander passed over the body of the rocket is pulled with a cable with the help of the cable hoist at the surface (over the exit pit). The rigid pipe section with increased diameter is coupled behind the rocket. In this way, results a more effective advance and work system, overlapping the self-propulsion of the pneumatic rocket with the cable warping force of the cable hoist

Obviously, the technology can become operational by replacing the old, degraded or destroyed underground pipes, in which case the first stage (micro-tunnel generation) is eliminated. Thus, on the same route of the existing underground network a new pipe may be introduced inside the existing one subject to spraying. On the top of the rocket a casing splitter for breaking, tearing and breaking into fragments the old pipe is fixed in an articulate way. The expander pushes the destroyed fragments into the walls of the micro-tunnel. The division into fragments of the old pipe is simultaneously followed by the introduction of the new, replacement pipe. In the

figure 4 the functional work scheme for the replacement of underground, rigid, without digging pipes is illustrated.

Figure 4. The introduction technology of the underground rigid, without digging pipes.

The breaking up of the old pipe is illustrated in figure 5 (detail).

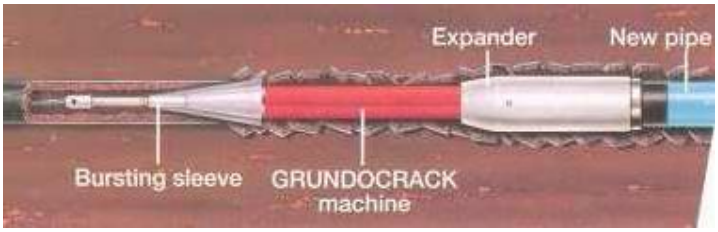


Figure 5. Detail - old pipe spraying.

In order to optimize the work technology, an installation for the preparation of the paste used for the cementation of the old pipe fragments in the wall of the micro-tunnel is required in order to lubricate, protect and reduce the rubbing when passing the new pipe through the micro-tunnel. An installation for the homogenization of the additive cement concrete mixture provided with pomp sends the lubricating mixture through the hose pipe to the interested area.

A detail of the lubrication and protection installation of the new pipe inside the micro-tunnel is illustrated in figure 6.

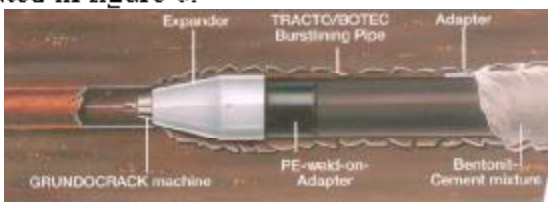


Figure 6. Lubrication and protection of the new pipe in the micro-tunnel detail

b) The technology used for the introduction of the *flexible underground pipes* without digging is schematicatically illustrated in figure 7

Behind the rocket the specific haulage device for flexible pipes is coupled with rings of wire unrolling.

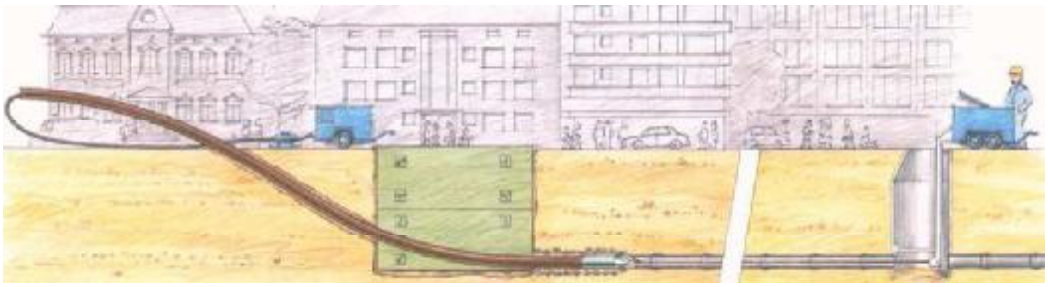


Figure 7. The introduction technology of the flexible underground pipes without digging.

The whole operational process takes place strictly at the underground mounting quota of the pipe without open digging at the surface under perfectly ecological conditions without affecting the current activities carried out at surface: passenger, road, and railway surface traffic, without degrading or destroying the vegetation in the parks, cultivated gardens or disturbing the ecologic balance represented by the flora and fauna of the sub crossed areas.

2.3 Conclusions after the operational testing of the equipment (the pneumatic rocket short functional model with the full accessory set)

- The pneumatic rocket functioned well for oblique to vertical trajectories, into slightly cohesive soils and fillings.
- The rocket was not efficient for hard soils with roots and stone inclusions etc, *soils were the short model employment is not allowed.*
- Continuing the research for the creating a long type performant model- meant for hard soils with root and stone inclusions (max 30%) is considered necessary.

3. The advantages of the proposed solution

- The extremely compact internal structure of the pneumatic rocket, allowed the elimination of the classical distributor described in the technical literature schemes
- The main piston has multiple functions that also incorporate the compressed air distribution function, by the internal, personal wiring with a special configuration.
- The installation technology of the underground, without ditch pipes, by way of the proposed pneumatic rocket ensures advantages highly superior to the classical technologies with open ditch currently applied in Romania, in that expensive operations such as: digging, banks propping up, filling after installing the pipe, filling compaction, transporting the excess earth, pumping out the ground waters are eliminated.
- The new technology is ecological, effective and does not disturb the normal course of the passenger, road, and railway surface traffic in the sub crossed area.
- It ensures the observance of most severe European and international norms regarding environment protection and environment ecological equilibriums maintenance.

For the time being, there is no alternative in order to reach the presented advantages without the pneumatic rockets being produced in the country if the necessity of their realization is understood or they will be compulsory imported [9-12] in 2007, when the restrictive ecological norms of the U.E in the field will be applied in Romania too.

Received April 29, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Claudia Tănase, Eng. V. Neculăiasa, *Contributions regarding the promotion of new ecological technologies for introducing underground without ditch pipes*, Scientific paper Gh. Asachi Technical University, Iaşi, July 2006.
2. Claudia Tănase, V. Neculăiasa. **Ph D** *New super-heavy materials used in the construction machinery structure with major power impact on the firing pin piston at the pneumatic rocket for introducing underground without ditch pipes* Scientific paper Bacău University, August 2006.
3. Claudia Tănase, V. Neculăiasa. **Ph D** *Contributions regarding the creation of the pneumatic rockets for introducing underground without ditch pipes* Scientific paper Bacău Technical University, January 2007
4. St. Mihăilescu ş.a. , *Construction machinery*, 3 vol. Poligrafică Publishing House 1984
5. C. Drăghici , *Design Guide for Machines Constructions*, Technical Publishing House 1989
6. ***, Prospects of the companies: Vermeer S.A (USA), Tracto-Technik (Germany), Injectoforaj (Romania).
7. ***, Hydraulic - Hydraulics-Mecatronics and Pneumatics Magazine, ISSN/1453-7303.
8. ***, Contract CNCSIS no. 43/1996
9. ***, www.tracto-technik.de
10. ***, www.radiodetection.co.uk
11. ***, www.finneq.ro
12. ***, www.vermeer.usa

CONTRIBUŢII PRIVIND TEHNOLOGIA MODERNĂ DE OPERARE CU ECHIPAMENTE ROMÂNEŞTI DE POZIŢIONARE A ŢEVILOR SUBTERANE FĂRĂ SĂPĂTURI

Rezumat: Introducerea directă în sol fără realizarea de săpături prin noua tehnologie propusă, a devenit posibilă şi în România, prin concepierea şi realizarea unei rachete de tip FORI de 80 mm diametru. Studiul nostru se referă la dezvoltarea echipamentului respectiv şi a tehnologiei de lucru.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

LAYERS WITH HIGH ABRASIVE WEAR RESISTANCE DEPOSED ON ALLOYED STEELS WITH DUPLEX TREATMENTS

BY

SORINEL TANASUCA, ADRIAN ALEXANDRU, RACLARIU GICU CATALIN, MIHAILESCU NECTAR and SORIN IACOB STRUGARU

Abstract: In this paper work, the authors wants to present which is the influence of the thermal treatments before and after deposition and alloying by electrical spark on the abrasive wear resistance

Keywords: electric spark, electrode, layer, hardening

1. Introduction

The surface engineering, as technical interdisciplinary science is a new concept who appeared in high developed industrial countries as a result of spectacular development of the surface treatments.

A deffinition of this concept was given by David Melford, prime vicepresident of The Institute of Metals (UK) and by Tom Bell from The University of Birmingham (UK): The surface engineering is in the esence a designed method for surface and sublayers of metals which are designed together as a system which confer good performances for metallic materials and which are non specific for any of them token separately.

The demanded properties for the superficial layer are different of those of basic metals and almost in contradiction with them. The technologies of superficial treatments or thin layers deposition have each at them some disadvantages so in current practices the use of the combination of two or more methods for increasing the performances is a trend today. The duplex technologies permit to obtain metallic parts with variable properties in a large range which respond for the most exigently requirements.

The electrical deposition by the electric spark method is verry efficient.

The process of alloying and deposition by electric spark or inverse electroerosion has some advantages as: high adherence of the deposed layers, simple and cheap machines and technology, and some disadvantages as: large roughness of the alloyed surface, the appearance in superficial layers of the parts of the residual stress which decrease the wear resistance.

The efficient combination of alloying and deposition by electric spark with a superficial thermic treatment can make disappear many of these disadvantages may disapear.

2. Method of work

The experimental researchers of the alloying and deposition by electric spark and determination of the influence of the thermic treatments before and after, upon the

structural changes were made on the following steels:39MoAlCr15, 115MoVCr115, which are described in table 1.

Table 1

Table	Steel type	CHEMICAL COMPOSITION, %										
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	Cu
1	39MoAlCr15	0,41	0,52	0,34	0,025	0,020	1,57	0,21	0,18	0,03	0,98	0,2
2	155MoVCr115	1,58	0,41	0,22	0,021	0,025	11,7	0,72	0,16	1,05	0,03	0,23

Table 2

Steel	Variant	Electrode	HV_{200g} after m	Δm/g after time, in minutes						Δm, g	Vm, g/h	I_e, g/h·m²
				10	20	30	40	50	60			
39MoAlCr15	C-CIF-DAES	WCo8	1332	0,001	0,004	0,008	0,010	0,028	0,051	0,051	0,051	0,1869
		TiC5Co6	1079	0,001	0,005	0,01	0,012	0,036	0,064	0,064	0,064	0,2345
	E-DALS-CIF	WCo8	1097	0,002	0,006	0,018	0,024	0,032	0,082	0,082	0,082	0,3005
		TiC5Co6	949	0,002	0,011	0,020	0,039	0,055	0,124	0,124	0,124	0,1545
155MoVCr115	C-CIF DAES	WCo8	2007	0,0008	0,001	0,004	0,006	0,0082	0,02	0,020	0,020	0,0733
		TiC5Co6	1686	0,001	0,002	0,008	0,01	0,013	0,034	0,034	0,034	0,1246
	E-DALS CIF	WCo8	2690	0,0006	0,001	0,002	0,003	0,0054	0,012	0,012	0,012	0,04398
		TiC5Co6	2202	0,001	0,002	0,005	0,006	0,009	0,023	0,023	0,023	0,0843

Alloying and deposition by electric spark uses the inverse polarity the part which is processed is the cathode and the electrode is the anode in this case the deposition takes place in air or other gas, with or without a rotation movement

By comparing with other methods, the alloying and deposition by electric spark presents a series of advantages: the deposed metallic layer present a resistant connection with the basis material; the method makes possible the deposition of pure metals (Ni, Cr, Mo, W, Ti) or metallic alloys; it is not necessary a preliminary preparation of the deposition surface etc.

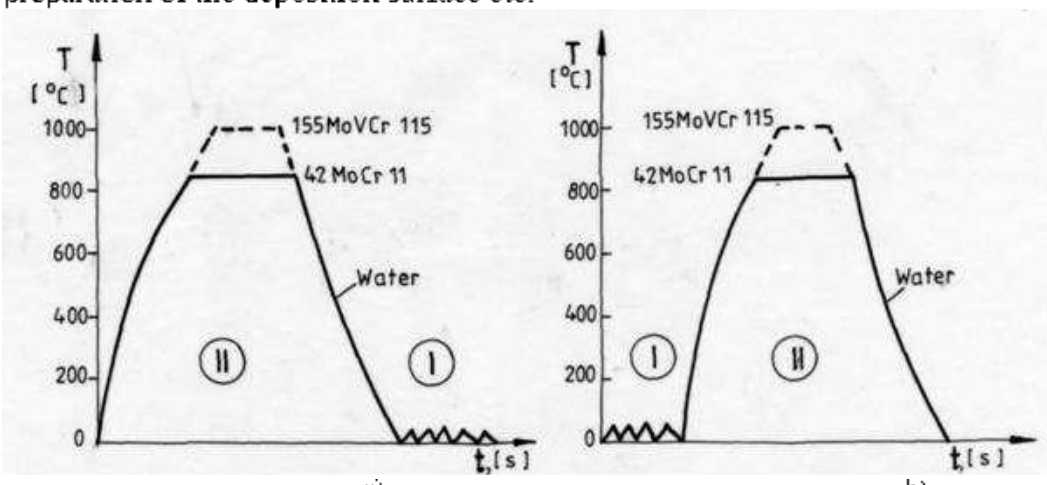


Fig 1. The duplex variants of treatment depositing and alloying by electrical spark superficial hardening by induction

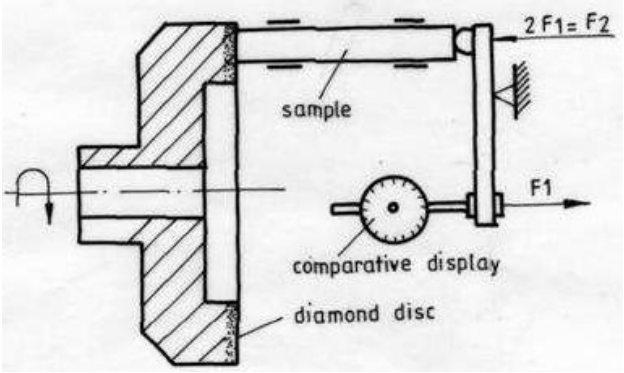


Fig.2. The device for abrasive wear testing

The samples from the two alloy steels were processed in two variants of duplex treatments:

a) superficial hardening deposition and alloying by electric spark;

b) deposition and alloying by electric spark superficial hardening (fig.1).

At the processing by deposition and alloying by electric spark there were used sinterizated electrodes from metallic carbides (WCo8, Ti15Co6). The samples from the two steels with sizes ϕ 8x60 mm, processed after duplex treatments were tested at abrasive wear The device for abrasive wear test is presented in fig.2.

3. Experimental results

The wear resistance was determinated by the masic wear (V_m) defined by STAS 8069-87.

$$V_m = \frac{\Delta m_e}{t}, \text{ g/h}$$

The intensity of masic wear is calculated with the relation:

$$I_m = \frac{\Delta m_e}{A_f \cdot L_f}, \text{ g/h·m}^3$$

A_f, L_f – the surface and the length of friction.

The hardness, the masic loses Δm and Im for pressing the samples with a 20 N force by a total friction length of 5428 m of the two studied steels, processed by C and E variants with WCo8 and Ti15Co6 electrodes are presented in table 2 and figure 3.

The variation of masic loses during friction for the steels 39MoAlCr15 and 155MoVCr115 are shown in fig.4.

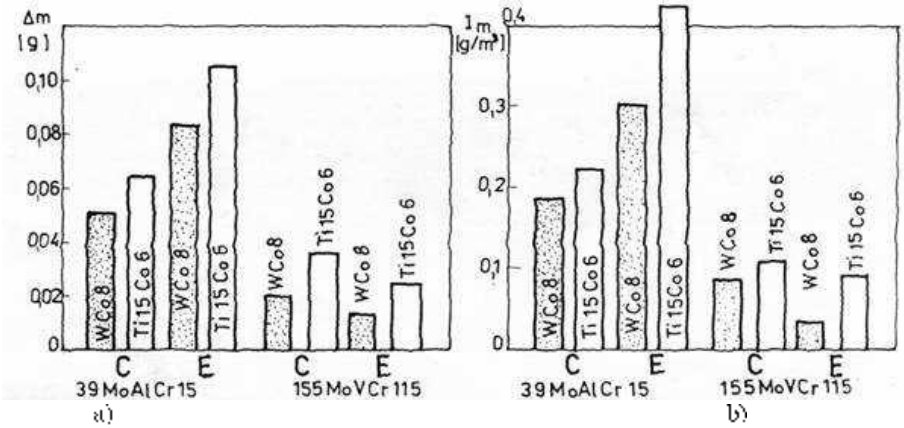


Fig.3.a) Δm; b) Im

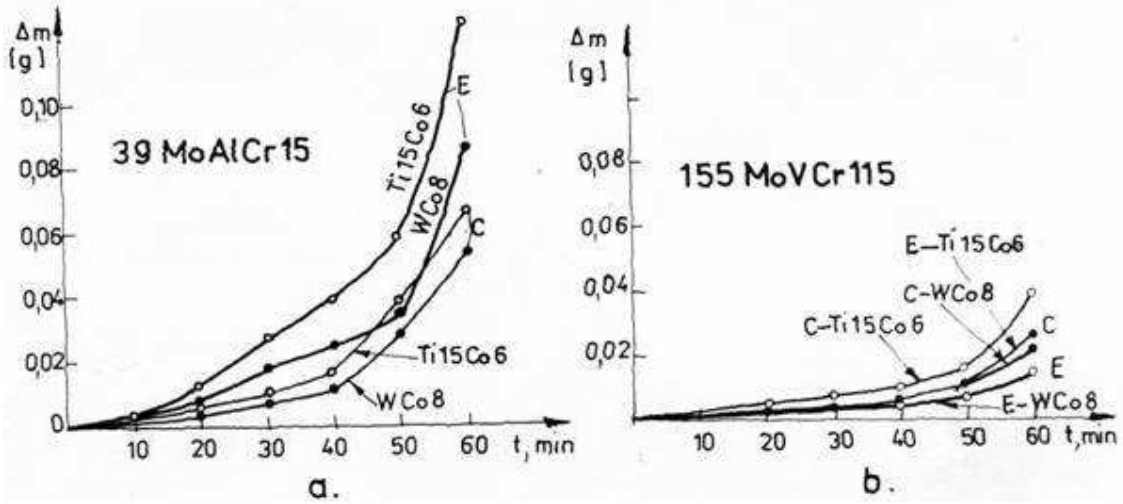


Fig. 4. The variation of mass loses as time at friction for the steels 39MoAlCr15 and 155MoVCr115

4. Conclusions

1) The high alloyed tools steel 155MoVCr115 which has in the deposed layers a very large hardness (1686÷2690 $HV_{0,05}$) present a very good abrasive wear resistance by comparing with the 39MoAlCr15 steel which has the microhardeness in the deposed layers only (949÷1332 $HV_{0,05}$);
2) The deposed layers with WCo8 electrode ensures a higher wear resistance as those deposed with Ti15Co6 electrode;
3) The duplex treatments variants which were applied at 39 MoAlCr15 steel at which the last operation was the deposition and alloying by electric spark (C variant induces higher wear resistance);
4) At the high alloyed tools, steel 155MoVCr115 higher wear resistances are obtained by the duplex treatment variants at which the last operation is superficial hardening.

Received April 17, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Alexandru, A. **Doctorate Thesis**, January 2002.
2. Alexandru, A., Pop, F. **Metallic materials with hardened deposit created by electric arc with vibrating electrode**. Proceedings EUROMAT-JUNIOR, Lausanne, 1994.
3. Pop, D., Pop, F., Alexandru, A. **Hardened deposition with tungsten carbides on steel specimens**. Proceeding, vol. II, EUROMAT, Lisabona, 1998.

STRATURI CU INALTA REZISTENTA LA UZURA DEPUSE PE OTELURI ALIATE CU TRATAMENTE DUPLEX

Rezumat: In aceasta lucrarea autorii prezinta care este influenta tratamentelor termice inainte si dupa depunere si aliere prin scanteie electrica asupra rezistentei la uzura.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INFLUENCE OF EXTERNAL FACTORS UPON THE TRANSFORMATIONS AT TEMPERING IN HIGH-SPEED STEELS

BY

N. TORODOC and I. GIACOMELLI

Abstract: The major influence of the final structure upon the behavior in use of the tools being known, the transformation kinetics at tempering and upon applying of external magnetic fields has been studied. Thus, upon different quenched samples, several tempering temperatures have been tried out, and also a vibratory field has been applied to the usual temperature of 560 °C.

Keywords: energy field, high-speed steel, tempering

1. Theoretical considerations

After quenching, in the structure of the high-speed steels, beyond martensite and carbides also significant amounts of residual austenite are kept, that can reach 30% or even more. This is not useful due to two reasons: a smaller hardness results, and the residual austenite being unstable in time, can lead to the modification of the properties and the dimensions. Also, at eventual later thermochemical treatments, the diffusion is considerably slowed down. At the tempering temperature, the transformation of residual austenite into martensite takes place by the decrease of the stability and of carbon content.

An acceptable theory considers that while keeping at tempering temperature from the martensite, carbides of the alloying elements precipitate. Thus, also the carbon content of martensite is decreasing, a difference of chemical potential between it and residual austenite is being created. In consequence, a net transport of carbon atoms by diffusion from austenite to martensite takes place.

This process sensitizes the austenite, and its transformation into martensite takes place during the exposure to room temperature. In fig. 1 this process is shown quantitatively, and also the simulation of the transformation by keeping for a longer time at 560 °C.

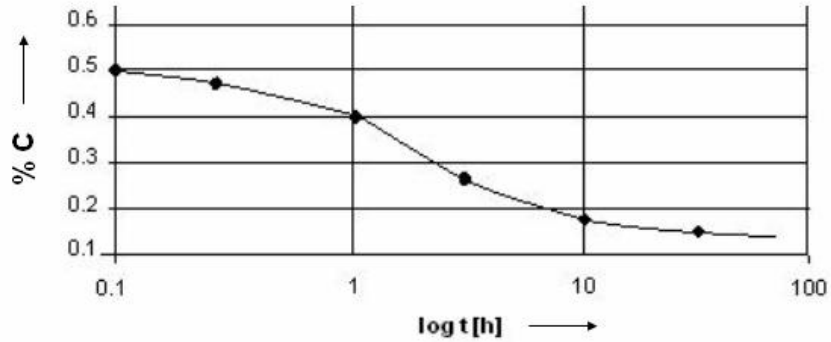


Fig. 1 Carbon content vs. time

It must be mentioned that the austenite has to undergo transformation in a short time after quenching in order to prevent the stabilization phenomenon.

2. Experimental studies

According to those shown above, the transformation of residual austenite has at its basis the diffusion of carbon, and the diffusion being a process which is thermally activated, tempering temperatures of quenched samples, between 560and 640 ° C have been applied, as shown in tables 1-3.

Table 1

Nr	Type of steel	Quenching				% residual austenite after 2 subsequent temperings at 560°C, with the durations			
		[t]°C	medium	Hardness [HRC]	A rez [%]	15 min	30 min	45 min	60 min
1	Rp3	1270	oil	60,5	28.5	14,5	9.2	5,5	4,75
2	Rp5	1190	oil	61	27	18.6	11,4	7,6	5,9

Table 2

Nr	Type of steel	% residual austenite after 2 subsequent temperings with the following temperatures and durations							
		580°C				600°C			
		15 min	30 min	45 min	60 min	10 min	20 min	30 min	40 min
1	Rp3	13,2	8.8	4.7	4.25	13	8,1	5.2	4,8
2	Rp5	15.5	904	7.0	5.1	14.9	9.2	6.8	5.0

Table 3

Nr	Type of steel	% residual austenite after 2 subsequent temperings with the following temperatures and durations							
		620°C				640°C			
		5 min	10 min	15 min	20 min	5 min	10 min	15 min	20 min
1	Rp3	14.2	8.0	5.3	4.4	12.9	6.3	4.1	2.1
2	Rp5	15,3	69.6	6.2	4,9	11.6	6,8	3,8	2,6

Also in these tables, as well as in the diagrams from the next figures the modification of the quantity of residual austenite is shown

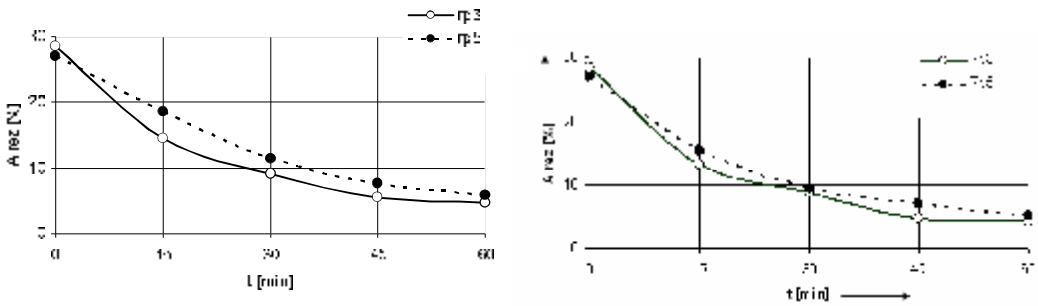


Fig. 2a. Tempering at 560 and 580°C

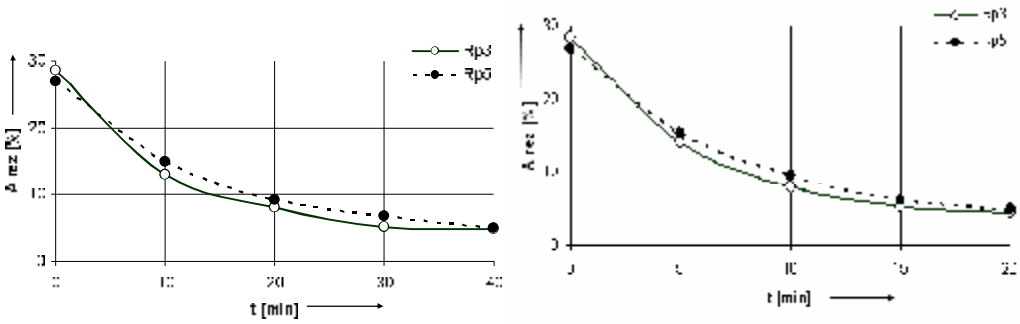


Fig. 2b Tempering at 600 °C and 620 °C

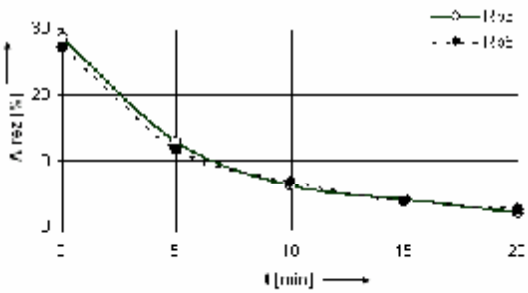


Fig. 2c. Tempering at 640 °C

Fig. 2: Residual austenite content at tempering at different temperatures

The major influence of the temperature at heating upon the kinetics of the transformation of the residual austenite can be observed. Thus after keeping for 20 min at 620 °C, the same transformation rate than after 60 min at 560 ° C. At higher temperatures, like for example 640 ° C, the transformation is even faster and more complete.

In the same time it is mentioned that alongside with the increase of the tempering temperature, there is the risk of the decrease of hardness to values below 60 HRC, which is not indicated for cutting tools. In table 4 this aspect is exemplified.

Table 4

Nr	Type of steel	HV hardness after 2 subsequent temperings at 640 degrees C with the following durations			
		15 min	30 min	45 min	20 min
1	Rp3	870	741	641	593
2	Rp5	831	665	569	515

Another series of experiments has searched to show the influence upon the kinetics of the transformation of residual austenite of the mechanical vibrations, applied to the liquid medium in which the tempering has been carried out (at 560 ° C). The quenched samples have been tempered in molten salt baths, without vibrations and respectively with the tempering vessel undergoing mechanical vibrations with a frequency of 50 Hz. The result obtained are presented in table 5 and the diagrams in fig. 3 a and b.

Table 5

Nr	Type of steel	HV hardness after 2 subsequent temperings at 640 degrees C with the following durations							
		15 min	30 min	45 min	60 min	10 min	15 min	20 min	25 min
1	Rp3	7.4	5.2	4,7	4,25	4,9	4.6	4	3,8
2	Rp5	10,2	8,4	8	7,8	8,8	6,5	5.1	4,8

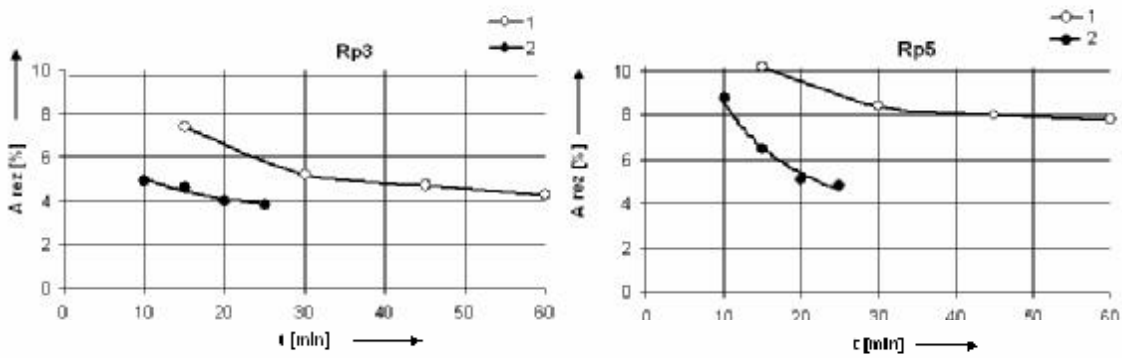


Fig. 3. The kinetics of the decomposition of residual austenite in the absence (1) of and in the presence of (2) the vibratory field: a) Rp3 steel b) Rp5 steel

3. Conclusions

The residual austenite is being transformed into martensite by tempering processes, the kinetics of transformation being influenced by its temperature in the following way:

- increase of the temperature from 560 to 580 ° C leads to a non-significant increase of the transformation rate
- increase of the temperature to 600 ° C leads to an increase of the transformation rate with ca. 30%
- increase to 620 ° C reduces the duration of the equivalent transformation three times
- The tempering temperature of 640 ° C has a major influence, the duration of keeping of 10-12 min has the same effect upon the transformation of austenite like 60 min at 560 ° C

Higher tempering temperatures also affect the structure en ensemble. Thus the martensite can gradually transform itself into other structures, and the carbides can coagulate. In consequence, the hardness and also possibly the resistance to heat are decreasing.

For the increase of the productivity at the tempering operation, the increase of the temperature has to be precisely correlated with the duration of keeping in the tempering process. This duration can be thus reduced from 3 x 1 hours to 2 x 10 minutes

The vibratory field that is superimposed to the thermal field of 560 °C has also spectacular effects on the transformation. But in the same time the vibratory field does not affect the martensitic mass, the hardness being determined only by the temperature of the temperings.

Received April 7, 2007 *The Transilvania University of Braşov*

REFERENCES

1. Giacomelli et al: **Nonconventional tehnologies with phase transformations** (in romanian). Lux Libris press.
2. O.M Bataineh, 2002, **Pulsed magnetic treatment of cutting tools**, Master Thesis, Department of Mechanical Engineering, University of Minnesota, Minneapolis, MN
3. Omar Betaineh, Barley Klamecki, Barry G. Koepke , *Effect of pulsed magnetic treatment of drill wear* **Journal of Materials Processing Technology** 2003
4. Popescu N. et al: **High Speed Steels**-Editura Tehnica Bucuresti 2002
5. A.L.Lu, F.Tang, X.J. Luo, J.F. Mei, H.Z. Fang, *Research on residual stress reduction by strong pulsed magnetic treatment* **J. Mater. Process. Technol** 74.
6. J.Morales, I. Sandoval. **AISE Steel Technolog** 76
7. S. Wei, J. Zhu **Trans Mater. Sci. Eng.** A 254.

INFLUENŢA FACTORILOR EXTERNI ASUPRA TRANSFORMĂRILOR LA CĂLIRE ÎN OŢELURILE RAPIDE

Rezumat: Ştiind influenţa structurii asupra proprietăţilor sculelor s-a studiat cinetica transformării la călirea în câmp magnetic. S-au studiat de asemenea influenţele a diferite temperatura de revenire, precum şi aplicarea vibraţiilor la 560°C.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PHYSICALLY MODIFIED POLYURETHANE FOAMS AS EFFICIENT SORBENT MATERIALS IN LIFE QUALITY ASSURANCE

BY

L. TOFAN, C. PADURARU and D. BILBA

Abstract: In last decades the flexible polyurethane foams of polyether type with open cells became accessible and efficient sorbents for a wide range of ionic and non-ionic species from liquid and gaseous media by batch and dynamic techniques. In this context the behavior of "Spumalim" flexible polyetheric polyurethane foam (Romania) modified by physical adsorption of dimethylglioxime (chelating reagent) and tri-n-buthyl phosphate (organic extractant) in retention process of some metallic ions in traces has been studied. The experimental results are very promising for polyurethane foams utilization in development of separation concentration and determination of high application interest.

Keywords: sorption, polyurethane foam, chelating reagen, open- cells.

1. Introduction

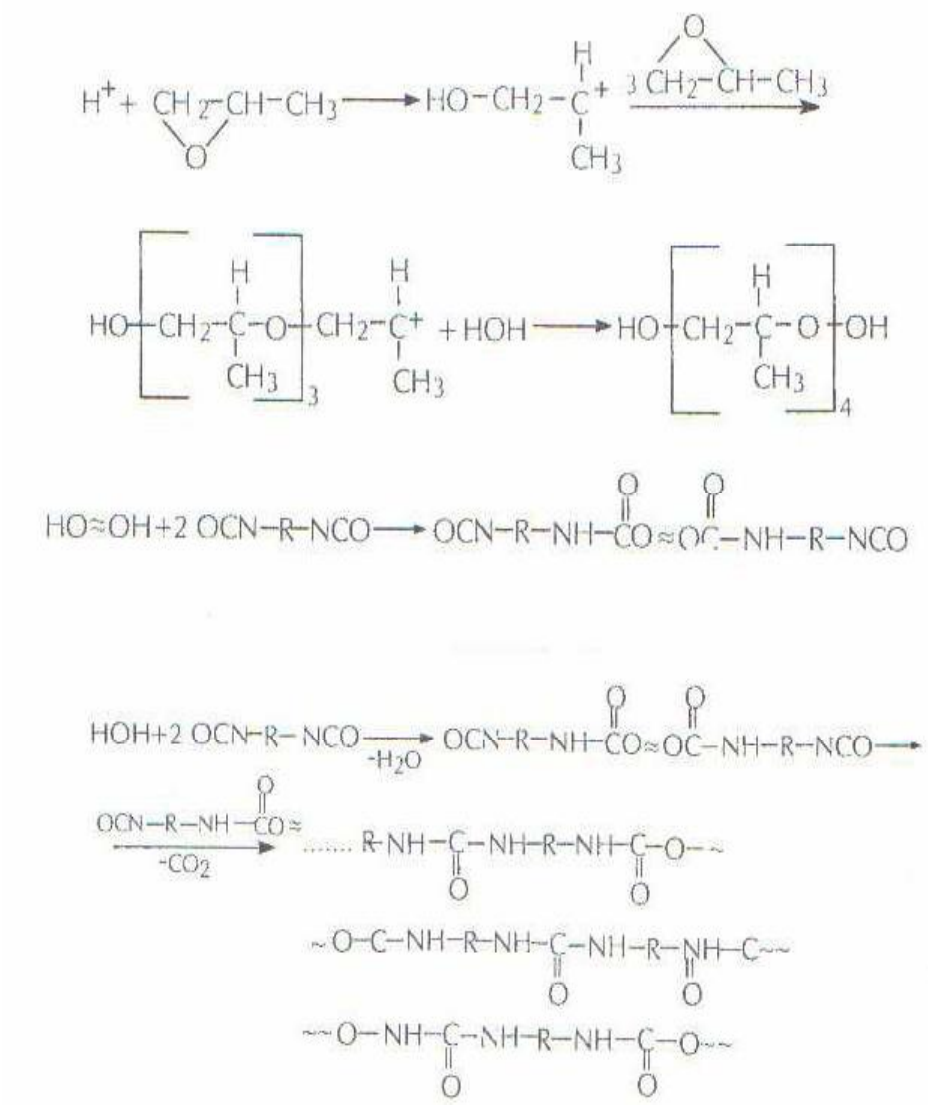
Polyurethane foams can be defined as polymers containing bonds of urethane type in which a proportion of the solid phase is replaced by gas in the form of numerous small cells. The gas may be in continuous phase to give an open cell material or it may be discontinuous in the form of discrete, non-communicating cells [1]. According to their chemical structure, the polyurethane foams can be of polyether and polyester type.

To obtain the flexible polyurethane foams of polyether type is most widely used a polyether with molecular weight of 3000 and more than 90% secondary hydroxyl terminal groups which is obtained by cationic polymerization or polycondensation of the propylene oxide (Scheme 1). This polymer reacts with isocyanates (80/20 and 65/35 mixtures of the toluene diisocyanate 2.4–and 2.6-isomers) forming a prepolymer which is finally treated with water. The bubbles of carbon dioxide emitting from reaction expand the mixture to foam, due to the high viscosity of the mass reaction(Schemes 2–3)[2]:

In order to reaction rate increase and establish and optimum ratio between the chain extension and the foaming reaction are used tertiary amines and organometallic compounds as catalysts.

The physico – chemical properties of the polyurethane foams (Table 1) depend on structural factors (crystalinity, degree of cross linking, chain rigidity).

The polyurethane foams can be considered as solide membranes. If the gas bubbles occupy a volume smaller than 76%, the membranes may be spherical; if they occupy a larger volume, the spheres will be distorted into polyhedra (pentagonal dodecahedra on average) [1].



(1)

(2)

(3)

Table 1. Physico – chemical features of the polyurethane foams

Character	Hydrophobic
Porosity	Large
Reversible swelling in	Water. HCl until 8M, H_2SO_4 until 4M , HNO_3 until 2M, glacial CH_3COOH. NH_4OH 2M, NaOH 2M, organic solvents (benzene. carbon tetrachloride, chloroform, acetone. alcohols)
Dissolution in	Concentrated H_2SO_4; concentrated HNO_3
Degradation by	Heating to 180 – 220°C UV exposure
Anionic exchange capacity	Low
Surface area m^2/kg	7.6-32.5
Bulk density, kg/m^3	15- 35
Sorption rate of chemical species	Relative fast

Polyurethane foams have a wide range of applications in batch or dynamic separation and preconcentration of inorganic and organic species, gas and liquid chromatography and cells immunosorption [3,4].They can be efficiently used both in

unloaded form [5-9] and after a physical or chemical treatment [10-16]. The remarkable properties (Table1) make the flexible open–cell polyurethane of polyether type an ideal support for immobilizing by physical adsorption of various selective reagents and extractants.

The experimental results presented in this study point out the excellent sorption properties of the "SPUMATIM" flexible open cell polyurethane foam of polyether type impregnated with dimethylglyoxime(DMG – chelating reagent) and tri–n–butyl phosphate (TBP organic extractant) in batch retention of Ni(II), Pd(II) and Fe(III), Ga(III) ions, respectively.

2. Experimental

Foam Purification

The "SPUMATIM" flexible open – cell polyurethane foam of polyether type was purified according to the procedure described in Figure 1.

PRETREATMENT for several hours with HCl solution of 1 mol / L

↓

RINSING with bidistilled water (until the washings are free from Cl^- ions)

↓

WASHING with acetone (for entire removal of organic impurities)

↓

DRYING at 70 – 80^{0}C

Fig. 1. Scheme of polyurethane foam purification

Table 2. Systematization of the studies concerning the sorption of some cation on"SPUMATIM" flexible open-cell polyurethane foam impregnated with dimethylglioxime (DMG) and tri-n-butylphosphate (TBP) results

	Polyurethane foam - DMG		Polyurethane foam - TBP	
	Ni(II)	Pd(II)	Fe(III)	Ga(III)
Foam content in modifier agent	6,3866 mg DMG/g foam		5.1714 g TBP/g foam	
Optimum conditions of cations sorption medium acidity time to equilibrium reaching	pH= 8,5 45 min	pH= 0,9 45 min	HCl 4M 90 min	HCl 6M 360 min
Retained cations elution from foam	1:1 mixture of HCl 1M and C_2H_5OH		HCl 10^{-3}M	
The instrumental method used to determination of cations	Atomic absorption spectrometry	Atomic absorption spectrometry	Spectrophotometry	Spectrophotometry
The quantitative description of the retention process on the basis of Langmuir isotherm: - q_0 (mmole/g pretreated foam) (mg/g pretreated foam) - sorption constant, K_L	0,0322 1.8933 4.769	0,02272 2.4174 5,365	0,769 42.948 4.420	0,526 36.672 2,484

The thermodynamic characterization of the sorption process. -Gibbs free energy variation, ΔG, kJ/mol - sorption enthalpy, ΔH, kJ/mol - sorption entropy, ΔS, kJ/mol	-3,838	-4,127	-3,639	-2,235 17,960 0,066

Foam Impregnation

In order to impregnation with DMG or TBP, the purified (cut into cubes of about 5 mm edge) was equilibrated with the modifier agent. To ensure complete saturation, the cubes of foam were remained overnight in contact with DMG solution or the extractant agent(TBP). Then, to remove the excess of the modifier agent, the impregnated foam was washed. Finally, the DMG or TBP polyurethane sorbent was dried and kept in a dessicator.

General Sorption Procedure for Metallic Ions

To point out the major role of the modifier agent in the selective retention of microelements on polyurethane sorbents the following systems: polyurethane foam DMG Ni (II), polyurethane foam DMG Pd (II), polyurethane foam TBP Fe(III), polyurethane foam – TBP – Ga(III) have been studied. Weighed samples of about 0.1g of impregnated foam were equilibrated with volumes of 25mL aqueous solution containing known and variable amounts of metallic ions under study. (Ni(II), Pd(II), Fe(III) and Ga(III)). After a determined time of contact, at constant temperature, the phases were separated by filtration. The cation content in filtrate was determined by methods listed in Table 2.

3. Results and discussion

➢ "SPUMATIM" flexible open–cell polyurethane foam of polyether type impregnated with dimethylglyoxime was investigated as sorbent for Ni(II) and Pd(II) cations[17]. In order to establish the optimum conditions of Ni(II) and Pd(II) ions concentration and separation by forming chelates with dimethylglyoxime loaded polyurethane foam the influences of solution pH, contact time, cations concentration and foreign ions presence on batch sorption process have been studied (Table 2).

- The dependence between the concentration at equilibrium of the retained cations in the foam phase and metallic ions concentration at equilibrium in solution has been expressed by isotherms of Langmuir type.
- It is considered that sorption of Ni(II) and Pd(II) ions take place on large surface area of polyurethane foam modified with dimethylglyoxime by solid liquid interactions.
- The presence of some cations such as Cu(II), Cd(II), Zn(II), Co(II) (Ni(II)/Pd(II):foreign ion ratio of 2:1) did not affect significantly Ni(II) and Pd(II) retention
- In good agreement with the stability domains of corresponding dimethylglyoximates in aqueous solutions, the obtained values for retention percentages of Ni(II) and Pd(II) on polyurethane sorbent are comparable.

- The characterization of the sorption process on the basis of distribution coefficients values indicate the high selectivity of dimethylglyoxime – polyurethane foam for Ni(II) in ammoniacal solutions and Pd(II) from strong acidic solutions.
- The obtained results point out the fact that by the sensible choice of the experimental conditions, concentrations of the Ni(II) and Pd(II) cations from diluted aqueous solutions, as well as their separations each other and from Cu(II), Cd(II), Zn(II), Co(II) by selective sorption on "SPUMATIM" flexible open–cell polyurethane foam of polyether type modified with dimethylglyoxime may be carried out.

➢ Although the Fe(III) and Ga(III) ions are well retained on untreated foam, the analytical performances of the cellular material in sorption of Fe(III) and Ga(III) traces were significantly improved by its impregnation with tri–n–butyl–phosphate [18-19].

- The effect of medium acidity, contact time, concentration of cations in external solutions and temperature has been studied in the batch sorption systems polyurethane foam–TBP–Fe(III) and polyurethane foam– TBP–Ga(III) (Table 2).
- The Fe(III) and Ga(III) distribution coefficients dependences on medium acidity(solutions of HCl until 8M concentrations) point out the existence of a good agremeent between the behaviour of tri n butyl phosphate as stationary phase in liquid liquid chromatography on polyurethane foam solid support and the literature data concerning the liquid–liquid extraction of Fe(III) and Ga(III) with tri–n–butyl–phosphate.
- The proposed mechanism of oxonium type for extraction of Fe(III) and Ga (III) from solutions 4 6 Min HCl on polyurethane foam pretreated with tri n butyl phosphate was results obtained after the partial replacement of HCl with 4M NaCl.
- The quantitative characterization of the retention proces son the basis of Langmuir isotherm model indicated that the flexible polyeher polyurethane foam loaded with tri–n–butyl–phosphate has a higher tendency to sorb Fe(III) than Ga (III) ions.
- For a thermodynamic description in polyurethane foam TBP Ga(III) HCl sorption systems, the ΔG, ΔH and ΔS values have been calculated [19]. The negative values of Gibbs free energy changes for three working temperatures (5^0C, 25^0C and 40^0C) show a reasonable affinity of TBP – polyurethane foam against Ga(III) (spontaneous process of sorption). The positive value of ΔH (variation of enthalpy accompanying the Ga(III) sorption indicates an endothermic process, facilitated by the temperature rising. The positive entropy changes (ΔS) characterize an increase in the disorder of the system on Ga(III) sorption by the polyurethane foam (probably due to the release of hydration water molecules surrounding the gallium ions).
- In dynamic conditions, the retention of Fe(III) on a column filled with polyurethane foam loaded with tri n butyl phosphate is quantitatively(99.3 99.9%) from hydrochloric solutions (4M) with an initial concentration 5.6 39.2 mg Fe(III) [18].
- The properties of an column packed with tri n butyl phosphate loaded polyurethane foam do not change significantly with time, the sorption capacity of Fe(III) being almost constant over 10 cycles of sorption desorption.
- The proposed method can be used for separation and concentration of trace amounts of iron, purification of some salts like: $AlCl_3$, $ZnCl_2$, $CuCl_2$, $MgCl_2$, $CaCl_2$, as well as hydrochloric acid.

Received April 24, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. T. Braun, A.B.Farag, *Anal.Chim.Acta*, 99,1-36, (1978)
2. C.Simionescu, C.Vasiliu-Oprea, V.Bulacovschi, C.Negulianu, **„Chimie macromoleculara"**, Editura Didactica si Pedagogica, Bucuresti,1985
3. T.Braun, J.D.Navratil, A.B.Farag, **Polyurethane Foam Sorbents in Separation Science**, CRC Press, Inc., Boca Raton, Florida, 1985
4. S.G.Dmitrienko, Y.A. Zolotov, *Russ. Chem. Rev. (V.C of Uspekhi* 71(2) 159, (2002)
5. L.Tofan, D. Bilba, A.Nacu, *Mat. Plast. (Bucharest)* 31 (1994) 245
6. S.G. Dmitrienko, L.N. Pyatkova, Y.A. Zolotov, *J. Anal. Chem.* 57(10) 875, (2002)
7. M.N.Abbas, N.B.El-Assy, S.Abdel Moniem, *Anal. Lett.* 22 ,1555, (1989)
8. S.G.Dmitrienko,E.N Shapovalova,M.V Kochetova,O.A Shpigun, Y.A.Zolotov, *J. Anal. Chem.* 57(11) ,1009, (2002)
9. G.Dmitrienko, L.V.Goncharova, V.K.Runov, V.N. Zakharov, L.A.Aslanov, *Russ. J. Phys. Chem.*, 71(12) ,2014,(1997)
10. S.Palagyi,T.Braun, **Elements and Inorganic Species on Solid Polyurethane Foam Sorbents in Preconcentration Techniques for Trace Elements**, CRC Press, Boca Raton Ann Arbor London, p 364, 1993
11. L.Tofan, D.Bilba, A.Nacu, C.Paduraru, *Mat. Plast. (Bucharest)*, 32,210, (1995)
12. A.M.Elhosseiu, M.A Zaid, M.F.El-Shahat, *International Journal of Environmental and Analytical Chemistry*, 12(15) ,935, (2004)
13. M.M. Saeed, R. Ahmad, *Radiochim. Acta*, 93(6) ,333, (2005)
14. G.D.Matos, C.R.T Tarley, S.L.C.Ferreira, M.A.Z.Arruda, *Eclética Quimica* 30(1) ,65, (2005)
15. E.A. Moawed, M.A.A. Zaid, M.F. El-Shahat, *Acta Chromatographica* 15 220, (2005)
16. E.A. Moawed, *Acta Chromatographica*, 14 ,198, (2004)
17. L.Tofan, C. Paduraru, D.Bilba, A. Nacu, *Bull.Polyt. Inst. (Jassy)*, tomul 36 ,31, (1996)
18. D.Bilba, L.Tofan, C. Paduraru, A.Nacu, *Rev. Roum. Chim.* 43 ,493, (1998)
19. L.Tofan,, C.Paduraru, D.Bilba, O.Toma, *Chemistry Journal of Moldova*, in press

SPUMĂ POLIURETANICĂ MODIFICATĂ FOLOSITĂ CA MATERIAL DE ABSORBŢIE ÎN ECOLOGIA

Rezumat: În ultimii ani spumele flexibile poliuretanice cu celule deschise au devenit solvenţi din ce în ce mai accesibili şi mai eficienţi pentru un spectru larg de substanţe ionice şi non-ionice lichide şi gazoase. În acest context s-a studiat comportarea spumei poliuretanice flexibile "Spumatin" modificată prin adsorbţia fizică de dimethylglioxim şi tri-n-butilyl fosfat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE INFLUENCE OF DIFUSSION ON THE ALLUMINIUM LAYERS ADERENCE DEPOSED BY THERMAL SPRAUING

BY

ST. L. TOMA, D.G. GĂLUŞCĂ, C. BEJINARIU and N. TIMOFTE

Abstract: In the succession of the formation phases of metallization layer we meet the next types of adherence: mechanical, metallurgical, spreading, superficial and physical. Each of these types action by a mechanism very precise. The way that these mechanisms are in contact, and the percent of each of them interfere in the formation process of the layer, con is influenced by: the metallisation way; the substrate material; the layer material; the proceedings after the metallization process. The paper has a purpose the influence determination of thermal treatment on the aluminum layers laid down using the thermal spray as a thermal processing after metallization.

Keywords: thermal spraying, adherence, and aluminum layer deposition.

1. Introduction

The deposition of aluminum by thermal spraying on different metal or nonmetal surfaces is a technologic method used to obtained new surfaces with high resistance on the corrosion and wear

The physical and mechanical proprieties of the coatings of aluminum lay down by thermal spraying, depend of the adherence of the laying material (named addition material) to the base materials (named substratum).

In the succession of the forming the stratum between the particles of the base and the addition materials we are meeting many types of adherences: mechanical, metallurgical, spreading, superficial and physical.

2. The technologic parameters of the metallization process. Thermal treatment.

The weight of them, you can find in system, influences the characteristics of the deposition start. Going on these reasons we suppose that the provocation of diffusions on the level stratum – substratum may go to the increasing of the weight of the adherence. That is why it will be a variation of the mechanic proprieties.

For the realization of the researching we choose as a support a low allied steel OLC15 (STAS 880 – 88). We can find its composition in the table nr1. From this material we made cylinder tests Ø 32 x 70 mm.

Table 1

The substrate	Chemical composition [%]								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu
OLC 15	0,12÷0,18	0,3÷0,65	0,15÷0,37	0,002÷0,004	0,04	-	-	-	-

As a share material I choose wire aluminum of metallization like ST 99,5 having the chemical composition 99% Al and 0,5% Cu.

The laying was realized using the metallic by spraying with electric arc using a manual pistol metallization with two wires, type PME, realized by IOR – Bucharest.

The metallization installation has a drive a and rewind disposition of the wire, a rectifying welding RSC 400 and steam roller with needles filter.

The protection system made, fig. 1, was:

- One layer (realized in on pass);
- Many layers realized in two or three succeeded passes.

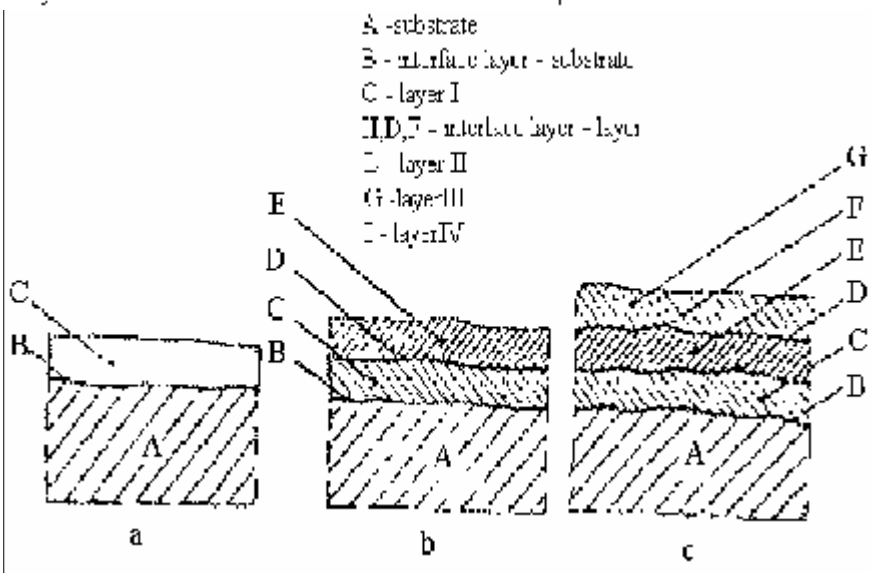


Fig. 1 The protection system: a) one layer; b,c) many layers

For the execution of these researches I realized about 48 cylinder tests.
Their surface under the metallization were cleaned mechanic in the purpose of eliminating the oxides, the dust, fats or other change tings by sandblasting with a sand jet silica. The work parameters used are:

- the work pressure:	3 atm.
- sand granulation:	1 5 mm
- the incidental angle of the sand between the normal on the surface:	50^0-70^0

Then the surface substratum was wormed up at 120^0 C, in an electric furnace of the thermal treatment having a thermocouple determining the temperature.

The work condition of the metallization by thermal spraying in electric arc were are were table 2.

The metallising tests by thermal spraying where subdued to a very attentive control macroscopic with a lentil having a power 10 x, to eliminate during the researching the tests with surface faults like a exfoliation

The thickness of the layer obtained was determined by measurement using the accuracy micrometer in three different points on the same axe

In the table no.3 you will find the values of the thickness of the layers attained.

Table 2.

Parameters	Cylindrical tests	
	Layer 1	Layer 2,3,4
The distance layer – substratum [mm]	80	120
The rotation speed of the universal [rot./min]	105	63
The mooring speed of the pistol [m/min]	1,9	1.6
The diameter of the wire of Al [mm]	1,2	1.2
The pressure of the compressed air [at]	5,5	6.5
The force of the meting current [A]	180	190
The preheating temperature of the substratum [°C]	120	120
Inclination angle of the spraying jet given the perpendicular line on the surfaces [grad]	15	0
The advancement speed of the wires [m/min]	2	2,5

Table 3.

No. of passes	Type of proof	g [mm]
I	cylindrical	0,25
	cylindrical	0,28
II	cylindrical	1,47
	cylindrical	1,56
III	cylindrical	2,26
	cylindrical	2,71
IV	cylindrical	3,36
	cylindrical	3,97

After metallisation a number of 24 cylinder tests having different thickness were subdued to a thermal treatment the diffusion – diagram fig.2, in a electrical furnace with induction heating.

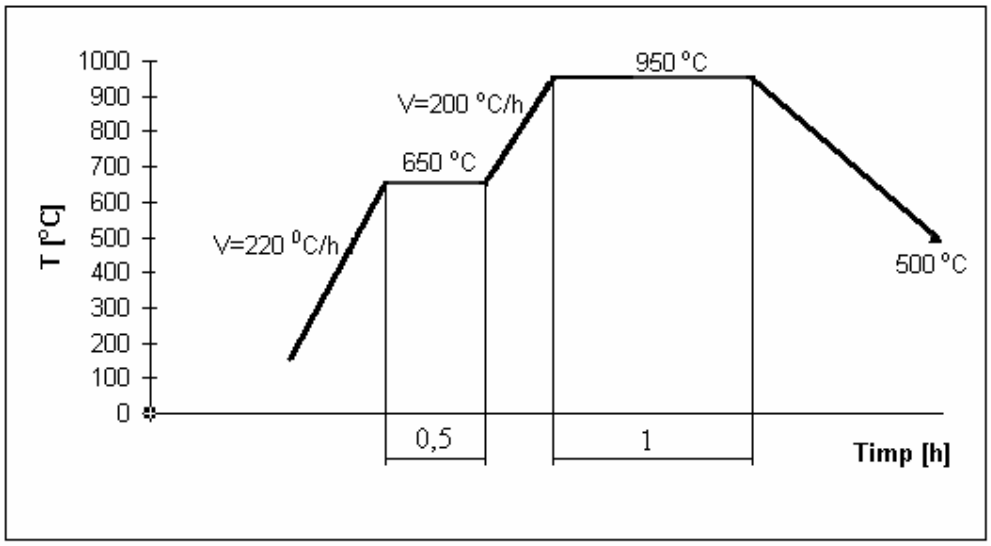


Fig.2 Thermal treatment diagram

The aluminum layer on the proof was covered with a $Na_2SiO_2x9H_2O$ solution to be protected of the atmosphere from the furnace.

Figure 3 presents microstructures of the structure metal sprayed diffused sample.

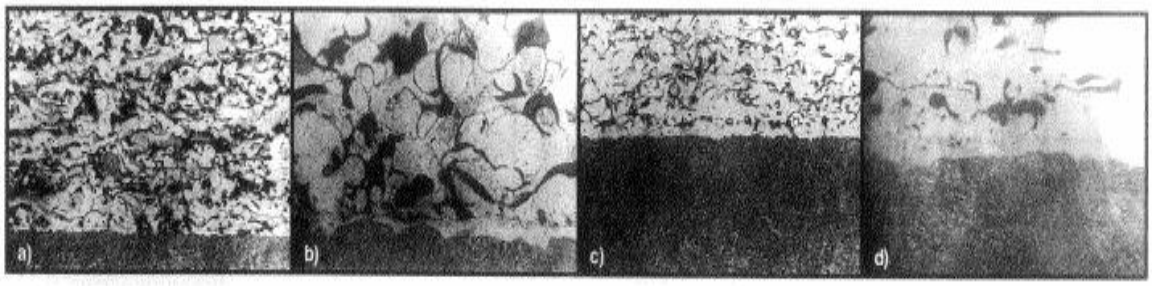


Fig.3 Microstructure, metal sprayed diffused sample: base OLC15, deposed layer Al (ST 99,5); multiplication 100x (a,c) and 400x (b,d); 5% attack nital

3. The experimental determination of the shear strength of the aluminum layers thermal treatment or non-treatment.

To research the influence of the spreading thermal treatment on the adherence of aluminum layers attained by thermal spraying I considered eloquent, the comparison of adherence layers value moralized and non thermal treatment, with the adherence layers having the some thickness but treatment

For the cylinder tests the adherence was determinate by shear strength like in STAS 11684/$_1$ – 83. The specimen types used are presented in the fig.4

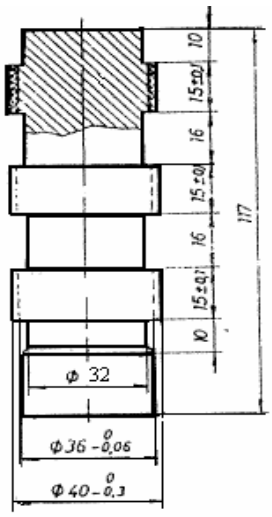


Fig.4 Sample for the determination of the adherence by shear strength

Figure 5 presents macrostructure oh the metal-sprayed samples with diffusion.

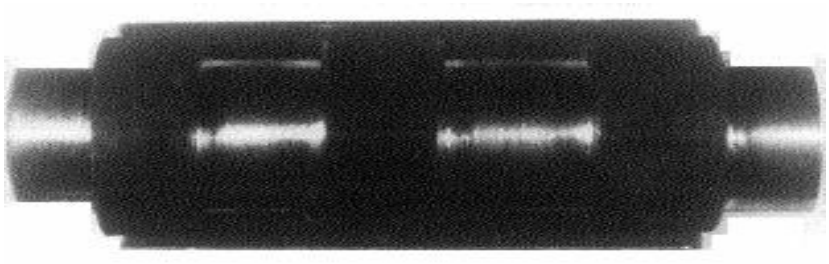


Fig.5 Sample for the adherence testing of the deposited layer before shear strength testing.

The adherence by shear strength can be determinated with:

$$\tau_{sf} = \frac{F_{max}}{S} \; [N/mm^2]$$

where: F_{max} - the maximum compression force appliqued to the test [N];

S - the cross section of the ring [mm^2].

I excludes from these researching those tests where the breaking was between deposes layers.

Figure 6 presents the sample for the adherence testing of the deposited layer.

Fig.6 Sample for the adherence testing of the deposited layer after shear strength testing.

The results obtained are in the table no.4

Table 4.

Number of 0the layer	Non treatment layer				Treat treatment layer			
	g [mm]	S [mm^2]	F [N]	τ_{nd} [N/mm^2]	g [mm]	D [mm^2]	F [N]	τ_{nd} [N/mm^2]
I	0,25	25,31	932	36,82	0,25	25,31	989	39,07
	0,28	28,38	962	33,89	0,28	28,38	1017	35,83
II	1,47	154,49	1655	10,71	1,47	154,49	1835	12,52
	1,56	164,39	1842	11,20	1,56	164,39	1987	12,08
III	2,26	243,12	2150	8,84	2,26	243,12	2442	10,04
	2,71	295,36	2749	9,306	2,71	295,36	2915	9,86
IV	3,36	373,06	3227	8,65	3,36	373,06	3310	8,87
	3,97	448,39	3617	8,06	3,97	448,39	3695	8,24

In the figure 7 presented the shear strength, depending on the layer thickness, determined both for the treat sample and no treats one

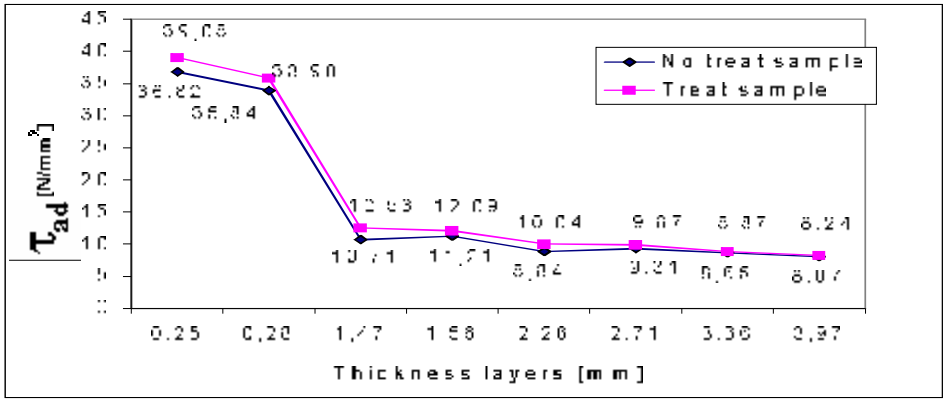


Fig.7 The shear strength

3. Conclusions:

After this thermal treatment we noticed:

- Some of cylinder tests whose thickness was bigger then 2,5 mm have zonal exfoliation in the aluminum layers and the level layer – substratum. I excluded from my researching those tests, which present exfoliation at the level layer substratum.
- Proof whose thickness was less than 1 mm, after the spread thermal treatment had the surfaces very exfoliation by removing the metallic layer the substratum remained powerful allied.
- For little thickness of the depose layer we observe a meaningful growth of the adherence obtained after thermal metallisation. This aspect demonstrated that in layers with little thickness prevails the spreading adherence
- The tests with the thickness between 1 – 2,5 mm had a very good behaved at this spread thermal treatment. They haven't on their surface traces of exfoliation. Also in their composition we observe a less porosity.

The main element to realize equilibrium is the spreading of aluminum in iron, but il also appear the spreading of iron in aluminum. To the tests with the thickness less than 2,5 mm after the microscope analyses, I establish the disappearance of the delimitation between.

Received April 23, 2007

The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi

REFERENCES

1. Alexandru I., Popovici R. ş.a. - **Alegerea şi utilizarea materialelor metalice**. Editura Didactică şi Pedagogică - R.A. Bucureşti 1997
2. *** - **The thermal spray technology leader** - Tafa, 2002
3. *** - *Thermal Spray Buyes Guide* - **National Thermal Spray Conferens** - In Advansed Materials & Preocesses ASM - International Nr. 5, Vol. 145, mai 2004.

INFLUENŢA DIFUZIEI ASUPRA ADERENŢEI STRATURILOR DE ALUMINIU DEPUSE PRIN PULVERIZARE TERMICĂ

Rezumat: În succesiunea de formare a unui strat metalizat se întâlnesc următoarele tipuri de aderenţă: mecanică, metalurgică, difuzivă, superficială şi fizică. Fiecare din aceste tipuri acţionează după un mecanism bine precizat. Modul în care acţionează aceste mecanisme, precum şi ponderea cu care ele intervin în procesul de formare a stratului pot fi influenţate de procedeul de metalizare, materialul substratului, materialul stratului, prelucrările ulterioare procesului de metalizare. Lucrarea are ca scop determinarea influenţei tratamentului termic de difuzie asupra aderenţei difuzive a straturilor de aluminiu obţinute prin pulverizare termică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE DETERMINATION OF THE SPECIFIC EQUATION AT THE IMPACT BETWEEN A TRUNCATED SPHERICAL LIQUID DROPLET AND A FLAT SURFACE

BY

ST. L. TOMA, D.G. GĂLUŞCĂ, C. BACIU and M. SUSAN

Abstract: The impact between a metallic liquid droplet and a flat surface is influenced by several factors, such as: the superficial tension which exists on the droplet - substrate interface, the superficial tension on the droplet - air interface, the velocity and droplet viscosity. The paper propose is to determinate of specifically equation at the impact between a melting droplet (at truncated sphere) and a flat surface at metallization by thermal spraying. The mathematical model exposed allows to calculate the droplet height in a time unit; at the contact radius between the drop and substrate.

Keywords: droplet, velocity, kinetic energy, potential energy, mechanical works.

1. Introduction

Liquid drop impact with a solid surface has been a topic of interest in many different engineering applications. The impact analyses between a liquid droplet and the substrate can be approached using mathematical models based on the mechanical fluids theory, the law of energy conservation, of impulse and mass conservation. I would like to obtain this analyze using the analyses models based on the Langrage equations, with the correct assumptions regarding the droplet deformation, assuming that the droplet has a spherical shape, and during the impact its geometrical shape is a sphere calotte fig.1-a and its height (λ_1) is modified in a proportional reverse with the impact period.

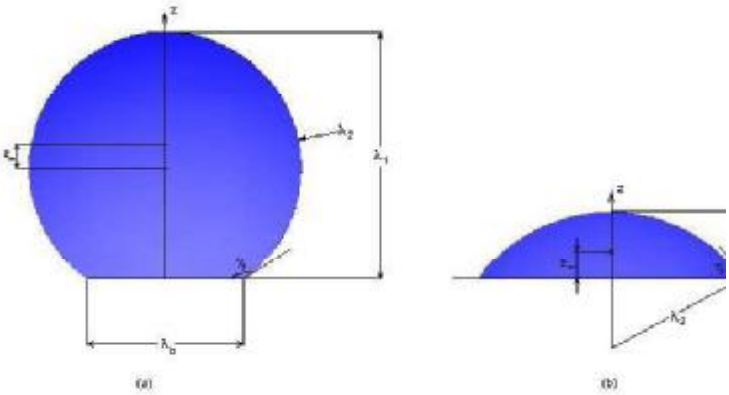


Fig.1 The particle deformation: a) During the impact (the impact), b) After the impact

I consider that after the impact the particle is spreading on the substrate surfaces taking its disk geometrical shape, fig. 1- b, known in the specialty literature as the pancake. In function of the particle velocity at the impact moment and with the superficial tension and viscosity, the drop can remain stuck on surface, can rebound or it can divide itself in smaller particles.

Watcher and Westerling have experimentally demonstrated that in the case of a liquid droplet which hit the surface of substrate, if the Weber number –relation 2.1, is We>80 then the droplets are spreading on the substrate surface. Similar observations were made by Styricovich and Pederson.

$$W_e = \frac{\rho_p \cdot d_p \cdot v^2}{\sigma_p} \qquad (1)$$

where: ρ_p – the density of the fluid particle; [g/mm^3]
d_p the initial diameter of the particle; [mm]
v – the particle velocity; [m/s]
σ_p the superficial tension of the particle. [N/mm^2]

To analyze the impact between the particle and surface substrate I shall consider that its target surface is flat, rigid, and impenetrable, and I shall try to define the particle height as a function of time under some differential equations means, depending on the: Weber number, superficial tension and viscosity. The solutions of these equations solving allow the determination of height (λ_1) in every moment of impact. The variation of the impact pressure, regarding the time, can be calculated using the energy conservation law In the energetic calculation I shall include different values for superficial tension which exists at the interface level droplet substrate, the existed superficial tension at the separation surface particle droplet and particle viscosity.

2. Problem formulation

Initial I assume that the spherical particle of initial diameter d_p- and surface superficial tension „σ_a" (in air), impacts free substrate surface with the velocity v_p. I neglect the interaction between the particle and the air (the compressed air) and I assume that during the impact the particle volume is constant, and at the interface particle exists the superficial tension σ_l. We choose a system of cylindrical axis zOr with the origin in the first contact point of the particle with the substrate surface, fig.2.1.a. We adopt the next notations regarding the geometrical dimensions of particle during the impact:

- λ_1-the particle height during the λ impact (mm);
- λ_2-the radius of truncated particle (mm);
- z_m the location of the mass centre (mm);
- λb- the contact circle radius between the particle and the substrate (mm);
- d_p – the initial diameter of the particle

The geometry of the sphere calotte is determinate by:

The height λ_1, which represents the maximum distance between the surface substrate and furthest point from the particles surface;

The parameter z_m gives information about the location of the mass centre
The value of z_m allows us to determine very precisely the geometrical shape of the particle during the impact. This value $z_m - \lambda_2$ demonstrates that the particle has no contact with the substrate surface. In these conditions we define the dimensionless factor:

$$x = \frac{\lambda_1}{d_p} \tag{2}$$

Using the geometrical elements of the sphere calotte (fig. 1), we can suppose the next relations:

$$\frac{\lambda_2}{d_p} = \frac{x \cdot (2 + x^{-3})}{6} = N(x) \tag{3}$$

In these conditions the coordinates of the mass center are: $x_m = 0$, $y_m = 0$, $z_m = \frac{2 \cdot x + x^4}{6} \cdot d_p$.

We note the report:

$$M(x) = \frac{z_m}{d_p} = \frac{2 \cdot x + x^4}{6} \tag{4}$$

The relationship between the geometric parameters λ_1 and z_m represents a measure of the drop deformation. The drop volume V free surface area A during the deformation and the contact area A_b are given by the relations:

$$V = \frac{\pi \cdot d_p^3}{6} \tag{5}$$

$$A = 2 \cdot \pi \cdot \lambda_1 \cdot \lambda_2 \tag{6}$$

$$A_b = \pi \cdot (2 \cdot \lambda_1 \cdot \lambda_2 - \lambda_1^2) \tag{7}$$

Initially, when the spherical drop first touches the target surface, the paremeters defined above have the values: $\lambda_1^0 = d_p$; $\lambda_2^0 = d_p / 2$; $\lambda_b^0 = 0$; $z_m^0 = d_p / 2$; $A^0 = \pi \cdot d_p^2$; $A_b^0 = 0$ and represents the boundary conditions.
The potential energy (Ep) of the drop can be expressed as a function of superficial tension which exists on the free surface (σ_p) and the superficial tension which appear at the interface drop substrate (σ_b):

$$E_p = \sigma_p \cdot A + \sigma_b \cdot A_b \tag{8}$$

We substitute 2 - 7 in the relation 8 and after the simpification we shall obtain the relation:

$$E_p = \frac{\sigma_p \cdot d_p^2 \cdot \pi}{3} \cdot \left(2 \cdot x^2 + x^{-1} + \frac{\sigma_b}{\sigma_p} \left(x^{-1} - x^2 \right) \right) = \sigma_p \cdot d_p^2 \cdot L(x) \tag{9}$$

where:

$$L(x) = \frac{\pi}{3}\cdot\left(2\cdot x^2 + x^{-1} + \frac{\sigma_b}{\sigma_p}\left(x^{-1} - x^2\right)\right) \tag{10}$$

The kinetic energy of the droplet is expressed as a function of radious flow velocity (v_r) and the flow velocity along the O_z direction and density by the relation:

$$E_c = \frac{1}{2}\cdot m_p\cdot v^2 = \frac{1}{2}\cdot\rho\cdot\int_V\left(v_r^2 + v_z^2\right)dV =$$

$$\frac{1}{2}\cdot\rho_p\cdot\left[\frac{M'(x)}{M(x)}\cdot\frac{dx}{dt}\right]^2\cdot\int_V(z^2 + r^2/4)\cdot dV = \rho_p\cdot V\cdot d_p^2\cdot A(x)\cdot\left(\frac{dx}{dt}\right)^2 \tag{11}$$

Where: $A(x) = \left[\frac{M'(x)}{M(x)}\right]^2\left(\frac{13x^5}{180} + \frac{11x^2}{144} + \frac{x^{-1}}{72}\right)$

In the above relation I assume that for z = 0, r = 0 the elementary particles are ideal stationary and irrotationaly having an axisymetric distribution:

$$v_r = \frac{1}{2}\cdot\frac{M'(x)}{M(x)}\cdot\frac{dx}{dt}\cdot r \tag{12}$$

$$v_z = \frac{dz_m}{dt} + \frac{M'(x)}{M(x)}\cdot\frac{dx}{dt}\cdot(z - z_m) \tag{13}$$

This axisymetric velocity field clearly satisfies the condition:

$$\frac{1}{r}\frac{\partial(r\cdot v_r)}{\partial r} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = 0 \tag{14}$$

$$\frac{\partial v_r}{\partial z} - \frac{\partial v_z}{\partial r} = 0 \tag{15}$$

The velocity field has also a stagnation point at the origin which satisfies the inviscid boundary condition at z =0. From the equations 12, 13 14 and 15 we shall obtain:

$$v_r(0,0,t) = 0; \quad v_z(0,0,t) = 0 \quad v_z(r,0,t) = 0. \tag{16}$$

In these conditions the velocity fields is a physics measure specific for the drop deformation, realizing the coupling between the flow field and mass centre.

It is found experimentally that drop splatter occurs for W_e>80, so our analyze was restricted to Weber numbers below this value We<80.

$$F_p = \sigma_p\cdot A + \sigma_b\cdot A_b \tag{17}$$

During the impact, we consider an element with a unitary volume which is deformed in a very short time, for which we can affirm that the difference between the variation of kinetic energy and potential energy is transformed in a mechanical works (L_u), necessary to defeat the friction force which exists on the interface droplet – substrate

$$\Delta E_c - \Delta E_p = L_u \tag{18}$$

The mechanical work (Lu) can be expressed in function of the tension that exists on the interface droplet – substrate (τ), the radial displacement on the contact surface of the drop, of a volume element, Δd_1, and the elementary area of the drop which is at the contact with the substrate surface

$$L_u = \tau \cdot \Delta d_r \cdot dA \tag{19}$$

For an interval of time between t_1 and t_2 we can write that:

$$\int_{t_1}^{t_2} \left[\Delta(E_c - E_p) - \int_{A} \tau \cdot \Delta d_r \cdot dA \right] dt = 0 \tag{20}$$

Because the existent velocity field it doesn't determine the friction forces we can consider that for z = 0 the shear stress is proportional with v_r and with the viscosityof liqued drop and with the constant ξ and inverse proportional with the height drop.

$$\tau = \xi \cdot \mu \cdot v_r \tag{21}$$

The radial displacement Δd_r associated with radial component of velocity v_r has the expression;

$$\Delta d_r = \frac{1}{2} \ln[M(x)] \cdot r \tag{22}$$

By substituting the:

$$2 \cdot A(x) \cdot \frac{d^2 x}{dt^2} + A'(x) \left(\frac{dx}{dt} \right)^2 + \frac{\mu \cdot c}{12 \cdot \rho_p \cdot d_p} B(x) \frac{dx}{dt} + \frac{\sigma_p}{\rho_p \cdot V} L'(x) = 0 \tag{23}$$

Which has the initial conditions:

$$x(0) = 1, \quad \left. \frac{dx}{dt} \right|_{t=0} = \frac{v}{d_p} \tag{24}$$

In which equation 23, A(x) it describes the kinetic energy expression, L'(x) describes the derivative of the potential energy, M(x) gives us information about the drop height, and the B(x) function derives from the dissipation equation of energy –relation nr. 20. And has the expression:

$$B(x) = \left| \frac{M'(x)}{M(x)} \right|^2 \cdot \left(x^4 - 2x + x^{-2} \right) \tag{23}$$

3. Conclusions

The expression no 23 represents the differential equation wich caracterize the impact between a truncated liquid sferical droplet and the substrate surface.
We obtain the equation 23 in the next condition:
- the droplet is spherical and the initially diameter „d_p", the density „ρ_p" and the superficial tension „σ_a" (in air);
- during the impact droplet is as truncated sphere;
- the droplet volume is constant;
- the droplet is bounding free the substrate surface with the velocity „v_p";
- the interaction between the troplet and the air is negleted;
- at the interaction between the droplet and the substrate there is a superficial tension
The resolution the equation 23 allows us to determinate the height variation of the droplet in time, in function of superficial tension (σ_a and σ_b) viscosity and velocity.

Received April 27, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Hunges, L.S. and Yaro, S.C., "*Experimental investigation of the impaction of water droplets on cylindrical objects*," **Int. J. of Multiphase Flow**, **25**, 1545-1559, 2001.
2. Stephen Wolfram - **The Mathematica book** – 5thed – 2005
3. Mourougou-Candoni, N., Prunet-Foch, B., Legay, F., Vignes-Adler, M. and Wong, K., *Influence of dynamic surface tension on the spreading of surfactant solution droplets impacting onto a low-surface-energy solid substrate*, **J. Coll. Int. Sci.**, 192:129, 1997.

DETERMINAREA ECUAŢIILOR SPECIFICE LA IMPACTUL DINTRE O PARTICULĂ SFERICĂ, LICHIDĂ ŞI O SUPRAFAŢĂ PLANĂ

Rezumat: Impactul dintre o particulă de metal topit şi o suprafaţă plană este influenţat de o serie de factori cum ar fi: tensiunea superficială existentă la interfaţa particulă – substrat, tensiunea superficială existentă la interfaţa particulă – aer, viteza şi vâsvozitatea particulei. Lucrarea are ca scop determinarea ecuaţiilor specifice existente la impactul dintre o particulă topită (sub formă de calotă sferică) şi suprafaţa plană a substratului. Ecuaţiile matematice determinate permit calcularea variaţiei înălţimii particulei în unitate de timp, a razei de contact dintre particulă şi substrat în funcţie de vâsvozitatea, tensiunea superficiala şi viteza particulei în momentul impactului.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THEORETICAL CONSIDERATIONS REGARDING TO THE SUPERFICIAL TENSION INFLUIENCE ON THE CONTACT BETWEEN A MELTING DROPLET AND A FLAT SURFACE

BY

ST. L. TOMA, D.G. GĂLUŞCĂ, C. BACIU, M. SUSAN and C. BEJINARIU

Abstract: The impact between a metallic liquid droplet and a flat surface is influenced by several factors, such as: the superficial tension which exists on the droplet - substrate interface, the superficial tension on the droplet - air interface, the velocity and droplet viscosity. The purpose of this paper is to a present a mathematical model to illustrate the superficial tension influence on droplet behavior after the impact (the droplet is thermal sprayed on a flat surface). The mathematical model exposed allows to calculate the droplet height in a time unit; an the contact radius between the drop and substrate. The contact radius value is compared with the experimentally results from the technical literature.

Keywords: superficial tension, impact, melting droplet, and thermal spraying.

1. Introduction

The impact between a metallic liquid droplet and a flat surface is influenced by several factors, such as: the superficial tension which exists on the droplet - substrate interface, the superficial tension on the droplet - air interface, the velocity and droplet viscosity.

During the impact, a droplet is characterized by kinetic and potential energy and I consider an element with a unitary volume which is deforming in a very short time, for which we can affirm that the difference between the variation of kinetic energy and potential energy is transforming in a mechanical works (L_m), necessary to defeat the friction force which exists on the interface droplet – substrate. By using the variation energy law I obtain:

$$\Delta E_c = \Delta E_p + L_m \qquad (1)$$

Where: ΔE_c –kinetic energy variation

ΔE_p – potential energy variation

L_m – mechanical works necessary to defeat the friction force which exists on the interface droplet – substrate

Initially, when the spherical drop first touches the target surface, the parameters defined above have the values: $\lambda_1^0 = d_p; \lambda_2^0 = d_p/2; \lambda_b^0 = 0; z_m^0 = d_p/2; A^0 = \pi \cdot d_p^2; A_b^0 = 0$

(λ_1-the particle height during the λ impact, λ_2-the radius of truncated particle, λb- the contact circle radius between the particle and the substrate).

The potential energy (Ep) of the drop can be expressed as a function of superficial tension which exists on the free surface (σ_p) and the superficial tension which appear at the interface drop substrate (σ_{ls}):

$$F_p = \sigma_p \cdot A + \sigma_b \cdot A_b \qquad (2)$$

We substitute in the relation 8 and after the simpification we shall obtain the relation:

$$E_p = \frac{\sigma_p \cdot d_p^2 \cdot \pi}{3} \cdot \left\{ 2 \cdot x^2 + x^{-1} + \frac{\sigma_b}{\sigma_p}\left(x^{-1} - x^2\right) \right\} = \sigma_p \cdot d_p^2 \cdot L(x) \qquad (3)$$

where:

$$L(x) = \frac{\pi}{3} \cdot \left\{ 2 \cdot x^2 + x^{-1} + \frac{\sigma_b}{\sigma_p}\left(x^{-1} - x^2\right) \right\} \qquad (4)$$

The kinetic energy of the droplet is expressed as a function of radious flow velocity (v_r) and the flow velocity along the O_z direction and density by the relation:

$$E_c = \frac{1}{2} \cdot m_p \cdot v^2 = \frac{1}{2} \cdot \rho \cdot \int_V \left(v_r^2 + v_z^2\right) dV$$

$$E_c = \frac{1}{2} \cdot \rho_p \cdot \left[\frac{M'(x)}{M(x)} \cdot \frac{dx}{dt}\right]^2 \cdot \int_V (z^2 + r^2/4) \cdot dV = \rho_p \cdot V \cdot d_p^2 \cdot A(x) \cdot \left(\frac{dx}{dt}\right)^2 \qquad (5)$$

Where: $A(x) = \left[\frac{M'(x)}{M(x)}\right]^2 \left(\frac{13x^2}{180} + \frac{11x^2}{144} + \frac{x^{-1}}{72}\right)$;

x - the dimensionless factor, $x = \frac{\lambda_1}{d_p}$;

z_m - the location of the mass centre, $z_m = \frac{2 \cdot x + x^4}{6} \cdot d_p$;

d_p - the initial diameter of the particle

In the above relation I assume that for z = 0, r = 0 the elementary particles are ideal stationary and irrotationaly having an axisymetric distribution:

In these conditions the velocity fields is a physics measure specific for the drop deformation, realizing the coupling between the flow field and mass center.

It is found experimentally that drop splatter occurs for W_e>80, so our analyze was restricted to Weber numbers below this value We<80.

The mechanical work (Lu) can be expressed in function of the tension that exists on the interface droplet - substrate (τ), the radial displacement on the contact surface of the drop, of a volume element, Δd_1, and the elementary area of the drop which is at the contact with the substrate surface (dA).

$$L_u = \tau \cdot \Delta d_r \cdot dA \qquad (6)$$

2. Solving the specific equation of the impact

For an interval of time between t_1 and t_2 we can write that:

$$\int_{t_1}^{t_2} \left[\Delta(E_c - E_p) - \int_{S} \tau \cdot \Delta d_r \cdot dA \right] dt = 0 \qquad (7)$$

Because the existent velocity field it doesn't determine the friction forces we can consider that for z = 0 the shear stress is proportional with v_r and with the viscosityof liqued drop and with the constant ξ and inverse proportional with the height drop.

$$\tau = \xi \cdot \mu \cdot v_r \tag{8}$$

The radial displacement Δd_r associated with radial component of velocity v_r has the expression:

$$\Delta d_r = -\frac{1}{2}\ln\left[M(x)\right] \cdot r \tag{9}$$

By substituting the:

$$2 \cdot A(x) \cdot \frac{d^2x}{dt^2} + A'(x)\left(\frac{dx}{dt}\right)^2 + \frac{\mu \cdot c}{12 \cdot \rho_p \cdot d_p} B(x)\frac{dx}{dt} + \frac{\sigma_p}{\rho_p \cdot V} L'(x) = 0 \tag{10}$$

Which has the initial conditions:

$$x(0) = 1, \quad \left.\frac{dx}{dt}\right|_{t=0} = -\frac{v}{d_p} \tag{11}$$

In which equation 12, A(x) it describes the kinetic energy expression, L'(x) describes the derivative of the potential energy, M(x) gives us information about the drop height, and the B(x) function derives from the dissipation equation of energy –relation nr. 10. And has the expression:

$$B(x) = \left[\frac{M'(x)}{M(x)}\right]^2 \cdot \left(x^{-1} - 2x + x^{-2}\right) \tag{12}$$

We shall introduce in our calcule dimensionless time t* and surface tension and viscosity parameters TS and VIS respectively throught:

$$t^* = \frac{t}{\left(\frac{\rho_p \cdot d_p^3}{\sigma_p}\right)^{\frac{1}{2}}} \tag{13}$$

$$TS = \frac{\sigma_p}{\sigma_p} \tag{14}$$

$$VIS = \frac{d_p \cdot \xi}{12} \cdot \frac{W^{\frac{1}{2}}}{R_e} \tag{15}$$

Where: R_e is a Reynolds number defined by:

$$R_e = \frac{\rho_p \cdot d_p \cdot v}{\mu} \tag{16}$$

And ξ is constant element which has to create boundary layer effect so $\xi = 0\text{-}1$. ($\xi = 0$ in the fluid and $\xi = 1$ at the interface drop – substrate).

We shall try to reduce the second order differential equation to a first order system of differential equations:

$$\begin{cases} \dot{x} = y \\ \dot{y} = \dfrac{\left[C(x)y^2 - D(x) \cdot y - E(x)\right]}{2 \cdot A(x)} \end{cases} \tag{17}$$

Where: $\dot{x}$ - represents the x differential obtained by intrioducing t*; C(x), D(x) and E(x) are given by the expressions 28, 29 and 30

$$C(x)=\left(\frac{13x^{4}}{36}+\frac{11x}{72}+\frac{x^{-2}}{72}\right)\cdot\left(\frac{1}{3}-\frac{2x^{3}}{3}\right)\cdot\left(\frac{x}{3}+\frac{x^{4}}{6}\right)+\left(\frac{13x^{2}}{90}-\frac{11x^{2}}{72}-\frac{x^{-4}}{36}\right)\cdot$$
$$\cdot\left(\frac{1}{3}+\frac{2x^{3}}{3}\right)-2x^{2}\left(\frac{x}{3}+\frac{x^{4}}{6}\right)\left(\frac{1}{3}+\frac{2x^{3}}{3}\right)^{2}-\left(\frac{x}{3}+\frac{x^{4}}{6}\right)^{3} \tag{18}$$

$$D(x)=VIS\cdot(x^{4}-2x+x^{-2})\cdot\left(\frac{1}{3}+\frac{2x^{3}}{3}\right)\left(\frac{x}{3}+\frac{x^{4}}{6}\right)^{2} \tag{19}$$

$$E(x)=2\left[4x-x^{-2}-TS\cdot(2x+x^{-2})\right] \tag{20}$$

The boundary conditions for the system no 17 is:

$$x(0)=1,\qquad y(0)=-W^{1/2} \tag{21}$$

The differential system (17)-(21) was solved numerically by use of a Runge-Kutta method for several values of the parameters W, TS, and VIS. The parameter We – Weber number, is a measure of the impact velocity. The parameter TS is the ratio of the surface tensions on the contact surface and free surface. The equilibrium shape of the drop, if it remains on the surface, is expressible in terms of this parameter, since from (4) the equilibrium drop height, $\bar{x}$, is given by:

$$L'(x)=0, \tag{25}$$

which implies

$$\bar{x}=\left[\frac{(1+TS)}{2(2-TS)}\right]^{-\frac{1}{3}} \tag{26}$$

This drop height is in agreement with that given by a truncated sphere with a static meniscus contact angle γ_s,(see Fig. 1) related to TS by

$$\cos\gamma_s=-TS \tag{27}$$

The parameter VIS is defined in (15) in terms of W, R, and an unknown constant C that introduces an effect similar to a boundary layer. We have not tried to determine a value for this constant. The inviscid case is represented by C = 0. In the numerical computations we merely chose values of VIS to observe the effect of viscosity.

Going from the relations no. 13, 14,15, and using the Weber number (We) Reynolds number we shall obtain:

$$VIS=\frac{\sqrt{\pi}}{12}\left(\frac{W_e^{\frac{1}{2}}}{R_e}\right)^{\frac{1}{2}}=\frac{\sqrt{\pi}}{12}\left(\frac{\mu^{2}}{\rho_L\cdot d_L\cdot\sigma_L}\right)^{\frac{1}{4}} \tag{28}$$

For impact specific applications between a metal liquid drop with a flat heated surface the maximum value of VIS parameter is VIS = 0,1. This constant represents a value enough height of the energy amortization in the numerical results already showed.

In the numerical calculations made to obtained height drop variation during the impact x-function of time t* we gave values to VIS parameter and Weber number (VIS =0, W_e =1) and we obtained, for different TS values in the range 1-1.5,the variation curves which are presentated in fig. 2.

The curves indicated in fig. 3 express the dependencebetween the height drop-x, and the time during contact-t* and they are obtained for VIS = 0, three different values of TS (0.5; -0.5; -0.866), and for four different values for Weber number W_e (1; 2; 4; 9)corresponding to each considerate values for TS.

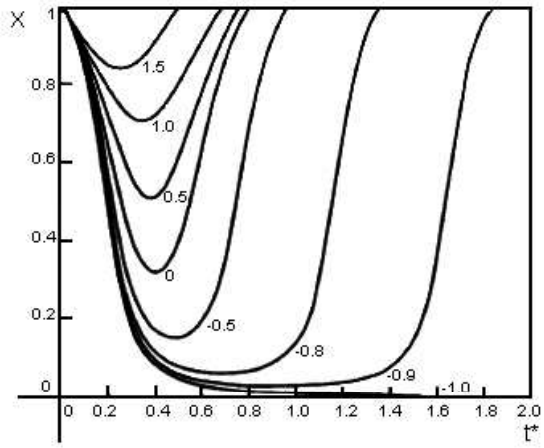


Fig. 2 The drop spreading height (x) in function of time during contact (expressed by the temporal term t) for various TS with W_e 1 and VIS 0.*

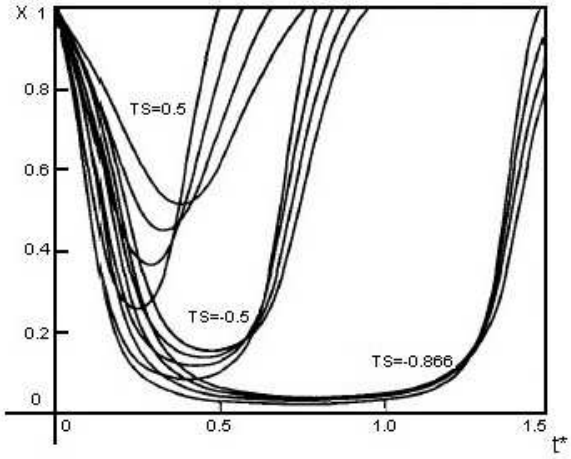


Fig. 3 The drop height (x) in function of time during contact (expressed by temporal term t) for VIS 0 and W_e 1, 2, 4, 9, various TS.*

The varition range of the temporal parameter **t*** is:
-t*∈[0, 2] for the fig.2
-t*∈[0, 1.5] –for fig. 3

3. Conclusions

In the static conditions the contact angle defined with the relation 34 can be: $\gamma_s = 180^0$ for TS = 1; $\gamma_s = 90^0$ for TS = 0; $\gamma_s = 0^0$ for TS = -1. For $|TS| > 1$ there is no interpretation in terms witch correspond to the static contact angle.

The figure 2 indicate that after impact the drop height decreases to minimum, and then it can return to the initial sphere shape (x = 1).The rebounding effect can be also obtained for TS > -1, for which the static contact angle is 0,the liquid particle continue to spread itself and it doesn`t rebound. From fig.2 you can observe that the minimum height of the drop depends to parameter value TS.

Figure 3 shows that the dependence between the drop height and the impact time is strongly influenced by the dimensinless parameter of superficial tension TS than the dimensinless parameter of viscosity VIS.

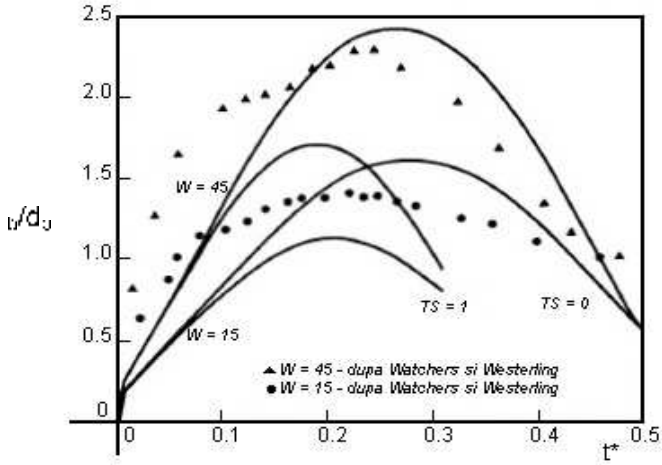


Fig. 4 The contact circle radius between the particle and the substrate - λ_s, definite in λ_s/d_s, in function of time during contact (expressed by temporal term t) - for VIS = 0, TS = 0, 1, W = 15, 45 - curves continua is theoretical results; curves interrupted is experimental results obtains of Watchers and Westerling*

Also shown on Fig. 4 are the experimental results of Wachters and Westerling [3]. It is clear from these results that the $TS = 0$ curves correspond more closely to experiment than do the $TS = 1$ curves. It is expected that the surface tension next to the 400°C surface would be less than the value in air, so that TS would be less than unity. We also observe that the experimental curves for contact radius increase faster and approach zero slower than do the theoretical results. The latter discrepancy is understandable if we observe that upon rebound the experimental drops become quite elongated rather than retaining the shape of a truncated sphere.

Received April 27, 2007 *The "Gh.Asachi" Technical University Iaşi*

REFERENCES

1. Rheins, M., *"Phenomena of liquid drop impact on solid and liquid surfaces,"* ***FluidDynamics Research*, 12**, 61-93, 2003.
2. Stephen Wolfram - **The Mathematica book** – 5thed – 2005
3. *** - **The thermal spray technology leader** - Tafa, 2002
4. *** - **Thermal Spray Buyes Guide** - National Thermal Spray Conferens - In Advansed Materials & Preocesses ASM - International Nr. 5, Vol. 145, mai 2001.

CONSIDERAŢII TEORETICE CU PRIVIRE LA INFLUENŢA TENSIUNII SUPERFICIALE ASUPRA IMPACTULUI DINTRE O PARTICULĂ TOPITĂ ŞI O SUPRAFAŢĂ PLANĂ, LA METALIZARE PRIN PULVERIZARE TERMICĂ

Rezumat: Impactul dintre o particulă de metal topit şi o suprafaţă plană este influenţat de o serie de factori cum ar fi: tensiunea superficială existentă la interfaţa particulă – substrat, tensiunea superficială existentă la interfaţa particulă – aer, viteza şi vâscozitatea particulei. Scopul lucrării îl constituie prezentarea unui model matematic care să ilustreze influenţa tensiunii superficiale asupra comportării – în faza de post impact – a unei particule pulverizate termic pe o suprafaţă plană. Modelul matematic expus permite calcularea variaţiei înălţimii particulei în unitate de timp, precum şi a razei de contact dintre particulă şi substrat în timpul impactului. Valorile razei de contact obţinute sunt comparate cu rezultate experimentale existente în literatura de specialitate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

GENERAL INVESTIGATION OF COMPLEX CO-W ALLOYS TO SPINAL IMPLANTS

BY

E. VASILE[1], A. BUZAIANU[1], DOINA RADUCANU[2], ELVIRA ALEXANDRESCU[1], V.D. COJOCARU[2], I. RUSU[3], C. MUNTEANU[3], M. LOZNEANU[3] AND O. CARP[4]

Abstract: The continuous diversification of manufacturing technologies used for obtaining metallic implants, requires additional testing: the identification of chemical components in very small samples as well as the imaging and analysis of micro-areas obtained from implants. In order to evaluate and characterize the structure of complex Co-W alloys implants two questions need to be answered: what are the tip phases in the alloy and what the peculiarities of such elements are: homogeneity, distribution, size, content, elements and other parameters.

Keywords: cobalt alloy, biomedical application, spinal implant, SEM investigation.

1. Introduction

In principle, a spinal fixation implant system for the correction and fixation of human spine has to facilitate an anatomically correct fusion. The spinal fixation system may include a connector, a spinal rod and a spinal fixation component. The spinal fixation component includes a fixation device such as a hook or screw for securing the spinal rod to the vertebrae of lumbar spine. Co-Cr-Mo alloys are used on a large scale in implants and prosthetics. Historically, many of the commercial cobalt-base alloys are derived from cobalt-chromium tungsten and cobalt-chromium-molybdenum systems. The first investigation has been conducted by Elwood Haynes at the beginning of the 20th century. When he discovered the cobalt-chromium system of alloys, Haynes named them the "Stellite alloys" after the Latin Stella ("star", because of their star-like lustre).Exigencies related to the quality of cobalt multiphase alloys requirements were met: all system components were found to be biocompatible, non-ferromagnetic and producing little magnetic resonance artefact. Compression and torque results were found to be compatible to standard metallic pedicle screw and rod fixation systems. In 1935, the cobalt based alloy "Vitallium" Co30Cr5Mo, basically used in the aircraft industry, was introduced in medicine. In 1936, Venable and Stuk discovered the battery effects of metals in the body through the testing of the electrolytic effects of various metals on surrounding tissue and bone. These tests demonstrated the low level of corrosion of cobalt-superalloys. All system Co superalloys from implants must be biocompatible, according to ASTM F75, non-ferromagnetic, and produce little magnetic resonance.

2. Materials and methods

The majority of investment casting cobalt superalloys are cast in the open atmosphere as opposed to vacuum casting. The addition of nitrogen as an intentional

alloying element has allowed and achieves high levels of strength with good ductility and without sacrificing resistance and bio-compatibility.–Addition is easily and economically performed, within the argon-oxygen-decarburization (patented AOD) process, through direct injection of nitrogen gas.The high-strength cobalt-nickel-chromium alloy, originally developed by Smith [1], possessed a good combination of mechanical properties and excellent corrosion resistance. Initially, it was well qualified for aerospace application. Later Co-Cr-Ni-W alloys offered a great application value in surgical implants.

In the current cobalt alloys, carbon and tungsten contents are of utmost importance (the amount and type of carbide formation in the microstructure during solidification). Carbon content influences hardness, ductility and resistance to abrasive wear. Tungsten also plays an important role in these properties. As a result of their homogeneous microstructure and lower carbon contents, the cobalt-base super alloys (which typically contain tungsten rather than molybdenum) are even more resistant to aqueous corrosion, but still fall well short of the nickel-chromium-molybdenum alloys in corrosion performance. Corrosion resistance is important in selecting metals for spinal implants and arthroplasty. These alloys (Table1) are shielded against progressive corrosion by the formation of a protective surface oxidative film, which represents a benefit of this alloy type.

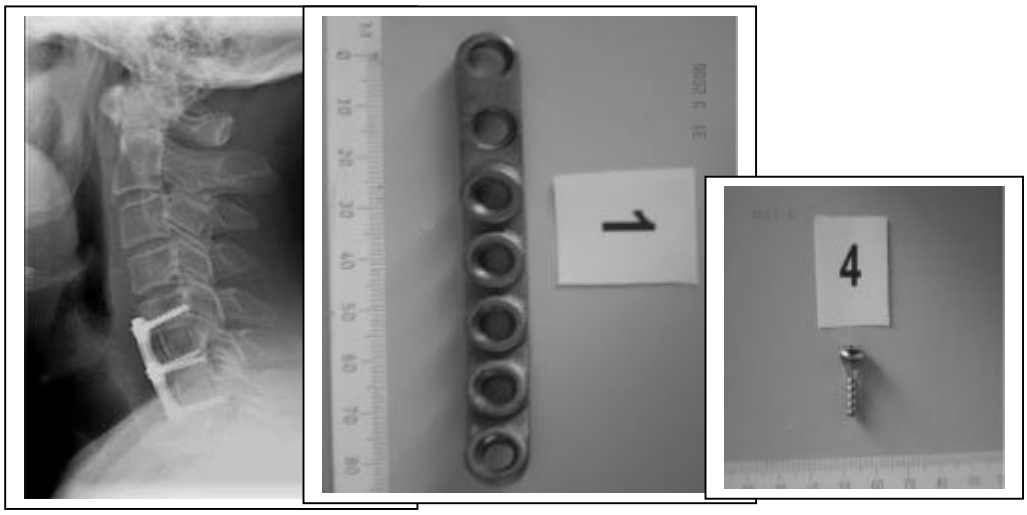


Fig.1: Radiograph of spinal implant fixation and components implant of tip Haynes Alloy 25 (HS 25).

Tungsten and molybdenum act as powerful strengthening agents within Co-superalloys, and the abrasion resistance generally increases as a volume fraction of the hard phase. The SEM (Scanning Electron Microscopy) investigation provided detailed information about the morphology and the structural modification of implants. However, it is difficult to confine structural studies to one single method. Therefore, it is necessary to obtain quantitative parameters as well

Table 1. Nominal composition of cobalt-based surgical implant alloys-(ASTM F75/ASTM F799).

Element (Max % wt)	Co (base)	Cr	Ni	W	Fe	Mo

Haynes Alloy (HS 25)	51	20	10	15	3	-
CoCrWNi (DIN ISO 5832-V)	50	21	11	16	3	-
Conicro 5010W	50	21	11	16	3	-

The toxicology and biological performance of Co-superalloys have been the object of numerous studies [2].The toxicity level of the various metallic elements was tested by investigating the reaction of the salts of these elements with cells. The CCR_{50} value, defined as the concentration of the studied substance that generates a 50% reduction in the survival of renal cells was measured.(Frazier and Andrews,Table 2).

Table 2. Limit of toxicity CCR 50 of different metal salts (Frazier and Andrews3).

Element ($\mu g\ ml^{-1}$)	**Fe**	**Mn**	**Co**	**Ni**	**Cr**	**V**
CCR_{50}	59	15	3.5	1.1	6×10^{-2}	3×10^{-2}

There is evidence that light levels of Co ions in tissues are the cause of genotoxic and mutagenic activity [3].This article intends to suggest a method for the study and diagnosis of the quality and durability of integral maintenance surgical implants using electron microscopy techniques. The spinal implant was received as an investment cast part in the production solution treated condition. Upon metallographic examination, 1mm was ground off the implant surface. This was done in order to remove any decarburized or deformed material, since the sectioning of the implant would possibly have induced an allotropic transformation within the metastable f.c.c. cobalt matrix alloy. An electrolytic etch in 5% nitric acid in methanol at 1.5 volts, was performed.

3. Results

Scanning electron microscope energy dispersive X-ray analysis (EDX spectrometer) was available for the qualitative chemical analysis of the implant.

Table 3. EDAX compositional analyzes of Co-Cr-Ni-W-Mo matrix alloy.

Element (wt %)	**Co base**	**Cr**	**Ni**	**W**	**Fe**	**Mo**
	50,14	21,41	13.46	11,19	3,58	0,22

These alloys are well suited for the production of implants that are designed for an extended period of use, if not permanent [4]. X-ray dispersive microanalysis does not detect carbon or nitrogen due to absorption of the characteristic X-ray of these elements by the detector. EDX microanalysis of this phase showed it to be high in tungsten, and contain smaller amounts of cobalt, chromium and molybdenum. This phase could be easily distinguished from the previously established M23C6 carbide (the basis of which is chromium in association with different cobalt ratios, where M = Cr,W,Mo).

The Vickers micro hardness was measured on the cross section of samples using a micro hardness analyzer. Micro hardness tests were invalid due to the presence of a thin work-hardened layer on the surface. The harnesses recorded:259-260HV (500gf) has resulted from the dispersion of carbide along the stacking faults. (Fig.3).

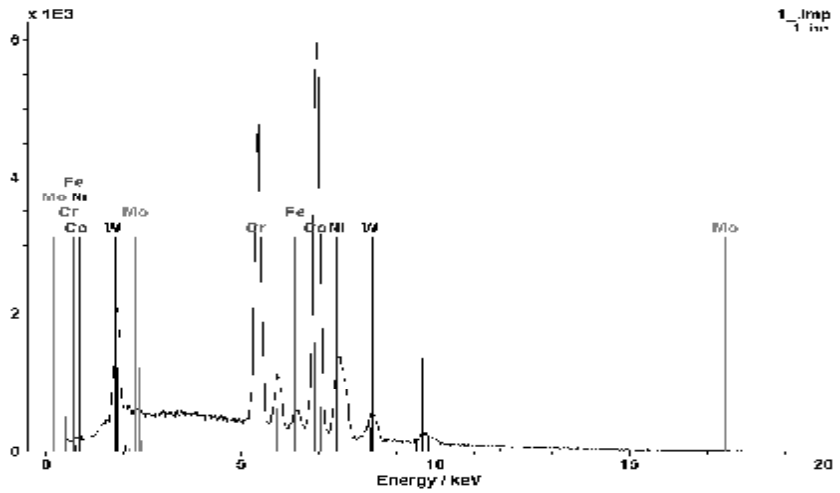


Fig.2: EDX spectrum analysis of Co-Cr-Ni-W-Mo matrix alloy

The interrelation - in a discussion of mechanical properties, of the type of mechanical loading is indicated in Fig.3.

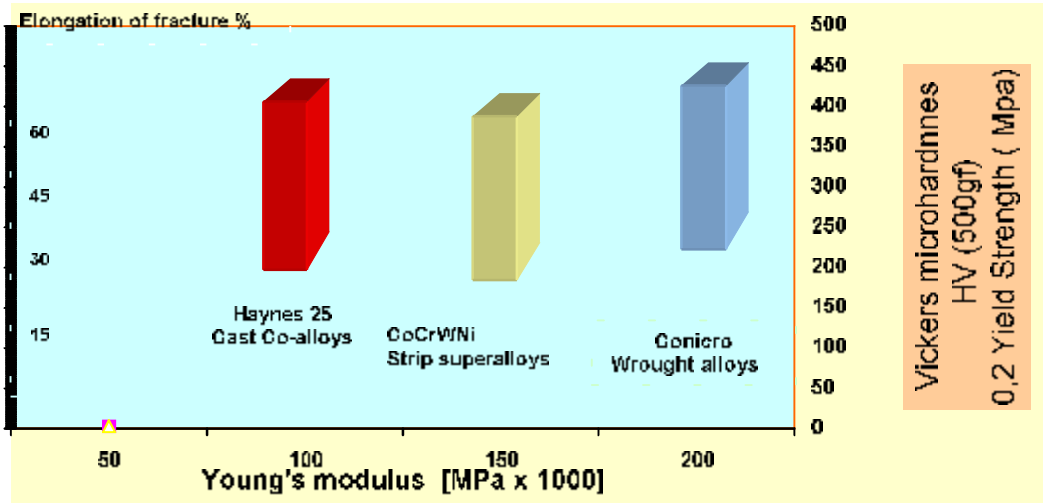


Fig.3. The interrelation of mechanical characteristics in Co-base alloys.

Measurement of sharp decreases in ductility [5] associated with commercial SEM type imaging microscopy constitute a rapid and easy method for the preliminary analysis of alloy samples that could be used in the design and fabrication of implants. SEM made possible to observe and analyse the homogeneity and chemical micro-structural aspect of Co-superaloys.

Micro and sub-micrometer defects were visualized in detail, providing information on aspects subjacent to the quality of implants, and the critical state for the optimum performance of these alloys (Fig 4-6). Figures 7 to 11 show the X-ray maps of the alloying elements; implicitly, the structural homogeny of the implant is also evident

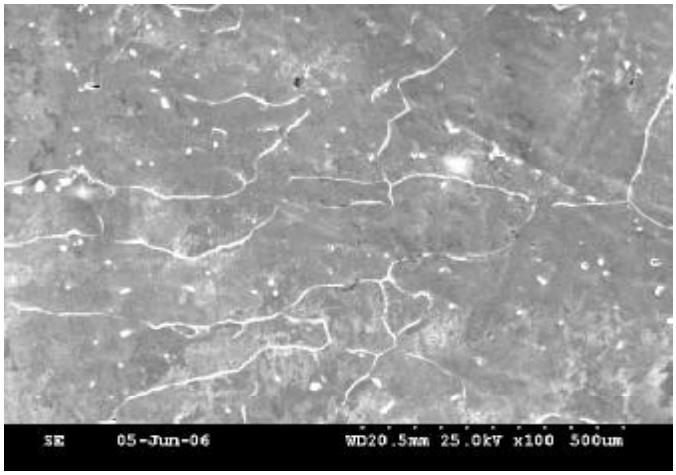


Fig.4: SEM analysis of Co-Cr-Ni-W-Mo implant. Residual carbide with feathery interdendritic precipitate.

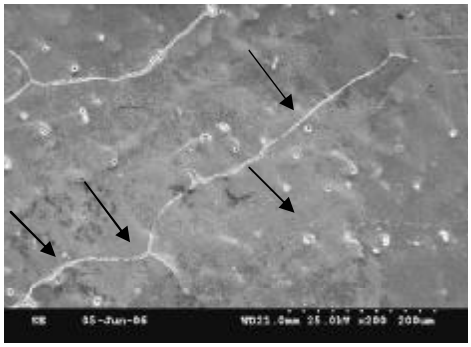


Fig.5. SEM analysis of Co-Cr-Ni-W-Mo implant. Residual carbide with feathery interdendritic precipitate.

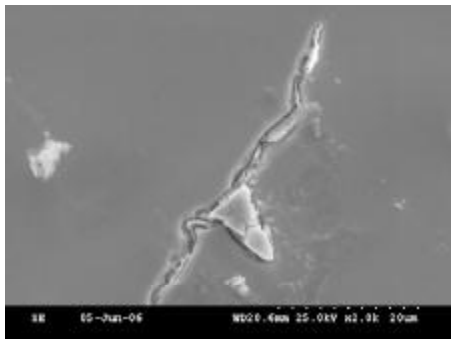


Fig.6: SEM analysis - the picture shows residual $M_{23}C_6$ carbide particles (the basis is W).

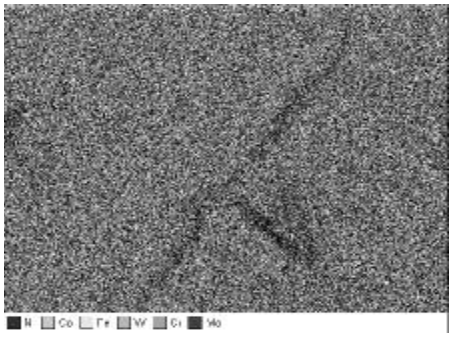


Fig.7: X-ray maps of the alloying elements.

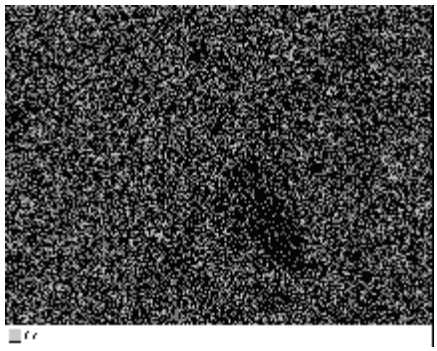


Fig.8: X-ray maps of the Co elements illustrating the residual carbide particle.

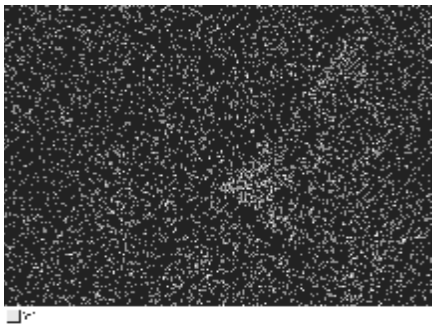


Fig.9: X-ray maps of the W element illustrating the residual carbide particle.

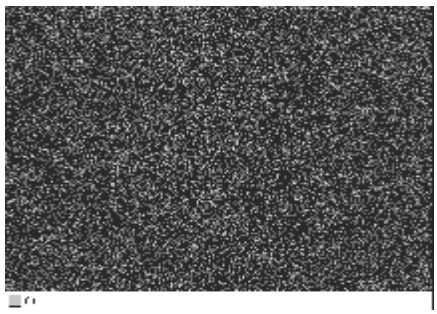


Fig.10: X-ray maps of the Cr elements illustrating the residual carbide particle.

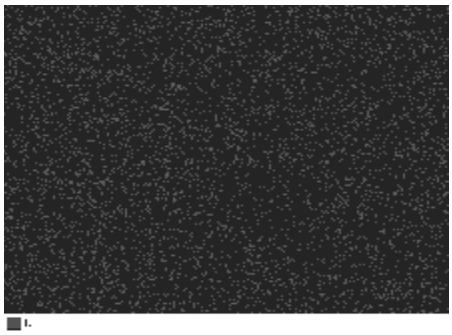


Fig.11: X-ray maps of the Ni elements illustrating the residual carbide particle.

4. Discussion and conclusions

SEM investigation has been recognized as the main suitable analytical method to describe the microstructure and suggest ways to maintain and increase its life improving properties over the duration of use of Co-W alloy implants. In order to evaluate and characterize the structure of implant or prosthetic materials it is necessary to establish: what are the tip phases the prosthetic material consists of and how these elements are distributed in phases. The SEM investigation provided detailed information about morphological modifications of spinal implants. The poor workability and high deformation resistance of Co-Cr-Ni-W alloy in the cast structure can be attributed to the non-uniform grain structures, shrinkages and impurity segregation after the initial melting practice. The addition of nitrogen as an intentional alloying element has allowed Co-Cr-Mo to achieve high levels of strength with good ductility and without sacrificing corrosion resistance and bio-compatibility [6].This addition is easily and economically accomplished in the AOD through the direct injection of nitrogen gas but also through nitrogen additions, using nitrogenated chromium. Iron, nickel and trace elements are kept to low levels through AOD refining and through careful selection of raw materials.The reduced chromium content and the absence of molybdenum would reduce the tendency to form hcp cobalt and network of intrinsic stacking fault [7].

The work intends to contribute to the development of structural approach methods and tools for the evaluation and improvement of integral maintenance spinal Co- alloys implants.

The information about different types of Co-alloys can lead to an imprecise evaluation of histopathological findings in respect to alloying constituents.

The importance of Co-superalloy will probably not diminish in the near future, because the adverse reaction to nickel is more frequent in comparison to cobalt or chromium particles.

Acknowledgements

The authors thank the Romanian Ministry of Education and Research for having financially supported this research project within the National CEEX Programme.

Received April 14, 2007

[1] *S.C. METAV-R&D S.A Bucharest*
[2] *University Polytechnic of Bucharest*
[3] *Technical University "Gh. Asachi", Iasi*
[4] *Departments of Neurological Surgery - Emergency Hospital, Constanta.*

REFERENCES

1. G.D Smith, 1976),U.S Pat.3356542.
2. R.N.J.Taylor, R.B Waterhouse (1983), *A study of the ageing behaviour of a cobalt based implant alloy* in **J. Materials Science** 18: pp3265-3280.
3. Frazier,M.E. and Andrews,T.K. (1979) *In vitro clonal growth assay for evaluating toxicity of metal salts*, in **Trace Metals in Health and Disease** (ed N.Karash),RavenPress N.Y p71
4. R.J.Oskanian, M.D Richard (2004), *The future of spinal arthroplasty: a biomaterial perspective* in **Neurosurgery Focus** 17(3).
5. J.Teague, F.Cerreta, M. Stout (2004) *Tensile Properties and Microstructure of Haynes 25 Alloy after Aging at Elevated Temperatures for Extended Times* in **Metallurgical and materials Transaction** a, Volume35, Nr.9, pp.2767-2781(15).
6. T.Kilner, A.J.Dempsey, R.M.Pilliar, G.C.Weatherly, (1987) *The effects of nitrogen additions to a cobalt-chromium surgical implant alloy* in **J. Materials Science** 22: 565-574.
7. U.Holzwarth, P.Thomas, W Kachler, J Gosko, A.Schuh, *Metallurgical differentiation of cobalt-chromium alloys for implants in orthopaedic*, 2005 (10):1046-1049-51

INVESTIGATII GENERALE PE ALIAJE COMPLEXE Co-W UTILIZATE LA IMPLANTURILE SPINALE

Rezumat: Diversificarea continua a tehnologiilor utilizate pentru obtinerea implanturilor chirurgicale metalice, impun: anumite tipuri de teste de material: identificarea compozitiilor chimice pe esantioane distincte, analiza microscopica pe microarii ale protezelor ce urmeaza a fi utilizate etc. In lucrare, sunt prezentate cateva din testele de omogenitate, distributie, marime de graunte, distributia chimica a elementelor si alte catea proprietati de baza ale protezelor chirurgicale pe baza de cobal, ce au ca principale elemente de aliere wolframul, cromul si nichelul.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PREPARATION OF MICROMETRE-SIZE COPPER POWDERS, BY REDUCTION IN LIQUID POLYOLS

BY

LIANA MARIA VLĂDUŢIU*, D. TALOI*, I. CONSTANTIN*, D. ŞOTCĂ and FLORENTINA PERETEANU***

Abstract: The synthesis of copper powders in liquid polyols is a simple method for producing highly pure, regular forms and non-agglomerated monodisperse particles. Copper powders of micrometre-size have been produced by reducing CuO in a mixture of ethylene glycol and D-sorbitol, in the temperature range of 150-197°C. Addition of D-sorbitol prevents particle sintering. The obtained copper powder has been investigated by SEM and XRD analysis.

Keywords: copper powders of micrometre-size, reduction, polyols.

1. Introduction

Crystalline metallic powders with micrometer size, which don't need post treatement at high temperatures, can be obtained by reduction of metallic salts through solvothermal process. The most frequently used are the polyols which are both reaction medium and reducing agent [1]. The chemical reaction can be schematized as follows [2]:

$$2CH_2OH-CH_2OH \xrightarrow{-2H_2O} 2CH_3CHO \xrightarrow{Me^{2+}} CH_3CO-COCH_3 + Me^0 + H_2O$$

The reduction of copper oxide by polyol process leads to the obtaining of the copper powder with micrometer size and regular form of the particles [3]. The copper powder having these characteristics is more and more used to obtaining electroconductive and antibacterian textile fibers [4].

2. Experimental procedure

Our researches intended to show the obtaining of the pure copper powder, with particles in the micrometer and submicrometer size range and of regular form, by reduction of copper oxide in ethylene glycol. It has been used a simple plant as shown in fig.1.

We have watched the influence of the reaction parameters: temperature, time and the rate of stirring, upon the conversion grade of copper oxide into metallic copper and of the properties of the obtained powder.We have used pure products (copper oxide produced by Fluka and ethylene glycol with b.p. 195^0 C), at a temperature ranging from 175-195^{0}C and the reaction time from 1-3 hours. The stirring rate of the suspension varied between 300-900 r.p.m. For preventing particles sintering different organic dispersal agents have been used.

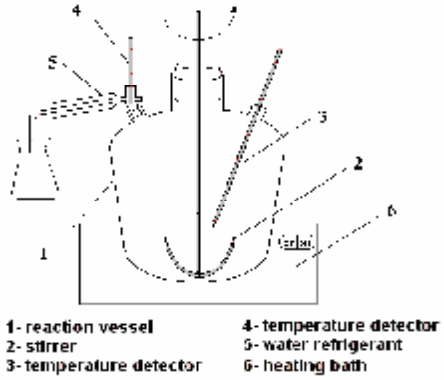


Fig.1. Laboratory plant

3. Results and discussions

Copper powder obtained as shown before, was examined by X-ray diffraction (XRD) using a Bruker AXS tipe 8 ADVANCE with Cu k RADIATION. The lattice parameter coincides with that of the copper metal which was calculated. No other impurities were detected. (fig.2)

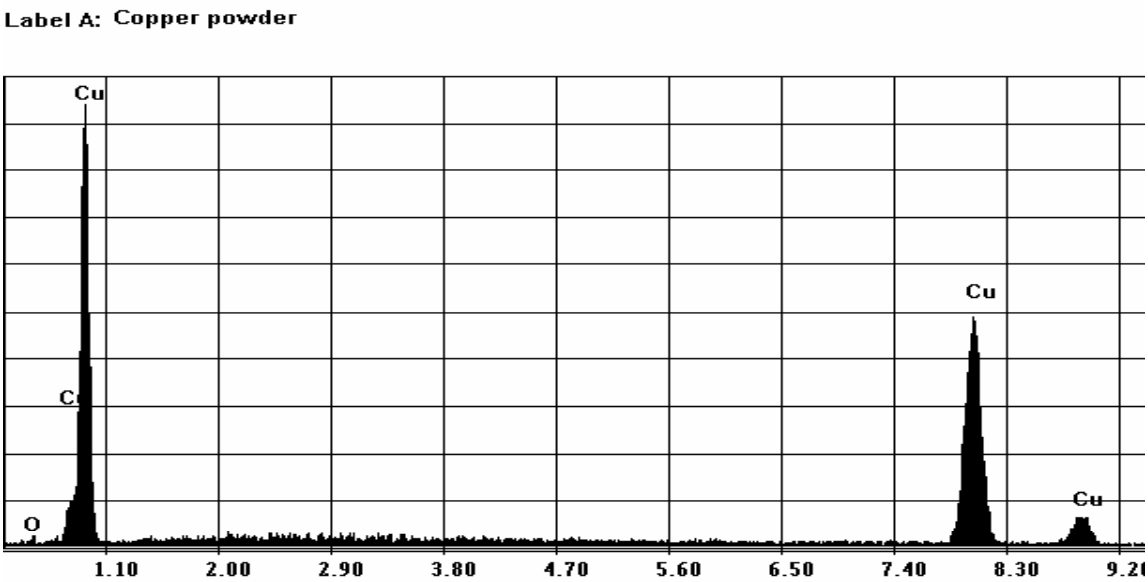
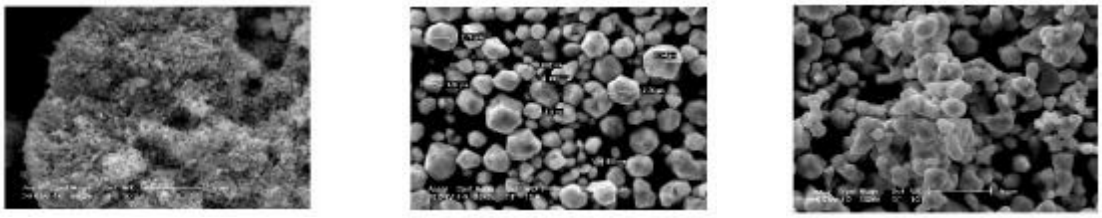


Fig. 2. Cooper powder X- ray difraction

The morphology of copper powders was assessed through SEM (fig. 3), which were carried on a FEI PHILIPS ESEM XL 30 TMP.

Figure 3a shows SEM image of the copper oxide precursor; fig. 3b SEM image of the copper powder resulted in the presence of the dispersal agents. As it can be seen the particles are individualised by regular geometrical forms; fig. 3c SEM image of the copper sintered in the absence of the dispersal agents.



a *b* *c*

Fig. 3

Usually the purity of copper powders obtained in the way described varied between 98,66-100% metallic copper. By EDAX analysis the purity of copper powder is confirmed (fig.4).

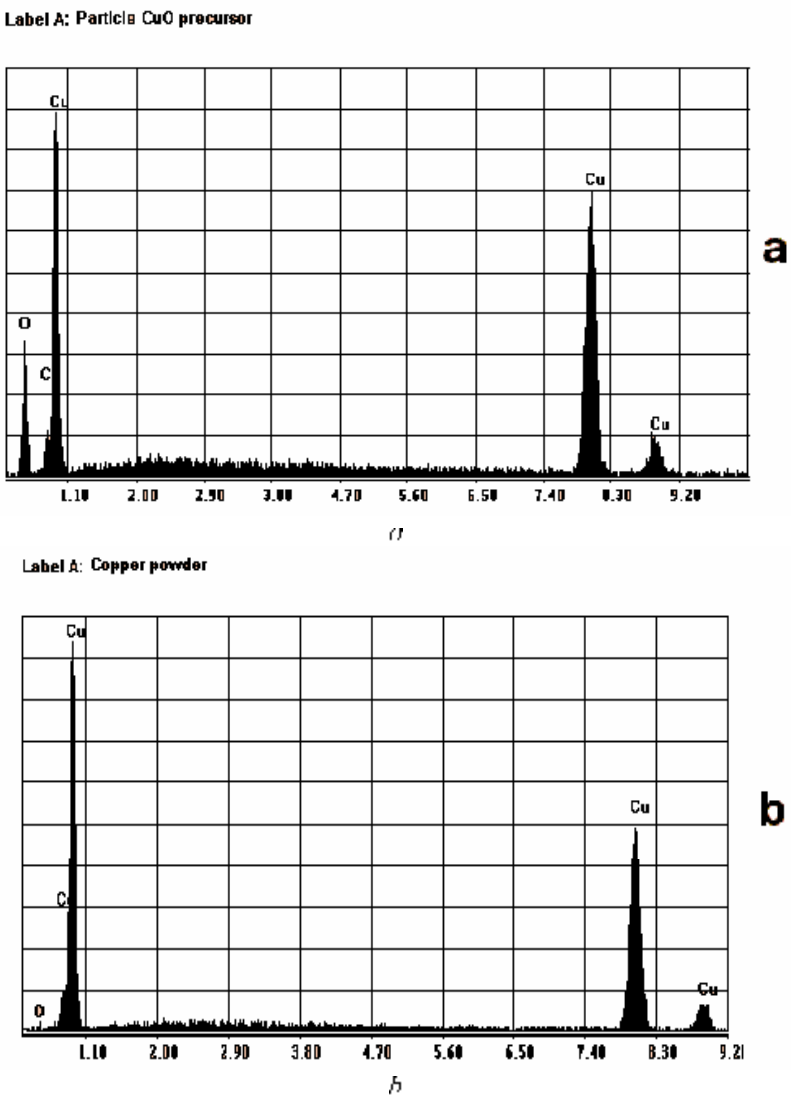


Fig. 4 EDAX analysis of a - precursor copper oxide, b - final copper powder

The mean size of the particles determined by Dynamic Light Scattering with Zetasizer Nano ZS instrument, is between 1480-1990 nm. (major fraction -1720 nm which represents 54%)

4. Conclusions

The solvothermal process described is simple to realise taking into consideration the plant and the reaction conditions; it allows the obtaining of a copper powder of advanced purity with micron and sub-micron sizes and regular form of the particles.The copper powders obtained in this process are successfully used in the synthesis of the electroconductive textile fiber

Received April 3, 2007

**University POLITEHNICA Bucharest*
***National Institute of Chemicals Research - ICECHIM - Bucharest*

REFERENCES

1. Yitai Qian, **Adv. Mater**. (1999) 11, no.13, p.1101
2. Fernand Fievet. Francois Fievet-Vincent. Jean Pierre Lagler, Bernard Dumont, J. Mater Chem, (1993), 396. p.627-632
3. Qing Li and. colab. **Journal of Crystal Growth** 243 (2002), p. 327-330
4. Emmanuel Gasana. Philippe Westbroek, Jean Hakuzimana, Paul Kiekens. Ghent University. Deparment of Textiles, Technologiepark 907, B-9052, Gent, Belgium

PREPARAREA PULBERII DE CUPRU DE DIMENSIUNI MICROMETRICE, PRIN REDUCERE IN POLIOLI

Rezumat: Obtinerea pulberii de cupru prin reducere in polioli, este o metoda relativ simpla pentru producerea unor particole monodisperse neaglomerate, de inalta puritate si forme regulate.Pulberea de cupru de dimensiuni micrometrice se obtine prin reducerea CuO in amestec de etilen glicol si D-sorbitol, la temperaturi de 150-197°C. Adaosul de D-sorbitol previne sinterizarea particolelor. Pulberea de cupru astfel obtinuta a fost analizata prin difractie de raze X si microscopie electronica de baleiaj (SEM).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

HIP JOINT- IMPLANTS

BY

E.WUSINCZKY*, D.I. WUSINCZKY and R.M.POPESCU*****

Abstract: If initially the progress in the hip replacement area were owed to using new materials that were better tolerated by the body and with a better behavior to the cyclical mechanical strains in a hostile environment in time the better results were the outcome of a better connectin bone/implant, meaning a better transfer of the tension, better stability between the two surfaces. If initially the progress in the hip replacement area were owed to using new materials that were better tolerated by the body and with a better behavior to the cyclical mechanical strains in a hostile environment in time the better results were the outcome of a better connectin bone/implant, meaning a better transfer of the tension, better stability between the two surfaces.

Keywords: human implant

1. The strains to which the hip joint is submitted

The hip joint has as primary physiological functions the dispatching of mechanical functions between the pelvis and the thighbone, but also the relative moving between the two parts of the bone structure. The hip joint is one of spherical type, with three degrees of movement freedom:

- flections – extensions
- abducent – adduction
- external relation – internal relation

This joint is lubricated by sinovial fluid. The combination between cartilage and sinovial fluid built up an extremely low friction factor

The hipbone is the toughest and longest bone in the human body and the most important long bone. It is composed by spongy bone and tough bone tissue.
The spongy bone tissue is present, generally, in the long bone epiphyses, while the tough bone tissue is present in their epiphyses (Figure1).

The mechanical strains, to which the superior extremities of the thighbone are submitted, are static during physical rest, and dynamic during the walking movement of the body.

During physical rest, standing on both feet the head of the thighbone is submitted to compression, the pressing pressure is almost 1/3 of the body`s weigh, divided equally on both thighbone heads. While standing on one foot, the pressing pressure rises up to a value three times higher than the body weigh.

During walking, the movements involve the oscillations of the gravity point in the body in three plans of the space. The acceleration of the body triggers the action of the inertness forces. During standing on one foot the pushing rate rises rapidly to its highest value, which is almost four times higher than the body weigh, than it drops towards zero when the foot loses touch with the standing surface.

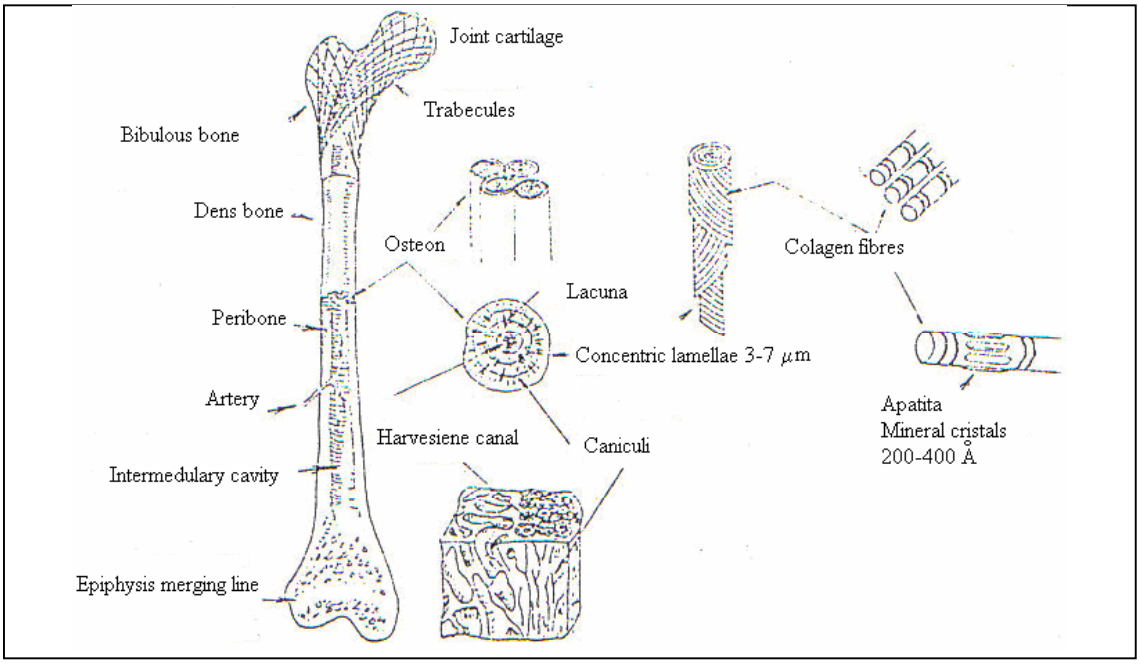


Fig. 1. The structural build of the thighbone

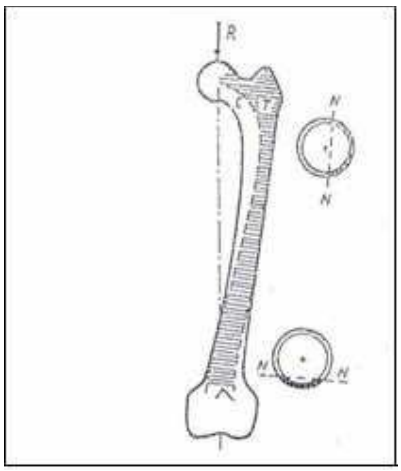


Fig. 2. Variation of the neutral axes thighbone

The "R" resultant which acts on the joints of the thighbone head (Figure 2) is divided in two components:

- a normal component "N" along the axes of the thighbone canal, which trigger compression pressure on the thighbone canal.
- a perpendicular component "S" on the "R" resultant, which strains the thighbone canal to a bending and sharing action.

The thighbone, in its whole, is submitted to a combined strain by compression and bending.

For the external extremities of the thighbone the strain area for compression is situated internally, and the one submitted to stretching externally. (Figure 3)

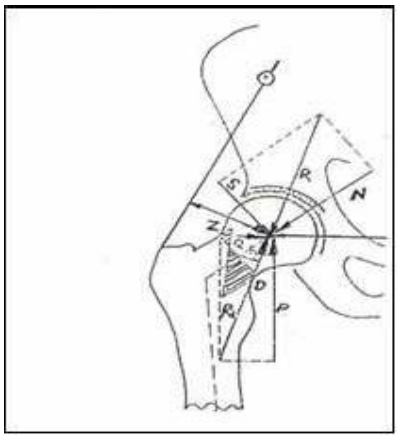


Fig. 3. Shearing strain for the thighbone canal

2. Hip replacement objectives

The different diseases of the hip joint change the bio mechanics of the hip, which on its turn influences the structural changes of the joint. If the condition is serious, with severe joint movement impairment, the only therapeutically possible solution remains the total hip joint replacement.

There are four main indicators for the hip joint replacement: pain, immobility, rigidity, and shape changing.

While the *clinical objectives* of the hip joint replacement are to reduce the intensity of pain and rising the degree of joint mobility, the *technical objective* is to ensure keeping the normal mechanical physiological needs of the bone tissue kept unreplaced through keeping the integrity and functionality of the implant / host tissue for a long period of use. (>10 years).

An analysis of total hip joint replacement is extremely complex and interdisciplinary involving knowledge from the following domains: materials science, mechanics, chemistry, biology, environmental, surface science, which have to be integrated into an unitary system (Figure 4).

3. Management implantable systems

The total hip joint implant is a mechanical ensemble with the function of overtaking the biomechanical function of the natural hip joint, in the conditions of the existence of a severe condition, and its effect of severely imparting the physiological function.

Generally, the hip joint implant components are fixed in the bone tissue either by cementing, when the implant is stabilized through a tying material (cement), or by direct contact of the bone tissue and the implant surface

If initially the progress in the hip replacement area were owed to using new materials that were better tolerated by the body and with a better behavior to the cyclical mechanical strains in a hostile environment, in time the better results were the outcome of a better connection bone/implant, meaning a better transfer of the tension, better stability between the two surfaces, respecting the imposed conditions, both into choosing the materials and the constructive shape of the prosthesis components.

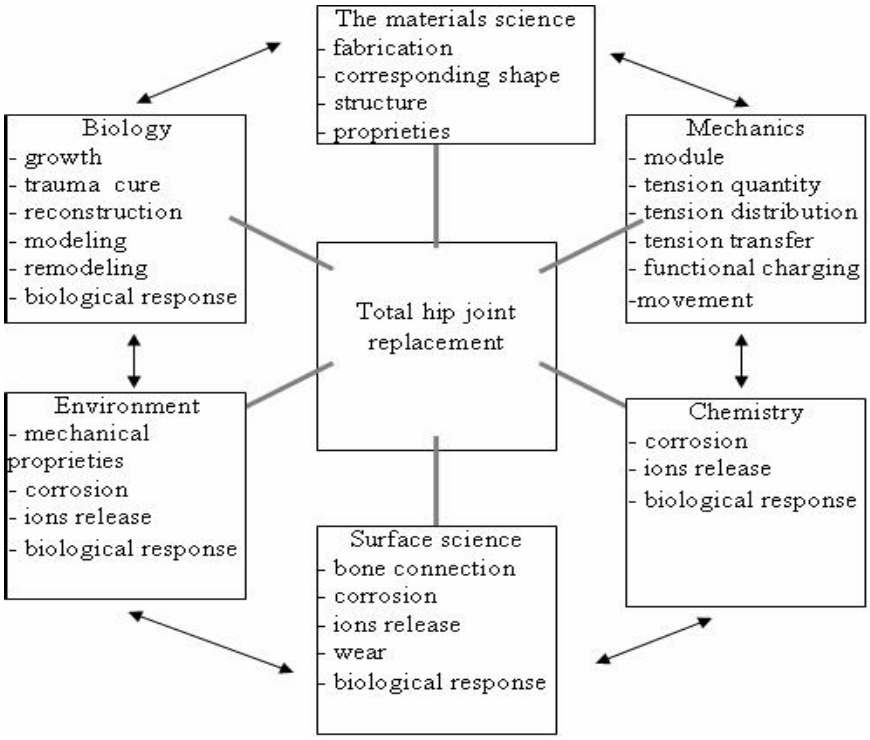


Fig.4. Factors which affect the joint implants

The hip prostheses, used currently are build by two sub-ensembles:

a) the acetabulary component, which can be:

metal, with direct bone fixing

- metal, with cement fixation
- from high density polyethylene fixed in cement
- ceramic, fixed without cement
- acetabulary cup from plastic fixed on a metallic base anchored in the bone with cement

b) the thighbone component, which has a head, a femoral canal and a rod. The thighbone piece can be a single piece or it can be made up by two parts: the thighbone head constructed from different materials and the thighbone rod which contains the horse, on which the thighbone head is fixed rigidly or mobile.

Replacing the hip joint by cementing consists of a system that can be implanted whose components are fixed in the bone tissue with polymeric cement. The transfer of the strain from the pelvis to the inferior limb is made, as opposed from the natural joint, through artificial materials placed in between the two bones (the coxis bone and the thighbone) and the interface of the diverse materials of the thighbone components. (Figure5).

Fixing the bone by cementing is an active mechanical one, which creates two interfaces: bone/cement, and cement/ implant.

Loosing fixation and the destruction of the prosthesis implant system that have been cemented can be the result of the destruction of the material, of the prostheses, or of the cement, of the bone restructuring, and/or due to wear and tear, and the formation of abrasive particles through different mechanisms during use.

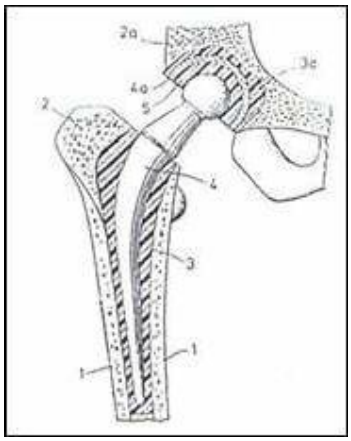


Fig. 5. *Total replacement scheme for a cemented joint: 1 - bone tissue, 2,.2a - trabecularly bone tissue, 3,3a - cementing material, 4 - thighbone component, 4a - acetabular cup support, 5 - acetabular cup*

The attempts to avoid this kind of destruction had as a purpose the improvement of fixation through concentrating the attention on: the material for cementing, the materials and constitutive shapes of the components for the prosthesis, the properties of the interfaces.

Improving fixation through proprieties changing of the interfaces bone/ implant have been made by giving up fixing through cementing and using bone tissue capacity to build up a stabile connection with the implant, which can be kept for long periods of time.

Replacing the hip joint without cementing consists of an implantable system very similar to the one presented above, but he fixation is done by determining an adequate insertion of the implant into the bone tissue.(Figure 6)

Fixing without cementing can be made in the following three ways:

- through the use of superficially textured components
- through the use of porous covered components with different materials
- through the use of superficially bioactive materials

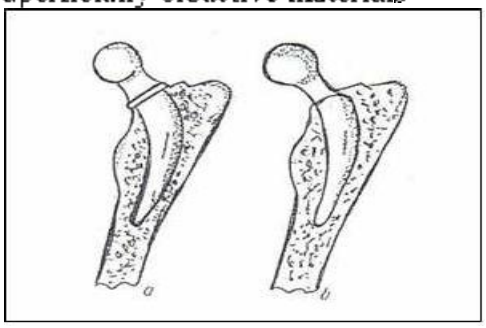


Fig.6. Thighbone component in the total hip joint replacement without cementing; a) thighbone rod with a collar b) thighbone rod without collar.

In the first case the fixation can be made through the growth of the bone tissue on the textured surface of the implant, resulting in a *morphological fixation.* In the second case through penetrating and developing of the bone tissue in the covering pores, obtaining a *biological fixation.* In the last case the fixation is due to chemical factors through which on the surface of the implant a layer of hidroxiapatitis is formed which is biologically active, resulting a *bioactive fixation.*

An improvement of the fixation can be obtained through combining these ways, respectively by using a ceramic bioactive covering over a porous surface, with the purpose of making a direct bound between the bone tissue inside the pores and the surface of the porous material.

Developing the interface bone tissue/implant is dependent on different factors: the volume properties and of surface of the implant material, the geometrical shape of the implant, the topography of the surface of the implant, relative interface movement, and the tissue response.

The process through which the implant is integrated in the bone tissue is known by the name of *osteo-integration*, which means that there is a direct contact between the living bone tissue and the implant surface. By "direct contact" is to be understood that between the living bone tissues and the implant surface there is no fibrous cell layer, the bone cells being anchored directly in the surface of the implant.

Other two concepts of materials which bear great importance in what the implant fixation is concerned are:

- Using *isoelastic materials*, which have mechanical proprieties similar to those of the replaced bone tissue, diminishing the tendencies of losing fixation by reabsorbing the neighboring tissue due to the process of bone reconstruction
- Using *analogous materials*, which have mechanical and biological proprieties similar to those of the replaced bone tissue as though, the differences between the behavior of the bone tissue, the interface and the implant to be minimal

Received April 9, 2007

**CJAS, Teritorial Insurance House of Health of Braşov*
***„Mircea Cristea" Tehnical College of Braşov*
****Transilvania University of Braşov*

REFERENCES

1. Iordachel, C., Petrescu, M. *Suporturi structurale ale funcţiilor biomecanice*. In: **Biomecanica**, Editura Academiei Romane, Bucuresti, 1989, p.30-88.
2. Antonescu, D., Constantinescu, I., Buga, M., Iliescu, N.: **Metode de calcul si tehnici experimentale de analiza tensiunilor in biomecanica**, In: Editura Tehnica, Bucuresti, 1986, pg.113-180.
3. Mendrea, O., Buga, M., Antonescu, D., Popescu, M., Marin, I.Gh., Iliescu, N., Constantinescu, I.: *Metode de calcul şi cercetări experimentale în analiza stărilor de tensiune din extremitatea superioară a femurului*. In. **Biomecanica**, Editura Academiei Romane, Bucureşti, 1989, p 169-190
4. Kokubo, T.: *Apatite formation on surfaces of ceramics, metals andpolymer in body enviromen*. In: **Acta Materialia**, vol 46, nr.7, p. 2519-2527.
5. Hazan, R., Oran, V.: *Differential rate of bone growth to titan alloy and stainless steel implants*: In: **Interfaces in Medicine and Mechanics**, 1989, pg. 318-321.

IMPLANTURI PNETRU ARTICULAŢIA UMĂRULUI

Rezumat: Dacă iniţial progresul în domeniul implanturilor de umăr se realiza doar în utilizarea de noi materiale mai bine tolerate de organism şi cu o mai bună comportare la tensiunile mecanice ciclice dintr-un mediu osîl, în ultimul timp atenţia cercetătorilor s-a îndreptat către realizarea unei mai bune legături os/implant, ce determină un mai bun transfer al tensiunii şi o mai bună stabilitate între cele două suprafeţe.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LIII (LVII), Fasc. 4, 2007
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

TITAN BASED BIOMATERIALS BEHAVIOR USED IN JOINT REPLACEMENTS

BY

D.I. WUSINCZKY*, E.WUSINCZKY and R.M.POPESCU*****

Abstract: The titan base biomaterials have as advantages: osteointegration promotion (direct contact between the bone tissue and the implant without interposing a fibrous cellular layer), due to these biochemical proprieties of the superficial oxides, good resistance to corrosion (due to the oxide superficial layer), use and fatigue, but also a realitively low flexibility module. The propriets for the oxide layer influence both and response of the body and implant behavior manufactured from these materials during use period. The superficial oxide are formed, spontaneously, in air and have a layer thickness of 5-10 nm. The composition of the oxide from the external atomic layers is similar to that of TiO_2, being changed on the interface metal/oxide layer in an oxide combination (eg. TiO_1, TiO_2, TiO_3). Although TiO_2 is an isolator, in thin layers the electrons can pierce establishing structural changes of the absorbed proteins. Thinckneses bigger than 50 nm, obtained generally after mechanical processing, are sufficient to prevent this phenomenon.

Keywords: biomaterials, implant.

1. Introduction

There are three reasons for the apparent success of implants produced from titan based biomaterials:

- relatively good corrosion resistance, due to the oxide superficial layer
- the relatively low flexibility
- the tendency of osteo-integration promotion (direct contact bone tissue / implant without the intrusion of a fibrous cell layer), due to the biochemical properties of superficial oxides.

The properties for the oxide layer are considered one of the important factors which influence both the response of the body and implant behavior manufactured from these materials during use period.

The superficial oxides are formed, spontaneously, in air (1nm gauge in less than 1ms) and have a layer thickness of 5 – 10nm. The composition of the oxide from the external atomic layers is similar to that of TiO_2, being changed on the interface metal/oxide layer in an oxide combination (e.g. TiO_1, TiO_2, TiO_3).

Although TiO_2 is an isolator, in thin layers the electrons can pierce establishing structural changes of the absorbed proteins. Thicknesses bigger than 50 nm, obtained generally after mechanical processing, are sufficient to prevent this phenomenon.

It has been determined that the oxide layer that covers titanium based materials is capable of tying polyvalent cautions, both cautions and anions. One of the most important cautions absorbed on titan implant surface, when in contact with bodily fluids, is the calcium ion, which can generate a further absorption of the tied macro elements from that caution

2. Titan based biomaterials behaviour in fatigue in the high duration area

Due to a long use period of joint prosthesis, the critical mechanical propriety is its resistance to fatigue in the high duration area.

Tear by mechanical fatigue has two stages:

- tear initiation by fatigue
- tear continuation by fatigue

Both of these stages are characterized by mechanisms, velocities, and specific building conditions.

The durability, in mechanical fatigue situations, is determined by the following factors: tension accumulation, piece dimension, surface quality (roughness, physical-chemical proprieties of the superficial layer), medium tension, residual tensions, mechanical solicitation frequency, microstructure, use, etc.

3. Titan based biomaterials behaviour to wear

It is known that titan proprieties and those of its alloys are unsatisfactory, due to the low resistance to traction and its high affinity towards oxygen.

It is admitted, generally, that there are four fundamental mechanisms of use for metals: adhesive wear, abrasive wear, wear by fatigue and corrosive wear

In what joint prosthesis and hip join replacements, without cementing, the areas exposed to an intense wearing process are the areas in direct contact and in relative movement of the thighbone head and of the acetabulary cup, which make up the artificial joint.

Wear behavior of a material must be considered keeping in mind the mutual influence of the materials that are in direct contact. The materials used to manufacture the two components of the artificial hip joint are: of metal or ceramic for the thighbone head; polymers or ceramic for the acetabular cup. Adapting one of the two possible combination is made by bearing in mind two objectives: friction coefficient lowering, and wear reduction of the joint components. To fulfill these objectives two coupling strategies have been used:

- rough material / soft material
- rough material / rough material

A special interest has been shown towards promoting certain combinations metal / metal, which have extremely low wear rate.

Remarkable results have been obtained by using the combination alumina / alumina, obtaining a wear rate of 1-5μm/ year.

Certain solutions have started to be investigated, such as using a low density layer (polyurethane or hydro gel) on a high density layer, permitting the result of a moist friction and friction coefficient values of about 0.02;0.03 or0.05.

4. Titan based biomaterials corrosion behaviour

Corrosive environment. Corrosion is one of the major processes that happen when a metal is in intimate contact, by implantation, with at least one tissue of the

human body, having as a result their continuous damage and allowing different reaction compounds to form. Also, through this process metal ions are created which can have local or systemic noxious effects.

The physiological neutral environment of the human body is moist, which contains water, dissolved oxygen, salts, proteins, fat, and carbohydrates. The metal from the implant is continuously in contact with certain electrolytic bio fluids like the blood, extra cell fluid, and the sinovial fluid.

The extra cell fluid, which is most often in contact with the implants, contains great quantities of ions such as: Na^+, Cl^-, HCO_3^-, OH^-, as well as low quantities of other ions which have the Ph around the value of 7.2 – 7.4, maintained at a constant temperature of 34° C. As a result, the physiological environment is very aggressive, and as follows, the resistance to corrosion of the implanted metals is an important aspect of bio compatibility of these.

There are two aspects that control the corrosion of this environment:

- the saline solution is a great electrolyte, facilitating electro chemical mechanisms for corrosion
- there are more molecular and cellular species in the tissues that have the capacity to catalyze certain chemical reactions or to destroy certain components identified as foreign for the body.

hematomas (Figure1). The presence of certain cellular species or molecules can modify the Ph value, the environment becomes highly acid (Ph=3-4).

Titan based biomaterials corrosion. Metal corrosion in physiological human body environment is developing, generally, through conventional mechanisms and is to a great extent predictable. Because the

The normal value of the Ph is immediately modified after the implantation in the area affected by surgery, varying in the recovery period. At the time of the implant, the value of the Ph is changing towards acidic values of about 5.2 in the immediate tissues and becomes normal in a few days. The Ph value also depends on the existence of an infection or hematomas (Figure 1). The presence of certain cellular species or molecules can modify the Ph value, the environment becomes highly acid (Ph=3-4).

Titan based biomaterials corrosion. Metal corrosion in physiological human body environment is developing, generally, through conventional mechanisms and is to a great extent predictable. Because the physiological environment is moist, the corrosion percentage is of electrolytic kind; its harshness is modified by the presence of different ions (especially the chlorine kind), as well as by the presence of different molecular and cell species such as: proteins, phagocytes, osteoblastele, and so the physiological environment of the corrosion is difficult to establish

The modern treatment of electrolytic corrosion uses the concept of mixed potential. In this case the metal is considered a macro electrode on which there are simultaneously reactions of oxidation, or reduction, to which active components are part of the electrolytic solution. These processes are unrolling at a irreversible electrode potential, called mixed potential.

The concept of mixed potential, called corrosion potential, together with the overlapping partial curves tension – current develops the kinetic *base of the electrolytic corrosion.* The potential Ph diagrams, called *Pourbaix* diagrams make the *thermo dynamic base* of the same process.

The metals for implants which best resists to sea water, because most of the fluids in the human body have a high degree of chlorine and a similar Ph to that of sea water, are:

- 8 noble metals (Ag, Pt, Ir, Rh, Ru, Pd, Os) with a real metallic surface
- 5 passive metals (Ti, Ta, Nb, Zr, Cr) which are not covered with a protective, adherent, compact layer.

For most alloys used in implants the speed of corrosion is dependent on the properties and the stability of the passive film that is formed. The quality of the protective film is dependent on the ionic, molecular and cellular species present and also on their capacity of re-passive quick enough to avoid the attack on the metallic sub-layer.

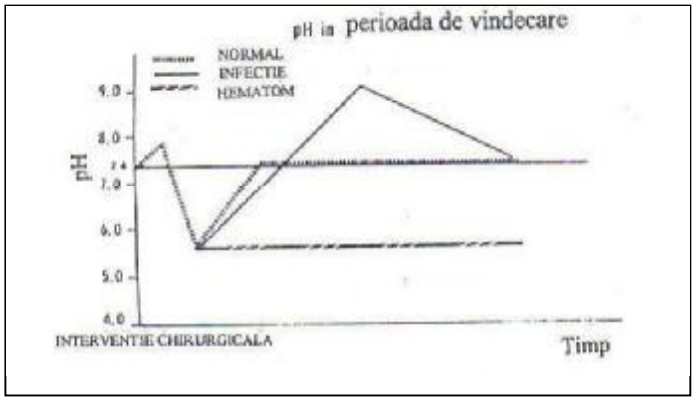


Fig. 1. Ph variations in the recovery period

The best known types of corrosion for the used bi-materials are: punctual corrosion (pitting), crevasse corrosion, corrosion under tension, fatigue corrosion, corrosion under corrosion, inter-gramelar corrosion.

Although titan is a metal that should corrode heavily, due to the oxide layer, it remains passive in the body, like shown in (Figure 2).

After the implantation in the human body the oxide layer suffers some changes in what the width and its constitution is concerned. if its integrity is altered the oxide layer, in the nearby tissue to the prosthesis, and also in some organs, titanium ions, and ions of the alloy elements have been discovered.

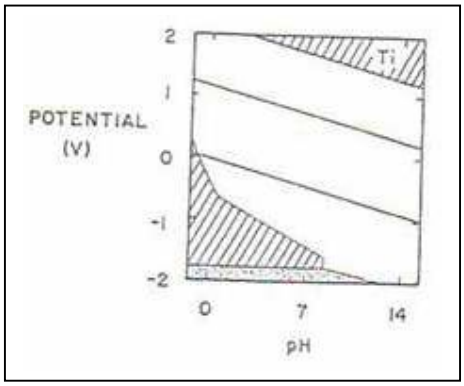


Fig. 2. Diagram Pourbaix for titan; the dotted area – immunity, checked area – corrosion, unmarked region – passiveness

It is considered that metal ions release is happening through the chemical degradation of the oxide layer as well as through the corrosion of the metal surface.

Titan based metal passivity is influenced by the presence of alloy materials, as well as impurities, in the original material, as it can be seen from figure 3, an figure 4.

The presence of Nb and in a lesser extent of Zr determines a growth of resistance to corrosion, unlike Mo, V or Al.

Pure technical Titanium has the greatest resistance to corrosion compared to the bio-physic alloys, due to the monophasic structure and to its chemical composition.

The passive film on the surface of the titan based materials is chemically stabile, but recent research shows that the passive state is not stabile. In the presence of chlorine ions, the destruction at sub-microscopic level undergoes of the passive layer, although this phenomena does not lead to the localized corrosion.

The superficial change by bioactive ceramic covering or by superficial oxide transformation TiO_2, determines a growth in resistance to corrosion of titan based materials.

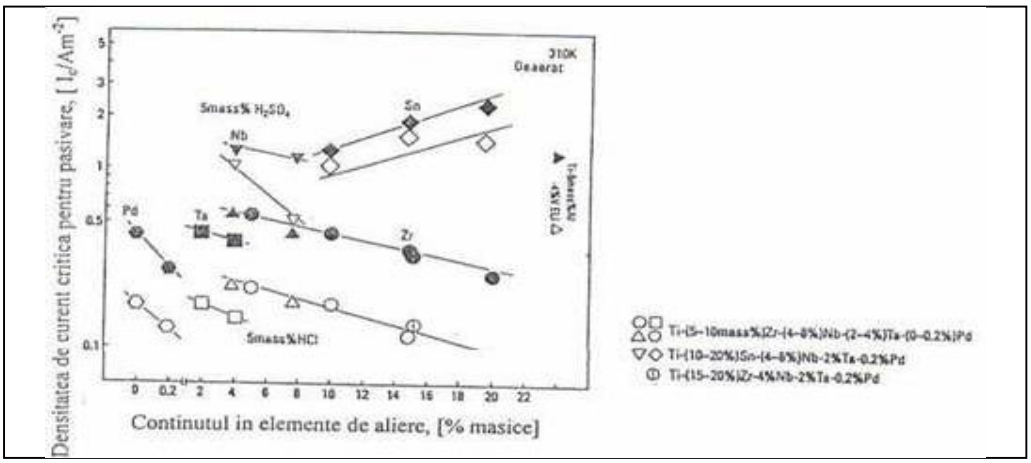


Fig. 3. The effect of: Zr, Nb, Ta, Pd, Sn on the density of the passive current

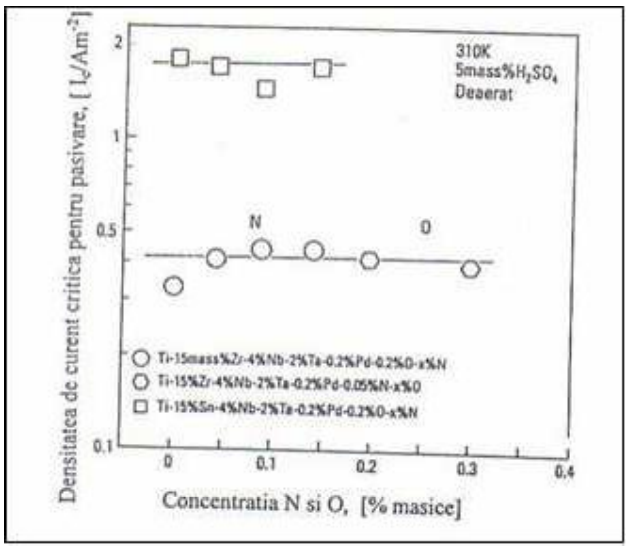


Fig. 4. The effects of : N and O on the density of the passive current.

Received April 9, 2007

*„Mircea Cristea" Telnical College of Braşov
**CJAS, Teritorial Insurance House of Health of Braşov
***Transilvania University of Braşov

REFERENCES

1. Ban, S., Hasegawa, J., *Electrochemical corrosion behaviour of hydroxiapatite-glass-titanium composite*. In: **Biomaterials**, vol 12, March, 1991, p. 205-209
2. Nakayama, Y., Yamamuro, T., Katoura, Y., Oka, M., *In vivo measurement of anodic polarization of orthopaedic implsant alloys: comparative study of in vivo and in vitro experiments*. In: **Biomaterials**, vol.10, August, 1989. p. 420-424.
3. Bundy, K.J., Kelly, R.G., Brown, E.L., Delahundy, C.M., *Ph shifts and precipitation associated with metal ions in tissue culture*, **Biomaterials**. vol.6. March. 1985. pg. 86-96.
4. Onciu, L., Ivascan, S., Apostolescu, Maria, Schmidt, Eugenia, **Coroziunea metalelor-Aspecte fundamentale si protectie anticoroziva**. Editura Stiintifica si Enciclopedica, Bucuresti, 1986.
5. Radoi, I., **Introducere in coroziunea si protectia metalelor si aliajelor**, Editura Facla, Timosoara, 1982.

BIOMATERIALE PE BAZĂ DE TITAN FOLOSITE LA ÎNLOCUIREA ARTICULAŢIILOR

Rezumat: Implanturile fabricate din biomateriale cu baza titan prezinta ca avantaje: promovarea osteointegrarii (contact direct ţesut osos implant, fara interpunerea unui strat celular fibros), datorita proprietatilor biochimice ale oxizilor superficiali, rezistenta buna la coroziune, uzure si oboseala, cat si un modul de elasticitate relativ scazut. Proprietatile stratului oxidic se considera unul din factori importanti ce influenteaza atat raspunsul organismului cat si comportarea implantului fabricat din astfel de materiale in timpul perioadei de utilizare. Oxizii superficiali se formeaza, in mod spontan, in aer si are o grosime a stratului de 5-10 nm. Compozitia oxidului din straturile atomice exterioare este similara cu cea a TiO_2 , modificandu-se la interfata metal/ strat oxidic intr-un amestec de oxizi (de exemplu: TiO_2, TiO, TiO_2). Desi TiO_2 este un izolator, in cazul straturilor subtiri, electronii il pot strapunge determinand modificari structurale ale proteinelor adsorbite. Grosimi mai mari de 50 nm, obtinute in general prin prelucrari mecanice, sunt suficiente pentru a preveni acest fenomen.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ „GHEORGHE ASACHI” DIN IAŞI

Tomul LV (LIX)
Fasc. 4

Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2009

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Published by the
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMANIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President: Prof. Dr. Eng. **Ion Giurma**,
Rector of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
Editor-in-Chief: Prof. Dr. Eng. **Carmen Teodosiu**,
Vice-Rector of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi
Honorary Editors: Prof. Dr. Eng. **Alfred Braier,**
Prof. Dr. Eng. **Hugo Rosman**

Editorial Staff of the Section
MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

Editors: Assoc. Prof. Dr. Eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. Prof. Dr. Eng. **Gheorghe Bădărău**
Assoc. Prof. Dr. Eng. **Petrică Vizureanu**
Honorary Editors: Prof. Dr. Eng. **Dan Gelu Găluşcă,** Prof. Dr. Eng. **Adrian Dima**
Associated Editor: Assoc. Prof.Dr. Eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)
Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University, (Spain)
Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University, (U.S.A.)
Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University, (Ukraine)
Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw, (Poland)
Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)
Assoc. Prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences, (Japan)
Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)
Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)
Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, Technical University "Gheorghe Asachi" from Iasi, (Romania)
Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest, (Romania)

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENT

DRAGOŞ-CRISTIAN ACHIȚEI, DAN GELU GALUŞCĂ, PETRICĂ VIZUREANU, ROXANA ŞTEFĂNICĂ, NICANOR CIMPOEŞU and SANDA CREȚU, ELEMENTS REGARDING THERMO MECHANICAL FATIGUE OF SHAPE MEMORY ALLOYS
MIHAI ALEXANDRU, DOINA HINCU and CONSTANTIN ALEXANDRU, COLD ROLLING FORCE. THE DETERMINATION OF THE OPTIMUM COLD ROLLING FORCE
MIHAI ALEXANDRU, ROMICA MANEA and MIRCEA ASANDULUI, MODERNISATION TRENDS IN THE COLD ROLLING AND THEORETICAL AND EXPERIMENTAL CONSIDERATIONS CONCERNING THE DETERMINATION OF THE OPTIMUM OF THE COLD ROLLING FORCE
NICUŞOR AMARIEI, CORNELIU COMANDAR and DOREL LEON, ACCUMULATION OF THE PLASTIC CREEP STRAIN ACCORDING TO STRESS AND TIME
IOANA APOSTOLESCU, PETRU MOLDOVAN, GABRIELA POPESCU and DRAGOS MARCU, FEATURES REGARDING THE HARDNESS VARIATION OF IN SITU AL/TIB_2 COMPOSITE MATERIAL
MIRCEA ASANDULUI and MIHAI ALEXANDRU, SOME ASPECTS REGARDING THE FORECAST OF THE CONSUMPTION OF ELECTRICITY IN IASI
GELU BARBU, THE FRACTURE OF ZN ALLOYS CASTED UNDER THE INFLUENCE OF VIBRATIONS
VIOREL CÂNDEA, ARGHIR GEORGE, POPA CĂTĂLIN and GLIGOR IONUȚ, STUDY ON THE MICROSTRUCTURE OF A Ni-Ti CLASS BIOMATERIAL OBTAINED BY MECHANICAL ALLOYING
ROXANA-GABRIELA CARABET ȘTEFĂNICĂ, PETRICĂ VIZUREANU and ADRIAN DIMA, THEORETICAL ASPECTS ON PRECIPITATION HARDENING OF SOME ALUMINUM ALLOYS USING THERMAL CYCLES
CARCEA IOAN and MATEI GHERGHE, ECOLOGICAL TECHNOLOGY FOR THE PREPARATION AND REGENERATION OF FOUNDRY BATCHES
MARIA ILEANA CARCEA and IOAN CARCEA, INTERDISCIPLINARY DIMENSION OF THE PREVENTION AND PROTECTION OCCUPATIONS IN THE TECHNICAL AND ECONOMIC ENVIRONMENT
R. CHELARIU, C. ROMAN, I. CARCEA, R. COMANECI, I. IONITA and S. IVANESCU, THE EFFECTS OF THE ELECTRON BEAM MELTING CONDITIONS ON THE CHEMICAL COMPOSITION OF TiNiNb ALLOY
DANIELA ACASANDREI CHICET, THERMAL SPRAYING – WHAT IS IT?
NICANOR CIMPOEŞU and SERGIU STANCIU, A SHAPE MEMORY ALLOY CHARACTERIZATION THROUGH THERMAL ANALYSIS
NICANOR CIMPOEȘU, DELIA-MARINELA AELENEI, RAMONA HANU CIMPOEȘU and NECULAI AELENEI, INFLUENCE OF CASTING PROCESS ON MICROSTRUCTURE AND CORROSION BEHAVIOUR OF A Co-Cr DENTAL ALLOY
MARIANA CIOBANU, MIRELA MAZILU and MIHAELA DIMITRESCU, THE STUDY OF THE ENVIRONMENT QUALITY IN THE MEHEDINTI COUNTY – HEAVY METALS, SEDIMENTS AND PARTICULATES
I. CIOBANU, D. FERARU, V. MONESCU, S. I. MUNTEANU, A. CRIȘAN and C. SZABO, INFLUENCE OF EXTERIOR COOLERS ON THE SOLIDIFICATION OF CAST PARTS
CORNELIU COMANDAR, NICUŞOR AMARIEI, DOREL LEON and CONSTANTIN

DUMITRACHE, CREEP TESTS AND INTERPOLATION OF RESULTS
RADU COMANECI, LUCHIAN ZAHARIA and ROMEU CHELARIU, SEVERE PLASTIC DEFORMATION BY MULTIAXIAL FORGING. A FINITE ELEMENT SIMULATION
CORĂBIERU ANIŞOARA, CORĂBIERU PETRICĂ and VASILESCU DAN DRAGOŞ, SUPERFICIAL HARDENING OF THE PLASTIC DEFORMATION TOOLS
CORĂBIERU PETRICĂ, CORĂBIERU ANIŞOARA, VASILESCU DAN DRAGOŞ, ENVIRONMENTAL ASPECTS OF MANUFACTURING TECHNOLOGIES OF COMPONENT PARTS FOR AUTO-VEHICLES
DELIU ROXANA, MANEA LILIANA ROZEMARIE AND SCARLET ROXANA, MATERIALS WITH NEGATIVE POISSON'S RATIOS AND POTENTIAL APPLICATIONS
DIA VASILE and SCANTEIANU MIHAIELA, HOT – DIP GALVANIZING . THE CHEMICAL (SEWAGE) TREATMENT PROCESS, WHIT STRAIGHT IMPLICATION TO THE ENVIRONMENT
DIA VASILE, MIRON VASILICA and SCANTEIANU NICOLAE, QUALITY PARAMETERS FROM RESIDUAL WATER, WHO ARE SPECIFIED TO TECHNOLOGICAL PROCESS OF THERMAL ZINC PLATING, AND HOT – DIP GALVANIZING
M.O.DINU, R.M.POPESCU, V.CANDEA and C. PLOSCARIU, THEORETICAL RESEARCHES REGARDING THE DETERMINATION OF MECHANICAL CHARACTERISTICS OF LOW CARBON STEEL WELDED JOINT
M.O.DINU, R.M.POPESCU, V.CANDEA and C.PLOSCARIU, HARDNESS AND METALLOGRAPHIC STRUCTURE FOR LOW CARBON STEEL BUTT WELDING USING ULTRASOUNDS DURING MOLTEN BATH SOLIDIFICATION
E.DRUGESCU, G.GURAU, F. M. BRAZ FERNANDES, C. GURAU and N. CANANAU, X-RAY DIFFRACTION ANALYSIS OF COOPER BASED SHAPE MEMORY ALLOY IN DIFFERENT STATE PLASTIC DEFORMATION
CONSTANTIN DUMITRACHE, CORNELIU COMANDAR, MIHAELA BĂRHĂLESCU and ADRIAN SABĂU, X-RAY DIFFRACTION ANALYSIS ON SUBMERGED ARC-WELDING JOINT AT CARBON STEEL
EMILIAN ENE, ADRIANA ZARA, BOGDAN NOVAC and GH. NOVAC, STAGE RESEARCH ON AMORPHOUS MATERIAL ON TYPE METALL GLASS AND THEIR CONCEQUENCE
IONUȚ GLIGOR, VIOREL CÂNDEA, CĂTĂLIN POPA and GEORGE ARGHIR, A COMPARATIVE STUDY ABOUT THE ELABORATION OF NI-TI ALLOYS THROUGH DIFFERENT METHODS
ILIESCU VIOREL, SUSAN MIHAI , CARABET ROXANA and BULANCEA VASILE, THE CALCULUS OF THE FORCE PARAMETERS IN THE DRAWING OF METALLIC WIRES/OF CYLINDRICAL SYMETRY IN ULTRASONIC FIELD
K.I. KOTSIUBIVSKA, Yu.A. BURENNIKOV, I. RUSU and I.O. SIVAK, RADIAL EXTRUSION OF WORKPIECES USING BACKPRESSURE
L.G. KOZLOV, PhD, YU.A. BURENNIKOV, PhD, and V.A. KOVALCHUK, DYNAMIC CHARACTERISTICS OF THE PROPORTIONALLY –CONTROLLED PRESSURE VALVE
DORIN LUCA and VASILE SCHIOPU, STUDIES REGARDING THE INFLUENCE OF COIL SHAPE ON DEEP-DRAWN PARTS BY ELECTROMAGNETIC FORMING
DORIN LUCA, RESEARCHES ON FORMING BEHAVIOUR OF SOME MATERIALS FOR ELECTROMAGNETIC DEEP-DRAWING
MANEA LILIANA ROZEMARIE, PANTILIMONESCU FLORIN, BERTEA

ANDREI and SCARLET ROXANA, THE MONITORING OF THE FILTRATION PROCESSES OF THE WASTE WATERS FROM THE TEXTILE INDUSTRY
MANEA LILIANA ROZEMARIE, TEODOSIU CARMEN, BERTEA ANDREI, BARJOVEANU GEORGE, MUSTERET CORINA PETRONELA, PANTILIMONESCU FLORIN and DELIU ROXANA, PROCESS CONTROL SMART SYSTEMS FOR CLEANING THE WASTE WATERS
DRAGOS MARCU, SORIN DIMITRIU, IOANA APOSTOLESCU, SIMONA BEJAN and ALINA NECSULESCU, MEASURING METHODS FOR UNDERGROUND ECONOMY
ZOLTAN MARKOS, MANUELA PERJU, PETRICĂ VIZUREANU, NICANOR CIMPOESU, DANIELA MARIA IOVĂNAŞ and RADU IOVĂNAŞ, INVESTIGATIONS OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF Ti AND Ti-6Al-4V COATINGS PRODUCED BY ELECTROSPARK DEPOSITION (ESD) ON A STEEL SUBSTRATE
MARKUS MEYER, THERMAL ANALYSIS ON METALS WITH SELECTED EXAMPLES
CONSTANTIN MIREA, THE INFLUENCE OF THE DILUTION ON THE CHEMICAL HETEROGENEITY OF THE HARDFACING LAYERS
VASILE-VIOREL MOLDOVEANU, DIANA-ANTONIA GHEORGHIU and LEONACHE DRĂGOI, RESEARCH REGARDING THE BEHAVIOUR OF HYSTERETIC ENERGY DISSIPATERS MADE OF STEEL FLAT BELT
ROLAND MORARU and GABRIEL BĂBUȚ, OCCUPATIONAL AND WORK-RELATED STRESS: MECHANISM, DIAGNOSIS AND PREVENTION
DANIELA ALINA NECSULESCU, HEAT TREATING TECHNOLOGY REGARDING ALUMINUM ALLOYS
B. NOVAC, C. PITULICE, E.C. ENE, A. ZARA and GH. NOVAC, THE INFLUENCE OF ELABORATION ON QUALITY STEEL FOR TRANSFORMER PLATE
C. PLOSCARIU, C. BANCILA, A.DRAGOMIR and R. M. POPESCU, STRESSES WITHIN WELDED FRAMES FROM MAIN STRUCTURE OF ROMANIAN HELICOPTERS
C. PLOSCARIU, C. BANCILA, A.DRAGOMIR and R. M. POPESCU, SECTION AND WELDED JOINT CHECKING FROM MAIN STRUCTURE OF ROMANIAN HELICOPTERS
GH.T. POP , I. CARCEA, NORINA FORNA , O. CIOBANU , GABRIELA CIOBANU, R. CHELARIU and MARIA DANIELA VLAD, RESEARCH REGARDING THE PROCESSING AND CLINICAL APPLICATIONS OF BIOACTIVE DENTAL METAL IMPLANTS
R.M.POPESCU, V.CATAREA, L.TAMPA and C.PLOSCARIU, THE INCREASE OF DISK HARROW DURABILITY IN ORDER TO REDUCE WORKING RESISTANCE AND FUEL CONSUMPTION
R.M. POPESCU, A.M.MARMANDIU and A. DRAGOMIR, CALCULATION OF ECONOMIC EFFICIENCY TO RECONDITIONING PROCESSES FOR DIFFERENT PIECES OF VEHICLES CONSTRUCTION
DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA, DIANA GHEORGHIU and ŞTEFAN LUCIAN TOMA, HARDNESS CHANGES ALONG THIN PIPES WALLS WELDED THROUGH A SOLID STATE PROCESS
DAN RIDICHE, ADRIAN DIMA, DIANA GHEORGHIU and OVIDIU CALANCIA, HARDNESS CHANGES INTO THE MAIN ZONES OF THE THIN PIPES TIP SEALED BY A SOLID STATE WELDING PROCESS (SINGLE PHASE ALLOYS)
M.RIPEA, R.M.POPESCU, V.CANDEA and C.PLOSCARIU, RESEARCHES

REGARDING THE INFLUENCE OF SPEED RATE FOR CENTRIFUGAL CASTING OVER CHEMICAL HOMOGENEITY OF CuPbSn ANTIFRICTION ALLOYS
M. RIPEA, R. M. POPESCU, V. CANDEA, C. PLOSCARIU, RESEARCHES REGARDING THE INFLUENCE OF MOULD SPEED RATE OVER CENTRIFUGAL CASTING PARTS MACROSTRUCTURE OF CuPbSt ANTIFRICTION ALLOYS
ROXANA SCARLET, MANEA LILIANA ROZEMARIE ANICULAESEI GHERGHINA, URSE MARIA and DELIU ROXANA, RESEARCH ON PERFORMANCES OF NANOCOATED FIBRES OF POLYETHYLENE TEREPHTALATE (PET) FOR INTELLIGENT TEXTILES
ROXANA SCARLET, ROXANA DELIU, LILIANA ROZEMARIE MANEA and FLORIN PANTILIMONESCU, RESEARCH ON THE ACHIEVEMENT OF THE TEXTILE STRUCTURES EMBEDDED IN SMART SYSTEMS FOR REMOTE MONITORING OF THE NEUROMOTOR RECOVERY
VASILE SCHIOPU and DORIN LUCA, OPTIMIZATION OF ROTARY SWAGING TECHNOLOGY USING 3D CAD MODELLING AND FEM SIMULATION
SOARE VASILE, GURGU CONSTANTIN, MITRICA DUMITRU, TÂRCOLEA MIHAI and ROMAN COSTEL, TITANIUM ALLOY MATRIX COMPOSITES OBTAINING BY AN ELECTROCHEMICAL PROCESS
STANCIU MARIANA, CURTU IOAN, ROSCA CALIN, SAVIN ADRIANA and STEIGMANN ROZINA, THE INFLUENCES OF BOUNDARY CONDITIONS ON THE DYNAMIC BEHAVIOUR OF LIGNO-CELLULOSE COMPOSITE PLATES
MARIANA STANCIU, IOAN CURTU, NICOLAE CRETU and RAIMOND GRIMBERG, RESEARCHES CONCERNING THE DYNAMIC BEHAVIOUR OF LIGNO-CELLULOSE PLATES WITH DIFFERENT STIFFENING BRACES
CRISTINA MARIA STOICA, VIEWPOINTS REGARDING THE HUMAN RESOURCES MANAGEMENT IN MATERIAL INDUSTRY
CRISTINA MARIA STOICA, STRATEGIC OUTSOURCING IN MATERIAL INDUSTRY
MARIA STOICANESCU, MOISA STRUL and IOAN GIACOMELLI, STUDIES THROUGH AUGER ELECTRONIC SPECTROSCOPY AND X RAY ON THE RESULTS OF HEAT TREATMENTS APPLIED TO ALUMINUM ALLOYS
SURCEL DIDI, DANA DABALA, CSABA SZANTO, MARIANA BOTOC, SEPTIMIU TOADER and OVIDIU ROTARU, CELLULAR RESPONSE IN EXPERIMENTAL EXPOSURE TO ELECTROMAGNETIC FIELDS
IRINA SURDU, DAN GELU GALUSCA, CARMEN NEJNERU, IULIAN IONITA, GHEORGHE BADARAU and MARCEL AGOP, THE CONTROL OF DIFFUSION WITH DRIFT-TYPE STOKES
DANIELA SUTEU, DOINA BILBA and GABRIELA RUSU, FIBROUS MATERIALS FOR DYES REMOVAL FROM TEXTILE WASTEWATERS: KINETIC AND THERMODYNAMIC STUDY
GEORGE DANIEL TANASIEVICI, GABRIELA CĂLDĂRESCU, GEORGE ALBULESCU, CONSTANTIN BACIU, THOUGHT AND CREATIVITY IN RISK EVALUATION
TIMOFTE NĂSTACA and BOGDAN NICOLAU, THE MODIFICATION OF TITAN SURFACE THROUGH THE ELECTROCHEMICAL ACTIVATION, BIOMIMETIC AND ELECTROCHEMICAL DEPOSIT OF THE CALCIUM PHOSPHATES
TIMOFTE NĂSTACA and BOGDAN NICOLAU, THE COMBINED CHEMICAL-ELECTROCHEMICAL ACTIVATION OF THE TITAN SURFACE AND THE ELECTROCHEMICAL DEPOSIT
ST. L. TOMA, D.G. GĂLUŞCĂ, C. BACIU, CLAUDIA TANASE and C. BEJINARIU,

THE INFLUENCE OF THE SEMI ANGLE CONVERGENCE OF FRONT NOZZLE ON THE LAYERS POROSITY LAYERS FROM ST-MET4 OBTAINED BY THERMAL SPRAYING IN AN ACTIVATED ELECTRIC ARC
ST. L. TOMA, D.G. GĂLUŞCĂ, DIANA GHEORGHIU' GABRIELA TOMA and MARIA BACIU, THE INFLUIENCE OF THE DISTANCE BETWEEN "THE FRONTAL NOZZLE AND THE ELECTRIC ARC" ON 100Cr6 LAYERS ADHERENCE OBTAINED THROUGH THERMAL SPRAYING IN ACTIVATED ELECTRIC ARC
ST. L.TOMA, D.G. GALUSCA, M SUSAN, GABRIELA TOMA, MONICA LOHAN and OANA ȚĂNCULESCU, THE MATHEMATICAL MODEL OF THE ALUMINIUM PARTICLES MOTION SPRAYED IN ACTIVATED ELECTRIC ARC
BELA VARGA, STUDIES AND RESEARCH ON THE EUTECTOID TRANSFORMATION IN THE Zn-Al SYSTEM
VIOLETA VASILACHE, SONIA GUTT TRAIAN VASILACHE and GHEORGHE GUTT, EQCM USES FOR THE STUDY IN SITU OF NICKEL AND ZINC-NICKEL ALLOY ELECTROPLATING PROCESS
VASILESCU DAN DRAGOŞ, CORĂBIERU ANIŞOARA and CORĂBIERU PETRICĂ, INFLUENCE OF THE MAIN TECHNOLOGICAL PARAMETERS ON THE CHARACTERISTICS OF THE PLASTIC DEFORMATION TOOLS
PETRICA VIZUREANU, THE SOLAR ENERGY USED FOR MATERIALS PROCESSING
LUCHIAN ZAHARIA, ROMEU CHELARIU, RADU COMANECI, ADRIAN DINESCU, DRAGOŞ CRISTIAN ACHIȚEI, MICROSTRUCTURAL INVESTIGATIONS ON SOME NANOCRISTALLYNE METALIC MATERIALS OBTAINED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION (SPD) TECHNIQUES
FLORIAN ZĂMAN, ANDREI PREDESCU, GH. GH. CALEA, MARIA NICOLAE, PROPULSION FURNACE MODERNIZATION FROM A HOT STRIP ROLLING MILL

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CUPRINS

DRAGOŞ - CRISTIAN ACHIȚEI, DAN GELU GALUŞCĂ, PETRICĂ VIZUREANU, ROXANA ŞTEFĂNICĂ, NICANOR CIMPOEŞU și SANDA CREȚU, ELEMENTE PRIVIND OBOSEALA TERMOMECANICA A ALIAJELOR CU MEMORIA FORMEI
MIHAI ALEXANDRU, DOINA HINCU și CONSTANTIN ALEXANDRU, FORTA LA LAMINARE LA RECE. DETERMINAREA FORTEI OPTIME LA LAMINAREA LA RECE
MIHAI ALEXANDRU, ROMICA MANEA și MIRCEA ASANDULUI, CURENTUL DE MODERNIZARE IN LAMINAREA LA RECE SI COSIDERATII EXPERIMENTALE PRIVIND DETERMINAREA FORTEI OPTIME DE LAMINARE LA RECE
NICUŞOR AMARIEI, CORNELIU COMANDAR și DOREL LEON, ACUMULAREA DEFORMAȚIILOR PLASTICE DE FLUAJ ÎN FUNCȚIE DE TENSIUNE ŞI TIMP
IOANA APOSTOLESCU, PETRU MOLDOVAN, GABRIELA POPESCU și DRAGOS MARCU, ASPECTE PRIVIND VARIATIA DURITATII MATERIALULUI COMPOZIT AL/TIB_2 IN SITU
MIRCEA ASANDULUI și MIHAI ALEXANDRU, DEPENDENTA DINTRE VITEZA DE DEFORMARE SI REZISTENTA LA DEFORMARE A OTELURILOR INALT ALIATE
GELU BARBU, RUPEREA ALIAJELOR DE ZINC TURNATE SUB INFLUENTA VIBRATIILOR
VIOREL CÂNDEA, ARGHIR GEORGE, POPA CĂTĂLIN și GLIGOR IONUȚ, STUDII ASUPRA MICROSTRUCTURII UNUI BIOMATERIAL CLASA NI-TI OBȚINUT PRIN ALIERE MECANICĂ
ROXANA-GABRIELA CARABET ŞTEFĂNICĂ, PETRICĂ VIZUREANU și ADRIAN DIMA, ASPECTE TEORETICE CU PRIVIRE LA PRECIPITAREA DE DURIFICARE A UNOR ALIAJE DE ALUMINIU FOLOSIND CICLICURI TERMICE
CARCEA IOAN și MATEI GHERGHE, TEHNOLOGIE ECOLOGICĂ DE PREPARARE ŞI REGENERARE A MATERIALELOR DE TURNĂTORIE
MARIA ILEANA CARCEA și IOAN CARCEA, DIMENSIUNEA INTERDISCIPLINARĂ A OCUPAȚIILOR DE PREVENIRE ŞI PROTECȚIE ÎN MEDIUL TEHNIC ŞI ECONOMIC
R. CHELARIU, C. ROMAN, I. CARCEA, R. COMANECI, I. IONITA și S. IVANESCU, EFECTELE CONDITIILOR DE TOPIRE CU FASCICUL DE ELECTRONI ASUPRA COMPOZITIEI CHIMICE A ALIAJULUI TiNiNb
DANIELA ACASANDREI CHICET, PULVERIZAREA TERMICA – CE ESTE?
NICANOR CIMPOEŞU și SERGIU STANCIU, CARACTERIZAREA UNUI ALIAJ CU MEMORIA FORMEI PRIN ANALIZE TERMICE
NICANOR CIMPOEȘU, DELIA-MARINELA AELENEI, RAMONA HANU CIMPOEȘU și NECULAI AELENEI, INFLUENȚA PROCESULUI DE TURNARE ASUPRA MICROSTRUCTURII ŞI COMPORTAMENTULUI LA COROZIUNE A UNUI ALIAJ DENTAR Co-Cr
CIOBANU MARIANA, MAZILU MIRELA și DIMITRESCU MIHAELA, STUDII ASUPRA CALITATII MEDIULUI INCONJURATOR IN TINUTUL MEHEDINTI – METALE GRELE, SEDIMENTE SI PARTICULE
I. CIOBANU, D. FERARU, V. MONESCU, S. I. MUNTEANU, A. CRIȘAN și C. SZABO, INFLUENȚA RĂCITORILOR EXTERIORI ASUPRA SOLIDIFICĂRII PIESELOR TURNATE
CORNELIU COMANDAR, NICUŞOR AMARIEI, DOREL LEON și CONSTANTIN

DUMITRACHE, INTERPOLAREA REZULTATELOR OBȚINUTE PRIN ÎNCERCĂRI DE FLUAJ
RADU COMANECI, LUCHIAN ZAHARIA și ROMEU CHELARIU, DEFORMAREA PLASTICA SEVERA PRIN PROCEDEUL FORJARII MULTIAXIALE. O SIMULARE PRIN METODA ELEMENTULUI FINIT
CORĂBIERU ANIŞOARA, CORĂBIERU PETRICĂ și VASILESCU DAN DRAGOŞ, DURIFICAREA SUPERFICIALĂ A SCULELOR DE DEFORMARE PLASTICĂ
CORĂBIERU PETRICĂ, CORĂBIERU ANIŞOARA și VASILESCU DAN DRAGOŞ, ASPECTE ECOLOGICE PRIVIND TEHNOLOGIILE DE FABRICAȚIE ALE COMPONENTELOR AUTO METALICE
DELIU ROXANA, MANEA LILIANA ROZEMARIE și SCARLET ROXANA, MATERIALE CU COEFICIENT POISSON NEGATIV ŞI POTENȚIALE APLICAȚII
DIA VASILE și SCANTEIANU MIHAIELA, GALVANIZARE HOT-DIP PROCESUL DE TRATARE CHIMICA A APELOR REZIDUALE INDUSTRIALE, CU IMPLICATII DIRECTE ASUPRA MEDIULUI INCANJURATOR
DIA VASILE, MIRON VASILICA și SCANTEIANU NICOLAE, PARAMETRII DE CALITATE AI APELOR REZIDUALE SPECIFICATI IN PROCESUL DE ACOPRIRE CU ZINC SI GALVANIZARE "HOT-DIP."
M.O.DINU, R.M.POPESCU, V.CANDEA și C.PLOSCARIU, CERCETARI TEORETICE PRIVIND DETERMINAREA CARACTERISTICILOR MECANICE ALE IMBINARII SUDATE DIN OTEL CU CONTINUT SCAZUT DE CARBON
M.O.DINU, R.M.POPESCU, V.CANDEA și C.PLOSCARIU, HARDNESS AND METALLOGRAPHIC STRUCTURE FOR LOW CARBON STEEL BUTT WELDING USING ULTRASOUNDS DURING MOLTEN BATH SOLIDIFICATION
E.DRUGESCU, G.GURAU, F. M. BRAZ FERNANDES, C. GURAU și N CANANAU, ANALIZA CU RADIAȚII X-A UNUI ALIAJ CU MEMORIA FORMEI CU BAZA CUPRU ÎN DIFERITE STADII ALE PRELUCRĂRII PLASTICE
CONSTANTIN DUMITRACHE, CORNELIU COMANDAR, MIHAELA BĂRHĂLESCU și ADRIAN SABĂU, CERCETĂRI DIFRACTOGRAFICE CU RAZE X ASUPRA ÎMBINĂRILOR SUDATE CAP LA CAP
EMILIAN ENE, ADRIANA ZARA, BOGDAN NOVAC și GH. NOVAC, STADIUL CERCETARILOR ASUPRA MATERIALULUI AMORF SI CARACTERISTICILOR LOR
IONUȚ GLIGOR, VIOREL CÂNDEA, CĂTĂLIN POPA și GEORGE ARGHIR, STUDIU COMPARATIVE PRIVIND ELABORAREA ALIAJELOR NI-TI PRIN DIFERITE METODE
ILIESCU VIOREL, SUSAN MIHAI, CARABET ROXANA și BULANCEA VASILE, CALCULUL PARAMETRILOR DE FORTA LA TREFILAREA SARMELOR METALICE DE SIMETRIE CILINDRICA IN CAMP ULTRASONOR
K.I. KOTSIUBIVSKA, Yu.A. BURENNIKOV, I. RUSU și I.O. SIVAK, EXPULZAREA RADIALA A PIESELOR DE LUCRU FOLOSIND PRESIUNEA
L.G. KOZLOV, YU.A. BURENNIKOV, și V.A. KOVALCHUK, CARACTERISTICILE DINAMICE ALE PRESIUNII PROPORȚIONAL REGLATĂ A UNEI VALVE
DORIN LUCA și VASILE SCHIOPU, STUDII PRIVIND INFLUENTA FORMEI BOBINEI ASUPRA PIESELOR AMBUTISATE PRIN DEFORMARE ELECTROMAGNETICA
DORIN LUCA, CERCETARI ASUPRA COMPORTARII LA DEFORMARE A UNOR MATERIALE PENTRU AMBUTISARE ELECTROMAGNETICA
MANEA LILIANA ROZEMARIE, PANTILIMONESCU FLORIN, BERTEA ANDREI și SCARLET ROXANA, MONITORIZAREA PROCESELOR DE FILTRARE A APELOR REZIDUALE DIN INDUSTRIA TEXTILA

MANEA LILIANA ROZEMARIE, TEODOSIU CARMEN, BERTEA ANDREI, BARJOVEANU GEORGE, MUSTERET CORINA PETRONELA, PANTILIMONESCU FLORIN și DELIU ROXANA, PROCESS CONTROL SMART SYSTEMS FOR CLEANING THE WASTE WATERS
DRAGOS MARCU, SORIN DIMITRIU, IOANA APOSTOLESCU, SIMONA BEJAN și ALINA NECSULESCU, METODE DE MASURARE A ECONMIEI SUBTERANE
ZOLTAN MARKOS, MANUELA PERJU, PETRICĂ VIZUREANU, NICANOR CIMPOESU, DANIELA MARIA IOVĂNAŞ și RADU IOVĂNAŞ, STUDIUL STRUCTURII ŞI PROPRIETĂȚILOR STRATURILOR DE Ti ŞI Ti-6Al-4V DEPUSE PE OȚELURI PRIN SCÂNTEI ELECTRICE
MARKUS MEYER, THERMAL ANALYSIS ON METALS WITH SELECTED EXAMPLES
CONSTANTIN MIREA, INFLUENȚA DILUȚIEI ASUPRA NEOMOGENITĂȚII CHIMICE A STRATURILOR DE ALIAJE DURE DEPUSE PRIN SUDARE
VASILE-VIOREL MOLDOVEANU, DIANA-ANTONIA GHEORGHIU și LEONACHE DRĂGOI, CERCETĂRI PRIVIND COMPORTAREA DISIPATORILOR HISTERETICI DE ENERGIE DIN PLATBANDE DE OȚEL
ROLAND MORARU și GABRIEL BĂBUȚ, STRESUL ÎN MUNCĂ: MECANISM, DIAGNOSTICARE ŞI PREVENIRE
DANIELA ALINA NECSULESCU, TEHNOLOGIA DE TRATAMENT TERMIC PENTRU ALIAJE DE ALUMINU
B. NOVAC, C. PITULICE, E.C. ENE, A. ZARA și GH. NOVAC, INFLUENȚA ELABORĂRII ASUPRA CALITĂȚII OȚELULUI PRIN ZONA DE TRANSFORMARE
C. PLOSCARIU, C. BANCILA, A.DRAGOMIR și R. M. POPESCU, EFORTURI IN CADRELE SUDATE ALE STRUCTURILOR CENTRALE ALE ELICOPTERELOR ROMANESTI
C. PLOSCARIU, C. BANCILA, A.DRAGOMIR și R. M. POPESCU, VERIFICAREA SECTIUNILOR SI A IMBINARILOR SUDATE DIN STRUCTURILE CENTRALE ALE ELICOPTERELOR ROMANESTI
GH.T. POP, I. CARCEA, NORINA FORNA, O. CIOBANU, GABRIELA CIOBANU, R. CHELARIU și MARIA DANIELA, VLAD, CERCETARI PRIVIND PROCESAREA SI APLICATIILE CLINICE A IMPLANTELOR METALICE DENTARE BIOACTIVE
R.M.POPESCU, V.CATAREA, L.TAMPA și C.PLOSCARIU, CRESTEREA DURABILITATII GRAPELOR CU DISCURI, REDUCEREA REZISTENTELOR DE LUCRU SI A CONSUMULUI DE COMBUSTIBIL
R.M. POPESCU, A.M.MARMANDIU și A. DRAGOMIR, CALCULUL EFICIENȚEI ECONOMICE LA PROCESELE DE RECONDITIONARE PENTRU DIFERITE PIESE DIN CONSTRUCTIA AUTOVEHICOLELOR
DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA, DIANA GHEORGHIU și ŞTEFAN LUCIAN TOMA, MODIFICĂRI DE DURITATE DE-A LUNGUL PEREȚILOR TUBURILOR SUDATE PRINTR-UN PROCES DE SUDARE ÎN STARE SOLIDĂ.
DAN RIDICHE, ADRIAN DIMA, DIANA GHEORGHIU și OVIDIU CALANCIA, MODIFICĂRI ALE DURITĂȚII ÎN PRINCIPALELE ZONE ALE VÂRFULUI ȚEVILOR SUBȚIRI ETANŞATE PRINTR-UN PROCESS DE SUDARE ÎN STARE SOLIDĂ (ALIAJE MONOFAZICE)
M.RIPEA, R.M.POPESCU, V.CANDEA și C.PLOSCARIU, CERCETARI PRIVIND INFLUENTA TURATIEI LA TURNAREA CENTRIFUGALA ASUPRA OMOGENITATII CHIMICE A ALIAJELOR ANTIFRICTIUNE CU-PB-ST
M. RIPEA, R. M. POPESCU, V. CANDEA și C. PLOSCARIU, CERCETARI PRIVIND INFLUENTA TURATIEI FORMEI ASUPRA MACROSTRUCTURII PIESELOR

TURNATE CENTRIFUGAL DIN ALIAJE ANTIFRICTIUNE CU-PB-ST
ROXANA SCARLET, MANEA LILIANA ROZEMARIE ANICULAESEI GHERGHINA, URSE MARIA și DELIU ROXANA, CERCETARI ASUPRA PERFORMANTELOR FIRELOR PET PENTRU OBTINEREA DE TEXTILE INTELIGENTE
ROXANA SCARLET, ROXANA DELIU, LILIANA ROZEMARIE MANEA și FLORIN PANTILIMONESCU, CERCETARI PRIVIND REALIZAREA DE STRUCTURI TEXTILE INTEGRABILE ÎN SISTEME INTELIGENTE PENTRU MONITORIZAREA LA DISTANȚĂ A PROCESELOR DE RECUPERARE NEUROMOTORIE
VASILE SCHIOPU și DORIN LUCA, OPTIMIZAREA TEHNOLOGIEI DE FORJARE ROTATIVĂ FOLOSIND MODELAREA CAD 3D ŞI SIMULAREA MEF
SOARE VASILE, GURGU CONSTANTIN, MITRICA DUMITRU, TÂRCOLEA MIHAI și ROMAN COSTEL, OBTINEREA DE COMPOZITE CU MATRICE DE ALIAJE DE TITAN PRINTR-UN PROCES ELECTROCHIMIC
STANCIU MARIANA, CURTU IOAN, ROSCA CALIN, SAVIN ADRIANA și STEIGMANN ROZINA, INFLUENTA CONDITIILOR PE FRONTIERA ASUPRA COMPORTARII DINAMICE A PLACILOR COMPOZITE LIGNOCELULOZICE
MARIANA STANCIU, IOAN CURTU, NICOLAE CRETU și RAIMOND GRIMBERG, CERCETARI PRIVIND COMPORTAREA DINAMICA A PLACILOR LIGNOCELULOZICE CU DIFERITE BARE DE RANFORSARE
CRISTINA MARIA STOICA, CONSIDERAȚII PRIVIND MANAGEMENTUL RESURSELOR UMANE ÎN INDUSTRIA MATERIALELOR
CRISTINA MARIA STOICA, EXTERNALIZAREA STRATEGICĂ ÎN INDUSTRIA MATERIALELOR
MARIA STOICANESCU, MOISA STRUL și IOAN GIACOMELLI, STUDIU ASUPRA SPECTROSCOPIEI AUGER CU RAXE X PE BAZA REZULTATELOR TRATAMENTELOR TERMICE APLICATE ALIAJELOR DE ALUMINIUM
SURCEL DIDI, DANA DABALA, CSABA SZANTO, MARIANA BOTOC, SEPTIMIU TOADER și OVIDIU ROTARU, RASPUNSUL CELULAR IN EXPUNEREA LA CAMPURI ELECTROMAGNETICE. STUDII EXPERIMENTALE
IRINA SURDU, DAN GELU GALUSCA, CARMEN NEJNERU, IULIAN IONITA, GHEORGHE BADARAU și MARCEL AGOP CONTROLUL DIFUZIEI PRIN DRIFT DE TIP STOKES
DANIELA SUTEU, DOINA BILBA și GABRIELA RUSU, MATERIALE FIBROASE PENTRU RETINEREA COLORANTILOR DIN EFLUENTI TEXTILI: STUDIU CINETIC SI TERMODINAMIC
GEORGE DANIEL TANASIEVICI, GABRIELA CĂLDĂRESCU, GEORGE ALBULESCU și CONSTANTIN BACIU, GÂNDIRE CREATIVĂ ÎN EVALUAREA RISCURILOR
TIMOFTE NĂSTACA și BOGDAN NICOLAU, I. MODIFICAREA SUPRAFEȚEI TITANULUI PRIN ACTIVARE ELECTROCHIMICĂ, DEPUNERE BIOMIMETICĂ ŞI ELECTROCHIMICĂ A FOSFAȚILOR DE CALCIU
TIMOFTE NĂSTACA și BOGDAN NICOLAU, II. ACTIVAREA COMBINATĂ CHIMICĂ-ELECTROCHIMICĂ A SUPRAFEȚEI TITANULUI ŞI DEPUNEREA ELECTROCHIMCĂ
ST. L. TOMA, D.G. GĂLUŞCĂ, C. BACIU, CLAUDIA TANASE și C. BEJINARIU, INFLUENTA SEMIUNGHIULUI DE CONVERGENTA A DUZEI FRONTALE ASUPRA POROZITATII STRATURILOR DIN ST MET4 OBTINUTE PRIN PULVERIZARE TERMICA IN ARC ELECTRIC ACTIVAT

ST. L. TOMA, D.G. GĂLUŞCĂ, DIANA GHEORGHIU GABRIELA TOMA și MARIA BACIU, INFLUENTA DISTANTEI “DUZAFRONTALA –ARC ELECTRIC” ASUPRA ADERENTEI STRATURILOR DIN 100Cr6 OBTINUTE PRIN PULVERIZARE TERMICA IN ARC ELECTRIC ACTIVAT
ST. L.TOMA, D.G. GALUSCA, M SUSAN, GABRIELA TOMA, MONICA LOHAN și OANA ȚĂNCULESCU, MODELUL MATHEMATIC AL DINAMICII PARTICULELOR DE ALUMINIU PULVERIZATE IN ARC ELECTRIC ACTIVAT
BELA VARGA, STUDII SI CERCETARI CU PRIVIRE LA TRANSFORMAREA EUTECTOIDA DIN SISTEMUL Zn-Al
VIOLETA VASILACHE, SONIA GUTT* TRAIAN VASILACHE și GHEORGHE GUTT, EQCM UTILIZATĂ ÎN STUDIUL IN SITU A PROCESELOR DE ELECTRODEPUNERE A NICHELULUI ŞI ALIAJELOR ZINC-NICHEL
VASILESCU DAN DRAGOŞ, CORĂBIERU ANIŞOARA și CORĂBIERU PETRICĂ, INFLUENȚA PRINCIPALILOR PARAMETRI TEHNOLOGICI ASUPRA CARACTERISTICILOR SCULELOR DE DEFORMARE PLASTTICĂ
PETRICA VIZUREANU, ENERGIA SOLARA FOLOSITA PENTRU PROCESAREA MATERIALELOR
LUCHIAN ZAHARIA, ROMEU CHELARIU, RADU COMANECI, ADRIAN DINESCU și DRAGOŞ CRISTIAN ACHIȚEI, INVESTIGAȚII MICROSTRUCTURALE ASUPRA UNOR MATERIALE METALICE NANOCRISTALINE OBȚINUTE PRIN TEHNICI DE DEFORMARE PLASTICĂ SEVERĂ
FLORIAN ZĂMAN, ANDREI PREDESCU*, GH. GH. CALEA și MARIA NICOLAE, MODERNIZAREA UNUI CUPTOR CU PROPULSIE DINTR-UN LAMINOR CU BENZI LA CALF

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Tomul LV (LIX), fasc.4 2009
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ELEMENTS REGARDING THERMO MECHANICAL FATIGUE OF SHAPE MEMORY ALLOYS

BY

DRAGOŞ - CRISTIAN ACHIŢEI, DAN GELU GALUŞCĂ, PETRICĂ VIZUREANU, ROXANA ŞTEFĂNICĂ, NICANOR CIMPOEŞU, SANDA CREŢU

Abstract: The paper presents theoretical aspects regarding thermo-mechanical fatigue of metallic alloys as well as aspects specific to copper base memory shape alloys.

ELEMENTE PRIVIND OBOSEALA TERMOMECANICA A ALIAJELOR CU MEMORIA FORMEI

Rezumat: Lucrarea prezintă aspecte teoretice cu privire la oboseala termomecanică a aliajelor metalice, precum si aspecte specifice aliajelor cu memoria formei baza Cu.

COLD ROLLING FORCE. THE DETERMINATION OF THE OPTIMUM COLD ROLLING FORCE

BY

MIHAI ALEXANDRU, DOINA HINCU and CONSTANTIN ALEXANDRU

Abstract: The paper presents modern way to get cold rolling products, and also presents a mathematical model of the process, combined whit a Bland and Ford model for determination a optimum of the cold rolling force.

FORTA LA LAMINARE LA RECE. DETERMINAREA FORTEI OPTIME LA LAMINAREA LA RECE

Rezumat: Lucrarea de fata prezinta modalitati moderne de executare a produselor prin laminare la rece, si de asemenea prezinta un model matematic al procesului, combinata cu modelul lui Bland si Ford pentru determinarea fortei optime la laminarea la rece.

MODERNISATION TRENDS IN THE COLD ROLLING AND THEORETICAL AND EXPERIMENTAL CONSIDERATIONS CONCERNING THE DETERMINATION OF THE OPTIMUM OF THE COLD ROLLING FORCE

BY

MIHAI ALEXANDRU, ROMICA MANEA and MIRCEA ASANDULUI

Abstract: Because the cold rolling mills use a considerable quantity of energy and materials it appears the necessity to optimise the technological parameters that are being involved in the process. The paper shows the way of optimisation of the cold deformation force using a technical optimation criterion of the deformation limit and the practical solving of the problem with the program ALGOR 9.0 FEA Processing system.

CURENTUL DE MODERNIZARE IN LAMINAREA LA RECE SI COSIDERATII EXPERIMENTALE PRIVIND DETERMINAREA FORTEI OPTIME DE LAMINARE LA RECE

Rezumat: Deoarece laminarea la rece utilizeaza o mare cantitate de energie apare necesitatea optimizarii parametrilor tehnologici implicati in proces. Lucrarea prezinta o metoda de optimizare pentru forta de deformare folosind criterii optime de limita a deformarii cu ajutorul programului ALGOR 9.0.

ACCUMULATION OF THE PLASTIC CREEP STRAIN ACCORDING TO STRESS AND TIME

BY

NICUŞOR AMARIEI, CORNELIU COMANDAR and DOREL LEON

Abstract: The paper presents the research of the authors did to determine the creep behaviour of a low alloy steel at 500°C and at stresses before 110 and 140 MPa. By results extrapolation, an analytical expression are obtained and graphically presented.

ACUMULAREA DEFORMAŢIILOR PLASTICE DE FLUAJ ÎN FUNCŢIE DE TENSIUNE ŞI TIMP

Rezumat: Lucrarea prezintă cercetările autorilor referitoare la determinarea comportării la fluaj a unui oţel slab aliat la temparatura de 500ºC şi la patru tensiuni: 110, 120, 130 şi 140 MPa. Prin interpolarea rezultatelor a fost obţinută şi reprezentată grafic expresia analitică pentru deformaţiile plastice acumulate în funcţie de tensiune şi timp.

FEATURES REGARDING THE HARDNESS VARIATION OF *IN SITU* AL/TIB$_2$ COMPOSITE MATERIAL

BY

IOANA APOSTOLESCU, PETRU MOLDOVAN, GABRIELA POPESCU and DRAGOS MARCU

Abstract: This papers aims to explain some characteristics of the hardness variation for Al/TiB$_2$ composite materials obtained by in melt reaction. The samples obtained were studied from microstructural point of view and then the hardness of the samples was tested and the results are presented above. The technique describe is a simple one, the results obtained are fulfilling.

ASPECTE PRIVIND VARIATIA DURITATII MATERIALULUI COMPOZIT AL/TIB$_2$ IN SITU

Rezumat: Aceasta lucrare prezinta cate caracteristici ale variatiei duritatii compositelor de tip Al/TiB$_2$ obtinute prin reactie in topitura. Probele obtinute au fost studiate din punct de vedere microstructural si apoi s-a testat duritatea probelor iar rezulatele au fost presentate in lucrarea de fata. Tecnica de obtinere presentata in lucrare este una simpla iar rezultatele obtinute au fost promitatoare.

SOME ASPECTS REGARDING THE FORECAST OF THE CONSUMPTION OF ELECTRICITY IN IASI

BY

MIRCEA ASANDULUI and MIHAI ALEXANDRU*

Abstract: The paper aims to analyze some aspects concerning consumption of electricity in Iasi. Based on monthly average consumption, we want to identify the trend in electricity consumption and to forecast values for the next period. The paper is based on data representing monthly average consumption of electricity in Iasi in the period 2007-2008 and the forecast is made for year 2009. The results show that trends in consumption of electricity exist and highlight the fact that the electricity supplier must make a strategic plan while resizing capacity and energy that can be supplied.

DEPENDENTA DINTRE VITEZA DE DEFORMARE SI REZISTENTA LA DEFORMARE A OTELURILOR INALT ALIATE

Rezumat: Lucrarea are scopul de a analiza unele aspecte cu privire la consumul de energie electrică din Iasi. Pe baza consumului mediu lunar, ne dorim identificarea de tendinţe în consumul de energie electrică şi prognoza valorilor pentru perioada următoare. Lucrarea se bazează pe date care reprezintă media lunară a consumului de energie electrică din municipiul Iaşi, în perioada 2007-2008 şi prognoza se face pentru anul 2009. Rezultatele arată că există tendinţe sezoniere a consumului de energie electrică şi scoate în evidenţă faptul că furnizorul de

energie electrică trebuie să facă un plan strategic în timp pentru a îşi dimensiona corect capacitatea energetcią care pot fi furnizată.

THE FRACTURE OF ZN ALLOYS CASTED UNDER THE INFLUENCE OF VIBRATIONS

BY
GELU BARBU

Abstract: The researches have been made on a zinc alloy with 2%Pb, 0,2%Cd and 0,1%Fe. There have been made determinations on two types of samples, with rectangular and circular sections, casted under static and dinamic conditions. Two types of sections have been utilized in order to show the influence of the shape of the specimen. Casting in dinamic conditions has been made by two means – vibration on a horizontal direction and horizontal-circular vibration. The samples have been broken and we studied the way this happened at both macrostructural and microstructural level.

RUPEREA ALIAJELOR DE ZINC TURNATE SUB INFLUENTA VIBRATIILOR

Rezumat: Cercetarile s-au efectuat asupra unui aliaj de zinc cu 2%Pb, 0,2%Cd şi 0,1%Fe. S-au realizat determinări pe două tipuri de epruvete, cu secţiune dreptunghiulară şi circulară, turnate în condiţii statice şi dinamice. S-au utilizat două tipuri de secţiuni pentru a pune în evidenţă influenţa formei epruvetei. Turnarea în condiţii dinamice s-a realizat prin două modalităţi – vibrare pe o direcţie orizontală şi vibrare circular orizontală. Epruvetele au fost rupte şi s-a studiat modul de rupere al acestora atât la nivel macro cât şi microstructural.

STUDY ON THE MICROSTRUCTURE OF A Ni-Ti CLASS BIOMATERIAL OBTAINED BY MECHANICAL ALLOYING

BY
VIOREL CÂNDEA, ARGHIR GEORGE, POPA CĂTĂLIN and GLIGOR IONUŢ

Abstract. The authors concern in the presented study was to obtain a Ni-Ti class (Nitinol) alloy with a 50/50 atomic ratio through mechanical alloying starting from high purity elemental powders. The alloy will be used for obtaining biocompatible products with medical applications. The equiatomic composition was chosen because it is responsible for the special characteristics of Nitinol. The technology of mechanical alloying was chosen for obtaining products with porosity with a reduced specific weight and an improved osseo-integration capability. The obtained samples were characterized by means of optical and electronic microscopy and through X-Ray diffraction analysis. The biocompatibility was tested on live subjects in laboratory conditions according to international standards.

STUDII ASUPRA MICROSTRUCTURII UNUI BIOMATERIAL CLASA NI-TI OBŢINUT PRIN ALIERE MECANICĂ

Rezumat. Preocupările autorilor în prezentul studiu au vizat obţinerea unui aliaj clasa Ni-Ti (NiTinol) cu raport atomic 50/50 prin aliere mecanică, pornind de la pulberi elementale de mare puritate. Aliajul este destinat obţinerii de produse biocompatibile cu aplicaţii medicale. Compoziţia echiatomică aleasă este responsabilă pentru asigurarea caracteristicilor speciale ale Nitinol-ului. S-a optat pentru tehnologia alierii mecanice în ideea obţineri unor produse poroase cu greutate specifică redusă şi capacitate de osteointegrare îmbunătăţită. Probele obţinute au fost caracterizate prin intermediul microscopiei optice şi electronice şi prin analize de difracţie cu raze X. Biocompatibilitatea a fost testată pe subiecţi vii în condiţii de laborator conform standardelor internaţionale.

THEORETICAL ASPECTS ON PRECIPITATION HARDENING OF SOME ALUMINUM ALLOYS USING THERMAL CYCLES

BY

ROXANA-GABRIELA CARABET ŞTEFĂNICĂ, PETRICĂ VIZUREANU and ADRIAN DIMA

Abstract: The paper presents precipitation hardening of some heat treatable aluminum alloys using thermal cycles. The condition necessary for producing precipitation reaction is decreasing solid solution solubility with temperature. The strength and hardness of some aluminum alloys may be enhanced by the formation of extremely small uniformly dispersed particles within matrix and this must be accomplished by an appropriate heat treatment. This process is called "precipitation hardening" or "ageing hardening" and involves three distinct steps: solution quenching to minimize segregation and to create a supersaturated solid solution and ageing to ease the formation of precipitates, which strengthen the alloy by interfering with dislocations movement.

ASPECTE TEORETICE CU PRIVIRE LA PRECIPITAREA DE DURIFICARE A UNOR ALIAJE DE ALUMINIU FOLOSIND CICLICURI TERMICE

Rezumat: Lucrarea prezintă precipitarea de durificare a unor aliaje de aluminiu tratabile termic. Condiția necesară producerii reacției de precipitare este scăderea o dată cu temperatura a solubilității soluției solide. Duritatea și rezistența unor aliaje de aluminiu poate fi intensificată prin formarea de particule foarte mici uniform dispersate în matrice și se poate realiza printr-un tratament termic adecvat. Acest proces se numește durificare prin precipitare sau durificare prin îmbătrânire și implică trei pași distincți: călire de punere în soluție pentru a minimiza segregarea și a crea o soluție solidă suprasaturată și îmbătrânire pentru a ușura formarea precipitatelor care durifică aliajul intervenind în mișcarea dislocațiilor.

ECOLOGICAL TECHNOLOGY FOR THE PREPARATION AND REGENERATION OF FOUNDRY BATCHES

BY

CARCEA IOAN and MATEI GHERGHE*

Abstract: The paper presents a modern, ecological and efficient preparation, formation and regeneration technological line, which considerably reduces the polluting factors specific for foundries, improves work conditions and is more profitable. Structurally, the paper comprises: the argumentation of the necessity of modernizing the formation-casting technology, its ecological, technical and economic advantages, the expected results, the technology per se and the principles for the engineering and operation of the new technological line. The conclusion outlines the effects of the introduction of the new technology in a foundry that is part of a medium enterprise.

TEHNOLOGIE ECOLOGICĂ DE PREPARARE ŞI REGENERARE A MATERIALELOR DE TURNĂTORIE

Rezumat: Lucrarea prezintă o linie tehnologică modernă, ecologică şi eficientă de preparare, formare şi regenerare care reduce semnificativ factorii polunți caracteristici turnătoriilor, îmbunătățește condițiile de muncă şi este mai rentabilă. Structural, lucrarea prezintă: argumentarea necesitătii modernizării tehnologiei de formare-turnare, avantajele ecologice şi tehnico-economice, rezultatele scontate, tehnologia propriu-zisă şi principiile proiectării şi funcționării noii linii tehnologice. În concluzie sunt relevate efectele introducerii noii tehnologii într-o turnătorie din cadrul unei întreprinderi mijlocii.

INTERDISCIPLINARY DIMENSION OF THE PREVENTION AND PROTECTION OCCUPATIONS IN THE TECHNICAL AND ECONOMIC ENVIRONMENT

BY

MARIA ILEANA CARCEA and IOAN CARCEA

Abstract: The paper presents an empirical analysis of the specificity of the contemporary socio-economic

construction, from the perspective of a new principle, of new occupations and institutions. The initial assertion stipulates the preventive-constructive character of social activity, given by the priority of the values of lasting development. The concepts of safety, prevention, protection and the *social prevention* collocation are broadly defined. The institutions specialized in the above mentioned activities are assimilated to knowledge management organizations; from this perspective, some of their structural characteristics and the requirements of the occupations via which they exercise their function are illustrated. The conclusions orient the designers of curricula towards new specializations and the psycho-pedagogical specificity of the technical activities in the field of protection and prevention.

DIMENSIUNEA INTERDISCIPLINARĂ A OCUPAȚIILOR DE PREVENIRE ŞI PROTECȚIE ÎN MEDIUL TEHNIC ŞI ECONOMIC

Rezumat. Lucrarea prezintă o analiză empirică a specificului construcției socio-economice contemporane, sub aspectul unui principiu nou, al unor ocupații şi instituții noi. Aserțiunea inițială stipulează specificul preventiv-constructiv al activității sociale, dată de prioritatea valorilor caracteristice dezvoltării durabile. Se definesc conceptele de securitate, prevenire, protecție şi sintagma de *prevenire socială* în sens larg. Instituțiile specializate în activitățile menționate sunt asimilate organizațiilor de management al cunoaşterii; din această perspectivă sunt relevate unele caracteristici structurale ale acestora şi exigențe ale ocupațiilor prin care îşi realizează funcția. Concluziile orientează proiectanții de programe de studii către noi specializări şi specificul psiho-pedagogic ale ocupațiilor tehnice din zona activităților de protecție şi prevenție.

THE EFFECTS OF THE ELECTRON BEAM MELTING CONDITIONS ON THE CHEMICAL COMPOSITION OF TiNiNb ALLOY

BY

R. CHELARIU, C. ROMAN, I. CARCEA, R. COMANECI, I. IONITA and S. IVANESCU*

Abstract: Actual paper comprises few regards about the effects of the some technological parameters of electron beam furnace melting on the chemical composition of TiNiNb alloy manufactured by this melting process. The principal process that determines the alloying elements losses during melting is the evaporation. The minimizing the evaporation of alloying elements the maximizing the process efficiency is obtained. The adequate choice of surface melt temperature (T_m), melt area (A_m) and melting rate (R_m) can lead to minimize the alloying elements losses, and to control the chemical composition of final product. Using thermodynamics and kinetics of evaporation process during electron beam melting process an equation of the variation coefficient (cv) of the alloying elements was derived. This quantity give a measure of alloying elements losses, and using suitable equations it allows to compute the chemical composition and the weight of the final product. Using thermodynamic data a computer program named SIM_EVAP was performed, so that the variation coefficients of each alloying element, the chemical composition and weight of final product were numerically evaluated. The input of the program are the chemical composition and weight of initial ingot, thermodynamic data about evaporation process (the vapor pressure in standard state, the thermodynamic activity coefficient, the Langmuire's evaporation coefficient) as well as the ranges of values for process technological parameters (surface melt temperature, melt area, melting rate). The lowest losses of the alloying elements are the results of minimum value of surface melt temperature or melt area and maxim value of melting rate.

EFECTELE CONDITIILOR DE TOPIRE CU FASCICUL DE ELECTRONI ASUPRA COMPOZITIEI CHIMICE A ALIAJULUI TiNiNb

Rezumat: Această lucrare cuprinde câteva considerații despre efectele unor parametric tehnologici ai topirii în cuptoare cu fascicul de electroni asupra compoziției chimice a aliajului TiNiNb fabricat prin acest proces de topire. Alegerea adecvată a temperaturii şi ariei transversale a lingoului final şi a vitezei de topire a lingoului primar poate conduce la minimizarea pierderilor în elemente de aliere şi controla astfel compoziția chimică a aliajului TiNiNb.

THERMAL SPRAYING – WHAT IS IT?

BY
DANIELA ACASANDREI CHICET

Abstract: In this paper is presented the evolution of the thermal spraying coating processes, from the beginning until today. Even if at beginning, nearly one hundred years ago, the researches were more directed at producing powders than constructing coatings, Dr. Ulrich Schoop understood the possibility that a stream of molten particles impinging upon themselves could create a coating. Starting from this principle, other researches developed during time different thermal spraying coating methods. They are also presented in this paper: flame spraying (wire flame spraying and powder flame spraying), high velocity oxy-fuel spraying (HVOF), electric arc spraying and plasma spraying process)

PULVERIZAREA TERMICA – CE ESTE?

Rezumat: In acest articol este prezentata evolutia procesului de acoperire prin pulverizare termica, de la inceputuri pana in stadiul actual. Desi initial, acum circa 100 ani, cercetarile erau indreptate mai mult in directia obtinerii de pulberi decat acoperirii suprafetelor, Dr. Ulrich Schoop a inteles posibilitatea ca un flux de particule topite sa formeze un strat de acoperire prin ciocnirea intre ele. Pornind de la acest principiu, s-au dezvoltat in timp mai multe metode de acoperire, prezentate de asemenea in acest articol: pulverizare in flacara, pulverizare termica in flacara oxigen – combustibil (HVOF), pulverizare in arc electric, pulverizare in plasma.

A SHAPE MEMORY ALLOY CHARACTERIZATION THROUGH THERMAL ANALYSIS

BY
NICANOR CIMPOESU and SERGIU STANCIU

Abstract: A shape memory alloy type Cu-Zn-Al was analyzed with different equipments for a thermal characterization. The alloy was investigated with a scanning electron microscope to determinate his microstructure and after that with equipments like a differential dilatometer (DIL), to establish the shape memory effect, a differential scanning calorimeter (DSC) for critical transformation points determination and a dynamic mechanical analyzer (DMA) for his mechanical properties.

CARACTERIZAREA UNUI ALIAJ CU MEMORIA FORMEI PRIN ANALIZE TERMICE

Abstract: Un aliaj cu memoria formei tip Cu-Zn-Al a fost analizat cu diferite echipamente pentru caracterizarea termica a acestuia. Aliajul a fost cercetat cu un microscop cu scanare de electroni pentru determinarea microstructurii si apoi cu echipamente ca dilatometrul diferential (DIL) pentru stabilirea prezentei efectului de memoria formei cu un calorimetru cu scanare diferentiala pentru determinarea punctelor de transformare si cu un analizor mecanic dinamic (DMA) pentru determinarea unor proprietati mecanice.

INFLUENCE OF CASTING PROCESS ON MICROSTRUCTURE AND CORROSION BEHAVIOUR OF A Co-Cr DENTAL ALLOY

BY
NICANOR CIMPOESU, DELIA-MARINELA AELENEI, RAMONA HANU CIMPOESU, and NECULAI AELENEI

Abstract: A Co-Cr-Mo dental alloy was studied by electrochemical polarization method, SEM and EDX analysis, analyzing the influence of casting process on microstructure and corrosion behaviour. These studies reveal that in natural aerated Afnor saliva this alloy behaves as a corrosion resistant material. In linear and cyclic polarization studies the alloy showed a passive behaviour with a large potential independent region up to a potential of about 500 mV (SCE), followed by a region with significant increase in current density. By casting this alloy suffer a significantly modifications of both internal microstructure and corrosion resistance. At over-potentials greater than 500 mV (SCE) in Afnor saliva this alloy exhibits a generalized corrosion, the surface morphology being dissimilar for commercial and as-cast samples. EDX studies evidences that the corrosion take

place especially by cobalt dissolution.

INFLUENTA PROCESULUI DE TURNARE ASUPRA MICROSTRUCTURII SI COMPORTAMENTULUI LA COROZIUNE A UNUI ALIAJ DENTAR Co-Cr

Rezumat: Un aliaj dentar pe baza de Co-Cr-Mo a fost studiat prin metoda polarizarii electrochimice, analize SEM şi EDX, pentru a determina influenta procesului de turnare asupra microstructurii si comportamentului la coroziune. Aceste studii prezinta faptul ca in saliva Afnor, aerata natural, acest aliaj se comporta ca un material rezistent la coroziune. In studiile de polarizare liniara si ciclica aliajul a prezentat un comportament pasiv cu o regiune de potential independent larga pana la un potential de circa 500 mV (SCE), urmata de o regiune marcata de o crestere semnificativa a desitatii de current. Prin turnare acest aliaj are modificari semnificante atât a microstructurii cat si a rezistentei la coroziune. Pentru supra-potentiale mai mari de 500 mV (SCE) in saliva Afnor acest aliaj prezinta o coroziune generalizata, morfologia suprafetei fiind diferita la proba commercialade cea turnata. Investigarea realizata cu echipamentul EDX evidentiaza coroziunea care are loc in special prin pierderea cobaltului.

THE STUDY OF THE ENVIRONMENT QUALITY IN THE MEHEDINTI COUNTY – HEAVY METALS, SEDIMENTS AND PARTICULATES

BY

MARIANA CIOBANU, MIRELA MAZILU and MIHAELA DIMITRESCU

Abstract: This paper presents studies performed in Mehedinti County regarding the heavy metals, the sediments and the particulates. The status of the environment is checked at the level of the county using monitoring through aspiration stations set in 5 fix points for the gas emissions, 3 fix points for the powders and the precipitations and one mobile auto-laboratory.

Among others, we can consider ROMAG PROD (the heavy water plant) and ROMAG TERMO as possible sources of pollution, because of the quantities of CO2, SO2, NOx, particulates released in the atmosphere which have an essential contribution to the total of the gas emissions from the Mehedinti County.

Starting from the raw materials consumes and from the used fuels in the economy of the county, the heavy metals (Le, Cd, As, Cr, Cu, Ni, Zn, Se), the particulates and sediments.

It has been observed that the percentage of these elements in the sediments is similar to the one established for the composition of the lithosphere. This leads us to the conclusion that besides the human and industrial activities, the sediments from the monitored area have as a starting point the natural phenomena of erosion and transportation at the surface of the soil.

The activities from the urban environment constitute sources of pollution for all the environment factors, thus these activities must be controlled and directed so that the impact on the environment should be reduced to minimum.

STUDII ASUPRA CALITATII MEDIULUI INCONJURATOR IN TINUTUL MEHEDINTI – METALE GRELE, SEDIMENTE SI PARTICULE

Rezumat: Lucrarea prezinta studierea in tinutul Mehedinti in ceea ce priveste metalele grele, sedimentele si particulele. Conditia mediului incojurator este oprirea nivelului in tinut a monitorizarii in timpul aspirarii postului de radio fixat la 5 puncte fix fata de emisiile de gaze, 3 puncte fata de prafuri si precipitatii, si un auto-laborator mobil.

INFLUENCE OF EXTERIOR COOLERS ON THE SOLIDIFICATION OF CAST PARTS

BY

I. CIOBANU, D. FERARU, V. MONESCU, S. I. MUNTEANU, A. CRIŞAN and C. SZABO

Abstract: The issue raised in the case of using exterior coolers for a uniform solidification of cast parts is that of establishing cooler thickness. The paper presents the results of research carried out by the authors in relation to the influence of exterior cooler thickness on the solidification of the cast part that includes a hot spot. The employed method was computer simulation of casting solidification. The case study concerned the solidification of a 20 mm thick plate with a 40 mm thick and 20 mm wide hot spot. The part was cast from eutectic grey cast

iron and a cooler for uniform solidification was used. The simultaneous solidification of the hot spot and the thin wall of the part was aimed at, in order to prevent the generation of a concentrated shrinkhead in the area of the hot spot. The utilized coolers were made from the same material as the cast part. The position of the last points to solidify were determined, as well as the total solidification time. The optimum cooler thickness could be established, such as to ensure a uniform cooling of the part.

INFLUENȚA RĂCITORILOR EXTERIORI ASUPRA SOLIDIFICĂRII PIESELOR TURNATE

Rezumat: In cazul utilizării răcitorilor exteriorii pentru uniformizarea solidificării pieselor turnate se pune problema stabilirii grosimii răcitorilor. In aceasta lucrare se prezintă rezultatele cercetărilor realizate de autori privind influenta grosimii răcitorilor exteriori asupra solidificării unei piese turnate care prezintă un nod termic. S-a utilizat metoda simulării solidificării pieselor turnate pe calculator. S-a studiat cazul solidificării unei placi cu grosime de 20 mm care prezintă un nod termic cu grosime de 40 mm si lățime de 60 mm. Piesa este turnata din fonta cenuşie eutectică. Răcitorul se utilizează pentru uniformizarea răcirii piesei. S-a urmărit ca nodul termic sa se solidifice simultan cu peretele subțire al plăcii. Scopul este de a preveni apariția unei retasuri concentrate in nodul termic. S-au utilizat răcitori din acelaşi material cu piesa turnata. S-a determinat poziția punctelor in care se termina solidificarea piesei turnate si timpul total de solidificare. S-a stabilit grosimea optima a răcitorului care asigura uniformizarea răcirii piesei.

CREEP TESTS AND INTERPOLATION OF RESULTS

BY

CORNELIU COMANDAR, NICUŞOR AMARIEI, DOREL LEON and CONSTANTIN DUMITRACHE*

Abstract: The paper presents the research of the authors did to determine the creep behaviour of a low alloy steel at 500°C and at four stresses: 110, 120 130 and 140 MPa. Chemical and metallographic analysis and creep tests have been performed. To interpolate the experimental results, three types of functions were used.

INTERPOLAREA REZULTATELOR OBȚINUTE PRIN ÎNCERCĂRI DE FLUAJ

Rezumat: Lucrarea prezintă cercetările autorilor privind determinarea comportării la fluaj a unui oțel slab aliat la temparatura de 500ºC şi la patru tensiuni: 110, 120, 130 şi 140 MPa. Au fost efectuate analize chimice, metalografice şi încercări de fluaj prin tracțiune. Pentru interpolarea rezultatelor au fost folosite trei tipuri de funcții.

SEVERE PLASTIC DEFORMATION BY MULTIAXIAL FORGING. A FINITE ELEMENT SIMULATION

BY

RADU COMANECI, LUCHIAN ZAHARIA and ROMEU CHELARIU

Abstract: For improving the formability and mechanical properties of metals, one of the best way is to obtain ultrafine grains (submicron or nanocristalline grains) by Severe Plastic Deformation (SPD). Some of these techniques, like Multiaxial Forging (MF), has been the subject of a few studies in recent years due to its capability of producing bulk materials having ultrafine grain (UFG) size. In these processes, knowledge of the internal stress, strain and strain rate distribution is fundamental to the determination of the optimum process conditions for a given material. In this study, we applied the finite element analysis (FEA) to obtain a better understanding the plastic deformation behavior of the workpiece during MF in terms of load, strain and stress distribution. The FEA results can be useful for an optimal die design and for a future comparison between MF and other similar SPD methods.

DEFORMAREA PLASTICA SEVERA PRIN PROCEDEUL FORJARII MULTIAXIALE. O SIMULARE PRIN METODA ELEMENTULUI FINIT

Rezumat : Pentru a imbunatati deformabilitatea si proprietatile mecanice ale metalelor, una din cele mai bune metode este obtinerea granulatiei ultrafine (submicronice sau nanocristaline) prin deformare plastica severa. Unele procedee ca forjarea multiaxiala sau comprimarea ciclica in canalul matritei au constituit subiectul unor

studii din ultimii ani datorita posibilitatii lor de a realiza materiale consolidate cu granulatie ultrafina. In aceste procese este importanta cunoasterea distributiei deformatiilor, a tensiunilor sau a vitezelor de deformatie pentru determinarea conditiilor optime de proces, pentru un material dat. In acest studiu, am aplicat metoda elementului finit pentru a obtine o mai buna intelegere a deformarii plastice a semifabricatului in timpul forjarii multiaxiale, in termenii fortelor de deformare si ai distributiei de tensiuni si deformatii. Rezultatele analizei cu element finit pot fi utile in optimizarea proiectarii matritelor, cat si pentru comparatia intre procedeul studiat si alte procedee similare de deformare plastica severa.

SUPERFICIAL HARDENING OF THE PLASTIC DEFORMATION TOOLS

BY

CORĂBIERU ANIŞOARA, CORĂBIERU PETRICĂ and VASILESCU DAN DRAGOŞ

Abstract: The originality of the suggested method of superficial hardening of plastic deformation tools by phase zone modification consists in the followings: the plastic deformation tools manufactured of low alloyed steels (C<0,3%) are packed in boxes with hardening mixtures (50% mixtures of metallic powders of Ni, Cr, V, Mo + 50% carburising mixtures); hardening is achieved by induction, being made concomitantly with the enrichment with carbon of the superficial layers and a micro-alloying of the layers with hard elements, achieving complex carbides.

DURIFICAREA SUPERFICIALĂ A SCULELOR DE DEFORMARE PLASTICĂ

Abstract: Originalitatea metodei propuse de durificare superficială a sculelor de deformare plastică prin modificări fazice zonale constă în următoarele: sculele de deformare plastică realizate din oțeluri slab aliate (C<0,3%) sunt împachetate în cutii cu amestecuri de durificare (50% amestecuri de pulberi metalice de Ni, Cr, V, Mo + 50% amestecuri de carburare); călirea se realizează prin inducție, realizându-se concomitent cu îmbogățirea straturilor superficiale cu carbon şi o microaliere a straturilor cu elemente dure, formându-se carburi complexe.

ENVIRONMENTAL ASPECTS OF MANUFACTURING TECHNOLOGIES OF COMPONENT PARTS FOR AUTO-VEHICLES

BY

CORĂBIERU PETRICĂ, CORĂBIERU ANIŞOARA and VASILESCU DAN DRAGOŞ

Abstract: In the present work a pertinent study is made regarding the harmonizing into the limits imposed by the environment European directives (Dir. 99/13/CE, Dir. 76/464/CEE and Dir. 2000/53/CE) requirements related to the solid and gaseous emissions resulted from the process of manufacture of the metallic component parts for auto-vehicles by the Romanian companies in the field. In the conclusions of the work, the authors suggest a series of measures for the alignment of the Romanian manufacturers' technologies in the field of the metallic component parts for auto-vehicles to the environment European directives.

ASPECTE ECOLOGICE PRIVIND TEHNOLOGIILE DE FABRICAȚIE ALE COMPONENTELOR AUTO METALICE

Abstract In lucrare se prezintă o analiză pertinentă privind încadrarea în limitele impuse de cerințele directivelor europene de mediu (Dir. 99/13/CE, Dir. 76/464/CEE şi Dir. 2000/53/CE) a emisiilor solide si gazoase rezultate din procesul de fabricație a componentelor auto metalice la societățile românești producătoare. În concluziile lucrării autorii propun o serie de măsuri pentru alinierea tehnologiilor fabricanților români de componente auto la cerințele directivelor europene de mediu.

MATERIALS WITH NEGATIVE POISSON'S RATIOS AND POTENTIAL APPLICATIONS

BY

DELIU ROXANA, MANEA LILIANA ROZEMARIE and SCARLET ROXANA

Abstract. Auxetic materials are materials which do not respond normally to the action of mechanical forces. They don't follow this general rule. They increase in cross-section when they are stretched because of

their negative Poisson's ratio. The Poisson's ratio influences deformation kinematics in many ways, which may be useful and it influences the distribution of stresses. Auxetics are used in a variety of industrial applications - auxetic foams are suitable for sound and shock absorption. Materials with NPR (Negative Poisson's Ratios) can enhance the performance of piezoelectric transducers. Auxetic materials are also likely to find uses in applications such as fasteners, car bumpers, sound proofing and shin pads. Also they begin to be used for healthcare: medical textiles - prosthetic materials, surgical implants, suture/ muscle/ligament anchors and many others. This paper discusses about aspects and the most important applications of auxetic materials.

MATERIALE CU COEFICIENT POISSON NEGATIV ŞI POTENŢIALE APLICAŢII

Rezumat: Tehnologiile moderne oferă posibilitatea obţinerii unei game variate de structuri auxetice. Coeficientul Poisson negativ influenţează o serie de proprietăţi ale materialelor, dar şi modul de distributie a tensiunilor în structura internă a materialului. Specialiştii sunt preocupaţi de găsirea unor noi domenii de utilizare a materialelor auxetice. Lucrarea abordează aspecte legate de aplicabilitatea materialelor auxetice în domeniul textilelor tehnice.

HOT – DIP GALVANIZING . THE CHEMICAL (SEWAGE) TREATMENT PROCESS, WHIT STRAIGHT IMPLICATION TO THE ENVIRONMENT

BY

DIA VASILE and SCANTEIANU MIHAIELA

Abstract: The paper present some of the biggest polluting factor who are found in the sewage industrial waters from the zinc plating process, some ways to reduce that factors, and some solution to make a nonpolluting future.

GALVANIZARE HOT-DIP PROCESUL DE TRATARE CHIMICA A APELOR REZIDUALE INDUSTRIALE, CU IMPLICATII DIRECTE ASUPRA MEDIULUI INCANJURATOR

Rezumat: Lucrarea prezinta unii din cei mai importanti factori de poluare care se gasesc in apale reziduale industriale provenind de la pocesul de zincare, cateva metode de reducere a acestor factori si cateva solutii nepoluante pentru viitor.

QUALITY PARAMETERS FROM RESIDUAL WATER, WHO ARE SPECIFIED TO TECHNOLOGICAL PROCESS OF THERMAL ZINC PLATING, AND HOT – DIP GALVANIZING

BY

DIA VASILE, MIRON VASILICA and SCANTEIANU NICOLAE

Abstract: The paper present some of the biggest polluting factor who are found in the sewage industrial waters from the zinc plating process, some ways to reduce that factors, and some solution to make a nonpolluting future.

PARAMETRII DE CALITATE AI APELOR REZIDUALE SPECIFICATI IN PROCESUL DE ACOPRIRE CU ZINC SI GALVANIZARE "HOT-DIP."

Rezumat: Lucrarea prezinta unii din cei mai importanti factori de poluare care se gasesc in apele reziduale industriale provenind de la procesul de zincare, cateva metode de reducere a acestor factori si cateva solutii nepoluante pentru viitor.

THEORETICAL RESEARCHES REGARDING THE DETERMINATION OF MECHANICAL CHARACTERISTICS OF LOW CARBON STEEL WELDED JOINT

BY

M.O.DINU, R.M.POPESCU*, V.CANDEA*, C.PLOSCARIU*

Abstract: Heat action results from welded joint areas are structural changes and the presence of deformations. All these results are tied to the non uniform temperature distribution from seam axis toward base metal.
Key words: low carbon steel, heat treatment.

CERCETARI TEORETICE PRIVIND DETERMINAREA CARACTERISTICILOR MECANICE ALE IMBINARII SUDATE DIN OTEL CU CONTINUT SCAZUT DE CARBON.

Abstract: Rezultatele acţiunii termice în zonele îmbinării sudate sunt modificările structurale şi producerea deformaţiilor . Toate aceste rezultate sunt legate de distribuţia neuniformă a temperaturii pe direcţia de la axa cusăturii către metalul de bază.

HARDNESS AND METALLOGRAPHIC STRUCTURE FOR LOW CARBON STEEL BUTT WELDING USING ULTRASOUNDS DURING MOLTEN BATH SOLIDIFICATION

BY

M.O.DINU, R.M.POPESCU*, V.CANDEA and C.PLOSCARIU*

Abstract: Using vibration method for base materials which had been welded was notice that ultrasound influence over metallographic structure is balanced. That means that the ultrasounds when act directly through the molten bath are activating flaw structures by finishing it due to the appearance of several crystal nuclei.

HARDNESS AND METALLOGRAPHIC STRUCTURE FOR LOW CARBON STEEL BUTT WELDING USING ULTRASOUNDS DURING MOLTEN BATH SOLIDIFICATION

Rezumat: Prin aplicare vibratiilor asupra materialelor de baza care s-au sudat s-a constatat ca influenţa ultrasunetelor asupra structurii metalografice a îmbinării este mai ponderată. Acest lucru inseamna că ultrasunetele, atunci când acţionează direct prin baia de metal topit (la sudare) activează structurile cu defecte finisând structura prin apariţia mai multor germeni de cristalizare.

X-RAY DIFFRACTION ANALYSIS OF COOPER BASED SHAPE MEMORY ALLOY IN DIFFERENT STATE PLASTIC DEFORMATION

BY

E.DRUGESCU*,G.GURAU*, F. M. BRAZ FERNANDES, C. GURAU* and N. CANANAU***

Abstract: The paper presents an X ray diffraction study for a cooper based shape memory alloy (SMA). It is aimed to present the process of fabrication the studied Cu-Al-Ni SMA with lowest cost, starting from a classic melting method used for aluminum bronzes elaboration. No special melting condition, only high purity of components and adequate chemical composition are necessary. The Cu-12.88Al-4Ni (wt %) Polycrystalline SMA is accessible for usual applications because of the low cost. It is known that this alloy has the advantage of operating temperatures required near 2000C, inaccessible for Ti- Ni and Cu-Zn-Al alloys. The crystalline phase transformations of those alloys are very sensitive to the heat treatments, deformation degrees and also to the undesired aging effects. In particular, the study has been made on the CuAl13Ni4 shape memory alloy samples after being hot extruded, quenched in martensitic state.

ANALIZA CU RADIAŢII X-A UNUI ALIAJ CU MEMORIA FORMEI CU BAZA CUPRU ÎN DIFERITE STADII ALE PRELUCRĂRII PLASTICE

Rezumat. Prezenta lucrare prezintă o analiză cu radiaţii X a unui aliaj cu memoria forme(AMF)i cu baza cupru.

Este prezentat procesul de obţinere aplicat AMF studiat ,Cu Al Ni, prin metode clasice utilizate pentru bronzuri cu aluminiu. Nu sunt necesare condiţii speciale de topire, doar puritate înaltă a elementelor componente şi o compoziţie chimică în limite strânse .Aliajul policristalin Cu-12.88Al-4Ni este accesibil unor aplicaţii inginereşti uzuale datorită costurilor de fabricaţie scăzute .Este cunoscut de asemenea faptul că aliajul prezintă avantajul unor temperaturi de lucru aproape de 200^0C inaccesibilă pentru aliajele din sistemele Ti Ni şi Cu Zn Al care prezintă caracteristici de memorie. Structura cristalină a materialului studiat este foarte sensibilă la tratamentele termice, termomecanice, gradul de deformare plastică şi efectul nedorit al îmbătrânirii. Acest studiu prin difractometrie de radiaţii X pune în evidenţă schimbările structuri interne a aliajului produs prin topire directă, Cu-12.88Al-4Ni,în stare extrudată şi după călire.

X-RAY DIFFRACTION ANALYSIS ON SUBMERGED ARC-WELDING JOINT AT CARBON STEEL

BY

CONSTANTIN DUMITRACHE, CORNELIU COMANDAR, MIHAELA BĂRHĂLESCU and ADRIAN SABĂU

Abstract: In the article /2/ the author present experimental investigations regarding of residual stress distribution in weld bead vicinity of submerged arc welded naval plates. In this way, residual stresses from vicinity of weld bead acts like compressive stress. This case is happening at all the thin plates which has low stiffness. After the thermal stress relief, the points removed from the weld, experiences a rapid change to tensile stress. The thermal stress-relief process, which are conditioned by the plastic yield speed phenomenon, is acting in order to relaxing the weld bead and the heat affected zone. In this paper is presented X-ray analysis to obtain information about mosaic block dimensions, micro stresses fields and density of dislocations.

CERCETĂRI DIFRACTOGRAFICE CU RAZE X ASUPRA ÎMBINĂRILOR SUDATE CAP LA CAP

REZUMAT: Folosind metoda de difracţie cu raze X, s-a urmărit determinarea dimensiunilor blocurilor în mozaic, tensiunile interne de ordinul I şi II, densitatea de dislocaţii la îmbinări sudate cap la cap din oţel naval. S-a evidenţiat influenţa tratamentului termic de detensionare asupra elementelor de substructura din zona afectată termic a imbinărilor sudate. Din analizele comparative prezentate se constată reduceri ale microdistorsiunilor şi a densitaţii de dislocaţii.

STAGE RESEARCH ON AMORPHOUS MATERIAL ON TYPE METALL GLASS AND THEIR CONCEQUENCE

BY

EMILIAN ENE, ADRIANA ZARA, BOGDAN NOVAC and GH. NOVAC

Abstract: This paper is a study on the characteristics of metal glass and how to obtain them. Glasses are amorphous materials obtained by cooling without crystallization of a hot metal charge. If materials such as metal (metal or alloys) are named metallic glasses. A solid, crystal is obtained by slow cooling of the hot metal charge. The amorphous state is obtained by rapid cooling at the melt. As shown in studies made, metallic glasses have been intensively studied since the 1990s, due to unique physical properties, chemical and mechanical is a great interest for a wide range of applications. The paper refer to 3 types of metal glasses and observe their properties.

STADIUL CERCETARILOR ASUPRA MATERIALULUI AMORF SI CARACTERISTICILOR LOR

Rezumat: Lucrarea este un studiu asupra caracteristicilorsi obtinerii sticlei metalice. Sticla metalica este un material amorf obtinut prin racirea fara cristalizare a unei incarcaturi metalice calde. Daca un material ca metalul (pur sau aliaj) este denumit sticla metalica, un cristal solid este obtinut prin racirea lenta a unui metal cald. Starea amorfa este obtinuta prin racirea rapida a starii topite. Cum se arata in diferite studii, sticlele metalice au fost intens studiate incepand cu anii 1990 datorita proprietatilor chimice si mecanice lor unice sunt de interes larg pentru aplicabilitate. Lucrarea se refera la 3 tipuri de sticle metalice si observa proprietaile acestora.

A COMPARATIVE STUDY ABOUT THE ELABORATION OF NI-TI ALLOYS THROUGH DIFFERENT METHODS

BY

IONUȚ GLIGOR, VIOREL CÂNDEA, CĂTĂLIN POPA and GEORGE ARGHIR

Abstract: Nickel-Titanium alloys are widely used in different industrial and medical applications due to their special properties. This study presents a comparison between several different methods of obtaining Ni-Ti alloys with special properties. Besides the classic melting and casting method, several powder metallurgy specific methods have been developed for a better control of the alloys composition. The alloy was obtained by liquid phase atomization and by mechanical alloying in the form of alloyed powders, and by classic melting-casting in the form of ingots. Mechanical testing specimens were fabricated to compare the properties of the different alloys and small samples were elaborated for biocompatibility tests. Also the structure of the materials was studied by means of optical and electronic microscopy and by X-ray diffraction analysis.

STUDIU COMPARATIVE PRIVIND ELABORAREA ALIAJELOR NI-TI PRIN DIFERITE METODE

Rezumat. Aliajele Nichel-Titan sunt utilizate din ce în ce mai mult în diferite aplicații industrial şi medicale datorită proprietăților special. Acest studio prezintă o comparație între mai multe metode diferite de obținere a aliajelor Ni-Ti cu proprietăți special. Pe lângă metoda clasică de topire-turnare, au fost dezvoltate şi testate mai multe metode specific metalurgiei pulberilor pentru un control mai bun al compoziției aliajului. Aliajul a fost elaborate prin pulverizare din fază lichidă şi prin aliere mecanică sub formă de pulberi aliate, precum şi prin topire-turnare sub formă de lingouri. Au fost pregătite epruvete pentru încercări mecanice pentru a compara proprietățile diferitelor aliaje şi au fost elaborate probe de dimensiuni mici pentru teste de biocompatibilitate. De asemenea, structura aliajelor a fost studiată prin intermediul microscopiei optice şi electronice şi cu ajutorul analizelor de difracție cu raze X.

THE CALCULUS OF THE FORCE PARAMETERS IN THE DRAWING OF METALLIC WIRES/OF CYLINDRICAL SYMETRY IN ULTRASONIC FIELD

BY

ILIESCU VIOREL, SUSAN MIHAI , CARABET ROXANA and BULANCEA VASILE

Abstract: : The paper present the calculus of the force parameters in wire drawing/ metallic wires of cylindrical symmetry in ultrasonic field based on the theorem of the total consumed power by admitting into the plastic deformation process the existence of “the reverse mechanism of the medium friction force” to the metal-tool interface.

CALCULUL PARAMETRILOR DE FORTA LA TREFILAREA SARMELOR METALICE DE SIMETRIE CILINDRICA IN CAMP ULTRASONOR

Rezumat: Lucrarea prezinta calculul parametrilor de forță la trefilarea firelor/sarmelor metalice cu simetrie cilindrica in camp ultrasonor pe baza teoremei consumului total de putere, admitand in procesul de deformare plastica existenta mecanismului de reversare a forței medii de frecare la interfața metal-scula.

RADIAL EXTRUSION OF WORKPIECES USING BACKPRESSURE

BY

K.I. KOTSIUBIVSKA, Yu.A. BURENNIKOV, I. RUSU and I.O. SIVAK

Abstract: Deformability of workpieces was investigated during radial extrusion of flanges using backpressure created by technical lead. Backpressure application has made it possible to increase the extruded flange diameter by 1.8 under the chosen parameters of the process. It was determined that backpressure value depends on the yield point of the secondary metal, friction forces and the size of the slot where the material, creating backpressure, is extruded.

EXPULZAREA RADIALA A PIESELOR DE LUCRU FOLOSIND PRESIUNEA

Rezumat: Deformabilitatea piselor de lucru a fost investigate in timpul ezpulzarii radiale a flanselor folosind presiunea creat de conducerea tehnica. Aplicatia presiunii a fost facuta posibila pentru a creste diametrul flansei extrudate de 1.8, sub parametrii alesi a procesului.

DYNAMIC CHARACTERISTICS OF THE PROPORTIONALLY – CONTROLLED PRESSURE VALVE

BY

L.G. KOZLOV, PhD, YU.A. BURENNIKOV, PhD, and V.A. KOVALCHUK

Abstract: Mathematical model is presented for the investigation of dynamic characteristics of the proportionally-controlled pressure valve.
On the basic of the research conducted by using the non-linear mathematical model the values of the pressure valve design parameters have been found

STUDIES REGARDING THE INFLUENCE OF COIL SHAPE ON DEEP-DRAWN PARTS BY ELECTROMAGNETIC FORMING

BY

DORIN LUCA and VASILE SCHIOPU

Abstract: The paper presents a series of experimental tests carried out in order to establish some correlation between the coils and deep-drawn parts by electromagnetic forming. In the paper presented tests results and conclusions drawn on the following aspects: dimensional correlation coil-part, the shape correlation between the coil and part, and the correlation between the way of arranged of the windings coil and forming depth obtained.

STUDII PRIVIND INFLUENTA FORMEI BOBINEI ASUPRA PIESELOR AMBUTISATE PRIN DEFORMARE ELECTROMAGNETICA

Rezumat: Lucrarea prezintă o serie de încercări experimentale efectuate în scopul de a stabili unele corelații între bobinele de lucru şi piesele ambutisate prin deformare electromagnetică. În cuprinsul lucrării sunt prezentate încercările efectuate, rezultatele obținute şi concluziile desprinse în legătură cu următoarele aspecte: corelația dimensională bobină-piesă, corelația de formă dintre bobină şi piesă, precum şi corelația dintre modul de aranjare a spirelor bobinei şi adâncimea de deformare obținută.

RESEARCHES ON FORMING BEHAVIOUR OF SOME MATERIALS FOR ELECTROMAGNETIC DEEP-DRAWING

BY

DORIN LUCA

Abstract: The paper present researches had also in view the following: the influence of the capacity and voltage of the capacitor bank on the plate sheets forming and the influence of the die material on the depth of forming parts. For to establish the formability of different metallic materials to be electromagnetically deep-drawn, several experiments were performed on steel, aluminium and zinc coated sheets. The results thus obtained confirm the multiple advantages of the forming procedure in electromagnetic field and recommend it as a technology for the future.

CERCETARI ASUPRA COMPORTARII LA DEFORMARE A UNOR MATERIALE PENTRU AMBUTISARE ELECTROMAGNETICA

Rezumat: Lucrarea prezintă cercetări care au avut în vedere următoarele aspecte: influența capacității şi tensiunii bateriei de condensatoare asupra deformării tablelor plate şi influența materialului matriței asupra adâncimii pieselor deformate. Pentru stabilirea deformabilității diferitelor materiale metalice care vor fi ambutisate electromagnetic, mai multe experimente au fost efectuate pe oțel, aluminiu şi table acoperite cu zinc.

Rezultatele astfel obţinute confirmă multiplele avantaje ale procedeului de deformare în câmp electromagnetic şi îl recomandă ca o tehnologie pentru viitor.

THE MONITORING OF THE FILTRATION PROCESSES OF THE WASTE WATERS FROM THE TEXTILE INDUSTRY

BY

MANEA LILIANA ROZEMARIE, PANTILIMONESCU FLORIN, BERTEA ANDREI and SCARLET ROXANA

Abstract: The floating matters obtained as a result of the textile finishing processes contain soluble or dispersive dyes, organic or inorganic acids, alkalies, sulphides, chlorides, reduction products, oxidation products, auxiliary moistening products, auxiliary levelling products, auxiliary softening products, accelerators. A domain which starts being visible within the activities of the industrial companies is that referring to the monitoring of the manufacturing systems from the textile industry. The role of the interactive monitoring products is to make easier both the estimation process of more manufacturing alternatives and the choosing of the optimal variant. This paper presents a viable solution for the implementation of a monitoring system of the filtration processes of the waste waters from the textile industry. Experimental data checked out at a prototype level are being presented. The system has been successfully tested and the results are stimulating us to extend the possibility of the interactive modification of the modelled system structure at any place (specific point in the flow) with the instantaneous displaying of the effects of the applied decision.

MONITORIZAREA PROCESELOR DE FILTRARE A APELOR REZIDUALE DIN INDUSTRIA TEXTILA

Rezumat: Flotele rezultate in urma proceselor de finisare textile contin coloranti solubili sau dispersabili, acizi organici sau anorganici, alcalii sulfuri, cloruri, produşi de reducere, de oxidare, produse auxiliare de umectare, egalizare, emoliere, acceleratori. Un domeniu ce prinde contur în cadrul activităţilor firmelor industriale este cel ce se referă la monitorizarea sistemelor de fabricaţie din industria textila. Rolul produselor software de monitorizare interactivă este de a facilita procesul de evaluare a mai multor alternative de fabricaţie şi adoptarea variantei optime. In prezenta lucrare se prezinta o solutie viabila pentru implementarea unui sistem de monitorizare a proceselor de filtrare a apelor reziduale din industria textila. Sistemul a fost testat cu suces iar rezultatele ne incurajeaza in vederea extinderii posibilitatea modificării interactive a structurii sistemului modelat, în orice moment (punct specific din flux), cu afişarea instantanee a efectelor deciziei aplicate.

PROCESS CONTROL SMART SYSTEMS FOR CLEANING THE WASTE WATERS

BY

MANEA LILIANA ROZEMARIE, TEODOSIU CARMEN, BERTEA ANDREI, BARJOVEANU GEORGE, MUSTERET CORINA PETRONELA, PANTILIMONESCU FLORIN and DELIU ROXANA

Abstract: The opportunity and the present state of the researches dealt with in this paper are determined not only by the special importance given to the accomplishment of both smart systems and the new generation ones which includes new and innovative knowledge, but also by the present-day tendencies regarding the diminishing of the impact of the industrial processes on the environment and on the human body health. The paper presents the studies of our research team with a view to draft an ultrasonics-activated and bio-sensors-controlled integrated filtration system for cleaning the waste waters from the textile industry, and, thus, to accomplish some structures complimentary to the textile equipments with an on-line monitoring capacity and an ”in field” monitoring one, respectively, of the filtration and ecological parameters

PROCESS CONTROL SMART SYSTEMS FOR CLEANING THE WASTE WATERS

Rezumat: Oportunitatea si actualitatea cercetărilor propuse în prezenta lucrare este determinată de importanta deosebită care se acordă realizării de sisteme inteligente si de generatie nouă ce înglobează cunostinte noi, inovatoare si nu în ultimul rând de tendintele actuale privind micsorarea impactului proceselor industriale asupra mediului ambiant si sănătătii organismului uman.

În cadrul lucrării se prezintă preocupările colectivului nostru de cercetare în vederea elaborării unui sistem integrat de filtrare activat cu ultrasunete si controlat de biosenzori pentru epurarea apelor reziduale din industria textilă si prin aceasta realizarea de structuri complementare utilajelor textile cu capacitate de monitorizare on-line si "in field" a parametrilor de filtrare si a celor ecologici.

MEASURING METHODS FOR UNDERGROUND ECONOMY

BY

DRAGOS MARCU, SORIN DIMITRIU, IOANA APOSTOLESCU, SIMONA BEJAN and ALINA NECSULESCU

Abstract: Measuring the shadow economy is a challenge for the government of any country. Often correct quantification is a drag to fight against it and against the effects generated by it. Regarding methods of quantifying it, we can distinguish two major categories of methods (direct methods and indirect methods. This paper aims to briefly examine some of the methods for quantifying the economy, especially based on experience in the southeastern Europe countries.

METODE DE MASURARE A ECONMIEI SUBTERANE

Rezumat: Masurarea ecnomiei din umbra este o provocare pentru guvernul oricarei tari. Deseori, cuantificarea corecta este o metoda de lupta impotriva acesteia si a efectelor generate de acesta. Privitor la metodele de cuantificare putem distinge doua categorii majore (directa si indirecta). Aceasta lucrare, doreste sa examineze cateva metode de cuantificare a economiei, ce se bazeaza in special pe experienta tarilor sudest europene.

INVESTIGATIONS OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF Ti AND Ti-6Al-4V COATINGS PRODUCED BY ELECTROSPARK DEPOSITION (ESD) ON A STEEL SUBSTRATE

BY

ZOLTAN MARKOS[1], MANUELA PERJU[2], PETRICĂ VIZUREANU[2], NICANOR CIMPOESU[2], DANIELA MARIA IOVĂNAŞ[1] and RADU IOVĂNAŞ[1]

Abstract: The electrospark deposition (ESD) refers to a micro-welding process that uses a short duration electrical pulse to melt and deposit a portion of a consumable metallic electrode onto a metallic base material to form a metallurgical bond. This paper presents the results of a study concerned the electrospark deposition of Ti and Ti-6Al-4V on the OLC45 and 10TiNiCr180 steel substrates. Were investigated the properties of coating, such as hardness, thickness, roughness and uniformity. The microstructure and quantitative composition of coatings was investigated using optical microscopy, SEM and EDX analysis.

STUDIUL STRUCTURII ŞI PROPRIETĂȚILOR STRATURILOR DE Ti ŞI Ti-6Al-4V DEPUSE PE OȚELURI PRIN SCÂNTEI ELECTRICE

Rezumat: Depunerea prin scântei electrice este un procedeu de microsudură care utilizează descărcări de scurtă durată pentru topirea şi depunerea unui electrod consumabil pe suprafața unui metal sau aliaj. Metalul depus formează legătură metalurgică cu metalul de bază. Studiul prezintă rezultatele obținute la depunerea unor straturi de Ti Grad 2 şi Ti-6Al-4V pe oțeluri OLC 45 şi 10TiNiCr180. În vederea evaluării calității straturilor depuse s-au determinat duritățile, grosimile, rugozitatea şi uniformitatea acestora. Microstructura şi compoziția chimică a straturilor depuse au fost studiate prin microscopie optică şi electronică (SEM şi EDX).

THERMAL ANALYSIS ON METALS WITH SELECTED EXAMPLES

BY

MARKUS MEYER

Abstract: During the past years, industry has placed an increased emphasis on the mathematical modelling of the casting process. This interest has been motivated by the need to increase product quality and reduce costs. The accuracy of the predictions of the models strongly depends on the quality of the input data. In this work

thermal characterization of different metal samples was carried out using various thermal analysis and thermophysical properties test techniques. The transformation energetics and specific heat were measured employing differential scanning calorimetry (DSC) or simultaneous thermal analysis (STA). The mass changes of samples were also detected by using STA. The thermal expansion and the density changes were determined employing pushrod dilatometry (DIL). The viscoelastic properties (storage and loss modulus) were analyzed using dynamic mechanical analysis (DMA). The thermal diffusivity was measured using the laser flash technique (LFA). Combining thermal diffusivity data with specific heat and density allows calculation of the thermal conductivity. Measurements were carried out from the solid region into the fully molten regions. The aim of the measurements was to demonstrate the sensitivity and accuracy of thermal analysis and thermophysical properties test techniques.

THE INFLUENCE OF THE DILUTION ON THE CHEMICAL HETEROGENEITY OF THE HARDFACING LAYERS

BY

CONSTANTIN MIREA

Abstract: The heterogeneity of the chemical composition is a consequence of the metallurgical bonding between hardfacing overlays and base metal. In the case of the multilayer hardfacing, results a „stratification" of the chemical composition on depot thickness.

The influence of the dilution is found again in the variation mode of composition on the depot thickness. The analysis of the dilution influence on the chemical heterogeneity of the hardfacing depot consists in the realization of one mathematical model and one calculation algorithm that allow the evaluation of the dilution influence. This is based on some simply mathematical relationship and one calculation algorithm for precise determination of alloying elements concentration, variation mode of these in function of the number of the deposed layers and chemical composition heterogeneity.

The heterogeneous character of the chemical composition can be evaluated in the first instance by the alloying elements concentrations for each deposed layers. The influence of dilution on chemical heterogeneity must be considered because it is know that chemical heterogeneous is one of causes of the microstructure heterogeneity, that influence the wear behavior of hardfacing alloys.

INFLUENȚA DILUȚIEI ASUPRA NEOMOGENITĂȚII CHIMICE A STRATURILOR DE ALIAJE DURE DEPUSE PRIN SUDARE

Rezumat. Neomogenitatea compoziției chimice este o caracteristică a aliajelor depuse prin sudare, fiind, în cea mai mare măsură, o consecință a legăturii de tip metalurgic dintre depunere şi substrat (materialul de bază). Având în vedere condițiile şi modul de formare a băii de metal topit, compoziția chimică a metalului solidificat va depinde de proporția în care substratul participă la formarea depunerii, adică de valoarea diluției. În cazul încărcării multistrat se constată o „stratificare" a compoziției chimice în raport cu straturile depuse.
Influența diluției asupra caracterului neomogen al compoziției chimice se regăseşte în modul de variație a compoziției pe grosimea depunerii. Analiza influenței diluției asupra neomogenității compoziției chimice a aliajelor depuse prin sudare, constă în construcția unui model matematic şi a unui algoritm de calcul care să permită evaluarea influenței diluției. Acesta se bazează pe o serie de relații matematice simple şi pe un algoritm de calcul care permit deteminarea corectă a concentrațiilor elementelor de aliere, a modului de variație a acestora în funcție de numărul straturilor depuse şi a eterogenității compoziției chimice.
Influența diluției trebuie considerată în primul rând în legătură cu extinderea zonei de variație a concentrațiilor, ştiut fiind că pe fondul unei compoziții chimice variabile se pot dezvolta neomogenitățile microstructurale, care influențează comportarea la uzare a aliajului depus.

RESEARCH REGARDING THE BEHAVIOUR OF HYSTERETIC ENERGY DISSIPATERS MADE OF STEEL FLAT BELT

BY

VASILE-VIOREL MOLDOVEANU, DIANA-ANTONIA GHEORGHIU and LEONACHE DRĂGOI

Abstract: One of the most simple energy dissipater based on bending deformation is the soft steel flat belt. Energy dissipation is obtained when the metal from the device is plastically deformed. The work researches the behaviour of the steel flat belts.

CERCETĂRI PRIVIND COMPORTAREA DISIPATORILOR HISTERETICI DE ENERGIE DIN PLATBANDE DE OȚEL

Rezumat: În lucrare se prezintă comportarea disipatorilor histeretici de energie confecționați din platbande de oțel marca OL37, în stare laminată de livrare şi după recoacere. Platbandele de oțel au fost montate pe un stand hidraulic şi încercate la îndoire în cicluri alternante. Se prezintă rezultatele obținute.

OCCUPATIONAL AND WORK-RELATED STRESS: MECHANISM, DIAGNOSIS AND PREVENTION

BY

ROLAND MORARU and GABRIEL BĂBUȚ

Abstract: Occupational stress appears to be, in the last two decades, one of the major risk factors affecting the economic organizations: a recent survey of a random population sample showed that about 20 % of the workers reported very high or extremely high levels of stress at work. Workers suffer from work-related or occupational stress often resulting from high expectations coupled with insufficient time, skills and/or social support at work. This can lead to severe distress, burnout or physical illness, and finally to a decrease in quality of life and service provision. The costs of stress and burnout are high due to increased absenteeism and turnover. The paper aims to synthesize a structured approach of stress prevention and management, based on identification of acting mechanisms and consequences induced. There is also outlined a specific occupational stress diagnosis methodology**.**

STRESUL ÎN MUNCĂ: MECANISM, DIAGNOSTICARE ŞI PREVENIRE

Rezumat: Stresul profesional (stresul la locul de muncă sau stresul legat de profesiune) este tot mai frecvent considerat, în ultimii 20 de ani, unul dintre factorii de risc major care afectează securitatea şi sănătatea în muncă în organizațiile economice: date statistice recente indică faptul că peste 20 % dintre lucrătorii din țările Uniunii Europene au raportat niveluri foarte mari sau extrem de mari ale stresului în procesele de muncă. Lucrătorii sunt afectați de stresul legat de muncă, generat de obiective prea îndrăznețe asociate unor restricții derivate din timp disponibil insuficient, aptitudini neadecvate şi/sau absența sprijinului social în muncă. Asemenea cauze primare pot genera diverse categorii de consecințe, existând posibilitatea materializării unor consecințe grave, de tipul extenuării, afecțiunilor psihice sau bolilor fiziologice, care conduc în final la scăderea calității vieții. Costurile asociate stresului profesional, atât cele directe, cât şi cele indirecte, sunt semnificative. Lucrarea prezintă o abordare structurată şi sistematică a prevenirii şi managementului stresului profesional, bazată pe identificarea mecanismelor de acțiune, a factorilor generatori şi a consecințelor induse. Totodată, este evidențiată, la nivel general, o metodologie de diagnosticare a stresului în procesele de muncă.

HEAT TREATING TECHNOLOGY REGARDING ALUMINUM ALLOYS

BY

DANIELA ALINA NECSULESCU

Abstract: Heat treating processes for aluminum are precision processes. They must be carried out in furnaces properly designed and built to provide the thermal conditions required, and adequately equipped with control instruments to insure the desired continuity and uniformity of temperature-time cycles. To insure the final desired characteristics, process details must be established and controlled carefully for each type of product. Heat treating is a critical step in the aluminum manufacturing process to achieve required end-use properties. The heat treatment of aluminum alloys requires precise control of the time-temperature profile, tight temperature uniformity and compliance with industry-wide specifications so as to achieve repeatable results and produce a high-quality, functional product.

In order to integrate aluminum heat-treating systems into lean and green manufacturing strategies, system automation and control for loading, unloading and transferring workloads is required. Robotics, roller conveyor systems, manipulators and charging cars are typical examples of equipment supplied to increase production efficiency while reducing manpower requirements.

The processing of aluminum requires a combination of rapid heating and close temperature uniformity throughout the entire load. Many components are safety-critical and must be heat treated with high precision and

repeatability. Often plant floor space is important and compact designs are highly desirable. Integrating with the SCADA systems for real-time data acquisition and integration with upstream and downstream processes is essential. The heat treatment of aluminum demands that all aspects of the process are monitored and controlled..

TEHNOLOGIA DE TRATAMENT TERMIC PENTRU ALIAJE DE ALUMINU

Rezumat: Procesele de tratament termic pentru aluminiu sunt procese de precizie. Ele trebuie efectuate corespunzator in cuptoare special proiectate si construite pentru a furniza conditiile termice cerute, echipate adecvat cu instrumente de control, care sa asigure continuitatea si uniformitatea ciclurilor temperatura-timp
Pentru a asigura caracteristicile finale cerute, fiecare detaliu al procesuluitrebuie stabilit si controlat cu grija pentru fiecare tip de produs. Tratamentul termic este o etapa critica in procesul de producere a aluminiului cu proprietati adecvate. Tratamentul termic al aliajelor de aluminiu cere un control strict al evolutiei timp-temperatura, o uniformitate in limite stranse a temperaturii si conformitate cu specificatiile general acceptate in industrie pentru a se obtine rezultate comparabile si un produs de calitate ridicata.
Pentru a integra sistemele de tratament termic ale aluminiului in strategia de conservare si protectie a mediului, sisteme automate de control pentru incarcare, descarcare si transfer sunt impuse in utilizare. Robotii, sisteme de mentinere a temperaturii si transport pe role, masini de manipulare si incarcare sunt exemple tipice de echipament special pentru cresterea productivitatii, reducerea fortei de munca si evitarea poluarii accidentale.
Producerea aluminiului necesita o strategie de incalzire rapida combinata cu mentinerea uniforma a temperaturii in intervale stricte pe timpul intregii incarcari.
Multe componente industriale necesita o siguranta in functionare si trebuie tratate termic cu prcizie si repetabilitate crescute. De cele mai multe ori este de dorit ca dispunerea utilajelor in cadrul uzinelor sa se faca la sol si foarte compact. Utilizarea sistemelor de control si achizitie a datelor in timp real este obligatorie in toate fazele de tratament termic. Tratamentul termic al aluminiului necesita ca toate etapele procesului sa fie monitorizate si inregistrate.

THE INFLUENCE OF ELABORATION ON QUALITY STEEL FOR TRANSFORMER PLATE

BY

B. NOVAC, C. PITULICE, E.C. ENE, A. ZARA and GH. NOVAC

Abstract: The quality of steel depends on the composition and other factors, primarily the elaboration, then subsequent processing by plastic deformation and heat treatment, all these factors influencing the physical and chemical homogeneity of steel, both in terms of the gas (N2, H2) and the quantity, nature, form, size and distribution of metal inclusion size and thereby the size of the grain of austen and the tendency to increase with temperature

STRESSES WITHIN WELDED FRAMES FROM MAIN STRUCTURE OF ROMANIAN HELICOPTERS

BY

C. PLOSCARIU, C. BANCILA*, A.DRAGOMIR and R. M. POPESCU**

Abstract:The calculi are made starting from a XYZ reference system called”machine reference” (Z axis is perpendicular onto the cabin board). All nodes are presumed articulated in order to determine effort values.

EFORTURI IN CADRELE SUDATE ALE STRUCTURILOR CENTRALE ALE ELICOPTERELOR ROMANESTI

Rezumat: Calculele au fost facute pornind de la un sistem de referinta XYZ numit “referinta aparat” (axa Z este perpendicular pe planseul cabinei). Toate nodurile se presupun a fi articulate pentru determinarea valorilor eforturilor.

SECTION AND WELDED JOINT CHECKING FROM MAIN STRUCTURE OF ROMANIAN HELICOPTERS

BY

C. PLOSCARIU, C. BANCILA*, A.DRAGOMIR and R. M. POPESCU**

Abstract: Placing front and back parts in successive equilibrium will allow us to determine the resultant efforts on side faces which are equivalent with a torque.

VERIFICAREA SECTIUNILOR SI A IMBINARILOR SUDATE DIN STRUCTURILE CENTRALE ALE ELICOPTERELOR ROMANESTI

Rezumat: Punerea in echilibru succesiv a fetelor anterioara si posterioara permite determinarea eforturilor rezultante aplicate pe fetele laterale echivalente cu un cuplu.

RESEARCH REGARDING THE PROCESSING AND CLINICAL APPLICATIONS OF BIOACTIVE DENTAL METAL IMPLANTS

BY

GH.T. POP , I. CARCEA[*] , NORINA FORNA[**] , O. CIOBANU , GABRIELA CIOBANU[***], R. CHELARIU[*] and MARIA DANIELA VLAD

Abstract: . During the last couple of years, medical recuperatory applications have made use of metal and ceramic implants under the form of stratified composites, which have on their outer surface a micronic film of bioactive ceramics. This film has in its composition complex calcium phosphates, under the form of hydroxyapatite- Ca10(PO4)6•2OH, mineral formation similar to apatite bone like. The essential feature of this ceramic film is its increased bioactivity in contact with the biological tissue; at the implant – tissue interface there occur intense biological reactions via which the implant binds, in a short interval, to the hard bone tissue. This way, the success of the implant is guaranteed and the convalescence duration of the patient is reduced by approximately 50%. This paper presents the findings of five years of experimental research on titanium dental implants, which have been obtained in national premiere in Iasi and which have been entirely characterized as physical and chemical and biological properties, inclusive as experimental clinical applications on animals and human patients.

CERCETARI PRIVIND PROCESAREA SI APLICATIILE CLINICE A IMPLANTELOR METALICE DENTARE BIOACTIVE

Rezumat: In ultimii ani, in aplicatiile medicale de chirurgie recuperatorie si restaurativa, se utilizeaza implanturi medicale metalice si ceramice sub forma de compozite stratificate, care au pe suprafata exterioara un film micronic de ceramica bioactiva. Acest film se caracterizeaza prin aceea ca are in compozitia sa fosfati de calciu complecsi, sub forma de hidroxiapatita-Ca10(PO4)6.2OH, formatie minerala asemanatoare constitutiei minerale osoasa(apatite bone like).

Caracteristica esentiala a acestui film ceramic se manifesta prin bioactivitatea sa ridicata in contact cu tesutul biologic, la interfata implant-tesut au loc reactii biologice intense, prin care implantul se leaga, intr-un timp scurt, de tesutul tare osos. In acest mod se garanteaza succesul implantar, iar durata de covalescenta a pacientului se reduce cu cca. 50%.

Cercetarea de fata prezinta rezultatele unei cercetari experimentale de 5 ani asupra implanturilor dentare bioactive din titan, care s-au obtinut in premiera nationala la Iasi, si care au fost complet caracterizate ca proprietati fizico-chimice si biologice, inclusiv ca aplictii clinice experimentate pe animale si pacienti umani.

THE INCREASE OF DISK HARROW DURABILITY IN ORDER TO REDUCE WORKING RESISTANCE AND FUEL CONSUMPTION

BY

R.M.POPESCU, V.CATAREA, L.TAMPA and C.PLOSCARIU

Abstract: Disk harrows are agricultural machines used to process the soil by crumbling and aerating it. These machines can perform multiple tasks such as: preparing germinal layer for sowing, stubble turning, preparing

fruit tree plantations and vineyards.

CRESTEREA DURABILITATII GRAPELOR CU DISCURI, REDUCEREA REZISTENTELOR DE LUCRU SI A CONSUMULUI DE COMBUSTIBIL

Rezumat: Grapele cu discuri sunt masini agricole care prelucreaza solul prin maruntirea si afanare. Aceste masini agricole pot efectua mai multe operatii cum ar fi: pregatirea patului germinativ in vederea semanatului, dezmiristire, pregatirea plantatiilor de pomi fructiferi si a viilor.

CALCULATION OF ECONOMIC EFFICIENCY TO RECONDITIONING PROCESSES FOR DIFFERENT PIECES OF VEHICLES CONSTRUCTION

BY

R.M. POPESCU, A.M.MARMANDIU and A. DRAGOMIR

Abstract: The present paper presents calculation of economic efficiency to reconditioning processes for different pieces of vehicles construction and for comparative analysis of the costs of reconditioning process from the purchase prices of the parts.

CALCULUL EFICIENȚEI ECONOMICE LA PROCESELE DE RECONDITIONARE PENTRU DIFERITE PIESE DIN CONSTRUCTIA AUTOVEHICOLELOR

Rezumat: Pentru analiza comparativă a costurilor proceselor de recondiționare față de prețurile de achiziție a pieselor noi, s-au luat în considerare prețurile de piață existente la data de 01.01.2007. La calcularea cheltuielilor pentru recondiționarea pieselor s-a ținut seama de toate operațiunile efectuate: control-triere, pregătire pentru încărcare, încărcare, prelucrare după încărcare, tratament termic sau termochimic, prelucrare finală, control final, ambalare. În cadrul acestor calcule s-au luat în considerare costurile materialelor, manoperei, energiei electrice şi regiei, după cum urmează: calculul manoperei (C_M); calculul cheltuielilor pentru materialele de adaos folosite (C_m); calculul cheltuielilor pentru consumul energetic (C_e); calculul cheltuielilor pentru regie (C_r); calculul cheltuielilor totale pentru recondiționare. Din calculul eficienței economice, pentru diferite piese şi diferite procedee de recondiționare, rezultă că pentru piesele mici şi simple (bolț piston, bolț fuzetă) procesul de recondiționare nu se justifică din punct de vedere economic decât numai în situația existenței unui proces automatizat pentru serie mare de piese;

HARDNESS CHANGES ALONG THIN PIPES WALLS WELDED THROUGH A SOLID STATE PROCESS

BY

DAN RIDICHE, OVIDIU CALANCIA, DIANA GHEORGHIU and ŞTEFAN LUCIAN TOMA

Abstract: The paper deals with the hardness changes that occur along the pipe walls as an effect of thermo mechanical processes involved in the solid state, friction activated, welding process. The study analysis three different materials copper, low unalloyed carbon steel and austenitic stainless steel. It reveals some peculiarities of those under the same welding conditions. Also one can compare the weak zones of the joint done by solid state welding or by conventional melting process.

MODIFICĂRI DE DURITATE DE-A LUNGUL PEREȚILOR TUBURILOR SUDATE PRINTR-UN PROCES DE SUDARE ÎN STARE SOLIDĂ.

Rezumat: Lucrarea se ocupă de modificările de duritate ce au loc de-a lungul pereților conductelor ca urmare a proceselor termomecanice implicate în procedeul de sudare în stare solidă, activat prin frecare. Studiul analizează trei materiale diferite – cupru, oțel nealiat cu puțin carbon şi oțel inoxidabil austenitic. Studiul evidențiază câteva particularități ale acestora în cazul sudării în condiții similare. De asemenea sunt evidențiate zonele slabe din îmbinarea în stare solidă comparativ cu cea din îmbinările convenționale obținute prin topire.

HARDNESS CHANGES INTO THE MAIN ZONES OF THE THIN PIPES TIP SEALED BY A SOLID STATE WELDING PROCESS (SINGLE PHASE ALLOYS)

BY

DAN RIDICHE*, ADRIAN DIMA, DIANA GHEORGHIU** and OVIDIU CALANCIA****

Abstract. The present paper deals with the hardness changes that occur into the pipe walls in the vicinity of the tip welded by a new solid state, friction activated, welding process. The study reveals some peculiarities concerning the way sealing takes place. Now one can assume that into the bond zone dynamic recrystallization occurs. The present article relates to single phase alloys.

MODIFICĂRI ALE DURITĂȚII ÎN PRINCIPALELE ZONE ALE VÂRFULUI ȚEVILOR SUBȚIRI ETANŞATE PRINTR-UN PROCESS DE SUDARE ÎN STARE SOLIDĂ (ALIAJE MONOFAZICE)

Rezumat: Lucrarea prezintă modificările de duritate ce au loc în pereții conductelor cu vârful sudat printr-un procedeu nou de sudare în stare solidă, activat prin frecare, în vecinătatea vârfului. Studiul evidențiază câteva particularități privind modul în care are loc etanşarea vârfului. Se poate asuma prezența recristalizării dinamice în proces. Prezenta lucrare se raportează la aliaje monofazice.

RESEARCHES REGARDING THE INFLUENCE OF SPEED RATE FOR CENTRIFUGAL CASTING OVER CHEMICAL HOMOGENEITY OF CuPbSn ANTIFRICTION ALLOYS

BY

M.RIPEA, R.M.POPESCU, V.CANDEA and C.PLOSCARIU

Abstract: Homogeneity is very important during centrifugal casting due to its wide range in machinery building industry. Generally speaking Sn percentage is correlated with Cu percentage fact that indicates that these two elements form the solid solution before Pb solidification.

CERCETARI PRIVIND INFLUENTA TURATIEI LA TURNAREA CENTRIFUGALA ASUPRA OMOGENITATII CHIMICE A ALIAJELOR ANTIFRICTIUNE CU-PB-ST

Rezumat: Omogenitatea este foarte importanta in cazul turnarii centrifugale datorita utilizarii pe scara larga in industria constructiilor de masini. In general conținutul de staniu se corelează cu conținutul de cupru, care denotă că aceste două elemente formează soluția solidă a înainte de solidificarea plumbului.

RESEARCHES REGARDING THE INFLUENCE OF MOULD SPEED RATE OVER CENTRIFUGAL CASTING PARTS MACROSTRUCTURE OF CuPbSt ANTIFRICTION ALLOYS

BY

M. RIPEA, R. M. POPESCU, V. CANDEA, C. PLOSCARIU

Abstract: When mould speed is increasing within the alloyed parts have been noticed a bedding in layers with a high chemical and structural non uniformity.

CERCETARI PRIVIND INFLUENTA TURATIEI FORMEI ASUPRA MACROSTRUCTURII PIESELOR TURNATE CENTRIFUGAL DIN ALIAJE ANTIFRICTIUNE CU-PB-ST

Rezumat: Cand viteza de rotatie a matritei de turnare centrifugala creste s-a constatat o stratificare in aliajul turnat cu o neomogenitate chimica si structurala semnificativa.

RESEARCH ON PERFORMANCES OF NANOCOATED FIBRES OF POLYETHYLENE TEREPHTALATE (PET) FOR INTELLIGENT TEXTILES

BY

ROXANA SCARLET, MANEA LILIANA ROZEMARIE ANICULAESEI GHERGHINA, URSE MARIA and DELIU ROXANA

Abstract. Nanostructured fibres have great potential for applications ranging from wound dressing, tissue engineering, drug delivery building and construction to space technology due to the significant increase in fibre boundary area. This paper deals with the characterisation of the conducting polyaniline (PANI) coated polyethylene terephtalate (PET) yarns prepared by coating process. PANI was treated using dodecylbenzene sulfonic acid (DBSA) to improve the solubility and the dispersion of PANI in xylene. PANI coating on the yarns were performed by absorption of yarns through PANI solution. The electrical and mechanical of conductive yarns obtained were investigated. The conductivity of PANI coated PET fibre increases as the concentration of PANI solution increases. Moreover, these conductive yarns preserve the original strength and flexibility. These yarns are supposed to be used to create smart clothing or conductive fabrics for electromagnetic shielding applications.

CERCETARI ASUPRA PERFORMANTELOR FIRELOR PET PENTRU OBTINEREA DE TEXTILE INTELIGENTE

Rezumat: Firele PET au fost tratate cu soluție de polianilina (PANI) cu concentrație in intervalul 3-10 %. Nanostructurile astfel obținute s-au utilizat la realizarea unor panouri electroconductive ce ulterior au fost introduse in structura sistemului textil inteligent propus spre execuție. Lucrarea cuprinde cercetări privind performantele nanostructurilor textile integrate in imbracamintea inteligenta a carei caracteristici de confort au fost analizate in vederea selectarii variantei optime de structura.

RESEARCH ON THE ACHIEVEMENT OF THE TEXTILE STRUCTURES EMBEDDED IN SMART SYSTEMS FOR REMOTE MONITORING OF THE NEUROMOTOR RECOVERY

BY

ROXANA SCARLET, ROXANA DELIU, LILIANA ROZEMARIE MANEA and FLORIN PANTILIMONESCU

Abstract. Functional Electrical Stimulation FES is using small electrical impulses to activate paralysed muscles and so produce useful movement. The electrical impulses work by exciting the nerves leading to the muscles. Self-adhesive patches (electrodes) are usually placed on the skin close to the nerve supplying the muscle; this is often over the centre of the muscle. Leads connect the electrodes to a stimulator that produces the impulses. The paper presents our research on the achievement of the textile structures used as electrodes embedded in the structure of the smart textiles for the remote monitoring of the neuromotor recovery based on the Functional Electrical Stimulation (FES).

CERCETARI PRIVIND REALIZAREA DE STRUCTURI TEXTILE INTEGRABILE ÎN SISTEME INTELIGENTE PENTRU MONITORIZAREA LA DISTANȚĂ A PROCESELOR DE RECUPERARE NEUROMOTORIE

Rezumat: Procesarea de date si comunicarea wireless este un domeniu promitator in **telemedicina.** Functia importanta a imbracamintii smart in telemedicina este aceea de a ajuta utilizatorul ei in a realiza in mod confortabil activitati zilnice, in timp ce acesta poate fi monitorizat si/sau controlat intr-o asemenea maniera incat bunastarea si siguranta lui sa fie garantata. Acest lucru este poate fi realizat in timpul unei monitorizari permanente printr-o retea de senzori in imbracaminte, care transmite date wireless, catre un computer central, spre un PDA sau telefon. Pot fi programate in sistem prevederi legate de securitate, alarma, etc. Atat pentru domeniul sanatatii, cat si pentru cel militar, sistemul ajuta echipa sa realizeze profile complete ale subiectilor prin manipularea datelor colectate in decursul unei perioade de timp prealabil monitorizate.
Lucrarea prezinta cercetari proprii privind realizarea de structuri textile utilizate ca electrozi integrabili în structura sistemelor inteligente pentru monitorizarea la distanță a proceselor de recuperare neuromotorie bazate pe FES (Functional Electrical Stimulation).

OPTIMIZATION OF ROTARY SWAGING TECHNOLOGY USING 3D CAD MODELLING AND FEM SIMULATION

BY

VASILE SCHIOPU and DORIN LUCA*

Abstract: The purpose of this paper is to present a new approach that intends to optimize the rotary swaging technology in the design and setup stages, by means of computer modelling and simulation. Due to the demand to decrease the time-to-market of new products while maintaining a high quality level and reducing overall product development costs, structural optimization tools have become of significant importance in the technology development process. Although rotary swaging process is used from some time, the correlation between its main parameters remains unknown and the development of applications is done mainly through experimental ways. Currently rotary swaging process design is very much dependent upon the designer's knowledge and iterative processing trials. Experimental researches have the disadvantage of not being able to provide information about significant parameters, such as stresses and strains. In contrast, numerical calculations, like finite element method (FEM), provide the opportunity to determine all relevant parameters at moderate cost.

OPTIMIZAREA TEHNOLOGIEI DE FORJARE ROTATIVĂ FOLOSIND MODELAREA CAD 3D ŞI SIMULAREA MEF

Rezumat: Scopul acestei lucrări este de a prezenta o nouă abordare privind optimizarea tehnologiei de forjare rotativă în etapele inițiale de proiectare și dezvoltare a acesteia, prin utilizarea modelării și simulării pe computer. Din cauza necesității reducerii timpului de lansare pe piață a noilor produse menținându-se în acelaşi un nivel de calitate ridicat și reducându-se costurile de dezvoltare totale ale produsului, instrumentele de optimizare structurală au dobândit o importanță deosebită în procesele de dezvoltare a tehnologiilor. Deşi procedeul de forjare rotativă este utilizat de ceva timp, corelația dintre parametrii săi principali rămâne necunoscută, punerea la punct a aplicațiilor făcându-se mai mult pe cale experimentală. În prezent proiectarea procesul de forjare rotativă este foarte mult dependentă de experiența proiectanților și de multe încercări practice experimentale. Cercetările experimentale au dezavantajul de a nu putea asigura informații în privința unor parametri importanți cum sunt tensiunile și deformațiile. Prin contrast, calculul numeric și în special Metoda Elementului Finit (MEF) asigură posibilitatea de a determina toți parametrii relevanți la costuri moderate.

TITANIUM ALLOY MATRIX COMPOSITES OBTAINING BY AN ELECTROCHEMICAL PROCESS

BY

SOARE VASILE[1], GURGU CONSTANTIN[1], MITRICA DUMITRU[1], TÂRCOLEA MIHAI[2] and ROMAN COSTEL[3]

Abstract: The paper presents a new approach for titanium alloy matrix composites synthesis through the electro reduction of the oxides mixture of Ti, Al, and V in molten salts. The reinforcement particles of the composite material are formed of titanium boride. The powders of oxides and titanium boride were homogenized, pressed and sintered as a disk which represents the cathode of the cell. The anode is made by graphite, and the electrolyte bath is molten Calcium chloride. During the electrolysis, the reduction of the oxides mixture occurs through two processes: ionization of the oxygen from the oxides, which dissolves in the electrolyte, phenomenon that is accelerated by the large solubility of the Calcium oxide in the Calcium chloride; reduction with Calcium provided by the electrolysis of Calcium oxide dissolved in molten Calcium chloride.

The reduction process lasted for 7 hours, the applied voltage was in the range 2.0 ÷ 3.0 V, and the working temperature was 850 °C. After the washing of the obtained metallic sponge, the material was pressed and sintered in inert atmosphere. The composite sample, analyzed by SEM technique reveals a relative homogenous distribution of the reinforcement particles in the alloy matrix, with low content of unreduced oxides.

OBTINEREA DE COMPOZITE CU MATRICE DE ALIAJE DE TITAN PRINTR-UN PROCES ELECTROCHIMIC

Rezumat: Lucrarea prezinta o noua abordare pentru sinteza compozitelor cu matrice de aliaje de Ti prin electroreducerea in saruri topite a amestecurilor de oxizi de Ti, Al, V. Particulele de ranforsare sunt din borura de Ti. Pulberile de oxizi si borura de titan au fost omogenizate, presate si sinterizate sub forma de disc care reprezinta catodul celulei. Anodul este realizat din grafit iar electrolitul este clorura de Ca topita.

In timpul electrolizei, reducerea amestecurilor de oxizi are loc prin doua procese:ionizarea oxigenului din oxizi care se dizolva in electrolit , fenomen accelerat de solubilitatea mare a CaO in $CaCl_2$; reducerea cu Ca produs prin electroliza oxidului de calciu dizolvat in electrolit. Procesul de reducere a durat 7 ore , tensiunea aplicata a fost de 2,0-3,0 V iar temperatura a fost 850 ^{0}C. Dupa spalarea buretelui metalic obtinut, materialul a fost presat si sinterizat in atmosfera inerta. Probele de compozit analizate prin tehnici SEM indica o relativ omogena distributie a particulelor de ranforsare in aliajul matrice si un continut scazut de oxizi neredusi.

THE INFLUENCES OF BOUNDARY CONDITIONS ON THE DYNAMIC BEHAVIOUR OF LIGNO-CELLULOSE COMPOSITE PLATES

BY

STANCIU MARIANA*, CURTU IOAN*, ROSCA CALIN*, SAVIN ADRIANA, STEIGMANN ROZINA****

Abstract: Dynamic behavior of a structure is influenced by different factors: material, geometry, boundary conditions, dimensions, stiffening elements, etc. The paper is focused on the experimental results regarding the influences of boundary conditions of tested plates on the dynamical response in the case of forced vibrations. In the first part of paper, the experimental method, the types of plates and the assessed boundary condition are depicted. In the second part, the modal shapes and the dynamic characteristics of forced response are presented. The monitoring of dynamical behavior in different cases of boundary condition can predict the acoustic quality of coupled plates from the guitar structure.

INFLUENTA CONDITIILOR PE FRONTIERA ASUPRA COMPORTARII DINAMICE A PLACILOR COMPOZITE LIGNOCELULOZICE

Rezumat: Comportarea dinamica a structurilor este influentata de diferiti factori: materialul, geometria, conditii pe frontiera, dimensiuni, elementele de ranforsare etc. lucrarea este axata pe rezultate experimentale privind influenta conditiilor pe frontiera asupra placilor testate si dinamica raspunsului in cazul vibratiilor fortate.

RESEARCHES CONCERNING THE DYNAMIC BEHAVIOUR OF LIGNO-CELLULOSE PLATES WITH DIFFERENT STIFFENING BRACES

BY

MARIANA STANCIU *, IOAN CURTU *, NICOLAE CRETU * and RAIMOND GRIMBERG **

Abstract: The paper presents the experimental results concerning the dynamical behavior of ligno-cellulose composite plates with different stiffening braces. Two types of tests were performed: non-contact test (with acoustic excitation) and contact method (with mechanical vibrations of mini-shaker). Within the first part of the paper, the methods and the types of the studied plates are depicted. Within the second part, the results of the experimental research studies namely the modal shapes (Fig. 1. Chladni pattern), the Fourier analysis and the power spectrum density are presented. The identification of dynamic behavior of each type of plate aims the optimization of stiffening structure of plates in accordance with the desired resonance frequencies.

CERCETARI PRIVIND COMPORTAREA DINAMICA A PLACILOR LIGNOCELULOZICE CU DIFERITE BARE DE RANFORSARE

Rezumat: Lucrarea prezinta rezultatele experimentale privind comportarea dinamica a placilor compozite lignocelulozice cu diferite bare de ranforsare. Doua tipuri de teste au fost efectuate: teste fara contact (cu excitare acustica) si cu contact (cu vibratii mecanice a unui minishaker). In prima parte a lucrarii sunt prezentate metodele si tipurile de placi studiate. In a doau parte a lucrarii, sunt prezentate rezultatele experimentale a studiilor cu analiza modala, analiza Fourier si densitatea spectrului de putere.

VIEWPOINTS REGARDING THE HUMAN RESOURCES MANAGEMENT IN MATERIAL INDUSTRY

BY

CRISTINA MARIA STOICA

Abstract: Having in mind the increasing globalization of the competition within the international markets, the

companies are trying to identify those winning patterns, regarding the human resources management, the organization and the new competitive advantages that could allow them to outrun the competition. In this paper I have tried to identify those specific Japanese patterns and strategies, considering the human resources management, that could explain the Japanese economic performances as opposed to the rest of the world, but also the possibility to adapt them to the specific conditions of the other countries.

CONSIDERAȚII PRIVIND MANAGEMENTUL RESURSELOR UMANE ÎN INDUSTRIA MATERIALELOR

Rezumat: În condițiile mondializării accentuate a concurenței pe piețele internaționale, întreprinderile caută să identifice acele *modele câştigătoare* în ceea ce priveşte gestiunea resurselor umane, organizarea şi noile avantaje competitive care le-ar putea permite să-şi devanseze concurența. În această lucrare am încercat să identificăm acele modele şi strategii *japoneze*, privind gestiunea resurselor umane, care ar putea explica performanțele economice ale Japoniei față de restul lumii, dar şi posibilitatea adaptări acestora la condițiile specifice ale altor țări.

STRATEGIC OUTSOURCING IN MATERIAL INDUSTRY

BY
CRISTINA MARIA STOICA

Abstract: The strategic outsourcing gains an increasing importance within the enterprises. It aims at a steadily rising number of functions that contribute towards the creation of one part of the added value (informatics, logistics, research, human resources, accountancy). This is why the outsourcing must be envisioned as an offensive strategic point of view. Within this paper I intend to highlight the criteria generated by the decision of strategic outsourcing. Moreover I present the main trends regarding the human resources outsourcing, as well as the consequences of this decision upon the employees and their work.

EXTERNALIZAREA STRATEGICĂ ÎN INDUSTRIA MATERIALELOR

Rezumat: Externalizarea strategică dobândeşte o importanță crescândă în cadrul întreprinderilor. Aceasta vizează un număr crescând de funcții, care contribuie substanțial la crearea unei părți a valorii adăugate (informatică, logistică, cercetare, resurse umane, contabilitate). Tocmai de aceea, externalizarea trebuie concepută într-o viziune strategică ofensivă. În cadrul acestei lucrări, încercăm evidențierea criteriilor pe care le generează decizia de externelizare strategică. De asemenea sunt prezentate principalele tendințe ale externalizării resurselor umane, precum şi consecințele acestei decizii asupra salariaților şi a muncii acestora.

STUDIES THROUGH AUGER ELECTRONIC SPECTROSCOPY AND X RAY ON THE RESULTS OF HEAT TREATMENTS APPLIED TO ALUMINUM ALLOYS

BY
MARIA STOICANESCU, MOISA STRUL and IOAN GIACOMELLI

Abstract: On the aluminum alloy casting ATSi5Cu1 there have been efectuated several variants of the final heat treatment consisting of hardening and aging, to improve mechanical properties.
Hardening has been made identical for all samples and the ageing has been made different like: natural, artificial, and classical and in the electromagnetic field.
Further tests on these samples there have been investigations by Auger electron spectroscopy analysis and X-RAY putting into evidences some structure changes.
The results are presented in this paper.

STUDIU ASUPRA SPECTROSCOPIEI AUGER CU RAXE X PE BAZA REZULTATELOR TRATAMENTELOR TERMICE APLICATE ALIAJELOR DE ALUMINIUM.

Rezumat: Asupra aliajelor turnate ATSi5Cu1 s-au facut cateva variante de tratament termic primar ce constau in durificare si imbatranire, pentru imbunatatirea proprietatilor mecanice. Durificarea s-a facut la fel pentru toate probele, si imbatranirea s-a facut in mod diferit: naturala, artificiala, si clasica in camp electromagnetic. Teste ulterioare pe aceste probe au fost facute cu ajutorul spectrometrului Auger cu raxe x, punand in evidenta modificarile structurale. Rezulatele sunt prezentate in lucrare.

CELLULAR RESPONSE IN EXPERIMENTAL EXPOSURE TO ELECTROMAGNETIC FIELDS

BY

SURCEL DIDI[1], DANA DABALA[2], CSABA SZANTO[1], MARIANA BOTOC[1], SEPTIMIU TOADER[1] and OVIDIU ROTARU[1]

ABSTRACT: Although the physical techniques for measuring of the electromagnetic fields (EMF) are well developed, adequate characterization of the biological effects induced by EMF is subject of discussion yet. The aim of this study was to show the effects of the chronic exposure to EMF on the immune and oxidative response. Invivo experiment was carried out on 80 Wistar rats that were divided in 4 groups as following: Two Control-groups, without exposure, sacrificed at 1 month and respectively at 6 months; Two EMF–exposed groups, sacrificed at 1 month and at 6 months. The rats were exposed to RF EMF that covers a range of the frequencies between 140-160 MHz. The following parameters were assessed: a) 3HTdR incorporation test; b)Interleukin-1 assay (IL-1 assay); c)Tumor necrosis factor-assay (TNF-assay); d) Chemiluminescence's assay; e) Lipid peroxides (LP). Our results indicate an association between electromagnetic fields and immune and oxidative response.

RASPUNSUL CELULAR IN EXPUNEREA LA CAMPURI ELECTROMAGNETICE. STUDII EXPERIMENTALE

Rezumat: Desi tehnicile pentru masurarea campurilor electromagnetice (CEM) sunt bine puse la punct, caracterizarea efectelor biologice induse de acestea continua sa ramana subiect de discutii. Nu se cunosc efectele dupa expuneri indelungate la CEM, iar mecanismele nontermice inductoare probabil de o serie de efecte negative sunt inca nedeslusite. Generarea de radicali liberi pare a fi unul din mecanismele care se presupune ca ar cauza distrugerea de materiale biologice cum ar fi lipide, proteine, ADN. Scopul acestui studiu a fost de a evidentia efectele expunerii cronice la CEM statice asupra raspunsului oxidativ si imun.

THE CONTROL OF DIFFUSION WITH DRIFT-TYPE STOKES

BY

IRINA SURDU, DAN GELU GALUSCA, CARMEN NEJNERU, IULIAN IONITA, GHEORGHE BADARAU, MARCEL AGOP*

Abstract: Analyzing the dynamics of particle simultaneously undergo a process of diffusion and drift of stokes. In such a context, some evaluations of the particles to nanometer dimensions in micrometric and drift speeds of the order of the stokes are.

CONTROLUL DIFUZIEI PRIN DRIFT DE TIP STOKES

Rezumat: Se analizează dinamica particulei supuse simultan unui proces de difuzie şi de drift de tip stokes. Într-un asemenea context, câteva evaluări ale procesului pentru particule au dimensiuni nanometrice şi micrometrice la viteze de drift de ordinul celei stokes sunt date.

FIBROUS MATERIALS FOR DYES REMOVAL FROM TEXTILE WASTEWATERS: KINETIC AND THERMODYNAMIC STUDY

BY

DANIELA SUTEU, DOINA BILBA and GABRIELA RUSU

Abstract: The paper presents our experimental results on the utilization of the Romanian alkaline hydrolyzed polyacrylonitrile waste fibres (Melana,) (HPAN) as sorbent for removal of some anionic dyes from aqueous solutions. Kinetic and thermodynamic studies were carried out in order to establish the favourable conditions to uptake of dyes and to understand the sorption mechanism. The thermodynamic parameters ΔG, ΔH and ΔS were determined; the obtained values show that the sorption of selected dyes on HPAN fibres is a spontaneous, endothermic and entropy-driven process. The kinetics of the tested dyes sorption was analyzed using the pseudo-first order and pseudo-second order kinetic models. The kinetic data were fitted well on to the pseudo-second order kinetics, indicating the chemisorption of dyes onto fibrous sorbent. The sorption mechanism of studied dyes onto hydrolyzed fibres was confirmed by FTIR spectroscopy. The dye-loaded HPAN can be regenerated by NaOH treatment and the regenerated sorbent may be reused in several adsorption-desorption cycles. The results

of this study evidenced that the hydrolyzed polyacrylonitrile fibres can be considered an effective material with sorptive properties for removing textile dyes from aqueous effluents.

MATERIALE FIBROASE PENTRU RETINEREA COLORANTILOR DIN EFLUENTI TEXTILI: STUDIU CINETIC SI TERMODINAMIC

Rezumat: Lucrarea prezinta rezultate experimentale privind utilizarea deseurilor de fibre poliacrilonitrilice hidrolizate (HPAN), ca material cu proprietati sorbtive pentru retinerea unor coloranti anionici din medii apoase. Pentru stabilirea conditiilor favorabile de sorbtie si a mecanismului retinerii colorantilor s-a studiat cinetica si termodinamica echilibrului de sorbtie. In acest sens, s-au determinat parametrii termodinamici ΔG, ΔH si ΔS; valorile obtinute sugeraeza ca sorbtia colorantilor selectati pe fibre HPAN este un proces spontan si endoterm. Cinetica procesului de sorbtie a fost analizata pe baza modelelor cinetice din literatura: de ordin pseudo-unu si de ordin pseudo-doi; datele experimentale verifica mai bine modelul cinetic de ordin pseudo-doi, indicand faptul ca procesul de retinere a colorantilor pe sorbentul fibros este de chemosorbtie. Mecanismul sorbtiei colorantilor a fost confirmat prin spectroscopie FTIR. Colorantii retinuti pot fi desorbiti de pe materialul fibros prin tratare cu solutie de NaOH. Dupa spalare sorbentul poate fi reutilizat pentru noi cicluri sorbtie-desorbtie. Rezultatele acestui studiu evidentiaza faptul ca fibrele poliacrilonitrilice hidrolizate pot fi utilizate ca material cu proprietati sorbtive pentru retinerea colorantilor textili din efluenti aposi.

THOUGHT AND CREATIVITY IN RISK EVALUATION

BY

GEORGE DANIEL TANASIEVICI, GABRIELA CĂLDĂRESCU, GEORGE ALBULESCU, CONSTANTIN BACIU

Abstract: There are plenty accident and professional disease risk evaluation methods, but there isn't one universal available method. Statistics show that used conventional methods are based on analytical thinking and offer only few logical solutions. Our idea was to use creative thinking methods, which offer multiple, original, imagination based solutions. Such methods can only be unconventional, and one of the most known is Brainstorming.

GÂNDIRE CREATIVĂ ÎN EVALUAREA RISCURILOR

Rezumat: Există o varietate de metode de evaluare a riscurilor de accidentare şi îmbolnăvire profesională, dar nu există o metodă universal valabilă. Statisticele demonstrează că metodele convenţionale utilizate sunt metode bazate pe gândire analitică şi oferă soluţii logice în număr mic. Ideea noastră a fost să utilizăm metode de gândire creativă, care să ofere soluţii multiple, originale, bazate pe imaginaţie. Astfel de metode, nu pot fi decât metode neconvenţionale, iar una dintre cele mai cunoscute este Brainstormingul.

THE MODIFICATION OF TITAN SURFACE THROUGH THE ELECTROCHEMICAL ACTIVATION, BIOMIMETIC AND ELECTROCHEMICAL DEPOSIT OF THE CALCIUM PHOSPHATES

BY

TIMOFTE NĂSTACA and BOGDAN NICOLAU

Abstract: The constitution of bones presents three major components: the collagen that is flexible and very resistant, the mineral bone that is the basic substance playing different functions. The mineral phase, the mineral bone that represents 60-70% of the bone mass is a calcium phosphate with apatite structure and a composition similar to the HA one. In the body, HA is biocompatible and bioactive with different tissues and can adhere directly to bones or cartilages. Despite the excellent properties of biomaterial of some implants in many cases, their use was restricted because of the fragility, tensile strength, and low resistance to shock. Because of this, certain modalities of coverage with hydroxyapatite of the metallic fillings were imposed. Therefore, we proceeded to the electrochemical activation and biomimetic deposit of the phosphates on the titan surface and then we attempted the electromechanic activation and electrochemical deposit of the Ca phosphates. In order to obtain effective biomimetic coverage with hydroxyapatite or other phosphor-calcic compounds, two conditions must be ensured: Supersaturation with Ca and P in solution and the activation of the titan surface. In our study, we opted for combining the electrochemical methods with the chemical ones, attempting some schemes of coverage with phosphocalcic compounds. We used a new process of depositing the Ca phosphates by combining the electrochemical activation with phosphochemical deposit from a super-concentrated solution that stimulates

the composition of the plasma from the body.We noticed that the electrochemical activation modifies the morphology of the surface, its roughness being attenuated, thus defending the mosaic structures. We also noticed that the deposit of phosphocalcic compounds occurs, but the surface is covered in a non-uniform manner. After calcination, the mineral deposits keep their compact aspect, blotting the borders delimiting the areas which appeared after activation or depositing. The activation of the coarse or non-coarse implants surface is essential.

MODIFICAREA SUPRAFEȚEI TITANULUI PRIN ACTIVARE ELECTROCHIMICĂ, DEPUNERE BIOMIMETICĂ ŞI ELECTROCHIMICĂ A FOSFAȚILOR DE CALCIU

Rezumat În constituția oaselor intră trei componente majore: colagenul care este flexibil şi foarte rezistent, osul mineral care este substanța de bază ce joacă diferite funcții. Faza minerală, osul mineral care reprezintă 60-70% din masa osoasă este un fosfat de calciu cu structura de apatită şi cu o compoziție apropiată de cea a HA. În organism HA este biocompatibilă şi bioactivă cu diverse țesuturi şi poate adera direct la oase sau cartilagii. În ciuda excelentelor proprietăți de biomaterial a unor implanturi în multe cazuri utilizarea lor a fost restricționată datorită fragilității, rezistenței la tracțiune şi la rezistența cu şocuri scăzută. Din acest motiv s-au impus anumite modalități de acoperire cu hidoxiapatită a umpluturilor metalice. De aceea s-a procedat la activarea electrochimică şi depunerea biomimetică a fosfaților de Ca pe suprafața titanului şi apoi s-a încercat activarea electrochimică şi depunerea electrochimică a fosfaților de Ca.
Pentru a se obține acoperiri biomimetice efective cu hidroxiapatită sau alți compuşi fosfo-calcici trebuie asigurate două condiții: suprasaturarea cu Ca şi P în soluție şi activarea suprafeței titanului. În studiul nostru s-a optat pentru combinarea metodelor electrochimice cu cele chimice încercându-se câteva scheme de acoperire cu compuşi fosfo-calcici. S–a folosit un procedeu nou de depunere a fosfaților de Ca prin combinarea activării electrochimice cu depunere elctrochimică dintro soluție superconcentrată care simulează compoziția plasmei din organism. S-a observat că activarea electrochimică modifică morfologia suprafeței, rugozitatea acesteia atenuîndu-se apărând astfel structurile de tip mozaic. S-a obsevat de asemenea că depunerea compuşilor fosfo-calcici are loc, dar suprafața este neuniform acoperită. După calcinare depunerile minerale îşi păstrează aspectul compact, estompându-se granițele de delimitare a zonelor apărute după activare sau depunere. Activarea suprafeței implanturilor rugoase sau nu, este esențială.

THE COMBINED CHEMICAL-ELECTROCHEMICAL ACTIVATION OF THE TITAN SURFACE AND THE ELECTROCHEMICAL DEPOSIT

BY
TIMOFTE NĂSTACA and BOGDAN NICOLAU

Abstract. Within the combined, chemical and electrochemical activation of the titan surface, we established an original scheme according to which, after the roughness, we introduced a stage for chemical activation with a concentrated solution of sodium hydroxide. This stage is necessary both for neutralizing the positive loads an fog the oxidation products , and for creating negative loads on which positive Ca ions will be deposited within the depositing process. After finishing the activation through cathodic polarization, we continued with the electrochemical deposit of the Ca phosphates. The aspect of the titan surface shows the presence of deep ad distanced fissures, probably due to the fast drying process that the sample was subject to, or because of the big deposit thickness.
After calcinations at 900° C, occurs an aeration of the superficial later, the existent fissures being less prominent.
Referring to the solution deposit SBFx5 after a chemical activation, we ascertain an increase of the current density during the deposit of phosphate material, due to the formation of a porous layer on the metal surface. The electrolyte used in the experiment was buffered with trietanolamin so that its pH did not vary appreciably. The 15 minutes were sufficient for depositing a layer that ensures the implant bio- compatibilization. The sample surface microphotographs show an emphasized compactification after calcination.

ACTIVAREA COMBINATĂ CHIMICĂ-ELECTROCHIMICĂ A SUPRAFEȚEI TITANULUI ŞI DEPUNEREA ELECTROCHIMCĂ

Rezumat: În cadrul activării combinate, chimică şi electrochimică a suprafeței titanului s-a stabilit o schemă originală în care după rugozare, s-a introdus o etapă de activare chimică cu o soluție concentrată de hidroxid de sodiu. Această etapă era necesară atât pentru neutralizarea sarcinelor pozitive şi a produşilor de oxidare cât şi pentru crearea de sarcini negative pe care se vor depune ionii pozitivi de Ca în cadrul procesului de depunere. După terminarea activării prin polarizare catodică s-a trecut la depunerea electrochimică a fosfaților de Ca.
Aspectul suprafeței titanului arată prezența unor fisuri adânci şi distanțate probabil datorate procesului de uscare

rapidă la care a fost supusă proba sau grosimii mari a depunerii.
După calcinare la 900°C are loc o afânare a stratului superficial fisurile existente fiind mai puțin proeminente.
Referitor la depunerea din soluție SBFx5 după activare chimică se constată o creştere a densității de curent pe măsură depunerii materialului fosfatic, datorată formării unui strat poros pe suprafața metalului. Electrolitul utilizat în experiment a fost tamponat cu trielanolamină astfel pH-ul acestuia nu a variat apreciabil. Cele 15 minute au fost suficiente pentru depunerea unui strat care să asigure biocompatibilizarea implantului. Microfotografiile suprafeței probei arată o compactizare accentuată după calcinare.

THE INFLUENCE OF THE SEMI ANGLE CONVERGENCE OF FRONT NOZZLE ON THE LAYERS POROSITY LAYERS FROM ST-MET4 OBTAINED BY THERMAL SPRAYING IN AN ACTIVATED ELECTRIC ARC

BY

ST. L. TOMA[1], D.G. GĂLUŞCĂ[1], C. BACIU[1], CLAUDIA TANASE[2] AND C. BEJINARIU[1]

Abstract: The porosity of the obtained layers by thermal spraying – expressed through the porosity degree, represents a defining physical characteristic of the obtained materials through these proceedings. The paper has as main purpose the influence determination of the convergence semi angle for the frontal nozzle on the porosity degree of ST MET4 layers, deposed by thermal spraying in activated electric arc. In this paper the porosity degree of the deposition is determined for three nozzles types with an appropriate geometry and it is calculated through two different methods (gravimetrical and numerical).

INFLUENTA SEMIUNGHIULUI DE CONVERGENTA A DUZEI FRONTALE ASUPRA POROZITATII STRATURILOR DIN ST MET4 OBTINUTE PRIN PULVERIZARE TERMICA IN ARC ELECTRIC ACTIVAT

Rezumat: Porozitatea straturilor obținute prin pulverizare termică – exprimată prin gradul de porozitate, reprezintă o caracteristică fizică definitorie a materialelor obținute prin aceste procedee. Lucrarea are ca scop determinarea influenței semiunghiului de convergență a duzei frontale asupra gradului de porozitate a straturilor din ST MET4 depuse prin pulverizare termică în arc electric activat. În aceasta lucrare gradul de porozitate a depunerii este determinat pentru trei tipuri de duze cu geometrie asemănătoare şi este calculat prin două metode diferite (gravimetric şi numeric).

THE INFLUIENCE OF THE DISTANCE BETWEEN "THE FRONTAL NOZZLE AND THE ELECTRIC ARC" ON 100Cr6 LAYERS ADHERENCE OBTAINED THROUGH THERMAL SPRAYING IN ACTIVATED ELECTRIC ARC

BY

ST. L. TOMA[*], D.G. GĂLUŞCĂ[*], DIANA GHEORGHIU[*] GABRIELA TOMA[**] AND MARIA BACIU[*]

Abstract: The adherence is one of the most important proprieties of a layer obtained by thermal spraying, because it conditioning the layer resistance and durability and also the protection degree of a piece on it is depose. The adherence is due to attraction forces which are manifesting between molecules and the atoms of surfaces in contact (Layer – substratum). As it is known the adherence at thermal spraying in electric arc, is strongly influenced by temperature and particles velocity in the moment of impact – physical sizes dependent on apparatus spraying type. This paper wants to propose the influence of electric arc position (arc point), against frontal spraying nozzle – steel layer adherence (100Cr6), obtained by thermal spraying in activated electric arc.

INFLUENTA DISTANTEI "DUZAFRONTALA –ARC ELECTRIC" ASUPRA ADERENTEI STRATURILOR DIN 100Cr6 OBTINUTE PRIN PULVERIZARE TERMICA IN ARC ELECTRIC ACTIVAT

Rezumat: Aderența reprezinta una din cele mai importante proprietati ale unui strat obtinut prin pulverizare termică, deoarece condiționează rezistența şi durabilitatea stratului precum şi gradul de protecție al piesei pe care este aplicat. Ea se datorează forțelor de atracție ce se manifestă între molecule sau atomii celor două suprafețe aflate în contact (strat – substrat). Dupa cum se cunoaste, aderenta la pulverizarea termica in arc electric, este puternic influentata de temperatura si viteza particulelor in momentul impactului - marimi fizice dependente de tipul aparatului de pulverizare. Lucrarea isi propune sa prezinte influenta pozitiei arcului electric („punctul de

arc”) fata de duza frontala de pulverizare - asupra aderentei straturilor din otel (100Cr6) obtinute prin pulverizare termic-in arc electric activat.

THE MATHEMATICAL MODEL OF THE ALUMINIUM PARTICLES MOTION SPRAYED IN ACTIVATED ELECTRIC ARC

BY

ST. L.TOMA[1], D.G. GALUSCA[1], M. SUSAN[1], GABRIELA TOMA[2], MONICA LOHAN[1] and OANA ȚĂNCULESCU[3]

Abstract: The sprayed particles velocity represents an important parameter in the process for the obtaining of layers through thermal spraying. The paper presents a mathematical model of aluminium particles motion under the action of a gaseous fluid. The model take into consideration the particle weigh, Archimedes force and resistance force for advancing in turbulent conditions.

MODELUL MATHEMATIC AL DINAMICII PARTICULELOR DE ALUMINIU PULVERIZATE IN ARC ELECTRIC ACTIVAT

Rezumat: Viteza particulelor pulverizate constituie un parametru important in procesul de obținere a straturilor prin pulverizare termică. Lucrarea prezintă un model matematic al miscării particulelor din aluminiu sub acțiunea unui jet de fluid gazos. Modelul i-a in considerație greutate particulei, forta arhimedică şi forța de rezistență la inaintare in regim turbulent.

STUDIES AND RESEARCH ON THE EUTECTOID TRANSFORMATION IN THE Zn-Al SYSTEM

BY

BELA VARGA

Abstract: Microstructure changes and phase transformation of Zn-Al based alloys have been systematically studied, using XRD, SEM and TEM techniques. The paper presents the results of experimental research concerning the eutectoid transformation in the Zn-Al system. Dilatometric analysis was used to determine the values of the activation energy at heating and cooling, respectively. In the case of a metal (alloy) presenting phase transformations in solid state, like the eutectoid transformation, to the elongation caused by the temperature increase a variation in length determined by the phase transformation is added. The paper focuses on the determination of the activation energy for the eutectoid transformation in the binary and ternary Zn- (4, 8, 12, 22, 27) % Al system, by means of the values of the temperatures corresponding to the peaks on the derivatives of the dilatation curves.

STUDII SI CERCETARI CU PRIVIRE LA TRANSFORMAREA EUTECTOIDA DIN SISTEMUL Zn-Al

Rezumat: În ultimii ani s-a extins categoria aliajelor industriale din sistemul Zn-Al, au fost standardizate compoziții cu 8, 12, 22, 27 şi 40 % aluminiu. Proprietățile acestora sunt bine studiate. Aliajele Zn-Al au turnabilitate excelentă şi rezistență bună la uzare şi frecare. Dezavantajul acestor materiale constă în instabilitatea structurii în timp. În vederea evitării acestui dezavantaj aliajele Zn-Al se supun unor tratamente termice menite să contribuie la creşterea stabilității structurale în timpul exploatării. În acelaşi timp compozițiile cu 18-40 % aluminiu au proprietăți superplastice. Tratamentele termice aplicate acestor aliaje cât şi superplasticitatea se bazează pe transformările structurale în stare solidă. La analiza transformărilor structurale prezintă importanță deosebită termodinamica transformării. Lucrarea abordează studierea transformării eutectoide pentru compozițiile binare şi ternare cu 4, 8, 12, 22 şi 27 % aluminiu. Energiile de activare pentru incălzire şi răcire s-au determinat prin analiză dilatometrică.

EQCM USES FOR THE STUDY IN SITU OF NICKEL AND ZINC-NICKEL ALLOY ELECTROPLATING PROCESS

BY

VIOLETA VASILACHE, SONIA GUTT* TRAIAN VASILACHE*, GHEORGHE GUTT

Abstract: Electrochemical Quartz Crystal Microbalance (EQCM) is a powerful device used in electrochemistry. Nickel layers and zinc-nickel alloy layers were electrodeposited using a potentiostat-galvanostat Voltalab 40 with software Voltamaster and an EQCM. The aim of the study was to monitoring the mass distribution of deposited nickel and zinc-nickel alloys during the electrodeposition process, together with electrochemical parameters (potential, current density, temperature). The electrodeposited layers were characterized with SEM, EDX and AFM techniques. A mathematical model of the process was proposed in order to find the evolution of mass electrode versus electrochemical parameters.

EQCM UTILIZATĂ ÎN STUDIUL IN SITU A PROCESELOR DE ELECTRODEPUNERE A NICHELULUI ŞI ALIAJELOR ZINC-NICHEL

Rezumat: Microbalanța Electrochimică cu Cristal de Cuarț (Electrochemical Quartz Crystal Microbalance - EQCM) este un puternic instrument utilizat în electrochimie. Straturile de nichel şi de aliaje zinc-nichel au fost electrodepuse utilizând un potențiostat-galvanostat Voltalab 40 dotat cu software Voltamaster şi o EQCM. Scopul studiului a fost monitorizarea distribuție de masă a depozitelor de nichel şi de aliaje zinc-nichel în timpul procesului de electrodepunere, împreună cu parametrii electrochimici (potențial, densitate de curent, temperatură). Straturile electrodepuse au fost caracterizate folosind tehnicile SEM, EDX şi AFM. A fost propus şi un model matematic al procesului pentru a găsi evoluția în timp a masei electrodului în funcție de parametrii electrochimici.

INFLUENCE OF THE MAIN TECHNOLOGICAL PARAMETERS ON THE CHARACTERISTICS OF THE PLASTIC DEFORMATION TOOLS

BY

VASILESCU DAN DRAGOŞ, CORĂBIERU ANIŞOARA* and CORĂBIERU PETRICĂ*

Abstract: Some of the most utilized metallic materials used in the industry all over the world are the steels with superficial wear resistant layers hardened by zone phases modifications, manufactured as plastic deformation tools, strips, cylinders or containers. The researches undertaken by the authors had as objective the establishment of a new technique of superficial hardening by zone phase's modifications of the plastic deformation tools. The technological procedure shown in the work has a novelty character, ensuring by induction heating in metallic powders and carburising elements mixtures a superficial hardening of the plastic deformation tools by zone phase's modifications.

INFLUENȚA PRINCIPALILOR PARAMETRI TEHNOLOGICI ASUPRA CARACTERISTICILOR SCULELOR DE DEFORMARE PLASTTICĂ

REZUMAT: Unele dintre cele mai utilizate materiale metalice folosite în industrie pe plan mondial sunt oțelurile cu straturi superficiale durificate prin modificări fazice zonale rezistente la uzare, fabricate sub formă de scule de deformare plastică, benzi, cilindri sau recipienți. Cercetările întreprinse de autori au avut ca obiectiv stabilirea unei noi tehnici de durificare superficială prin modificări fazice zonale a sculelor de deformare plastică. Procedeul tehnologic prezentat in lucrare are caracter de noutate, asigurând prin încălzirea prin inducție în amestecuri de pulberi metalice şi elemente carburigene o durificare superficială a sculelor de deformare plastică prin modificări fazice zonale.

THE SOLAR ENERGY USED FOR MATERIALS PROCESSING

BY

PETRICA VIZUREANU

Abstract: The production of steel or aluminium requires huge amounts of energy. This can be given, in a normal way, by the electric power, natural gases or conventional fuel. The solar furnace uses the energy given by the power of the Sun. The image shows that the rays can be focused towards the crucible where the ore is. This is

heated at a very high temperature, till it melts and can be cast. There is practically no pollution because solar energy is a clean form of energy.
One of the most important applications of the solar furnaces is that of melting materials with very high melting point. If the surface of a solid material is exposed to intense radiation from the focal area of a solar furnace, the material melts on a surface which is equal to the area of the Sun's image. As the heat penetrates in the solid body, the quantity of the melted metal increases and a liquid cavity forms.

ENERGIA SOLARA FOLOSITĂ PENTRU PROCESAREA MATERIALELOR

Rezumat: Producerea oțelului sau a aluminiului necesită mari cantități de energie. Acest lucru poate fi asigurat, în mod normal, de energia electrica, gaze naturale sau carburant convențional. Cuptoarele solare folosesc energia dată de puterea solară. Imaginea arată că razele pot fi concentrate către creuzet unde se află minereul. Acesta este încălzit la o temperatură foarte ridicată până când se topeşte şi poate fi turnat. Practic nu există poluare pentru că energia solară este o formă curată de energie.
Una din cele mai importante aplicații ale cuptoarelor solare este de a topi materiale cu un punct foarte ridicat de topire. Dacă suprafața unui material solid este expusă la o radiație intensă de la aria focală a cuptorului solar, materialul se topeşte pe o suprafață care este egală cu aria imaginii Soarelui. O dată ce căldura penetrează corpul solid cantitatea de metal topit creşte şi o cavitate de lichid se formează.

MICROSTRUCTURAL INVESTIGATIONS ON SOME NANOCRISTALLYNE METALIC MATERIALS OBTAINED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION (SPD) TECHNIQUES

BY

LUCHIAN ZAHARIA*, ROMEU CHELARIU*, RADU COMANECI*, ADRIAN DINESCU, DRAGOŞ CRISTIAN ACHIȚEI***

Abstract. The paper presents the results of microstructural investigations performed by optical microscope (OM) and atomic force microscope (AFM) on the specimens of Al and Cu processed by Accumulative Roll-Bonding (ARB) and Equal Channel Angular Pressing (ECAP). Images obtained with the optical microscope clearly shows the evolution of the grain size as deformation progressing. Investigations by AFM allowed determining the grains size for ultrahigh strain. At the same time these investigations show the evolution of the mode of grains fragmentation.

INVESTIGAȚII MICROSTRUCTURALE ASUPRA UNOR MATERIALE METALICE NANOCRISTALINE OBȚINUTE PRIN TEHNICI DE DEFORMARE PLASTICĂ SEVERĂ

Rezumat. Modificarea proprietăților fizico-mecanice ale materialelor metalice procesate prin tehnici de DPS este legată de evoluția microstructurii. Prin micşorarea granulației la valori nanometrice rezistența mecanică creşte considerabil (de 3...4 ori) şi de aici interesul actual pentru materialele metalice nanocristaline. Lucrarea prezintă rezultatele unor analize microstructurale efectuate cu microscopul optic şi cu microscopul de forță atomică pe epruvete din Al şi Cu procesate prin Presare unghiulară în canale egale şi Laminare adezivă cumulativă. Imaginile obținute cu microscopul optic arată cu claritate evoluția mărimii granulației pe măsură ce deformarea avansează. Investigațiile cu microscopul de forță atomică au permis determinarea mărimii grăunților la grade ultraînalte de deformare şi arată evoluția formei şi modul de fragmentare a granulației.

PROPULSION FURNACE MODERNIZATION FROM A HOT STRIP ROLLING MILL

BY

FLORIAN ZĂMAN, ANDREI PREDESCU*, GH. GH. CALEA*, MARIA NICOLAE*

Abstract: The propulsion furnace modernization focused on the combustion installation, the ceiling and the furnace discharge face, the adjustment installation, the automation system. In the paper are presented the main working in modernizing, reglating systems of furnece functioning, criteria for performance tests (details for the tests, procedures), data aquiering, calculus and interpreting results. The reserches has take place in an Romanian factory for hot strip rolling.

MODERNIZAREA UNUI CUPTOR CU PROPULSIE DINTR-UN LAMINOR CU BENZI LA CALF

Rezumat: Modernizarea cuptorului cu propulsie a vizat instalaţia de ardere, glisiere, botă li faţadă descărcare cuptor, instalaţie de reglare, sistemul de automatizare. În lucrare sunt prezentate: principalele lucrări efectuate în cadrul modernizării cuptorului, sistemul de reglare a funcţionării cuptorului, criterii pentru testul de peformanţă (detalii supuse testului, proceduri), actualizarea datelor, calcule şi interpretări. Ccercetările au fost efectuate la o uzină siderurgică din România producătoare de benzi laminate la cald.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LVI (LX)

Fasc. 4

ŞTIINȚA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2010 **Editura POLITEHNIUM**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
PUBLISHED BY
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMANIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President : Prof.dr.eng. **Ion Giurma**, Member of the Academy of Agricultural Sciences and Forest, *Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University" of Iaşi

Editor-in -Chief : Prof.dr.eng. **Carmen Teodosiu**, *Vice-Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Honorary Editors of the Bulletin: Prof.dr.eng. **Alfred Braier**
Prof.dr.eng. **Hugo Rosman**
Prof.dr.eng. **Mihail Voicu**, Corresponding Member of the Romanian Academy, *President* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Editors in Chief of the **MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING** ***Section***
Assoc. prof. dr. eng. **Iulian Ioniță**
Assoc. prof. dr. eng. **Gheorghe Bădărău**
Prof. dr. eng. **Petrică Vizureanu**

Honorary Editors: Prof. dr. eng. **Dan Gelu Găluşcă**
Prof. dr. eng. **Adrian Dima**

Associated Editor: Assoc. prof. dr. eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Prof.dr.eng. **Agustin Santana Lopez,** La Palmas de Gran Canaria University (Spain)

Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University (Spain)

Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University (U.S.A.)

Prof.dr.eng. **Yuri A. Burennikov**, Vinnitsya National Technical University (Ukraine)

Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw (Poland)

Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)

Assoc. prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences (Japan)

Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)

Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)

Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)

Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)

Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest (Romania)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVI (LX), Fasc. 4 2010

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

ANCA ALUCULESEI, CONSTANTIN BACIU, MARICEL AGOP şi ALINA ALUCULESEI, Caracterizarea unei structuri magnetice: zeolit nanoporos cu carbon (engl. rez. rom.). 9

RAMONA HANU CIMPOEŞU, CONSTANTIN BACIU şi MARICEL AGOP, Conductivitate termică colectivă la scală mesoscopică (engl. rez. rom.). . 17

ALINA COSTAN, O conexiune între fenomenul de transport şi dimensiuni spaţiu-timp (engl. rez. rom.) 25

BOGDAN LUCIAN GAVRILĂ, MIHAI SUSAN, ELENA CHIRILĂ, DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI şi BRIAN-TUDOR LANDKAMER, Poziţionarea reflectoarelor de energie ultrasonică la tragerea metalelor în câmp ultrasonor (engl. rez. rom.). 35

BRIAN-TUDOR LANDKAMMER, CONSTANTIN BACIU, MIHAI SUSAN şi BOGDAN LUCIAN GAVRILĂ, Construcţia şi dimensionarea elementelor sistemului oscilator utilizat în operaţiile de finisare şi durificare cu ultrasunete (engl. rez. rom.). 45

ANCA ELENA LĂRGEANU, Straturi subţiri obţinute prin metoda PLD (engl. rez. rom.) 51

RÂZVAN IULIAN LIŢOIU, Transferul de căldură la scară mesoscopică (engl. rez. rom.) 61

BOGDAN PRICOP, NICOLETA MONICA LOHA şi LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, Efectele ciclării termice într-un aliaj Cu-Zn-Al cu memoria formei (engl. rez. rom.). 65

ŞTEFAN RUSU şi DAN GELU GĂLUŞCA, Marcarea laser a materialelor I. Principii şi procese (engl. rez. rom.). 71

ŞTEFAN RUSU şi IOAN RUSU, Marcarea laser a materialelor. II. Tehnologii şi aplicatii (engl. rez. rom.) 85

ANDREI VICTOR SANDU şi COSTICĂ BEJINARIU, Noi straturi fosfatate pe suport de fier cu proprietăţi lubrifiante (engl. rez. rom.) 97

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVI (LX), Fasc. 4 2010

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

ANCA ALUCULESEI, CONSTANTIN BACIU, MARICEL AGOP and ALINA ALUCULESEI, Characterisation of Magnetic Structure-Nanoporus Zeolite Templated Carbon (English, Romanian summary) 9

RAMONA HANU CIMPOEŞU, CONSTANTIN BACIU and MARICEL AGOP, Collective Thermal Conductivity at Mesoscopic Scale (English, Romanian summary). 17

ALINA COSTAN, A Connection Between the Transport Phenomena and the Fractal Space-Time (English, Romanian summary). 25

BOGDAN LUCIAN GAVRILĂ, MIHAI SUSAN, ELENA CHIRILĂ, DRAGOS CRISTIAN ACHIȚEI and BRIAN-TUDOR LANDKAMER, About the Positioning of the Ultrasonic Energy Reflectors at the Metals Drawing in Ultrasound Field (English, Romanian summary) 35

BRIAN-TUDOR LANDKAMMER, CONSTANTIN BACIU, MIHAI SUSAN and BOGDAN LUCIAN GAVRILĂ, Construction and Dimensioning Elements of the Oscillator System Used in the Hardening and Finishing Operations in Ultrasound Field (English, Romanian summary) 45

ANCA ELENA LĂRGEANU, Thin Layers Obtain by PLD Method (English, Romanian summary). 51

RĂZVAN IULIAN LIȚOIU, On the Heat Transfer at Mesoscopic Scale (English, Romanian Summary). 61

BOGDAN PRICOP, NICOLETA MONICA LOHAN and LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU, Thermal Cycling Effects In Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys (English, Romanian summary). 65

ŞTEFAN RUSU and DAN-GELU GĂLUŞCĂ, Laser Marking of Materials: Principles and Processes (English, Romanian summary). 71

ŞTEFAN RUSU and IOAN RUSU, Laser Technology for Applications In Marking (English, Romanian summary). 85

ANDREI VICTOR SANDU and COSTICĂ BEJINARIU, New Phosphated Layers on Iron Support With Lubricant Properties (English, Romanian summary) 97

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CHARACTERISATION OF MAGNETIC STRUCTURE-NANOPORUS ZEOLITE TEMPLATED CARBON

BY

ANCA ALUCULESEI, CONSTANTIN BACIU, MARICEL AGOP and *ALINA ALUCULESEI

Abstract. The effects of heat-treatment and guest adsorption on the structure and electronic/magnetic properties were investigated for zeolite template carbon (ZTC) by using potassium, bromine, and helium as guest species. ZTC consists of a curved graphene network, wich has regularly arranged nanopores with a periodicity of 1.4nm. X-ray diffraction and Raman spectra reveal that the regular nanopore structure is preserved during vacuum heat-treatment(<380 ^{0}C) and potassium adsorption process. On the other hand, bromine adsorption is found to destroy the nanopore structure.

Key words: nanostructures, vapor deposition, X-ray diffraction.

1. Introduction

Nanoporous systems have attracted much interest as host materials in view of materials designing with the employement of nanospace in creating unconventional electronic and magnetic structures, wich cannot be build from bulk systems. Among these, nanographene-based nanoporous carbon such as activated carbon fibers (ACFs) is a unique host, since magnetic nonbonding π-state (edge-state) participates in the interaction. Actually, the adsorption of helium, wich is the most inert chemical species results in the significant enhancement in the spin-lattice relaxation of the of the edge-state spins in ACFs without charge transfer interaction. Here, the presence of the ultramicropore in ACFs, to with only smallest-diameter helium molecules can have access, plays an important role. Moreover, the nanospace in ACFs works as reaction pot in creating magnetic postassium clusters, which are

magnetically interacting with the edge-state spins of nanographene host with charge transfer interaction being ineffective. Here, the disordered structure of ACFs is unfortunately disadvantageous in stabilizing the magnetism of the potassium cluster, whereas the regular nanospace structure allows us to desing intentionally the nano-architecture of the guest materials accommodated in the nanospace and their functions. Then, it is natural to reach the idea that template material with a regularly arrayed nanospace can be utilized to create grapheme-based regular nanospace arrangement, which hosts guest materials in a desirable manner. Zeolite has been one of the most important template materials with regularly arranged nanospace in template-based material designing. Zeolite template carbon (ZTC) is prepared by transcribing the regular nanospace structure of zeolite using CVD. Here, the demerit caused by the disorder appearing in ACFs can be overcome [3].

ZTC has a three-dimensional (3D) network of graphene sheet forming a periodic surface with negative curvatures. The structure is described roughly as a 3D array of fullerene-like cages connected with each other by carbon nanotube channels, where the cage and the channel correspond to the super-cage and the channel part of the zeolite template, respectively. The presence of pentagons and higher polygons such as heptagon embedded in the hexagonal p-electron network is responsible curvature at connecting parts between a cage and a channel, respectively, in the ZTC graphene network. In the magnetism point of view, the graphene network of ZTC with negative curvature gives another interesting feature. Recent spin density functional calculations for the tetrapod motif, which is considered as the fundamental unit of ZTC with zeolite Y template, indicate the presence of radical spins at the saddle part having a negatively curved graphene surface. This magnetic behavior originates from undercoordinated carbon atoms, which are introduced as a part of higher polygons into the aromatic system of hexagons. It is sterically stabilized by the p-orbitals of the surrounding sp2 carbon atoms, which extend over the undercoordinated site in the saddle parts of graphene tetrapod motif. According to the calculation results, the spin polarization spreads over the whole tetrapod to a large extent.

This implies the significant overlap between the wavefunctions of the radicals at the adjacent negative curvature sites [5].

Meanwhile, a recent experimental study suggests ferromag-netic behavior for ZTC prepared by the furfuryl alcohol-CVD. However, the experimental details such as pre-treatment condition and the correlation between the magnetism and structure are not well understood there. In order to extract the intrinsic magnetism of the ZTC itself, and also ZTC-based host-guest system, we should care about the characterizations of the host material such as the structural change by heat-treatment and guest adsorption or the effect of the adsorption of the atmospheric gases during the measurement, and so on.

In this study, the structure and electronic/magnetic properties of ZTC were investigated in terms of heat-treatment effect and for the positive curvature at cage parts, and negative guest adsorption effect through the measurement of X-ray diffraction (XRD), Raman spectroscopy, and electron spin resonance (ESR). As guest materials, three guests are examined: potassium, bromine, and helium, which are typically used as guest material for donor, acceptor, and thermal exchanger for low temperature measurement, respectively [2].

2. Experimental

Acetylene CVD with zeolite Y as a template and subsequent dissolution of the template by acid were applied for the fabrication of ZTC, where the nanospace network composed of curved graphene sheet with a periodicity of 1.4 nm was formed [1]. Prior to the guest adsorption and electronic/magnetic properties measurements, the ZTC sample was evacuated to 1 x10~6Torr at room temperature and 380-780°C for 10 h in order to remove contaminants adsorbed in the nanopores, and then it was vacuum-sealed in a Pyrex glass tube. Hereafter, the as-prepared sample and the samples pre-heat-treated at XXX°C are denoted as non-HT and HTTXXX, respectively. Guest adsorption was performed by using HTT380, which was referred as ‘‘non-adsorbed ZTC’’ with respect to the guest adsorbed ZTC. Potassium and bromine were absorbed by vapor transfer method in Pyrex tubes. CuKa source was used for XRD. Raman spectroscopy measurements were performed using Jobin-Yvon T64000 instruments with an argon-ion laser operated at 514.5 nm. ESR spectra were measured with an ESR X-band spectrometer (JEOL JES-TE200).

3. Results and Discussion

In the ambient condition, the ZTC sample contains a large concentration of foreign chemical species, which modify significantly its magnetic properties because of its huge specific surface area. Thus, such chemical species should be removed from the sample prior to measurements by degassing them at high temperature in vacuum. However, there is a possibility that the heat-treatment in vacuum at high temperature damages the structure of ZTC. Guest adsorption process is also harmful for the host ZTC structure. In order to investigate the details of the host-guest interaction, careful evaluation of the stability of the host material structure is an important requisite. Thus, the stability of pre-treated and guest adsorbed ZTC sample was investigated by means of structural analysis at first. Then, its magnetism was investigated next.

Structure

The XRD profiles commonly exhibit a sharp peak around 6°. It is worth to mention that there is no peak around 25° for all the samples, at which the strong (0 0 2) peak assigned to the stacking periodicity of graphene layers appears in graphite. The sharp peaks around 6° appearing in the XRD profiles for the non-HT and HTT380 correspond the presence of the periodic structure with the periodicity of 1.4 nm, which is inherited to the structure of the zeolite Y template. This evidences that the periodic structure of arrayed nanopores is preserved even by the heat-treatment up to 380°C in ZTC. The presence of curved graphene structure in ZTC is proved by Raman spectra. The Raman spectra for the guest adsorbed ZTC samples are summarized in Fig. 2 with those for non-HT, ZTC380 and ZTC780. As typically observed in graphitic materials, the G-band for bending sp2-bonded carbons and D-band for breathing aromatic rings are observed. The features of the G- and D-band peaks are almost the same to each other irrespective of the heat-treatment for non-HT and HTT380, with the G (D) peak position of 1610 cm-1 (1354 cm^{-1}) and the G (D) peak line width of 27 cm^{-1} (80 cm^{-1}). On the other hand, the line shape of HTT780 is obviously different from that of the others, where the G (D) peak position and the G (D) peak line width are 1596 cm^{-1}, (1340 cm^{-1}) and 37 cm-1, (75 cm^{-1}), respectively, around 1600 and 1350 cm^{-1} for all the ZTC samples, respectively.

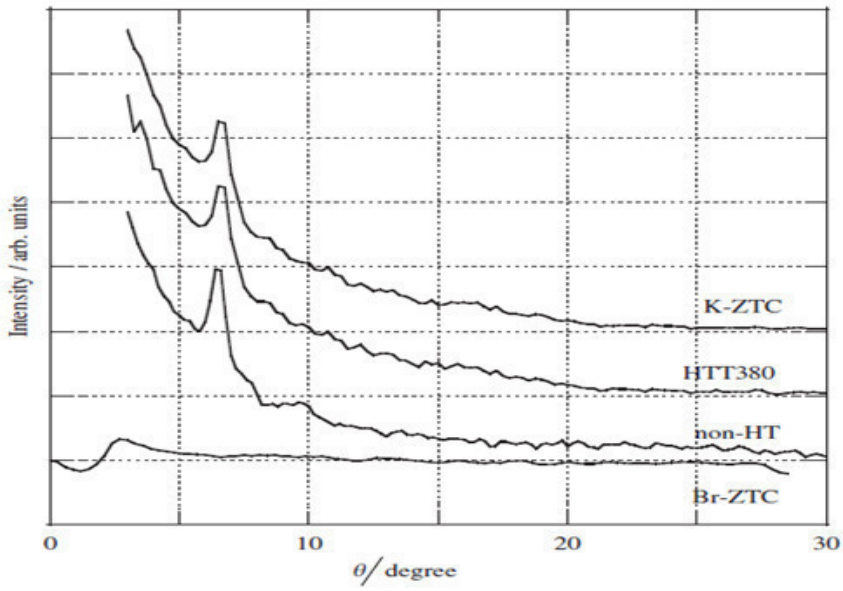


Fig. 1 – XRD profiles for the vacuum heat- treated and the guest adsorbed ZTCs.

These findings suggest a significant upshift of the G-band for non-HT and HTT380 ZTCs from that of graphene (1582 cm^{-1}). Recent theoretical study reveals the hardening of the G-mode for single walled nanotube (SWNT), when the graphene structure is curved along the zigzag direction through the enhancement of the electron-phonon coupling. Thus, the observed upshift of G-band for HTT380 and non-HT indicates the presence of the curved graphene sheet in the ZTC structure. In contrast, the line shape for HTT780 is obviously different from those for HTT380 and non-HT. The increase in the line width and downshift of the G-peak position of HTT780 from HTT380 indicate the destruction of the ZTC curved graphene backbone. Indeed, the G-band peak position for HTT780 is much closer to that of graphite, suggesting that the curved graphene structure relaxes into a flat graphene structure, which is thermodynamically stable. Namely, it is found that the periodic nanopore array and the curved graphene nature in the ZTC structure are preserved during the heat-treatment only up to 380°C [7].

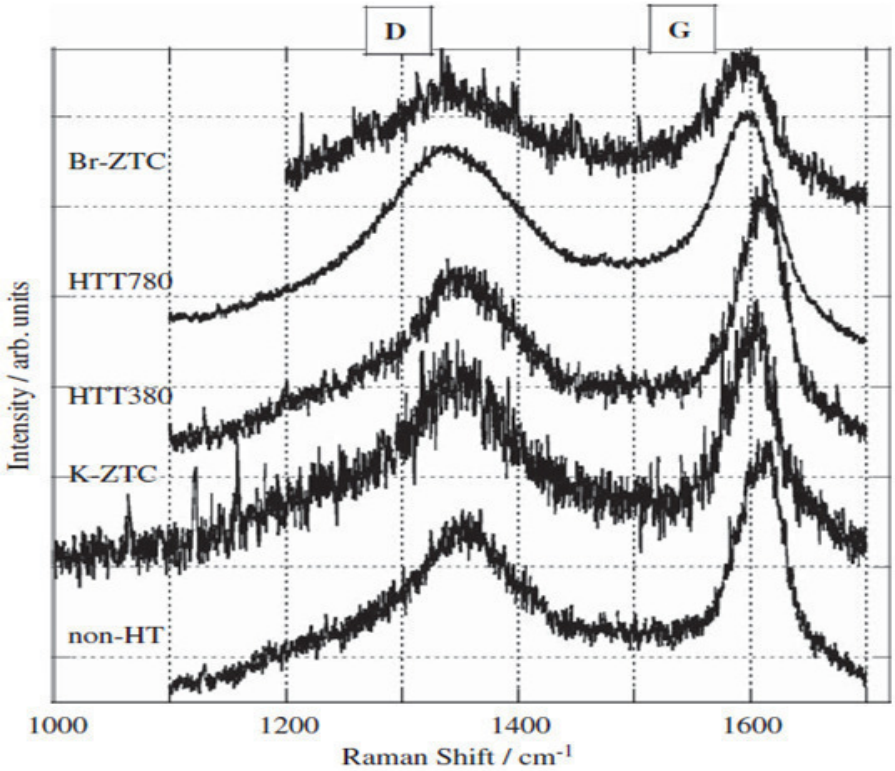


Fig. 2 – Raman spectra for the vacuum heat-treated and guest adsorbed ZTCs.

Next the effect of the guest adsorption on the ZTC structure is discussed. As shown in Fig. 1, the peak around 6° corresponding to 3D

nanopore network of ZTC is preserved during the potassium adsorption. Taking the strong electron-donating nature of potassium into consideration, the downshift of the G-band is reasonable. Usually in the Next, the effect of the guest adsorption on the ZTC structure is discussed. As shown in Fig. 1, the peak around 6° corresponding to the 3D nanopore network of ZTC is preserved during potassium adsorption process. The Raman spectrum for K-ZTC shown in Fig. 2 also resembles that for the HTT380 in its line shape except for the downshift in the G-band peak (1601 cm^{-1}). The resembled line shape of the Raman spectrum for the K-ZTC suggests that the ZTC backbone structure does not collapse during potassium adsorption process. This is also evidenced by XRD results, where the peak graphene structure, the G-band position is related to the 7i-band filling through strong electron-phonon coupling, where electrons (holes) partially occupying the bottom (top) of the anti-bonding 7i*- (bonding n-) band cause softening (hardening) of the C-C bonds. Empirically, the doping-induced peak shift A of the G-band position (k/cm^{-1}) in graphene is related to the charge transfer rate fc per carbon atom from graphene to guest species by the following relation:
–1.63 x 10~6zl2=0.157/c+0.146/c/ 2+0.236/2. From the above relation with A = =1601–1610, charge transfer rate for K-ZTC is estimated as /c= ~1x10~3. The obtained charge transfer rate is found to be two orders magnitude smaller than that for graphite intercalation compounds (fc=0.075 for KC8), where potassium guests are accommodated in the gallery of the stacked graphene sheets. Taking it in consideration that the arrayed nanopore structure of ZTC is formed by single curved graphene without stacking, potassium atoms in K–ZTC are physisorbed in the nanopore formed by curved graphene wall as potassium nanocluster. This is justified by the extremely smaller charge transfer rate even in the adsorption of potassium having strong donor activity. In view of the electronic structure, the curved nature of the ZTC graphene network also explains the extremely small charge transfer rate between the potassium guest and host ZTC. The presence of the curvature in the graphene network causes the mixing of sp3 character with the n-electron system, resulting in lowering the density of states or the presence of a gap at the Fermi energy in the host electronic structure. This is much disadvantage for the charge transfer interaction. Here, it should be noted that the line width of G-band for K-ZTC is reduced with respect to that for HTT380. In general, the broad–ening of the G-band line width appears in the electron doped systems because of the random potential introduced by dopants. Meanwhile, it is known that the G-band shift induced by charge transfer in the curved graphene is accompanied with the line width narrowing. Thus, the reduction in the line width for K-ZTC proves that the downshift of the G-band does neither the collapse of the curved graphene structure nor the random potential by the dopant.

In contrast with K-ZTC, the ZTC structure is drastically modified in the case of bromine adsorption. The Raman spectrum for the Br-ZTC is modified

from that for HTT380, or rather it resembles that for HTT780, where the ZTC backbone structure is destroyed. Especially, the downshift of the G-band position (1593 cm^{-1}), which contradicts the usual trend of upshift for acceptor dopants, suggests that the curved graphene network of ZTC is completely destroyed. The harmful effect of bromine on the ZTC structure appears more obviously in the XRD results. As shown in Fig. 1, the peak corresponding to the arrayed nanopore structure completely vanishes, although the peak around 6° is confirmed for the non-adsorbed ZTC before bromine adsorption. This is a common feature with the XRD results for the HTT780, where the ZTC backbone structure is decomposed and relaxed into flat graphene flakes. Consequently, both vacuum degassing up to 380°C and potassium adsorption are surely safe for the ZTC structure.

Received: August 31, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
**Instituto Superior Tecnico, Faculty of Physics Lisboa, Portugal*
e-mail: aluculesei_anca@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Maxwell J.C., *A Treatise on Electricity and Magnetism.* 3rd Ed., **1**, Dover, New York, 435, 1954.
2. El Naschie M.S., Rosier O.E., Prigogine I. (Eds.), *Quantum Mechanics, Diffusion and Chaotic Fractals*. Elsevier, Oxford, 1991.
3. Cresson J., Int. J. of Geometric Meth. In Mod. Phys., *3*, 1395 (2006).
4. Cresson J., J. Math. Anal. AppL, *307*, 48 (2005).
5. Mandelbrot B.B., *The Fractal Geometry of Nature.* W.H. Freeman, San Francisco 1983.
6. Farhat H., Son H., Samsonidze Ge.G., Reich S., Dresselhaus M.S., Kong J., Phys. Rev. Lett., 99 (2007).
7. Mackay A.L., Terrones H., *Nature.* 352 (1991).
8. Ddresselhaus M.S., Dresselhaus G., Eklund P.C., *Science of Fullerences and Carbon Nanotubes*. Acad. Press, San Diego, 1996.
9. Enoki T., Suzuki M., Endo M., *Graphite Intercalation Compounds and Applications*. Oxford Univ. Press, New York, 2003.

CARACTERIZAREA UNEI STRUCTURI MAGNETICE: ZEOLIT NANOPOROS CU CARBON

(Rezumat)

Un zeolit şablonat de carbon (ZTC) cu matricea aliniată regulat a structurilor nanoporoase este cercetat în vedere structurii şi magnetismului, şi efectul său de adsorbție guest. Structura ZTC este păstrată în timpul atât tratamentului termic în vid

de până la 3800°C şi adsorbției de potasiu, în ciuda efectului distructiv de adsorbție a bromului. Magnetismului ZTC este sensibil la adsorbție guest, în cazul în care chiar şi adsorbția gazului inert heliu afectează semnificativ procesul spin – de relaxare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COLLECTIVE THERMAL CONDUCTIVITY AT MESOSCOPIC SCALE

BY

RAMONA HANU CIMPOEŞU, CONSTANTIN BACIU and MARICEL AGOP

Abstract. Using a nonlinear equation for thermal transfer at mesoscopic scale two conduction regimes are distinguished: non- autonomous regime and the quasi-autonomous one. This two regimes are separated by a 0.7 structure. Moreover, the collective behavior of the thermal conductivity is established.

Key words: thermal transfer, conduction regimes.

1. Introduction

In a recent paper [1] we show that the thermal transfer at mesoscopic scale is given by the equation

$$\frac{\hat{\partial}\mathbf{V}}{\partial t} = \frac{\partial \mathbf{V}}{\partial t} + \mathbf{V}.\nabla\mathbf{V} + \frac{\hbar^2}{4cm^2}\nabla^3\mathbf{V} = 0 \tag{1}$$

where $\mathbf{V}$ is a complex speed field, $\hbar$ is the reduced Plank`s constant, c the speed of light on the vacuum, m is the rest mass of the test particle and ∇^3 the operator

$$\nabla^3 = \frac{\partial^3}{\partial X^3} + \frac{\partial^3}{\partial Y^3} + \frac{\partial^3}{\partial Z^3} \tag{2}$$

with X, Y, Z the fractal spatial coordinates [2].

In the present paper using the equation (1) for the complex speed field and a connection between the speed and temperature fields the thermal conductivity at mesoscopic scale is analyzed.

2. Mathematic Model

Let us consider the complex speed field in the form:

$$\boldsymbol{V} = \boldsymbol{v} + i\boldsymbol{u} \tag{3}$$

According to [3], [4], $\boldsymbol{v}$ will correspond to the classical speed given by the differential part of $\boldsymbol{V}$, and $\boldsymbol{u}$ will correspond to the fractal speed given by the non-differential part of $\boldsymbol{V}$. By replacing (3) in Eq. (1) and separating the real part from the imaginary one, we obtain the following system:

$$\begin{aligned} &\frac{\partial \boldsymbol{v}}{\partial \boldsymbol{t}} + \boldsymbol{v}\nabla\boldsymbol{v} - \boldsymbol{u}\nabla\boldsymbol{u} + \frac{h^2}{4cm^2}\nabla^3\boldsymbol{v} = \boldsymbol{0} \\ &\frac{\partial \boldsymbol{u}}{\partial \boldsymbol{t}} + \boldsymbol{v}\nabla\boldsymbol{u} + \boldsymbol{u}\nabla\boldsymbol{v} + \frac{h^2}{4cm^2}\nabla^3\boldsymbol{u} = \boldsymbol{0} \end{aligned} \tag{4a,b}$$

In the differentiable case, *i.e.* $\boldsymbol{u} = 0$, the system (4*a*, *b*) becomes:

$$\frac{\partial \boldsymbol{v}}{\partial \boldsymbol{t}} + \boldsymbol{v}\nabla\boldsymbol{v} + \frac{h^2}{4cm^2}\nabla^3\boldsymbol{v} = \boldsymbol{0} \tag{5}$$

Considering that the heat transfer process at mesoscopic scale is one-dimensional, Eq. (5) takes the standard form of the KdV equation [1], [2]:

$$\frac{\partial v}{\partial t} + v\frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\hbar^2}{4cm^2}\frac{\partial^3 v}{\partial x^3} = 0 \tag{6}$$

Using the dimensionless parameters $\phi = (v / v_0) = \sqrt{T/T_0}$, $\tau = \omega_0 t$, $\xi = k_0 x$ and the normalizing conditions [5] $k_0 v_0 = \hbar^2 k_0^3 / 4cm^2 = 6\omega_0$, Eq. (6) becomes:

$$\partial_\tau \phi + 6\phi\partial_\xi \phi + \partial_{\xi\xi\xi}\phi = 0 \tag{7}$$

where T/T_0 defines the normalized temperature field.

Through the substitutions $w(\theta)=\phi(\xi,\tau)$, $\theta=\xi\text{-}u\tau$, where (ω_0,k_0,v_0) are parameters characterizing the critical temperature field at mesoscopic scale [1],…,[3], the Eq. (7), by double integration, becomes:

$$\frac{1}{2}\left(\frac{dw}{d\theta}\right)^2 = F(w) = -(w^3 - \frac{u}{2}w^2 - gw - h) \tag{8}$$

with g, h two integration constants. If $F(w)$ has real roots, they are of the form [6]

$$e_3 = 2a\left[\frac{E(s)}{K(s)} - \frac{1}{s^2}\right] \tag{9a,c}$$

with

$$a = \frac{e_1 - e_2}{2},\ s^2 = \frac{e_1 - e_2}{e_1 - e_3},\ K(s) = \int_0^{\pi/2}(1 - s^2 \sin^2\varphi)^{-1/2}\,d\varphi$$

$$E(s) = \int_0^{\pi/2}(1 - s^2 \sin^2\varphi)^{1/2}\,d\varphi \tag{10a-d}$$

and where $K(s)$ and $E(s)$ are the complete elliptic integrals [6]. Then, the solution of Eq. (7) has the expression

$$\begin{aligned}\varphi(\xi,\tau) &= 2a\left(\frac{E(s)}{K(s)} - 1\right) + \\ &+ 2acn^2\left\{\sqrt{a}s^{-1}\left[\xi - 2a\left(\frac{3E(s)}{K(s)} - \frac{1+s^2}{s^2}\right)\tau + \xi_0\right]; s\right\}\end{aligned} \tag{11}$$

where cn is the Jacobi's elliptic function of s modulus [6] and ξ_0 constant of integration. As a result, the heat transfer at mesoscopic scale is achieved by one-dimensional cnoidal oscillation modes of the normalized temperature field. This process is characterized through the normalized wave length,

$$\lambda_1 = \frac{2sK(s)}{\sqrt{a}} \tag{12}$$

- see Fig. 1,

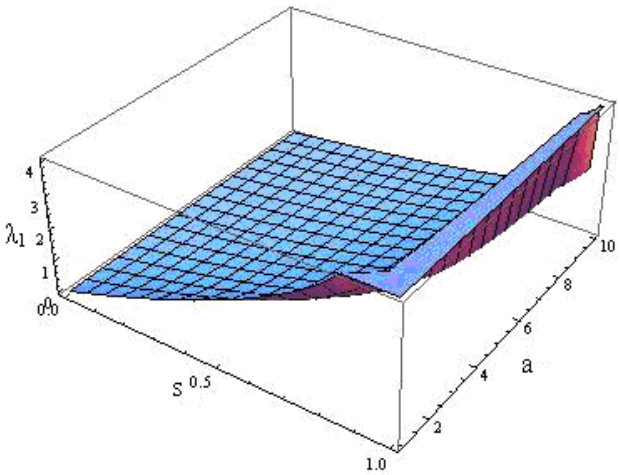


Fig. 1 – The dependence of the normalized wave length λ_1 with s and a.

and through the normalized phase speed,

$$u_1 = 4a\left[3\frac{E(s)}{K(s)} - \frac{1+s^2}{s^2}\right] \tag{13}$$

- see Fig 2.

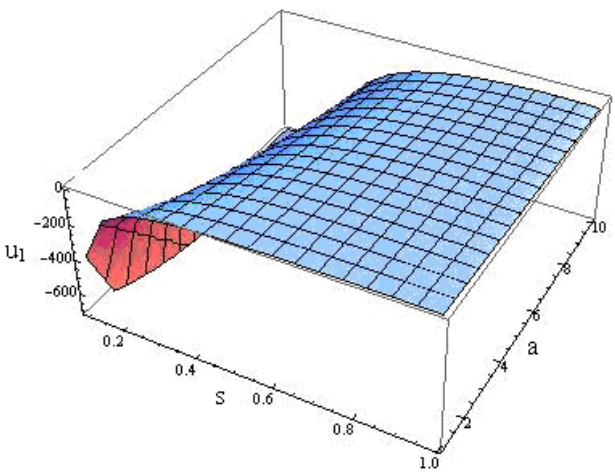


Fig. 2 – The dependence of the normalized phase speed u_1 with s and a.

In such a conjecture, it results that:

i) By eliminating the parameter a from relations (12) and (13), one obtains the dispersion relation:

(14) $$u_1 = k_1^2 A(s)$$

with

(15) $$k_1 = \frac{2\pi}{\lambda_1},\ A(s) = \frac{4}{\pi^2}\left[3s^2 E(s)K(s) - (1+s^2)K^2(s)\right]$$

The quantity A(s) is numerically evaluated. Thus, for $s = 0 \div 0.7$, $A(s) \approx$ const. – see Fig. 3,

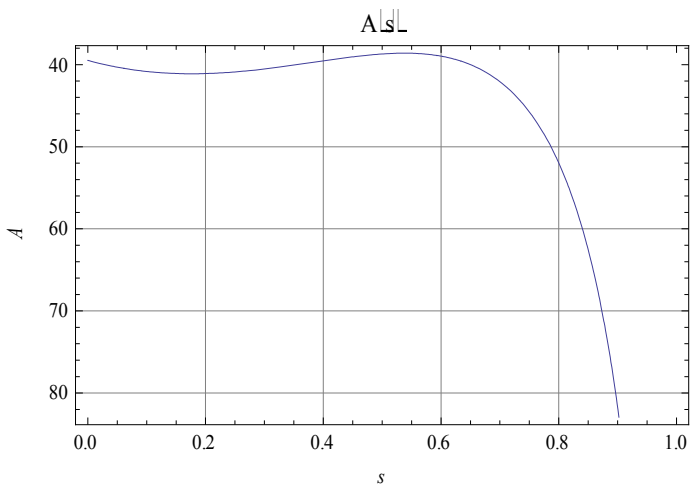


Fig. 3 – The dependence $A = A(s)$.

and the Eq. (14) takes the form,

(16) $$u_1 = const. \cdot k_1^2$$

ii) Through the $\hbar/2m$ scale coefficient [2-4], the parameter s becomes a measure of the heat transfer at mesoscopic scale. Thus, for a decrease of the heat transfer, *i.e.* $s \to 0$, the normalized speed (u_1) and the normalized wave length (λ_1) are small – see Figs 1 and 2, while, for an increase of the heat transfer, *i.e.* $s \to 1$, u_1 and λ_1 are high – see Figs. 1 and 2.

iii) the one-dimensional cnoidal temperature oscillation modes contain as subsequences for $s = 0$ the one-dimensional temperature harmonic waves and for $s \to 0$ the one-dimensional temperature waves packet. These subsequences describe the heat transfer at mesoscopic scale in a non-autonomous regime [5], [6]. For $s = 1$, the solution (11), with the substitutions $\phi_0 = e_3$ and $k^2 = (e_1 - e_3)/2$, becomes the one-dimensional normalized temperature soliton

$$\phi(\xi, \tau) = \phi_0 + 2k^2 \sec h^2 \left[k\left(\xi - \left(4k^2 + 3\phi_0\right)\tau + \xi_0\right)\right] \tag{17}$$

of amplitude $2k^2$, width k^{-1} and phase velocity $u = 4k^2 + 3\phi_0$, while for $s \to 1$ we obtain the one dimensional normalized temperature solitons packet. These subsequences describe the heat transfer at mesoscopic scale in a quasi-autonomous regime.

Therefore, these two conduction regimes (non-autonomous and quasi-autonomous, respectively) are separated by the 0.7 structure, a value according to [7].

3. Conclusions

The main conclusions of the present paper are the following:

i) through the scale relativity theory in the fractal dimension $D_F = 3$, in the differentiable case the heat transport at mesoscopic scale is achieved by cnoidal oscillation modes of the normalized temperature field (see the expression of the heat "current");

ii) for different degrees of the heat transfer at mesoscopic scale, the one-dimensional cnoidal normalized temperature oscillation modes contain the one-dimensional normalized temperature harmonic waves, the one-dimensional temperature waves packet, the one dimensional normalized temperature solitons packet and the one dimensional normalized temperature soliton. The first two subsequences describe the heat transfer at mesoscopic scale in the non-autonomous regime, while the last two ones describe the heat transfer at mesoscopic scale in the quasi-autonomous regime;

iii) a dispersion relation is also obtained;

iv) non-autonomous regime and autonomous regime are separated by a 0.7 structure, a result in accordance with [7].

Received: September 1, 2010

"Gheorghe Asachi"Technical University of Iaşi,
e-mail: ramonahanu@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Gottlieb I., Agop M., Ciobanu G., Stroe A., *El Naschie's E-infinity Space-Time and New Results in Scale Relativity Theories.* Chaos Solitons & Fractals **30**, 380-398 (2006).
2. Buzea C.Gh., Agop M., Găluşcă G., Vizureanu P., Ioniță I., *El Naschie's Superconductivity in the Time Dependent Ginzburg -Landau Model*. Chaos Solitons & Fractals, CHAOS 03122, 1-15 (2006).
3. Agop M., Ioannou P.D., Nica P., Găluşcă G., Ştefan M., *El Naschie's Coherence on the Subquantum Medium*. Chaos Soliton & Fractals, **23**, *5*, 1497-1509 (2005).
4. Gottlieb I., Agop M., Buzdugan M., Craciun P., *El Naschie's Cantorian Frames, Gravitation and Quantum Mechanics.* Chaos Soliton & Fractals, **24**, 391-405 (2005).
5. Gurlui S., Agop M., Strat M., Strat G., Bacaita S., *Experimental and Theoretical Investigations of Anode Double Layer.* Jpn. J. Appl. Phys., **44**, *5A*, 15-21 (2005).
6. Agop M., Alexandroaie D., Cerepaniuc A., Bacaita S., *El Naschie's E-Infinity Space-Time and Patterns in Plasma Discharge.* Chaos Solitons & Fractals, **30**, 470-489 (2006).
7. Stan C., Cristescu C.P., Agop M., *Golden Mean Relevance for Chaos Inhibition in a System of two Coupled Modified van der Pol Oscillators*. Chaos Solitons & Fractals, **31**, *4*, 1035-1040 (2007).

CONDUCTIVITATE TERMICĂ COLECTIVĂ LA SCALA MESOSCOPICĂ

(Rezumat)

Folosind o ecuație nonlineară pentru transferul termic la scala mesoscopică sunt distinse două regimuri de curgere: regimul dependent şi cel semiautonom. Aceste două regimuri sunt separate de o structură în proporție de 0,7. Mai mult este stabilit şi comportarea colectivă a conductivității termice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

A CONECTION BETWEEN THE TRANSPORT PHENOMENA AND THE FRACTAL SPACE-TIME

BY

ALINA COSTAN

Abstract. Using a nonlinear equation for transport phenomena at mesoscopic scale, a possible connection with a fractal space-time manifold is established.

Key words: fractal space-time, transport phenomena.

1. Introduction

The scale relativity theory (SRT) [1],…,[5] “is a new approach to understand quantum mechanics, and moreover physical domains involving scale laws, such as chaotic systems. It is based on a generalization of Einstein’s principle of relativity to scale transformations. Namely, one redefines space-time resolutions as characterizing the state of scale of reference systems, in the same way as velocity characterizes their state of motion. Then one requires that the laws of physics apply whatever the state of the reference system, of motion (principle of motion-relativity) and of scale (principle of scale-relativity). The principle of scale-relativity is mathematically achieved by the principle of scale-covariance, requiring that the equations of physics keep their simplest form under transformations of resolution”. In such conjecture, considering that the motion of micro-particles take place on continuous but non-differentiable curves (fractal curves), it was demonstrated that, in the topological dimension [6] D_T=2, the geodesics of the space-time are given by a Schrödinger’s type equation.

In the present paper we obtain a connection between a nonlinear equation for transport phenomena at mesoscopic scale in non-relativistic approach and non-differentiable space-time.

2. Mathematical Model

In the weak-field approach (WFA) of the relativistic nonlinear transport phenomena (RNTP) at mesoscopic scale, the connection between the geometry and dynamics of the microparticles is given by the equation [7]

$$\Box\psi - \frac{1}{6}R\psi - \frac{1}{3}\Lambda|\psi|^2\psi = 0 \tag{1}$$

where R and Λ are two constants and ψ is simultaneously a scalar field and wave function.

For more details (the WKA method, the physical significations of R, Λ constants and ψ variable etc.) see reference [7]. In such a conjecture, equation (1) with $\psi = Ae^{(iS/\hbar)}$ becomes

$$\begin{gathered}\partial_\nu\left(A^2\partial_\nu S\right) = 0 \\ \partial_\nu S\partial_\nu S + \frac{\hbar^2}{6}\left(R + 2\Lambda A^2\right) - \hbar^2\left(\frac{\Box A}{A}\right) = 0, \ \ \nu = \overline{1,4}\end{gathered} \tag{2a, b}$$

with A and S the amplitude and the phase of the wave function, respectively, and $\hbar$ the reduced Planck's constant.

The correspondence with the non-relativistic hydrodynamic model is accomplished for $S = S' - m_0c^2t$, where S' is the classical action and m_0 the rest mass of the test particle. It results:

$$\begin{gathered}\partial_t\left(m_0A^2\right) + \nabla\left(A^2\nabla S'\right) = 0 \\ 2m_0\partial_t S' + \left(\nabla S'\right)^2 - m_0^2c^2 + \frac{\hbar^2}{6}\left(R + 2\Lambda A^2\right) - \hbar^2\left(\Delta A/A\right) = 0\end{gathered} \tag{3a, b}$$

or, through the speed fields

$$\boldsymbol{v} = m_0^{-1}\nabla S'; \quad \boldsymbol{u} = -\left(\hbar/2m_0\right)\nabla\ln\rho, \quad \rho = A^2 \tag{4a-c}$$

and the application of ∇ operator to equation (3*b*),

$$m_0(\partial_t\boldsymbol{v} + \boldsymbol{v}\cdot\nabla\boldsymbol{v}) = -\nabla(U + Q), \ \ \partial_t\rho + \nabla\cdot\left(\rho\boldsymbol{v}\right) = 0 \tag{5a, b}$$

with

$$U = \frac{\Lambda\hbar^2}{6m_0}\rho + U_0, U_0 = \frac{1}{2m_0}\left(\frac{R\hbar^2}{6} - m_0^2c^2\right) = const.;$$

(6*a*-*c*)

$$Q = -\frac{\hbar^2}{2m_0}\frac{\Delta\rho^{1/2}}{\rho^{1/2}} = -\left(h/2m_0\right)\nabla\cdot\mathrm{u} - \left(m_0\mathrm{u}^2/2\right)$$

The following conclusions can now be drawn: i) Any particle is in a permanent interaction with the 'subquantum level' through the quantum potential Q; ii) The 'subquantum level' is identified with a non-relativistic quantum fluid (non-relativistic fluid) described by the hydrodynamic equations (5*a*, *b*); iii) The quantum potential depends only by the imaginary part of the complex velocity,

(7) $$\boldsymbol{V} = -\frac{i\hbar}{m_0}\nabla(\ln\psi) = \boldsymbol{v} + i\boldsymbol{u}.$$

iv) The wave function of $\psi(\mathbf{r},t)$ is invariant when its phase changes by an integer multiple of 2π. Indeed, equation (4*a*) gives:

(8) $$\oint m_0\boldsymbol{v}d\boldsymbol{r} = \oint dS' = \hbar\oint ds' = nh, \quad n = 1, 2, ...$$

a condition of compatibility between the non-relativistic hydrodynamic model and the wave mechanics (WM); v) On the vacuum states, *i.e.* for the quantum numbers $n = 1$, $l = m = 0$, the state density is [8]

(9) $$\rho(r) = \frac{1}{\pi r_0^3}e^{-\frac{2r}{r_0}}$$

Substituting (9) in the quantum potential expression (6*c*), *i.e.*

(10) $$Q(r) = -\frac{\hbar^2}{2m_0\sqrt{\rho}}\left(\frac{d^2\sqrt{\rho}}{dr^2} + \frac{2}{r}\frac{d\sqrt{\rho}}{dr}\right) = -\frac{\hbar^2}{2m_0r_0}\left(\frac{1}{r_0} - \frac{2}{r}\right),$$

we obtain the attractive force,

(11) $$F(r) = -\frac{\partial Q}{\partial r} = -\frac{\hbar^2}{m_0r_0}\frac{1}{r^2}$$

This result is according to opinion given in [9].

3. The Connection with the Fractal Space-Time

According to [1],...,[6] and our (5*a*, *b*) and (7) relations, it results a possible connection with the motions of microparticles on continuous but non-differentiable curves i.e. on fractals. Indeed, let $P(x^1, x^2)$ be a point of the fractal curve and let us consider a line which starts from this point and let *Q* be the first intersection of this line with the fractal curve. We denote by $x^1 + dX^1$, $x^2 + dX^2$ the coordinates of *Q*, thus ***PQ*** is a vector of components dX^1, dX^2. We denote by dX^i_+ the components of the vector ***PQ*** for which $dX^1 > 0$, hence they are at the right of the line (d) and by dX^i_- the case when $dX^1 < 0$, such as is the case for the vector ***PQ'*** – see Fig. 1. Considering all the lines (segments) which start from *P*, we denote the average of these vectors by $dx^i_\pm$ *i.e.*

(12) $$\left\langle dX^i_\pm \right\rangle = dx^i_\pm \qquad (i = 1,2).$$

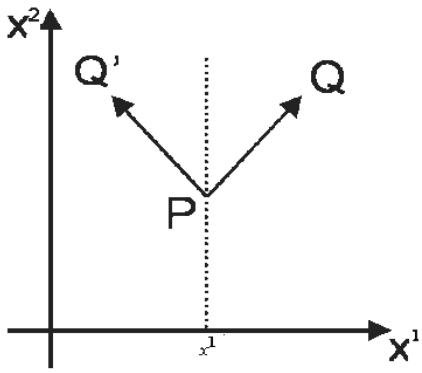


Fig. 1 – The continuous curves which are not fractals
but have points where they are not differentiable.

Therefore we can write

(13) $$dX^i_\pm = dx^i_\pm + d\xi^i_\pm,$$

where

(14) $$\left\langle d\xi^i_\pm \right\rangle = 0.$$

Details on the average process are given in [4]. Here $dx_{\pm}^{i}$ are the left and right differentials of the classical variables, and $d\xi_{\pm}^{i}$ describe the fractal characteristic. From (13) we obtain the speed field:

$$\frac{d\boldsymbol{X}_{\pm}}{dt} = \frac{d\boldsymbol{x}_{\pm}}{dt} + \frac{d\boldsymbol{\xi}_{\pm}}{dt} \tag{15}$$

We denoted by $(d\boldsymbol{x}_{+}/dt) = \boldsymbol{v}_{+}$ the "forward" speed and by $(d\boldsymbol{x}_{-}/dt) = \boldsymbol{v}_{-}$ the "backward" speed.

We have no way to favor $\boldsymbol{v}_{+}$ rather than $\boldsymbol{v}_{-}$. Both choices are equally qualified for the description of the laws on nature. The only solution to this problem is to consider both the forward ($dt > 0$) and backward ($dt < 0$) processes together. So, we can introduce the complex speed [1],…,[6]:

$$\boldsymbol{V} = \frac{\boldsymbol{v}_{+} + \boldsymbol{v}_{-}}{2} - i\frac{\boldsymbol{v}_{+} - \boldsymbol{v}_{-}}{2} = \frac{d\boldsymbol{x}_{+} + d\boldsymbol{x}_{-}}{2dt} - i\frac{d\boldsymbol{x}_{+} - d\boldsymbol{x}_{-}}{2dt} \tag{16}$$

where $(\boldsymbol{v}_{+} + \boldsymbol{v}_{-})/2$ may be considered as classical speed, the difference between them, *i.e.* $(\boldsymbol{v}_{+} - \boldsymbol{v}_{-})/2$ is the fractal speed.

Let us assume now that the fractal curve is immersed in a 3-dimensional space, and $\boldsymbol{X}$ of components X^{i} (i=$\overline{1,3}$) is the position vector of a point on the curve. Let us consider also a function $f(X,t)$ and the following Taylor series expansion up to the second order:

$$\begin{aligned} df = f(X^{i} + dX^{i}, t + dt) - f(X^{i}, dt) = \left(\frac{\partial}{\partial X^{i}} dX^{i} + \frac{\partial}{\partial t} dt\right) f(X^{i}, t) + \\ + \frac{1}{2}\left(\frac{\partial}{\partial X^{i}} dX^{i} + \frac{\partial}{\partial t} dt\right)^{2} f(X^{i}, t). \end{aligned} \tag{17}$$

From here, the forward and backward average values of this relation using notations $dX_{\pm}^{\ i} = d_{\pm}X^{i}$ take the form (for details on the method see [4], [5]):

$$\begin{aligned} \langle d_{\pm} f \rangle = \left\langle \frac{\partial f}{\partial t} dt \right\rangle + \langle \nabla f \cdot d_{\pm}\mathrm{X} \rangle + \frac{1}{2}\left\langle \frac{\partial^{2} f}{\partial t^{2}} (dt)^{2} \right\rangle + \left\langle \frac{\partial^{2} f}{\partial X^{i} \partial t} d_{\pm} X^{i} dt \right\rangle + \\ + \frac{1}{2}\left\langle \frac{\partial^{2} f}{\partial X^{i} \partial X^{l}} d_{\pm} X^{i} d_{\pm} X^{l} \right\rangle \end{aligned} \tag{18}$$

We make the following stipulations: the mean values of the function f and its derivates coincide with themselves, and the differentials $d_{\pm}X^i$ and dt are independent, therefore the averages of their products coincide with the product of average (for other details see [4], [5]). Then (18) becomes:

$$d_{\pm}f = \frac{\partial f}{\partial t}dt + \nabla f\left\langle d_{\pm}\mathrm{X}\right\rangle + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial t^2}\left\langle (dt)^2\right\rangle + \frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial t}\left\langle d_{\pm}X^i dt\right\rangle + \\ + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial X^l}\left\langle d_{\pm}X^i d_{\pm}X^l\right\rangle \tag{19}$$

or, using (13) in the form (12)

$$d_{\pm}f = \frac{\partial f}{\partial t}dt + \nabla f d_{\pm}\mathrm{x} + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial t^2}(dt)^2 + \frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial t}d_{\pm}x^i dt + \\ + \frac{1}{2}\frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial X^l}\left(d_{\pm}x^i d_{\pm}x^l + \left\langle d\xi^i_{\pm} d\xi^l_{\pm}\right\rangle\right) \tag{20}$$

Since $d\xi^i_{\pm}$ describes the non-differentiability of the curve trajectory with the topological dimension D_T (for details see [6]), it is natural to impose $(d\xi^i_{\pm})^{D_T}$ to be proportional with dt, *i.e.*

$$(d\xi^i_{\pm})^{D_T} = \frac{\hbar}{m_0}dt \tag{21}$$

Let us focus now on the mean $\left\langle d\xi^i_{\pm} d\xi^l_{\pm}\right\rangle$. If $i \neq l$ this average is zero due the independence of $d\xi^i$ and $d\xi^l$. So, using (21) we can write:

$$\left\langle d\xi^i_{\pm} d\xi^l_{\pm}\right\rangle = \delta^{il}\left(\frac{\hbar}{m_0}dt\right)^{2/D_F} \tag{22}$$

with

$$\delta^{il} = \begin{cases} 1, & if \quad i = l \\ 0, & if \quad i \neq l \end{cases}$$

Through of a Peano type curves, which covers a two-dimensional surface, *i.e.* $D_T \to 2$, (22) becomes:

(23) $$\left\langle d\xi_{\pm}^{i} d\xi_{\pm}^{l} \right\rangle = \pm \frac{\hbar \delta^{il}}{m_0} dt$$

where we had considered that:

$$\begin{cases} \left\langle d\xi_{+}^{i} d\xi_{+}^{l} \right\rangle > 0 \ and \ dt > 0 \\ \left\langle d\xi_{-}^{i} d\xi_{-}^{l} \right\rangle > 0 \ and \ dt < 0 \end{cases}$$

Then (20) may be written under the form:

(24) $$d_{\pm} f = \frac{\partial f}{\partial t} dt + \nabla f d_{\pm} \mathrm{x} + \frac{1}{2} \frac{\partial^2 f}{\partial t^2} (dt)^2 + \frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial t} d_{\pm} x^i dt + \frac{1}{2} \frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial X^l} d_{\pm} x^i d_{\pm} x^l + \\ + \frac{1}{2} \frac{\partial^2 f}{\partial X^i \partial X^l} \delta^{il} \frac{\hbar}{m_0} dt$$

If we divide by d*t* and neglect the terms which contain differential factors (for details on the method see [4], [5]), (24) is reduced to:

(25) $$\frac{d_{\pm} f}{dt} = \frac{\partial f}{\partial t} + \mathbf{v}_{\pm} \nabla f_{\pm} \pm \frac{\hbar}{2m_0} \Delta f$$

Let us calculate, under the circumstances *(δ f/dt)*. Taking into account (25), we have:

(26) $$\frac{\delta f}{dt} = \frac{1}{2} \left[\frac{d_{+} f}{dt} + \frac{d_{-} f}{dt} - i \left(\frac{d_{+} f}{dt} - \frac{d_{-} f}{dt} \right) \right] = \\ = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial f}{\partial t} + \mathrm{v}_{+} \nabla f + \frac{\hbar}{2m_0} \Delta f \right) + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial f}{\partial t} + \mathrm{v}_{-} \nabla f - \frac{\hbar}{2m_0} \Delta f \right) - \\ - \frac{i}{2} \left[\left(\frac{\partial f}{\partial t} + \mathrm{v}_{+} \nabla f + \frac{\hbar}{2m_0} \Delta f \right) - \left(\frac{\partial f}{\partial t} + \mathrm{v}_{-} \nabla f - \frac{\hbar}{2m_0} \Delta f \right) \right] = \\ = \frac{\partial f}{\partial t} + \left(\frac{\mathrm{v}_{+} + \mathrm{v}_{-}}{2} - i \frac{\mathrm{v}_{+} - \mathrm{v}_{-}}{2} \right) \nabla f - i \frac{\hbar}{2m_0} \Delta f$$

or using (16):

(27*a*, *b*)
$$\frac{\delta f}{dt}=\frac{\partial f}{\partial t}+\boldsymbol{V}\cdot\nabla f-i\frac{\hbar}{2m_0}\Delta f\,,$$

This relation also allows us to give the definition of the fractal operator:

(28)
$$\frac{\delta}{dt}=\frac{\partial}{\partial t}+\boldsymbol{V}\cdot\nabla-i\frac{\hbar}{2m_0}\Delta$$

We now apply the principle of scale covariance, and postulate that the passage from classical (differentiable) mechanics to the non-differentiable mechanics that is considered here can be implemented by replacing the standard time derivative *d/dt* by the new complex operator δ/dt (for details see [4], [5]). As a consequence, we are now able to write the Newton's equation in its covariant form:

(29)
$$\frac{\delta\boldsymbol{V}}{dt}=\frac{\partial\boldsymbol{V}}{\partial t}+\boldsymbol{V}\cdot\nabla\boldsymbol{V}-i\frac{\hbar}{2m_0}\Delta\boldsymbol{V}=-\nabla\left(\frac{U}{m_0}\right)$$

where U is given by the relation (6*a*, *b*). In a special topology, $\Lambda=0$ a generalized **Navier**-Stokes type equation having the imaginary viscosity coefficient $\eta=i\hbar/2m_0$ is obtained.

If the motion of microparticles is irrotational, *i.e.* $\boldsymbol{\Omega}=\nabla\times\boldsymbol{V}=0$ we can choose $\boldsymbol{V}$ of the form (7), so that the Eq. (29) becomes:

(30)
$$\frac{\delta\boldsymbol{V}}{dt}=\frac{\partial\boldsymbol{V}}{\partial t}+\nabla\left(\frac{\boldsymbol{V}^2}{2}\right)-i\frac{\hbar}{2m_0}\Delta\boldsymbol{V}=-\nabla\left(\frac{U}{m_0}\right)$$

Substituting (7) in (30) and using the method given in [4], [5], up to an arbitrary phase factor which may be set to zero by a suitable choice of the phase of ψ, by integration, it results a nonlinear type equation in the non-differentiable space-time,

(31)
$$i\hbar\partial_t\psi=-\frac{\hbar^2}{2m_0}\Delta\psi+\frac{\Lambda\hbar^2}{6m_0}|\psi|^2\psi+\frac{1}{2m_0}\left(\frac{R\hbar^2}{6}-m_0^2c^2\right)\psi$$

In the general case, the equation (31) has the same form as a Ginzburg-

Landau type equation (for details see [7]). In a special topology, Λ=0, the equation (31) take the standard form of the Schrödinger equation for $U_0 = const.$

4. Conclusion

A non-relativistic hydrodynamic model for a nonlinear equation for the transport phenomena is given. It results:

i) any particle is in a permanent interaction with the 'subquantum level' through the quantum potential (6*c*);

ii) the 'subquantum level' is identified with a non-relativistic quantum fluid described by the hydrodynamic equations (5*a*, *b*);

iii) the quantum potential depends only by the imaginary part of the complex velocity (7);

iv) the compatibility between the non-relativistic hydrodynamic model and WM implies the quantification condition (8);

v) through the vacuum states, the attractive force (11) is generated;

vi) considering that the motions of microparticles take place on continuous but non-differentiable curves *i.e.* on fractals, a nonlinear type equation (31) for the transport phenomena is obtained. In the general case, this equation has the same form as a Ginzburg-Landau type equation and, in a special topology, the standard form of the Schrödinger equation.

Received: 30 August, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Department of Material Engineering
e-mail: alina0384@yaho.com

R E F E R E N C E S

1. Nottale L., Schneider J., J. Math. Phys., **25**, 1296 (1984).
2. Ord G., J. Phys. Math. *Gen*., **16**, 1869 (1983).
3. Nottale L., Int. J. Mod. Phys., **4**, 5047, (1989).
4. Nottale L., *Fractal Space-Time and Microphysics, Towards a Theory of Scale Relativity.* World Sci., Singapore, 1992.
5. Nottale L., *Chaos, Solitons and Fractals*. **7**, 877 (1996).
6. Madelbrot B., *The Fractal Geometry of Nature.* Freeman, San Francisco, 1982.
7. Jackson E.A., *Perspectives of Non-linear Dinamics.* Cambridge Univ. Press, Cambridge, 1991.
8. Titeica S., *Quantum mechanics.* Romanian Acad. Press, Bucharest, 1984.
9. Bohm D., Phys. Rev., **85,** 166 (1951).

O CONEXIUNE ÎNTRE FENOMENUL DE TRANSPORT ŞI DIMENSIUNI SPAȚIU-TIMP

(Rezumat)

Folosind o ecuație nonliniară pentru fenomenele de trasport la scală microscopică, se obține o conexiune pozitivă cu o varietate de dimensiuni spațiu-timp.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ABOUT THE POSITIONING OF THE ULTRASONIC ENERGY REFLECTORS AT THE METALS DRAWING IN ULTRASOUND FIELD

BY

BOGDAN LUCIAN GAVRILĂ, MIHAI SUSAN, ELENA CHIRILĂ, DRAGOS CRISTIAN ACHIŢEI and BRIAN-TUDOR LANDKAMER

Abstract. The positioning distances of the ultrasonic energy reflectors/presser rolls, for a higher efficiency, at the metals drawing in ultrasound field/UVD system, when the plastic deforming tool, (the die or the mould), is placed in the maximum point of the waves oscillation and it is activated along the drawing direction, will be determined considering the condition which generates a stable system of standing waves into the semi-product.

Key words: metals drawing, ultrasonic energy reflectors, stable system of standing waves, ultrasound field and technological efficiency.

1. Introduction

The technologies of the metals drawing in ultrasound field are up-to-date technologies, „ultrasonic vibration drawing/UVD”, in comparison with the classical once–TC and they are applied especially to reduce the contact friction between the metal and the tool and so, to reduce the hardening phenomenon, [1],…,[3]. Ultrasounds are a variety of elastic waves which have a frequency whose values are between 16000 Hz and 10^{10} Hz. The elastic medium area, being in a vibratory state, which is the placement of the ultrasonic waves, is called ***ultrasonic field***.

The expected effect of the ultrasonic energy action, during the plastic deformation process by drawing, will be obtained when it will use ultrasounds with high energies – ultrasonic longitudinal waves as standing waves, which have vertexes and antinodes (minimum and maximum points of

the wave oscillation – Fig. 1).

As a matter of fact, depending on the placement of the deformation focus/the drawing tool – minimum or maximum points of the waves oscillation – it will obtain a softening effect which is a effect of the metal-tool contact friction reducing, this effect being called "the ultrasounds surface effect", because it takes place at the interface between the metal and the tool, [1], [2], [4], [6], [7].

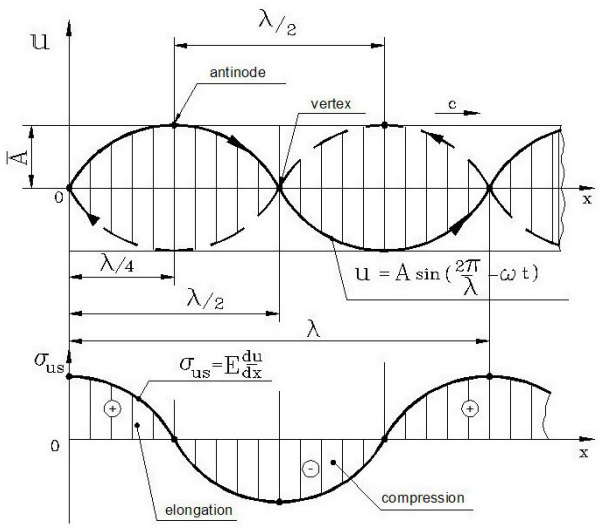


Fig. 1 – Standing waves system, [2]: *a* – waves motion (u)/sinusoidal variation; *b* – variation of the co sinusoidal ultrasonic stress (σ_{us}): *c* – ultrasounds wave velocity; λ – wavelength ($\lambda = c / f$, f – resonant frequency); $\overline{A}$ - oscillation amplitude of the wave / maximum value: ——— running wave; ------regressive wave.

The ultrasonic softening effect, obtained when the deforming focus is placed in the vertex of the wave oscillation, is explained considering the mechanism of the stresses overlapping, (over the static drawing stress is overlapped the ultrasonic stress) [2], [3].

The ultrasonic stress is determined using the relation (1):

$$\sigma_{us} = \frac{2\pi}{\lambda} \cdot E \cdot A \,, \tag{1}$$

where: λ – wavelength; A - oscillation amplitude of the wave; E – longitudinal modulus.

When the plastic deforming tool, (for ex. the mould/the die), is placed in the antinode of the wave oscillation and it is activated along the drawing direction, it will obtain the ultrasounds surface effect; this means that the metal-

tool contact friction will be reduced.

The reducing coefficient of the metal-tool mean contact friction, (φ), is determined using the relation (2), [1], [2], [7]:

$$\varphi = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{v_{tr} \dfrac{\lambda_i \cdot \cos\alpha + 1}{2\lambda_i \cdot \cos\alpha}}{\bar{v}_v}, \tag{2}$$

where: λ_i – elongation (for pass „i"); α – angular aperture of the die or of the mould; v_{tr} – rate of drawing; $\bar{v}_v$ - vibratory rate of the deforming tool, $\left(\bar{v}_v = 2\pi \cdot f \cdot A\right)$.

The reduction of the metal-tool contact friction is explained considering the SEVERDENKO model, [1].

From the practical/marketing point of view, it is very important to apply the ultrasounds surface effect in the case of the drawing technologies of the metals which have a strong hardenability by plastic cold deformation.

The technological efficiency of the metal drawing process which uses the activation of the deforming tool along the drawing direction, the so called „ultrasonic vibration drawing – UVD", can be expressed with the relation (3):

$$\Delta F = \frac{F^{TC} - F^{UVD}}{F^{TC}} \cdot 100 \quad [\%], \tag{3}$$

Considering the GAVRILENKO relation for the force calculation in the metal drawing technologies, it will use the relation (4):

$$F^{TC} = F_d + F_f = F_d\,(1 + \mu \cdot ctg\alpha), \tag{4}$$

where: F_d – proper deforming force; F_f – friction force / COULOMB type friction; α – angular aperture of the die or of the mould.

Considering the process of the metals drawing in ultrasound field, the relation (4) becomes:

$$F^{UVD} = F_d\left(1 + \frac{\mu \cdot ctg\alpha}{\phi}\right) \tag{5}$$

2. Positioning of the Ultrasonic Energy Reflectors at the Metals Drawing in Ultrasound Field

Following an ultrasonic energy distribution on well defined distances, when the plastic deforming tool is activated along the drawing direction, it will

use ultrasonic energy "reflectors", [1],…,[4]. As a matter of fact, the ultrasonic energy reflectors are presser rolls which are placed at well defined distances; these distances result considering the condition of a standing waves system generation into the drawing semi-product (Fig. 2), [1], [2].

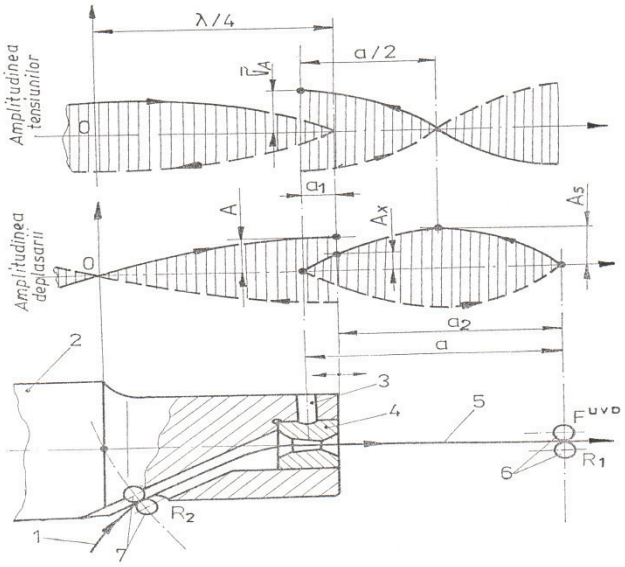


Fig. 2 – Scheme of a standing waves system generation into the drawing semi-product, [2]: 1 – semi-product; 2 – graded cylindrical concentrator; 3 – locating pin of the deforming tool; 4 – die or mould; 5 – product processed by drawing; 6, 7 – ultrasonic energy reflectors, (R_1, R_2 – presser rolls).

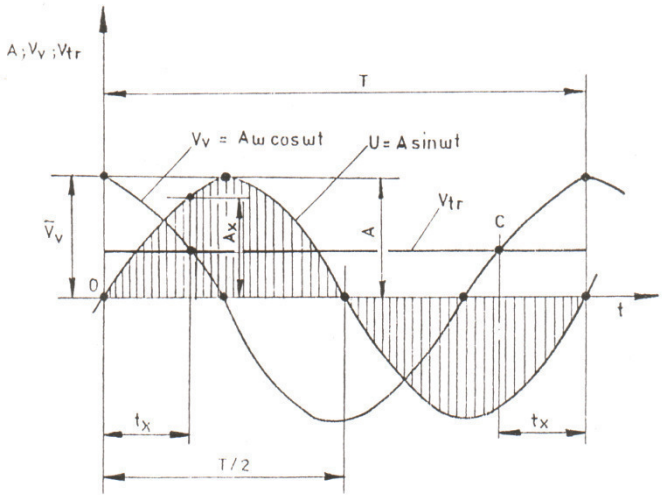


Fig. 3 – Variation of the amplitude, (A), vibratory rate, (V_v), and rate of drawing, (V_{tr}), during one complete oscillation period, [2],…,[5].

Considering the kinematics of the plastic deformation process, in the case of the UVD system processing, it will determine the positioning distances, a_1 and a_2, of the reflector R_1, (Fig. 2). The discussion begins at the moment when the vibratory rate of the die, (V_v), increases, becomes equal to the rate of drawing in point C, (V_{tr}) and goes on to increase-it takes place "the unloading" of the deforming tool from here, in the drawing processed product, to the reflector R_1, when the compression wave is propagated (Fig. 3).

This process takes place during a time whose value is given by relation (6):

$$t' = 2t_x = \frac{T}{\pi}\arccos\frac{v_{tr}}{\bar{v}_v}, \tag{6}$$

where $\left|v_{tr}/\bar{v}_v\right| \le 1.0$, to the end of the time $T/2$, when $|v_v| < v_{tr}$ and the straining wave is propagated from the reflector R_1, into the semi-product which is processed by drawing.

The reflector R_1 may be placed at a certain distance, (a_1), so that, at the beginning moment of the straining wave introducing into the semi-product, the reflected wave (the regressive wave) achieves on the frontal plane of the graded cylindrical concentrator. So, into the semi-product processed by drawing, a standing wave stable system will be generated, whose maximum oscillation amplitude will be on the frontal plane of the graded cylindrical concentrator.

The oscillation amplitude into the semi-product, (increased by the deforming tool), in the exit area, out of the deforming focus, in a plane which is normal on its axes, depends on the value of the rate of drawing, (v_{tr}), and on the oscillation amplitude of the die, as the relation (7) shows :

$$2A_x = A \cdot \sin \omega t_x - v_{tr} \cdot t'. \tag{7}$$

Introducing t' and t_x into the relation (7), after a few operations will be obtained the relation (8):

$$A_x = A\sqrt{1-\left(\frac{v_{tr}}{\bar{v}_v}\right)} - A\frac{v_{tr}}{\bar{v}_v}\arccos\frac{v_{tr}}{\bar{v}_v} \tag{8}$$

where : $\left|v_{tr}/\bar{v}_v\right| \le 1.0$.

For the distance a_1 determining, it will consider that the semi-product belongs to the oscillator system/UVD system. If the semi-product would be

rigid tight, at the level of the drawing tool, (v_{tr} = 0), then, the oscillation amplitude, generated in its inside, would be equal to the amplitude of the die or of the mould oscillation and the reflector R_1 would be placed at the distance $a_1 = \lambda/4$, in one condition: the reflected wave (the regressive wave) must overlap on the straining wave (the induced wave). The semi-product has a motion whose speed is v_{tr}, (v_{tr} = ct.) and oscillation amplitude, A_x, ($A_x < A$).

Knowing that the semi-product is an integral part of the oscillator system/UVD technology, in which there is generated a standing wave stable system with a maximum amplitude A, it will determine the distance, a_1, considering the condition $A_x = A$.

In a standing wave stable system, it takes place the equation:

(9) $$A_x = A \cdot \sin \frac{2\pi a_1}{\lambda},$$

determining :

(10) $$a_1 = \frac{\lambda}{2\pi} \arcsin \frac{A_x}{A},$$

replacing the value A_x, (relation 9), it will obtain, for a_1, the next expression:

(11) $$a_1 = \frac{\lambda}{2\pi} \left\{ \arcsin \left[\sqrt{1 - \left(\frac{v_{tr}}{\bar{v}_v} \right)} - \frac{v_{tr}}{\bar{v}_v} \arccos \frac{v_{tr}}{\bar{v}_v} \right] \right\},$$

with: $\left| v_{tr} / \bar{v}_v \right| \leq 1.0$.

When the reflector R_1 is placed at the distance a_2 from the frontal plane of the working concentrator, it will obtain, into the processed semi-product, stationary waves which have maximum amplitude, (A_s); these waves are generated by the interference between the reflected compression wave and the induced straining wave.

The oscillations frequencies of the compression wave and of the straining wave are given by the relations (12):

(12) $$f_1 = \frac{1}{t'} \quad \text{and} \quad f_2 = \frac{1}{t_s - t'},$$

where: t_s - induced time of the compression and of the straining stresses.

The amplitude of the resultant oscillation, (A_s), is given by the relation (13):

$$A_s = 2A_x \cdot \cos\frac{\omega_1 - \omega_2}{2} \cdot t = 2A_x \cdot \cos\frac{\pi(2t' - t)}{t'(t_s - t')} \tag{13}$$

For the small values of the ratio v_{tr}/v_v, $t_s \approx 2\,t'$, it results that $\omega_1 = \omega_2$ and $A_s = 2 \cdot A_x$

For the big values of the ratio v_{tr}/v_v, it results that $A_s < 2A_x$. Because in the frontal plane of the working tool, at the semi-product bulging out of the deforming area, the oscillation amplitude has the value A_x and in the antinode, it has the value A_s, considering the working concentrator and the processed semi-product as integral parts of the oscillator system in which is generated a standing wave stable system having the maximum amplitude A_s, it will determine the distance x, as it follows: considering the condition given by the equation (14):

$$A_x = 2A_x \sin\frac{2\pi x}{\lambda} = A_s \sin\frac{2\pi x}{\lambda}, \tag{14}$$

it results $x = 0.083 \cdot \lambda$.

So, the distance a_2 from the frontal plane of the working concentrator, where the reflector R_1 will be placed, (when it is the possibility for a maximum reducing of the drawing force used in the processing by UVD system), will be determined using the relation (15):

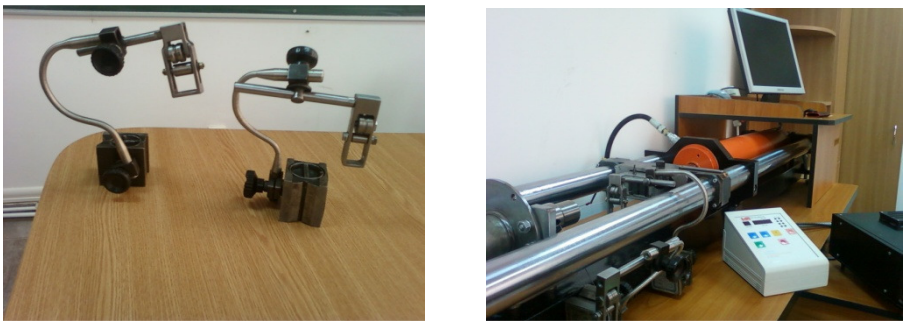
$$a_2 = \frac{\lambda}{2} - x = 0.417\lambda, \tag{15}$$

The same effects up to the size of the medium drawing force will be obtained when the reflector R_1 is placed at the distance $a_2 + n \cdot \lambda/2$, from the frontal plane of the working concentrator, where n – integer number, (n =1, 2, 3, ...).

The technological system UVD closes with the reflector R_2 which must be placed in one of the vertexes of the semi-product oscillation (Fig. 2) or at the distance $(2n+1)\cdot\lambda/4$ from the frontal plane of the graded cylindrical concentrator.

Fig. 4 presents the image of the equipment used for the metals drawing in ultrasound field/UVD system, equipment which is placed in the

Plastic Deformation Research Laboratory of the Faculty of the Materials Science and Engineering; it can observe the ultrasonic energy reflectors, which have a particular construction consists of the presser rolls, magnetic tighten on the frame of the drawing bench.



a *b*

Fig. 4 – Photo image of the equipment used for the metals drawing in ultrasound field / UVD system, pointing the ultrasonic energy reflectors: *a* – ultrasonic energy reflectors, *b* – equipment used for the metals drawing.

3. Conclusion

The work gives information about the importance of the ultrasonic energy reflectors/presser rolls, in the processing by drawing of the metals in ultrasound field/UVD system, when the deforming tool, (the die or the mould), is placed in the maximum point of the oscillation/antinode and it is ultrasonic activated along the drawing direction.

The positioning distances of the ultrasonic energy reflectors may be determined using the forming condition of a standing wave stable system, with vertexes and antinodes, into the semi-product which is processed by drawing.

As a matter of fact, the using of the ultrasonic energy reflectors means the distribution of the ultrasonic energy along very well defined distances, going to a higher economical efficiency of the processing by drawing in ultrasound field / UVD system.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realized with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" Project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: August 31, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Material Science and Engineering
e-mail: bgdnlcn@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Severdenko V.P., *Prokatka i volocenie ulitrazvukom Nauka i Tehnika*. Minsk, 2000.
2. Susan M., *Tragerea metalelor cu vibraţii ultrasonice*. Edit. Cermi, Iaşi, 2007.
3. Brown B., Goodman I.E., *High-Intensity Ultrasonic.* Ind.l Appl., Hilfe Books, London, 2002.
4. Drăgan Ov. *et al*., *Ultrasunete de mari energii*. Edit. Academiei, Bucureşti, 1983.
5. *** Grant CNCSIS tip A, contract nr. GR 80 / 2007, tema 51, director de proiect Susan Mihai.
6. Susan M., Bujoreanu L.G., *The Metal-Tool Contact Friction at the Ultrasonic Vibration Drawing of Ball – Bearing Steel Wires*. Rev. de Metalurgia, Madrid/Rev. Metal Madrid, **35**, *6*, 379-383 (1999).
7. Jong-Chung Hung, Yu-Chung Tsai, Chinghua Hung, *Frictional Effect of Ultrasonic Vibration on Upsetting*. Mater. Technol., **141**, *3*, 75-80 (2007).

POZIŢIONAREA REFLECTOARELOR DE ENERGIE ULTRASONICĂ LA TRAGEREA METALELOR ÎN CÂMP ULTRASONOR

(Rezumat)

Distanţele de poziţionare a reflectoarelor de energie ultrasonică/rolelor de presare, pentru o eficienţă ridicată, la o sculă de deformare plastică, la tragerea metalelor în câmp ultrasonor, sunt amplasate la punctul maxim de oscilaţie al undelor şi este activat de-a lungul direcţiei de tragere. Acesta este determinat considerând condiţiile ce generează un sistem stabil a undelor în semiprodus.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONSTRUCTION AND DIMENSIONING ELEMENTS OF THE OSCILLATOR SYSTEM USED IN THE HARDENING AND FINISHING OPERATIONS IN ULTRASOUND FIELD

BY

BRIAN-TUDOR LANDKAMMER, CONSTANTIN BACIU, MIHAI SUSAN and BOGDAN LUCIAN GAVRILĂ

Abstract. The paper presents the construction and the dimensioning of the oscillator systems which have magnetostriction transducers, the resonant frequency trimming and the materials which are recommended for the realizing of the working graded cylindrical concentrator.

Key words: ultrasounds, oscillator system, standing waves, magnetic transducer, graded cylindrical concentrator, resonant frequency trimming.

1. Introduction

The hardening and finishing process, in ultrasound field or using ultrasonic vibrations, applied to the working part (the ball or the roll), in the case of the plane or cylindrical metals surfaces, is a part of the mechanical treatments [1]. The hardening and finishing of the superficial layer by metals cold plastic deformation with ultrasonic vibrations – DPS, go to the changing of the structure and of the physical and mechanical proprieties of the so-processed products, and, in the same time, to the improving of the surface quality [1], [5].

The success of the hardening and finishing process with ultrasonic vibration depends on the intensity and the quantity of the energy induced into the metal mass. The ultrasonic energy must be high, enough to produce the changing of the propagating medium structure [4].

The ultrasounds which have high energies go to the interaction with the crystal lattice and to the lattice defects, meaning, for the metals which are plastic

processed in ultrasound field, different dying-outs of the elastic oscillations.

The efficiency of the ultrasonic energy in the processes of the metals plastic deformation, depends on the type of the used elastic oscillations, on their intensity, on the possibility of leading, with a high efficiency, of the energetic flow in the area of the deformation focus and on its positioning place, at the level of the oscillator system (maximum of the motion or of the stress).

The ultrasound or ultrasonic waves are different kinds of elastic waves which have the values of the frequency between 16.000 Hz and 10^{10} Hz.

The area of the elastic medium, which is in a vibratory state and which is the place of the ultrasound waves, is called the ultrasound or ultrasonic field. The scheme of the equipment for the hardening and finishing process in ultrasound field is presented in Fig.1, [2].

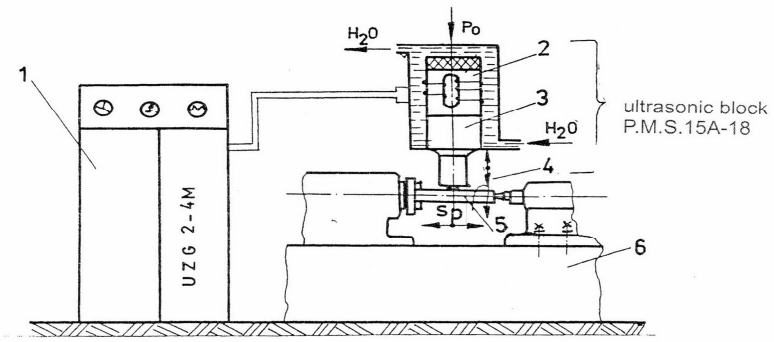


Fig.1 – Principle scheme of the equipment for the hardening and finishing process, in ultrasound field, [2]: *1* – ultrasound generator; *2*– magnetostriction transducer, PMS 15A type – 18; *3* – working graded cylindrical concentrator; *4* – steel balll/RUL1N; *5* – test bar; *6* – universal lathe.

The positions *2* and *3* are the components of the proper oscillator system and represent the most important constructive-functional elements of the equipment for the hardening and finishing process in ultrasound field.

2. Elements of the Oscillator System Construction and Dimensioning for the Hardening and Finishing Process in Ultrasound Field

As a source of primary energy, used for the ultrasound field equipments, are the ultrasound generators with a continuous running; so, the given ultrasound energy consists in a continuous wave.

The construction of the oscillator systems includes, as a rule, the magnetostriction transducer and the ultrasound energy concentrator which has, as an attachment, the tool used for the plastic deformation process; the assembly is braced at the resistance structure of the machine tool, in one of the nodal surface of the wave oscillation, using mechanical shims-nodal flanges.

The working part of the oscillator system is the magnetostriction transducer which changes, with a certain efficiency, based on a specific effect, the electrical oscillations from the source of primary energy, (the ultrasound energy generator), in elastic once. These are sent, concentrated and focused in the plastic deformation area, through the ultrasound energy concentrator.

At the present moment, the magnetostriction electromechanical transducers are the most used. There is a great variety of transducers realized in large ranges of powers and own resonant frequencies, which are adapted with the working bound with the ultrasound generators, as the designs, the dimensions and the cooling conditions, and which must correspond with the technological application, for a certain plastic deformation process.

So, for the efficient working of the oscillator system, its dimensioning must be realized based on the resonant frequency principle. The concentrator of the oscillator system must abbey the following conditions:

- Ultrasound energy sending and concentrating in the deforming focus area;
- Amplification of the particles rate with the increasing of the oscillation amplitude;
- Adequate efficiencies of the plastic deformation processes.

For a good efficiency obtaining, during the ultrasound activated processes of the metals, the concentrators must be trim, with differences consists in only a few periods, to the resonant frequency of the transducer.

The oscillator systems used in the ultrasound activated hardening and finishing processes must work in a resonant running, generating the standing waves which allow a correct dimensioning, a simple construction and a good reinforcing (without energy loses) at the resistance structure of the machine tool, component of the ultrasound processed equipment.

When the oscillator system works in a standing waves running, at the level of the ultrasound energy concentrator, will be generated two characteristic sections: the maximum (antinode) of the waves' oscillation (vertex of the stresses) and the maximum of the stresses (vertex of the oscillations), Fig. 2.

The success of the hardening and finishing process in ultrasound field means the positioning of the working part (the ball or the roll) in the antinode or the maximum of the waves' oscillation.

The dimensioning of the oscillator system is realized in $n \cdot \lambda / 2$, where n is the number of the vertexes and λ is the wavelength.

The working graded cylindrical concentrator having the length $\lambda / 2$ ends the oscillator system on its length.

As a rule, in the construction of the oscillator systems, will be adopted the constructive variant "graded cylindrical" for the working concentrator, especially because of the big value of the amplitude multiplication factor (N), as a ratio between R_0 and RL (R_0 and RL – the radiuses of the two diameters, Fig.3.)

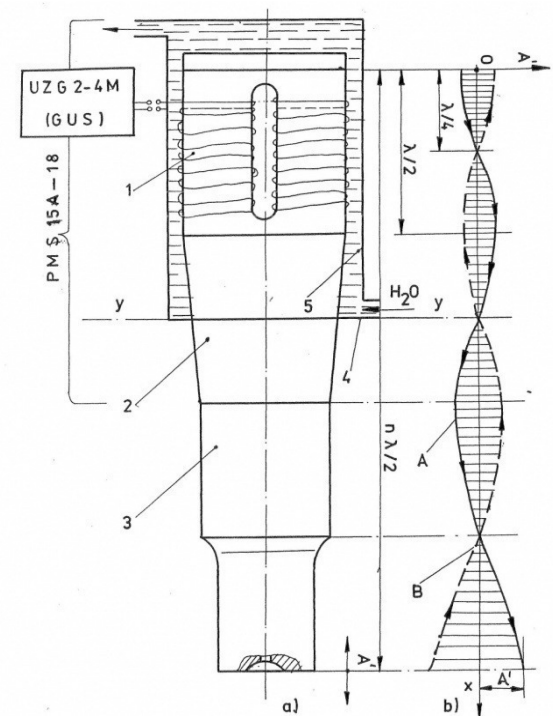


Fig. 2 – Construction and dimensioning elements of the oscillator system:
a – proper construction;
b – waves' oscillation: A – running wave; B – regressive wave;
A' – amplitude of the oscillation:
1 – magnetostriction transducer;
2 – conical concentrator;
3 – graded cylindrical concentrator.

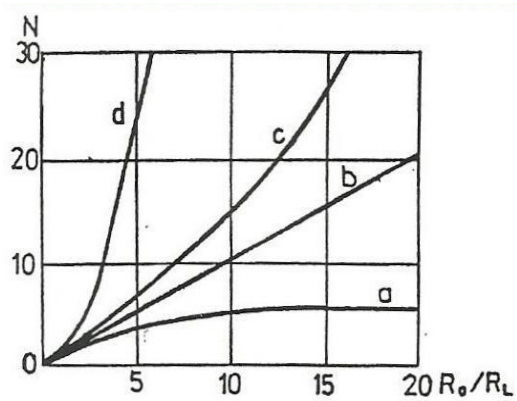


Fig. 3 – Variation curves of the multiplication focus (N) depending on the ratio between the radiuses Ro and RL, [4 and5]:
a – conical; b – exponential; c – graded cylindrical.

Because of the pressure forces during the hardening and finishing process in ultrasound field, as a rule, the resonant frequency has a different value then the calculated one, and it determines the dimensions of the working graded cylindrical concentrator.

This is the reason because it will make a dimensional adjustment of the working concentrators length (both lateral sides turning – symmetrical confronted by the nodal plane), Fig. 4.

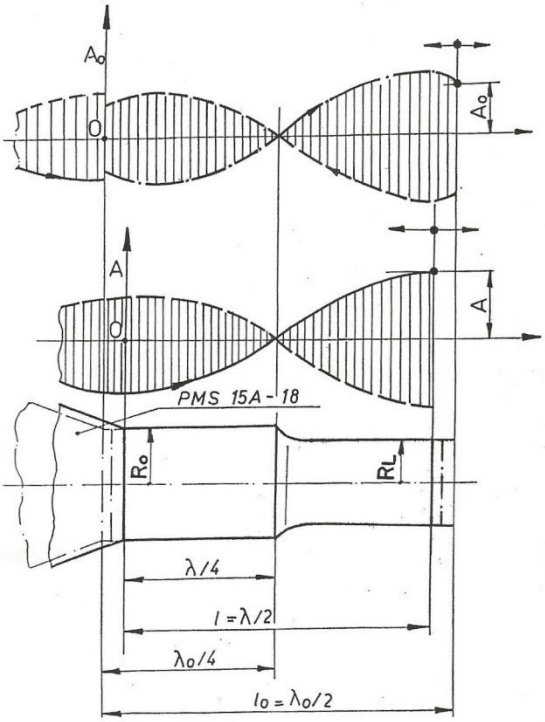


Fig. 4 – Dimensional testing and adjusting of the working graded cylindrical concentrator length by using the resonant method.

It was noted *lo* – initial length of the concentrator:
$lo = \lambda o / 2 = c_o / f_o$, where c_e is the ultrasound wave velocity into the metallic material of the concentrator and f_0 is the initial resonant frequency, without pressure force action.

As a matter of fact, this means that a precise determination of the concentrator length will be made knowing the transducer resonant frequency, the trimming being made by using the relation (1):

(1) $$L=\lambda/2 = c/f,$$

where: *f*- resonant frequency of the oscillator system in a working regime; l-real length of the working graded cylindrical concentrator.

It is recommended a working graded cylindrical concentrator making based on the titanium alloys which have ultrasonic high fatigue endurance.

3. Conclusions

The paper presents the constructional and dimensional elements of the oscillator systems which have magnetostriction transducers, recommended for the hardening and finishing process in ultrasound field.

For a good efficiency of the two operations realizing, it must use ultrasounds with high energies in a standing wave regime which generate vertexes and antinodes of the wave oscillation.

The dimensioning of the oscillator system will be made in $n \cdot \lambda / 2$ .The oscillator system is ended with graded cylindrical concentrator made, as a rule, from alloys based on titanium, which have ultrasonic high fatigue endurance.

The real frequency trimming, in usage, of the working graded cylindrical concentrator will be made using the resonant frequency method.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realized with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" Project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: August 25, 2010

Technical University "Gheorghe Asachi" of Iaşi,
Faculty of Material Science and Engineering
e-mail: Tudor_brian@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Lupescu O., *Netezirea suprafeţelor prin deformare plastică.* Edit. Tehnică – INFO, 1999.
2. *** Contract nr. *4009*/1995 încheiat între Univ. Tehn. "Gheorghe Asachi" din Iaşi şi S.C. Fortus S.A. Iaşi.
3. Marinescu N.İ., *Prelucrări cu ultrasunete*. Edit. Tehnică, Bucureşti, 1986.
4. Drăgan Ov., *Ultrasunete de mari energii.* Edit. Academiei, Bucureşti, 1983.
5. İung – Chung Hung., Yu-diung Tsai., Ching –Hua Hung., *Simulation of Ultrasonic – Vibration Drawing Using the Finite Element Method (FEM).* J. of Mater. Proc. Technol., *140*, 30-35 (2003).

CONSTRUCŢIA ŞI DIMENSIONAREA ELEMENTELOR SISTEMULUI OSCILATOR UTILIZAT ÎN OPERAŢIILE DE FINISARE ŞI DURIFICARE CU ULTRASUNETE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă construirea şi dimensionarea sistemelor oscilatorii cu traductori magneto-strictivi, frecvenţă rezonantă de curăţare şi materialele ce sunt recomandate pentru obţinerea concentratorului cilindric de acţionare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THIN LAYERS OBTAIN BY PLD METHOD

BY

ANCA ELENA LĂRGEANU

Abstract. A new depositing method appears based on laser action named pulsed laser deposition with nice properties of the layers obtained and quite easy to use. The aim of this paper is to present some important informations about this technique, an assembly of equipments used for pulsed laser deposition and few experimental results. A nickel layer deposition on a cast iron substrate was analyzed with a scanning electrons microscope and EDAX equipment.

Key words: pulsed laser deposition, thin layers.

1. Introduction

Nowadays thin films represent a very important area of interest in the material sciences field, mainly because they allow to achieve easily integration criteria. Moreover, they are suitable for preparation of heterostructures and devices with quite reduced size. As a consequence, many preparation methods of thin films are available and well developed. These methods are divided in two main groups: physical methods, such as Pulsed Laser Deposition (PLD) [1] or Sputtering [2], and chemical methods, such as sol–gel [3].

In general, physical methods lead to very good results, giving access to in situ crystallization by heating the substrate during deposition, however, these methods require the use of special equipment, as vacuum chamber, what means a higher cost.

PLD technique [4], [6] is a film preparation method based on irradiation of a target by high energy pulsed laser. This process produces a plasma of the material, which is deposited onto a chosen substrate. The history of laser-assisted film growth started soon after the technical realization of the first laser in 1960 by Maiman. Smith and Turner utilized a ruby laser to deposit the first

thin films in 1965, three years after Breech and Cross studied the laser-vaporization and excitation of atoms from solid surfaces. However, the deposited films were still inferior to those obtained by other techniques such as chemical vapor deposition and molecular beam epitaxy. In the early 1980's, a few research groups (mainly in the former USSR) achieved remarkable results on manufacturing of thin film structures utilizing laser technology.

The breakthrough came in 1987 when Dijkkamp and Venkatesan were able to laser deposit a thin film of YBa2Cu3O7, a high temperature superconductive material, which was of more superior quality than films deposited with alternative techniques. Since then, the technique of Pulsed Laser Deposition has been utilized to fabricate high quality crystalline films. The deposition of ceramic oxides, nitride films, metallic multilayers and various superlattices has been demonstrated. In the 1990's the development of new laser technology, such as lasers with high repetition rate and short pulse durations, made PLD a very competitive tool for the growth of thin, well defined films with complex stoichiometry.

Pulsed laser deposition (PLD) represent a thin film deposition (specifically a physical vapor deposition, PVD) technique where a high power pulsed laser beam is focused inside a vacuum chamber to strike a target of the material that is to be deposited.

This material is vaporized from the target (in a plasma plume) which deposits it as a thin film on a substrate (such as a silicon wafer facing the target). This process can occur in ultra high vacuum or in the presence of a background gas, such as oxygen which is commonly used when depositing oxides to fully oxygenate the deposited films.

While the basic-setup is simple relative to many other deposition techniques, the physical phenomena of laser-target interaction and film growth are quite complex (see Process below). When the laser pulse is absorbed by the target, energy is first converted to electronic excitation and then into thermal, chemical and mechanical energy resulting in evaporation, ablation, plasma formation and even exfoliation [7]. The ejected species expand into the surrounding vacuum in the form of a plume containing many energetic species including atoms, molecules, electrons, ions, clusters, particulates and molten globules, before depositing on the typically hot substrate.

The detailed mechanisms of PLD are very complex including the ablation process of the target material by the laser irradiation, the development of a plasma plume with high energetic ions, electrons as well as neutrals and the crystalline growth of the film itself on the heated substrate. The process of PLD can generally be divided into four stages:

a) Laser ablation of the target material and creation of a plasma;
b) Dynamic of the plasma;
c) Deposition of the ablation material on the substrate;
d) Nucleation and growth of the film on the substrate surface.

Each of these steps is crucial for the crystallinity, uniformity and stoichiometry of the resulting film.

The ablation of the target material upon laser irradiation and the creation of plasma are very complex processes. The removal of atoms from the bulk material is done by vaporization of the bulk at the surface region in a state of non-equilibrium and is caused by a Coulomb explosion. In this the incident laser pulse penetrates into the surface of the material within the penetration depth. This dimension is dependent on the laser wavelength and the index of refraction of the target material at the applied laser wavelength and is typically in the region of 10 nm for most materials. The strong electrical field generated by the laser light is sufficiently strong to remove the electrons from the bulk material of the penetrated volume.

This process occurs within 10 ps of a ns laser pulse and is caused by non-linear processes such as multiphoton ionization which are enhanced by microscopic cracks at the surface, voids, and nodules, which increase the electric field.

The free electrons oscillate within the electromagnetic field of the laser light and can collide with the atoms of the bulk material thus transferring some of their energy to the lattice of the target material within the surface region. The surface of the target is then heated up and the material is vaporized.

In the second stage the material expands in a plasma parallel to the normal vector of the target surface towards the substrate due to Coulomb repulsion and recoil from the target surface. The spatial distribution of the plume is dependent on the background pressure inside the PLD chamber. The density of the plume can be described by a cosn(x) law with a shape similar to a Gaussian curve. The dependency of the plume shape on the pressure can be described in three stages:

a) The vacuum stage, where the plume is very narrow and forward directed; almost no scattering occurs with the background gases.

b) The intermediate region where a splitting of the high energetic ions from the less energetic species can be observed. The time-of-flight (TOF) data can be fitted to a shock wave model; however, other models could also be possible.

c) High pressure region where we find a more diffusion-like expansion of the ablated material. Naturally this scattering is also dependent on the mass of the background gas and can influence the stoichiometry of the deposited film.

The most important consequence of increasing the background pressure is the slowing down of the high energetic species in the expanding plasma plume. It has been shown that particles with kinetic energies around 50 eV can resputter the film already deposited on the substrate.

This results in a lower deposition rate and can furthermore result in a change in the stoichiometry of the film.

The third stage is important to determine the quality of the deposited films. The high energetic species ablated from the target are bombarding the substrate surface and may cause damage to the surface by sputtering off atoms from the

surface but also by causing defect formation in the deposited film. The sputtered species from the substrate and the particles emitted from the target form a collision region, which serves as a source for condensation of particles. When the condensation rate is high enough, a thermal equilibrium can be reached and the film grows on the substrate surface at the expense of the direct flow of ablation particles and the thermal equilibrium obtained.

The nucleation process and growth kinetics of the film depend on several growth parameters including:

a) Laser parameters – several factors such as the laser fluence [Joule/cm^2], laser energy, and ionization degree of the ablated material will affect the film quality, the stoichiometry [8], and the deposition flux. Generally, the nucleation density increases when the deposition flux is increased.

b) Surface temperature – The surface temperature has a large affect on the nucleation density. Generally, the nucleation density decreases as the temperature is increased [9].

c) Substrate surface – The nucleation and growth can be affected by the surface preparation (such as chemical etching [10]), the miscut of the substrate, as well as the roughness of the substrate.

d) Background pressure – Common in oxide deposition, an oxygen background is needed to ensure stoichiometric transfer from the target to the film. If, for example, the oxygen background is too low, the film will grow off stoichiometry which will affect the nucleation density and film quality [11].

In PLD, a large supersaturation occurs on the substrate during the pulse duration. The pulse lasts around 10–40 microseconds [6] depending on the laser parameters. This high supersaturation causes a very large nucleation density on the surface as compared to Molecular Beam Epitaxy or Sputtering Deposition. This nucleation density increases the smoothness of the deposited film.

In PLD, [depending on the deposition parameters above] three growth modes are possible:

1. Step-flow growth – All substrates have a miscut associated with the crystal. These miscuts give rise to atomic steps on the surface. In step-flow growth, atoms land on the surface and diffuse to a step edge before they have a chance to nucleated a surface island. The growing surface is viewed as steps traveling across the surface. This growth mode is obtained by deposition on a high miscut substrate, or depositing at elevated temperatures [7].

2. Layer-by-layer growth – In this growth mode, islands nucleate on the surface until a critical island density is reached. As more material is added, the islands continue to grow until the islands begin to run into each other. This is know a coalescence. Once coalescence is reached, the surface has a large density of pits. When additional material is added to the surface the atoms diffuse into these pits to complete the layer. This process is repeated for each subsequent layer.

3. 3D growth – This mode is similar to the layer-by-layer growth, except that once an island is formed an additional island will nucleate on top of the 1st island. Therefore the growth does not persist in a layer by layer fashion, and the surface roughens each time material is added.

There are many different arrangements to build a deposition chamber for PLD. The target material which is evaporated by the laser is normally found as a rotating disc attached to a support. However, it can also be sintered into a cylindrical rod with rotational motion and a translational up and down movement along its axis.

This special configuration allows not only the utilization of a synchronized reactive gas pulse but also of a multicomponent target rod with which films of different multilayers can be created. Some factors that influence deposition thickness: target material; pulse energy of laser; distance from target to substrate; type of gas and pressure in chamber (oxygen, argon, etc.).

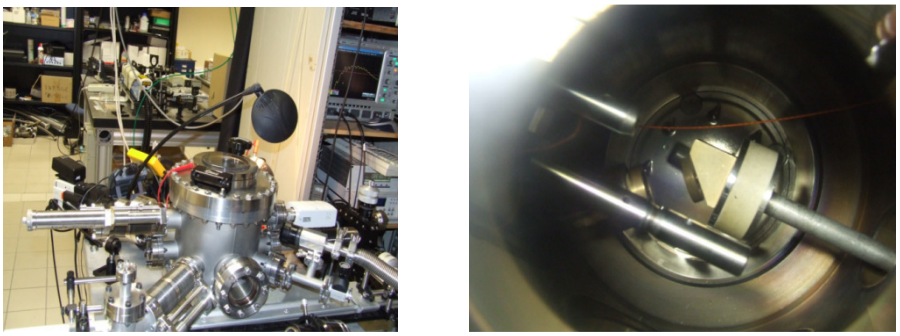
This study presents deposition equipment for PLD method using an Nd: Yag laser, lens systems for wavelength dimension and a vacuum chamber also few results from nickel deposition on a cast iron substrate in 30 minutes process and a 25 mm distance between target and substrate.

2. Experimental Details

For PLD experiments, nickel thin films were deposited from home made targets, which were of 99.7 % Ni purity under wires shape [6].

This process results in dense targets, of which the surface was polished before use in the PLD chamber. The substrate used was a cast iron material with surface polished mechanically until 1000 μm paper quality.

Thin films were grown by PLD in a stainless steel chamber with a substrate—target distance fixed at 25 mm. A Nd: Yag exciter laser (Continuum Surelite brand, 10 ns pulses, $\lambda = 266$ nm), presented in Fig. 1 and schematically in Fig. 2, with a focused energy density of almost 1.5 J/cm^2 operating at 2 Hz was used.



a *b*

Fig. 1 – Pulsed laser deposition chamber: *a* – generally image; *b* – inside detail.

The equipment is based on a laser beam effect on a target, the material that is necessary to be deposited, that create a plasma call plume activated with a high speed, between one and few kilometers per second, by the laser impact with material.

The entire process take place in a vacuum chamber equipped with vacuum windows one of them door type, two catching systems, Fig. 2 *b*), for target and substrate, with a heating system for substrate if necessary, with movement and control possibility and a vacuum system, all of them represented schematically in Fig. 2 as well.

The thin films were grown in 30 min under an oxygen pressure of 0.3 mbar on the substrates heated in the temperature range of 350-400°C.
The estimated spot diameter at the impact point has been 700 μm. The laser beam energy has been continuously monitored by an OPHIR joule meter.

Using a lens system the laser beam is coordinated from laser source to process chamber and establishing the beam length in the same time, in this case being worked with a 266 nm wavelength.

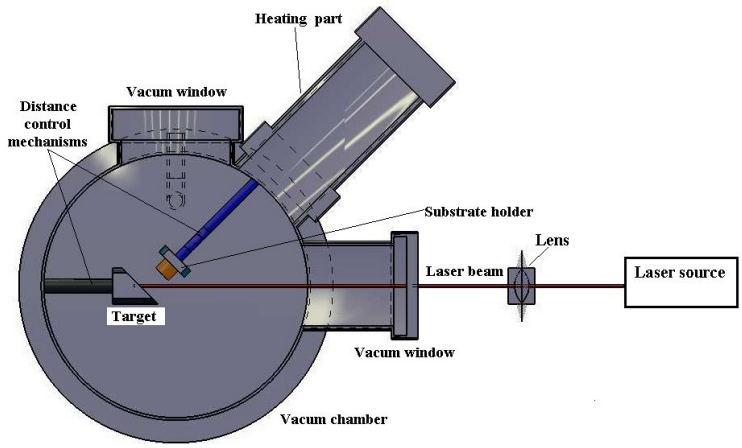


Fig. 2 – Pulsed laser deposition process functional schemes.

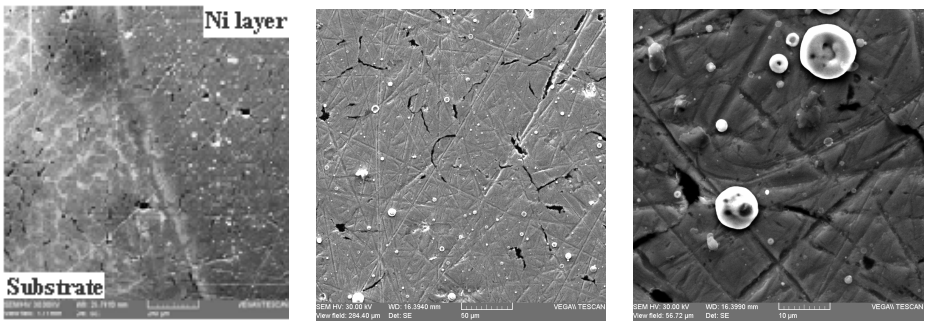
Changing the distance between the target and the substrate the properties of the thin layers obtained can be modify by new impact energy between plume and support implications.

The layers quality and properties is influence by the process time in this case being analyzed a sample with a nickel layer growth on 30 minutes period, with continuous movement of target, and with heating of substrate to 400°C.

Experimental Results

Using the PLD method a nickel thin layer were obtain on a cast iron

substrate the SEM (scanning electrons microscope) images being presented in Fig. 3.



a *b* *c*

Fig. 3 – SEM images of nickel deposited thin layer on a cast iron substrate by PLD method: *a* – 250 x; *b* – 1000x; *c* – 5000 x.

In Fig. 3*a* with a 250x amplification power is represented the border between substrate, in the left side, and the nickel layer on the right side and increasing the amplification in Fig. 3*b* are observed the big particles of nickel around 1 μm with round shape and in Fig. 3*c* using a higher amplification power are better observed the big particles and also the small ones between 0.1-0.3 μm which is considered very thin comparing with other deposition method [14].

In Fig. 4 is presented the distribution of nickel on a 550 μm distance, surface selected from Fig. 3*a* image. On the left side the substrate is characterize by few carbon compounds shown some peaks and iron in the rest and a very low signal of nickel, chemical element that is not present on the cast iron composition.

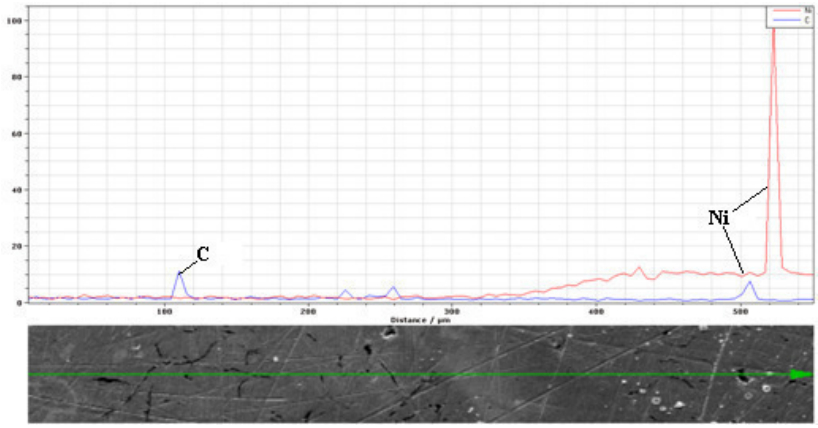
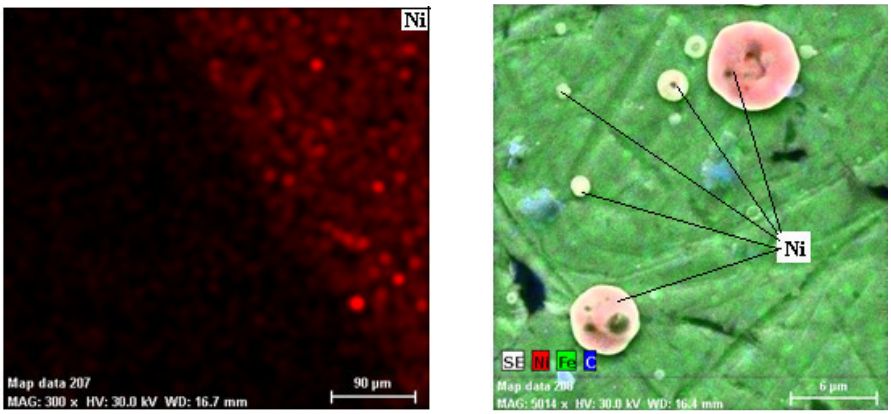


Fig. 4 – Nickel and carbon chemical elements distributions.

Concerning the right side of the diagram presented in Fig. 4 the nickel signal increase on the layer part showing homogeneity of the signal, presenting a very smooth layer, with a high peak on a big nickel particle.

The situation can be explained by the EDAX equipment function, so very tiny layers the substrate elements gives a high signal as well, the case of the layer obtained being between 50 and 150 nm thick but in case of nickel big particles from the deposited layer with concentration near to 100%, peak presented in diagram from Fig. 4 in the very right side, the other chemical elements energy are masked.

In Fig. 5 the nickel element distribution on different areas and amplification powers are presented.



a *b*

Fig. 5 – Ni chemical element distribution: *a* – 400 µm^2 area; *b* – 25 µm^2 area.

In Fig. 5 *a* is represented the nickel distribution, on a selected area from Fig. 3 *a*, putting in evidence the nickel presence and homogeneity on a 400 µm^2 area. In Fig. 5 *b* are selected the big nickel particles on the nickel layer deposited on cast iron substrate by PLD technique.

3. Conclusion

PLD represent a new, with many advantages, method to obtain metallic or non metallic layers with thickness between 50 and 150 nm.

The deposition equipment is compound from a laser source, a lens systems and a vacuum chamber all connected to obtain a plasma plume from target (the material to be deposited).

The results present a smooth nickel layer with two kinds of particles different between by them dimensions, some of them big with diameter around 1 or 2 µm and most of them of 0.1-0.2 µm.

Received: February 14, 2008 *"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,*

R E F E R E N C E S

1. Willmot P.R., Progr. Surf. Sci., *76,* 163 (2004).
2. Musil J., Baroch P., Vlcek J., Nam K.H., Han J.G., Thin Solid Films, *475*, 208 (2005).
3. Brinker C.J., Hurd A.J., Schunk P.R., Frye C.G., Ashley C.S., J. Non Crystalline Solids, *147*, 424 (1992).
4. Kakihana M., Yoshiura M., Bull. Chem. Soc. Japan, *72*, 1427 (1999).
5. Afonso C.N., Gonzalo J., Nuclear Instrum. Methods Phys. Res., **B 116**, 404 (1996).
6. Weber I.T., Rousseau A., Guilloux-Viry M., Bouquet V., Perrin A., *Microstructure Comparison Between Knbo3 Thin Films Grown by Polymeric Precursors and Pld Methods Solid State Scientific*, *7*, 1317–1323 (2005).
7. Chrisey D.B., Hubler G.K., *Pulsed Laser Deposition of Thin Films*. John Wiley & Sons, 1994.
8. Ohnishi Tsuyoshi, Shibuya Keisuke, Yamamoto Takahisa, Lippmaa Mikk, *Defects and Transport in Complex Oxide Thin Films*. J. l of Appl. Phys. 103: 103703. 2: 10.1063/1.2921972 (2008).
9. Ferguson J.D., Arikan G., Dale D.S., Woll A.R., Brock J. D., *Measurements of Surface Diffusivity and Coarsening During Pulsed Laser Deposition*. Phys. Rev. Let. 103 (25): 256103. 2: 10.1103/Physrevlett.103.256103. Pmid 20366266, 2009.
10. Koster Gertjan, Kropman Boike L., Rijnders Guus J.H.M., Blank Dave H.A., Rogalla Horst, *Quasi-Ideal Strontium Titanate Crystal Surfaces Through Formation of Strontium Hydroxide*. Appl. Phys. Let., 73: 2920. 2: 10.1063 /1.122630 (1998).
11. Ohtomo A., Hwang H.Y., *Growth Mode Control of the Free Carrier Density in Srtio* [*Sub 3−Δ*] *Films.* J. of Appl. Phys., 102: 083704. 2: 10.1063/1.2798385 (2007).
12. Granozio F.M. *et al*., *In-Situ Investigation of Surface Oxygen Vacancies in Perovskites*. Mat. Res. Soc. Proc. 967e (2006).
13. Lippmaa M., Nakagawa N., Kawasaki, M., Ohashi S., Koinuma H., *Growth Mode Mapping of Srtio*[*Sub 3*] *Epitaxy*. Appl. Phys. Let., 76: 2439. 2: 10.1063 /1.126369 (2000).
14. Perju M.C., Găluşcă D.G., Nejneru C., Lărgeanu A.E., *Research Regarding Morphology of Heterogeneous Multiple Coating Layers on Ferrite Perlitic Support Using Vibrating Electrode Method*. Metalurgia Internat., **Xv**, *11*, 41-46 (2010).

STRATURI SUBȚIRI OBȚINUTE PRIN METODA PLD

(Rezumat)

O metodă nouă de depunere a apărut pe baza acțiunii unui fascicol laser denumită depunere cu laser pulsatoriu prezentând bune proprietăți ale straturilor depuse

şi uşor de realizat. Scopul acestui articol este de a prezenta câteva informaţii importante cu privire la această tehnică, un ansamblu de echipamente folosite pentru depunerea cu laser pulsatoriu cât şi câteva rezultate experimentale. Un strat de nichel pe un substrat de fontă a fost analizat cu un microscop cu scanare de electroni şi un echipament EDAX.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ON THE HEAT TRANSFER AT MESOSCOPIC SCALE

BY

RĂZVAN IULIAN LIŢOIU

Abstract. Considering that the microparticle movements take place on fractal curves, a nonlinear equation for the heat transfer at mesoscopic scale is obtained. Moreover, a correspondence with a nonlinear Schrodinger equation is given.

Key words: heat transfer, mesoscopic scale.

1. Introduction

Recent results on the transport and turbulence phenomena at mesoscopic scale [1],…,[5] require the development of a new “scale” physical theories, *i.e.* theories of fractal space-time type (for example the scale relativity theory (SRT)[6-10]) or theories of transfinite physics [11], in which the macroscopic scale specific to the classical quantities coexists and is compatible, simultaneously, with the microscopic “scale” specific to the quantum quantities.

In the present paper we establish a theoretical approach of the heat transfer in nanostructures, using the SRT at Compton scale in fractal dimension $DF = 3$. Moreover a correspondence with a nonlinear Schrodinger equation is given.

2. Mathematical Model

A non-differentiable continuum is necessarily fractal and the trajectories in such a space (or space-time) own (at least) the following properties [6-10]: i) the test particle can follow an infinity of potential trajectories: this leads one to use a fluid-like description; ii) the geometry of each trajectory is fractal (of dimension 3 – for other details on the fractal dimension see [12]). Each elementary displacement is then described in terms of the sum, $d\mathbf{X} = d\mathbf{x} + d\boldsymbol{\xi}$, of a mean classical displacement $d\mathbf{x} = \mathbf{v}dt$ and of a fractal fluctuation $d\boldsymbol{\xi}$,

whose behavior satisfies the principle of SRT (in its simplest Galilean version). It is such that $\langle d\xi \rangle = 0$ and $\langle d\xi^3 \rangle = (3\hbar^2/2cm^2)dt$ where $\hbar/2m$ defines the fractal/non-fractal transition, *i.e.* the transition from the explicit scale dependence to scale independence, $\hbar$ is the Plank's reduced constant, m is the rest-mass of test particle and c is the light speed in vacuum. The existence of this fluctuation implies introducing new third order terms in the differential equation of motion; iii) time reversibility is broken at the infinitesimal level: this can be described in terms of the two values of the velocity vector for which we use a complex representation, $\boldsymbol{V} = (\boldsymbol{v}_+ + \boldsymbol{v}_-)/2 - i(\boldsymbol{v}_+ - \boldsymbol{v}_-)/2$. We denoted by $\boldsymbol{v}_+$ the "forward" speed and by $\boldsymbol{v}_-$ the "backward" speed.

These "effects" can be combined to construct a complex time-derivative operator [13]

$$\frac{\delta}{dt} = \frac{\partial}{\partial t} + \boldsymbol{V} \cdot \nabla + \frac{\hbar^2}{4cm^2}\nabla^3 \tag{1}$$

Now, the first Newton's principle in its covariant form $\delta \boldsymbol{V}/dt = 0$, becomes [13]

$$\frac{\delta \boldsymbol{V}}{dt} = \frac{\partial \boldsymbol{V}}{\partial t} + \boldsymbol{V} \cdot \nabla \boldsymbol{V} + \frac{\hbar^2}{4cm^2}\nabla^3 \boldsymbol{V} = 0 \tag{2}$$

i.e. a Korteweg – de Vries (KdV) type equation in a fractal space-time. This means that, both on the differential scale and on the fractal one, the complex acceleration field, $\delta \boldsymbol{V}/dt$, depends on the local time dependence, $\partial_t \boldsymbol{V}$, on the non-linearity (convective) term, $\boldsymbol{V} \cdot \nabla \boldsymbol{V}$, and on the dispersive one, $\nabla^3 \boldsymbol{V}$. Moreover, the behavior of a "non-differentiable fluid" is of viscoelastic or of hysteretic type. Such a result is in agreement with the opinion given in [14, 15]: the non-differentiable fluid can be described by Kelvin-Voight or Maxwell rheological model with the aid of complex quantities e.g. the complex speed field, the complex acceleration field etc. We note that from (2) a nonlinear equation for the heat transfer at mesoscopic scale is obtained

$$\frac{\delta T}{dt} = \frac{\partial T}{\partial t} + \boldsymbol{V} \cdot \nabla T + \frac{\hbar^2}{4cm^2}\nabla^3 T \tag{3}$$

with the temperature field.

Also from Eq. (2) and through the operational relation $\boldsymbol{V} \cdot \nabla \boldsymbol{V} = \nabla(\boldsymbol{V}^2/2) - \boldsymbol{V} \times (\nabla \times \boldsymbol{V})$ we obtain the equation:

(4) $$\frac{\delta \boldsymbol{V}}{dt} = \frac{\partial \boldsymbol{V}}{\partial t} + \nabla\left(\frac{\boldsymbol{V}^2}{2}\right) - \boldsymbol{V} \times (\nabla \times \boldsymbol{V}) + \frac{\hbar^2}{4cm^2}\nabla^3 \boldsymbol{V} = 0$$

If the motions of the "non-differentiable fluid" are irrotational, *i.e.* $\boldsymbol{\Omega} = \nabla \times \boldsymbol{V} = 0$ we can **V** choose of the form:

(5) $$\mathrm{V} = \nabla \phi$$

with ϕ a complex speed potential. Then, equation Eq.(4) becomes:

(6) $$\frac{\delta \boldsymbol{V}}{dt} = \frac{\partial \boldsymbol{V}}{\partial t} + \nabla\left(\frac{\boldsymbol{V}^2}{2}\right) + \frac{\hbar^2}{4cm^2}\nabla^3 \boldsymbol{V} = 0$$

and more, by substituting Eq. (5) in Eq. (6) , we have

(7) $$\nabla\left(\frac{\partial \phi}{\partial t} + \frac{1}{2}(\nabla \phi)^2 + \frac{\hbar^2}{4cm^2}\nabla^3 \phi\right) = 0$$

These yields:

(8) $$\frac{\partial \phi}{\partial t} + \frac{1}{2}(\nabla \phi)^2 + \frac{\hbar^2}{4cm^2}\nabla^3 \phi = F(t)$$

with $F(t)$ being a function of time only. We realize that Eq. (6) has been reduced to a single scalar relation (8), *i.e.* a Bernoulli-type equation.

If ϕ simultaneously becomes complex speed potential and wave-function, *i.e.* $\phi = -(i\hbar/m)\ln\psi$, the Eq.(8), up to an arbitrary phase factor which may be set to zero by a suitable choice of the phase of ψ *i.e.* $F(t) \equiv 0$, implies the non-linear Schrödinger equation:

(9) $$(\hbar^2/2m)\Delta\psi + i\hbar\partial_t\psi - U\psi = 0$$

where

(10) $$U = -(\hbar^2/m)\Delta \ln\psi - (i\hbar^6/4m^2c)\nabla^3 \ln\psi \,.$$

3. Conclusions

Using the SR model a nonlinear equation for the heat transfer at mesoscopic scale is obtained. Moreover, for an irrotational motion of a fractal

field at Campton' scales and in fractal dimension DF=3, *i.e.* on Peano's type curves, a nonlinear Schrodinger equation is given.

Received: August 31, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Material Science and Engineering

R E F E R E N C E S

1. Bourgade J.P., *On Spherical Harmonics Expansion type Models for Electron-Phonon Collisions*. Math. Methods Appl. Sci. **26**, 247-271 (2003).
2. Degond P., Latocha V., Guarrigues L., Boeuf J.P., *Electron Transport in Stationary Plasma Thrusters.* Transp. Theory and Stat. Phys. **27**, 203-221 (1998).
3. Degond P., Méhats F., Ringhofer C., *On Quantum Energy Transport and Quantum Drift-Diffusion Models*. J. Stat. Phys. **118**, 625-665 (2005).
4. Kluksdahl, N.C. Kriman A.M., Ferry D.J., Ringhofer C., *Self-Consistent Study of the Resonant-Tunelling Diode*. Phys. Rev. B. **39**, 7720-7728 (1989).
5. Mounaix P., Vanbésien O., Lippens D., *Effect of Cathode Spacer Layer on the Current Voltage Characteristics of Resonant Tunneling Diodes*. Appl. Phys. Lett. **57**, 1517-1519 (1990).
6. Nottalle L., *Fractal Space-Time and Microphysics. Towards a Theory of Scale Relativity*. World Scientific, 1993.
7. Chaline J., Nottale L., Grou P., *Des fleurs pour Scrödinger: La relativite d'echelle et ses applications*. Ed. Ellipses Marketing, 2009.
8. Noattale L., Chaline J., Grou P., *Les arbres de l'evolution: Univers, Vie, Societes*. Edition Hachette, 2000.
9. Nottale L., Chaos Solitons and Fractals **25**, 797-803 (2005).
10. Nottale L., Célérier M.N., J. Phys. A: Math. Theor. **40**, 14471-14498 (2007).
11. El Naschie M.S., Rösler O.E., Prigogine I., *Quantum Mechanics, Diffusion and Chaotic Fractals*, Oxford: Elsevier, 1995.
12. Madelbrot B., *The Fractal Geometry of Nature*. Freeman, San Francisco, 1982.
13. Agop M., Radu C., Bontas T., *El Naschie's* $\varepsilon^{(\infty)}$ *Space Time and Scale Relativity Theory in the Topological Dimension D=3, Chaos, Solitons and Fractals*. **38** (5), 1243-1253 (2008).
14. Ferry D.K., Goodnick S.M., *Transport in Nanostructures*. Cambridge Univ. Press, 1997.
15. Imry Y., *Introduction to mesoscopic physics*. Oxford Univ. Press, 2002.

TRANSFERUL DE CĂLDURĂ LA SCARĂ MESOSCOPICĂ

(Rezumat)

Considerând că mişcarea microparticulelor au loc pe curba fractalică s-a obţinut o ecuaţie nonlineară pentru transferul de căldură la scară mesoscopică. Este dată şi o corespondenţă cu ecuaţia nonlineară a lui Schrödinger.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THERMAL CYCLING EFFECTS IN Cu-Zn-Al SHAPE MEMORY ALLOYS

BY

BOGDAN PRICOP, NICOLETA MONICA LOHAN and LEANDRU-GHEORGHE BUJOREANU

Abstract. Three fragments of $Cu_{73}Zn_{14}Al_{13}$ shape memory alloy (SMA) were subjected to five cycles comprising controlled heating and free-air cooling, performed on a differential scanning calorimeter (DSC), up to three maximum temperatures, respectively. During the cycles, the variation of specific enthalpy, critical transformation temperatures for reverse martensitic transformation and maximum transformation rate were analyzed as a function of maximum applied temperature. Although the SMA under study generally showed a stabilized behavior, slight variation tendencies were noticed in the variations of above parameters. These evolutions were corroborated with microstructural changes revealed by scanning electron microscopy.

Key words: shape memory alloy, DSC, thermal cycling, critical transformation temperature.

1. Introduction

In spite of the promising development perspectives as constrained-recovery or work-generating applications, the use Cu-Zn-Al SMAs has been hindered by a series of drawbacks caused by metallurgical processing [1], [2], training [3] and cycling [4]. Thermal fatigue was reported to be the primary cause for the change of critical temperatures for reverse martensitic transformation accompanied by the alteration of thermal hysteresis and the formation of oriented equilibrium phases [5],…,[7], as an effect of diffusion. As a result, the degradation of shape memory effect (SME) was noticed in Cu-Zn-Al which was ascribed to the high temperature stabilization of martensite

[7] or to the formation of rhombohedral martensite plates which were irreversibly broken up by twinning.

It is generally considered that thermal cycling causes in Cu-Zn-Al shape memory alloys (SMAs) a decrease of thermal hysteresis and a marked hardening effect. The direct and reverse martensitic transformations occur in different ways and often even the thermal cycling range is varied, a gradual depreciation of thermal memory behavior is expected to occur [8]. Therefore, the present paper aims to monitor the evolution of a Cu-Zn-Al SMA during series of five thermal cycles comprising controlled heating and free-air cooling performed on a differential scanning calorimeter (DSC) up to three maximum temperatures.

2. Experimental Procedure

A $Cu_{73}Zn_{14}Al_{13}$ alloy was cast in an induction furnace then hot rolled and water quenched. Three small fragments were cut and, after mechanical removal of any superficial corrosion they were subjected to three series comprising five cycles up to 453K, 463K and 473K, respectively. For this purpose a NETZSCH differential scanning calorimeter type DSC 200 F3 Maya was used, with sensitivity: < 1μW, temperature accuracy: 0.1 K and enthalpy accuracy: generally < 1%. The device was calibrated with Bi, In, Sn and Zn standards. Each thermal cycle comprised: (i) heating, with 1.67×10^{-1} $K\cdot sec^{-1}$; (ii) isothermal maintaining for 180 sec and (iii) cooling to 300 K with a cooling rate of 8.33×10^{-2} $K\cdot sec^{-1}$.

After the thermal cycling was complete the DSC charts were analyzed and SEM micrographs were taken. The SEM used was a VEGA II LSH TESCAN microscope, coupled with an EDX – QUANTAX QX2 ROENTEC detector.

3. Results and Discussion

Fig. 1 shows the DSC curves of the samples during heating corresponding to the 1st and last cycles of each series up to the maximum temperatures used, 453K, 463K and 473K. As it can be seen in Fig. 1 the peak in all three cases as well as the hysteresis varied from the first to the fifth heating, meaning that a different amount of thermally induced martensite was formed during the previously applied treatment. Also the heat evolution of the transition does not follow the same endothermic path. Small fluctuations of the peak maximum position can be observed. As the number of cycle increased the critical transformation temperatures changed differently, the A_s and A_f droped in temperature while peak maximum position shifted to higher temperatures.

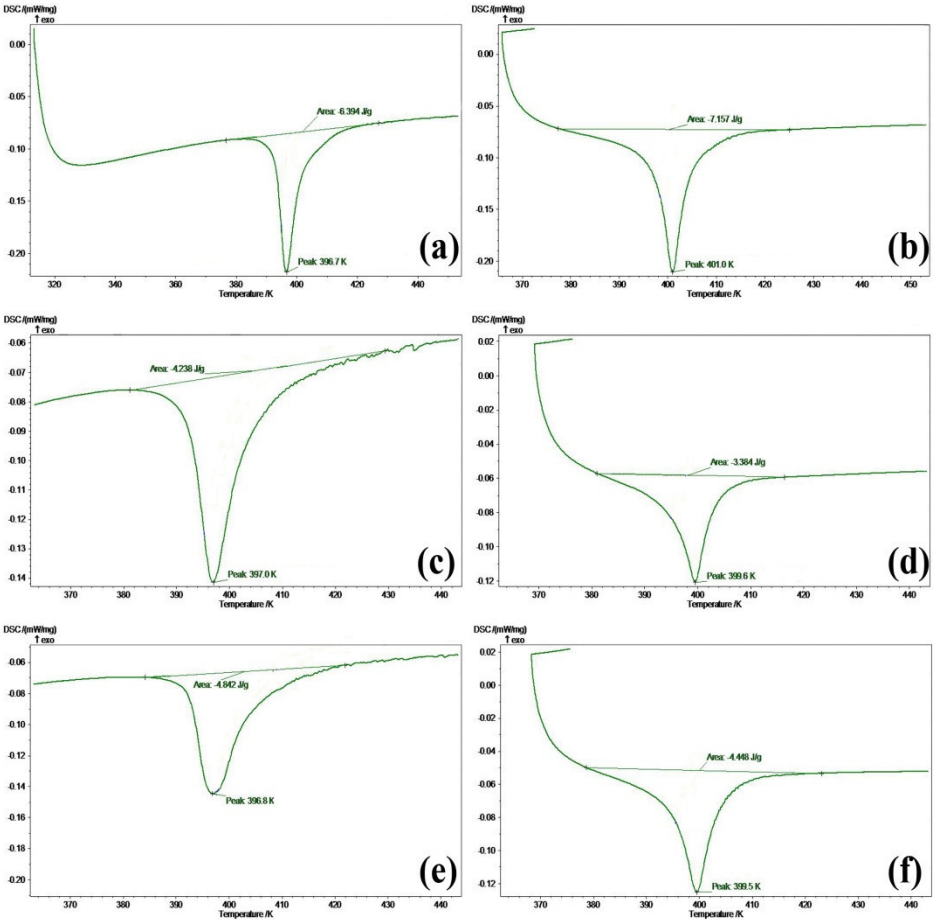


Fig. 1 – Representative DSC charts: *a* – the 1st cycle of heating to 453K; *b* – the 5th cycle of heating to 453K; *c* – the 1st cycle of heating to 463K; *d* – the 5th cycle of heating to 463K; *e* – the 1st cycle of heating to 473K; *f* – the 5th cycle of heating to 473K.

Considering that the initial structure of the specimen is martensitic, during first controlled heating the reversion to parent phase (austenite) occurred, accompanied by the first endothermic peak, as seen in Fig. 1. During cooling, direct martensitic transformation occurred in such a way that thermally induced martensite formed again and reverted back to austenite in the second heating cycle. However, with increasing maximum temperature with 10 K in every next cycling series, Fig.1 showed that reverse martensitic transformation became more stable. When considering this variation tendency, one should take into account that the critical temperatures for this alloy, determined on the electrical resistance vs. temperature curve, have been M_f = 350 K, M_s = 381 K, A_s = 378 K and A_f = 404 K [8] and that these values are lower that those of A_s and A_f,

determined by DSC, due to the delay of the calorimetric signal [9].

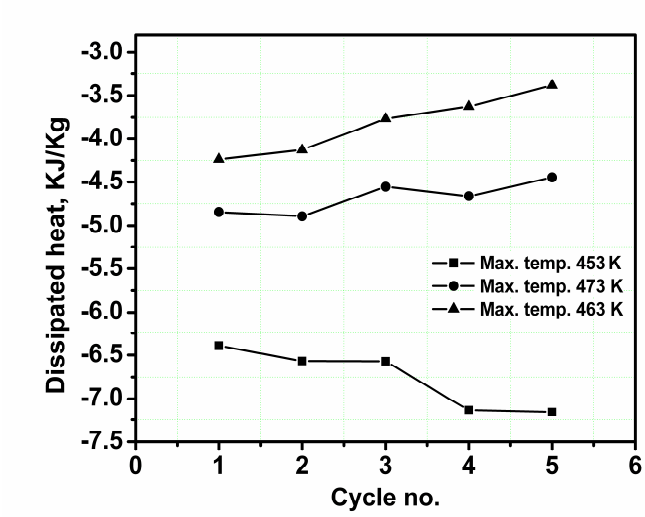


Fig. 2 – Dissipated heat dependences of number of cycles.

In Fig. 2 is illustrated the dependence of dissipated heat with the number of cycles. It can be seen that the sample that undergoes a heating to 453K presents the largest change of hysteresis while the others suffer smaller variation.

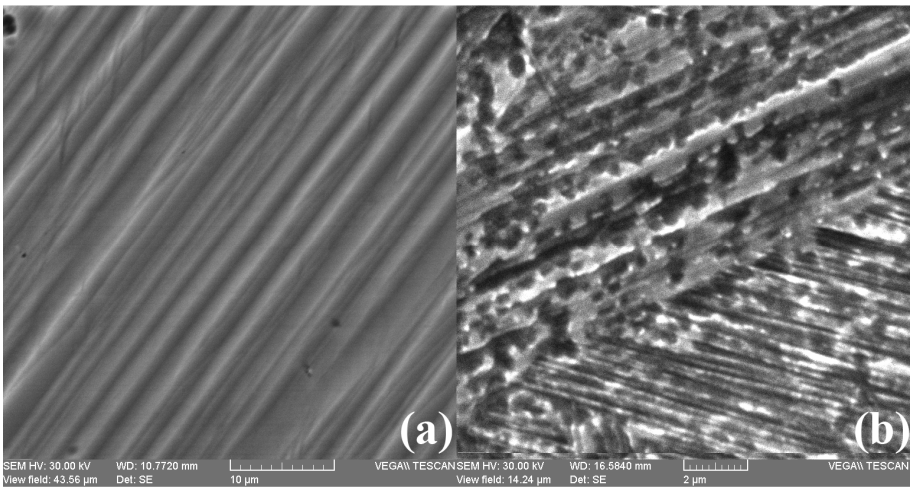


Fig. 3 – SEM micrographs of Cu-15 Zn-6 Al (mass. %) SMA specimen:
a – before; *b* – after thermal cycling.

SEM micrographs were recorded, in Fig. 3, in order to correlate DSC curves with microstructural effects. The micrograph in Fig. 3*a* shows broad

martensite plates with marked relief inside them, suggesting the presence of sub-plates. Their typical widths and depths are 2 μm and 1 μm, respectively. Fig. 3*b* shows martensite plates and differently oriented needles of lath martensite formed after the completion of the cycling.

3. Conclusion

A hot-rolled water quenched Cu-15 Zn-6 Al (mass. %) SMA, with self-accommodated thermoelastic martensite structure, experienced cyclic reversion to austenite during five series of consecutive thermal cycles up to three different temperatures, 453K, 463K and 473K, with a heating rate 1.67×10-1 $K \cdot s^{-1}$ isothermal maintaining for 180 s and a cooling rate of 8.33×10^{-2} $K \cdot s^{-1}$.

The following variation tendencies were noted, with increasing the number of cycles: (i) the process was shifted to lower temperatures and became more stable; (ii) the entire process became slower in such a way that the absolute values of the transformation rates decreased at the end of martensite reversion; (iii) the gradual loss of thermal memory was ascribed to the formation of lath-martensite under the form of stabilized interlocking needles.

A c k n o w l e d g e m e n t. *This paper was realized with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" Project, financed by the European Social Found and Romanian Government.*

Received: August 26, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Material Science and Engineering
*e-mail:*pricopbogdan@ymail.com

R E F E R E N C E S

1. Sampath V., *Effect of Thermal Processing on Microstructure and Shape-Memory Characteristics of a Copper-Zinc-Aluminum Shape Memory Alloy*. Mater. Manuf. Process., *22*, 9-14 (2007).
2. Franz M., Hornbogen E., *Martensitic Transformation of a CuZnAl-Shape Memory Alloy Strengthened by Hot-Rolling*. Mater. Sci. Engng., **A**, *252*, 157–165 (1999).
3. Lovey F.C., Torra V., *Shape Memory in Cu-Based Alloys: Phenomenological Behavior at the Mesocale Level and Interaction of Martensitic Transformation with Structural Defects in Cu-Zn-Al*. Prog. Mater. Sci., *44*, 189-289 (1999).
4. Sade M., Damiani C., Gastien R., Lovey F.C., Malaria J., Yawni A., *Fatigue and Martensitic Transitions in Cu-Zn-Al and Cu-Al-Ni Single Crystals: Mechanical Behaviour, Defects and Diffusive Phenomena*. Smart Mater. Struct., *16*, S126-S136, 2007.
5. Bujoreanu L.G., Craus M.L., Rusu I., Stanciu S., Sutiman D., *On the β2 to α-Phase Transformation in a Cu–Zn–Al-Based Shape Memory Alloy*. J. Alloys Compd., *278*, 190-193 (1998).

6. Bujoreanu L.G., Craus M.L., Stanciu S., Dia V., *Thermally and Stress Induced Changes in Three Phase Structure of Cu-Zn-Al-Fe Shape Memory Alloy*. Mater. Sci. Technol., *16*, 612-616 (2000).
7. Bhuniya A.K., Chattopadhyay P.P., S. data and M. K. Banerjee, *On the Degradation of Shape Memory Effect in Trace Ti-Added Cu-Zn-Al Alloy*. Mater. Sci. Engng., **A**, *393*, 125- 132 (2005).
8. Bujoreanu L.G., Lohan N.M., Pricop B., N. Cimpoeşu, *Thermal Memory Degradation in a Cu-Zn-Al Shape Memory Alloy During Thermal Cycling with Free Air Cooling*. J. Mater. Engng. Perform., 2: 10.1007/s11665-010-9702-5 (in press).
9. Bujoreanu L.G., *On the Influence of Austenitization on the Morphology of α-phase in Tempered Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys*. Mater. Sci. Engng., **A**, 481-482, 395-403 (2008).
10. Pelegrina J.L., Torra V., *Comment on "Effects of Heat-Flux Features on the Differential Scanning Calorimetry Curve of a Thermoelastic Martensitic Transformation" by Benke et al.* Mater. Sci. Engng., **A**, 481–482 (2008) 522, Mater. Sci. Engng., **A**, 2. 10.1016/j.msea.2009.06.053, 2009.

EFECTELE CICLĂRII TERMICE ÎNTR-UN ALIAJ Cu-Zn-Al CU MEMORIA FORMEI

(Rezumat)

Trei fragmente din aliaj cu memoria formei $Cu_{73}Zn_{14}Al_{13}$ au fost supuse la o serie de cinci cicluri de încălzire controlată, cu răcire în aer, într-un calorimetru DSC F3 Maia, la trei temperaturi diferite. În timpul ciclarii au fost analizate variațiile entalpiei specifice, temperaturile critice de transformare a reversiei martensitei, în funcție de temperatura maximă aplicată. Cu toate că AMF-ul studiat a prezentat în general un comportament stabil, au fost observate mici variații ale parametrilor sus menționați. Aceste evoluții au fost colaborate cu modificări ale microstructurii puse în evidență de un microscop cu scanare diferențială.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

LASER MARKING OF MATERIALS: PRINCIPLES AND PROCESSES

BY

ŞTEFAN RUSU and DAN-GELU GĂLUŞCĂ

Abstract. Preventing and reducing the impact of counterfeiting activities are among the most important preoccupations for modern companies to preserve and protect the value of their work. Laser marking has known a broadening interest in the past decade because of its wide use in industrial applications [1]. The present paper comprises the complete range of laser marking principles, processes and parameters.

Key words: laser, marking, principles, process, parameters**.**

1. Introduction

Laser marking is a rapid, non-contact means of producing permanent high resolution images on the surface of most engineering materials. The most popular sources are pulsed CO_2, Nd:YAG and excimer lasers, with average power levels of several tens of watts. The beam may be scanned or rastered over the material using computer-controlled mirrors, oscillating along orthogonal axes, or projected through a mask or stencil to generate the image [2]. Scanning provides flexibility in character generation, and allows the entire source output to be used. Mask marking is a more rapid method of producing a series of identical marks since the complete image is produced by a single pulse, at the expense of quality and versatility. Dot matrix marking, in which the beam is formed into a matrix of dots that can be turned on or off, allows characters to be generated ‘on-the-fly’.

Since various thermal mechanisms are utilized, marking cannot be categorized as a process that depends purely on heating, melting or vaporization; all three mechanisms may be used in some applications. Laser

marking has little in common with conventional methods of labeling, except for the practical techniques that are used to manipulate the beam into the desired marking pattern. The advantages of laser marking lie in the range of materials that can be marked, the ease with which markings may be changed through changes in software, the speed of the process, the quality of the mark produced, and the low environmental impact.

2. Principles

Five principal mechanisms of marking are used in practical applications, each associated with a particular group of materials and the wavelength of the laser beam. The key to selecting the most appropriate method is to match the material with a laser beam wavelength that will be absorbed only in surface regions [5].

When a laser beam is focused on the surface of a target material, many phenomena may occur as shown in Fig. 1.

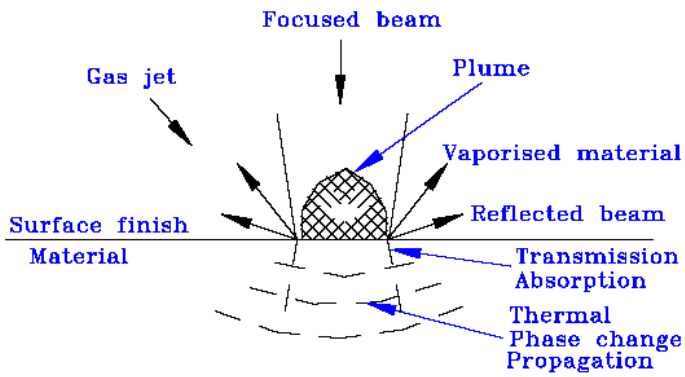


Fig. 1 – Physical phenomena implied by laser marking.

2.1. Foaming and Microcracking

Foaming involves the formation of gas bubbles in surface regions at low temperatures. It is a common marking method for polymers. The bubbles are surrounded by molten material, which may provide sufficient contrast for the mark to be formed. If the temperature is raised slightly, the bubbles may break the surface, thus improving contrast. The laser intensity is low, since no thermal degradation or ablation is required; only the microstructure of the surface is changed. Microcracking results from shallow surface melting (to about 20 μm). Resolidified material contains many microcracks that scatter light and provide contrast with the substrate. Glass is marked using the CO_2 laser in this manner – soda glass marks more easily than thermally resistant types. If fine detail is required, a shorter wavelength excimer laser is used.

2.2. Discoloration

Discoloration occurs when the absorbed beam energy heats the material to a temperature at which thermal degradation is induced. In polymers and woods, the mechanism is referred to as charring, and normally results in a black mark. This method does not affect the surface typography, and is mainly used on specially pigmented plastics and high alloy steel or brass. It is used when the surface must remain flat.

2.3. Bleaching

Colored pigments in special polymers can be changed by a photochemical reaction. Radiation of sufficiently short wavelength, such as that from an excimer laser, dissociates molecules to cause a color change and a permanent mark–Fig. 2.

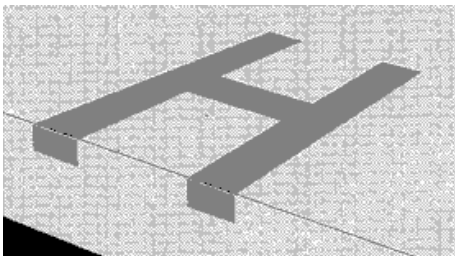


Fig. 2 – Marking by the bleaching technique.

2.4. Engraving

Engraving involves localized melting or vaporization of the surface, typically to a depth of about 0.1 mm. Contrast is provided by the different optical properties of the resolidified/vaporized regions and the substrate. This mechanism is commonly used to mark thermoplastics with CO_2 lasers. Marks may be produced by rastering the beam or by direct vector engraving. Engraving is desirable when an abrasion-resistant mark is required. The image is converted into a matrix of dots in rows in raster marking. Each dot is assigned a value, *e.g. 0* representing white and *1* representing black. As the beam is scanned, it is pulsed when it encounters a dot assigned *1*, creating the image line by line. The resolution is determined by the number of dots per unit length.

Vector engraving involves tracing a line around an object – the beam acts as a pen. The image is converted into a series of coordinates to direct the beam. The conversion can be done electronically, thus saving time and increasing quality.

2.4.1. Engraving: Vaporization

The laser beam is focused to a small spot, which greatly increases the energy density. When the energy is high enough and the surface temperature is raised well above the melting point, most of the material on which the beam is

focused will vaporize. The efficiency of this vaporization process depends on the absorption of the wavelength of the laser radiation [6]. Organic materials and certain glasses have very good absorption of the 10.6 μm wavelength, often 100%. Metals absorb the 1.06 μm wavelength very well but a fraction of the laser energy will be reflected, which may be dangerous.

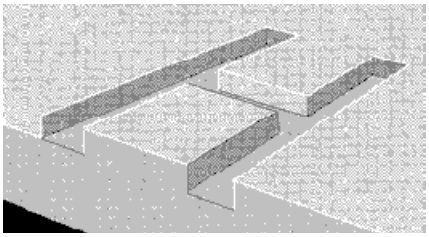


Fig. 3 – Marking through material removal.

2.4.2. Engraving: Melting

Some materials are melted by infrared laser radiation, e.g. metals, epoxies and glass. In the case of metals, mark contrast is achieved by oxidation or incorporation of impurities into the melt. In the case of plastics, the material melts and forms ridges. Depending on types of material, different colors may appear [7]. If the energy density exceeds the ignition point, carbonization occurs, which leads to black lettering. The durability is, however, not good since the carbonized material will wear off, impairing the legibility.

2.5. Ablation

Layer removal/ablation [5] is actually a form of controlled vaporization (Fig. 4). A thin layer of plastic film, paper, ink or paint is vaporized exposing the different colored under-layer. By controlling the heat input, the depth material removed can be controlled and the damage to the underlying surface minimized.

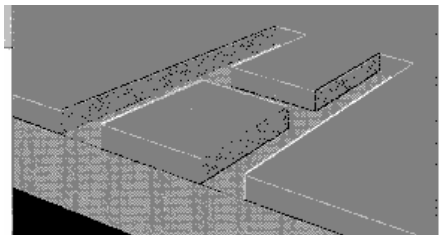


Fig. 4 Marking through layer removal.

Marking by ablating surface regions involves the highest temperature rise, since material must be raised above the vaporization temperature. Material is thus removed, often with little disruption to the surrounding surface [5]. The technique may be used on homogeneous materials, in which case the mark

arises as a result of the contrast between the substrate and the ablated regions. Alternatively, it may be applied to layered substrates; the ablated region reveals an underlying region that provides high contrast – a popular technique for marking polymers.

3. Process Selection

3.1. Characteristics of Laser Marking

Laser marking is flexible; a wide range of materials and components can be marked by selecting an appropriate laser beam. Numerically controlled beam motion provides opportunities to create marks directly from computer-generated images in an unlimited variety of patterns and fonts [8]. Recessed locations with difficult access can be marked, as can moving objects. Laser-marked characters have uniform contrast, good resistance, high resolution and good durability.

Laser marking is a clean process. No paints, inks or acids are used, which could contaminate the product. This also avoids the need to dispose of toxic solvents. Labels are not needed – the mark is made directly on the product. There is no material distortion and no tool wear since it is a non-contact process involving low levels of power. Productivity is high in comparison with conventional processes, especially for short production runs; changes in characters and fonts can be made through changes in software. A laser marker is readily integrated into high volume, high speed process lines. The initial investment cost is high, but in comparison with conventional marking operations, running costs are low.

3.2. Competing Methods of Marking

Ink jet printing is a strong competitor to laser marking, particularly when organic products that cannot be damaged by heat are involved. Dot matrix delivery of ink provides a flexible system of marking alphanumeric characters with high throughput. However, the permanence and legibility of the mark is dependent on the nature and topography of the substrate. The investment cost of ink jet printing is typically one quarter that of a transversely excited atmospheric (TEA)CO_2 laser, but the running and maintenance costs of ink jet printing can be ten times higher because of the consumable costs. Laser printing competes when high volumes are to be marked on substrates that can vary in topography and properties.

Metal stamping produces marks with high permanence that are difficult to remove without producing evidence of tampering. Dies are required, which limit the flexibility of the process if a large range of characters is to be marked. The cost of consumables is high because dies become worn. Worn dies can also cause problems for automatic vision systems. The mark is produced by plastic

deformation of the substrate, which presents no problems for labels that are to be applied to components, but which may be unsuitable for direct marking. Laser marking produces less deformation.

Dot peening (micropercution) and s*cratching* techniques, conducted by CNC-like machines, represent a strong alternative to laser marking, regarding the process flexibility (computer operated), and also the operating speed. The quality of the markings is close to the laser induced versions, while the initial investment is at 50%. The consumables (very few in number: stylus, springs) costs are relatively insignificant, but can become significant in case of intensive use. Furthermore, laser marking ia comparably a clean process (scratching leaves material residue), with a incomparable lower noise level.

Preprinted labels provide clear marks, but large quantities must normally be produced, resulting in high waste. Labeling is not a very flexible process if codes are changed regularly. Label making also involves an added production stage.

Chemical etching produces marks of high permanence, but relatively slowly. Since masking is often required, the flexibility of the process is also low. Of increasing concern is the environmental impact of chemicals.

Processes such as *embossing*, *silkscreen printing* and *pantograph printing* all suffer from high consumable costs, and are less clean operations than laser marking.

3.3. Practice

The choice of a laser marking system depends on many factors: the materials to be marked, the throughput, the permanence, the flexibility and the tolerance of the substrate to marking. There are no simple rules that can be applied to all cases; each must be considered on its own merit. Additional complications are introduced by the interactions between process variables.

3.4. Material Properties

Metals and alloys are good reflectors of the far infrared light of the CO_2 laser, and so Nd:YAG or excimer lasers are normally the sources of choice for marking bare metals [2]. The mechanism of marking is normally ablation or discoloration resulting from the deposition of metal compounds from the process gas. Alternatively, a coating can be applied to the surface, which is fused by the laser beam, leaving a permanent mark; the remaining coating is washed away. Aluminium can be anodized and colored – marks can then be produced by ablating the anodized layer (which absorbs infrared radiation well) to reveal the substrate. The gold-coated lids of electronics packages are marked using Nd:YAG lasers. The gold is present as a thin-plated layer on nickel, which is used to coat a Kovar substrate. A black mark, with good contrast against the gold background, is produced.

Many polymers, notably polyethylene and polypropylene, absorb the infrared radiation of CO_2 and Nd:YAG lasers poorly. The absorptivity of polyolefins can be increased by mixing in pigments, typically in quantities around 0.1 vol.%. Pigments such as metal oxides and mica in particle sizes about 2–3μmin diameter improve absorptivity without degrading the quality of the mark. Suitable pigments should not change the color or mechanical properties of the polymer, and be non-toxic if used in applications involving food packaging.

Glasses, which are used in transmissive optics with Nd:YAG laser output, cannot normally be marked using this laser. Pulsed CO_2 laser output is suitable for etching characters by ablating or microcracking the substrate. For high precision markings, the excimer laser can be used to generate microcracks in the surface without thermally disrupting the surrounding material.

Ceramics absorb light of a wide range of wavelength well, and so a variety of lasers can be used for thermal marking. However, the brittle nature of ceramics, particularly in the fused state, places limitations on the mechanisms of marking that can be used [9]. Silicon wafers can be marked by the Nd:YAG laser at the beginning of the semiconductor manufacturing process by melting a thin surface layer without thermally affecting the substrate.

3.5. Beam Characteristics

The pulsed TEA CO_2 laser is the most common source for marking non-metallic consumer products. A typical set of processing parameters would be: 50–100W average power; 1–2μs pulse duration; and 1–20 J cm−2. Slow axial flow and sealed CO_2 lasers are also used, typically with power levels in the range 10–25W in CW mode, and 3–5 J per pulse in pulsed mode. A CO_2 laser beam can be delivered using a mask, beam manipulation, and dot matrix rastering, discussed below. Optics are relatively expensive because of the far infrared wavelength of the beam. Marks are produced principally by a thermochemical reaction (melting or vaporization). Far infrared light is particularly suitable for organic materials such as paper and otherwood products,many plastics and ceramics, and for removing thin layers of paint or ink from a substrate.Metallic surfaces can be marked using absorptive coatings, and polymers marked by colour changes induced by heating.

The Nd:YAG laser can also be used in CW or pulsed operation [5]. The average power level normally lies between 10 and 120W, while pulses of peak energy 10 mJ and peak power 60kW are produced in pulsed mode. Q-switching is used to develop high peak pulse energies. Marks are produced by a thermochemical reaction in a similar manner to the CO_2 laser, but because of the shorter wavelength of Nd:YAG laser light, finer detail can be marked. The beam is normally delivered via a scanning optical system [2]. Nd:YAG laser marking is suitable for the same materials as the CO_2 laser, but the light is absorbed more strongly by metals. Frequency-doubled output at 532nm can be

produced, which is suitable for marking by photochemical reactions such as bleaching.

The excimer laser is well absorbed by polymers and glasses because of its short wavelength. The output is pulsed, with energy in the range 150 to 400 mJ, and marking is normally achieved using masks. The longer wavelength excimer lasers (xenon chloride at 308nm and xenon fluoride at 351 nm) are used for surface marking of plastics because most polymers absorb well at these wavelengths. The short wavelength of the argon fluoride laser (193 nm) cleanly ablates glass by a photochemical mechanism with no peripheral damage.

4. Laser marking process parameters

4.1. Effects of average, peak power and pulse energy

The best marking results are obtained only when there is a proper combination of pulse energy, pulse duration, average and pulse repetition rate. The pulse duration (μs) is defined as the period during which the laser power intensity exceeds 50% of the maximum power intensity. The peak power is determined by:

$$P_p = \frac{E_{ov}}{\mu} \tag{1}$$

For a laser with high pulse repetition rate, the peak power is usually expressed in terms of average power:

$$P_p = \frac{P}{\mu \cdot PRR} \tag{2}$$

where P is the average power, and PRR is the pulse repetition rate.

A high peak power is often preferred in marking process for fast vaporisation. As described in equation (1), the peak power is determined by the pulse energy and the pulse duration. Shorter pulses have higher peak power. The thermal interaction time is also shorter, which lead to smaller heat-affected-zones, and thus better hole quality. However, it should be noted that the pulse energy is usually high for high order beam modes, which produce large divergence angles [6]. In the case of very fine marking, this situation is undesirable except for mask projection marking such as excimer laser marking.

4.2. Effects of beam focal position

A beam of finite diameter is focused by a lens to obtain a smaller beam spot, as shown in Fig. 5. If the diameter of the focused spot, d_0, is defined as the diameter which contains 86% of the focused energy, the focus spot size is determined by:

(3) $$d_0 = \frac{2f\lambda}{D}$$

where, f is the focal length of the focus lens, D is the entrance beam diameter, and λ is the wavelength.

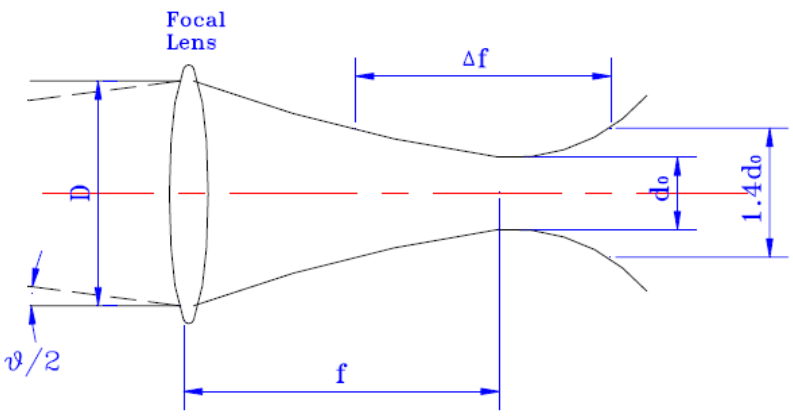


Fig. 5 – Focusing of a Gaussian beam.

If the total beam divergence angle θ is known, the diameter of the focus spot size is given by:

(4) $$d_0 = f \cdot \vartheta$$

As the Gaussian beam focuses from a lens down to a waist and then expands, there is a need to define a depth of focus. Normally, it is defined as the distance between the two d_0 spot size points or two times the Rayleigh range. It can be written as:

(5) $$\Delta f = 2Z_R \sim 2\pi\lambda F^2$$

or:

(6) $$\Delta f = \frac{2f^2\theta}{D}$$

where F is the f-number of a focusing lens, which is defined as:

(7) $$F = \frac{f}{D}$$

It is concluded from eqs. (3) to (7) that a lens with a longer focal length gives a greater depth of focus and a larger focus spot size than a lens with a shorter focal length. Thus the focal length of the focus lens should be selected properly according to the marking requirements.

4.3. Effects of Beam Mode and Spot Size

Because the order of the beam mode has great effect on both the focused spot size and the depth of focus [1], the beam mode structure plays an important role in laser materials processing. A laser beam with a higher-order mode structure diverges more rapidly, focuses to a larger spot and has a shorter depth of focus than a TEM00 Gaussian beam.

Because in laser marking it is generally desirable to achieve highest possible speed and therefore the highest possible power density, the lowest order mode is desirable (TEM00 or Gaussian mode for stable resonators). However, a low-order mode structure often means a lower conversion efficiency and thus less laser output power. Therefore the process must be optimized for good processing quality, proper processing speed, and laser output power.

4.4. Laser Wavelength

Generally, shorter wavelengths are much better absorbed by materials [3]. The wavelength also determines the theoretical minimum focused spot size. For a TEM00 laser with diffraction-limited optics, the focused spot size, s, is given by:

$$s = 1.27\lambda(f/d) \tag{8}$$

where λ is the laser wavelength, f is the lens focal length, and d is the diameter of the beam (entering the lens). It is obvious that the focused spot is proportional to the laser wavelength. When the laser wavelength is halved, the spot size is reduced by a factor of two. The wavelength also determines the interaction mechanism - thermal or photochemical; also, the reflectivity of a material is a function of the wavelength.

4.5. Material Properties

For any material, absorptivity, reflectivity, and transmissivity will satisfy:

$$absorptivity + reflectivity + transmissivity = 1$$

In general, metals absorb the Nd:YAG laser beam energy well, while paper and most transparent materials (e.g. polymers and glass) absorb the CO_2 laser energy well. Almost all materials absorb well the short wavelengths of excimer laser beams [6].

Surface finish or coating affects the absorptivity. Bare metal surface will be difficult to mark by CO_2 lasers, but can be easily marked by Nd:YAG or

excimer lasers. Glass and transparent plastics are not suitable for Nd:YAG laser marking. Nearly all materials can be marked by excimer lasers with a shallow engraving.

4.6. System Requirements

In order to obtain the minimum linewidth and highest power density, laser beam shall focus on the work piece surface. Overlap is another important factor affecting mark depth, width, and continuity [2]. The *PRR* and the marking speed together determine the percentage overlap in the laser spots. A good deal of overlap can ensure that the engraving lines are continuous and that splattering will be kept small. If the percentage overlap (in %) is defined as $\mu = x/s$, then:

$$\mu = \frac{x}{s} = \left(1 - \frac{l}{s}\right) \times 100\% \tag{9}$$

where s is the spot size, x is overlap length, and l is the centre-to-centre spacing between the pulsed spots, which is given by:

$$l = \frac{v}{PRR} \tag{10}$$

where *PRR* is the pulse repetition rate in pps, and v is the engraving speed in m/sec.

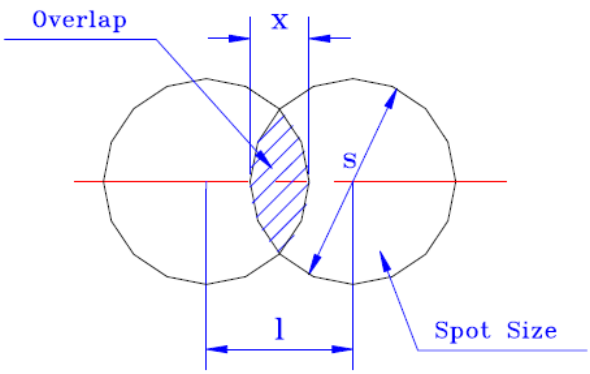


Fig. 6 – Spot overlap.

Therefore, the required spot size is related to marking speed and pulse repetition rate by:

$$s = \left(\frac{100}{100-\mu}\right)\frac{v}{PRR} \tag{11}$$

Generally speaking, the spot overlap is required around 70% to 90% to ensure a good marking.

5. Marking Quality Characteristics

The quality of a mark is assessed by its legibility characteristics such as mark contrast, mark with, mark depth, spattering and microcracks. The characteristics are usually evaluated using complementary techniques such as optical microscopy, ultrasonic microscopy, electron microscopy, surface roughness measurement, and contrast evaluation devices. The acceptance of level of each of these characteristics generally depends on the manufacturer's requirements.

5.1. Mark Width

Mark width refers to the width of the line segment that forms a character. With the mask image marking, the mark width in the characters is essentially determined by the mask geometry and the lens imaging quality. It can be as small as a few micro-meters, which can only be read under a microscope. In beam deflected marking, the line width is mainly determined by the focused beam spot size, which varies between 20 - 100 mm. Other parameters such as scanning speed, power density and material properties also affect the line width. A toolmaker’s microscope or Talysurf surface texture measuring equipment is used for the line width measurement.

5.2. Marking Depth

The depth of marking depends on energy density, types of materials and the beam/material interaction time. In mask marking, the vaporization depth is often determined by the thickness of paint or oxidation layer. It is typical of a few microns to several tens of microns. In beam deflected marking, greater depth of penetration into the material can be achieved varying between a few microns to several tens of a millimeter. A further enhancement of the effect on the material can be realized by the supply of gases such as oxygen or compressed air, which assist material removal [6]. A Rank Taylor Hobson surface analyzer or a laser beam scanning profiler can be used for depth measurement.

5.3. Mark Contrast

Marking contrast is the visual difference between the apparent brightness of the marked surface and unmarked surface of a workpiece. An Image Analysis System can be used for the contrast measurement. It comprises a PC, a 2-axis precision table, a CCD camera and monitor. The light source is a tungsten incandescent light bulb. A reference black and white background provides two extreme grey levels as references in computing the mark contrast, hence compensating for the difference in illumination conditions and the

variation of the electronic gain in the system. A histogram plot of the average gray level of the mark, the background material, and the black and white backgrounds are obtained. The marking contrast, c, can be defined as a percentage value as:

$$c = \frac{|g_{background} - g_{mark}|}{|g_{white} - g_{black}|} \tag{12}$$

The sharpness or resolution of the marked edges affects the marking contrast. This parameter is particularly important in marking "bar code", as poor edge sharpness may fail bar code reader. High peak power or power density produces better edge resolution.

5.4. Scattering

Scattering is characterized by the presence of re-solidified droplets of surface material in the marking area. These scattering are undesirable as they distort mark boundary and producing poor line definition. Visual inspection with an optical microscope is often suffice to evaluate the effect.

5.5. Microcracks

Microcracks are created due to thermal stress generated during laser marking. The micro-cracks affects mechanical properties and may induce corrosion in metals. Scanning acoustic microscope and scanning electron microscope can be used for detection and analysis.

5.6. Continuity

When pulsed or Q-switched CW lasers are used, the repetition rate affects the continuity of the marking. Marking speed is another key factor. An optical scope is used to evaluate the effect.

6. Summary and Conclusions

Laser marks can be produced using both thermal and athermal modes of beam–material interaction. Each thermal mechanism is characterized by a temperature rise that ranges from heating (in the case of discoloration), melting (foaming and microcracking), and vaporization (engraving). Both CO_2 and Nd:YAG lasers can be used to induce thermal modes of marking. Athermal marking involves chemical change on the level of atomic bonds, for which excimer lasers are more suited. Since the capital cost of laser marking equipment is high in comparison with conventional methods, the technique is most suitable for high productions runs, applications in which flexibility is required, and where quality must be high. The capital cost can then be offset

against the relatively low running costs and the durability of the equipment. The number of industrial sectors that have adopted laser marking is testament to the advantages that it provides.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realized with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" Project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: August 31, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Material Science and Engineering
e-mail: rusu.st@gmail.com

R E F E R E N C E S

1. Ready J.F., *Industrial Applications of Lasers*. Acad. Press, 1997.
2. Sintec Optronics Pte Ltd, *Laser Marking Mechanism and Quality Characteristics*, 2010.
3. Ion J.C., *Laser Processing of Engineering Materials*. Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.
4. ten Hompel M., Schmidt T., W*arehouse Management – Automation and Organisation of Warehouse and Order Picking Systems*. Springer, 179-220, 221-281 (2007).
5. Dowden J. (Ed.), *The Theory of Laser Materials Processing*. Springer Sci., Business Media B.V., 2009.
6. Kannatey-Asibu E. Jr., *Principles of Laser Materials Processing*. John Wiley & Sons, Inc. (2009).
7. Gu B., Schramm R., Gillespie J., Mezack G., Cunningham A., *Laser Wafer Marking at Die Level*. GSI Lumonics, 2003.
8. Dusser B., Sagan Z., Bruneel D., Jourlin M., Audouard E., *Laser Deep Marking of Metals and Polymers: Potential Interest for Information Coding*. IOP Publ. Ltd, 2007.
9. *Laser-Surface Interactions for New Materials Production*. Springer Series in Mater. Sci., 2009.

MARCAREA LASER A MATERIALELOR
I. Principii şi procese

Prevenirea si reducerea impactului actiunilor de falsificare reprezinta preocupari de maxima importanta pentru companiile moderne, scopul fiind de a pastra si proteja valoarea activitatilor lor. Marcarea cu laser a reprezentat o tehnologie de interes crescut in ultima decada, datorita compatibilitatii sale cu un numar de vast domenii aplicative industriale. Prezenta lucrare contine un compendiu complet al principiilor, proceselor si parametrilor aferenti marcarii cu laser.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

LASER TECHNOLOGY FOR APPLICATIONS IN MARKING

BY

ŞTEFAN RUSU and IOAN RUSU

Abstract. Direct laser engraving on a surface is a very flexible method that allows permanent marking of identification and traceability information via for instance 2D data matrix codes [1]. A wide range of applications can therefore be directly and efficiently addressed. The present paper comprises a complete analysis of laser marking technologies and applications.

Key words: laser, marking, technology, application.

1. Introduction

Laser marking is a rapid, non-contact means of producing permanent high resolution images on the surface of most engineering materials. The most popular sources are pulsed CO_2, Nd:YAG and excimer lasers, with average power levels of several tens of watts. The beam may be scanned or rastered over the material using computer-controlled mirrors, oscillating along orthogonal axes, or projected through a mask or stencil to generate the image [2]. Scanning provides flexibility in character generation, and allows the entire source output to be used. Mask marking is a more rapid method of producing a series of identical marks since the complete image is produced by a single pulse, at the expense of quality and versatility. Dot matrix marking, in which the beam is formed into a matrix of dots that can be turned on or off, allows characters to be generated ‘on-the-fly’.

Several distinct mechanisms of marking can be identified, but none is understood well enough to be modeled accurately. Trial and error testing is therefore the most common means of establishing processing parameters. Around 90% of industrial laser marking is carried out for product identification

in industries including domestic goods, microelectronics, automotive and aerospace – the remainder being for aesthetic applications such as decorative patterns and company logos. As the scale of marking decreases through the use of short wavelength lasers, opportunities for micromarking will grow; security marking and anti-counterfeiting features are large potential markets.

2. Marking Technologies

2.1. Masks

The mark may be formed by illuminating a mask, or reticule, that contains the desired pattern, as illustrated in Fig. 1. The mask may be a metal stencil, which contains connecting strips, or glass substrates covered with dielectrics. It may be positioned close to the workpiece, or the transmitted pattern may be focused to the desired size on the object using a lens. Mask marking is rapid if the mask does not need to be changed. Different masks can be mounted on a revolving wheel and positioned accordingly, although this reduces the marking rate. Since only a part of the beam is transmitted to make the mark, fairly high power lasers are needed. TEA CO_2 and excimer lasers are normally used in mask marking. This technique is popular for sequential coding, batch coding, and open or closed date coding, with a wide range of materials including paper, glass, plastics, coated materials and ceramics, which are marked by discoloration [3]. Masking is also the method of choice for complex patterns that do not change – it is considerably faster than beam scanning.

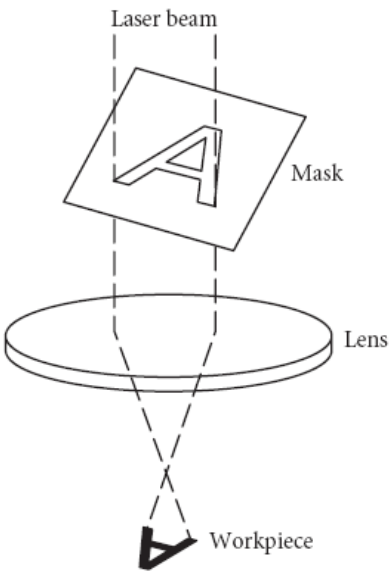


Fig. 1 – Marking using a mask.

2.2. Rastering

The laser beam can be guided using computer numerically controlled mirrors over a marking area, which is typically 100×100 mm. The beam is first expanded, to reduce divergence, and directed towards the galvanometer mirrors. It passes though a lens and is focused onto the workpiece, as illustrated in Fig. 2. Any desired image may be drawn using appropriate programming. Software is available in control systems, providing a flexible system capable of marking

with a variety of fonts. The mark is of very high quality, but the process is slower than single mask marking. The complex optics and the necessary shielding increase the system cost.

A Nd:YAG laser is normally used in CW or Q-switched mode since the narrower lines produced are suited to this technique. Raster marking is a popular replacement for acid and electro-etch marking, stamping and punching, ink jet and other printing systems. Slow axial flow and sealed CO_2 lasers can give higher throughput on non-metals, and these systems are generally cheaper than Nd:YAG systems. Scanning is typically used for serialization of plastic and ceramic products, and products requiring high quality graphics. One advantage is that the entire power of the laser beam is used for marking.

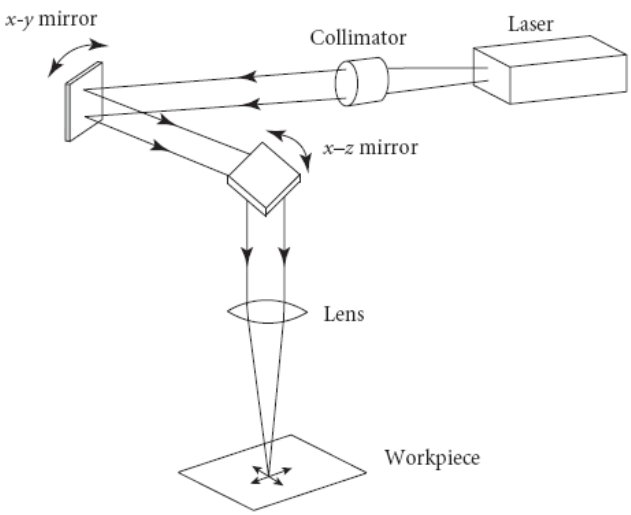


Fig. 2 – Marking using rastering mirrors.

2.3. Vector Marking

This type of marking (Fig. 3*a*) implies several vectorial combinations, which can potentially influence the substrate (Fig. 3*b*).

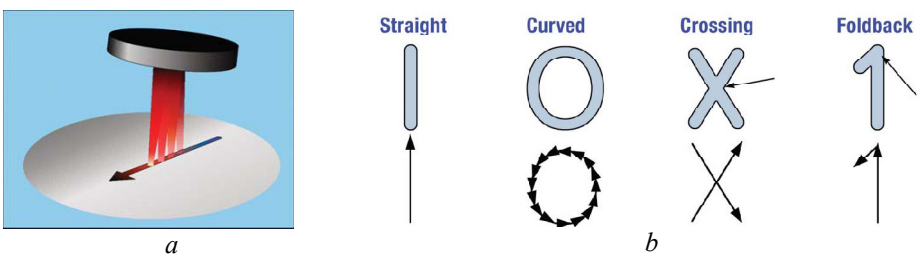
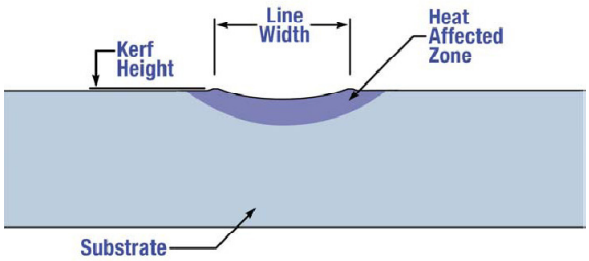
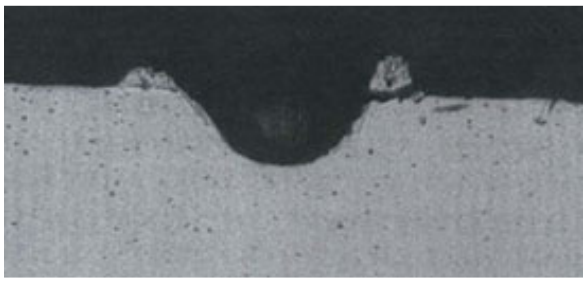


Fig. 3 – Vector laser marking (*a*) and vector text features (*b*).

When laser beam hits the target, a heat-affected zone is generated due to thermal effects [4]. It is important to understand how deeply the laser energy would penetrate into the substrate, and what potential damage there might be to any of the device's internal structures. The mark depth is observed along with some partially ejected substrate material protruding above the original surface, and a heat-affected zone (melted and re-crystallized silicon) as illustrated in Fig. 4*a*.



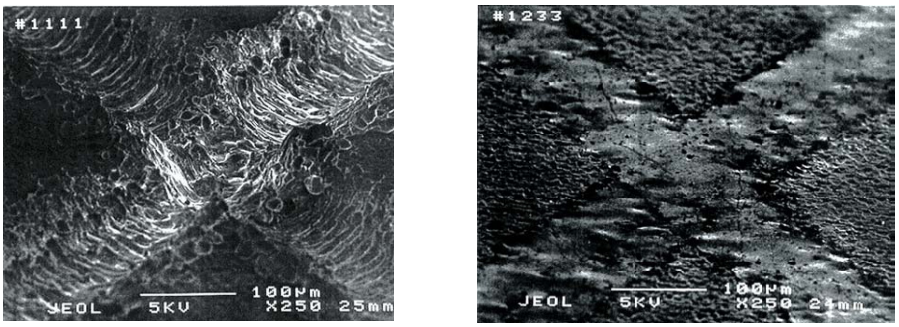
a



b

Fig. 4 – Transverse view through a (*a*) graphically modeled and (*b*) experimentally obtained vector marked substrate.

Another interesting note is that depth is not necessarily required to have a highly readable mark. In Fig. 5*a*, there is a definite disruption of the substrate and significant material removed to generate a deep mark. This is a very readable mark. In Fig. 5*b*, the depth of the mark is barely measurable within the normal texture of the back of the wafer. Nevertheless, it is also quite readable. It appears that the surface has been just slightly melted, and no significant amount of material removed. The apparent readability is the result of the difference in reflected light between the mark of one texture contrasting with a background of a comparatively rougher texture. This type of mark will be preferred as it does not create either excess debris that can be scattered over the wafer or much of a kerf height that may be chipped off at a later process step causing contamination. There is another reason for the shallow marks: consistently, micro cracking is observed when the depth is too high.



a *b*

Fig. 5 – Deep (*a*) and shallow (*b*) marking.

2.4. Dot Matrix

Dot matrix marking systems create characters by producing small dots in given patterns, in order to generate the required shapes. The beam is scanned over the matrix, and pulsed when a dot is required. The pulse is generated by a rotating polygon mirror, acousto-optical device, or piezoelectric scanning. Dot matrix printing is particularly suitable for producing characters in a well-defined series, such as alphanumeric codes.

2.5. Laser Marking Diagrams

Data for the various mechanisms of modeling can be displayed on the normalized overview chart shown in Fig. 6. The process parameters are normalized with the thermal properties of the materials.

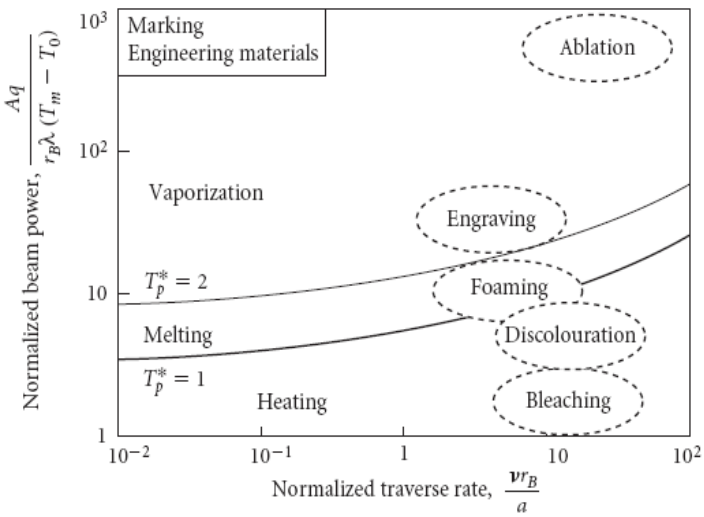


Fig. 6 – Normalized model-based diagram showing contours for the onset of surface melting and vaporization constructed from a surface heat flow model (solid lines); experimental data for various mechanisms of marking cluster into regions bounded by broken lines.

Data for the various thermal marking mechanisms cluster into appropriate regions of Fig. 6 with respect to the normalized surface peak temperature attained. Bleaching data (a photochemical mechanism) fall in regions of low surface temperature rise. The normalized traverse rate of all mechanisms is high – marking is a procedure that is carried out as rapidly as possible.

3. Industrial Application

Marking is now the major laser application in the electronics industries. Wires, substrates, devices, boards, packages and assembled instruments are all laser marked. Parts can be marked with logos and part numbers. Barcodes can be marked onto edge connectors, silicon wafers or boards. Diamond scribing – the previous process – was less flexible and sometimes resulted in wafers breaking. Rapid marking, and soft tooling, which can readily handle ever decreasing package sizes, are the principal attractions of laser marking. Few industrial applications appear in the literature; Table 1 contains a selection from industry sources and Fig. 7 holds a marking station example.

Fig. 7 Laser marking station.

Laser marking has known a broadening interest in the past decade because of its wide use in industrial applications [5]. Direct laser engraving on a surface is a very flexible method that allows permanent marking of information via for instance 2D data matrix codes [6]. A wide range of applications can be addressed, but industrial processes have to pay attention to the influence of the material on which the marking is done. In metals for instance, laser marking may modify the characteristics of the treated surfaces and thus the resistance to corrosion [7]. This property can be of crucial interest in the field of biomaterials to allow the identification of surgical tools as well as prostheses. In this field, marking with ultra fast laser pulses can be interesting despite the still high cost of femtosecond technology [8].

Femtosecond laser marking provides an electrochemical ennoblement. Moreover, the chemical composition is not affected so that the passive character of both stainless steels is maintained, even improved if we consider the susceptibility to localized corrosion [9].

Table 1
Industrial Applications of Laser Marking.

Industry sector	Product	Laser	Material
Aerospace	Control cables	Excimer	Polymer
Automotive	Windscreens	CO_2	Glass
	Vehicle identification numbers	CO_2	Metals
	Dashboard dispays	Nd:YAG	Polymers
	Windscreen edging	CO_2	Glass
Domestic goods	Product information	CO_2	Glass
	Etching	CO_2	Granite plaques
	Packaging	CO_2	Coated paper
Electronics	Tubes and panels	Pulsed CO_2	Glass
	Integrated circuits	CO_2	Semiconductors
	Keyboards	Nd:YAG	Pigmented polymers
Medical	Syringes	Nd:YAG	Polymers
	Containers	Excimer	Glass
Shipbuilding	Identification of sections	CO_2	Structural steel

3.1. Product Identification Codes

Allied Distillers, who manufacture such brands as Beefeater Gin, Ballantines Whisky and Kahlua, have installed a number of pulsed CO_2 laser systems for marking manufacturing information on bottles. Between 30 and 280 bottles are marked per minute, depending on the product and bottle size. Mumm also uses laser marking on its champagne bottles. Clairol (Stamford, CT, USA), a major producer of hair care products, uses pulsed CO_2 lasers to mark painted aluminium tubes and paperboard cartons with product information. Laser marking dispensed with the large inventory of adhesive labels required in the previous process. It was also a superior process to the competing ink jet method. At the Kraft Jacobs Suchard plant in Berlin, dot matrix pulsed CO_2 laser marking is used to code the polyethylene wrappers of chocolate bars at rates of up to 650 per minute.

3.2. Logistic Flows and Lasers

The lasers can be fully integrated into the production line, working 24 hours per day. The levers and thermostatic shower mixer covers come off the automatic chromium plating line in frames, and are then visually inspected and placed into pallets. Each pallet carries a memory chip that stores information on both the product and the pallet [1]. When the laser marking system receives the pallet, it reads the chip and checks the production database for the graphics required for that product. As well as handling all communication with the laser, this customized software then either loads the required graphic or uses a file already held in the laser. The software also controls the position of the laser marks via the pallet positioning system and generates production statistics. The typical

marking time is between 2 and 5 seconds for each item, depending on the product being marked. When the pallet is finished, a robot places the marked products in product-specific transfer boxes for removal to final assembly.

This technological flow belongs to the Finnish appliances manufactured Oras, for whom, since the introduction of laser marking, the use of conventional printing techniques has fallen from 100% to about1% of all marking applications. Only the color-printed levers are still tampo-printed, and that method will be replaced once a laser marking system is implemented (already developed, based on laser melting of certain colored powders or gells directly on the surface of the material, on a give pattern).

3.3. Ornamentation

Laser-based surface ornamentation is actively being developed. Marks are produced by growing discrete oxide layers; the thickness of the oxide layer determines the characteristics of the mark. By controlling the process in g parameters carefully, a variety of colors can be obtained. An Nd:YAG laser and a marking head with galvanometer mirror beam delivery is a suitable system for such an application. A laser is also used to optically transfer two-dimensional images to three-dimensional objects. By defocusing the beam, novel aesthetic effects can be produced. The laser system parameters for marking include pulsing at 5 kHz, a traverse rate of 100mms−1, and a 60% track overlap.

3.4. Barcodes

Printed circuit boards (PCBs) need to be identified by a code that can be read by machines, humans, or both. The reduction in size of electronic technology and the need for marking flexibility offers an excellent opportunity for laser markers.

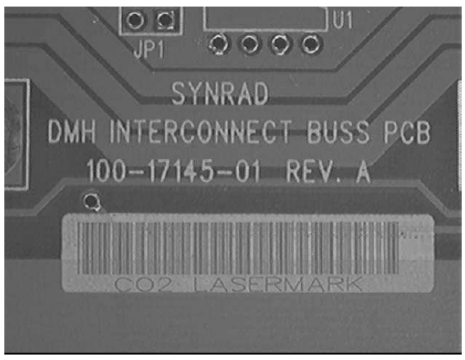


Fig. 8 – Barcode and text market on epoxy ink (ink area 32×6 mm), using a CO_2 laser with 9Wat 1.27ms−1 and a spot size of 180 microns.

Printed circuit boards are made up from a number of layers, with the central copper layer defining the boards' conducting paths. When marking the board, this layer must not be exposed, otherwise board integrity is lost. Since this

covering layer is only tenths of millimeters in thickness, controlling input energy and thus mark penetration is critical. The contrast available by direct writing onto the board is relatively low, therefore inks are used to enhance the contrast of the marked barcodes. These inks are typically white or yellow. The laser may completely remove or darken the ink to provide contrast, as shown in Fig. 8.

3.5. Data Matrix Codes

Laser dot matrix marking combines the reliability of lasers with the flexibility of dot matrix markers. The process is cost effective and maintenance free. Like ink jet systems, it relies on product motion to provide one axis of mark positioning, with the pulsed laser being scanned vertically to produce a column of dots. Masks are not needed for imaging code information. Multiple lines of marked information can be produced. Direct marking on to PCBs is considerably more convenient, and with the introduction of the data matrix (DM) code, this is possible.

There are two differences between barcodes and data matrix codes: within the second, the information is coded redundantly eight times, so dirt and scratching do not affect the optical reading, as in the case of barcodes, when a simple line can completely cancel this possibility. The second difference refers to the level of contrast required for reading. Barcodes require at least 80% contrast, hence the need for ink, whereas the level of contrast can be as low as 20% with data matrix codes. In addition, an order of magnitude reduction in the space and marking time of the DM code can be achieved in comparison with the barcode. In the direct marking process the laser effectively thermally bleaches the surface of the board, with negligible material removal, as in Fig. 9.

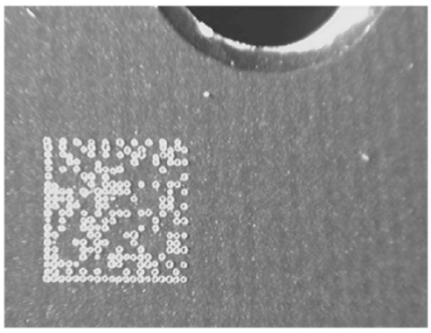


Fig. 9 – 2mm square data matrix code containing 26 alphanumeric characters directly marked onto a printed circuit board marked with a 5W CO_2 laser beam and a 115 micrometer spot size, $0.38ms^{-1}$.

3.6. 3D Data Matrix Codes

An interesting concept is to use the depth of a marked surface as a third data storage axis. The idea is to convert a performed depth in a gray level in the reading procedure. The exact relation between the obtained depth by laser ablation and the read gray level has to be carefully established. The marking

depth can be then used as a mean for coding. Ultra fast pulses are used since it has been previously established that a precise ablation can be performed using these pulses, with a depth precision of some hundred of nanometers [8]. Ultra short pulses are also known to ablate every kind of materials and are thus well adapted for a first work on both metals and dielectrics.

The laser system was a Ti:Sa laser chain which delivers 150 fs pulses at a repetition rate of 5 kHz. The overlapping of two marking lines was fixed to 10 μm.

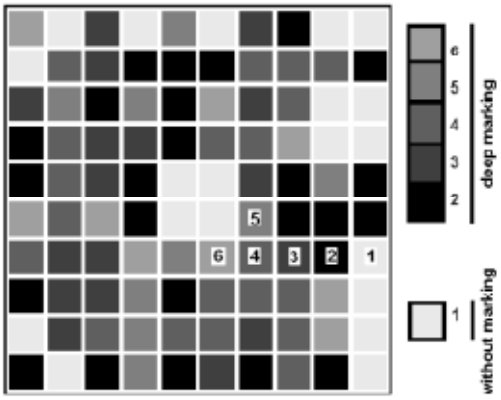
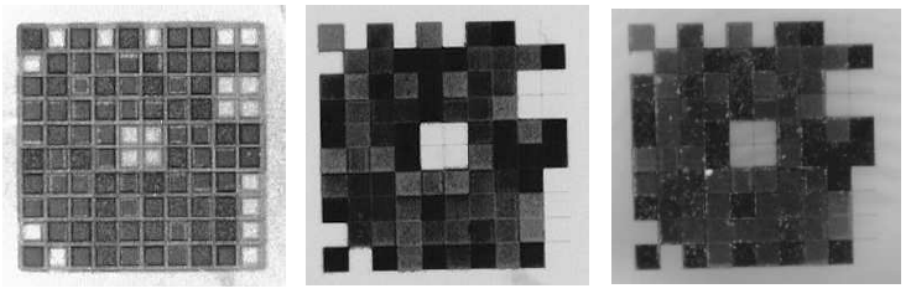


Fig. 10 – Test matrix with six levels of depth.

The basic step of deep marking (corresponding to a precise depth for each material) corresponds to four laser passes (one horizontal, one vertical and two crossed diagonal pass). This ensures a relatively smooth surface. To test the reading method, square features (0.5mm × 0.5mm) are performed at several depths, *i.e.* repeating several times the basic laser processing defined above. Six levels of depth are then chosen and a test matrix is defined (Fig. 10), to be marked on several materials like polymers and metals. Two types of reading procedures have been considered: image acquisition by transmission or reflection (Fig. 11).



(a) (b) (c)

Fig. 11 – Deep marking on metal (stainless steel) with lightening by reflexion (*a*), on polymer lightening by transmission (*b*), on polymer with lightening by reflexion (*c*).

In Fig. 12, the 3D representation of the test matrix is presented, by means of optical techniques. The measurement allow for a precise depth calculation for each square composing the matrix and its correlation to the grey levels of the image, stored via the image acquisition devices. From this point, according to the gained data, one cam modulates the in-depth marking process so that the constructed matrix offers a top level of quality.

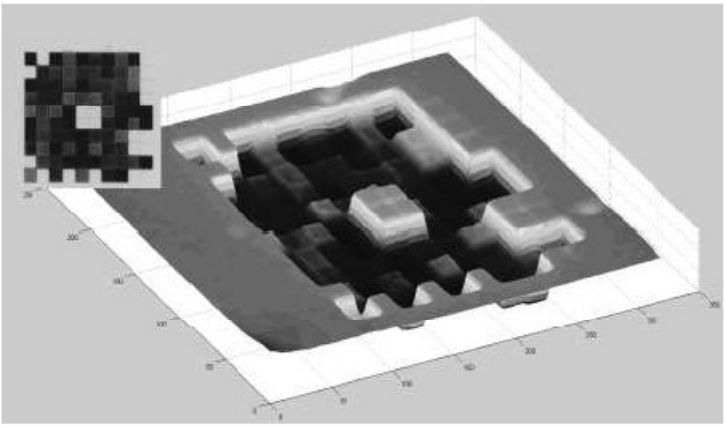


Fig. 12 – 3D representation of 3-dimensional Data Matrix.

4. Summary and Conclusions

Few materials cannot be laser marked [10]. The CO_2 laser is generally the more appropriate source for organic materials, the Nd:YAG laser produces better results with metals and alloys, and excimer lasers are used when high precision micromarking is required. Materials can be modified, e.g. by adding fillers that absorb light, to overcome problems of transparency that hinder marking. The lasers themselves may be modified to be more suitable for various classes of engineering material; the frequency of the Nd:YAG laser can be multiplied to improve its absorptivity, or the pulse energy increased through the use of Q-switching. The ability to make such modifications to materials and lasers will ensure that laser marking remains a competitive manufacturing technique, with a continuous and rapid evolution.

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realized with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" Project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: August 31st, 2010

"Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi,
Faculty of Material Science and Engineering
e-mail: rusu.st@gmail.com

REFERENCES

1. ten Hompel M., T. Schmidt, W*arehouse Management–Automation and Organisation of Warehouse and Order Picking Systems*. Springer, 179-220, 221-281 (2007).
2. * * * *Laser Marking Mechanism and Quality Characteristics*. Sintec Optronics Pte Ltd, 2010.
3. Gu B., Schramm R., Gillespie J., Mezack G., Cunningham A., *Laser Wafer Marking at Die Level*. GSI Lumonics, 2003.
4. Ion J.C., *Laser Processing of Engineering Materials*. Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.
5. Kannatey-Asibu E. Jr., *Principles of Laser Materials Processing*. John Wiley & Sons, Inc. (2009).
6. Dusser B., Sagan Z., Bruneel D., Jourlin M., Audouard E., *Laser Deep Marking of Metals and Polymers: Potential Interest for Information Coding*. IOP Publ. Ltd, 2007.
7. Dowden J. (Ed.), *The Theory of Laser Materials Processing*. Springer Sci., Business Media B.V., 2009.
8. Diels J.C., Rudolph W., *Ultrashort Laser Pulse Phenomena - Fundamentals, Techniques, and Applications on a Femtosecond Time Scale*. Elsevier, 2006.
9. *Laser-Surface Interactions for New Materials Production*. Springer Series in Mater. Sci. (2009).
10. Ready J.F., *Industrial Applications of Lasers*. Acad. Press, 1997.

MARCAREA LASER A MATERIALELOR
II. Tehnologii şi aplicatii

(Rezumat)

Marcarea laser directă pe o suprafață reprezintă o metodă foarte flexibilă ce permite realizarea de marcaje permanente, ce conțin informații de trasabilitate şi identificare, precum codurile 2D tip Data Matrix. Prin urmare, pot fi accesate direct şi efficient o multitudine de aplicații. Prezenta lucrare conține o analiză completă a tehnologiilor şi aplicațiilor corespunzătoare marcării cu laser.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVI (LX), Fasc. 4, 2010
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NEW PHOSPHATED LAYERS ON IRON SUPPORT WITH LUBRICANT PROPERTIES

BY

ANDREI VICTOR SANDU and COSTICĂ BEJINARIU

Abstract. The paper presents the obtaining by precipitation and the lubricant properties of phosphated thin layers. These layers offer a good prelucrability and anticorrosion protection. In order to determine the lubricant properties the behaviour of the phosphated layers was studied through the measurement of drawing force.

Key words: phosphatation, lubricant, iron support, drawing force.

1. Introduction

The known anticorrosion procedures of iron object surfaces by chemical phosphatation consist in precipitation in thin, continuous and uniform layer of some low soluble pyrophosphate, as Zn(II), Ni(II), Mn(II), Ca(II) and very rare Fe(II). More often is used zinc, singular or in mixture with the presented metals. These are applied after grease and oxides removal [1], [2].

The paper presents the lubricant properties of steel samples superficial phosphated by precipitation. The behaviour of the phosphated layers was studied. Through the determination of the necessary force of the drawing for non-treated sample compared with the treated ones.

2. Experimental part

2.1. The Obtaining of the Phosphated Layers

The microcrystalline phosphatation of iron objects [3],...,[8], by chemical passivation of the surfaces is made in order to obtain thin superficial

layers with high porosity, with multiple action of improvement of processing characteristics and corrosion protection. This layer is adherent to the metallic surfaces. After grease and oxides removal it is applied a chemical treatment in two steps:

- first it is deposed a thin layer, with high porosity, made of copper obtained by cementation or nickel by electrodeposition:

$$\underline{Fe^{o}} + CuSO_4 \rightarrow \underline{Cu^{o}} + FeSO_4,$$
$$Ni^{2+} + 2e^{-} \text{ (catodic deposition)} \rightarrow \underline{Ni^{o}}$$

- second is the copper pyrophosphate precipitation, respectively of nickel, by immersion in two acid aqueous solutions, one low oxidizing of phosphate and cations of Zn^{2+}, in presence of permanganate anion, as surface moderator and other solution based on orthophosphoric acid with Zn powder, at room temperature on the cleaned surfaces.

$$\underline{15Cu^{o}}+6KMnO_4+16H_3PO_4 \rightarrow \underline{5Cu_3(PO_4)_2}+\underline{2Mn_3(PO_4)_2}+2K_3PO_4+24H_2O/$$
$$/3Zn^{2+} + 2K_3PO_4 \rightarrow \underline{Zn_3(PO_4)_2} + 6K^{+}$$
$$3x\underline{Cu^{o}} + 2yH_3PO_4 + 3\underline{Zn^{o}} \rightarrow \underline{(Cu_x/Zn_y)_3\ (PO_4)_{2(x+y)}} + (x+y)H_2$$

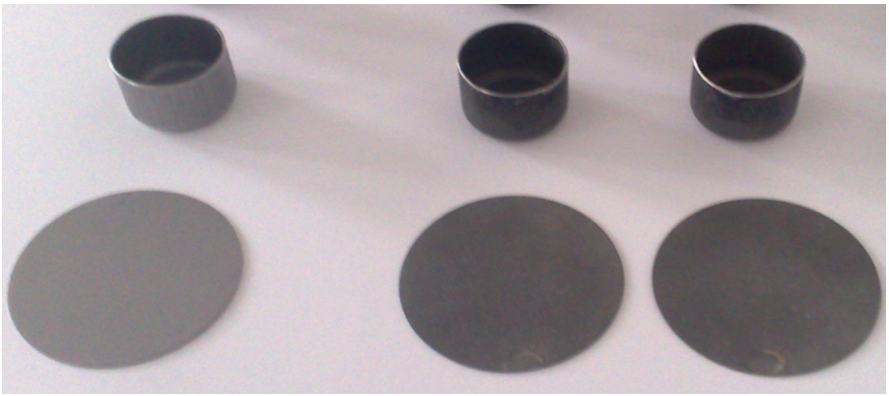
2.2. The Drawing Force Determination System

In order to determine the drawing force we used an dinamic aquisition system, composed of a master unit, force and movement transducers (Fig. 1). The master unit is a Traveller 1 system, model MUT-1 type 1016-S.

Fig. 1 – The data acquisition system with the PHC 20 Hydraulic Press.

3. Results and Discussions

The equipment presented in Fig. 1 allows the acquisition of the data provided by the force and movement transducers with the help of the E.S.A.M. (Electronic Signal Acquisition Module) software. The aquisition rate is 1000/second.



a *b* *c*

Fig. 2 – The samples, initial and after drawing:
a – non-treated samples; *b* – additive/substractive system with zinc cations;
c - additive/substractive system with metallic zinc.

The dependence of the drawing force of the non-treated samples is presented in Fig. 3.

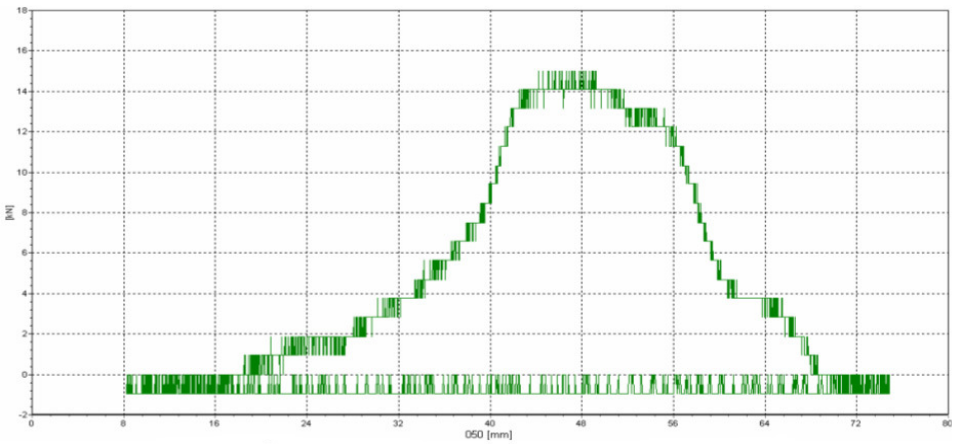


Fig. 3. The drawing force according to the movement of the non-treated samples.

In Figs. 4 and 5 are presented the dependence of the drawing force according to the movement of die for the sample phosphated in aditive/substractive system with zinc cations, and respectively with metallic zinc.

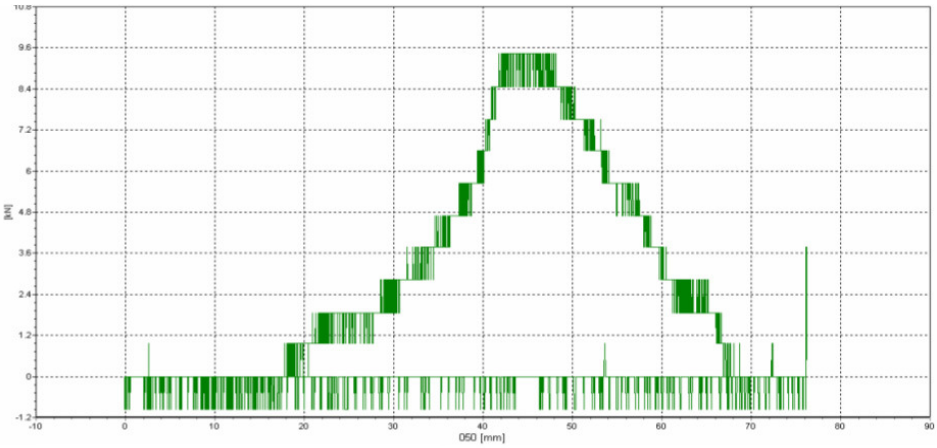


Fig. 4 – The drawing force according to the movement of the phosphated samples through the additive/substractive system with zinc cations.

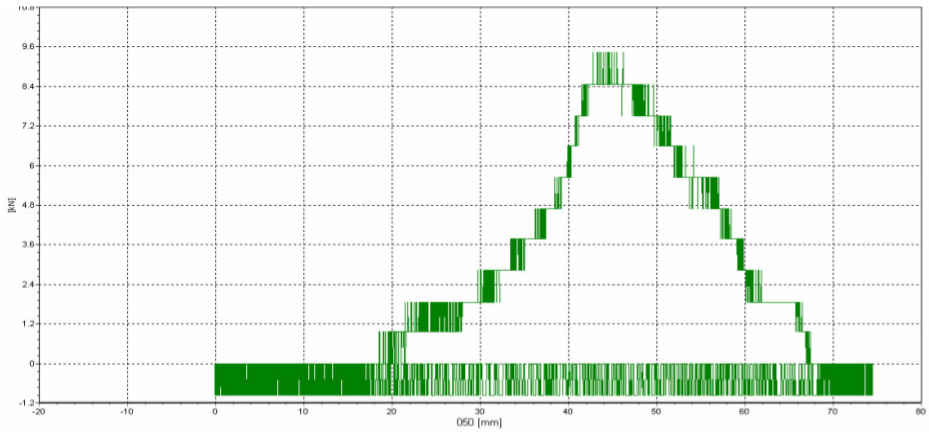


Fig. 5 – The drawing force according to the movement of the phosphated samples through the additive/substractive system with metallic zinc.

4. Conclusion

The involvement of the chemical phosphatation processes allows the obtaining of superficial layers with multiple action, lubricant and anticorrosion

in the case of plastic volume and surface deformation.

The phosphatation allows obtaining of continuous, adherent to substrate layers with controlled physical-structural and chemical properties. The treated samples can be easier plastically processed at low temperatures.

It is obvious that the drawing force in the case of phosphated samples decreases with 35% compared to the non-treated samples (the force decreases from ≈14 kN to ≈9 kN).

A c k n o w l e d g e m e n t. This paper was realized with the support of EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" Project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

Received: August 25, 2010

"Gheorghe Asachi Technical University" of Iaşi, Faculty of Material Science and Engineering
e-mail: andrew_viktor@yahoo.com

R E F E R E N C E S

1. Marinescu A., Andonianţ Gh., Bay E., *Tehnologii electrochimice şi chimice de protecţie a materialelor metalice*. Edit. Tehnică, Bucureşti, 1984.
2. Oniciu L., Grüwald E., *Galvanotehnica*. Edit. Şt. şi Enciclop., Bucureşti, 1980.
3. Sandu I.G., Dima A., Sandu I., Roibu L., Sandu I.C.A., Roibu L.O., Sandu A.V., *Process for Obtaining Artistic Patina by Chemical Passivation of Iron Parts Surfaces*. Brevet *RO122303*/30.03.2009.
4. Bejinariu C., Sandu I., Predescu C., Vasilache V., Munteanu C., Sandu A.V., Vasilache V., Sandu I.G., *Procedeu de fosfatare microcristalină a pieselor metalice pe bază de fier*. Dosar OSIM *A/01022*/29.12.2008.
5. Bejinariu C., Sandu I., Predescu A., Sandu I.G., Baciu C., Sandu A.V., *New Mechanisms for Phosphatation of Iron Objects*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, **LV(LIX)**, *1*, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, 73-76 (2009).
6. Bejinariu C. Sandu I.,Vasilache V., Sandu I.G, Bejinariu M.G., Sandu A.V., Sohaciu M., Vasilache V., *Procedeu de fosfatare cristalină lubrifiantă a pieselor metalice pe bază de fier*. Dosar OSIM *A/01023*/29.12.2008.
7. Bejinariu C., Sandu A.V., Ionita I., Sandu I., Vasilache V., Sandu I.G., *New Procedures for Lubricant Phosphatation*. Edit. Univ. „Dunărea de Jos", Galaţi Univ. Press, Lucr. Conf. Internat. UGALMAT 2009, 321-324.
8. Bejinariu C., Sandu I., Predescu A., Sandu I.G., Baciu C., Sandu A.V., *New Mechanisms for Phosphatation of Iron Objects*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, **LV(LIX)**, *1*, 73 – 77 (2009).
9. Sandu A.V., Bejinariu C., *Obtaining and Characterization of Superficial Phosphated Layers on Iron Support*. Bul. Inst. Politehnic, Iaşi, s. Ştiinţa şi Ingineria Materialelor, **LVI (LX)**, *2*, 113-116 (2010).

NOI STRATURI FOSFATATE PE SUPORT DE FIER
CU PROPRIETĂȚI LUBRIFIANTE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă obținerea prin precipitare şi proprietățile lubrifiante a straturilor superficiale fosfatate. Aceste straturi ofera o bună prelucrabilitate şi protecție anticoroziv. Pentru a determina proprietățile lubrifiante a fost studiată comportarea straturilor prin determinarea forței de ambutisare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ „GHEORGHE ASACHI” DIN IAŞI

Tomul LVII (LXI)
Fasc. 4

Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2011 **Editura POLITEHNIUM**

ISSN 1453-1690

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LVII (LXI)

Fasc. 4

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2011 **Editura POLITEHNIUM**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
PUBLISHED BY
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMÂNIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President : Prof.dr.eng. **Ion Giurma**, Member of the Academy of Agricultural Sciences and Forest, *Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University" of Iaşi

Editor-in -Chief : Prof.dr.eng. **Carmen Teodosiu**, *Vice-Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Honorary Editors of the Bulletin: Prof.dr.eng. **Alfred Braier**
Prof.dr.eng. **Hugo Rosman**
Prof.dr.eng. **Mihail Voicu**, Corresponding Member of the Romanian Academy, *President* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Editors in Chief of the **MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING** ***Section***
Assoc. prof. dr. eng. **Iulian Ioniţă**
Assoc. prof. dr. eng. **Gheorghe Bădărău**
Prof. dr. eng. **Petrică Vizureanu**

Honorary Editors: Prof. dr. eng. **Dan Gelu Găluşcă**
Prof. dr. eng. **Adrian Dima**

Associated Editor: Assoc. prof. dr. eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Assoc. prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences (Japan)
Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)
Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University (U.S.A.)
Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)
Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw (Poland)
Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)
Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University (Spain)
Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)
Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest (Romania)
Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4 2011

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

ADRIANA CHIVU, SORIN CIUCA şi DIONEZIE BOJIN, Depunerea electrochimică a bio-ceremicelor pe bază de fosfaţi de calciu (engl. rez. rom.) 7

GABRIELA CIOBANU şi OCTAVIAN CIOBANU, Apatite biologice: o scurtă analiză (engl. rez. rom.) 15

OCTAVIAN CIOBANU şi GABRIELA CIOBANU, Tehnologii CAD/CAM şi prototipare rapidă în ingineria medicală (engl. rez. rom.) 23

FLORENTINA CIORBĂ, TIBE TOPLICEAN, SORIN VÂNCĂ, MARIUS SANDU şi CIPRIAN TUMURUG, Mentenanţa de ieri şi de azi la S.C. APAVITAL S.A. Iaşi (engl. rez. rom.) 31

CAMELIA COCIORHAN, VALER MICLE şi IOANA BERAR (SUR), Cercetări privind modul de distribuţie a metalelor grele pe profilul de sol din zona romplumb, Baia Mare (engl. rez. rom.) 41

ADRIAN COMĂNICI şi RADU COMĂNECI, Matriţă şi parametri de proces în optimizarea forţei de lucru în procesul presării unghiulare în canale egale (engl. rez. rom.). 49

SANDA CREŢU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ şi IRINA-ELENA SURDU, Model experimental pentru realizarea şi testarea asamblărilor fretate (engl. rez. rom.). 57

IOAN CURTU, ANCA STANCIU, MARIANA DOMNICA STANCIU şi ADRIANA SAVIN, Cercetări privind comportarea statică a straturilor compozitelor de tip ROVING şi MAT (engl. rez. rom.) 63

PEEV IV. DARIN, Abordarea prin metoda impedanţei a uleiurilor de motor (engl. rez. rom.) 71

FLORINA-DIANA DUMITRU, BRÂNDUŞA GHIBAN, NICOLAE GHIBAN, GHEORGHE GURĂU şi MIHAI MARIN, Consideraţii privind procesul de extrudare unghiulară (engl. rez. rom.) 79

G. DUNCHEVA, P. NENCHEV şi A. ANCHEV, Influenţa factorului de scară a unei celule închise de elestomer asupra transformării unui flux de forţă (engl. rez. rom.) 89

ALEXANDRU ENACHE, MIHAI AXINTE şi ION HOPULELE, Actuatorul din lamelă din aliaj cu memoria formei (A.M.F.) de egală rezistenţă (engl. rez. rom.). 99

A. FILCENCO-OLTEANU, E. PANTURU, L. GRIGORAS şi R.I PANTURU, Modele numerice pentru purificarea uraniului prin extracţie lichid – lichid (engl. rez. rom.) 105

TIMEA GABOR, TIBERIU RUSU şi VIOREL DAN, Stabilirea modelului conceptual al sistemului tehnologic de recuperare a energiei termice din apele uzate (engl. rez. rom.) 113
DIANA ANTONIA GHEORGHIU, VASILE BULANCEA şi ŞTEFAN LUCIAN TOMA, Paşi necesari a fi efectuaţi în conceperea unui sistem expert destinat tratamentului criogenic al oţelurilor (engl. rez. rom.). . . . 123
ANTONIA DIANA GHEORGHIU, ROMEU CHELARIU şi NICANOR CIMPOEŞU, Studiu privind principalele influenţe asupra curgerii materialelor în cadrul sudării FSW (engl. rez. rom.). 131
GABRIEL VALERIU GHICA şi TRAIAN BUZATU, Studii şi cercetări asupra tratamentului termic aplicat aliajului Nb-Ti (engl. rez. rom.) 137
IRINA GRĂDINARU, RALUCA ELENA BACIU, DANIELA CALAMAZ şi MARIA BACIU, Studiu privind comportamentul biomecanic al unor materiale restaurative coronare fizionomice (engl. rez. rom.). 149
RAIMOND GRIMBERG, ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN, NICOLETA IFTIMIE şi DAGMAR FAKTOROVÁ, Metode avansate de evaluare electromagnetică utilizând metamateriale (engl. rez. rom.). . 157
RAIMOND GRIMBERG, ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN, GABRIEL SILVIU DOBRESCU şi NICOLETA IFTIMIE, Determinarea tensorului elastic al CFRP prin proceduri de ultrasunete (engl. rez. rom.). 167
LINN D.HAVELICK, Moştenirea unui institut de cercetare în industria minieră (engl. rez. rom.) 177
REMUS ION IACOBESCU, DIMITRA KOUMPOURI, RAMI SABAN şi GEORGE N. ANGELOPOULOS, Proprietăţile hidraulice ale cimentului feroaluminat-belitic produs cu zgură de cuptor cu arc electric (engl. rez. rom.) 185
ALEXANDRU IORGA, RAMI SABAN, LIVIU PALII, EROS A. PATROI şi SORIN IORGA, Proprietăţi magnetice termo-sensibile în aliajele din sistemul de aliaje Cr-Ni-Fe (engl. rez. rom.) 195
SORIN IORGA, MIHAI COJOCARU şi ALEXANDRU IORGA, Cinetica formării straturilor carbocromizate în matrici metaloceramice de fier (engl. rez. rom.) 201
AGNES ALEXANDRA KERI, NICOLAE HAR, MONICA URSU, CLAUDIU TĂNĂSELIA, ANDRADA MĂICĂNEANU şi TIBERIU RUSU, Utilizarea unor schimbători de ioni naturali în eliminarea metalelor grele din drenajele acide miniere (engl. rez. rom.) 211
G. KOROTCENKOV şi B.K. CHO, Optimizarea senzorilor pe bază de SnO_2 prin dopare. Există vreo limită? (engl. rez. rom.) 221
L. KOZLOV, Economisirea energiei la un manipulator mecatronic (engl. rez. rom.) 231
L. KOZLOV, S. LOZOVSKIY, V. KOVALCHUK şi V. TSIMBAL, Caracteristicile dinamice ale acţionărilor hidraulice cu regulator de debit proporţional (engl. rez. rom.) 239
DRAGOŞ – ALIN LĂPUŞNEANU, Mentenanţa preventivă - securitate ridicată a lucrătorilor (engl. rez. rom.). 247
ANDREEA MAGHERU, BRÂNDUŞA GHIBAN, NICOLAE GHIBAN şi MIHAI MARIN, Aliajele de Ti-Mo folosite ca biomateriale în implanturile ortopedice (engl. rez. rom.). 255

O. MANCA, A.A. MINEA, S. NARDINI, D. RICCI şi S. TAMBURRINO, Analiza numerică a conducţiei în piese semiinfinite iradiate de o sursă laser în mişcare (engl. rez. rom.) 265
O. MANCA, A. MINEA, S. NARDINI, D. RICCI şi S. TAMBURRINO, Analiza numerică a unui curent de împingere asupra conducţiei termice în piesele iradiate de o sursă de căldură mobilă (engl. rez. rom.) 275
ECATERINA MATEI, ANDRA PREDESCU, EUGENIU VASILE şi CRISTIAN PREDESCU, Utilizarea maghemitei şi derivaţilor săi ca nanoparticule pentru epurarea apelor uzate (engl. rez. rom.) 285
A.A. MINEA, O. MANCA, M. ALEXANDRU şi A. DIMA, Simularea funcţionării unei instalaţii tip pat fluidizat, pentru diverse viteze de fluidizare (engl. rez. rom.). 295
ROLAND IOSIF MORARU şi GABRIEL BUJOR BĂBUŢ, Implicarea factorilor interesaţi şi aspectele etice ale managementului securităţii şi sănătăţii în muncă în România (engl. rez. rom.). 303
DORIAN MUŞAT, MIHAI UDRIŞTE şi AUREL GABA, Consideraţii asupra recuperării căldurii gazelor arse evacuate din cuptoarele de încălzire din industria materialelor metalice (engl. rez. rom.) 313
EUGEN-VLAD NĂSTASE şi DORU CĂLĂRAŞU, Analiză comparativă între turbinele eoliene şi minihidroturbinele cinetice (engl. rez. rom.) 323
EUGEN-VLAD NĂSTASE şi DORU CĂLĂRAŞU, Simularea curgerii pentru minihidroturbinele cinetice (engl. rez. rom.). 327
CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ANCA ELENA LĂRGEANU şi MIHAI AXINTE, Determinarea rugozităţii pentru straturile depuse prin metoda ESD pe suport de fontă şi oţel (engl. rez. rom.) 335

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVII (LXI), Fasc.4 2011

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

ADRIANA CHIVU, SORIN CIUCA and DIONEZIE BOJIN, Electrochemical Deposition of Calcium Phosphates Bioceramics (English, Romanian summary). 7

GABRIELA CIOBANU and OCTAVIAN CIOBANU, Biological Apatites: A Short Review (English, Romanian summary). 15

OCTAVIAN CIOBANU and GABRIELA CIOBANU, CAD/CAM And Rapid Prototyping Technologies in Medical Engineering (English, Romanian summary). 23

FLORENTINA CIORBĂ, TIBE TOPLICEAN, SORIN VÂNCĂ, MARIUS SANDU and CIPRIAN TUMURUG, The Maintenance, Yesterday and Today, Within Water Company S.C. APAVITAL S.A. Iasi (English, Romanian summary) 31

CAMELIA COCIORHAN, VALER MICLE and IOANA BERAR (SUR), Research on Distribution Method of Heavy Metals by Soil Profile from Romplumb Area, Baia Mare (English, Romanian summary) 41

ADRIAN COMĂNICI and RADU COMĂNECI, Die Design and Process Parameters for Optimal Working Load in Equal Channel Angular Pressing (English, Romanian summary) 49

SANDA CREȚU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ and IRINA-ELENA SURDU, Experimental Model for the Assembly and Testing System Shrink (English, Romanian summary) 57

IOAN CURTU, ANCA STANCIU, MARIANA DOMNICA STANCIU, ADRIANA SAVIN and RAIMOND GRIMBERG, Research Regarding the Static Behavior of Layers from Structure of Roving and Mat Composite (English, Romanian summary) 63

DARIN IV. PEEV, Impedance Approaches to Motor Oils (English, Romanian summary). 71

FLORINA-DIANA DUMITRU, BRÂNDUŞA GHIBAN, NICOLAE GHIBAN, GHEORGHE GURĂU and MIHAI MARIN, Considerations Regarding Equal Channel Angular Extrusion Process of Magnesium Alloys (English, Romanian summary) 79

G. DUNCHEVA, P. NENCHEV and A. ANCHEV, Influence of Closed Cell Elastomer Scale Factor on the Passing Power Flow Transformation (English, Romanian summary) 89

ALEXANDRU ENACHE, MIHAI AXINTE and ION HOPULELE, Equal Strenght Shape Memory Alloy (Sma) Lamella Actuator (English, Romanian summary) 99

A. FILCENCO-OLTEANU, E. PANTURU, L. GRIGORAS and R.I. PANTURU, Nunumerical Models for Uranium Purification by Liquid-Liquid Extraction (English, Romanian summary) 105
TIMEA GABOR, TIBERIU RUSU and VIOREL DAN, The Determination of a Conceptual Model of the Technological System of Thermal Energy Recovery from Wastewaters (English, Romanian summary) 113
DIANA ANTONIA GHEORGHIU, VASILE BULANCEA and ŞTEFAN LUCIAN TOMA, Steps in Conceiving an Expert System for Cryogenic Treatment of Steels (English, Romanian summary) 123
ANTONIA DIANA GHEORGHIU, ROMEU CHELARIU and NICANOR CIMPOEŞU, Study About the Main Influences on Materials Flow in Friction Stir Welding Process (English, Romanian summary) 131
GABRIEL VALERIU GHICA and TRAIAN BUZATU, Studies and Researches Over Heat Treatments Applied on Nb-Ti Alloy (English, Romanian summary) 137
IRINA GRĂDINARU, RALUCA ELENA BACIU, DANIELA CALAMAZ and MARIA BACIU, Study Concerning the Biomechanical Behaviour of Some Aesthetic Restorative Dental Materials (English, Romanian summary). 149
RAIMOND GRIMBERG, ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN, NICOLETA IFTIMIE and DAGMAR FAKTOROVÁ, Advanced Methods for Electromagnetic Evaluation Using Metamaterials (English, Romanian summary) 157
RAIMOND GRIMBERG, ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN, GABRIEL SILVIU DOBRESCU and NICOLETA IFTIMIE, Determination of Elastic Tensor of CFRP Through Ultrasound Procedures (English, Romanian summary) 167
LINN D. HAVELICK, Environmental and Safety Legacies of a Mining Industry Research Institute (English, Romanian summary) 177
REMUS ION IACOBESCU, DIMITRA KOUMPOURI, RAMI SABAN and GEORGE N. ANGELOPOULOS, Hydraulic Properties of Ferroalumino-Belite Cement Based on Electric Arc Furnace Steel Slag (English, Romanian summary) 185
ALEXANDRU IORGA, RAMI SABAN, LIVIU PALII, EROS A. PATROI and SORIN IORGA, Thermo-Sensitive Magnetic Properties in the Alloy System Cr-Ni-Fe (English, Romanian summary) 195
SORIN IORGA, MIHAI COJOCARU and ALEXANDRU IORGA, Kinetics of The Layers Formation in Iron Matrices Through Carbocromization (English, Romanian summary) 201
KERI AGNES ALEXANDRA, NICOLAE HAR, MONICA URSU, CLAUDIU TĂNĂSELIA, ANDRADA MĂICĂNEANU and TIBERIU RUSU, Utilization of a Natural Ion Exchanger for Heavy Metals Removal from Acid Mine Drainage (English, Romanian summary) 211
G. KOROTCENKOV and B.K. CHO, Optimization of SnO_2-Based Gas Sensors Via Bulk Doping: Do We Have Any Limitations? (English, Romanian summary). 221
L. KOZLOV, Energy-Saving Mechatronic Drive of the Manipulator (English, Romanian summary) 231

L. KOZLOV, S. LOZOVSKIY, V. KOVALCHUK and V. TSIMBAL, Dynamic Characteristics of the Hydraulic Drive with Proportional Flow Rate Control (English, Romanian summary) 239
DRAGOŞ – ALIN LĂPUŞNEANU, Preventive Maintenance - High Security for Workers (English, Romanian summary) 247
ANDREEA MAGHERU, BRÂNDUŞA GHIBAN, NICOLAE GHIBAN and MIHAI MARIN, Consideration Regarding Ti-Mo Alloys Used as Biomaterials in Orthopedic Implants (English, Romanian summary) 255
O.MANCA, A.A. MINEA, S. NARDINI, D. RICCI and S. TAMBURRINO, Numerical Investigation on Heat Conduction in Seminfinite Work-Pieces Irradiated by a Moving Heat Source (English, Romanian summary). 265
O. MANCA, A. MINEA, S. NARDINI, D. RICCI and S. TAMBURRINO, Numerical Analysis of an Impinging Jet on Heat Conduction in Work Pieces Irradiated by Moving Heat Source (English, Romanian summary). 275
ECATERINA MATEI, ANDRA PREDESCU, EUGENIU VASILE and PREDESCU CRISTIAN, Use of Maghmite and Its Derivates as Nanoparticles for Wastewater Treatment (English, Romanian summary) . 285
A.A. MINEA, O. MANCA, M. ALEXANDRU and A. DIMA, Simulation of a Fluid Bed Equipment for Different Fluidization Rates (English, Romanian summary) 295
ROLAND IOSIF MORARU and GABRIEL BUJOR BĂBUŢ, Stakeholders Involvement and Ethical Aspects of Occupational Health and Safety Management in Romania (English, Romanian summary). 303
DORIAN MUŞAT, MIHAI UDRIŞTE and AUREL GABA, Heat Recovery of Flue Gas Exhausted from Heating Furnaces (English, Romanian summary). 313
EUGEN-VLAD NĂSTASE and DORU CĂLĂRAŞU, Comparative Analysis Between Eolian and Kinetic Minihidroturbine (English, Romanian summary). 323
EUGEN-VLAD NĂSTASE and DORU CĂLĂRAŞU, Flow Simulation for Kinetic Minihidroturbine (English, Romanian summary). 327
CARMEN NEJNERU, MANUELA CRISTINA PERJU, ANCA ELENA LĂRGEANU and MIHAI AXINTE, Roughness Determination for the Deposited Layers on the Cast Iron and Steel by ESD Method (English, Romanian summary) 335

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ELECTROCHEMICAL DEPOSITION OF CALCIUM PHOSPHATES BIOCERAMICS

BY

ADRIANA CHIVU*, SORIN CIUCĂ and DIONEZIE BOJIN

* POLITEHNICA University, Bucharest,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Calcium phosphate thin layer was achieved by electrochemical method on titanium substrate. The titanium discs were immersed in a supersaturated calcium phosphate electrolyte at 90°C, ranging the deposition time and the degree of electrolyte agitation. Using this method were achieved homogeneous and uniform calcium phosphate coatings with typical morphology. The obtained coating after 3 hours was considered having optimal characteristics. A surface treatment was then applied to the HA coating. The treatment applied was Ag^+ ion implantation, in order to improve coating adherence and also to refine its morphology. This study shows that the electrodeposition technology is a very efficient method to coat the titanium with osteoconductive calcium phosphate layers.

Key words: Hydroxyapatite, electrodeposition, coating, titanium, ion implantation.

1.Introduction

A biomaterial is considered biocompatible when the implant does not react and when are not released toxic products in the body. The main

* Corresponding author e-mail: adrianachivu@yahoo.com

requirements are corrosion resistance, biocompatibility, biofunctionality, bioadhesion, etc. Titanium and titanium alloys are used as biomaterials due to their mechanical properties, good corrosion resistance and high biocompatibility. Ti4Al6V is the most widely used titanium alloy for orthopedic and dental implants due to the fatigue resistance and its biocompatibility. These alloys have certain limitations because the metallic ions (Al and V) are released from the implant. To overcome this adverse effect, many surface treatment techniques like anodic oxidation, alkaline treatments, bioactive coating with hydroxyapatite (HA), and ion implantation are used.

Hydroxyapatite $Ca_{10}(PO4)_6(OH)_2$ has a chemical composition very similar to the inorganic part of the human bones and has an excellent biocompatibility. HA coatings have been successfully prepared by: plasma spraying (Yang Sen *et al.*), pulsed laser deposition (Koch *et al.*, 2007), electrochemical deposition (Eliaz Noam *et al.*, 2008), sol-gel coating (Eduardo Peon Aves *et al.*, 2009), biomimetic coating (Heimann *et al.*, 2008), electrophoretic deposition (Wei, 2001), etc. Electrochemical deposition of HA has attracted a particular interest because of the large variety of advantages, such as a low processing temperature, the ability to deposit on porous or complex shapes, simple control of deposition parameters etc. The adhesion strength of HA coatings produced by the electrochemical deposition, is lower than that produced by plasma spraying or pulsed laser deposition.

The aim of this paper is to carry out some different HA coatings using electrochemical techniques by studying the influence of time and electrolyte agitation.

2. Materials and Methods

For this study titanium alloy Ti6Al4V discs (dimensions Ø 20 mm x 2 mm) were used as a substrate. The discs were mechanically polished and ultrasonically cleaned with alcohol. Before the deposition the discs were pickled in NaOH for 12 minutes and then cleaned with distillated (DI) water. The electrochemical deposition of HA was achieved at 90°C using potentiostatic mode -1V, and also ranging the deposition time and the degree of electrolyte agitation. The electrolyte solution contained 0.0061 M $Ca(NO_3)_2 \cdot 4H_2O$ (analytical grade) and 0.0036 M $NH_4H_2PO_4$ (analytical grade), the pH value was 4,5. After deposition, the specimens were rinsed in DI water to remove residual electrolyte and dried at 100°C for 12 hours.

The phase composition of the as-prepared coatings was investigated by X-ray diffraction (XRD) type Siemens D5000, using Cu-Kα radiation operating at 40 kV and 30 mA. The coating microstructure was analyzed using a Scanning Electron Microscopy (SEM) type Philips XL 30 SEM.

3. Results and Discussion

3.1. Influence of Deposition Time on Calcium Phosphate Coating

HA coatings with application in bone implantology should have high crystallinity, proper stoichiometry, good control of density/porosity and excellent adherence to the metallic substrate (Nelea *et al*., 2004).

The study was focused on HA coatings, in this order the samples were analyzed by X-ray diffraction (XRD), Scanning Electron Microscopy (SEM).

Comparing the obtained XRD spectrum (Fig.1) with HA standard pattern we can say that deposited layers contained crystalline HA, demonstrating a good applicability of this method.

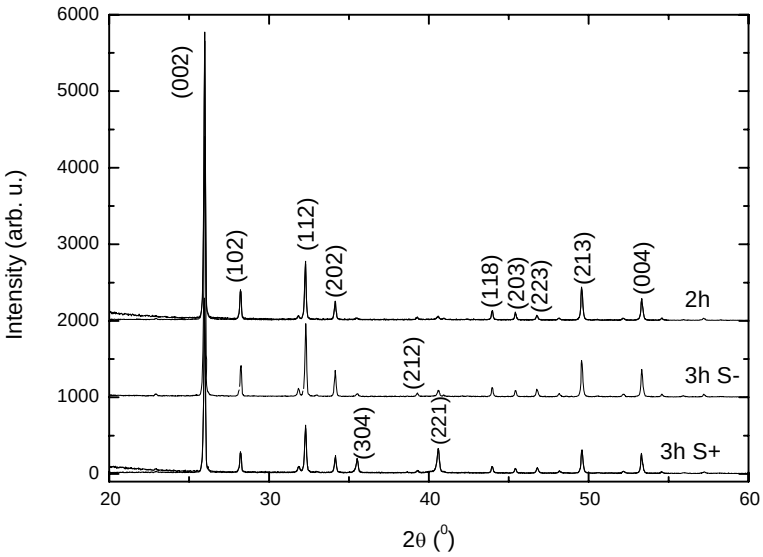


Fig. 1 – XRD spectrum of the coating prepared by electrodeposition at 90°C for 3 hours with and without stirring the electrolyte and after 2 hours.

The surface morphology was examined using Scanning Electron Microscopy. Fig. 2 shows that the electrochemical coatings of HA have an acicular morphology. A similar surface morphology has been previously reported in other published papers (Menghan Ma *et al*., 2008; Noam Eliaz & Sridhar, 2008).

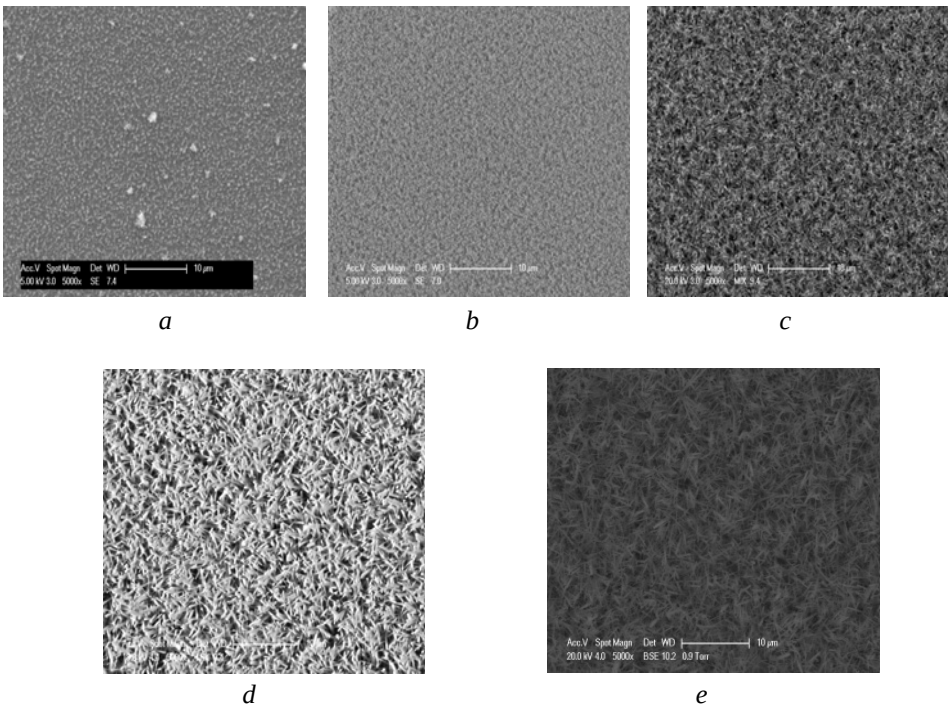


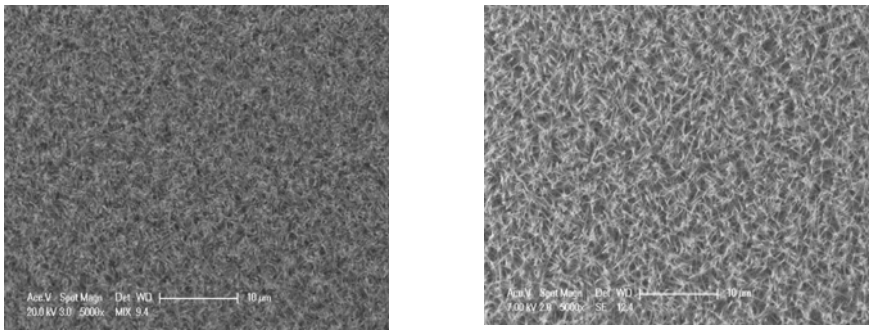
Fig. 2 – SEM micrographs of HA coatings on Ti6Al4V substrates obtained by electrochemical processing after: *a*) 5 minutes; *b*) 30 minutes; *c*) 1 hour; *d*) 2 hours and *e*) 3 hours.

After 30 minutes (Fig. 2*b*) we can see a thin and uniform layer deposited on the metallic surface. The morphology of the coating is highlighted after 1 hour (Fig. 2*c*) but the deposited layer is smaller/thinner compared to the coating achieved after 2 or 3 hours (Fig. 2*d*, *e*).

3.2. Kinetic Study Depending on Agitation of the Electrolyte

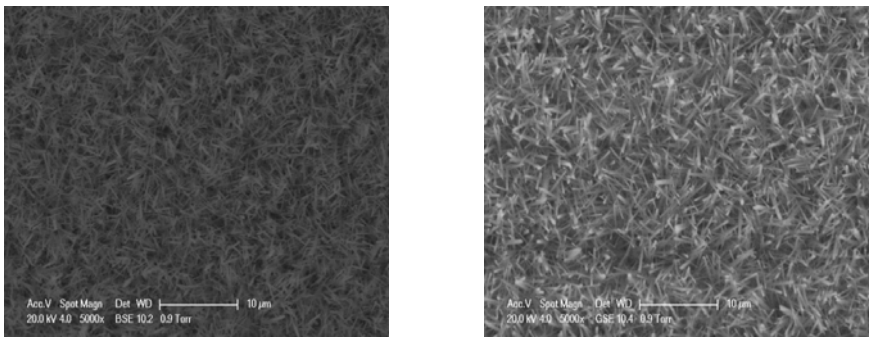
The influence of the electrolyte agitation during the deposition process has been observed for 1 and 3 hours.

In all situations the coatings morphology is homogenous and has a typical needle-like crystals (Fig. 3, Fig. 4). The achieved deposition using the stirrer device has induced in refined morphology (Fig. 3*b*, Fig. 4*b*), which suggests a better mechanical behavior. Also the increasing of maintaining time determines not only a longitudinal growth of crystals but also the densification of those.



a *b*

Fig. 3 – SEM micrographs of the coatings obtained after 1 hour;
a – without and *b* – with agitation of the electrolyte.



a *b*

Fig. 4 – SEM micrographs of the coatings obtained after 3 hour; *a* – without and *b* – with agitation of the electrolyte.

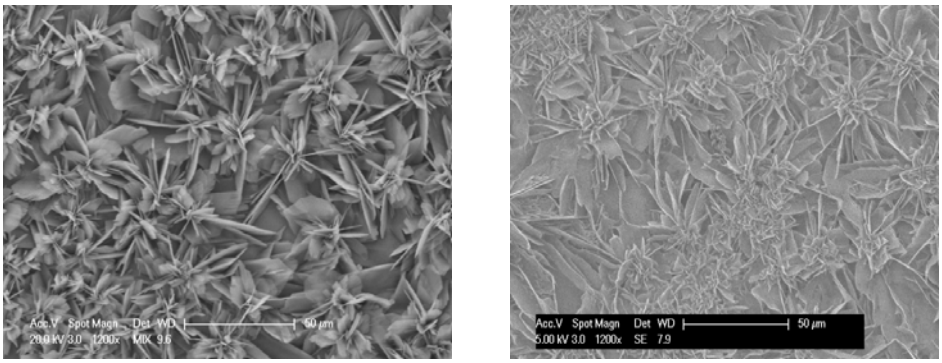
3.3. HA Reinforcement Layer by Silver Ion Implantation at Low Energy

The coatings obtained after 3 hours were considered having optimal characteristics. In this way, the layer was then subjected to a surface treatment. This treatment consisted in an ion implantation with Ag^+, in order to improve coating adherence and grain refining post-deposition. The Ag^+ ions were used due to the anti-bacteriological properties. Ion beam implantation is a non-conventional technique used for surface modification and thin films densification (Nelea *et al*., 2004).

The work parameters used in this procedure were: energy E= 160KeV; intensity of the beam I=28mA; ion density $=5\cdot10^{15}cm^2$.

The study of the coating morphology was carried out by SEM. In the Fig. 5 we have submitted the new micrography by comparison with the as

deposited sample. The typical morphology "needle-like" with pattern in "petals-flower-like" is maintained, but the refining level is very clear. It is marked by an obvious distribution of the crystals.



a *b*

Fig. 5 – SEM micrographs of (*a*) HA and (*b*) HA/Ag coating.

4. Conclusion

Using the electrochemical technique, uniform and homogeneous calcium phosphates layers, with characteristic morphologies were achieved, having a typical "needle-like" morphology.

The XRD analysis demonstrated that the coatings had a hydroxyapatite structure. This fact validates the electrochemical method as a technique able to obtain bioactive coatings, with a high biocompatibility.

The surface morphology of HA layer can be remarked after 30 minutes of deposition. This concludes that coating thickness is related to the deposition time.

A very important parameter which influences the HA electrochemical deposition is the electrolyte stirring. This factor has an important influence on the coating morphology.

The post deposition ion-beam implantation with Ag^+ ions contributes to the reinforcement and refining HA coating.

Acknowledgements. The work has been funded by the Sectoral Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/88/1.5/S/61178.

The principal author gratefully acknowledges the help received from the Surface Engineering Laboratory from INSA Strasbourg, during her stage in this university.

REFERENCES

Blackwood D.J., Seah K.H.W., *Electrochemical Cathodic Deposition of Hydroxyapatite: Improvements in Adhesion and Crystallinity.* Materials Science and Engineering, **C 29**, 1233–1238 (2009).

Eduardo Peon Aves, Gaston Fuentes Estevez, Marcia Soares Sader, *Hydroxyapatite Coating by Sol–Gel on Ti–6Al–4V Alloy as Drug Carrier*. J. Mater Sci: Mater Med, **20**, 543–547 (2009).

Heimann R.B., Ntsoane T.P., Pineda-Vargas C.A., *Biomimetic Formation of Hydroxyapatite Investigated by Analytical Techniques with High Resolution*, J Mater Sci: Mater Med, **19**, 3295–3302 (2008).

Koch C.F., Johnson S., Kumar D., Jelinek M., Chrisey D.B., Doraiswamy A., Jin C., Narayan R.J., Mihailescu I.N., *Pulsed Laser Deposition of Hydroxyapatite thin Films*. Materials Science and Engineering, **C 27**, 484–494 (2007).

Menghan Ma, Wei Ye, Xiao-Xiang Wang*, Effect of Supersaturation on the Morphology of Hydroxyapatite Crystals Deposited by Electrochemical Deposition on Titanium.* Materials Letters, **62**, 3875–3877 (2008).

Nelea V., Pelletier H., Mille P., Muller D., *High-Energy Ion Beam Implantation of Hydroxyapatite Thin Films Grown on TiN and ZrO2 Inter-Layers by Pulsed Laser Deposition*. Thin Solid Films, 453 –454, 208–214 (2004).

Noam Eliaz, *Electrodeposition of Calcium Phosphates for Orthopaedic and Dental Implants*.

Noam Eliaz, Sridhar T.M., *Electrocrystallization of Hydroxyapatite and Its Dependence on Solution Conditions*. Crystal Growth & Design, **8**, *11*, 2008.

Noam Eliaz, William Kopelovitch, Larisa Burstein, Equo Kobayashi, Takao Hanawa, *Electrochemical Processes of Nucleation and Growth of Calcium Phosphate on Titanium Supported by Real-Time Quartz Crystal Microbalance Measurements and X-ray Photoelectron Spectroscopy Analysis.* Wiley InterScience 18 June 2008.

Sen Yang, H.C. Man, Wen. Xing, Xuebin Zheng: *Adhesion Strength of Plasma-Sprayed Hydroxyapatite Coatings on Laser Gas-Nitrided Pure Titanium*, Surface & Coatings Technology.

Wei M., *Electrophoretic Deposition of Hydroxyapatite Coatings on Metal Substrates: A Nanoparticulate Dual-Coating Approach.* J. of Sol-Gel Science and Technol., **21**, 39–48 (2001).

DEPUNEREA ELECTROCHIMICĂ A BIO-CEREMICELOR PE BAZĂ DE FOSFAŢI DE CALCIU

(Rezumat)

Folosind metoda de depunere electrochimică au fost obţinute straturi subţiri de fosfaţi de calciu pe substrat de titan. Probele (substratul) au fost imersate într-un electrolit de concentraţie 0,0061 mol/L $Ca(NO_3)_2 \cdot 4\ H_2O$ şi 0,0036 mol/L $NH_4H_2PO_4$, la

o temperatură de 90°C, variind timpul de proces şi gradul de agitare al electrolitului. În urma metodei studiate s-au realizat straturi uniforme şi omogene de fosfaţi de calciu, cu morfologii caracteristice. Acoperirile obţinute pentru o durată de menţinere de 3 ore, considerate optime calitativ, au fost ulterior supuse unui tratament de suprafaţă. Acesta a constat într-o implantare ionică cu Ag cu scopul de ameliorare a aderenţei şi de finisare a granulaţiei post-depunere. Studiul a demonstrat că metoda electrochimică este eficientă pentru obţinerea de acoperiri osteoconductive de fosfaţi de calciu, iar implantarea ionică conduce la o consolidare avansată a acoperirii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

BIOLOGICAL APATITES: A SHORT REVIEW

BY

GABRIELA CIOBANU[1*] and OCTAVIAN CIOBANU[2]

[1]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Chemical Engineering and Environmental Protection
[2]“Grigore T. Popa” Medicine and Pharmacy University of Iaşi,
Faculty of Medical Bioengineering

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Currently, many natural or synthetic biomaterials are used to remedy the bone problems. The enhancement of the biological activity and performance of bone replacement materials is one of the mainly important concerns of orthopaedic and dental surgery specialists. This study present a short description of bone composition and structure, and finally, the properties of biological apatites are presented.

Key words: biological apatites, bone structure.

1. Introduction

Biomaterials have been defined as substances other than foods or drugs enclosed in therapeutic or diagnostic systems and in some cases have been described as materials composed of biologically derived components irrespective of their application (Peppas & Langer, 1994).

Currently, many natural or synthetic biomaterials are used to remedy the bone problems. The enhancement of the biological activity and performance of bone replacement materials is one of the mainly important concerns of orthopaedic and dental surgery specialists.

* Corresponding author e-mail: gciobanu03@yahoo.co.uk

This study reviews the structure and properties of bone and biological apatites. It discusses the various groups of calcium orthophosphates including hydroxyapatite.

2. The Structure and Bone Formation

Bone is a natural composite material. It is composed of organic matrix, inorganic mineral salts, water, support cells (osteoblasts and osteocytes) and remodelling cells (osteoclasts).

In the bone, these constituents are hierarchically disposed through five levels of organisation. At the molecular level, the triple helix of collagen molecules are grouped in microfibres. The small apatite crystals (about 5 x 30 nm sized) nucleate and grow in small cavities between microfibres edges. These microfibres bring together to form larger fibres that form the microscopic units of bone tissue. Next, these fibres are arranged in different structural distributions to form the full bone (Vallet-Regi & Arcos, 2008).

In the bone, in terms of chemical composition, the mineral phase (for almost 50% of the volume of bone) contain calcium orthophosphates, *i.e.* apatitic compounds (hydroxyapatite, HA: $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$), with low crystallinity and nanometric size, deposited in the organic matrix. The hydroxyapatite crystals are located in the spaces between the collagen fibrils. The organic phase (for almost 45% of the volume of bone) consists principally of 90% collagen (type-I collagen) fibres and other noncollageneous proteins (proteoglicans and glycoproteins).

In the case of vertebrates, the cells responsible with the production, preservation and modelling of the bone are (Fig. 1):

- *Osteoclasts*: are great multinucleated cells (like macrophages). Osteoclasts have role in resorption of mineralized tissue and are attached to the bone surface at sites of active bone resorption.

- *Osteoblasts*: are cells derived from mesenchymal stem cells; these cells are designed for bone matrix production and its following mineralization.

- *Osteocytes*: are osteoblasts cells that are included in the calcified bone matrix and in the new formed osteoid, which becomes new bone (Aubin, 1998; Heersche & Aubin, 1990).

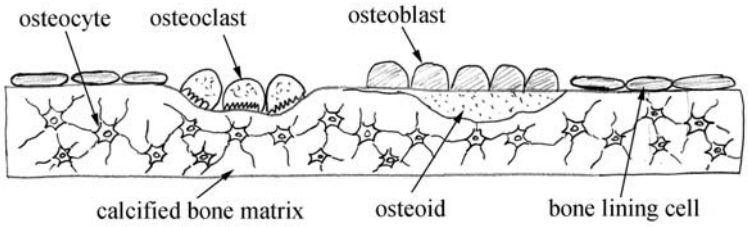


Fig. 1 – Cells responsible with the production, preservation and modelling of the bone.

Bone Modelling: this process takes place on different surfaces and involves both bone resorption and new bone formation (formation and resorption are not coupled). An example of bone modelling is the period of bone increases in length and diameter. Bone modelling occurs for the period of birth to maturity and is responsible for increase in skeletal mass and changes in skeletal shape (Aubin, 1998; Heersche & Aubin, 1990).

Bone Remodelling (*Fig. 2*): this process consists in the exchange of old by new bone tissue, and generally occurs in the adult skeleton to preserve bone mass.

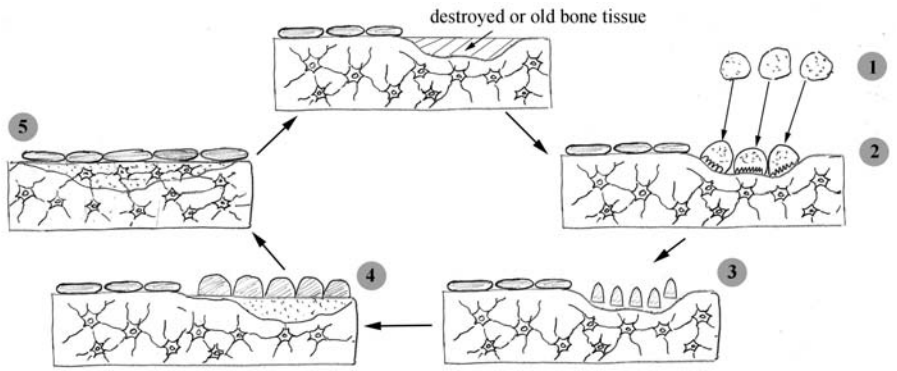


Fig. 2 – Bone remodelling.

Bone remodelling process implies the combination of bone formation and bone resorption (Fig. 2) and consists of five steps: (1) activation (in this step, under the influence of cytokines and growth factors, preosteoclasts are stimulated and differentiate into mature active osteoclasts), (2) resorption (osteoclasts absorb old bone), (3) reversal (closing stage of resorption), (4) formation (osteoblasts produce new osteoid, which becomes new bone) and (5) latent step (osteoblasts turn out to be resting bone lining cells on the new formed bone surface) (Aubin, 1998; Heersche & Aubin, 1990; Raisz, 2005).

Usually, modelling refers to the changing of the external form of the bone by the addition or removal of bone from external surfaces and internal remodelling refers to the production of new bone in the body of old bone.

3. Biological Apatites

As mentioned previously, the essential inorganic phase of bones and teeth are nanodimensional crystalline calcium orthophosphates (in the form of apatites, *i.e.* biological apatites). The uses of calcium phosphates in medical applications are due on the one hand the fact that the most important inorganic component of bone is hydroxyapatite (HA) and on the other hand the calcium

phosphates promote the movement of bone cells to the site and can also induce bone cell segregation.

Currently, in the ternary system $Ca(OH)_2$ (or CaO) – H_3PO_4 (or P_2O_5) – H_2O there are some known non-ion-substituted calcium orthophosphates with the Ca/P molar ratio within 0.5 and 2.0 (Table 1 and Table 2) (Brown, 1992; Dorozhkin, 2009).

Table 1

Calcium Orthophosphates Compounds (*Dorozhkin, 2009*)

Compound	Chemically correct name	Chemical formula
Monocalcium phosphate monohydrate (MCPM)	Calcium dihydrogen phosphate monohydrate	$Ca(H_2PO_4)_2 \cdot H_2O$
Monocalcium phosphate anhydrous (MCPA)	Calcium dihydrogen phosphate anhydrous	$Ca(H_2PO_4)_2$
Dicalcium phosphate dihydrate (DCPD), mineral Brushite	Calcium hydrogen phosphate dihydrate	$CaHPO_4 \cdot 2H_2O$
Dicalcium phosphate anhydrous (DCPA), mineral Monetite	Calcium hydrogen phosphate anhydrous	$CaHPO_4$
Octacalcium phosphate (OCP)	Octacalcium bis(hydrogenphosphate) tetrakis(phosphate) pentahydrate	$Ca_8(HPO_4)_2(PO_4)_4 \cdot 5H_2O$
α-Tricalcium phosphate (α-TCP)	Calcium phosphate tribasic alpha	$\alpha\text{-}Ca_3(PO_4)_2$
β-Tricalcium phosphate (β-TCP), mineral Whitlockite	Calcium phosphate tribasic beta	$\beta\text{-}Ca_3(PO_4)_2$
Amorphous calcium phosphate (ACP)	-	$Ca_xH_y(PO_4)_z \cdot nH_2O$, n = 3 – 4.5; 15 – 20 % H_2O
Calcium - deficient hydroxyapatite (CDHA)	-	$Ca_{10-x}(HPO_4)_x(PO_4)_{6-x}(OH)_{2-x}$ $(0 < x < 1)$
Hydroxyapatite or Hydroxylapatite (HA, HAp or OHAp)	Pentacalcium hydroxyl apatite	$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$ or $Ca_5(PO_4)_3(OH)$
Oxyapatite (OA or OAp)	-	$Ca_{10}(PO_4)_6O$
Tetracalcium phosphate (TTCP or TetCP), mineral Hilgenstockite	Tetracalcium phosphate monoxide	$Ca_4(PO_4)_2O$

In 1913, T. Gassmann was the first scientist who explained the calcium orthophosphate nature of the bones (Gassmann, 1913). This discovery was clarified later, suggesting that the bone mineral consist of biological apatite, which might be defined as a poorly crystalline (approximately amorphous), non-stoichiometric and ion substituted CDHA. Bone apatite nanocrystals exhibit a diversity of substitutions and vacancies that make the Ca/P molar ratio deviate from the stoichiometric HA ratio of 1.67 (Dorozhkin, 2009; Bredig, 1933; Omelon & Grynpas, 2008).

In bone and teeth, the mineral phases of the normal calcifications consist of only single type of calcium orthophosphate (biological apatite). Instead, the mineral phases of abnormal calcifications are found to occur as single or mixed phases of other types of calcium orthophosphates (ACP, DCPD, OCP) and/or other phosphatic or non-phosphatic compounds (*e.g.*, magnesium orthophosphates, calcium pyrophosphates, calcium oxalates etc.) in addition to or in place of biological apatite (Dorozhkin, 2009).

Hydroxyapatite is known as a representative apatite. Taking advantage of its bioactivity there have been efforts to replace impaired teeth and bones with HA. Presently, diverse methodologies have been proposed to prepare nanodimensional and/or nanocrystalline structures that mimic biological apatites.

Table 2

Some Properties of Calcium Orthophosphates Compounds (Dorozhkin, 2009)

Compound	Ca/P molar ratio	Solubility at 25 °C (g/L)	pH stability range at 25 °C	Characteristics / Applications
MCPM	0.5	~ 18	0.0 – 2.0	- never appears in calcified tissues; is not biocompartible due to its acidity. - applications: fertilizer, nutrient, acidulant and mineral supplement for dry baking powders, food, feed and some beverages (as additive E341).
MCPA	0.5	~ 17	-	- never appears in calcified tissues; is not biocompartible due to its acidity. - hydroscopic properties reduce its commercial applications.
DCPD	1.0	~ 0.088	2.0 – 6.0	- found in pathological calcifications (dental calculi, urinary stones etc.) and some carious lesions. - in medicine: used in calcium orthophosphate cements, intermediate for teeth remineralization, added to toothpaste for caries protection. - other applications: flame retardant, slow release fertilizer, glass production, pigment for some paints, calcium supplement in food (as additive E341) etc.
DCPA	1.0	~ 0.048	-	- in medicine: used in calcium phosphate cements. - other applications: polishing agent, source of calcium and phosphate in nutritional supplements, tabletting aid and toothpaste component, conditioner in the food industry.
OCP	1.33	~ 0.0081	5.5 – 7.0	- is one of the stable components of human dental and urinary calculi. - plays an important role in *in vivo* formation of apatitic biominerals. - in surgery: used for implantation into bone defects.

Table 2
Continuation

Compound	Ca/P molar ratio	Solubility at 25 °C (g/L)	pH stability range at 25 °C	Characteristics / Applications
α-TCP	1.5	~ 0.0025	-	- never occurs in biological calcifications. - in medicine: used in calcium phosphate cements. - can be used as a fertilizer.
β-TCP	1.5	~ 0.0005	-	- never occurs in biological calcifications. - in medicine: used in calcium orthophosphate bone cements, added to some toothpaste as a gentle polishing agent. - other applications: texturizer, bakery improver and anti-clumping agent for dry powdered food (flour, milk powder, dried cream, cocoa powder), dietary or mineral supplement (as E341) to food and feed, in porcelains, pottery, enamel etc.
ACP	1.0 – 2.2	-	~ 5 – 12	- biologically, ACP is found in soft-tissue pathological calcifications (e.g., heart valve calcifications of uremic patients). - in medicine: used in calcium orthophosphate cements and as a filling material in dentistry. - other applications: component for mordants and ackey, in glass and pottery production and as a raw material for production of some organic phosphates, for syrup clarification, inert filler in pelleted drugs etc.
CDHA	1.5 – 1.67	~ 0.0094	6.5 – 9.5	- in biological systems exist only ion-substituted CDHA. - other applications: are similar to those of ACP. CDHA was found to possess catalytic activity for the production of biogasoline.
HA	1.67	~ 0.0003	9.5 – 12	- occurs in biological systems, in teeth and bones. - in medicine: for implantation into bone defects, coating on orthopedic (e.g., hip joint prosthesis) and dental implants, added to some toothpaste, in liquid chromatography of nucleic acids, proteins and other biological compounds, for drug delivery purposes etc. - other applications: used as environmentally friendly filler for elastomers, sorbent of poisonous chemical elements, carrier for catalysts etc.
TTCP	2.0	~ 0.0007	-	- never found in biological calcifications. - in medicine: used for preparation of various calcium phosphate cements.

The literature shows various methods used to prepare apatites: wet chemical precipitation, sol-gel synthesis, co-precipitation, hydrothermal

synthesis, mechano-chemical synthesis, mechanical alloying, ball milling, radio frequency induction plasma, vibro-milling of bones, flame spray pyrolysis, liquid-solid-solution synthesis, electro-crystallization, microwave processing, hydrolysis of other calcium orthophosphates, double step stirring, emulsion-based or solvothermal syntheses and several other techniques are known (Dorozhkin, 2009; Drouet *et al*., 2009; Tanaka *et al*., 2003; Eichert *et al*., 2007; Cazalbou *et al*., 2004; Guo *et al*., 2004). The nanocrystalline forms of calcium orthophosphates have a great potential to develop the field of hard tissue engineering in bone repair, in augmentation, in controlled drug delivery devices and more.

REFERENCES

Aubin J.E., *Advances in the Osteoblast Lineage*. Biochem. Cell. Biol., **76**, *6*, 899-910 (1998).

Bredig M.A., *The Apatite Structure of Inorganic Bone and Tooth Substance*. H.-S. Z. Physiol. Chem. , *216*, 239-243 (1933).

Brown P.W., *Phase Relationships in the Ternary System CaO - P_2O_5 - H_2O at 25°C*. J. Am. Ceram. Soc., **75**, 17-22 (1992).

Cazalbou S., Combes C., Eichert D., Rey C., *Adaptative Physico-Chemistry of Bio-Related Calcium Phosphates*. J. Mater. Chem., *14*, 2148–2153 (2004).

Dorozhkin S.V., *Calcium Orthophosphates in Nature, Biology and Medicine*, Materials, *2*, 399-498 (2009).

Drouet C., Bosc F., Banu M., Largeot C., Combes C., Dechambre G., Estournes C., Raimbeaux G., Rey C., *Nanocrystalline Apatites: From Powders to Biomaterials*, Powder Technol., *190*, 118–122 (2009).

Eichert D., Drouet C., Sfihi H., Rey C., Combes C., *Nanocrystalline Apatite-Based Biomaterials: Synthesis, Processing and Characterization*. In *Biomaterials Research Advances*. Kendall, J.B., Ed.; Nova Science Publishers, Inc.: Hauppauge, NY, USA, Chapter , **5**, 2007.

Gassmann T., *The Preparation of a Complex Salt Corresponding to Apatite-Typus and its Relations to the Constitution of Bones*. H.-S. Z. Physiol. Chem., *83*, 403-408 (1913).

Guo X., Xiao P., Liu J., Shen Z., *Fabrication of Nanostructured Hydroxyapatite Via Hydrothermal Synthesis and Spark Plasma Sintering*. J. Am. Ceram. Soc., **88**, 1026–1029 (2004).

Heersche J.N.M., Aubin, J.E., *Regulation of Cellular Activity of Bone-Forming Cells*. In *The osteoblast and osteocyte*. Edited by B.K. Hal. Tilford Press, Caldwell, N.J., 1990.

Omelon S.J., Grynpas M.D., *Relationships Between Polyphosphate Chemistry, Biochemistry and Apatite Biomineralization*. Chem. Rev., *108*, 4694-4715 (2008).

Peppas N.A., Langer R., *New Challenges in Biomaterials*. Science, *263*, 1715-1720 (1994).

Raisz L.G., *Pathogenesis of Osteoporosis: Concepts, Conflicts, and Prospects*. J. Clinical Invesig., **115**, *12*, 3318-3325 (2005).

Tanaka Y., Hirata Y., Yoshinaka R., *Synthesis and Characteristics of Ultra-Fine Hydroxyapatite Particles*. J. Ceram. Proc. Res., *4*, 197–201 (2003).

Vallet-Regi M., Arcos D., *Biomimetic Nanoceramics in Clinical Use - From Materials to Applications*. RSC Publishing, Thomas Graham House, UK, 2008.

APATITE BIOLOGICE: O SCURTĂ ANALIZĂ

(Rezumat)

În prezent sunt folosite diverse biomateriale naturale sau sintetice pentru a remedia problemele osoase ale populaţiei umane. Consolidarea activităţii biologice şi performanţele materialelor utilizate în substituţia osoasă reprezintă una dintre principalele preocupări ale specialiştilor în intervenţii chirurgicale ortopedice şi dentare. În acest studiu se prezintă o scurtă trecere în revistă a materialelor apatitice, în special a apatitelor biologice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CAD/CAM AND RAPID PROTOTYPING TECHNOLOGIES IN MEDICAL ENGINEERING

BY

OCTAVIAN CIOBANU[1*] and GABRIELA CIOBANU[2]

[1]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Chemical Engineering and Environmental Protection
[2]“Gr.T.Popa” University of Medicine and Pharmacy from Iaşi,
Department of Medical Bioengineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The use of CAD/CAM and Rapid Prototyping technologies in medical industry, in association with other techniques such as 3D scanning and 3D reconstruction and visualization of anatomic surfaces have led to improvement in medical services offered to patients. The paper presents an overview of the various manufacturing technologies involved in medical industry and in medical engineering research for customized or large series production of medical equipments, medical devices, implants and prosthesis.

Key words: CAD/CAM, Rapid Prototyping, medical devices, manufacturing.

1. Introduction

CAD/CAM is considered as a powerful and modern tool in the manufacturing area, for technological improvement in the design and fabrication of the products in different domains. The use of CAD/CAM has recently extended into medical industry and services for the developing world.

* Corresponding author e-mail: oct.ciobanu@gmail.com

Rapid prototyping is another technology that can fabricate 3D objects directly from 3D CAD virtual model. Rapid prototyping (RP) technology has primarily been developed for the manufacturing industry to assist in speeding up the development of new products. Medical engineers and practitioners realized that the technology is also suitable for applications in the medical field and especially in the fabrication of customized medical devices.

Paper investigates the state of art in the application of various computer aided manufacturing technologies in medical engineering in connection with CAD/CAM and Rapid prototyping. Main approach is for the fabrication of prosthesis socket, the most important part of a prosthetic device, and the most individual and custom-made part of the prosthesis.

2. Customized and Large Series Fabrication

Initially, computer aided fabrication technologies were viewed as experimental by the medical engineers and orthopaedists and most CAD/CAM prosthesis sockets were not comfortable enough for long-term use. Today, CAD/CAM and Rapid Prototyping products in medical industry have very high-quality and relatively low cost. The methodology of the conception and fabrication of prosthesis depends on the production purpose and scale. There are four main directions in prosthesis fabrication (Ciobanu, 2007; Ciobanu, 2006; Ciobanu, 2007; Michael, 1989).

- Manual manufacturing of customized prosthesis (Fig.1);
- Manufacturing of customized prosthesis using CAD/CAM technologies (Fig. 2);
- Manufacturing of large series production of prosthesis, components and assisistive technology devices using CAD/CAM (Fig. 3)
- Manufacturing of customized prosthesis using Rapid Prototyping technologies (Fig. 4)
- Manufacturing of large series production of prosthesis, components and assistive technology devices using Rapid Prototyping technologies (Fig. 5).

Traditionally, the fabrication of the prosthetic socket has been a careful and handcrafted art attempting to create a comfortable and functional socket for the residual limb. The main phases in manual manufacturing of a socket are presented in Fig. 1. A plaster wrap cast of the stump is taken initially (the negative mould) and a positive mould is subsequently created. Currently exists a lot of techniques, styles and methods on how to create the socket.

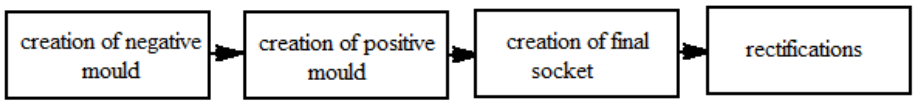


Fig. 1 – Manual manufacturing of customized prosthesis.

Customized fabrication through CAD/CAM techniques has next main phases similar as in the case of Rapid Prototyping (Fig. 3). The main CAD/CAM systems used in prosthetics were developed specifically for customized prosthesis and orthesis.

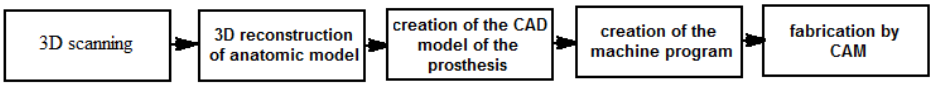


Fig. 2 – Phases of customized fabrication through CAD/CAM technologies.

The first CAD/CAM machines in prosthetics were special mills used for carving blanks made of plaster, foam blanks or plaster mixtures. These mills were used especially for: transfemoral sockets, transtibial sockets, knee orhesis, ankle foot orthesis, body jackets, socket liners, cosmetic covers, seat cushions etc. Fabrication through CAD/CAM techniques for large series production has fewer phases (Fig. 3) and some characteristic features. This type of production is for standardized prosthesis, typical medical devices, assistive devices and components. In clasic CAD/CAM technologies, the advantage is that any material can be worked, and the size range of the process is much larger than that of rapid prototyping.

CNC machining can make parts that range from nearly microscopic up to 30 m long. In general these raw materials are also much less expensive than the special materials needed by RP machines.

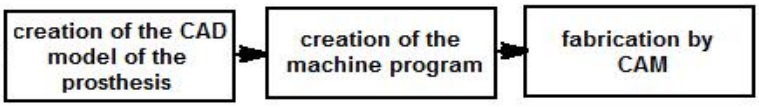


Fig. 3 – Phases of the CAD/CAM technologies for large series production.

Rapid Prototyping has revolutionized the way products are designed and manufactured (Chandra *et al*., 2005; Canciglieri *et al*., 2006). Customized fabrication through Rapid Prototyping requires next main steps: scanning the anatomic surface to determine anatomic surface forms, surface 3D reconstruction, and building of CAD model and converting to STL format and finally machining using a special machine controlled through computer (Fig. 4).

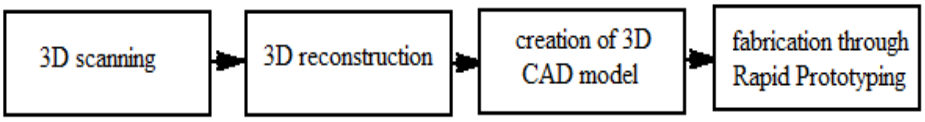


Fig. 4 – Phases of the Rapid prototyping technologies for large series production.

3. The use of Scanning Devices

Determination of anatomic forms can be done in two ways: through manually measuring and through scanning with special devices.

Usually, measuring in CAD/CAM is performed automatically using scanning devices based on X rays, video camera, laser or other techniques. Fig. 3 shows a scanning device used in orthopedics.

3D reconstruction of anatomic surfaces can be performed using different types of software, starting from CAD software (AutoCAD, Solid Works etc) or dedicated software (Mimics, 3D Doctor, In Vesalius etc).

Fig. 5 – Scanning the limb for anatomic dimensions determination.

Creation of the CAD *model* can be performed in two ways:

- generating the model starting from the 3D reconstruction model and using dedicated software in the case of customized prosthesis;
- generating the model using CAD software and starting from standard dimensions in the case of large series production of implants or prosthesis.

CAD models of prosthesis and especially the sockets have to be accomplished by surface adjustments. Once the model is captured and reassembled, the model is modified to achieve the desired design by using a variety of software tools.

Creation of the machine-program is necessary in order to transform the geometric data of prosthesis in commands compliable to Computer Numerical Control (***CNC***) machine tools.

CAD/CAM fabrication is the final processing phase and is based on the use of CNC machine tools, controlled through computers or numeric equipments (Canciglieri *et al*., 2006).

4. Rapid Prototyping Technologies

Rapid prototyping is a promising technology, ideal for conceptual models and functional testing prototypes. Rapid prototyping may help to construct a mock-up to improve the design.

New machines, known as 3D printers, will continue to expand as prices are lower and part quality better. Improvements in materials will maintain the expansion of emerging technologies.

Most 3D printers have prices between US $ 10.000 and US $ 20.000. Newest 3D miniature printer (Fig.6) costs about US $ 2600 (www.pp3dp.com.). It uses plastic fibres, has 0.2 mm accuracy and has 5 Kg weight

RP technologies have important applications in tissue engineering (Chandra *et al*., 2005). RP may control precisely some parameters of the artificial tissue scaffold: size, shape, interconnectivity, geometry and orientation (www.pp3dp.com.).

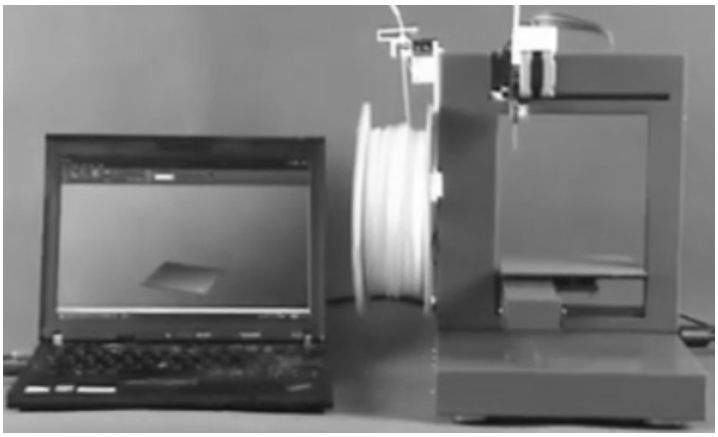


Fig. 6 – Last type of miniaturized 3D printer.

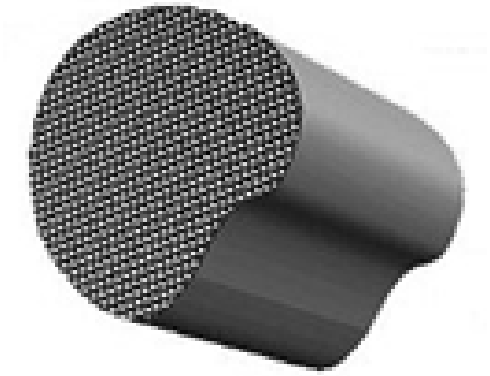


Fig. 7 – Application in bone tissue engineering.

Most of these techniques offer good to average control over microstructure with pore wall resolutions greater than 100 μm.

5. Discussion

Application of CAD/CAM and RP technologies in medical engineering can be divided in clinical applications (prosthetic laboratories) and manufacturing applications (manufacturing centers).

Today there are three main models of CAD/CAM and RP use in clinical practice (Canciglieri *et al*., 2006; Smith & Burgess 2001).

- Traditional prosthetic laboratory with no use of CAD/CAM or RP technologies. These types of laboratories are the most commonly used.
- Prosthetic laboratory with few CAD/CAM and RP tools (IT, 3D scanners, 3D reconstruction software and eventually a small 3D printer);
- Prosthetic laboratory fully equipped with CAD/CAM or Rapid Prototyping technologies. Users of full CAD/CAM laboratories have expressed concern that upgrading equipment and software might not be economical with today's decreasing economy

Manufacturing applications consist in centers for prosthesis manufacturing, fully equipped with CAD/CAM and Rapid Prototyping technologies (few contacts with patients)

The centers for prosthesis manufacturing receive manufacturing orders from prosthetic laboratories of a large geographic area. It is believed that the number of prosthesits who use a center for prosthesis manufacturing will grow more rapidly than the number of prosthesits who have a laboratory equipped with full CAD/CAM technologies (Smith & Burgess, 2001; Cheng *et al*., 1998).

Last years, 3D printers gain ground in both accuracy and material quality and they will take some of this market away from CAD/CAM technologies. The 3D printing technology has undergone huge developments and is the most promising technology in prosthesis and or thesis fabrication.

In Romania, main centers for Rapid Prototyping research and implementation are:

- National Center for Rapid Prototyping from Technical University of Cluj-Napoca;
- INCDMT (Institutul Naţional de Cercetare-Dezvoltare pentru Mecatronică si Tehnica Masurării) from Bucarest;
- MATRIS METAL PLAST S.A. Bucuresti, known for services and application of RP in production.

New Romanian research and service centre are planned to appear next years.

6. Conclusions

Although research continues into application of new CAD/CAM and Rapid Prototyping fabrication techniques, the prosthetics and orthotics industry has not yet taken full advantage of the possibilities in the computer-assisted manufacturing (Cheng *et al*., 1998; Gibson, 2005; Williams, 2003).

Rapid Prototyping and CAD/CAM technologies when implemented correctly, affords safety, consistency, repeatability and standardization of patient care.

The advent of new 3D tools and technologies could produce new ways of scanning, 3D reconstruction and manufacturing of prosthesis and or thesis.

REFERENCES

*** www.pp3dp.com.

Canciglieri O., Lam A.E., J. de Oliveira Gomes, *A Methodology for Human Prosthesis Modeling in the CAD/CAM System*. Third International Conference on Production Research –Americas' Region 2006 (ICPR-AM06).

Chandra A., Watson J., Rowson J.E., Holland J.R. Harris A., Williams D.J., *Application of Rapid Manufacturing Techniques in Support of Maxillofacial Treatment: Evidence of the Requirements of Clinical Applications*. Proc. Int. Mech. Eng, **219**, Part B: J. Engineering Manufacture, 469 – 475 (2005).

Cheng T.K., Sin P.L.V., Fye T.K., Lin L.S., *Automation of Prosthetic Socket Design and Fabrication Using Computer-Aided-Design/Computer-Aided-Engineering and Rapid Prototyping Techniques*. The First National Symposium of Prosthetics and Orthotics, 28th October 1998.

Ciobanu O., *CAD Environment in 3D Anatomic Reconstruction*. Rev. Medico-Chirurgicala, **III**, *2*, SUPL. 2, 56-59 (2007).

Ciobanu O., *State of Art of CAD/CAM in Prosthetics*. Bul. IPI, **LIII (LVII)**, *2*, 273-280 (2007).

Ciobanu O., T*he Use of a Computer Aided Design (CAD) in 3D Reconstruction of Anatomic Surfaces*. Stud Health Technol Inform., *119*, 102-104 (2006).

Gibson I., *Advanced Manufacturing Technology for Medical Applications*. Reverse Engineering, Software Conversion and Rapid Prototyping, John Wiley & Sons Ltd, 2005.

Michael J.W., *Reflections on CAD/CAM in Prosthetics and Orthotics*. (J. of Prosthetics and Orthotics, **1**, *3*, 116-121 (1989).

Smith D.G., Burgess E.M., *The Use of CAD/CAM Technology in Prosthetics and Orthotics - Current Clinical Models and a View to the Future*. J. of Rehabilitation Research & Development, **38**, May/Jun 2001.

Williams G., *CNC Robotics*. McGraw-Hill, 2003.

TEHNOLOGII CAD/CAM ŞI PROTOTIPARE RAPIDĂ ÎN INGINERIA MEDICALĂ

(Rezumat)

Utilizarea în industria medicală a tehnologiilor CAD/CAM şi de fabricare rapidă a prototipurilor împreună cu alte tehnici, precum scanarea 3D, reconstrucţia 3D şi vizualizarea suprafeţelor anatomice au dus la îmbunătăţirea serviciilor medicale oferite pacienţilor. Lucrarea prezintă o trecere în revistă a diverselor tehnologii de fabricare utilizate în industria dispozitivelor medicale şi în cercetări de inginerie medicală în vederea producerii de echipamente, dispozitive medicale, implanturi şi proteze personalizate sau în serie mare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE MAINTENANCE, YESTERDAY AND TODAY, WITHIN WATER COMPANY S.C. APAVITAL S.A. IASI

BY

CIORBĂ FLORENTINA*, TOPLICEAN TIBE, VÂNCĂ SORIN, SANDU MARIUS and TUMURUG CIPRIAN

S.C. APAVITAL S.A. Iaşi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. A proper maintenance is crucial for ensuring the safety and the reliability of equipment and of work environment. The maintenance itself is a high-risk activity and is to be carried in safe conditions. Thus, maintenance workers and the other persons that are on site have to be fitted with adequate protection gear. The lack of maintenance or an inadequate maintenance may cause work accidents and serious health problems.

Despite the fact that the pumping station has been upgraded the SC APAVITAL maintenance workers are always observing five key safety rules: 1. Planning; 2. Making the working area safe; 3. Adequate use of equipment; 4. Work in compliance to planning; 5. Final verification.

Key words: Apavital, maintenance, risks, comparative analysis.

1. Introduction

This paper makes reference to the upgrading of the Păcurari pumping station, facility belonging to company SC APAVITAL SA IASI and treats aspects related to maintenance, risks and dangers, in terms of health and work safety.

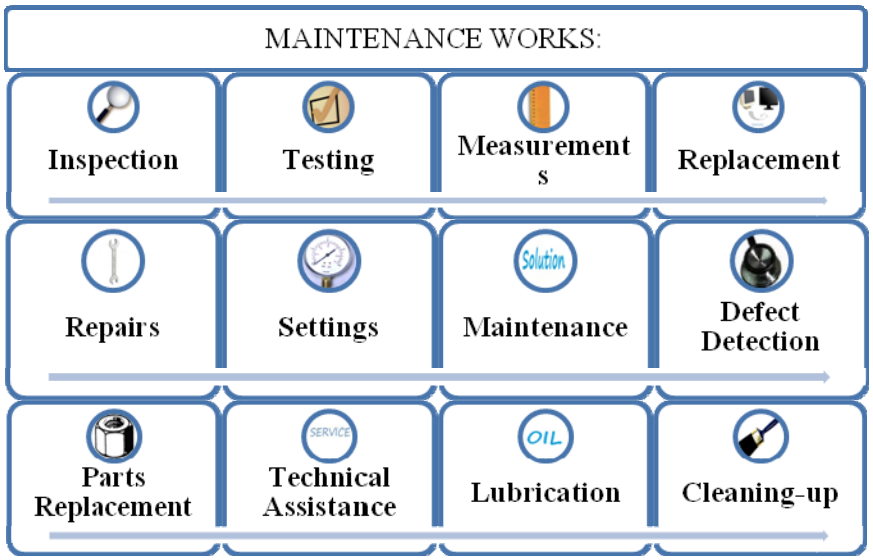
* Corresponding author e-mail: florentina.munteanu@apavital.ro

APAVITAL SA is a water-sewerage company that operates for the Iasi County, in the Northern-Eastern sector of Romania. Further data on the web pages from, www.apavital.ro.

Maintenance is a generic term designing various operations carried within all activity sectors, and within all types of work environments.

The equipment (*i.e.* work location-building, work equipment, transportation mean) is subject to technical, administrative or management measures implemented with the aim to keep it or reinstate it in that condition in which it can fulfill its designed primary function, and protecting it in the same time against failures or damages.

Maintenance, according to European Standard EN13306, is defined as „the combination of all tehnical, administrative and managing actions carried along the equipment's life span with the aim to keep it or reinstate it in the condition in which it can fulfill its designed main functions".



Types of maintenance:

- Corrective (reactive)
  - Based on elements of technical engineering: weariness, defects, material fatigue;
  - Unplanned, unprogrammed;
  - Repairing an equipment in order to make it operational;
  - Higher risks and hazards.
- Preventive (Pro-active)
  - Based on elements of economical engineering: efficiency,life-cycle;
  - Planned and programmed (manufacturer's instructions);

- Ensures the operational status of the equipment.

- Systemic (productive or total)
  - Based on the theory of quality, theory of design, systemic engineering, and human engineering.

Maintenance works are performed *in all sectors* and almost *by all employees* – hence, it is not a domain exclusively belonging to maintenance technicians and engineers. Due to this, the workers that carry maintenance works are exposing themselves to various hazards.

Risks:

- Physical: Accidents of all types, *e.g*. falls or detachments, the risk of being hit by machinery components
- Chemical: Exposure to chemical reagents, asbestos, by example during maintenance works in old buildings or industrial plants; fats, solvents, corrosive substances
- Biological: Exposure to biological hazards, *e.g.* Hepatitis A, Legionella, exposure to dusts, including carcinogen wooden powders
- Psycho-social: Exposure to stress (*e.g*. working against the clock)
- Musculo-skeletal conditions: Occur when workers work in vicious postures or in aggresive environments (in cold)

If no maintenance is performed: RISKS ARE INCREASING!

If maintenance is performed: RISKS FOR MAINTENANCE WORKERS!

If maintenance is inadequate: RISKS FOR MAINTENANCE AND OPERATING WORKERS!

Maintenance activities may harm all workers:

- The lack of maintenance

  - shortens the equipments' and buildings' life span

  - may generate accidents

  Example: The damaged flooring within a storage facility may lead to accidents

- During maintenance accidents or ilnesses my occur.
  - Examples:

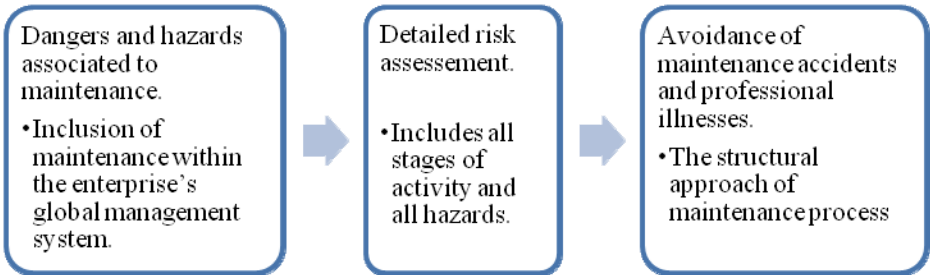
    - Workers that repair an equipment may be injured if machinery gets accidentally started

    - Workers are exposed to hazardous substances

    - Workers are compelled to work in vicious postures (musculoskeletal diseases).

- Inadequate maintenance works.

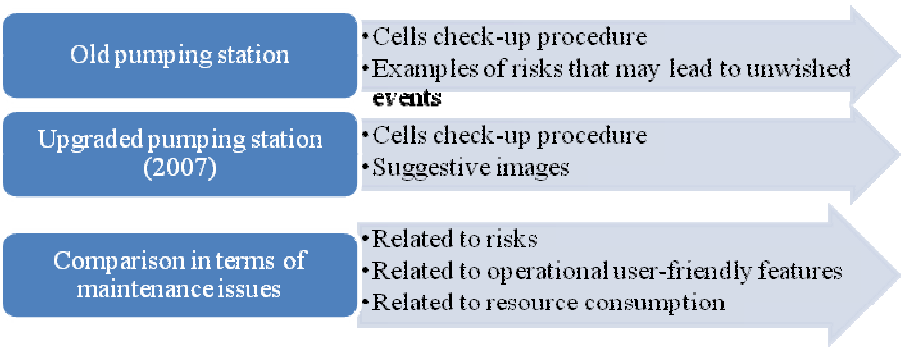
Example: The use of unproper spare parts (replacement or repair) mai generate serious accidents.



- The design-planning stage, with the next key-aspects:
  - Allotment of a sufficient period of time;
  - Allotment of a sufficient resources for the maintenance work.
- Developing the competences of the maintenance personnel.
- Implementing safe work systems, based on a sound risk assessment.
- An efficient communication.
  - Maintenance workers with the local work site chief;
  - Maintenance workers with the operational workers.

2. Experimental

The Păcurari Pumping Station.



The old pumping station

- Risks of errors is higher than for the upgraded facility
- Access in cell is possible also via backsides („a worker hears what colleague is saying but cannot see what he is doing")
- Cell's door could be opened no matter if cell was operating or not
- No data base related to cells' operation was available
- No real time data flow was available (related to the machinery behavior and operational status)
- Lots of materials were used for cleaning-up (oil was used)
- Manual settings and adjustments, on a large number of gauges and devices, hence hard physical work of many workers

- Old cells did not have fuses
- In-door cleaning was performed with brushes

The upgraded pumping station

- Access in cell is possible only via frontside
- Cell's door cannot be opened if cell is in operation
- There is a data base that can be stored on a special software, anytime
- Real time data related to the machinery behavior and operational status are displayed
- Oil is not longer used (it was toxic and hazardous for workers)
- Now all settings are carried via computer (with special software)
- Material consumptions at repairs are much lesser
- Machinery and equipment check-ups are carried with computer (easier and cleaner)
- Duration of check-ups, rehaulings and repairs have been significantly decreased
- Reparations consisted in the changing of fuses shown by the computer soft and on the local cell's display
- In-door cleaning-up ca be carried with a simple small paintbrush and a rag with some alcohol in it (all materials used are in much lesser amounts)
- No more oil is used in cells, hence a much lesser cleaning time and a much more safe work environment

Old Station versus Upgraded Station; Comparison in images.

Fig. 1 – Higher error risk in the old station.

Fig. 2 – Access to cells: Old station - access possible via backside and frontside. New station - access possible only from frontside.

Fig. 3 – Opening the cell's door I.

Fig. 4 – Opening the cell's door II.

Fig. 5 – Real time data flow for machinery status. Old station: discontinous manual measurements. New station: real time continous displaying of data.

Fig. 6 – Maintenance materials: Oil. Old oil-based fuses have been replaced with oil-free modern fuses.

Fig. 7 – Dorso-lumbar illnesses.

Fig. 8 – Dorso-lumbar illnesses II.

Fig. 9 – Cleaning-up I.

Fig. 10 – Cleaning-up II.

Fig. 11 – Cleaning-up III.

Fig. 12 – Equipments during maintenance.

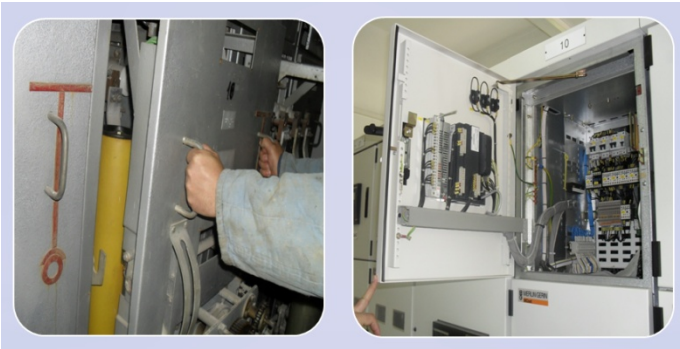


Fig. 13 – Cells' fuses.

Fig. 14 – Cells' fuses II.

1. Conclusion

Risks decreased for maintenance and operating workers.

In general the activity within the new pumping station takes place in better conditions, operating costs have decreased.

This upgrading is an example of good practice for the other pumping facilities managed by company SC APAVITAL, but also for all colleagues in Romania.

REFERENCES

[1]. *** *The European Campaign Regarding the Security of the Maintenance Workers – Healthy Work Places- Good for You. Good for Business.* http://hw.osha.europa.eu.

[2]. Eng D., Tanasievici G.D., *The Prevention of the Risks in the Maintenance Activity*.

[3]. *** Internal Documents S.C. APAVITAL S.A. IAŞI.

MENTENANŢA DE IERI ŞI DE AZI LA S.C. APAVITAL S.A. IAŞI

(Rezumat)

O bună mentenanţă este esenţială pentru menţinerea siguranţei şi fiabilităţii echipamentelor şi mediului de lucru. Mentenanţa în sine este o activitate cu risc ridicat şi trebuie efectuată în condiţii de siguranţă, cu o protecţie adecvată a lucrătorilor de mentenanţă şi a altor persoane prezente la locul de muncă. Lipsa mentenanţei sau o mentenanţă inadecvată poate da naştere unor accidente de muncă şi unor probleme grave de sănătate.

Chiar dacă staţia a fost modernizată, lucrătorii care execută lucrări de mentenanţă în cadrul companiei APAVITAL respectă cinci reguli de bază pentru securitatea lor: 1. Planificare; 2. Asigurarea securităţii zonei de lucru; 3. Utilizarea corespunzătoare a echipamentelor; 4. Lucrul conform planului; 5. Verificare finală.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH ON DISTRIBUTION METHOD OF HEAVY METALS BY SOIL PROFILE FROM ROMPLUMB AREA, BAIA MARE

BY

CAMELIA COCIORHAN*, VALER MICLE and IOANA BERAR (SUR)

Technical University of Cluj-Napoca
Faculty of Materials and Environmental Engineering

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Depression Baia Mare is an area with historical pollution, mainly from anthropogenic phenomena, phenomena that have their genesis pathways related to soil pollution from human activities predominantly. The paper made reference to the category of pollutants from direct deposit on the soil of minerals as raw materials and hazardous waste, involving the deflation of the particles on the surface of dumps, sewage infiltration locations, accidental discharges of sewage the site and crack pipes. Are present the way to choose the points of soil sampling and determination of heavy metal content of samples. The soil samples were taken from inside of the precinct Romplumb, Baia Mare in a number of 9 soil samples from three sampling points. Results on heavy metal concentrations are presented in histogram, according to depth, which allows assessment of heavy metal distribution in soil profile. Specific analysis on the determination of chemical elements were made by mineralization with royal water and then by atomic emission spectrometry in inductively coupled plasma (ICP – OES) were performed in specialized laboratories of Research Institute for Analytical Instrumentation - ICIA Cluj – Napoca. Through a comparative analysis between the concentrations of heavy metals in soil samples taken from inside of the precinct Romplumb in 2008, 2009 and 2010, it is formulate conclusions on changing the metals distribution from anthropogenic activities.

* Corresponding author e-mail: ccociorhan@yahoo.com

Key words: heavy metals, alert threshold, intervention threshold, soil samples.

1. Introduction

The mining activity, practices in Baia Mare for over 100 years, has led to pollution and economic sealing of large areas of land, it has adversely affected the environment and now poses a significant risk to human health. The actual sources of pollution, current or historical, in Baia Mare Depression are SC Romplumb SA, SC Cuprom SA and CNMPN Remin SA. The mining activities left over wide areas ponds, mine waste dumps and the underground waters that come across the existing mine galleries spring out contaminated and sometimes in an uncontrolled manner. Heavy metals are present in the environmental factors from this area and significantly affect local ecosystems and human health (Coman M. *et al*., 2010).

2. Materials and Methods

Soil sampling were taken in accordance with STAS no. 7184/1 – 84 and Order MAPPM no.184/1997, from inside precinct SC Romplumb SA, Baia-Mare, from three depth profiles determined in accordance with reference documents. Paper work, presents the evolution of heavy metals concentrations in soil samples. Taken near the former slag waste dump, the south side of the precinct, the depths of up to 5 cm, 30 cm and 100 cm. In years 2008 and 2009, the preparation and analysis of soil samples taken from that three depth profiles, from the precinct of SC Romplumb SA was performed by SC Prospecţiuni SA Bucharest, Geological Laboratory Division – Physico – Chemical Analysis Department, accredited RENAR, (Bilanţ de mediu nivel II, 2006). Analyses were conducted to determine the total concentration of chemical elements in soil samples taken, by spectrometry of atomic emission, in accordance with SR ISO 11047/1999.

Heavy metals concentrations in soil samples taken in 2010 were analyzed in specialized laboratories of Research Institute for Analytical Instrumentation - ICIA Cluj – Napoca, accredited RENAR according to SR EN ISO/CEI 17025:2005. The method used was atomic emission spectrometry with inductively coupled plasma (ICP-OES), made with spectrometer SpectroFlame FMD 07, in accordance with SR ISO 11047/1999.

In Fig. 1, are represented the sampling points from inside the precinct SC Romplumb SRL.

Concentrations value of pollutants was compared with reference values for traces of chemical elements in soil, according to Order MAPPM no. 756/1997, approving the Settlement about environmental pollution assessment, for less sensitive soils.

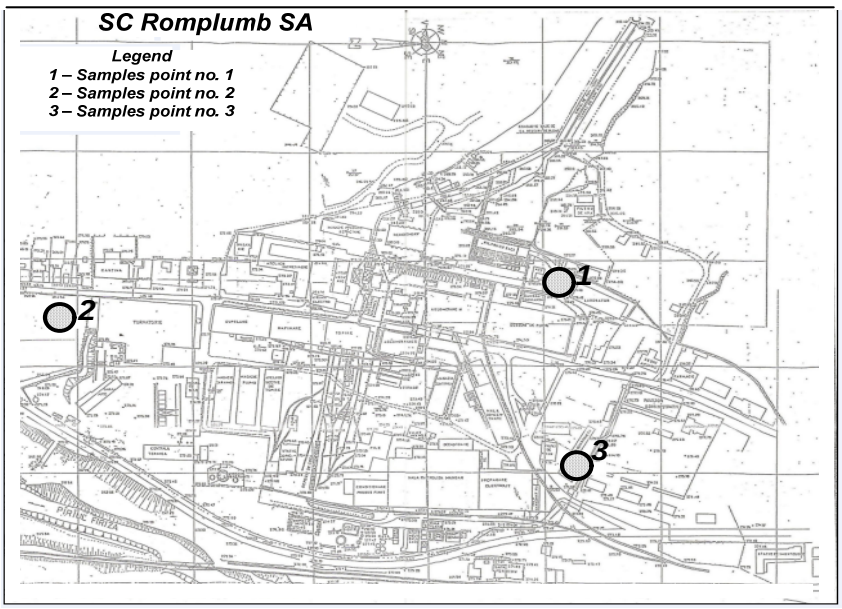


Fig. 1 – Soil sampling locations.

3. Results and Discussion

3.1. pH

Determination of pH was done in accordance with STAS 7184/13 – 88, soil in aqueous suspension. Aqueous suspension of soil has been prepared at ratio soil: water of 1 : 5 mass/volume for all sampling depths.

From Fig. 2, may specify that in the soil samples taken the pH ranges from strongly acid (at 5 cm depth) to moderately acid (in the sample taken from 30 cm depth), until neutral (at 100 cm depth).

- pH values determined for all sampling depths tend to increase proportionately with depth.

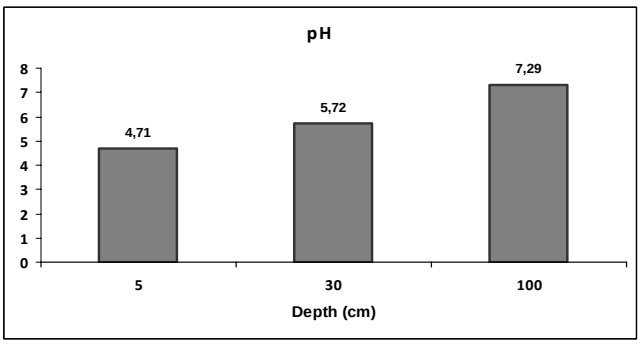


Fig. 2 – pH variation according to depth.

3.2. Determination of Heavy Metals Concentration in Soil Samples

Heavy metals concentrations were determined by extracting from soil of soluble microelements in royal water, under to SR ISO 11047/1999. Concentration values determined are presented in Table 1.

Table 1
Concentration of Heavy Metals, in Soil Laye

Parameters analyzed	Year	Assessed values mg/kgs.u.			Reference input according to Order 756/1997		
		Depth (cm)			Normal values	Alert threshold	Intervention threshold
		5	30	100			
Pb	2008	1127	14022	16907	20	250	1000
	2009	3423	25228	35375			
	2010	4668	24583	35400			
Zn	2008	140	1252	14014	100	700	1500
	2009	472	2221	6935			
	2010	1317	2369	6940			
Cu	2008	60	2505	5651	20	250	500
	2009	683	4428	7395			
	2010	1014	5106	7400			
Cd	2008	1,35	18	26	1	5	10
	2009	3,3	18	57			
	2010	12,8	14	46			

Lead, is found in nature as galena (PbS), andesite (PbSO4), cerussite (PbCO3), being covered by a protective oxide film (PbO). Is the most common pollutant, but also the most dangerous from the area investigated.

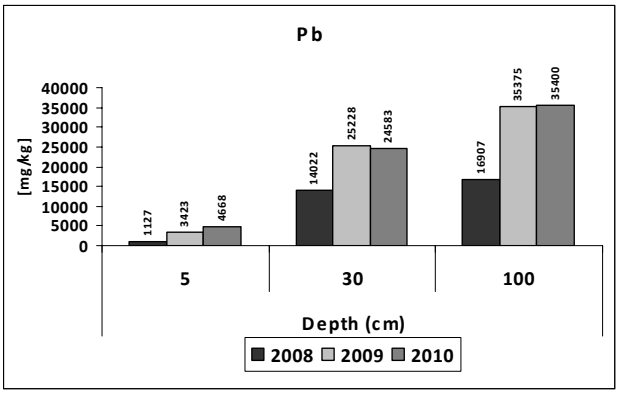


Fig. 3 – Pb variation according to depth.

His dangerousness is given of its specific properties, being invisible,

tasteless, colorless, odorless, all of this because they found it as very fine powder, being invisible to the naked eye. This chemical element is distributed at all depths of sampling as the main pollutant element. The levels of lead exceeding in whole volume of material investigated, (Bilanţ de mediu, nivel II, 2006) intervention threshold concentrations of 1 000 mg/kg s.u.

For all samples investigated, concentrations of lead ranging between 1127 – 35 400 mg/kg s.u. in year 2008 at 5 cm depth, in year 2010 at 100 cm, respectively. For details on the maximum, medium and minimum concentration of lead at 5, 30 and 100 cm depth, are interprets the values represented in the histogram from Fig. 3, column III, corresponding to each year.

Zinc, contrast to lead, has lower toxicity. This metal is enough wide-spread in nature, is used in industry and can be released into environment by mining activities and preparation of the ore. High concentrations of zinc in soil is due to the waste from metal manufacturing industries, from where reach surface waters at high concentrations. From the air can get in soil and water, where it settles on bottom of the channel.

Zinc concentration in soil samples taken shows high values (Fig. 4), except for samples taken from 5 cm depth in 2008 (140 mg/kg s.u.) and 2009 (472 mg/kg s.u.), which not exceed alert threshold (700 mg/kg s.u.), and samples from 5 cm depth in 2010 (1317 mg/kg s.u.), from the 30 cm depth (1252 mg/kg s.u.) in 2008, samples who do not exceed intervention threshold (1 500 mg/kg s.u.). For all samples investigated zinc concentrations varies from 140 mg/kg s.u. (in 2008, at 5 cm depth) and 14 014 mg/kg s.u. (in 2008, from depth of 100 cm). This distribution varies once with the increase of depth, can be explained by the specific properties of zinc, to concentrate in clays (present in this investigated area). Copper is among the first metals known and used by people in the state native. Copper and its salts are highly soluble and persistent in water. In soil, copper remains attached by the layer to the surface, but can occur depth migration at very high concentrations or by mixing soil in the soil profile.

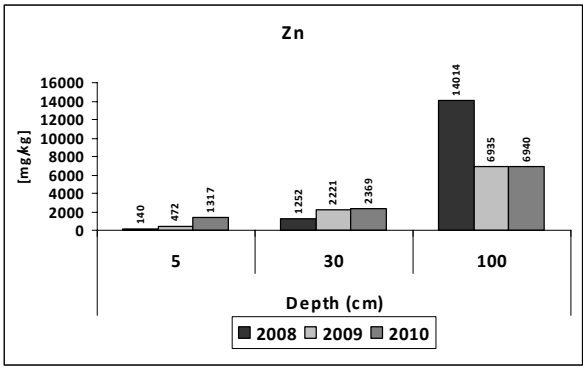


Fig. 4 – Zn variation according to depth.

For all samples investigated copper concentrations (Fig. 5) varies between 60 mg/kg s.u in year 2008 at 5 cm depth and 7 400 mg/kg s.u. in year 2010 at 100 cm depth. Distribution of copper in soil highlights a trend of increasing concentration with depth of sampling. The value obtained for copper concentrations, presents high values at all sampling depths except for samples from depth of 5 cm (60 mg/kg s.u.) in year 2008 which not exceeding the alert threshold (250 mg/kg s.u.).

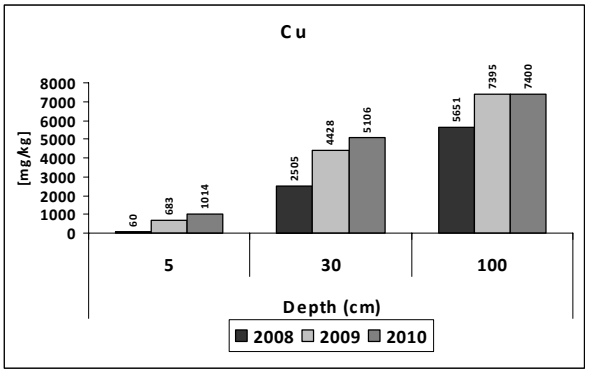


Fig. 5 – Cu variation according to depth.

Cadmium is known as one of the most toxic metal pollutants and just like lead, do not declare their presence.

The presence of cadmium in soils is due to both natural sources (includes parental rocks or the materials carried by alluvial type) and anthropogenic sources (submission from the atmosphere and from the animal manure and phosphate fertilizers). This chemical element is more stable in soils than in air and water. For the fixation, the absorption and the distribution in soils depend on: pH, metal oxide content, soluble organic matter content, type and clay content.

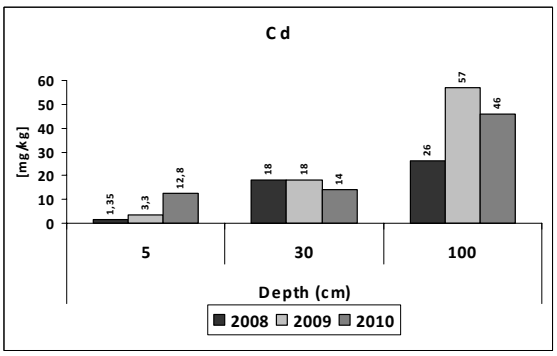


Fig. 6 – Cd variation according to depth.

Distribution of cadmium in soil (Fig. 6) is characterized by its concentration with the increasing depth, by the exceeding of intervention threshold 10 mg/ kg s.u., except of the concentrations at 5 cm depth in 2008 (1,35 mg/kg s.u.) and 2009 (3,3 mg/kg s.u.). The levels of cadmium present in soil samples taken, varies between 1,35 mg/kg s.u. at 5 cm depth in year 2008 and 57 mg/kg s.u. in year 2009 at 100 cm depth.

4. Conclusions

In soil layers, pH values tend to increase proportionately with depth.

Through a comparative analysis of the concentrations determined of the four elements (Pb, Zn, Cu, Cd) can specify that, proportionally, the concentrations increase with depth. At the same time, the variation of pollutants elements reported according to time, shows increases in concentrations of elements with its passage. Concentration value of lead exceeding in all samples of material investigated corresponding intervention threshold limits. Exceptions make the samples from 5 cm depth for all zinc concentrations, copper concentrations for the sample taken in year 2008 and cadmium concentrations for samples taken in year 2008 and 2009, which not exceed the limits of intervention threshold. Concentrations of samples from 30 and 100 cm depths, shows alarming levels, exceeding the limits imposed by the Order no. 756/1997, corresponding to alert threshold. In such conditions the remediation is becoming more expensive.

Acknowledgements. The financial support provided by the Romanian Ministry of Education and Research, PNCDI II Project RESOLMET no. 32161/2008 is greatly appreciated. This research was conducted within PRODOC, Contract POSDRU/6/1.5/S/5 ID7676, projekt co-founded from European Social Found through Sectorial Operational Program Human Resources 2007-2013.

REFERENCES

*** *Bilanţ de mediu nivel II pentru SC ROMPLUMB SA*.– Elaborat de SC. Envicons Consulting SRL – Centrul de cercetare şi consultanţă, 2006.

*** ORDIN nr. 756/1997, *Pentru aprobarea Reglementarii privind evaluarea poluării mediului*, 1997.

*** Ordinul MAPPM nr. 184/1997, *Pentru aprobarea procedurii de realizare a bilanţurilor de mediu*, 1997.

*** SR ISO 11047/1999, *Privind calitatea solului. Determinarea cadmiului, cromului, cobaltului, cuprului, plumbului, manganului, nichelului şi zincului din extracţie de sol în apă regală – Metodele prin spectrometrie de absorbţie atomică în flacără şi automizare electrotermică*, 1999.

* * * STAS 7184/13 – 88, *Privind determinarea pH-ului*.
* * * STAS 7184/1-84 *Privind recoltarea probelor de sol pentru studii pedologice şi agrochimice.*
Coman M., Oros V., Fălăuş B., Pop R., *Poluarea solului cu metale grele – probleme specifice pentru zona Baia Mare.* Proenvironmet, Cluj-Napoca, **3**, *5*, 155-158 (2010).

CERCETĂRI PRIVIND MODUL DE DISTRIBUŢIE A METALELOR GRELE PE PROFILUL DE SOL DIN ZONA ROMPLUMB, BAIA MARE

(Rezumat)

Depresiunea Baia Mare este o zonă cu poluare istorică, preponderent din fenomene antropice, fenomene care îşi au geneza legată de căile de poluare a solurilor din activităţi cu preponderenţă umane. În lucrare sunt făcute referiri la categoria de poluanţi care provin din depozitarea directă pe sol a minereurilor ca materii prime şi a deşeurilor periculoase, antrenarea prin deflaţie a particulelor de pe suprafaţa haldelor, infiltraţii de ape uzate de pe amplasamente, evacuări accidentale de ape uzate de pe amplasament şi fisurarea conductelor etc. Se prezintă modul de alegere a punctelor de prelevare a probelor de sol şi de determinare a conţinutului de metale grele din probele prelevate. Probele de sol au fost prelevate din interiorul incintei Romplumb, Baia Mare într-un număr de 9 probe de sol din 3 puncte de prelevare. Rezultatele privind concentraţiile de metale grele sunt prezentate sub formă de histograme, în funcţie de adâncime, ceea ce permite aprecierea distribuţiei metalelor grele pe profilul solului. Analizele specifice privind determinarea elementelor chimice au fost realizate prin mineralizare cu apă regală şi apoi prin spectrometria de emisie atomică în plasmă cuplată inductiv (ICP-OES), în cadrul laboratoarelor specializate ale Institutului pentru Instrumentaţie Analitică – ICIA, Cluj-Napoca. Printr-o analiză comparativă realizată între concentraţiile de metale grele prezente în probele de sol prelevate din interiorul incintei în anii 2008, 2009 şi 2010 se formulează concluziile privind modul de distribuţie a metalelor în urma activităţilor antropice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DIE DESIGN AND PROCESS PARAMETERS FOR OPTIMAL WORKING LOAD IN EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

BY

ADRIAN COMĂNICI[1]* and RADU COMĂNECI[2]

[1]S.C. Aerostar S.A. Bacău,
[2]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. As the most effective method for producing ultrafine grained/ nanostructured materials by severe plastic deformation (SPD), equal channel angular pressing (ECAP) has been the subject of intensive studies in the last decade. A successful ECAP process is mainly related to working load. Inherent failures of tools take place if load reaches a certain critical value. In this article, a tridimensional finite element analysis (FEA) was performed to study the influence of die design and friction condition on ECAP load. In order to validate the simulations, experimental tests were performed for 5052 Al-Mg alloy. In this study three design scenarios and separately, three coefficients of friction were considered. The results show a consistent influence of friction and especially of die design on load level.

Key words: severe plastic deformation, finite element, equal channel angular pressing.

1. Introduction

Equal channel angular pressing (ECAP) has been the subject of intensive study in recent years due to its capability of producing fully dense samples having ultrafine grain size (Umemoto, 2009; Furukawa *et al.*, 2005). It

* Corresponding author e-mail: comaneci@tuiasi.ro

is generally accepted that if metals are deformed at room temperature, average subgrain/cell size decreases with strain. According to Hall-Petch relationship, it is well known that refining the grain size (d) increases yield strength (σ_y) and hardness (HV) of the materials (Furukawa *et al*., 2001):

$$\sigma_Y = \sigma_{Yo} + \frac{K}{\sqrt{d}} \tag{1}$$

where σ_{yo} is the intrinsic yield stress and K is a constant for the given material.

ECAP process involves large shear plastic deformation in a deforming layer of a workpiece by moving through a die containing two intersecting channels of identical cross-sections that meet at a predetermined angle (commonly 90 or 120°), Fig. 1. The metal is subjected to a simple shear strain along the bisect plane of the channels (Segal, 1995). The billet removal involves a new development of ECAP procedure. The introduction of a new sample returns the ECAP process to the initial configuration which permits the next pressing cycle to follow.

The theoretical effective strain according to the die geometry is given by Eq. (2), as formulated by Iwahashi *et al*. (1998):

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{\sqrt{3}}\left[2\mathrm{ctg}\left(\frac{\phi}{2}+\frac{\psi}{2}\right) + \psi \cos\mathrm{ec}\left(\frac{\phi}{2}+\frac{\psi}{2}\right)\right] \tag{2}$$

where the significance of terms are revealed in Fig.1. For $\phi = 90°$, an equivalent strain of approximately 1 is achieved. Note that Eq. (2) was derived for ideal perfect-plastic behavior and frictionless conditions. The properties of the ECAPed materials are strongly dependent on the shear plastic deformation behavior during ECAP, which is controlled mainly by die geometry, material properties, and process conditions.

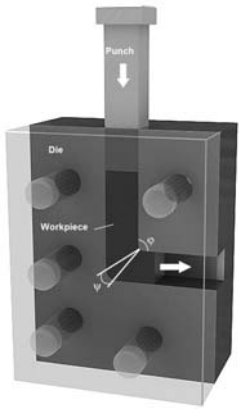


Fig. 1 – Principle of ECAP and die geometry components.

Die and process design starts from working load level which determines dimensions and component materials. From the technological point of view, a successful SPD process requires surpassing of two obstacles. First the load level (which directly affects the tool design, especially in large dimensions of the billet) and second an adequate formability of the material so that it can withstand high degrees of repeated deformation. Inherent failures of ECAP if not made a correct process design were reported. In this article, a tridimensional finite element analysis (FEA) was performed to study the influence of die design and friction condition on ECAP load. In order to validate the simulations, experimental tests were performed for 5052 Al-Mg alloy. Three design scenarios and separately, three coefficients of friction were considered in this study. The results show a consistent influence of friction and especially of die design on load level. Also it is shown that coefficient of friction has a different influence depending of die geometry: presence of corner channels make friction less important for load level.

1. Experimental Materials and Procedures

2.1. Processing Al-Mg Alloy by ECAP

There is considerable interest in using Al-Mg alloys for structural applications due to their good weld ability, moderate strength, but excellent corrosion resistance. Increasing strength by SPD without any supplementary alloying it's a convenient way to rise up the potential of the material with maintaining all other mechanical properties.

A commercial available aluminum AA 5052 alloy with a composition in wt.% of 2.8%Mg – 0.2%Cr and aluminum balance was used in this study. Specimens with dimensions of 10x10x60mm were machined from as-received alloy. A subsequently annealing at 723K for 1h was performed before ECAP. The ECAP process was conducted at room temperature with a constant speed of 8.75mm/s, using dies with $\phi = 90°$. All samples and inner walls of the dies channels were lubricated using zinc stearate. To confirm the modeling results of FEA, the evolution of working load vs. punch displacement in first ECAP pass was registered by data acquisition using National Instruments equipment.

2.2. Finite Element Analysis

Commercial finite element code DEFORM 3D was used to carried out the simulations. The workpiece (10x10x60mm) considered a plastic body in whole deformation process was discretized in 8000 tetrahedral elements. According to Figueiredo *et al*. (2007) a mesh of 8000 elements is sufficiently fine to reveal localized effects (this is equivalent to at least 36 elements across the width of the billet). The tolerance, positioning of the workpiece and top/bottom die, convergence criteria, re-meshing conditions, and boundary

conditions were specified before the execution of the simulation process. Adaptive meshing was used in the simulation. Poisson's ratio 0.33 and Young's modulus 69Gpa was assumed (Patil Basavaraj *et al.,* 2009). The hardening behavior is considered isotropic and independent of strain rate at room temperature. The simulation was performed for a stroke of 50mm under a constant speed of 8.75mm/s, which generates negligible heat during the plastic deformation. The processing takes place at room temperature.

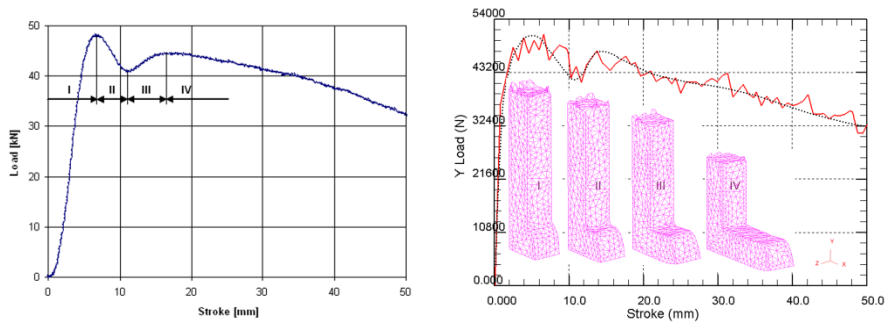
The friction force along contact surfaces was modeled by constant shear friction law $F_r = m \cdot \tau_o$ where τ_o is the yield stress in shear and m, the shear friction coefficient which usually varies between 0.08 (carbide dies) and 0.12 (steel dies). To depict the influence of friction conditions, three different values for friction coefficient were considered: 0.08, 0.10, and 0.12. These values have been used by other authors (Figueiredo *et al*., 2009).

Three design scenarios (symbolized 90_R_r) are analyzed by FEA to reveal the deformation behavior and its relationship with the design configuration: A - there is no arc transition, the channels are intersected at a sharp corner; R, r = 0 mm (**90_0_0**); B - there is one arc transition at the outer side of the channels; R = 2 mm; r = 0 mm (**90_2_0**); C - there is one arc transition at the inner side of the channels; R = 0 mm; r = 2 mm (**90_0_2**).

3. Results and Discussion

3.1. Working-load. Validation of Modeling

Matching of simulates with experimental load results is compulsory to validate the modeling. Fig. 2 shows load – displacement curve during the ECAP process of AA5052 using a die with channel angle of $\phi = 90°$ and no outer/inner arc of curvature between channels. The maximum level of working-load and the general evolution are in good agreement with experimental results, confirming the validity of ECAP modeling.



a *b*

Fig. 2 – Experimental (*a*) and simulated (*b*) load – stroke curve (AA 5052, ECAP 90_0_0, m = 0.12).

For die with sharp inner and outer corner, four distinguished stages can be identified. The dashed line highlights the evolution of load and helps identify the four stages. Different simulated steps of ECAP corresponding to the four stages were superimposed over graph (Fig. 2*b*).

In Stage I, the load increases rapidly with the ram displacement, reaching a maximum. This stage begins when the head of the billet first touches the bottom wall of the die channel at the outer corner and ends when the workpiece head bends over the corner. In Stage II the load decreases until the upper surface of the billet begins to touch the upper wall of the outlet channel.

In the next stage (Stage III), a slowly increase in load marks the period from the moment the billet head touches the upper wall (end of Stage II) to the moment that sufficient contact is established between the upper surface of the billet head and the upper wall of the outlet channel. Load increases because of deformation in the billet head. The load decreases gradually with the displacement in Stage IV because the contact area in the inlet channel and plastic deformation in the billet head decreases (Li *et al*., 2004).

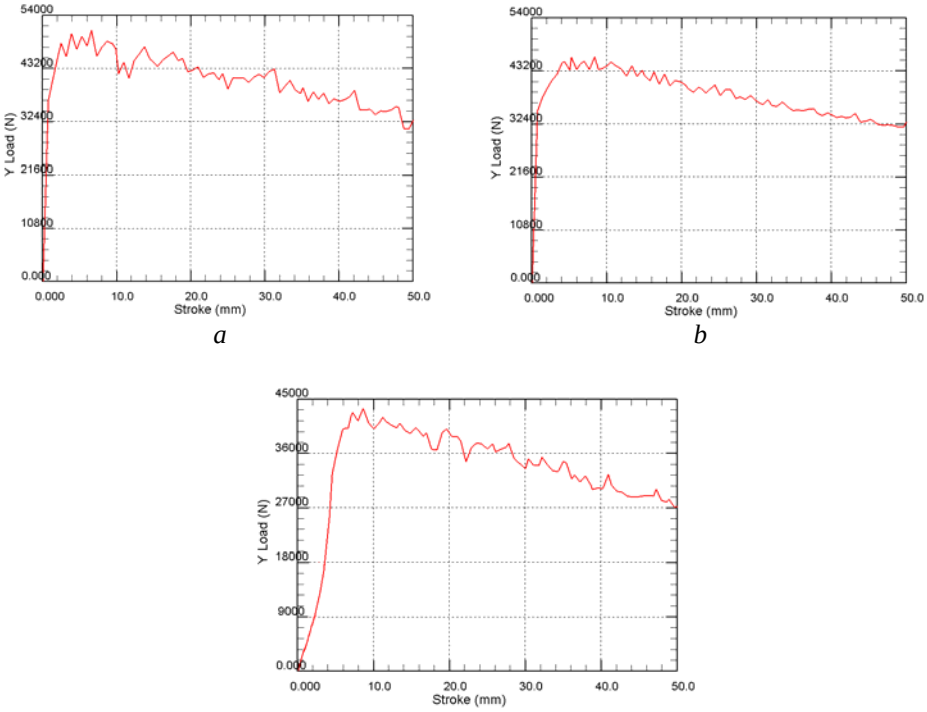


Fig. 5 - Load prediction for the first pass
μ = 0.12: *a*) 90_0_0; *b*) 90_0_2; *c*) 90_2_0.

The load decreases gradually with the displacement in Stage IV. The decrease of load in the steady state region is related to the dependence of

frictional forces on gap formation in the outlet channel. In general, the billet is in full contact with the die wall in the inlet channel, but only partially in contact with the wall in the outlet due to the formation of gaps. When the billet is pressed from the inlet channel to the outlet channel through the die corner, the contact area in the inlet channel decreases and in the meantime the length of the gap in the outlet channel grows until the head of the billet comes out of the outlet channel. As a result, the total contacting area between the billet and the die wall always decreases with the ram displacement, and so when we have real friction, the response is visible in load versus displacement curve.

The magnitude of the maximum load is most interesting from the viewpoint of die designs. The present results show that the peak load is reached prior to achieving the steady state and it is higher than the steady state load. This is a normal feature for a strain hardenable material (Li *et al.*, 2004). For AA5052 alloy, the maximum ECAP working-load for the first pass is around 40-50kN. For 90_0_0 load is bigger due to high constraint of the sharp die corners. Obviously, the friction coefficient has an important influence on working-load level, as we can see in Figs. 3,...,5.

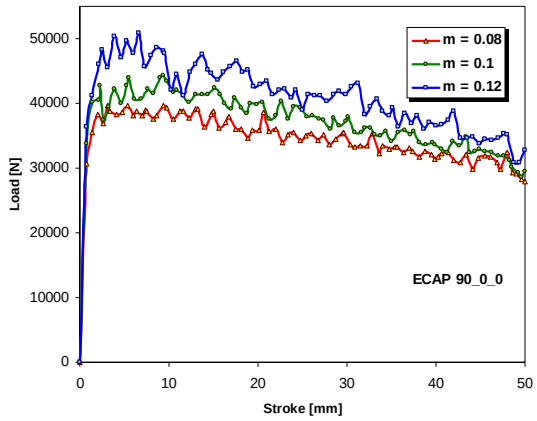


Fig. 3 – Simulated load for 90_0_0 scenario.

Furthermore, for dies with round corners of the channels, three stages in load evolution can be distinguished. That might be explained by the lack of constraint on the billet head.

It was demonstrated that the lesser shear zone in the outer part of the workpiece occurs because of shorter travel path of the outer part compared to the inner part within deformation zone when the inner corner angle of die is non-zero (Yoon & Kim, 2008).

As we can see from the comparison of Figs. 3,…,5, the decrease of load in the steady-state stage is associated with friction coefficient. Obviously, in all cases,

working load for every scenario tends to a certain value at the end of the process and that is a normal thing indicating the level of real friction during the process.

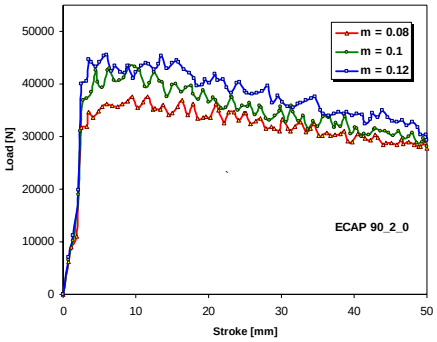


Fig. 4 – Simulated load for 90_2_0 scenario.

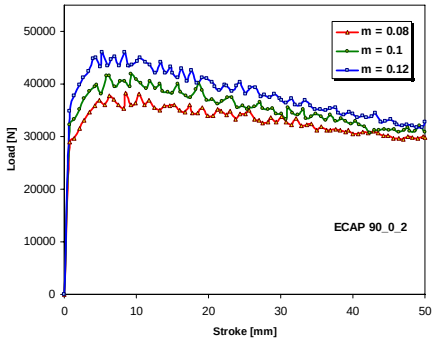


Fig. 5 – Simulated load for 90_0_2 scenario.

4. Conclusion

FEA was performed to predict working-load level for an Al-Mg alloy during ECAP. Three design scenarios which included outer and/or inner corner radius of die channels were analyzed. Die design with outer or inner corner radius provides the minimum loads during ECAP. FEA suggests there will be no spectacular changes of working-load determined by friction conditions for dies with round corner channel while the main influence on load during ECAP belongs to die design. The study of deformation load for a specify design can give both the necessary level of the forces in the severe plastic deformation process and important information for die design.

REFERENCES

Figueiredo R.B., Cetlin P.R., Langdon T.G., *The Evolution of Damage in Perfect-Plastic and Strain Hardening Materials Processed by Equal-Channel Angular Pressing*. Mater. Sci. Eng. A, *518*, 124–131 (2009).

Figueiredo R.B., Cetlin P.R., Langdon T.G., *The Processing of Difficult-To-Work Alloys by ECAP With an Emphasis on Magnesium Alloys.* Acta Mater., *55*, 4769-4779 (2007).

Furukawa M., Horita Z., Langdon T.G., *Processing by ECAP: Applications to Grain Boundary Engineering.* J. Mat. Sci,, *40*, 909-917 (2005).

Furukawa M., Nemoto M., Horita Z., *Processing of Metals by Equal-Channel Angular Pressing.* J. Mat. Sci, *36*, 2835-2843 (2001).

Iwahashi Y., Furukawa M., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G., *Microstructural Characteristics of Ultrafine-Grained Aluminum Produced Using Equal-Channel Angular Pressing. Metall*. Mater. Trans., **29**, *9*, 2245-2252 (1998).

Li S., Bourke M.A.M., Beyerlein I.J., Alexander D.J., Clausen B., *Finite Element Analysis of the Plastic Deformation Zone and Working Load in Equal Channel Angular Extrusion*. Mater. Sci. Eng. A, *382*, 217–236 (2004).

Patil Basavaraj V., Chakkingal Uday, Prasanna Kumar T.S., Study of Channel Angle *Influence* on *Material Flow* and *Strain Inhomogeneity* in *Equal Channel Angular Pressing Using* 3D *Finite Element Simulation*. J. Mater. Process. Technol., *209*, 89–95 (2009).

Segal V.M., *Materials Processing by Simple Shear*. Mater. Sci. Eng. A, *197*, 157–164 (1995).

Umemoto M., *Nanocrystallization of Steels by Severe Plastic Deformation*. Mater. Trans., **44**, *10*, 1900-1911 (2009).

Yoon S.C., Kim H.S., *Finite Element Analysis of the Effect of the Inner Corner Angle in Equal Channel Angular Pressing.* Mater. Sci. Eng. A, *490*, 438–444 (2008).

MATRIȚĂ ŞI PARAMETRI DE PROCES ÎN OPTIMIZAREA FORȚEI DE LUCRU ÎN PROCESUL PRESĂRII UNGHIULARE ÎN CANALE EGALE

(Rezumat)

Fiind cea mai eficientă metodă de obţinere a materialelor ultrafinisate/ nanostructurate prin deformare plastică severă, presarea unghiulară în canale egale a fost subiectul unor studii amănunţite în ultimul deceniu. Succesul procesului ECAP este în principal legat de forţa necesară. Eşecuri inerente ale sculelor de deformare au loc dacă valoarea forţei depăşeşte un anumit nivel critic. În această lucrare a fost realizată o analiză cu element finit tridimensională pentru a studia influenţa construcţiei matriţei şi a condiţiilor de frecare asupra forţei în procesul ECAP. Pentru a verifica rezultatele simulărilor s-au efectuat încercări experimentale pe un aliaj Al-Mg 5052. Au fost luate în considerare trei variante de matriţe şi separat trei coeficienţi de frecare. Rezultatele arată influenţa consistentă a frecării şi în special a configuraţiei matriţei asupra nivelului forţei.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EXPERIMENTAL MODEL FOR THE ASSEMBLY AND TESTING SYSTEM SHRINK

BY

SANDA CREŢU*, DAN-GELU GĂLUŞCĂ and IRINA-ELENA SURDU

"Gheorghe Asachi Technical University" of Iaşi,
Faculty of Materials Science & Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper presents an experimental model assembly/ disassembly systems shrink, study on the surface shrink and the results obtained by processing and finite element results obtained on the strength of shrink systems subjected to torque.

Key words: stand assembly/disassembly, system shrink.

1. Introduction

Systems Shrink (Shrink assembling) assemblages are those which, for the sale of parts is necessary to partially or completely destroying the fastener or the parts that make up the assembly. The fasteners used to intercourse assemblies that make up a car or parts, namely the components parts of a mechanism, device or a metal.

The building shape, the constituents of technological operations preparatory nature, with the possibility of mechanization and automation of the execution process, permanent joining are generally cheaper.

* Corresponding autor e-mail: cretu.sanda@yahoo.com

2. Experimental Model for the Assembly and Testing System Shrink

Assembling and testing in order to achieve shrink, we designed a device that will achieve both a hub assembly by pressing an axial shaft and applying a torque shaft shrink resistance to demands in order to study the assembly. Device is based on four legs (*8*) arranged in a tapered pipe 2 inches to ensure stability throughout the whole which is fixed construction.

The lower frame (*7*) made of pipe with dimensions 100x60x6 mm and a support plate 20 mm thick welded over the frame itself is fitted with four removable legs. In this framework, welding and fastening elements for assembly directions shrink which must be applied torque. And at the same time are based on Crick's settlement with which the assembly will exert the necessary force.

Laying and fixing of the hub shaft shrink is done with the help with a support block (*11*) and demote screw clamps (*12*). Once seated and secured against rotation and motion through a lever, 6, which ends a pregnancy there will exert a torque shaft. Assembly, once positioned and fixed against rotation and motion through a washer (*14*) at the end there is a task which will exert a torque shaft.

Framework (*4*) is an intermediate unit that has the possibility to move vertically. It is built of 100x60x6 mm pipe, a disc diameter of 300 mm and 20 mm thick, two bracket fixing (*3*) and four screws (*2*) M22 which provides for raising hub in shrink. These clamps are secure and catching a larger diameter hub because we predicted two more threaded nuts on each side, allowing movement of the two clamps at a greater distance between them.

In the top of the device are no top frame (*1*), fixed, pipe made of 60x40x3 mm rectangular cross-section of the assurance role and parallel columns perpendicularly (*6*), a pipe 1 and ¼ inches.

The four columns are provided with Φ 16 sites with step 50 mm between them, a certain distance from the lower frame which ensures the positioning of the intermediate frame to frame at different heights and thus can lower shinrk several sizes of trees.

Fixing the convenient size of the intermediate frame columns is done with four bolts of the Φ 16.

For disassembly system shrink shaft-hub we proceed as follows: laying shrink system created in the block bearing arm (*11*). Clamp (*12*) fixed with screws to the body block bearings provide better reinforcement of the hub into place and avoid moving it. The key moment (*13*) is inserted along the shaft shrink in the two parallel sides milled. With a washer (*14*) and an M10 screw that is screwed along the longitudinal axis of the shaft to prevent slipping milled key moment in the shaft portion. In this way it made the whole hub-shaft fixing key moment in the disassembly.

Above the key point is "U" (*15*) which serves as mounting support for two-wheel-type belt. Small wheel, driven wheel (*16*) serves as a pulley wheel bigger role conductors (*17*). The latter is fixed to a steel cable that passes over the driven wheel, and lies at the end of a maximum weight of 13 kg (*19*). By rotating the lever (*21*) in clockwise or counterclockwise, weight (*19*) moves vertically upward. The sudden release lever provides a free fall until stop weight (*20*) hits the key moment. Thus, the weight acting on the time scales for exerting a torque shaft, disassembly necessary.

The proposed experimental realization and testing of assemblies is shown in Fig. 1 shrink.

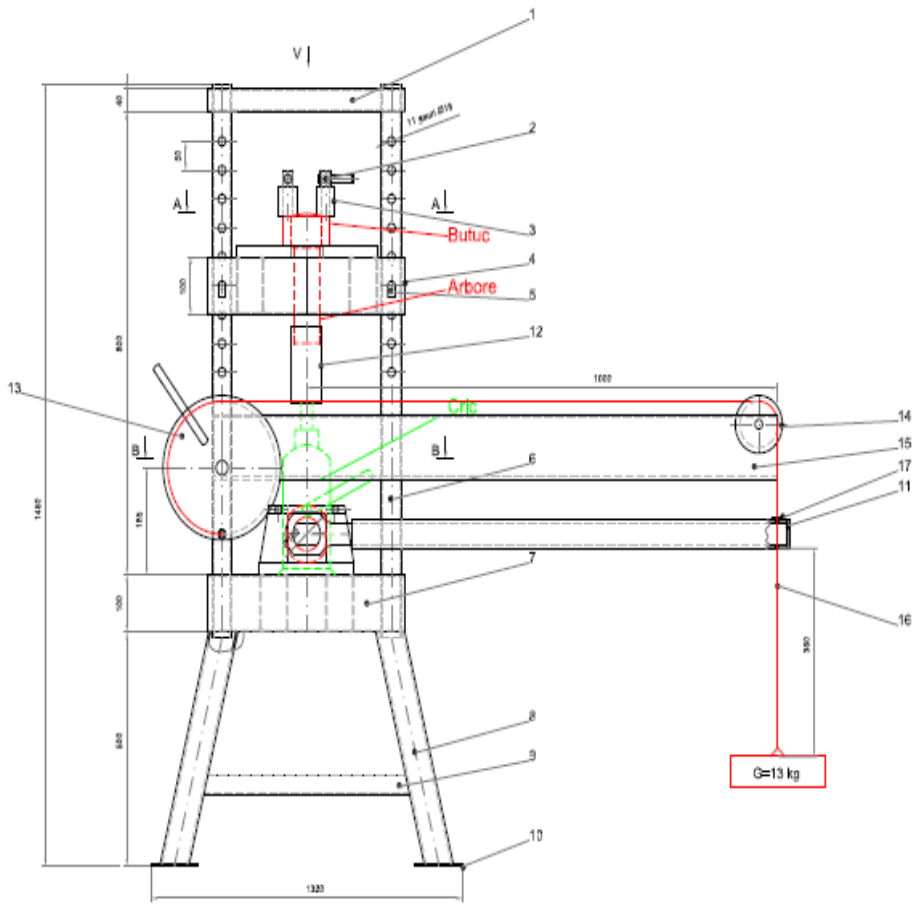


Fig. 1 – Stand assembly systems shrink: *1*-top frame, *2*-screw M22, *3*-bracket fixing, *4*-furniture frame, *5*-fixing bolt, *6*-column directions, *7*-lower frame, *8*-leg, *9*-contact, *10*-base, *11*-support block, *12*-bracket, *13*-key moment, *14*-washer, *15*-U profile, *16*-driven wheel, *17*-wire wheel, *18*-steel cable, *19*-weight, *20*-pawl, *21*-lever.

3. Experimental Results

Fig. 2 shows the parts ready for assembly by relieving the pieces being adjusted prior to tightening the tolerances of the type suitable mainly as a result of calculations made in the report II PhD, milled on two sides parallel (hub for mounting the assembly and the shaft and positioning key for determining the time at which ends there weight). Fig. 3 shows the assembly is performed by finite element method in Solidworks taken as a result of the application assembly torque.

Fig. 2 – Parts ready for assembly with shrink.

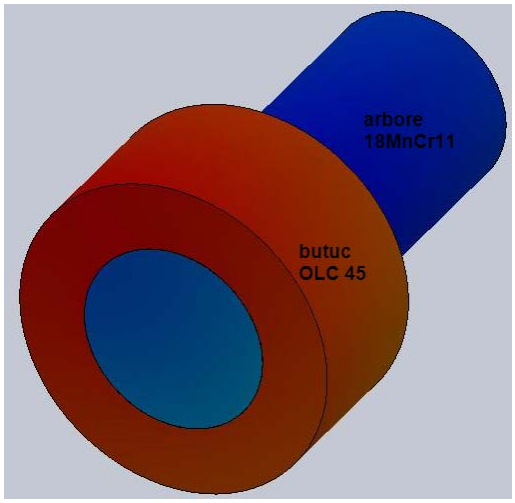


Fig. 3 – Assembling the finite element method over in Solidworks.

Submission during a time when assembly occurs as a result of the effort applied voltage. Note that the assembly area, near the junction of the two components are more intense because the tension by applying weight on the outer end of the shaft to be transmitted in the joint efforts, these are marked in red to green depending on the intensity of pistachio production them (color-scale is decreasing from red to blue).

In Figs. 4 and 5 shows a stress distribution in contact area during application assembly and a torque.

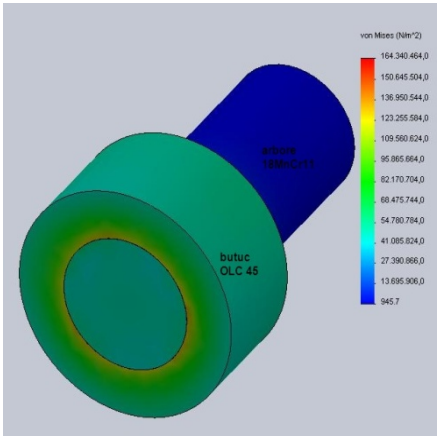


Fig. 4 – Assembly stress distribution.

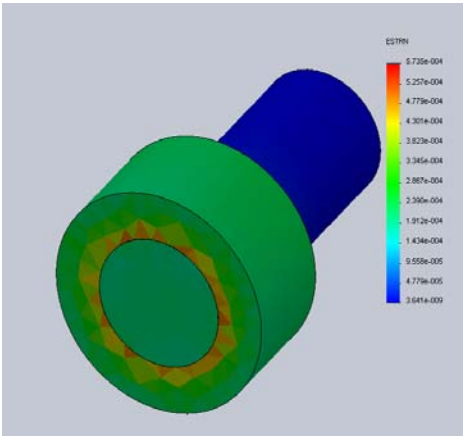


Fig. 5 – Torque stress distribution.

Observe the distribution of specific strains in tension due to the production assembly area and areas defined by the nodes of these formats.

The area marked in red represents the maximum effect of stresses and strains given set of nodes that achieves these areas, but decreasing intensity distributing these trips on larger areas (area defined by the distribution of yellow nodes) and going to the outside of the hub area (area defined The pistachio green nodes).

3. Conclusion

1. By design, the experimental model is more suitable size pieces.

2. Constructed so as to allow both assembly and disassembly in the same place, which gives a more effective solution.

3. Tension at the contact surface varies and is closely related to the torque produced in assembly.

4. Distribution after the application of torsion deformation is different in the contact area.

REFERENCES

[1] Budinski G.K., *Surface Engineering for Wear Resistance*. Prentice Hall, 1987.
[2] Comandar C., *Relaxation Gathering Force in Joints with Flanges and Bolts*. Publishing „Gh. Asachi" to Iasi, 2001.
[3] Creţu S., *Report II Doctorate, Experimental Model for Obtaining and Related Technologies Systems Assembled by Shrink with Increased Resistance Assembly to the Surface by Heating with Zinc Deposit.* September 2010.
[4] Sofonea G., Frăţilă M., *Resistant Materials*. Publishing University "Lucian Blaga" of Sibiu, 1998.
[5] Soporan V, Vermeşan H., *Considerations on Modeling the Processes Occurring in Surface Engineering, Chapter XVI, Appeared in the Volume of Advanced Surface Engineering Processes.* UTPRES Publishing of Cluj-Napoca 1998.

MODEL EXPERIMENTAL PENTRU REALIZAREA ŞI TESTAREA ASAMBLĂRILOR FRETATE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă un model experimental de asamblare/dezasamblare a sistemelor fretate şi studiul asupra suprafeţei de fretare, rezultate obţinute prin prelucrarea cu element finit şi rezultate obtinute privind rezistenţa sistemelor fretate supuse unui moment de torsiune.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH REGARDING THE STATIC BEHAVIOR OF LAYERS FROM STRUCTURE OF ROVING AND MAT COMPOSITE

BY

IOAN CURTU[1*], ANCA STANCIU[1], MARIANA DOMNICA STANCIU[1], ADRIANA SAVIN[2] and RAIMOND GRIMBERG[2]

[1] Transilvania University of Brasov,
[2] Nondestructive Testing Department,
National Institute of R&D for Technical Physics, Iasi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Composite materials are used in a variety of applications being appreciated for their superior properties. However, their use in aggressive environmental conditions, lead to damage and breakage of fibers, matrix fissure, damage of the bond between fiber and matrix. In this respect, the paper presents research on the values of the deformations and stresses of roving and mat composite layers, carried out by numerical methods (FEM) and experimental (TER). Between layers of composite samples were mounted resistive strain transducers (TER) since the fabrication of composites. The samples were subjected to bending, as measured the specific strains and determination of tension for each layer. Theoretical and experimental investigations revealed the static behavior of ROVING and MAT composite microstructure.

Key words: composite, specific strain, resistive strain transducer, FEM.

1. Introduction

Composite materials have a wide use in various applications: in the aviation industry, marine structures, transport, etc. One of the areas composite

[*] Corresponding author e-mail: curtui@unitbv.ro

materials can be used is represented by panels structures with some soundproofing characteristics, like acoustic barriers (Stanciu, 2010). Given the variety of static, dynamic, variable requests, aggressive environmental factors that the panels structures are subjected to, it is necessary to know the stress and strains, especially their size for each lamina (layer) of the composite structure (Cerbu, 2010; Motoc, 2010). Thus, the paper aims to present theoretical and experimental results on strains from the composite layers of Mat and Roving type composite, in case of static bending in four bearing points. Although the materials comprising the composite material can be isotropic, due to their layout, material can be, on average anisotropic. Materials that are operating in practice may be homogeneous or inhomogeneous. Internal stress and strain field, at the microscopic level, is locally influenced by the relative difference between the local properties of structural elements (matrix and reinforcement elements), their size, shape and relative orientation, and the geometry of the reinforcing elements (Curtu, 2009).

2. Materials and Method of Investigation

During the research, the composite materials performed by MAT and Roving materials, both in layered structures of each type of material and in laminated composite structures of both materials were analyzed. In this way, MAT type is the most commonly used form of reinforcement material, consisting of a layer of fibers with lengths ranging between 3.2 and 50 mm randomly oriented. The fibers are bound fibers together by an epoxy resin binder type (Fig. 1). The ROVING type consists of a collection of parallel fibers or filaments, bundled without an intentional twisting fabric type (Fig. 1). It is used to reinforce those structures where high strength is desired in the direction of fibers.

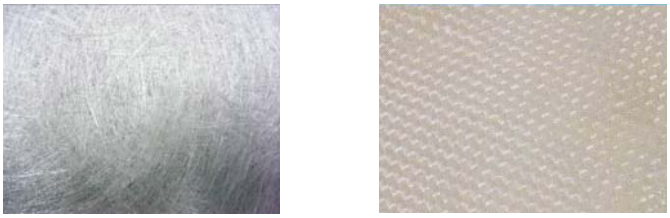
Table 1
Characteristics of the Samples

Type of samples, material	Code	Width mm	Thickness mm	Area mm^2
RT samples 800 in the warp, 4 layers	E U1	9,8	4,3	42,14
	E U2	9	4,3	38,7
	E U3	9	4,4	39,6
	E U4	10	4,4	44
	E U5	9,3	4,3	39,99
RT samples 800 in the woof, 4 layers	E B1	9,8	4,5	44,1
	E B2	9	4,4	40,92
	E B3	9	4,5	45
	E B4	10	4,3	42,57
	E B5	9,3	4,3	43

Continuation Table 1

Type of samples, material	Code	Width mm	Thickness mm	Area mm^2
MAT450-RT800 samples in the warp - MAT600, 8 layers	E 1	10	7	70
	E 2	9,5	7,2	68,4
	E 3	9,3	7,6	70,68
	E 4	9	7,1	63,9
	E 5	9,5	7,2	68,4
MAT samples 450, 4 layers	E M1	9	4	43,1
	E M2	9,4	4,1	44,92
	E M3	9	3,9	41
	E M4	9,2	4,1	42,57
	E M 5	9.6	4.2	43

- RT 800 in the warp-glass fiber composite material in epoxy resin matrix 4x with specific mass of 4x 800 g/m^2, 3.2 to 3.6 mm thickness.
- RT 800 woof-fiberglass composite material (fabric) in epoxy resin matrix, with 4x specific mass of 800 g/m^2, 3.2 to 3.6 mm thickness.
- MAT 450 - fiberglass composite material (short FIBERS) in epoxy resin matrix, having a specific mass of 4x450 g/m^2, 1,6 to 2 mm thickness.



Fiberglass - short fibres (MAT) Roving fabric

Fig. 1 – The structure of studied composites.

The investigations were based on two methods: both the theoretical one using the finite element method (FEM) by applying the program MSC Nastran, and the experimental one, with the help of the Spider 8 device, which determine the specific strains of the layers of material through resistive electric transducer (TER), the samples being subjected to four point bending. Applied load was 600 N for specimens made of four layers, while for MAT-Roving composite material of eight layers, the sample was tested at a force of 1000 N. To determine the strains with the help of tensometry method, among the layers samples it were pasted TER from the manufacture, as shown in Fig. 2.

To capture the measured signal, it was necessary to apply the connection scheme, in order to achieve half of the bridge. The samples were subjected to four points bending. The signal was captured from electrotensometric resistive transducers with electronic measuring system Spider 8, set for half-bridge connection and device HBM Kompensator MK

Hottinger Baldwin Messtehnic. In Fig. 3 there are presented stages of testing, measurement and data processing.

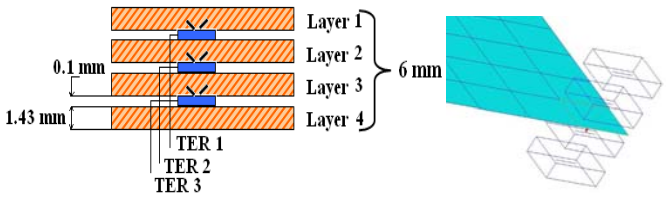


Fig. 2 – Representing a sample with TER among layers.

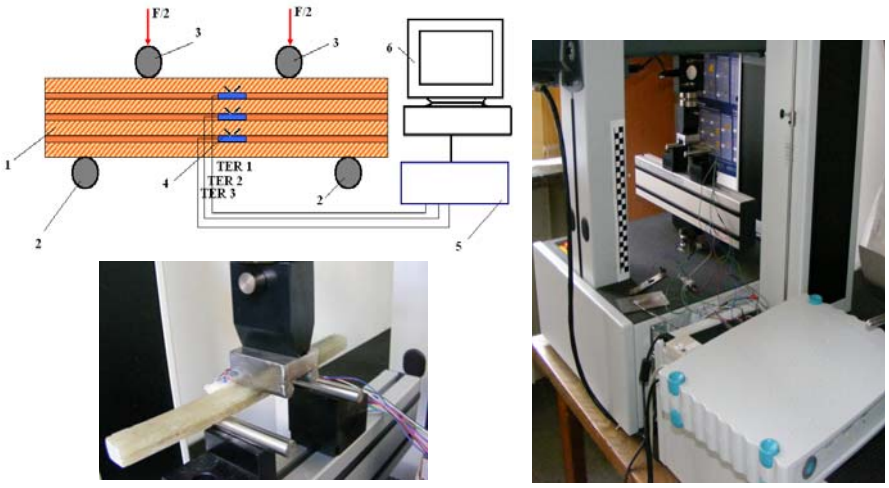


Fig. 3 – Test and Measurement Equipment (*1* - sample, *2* - bearing, *3* - point of force application, *4* - electrotensometrice resistive transducers, *5* - signal acquisition device, *6* - data processing unit).

After bending tests, we determined the variation of specific strains of the layers of the samples. In Table 2, there are summarized the average values of maximum specific strains for the samples tested obtained experimentally.

Table 2

The Strains Values Through Experimental Method

	RT 800 U	RT 800 B	Mat 450	Mat-Rov U 8 layers	Mat-Rov B 8 layers
TER 1	0.02565	0.01744	0.03355	0.01719	0.01953
TER 2	0.00235	0.00255	-0.00058	0.00902	0.01220
TER 3	-0.02336	-0.01616	-0.03318	0.00394	0.00615
TER 4				-0.00117	-0.00186
TER 5				-0.00470	-0.01107
TER 6				-0.00922	-0.01372
TER 7				-0.01512	-0.01816

The data acquired in the form of graphs of variation of strains of each layer, with respect to time of application, are presented in Fig. 4. Analyzing the behavior of the layer from the sample structure, it was found that the values of the strains are approximately symmetrical to the neutral axis, the layers being stressed to tension and compression.

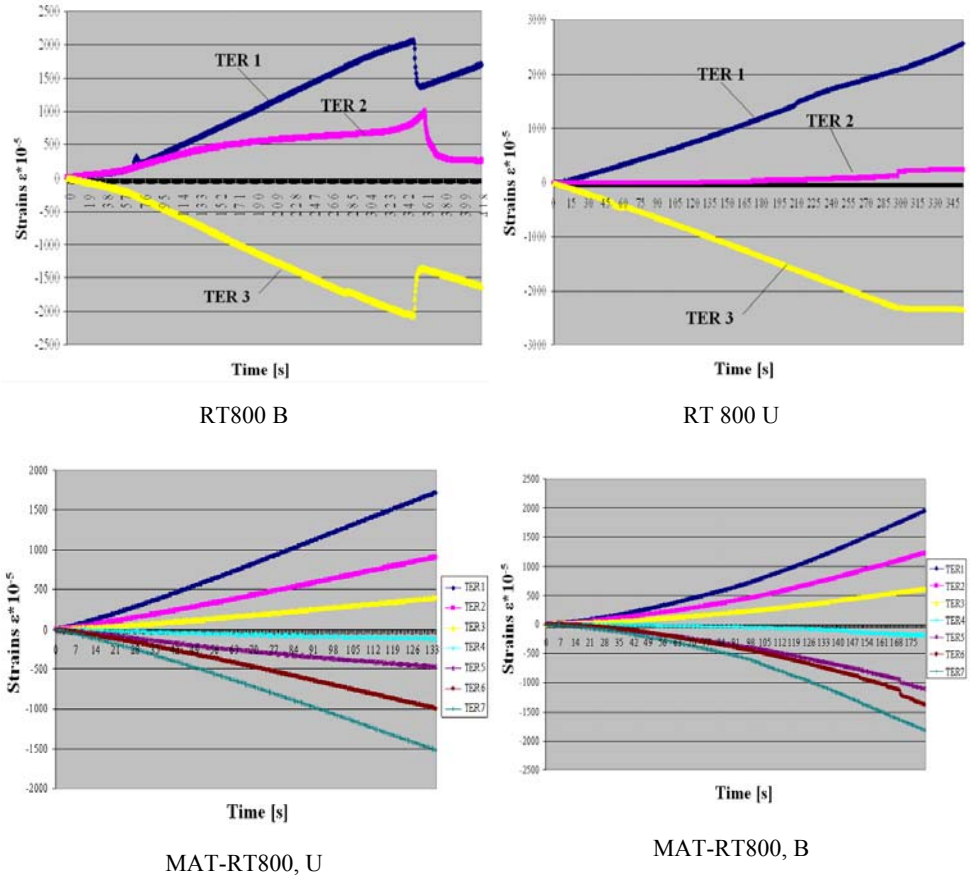


Fig. 4 – Variation of strains for each type of material tested.

Comparing the values of the strains of the outer layers (face contact with layer 2, Fig. 2) of the most requested composite samples with different composite structures (Fig. 5), it's revealed that the highest strains are obtained in the case of MAT 450 material type, with four layers, and the lowest strains are obtained in the case of eight layers composites, obtained by combining the MAT 450a with ROV 800.

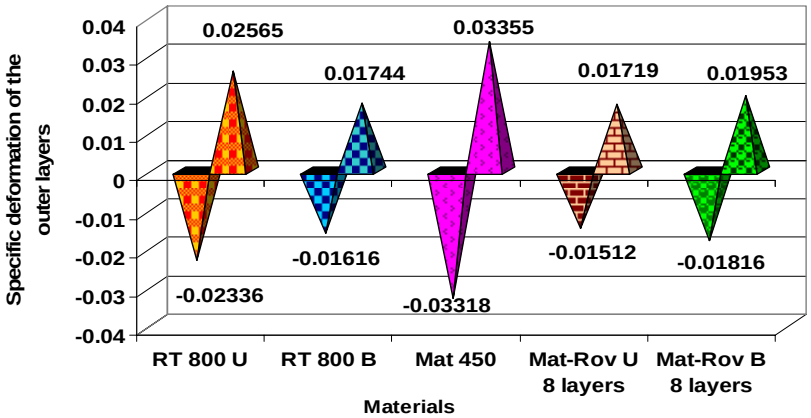
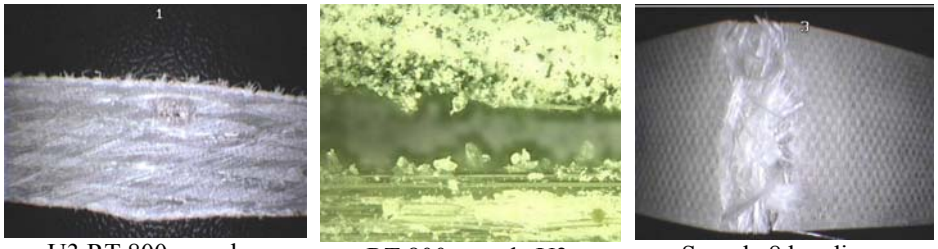


Fig. 5 – The strains determined in the outer layers.

In the final phase of the composite bearing capacity loss, destruction of the composite is achieved through: large delamination among layers, destroying large areas of the matrix, flaming fiber local in comprised areas, phenomena that may occur simultaneously or sequentially (Fig. 6).



U3 RT 800 sample increased 5 times with camera

RT 800 sample U3 microscope magnified 500 times, 2D

Sample 8 bending requested, 5 times larger with video camera

Fig. 6 –Images captured with a 2D camera and microscope during the failure of samples.

Since experimental measurements involve consumption of materials, TER, workmanship, in the study it was followed the possibility of using finite element method in determining the stresses and strains at the microstructural level, so that future studies should focus on several simulations.

Thus, shaped layers of material and strain gauge, each layer being characterized by specific properties of constituent materials, there were established the shape and type of stress, as shown in Fig. 7. Material properties (elasticity, Poisson's coefficient, density, etc.) were experimentally determined according to European standards.

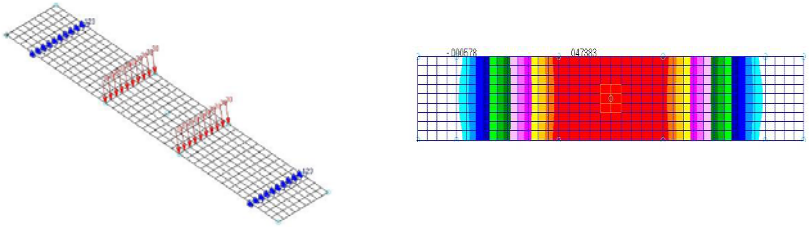
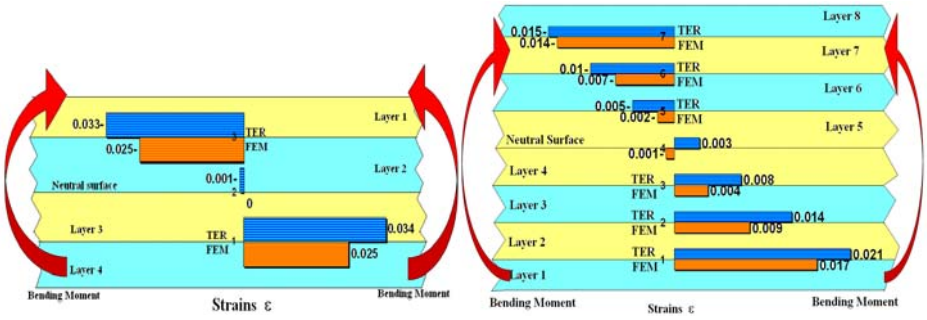


Fig. 7 – Stages of the FEM modeling of composite samples.

After running the program NASTRAN, FEM results were compared with experimental ones. It was found that the experimentally determined specific strains have higher values than those calculated by FEM (Fig. 8). To obtain experimental data with calculations based on FEM, these are amplified by a factor of 1.21....1.45. Minimum values of the coefficient refer to composites with several layers: 6, 8, 10, and maximum values in composites with fewer layers: 3.4, 5.



Mat 50 Mat - Roving

Fig. 8 – Specific deformation diagram obtained by FEM and TER.

3. Conclusion

The study presented in this paper contributes to knowledge of the properties of composite MAT 450 type, 800 Roving and combinations of these materials and to characterize the macroscopic behavior of composites, mechanical phenomena developed among the layers of materials. Analysis of strain gauge results makes a contribution in addition to experimental tests and finite element contributing to the validation of experimental research. So numerical calculations performed with FEM, amplified by a factor equal to 1.21 to 1.45, lead to values comparable with real ones. The originality of the research consisted in measuring the specific strains among the layers.

Acknowledgments. This paper is supported by the Sectoral Operational Programme Human Resources Development (SOP HRD), financed from the European

Social Fund and by the Romanian Government under the contract number POSDRU POSTDOC-DD, ID59323.

Some of the studies presented in the paper were the research subject of the PhD thesis: Contribution to the Mechanical Properties Determinations for the MAT - Roving Composite Materials used at Cylindrical containers, made by Anca Stanciu Eng.

REFERENCES

*** SR EN ISO 14125, *Compozite de materiale-plastice armate cu fibre. Determinarea proprietăţilor de încovoiere*, 2000.

Cerbu C., Curtu I., Ciofoaia V., Rosca I.C., Hanganu L.C., *Effects of the Wood Species on the Mechanical Characteristics in Case of Some E-Glass Fibres/Wood Flour/Polyester Composite Materials.* Rev. Materiale Plastice, MPLAAM, **47**, *1*, Bucuresti, Romania, 109-114 (2010).

Curtu, I., Luca Motoc, D., *Micromecanica materialelor composite*. Ed. Universităţii Transilvania, Braşov, 2009.

Motoc Luca, D., Curtu I., *A Micromechanical Based Approach for Dynamical Properties Evaluation in Case of Polymeric Composite Materials*. Proceedings of the 7th International Conference of DAAAM Baltic Industrial Engineering, Tallin Estonia, 423-428, 22-24 aprilie 2010.

Stanciu M., Timar J., Curtu I., Rosca I.C., *Evaluation of Acoustics Properties of Composite Materials with Potential Application in the sound Barriers Structures*. Proceedings–Advanced Transport Systems and Road Traffic of the 11th International Congress on Automotive and Transport Engineering CONAT, **IV**, 91 – 96 (2010).

CERCETĂRI PRIVIND COMPORTAREA STATICĂ A STRATURILOR COMPOZITELOR DE TIP ROVING ŞI MAT

(Rezumat)

Materialele compozite sunt utilizate pentru o serie de aplicaţii fiind apreciate pentru proprietăţile lor. Cu toate acestea, utilizarea lor în condiţii agresive de mediu, duce la distrugerea şi ruperea fibrelor, microfisurarea matricei, distrugerea legăturii dintre fibră şi matrice. În acest sens, lucrarea prezintă cercetările privind mărimea deformaţiilor şi tensiunilor dintre straturile compozitelor de tip ROVING şi MAT, realizate prin metode numerice (FEM) şi experimentale (TER). Între staturile epruvetelor din material compozit au fost montate traductoare electrotensometrice rezistive (TER) încă din procesul de fabricaţie al compozitelor. Epruvetele au fost supuse la încovoiere în patru puncte, fiind măsurate deformaţiile specifice şi determinarea tensiunilor pentru fiecare strat. Investigaţiile teoretice şi experimentale au permis stabilirea comportării statice a microstructurii compozitelor de tip ROVING şi MAT.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IMPEDANCE APPROACHES TO MOTOR OILS

BY

PEEV IV. DARIN*

University of Ruse, Bulgaria

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In this paper are investigated variety of concepts and methods for impedance characterization of motor oils. Their abilities to estimate the lubricant properties and to detect chemical composition changes are analyzed. The general impedance methods and complex electrochemical impedance spectroscopy (EIS) techniques are discussed. A detail survey of Differential Impedance Analysis (DIA) is conducted. The virtues and the disadvantages of these concepts are listed.

Key words: Differential Impedance Analysis, Motor Oil, Quality Control

1. Introduction

One of the important machine maintenance tasks is the determination of the accurate oil change intervals. Using oil beyond its effective useful life can lead to an excessive friction and machine wear. Also the effect of the increased heat and decreased performance can cause component failure and therefore to high cost losses. On the other hand too frequent oil changes result to extra expenses, inappropriate material consumption and eventually to environmental changes.

Normally the mileage criterion is used to determine the oil change interval. But this criterion is often hard to formulate objectively because of the

* Corresponding author e-mail: dpeev@uni-ruse.bg

various factors such as work conditions, machine health, outside environment etc. Also the unforeseen conditions can dramatically reduce the oil life. A fuel dilution, water or coolant contamination, high temperatures and revolutions would make the oil unusable far before the mileage criterion is fulfilled.

One possible solution is the utilization of the known laboratory oil tests. The used oil samples are examined and the standard characteristics such as total acid/base number, viscosity and amount of oxidation products indicate the condition of the lubricant. But these methods normally require at least twenty-four hour time and are very resource consuming. For this reason the systems for fast oil condition estimation find a wide application.

The paper is dedicated to the comparison of the different electrical impedance methods and particularly to a Differential Impedance Analysis (Vladikova, 2004) of motor oils.

2. Results and Discussion

2.1. Capacitive and Resistive Conductance Method

Usually the electrical characteristics of the oil are extracted measuring the complex Impedance of an electrochemical cell. Between the two parallel electrodes of the cell is the lubricant which acts as a dielectric medium. Therefore the impedance typically has a resistance-capacitive character and generally can be expressed by an equivalent circuit composed of a parallel combination of capacitance Ceff and resistance Reff (Fig.1). Several versions of the method are based on the relative permittivity. As the relative dielectric constant of water is around $\varepsilon_r^{water} = 81$ and more than decade bigger than the constant of the fresh motor oil $\varepsilon_r^{fresh \cdot oil} \leq 4.5$, the presence of water can be easily detected. The ethylene glycol which is widely used as automotive antifreeze has $\varepsilon_r^{glycol} = 37$ and also strongly affects the relative permittivity of the oil.

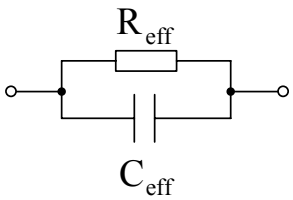


Fig. 1 – Equivalent circuit.

Some systems use an empirical dependency of dielectric constant from the driving distance (Kim). After certain threshold value is exceeded an alarm for oil change is turned on. The change of this parameter is not more then 10% at the whole driving range so the precision is controversial.

The resistive part of the impedance is highly affected by the soot and metal particles percentage and could partake in the analysis.

Other method is to measure the quality factor (Q-factor) or loss tangent $tg\delta$ (Dikarev, 1997). It is found that the loss tangent increases depending on the presence of mechanical impurities as is shown on the Fig 3. The curves 1 to 4 indicate the purification through a filter with an increasing density (Dikarev, 1997).

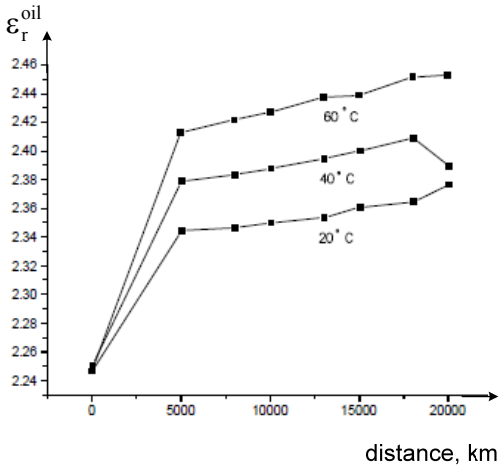


Fig. 2 – Dependency of the dielectric constant from the driving distance.

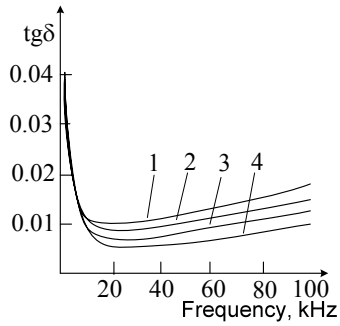


Fig. 3 – Loss tangent dependence on the presence of mechanical impurities.

In this method no frequency dependence is considered and it relies only on four values – Ceff and Reff of fresh and drain oil.

2.2. Applying Electrochemical Impedance Spectrometry (EIS)

That is the second stage of the oil analysis systems. According to the method one or more hypothetical equivalent models are determined and after model validation one of them is chosen. Another way is to build the model knowing some information about the electrochemical nature of the oil-electrode system. Two possible models are shown on the Figs. 4, 5. In the first the R_1 and

R_2 represent the charge transfer resistance at the two electrodes, while the C_{d1} and C_{d2} characterize the double layer capacitance at the electrodes (http// www.patentstorm.us). The R_{bulk} is the bulk layer resistance of the lubricant. The C_p is a physical capacitance of the sensor.

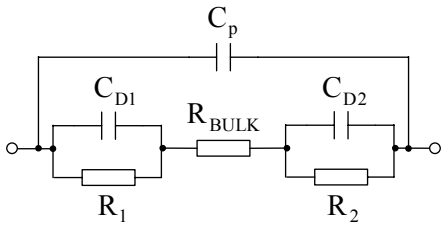


Fig. 4 – Equivalent model.

If the frequency range is extended – 1mHz to 10MHz and the measurement is very precise the second model could be used (Fig. 5).

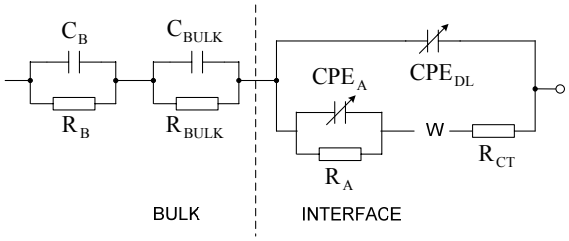


Fig. 5 – Extended equivalent model.

It was developed by M. Smiechowski (2005) and takes into account the relaxations of surfactant micelles in the solution, the double layer on the electrode, charge transfer, materials adsorbing on the electrode surface and impedance associated with diffusion. In the quoted study is analyzed the value of the R_{BULK} depending on the TAN (total acid number) and TBN (total base number) values of the certain oil. In such a way it could be developed a tabular register consisted of combinations of values of the equivalent model and the known exploitation characteristics of the certain oil brand (such as viscosity).

As the equivalent models have several groups of components each of them could serve as a recognition element for the oil condition analysis. Because of the frequency dependence estimation of the system response is considered more promising results can be expected in this method.

2.3. Differential Impedance Analysis

The DIA analysis as opposed to EIS does not require an initial working hypothesis and the information about the object is extracted from the experimental data (Vladikova, 2004). The DIA applies the algorithm of the scanning local analysis. The used local estimator, called Local Operating Model

(LOM) is shown on Fig. 6. The effective time constant T = RC is also regarded as a LOM's parameter (Vladikova, 2004). The characterization of the oil is based on the temporal or spectral analysis of the effective time-constant $\tau = \lg T = F(\lg T_f)$, where T_f is the period of the stimulus signal.

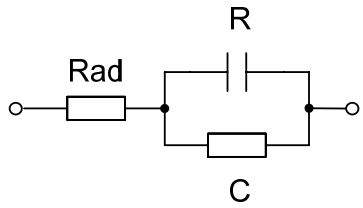


Fig. 6 – Local operating model.

The method doesn't rely on any equivalent circuit model or hypothesis about the oil degradation mechanisms. The mathematical model or algorithm of this technique is given on the Fig. 7. It involves the components of complex impedance as a function of frequency, calculation the effective time-constant, converting the analysis to a spectral form, extracting the basic parameters of the specter as initial values for the further analysis (m, s, h values – peaks, combs etc.), calculating the *quality factor* of the used oil toward to a fresh oil, categorize the used oil sample into one of the n-quality categories. The oil's quality is estimated in respect to its lubricating ability. As the main purpose of the oil is to reduce the wear of the friction surfaces the DIA method estimates the real exploitation characteristics of the oil.

The impedance of the LOM can be presented by:

$$Z_{LOM}(j\omega) = R_{ad} + \frac{R}{1+\omega^2 T^2} - j\frac{\omega RT}{1+\omega^2 T^2} \tag{1}$$

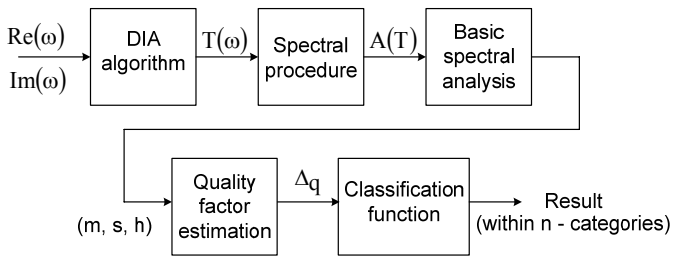


Fig. 7 – Mathematical model.

The calculation of the effective time-constant for specific frequency is based on (Vladikova, 2004):

$$T(\omega) = dL_{eff}(\omega)/dR_e(\omega) \tag{2}$$

where L_{eff} is the effective inductance, R_e - the real part of the impedance.

As the $T(\omega)$ can vary within several decades the form $\tau(\omega) = \lg T(\omega)$ is more appropriate.

The conversion the analysis from temporal to spectral representation the scope of values for $\tau(\omega)$ is separated into k-equal intervals $_\Delta\tau$. For the first, second and n-th interval the $\tau(\omega)$ corresponds to the following conditions:

$$\begin{aligned} &\tau_{min} < \tau_i < \tau_{min} + {}_\Delta\tau \\ &\tau_{min} + {}_\Delta\tau < \tau_i < \tau_{min} + 2{}_\Delta\tau \\ &\tau_{min} + (n-1){}_\Delta\tau < \tau_i < \tau_{min} + n{}_\Delta\tau \end{aligned} \tag{3}$$

The amplitude for the i-th interval is:

$$A_i(\tau) = \text{const}.K_\tau^i \tag{4}$$

where K_τ^i is the number of time-constant values which belong to the i-th interval.

The values $A_1(\tau)$, $A_2(\tau)$ … , $A_k(\tau)$ at the Y-axis and the values τ_i at the X-axis form a spectral histogram. The artificially extension of the experimental points can be achieved through a *cubic splines* interpolation (http://www.physics.utah.edu). This interpolation is a piecewise continuous curve, passing through a set of m control points. That makes m-1 intervals between them. The curve satisfy the table of control points $[x_i, y_i]$, for the $i = 1,...,m$. There is a separate cubic polynomial for each interval, each with its own coefficients:

$$\begin{aligned} &S_i(x) = a_i(x - x_i)^3 + b_i(x - x_i)^2 + c_i(x - x_i) + d_i \\ &\text{for} \quad x \in [x_i, x_{i+1}] \end{aligned} \tag{5}$$

Among the parameters that define the spline $S(x)$ are some conditions that depend on the user's choice. If the curves are so called "natural" splines then the conditions are:

$$S_1''(x_1) = 0, \quad S_{m-1}''(x_m) = 0 \tag{6}$$

where x_1 and x_m are the two endmost points; S_1'' and S_{m-1}'' are the second derivatives at the first and the last interval.

The artificially created points could be chosen on each spline at regular intervals between the control points (Fig.8).

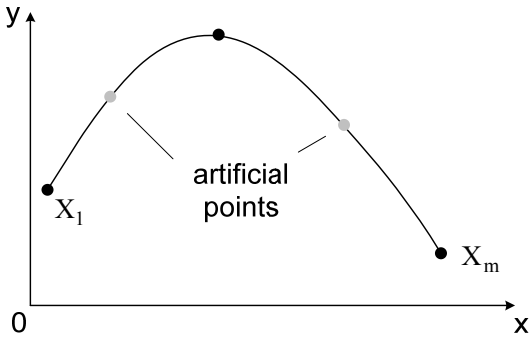


Fig. 8 – Artificially created points on the splines.

The extended number of experimental points improves the density of the histogram both at the amplitude and the time-constant axis (Vladikova, 2004).

3. Conclusion

The capacitive and resistive conductance method has simplicity and the connection between the condition of the oil and the system output is straightforward. As the oil covers more mileage the dielectric permittivity increases and this indicates the oil deterioration. The results are unreliable. The method provides information only in a qualitative manner.

Applying Electrochemical Impedance Spectrometry could lead to more promising results as it extracts maximum impedance information of the lubricant. The equivalent models have several groups of components and using additional measurements of certain exploitation characteristic empirical connections could be found. The result of the analysis has a quantitative significance.

The Differential Impedance Analysis has higher information potential, it does not require an initial working hypothesis and the information about the model's structure is extracted from the experimental data. As the method offers structural identification the more objective results are achievable. It could estimate the oil's quality directly from the lubricating characteristic. This ensures the knowledge of the oil's lubricating ability which is significant for exploitation.

Acknowledgements. The study was supported by contract № BG051PO001-3.3.04/28, "Support for the Scientific Staff Development in the Field of Engineering

Research and Innovation". The project is funded with support from the Operational Programme "Human Resources Development" 2007-2013, financed by the European Social Fund of the European Union.

REFERENCES

*** http://www.physics.utah.edu/~detar/phys6720/handouts/cubic_spline/cubic_spline/node1.html, *Cubic Spline Interpolation*.

*** http://www.patentstorm.us/*On-line Oil Condition Sensor System for Rotating and Reciprocating Machinery*. Patient number: US 7 043 402 B2.

Dikarev B., *Conduction Currents and Dielectric Properties of Engine Oils*. Seoul, Korea, 1997.

Kim W., *Development of a Coil-Typed Oil Senor System for the Automobile Engine Oil on the Dielectric Constant*.Chungnam, Korea.

Smiechowski M., *Electrochemical Characterization of Lubricants for Microfabricated Sensor Applications*. PhD Thesis, Department of Chemical Eng., Case Western Reserve University, 2005.

Vladikova D., *The Technique of the Differential Impedance Analysis*. part 1-2, Proceedings of the International Workshop "Advanced Techniques for Energy Sources Investigation and Testing", Sofia, Bulgaria, 2004.

ABORDAREA PRIN METODA IMPEDANŢEI A ULEIURILOR DE MOTOR

(Rezumat)

În această lucrare sunt studiate diferite concepte şi metode pentru caracterizarea prin impedanţă a uleiurilor de motor. Sunt analizate capacitatea acestora de estimare a proprietăţilor lubrifiante şi de detectare a compoziţiei chimice. Sunt discutate tehnicile generale cu metode de impedanţă şi spectroscopia de impedanţă electrochimică complexă (EIS). S-a realizat o observare detaliată a Analizei cu Impedanţă Diferenţială (DIA). Sunt prezentate avantajele şi dezavantajele acestor concepte.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONSIDERATIONS REGARDING EQUAL CHANNEL ANGULAR EXTRUSION PROCESS OF MAGNESIUM ALLOYS

BY

FLORINA-DIANA DUMITRU*[1], BRÂNDUŞA GHIBAN[1], NICOLAE GHIBAN[1], GHEORGHE GURĂU[2] and MIHAI MARIN[1]

[1] Politehnica University from Bucharest,
Faculty of Materials Science and Engineering
[2]Dunărea de Jos University of Galaţi,
Faculty of Metallurgy, Material Science and Environment

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In recent years, an ever-expanding volume of research has been conducted on studying the effects of equal channel angular extrusion processing. Equal channel angular extrusion (ECAE) is one of the severe plastic deformations (SPD) methods that improves the mechanical properties of the processed materials because of the ultrafine grained structures resulted. ECAE produces significant deformation strain without reducing the cross sectional area.

This paper takes into account different articles in order to explain both the mechanism of ECAE and how this SPD method influences the properties of magnesium alloys. The ECAE experiments have confirmed that this tehnique may be used to attain improved mechanical properties, like high superplastic elongations, high yield strength, large tensile elongation and a low mechanical anisotrop.

Key words: severe plastic deformation method, equal channel angular extrusion, processing techniques, magnesium alloys.

* Corresponding author e-mail: dianadumitru1986@yahoo.com

1. Introduction

Since the concept of nanocrystalline materials (ultrafine grained materials with a grain size under 100 nm) was presented in 1989 by Herbert Gleiter, these materials have known a rapid development because of its technological and scientific importance (Mueller & Mueller, 2007). The ultrafine grained materials can be obtained through a variety of methods, but in recent years, severe plastic deformation (SPD) techniques have been the focus of intense research (Segal, 2008; Wu *et al*., 2006), because they can produce metallic materials which have grain sizes ranging from 50 to 500 nm (Valiev *et al*., 2000; Ferrasse *et al*., 2008) and thus enhancing material properties such as improved tensile strength, hardness, toughness, fatigue life, and the optical and electrical related properties (Tham *et al*., 2007). The interest in grain-size reduction is driven by the possibility to produce ultrahigh strength metals and high strain rate superplasticity.

Due to the SPD methods a number of difficulties connected with residual porosity in compacted samples, processing of large scale billets, impurities from ball milling, and practical application of the given materials were overcome (Dumitru *et al*., 2010). The SPD methods developed and used are: accumulative roll bonding (Saito *et al*., 1999; Saito *et al*., 1998), severe torsion straining under high pressure (Valiev *et al*., 1993; Mishin *et al*., 1996), repetitive corrugation and straightening (Lowe & Valiev, 2004), multiple forging (Imayev *et al*., 1992; Salishchev *et al*., 1993), twist extrusion (Beygelzimer, Orlov and Varyukhin, 2002; Beygelzimer, Varyukhin, Orlov, Efros, Stolyarov and Salimgareyev 2002), and equal channel angular pressing or extrusion (Segal, 1995, 1999).

Presently, among the methods of SPD, equal channel angular extrusion (ECAE) is considered as the most promising for industrial applications.

Equal channel angular extrusion (ECAE) developed by Segal, in 1974 (Segal *et al*., 1981; Segal, 1974) is widely known as one of the techniques to impose severe plastic deformation on bulk materials to produce ultra-fine grained materials, without causing a significant change in the dimensions of the processed parts. In this regard, the ECAE process is similar to torsion, which was also used for the study of strain hardening and hot working. Also, some researchers noted a similarity between the geometry of the ECAE process and metal cutting (Agnew *et al*., 2005).

It has been suggested that this technology has great advantages over the conventional mechanical attrition of ball milling because it can produce large sized samples free of any residual porosity.

The aim of the process is to impart high deformation to the processed materials as they cross the channel. Until now four types of approaches have been proposed to describe the deformation field during the ECAE process: the

simple shear model (Segal, 1995) and applies at the intersection plane of the two channels, the second type calls for the experimental flow lines from which the deformation gradient is calculated, and then the strain field is obtained in a completely experimental way (Gholinia *et al*., 2002), the fan model, proposed by Beyerlein and Tome (2004), where the plastic zone has a fan-like form and the flow lines are circular within the fan and the last model approaches the whole flow line with a relatively simple analytic function from which the velocity field and all components of the strain rate tensor can be readily obtained (Tóth *et al*., 2004).

The process also leads to the formation of strong crystallographic texture in the material.

During the ECAE process, it can be observed a significant strain hardening (together with the grain refinement) resulting in remarkable enhancement of strength in many engineering materials (Richert *et al*., 2003; Segal, 2003; Stolyarov & Lapovok, 2004; Vinogradov *et al*., 1999).

2. Mechanism of ECAE

Equal channel angular extrusion (ECAE) is a deformation technique resulting in a large grain refinement through severe plastic deformation (Eivani, Karimi Taher, 2008). During ECAE processing the material is subjected to an intense plastic straining through simple shear without any corresponding change in the cross-sectional dimension of the sample (Eivani, Karimi Taheri, 2008). Simple shear can be considered a near ideal deformation method for structure refinement and texture formation in metal working.

Large and uniform strain intensity per pass can be reached in material under low pressure and load without a reduction of the initial billet cross-section. The process can be repeated a number of times in the die because the billet cross-section remains constant (Tham *et al*., 2007).

In ECAE process, a metal billet is pressed through a die having two channels of equal cross-section intersecting at an internal angle, Φ (Kim J.K. & Kim W.J., 2006; Zhao *et al*., 2009), which is usually between 60º and 160º (Liu *et al*., 1998; Furuno *et al*., 2004). Another important feature of the die is the existence of an additional angle Ψ that defines the arc of curvature at the outer point of intersection of the two channels (Spuskanyuk *et al*., 2008), as showed in Fig. 1.

The billet undergoes simple shear deformation when it is pressed through the intersecting corner. High plastic deformations lead to an improvement in the dislocations density in ductile crystalline materials and this improvement of the dislocation density is followed by an increase in the strength. Hence with enough accumulation of plastic strain a new structure of submicrometer or even nanometer grain size replaces the former grain size (Sevillano *et al*., 1980).

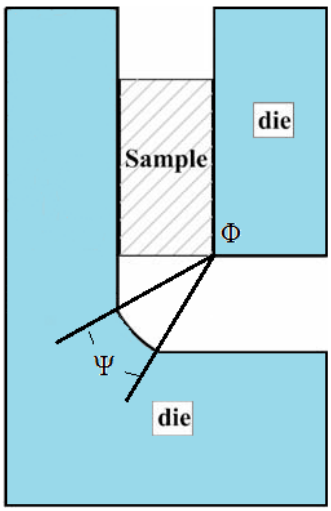


Fig. 1 – Front view of an ECAE die.

Because the channels of the die are of equal cross section, the cross-sectional shape of the specimen does not change during the process. This enables the process to be repeated several times, with each run called a pass. There are several possible sequences of passes, or routes, which differ on the re-orientation of the specimen's shear plane relative to the die's shear plane (Sivakumar & Ortiz, 2004).

During ECAE, the processing route is one parameter which can effectively change the strain path of the deformation. A nornenclature has evolved in the literature referring to the major variants as Route A - meaning no rotations between passes, Route B_A - meaning 90º back-and-forth rotations, Route B_C – meaning 90º continuous rotations and Route C meaning 180º rotations (Iwahashi *et al*., 1998; Aour *et al*., 2009).

The amount of plastic strain introduced in the materials after ECAE processing depends on the die angle and the number of passes.

The exit channel of the die is usually manufactured with the same diameter as the entrance channel and hence cross-section of the processed material is not modified and so, there is no geometrical limitation to the deformations that is possible to impart to the processed materials (Luis *et al*., 2005).

The ECAE die is manufactured with two channels that usually intersect at an angle with the same cross-section. The material is extruded through the die and it is mainly deformed by a shear mechanism combined with a high pressure, which exists within the die channels (Ghiban *et al*., 2010).

3. ECAE Process of Magnesium Alloys

Due to their high specific properties (superior specific stiffness and strength over many structural materials (Stalmann *et al*., 2001; Kainer, 2003), magnesium alloys are being viewed as the future materials for automobile, aerospace and electronics industries. However, their application potential is impeded by poor formability and limited ductility at room temperature, which is attributed to the hexagonal crystal structure and consequent non-availability of adequate numbers of independent slip systems (Patridge, 1967).

Grain refinement is an important practice to magnesium alloys because it improves their mechanical properties. Through ECAE process, ultrafine grain magnesium alloys with grain sizes of 0.5–5 μm have been obtained.

A parameter that can change the strain path of the deformation is the processing route. For magnesium alloys, processing route is more effective due to their intensive anisotropy. Different routes would result in an evident difference of grain orientations corresponding to the shear direction in each extrusion (Wu *et al.,* 2010).

There exists the continuity of the accumulated deformation in ECAE. For all the 4 routes, the strain rises straightly. Route B_C has the greatest increasing rate of strain, and its effective strain can reach the value of 3.8 by 5 passes. There exists different tendency of strain uniformity in multi-pass extrusion, the effective strains of Route A, Route B_C and Route B_A become more homogeneous with the increase of extrusion pass, but that of the Route C becomes worse (Zhang *et al*., 2008).

Several authors have described the microstructure evolution and mechanical properties of ECAE magnesium alloys (Jin *et al*., 2005; Yoshida *et al.,* 2003). The processing temperature is an important factor that affects the microstructure and mechanical properties of the AZ31 magnesium alloy by ECAE. At a processing temperature to 453 K, ultrafine grain of 0.5 μm were obtained, and both the ductility and strength of the alloy were improved significantly after the processing, which can be explained by grain refinement as well as incomplete dynamic recovery and recrystallization during the processing (Jin *et al*., 2005).

Mukai *et al.* have reported a potentially positive impact on the mechanical behavior of magnesium alloys, managing to develop a unique texture using ECAE processing (Mukai *et al*., 2001), and obtained a two to three times improvement in the tensile elongation of the magnesium alloy AZ31 processed by ECAE.

Also, there were found significant improvements in the yield strength and ductility of the conventionally extruded Mg–3.3%Li alloy after 4-pass ECAE at 523K with Route A and Route Bc (Liu *et al.,* 2004).

In contrast to these findings, for the AZ31 alloy after 8-pass ECAE at 473K with Route Bc, the tensile yield strength of the magnesium alloy was

slightly lower than the conventionally extruded counterpart, although its elongation to failure was twice as large as that of the conventionally extruded alloy. Similar results were obtained from the tensile tests of the AZ61 alloy after the conventional extrusion and then ECAE at 548K with Route Bc (Kim *et al*., 2002).

The maximum elongation achieved in ZK60, processed by ECAE, did not exceed 800% (Chuvil'deev *et al*., 2004).

The peculiar mechanical behaviour of these magnesium alloys was attributed to the strong texture developed during the ECAE process. Each route of ECAE gives rise to a characteristic texture. The textures carry the signatures of the corresponding strain path and sharpen with the number of ECAE passes. Route C gives rise to the sharpest texture (Suwas *et al*., 2007).

Primary processing, like hot rolling and hot extrusion, generally develops a strong basal texture in magnesium alloys. An ECAE processing on AZ31 magnesium alloy lead to the fabrication of ductile AZ31, which has basal plane orientation, inclined 45° to the extrusion direction. Because of the texture development, the material exhibited high ductility of 45% even at room temperature (Watanabe *et al*., 2004).

Recent research regarding ECAE of magnesium alloys towards high room temperature ductility by texture control (Kim *et al*., 2003; Agnew *et al*., 2004) is based on this result.

The deformation behavior of ECAE processed AZ31 alloy is dominated by magnesium small grains rotation and parallel wrinkled deformation type, and the mechanical properties of the ECAE processed AZ31 alloy are affected not only by the grain size but also by the transformations of the deformation types in the micro scale (Wang *et al*., 2008).

4. Conclusion

The hcp structure of magnesium limits the industrial applications of its alloys, because of the low ductility at a low forming temperature. In recent years, there were several attempts to enhance the ductility of magnesium alloys using grain refinement technology by deformation.

Equal-channel angular pressing (ECAP) imparts an intense plastic strain to a sample through simple shear but without any change in the cross-sectional dimensions. Thus, repetitive pressings may be conducted to achieve very high total strains.

In conclusion, the magnesium alloys produced through ECAE exhibits mechanical properties which show superior performance compared to the conventional magnesium alloys. ECAE offers the potential to induce crystallographic textures, previously unobserved, which may be of significant interest for modifying the properties.

Because of the fine sizes of the grains, it has been achieved, a high yield strength combined with large tensile elongation and low mechanical anisotrop. Further reduction of the grain size to the submicrometer level generates an increase in yield strength, a negligible mechanical anisotropy and an only slightly decreased elongation to fracture. At elevated temperatures, magnesium alloys show superplastic formability.

Acknowledgement. The work has been funded by the Sectoral Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/88/1.5/S/60203.

REFERENCES

Agnew S.R., Horton J.A., Lillo T.M., Brown D.W., *Enhanced Ductility in Strongly Textured Magnesium Produced by Equal Channel Angular Processing*. Scripta Materialia **50**, 377–381 (2004).

Agnew S.R., Mehrotra P., Lillo T.M., Stoica G.M., Liaw P.K., *Texture Evolution of Five Wrought Magnesium Alloys During Route A Equal Channel Angular Extrusion: Experiments and Simulations*. Acta Mater., **53**, 3135-3146 (2005).

Aour B., Zaïri F. Boulahia, R., Naït-Abdelaziz M., Gloaguen J.M., J.M. Lefebvre, *Experimental and Numerical Study of ECAE Deformation of Polyolefins*. Computational Materials Science, *45*, 646–652 (2009).

Beyerlein I.J., Tome C.N., *Analytical Modeling Of Material Flow In Equal Channel Angular Extrusion (ECAE)*. Mater. Sci. Eng., **A 380**, 171-190 (2004).

Beygelzimer Y., Orlov D., Varyukhin V., *A New Severe Plastic Deformation Methd: Twist Extrusion*. TMS Annual Meeting, 297–302 (2002).

Beygelzimer Y., Varyukhin V., Orlov D., Efros B., Stolyarov V., Salimgareyev H., *Microstructural Evolution of Titanium Under Twist Extrusion*. TMS Annual Meeting, 43–46 (2002).

Chuvil'deev V.N., Nieh T.G., Yu M.. Gryaznov Sysoev, A.N., Kopylov V.I., *Low-Temperature Superplasticity and Internal Friction in Microcrystalline Mg Alloys Processed by ECAP.* Scripta Mater., **50**, 861–865(2004).

Dumitru F.-D., Ghiban B., Ghiban N., Marin M., Şaban R., Bane M., *Studies Considering die Design for Equal Channel Angular Extrusion (ECAE) Process,* Buletinul Ştiinţific Al Universităţii „Politehnica" din Timişoara, Seria Mecanică, **55(69)**, 45-48 (2010).

Eivani A.R., Karimi Taher A., *Effective Strain Based on Shear and Principal Strains in Equal Channel Angular Extrusion with Outer Curved Corner*. Computational Materials Science, **41**, 409–419 (2008).

Eivani A.R., Karimi Taheri A., *The Effect of Dead Metal Zone Formation on Strain and Extrusion Force During Equal Channel Angular Extrusion*. Computational Materials Science, **42**, 14–20 (2008).

Ferrasse S., Segal V.M., Alford F., Kardokus J., Strothers S., *Scale up and Application of Equal-Channel Angular Extrusion for the Electronics and Aerospace Industries*. Materials Science and Engineering, **A 493**, 130–140 (2008).

Furuno K., Akamatsu H., Oh-ishi K., Furukawa M., Horita Z., Langdon T.G., ActaMater., *52*, 2497–2507 (2004).

Ghiban B., Dumitru F.-D., Ghiban N., Saban R., Semenescu A., Marin M., *Consideration Regarding die Design for Equal Channel Angular Extrusion*. 21st International DAAAM Symposium "Intelligent Manufacturing & Automation: Focus on Interdisciplinary Solutions", **21**, 0189-0190 (2010).

Gholinia A., Bate P., Prangnell P.B., *Modelling Texture Development During Equal Channel Angular Extrusion of Aluminium.* Acta Mater., **50**, 2121-2136 (2002).

Gil, Sevillano J., Van Houtte P., Aernoudt E., *Large Strain Work Hardening and Textures.* Progress in Materials Science*, 25*, 69-134 (1980).

Imayev R.M., Imayev V.M., Salishchev G.A., *Formation of Submicrocrystalline Structure in TiAl Intermetallic Compound*. J. Mater. Sci., **27**, 4465–4471 (1992).

Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G., *The Process of Grain Refinement in Equal-Channel Angular Pressing*. Acta Mater., **46**, 3317-3331 (1998).

Jin L., Lin D.L., Mao D.L., Zen X.Q., Ding W.J., *Mechanical Properties and Microstructure of AZ31 Mg Alloy Processed by Two-Step Equal Channel Angular Extrusion*. Mater. Lett., **59**, 2267- 2270 (2005).

Kainer K.U., *Magnesium Alloys and Technology*. Weinheim: DGM, 2003.

Kim J.K., Kim W.J., *Analysis of Deformation Behavior in 3D During Equal Channel Angular Extrusion*. J. of Materials Processing Technology, **176**, 260–267 (2006).

Kim W.J., An C.W., Kim Y.S., Hong S.I., *Mechanical Properties and Microstructures of an AZ61 Mg Alloy Produced by Equal Channel Angular Pressing*. Scripta Mater., **47**, 39–44 (2002).

Kim W.J., Hong S.I., Kim Y.S., Min S.H., Jeong H.T. Lee, J.D., *Texture Development and its Effect on Mechanical Properties of an AZ61 Mg Alloy Fabricated by Equal Channel Angular Pressing*. Acta Mater., **51**, 3293 -3307 (2003).

Liu T., Wang Y.D., Wu S.D., Peng R.L., Huang C.X., Jiang C.B., Li S.X., *Textures and mechanical Behavior of Mg–3.3%Li alloy after ECAP*. Scripta Mater., **51**, 1057–1061 (2004).

Liu Z.Y., Liang G.X., Wang E.D., Wang Z.R., *The Effect of Cumulative Large Plastic Strain on the Structure and Properties of a Cu–Zn Alloy.* Mater. Sci. Eng. , **A 242**, 137–140 (1998).

Lowe T.C., Valiev R.Z., *The use of Severe Plastic Deformation Techniques in Grain Refinement*. JOM, **56**, *10*, 64–68 (2004).

Luis C.J., Luri R., Léon J., *Strain and Temperature Analysis of AA-1370 Processed by ECAE at Different Temperatures*. J. of Materials Processing Technology, *164–165*, 1530–1536 (2005).

Mishin O.V., Gertsman V.Y., Valiev R.Z., Gottstein G., *Grain Boundary Distribution and Texture in ultrafine-Grained Copper Produced By Severe Plastic Deformation*. Scripta Mater., **35**, 873–878 (1996).

Mueller K., Mueller S., *Severe Plastic Deformation of the Magnesium Alloy AZ31.* Journal of Materials Processing Technology, *187–188*, 775–779 (2007).

Mukai T., Yamanoi M., Watanabe H., Higashi K., *Ductility Enhancement in AZ31 Magnesium Alloy by Controlling its Grain Structure.* Scripta Mater., **45**, 89–94 (2001).

Patridge P.G., *Magnesium Alloys and its Applications*. Met Rev, 118-169 (1967).

Richert M., Richert J., Zasadzinski J., Hawryłkiewicz S., Długopolski J., *Effect of Large*

Deformations on the Microstructure of Aluminium Alloys. Mater. Chem. Phys., **81**, 528–530 (2003).

Saito Y., Tsuji N., Utsunomiya H., Sakai T., Hong R.G., *Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process*. Scripta Mater., **39**, *9*, 1221–1227 (1998).

Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T., *Novel Ultra-High Straining Process for Bulk Materials-Development of the Accumulative Roll-Bonding (ARB) Proces.*, Acta Mater., **47**, *2*, 579–583 (1999).

Salishchev G.A., Valiakhmetov O.R., Galeyev R.M., *Formation of Submicrocrystalline Structure in the Titanium Alloy VT8 and its Influence on Mechanical Properties*. J. Mater. Sci., **28**, 2898–2902 (1993).

Segal V.M., *Equal Channel Angular Extrusion of Flat Product.* Materials Science and Engineering **A**, *476*, 178–185 (2008).

Segal V.M., *Equal Channel Angular Extrusion: from Macromechanics to Structure Formation*. Mater. Sci. Eng. **A 271**, 322–333(1999).

Segal V.M., *Materials Processing by Simple Shear*. Mater. Sci. Eng., **A 197**, 157–164 (1995).

Segal V.M., Ph.D thesis, Minsk, Russia, 1974.

Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevskiy A.E., Kopylov V.I., *Plastic Working of Metals by Simple Shear.* Russian Metall., **1**, 99–105 (1981).

Segal V.M., *Slip Line Solutions, Deformation Mode and loading History During Equal Channel Angular Extrusion*. Mater. Sci. Eng., **A 345**, 36–46 (2003).

Sivakumar S.M., Ortiz M., *Microstructure Evolution in the Equal Channel Angular Extrusion Process*. Comput. Methods Appl. Mech. Engrg., *193*, 5177–5194 (2004).

Spuskanyuk V., Spuskanyuk A., Varyukhin V., *Development of the Equal-Channel Angular Hydroextrusion*. J. of materials processing technology, **203**, 305–309 (2008).

Stalmann A., Sebastian W., Friedrich H., Schumann S., Droder K., *Properties and Processing of Magnesium Wrought Products for Automotive Applications*. Adv Eng Mater, **3**, 969-974 (2001).

Stolyarov V.V., Lapovok R., *Effect of Back Pressure on Structure and Properties of AA5083 Alloy Processed by ECAP*. J. Alloys Compd., **378**, 233–236 (2004).

Suwas S., Gottstein G., Kumar R., *Evolution of Crystallographic Texture During Equal Channel Angular Extrusion (ECAE) and its Effects on Secondary Processing of Magnesium*. Materials Science and Engineering, **A 471**, 1–14 (2007).

Tham Y.W., Fu M.W., Hng H.H., Yong M.S., Lim K.B., *Study of Deformation Homogeneity in the Multi-Pass Equal Channel Angular Extrusion Process.* Journal of Materials Processing Technology *192–193*, 121–127 (2007).

Tham Y.W., M Fu.W., Hng H.H., M Yong.S., Lim K.B., *Study of Deformation Homogeneity in the Multi-Pass Equal Channel Angular Extrusion Process*. J. of Materials Processing Technology, *192-193*, 121-127 (2007).

Tóth L.S., Arruffat-Massion R., Germain L., Baik S.C., Suwas S., *Analysis of Texture Evolution in equal Channel Angular Extrusion of Copper Using a New Flow Field*. Acta Mater., **52**, 1885-1898 (2004).

Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V., *Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation*. Prog. Mater. Sci., **45**, 103 –189 (2000).

Valiev R.Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R., *Structure and Properties of Ultrafine-Grained Materials Produced by Severe Plastic Deformation*. Mater. Sci. Eng.,

A 168, 141–148 (1993).

Vinogradov A., Nagasaki S., Patlan V., Kitagawa K., Kawazoe M., *Fatigue Properties of 5056 Al–Mg Alloy Produced by Equal Channel Angular Pressing*. Nanostruct. Mater. **11**, *7*, 925–93 (1999).

Wang X.-S., Jin L., Li Y., Guo X.-W., *Effect of Equal Channel Angular Extrusion Process on Deformation Behaviors of Mg-3Al-Zn Alloy*. Materials Letters, **62**, 1856–1858 (2008).

Watanabe H., Mukai T., Sugioka M., Ishikawa K., *Elastic and Damping Properties from Room Temperature to 673 K in an AZ31 Magnesium Alloy*. Scripta Mater, **51,** 291-295 (2004).

Wu B.L., Wan G., Zhang Y.D., Du X.H., Wagner F., Esling C., *Fragmentation of Large Grains in AZ31 Magnesium Alloy During ECAE Via Route A*. Materials Science And Engineering **A 527**, *15*, 3365-3372 (2010).

Wu P.D., Huang Y., Lloyd D.J., *Studying Grain Fragmentation in ECAE by Simulating Simple Shear*. Scripta Materialia, **54**, 2107-2112 (2006).

Yoshida Y., Cisar L., Kamado S., Kojima Y., *Effect of Microstructural Factors on Tensile Properties of ECAE-Processed AZ31 Magnesium Alloy*. Materials Transactions, **44**, *4*, 468-475 (2003).

Zhang X., Luo S., Du Z., *Uniformity and Continuity of Effective Strain in AZ91D processed by Multi-Pass Equal Channel Angular Extrusion*. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, **18**, 92-98 (2008).

Zhao Z., Chen Q., Wang Y., Shu D., *Microstructural Evolution of an ECAE-Formed ZK60-RE Magnesium Alloy in the Semi-Solid State*. Materials Science and Engineering, **A 506,** 8–15 (2009).

CONSIDERAŢII PRIVIND PROCESUL DE EXTRUDARE UNGHIULARĂ ÎN CANALE EGALE PE ALIAJE DE MAGNEZIU

(Rezumat)

În ultimii ani, s-a realizat o cercetare, în continuă creştere, privind efectele prelucrării prin extrudare unghiulară în canale egale. Extrudarea unghiulară în canale egale (EUCE) este una dintre metodele de deformare plastică severă (DPS), care îmbunătăţeşte proprietăţile mecanice ale materialelor prelucrate din cauza grăunţilor ultrafini rezultaţi. EUCE produce tensiuni de deformare semnificative, fără a modifica secţiunea transversală.

Această lucrare ia în considerare diferite articole în scopul de a explica atât mecanismul de EUCE, precum şi modul în care această metodă de DPS influenţează proprietăţile aliajelor de magneziu. Experimentele EUCE au confirmat că această tehnică poate fi utilizată pentru atingerea unor proprietăţi mecanice îmbunătăţite, cum ar fi alungiri mari superplastice, limita de curgere ridicată, alungire mare la întindere şi o anizotropie scăzută a proprietăţilor mecanice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INFLUENCE OF CLOSED CELL ELASTOMER SCALE FACTOR ON THE PASSING POWER FLOW TRANSFORMATION

BY

G. DUNCHEVA*, P. NENCHEV, A. ANCHEV

Technical University Gabrovo, Bulgaria

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The object of study is an elastomer in a closed cell, through which power flows. FEM approach has been applied to solve the problem. An axisymmetrical FEM model has been developed in which the model of elastomer material employs the Arruda-Boyce model. It is based on the specific potential strain energy which is the energy accumulated per unit of volume. For a selected optimized cell geometry the emphasis is laid on the influence of the scale factor, respectively, the elastormer volume impact upon the transformation of the power flow. The obtained results are visualized by graphics and relevant conclusions have been made.

Key words: scale factor optimization, closed cell, hyperelastic material, finite element simulations.

1. Introduction

The hyperelastic materials belong to the polymer materials group. Depending on the nature of the matter which builds these materials, they can be hydroplastic, rubber like, foam like and other polymers. In the machinery

* Corresponding author e-mail: nenchev@tugab.bg

construction the components made of hyperelastic materials are known as elastomers. As a part of machine-building products, the elastomers perform various functions: vibro-insulation, as congestion elements, as components in tightening mechanisms, for compensating the deflection of the mutual position of connected shafts. Analyzing the elastomer applications in the tightening mechanisms, a practical and scientific interest is the case when a force flow passes through the elastomer, *i.e.* when the elastomers perform basic role in the tightening process. Simultaneously, elastomer applications in tightening mechanisms where the transformation of the force flows to be at hand are not known.

The present investigation basis is the idea for an optimization of the application of elastomers made of rubber mixes as a medium for transferring of a pressure in the tightening mechanisms in a such manner that the force flow to be increased to direction of the workpiece to be fixed. For that purpose the elastomer is fit in a closed cell having the form of a truncated cone and two short cylindrical sections (Maximov & Nenchev, 2003).

The main objective of this work is to obtain quantitative estimation of the influence of the scale factor, respectively the elastomer volume on the force flow transformation. The problem has been solved by means of finite element (FE) approach.

2. Nature of the Technical Solution

The principle scheme of the technical solution is presented in Fig. 1. To reach an intensification of the force flow from piston 1 to piston 2 it is necessary elastomer Poisson ratio to be $\approx 0{,}5$, *i.e.* the elastomer to be almost incompressible. For that purpose, on the basis of experimental studies it is chosen a rubber-like material with Shore hardness of 55 (Duncheva *et al.*, 2008). In order to receive a quantitative assessment of the passing force flow transformation, the coefficient of the force intensification k is introduced as (Maximov & Nenchev, 2003):

$$k = F_2 / F_1 \tag{1}$$

where F_1 and F_2 are respectively the input and the output forces, relative to the top of the elastomer's contact surfaces.

3. Organization of the Study

In order to make an optimization of the elastomer geometry, a multi-objective optimization is carried out by means of numerical simulations. In the condition of a constant volume and when $d = const$ and $h_1 = const$ (Fig. 1),

all the rest parameters depend on only angle β. It is established that when $\beta = 70^0$ the coefficient k is the biggest and the losses are the smallest. The objects of this study are the elastomers having optimal geometry but having different scale factors. The variation of its geometrical parameters depending on the scale factor, respectively depending on the elastomers volume, is shown in Table 1.

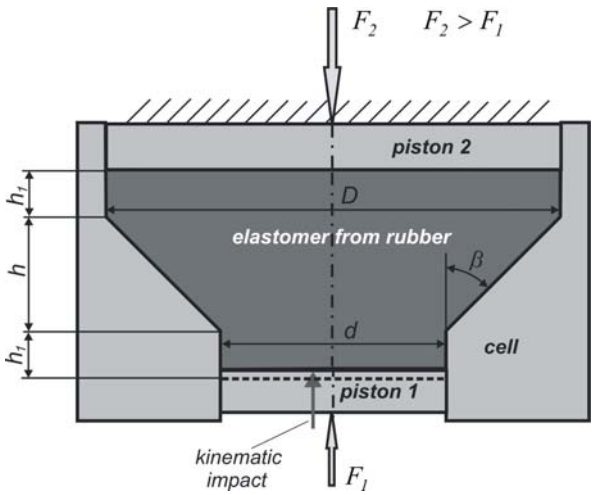


Fig. 1 – Principle scheme.

Table 1
Geometrical Parameters of Elastomers

Scale factor	d, mm	D, mm	h, mm	h_1, mm	V, mm^3
0.5	12.5	34.426	3.99	2.5	4484.644
0.75	18.75	51.639	5.985	3.75	15135.677
1	25	68.852	7.98	5	35877.16
1.25	31.25	86.065	9.975	6.25	70072.578
1.5	103.278	103.278	11.97	7.5	121085.412

4. Finite Element Model

4.1. General Characteristic

In view of the nature of the problem to be studied, an axisymmetrical FE model has been developed (Fig. 2 *a*, *b*). The pistons 1 and 2, and the cell are modeled as analytical rigid and the elastomer is modeled as deformable body.

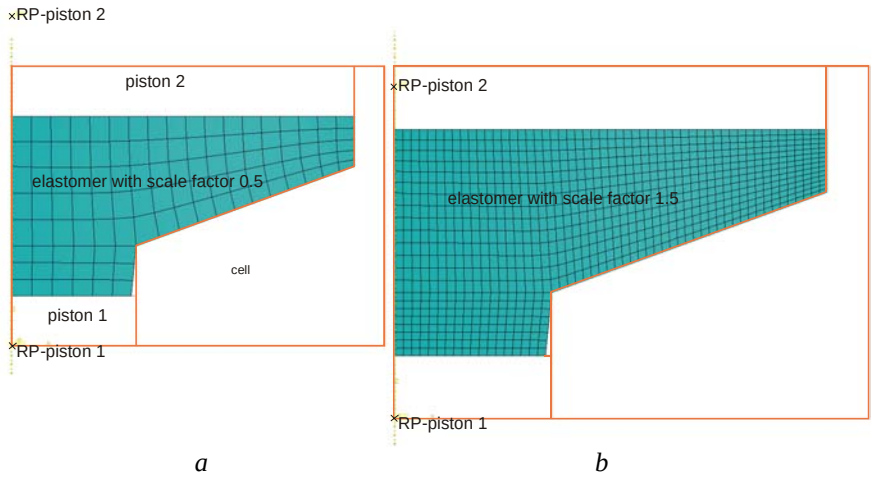


Fig. 2 – Axisymmetrical finite element model, *a* - scale factor 0.5; *b* - scale factor 1.5.

According to the construction of the closed cell, FE model consist of three parts –piston-1, piston-2 which simulate respectively small piston and big piston and cell. Tangential and normal contact between the elastomer and components of the cell allowing a separation are defined as the technique "master" and "slave" surfaces is applied (Hibbit *et al*., 2004). According to experimental results obtained (Petkov *et al*., 2007), for the rubber to be studied the friction coefficient 0.8 is assigned.

The kinematic impact applied on the piston 1 is assigned by means of a rectilinear translation with amplitude defined by means of tabulation. The input and the output forces, relative to the piston-1 and piston-2 are obtained by reactions in Reference point (RP) of their models (Fig. 2*a*, *b*).

The elastomer FE model is built from quadratic quadrilateral FE, type CAX8R. In order to obtain correct FE results the geometric similar elastomers are built with equal average size of the FEs - $1\ mm$ (Fig. 2*a*, *b*).

4.2. Constitutive Model of the Elastomer

On the basis of a comparison between experimental and FE results, it is proved that the Arruda-Boyce constitutive model is the most appropriate for describing the behavior of the investigated rubber mix [3-UNITECH'2008]:

$$\Omega = G[\frac{1}{2}(\bar{I}_1 - 3) + \frac{1}{20\lambda_m^2}(\bar{I}_1^2 - 9) + \frac{11}{1050\lambda_m^4}(\bar{I}_1^3 - 27) + \frac{19}{7000\lambda_m^6}(I_1^3 - 81) + \\ + \frac{519}{673750\lambda_m^8}(\bar{I}_1^5 - 243)] + \frac{1}{D}(\frac{J_{el}^2 - 1}{2} - \ln J_{el}) \quad (2)$$

the first deviatoric strain invariant
where G, λ_m and D are temperature dependent material parameters; $\bar{I}_1$ is the first deviatory strain invariant defined as:

$$\bar{I}_1 = \bar{\lambda}_1^2 + \bar{\lambda}_2^2 + \bar{\lambda}_3^2 \tag{3}$$

$\bar{\lambda}_i$ are the deviatory stretches: $\bar{\lambda}_i = J^{-\frac{1}{3}} . \lambda_i$; J is the total volume ratio (ratio of current volume to initial); J_{el} is the elastic volume ratio; λ_i are the principal stretches ($\lambda_i = 1 + \varepsilon_i$; ε_i are the principal linear strains).

The initial shear modulus G_0 is related to G with the expression:

$$G_0 = G(1 + \frac{3}{5\lambda_m^2} + \frac{99}{175\lambda_m^4} + \frac{513}{875\lambda_m^6} + \frac{42039}{67375\lambda_m^8}). \tag{4}$$

A typical value of λ_m is 7, from where $G_0 = 1{,}0125G$. The initial bulk modulus K_0 is related to D with the expression: $K_0 = 2/D$.

The following material constants are obtained: $G = 1{,}8516824$; $G_0 = 1{,}87480038$; $\lambda_m = 7{,}00020847$; $D = 0{,}0432$.

5. Finite Element Results and Discussions

The equivalent von Misses stress distribution for elastomers having scale factors respectively 0.75 and 1.25 and corresponding to the maximum displacement of the small piston are shown in Fig. 3. For each studied case the maximum displacement is conformable to the condition the maximum equivalent stress to be less than $\approx 5\ MPa$. In the field surrounding small piston the deforming process is the most intensive because of that the stresses are maximum in this zone.

The generalized results obtained from the numerical simulations for different scale factors are shown in Fig. 4-8. For the elastomers from Table 1, the output force F_2, N and the coefficient of the force intensification depending on the small piston displacement are graphically visualized.

On the basis of the graphical dependences obtained, the following comments can be made:

- With increasing of the output force F_2, the coefficient of the force intensification k decreases because of the bigger friction forces between the elastomer and the cell;

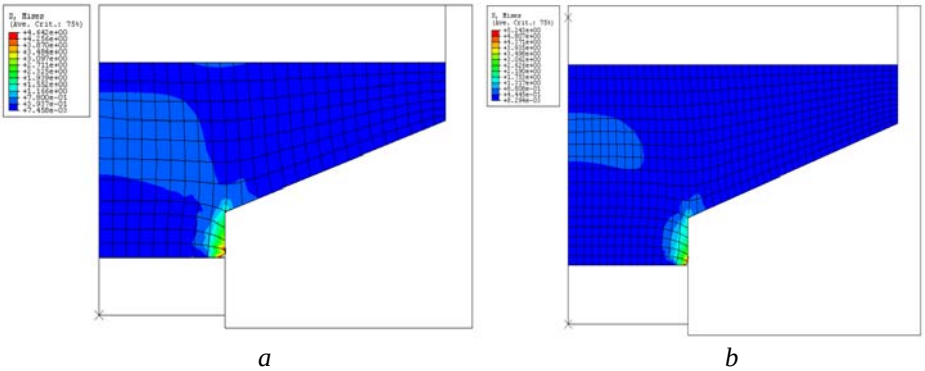


Fig. 3 – Equivalent stress distribution; *a* - scale factor 0.75; *b* - scale factor 1.25.

- The dependence between the applied kinematics influence (the small piston axial displacement) and the output force F_2 has almost linear character. This gives a possibility comparatively easily to control the force applied to workpiece to be fixed by means of a control on the small piston displacement;

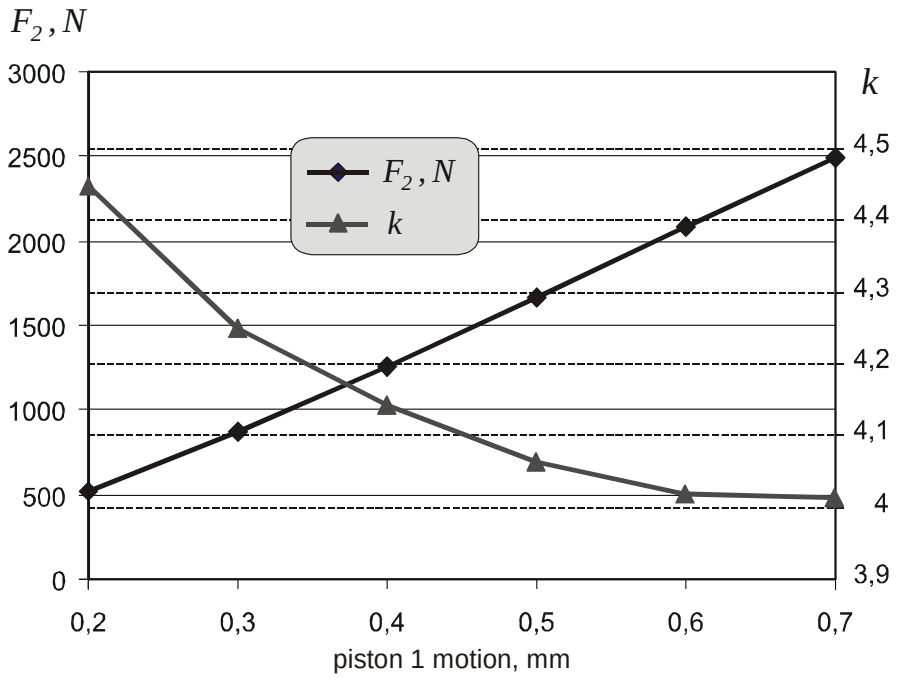


Fig. 4 – Power flow transformation in elastomer with scale factor 0.5.

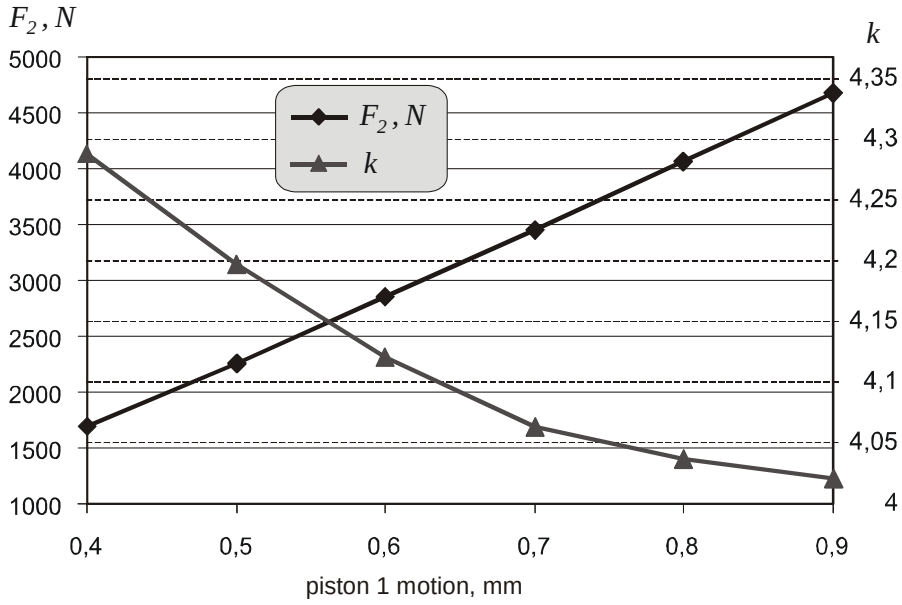


Fig. 5 – Power flow transformation in elastomer with scale factor 0.75.

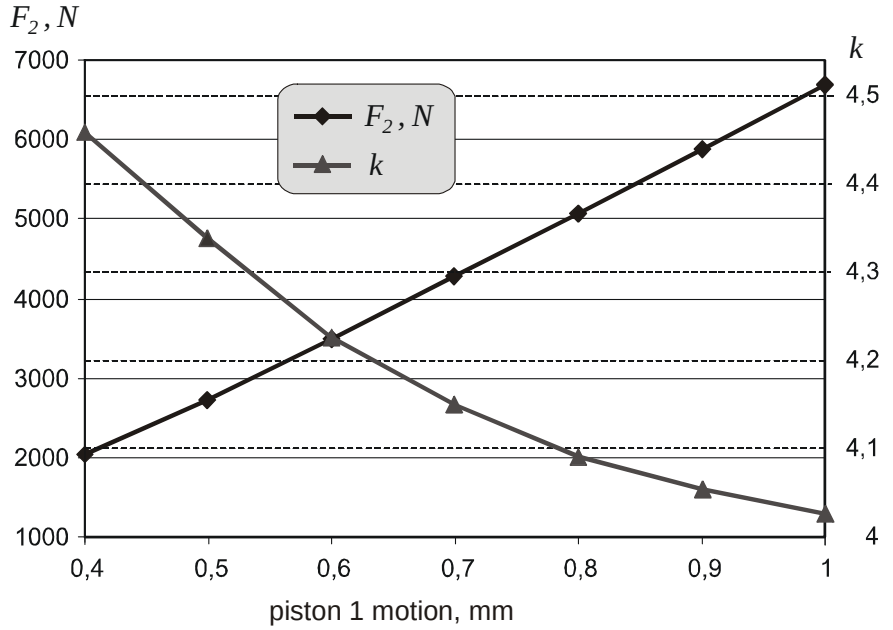


Fig. 6 – Power flow transformation in elastomer with scale factor 1.

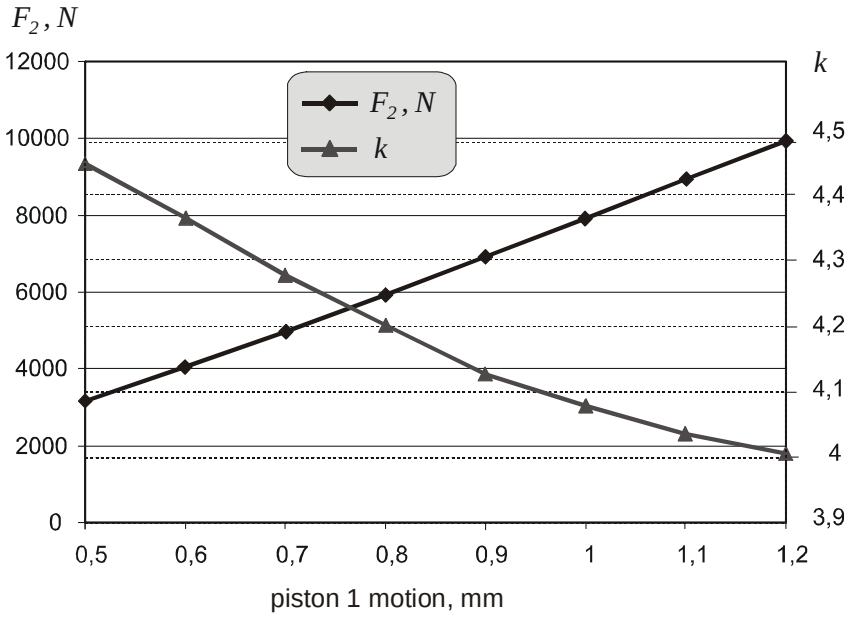


Fig. 7 – Power flow transformation in elastomer with scale factor 1.25.

- With increasing the small piston displacement, the coefficient of the force intensification decreases with changeable rate. It is observed that the scale factor leads to relatively little dispersing of k in the conditions of the maximum displacement for a given elastomer.

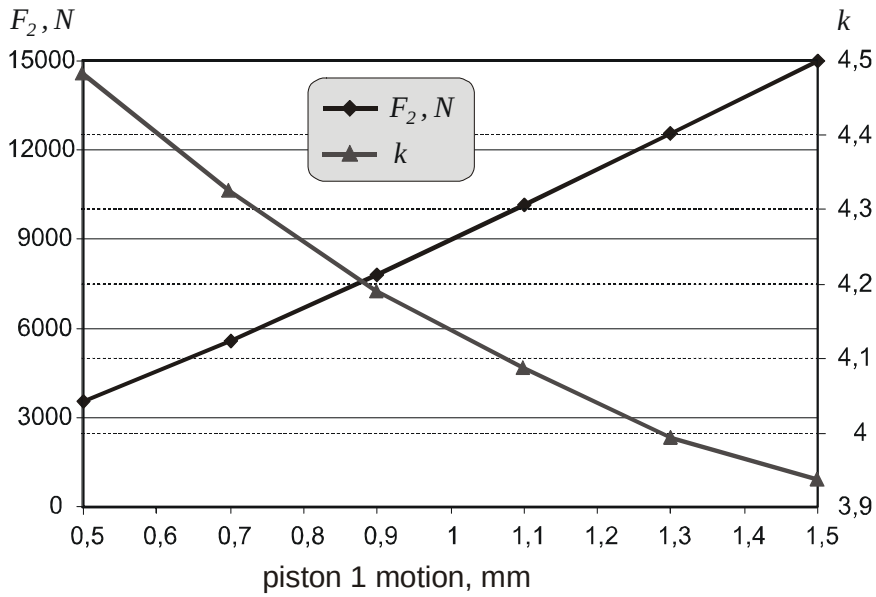


Fig. 8 – Power flow transformation in elastomer with scale factor 1.5.

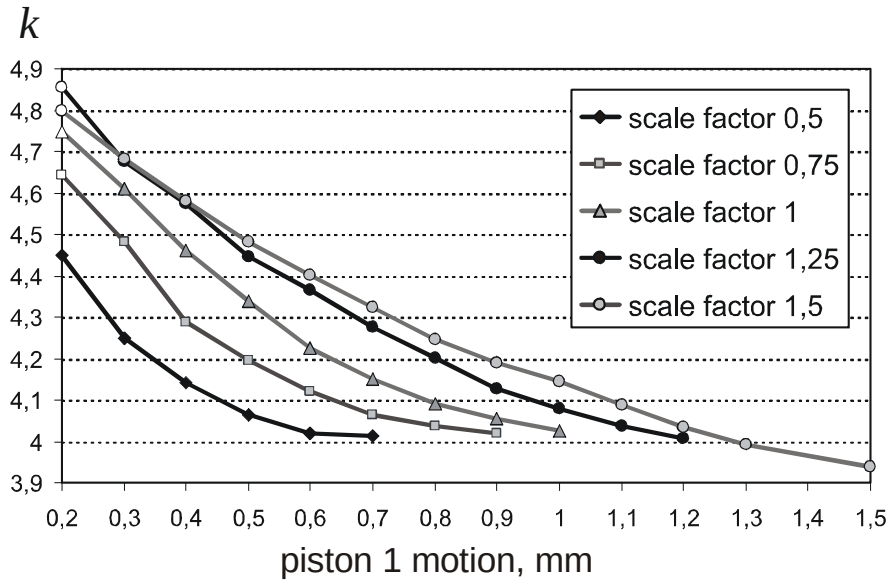


Fig. 9 – Variation of k from scale factor and kinematic impact.

Fig. 9 shows the variation of the coefficient of the force intensification of elastomers having different scale factors depending on the small piston displacement. Obviously, for one of the same kinematic impact the coefficient of the force intensification increases with increasing the scale factor. This can be explained by relatively smaller losses causal by external friction for elastomers having larger volume.

6. Conclusion

A generalized FE model of the elastomer in a closed cell has been developed, trough which force flow passes so that it is intensificated.

The influence of the scale factor on the flow force transformation has been studied by means of numerical simulations of the geometric similar elastomers.

The quantitative dependences between elastomers power characteristic and admissible values of the applied upon them kinematic impacts are obtained.

The results obtained can be used for design of tightening mechanisms based on the studied technical solution.

Acknowledgement. The study was supported by contract № BG051PO001-3.3.04/28, "Support for the Scientific Staff Development in the Field of Engineering Research and Innovation”. The project is funded with support from the Operational Programme "Human Resources Development" 2007-2013, financed by the European Social Fund of the European Union.

REFERENCES

Duncheva G.V., Nenchev P.N., Maximov J. ., Anchev A.P., *Finite Element Investigation of the Behaviour of the Rubber Like Materials in a Closed Cell*. In: UNITECH'08 International Scientific Conference, Gabrovo, Bulgarian, **II**, 87-98 (2008).

Hibbit, Karlsson, and Sirensen Inc. ABAQUS/CAE Theory Manual, Version 6.5, ABAQUS Inc. Rising Sun Mills, 166 Valley Street Providence, RI 02909-2499, 2004.

Maximov J.T., Nenchev P.N., *Concerning the Possibility of Using Rubber Like Materials as Medium for Pressure Transferring in a Closed Cell*. In: AMTECH'03 International Scientific Conference, Varna, Bulgarian, **II**, 126-129 (2003).

Petkov S., Nenchev P.N., Anchev A.P., Duncheva G.V., *Experimental Investigation of the Friction Coefficient Between Steel and Hyperelastic Materials*. Mechanics of Machines, Bulgarian, **73**, 15-19 (2007).

INFLUENŢA FACTORULUI DE SCARĂ A UNEI CELULE ÎNCHISE DE ELASTOMER ASUPRA TRANSFORMĂRII UNUI FLUX DE FORŢĂ

(Rezumat)

Obiectul de studiu este un elastomer într-o celulă închisă, supus unui flux de forţă. S-a apelat la metoda elementului finit pentru rezolvarea problemei. A fost creat un model FEM în care modelul materialului elastomer foloseşte modelul Arruda-Boyce. Se bazează pe energia potenţială care este acumulată pe unitatea de volum. Pentru o geometrie optimizată a geometriei celulei se pune accent pe influenţa factorului de scală, respectiv, volumul elestomerului la impact la transformarea fluxului de putere. Rezultatele obţinute sunt prezentate vizual prin grafice şi au fost trase concluzii relevante.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EQUAL STRENGHT SHAPE MEMORY ALLOY (SMA) LAMELLA ACTUATOR

BY

ALEXANDRU ENACHE*, MIHAI AXINTE and ION HOPULELE

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 20, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In practice, the shape memory alloys lamellas are used to obtain actuators or sensors items. Elements of SMA transmitters are designed to convert thermal energy into mechanical energy. Mechanical energy act on a component in a mechanic assembly, changing its position or shape.

For lamellar shape actuators with constant section, it is noted that the maximum torque is restraint foreground. Bearing section supports all elastic deformations. The deformations can become residual strain if it exceeds the elastic range for material. If it is desirable that the maximum bending stress is the same in all sections of the beam, this is why equal bending strength bar is preferred. This bar is trapezoidal with constant thickness. Dimensions can be derived by computer simulation by finite element method CATIA module.

Key words: shape memory, alloys lamella, computer simulation

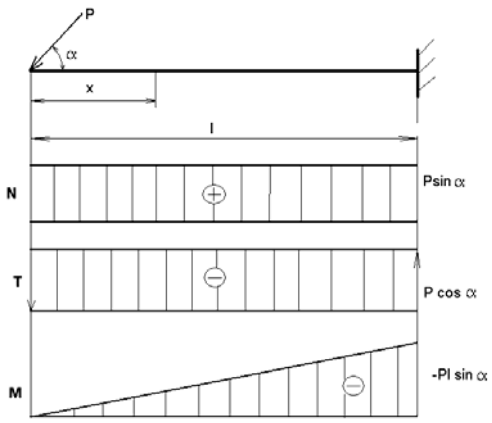
1. Introduction

1.1. Slide Actuator of Shape Memory Alloy (SMA) with Constant Section

The determination efforts in a constant lamella section are shown in Fig. 1. It is noted that maximum moment is close to the bearings. Section close

* Corresponding author e-mail: sandu_enache2006@yahoo.com

to the bearings supports all elastic deformations. These strains can become the residual strains if it exceeds the elastic range of material.



N = Psinα
P = concentrated force
α = angle of the force
T= - P·cosα
At the x distance the moment becomes:
M= -P·x·sinα
For α=90°:
N= P
M= -P·x

Fig. 1 – The effort determination in a constant lamella section.

1.2. Analysis of the S.M.A. Lamella Actuator Tensions with Constant Section by Computer Simulation by Finite Element Method CATIA V5 R17 Module

Finite element method (FEM) is one of the best existing methods for engineering calculations and simulations. This method, of course, which incorporates programs have become essential parts of modern computer aided design. Engineer will design a virtual system and will study the behavior.

Strength, stability, sustainability are all part of the required characteristics of a piece or assembly composed of parts or subassemblies. Finite element analysis of a resistance structure model is, in fact, numerical calculation verification. Thus, for a given dimensional defined geometry, for a given load and well-defined conditions (constraints) bearing, are achieved: offset values, tensions, the bearings reactions, own frequencies etc.

The finite element analysis purpose is, first, discretizing the transformation of the real structure, continuous, in a discrete model with a number of points called nodes.

The finite element method defines the unknown (displacements and stresses) only in created model nodes and calculates their respective point's values. Number of nodes must be large enough in the areas of interest to obtain a satisfactory approximation of the geometry structure, the edge areas and loading conditions.

Discretization process results in dividing the structure model in a finite but unspecified number of elements. Thus, any model can be discretized into a

number of elements known as prismatic or tetrahedral finite elements. These nodes are connected by through tetrahedrons or prisms vertices.

2. Results and Debates

Analysis of stress and strain for the uneducated lamella actuator S.M.A. is enlightening also for the educated shape memory actuator.

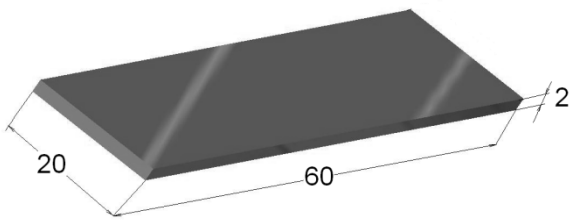


Fig. 2 – Rectangular section lamella.

Fig. 3 – Concentrated load (10N) 1000g.

Analysis is done on a rectangular section lamella S.M.A. Cu-Zn-Al, uneducated, with dimensions of 60 mm x 20mm x 2mm (Fig. 2) is 2400 mm^2 plate volume and mass of 20 g (Fig. 2).

In Fig. 3 minimum stress is shown in blue (right) and its value is 4.83 $x10^5$ N/m^2 and the maximum stress is shown in red (left) and its value is 2.95 $x10^7$ N/m^2.

On the lamella actuator S.M.A. of equal strength with variable width (Fig. 4) elastic stresses and strains are distributed evenly throughout the volume of material.

The S.M.A. lamella actuator with variable width and equal strength produces more mechanical work than a constant section actuator after a thermal cycle.

The virtual sample 1 is presented in Fig. 4. This sample is a S.M.A. isosceles trapezoid with the peak angle with the value 9.4.

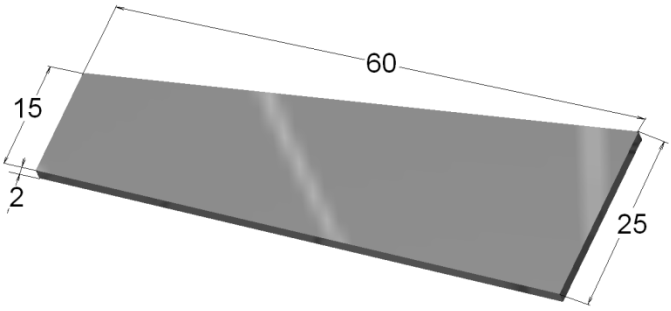


Fig. 4 – Virtual isosceles trapezoid shaped S.M.A. lamella.

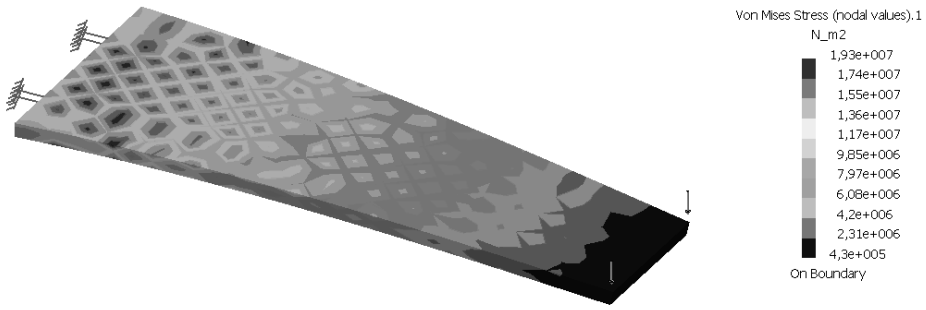


Fig. 5 –Virtual isosceles trapezoid shape S.M.A. lamella
10N applied force.

In Fig. 5 minimum stresses are shown in blue (positioned at the outer edge) and its value is 4.3 x10^5 N/m^2, and the maximum stress is shown in red (positioned closer to the support edge) and its value is 1.93 x10^7 N/m^2.

Note that maximum moment is near embedded section. Section near bearing, rendered in red, is one that supports all elastic deformations. These strains can become the residual strains if it exceeds the elastic range of material. In S.M.A. actuators or sensors case this phenomenon is undesirable because it leads to the destruction of shape memory effect.

The virtual sample 2 is presented in Fig. 6. This sample is a S.M.A. isosceles trapezoid with the dimensions presented in Fig. 6 and the peak angle with the value 47° Fig. 7.

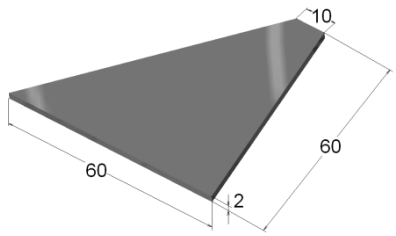


Fig. 6 – Virtual isosceles trapezoid shaped S.M.A. lamella.

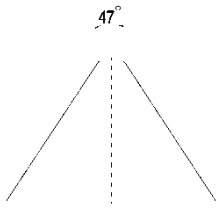


Fig. 7 – The peak angle is 47.°

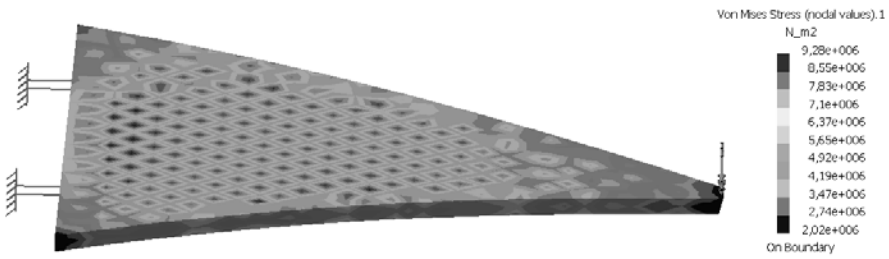


Fig. 8 – Virtual isosceles trapezoid shape S.M.A. lamella 10N applied force.

In Fig. 8 minimum stress is shown in blue and its value is 2.02 x10^6 N/m^2 and the maximum voltage is shown in red and its value is 9.28 x10^6 N/m^2. It is noted that the minimum stress and maximum stress have the same order of magnitude. Also the distribution for the stress is even on the surface and in material volume.

3. Conclusion

1. On the virtual samples Fig. 3 and Fig. 5, it is noted that the maximum tensions represented in red are concentrated near bearings.

2. Virtual sample of figure 8 is an equal strength distribution sample because the maximum stress resistance as represented in red is distributed uniformly throughout the section. Angle peak is about 47. This angle depends on the modulus of brass.

3. If the cross section is constant throughout the bar, then the material is not used to its maximum capacity. It used to its maximum capacity only near the bearings.The other sections are oversized. In case of expensive S.M.A. the use of material is unjustified. The S.M.A. lamella actuator with variable width and equal strength produces more mechanical work than a constant section

actuator after a thermal cycle. The entire volume participates in equal measure and not just the part near the section bearings.

REFERENCES

[1]. Dia V., Bujoreanu L.G., Stanciu S., Munteanu C., *Study of the Shape Memory Effect in Lamellar Helical Springs Made From Cu–Zn–Al Shape Memory Alloy*. Proceedings of the 7th European Symposium on Martensitic Transformations, ESOMAT 2006, **481-482**, 25 May 2008, 697-701.

[2]. Stanciu S., Bujoreanu L.G., Cimpoeşu N., Ioniţă I., Moldoveanu V., *Shape Memory Effect and Related Characteristics of Helical Springs Made From Cu-Al-Ni Alloy by Investment Casting*. Optoelectronics and Advanced Materials-Rapid Communications, **3**, *6*, 581-585 (2009).

[3] Ghionea I.G., *Proiectare asistată în Catia V5, elemente teoretice şi aplicaţii*. Editura Bern, 2007.

ACTUATORUL DIN LAMELĂ DIN ALIAJ CU MEMORIA FORMEI (A.M.F.) DE EGALĂ REZISTENŢĂ

(Rezumat)

În practică, lamelele din AMF sunt folosite pentru obţinerea de elemente actuatoare sau senzori. Elementele actuatoare din AMF au rolul de a transforma energia termică în energie mecanică. Această energie mecanică acţionează asupra unei componente dintr-un ansamblu mecanic modificând poziţia sau forma acestuia.

Pentru actuatorii de formă lamelară cu secţiune constantă, se observă că, momentul este maxim în planul apropiat încastrării. Secţiunea din planul apropiat încastrării este cea care suportă toate deformaţiile elastice. Aceste deformaţii pot deveni remanente dacă se depăşeşte domeniul elastic al materialului respectiv. Dacă se urmăreşte ca nivelul tensiunilor maxime de încovoiere să fie acelaşi în toate secţiunile grinzii, se preferă bara de egală rezistenţă la încovoiere. Această bară este de formă trapezoidală cu grosime constantă. Dimensiunile pot fi deduse prin simulare pe calculator cu modulul CATIA prin metoda elementelor finite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NUNUMERICAL MODELS FOR URANIUM PURIFICATION BY LIQUID-LIQUID EXTRACTION

BY

A. FILCENCO-OLTEANU[1*], E. PANTURU[1], L. GRIGORAS[1] and R. I. PANTURU[2]

[1]Research & Development National Institute for Metals and Radioactive Resources Bucharest
[2]Politehnica University of Bucharest

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents a study on the statistical modeling of the results obtained in experimental uranium purification by liquid-liquid extraction. In order to achieve the mathematical model, the following parameters were varied: the uranium contents in the aqueous phase, the acidity of the aqueous phase, the TBP concentration in kerosene, the aqueous: organic phase’s ratio and the number of extraction steps, using a factorial experiment 2^{5-2}. The mathematical model obtained by the processing of experimental data describes the dependence of yield on technically and economically significant operational parameters and is able to calculate the extraction efficiencies in the range of studied experimental values, with a precision of 95%. The general effect of the optimization consists in decreasing the uranium technological losses, by avoiding the third phase formation. The formation of stable emulsions in the uranium extraction - re-extraction operations is caused by: impurities in the aqueous phase; impurities in the organic phase and operating conditions. The statistical model obtained by the processing of experimental data is able to calculate the extraction efficiencies in the range of studied experimental values, with a precision of 95%.

Key words: uranium, extraction, TBP, kerosene, third phase.

* Corresponding author e-mail: tonyfil2002@yahoo.com

1. Introduction

Technological processes based on uranium acid or alkaline leaching and subsequent extraction by precipitation, ion exchange sorption or organic solvents, finally lead to enriched chemical concentrates which, besides (50-70%) uranium, also contain impurities that make them incompatible for use as nuclear fuels (Panturu *et al.*, 2008). The optimum purification process, the only one applied on industrial scale, is the liquid – liquid extraction, using a solution of tri-butyl phosphate (TBP) in kerosene as an extracting reagent (Patent RO 120630).

Uranium purification by extraction from the aqueous phase in the organic phase is achieved by the selective transfer of uranyl nitrate ($UO_2(NO_3)_2$) from the aqueous phase into the organic phase, under the form of a solvating complex with TBP, $UO_2(NO_3)_2 \cdot 2TBP$, during which the other inorganic nitrates remain in the aqueous phase. Specialized literature reports numerous cases of TBP-based uranium extraction from nitric acid solutions (Schulz *et al.*, 1984; Schulz *et al.*, 1987).

In certain conditions, the organic phase is separated in two layers, *i.e.*, a „light" phase, which contains mainly the solvent, a small quantity of extracting agent and metal, and a „heavy" phase, which contains a large part of the extracting agent, metal and a low quantity of solvent. The occurrence of the third phase is caused mainly by the reduced solubility of the metal-ligand complex in the non-polar organic phase (Chiarizia *et al.,* 2003). The third phase formation in the extraction of Th (IV), U (IV) and Pu (IV) is well known and largely documented in literature (Jamal *et al.*, 2005; Grenthe *et al.*, 1992; Kolarik & Melin, 1982; Kotrly, 1985).

The formation of stable emulsions (the third phase) in the uranium purification process by liquid-liquid extraction exhibits to a series of disadvantages, such as:

- important uranium losses (both through physical entrainment and its presence in the structure of stable emulsions);
- important solvent losses (entrained into the stable emulsion mass);
- decrease in the uranium separation and purification efficiency/yield;
- decrease in the processing output of the extraction installation.

The formation of stable emulsions in the uranium extraction - re-extraction operations is caused by: impurities in the aqueous phase; impurities in the organic phase; temperatures below 20°C in the operating environment, in cold weather when $UO_2(NO_3)_2$ crystallization occurs; decrease in the solution acidity, below 2.8N HNO_3.

The paper presents a statistical modeling of uranium purification by

liquid-liquid extraction in terms of achieving optimum process parameters. The general effect of the optimization consists in uranium decreasing technological losses (by avoiding the third phase formation) and, as a result, in increasing the efficiency of this processing operation by 5%.

In order to achieve the mathematical model, the following parameters were varied: the uranium contents in the aqueous phase, the acidity of the aqueous phase, the TBP concentration in kerosene, and the aqueous: organic phases ratio and that the number of extraction steps, using a factorial experiment 2^{5-2}. The mathematical model obtained by the processing of experimental data describes the dependence of yield on technically and economically significant operational parameters.

2. Experimental

Tri-n butyl phosphate used as an extractant was from FLUCKA with purity 99%. The diluent used was the kerosene Acros Organics (with purity 99%) which has a density of 790–800 kg/m^3 at 15°C, its boiling point range is 200 − 250°C, with aromatic content of max 0.2% (v/v) . Nitric acid was obtained from (MERCK, 65%).

The uranium aqueous solutions (impure uranyl nitrate - AUI) were prepared by dissolving the necessary amount of sodium diuranate – DUNa (obtained from pilot plant (with uranium content > *60* %) with the appropriate amount of concentrated nitric acid and distilled water. All other reagents were analytical grade and their respective solutions were prepared with distilled water. The uranyl nitrate solution used in the experiments had the following characteristics listed in Table 1.

Table 1
Chemical Composition of the Uranyl Nitrate Solution Used in Experiments

Uranium	300 g/L
Free acidity , HNO_3	3.2 N
Cl^-	3.45 g/L
Fe	2.42 g/ L
Mo	0.02 g/ L
Na^+	18.80 g/ L
SO_2^{-4}	0.84 g/ L
SiO_2	0.094 g/ L

The extraction was carried out in 250 ml separating funnel by stirring 2 min. different volumes (25 mL) of aqueous and organic phases (75 ml), corresponding a 1:3 aqueous – organic ratio. To make contact we use an IKA

HS 501 digital shaker. The mixtures were separated after 6 min. by decantation. It is very important to note that no third phase or any precipitation was observed during the extraction process.

Uranium was determined in the aqueous phase by HPG γ –spectral method using an ORTEC multi-channel analyser with Ge detector for γ radiations (0-3 MeV). The concentration of nitric acid in the aqueous phase solutions was calculated using a potentiometer titrator. The amount of uranium extracted by the TBP was determined from the difference between the initial and final concentrations of uranium in aqueous solutions.

3. Results and Discussions

To make modeling uranium purification by liquid-liquid extraction in terms of achieving optimum process parameters, it will be used the method of planning experiments (Panturu *et al*., 2008; Dobre & Marcano, 2007), which allows obtaining significant and sufficient information from a small number of experiments.

The studied variables that occur in the process of purifying uranium by extraction with TBP in kerosene are: uranium content in aqueous phase, aqueous – organic ratio, tri-n butyl phosphate concentration in kerosene, aqueous - organic ratio and number of extraction steps.

In this work we made a relatively large number of experiments that have studied the effects of three variables. Experimental conditions were reached in respect to the experimental matrix, presented in Table 2.

Table 2
The Factors Used in Extraction Factorial Model

Factors	UM	Factor code	Range $x_{jmin} \rightarrow x_{jmax}$	The experiment centre, X_{jo}	Δx_j	Level	
						inf. -	sup. +
Uranium content in aq. phase	g/L	x1	280→320	300	20	280	320
Aqueous: Organic ratio (A:O)	-	x2	1:2.8→1:3.2	1:3	0.2	1:2.8	1:3.2
Extraction steps	-	x3	6→10	8	2	6	10

The experiments were randomly performed in order to avoid a systematic error. Furthermore, it was performed 3 central reproductions (1°, 2°, 3°) for experimental error calculation, presented in Table 3.

Table 3
Value for Extraction Efficiency in the Central Point of the Domain

y_k0	$y_1°$	$y_2°$	$y_3°$
η(%)	98,75	97,63	99,54

The considered regression models for the selected factors are first order polynomial models that are obtained by variation analysis using Design Expert v.6 program.

The regression equation o *expressed depending on the codified terms (1/+1):*

$$Y = 101{,}028 + 7{,}299 \cdot x_1 - 1{,}162 \cdot x_2 - 2{,}476 \cdot x_3 - 5{,}686 \cdot x_1^2 - 0{,}174 \cdot x_2^2 - 4{,}164 \cdot x_3^2 + 1{,}376 \cdot x_1 \cdot x_2 + 3{,}164 \cdot x_1 \cdot x_3 - 0{,}491 \cdot x_2 \cdot x_3 + 0{,}205 \cdot x_1 \cdot x_2 \cdot x_3 \quad (1)$$

Hence, after the elimination of the insignificant interactions, the following regression equations were obtained:

$$Y = 101{,}028 + 7{,}299 \cdot x_1 - 1{,}162 \cdot x_2 - 2{,}476 \cdot x_3 - 5{,}686 \cdot x_1^2 - 4{,}164 \cdot x_3^2 + + 1{,}376 \cdot x_1 \cdot x_2 + 3{,}164 \cdot x_1 \cdot x_3 \quad (2)$$

The accuracy of mathematic model is tested through ANOVA variance of analysis and with Fisher's test. The value of the Fisher's test (F = 217) of the model emphasizes that this is adequate for the experimental data, existing a 4.32% probability that this value to be a simple occurrence.

The partial derivatives of first order were calculated in relation to each variable. The optimum is (0.84, 1.68, -0.02) in the a-dimensional coordinated. Note that the optimal values for x1, x2 and x3 are included in the scope of permissible limits (-1, 1) fixed, X_1 = 316.8 gU/L, X_2 = 1:3.33, X_3=8. The models will be obtained based plot of two parameters the other parameters remaining constant at 0 representing the scope of variation.For extraction yield (Y) will get three response surfaces characterized by the following mathematical models:

$$x_1 = 0 \quad Y = 101{,}028 - 1{,}162 \cdot x_2 - 2{,}476 \cdot x_3 - 4{,}164 \cdot x_3^2 \quad (3)$$

$$x_2 = 0 \quad Y = 101{,}028 + 7{,}299 \cdot x_1 - 2{,}476 \cdot x_3 - 5{,}686 \cdot x_1^2 - 4{,}164 \cdot x_3^2 + 3{,}164 \cdot x_1 \cdot x_3 \quad (4)$$

$$x_3 = 0 \quad Y = 101{,}028 + 7{,}299 \cdot x_1 - 1{,}162 \cdot x_2 - 5{,}686 \cdot x_1^2 + 1{,}376 \cdot x_1 \cdot x_2 \quad (5)$$

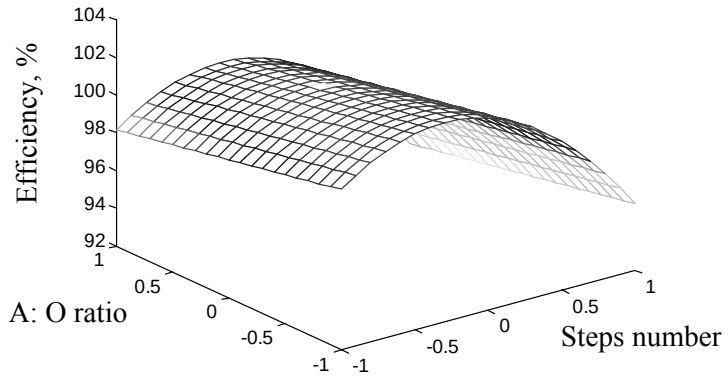


Fig. 1 – Effect of the aqueous – organic ratio and steps number on the efficiency of extraction, when the content of uranium in aqueous phase is maintained to zero value $Y = 101{,}028 - 1{,}162 \cdot x_2 - 2{,}476 \cdot x_3 - 4{,}164 \cdot x_3^2$.

The graphic representations of the mathematical models are presented in Figs. 1,…,3.

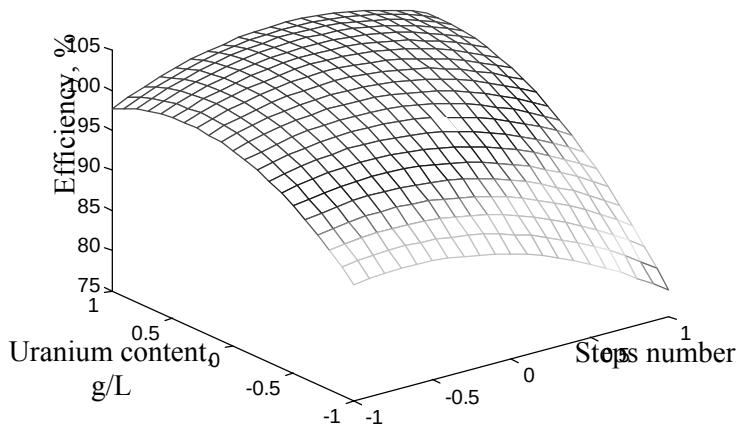


Fig. 2 – Effect of uranium content in aqueous phase and steps number on the efficiency of extraction when the A:O ratio is maintained to zero value $Y = 101{,}028 + 7{,}299 \cdot x_1 - 2{,}476 \cdot x_3 - 5{,}686 \cdot x_1^2 - 4{,}164 \cdot x_3^2 + 3{,}164 \cdot x_1 \cdot x_3$.

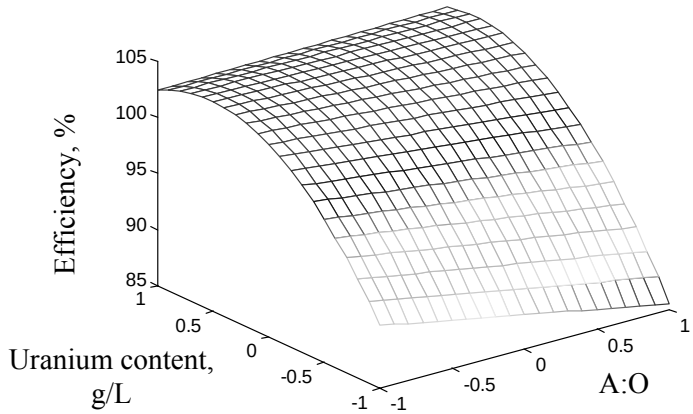


Fig. 3 – Effect of uranium content in aqueous phase and A:O ration on the efficiency of extraction when the steps number is maintained to zero value
$Y = 101{,}028 + 7{,}299 \cdot x_1 - 1{,}162 \cdot x_2 - 5{,}686 \cdot x_1^2 + 1{,}376 \cdot x_1 \cdot x_2$.

4. Conclusion

The mathematical model obtained by the processing of experimental data describes the dependence of yield on technically and economically significant operational parameters.

The recommended optimal parameters necessary to obtain extraction efficiencies over 96 % are as follows: uranium content in aqueous phase - 310 - 315 g U/L; aqueous - organic ratio - 1:3 and steps number - 8.

The proposed mathematical model is able to calculate the extraction efficiencies for uranium for any value of considered parameters (uranium content, aqueous - organic ratio, steps number, free acidity) only in the range of studied experimental values with a precision of 95%.

This paper emphasizes the major factors that influence the uranium extraction efficiency, namely uranium content, aqueous - organic ratio and steps number in the studied experimental values range.

REFERENCES

Panturu E., Filip Ghe., Radulescu R., *Tehnologia recuperarii uraniului din minereuri.* Ed. EdyroPress, 12-15 (2008).

Constantin V., Georgescu P.D., Popa N., Nica L., Petrescu St., Filip Ghe., Radu M., *Procedeu de purificare a uraniului prin extracţie cu soluţie de tri-n-butil fosfat.* Brevet invenţie RO 120630.

Schulz W.W., Navratil J.D., Talbot A.E., *Science and Technology of Tributyl Phosphate, Synthesis. Properties, Reactions and Analysis.* **I**, Florida, 1984.

Schulz W.W., Navratil J.D., Talbot A.E. Bess T., *Science and Technology of Tributyl Phosphate. Selected Technical and Industrial uses*. **II**, *A*, Florida, 1987.

Chiarizia R., Thiyagarajan P., Jensen M.P., Borkowski M., Littrell K.C., *Third Phase Formation in TBP Solvent Extraction Systems as a Result of Interaction Between Reverse Micelles*. Hydrometallurgy, 917-920 (2003).

Jamal Stas, Ajaj Dahdouh, Habib Shlewit, *Extraction of Uranium (VI) from Nitric Acid and Nitrate Solutions by Tributylphosphate/Kerosene*. Periodica Polytechnica Ser. Chem. Eng., **49**, 1, 3–18 (2005).

Grenthe I., Fuger J., Konongs R.J.M., Lemire R.J., Muller A.B., Nguyen-Trung C., Wanner H., Edited by Wanner, H. – Forest, I., *Chemical Thermodynamics 1 (Chemical Thermodynamics of Uranium)*. North-Holland, 1992.

Kolarik Z., Melin G., *Handbook of Inorganic Chemistry UD2*. Edited by Keim, R., Marcus Y., Keller, C., *Springer-Verlag,* Berlin, ch2 - 4, 77 (1982).

Kotrly Š., *Handbook of Chemical Equilibria in Analytical Chemistry*. Ellis Horwood in *Analytical Chemistry*, 1985.

Panturu E., Radulescu, R, Filcenco-Olteanu A., *Statistics Model and Optimization of Uranium Extraction in Ultrasounds Field in Sulphuric Acid Medium*, CHEMPOR 2008, Book of Abstracts of the 10th International Chemical and Biological Engineering Conference, 465-466 (2008).

Dobre T., Marcano J.S., *Chemical Engeneering. Modelling, Simulation and Similitude.* Wiley VCH, 350 – 390 (2007).

MODELE NUMERICE PENTRU PURIFICAREA URANIULUI PRIN EXTRACŢIE LICHID – LICHID

(Rezumat)

În lucrarea de faţă se prezintă un studiu privind modelarea statistică a rezultatelor experimentale obţinute la purificarea uraniului prin extracţie lichid – lichid. Pentru realizarea modelului matematic au fost variaţi următorii parametrii: conţinutul de uraniu în fază apoasă, aciditatea fazei apoase, concentraţia TBP-ului în kerosen, raportul fazelor apoasă:organică şi respectiv numărul treptelor de extracţie, folosind un experiment factorial 2^{5-2}. Modelul matematic obţinut prin procesarea datelor experimentale descrie dependenţa randamentului de extracţie de parametrii operaţionali semnificativi din punct de vedere tehnic şi economic fiind capabil să calculeze eficienţa procesului de extracţie, în domeniul studiat, cu o precizie de 95%. Efectul general al optimizării constă în reducerea pierderilor tehnologice de uraniu prin evitarea formării fazei a treia. Formarea emulsiilor stabile în operaţiile de extracţie – reextracţie a uraniului se datorează: impurităţilor de fază apoasă, impurităţilor de fază organică şi condiţiilor de operare. Modelul matematic obţinut prin procesarea datelor experimentale este capabil să calculeze eficienţa extracţiei în plaja de valorilor experimentale, cu o precizie de 95%.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE DETERMINATION OF A CONCEPTUAL MODEL OF THE TECHNOLOGICAL SYSTEM OF THERMAL ENERGY RECOVERY FROM WASTEWATERS

BY

TIMEA GABOR*, TIBERIU RUSU and VIOREL DAN

Universitatea Tehnică Cluj-Napoca,
Facultatea de Ingineria Materialelor şi a Mediului

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Finding new sources of energy that can contribute to reduce energy consumption as well as reduce emissions of greenhouse gases, is a basic present and future concern of the mankind. This is the reason for which the heat of wastewaters is seeking to be recovered. Wastewaters have a relatively high temperature once they enter the sewage drainage pipes. Without being recovered, these heat leakages are dumped into the environment when the wastewaters enter the sewer pipes and treatment plants. The utilization of this thermal energy for domestic hot water preparation is an alternative to recover it.

The elements that define a system for heat recovery from wastewater are presented in this paper. The identification of the parameters that determine the heat transfer was the main objective of this paper. This study started from a conceptual model of the technological system, which involves the inputs and outputs characterized by technological and physic-chemical properties, measurable or imposed. These properties are the variables of the technological process. In conclusion, a theoretical system model was approached taking into account the disturbances that affect the technological system of heat recovery from wastewater.

Key words: wastewater, heat transfer, heat exchanger, heat balance.

* Corresponding author e-mail: Timea.Gabor@im.utcluj.ro

1. Introduction

The residual energetic sources are, nowadays, on focus. The rapid development of those processes for obtaining energy from wastes is a starting point. Wastewaters are considered liquid wastes resulted from domestic and industrial activities (Gabor *et al.*, 2011). This residual thermal energy is possible to be recovered and recycled by using heat exchangers.

Waste heat is heat, which is generated in a process by way of fuel combustion or chemical reaction, and then „dumped" into the environment even though it could still be reused for some useful and economic purpose. The essential quality of heat is not the amount but rather its „value". The strategy of how to recover this heat depends in part on the temperature of the waste heat gases and the economics involved (Popa, 1971).

Large quantity of hot flue gases is generated from boilers, kilns, ovens and furnaces. If some of this waste heat could be recovered, a considerable amount of primary fuel could be saved. In any study of waste heat recovery, it is absolutely necessary that there should be some use for the recovered heat. Typical examples of use would be preheating of combustion air, space heating, or pre-heating boiler feed water or process water. The following Table 1 lists some heat sources in the low temperature range. Low temperature waste heat may be useful in a supplementary way for preheating purposes (B.E.E.).

Table 1
Waste Heat Temperature at Low Temperature Range from Various Sources

Nr.crt.	Source	Temperature [ºC]
1.	Process steam condensate	55 ÷ 88
	Cooling waterfrom:	
2.	Furnaces doors	32 ÷ 55
3.	Bearings	32 ÷ 88
4.	Welding machines	32 ÷ 88
5.	Injection molding machines	32 ÷ 88
6.	Annealing furnaces	66 ÷ 230
7.	Forming dies	27 ÷ 88
8.	Air compressors	27 ÷ 50
9.	Pumps	27 ÷ 88
10.	Internal combustion engines	66 ÷ 120
11.	Air conditioning and refrigeration condensers	32 ÷ 43
12.	Liquid still condensers	32 ÷ 88
13.	Drying, baking and curing ovens	93 ÷ 230
14.	Hot ptocessed liquids	32 ÷ 232
15.	Hot ptocessed solids	93 ÷ 232

2. Defining Elements of the Waste Heat Recovery System

Heat transfer consists of a sequence of processes occurring in the heat exchanger. Setting the output temperature of the pre-heated fluid, and determining both the stages and the parameters of each stage, are representing the heat recovery process from wastewater.

From a phenomenological point of view, the process of heat recovery from wastewater can be analyzed at the level of components (micro process) or on the entire assembly of heat recovery unit (macro process).

The material and energy balances, for each phase in part or for the whole process, are necessary to be established for the quantitative description of the heat transfer process. The preparation of those balances requires good knowledge of the flow sheet (Leca *et al*., 1998).

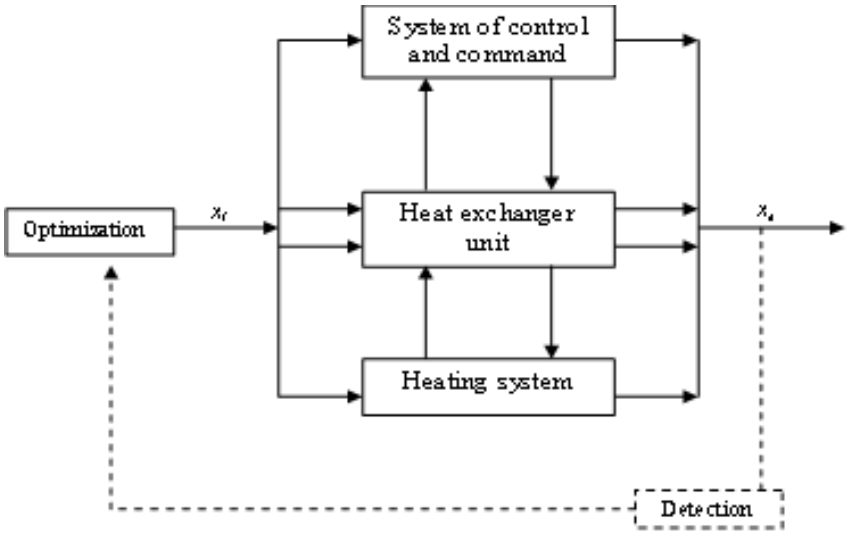


Fig. 1 – The block diagram technological system of the thermal energy recovery from wastewater.

The technological system of heat recovery from wastewater includes the process of heat transfer, unit and technological equipment and the connectors between them. The elements of the technological system are independent and form a single integer assembly.

This technological system, like any system is composed of inputs and outputs. The inputs consist of wastewater and cold water from the mains (fluids 1 and 2) and the outputs from cooled sewage water and from pre-heated water.

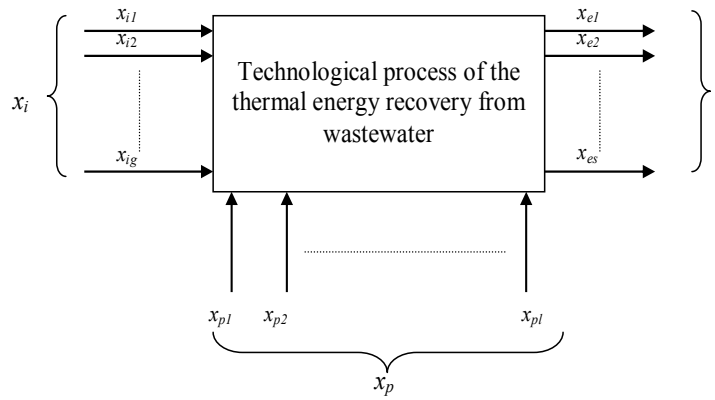


Fig. 2 – The proper variables of the technological process of heat recovery from wastewater.

Both inputs and outputs are characterized by physic-chemical properties as well as technological and economic properties, which can be measured or determined and vary quantitatively or qualitatively. The values of these properties are variables or inputs and outputs of the residual heat recovery process. Due to input variations, the process may be disrupted, which has implications for the output. The interferences can be compensated both by adjustment operations and control operations. The structure of the heat recovery technology can be presented as shown in Fig. 1 if the characteristics mentioned above are taken into account.

There are three fluxes, namely material, energetic and informational. The informational flux can be more or less obvious and evolved depending on the technological equipment, taking into account the human factor which has a primary role. This flux offers the possibility to optimize and direct the process with the help of computer, the information being the main part of the optimization (Leewongtanawit & Kim., 2009).

The analysis of the technological process of heat recovery from wastewater in terms of causality is also required. Thus knowing a series of initial information, other information can be determined by specifying certain conditions.

Process variables can be classified as follows:

- variables or inputs (x_i), which are independent of the process. Their values directly influence the process and can be modified as the process rolls on the desired direction;
- variables or outputs (x_e), which depend directly on the process;
- variables or disturbing values (x_p), which directly affect the process, but can not be changed at will.

The inputs and the disturbing values are also called variables of control because they affect the outputs, and the outputs are also called controlled variables. The variables used in the heat recovery process are shown in Fig. 2. The system is characterized by mutual links between these variables, represented by a set of performance functions such as:

$$y = f\left(x_1; x_2; ...; x_n\right) \tag{1}$$

The technological regime in which the performance function reaches an extreme value is considered the optimal condition. The optimization problem, in the case of the function presented in relation 1, consists of determining the values of variables x_1, x_2, ..., x_n for which the performance function y has a maximum (or minimum). Variabiles $x_1, x_2, ..., x_n$:

$$f_j\left(x_1, x_2, ..., x_n\right) = 0, \quad j = 1, 2, ..., k \quad k < n \tag{2}$$

are subjected to the following restrictions:

$$A_i \le x_i \le B_i; \;\; x_i \ge 0, \quad i = 1, 2, ..., n \tag{3}$$

The relation 2 usually represents the equation of heat or material balance of the technological process, and the inequalities (relation 3) represent the physical limitations or the nature of the technical requirements (Carabulea & Carabogdan 1982).

Many of the variables of the heat recovery process from wastewaters are of deterministic nature (vary continuously as well-defined laws, which allow the performances of the process to be defined by the causes of the process) and of stochastic nature (occur aleatory or randomly and often discreet, making the performances of the process do not directly track the causes that produce them).

3. Conceptual Aspects of an Optimal Heat Transfer

In the block diagram (shown in Fig. 1), the informational flux is marked in addition to material and energy fluxes.

A special attention should be given to the informational flux in the optimal control of the technological process. Finding a model of the process, based on which the optimal components should be determined, is much more convenient than carrying out a large number of practical tests, aimed at obtaining the optimal solution.

The informational flux is also a component of the control and command system of the technological activity. The informational system, associated with optimal control of the technological process of heat recovery from wastewaters, is composed of all information, sources and levels of consumption, channels of

circulation, procedures and means of handling information. The system should be structured such as to allow the application of methods in order to obtain the optimal decision by means of rules.

Two main ways to optimize the technological process of heat recovery from wastewaters are presented in Fig. 3:

- external optimization (open loop), where after determining the optimal decision, is applied in non-automatic way through the human element;
- internal optimization (closed loop), where the optimal decision is applied automatically, through an automatic element.

This two ways of optimizing heat transfer process are closely connected. The solution of the optimization problem emerges from the complete knowledge of the optimization criterion. Once known, the optimum solution should be seek.

Finding the optimum solution for the process of heat recovery from wastewaters requires the run through the following steps:

1. elaboration of the model that describes the process;
2. the developement of the optimization criterion;
3. setting the optimization algorithm;
4. solving the problem.

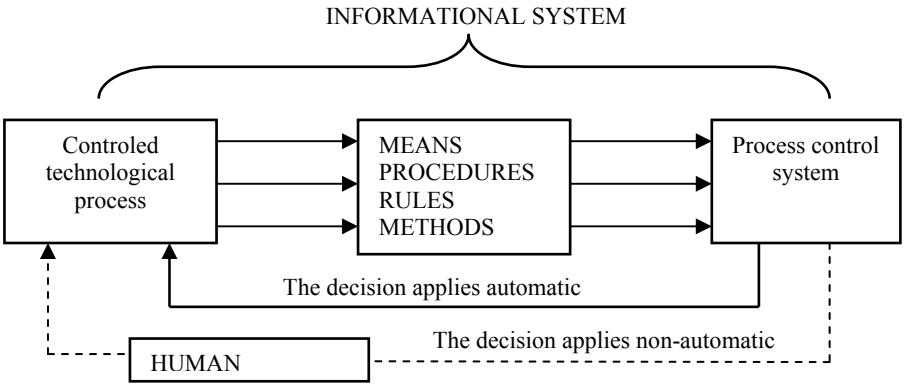


Fig. 3 – Informational system associated with optimal control of the technological process of heat recovery from wastewater.

The determination of the optimal solution is done by setting the values of independent variables in order to get the best value for the performance function (the optimized function). The essential step in solving the optimization problem is the selection of the performance function of analyzed process. The automatic control system is used to ensure the optimal regime of heat transfer and is represented schematically in Fig. 4. Setting the automatic system for mathematical modeling of thermal energy recovery process includes observation of the phenomena, elaboration of mathematical model, algorithm development for solving the model and the utilization of equipment designed to achieve optimal solution.

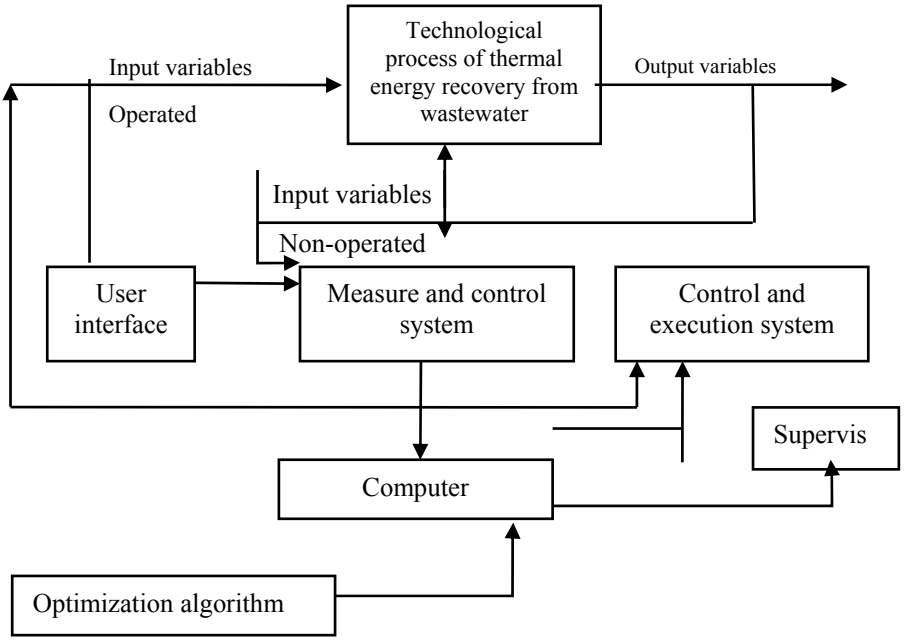


Fig. 4 – Automatic process control system of heat recovery from wastewater.

4. Identification of the Parameters of the Heat Recovery Process

The heat exchanger is composed of low-temperature heat pipes, because the temperature of wastewaters (heat source) is low (Tsai *et al*., 2010).

The heat exchanger pipes are positioned in a beam, being kept at middle by a central plate, which is also used to separates the unit into two parts. One part is for the primary fluid circulation (wastewater) which gives rise to heat that vaporizes the working fluid in the heat exchanger tubes. The working fluid condenses afterwards, the heat being succumbed to the cold water in the second part of the heat exchanger (Neaga & Mărunţelu, 2005).

The heat recovery process from wastewaters aims to reduce thermal pollution by stopping the discharge of warmer industrial wastewaters into drains, to reduce emissions of greenhouse gases and heat gain through the utilization of residual thermal energies.

The following parameters are involved in the case in which the heat of the warm industrial wastewater is transferred to the cold water circulating through the piping (Teberean, 2007).

- temperature, [°C];
- flow, [m^3/h];
- flow rate, [m/s];
- heat-transfer surface, [m^2];

➢ heat pipes properties: the convection coefficient of the working fluid in case of evaporation (α_{evap}) or condesation (α_{cond});

➢ pressure, [bar].

The transfer process is influenced by the properties of the technological system for waste energy recovery:

a) the thermic-physical proprerties of wastewater:

- thermal convection coefficient, α_{ext}^{1} $\left[W/m^2 grad\right]$;
- specific heat, c_1 [J/kg·°C];
- temperature, t_1' [°C];
- input flow, V_1 [m^3/h];
- density, ρ_1 [kg/m^3];
- flow rate, w_1 [m/s];
- thermal diffusivity coefficient, a [m^2/s];

$a = \dfrac{\lambda}{c \cdot \rho}$, characterizes wastewater capacity to conduct heat.

b) the physical properties of heat exchanger with heat pipes:

- outer length of heat exchanger, L [cm];
- outer width of heat exchanger, l [cm];
- outer height of heat exchanger, h [cm];
- wall thickness, d_p [cm];
- thickness of the separation wall, d_d [cm];
- height of the lower ”room”, h_i [cm];
- height of the uper ”room”, h_s [cm];
- outer radius of the heat pipes, R_e [cm];
- inner radius of the heat pipes, R_i [cm];
- distance between the tube and the lower wall, d_i [cm];
- distance between the tube and the uper wall, d_s [cm];
- fabrication material of: the wall, the separation wall and the tubes;
- working fluid circulating in heat pipes;
- overall heat-transfer coefficient of working fluid in case of evaporation;
- overall heat-transfer coefficient of working fluid in case of condensation.

c) the physic-chemical properties of cold water:

- inlet temperature, t_2' [°C];
- density, ρ_2 [kg/m^3];
- output flow, V_2 [m^3/h];
- flow rate, w_2 [m/s];
- specific heat, c_2 [J/kg·°C];

- thermal storage coeficient, b [$W \cdot s^{1/2}/m^2 \cdot °C$];
  $b = \sqrt{\lambda \cdot c \cdot \rho}$, it characterizes the water ability of storing the heat.

The values of these thermal and physical properties vary widely depending on the thermal conductivity of wastewaters and the properties of heat pipes, and depends on (Mostafa *et al*., 2007).

- the fluids flow;
- wastewaters composition;
- insulation of pipes and heat exchanger unit;
- heat balance of the heat exchanger unit;
- the efficiency of the heat exchanger unit;
- the overall heat-transfer coefficient;
- pressure losses in the heat exchanger unit.

Each of the parameters and their influencing factors, mentioned above, contributes in some degree to determine the thermal regime. Based on the analysis performed on the entire process of heat recovery from wastewaters, the following parameters can be mentioned as independent variables of the process: Physical parameters of the heat pipes; The thermal and physical properties of cold water; The thermal and physical properties of cold wastewaters; Heat-transfer surface; The number of heat pipes.

The following parameters are considered as dependent variables in the process of heat recovery from wastewaters: the inlet temperatures of cold water as well of wastewater, the discharges of wastewater and cold water, and the weight flows of the two fluids, the rate flow and the pressure of both fluids.

5. Conclusion

Optimal control of heat recovery process is a necessity for further developments in this area in oreder to achieve economic indicators at convenient values. This requires the computing of the process in the optimal regime, allowing the heat transfer without the degradation of the material, in the shortest time and with maximum economy.

This waste heat recovery technology from industrial wastewater must satisfy the physical, chemical, economic and environmental standards, but also this technology must present a low degree of pollution.

The energy security and the control of climate change must be subjected to an integrated approach. It is important to devise strategies in terms of cutting-edge technologies that are needed to be energy efficient and to use waste heat sources, such as to ensure a security of supply, for which the consumption should be controlled, at a reasonable price and, not least, to protect the environment.

Acknowledgement. This paper was suported by the project POSDRU 6/1.5/S/5, project co–founded from European Social Found through Sectorial Operational Program Human Resources 2007–2013.

REFERENCES

*** Bureau of Energy Efficiency (BEE), *Tips for Energy Conservation for Industrie,* New Delphi, source: http://www.bee-india.nic.in/miscellaneous/documents /useful_ownloads/TipsforEnergyConservationforIndustries.pdf;

Carabulea A., Carabogdan I.Gh., *Modele de bilanţuri energetice reale şi optime.* Editura Academiei Republicii Socialiste Române, Bucureşti, 73-93 (1982).

Gabor Timea, Rusu T., Dan V., *Heat Recovery from Wastewater Using Heat Exchangers and Heat Pumps.* II. Karpat-Medencei Kornyezettudomanyi Konferencia, **I**, Editura Abel, Cluj-Napoca, 160-164 (2011).

Leca A, Mladin, E.C., Stan, M., *Transferul de caldură şi masă.* Editura Tehnică, 1998.

Leewongtanawit., B., Kim., J.K., *Improving Energy Recovery for Water Minimisation*. Energy, **34**, 880-893 (2009).

Mostafa A. Abd El-Baky, Mousa M.Mohamed, *Heat Pipe Heat Exchanger for Heat Recovery in air Conditioning*. Applied Thermal Engineering, **27**, 795-801 (2007).

Neaga C., Mărunţelu S., *Procese tranzitorii în funcţionarea tuburilor termice gravitaţionale.* IV Conferinţă Naţională de Echipament Termomecanic clasic şi Nuclear şi Energetică Urbană, Universitatea Politehnică, Bucureşti, 127-130 (2005).

Popa B., *Recuperarea căldurii în industrie*. Editura Tehnică, Bucureşti, 1971.

Teberean I., *Termotehnică şi transmiterea căldurii*. Editura U.T. PRES, 2007.

Tsai T.E., Wu G.W., Chang C.C., Shih,W.P., Chen S.L., *Dynamic Test Method for Determining the Thermal Performances of Heat Pipes*. International Jurnal of Heat and Mass Transfer, **53**, 4567-4578 (2010).

STABILIREA MODELULUI CONCEPTUAL AL SISTEMULUI TEHNOLOGIC DE RECUPERARE A ENERGIEI TERMICE DIN APELE UZATE

(Rezumat)

Găsirea unor noi surse de energie care pot contribui la scăderea consumurilor energetice şi reducerea emisiilor de gaze cu efect de seră este o preocupare de bază a prezentului şi viitorului omenirii. Din acest motiv se caută soluţii pentru recuperea căldurii din apele uzate. Odată cu părăsirea conductei de drenaj apa uzată are o temperatură destul de ridicată. Această căldură este disipată în conductele de canalizare şi staţiile de epurare fără a fi recuperată. O alternativă pentru recuperarea acestei energii termice este utilizarea acesteia pentru prepararea apei menajere calde.

În această lucrare au fost studiate elementele care definesc un sistem de recuperare a energiei termice din apele uzate. Obiectivul principal a fost identificarea parametrilor care determină transferul de căldură. S-a plecat de la un model conceptual al sistemului tehnologic ce comportă intrări şi ieşiri caracterizate de proprietăţi tehnologice, fizico-chimice, măsurabile sau impuse. Aceste proprietăţi reprezintă variabilele procesului tehnologic. În concluzie s-a abordat un model din teoria sistemelor cu luarea în considerare a perturbaţiilor asupra sistemului tehnologic de recuperare a energiei termice din apele uzate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY ABOUT THE MAIN INFLUENCES ON MATERIALS FLOW IN FRICTION STIR WELDING PROCESS

BY

ANTONIA DIANA GHEORGHIU*, ROMEU CHELARIU and NICANOR CIMPOEŞU

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper deals with some aspects concerning the material flow during friction stir welding process. The experimental work conducted on different materials suggests that beside the recognized parameters – welding speed, rotational speed, pin geometry and so on, material properties must be considered. In this category one must take into account the kinetic coefficient of friction between tool and material as well as the internal friction coefficient. Both of them are part of the flow process and influence the microstructure into the weld. The work proves also that pin tilt angle has a substantial effect on the weld profile and soundness.

Key words: friction stir welding (FSW); material flow, coefficient of friction, internal friction.

1. Introduction

Currently, friction stir welding (FSW) process represents a new but tested method for welding aluminum and its alloys, especially high-strength

* Corresponding author e-mail: cutlutdig@yahoo.com

alloys. It is an environment friendly process that takes place in the solid state of the parts to be welded; no consumables are required.

The process is carried out by plunging a rotating tool into the interface of two clamped sheets. The rotating tool is composed from a primary cylindrical body ended with a concentric smaller tip, the pin. The free horizontal surface of the primary body is called shoulder. The pin is inserted into the pieces until the shoulder touches the surface of the materials to be welded, and then the tool moves along the weld line. The pin body shape design accepts different forms. As the tool moves, complex friction –especially on the shoulder-material surfaces– and deforming processes are simultaneously occurring, both heat generating ones. Heat sustains the plastic flow so bonding can occur between the surfaces.

It has been accepted that the FSW joint consists of four different regions. These are: the unaffected base metal; heat affected zone (HAZ); thermo-mechanically affected zone (TMAZ) and the friction stir processed zone, also called the nugget. The formation of above regions is affected by the material flow.

The finite weld exhibits a special kind of asymmetry, a consequence of the flow pattern. As the tool rotates into the material, on one side the rotational velocity and the travel speed has the same orientation, advancing side, while on the other side of the weld axis, the vectors are opposite, retreating side.

The flow of material during FSW is a complex process. Despite numerous investigations the metal flow into the weld is not completely understood. Some studies have compared material flow during FSW with wrought metal processes and supposed that weld nugget development is an extrusion process. It has been supposed that the nugget forms as a volume of material from the metal surface is extruded into the joint during each revolution of the tool (Hamilton *et al*., 2007). Also, a forge process occurs under the rotating shoulder. Most of the researchers agree that the main stress and, consequently, the strain into the weld is the shear one.

A more considerate study (Schmidt, *et al*., 2006) dedicated to the material flow divide the shear layer into specific zones, as follows. The shear layer closest to the pin is the rotation zone; a transition zone which consists of the material which is moved between the rotation zone and the parent material from the advancing side at the retreating. Between the transition zone and the unaffected material the authors propose a third zone, the deflection zone, a material layer characterized by low deformation level.

Another specific aspect of the FSW macrostructure is the so called “onion ring” structure, (Chen *et al*., 2007; Elangovan & Balasubramanian, 2007; Hamilton *et al*., 2007; Kumar & Kailas, 2007). The weld nugget is mainly characterized by this banded appearance but there are cases when it can not be quite evident, even if one of the accepted mechanisms involves thin layers of material that move toward the weld, (Hamilton *et al*., 2007; Kumar & Kailas,

2007; Schmidt, *et al*., 2006). It seems that there are few other conditions influencing the flow pattern into the FSW process.

The main process parameters are tool rotation speed, traverse speed or welding speed, tool (pin) geometry, and tool inclined angle. Tool angle is the angle between the tool axis and the normal to the surface of the sheets to be welded.

Traverse velocity and the rotational speed are the parameters controlling heat formed within process in deep connection with the shoulder/pin diameters ratio. Pin geometry is considered to influence above all the material flow and the nugget structure. Material properties are rarely mentioned in the dedicated literature.

The aim of this article is to explore the influence that an estimated coefficient of friction can undergo on the material flow during the process.

2. Experimental Conditions

First of all it must be emphasized that there are two kinds of friction, related to how the surfaces are moving relative to each other. In the FSW process the tool surfaces are simultaneously rotating and translating relative to the parts, and then it is obviously that a kinetic friction occurs. In this case the friction effect is smaller than in the static one.

Another aspect is the material internal friction that is the force resisting motion between material layers while it undergoes the deformation process. FSW deals with dry kinetic friction between surfaces and an intense internal friction. Both phenomena must be considered into a study.

In the present work different materials where used in order to compare the material flow. The chosen materials were: putty, plasticine, and lead.

Although putty and plasticine are amorphous materials, they are capable to simulate the material flow. Consider that plasticine has been used to model extrusion as well. Both materials offer some advantages: low price, little effort, different colors with almost the same properties, so a good color contrast that can improve macroscopic analysis. Between putty and plasticine there is a noticeable difference: when using putty it can be assumed that into the process lubricant friction occurs, so the coefficient of friction differs from that of the plasticine.

For the experiments putty and plasticine bars (different colors) of 10 x 20 x 150 mm were manually processed and kept two colors together in special designed boxes. The boxes were designed for the ease of manipulation of the amorphous samples during the process as well as before and after. Lead strips of 6 x 25 x 150 mm were prepared (cast and rolled to the desired dimensions).

Weld characteristics are highly dependent on operating parameters, such as tool profile, pin / shoulder diameter ratio, tool rotational velocity, tool traverse speed and tool tilt angle.

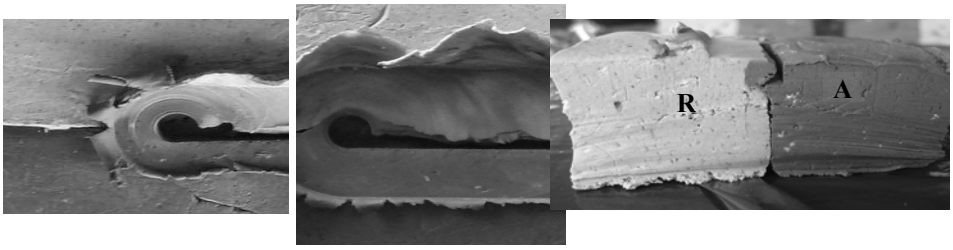
In this study tools with straight cylindrical pin with 6 mm diameter and 5mm length were used. In the experiments done on amorphous materials and lead the shoulder / pin ratio took the following values: 2, 3 and 4. Rotational speed of 215 and 350 rpm with transverse velocities of 60, 120 and 160 mm/min were used. The shoulder had no included angle. The tool inclined angle was of 0 and 3 degrees. The shoulder was inserted into the surface of the base material for 1mm.

As power source a classic milling machine was used.

3. Experimental Results

3.1. Influence of the Shoulder / Pin Diameter Ratio

Putty samples show little or no influence for the ratio value on the material flow. The main influence is exhibited on the flash form and volume in the retreating side, higher as the ratio increases, Fig. 1. The effect can be attributed to the higher peripherical velocity and to the increased quantity of displaced material. Plasticine samples are more sensitive to this factor. Better closure of the joint is obvious and also a better mixture of the parts into the section, Fig. 2.

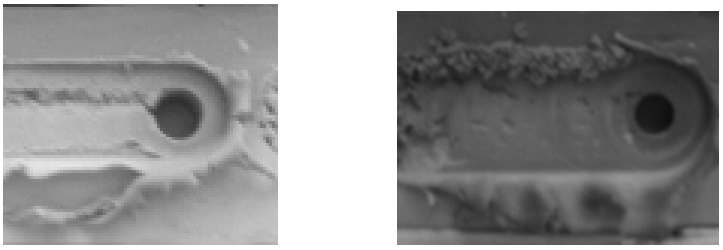


a *b* *c*

Fig. 1 – Plan view and section of FSW joints on putty – influence of the shoulder / pin ratio and typical material displacement. *a* – plan view for shoulder/diameter ratio equals 2; *b* – shoulder/diameter ratio equals 3; *c* – flow of material in section A-advancing side; R –retreating side.

On the putty samples one can assume that is a lubricate friction case, as the material has a great amount of mineral oil into its composition. By consequence, small layers are displaced in the top of the samples and in the middle of them too. As can be seen in Fig. 1*c*, material from the advancing side is carried out by the pin and left in the retreating side. Except the surface layer no displacement occurs from the retreating side to the advancing side. By consequence, no stir occurs and no mixing of the two materials takes palace. This is an extreme situation, but it suggests two aspects. The principal material displacement is from the advancing side. The shoulder has little effect on the

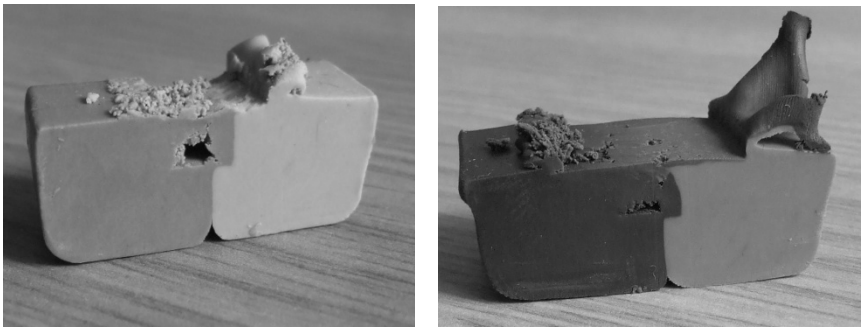
material displacement but contributes to the mixing effect by the banding effect of the displaced material, as can be seen in the same photo.



a *b*

Fig. 2 – Plan view of FSW joints on plasticine – influence of the shoulder / pin ratio.
a – plan view for shoulder/diameter ratio equals 2;
b– plan view for shoulder/diameter ratio equals 3.

Increasing the ratio has no effect in putty sample case. Plasticine samples are sensitive to the ratio value, as can be seen in Fig. 2. The effect is concentrated especially into the samples surfaces, Fig. 2, but some effect deep inside the joint can also be demonstrate, Fig. 3.



a *b*

Fig. 3 - Transverse sections of FSW joints on plasticine – influence of the shoulder / pin ratio. *a* – shoulder/diameter ratio equals 2; *b* – shoulder/diameter ratio equals 3.

As can be seen in the photos, increasing the surfaces ratio leads to a better filling of the space left behind by the pin. For ratio value 2, the transverse section exhibits the same profile as the putty ones, Fig. 3*a*. The forging effect is much better in this case and so the plan view has a better shape, thanks to the improved friction properties. Increasing the ratio value continuously improves the material flow, Fig. 3*b*. The empty space is almost fulfilled with material and a small discontinuity, a channel type defect, rests at the joint root. Material flow is more complex, the displaced material loses its rigid layer shape. It is difficult

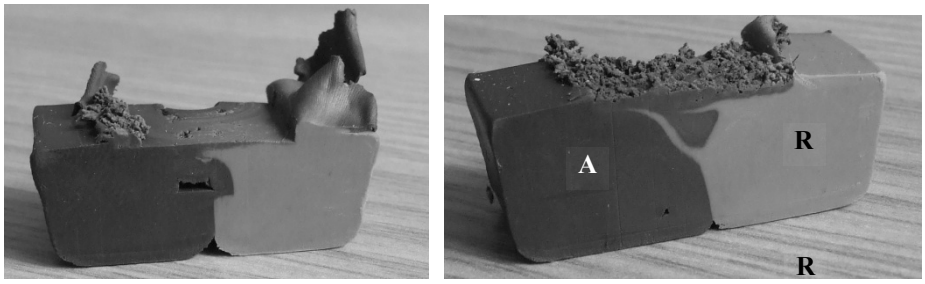
to select between the possible effects of the ratio values: is about heat that forms in this space or just the forging effect. Rising supplementary the ratio value has no effect on the material flow.

3.2. Effect of the tilt Angle of the Tool

Using same welding parameters, i.e. welding speed, rotational speed and same tool, the inclination of the tool has been changed from 0 to 3 degrees.

For putty samples this change has little to no response. Plan view demonstrates a small improvement, the channel is almost closed, but transverse section proves no changes.

In case of plasticine samples, the inclination of the tool has spectacular effect, as can be seen in Fig. 4.



a *b*

Fig. 4 – Transverse sections of FSW joints on plasticine – influence of the tool inclined angle; *a* – tilt angle 00; *b* – tilt angle is 30.

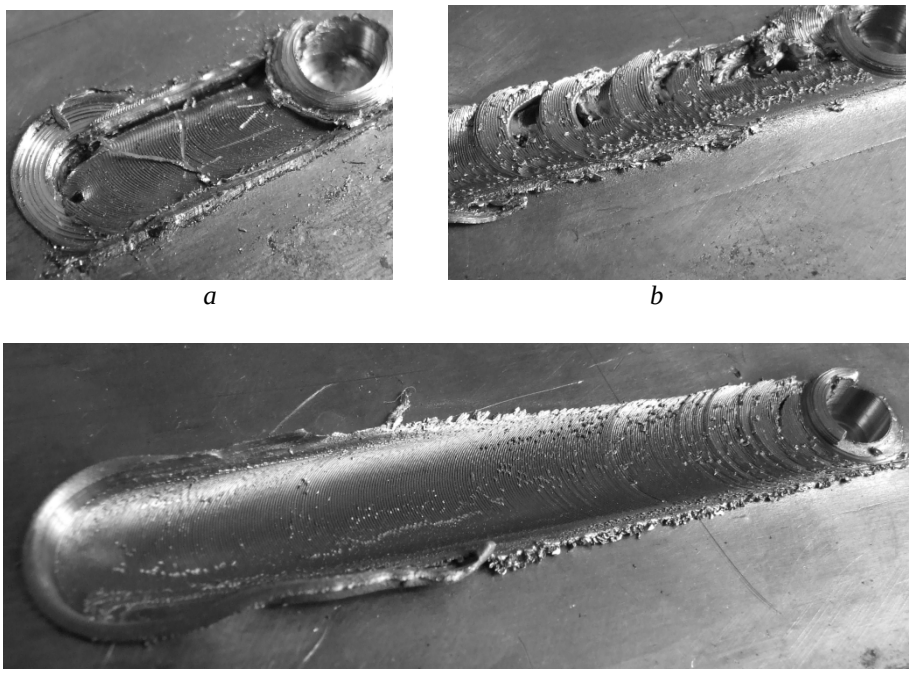
One can notice that on the same experimental conditions, the use of an inclined tool has as consequence full closure of the channel. The most spectacular effect, especially for plasticine samples were different colors are used, is the complex material flow. Both materials are displaced from one side to the other. The forging effect changes dramatically the way material from the retreating side reacts. It doesn't just close the channel, but from the bottom of the channel some material from the retreating side is pushed through the surface. The tilt angle effect is rather inconvenient with respect to the surface quality.

3.3. Experiments on Lead

The purpose of this experimental step is to connect the data from the amorphous materials to the metallic, crystalline ones.

Sample in Fig. 5*a*, was obtained with a tool with shoulder/pin diameters ratio equal to two. It can be seen the lack of continuity, but the channel is displaced. The increased coefficient of friction helps the material displacement but the small shoulder diameter does not provide enough heat. Simply

increasing the ratio is not a complete solution, Fig. 5*b*. Shoulder rotational movement has as result "bridges" of materials that closes periodically the gap. Using tile angle the aspect of the surface for the lead samples has no longer discontinuities. It must be emphasized that in all the cases at the end of the joint surface flow of the material changes, even in the most effective case. In this peculiarity there are two hypotheses. First, as lead's melting temperature is not high, substantial heating develops and improves plasticity. Second, for lead properties the included angle of the tool is not a good choice. Lead from the beginning adheres to the pin and shoulder. The accumulation is of material later acts like a brow, tears out tiny fragments from the lead.



a *b*

c

Fig. 5 – Plan view of FSW processed material, lead. n=320rpm vs = 100mm/:
a – shoulder/pin diameter ratio = 2, tilt angle=0; *b* – shoulder/pin diameter ratio = 3, tilt angle=0; *c* – shoulder/pin diameter ratio = 3, tilt angle=3.

4. Conclusions

- the coefficient of friction between material and tool as well as the internal friction changes the flow of the base material;
- flow material pattern is sensitive at the tool' tilt angle and shoulder/pin ratio.

REFERENCES

Chen O.Z.W., Pasang T., Qi Y. - *Shear flow and Formation of Nugget Zone During Friction Stir Welding of Aluminium Alloy 5083*. Materials Science and Engineering, 2007. Available from: http://www.sciencedirect.com/

Elangovan K., Balasubramanian V., *Influences of Tool Pin Profile and Welding Speed on the Formation of Friction Stir Processing Zone in AA 2219 Aluminium Alloy*. Journal of Materials Processing Technology, 2007. Available from: http://www.sciencedirect.com/

Hamilton C., Dymek S., Blicharski M., *A Model of Material Flow During Friction Stir Welding, Materialscharacterization*, 2007. Available from: http://www.science direct. com/

Kumar K., Kailas Satish V., *The Role of Friction Stir Welding Tool on Material Flow and Weld Formation.* Materials Science and Engineering, 2007. Available from: http://www.sciencedirect.com/

Schmidt H.N.B., Dickerson H.N.B., Hattel J.H., *Material Flow in Butt Friction Stir Welds in AA2024-T*3. Acta Materialia, **54**, 1199–1209 (2006), Available from: http://www.sciencedirect.com/

STUDIU PRIVIND PRINCIPALELE INFLUENŢE ASUPRA CURGERII MATERIALELOR ÎN CADRUL SUDĂRII FSW

(Rezumat)

Lucrarea prezintă câteva aspecte legate de modul de curgere al materialelor pe durata sudării prin frecare cu element activ rotitor. Studiul experimental realizat pe diferite materiale sugerează că în afara parametrilor recunoscuţi – viteza de sudare, turaţia, geometria elementului rotitor, proprietăţile materialelor reprezintă un factor cu importanţă in proces. Dintre proprietăţi, coeficientul de frecare dintre material şi umărul elementului precum şi coeficientul de frecare internă prezintă o importanţă aparte. Ambii coeficienţi influenţează procesul de curgere şi implicit microstructura îmbinării. De asemenea se demonstrează că unghiul de atac al sculei modifică profilul îmbinării şi calitatea ei.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STEPS IN CONCEIVING AN EXPERT SYSTEM FOR CRYOGENIC TREATMENT OF STEELS

BY

DIANA ANTONIA GHEORGHIU*, VASILE BULANCEA and ŞTEFAN LUCIAN TOMA

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The present paper has as purpose to highlight the main steps that a team must cover for a sustainable expert system design with appliance in cryogenic treatment of the steels. Comparing the stages that some consecrated expert systems did follow it seems very reasonable that an expert system must start making up the adequate data base. This should be open to as many as possible beneficiary so it can concentrate much more information. Another important step is selecting the parameters and especially the variables that will decide the expert system solutions. In order to achieve the task literature analysis and wide experimental work must be done. The main issues are the structure that results after quenching and the mechanism by which carbon clusters are formed at subzero temperatures.

Key words: system expert, data base, knowledge, residual austenite, carbon clusters

1. Introduction

Artificial intelligence is one the most active fields in the research world our days. The wide interest about it is stimulated by the complex domains of

* Corresponding author e-mail: cutlutdig@yahoo.com

applications, from natural language to robotics. But the widest application of the artificial intelligence is represented by the expert systems.

Expert system is a numerical structure that can order and control in an automatic mode, using an operation system and a programming environment (http://www.intechopen.com). Those are usually linked to a series of execution parts that fulfill the orders of the expert system.

The basic idea of the expert system is that expertise and knowledge can be stored to a computer. If knowledge implies not just information but also a number of well defined rules, then the human user, with little or no qualification in the specific area, can take an adequate solution from the expert system. The computer "thinks", makes inference, and gives its conclusion. Expert systems are remarkable flexible, so with an appropriate language for the necessary knowledge different issues in many fields can be solved. From archeology to commerce, from medicine to engineering systems, expert systems fulfill different tasks. Many industrial branches are more and more interested in developing their own expert systems. At the very limit of mathematics, computer science and engineering, new expert systems for industries need a complete team to work on it. The engineer brings in the team the expertise, or the specific information, the phenomena (rules) that take control under the intended process.

2. Expert Systems Classification and Structure

An expert system attempts a production/research/natural problem of which solutions can be determined in a logical manner by a deductive system (a system based on a series of solid knowledge) and that also includes a number of rules for a computer understanding.

A review article dated 2004 classifies the expert systems into eleven categories, with different specificities. The categories are: rule-based systems, knowledge-based systems, neural networks, fuzzy expert systems, object-oriented methodology, case-based reasoning, system architecture development, intelligent agent systems, modeling, ontology, and database methodology, (Liao, 2005).

As can be seen, expert system syntagm covers many categories of reasoning. For industrial appliance, the preferred categories are: rule-based systems, knowledge-based systems, case-based systems and the most new, powerful neural networks and fuzzy expert systems.

A rule-based system contains information and represents that information in the form of rules, as it is the rule IF–THEN. The respective rule can be used to perform operations on data in order to reach appropriate conclusion. A knowledge-based system can initiate human reasoning. It implies four components, at least: a knowledge base, an inference engine, a knowledge engineering tool, and a specific user interface. A database is a collection of data

organized to efficiently serve many applications by centralizing the data and minimizing redundant data. A case based systems works like a house keeper: in a similar case we did that way.

In any of the above specified cases, the system implies several components, similar to a base of facts, but adequate to the system purpose. In (Aldea *et al*., 2004) is presented a Concurrent Engineering Process Design System, composed of process design tools, process design teams, process design documents, and workflows. In order to ensure the proper work, the system requires the integration of the components to such an extent that they can operate synchronized and standardized procedure.

Another type of classification takes as criterion the way the computer is connected to the process. Related to this, the following cases can exist, (http://www.intechopen.com):

- expert system off-line type - the computer is not connected to the process. The data exchange between the computer and the process is established by the operator. An expert system of this type can be used in places where the delays do not affect the whole and dates handling is not expressive.
- expert system in-line type: in this kind of ES the operator introduces dates concerning the process directly in the computer. The results are manually applied by the operator.
- expert system on-line type is an expert system physically connected with the process. It gets information within the process, without human intervention and without delay. If the on-line process changes the information during the process, the system is named on line in real time.

About the system structure, it must include at the lowest level the knowledge as an adequate data base and the algorithm of thinking.

One can figure that an expert system can undergo many forms. On the other hand, a same expert system can evolve from a relatively simple form (rule based, data base) to more complicated and complex forms from those already mentioned. In any case, an expert system must evolve in time.

One of the most famous expert systems for heat processing metals, QuenchMiner System, (www.cs.wpi.edu) describes the stages that the system has suffered.

It started as a Web-based tool for analysis of quenching experimental data. Then the tool supported successive updates to QuenchPAD, the Quenchant Performance Analysis Database. It was then enhanced into an Expert System for Decision Support of Heat Treating processes. The system will still progress as two new facilities present a challenge for the research team.

3. Developing a New Expert System

For the development of new expert systems, one can understand that it must be fulfilled the following stages:

- Creating a complete but rational database: it must contain relevant information, history, statistics, components, coefficients, properties etc. Rational means that redundant data must be avoided.
- Knowledge accumulation, specific for the interest field (in the shape of links, rules and laws), gathered by an expert and associated with the problem.
- The analysis command, unit that analysis the rules, laws together with the actions of the user for the determination of the new conditions of identification of the possible solutions. The system will react in the field of the problem being based on the data base and using the input data from the final user.
- The user interface, that ensures the link between the previously described components, the expert system and user, designed in such a manner that it can offer explanations of the system actions.

The whole must be done by a team, that include at least a computer engineer and the technological expert, The first two steps need the expert, an engineer in the studied field, and the computer engineer, to express the knowledge in machine language. The two latter steps must be accomplished especially by the computer engineer.

4. Database and Knowledge Base for Cryogenic Treatment Expert System

The cryogenic treatment is a continuation of the quenching treatment: the part is cooled below the temperature of the quenching bath. The main effect is to complete the retained austenite transformation, which results both in the increase of hardness and the improvement of the geometrical stability of the treated part. A high hardness value is also associated to a good wear resistance. In fact, little residual austenite content, high values for hardness and a better dimensional stability are the main purposes for the cryogenic treatment. The user will ask the expert system what to do for one of these purposes.

In this case, the parameters for analysis are:

- Minimum temperature to be reached for the part: it can be a swallow subzero temperature (minimum temperature about -80°C, enough for residual austenite almost complete transformation) or a deep cryogenic temperature (under -180°C).
- Quality of cryogenic medium which is also a function on the minimum temperature to be reached (alcohol, carbonic snow, liquid nitrogen or liquid helium).
- Cooling rate, affected by a great number of factors;
- Hardness: a high value is associated with a good wear resistance. Also such a high value is associated with small residual austenite content.
- Cracking potential: It indicates if cracking is likely to occur in the batch.

- The imposed soaking time at the lowest temperature and/or time for different stages in the same cryogenic cycle.

From these parameters only a few must be included in the first stage of the expert system build-up.

Input variables depend upon the parameter(s) selected. Some of the variables are: composition of the parts to be treated; geometry of the parts; state of the cryogenic fluid and, if gaseous, its velocity. An important variable is the structure of the sample/part as it emerges from the quenching/tempering stage. This must be the most powerful parameter incriminated in the lack of repeatability of the properties, a specific aspect for the cryogenic treatment claimed especially in Europe. The as formed structure shall dictate the cryogenic treatment. This is the main challenge in the expert system, because two aspects are involved: the initial structure and the changes that occur during cryogenic treatment, still impossible to study in situ.

For a good perspective of the initiated expert system the data base should be written in an accessible language/program and then made available to persons or communities with interests in cryogenic treatment. The goal of this Expert System is predicting properties obtained under given quenching and cryogenic treatment conditions. So supporting decision can be made to improve performance.

The main objectives in the future for the expert system can be summarizing in the following ideas: to include as many experimental results (or literature data) as can be made/find and compare them to find a pattern; determine the effect of some parameters and the magnitude of their importance when present in combinations.

Acknowledgement. The study was supported by PNII Programme, research Project, No. 72217/2008.

REFERENCES

* * * Expert Systems, Edited by Petrica Vizureanu, Published by Intech, 2010, Available at http://www.intechopen.com/books/show/title/expert-systems

Aldea A., Banares-Alcantara R., Jimenez L., Moreno A., Martınez J., Riano D.,The *Scope* of *Application* of *Multi-Agent Systems* in the *Process Industry*: *Three Case Studies*. Expert Systems with Applications, *26*, 39–47, 2004, Available at www.elsevier.com/locate/eswa

Aparna S. Varde, Mohammed Maniruzzaman, Elke A. Rundensteiner and Richard D. Sisson Jr. *The QuenchMiner™ Expert System for Quenching and Distortion Control*. Available at www.cs.wpi.edu/~aparna/HTS03.pdf

Liao Shu-Hsien, *Expert System Methodologies and Applications—a Decade - Review* from 1995 to 2004, Expert Systems with Applications, *28*, 93–103 (2005), Available at www.elsevier.com/locate/eswa

PAŞI NECESAR A FI EFECTUAŢI ÎN CONCEPEREA UNUI SISTEM EXPERT DESTINAT TRATAMENTULUI CRIOGENIC AL OŢELURILOR

(Rezumat)

Articolul are ca scop stabilirea principalilor paşi pe care o echipă trebuie să-l parcurgă pentru realizarea unui sistem expert cu aplicaţie la tratamentul criogenic al oţelurilor. Comparând etapele parcurse de sisteme expert consacrate apare ca rezonabilă ideea că elaborarea unui sistem expert începe cu formarea bazei de date adecvate. Aceasta trebuie deschisă unui număr cât mai mare de posibili beneficiari, astfel încât să concentreze un volum mare de informaţii. Alt pas important este alegerea parametrilor de urmărit şi mai ales a variabilelor care vor decide soluţiile sistemului. Pentru rezolvarea sarcinii este necesară investigarea unui volum mare de literatură şi un material experimental bogat. Principalele probleme sunt structura rezultată după călire şi mecanismul specific prin care se formează clusterele de carbon la temperaturi sub zero.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDIES AND RESEARCHES OVER HEAT TREATMENTS APPLIED ON Nb-Ti ALLOY

BY

GABRIEL VALERIU GHICA* **and TRAIAN BUZATU**

University POLITEHNICA of Bucharest,
Department of Engineering and Management
of Metallic Materials Elaboration

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The theme of this project is about heat treatment applied on Nb-Ti alloy exposed to heavy ions of oxygen (10^{13} ions/cm^2 – 7,6x10^{15} ions/cm^2). There have been applied heat treatments and cold plastic deformation in order to obtain structural modification, modification which has as a result an increase or decrease of supraconductibility critical parameters. The effects of heat treatments, radiation exposure and cold plastic deformation over the structure have been identified by electronic microscopy and R_X diffraction analyses. These analyses have showed the separation of phase α-Ti, concentrated at the limit of dislocations.

The analyses have been done with an electronic microscope type JEOL200CX (200keV) and a R_x difractometer type DRON.

Key words: alloy, heat treatment, microstructure.

1. Introduction

Great interest shown towards the action of radiation on various properties of superconductors can be explained only by the desire to know the fundamental point of view the formation mechanism of defects by irradiation, the nature of these defects and their influence on the material, but also through

* Corresponding author e-mail: gvghica@yahoo.com

the practical aspect of the problem, linked to the necessity of knowing the influence of radiation on the critical parameters of superconducting materials which are used in the construction of magnets for plasma confinement in accelerators, they are exposed to some powerful radioactive fields.

Of the various types of radiation (neutron, electrons, protons, X rays, etc.), a very special irradiation is the irradiation with ions and particularly with heavy ions, because of the advantages they present.

Indeed, using large effective ion charge on top, with a much greater mass than electrons, or neutrons, it is obtained maximum efficiency of displacements of atoms, this way succeeding to replace the long neutron irradiation by a shorter duration ion with 3-4 orders of magnitude.

In the case of superconducting materials, irradiation with ions is of a particular interest for at least two reasons beyond those stated above.

Thus, as we know, many theoretical and experimental work led to the common conclusion, that raising the critical temperature Tc of superconducting materials can be done by "softening of the phonon spectrum of materials", in other words by reducing the average frequency noise, which can be best achieved , in most cases, by ion irradiation.

On the other hand, superconducting ion irradiation, producing a variety of structural defects, leads at the same time to the creation of different "pinning" centers ultimately responsible for the high critical density observed in technique superconductors.

Also as a result of the creation of defects by irradiation, in the microstructure of superconductors has been a change in the value of penetration length, which directly modify Simzbourg-Landau parameter and value.

Besides these advantages, there is the one of the special order, the protection against radiation, the ions do not create radioactivity even at high energies. As study material was chosen Nb-Ti alloy with a composition weight ratio closer to the Nb-Ti = 1:1, which is used in case of technical alloys and which due to their high parameters and their affordable price they have a wide spread in the construction of superconducting magnets for detectors, accelerators Tokamak-type installations etc., and the construction of superconducting generators and motors.

The action of oxygen ion irradiation on Nb-Ti alloys was observed by considering variations that occurred as a result of irradiation on the main critical parameters: the critical temperature Tc and critical current density Ic.

As a helpful experience, the x rays have been used to clarify the changes that occurred in the internal structure of the irradiated material.

2. Experimental

Nb-Ti alloys of various compositions were studied in terms of microstructure, in order to observe the influence of heat and heavy oxygen ion

irradiation on the basic structural characteristics which determine the variation of superconductor critical parameters. One of the basic methods of investigation is the scanning microscopy.

Samples are prepared for study by electrochemical polishing in 20% perchloric acid in ethyl alcohol and then wash with alcohol in an ultrasonic bath. Electrochemical polishing is performed in dynamic conditions (electrolyte jet) for 10 s, at the following parameters: U = 30 V, I = 0.15 A.

Examination of samples is done by scanning microscopy on a JEOL 200CX microscope with scanning annex that is included in the INTEC SA Bucharest equipment.

Type detector photomultiplier was used for secondary electrons. Scanning beam electrons were accelerated to 40 kV and beam current of about 10^{-9}A, 30A resolution is reached. To match a good resolution with an acceptable depth of focus was used a 100 mm condenser aperture that allows a depth of focus in the „LOW-MAG" exceeding 0.5 mm, and in „SCANNING ULTRAHIGH RESOLUTION MODE" maximum 100 mm.

Information obtained in secondary electron image is complex, depending both surface topography and physico-chemical nature of microvolume emissive material.

Depth that can come from this information is not exceeding 0.5 mm.

2.1. Influence of Oxygen ion Irradiation on the Critical Parameters of Superconducting Nb-Ti Alloys

Of the various types of radiation (neutron, electrons, protons, X rays, etc.) a very special importance is the ion irradiation with heavy ions in general and in particular due to the advantages they present.

Using high effective ion charge and on top of a table with incomparably greater than that of electrons, or neutrons, to obtain maximum efficiency for the formation of primary recoil atoms and a large number of displacements of atoms, thus resulting in the replace long neutron irradiation of ions through a shorter duration by 3-4 orders of magnitude.

In the case of superconducting materials irradiation, irradiation with ions of particular interest for several reasons:

- raise the critical temperature T_C superconducting materials can be achieved by „soaking" phonon spectrum (decrease of phonon frequency);
- creation of various centers of „pinning" responsible by the high critical density observed in these materials;
- radiation protection - does not produce radioactive ions at high energies.

Action of oxygen ion irradiation on Nb-Ti aliajeior was pursued by considering the changes occurring after irradiation with fluxes between 10^{13} and 7.6 x10^{15} ioni/cm^2 the main critical parameters characterizing superconductors critical techniques, namely T_C and density temperature J_C critical current.

Taking into account that the influence of radiation on superconducting materials depends largely on their microstructure, the nature and concentration of initial defects, in the present work was carried out studies on materials which have undergone appropriate heat treatment, as well as cold-deformed materials, and their microstructure were analyzed by scanning electron microscopy.

It was found that, depending on alloy composition and thermo mechanical treatment which he suffered, applying an irradiation of a given flow can be obtained by structural changes such nature that cause increases or decreases the critical parameters of superconducting materials such Nb-Ti. In the critical current density value, if it is determined, the samples were not heat treated, the dislocations, the size and density depend on their effectiveness in pinning.

2.2. Characterization of Structures

Structures identified by electron microscopy samples to those samples showed an increase in the density of dislocations and a decrease in their size after irradiation, which increased the critical current density.

In the case of samples which have undergone heat treatment at 400°C, as both microphotographs and X-ray diffraction diagrams showed α-Ti phase separation, concentrated at the edges of dislocations, which led to a higher critical current density, but fell sharply after irradiation.

Following the microstructures of samples irradiated, could explain this decrease in critical current density by increasing the density of α-Ti precipitates are distributed evenly throughout the space, making it less effective in pinning.

Separation of large numbers of α-Ti precipitates after irradiation increased the critical temperature of the radiation flux due to solid solution enriched in Nb and Nb-βTi compositions thus moving towards higher critical temperature.

A conclusion J_C useful for obtaining high degrees of deformation is the need for large high density of dislocations leading to small and therefore more effective in pinning and further promote the distribution and α-Ti precipitates at their edges.

To study the influence of heavy ion irradiation on the microstructure of Nb-Ti alloy was used composition: Nb - 67% wt. Ti (sample I) was studied the influence of irradiation on the microstructure and heat-treated samples to those who have undergone a heat treatment before irradiation.

Synthesis of materials has been made from high purity elements in an arc furnace in argon atmosphere. For homogenization, the alloys were kept several hours at 1400 - 1500°C (mixing done in an induction furnace) in an inert atmosphere in Nb crucibles, after which they were hardened in water.

Samples were then subjected to mechanical treatment of cold rolling, achieving a 90% degree of deformation. Following heat treatment and recovery was conducted in vacuum (10 Torr) at temperatures of 400° C with the following

time: 2.5 hours for sample Nb - 67% wt Ti.

Irradiation was done with heavy ion accelerator at IFIN TANDEM assured that ion implantation of oxygen (^{16}O state 4 + ion) energy of 25 MeV and flows between 2.8 and 7.6 10^{15} 10^{13} ioni/cm^2.

To determine ion flow was developed based on the principle of high resolution gamma spectrometry of the Coulomb excitation lines emitted in heavy ion reaction with a film of metal (gold) deposited on the target. Microstructural characterization of samples by scanning electron microscopy in samples rich in titanium (67% wt Ti) are shown in Figs. 1, 2, (Unheat-treated samples) and in Figs. 4,…,7 (for samples that have suffered heat treatment).

Fig. 1 – Electron microscopy analysis (Scanning) x 20,000. Sample without heat treatment. Unirradiated sample. Field 1.

Fig. 2 – Electron microscopy analysis (Scanning) x 20,000. Sample without heat treatment. Unirradiated sample. Field 2.

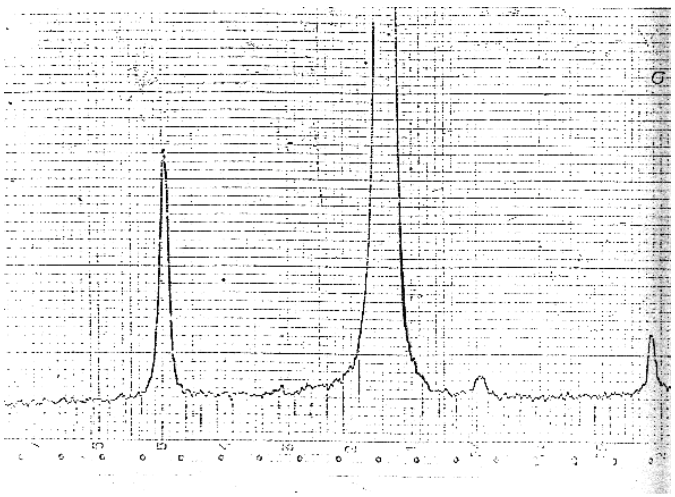


Fig. 3 - X-ray diffraction analysis of sample without heat-treated, unirradiated.

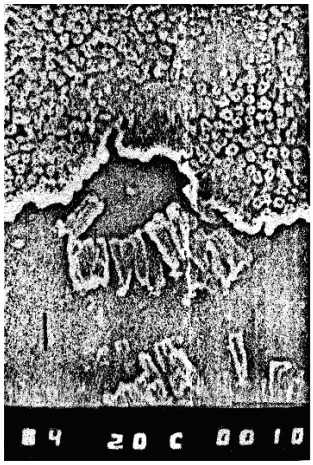


Fig. 4 - Electron microscopy analysis (Scanning) x 20,000. Sample after heat treatment. Unirradiated sample.Field 1.

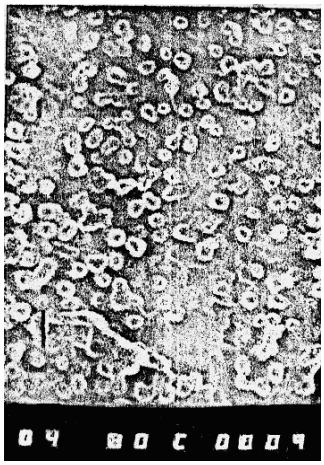


Fig. 5 - Electron microscopy analysis (Scanning) x 20,000. Sample after heat treatment. Unirradiated sample.Field 2.

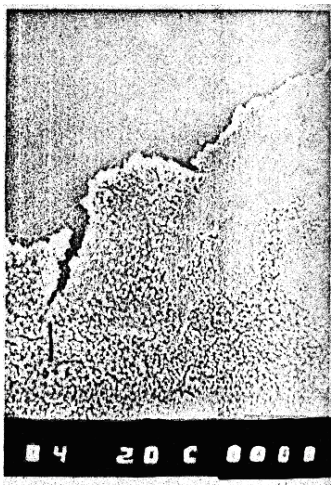


Fig. 6 – Electron microscopy analysis (Scanning) x 20,000. Sample after heat treatment. Irradiated sample. Phase α-Ti precipitates.

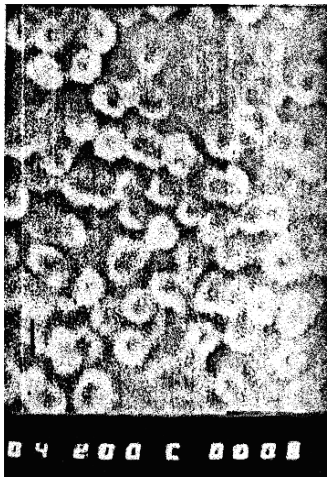


Fig. 7 – Electron microscopy analysis (Scanning) x 20,000. Sample after heat treatment. Irradiated sample. Phase α-Ti precipitates.

Samples heat-untreated. X-ray diffraction diagrams (Fig. 3.) Solid solution lines indicate only Nb-βTi, both before and after irradiation with oxygen ions.

Samples heat-treated. Samples that have undergone heat treatment as the main feature shows precipitation α - Ti phase. In the case of heat treated samples, irradiated X-ray diffraction diagram (Fig. 8.) Indicates phase α - Ti (2 θ angle corresponding line = 63.5 and 76.6). After irradiation of these samples

have undergone thermal treatment, observed a much higher density of precipitates α - Ti, about 4 10^9 / cm^2, evenly over the entire surface with a much smaller average size of about 50 μm occur so close together at a matrix of solid solution Nb-βTi (Fig. 9). X-ray diffraction diagram (Fig. 9). Indicates the appearance of α-Ti phase in solid solution matrix, relative intensity of α - Ti lines are more intense than the irradiated sample surface although the exposure was very small.

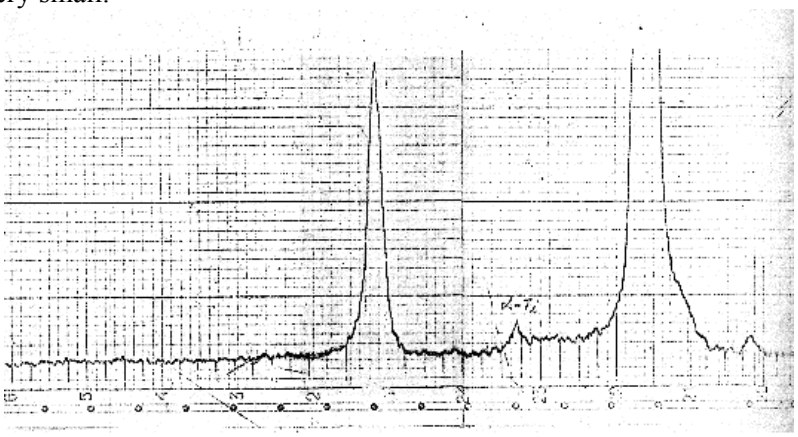


Fig. 8 – X-ray diffraction analysis of sample after heat-treated, unirradiated, (α -Ti).

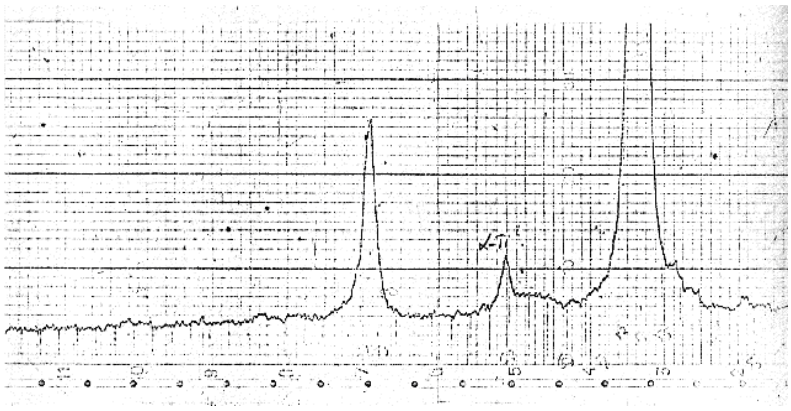


Fig. 9 – X-ray diffraction analysis of sample after heat-treated, irradiated, (α -Ti - strongly shaped).

2.3. Optimization of Heat Treatment and to Correlate Structural Properties with Critical Current Density Values

A second superconducting shoulders placed in a magnetic field is generally not too small value, enter the mixed state, magnetic flux penetrates in the form of an entity (fluxoizi Abrikosov) each containing one magnetic flux quantum.

When passing an electric current transmission through such material, the type fluxoizilor is a Lorentz force tending to move them. This force is opposed by a force due to rule on fixing fluxoizilor material inhomogeneity created by the application of thermo-mechanical treatment (dislocation cells, precipitates, etc.).

As long as the force density does not exceed the density of Lorentz force-type fasteners, power is transported without losses. Increasing the intensity of electric current through the material at a specific value of current density (critical density), the Lorentz force exceeds the strength of attachment is moved fluxoizi network and energy dissipation appears by default.

Fixation strength depends on the concentration and size than non-homogenous. Therefore there must be an optimum heat treatment influence on precipitation over the critical current density for several Nb-Ti system alloys. Fig. 10 is the critical current in zero fields according to treatment time of return to temperature of 400°C.

The appearance of peaks is due primarily to precipitation α - Ti. When heat treatment time is too long, secondary phase particles grow in size and become less effective in determining fluxoizilor.

Optimal Treatment moves towards higher values with decreasing Ti content because the rate of occurrence of secondary phases increases with increasing titanium content (Fig. 10, I sample deformed 90%, 60% Nb gr.Ti;) to Sample II - 90% Nb deformed 47% wt. Ti).

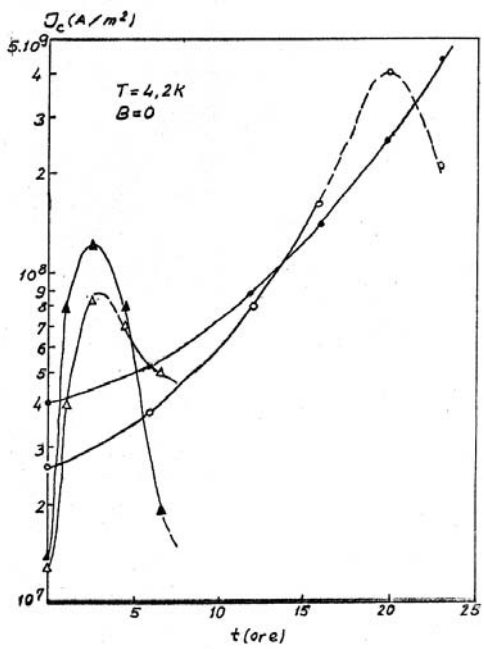


Fig. 10 - Zero field critical current depending on the time of treatment to return to temperature of 400°C. Legend: ⌀ sample I - Nb-Ti alloy, Ti content ~ 60% wt., g_I = 90%; ▲ sample II - Nb-Ti alloy, Ti content ~ 47% wt. Ti, g_{II} = 90%; ♣ Nb-Ti alloy sample III, ~ 70% Ti content; g_{III} = 97%; ⊿ Nb-Ti alloy sample IV, ~ 74% Ti content; g_{IV} = 93%.

Also a greater degree of deformation promotes the precipitation of α-Ti. Sample III has a higher degree of deformation than the sample 4 (g_{III}= 97% compared g_{IV} = 93%) and because of this the optimal time for sample III is smaller than sample IV, IV although the sample is richer in titanium (in sample III ~ 70% Ti content, Ti content in the sample IV ~ 74%).

This heat treatment also has another effect that becomes essential in alloys richer in Nb case, the α-Ti precipitate is weak or nonexistent.

Thus dislocations cells after cold deformation become net during heat treatment (and therefore more effective in determining fluxoizilor) by moving dislocations within cells to the wall. But a temperature too high or too long exposure time fade or even destroy the structure of cells. In a material subjected to a high degree of deformation (with a fine structure of cells of dislocations), after heat treatment discussed above, α -Ti particles are precipitated primarily on cell walls. Critical current density is so high.

3. Conclusion

To study the influence of heavy ion irradiation on microstructure of Nb-Ti alloy was used Nb-67% Ti alloy homogenized by maintaining the 1400-1500oC induction furnace in an inert atmosphere.

Alloy then suffered a mechanical treatment of cold rolling, achieving a 90% degree of deformation. There was a recovery (in vacuum) at 400°C for 2.5 h.

Irradiation performed at IFIN Bucharest provided oxygen ion implantation energy of 25MeV and flows between 2.8 10^{13} and 7.6 10^{15} ions/cm^2.

Micrographs of samples heat treated α-Ti phase precipitation indicates the average size 100μm, density of 10^9/cm^2.

After irradiation, the density of α-Ti precipitates is approximately equal to 2,5 10^9 / cm^2, so two and a half times greater than the density before irradiation.

α-Ti precipitates are pinning criteria for these materials to determine the critical current density high.

Separation of a greater number of α-Ti after irradiation increases the critical temperature due to solid solution Nb- βTi enrichment in Nb and thus traveling compositions higher critical temperature.

In terms of optimizing thermal treatment and structural properties correlate with the critical current density values, we highlight the following:

When passing an electric current through a superconducting transmission of the second shoulders on fluxoizilor appears Lorentz force type and tend to move. This force is opposed by a force due to rule on fixing fluxoizilor material inhomogeneity created by the application of thermo-mechanical treatment (dislocation cells, precipitates, etc.).

As long as the force density does not exceed the density of Lorentz force-type fasteners, power is transported without losses. Increasing the

intensity of electric current through the material at a specific value of current density (critical density), the Lorentz force exceeds the strength of attachment is moved fluxoizi network and energy dissipation appears by default.

Fixation strength depends on the concentration and size than non-homogenous. Therefore there must be an optimum heat treatment influence on precipitation over the critical current density for several Nb-Ti system alloys. Figure 10 is the critical current in the field and analyzed according to time zero return to temperature treatment of 400°C.

The appearance of peaks is due primarily to precipitation α - Ti. When heat treatment time is too long, secondary phase particles grow in size and become less effective in determining fluxoizilor.

Optimal Treatment moves towards higher values with decreasing Ti content because the rate of occurrence of secondary phases increases with increasing titanium content (Fig. 5.10., I sample deformed 90%, 60% Nb gr.Ti;) to Sample II - 90% Nb deformed 47% wt. Ti).

Also a greater degree of deformation promotes the precipitation of α - Ti. Sample III has a higher degree of deformation than the sample IV (g_{III}= 97% compared g_{IV} = 93%) and because of this the optimal time for sample III is smaller than sample IV, IV although the sample is richer in titanium (in sample III ~ 70% Ti content, Ti content in the sample IV ~ 74%).

This heat treatment also has another effect that becomes essential in the case of alloys richer in Nb, the α-Ti precipitate is weak or nonexistent. Thus dislocations cells after cold deformation become net during heat treatment (and therefore more effective in determining fluxoizilor) by moving dislocations within cells to the wall. But a temperature too high or too long exposure time fade or even destroy the structure of cells.

In a material subjected to a high degree of deformation (with a fine structure of cells of dislocations), after heat treatment discussed above, α-Ti particles are precipitated primarily on cell walls. Critical current density is so high.

REFERENCES

[1]. Cherepanov G.P., *Practical Method of Determining the Fracture Energy of Metals*. Mat. Sci., **6**, 4, 2004.

[2]. Klueh R.J., *Alloys containing Titanium and Niobium*. Mat. Sci., **7**, *4*, 2004.

[3]. Shoesmith D.W., *Corrosion of Nuclear Fuel Waste Containers*. Proceedings of a Workshop, AECL – 10121, 1990.

[4]. Shoesmith D.W., Ikeda B.M., Quinn M.J., *Estimating the Lifetimes of Titanium Containers for Nuclear Fuel Waste*. A. Damage Function for the Crevice Corrosion of Grade-2, Titanium", AECL-11255, 1995.

[5]. James J.Noël, Grant Baitey M., *Hydrogen Absorption by Grade-2, Titanium*. AECL – 11608, 1996.
[6]. Shoesmith D.W., King F., Ikeda B.M., *An Assessment of the Feasibility of Indefinite Containment of Canadian Nuclear Fuel Wastes*. AECL – 10972 1995.
[7]. Rosenqvist T., *Principiile metalurgiei extractive -MeGrow-Hill*. Book Company, 1974.
[8]. * * * *Manualul inginerului metalurg*. **I**, Editura Tehnică, Bucureşti, 1978.
[9]. lenciu M., Moldovan P., Panait N., Buzatu M., Marinescu D., Groza I., *Elaborarea şi turnarea aliajelor neferoase*. Edit. Didactică şi Pedacogică, Bucureşti, 1982.
[10]. * * * Colecţia JOM –Extractive Metallurgy, 1990-2010.

STUDII ŞI CERCETĂRI ASUPRA TRATAMENTULUI TERMIC APLICAT ALIAJULUI Nb-Ti

(Rezumat)

Tema acestui proiect se referă la tratamentul termic aplicat aliajelor de Nb-Ti expuse în ioni grei de oxigen (10^{13} ions/cm^2 – 7,6x10^{15} ions/cm^2). S-au aplicat tratamente termice şi deformare plastică la rece cu scopul de a obţine modificări structurale, modificări care au ca rezultat creşterea sau descreşterea parametrilor critici de supraconductibilitate.

Efectele tratamentului termic, expunerea la radiaţii şi deformarea plastică la rece asupra structurii au fost identificate prin microscopie electronică şi analize prin difracţia cu raze X. Aceste analize au evidenţiat separarea fazei α-Ti, concentrată, la limita dislocaţiilor.

Analizele au fost realizate cu microscopul electronic tip JEOL200CX (200keV) şi difractometrul cu raze X de tip DRON.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY CONCERNING THE BIOMECHANICAL BEHAVIOUR OF SOME AESTHETIC RESTORATIVE DENTAL MATERIALS

BY

IRINA GRĂDINARU[1*], RALUCA – ELENA BACIU[1], DANIELA CALAMAZ[1] and MARIA BACIU[2]

[1] University of Medicine and Pharmacy of Iaşi,
Department of Dental Materials
[2]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Faculty of Materials Science and Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The aim of the present work was to determine the biomechanical behavior of some aesthetic restorative dental materials frequently used in the dental office. Experimental researches related to the abrasive wear behavior were done for two light-cured composite resins: Progress Plus (K.B. Mutsumi) şi Rx Force (DLS UK).The specimens, with Ø=7 mm, were made in the Dental Material lab from the Faculty of Dental Medicine within “Gr. T. Popa” University of Medicine and Pharmacy of Iaşi. The wear tests were carried out with the help of Material Engineering and Industrial Security Department from the Faculty of Materials Science and Engineering, “Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi. The statistic analysis of data was made by means of SPSS software for Windows 12, using the “pair” t test. The conclusions we may draw after having studied the wear resistance of aesthetic restorative dental materials are the following: the substance loss increases linearly with the getting over of the friction layout and the intensity of the force applied. This aspect helps to choose the restorative dental material based on the size, location and design of the cavity.

Key words: composite resines, biomechanical behaviour, dental restorations**.**

[*] Corresponding author e-mail: maria_baciu2004@yahoo.co.uk

1. Introduction

Current possibilities for the restoration of the teeth lesions are diverse and include both aesthetic and non-aesthetic dental restorative materials.

The evolution of materials used in aesthetic dental restorations (from acrylic resins and silicate cements) was produced at the end of the XXth century, by the appearance of diacrylic composite resins.

These are aesthetic restorative materials, being composed of three phases: *an organic component* (represented by methacrylic monomers), *inorganic component* (which are minerals and represent the filling phase) and *binders* that are designed to unite the two phases, organic and inorganic.

The aim of the present work was to determine the biomechanical behaviors of some aesthetic restorative dental materials frequently used in the dental office.

2. Materials and Methods

Experimental researches related to the abrasive wear behavior were done for two light-cured composite resins: Progress Plus *(K.B. Mutsumi)* şi Rx Force *(DLS UK)*, presented in Table1.

Table 1
The light-Cured Composite Resins Under Study

Light-cured composite resins under study	Producer	Code of the specimens
Progress Plus	*K.B. Mutsumi*	PP
Rx Force	*DLS UK*	RF

The specimens, with Ø=7 mm, were made in the Dental Material lab from the Faculty of Dental Medicine within "Gr. T. Popa" University of Medicine and Pharmacy of Iaşi, according to the indications of the producers.

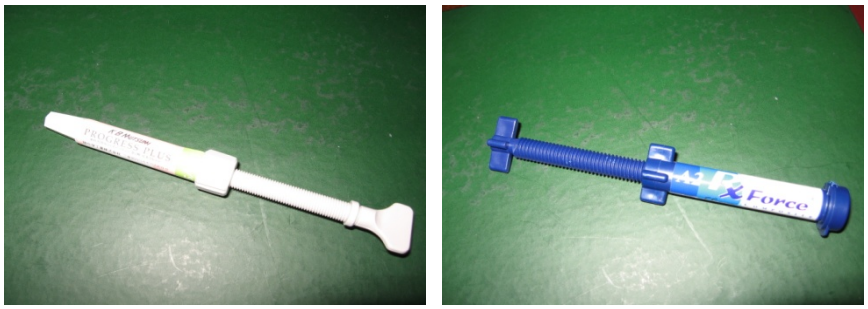


Fig. 1 – Presentation of the investigated composite resins.

Fig. 2 – Demetron LC light-curing unit from *Kerr*.

The composite resins (Fig.1) were condensed inside the glass test tubes, in successive 2 mm layers, each layer being light-cured for 40 seconds, with a Demetron LC light-curing unit from *Kerr* (Fig.2).

To obtain the precise diameter of specimens, we had to reduce their size by means of a facing device and a mill. The wear tests were carried out with the help of Material Engineering and Industrial Security Department from the Faculty of Materials Science and Engineering, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi.

The wear behavior of the investigated composite resins was studied in the conditions specific to dry friction at the level of frontal surface of specimens. The experimental assays were carried out during a continuous movement of rotation with sliding, the surfaces in contact being plane and having a cover coefficient of $0 < K_{ac} = 0.232 < 0.5$. The experimental researchers were made on a specialized wear testing machine.

Measurements aimed at determining the mass wear, namely the absolute variation (Δm_a) and relative variation (Δm_r) of specimens' mass, sizes that may be found in the calculation relations of the two indicators specific to the wear resistance. Determinations were made in 4 different time intervals to which certain friction lengths correspond (Table 2).

Table 2

Time – Length of the Friction Layout Run Correspondence

Test duration t, [min]	15	30	45	60
Friction length L_f, [m]	1500	3000	4500	6000

The abrasive wear behavior of the dental materials under analysis was highlighted by the determination of the mass wear, the intensity and speed of mass wear.

Fig. 3 – The analytical balance utilised in this study.

The mass wear was determined through the weighing of specimens by means of analytic scales before and after every determination and we evaluated the mass loss (Fig.3).

The statistic analysis of data was made by means of SPSS software for Windows 12, using the "pair" t test.

3. Results and Discussion

In the experimental assays regarding the abrasive wear behavior were determined by the evolution of the absolute mass losses (Δm_a) and relative mass losses (Δm_r), corresponding to the different values of the friction layout length and the 30 N pressure force.

Table 3
Mass Wear for Force F = 30 N

Friction layout length, [m]	SPECIMEN MASS, m [g] for F = 30 N	
	RF	PP
$L_0 = 0$	1.0144	0.6065
$L_1 = 1500$	0.8491	0.5733
$L_2 = 3000$	0.7424	0.5068
$L_3 = 4500$	0.6807	0.3776
$L_4 = 6000$	0.6588	0.2998

On the basis of these results, we calculated the absolute mass losses Δm_a (Fig. 4, Fig. 5).

The absolute mass losses were calculated with the regard:

$$\Delta m_a = \left(m_{L_0} - m_{Li}\right),\ i = \overline{0,4} \tag{1}$$

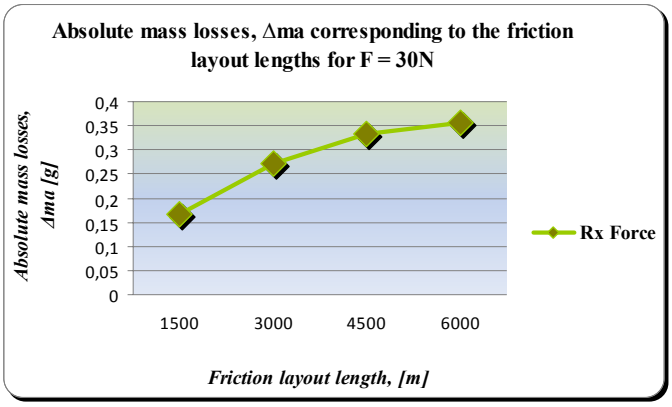


Fig. 4 – RxFORCE-Absolute mass losses, Δma corresponding to the friction layout lengths for F = 30N.

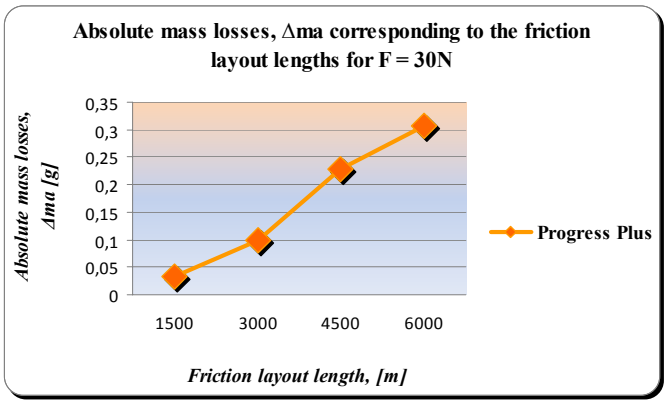


Fig. 5 – Progress Plus-Absolute mass losses, Δma corresponding to the friction layout lengths for F = 30N.

In Fig.6 are comparative presented for both materials, the absolute mass losses, Δma corresponding to the friction layout lengths for F = 30N

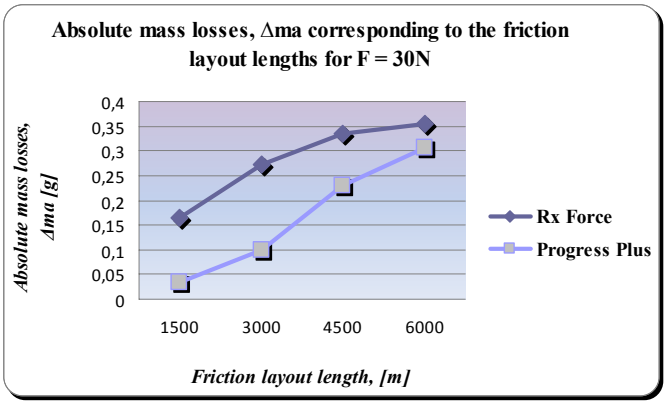


Fig. 6 – Comparative presentation for both materials of absolute mass losses, Δma corresponding to the friction layout lengths for F = 30N.

Were calculated the relative mass losses Δm_r (Figs.7, 8). The relative mass losses were calculated with the regard:

$$\Delta m_r = \frac{\Delta m}{m_{L0}} * 100, [\%] \quad (2)$$

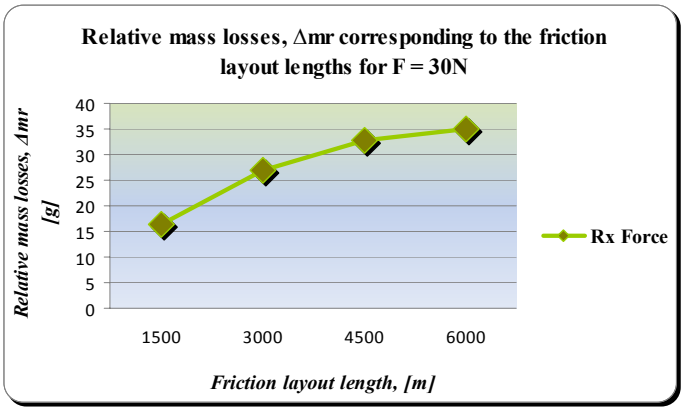


Fig. 7 – RxFORCE - Relative mass losses, Δmr corresponding to the friction layout lengths for F = 30N.

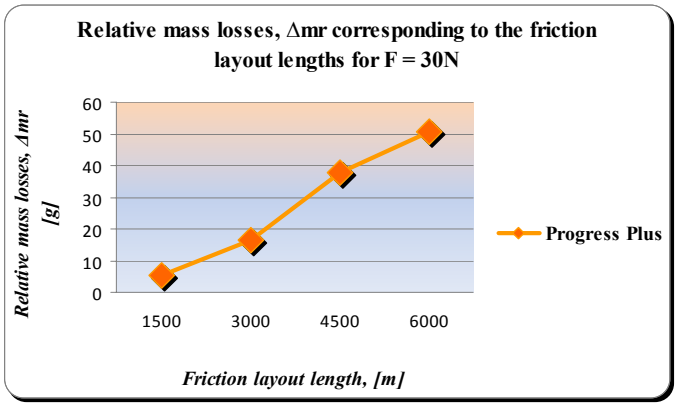


Fig. 8 – Progress Plus - Relative mass losses, Δmr corresponding to the friction layout lengths for F = 30N.

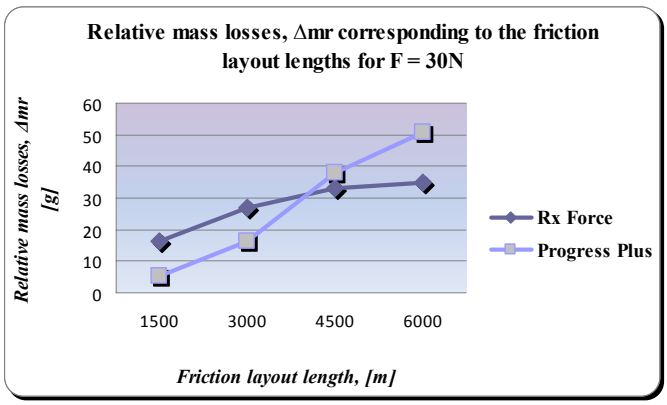


Fig. 9 – Comparative presentation for both materials of relative mass losses, Δmr corresponding to the friction layout lengths for F = 30N.

In Fig. 9 are comparative presented for both materials, the relative mass losses, Δmr corresponding to the friction layout lengths for F = 30N.

An indicator for the abrasive wear behaviour was represented by the mass wear intensity I_m.

The regard for this value is:

$$I_m = \frac{\Delta m}{A_f * L_f}, \ [g/m^3] \tag{3}$$

where: A_f represents the area of the friction surface; for the specimens with 7 mm diameter we obtained $A_f = 3{,}848 * 10^{-5}$, $[g/m^3]$.

Knowing the values of mass losses Δm and friction layout length L_f, was determined the evolution of mass wear intensity for every dental material considered in the study (Fig.10).

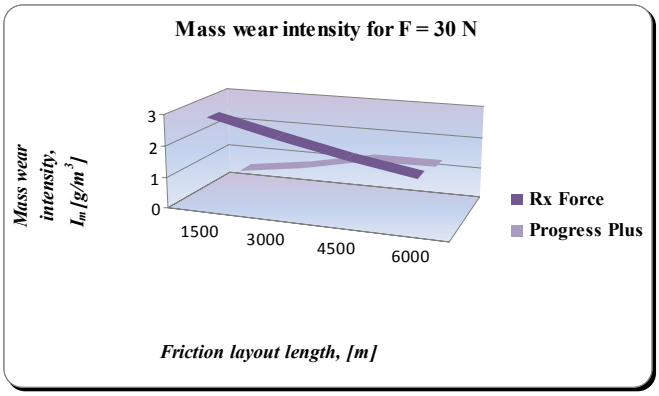


Fig. 10 – Comparative presentation of the mass wear intensity for F = 30 N.

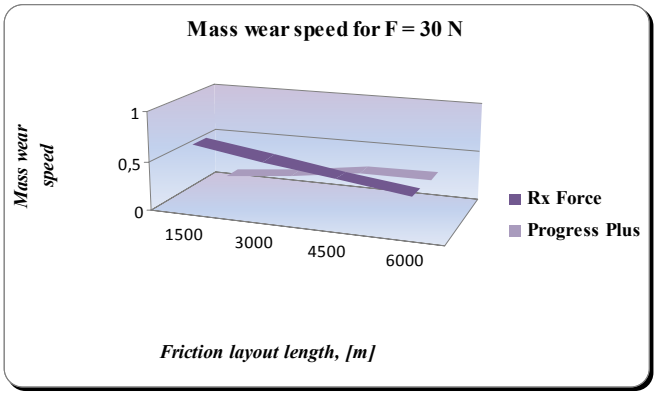


Fig. 11 – Comparative presentation of the mass wear speed for F = 30 N.

The mass wear speed, calculated by the formula: $V=\Delta_m/t$ (g/h), is comparative presented in Fig.11 for both materials included in the study.

4. Conclusion

The conclusions we may draw after having studied the wear resistance of aesthetic restorative dental materials are the following: the substance loss increases linearly with the getting over of the friction layout and the intensity of the force applied. This aspect helps to choose the restorative dental material based on the size, location and design of the cavity.

REFERENCES

[1]. Bratu D., *Materiale dentare în cabinetul stomatologic*. Editura Helicon, Timişoara, 1994.

[2]. Bratu D., *Materiale dentare: bazele fizico-chimice*. Editura Helicon, Timişoara, 1994.

[3]. Craig G.R., Powers M.J., *Restorative Dental Materials*. Ediţia a XIa, Editura Mosby, Inc, 2002.

STUDIU PRIVIND COMPORTAMENTUL BIOMECANIC AL UNOR MATERIALE RESTAURATIVE CORONARE FIZIONOMICE

(Rezumat)

Prezentul studiu a urmărit determinarea comportamentului biomecanic al unor materiale de restaurare coronară fizionomice frecvent utilizate în practica stomatologică. Material şi metodă. Cercetările experimentale au urmărit comportamentul la uzură abrazivă în cazul unor răşini compozite fotopolimerizabile: Progress Plus *(K.B. Mutsumi)* şi Rx Force *(DLS UK)*. Epruvetele, cu Ø=7 mm, au fost elaborate în laboratorul de Materiale Dentare din cadrul Facultăţii de Medicină Dentară, UMF „Gr. T. Popa" Iaşi, în concordanţă cu indicaţiile producătorilor. Testele de încercare la uzare au fost efectuate în cadrul catedrei de Ingineria Materialelor şi Securitate Industrială din cadrul Facultăţii de Ştiinţă şi Inginerie a Materialelor, Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi" din Iaşi. Analiza statistică a datelor obţinute s-a realizat cu ajutorul programului SPSS for Windows 12, utilizând testul t "pereche". Concluzii. Testele efectuate au arătat faptul că volumul de material uzat creşte proporţional cu lungimea traseului de frecare şi cu forţa aplicată, fapt ce condiţionează alegerea materialului restaurativ în funcţie de mărimea, topografia şi design-ul cavităţii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ADVANCED METHODS FOR ELECTROMAGNETIC EVALUATION USING METAMATERIALS

BY

RAIMOND GRIMBERG[1*], ADRIANA SAVIN[1], ROZINA STEIGMANN[1], NICOLETA IFTIMIE[1] and DAGMAR FAKTOROVÁ[2]

[1] National Institute of Research and Development for Technical Physics Iaşi
[2] University of Žilina, Slovakia

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper presents a possibility to improve the spatial resolution of the electromagnetic nondestructive control systems that operate at frequencies of tens and hundreds of megahertz using metamaterials for evanescent waves focusing from the near neighbour of the controlled object. The transducer has been used for the effective visualization for delaminations produced by impacts on carbon fiber reinforced plastics (CFRP).

Key words: metamaterials, conical Swiss roll, electromagnetic evaluation, CFRP

1. Introduction

When the object to be examined has high electrical conductivity, under the action of the incident electromagnetic field, eddy currents will be induced in the material, as predicted by Faraday’s law. The induced eddy

* Corresponding author e-mail: grimberg@phys-iasi.ro

current will generate a secondary electromagnetic field that will be in opposition to the incident electromagnetic field. If the incident electromagnetic field is created by a time varying current passing through an excitation coil, the interaction between the primary and secondary electromagnetic field causes modification of the electromotive force in the coil and therefore results in an apparent change in the impedance of the coil (Sophian *et al*., 2001). This change of the impedance depends on the distance between the coil and the object to be examined (lift-off), the electromagnetic properties of the material (electrical conductivity σ, magnetic permeability μ), the surface and subsurface geometry and the angular frequency ω. The penetration of eddy currents is limited, due to the skin effect (Balanis, 1989). The presence of material inhomogeneities (voids, inclusions, cracks, having lower electrical conductivity) will disturb or impede induced eddy current and in turn will also change the apparent impedance of the coil, which is measured as an indicator of the inhomogeneities (Tian *et al*., 1998). The material inhomogeneities will become a new current source inside the object to be examined (Dood & Deeds, 1968). As long as the frequencies used are not high (lower than 1GHz), the incident electromagnetic field is usually created by the coils circulated by alternative currents (Das *et al*., 2002) or current impulses (Mandache & Lefebvre, 2006). The detection of electromagnetic field created by the secondary current sources can be made either by coils of different shapes (Sophian *et al*., 2001).

In the case of low frequency incident electromagnetic field, the detection of the secondary electromagnetic field can be made also by sensors with Hall effect (Shull, 2002) or SQUID (Nagendran *et al*., 2010) and GMR sensors (Dogaru & Smith, 2001). In order to obtain a signal to noise ratio as larger as possible at detection, leading to the increase of detection probability for a higher reliability coefficient, it is necessary to use the smallest possible value of the lift - off (Shull, 2002) (distance between the electromagnetic transducer and the controlled piece). This leads to the necessity of working in near field due to the fact that the generated and respective the scattered electromagnetic waves are evanescent waves (waves that are rapidly attenuated with the distance and are difficult to be focalized using classical materials.

This paper presents a possibility to improve the spatial resolution of the electromagnetic nondestructive control systems that operates at frequencies of tens and hundreds of megahertz, using metamaterials (Pendry *et al*., 1999) for evanescent wave's focalization from the nearest neighbour of the controlled object. The optimal conditions for the metamaterials transducer (the conical Swiss rolls type) functioning, have been established, inverting data obtained from the measurement of network parameters. The transducer has been used for effective visualization of delamination of carbon fiber reinforced plastics (CFRP) created by impact.

2. Conical Swiss Roll as Metamaterials

Metamaterials can provide an engineered response to electromagnetic radiation that is not available from the class of naturally occurring materials. They consist of individual or arrays of elements for which all the geometrical dimensions are small compared to the wavelength of operation. Because the wavelength of the electromagnetic radiation is large (at 300MHz, the wavelength in air, λ_0=1m), the condition that the element should be much smaller than wavelength is accomplished.

A conical Swiss roll consists of a number of spiral-wound layers of an insulated conductor on a conical mandrel, Fig. 1. The insulated conductor is a copper foil with 18μm thickness and a layer of polyamide with 12μm thickness. The Copper and polyamide layers have been laminated without adhesive to decrease the losses at high frequencies. The insulated layer has a relative dielectric permittivity of 3.2 and loss tangent tanδ=0.0099. The conical Swiss rolls have 5 layers, 20mm base diameter, 3.2mm top diameter, the aperture angle 20^0 and height 55mm. A selection of few conical Swiss rolls with similar properties was made.

Pendry *et al*., (1999) proposed that Swiss roll made from thin conducting sheets have a macroscopic magnetic behaviour for a magnetic field applied along the rod. The radio frequency magnetic field will induce currents on the circumference of the cone and consequently a magnetization opposing the applied magnetic field.

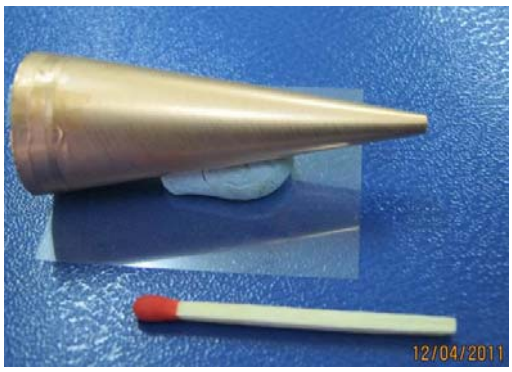


Fig. 1 – Conical Swiss roll.

The capacitive and conductive elements of the structure create a resonant RLC circuit whose induced currents are subject to, therefore a resonant μ with high positive and negative values for a range of frequencies is obtained.

Thus, a conical Swiss roll can act as radio frequency magnetic flux concentrator.

To determine the effective magnetic permeability of a conical Swiss roll, the S parameters have been measured using a Network/Spectrum/ Impedance Analyzer 4395A Agilent coupled with S Parameter Test Kit 87511A, Agilent, USA.

The measurement equipment is presented in Fig. 2.

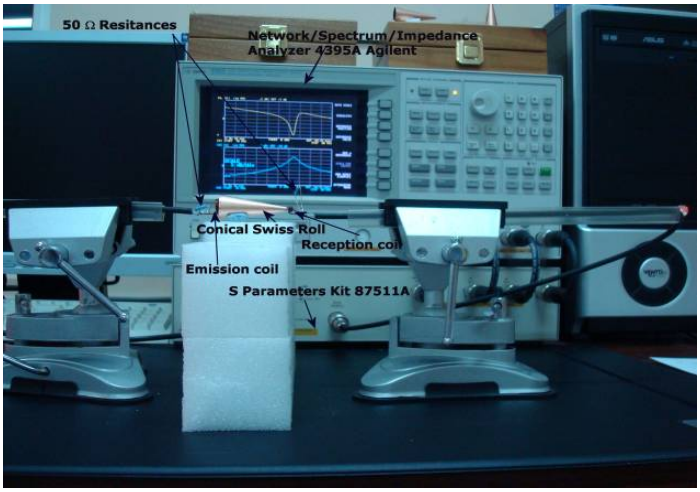


Fig. 2 – The equipment for measurement S parameters.

The electromagnetic field is generated by a coil with 2 turns having 16mm diameter, made of 1mm diameter copper wire. The response of conical Swiss roll metamaterial is detected with a reception coil having 2 turns of 3mm diameter.

The dependencies of real and imaginary components of S_{11} and S_{21} by the frequency are presented in Figs. 3, 4.

According to (Chen *et al*., 2004) the impedance of the metamaterial considered as a homogeneous slab excited by a plane wave is given by.

$$Z = \pm\sqrt{\frac{(1+S_{11})^2 - S_{21}^2}{(1-S_{11})^2 - S_{21}^2}} \tag{1}$$

The sign in front of the square root sign is chosen such that.

$$\mathrm{Re}(Z) \geq 0 \tag{2}$$

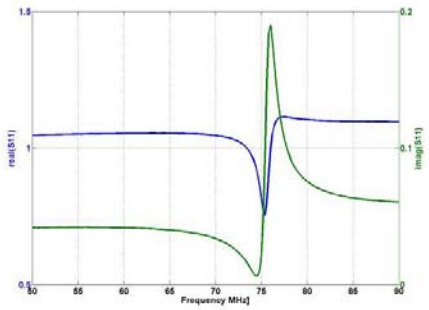


Fig. 3 - Dependency of S_{11} by frequency: real component and imaginary component.

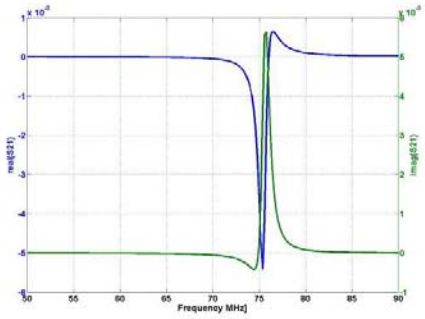


Fig. 4 - Dependency of S_{21} by frequency: real component and imaginary component.

The refraction index of metamaterial n, is obtained as a solution of transcendental equation.

$$e^{jnk_0 d} = \frac{1}{2S_{21}\left(1 - S_{11}^2 + S_{21}^2\right)} \pm j\sqrt{1 - \frac{1}{2S_{21}\left(1 - S_{11}^2 + S_{21}^2\right)}} \tag{3}$$

where $k_0 = \frac{2\pi f}{c}$ with frequency f, c is the speed of light in vacuum, $j = \sqrt{-1}$, and d is the height of the conical Swiss roll, the sign + or – is chosen such that.

$$\mathrm{Im}(n) \geq 0 \tag{4}$$

Thus, the effective magnetic permeability of conical Swiss roll is given by.

$$\mu_{eff} = nZ \tag{5}$$

In Fig. 5, the dependency of frequency for the effective magnetic permeability of a conical Swiss roll is presented.

It can be observed that the effective magnetic permeability becomes high for a certain frequency range, and for other frequencies it becomes negative. As applications in the domain of electromagnetic nondestructive

examination we are proposing an optimized work frequency of 72.5 MHz which assures a magnetic effective permeability of 22.

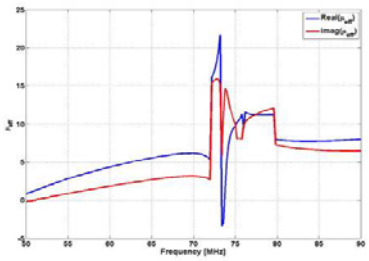


Fig. 5 – The frequency dependence of effective magnetic permeability of conical Swiss roll.

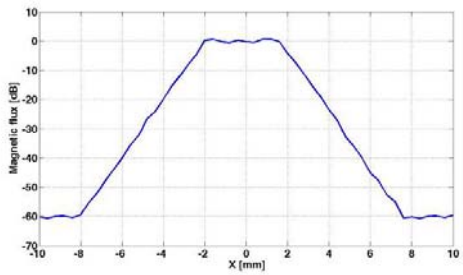


Fig. 6 – The frequency dependency of the induced emf amplitude in the reception coil at the scanning along the small base of the Swiss roll. Lift-off 0.2mm.

At this frequency, the property of a conical Swiss roll to act as an alternative magnetic flux concentrator has been verified. Using the Network/ Spectrum/Impedance Analyzer 4395A Agilent, the electromotive force (emf) induced in the detection coil that is displaced with a XY motorized stage Newmark type over the small basis of the conical Swiss roll at the distance of 1m it has been measured.

The dependency of the induced emf amplitude in the reception coil by the frequency is presented in Fig. 6. Examining data from Figure 6 it can be emphasized that, in the zone corresponding to the diameter of the small base of conical Swiss roll, for a frequency that assures a maximum of effective magnetic permeability of the investigated metamaterial, the concentration of the radio frequency magnetic flux is very high. Also, it must be mentioned that on this aperture the magnetic flux is almost constant, which suggests the existence of an electromagnetic plane wave.

3. Experimental Results

Plates from CFRP type having 6 layers of carbon fibers woven type 5 harness satin (Carbon T300 3K 5HS) with a layout that assures the quasi-isotropic properties of the plate were studied. The polymer matrix is made of Polyphenylene Sulphide (PPS). The thickness of the plate is 1.91mm with a 0.5 volume ratio. The plates are produced by TenCate Advanced Composites, Netherlands.

On these plates, delaminations due to impacts with different energies have been induced using a spherical impactor with 22mm diameter. The plates were examined by means the electromagnetic procedure presented above using the transducer (Grimberg & Savin, 2010; Grimberg *et al*., 2011), (Fig. 7), which

contains a metamaterials lens for detection. For the generation of plane wave, a conical Swiss roll also has been used, acting as a flux concentrator. The lift-off was maintained constant at value of 0.25mm (the material to be examined can be considered) that is practically in the plane of the aperture; the reception coil is in the focal plane of the lens. The control frequency was 72.5 MHz.

In Fig. 8, we present (Akkerman, 2006) the schematic layout of the 5H satin carbon fibers woven and the picture of the layers.

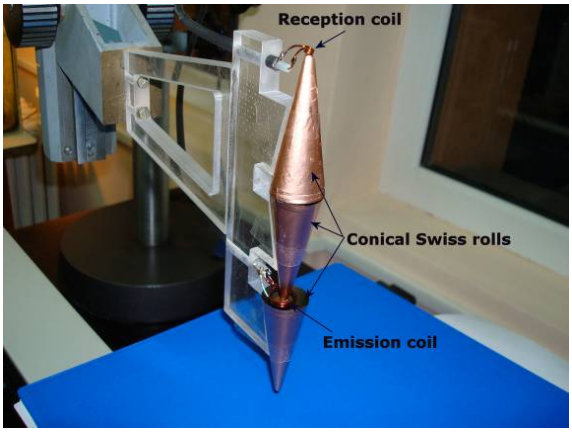
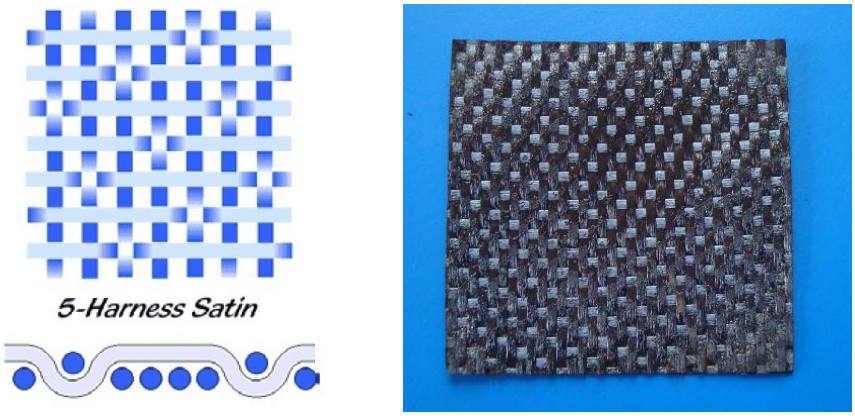


Fig. 7 – The electromagnetic transducer with metamaterials lens.



a *b*

Fig. 8 – *a*) 5H-biaxial woven fabric architectures; *b*) picture.

In Fig. 9 is presented the amplitude of the signal delivered by the electromagnetic transducer with metamaterials from the scanning of a region of composite without delamination. The structure of CFRP obtained with the

electromagnetic transducer with metamaterials respects with fidelity the image of the first layer of carbon woven 5H type.

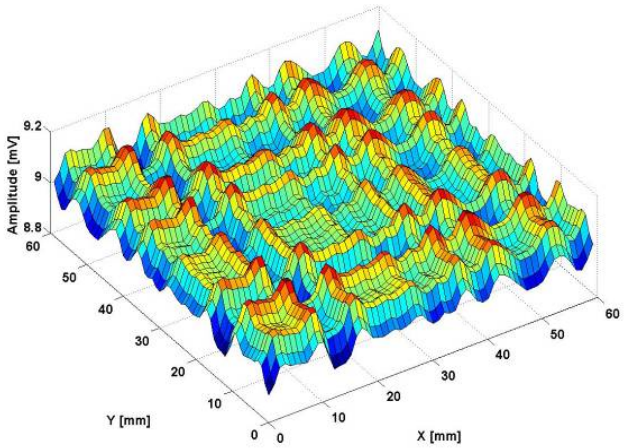
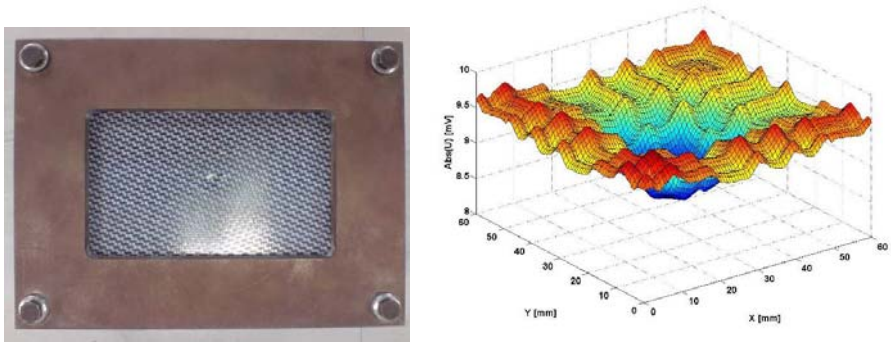


Fig. 9 – The measured amplitude of the signal delivered by the electromagnetic transducer with metamaterials from the scanning of a CFRP zone without delamination.

In Fig. 10 a is presented the picture of the plate impacted with 2.5J and in Fig. 10 b is presented the signal given by the same transducer at the scanning of a region of composite which contains the delamination. On the borders of the electromagnetic image, the structure of the woven can be observed; in the central zone, the delaminated region is emphasized.

This zone becomes electromagnetically detectable due to the modification of the electrical conductivity on the normal direction to the woven plane as a consequence of the impact.



a *b*

Fig. 10 – *a*) The plate impacted; *b*) The measured amplitude of the signal

delivered by the electromagnetic transducer with metamaterials at the scanning of a CFRP zone with delamination.

4. Conclusion

The electromagnetic nondestructive evaluation was focused on the determination of inhomogeneities of electrically conductive objects which exhibit electrical conductivity lower than the host medium. In order to evaluate small dimensions conductive objects with lower conductivity, the use of evanescent electromagnetic waves that appear in the nearest vicinity of the scattering object - is proposed, in the case in which a high electromagnetic fields acts over the object to be examined. The evaluation will be more correct when the incident electromagnetic field is more focused on the region in which the scatter is placed. For the frequency range between tens and hundreds of MHz, the concentration of incident electromagnetic field can be made with a new type of metamaterials namely conical Swiss rolls. In order to concentrate the evanescent electromagnetic waves that appear at the surface of the scatter, the use of metamaterials lens made from two conical Swiss rolls is proposed. This method give good results at the examination of CFRP, including those with carbon fibers woven reinforcement, clearly emphasizing the delaminations due to low energy impact. The proposed method is limited by the fact that the evanescent waves are attenuated on small distances in common mediums, so that the scatters should be at small distances from the surface to be examined. Also, the roughness can affect the quality of the obtained electromagnetic image.

Acknowledgements. This paper is partially supported by the Romanian Ministry of Education, Research, Youth and Sports under Bilateral Projects ENDE Ro-Si 371/2010, MENDE Ro-Sk 468/2011 and Nucleus Contract No.09430104.

REFERENCES

Akkerman R., *Laminate Mechanics for Balanced Woven Fabrics*. Composites: Part **B**, *37*, 108-116 (2006).

Balanis C.A., *Advanced Engineering Electromagnetics*, Wilwey Eds., 1989.

Chen X., Grzegovczyk T., Wu B-I., Pocheco J., Kong J.A., *Robust Method to Retrieve the Constitutive Effective Parameters of Metamaterials*. Phys.Review E, *70*, 1-7(2004).

Das M., Shekhar H., Ciu X., Polikar R., Ramuhalli P., Udpa L., Udpa S.S., *A Generalized Likelihood Ratio Technique for Automated Analysis of Bobbin Coil Eddy Current Data*. NDT&E International, **35**, *5*, 329-336 (2002).

Dogaru T., Smith S. T., *Giant Magnetoresistance-Based Eddy-Current Sensor*. IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS, **37**, *5*, 3831-3838 (2001).

Dood. C.V., Deeds W.E., *Analytical Solutions to Eddy Current Probe Coil Problems*. J. Appl. Phys., *39*, 2829-2838 (1968).

Grimberg R., Savin A., *Electromagnetic Transducer for Evaluation of the Structure and Integrity of Composite Materials with Polymer Matrix Reinforced with Carbon Fibers*. Romanian Patent, A/01062/08.11.2010.

Grimberg R., Savin A., Steigmann R., Serghiac B., Bruma A., *Electromagnetic Nondestructive Evaluation Using Metamaterials*. INSIGHT, **53**, *3*, 132-137 (2011).

Mandache C., Lefebvre J.H.V., *Transient and Harmonic Eddy Current: Lift-off Point of Intersection*. NDT&E International, **39**, *1*, 57-60 (2006).

Nagendran R., Thirumurugan N., Chinnasamy N., Janawadkar M.P., Baskaran R., Vaidhyanathan L.S., Sundar C.S., *Optimum Eddy Current Excitation Frequency for Subsurface Defect Detection in SQUID Based Nondestructive Evaluation*. NDT & E International, Available online, 19 August 2010.

Pendry J., Holden A.J., Robbins D.J., Stewart W.J., *Magnetism form Conductors and Enhanced Nonlinear Phenomena*. IEEE Trans.Microw.Theory Tech., *47*, 2075 (1999).

Shull P.J., *Nondestructive Evaluation: Theory, Techniques and Application*. Technology & Engineering, NY, 2002.

Sophian A., Tian G.Y., Taylor D., Rudlin J., *Electromagnetic and Eddy Current NDT: a Review*, INSIGHT, **43**, *3*, 302-306 (2001).

Tian G.Y., Zhao Z.X., Boires R.W., *The Research of Inhomogeneity in Eddy Current Sensors*. Sensors and Actuators **A**, *58*, 153-156 (1998).

METODE AVANSATE DE EVALUARE ELECTROMAGNETICĂ UTILIZÂND METAMATERIALE

(Rezumat)

Această lucrare prezintă posibilitatea de îmbunătăţire a rezoluţiei spaţiale a sistemului de control nedistructiv electromagnetic ce operează la frecvenţe de ordinul zecilor şi sutelor de MHz utilizând metamateriale pentru focalizarea undelor evanescente din apropierea obiectului de controlat. Traductorul a fost utilizat pentru vizualizarea efectivă a delaminărilor produse de impact a compozitelor de tip CFRP.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ADVANCED METHODS FOR ELECTROMAGNETIC EVALUATION USING METAMATERIALS

BY

RAIMOND GRIMBERG[1*], ADRIANA SAVIN[1], ROZINA STEIGMANN[1], NICOLETA IFTIMIE[1] and DAGMAR FAKTOROVÁ[2]

[1] National Institute of Research and Development for Technical Physics Iaşi
[2] University of Žilina, Slovakia

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper presents a possibility to improve the spatial resolution of the electromagnetic nondestructive control systems that operate at frequencies of tens and hundreds of megahertz using metamaterials for evanescent waves focusing from the near neighbour of the controlled object. The transducer has been used for the effective visualization for delaminations produced by impacts on carbon fiber reinforced plastics (CFRP).

Key words: metamaterials, conical Swiss roll, electromagnetic evaluation, CFRP

1. Introduction

When the object to be examined has high electrical conductivity, under the action of the incident electromagnetic field, eddy currents will be induced in the material, as predicted by Faraday’s law. The induced eddy

* Corresponding author e-mail: grimberg@phys-iasi.ro

current will generate a secondary electromagnetic field that will be in opposition to the incident electromagnetic field. If the incident electromagnetic field is created by a time varying current passing through an excitation coil, the interaction between the primary and secondary electromagnetic field causes modification of the electromotive force in the coil and therefore results in an apparent change in the impedance of the coil (Sophian *et al*., 2001). This change of the impedance depends on the distance between the coil and the object to be examined (lift-off), the electromagnetic properties of the material (electrical conductivity σ, magnetic permeability μ), the surface and subsurface geometry and the angular frequency ω. The penetration of eddy currents is limited, due to the skin effect (Balanis, 1989). The presence of material inhomogeneities (voids, inclusions, cracks, having lower electrical conductivity) will disturb or impede induced eddy current and in turn will also change the apparent impedance of the coil, which is measured as an indicator of the inhomogeneities (Tian *et al*., 1998). The material inhomogeneities will become a new current source inside the object to be examined (Dood & Deeds, 1968). As long as the frequencies used are not high (lower than 1GHz), the incident electromagnetic field is usually created by the coils circulated by alternative currents (Das *et al*., 2002) or current impulses (Mandache & Lefebvre, 2006). The detection of electromagnetic field created by the secondary current sources can be made either by coils of different shapes (Sophian *et al*., 2001).

In the case of low frequency incident electromagnetic field, the detection of the secondary electromagnetic field can be made also by sensors with Hall effect (Shull, 2002) or SQUID (Nagendran *et al*., 2010) and GMR sensors (Dogaru & Smith, 2001). In order to obtain a signal to noise ratio as larger as possible at detection, leading to the increase of detection probability for a higher reliability coefficient, it is necessary to use the smallest possible value of the lift - off (Shull, 2002) (distance between the electromagnetic transducer and the controlled piece). This leads to the necessity of working in near field due to the fact that the generated and respective the scattered electromagnetic waves are evanescent waves (waves that are rapidly attenuated with the distance and are difficult to be focalized using classical materials.

This paper presents a possibility to improve the spatial resolution of the electromagnetic nondestructive control systems that operates at frequencies of tens and hundreds of megahertz, using metamaterials (Pendry *et al*., 1999) for evanescent wave's focalization from the nearest neighbour of the controlled object. The optimal conditions for the metamaterials transducer (the conical Swiss rolls type) functioning, have been established, inverting data obtained from the measurement of network parameters. The transducer has been used for effective visualization of delamination of carbon fiber reinforced plastics (CFRP) created by impact.

2. Conical Swiss Roll as Metamaterials

Metamaterials can provide an engineered response to electromagnetic radiation that is not available from the class of naturally occurring materials. They consist of individual or arrays of elements for which all the geometrical dimensions are small compared to the wavelength of operation. Because the wavelength of the electromagnetic radiation is large (at 300MHz, the wavelength in air, λ_0=1m), the condition that the element should be much smaller than wavelength is accomplished.

A conical Swiss roll consists of a number of spiral-wound layers of an insulated conductor on a conical mandrel, Fig. 1. The insulated conductor is a copper foil with 18μm thickness and a layer of polyamide with 12μm thickness. The Copper and polyamide layers have been laminated without adhesive to decrease the losses at high frequencies. The insulated layer has a relative dielectric permittivity of 3.2 and loss tangent tanδ=0.0099. The conical Swiss rolls have 5 layers, 20mm base diameter, 3.2mm top diameter, the aperture angle 20^0 and height 55mm. A selection of few conical Swiss rolls with similar properties was made.

Pendry *et al*., (1999) proposed that Swiss roll made from thin conducting sheets have a macroscopic magnetic behaviour for a magnetic field applied along the rod. The radio frequency magnetic field will induce currents on the circumference of the cone and consequently a magnetization opposing the applied magnetic field.

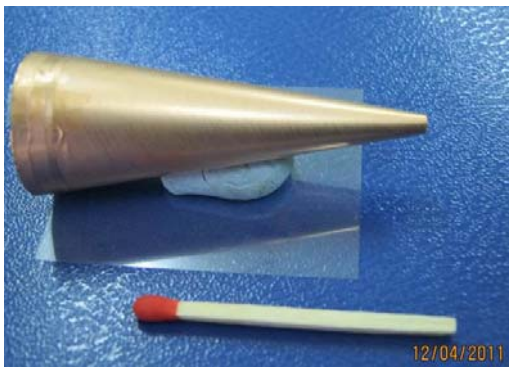


Fig. 1 – Conical Swiss roll.

The capacitive and conductive elements of the structure create a resonant RLC circuit whose induced currents are subject to, therefore a resonant μ with high positive and negative values for a range of frequencies is obtained.

Thus, a conical Swiss roll can act as radio frequency magnetic flux concentrator.

To determine the effective magnetic permeability of a conical Swiss roll, the S parameters have been measured using a Network/Spectrum/ Impedance Analyzer 4395A Agilent coupled with S Parameter Test Kit 87511A, Agilent, USA.

The measurement equipment is presented in Fig. 2.

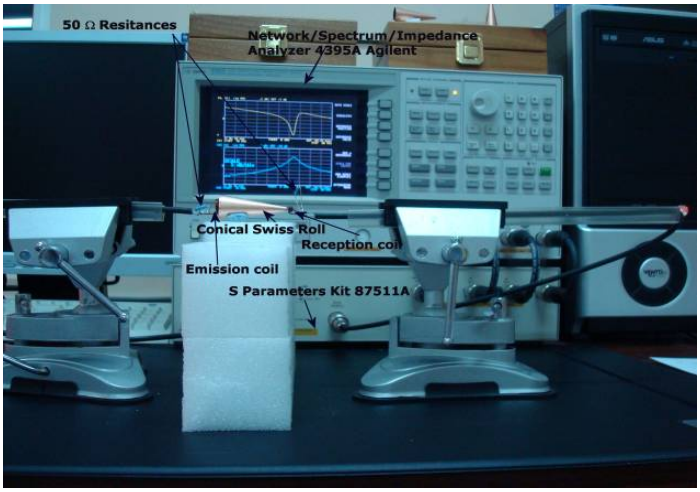


Fig. 2 – The equipment for measurement S parameters.

The electromagnetic field is generated by a coil with 2 turns having 16mm diameter, made of 1mm diameter copper wire. The response of conical Swiss roll metamaterial is detected with a reception coil having 2 turns of 3mm diameter.

The dependencies of real and imaginary components of S_{11} and S_{21} by the frequency are presented in Figs. 3, 4.

According to (Chen *et al*., 2004) the impedance of the metamaterial considered as a homogeneous slab excited by a plane wave is given by.

$$Z = \pm\sqrt{\frac{(1+S_{11})^2 - S_{21}^2}{(1-S_{11})^2 - S_{21}^2}} \tag{1}$$

The sign in front of the square root sign is chosen such that.

$$\mathrm{Re}(Z) \geq 0 \tag{2}$$

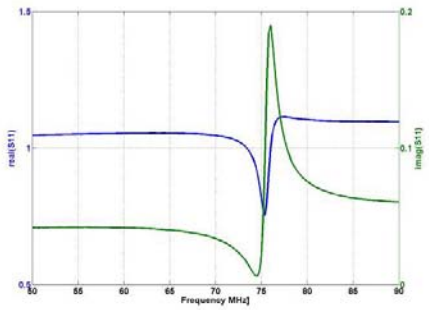


Fig. 3 - Dependency of S_{11} by frequency: real component and imaginary component.

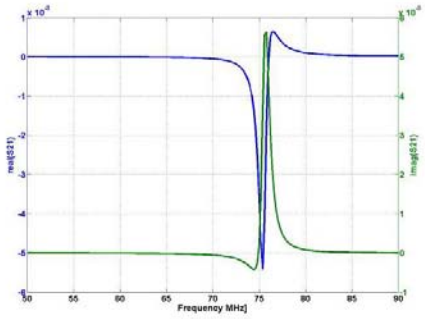


Fig. 4 - Dependency of S_{21} by frequency: real component and imaginary component.

The refraction index of metamaterial n, is obtained as a solution of transcendental equation.

$$e^{jnk_0 d} = \frac{1}{2S_{21}\left(1 - S_{11}^2 + S_{21}^2\right)} \pm j\sqrt{1 - \frac{1}{2S_{21}\left(1 - S_{11}^2 + S_{21}^2\right)}} \tag{3}$$

where $k_0 = \frac{2\pi f}{c}$ with frequency f, c is the speed of light in vacuum, $j = \sqrt{-1}$, and d is the height of the conical Swiss roll, the sign + or – is chosen such that.

$$\mathrm{Im}(n) \geq 0 \tag{4}$$

Thus, the effective magnetic permeability of conical Swiss roll is given by.

$$\mu_{eff} = nZ \tag{5}$$

In Fig. 5, the dependency of frequency for the effective magnetic permeability of a conical Swiss roll is presented.

It can be observed that the effective magnetic permeability becomes high for a certain frequency range, and for other frequencies it becomes negative. As applications in the domain of electromagnetic nondestructive

examination we are proposing an optimized work frequency of 72.5 MHz which assures a magnetic effective permeability of 22.

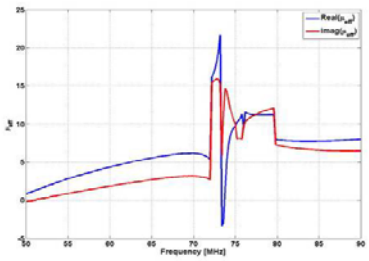


Fig. 5 – The frequency dependence of effective magnetic permeability of conical Swiss roll.

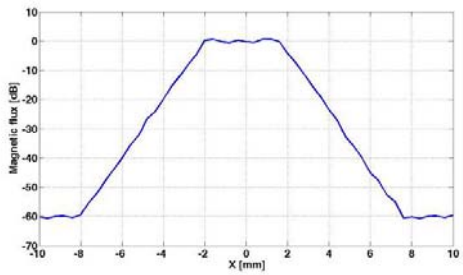


Fig. 6 – The frequency dependency of the induced emf amplitude in the reception coil at the scanning along the small base of the Swiss roll. Lift-off 0.2mm.

At this frequency, the property of a conical Swiss roll to act as an alternative magnetic flux concentrator has been verified. Using the Network/ Spectrum/Impedance Analyzer 4395A Agilent, the electromotive force (emf) induced in the detection coil that is displaced with a XY motorized stage Newmark type over the small basis of the conical Swiss roll at the distance of 1m it has been measured.

The dependency of the induced emf amplitude in the reception coil by the frequency is presented in Fig. 6. Examining data from Figure 6 it can be emphasized that, in the zone corresponding to the diameter of the small base of conical Swiss roll, for a frequency that assures a maximum of effective magnetic permeability of the investigated metamaterial, the concentration of the radio frequency magnetic flux is very high. Also, it must be mentioned that on this aperture the magnetic flux is almost constant, which suggests the existence of an electromagnetic plane wave.

3. Experimental Results

Plates from CFRP type having 6 layers of carbon fibers woven type 5 harness satin (Carbon T300 3K 5HS) with a layout that assures the quasi-isotropic properties of the plate were studied. The polymer matrix is made of Polyphenylene Sulphide (PPS). The thickness of the plate is 1.91mm with a 0.5 volume ratio. The plates are produced by TenCate Advanced Composites, Netherlands.

On these plates, delaminations due to impacts with different energies have been induced using a spherical impactor with 22mm diameter. The plates were examined by means the electromagnetic procedure presented above using the transducer (Grimberg & Savin, 2010; Grimberg *et al*., 2011), (Fig. 7), which

contains a metamaterials lens for detection. For the generation of plane wave, a conical Swiss roll also has been used, acting as a flux concentrator. The lift-off was maintained constant at value of 0.25mm (the material to be examined can be considered) that is practically in the plane of the aperture; the reception coil is in the focal plane of the lens. The control frequency was 72.5 MHz.

In Fig. 8, we present (Akkerman, 2006) the schematic layout of the 5H satin carbon fibers woven and the picture of the layers.

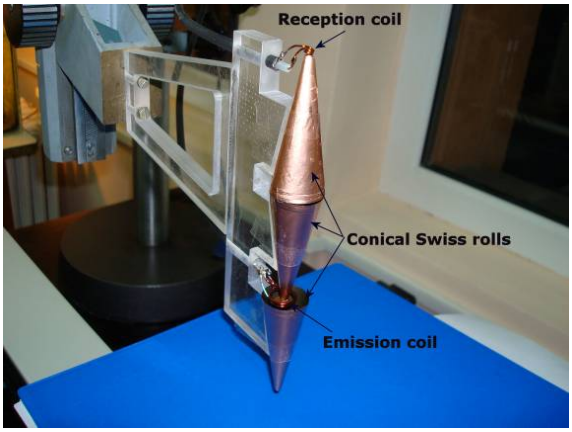
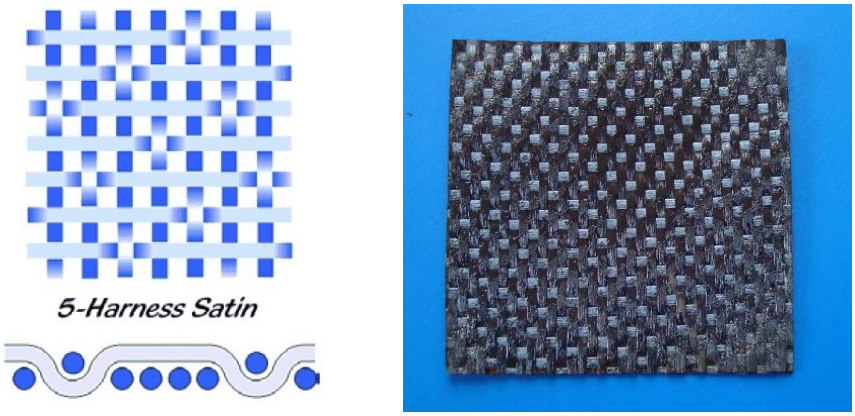


Fig. 7 – The electromagnetic transducer with metamaterials lens.



a *b*

Fig. 8 – *a*) 5H-biaxial woven fabric architectures; *b*) picture.

In Fig. 9 is presented the amplitude of the signal delivered by the electromagnetic transducer with metamaterials from the scanning of a region of composite without delamination. The structure of CFRP obtained with the

electromagnetic transducer with metamaterials respects with fidelity the image of the first layer of carbon woven 5H type.

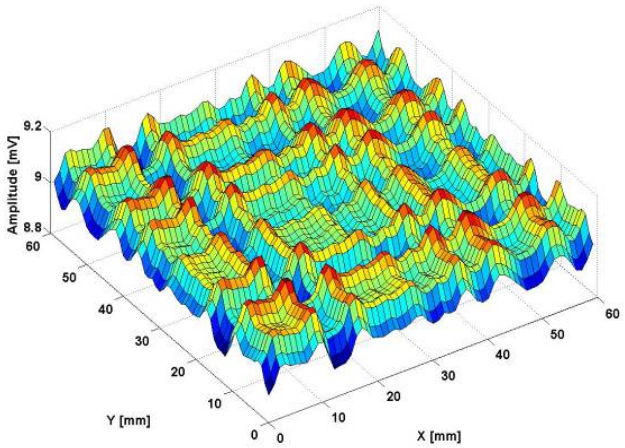
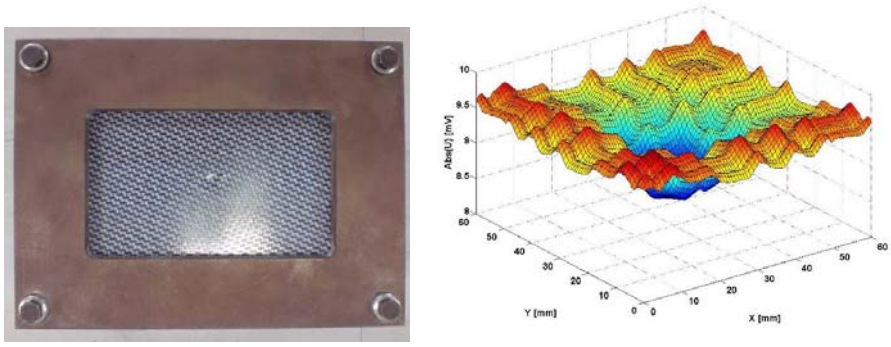


Fig. 9 – The measured amplitude of the signal delivered by the electromagnetic transducer with metamaterials from the scanning of a CFRP zone without delamination.

In Fig. 10 a is presented the picture of the plate impacted with 2.5J and in Fig. 10 b is presented the signal given by the same transducer at the scanning of a region of composite which contains the delamination. On the borders of the electromagnetic image, the structure of the woven can be observed; in the central zone, the delaminated region is emphasized.

This zone becomes electromagnetically detectable due to the modification of the electrical conductivity on the normal direction to the woven plane as a consequence of the impact.



a *b*

Fig. 10 – *a*) The plate impacted; *b*) The measured amplitude of the signal

delivered by the electromagnetic transducer with metamaterials at the scanning of a CFRP zone with delamination.

4. Conclusion

The electromagnetic nondestructive evaluation was focused on the determination of inhomogeneities of electrically conductive objects which exhibit electrical conductivity lower than the host medium. In order to evaluate small dimensions conductive objects with lower conductivity, the use of evanescent electromagnetic waves that appear in the nearest vicinity of the scattering object - is proposed, in the case in which a high electromagnetic fields acts over the object to be examined. The evaluation will be more correct when the incident electromagnetic field is more focused on the region in which the scatter is placed. For the frequency range between tens and hundreds of MHz, the concentration of incident electromagnetic field can be made with a new type of metamaterials namely conical Swiss rolls. In order to concentrate the evanescent electromagnetic waves that appear at the surface of the scatter, the use of metamaterials lens made from two conical Swiss rolls is proposed. This method give good results at the examination of CFRP, including those with carbon fibers woven reinforcement, clearly emphasizing the delaminations due to low energy impact. The proposed method is limited by the fact that the evanescent waves are attenuated on small distances in common mediums, so that the scatters should be at small distances from the surface to be examined. Also, the roughness can affect the quality of the obtained electromagnetic image.

Acknowledgements. This paper is partially supported by the Romanian Ministry of Education, Research, Youth and Sports under Bilateral Projects ENDE Ro-Si 371/2010, MENDE Ro-Sk 468/2011 and Nucleus Contract No.09430104.

REFERENCES

Akkerman R., *Laminate Mechanics for Balanced Woven Fabrics*. Composites: Part **B**, *37*, 108-116 (2006).

Balanis C.A., *Advanced Engineering Electromagnetics*, Wilwey Eds., 1989.

Chen X., Grzegovczyk T., Wu B-I., Pocheco J., Kong J.A., *Robust Method to Retrieve the Constitutive Effective Parameters of Metamaterials*. Phys.Review E, *70*, 1-7(2004).

Das M., Shekhar H., Ciu X., Polikar R., Ramuhalli P., Udpa L., Udpa S.S., *A Generalized Likelihood Ratio Technique for Automated Analysis of Bobbin Coil Eddy Current Data*. NDT&E International, **35**, *5*, 329-336 (2002).

Dogaru T., Smith S. T., *Giant Magnetoresistance-Based Eddy-Current Sensor*. IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS, **37**, *5*, 3831-3838 (2001).

Dood. C.V., Deeds W.E., *Analytical Solutions to Eddy Current Probe Coil Problems*. J. Appl. Phys., *39*, 2829-2838 (1968).

Grimberg R., Savin A., *Electromagnetic Transducer for Evaluation of the Structure and Integrity of Composite Materials with Polymer Matrix Reinforced with Carbon Fibers*. Romanian Patent, A/01062/08.11.2010.

Grimberg R., Savin A., Steigmann R., Serghiac B., Bruma A., *Electromagnetic Nondestructive Evaluation Using Metamaterials*. INSIGHT, **53**, *3*, 132-137 (2011).

Mandache C., Lefebvre J.H.V., *Transient and Harmonic Eddy Current: Lift-off Point of Intersection*. NDT&E International, **39**, *1*, 57-60 (2006).

Nagendran R., Thirumurugan N., Chinnasamy N., Janawadkar M.P., Baskaran R., Vaidhyanathan L.S., Sundar C.S., *Optimum Eddy Current Excitation Frequency for Subsurface Defect Detection in SQUID Based Nondestructive Evaluation*. NDT & E International, Available online, 19 August 2010.

Pendry J., Holden A.J., Robbins D.J., Stewart W.J., *Magnetism form Conductors and Enhanced Nonlinear Phenomena*. IEEE Trans.Microw.Theory Tech., *47*, 2075 (1999).

Shull P.J., *Nondestructive Evaluation: Theory, Techniques and Application*. Technology & Engineering, NY, 2002.

Sophian A., Tian G.Y., Taylor D., Rudlin J., *Electromagnetic and Eddy Current NDT: a Review*, INSIGHT, **43**, *3*, 302-306 (2001).

Tian G.Y., Zhao Z.X., Boires R.W., *The Research of Inhomogeneity in Eddy Current Sensors*. Sensors and Actuators **A**, *58*, 153-156 (1998).

METODE AVANSATE DE EVALUARE ELECTROMAGNETICĂ UTILIZÂND METAMATERIALE

(Rezumat)

Această lucrare prezintă posibilitatea de îmbunătăţire a rezoluţiei spaţiale a sistemului de control nedistructiv electromagnetic ce operează la frecvenţe de ordinul zecilor şi sutelor de MHz utilizând metamateriale pentru focalizarea undelor evanescente din apropierea obiectului de controlat. Traductorul a fost utilizat pentru vizualizarea efectivă a delaminărilor produse de impact a compozitelor de tip CFRP.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DETERMINATION OF ELASTIC TENSOR OF CFRP THROUGH ULTRASOUND PROCEDURES

BY

RAIMOND GRIMBERG*, ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN, GABRIEL SILVIU DOBRESCU and NICOLETA IFTIMIE

National Institute of Research,
Development for Technical Physics Iaşi

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper proposes the determination of elastic and shear modulus through measurements of longitudinal, transversal and Lamb wave propagation speed. The elastic and shear modulus in thickness direction are determined from the propagation speed of transversal and longitudinal waves generated by the US transducers with central frequency of 5MHz, respectively 4MHz and in-plane modulus are determined from the propagation speed of Lamb waves generated by air-coupled transducers with central frequency of 100 kHz.

Key words: ultrasound, CFRP, elastic properties, Lamb waves, compressional and shear waves, air coupled transducers.

1. Introduction

The use of composite materials in industrial applications has been increasing over the past years thanks to their very high specific strength, high

* Corresponding author e-mail: grimberg@phys-iasi.ro

specific stiffness, fatigue characteristics and moderate cost. Low electromagnetic reflectance and the ability to embed sensors and actuators have made fiber reinforced composites an attractive material for primary aircraft structures. In many other cases, FRPC (Fiber Reinforced Polymer Composites) materials are being developed and used to replace metal components, particularly those used in corrosive environments. Matrices used in polymer composites are typically epoxy, polyester Polyphenylene sulphide (PPS) while examples of reinforcements are carbon, glass or Kevlar (Kaw, 2006).

Typical aerospace applications for advanced composites are ultra-high-performance pressure vessels, rocket motor cases and launch tubes. Aeronautical applications include structural components as fuselages, helicopter rotor blades and external fuel tanks for combat aircraft. Commercial applications cover a wide range of uses including bike frames, tennis rackets, fuel containers used to store compressed natural gas for motor vehicles and high –performance tubular products used in the off-shore oil and gas industry (Morgan, 2002).

Because of their increasing utilization in structural applications, the nondestructive evaluation (NDE) of FRPC continues to receive considerable attention for research and development. Due to the heterogeneous nature of composites, the form of defects is often very different from those typically found in a metallic material and the fracture mechanisms are more complex.

Composite materials represent acoustically heterogeneous materials in which a variety of defects with different dimensions may be formed. Typical defects of FRPC include fiber breaks, micro cracks, delaminations, foreign objects or contaminants, impact damage and porosity or voids. Fiber/matrix distribution, fiber waviness, and fiber orientation are also important micro structural properties of composites. Many of these defects or microstructural variations cause change in the speed of ultrasound in composite materials, consequently, ultrasonic testing is currently one of the most frequently used methods for NDE of FRPC (Shull, 2002).

The propagation speed of ultrasound in solid materials depends by the elastic properties of these (Schmerr, 1998). In the case of composite materials, carbon fiber reinforces plastics (CFRP), it has been observed that the existence of some degradations as water adsorption or delamination due impacts with low energies leads to a significant modification of elastic properties (Grimberg *et al.,* 2010; 2006). From here results that, when the problem of global examination of CFRP structure is posed, we could detect both micro cracks, porosity or voids, as well as modifications that some degradations as delaminations, water adsorption, local superheating are brought to CFRP elastic properties.

In this paper we propose the determination of elastic properties of CFRP using ultrasound methods with normal transducers for longitudinal and

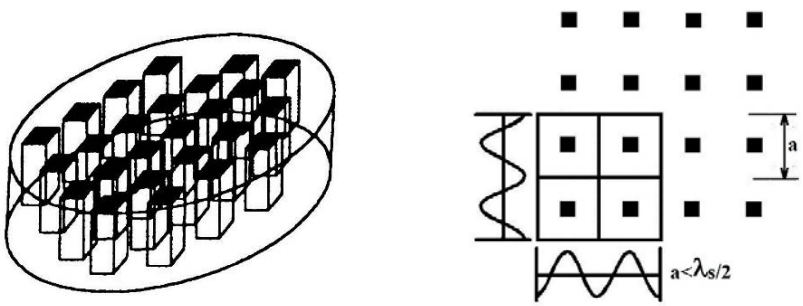
transversal waves that must be coupled with the examined material by means of classical coupling fluids as well as air-coupled ultrasonic transducers.

2. Air Coupled Ultrasound Transducers

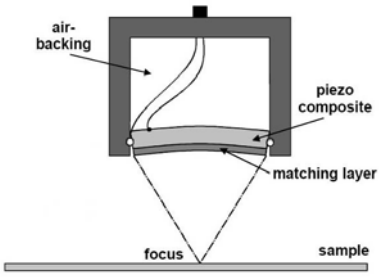
Ultrasound transducers are used for generation and reception of ultrasound wave, their functioning being based on the piezoelectric phenomenon. Due high acoustic impedance of piezoelectric material, reported to the acoustic impedance of the air (the acoustic impedance is defined as the product between the propagation speed of the ultrasound and the medium density (Krautkramer & Krautkramer, 1990)), the transmission of ultrasound in air will be in a less degree, the majority of generated ultrasound beam being reflected by the interface piezoelectric material – air. From this reason, for an adequate coupling of the ultrasound transducer with the material, a coupling fluid is used.

To use the air as coupling fluid, special transducers have been developed, named air-coupled transducers, the most performing transducers use piezo-composites as active element (Newnham, 1980). Piezoelectric rods aligned in parallel along the thickness direction are embedded in a three-dimensional passive polymer matrix (1-3 configurations, Fig. 1*a*). The middle-to-middle distance between two rods must be smaller than half-wave length of the shear wave of the polymer matrix in order that the composite as a whole to vibrate (Fig. 1*b*). Both sides of rods are covered with Ni alloy electrodes and galvanization of Au layer. Afterwards, the transducers are focused by forming the composite into a spherical shape.

For a better acoustic impedance matching, a layer of silicon rubber containing air bubbles is deposed on the face of piezo-composite (Fig. 1*c*). The physical realization of the transducer is presented in Fig. 1*d*.



a *b*

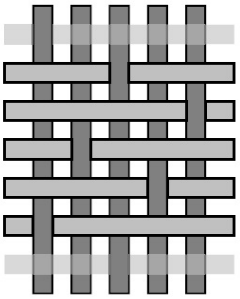


c *d*

Fig. 1 – Air-coupled ultrasound transducers: *a*) 1-3 configuration; *b*) rods distribution; *c*) principle scheme; *d*) physical realization.

3. Studied Samples

Plates from composite having reinforcement from carbon fibers 5HS type and matrix from Polyphenylene sulphide (PPS) – a thermoplastic resin system have been taken into study. The studied samples have 1.91mm thickness containing 12 layers of carbon fibers woven, with quasi-isotropic global distribution (Fig. 2*a*), 0.5±0.03 volume ratio and 1460kg/m^3 density, produced by TenCate Cetex.



a *b*

Fig. 2 – Studied samples: *a*) photo; *b*) scheme of 5HS carbon fiber woven.

The elastic modulus along the principal directions of the sample were determined using Dynamic Mechanical Analyzer DMA 242C-Netzsch Germany, 3 point bending fixture, on 5 samples. The principal directions are specified by the producer: X axis – direction 1, Y axis – direction 2 (X,Y are axis in the plane of composite) and Z axis - direction 3 is perpendicularly on the composite plane. For determination of elastic modulus E_1 and E_2, the samples were cropped at 50x10x1.191mm^3 and for 3rd direction 50x4x1.91mm^3.

4. Experimental SET-UP

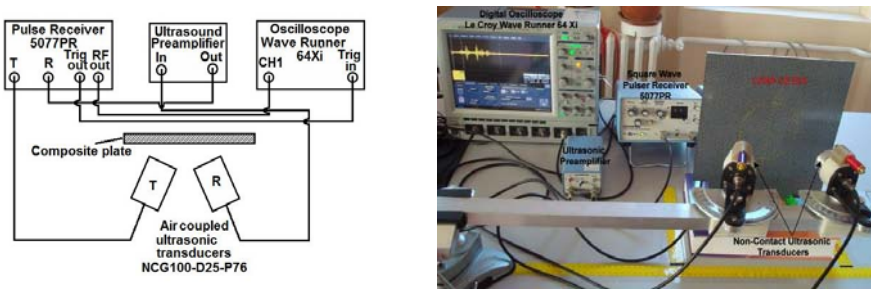
The method impulse – echo was used for determination of compressional waves propagation velocity, with a transducer with 5MHz central frequency, A5518 Panametrics type, mounted on a delay block having 20mm thickness and 2700m/s velocity of compressional waves, using the gel ZG-F – GE as coupling fluid.

The method of transmission was used for determination of shear wave's propagation velocity, using two transducers for shear waves with 4MHz central frequency directly applied on the examined sample and honeybee, a very good non-Newtonian liquid.

The experimental equipment contains a Pulse Receiver 5073PR Pulser Receiver – Panametrics USA, the measurement of the times being made with a digital oscilloscope with memory, LeCroy Wave Runner 64Xi with 10GS/s sampling frequency, allowing a measurement precision of time of ±0.1ns.

For generation of surface waves, SH_0 type (shear waves horizontal, mode 0) as well as Lamb waves, the pitch-catch TR reflection method has been used with a pair of air coupled US transducers, type NCG100-D25-P76 –Ultran Group USA. The central frequency of the transducers is 100kHz, they are focused, having the focal distance of 76 mm.

The transducers were coupled to Pulse Receiver 5077PR – Panametrics USA, the signal delivered by the reception transducer being supplementary amplified with 40dB with ultrasonic preamplifier Panametrics USA. The time has been measured with the digital oscilloscope LeCroy Wave Runner 64Xi.



a *b*

Fig. 3 – Experimental set-up for generation of SH_0 and Lamb waves: *a*) block diagram; *b*) photo.

In Fig. 3 are presented the basic diagram (*a*) and the photo (*b*) of the experimental setup.

5. The Measurement Principle

Into an homogeneous and isotropic material, the compression wave and shear waves velocities depend on the elastic properties of material (Rose, 1999)

according the relation.

$$C_P = \sqrt{\frac{E}{\rho}\frac{1-\upsilon}{(1+\upsilon)(1-2\upsilon)}} \qquad (1)$$
$$C_S = \sqrt{\frac{G}{\rho}}$$

where E represents the elastic modulus, G – the shear modulus, υ - the Poisson coefficient and ρ the density.

Applying the compressional waves and respective the shear waves transducers on the surface of the composite plates, the propagation of the US beam will be made along the 3rd principal direction, so that , from the relation (1), E_3, $G_{13}=G_{23}$, and $\upsilon_{13}=\upsilon_{23}$ can be determined (Grimberg *et al.*, 2009).

For determination of elastic constants in the pane of composite, the procedures of generation of SH_0 and Lamb waves with air-coupled ultrasonic transducers were used.

The method starts from the observation that allows a critical incidence angle $i_{cr,}$ an incident ultrasound beam, compressive waves type, at the interface air-composite will have a change of mode, in material appearing both compressional as well as shear waves parallel with the interface, according to Fig. 4.

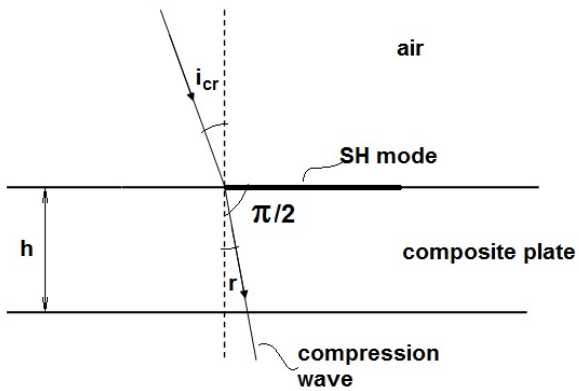


Fig. 4 – SH waves generation.

The dispersion equation for SH is given by the relation (Rose, 1999).

$$\left(\frac{\omega^2}{c_S^2} - k_m^2\right)^{1/2} h = \frac{m\pi}{2}, \qquad m - 0, 2, 4, ... \qquad (2)$$

where k_m is the wave's number of SH modes, c_S having the significance from above, with the observation that in this case it is referred to the propagation velocity of the shear waves along a direction in the composite's plane.

$$c_n = \frac{\omega}{\left[\frac{\omega^2}{c_s^2} - \left(\frac{m\pi}{2h}\right)^2\right]^{1/2}} \tag{3}$$

For SH_0 mode, m=0, so that (3) become.

$$c_0 = c_s \tag{4}$$

From the measurement of SH_0 mode propagation velocity, c_0, the propagation velocity of shear waves in the composite's plane can be determined along any direction.

In Fig. 5 are presented the signals delivered by the reception transducer (Fig.1*d*) when the incidence angle is equal to critical angle, determined with Snell's law.

$$\frac{c_{air}}{c_s} = \frac{\sin i_{cr}}{1} \tag{5}$$

c_{air}=340m/s
c_s=1970m/s.

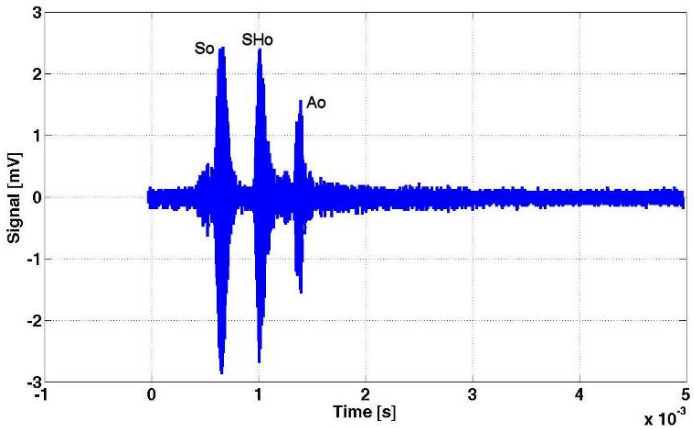


Fig. 5 – The propagation modes of US waves in studied composite plate for incident critical angle determined according to (5).

The Lamb waves are elastic waves guided between the faces of the composite plate, symmetric and anti-symmetric modes might appear, propagating into plate with different velocities.

The dispersion equations for Lamb waves are named Rayleigh-Lamb, at their mathematical form are.

$$\tan\left(\frac{pq}{ph}\right) = -\frac{4k^2 pq}{\left|q^2 - k^2\right|^2} \qquad \textit{for}\ \text{symmetrical modes}$$

$$\tan\left(\frac{qh}{ph}\right) = -\frac{\left|q^2 - k^2\right|^2}{4k^2 pq} \qquad \text{for anti-symmetrical modes} \tag{6}$$

where

$$p^2 = \left(\frac{\omega}{C_s}\right)^2 - k^2; \quad q^2 = \left(\frac{\omega}{C_p}\right)^2 - k^2; \quad k = \frac{\omega}{c_{phase}}$$

C_{phase} being the phase velocity of Lamb waves.
The group velocity of Lamb wave is defined

$$c_{group} = \frac{d\omega}{dk} = c_{phase}^2 \left[c_{phase} - \omega \frac{dc_{phase}}{d\omega} \right]^{-1} \tag{7}$$

Relation available both for symmetrical as well as anti-symmetrical modes.

For relative small thickness of the plate and at relative low frequency, the velocity of the symmetric mode 0 (S_0) is constant so that $\frac{dc_{phase}S_0}{d\omega} \approx 0$ and $c_{group}S_0 \approx c_{phase}S_0$. In the same experimental conditions, also $c_{group}A_0 \approx c_{phase}A_0$, where A_0 represents 0 order anti-symmetric mode.

By the proposed experiments we can determine, with sufficient precision, the propagation group velocity of A_0 and S_0 modes, so that, solving the equations system (6), the propagation velocity of compressional waves in the composite plane can be determined. Knowing the propagation velocities of compressional and shear waves in the composite plane, the elastic and shear modulus as well as Poisson coefficients can be determined.

6. Results

The values of elastic modulus E_1, E_2, E_3 were determined using Dynamic mechanical Analyzer (DMA) with 3 points bending fixture as well as through ultrasound methods described above.

In Table 1 are presented the average of 5 measurements in the case of DMA using and 50 measurements for US procedures.

Table 1

The Elastic Modulus Along Principal Directions Measured on CFRP Studied Samples

Determination procedure	E_1 [GPa]	E_2 [GPa]	E_3 [GPa]
DMA	45.2 ± 0.7	44.3 ± 0.7	11.1 ± 0.3
US	45.8 ± 0.8	44.8 ± 0.9	11.4 ± 0.5

The shear modulus were determined only with ultrasound procedures previous described, the results being presented in Table 2.

Table 2

The Shear Modulus Measured on CFRP Studied Samples by Ultrasound Procedures

G_{12} [GPa]	G_{21} [GPa]	$G_{13} = G_{23}$ [GPa]
8.4 ± 0.2	8.4 ± 0.2	5.5 ± 0.1

Poisson's ratio have been determined also by ultrasound methods, the values obtained are presented in Table 3, as average of 50 measurements.

Table 3

Poisson's Ratio Determined by Ultrasound Procedures

υ_{12}	υ_{21}	$\upsilon_{13} = \upsilon_{23}$
0.32	0.32	0.03

Data from Table 1 show that the values of elastic modulus determined through the two procedures are closely enough, having, in addition, relative similarly dispersions. This fact shows that, using complex nondestructive procedures of US, described above, the elastic constants of composite materials reinforced with carbon fibers woven and matrix from PPS can be determined with good accuracy.

7. Conclusion

For determination of elastic and shear modulus, Poisson's ratio of the composite materials with reinforcement from carbon fiber woven, the using of combined ultrasound methods are proposed, namely impulse-echo for compressional waves, send-receive method for transversal waves as well as guided waves and surface waves using air-coupled US transducers with relatively low frequency. The obtained results are in good concordance with those obtained by destructive testing using Dynamic Mechanical Analysis.

Acknowledgement. This paper was partially supported by the Romanian Ministry of Education, Research, Youth and Sports under Nucleus Program –Contract

PN 09430104, and PN II Bilateral Cooperation Projects ENDE Ro-Si 371/2010 and MENDE Ro-Sk 468/2011.

REFERENCES

[1]. Kaw A.K., *Mechanics of Composite Materials*. 2nd Ed., Taylor and Francis, NY, 2006.

[2]. Morgan P., *Carbon fibers and their composites*. Taylor &Francis, NY, 2005.

[3]. Shull P.J., *Nondestructive Evaluation – Theory*. Techniques and Applications, Marcel Dekker, NY, 2002.

[4]. Schmerr Jr. L.W., *Fundamentals of Ultrasonic Nondestructive Evaluation*. A modeling approach, Plenum Press, NYLondon, 1998.

[5]. Grimberg R., Savin A., Steigmann R., Curtu I., Barsanescu P.D., Grum J., *Ultrasound and Eddy Current Nondestructive Evaluation of CFRP – Correlation with Mechanical Properties of the Composite*. ECNDT 2010 – the 10th European Conference on NDT, Moscow, Rusia, 7-11 June 2010.

[6]. Grimberg R., Savin A., Steigmann R., Bruma A., Barsanescu P., *Ultrasound and Eddy Current Data Fusion for Evaluation of Carbon Epoxy Composite Delaminations*. INSIGHT, **51**, *1*, 25-32 (2009).

[7]. Krautkramer J., Krautkramer H., *Ultrasonic Testing of Materials*. 4th Ed., Springer-Verlag, Berlin, 1990.

[8]. Newnham R.E., *Composite Piezoelectric Transducers*. Mater. Eng. 2, 93-106 (1980).

[9]. Rose J.L., *Ultrasonic Waves in Solid Media*. Cambridge University Press, Cambridge, 1999.

[10]. Grimberg R., Savin A., Steigmann R., Bruma A., Barsanescu P., Salavastru, *Determination of CFRP's Mechanical Properties Using Ultrasound Methods*. Proceeding D. of the 5th International Workshop NDT in Progress, Meeting of NDT experts, Prague, Czech Republic, 65-74, October 12 – 14, 2009.

DETERMINAREA TENSORULUI ELASTIC AL CFRP PRIN PROCEDURI DE ULTRASUNETE

(Rezumat)

Această lucrare propune determinarea modulului elastic şi de forfecare prin măsurători de unde longitudinale transversale şi unde Lamb. Modulul elastic şi de forfecare în direcţia grosimii sunt determinaţi din viteza de propagare a undelor transversale şi longitudinale generate de traductori de ultrasunete având frecvenţa centrală de 5MHz, respectiv 4MHz, iar modulul în plan este determinat din viteza de propagare a undelor Lamb generate de traductori de ultrasunete fără contact cu frecvenţa centrală de 100kHz.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ENVIRONMENTAL AND SAFETY LEGACIES OF A MINING INDUSTRY RESEARCH INSTITUTE

BY

LINN D. HAVELICK*

Colorado School of Mines Research Institute,

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. A metallurgical research institute that operated in Colorado for 75 years left a legacy of environmental and safety problems. Samples from ore bodies and mineral deposits from around the world were brought to the site for laboratory and pilot scale testing. After the completion of research projects the samples and wastes were typically disposed on the site. The contamination of buildings, soils and ground water by heavy metals and naturally occurring radionuclides required nearly 25 years of investigation and remediation, which is still ongoing. A 1992 water main break that flooded a settling pond into the adjacent stream helped to initiate federal government enforcement. The location of the site is at the edge of the Rocky Mountains on geologic strata that had been uplifted to the vertical, with several types of mineral bedrock underlying the site. This complicated determination of background concentrations of the naturally occurring contaminants. Risk modeling was used to develop site-specific cleanup standards for the contaminants of concern. The history of thousands of different materials deposited across the site complicated identification of the scope of contamination and led to the use of non-traditional investigative techniques. Cleanup is currently nearing completion with residual uranium contamination of ground water being monitored.

Key words: remediation; metals, radionuclides, mining, mines, Experimental Plant.

* Corresponding author; *e-mail:* Linn.Havelick@is.mines.edu

1. Introduction

In 1910 the State of Colorado appropriated funds for the construction of an Experimental Plant at the Colorado School of Mines in Golden, Colorado. The Experimental Plant rented equipment and facilities to the mining industry for the pilot-scale crushing, grinding, beneficiation and treatment of ores and minerals. Between 1912 and 1987 thousands of projects were performed on a wide variety of ore and minerals. Following projects the materials were disposed of in the adjacent Clear Creek, buried on site, or used as fill.

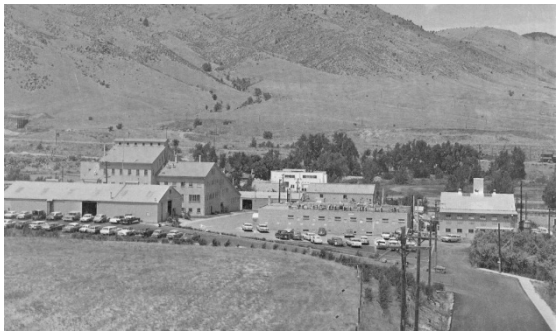


Fig. 1 – Colorado School of Mines Research Institute, ca. 1968, Golden, Colorado.

Investigation and remediation of contamination at the site began near the cessation of research activities in 1987.

2. Site History

The site is located at the eastern base of the Rocky Mountains in Golden, Colorado on the south bank of Clear Creek. During the second half of the 1800's the mountains above Golden were intensively mined for gold and silver using hard-rock underground mining techniques and placer mining techniques. During that period seven or eight ore smelters operated in the valley where the city of Golden is located to serve the mining industry. Coal and clay mines operated in the same valley during that time. Later mining operations were conducted in the Clear Creek watershed for lead, zinc, uranium, molybdenum, and other minerals.

A large portion of the research conducted at the site involved the handling and treatment of ores to concentrate the valuable minerals. The techniques used and developed for specific ore bodies and types dramatically increased the ability of the industry to use lower and lower grades of ore. Techniques such as gravity concentration, flotation, grinding, particle sizing, and leaching allowed the profitable recovery of minerals from low-grade ores that could not be economically processed with the mining and smelting processes used in the 19th century.

Research projects brought samples of ores and minerals to the site in quantities from analytical samples to drums and truck loads up to train car loads. Thousands of research projects were conducted involving ores and minerals that were of commercial interest during any given decade. Lead, tin, copper, molybdenum, gold, uranium, iron, tungsten, and many other ores, coals, and minerals were tested and evaluated. Exotic materials such as moon rocks or manganese nodules from the ocean floor were tested. The projects were conducted for thousands of clients from around the world.

The original Experimental Plant expanded operations until there were approximately seventeen buildings on the Site by the 1960's. Around 1950 a non-profit corporation, the Colorado School of Mines Research Foundation, was formed by the mining industry to operate the facilities. By the 1960's the corporation was renamed the Colorado School of Mines Research Institute (CSMRI).

By 1950 a one hectare area of the bed of Clear Creek adjacent to the Experimental Plant had received sufficient fill material to create an area now referred to as the lower terrace. The operational buildings were located above the bank of Clear Creek on a 2.5 hectare area now referred to as the upper terrace. Around 1950 a settling pond was constructed on the lower terrace.

3. Site Geology and Background Concentrations

The geologic setting of the site is complex. Situated at the eastern edge of the Rocky Mountains, the site is located on a geologic feature known as the Dakota Hogback. As the Rocky Mountains were formed, the uplifting tilted older, originally horizontal sedimentary strata, along the edges of the mountains to the vertical. The resulting Dakota Hogback formation has vertical layers of sandstone, clay, coal, and shale at the site. See Figure One. The clay and coal deposits were mined during the 1800's, leaving vertical fins of sandstone sticking out of the ground to the north and south of the site. The trenches between the sandstone fins were backfilled with soil, construction debris, trash, and other materials from across the area during the 1900's. At the site the bedrock is covered with alluvium from Clear Creek watershed.

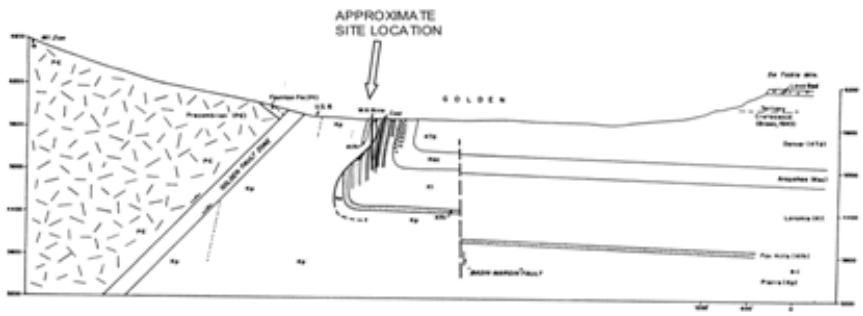


Fig. 2 – Cross Section of Site Geology.

Each of the geologic features present at the site contains naturally occurring concentrations of minerals specific to each feature. Thus the site is not atop a consistent geology with a single set of background values for the contaminants brought to the site. Multiple strata, alluvial deposits, man-made fill, historic mining activities, and effluent from earlier smelting operations all contributed to varying levels of metals and radionuclides that were present before research operations began.

Several investigations were performed to determine useful background levels for the contaminants of concern. The investigations included efforts to determine the typical levels of metals and radionuclides that were present in the Golden area whether or not the levels were naturally occurring or present in the area due to other activities such as mining or smelting, but not from site research operations.

4. Risk Assessment

The site contained contaminants regulated under different rules and regulations by the State of Colorado and the United States. Separate laws governed naturally occurring radionuclides, metals considered hazardous as wastes, soils with lower concentrations of metals that pose dangers to children, and numerous other rules and regulations. To determine the risks to humans and the environment associated with the various contaminants of concern several studies were performed.

Studies of risk associated with heavy metals in soils for occupants considered the potential for ingestion and inhalation of contaminated soils. Risks were examined for several potential land uses such as recreational, urban resident, and commercial use. Site-specific cleanup standards were developed based on accepted formulas that would demonstrate acceptable risk for the chosen land use.

Studies of risk associated with naturally occurring radionuclides brought to the site considered potential exposures from ingestion and inhalation as well as external radiation dose and indoor radon exposures resulting from uranium and radium decay.

For a given contaminant the site background concentration or activity was combined with the concentration or activity considered to present acceptable risks. This background plus contaminant level was used to generate tentative derived contaminant goal limits (tentative DCGL's). The DCGL's were used during investigation to determine the boundaries and expected volumes of soil expected to be excavated or controlled.

5. Settling Pond Flood and Clean Up

In December of 1992 a primary water main for the City of Golden

broke under the site. Several million liters of water flowed down from the upper terrace of the site to the settling pond. The banks of the settling pond overflowed and breached, with much of the water released in to Clear Creek.

The United States Environmental Protection Agency (EPA) mobilized to excavate the settling pond area, the dikes surrounding the pond, and portions of the stream bank above the pond. Approximately 17,000 cubic meters of contaminated soil was excavated and placed into a temporary stockpile adjacent to the site. To protect the soil below the stockpile a clay liner was installed prior to placement of the contaminated soil.

The EPA ordered the potentially responsible parties (PRP's) to evaluate the stockpile to determine options for remediation or disposition. Following a regulated process of public involvement and input, the option for disposal of the contaminated soil to an industrial waste landfill was selected and implemented.

6. Drum and Building Decontamination and Demolition

The site contained seventeen buildings, thousands of drums of materials, an industrial sewer system, and extensive laboratory and pilot facilities. Where possible, drum owners were identified and the drums returned to the owners. Additional drums required characterization and shipment for off-site disposal. The buildings were inspected for the presence of asbestos and identified materials removed under containment. Radionuclide contamination of concrete floors was identified and removed using bead-blasting machines equipped with HEPA filters. Buried industrial sewer lines were identified and flushed out to remove contamination.

Demolition debris from buildings was evaluated to determine disposal options. The decontamination activities performed prior to demolition resulted in a large majority of the demolition debris being acceptable for disposal at a local municipal waste landfill.

Following demolition of the buildings the remaining concrete floors and foundations and asphalt roadways were evaluated for contamination. Approximately half of the concrete and asphalt was considered appropriate for recycling and half for disposal in a municipal waste landfill. Less than one percent of the concrete and asphalt were required to be disposed at a hazardous waste landfill.

7. Investigation of the Nature and Extent of Soil Contamination

Sites are often investigated to determine the type of contaminants that exist and their physical distribution. This information is used to estimate the volume of material that needs to be addressed and to evaluate options for remediation. One method used for site investigation involves the collection and analysis of surface and subsurface samples through boreholes. Modeling techniques are used to

estimate the boundaries of contaminated zones, depth and shape of contaminant plumes or distribution, and volumes of material exceeding site contaminant limits.

This method of investigation was implemented at the site and the results were used to evaluate remedial alternative and costs. When excavation began based on those results it quickly became apparent that the complexities of the site had limited the usefulness of the traditional investigation methods. Unlike a typical industrial site with a limited number of material inputs and a likewise limited number of contaminant release methods, this site had thousands of different material inputs and an equally large variety of waste handling and disposal locations and distributions. The excavation was halted within six weeks of the start as it was clear that the extent and distribution of contaminants had not been adequately characterized.

One of the complexities that may have limited the success of contaminant modeling at the site lies in the nature of ores and of research operations. Modeling techniques typically rely on knowledge of contaminant distributions in the materials being deposited at the site. In the case of a typical milling operation, one or a few ore bodies of a specific ore type are used as feedstock to the operation. The target metal itself may be considered a contaminant in a later cleanup. Metals and minerals that are geologically deposited along with the target metal in ores can also be considered contaminants. For instance, a copper ore may have elevated levels of arsenic or a tin ore may have elevated levels of uranium, neither of which may be present in concentrations amenable to recovery. Many combinations of metals and contaminants are produced from ore bodies.

At this site thousands of projects with multiple ore types from different ore bodies resulted in the deposition of a complex mix of contaminants that included the target metals and associated minerals.

A revised investigation approach used the extensive collection of data that had been generated by the earlier investigation and excavation attempt. The excavation was re-initiated at each location where contamination was known to be located. Known contaminated soil was removed in 30 centimeter lifts. The base and sides of the excavation were then evaluated with field instrumentation to determine remaining contaminant levels and distribution. Additional lifts were removed sequentially until remaining soil met the tentative derived contaminant goal limits (DCGL's). Field instrumentation used included portable X-ray fluorescence analyzers, portable gamma spectrophotometers, and hand-held gamma scintillators. Excavated soils were placed into lined stockpiles on-site for further evaluation. Following evaluation of possible alternatives for disposition of the soil stockpiles, off-site disposal in appropriate landfills was selected as the preferred remedy.

8. Ground Water Evaluation

Numerous wells were placed to sample shallow ground water during

different phases of the project. The only contaminant consistently detected above regulatory limits was uranium. For most of the history of the site investigation and cleanup only one well was found to consistently have contamination above regulatory limits. That well appeared to be declining in concentration until the 2000's when the concentration of uranium was typically between one to two times the ground water regulatory limit of 30 parts per billion.

Following the completion of excavation work a well (Well 8) was added in a portion of the former pond area that was cleaned up by EPA in the 1990's. That well was found to have uranium concentrations ranging from 500 to 1800 ppb.

Additional investigation found that the EPA had not cleaned up the western portion of the lower terrace well enough during their efforts in the 1990's. Additional investigatory excavation was performed in 2010 in that portion of the site to identify contaminated soil contributing to the elevated uranium concentrations in ground water. Some of the existing wells were removed due to excavation in their locations. Excavations were backfilled with clean alluvial fill close to the nature of the original alluvium at the site.

Following that excavation wells that had been removed due to excavation were replaced and an additional well was placed to detect potential contamination in deep ground water. The deep ground water proved to be uncontaminated.

Monitoring of the shallow wells will continue for at least two years to determine uranium contamination levels and trends. Initial post-excavation results indicate that uranium levels dropped considerably in the vicinity of Well 8 but are still above ground water limits.

9. Conclusion

Several factors contributed to the complexity surrounding the investigation and clean up of the former Colorado School of Mines Research Institute site. These included the site geology with several different bedrock types each with unique background concentrations of minerals and historical mining activities that altered area concentrations of background minerals. Local mining and backfilling activities further altered the natural state of the site. The nature of a facility performing numerous research projects that brought a wide variety of ore types to the site complicated the identification of the distribution and extent of contaminants.

The site is now being brought back to beneficial use. The technical difficulties discussed here resulted in delays to progress on the site evaluation and cleanup, but financial, legal, political, and regulatory concerns also contributed.

REFERENCES

[1]. * * * *Extensive documentation including investigation reports, work plans, analytical results, ground water monitoring reports, remediation reports, regulatory communications, maps, and drawings can be found at the website*: http://www.is.mines.edu/ehs/CSMRI/CSMRI2007.htm.

[2]. * * * Weimer, 1976, Cretatious Stratigraphy, Tectonics and Energy Resources, Western Denver Basin.

[3]. * * * Revised Remedial Investigation/Feasibility Study and Proposed Plan, New Horizons Environmental Consultants, January 21, 2004.

[4]. * * * Revised Remedial Investigation/Feasibility Study and Proposed Plan, S.M. Stoller, May 2007.

[5]. * * * Monitoring Report for CSMRI Site Fourth Quarter 2010, S.M. Stoller, February 2011.

[6]. * * * Final Work Plan, Environmental Assessment and Characterization, Colorado School of Mines Research Institute Site, Flood Plain Area, Golden, Colorado, S.M. Stoller, August, 2010.

MOŞTENIREA UNUI INSTITUT DE CERCETARE ÎN INDUSTRIA MINIERĂ

(Rezumat)

Un institut de cercetare în domeniul metalurgiei, care a funcţionat în Colorado timp de 75 de ani, a lăsat în urmă o serie de probleme în domeniul protecţiei mediului şi securităţii muncii. Eşantioane de minereuri brute şi zăcăminte de minereuri din toată lumea au fost aduse în zonă pentru testări la nivel de laborator şi la nivel semiindustrial. După încheierea programelor de cercetare, eşantioanele şi reziduurile au fost lăsate pe teren. Contaminarea clădirilor, solului şi pânzelor freatice cu metale grele şi nuclizi radioactivi naturali a necesitat aproape 25 de ani de investigaţii şi încercări de rezolvare a problemelor, care sunt încă în desfăşurare. O avarie a sistemului de alimentare cu apă, care a cauzat inundarea unui bazin de decantare şi scurgerea apei într-un pârâu învecinat, a determinat guvernul federal să intervină pe cale legală. Locaţia terenului respectiv este la baza Munţilor Stâncoşi, pe formaţiuni geologice care s-au ridicat pe verticală, cu mai multe tipuri de roci la bază. Acest lucru făcut ca determinarea concentraţiilor contaminanţilor naturali să fie mai dificilă. Elaborarea standardelor necesare în vederea curăţirii zonei de contaminanţi s-a făcut prin programe de modelare a riscurilor. Datorită miilor de tipuri de materiale rămase în zonă, identificarea contaminanţilor a devenit foarte dificilă şi a fost necesară folosirea altor tehnici de investigare decât cele tradiţionale. Operaţiunea de curăţire a zonei este aproape de faza finală, contaminarea reziduală a solului cu uraniu fiind atent monitorizată.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

HYDRAULIC PROPERTIES OF FERROALUMINO-BELITE CEMENT BASED ON ELECTRIC ARC FURNACE STEEL SLAG

BY

REMUS ION IACOBESCU[1*], DIMITRA KOUMPOURI[2], RAMI SABAN[1] and GEORGE N. ANGELOPOULOS[2]

[1] PolitehnicaUniversity of Bucharest,
Department of Materials Science and Engineering
[2]University of Patras, Greece
Department of Chemical Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Calcium ferroalumino-belite (FAB) cement was developed with addition, as raw material, of electric arc furnace steel slag (EAFS). Aimed to reduce the environmental impact of cement production, low lime saturation factor (LSF), in the range of 70% to 74%, and low firing temperature as 1320°C were applied. Three types of cements were examined, with different amount of EAFS: 10wt.%, 17wt.% and 27wt.% respectively. Raw materials were characterized by XRF and the obtained clinkers by XRD. Particles size distribution of the powdered clinkers was analyzed by laser analyzer. Compressive strength measurements were performed according to EN 196-1, whereas the hydration properties were investigated by SEM and TG-DTG measurements respectively. Relatively high compressive strength results have been registered on early days of hydration decreasing by increasing the EAFS addition. This has been attributed mainly to Klein compound reaction.

Key words: electric arc furnace steel slag valorization, ferroalumino - belite cement, hydration.

[*] Corresponding author e-mail: iacobescu.remus@hotmail.com

1. Introduction

In recent times, attention has been given to the development of modified cement clinkers, leading to energy saving. One of such promising low CO_2 emitting alternative cements contain as main mineralogical phases C_2S, $C_4A_3\hat{S}$, C_4AF and $C\hat{S}$. These compared to Ordinary Portland Cement (OPC) in which C_3S is the main compound, require lower clinkering temperatures. The hydration rate of $C_4A_3\hat{S}$, equation 1, is very fast, leading to the formation of trisulfoaluminate (AFt) (Kasselouri *et al.,* 1995). In the absence of adequate gypsum, $C_4A_3\hat{S}$ react only with water, equation 2, and forms AFm (monosulfoaluminate hydrate) (Dova *et al.,* 2005). In both cases crystalline $Al(OH)_3$ is formed also.

$$C_4A_3\hat{S} + 2C\hat{S}H_2 + 34H \rightarrow C_6A\hat{S}_3H_{32} + 2AH_3 \quad (1)$$

$$C_4A_3\hat{S} + 18H \rightarrow C_4A\hat{S}H_{12} + 2AH_3 \quad (2)$$

Ferrite phase in lack of anhydrite it hydrates to form hydrogarnet, according to equation 3 whereas if sufficient gypsum is available ettringite and AFm will be formed according to equation 4 and equation 5 (Meller *et al.,* 2004).

$$C_4AF + 10H \rightarrow (4/3)C_3(A_{0.75}F_{0.25})H_6 + (2/3)FH_3 \quad (3)$$

$$C_4AF + 3C\hat{S}H_2 + 30H \rightarrow C_6A\hat{S}_3H_{32} + FH_3 + CH \quad (4)$$

$$C_4AF + C\hat{S}H2 + (n + 2)H \rightarrow C_4A\hat{S}H_n + FH_3 + CH \quad (5)$$

From the hydration of ferrite phase, the formation of other calcium aluminate phases is also possible, however these are metastable with respect to hydrogarnet (Chrysochoou & Dermatas, 2006). On the other hand, ferroaluminate belite cements due to their low pH, their low porosity and the ability of ettringite and AFm phases to bind heavy metals, calcium sulfoaluminate cements are of interest in the field of hazardous waste encapsulation (Albino *et al.,* 1996; Peysson *et al.,* 2005; Zhou *et al.,* 2006). The main objective of this study was the characterization of the hydration products of the produced cements with addition of EAFS. Techniques as SEM and TG-DTG have been used.

2. Materials and Methods

Raw materials used for the preparation of the raw meals were: limestone, EAFS, bauxite and gypsum. Slag was used as received. Chemical analysis was performed by XRF (Philips PW 2400). Three types of clinkers

were produced using EAFS as raw material in 10wt.% (M1), 17wt.% (M2) and 27wt.% (M3) respectively. The mineralogical phases were estimated by adapting Bogue equations 6 to 10, to CaO-SiO_2-Al_2O_3-Fe_2O_3-SO_3 (CSAFŜ) system (Chen & Juenger, 2010) as following:

$$\%C_4AF = 3.043(\%Fe_2O_3) \tag{6}$$

$$\%C_4A_3\hat{S} = 1.995(\%Al_2O_3) - 1.273(\%Fe_2O_3) \tag{7}$$

$$\%C_2S = 2.867(\%SiO_2) \tag{8}$$

$$\%C\hat{S} = 1.700(\%SO_3) - 0.445(\%Al_2O_3) + 0.284(\%Fe_2O_3) \tag{9}$$

$$\%C = 1.000(\%CaO) - 1.867(\%SiO_2) - 1.054(\%Fe_2O_3) - 0.550(\%Al_2O_3) - 0.700(\%SO_3) \tag{10}$$

The quality indexes, lime saturations factor (LSF), silica modulus (SM) and alumina modulus (AM) have been calculated using equations 11 to 13 (Bhatty *et al.,* 2004):

$$LSF = \%CaO / (2.8*\%SiO_2 + 1.2*\%Al_2O_3 + 0.65*\%Fe_2O_3) \tag{11}$$

$$SM = \%SiO_2 / (\%Al_2O_3 + \%Fe_2O_3) \tag{12}$$

$$AM = \%Al_2O_3 / \%Fe_2O_3 \tag{13}$$

For the preparation of the raw meals, it was attempted to maintain the above indexes in a close range. Due to the predetermined slag percentages the raw meal chemistry was attained by regulating the content of limestone, bauxite and gypsum, resulting in a small fluctuation of LSF and AM.

The mixtures proportions of limestone/bauxite/gypsum/EAFS are (in wt.%): 64.50/18.70/6.8/10.0 for M1, 62.5/14.5/6.0/17.0 for M2 and 60.0/10.0/3.0/27.0 for M3. The raw materials were milled in a planetary mill under 90µm particle sizes. After thorough mixing, a minimum quantity of water was added in order to form pellets by hand of 15mm to 20 mm diameter. Dehydration of the pellets was performed at 110°C for 24 hours in a muffle furnace. Preliminary firing tests showed that M1 meal has the lowest melting point, 1340°C. Following, all clinkers were fired in a Super Kanthal Nabertherm® furnace at 1320°C with 40 minutes soaking time. Pellets were loaded in magnesium-chromite crucible which was covered in order to minimize emissions during firing. Fast cooling was used by simultaneous hammer crushing and air blowing. Milling of the clinkers was performed in a planetary mill from 4000cm^2/g to 4100cm^2/g finesse. The particles size distribution was analyzed by a laser analyzer, CILAS 1064.

Powdered clinkers were characterized by XRD. In order to control the setting time they were mixed with 5wt.% flue gas desulfurization (FGD) gypsum.

Compressive strength measurements according to EN 196-1 were performed. For hydration studies, obtained cements were mixed with water at a 0.5 w/c ratio. After 1day, 3day, 7day and 28 days of hydration the process was halted by immersing the pastes in an acetone bath for 2 hours followed by drying at 70°C for 24 hours (Taylor, 1990). Following they were stored in a sealed vessel over silica gel until examination. The hydrated products were analyzed by thermogravimetry (TGA Q50, TA Instruments, heating rate of 10°C/min up to 980°C in static air (Taylor, 1990)) and SEM (gold coated samples, SEM type JSM 6300, Jeol LINK PentaFET 6699, Oxford Instruments) respectively.

3. Results and Discussions

The chemical composition of the raw materials is presented in Table 1. EAFS content in Cr_2O_3 is 1.38wt% and in P_2O_5, TiO_2 and SO_3 0.48wt%, 0.47wt% and 0.44wt% respectively. It also contains a small amount, 0.14wt% of BaO. The introduction of ions of the above elements as dopant into the crystal lattice of belite stabilize α'- and β- polymorphic forms; α'-form being more active than β-form (Lawrence, 2003).

Table 1
Chemical Composition (XRF) of the Raw Materials, %

Raw materials	EAFS	Limestone	Bauxite	Gypsum
CaO	32.5	48.90	3.62	24.73
Fe_2O_3	26.3*	1.00	23.00	0.04
SiO_2	18.1	9.00	14.30	12.76
Al_2O_3	13.3	1.36	49.20	0.18
MnO	3.94	n.d.	n.d.	n.d.
MgO	2.53	0.65	n.d.	1.85
Cr_2O_3	1.38	n.d.	n.d.	n.d.
P_2O_5	0.48	n.d.	n.d.	n.d.
TiO_2	0.47	n.d.	n.d.	n.d.
SO_3	0.44	n.d.	0.23	39.30
Cl	0.14	n.d.	n.d.	n.d.
BaO	0.14	n.d.	n.d.	n.d.
Na_2O	0.13	0.10	n.d.	n.d.
K_2O	n.d.	0.15	n.d.	n.d.
V_2O_5	0.06	n.d.	n.d.	n.d.
LOI	0.00	38.00	13.89	23.14
LOI: loss on ignitions, n.d.: not determined, * - FeO, Fe_2O_3				

The adapted Bogue equations and quality indexes results are presented in Table 2. The clinker with high ferrite content has the lower yeelimite content.

Table 2
Mineralogical Phases Predicted by Adapted Bogue Equations and Quality Indexes Results, wt.%

Targets	C_2S	C_4AF	$C_4A_3\hat{S}$	$C\hat{S}$	C	LSF	AM	SM
M1	45.7	32.88	18.65	2.6	0.21	70.45	1.51	0.59
M2	46.79	36.21	13.65	2.93	0.45	73.01	1.22	0.62
M3	48.25	42.25	8.10	1.36	0.08	74.31	0.93	0.63

The XRD patterns of M1, M2 and M3 clinkers are presented in Fig. 1. In all clinkers the characteristic peaks of brownmillerite (C_4AF), larnite (β-C_2S) and yeelimite ($C_4A_3\hat{S}$) are recognized. The peak intensity of the later is decreasing with increasing slag content in the raw meal as it was predicted by the adapted Bogue equations also. The estimated from Bogue equations $C\hat{S}$ it is not detected, probably due it's very low content as either its reacted or sulfurum was emitted.

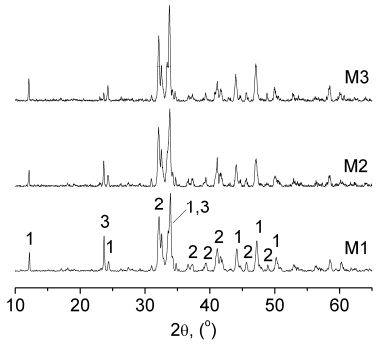


Fig. 1 – XRD patterns of M1, M2 and M3 clinkers. The main minerals are: 1 – brownmillerite (C_4AF), 2 – larnite (C_2S), 3 – yeelimite ($C_4A_3\hat{S}$).

Distribution of particle's size is presented in Fig. 2. In all clinkers the 90% of the particles' size is below 40μm. Given that the particles' size distribution is similar, differences in hydration rates due to particle size should be negligible.

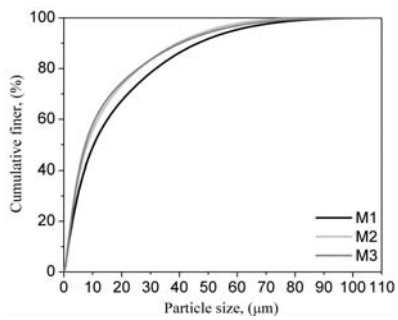


Fig. 2 – Particle size distribution of FAB powdered clinkers.

Compressive strength results are presented in Fig. 3. It is observed that increasing slag content in the raw meal, compressive strength is decreasing. For M1 and M2 compressive strength of 3 days is 13.1MPa, and 10.7MPa respectively as for M3 6.2MPa. The 28 days ones are 18.3MPa, 14.3MPa and 7.8 MPa for M1, M2 and M3 respectively. A rather slow increment of the strength with time is also observed. The higher early strength of M1 and M2 compared to M3 is attributed to the higher yeelimite content which react with gypsum and water to form ettringite (eq.1), AFm (eq.2) and poorly crystalline $Al(OH)_3$. The improvement of the mechanical properties by the reaction of C_4AF with gypsum to form etringite (eq. 4) was not possible due to the lack of gypsum.

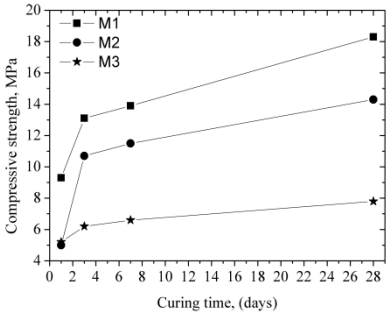


Fig. 3 – Compressive strength results of M1, M2 and M3 cement paste after different curing time.

SEM analysis of M1, M2 and M3 hydrated pastes at 1 day, 3 days, 7 days and 28 days are presented in Fig. 4.

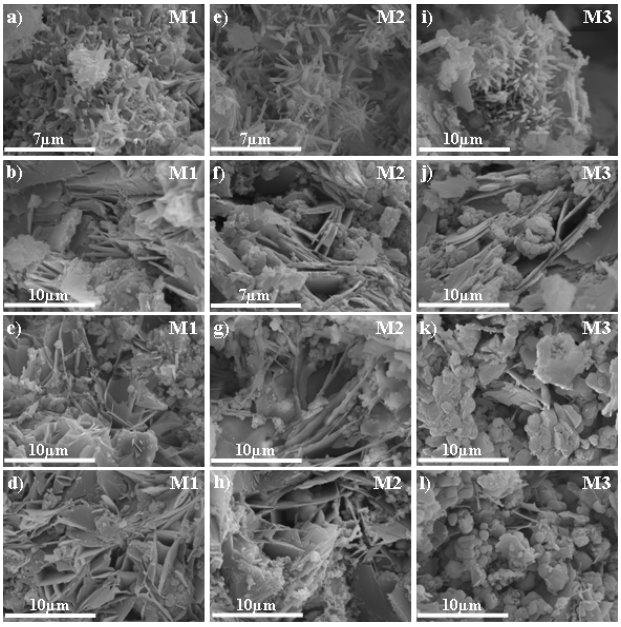


Fig. 4 – SEM micrographs of the hydrated pastes after different curing periods: M1 - 1 day (a), 3days (b), 7 days (c) and 28 days (d), M2 – 1 day (e), 3 days (f), 7 days (g) and 28 days (h), M3 – 1 day (i), 3 days (j), 7 days (k) and 28 days (l).

Due to very small particles size resulted on milling very fast reaction of yeelimite with water and gypsum occurs presenting ettringite like needles only at 1 day in all cement pastes. As the molar ratio $C\hat{S}/C_4A_3\hat{S}$ in M1 was lower and the reaction 1 require higher molar ratio (Kasselouri *et al.,* 1995) a part of $C_4A_3\hat{S}$ formed AFm flakes and hydrogarnet from 3 days and above. In the case of M2 and M3 the molar ratio $C\hat{S}/C_4A_3\hat{S}$ was higher and the remained $C\hat{S}$ reacts with C_4AF to form AFm. The hydrogarnet formed is visible as round smooth small particles (Fujita *et al.,* 2002). In M3 the formation of hydrogarnet was relatively more extended due to the increased slag content.

The thermogravimetric (TG) analyses as mass loss and derivative mass of the hydrated pastes after 1 day, 3 days, 7 days and 28 days are presented in Fig. 5*a*, …,*c*.

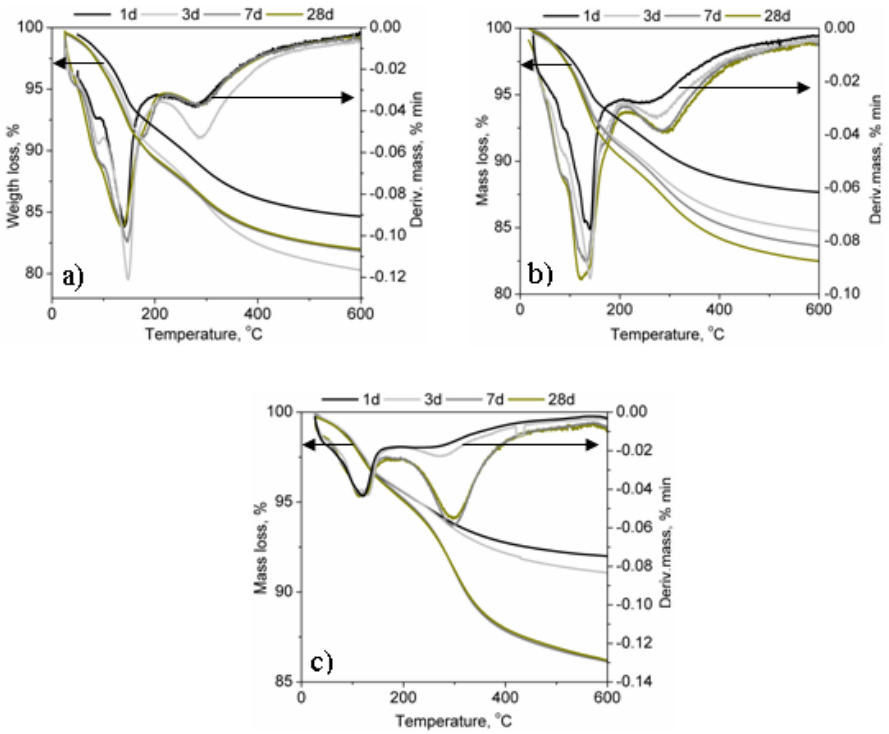


Fig. 5 – TG and DTG profiles of M1(a), M2(b) and M3(c) pastes after 1day, 3days, 7days and 28 days of hydration. The arrows indicate the TG (left) and DTG (right) scale.

At about 100°C the small shoulder like endothermic peak in the case of M1 and M2 is attributed to ettringite dehydration (Duvallet *et al.,* 2009), as in the case of M3 is not visible. This is because of the low ettringite formation caused by the lower yeelimite content and very fast reaction in the contact with

the water usually within 6 hours to 12 hours. The remained yeelimite caused by the molar ration of $C\hat{S}$/ $C_4A_3\hat{S}$ reacts with water (eq. 2) and forms AFm corresponding to the weight loss at about 150°C to 200°C (Duvallet *et al.,* 2009). The weight loss is increasing with curing time for M1 and M2, whereas for M3 reaches its maximum at 1 day. At about 300°C the weight loss is attributed to the dehydration of hydrogarnet, formed due to the high content of C_4AF reacted with water and lack of gypsum to form ettringite (eq. 4). Hydrogarnet has been speculated that can host Cr^{VI} being a benefit for high cements Cr^{VI} content for leaching reasons, now still under investigation (Hillier *et al.,* 2007). The obtained data are in agreement with the compressive strength results. The hydration studies shows that the hydration rate of β-C_2S was low even at the 28 days tested, probably due to the hydrogarnet formation or the small crystal sizes formed during clinkerization (Kasselouri *et al.,* 1995).

4. Conclusion

Ferroaluminate cements have been prepared by combining industrial raw materials and EAFS which were fired at 1320°C. Due to the lack of calcium sulfate phase in the clinker and low gypsum quantity added in order to control the setting time, the reaction of C_4AF to form ettringite was limited. Hydrogarnet was formed witch does not affect the mechanical properties.

Acknowledgements. R. I. Iacobescu and R. Saban acknowledge the support of the Sectoral Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/6/1.5/S/16.

D. Koumpouri and G. N. Angelopoulos acknowledge the support of University of Patras through “Karatheodoris” 2011 research program.

TITAN Cement Company S.A. and SOVEL S.A. metallurgy industries are gratefully acknowledged for providing the raw materials as well as their technical assistance.

REFERENCES

Albino V., Cioffi R., Marroccoli M., Santoro L., *Potential Application of Ettringite Generating Systems for Hazardous Waste Stabilization*. Journal of Hazardous Materials, **51**, 241-252 (1996).

Bhatty J.I., F.M. Miller, S.H. Kosmatka, *Innovations in Portland Cement Manufacturing.* Portland Cement Association, 2004.

Chen I., Juenger M., *Synthesis and Hydration of Calcium Sulfoaluminate-Belite Cements with Varied Phase Compositions*, Journal of Materials Science, **46**, 2568-2577 (2010).

Chrysochoou M., Dermatas D., *Evaluation of Ettringite and Hydrocalumite Formation for Heavy Metal Immobilization: Literature Review and Experimental Study*. Journal of Hazardous Materials, *136*, 20-33 (2006).

Dova M., Palou M., Kovar L., *Heat Evolution and Mechanism of Hydration in CaO–Al2O3–SO3 System*. Ceramics − Silikáty, 104-108 (2005).

Duvallet Tristana, Rathbone Reobert F., Henke Kevin R., Jewell R.B., Low-Energy, *Low CO2-Emitting Cements Produced from Coal Combustion by-Products and Red Mud*. World of Coal Ash Conference, Lexington, KY, USA, 4-7 May 2009.

Fujita S., Suzuki K., Shibasaki Y., Mori T., *Synthesis of Hydrogarnet from molten Slag and its Hydrogen Chloride Fixation Performance at High Temperature*. Journal of Material Cycles and Waste Management, **4**, 70-76 (2002).

Gartner E., *Industrially Interesting Approaches to "low-CO2" Cements*. Cement and Concrete Research, *34*, 1489-1498 (2004).

Hillier S., Lumsdon D.G., Brydson R., Paterson E., *Hydrogarnet: A Host Phase for Cr(VI) in Chromite Ore Processing Residue (COPR) and Other High pH Wastes*. Environmental Science & Technology, *41*, 1921-1927 (2007).

Kasselouri V., Tsakiridis P., Malami C., Georgali B., Alexandridou, *A Study on the Hydration Products of a Non-Expansive Sulfoaluminate Cement*. Cement and Concrete Research, *25*, 1726-1736 (1995).

Lawrence C.D., *The Production of Low-Energy Cements*. Lea's Chemistry of Cement and Concrete (Fourth Edition), Butterworth-Heinemann, Oxford, 2003.

Meller N., Hall Christopher, Jupe A.C., Colston S.L., Jacques S.D.M, Barnesb P., Phipps J., *The Paste Hydration of Brownmillerite with and Without Gypsum: a Time Resolved Synchrotron Diffraction Study at 30, 70, 100 and 150C*. Journal of Materials Chemistry, **14**, 428-435 (2004).

Peysson S., Péra J., Chabannet M., *Immobilization of Heavy Metals by Calcium Sulfoaluminate Cement*. Cement and Concrete Research, *35*, 2261-2270 (2005).

Taylor H.F.W., *Cement Chemistry*. Academic Press, London, 1990.

Zhou Q., Milestone N.B., Hayes M., *An alternative to Portland Cement for Waste Encapsulation.The Calcium Sulfoaluminate Cement System*, Journal of Hazardous Materials, **136**, 120-129 (2006).

PROPRIETĂŢILE HIDRAULICE ALE CIMENTULUI FEROALUMINAT-BELITIC PRODUS CU ZGURĂ DE CUPTOR CU ARC ELECTRIC

(Rezumat)

Cimentul feroaluminat-belitic cu calciu (FAB) a fost produs cu adaugare de zgură de cuptor cu arc electric (EAFS) ca şi materie primă. Cu scopul de a reduce efectul asupra mediului înconjurător s-a trecut la producerea cimentului cu factor redus de saturaţie în var (LSF), în plaja de valori cuprinsă între 70%, 74% şi de asemenea s-au folosit temperaturi reduse 1320°C. Au fost analizate trei tipuri de ciment, cu procent

masic diferit de zgură (EAFS): 10%, 17% şi respectiv 27%. Materiile prime au fost analizate prin metoda XRF iar clincherele prin XRD. Distribuţia mărimii particulelor pulberii a fost analizată cu laser. Pentru determinarea rezistenţei la compresiune, s-a folosit starndardul EN 196-1. Proprietăţile de hidratare au fost investigate prin tehnicile SEM şi respectiv TG-DTG. Valori relativ ridicate ale rezistenţei la compresiune s-au înregistrat în primele zile de scădere a hidratării, prin creşterea zgurii (EAFS) adăugate. Acest fapt a fost atribuit în principal reactivităţii compusului Klein.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THERMO-SENSITIVE MAGNETIC PROPERTIES IN THE ALLOY SYSTEM Cr-Ni-Fe

BY

ALEXANDRU IORGA*, RAMI SABAN, LIVIU PALII , EROS A. PATROI and SORIN IORGA

POLITEHNICA University, Bucharest,
Faculty of Engineering and Materials Science

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This work analysis on the basis of own researches and determinations, the influence of Cr in Fe-Ni alloys, upon the thermo-sensitive magnetic properties and the variation of the Curie point.

Key words: curie temperature, thermo sensitive materials, magnetic materials.

1. Introduction

This paper aims to study and experimental research the alloys used in construction of high voltage overhead conductors self-protection from frost and ice deposits. Thus, we aimed to obtain alloys with a Curie temperature (Tc) as close as frost forming temperature (-3°C) and avoid an additional thermal input of the conductor in the positive temperatures, in the specified application (Iorga *et al.,* 2011).

Modern technology allows adjustment of elementary composition to obtain preset values of Tc. Practical applications are currently only thermo-

* Corresponding author e-mail: iorga_alexandru@yahoo.com

reversible change with temperature compensation of magnetic induction of permanent magnets or magnetic circuits with permanent magnets, used especially in electrical measurement devices, high precision class. Thus, for these purposes, in actual practice has been imposed mainly Fe-Ni alloys and less Ni-Cu or Cr-Ni-Fe (Toshico, 2003; Tomiska, 2004).

There are also other alloying elements that controlled adversely affect the value of Curie temperatures in this area, the alloying with Ni, as would be Si, Al, Mn.

The analysis of known alloys which can achieve low values of Curie temperature (10°C - 70°C) by modeling the chemical composition, but also present opportunities while maximizing the magnetic and electrical properties of the alloy, and technological achievement to match practical applications, we opted for the Cr-Ni-Fe system alloys (Almasan *et al.,* 1989).

2. Experiments

Ferromagnetic materials display ferromagnetic properties but instead of parallel alignment of the dipoles, they have anti-parallel alignment of unequal spins. When these materials are subjected to increasing temperatures, there is an increase in thermal agitation. This increase in agitation means that there is a decrease in the effectiveness in the dipole alignment. When the temperature is great enough to completely break up the dipole alignment, the materials becomes paramagnetic. This temperature is referred to as the Curie temperature (Wasserman *et al.,* 1990).

In order to study the main physical and magneto-electric characteristics, and identifying areas of composition that present a Curie temperature as close to the formation point of frost (-3°C) and at the same time to provide sufficient heat input of frost formation, to prevent deposing, we established a number of 4 alloys compositions from the ternary system Cr-Ni-Fe (Table 1).

Table 1
Chemical Composition of Alloys

Sample	Chemical composition [wt. %]
S1	Cr11.5 Ni34 Fe54.5
S2	Cr10 Ni35 Fe55
S3	Cr11 Ni35 Fe54
S4	Cr12 Ni35 Fe53

Metals used had a purity of advanced technology, namely: Cr and Ni electrolytic (bulk resulting from electrolysis) and Fe is the type Armco. Melting was done in controlled atmosphere (Argon) Heraeus furnace with induction heating at 10 kHz. After casting, the alloys were annealed for stress relief and chemical homogeneity in the composition; the thermal conditions were 3 hours

at 700°C cooling with furnace. Treatment was carried out in controlled atmosphere (Argon) at atmospheric pressure. In the study of Cr - Ni - Fe alloys, with specific magnetic properties target, we also make researches on the chemical composition, metallographic research, X-ray diffraction and magnetic measurements. Structural condition, in which our material was analyzed, respectively cast and annealed, is the structure offering the lowest values of coercitive field Hc - the material is free of internal tensions, it has a minimum density of structural network defects (~ 107 defects / cm^3).

The magnetic measurements performed in this work, for the 5 alloys regarding the Curie temperature, were realized on two sample geometries, suitable for the methods and equipment used, namely:

- Spherical samples, weighing between 6-8 mg, for measurements of magnetization depending on temperature, M = f (T);
- Toroidal samples Ø30 x Ø25 x 5mm, for measurements of magnetic polarization depending on temperature, Js = f (T) both cast and annealed.

Ferromagnetic state of the solid is conditioned by some peculiarities of crystal structure, specific to each type of atom, combinations of atoms and their molar proportions. In essence, the Curie temperature TC is a 2nd order transformation (order - disorder), that occurs within a small range of temperature ΔT. Curie point measurements made on toroidal samples (cast and annealed) were done in closed magnetic circuit (Fig. 1), using a wattmeter and a climate chamber. Samples were wound with an equal number of turns, so we used 70 turns to 30 turns for primary and secondary.

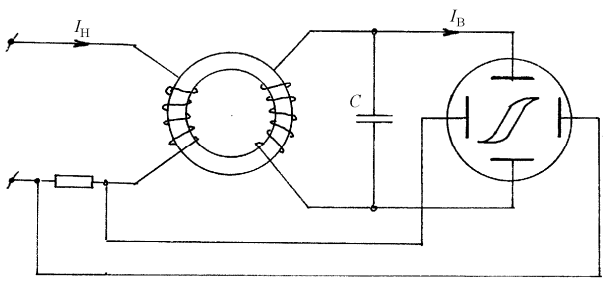


Fig. 1 – Scheme of the wattmeter.

Measurements on spherical samples were performed using MPMS (Magnetically Properties Measurement System) SQUID facility, in a magnetic field of 100 Öe. For both types of measurements, the temperature range at which we made measurements was - 40°C to +130°C.

3. Results and Discussions

Metallographic and XRD investigation reveals that all the alloys investigated are single phase on full scale of positive temperature, is solid

solution phase substitution, the crystal structure is γ / FCC type, the network parameter a ≈ 3.570 Å. The structure of these alloys confirms the possibility of technological operation by hot and cold plastic deformation with no problems. A way of determining the Curie temperature is plotting distinctive curves with a smooth, continuous appearance. The tangent to each curve at the inflexion points will be drawn. The values of the temperature will be obtained at their intersections with the abscise axis; their mean is the Curie temperature. For our measurements, we used the same principle as it shows the Figs. 2 and 3.

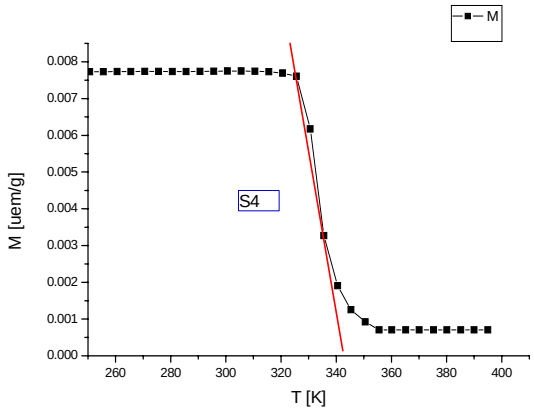


Fig. 2 – Graphical representation of M = f (T) for spherical sample S4.

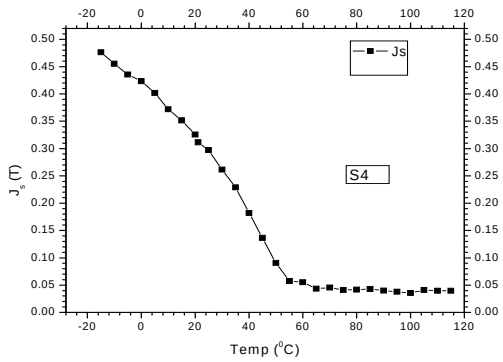


Fig. 3 – Graphical representation Js = f(T) for toroidal sample S4.

The thermo-magnetic alloy newly created for this purpose, was characterized through thermo sensitive magnetic predetermined and has reversible properties, without thermal hysterezis, and without transformations of the crystalline structure. The results are presented in Table 2.

Table 2
Measured Values of Curie Temperature Tc

Sample	Chemical composition [wt. %]	T_C spherical sample [°C]	T_C toroidal sample [°C]
S1	Cr11.5 Ni34 Fe54.5	+ 25	+ 24
S2	Cr10 Ni35 Fe55	+ 64	+ 60
S3	Cr11 Ni35 Fe54	+ 67	+ 65
S4	Cr12 Ni35 Fe53	+ 46	+ 45

After the magnetic measurements, the values of the coercitive field Hc show us that these alloys are very soft magnetic materials with values between 15 to 40 Öe. Also, the slope of the saturation curve magnetization at relatively small variations of temperature and sufficiently big values of magnetization in small magnetic fields, indicate properties of these alloys as magnetic field - temperature sensors. These characteristics have higher values than other similar materials uses in technical constructions.

An important aspect of magneto-thermal properties of these alloys is that hysteresis transition FM (ferromagnetic) to PM (paramagnetic) depending of temperature is small, $\Delta T = 3 - 5°C$, and there are no transformation of crystal structure in a large range of temperatures, shows that the alloys present a good magneto-thermal properties depending on temperature and time.

4. Conclusions

There have been realized four different alloys and measurements of the Curie point by two distinct methods. The results from the two measurement methods did not indicate significant differences between them. Alloys have Curie temperatures in the range +10 to +120°C.

Curie temperature Tc value depends essentially on the elemental chemical composition and practically does not depend on the structural state material. Also, the correlation composition - Tc has a linear trend, even within a solid single phase structure material, as in this case. Predictability parameter Tc is complicated because the material studied by us has three (Cr - Ni - Fe) magnetic active components.

Overall, magnetic measurements can be extended to other conditions and parameters. The two methods of determining the Curie temperature showed correct measurements performance, but also a verification method. There aren't notable differences on the values of the two measurements. Compositional area of interest for the intended use of these thermo-sensitive alloys, reveal interest at ~ 34-35% nickel concentrate containing ~ 11% Cr, rest Fe.

The alloys studied, because of the positive results, can be used in future researches regarding the manufacturing an electric overhead conductor with self-protection to deposits of frost/ice.

Acknowledgement. The work has been funded by the Sectoral Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/6/1.5/S/16.

REFERENCES

Almasan C. *et al., Low-Temperature Phase and Magnetic Interactions in FCC Fe-Cr-Ni Alloys.* Journal of Magnetism and Magnetic Materials, **80**, Issues 2-3, 2 August 1989, 329-338

Iorga A. *et al*., *Electrical Overhead Conductor for Electric Energy Transports, Self-Protective at Frost and Ice Deposition*. Submitted at 2nd International Energy, Life Cycle Assessment, and Sustainability Workshop & Symposium, Nisyros Grece, 2011.

Tomiska Josef, *The System Fe–Ni–Cr: Revision of the Thermodynamic Description*. Journal of Alloys and Compounds, **379**, 176–187 (2004).

Toshico Kitamura, *Snow-Melting Magnetic Material Wire*. In Fujikura Technical Review, 23-25 (2003).

Wasserman E.F., Ferromagnetic Materials, ed. K.H.J. Buschow and E.P. Wohlfarth, North-Holland, **5**, 238-321 (1990).

PROPRIETĂŢI MAGNETICE TERMO-SENSIBILE ÎN ALIAJELE DIN SISTEMUL DE ALIAJE Cr-Ni-Fe

(Rezumat)

Prezenta lucrare analizează pe baza cercetărilor şi determinărilor proprii, influenţa Cr în aliajele Fe-Ni, asupra proprietăţilor magnetice termo-sensibile şi variaţia punctului Curie.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

KINETICS OF THE LAYERS FORMATION IN IRON MATRICES THROUGH CARBOCROMIZATION

BY

SORIN IORGA*, MIHAI COJOCARU and ALEXANDRU IORGA

POLITEHNICA University, Bucharest,
Faculty of Engineering and Materials Science

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The pores in the metal matrices obtained through powder metallurgy techniques, generate a range of features of the kinetics of the layers formation obtained in situ through thermochemical treatments. The purpose of this study is to determine and quantify the effect of the interaction between solid environments, providing carbon and chromium in active state, and the iron matrices: the results of experimental research on the kinetics of the layers formation through carbocromization in iron sintered matrices, are presented as a nonlinear mathematical model. The choice of thermal, temporal and chemical parameters of the two thermochemical treatments, the carburization and the chromization, was made based on a central compositional and orthogonal program of the second order.

Key words: kinetics, thermochemical treatments, powder metallurgy.

1. Introduction

Products made by powder metallurgy techniques, have become an increasingly viable alternative to those made by conventional techniques, namely classical metallurgy.

* Corresponding author e-mail: soriniorga1981@yahoo.com

These materials can be used in conditions similar to those obtained by conventional procedures, but taking into account their characteristics, particularly the presence of the pores in the material.

Such a material subjected to thermochemical treatments of carburization and chromization using the pack cementation method; significantly increase its level of mechanical characteristics and corrosion resistance, while preserving its core features unaltered.

2. Working Methods, Materials and Equipment Used in Research

The working methodology adopted for the research was the scheduled experiment. The advantages of using such methods are on one hand the reduction in the number of experiments and on the other hand the possibility of obtaining a maximum of concentrated information as the equations of the calculated mathematical model, and thus opening the way to optimize process parameters. The research used a variant of nonlinear programming - a central compositional and orthogonal program of the second order. The adoption of such a strategy was dictated by the fact that linear models in this case do not check the hypothesis of concordance.

Materials used in the research were iron powder obtained from Ductil Buzau DP200 (size fraction in the range of 160-200μm up to 15%, the rest being below 160μm), the carburization mixtures consisting of charcoal and carburizing activeness $BaCO_3$, the cromization mixtures consisting of chromium and ferrochromium with very low carbon content (max. 0,10%) powders, NH_4Cl and Al_2O_3.

Equipment/machinery used in the research were used to *characterize the powders* (standardized sets of sieves, optical microscope and stereomicroscope, 600KN hydraulic press), *forming* (600KN hydraulic press), *sintering* (oven with 150x450mm useful space dimensions and T_{max}=1100°C with purified nitrogen atmosphere), *thermochemical treatments* (oven controlled by program, with 150x450mm useful space dimensions and T_{max}=1100°C) and *estimation of the results* (Epytip type microscope and a Hanneman micro-hardness system: the estimation of the size of chromium carbides area was made using the information about the variation of the micro-hardness obtained in iron matrix after carbocromization, taking into account the fact that the carbides areas have micro-hardness values over 1000μHV and areas of solid solution of chromium in iron under 300μHV).

3. Result and Discussions

The experimental conditions were chosen in agreement with the programming adopted method, these and the results are listed in Table 1.

In later stages of statistical verification of the non-linear model coefficients and its compatibility, we reached at the particular form of the model equation (ec.1) and its graphic expressions (Figs.1, 2).

$$\tilde{Y} = 24{,}985+2{,}237X_1+2{,}58X_2+4{,}273X_3-2{,}386X_5-3{,}028X_1X_2+6{,}58X_1X_3- -2{,}9X_2X_4+4{,}18X_3X_4+6{,}166X_3X_5 \quad (1)$$

where: X_1, X_2, X_3, X_4, and X_5 are the coded values of independent parameters under consideration, and $\tilde{Y}$ is the natural value of the size of the areas of chromium carbides.

Table 1

The Orthogonal Central Compositional Programming Matrix of the Second Order for k=5 Independent Parameters

Factors	Z_o	Carb. temp. °C, Z_1	Carb. period hours, Z_2	Cromiz. temp °C, Z_3	Cromiz. period hours, Z_4	Mixture comp., Z_5	Y Chromium carbides layer, µm (No.div. x 0,285, µm)
Cod	X_0	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	-
Base level, Z_{io}		930	8	1000	9	14/1	
Variation interval ΔZi		50	4	50	3	7/1	
Upper level, $Z_{io}+\Delta Zi$		980	12	1050	12	21/1	
Lower level, $Z_{io}-\Delta Zi$		880	4	950	6	7/1	
Exp.1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	***42,75***
Exp.2	+1	+1	+1	+1	+1	-1	***45,45***
Exp.3	+1	+1	+1	+1	-1	+1	***28,5***
Exp.4	+1	+1	+1	-1	+1	+1	***9,4***
Exp.5	+1	+1	-1	+1	+1	+1	***29,64***
Exp.6	+1	-1	+1	+1	+1	+1	***37,33***
Exp.7	+1	+1	+1	+1	-1	-1	***41,04***
Exp.8	+1	+1	+1	-1	-1	+1	***7,98***
Exp.9	+1	+1	-1	-1	+1	+1	***9,52***
Exp.10	+1	-1	-1	+1	+1	+1	***23,94***
Exp.11	+1	-1	+1	+1	+1	-1	***11,97***
Exp.12	+1	+1	-1	+1	-1	+1	***28,5***

Continuation Table 1

Factors	Z_o	Carb. temp. °C, Z_1	Carb. period hours, Z_2	Cromiz. temp °C, Z_3	Cromiz. period hours, Z_4	Mixture comp., Z_5	Y Chromium carbides layer, μm (No.div. x 0,285, μm)
Exp.13	+1	-1	+1	-1	+1	+1	***10,83***
Exp.14	+1	+1	+1	-1	+1	-1	***14,53***
Exp.15	+1	-1	+1	+1	-1	+1	***24,22***
Exp.16	+1	+1	-1	+1	+1	-1	***39,9***
Exp.17	+1	-1	-1	-1	+1	+1	***8,26***
Exp.18	+1	-1	-1	+1	+1	-1	***16,8***
Exp.19	+1	-1	+1	+1	-1	-1	***0***
Exp.20	+1	+1	+1	-1	-1	-1	***13,96***
Exp.21	+1	+1	-1	-1	-1	+1	***17,67***
Exp.22	+1	-1	+1	-1	+1	-1	***16,24***
Exp.23	+1	+1	-1	+1	-1	-1	***32,77***
Exp.24	+1	-1	-1	+1	-1	+1	***34,42***
Exp.25	+1	+1	-1	-1	+1	-1	***42***
Exp.26	+1	-1	+1	-1	-1	+1	***31,92***
Exp.27	+1	-1	-1	-1	-1	+1	***9,12***
Exp.28	+1	-1	-1	-1	+1	-1	***35***
Exp.29	+1	-1	-1	+1	-1	-1	***0***
Exp.30	+1	-1	+1	-1	-1	-1	***45***
Exp.31	+1	+1	-1	-1	-1	-1	***22,23***
Exp.32	+1	-1	-1	-1	-1	-1	***11,68***
Exp.33	+1	+α	0	0	0	0	***31,06***
Exp.34	+1	-α	0	0	0	0	***22,51***
Exp.35	+1	0	+α	0	0	0	***34,48***
Exp.36	+1	0	-α	0	0	0	***11,68***
Exp.37	+1	0	0	+α	0	0	***33,91***
Exp.38	+1	0	0	-α	0	0	***14,53***
Exp.39	+1	0	0	0	+α	0	***26,5***
Exp.40	+1	0	0	0	-α	0	***19,38***
Exp.41	+1	0	0	0	0	+α	***31,92***
Exp.42	+1	0	0	0	0	-α	***40,47***
Exp.43	+1	0	0	0	0	0	***23,65***

*Obs. *The samples used were realized in identical conditions: 735 MPa pressure, that ensures a density of 7,04g/cm^3 and a calculated porosity of ~10%, followed by sintering at 1050°C/4hours in purified nitrogen environment.*

***The composition of the mixture used for cromization was made of different proportions of components that contain chromium (chromium and ferrochromium powder in 1:4 ratio), ammonium chloride and alumina. In the research program the proportion of the active components from the mixture was varied discrete (chromium and ferrochromium powder, within 21÷63%), their share in a given experiment, being given by the difference 100% - the sum of alumina and chloride ammonium ratios in the mixture under consideration. The significance of the fractions shown in table 1 are: the ratio between the components not containing chromium found in the mixture used for cromization, %Al_2O_3:%NH_4Cl, the latter being always 3% for an Al_2O_3-NH_4Cl mixture.*

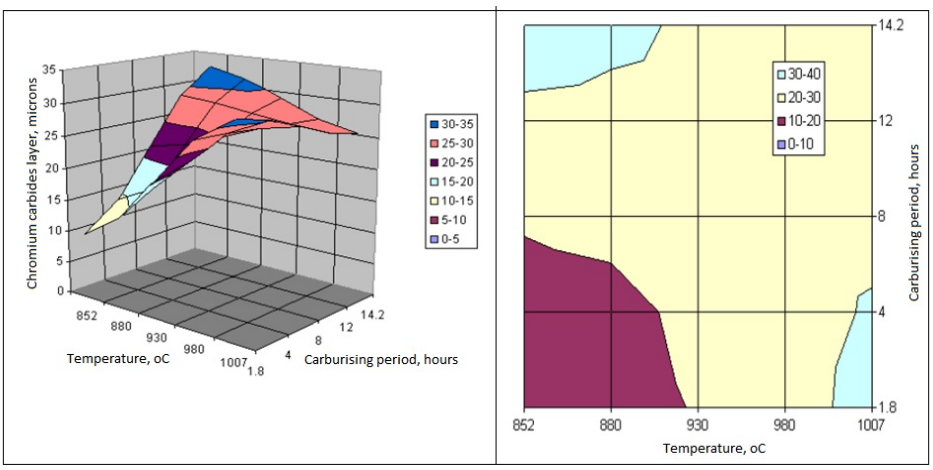


Fig. 1 – The calculated response surface of the model and the proprieties areas determined in the particular conditions of cromization occurred at values of the process parameters at appropriate based levels (X_3=0, X_4=0, X_5=0).

The regression equation in its codified form (ec.1) and its graphic expressions (Figs. 1, 2) provides useful information on how the independent variables must be modified to increase or decrease the size of the chromium carbides layer generated by applying the sequence of carburization and cromization operations to the iron matrices:

- the discrete increase of any of the process parameters, the carburization temperature, the maintaining isothermal time of the carburization, or the cromization temperature ensure an increase in the size of the carbide area;

- reducing the ratio of the proportions of the components that don't contain chromium causes an increases of the activity of the cromization

environment and thereby increase the area size of chromium carbides;

- increasing or on the contrary decreasing simultaneously any of the couples of parameters: the carburization temperature - the isothermal maintaining time at carburization (X_1X_2), the carburization temperature - the cromization temperature (X_1X_3), the periods of isothermal retention for the two temperatures at which the thermochemical processes take place (X_2X_4), implies a reduction in the size of chromium carbide layer.

- increasing any of the couples of parameters: the maintaining temperature of the cromization - the isothermal maintenance time of the cromization (X_3X_4), or the maintaining temperature of the cromization - the ratio of the proportions of the components that don't contain chromium (X_3X_5), implies an increase in size of the layer.

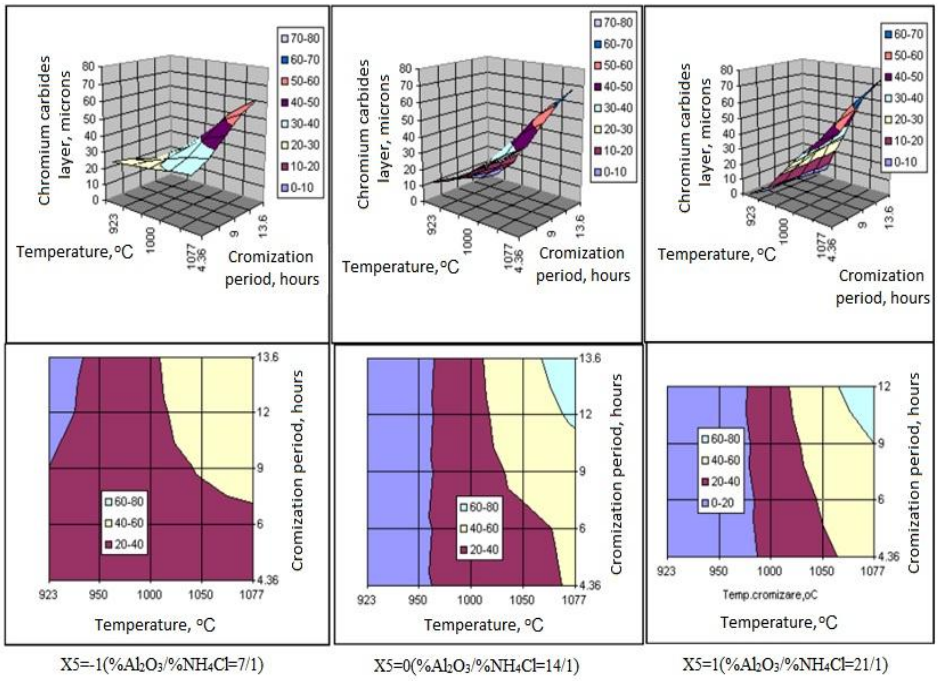
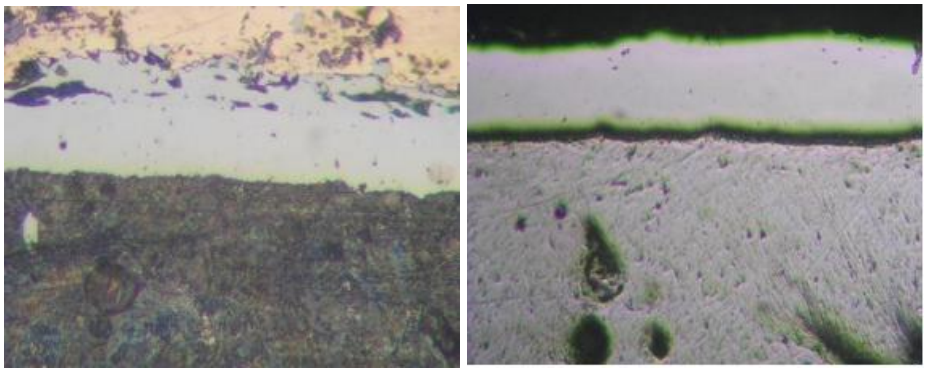


Fig. 2 – The influence of the cromization conditions on the carbides layer dimensions (optimal conditions chosen for carburization: $T_{carb}=T_{max}=1007°C$; $t_{carb}= t_{min}=4h$).

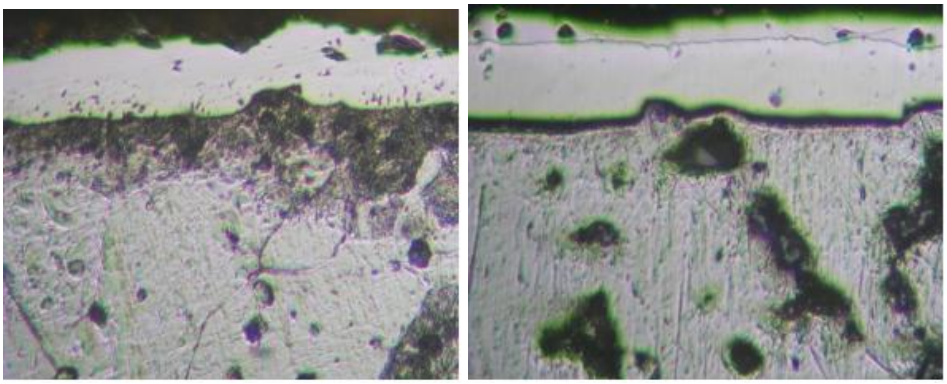
Metallographic analysis performed on samples that were subjected to thermochemical treatments (Figs. 3, 4), revealed the presence of the surface area were the reactive diffusion of the two elements occurred, carbon and chromium.



a *b*

Fig. 3 – The layer's microstructure on an iron matrix, Reagents: Nital 2% (*a*) and Murakami (*b*) Magnification: 375:1 x 3,6.

Obs. Realization conditions: carburization: 980°C/12hours in charcoal mixed with 30% $BaCO_3$, followed by cromization at 1050°C/12hours in environment with 25% components containing chromium.



a *b*

Fig. 4 – The layer's microstructure on an iron matrix, Reagents: Nital 2% (*a*) and Murakami (*b*) Magnification: 375:1 x 3,6.

Obs. Realization conditions: carburization: 980°C/4hours in charcoal mixed with 30% $BaCO_3$, followed by cromization at 1050°C/12hours in environment with 75% components containing chromium.

Note that in the research to identify the chromium carbides area we used the information provided by the superficial layers micro-hardness and took into account the net difference between the micro-hardness of these phases and that of the solid solutions of chromium in iron (μHV_{50} $Cr_{23}C_6$=1650; μHV_{50} Cr_7C_3=1336; μHV_{50} Cr_3C_2=1350, for comparison μHV_{50} SS Cr-Fe<300,

depending on the concentration of chromium). The results of these measurements are very close to that obtained by direct measurement of the carbide area after using the Murakami reagent.

Starting from the micro-hardness values of the carbide areas we can make assumptions about their type: $Cr_{23}C_6$ to the outside area of carbides, it occurs in the presence of very active environments, and towards the interior of the carbides area Cr_7C_3 frequently occurs (Fig. 4*b*).

Obs. Obviously when referring to a type of chromium carbide we should consider the fact that often in reality, they are double carbides of iron and chromium.

4. Conclusions

The experimental investigations aimed at the kinetics of the layers formation in iron matrices through carbocromization revealed that:

- the forming of the double carbides layers of iron and chromium is conditioned by the corresponding chosen parameters of the two processes, carburization and cromization;

- the parameters of the two processes, the carburization and the cromization, determine a certain phase composition of the carbide layer, the layer being composed of carbides with high chromium content $(Cr, Fe)_{23}C_6$, average chromium content $(Cr, Fe)_7C_3$, or low chromium content $(Cr, Fe)_3C_2$, thereby having a different behavior in service and therefore different destinations.

Acknowledgement. The work has been funded by the Sectoral Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/88/1.5/S/60203.

REFERENCES

[1]. Lahtin Iu.M., Arzamasov B.N., *Himico-termicescaia obrabotka metallo.* Metallurghia, Moskva, 1985.

[2]. Cojocaru M., *Pulberi metalice. Producere & Procesare*. Edit. Fair Partners, Bucureşti, 2009.

[3]. Samsonov G.V., *Tugoplavkie soedinenie*. Moskva, 1963.

[4]. Storms E., *The Refractory Carbides*. Acad. Press, New York and London, 1967.

[5]. Taloi D., *at al*., *Optimizarea proceselor metalurgice*. Edit. Didactică şi Pedagogocă, Bucureşti,1983.

CINETICA FORMĂRII STRATURILOR CARBOCROMIZATE ÎN MATRICI METALOCERAMICE DE FIER

(Rezumat)

Prezenţa porilor în matricile metalice realizate prin tehnici specifice metalurgiei pulberilor generează o serie de particularităţi cineticii formării straturilor obţinute „in situ” prin tratamente termochimice. Scopul prezentei lucrări este de a determina şi cuantifica efectul interacţiunii mediilor solide, furnizoare de carbon şi respectiv crom în stare activă, cu matricile de fier metaloceramice: sunt prezentate rezultatele cercetărilor experimentale privind cinetica formării straturilor carbocromizate în matrici metaloceramice de fier, sinterizate, sub forma unui model matematic neliniar. Alegerea parametrilor termici, temporali şi chimici ai celor două tratamente termochimice de carburare şi respectiv cromizare s-a realizat în baza unui program compoziţional central ortogonal de ordinul II.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

UTILIZATION OF A NATURAL ION EXCHANGER FOR HEAVY METALS REMOVAL FROM ACID MINE DRAINAGE

BY

AGNES ALEXANDRA KERI[1*], NICOLAE HAR[2], MONICA URSU[3], CLAUDIU TĂNĂSELIA[3], ANDRADA MĂICĂNEANU[4] and TIBERIU RUSU[1]

[1]Technical University Cluj-Napoca,
Faculty of Materials Science & Engineering
[2]University Babeş-Bolyai Cluj-Napoca,
Faculty of Biology and Geology
[3]Research Institute for Analytical Instrumentation,
[4]University Babeş-Bolyai Cluj-Napoca,
Faculty of Chemistry and Chemical Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The interest for volcanic tuffs in wastewater treatment processes is due to their adsorptive and ionic exchange properties caused by the presence of the natural zeolites which are their main mineralogical component. The volcanic tuff from Mirşid (Salaj County, Romania) has an aleuritic-psammitic texture and consists mainly of zeolites, volcanic glass, quartz, feldspars, micas and clay minerals. Clinoptilolite and heulandite are the main zeolites identified in the volcanic tuff from Mirşid. The high quantities of zeolites give the volcanic the quality of a natural ion exchanger. By a complex process that involves both adsorption and ionic exchange, zeolites removes heavy metals from wastewaters.

Acid mine drainage (AMD) has a high loading of heavy metals, especially Fe, Zn, Cd, Cu, Pb etc. For this reason before AMD are discharged into the natural receptors, the elimination of heavy metals is necessary. Using the zeolitic

* Corresponding author e-mail: agneskeri@yahoo.com

volcanic tuff from Mirşid, different experiments were performed in order to remove the heavy metal ions from AMD of Larga Mine (Alba County).

Key words: zeolitic volcanic tuff, clinoptilolite, Mirşid, AMD Larga Mine.

1. Introduction

The most common materials used as ion exchangers are resins, natural and synthetic zeolites, clay minerals and humic soils. These materials have preferential selectivity to certain ions or classes of ions (Gaikwad, 2010).

Both, natural and synthetic zeolites have special properties and behaviour in processes as catalyse, adsorption and ion exchange. Thus, zeolites are successfully used in removal and retention of metal ions from the wastewaters (Gaikwad, 2010).

Volcanic tuffs are rocks formed by the consolidation and diagenesis of volcanic ashes. They consist of volcanic glass, and different types of minerals and lithic clasts. The diagenetic as well as the alteration processes caused by the circulation of hydrothermal or aqueous solutions, on the system of cracks and pores, of the tuffs led to the crystallization of the volcanic glass with formation of zeolites, clay minerals, carbonates etc. The natural ion exchanger character of the volcanic tuffs is due to their high content of zeolites (Gaikwad, 2010).

The zeolites utilization to remove and retain metals from wastewaters has been used since the early '60s. Different methods and materials (synthetic or natural) for wastewater treatment are known:

- Ion exchange resins: for retention of cations and anions (Bejan *et al*., 2007; Gaikwad, 2010; Gaikwad *et al*., 2009);
- Natural unmodified zeolites or in modified form to improve the capacity of adsorption and ion exchange: the elimination of Cu^{2+}, Pb^{2+}, Zn^{2+}, Cr^{3+}, Fe^{3+}, Co^{2+}, Mn^{2+} (Ali – Sewailem, 2007; Gaikwad, 2010; Erdem *et al*., 2004; Inglezakis *et al*., 2002). The zeolitic volcanic tuffs from Romania were used in the removal of Pb^{2+}, Zn^{2+}, Fe^{2+}, Cu^{2+} from synthetic solutions (Burtică *et al*., 2003; Măicăneanu *et al*., 2008; Stanca *et al*., 2003);
- The mixture of zeolite (secondary product resulted from tuff grading operation) and Portland cement to reduce Pb^{2+}, Cu^{2+}, Cd^{2+}, Zn^{2+} from wastewater (Ok *et al*., 2007).

Acid mine drainage (AMD) represents polluted water formed by the interaction between natural waters and metallic minerals from the ore deposits. The metals and sulphur of the sulphides (pyrite, chalcopyrite, galena, etc.) are released in the water. AMD acidity is due to the pyrite dissociation in water under aerobic conditions. Innovative methods for AMD treatment applicable to industrial scale are difficult to be found due to their acid pH and complex

chemical compositions. The successful application of zeolitic volcanic tuff in the removal of metals from wastewaters is due by their capacity of metals retention. The acid form of a natural clinoptilolite was used to remove Al^{3+}, Cu^{2+}, Zn^{2+} and Fe^{2+} from an acid rock drainage from Britannia Mine (Canada) (Li *et al*., 2008). The retention of Cu^{2+}, Ni^{2+}, Pb^{2+}, Zn^{2+} and Cd^{2+} from AMD from the Larga de Sus Mine (Alba County) using zeolitic volcanic tuff from Mirşid (Sălaj County) is investigated in the present paper.

2. Materials and Methods

Two samples of AMD were collected directly from the drainage pipe which gets out from the Larga de Sus Mine (Zlatna, Alba County). Larga de Sus Mine was opened in 1962 − 1963, and mining activity was discontinued in 2006. The first sample was collected in April 2010 after a rainy period and the second one in June 2010 after a droughty period. The wastewater used in the experiment were resulted from mixing the two samples and then analyzed by ICP-MS for the content of the following cations: Cu^{2+}, Ni^{2+}, Pb^{2+}, Zn^{2+} and Cd^{2+}. The pH and the electrical conductivity of the AMD sample were determined by Consort C861 device.

Fig. 1 – AMD drainage pipe - sampling point.

The zeolitic volcanic tuff was crushed and sieved. The sort 0.2 – 2.0 mm were used in the experiment of wastewater treatment in order to study the retention of the above mentioned cations. Mineralogical and petrographic features of the zeolitic volcanic tuff from Mirşid were presented in a previous study (Keri *et al*., 2010). From the mineralogical point of view, the zeolitic volcanic tuff consists of zeolites (clinoptilolite and heulandite), quartz, feldspars, micas, iron oxy-hydroxides, clay minerals and calcite. The content of Cu^{2+}, Ni^{2+}, Pb^{2+}, Zn^{2+}, Cd^{2+} from tuff samples were determined by ICP-MS, based on a method developed by The Research Institute for Analytical

Instrumentation Cluj Napoca (INCDO INOE 2000 ICIA). The inductive coupled plasma mass spectrometer used was a Perkin Elmer Elan DRC II model (Toronto, Canada), which has a quadrupol and a Dynamic Reaction Cell to eliminate interferences. First, a semi-quantitative method (TotalQuant) was used to determine the concentrations ranges of Cu, Ni, Pb, Zn and Cd ions. After preliminary tests, dilutions were made being necessary for a quantitative method by using a 6-point calibration curve in the range of 10-100 mg/L. Hereby, the final content of cations were obtained.

3. Experimental

The experiment was conducted using batch technique with immobile phases, at constant temperature of 20°C. The method consists in putting into static contact of the zeolitic volcanic tuff (ZVT) and the acid mine drainage (AMD). The interaction time was set at 0.5 hours, 2 hours, 24 hours and 48 hours. The dimensions of ZVT grains used in the experiment ranged between 0.2 and 2.0 mm. When the experiment was completed, the two media were separated by filtration. The ZVT: AMD ratio was 1: 25 (40 g of tuff and 1000 mL AMD).

4. Results

4.1. Physical and Chemical Features of AMD

The pH and electrical conductivity are the physical parameters determined for AMD. The AMD has an acid pH equal to 2.44. Before the experiment, the AMD sample do not underwent any changes of the acidity. The value of electrical conductivity, 2.79 mS/cm, indicates high amounts of dissolved salts in the water. The content of the Cu, Zn, Pb, Cd and Ni cations in acid mine drainage determined by ICP-MS − inductively coupled plasma mass spectrometry, are presented in Table 1.

Tabel 1

The Content of Cu, Zn, Pb, Cd and Ni Cations in AMD

Metal / Sample	Cu (mg/L)	Zn (mg/L)	Pb (mg/L)	Ni (mg/L)	Cd (mg/L)
AMD	1.198	11.080	0.034	0.254	0.500

4.2. Chemical Features of Mirşid Volcanic Tuff

The same cations were analyzed also in the volcanic tuff from Mirşid. The ICP-MS analysis results are shown in Table 2.

Tabel 2
The Content of Cu, Zn, Pb, Cd and Ni Cations in ZVT

Metal / Sample	Cu (mg/kg)	Zn (mg/kg)	Pb (mg/kg)	Ni (mg/kg)	Cd (mg/kg)
ZVT	5.900	46.500	11.900	6.280	0.070

4.3. Batch Experiment Results

After the experiment (0.5 h, 2 h, 24h and 48 h) the zeolitic volcanic tuff grains were analyzed. All analyzed samples are enriched in the Cu, Zn, Pb, Ni and Cd cations. The enrichment was calculated using the formula:

$$\Gamma = \frac{C_f - C_i}{C_f} 100, (\%) \quad (1)$$

where: Γ − Enrichment (%); C_f − The metal concentration of the ZVT sample at the end of time interaction (mg/kg); C_i − The initial concentration of metal in ZVT sample (mg/kg).

There is an increasing of the copper content of the ZVT samples (Fig. 2). The highest content was achieved after 48 hours of static contact. The retention of copper from AMD is achieved very rapidly in the first 2 hours of the interaction (Fig. 3). The highest enrichment of ZVT in copper was after 48 hours, 60 % higher as compared with the initial content of the copper in natural ZVT sample.

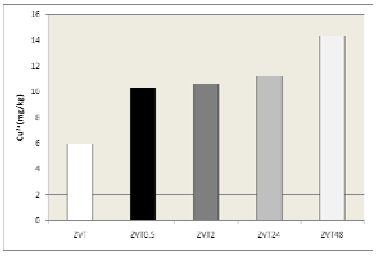


Fig. 2 – The content of Cu^{2+} in natural ZVT and after 0.5 h, 2 h, 24h and 48 of static interaction with AMD.

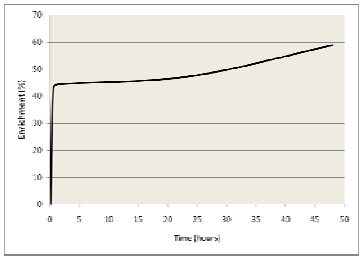


Fig. 3 – The evolution of the Cu^{2+} in ZVT, during the experiment.

The highest content of nickel in the ZVT was achieved for the sample measured at 2 hours after the beginning of the interaction (Fig. 4). The nickel content recorded at 48 hours is 6 % lower as compared with the content at 2 hours. The enrichment of the ZVT samples in nickel is an extremely fast process in the first 2 hours of the interaction, when the highest content of nickel

in the ZVT can be noticed. The observed enrichment exceeds with maximum 10 % the initial content of nickel in natural ZVT sample (Fig. 5).

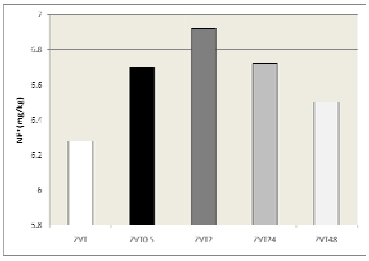


Fig. 4 – The content of Ni^{2+} in natural ZVT and after 0.5 h, 2 h, 24h and 48 of static interaction with AMD.

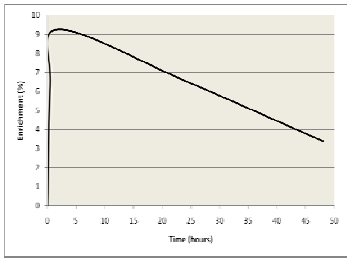


Fig. 5 – The evolution of the Ni^{2+} in ZVT, during the experiment.

After the first two hours of experiments, the nickel content of the ZVT is decreasing until 48 hours, but compared with the initial content of volcanic tuff grains have higher amounts of nickel. Such a release of nickel in the water during the experiment could be explain by a continuously ion exchange process.

The highest lead content of ZVT samples is determined at 0.5 hours and 24 hours respectively, having similar values (Fig. 6). The content at 0.5 hours is 14.3 mg/kg while at 24 hours the lead content is 14.4 mg/kg respectively. During the experiment there are two different trends in variation of the ZVT lead content (Fig. 6):

I. Between 0 and 0.5 hours, 2 and 24 hours respectively, there is an enrichment of the lead content in ZVT;

II. Between 0.5 and 2 hours, 24 and 48 hours respectively, there is a depletion of the lead content in ZVT.

The increasing and decreasing of the lead content in the ZVT during the experiment could be explain, as in the case of nickel, by the continuously ion exchange process between the two media.

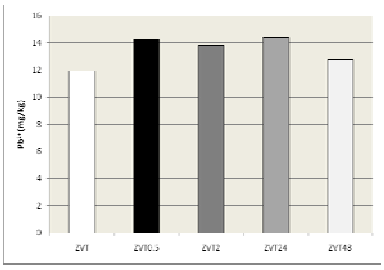


Fig. 6 – The content of Pb^{2+} in natural ZVT and after 0.5 h, 2 h, 24h and 48 of static interaction with AMD.

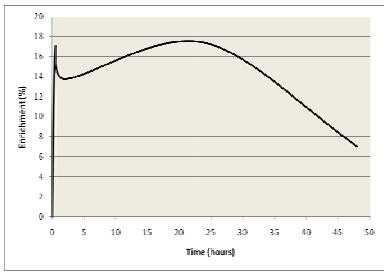


Fig. 7 – The evolution of the Pb^{2+} in ZVT, during the experiment.

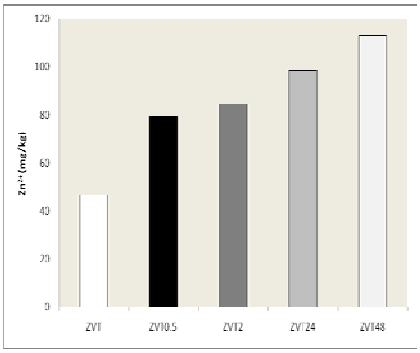


Fig. 8 – The content of Zn^{2+} in natural ZVT and after 0.5 h, 2 h, 24h and 48 of static interaction with AMD.

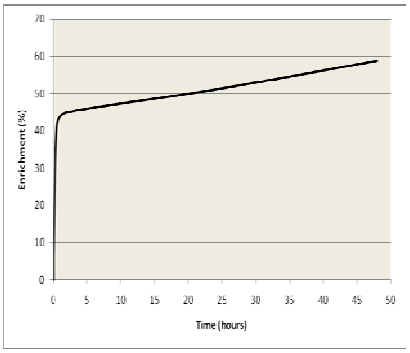


Fig. 9 – The evolution of the Zn^{2+} in ZVT, during the experiment.

The zinc content of tuff samples subjected to the experiment showed a continuous increasing in time (Fig. 8). In the first 2 hours of the interaction, the enrichment increased rapidly (Fig. 9). The enrichment in zinc of the ZVT sample is maxim at 48 hours, being about 59 % higher as compared with the natural sample of volcanic tuff.

Of the five metals investigated, the highest enrichment of ZVT samples was obtained for cadmium. Even if the cadmium content of tuff sample determined at 48 hours is decreasing (Fig. 10), there is an obviously enrichment trend of Cd between 2 and 48 hours (Fig. 11). The maximum enrichment is about 90 %.

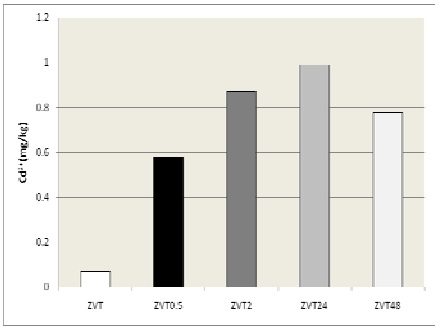


Fig. 10 – The content of Cd^{2+} in natural ZVT and after 0.5 h, 2 h, 24h and 48 of static interaction with AMD.

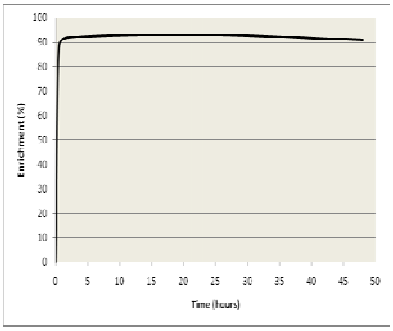


Fig. 11 – The evolution of the Cd^{2+} in ZVT, during the experiment.

There is an important vriation of the pH during the experiment. In the first two hours, there is a migration of the metallic cations and H^+ from water to the volcanic tuff grains.

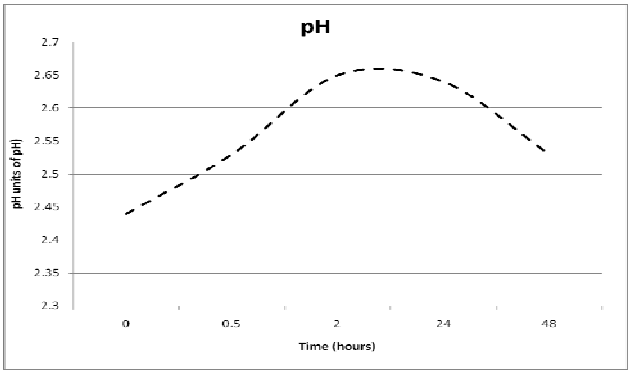


Fig. 12 – The AMD pH during the experiment.

During the experiment the acid features of the water is still preserved. Therefore, some of the metallic cations and H^+ held in the ZVT during the first part of the experiment are released again into the water. The releasing of the metallic cations in the water is correlated with the pH decreasing.

5. Conclusion

Zeolite volcanic tuff from Mirşid (Sălaj) was used as natural ion exchanger in order to retain Cu^{2+}, Ni^{2+}, Pb^{2+}, Zn^{2+} and Cd^{2+} ions dissolved in AMD sampled from the Larga de Sus Mine (Alba County). The experiment was carried out by batch method and the following observations were made:

- A pronounced enrichment of ZVT samples was identified in the first 0,5 hours for lead or in the first 2 hours for the other metals;
- The enrichment of tuff samples in Cu^{2+}, Zn^{2+} and Cd^{2+} is carried out more slowly after 2 hours of the interaction;
- Of the five investigated metals, increasing and decreasing of the lead and nickel contents in the ZVT during the experiment can be noticed.

Based on the geochemical behaviour of the five metallic cations investigated during the experiment, a selectivity series were determined (Table 3).

Table 3

Selectivity Series Set for the Zeolitic Volcanic Tuff from Mirşid According to the Time of Interaction

Time of interaction	Selectivity series
30 minutes	Cd > Cu > Zn > Pb > Ni
2 hours	Cd > Zn > Cu > Ni ≈ Pb
24 hours	Cd > Zn > Cu > Pb ≈ Ni
48 hours	Cd > Cu > Zn ≈ Pb > Ni

The results of the experiments point out that the ideal period of interaction is of two hours even if the content of metallic cations at 48 hours is higher.

Acknowledgement. This research was conducted within PRODOC, Contract POSDRU/6/1.5/S/5 ID7676, with the support of Research Institute for Analytical Instrumentation, Cluj-Napoca.

REFERENCES

Ali – Sewailem M.S. *Characteristics of Lead Sorption by Zeolite Minerals*. Journal of Applied Sciences, **7**, *13*, 1718 – 1725 (2007).

Bejan M., Rusu T., Avram S., *Metode performante de recuperare a metalelor grele din apele de mină*. Buletin AGIR, *1*, 7 – 12 (2007).

Burtică G.Gh., Pode R., Pop Al., Likarec M.T., Iovi A., Negrea P., *Utilizarea unor materiale compozite pe bază de tufuri vulcanice, dopate cu săruri, pentru eliminarea unor poluanţi din apă*. Environment & Progress, 83 – 86 (2003).

Calvo B., Canoira L., Morante F., Martínez-Bedia J.M., Vinagre C., García-González J.-E., Elsen J., Alcantara R., *Continuous Elimination of Pb^{2+}, Cu^{2+}, Zn^{2+}, H^{+} and NH_4^{+} From Acidic Waters by Ionic Exchange on Natural Zeolites*. Journal of Hazardous Materials, **166**, 2-3, 619 – 627 (2009).

Erdem E., Karapinar N., Donat R., *The Removal of Heavy Metal Cations by Natural Zeolites*. Journal of Colloid and Interface Science, **280**, *2*, 309 – 314 (2004).

Gaikwad R.W., Misal S.A., Irendra D.H., Gupta D.V., *Removal of Copper Ions from Acid Mine Drainage (AMD) by Ion Exchange Resins: INDION 820 and INDION 850*. Journal of Applied Scinces in Environmental Sanitation – Electronic Eddition, 91 – 97 (2009).

Gaikwad R.W., *Review and Research Needs of Active Treatment of Acid Mine Drainage by Ion Exchamge*. Electronic Journal of Environmental, Agricultural and Chemistry, **9**, *8*, 1343 – 1350 (2010).

Inglezakis V.J., Loizidou M.D., Grigoropoulou H.P., *Equilibrium and Kinetic Ion Exchange Studies of Pb^{2+}, Cr^{3+}, Fe^{3+} and Cu^{2+} on Natural Clinoptilolite*. Water Research, **36**, 2784 – 2792 (2002).

Keri A.A., Măicăneanu A., Har N., Avram S., Rusu T., *Considerations on Acid Mine Drainage Treatment With Zeolitic Volcanic Tuff*. International Conference „Mineral Resources and Environment", Baia Mare – Romania, 28–30 October, 2010.

Li L.Y., Tazaki K., Lai R., Shiraki K., Asada R., Watanabe H., Chen M., *Treatment of Acid Rock Drainage by Clinoptilolite – Adsorptivity and Structural Stability for Different pH Environments*. Applied Clay Science, **39**, 1 – 9 (2008).

Măicăneanu A., Bedelean H., Stanca M., *Zeoliţii naturali – Caracterizare şi aplicaţii în protecţia mediului*, Presa Universitară Clujeană, 325 (2008).

Ok Y.S., Yang J.E., Zhang Y.S., Kim S.J., Chung D.-Y., *Heavy Metal Adsorption by a Formulated Zeolite-Portland Cement Mixture*. Journal of Hazardous Materials, **147**, 91 – 96 (2007).

Stanca M., Dulămiţă N., Burcă S., Ghiţulescu R.E., *Recuperarea zincului din ape reziduale*. Environment & Progress, Cluj Napoca, 491 – 493 (2003).

UTILIZAREA UNOR SCHIMBĂTORI DE IONI NATURALI ÎN ELIMINAREA METALELOR GRELE DIN DRENAJELE ACIDE MINIERE

(Rezumat)

Interesul manifestat pentru cercetarea depozitelor de tufuri vulcanice se datorează proprietăţilor adsorptive şi de schimb ionic ale zeoliţilor naturali, caracteristici care determină utilizarea acestora la depoluarea apelor. Tuful de Mirşid, prezintă structură aleurito-psamitică, fiind constituit în principal din sticlă vulcanică zeolitizată şi cristaloclaste (cuarţ, feldspat, biotit, minerale argiloase). Zeolitul principal identificat este clinoptilolitul însoţit de heulandit. Prezenţa zeoliţilor în cantităţi ridicate imprimă tufului calitatea de schimbător de ioni naturali. Printr-un proces complex ce implică atât adsorbţie cât şi schimb ionic, zeoliţii elimină metalele grele din apele uzate.

Drenajele acide miniere (DAM) prezintă o încărcătură ridicată cu metale grele, în special Fe, Zn, Cd, Cu, Pb, etc. Din acest motiv se impune diminuarea concentraţiei de metale înainte de deversare în receptori naturali. În acest articol se propune utilizarea tufului vulcanic zeolitic de la Mirşid pentru eliminarea unor ioni de metale grele din DAM.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

OPTIMIZATION OF SnO_2-BASED GAS SENSORS VIA BULK DOPING: DO WE HAVE ANY LIMITATIONS?

BY

G. KOROTCENKOV*, B.K. CHO

Gwangju Institute of Science and Technology, of Korea,
Department of Material Science and Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The doping influence on electrophysical, structural and gas sensing properties of the SnO_2 was considered. It was concluded that changes observed in gas sensing properties of Fe-, Co-, Ni-, and Cu-doped SnO_2-based thin films deposited by spray pyrolysis were connected with both the appearance of fine dispersed phase formed in the SnO_2 matrix, and structural disordering of heavy doped based oxide.

Key words: SnO_2, spray pyrolysis, doping, transition metals, gas sensors, parameters, analysis.

1. Introduction

Current research has shown that simple metal oxides are not ideal materials for gas sensor application satisfying all requirements to gas sensing matrix. To overcome present imperfection of sensing material, in many works it was suggested to turn from simple binary gas sensitive metal oxides, such as TiO_2, SnO_2, ZnO, In_2O_3, or WO_3, to complex multi-component materials

* Coprresponding author e-mail: ghkoro@yahoo.com

(Yamazoe *et al.,* 1983; Meixner & Lampe 1996; Williams, 1999 ; Korotcenkov, 2005), which in addition to the base oxide matrix could contain various additives introduced in metal oxides during their deposition or synthesis.

2. The Role of Additives in Multi-Component Oxides

A conception of multi-component approach is based on a statement that the appearance of additional components in gas sensing matrix could improve parameters of metal oxides important for gas sensor applications. Research has shown that for these purposes both catalytic active additives (noble metals and transition metal oxides), and inert impurities may be used. According to numerous studies the incorporation of additives into base metal oxides can change their parameters such as concentration of charge carriers; chemical and physical properties of the metal oxide matrix; electronic and physical–chemical properties of the surface (energetic spectra of surface states, energy of adsorption and desorption, sticking coefficients, etc.); surface potential and intercrystallite barriers; phase composition; and so on (Yamazoe *et al.,* 1983; Gopel & Scherbaum 1995) ; Korotcenkov *et al.,*2005; Kawamura *et al.,*2001; Madou &, Morrison 1989). The doping can also be accompanied by decrease of the grain size. For example, the SnO_2 doping by In, Sn, and Nb (0.1–4 mol%) caused the decrease of crystallite size from 220 nm for pure SnO_2 to about 30 nm for Nb (0.1 mol%) doped samples (temperature of calcination was equal to 900°C), (Szezuka *et al.,* 2001). It was established that the thermal stability of nanocomposites might be significantly higher than that of the individual homogeneous oxide components as well. For example, in (Yang *et al.,* 2000) it was shown that NiO, MoO_3, CuO, Cr_2O_3 oxides dispersed on the surface of SnO_2 can retard the decrease in the specific surface area of the samples and the increase in the crystallite size of SnO_2 during calcinations at T_{an} = 500°C.

The mentioned above effects have real nature, because additives incorporated in metal oxides even in small quantity can modify catalytic activity of based oxide, stabilize a particular valence state of metal, favor formation of active phases, stabilize the catalyst against reduction, increase the electron exchange rate and change the conditions of base oxide growth. For example, in (Kawamura *et al.,* 2001) it was established that the presence of Cr^{3+} accelerates the SnO_2 growth rate in the (Yang *et al.,* 2000) direction and suppresses that in the (Szezuka *et al.,* 2001) direction. Estimations made in (Kawamura *et al.,* 2001) have shown that when trivalent cations are adsorbed on the site of Sn^{4+}, the oxygen in the neighborhood of the Sn^{4+} site is destabilized, which results in desorption of oxygen from the matrix so as to maintain electrically neutrality. Desorption of oxygen on the S (stepped) face is identical to transformation of an S-face to a rough K (kinked) face. Research of such a two-phase systems, in which the concentration of the second oxide phase is much less than based oxide concentration, has shown that the second phase, as a rule, is fine disperse

one, and it is being formed on the surface of the based oxide's grains (Varela *et al.,* 1999; Szezuka *et al.,* 2001; Carreno *et al.,* 2002; Pagnier *et al.,* 2001). Just the appearance of additional inter-grain boundaries between adjacent grains of Me(1)O and Me(2)O inhibit the cation inter-diffusion and crystallite growth during synthesis and following annealing.

In addition, the using of volatile impurities as additives can cause a process, which could improve the porosity of gas sensing matrix. Additives such as alkali and alkaline earth metals are known as electron exchange promoters, presumably because of the higher partial charge on the neighboring oxygen, whereas transition metals incorporated in metal oxide matrix are promoters favorable to the formation of active sites (Madou &, Morrison 1989). The later is connected with possibility for cation in transition metal oxides to be in several valencies. So, phase modification opens up exciting additional possibilities for varying the structure, electro-physical and catalytic properties of metal oxide materials.

3. Doping Influence on Operating Characteristics of the SnO_2-Based Gas Sensors

It is necessary to note, that experimental facts related to influence of bulk doping on gas sensing properties of different metal oxides may be found in various reviews [(Yamazoe *et al.,* 1983; Meixner & Lampe 1996; Williams, 1999; Korotcenkov, 2005; Madou &, Morrison 1989 ; McAleer *et al.,* 1988; Gopel & Scherbaum 1995). However, research carried out has shown that bulk doping is the most unpredictable method of structural engineering, saying about results. At first, it was established that the mechanism of gas impact on the electrical properties of nano-composites Me(1)O–Me(2)O is much more complicated as compared with sensing mechanism of homogeneous oxides and has special features (Gaskov & Rumyantseva, 2001). When Me(2) is a transition element (*d*-element), these reactions can change the Me(2) oxidation state, coordination number, and cation distribution between the surface and lattice positions. The reversible variations of Me(2) oxidation state and position in the presence of specific gas molecules could result in a sharp change of the electronic state of the grain boundaries and the transport properties of nanocrystalline materials. So, the grain boundary state, responsible for the electrical properties of nano-composites, is self-adjusted depending on the reduction–oxidation (redox) properties of the atmosphere as well as the crystal-chemical properties of Me(2) cations such as their electronic configuration and ionic radius. Secondly, the influence of doping elements on gas sensing properties of metal oxide gas sensors does not always coincide with catalytic activity of these additives. This regularity has been shown especially clear for a group of transition metals (Cr, Mn, Fe, Ni, Co, Cu, Zn, and Ga), which is widely used in catalysis. Such situation is quite appropriate. It is known that

both gas sensitivity and catalytic activity despite of surface nature of these processes have essential differences in the mechanisms. If the result of the surface catalysis is the final product of reactions taking place on the surface of metal oxide, the sensor response is a change of resistance of an oxide matrix being a consequence of surface reaction. The surface catalysis can flow without electronic exchange with a conduction band of an oxide matrix, but for appearance of gas sensitivity such electronic exchange is obligatory. That is why high catalytic activity of additives is not always accompanied by high sensor response. Thirdly, as we described before, depending on both the concentrations of additives and crystallization modes, it can take place a simultaneous modification of structure, accompanied by the grain size change and appearance of second phase in base oxide, and electro-physical and surface properties of metal oxides (Cabot *et al.,* 2001). Therefore, trying to determine a mechanism of doping influence on gas sensing characteristics of metal oxides, one should take into account that all parameters of doped films are being changed. Only in the framework of such approach, false conclusions can be prevented. In particular, in this case it would be possible to understand that observed often modifications of gas sensing characteristics are not connected with appearance of additional active catalytic centers, but are a consequence of ether the change of the grain size (t), or concentration of free charge carriers (N_d) (Fliegel *et al.,* 1994). For example, according to (Szezuka *et al.,* 2001), the SnO_2 doping by Nb and Sb in the range 0.01–1.0 mol% during sol–gel preparation with following annealing at T = 900°C leaded to a drop of film resistance in 10^2 and 10^4 times correspondingly, while the doping by In was accompanied by a rise of film resistance approximately by a factor of 10^2. Such situation was analyzed in (Yamazoe *et al.,* 1983; Korotcenkov, 2005; Brynzari *et al.,* 2000) using the results of both theoretical simulations and experimental study. It was shown that at certain conditions the influence of indicated above factors (t and N_d) may be much stronger than the influence of catalyst particles.

During ceramic and thick film gas sensors fabrication, the problem of additives influence on the grain size and bulk concentration of free charge carriers can be resolved through the compounding of components, for example such as the SnO_2 and Al_2O_3 powders, at the final stage of both ceramics and pastes preparation (Ihokura & Watson, 1994). In this case there is small probability that the properties of SnO_2 would be determined by the doping impurities (Al^{3+}) incorporated into the tin dioxide lattice. In such system Al_2O_3 added to tin dioxide matrix plays the role of filler, which only separates SnO_2 crystallites, decreasing the area of intercrystallites contacts and preventing their sintering. As a result, both stability and sensitivity of sensors may be increased.

In thin film technology it is impossible to exclude mutual influence of additives and the base oxide during the nanocomposite deposition. No doubts it

creates some troubles while selecting an optimal composition of gas sensing matrix. Our experiments have shown that small concentrations of dopants practically did not influence morphology of the SnO_2 films deposited by spray pyrolysis. The main distinctive feature of doped films was a drop of X-ray Diffraction (XRD) peaks intensity (see Fig. 1*a*). It became stronger with the growth of the concentration of introduced additives, as well as small XRD peaks' broadening, indicating on the decrease of the grain size in doped films. However, the decrease of the grain size was much smaller than it was observed while using ceramics technologies (Szezuka *et al.,* 2001). Even at maximum concentrations of dopants the decrease of the average grain size in the SnO_2 films determined by XRD method was ~40%. While using a ceramics technology, the grain size in doped material decreased in times.

The absence at XRD patterns of peaks corresponding to the second oxide phase and the drop of XRD peaks' intensity allowed us making two important conclusions: (1) the second oxide in the oxide matrix presents in the form of crystallites with size smaller than 1 – 3 nm; and (2) doping is being accompanied by the growth of the contents of fine dispersed amorphous-like SnO_2 phase. Scanning electron microscopy (SEM) and atomic force microscopy (AFM) measurements have shown that the fine dispersed phase, formed at the surface of the big grains of the main oxide, fills inter-crystallite space. Assumed structure of doped films is shown in Fig. 1b. We believe that the growth of the fine dispersed phase's contents in doped films is conditioned by the appearance of the additional nucleation centers for the SnO_2 growth, formed by the second oxide phase (Korotcenkov, 2008).

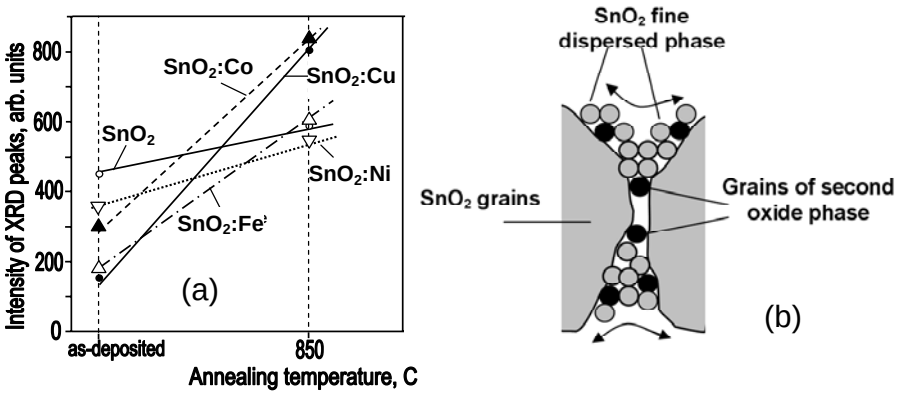


Fig. 1 – Influence of doping on (a) the intensity of (110) XRD peaks of doped SnO_2 films (16 at.%), and (b) the structure of deposited films: T_{pyr}=450°C; *d*~120 nm.

A morphology analysis of the SnO_2 films grown at various temperatures has shown that consequences of doping also depend on deposition temperature.

For example, while deposition temperature is being increased, the influence of doping on aggregation of growing crystallites strongly increases. In case of the film deposited at low temperatures (T~350°C), agglomerates have the shape of spherulites. At higher temperatures (T_{pyr} >450°C), agglomerates obtain faceting, characteristic for tetragonal system. At that detailed study of SEM and AFM images of the SnO_2 films deposited at T >450°C allowed establishing that the doping by transition metals leads to a sharp increase of probability of the SnO_2 crystallites' twinning. Tendency to twinning was mostly shown in the films, doped by Cu and Co. According to the results of high resolution transmission electron microscopy (HRTEM) analysis, the plane of twinning is one from the (101) crystallographic planes' family. Agglomerate's size also depends on dopant and attains the biggest values at doping by Cu. It is known that mentioned above effects, due to the increase of the area of intergrain contacts, do not promote the improvement of gas sensing properties.

Regarding the influence of the nature of doping additives on the thermal stability of the SnO_2 films, one can say that obtained data testify that the doping during film deposition practically did not have a positive effect on thermal stability, characteristic for ceramics technology. At best, the doping did not worsen strongly thermal stability of material. Such situation was observed for SnO_2, doped by Ni and Fe. However, after doping by Cu, sharp worsening of structure's thermal stability took place. As one can see in Fig. 1a, maximum change of XRD peaks' intensity we observed just for SnO_2:Cu. Similar effect was observed earlier for the SnO_2 powders during their sintering. In particular, it was established that additives with low melting temperature, such as CuO, at high temperature treatments (T_{an} > 800°C) could stimulate the growth of the SnO_2 grains (Panchapakesan, 2001). We believe that the main mechanism responsible for observed thermal instability is the growth of the SnO_2 crystallites due to their coalescence with the fine dispersed phase, which forming was being observed during doping process. AFM study confirmed this conclusion. After annealing at T_{an}=850°C all AFM images even for the SnO_2 films doped by cooper had clearly defined contours of the grains, confirming the absence in the SnO_2 matrix of grains with sizes, smaller than the limit of resolution of used measurement instruments.

Some results connected with study of gas sensing properties of doped SnO_2 films deposited by spray pyrolysis are presented in Fig. 2. SnO_2 sensors were fabricated as standard thin film gas sensors and tested using methodology described in (Brinzari, 2001). (Brinzari, 2001; Korotcenkov, 2001; Korotchenkov, 1999). It is seen that the doping of the SnO_2 films can significantly improve both sensitivity and selectivity of gas sensors. However, this improvement takes place in very limited range of doping concentrations. Optimal concentration of catalytic active additives providing achievement of the SnO_2 sensor response maximum lies in the range <1–3 wt.%. It is important that ultimate solubility of transition metals in SnO_2 corresponds to just these

concentrations. Results presented, as well as the results of numerous research discussed in (Xingqin, 1993), testify that superfluous concentration of additives does not contribute to the improvement of operating characteristics of gas sensors.

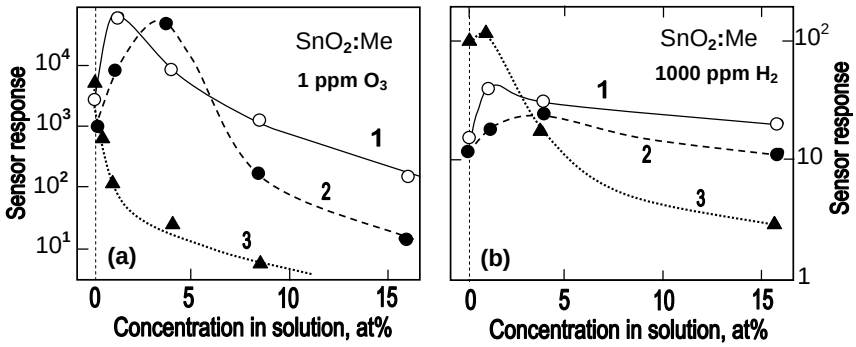


Fig. 2 – Influence of SnO_2 doping by Co, Ni, Cu and Fe during film deposition by spray pyrolysis on gas response to (a) ozone and (b) H_2: T_{pyr} = 410–420°C; *d*~45–55 nm; 1: SnO_2:Fe; 2: SnO_2:Co; 3: SnO_2:Cu.

According to the results of our research, the worsening of gas sensing characteristics of sensors with high concentration of doping additives can be connected with the *appearance of the second oxide phase.* At certain concentration, exceeding limited mutual solubility, the second phase with less gas sensitivity could start determining electro-conductivity of the gas sensing matrix. Changes, which might take place in two-phase metal oxide matrix while a concentration of the second phase is being increased, are demonstrated in Fig. 3.

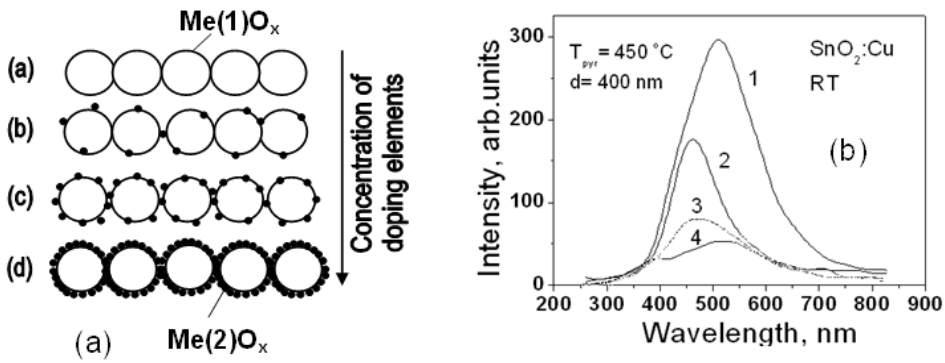


Fig. 3 – Diagrams showing the influence of doping on the change of (a) film structure, and (b) cathodoluminescence spectra of Cu-doped SnO_2 films (T_{pyr}=450 °C; d~250 nm: 1 – undoped SnO_2; 2- Cu 1 at.%; 3- Cu 4 at.%; and 4- Cu 16 at.%.

One can see that if at low concentration of additives the second phase just modifies the properties of based oxide. At the following stages it can contribute to the limitation of electro-conductivity of the metal oxide matrix. At that at final stage at certain correlation of electro-conductivity and gas sensitivity of indicated oxide phases, either full blockage of based oxide for interaction with surrounding atmosphere, or shunting of matrix of based oxide through more conductive second metal oxide phase, could take place. All mentioned above will certainly lead to fundamental change of both electrophysical and gas sensing properties of the metal oxide matrix.

Observed strong decrease of sensor response could be also explained by high catalytic activity of the transition metal oxides, *i.e*. by high rate of both ozone dissociation and catalytic oxidation of reducing gases (CO or H_2). Because of the fact that these reactions take place on the surface of the second oxides, they are probably not accompanied by a change of concentration of chemisorbed oxygen on the surface of basic oxide, responsible for conductivity. A transition metal oxide, presenting as separate phase, can act as surface catalytically active filter, converting detecting gas in other products, which do not influence a charge state of the SnO_2 surface. Indicated behavior confirms once again that sensor response is determined not by the catalytic surface activity by itself, but by the surface reactions, which are being completed by chemisorption on the surface of gas sensing material.

Considerable structural disordering of heavy doped based oxide is other factor which can control operating characteristics of the SnO_2-doped gas sensors. As it is known, in heavy doped metal oxides the density of surface states should sharply increase. According to theoretical estimations (Brynzari *et al.,* 2000) the increase of surface state density may lead to pinning of surface Fermi level position, and, therefore, to a decrease of sensor response. Results of both transmission and luminescence spectra analysis are direct experimental confirmation of this statement. At doping concentration, exceeding the level 1–4 wt.%, at which the maximum sensor response is being attained, we observed both the diffusion of absorption edge, connected with appearance of tails of density states distribution inside the SnO_2 band gap, and a drop of intensity of photo- and cathode- luminescence (Fig. 3*b*). These effects were especially strong for the SnO_2 films doped by Cu and Fe (Korotcenkov, 2010).

The worsening of gas sensing characteristics may be conditioned by *forming of additional p–n hetero-junctions* in gas sensing matrix as well. Above-mentioned conclusion was made on the base of the following considerations: (a) Metal oxides formed by a transition metals from the end of IV period in the lower oxidation state, *i.e.* deficiency of oxygen, exhibit usually *p*-type conductivity; (b) The adsorption of oxygen with formation of acceptor like species on *p*-type semiconductors is difficult due to the lack of conduction electrons; (c) Charge transfer in transition of metal oxides, while the number of *d*-electrons exceeds 3 is not described by zone model. In this case we have to

take into account the Geitler–London model of localized electrons; and (d) The direction of conductivity response to oxidizing and reducing gases for *p*-type oxides is different in comparison with *n*-type oxides (SnO_2), *i.e.* such changes may compensate each other. Some of these remarks were made earlier in (Williams, 1999). Such situation allows us being skeptical in evaluation of perspectives of wide use of mixed *p*-, *n*-type oxide matrix for standard solid state chemisorption-type sensor design.

4. Conclusion

Additional element in metal oxides can play an important role in the forming of their electrophysical, structural and gas sensing characteristics. However, while selecting both the type and the concentration of these additives, one should be very careful because we need to take into account many factors such as ability to form oxides of different oxidation states, catalytic activity, volatility, value and type of conductivity, and limited mutual solubility with base metal oxide. The last one is especially important for structural engineering of gas sensing materials, because this very parameter controls both the phase state of additives in based metal oxide, and structural disordering of the surface layer of the metal oxide grains. The concentration of transition metal oxides in SnO_2 used for gas sensor design should not be higher than 1-3 wt.%. At higher concentration a strong decrease of sensor response takes place.

Acknowledgements. This work was supported by the project through a grant funded by Ministry of Education, Science and Technology (MEST) of Korea (No. 2009-0078928) and by the World Class University program at GIST through a grant provided by MEST of Korea (No. R31-20008-000-10026-0).

REFERENCES

Brinzari V., Korotcenkov G., Golovanov V., Thin Solid Films, **391**, *2*, 167-175(2001).
Brynzari V., Korotchenkov G., Dmitriev S., J., Electron Technol., **33**, 225-235 (2000).
Cabot A., Dieguez A., *et al.,* Sens. Actuators **B 79**, 98-106 (2001).
Carreno N.L.V., *et al.,* Sens. Actuators **B 86**, 185-192 (2002).
Fliegel W., Behr G., Werner J., Krabbes G., Sensors Actuators **B 18-19**, 474-477 (1994).
Gaskov A.M., Rumyantseva M.N., Rus. J. Appl. Chem., 74, 3, 440-444 (2001).
Gopel W., Scherbaum K.D., Sens. Actuators **B 26-27**, 1-12 (1995).
Ihokura K., Watson J., *The Stannic Oxide Gas Sensor, Principle and Applications*, CRC Press, 1994.
Kawamura F., Takahashi T., Yasui I., Sunagawa I., J. Cryst., Growth, *233*, 259-268 (2001).
Kawamura F., Yasui I., Kamei M., Sunagawa I., J. Am. Ceram. Soc., *84*, 1134 (2001).
Korotcenkov G., Brinzari V., Boris I., J. Mater. Sci., **43**, *8*, 2761-2770 (2008).

Korotcenkov G., *et al*., Thin Solid Films, **471**, *1-2*, 310-319 (2005).
Korotcenkov G., *et al*., Curr. Appl. Phys., **10**, 1123-1131 (2010).
Korotcenkov G., *et al.,* Sens. Actuators, **B 77**, 1-2, 244-252 (2001).
Korotcenkov G., Sens. Actuators, **B 107**, 209-232 (2005).
Korotchenkov G., Brynzari V., Dmitriev S., Sens. Actuators, **B 54**, 202-209 (1999).
Madou M.J., Morrison S.R., *Chemical Sensing with Solid State Devices*. Academic Press, Inc. San Diego and London, 1989.
McAleer J.F., *et al*., J. Chem. Soc., Faraday Trans.,**1**, *84*(*2*),441-457 (1988).
Meixner H., Lampe U., Sens. Actuators, **B 37**, 198-202 (1996).
Pagnier T., *et al*., Sens. Actuators, **B 71**, 134-139 (2001).
Panchapakesan B*., et al*., Nanotechnology, **12**, 336-349 (2001).
Szezuka D., *et al.,* Appl. Surf. Sci. *179*, 301-306 (2001).
Varela J.A., *et al.,* Ceramics Intern. **25**, 253-256 (1999).
Williams D.E., Sens. Actuators, **B 57**, 1–16 (1999).
Xingqin L., *et al*., Sens. Actuators, **B 17**, 1-5 (1993).
Yamazoe N., Kurokawa Y., Seiyama T., Sens. Actuators, **4**, 283-289 (1983).
Yang G., Haibo Z., Biying Z., J. Mater. Sci., **35**, 917-923 (2000).

OPTIMIZAREA SENZORILOR PE BAZĂ DE SnO_2 PRIN DOPARE. EXISTĂ VREO LIMITĂ?

(Rezumat)

S-a studiat influenţa dopării asupra proprietăţilor electrofizice, structurale şi a sensibilităţii la gaze a SnO_2. S-a ajuns la concluzia că modificările observate în sensibilitatea la gaz a stratelor subţiri de SnO_2 dopate cu Fe-, Co-, Ni-, şi Cu-, depuse prin piroliza spray sunt legate de apariţia unei faze fin dispersată formată în matricea de SnO_2, şi cu dezordinea structurală a stratului pe bază de oxizi puternic dopat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ENERGY-SAVING MECHATRONIC DRIVE OF THE MANIPULATOR

BY

L. KOZLOV*

Vinnitsa National Technical University

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents a circuit of the two-flow drive for the manipulator that can be used in industry, transport and construction. The circuit comprises variable hydraulic pumps with regulators, proportional directional control valves, pressure and position pickups, and a free-programmable controller. The circuit provides automatic connection of the pump to the two simultaneously-operated hydraulic engines. Under changing value and direction of the load at the hydraulic engines the stability of the pre-set value of the actuator motion speed is ensured. Presence of the throttling directional control valves enables quick adjustment of the pre-set value of the actuator motion speed. A non-linear mathematical model of the manipulator drive is elaborated. The equations of the mathematical model are solved using Matlab software package. Relationships between the value of the flow rate to hydraulic engines and the input pressure are calculated. Stabilization error in the pressure range from 0,1 to 1,0 pmax does not exceed 8% under counter load and 13,2% under tail load conditions. It was determined that losses in the pump control system do not exceed 0.062 from the maximal pump flow rate value. Hydraulic efficiency varies in the range from 41% to 89%. With the increased value of the useful power consumed by the hydraulic engine the hydraulic efficiency is increased.

Key words: manipulator, two-flow drive, free-programmable controller, proportional directional control valve, mathematical model, stabilization error, hydraulic efficiency.

* Corresponding author e-mail: vadikkov@ukr.net

1. Introduction

At present manipulators are extensively used in industry, transport and construction engineering. In manipulators hydraulic drives regulated from free-programmable controllers are widely used, which makes it possible to provide various functional possibilities, convenience of control and high productivity in operation. However, a search for such circuit solutions has been going on, that will enable higher positioning accuracy and economic efficiency of manipulator operation during simultaneous motion of several engines (Pedersen & Munzer Marc, 2001; Andersen Torben, 2001; Song Liu & Bin Yao, 2002).

In Vinnytsia National Technical University a circuit of the manipulator mechatronic drive is developed that provides simultaneous operation of any two hydraulic engines with high economic efficiency and the possibility of the actuator motion speed control independent from the load direction and value.

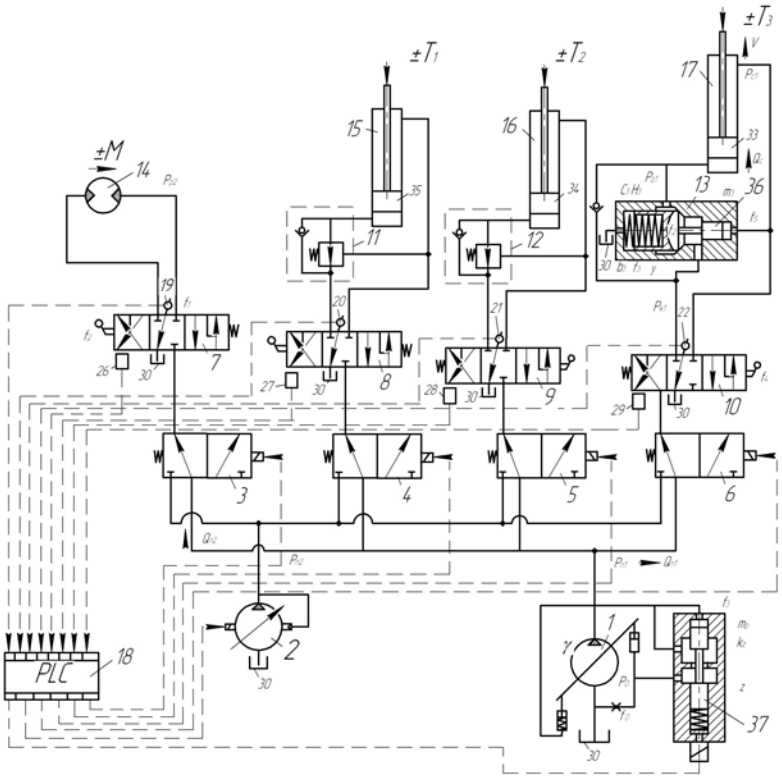


Fig. 1 – Hydraulic circuit of the manipulator two-flow drive.

Fig. 1 presents a hydraulic circuit of the manipulator two-flow drive. The drive includes two regulated pumps *1* and *2*, each of them connected to

directional control valves *3*, *4*, *5*, *6* which, in their turh, are communicated with throttling directional valves *7*, *8*, *9*, *10*. Through throttling directional valves *7*, *8*, *9*, *10* hydraulic motor *14* and hydraulic cylinders *15*, *16*, *17* are connected correspondingly. To piston chambers of hydraulic cylinders *15*, *16*, *17* backpressure valves *11*, *12*, *13* are correspondingly connected. Position of throttling directional control valves *7*, *8*, *9*, *10* are determined by position pickups *26*, *27*, *28*, *29*. Pickup signals are supplied to controller *18* that controls directional control valves *3*, *4*, *5*, *6* and variable pumps *1*, *2*.

The drive operates in the following way. When one of the proportional directional control valves (*e.g.* 10) is switched on, pickup *29* will supply signal to controller *18* that through directional control valve *6* and proportional directional control valve *10* connects pump *1* to hydraulic cylinder *17*, its rod being under the influence of the counter load or tail load.

Under the influence of counter load T_3 working fluid is supplied to the piston chamber of hydraulic cylinder *17* and actuates piston *33*. The rod of hydraulic cylinder *17* is under the action of force T_3, which will cause the action of pressures pp1 and p_{k1}, the values of which will be proportional to value of force T_3.

Working fluid from hydraulic cylinder *17* will be discharged to tank *30* through proportional directional control valve *30*. At the same time, the signal from pressure pickup *22* that through controller *18* will be supplied to the regulator of pump *1* will maintain constant value of the pressure drop p_1 = pn1 – p_{k1} at the hydraulic drive section including working port of the proportional directional hydraulic valve *10* with the area f_4. Varying the value of area f_4, the value of flow rate Q_{n1} supplied to hydraulic cylinder *17* by pump *1* can be regulated. When load T_3 on the rod of hydraulic cylinder *17* increases (decreases), the value of pressures pp1, pk1 and pn1 will also increase (decrease). However, interaction between pickup *22,* controller *18* and the regulator of pump *1* will ensure keeping constant values of pressure drop P1, which will determine the unchanged value of flow rate Q_{n1} and, therefore, stable motion speed of piston *33*. If the direction of piston *33* motion changes under the influence of counter load T_3, piston *33* will move from top to bottom.

Working fluid from pump *1* will flow to hydraulic cylinder *17* through directional control valve *6* and proportional directional control valve *10* and will be discharged to tank *30* through backpressure valve *13*, that is fully opened under the influence of pressure *pc1*, and proportional valve *10*. At the same time the possibility to control the value of flow rate Q_{n1} of pump *1* will be also provided by varying the working port area f4 as well as stabilization of piston *33* motion speed value.

When the counter load force T_3 changes its direction while piston *33* moves from top to bottom, pressure P_{C1} is reduced, working port of backpressure valve *13* is partially closed providing regulation of the flow rate from the piston chamber of hydraulic cylinder *17*. Simultaneous operation of

pickup *22*, controller *18* and regulator of pump *1* ensures maintaining constant value of pressure drop p_1 in the section from proportional valve *10* that includes the working port with the area f_4.

Varying the value of area f_4, the value of flow rate Q_{n1} from pump *1* to hydraulic cylinder *17* could be proportionally changed and in this way the motion speed of piston *33* is regulated. If the value of tail load T_3 increases (decreases) backpressure valve *13* will increase (decrease) its working port area compensating for the change of tail load valve so that piston *33* motion speed stabilization will be provided independent from the value of tail load T_3.

In the process of pump *1* and hydraulic cylinder *17* operation one of the three other hydraulic engines could be connected (hydraulic cylinders *15*, *16* or hydraulic motor *14*). Switching of the corresponding throttling directional control hydraulic valve (*e.g. 7*) will lead to pressure pickup *26* operation, the signal of which is supplied to controller *18* and will provide switching of directional control valve *3* so that working fluid from pump *2* through directional control valve *1* and through directional valve *7* will flow to hydraulic motor *14* actuating its shaft. Discharge of the working fluid from hydraulic motor *14* will be provided through throttling directional control valve *7* to tank *30*, pickup *19*, controller *18* and the regulator of pump *2* will maintain constant pressure drop *p2* in the section from pump *2* to the output of the throttling directional control valve *7* with the working port area f_2. Varying the value of area f_2, the change of flow rate value Q_{n2} supplied to hydraulic motor *14* by pump *2*, can be provided. In this way the rotation speed of the shaft is regulated. Moment Mc at the shaft of hydraulic motor *14* determines the value of pressure p_{p2} at the hydraulic motor input while pickup *2* provides the value of pressure p_{n2} so that pressure drop $p_2 = p_{n2} - p_{p2}$ will remain unchanged.

When moment Mc at the shaft of hydraulic motor *14* increases (decreases), the value of pressure p_{n2} will increase (decrease) correspondingly while flow rate Q_{n2} from the pump to the hydraulic motor and speed of the hydraulic motor rotation will also remain unchanged.

In order to study working processes in the hydraulic drive, non-linear mathematical model was elaborated with the following assumptions: lump parameters of the drive are considered, working fluid temperature is assumed to be constant, wave processes in the drive are not taken into account, flow coefficients are non-cavitational, pressure losses in hydraulic lines were not taken into account, compliance coefficient of the fluid was taken into account as an average valve for the pressure range under consideration, leakage flows of the working fluid in the slots of the pump, hydraulic cylinders and values were not taken into account.

The controller was considered as a proportional member, pressure losses at the working port of directional control valve *6* were not taken into account (Козлов, 2000).

Mathematical model of the drive operation under counter load conditions has the form of

$$\frac{\pi \cdot d_7^2}{4} \cdot d_8 \cdot k \cdot n \cdot tg\gamma = \tag{1}$$

$$= \mu \cdot f_4 \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot (p_{n1} - p_{\kappa 1})}{\rho}} + \mu \cdot k_z \cdot z \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot (p_{n1} - p_o)}{\rho}} + \beta \cdot W_{n1} \cdot \frac{dp_{n1}}{dt}$$

$$\mu \cdot f_4 \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot (p_{n1} - p_{\kappa 1})}{\rho}} = \mu \cdot \pi \cdot D_1 \cdot y \cdot \cos\alpha \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot (p_{\kappa 1} - p_{p1})}{\rho}}; \tag{2}$$

$$\mu \cdot k_z \cdot z \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot (p_{n1} - p_o)}{\rho}} = \mu \cdot f_o \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot p_o}{\rho}} + \beta \cdot W_o \cdot \frac{dp_o}{dt}; \tag{3}$$

$$\mu \cdot \pi \cdot D_1 \cdot y \cdot \cos\alpha \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot (p_{\kappa 1} - p_{p1})}{\rho}} = F_{c1} \cdot V + \beta \cdot W_c \frac{dp_1}{dt}; \tag{4}$$

$$J \cdot \frac{d^2\gamma}{dt^2} = p_{n1} \cdot F_5 \cdot \ell - p_o \cdot F_4 \cdot \ell - b_\gamma \cdot \frac{d\gamma}{dt} - M_c \tag{5}$$

$$m_c \frac{dV}{dt} = p_{p1} \cdot F_{p1} + N - b_c \cdot V - T_c \cdot signV; \tag{6}$$

$$m_3 \frac{d^2 y}{dt^2} = p_{\kappa 1} \cdot (f_5 - f_3) - b_3 \frac{dy}{dt} - c_3 (H_3 + y) - T_3 \cdot sign \frac{dy}{dt}; \tag{7}$$

$$m_p \frac{d^2 z}{dt^2} = p_{n1} \cdot f_p - b_p \frac{dz}{dt} - T_p \cdot sign \frac{dz}{dt} - K_м \cdot i; \tag{8}$$

$$P_{p1} \cdot K_\kappa = L \frac{di}{dt} + R \cdot i + K_n \frac{dz}{dt} \tag{9}$$

$$M_c = 26{,}41 - 3{,}17 \cdot \left(\frac{p_{n1} - 9 \cdot 10^6}{7 \cdot 10^6} \right) - 9{,}86 \cdot \left(\frac{Q_{n1} - 0{,}67 \cdot 10^{-3}}{0{,}5 \cdot 10^{-3}} \right). \tag{10}$$

In the mathematical model the following designations are adopted: Q_{n1} – flow rate of the pump *1*; M_c – moment of resistance on the pump faceplate; μ – coefficient of flow through throttling and spool elements; p – density of the working fluid; β – fluid compression ratio, d_7 – diameter of the pump piston; d_8 – diameter of the circle of pump pistons contact with the faceplate; b_k – the number of pistons in the pump; n – rotational speed of the pump shaft; f_4, f_2 – port areas of

the throttling directional control valves; W_n, W_c, W_p, W_0 – volumes of hydraulic lines; m_c, m_3, m_p – masses of piston *33*, spools *36* and *37*; C_p, C_3 – strengths of the springs; Z_p, H_3 – pre-compession of the springs; b_y, b_c, b_3, b_p – damping coefficients of the pump faceplate, plunger of the pump faceplate control, spools *36* and *37*; N – hydraulic cylinder load value; k_2 – gain factor of the working port of the pump regulator; F_{c1}, F_{p1} – areas of the pump *33*; F_4, F_5 – areas of the pump control plungers; J – inertia moment of the pump faceplate; T_C, T_3, T_p – friction forces of piston *33*, spools *36* and *37*; f_3, f_p, f_5 – areas of the spools *36* and *37*; z, y – positional coordinates of spools *36* and *37*; V – motion speed of spool *33*; p_{n1}, p_{c1}, p_{p1}, p_0 – values of pressure in hydraulic lines; γ – rotation angle of the pump *2* faceplate; K_k – transfer coefficient of the controller; L – inductive resistance of the solenoid wire; R – active resistance of the solenoid wire; K_n – coefficient of the counteraction to the electromotive force; K_m – solenoid gain factor; D_1 – diameter of the backpressure valve; α – inclination angle of the backpressure valve seat.

Investigations were performed with the following initial values of the hydraulic drive state variables: $z(0)$ = 0,1·10-3 m, $y(0)$ = 4·10-3 m, $V(0)$ = 0; $p_{n1}(0)$ = 17·105 H/m^2; $p_{p1}(0)$ = 1·105 H/m^2; $p_0(0)$ = 17·105 H/m^2; $\gamma(0)$ = 0,03 rad; $p_{k1}(0)$ = 4·105 H/m^2; i = 0,01 mA.

Main parameters of the hydraulic drive have the following values: μ = 0,6; ρ = 900 kg/m^3; β = 10-10 m^2/H; W_{n1} = 3·10-3 m^3; W_{p1} = 2·10-3 m^3; W_0 = 0,05·10-3 m^3; m_c = 1600 kg; m_3 = 0,05 kg; m_p = 0,02 kg; C_p = 1·104 H/m; C_3 = 1·104 H/m; Z_p = 6·10-3 m; H_3 = 48·10-3 m; b_c = 3000 H·s/m; F_{p1} = 30·10-4 m^2; F_4 = 4,2·10-4 m^2; F_5 = 2·10-4 m^2; J = 0,2 kg·m^2; T_c = 350 H; T_3 = 8 H; T_p = 3 H; f_3 = 3,2·10-4 m^2; f_p = 3,2·10-4 m^2.

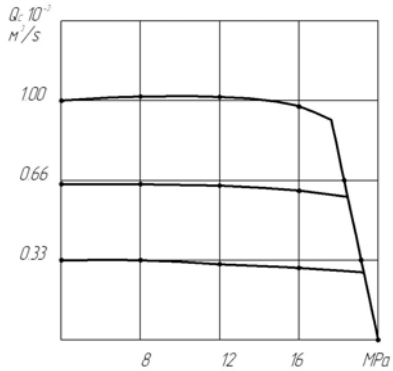


Fig. 2 – The dependences of the flow rate supplied to the input of hydraulic cylinder on pressure pp1.

Nonlinear equations of the mathematical model were solved using Simulink module of the MATLAB software package. In the process of calculation values of the variables were found that describe the hydraulic drive state when counter load or tail load at the hydraulic cylinder were changed (Черных, 2003).

Fig. 2 presents the dependences of the flow rate supplied to the input of hydraulic cylinder *33* on pressure pp1 in the piston chamber of this hydraulic

cylinder. In the pressure range p_{p1} = (0,1…1,0)p_{max} stabilization of the flow rate Q_{n1} is ensured under counter load at the hydraulic cylinder. Adjustment of the flow rate Q_c to the hydraulic cylinder was changed in the range of Q_c = (0,1…1,0)*Qmax* stabilization error of the flow rate value did not exceed 8% in the entire range of p_{p1} and Q_{n1} variations. Under counter load conditions independence of the flow rate value Q_{n1} from the load is also observed in all ranges of the flow rate and load variations. Stabilization error of Q_{n1} did not exceed 12%. Maximal values of the flow rate and pressure were Q_{max} = 1,33·10-6 m^3/s, P_{max} = 20 M_{Pa}. During hydraulic motor operation maximal stabilization error was 13,2% in the same range of moments and flow rate variation.

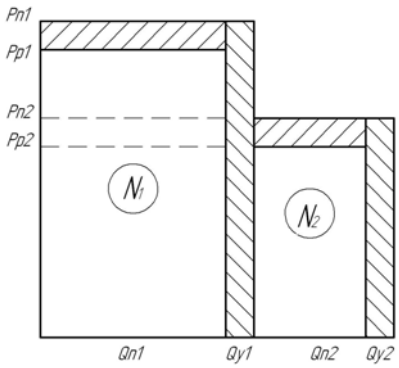


Fig. 3 – Shows the diagram of power distribution in a two-flow drive during simultaneous operation of two hydraulic engines.

Fig. 3 shows the diagram of power distribution in a two-flow drive during simultaneous operation of two hydraulic engines. In the process of each hydraulic engine operation the pump output pressure constantly exceeds the pressure at the hydraulic engine input - $\Delta p = (0{,}9...1{,}0)$ M_{Pa}, determined by the setting of the controller. Flow rate losses in the pump control system did not exceed the value $Q_c \leq 0{,}062Q_{max}$. As the value of the useful power consumed by the hydraulic engine is reduced, the share of losses is somewhat increased and hydraulic efficient decreases. In the variation ranges of p_{p1} = (0,1…1,0)p_{max} and Q_{n1} = (0,1…1,0)Q_{max} the range of hydraulic efficiency varies from 41% to 89%. Higher values of efficiency correspond to the increased values of flow rate Q_{n1} and pressure p_{p1}.

3. Conclusion

1. Mechatronic drive provides simultaneous motion of any two hydraulic engines, which creates the possibility to achieve higher productivity of the manipulator operation.

2. The drive creates the possibility to stabilize the motion speed of the hydraulic engines, which makes it possible to improve the conditions of the operator's work while he is guiding the manipulator towards the object.

3. Unproductive power losses in the drive are minimized by the usage of pressure pickups, a controller and regulated pumps with electromagnetic control in the control system.

REFERENCES

Pedersen P., Munzer Marc E., *Strategies for Stabilization of Flow Control System with Counter Balance Valves* // Proceedings of 2001 Drives and Controls and Power Electronics Conference, Session 7: Fluid Power. – London, 32-39 (2001).

Andersen Torben O, *Hansen Michael R. Evaluation pf Velocity Control Concepts Involving Counter Balance Valves in Mobile Cranes* // Conference of Fluid Power Transmission and Control. – Hangzhou (China), 2001.

Song Liu, Bin Yao., *Energy-Saving Control of Single-Rod Hydraulic Cylinders with Programmable Valves and Improved Working Mode Selection* //National Fluid Power Association and Society of Automobile Engineers, NCFP J02-2.4 / SAE OH 2002-01-1343-P.81-91.

Козлов Л.Г. Вдосконалення системи керування гідроприводів з LC-регулюванням [Текст]: дис. на здобуття наук. ступ. канд. наук: 26.04.2000 / Козлов Леонід Геннадійович. – Вінниця, 2000 – 320 с.

Черных И.В. Simulink: среда создания инженерных приложений / И.В. Черных. – М.: Диалог, 2003. – 236 с.

ECONOMISIREA ENERGIEI LA UN MANIPULATOR MECATRONIC

(Rezumat)

Lucrarea prezintă un circuit cu două fluxuri pentru manipulatoare care pot fi utilizate în industrie, transport şi construcţie. Circuitul este compus din pompe hidraulice cu regulatoare, supape de control direcţional, senzori de presiune şi poziţie, şi un controler programabil. Circuitul este prevăzut cu conexiune automată a pompei la două motoare hidraulice operate simultan. La schimbarea direcţiei şi valorii sarcinii la motoarele hidraulice este asigurată stabilitatea vitezei presetate a mişcării actuatorului. Prezenţa supapelor de control direcţionale face posibilă ajustarea rapidă a valorii presetate a vitezei. A fost alcătuit un model matematic non-linear pentru manipulator. Ecuaţia modelului matematic a fost rezolvată folosind pachetul de programe Matlab. Relaţia dintre valorile debitului către motorul hidraulic şi presiunea de intrare este calculată. Eroarea stabilizării presiunii în plaja de valori 0,1 - 1,0 nu depăşeşte 8% în sarcină şi 13,2 în condiţii normale. S-a determinat că pierderile de presiune la sistemul de control nu depăşesc 0.062 din debitul maxim al pompei. Eficienţa hidraulică variază în intervalul de la 41% la 89%. Cu creşterea valorii puterii utile consumate de motorul hidraulic eficienţa hidraulică creşte.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

DYNAMIC CHARACTERISTICS OF THE HYDRAULIC DRIVE WITH PROPORTIONAL FLOW RATE CONTROL

BY

L. KOZLOV*, S. LOZOVSKIY, V. KOVALCHUK and V. TSIMBAL

Vinnitsa National Technical University

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents research results on the influence of a regulator design parameters on the dynamic characteristics and stability of the hydraulic drive operation. Hydraulic drives with proportional control of the working fluid flow rate are used in manipulators that operate in wide ranges of speeds of the actuators motion. Operation modes of such hydraulic drives are characterized by frequent switching on and switching off the directional control valves, variable values of motion speed and load at the actuators. These circumstances, taking into account hydraulic drive automatic response to the changes of flow to working organs and changing loads at the hydraulic engines, determine the necessity of dynamic behavior investigation.

Key words: hydraulic drive, non-linear mathematical model, proportional control.

1. Introduction

Fig. 1 shows a hydraulic drive circuit developed in Vinnytsia National Technical University. The circuit includes pump *1*, throttles *1* and *3*, hydraulic

* Corresponding author e-mail: vadikkov@ukr.net

cylinder *4*, hydraulic motor *5*, regulators *6* and *7*, spools *8* and *9* with springs *14* and *15*, hydraulic lines *10-13*.

The presented hydraulic drive circuit operates in the following way. Flow rate Q_p from pump *1* is supplied to pressure hydraulic line *10* and is divided into two parts (Q_1 and Q_2) proportional to areas f_1 and f_2 of throttles *2* and *3*. Flow rate Q_1 trough the working port F_3 of regulator 6 flows to hydraulic cylinder 4 and determines speed V_1 of its piston motion.

At the input of hydraulic cylinder *4* and hydraulic motor *5* pressures p_c and p_m are established proportional to the load T_R and moment M_R.

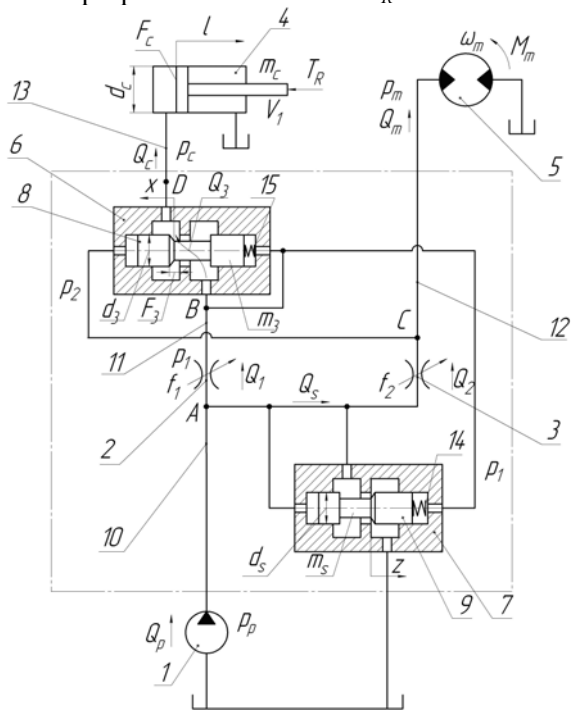


Fig. 1 – The hydraulic drive design circuit.

At the same time working fluid with pressure p_1 flows to regulator *7*, the spool of which is also under the action of working fluid pressure p_2 that is supplied from pump *1*, spool *8* of the regulator *6* and spool *9* of the regulator *7* that stay under the influence of pressures p_1, p_2, p_p and spring *13* and *14* correspondingly will maintain pressure drops $\Delta p_{thr.1} = p_p - p_1$ and $\Delta p_{thr.2} = p_p - p_2$, which do not depend on the values of load T_R and moment M_R and, correspondingly, flow rate values $Q_1 = Q_c$ and $Q_2 = Q_m$ that are supplied to hydraulic cylinder *4* and hydraulic motor 5 will not depend on the

values of load T_R and moment M_R. By changing the values of areas f_1 and f_2 of throttles *2* and *3* the values of flow rates Q_1 and Q_2 could be proportionally changed. In the case when $Q_1 + Q_2 = Q_p$ the regulator closes and the entire flow rate Q_p of pump *1* will be supplied into pressure line *10* and further trough throttles *2*, *3* and regulator *6* – to hydraulic cylinder *4* and hydraulic motor *5*. The orifice F_3 of regulator *6*, through which the less loaded hydraulic cylinder *4* is fed, will be partially closed. So such conditions are created under which flow rates Q_1 and Q_2 flowing to hydraulic cylinder *4* and hydraulic motor *5* depend only on the values f_1 and f_2 of the areas of throttles *2* and *3*.

The main advantage of such hydraulic drive consists in providing control and maintenance of constant load-independent values of the working fluid flow to hydraulic engines through the usage of regulators *6* and *7*. As a result, simultaneous motion of the actuators, supplied from one pump, is provided.

Dynamic characteristics of the hydraulic drive can be determined using a mathematical model.

The mathematical model of the hydraulic drive comprises flow continuity equations for points *A*, *B*, *C* and *D* as well as the equation of forces acting on spools *8*, *9* and a piston of hydraulic cylinder *4* and the equation of moments acting on the shaft of hydraulic motor *5*.

The mathematical model equations are composed with the following assumptions: the temperature of working fluid is constant; wave processes are not taken into account; operation modes are non-cavitational; working fluid leakage in the slots of the pump, hydraulic cylinder and regulators are ignored (Абрамов, *et al.,* 1977; Свешников & Усов, 1982).

Mathematical model in the form of Cauchy is given by:

$$b_S \frac{dz}{dt} = p_p \cdot \frac{\pi \cdot d_S^2}{4} - p_1 \cdot \frac{\pi \cdot d_S^2}{4} - C_S (H_S + z) - T_S \cdot sign \frac{dz}{dt}, \tag{1}$$

$$b_3 \frac{dx}{dt} = p_1 \cdot \frac{\pi \cdot d_3^2}{4} - p_2 \cdot \frac{\pi \cdot d_3^2}{4} + C_3 (H_3 - x) - T_3 \cdot sign \frac{dx}{dt}, \tag{2}$$

$$m_C \frac{d^2 l}{dt^2} = p_C \cdot F_C - b_C \frac{dl}{dt} - T_R - T_C \cdot sign \frac{dl}{dt}, \tag{3}$$

$$J_m \frac{d\omega_m}{dt} = \frac{p_m \cdot q_m}{2\pi} - M_R - b_m \omega_m - M_{fr} \cdot sign\ \omega_m, \tag{4}$$

$$Q_p = \mu \cdot \pi \cdot d_S \cdot \sin\delta \cdot \sqrt{\frac{2p_p}{\rho}} + \mu \cdot f_1 \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot |p_p - p_1|}{\rho}} \cdot sign(p_p - p_1) + \\ + \mu \cdot f_2 \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot |p_p - p_2|}{\rho}} \cdot sign(p_p - p_2) + W_A \cdot \beta \frac{dp_p}{dt} \tag{5}$$

$$\mu \cdot f_1 \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot |p_p - p_1|}{\rho}} \cdot sign(p_p - p_1) = \mu \cdot \pi \cdot d_3 \cdot \sin\alpha_3 \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot |p_1 - p_C|}{\rho}} \times \\ \times sign(p_1 - p_C) + W_B \cdot \beta \frac{dp_1}{dt} \tag{6}$$

$$\mu \cdot f_2 \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot |p_p - p_2|}{\rho}} \cdot sign(p_p - p_2) = W_C \cdot \beta \frac{dp_2}{dt} + q_m \cdot \omega_m , \tag{7}$$

$$\mu \cdot \pi \cdot d_3 \cdot \sin\alpha_3 \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot |p_p - p_C|}{\rho}} \cdot sign(p_p - p_C) = \frac{dl}{dt} \cdot F_C + W_D \cdot \beta \frac{dp_C}{dt} \tag{8}$$

where Q_p – pump flow rate value, Q_1 – value of the flow rate through throttle *2*, Q_2 – value of the flow rate through throttle *3*, Q_3 – value of the flow rate through regulator *6*, p_p – pressure in the pump line, p_c – pressure in hydraulic cylinder *4*, p_m – pressure at the input of hydraulic motor *5*, p_1 – pressure at the output of throttle *2*, p_2 – pressure at the output of throttle *3*, W_A, W_B, W_C, W_D – volume of the working fluid in hydraulic lines *10*, *11*, *12* and *13*, d_s – diameter of the spool of regulator *7*, d_3 – diameter of the spool of regulator *6*, m_c – mass of the piston of hydraulic cylinder *4*, F_c – area of the piston-free chamber of hydraulic cylinder *4*, f_1 – opening area of the working port of throttle *3*, F_3 – opening area of the working port of regulator *6*, z – motion coordinate of regulator *7* spool, x – motion coordinate of regulator *6* spool, l – motion coordinate of the piston of hydraulic cylinder *4*, ρ – working fluid density, μ – flow rate coefficient, C_s – strength of the spring of regulator *7*, C_3 – strength of the spring of regulator *6*, δ – inclination angle of the working edge of spool *9*, α_3 – inclination angle of the working edge of spool *8*; β – coefficient that takes into account total deformation of the gas-liquid mixture and steel-rubber sleeves, H_s – initial compression of spring *14*, H_3 – initial compression of spring *15*, T_R – load at the rod of hydraulic cylinder *4*, M_R – loading moment at the shaft of hydraulic motor *5*, b_s – viscous damping coefficient of the spool of regulator *7*, b_3 – viscous damping coefficient of the spool of regulator *6*, b_c – viscous damping coefficient of rod of hydraulic cylinder *4*, b_m – viscous damping coefficient of the shaft of hydraulic motor *5*, q_m – working volume of hydraulic motor *5*, ω_m – angle velocity of hydraulic motor *5*, J_m – inertia

moment of hydraulic motor *5*, T_s, T_3, T_c – dry friction forces acting on the spool of regulator *7*, the spool of regulator 6 and on the rod of hydraulic cylinder *4*, M_{fr} – moment of the contact friction forces of hydraulic motor *5*.

Mathematical model equations are solved under the following initial conditions: $p_p(0) = 28\cdot10^5$ N/m^2; $p_1(0) = 12\cdot10^5$ N/m^2; $p_2(0)=10\cdot10^5$ N/m^2; $p_c(0)=10\cdot10^5$ N/m^2; $x(0) = 0.3\cdot10^{-3}$ m; $z(0) = 0$ m; $l(0)=0$ m.
Values of the main design parameters of the hydraulic drive: $Q_p = 2\cdot10^{-3}$ m^3/s; $d_3 = 20\cdot10^{-3}$ m; $d_S = 27\cdot10^{-3}$ m; $d_c = 50\cdot10^{-3}$ m; $C_S = 30\cdot10^{-3}$ N/m; $C_3 = 30\cdot10^2$ N/m; $H_3 = 15\cdot10^{-3}$ m; $H_S = 19\cdot10^{-3}$ m; $f_1 = 15\cdot10^{-6}$ m^2; $m_C = 50$ kg; $\rho = 900$ kg/m^3; $\beta = 10^{-9}$ m^2/N; $\omega = 62.8$ s^{-1}; $q_M = 65\cdot10^{-6}$ m^3; $T_R = 500$ kN; $M_R = 50$ kNm.

Transient process was simulated by instantaneous change of the value of f_1 – opening area of the working port of throttle *2*.

Mathematical model processing was performed using MATLAB Simulink software package. Simulink is an interactive tool for modeling, simulation and analysis of dynamic systems, an application of MATLAB package, fully integrated with it (Черных, 2003). In the process of the mathematical model processing the dependence of the hydraulic drive state variables is determined. Principal block-diagram of the equation set solution is shown in Fig. 2.

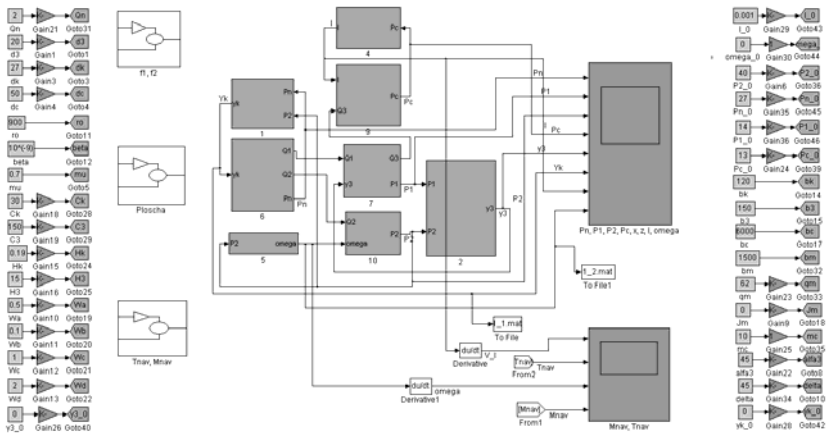


Fig. 2 – Block-diagram of the equation set solution.

The dependencies of the hydraulic drive state variables have been found that enable its stability evaluation for steady-state mode and make it possible to determine the dynamic characteristics (Бурєнніков *et al.,* 2005).

The variation ranges of the design parameters were as follows: the nominal flow of the hydraulic pump *Qp* = 0.8…2.5·10-3 m3/s, diameter of the spool of regulator *7 dS* = 10...30·10-3 m, the working edge inclination angle of the spool of regulator *7* δ = 30…90º.

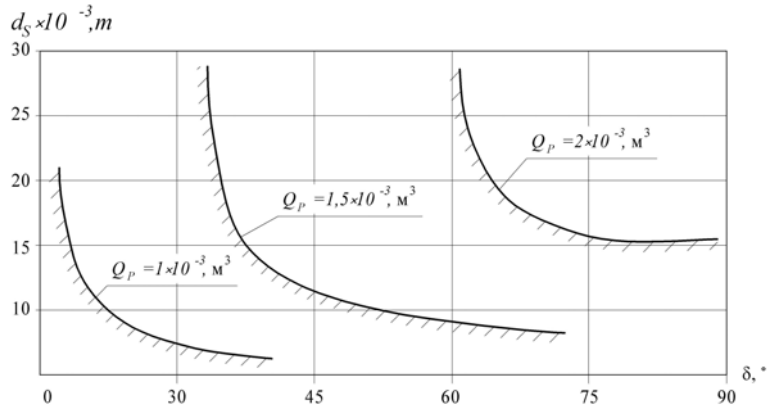


Fig. 3 – Hydraulic drive stability limits.

Fig. 3 presents the dependence of the hydraulic drive stability limit on the values of *dS* and *δ* that characterize the hydraulic system operation modes.

Analyzing location of the stability limit, a conclusion could be drawn that the worst conditions of the hydraulic drive operation are those that emerge under maximal value of the spool diameter ds of the regulator *7* and maximal value of the spool edge inclination angle δ. As it is shown in Fig. 4, the best zone of the hydraulic drive stable operation is provided by the pump with nominal flow *Qp* = 2.0⊙10-3 m3/c. Fig 4 shows the influence of the flow rate of hydraulic pump *1* and parameters ds and δ of regulator *7* on the transient process time, along the abscissa axis the values of non-dimensional parameters A_0/A_{max} are plotted, where A_0 – current value of the parameters, A_{max} – maximal value of the parameters.

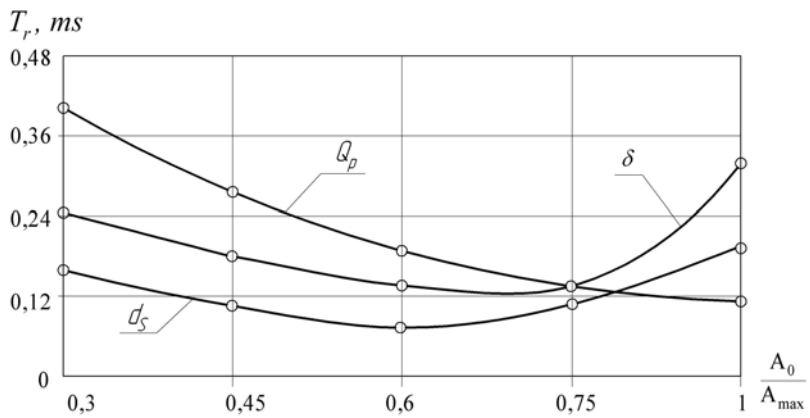


Fig. 4 –The influence of the hydraulic drive parameters on the transient process time.

The calculated dependences make it possible to draw conclusions about the influence of the design parameters of regulator *7* on the hydraulic drive dynamic characteristics. Increase of the spool diameter of regulator *7* to ds=0.6dmax leads to the regulation time reduction, and then the value of the transient process time is gradually increased. The increase of the spool inclination angle in regulator *7* from δ=0.3δ_{max} to δ=0.75δ_{max} causes reduction of the transient process time, while increase of the inclination angle from δ=0.7δ_{max} to δ=1.0δ_{max} leads to sharp increase of the transient process value. If the nominal flow *Qp* of the hydraulic pump is increased, the transient process time is reduced.

Proceeding from the analysis of the obtained dependences, at the design stage of regulator *7* it could be recommended to choose the following values of the design parameters for the hydraulic drive with load-independent flow distribution: the value of the hydraulic drive flow Qp = (0.75...1.0) *Qp max*, the inclination angle of the spool edge for regulator 7 δ= 0.75δmax, diameter value for the spool of regulator *7 ds*=(0.5…0.65)*dmax.*

2. Conclusion

The developed hydraulic drive circuit provides proportional control and maintenance of the constant load-independent values of the working fluid flows to hydraulic engines trough the usage of regulators.

Analysis of the influence of the regulator *7* design parameters (diameter of the spool *ds*, inclination angle of the spool edge δ) and the value of the hydraulic pump flow *Qp* on the transient process time has made it possible to determine design parameters of regulator 7 (*ds*=18…23⊙10-3m, δ=75°) and flow rate of hydraulic pump *1* (*Qp* = 2.0⊙10-3 m^3/s) that ensure stable hydraulic drive operation and regulation time not exceeding 0.5 s.

REFERENCES

[1]. Beitrag E., *Load-Sensing Steuerung: Anwendungen und Ausbaustufen.* Der Konstrukteur, *5*, 60-64 (1988).

[2]. Козлов Л.Г., *Вдосконалення систем керування гідроприводів з LS-регулюванням.* Дис. … канд. техн. наук: 05.02.03. – Вінниця, 2000.

[3]. Буренников Ю.А., Козлов Л.Г. *Пропорциональный распределитель для гидросистемы, чувствительной к нагрузке.* Весник НТУУ „КПИ”: Машиностроение, Київ, Вып. **42**, *Т.2*, 37–39 (2002).

[4]. Принципы L.S., *LUDV в гидросистемах открытого контура.* В.А. Бондар, Ред. журн. – Суммы,–. Рус. – Деп. в ГНТБ Украины 16.02.95; Ук95, *362*, 5 (2003).

[5]. HE Qing-hua, HAO Peng, ZHANG Da-qing, *Modeling and Parameter Estimation for Hydraulic System of Excavator's Arm.* J. Cent. South Univ. Technol – China, *15*, 382-386 (2008).
[6]. Абрамов Е.И., Колесниченко К.А., Маслов В.Т., *Элементы гидропривода (Справочник).* Киев, «Техніка», 320 (1977).
[7]. Свешников В.К., Усов А.А., *Станочные гидроприводы: Справочник*. М.: Машиностроение, 464с (1982).
[8]. Черных И.В. , *Simulink: среда создания инженерных приложений*. Диалог-МИФИ, 2003.
[9]. Бурєнніков Ю.А., Козлов Л.Г., Лозінський Д.О., *Оптимізація системи управління гідророзподільником з електрогідравлічним регулюванням*. Вісник ВПІ, *6*, 225–229 (2005).

CARACTERISTICILE DINAMICE ALE ACŢIONĂRILOR HIDRAULICE CU REGULATOR DE DEBIT PROPORŢIONAL

(Rezumat)

Lucrarea prezintă rezultatele cercetărilor experimentale a influenţei parametrilor de proiectare a regulatorului asupra caracteristicilor dinamice şi de stabilitate a funcţionării acţionării hidraulice. Acţionarea hidraulică cu controlul proporţional al regulatorului de debit este utilizată în manipulatoare ce operează într-o gamă largă de viteze, la funcţionarea elementelor de acţionare. Modul de operare a acestor transmisii hidraulice sunt caracterizate prin frecventa pornire şi oprire a supapelor de control direcţional, viteze şi sarcini variabile de mişcare. În aceste circumstanţe, luând în calcul răspunsul automat al acţionării hidraulice la schimbarea de debit şi a sarcinii asupra motoarelor hidraulice, determină necesitatea de investigare a comportamentului dinamic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PREVENTIVE MAINTENANCE - HIGH SECURITY FOR WORKERS

BY

DRAGOŞ – ALIN LĂPUŞNEANU*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 15, 2011

Abstract. This paper concerns the impact of preventive maintenance work on safety and health for electronic computing equipment.

Key words: preventive maintenance, safety, health, computing equipment.

1. Introduction

1.1. General Things About Maintenance

Maintenance is a set of technical, administrative and management undertaken during the life cycle of equipment, for maintaining or restoring it to a condition that can meet the required function, protecting it against damage or defects.

Maintenance work include inspection, testing, replacing parts or subassemblies; adjustment, repair, fault detection, technical assistance.

There are two main types of maintenance:

- Preventive maintenance (proactive) - performed to ensure operational status of equipment, usually it is planned and scheduled in accordance with the manufacturer's instructions;

* Corresponding author e-mail: dragosh8@yahoo.com

- Corrective maintenance (reactive) - repair of equipment for its re-use; an unscheduled duty, unplanned, usually associated, risks and dangers greater than preventive maintenance.

1.2. The Necessity of Performing Maintenance

Since 1989, they adopted a series of European directives which establish the general requirements for the protection of workers. These directives apply to maintenance activities. First, among these is the Framework Directive which requires employers to conduct a risk assessment in the workplace.

Moreover, employers have a moral obligation to protect the safety and health of the personnel in every aspect of business. Employers should not be limited to legal compliance, but should show by example a real commitment to safety and health.

From a financial standpoint, a misunderstanding of maintenance activities is extremely costly, and may involve loss of income, fines, costs associated with judicial processes, reduced productivity and loss of business reputation. Maintenance, from the safety point of view, is the interest of employers. Proper management of occupational health and safety is good business, being a characteristic of effective organizations. In the case of maintenance, there is a link between the appropriate management of safe and healthy work and quality assurance procedures. A properly maintained equipment will produce products of superior quality.

2. Applicable law

2.1. Directives

- Directive 89/391/EEC (Framework Directive), establishes general principles for the protection of workers against occupational accidents and diseases.
- Directive 89/654/EEC laying down minimum requirements for workplace safety.
- Directive 89/655/EEC lays down minimum safety and health in the use of work equipment.
- Directive 89/656/EEC lays down minimum safety and health in the use of personal protective equipment at work.
- Directive 92/57/EEC concerning minimum safety and health requirements at temporary or mobile worksites.
- Directive 98/24/EC concerning the protection of workers from risks related to chemical agents.

- Directive 83/477/EEC concerns the protection of workers from risks related to exposure to asbestos.
- Directive 2006/42/EC provides essential health and safety requirements for the design and construction machinery (Annex I, "Essential health and safety of design and construction machinery).

2.2. Reference Documents

- ISO 9001:2001 Quality management systems. Requirements.
- ISO 14001:2005, Environmental management systems. Requirements with guidance for use.
- Specification OHSAS 18001:1999 - Occupational health and safety management systems - Specification (security management systems and health - Specification).

3. Repairs and Transportation Equipment

3.1. Definitions and Acronyms

Maintenance work - preparation, testing and maintaining the cleanliness of equipment during use.

Remedial work - checking operations and / or adjusting various parts of the equipment without replacing the parts or components.

Repair work - operations, with a high degree of complexity, involving and replacement of components or subassemblies.

3.2. Planning

Maintenance should start with proper planning. Employers should conduct a risk assessment in relation to maintenance activities that they are proposing, and should involve employees in this process.

Among the issues they should consider:

- the scope of the task - what to do and how they have affected other workers and other workplace activities;
- appropriate risk assessment: the potential hazards must be identified and measures should be developed to eliminate or minimize the risks associated;
- elements of business processes: the people involved, roles and responsibilities of each, the equipment they will use personal protective equipment required;
- time and resources involved in the activities;
- communication between staff responsible for carrying out maintenance and staff responsible for all other parties concerned.

3.3. Training Workers

Formation of the maintenance workers involved in a task (and those who work around them) is a very important aspect of planning phase. Competence of persons performing maintenance, including inspection and verification is vital to ensure safety and, although most workers are involved in some aspects of maintenance, accidents may occur if workers try to perform tasks when you do not have competence or experience. Employers must ensure that workers have the necessary skills required for these tasks, are informed of procedures for working safely and know what to do if their capabilities are exceeded in a given situation.

Employers should carefully consider the "ladder of persons" engaged in maintenance work and any procedures that will be used during the activity, including reporting procedures if a problem arises. Continuous consultation and informing workers are vital throughout the planning phase. Employees who perform maintenance work should not only be informed of the results of the initial assessment of risk, but also involved in its making. Due to the knowledge of the workplace, they are often in the best position to identify hazards and most effective ways to deal with them. Employee participation in the planning procedure enhances not only safety for our maintenance activity, but also its quality.

3.4. Responsibilities

Head of Commercial - Approves annual maintenance program for computer equipment and ensures the establishment of consumption electronic components, parts and manual labor. Ensures preparation of estimates and work schedules.

Chief of Diagnostics - Completes Notes Minutes finding and fact-finding and maintenance work planning, ensures the electronic computing equipment, and develops annual maintenance program and its aims to achieve the deadlines.

Head of Maintenance Center - Participates in equipment authorization and persons covered by the technical requirements of ISCIR, coordinates maintenance activities, ensures the supply of components, parts and materials required maintenance works, using the necessary Minutes and Bills, Notes and Minutes of finding the revisions. Answers for the collection of components, subassemblies and materials for maintenance work, resulting from maintenance activities and teaches them to stop collecting.

Answers for organizing and carrying out safe maintenance work for the persons that he leads, and he is also responsible for the application of security and health regulations at the workplace.

3.5. The Purchase of Equipment

Procurement procedures should be adopted to ensure that the necessary tools and personal protective equipment (together with the necessary training and retention of the equipment) are available for the safe execution of maintenance. It may be necessary to provide appropriate personal protective equipment (*e.g.,* respiratory protection is used when cleaning the filters).

During the acquisition of new equipment for carrying out maintenance, it must be taken into account the ease of reaching them to carry out maintenance work: risks during maintenance work can be minimized or even eliminated through proper design work equipment, availability of relevant tools and information from the supplier or manufacturer.

3.6. Assuring Work Zone Safety

At this stage, the procedures developed in the planning phase must be implemented. Work area should be secure (restrict access to employees that are not allowed in the work zone, for example, using barriers and signs). Also, the area must be kept clean and safe, mobile equipment components should be blocked, temporary ventilation systems should be installed, safe access routes should be established for entry and exit of workers from the work area. Warning plates should be placed on every equipment, and these plates should include the date and time freezes, and the name of the person authorized to remove the lock - in this way, the safety of the worker who is performing the maintenance of the equipment will not be jeopardized by another worker who would accidentally put the equipment in operation mode. If possible, protection should be provided in order to carry out minor maintenance work of electronic computing equipment without removing the safety devices. If the safety devices must be removed or disabled, the procedures for restricting access will be applied. Operators and workers responsible for maintenance activities are being trained on how and under what conditions the safety devices can be removed.

3.7. Mode of Work

On the basis of electronic computing equipment list is drawn up annual maintenance program (maintenance, repair and servicing).

For planning, the current directives/regulations are used, which should be in accordance with the manufacturer's instructions.

In the case of planned maintenance of electronic computing equipment the following work should be performed:

- clean the natural ways that the air circulates from inside to the outside of the computer;

- clean power source (grease the cooler's gears);
- check CPU's cooling system which consists of the radiator and cooler (fan), cleansing and replacing it where necessary, ensuring silicone heat transfer paste between the processor and heatsink;
- remove dust from cooler;
- remove and clean the dust from RAM memory;
- cleaned with special substances the reading / writing mechanism of optical equipment;
- clean the monitor, keyboard and mouse;
- check (visually) the physical integrity of ports;

In the case of repairing electronic computing equipment the following work should be performed:

- identifying and replacing defective components with similar components;
- before starting to work within central units and LCD monitors or LED type, these must be grounded and the work equipment that is used must be antistatic to avoid the appearance electrostatic voltages that can affect various parts of the computer;
- replacement of components is done according to their attachment system on the CPU cover, by unscrewing the screw fasteners or fastening components, extracting the defect components and assemble the good ones;
- when working on CRT monitors the first to do is to discharge the capacitors from the power supply and the CRT tube to prevent accidental electrocution by touching;
- after the interventions, verifications must be made to ensure that all components are properly positioned and secured;
- verify that the equipment operates at nominal parameters.

3.8. Verifications

Maintenance process must be completed with checks to ensure that the task has been completed, the status of the equipment or the mode of transportation subject to maintenance is safe and that all waste materials arised during the maintenance process have been eliminated. After everything has been checked and declared safe, the task can be terminated, and supervisors and other workers notified. The last step is compiling a report outlining the work and comment on any difficulties encountered, together with recommendations for improvement. Ideally, this should be discussed at a meeting of staff involved in the process, where workers and those working around them can make comments on the maintenance activity and can come up with appropriate suggestions for improvement process.

4. Conclusion

- "Health and safety above all", and maintenance helps maintain this motto.
- A proper maintenance programme will save time, money and a lot of headache for any employer.
- The best way to plan maintenance activities is with the workers who deal first hand with the equipment.

Maintenance should be made by authorized workers and with proper equipment.

REFERENCES

[1]. *** *Legea securităţii şi sănătăţi în muncă*. *319*, 2006.
[2]. *** http://osha.europa.eu/topics/maintenance
[3]. *** http://inspectiamuncii.ro.

MENTENANŢA PREVENTIVĂ - SECURITATE RIDICATĂ A LUCRĂTORILOR

(Rezumat)

Lucrarea se referă la impactul lucrărilor de mentenanţă preventivă asupra securităţii şi sănătăţii în muncă în cazul echipamentelor de calcul electronic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONSIDERATION REGARDING Ti-Mo ALLOYS USED AS BIOMATERIALS IN ORTHOPEDIC IMPLANTS

BY

ANDREEA MAGHERU*, BRÂNDUŞA GHIBAN, NICOLAE GHIBAN and MIHAI MARIN

Politehnica University from Bucharest,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Titanium alloys are more often use as biomaterials because their excellent specific characteristics.

Therefore this paper focuses its attention mainly on titanium-molybdenum alloys used as biomaterials for medical applications especially for hip implants. The paper presents an overview of various aspects of titanium-molybdenum alloys that make this material an ideal choice for bio-applications.

Key words: biomaterials, biocompatibility, Ti-Mo alloys, orthopedic implants.

1. Generalities

Biomaterials are materials used for making devices that can interact with biological systems to coexist in the human body for a longer time with minimal failure. Williams (1981) defined biomaterials as “nonviable materials used in medical devices, intended to interact with the biological systems”. Biomaterials are widely used in repair, replacement, or augmentation of diseased or damaged parts of the musculoskeletal system such as bones, joints and teeth. These devices when are placed inside the body like implants are intended to remain there for a

* Corresponding author e-mail: dianadumitru1986@yahoo.com

substantial period of time, and when are use like prosthesis they are permanently fixed in the body for long-term application until the end of lifetime (Kamachi *et al.*).

Another complementary definition essential for understanding the biomaterials science is the "biocompatibility''. The same Williams (1987) said that the biocompatibility is ''the ability of a material to perform with an appropriate host response in a specific application'' (Ratner, 2004).

Recently, alloys applied as biomaterials have been intensively studied with emphasis on their electrochemical behavior, surface properties and biocompatibility in implants. Materials of low elasticity modulus can better simulate a natural bone, so there is an interest in alloys of such characteristics in order to obtain new materials for implants.

Orthopedic implants have improved the quality of life for millions of people over the last century. Therefore the clinical objectives of the implants are to relieve pain and increase the ease of movement in the joint; the engineering objective is to provide minimal physiological stress to the remaining bone system so that the integrity and functionality of the bone and prosthetic materials will be maintain over a long service life. Thus, materials suitable for implantation are those that are well-tolerated by the body and can withstand cyclic loading in the aggressive environment of the body. The materials used in orthopedics are ceramics, polymers and metals and alloys (Kamachi *et al.*).

Titanium alloys are preferred for orthopedic applications due to their low elasticity modulus, excellent biocompatibility, corrosion resistance, appropriated mechanical properties (Satendra Kumar & Sankara Narayanan), high-strength/density ratios, strong adhesion to bone tissue (Kawahara, 1983), formability and no potential toxic elements in most cases (Oliveira & Guastaldi).

2. Titanium and Alloying Elements

Titanium exists in two allotropic forms. At low temperatures it has a closed packed hexagonal crystal structure (cph), which is commonly known as α, whereas above 883°C it has a body centered cubic structure (bcc) termed β. The α to β transformation temperature of pure titanium either increases or decreases based on the nature of the alloying elements.

The alloying elements such as (Al, O, N etc.) that tend to stabilize the α phase are called alpha stabilizers and the addition of these elements increase the beta transus temperature, while elements that stabilize β phase are known as beta stabilizers (V, Mo, Nb, Fe, Cr etc.) and addition of these elements depress the β transus temperature. Some of the elements that do not have marked effect on the stability of either of the phase but form solid solutions with titanium are termed as neutral elements (Zr and Sn). Alloys having only α stabilizers and consisting entirely of α phase are known as α alloys. Alloys containing 1–2% of β stabilizers and about 5–10% of β phase are termed as near α alloys. Alloys containing higher

amounts of β stabilizers which results in 10–30% of β phase in the microstructure are known as α+β alloys. Alloys with still higher β stabilizers where β phase can be retained by fast cooling are known as metastable β alloys. These alloys decompose to α+β on aging. Most of the biomedical titanium alloys belong to α+β or metastable β class. In all conventional titanium alloys, α to β transus temperature (known as β transus) plays a central role in evolution of microstructure and is of great technological importance in determining heat treatment and processing schedule. The alloys processed/heat treated above the β transus temperature result in acicular or lamellar structure and are typically known as β treated structure. When these alloys are mechanically processed below the β transus (α+β phase field) and heat treated in α+β phase region, the microstructure consists of a mixture of equiaxed α and β phases. Depending upon the alloy chemistry, heat treatment temperatures and cooling rate, volume fraction of equiaxed α and nature of β phases may change. In faster cooled structure, transformed β phase may constitute martensite or α lath along with the retained β, while on slow cooling the transformed β phase may entirely be retained β. In metastable β alloys, the β phase is usually retained on quenching from the β phase field and very fines α precipitates on aging at lower temperatures, which leads to extremely high strength in these alloys (Geetha *et al.*). In Fig. 1 is given the influence of the thermomechanical processing on the development of various microstructures in alpha- beta titanium alloys.

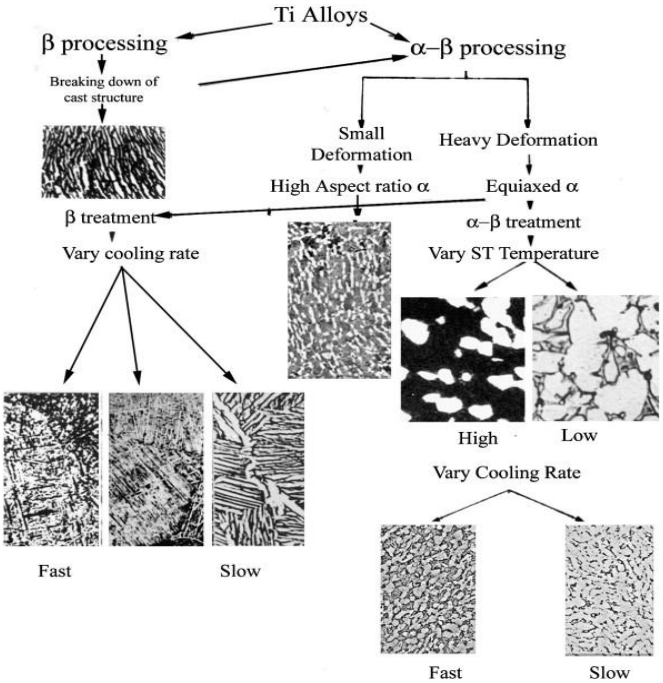


Fig. 1 – The influence of the thermomechanical processing on the development of various microstructure in alpha- beta titanium alloys.

In the mid of 1980s, the $\alpha+\beta$ phase of Ti–6Al–4V was commonly regarded as an ideal material for medical implants due to its appropriate mechanical properties and corrosion resistance. However, more recent research has revealed that Ti–6Al–4V debris contains Vanadium, which is harmful to human health (Woei-Shyan Lee *et al.*) and the leaching of V and Al exceeds a threshold level may cause peripheral neuropathy, osteomalacia and Alzheimer diseases. (Rao *et al.,* 1996; Walker *et al.,* 1990; Yumoto *et al.,* 1992) and can lead to mechanical failure of the device (Wen-Fu Ho *et al.*). The toxicity of vanadium and can be also aggravated when an implant is fractured and subsequently undergoes fretting. Release of titanium ions into the tissues adjacent to the implants results in discoloration of the tissues. This may also be detrimental to the bone attachment and further bone growth on the implant surface (Kamachi *et al.*).

To improve the mechanical properties or corrosion resistance of pure metals or alloys, new alloys are being developed through the addition of different elements to a given metal. For instance, when Nb, Ta, Zr, Mo, Sn are added to titanium its corrosion resistance is improved (Oliveira & Guastaldi).

A new material was developed with these characteristics, which are appropriate on the human body. Ti with different concentration of molybdenum was analyzed by many authors in their attempt to make it an ideal choice of material for bio-applications. Therefore they study the morphology, the various surface modification techniques, the mechanical properties, the electrochemical behavior, the corrosion resistance and the biocompatibility of this new biomaterial in hope that will discover a better one for orthopedic implants.

3. Development of Ti-Mo Alloys for Medical Applications

Ho et al. observe the new α″ phase Ti–7.5Mo alloy with a lower elastic modulus that had been developed for biomedical applications. This Ti–7.5Mo alloy also exhibits an even better strength/modulus combination and excellent corrosion resistance. Titanium alloys doesn't bond directly to living bone (Yan & Davies, 1998; Nishiguchi *et al.,* 1999) and therefore the (Wen-Fu Ho *et al.*) study the bioactive coatings on commercially pure titanium (c.p. Ti) and Ti–7.5Mo.

C.p. Ti and Ti–7.5Mo were initially immersed in a 5, 10 or 15M NaOH solution at 60°C for 24 h, resulting in the formation of a porous network structure composed of sodium titanate ($Na_2Ti_5O_{11}$). The X-ray diffraction (XRD) results indicated that the intensity of the sodium titanate peak increased with an increasing NaOH concentration.

The specimens were then immersed in simulated body fluid (SBF) at 37°C for 3, 7 and respectively 28 days. It is known that an essential requirement for an artificial material to bond to living bone is the formation of a bonelike apatite layer on its surface in the body environment (Kokubo, 1991) and

(Hench, 1991). The apatite-forming ability of alkali-treated Ti–7.5Mo was higher than that of alkali-treated c.p. Ti on exposure to 5, 10 or 15M NaOH aqueous solutions. The XRD results also indicated that the deposited amounts of calcium phosphate were much greater for alkali-treated Ti–7.5Mo than for alkali-treated c.p. Ti. The average thickness of calcium phosphate layer of 15M NaOH-treated Ti–7.5Mo after immersion in SBF for 28 days was about 15 μm.

The alkali treatment of Ti–7.5Mo by NaOH aqueous solutions can be anticipated to be promising artificial bone substitutes or other hard tissue replacement materials for heavy load-bearing applications due to their wonderful combination of bioactivity, low elastic modulus and low processing costs.

The same material (Ti–7.5Mo) also was used by the Escada et.al. in (Escada *et al.*) and their purpose was to modify the surface but this time by a different method (biomimetic). The work was to evaluate the growth of calcium phosphates at the surface of the experimental alloy Ti–7.5Mo. These ingots was treated at 1100°C for one hour, cooled the samples in water, and cold-worked the cooled material by swaging and machining. After that the samples was prepared with a specific roughness (Ra) of (1.3 and 2.6 μm) and cut discs with (13 mm in diameter and 4 mm in thickness) from each group. The samples were treated by biomimetic methods for 7 or 14 days to form an apatite coating on the surface. The samples treated in a 5.0-M NaOH aqueous solution at 80°C for three days and heat-treated at 600°C for 1 h could form apatite after soaking in SBF. Therefore, alkaline and heat treatments are effective pre-treatment methods for apatite formation on Ti–7.5Mo alloys. Regarding the different surface roughness values (Ronold *et al.,* 2003), we obtained the best results for samples with a roughness of Ra=2.6 μm subjected to an alkaline treatment (NaOH) and a heat treatment (600°C), with subsequent immersion in SBF for seven days. These samples exhibited a greater growth of apatite, resulting in the formation of a continuous film. The samples also exhibited an increased wettability. Therefore, in this study we can conclude that increasing the roughness of the substrate allowed decreasing the time of formation of apatite from fourteen to seven days (Escada *et al.*).

Lin D.J et al. introduce into the metallic matrix of titanium different contents of iron. Experimental results indicated that α″ phase-dominated binary Ti–7.5Mo alloy (Ho *et al.,* 1999) exhibited a fine, acicular martensitic structure. When 1 wt% or more iron was added, the entire alloy became equi-axed β phase structure with a grain size decreasing with increasing iron content (Lin *et al.,* 1999). The thermal ω phase was formed in the alloys containing iron of roughly between 0.5 and 3 wt% (Sikka *et al.,* 1982; Bur' ík & Weatherly 1999). A largest quantity of ω phase and highest microhardness were found in Ti–7.5Mo–1Fe alloy (Collings *et al.,* 1972). The binary Ti–7.5Mo alloy had a lower microhardness, bending strength and modulus than all iron-containing alloys. The alloys with iron contents closer to 1 wt% exhibited the highest

microhardness level. Despite the strong hardening effect of ω phase, the bending strength of Ti–7.5Mo–1Fe alloy was relatively low due to its premature, brittle fracture. The highest bending strength was found in Ti–7.5Mo–2Fe alloy (Lin *et al.*). They said that the present alloys with iron contents of about 2–5 wt% seem to have a great potential to be use as an implant material.

For structure and properties of a series of binary Ti–Mo alloys with molybdenum contents ranging from 6 to 20 wt% have been investigated in (Ho *et al.*). Experimental results indicated that crystal structure and morphology of the cast alloy were sensitive to their molybdenum contents. The hexagonal α′ phase c.p. Ti (Bania, 1993) exhibited a feather-like morphology. When Mo content was 6 wt%, a fine, acicular martensitic structure of orthorhombic α″ phase was observed. But when Mo content was 7.5 wt%, the entire alloy was dominated by the martensitic α″ structure. When Mo content was increased to 10 wt% or higher, the retained β phase became the only dominant phase (Bagariaskii *et al.,* 1959; Davis & Flower 1979). Among all Ti–Mo alloys, the α″ phase Ti–7.5Mo alloy had the lowest hardness. The bending strength of Ti–7.5Mo was similar to that of Ti–15Mo and Ti–13Nb–13Zr, and higher than c.p. Ti by nearly 60%. The bending modulus of the α″-dominated Ti–7.5Mo alloy was lower than that of Ti–15Mo by 22%, of Ti–6Al–4V by 47%, of Ti–13Nb–13Zr by 17%, and of c.p. Ti by 40%.

The (Gordin *et al.*) have synthesized a new alloy that combines Ti with the non-toxic elements like Ta and Mo. The alloy was annealed at 950°C for one hour under high vacuum and quenched in water at room temperature. The alloy was characterized by X-ray diffraction, observed by microscopy and found to have a body-centered-cubic structure (β-type). Measuring the Young's modulus of Ti-12Mo-5Ta by ultrasonic technique it was observed a lower value (about 74 GPa) than the classical α+β Ti-6Al-4V alloy (120 GPa), which is much better in order to use it as hip prostheses and to avoid stress shielding and thus prevent bone reabsorbtion (Schutz, 1993). As long-term stability in biological environment is required, they evaluated the electrochemical behavior of both alloys. Experiments, i.e. measurements of open-circuit potential (OCP) versus time and the observation of linear and cyclic potentiodynamic polarization curves, were carried out in simulated body fluid (Ringer's solution) for two immersion times. Under these conditions both titanium alloys exhibit spontaneous passivity and high corrosion resistance (Schenk, 2001). The excellent electrochemical properties combined with low elastic modulus make the new beta-type Ti-12Mo-5Ta alloy suitable for use as a bone substitute.

Satendra Kumar *et. al.* study the corrosion behavior of Ti–15Mo alloy in Ringer's solution evaluated by potentiodynamic polarization, cyclic polarization and chronoamperometric/current–time transient (CTT) studies. The corrosion protective ability of Ti–15Mo alloy was compared with that of commercially pure (CP) titanium (grade-2) and Ti–6Al–4V alloy under similar

experimental conditions. The study reveals that Ti–15Mo alloy (Nag *et al.,* 2005) possesses a β-phase microstructure and moderate hardness. The open circuit potential of Ti–15Mo alloys is relatively nobler than CP–Ti and Ti–6Al–4V alloy. The average passive current density of all the three Ti materials studied lies in the range of 32×10^{-6} A/cm^2. The passivation range of Ti–15Mo alloy is relatively large when compared to that of Ti–6Al–4V alloy and CP–Ti. The loop area of the cyclic polarization curve of Ti–15Mo alloy is quite similar to that of Ti–6Al–4V alloy but relatively smaller than that of CP–Ti. There is no appreciable variation in the steady state current density of all the three Ti materials measured at +0.5 V vs. SCE whereas a significant variation is observed at +1.25 V vs. SCE (Kumar Satendra & Sankara). The β-phase structure, moderate hardness and the ability to offer a better corrosion resistance in Ringer's solution make the Ti–15Mo alloy an excellent alternative candidate material for orthopedic implant applications.

Electrochemical behavior of pure Ti and Ti–Mo alloys (6–20 wt.% Mo) was investigated as a function of immersion time in electrolyte simulating physiological media by (Oliveira & Guastaldi). Open-circuit potential values indicated that all Ti–Mo alloys studied and pure Ti undergo spontaneous passivation due to spontaneously formed oxide film passivating the metallic surface, in the chloride-containing solution. It also indicated that the addition of Mo to pure Ti up to 15 wt.% seems to improve the protection characteristics of its spontaneous oxides. Electrochemical impedance spectroscopy (EIS) (Shukla & Balasubramaniam, 2006) studies showed high impedance values for all samples, increasing with immersion time, indicating an improvement in corrosion resistance of the spontaneous oxide film (Oliveira *et al.,* 2007).

The fit obtained suggests a single passive film present on the metals' surface, improving their resistance with immersion time, presenting the highest values to Ti–15Mo alloy (Oliveira & Guastaldi, 2008). Potentiodynamic polarization showed a typical valve-metal behavior, with anodic formation of barrier-type oxide films, without pitting corrosion, even in chloride-containing solution. In all cases, the passive current values were quite small, and decrease after 360 h of immersion. All these electrochemical results suggest that the Ti–15Mo alloy is a promising material for orthopedic devices, since electrochemical stability is directly associated with biocompatibility and is a necessary condition for applying a material as biomaterial.

Electrochemical investigation on the as-cast Ti–Mo alloys (4–20 Mo wt.%) applied as biomaterials in Na_2SO_4 and Ringer physiological solutions is reported in (Oliveira & Guastaldi). Analyses of the open-circuit potential indicated that all alloys present spontaneous passivation. SEM and cyclic voltammograms obtained in the Ringer solution showed that the samples studied do not present pitting corrosion at potentials up to 8 V (SCE), indicating high corrosion resistance (Oliveira *et al.,* 2005). Open-circuit potential profiles of the anodic oxides growth in both solutions show that the presence of chloride

ions during the anodization does not influence the oxides' chemical stability, and also clearly indicate that adding Mo to pure Ti improves the stability of the anodic oxides. All these results suggest Ti–Mo alloys promissory to be applied as biomaterials, mostly in the orthopedic field.

4. Conclusion

The new develop material Ti-Mo alloys is the ideal choice for medical application, specially in orthopedic field because can be anticipated to be promising artificial bone substitutes or other hard tissue replacement materials for heavy load-bearing applications due to their wonderful combination of bioactivity, corrosion resistance, low elastic modulus and low processing costs.

Acknowledgements. The work has been funded by the Sectoral Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/88/1.5/S/60203.

REFERENCES

Bagariaskii I.A., Nosova G.I., Tagunova T.V., *Factors in the Formation of Metastable Phases in Titanium-Base Alloys.* Sov Phys Dokl (Engl Transl), 3 (1959).

Bania P.J., *Beta Titanium Alloys and Their Role in the Titanium Industry*. In: D Eylon, R Boyer and D Koss Editors, Beta Titanium Alloys in the 1990's TMS. Warrendale, PA (1993).

Bur' ík J., Weatherly G.C., *Transformation of the β-(Ti, V) Phase in Ti–V–C Alloys.* Scripta Mater. 40 (1999).

Collings E.W., Ho J.C., Jaffee R.I., *Superconducting Transition Temperature, Lattice Instability and Electron-To-Atom Ratio in Transition-Metal Binary Solid Solutions*. Phys. Rev. B. 5 (1972).

Davis R., Flower H.M., West D.R.F., *Martensitic Transformations in Ti–Mo Alloys.* J. Mater. Sci. 14 (1979).

Escada A.L.A., Rodrigues Jr. D., Machadoand J.P.B., Alves Claro A.P.R., *Surface Characterization of Ti–7.5Mo Alloy Modified by Biomimetic Method.*

Geetha M., Singh A.K., Asokamani R., Gogia A.K., Ti Based Biomaterials, the Ultimate Choice for Orthopaedic Implants–A Review.

Gordin D.M., Gloriant T., Nemtoi Gh., Chelariu R., Aelenei N., Guillou A., Ansel D., Synthesis, *Structure and Electrochemical Behavior of a Beta Ti-12Mo-5Ta Alloy as New Biomaterial.*

Hench L.L., *J. Am. Ceram. Soc.,* 74 (1991).

Ho W.F., Ju C.P., Chern lin J.H., *Structure and Properties of Cast Binary Ti–Mo Alloys.* Biomaterials*,* 20 (1999).

Ho W.F., Ju C.P., Chern Lin L.H., *Structure and Properties of Cast Binary Ti–Mo Alloys.*

Kamachi Mudali U., Sridhar T. M., Baldev RAJ- Corrosion of bio implants.

Kawahara H., *Cellular Responses to Implant Materials: Biological, Physical and Chemical Factors*. Int. Dent. J., *33,* 1983.

Kokubo T., *Biomaterials* 12 (1991).

Kumar Satendra, Sankara Narayanan T.S.N., *Electrochemical Characterization of β-Ti Alloy in Ringer's Solution for Implant Application.*

Lin D.J., Chern Lin J.H., Ju C.P., *Structure and Properties of Ti–7.5Mo–xFe Alloys.*

Lin D.J., Ju C.P., Chern lin J.H., *Structure and Properties of Cast Ti–Fe Alloys*. AFS Trans*,* 216 (1999).

Nag S., Banerjee R., Fraser H.L., Mater. Sci. Eng. C 25 (2005).

Nishiguchi S., Nakamura T., Kobayashi M., Kim H.M., Miyaji F., Kokubo T., *Biomaterials,* 20 (1999).

Oliveira N.T.C., Aleixo G., Caram R., Guastaldi A.C., *Electrochemical Behavior of Ti–Mo Alloys Applied as Biomaterials*. J. Mater. Sci. Eng. A, 452–453 (2007).

Oliveira N.T.C., Biaggio S.R., Rocha-Filho R.C., Bocchi N., J. Biomed. Mater. Res. A 74A (3) (2005).

Oliveira N.T.C., Guastaldi A.C., *Electrochemical Behavior of Ti–Mo Alloys Applied as Biomaterial*.

Oliveira N.T.C., Guastaldi A.C., *Electrochemical Behavior of Ti–Mo Alloys Applied as Biomaterial*. Corros. Sci. 50 (4) (2008).

Oliveira N.T.C., Guastaldi A.C., *Electrochemical Behavior of Ti–Mo Alloys Applied as Biomaterial*.

Oliveira N.T.C., Guastaldi A.C., *Electrochemical Stability and Corrosion Resistance of Ti–Mo Alloys for Biomedical Applications.*

Rao S., Ushida T., Tateishi T., Okazaki Y., Asao S., *Effect of Ti, Al, and V Ions on the Relative Growth Rate of Fibroblasts (L929) and Osteoblasts (MC3T3-E1) Cells*. Bio-Medical Materials Engineering, 6 (1996).

Ratner Buddy D., Hoffman Allan S., Schoen Frederick J., Lemons Jack E., *Biomaterials Science - An Introduction to Materials in Medicine* . 2nd Edition, 2004.

Ronold H.J., Lyngstadaas S.P., Ellingsen J.E., *Biomaterials,* 24 (2003).

Satendra Kumar, T.S.N. Sankara Narayanan, *Corrosion Behaviour of Ti–15Mo Alloy for Dental Implant Applications.*

Schenk R., *The Corrosion Properties of Titanium and Titanium Alloys*. In: D.M. Brunette, P. Tengvall, M. Textor and P. Thomsen, Editors, Titanium in Medicine, Springer, New York, 2001.

Schutz R.W. In: D. Eylon, R.R. Boyer, Koss D.A., *The Mineral, Metals & Materials Society*. Editors, Titanium Alloys in the 1990's, P.A., Warrendale (1993).

Shukla A.K., Balasubramaniam R., *Effect of Surface Treatment on Electrochemical Behavior of CP Ti, Ti–6Al–4V and Ti–13Nb–13Zr Alloys in Simulated Human Body Fluid*. Corros. Sci., 48 (2006).

Sikka S.K., Vohra Y.K., Chidambaram R., *Omega Phase in Material*. Progr Mater Sci. **27,** 1982.

Walker P.R., Leblanc J., Sikorska M., *Effects of Aluminium and Other Cations on the Structure of Brain and Liver Chromatin*. Biochemistry, 28 (1990).

Wen-Fu Ho, *A Comparison of Tensile Properties and Corrosion Behavior of Cast Ti–7.5Mo with c.p. Ti, Ti–15Mo and Ti–6Al–4V Alloys*.

Wen-Fu Ho, Chien-Hung Lai, Hsueh-Chuan Hsu, Shih-Ching Wu, *Surface Modification of a Low-Modulus Ti–7.5Mo Alloy Treated with Aqueous NaOH*.

Woei-Shyan Lee , Chi-Feng Lin, Tao-Hsing Chen, Hsin-Hwa Hwang - Effects of Strain Rate and Temperature on Mechanical Behaviour of Ti–15Mo–5Zr–3Al Alloy.

Yan W.Q., Davies J.E., *Bioceramics*,11 (1998).

Yumoto S., Ohashi H., Nagai H., Kakimi S., Ogawa Y., Iwata Y., *Aluminum Neurotoxicity in the Rat Brain*. International Journal of PIXE, 2 (1992).

ALIAJELE DE Ti-Mo FOLOSITE CA BIOMATERIALE ÎN IMPLANTURILE ORTOPEDICE

(Rezumat)

Aliajele de titan sunt folosite în special ca şi biomateriale datorită calităţilor specifice excelente.

Din această cauză această lucrare se axează pe aliajele titan-molibden folosite ca biomateriale pentru aplicaţii medicale, în special pentru implaturile de şold. Lucrarea prezintă o privire de ansamblu asupra diferitelor aspecte ale aliajelor de titan-molibden care fac ca aceste materiale să reprezinte alegerea ideală pentru bioaplicaţii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NUMERICAL INVESTIGATION ON HEAT CONDUCTION IN SEMINFINITE WORK-PIECES IRRADIATED BY A MOVING HEAT SOURCE

BY

O. MANCA[1*], A. MINEA[2*], S. NARDINI[1], D. RICCI[1] and S. TAMBURRINO[1]

[1]Seconda Università degli studi di Napoli,Italia
[2] “Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Moving and stationary heat sources are frequently employed in many manufacturing processes and contact surfaces. In recent years applications of localized heat sources have been related to the development of laser and electron beams in material processing, such as welding, cutting, heat treatment of metals and manufacturing of electronic components. This is mainly due to the possibility to concentrate, with high accuracy, a large heat flux density over small localized areas and to the necessity to predict the way localized heat sources perform in the process. Typical parameters involved in the processes for any particular application should be evaluated, in order to optimize the material processing and forecast the behaviour of the solid. A three dimensional conductive field is analyzed and solved by means of the COMSOL Multiphysics code. The investigated work-pieces are irradiated by a laser source with Gaussian distributions; the heat source is considered moving with a constant velocity along motion direction. The solid dimension (x) along the motion direction is assumed to be semi-infinite as well as in the orthogonal direction z, while finite width (2ly) is considered. Thermal properties are considered temperature dependent and the materials are considered isotropic. Surface heat losses toward the

* Corresponding authors e-mail: oronzio.manca@unina2.it; aminea@tuiasi.ro

ambient are take into account. In fact, several convective heat transfer coefficients on the upper surface, with corresponding Biot numbers and Peclet numbers, are considered with negligible radiative heat losses. Results in terms of temperature profiles and thermal fields are given for some Peclet and Biot number values.

Key words: Heat Conduction, Moving Sources, Manufacturing.

1. Introduction

The use of new materials and innovative processes require the employment of lasers and electron beams, such as welding, cutting, heat treatment of metals and manufacturing of electronic components (Viskanta & Bergman, 1998; Kannatey-Asibu, 2009).

Problems, connected to aforementioned cases, can be solved by means of analytical and numerical models (Kannatey-Asibu, 2009). The analysis of thermal conductive and optical fields induced in the work-pieces as well as the control of the main process parameters is of paramount importance. Therefore, computational investigations are carried out in order to optimize the manufacturing process and predict the behaviour of the material. In some laser beam applications, such as surface heat treatments, the contribution of convective heat transfer by a gaseous impinging jet must also be taken into account (Shuja *et al.,* 1998). Quasi-steady state thermal fields induced by moving localized heat sources have been widely investigated (Shuja *et al.,* 1998) (Shuja *et al.,* 1998; Bianco & Manca, 2000; Bianco *et al.,* 200; Li *et al.,* 2004), as well as the analysis of temperature distribution in transient heat conduction has been carried out, as recently given in (Modest & Abakians, 1986; Bianco *et al.,* 2004; Rozzi *et al.,* 2000; Rozzi *et al.,* 2000; Hou & Komanduri, 2000 ; Yilbas *et al.,* 2003; Gutierrez & Araya, 2003; Bianco *et al.,* 2004). Modest and Abakians (1986) analyzed the one-dimensional unsteady temperature distribution in a moving semi-infinite solid subject to a pulsed Gaussian laser irradiation. A finite difference numerical solution to the three-dimensional transient heat conduction for a moving elliptical Gaussian heat source on a finite dimension solid was obtained in (Bianco *et al.,* 2004). They took into account the variation of thermo-physical properties. Rozzi *et al*. (2000, 2004) deepened the effect of rotation and translational speed, as well as the laser beam diameter and power on the thermal behaviour of the work-piece. They analyzed a laser assisted machining of a rotating silicon nitride work-piece heated by a translating CO_2 laser and material removing by a cutting tool. The Jaeger's heat source method to evaluate the transient and steady state analytical solutions for the temperature rise at any point in a solid due to both stationary and moving plane heat sources of different shapes was used in (Hou &

Komanduri, 2000). A numerical study for the transient heating of a titanium work-piece irradiated by a pulsed laser beam, with an impinging turbulent nitrogen jet was presented in (Yilbas *et al.,* 2003). A remarkable temperature rise in the solid was found in the onset of laser pulse. The numerical simulation of the temperature distribution generated by a moving laser heat source was carried out in (Gutierrez & Araya, 2003). Radiation and convection effects were accounted into. A numerical analysis of transient conduction in a solid irradiated by a moving Gaussian laser source was studied in (Bianco *et al.,* 2004) where radiation and convection effects were considered. In some cases a parametric analysis of the problem allows to employ two-dimensional models in thermal field evaluations inside the irradiated solids (Leung, 2001; Couëdel *et al.,* 2003). An analytical solution for a quasi-steady phase-change heat transfer problem in a plate heated by a moving Gaussian rectangular heat sources was developed in (Leung, 2001). The heat source moved at a constant speed over the upper surface of the solid and the physical model was set up to simulate a laser transformation hardening process. A two-dimensional analytical solution using vibrated or non-vibrated Gaussian source models were presented in (Couëdel *et al.,* 2003). The proposed solutions were applied to an infinite longitudinal half-plane and to a limited width semi-infinite longitudinal half-plane. The sensitivity of the thermal fields to both the source size and the boundary was studied. In some cases the analysis of the problem allows to employ three-dimensional models in thermal fields evaluation inside solids irradiated (Bianco *et al.,* 2010; Minea *et al.,* 2010). A laser source with combined donut-Gaussian distributions was considered moving with a constant velocity. The solid dimension along the motion direction was assumed to be infinite or semi-infinite, while finite width and thickness were considered. Thermal properties were considered temperature dependent and surface heat losses toward the ambient were taken into account.

In this paper a numerical analysis of a transient three-dimensional thermal conductive field induced in a metallic finite solid by a Gaussian and donut moving laser beam is carried out using a finite volume numerical technique. Several convective heat flux values on the upper surface have been considered .This approach is suitable for a work-piece with a width much lower than the laser beam radius along the normal to the motion direction.

2. Mathematical Description and Numerical Model

The mathematical formulation for the proposed model is reported in this section. A brick-type solid irradiated by a moving heat source was considered. The solid dimension along the motion direction was assumed to be semi-infinite, while finite thickness and width were assumed. A three-dimensional model was

developed and convective heat losses were taken into account. The thermo-physical properties of the material were assumed to be temperature dependent, except the density. The transient conductive regime was considered. A sketch of the investigated configuration is reported in Fig. 1. If a coordinate system fixed to the heat source is chosen, according to the moving heat source theory (*Metals Handbook*, 1981), a mathematical statement of the three dimensional transient thermal conductive problem is:

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right)=\rho c\left(\frac{\partial T}{\partial \theta}-v\frac{\partial T}{\partial x}\right) \quad (1)$$

$$\text{for } 0 \le x,\ 0 \le |y| \le l_y/2,\ 0 \le z < +\infty,\ \theta > 0$$

The boundary and initial conditions are:

$$T(x \to +\infty, y, z, \theta) = T_{in} \quad (1\text{ a})$$

$$\text{for } 0 \le |y| \le l_y/2;\ 0 \le z < +\infty;\ \theta > 0$$

$$\frac{\partial T(x, 0, z, \theta)}{\partial y} = 0 \quad (1\text{ b})$$

$$\text{for } 0 \le x;\ 0 \le z < +\infty;\ \theta > 0$$

$$-k\frac{\partial T(x, \pm l_y/2, z, \theta)}{\partial y} = h_l(x, y, \theta) \times \left[T(x, \pm l_y/2, z, \theta) - T_f\right] \quad (1\text{ c})$$

$$\text{for } 0 \le x;\ 0 \le z < +\infty;\ \theta > 0$$

$$-k\frac{\partial T(x, y, 0, \theta)}{\partial z} = q(x, y) - h_u(x, y, \theta)\left[T(x, y, 0, \theta) - T_f\right] \quad (1\text{ d})$$

$$\text{for } 0 \le x;\ 0 \le |y| \le l_y/2;\ \theta > 0$$

$$T(x, y, z \to +\infty, \theta) = T_{in} \quad (1\text{ e})$$

$$\text{for } 0 \le x;\ 0 \le |y| \le l_y/2;\ \theta > 0$$

$$T(x, y, z, 0) = T_{in} \quad (1\text{ f})$$

$$\text{for } 0 \le x;\ 0 \le |y| \le l_y/2;\ 0 \le z < +\infty$$

where the absorbed heat flux q(x,y) is:

$$q = q_0 \left[exp\left(\frac{x^2 + y^2}{r_g^2} \right) \right] \tag{2}$$

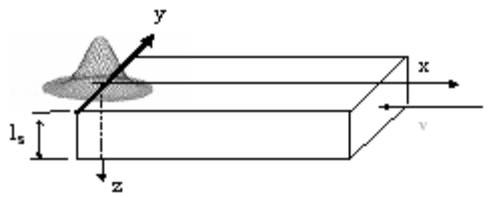


Fig. 1 – Sketch of the model.

Problems were solved by means of the COMSOL Multiphysics 3.5 code. Several different unstructured grid distributions were tested to ensure that the calculated results were grid independent. Maximum temperature differences of the fields were less than 0.1 percent by doubling the mesh nodes.

3. Results and Discussion

Results are presented in terms of temperature profiles of the work-piece surface, such as at y = z = 0, along the motion direction axis, x, at several times in order to analyze the transient behaviour. Two laser beam profiles were assumed: Gaussian, ζ=1. The spot radius r_g, and the width of the work-piece were equal to 0.0125 while the solid dimension (*x*) along the motion direction is assumed to be semi-infinite as well as in the orthogonal direction *z*. Furthermore, some convective heat transfer coefficient values on the upper surface were considered. They correspond to Biot numbers equal to 0.0, 0.025, 0.1 and 1.0 with the Biot number defined as $Bi=hL_y/\lambda$. Temperature dependent thermo-physical properties were taken from [19] for a 10-18 steel material: k = 53.7-0.03714(T-273.15) [W/(mK)], ρ=7806 [kg/m^3] and c_p = 500.0 + 0.40(T-273.15) [J/(kg K)]. The absorbed laser heat flux was set to 120 W/cm^2. The work-piece velocity is 2.0 10^{-4} and, consequently, the Peclet number is equal to 1.0. The ambient temperature is assumed to be 290 K.

Fig. 2 depicts the temperature profiles for a Gaussian laser beam profile. It clearly shows the thermal development along the work-piece upper surface. For Bi = 0.0 and r_g/s_{met} = 2, temperature increases as time increases, as reported in Fig. 2*a*. The quasi-steady state condition is achieved at about θ= 60s. The maximum surface temperature is detected close to x = 0 m (x > 0 m) and its values is 518 K. In Figs. 2*b* and 2*c*, it is observed, that the maximum surface temperature decreases increasing the thickness as well as the asymptotic

values and, consequently, the curve slopes increase at increasing of solid thickness. It is interesting to observe for $L_z \rightarrow\infty$ ($r_g/s_{met} \rightarrow\infty$) the maximum surface temperature is slightly lower than the one for configuration with the ratio r_g/s_{met} equal to 10, while the curve slope is the same of previous configuration.

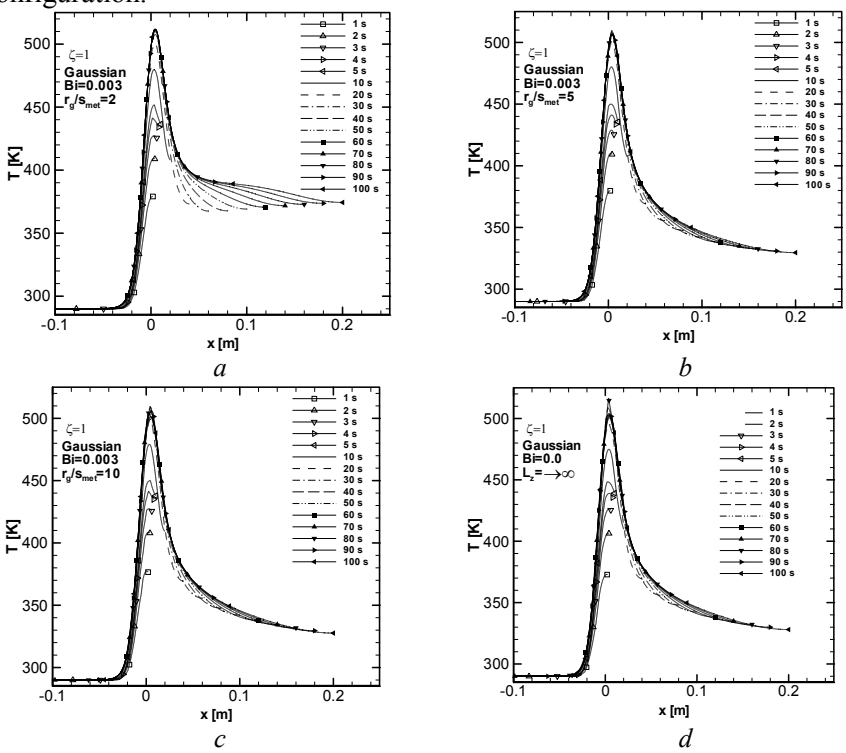
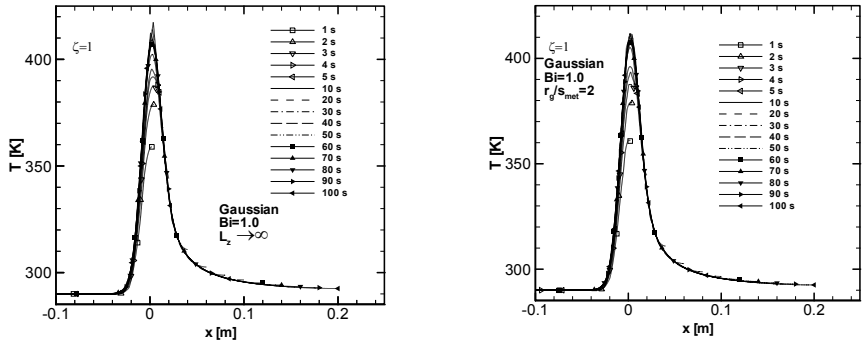


Fig. 2 – Temperature profiles for Gaussian distribution and Bi=0.0, *a*) r_g/s_{met}=2; *b*) r_g/s_{met}=5; *c*) r_g/s_{met}=10; *d*) $l_z \rightarrow +\infty$.

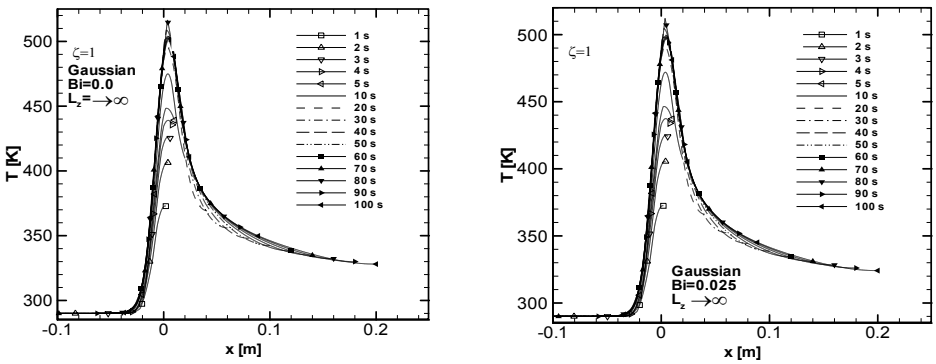
Fig. 3 show temperature profile for Biot number equal to 1.0. It is observed that the two configuration have the same behaviour, but for $L_z \rightarrow\infty$, the maximum surface temperature is slightly lower than the one for the configuration with the ratio r_g/s_{met} equal to 2. Moreover, the surface temperature, at large x values (x > 0.18), tends toward T_{in}.



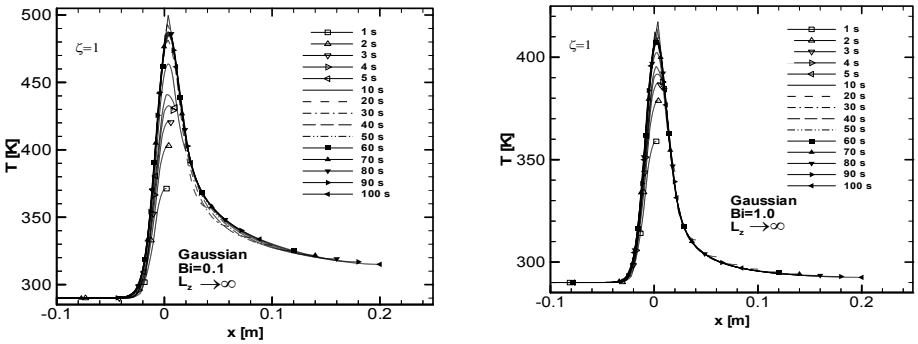
a *b*

Fig. 3 – Temperature profiles for Gaussian distribution for Bi=1.0; *a*) r_g/s_{met}=2, *b*) $l_z \rightarrow +\infty$.

In Fig. 4, it is observed that at the Biot number increasing the maximum surface temperature decreases whereas the curve slope increases and, after θ= 10 s, the edge temperature values decrease, as it is possible to detect in the downstream region at x value increasing. In Fig. 4*c* it is observed that the achieved temperature values decrease at increasing the Biot number, but the attained maximum temperature value is lower than the one in the previous analyzed configuration. Also, in this case, the slope of the curve increases as well as the Biot Number increase. Moreover, in Fig. 4 it is noted that the quasi steady state condition is reached at lower time value at increase the Bi value.



a *b*



c *d*

Fig. 4 – Temperature profiles for Gaussian distribution; for $L_z \to +\infty$; *a*) Bi=0.0, *b*) Bi=0.025; *c*) Bi=0.1; *d*) Bi=1.0.

The surface temperature distributions (z=0 m) for different time values are shown in Fig. 5. The Biot number is equal to 0.1. At first considered instant, θ=1 s, the surface temperature presents the lowest maximum value respect to the other considered instants. It is noted the temperature increase up to θ=50 s, as detected by means of the differences among the hot spot on the surface at different times. After this value the hot spot presents a constant distribution and this indicates that the quasi-steady state is reached, according also with the surface temperature profiles reported in Fig. 4*c*.

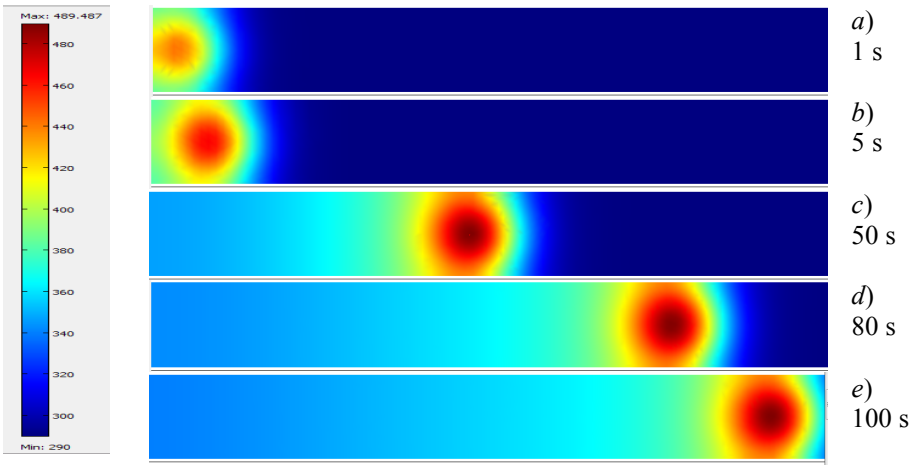


Fig. 5 – Temperature fields for Gaussian distribution and Bi=0.1, *a*) 1s, *b*) 5s, *c*) 50s, *d*) 80s; *e*) 100s.

4. Conclusion

The present numerical investigation allowed estimating three-dimensional transient heat conductive fields in semi-infinite metallic solids due

to a moving laser source, characterized by a Gaussian beam profile. The numerical analysis has been carried out by the means of the Comsol Multiphysics 3.5 code. The numerical model took into account convective heat losses whereas the radiative heat transfer was neglected. It was pointed out that surface temperature profiles decreased for increasing solid thicknesses and Biot number values while the constant slope of the temperature curves increased.

Nomenclature

c = specific heat (J kg^{-1} K^{-1})	Greek symbols
h = convective heat transfer coefficient (W m^{-2} K^{-1})	α = thermal diffusivity (m^2 s^{-1})
k = thermal conductivity (W m^{-1} K^{-1})	θ = time (s)
l = length (m)	ρ = density (kg m^{-3})
Pe = Peclet number ($vr_G/(2\square)$)	Subscripts
Bi = Bi=hLy/λ	a = ambient
Q = absorbed heat flux (W m^{-2})	b = bottom surface
r = radius (m)	f = fluid
T = temperature (K)	G = Gaussian beam
v = velocity of the work-piece (m s^{-1})	in = initial for $x \to +\infty$
x,y,z Cartesian coordinates (m)	u = upper surface
	x,y,z = along axes

REFERENCES

*** *Metals Handbook*, 9th Ed. ASM, Metal Park, OH, (1981).

Bianco N., Manca O., *A Parametric Study of the Quasi-Steady State Temperature Field by a Moving Heat Source for Surface Treating*. ASME HTD, **366-3**, 285-294 (2000).

Bianco N., Manca O., Nardini S., *Comparison Between Thermal Conductive Models for Moving Heat Sources in Material Processing*. ASME HTD, **369-6**, 11-22 (2001).

Bianco N., Manca O., Nardini S., Tamburrino S., *Effect of Solids Thickness on Transient Heat Conduction in Workpieces Irradiated by a Moving Heat Source*. Defect and Diffusion Forum, *297-301*, 1445-1450 (2010).

Bianco N., Manca O., Nardini S., *Two Dimensional Transient Analysis of Temperature Distribution in a Solid Irradiated by a Gaussian Laser Source*. Proceedings of ESDA04, paper n. ESDA2004-58286 7TH Biennial Conference on Engineering Systems Design and Analysis, July 19–22, 2004, Manchester, United Kingdom., 2004.

Bianco N., Manca O., Naso V., *Numerical Analysis of Transient Temperature Fields in Solids by a Moving Heat Source*. Proc. 3rd Int. Conf. Heat Transfer, Fluid Mechanics Thermodynamics, n. BN2, Cape Town, South Africa, 21–24 June 2004.

Couëdel D., Rogeon P., LemassonV, Carin M., Parpillon J. C., Bertet R., *2D-Heat Transfer Modelling Within Limited Regions Using Moving Sources:*

Application to Electron Bean Welding. Int. J. Heat Mass Transfer, **46**, 4553-4559 (2003).

Gutierrez G., Araya J.G., *Temperature Distribution in a Finite Solid Due to a Moving Laser Beam*. Proc. ASME - IMECE 2003, paper IMECE 2003-42545 (2003).

Hou Z.B., Komanduri R., *General Solutions for Stationary/moving Plane Heat Source Problems in Manufacturing and Tribology*. Int. J. Heat. Mass. Transfer, **43**, 1679-1698 (2000).

Kannatey-Asibu E. Jr., *Principles of Laser Materials Processing*. Wiley., 2009.

Leung M., *Phase-Change Heat Transfer in Laser Transformation Hardening by Moving Gaussian Rectangular heat Source*. J. Phys. D: Appl. Phys. **34**, 3434-3441 (2001).

Li J.F., Li L., Stott F.H., *Comparison of Volumetric and Surface Heating Sources in the Modeling of Laser Melting of Ceramic Materials*. Int. J. Heat Mass Transfer, **47**, 1159-1174 (2004).

Minea A.A., Manca O., Nardini S., Tamburrino S., *Transient Heat Conduction in Solids Irradiated by a Moving Heat Source with Combined Donut and Gaussian Distributions*. Internat. Review of Mechanical Egng., **4**, *2*, 123-127 (2010).

Modest M.F., Abakians H., *Heat Conduction in a Moving Semi-Infinite Solid Subjected to Pulsed Laser Beam*. J. Heat Transfer, **108**, 597-601 (1986)

Rozzi J.C., Incropera F.P., Shin Y.C., *Transient Three-Dimensional Heat Transfer Model for the Laser Assisted Machining of Silicon Nitride: II: Assessment of Parametric Effects*. Int. J. Heat. Mass. Transfer, **43**, 1425-1437 (2000).

Rozzi J.C., Pfefferkon F.E., Incropera F.P., Shin Y.C., *Transient, Three-Dimensional Heat Transfer Model for the Laser Assisted Machining of Silicon Nitride: I. Comparison of Predictions with Measured Surface Temperature Histories*. Int. J. Heat. Mass. Transfer, **43**, 1409-1424 (2000).

Shuja S.Z., Yilbas B.S., Budair M.O., *Modeling of Laser Heating of Solid Substance Including Assisting Gas Impingement*. Numeric. Heat Transfer, Part. A, **33**, 315-339 (1998).

Viskanta R., Bergman T. L., *Heat Transfer in Material Processing, in Handbook of Heat Transfer*. Chap. 18, McGraw-Hill., 1998.

Yilbas B.S., Shuja S.Z., Hashmi M.S.J., *A Numerical Solution for Laser Heating of Titanium and Nitrogen Diffusion in Solid*. J. Mat. Proc. Tech., **136**, 12-23 (2003).

ANALIZA NUMERICĂ A CONDUCŢIEI ÎN PIESE SEMIINFINITE IRADIATE DE O SURSĂ LASER ÎN MIŞCARE

(Rezumat)

Sursele de căldură staţionare sau în mişcare sunt folosite deseori în procesele de încălzire industriale ce implică încălziri superficiale sau în întreg volumul. În ultimii ani, sursele locale de căldură uzuale se referă la încălzirile cu laser pentru sudură, debitare, tratament termic şi realizarea componentelor electronice. Acest lucru se datorează, în principal, posibilităţilor de concentrare a fluxului termic într-un punct sau pe o suprafaţă foarte mică. În această lucrare s-au studiat parametrii specifici unui astfel

de proces utilizând simularea şi optimizarea cu ajutorul programului comercial CFD Comsol Multiphysics. Astfel, în lucrare s-a pornit de la un model 3D a câmpului conductiv pe suprafţa considerată de studiu şi s-a urmărit comportarea solidului la iradierea cu laser cu distribuţie Gaussiană. S-au realizat şi unele presupuneri: dimensiunea x a solidului în lungul direcţiei de mişcare este semi-infinită; la fel şi dimensiunea în planul z, în timp ce grosimea este considerată finită. Proprietăţile termice ale materialului sunt constante în toate direcţiile(material isotropic). Transferul termic prin radiaţie este neglijat, dar s-a ţinut cont de transferul de căldură către mediul exterior. Rezultatele au fost oferite ca profile de temperatură şi câmp termic pentru diferite valori ale numerelor lui Peclet şi Biot.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NUMERICAL ANALYSIS OF AN IMPINGING JET ON HEAT CONDUCTION IN WORK PIECES IRRADIATED BY MOVING HEAT SOURCE

BY

O. MANCA[1*], A. MINEA[2*], S. NARDINI[1], D. RICCI[1], S. TAMBURRINO[1]

[1] Seconda Università degli studi di Napoli,Italia,
[2] “Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. A three-dimensional heat transfer model for laser material processing with a moving Gaussian and Donut heat source is developed using the commercial code Comsol Multiphysics. Laser beam, having a defined power distribution, strikes the surface of an opaque substrate of semi-infinite length but finite width and depth moving with an uniform velocity in the positive x direction. A gas jet on the upper surface allows the enhancement of the convective heat transfer coefficient, as well used for shielding in welding and surface treatment. Quasi-steady state thermal fields induced by moving localized heat sources have been widely investigated whereas further attention seems to be devoted to the analysis of temperature distribution in transient heat conduction. The solid dimension along the motion direction is assumed to be infinite or semi-infinite, while finite width (2ly) and thickness (s) are considered. Thermal properties are considered temperature dependent and the materials are considered isotropic. Surface heat losses toward the ambient are taken into account. Several convective heat flux values on the upper surface, with corresponding Reynolds jet, and Peclet numbers are considered with negligible radiative heat losses. Results in terms of temperature profiles and thermal fields are given for some Reynolds jet number values. They are presented in terms of temperature profiles to evaluate the effect of solid thickness and surface heat transfer coefficient.

[*] Corresponding author e-mail: oronzio.manca@unina2.it; aminea@tuiasi.ro

Key words: Heat Conduction, Laser Source, Moving Sources.

1. Introduction

In recent years applications of moving localized heat sources have been related to the development of laser and electron beams in material processing, such as welding, cutting, heat treatment of metals and manufacturing of electronic components [1, 2]. This is mainly due to the possibility to concentrate, with high accuracy, a large heat flux density over small localized areas. In particular, many studies have been carried out to predict temperature fields in such processes. The aforementioned problems can be solved by means of analytical and numerical models [1, 2]. In each application the significant process parameters should be evaluated, in order to optimize the manufacturing process and to predict the behaviour of the material. In some laser beam applications, such as surface heat treatment, the contribution of convective heat transfer by a gaseous impinging jet must also be taken into account [3, 4].

Quasi-steady state thermal fields induced by moving localized heat sources have been widely investigated [3-7], whereas further attention seems to be devoted to the analysis of temperature distribution in transient heat conduction, as recently given in [8-15].

One of the first solution for a moving laser Gaussian heat source on a material was determined, analytically, in [16]. Modest and Abakians [17] analyzed the one-dimensional unsteady temperature distribution in a moving semi-infinite solid subject to a pulsed Gaussian laser irradiation. A finite difference numerical solution to the three-dimensional transient heat conduction for a moving elliptical Gaussian heat source on a finite dimension solid was obtained in [18]. They took into account the variation of thermophysical properties. The experimental validation of a transient three-dimensional numerical model of the process by which a rotating silicon nitride work-piece is heated with a translating CO_2 laser beam, without material removal was carried out in [8]. The effect of rotation and translational speed, as well as the laser beam diameter and power, on thermal conditions was analyzed by means of surface temperature history measurements. In another paper Rozzi et al. [9] used the afore-mentioned transient three-dimensional numerical model to elucidate the effect of operating parameters on thermal conditions within the work-piece and to assess the applicability of an approximate analysis. The above referred numerical and experimental investigation was extended to the transient three-dimensional heat transfer in a laser assisted machining of a rotating silicon nitride work-piece heated by a translating CO_2 laser and material removing by a cutting tool [10, 11]. The Jaeger's heat source method to

evaluate the transient and steady state analytical solutions for the temperature rise at any point in a solid due to both stationary and moving plane heat sources of different shapes was used in [12]. A numerical study for the transient heating of a titanium work-piece irradiated by a pulsed laser beam, with an impinging turbulent nitrogen jet was presented in [13]. The nitrogen diffusion coefficient into the solid substrate was also evaluated. A remarkable temperature rise in the solid was found in the onset of laser pulse. The numerical simulation of the temperature distribution generated by a moving laser heat source was carried out in [14]. Radiation and convection effects were accounted for. A numerical analysis of transient conduction in a solid irradiated by a moving Gaussian laser source was studied in [15]. In the numerical model radiation and convection from the work-piece surfaces were considered. In some cases parameters analysis of the problem allows to employ two-dimensional models in thermal fields evaluation inside solids irradiated by moving Gaussian thermal sources [20-22]. An analytical solution for a quasi-steady phase-change heat transfer problem in a plate heated by a moving Gaussian rectangular heat sources was developed in [20]. A temperature field in a thin moving sheet heated by a Gaussian laser beam was calculated in [21]. In the analysis, surface cooling in ambient was considered and the problem became two dimensional by averaging the temperature field over the sheet thickness. A two-dimensional analytical solutions using vibrated or non-vibrated Gaussian cylindrical or line source models were presented in [22]. The proposed solutions were applied to an infinite longitudinal half-plane and to a limited width semi-infinite longitudinal half-plane. In some cases the analysis of the problem allows to employ three-dimensional models in thermal fields evaluation inside solids irradiated by moving by combined donut and Gaussian thermal sources [28-29]. A laser source with combined donut-Gaussian distributions is considered moving with a constant velocity along motion direction. The solid dimension along the motion direction is assumed to be infinite or semi-infinite, while finite width and thickness are considered. Thermal properties are considered temperature dependent and the materials are considered isotropic. Surface heat losses toward the ambient are taken into account.

In this paper a numerical analysis of a transient three-dimensional thermal conductive field induced in a metallic finite solid by a Gaussian and donut moving laser beam is carried out using a finite volume numerical technique. This approach is suitable for a workpiece with a width lower than the laser beam radius along the normal to the motion direction.

2. Mathematical Description and Numerical Model

The mathematical formulation for the proposed model is reported in the following. A brick-type solid irradiated by a moving heat source is considered. The solid dimension along the motion direction is assumed to be semi-infinite,

while finite thickness and width are assumed. A 3-D model is presented, convective heat losses are taken into account. The thermophysical properties of the material are assumed to be temperature dependent, except the density. The transient conductive regime is considered.

A sketch of the investigated configuration is reported in Fig.1. If a coordinate system fixed to the heat source is chosen, according to the moving heat source theory [20], a mathematical statement of the three dimensional transient thermal conductive problem is:

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right)=\rho c\left(\frac{\partial T}{\partial \theta}-v\frac{\partial T}{\partial x}\right) \tag{1}$$

$$\text{for } 0\le x,\ 0\le |y|\le l_y/2,\ 0\le z\le l_z,\ \theta>0$$

The boundary and initial conditions are:

$$T(x\to+\infty, y, z, \theta)=T_{in} \tag{1 a}$$

$$\text{for } 0\le |y|\le l_y/2;\ 0\le z\le l_z;\ \theta>0$$

$$\frac{\partial T(x, 0, z, \theta)}{\partial y}=0 \tag{1 b}$$

$$\text{for } 0\le x;\ 0\le z\le l_z;\ \theta>0$$

$$-k\frac{\partial T(x,\pm l_y/2,z,\theta)}{\partial y}=h_l(x,y,\theta)\times\left[T(x,\pm l_y/2,z,\theta)-T_f\right] \tag{1 c}$$

$$\text{for } 0\le x;\ 0\le z\le l_z;\ \theta>0$$

$$-k\frac{\partial T(x,y,0,\theta)}{\partial z}=q(x,y)-h_u(x,y,\theta)\left[T(x,y,0,\theta)-T_f\right] \tag{1 d}$$

$$\text{for } 0\le x;\ 0\le |y|\le l_y/2;\ \theta>0$$

$$-k\frac{\partial T(x,y,l_z,\theta)}{\partial z}=h_b(x,y)\times\left[T(x,y,l_z,\theta)-T_f\right] \tag{1 e}$$

$$\text{for } 0\le x;\ 0\le |y|\le l_y/2;\ \theta>0$$

$$T(x,y, z, 0)=T_{in} \tag{1 f}$$

$$\text{for } 0\le x;\ 0\le |y|\le l_y/2;\ 0\le z\le l_z$$

where the absorbed heat flux q(x,y) is:

$$q = q_0 \left[\zeta \, exp\left(\frac{x^2 + y^2}{r_G^2} \right) + (1-\zeta) \left(\frac{x^2 + y^2}{r_D^2} \right) * exp\left(\frac{x^2 + y^2}{r_D^2} \right) \right] \quad (2)$$

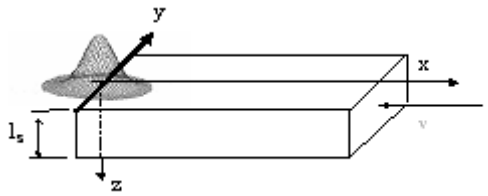


Fig. 1 – Sketch of the semi-infinite work-piece.

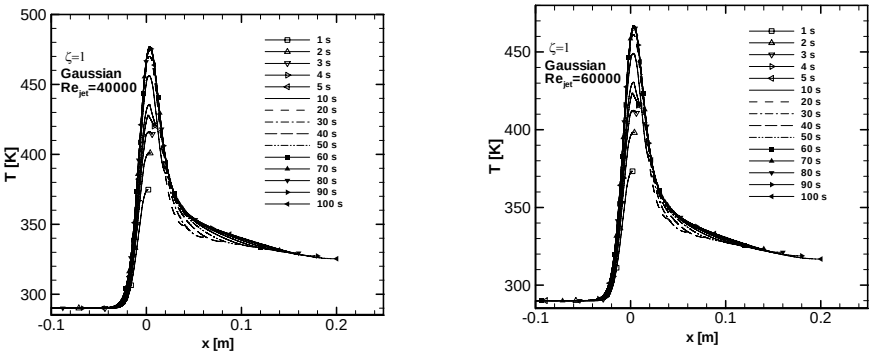
The 3-D conductive models are solved by means of the COMSOL Multiphysics 3.4 code. Several different grid distributions have been tested to ensure that the calculated results are grid independent. Maximum temperature differences of the fields are lower than 0.1 percent by doubling the mesh nodes. The grid mesh is unstructured.

3. Results and Discussion

Results are presented for two cases: a) Gaussian, ζ=1; b) donut, ζ=0. Several Reynolds jet numbers on upper surface are studied: 20000, 40000, 60000, 80000, and 120000. The spot radius r_G, and the width of the workpiece are equal to 0.0125 m.

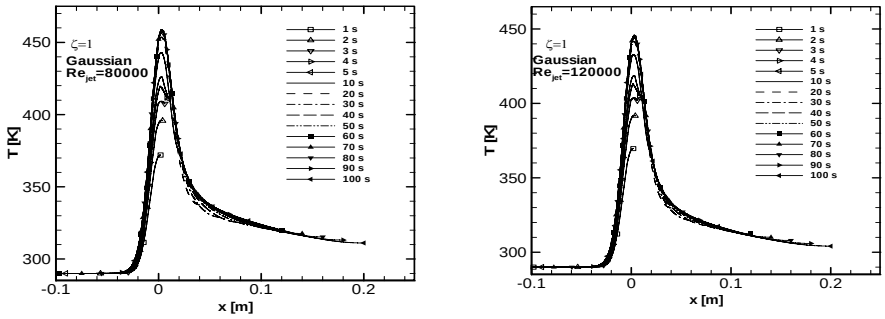
Several convective heat transfer coefficient values on the upper surface, with corresponding Biot numbers, are considered with negligible radiative heat losses. The Biot is defined as $Bi=hL_y/\lambda$. Temperature dependent thermophysical properties are taken from the Metals Handbook [30] for a 10-18 steel material: k=53.7-0.03714(T-273.15) in W/(mK), ρ=7806 in kg/m^3 and c_p=500.0 + 0.40(T-273.15) in J/(kg K). The absorbed laser heat flux is equal to 120 W/cm^2. The workpiece velocity is 2.0 10^{-4} m/s and the Peclet number is equal to 1. The ambient temperature is assumed equal to 290 K. In Fig. 2*a*, temperature profiles at y=z=0 m, along the motion direction, x, for several times, from 1 s to 100 s are given for the Gaussian case, Pe=1.0 and ζ=1.0, temperature profiles, along the motion direction, x, for several times, for Re_{jet} number equal to 40000, are given and they show the thermal development along the heated surface.

In Fig. 2*b* it is observed that when the solid thickness increases the maximum temperature value attained decreases, the curve slope increases and the temperature values increase only in downstream region for increasing x value.



a *b*

Fig. 2 – Temperature profiles for Gaussian distribution:
a) Re_{jet} equal to 40000, *b*) Re_{jet} equal to 60000.

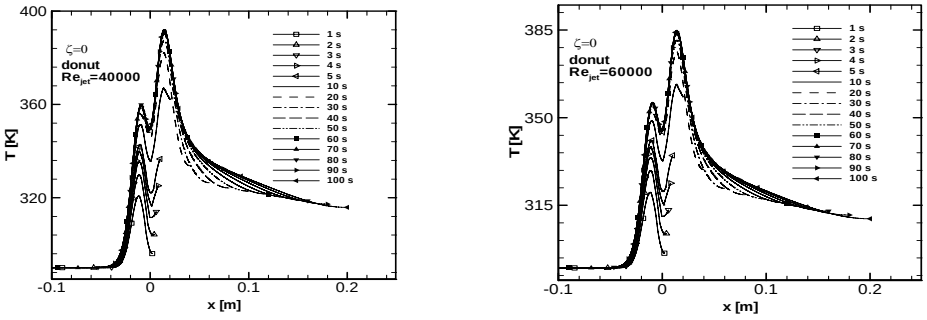


a *b*

Fig. 3 – Temperature profiles for Gaussian distribution:
a) Re_{jet} equal to 80000, *b*) Re_{jet} equal to 120000.

For Re_{jet} = 80000 the profiles are more similar than for Re_{jet} = 60000 but the temperature values are lower than the previous run. In Fig. 3*b* it is observed that temperature values achieved decrease at increasing the Reynolds jet number, but the maximum temperature value attained is lower than the previous analyzed configuration. Moreover, the slope of the curve increases at increasing the Re_{jet} member.

For the donut distribution and Pe=1.0 with Re_{jet} = 40000 and 60000, when the convective heat losses are present, the quasi-steady state is reached for t>60 s, in Fig. 4. It is observed that the temperature values, along x, increase at increasing the time. This is due to the heat transfer coefficient imposed on the upper surface. It is worth observing that the slope of this curve is constant. The slope increases as the Re_{jet} number values increase. Moreover, the temperature values reached decreasing when the heat transfer coefficients increase.



a) b)

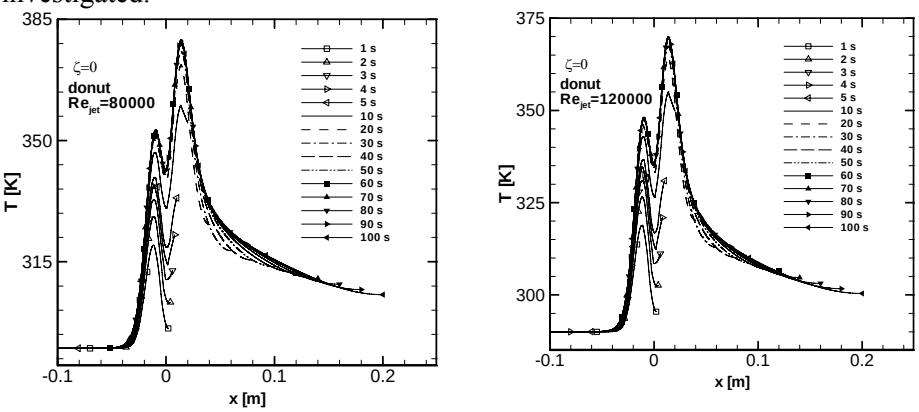
Fig. 4 - Temperature profiles for Donut distribution:
a) Re_{jet} equal to 40000, b) Re_{jet} equal to 60000.

For the donut case, it can be observed that the temperature profiles are nearly symmetrical with reference to x=0 at the beginning of the heating. It is observed, that at the increasing of solid thickness, the slope of the curves at the semi-infinite workpiece boundary surface, x=vt, increases due to the surface heat transfer.

The temperature behaviour for Re_{jet} = 120000 is the same for Re_{jet} = 80000. The temperature reached is lower than the previous case studied as shown in Fig. 4. At the increasing of Reynolds jet number, the slope of the curves increases. in Fig. 5*b*, the effect of the convective heat transfer is very strong and it determines a large decrease in the temperature profile.

4. Conclusion

A three dimensional numerical model on conductive field in a semi-infinite solid with finite thickness and width irradiated by a laser source was investigated.



a *b*

Fig. 5 – Temperature profiles for Donut distribution:

a) Re_{jet} equal to 80000, *b*) Re_{jet} equal to 120000.

The numerical model took into account convective heat losses through the surface whereas the radiative heat transfer was neglected. The numerical simulations were carried out by means the COMSOL Multiphysics code and thermal properties were considered temperature dependent. The considered laser source distribution was a linear combination of Gaussian and donut function and the velocity along motion direction was assumed constant. Two heat source distributions were examined Gaussian and donut. Different behaviours were detected between the Gaussian and donut distributions. At the increasing of Re_{jet} the temperature decreases and the slope of the temperature profiles increases.

Nomenclature

c = specific heat (J kg^{-1} K^{-1})	Greek symbols
h = convective heat transfer coefficient (W m^{-2} K^{-1})	α = thermal diffusivity (m^2 s^{-1})
k = thermal conductivity (W m^{-1} K^{-1})	θ = time (s)
l = length (m)	ρ = density (kg m^{-3})
Pe = Peclet number (= $vr_G/(2\alpha)$)	Subscripts
Bi = Biot number (=hL_y/λ)	a = ambient
Q = absorbed heat flux (W m^{-2})	b = bottom surface
r = radius (m)	D = Donut beam
Re_{jet} = Reynolds jet number	f = fluid
T = temperature (K)	G = Gaussian beam
v = velocity of the work-piece (m s^{-1})	in = initial for $x \to +\infty$
x,y,z= Cartesian coordinates (m)	u = upper surface
	x,y,z = along axes

REFERENCES

[1]. Viskanta R., Bergman T. L., *Heat Transfer in Material Processing*, *in Handbook of Heat Transfer*. Chap. 18, McGraw-Hill., 1998.

[2]. Steen W.M., Mazumder J., Watkins K. G., *Laser Material Processing*, 4th ed., Springer.. 2010.

[3]. Shuja S.Z., Yilbas B.S., Budair M.O., *Modeling of Laser Heating of Solid Substance Including Assisting Gas Impingement*. Numeric. Heat Transfer, Part. A, **33**, 315-339 (1998).

[4]. Shuja S.Z., Yilbas B.S., 3-Dimensional conjugate laser heating of moving slab, *Appl. Surface Science*. **167**, 134-148 (1999).

[5]. Bianco N., Manca O., *A Parametric Study of the Quasi-Steady State Temperature Field by a Moving Heat Source for Surface Treating*. ASME HTD, **366-3**, 285-294 (2000).

[6]. Bianco N., Manca O., Nardini S., *Comparison Between Thermal Conductive Models for Moving Heat Sources in Material Processing*. ASME HTD, **369-6**, 11-22 (2001).

[7]. Li J.F., Li L., Stott F.H., *Comparison of Volumetric and Surface Heating Sources in the Modeling of Laser Melting of Ceramic Materials*. Int. J. Heat Mass Transfer, **47**, 1159-1174 (2004).

[8]. Rozzi J.C., Pfefferkon F.E., Incropera F.P., Shin Y.C., *Transient Thermal Response of a Rotating Cylindrical Silicon Nitride Workpiece Subjected to a Translating Laser Heat Source*, *Part I: Comparison of Surface Temperature Measurements with Theoretical Results.* J. Heat Transfer, **120**, 899-906 (1998).

[9]. Rozzi J.C., Incropera F.P., Shin Y.C., *Transient Thermal Response of a Rotating Cylindrical Silicon Nitride Workpiece Subjected to a Translating Laser Heat Source*, *Part II: Parametric Effects and Assessment of a Simplified Model.* J Heat Transfer, **120**, 907-915 (1998).

[10]. Rozzi J.C., Pfefferkon F.E., Incropera F.P., Shin Y.C., *Transient, Three-Dimensional Heat Transfer Model for the Laser Assisted Machining of Silicon Nitride: I. Comparison of Predictions with Measured Surface Temperature Histories*. Int. J. Heat. Mass. Transfer, **43**, 1409-1424 (2000).

[11]. Rozzi J.C., Incropera F.P., Shin Y.C. *Transient, Three-Dimensional Heat Transfer Model for the Laser Assisted Machining of Silicon Nitride*: II: *Assessment of Parametric Effects*. Int. J. Heat Mass Transfer, **43**, 1425-1437 (2000).

[12]. Hou Z.B., Komanduri R., *General Solutions for Stationary/moving Plane Heat Source Problems in Manufacturing and Tribology.* Int. J. Heat. Mass. Transfer, **43**, 1679-1698 (2000).

[13]. Yilbas B.S., Shuja S.Z., Hashmi M.S.J., *A Numerical Solution for Laser Heating of Titanium and Nitrogen Diffusion in Solid.* J. Mat. Proc. Tech., **136**, 12-23 (2003).

[14]. Gutierrez G., Araya J.G., *Temperature Distribution in a Finite Solid Due to a Moving Laser Beam*. Proc. ASME - IMECE 2003, paper IMECE 2003-42545 (2003).

[15]. Bianco N., Manca O., Naso V., *Numerical Analysis of Transient Temperature Fields in Solids by a Moving Heat Source*. 3rd Int. Conf. Heat Transfer, Fluid Mechanics Thermodynamics, Cape Town, South Africa, in press. 2004.

[16]. Cline H.E., Anthony T.R., Heat Treating and Melting Material With a Scanning Laser or Electron Beam. *J*. Appl. Physics, **48**, *9*, 3895-3900 (1977).

[17]. Modest M.F., Abakians, H., *Heat Conduction in a Moving Semi-Infinite Solid Subjected to Pulsed Laser Beam*, J. Heat Transfer, **108**, 597-601 (1986).

[18]. Bianco N., Manca O., Nardini S., *Two Dimensional Transient Analysis of Temperature Distribution in a Solid Irradiated by a Gaussian Laser Source.* Proceedings of ESDA04, paper n. ESDA2004-58286 7TH Biennial Conference on Engineering Systems Design and Analysis July 19–22, 2004, Manchester, United Kingdom., 2004.

[19]. Shankar V., Gnamamuthu D., *Computational Simulation of Laser Heat Processing of Materials*. J. Thermophysics Heat Transfer, **1**, 182-183 (1987).

[20]. Leung M., *Phase-Change Heat Transfer in Laser Transformation Hardening by Moving Gaussian Rectangular Heat Source.* J. Phys. D: Appl. Phys. **34**, 3434-3441 (2001).

[21]. Brockmann R., Dickmann K., Geshev P., Matthes K.J., *Calculation of Temperature Field in a Thin Moving Sheet Heated with Laser Beam*. Int. J. Heat Mass Transfer, **46**, 717-723.

[22]. Couëdel D., Rogeon P., LemassonV, Carin M., Parpillon J.C., Bertet R., *2D-Heat Transfer Modelling Within Limited Regions Using Moving Sources: Application to Electron Bean Welding*. Int. J. Heat Mass Transfer, **46**, 4553-4559.

[23]. Rosenthal D., *The Theory of Moving Sources of Heat and its Application to Metal Treatments*. Trans. ASME, **68**, 3515-3528 (1946).

[24]. Patankar S.V., *Numerical Heat Transfer and Fluid Flow*. Hemisphere Publishing Corporation, 1980.

[25]. Almeida De S.M., Hinds B.K., *Finite Difference Solution to the Problem of Temperature Distribution Under a Moving Heat Source, Using the Concept of a Quasi-Steady State*. Numeric. Heat Transfer, **6**, 17-27 (1983).

[26]. Nardini S., Manca O., Naso V., *Analytical Solution to the Temperature Distribution in a Finite Depth Solid with a Moving Heat Source*. Proc. IV Brazilian Thermal Science Meeting,, 287-291 (1992).

[27]. Bianco N., Manca O., Nardini S., Tamburrino S., *Transient Heat Conduction in Solids Irradiated by a Moving Heat Source*. Diffusion in Solids and Liquids IV. Defect and Diffusion Forum Vols., 283-286 (2009).

[28]. Bianco N., Manca O., Nardini S., Tamburrino S., *Effect of Solids Thickness on Transient Heat Conduction in Workpieces Irradiated by a Moving Heat Source*, 2009.

[29]. Minea A.A., Manca O., Nardini S., Tamburrino S., *Transient Heat Conduction in Solids Irradiated by a Moving Heat Source with Combined Donut and Gaussian Distributions*, 2009.

[30]. $\overset{*}{*}\,*$ *Metals Handbook*, 9th Ed. ASM, Metal Park, OH, (1981).

ANALIZA NUMERICĂ A UNUI CURENT DE ÎMPINGERE ASUPRA CONDUCŢIEI TERMICE ÎN PIESELE IRADIATE DE O SURSĂ DE CĂLDURĂ MOBILĂ

(Rezumat)

În această lucrare s-a elaborat un model tridimensional de transfer termic pentru cazul încălzirii unei piese cu ajutorul laserului. Modelul a fost elaborat folosind programul de simulare-modelare CFD Comsol Multhiphysics. Sursa laser, având definită repartiţia de putere, loveşte suprafaţa materialului şi se mişcă cu o viteză uniformă în direcţia pozitivă x. În partea de simulare s-au realizat unele presupuneri, cum ar fi: dimensiunea solidului în direcţia de mişcare s-a presupus a fi infinite, în timp ce s-au luat în consideraţie valori finite pentru grosime (s) şi lăţime. Mai mult, proprietăţile termice au fost considerate dependente de temperatură, iar materialul a fost presupus isotropic. În calcul au fost considerate şi pierderile de căldură către mediul extern. Au fost considerate şi câteva valori ale fluxului convectiv la suprafaţa exterioară

în considerarea numerelor Reynolds şi Peclet dar cu neglijarea efectelor radiaţiei. Rezultatele au fost oferite grafic, pentru diferite valori ale numărului Re, în termeni de profil termic necesar pentru evaluarea efectului dimensiunilor piesei precum şi a coeficientului global de schimb termic.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

USE OF MAGHMITE AND ITS DERIVATES AS NANOPARTICLES FOR WASTEWATER TREATMENT

BY

ECATERINA MATEI[1*], ANDRA PREDESCU[1], EUGENIU VASILE[2] and CRISTIAN PREDESCU[1]

[1]POLITEHNICA University of Bucharest,
[2] METAV CD Bucharest

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Nano-sized crystals of maghemite iron oxide (γ-Fe2O3) were synthesized, with an average of 10 nm. Subsequently, a nano-composite from γ-Fe2O3 with AMBERLITE cationic exchange resin was synthesized. The products have been subjected for thorough characterization with several spectroscopic techniques as well as transmission electron microscopic measurements or X-ray diffraction analysis. These investigations confirm the formation of maghemite nanoparticles on resin surface. The nano-composite showed remarkable adsorption efficiency in removal of some toxic metal ions as Zn, Ni, Cu, Cd, Cr.

Key words: nanomaterials, maghemite, catonic resin, heavy metal ions.

1. Introduction

The industrial waste water effluents contains mainly the various heavy metals, which are a real threat to the environment and public health, because their toxicity and persistence in the environment (Hu *et al.,* 2007). The removal of some toxic metals such as chromium, cadmium, copper, lead, nickel, mercury and zinc from waste waters became a necessity due to their toxicity and carcinogenicity. There are many removal techniques such as adsorption, chemical precipitation, ion

* Corresponding author e-mail: predescu@ecomet.pub.ro

exchange, filtration, membrane separation, and reverse osmosis in order to diminish the pollution impact of these metals. Also, due the development in nano technology, nanoscale iron oxides have became a raw material for treating the waste waters and soils, accelerating the coagulation of sewage, removing radionuclides, adsorbing organic dyes and cleaning up the contaminated soils (Lo *et al.,* 2009). There are many types of nanomaterials with these characteristics, but magnetic iron oxide nanoparticles are an efficient adsorbent, which couples magnetic separation with ionic exchange capacity for removal of heavy metals pollutants (Wang *et al.,* 2009). Nano-iron oxides, such as magnetite (Fe_3O_4) and maghemite (γ-Fe_2O_3), and also different ferrite compounds are known as materials used in different biological and industrial application. These materials have unique magnetic and electronic properties. Due their chemical stability, biocompatibility and heating ability, ferrofluids of maghemite nanoparticles can be used for ferrofluids hyperthermia in tumor treatment (Sun *et al.,* 2004).

In this paper the preparation by chemical coprecipitation and characterization of maghemite (γ-Fe_2O_3) and a nano-composite from γ-Fe_2O_3 with AMBERLITE cationic exchange resin batch adsorption/desorption studies are described.

2. Experimental

2.1. Preparation and Characterization of Maghemite (γ-Fe_2O_3) and Nano-Compsite Maghemite – Cationic Resin (γ-Fe_2O_3 – R-H) Nanoparticles

There are various methods for preparation of γ-Fe2O3, using different reagents for synthesis. In this paper the nanoparticles were prepared by coprecipitation of ferrous ion (Fe^{2+}) and ferric ion (Fe^{3+}) with NaOH solution. D-sorbitol was used to prevent the agglomeration between the nanoparticles (Predescu, 2010). The iron solutions were strongly stirred in water, after adding NaOH solution. The precipitates were separated by magnetic decantation or slow filtration after which it was washed several times with distilled water and ethanol.

The magnetite nanoparticles were dried into oven at 60°C. In order to obtain maghemite (γ-Fe_2O_3), the magnetite nanoparticles was heated at 200°C, for 3 hours and finally, red-brown maghemite nanoparticles were collected. The nanocomposite was obtained after 24 ore time contact between maghemite nanoparticles and AMBERLITE cationic resin, under mechanical stirring. After, water washing the new nanocomposite was analyzed with the same methods as initial maghemite nanoparticles.

The structure and morphology of the γ-Fe_2O_3 nanoparticles was characterized by X-ray powder diffraction, which was carried out in a SHIMADZU diffractometer with high-intensity Cu Kα radiation (λ = 1.54065 Å) with the 2θ range from 10° to 90°. The particle size and distribution were detected by transmission electron microscopy (TEM).

The energy dispersive X-ray (EDX) and selected area electron diffraction (SAED) spectra were recorded with a TECNAI F30 G^2 high resolution transmison electron micrsoscope with 1Å line resolution and with an EDX detector with 133 eV resolution.

2.2. Batch Adsorption and Recovery Studies

The metal solutions were prepared from Merck stock standard solutions, consisting of dissolved metal into nitric acid, in case of zinc, cadmium, nickel, and copper and from potassium chromate (K_2CrO_4) salt dissolved into distilled water in case of chromium. Each initial metal standard solution concentration was 1000 mg/L. The initial standard solutions were used in order to evaluate the maximum quantity adsorbed at pH 2.5. The metal solutions with the same concentrations were mixed together and resulted a multi-component system (Zn, Cd, Ni, Cu, Cr) had resulted. The evaluation took place by analyis from 20 to 20 minutes, during 2 hours.

The time for recovery was 24 hours and all maghemite nanoparticles and nanocomposite were recycled by magnetic separation. All samples containing hexavalent chromium was analyzed by diphenylcarbazide method with a molecular absorption spectrometer (Cintra 202 GBC) with spectral domain between 190 and 1000 nm. Total chromium quantity and the others metals were measured with an atomic absorption spectrometer (GBC 932 AB Plus) with spectral domain between 185 and 900 nm.

3. Results and Discussions

3.1. Characterization of Magnetite (Fe_3O_4) Nanoparticles

The obtained samples were analyzed by X-ray diffraction (XRD) using a diffractometer with high-intensity Cu Kα radiation (λ = 1.54065 Å). The diffraction pattern for maghemite is shown into Fig. 1.

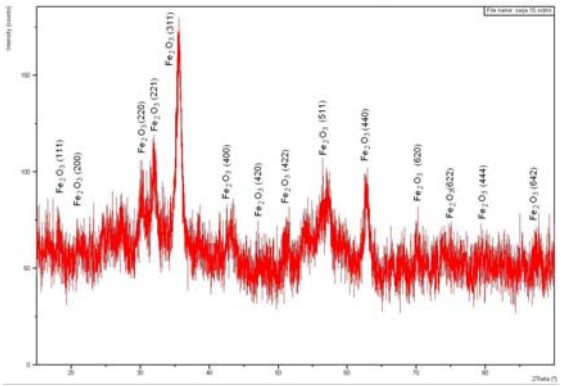
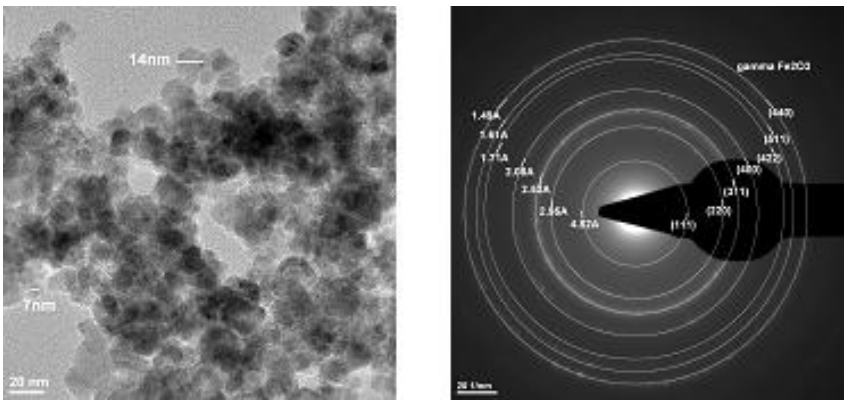


Fig. 1 – XRD patterns for γ-Fe_2O_3 nanoparticles.

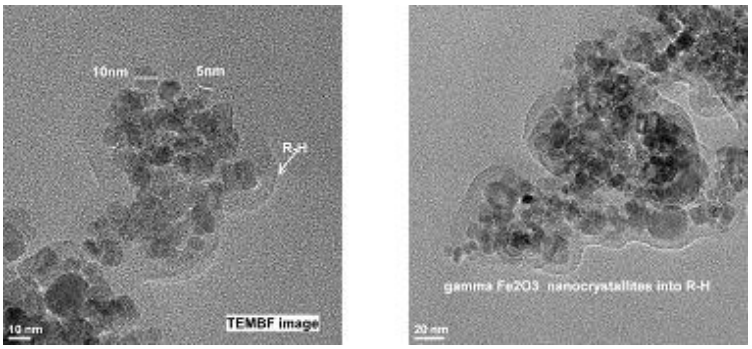
The diffraction peaks reveal a cubic spinel structure with no others phases presented in the sample. The morphology and structure of the maghemite samples were investigated by transmission electron microscopy through bright field (TEMBF) and image is presented in the Fig. 2*a*. Spherical particles with a reduced size and a good dispersion can be observed in this figure.



a *b*

Fig. 2 – *a* – Transmission electronic microscopy through bright field (TEMBF) for γ-Fe_2O_3; *b* – Selected area electron diffraction (SAED) image associated to the sample from figure (*a*).

Also, in order to identify the plans associated with the maximum values for the nanoparticles was used as method selected area electron diffraction (SAED), the image being presented in the Figure 2(b). The SAED diffraction peaks corresponding to the (440), (511), (422), (400), (311), (220) and (110) planes for γ-Fe_2O_3 match with the XRD pattern.



a *b*

Fig. 3 – *a* – Transmission electronic microscopy through bright field (TEMBF) for Fe_3O_4; *b* – Selected area electron diffraction (SAED) image associated to the sample from figure (*a*).

The SAED image confirmed the formation of the γ-Fe_2O_3 nanoparticles. These nanoparticles have been used as adsorption material for pollutants from wastewaters, in accordance with their small particle size and high specific surface area.

The morphology and structure of the maghemite into cationic resin samples were investigated by transmission electron microscopy through bright field (TEMBF). The TEMBF image is presented in the Fig. 3 *a*. Spherical particles with a reduced size and a good dispersion can be observed in this figure, covered by a layer of resin (R-H). Also, another image at about 20 nm for maghemite nanoparticles into resin is shown in the Fig. 3*b*).

3.2. Batch Adsorption and Recovery Studies

Fifty milliliters of 1000 mg/L multi-component solution and 1 g/L γ-Fe_2O_3 nanoparticles were mixed at pH of 2.5. Also, the same concentration was used for mixture with 1 g/L γ-Fe_2O_3-R-H. An important characteristic for maghemite was the value for the surface charge which is 6.3 at the zero point of charge (pHpzc) (Hu *et al.,* 2005). This value was not obtained as experimental data, only from literature. Below this value, the adsorbent surface is positively charged and the anions are adsorbed by electrostatic attraction. Above this value of pHpzc, the adsorbent surface is negative charged and the cations are adsorbed on the maghemite (Hu *et al.,* 2005). For example, with the increase in pH, the uptake of Cr (VI) ions decreased, because in the aqueous phase, the surface of the metal oxides is covered with hydroxyl groups that vary at different pH values. Hexavalent chromium in wastewaters is presented in forms as chromates (CrO_4^{2-}), dichromates ($Cr_2O_7^{2-}$) and bichromates ($HCrO_4^-$), in these conditions, the OH^- groups from mixture will compete with chromium species for adsorptions sites. Also, if the adsorption surface is negatively charged, the electrostatic repulsions increase between negatively charged Cr (VI) species and negatively charged nanoparticles, leading to the removal of some adsorbed species such as bichromates ($HCrO_4^-$) or chromates (CrO_4^{2-}) (Hu *et al.,* 2005). In the environment, at acidic pH value, the metal ions can appear in the following oxidation states: Ni^{2+}, $NiSO_4^0$, Cu^{2+}, Zn^{2+} (Loon &, Duffy, 2005). With these information, regarding the distribution of the ions can be achieved an assessment of the metal species presented into water environment. For the analyzed aqueous solutions the samples were analyzed during of 120 minutes, from 20 to 20 minutes. The evolution in time of the removal efficiency using γ-Fe_2O_3 is presented in Fig. 4.

It was observed that after first minute of the reaction, almost 70% from hexavalent chromium is removed and the quantity remains almost the same at 120 minutes. In case of the others metal ions, the efficiency was lower due the presence of the metals as cations (Zn^{2+}, Ni^{2+}, Cu^{2+}, Cd^{2+}) which is diminished by the pHpzc value for maghemite. In this case, the removal efficiency is not

higher than 35%. The variation of the removal efficiency remains the same in the case of the nano-composite consists of the maghemite and AMBERLITE cationic resin (γ-Fe_2O_3-R-H) but the removed quantity of the metals is significantly higher compared with the maghemite nanoasorbent. This situation is due the double effect of the exchange resin and the adsorption of the maghemite. The high efficiency for all metal ions can be observed in the Fig. 5.

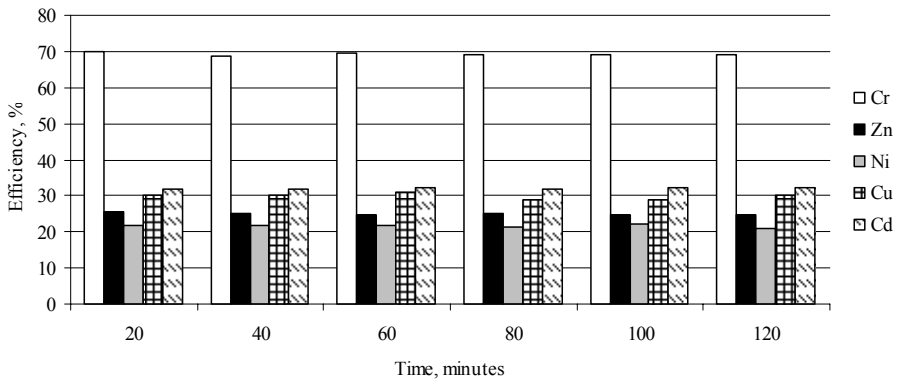


Fig. 4 – The removal efficiency using γ-Fe_2O_3 as adsorbent for metal ions, at pH 2.5.

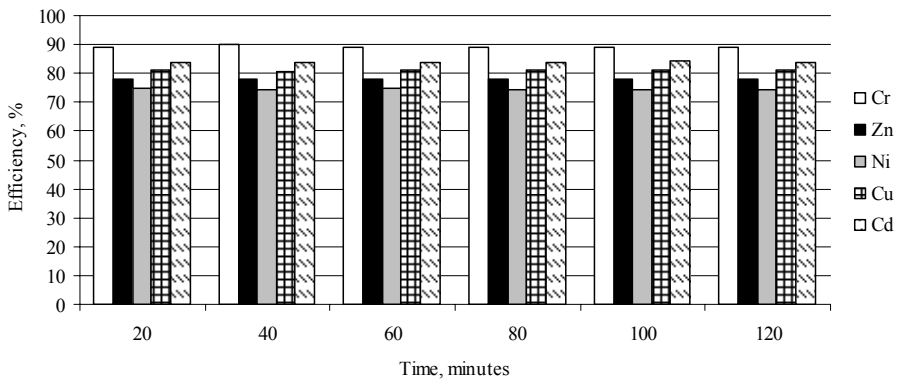


Fig. 5 – The removal efficiency using γ-Fe_2O_3-R-H as adsorbent for metal ions at pH 2.5.

The amount adsorbed at equilibrium, q_e, was calculated with the following formula expressed as:

$$q_e = \frac{(C_0 - C_e) \cdot V}{m} \tag{1}$$

where: C_0 – initial concentration, mg/L; C_e – equilibrium concentration, mg/L; V – volume of solution, L; m – adsorbent quantity, g.

The effect of time as function of adsorbed quantity is shown in Fig. 6, for maghemite nano-adsorbent. It can be seen the rapid adsorption of metal on maghemite nanoparticles, initially quite high, followed by a much slower removal rate this leading to an equilibrium state. It can be assumed that after first 20 minutes the adsorbed quantity reaches at a maximum. The quantity is quite different function by type of the metal. The highest quantity is for hexavalent chromium 55mg/g, a high value compared with common adsorbents from the literature: 11.5 mg/g for diatomite and 15.47 mg/g for activated carbon, respectively (Hu *et al.,* 2005).

For the others metals, the adsorbed quantities are different from 15.9 mg/g for Cd and 15 mg/g for Cu to 12.75 mg/g for Zn. The lowest value as adsorbed quantity is for Ni: 10.9 mg/g.

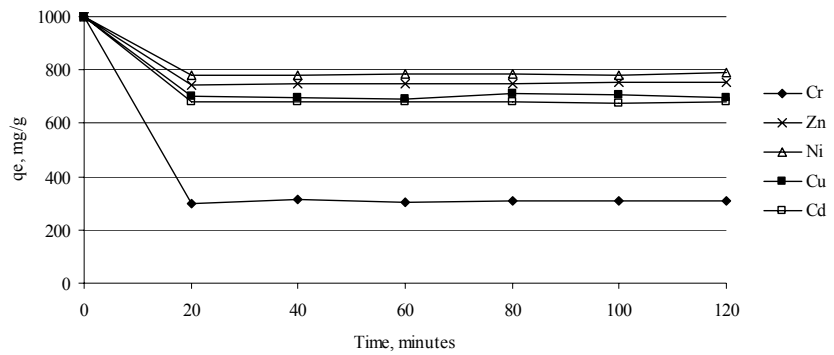


Fig. 6 – Effect of time on the removal of metal ions on maghemite nanoparticles.

In case of maghemite with AMBERLITE cationic resin, the adsorbed quantities significantly increase, emphasized by the exchange effect of the resin. The adsorbed quantity as function of time is shown in the Fig. 7.

The tendency of the adsorption remains the same as in case of the maghemite nanoparticles, but the adsorbed quantities are higher. In this case, the adsorbed quantity of the hexavalent chromium onto 1 g of γ-Fe_2O_3-R-H nano-adsorbent is 44.6 mg/g. Lower quantities are adsorbed for Cd: 42 mg/g, Cu: 40.5 mg/g, Zn: 39 mg/g or Ni: 37.5 mg/g, but more higher than in case of adsorption onto maghemite nanoparticles. All measurements for metals, before and after adsorption process, were made by flame atomic absorption spectrometry (FAAS) and presented results are an average of 10 measurements. For hexavalent chromium, two analysis methods were chosen: FAAS for total

chromium and molecular absorption spectrometry for hexavalent state. Comparing the results, it can be observed that the oxidation state of the hexavalent chromium remains the same, this indicating that no redox reaction occurs during the adsorption process. The chromium valence in solution never changes after the adsorption process. Dissolved hexavalent chromium formed a color complex with diphenylcarbazide detected by absorbance at 530 nm. As comparison, from Fig. 8, the difference between initial and final concentration, after the adsorption onto maghemite and maghemite with cationic resin, can be observed.

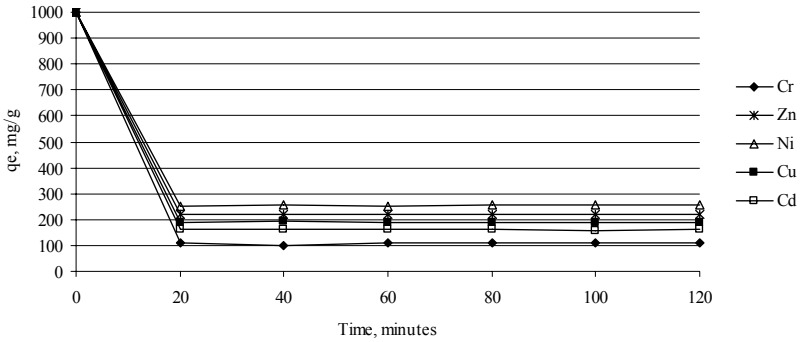


Fig. 7 – Effect of time on the removal of metal ions on maghemite nanoparticles.

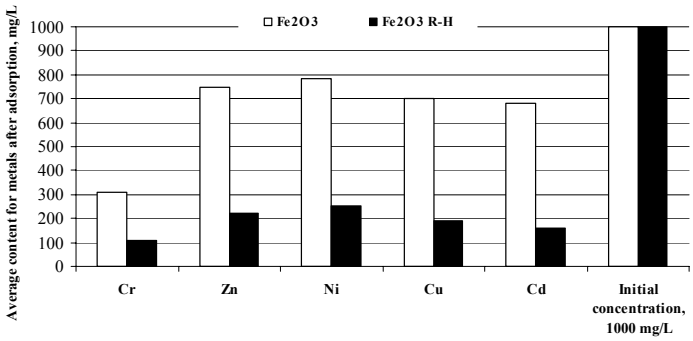


Fig. 8 – Comparison between the initial and final concentration of the metals adsorbed onto nanoaprticles as maghemite and maghemite with cationic resin.

It can be observed the highest efficiency for hexavalent chromium adsorbtion in case of the two nano-adsorbents and a higher tendency of adsorption for maghemite covered by cationic resin, the composite which lead a exchange capacity and adsorption characteristics for the new material. The adsorption is a reversible process, being possible the reuse of the adsorbent, after the regeneration. By washing the adsorbents with NaOH (1 N) solution,

after magnetic separation of the maghemite and maghemite with cationic resin, followed by washing with ultrapure water, the recovered quantity was 0.96 g (the rate of recovery was 96%) for the two adsorbents but these are only a preliminary results and future experiments will be made in oreder to evaluate the regeneration capacity for these adsorbents.

4. Conclusion

The maghemite nanoparticles with an average diameter of 10 nm were synthesized using coprecipitation method. Also, a nanocomposite with average diameter for maghemite of 10 nm was obtained by covering the maghemite nanoparticles with AMBERITE cationic resin. These nanoparticles were successfully tested for the removal of some toxic metals from synthetic aqueous solutions, such as hexavalent chromium, zinc, nickel, copper and cadmium. The adsorption process was conducted into acidic environment, at pH 2.54. The obtained adsorption data indicated a good adsorption capacity for metal ions removal especially in case of maghemite into cationic resin (γ-Fe_2O_3-R-H) and a higher adsorption tendency for hexavalent chromium in comparison with the others metal ions. Also, the regeneration of the adsorbents was investigated with good results, in presence of sodium hydroxide solution. The adsorption study showed that the electrostatic attraction was responsible for the metal removal in case of maghemite nanoparticles and a double effect of electrostatic attraction during the adsorption process and ionic exchange was observed for maghemite covered cationic resin (γ-Fe_2O_3-R-H).

The obtained data represents only the preliminary result obtained for the achieving a systematic study regarding the removal of heavy metals from wastewaters using as adsorbents the nanoparticles with high capacity of adsorption due theirs high surface area.

Acknowledgements. Authors recognize financial support from the European Social Fund through POSDRU/89/1.5/S/54785 project: "Postdoctoral Program for Advanced Research in the field of nanomaterials”.

REFERENCES

Hu J., Chen G., Lo M.C.I., *Removal and Recovery of Cr (VI) from Wastewater by Maghemite Nanoparticles*, Water Research, **39**, 4528 – 4536 (2005).

Hu J., Lo M.C.I., Chen G., *Comparative Study of Various Magnetic Nanoparticles for Cr (VI) Removal*. Separation and Purification Technology, **56**, 249 – 256 (2007).

Lo M.C.I., Hu J., Chen G., *Iron-Based Magnetic Nanoparticles for Removal of Heavy Metals from Electroplating and Metal-Finishing Wastewater*, In: Nanotechnologies for Water Environment Applications. Zhang C.T., Surampali Y.R., Lai K.C.K, Hu Z., Tyagi R.D., Lo M.C.I. (Eds.), American Society of Civil Engineers, Virginia, 213-264 (2009).

Loon G.W., Duffy S.J., *Environmental Chemistry,* Oxford University Press (2005).

Predescu A., *Researches Regarding the Dimension and Distribution of Magnetic Iron Oxide Nanopowders and Theirs Characterization.* (In Romanian), Bul. Inst. Polit. Iaşi, **LVI (LX)**, 95 – 102 (2010).

Sun Y.–K., Ma M., Zhang Y., Gu N., *Colloids and Surfaces A: Physicochem. Eng. Aspects*, *245*, 15 (2004).

Wang X., Zhao C., Zhao P., Dou P., Ding Y., Xu P., *Gellan gel Beads Containing Magnetic Nanoparticles: An Effective Biosorbent for the Removal of Heavy Metals From Aqueous System*. Bioresource Technology, *100*, 2301-2304 (2009).

UTILIZAREA MAGHEMITEI ŞI DERIVAŢILOR SĂI CA NANOPARTICULE PENTRU EPURAREA APELOR UZATE

(Rezumat)

Nanocristale de maghemită (γ-Fe_2O_3) au fost sintetizate, la un diametru mediu de 10 nm. Ulterior, un nano-compozit format din γ-Fe_2O_3 cu rășină schimbătoare cationică de tip AMBERLITE a fost de asemenea sintetizat. Produsele au fost caracterizate prin tehnici spectroscopice ca de exemplu microscopie electronică de transmisie şi difracţie de raze X. Aceste investigaţii au confirmat formarea maghemitei prin sintetiză şi ulterior a compozitului. Acesta din urmă a prezentat o capacitate mare de adsorbţie pentru reţinerea unor metale toxice cum ar fi Zn, Ni, Cu, Cd, Cr.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SIMULATION OF A FLUID BED EQUIPMENT FOR DIFFERENT FLUIDIZATION RATES

BY

A. A. MINEA[1*], O. MANCA[2], M. ALEXANDRU[3] and A. DIMA[1]

[1] “Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[2]Seconda Università degli studi di Napoli,
[3]Grupul Şcolar Ştefan Procopiu Iaşi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. A fluidized bed is formed when a quantity of a solid particulate substance (usually present in a holding vessel) is placed under appropriate conditions to cause the solid/fluid mixture to behave as a fluid. This is usually achieved by the introduction of pressurized fluid through the particulate medium. This results in the medium then having many properties and characteristics of normal fluids; such as the ability to free-flow under gravity, or to be pumped using fluid type technologies. Fluidized beds are used for several purposes, such as fluidized bed reactors (types of chemical reactors), fluid catalytic cracking, fluidized bed combustion, heat or mass transfer or interface modification, such as applying a coating onto solid items. A fluidized bed consists of fluid-solid mixture that exhibits fluid-like properties. As such, the upper surface of the bed is relatively horizontal, which is analogous to hydrostatic behavior. The bed can be considered to be an inhomogeneous mixture of fluid and solid that can be represented by a single bulk density.

Key words: fluidization, fluid bed equipment, heat transfer rate.

* Corresponding author e-mail: aminea@tuiasi.ro

1. Introduction

The purpose of this article is to study the hydrodynamics and bubble formation in a fluidized bed over a period of time. It also demonstrates how to customize a drag law for granular gas-solid flow (Bejan, 2006, 1993). The default drag law in FLUENT is the Syamlal-O'Brien drag law (Tsotsas & Schlünder, 1990; Freiwald & Paterson, 1992; Landon *et al*., 1996; Stewart, 1965)

This law works for a large variety of problems, but has to be tuned properly for predicting the minimum fluidization conditions accurately.

This methodology demonstrates how to do the following:

- Customize a drag law for granular gas-solid flow.
- Use the Eulerian models to predict the pressure drop in an uniformly fluidized bed.
- Solve the case using appropriate solver settings.
- Postprocess the resulting data.

2. Methodology

The prediction of pressure drop in an uniformly fluidized bed is a problem of long standing interest in the process industry (Schwartz & Smith, 1953). The Eulerian models in FLUENT provide an important modeling tool for studying dense phase particulate flow involving complex inter-phase momentum transfer.

Despite rigorous mathematical modeling of the associated physics, the drag laws used in the model continue to be semi-empirical in nature. Therefore, it is crucial to use a drag law that correctly predicts the incipient or minimum fluidization conditions where the bed of particles is essentially in a state of suspension as a result of the balance between interfacial drag and body forces (Schertz & Bischoff, 1969).

The default Syamlal-O'brien is as follows: The fluid-solid exchange coefficient is.

$$k_{sl} = \frac{3\alpha_s \alpha_l \rho_l}{4 v_{r,s}^2 d_s} C_D \left(\frac{Re_s}{v_{r,s}} \right) \left| \vec{v}_s - \vec{v}_l \right| \tag{1}$$

where $v_{r,s}^2$ is the terminal velocity coefficient for the solid phase.

$$v_{\mathrm{r,s}}^2 = 0,5\left(A - 0,06 Re_s + \sqrt{(Re_s)^2 + 0,12 Re_s (2B - A) + A^2} \right) \tag{2}$$

with $A = \alpha_l^{4,14}$ and $B = 0,8\alpha_l^{1,28}$ for $\alpha_l \leq 0,85$ and $B = \alpha_l^{2,65}$ for $\alpha_l > 0,85$ (Subagyo, 1998).

The default constants of 0.8 and 2.65 predict a minimum fluidization of 21 cm/s. The experimentally observed minimum fluidization for this particular case is 8 cm/s. Therefore, by changing the constants we can tune the drag law to predict minimum fluidization at 8 cm/s. After some mathematical manipulation, these constants come out to be 0.281632 and 9.07696 respectively. Therefore, these values have to be used to predict the correct bed behavior and are passed to the code through user-defined functions.

The problem considered is a 1m x 0.15m fluidized bed as shown in Fig. 1. The inlet air enters in at 0.25 m/s and the top is modeled as a pressure outlet. The bed is packed with granular solids at 0.55 volume fraction (close to packing).

The grid, as shown in Fig. 2, was checked and scaled according to initial data-s and it has 5544 quadrilater cells, 11 314 faces and 5771 nodes.

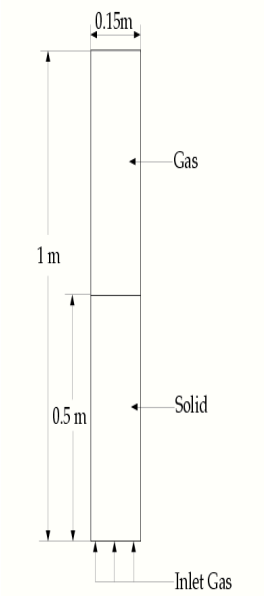


Fig. 1 – Simulation case.

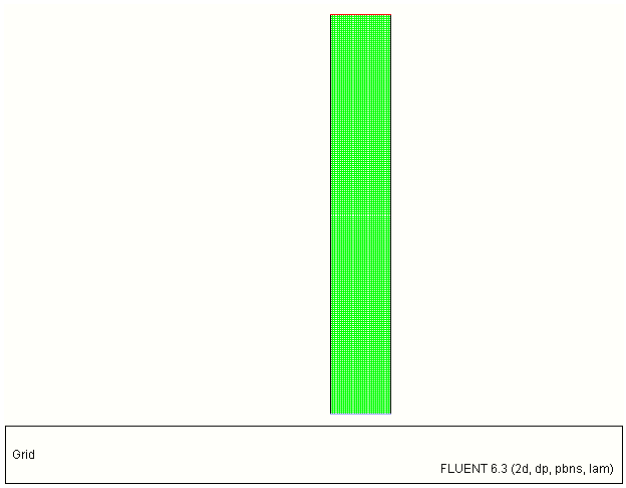


Fig. 2 – Grid.

2.1. Simulation Settings

We selected Pressure Based solver with 2D space and Unsteady time condition and the Eulerian multiphase model, as shown in Fig. 3.

For the fluidization we used air with some modified properties:1.2 kg/m^3 for density and 1.8e-05 kg/m-s for viscosity. Moreover a material called

solids was defined with: 2600 kg/m3 for Density and 1.7894e-05 kg/m-s for Viscosity.

```
Models
------

   Model                        Settings
   ---------------------------------------------------------
   Space                        2D
   Time                         Unsteady, 1st-Order Implicit
   Viscous                      Laminar
   Heat Transfer                Disabled
   Solidification and Melting   Disabled
   Species Transport            Disabled
   Coupled Dispersed Phase      Disabled
   Pollutants                   Disabled
   Pollutants                   Disabled
   Soot                         Disabled
```

Fig. 3 – Solver settings.

For Operating Conditions we enabled Gravity and enter -9.81 m/s2 for Gravitational Acceleration in the Y direction and enabled Specified Operating Density, and enter 1.2 kg/m^3 for Operating Density.

3. Postprocessing

For checking the fluidization we displayed contours of volume fraction for solid at 0.2 sec (Fig. 4), 0.9 sec (Fig. 5), and 1.4 sec (Fig. 6).

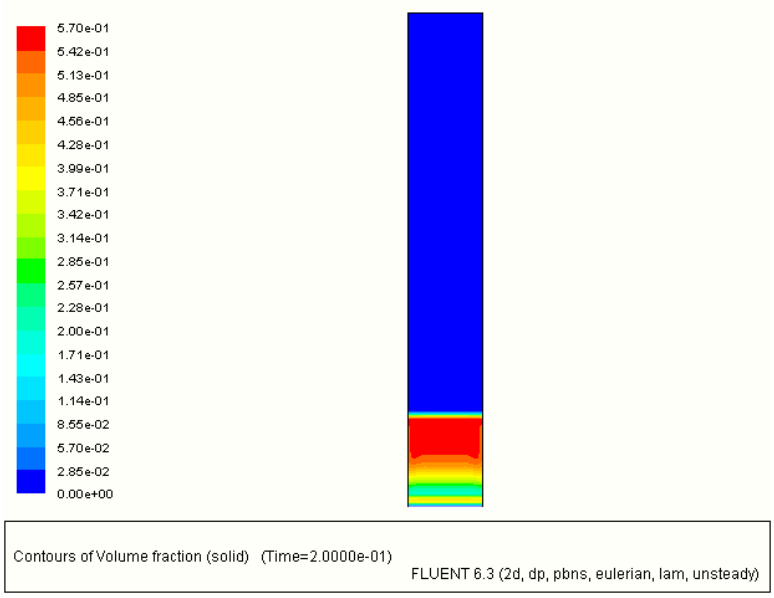


Fig. 4 – Contours of volume fraction (t = 0.2 s).

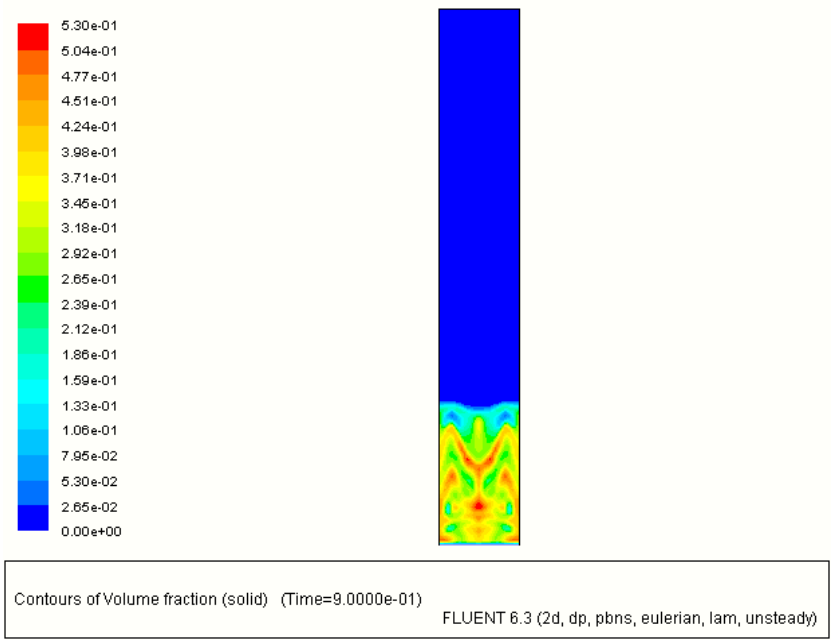


Fig. 5 – Contours of volume fraction (t = 0.9 s).

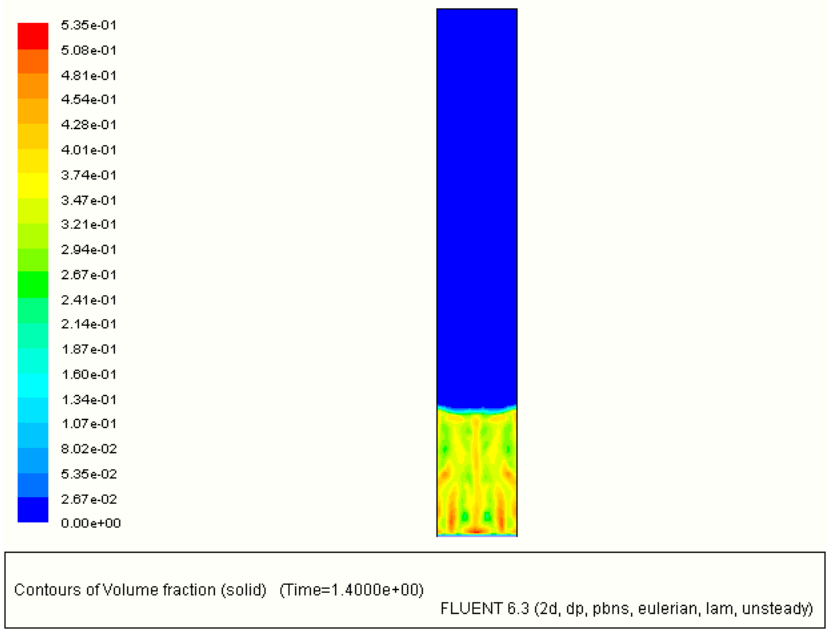


Fig. 6 – Contours of volume fraction (t = 1.4 s).

Moreover, simulation were made for different rates of fluidization and for 1000 seconds of bed functioning and the results obtained after data post processing are illustrated in Table 1 and in Fig. 7 are the velocity profiles on default interior.

Table 1
Simulation Results in Fluent

Case no.	Fluidization rate, m/s	Results on gas velocity magnitude, m/s	
		Default interior	Outlet
1	0.20	7.09	0.036
2	0.25	14.30	0.037
3	0.30	17.15	0.045
4	0.35	20.00	0.052
5	0.40	22.85	0.059

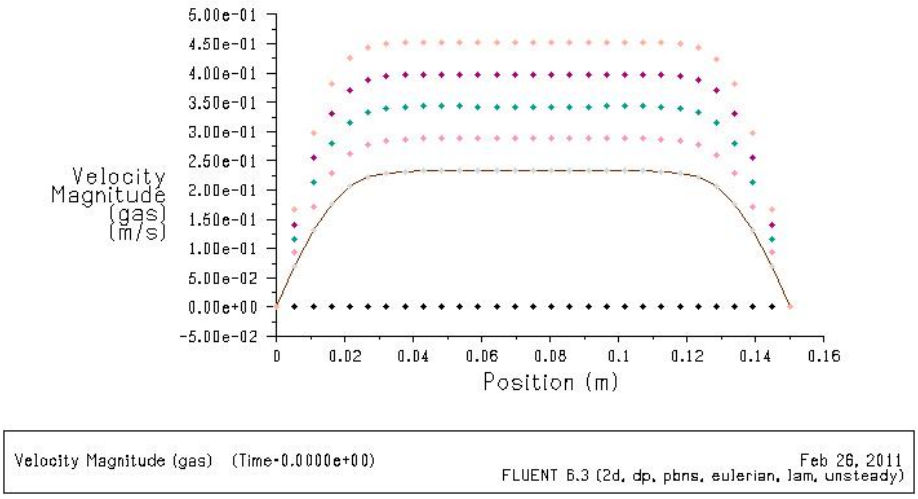


Fig. 7 – Velocity profiles on default interior for the 5 studied cases.

4. Conclusion

Typically, the constants set to 0.8 and 2.65 in the default drag law have to be modified to balance the interfacial drag with the weight of the bed at minimum fluidization. If this is not done, the correct bubbling pattern will not be predicted, leading to incorrect predictions of pressure drop which is the most important objective of such simulations.

Computational fluid dynamics (CFD) studies can improve understanding of fixed bed fluid flow and heat transfer. Our long-term objective

is to use the CFD results in the development of tractable reactor models that are based on a good understanding of the fluid flow phenomena.

The CFD simulations of fluid flow and heat transfer require verification to increase confidence in their use for model development.

A very good quantitative as well as an excellent qualitative fit in CFD simulation was obtained.

REFERENCES

Bejan A., *Advanced Engineering Thermodynamics.* Third Ed., Wiley, Hoboken, 2006.

Bejan A., *Heat Transfer*. Wiley, New York, 1993.

Tsotsas E., Schlünder E.-U., *Heat Transfer in Packed Beds with Fluid Flow: Remarks on the Meaning and the Calculation of a Heat Transfer Coefficient at the Wall.* Chem. Eng. Sci. **45**, 819–837 (1990).

Freiwald M.G., Paterson W.R., *Accuracy of Model Predictions and Reliability of Experimental Data for Heat Transfer in Packed Beds*. Chem. Eng. Sci. **47**, 1545–1560 (1992).

Landon V.G., Hebert L.A., Adams C.B., *Heat Transfer Measurement for Industrial Packed Bed Tubular Reactor Modeling and Design*. AIChE Symp. Ser. 92, 134–144 (1996).

Stewart W.E., *Transport Phenomena in Fixed-Bed Reactors*. Chem. Eng. Prog. Symp. Ser. **61**, 58-61(1965).

Schwartz C.E., Smith J.M., *Flow Distribution in Packed Beds.* Ind. Eng. Chem. **45**, 1209–1218 (1953).

Schertz W.W., Bischoff K.B., *Thermal and Material Transport in Nonisothermal Packed Beds*. AIChE J., **15**, 597–604 (1969).

Subagyo, Standish N., Brooks G.A., *A New Model of Velocity Distribution of a Single-Phase Fluid Flowing in Packed Beds*. Chem. Eng. Sci. **53**, 1375–1385 (1998).

SIMULAREA FUNCŢIONĂRII UNEI INSTALAŢII TIP PAT FLUIDIZAT, PENTRU DIVERSE VITEZE DE FLUIDIZARE

(Rezumat)

În această lucrare s-a elaborat un model bidimensional de transfer termic pentru cazul fluidizării în pat fluidizat, pentru diferite viteze de fluidizare. Fluidizarea este o tehnică de lucru avansată, cu largi aplicaţii industriale, prin care se pun în contact diferite faze pentru intensificarea proceselor de schimb de căldură şi de masă. Fazele puse în contact în timpul fluidizării sunt solide cu lichide şi solide cu gaze. Denumirea de strat fluidizat de particule solide se datorează asemănării formale cu comportarea unui lichid. Stratul fluidizat se realizează circulând un agent de fluidizare (gazos sau lichid) printr-un strat de particule solide, susţinute de un suport perforat (distribuitor), în direcţie ascendentă. La viteze mici, fluidul trece printre granulele stratului fără să-l

deplaseze şi stratul rămâne fix până când căderea de presiune devine egală cu presiunea exercitată de stratul granular. În acest moment, stratul se umflă (se afânează), frecarea dintre mediul fluid şi particule creşte în aşa măsură încât particulele sunt aruncat în sus într-o mişcare dezordonată. Aceasta este faza de *fluidizare liniştită*, în care particulele au o oarecare libertate de mişcare între ele, putându-se mişca în jurul unei poziţii medii. Stratul se comportă ca un lichid, putând curge şi exercita o presiune hidrostatică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STAKEHOLDERS INVOLVEMENT AND ETHICAL ASPECTS OF OCCUPATIONAL HEALTH AND SAFETY MANAGEMENT IN ROMANIA

BY

ROLAND IOSIF MORARU* **and GABRIEL BUJOR BĂBUŢ**

University of Petroşani,
Mining Engineering and Industrial Safety Department

Received: March 25, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. There is always an unexplored ethical dimension over and above the list of causes of occupational accidents. This results in a cascade of bad decisions being taken at the organizational, human and technical levels, which cause tragic accidents, often with loss of human life. To manage risks properly, it will not only be necessary to develop techniques but also to develop processes, at the personnel level as well as at the organizational level, which will take human nature into account. Appropriate mechanisms will also have to be set up to reconcile „public interest” and „risk management”. It will thus be necessary to define, implement and improve a series of processes and most importantly, provide guidance to managers. It is necessary to continue improving the risk analysis methods, to continue training in the field of risk management for numerous stakeholders, to reinforce legislation on risk management and most importantly, to base risk management on ethical principles. The paper discusses values and principles applied in safety decision-making and actions. However, there is no straightforward answer to what is safe enough. Therefore, the purpose of this paper is to present some alternative and supplementing lines for reasoning around some fundamental questions of occupational health and safety management in the Romanian industry.

Key words: occupational health and safety, ethical aspects, stakeholders.

* Corresponding author e-mail: roland_moraru@yahoo.co; gabriel_babut@yahoo.com

1. Introduction

The challenge for safety management is being rational within accepted rules of facts and logic on one hand, and considering values and opinions of the public on the other hand. We can make a make a similar distinction between the domain of technical risks (the expert sphere) and the domain of perceived risk (the public sphere). The increased concern about the ethical aspect of safety is revealed at different levels and domains by:

- the activities of popular movements as a driving force for a safety agenda,
- mass media publicity, and an issue in political debates,
- legislation and standardization, control and certifying activities at both national and international levels, based on moral obligations and/or on market needs.

A fundamental aspect of safety management is to take care of basic human values, e.g. protection of individuals' life and health, property, human dignity, personal freedom and needs adjusted to requirements for a sustainable development, etc. (Døderlein, 1987). In dealing with risk issues, moral questions are inevitable. The main questions remain the same: „What causes the occupational accidents?" And more importantly, what can be done to avert them? Is it necessary to develop new ways to manage risks? Is it necessary to develop or look further into new methods of risk analysis? Is it necessary to adopt more stringent legislation in the field of risk management? Undoubtedly, what is required is a little of everything mentioned above but, nonetheless, these measures would still not be sufficient.

This paper explores various facets of risk management, the technical aspects as well as the human aspects. Indeed, all accidents have human nature as a basis, which implies that no matter how many laws, regulations and standards are set up, major and minor industrial accidents will always occur since human beings are not infallible. To individual level, as well as at the organizational level, this will take into account the human nature aspect.

2. Review of the Major Occupational Risk Categories

Human error is the most frequent cause of accidents according to many scientific papers (www.csb.gov/assets/document/CSBFinalReportBP.pdf; Hollnagel, 1999; Lee *et al.,* 2004; Moraru *et al.,* 2010; Reason, 1990). But human error is hard to define, as seen in the Major Accident Hazards Bureau database, where 40 % of accidents are classified as „Cause: Human" (http://mahbsrv.jrc.it/mars/Default.html). Some of the conditions that typically lead to human errors are described below:

- inadequate personnel qualifications or training;

- inefficient safety programs and operating instructions;
- ineffective implementation of safety and operating instructions;
- poor housekeeping practices and cleanliness;
- deficient maintenance systems and practices;
- flawed planning and execution of modifications to procedures, operating parameters and equipment etc.

These faults, which are closely related to organizational type errors such as lack of employee training, are common and unfortunately are still the cause of too many accidents.

Technological failures are also often quoted in scientific papers as causes of accidents, especially in the context of leading-edge technologies, as was the case in the accidents of the two space shuttles (Hall, 2003; Pidgeon & O'Leary, 2000). These technological failures are real, but, in several cases several managers had raised numerous red flags that, for various reasons that probably seemed worthwhile at the time, were not given proper attention.

Some of the conditions that may lead to technological failures are described below:

- increased complexity of systems, equipment and procedures;
- flawed process studies;
- faulty equipment design and construction;
- poor control of data processing.

These failures are also strongly related to human and organizational errors.

Organizational failures are also frequently the cause of major accidents. In its web publication „A Management Approach to Creating a Strong Process Safety Culture", the Center for Chemical Process Safety (www.aiche.org/ccps) lists the following key organizational culture findings:

- maintain sense of vulnerability;
- combat normalization of deviance;
- establish an imperative for safety;
- perform valid/timely hazard/risk assessments;
- ensure open and frank communications;
- learn and advance the culture.

Some recommendations to counter organizational failures will necessarily include:

- process safety leadership within the organization;
- integrated and comprehensive process safety management: identify, reduce and manage process safety risks;
- appropriate level of process safety knowledge and expertise for all personnel;
- process safety culture: involve all relevant stakeholders in the development of a positive, trusting and open safety culture (Moraru *et al.,* 2009);

- clearly defined expectations and accountability for process safety at all levels within the organization;
- support for line management at all levels in the organization;
- leading and lagging performance indicators for process safety: develop, implement, maintain and update indicators;
- process safety auditing: establish and implement an effective review system;
- board monitoring: monitor implementation of recommendations.

3. The Influence of Regulations on OHS Risk Management

The objective of laws and regulations is to prevent or limit occupational accidents and illnesses. However, it is important to note that this legislation does not have all of the intended effects and industrial accidents still occur in spite of increasingly abundant and strict regulations, as suggested in Fig. 1. An increase in the amount of legislation did not have the anticipated effect of decreasing the number of accidents.

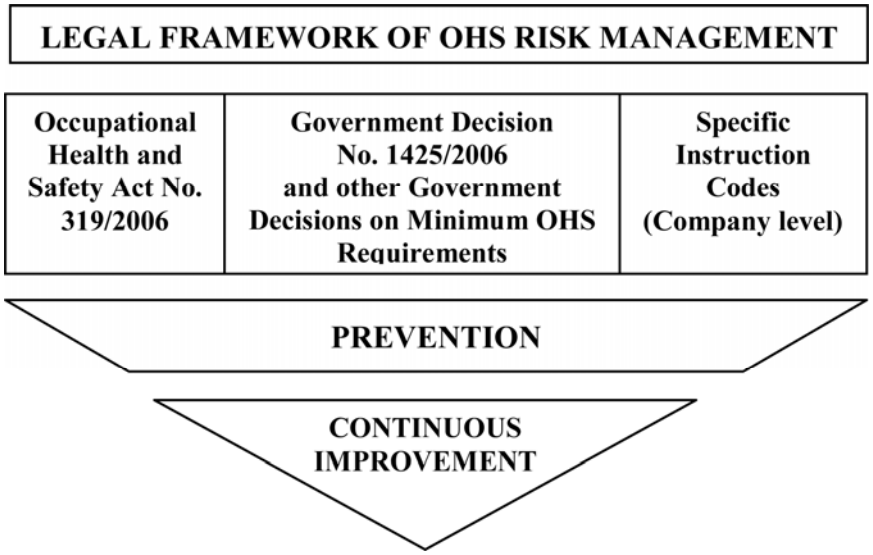


Fig. 1 – Legal framework of OHS risk management in Romania.

Various examples illustrate the limitations of one of the key stakeholders and one of the key mechanisms in the field of risk management:

- The Occupational Safety and Health Act nr. 319/2006 (OSHA)'s national focus on inspecting facilities with high personnel injury rates, while important, has resulted in reduced attention being given to preventing less frequent but catastrophic safety incidents.

- OSHA's capability to inspect highly hazardous facilities and to enforce process safety regulations is insufficient; very few comprehensive process safety inspections were conducted prior to the ISOM incident and "only a limited number of OSHA inspectors have the specialized training and experience needed to perform these complex examinations" (www.csb.gov/assets/document/CSBFinalReportBP.pdf).

4. Comparison Between the Management and Ethical Process for Problem Solving

As seen so far, organizations have implemented systems to manage risk but they must be reinforced to prevent accidents. One other major stakeholder, the government, has also put in place several key mechanisms in the field of risk management, *i.e.* major laws and regulations in the field of environment, occupational health and safety, asset protection, etc., but these mechanisms must also be reinforced. This section presents the responsibility of the other major stakeholder, the human being, *i.e*. employees and supervisor who work in these organizations.

How should managers „think outside the box" when referring to risk management in the organization? These steps are listed below and are then briefly described. They are also illustrated in Fig. 2, which compares the problem solving process to the ethical reasoning process.

Identifying the issue

The identification of the issue will be centered on the manager and the moral dilemma that has to be resolved. It will also include the main elements that must be taken into consideration.

Trusting initial impressions

What appears with one's initial impression when faced with similar situations is often the moral attitude or a start of conscientiousness, a spontaneous attitude that is a mix of competency and social responsibility. This initial impression must undoubtedly be checked and eventually modified, but it would be wrong to dismiss it too quickly under the weight of pressures and constraints.

Speaking, informing, communicating, discussing, negotiating when arguments presented need to be prioritized

Absence and even fear of communication are often observed in companies. The culture of secrecy and silence dominates. But that should not be used as a pretext to subscribe to the phenomenon. This vicious circle must be broken at the risk management level for the company and, through laws and regulations for the public.

The function of communication in all forms is very broad with regards to risk management. It can allow the validation of a technical point of view, identify organizational and personal resistance to responsible risk management,

facilitate management of emotions by expressing them, confront and clarify values, test solutions, etc. It can take various shapes: formal or informal seeking counter-expertise and advice among friends or people with different perspectives. No one can claim to possess good judgement while remaining isolated and deprived of relevant information from other viewpoints.

Communication in different forms is often essential to ethical risk management. At this stage, it is important to pay close attention to arguments used to justify one particular position or another. These arguments are not all on the same level; it may be preferable to sort and prioritize them and treat them on a hierarchical basis (http://ark.cdlib.org/ark:/13030/ ft3n39n8s1/).

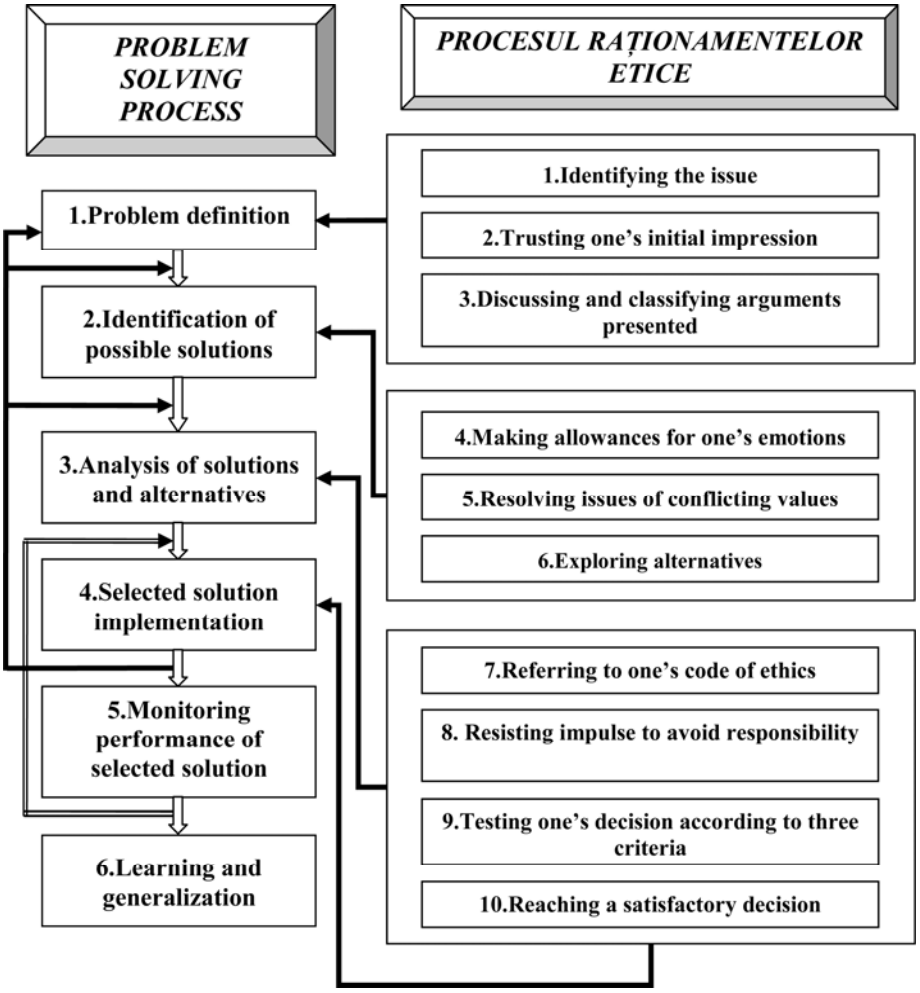


Fig. 2 – Problem solving process and ethical reasoning process (Lacoursiere *et al.*, 2003).

Becoming aware of emotions to better manage them

Managers are not robots. Their emotions play a certain part in their managerial decisions and it would be wrong to deny this. It is advantageous to become aware of one's feelings and emotions, and to speak to reliable people about them when need be, to be able to manage them with greater clarity.

Identifying any conflicting values and identifying the values which must have priority

A good way for clarifying things is to determine which value must have priority, but this determination is often a difficult operation. In the OHS case, this operation is facilitated by the existence of a multitude of rules and regulations, not to mention the various codes of ethics that are found in many professions.

Knowing laws, regulations and code of ethics and recognizing situations where they apply

Our use of the knowledge of laws and regulations is more „practical" than legal, starting from its underlying values. From this point of view, two aspects deserve to be mentioned: First of all there is the importance given to risk management by various laws and regulations. Secondly, in the eyes of the legislator, the manager is the person in charge, the guard of public safety.

Identifying all possible alternatives with their advantages and disadvantages

A frequent error in our personal life as in our professional one is to neglect to adequately explore the whole field of possible alternatives. This is often the case when a decision is made in the throes of emotions, in an emergency situation or in a climate of conflict.

Resisting the impulse to avoid responsibility

The reactive discourse in which company problems, or this or that type of culture are prominent features, but individual responsibility in problem solving is never mentioned.

Testing decisions according to three criteria

- *Criterion of transparency:* It is usually agreed that an ethical decision can be recognized and can even be made public. Reasonable and well-informed individuals cannot blame the honesty or good faith of the ones who reached the decision, even if they do not necessarily share it. In the case of a decision requiring confidentiality, a committee obliged to discretion would come to the same conclusion.
- *Criterion of exemplarity:* An ethical decision can usually serve as a model, all things considered and in similar cases, whether in engineering or in other professions (Racine *et al.,* 1991).
- *Criterion of reciprocity:* This criterion is universal and is found in all great religious or philosophical traditions. It is seen, for example, in the Gospel in a well-known form: „do onto others as you would have others do on to you". An ethical decision must be fair or all at least reasonable for all parties involved.

5. Reaching Satisfactory Decisions by Making a Clear Distinction Between „Options" and „Methods"

Why speak of an acceptable decision and not of an ethical decision? Because, from the ethical point of view adopted here, the acceptability of a decision and its ethical character are the same thing. Why not speak of a decision that is actually accepted? To take into account the limit of what can be done. An ethical solution is not an ideal decision that necessarily has unanimous support and, whether or not it is accepted does not solely depend on the decision maker.

6. Conclusion

In discussions on risk issues it is also important to be aware of the two main approaches for defending moral actions: 1) ethics of the mind - focusing on the purpose, meaning or intention of the action. 2) ethics of the consequence - focusing on the good or bad results of an action. The moral guides and regulates behavior. Decisions may be difficult for a number of reasons. Safety is an unequally distributed benefit in society, *e.g.* employees in construction and in traditional industry are more exposed to accidents than the total work force. Only small amounts of money are used to prevent the enormous amount of accidents among the increasing number of old people. A little money extra to this work would have maximum impact on the fatal accident statistics. But is the modest effort based on implicit economic considerations of the value of human lives? In industry people at high risk are usually low-income workers, in other words; they have negative risk compensation. They have also very often higher risk exposure in traffic, at home and local community, *i.e.* a risk concentration which support the doctrines of the sociology of stratification.

The concept of saving „statistical lives" is a logical contradiction. Death is inevitable. But expectations of an increase in average length of life, is a performance measure for investments and priorities of resources in a framework of utility and cost-effectiveness. Most people will apply a completely different ethics of reasoning when it comes to identified individuals at extreme danger both regarding priorities on rescue operations in accidents and on medical treatment of deadly diseases, *i.e.* an obligation to do whatever possible at whatever cost to save the person.

With an increase in the complex structure of society, trade and industry, communication, political and administrative systems, technical systems and technological change etc., it is getting more and more important to relate to different ethical and political arguments to keep an image of being in control and for being trusted.

For all of us, it is necessary to continue the whole process, to continue improving risk analysis methods, to continue training in the field of risk

management for numerous stakeholders, it is necessary to continue reinforcing legislation to structure and make risk management compulsory, and at the organizational and business levels, it is necessary to set up a real „division of powers", based on ethical principles that allow dialogue. All stakeholders - companies, organizations, governments, managers - must strengthen their roles to avoid major accidents.

REFERENCES

*** CCPS, *A Management Approach to Creating a Strong Process Safety Culture* (*20 Elements for Success*), American Institute of Chemical Engineers - AIChE, Centre for Chemical Process Safety – CCPS, 2005 (www.aiche.org/ccps).

*** CSB, *Refinery Explosion and Fire (BP, Texas City, Texas, March 23, 2005) - Report Investigation No. 2005-04-I-TX*, US Chemical Safety and Hazard Investigation Board, 2007 (www.csb.gov/assets/document/CSBFinalReportBP.pdf).

*** MAHB, *MARS - Major Accident Reporting System.* Major Accident Hazards Bureau - MAHB (http://mahbsrv.jrc.it/mars/Default.html).

Døderlein J., *Introduction to Risk and Decisions*, In W.T. Singleton & J. Hovden (Eds.) Risk and Decisions, Wiley, Chichester, 1987.

Hall J.L., *Columbia and Challenger: Organizational Failure at NASA.* Space Policy, **19**, *4*, 239-247 (2003).

Hollnagel E., Kaarstad M., Lee H-C., *Error mode prediction*, Ergonomics, **42**, *11*, 1457-1471 (1999).

Lacoursiere J-P., Dastous P-A., Racine L., Lafontaine G., Legault G.A., *Notes de Cours Pour la Formation Intensive en Gestion des Risques Pour Ingenieurs et Autres Specialists*. Université de Sherbrooke, Québec, Canada, 2003.

Lee Y.S., Kim Y., Kim S.H., Kim C., Chung C.H., Jung W.D., *Analysis of Human Error and Organizational Deficiency in Events Considering Risk Significance.* Nuclear Engineering and Design, **230**, 61-67 (2004).

Moraru R,. Băbuţ G., Cioca L.I., *Adressing the Human Error Assessment and Management*. Archives of Mining Sciences, **55**, *4*, 873-878 (2010).

Moraru R.I., Băbuţ G.B, Cioca L.I., *Risk Interpretation and Decision Making in Occupational Risk Management.* Annals of the University of Petroşani - Mining Engineering, **10** (**XXXVII**), Universitas Publishing House, Petroşani, 223-230 (2009).

Pidgeon N., O'Leary M., *Man-Made Disasters: Why Technology and Organizations* (*Sometimes*) *Fail.* Safety Science, **34**, *1-3*, 15-30 (2000).

Racine L., Legault G.A., Begin L., *Éthique et ingénierie*. Éditions McGraw-Hill, Montréal, Québec, Canada, 1991.

Reason J., *The Contribution of Latent Human Failures to the Breakdown of Complex Systems*. Philosophical Transactions of the Royal Society of London, Series **B**. *327*, 475-484 (1990).

Shrader-Frechette K.S., *Risk and Rationality. Philosophical Foundations for Populist Reforms*. University of California Press, Berkeley, USA, 1991 (http://ark.cdlib.org/ark:/13030/ ft3n39n8s1/).

IMPLICAREA FACTORILOR INTERESAŢI ŞI ASPECTELE ETICE ALE MANAGEMENTULUI SECURITĂŢII ŞI SĂNĂTĂŢII ÎN MUNCĂ ÎN ROMÂNIA

(Rezumat)

Există întotdeauna o dimensiune etică insuficient explorată care transcede simpla inventariere a cauzelor accidentelor de muncă. Aceasta conduce la o cascadă de decizii inadecvate, adoptate la nivel organizaţional, uman şi tehnic, deseori consecinţele materializându-se în accidente tragice, de multe ori soldate cu pierderi de vieţi omeneşti. Pentru a gestiona riscurile în mod corespunzător, nu va fi necesară doar dezvoltarea de tehnici specifice, ci şi elaborarea şi dezvoltarea de procese, atât la nivelul lucrătorilor, cât şi la nivel organizaţional, procese care trebuie să ia în considerare natura umană. Mecanisme adecvate vor trebui, de asemenea, implementate, în vederea reconcilierii „interesului public" cu „managementul riscurilor". Va fi astfel necesară definirea, implementarea şi îmbunătăţirea unei succesiuni de procese şi, cel mai important, furnizarea de îndrumare pentru manageri. Se impune îmbunătăţirea, în continuare, a metodelor de analiză a riscurilor, perfecţionarea formării în domeniul gestiunii riscurilor a factorilor interesaţi, consolidarea legislaţiei şi fundamentarea managementului riscurilor pe principii de ordin moral. Lucrarea îşi propune să introducă în atenţia specialiştilor români din domeniu valorile şi principiile care ar trebui aplicate în adoptarea şi materializarea deciziilor privind securitatea şi sănătatea în muncă. Desigur, nu există un răspuns unic sau simplu referitor la ceea ce poate fi considerat drept sigur. Ca urmare, scopul prezentei lucrări este de a sugera o abordare alternativă şi de a furniza un tip diferit de raţionament în ceea ce priveşte întrebările fundamentale care îi preocupă pe specialiştii români din domeniul managementului securităţii şi sănătăţii în muncă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

HEAT RECOVERY OF FLUE GAS EXHAUSTED FROM HEATING FURNACES

BY

DORIAN MUŞAT*, MIHAI UDRIŞTE and AUREL GABA

Valahia University of Targovişte

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper presents solutions for the recovery of the physical heat in the flue gas exhausted from heating furnaces in the metallic materials industry. Technological recovery solutions and preheating installations based on flue gas are presented. In order to determine the size of the air pre-heaters recovering the flue gas heat, a mathematical model transcribed in C_{++} has been used.

This computer program has been used for sizing an air pre-heater recovering the heat of flue gas exhausted from a pusher furnace. Sizing was done in conditions simulating the operation of the pre-heater with different thicknesses of the layer of particles deposited on the side of the flue gas. Following the simulation possibilities through the use of the computer program, it was possible to size the pre-heater in order to obtain a maximum efficiency of the recovery of the flue gas heat exhausted from the heating furnace.

The experimental results obtained on this air pre-heater are consistent with those obtained by simulating the operation with the software.

Key words: recovery, flue gas heat, heating furnace.

1. Introduction

In the context of the general actions meant to optimize the specific energy consumptions, a special attention is given, in the metallic materials

* Corresponding author e-mail: dormus60@yahoo.com

industry, to the recovery of secondary heat resources. An important secondary energy resource is the physical heat of the flue gas exhausted from heating furnaces. These heating furnaces work at temperatures ranging from 700 to 1400ºC and heat semi-products for a subsequent hot deformation.

The most common heating furnaces are (Brunklaus, 1977):

- Fixed hearth furnaces;
- Mobile hearth furnaces;
- Bogie hearth furnaces;
- Walking been furnaces;
- Pusher furnaces;
- Pit furnaces.

Burned exhaust gas temperature can reach temperatures up to 1450°C.

Due to significant heat losses mainly from the physical heat of the flue gas discharged, the efficiency of many heating furnaces does not go over 30%, while fuel consumption rate is between 15-60% (Mediokritskii *et al.,* 1997).

The recovery of the physical heat of the flue gas exhausted from heating furnaces can be carried out in the technological direction and in the energy-recovery direction. The technological recovery is done through the preheating of the combustion air, through the preheating of the low calorific gas fuel and through the pre-heating of the semi-products using a ventilator that takes the flue gas off the air pre-heater and sends it, through some nozzles arranged equidistantly, in which speeds of about 80 m/s are obtained, onto the surface of the melting stock. The recovery in the energy-recovery direction results in the production of thermal energy, usually under the form of steam (Gaba, 1990).

In Table 1, are presented the main types of heat recovery used to preheat the combustion air, with the temperature ranges of the flue gases within which they can be used (Brunklaus, 1977; Popa *et al.,* 1977; Ghia, 1978).

Table 1

Main Heat Recovery Types Used for Preheating the Combustion Air

Heat recovery		Temperature ranges of the flue gas	Temperatures of the preheated air
Convection recovery	-With plain steel tubes -With acicular prominences	• 400-900ºC • 500-800ºC	200-600ºC 300-450ºC
Thermo-bloc recovery		700-1150ºC	220-450ºC
Radiation recovery		800-1600ºC	500-800ºC
Mixed recovery		700-1200ºC	500-700ºC

Given the low thermal efficiency of the heating furnaces, the heat recovery should take place in the technological direction, by achieving performance recovery, the combustion air being heated to temperatures as high as possible. In integrated steel mill plants, where heating furnaces are supplied

with combustible waste gases with low calorific value (blast furnace gas mixed with coke oven gas or natural gas), the preheating in special pre-heaters placed after the combustion air heaters becomes interesting from an economical viewpoint. The solution of preheating the semi -products is rarely used, because of the high investment required (Popa *et al.,* 1977).

As in iron and steel works, walking been furnaces and pusher furnaces are widely used, evacuating flue gases at temperatures of 700-950ºC, for which it is advisable to use convection air pre-heaters, we undertook the realization of a mathematical model and of a computer program for sizing them.

2. Description of the Mathematical Model Used for Sizing the Convection Pre-Heaters

The mathematical model used for sizing the convection pre-heaters was conceived to obtain a maximum efficiency in the recovery of the heat of the flue gases throughout the area of the heating furnace. For different operating regimes, the mathematical model takes into account the values pertaining to: fuel flow, DC, fuel nature and makeup, flue gas temperature, TGI, air excess coefficient at the exit of the oven, α_i , air excess coefficient at the entrance in the burner, α, air temperature at the entrance in the pre-heater, TAI, ambient air temperature, TAM. At the same times, other input variables are introduced as well, deriving from the pre-heater's construction model, such as:

- $\Delta\alpha$ - value of the air coefficient increase from the entrance to the exit of the pre-heater;
- DI [m] - inner diameter of pipe;
- DE [m] – outer diameter of pipe;
- LT [m] - pipe length by one passing;
- LV [m] - height tube plate;
- LO [m] - length tube plate;
- PV [m] - spacing between pipes on vertical;
- PO [m] - spacing between pipes on horizontal;
- DV [m] - vertical distance from the wall;
- DO [m] - horizontal distance from the wall;
- NTR - number of passes;
- PRES [bar] -pressure;
- GF [m] - soot layer thickness;
- LAF [W/m/ ºC] - soot layer conductivity;
- LAMDAO [W/m/ ºC] - steel conductivity.

Also as input data are introduced:

- flow regime of the two fluids (same sense current, counter current, crossed current);
- position of pipes;
- ways of circulation of the two fluids.

For a start, the mathematical model calculates the air flow and the flue gas flow at the entrance in the pre-heater, respectively DAI and DGAI, in respectively [m^3_N air /h] and [m^3_N flue gas /h], after which it determines the heat quantity contained by the air at the entrance in the pre-heater, QAI and the heat quantity contained by the flue gas at the entrance in the pre-heater, QGI, in [W]. The temperature of the flue gas at the exit from the pre-heater, TGE, is determined through successive approximations from the relation describing the energy balance of the two fluids, taking into account the heat losses in the ambient air and the preheating temperature of the combustion air, TAE.

The flow scheme of the two fluids allows the calculation of the logarithmic mean temperature difference, ΔTMED and the average air temperatures, TMA and the average flue gas temperatures, TMG. The equivalent hydraulic equivalent is calculated and the sections and speeds of the fluids, having as input data the pipes' inner and outer diameter and the geometry of the heat exchanger with the distances between pipes.

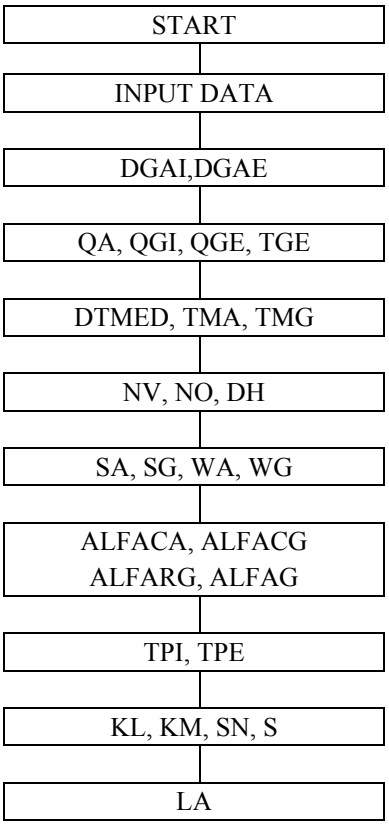


Fig. 1- Algorithm of the mathematical model for sizing the convection pre-heaters.

The convection coefficient for air and flue gas is calculated using the relations with invariants given according to the value of Reynolds invariant, type of flow, etc.

The radiation coefficient for gases is calculated from the Stephan - Boltzmann relation using the emissivity coefficients, which depend on the average gas temperature, the pipe wall temperature and the partial pressure of gases, CO_2 and H_2O, multiplied by the gas layer thickness.

The required heat exchange surface is determined on the basis of the global heat transfer coefficient and then is compared to the geometric surface of the heat exchanger chosen, until the moment when, by successive modifications of the heat exchanger's geometry, a maximal difference of 0.3% is reached.

The algorithm of the mathematical model for sizing the convection pre-heaters is presented in Fig. 1.

3. Application for Sizing a Convection Air Pre-Heater

The application was carried out for sizing a convection air pre-heater of a pusher furnace.

The computer program was run for different functioning regimes of the pusher furnace, given by the natural gas flow, the temperature and the flue gas makeup at the exit of the furnace. The maximal preheating temperature was imposed by the burner, being TAE=490°C.

A computer listing obtained for this sizing is shown in Table.2.

Table 2

Computer Listing Obtained for Sizing a Convection Air Furnace Using Propulsion

No	Notation	Symbol	U.M.	Value
	Inlet data			
	Composition of fuel			
1	Carbon dioxide	CO_2	m^3N/ m^3N	0.0
2	Carbon oxide	CO	m^3N/ m^3N	0.0
3	Hydrogen	H_2	m^3N/ m^3N	0.0
4	Hydrogen sulfide	H_2S	m^3N/ m^3N	0.0
5	Methane	CH_4	m^3N/ m^3N	0.98
6	Acetylene	C_2H_2	m^3N/ m^3N	0.0
7	Ethane	C_2H_6	m^3N/ m^3N	0.01
8	Propene	C_3H_2	m^3N/ m^3N	0.0
9	Propane	C_3H_8	m^3N/ m^3N	0.0
10	C_4H_8	C_4H_8	m^3N/ m^3N	0.0
11	Butane	C_4H_{10}	m^3N/ m^3N	0.0
12	Pentane	C_5H_{12}	m^3N/ m^3N	0.0
13	Nitrogen	N_2	m^3N/ m^3N	0.01
14	Oxygen	O_2	m^3N/ m^3N	0
15	Fuel Flow	DC	m^3N/h	3800

Tables 2 (Continuation)

No	Notation	Symbol	U.M.	Value
16	Air Flow	DA	kg/h	41462.005
17	Inlet air temp.	TAI	º C	10
18	Outlet air temp.	TAE	º C	490
19	Heat exchanger efficiency	ETA	-	0.98
20	Air excess coefficient to burner	ALF	-	1.13
21	Ambient temperature	TAM	ºC	10
22	Inlet exhaust gases temperature	TGI	ºC	900
23	Inner diameter of pipe	DI	m	0.0428
24	Outer diameter of pipe	DE	m	0.048
25	Pipe length by one passing	LT	m	1.35
26	Height tube plate	LV	m	0.68
27	Length tube plate	LO	m	6.76
28	Spacing between pipes on vertical	PV	m	0.08
29	Spacing between pipes on horizontal	PO	m	0.098
30	Vertical distance to the wall	DV	m	0.05
31	Horizontal distance to the wall	DO	m	0.05
32	Passes number	NTR	-	4
33	Pressure	p	barr	1
34	Thickness of soot layer	GF	m	0.0
35	Soot thermal conductivity	LAF	W/(m ºC)	0.1
36	Steel thermal conductivity	LAMDAO	W/(m ºC)	50
	Outlet data			
37	Inlet exhaust gases flow	DGAI	m^3N/h	45281.005
38	Outlet exhaust gases flow	DGAE	m^3N/h	45281.005
39	Mean caloric capacity of the inlet gases	CPI	kJ/ (m^3N ºC)	1.5271679
40	Mean caloric capacity of the outlet gases	CPE	kJ/ (m^3N ºC)	1.4661095
41	Heat included in the inlet gases	QGI	W	17287924
42	Heat included in the outlet gases	QGE	W	9559561.4
43	Outlet exhaust gases temperature	TGE	ºC	518.39166
44	Mean temperature difference	DTMED	ºC	448.28489
45	Mean temperature of gases	TMG	ºC	709.19583
46	Mean temperature of air	TMA	ºC	260.91094
47	Absorbed heat of air	QA	W	7573795.7
48	Pipes number on a line by one vertical passing	NV	-	7
49	Pipes number on a line by one horizontal passing	NO	-	68
50	Gas flow section	SG	m^2	4.7196
51	Air flow section	SA	m^2	0.68483412
52	Gas velocity	WG	m/s	9.5883484
53	Air velocity	WA	m/s	32.890357
54	Gas convection heat transfer coefficient	ALFACG	W/(m^2 ºC)	65.258761

Tables 2 (Continuation)

No	Notation	Symbol	U.M.	Value
55	Air convection heat transfer coefficient	ALFACA	W/(m^2 ºC)	117.85501
56	Thickness of gases layer	LG	m	0.14406167
57	Radiation coefficient	ALFARG	W/(m^2 ºC)	12.672184
58	Convection heat transfer coefficient from gases	ALFAG	W/(m^2 ºC)	77.930946
59	Overall heat transfer coefficient	KL	W/(m ºC)	6.576321
60	Overall surface heat transfer coefficient	KM	W/(m^2 ºC)	46.106673
61	Length of the device	LA	m	1.3493032
62	Heat transfer surface	S	m^2	366.65933
63	Necessary heat transfer surface	SN	m^2	366.43394
64	Air pressure losses	PA	N/m^2	4189.4701
65	Gas pressure losses	PGA	N/m^2	204.06471

As during the operation of the furnace, some of its parameters change (the fuel flow, the discharge temperature of the flue gas), which triggers the modification of the air pre-heater, the program was run taking into account the different values of the inlet data. In this way, it was possible to choose the most efficient air pre-heater. For this pre-heater, the program was run taking into account the thickness of the soot layer, GF and the air excess coefficient of the flue gas, α_i . The result led to the determination of the influence of the soot layer, GF and of the air excess coefficient of the flue gas, α_i, on the preheating temperature of the combustion air, TAE, which is presented in Table 3.

Table 3

Influence of the Soot Layer, GF and of the Air Excess Coefficient of the Flue Gas, α_i, on the Preheating Temperature of the Combustion Air, TAE

Nr. crt.	α_i	DGAI m^{3}N/h	TGI °C	GF mm	TAE °C
0	1	2	3	4	5
1	1,13	45000	900	4	490
	1,13	45000	900	0	450
	1,13	45000	900	0,3	405
2	1,26	50000	820	0,8	450
	1,26	50000	820	0	417
	1,26	50000	820	0,3	372
3	1,4	55000	750	0	419
	1,4	55000	750	0,3	388
	1,4	55000	750	0,8	345

4. Experimental Results

As the heat recovery installation has been set up recently, we have been able to take over exploitation data for the functioning of the pre-heater without soot deposits, and also for different discharge temperatures, TGI and diverse air excess coefficients of the exhausted flue gas, α_i.

These values obtained experimentally are noted as dots in Fig. 2, where there are presented, under the form of curves, the variation of the preheating temperature of the combustion air, depending on the thickness of the soot layer GF and on the air excess coefficient of the exhausted flue gas, α_i.

A good consistency can be noticed between the experimental values and the values obtained on the basis of the mathematical model.

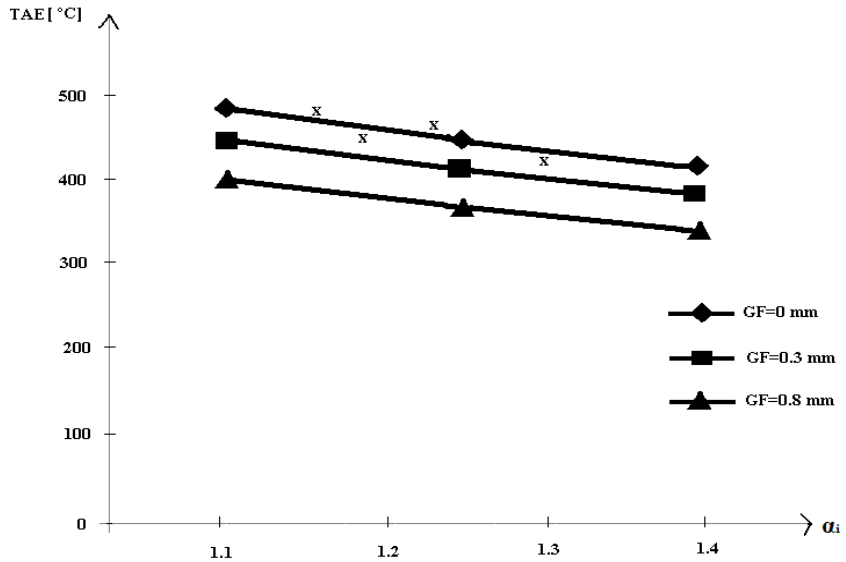


Fig. 2 – Variation of the preheating temperature of the combustion air, TAE, taking into account the thickness of soot layer, GF and the air excess coefficient of exhausted flue gas, α_i.

- values obtained using the mathematical model – continuous line;
-experimentally obtained values – dots marked under the form of "x"-es.

3. Conclusion

The recovery of the physical heat of the flue gas exhausted from furnaces in the metallic materials industry can be carried out in the technological direction, by preheating the combustion air, by preheating the gaseous fuel with

a low calorific power and by preheating the semi-products and in the energy direction, usually under the form of steam. Taking into account the low efficiency of the furnaces, the technological recovery should be preferred, through the realization of a high-performance recovery, using installations able to heat the combustion air at temperatures as much as possible

In order to determine the size of the air pre-heaters recovering the flue gas heat, a mathematical model transcribed in C_{++} has been used.

This computer program has been used for sizing an air pre-heater recovering the heat of flue gas exhausted from a pusher furnace. Sizing was done in conditions simulating the operation of the pre-heater with different thicknesses of the layer of particles deposited on the side of the flue gas. Following the simulation possibilities through the use of the computer program, it was possible to size the pre-heater in order to obtain a maximum efficiency of the recovery of the flue gas heat exhausted from the heating furnace.

The experimental results obtained on this air pre-heater are consistent with those obtained by computer simulation.

REFERENCES

Brunklaus J.H., *Cuptoare industriale*. Bucureşti, Ed. Tehnică 1977.

Mediokritskii E.I., Gaponov V.I., Loginov V.E., Journal of Engineering Physics and Thermophysics, **70**, *1*, 1997.

Gaba A., *Consideraţii asupra recuperării căldurii fizice a gazelor arse evacuate din cuptoarele adânci*. Bucureşti,Energetica, **38**, *3-4*, 1990.

Popa B. *et al., Schimbatoare de caldura industriale.* Bucuresti, Editura Tehnica 1977.

Ghia V., *Récupérateurs et régénérateurs de chaleur*. Ed. Eyrolles, Paris, 1978.

CONSIDERAŢII ASUPRA RECUPERĂRII CĂLDURII GAZELOR ARSE EVACUATE DIN CUPTOARELE DE ÎNCĂLZIRE DIN INDUSTRIA MATERIALELOR METALICE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă soluţiile de recuperare a căldurii fizice a gazelor arse evacuate din cuptoarele de încălzire din industria materialelor metalice. Sunt prezentate soluţii de recuperare în direcţie tehnologică şi instalaţii de preâncălzire a aerului de combustie. Pentru dimensionarea preăncălzitoarelor de aer ce recuperează căldura gazelor arse evacuate din cuptoarele de încălzire s-a realizat un model matematic ce a fost transcris în C_{++}.

Acest program de calcul a fost utilizat în dimensionarea unui preâncălzitor de aer ce recuperează căldura gazelor arse evacuate dintr-un cuptor cu propulsie.

Dimensionarea s-a făcut în condiţiile simulării funcţionării preâncălzitorului cu diverse grosimi ale stratului de depunere de particule pe partea gazelor arse evacuate. Ca urmare a posibilităţilor de simulare prin utilizarea programului de calculator, s-a putut dimensiona preâncălzitorul, pentru a obţine o eficienţă maximă a recuperării gazelor arse evacuate din cuptorul de încălzire.

Rezultatele experimentale obţinute pe aceast preâncălzitor de aer sunt în concordanţă cu cele obţinute prin simularea funcţionării cu ajutorul programului de calculator.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COMPARATIVE ANALYSIS BETWEEN EOLIAN AND KINETIC MINIHIDROTURBINE

BY

EUGEN-VLAD NĂSTASE* and DORU CĂLĂRAŞU

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Department of Fluid Mechanics

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The purpose of this paper is to conduct a comparative analysis between eolian and kinetic minihidroturbine. The paper will trace the advantages and disadvantages of the two types of turbines. Will also pursue the possibility of applying the theory of wind turbine design for kinetic minihidroturbine.

Key words: turbine, renewable energy, hydropower.

1. Introduction

The energy has made a significant contribution to human development and technological achievement through history. With an ever increasing demand for energy resources, and global concern about pollution and environmental damage arising from fossil fuels; renewable energy may begin to assert an ever increasing role during this century and beyond. By 2020 renewable energy should account for 20% of the EU's final energy consumption. To meet this common target, each Member State, including Romania, needs to increase its production and use of renewable energy in electricity, heating and cooling and

* Corresponding author e-mail: nastase_eugenvlad@yahoo.com

transport. Renewable energy is basically the energy that comes from natural sources such as wind, sunlight, tides, rain, and geothermal heat. An important resource of renewable energy for Romania is water (http://www.enreg-expo.com). In our country it operates only a third of the hydropower potential. Romania has a significant potential of small hydro turbines. In developed countries, is testing this new technology - the conversion of kinetic energy of water currents - the technology that does not require dams, large areas of water accumulation and is considered more advanced and cleaner (Niet, 2001). The technology is similar to the modern technology of wind energy conversion of wind turbines.

2. Mathematical Model

Turbines extract only a part of the kinetic energy of fluid flow. To estimate the extracted power from the fluid current is considered the model presented in the below Fig. 1. In this model the turbine is considered as a disc, 1 is upstream section and 2 is downstream section:

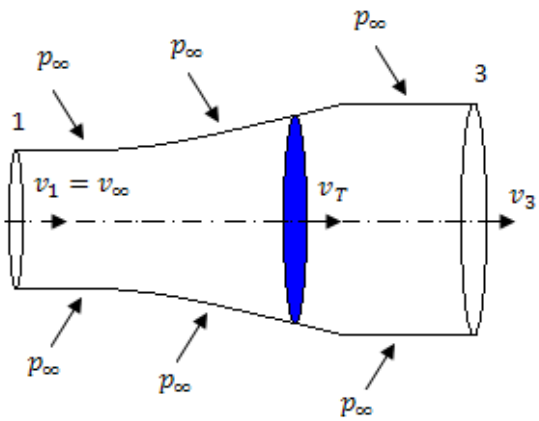


Fig. 1 – Control volume for the idealised actuator-disk analysis.

$$P = \rho Q\left(\frac{v_1^3}{2} - \frac{v_3^3}{2}\right) \text{ - extracted power} \quad (1)$$

$$F_a = \rho Q(v_1 - v_3) \text{ - axial force} \quad (2)$$

$$P = F_a v_T \quad (3)$$

$$Q = v_T S = v_1 S_1 = v_3 S_3 \text{ - flow} \quad (4)$$

From relations (3), (1) and (2) we have:

$$v_T = \frac{P}{F_a} = \frac{\rho Q\,(v_1^2 - v_3^2)}{2\rho Q\,(v_1 - v_3)} = \frac{v_1 + v_3}{2}$$ - current velocity on the turbine (5)

Using these relationships are further defined in the following coefficients:

$$K_{VT} = \frac{v_T}{v_1}$$ - turbine speed coefficient (6)

$$K_{V3} = \frac{v_3}{v_1}$$ - downstream speed coefficient (7)

Given equation (5) turbine speed coefficient becomes:

$$K_{VT} = \frac{v_1 + v_3}{2v_1} = \frac{1}{2}\left(1 + \frac{v_3}{v_1}\right) = \frac{1}{2}(1 + K_{V3}) \quad (8)$$

Power coefficient and axial force coefficient can be expressed as:

$$C_P = \frac{1}{2}(1 + k_{v3})(1 - k_{v3}^2) \quad (9)$$

Noting $k_{v3} = t$ our expression for the coefficient of power:

$$C_p(t) = -\frac{1}{2}t^3 - \frac{1}{2}t^2 + \frac{1}{2}t + \frac{1}{2} \quad (10)$$

The extreme condition for power coefficient have its maximum value is 0,59. This model provides a good indication for the efficiency of a propeller, but not the blade design because does not take into account the shape of the propeller. Estimate the axial and tangential efforts are using blade element theory (Fig. 2):

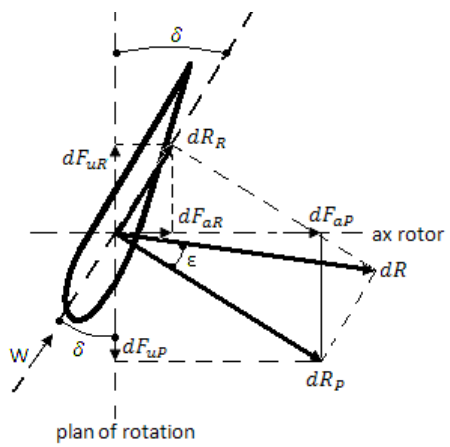


Fig. 2 – Blade cross-section diagram used to derive forces.

In the figure above were noted: w - fluid velocity at far upstream, δ - angle between the direction of the flow and the rotor plane, dR_P - element of lift force, dR_R - element of drag force.

3. Conclusion

The main conclusions of the present paper are the following:

Exploitation of renewable energy is an overriding goal to be achieved, because in this way diminishes the disadvantages of using fossil fuels for energy purposes. Using the kinetic energy of rivers does not require special construction (dams or powerhouse). This means that the environment is less affected and the costs are reduced. Advantage of using turbines that convert the kinetic energy of water is much higher power density compared to a wind turbine the same size. Wind turbine design technology can be successfully applied in the case of turbine that uses the kinetic energy of water.

REFERENCES

Coiro D.P., Maisto U., Scherillo F., Melone,S., Grasso F., *Horizontal Axis Tidal Current Turbine: Numerical and Experimental Investigations.* Owemes, Civitavecchia, Italy, 2006.

Gaden D.L.F., *An Investigation of River Kinetic Turbines: Performance Enhancements, Turbine Modelling Techniques, and an Assessment of Turbulence Models*. University of Manitoba, Canada, 2007.

Niet T.A., *Modelling Renewable Energy at Race Rocks*. University of Victoria, 2001.

Sobor I., Kobîleaţkii N., *Tendinţe moderne în tehnologia de conversie a energiei eoliene şi a energiei cinetice a curenţilor de apă*. Conferinta Tehnico – Stiintifică Jubiliară a Colaboratorilor, Doctoranzilor si Studenţilor, 8-9 oct./Univ. Teh. a Moldovei. Chişinău, Editura UTM, 299-302 (2004).

*** http://www.enreg- expo.com/fileadmin/Renewable_Energy_in_Romania.ppt.pdf

ANALIZĂ COMPARATIVĂ ÎNTRE TURBINELE EOLIENE ŞI MINIHIDROTURBINELE CINETICE

(Rezumat)

În acestă lucrare se realizează o analiză comparativă între turbinele eoliene şi minihidroturbinele cinetice. Se au în vedere avantajele şi dezavantajele celor două tipuri de turbine şi de asemenea, posibilitatea de a aplica teoria de proiectare a turbinelor eoliene pentru minihidroturbine cinetice.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FLOW SIMULATION FOR KINETIC MINIHIDROTURBINE

BY

EUGEN-VLAD NĂSTASE* **and DORU CĂLĂRAŞU**

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Department of Fluid Mechanics

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In the field of hydraulic machinery, flow simulation is used in research and development as well as in the design phase. The simulation offers the possibility of viewing flow fluid during operation what gives a picture of how the turbine works and how it could be improved. The simulation leads to the unsteady pressure distribution especially on blades. From this results the dynamic forces can be evaluated. By applying a structural analysis also the dynamic stresses can be obtained. The purpose of this paper is to achieve a turbine flow kinetic simulation has been tested experimentally. Since for this geometry detailed measurements are available, the computational results can be compared with experimental data.

Key words: simulation, flow simulation, modelling, computational fluid dynamics turbine, renewable energy, hydropower.

1. Introduction

The present energetic context leads to the research of renewable energy sources. The diminution of conventional energy resources, the increasing of the oil price and the problems regarding the pollution also, made together the interest in the renewable energy sources. The conversion of water energy to useful energy involves two processes: the primary process of extracting kinetic energy from

* Corresponding author e-mail: nastase_eugenvlad@yahoo.com

water and conversion to mechanical energy at the rotor axis, and the secondary process of the conversion into useful energy (mostly electrical, but also mechanical for water pumps or chemical for water desalination). The type of water turbines employed can be characterized by their rotational axis orientation with regard to the water flow direction. The Axial Flow Water Turbine (AFWT) has an axis of rotation parallel to the current direction and its rotor must be controlled to follow the current direction, in order to increase the power conversion efficiency. Otherwise, if the rotational axis is perpendicular to the current, the turbine can operate whatever the flow direction. These turbines are known as Cross Flow Water Turbine (CFWT) (Molland *et al*., 2004). Lift and drag forces along with the angle of attack are the important parameters in a water turbine system. These parameters decide the efficiency of the kinetic hydraulic turbine.

Lift on a body is defined as the force on the body in a direction normal to the flow direction. Lift will only be present if the fluid incorporates a circulatory flow about the body such as that which exists about a spinning cylinder. The velocity above the body is increased and so the static pressure is reduced. The velocity beneath is slowed down, giving an increase in static pressure. So, there is a normal force upwards called the lift force. The drag on a body in an oncoming flow is defined as the force on the body in a direction parallel to the flow direction. For a windmill to operate efficiently the lift force should be high and drag force should be low. For small angles of attack, lift force is high and drag force is low. If the angles of attack (α) increases beyond a certain value, the lift force decreases and the drag force increases. So, the angle of attack plays a vital role. These parameters have a significant influence on turbine efficiency.

The aim of this paper is to study these parameters and to validate the experimental model. In this purpose we use an analysis of the flow with CosmosFloWorks.

2. General Information

Experimental model for the turbine to be carried out determinations is presented in the following figure:

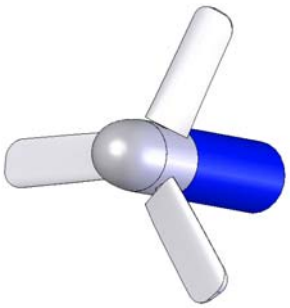


Fig. 1 – The experimental miniturbine.

For experimental testing of the miniturbine is using channel glazed of the fluid mechanics laboratory. The figure below presents a picture of miniturbine installed in order to make determinations.

Fig. 2 – The experimental miniturbine located in the channel.

For experimental testing, the movement of the miniturbine shaft is passed through a flexible cable. This flexible cable rotates a shaft which is mounted a wheel with known radius.

Fig. 3 – Miniturbine running for different tasks.

The relationship for calculating the turbine shaft torque is:

$$Me_i = Fe_i * r \tag{1}$$

where:

$$Fe_i = m_{ti} * g(1 + c_f) \quad (2)$$

r =0.02 [m] – radius wheel in meter; c_f=0.35 - friction coefficient; m_p = 0.133 [Kg]- mass pan; m_i - mass added to the pan; m_{ti}= m_p+ m_i - total mass; g = 9.81- gravitational acceleration.

In the above figure can be seen running with a load on the turbine.

3. Results and Discussion

After attempts to obtain experimental data in the table below:

Table 1
Experimental Measurements

i	m_i [Kg]	n_i $\left[\frac{rot}{min}\right]$	i	m_i [Kg]	n_i $\left[\frac{rot}{min}\right]$
1	0	138	14	0.6500	54
2	0.0500	128	15	0.7000	48
3	0.1000	122	16	0.7500	43
4	0.1500	113	17	0.8000	37
5	0.2000	107	18	0.8500	32
6	0.2500	103	19	0.9000	27
7	0.3000	98	20	0.9500	24
8	0.3500	91	21	0.9600	23
9	0.4000	86	22	0.9700	19
10	0.4500	84	23	0.9900	18
11	0.5000	70	24	1.0100	15
12	0.5500	61	25	1.0300	13.5
13	0.6000	58	26	1.0500	12

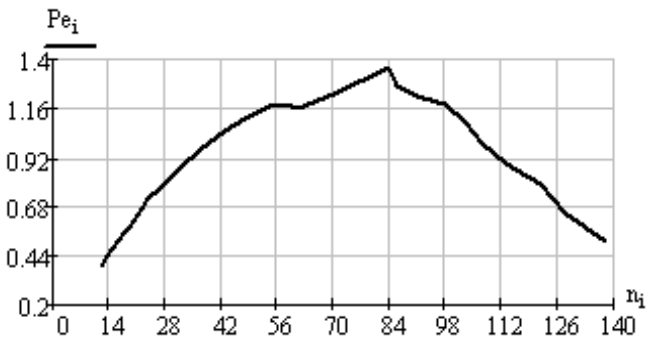


Fig. 4 – Power from the miniturbine shaft.

Data from experimental tests are used to trace the relation of power and angular speed obtained from the miniturbine shaft. The evolution of this dependence can be seen in the picture below.

Also we traced the dependence between miniturbine shaft torque and different angular speeds. This dependence can be seen in the picture below:

Fig. 5 – Miniturbine shaft torque.

The experimental data in Table 1 can also calculate the average torque for the miniturbine shaft:

$$Me_m = \frac{\sum_{i=1}^{28} Me_i}{28} \tag{3}$$

For the average torque value is obtained:

$$Me_m = 0.201\ [Nm] \tag{4}$$

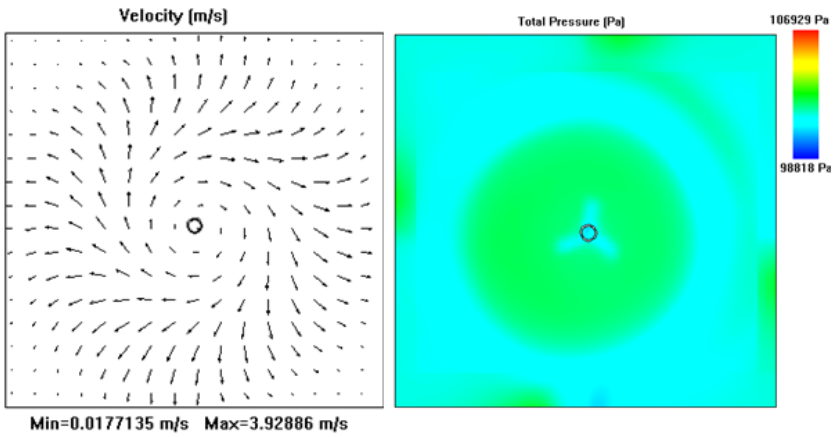


Fig. 6 – Velocity field and total pressure in the cross section.

The results of experimental data will be compared with simulation results.

In the Fig. 6 below can be observed velocity and total pressure in the cross section.

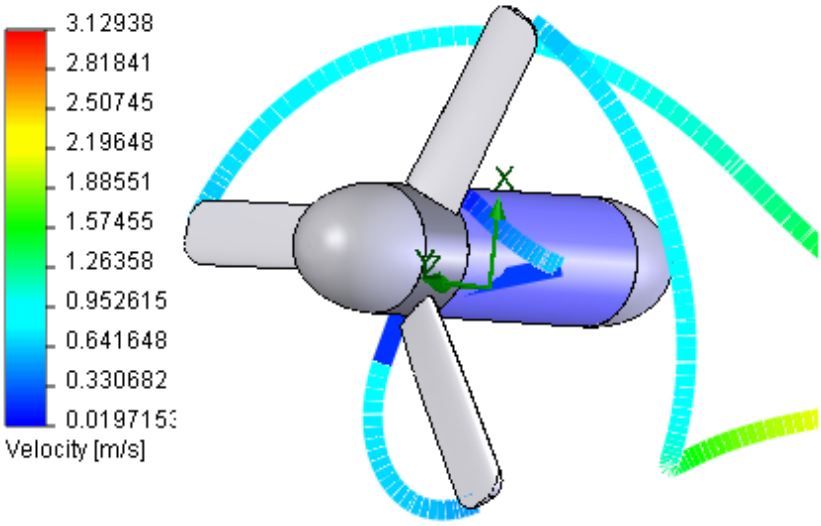


Fig. 7 – Flow on turbine blades.

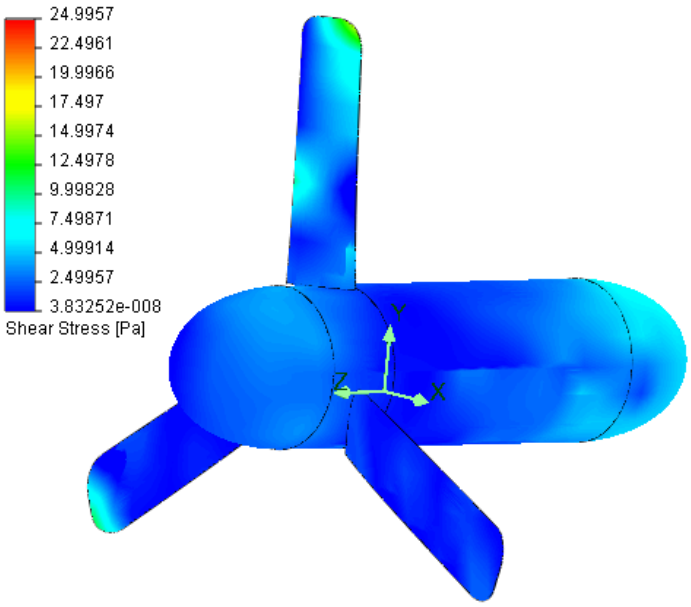


Fig. 8 – The picture with shear stress.

In the picture above you can see the flow trajectory and how speed variation.

In the next figure we can see the shear forces on the blades.

After simulation, the average torque obtained from the turbine shaft is:

$$M_m = 0,4 \text{ [Nm]} \tag{5}$$

The differences in torque for the two variants may occur in these cases:

- fluid velocity was considered constant in the simulation;
- no account was taken of the channel wall roughness.

4. Conclusion

Experimental model may be considered valid and the methodology used for design is correct.

Is obtain a higher torque in the case of simulation because some conditions were omitted: variation of speed, roughness, type of flow.

Other of the possible reasons for this difference is the turbulence level intensity developed in the channel and a series of friction losses.

In future simulations will take into consideration these issues.

REFERENCES

[1]. Chew J., Doherty J., Gillian M., Hills N., *Practical Applications of Automated Design and Optimisation Techniques Using CFD*. Automated Design & Optimisation Techniques Using CFD, IMechE, London, 2006.

[2]. Coiro D.P., Maisto S., Melone S., Grasso F., *Horizontal axis tidal current turbine: numerical and experimental investigations*. Civitavecchia, Italy, 2006.

[3]. Dellinger N., Imbault D., Tourabi A., *Caractérisation des efforts hydrodynamiques sur une maquette d'hydrolienne à axe vertical*. Congrès Français de Mécanique, Grenoble, France, 2007.

[4]. Gaden D., *An Investigation of River Kinetic Turbines: Performance Enhancements, Turbine Modelling Techniques, and an Assessment of Turbulence Models.* University of Manitoba, Canada, 2007.

[5]. Molland A.F., Bahaj A.S., Chaplin J.R., Batten W.M.J., *Measurements and Predictions of Forces, Pressures and Cavitation on 2-d Sections Suitable for Marine Current Turbines.* Proc. Institute of Mechanical Engineers, 218(M), 127-138 (2004).

SIMULAREA CURGERII PENTRU MINIHIDROTURBINELE CINETICE

(Rezumat)

În această lucrare s-a realizat simularea curgerii apei în jurul unei turbine cinetice care a fost testată experimental. Rezultatele obţinute în urma simulării au fost comparate cu datele experimentale. În urma acestor încercări s-a ajuns la concluzia că modelul poate fi considerat valid.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ROUGHNESS DETERMINATION FOR THE DEPOSITED LAYERS ON THE CAST IRON AND STEEL BY ESD METHOD

BY

CARMEN NEJNERU*, MANUELA CRISTINA PERJU, ANCA ELENA LĂRGEANU and MIHAI AXINTE

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper aims to determine the roughness for the deposited layers using the ESD method on the grey cast iron and low alloy steel. The roughness testing has an major importance in the coating processes. If the roughness is too small, the consequence is a reduced adherence for the coating to the substrate, if the roughness is too high, there is the danger that the peaks for the surface profile are uncovered allowing the emergence of the rust or can lead to an unjustified paint consumption.

Key words: thin layers, EDS method, roughness.

1. Introduction

Roughness represents measuring at a smaller scale, variations in height of a natural area (as surface metrology). This measurement is opposed to large scale variations in surface geometry that or undesirable irregularities. Surface roughness can be undesirable because it causes friction and wear, but may also

* Corresponding author e-mail: cryss_ela@yahoo.com

be beneficial because it allows lubricant attachment and prevents the surfaces welding. After deposition a lower roughness can be obtained by applying the grinding operation, an operation that can be done manually, mechanically (by grinding machines) or by electrical sparks in the reversal condition of electrodes.

The ESD grinding method is carried out with the electrode used for hardening, but with a heavy jet cooling emulsion. After grinding the hardness does not change and the remaining micropores improve lubrication for the joining parts and increase the wear resistance.

This paper presents an analysis of roughness variation depending on the type of electrode used to deposit and the number of layers deposited on both gray cast iron support and the support of low-alloy steel.

2. Results and Discussions

For the experiment the following base materials were used:

- Grey cast iron, STAS 568/82;
- Low alloy steel 42CrMo4, STAS EN 10083-1.

Chemical compositions of base materials are presented in Tables 1 and 2, compositions were determined by Foundry Master spectrometer. Ti and Ni electrodes deposition materials were used. We used the method of thin films ESD (electrospark deposition).

Table 1
The chemical Composition of Gray Iron, %

Element	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Cast iron	91.8	4.50	1.54	1.03	0.620	0.140	0.096	0.057	0.148

Table 2
The Chemical Composition of Low Alloy Steel 42CrMo4, %

Element	Fe	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Al
Steel	95,7	0,477	0,185	0,331	0,0230	1,20	0,193	1,36	0,239

Surface roughness measurement was made before deposition on the samples of iron and steel processed by grinding and covered by ESD method with single or combined layers. Measurements were made with a Surtronic 3 + roughness testing device, and the interpretation was made using Talyprof software.

In ESD deposition method the roughness depends on the base material, mechanical processing and electrode type used for deposition.

2.1. Roughness Determination for the Deposited Layers on Gray Cast Iron Support

Following measurements to determine roughness values have been accumulated in Table 3. Ra and Rz values presented in Tables 3 and 4, represents:

- Ra - average ordinates (y1, y2,..., yn) points to the actual profile of the average line profile: $R_a = \frac{1}{l}\int_0^l |y|\, d_x$;
- Rz - the difference between the arithmetic average of five points ordinate the highest peak and the arithmetic mean of the ordinates of the lower profile of the bottom five points respectively between inner and outer lines:

$$R_z = \frac{(R_1 + R_3 + R_5 + R_7 + R_9) - (R_2 + R_4 + R_6 + R_8 + R_{10})}{5}.$$

Studying comparative analysis (Fig. 1) regarding roughness with the type of ESD deposition method shows that the roughness of the base material has a low value compared with all types of depositions. When submitting a Ni layer the roughness Ra = 3.308 mm is much smaller than the two layers Ni deposition where Ra = 5.716 mm, which is due mainly to the formation of the layer. On the simple layer appears uncovering graphite slides, due to high surface tension of molten Ni microbath droplets formed from melted metal electrode. On the double layer plays a lesser role in substrate diffusion and the presence of both iron deposition leads to low system conductivity, also appears irregularities in the layer, like unmelted drops, cracks and bumps, creating the premises for increased roughness.

Table 3
Roughness Values for Deposition by ESD on Gray Cast Iron Support

Material	Ra	Rz
Base material: cast iron	1,911 μm	14,323 μm
Deposition Ti 1 layer	5,058 μm	26,806 μm
Deposition Ti 2 layers	4,712 μm	23,527 μm
Deposition Ni 1 layer	3,308 μm	21,110 μm
Deposition Ni 2 layers	5,716 μm	31,252 μm
Deposition Ni/Ti	5,291 μm	26,429 μm
Deposition Ti/ Ni	4,664 μm	27,699 μm
Deposition Ni/Ti/Ni	5,530 μm	29,433 μm
Deposition Ti/Ni/Ti	7,588 μm	38,926 μm

The Ti one layer deposition roughness is higher than the deposition with one layer of Ni, since Ti has a melting point of 400°C higher that of Ni, leading to a rapid solidification of the droplet falling on the hot base material and droplets form preserves on the outer layer. This leads to a high roughness Ra=5.058 mm. The two-layer Ti deposition has a slightly lower roughness Ra=4.712 mm due to irregularities on the surface remelting due to low conductivities (we have two materials: Ti and iron) layer stays hot longer. For doubles combined deposition cases is observed that Ni/Ti has a roughness greater than Ti/Ni deposition, this is explained by the fact that Ni is deposited evenly, while more liquid remains on the surface as it melts more easily and easily disseminates.

The triple layer roughness increases, is still a good value for Ti and Ni coating interface, where Ra = 5.530 mm.

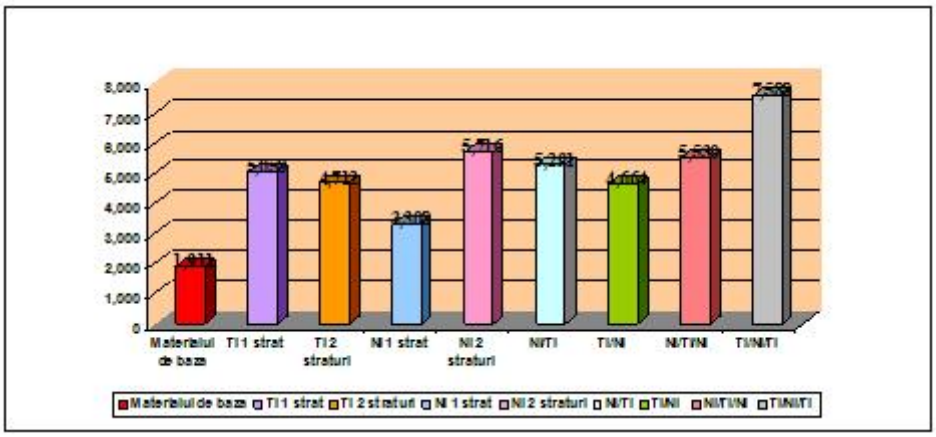


Fig. 1 – Comparative analysis for deposited on iron support layers roughness.

A high roughness was observed for triple layer Ti/Ni/Ti, Ra = 7.588 mm, justifying the predominant effect of the Ti.

2.2. Roughness Determination for the Deposited Layers on a Low-Alloy Steel Support.

Roughness depends on the material quality and processing mode (casting, cold or hot forming, grinding, finishing, superfinishing etc.).

The material was processed by coating. Previous it was processed by milling, being obtained a base roughness Ra = 2.09 mm (Table 4). In the case of depositing a layer of Ti we have a roughness Ra = 4, 303 mm, a value lower than the submission of Ni electrode, with roughness Ra = 5.649 mm. Double deposition with Ti has relatively low value for roughness Ra = 4.636 mm.

Table 4
Roughness Values for the ESD Deposition on Low-Alloy Steel Support

Material	Ra	Rz
Base material: Steel	2,09 µm	18,375 µm
Deposition Ti 1 layer	4,303 µm	19,844 µm
Deposition Ti 2 layers	4,636 µm	19,381 µm
Deposition Ni 1 layer	5,649 µm	24,934 µm
Deposition Ni 2 layers	6,093 µm	21,714 µm
Deposition Ni/Ti	4,803 µm	20,091 µm
Deposition Ti/ Ni	5,794 µm	24,346 µm
Deposition Ni/Ti/Ni	4,496 µm	16,158 µm
Deposition Ti/Ni/Ti	4,994 µm	23,073 µm

Deposition with double-layer Ni electrode, has a relatively high value of roughness Ra = 6.093 mm (the largest in the whole range of values). The explanation lies in the fact that titanium has excellent qualities of adhesion to the steel sample surface, without formation of duplication of material, pulling the electrode stuck to the part and no major cracks. In the case of double heterogeneous deposition Ti coating deposition have lower roughness (Ra = 4.803 mm), thanks to the properties of titanium to create smooth deposit on, while Ni surfaces creates strong irregularities.

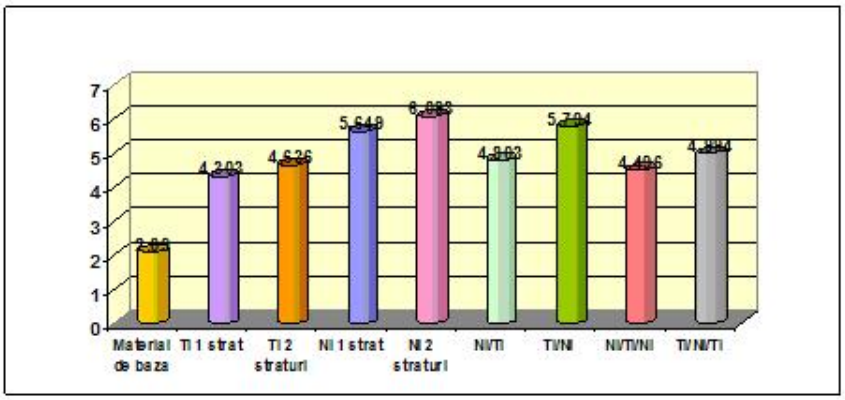


Fig. 2 – Comparative Analysis for deposited layers roughness on steel support.

For triple deposition layer coating the roughness is greater than for single and double deposits heterogeneous and homogeneous depositions.

3. Conclusion

1. Given the possibility for superfinishing made parts, roughness does not pose a major inconvenience, since after correction by reducing peaks, the

layer remains hard.

2. Roughness of deposited layers is much higher than the base material, iron or steel (which was processed by turning). It is noted that the highest roughness is obtained at the double and triple layers in both deposition cases, both the iron and steel.

3. In the case of cast iron deposition the lowest roughness is the Ni layer deposition (Ra = 3.308 mm) but high enough for 2 layers deposition of Ni (Ra = 5.716 mm), which is due to irregularities occurred, namely electrode melt drops and adhesions. Among the multiple layers the lowest roughness is the Ti/Ni (Ra = 5.664 mm) layer deposition due to a uniformity of Ni layer deposited by titanium intake, which leads to cracking and remelting adhesion zones.

4. In the case of the steel deposition we notice that they have the lowest surface roughness for Ti one layer deposition (Ra = 4.303 mm) and two layers (Ra = 4.636 mm) and for combined deposits Ni/Ti (Ra = 4.803 m) and Ni/Ti/Ni (Ra = 4.496 mm).

REFERENCES

[1]. Ciobanu D., Teză de doctorat, *Cercetări privind măsurarea durabilităţii organelor de lucru ale maşinilor şi instalaţiilor din agricultură şi industria alimentară, folosind tratamente termice*. Iaşi, 2009.

[2]. Gadelmawla E.S., Koura M.M., Maksoud T.M.A., Elewa I.M., Soliman H.H. *Roughness parameters*. Journal of Materials Processing Technology, **123**, *1*, 133-145 (2002).

[3]. Perju M.C., Găluşcă D.G., Nejneru C., Agop M., *Straturi subţiri: descărcări în impuls*. Editura Ars Longa, 339 (2010).

[4]. Ribalko Alexander V., Sahin Orhan, Korkmaz Kemal, *A Modified electrospark Alloying Method for Low Surface Roughness*. Surface & Coatings Technology, *203*, 3509–3515 (2009).

DETERMINAREA RUGOZITĂŢII PENTRU STRATURILE DEPUSE PRIN METODA ESD PE SUPORT DE FONTĂ ŞI OŢEL

(Rezumat)

Lucrarea are ca scop determinarea rugozităţii straturilor obţinute prin depunere utilizând metoda ESD pe suport de fontă cenuşie şi oţel slab aliat. Verificarea rugozităţii are o importanţă deosebită în procesele de acoperire. Dacă rugozitatea este prea mică, aceasta are ca şi consecinţă diminuarea aderenţei învelişului la substrat, iar dacă rugozitatea este prea mare, există pericolul ca vârfurile profilului suprafeţei să rămână neacoperite, permiţând astfel apariţia ruginii sau poate duce la un consum nejustificat de vopsea.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Publicat de
UNIVERSITATEA TEHNICĂ „GHEORGHE ASACHI” DIN IAŞI

Tomul LVII (LXI)
Fasc. 5

Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2011 **Editura POLITEHNIUM**

ISSN 1453-1690

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI

Tomul LVII (LXI)

Fasc. 5

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

2011 **Editura POLITEHNIUM**

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
PUBLISHED BY
„GHEORGHE ASACHI" TECHNICAL UNIVERSITY OF IAŞI
Editorial Office: Bd. D. Mangeron 63, 700050, Iaşi, ROMÂNIA
Tel. 40-232-278683; Fax: 40-232 237666; e-mail: polytech@mail.tuiasi.ro

Editorial Board

President : Prof.dr.eng. **Ion Giurma**, Member of the Academy of Agricultural Sciences and Forest, *Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University" of Iaşi

Editor-in -Chief : Prof.dr.eng. **Carmen Teodosiu**, *Vice-Rector* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Honorary Editors of the Bulletin: Prof.dr.eng. **Alfred Braier**
Prof.dr.eng. **Hugo Rosman**
Prof.dr.eng. **Mihail Voicu**, Corresponding Member of the Romanian Academy, *President* of the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi

Editors in Chief of the **MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING** ***Section***
Assoc. prof. dr. eng. **Iulian Ioniţă**
Assoc. prof. dr. eng. **Gheorghe Bădărău**
Prof. dr. eng. **Petrică Vizureanu**

Honorary Editors: Prof. dr. eng. **Dan Gelu Găluşcă**
Prof. dr. eng. **Adrian Dima**

Associated Editor: Assoc. prof. dr. eng. **Ioan Rusu**

Editorial Advisory Board

Assoc. prof. **Shizutoshi Ando**, Tokyo University of Sciences (Japan)
Prof. dr. eng. **Constantin Baciu**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)
Prof.dr.eng. **Roy Buchan**, Colorado State University (U.S.A.)
Prof. dr. eng. **Vasile Cojocaru-Filipiuc**, "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi (Romania)
Prof.dr.hab. **Zbigniew Gronostajski**, Technical University of Wroclaw (Poland)
Prof. dr. **Oronzio Manca**, Seconda Università degli Studi di Napoli (Italy)
Prof.dr.eng. **Julia Mirza Rosca**, La Palmas de Gran Canaria University (Spain)
Dr.eng. **Burak Özkal**, Istanbul Technical University (Turkey)
Prof. dr. **Viorel Păun**, University "Politehnica" Bucharest (Romania)
Dr. **Koichi Tsuchiya**, National Institute for Materials Science (Japan)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5 2011

ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SUMAR

Pag.

NICKOLAUS M. BRUNO, CONSTANTIN CIOCANEL, HEIDI P. FEIGENBAUM, Rezultate numerice şi validare experimentală a voltajului indus într-o bobină în timpul încărcării dinamice a unui specimen de aliaj magnetic cu memoria formei (engl. rez. rom.) 9

AVRAM NICOLAE, BOGDAN STROE, EMANUELA STOICA, MARIA NICOLAE, Indici pentru evaluarea echivalentă şi globală a evenimentelor ecosocioeconomice în metalurgie (engl. rez. rom.) 21

STELUŢA NISIPEANU, RALUCA STEPA, RUXANDRA CHIURTU, MARIA HAIDUCU, Implementarea şi promovarea unui comportament social responsabil în organizaţii, în contextul apariţiei standardului ISO 26000 (engl. rez. rom.). 29

MARIUS OLARIU, SEBASTIAN ARĂDOAEI, SUAT CETINER, ROMEO CIOBANU, SEZAI A. SARAC, Evoluţia proprietăţilor dielectrice a unor filme polimerice nanoconductive (engl. rez. rom.) 37

S. OPRIŞAN, A. BUZAIANU, N. CONSTANTIN, S. RUSU, C. BANU, I. RUSU, Piezo senzori în monitorizarea zonelor de îmbinare compozite – structuri metalice (engl. rez. rom.). 47

S. OPRIŞAN, S. RUSU, A. BUZAIANU, N. CONSTANTIN, C. BANU, I. RUSU, Aplicaţii ale piezo-memsurilor în controlul compozitelor hibride utilizate în structurile aeronautice (engl. rez. rom.). 57

DELIA PATROI, DIONEZIE BOJIN, EROS-ALEXANDRU PATROI, MIRELA MARIA CODESCU, CĂTĂLIN CONSTANTINESCU, Proprietăţi structurale şi magnetice ale filmelor subţiri de tipul AlNiCo (engl. rez. rom.) 67

MANUELA CRISTINA PERJU, DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI, ROXANA GABRIELA ŞTEFĂNICĂ, LUCHIAN ZAHARIA, Studiul comparativ privind durificarea duraluminiului deformat plastic şi tratat termic (engl. rez. rom.) 75

MIHAELA PICU, SILVIU NASTAC, Riscul expunerii muncitorilor la zgomote de frecvenţă mică (engl. rez. rom.) 83

ANDREEA EUGENIA POP, MEDINA – NATALIA BATIN, VIOLETA POPESCU, Caracterizarea pulberii de Cu_xS obţinută prin precipitare (engl. rez. rom.) 89

GABRIELA POPESCU, VICTORIA SOARE, DUMITRU MITRICĂ, GHEORGHE IACOB, ADINA UŞURELU-CRISTEA, MIHAI BUZATU, Obţinerea de prealiaje nanostructurate pe bază de aluminiu (engl. rez. rom.) 97
MARIAN POPESCU, NICOLAE POPA, RADU NICDOBRESCU OLAE, JEAN DENAPE, Abordarea tribologică a oţelului OLC45 cromat dur la frecare uscată şi temperatură înaltă (engl. rez. rom.). 107
ANDREI PREDESCU, EUGENIU VASILE, ROXANA TRUSCA, LIANA MARIA VLADUTIU, Compozite obţinute din Cu şi nanopulberi Fe_3O_4 (engl. rez. rom.) 115
C.PREDESCU, E.VASILE, MIRELA SOHACIU, A BERBECARU., A. PREDESCU, Cercetări privind influenţa incluziunilor de MnS aspura rezistenţei la oboseală a osiilor de tren (engl. rez. rom.) 121
VASILE CĂLIN PRODAN, VALER MICLE, MARIA SZANTO (PRODAN), Aplicarea desorbţiei termice cu microunde la tratarea solurilor contaminate cu substanţe chimice periculoase (engl. rez. rom.) 131
ALINA ROGOJANU, CARMEN FELICIA DASCALU, DANA ORTANSA DOROHOI, Dispersia birefringenţei unui strat de cristal lichid de ester al acidului alcoxibenzoic în tetraclormetan determinată prin metodă spectrală (engl. rez. rom.). 139
COSTEL ROMAN, ROMEU CHELARIU, IOAN CARCEA, RADU COMĂNECI, GABRIELA POPESCU, MIHAI AXINTE, Cercetări asupra modificării aliajelor de aluminiu cu prealiajul finisor AlTi5B1 deformat plastic sever (engl. rez. rom.). 145
CĂTĂLIN RUSU-ZAGĂR, SIMONA PĂSĂREANU, IONEL IORGA, GILDA RUSU-ZAGĂR, Influenţa căldurii şi oxigenului sub presiune asupra comportării unui compound eva utilizat ca manta de cablu (engl. rez. rom.) 155
ŞTEFAN RUSU, MARICEL AGOP, DAN-GELU GĂLUŞCĂ IOAN, RUSU, Efectul relativist „GUN” şi implicaţiile acestuia în procesele de marcare cu laser cablu (engl. rez. rom.). 165
PETRICĂ DANIEL SALAVASTRU, PAUL DORU BĂRSĂNESCU, FELIPE SILVA, ADRIANA SAVIN, RAIMOND GRIMBERG, Impactele materialelor compozite din tesătură de fibră de carbon şi polifenilensulfidă; Efectul temperaturii (engl. rez. rom.). 173
ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN, NICOLETA IFTIMIE, RAIMOND GRIMBERG, JANEZ GRUM, Efectul umidităţii asupra proprietăţilor mecanice a compozitelor poliester sticlă (engl. rez. rom.). . 183
V. SAVULIAK, N. SEMICHASNOVA, Asigurarea funcţionării fiabile a actionărilor hidraulice cu motoare hidraulice (engl. rez. rom.). 191
V. SAVULIAK, Modelarea procesului de ştanţare a profilelor regulate din tablă (engl. rez. rom.). 199
I. SIVAK, V. SAVULYAK, J. CHORNA, Construcţia diagramelor de plasticitate pe baza limitei de curgere în procesul de refulare (engl. rez. rom.). 209
LAURENŢIU SLĂTINEANU, ŞTEFAN POTÂRNICHE, LORELEI GHERMAN, MARGARETA COTEAŢĂ, NICOLAE POP, Comportarea sticlei la gravarea cu jet abraziv (engl. rez. rom.) 217

CRISTINA MARIA STOICA, Modelarea legăturilor interramuri (engl. rez. rom.). 223
CRISTINA MSTOICA ARIA, Algoritm de calcul utilizat pentru rezolvarea unui model descris de o balanţă interramuri (engl. rez. rom.) 237
E. STOICA, C. FRATILA, E. VASILE, I. ROMAN, M. CORBAN, M. NICOLAE, Depunerea fosf aţilor de calciu pe diferite aliaje cu porozitate de titan prin metoda electrochimică (engl. rez. rom.). 247
OCTAVIAN STOICA, VALER MICLE, Studiul senzorilor de sticlă şi antimoniu folosiţi pentru măsurarea pH-ului în timpul procesului de bioremediere a solului (engl. rez. rom.). 253
S. SUCHORUKOV, I. SYVAK, K. KOTZUBIVSKA, Simularea folosind metoda elementului finit a procesului de laminare „Flat Cross-Wedge" (engl. rez. rom.) 263
DIDI SURCEL, MIOARA BUTAN, SEPTIMIU TOADER, CSABA SZANTO, OVIDIU ROTARU, SIMONA NITU, CARMEN PONORAN, Efectul imunomodulator al preparatelor de vâsc în expunerea profesională la crom. Studii experimentale (engl. rez. rom.) . . 269
IRINA-ELENA SURDU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU , SANDA CREŢU, NECULAI AILENEI, Acoperiri metalice prin metode de depunere chimice în strat fluidizat (engl. rez. rom.). 277
MIHAI SUSAN, VIOREL ILIESCU, ELENA CHIRILĂ, BOGDAN COJOCARIU, ORESTE CRISTODULO, Modificarea caracteristicilor mecanice de rezistenţă şi plasticitate la trefilarea sârmelor de înaltă rezistenţă mecanică în câmp ultrasonor (engl. rez. rom.). 283
R. SYVAK, K. KOTSUBIVSKA, Y. BURENNIKOV, I. SYVAK, Evaluarea stării de tensiuni finale în timpul procesului de extrudare laterală urmată de refulare (engl. rez. rom.) 291
MARIA SZANTO (PRODAN), VALER MICLE, CĂLIN VASILE PRODAN, Studiu asupra spălării cu agenţi de chelare a solurilor contaminate cu metale (engl. rez. rom.). 299
MIHAELA TACA, EUGENIU VASILE, ELVIRA ALEXANDRESCU, Influenţa temperaturii de forjare asupra proprietăţilor oţelurilor microaliate (engl. rez. rom.). 309
GEORGE DANIEL TANASIEVICI, GABRIELA CĂLDĂRESCU, Importanţa materialelor metalice la producerea echipamentelor de protecţie (engl. rez. rom.). 319
NASTACA TIMOFTE, Valorificarea nisipurilor din zona Hartop-Suceava în turnătorii (engl. rez. rom.) 327
ŞT.L. TOMA, C. BACIU, C. BEJINARIU, DIANA GHEORGHIU, GABRIELA TOMA, Efectul geometriei duzei de pulverizare asupra distribuţiei mărimii particulelor pulverizate în arc electric (engl. rez. rom.) 333
ŞT. L. TOMA, D.G. GĂLUŞCĂ, V. CAŢARSCHI, O. CALANCIA, GABRIELA TOMA, Straturi de fero-crom-aluminiu depuse prin pulverizare termică utilizate în recondiţionarea arborilor cotiţi (engl. rez. rom.). 343

MIHAI UDRISTE, DORIAN MUŞAT, AUREL GABA, Model matematic şi program de calculator pentru elaborarea bilanţurilor energetice la cuptoarele de tratamente termice (engl. rez. rom.) 351
ALINA MONICA URS (NEDELCU), VALER MICLE, FLORIN POTRA, Studiu privind realizarea unui soft pentru simularea procesului de bioremediere prin metoda biopile (engl. rez. rom.) 361
MIHAI-IONEL URSU, CRISTIAN-FLORIAN IONESCU, CONSTANTIN DUMITRU, Caracterizarea (analiza suprafeţei, nanoindentaţie, tribologie) unor straturi de carburi de wolfram pulverizate cu magnetron, depuse pe un oţel slab aliat (engl. rez. rom.). 371
EMILIA-MARIA UŞURELU, MIHAI BUŢU, PETRU MOLDOVAN, Influenţa diborurii de titan asupra proprietăţilor compozitelor in situ Al/TiB_2 (engl. rez. rom.). 379
GABRIEL VASILESCU, VALERIU PLEŞEA, ANGELICA DRAGHICI, MARIUS EREMIA POPA VLAICU, RADU TOMA, CONSTANTIN BACIU, Software pentru sistemul de management integrat a sănătăţii şi siguranţei în muncă (engl. rez. rom.) 385
LIANA MARIA VLADUTIU, D. SOTCA, A. PREDESCU, ROXANA TRUSCA, S. IORGA, Obţinerea nanopulberilor de cupru prin reducere în polioli (engl. rez. rom.). 395
BEATRICE CARMEN ZELINSCHI, CARMEN FELICIA DASCĂLU, DANA ORTANSA DOROHOI, Simularea unor filtre interferenţiale cu geometrie multistrat din cristale natural (engl. rez. rom.) 401
DANIELA FULOP, TIBERIU RUSU, ISTVAN FULOP, Îmbunătăţirea securităţii şi sănătăţii lucrătorilor şi a fiabilităţii pompei de leşie neagră prin aplicarea mentenanţei pe bază de risc (engl. rez. rom.) 407
ANTHONY YURCHO, KLAUS-MARKUS PETERS, BRIAN HETZEL, MATTHIAS ZELLER, TIMOTHY R. WAGNER, VIRGIL C. SOLOMON, Studiul structurii fine şi a compoziţiei chimice a materialelor composite Al_2O_3-aliaje pe bază de al obţinute prin reacţia topiturii metalice cu modelul ceramic (engl. rez. rom.). 415

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
BULLETIN OF THE POLYTECHNIC INSTITUTE OF IAŞI
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5 2011

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

CONTENTS

Pp.

NICKOLAUS M. BRUNO, CONSTANTIN CIOCANEL, HEIDI P. FEIGENBAUM, Numerical Predictions and Experimental Validation of the Voltage Induced in a Coil by Dynamically Loaded Nimnga Specimens (English, Romanian summary). 9

AVRAM NICOLAE, BOGDAN STROE, EMANUELA STOICA, MARIA NICOLAE, Indices for The Equivalent and Overall Assessment of the Eco-Socio-Economic Events in Metallurgy (English, Romanian summary) 21

STELUŢA NISIPEANU, RALUCA STEPA, RUXANDRA CHIURTU, MARIA HAIDUCU, Implementation and Promotion of Social Responsible Behavior in Organizations in the Context Of Iso (English, Romanian summary) 29

MARIUS OLARIU, SEBASTIAN ARĂDOAEI, SUAT CETINER, ROMEO CIOBANU, SEZAI A. SARAC, Behavior of Dielectric Properties of Nano-Conductive Polymer Films (English, Romanian summary) 37

S. OPRIŞAN, A. BUZAIANU, N. CONSTANTIN, S RUSU., C. BANU, I. RUSU, Piezo Sensors in Monitoring the Bonded Zone Composites-Metallic Structures (English, Romanian summary) 47

S. OPRIŞAN, S. RUSU, A. BUZAIANU, N. CONSTANTIN, C. BANU, I. RUSU, Piezo Mems Applications in the Health Hybrid Composite Aeronautical Tructures (English, Romanian summary) 57

DELIA PATROI, DIONEZIE BOJIN, EROS-ALEXANDRU PATROI, MIRELA MARIA CODESCU, CĂTĂLIN CONSTANTINESCU, Structural and Magnetic Properties of Alnico-Type Thin Films (English, Romanian summary) 67

MANUELA CRISTINA PERJU, DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI, ROXANA GABRIELA ŞTEFĂNICĂ, LUCHIAN ZAHARIA, Comparative Study Regarding the Hardening of Plastic Deformed and Heat Treated Aluminum (English, Romanian summary) 75

MIHAELA PICU, SILVIU NASTAC, The Risk of Workers Exposure at Low Frequencies Noises (English, Romanian summary) 83

ANDREEA EUGENIA POP, MEDINA – NATALIA BATIN, VIOLETA POPESCU, Characterization of Cu_xS Powder Obtained by Precipitation (English, Romanian summary) 89

GABRIELA POPESCU, VICTORIA SOARE, DUMITRU MITRICĂ, GHEORGHE IACOB, ADINA UŞURELU-CRISTEA, MIHAI BUZATU, Obtaining of Nanostructured Aluminium Based Master Alloys (English, Romanian summary) 97
MARIAN POPESCU, NICOLAE POPA, RADU NICOLAE DOBRESCU, JEAN DENAPE, The Tribological Aspects of Chromed OLC45 Steel to Dry Friction and High Temperature (English, Romanian summary) 107
ANDREI PREDESCU, EUGENIU VASILE, ROXANA TRUSCA, LIANA MARIA VLADUTIU, Composites Obtained from Cu and Fe_3O_4 Nanopowders (English, Romanian summary) 115
C. PREDESCU, E. VASILE, MIRELA SOHACIU, A. BERBECARU, A. PREDESCU, Research Regarding the Influence of MnS Inclusions on the Train Axles Fatigue Strength (English, Romanian summary) 121
VASILE CĂLIN PRODAN, VALER MICLE, MARIA SZANTO (PRODAN), Application of Microwave Thermal Desorption to Treat Soils Contaminated with Dangerous Chemical Substances (English, Romanian summary) 131
ALINA ROGOJANU, CARMEN FELICIA DASCALU, DANA ORTANSA DOROHOI, Birefringence Dispersion of a Liquid Crystalline Layer From Alkoxy Benzoic Acid Ester in Tetrachloromethane Determined by Spectral Method (English, Romanian summary). 139
COSTEL ROMAN, ROMEU CHELARIU, IOAN CARCEA, RADU COMĂNECI, GABRIELA POPESCU, MIHAI AXINTE, Research on Aluminum Alloy Modifications with Severe Plastic Deformed AlTi5B1 Finishing Pre-Alloy (English, Romanian summary) 145
CĂTĂLIN RUSU-ZAGĂR, SIMONA PĂSĂREANU, IONEL IORGA, GILDA RUSU-ZAGĂR, Influence of Heat and Oxygen Pressure on the Behavior of an Eva Compound Used as Cables Jacket (English, Romanian summary) 155
ŞTEFAN RUSU, MARICEL AGOP, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, IOAN RUSU, The Relativistic "GUN" Effect and its Implications Within Laser Marking Processes (English, Romanian summary) 165
PETRICĂ DANIEL SALAVASTRU, PAUL DORU BĂRSĂNESCU, FELIPE SILVA, ADRIANA SAVIN, RAIMOND GRIMBERG, Impaction of Composite Materials – Carbon Fibers Woven - Polyphenylenesulphide (PPS); The Effect of Temperature (English, Romanian summary) 173
ADRIANA SAVIN, ROZINA STEIGMANN, NICOLETA IFTIMIE, RAIMOND GRIMBERG, JANEZ, GRUM, Effect of Moisture Content on Mechanical Properties of Glass-Polyester Composites (English, Romanian summary) 183
V. SAVULIAK, N. SEMICHASNOVA, Ensuring Reliable Operation of Hydraulic Drives with Hydraulic Motors (English, Romanian summary) . 191
V. SAVULIAK, Modelling Of The Process of Regular Profiles Stamping from Sheet Materials (English, Romanian summary) 199
I. SIVAK, V. SAVULYAK, J. CHORNA, Construction of Plasticity Diagrams on the Basis of Limit Forming During Upsetting Process (English, Romanian summary) 209

LAURENŢIU SLĂTINEANU, ŞTEFAN POTÂRNICHE, LORELEI GHERMAN, MARGARETA COTEAŢĂ, NICOLAE POP, Glass Behaviour at Abrasive Jet Engraving (English, Romanian summary) 217
CRISTINA MARIA STOICA, Inter-Branch Connections Modeling (English, Romanian summary) 223
CRISTINA MARIA STOICA, Algorithm for Solving a Model Described by the Inter-Branch Balance (English, Romanian summary) 237
E. STOICA, C. FRATILA, E. VASILE, I. ROMAN, M. CORBAN, M. NICOLAE, Calcium Phosphates Deposited on Various Porous Titanium Alloys by Electrochemical Method (English, Romanian summary). 247
OCTAVIAN STOICA, VALER MICLE, Study on Glass and Antimony Sensors Used for Measuring pH During The Bioremediation Process of Soil (English, Romanian summary). 253
S. SUCHORUKOV, I. SYVAK, K. KOTZUBIVSKA, Simulation of the Flat Cross-Wedge Rolling Process Using the Method of Finite Elements (English, Romanian summary) 263
DIDI SURCEL, MIOARA BUTAN, SEPTIMIU TOADER, CSABA SZANTO, OVIDIU ROTARU, SIMONA NITU, CARMEN PONORAN, Fractal Patterns Immunomodulatory Effect of the Vascum Album in the Experimental Exposure To Chromium (English, Romanian summary) 269
IRINA-ELENA SURDU, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, CREŢU SANDA, AILENEI NECULAI, Metal Coatings by Chemical Methods of Submission Fluidized Bed (English, Romanian summary) . . . 277
MIHAI SUSAN, VIOREL ILIESCU, ELENA CHIRILĂ, BOGDAN COJOCARIU, ORESTE CRISTODULO, Modification of the Resistance and Plasticity Mechanical Characteristics During the High Resistance Wires Drawing in Ultrasound Field (English, Romanian summary) 283
R. SYVAK, K. KOTSUBIVSKA, Y. BURENNIKOV, I. SYVAK, Evaluation of Ultimate Strain During the Process of Lateral Extrusion with Further Upsetting (English, Romanian summary) 291
MARIA SZANTO (PRODAN), VALER MICLE, CĂLIN VASILE PRODAN, Study on Soil Washing with Chelating Agents of the Metal Contaminated Soils (English, Romanian summary) 299
MIHAELA TACA, EUGENIU VASILE, ELVIRA ALEXANDRESCU, Influence of Forging Temperature on the Mechanical Properties of Microalloyed Steels (English, Romanian summary) 309
GEORGE DANIEL TANASIEVICI, GABRIELA CĂLDĂRESCU, The Importance of the Metallic Materials in the Protection Equipments Production (English, Romanian summary) 319
NASTACA TIMOFTE, The Turnin Into Account of Sand From the Hartop-Suceava Area in Foundries (English, Romanian summary) 327
ŞT.L. TOMA, C. BACIU,C. BEJINARIU, DIANA GHEORGHIU, GABRIELA TOMA, The Effect of Spraying Nozzle Geometry on the Particles Size Distribution Sprayed in Electric Arc (English, Romanian summary) 333
ŞT.L. TOMA, D.G. GĂLUŞCĂ, V. CAŢARSCHI, O. CALANCIA, GABRIELA TOMA, Ferro-Chrome-Aluminum Layers Deposed by Thermal Spraying and Used in Crankshafts Reconditioning (English, Romanian summary) . . . 343

MIHAI UDRISTE, DORIAN MUŞAT, AUREL GABA, Mathematical Model and Computer Program for Developing Energy Balances in Heat Treatment Furnaces (English, Romanian summary) 351
ALINA MONICA URS (NEDELCU), VALER MICLE, FLORIN POTRA, Study On The Simulation Software Of The Bioremediation Process Through Biopile Technique (English, Romanian summary) 361
MIHAI-IONEL URSU, CRISTIAN-FLORIAN IONESCU, CONSTANTIN DUMITRU, The Characterization (Surface Analysis, Nanoindentation, Tribology) of Some Magnetron-Sputtered Tungsten Carbide Coatings Deposited on a Low Carbon Alloy Steel (English, Romanian summary) . . 371
EMILIA-MUŞURELU ARIA, MIHAI BUŢU, PETRU MOLDOVAN, Influence of the Titanium Diboride on the Properties of Al/TiB_2 in Situ Composites (English, Romanian summary). 379
GABRIEL VASILESCU, VALERIU PLEŞEA, ANGELICA DRAGHICI, MARIUS EREMIA POPA VLAICU, RADU TOMA, CONSTANTIN BACIU, Software for the Occupational Health and Safety Integrated Management System (English, Romanian summary) 385
LIANA MARIA VLADUTIU, D. SOTCA, A. PREDESCU, ROXANA S. TRUSCA, Obtaining of Copper Nanopowders by Reduction In Polyols (English, IORGA Romanian summary). 395
BEATRICE CARMEN ZELINSCHI, CARMEN FELICIA DASCĂLU, DANA ORTANSA DOROHOI Simulated Multilayer Interferential Filters from Natural Inorganic Crystals (English, Romanian summary) 401
DANIELA FULOP, TIBERIU RUSU, ISTVAN FULOP, Improving Workers Safety and Reliability by Applying Risk Based Maintenance on the Black Liquor Pump (English, Romanian summary) 407
ANTHONY YURCHO, KLAUS-MARKUS PETERS, BRIAN HETZEL, MATTHIAS ZELLER, TIMOTHY R. WAGNER, VIRGIL C. SOLOMON, Microstructural and Compositional Investigation of Al-Alloy-Al_2O_3 Ceramic-Metallic Composites Synthesized by Reactive Melt Penetration (English, Romanian summary) 415

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

NUMERICAL PREDICTIONS AND EXPERIMENTAL VALIDATION OF THE VOLTAGE INDUCED IN A COIL BY DYNAMICALLY LOADED NiMnGa SPECIMENS

BY

NICKOLAUS M. BRUNO*, CONSTANTIN CIOCANEL and HEIDI P. FEIGENBAUM

Northern Arizona University, USA
Department of Mechanical Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Magnetic shape memory alloys (MSMAs) are materials that when exposed to a magnetic field may exhibit up to 10% extension strain due to martensitic variants reorientation. When a fully strained MSMA element is compressed, while exposed to a bias magnetic field, a change in the material's magnetization occurs. The magnitude of this change is dependent on the strength of the bias magnetic field and material properties and can be quantified using a pick-up coil surrounding the MSMA element. Accordingly, the material may be used for energy harvesting and sensing applications. The work herein presents experimental measurements and theoretical predictions of the electromotive force (emf) produced by a Ni-Mn-Ga specimen loaded cyclically in compression while exposed to a bias magnetic field oriented normal to the compression direction. The theoretical predictions use the thermodynamic based constitutive model developed by Kiefer and Lagoudas. Emf predictions correlate well with experimental data suggesting that one may rely solely on theoretical modeling for the design of power harvesting or sensing applications.

Key words: magnetic shape memory alloys, power harvesting, sensing.

* Corresponding author; *e-mail:*

1. Introduction

Magnetic shape memory alloys (MSMA) are materials that exhibit the shape memory effect in the presence of a magnetic field. When a MSMA specimen, formerly exposed to a magnetic field, is subjected to a mechanical compressive load, the material deforms, and when it does so, the substructure reorients altering the material's magnetization, thus altering the surrounding magnetic field. This alteration in the magnetic field represents the transformation of energy from mechanical to magnetic, which in turn can be easily transformed into electrical energy by means of an inductor whose core is the MSMA element.

The prevailing theory for the magnetic shape memory effect states that the martensite crystal, after transformation from cubic austenite, consists of the mixture of tetragonal martensite variants, having different magnetic easy axis (often called the *c*-axis) orientations, separated by twin boundaries that are highly mobile. These variants have different magnetic and crystallographic orientations. When the MSMA is exposed to an external magnetic field the twins in a favorable orientation relative to the field direction "grow" at the expense of other twins, i.e. the twin boundaries move in the material so that the amount of twin variants of "preferable" orientation increases. Similarly, when the MSMA is exposed to an external mechanical load the twins in a favorable orientation relative to the load direction "grow" at the expense of other twins.

Martensite variants within the MSMA are normally assumed to exhibit uniaxial symmetry with their magneto-crystalline anisotropy energy, which is defined as the energy stored in the MSMA required to de-twin its crystallographic microstructure. This de-twinning produces rotation of the magnetization away from the easy axis, thus creating a measurable change in mass magnetization and presents the opportunity of using the material as a sensor or source of harvestable power. The rotation of magnetic easy axis induced by martensite reorientation is considered a thermodynamically reversible process[1,2], and therefore the internal state of the material is completely recoverable under proper loading. Since changes in magnetization within MSMAs are fully recoverable, this material is a viable candidate for power harvesting and sensing applications.

The idea of using the martensitic reorientation mechanism for energy harvesting has been explored in the past[3,4]. Karaman *et al*. conducted research on energy harvesting using $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ and proposed a simple mathematical model for the prediction of harvestable power based on experimental data. Their model predicts that a specimen loaded at a frequency of 10Hz, under an optimum bias magnetic field of 1.2T[3], to experience a 5% reorientation strain, produces approximately 260mV captured by a coil

surrounding the specimen. An attempt at using a demagnetizing factor in the voltage calculation leads to a significant reduction in the predicted voltage. Concurrently, Kiefer and Lagoudas developed a phenomenological constitutive model based on the MSMAs free energy and internal thermodynamic state[1,2]. This model accurately predicts the magneto-mechanical response of the MSMAs under variable stress-constant field loading conditions, and can be used to replace the simple mathematical model produced by Karaman *et al.,* which explicitly uses Faraday's law of induction.

Faraday's law of magnetic induction (Equation 1) states that the time rate of change of the magnetic induction creates a corresponding electric field in the surrounding media. If the surrounding material is conductive, electron displacement is produced and an electromotive force (emf) can be measured using a conductor. In this study, a coil of approximately 1000 turns surrounding the specimen is used as the conductor (see Fig. 1).

$$\vec{\nabla} \times \vec{E} = -\frac{\partial B}{\partial t} \tag{1}$$

According to Karaman *et al*., the right hand side of Equation (1) can be replaced with a sinusoidal inductance term which is a function of reversible magnetic inductance, volume fraction of martensite reorientation, and frequency of excitation. The simplicity of assuming a sinusoidal inductance produces surprisingly accurate results. However, this approach doesn't account for the magneto-mechanical response of the material; this is why the constitutive model proposed by Kiefer and Lagoudas[2] is implemented in the algorithm used for the power harvesting output capabilities of these materials.

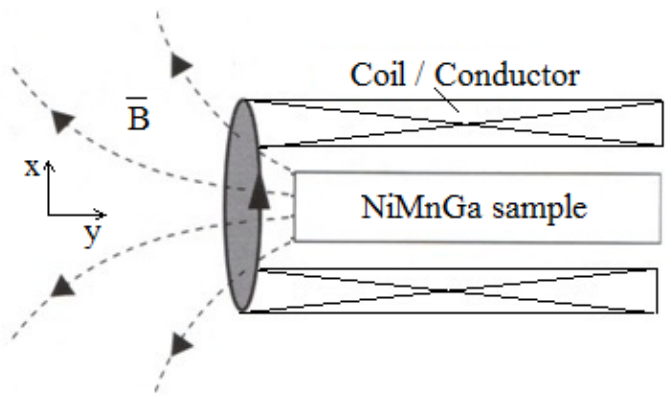


Fig. 1 – Pickup coil surrounding a MSMA specimen that produces a changing magnetic inductance. This changing magnetic inductance forms an electric field.

2. Modeling Approach

2.1. General Framework

In this study, the magneto-mechanical response of the material is simulated using the phenomenological model developed by Kiefer and Lagoudas[2]. This model provides the framework for the evaluation of the specimen magnetization in the *y*-direction, M_y, by specifying an evolution equation for the volume fraction of the martensitic variants ξ. According to Equation (1), the *y*-direction magnetization is dependent on material properties, *i.e.* M^{sat} – saturation magnetization, ρK_1 – effective magneto-crystalline anisotropy energy, the magnetic field experienced by the specimen in the *x* direction, the magnetic permeability of the free space, $_0$, and the martensitic variants volume fraction, ξ.

$$M_y = (1-\xi)\cdot M^{sat}\sqrt{1-\left(\frac{\mu_0 M^{sat} H_x}{2\rho K_1}\right)^2} \tag{2}$$

magnetization is then used to calculate the magnetic induction *B,* required by Faraday's law (see Equation 1) to estimate the voltage output, using the following equations:

$$B = \mu_0 M(\xi) \tag{3}$$

where $M(\xi)$ is the specimen magnetization that depends on the martensitic volume fraction. Note that only the *y* component of the magnetic induction will be used for the voltage calculation.

The experimental results reported here were obtained using a position control method for the loading-unloading of the MSMA specimen; accordingly, the implementation of the constitutive model was done to simulate the equivalent of the position control experiments. This is being mentioned because, most often, the model is implemented in a stress controlled or magnetic field controlled mode. The choice of position control tests was made because the hydraulic test rig used for the experiments was not able to control tightly the applied load on the specimen due to the fast time response of the material (*i.e.* fast variant reorientation over a very narrow stress window).

2.2. Position Controlled Mode

In the constitutive model, the total strain of the specimen is defined as the combination of multiple strains. When temperature is held constant, only the elastic and reorientation, $\varepsilon^T = \varepsilon^{el} + \varepsilon^{re}$, contribute to the total strain. The elastic strain, ε^{el}, is due to the Young's modulus of the specimen, and in this case is assumed constant. The reorientation strain, ε^{re}, is produced when the applied stress is large enough to initiate twin boundary motion. Using Hooke's law for isotropic materials and the definition for reorientation strain[2], Equation (4) defines total strain as:

$$\varepsilon^T = \sigma \cdot S_{const} + \varepsilon^{r,\max} \cdot \xi \tag{4}$$

where σ is the applied compressive stress, S_{const} is the compliance of the specimen (assumed constant), and $\varepsilon^{r,\max}$ is the maximum reorientation strain.

In position controlled tests, the total strain is assumed to be the input parameter for the constitutive model, which means that the stress as well as the variant volume fraction must be determined from it. The stress and variant volume fraction are defined depending on the reorientation direction and whether the driving force is significant enough to produce reorientation. Accordingly, the stress and variant volume fraction are evaluated by solving simultaneously equations (5) for variant 2 to variant 1 reorientation, or equation (6) for variant 1 to variant 2 reorientation. In Equations (5) and (6), A, B_1, B_2, Y, and C are model parameters, H^* is the magnetic field used for calibration, and $\xi^{(1,2)}$ ($\xi^{(2,1)}$) is the volume fraction of variant 2. The flowchart shown in Fig. 2 shows the required steps for an iterative solver.

$$\left.\begin{aligned} &\sigma \cdot S_{const} + \varepsilon^{r,\max} \cdot \xi - \varepsilon^T = 0 \\ &\sigma\varepsilon^{r,\max} + \mu_0 M^{sat} H - \frac{(\mu_0 M^{sat})^2}{4\rho K_1} H^2 - B_1 - B_2 - Y^{\xi} - \xi^{(1,2)} A = 0 \end{aligned}\right\} \tag{5}$$

$$\left.\begin{aligned} &\sigma \cdot S_{const} + \varepsilon^{r,\max} \cdot \xi - \varepsilon^T = 0 \\ &\sigma\varepsilon^{r,\max} + \mu_0 M^{sat} H - \frac{(\mu_0 M^{sat})^2}{4\rho K_1} H^2 - B_1 + B_2 + Y^{\xi} - \xi^{(2,1)} C = 0 \end{aligned}\right\} \tag{6}$$

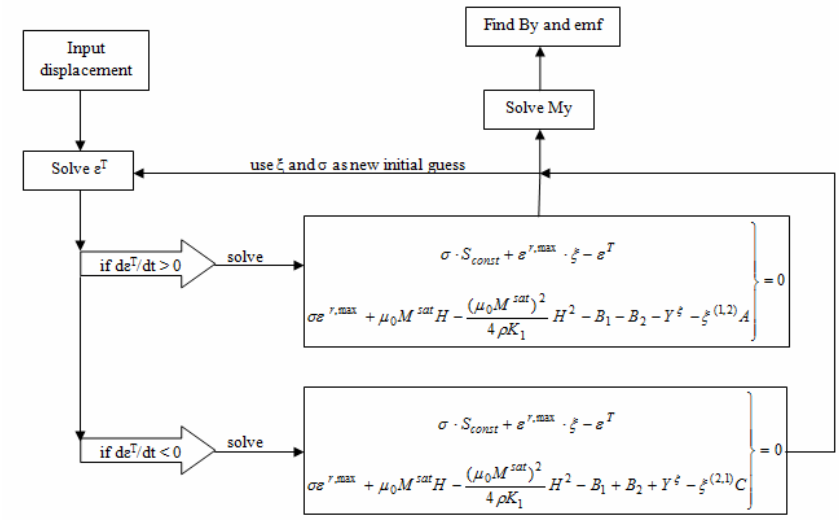


Fig. 2 – Flowchart for an iteratively solved position controlled method.

When solving Equations (5) and (6), ξ must be saturated to a limiting value specific to the material being tested. Each new value of ξ and σ offers an initial guess for the iterative solver and can be used to first determine magnetization using Equation (2), then the magnetic inductance using Equation (3), and finally the coil generated voltage using Equation (1). The simulated results produced with this approach are presented in the next section.

3. Result

3.1. Model Validation

The model was implemented in MATLAB Simulink, where extrinsic embedded MATLAB (eml) functions were used to solve the iterative sequence shown in Fig. 3. The model calibration constants, together with the MSMA specimen geometry and properties, are given in Table 1.

Table 1

Material Specifications and Model Calibration Values

Specimen	$\sigma^{s\,(1,2)}$ MPa	$\sigma^{f\,(1,2)}$ MPa	$\sigma^{s\,(2,1)}$ MPa	$\sigma^{f\,(2,1)}$ MPa	E GPa	ρK_1 J/m^3	M^{sat} A/m	$\varepsilon^{r,max}$ %	Dimensions mm	D_{xx}, D_{yy} [1]
$Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$	1.9	0.85	3.6	4.8	18.5	1.9e5	572,49	6.1	2.88 x 2.96 x 20.15	0.48, 0.04

The results summarized in Fig. 3 indicate that implementation of the Kiefer and Lagoudas model, in the equivalent of a position control test, accurately predicts stress-strain hysteresis as well as the strain evolution over

time when a sinusoidal displacement at a frequency of 5 Hz is considered as input excitation. While the model captures the trend of the stress evolution over time, it is considered that addition of dynamic effects associated with the variants reorientation may lead to improved dynamic stress predictions. Simulated and experimental results compare well for the entire frequency range tested, *i.e.* 0 to 10Hz, but are not reported here due to space limitations.

The experimental data shown in Fig. 3*d* indicates a local maximum for the voltage at an applied field of 0.8 Tesla during the 5 Hz tests with a reorientation strain of 5%. This local maximum corresponds to the applied magnetic field that causes the greatest change in the material magnetization during the reorientation process.

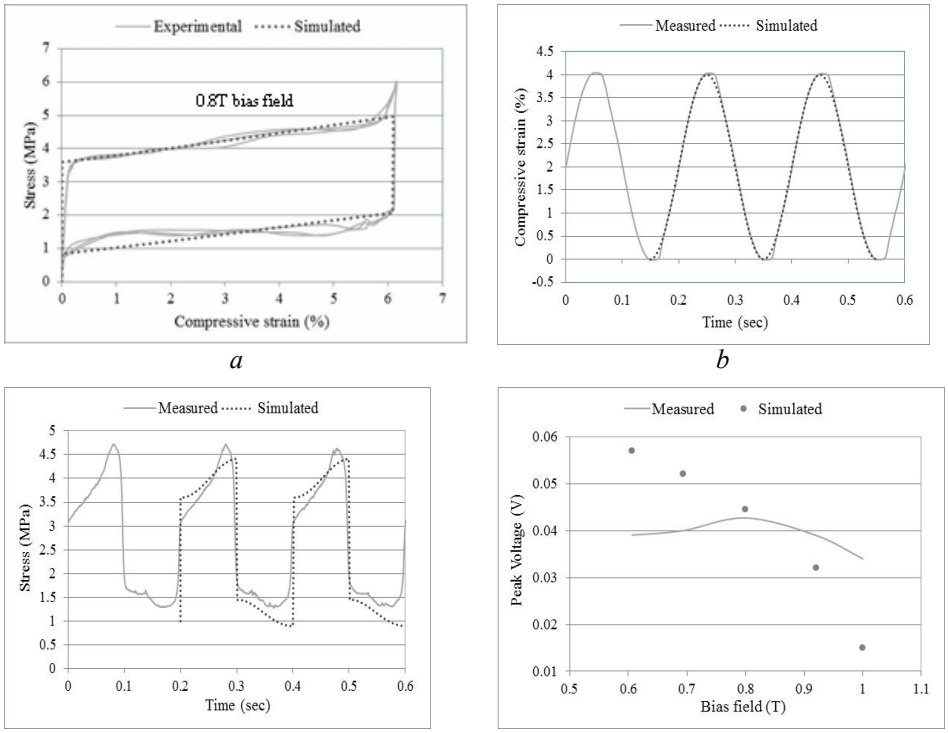


Fig. 3 – *a*) Stress-strain response of the specimen described in Table 1, for full martensitic reorientation at 0.8T bias field; *b*– Strain vs. time during a test performed at 5 Hz for 4% reorientation strain; *c* – Stress vs. time during a test performed at 5 Hz for 4% reorientation strain; *d* – Voltage produced during 5 Hz cyclic tests with a controlled 5% reorientation strain, as a function of bias field.

As seen in Fig. 3*d*, the model is not able to accurately predict the voltage output over the range of the applied magnetic fields. The model predicts fairly accurately the voltage output at 0.8T bias field, while for all the other

fields is either over- or under-estimating the voltage output. This may be due to the fact that all model predictions were made using model parameters determined from the magneto-mechanical response of the material at 0.8T. Another reason for this mismatch may be the equation used to model the material magnetization (*i.e.* Equation 2); this equation predicts that an increase in the applied magnetic field causes a decrease in material magnetization, which the trend is shown by the simulated voltage data. However, this doesn't seem to be confirmed by experiments, so a closer look at this equation is required.

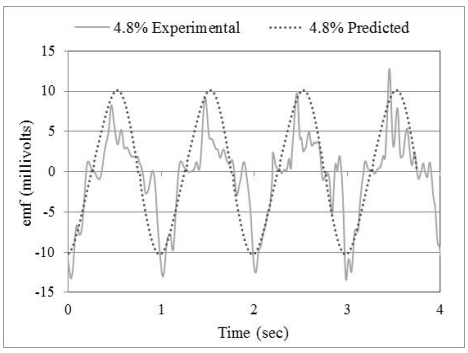
Tests and simulations were not performed at fields lower than 0.6T as preliminary investigations indicated that fields below 0.6T will not initiate enough nucleation of martensite variants to produce reorientation strains close to 5%. Accordingly, further tests were only performed at a bias field of 0.8T for several frequency and strain values.

3.2. Experimental and Numerical Voltage Data

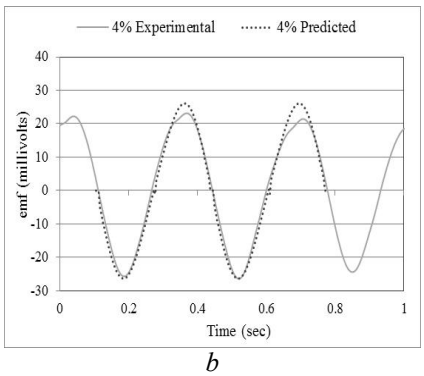
As inferred from the previous section, for the tested specimen, a bias magnetic field of 0.8T will facilitate the production of the maximum voltage (electro motive force - emf) output. As a result, all the tests results discussed in this section will assume a 0.8T bias magnetic field.

The experimental emf was measured by placing a coil of approximately 1000 turns of AWG 36 insulated magnet wire around the specimen; a schematic of this layout is shown in Fig. 1. A virtual instrument developed in LabVIEW was used to measure the voltage output through a PCMCIA DAQCard-6024E analog to digital converter and a SCB-68 I/O connection box. Different reorientation strains were tested at the following frequencies of excitation: 1, 3, 5, and 10 Hz.

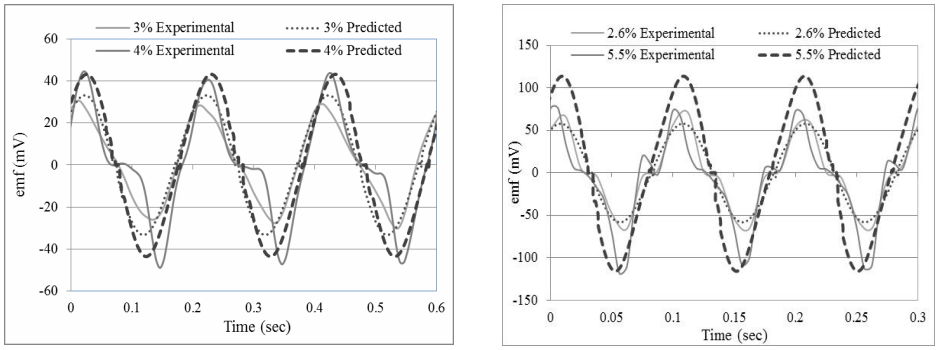
The results are summarized in Fig. 4 *a* through 4 *d*; the experimental voltage output data was filtered to minimize the noise interference. Overall, the plots show a good correlation between the simulated and experimental data, indicating that an increase in frequency of excitation leads to an increase in the magnitude of the output voltage.



a



b

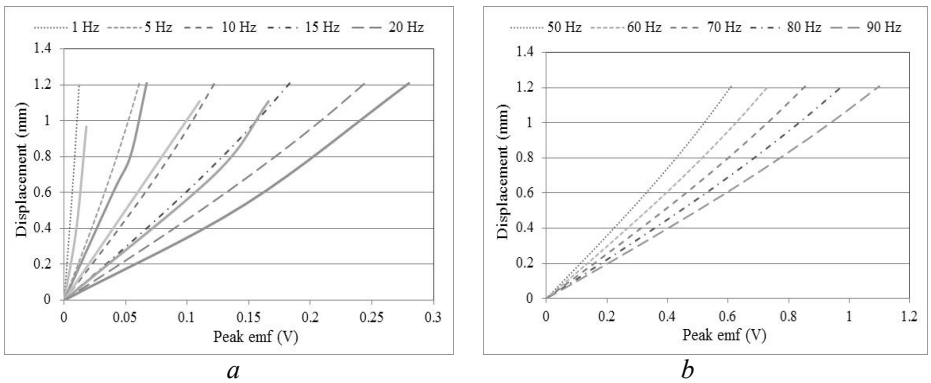


c *d*

Fig. 4 – *a*) 1 Hz emf vs. time; *b*) 3 Hz emf vs. time; *c*) 5 Hz emf vs. time; *d*) 10 Hz emf vs. time.

The plots shown in Fig. 5 are intended to illustrate the trend of the voltage output in relation to the amount of strain experienced by the specimen and the frequency of excitation. This information may be useful to one evaluating the suitability of these materials for actuation applications.

The results plotted in Fig. 5 indicate that the implementation of the constitutive model combined with Faraday's law of induction under-predicts the voltage induced in the coil during martensitic variants reorientation. The difference between the experimental and simulated data ranges between 0% and 20%, depending on the magnitude of loading parameters, with the difference increasing with the increase in the test frequency (see the 10Hz, 20Hz, and beyond data sets).



a *b*

Fig. 5 – *a* – Experimental displacement vs. peak emf for 0.8T applied field (solid-experimental, dashed-simulated); *b* – simulated displacement vs. peak emf for 0.8T applied field.

This may be explained by the fact that the model was calibrated against data acquired at 0.8T bias magnetic field, 5% reorientation strain, and 5Hz

loading frequency, where the dynamic effects play a low to moderate effect on the reorientation mechanism. Accordingly, at low frequencies, the model does a good job predicting experimental data. However, as the frequency increases, and the dynamic effects become more significant, the difference between results increases. As a theoretical exercise, voltage predictions during loading with 1.2mm total displacement up to 90Hz frequency have been plotted in Fig. 5*b*. These results indicate that a peak voltage of 1000 mV may be achieved at the highest frequency; considering that the model under-predicts the voltage as the frequency increases, this indicates that the possible voltage output may be significantly larger that 1V during actual test conditions. However, it has to be mentioned that verifying these predictions is going to be a challenging task as, usually, high amplitudes of displacement and high frequencies are very hard to be achieved simultaneously without specialized testing equipment. Also, the predictions are only valid for a MSMA specimen with the properties defined in Table 1. Specimens with different saturation magnetization, or mass densities, and different effective magnetic anisotropy energy will produce more or less voltage depending on the applied field and amplitude of displacement. Furthermore, the coil used in these experiments had approximately 1000turns, and its geometry as well as the number of turns were not optimized for this application.

4. Conclusion

This study confirmed the suitability of using MSMA specimens for power harvesting and sensing applications and illustrated that voltage prediction can be made using the model developed by Kiefer and Lagoudas to describe the magneto-mechanical response of the material. The implementation of the model leads to voltage predictions that are acceptable at low to moderate frequency levels (i.e. below 15Hz) which is considered to be due to the limited impact of the dynamic effects on the martensitic reorientation mechanism. However, as the frequency level increases (*i.e.* above 20Hz), the model implementation starts to under-predict voltage output. Model predictions could potentially be improved by accounting for inertial effects in future implementations.

REFERENCES

Feigenbaum H.P., Ciocanel C., *Experiments and Modeling of the Magneto-Mechanical Response of Magnetic Shape Memory Alloys*. Proceedings of the ASME Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems, SMASIS 2009, Paper #1354, 2009.

Karaman I., Basaran B., Karaca H.E., Karsilayan A.I., Chumlyakov Y.I., *Energy Harvesting Using Martensite Variant Reorientation Mechanism in NiMnGa Shape Memory Alloy*. Applied Physics Letters, *90*, 172505 (2007).

Kiefer B., Lagoudas D.C., *Magnetic Field-Induced Martensitic Variant Reorientation in Magnetic Shape Memory Alloys*, Philosophical Magazine, **85**, *33-35*, 4289-4329 (2005).

Kiefer B., Lagoudas D.C., *Modeling the Coupled Strain and Magnetization Response of Magnetic Shape Memory Alloys under Magnetomechanical Loading*. Journal of Intelligent Material Systems and Structures, *20*, 143-170 (2009).

REZULTATE NUMERICE ŞI VALIDARE EXPERIMENTALĂ A VOLTAJULUI INDUS ÎNTR-O BOBINĂ ÎN TIMPUL ÎNCĂRCĂRII DINAMICE A UNUI SPECIMEN DE ALIAJ MAGNETIC CU MEMORIA FORMEI

(Rezumat)

Lucrarea prezintă rezultate numerice şi experimentale privind evaluarea voltajului indus într-o bobină, în timpul reorientării martensitice cauzate din încărcarea dinamică a unui specimen prismatic de aliaj magnetic cu memoria formei. Rezultatele numerice sunt calculate cu ajutorul programului MATLAB combinând un model constitutiv dezvoltat de Kiefer şi Lagoudas cu legea lui Faraday a inducţiei magnetice. Rezultatele numerice sunt apropiate de cele experimentale pentru frecvenţe de până la 15Hz. Pentru frecvenţe peste 15Hz, rezultatele simulate diferă cu până la 20% de cele experimentale; această diferenţă este atribuită efectelor dinamice care sunt mai pronunţate la frecvenţe ridicate şi care nu sunt anticipate cu acurateţe de către modelul folosit în acest studiu.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INDICES FOR THE EQUIVALENT AND OVERALL ASSESSMENT OF THE ECO-SOCIO-ECONOMIC EVENTS IN METALLURGY

BY

AVRAM NICOLAE[1*], STROE BOGDAN[2], EMANUELA STOICA[1] and MARIA NICOLAE[1]

[1] Politehnica University of Bucharest,
[2]IJP Dolj, Craiova

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The sustainable development is the result of the interactions between natural (environmental), social and economic systems. For analysing the events in such a situation, we should use aggregate indices for the equivalent and overall assessment. We examined the indices relating to consumption (contents) of primary energy, primary substance and primary negentropy. Hereinafter, we present the methods used to calculate the primary energy and primary substance consumptions. Also, qualitative assessments are made on the consumption of primary negentropy.

Key words: indices, primary energy, primary substance, primary negentropy.

1. Introduction

The concept of sustainable development implemented in industry deals with the modern society as a ***eco-socio-economic*** (mega)system ***(SESE)***, resulted from the interactions and interconditionings of the three fundamental

[*] Corresponding author; *e-mail:*

sections: *the natural system* (the natural environment system), *the social system* and *the economic system*. It is thought that these three systems (not only the natural system) have ecological origin and functions because, within the SESE, the energy, material and information inputs, as well the absorption, by dissipating entropy into the environment, of the majority of waste, are provided by components from the natural system ponds. Such an assertion concerns the important role of the natural environment in the correlations between the three systems, *i.e.*:

– It provides material and energy inputs for the social and economic systems, using feedback type information on opposite flows; this capacity of the natural environment is the most important condition to optimize the processes of *economic metabolism (industrial)*;

– It provides the natural absorption and regeneration of most of the waste produced by human activities.

To analyse SESE, as a result of the interactions between the three component systems, we need *methodological tools*, able to:

- unitary characterize and equalize (through aggregation or globalization possibilities) the interactions among the events carried out in SESE;
- offer information about the capacity of the natural ponds to provide the material (substance), energy and information required for the human activities;
- emanating from natural ponds, these three elements are represented in the economic and social analyses of the *primary substance (material), primary energy* and *primary negentropy* (Nicolae *et al.,* 2009).

The application of new equivalence, aggregation and globalisation methodological tools are also justified by the fact that now there are required (Vădineanu, 2004):

– the replacement of the sectoral assessment techniques with complex and efficient techniques, with high resolution power;

– the sharing of information regarding the flows of material, energy and information;

– a methodology able to analyse the SESE-wide metabolism.

Based on the above, the present paper examines the possible use of new indices that can be employed in the metal materials industry, *i.e. the specific consumptions of primary energy, primary substance and primary negentropy*.

2. Specific Consumption of Primary Energy

The primary energy is the energy contained (stored) in the natural deposits of primary fuels (fossil fuels), which are coal, natural gas and oil.

The analyses regarding the primary energy consumptions are made by using the index $I_{s.c.p.e}$, called *specific consumption of primary energy*. It represents the amount of primary energy consumed to obtain a unit of material:

$$I_{s.c.p.e} = \frac{E_p}{Q_s}, \ \frac{[MJ]_p}{t.steel} \tag{1}$$

In the above relation, Q_s represents the quantity of steel made in the metallurgical furnace. In some papers (especially economic sciences), $I_{s.c.p.e}$ is assimilated with the *primary energy content* of the product obtained in the industrial processes (Nicolae *et al.,* 2005).

The primary energy equivalent of various forms of energy, E_p (expressed in $[MJ]_p$), that depends on the energy E_i recorded in a particular consumer, is calculated using the relation:

$$E_p = eE_i, \qquad [\text{Kwh}]_p \tag{2}$$

where: E_i is the consumption recorded in the EAFs (expressed in $[kWh]_i$) and in the combustion units (expressed in $[MJ]_i$).

In the above relations, e represents the primary energy equivalent coefficients of the various types of energies used in the metallurgical unit. The currently recommended values for these coefficients are: $e_{n.g.} = 1[MJ]_p/[MJ]_i$ (for coal and natural gas), $e_p = 1.1[MJ]_p/[MJ]_i$ (for fuel oil), $e_k = 1.2[MJ]_p/[MJ]_i$ (for coke) and $e_{e.e} = 10[MJ]_p/[kWh]_i$ (for electric energy).

To understand the essence of the transformation of energy consumptions recorded in the metallurgical thermal facility, it is recommended to see the diagram presented in Fig. 1*a*, which presents the case of an electric arc furnace (EAF) used for steelmaking that consumes the electric energy (EE) produced in power stations (PS) fuelled with natural gas extracted from the deposit (*Z*). The transportation of natural gases and electric energy is carried out on the routes T_1 and T_2. In Fig. 1*b*, we presented the case of a combustion furnace supplied with natural gas directly from ore. (In this case, the possible losses on the transportation route are not born by the metallurgical consumer).

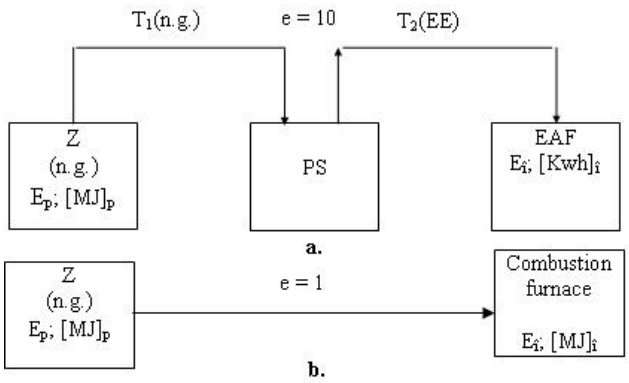


Fig. 1 – Diagram for the interpretation of the equivalent coefficients "e" (Nicolae *et al.,* 2006).

The analysis performed at the EAF must take into account that:

- the extraction and transport *(T_1)* of the natural gases require energy consumptions and losses expressed in percentage through the yield p_1;
- the transformation of the n.g. in electric energy in the PS (power stations) is realised with the yield p_2 (in Romania, the PS yield is about 30…40%);
- the transport *(T2)* means the consumptions and losses measured through the yield p_3;
- the consumption *(E_i)* recorded in the EAF, expressed in *Kwh*, must be multiplied by 3.6 to be obtained in *MJ*.

Based on the above observations, we obtain:

$$E_{p(z)} = 3.6 \frac{E_{i(EAF)}}{p_1 \cdot p_2 \cdot p_3} \tag{3}$$

It can be concluded that:

$$e_{e.e} = \frac{3{,}6}{p_1 \cdot p_2 \cdot p_3} \tag{4}$$

Considering that $p_1 = p_3 \cong 1$ and taking into account only p_2 with the value 0.35, it results:

$$e_{ee} = \frac{3.6}{0.35} \cong 10[MJ]_p / [kwh]_i \tag{5}$$

3. Consumption of Primary Substance

The primary substance is the matter (substance) existent in the natural deposits, to be used in industrial processes. For example, the primary substance is the iron transported by the iron ore from the deposit (mine) in the process of obtaining steel sheet. In metallurgy, in addition to the primary energy consumption, we should know the primary substance consumption.

This becomes more and more necessary, as, at present, the cost-benefit analysis assigns costs to extraction and transformation of raw materials, but not for the internal value of the fuel, ore etc. In order to compensate for this deficit, a new ecological index, $I_{c.s.p.p}$, called *content in primary substance of the product,* shall be proposed for definition and description. These considering, the following shall be put forward:

The $I_{c.s.p.p}$ index provides information on the quantity of primary substance to be extracted from the primary substance deposit, in order for the metallurgical product to contain a certain quantity of *useful substance*, $M_{s.u}$,

which, in the iron and steel metallurgy, represents *the quantity of iron* contained in the product obtained based on the transformation chain shown under Fig.2.

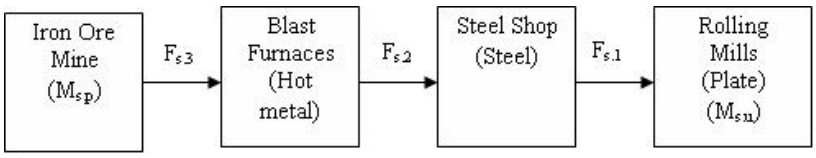


Fig. 2 – Diagram of an inbuilt metallurgical flow.

For engineering needs, this index can be replaced with the *specific consumption of primary substance*.

The index definition and calculation equation is:

$$I_{c.s.p.p} = \frac{M_{s.p}}{Q_p} = \frac{M_{s.u}}{\Pi F_{s_i} \cdot Q_p}; \text{ [kg primary substance/kg plate]} \quad (6)$$

In the above equation, $M_{s.p}$ is the quantity of primary substance (for example, the iron ore required for plate; the coal required for coke etc.) in [kg primary substance; kg iron ore], Q_p is the production of steel [kg steel; kg plate], $M_{s.u}$ is the quantity of useful substance [kg iron/kg plate] and $F_{s.i}$ are the substance transformation subunit factors on the chain in Fig. 2.

- The F_{s_i} factors shall be consecutively measured in [kg iron/kg steel], [kg steel/kg hot metal], [kg hot metal/kg ore].

- The substance transferred from the raw material to the product shall be called *content in primary substance* M_p, of the metallurgical product.

- The transfer of substance from the raw material into the product results in the increase in the sequencing rate (decrease in the random rate) of the processed material, meaning the decline of the *S entropy* or rise of the *nS negentropy* occur.

Further to the above, there may be ascertained that the quantity of primary substance contained in the product is given by the increase of the raw material negentropies:

$$M_{p.s} \text{ or } M_{u.s} = f\left(\sum nS_i\right) \quad (7)$$

In the above relation, nS_i is the negentropy increase recorded in each phase of the global flow.

4. The Consumption of the Primary Negentropy

The econological analyses regarding the primary negentropy consumptions are based on the aspects which will be presented as follows.

By means of its components, among which iron ore, natural resources represent the ranking states of the matter. Thus, it can be asserted that the environment is a storage megasystem of negentropy. In such context, it is valid the statement according to which in nature there is a *primary negentropy storage,* nS_p, where the negentropy of the natural resources is also part of, $nS_{n.r.}$ The existence of living organisms consists of efforts made in order to constantly maintain *the level of the quality of life*, that is of the own entropy (or negentropy). These efforts require large demands of negentropy from outside.

The economic-productive process through which goods required by social needs are produced, is a matter-ranking process, a proven fact that the negentropy of the steel plate is bigger than that of the iron ore taken from nature. According to the first principle of thermodynamics, this transformation cannot be performed unless there is consumption of nS_p from outside the outline of the operating process.

As a whole, the human activity means:

- the consumption of natural resources' negentropy, $nS_{n.r.}$;
- the production of negentropy, S_n, within operating processes, $S_{o.p.}$;
- the release of specific secondary materials (toxic wastes) in the environment is made together with the release of the entropy, S_w, because the alteration states of the ranking matter is increased;
- the transformation of the negentropy of the initial good, resulted from the operating process in entropy of the wastes is accompanied by wastage, which can be both *physical* and *moral;*
- recovering negentropy, $S_{r.n.}$, based on activities of reintegrating wastes (recirculation, recycling, regeneration).

The history of human production shows that the positive reserve $(nS_n + nS_{r.d})$ does not cover the quantum in absolute values $\left[nS_{r.n} + |S_w|\right]$. Thus, the human activity based on a social purpose has to appeal to nS_p, which therefore will decrease.

A diagram representing the variation of the (neg)entropy in mega system may be the one described in Fig. 3.

The above finding is sustained by an assertion according to which what comes in the economic process consists of *valuable natural resources,* and what goes out represent *useless wastes.* Thermodynamically speaking, this means that both matter and energy absorbed by the economic-productive process are in a *state of negentropy*, and what is discharged is in a *state of entropy..*

To conclude, the following aspects are notable:

– performing activities of sustaining social needs presupposes nS_p consumption; thus, maintaining the entropic level within a social outline causes a decrease of negentropy somewhere else;

– the operationalization of the concept of sustainable development has to consider first of all the reduction of rates (speeds) of decreasing nS_p.

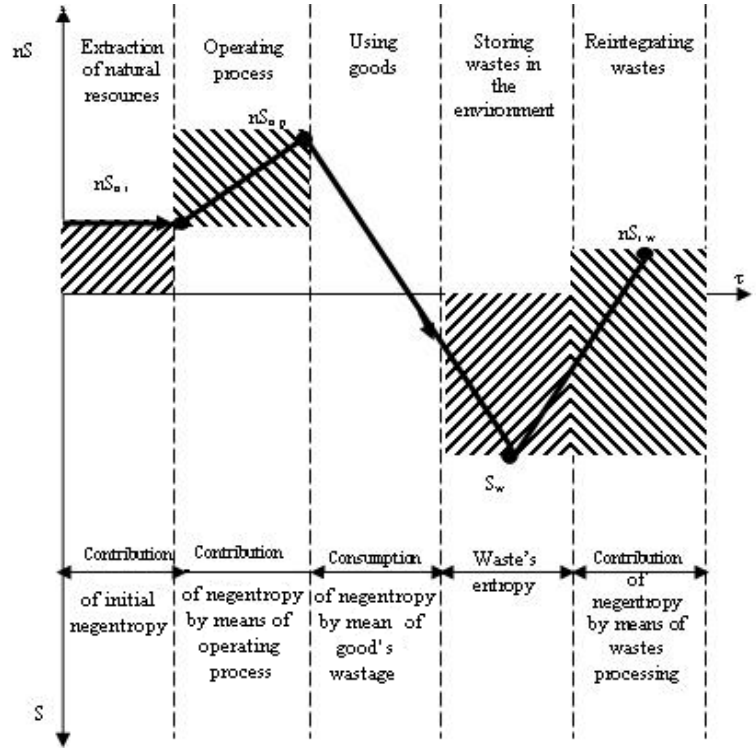


Fig. 3 – Variation of (neg)entropy within the megasystem of natural resources – operating process – using goods – reintegrating wastes.

The deficit of primary negentropy $\Delta(nS_p)$ is:

$$\Delta(nS_p) = \left[nS_{r.n} + |S_w|\right] - (nS_t + nS_{r.w}) \tag{8}$$

Further to the above, it can be stated that the *technology-sociology* connection, in the sense that the first factor influences the other one, should be analyzed considering the reserves of negentropy. As it is known, the quality of life, as social object, may be improved through modern technological means, as mechanization, automation, etc. However, it should also be taken into account that the mechanization of agriculture, for example, by replacing the ox as an instrument of gaulage for the plough with the tractor, causes an increase in the consumption of initial negentropy due to the manufacture of the tractor and due to the necessary resources for its operation and workers' social needs.

5. Conclusions

The analysis of the eco-socio-economic events resulting from the interaction of natural, social and economic systems needs aggregate indices

with equivalence and globalization role. Important in this respect may be the indices that characterize, in the industrial processes, the specific consumption of primary energy, primary substance and primary negentropy.

The calculation methods presented in this paper can be used for complete engineering analyses regarding the consumptions of primary energy and primary substance.

In terms of consumption of primary negentropy, the information presented in the paper shows the qualitative character of the analyses. We are going to settle the possibilities of quantitative assessment.

REFERENCES

Nicolae A., Borş I., Predescu C., Nicolae M., Şerban V., Predescu Andra, Predescu A., Berbecaru A., *Metallurgical Econology.* (in Romanian), "Printech" Publishing House, Bucharest, 2009.

Nicolae A., Predescu C., Nicolae M., Vizureanu P., Vasiliu A., Minea A.A., *Operationalisation of SD Concept in Siderurgy*. (in Romanian), "Printech" Publishing House, Bucharest, 2006.

Nicolae M., Pană C., Ionescu C.B., Proc. *Sustainable Development in Romania*. (in Romanian), "Expert" Publishing House, Bucharest, 55-100 (2005).

Vădineanu A., *Management of Development*. (in Romanian), "Ars Docendi" Publishing House, Bucharest, 2004,

INDICI PENTRU EVALUAREA ECHIVALENTĂ ŞI GLOBALĂ A EVENIMENTELOR ECOSOCIOECONOMICE ÎN METALURGIE

(Rezumat)

Dezvoltarea sustenabilă este rezultatul interacţiunilor între sistemele natural (de mediu), social şi economic. Într-o astfel de situaţie pentru analiza evenimentelor se impune adoptarea unor indici agregat pentru evaluarea echivalentă şi globală. Se analizează indicii referitori la consumurile de energie primară, substanţa primară şi negentropie primară. Se prezintă metode de calcul pentru consumurile de energie primară şi substanţă primară. Se fac aprecieri calitative referitoare la consumurile de negentropie primară.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IMPLEMENTATION AND PROMOTION OF SOCIAL RESPONSIBLE BEHAVIOR IN ORGANIZATIONS IN THE CONTEXT OF ISO

BY

STELUŢA NISIPEANU[1*], RALUCA STEPA[2], RUXANDRA CHIURTU[1] and MARIA HAIDUCU[1]

[1] The National R&D Instiute on Occupational Safety,
INCDPM Alexandru Darabont Bucharest

[2]Kooperationsstelle Hamburg IFE GmbH Germany

Received: March 30, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. On November 1, 2010 was officially launched in Geneva, ISO 26000 under the name ISO 26000 “Guidance on Social Responsibility”, which provides guidance on social responsibility, both for private sector organizations, as well as the public sector, taking into account the principles, key topics and issues of social responsibility. Thus, in this paper there are identified numerous opportunities and benefits that implementation and promotion of social responsibility behaviour could provide for organizations and society, namely: contributing to sustainable development and poverty reduction, development and generalization of a sustainable business model, pursuing excellence and long-term success, the widespread involvement of any type of organization in achieving sustainable development objectives etc. Currently, in Romanian companies there is a strong tendency to relate to international requirements on social responsibility activities.

Key words: social responsibility, implementation, sustainable development.

[*] Corresponding author; *e-mail:* nisipeanusteluta@yahoo.com;

1. Introduction

Corporate social responsibility is a mean by which organizations make a statement of their own principles and values for both employees and external organizations. Many aspects of corporate social responsibility (CSR) have been an integrated part of economic activity long before the current debate on social responsibility. Business concerns regarding the increasingly complex relationships between business activities and society are more obvious than ever. Today organizations are expanding their responsibility for social problems by integrating the latter in their own activity, as to increase competitiveness and to prevent any crisis.

This paper presents some of the results obtained in the national R&D project entitled ***"Corporate social responsibility in terms of Europeanization and globalization. Opportunities and constraints for the Romanian economy",*** implemented by INCDPM- Alexandru Darabont Bucharest, together with six national partners, in the *Partnership Programme - Competition 2008*, in order to emphasize the current state of development of the corporate social responsibility (CSR) concept on national scale, with the view to implement and promote a social responsible behaviour.

The project has a special significance, by anticipating the necessary framework for the European Commission regulation, announced on 29.11.2010, on CSR compulsory reporting starting with 2011; on this matter, the European Commission had launched a public consultation for a legislative pack on the social responsibility reporting at Member States level (Communication from the European Commission, 2010).

What is more, social responsibility is an integrated part of the 2020 Strategy, by the “Enterprise 2020" initiative, which aims to support companies in achieving sustainable competitiveness, by providing a platform for innovation and change, and to strengthen Europe's leadership at a global level, by means of collaboration with the European Union and a wide range of international partners (OECD, ILO, ONU etc.) (www.csreurope.org).

2. Chapter 1 Aspects Regarding ISO 26000 Standard

On November 1, 2010, one of the most anticipated international standards: ISO 26000 “Guidance on Social Responsibility”, was officially launched in Geneva. This standard provides guidance on social responsibility, both for private sector organizations, as well as for the public ones.

The development of ISO 26000 international standard is a concentration of international expertise on social responsibility. For the first time, a standardization process is led by representatives of organizations from a broad social spectrum, both in the developed countries and developing countries, through an initiative that did not belong to governments or

international organizations, such as United Nations. Introducing ISO 26000 will involve a radical change in terms of social responsibility practices, primarily because it would require common terminology and implementation for all organizations in all spheres of activity.

ISO 26000 adds value to existing activities on social responsibility (SR) and will extend the understanding and implementation of RS, owed to the fact that it:

- presents an international consensus on what SR means and what subjects must the organization cover; provides guidance for processing;
- provides guidance for transforming principles into effective action;
- includes the best practices already established and disseminates them worldwide for the international community benefit.

The standard is designed for organizations of all types, public or private sector, in developed countries, developing or in transition. ISO 26000 contains recommendations, not requirements, and is not used for certification (2010).

For organizations, sustainable development means not only providing products and services to satisfy the customer and their implementation without affecting the environment, but also acting in a manner governed by social responsibility. European Commission considers CSR as *"a concept that defines the way in which companies voluntarily include and integrate social and environmental concerns in their strategies, business activities and their relations with the stakeholders"* (2007).

For many years the European Union has given a high strategic priority to promote CSR, as shown in the 2006 Commission's strategy "to make Europe a pole of excellence in this field. Moreover, the European Commission supports a series of initiatives taken by companies to promote CSR projects, noting in particular the European Alliance for CSR, and the European multilateral quorum for facilitating the dialogue in the field.

In this context, it is worth highlighting the recently launched initiative - October 2010 CSR Europe under the name 'Enterprise 2020', which aims to:

- Support companies in achieving sustainable competitiveness, providing a platform for innovation and change;
- Cultivate a collaborative operation between companies and their stakeholders, exploring new ways of working together towards a sustainable future;

Strengthen Europe's global leadership in CSR, working with EU institutions and a wide range of international partners (www.csreurope.org).

3. Chapter 2 CSR Concept Knowledge Level in Romania

CSR is a relatively new concept in Romania and we can't be specified

an exact number of organizations implementing or evaluating their involvement in CSR. Even if there is a series of events and workshops on CSR, Business Ethics Conference, International Conference on Corporate Social Responsibility, celebrating its 3rd edition, Romanian PR Award, however, we cannot speak about a centralization of all existing programs.

However, during the last years there have been concerns from this point of view and these positive trends could contribute to increased attention on social responsibility, because the implementation of CSR activities is a global trend.

One of the broad issues of CSR, which generally exists at the international level, not only in Romania, is the lack of understanding of these concepts and also the small number of professionals. Companies should be able to distinguish between social responsibility, philanthropy and marketing, as these things are put together by the Romanian. The concepts are new to Romania and, consequently, there are efforts to recover lost time.

CSR practices are met especially in the multinationals companies. However, they have the ability to boost social engagement, providing models of firms in Romania, or even being the originators of joint projects, where even public authorities or institutions should be involved.

Looking at these problems and constraints of the current situation in Romania, we therefore welcome the emergence of ISO 26000, which is one of the main indicators of economic responsibility, social and also environmental, for any company that understands the need for its implementation. It is clear that the number of companies developing CSR projects in Romania is increasing. But what is questionable is the real motivation that leads firms to get involved in CSR (economic or charity), how these costs are represented in terms of accounting in reports, if you may talk about being a specialist CSR in Romania. In Romania, CSR is growing, as the economy becomes more stable. According to an estimate by Saga Business & Community, a company specialized in environmental and social services in 2005, companies have invested about 10 million euros in CSR activities (Saga Business&Community Newsletter, 2010).

4. Chapter 3 Implementing and Promoting Social Responsible in Organizations from Romania

In our R&D project a field investigation has been conducted, with the help of our national partners INCSMPS Bucharest, CURS Bucharest and ICEMENERG Bucharest, which aims to determine the current level of standard *ISO 26000- "Guidance on Social Responsibility"* knowledge and implementation by organizations in Romania, companies perceptions and attitude towards its content, structure and utility for the Romanian companies,

practices and ways in which CSR is monitoring impact assessment and reporting. Based on data from the survey results, there will be an assessment of the impact of implementing this standard in Romania and will make proposals and recommendations for improving CSR activity in Romania, in accordance with the requirements of standard ISO 26000.

The field investigation revealed the differences between large and small companies in developing and implementing CSR projects. The relationship between CSR and company size is an issue intensely debated and quite controversial. Internationally speaking, we can see less involvement of small and medium companies regarding specific CSR activities, thus reducing the scope of CSR policies and programs at large companies, enterprise groups or multinationals companies. This is also the reason for which now there are sought methods and means of persuasion and support for the companies with fewer employees to include initiatives, actions and CSR programs in their activity (Capron, 2010).

The companies investigated by us in this study agree that CSR activity in every organization is very important and that all companies, regardless of their size should be involved in CSR programs. But, there are differences existing between small and large companies regarding their development and the scale and complexity of the programs discussed. There are also differences in terms of complexity measures for implementation, monitoring and evaluating the results of those actions as required by ISO 26000, small firms are less willing to devote time and funds for such activities.

We also identified opportunities in ISO 26000 implementation in Romania, some of them are:

- the multinationals companies entry on the market, that caused a sort of pressure, in terms of identifying appropriate ways to enhance corporate image and reputation;
- participation in auctions or partnering with serious companies are subject to the implementation of management standards;
- charitable activities of an enterprise increase together with the increase in profits;
- discrimination based on sex, religion, social, age is not as extensive as in other countries;
- more organizations provide employee training;
- existence of public campaigns against corruption and the unmasking of a person;
- increasingly more companies involved in local community life;

Some of the major constraints that stop the implementation of ISO 26000 in Romania are:

- the use of "moonlighting" labour and even minors labour;
- often, quality is not the key criterion, but the price;

- national recycling and waste management are just theoretical concepts;
- several managers' lack of basic knowledge on the existance or the benefits of CSR;
- many companies do not report adequately their impact on the environment and ignore or aggravate environmental problems.

5. Conclusion

Our study and field investigation reveals that in Romania there is interest and openness to the implementation of CSR programs, but there is now a phase shift between the Romanian and the foreign companies (multinational companies) in the application of specific methodologies for monitoring, evaluation and reporting of CSR, expressed in ISO 26000.

Thus, in Romania we may talk about a landing of multinational companies that constantly promote CSR projects and programs, which are included in long-term strategies of the companies and apply CSR models in countries of origin, adapted to conditions in Romania. Intense media coverage and publication of their annual CSR reports help enrich the experience of Romanian companies in the field of CSR.

Analysis of the organizational structure of the CSR activities of state-owned companies reveals the existence of weaknesses such as lack of a special division for CSR activities and an interest insufficient to assess CSR activities (notably those carried out at Community level) and reporting to work according to international standards.

As the study conducted in this phase of research was exploratory in nature, further investigation by conducting a nationally representative survey to assess the specific information needs to implement CSR programs according to ISO 26000 standard requirements, as well as the in-depth study of some companies' experience, companies that have CSR standard specific activity and strong coverage of this practice in companies with a weaker experience in this field.

REFERENCES

*** *CSR Report Starting with 2011.* (Transl. from English), Communication from the European Commission, November 2010**,** 136.

*** *ISO 26000 - Guidance on Social Responsibility.*Transl. from English, November 2010, 5-7.

*** *Responsabilité sociale des entreprises Politiques publiques nationales dans l'Union européenne.* (Transl. from French), Commission européenne: Direction

générale de l'emploi, des affaires sociales et de l'égalité des chances Unité D.2, 2007, 23;

*** Saga Business&Community Newsletter, March 2010;

*** www.csreurope.org/enterprise2020 (Transl. from English).

Capron M., *La responsabilité sociale des entreprises (RSE) est positive pour la société, l'environnement et l'activité économique. C'est pourquoi la Commission européenne mène des activités en sa faveur dans divers secteurs industriels, (transl. from French).* Les concepts de la RSE et de developpement durable *IAE Gustave Eiffel* –Créteil, Avril 2010, France, 11.

IMPLEMENTAREA ŞI PROMOVAREA UNUI COMPORTAMENT SOCIAL RESPONSABIL ÎN ORGANIZAŢII, ÎN CONTEXTUL APARIŢIEI STANDARDULUI ISO 26000

(Rezumat)

La data de 1 noiembrie 2010 a fost lansat oficial, la Geneva, standardul ISO 26000 cu denumirea ***ISO 26000, Guidance on social responsability***, care furnizează linii directoare privind responsabilitatea socială, atât pentru organizaţiile din sectorul privat, cât şi pentru cele din sectorul public, ţinând cont de principiile, subiectele cheie şi problematicile responsabilităţii sociale. În acest sens, în acest articol sunt identificate numeroase oportunităţi şi beneficii pe care le poate oferi implementarea şi promovarea comportamentului responsabilităţii sociale pentru organizaţii şi pentru societate şi anume: contribuţia la dezvoltarea sustenabilă şi scăderea sărăciei, dezvoltarea şi generalizarea unui model durabil de a face afaceri, urmărind excelenţa şi succesul pe termen lung, implicarea pe scară largă a oricărui tip de organizaţie în atingerea obiectivelor dezvoltării durabile etc. În prezent, la nivelul firmelor din România, se manifestă o tendinţă pronunţată de racordare la cerinţele internaţionale privind activitatea de responsabilitate socială.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

BEHAVIOR OF DIELECTRIC PROPERTIES OF NANO-CONDUCTIVE POLYMER FILMS

BY

MARIUS OLARIU[1*], SEBASTIAN ARĂDOAEI[1], SUAT CETINER[2], ROMEO CIOBANU[1] and SEZAI A. SARAC[2]

[1]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Department of Electrical measurements and Materials
[2]Istanbul Technical University,
Department of Textile Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Dielectric properties of polyacrylonitrile composite films in the presence of pyrrole derivatives are reported in this paper. The composite films were fabricated by oxidative polymerization of pyrrole, N-methyl pyrrole and N-phenyl pyrrole by cerium (IV) on polyacrylonitrile matrix. The effect of temperature on the dielectric properties was studied in the frequency range from 0.05 Hz up to 10 MHz and in the temperature range from 0°C up to 250°C. The conductivity increased with the temperature due to increased mobility of charge carriers in the composite films. By increasing the temperature the dipoles became free and respond to the applied electric field in composite structure, thus, the polarization and dielectric constant increased as well. Tan delta was shifted to higher frequencies when the temperature was reached to 100°C. PNPhPy-PAN composite films exhibited the highest dielectric constant, AC conductivity and tan delta.

Key words: conductive composite film, temperature dependence on dielectrics, AC conductivity, pyrrole derivatives.

---

* Corresponding author; *e-mail:*molariu@ee.tuiasi.ro

1. Introduction

Conducting polymers are a new class of materials with an extensive delocalization of p-electrons conjugated network opening the way to new applications in the fields of energy storage, microelectronics, textiles, sensors, electroluminescence and electromagnetic interference (EMI) shielding. The essential feature of the conducting polymers is the one of providing p-bands of delocalizet molecular orbital within which full range of semiconductors and metal behavior can be achieved through the control of the degree of band filling (Dhawan *et al.,* 2002; Hakansson *et al.,* 2006). Among the conducting polymers, polypyrrole (PPy) has attracted much attention in particular thanks to its high conductivity, redox properties, environmental stability and easy preparation as a film or powder by both electrochemical and chemical methods under various conditions (Ping *et al.,* 2009; Li F. *et al.,* 2009). Development of textiles with new properties and applications has received great attention during the last years. One of these properties is the electrical conductivity in textiles. The reason is that electrostatic and electromagnetic interference became common place because of human lifestyle changes and the increasing sophistication of industrial technology. Intrinsically conducting polymers (ICP) with relatively high conductivity and dielectric constant are promising materials for EMI shielding applications (Lee *et al.,* 2001). By varying the electrical conductivities or the dielectric constants of conjugated polymers the materials EMI shielding performance can be controlled (Kim *et al.,* 2002). Saafan *et al.* (2006) investigated the temperature effect on the dielectric properties of polypyrrole which dielectric constant increases with increasing temperature at lower frequencies due to the thermally activated nature of charge transport in PPy resembling semiconductor. Harun *et al.* (2008) studied polyvinyl alcohol-polypyrrole (PVA-PPy) composite films; the AC conductivity was measured at different temperatures in frequency range starting from 20 Hz up to 1 MHz. By increasing the temperature the AC conductivity of composite films increased as well due to free charges mobility. Abthagir & Saraswathi, (2005) investigated the effect of temperature on conductivity of the electrochemically prepared polypyrrole. The mobility of charge carriers in conjugated polymers increased by increasing temperature leading to higher conductivity; at room's temperature, the measured conductivity as 5.7×10^{-2} S/cm. Oh *et al.* (2004) studied the electrical properties of electrochemically synthesized polypyrrole films at different temperatures. Conductivity's augmentation was due to the molecular chains of polymers which were fully rearranged by heating and offering a flowing route to electrons.

In the present paper, composite films were fabricated by the oxidative polymerization of pyrrole, N-methyl pyrrole and N-phenyl pyrrole with

cerium (IV) on polyacrylonitrile matrix to observe the effect of substitution. The effect of temperature on the dielectric properties was studied in a frequency range starting from 0.05 Hz up to 10 MHz and in a temperature range from 0°C up to 250°C.

2. Experimental

2.1. Materials

Cerium Ammonium (IV) Nitrate $(NH_4)_2[Ce(NO_3)_6]$ (CAN), nitric acid (HNO_3), dimethylformamide (DMF) and oxalic acid were all Merck reagents. Acrylonitrile was supplied by Aksa, Turkey. Pyrrole, n-methyl pyrrole and n-phenyl pyrrole were all Aldrich reagents. All these chemicals and monomers were used as received. Distilled water was used for preparing solutions and stock solutions.

2.2. Fabrication of Conducting PPy/PAN Composite Thin Films

The polymerized PAN (polymerization conditions were given in our previous work) (Cetiner *et al.,* in press) was dissolved in DMF and pyrrole with initial mass ratio (40 wt%) was added into the solution. After mixing the solution for one hour at room temperature, Ce(IV) (30% amount of Py) was added in order to polymerize pyrrole; the temperature was increased up to 80°C to obtain a viscous PPy/PAN solution. Viscous solutions were casted as films on a 5 × 5 cm^2 glass substrate and were dried in a 600 mmHg vacuum stove for 24 hours at 60°C. The composite films with thicknesses between 40 and 80 μm were obtained. The same aforementioned procedure was used for preparing the conducting PNMPy/PAN and PNPhPy/PAN composite films.

2.3. Characterization of Composite Thin Films

The dielectric measurements by using a Novocontrol Broadband Dielectric Spectrometer (Alpha-A High Performance Frequency Analyzer, frequency domain 0.001Hz to 3GHz). The samples were sandwiched between two gold electrodes with a diameter of 20 mm. The temperature variation and controlling was realized using nitrogen gas cryostat which assured a temperature stability of 0.1°C and the applied AC voltage was equal to 1.5V.

3. Results and Discussion

3.1. Dielectric Spectroscopic Analysis

3.1.1. *Dielectric Constant.* Figs. 1 *a…c* shows the frequency dependence of dielectric constant (ε') of the composite films at different

temperatures including 40 wt% Py, NMPy and NPhPy.

The dielectric properties of the samples were evaluated on the basis of dielectric constant (ε') which is decreasing while increasing the frequency and of dielectric losses (ε'') which may exhibit one or more peaks on the frequency characteristic. The decrease of dielectric constant with increasing frequency is an expected behavior in most dielectric materials, but the difference between the values at low and high frequencies are significant if referring to conductive polymers. More than that, at lower frequencies when the temperature increases, the side groups or small units of main chains may be able to move and follow the variation of the field and therefore may contribute to the polarization. While the frequency is increased, those side groups or small units of main chains lose gradually their ability to follow the field and consequently their contribution to the polarization ceases (Saafan *et al.,* 2006). At low frequencies and higher temperature, the increased values of the dielectric constant can be explained by the thermally activated transport of charges in the composite.

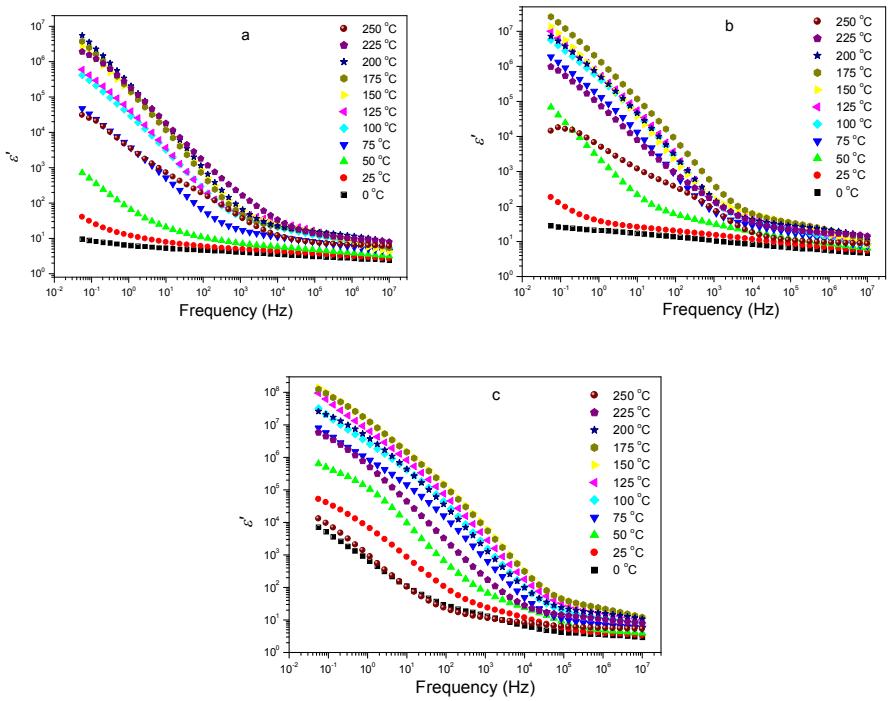


Fig. 1 – Dielectric constant change with increasing frequency of composite films polymerized with (*a*) Py, (*b*) NMPy, (*c*) NPhPy.

The high values of dielectric constant at low frequencies are due to Maxwell/Wagner and/or electrode polarization which can be observed when

the electric field is applied and when the charges are moving to the interface between the conjugated polymer and the matrix (Fig. 1) or towards the electrode-polymer interface. At lower temperatures, as the dipoles are rigidly fixed in the composites, the field can not change the condition of dipoles. As the temperature increases, the dipoles comparatively become free and they respond to the applied electric field in composite film structures. Thus, polarization increases and hence dielectric constant is also increased with the increase of temperature (Saafan *et al.,* 2006; Suri *et al.,* 2003).

Fig. 2 presents dielectric constant comparison of composite films at different temperatures for 1 Hz.

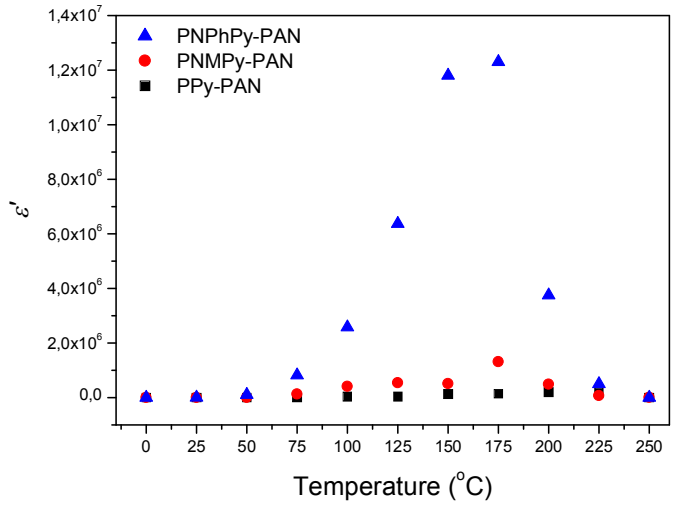


Fig. 2 – Dielectric constant comparison of composite films at different temperatures for 1 Hz.

When the temperature was increased up to 175°C for NMPy and NPhPy based composite films a maximum was observed for NPhPy and NMPy, and a decrease of the dielectric constant can be noticed after this maximum (Fig. 2).

3.1.2. *AC Conductivity.* The initial increase of conductivity can be considered by the fact that molecular chains of polymers are fully rearranged by heating and offer a flowing route to electrons. The conductivity augmentation with the frequency and temperature is a polymeric semiconductors response which is due to the increase of the charge carriers' mobility in the composite films. An obvious conductivity increase between 1-10 MHz and conductivity is reached the highest value at 10 MHz in all composite films. In PNPhPy-PAN composite films, the temperature

dependence is more evident if comparing with the Py and NMPy. For the PPy films doped with DBSA the conductivity increased as temperature is increased up to 150°C while in case of the PPy doped with NSA the conductivity is incresing up to 200°C and then is swiftly decreasing (Oh, 2004). Referring to our results, for the composite films prepared with NMPy and NPhPy the conductivity is augmenting as the temperature is increased up to around 175°C and then is decreasing, whereas the conductivity of the composite film prepared with Py started to decrease as the temperature reached to 200°C (Fig. 3). The iron oxide-polypyrrole nanocomposites having 15% pyrrole exhibited the polypyrrole degradation at lower temperatures ranging from 120-200°C (Suri *et al.,* 2003). Polypyrrole decomposition temperatures were found between 180°-237°C by thermal gravimetric analysis (Akram *et al.,* 2005). Thus, conductivity decrease might be due to the decomposition of pyrrole derivatives at temperatures ranging from 175-200°C for our composite films (Fig. 3).

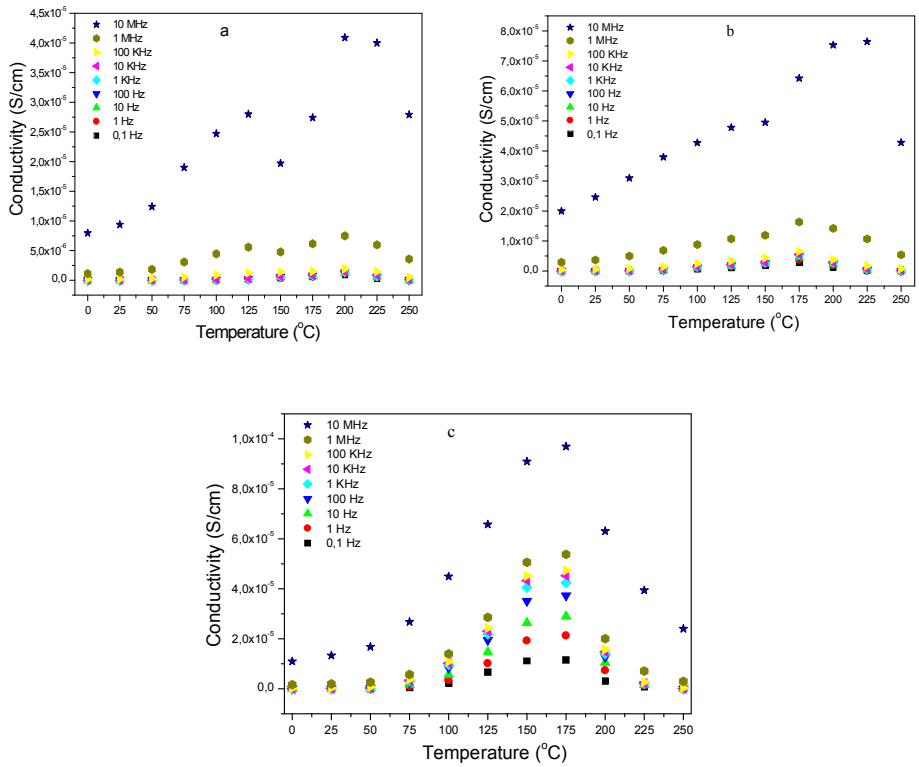


Fig. 3 – Conductivity change with increasing temperature of composite films polymerized with (*a*) Py, (*b*) NMPy, (*c*) NPhPy.

Conductivity maxima were attributed to the relaxation processes in the polymer chains. The charges mobility is expected to increase while increasing the temperature in the conjugated polymers. This may lead to an increase in the energy of activation and also a higher resistance toward inter and intra-chain charge transports due to the increased distance between the neighboring domains. The conductivity maximum occurs at a temperature close to the end temperature of the dielectric relaxation (Abthagir & Saraswathi, 2005).

Fig. 4 presents a comparison among the conductivity of composite films at different temperatures at 10^6 Hz. Especially at higher temperatures, the band gap between the valence band and conduction band is reduced and providing easiness for electrons to hopping from valence band to conduction band (especially for NPhPy) and thus, higher conductivity values are obtained compared to lower temperatures. Intrinsically conducting polymers (ICP) with relatively high conductivity and dielectric constant are promising materials for EMI shielding applications (Lee *et al.,* 2001). According to the absorption mechanism of EMI shielding, the shield (*i.e.*, composite film) material should have electric or magnetic dipoles (Chung, 2000).

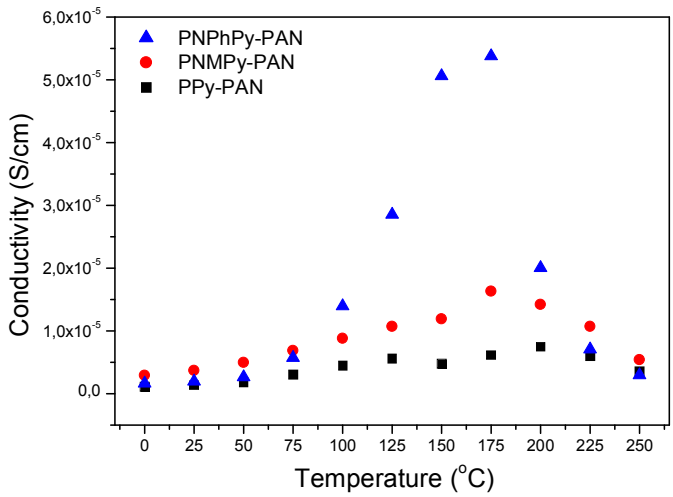


Fig. 4 – Conductivity comparison of composite films at different temperatures for 10^6 Hz.

In the presence of phenyl pyrrole, composite films have the higher dielectric constant and conductivity values compared to pyrrole and methyl pyrrole at lower frequencies (Figs. 4, 6). Thus, PNPhPy-PAN composite films can be a candidate for absorbent panels and EMI shielding applications.

3.3.3. *Tan Delta.* The variation of tan δ (*dissipation factor or dielectric losses*) with frequency for Py, NMPy and NPhPy at selected temperatures (a=25°C, b=100°C) is presented Fig. 5*a* and 5*b*.

Fig. 5*a* presents the relaxations at room temperature. The Py and NMPy are exhibiting the first relaxations at lower frequencies, below 10^{-2} Hz, while for the NPhPy sample the relaxation appeared at higher frequencies, around 10-100Hz. The second relaxation (at frequencies around 10-100 kHz) is very weak for Py and NMPy and is more visible on the descending ramp in the presence of NPhPy. At 100°C the relaxations are movong to higher frequencies by changing pyrrole substitution (Fig. 5*b*). The temperature and the type of Py substitute has a significant influence on the dipole dimensions of conjugated polymers in PAN matrix, so that the dipoles for the NPhPy are bigger than the ones observed for the Py.

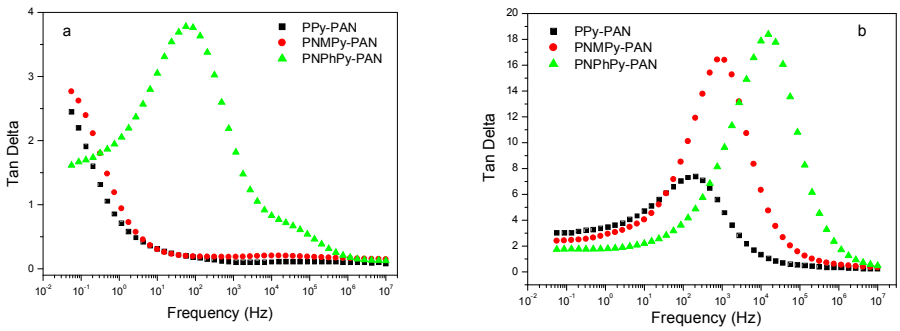


Fig. 5 – Variation of tan δ of the composite films as a function of frequency for different pyrrole derivatives at 25°C (*a*) and 100°C (*b*).

The composites exhibited high dielectric constant and dissipation factor(=tan delta) in the low and radio frequency ranges, so they can be utilized in charge storing devices, decoupling capacitors and electromagnetic interference (EMI) shielding applications (Panwar & Mehra, 2008). In our results, the high values of tan delta make NPhPy suitable for these applications at higher frequencies.

4. Conclusion

Conductivity increased with the temperature due to increasing the mobility of charge carriers in the composite films. The dielectric constant augmented while increasing the temperature at lower frequencies, fact that can be linked with the thermally activated transport of charges in the composites

resembling semiconductor. Conductivity and dielectric maxima were attributed to the relaxation processes in the polymer chains. The mobility of the charges are expected to increase while increasing the temperature in the PPy chain leading to an increase in the energy of activation and a higher resistance toward inter and intra-chain charge transports due to the increased distance between the neighbouring domains. Tan delta moved to higher frequencies when the temperature reached 100°C. PNPhPy-PAN composite films exhibited higher dielectric constant, AC conductivity and tan delta values, and thus, they can be candidate for absorbent panels, decoupling capacitors and EMI shielding applications.

Acknowledgement. This paper was supported by the project PERFORM-ERA "Postdoctoral Performance for Integration in the European Research Area" (ID-57649), financed by the European Social Fund and the Romanian Government.

REFERENCES

Abthagir P.S., Saraswathi R., *Materials Chemistry and Physics*. *92*, 21 (2005).

Akram M., Javed A., Rizvi T.Z., *Turk J Phys*, *29*, 355 (2005).

Biswas M., Roy A., *Journal of Applied Polymer Science*, *51*, 1575 (1993).

Cetiner S., Karakas H., Ciobanu R., Olariu M., Kaya N.U., Unsal C., Kalaoglu F., Sarac A.S., *Synthetic Metals*-in press.

Chung D.D.L., *Journal of Materials Engineering and Performance*, *9*, 350 (2000).

Dhawan S.K., Singh N., Venkatachalam S., *Synthetic Metals*. *129*, 261 (2002).

Hakansson E., Amiet A., Kaynak A., *Synthetic Metals.* 156, 917 (2006).

Harun M.H., Saion E., Kassim A., Hussain M., Mustafa I.S., Omer M.A.A., *Malaysian Polymer Jounal*, *3*, 24 (2008).

Kim M.S., Kim H.K., Byun S.W., Jeong S.H., Hong Y.K., Joo J.S., Song K.T., J.K. Kim, Lee C.J., Lee J.Y., *Synthetic Metals. 126*, 233 (2002).

Lee C.Y., Lee D.E., Joo J., Kim M.S., Lee J.Y., Jeong S.H,, Byun S.W., *Synthetic Metals.119*, 429 (2001).

Li F., Tingyang D., Yun L., *Synthetic Metals*. 159, 2101 (2009).

Oh K.W., Park H.J., Kim S.H., *Journal of Applied Polymer Science*. 91, 3659 (2004).

Panwar V., Mehra R.M., *European Polymer Journal*, *44*, 2367 (2008).

Ping X., Xijiang H., Bin Z., Nathan H. M., Sea-Ho J., Hsing-Lin W., *Polymer*. 50, 2624 (2009).

Saafan S.A., El-Nimr M.K., El-Ghazzawy E.H., *Journal of Applied Polymer Science*, 99, 3370 (2006).

Suri K., Annapoorni S., Tandon R.P., Rath C., Aggrawal V.K., *Current Applied Physics*. *3*, 209 (2003).

EVOLUŢIA PROPRIETĂŢILOR DIELECTRICE A UNOR FILME POLIMERICE NANOCONDUCTIVE

(Rezumat)

În această lucrare este prezentată evoluţia proprietăţilor dielectrice ale filmelor compozite din poliacrilonitril în prezenţa derivaţilor pirolului. Filmele compozite au fost fabricate prin polimerizarea oxidativă a pirolului, N-metil pirolului şi a N-fenil pirolului cu ceriu (IV) în matrice de poliacrilonitril. Efectul temperaturii asupra proprietăţilor dielectrice a fost analizat într-un domeniu de frecvenţă de la 0.05 Hz până la 10 MHz şi într-un domeniu de temperatură cuprins între 0°C şi 250°C.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PIEZO SENSORS IN MONITORING THE BONDED ZONE COMPOSITES-METALLIC STRUCTURES

BY

S. OPRIŞAN[1*], A. BUZAIANU[2], N. CONSTANTIN[3], S. RUSU[4], C. BANU[2] and I. RUSU[4]

[1] STRAERO S.A., Bucharest,
[2] METAV-R&D S.A., Bucharest,
[3]University “Politehnica” Bucharest,
[4]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi.

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper approaches the complex aspects related to the health monitoring of aluminum alloy aeronautical structures bonded with composite based on prepreg and epoxy adhesives. Crack detection with piezoelectric wafer active sensors (PWAS) is an effective and powerful technique in structural health monitoring (SHM). Although quite fragile, piezo MEMS prove to be satisfactorily endurable to environmental factors (temperature, corrosion etc.) and can be applied with success if measures are taken to physically protect the sensors.

Key words: health monitoring, piezo MEMS, Lamb wave, hybrid composites, SHM.

1. Introduction

The new concepts on the design and maintenance of structures involving composite materials should also take into account the need for a rapid

* Corresponding author; *e-mail:* sorin.oprisan@straero.ro

diagnosis of the different types of defects that may appear in composite bonding whiz metallic structures. Their advancement would increase the reliability of the so called “smart composites” with piezoelectric sensors in repair interventions. The piezo-MEMS devices are capable to detect, in real time, certain types of loads to which composite type aeronautical structures respond. As a result, significant investments are being made to develop technologies that enable the health monitoring of composite structures with minimum costs. They allow the selection of the right time for repair, the assessment of the repair work quality and the monitoring of the repaired structure behavior in service. When inserted into the composite patches, under the action of the loads in the material, MEMS can offer information on the local area deformation and structural degradation appearing in the monitored area. The advantage is that the sensor may be embedded in different interest areas to monitor changes due to strain or fatigue. An “in situ” microprocessor may be embedded in the repaired structure so as to supply data, in real time, on the structural integrity of the composite. These sensor types also have the advantage to function without another energy source. They are able to supply information upon request and can be attached or embedded in the structure after repair. In order to set up a structural health monitoring system, one also needs instruments for the activation of the electric field, as well as equipment for the acquisition, processing and interpretation of data. To enable easy monitoring, the investigation devices must be small. The areas selected for the piezo-sensors location should be protected, especially if piezoelectric film sensors are replaced with ceramic plate sensors.

2. Theoretical Framework

Damage detection in bonded hybrid structures depends on both the characteristics of the associated materials and on the characteristics of the attachment type performed, which may vary within a very large range, function of the type of intervention in which the composite material is used.

To this purpose, a brief reference to the Lamb wave transmission will be made, as the experiment further detailed is based on it. In 1917, the English mathematician Horace Lamb published an analysis of the elastic wave propagation in flat solids and defined the propagation manner of these types of acoustic waves (Lamb, 1917). Lamb shows that an infinite medium supports just two wave modes traveling at unique velocities; but plates support two infinite sets of Lamb wave modes, whose velocities depend on the relationship between the wavelength and the plate thickness. Lamb's equations were derived by setting up formalism for a solid plate having infinite extent in the x and y directions, and thickness d in the z direction. Sinusoidal solutions to the wave equation were postulated, having x and z displacements of the form. Since the 1990’s, the understanding and utilization of Lamb waves has advanced greatly, thanks to the rapid increase in the availability of computing power. Lamb's

theoretical formulations have found substantial practical application, especially in the field of nondestructive testing (Viktorov, 1967).

3. Experimental Investigations

The special test samples were manufactured from aluminum alloy panels in which crack type damages on different directions were induced by milling. The defective areas have been repaired with prepreg composite patches to which piezo-MEMS of transducer type have been attached. The main physical and mechanical characteristics of the composite materials end the adhesive used in technological testing are presented in Table 1. Fig. 1 illustrates the transducers' positioning as well as the manner in which they were set onto the composite patch.

Table 1
Characteristics of Composite Materials Used in Panel Repair

Characteristics	Composite based on carbon fiber prepregs (60%)	Composite based on fiberglass prepregs (50%) type E	Epoxy resin
Density (g/ cm^3)	1,8	2,6	1,3
Specific heat (kJ kg^{-1} K^{-1}, la 20°C)	1200	-	1700
Thermal conductivity (W/ m . K)	0,8-1,5	0,1-0,3	0,20
Tensile strength (MPa)	800	600	35
Coefficient of thermal expansion ($°C^{-1}$)	5×10^{-5}	10×10^{-5}	3×10^{-6}

The Lamb waves emission/reception is made through transducers located in pairs. The positioning solution for the wafer transducers was selected so as to best cover the composite repaired area monitored by piezo-MEMS. When stretched or compressed, the latter produce a voltage, due to the piezoelectric effect, and therefore require no power to operate.

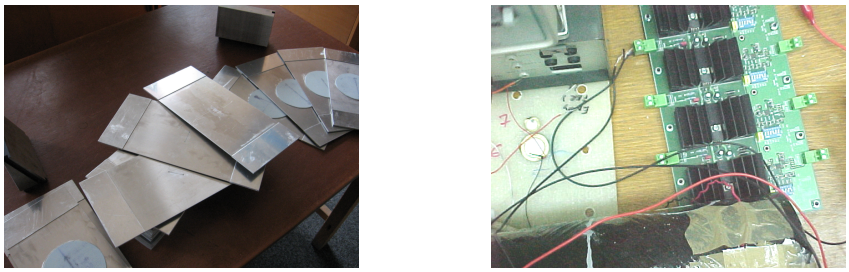


Fig. 1 –Experimental device for studying the interraction of Lamb wave modes. Piezo-MEMS (wafer transducers) positioning on the test panel bondind with composite patch to definitive the amplacement and frquency sensor.

The monitoring of Lamb wave propagation is based on a comparative approach. First, the wave transmission in a recently repaired (undamaged) panel is monitored, then in panels with different damage degrees, in order to see how the existing flaws influence the different wave propagation A0 and S0 modes. The wave propagation modes were determined in panels repaired with composite patches reinforced with fiberglass or carbon fibers, as shown in Table 1. In order to prepare the tests on the panel behavior, numerical simulations were made, using the finite element method. In the beginning, using the ANSYS program, 2D models were developed, followed by 3D models. At the same time, the most appropriate testing conditions were studied, mainly focused on two interest directions: the case when the PZT-type MEMS to be used for the Lamb wave inspection method could be positioned right at the respective interface, thus becoming in themselves a cause for disbonding initiation, or, the case when fissures are created at the interface due to a deficient repair technology.

In this purpose, a numerical model was taken into account to simulate the overlapping area formed by a 3-layer composite patch applied over an aluminum substrate of the same thickness. A laminate hybrid aluminum/composite plate was thus created, with the total thickness of 2.4mm, from a 1.2 aluminum foil and 3 equally thick layers of GFRP 0°/90°/0°, for which the lamina properties at 0° are: E_1 = 109.34 GPa; E_2 = 8.12 GPa; E_3 = 8.12 GPa; G_{12} = 4.32 GPa; G_{23} = 3.2 GPa; G_{13} = 4.32 GPa; ν_{12} = 0.342; ν_{23} = 0.26; ν_{13} = 0.342; (MAJOR Poisson ratio); ρ = 1580 kg/m^3. For the aluminum plate, the following dimensions were considered: E = 70 GPa; ν = 0,33 and ρ = 2700 kg/m^3. To generate the signal, a Velleman signal generator was used, with a PCLAB 2000 programme, as per Fig. 2.

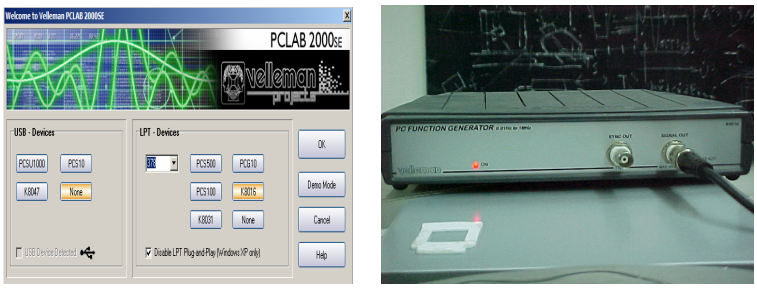


Fig. 2 – The Echipament Valleman to signal generator with PCLAB 2000, program (STRAERO data-acquisition system).

The signal is generated based on a text file. Different types of propagation modes and different base frequencies were tried. Two solutions were tested: a program written in LabView mode and a program written for a computer connected functions' generator. The second solution was adopted

because it delivers better results for higher frequencies, due to better definition of the signal form. (Parameters A_0 – maximum amplitude, n_0 – number of cycles, f_0 frequency).

For maximum sensitivity, the transducer length must be thoroughly chosen. Unlike in isotropic plates or symmetrical composites, in hybrid plates there exist multi-mode Lamb waves for which the symmetry/anti-symmetry is perturbed. The frequency and the signal shape should be thus selected as to generate certain modes corresponding to non-dispersive wave propagation intervals (Fig.3).

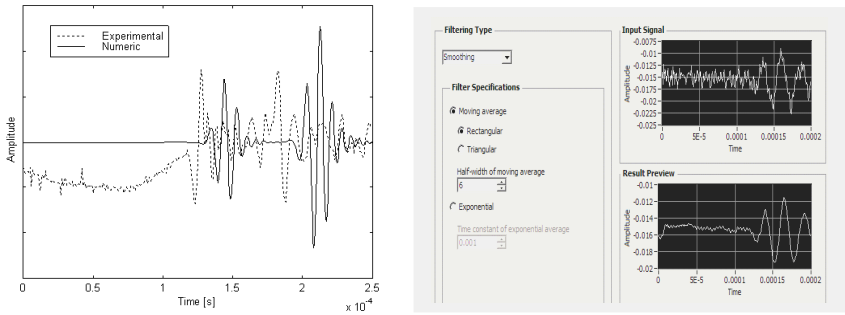


Fig. 3 – Exemplification of numerical and experimental curves for the wafer transducer for the tests device under study and optimization sensor (above - non-filtered signal; below - filtered signal). A descresid reference represents a disbond of panel.

The data were numerically filtered in the LabView program. In general, the data filtering method that seemed to be efficient was based on the computation of mean values. Measurement is triggered by the excitation signal reaching a certain level. The measurement chain consists of an amplifier and, possibly, of a signal conditioning system and the generation-reception signal is measured by a computer acquisition control for a time interval sufficiently long to enable the signal to travel the distance between the excitation element and the receiver device, but, at the same time, sufficiently short to prevent boundary reflected waves to overlap the received signal. An amplifier was used for the generated signal as well as a conditioning device for the signal taken over by the receiving PZT transducers which send it to the data acquisition system in a ready to process form. A voltage amplifier was used for certain measurements so as to enable the excitation pulse voltage to rise above 10V. Piezoelectric devices generally accommodate high voltages but high pulse voltage is limitative in aeronautical applications (Giurgiutiu, 2003).

4. Results and Discussion

There are two propagating modes that display clearly different characteristics. The S0 mode has the highest group velocity and shows particle

displacements mostly in the x direction. There is little dilatation and expansion in the y direction, which is symmetrical about the center of the plate; this arises due to the Poisson effect. The slower wave is the A0 mode, which shows particle displacements that are mostly in the y direction and are asymmetrical about the center of the panel.

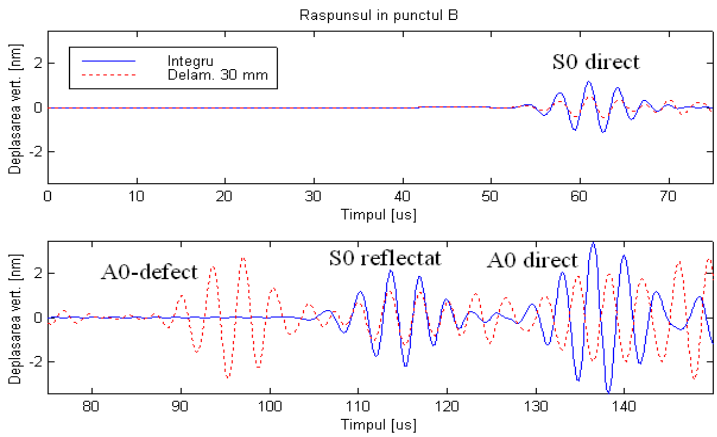


Fig. 4 - Comparative signals recorded for vertical displacements in the two modes: continuous curve for the undamaged composite and discontinue curve for the delaminated composite. Comparative plot of axial wave and flexural wave transmission in A0 and S0 response modes in sensitivity to detect the delamination damage.

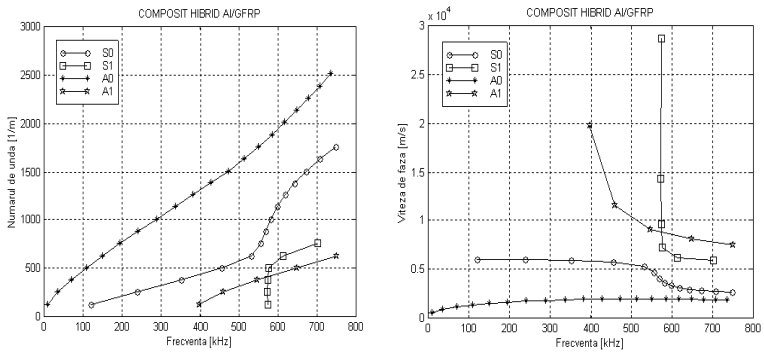
The propagation velocity of the A0 mode is less than that of the S0 mode and depends significantly on frequency. Qualitatively, it appears that the relative magnitudes of the A0 and S0 modes vary, as presented in Figure 4.Modes A0 and S0 have approximate wavelengths λ_{A0} = 6 mm and λ_{S0} = 20 mm and represent group velocities with approximate values of v_{gA0} = 2400 m/s and v_{gS0} = 5700 m/s. Taking into account the dimensions of the analyzed panel, a pulse-type excitation was used. This is relatively long as compared to the low frequency waves below 100kHz.

The "Hanning window" excitation type used can be described by the equation:

$$F(t)=\begin{cases} 0.5F_0\left[1-\cos\left(\dfrac{2\pi f_0 t}{n_0}\right)\right]\sin(2\pi f_0 t); & if\ t\le\dfrac{n_0}{f_0} \\ 0; \quad if \quad t>\dfrac{n_0}{f_0} \end{cases} \tag{1}$$

where f_0 is the central generated frequency, n_0 is the pulse generated number of cycles and F_0 is the maximum amplitude of the force. For F_0 = 500 N/m, n_0 =

5 and f_0 = 300 kHz, the excitation form is represented in Fig. 5, and one can notice that the signal duration is of 16,7 s. The Hanning window is a general purpose window for the analysis of continuous signals and should be used in most cases, because it has the best overall filter characteristic. The Hanning window may also be used for system analysis (frequency response measurements) for both excitation and response signal when a random excitation signal is used. The pulse behavior of the Lamb wave is represented by the calculated curves in dispersion diagrams for the tested hybrid composites (Fig. 5, *a*, *b*).



a *b*

Fig. 5 – Experimental dispersion diagrams for test hybrid composites:
a) Lamb wavelength (1/λ). The horizontal axis represents frequency;
b) Lamb Phase velocity. The horizontal axis represents frequency.

In the experiment, two different types of delaminations are taken into consideration: slip delaminations, in which noncontact boundary conditions are assumed only for shear displacement and stress, and stress-free delaminations, in which no contact boundary conditions are assumed for all mechanical displacements and stresses. The calculations, which are based on a modal decomposition method, show that delaminations in absorptive bilayers result in a considerable change of the normal displacement amplitude at the bilayer surfaces inside the delamination region, and for an incident mode A0. Stress-free and slip delaminations can be distinguished exploiting their different effect on the steel-like A0 and S0 modes (Fig.4).

The simulation analysis of the Lamb wave detection of defects on the panel-type model was carried out with a specialized solver, based on the dependency relation between the wavelength and the transducer response time, using the finite element model FEMLAB 3.0.

Simulations were performed for several modes, with separate calculations for the Lamb wave transmission patterns in the panel in modes A0 and S0, according to Fig. 7*a* and 7*b*, but also for the Lamb wave transmission patterns in modes A1 and S1, according to Fig.7*c* and 7*d*.

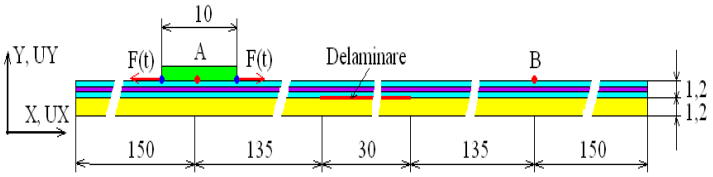


Fig. 6 – The theoretical part calculates- Model analysis for Lamb wave propagation.

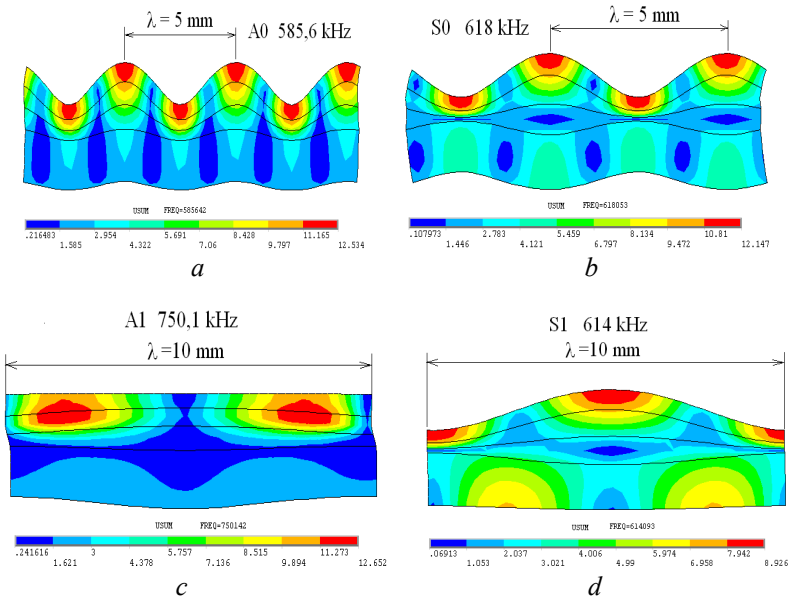


Fig. 7 – The simulation of Lamb wave transmission modes in the hybrid plate. Distribution of total wave displacements as represented in the analysis of the model simulating the induced deformation – the dispersion curves.

Real aspect of the dispersion curves Fig. 8 show the measurement results at two time intervals: 25 and 50 microseconds from simulation, at a frequency range between 600-650 kHz. The waves are generated symmetrically about the panel stress axis [9]. **LIPSA IN BIBLIOGRAFIE**

The colors in these figures indicate the Von Mises stress (Chungang *et al.*, 2007) and the arrows indicate the vector particle displacement from the equilibrium (initial) position. Von Mises stress evaluation as their sole yield failure criterion for mild structures is assessed with 3-D finite element analysis.

If the Von Mises stress is greater than the Yield Strength of the material, there will theoretically be a permanent deformation in the part. If the Von Mises stress is greater than the Ultimate Tensile Strength, the material will theoretically break (Luo & Tong, 2002; (Yazdi, 2007).

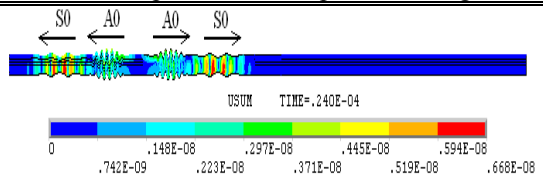
Time [s]	Composite Type	Deformation amplified 200 000 times and values of total displacements - experimental signal
25	Delaminate carbon composite. Disbonding modeling in sensor region	

Fig. 8 – Results of received signals of A0 and S0 waves at 25 s. Real aspect of the experimental signal processing indicates different aspects for the intact panel versus the delaminated panel when the response time increases form 25 to 50 s. (Success identification-the signal changes are significant).

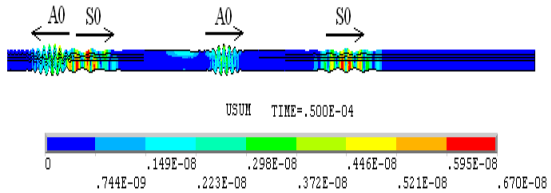
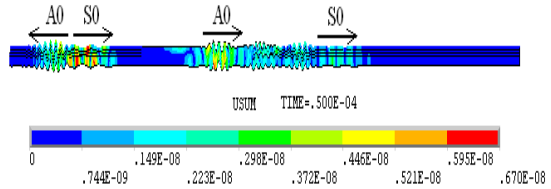
Time [s]	Composite Type	Deformation amplified 200 000 times and values of total displacements - experimental signal
50	Intact fiber glass composite	
50	Delaminate fiber glass composite. Disbonding modeling in sensor region.	

Fig. 9 – Results of received signals of A0 and S0 waves at 50 s. Real aspect of the experimental signal processing indicates different aspects for the intact panel versus the delaminated panel when the response time increases form 25 to 50 s. (Success identification-the signal changes are significant).

5. Conclusion

1. The paper presents an inspection method suitable for monitoring the health status of hybrid metal-epoxy/prepreg composites, based on Lamb wave detection techniques, with applications in the aeronautical industry.

2. The basic data thus obtained may assist in developing a technology that relies on composite material compatible inspection methods, through the use of piezo MEMS and Lamb waves.

3. The applicative potential of the Lamb wave method was evidenced, as an on line method, suitable for the case when no other parasite sources of close frequency waves exist. Cross-inspections become more efficient,

especially when the same transducers can be used to generate vibrations with frequency ranges between frequency 500-700 kHz and response times above 50 microseconds of the signal changes.

REFERENCES

Lamb H., *On Waves in an Elastic Plate*. Proc. Roy. Soc. London, Ser. **A 93**, 114–128 (1917).

Viktorov I.A., 1967, *Rayleigh and Lamb Waves: Physical Theory and Applications*. Plenum Press, New York.

Giurgiutiu V., *Lamb Wave Generation with Piezoelectric Wafer Active Sensors for Structural Health Monitoring*. Journal of Intelligent Materials Systems and Structures, **111**, 959-975 (2003).

Wilkie W.K., *et al.*, *Low-Cost Piezocomposite Actuator for Structural Control Applications*. proceedings, SPIE 7th Annual International Symposium on Smart Structures amd Materials, Newport Beach,CA, March 2000.

Chungang Zhuang, Zhenhua Xiong, Xiangyang Zhu, Han Ding, *Von Mises Stress and Level Set Method based Structural Topology Optimization with Multi-Phase Materials*. in Automation Science and Engineering, CASE 2007, IEEE International Conference. **I**, 945-949 (2007).

Gorinevsky D., Body S., Stein G., *Optimization-Based Tuning of Low-Bandwidth Control in Spatially Distributed System*. June 2003, American Control Conference, Denver, CO, **3**, 2658-2663 (2003).

Luo Q.T, Tong L., *Exact Static Solution to Piezoelectric Smart Beams Including Peel Stresses*. Int. J.Solid Struct., **39**, 4677-4695, (2002).

Yazdi A.A., *Flutter of Perforated Metallic Plates Repaired With a Composite/Piezoelectric Patch*. MS Thesis, Department of Mechanical Engineering, Fedowsi University of Mashhad, Iran, 2007.

PIEZO SENZORI ÎN MONITORIZAREA ZONELOR DE ÎMBINARE COMPOZITE – STRUCTURI METALICE

(Rezumat)

Lucrarea abordează aspectele complexe in ceea ce priveşte monitorizarea calităţii îmbinărilor aliajelor structurilor aeronautice unite cu un compozit pe bază de prepreg şi adeziv epoxidic. Detectarea fisurilor cu senzori piezoelectrici activi plăci (PWAS), este o tehnică eficientă şi puternică în monitorizarea integrităţii structurale (SHM). Deşi destul de fragilă, piezo MEMS s-a dovedit a fi destul de rezistentă la factorii de mediu (temperatură, coroziune etc.) şi pot fi aplicate cu succes dacă sunt luate măsuri pentru a proteja fizic senzorii.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

PIEZO MEMS APPLICATIONS IN THE HEALTH HYBRID COMPOSITE AERONAUTICAL STRUCTURES

BY

S. OPRIŞAN[1*], S. RUSU[2], A. BUZAIANU[3], N. CONSTANTIN[4], C. BANU[1] and I. RUSU[2]

[1] STRAERO S.A., Bucharest
[2]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi
[3]METAV-R&D S.A., Bucharest
[4]University “Politehnica” Bucharest

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper points out certain aspects related to the health monitoring of aluminum alloy aeronautical structures repaired with composite patches based on prepreg and epoxy adhesives. The effort behaviour of these metal-composite hybrid structures was monitored with ceramic piezoelectric micro-devices MEMS, positioned at the intervention areas to check the repair integrity.

Key words: hybrid composites, health monitoring, piezo MEMS, Lamb wave.

1. Introduction

Due to the constant need to improve the reliability and maintainability of composite repair structures, a health monitoring method based on the application of piezoelectric micro-sensors seems promising, especially for

* Corresponding author; *e-mail:* sorin.oprisan@straero.ro

monitoring fissures, non-adherence and composite material disbonding. The technique introduces the use of piezoelectric polyvinyldiene fluoride films (PVDF), suitable for utilization below 80°C, or ceramic patch devices, with extended applicability, up to 120°C. Their main purpose is to detect and monitor the defects appearing in the structure of composite materials applied over metallic substrates, such as aircraft aluminum alloy panels repaired with fiberglass, carbon fiber or boron fiber prepregs. The idea is to combine, during the manufacture or repair processes, the use of the different composite laminates with some distinctly designed areas meant to shelter Lamb wave guided couples of piezo-ceramic micro-electro-mechanical devices (MEMS). To ensure health monitoring, these devices can be embedded "in situ", during manufacture, or subsequent to manufacture, "ex situ", thus creating systems that can be ranged in the "smart composites"category.

The new concepts on the design and maintenance of structures involving composite materials should also take into account the need for a rapid diagnosis of the different types of defects that may appear in composite structures. Their advancement would increase the reliability of the so called "smart composites" with piezoelectric sensors in repair interventions. PWAS devices are capable to detect, in real time, certain types of loads to which composite type aeronautical structures respond. As a result, significant investments are being made to develop technologies that enable the health monitoring of composite structures with minimum costs.

2. Theoretical Framwork

Damage detection in bonded hybrid structures depends on both the characteristics of the associated materials and on the characteristics of the attachment type performed, which may vary within a very large range, function of the type of intervention in which the composite material is used. A defect of the types presented in Fig.1 makes the material properties in the affected area be different from the properties of the remaining material and thus affects the propagation of electrical, thermal and acoustic signals in the respective area.

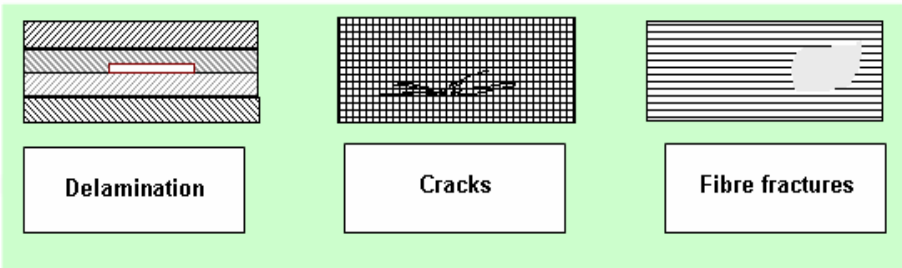


Fig. 1 – Most frequent damage types affecting composite materials.

In order to establish the optimum damage monitoring technology in this case, it is useful to refer to the manner in which sound propagates into the examined object and to know the way in which damage affects the sound propagation and the wave field propagation in the area. To this purpose, a brief reference to the Lamb wave transmission will be made, as the experiment further detailed is based on it. In 1917, the English mathematician Horace Lamb published an analysis of the elastic wave propagation in flat solids and defined the propagation manner of these types of acoustic waves (Lamb, 1917). Lamb shows that an infinite medium supports just two wave modes traveling at unique velocities; but plates support two infinite sets of Lamb wave modes, whose velocities depend on the relationship between the wavelength and the plate thickness. Lamb's equations were derived by setting up formalism for a solid plate having infinite extent in the x and y directions, and thickness d in the z direction. Sinusoidal solutions to the wave equation were postulated, having x and z displacements of the form.

$$\xi = A_x f_x(z) e^{i(\omega t - kx)} \tag{1}$$

$$\zeta = A_x f_x(z) e^{i(\omega t - kx)} \tag{2}$$

This form represents sinusoidal waves propagating in the x direction with wavelength $2\pi/k$ and frequency $\omega/2\pi$. Displacement is a function of x, z, t only; there is no displacement in the y direction and no variation of any physical quantities in the y direction. Inherent in these equations is a relationship between the angular frequency ω and the wave number k. Numerical methods are used to find the phase velocity $c_p = f\lambda = \omega/k$, and the group velocity $c_g = d\omega/dk$, as functions of d/λ or fd. c_l and c_t are the longitudinal wave and share wave velocities respectively (Viktorov, 1967). Lamb's characteristic equations were established for waves propagating in an infinite plate: a homogenous, isotropic solid bounded by two parallel planes beyond which no wave energy can propagate. In formulating his problem, Lamb confined the components of particle motion to the direction of the plate normal (z-direction) and the direction of wave propagation (x-direction) (Achenbach, 1984). By definition, Lamb waves have no particle motion in the y-direction. Since the 1990's, the understanding and utilization of Lamb waves has advanced greatly, thanks to the rapid increase in the availability of computing power. Lamb's theoretical formulations have found substantial practical application, especially in the field of nondestructive testing (Baker *et al.*, 2003).

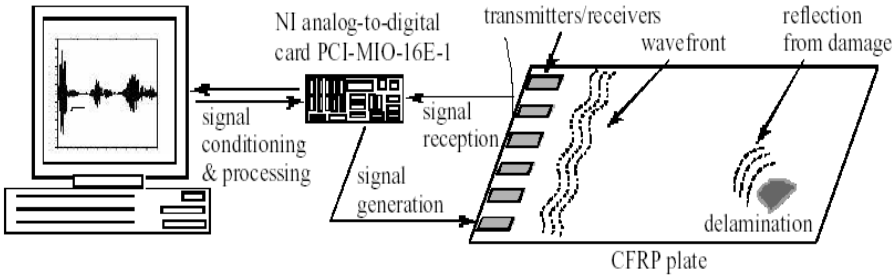


Fig. 2 – Schematic diagram of the experimental setup.

The schematic diagram in Fig. 2 defines a classical actuation design meant to study and demonstrate that a piezoelectric wafer transducer can be used to detect flaws in panels in which piezoelectric wafer active sensors are used to transmit and receive Lamb waves (Zhu & Rose, 1999). In this paper, we combine finite element simulation and experimental studies to further explore the operation of the wafer transducer.

3. Experimental Investigations

The special test samples were manufactured from aluminum alloy panels in which crack type damages on different directions were induced by milling. The defective areas have been repaired with prepreg composite patches to which piezo-MEMS of transducer type have been attached. The main physical and mechanical characteristics of the composite materials end the adhesive used in technological testing are presented in Table 1.

Table 1
Characteristics of Composite Materials Used in Panel Repair

Characteristics	Composite based on carbon fiber prepregs (60%)	Composite based on fiberglass prepregs (50%) type E	Epoxy resin
Density (g/ cm^3)	1,8	2,6	1,3
Specific heat (kJ kg^{-1} K^{-1}, la 20°C)	1200	-	1700
Thermal conductivity (W/m . K)	0,8-1,5	0,1-0,3	0,20
Tensile strength (MPa)	800	600	35
Coefficient of thermal expansion ($°C^{-1}$)	5×10^{-5}	10×10^{-5}	3×10^{-6}

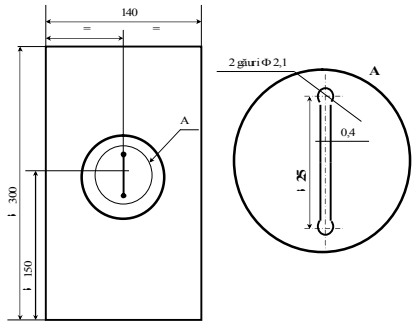


Fig. 3 – Scheme of the experimental aluminum alloy panel.

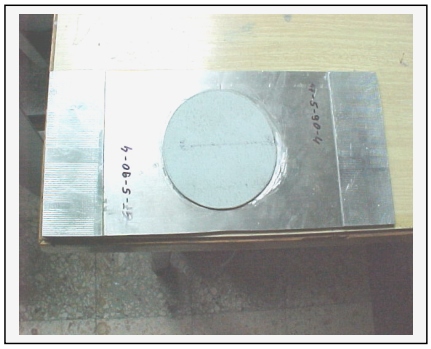


Fig. 4 – Experimental panel repaired by the composite patch method.

The panel with the dimensions 200x140x1.2 mm exhibits an artificially induced damage in the central area, under the form of a 25mm long by 0.4 m .thick crack (Figs. 3, 4). The piezoelectric devices have a circular shape and are encapsulated in epoxy resin.

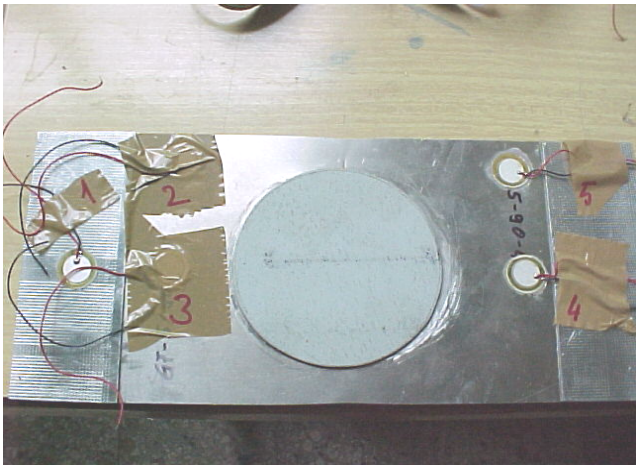


Fig. 5 - Experimental device for studying the interaction of Lamb wave modes. Piezo-MEMS positioning on the test panel repaired with composite patch to definitive the emplacement and frequency sensor.

Fig. 5 illustrates the transducers' positioning as well as the manner in which they were set onto the composite patch. The Lamb waves emission/reception is made through transducers located in pairs. The positioning solution for the wafer transducers was selected so as to best cover the composite repaired area monitored by piezo-MEMS. When stretched or compressed, the latter produce a voltage, due to the piezoelectric effect, and therefore require no power to operate.

The monitoring of Lamb wave propagation is based on a comparative approach. First, the wave transmission in a recently repaired (undamaged) panel is monitored, then in panels with different damage degrees, in order to see how the existing flaws influence the different wave propagation A0 and S0 modes. The wave propagation modes were determined in panels repaired with composite patches reinforced with fiberglass or carbon fibers, as shown in Table 1. In order to prepare the tests on the panel behavior, numerical simulations were made, using the finite element method. In the beginning, using the ANSYS program, 2D models were developed, followed by 3D models. At the same time, the most appropriate testing conditions were studied, mainly focused on two interest directions: the case when the PZT-type MEMS to be used for the Lamb wave inspection method could be positioned right at the respective interface, thus becoming in themselves a cause for disbonding initiation, or, the case when fissures are created at the interface due to a deficient repair technology.

In this purpose, a numerical model was taken into account to simulate the overlapping area formed by a 3-layer composite patch applied over an aluminum substrate of the same thickness. A laminate hybrid aluminum/ composite plate was thus created, with the total thickness of 2.4 mm, from a 1.2 aluminum foil and 3 equally thick layers of GFRP 0°/90°/0°, for which the lamina properties at 0 are: E_1 = 109.34 GPa; E_2 = 8.12 GPa; E_3 = 8.12 GPa; G_{12} = 4.32 GPa; G_{23} = 3.2 GPa; G_{13} = 4.32 GPa; ν_{12} = 0.342; ν_{23} = 0.26; ν_{13} = 0.342; (MAJOR Poisson ratio); ρ = 1580 kg/m^3. For the aluminum plate, the following dimensions were considered: E = 70 GPa; ν = 0,33 and ρ = 2700 kg/m^3.

This panel may contain delaminations, mainly centrally located, between the aluminum plate and the composite laminate. The research work is focused on the possibility to detect such defects by analyzing the Lamb wave propagation mode through the panel. In order to select the signals due to A0 and S0 modes at an output transducer, as a function of pulse center frequency, one should first know the dispersion curves.

The programs are meant to generate adequate excitation signals for the piezoelectric transmitter and to make possible the signal acquisition by the piezoelectric receiver. The excitation signal should be produced in certain conditions. Its duration must be small (of only several sinusoids (the so-called "burst signal", Fig. 7), so as the generated waves should not interfere with those reflected by different geometrical discontinuities (panel boundaries, abrupt thickness variations, lap bonded joints etc.).

For maximum sensitivity, the transducer length must be thoroughly chosen. Unlike in isotropic plates or symmetrical composites, in hybrid plates there exist multi-mode Lamb waves for which the symmetry/anti-symmetry is perturbed. The frequency and the signal shape should be thus selected as to generate certain modes corresponding to non-dispersive wave propagation intervals (Fig.7).

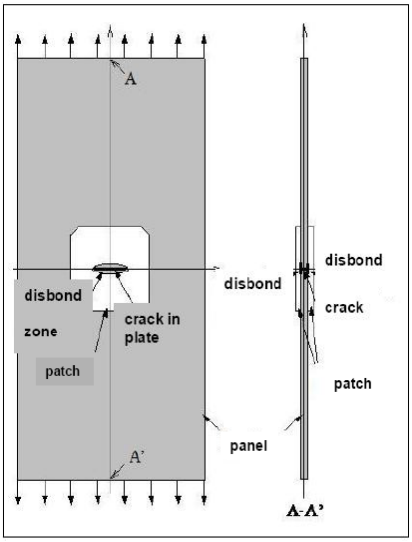


Fig. 6 – Damage-tolerant and safe-life zone in a repair bonded panel.

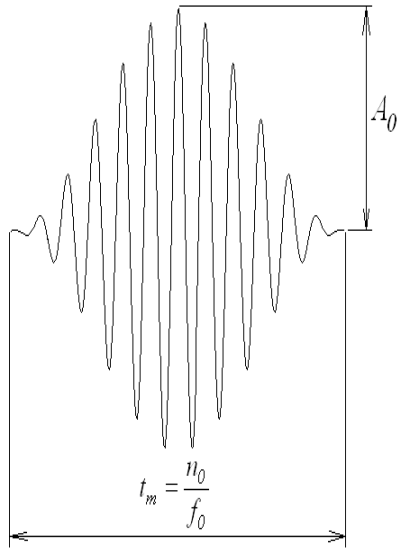


Fig. 7 – Theoretical and typical excitation mode signal (amplitude-time).

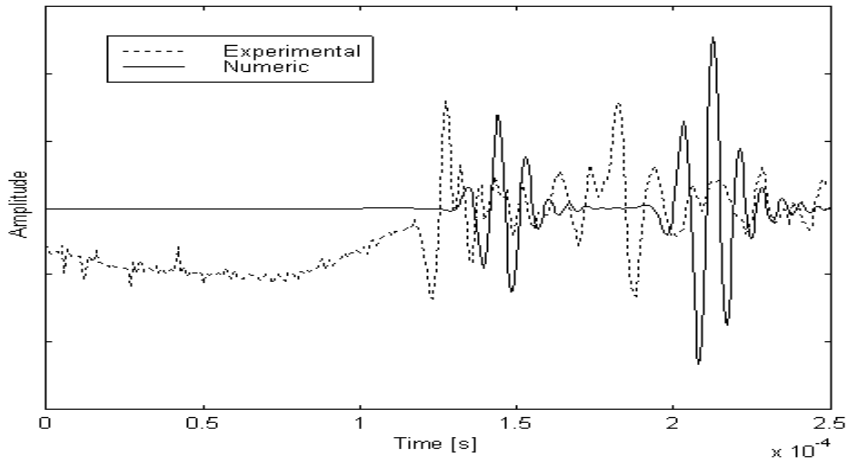


Fig. 8 – Exemplification of numerical and experimental curves for the wafer transducer for the tests device under study and optimization sensor (above-non-filtered signal; below-filtered signal). A decreased reference represents a disbond of panel.

They enable the waves to travel long distances, thus ensuring a large range of action for the nondestructive inspection. An amplifier was used for the generated signal as well as a conditioning device for the signal taken over by the receiving PZT transducers which send it to the data acquisition system in a ready to process form.

A voltage amplifier was used for certain measurements so as to enable the excitation pulse voltage to rise above 10V. Piezoelectric devices generally accommodate high voltages but high pulse voltage is limitative in aeronautical applications (Giurgiutiu, 2003; Wilkie, *et al*., 2000).

4. Results and Discussion

The analysis of the dispersion curves for the frequencies between 300-350 KHz, reveal the structure puts in evidence the A0 and S0 modes only. To simplify analysis, the central excitation frequency of 300Khz was selected. This is weakly dispersive for both modes. Modes A0 and S0 have approximate wavelengths λ_{A0} = 6 mm and λ_{S0} = 20 mm and represent group velocities with approximate values of v_{gA0} = 2400 m/s and v_{gS0} = 5700 m/s. Taking into account the dimensions of the analyzed panel, a pulse-type excitation was used. This is relatively long as compared to the low frequency waves below 100kHz.

The calculations, which are based on a modal decomposition method (Fig. 9), show that delaminations in absorptive bilayers result in a considerable change of the normal displacement amplitude at the bilayer surfaces inside the delamination region, and for an incident mode A0. Stress-free and slip delaminations can be distinguished exploiting their different effect on the steel-like A0 and S0 modes (Fig.10).

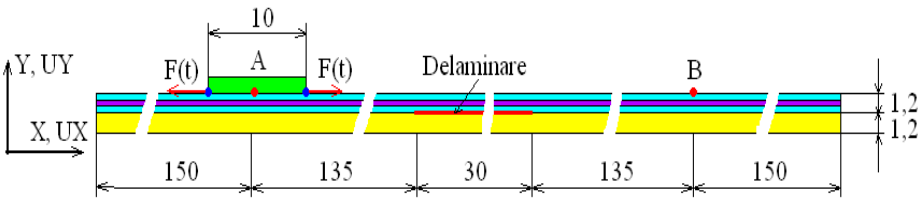


Fig. 9 – The theoretical part calculates- Model analysis for Lamb wave propagation.

Real aspect of the dispersion curves Figure 10 show the measurement results at two time intervals: 50 microseconds from simulation, at a frequency range between 600-650 kHz.

The waves are generated symmetrically about the panel stress axis. The colors in these figures indicate the Von Misses stress and the arrows indicate the vector particle displacement from the equilibrium (initial) position. Von Misses stress evaluation as their sole yield failure criterion for mild structures is assessed with 3-D finite element analysis.

If the Von Misses stress is greater than the Yield Strength of the material, there will theoretically be a permanent deformation in the part. If the Von Misses stress is greater than the Ultimate Tensile Strength, the material will theoretically break.

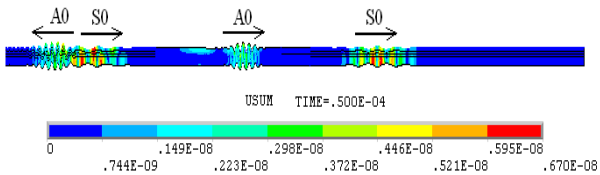
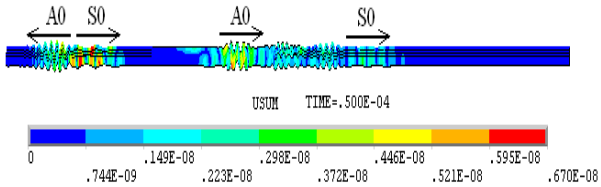
Time [s]	Composite Type	Deformation amplified 200 000 times and values of total displacements- experimental signal
50	Intact fiber glass composite	
50	Delaminate fiber glass composite. Disbonding modeling in sensor region.	

Fig. 10 – Results of received signals of A0 and S0 waves at 50 s. Real aspect of the experimental signal processing indicates similar aspects for both panel inspection cases. (Success identification of the intact versus damaged panels-the signal changes are significant).

5. Conclusion

1. The paper presents an inspection method suitable for monitoring the health status of hybrid metal-epoxy/prepreg composites, based on Lamb wave detection techniques, with applications in the aeronautical industry.

2. The basic data thus obtained may assist in developing a technology that relies on composite material compatible inspection methods, through the use of piezo MEMS and Lamb waves.

REFERENCES

Lamb H., *On Waves in an Elastic Plate*. Proc. Roy. Soc. London, Ser., **A 93**, 114–128 (1917).

Viktorov I.A., *Rayleigh and Lamb Waves: Physical Theory and Applications*. Plenum Press, New York, 1967.

Achenbach J.D., *Wave Propagation in Elastic Solids*. New York, Elsevier, 1984.

Baker A.A., Rose F., Jons R., *Advances in the Bonded Composite Repair of Metallic Aircraft Structure*. Elsevier., **1**, 2003.

Zhu M., J.L. Rose, *Lamb Wave Generation and Reception with Time-Delay Periodic Linear Arrays: A BEM Simulation and Experimental Study*. IEEE Trans. Ultrason.,Ferroelec., and Freq. Control., **46**, 654-664 (1999).

Giurgiutiu V., *Lamb Wave Generation with Piezoelectric Wafer Active Sensors for Structural Health Monitoring*. Journal of Intelligent Materials Systems and Structures, **111**, 959-975 (2003).

Wilkie W.K., *et al*., *Low-Cost Piezocomposite Actuator for Structural Control Applications*. proceedings, SPIE 7th Annual International Symposium on Smart Structures and Materials, Newport Beach,CA, March 2000.

APLICAŢII ALE PIEZO-MEMSURILOR ÎN CONTROLUL COMPOZITELOR HIBRIDE UTILIZATE ÎN STRUCTURILE AERONAUTICE

(Rezumat)

Lucrarea tratează câteva aspecte în ceea ce priveşte monitorizarea calităţii îmbinărilor aliajelor structurilor aeronautice unite cu un compozit pe bază de prepreg şi adeziv epoxidic. Comportamentul la efort a acestor structuri hibride metal-compozit a fost monitorizată cu microdispozitive piezoelectrice MEMS, poziţionate în zonele de intervenţie pentru a verifica integritatea.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STRUCTURAL AND MAGNETIC PROPERTIES OF ALNICO-TYPE THIN FILMS

BY

DELIA PATROI*, DIONEZIE BOJIN, EROS-ALEXANDRU PATROI, MIRELA MARIA CODESCU and CĂTĂLIN CONSTANTINESCU

Politehnica University of Bucharest

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Thin films having a chemical composition close to Alnico-type hard magnets have been prepared on ceramic substrates using the Pulsed Laser Deposition technique. Different annealing treatments have been applied onto the obtained thin films aiming to obtain a high coercive field comparable to the conventional bulk Alnico. Furthermore, a series of structural characterization techniques (XRD, SEM) were used to analyze the structural transformation of the samples, from the as-obtained amorphous structure to the nanocrystalline arrangement emerging after annealing. Finally, the magnetic behavior of the thin films has been characterized through AGFM, before and after the sequence of thermal treatments in direct connectivity with structural changes.

Key words: thin films, magnetism, permanent magnetic materials.

1. Introduction

Even after so many years, since 1931, when Mishima discovered the first modern permanent magnet, Alnico play an important role in developing many applications (Buchow, 1991). Today, the technology requires materials at

* Corresponding author; *e-mail:* patroidelia@yahoo.it

small scale in order to integrate them in various applications like those of micro-electro-mechanical systems (MEMS). In order to satisfy this condition with no loose of the bulk's properties many researches were devoted to obtain also magnetic thin films with structural and magnetic related properties similar or even better like those already obtained for the bulk materials. Because the difficulties of obtaining rare earth based thin films and preventing them of the oxidization, knowing the costs of obtaining Fe-Co and Fe-Pt thin films and making use of the excellent corrosion stability of Alnico alloys, some of the researches were devoted to obtain similar properties of the thin films like in bulk Alnico 5. Ganzha *et al.,* (1975) reported on the production of films of Fe-Ni-Al-Co by vacuum evaporation on quartz, NaCl or ceramic substrate. They concluded that the films have inferior high-coercively characteristics than the bulk, but also they report a difference in film composition (in terms of aluminium), which can be responsible of a different mechanism of phase transformations with respect to the bulk material. More recently, (Akdogan & Hadjipanayis, 2010) tried to obtain such films on silicon substrates by sputtering starting from a commercial Alnico 5 magnet. They reported higher coercivity with respect to the bulk, but – as reported by the author himself – this result is of difficult to explain, because the source of such a high coercivity can not be related with the low anisotropy of the crystalline phases formed after the annealing treatments. Therefore, in order to appreciate any development occurring in the production of Alnico thin films, it is necessary to understand the mechanisms of both magnetization processes and phase formation starting from the knowledge already developed on the corresponding bulk material.

2. Experimental

Alnico type thin films were prepared by pulsed laser deposition using a Nd:YAG laser working at a repetition rate of 10 Hz; 266 nm wavelength (5–7 ns per pulse) and an incident fluence (*i.e.* the radiative flux integrated over time) of 1,6 J/cm^2. The target used in order to obtain the desired thin films was made by conventional casting method starting from raw elements. The target composition was calculated to obtain a little imbalance in Fe-Co-Al elements with respect to the commercial Alnico 5 as a means to optimize appropriately the composition of the produced films. The ceramic substrates, 1cm^2 area, were placed at a distance of 4 cm from the target. The substrates were held at room temperature during deposition. The number of applied pulses was in the range of 6.000-100.000. In order to have a uniform ablation, the target was rotated and the laser beam was scanned on the target surface, during all the experiments. The depositions took place in vacuum at low pressures, namely at 6.9x10-6 mbar and 9x10-6 mbar.

After producing, the obtained Alnico type thin films were submitted to a sequence of thermal treatments, a simple annealing at 900°C for 1h, and

subsequently a tempering treatment for 20h at 600°C, and 650°C, in order to obtain a similar structure like in bulk material (*i.e.* a soft magnetic matrix containing finely divided particles of a second phase- hard magnetic one). After each annealing treatment both structural and magnetic behaviors were studied.

Structural characterization was carried by X-ray diffraction (XRD), Co Kα radiation in a parallel beam configuration, in order to minimize the substrate contribution to the observed diffracted intensities. The angle of incidence of the x-ray beam on the sample surface was fixed at 1°. The evaluation of the thickness of the obtained films was made by using X-ray reflectometry (XRR) technique which allows the measurement of thin films having the roughness less than 5nm and integrates all the surface "illuminated" by the incident beam. Scanning electron microscopy (SEM) was used in order to evaluate the structural behaviour of the films after a sequence of thermal treatments. SEM (Scanning Electron Microscopy) observations were made at NanoFacility Piemonte, INRIM, a laboratory supported by the Italian "Compagnia San Paolo".

Magnetic properties were evidenced using the Alternating Gradient Force Magnetometry (AGFM), in a magnetic field applied along to the film plane.

3. Results and Discussion

There were taken into account two different thicknesses of the obtained films that showed important changes in structural and magnetic properties after the sequences of annealing treatment.

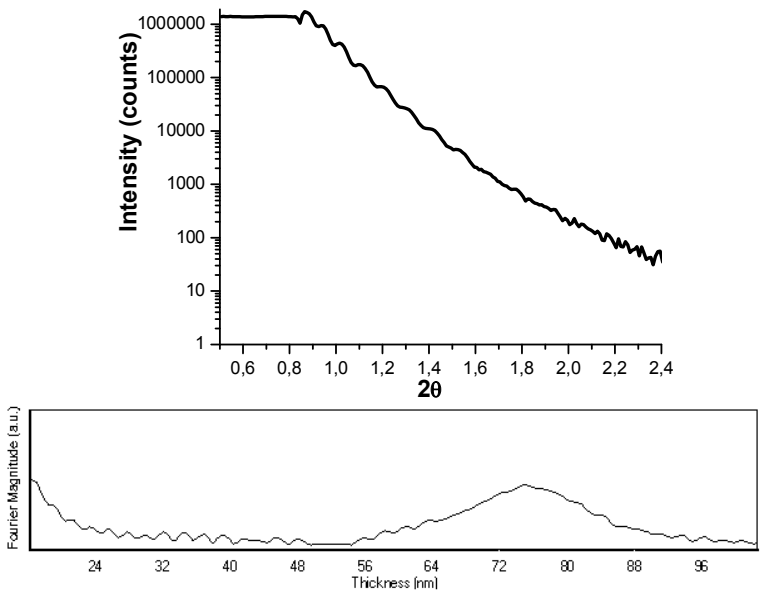


Fig. 1 – XRR spectra and Fourier transform for the evaluation of the film thickness.

This two thickness were evaluated by XRR technique and are of 75 and 150 nm. In the Fig. 1 it is presented the XRR spectra, together with the Fourier transform for the film of 75 nm thickness. The distance between two successive fringes correlated with the maximum obtained using Fourier transform indicates the thickness of the measured film.

XRD analysis (see Fig. 2) on as made films independently of thickness reveals amorphous structure, with small and rare crystalline nuclei most probably of α-Fe, Co and Ni. This observation could confirm the existence of a preliminary α-phase, as previously mentioned in literature (Hetherington *et al.,* 1984). After annealing at 900°C there were developed crystalline phases of body centered FeCo and face centered FeNi or body centered AlNi; that means there were developed the both structural phases which could be responsible for at list a semi-hard magnetic behavior.

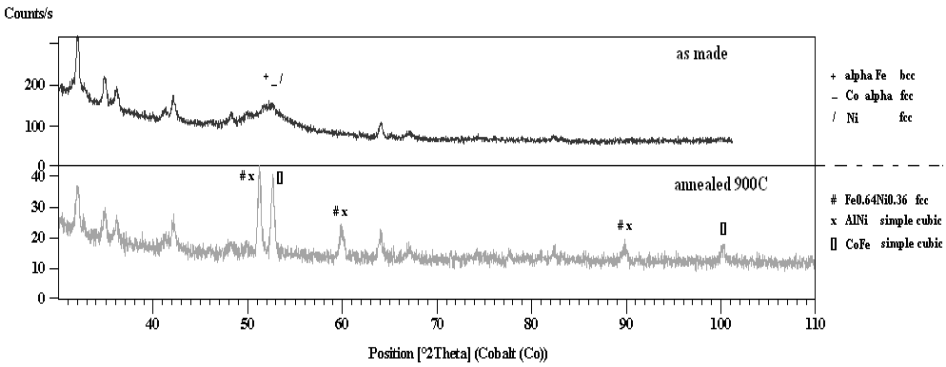
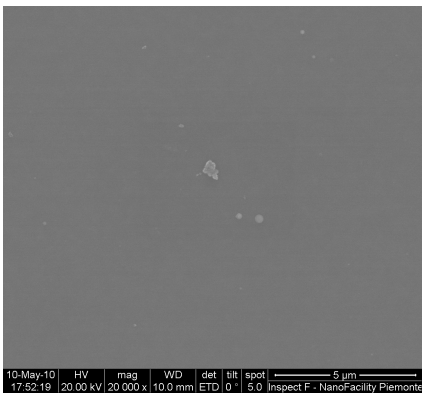


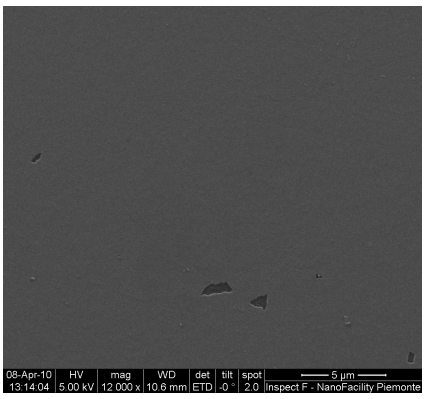
Fig. 2 – XRD patterns of a film on ceramic substrate (thickness = 130 nm) before and after the simple annealing treatment at 900°C for 1h.

SEM images (Fig. 3 *a*, *b*) too evidenced an amorphous structure and no granular arrangements for the as made films independently of thickness; additionally by means of quantitative microanalysis and backscattered electrons images (BSE), it was possible to detect the presence of all the elements coming from the initial target composition. After the simple annealing treatment at 900°C a granular structure is developing, having a strong interconnectivity between the formed crystalline phases evidenced by BSE images (Fig. 3 *c*, *d*, *e*, *f*).

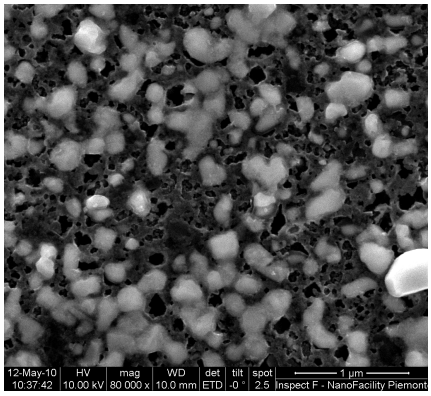
Furthermore, after the subsequent tempering treatments at 600°C and 650°C for 20h in high vacuum atmosphere, nanometric needle shaped precipitates are forming with a relieved composition rich in Fe and Co elements (Fig. 3 *g*, *h*). These needle shaped precipitates have no preferential orientation devoted also of the amorphous ceramic substrate.


10-May-10 17:52:19 HV 20.00 kV mag 20 000 x WD 10.0 mm det ETD tilt 0 ° spot 5.0 5 µm Inspect F - NanoFacility Piemonte

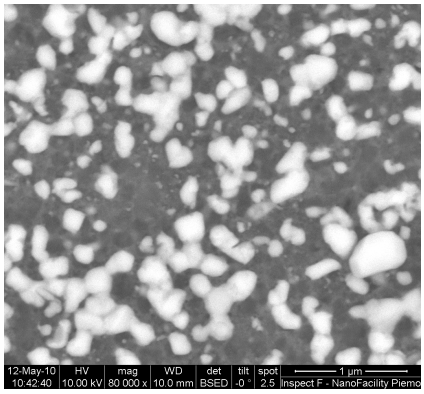
a


08-Apr-10 13:14:04 HV 5.00 kV mag 12 000 x WD 10.6 mm det ETD tilt -0 ° spot 2.0 5 µm Inspect F - NanoFacility Piemonte

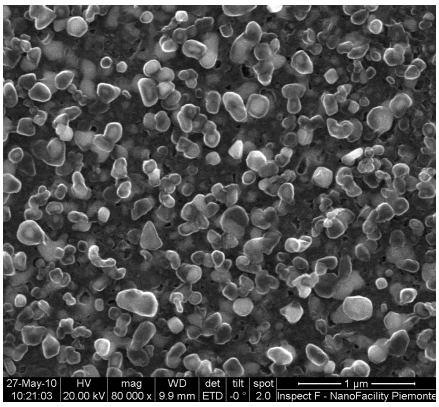
b


12-May-10 10:37:42 HV 10.00 kV mag 80 000 x WD 10.0 mm det ETD tilt -0 ° spot 2.5 1 µm Inspect F - NanoFacility Piemont

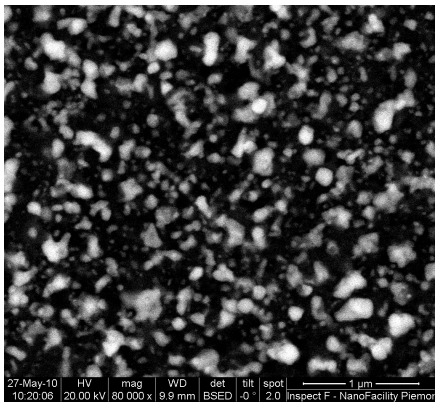
c


12-May-10 10:42:40 HV 10.00 kV mag 80 000 x WD 10.0 mm det BSED tilt -0 ° spot 2.5 1 µm Inspect F - NanoFacility Piemo

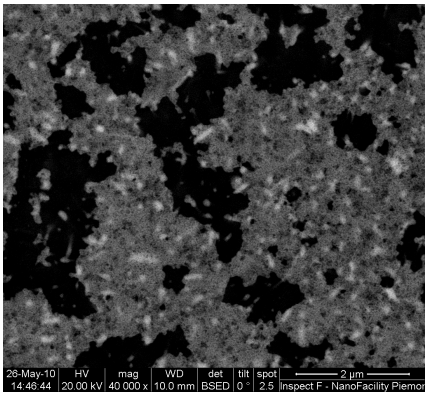
d


27-May-10 10:21:03 HV 20.00 kV mag 80 000 x WD 9.9 mm det ETD tilt -0 ° spot 2.0 1 µm Inspect F - NanoFacility Piemonte

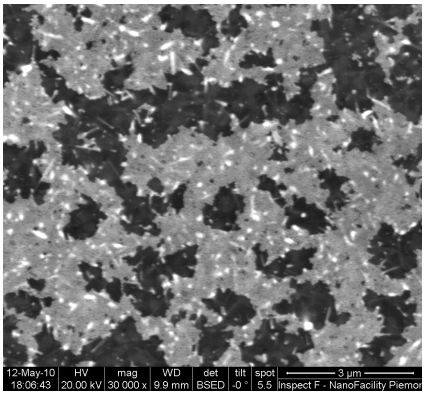
e


27-May-10 10:20:06 HV 20.00 kV mag 80 000 x WD 9.9 mm det BSED tilt -0 ° spot 2.0 1 µm Inspect F - NanoFacility Piemor

f



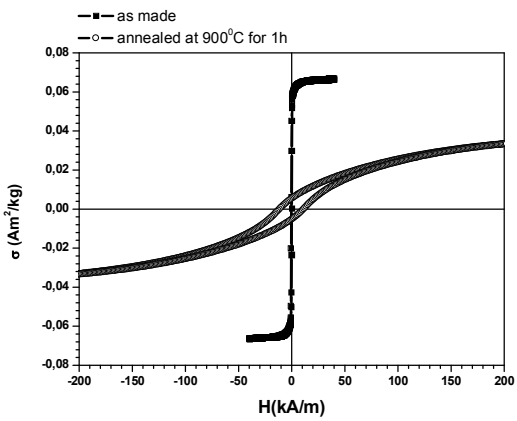
g



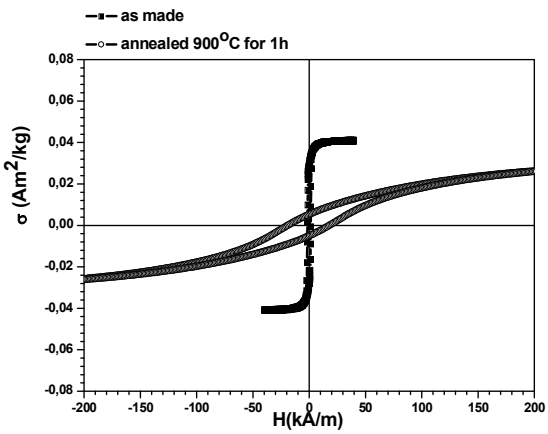
h

Fig. 3 - SEM images of the films deposited on ceramic substrate
SE images: *a* – as obtained film of thickness = 150 nm, *b* – as obtained film of thickness = 75 nm, c – film of thickness = 150 nm annealed at 900°C, *e* – film of thickness = 75nm, annealed at 900°C, 1h BSE images: *d* –film of thickness = 150 nm annealed at 900°C, 1h, *f* – film of thickness = 75nm, annealed at 900°C, 1h, *g* – film of thickness = 150 nm annealed at 900°C, 1h and tempered at 600°C, 20h; *h* – film of thickness = 754nm, annealed at 900°C, 1h and tempered at 650°C, 20h.

These precipitates could be responsible of a high coercive field, but the direct interconnectivity between this precipitates, behaving like hard magnetic phase, and the matrix, behaving like a soft magnetic phase turns into low values of coercivity evaluated through AGFM measurements (Fig. 4).



a



b

Fig. 4 – In plane hysteresis loops (normalized mass magnetization vs. applied field) of the films on ceramic substrate; *a* – thickness = 130nm; *b* – thickness =74nm) before and after the annealing treatment at 900°C for 1h.

4. Conclusion

Even the annealed film exhibits a similar structure with the bulk one, having small precipitates immersed into a matrix, it is not allays a happy condition in order to achieve the desired coercive filed, close to the bulk material. It matters maybe also the ratio between the hard magnetic phase and the soft magnetic or non magnetic one, but in the case of the films studied in this paper it has to be noticed also that the disorder of the needle shaped precipitated is responsible also for such a low coercivity taking into account also the unfavorable surrounding matrix which is a soft magnetic one.

Acknowledgements. The work has been funded by the Sectorial Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/6/1.5/S/16.

REFERENCES

Buchow K.H.J. Rep. Prog. Phys. **54**, 1123-1213 (1991).

Ganza R.N., Dolyuk A.V., Laptei D.A., Salanskii N.M., *Magnetic Anisotropy and Coercivity of AlNiCo-Alloy Fims*. Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenii Fizika, *3*, 137-139 (1975).

Akdogan O., Hadjipanayis G., *Alnico Thin Films with High Coercivities up to 6.9kOe*. ICM2009, J. of Physics: Conference Series, *200*, 2010.

Hetherington M.G., Cerezo A., Jakubovics J. P., Smith G.D.W., J. de Physique, suppl., **45**, *12*, 1984.

PROPRIETĂŢI STRUCTURALE ŞI MAGNETICE ALE FILMELOR SUBŢIRI DE TIPUL ALNICO

(Rezumat)

Filme subţiri având compoziţia chimică apropiată de cea a magneţilor permanenţi Alnico au fost obţinute pe substraturi ceramice cu ajutorul tehnicii de depunere cu laser pulsat (PLD). În scopul obţinerii câmpului coercitiv comparabil cu cel al magneţilor Alnico, filmele au fost supuse la diferite tratamente termice. Apoi, o serie de tehnici de caracterizare structurală (XRD, SEM) au fost utilizate în scopul evaluării transformărilor structurale ale filmelor, de la structura amorfă obţinută prin depunere până la structura nanocristalină obţinută în urma tratamentelor termice. În sfârşit, comportamentul magnetic al filmelor subţiri a fost evaluat cu ajutorul tehnicii AGFM, înainte şi după secvenţa de tratamente termice în directă conexiune cu transformările structurale survenite.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COMPARATIVE STUDY REGARDING THE HARDENING OF PLASTIC DEFORMED AND HEAT TREATED ALUMINUM

BY

MANUELA CRISTINA PERJU*, DRAGOŞ CRISTIAN ACHIŢEI, ŞTEFĂNICĂ GABRIELA ROXANA and LUCHIAN ZAHARIA

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
The Faculty of Materials Science and Engineering

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 25, 2011

Abstract. The use of duralumin in aeronautics, metal cutting industry, becomes an important base for the enhancement of researches on it. The paper presents a comparative study on the hardness evolution of an aluminum alloy, duralumin, from Al-Cu system. The experiment achieved for a set of test bars, deformed by free upset forging with cold-age hardening. The other set of test bars were deformed by free upset forging, solution quenching and artificial ageing.

Key words: duralumin, cold hardening, ageing, hardening.

1. Introduction

Duralumin is a modern alloy for technical applications. Its value is given by the fact that pieces made of duralumin are thrice as lighter as pieces made of steel at an approximative equal resistance.

* Corresponding author; *e-mail:* cryss_ela@yahoo.com

The most important uses of duralumin are aeronautics, for which the specific weight is very important, this feature is important for automotives industry too. It is also used for water transportation because it brings a weight diminish, speed increase and finally exploitation saving. Thus, reduction of metallic constructions weight presents an enormous importance for different domains and partial replacement of steel with duralumin would have a huge technical-economic impact, (http://www.e-referate.ro/Aluminiul).

Advantages of cold-hardening process are well known in aerospace industry such as lifetime increase of some components without increasing their weight.

Duralumin is also used in domains such as engineering, equipments industry, interior and exterior architecture, and advertising industry. Duralumin alloys are complex alloys based on Al-Cu alloys and contains some other elements such as Mg, Mn, Fe, Si, Zn, (Starke, 2005; Vermeşan, 1987). They are wrought and are found as sheets, bars, wires and tubes. They are called duralumin due to the characteristics of high resistance close to some mild steels.

Resistance to wear is hardness closely knit and hardness is an important characteristic of aluminum alloys and is linked to their use in practice.

2. Experimental Results

An aluminum alloy from 2xxx class was used for the experiment, precisely AlCu4MgMnSi, according to EN AW 2017. The two set of test bars obtained from laminates cut to the dimensions of Ø30/45mm, corresponding to the upset procedure in order to fulfill the condition $h_0/d_0 = 1,5$.

Duralumin analyzed in terms of chemical composition presented in Table 1. It was determined by quantitative spectral analysis that allows the percentage identification of the chemical elements. Foundry Master spectrometer was used for chemical composition.

Table 1

Chemical Composition of the Duralumin AlCu4MgMnSi, %

Al	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Pb	Others
91,3	4,44	0,702	0,663	0,623	0,596	0,147	1,12	0,35

Increase of resistance properties for aluminum alloys realize by cold hardening or by solution quenching and ageing, (Alexandru *et al.,*1995), so that, hardness properties were analyzed for both sets.

2.1. Hardness Analysis on Cold Hardening Test Bars Through Free Upset

The modifications of materials properties after cold forging are due to cold hardening. So, resistance properties such as hardness, flow resistance and ultimate stress increase while plasticity properties such as elongation and resilience decrease (Ursache & Chircă, 1982; Zaharia Luchian, 2001).

Achievement of a structure that assures an easy deformability realize through annealing, which eliminates hardening effects of the aluminum alloy. Technology of recrystallization annealing consists in heating up to 420°C, maintain 1 hour and cooling down with the furnace. During heating soluble components pass in solid solution and because of diffusion, it takes place the concentration balancing of alloying components at the grain boundaries. During cooling the solid solution decomposes but chemical compounds separate finished and uniformly distributed in the entire mass of the alloy. Duralumin hardness after recrystallization annealing decreases due to overageing effect.

Upset deformation realized on a hydraulic press type Hydramold, of 75 tf, with three degrees of deformation 12%, 25% and 39%.

The test bars were first analyzed in terms of hardness before they were heat treated, after annealing and after the procedure of free upset.

Table 2
Hardness Values For Upset Deformed Duralumin

Time	Duralumin hardness after drawing		
	98,98 HB		
	Duralumin hardness after annealing		
	54,85 HB		
	Duralumin hardness after upset deformation		
	Deformation degree 12%	Deformation degree 25%	Deformation degree 39%
0,05 h (5 minutes)	57,83 HB	59,16 HB	60,38 HB
48 h (2 days)	58,83 HB	59,73 HB	60,90 HB
336 h (14 days)	60,51 HB	62,23 HB	63,57 HB
2160 h (3 months)	66,16 HB	66,78 HB	67,14 HB
4320 h (6 months)	66,72 HB	67,98 HB	70,02 HB
8760 h (1 year)	67,06 HB	69,79 HB	71,94 HB
13080 h (1 year and 6 months)	67,14 HB	69,90 HB	72,78 HB

Hardness is a mechanical characteristic associated with resistance values, which can be increased by cold hardening. Hardness was verified immediately after deformation and at certain periods (Table 2). The apparatus used for this was a hardness machine type Wolpert. An indenter with steel a steel ball of 2,5 mm diameter, and pressure load of the indenter was of 62,5 daN. Brinell method was used for determinations. The final values present an average of three results and were tabulated in Table 2.

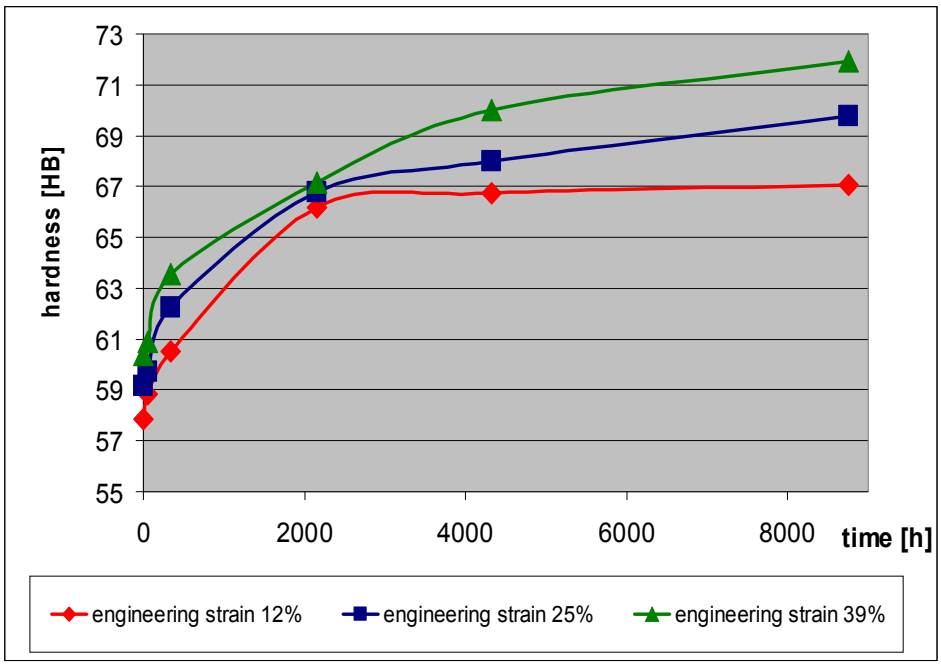


Fig. 1 – Variation of hardness dependent on time of the upset deformed test bars with three deformation degrees 12%, 25% and 39%.

It noticed an increase in hardness immediately after free upset and after some time (Fig. 1), maximum value being achieved at the sample deformed with a degree of 39%. Hardness is only due to cold hardening by the increasing number of barriers that stand in front of the dislocations because after annealing and cold deformation, there are no ageing phenomena and the structure is not oversaturated to produce precipitates.

2.1. Hardness Analysis on Deformed Test Bars Through Upset, Solution Quenching and Ageing

For the second set of test bars, from the same material, with the same chemical composition, upset operation realized for three deformation degrees

12%, 25% and 39%. As seen in the prior case, the test bars supported annealing before deformation. In addition, hardness determined before heat treatment, after annealing and free upset. The increase of hardness, in this case, achieved through solution quenching and artificial ageing (Hopulele *et al.,* 1984).

Hardness achieves in three stages as follows solution quenching of the hardening elements (secondary phase) consists in volatilization, dissolving, solution quenching of the precipitate phases from the structure, rapid cooling to rich a metastable solid solution at ambient temperature; precipitation of the secondary hardening phases through decomposition at high temperatures of the solid solution (artificial ageing), (Suciu V. & Suciu M.-V., 2008).

Table 3

Hardness Values for Deformed and Heat Treated Duralumin

	Duralumin hardness after drawing		
	109,13 HB		
	Duralumin hardness after annealing		
	59,18 HB		
	Duralumin hardness after upset deformation		
	Deformation degree 12%	Deformation degree 25%	Deformation degree 39%
	59,65 HB	61,29 HB	64,49 HB
Duralumin hardness after artificial ageing			
Not deformed test bar	Deformation degree 12%	Deformation degree 25%	Deformation degree 39%
99,84 HB	102,13 HB	105 HB	111,43 HB

Solution quenching consists in heating at 500°C, holding for one hour and water-cooling, and ageing consists in heating at 160°C, holding for eight hours and air-cooling.

The values of the achieved hardness were tabulated in Table 3. After solution quenching, it gets an oversaturated solution, aside from equilibrium, which is soft and plastic. From this reason, it is necessary the ageing heat treatment, when the oversaturated solid solution decomposes into a solid solution and a chemical compound that correspond to equilibrium.

Aluminum alloys contain a series of elements as impurities or as alloying elements, so that in their structure appear other intermetallic phases

that are dissolved in solid solution favoring hardness or are insoluble and place at the grain boundaries.

In Fig. 2 notices an increase in hardness for the pieces deformed through upset at three deformation degrees, pieces that supported solution quenching and ageing. Increase of mechanical resistance at the aged alloys is because coherent precipitates separated from oversaturated solid solution form barriers in the way of dislocations movement.

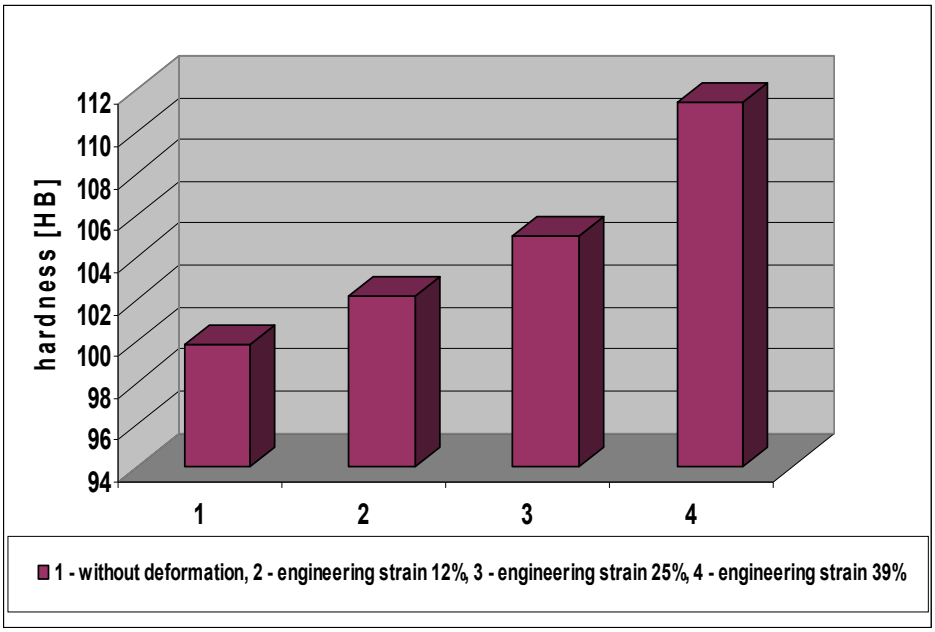


Fig. 2 – Comparative analysis regarding hardness of deformed duralumin through upset with three deformation degrees 12%, 25% and 39%, solution quenched and artificially aged.

3. Conclusion

1. In case of cold deformation, after heat treatment of recrystallization annealing, hardness increases appear when the structure is cold hardening and when slow structure modifications appear. Structure modifications produce by rearrangements when a reduction of intern stresses and the beginning of a regeneration process take place. From this reason, initial hardness increases and stands constant afterwards.

2. Aluminum alloys can support annealing before cold deformation only for deformation degrees up to 50%, after this value, it is recommended solution quenching to avoid breakage risk.

3. High resistant aluminum alloys used in aircrafts construction, submitted to multiple stresses, must present a good combination of mechanical resistance, plasticity, tenacity, fatigue and corrosion resistance. Hence, cold deformed duralumin presents a high hardness through solution quenching and artificial ageing by satisfying all the characteristics required in exploitation.

Hardness values, for deformed and heat treated (solution quenched and artificially aged) samples (for example sample deformed with 39% has a hardness of 111,43 HB), do not present a significant increase towards the hardness values of the sample that did was not deformed or heat treated (99,84 HB).

4. The most effective version in terms of hardness evolution is the one where deformed test bars through free upset supported solution quenching and artificial ageing.

REFERENCES

Alexandru I., Popovici R., Călin M., Bulancea V., Baciu C., Cojocaru V., Carcea I., Poloşanu I., *Alegerea şi utilizarea materialelor metalice*. Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1995.

Gâdea S., Petrescu M., *Metalurgie fizică şi studiul metalelor*. Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1983.

Hopulele I., Alexandru I., Găluşcă D.G., *Tratamente termice şi termochimice*. **II**, 1984.

Mantea St., Geru N., Dulămiţă T., Rădulescu M., *Metalurgie fizică*. Editura Tehnică, Bucureşti, 1970.

Suciu V., Suciu M.-V., *Studiul materialelor*. Editura Fair Partners, 2008.

Starke Jr., E. A., *Alloys: Aluminum*. Encyclopedia of Condensed Matter Physics, 18-24 (2005).

Ursache M., Chircă D., *Proprietăţile metalelor*. Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1982.

Vermeşan G., *Tratamente termice – Îndrumător*. Editura Dacia, Cluj-Napoca, 1987.

Zaharia Luchian, *Teoria deformării plastice*. Editura „Gh.Asachi”, Iaşi, 2001.

*** http://www.e-referate.ro/Aluminiul.

STUDIUL COMPARATIV PRIVIND DURIFICAREA DURALUMINIULUI DEFORMAT PLASTIC ŞI TRATAT TERMIC

(Rezumat)

Utilizarea duraluminiului în industria aeronautică, industria prelucrărilor mecanice face ca importantă intensificarea cercetărilor pentru acest material. Lucrarea

prezintă un studiu comparativ asupra evoluţiei durităţii unui aliaj, tip duraluminiu deformabil din sistemul Al-Cu. Experimentul s-a realizat pentru un lot de epruvete, care au fost supuse deformării plastice prin refulare liberă, cu durificare prin ecruisare şi pentru un alt lot de epruvete, care au fost supuse deformării plastice prin refulare liberă, călire de punere în soluţie şi îmbătrânire artificială.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE RISK OF WORKERS EXPOSURE AT LOW FREQUENCIES NOISES

BY

MIHAELA PICU* **and SILVIU NASTAC**

„Dunarea de Jos” University Galaţi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. An excessive exposure at low frequencies noises causes vibro-acoustic diseases. The most vulnerable are the pilots, the airplane technicians, passenger trains and railway personnel, etc. Low frequencies noise exposure may lead to cardiovascular diseases or psychic diseases (isolation tendencies, depression, irritability, aggression). This paper presents frequency distributions in 100-500 Hz range, of the noise in the metal factory.

Key words: available criteria for low frequencies noises, metal factory, levels of sound, spectrogram of noise

1. Introduction

In order to evaluate the existing LF noise levels there should be an objective criterion (Lederman, http://www.areco.org/LowFreq.pdf; http://www.scotland.gov.uk). This is especially the case when there is a discussion between an annoyed person and the possible cause of the LF noise. Noise-reducing measures can not be founded on the subjective perception of one or more annoyed persons (DeGagne & Lapka, 2007). There are, however, no unambiguous general assessment criteria available (Nuno & Branco 2005). Three in the metal factory situation used LF criteria will be evaluated.

* Corresponding author; *e-mail:*

2. The Available Criteria

In the factory three possible criteria are used for the assessment of LF noise, namely: criteria derived from a (STAS 9779-1982; STAS 9783/0-1984; STAS 10009-1988). All three criteria deal with the sound pressure level inside indoor measured in the 1/3-octave bands. Fig. 1 gives an overview of the three available criteria. The difference between these STAS is remarkable.

3. Experimental

This paper studies the propagation of low frequencies sounds in a metal factory hall. Free-field microphone Type 40AN and 4160 and 4180 Brüel & Kjær were used and they were placed at 4m, 10m, 12 and 16m from the noise source (Fig. 2). The measuring method was according to (STAS 7150-1977).

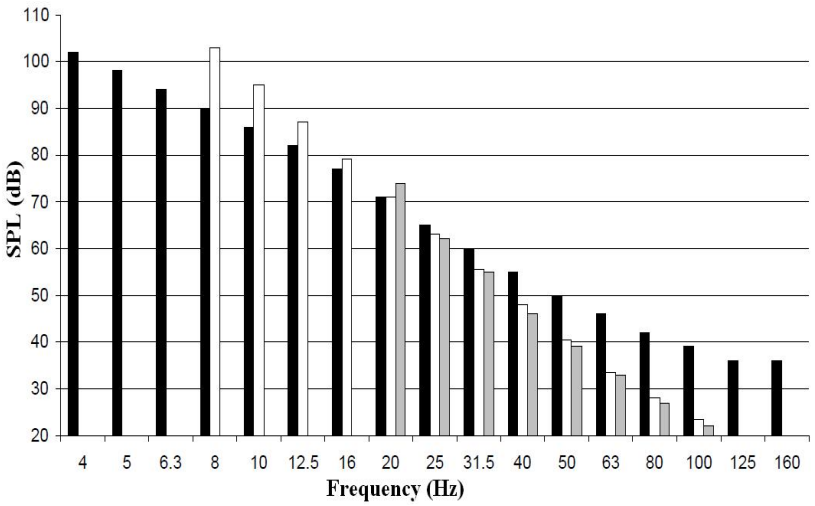


Fig. 1 – Comparison of three noise criteria:
STAS 10009-1988 (■); STAS 9779-1982 (□); STAS 9783/0-1984 (■).

Fig. 3 is a graph drawn from a Wyle Labs program on a low-frequency noise study conducted at metal factory. The thresholds in this figure represent the workers who are directly exposed and represent the nominal levels of sound that would elicit a particular response from occupants inside a hall. An important feature of these figures is the downward-pointing wedge-like region characterized by oppressive response. In this frequency range there is relative little difference between the levels at which a worker detects the noise and at which that noise is perceived as being oppressive (Persson, 2005; Van den Berg, 2005).

Fig. 4 shows a spectrogram during a production process. The color indicates the sound pressure level in dB ref 20 Pa. The production process is placed from around the 5s mark to the 30s mark. The near parallel striations in the upper left portion of the graph, beginning at around 5s, represent the tonal signals characteristic of the noise. The highest sound pressure levels, most noticeable by the darker colors in the 15-20s periods, occur at frequencies below 200Hz.

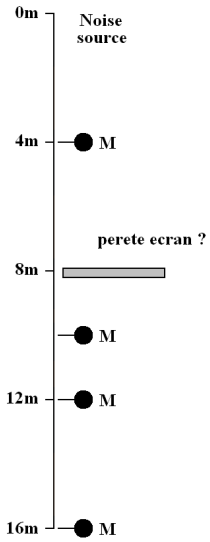


Fig. 2 – Microphone location.

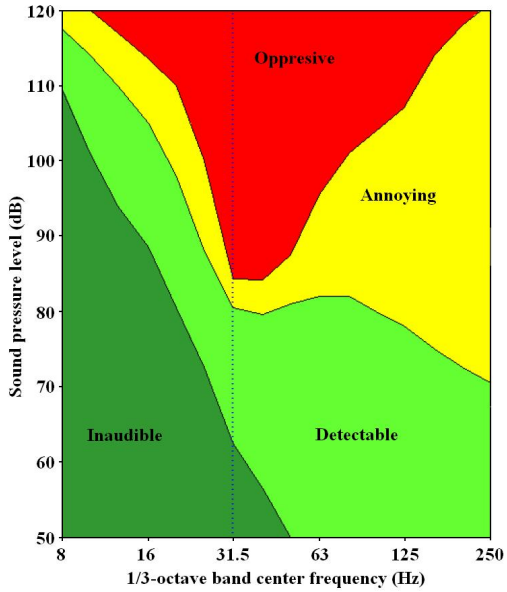


Fig. 3 – The nominal levels of sound.

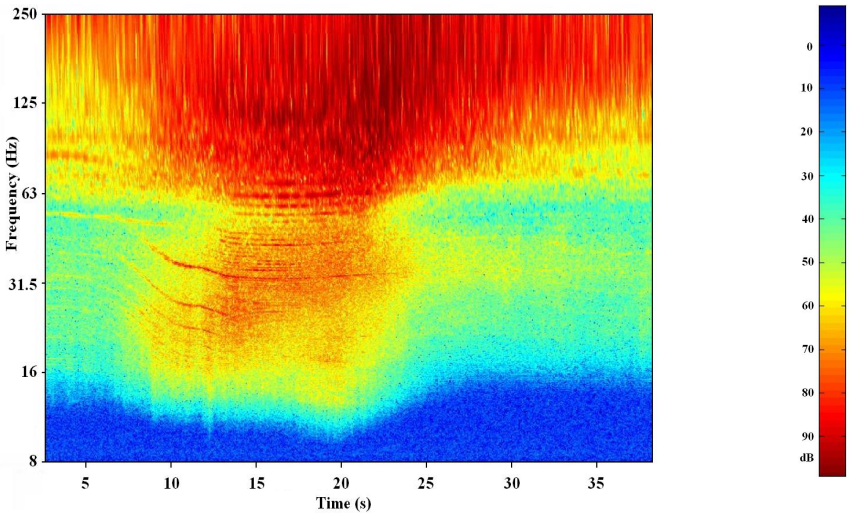
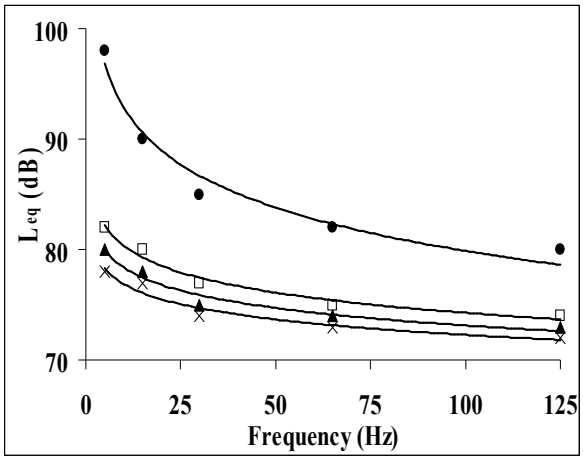


Fig. 4 – Spectrogram of sideline noise during a production process.

4. Discussions

The dependence of the sound level as a frequency function is presented in Fig. 5. The measurements were made for: 8; 16; 31.5; 65 and 125Hz. On the left side of the figure are shown the dependence of the sound levels as a frequency for each microphone.

It can be seen that the sound level registers an important decrease for the 10-16m mark, as opposed to the values measured at 4 m; the decrease is 8,88-22,5% for the used bandwidth.



4m	L_{eq}=-.6497·lnν+105.89 (R^2=0.9682)
10 m	L_{eq}=-2.6462·lnν+86.45 (R^2=0.9774)
12 m	L_{eq}=-.2794·lnν+83.623 (R^2=0.9641)
16 m	L_{eq}=-.0044·lnν+81.503 (R^2=0.9458)

Fig. 5 – The dependence of the sound level as a frequency function
(●) – 4m, (□) – 10m, (▲) – 12m, (x) – 16m

5. Conclusion

The perception of LF noise is individual and depends on:

a. sex: generally women 'suffer' more from LF noise than men;

b. age: elder people often 'suffer' more from LF noise than younger people. This can be explained by the fact that for instance older people usually have a deafness for higher frequencies;

c. state of mind: happy people 'suffer' less from LF noise than more or less unhappy people.

It should be clear that a general LF noise criterion has to deal with these individual aspects. One way to do so is a statistical approach, starting with the LF hearing thresholds. There are, however, not many experimental

data available especially on LF hearing thresholds. Most of the literature derives LF hearing thresholds from 'normal hearing thresholds'.

The requirements for a general, unambiguous LF noise criterion are many, complex and differ widely. This hinders the creation of a general criterion. There is a lack of experimental data on LF hearing thresholds. This makes further investigation on especially LF hearing thresholds necessary. It is however questionable if the make of an unambiguous, general LF noise criterion is possible. One might even ask if it is necessary or desirable.

REFERENCES

*** *DEFRA, Department of the Environment, Northern Ireland Scottish Executive, Report Low Frequency Noise*. 2001, http://www.scotland.gov.uk/ Resource/ Doc/158512/0042973.pdf

*** STAS 10009-1988: *Acustică urbană. Limite admisibile ale nivelului de zgomot.*

*** STAS 7150-1977: *Metode de măsurare a nivelului de zgomot în industrie*.

*** STAS 9779-1982: *Evaluarea efectelor zgomotului asupra omului. Indicaţii generale.*

*** STAS 9783/0 – 1984: *Parametrii pentru proiectarea şi verificarea acustică a sălilor de audiţie publică. Clasificare şi limite admisibile.*

DeGagne D.C., Lapka S.D., *Incorporating Low Frequency Noise Legislation for Energy Industry in Alberta*. Canada, 2007, http://www.windcows.com/files/ low-frequency-noise-ercb-legislation-noise-solutions-inc.pdf

Lederman N., *Report Aviation Low Frequency Noise*. April 13, Oval Window Audio, USA, http://www.areco.org/LowFreq.pdf

Nuno A.A., Branco C., Re*port Low Frequency Noise: A Major Risk Factor in Military Operations*. 2005, http://docs.wind-watch.org/Castelo-Branco-low-frequency-noise-military-operations.pdf

Persson, K., *Adverse Effects on low Frequency Noise in the Occupational Environment.* Department of Environmental Medicine. The Sahlgrenska Academy, Goteborg University, Sweden, 2005, http://www.tc26.ashraeregion 7.org/pastprograms/low-frequency/effects_of_low_freq_noise.pdf

Van den Berg M., *Influence of Low Frequency Noise on Health and Well-being*. Informal document No. GRB-41-8, 22-24 February 2005.

RISCUL EXPUNERII MUNCITORILOR LA ZGOMOTE
DE FRECVENŢĂ MICĂ

(Rezumat)

Expunerea excesivă la zgomote de frecvenţă joasă produce boli vibro-acustice. Cei mai vulnerabili sunt piloţii, tehnicienii de avioane, pasagerii trenurilor şi personalul căilor ferate etc. Zgomotele de frecvenţă joasă pot produce boli cardiovasculare sau psihice (tendinţa de izolare, depresie, iritabilitate, agresiune). Această lucrare prezintă distribuţia frecvenţelor în plaja 100-500 Hz, într-o fabrică metalurgică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CHARACTERIZATION OF Cu_xS POWDER OBTAINED BY PRECIPITATION

BY

ANDREEA EUGENIA POP*, MEDINA – NATALIA BATIN and VIOLETA POPESCU

Technical University of Cluj - Napoca,

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 29, 2011

Abstract. Due to its various phases and complex structure, copper sulphide (Cu_xS) presents a great interest for the researchers. Literature data show that copper sulphide is a material with excellent semiconducting properties. We obtained copper sulphide powder by chemical precipitation. The chemical reaction solution composed by $CuSO_4$ (copper sulphate), CH_4N_2S (thiourea), triethanolamine (TEA), sodium hydroxide (NaOH) and bidistilled water, was heated at 60°C for 2 hours for the obtaining of the precipitate. The precipitate was washed, filtered and finally dried at room temperature. In order to study the influence of thermal treatment on the optical properties of copper sulphide, the obtained powders have been treated at 150°C (60 minutes) and 200°C (60 minutes) respectively. The copper sulphide was characterized by UV-VIS spectrometry.

Key words: powder, Cu_xS, optical properties, precipitation.

* Corresponding author; *e-mail:* popandreea_jeni@yahoo.com

1. Introduction

The study of Cu_xS compounds was marked by several controversies related to the structure of obtained copper sulphides. Due to its complex structure and wide range of applications, copper sulphide was widely studied in recent years. Copper sulphide particles are prepared by different methods including solid state reactions, synthesis methods at high temperatures and hydrothermal processes (Kaur *et al.,* 1980; Froment *et al.,* 1997). Although the preparation methods of copper sulphide based on aqueous solutions are well established, however, the literature data concerning the preparation of the solution starting from different copper salts and/ or agents containing sulphur are quite different. The hydrogen sulphide is frequently used as a sulphur source being bubbled into liquid solution containing copper salts (when it is an external source of sulphur) or is generated as a results of some chemical reactions, inside the bath (as an internal source of sulphur) (Silvester *et al.,* 1991; Drunnond *et al.,* 1999). Another method used to obtain copper sulphide films is the immersion of a copper foil in a solution of thiourea (Tu) (Leon & Arjona*,* 1986).

Cu_xS is a material intensely studied in the literature due to its optical, electrical and photovoltaic properties. The copper sulphide is represented by a family of compounds, among the most known phases being chalcocite (Cu_2S), covellite (CuS), digenite (Cu_9S_5), dijurleite ($Cu_{1,96}S$), anilite ($Cu_{1,75}S$) and yarrowite (Cu_9S_8).

The refining of the chemical methods allowed the formation of copper sulphide powders with various applications in technique. Currently, copper sulphide is used to produce solar cells (Nair & Nair, 1989; Nair *et al.,* 1987a; Nair *et al.,* 1987b; Nair *et al.,* 1988; Nair & Nair, 1987c; Sebastian *et al.,* 1994; Varkey, 1990; Cumberbatch *et al.,* 1986; Bhattacharya R *et al.,* 1997), gas sensors (Sagade & Sharma, 2008), termoreflectant windows (Nair *et al.,* 1989) and last but not least, the creation of memory devices based on Cu_xS (Cruz-Vazquez *et al.,* 1999).

In this paper, we reported the characterization of Cu_xS powders obtained by chemical precipitation of an aqueous solution with the following composition: $CuSO_4*5H_2O$, complexing agent – TEA, NaOH, thiourea (TU-CH_4N_2S) and water.

2. Experimental Details

2.1. Preparation of Cu_xS Powder

Copper sulphide powders were obtained by precipitation of an aqueous

solution consisting of: 10 ml $CuSO_4*5H_2O$, 0,1 M; 1,5 ml complexing agent – TEA, 3,7 M; 5 ml NaOH, 1 M; 3 ml thiourea (TU- CH_4N_2S), 1 M and water up to 50 ml. The addition of the TU determined a change of the solution color from light green to olive green. The prepared solution was heated in a thermostated bath (Arex, Velp SCIENTIFICA) at a constant temperature of 60ºC for 2 hours; in the end a black precipitate was formed.

The precipitate obtained was filtered with a vacuum pump (707.76 cm Hg) using a 4G ceramic filter and then was rinsed with distilled water and dried at the room temperature, in presence of air. In order to improve the optical properties of the obtained material, the powder was divided in two melting pots and treated in an electric oven at a temperature of 150ºC, for 60 minute (sample b) and at 200ºC for 60 minute (sample c).

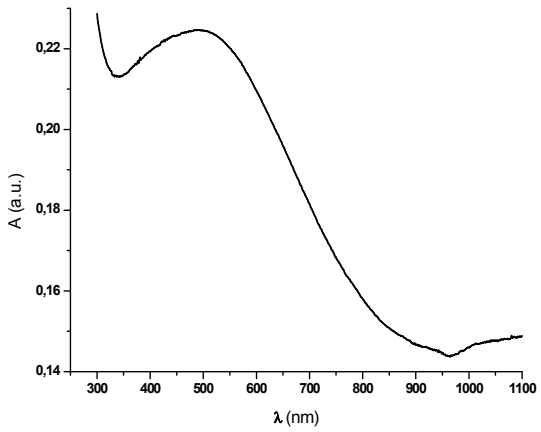
2.2. Characterization of Cu_xS Powder

For the study of the absorption spectra of the samples it's been used a Lambda 35 spectrometer (Perkin Elmer) at a wavelength range of 300– 1100 nm.

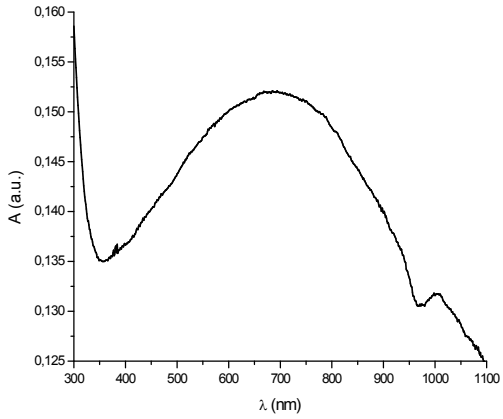
3. Results and Discussion

3.1 Optical Properties

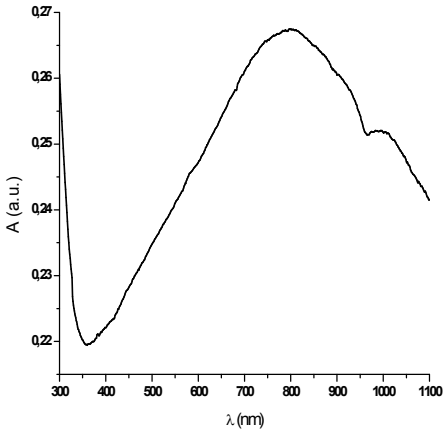
Fig. 1 presents the absorption curves for the Cu_xS powders prepared from $CuSO_4*5H_2O$ at 60°C and a synthesis time of 2 hours.



a



b



c

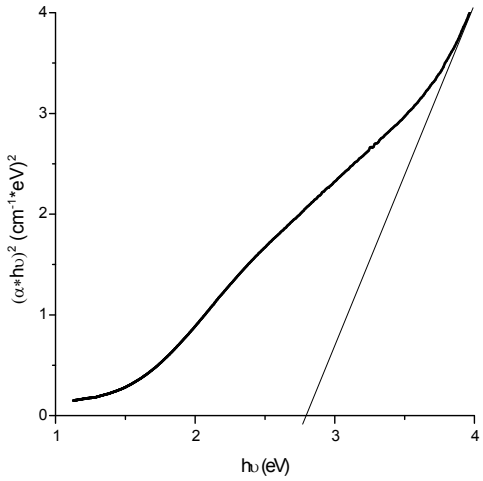
Fig. 1 – Absorption spectra for samples of Cu_xS powder: *a* – untreated sample, *b* – sample treated at 150°C and *c* – sample treated at 200°C.

It can be observed a different allure of the absorption curves. The untreated sample (Fig. 1*a*) has a maximum of absorption at wavelengths of 491nm, after which there is an almost linear decrease in absorbance to 850 nm wavelength. The increase in absorbance at low wavelengths is characteristic for the semiconductor materials (Xiuwen Zheng & Qitu Hu, 2009).

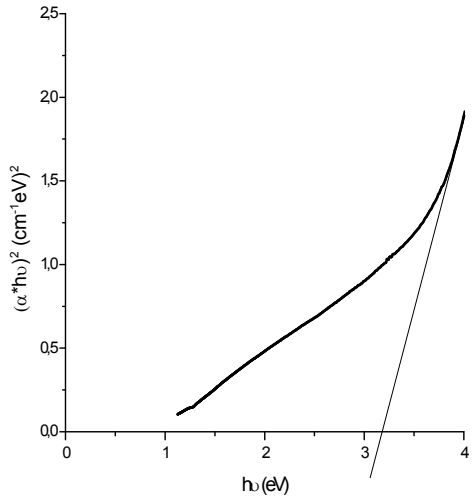
One can observe a shift of the absorption maxima for samples treated at 150°C (Fig. 1*b*) and at 200°C (Fig. 1*c*), which present a maximum at 689.79 nm wavelength and respectively 801,38 nm wavelength. This shift takes place

towards the IR field. H. T. Zhang reported in his paper an increasing of the absorption at wavelength from the IR field which is specific to the covellite (Zhang, *et al.,* 2006).

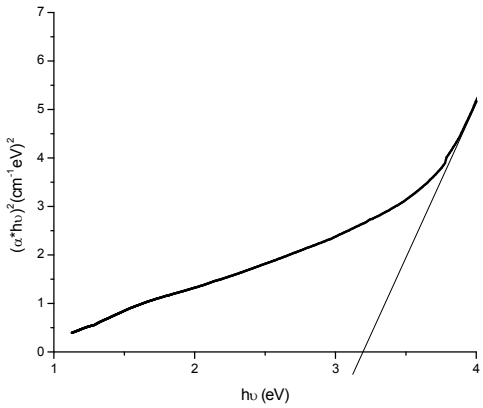
The energy band gap of the untreated Cu_xS powder (Fig. 2*a*), the sample treated at a temperature of 150ºC (Fig. 2*b*) and the sample treated at a temperature of 200ºC (Fig. 2*c*) was determined from the variation $(\alpha h\nu)^b$ vs. $h\nu$, where b= 2 for direct transition, for values of ordinate equal with 0.



a



b



c

Fig. 2 – Variation $(\alpha h\nu)^2 = f(h\nu)$ to powder of Cu_xS a) sample untreated, b) sample treated at 150ºC and c) sample treated at 200ºC.

As can be seen in Table 1, the values of the energy band gap of the copper sulphide powders ranges between 2.79 – 3.19 eV.

Table 1

Temperature Influence on Energy Band Gap of Cu_xS

Sample	untreated	150ºC	200ºC
Energy band gap (Eg)	2.79 eV	3.18 eV	3.19 eV

These increased values of the energy band gap depends on the powder composition and its crystallinity.

We can conclude that the values of the energy band gap for the Cu_xS powders obtained in our laboratory are close to those reported in the literature data (Eg = 0.83 – 3.1) (Table 2).

Tabel 2

Summary of Energy Bands Gaps of the Literature Data

Energy band gap	Reference
0.83 – 1.9	20
2.54 eV	21
2.31 eV	15
2.80 eV	22
2.96 eV	23
2.46 - 3.1 eV	24

4. Conclusion

The study of optical properties of copper sulphur (Cu_xS) obtained by chemical precipitation method, indicate the followings:

- the curve of absorption shows a different allure;
- it was observed a shifting of the maxima absorption at wavelength from the visible field to wavelength from the IR field;
- the values of the indirect energy band gap of the obtained Cu_xS powder determined by extrapolation of the linear region of the graph $(\alpha*h\nu)^2=f(h\nu)$, were close to those from the literature, 3.18 eV for the powder treated at 150ºC, respectively 3.19 for the powder treated at 200ºC.

Acknowledgment. Paper developed within Project "Doctoral studies in engineering science for the development society based on knowledge - SIDOC"; Contract POSDRU /88/1.5/S/60078

REFERENCES

Behboudnia M., Khanbabaee B., *Investigation of Nanocristalline Copper Sulfide Cu_7S_4 Fabricated by Ultrasonic Radiation Technique.*, Journal of Crystal Growth, *304*, 158-162 (2007).

Bhattacharya R. N., Nonfi R., Wang L., PCT Int. Appl. WO 9723,004, 1997.

Cruz-Vazquez C., Inoue M., Inoue M.B., *Characterization of Copper Sulfide Materials*. Superfivies y Vacio 9, December 1999, 219 -221.

Cumberbatch T. J., Parden P.E., Photovoltaic Sol. Energy. Conf., **7**, 675 (1986).

Drunnond D.M., Grieser F., Haly T.W., Silvester E.J., Giersig M., *Steady- State Radiolysis Study of the Reductive Dissolution of Ultrasmall Colloidal CuS*. Lagmuir, *15*, 6637- 6642 (1999).

Froment M., Cachet H., Essaudu H., Maurin G., Cortes R., *Metal Chalcogenides Semiconductors Growth from Aqueous Solutions*. Pure & Applied Chemistry, *69*, 77- 82 (1997).

Isac L., Popovici I., Enesca Al., Duta Anca, *Copper Sulfide (Cu_xS) thin Films as Possible P-Type Absorbers in 3D Solar Cells*. Energy Procedia, *2*, 71-78 (2010).

Kaur I., Pondya D.K., Chopra K.L., *Growth Kinetics and Polymorphism of Chemically Deposited CdS Films*. Journal of the Electrochemical Society, *127*, 943- 948 (1980).

Leon M., Arjona F., *Electron Diffraction Analysis of Cu_xS Films Obtained Through a Sulfurisation Process*. Journal of pysics D: Applied physics, 19, 1529 – 1534 (1986).

Lukashev Pavel, *Crystal and Electronic Structure of Copper Sulfides*. Ianuarie 2007.

Ming Yang, Xiao Yang, Lufeng Huai, Wei Liu, *Synthesis and Characterization of Spherical Hollow Composed of Cu_2S Nanoparticles*. Applied Surface Science 255 1750-1753 (2008).

Nair M.T.S., Nair P.K., *Chemical Bath Deposition of Cu_xS Thin Films and Their Prospective Large Applications*. Semicond. Sci. Technol., **4**, 191–199 (1989).

Nair M.T.S., Nair P.K., Compos J., Proc. SPIE 823, 256 (1987a).

Nair P.K., Compos J., Nair M.T.S., *Opto-Electronic Characteristics of Chemically Deposited Cadmium-Sulphide Thin Films*. Semicond Sci.Technol., **3**, 134 (1988).

Nair P.K., Nair M.T.S., Compos J., Sansorex L.E., Soll. Cells, **22**, 211 (1987b).

Nair P.K., Nair M.T.S., Fernandez A., Ocampa M., *Prospects of Chemically Deposited Metal Chalcogonide thin Films for Solar Control Application*. Journal of physics D: Applied physics, **22**, *6*, 1989.

Nair P.K., Nair M.T.S., *Prospects of Chemically Deposited CdS Thin Films in Solar Cell Application*. Sol. Cells., **22**, 103 – 112 (1987c).

Puspitasari Indra, Gujar T.P., Jung Kwang- Deog, Joo Oh-Shim, *Simple Chemical Preparation of CuS Nanowhiskers*. Materials Science and Engineering B 140 199-202 (2007).

Sagade A.A., Sharma R., *Copper Sulphide (Cu_xS) as an Ammonia Gas Sensor Working at Room Temperature*. Sensors and actuators B 133, 135-143 (2008).

Sebastian P.J., Gomez–Daza O., Compos J., Banos L., Nair P.K., Sol. Energy Mater., **32**, 159 (1994).

Silvester E.J., Grieser F., Sexton B.A., Healy T.W., *Spectroscopic Studie Son Copper Sulfide Sols*. Langmuir, **7**, 2917 – 2922 (1991).

Varkey A.J., *Prospects for Solution-Grown Cu_2S and Ag_2S Thin Films in Photovoltaic and Architectural Applications*, Int. Mater. Prod. Technol., **5**, *3*, 264-270 (1990)

Xiuwen Zheng, Qitu Hu, *Facile Synthesis and Phase Control of Copper Chalcogenides with Different Morphologies*. Appl. Phys. **A 94**, 805- 812 (2009).

Zhang H.T., Wu G., Chen X.H., *Controlled Synthesis and Characterization of Covellite (CuS) Nanoflakes*. Materials Chemistry and Physics, *98*, 298–303 (2006).

CARACTERIZAREA PULBERII DE Cu_xS OBȚINUTĂ PRIN PRECIPITARE

(Rezumat)

Datorită varietăţii fazelor şi structurii complexe, sulfura de cupru (Cu_xS) prezintă un mare interes pentru cercetători. Datele din literatura de specialitate arată că sulfura de cupru este un material cu proprietăţi semiconductoare bune. Pulberi de sulfură de cupru au fost obţinute prin precipitare chimică. Reacţia chimică a amestecului compus din $CuSO_4$ (sulfat de cupru), CH_4N_2S (thiouree), trietanolamină (TEA), hidroxid de sodiu (NaOH) şi apă bidistilată, a fost realizată la 60ºC timp de 2 ore pentru obţinerea precipitatului. Precipitatul a fost spălat, filtrat şi uscat la temperatura camerei. Pentru a studia influenţa tratamentului termic asupra proprietăţilor optice a sulfurii de cupru, pulberea obţinută a fost tratată la 150ºC (60 de minute) şi 200ºC (60 de minute). Sulfura de cupru a fost caracterizată prin spectrometrie UV-VIS.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

OBTAINING OF NANOSTRUCTURED ALUMINIUM BASED MASTER ALLOYS

BY

GABRIELA POPESCU[1*], VICTORIA SOARE[2*], DUMITRU MITRICĂ[2], GHEORGHE IACOB[1], ADINA UŞURELU-CRISTEA[1] and MIHAI BUZATU[1]

[1] University POLITEHNICA of Bucharest,
Materials Science and Engineering Faculty
[2] National Institute of Research and Development for
Non-Ferrous and Rare Metals – INCDMNR - IMNR, Ilfov

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Attaining of nanocrystalline master alloys for modification and refining of aluminum and its alloys constitute a new research direction in the improvement of aluminum alloys. Nanocrystalline aluminum based master alloys are used to manufacture semi-finished and finished aluminum/aluminum alloys nanostructured products, so necessary in building components and equipment from leading industries (aerospace engineering, military engineering, vehicle construction, etc.) where performances are prevalent in the price of components. The master alloys used in this paper are: Al-Mn (obtained by mechanical alloying), Al-Ti5-B1 (obtained by rapid solidification) and Al-Sr (obtained by electrochemical decomposition). X-ray diffraction and electron microscopy images (SEM) reveal the formation of nanoscale crystallites and intermetallic compounds in aluminum and its alloys structure.

Key words: aluminum master alloys, mechanical alloying, ultra-fast solidification, electrochemical decomposition.

* Corresponding author; *e-mail:* gabriela.popescu@mail.upb.ro

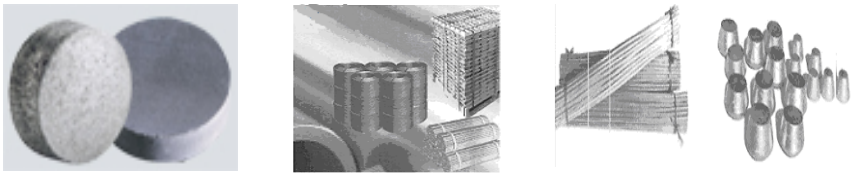
1. Introduction

Nanostructured metallic materials can be defined as materials having structural constituents in nanometer scale (1-100 nm) and are particular in the field of nanomaterials, by the structural constitution, properties and practical methods of obtaining. The nanostructured alloys have very high mechanical strength and to a certain extent are being successfully applied in aerospace industry, and particularly designed for structural applications. The achievement of nanocrystalline master alloys for modification and grain refining of Al and its alloys constitute a new research direction in the improvement of Al alloys, which, despite having difficulties in production methods and technologies will present characteristics superior to existing conventional materials due to: the large number of crystallization germs - intermetallic stable compounds with nanoscale dimensions, increasing the germination speed at solidification and the more active, immediately and long term effect of modification in metallic melts (Olejnik & Rosochowski, 2005). To obtain a high degree of grain refinement of Al alloys structure it is recommended introducing of micro-alloying elements acting as support of the nucleating alloy grains during solidification process. This process is achieved by introducing modifying elements as master alloys (Moldovan *et al.,* 1998).

The achievement of Al alloys with very fine structures, microcrystalline or nanostructured, with constituents having grit sizes of 30 ÷ 500 nm, using nanocrystalline master alloys for their development, it leads to superior properties: higher yield strength, tensile strength, hardness and elongation, toughness and compactness significantly increased, porosity and solidification micro-cracks level much lower, plastic and mechanical processing technology features improved (Popescu & Cârceanu, 2007; Suryanarayana, 2001; Sfăt & PENCEA, 2009). The master alloys investigated in this paper are: Al-Mn (by mechanical alloying), Al-Ti-B (by rapid solidification) and Al-Sr (by electrochemical decomposition).

The *Al-Mn master alloy* is used in recent years as concentrated tablets form Al-Mn (75/80% Mn), as seen in Fig. 1*a* named compact master alloys, which are used successfully in the development of Al alloys. They provide an effective and economical method of adding not only Mn of but also of other alloying elements (Ti, Fe, Cr, Zn, Ni and Cu) for obtaining high quality alloys.

The *Al5Ti1B master alloy* is used largely as grain refiner in processing of Al alloys in the form of cast products, plates, sheets or wires (Fig. 1*b*). With his addition to the development of Al alloys are improved mechanical properties, homogeneity by obtaining an uniform distribution of fine equiaxed grains, response to heat treatment and processing ability. Al-Ti-B master alloy cause the increasing of grain refinement efficiency of Al-Si alloys due to the very small dimensions of $(AlTi)B_2$ complex boride.



a *b* *c*

Fig. 1 – Presentation form of Al master alloys: *a*) Al-Mn as concentrated tablets, *b*) Al-Ti-B in various forms, *c*) Al-Sr in various forms.

The *Al-Sr master alloy* change the structure of hypo and hyper eutectics AlSi alloys; its presentation form as thin bars or small ingots is seen in Fig. 1 *c*). Choosing of a good grain refiner and modifier is important in achieving optimum structures and properties, many factors being involved in producing high-quality Al alloys. Given the above, the paper describes three methods for producing nanostructured Al master alloys: mechanical alloying, rapid solidification and electrochemical decomposition techniques.

2. Experiments on Obtaining Nanocrystalline Aluminum Master Alloys

2.1. Obtaining of Nanocrystalline Aluminum Master Alloys by Mechanical Alloying

Advanced grinding and mechanical alloying of metal powders is a complex process involving the optimization of a large number of variables to achieve desired phases and/or to obtain the desired structure. Process parameters are: type mill, milling equipment and grinding jars, balls-to-powder ratio (BPR), speed, grinding time and atmosphere, the degree of filling, the use of process control agents (PCA) (Popescu & Cârceanu, 2007; Suryanarayana, 2001). For experiments we used a planetary mill (Fig. 2) with a maximum rotation speed of 400 rpm, providing an extremely high fineness. It has the possibility to reverse rotation, thus, preventing the powder settlement on the walls of the grinding jars.

a *b* *c*

Fig. 2 – RETSCH PM400 planetary mill ball (a), milling vials (b) and schematic depiction of the ball motion inside the vial of a planetary mill.

Table 1
Pressing of Al-Mn Mixture with Different Compression Forces

Sample no.	Press force, [tf]	Height, [mm]	Bulk density, [g/cm^3]
1	6,00	3,0	1,81
2	5,00	3,2	1,77
3	4,00	3,8	1,62
4	2,00	4,0	1,44

Al-Mn master alloy was obtained by mechanical alloying of Al and Mn powders with grain size of 325 mesh (44 μm) for 3, 5 and 8 hours using a speed of 300 rpm. Were examined two concentrations of Mn: 65% Mn and respectively 75% Mn. Experiments were conducted at ambient temperature using a BPR of 10:1. Obtained powder mixture was compacted in tablets pressed using a hydraulic press and various pressures (Table 1).

2.2. Obtaining of Nanocrystalline Aluminum Master Alloys by Rapid Solidification

Another series of experiments were the production of aluminum master alloys type Al-Ti5-B1 and Al-Sr10 in nanocrystalline state. Cast Al-Ti5-B1 and electrochemical Al-Sr10 master alloys were amorphised and compacted in the form of tablets.

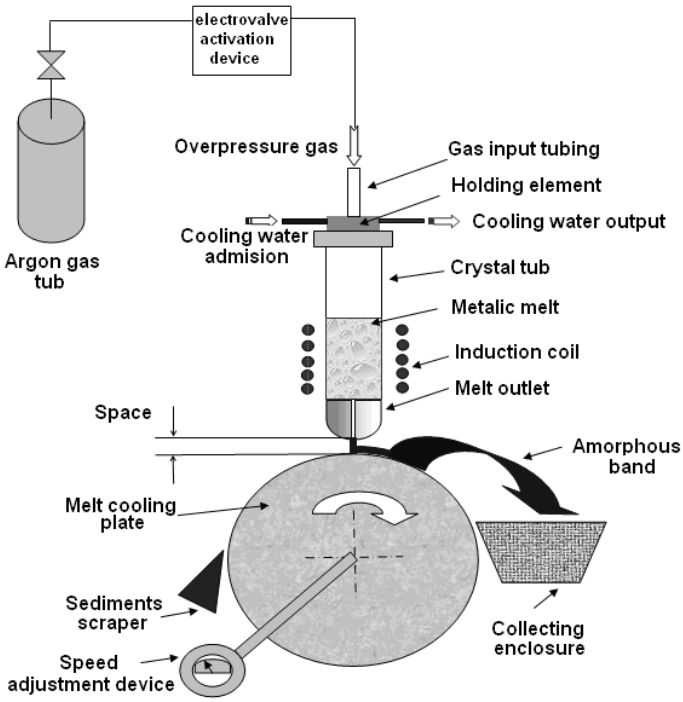


Fig. 3 – Rapid solidification layout of metallic melts, with rotating disk.

Table 2
Rapid Solidification Process Parameters of the Al-Ti5-B1 Master Alloy

Master alloy	Exp. No.	Process Parameters					Band thickness, m	Cooling speed ºC/s
		d_{d-t} mm	T_E °C	D_d mm	P_g bar	N_{tamb} rpm		
AlTi5B1	1	1	1200	0,7	1,2	5500	55 m	-
	2	1	1200	0,7	1,2	2500	85 m	-
AlSr10	1	1	1000	1	1,8	2000	55 m	$2,35 \cdot 10^5$
	2	1	1000	1	1,8	4400	45 m	$4,33 \cdot 10^5$

Crystalline Al-Ti5-B1 and Al-Sr10 master alloys were amorphised using a laboratory equipment (Fig. 3), "melt spinning" type, the solidification process parameters being presented in Table 2. Compaction of amorphous bands has been achieved in tablets similarly like Al-Mn master alloys (Table 3). Amorphous bands can be used in treatment processes of Al alloy melts to grain refine the structure (Gadea *et al.,* 1988).

Table 3
Pressing with Different Compression Forces

Sample no.	Compression force, [tf]	Height, [mm]	Apparent density, [g/cm^3]
1	6,00	3,1	1,963
2	5,00	3,4	1,79
3	4,00	3,8	1,6
4	2,00	4,3	1,4

2.3. Obtaining of Nanocrystalline Aluminum Master Alloys by Electrochemical Method

Al-Sr10 master alloy was obtained by electrochemical decomposition of $SrCO_3$ in molten cryolite using the laboratory equipment presented in Fig. 4.

At temperatures of 800-950°C $SrCO_3$ is dissolved in cryolite and dissociates in Sr^{2+} and CO_3^{2-} ions, which under the action of the electric current migrates to the cathode, and respectively anode. Sr^{2+} ions are deposited on the cathode consisting of melted Al and the CO_3^{2-} ions are formed at the anode in the form of gases (CO_2, CO and O_2). By accomplishment of adsorption, neutralization and diffusion kinetic stages, Sr enter and disperse in the molten mass of Al (Li Ji-dong & Zhang Ming-jie, 2005). The cathode, represented by the molten Al is at the bottom of the electrolysis bath, and the anode is made of high-dense graphite cylindrical

shape, having two orifices for evacuation. Influence of process time and current intensity on the master alloy composition and current efficiency are presented in Table 4.

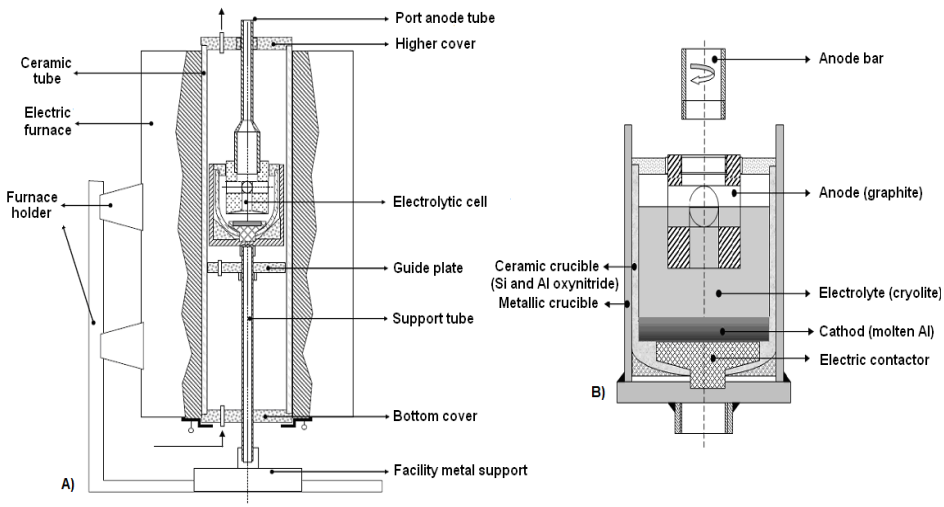


Fig. 4 – Experimental equipment for electrochemical reduction (*a*); Scheme of the electrolysis cell (*b*).

Table 4
Electrolysis Process Parameters

Exp. No.	Process parameters				Master alloy composition %Sr	Current efficiency
	t h	I A	E V	D_{A-K} cm		
1	0,21	5,00	5,00	1,5	0,85	0,75
2	0,28	5,00	5,00	1,5	1,15	0,75
3	0,91	5,00	5,00	1,5	3,70	0,75
4	1,35	5,00	5,00	1,5	5,50	0,75
5	2,45	5,00	5,00	1,5	10,00	0,75
6	2,55	5,00	5,00	1,5	10,40	0,75
7	2,45	4,00	5,00	1,5	6,62	0,63
8	2,45	6,00	5,00	1,5	10,89	0,68

3. Results and Discussion

The powders obtained by mechanical alloying were analyzed and characterized in terms of size, shape crystallites, phase constituents by X-ray diffraction and electron microscopy (SEM).

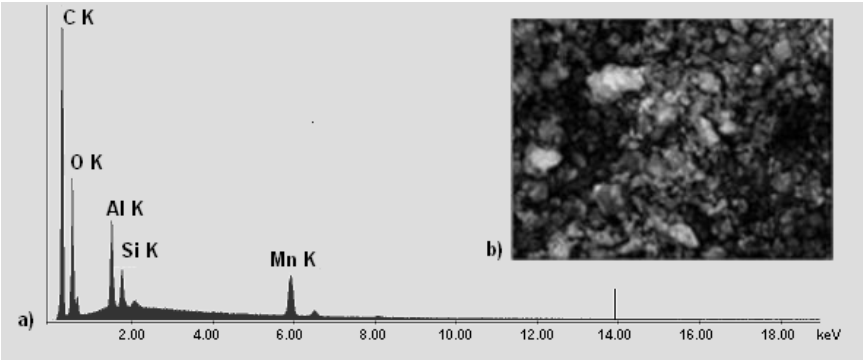


Fig. 5 – EDS analysis and SEI microstructure for Al-65%Mn.

In Fig. 5 and 6 are shown SEI and X-ray images for Al, Mn, Si and O detected in master alloy samples of Al-65% Mn, and Al-75% Mn respectively.

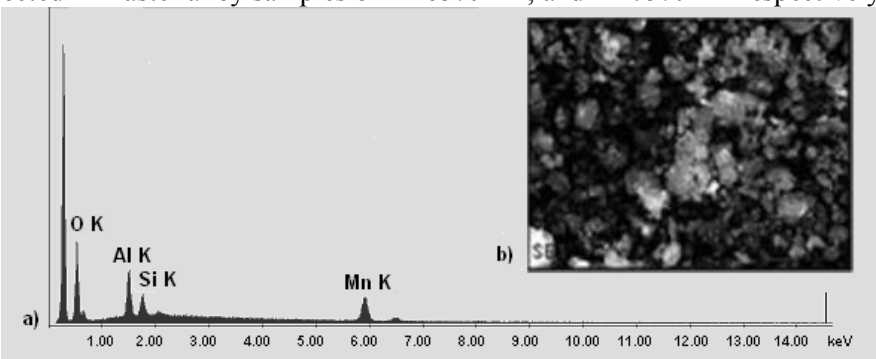


Fig. 6 – EDS analysis and SEI microstructure for Al-75%Mn.

The Si presence is attributed to the consumption of grinding material (SiO_2 balls) and the O presence due to the partial oxidation of powder surface. After milling, the powder particle size became very small, the crystallites determined from the diffraction lines having nanometer dimensions as can be observed in Fig. 7. The cristallites decreased with increasing the grinding time. X-ray diffraction also revealed Al_8Mn_5 and $Al_{15}Mn_{11}$ compounds.

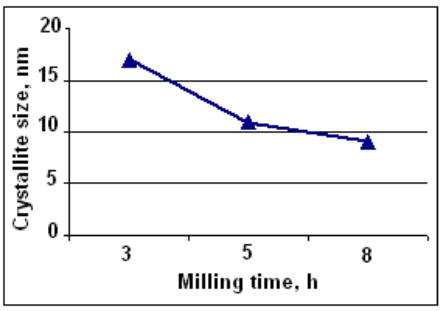


Fig. 7 – Plot of the crystallite size against milling time.

X-ray diffraction of Al-Ti5-B1 master alloy developed by rapid solidification is shown in Fig. 8 *a* and the microstructure of Al-Ti5-B1 master alloy bar in Fig. 8 *b*. There are fine $TiAl_3$ and TiB_2 particles inside grains of α-Al solid solution. Amorphous material Al-Ti5-B1 band dimensions have a thickness of 55 m and widths of 1 mm, while Al-Sr10 bands have a thickness of 45 m and widths of 1 mm.

X-ray diffraction of Al-Sr10 master alloy developed by rapid solidification is shown in Fig. 9 *a*.

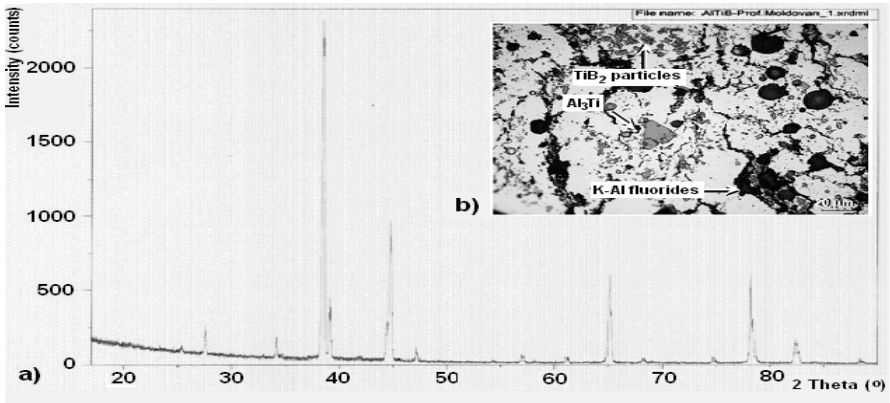


Fig. 8 – Al-Ti5-B1 master alloy: X-ray diffractometry (*a*) and microstructure (*b*).

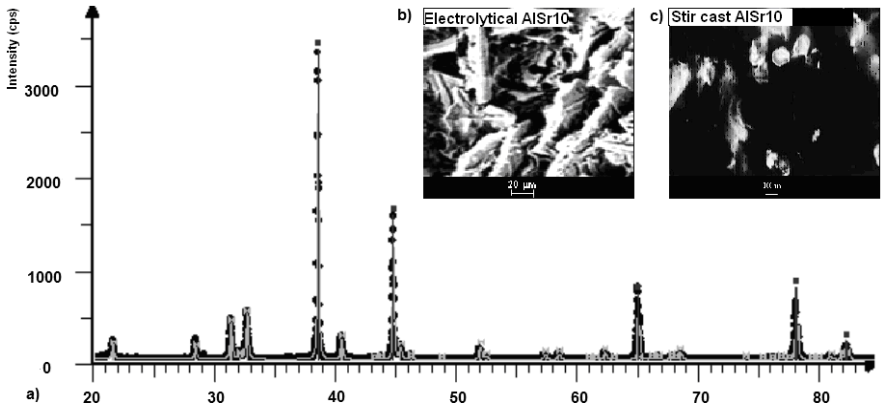


Fig. 9 – Al-SR10 master alloy: XRD diffraction (*a*); SEM images of Al-SR10 master alloy obtained electrolytical (*b*), and by stir casting (*c*).

Analysis by electron microscopy of Al-Sr10 master alloy samples obtained by electrolysis in molten salts (Fig. 9 *b*) revealed that the microstructure of Al-Sr10 master alloy obtained by electrolysis differ

considerably from the microstructure of the master alloy obtained by the classical method of melting and mixing (Fig. 9 *c*).

4. Conclusion

1. Experiments were carried out to obtain Al master alloys with nanocrystalline structure: AlMn65, AlMn75, AlTi5B1 and AlSr10.

2. Al-Mn master alloys were achieved by mechanical alloying determining the correlation of grinding time (3, 5, 8 hours), the degree of grain refined powder sizes and their microstructures, with the appearance of modifiers compounds.

3. Al-Ti5-B1 master alloy was obtain by rapid solidification and analyzed by electron microscopy. It was put in evidence the presence of TiB_2, AlB_2 and $(Ti,Al)B_2$ compounds, and also the presence of Si, Fe and O derived from sponge Ti and working atmosphere of the facility development.

4. AlSr10 master alloy was obtained by electrochemical decomposition of $SrCO_3$, and by mean of electronic microscopy. It was observed Al_4Sr fine phase formation with more complex morphology than that present in the alloys obtained by conventional methods.

Acknowledgement. This work was supported by Romanian National Centre for Programme Management UEFISCDI for financial support under the research contract no. 72-205/2008.

REFERENCES

Gadea S., Petrescu M., Petrescu N., *Aliaje amorfe solidificate ultrarapid - sticle metalice.* Editura Ştiintifica şi Enciclopedică, Bucureşti, 1988.

Li Ji-dong, Zhang Ming-jie, *New Process For Preparation Of Al-Sr Alloys By Molten Salt Electrolysis And Its Feeding Study On Period.* Journal of Materials and Metallurgy, **1**, 2005.

Moldovan P., Panait N., Mărginean Şt., *Bazele tratării topiturilor metalice neferoase.* Editura INTACT, Bucureşti, 1998.

Olejnik L., Rosochowski A., *Methods of Fabricating Metals for Nano-Technology.* Bulletin of the Polish Academy of Sciences, Technical Sciences, **53**, *4*, 2005.

Popescu G., Cârceanu I., *Alierea mecanică - Principii mecanisme şi aplicaţii.* Ed. Printech, Bucureşti, 2007.

Sfăt E.C., PENCEA I., *Aliaje de aluminiu amorfe şi nanocristaline.* Ed. Printech, Bucureşti, 2009.

Suryanarayana C., *Mechanical Alloying and Milling.* Progres in Materials Science *46*, 11-32 (2001).

OBŢINEREA DE PREALIAJE NANOSTRUCTURATE PE BAZĂ DE ALUMINIU

(Rezumat)

Realizarea prealiajelor nanocristaline pentru modificarea şi finisarea aluminiului şi aliajelor sale constituie o direcţie nouă de cercetare în perfecţionarea aliajelor de aluminiu. Prealiajele nanocristaline pe bază de aluminiu sunt folosite la fabricarea semiproduselor şi produselor din aluminiu şi/sau aliaje de aluminiu nanostructurate, atât de necesare în construcţia de componente şi echipamente din industriile de vârf (construcţii aerospaţiale, tehnica militară, construcţia de autovehicule etc.), în care performanţele sunt predominante în raport cu preţul componentelor. Prealiajele folosite în această lucrare sunt: Al-Mn (obţinut prin aliere mecanică), Al-Ti5-B1 (obţinut prin solidificare ultrarapidă) şi Al-Sr10 (obţinut prin descompunere electrochimică). Difracţiile de raze X şi imaginile de microscopie electronică (SEM) pun în evidenţă formarea cristalitelor nanometrice şi a compuşilor intermetalici care realizează finisarea structurii în aluminiu şi aliajelor sale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE TRIBOLOGICAL ASPECTS OF CHROMED OLC45 STEEL TO DRY FRICTION AND HIGH TEMPERATURE

BY

MARIAN POPESCU[1*], NICOLAE POPA[1], RADU NICOLAE DOBRESCU[1] and JEAN DENAPE[2*]

[1]University of Pitesti,
Department of Applied Mechanics
[2]ENI Tarbes (France)

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Numbers of modern technologies of mechanical properties changing are used in industry because some traditional materials cannot offer the superior mechanical and tribological proprieties. The paper shows the very good tribological properties of the chromed OLC45 steel at the 4000˚C temperature.

Key words: OLC45, dry friction, pion-disc, worn.

1. Introduction

Numbers of modern technologies of mechanical properties changing are used in industry field due to the fact that frequently used traditional materials cannot offer superior mechanical properties. Chrome plating is a pretty hard cover process and it is applied to a large scale of basic materials, including stainless steel, cast iron, aluminium, titan, copper, bronze, nickel alloys. The study we present is on quality carbon steel which will be used in automobile industry at the speed gear.

[*] Corresponding author; *e-mail:* pmt_ig@yahoo.fr; denape@enit.fr

The hard chrome plating process advantages are the following:

– Obtaining a high hardness (~ 100 HV);

– Very good tribological properties: low friction coeficient, wear resistance (200 times approximely) comparing with other hardness treatments especially in dry friction conditions;

– High protection level against corrosion;

– Long exploitation timing and product life prolongation;

– Costs reduction comparing with other technologies.

2. Materials Used and Applied Technology

The material we used was XC45. The samples which are hard chrome plated have the geometrical form of a disc having exterior diameter of ϕ 37mm. For chrome plating we used 22 samples, 10 of which for chrome plating at 30 µm thickness and 11 for chrome plating at 50 µm. One witness sample was left for each group.

3. Testing Conditions

The tribometer we used for tests was made of Adamou (Adamou, 2005) in the Tribology laboraty of ENI Tarbes (Fig.1). The contact configuration is pawn-disc type.

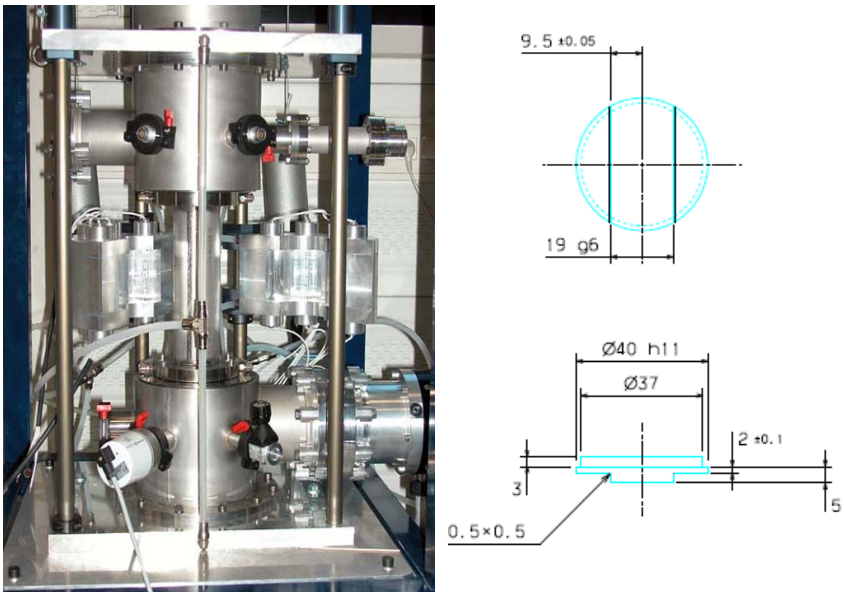


Fig. 1 – Testing device and the samples and pawn dimensions.

This tribometer answer at the following technical specifications:

- The contact configuration is plane fixed pawn – revolving disc type
- Voided room at 10-6 mbar having the possibility of gas introduction;
- The samples temperature is forecasted to vary between 200 and 900°C;
- Normal load is from 1 to 100 N;
- The sliding speed may vary between 0,01 and 1,5 m/0.
- The samples are fitted up at the two coaxial vertical shafts extremities.
- The cylindrical pawn and the disc have the 6 mm, respectively 37 mm diameters.

The contact surface is of 28 mm^2. The pawn lenght is of 15mm. The loading is made by gravity (pointed masses) at the upper part of the tribometer, out of the device. The direct checking is made using a extension-compression force pick-up, put between the pawn and the disc for marking the load before the tests are done (Fig.2).

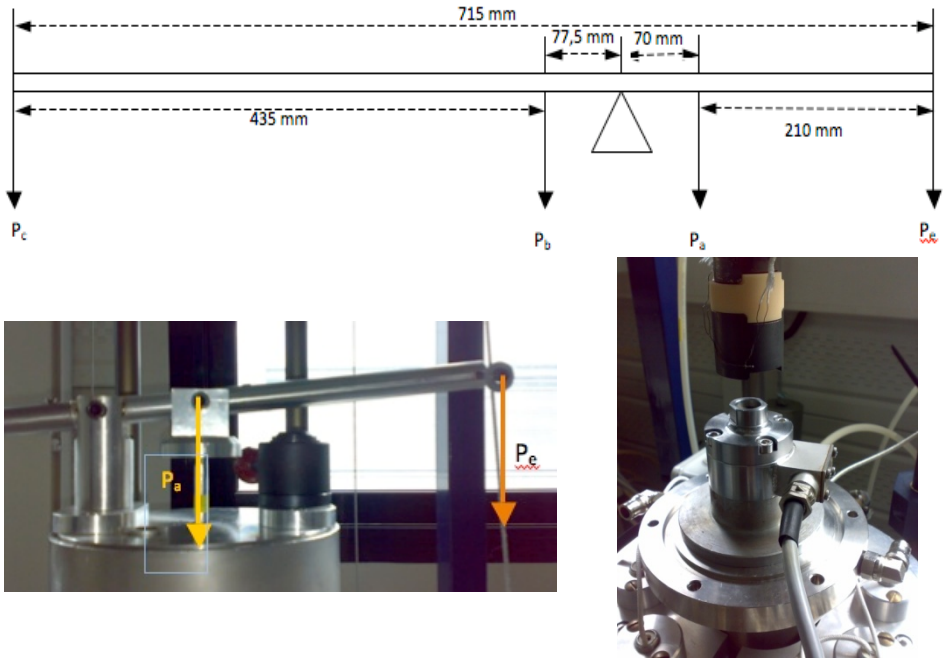


Fig. 2 – The lever arm and the axal load computing chart (Pa).

The data acquisition is continuously make with a HBM type SPIDER 8 console help collateral linked to a PC.

The test took place in the following conditions:

- first test (Fig. 3)

- temperature: 400°C± 5°C;
- speed: constant of 0,25 m/s;
- load: cumulated from 2,5 N to 40 N with levels of 2,5 N, of 300s;
- total timing: 65 min;
- outer relative humidity: approximatively 65 %

- second test (Fig. 4)

- temperature: 400°C ± 5°C;
- speed: cumulated from 0,1 m/s, to 1,5 m/s using levels of 300 s;
- load: constant of 15 N;
- total timing: 35 min.;
- outer relative humidity: approximatively 65 %

During the test, the following parameters are enlisted, with the pick-up help:

- the friction coefficient as ratio between the tangent force and the normal one, in ASCII format under Excel;
- the samples vertical movement represented by the material wear
- the friction coefficient comparing with time;
- the contact surface temperature.

The plane friction surface pawn is made by steel „Stub" X22CrNi17, hardness 247 HV30.

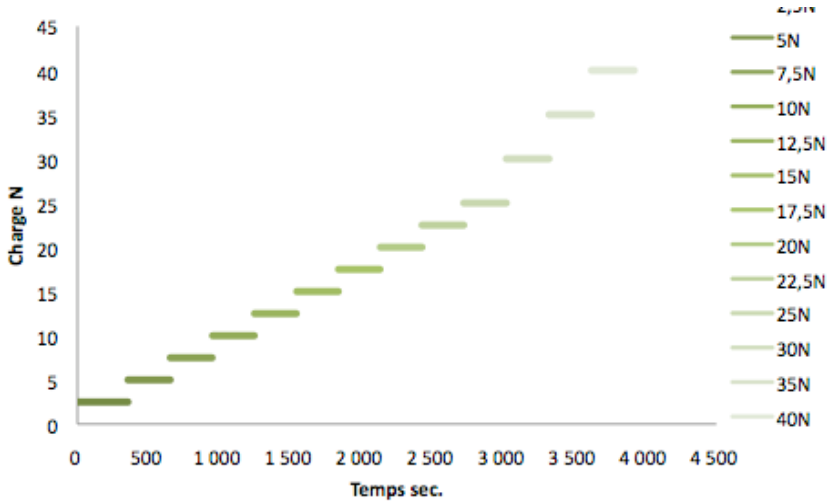


Fig. 4 – The constant charge test.

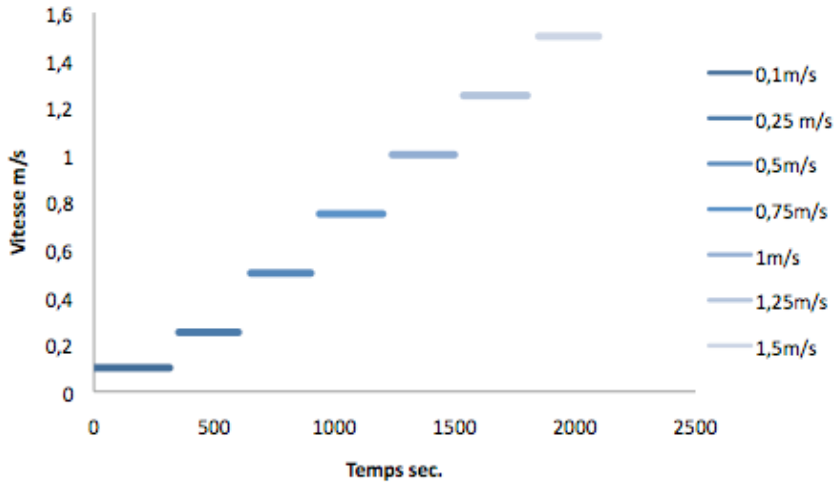


Fig. 5 – The cumulated speed test

The sample heating is made by the internal surface of the collar. The samples temperature raising is very fast (7 minutes from 20 to 900°C). The temperature is homogeneous on all the disc's surfaces. The characterization means we use are the optical microscope (the binocular LEICA), the electronic microscope with the analyser connected to the X energy dispersion one (MEB Philips SEM 515) and the optical profilometer (VEECO NT 1100).

3. Results

A global average value is obtained μ = 0,65 (see also Table 1).

Table 1
The Friction Coefficient Values at the Testing Speeds

	Average
m/s	μ
0,1	0,5008363
0,25	0,5287197
0,5	0,5562374
0,75	0,5671996
1	0,5532789
1,25	0,5667199
1,5	0,5554559

The discs and the pawns after tests observation was made with the binocular microscope NACHET Z45P fitted up on a XCD Sony camera and processed with the Archimed programs from the Microvision Instruments. These observations have permitted knowing the wear process of the surfaces, confirming the presence or absence of the atriped particles and the worn surface dimension.

In order to compute the wear produced during the test, the surface topographic characterization was used. This characterization was made by interferometry with white light VEECO NT 1100 on a disc section. The device permits viewing the surfaces in 2D or 3D and gives the possibility of evaluating the material volumes put on a part and the other from a referential plan

Leaving from the 3D topography the following volumes were computed:

VM = V(-) – V(+) : the wear volume

V(-) : the worn material volume layed under the reference line;

V(+) : the worn material volume layed upon the reference line and lateral from the friction route;

VT = V(-) +V(+) : the total volume (or the damaged material volume)

These calculations are made on small surfaces. The total volume must be related to the whole friction route by a simple relation at the radius r = 13,5 mm, which is the average radius of the route and y – the width of the analyzed surface (Fig.6).

$$V_{total} = V_{masurat} \times \frac{2\pi r}{y} \tag{1}$$

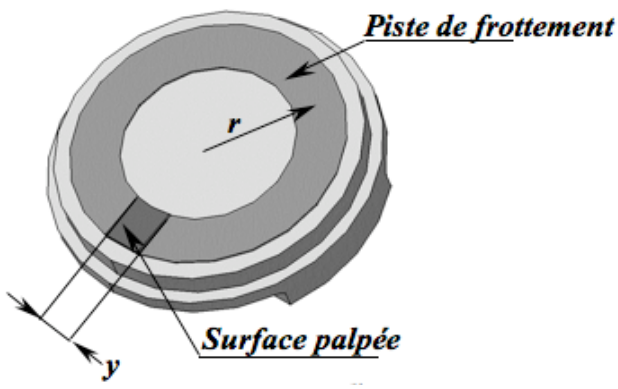


Fig. 6 – The arithmetic chart of the total worn volume.

Taking into consideration that the tests conditions are different (constant loading and cumulated velocities or loading in levels with constant speed), it appears the necessity of introducing the wear percent defined as wear volume related to the normal loading product and the passing distance

expressed in m^3 N-1 m^{-1}. As the wear volumes are negative, we will also express the transfer percent in order to have positive values.

In the case to solve, these transfer percentages correspond to the following relations for a cumulated loading and cumulated velocity:

$$U_{\Sigma F} = \frac{V_{M\,total}}{L_T \cdot \sum_{L=1} F_{N\,i}} \tag{2}$$

$$U_{ZV\,i} = \frac{V_{M\,total}}{F_N \cdot \sum V_i t_i} \tag{3}$$

For the test at cumulated loading, L_T is the total sliding lenght, meaning 12x300 (s) x 2,5 (m/s) and F_{Ni} is the level i loading. For the test at cumulated velocities, υ_i is the level i speed, t_i is the level i time and F_N is the normal loading of 15 N.

It results a wear percent of 1,6.102m^3 N^{-1} m^{-1} for cumulated loading and sliding velocity of 0,25 m/s, at a global friction coefficient μ = 0,64.

4. Conclusion

This study has permitted the tribological behavior analysis at a temperature of de 400°C for XC45 hard chrome plated material. in the introduction: it assures a better resistance and it is It was observed that it has a lower friction coefficient then an alloyed (Popescu & Alexis, 2010) and also a lower wear

From the chrome plating treatment point of view, we draw the following conclusion related to the advantages specified a future oriented process combined with an advanced environment technology.

REFERENCES

Adamou A.S., PhD Thesis, l'Institut National Polytechnique de Toulouse, France, 2005.

Dalvemy D., PhD Thesis, l'Université de Bordeaux, 1998.

Denape J., Introduction à la TRIBOLOGIE. *Frottement et usure des Matériaux*, ENI Tarbes 2008-2009.

Popa N., Dobrescu R.N., Petit A.J., *Tribology elements*. University of Pitesti Publishing House, 2005.

Popescu M.T., Alexis J., *Recherches concernant le comportement des aciers revêtus au frottement sec et a haute température.* Ingineria Automobilului, *14*, March 2010.

ABORDAREA TRIBOLOGICĂ A OŢELULUI OLC45 CROMAT DUR LA FRECARE USCATĂ ŞI TEMPERATURĂ ÎNALTĂ

(Rezumat)

Numeroase tehnologii moderne de modificare a proprietăţilor mecanice se utilizează în industrie deoarece unele materiale tradiţionale nu pot oferii proprietăţi mecanice şi tribologice superioare. Lucrarea pune în evidenţă proprietăţile tribologice foarte bune ale oţelului OLC 45 cromat dur la temperatura de 4000˚C.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

COMPOSITES OBTAINED FROM Cu AND Fe_3O_4 NANOPOWDERS

BY

ANDREI PREDESCU[1*], EUGENIU VASILE[2], ROXANA TRUSCA[2] and LIANA MARIA VLADUTIU[1]

[1]Politehnica University of Bucharest
[2]METAV CD Bucharest

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents results of research carried out in order to obtain a copper-based nanocomposite reinforced with nanoparticles of magnetite. Nanoscale powders of copper, respectively magnetite, were obtained by chemical methods. These powders are characterized by XRD, SEM, TEM and were used to obtain a Cu-Fe_3O_4 nanocomposite by conventional methods of powder metallurgy (compacting and sintering).

Key words: intermetallic composite, nanomaterials, powder metallurgy, magnetite.

1. Introduction

The notion of nano scale particle is not so new in the real world as well as in the engineering materials. There are a number of examples of improvement of mechanical properties of structural materials when a microstructure has been developed. In the ferromagnetic materials, the coercive force proved to be maximal when the spherical particles have a diameter approximately equal to 50 nm. When individual molecules are arranged in

* Corresponding author; *e-mail:*

defined and controlled nanosystems, they form new structures and acquire new properties. Besides high mechanical properties, high electrical and thermal conductivity properties are more often required. Within this group of materials particularly promising are those of nano - metric size of the matrix hardening phase grains. This paper is concentrated on this problem. Investigations into fabrication, properties and microstructure of a copper matrix - hardened with magnetite - microcomposites are presented.

2. Experimental Procedures

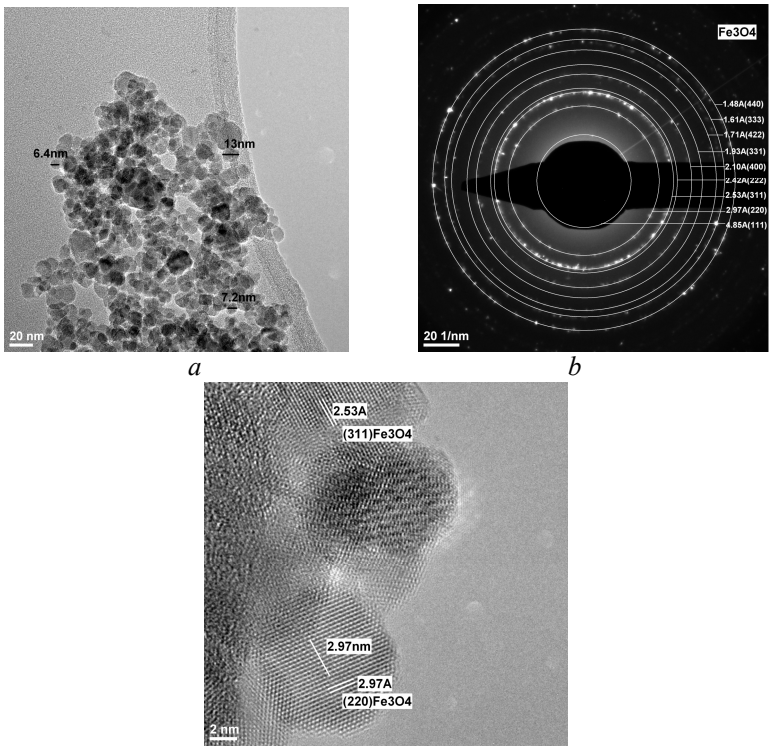
The obtaining of the Fe_3O_4 nanopowders was made by coprecipitation method. Chemical coprecipitation is a simple and economical method of obtaining the magnetite nanoparticles. You can use cheap iron salts with different precipitation agents (NaOH, NH3, urea, mixtures of precipitation). It results nanosize particles of iron oxides in relatively large quantities in a short reaction time, important aspects from economically point. The copper powder was obtained using the polyol reduction process.

There were obtained nanocomposites with Cu – Fe_3O_4, containing 5%, 15% and 20% Fe_3O_4. These were obtained by powder metallurgy technique, that is compacting and sintering. The mixtures of powders were compacted at 500 and 700 Mpa at room temperature and than sintering in vacuum at 650° and 850°C for 1 hour was applied. The compacting was realized using a unidirectional press in an antimagnetic matrix. The resulted nanocomposites was examined using SEM, XRD and EDS.

3. Results and Discussions

Results of the examination of microstructure of the Fe_3O_4 powders have shown that size of particles was of an order 5-50 nm. The magnetite nanoparticles were preapared by coprecipitation of ferrous ion (Fe2+) and ferric ion (Fe3+) with NaOH solution. Like many cases of nanoparticles, the agglomeration of particles should be properly controlled. Fig. 1 *a* represents a transmission electron microscope bright field (TEMBF) image. The image shows sferical particles with low sizes, well dispersed. Fig. 1 *b* represents an electron diffraction image that shows the interplanar distances coresponding to the magnetite nanoparticles.

In Fig. 1 *c* (HRTEM image), could be identified in an area of the sample, the interplanar distances (311) si (220), coresponding to magnetite. The obtained magnetite has a crystalin structure and is a face-centered cubic system. The copper powder was obtained by polyol reduction process. The size of the particles is between 10-30 nm and has a concentrations of 99,9% copper. After compacting and sintering, the obtained nanocomposite was taken for the examination of structure properties by SEM, EDAX and XRD.

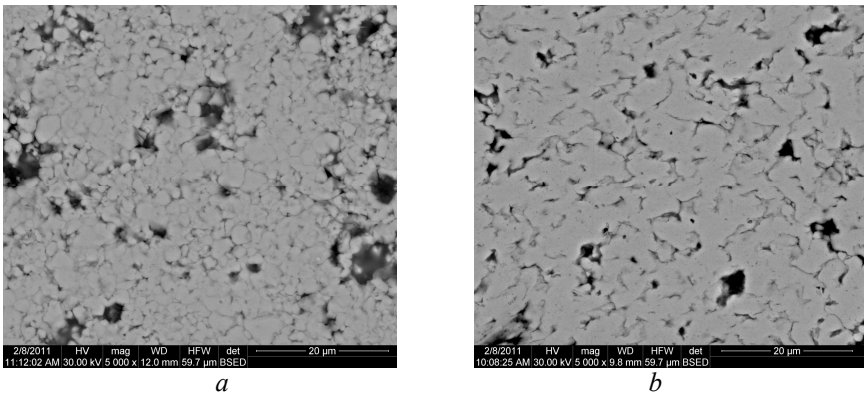


a *b*

c

Fig. 1 – *a*) TEM micrograph of Fe3O4 particles; *b*) Electron diffraction pattern; *c*) HRTEM image with interplanar distances.

In Fig. 2 is shown SEM microstructure of the nanocomposite with 15% Fe_3O_4 before and after sintering in vacuum at 650°C.



a *b*

Fig. 2 – SEM microstructure of the Cu-Fe3O4 nanocomposite: *a* – before sintering; *b* – after sintering.

The images shows that after sintering the nanocomsites is more compact, but the investigations results have shown that it is difficulty of compacting to high densities, avoiding retained porosity, and at the same time ensuring good powder particle bonding for investigated materials. Agglomeration is a definite problem in consolidated nanopowders.

The X-ray diffraction spectra of the Cu-Fe_3O_4 with 20% Fe_3O_4 nanocomposite is shown in Fig. 3. The X-ray powder diffraction patterns of the materials proved its crystalline nature.

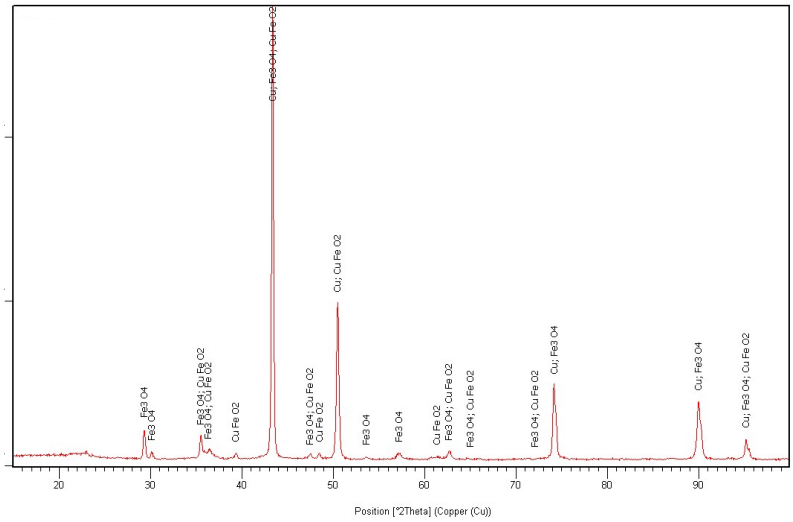


Fig. 3 – XRD Pattern of nanocomposite Cu-Fe_3O_4.

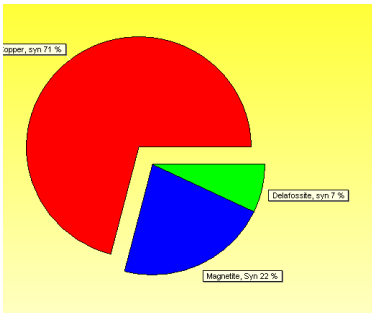


Fig. 4 – Distribution of the newly formed compound ($CuFeO_2$).

All the detected diffraction peaks that were indexed in Fig. 3 and indicate that the particles correspond to magnetite, copper and a newly formed compound during sinterizing, $CuFeO_2$ (coresponds to natural mineral compound known as delafossite). In Fig. 4 is shown the distribution of the identified

compounds according to the XRD semiquatitative analysis. The newly determined compound has 8% in the nanocomposite matrix.

The diffraction spectra showed very broad diffraction lines, in accordance with their small particle size and high specific surface area.

The EDS analysis (Fig. 5) of the nanocomposite Cu-Fe_3O_4 with 15% Fe_3O_4 represents the distribution of the elements which forms the matrix. The image shows a irregular dispersion of the magnetite which confirms the tendancy to agglomerate of the nanoparticles.

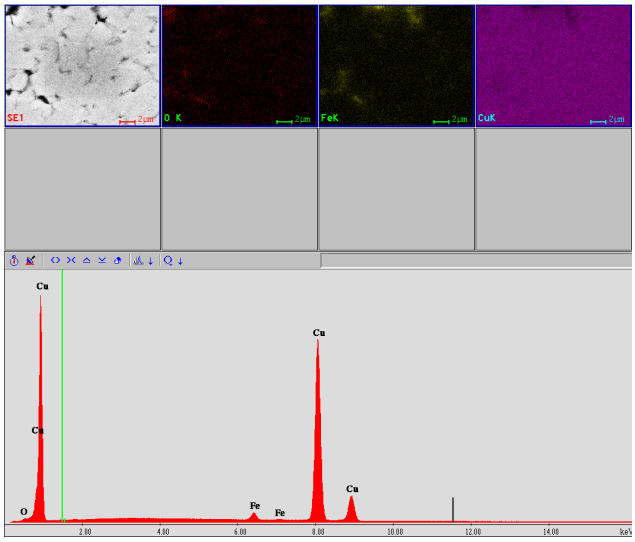


Fig. 5 – EDS distribution of the nanocomposite Cu-Fe_3O_4

3. Conclusion

Results of the experiments shows the possibility to obtained a Cu-Fe_3O_4 nanocomposite by conventional methods of powder metallurgy (pressing and sintering). The originality of the paper consists in using copper and magnetite nanopowders obtained by chemical methods (solvothermal method for Cu and coprecipitation method for Fe_3O_4). It was obtained a new composite with nanostructure which was structural characterised. After the pressing and sintering, it was identified a new intermetallic compound $CuFeO_2$. The next researches will investigate the magnetic and electrical properties of the Cu-Fe_3O_4 nanocomposite. This intermetallic composite reinforced with iron oxide (Fe_3O_4) will be used essentially in aeronautical engineering or in electronic industry. First of all, certain parameters such as sintering time and sintering temperature, percentage of the reinforcement, compact pressure, etc. were evaluated. One purpose of this project will be focused on the improvement of the conductivity and magnetic permeability of this new composite.

LIPSA TRIMITERILE BIBLIOGRAFICE IN TEXT
REFERENCES

[1]. Abrudeanu M., Piticescu R.R., Piticescu R.M., *Wet Synthesis of Ceramic Powders ultradispers*. Editura tehnica, 1999.
[2]. Motoc A. M., Moldovan P., *Research on Influence of Additives on the Characteristics of Nanocomposites Materials Based on Zirconium*. 2007.
[3]. Predescu Andrei, Vladutiu Liana, Moldovan Petru, *Research on the Characteristics Nanopowders Based on Magnetic Iron Oxide*. Structural Analysis of advanced Materials – ICSAAM, 50 (2009).
[4]. Fredika M. Robertson, Mauro Ferrari, *Nanotechnology in Cancer Therapy*. Nat. Rev. Cancer , **5**, *3*, 161-167 (2005).
[5]. Predescu A., *Cercetari privind dimensiunea si distributia nanopulberilor bazate pe oxid de fier magnetic si caracterizarea acestora*. Buletinul Institutului Politehnic din Iasi, **LVI (LX)**, *2*, 95-102 (2010).
[6]. Matei E., Predescu A. M., Predescu A., Vasile E., Predescu C., *Investigations on Nano-Iron Oxides Properties used for Different Industrial Applications*. Optoelectronics and advanced materials – rapid communications, **5**, *3*, 296-301, March 2011.
[7]. Nechifor A.C., Andronescu E., Nechifor G., Rev. Chim., **54**, *8*, 455 (2003).

COMPOZITE OBŢINUTE DIN Cu ŞI NANOPULBERI Fe_3O_4

(Rezumat)

În lucrare se prezintă rezultatele cercetărilor efectuate în scopul obţinerii unui nanocompozit cu baza cupru armat cu nanoparticule de magnetită. Pulberile nanometrice de cupru şi respectiv magnetită, au fost obţinute prin metode chimice. Aceste pulberi caracterizate prin XRD, SEM, TEM, s-au folosit pentru obţinerea unui nanocompozit Cu-Fe_3O_4, prin metodele clasice ale metalurgiei pulberilor (presare şi sinterizare).

[1]. (Abrudeanu *et al.,* 1999)
[2]. (Motoc & Moldovan, 2007)
[3]. (Predescu *et al.,* 2009)
[4]. (Fredika *et al.,* (2005)
[5]. (Predescu, 2010)
[6]. (Matei *et al.,* 2011)
[7]. (Nechifor *et al.,* 2003)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH REGARDING THE INFLUENCE OF MnS INCLUSIONS ON THE TRAIN AXLES FATIGUE STRENGTH

BY

C. PREDESCU*, E. VASILE, MIRELA SOHACIU, A. BERBECARU and A. PREDESCU

Politehnica University of Bucharest,

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 17, 2011

Abstract. Our paper aims to present the examinations, checks and tests made on train axles in order to establish the mechanism and causes resulting in breaking after a short period of operation.

Research was realize for breaking surface analysis and its adjacent area and had consisted in: - macroscopic visual examination;

- microscopic examination of fracture surface of the material and its adjacent area by optical stereomicroscopy and scanning electron microscopy (SEM) at low magnification;
- investigation of the material by energy dispersive X-ray microanalysis (EDX) for micro scale composition;
- chemical analysis by optical emission spectrometry on the samples from adjacent fracture surface.

Key words: macroscopic visual, SEM, chemical analysis.

1. Introduction

Mechanical properties of steels are adversely affected by nonmetallic inclusions, because they are discontinuities in the metallic mass reducing active section are local power concentrators, reducing the mobility of dislocations and

* Corresponding author; *e-mail:* predescu@ecomet.pub.ro

having effect of indenture. Because are the crack primers and are reducing the strength, plasticity, toughness, resistance to fatigue, corrosion, wear and weld ability.

Mechanical properties are influenced by quantity, chemical composition, shape, size and mode of distribution of nonmetallic inclusions.

Properties are becoming worse and more pronounced under the action of intercrystalline inclusions and also under the coarse intracrystalline inclusions which are in big proportions. Plastic inclusions keep a better grip on the request matrix. The tough, especially rough oxide inclusions favors local concentrations of stress and the occurrence of cracks. Crack propagation speed is influenced by the nature of inclusion: the fragile, which can be broken by the stress field, forming secondary cracks and accelerating crack propagation. Hard inclusions that remains supportive on the matrix, decreases velocity of the crack propagation.

Thermal contraction difference between the mass and inclusion, especially hardening can lead to the emergence of fields of stress or structural discontinuities. Thus, if the coefficient of contraction is low compared with the matrix (Al_2O_3, Cr_2O_3 on steel) appear fields of tension on the surface of inclusion, if it is large (MnS, MnSe on steel) appear goals, with especially negative action requests to fatigue.

MnS inclusions have high melting temperature (1610°C), are a form of primary idiomorf crystals, plastic and steel structure with no preferential distribution.

2. Experimental Investigation on the Causes of Fracture Axle Shaft

Research carried out to establish the causes that led to the breaking of the axle, the analysis focused on breaking the surface and its adjacent area and consisted of:

- Macroscopic visual examination by optical;
- Microscopic examination of fracture surface of the material and its adjacent area by scanning electron microscopy (SEM);
- Investigation of the material by energy dispersive X-ray microanalysis (EDX) for micro scale composition;
- Chemical analysis by optical emission spectrometry on the samples from adjacent fracture surface.

Macrovisual examination of fracture surface of axle shaft shown in figure 1 is presented fracture surface, composed from fragments (samples), cut from the section of shaft in the form of a disk, containing the fracture surface.

Fracture surface aspect is characteristic of a fatigue fracture process with multiple primers. Damage of both breaking surface and edge breaking surface (outside the zone) that took place during the train accident event or in

the process of sampling and preservation of evidence does not allow clear identification of the percussion break.

Surface aspect suggests that the initiation of the breaking process had appeared first in area A (very damaged) and then in area B.

Both breaking processes met in the threshold C, which separates them through level differences. Towards zone D, fracture surface becomes more uneven, which suggests the fracture propagation speed increases until the zone D, where the final rupture took place, with uprooting of material.

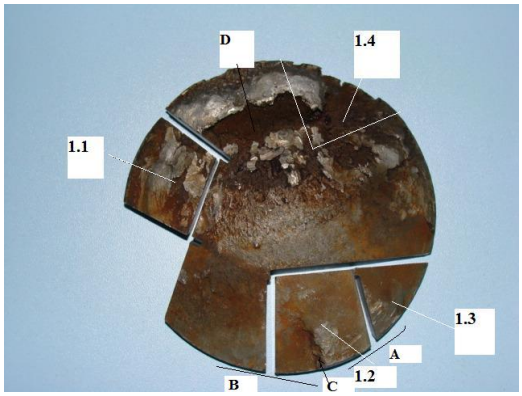


Fig. 1 – Aspect of fracture surface of axle shaft.

Microscopic examination made on scanning electon microscopy had followed microstructure characterization of material and establishes the nature of material weakness (inclusions, thermal influence) using energy dispersive X-ray microanalysis (EDAX) allowing determination of local micro – chemical composition and significant elements distribution interesting micro regions.

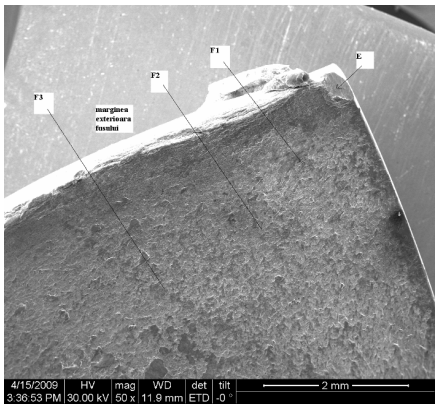


Fig. 2 – Microscopic image of the fracture initiation zone.

Scanning electron microscopy image (Fig. 2) shows a part of the fracture initiation from zone B. In point E (probably one of the primers) existence of visible mechanical damage prevents identification of the primer.

We can see the existence of fronts F1, F2, F3 of changing the propagation fracture rate, characteristic of a fatigue fracture. The edge zone corresponding to circumference of the shaft is deformed mechanically, on a depth of about 0.3-0.4 mm (probably after the rupture on shaft axle) showing cracks and even separation of material to the inner area of the breaking surface.

In Figs. 3,…, 5 we can clearly see microstructure details of the micro – area which presents a variation in diameter of the axle shaft in the breaking zone. Marginal area which corresponds to the narrow zone of the section presents characteristic microstructure aspects of a region with local molten material, with the ferrite – pearlite grains growth directions perpendicular on the longitudinal axis of the axle.

Solidification fronts are seen and the existence of micro – cracks in the material from this micro – area.

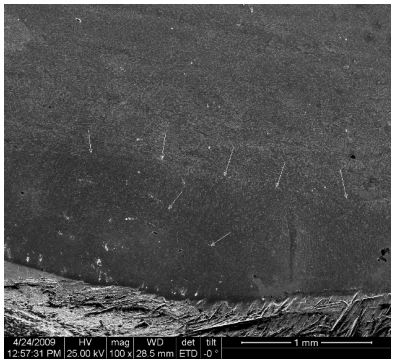


Fig. 3 – Marginal area, highlighting areas of molten material. Arrows indicate the start of the front lines of solidification (x100).

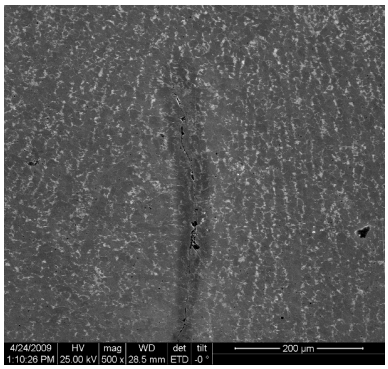


Fig. 4 – Crack parallel with the solidification temperature gradient (x200). Is observed the oriented nature of the material solidified structure.

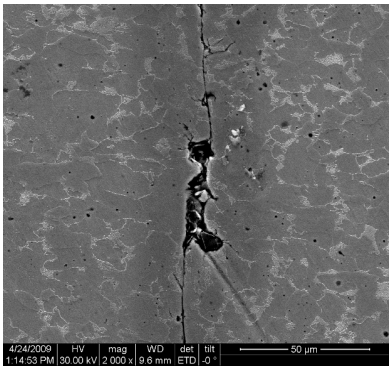


Fig. 5 – Emphasizing higher-order enlargement of the crack propagation intragranulare (X2000).

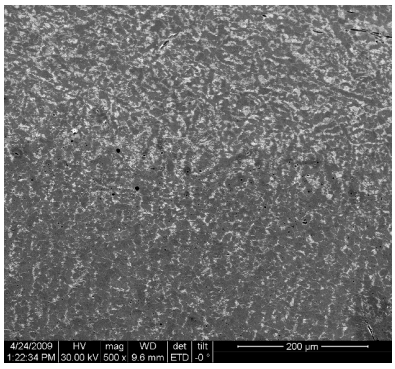


Fig. 6 – Image obtained on the transition from the base material to the molten material (x500).

In Fig. 6 we can observe the orientation differences of the structural formations but also a lower proportion of pearlite in the molten area (due to loss of carbon). We can also observe pores and micro inclusions at the interface between the two volumes of material.

The axle shaft base material microstructure is shown in Figs. 7, 8. The microstructure is oriented in bands, rich areas in perlite alternating with the areas in ferrite. Also are observed the MnS plastic inclusions elongated in the direction of deformation.

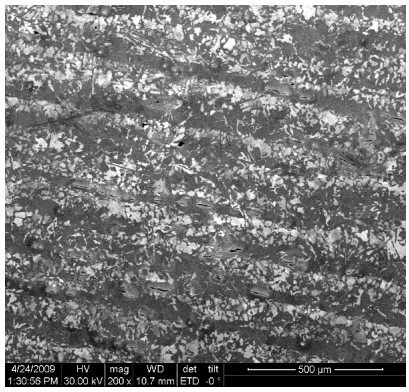


Fig. 7 – Microstructure from the base material of the axle shaft (x200)

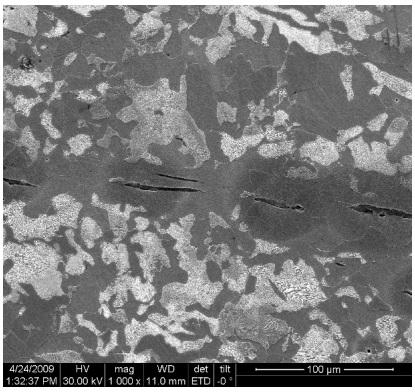


Fig. 8 – Detail of image shown in Fig. 7. Inclusions arranged in the direction of plastic deformation (x1000)

In the thicker zone, is observed a folded of material (on the circumference of the zone) to the fracture surface (Fig. 9). Scanning electron microscopy images from the Figs. 10, 11 reveals clearly elongated microstructure (flow) to the fracture surface.

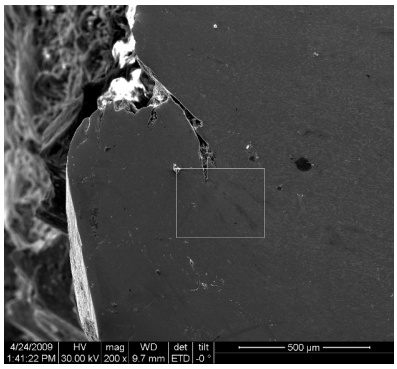


Fig. 9 – „Folding” of material observed near the fracture surface (x200).

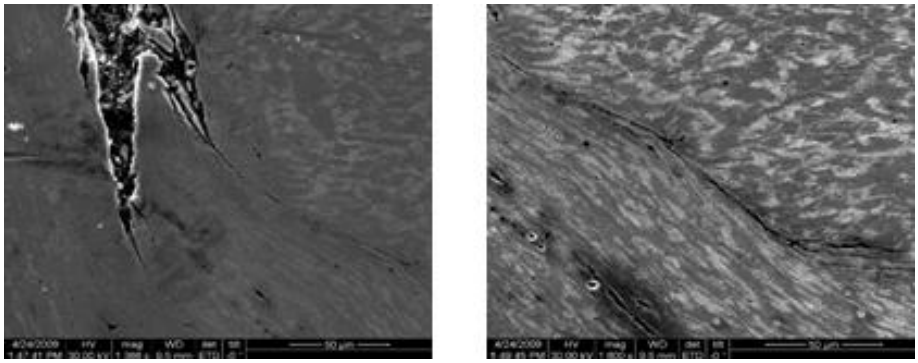


Fig. 10 – Details of the selected area in the image of Fig. 9.

X-ray microanalysis performed on micro area of local melting, micro area of folding the material and the base material (inside micro area) to axle shaft showed no micro structural differences between these micro regions.

Characterization of material microstructure in the adjacent area of breaking surface was performed on the sample 2.1, Fig.11.

Images from Figs. 12,…,15, are images of secondary electrons, presents the material microstructure obtained on the sample 2.1, from fig. 11. The existance of MnS inclusions unevenly distributed in the material is remarkable, on the ferite-perllite microstructure background. Unfavorable to its mechanical properties, these inclusions are typically grouped in discontinuous networks. We observed also the the rows of MnS inclusions existence, which arrive in the axle shaft surface. Such marginal inclusions may be percussion break of those parts that are in service, rows of inclusions that emerge in the area are preferred regions of propagation and development of microcracks.

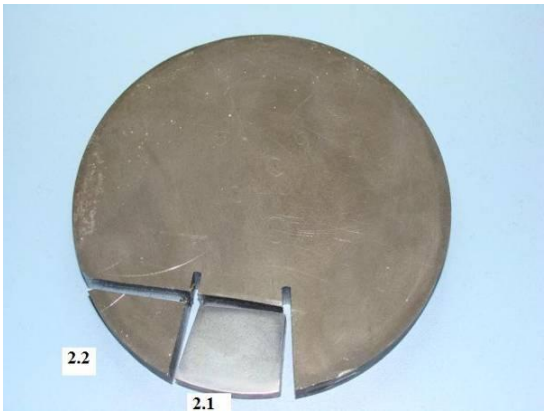


Fig. 11 – Transversal cutting disc from shaft near the surface rupture.

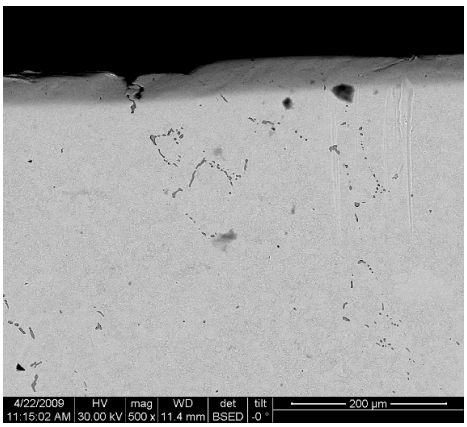


Fig. 12 – Microstructure of axle shaft (image of secondary electron), cross section on shaft (x500). MnS inclusions in both isolated and discontinuous networks, number of inclusions MnS come out in the outer edge of axle shaft.

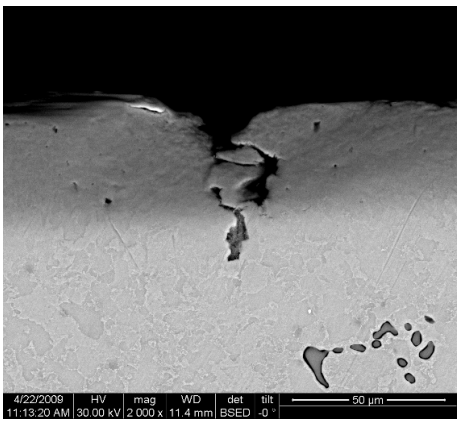


Fig. 13 – Detail from fig. 10a (x 2000)- edge corrosion primer on the sequence on MnS inclusions.

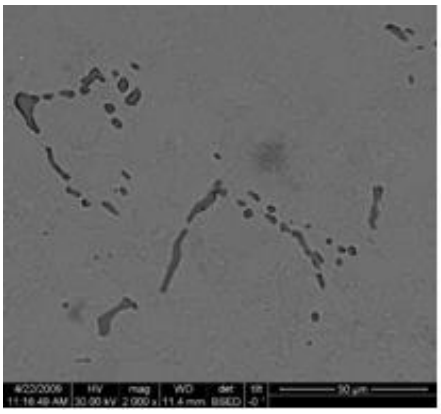


Fig. 14 – Detail from Fig. 10 *a*- discontinuous network of MnS inclusions (x 2000).

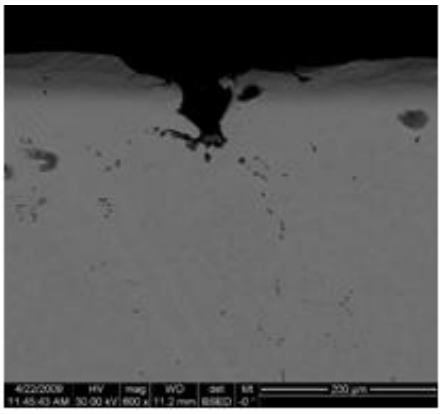


Fig. 15 – Aspect of another edge micro area with corrosion initiated on a network of inclusions (x 600).

Energy dispersive X-ray analysis (EDAX) highlights the nature of microstructural components of interest in the material.

In this way in Fig. 16 is presented the elements distribution like Mn, S and Fe in the micro area shown in the left up corner of the image. It's observed the majoritary presence of the Mn and S elements in the elongated inclusions (manganese sulfide).

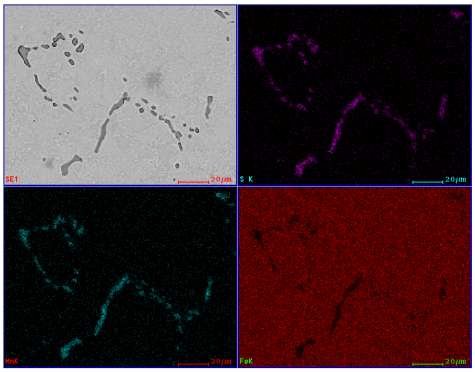


Fig. 16 – Elements distribution of Mn, S and Fe in the micro area shown in the up left corner.

Promoting the development of microcracks by strings and networks of MnS inclusions is demonstrated by the images from Fig. 17.

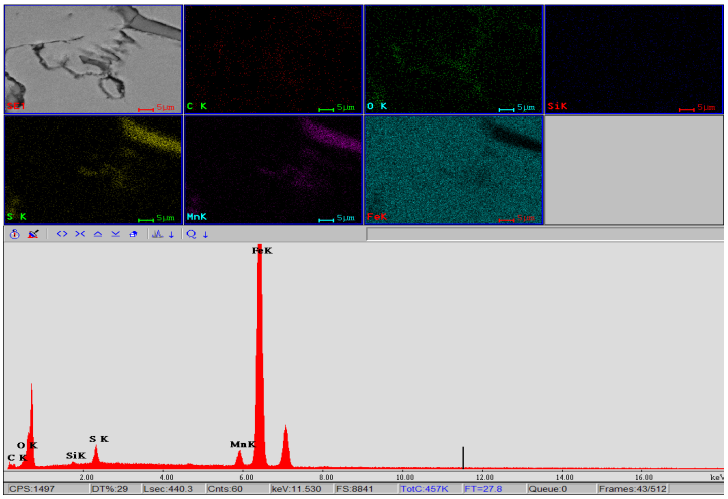


Fig. 17– Distribution of elements evidenced by the EDAX spectrum in the micro area from the upper left corner. Micro area is adjacent to the breaking surface and corresponds to sample 1.4 (Fig.1)

Results of micro compositional chemical analysis through optical emission spectrometry , shows that the percentage of S in samples taken form the area of rupture surface exceeds the upper limit of permissible concentration in the material (up 0.04%). Also the percentage of Cu (0.35) exceeds the upper limit of the maximum permissible concentration (0.3%).

3. Conclusion

The experimental studies performed resulted in following conclusions:

- Visual examination of the fracture surface indicates that it is a fatigue fracture;

- Microscopic examination and investigation by X-ray microanalysis of the material surface area adjacent to the axle shaft beaking highlight the following factors unfavorable in terms of material quality from which the axle was made: a) existence in the cross section of shaft of the discontinues networks of MnS inclusions, negative factor for the mechanical properties of the material; b) existence inclusions rows (observed in transverse section on shaft) that emerge in edge. This may be primers of breaking and corrosion primer of the material.

- Chemical composition analysis shows that sulfur is present in the analyzed samples, in higher concentrations (from 0.05 to 0.06%) than the maximum allowed (0.04%, according to the norm of material). Also the upper limit of the maximum admisible concentration of Cu (0.3%) is exceeded.

Exceeding allowable concentration of sulfure, has the effect of attracting greater amounts of manganese from the ferrite existing in the steel (forming MnS inclusions) with implications for the manganese ferrite depletion and impaired fatigue fracture properties of the material.

Existance of copper (although the upper permitted limit is only slightly exceeded) may be a negative factor. Thus, forging at higher temperatures of 1050°C can lead to the formation of surface cracks, even with a content in Cu of approximately 0.2%, due to melting constituent rich in Cu which is found under the burning layer as a result of steel oxidation and its formation, the immediately steel layer from under the burning layer, thus Cu enriches.

REFERENCES

*** Electron Microscopy. Methods and Protocols-Second Edition-2nd ed./edited by John Kuo,Center for Microscopy and Microanalysis,Crawley,Australia, 2007.

*** *Industrial Applications of Electron Microscopy.* Edited by Zhigang R.Li, DuPont Company,Wilmington, Delaware, U.S.A., 2003.

*** Patent number: RU2415180-C1, Assignee: Novok Metal Comb. Stock Co, Inventors: Alexandrov I.V., Kozyrev N.A., Kuznetsov E.P., *Procedure for Production of Rail Steel, Involves Charging Metal Scrape Into Furnace, and Carrying on Oxidising Period Till Production Steel.*

Cao G.L., Li G.M., Chen S., *et al.*, *In Effects of Deoxidizing Degree on the Pitting Corrosion Behaviour of Carbon and Manganese Steels*. International Journal of Minerals Metallurgy And Materials, **18**, Issue:2, 169-177 (2011).

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENŢA INCLUZIUNILOR DE MnS ASPURA REZISTENŢEI LA OBOSEALĂ A OSIILOR DE TREN

(Rezumat)

Lucrarea prezintă examinările, verificările şi testele efectuate pe o osie de tren, în scopul de a stabili mecanismul şi cauzele care au condus la ruperea acesteia după o scurtă perioadă de funcţionare.

Cercetările au fost realizate pe suprafaţa de rupere şi zona adiacentă acesteia şi au constat în:

- Examinare macroscopică vizuală;
- Examinare microscopică a suprafeţei de rupere a materialului şi a zonei adiacente acesteia, prin stereomicroscopie optică şi microscopie electronică de baleiaj (SEM);
- Investigare material prin metoda energiei dispersive în radiaţii X (EDX);
- Analize chimice prin spectrometrie de emisie optică.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

APPLICATION OF MICROWAVE THERMAL DESORPTION TO TREAT SOILS CONTAMINATED WITH DANGEROUS CHEMICAL SUBSTANCES

BY

VASILE CĂLIN PRODAN*, VALER MICLE and MARIA SZANTO (PRODAN)

Technical University of Cluj-Napoca,
Faculty of Materials Engineering and Enviromental

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 17, 2011

Abstract. In the large specter of electromagnetic radiations, microwaves occupy the frequency domain from 0,3 to 300 GHz, corresponding wave lenths being situated beween 1 m and 1 mm. Separated from the souce of the microwave, in its propagation, the wave transports energy and interacts with the substance.

Microwave thermal desorption is a method that it’s used more and more in the research conducted for the elimination of dangerous chemical substances (pesticides, PCB) from polluted soils. In this article an analysis is being made on the way of application and the characteristics of microwave thermal desorption for soils polluted with dangerous chemical substances.

The main parameters that must be taken into account when this decontamination method is used are: the time of residence of the sample in the oven, microwave iradiation power, soil sample moisture and last but not least the concentration of the pollutant in the sample.

Key words: thermal desorption, microwaves, dangerous chemical substances.

* Corresponding author; *e-mail:* vasile.prodan@im.utcluj.ro

1. Introduction

Microwaves are electromagnetic oscilations with frequences in the range of $3 \cdot 10^8 ... 3 \cdot 10^{10}$ Hz. In electromagnetic specter, the microwave radiation is situated between infrared radiations and radio waves. The frequencies used in microwave processing domain correspond to the industrial, scientific and medical frequency bands, assigned by the International Telecommunication Union, being called ISM frequencies. In Europe the 2450 MHz, 5800 MHz and 22125 MHz bands are autorized, the most used being the 2450 MHz frequency, its wave length being 12.2 cm (Landini *et al*., 2000).

The most commonly encountered phenomenon of microwave processing is heating of dielectric materials, due to hysteresis in electrical fields variable in time, which has the effect of converting electromagnetic energy to thermal energy.

Microwave heating is a volumetric heating, whose efficiency depends on the characteristics of the processed material. The thermal process evolves rapidly, the transfer of heat inside the material being independent of the speed of the air flow. The energy concentration in small volumes of material has as an effect important temperature growth, which can modify the properties of the material.

The depth of penetration into the material increases with wave length or with frequency decrease, thus at the frequencies used for microwave processing the depth of penetration is of the order of centimeters and varies depending on the temperature and the properties of the material.

The extraction of organic pollutants using microwave energy was first introduced in 1986 by Ganzler *et. al.* From that moment on, this extraction technique with microwaves was successfully applied for the extraction from soil of different compunds, such as pesticides, polycyclic aromatic hydrocarbons, polychlorbipheniles and phenols.

The extraction using microwave energy is effective because of the reduced time of heating the soil samples by direct effect on the molecules, through ionic conduction and dipole rotation. In principle the dipole rotation is a mechanism by which the energy in the form of electromagnetic radiations is converted into thermal energy (Chen Ligang, *et al*., 2007).

Organochlorine pesticides were used primarly because of their effectiveness as insecticides. These compounds are forbidden in most of the countries since the 1970s. Also pesticides are chemical substances that bioaccumulate in the environment and living organisms, they’re resistant to

natural degradation and present the risc of causing adverse effects on human health (Daura Vega Moreno *et al.*, 2006).

1.1. Dielectric Properties of the Soil

Researchers Hoekstra and Delaney have studies the dielectric properties of sands, muds and clays in the frequency range of 100-26000 MHz. Their data reveal general relations between the dielectric properties, moisture content, temperature and frequency as follows:

- the dielectric constant increases as temperature increases from 5°C to 25°C, but the dielectric loss factor remains constant in this temperature range;
- the dielectric constant and the dielectric loss factor increase with the increase of moisture content in the soil (Gfrerer & Lankmayr, 2005).

Usually, the dielectric constant of soils varies from 2-3 times for dry soils up to 20 times for soils with a moisture content of 0.3 g/ml (Gfrerer & Lankmayr, 2005).

2. The Stage of Application of Thermal Desorption with Microwaves for Treatment of Soils Contaminated with Dangerous Chemical Substances

Following the review of different publications from specialized literature it's observed the development of certain technical aspects (determination of optimal conditions for decontamination, used parameters, temperature, time, iradiation power) necessary for decontamination of soils polluted with dangerous chemical substances.

The summary of the paper is based on date taken from the specialized literature, resulting in the implementation stage of the thermal desorption with microwaves applied to soils contaminated with pesticides, polychlorbipheniles, polycyclic aromatic hydrocarbons and others.

To apply the thermal desorption with microwaves it's very important primarly to know certain characteristics about the soil samples subjected to such treatment.

Before introducing the soil samples into the installation of thermal desorption, they should be subjected to some analysis to determine the samples' characteristics, such as: moisture of soil samples, pollutant concentration, existing pollutant type (Onuska & Terry, 1993). After determining these characteristics, soil samples can be subjected to treatment with microwave thermal desorption, watching the time of keeping the sample in the microwave installation as well as the power of microwave iradiation.

2.1. Microwave Thermal Desorption Applied to Soils Contaminated with Polychlorbiphenile (PCB)

If the soil is contaminated with polychlorbiphenile (PCB) for its remediation according to researchers Kastanek P.and Kastanek F., you can use a facility like the one presented in Fig. 1. Initially the two performed a test in which the soil sample was introduced inside the resonant enclosure and maintained for 2 minutes, applying a power of iradiation with microwaves of 250W. Following this other experimental tests were conducted, heating the soil sample for 5 minutes at a power of 440W, or for 10 minutes at a power of 600W (Kastanek & Kastanek, 2007).

To conduct these experiments P. Kastanek and F. Kastanek used: 100g of contaminated soil, 30g of absorbant for microwaves, 2g of $NaHCO_3$, 8g of NaOH and 25ml of H_2O. The research on a laboratory scale presented above were realised on the facility in Fig. 1 at a temperature of 600°C, temperature necessary and sufficient for the decontamination of soil samples (Kastanek & Kastanek, 2007). Moisture existent in soil is a very important factor, which might affect the final temperature of the heating system with microwaves. Thus the content of water will modify the conductivity and permittivity of the soil, because at temperatures higher than 100°C water turns into vapors, and these vapors can help the desorption process to eliminate the polychlorbipheniles from the soil (Chen Ligang, *et al.*, 2007).

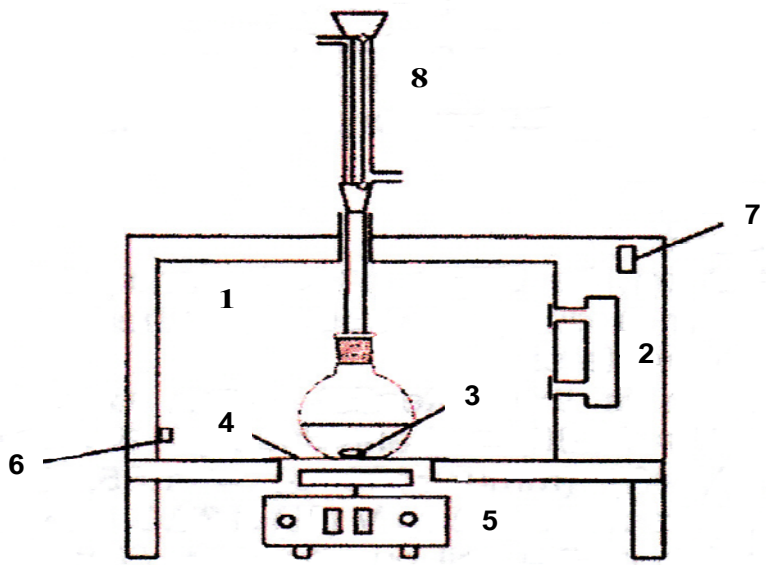


Fig. 1 – Microwave oven scheme: 1 – oven chamber; 2 – magnetron; 3 – magnetic mixer; 4 – sample support; 5 – magnetic stirrer; 6 – IR thermometer; 7 – switch; 8 – cooling water (Kastanek & Kastanek, 2007).

Microwave iradiation is based on the direct effect of microwaves by applying an electromagnetic field upon the ionic molecules, producing a heating

of the entire material from the inside up to the contact surface (Gfrerer & Lankmayr, 2005).

2.2. Microwave Thermal Desorption Applied to Soils Contaminated with Polycyclic Aromatic Hydrocarbons (PAH)

For decontamination of the soil polluted with polycyclic aromatic hydrocarbons you can use a facility like the one presented in Fig. 2. In Fig. 2 it's presented the facility at a laboratory scale, comprising a microwave generator with a power between 0.5 and 1.5 kW providing a microwave frequency of 2.45GHz and a cavity in which the sample of soil is placed.

The installation also comprises of a system of gas input (in this case nitrogen) to ensure a controlled atmosphere, and a gas output system to extract the gases resulted from the thermal desorption process.

Soil salmples having a weight of 25g were placed on a silica bed situated inside a quartz reactor. Positioned like this, the soil sample was occupying the central section of the cavity for a better direct contact between the sample and the beam of microwaves (Robinson *et al*., 2009).

The removal of polycyclic aromatic hydrocarbons from the contaminated soil sample was possible thanks to the microwave thermal desorption at a temperature situated between 100 and 300°C (Robinson *et al*., 2009).

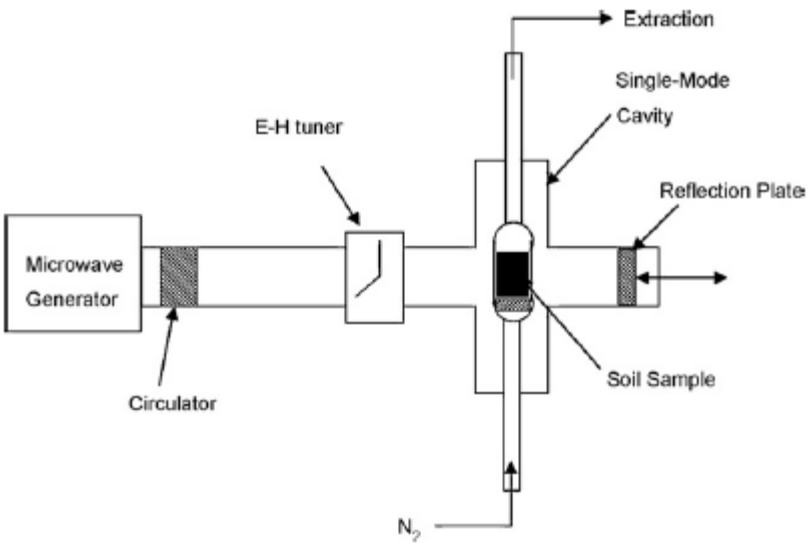


Fig. 2 – Microwave facility scheme for decontamination of soils polluted with polycyclic aromatic hydrocarbons (Robinson *et al*., 2009).

Researchers Onuska F.I. and Terry K.A. made some research regarding microwave desorption applyed to soils contaminated with pesticides and they obtained the following results presented in Table 1, (Onuska & Terry, 1993).

Table 1

The Time of Maintaining and Degree of Recovery of Various Pesticides from the Soil (*Onuska & Terry, 1993*).

Pesticides	Time (minutes)	Recovery degree (%)
Hexachlorbenzene	12,60	91,7±4,8
Lindane	14,03	86,7±4,9
Aldrine	19,22	93,8±4,7
Dieldrine	24,94	88,8±4,1
Endrine	26,12	91,5±4,9
p,p`-DDD	27,66	74,0±3,0
o.p –DDT	27,74	81,7±4,3
p,p`-DDT	29,08	81,6±4,2
Mirex	34,97	81,2±4,0

Advantages:

Microwave thermal desorption advantages compared to incineration are:

- lower investment costs;
- the humic value of the soils remains intact upon decontamination;
- the pollutants from the soil are not destroyed but recovered in a form that allows their recovery;
- rapid decontamination (time of maintaining the soil inside the facility varies between a few seconds to several tens of minutes) (Micle & Neag, (2009; Micle, 2009).

Disadvantages:

One disadvantage of the method would be the fact that microwave thermal desorption has a rather large consumption of electricity.

Also we must take into account the fact that upon the thermal desorption result gases with different pollutants, which must be depolluted before being evacuated into the atmosphere.

The dusting equipment may be humid or dry, comprised of different filters and cyclons, but we must remember that at an industrial scale these installations are pretty expensive.

3. Conclusion

The depollution efficiency for microwave thermal desorption using NaOH was 98.4%. After pre-treatment, the hexachlorbenzene residue present in the soil reached the value of 0.91 mg/kg.

Keeping time in the oven is generally low from a few seconds to a few tens of minutes, according to the contamination degree of the soil, to the moisture of the sample subjected to analisys and to the microwave iradiation power.

The two microwave thermal desorption facilities presented above are executed only at a laboratory stage to be able to closely monitor the thermal desorption process, the parameters and the applying conditions, before it can also be realized at an industrial scale.

Acknowledgement. This paper was supported by the project "Doctoral studies in engineering sciences for developing the knowledge based society-SIDOC" contract no. POSDRU/88/1.5/S/60078, project co-funded from European Social Fund through Sectorial Operational Program Human Resources 2007-2013.

REFERENCES

Chen Ligang, Ding Lan, Jin Haiyan, Song Daqian, Zhang Huarong, Li Jiantao, Zhang Kun, Wang Yutang, Zhang Hanqi, *The Determination of Organochlorine Pesticides Based on Dynamic Microwave-Assisted Extraction Coupled with on-Line Solid-Phase Extraction of High-Performance Liquid Chromatography.* 239–246 (2007).

Daura Vega Moreno, Zoraida Sosa Ferrera, Jos´e J. Santana Rodriguez, *Microwave Assisted Micellar Extraction Coupled with Solid Phase Microextraction for the Determination of Organochlorine Pesticides in Soil Samples*. 51–57 (2006).

Gfrerer M., Lankmayr E., *Screening, Optimization and Validation of Microwave-Assisted Extraction for the Determination of Persistent Organochlorine Pesticides*. 203-211 (2005).

Kastanek P., Kastanek F., *Microwave Enhanced Thermal Desorption of Soil Contaminated With Polyhalogenated Biphenyls*. 648-654 (2007).

Landini L., De Araújo Sumair G., Lugão A.B., *Application of Microwave Technology in Rare Earth Elements - a Short Inquiry*. International Nuclear Atlantic Conference - INAC 2007, Santos, SP, Brazil, Associação Brasileira de Energia Nuclear, September 30 to October 5, 2000.

Micle Valer, Neag Gh., *Procedee şi echipamente de depoluare a solurilor şi a apelor subterane*. U.T.PRESS Cluj-Napoca, 185-189 (2009).

Micle Valer, *Refacerea ecologică a zonelor degradate*. U.T.PRESS Cluj-Napoca, 149-153 (2009).

Onuska F.I., Terry K.A., *Extraction of Pesticides from Sediments Using a Microwave Technique*. Chromatographia, **36**,1993.

Punt M.M., *Microwave-En Hanced Extraction of Organic Contaminants from Soil*. 1997.

Robinson J.P., Kingman S.W., Snape C.E., Shang H., Barranco R., Saeid A., *Separation of Polyaromatic Hydrocarbons from Contaminated Soils Using Microwave Heating*. Separation and Purification Technology, *69*, 249–254 (2009).

APLICAREA DESORBȚIEI TERMICE CU MICROUNDE LA TRATAREA SOLURILOR CONTAMINATE CU SUBSTANȚE CHIMICE PERICULOASE

(Rezumat)

În spectrul larg al radiaţiilor electromagnetice, microundele ocupă domeniul de frecvenţe 0,3 – 300 GHz, lungimile de undă corespunzătoare situându-se între 1 m şi 1 mm. Desprinsă de sursa care produce microunda, în propagarea sa, unda transportă energie şi interacţionează cu substanţa.

Desorbţia termică cu microunde este o metodă care se foloseşte din ce în ce mai des în cercetările efectuate pentru eliminarea din solurile poluate a substanţelor chimice periculoase (pesticide, PCB). În cadrul articolului se face o analiză privind modul de aplicare şi caracteristicile desorbţiei termice cu microunde pentru solurile poluate cu substanţe chimice periculoase.

Parametrii principali de care trebuie să se ţină seama atunci când se foloseşte această metodă de decontaminare sunt: timpul de staţionare al probei în cuptor, puterea de iradiere cu microunde, umiditatea probei de sol şi nu în ultimul rând concentraţia poluantului existent în probă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

BIREFRINGENCE DISPERSION OF A LIQUID CRYSTALLINE LAYER FROM ALKOXY BENZOIC ACID ESTER IN TETRACHLOROMETHANE DETERMINED BY SPECTRAL METHOD

BY

ALINA ROGOJANU*, CARMEN FELICIA DASCALU and DANA ORTANSA DOROHOI

University “Al.I.Cuza”, Jassy,
Faculty of Physics

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 17, 2011

Abstract. The visible birefringence dispersion of a liquid crystalline layer (alkoxy benzoic acid ester in tetra chloromethane) was determined from the channeled spectrum recorded in the absence and in the presence of an external electrostatic field. The increase of the visible birefringence of the liquid crystalline layer in the presence of the electric field was evidenced in this paper. A Wood filter was simulated with Maple program using the experimental data. The knowledge regarding the electric field influence on the birefringence values can help the specialists in designing the electronic display cells containing liquid crystals.

Key words: optical birefringence, channeled spectra, Wood filter.

1. Introduction

Alkoxy benzoic acids are typical representatives of liquid crystals (Ramakrishna *et al*., 2010; Kuz’mina L *et al*., 2009). The polymeric esters of

* Corresponding author; *e-mail:* rogojanu_alina@yahoo.com

alkoxy benzoic acids (PEABA) in thermodynamically bad solvent, such as tetra chloromethane (TCM) show a lyotropic liquid crystalline phase, realized by side-chains parallel ordering. The chemical structure of theses is given in Fig. 1.

The PEABA in TCM have potential practical applications in changing the radiation spectral composition. One optical system consisting from one anisotropic layer between two crossed polarizers induces changes in the spectral composition of radiations.

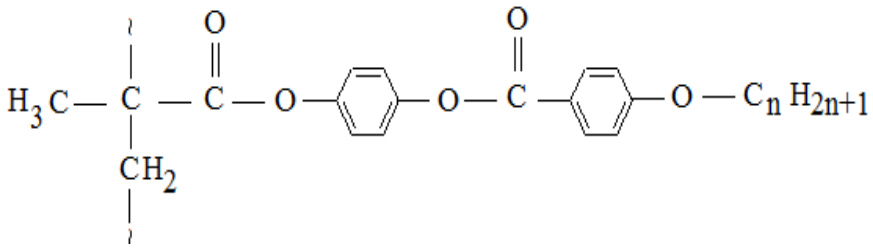


Fig. 1 – The chemical structure of polymeric esters of alkoxy benzoic acid.

The wavenumber of the radiations which pass from this system depends on the birefringence and thickness of the anisotropic layer. The liquid crystalline layer between two electrically charged transparent walls becomes anisotropic with the director perpendicular to the field direction. This kind of layer changes the polarization state of radiation. The monochromatic radiations which keep their polarization state can't pass through the optical device. The radiations with changed polarization state can cross the system. This is the principle of a polarization filter.

The anisotropic liquid crystals uniax shows two values of the refractive index n_o and n_e, the ordinary refractive index and the extraordinary refractive index respectively. The birefringence of the liquid crystals layers is given by the difference of the two refractive indices (equation 1).

$$\Delta n = n_e - n_o \tag{1}$$

The optical birefringence of the liquid crystalline layer is closely related to the degree of order of the side chains comparing with the main chains. The degree of order in liquid crystalline layer can be improved by applying an external electrical field. The similar studies have been conducted in other liquid crystals such as poly-(phenyl methacrylic) ester of cetyloxybenzoic acid (PPMAECOBA) (Baran *et al.*, 2005) and N-(4-methoxybenzilidene)-4-butylaniline (MBBA) (Dumitrascu *et al.*, 2006).

The birefringence of the liquid crystals samples increase with the intensity of the electrical field. In the presence of an electrical field within a practical range, the optical birefringence is induced by the liquid crystalline

layer order (Kim *et al*., 2010) and its magnitude can be determined by the equation (2).

$$\Delta n = K C E^2 \tag{2}$$

where Δn is the optical birefringence, C is the concentration of sample, E is the intensity of the applied electrical field, K is the Kerr constant.

2. Experimental Part

The channeled spectra were recorded using a spectrophotometer Specord UV VIS Carl Zeiss Jena in the spectral range [14000 - 23000] cm^{-1}, in absence and in presence of electrostatic field.

The polymeric esters of alkoxy benzoic acids (PEABA) were achieved from Sigma-Aldrich Company and kept in a special cell (Dorohoi, 2010; Dorohoi *et al*., 2001; Dorohoi *et al*., 1999; Pop *et al*., 2006). This cell is placed between two identical crossed polarizer. In the comparison beam of spectrophotometer are introduced two polarizer with their transmission directions parallel. For the application of the external electrical field, the cell is connected by a variable transistor to an electric source. The concentration of liquid crystal is 10-2 g/cm^3 in TCM and the layer thickness is 14 m.

From the chanelled spectra can be accurately identified the position of two minimum and maximum between them, which can be used to calculate the birefringence according to equation (3).

$$\Delta n = \frac{1}{2L} \frac{\nu_{2(k+1)} - \nu_{2k}}{\nu_{2(k+1)}\nu_{2k+1} + \nu_{2k}\nu_{2k+1} - 2\nu_{2(k+1)}\nu_{2k}} \tag{3}$$

where L is the liquid crystalline layer thickness, ν_{2k} and $\nu_{2(k+1)}$ are the wavenumbers corresponding to the consecutive two minima, and ν_{2k+1} corresponds to the maximum between them.

Let's consider a device (D) consisting by a PEABA LC with a constant thickness L placed between two crossed polarizers. The main transmission directions of LC are at 45° in relation to the transmission directions of the polarizers (Baran *et al*., 2005). The device (D) can be considered as being a Wood type polarization interferential filter. The transmission factor of the device (D) is express by relation (Dumitrascu *et al*., 2009):

$$T(\lambda_0) = \frac{1}{2} sin^2 \frac{\pi \cdot \Delta n \cdot L}{\lambda} \quad (4)$$

where Δn is the birefringence of the LC, L is the thickness of the liquid crystal layer λ is the light wavelength.

Using formula (4) the transmission factor of the device (D) was simulated for a thickness of the liquid crystalline layer L=14μm with program Maple 13.

3. Results and Discussions

The birefringence dependence of the wavelength is show in Table 1 in the absence of electric field and in the presence of electrostatic field (E=110kV/m).

Table 1

Birefringece of PEABA in TCM

E=0		E=110kV/m	
λ (nm)	Δn	λ (nm)	Δn
445,632	0,1704	444,839	0,2607
459,558	0,1703	457,038	0,2564
493,096	0,1698	498,008	0,2414
531,914	0,1696	530,785	0,2300
554,323	0,1695	549,450	0,2242
577,367	0,1694	589,622	0,2107
603,864	0,1693	612,745	0,2028
632,911	0,1693	637,755	0,1950
663,129	0,1691	666,666	0,1871
700,280	0,1690	696,378	0,1778

From the Table1 one can be observed that in the absence of electrostatic field, the birefringence values are between 0,1690 - 0,1704. The birefringence values increase (0,1778 - 0,2607) when the external electric field (E=110kV/m) was applied.

The transmission factor vs. birefringence and vs. wavelength of the device consisting of PEABA liquid crystal (with thickness L=14μm) between cross polarizers is given in Fig. 2.

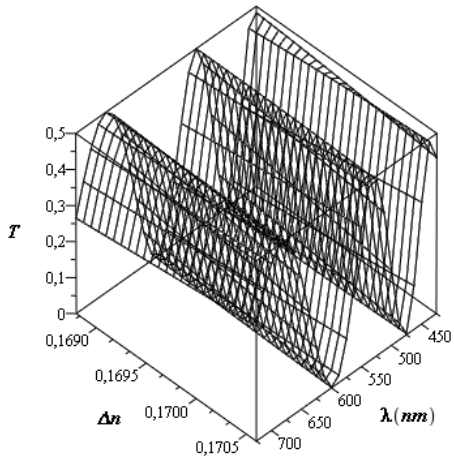


Fig. 2 – Transmission factor (T) vs. birefringence (Δn) vs. wavelength (λ) of device (D).

The value of the transmission factor of device (D) can be estimated for a given birefringence and wavelength from 3D graph (Fig. 3).

4. Conclusion

The values of the PEABA in TCM birefringence are determined from channeled spectra. An external electrostatic field increases the degree of order in liquid crystalline sample determining the increase in the birefringence of PEABA liquid crystal. A decrease of the birefringence (main refractive indices) with the wavelength increasing has been evidenced for PEABA in TCM. The transmission factor of the device (D) has three maximum in the spectral range 425-725nm. The simulation of Wood filters can help the specialists in designing electronic display cells containing liquid crystals.

Acknowledgements. This research was supported by the European Social Fund in Romania, under the responsibility of the Managing Authority for the Sectoral Operational Programme for Human Resources Development 2007-2013 [grants POSDRU/ 6/1.5/S/25 and POSDRU/88/1.5/S/47646].

REFERENCE

Baran J., Postolache M., Postolache M., Journal of Optoelectronics and Advanced Materials, **8**, *4*, 1529 (2005).

Dorohoi D.O., *Fundamental Optics*. Addleton Academic Publisher, New York, 2010.

Dorohoi D.O., Nasta L. Cotlet M., Frunza S., Tonitza O., An. Univ. Al.I.Cuza, Iasi, s. Chimie, **VII**, *1*, 83 (1999).

Dorohoi D.O., Postolache M., Postolache M., MacromoJ., l. Science, part B - Physics, **40**, *2*, 239 (2001).
Dumitrascu I., Dumitrascu,L. Dorohoi D., Journal of Optoelectronics and Advanced Materials, **8**, *3*,1028-1032 (2006).
Dumitrascu L., Dumitrascu I., Dorohoi D. O., Rev. Chim. Bucuresti, **60**, *11*, 2009.
Kim M., Kang B.G., Kim M.S., Kim M.-K, *et al.*, Current Applied Physics, *10*, 118-121 (2010).
Kuz'mina L.G., Kucherepa N.S., Pestov S.M., Kochetov A.N., Rukk N.S., Syrbu S.A., *Crystallography Reports*, **54**, *5*, 862–879 (2009).
Pop V., Angheluta E. Dorohoi D.O., Bull I.P.I, **L(LV)**, *5*, Matematica, Mecanica Teoretica, Fizica, 98 (2006).
Ramakrishna M., Rao N., Datta Prasad P.V., Pisipati V.G.K.M., Mol. Cryst. Liq. Cryst., **528**, 49–63 (2010).

DISPERSIA BIREFRINGENŢEI UNUI STRAT DE CRISTAL LICHID DE ESTER AL ACIDULUI ALCOXIBENZOIC ÎN TETRACLORMETAN DETERMINATĂ PRIN METODĂ SPECTRALĂ

(Rezumat)

Dispersia birefringenţei în domeniul vizibil a stratului de cristal lichid (de ester al acidului alcoxibenzoic în tetraclormetan) a fost determinată din spectrul canelat înregistrat în absenţa şi în prezenţa unui câmp electrostatic extern. În lucrare s-a pus în evidenţă faptul că în prezenţa câmpului electric birefringenţa cristalului lichid creşte. Un filtru de tip Wood a fost simulat utilizând programul Maple şi datele experimentale. Cunoaşterea influenţei câmpului electric asupra birefringenţei poate ajuta specialiştii să proiecteze display-uri cu celule ce conţin cristal lichid.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

RESEARCH ON ALUMINUM ALLOY MODIFICATIONS WITH SEVERE PLASTIC DEFORMED AlTi5B1 FINISHING PRE-ALLOY

BY

COSTEL ROMAN[1*], ROMEU CHELARIU[1], IOAN CARCEA[1], RADU COMĂNECI[1], GABRIELA POPESCU[2] and MIHAI AXINTE[1]

[1] Technical University “Gheorghe Asachi” of Iaşi,
[2] Polytechnic University of Bucharest

Received: March 23, 2011
Accepted for publication: June 15, 2011

Abstract. The present paper presents some preliminary experimental data concerning the severe plastic deformation AlTi5B1 prealloy on one aluminum alloy. The severe plastic deformation of prealloy by ECAP has the more beneficial effect, on the modification of aluminum alloy.

Key words: severe plastic deformation, aluminum alloys.

1. Introduction

Grain finishing of non-ferrous alloys consists in melt treatment before casting or during the solidification process. The metallic material crystals increase having as support the grains. The higher the number of grains (nuclei) is, the higher is the increase of number of crystals and finer they are.

The artificial change process of cast metallic material structure is carried out by adding in the melt of some finishing pre-alloys containing the

* Corresponding author; *e-mail:* romancostel2005@yahoo.com

modifying chemical elements before casting.

The modifiers used for finishing the primary dendrites' granulation in aluminum alloys are substances forming difficult fusible particles acting as inoculants of heterogeneous germination. Among the class of these modifiers we may mention boron and a series of transition metals with a high chemical reactivity such as titanium, zirconium, tantalum, vanadium etc.

The nucleating processes have an important role in aluminum alloy solidification, controlling the type of primary structure, the range of dimensions and the spatial distribution of phases. Also, the nucleating effects induce a considerable influence on the solidification microstructure respectively on the grain size, on composition morphology and homogeneity (Moldovan *et al.*, 1998).

2. Experimental Procedure

The severe plastic deformed AlTi5B1 pre-alloys by various procedures (Fig. 1) were used for modifying the AlSi5Cu3 aluminum alloy, according the following table:

Table 1
Experimental Tests

Test no.	Severe deformation procedure of pre-alloy	Addition of pre-alloy, %	Modification temperature, °C
1	-	0	760
2	Non-deformed pre-alloy	4	760
3	Rolled pre-aloy	4	760
4	ECAP pre-alloy	4	760
5	Compressed pre-alloy	4	760

The deformed pre-alloy by various procedures is illustrated in Fig. 1.

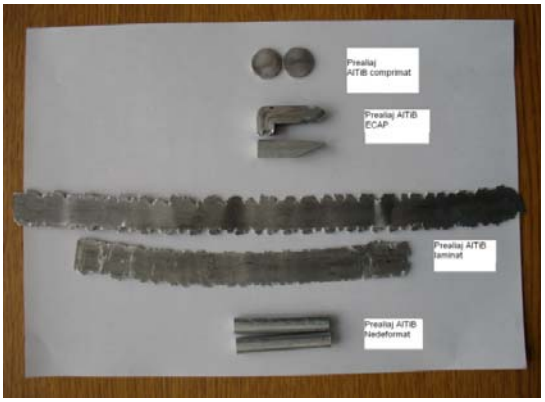


Fig. 1 – Severe deformed AlTiB pre-alloy by various procedures.

3. Results and Debates

3.1. Study of AlTiB Pre-Alloy

In the following figures the AlTiB pre-alloy structure and Al_3Ti metallographic constituent dimension distribution are presented.

As we may notice both in graphs and in micrographics, through severe plastic deformation of pre-alloy, the dimensions and form of Al_3Ti compound are modified obtaining a metallographic constituent of smaller average dimensions and a more uniform distribution within the pre-alloy matrix.

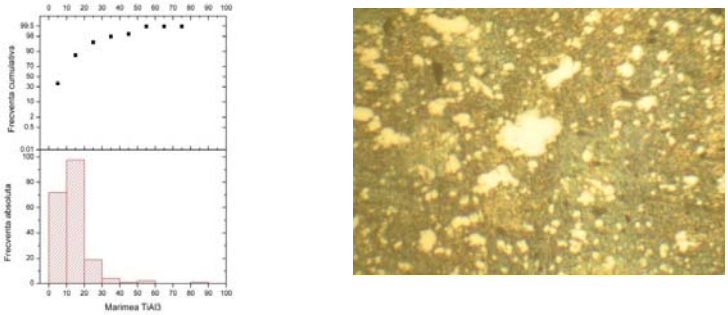


Fig. 2 – Non-deformed pre-alloy. Scale: 1 cm = 50 μm.

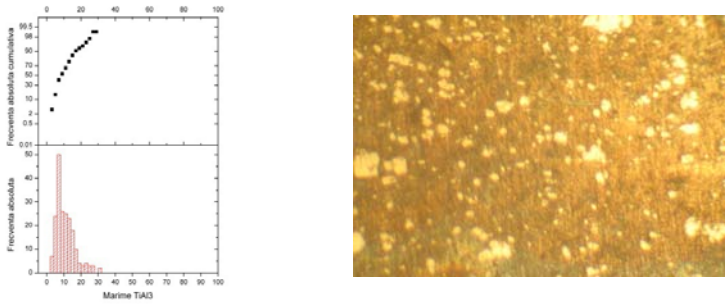


Fig. 3 – Severe deformed pre-alloy by successive rolling. Scale: 1 cm = 50 μm.

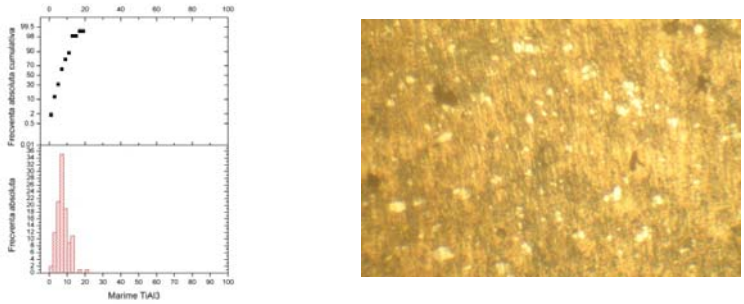


Fig. 4 – Severe deformed pre-alloy by ECAP. Scale: 1 cm = 50 μm.

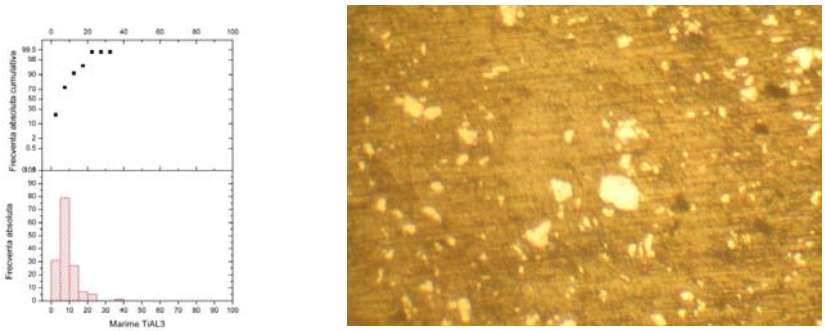


Fig. 5 – Severe deformed pre-alloy by compression. Scale: 1 cm = 50 μm.

As we may notice both in graphs and in micrographics, through severe plastic deformation of pre-alloy, the dimensions and form of Al_3Ti compound are modified obtaining a metallographic constituent of smaller average dimensions and a more uniform distribution within the pre-alloy matrix.

The study of severe deformed pre-alloy samples by the three deformation methods at electronic microscope, shows up the chemical composition of the alloy and its structure.

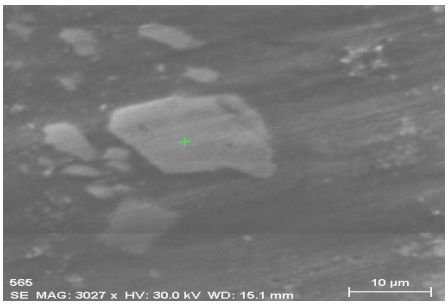


Fig. 6 – Electronic microscopy of AlTiB pre-alloy.

The distribution of Al, B, Ti elements in the studied structures is given below:

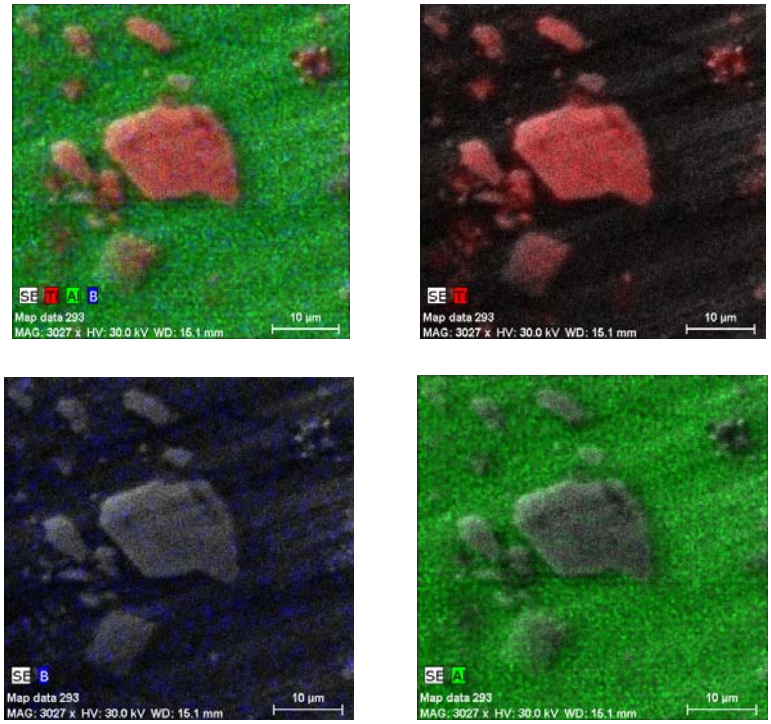


Fig. 7 – Distribution of Al, B, Ti elements AlTiB pre-alloy.

Chemical composition of AlTiB pre-alloy on the point indicated in the above figure is given in Table 2.

Table 2

Chemical Composition of AlTiB Pre-Alloy on the Point Indicated in Fig. 6

Element	AN	series	Net	wt.%	norm. wt.%	norm. at.%	Error in %
Aluminum	13	K-series	114698	49.79564	51.65738	51.94795	2.527021
Titanium	22	K-series	71768	36.35271	37.71185	21.37108	1.031554
Boron	5	K-series	748	10.24764	10.63077	26.68097	2.548676
			Sum:	96.39599	100	100	

The breaking curve of AlTiB pre-alloy is shown in Fig. 8 and the mechanical characteristic properties in Table 3.

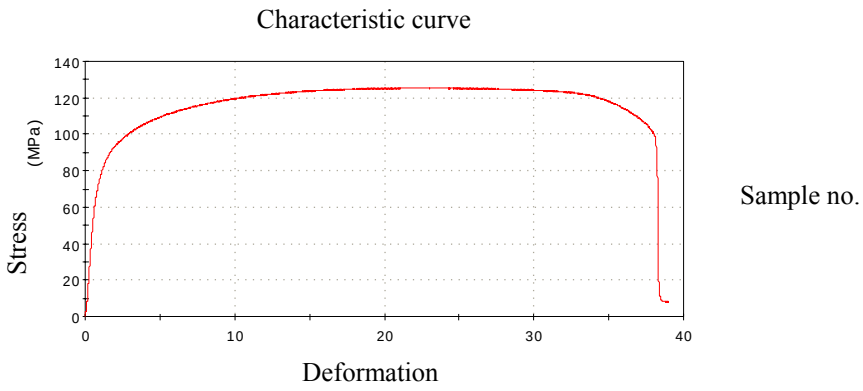


Fig. 8 – Breaking curve of AlTiB pre-alloy.

Table 3
Characteristic Mechanical Properties of AlTi5B1 Master Alloy

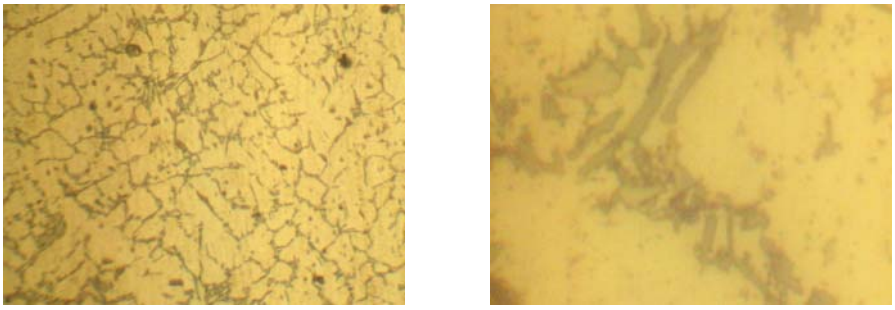
Sample	Maximum Load (N)	E-modulus (MPa)	Tensile stress at Tensile Strength (MPa)	Tensile strain at Break (Standard) (%)	Tensile stress at Yield (Offset 0.2 %) (MPa)
AlTi5B1	1,578.51	10,538.51	125.159	38.97	74.643

3.2. Study of Modified Alloys with Severe Deformed AlTiB Pre-Alloy by Various Methods

The smelting of AlSi5Cu3 alloy was performed in an induction melting furnace of 5 kg showing in Fig. 10 and modification with pre-alloy was carried out in the casting ladle according to Table 1.

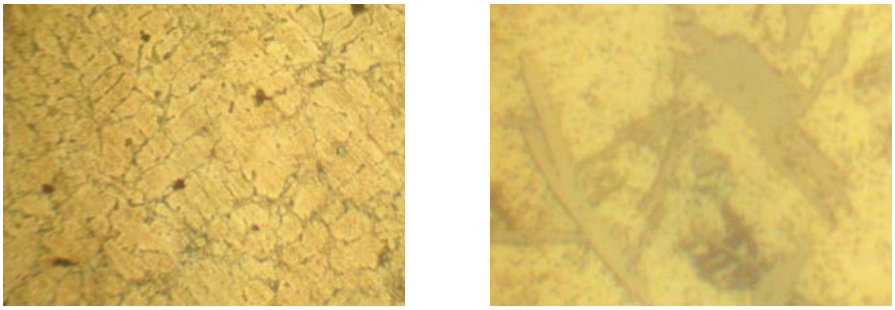
Fig. 9 – Induction melting furnace.

In the following figures it is presented the ATAlSi5Cu3 alloy structure modified or unmodified with severe plastic deformed AlTiB pre-alloy by various methods.



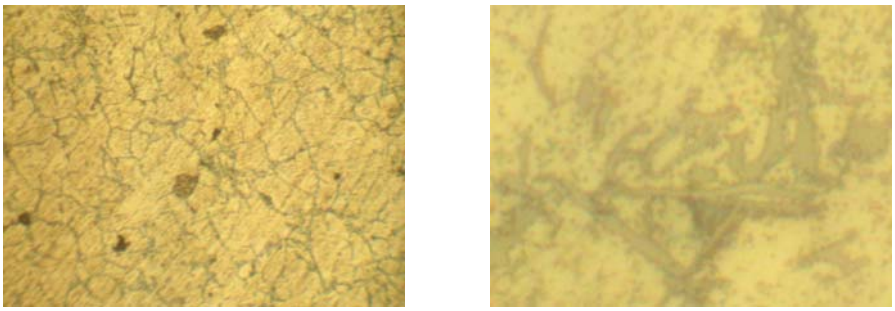
a *b*

The microstructure of cast and unmodified ATAlSi5Cu3 alloy:
a) alpha phase + silicone separations, scale: 1 cm = 60 μm;
b) morphology of silicone separations, scale: 1 cm = 6 μm



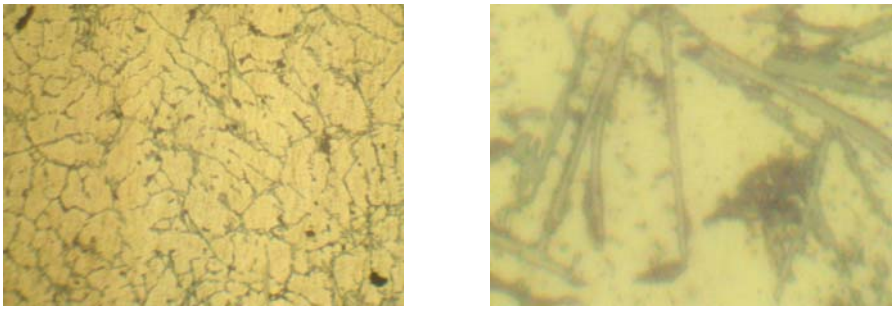
a *b*

Microstructure of cast and modified ATAlSi5Cu3 alloy non-deformed AlTiB pre-alloy:
a) alpha phase + silicone separations, scale: 1 cm = 60 μm;
b) morphology of silicone separations, scale: 1 cm = 6 μm.



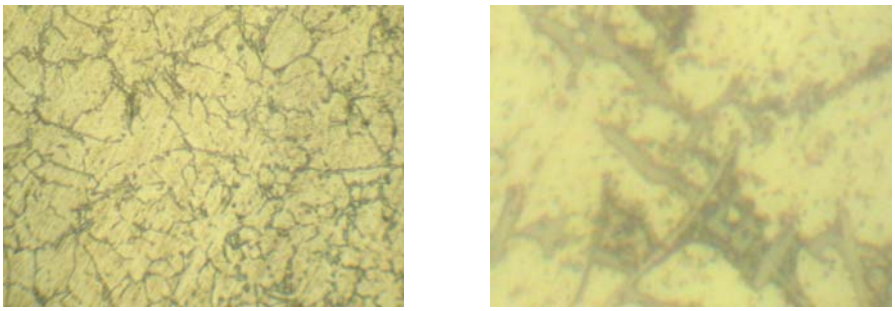
a *b*

Microstructure of cast and modified ATAlSi5Cu3 alloy AlTiB pre-alloy deformed by successive rolling: *a*) alpha phase + silicone separations, scale: 1 cm = 60 μm;
b) morphology of silicone separations, scale: 1 cm = 6 μm.



a *b*

Microstructure of cast and modified ATAlSi5Cu3alloy AlTiB pre-alloy by ECAP: *a*) alpha phase + silicone separations, scale: 1 cm = 60 μm; *b*) morphology of silicone separations, scale: 1 cm = 6 μm.



a *b*

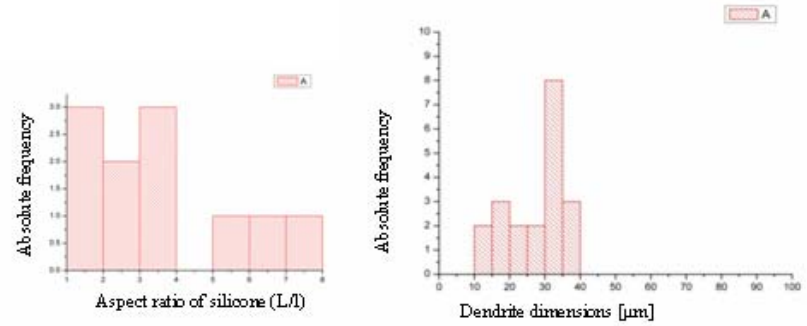
Microstructure of cast and modified ATAlSi5Cu3 alloy AlTiB pre-alloy deformed by compression: *a*) alpha phase + silicone separations, scale: 1 cm = 60 μm; b) morphology of silicone separations, scale: 1 cm = 6 μm.

Fig. 10 – Microstructures of cast and modified ATAlSi5Cu3 alloy with severe deformed AlTiB pre-alloy by various methods.

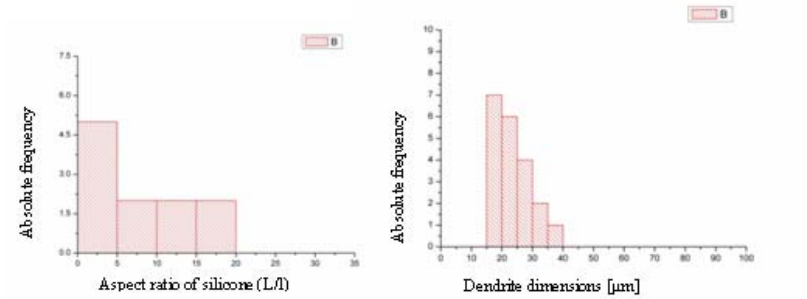
In order to characterize the structure of unmodified and modified alloys, there were determined with DeWinter Materials Plus program the dimensions of alpha phase dendrites and the aspect ratio of silicone (RA=L/l). These sizes were measured and statistically analyzed in order to be compared.

The statistical analysis shows that between the values of the two sizes there are significant differences indicating that the modification effects depends also on the plastic deformation state of the pre-alloy.

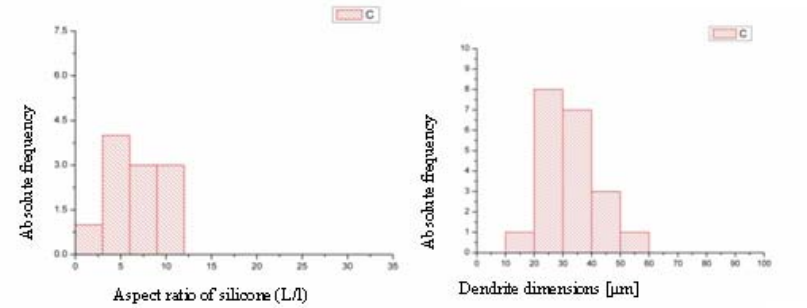
The graphical representation of dendrite dimensions that were determined with the DeWinter Materials Plus program, the dimensions of alpha phase dendrites and the aspect ratio of silicone (RA=L/l) are presented in Fig. 11.



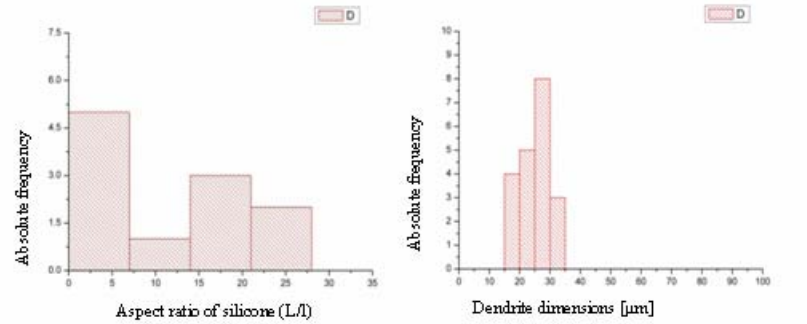
a – Unmodified AlSi5Cu3 alloy



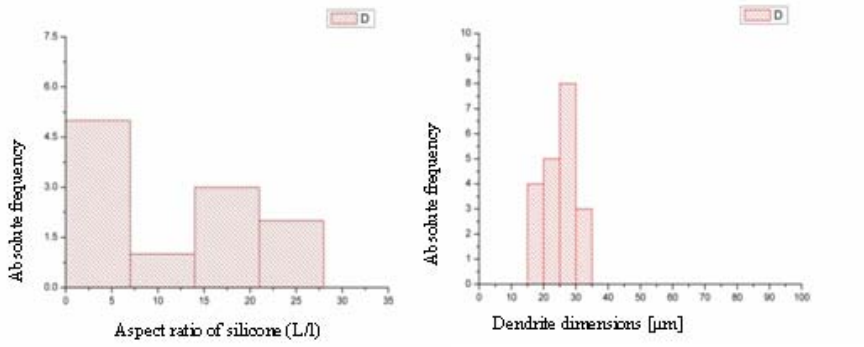
b – Modified AlSi5Cu3 alloy with non-deformed pre-alloy



c – Modified AlSi5Cu3 alloy with rolled pre-alloy



d – Modified AlSi5Cu3 alloy with ECAP pre-alloy



e – Modified AlSi5Cu3 alloy with compressed pre-alloy
Fig. 11 – Dimensions of alpha phase dendrites and aspect ratio of silicone.

4. Conclusions

1. As we may notice both in graphs and micrographics, by severe plastic deformation of the pre-alloy, the dimensions and form of Al_3Ti compound are modified obtaining a metallographic constituent with smaller average dimensions and a more uniform distribution in the pre-alloy matrix.

2. The study of severe deformed pre-alloy samples by the three deformation methods at electronic microscope points out the chemical composition of the alloy and its structure.

3. In order to characterize the structure of unmodified and modified alloys, there were determined with DeWinter Materials Plus program the dimensions of alpha phase dendrites and the aspect ratio of silicone (RA=L/l). These sizes were measured and statistically analyzed in order to be compared. In tables 3 and 4 there are given the values of the two sizes followed by the results of the statistical analysis using the dispersion analysis method.

4. The statistical analysis shows that between the values of the two sizes there are significant differences indicating that the modification effects depends also on the plastic deformation state of the pre-alloy.

5. From the analysis of histograms presented in figure 12, we conclude that the modified alloys with deformed pre-alloy by ECAP method have the L/l silicon ratio within 0-7 value with the highest frequency of about 5.2 and the dimensions of dendrites within 15-35 μm with a frequency range of 3 and 8.2.

NU SE REGASESTE IN TEXT

REFERENCES

Comăneci R., Chelariu R., Zaharia L., Bejinariu C., Roman C., *Experimental Aspects Regarding Equal Channel Angular Pressing of Aluminium and Al-Mg Alloys.*

International Conference on Material Science and Engineering BRAMAT 2007, Braşov, Romania, 22-24 February, Bulletin of the Transilvania University of Braşov, supplement BRAMAT 2007, 141-146 (2007).

Iwahashi Y., Furukawa M., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G., *Microstructural Characteristics of Ultrafine-Grained Aluminum Produced Using Equal-Channel Angular Pressing Metall.* Mater. Trans. 29A, 2245 (1998).

Moldovan P., Panait N., Mărginean Şt., *Foundations of Non-Ferrous Metallic Melt Treatment*. Intact Printing House, Bucharest, 1998.

Richert M., Stüwe H.P., Richert J., Pippan R., Motz Ch., *Characteristic features of microstructure of AlMg5 deformed to large plastic strains*, Materials Science & Engineering, **A 301**, 237-243 (2001).

CERCETĂRI ASUPRA MODIFICĂRII ALIAJELOR DE ALUMINIU CU PREALIAJUL FINISOR AlTi5B1 DEFORMAT PLASTIC SEVER

(Rezumat)

Prezenta lucrare cuprinde câteva date experimentale preliminare privind influenţa deformării plastice severe a prealiajului AlTi5B1 asupra eficienţei modificării unui aliaj de aluminiu. Deformarea plastică severă prin metoda ECAP are efectul benefic cel mai evident.

[1]. (Moldovan *et al.,* 1998)
[2]. (Comăneci *et al.,* 2007)
[3]. (Iwahashi *et al.,* 1998)
[4]. (Richert *et al.,* 2001)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INFLUENCE OF HEAT AND OXYGEN PRESSURE ON THE BEHAVIOR OF AN EVA COMPOUND USED AS CABLES JACKET

BY

CĂTĂLIN RUSU-ZAGĂR[1*], SIMONA PĂSĂREANU[1], IONEL IORGA[2] and GILDA RUSU-ZAGĂR[2]

[1] S.C. Eurotest S.A.,
[2]National Institute for Research,
Development on Occupational Health and Safety

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 17, 2011

Abstract. Knowing the state of degradation of electrical insulation materials is important for any type of equipment, but it is imperative in the case of equipment for nuclear plants. A study was conducted to evaluate the use of oxygen under pressure to accelerate thermo-oxidative degradation rate in EVA compound used as cable jacket. In this paper are presented the results of estimating the state of deterioration of insulating EVA compound subjected to accelerated aging simple and combined, thermal and oxygen pressure. Evaluation of degradation was performed using DSC method, and verification of results was done by determining the elongation at break. The paper concludes that the use of DSC allows accurate estimation of activation energy and estimate the lifetime of the material.

Key words: cable jacket, accelerated aging, degradation, lifetime.

1. Introduction

The insulation systems of high-voltage power cables in operation are subject to different kinds of stresses during their service life and thus suffer

[*] Corresponding author; *e-mail:*

degradation and deterioration. These can lead to a reduction of life which in turn can lower the reliability of electrical power systems.

The processes of degradation of electrical insulating materials consist of oxidation reactions (produced acids which shows high electrical conductivity), crosslinking which contributes to reducing the elasticity and plasticity, depolymerization (leading to lower mechanical resistance and the emergence of gaseous inclusions). Add to this the contribution of hydrolysis processes, incompatibility reactions between the constituents or solvent attack.

Under the action of these requests, cable insulation undergoes degradation, which involves changing physico-chemical properties. To estimate the state of degradation and lifetime experiments are performed in laboratory using the accelerated aging method. There are simple and combined stresses, is the most accurate combination (multi-stress) because it best reflects the real operating conditions of the cable insulation. This paper presents the results of accelerated aging of cable insulation compound EVA, being subjected to accelerated thermal aging and aging under simultaneous action of heat and oxygen pressure.

2. Experiments

Two instrumentation and control cables being identified by the serial numbers JE-H (ST) H 2X2X0, 8 BD SI FRNCX and JE-H (ST) H 4x2x0.8 BD SI FR NCX have been subjected to thermal aging and aging under the simultaneous action of heat and oxygen pressure because the simultaneous aging reduces aging time. The preliminary analyses have been performed on single cable jacket type because both cables are the same EVA compound for cable jackets. At the first experiment, after first sampling time, in oxygen aging vessel to observe that many cable segments have been destroyed until 100°C. Thermal aging was performed with the oven temperature control system, monitored by Lab View virtual instrumentation software (Fig. 1).

Fig. 1 – Oven-controlled system using LabView virtual instrumentation program.

The ageing experiment performed on the A-type cable at 100°C and 4 barr oxygen pressure, and for the B-type product, the simultaneous ageing at 135°C and the same oxygen pressure led to the results showed in Fig. 2.

Fig. 2 – A-type cable at the first sampling during the pressurised oxygen ageing experiment (100°C şi 4 bar).

For the first type of cable jacket that we will note A (JE-H(ST)H 2X2X0.8 BD SI FRNCX) have been used DSC method (Differential Scanning Calorimetry), and for the other type (noted with B, the cable with code JE-H(ST)H 4x2x0.8 BD SI FRNCX) have been used RTL method (radio-thermo-luminescence). Equipment which DSC analysis was performed, to allow measurements in a temperature range between – 85 and 600°C is presented in Fig. 3.

Fig. 3 – DSC 204 F1 Phoenix - produced by NETZSCH GERATEBAU GmbH.

The activation energies were determined by chemiluminescence method (CL).

The relative elongation at break is physical parameter which has been used to asses the degradation state of EVA compound for both cable jackets. The degradation criterion used to evaluate the lifetime is the relative elongation at break of 50 %.

The relative elongation at break has been measured with Monsanto T-10/E, device with pneumatic gripping. The tests were carried out using a crosshead speed of 50 mm/min. The test sample gauge length was 20 mm, dumbbell sample having had width in the gauge length of approximately 4 mm. The dumbbells (100 mm long) were obtained from the cable jackets (before and after the aging) by stamping with specific devices.

3. Results and Discussions

DSC curve for this type is shown in the Fig. 4 points in the compound DSC curve. This jacket type has the glass transition temperature of - 26.2°C (inflexion point of curve). At the same time, can be observed partial softening points.

It can be seen that the structure of A compound presents a highly endothermical area between 54 - 70°C, wich indicates a low thermooxidative stabilisation, posibly because of antioxidant lack.

At the same time, the image in Fig. 2 indicates a melting point lower than 100°C. This and the high value of the relative elongation at break and the small value of tensile strength and similar experimental values for B-type compound, indicate a low crosslinking ratio. At B-type compound, as Fig. 9 shows, can be observed a diminishment followed by an increase of relative elongation at break that indicates a post-crosslinking.

The behaviour of the B type (Fig. 9) sugests that the oxygen pressure accelerated the ageing process, this compound being very good. In the same time, the A type compound sugests the cable jacket by reason of the melt (Fig. 9) is not adequates for industrial products.

Tensile strength value is 9.459 MPa (standard deviation being s = 0.305). For the first type of EVA compound, the initial relative elongation at break has an average value of 548.86 % (standard deviation s = 14.146). This determination has been performed on a volume of 16 statistical units.

For the second type of compound, relative elongation at break is 241.875 % (standard deviation being sd = 23.51), and the tensile strength has the value 17.68 MPa (standard deviation being s = 1.088).

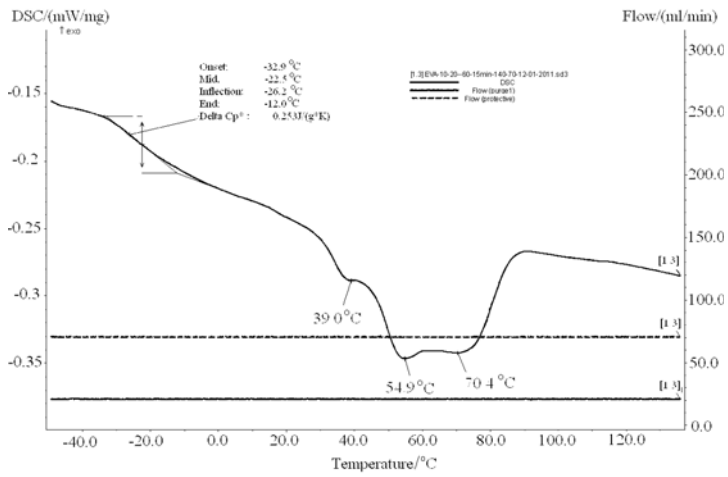


Fig. 4 – DSC curve of EVA compound material A-type.
The heating rate is 10°C / min.

The determination of glass transition temperature was made by RTL method. The RTL curve (Fig. 8) generates two regression lines (red lines). The intersection point of lines defines the glass transition temperature. In agreement with Fig. 8, the intersection point gives a value of –32.15°C for glass transition temperature of second compound type. Other laboratory analyses (*e.g.* TG and DTG) sugest a good thermal stability until 150°C. For this, an ageing experiment havig had ageing factors – heat an oxygen pressure, have been made for both compounds.

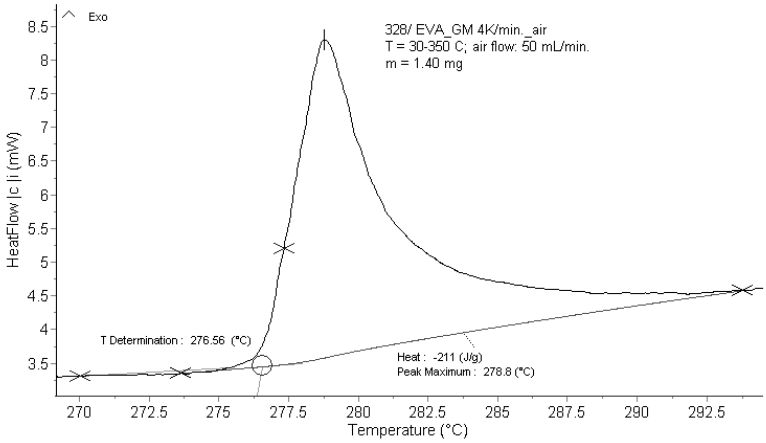


Fig. 5 – Example of calculation of OOT (T determination), T_m (Peak Maximum) and ΔH (Heat) from a DSC curve. The oxidation process following the decomposition was considered.

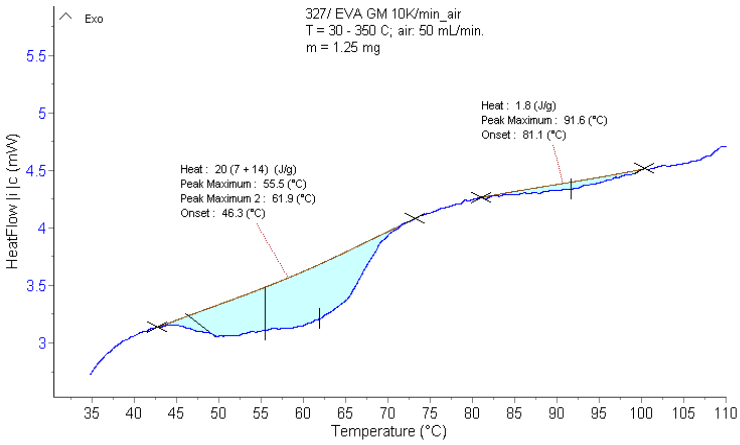


Fig. 6 – DSC curve of EVA based material: focus on the region assigned to the crystals melting processes.

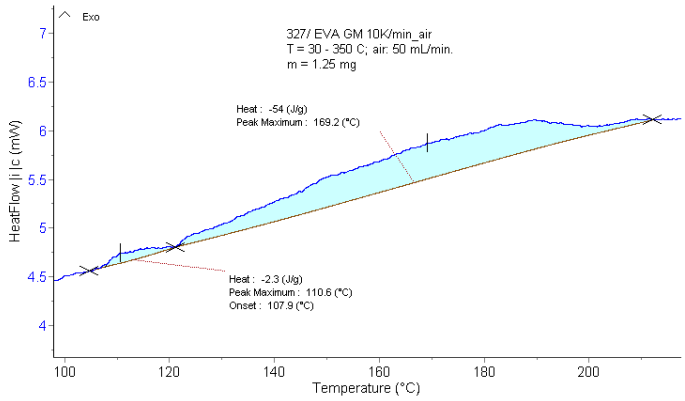


Fig. 7 – DSC curve of EVA based material: focus on the region assigned to the exotherm processes occurring in the range 100 - 200°C (possible crosslinking and hydroperoxides decomposition).

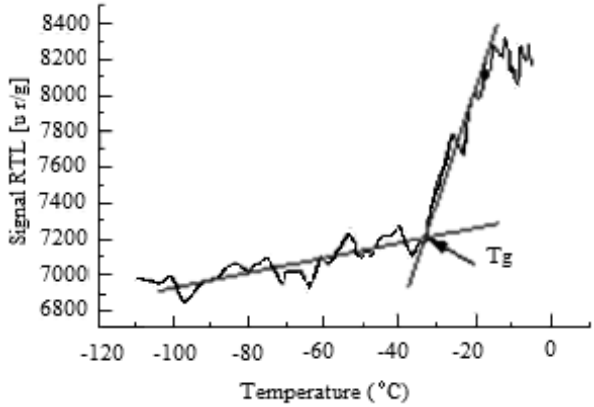


Fig. 8 – RTL curve for the EVA compound used as a coating for unaged JE-H(ST) H 4X2X0,8 BD SI FRNCX. Sample weight is 0.0262g.

In addition, the same compound has been subjected to other DSC analys for more details (Figs. 4,..., 7). In the first stage can be observed that:

- an endothermic process in the form of a large peak, with at least two maxima, one at approx. 50°C, and the other at approx. 65°C; the peak at 50°C is characteristic for the uncrosslinked polymer, while the appearance of the one at approx. 65°C is related to the crosslinking of the polymer. According to reference (Starink, 1996) the crosslinked polymer, should not present a peak between 20-50°C, and only one at 65°C. Thus, it can be concluded that the material is only partially cross linked, fact confirmed also by the observation that it easily suffers plastic deformation, irreversible (observation made in the laboratory when we tried to place the sample in the crucible) and that it melts

and flows when heated (observation made by direct examination of sample's aspect after the DSC measurement) (Fig. 6);

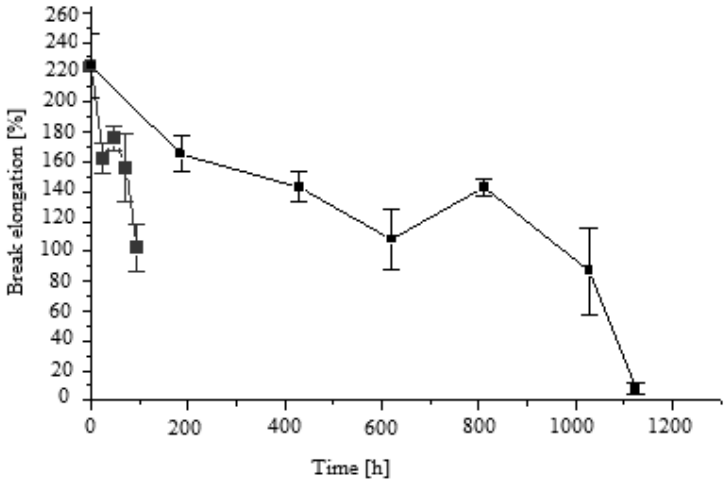


Fig. 9 – Relative elongation at break variation for the EVA compound used as cable jacket for JE-H(ST) H 4X2X0,8 BD SI FRNCX with the ageing time:
• dumbbell air aged at 135°C
▪ dumbbell oxygen aged at 135°C and 4 bar.

- a second endothermic process at 91-93°C is attributed to the melting of crystals (Vogel & Heinze, 1993); this process is characterized by a low thermal effect, suggesting a low share of this crystalline phase;

- a series of exothermic processes that start at approx. 100°C and extends to beyond 200°C (Fig. 7), that are characteristic for the materials based on uncrosslinked EVA (Starink, 1996). Peaks are observed very broad and the position and number of the maxims differs to some extent from one measurement to another. In addition to the curing processes, it is possible that the thermal effect observed at temperatures of approx. 150°C and contribute to the decomposition of some hydroperoxides accumulated during analyzing;

-an endothermic decomposition process (acetic acid elimination) takes place at approx. 275°C. The thermal effect is very small compared to other studied EVA copolymers (Tab. 1), suggesting a low content of vinyl acetate of the material. The main peak shows a series of adjacent shoulders, which may be due to the fact that the decomposition takes place in several stages, or to a low and uneven thermal conductivity of the material. For the calculation of E_a, from Tm was used only the main peak, ignoring the shoulders (Tab. 2). It should be mentioned that the process of decomposition is preceded by another exothermic process, which begins at approx. 230°C and could be given by the oxidation of ethylene segments.

-a series of exothermic processes, oxidation and decomposition take place in the oxidizing atmosphere.

The exothermic process, immediately following the decomposition, was considered the most important for describing the state of the material regarding the aging processes in order to define the lifetime of material. Therefore, the activation energy was calculated in the comparison with it.

Table 1

Dsc Parameters for Decomposition fnd Oxidation Processes

Process	Heating rate					
	10 K/min			6 K/min		
	Onset (^oC)	T_m (^oC)	ΔH (J/g)	Onset (^oC)	T_m (^oC)	ΔH (J/g)
Acid elimination	265.7	276.0	+8	260.4	265.7	+24
Oxidation	287.5	292.0	-183	283.6	285.6	-201
	4 K/min.			2 K/min.		
Acid elimination	255.4	259.5	+5	248.3	249.7	+16
Oxidation	276.6	278.8	-211	269.5	271.0	-135

Table 2

Activation Energy Values Calculated from Decomposition and Oxidation Parameters

Process	DSC parameter	r	A	B	E_a (kJ/mol)
Decomposition	*OOT	-0.98467	22.04	-17476	145
	T_m	-0.99667	19.90	-16566	138
Oxidation	*OOT	-0.99074	33.66	-24713	205
	T_m	-0.99738	28.55	-21998	183

4. Conclusion

The present work evaluate state of degradation of the material subjected to accelerated thermal aging. With this method can determine the activation energy for oxidative processes. Method has confirmed the state of degradation of the two cable insulation.

Evaluating the state of degradation of the materials used as cable jacket by calculating the activation energy is a efficient method. Utilising oxygen under pressure to accelerate thermo-oxidative degradation contributed to

reduced time of experiments and quick assessment of the material resistance to aging. Using DSC and elongation a break can determine the lifetime of this material. The method can help to quick detect manufacturing defects of different batches of cable insulation.

LIPSA TRIMITERILE IN TEXT

REFERENCES

[1]. Reading M., Vaughan A.S., *The Effect of Thermal Ageing on the Rheological, Thermal and Electrical Properties of Poly(Ethylene Oxide).* Electrical Insulation and Dielectric Phenomena (CEIDP), 2010.
[2]. Mares G., Budrugeac P., *Chap. X, Elastomer Technology Handbook*. CRC Press, Boca Raton, London, Tokyo, 1993.
[3]. Mares G., *Polymer Degradation and Stability*. *50*, 29-32 (1995).
[4]. Mittemeijer E.J., *Analysis of the Kinetics of Phase Transformation*. Journal of Materials Science, **27**, *15*, 3977-3987 (2010).
[5]. Starink M.J., *A New Method for the Derivation of Activation Energies From Experiments Performed at Constant Heating Rate.* Thermochimica Acta, **288**, *1-2*, 97-104 (1996).
[6]. Vogel J., Heinze C., *Reactive Processing of Polyethylene and Poly(Ethylene-Co-Vinyl Acetate).* Angewandte Makromelekulare Chemie, 157-171 (1993).
[7]. Shi X.M., Zhang J., Li D.R., Chen S.J., *Effect of Damp-Heat Aging on the Structures and Properties of Ethylene-Vinyl Acetate Copolymers with Different Vinyl Acetate Contents*. Journal of Applied Polymer Science, **12**, 2358–2365 (2009).
[8]. Zlatkevich L., *Radiothermoluminescense and transitions in polymers*. Springer-Verlag, 1987.
[9]. Munteanu D., Turcu S., *Evaluation of Kinetic Parameters of the Thermal Decomposition of Polyethylene-Vinyl Acetate Graft Copolymers*. J. Thermal Anal., **20**, 281 (1981).
[10]. Marcilla A., Beltran M., *Kinetic Study of Thermal Decomposition of Polystyrene and EVA Graft Copolymer by Thermogravimetric Analysis.* Polym. Deg. and Sab., 117-124 (1995).
[11]. ∗∗∗ *Standard Test Method for Oxidation Onset Temperature of Hydrocarbons by Differential Scanning Calorimetry*. ASTM 2009-08.

INFLUENŢA CĂLDURII ŞI OXIGENULUI SUB PRESIUNE ASUPRA COMPORTĂRII UNUI COMPOUND EVA UTILIZAT CA MANTA DE CABLU

(Rezumat)

Cunoaşterea stării de degradare a materialelor folosite pentru izolaţiile cablurilor electrice este importantă pentru orice tip de echipament, dar este imperativ necesară în cazul echipamentelor folosite pentru centralele nucleare. A fost efectuat un

studiu pentru a evalua rata de degradare termo-oxidativă în compound–ul EVA utilizat ca manta de cablu. Sunt prezentate rezultatele estimării stării de deteriorare a izolaţiei supusă la îmbătrânire accelerată, simplă şi combinată, termică şi sub presiune de oxigen. Evaluarea stării de degradare a fost efectuată folosind metoda DSC, iar verificarea rezultatelor s-a realizat prin determinarea alungirii la rupere. Lucrarea concluzionează că utilizarea DSC permite estimarea exactă a energiei de activare o proceselor oxidative şi estimarea duratei de viaţă a materialului.

[1]. (Reading & 2010)
[2]. (Mares & Budrugeac, 1993)
[3]. (Mares, 1995)
[4]. (Mittemeijer, 2010)
[5]. (Starink, 1996)
[6]. (Vogel & Heinze, 1993)
[7]. (Shi *et al.,*2009)
[8]. (Zlatkevich, 1987)
[9]. (Munteanu & Turcu, 1981)
[10]. (Marcilla & Beltran, 1995)
[11]. (ASTM 2009-08)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE RELATIVISTIC “GUN” EFFECT AND ITS IMPLICATIONS WITHIN LASER MARKING PROCESSES

BY

ŞTEFAN RUSU*, MARICEL AGOP, DAN-GELU GĂLUŞCĂ and IOAN RUSU

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Material Science and Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper aims to explain the implications induced by the stochastic gun effect, within the physical movements dynamics associated with the phenomenology of laser marking processes. For the study of the gun effect, we have adopted a model which implies studying the motion of a charged particle – from the target material, which is simultaneously under the influence of a static magnetic field – generated impact plasma, and an electromagnetic wave (polarized or not) – the laser beam.

Key words: gun effect, laser, marking.

1. Introduction

Regarding the general interest in traceability laser marking (Dusser *et al.,* 2007), from the angle of the process itself for different alloys and super-alloys and the existing experimental results which indicate the formation of micro-cracks at droplets for certain processing parameters, we question the physical theoretical aspect which governs these interactions. We avoid

* Corresponding author; *e-mail:* rusu.st@gmail.com

analyzing the known phenomena which refer to the laser beam – target – formed plasma interaction, because they are well described within the literature for different types of lasers. Therefore, we turned our attention towards an associate physical phenomenon, for a "commercial" nanosecond laser, but with a high degree of novelty: the "gun" effect. Understanding this is of importance not only to the physicist mind, but also to the engineers and specialist working in fields which imply laser operations (heat treatment, material processing, logistics etc.), because of the optimization possibility for the energy transfer, laser functioning and laser – solid material interaction based processing.

This paper aims to explain the implications induced by the stochastic gun effect, within the physical movements dynamics associated with the phenomenology of laser marking processes.

2. General Considerations Regarding the Relativistic Gun Effect

For the study of the relativistic gun effect, we have adopted a model which implies studying the motion of a charged particle – from the target material, which is simultaneously under the influence of a static magnetic field – generated impact plasma, and an electromagnetic wave (polarized or not) – the laser beam (Dusser *et al.,* 2007). The math for the model consists in combining the relativistic motion equation for a charged particle, located within a static electromagnetic field, with the Maxwell equation system which corresponds to an electromagnetic wave, in order to describe the non-linear interaction between the charged particle, the constant magnetic field and the electromagnetic wave (variable electromagnetic field). We obtain a numerically integrable strongly non-linear equation system (Dusser *et al.,* 2007; Argyris & Ciubotariu, 2000; Antici *et al.,* 2009; Argyris *et al.,* 2007).

The model has been created by numerically integrating a non-linear differentiable equations system, which is capable to describe the generating and evolution of the gun effect (Dusser *et al.,* 2007; Argyris & Ciubotariu, 2000; Argyris *et al.,* 2007).

For numerically solving the non-linear equations system which describes the gun effect, the literature proposed the usage of the order five Runge – Kutta algorithm, with an adaptive step adjustment (Rusu & Găluşcă, 2010). By applying this algorithm, we obtained the 3D numerical solution associated to the effect, respectively to a „multi – gun" cascading effect for the (X, Px, Py) sets of values. The Wolfram Mathematica 7.0 application has been used; it collects processing data generated by a Fortran 9.0 specific algorithm within a designated file. In this way, we have obtained the parameter values for which the "radicalization" by stochastization of the gun effect is generated, as we could analyze the movement "regimes" specified in (Dusser *et al.,* 2007; Argyris & Ciubotariu, 2000; Argyris *et al.,* 2007).

2.1. Generating the Relativistic Chaotic Gun Effect

Research upon the particle acceleration will lead to determining new methods of obtaining high levels of energy which are necessary for exploring the future boundaries of physics. The methods refer to acceleration within the laser plasma, Ist order Fermi processes ("impact" acceleration, which implies that particles diffuse due to scattering induced slow moving magnetic "irregularities"), to stochastic acceleration (IInd order Fermi processes) and to laser acceleration in vacuum. Within the stochastic mechanism, the particle acceleration is determined by the resonant interaction between the wave and the particle, all within turbulent plasma.

For an efficient acceleration, the free mean path for particle scattering must be less than the turbulence area size. In this way, the particle spatial convection can be approximated by a spatial diffusion. Thus, the kinetic Fokker – Planck equation, which describes the charged particle spectrum, depends exclusively upon the time and E_{cin} kinetic energy and can be expresses by (Ramaty, 1979; Pertosian, 1994):

$$\frac{\partial N}{\partial t} = \frac{\partial^2}{\partial E^2{}_{cin}} \cdot \left[D \cdot \left(E_{cin} \right) \cdot N \right] - \frac{\partial}{\partial E_{cin}} \cdot \left\{ \left[A\left(E_{cin} \right) - \left| \dot{E}_{cin} \right| \right] \cdot N \right\} - \frac{N}{t_{sc} \cdot \left(E_{cin} \right)} + Q\left(E_{cin} \right) \quad (1)$$

where $N(E_{cin}t)dE_{cin}$ defines the number of particles within the unit of volume for a dE_{cin} time interval, $E_{cin} = \gamma - 1$ is the relativistic kinetic energy in m_0c^2 units, $D(E_{cin})$ is the diffusion rate, $A(E_{cin})$ is the systematic acceleration rate, $\left| \dot{E}_{cin} \right|$ is the energy loss rate due to indirect processes linked to stochastic acceleration or transport effects, $t_{sc}(E_{cin})$ is the particle mean "escape" time towards the outside of the accelerated region, $Q\left(E_{cin}\right)$ is the source term which can be described by a Maxwell function (Ramaty, 1979; Pertosian, 1994):

$$Q\left(E_{cin}\right) = Q_0 \cdot \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \sqrt{\frac{E_{cin}}{KT}} \cdot \exp \cdot \left(-\frac{E_{cin}}{KT} \right) \quad (2)$$

where Q_0 is the rate (part./vol./sec.) to which the charged particles from the plasma are accelerated at the T temperature.

The number of "escaped" particles is equal, for a state of equilibrium, to the number of accelerated particles, such as (Ramaty, 1979; Pertosian, 1994):

$$Q_0 = \int dE_{cin} \cdot Q\left(E_{cin}\right) = \int dE_{cin} \cdot \frac{N\left(E_{cin}\right)}{t_{sc}\left(E_{cin}\right)} \tag{3}$$

The motion of a charged particle within an external uniform magnetic field and within an electromagnetic wave field generated by a charged particle beam produces a chaotic gun effect, as the longitudinal component of the pulse (parallel to the wave vector) suffers a chaotic variation and rises suddenly to a value to which is holds constant, between two circular Larmor orbits. Thus, the Larmor phase or orbit (circle) is defined: the circular trajectory for the (P_x, P_y) system, which is perpendicular to the uniform external magnetic field; the generalization for this effect stands in the Larmor spiral, which occurs along with the increase of the particle energy.

The motion of the charged particles, within a field of waves excited by a beam of charged relativistic particles, which in turn are in motion in a periodic environment, can also spark an interest for the free-electron laser (Gutzwiller, 1998; Argyris *et al.,* 2007). Generally, all chaos indicators (Lyapunov exponents, the entropy, integral correlation, spectral power, the Hausdorff dimension, fractals etc.) show that the motion of a single charged particle from the beam becomes chaotic when the field amplitude satisfies the resonant overlapping condition.

2.2. The Non-Linear Equations for the Charged Particle Beam

We consider a relativistic beam of identical charged particles, which move within an external uniform magnetic field B_0, with the following components (Gutzwiller, 1998; Argyris *et al.,* 2007): $B_0 = \left\{B_{0x}, B_{0y}, B_{0z}\right\} = \left\{0, 0, B_0\right\}$.

A charged particle which travels under a certain angle compared to the external magnetic field, behaves as a non-linear oscillator which generates an electromagnetic field. One can therefore observe a relativistic beam, composed of oscillators, within a self-sustained electromagnetic field, described by the Maxwell equation system:

$$\nabla \times B_b = \frac{4\pi}{c} \cdot j_b + \frac{1}{c} \cdot \frac{\partial E_b}{\partial t} \tag{4}$$

$$\nabla \times E_b = -\frac{1}{c} \cdot \frac{\partial B_b}{\partial t} \tag{5}$$

$$\nabla \cdot E_b = 4 \cdot \pi \cdot n_b \cdot q \tag{6}$$

$$\nabla \cdot B = 0 \tag{7}$$

The relativistic motion equations afferent to a single particle from the beam, are given by the relations (Argyris & Ciubotariu, 2000; Ramaty, 1979; Pertosian, 1994; Argyris *et al.,* 2007):

$$\frac{dr}{dt} = \frac{1}{m_0\gamma} p = \frac{1}{m_0\gamma}\left(p_c - \frac{q}{c}\cdot A\right) = \frac{q}{m_0\gamma}\left(R_c - \frac{1}{c}\cdot A\right) \equiv v \tag{8}$$

$$\frac{dp}{dt} = q\cdot E_b + \frac{q^2}{c}\frac{R}{m_o\gamma}\times\left(B_b + B_0\right) \tag{9}$$

The distribution function for the beam particles is (Argyris & Ciubotariu, 2000; Ramaty, 1979; Pertosian, 1994; Argyris *et al.,* 2007):

$$Q_b = n_b \cdot \delta\left(p_{\square}\right)\frac{\delta\left(p_\perp - p_{b\perp}\right)}{p_\perp}\cdot\delta\cdot\left[\phi - \left(\phi_b + \omega_c t\right)\right] \tag{10}$$

where q and m_0 are the repose charge and mass of the beam particle, ϕ is the angle between $p_\perp$ and the x axis, n_b the beam particle density , $R = \frac{p}{q}$ the impulse per charge unit and $p = m_0\delta v$ the relativistic particle impulse.

The following equations describe the non-linear dynamics of the model (Argyris & Ciubotariu, 2000; Ramaty, 1979; Pertosian, 1994; Argyris *et al.,* 2007):

$$\dot{X} := \frac{dX}{dT} = \frac{1}{\gamma}P_x = \frac{1}{\left(1 + P_x^2 + P_y^2\right)^{1/2}}P_x \tag{11}$$

$$\dot{P}_x := \frac{dP_x}{dT} = \Omega_c\left[\beta\cos\left(X - T\right) + 1\right]P_y \tag{12}$$

$$\dot{P}_y := \frac{dP_y}{dT} = -\Omega_c\left[\beta\cos\left(X - T\right) + 1\right]P_x + H\cos\left(X - T\right) \tag{13}$$

3. Numerical Solutions

Considering that there are no efficient analytical methods for describing the stochastic motion components, it is possible to numerically integrate the (11) – (13) equations. We now present the numerical analysis for the aforementioned stochastic processes of beam – particle interaction.

The parameter values taken into consideration for the calculus (Gutzwiller, 1998; Argyris *et al.,* 2007) are:

- cyclotronic frequency: $\Omega_B = 0.5$;
- resonance scale: $n = 4$;
- initial energy: $\gamma_0 = \gamma_4 = 2$;
- initial impulse: $P_{x0} = P_{y0} = \sqrt{1.5}$.

The dynamic (11) – (13) equations system generates a three-dimensional representation within the (P_x, P_y, X) phase space. The numerical solutions have been obtained by applying the order five Runge – Kutta algorithm (with an adaptive step adjustment), which was implemented via the Fortan 9.0 programming environment, which works with the Wolfram Mathematica 7.0 software application. The initial values for [T, P_x, P_y, X] are: [0.001, $\sqrt{1.5}$, $\sqrt{1.5}$, 0.001]. Therefore, when $H = 1.6$, there emerges a strong acceleration and a gun effect is initiated, whereby a sudden expulsion of a particle from the system takes place in a certain distortion – see Fig. 1.

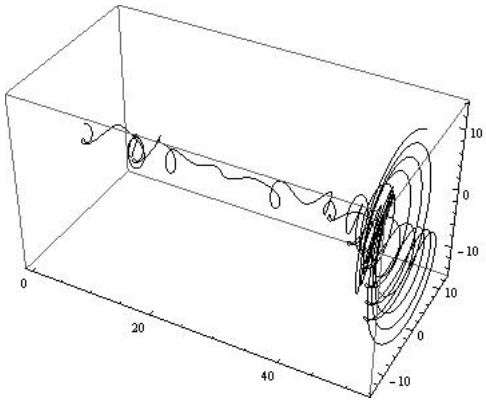


Fig. 1–3D Graphic afferent to H=1.6.

For H=4.6, a multi-gun effect results – see Fig. 2.

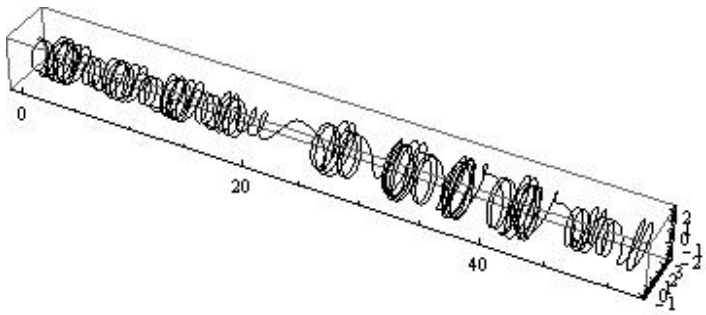


Fig. 2 – 3D Graphic afferent to H=4.6.

For both Figs, 1 and 2, we have shown the three-dimensional (3D) phase space (X, P_x, P_y).

4. Implications and Conclusions

The gun effect can be associated, for laser marking applications, to a supplementation of the existing and demonstrated formation and of droplets and microcracks propagation. Furthermore, where the state of chaos is determined, one can imply that the processing parameters are not at an optimal setting, as the results of the marking are non-qualitative and potentially hazardous, with regard to intense gun particle expulsion, proportional to the laser power, which also raises the droplets formation and microcrack propagation indexes, as the process needs adjusting. This adjustment is achievable in a fine manner via a computerized software prediction system. As a plus, the rise of internal stresses which result from laser processing is also sustained by the successive strong impacts with the gun expulsed particles.

For ultra-fast laser applications, such as femtolaser materials processing (Rusu & Găluşcă, 2010; Rusu Ş. & Rusu I., 2010), the presence of the gun effect is negligible, because of the great speed of the process, which leads to the lack of gun effect specificity, presented within the present paper. Therefore, although the laser power is far superior compared to a commercial laser marking unit, the droplet and microcracks formation is not significant – a situation experimentally proven by the authors in other papers on the matter of laser traceability marking.

The adopted model for studying the relativistic gun effect is: a charged particle (a component of the mark target), a static magnetic field (the plasma formed as a result of the interaction between the laser and the target) and an electromagnetic wave (the laser beam). The particle can undergo "collisions" with the electromagnetic wave, as the system behaves like a collision oscillator.

The beam – particle impact leads to a stochastization of the particle rotation phase within the magnetic field; if the electromagnetic wave amplitude is high enough, a strong acceleration results and the gun effect is initiated: a sudden expulsion of the particle from the system, in a random direction. The energetic contribution becomes significant and an overlapping resonance state is determined. The gun effect can become a highly important element for studying the stability of dense beams composed of charged particles.

Acknowledgement. This paper was realized with the support of the EURODOC "Doctoral Scholarships for research performance at European level" Project, financed by the European Social Found and Romanian Government.

REFERENCES

Dusser B., Sagan Z., Bruneel D., Jourlin M., Audouard E., *Laser Deep Marking of Metals And Polymers: Potential Interest for Information Coding*. IOP Publishing Ltd, 2007.

Gutzwiller M.C., *Chaos in Classical and Quantum Mechanics*. Springer-Verlag, New-York, 1990, trad. Ed. Tehnică, Bucureşti, 1998.

Argyris J., Ciubotariu C., *A Chaotic Gun Effect for Relativistic Charged Particles.* Chaos, Solitons and Fractals, 1234 (2000).

Ramaty R., *Particle Acceletation Mechanism in Astrophysics*. In AIP Conf. Proc. **56**, eds. 7. Arons, C. Max and C. McKee. AIP, New York, 135 (1979).

Pertosian V., *Stochastic acceleration*. In AIP Conf. Proc. 294, High-energy Solar Phenomena, eds. 7. M. Ryan and W. T. Vestrand. AIP, New York, P. 162 (1994).

Antici A., Marin C., Agop M., *Haos prin stocasticizare*. Editura Ars Longa, Iaşi, 2009.

Argyris J., Marin C., Ciubotariu C., *Physics of Gravitation and the Universe*. **I**, **II**, Editura Spiru Haret, Iaşi, 2002 şi Editura Tehnica-Info, Chişinău, 2007.

Rusu Ş., Găluşcă D.G., *Laser Marking of Materials: Principles and Processes*. Buletinul Institutului Politehnic Iaşi, **LVI (LX)**, *4*, s. Materials Science and Engineering, 2010.

Rusu Ş., Rusu I., *Laser Technology for Applications in Marking*. Buletinul Institutului Politehnic Iaşi, **LVI (LX)**, *4*, s. Materials Science and Engineering, 2010.

EFECTUL RELATIVIST „GUN” ŞI IMPLICAŢIILE ACESTUIA ÎN PROCESELE DE MARCARE CU LASER

(Rezumat)

Prezenta lucrare are ca scop analiza implicaţiilor induse de efectul stocastic de tip „gun” în dinamica mişcărilor fizice asociate fenomenologiei proceselor de marcare cu laser. În studiul efectului „gun” relativist, a fost adoptat un model ce implică studiul mişcării unei particule cu sarcină – componentă a materialului ţintă, supusă simultan unui câmp magnetic static – plasma formată la impact şi unei unde electromagnetice (polarizate sau nepolarizate) – fasciculul laser.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IMPACTION OF COMPOSITE MATERIALS – CARBON FIBERS WOVEN - POLYPHENYLENESULPHIDE (PPS); THE EFFECT OF TEMPERATURE

BY

PETRICĂ DANIEL SALAVASTRU[1*], PAUL DORU BĂRSĂNESCU[1], FELIPE SILVA[2], ADRIANA SAVIN[3] and RAIMOND GRIMBERG[3]

[1] “Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[2] School of Engineering, University of Minho, Guimarães,Portugal
[3]National Institute of Research and Development for Technical Physics Iaşi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 13, 2011

Abstract. This paper presents the behavior of carbon fiber woven-PPS composites at impacts with low energies occurring at different temperatures. The impacts were made at 20°C, 60°C, 100°C. The analysis of the impact force shows that, in the case of impacts at 20°C, the impacts with energies of 6, 8, 10 and 12J have caused delaminations. The impacts with 2 and 4 J practically have not generated delaminations. In the case of the impacts at 60°C, only impacts with 8, 10 and 12J have caused delaminations; the impacts with low energies only have elastically deformed the materials. In the case of the impacts at 100°C only the impacts with 10 and 12J have caused delaminations. The results have been confirmed by ultrasound and eddy current nondestructive tests.

Key words: carbon fibers Polyphenylene sulphide (PPS), DMA, ultrasound phased array, eddy current testing, impact energy, delaminations.

1. Introduction

The composite carbon fibers Polyphenylene sulphide (PPS) type has start to be used in large scale in the aeronautic industry, practically replacing the

* Corresponding author; *e-mail:*

carbon-epoxy composites and, in the same time, certain metallic structures (Morgan, 2005). The special advantages of the matrix consist in its slow thermal degradation meaning higher glass transition temperature (T_g) and activation energy of this transition, smaller quantity of toxic vapours disengaged during an eventually thermal destruction of the matrix, possible to happen in the case of fire at the board of the airship compared with the case of epoxy resins (www.tencate.com).

As all the composites reinforced with long fibers, the carbon fibers woven –PPS is sensitive to impacts, these can produce delaminations with and without fiber breaking.

This paper presents the behavior of carbon fiber woven-PPS composites at impacts with low energies occurring at different temperatures.

2. The Studied Samples

Plates from the composite carbon fiber woven-PPS having dimensions 150x100x4.2mm have been taken into study. The samples contain 12 layers of carbon fiber woven satin 5H type, the fibers being T300JB. The volume ratio is 0.5±0.1. The composite is produced by TenCate Netherlands. The studied samples are presented in Fig. 1.

The principal elastic characteristics of the studied composites are presented in Table 1, the determination being made by procedures shown in (Grimberg *et al.,* 2011).

Table 1
The Principal Elastic Characteristics of the Studied Composites

E_1 [GPa]	E_2 [GPa]	E_3 [GPa]	G_{12} [GPa]	G_{21} [GPa]	$G_{13} = G_{23}$ [GPa]	υ_{12}	υ_{21}	$\upsilon_{13} = \upsilon_{23}$
45.8 ± 0.8	44.8 ± 0.9	11.4 ± 0.5	8.4 ± 0.2	8.4 ± 0.2	5.5 ± 0.1	0.32	0.32	0.03

Fig. 1 – Studied sample.

3. The Experimental Set-Up

The samples impacts were effectuated with the impaction equipment FRACTOVIS PLUS 9350-CEAST-Instron USA using a hemispherical bumper head with 20mm diameter and 2.045kg weight. The impact data were recorded with acquisition system DAS16000-Instron USA, having sampling frequency 1MHz. The samples were mounted on a fixture. In Fig. 2, is presented the impaction equipment and the sample's fixture device.

a *b*

Fig. 2 – Experimental set-up: *a* – the impaction equipment; *b* – fixture device.

The impacts have been made with progressive energies of 2J, 4J, 6J, 8J, 10J, and 12J for the samples at the temperatures 20°C, 60°C and 100°C. In order to have the warranty that the entire mass of the composite has reached the prescribed temperature, the impaction has been effectuated after 30 minutes from the moment when the heating system has indicated the prescribed temperature. It must be mentioned that, for the studied composites, the glass transition temperature, measured with Dynamical Mechanical Analyzer DMA 242°C – Netzsch Germany is 128.5°C, higher than the maximum temperature at which the impact takes place.

The nondestructive evaluation of the composite plates has been effectuated through two procedures

- Ultrasound testing using phased array transducer and the equipment Phasor XS GE –USA
- Eddy current testing using the transducer with orthogonal coils coupled at Network/Spectrum/Impedance Analyzer 4395A Agilent USA and a XY displacing system –Newmark USA.

The control equipment is presented in Fig. 3*a* and *b*.

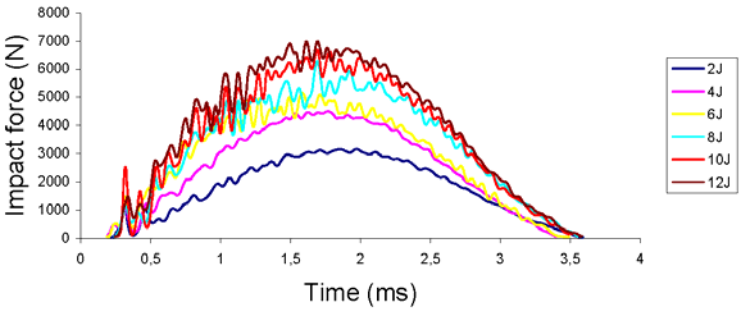
a *b*

Fig. 3 – Nondestructive testing equipment: *a* – Ultrasound testing using phased array transducer and the equipment Phasor XS GE –USA; *b* – Eddy current testing using the transducer with orthogonal coils coupled at Network/Spectrum/Impedance Analyzer 4395A Agilent USA.

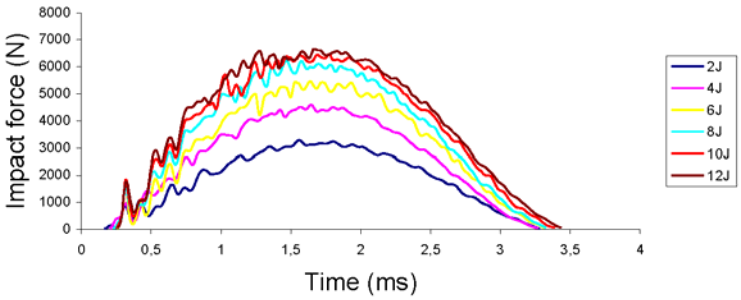
4. Experimental Results. Discussions

During the impact, the following parameters were determined: the impact force, the impact energy, the deformation of the composite plate in the region of contact and the speed of the impactor.

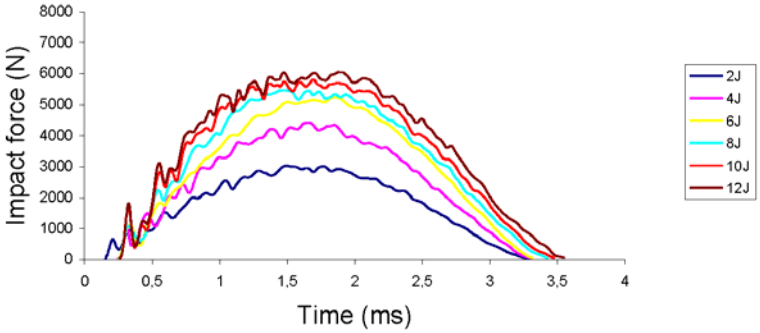
In Fig. 4 is presented the time dependency of the impact force for all the impact energies and for the three temperatures at which the impaction has taken place.



a



b



c

Fig. 4 – Time dependency of the impact force: *a*) 20°C; *b*) 60°C; *c*) 100°C.

Examining the data from Fig. 4, it can be observed that the impact forces at 20°C are greater than those at higher temperature. This is due to the decreasing of transversal stiffness of the composite with the increasing of temperature. For the impact with energies equal with 6J and higher, in the increasing region of the contact force the existence of raw modifications of the force can be observed, suggesting the appearance of delaminations between different laminas.

In Fig. 5 is presented the dependency if the impact force maximum by the impaction energy for the three temperatures.

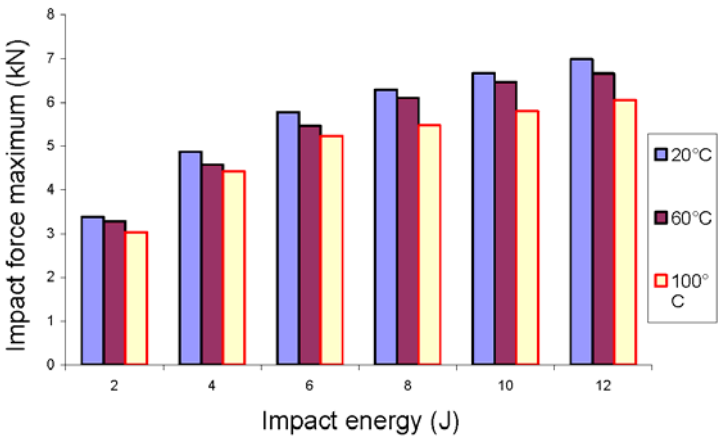
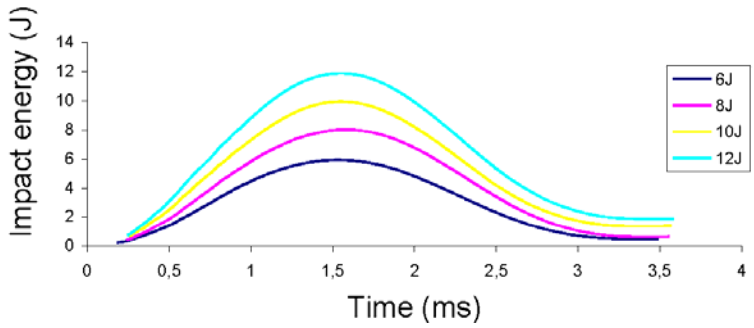


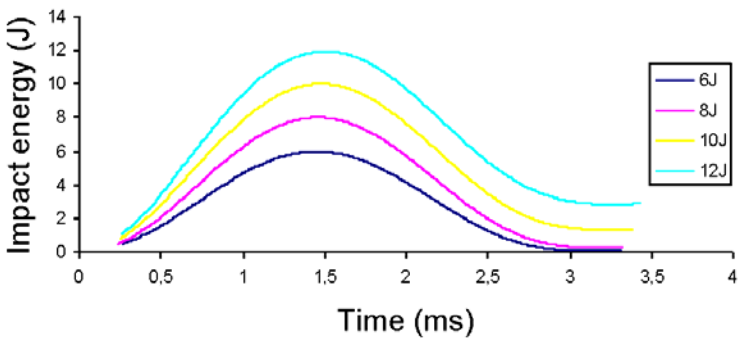
Fig. 5 – Dependency of the maximum impact force by the impact energy.

The data from Fig. 5 confirms the observation about the dependency of the impact force by the temperature for constant energies.

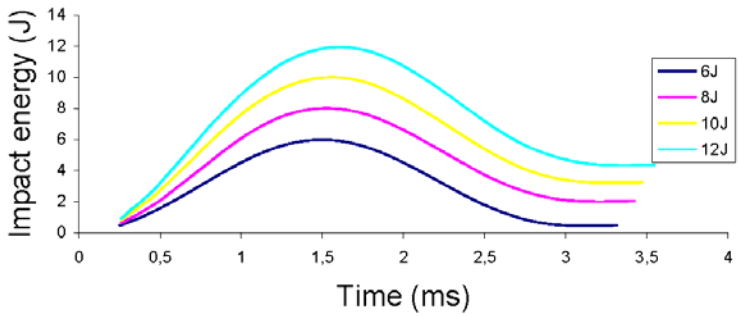
In Fig. 6 is presented the time dependency of the impact energy. Only the impacts with energies that can produce delaminations (according Fig. 4) were taken into consideration.



a



b



c

Fig. 6 – Time dependency of the impact energy: *a*) 20°C; *b*) 60°C; *c*) 100°C.

The maximum impact energy can be write as a sum of energies

$$E_{\max_{impact}} = E_{rebounded} + E_{absorbed}$$

The energy absorbed by the composite serves at the plastic deformation of the composite in the contact zone; it is dissipated through internal friction between the matrix's molecules, carbon fibers, matric -carbon fibers as well as at the creation of delaminations.

In Fig. 7 is presented the ratio $\left(E_{absorbed} / E_{\max_{impact}}\right) \cdot 100\%$ in function of the impact energy for the three temperatures.

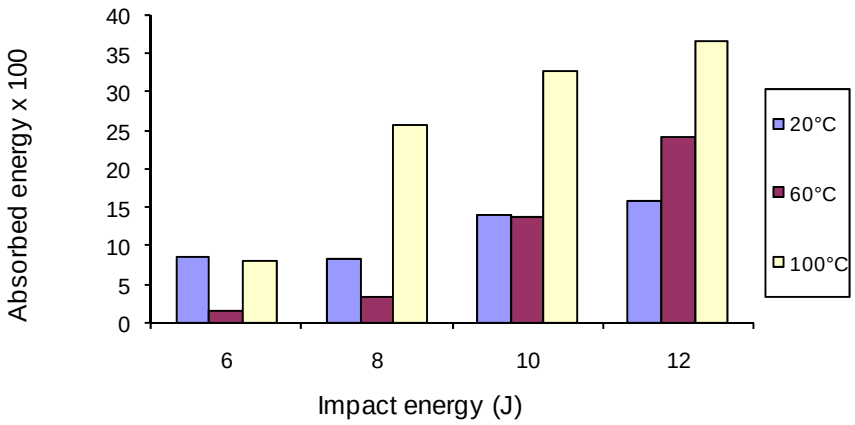


Fig. 7 – The dependence of absorbed energy by the impact energy.

From data in Fig. 7 it can be observed that together with the increasing of the energy impact, also increase the energy absorbed by the composite. It is higher in the case of impacts at 100°C. In order to elucidate this problem, the plastic deformation of the composite in the impact zone has been measured, observing that the deformation increase together with the increasing of the impact energy, being greater in the case of impacts that were made at 100°C, as is presented in Fig. 8.

Despite the absorbed energy has increased with the increasing of temperature, it is possible that the energy that serves at the creation of delaminations by disentanglement of the adherence between the layers of the carbon fibers woven and the matrix might be smaller, fact observable in the data from Fig. 4, the jump of the force diminishing for the same impact energy, together with the increasing of the temperature.

Both nondestructive examination with ultrasound as well as those with eddy current had shown that at impact energies smaller than 6J, the delamination does not appear.

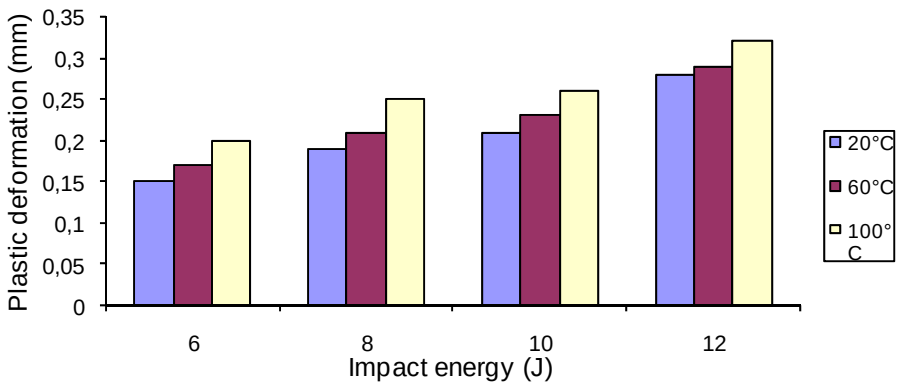
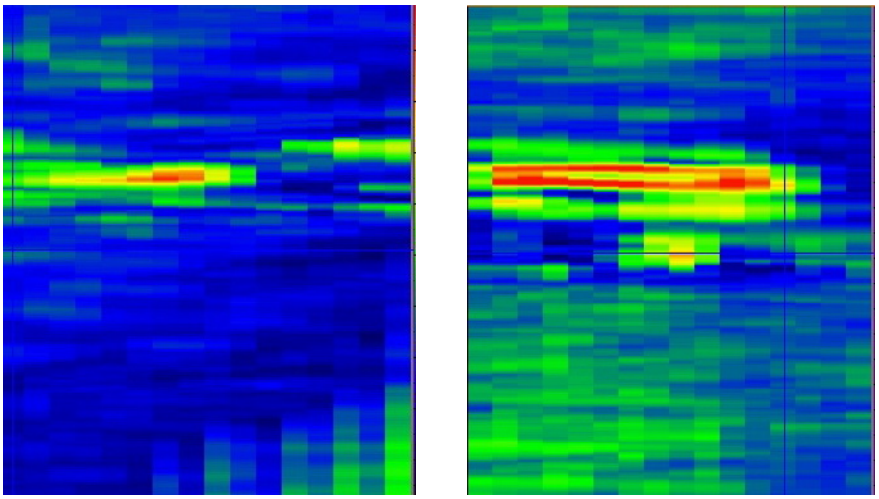


Fig. 8 – Plastic deformation in the impact zone function on the impact energy.

In Fig. 9 *a* and *b* are presented the C-scan images of delaminations due to impacts with 12J energy, and respective 6J at 20°C.

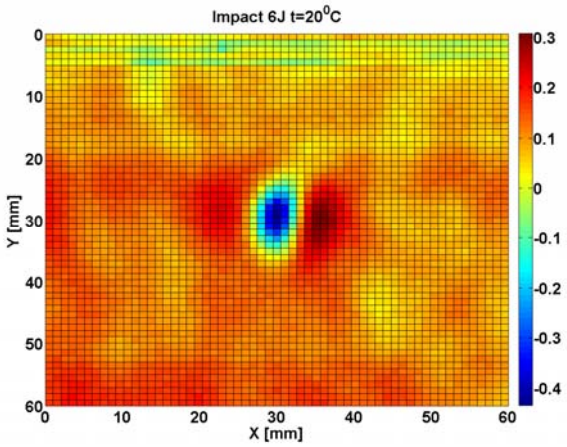


a b

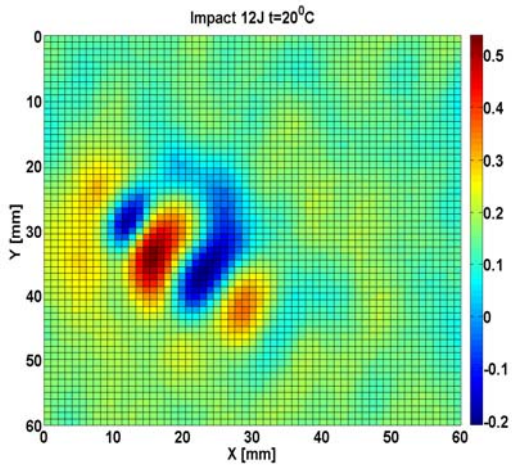
Fig. 9 – C-Scan imaging: *a* – impact at 6J, 20°C; *b* – impact at 12J, 20°C.

It can be observed that with the increasing of the impact energy, the area of the delaminated surface increase.

The same impacts were investigated by eddy current method. The results are presented in Fig. 10 *a* and *b*. the optimal work frequency was 1MHz.



a



b

Fig. 10 – Eddy current imaging of delaminations:
a – impact at 6J, 20°C; *b* – impact at 12J, 20°C.

Also, in the case of eddy current nondestructive examination the area of delaminated surface increases with the increasing of the impact energy.

5. Conclusion

The composite materials from carbon fibers woven, 5 harness satin type as reinforcement and polyphenylenesulphide (PPS) is a material relatively sensitive to impact. The impacts with energies till 6J do not create delaminations at none of the impact temperature taken into consideration. The

impacts with energies higher than 6J or equal, respective 8J, 10J and 12J create delaminations of which area increase together with the impact energy. The delaminations can be nondestructive evaluated using C-scan ultrasound using phased array transducers and eddy current method at high frequency using a transducer with orthogonal coils.

Acknowledgement. This paper is partially supported by Romanian Ministry of Education, Research, Youth and Sports and European Social Fund under Program BRAIN – Investment in Intelligence 2008 – 3rd Year.

The paper was realized in the frame of Nondestructive Testing Laboratory, to whom we greatly thankful for all their support. A very important part in the development of this was played by Prof.Dr. Raimond Grimberg, Head of Nondestructive Testing Laboratory at the "National Institute of Research and Development for Technical Physics", Iaşi, România.

REFERENCES

Morgan P., *Carbon Fibers and Their Composites*. Taylor &Francis, NY, 2005.

*** www.tencate.com/TenCate/Aerospace_composites/

Grimberg R., Savin A., Steigmann R., Dobrescu G.S., Iftimie N., *Determination of Elastic Tensor of CFRP Through Ultrasound Procedures*. The 8th International Congress in Materials Science and Engineering-ISSIM 2011, 26–29 May 2011 Iaşi–România.

IMPACTELE MATERIALELOR COMPOZITE DIN TESĂTURĂ DE FIBRĂ DE CARBON ŞI POLIFENILENSULFIDĂ; EFECTUL TEMPERATURII

(Rezumat)

Lucrarea prezintă comportamentul compozitelor din tesătură de fibre de carbon şi matrice de polifenilensulfidă ca matrice la impacte cu energii scăzute ce au loc la diferite temperaturi. Impactele au fost efectuate la temperaturi de 20°C, 60°C, 100°C. Analiza forţelor de impact arată că, în cazul impactelor la 20°C, impactele cu 6, 8, 10 şi 12J au cauzat delaminări. În cazul impactelor la 60°C, doar impactele cu 8, 10 şi 12 J au cauzat delaminări, impactele cu energie scăzută creând deformări elastice ale materialului. La 100°C doar impactele cu 10 şi 12 J au creat delamianări. Rezultatele au fost confirmate prin teste nedistructive cu ultrasunete şi prin curenţi turbionari.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EFFECT OF MOISTURE CONTENT ON MECHANICAL PROPERTIES OF GLASS-POLYESTER COMPOSITES

BY

ADRIANA SAVIN[1*], ROZINA STEIGMANN[1], NICOLETA IFTIMIE[1], RAIMOND GRIMBERG[1] and JANEZ GRUM[2]

[1] National Institute of Research,
Development for Technical Physics Iaşi,
[2]University of Žilina, Slovakia

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In this paper we present the results obtained on glass-polyester samples with different types of polyesters, made by HELIOS GROUP Slovenia. The reinforcement consists in nonwoven fiberglass made by KURARAI – AMERICA Inc. the studied samples were immersed in distilled water at the temperature of 25±1°C. The effect of moisture content over the complex elastic modulus and tanδ was studied, its effect over the Arrhenius activation energy and glass transition temperature being elucidated.

Key words: fiber-glass polyester composite, DMA, activation energy, glass transition.

1. Introduction

Glass fiber reinforced plastics (GFRP) composites is an immensely versatile material that combine lightweight with inherent strength to provide a weather resistant finish, with a variety of surface texture and an unlimited color range available. GFRP was developed in the UK during the Second World War as a replacement for the molded plywood used in aircraft radoms. Its first main

* Corresponding author; *e-mail:*

civilian application was for building of boats. GFRP uses also include hot tubs, pipes for drinking water and sewers, office plant display containers and flat roof systems. This type of composites is also used in the telecommunications industry for shrouding the visual appearance of antennas, due to its RF permeability and low signal attenuation properties. Other uses include sheet form made electrical insulators and other structural components commonly found in the power industries. GFRP are also used in the house building market, and for construction of storage tanks (Mayer, 1993).

The mechanical performances of GFRP composites depends on the fiber strength and modulus, the matrix strength and chemical stability, and the effectiveness of interface bonding between the matrix and fiber to enable stress transfer (Erden *et al.,* 2010).

Glass fiber reinforced polyester (GRP) composites are the most "popular" GFRP. The matrix is based on cured thermosetting resin. The raw material is supplied in the form of a viscous liquid comprising the following basic ingredients: linear unsaturated polyester, a cross-linking monomer (curing agent), usually styrene, and an inhibitor to impede cross-linking until resin is to be used by the manufacturer. When the catalyst (initiator) and glass reinforcement are added, the resulting mixture is ready for production of the GRP item. During fabrication, the monomer reacts with the polyester, resulting in cross-linking of the polyester chain and final cure. The ultimate result is a rigid solid material in which the matrix has joined chemically and mechanically with the reinforcing glass fibers to provide a composite structure whose properties are very different from and significantly superior to those of either material alone.

In those application in which GRP composites are subject to a heat and mechanical load, it is essential to determinate the elastic properties using nondestructive methods, the best methods being the ultrasound methods.

GRP using as reinforcement the sheets of ravings (unwoven continuous strands) is an orthotropic composite material, being quasi-isotropic in plane and having other elastic properties out of plane. In this case, GRP is a transversally isotropic material (Lemaitre & Chaboche, 1994).

This paper proposes the determination, by ultrasound methods, of GRP's elastic tensor components. For in-plane components, using the value of propagation speed of fundamentals modes of Lamb waves (Schmerr, 1998), generated and received by air-coupling ultrasound transducers. For out-of-plane components, the propagation speeds of longitudinal and transversal waves are used (Krautkramer & Krautkramer, 1990).

2. Studied Samples

Samples of GRP plates having as reinforcement 5 and 6 sheets of ravings with 250± 50gm^{-2} density and matrix from different types of unsaturated

Orthophthalic polyester resins, made by COLPOLY Slovenia have been taken into study, Fig. 1.

Fig. 1 – Studied GRP samples.

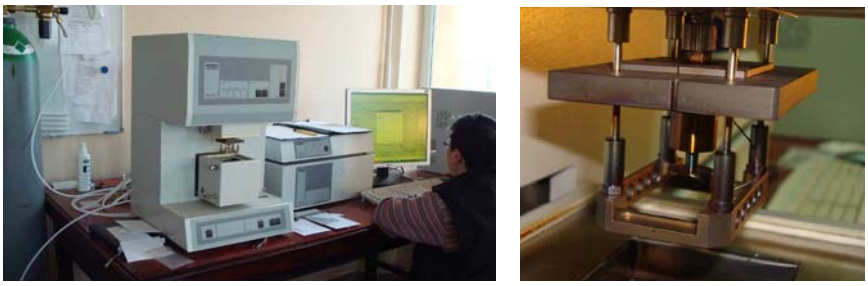
The characteristics of studied GRP samples are presented in Table 1.

Table 1
Studied GRP Samples

No	Sample name	Matrix	Number of reinf. layers	Fiber volume ratio	Density [kg/m^3]	Observations
1	7201-5l	COLPOLY 7201	5	0.52±0.005	1466±20	medium reactivity resin
2	7201-6l	COLPOLY 7201	6	0.43±0.005	1550±20	medium reactivity resin
3	7524-6l	COLPOLY 7524	6	0.43±0.005	1530±20	Chemical resistance
4	7243-6l	COLPOLY 7243	6	0.57±0.005	1410±20	Preaccelerated thixotropic

3. Experimental Set-Up

A Dynamical Mechanical Analyzer DMA 242C –Netzsch Germany has been used, having the three points bending fixture with the distance between the supports of 40mm, Fig. 2.



a *b*

Fig. 2 – Dynamical Mechanical Analyzer: *a* – the equipment;
b – three points bending fixture.

For all the samples, the bulk modulus E', loss modulus E" and tanδ (tanδ=*E'/E*") were measured function of the temperature in the range 30°-250°C. In this range, the studied materials do not reach the thermal destruction. The equipment has been set-up with the parameters: heating speed 2°C/minute, amplitude of the down force 6N, the deflection amplitude 30μm. The tests were effectuated at frequencies 1, 3.33, 5, 10, 33.3, 50Hz.

For determination of adsorbed water content, the samples were weighted with a METTLER balance having 1μg precision. The samples were immersed in bi-distillated water at +25°C±1°C for different periods till 60days. The adsorbed water quantity has been calculated as:

$$C(t) = \frac{M(t) - M_0}{M_0} \cdot 100[\%] \tag{1}$$

where *M(t)*represents the weight of the sample after immersion in water during the time t and M_0 the initial weight of the sample.

4. Experimental Results, Discussions

The time dependency of the adsorbed water in the studied composites is presented in Fig. 3.

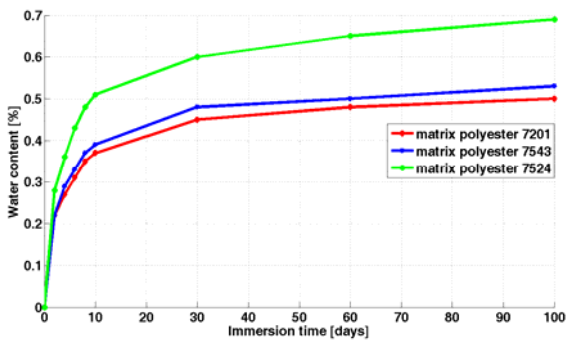


Fig. 3 – The time dependency of adsorbed water.

The shape of the curves from figure suggests that the diffusion of water in the polymer matrix is subdued to the second rule of Fick, expressed as:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \tag{2}$$

where *C* is the concentration of water that diffuses into different types of polymers along z axis (axis perpendicularly on the plane of the composite). If

we consider the initial concentration of water as being zero and the composite material is immersed into infinite water-bath, the solution of the eq. (2) become.

$$\frac{m(t)}{m_\infty} = 1 - \frac{8}{\pi^2}\sum_{n=0}^{\infty}\frac{1}{(2n+1)^2}\exp\left[-\frac{\pi^2(2n+1)^2}{g^2}Dt\right] \tag{3}$$

where *m(t)* is the weight of water adsorbed at the moment *t* and m_∞ is the quantity of water adsorbed after a time $t \to \infty$ and g is the thickness of the composite plate.

For ratio of $m(t)/m_\infty \le 1\%$, the eq. (3) is simplified a lot becoming:

$$\frac{m(t)}{m_\infty} \cong \frac{4}{g}\sqrt{\frac{Dt}{\pi}} \tag{4}$$

Using eq.(4) it can be determined the diffusion coefficient of water in the studied composites, the values being indicated in Table 2.

Table 2
Diffusion Coefficient

Composite's matrix	7201	7543	7524
D[$m^{-2}days^{-1}$]	$2.52\cdot10^{-6}$	$2.69\cdot10^{-6}$	$3.51\cdot10^{-6}$

The measurements effectuated with DMA emphasized a multiple action of adsorbed water over the elastic and chemical parameters of the composite.

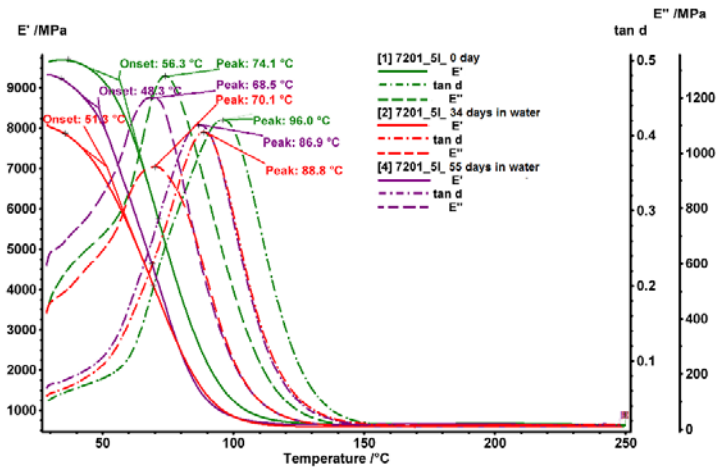


Fig. 4 – Temperature dependency of E', E'' and tanδ for different immersion time at the composite with matrix from the resin 7201.

In Fig. 4 is presented, for different types of immersion time, the way in which bulk modulus *E'*, loss modulus *E*" and tanδ of the glass polyester with the matrix from the resin 7201 behave.

The examination of data from Fig. 5 shows the existence of a glass transition, characterized by the T_g temperature defined as the temperature corresponding to the maximum of tanδ peak as well as of a activation energy of this transition, that can be calculated from Arrhenius law (Menard, 1999):

$$K = A\exp\left(\frac{\Delta H}{RT}\right) \tag{5}$$

where K is degradation rate for the glass transition process, ΔH is the activation energy (Arrhenius energy), R is the gas constant, T is absolute temperature.

In Fig. 5 and 6 are presented the dependency of glass transition temperature by the immersion time and respective of Arrhenius activation energy determined in the basis of eq. (5) by the Protheus Analysis software.

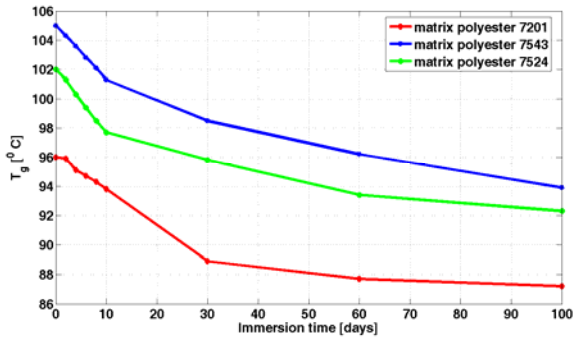


Fig. 5 – The dependency of glass transition temperature by the immersion time.

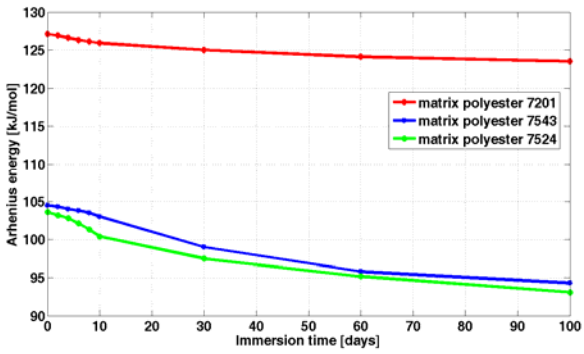


Fig. 6 – The dependency of Arrhenius activation energy temperature by the immersion time.

The adsorption of water by the polyester matrix influences the elastic properties of the studied glass-polyester composites.

In Fig. 7 is presented the immersion time dependency of the in-plane elastic modulus, defined as:

$$|E| = \sqrt{E'^2 + E''^2} \tag{6}$$

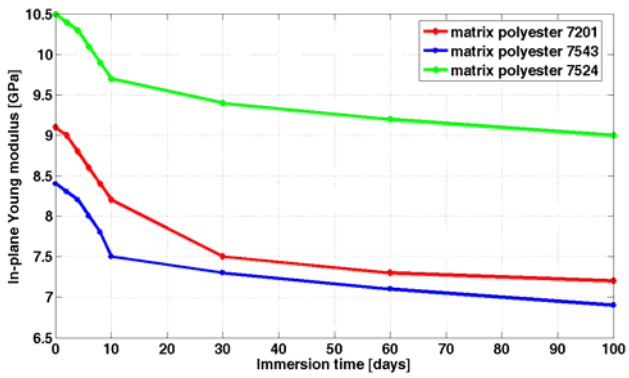


Fig. 7 – The immersion time dependency of the in-plane elastic modulus.

Summarizing the obtained data, it can be observed that the water adsorption leads to a low importance decreasing of the Arrhenius activation energy and of the glass transition temperature T_g. This fact leads to the idea that the degradation of polyester due to water adsorption has small importance, which recommends their use in naval construction, pipes. Liquid storage tanks, etc. In the same time, the water adsorption leads to a much more importance decrease of the elastic modulus with the increasing of immersion time, thus of the concentration of adsorbed water.

5. Conclusion

The composites polyester-glass composites having fiberglass layers as reinforcement and different types of polyester resins as matrix adsorb water, the adsorption phenomenon being subdued to the second Fick's law. In the basis of experimental measurements, the diffusion constant for the temperature of thermal equilibrium (25±1°C) has been found.

The increasing of adsorbed water concentration leads to the diminishing of the glass transition temperature and of activation energy of this phase transition.

In the same time, the increasing of the adsorbed water concentration decrease the in-plane elastic modulus, the composite being practically isotropic in –plane.

Acknowledgement. This paper is partially supported by the Romanian Ministry of Education, Research, Youth and Sports under Bilateral Cooperation Project ENDE Ro-Si 371/2010.

REFERENCES

Erden S., Sever K., Seki Y., Sarikanat M., *Enhancement of the Mechanical Properties of Glass/Polyester Composite via Matrix Modification*. Fibers and Polymers, *11*, 732-737 (2010).

Krautkramer J., Krautkramer H., *Ultrasonic Testing of Materials*. 4th ed., Springer Verlag, 1990.

Lemaitre J., Chaboche J.L., *Mechanics of Solid Materials*. Cambridge University Press, NY, 1994.

Mayer R., *Design with Reinforced Plastics*, Spirnger, Berlin, 1993.

Menard K.P., *Dynamic Mechanical Analysis – A Practical Introduction*. CRC Press, Fl. 1999.

Schmerr L.W.,Jr., *Fundamentals of Ultrasonic Nondestructive Evaluation – A Modeling Approach*. Plenum Press, NY, 1998.

EFECTUL UMIDITĂŢII ASUPRA PROPRIETĂŢILOR MECANICE A COMPOZITELOR POLIESTER STICLĂ

(Rezumat)

În această lucrare se prezintă rezultatele obţinute la testarea probelor din compozit fibră de sticlă încastrate în diferite tipuri de poliesteri, produşi de HELIOS GROUP Slovenia. Ranforsarea constă în fibre neţesute de sticlă produse de KURARAI – AMERICA Inc. Probele studiate au fost imersate în apă la temperatura de 25±1°C. A fost studiat efectul umidităţii asupra componentelor modului complex elastic şi a tanδ, asupra energiei de activare Arhenius şi a temperaturii de tranzitie vitroasă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ENSURING RELIABLE OPERATION OF HYDRAULIC DRIVES WITH HYDRAULIC MOTORS

BY

V. SAVULIAK* and N. SEMICHASNOVA

Vinnytsia National Technical University

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. According to their specific indices, hydraulic drives of modern mobile machines occupy leading positions among other types of drives. The majority of technological machines operate in the modes of relatively frequent starting, reversing and stopping. This requires consideration of the factors that influence the drive starting process at the design stage. Improvement of such machines involves higher requirements to the capacity, positioning accuracy, speed and quality of dynamic characteristics of the working equipment motion, which is impossible without further development of hydraulic drive, improvement of its starting characteristics and reliability.

The factors influencing reliability of hydraulic drive operation are determined and starting is shown to be the most significant among them. On the basis of system approach the factors ranking was performed. The following factors are demonstrated to be the most decisive ones: tribological perfectness of the design, rational distribution of the energy flows dissipated in the drive, constructive and organizational measures that help to reduce the load during starting and reversing processes.

Experimental studies and computer modeling were conducted taking info account non-linear characteristics of hydraulic drives. Main factors that influence the character of transient processes of starting are determined. It is shown that the following factors have the greatest influence: compliance of the hydraulic drive lines, presense of a rolling friction pair in the actuator, load value at the initial moment oil properties and influence of its active surface additives.

* Corresponding author; *e-mail:*

Key words: hydraulic drive, hydraulic motor, starting, viscosity, technical diagnostics.

1. Introduction

In construction, agriculture and other engineering industries hydraulic drive has still prevails in the operation of excavators, bulldozers, cranes and other machines. A distinguishing feature of these machines is cyclicity in performing technological operations with relatively low cycle time that includes starting, acceleration, normal functioning, slowing and stopping of the mechanism. Hydraulic systems of such machines operate, most of the time, with the modes that have a significant influence on reliability of their operation.

If failures occur, they cause balance disturbances and are accompanied with high-speed, average-speed and slow processes.

High-speed processes influence mostly interlocution of the elements and disturb the drive operation process. These processes are characterized by high speeds and periodicity of parameter variations. They include vibration of the elements, pressure pulsation, etc. Average-speed processes lead to gradual failures. They occur mostly during the operating process. Average-speed processes are caused by environmental temperature variations as well as by changes of humidity, physical properties, of the working fluid, etc.

Slow processes occur during the entire period of the drive operation. They include wear of the friction pair elements, natural ageing and fatigue of the materials, seasonal changes of temperature and humidity.

According to the character of their manifestation, the failures are classified as gradual and sudden failures. Sudden failures are characterized by stepwise change in the values of one or several parameters of the drive. In this case the hydraulic system loses its operability. Seizure of the movable parts, cracking and damage of the elements are characteristic of sudden failures. Gradual failures are caused by natural wear of the elements, loss of tightness, fatigue damage accumulation, blocking of the filters and throttles. Reliable operation of any machine is ensured by timely detection of hydraulic system failures, monitoring the performance characteristics of the hydraulic drive during its operation.

The entire life cycle of the drive can be divided into the following stages:

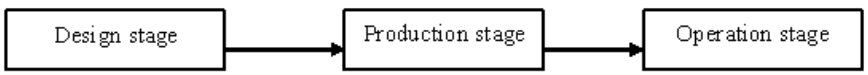


Fig. 1 – Stages of the drive life cycle.

In order to increase reliability, at the design stage (Fig.2) it is necessary, first of all, to optimize the principal hydraulic circuit in accordance with the specification, to minimize the number of hydraulic components that are included into the product design, to make a choice of the required hydraulic components taking into account the actuator loads, maximal speeds and acceleration, the required accuracy of operation and linear characteristics (Свешников *et al.,*2010). It is necessary to provide the hydraulic drive overload protection including that of separate hydraulic lines and components. A mathematical model is proposed that makes it possible to analyze the system dynamic behavior at the design stage taking into account inertial loads, the properties of the working fluid, to determine the conditions under which undesirable phenomena could occur and how reliability of the entire system could be further influenced.

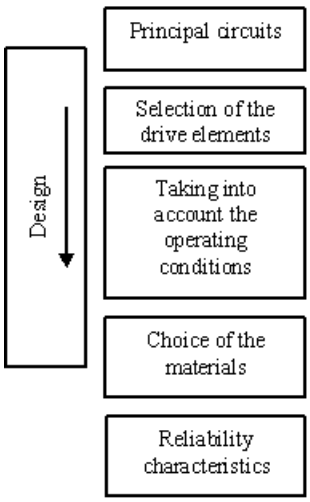


Fig. 2 – Factors of reliability ensurance at the design stage.

As a result of poor quality, the failures of hydraulic equipment could occur. Stability of technological processes, (Fig.3) availability of modern production equipment, special facilities and test rigs, qualification of the personnel have a significant influence on stability indices at the production stage. The quality of the materials being used and the hardware are also very important. Product quality management system monitors constantly all the stages of life cycle.

To achieve higher reliability, working fluids of the hydraulic system must have such chemical and physical properties that correspond to the operating conditions. It is desirable that optimal temperature range of the working fluid is maintained automatically according to the signals of temperature sensors.

Operation failures occur as a result of violating the rules of hydraulic drive operation and maintenance. At the operation stages the hydraulic drive reliability is influenced by various factors (Fig.4).

The climate factors include temperature, pressure, humidity, solar radiation and dust content (Сырицын, 1990). Hydraulic drives operate under different environmental conditions. As the temperature grows, mechanical properties of the most materials become worse, elasticity modulus is reduced as well as ultimate strength.

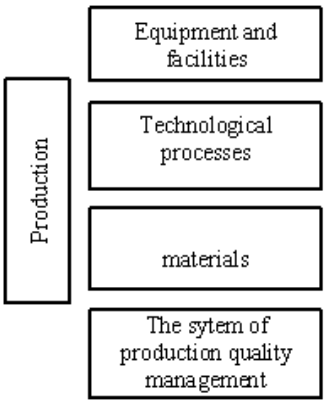


Fig. 3 – Factors of reliability ensurance at the production.

Temperature growth also leads to more intensive ageing processes of materials (especially of rubber materials). Lubricants and working fluids lose their viscosity, which causes leakage through the seals and gaps.

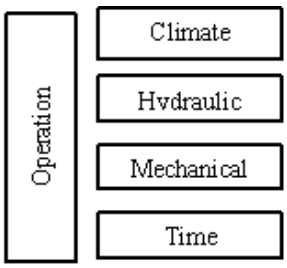


Fig. 4 – Factors of influence on operation.

Under low temperatures mechanical strength and plasticity of materials are reduced while fragility and viscosity are increased. Due to internal structural changes, additional local stresses emerge in the materials, which cause their damage.

The hydraulic factors include cleanliness, temperature, gas content and ageing of the working fluid. Failures of the machine drives are mostly caused by

the working fluid being contaminated with mechanical impurities during manufacturing and installation processes.

Temperature has a significant influence on all of the working fluid parameters that determine its characteristics. Increased viscosity caused by temperature reduction decreases leakage and increases volumetric efficiency. At the same time the friction force is increased and mechanical efficiency is reduced. Therefore, in order to provide high efficiency the fluid temperature must be optimal to ensure minimal total losses. Under negative temperatures the working fluid viscosity increases, which could lead to cavitations in the suction line that is one of the most undesirable factors contributing to the reduction of hydraulic pump resource and hydraulic drive reliability. If the hydraulic drive must operate in the conditions of negative temperatures of environmental air, it is necessary to arrange measures that would simplify starting, *i.e*. to provide the possibility of the working fluid pre-heating or additional starting facilities.

At the initial stage of testing frequent failures are observed which are caused by the defects of manufacturing and control. After revealed defects are eliminated, there comes a period when the failures occur only as a result of random factors. This period continues until the failures, caused by the wear of separate elements, emerge. Correct evaluation of failures depends on how typical the above-mentioned failures are.

While solving the problem of ensuring the hydraulic drive reliable operation, an important role is given to technical diagnostics that controls the hydraulic drive technical condition in the process of operation and allows making repairs within optimal periods. Optimal process of maintenance and repair during hydraulic drive operation can be built if you have statistical data obtained in the process of bench trials and field testing taking into account the conditions of hydraulic drive operation. To provide effective troubleshooting, hydraulic drive must be equipped with a sufficient number of elements to which measuring equipment could be rapidly connected, *i.e.* manometers, pressure pickups, etc.

Modern diagnosing facilities that include flow meters, strain-gauge transducers, their signal being stored in computer memory, enable effective analysis even of fast-going working processes, to reveal the reasons of failures and disorders and in some cases to predict possible failures.

Data on operation and failures of excavators (Бродский & Слесарев, 2002) has shown that idle periods occupy more that 10% of the total time of the machine operation. Expenses for materials and spare parts make 65% from the total expenses for the machine operation, including 30% of those spent on hydraulic drive.

Reliability of a hydraulic drive operation depends, to a great extent, on the reliability of hydraulic motors operation. For cyclic character of the hydraulic drive operation starting and speed-up losses occupy a significant place.

During cyclic operation with frequent stops and reversals the hydraulic machine assembly operates with undeveloped liquid films in the distribution end

pair (in axial-piston hydraulic motors) and in rolling bearings (in gear hydraulic motors) the losses will be much higher than during steady-state operation. In such cases special measures are recommended which make it possible to reduce mechanical losses during starting process.

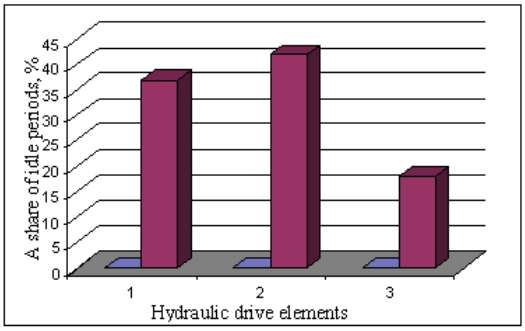


Fig. 5 – The part of a mobile machine idle periods caused by the failures of its elements:1– hydraulic line elements; 2 – hydraulic pumps and hydraulic motors; 3 – hydraulic equipment.

It was determined that at the moments of starting and reversing the system pressure increases and could exceed considerably the nominal value (Савуляк & Семічаснова, 2010).

Such leading modes are the main reason for the failures of hydraulic system elements. Fig. 6 shows a typical transient process in hydraulic system during its starting.

In the machines with cyclic operation a significant factor of failure intensity in the hydraulic system elements is the form of pressure pulses, their duration and frequency. Quantitative data of the starting overload influence on reliability of the hydraulic system and its elements are limited and require further study.

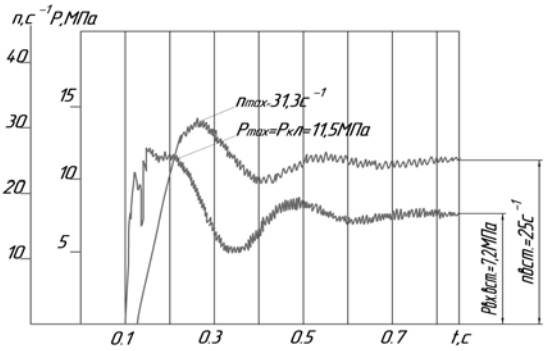


Fig. 6 – Typical transient process in a hydraulic drive during its starting.

Technical condition of the hydraulic motor starting system determines, to a great extent, operation reliability of the hydraulic motor itself and complex

dynamic processes, occurring in hydraulic motors during starting process, influence practically all the hydraulic system components. The analysis conducted on the reasons of the failures in hydraulic machines is presented in Fig.7.

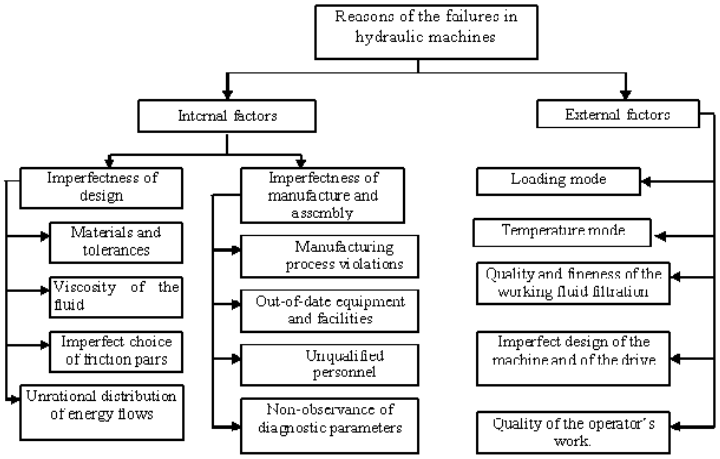


Fig. 7 – Reasons of the failures in hydraulic machines.

Hydraulic system failures can be divided into two groups: failures having no influence (to a certain time) on the machine operation, *e.g.* increased losses, temperatures and failures that influence the machine operation, for instance, by productivity reduction.

The algorithm of search and removal of failures includes, first of all, revealing the character of a failure (diagnostic signs: sharp variations of pressure in the system, insufficient speed of the working member, etc.); determination of the hydraulic drive parameters that could cause a failure (diagnostic parameters: pressure, flow rate, working fluid direction, motion); detection and analysis of hydraulic equipment that caused a failure in the system: pump station (pump) – high-pressure sleeves – hydraulic actuators (hydraulic motor, hydraulic cylinder) – control devices (valves, regulators, sensors); failure removal or replacement of the equipment (device) with a new one; analysis of the reasons that caused a failure.

3. Conclusion

1. Effectiveness of the planned preventive maintenance and repairs of the machine drives is insufficient. The flow of failures remains at a rather high level and the expenses are not always justified.

2. Combined systems show better results when maintenance and repairs are conducted taking into account actual technical condition of the drive.

3. Optimization of a range of activities in order to exclude the causes of

failures in hydraulic drives will make it possible to reduce the number of idle periods and their duration. Introduction of the system of the hydraulic drive continuous diagnostics will enable obtaining significant economic efficiency from optimization of the expenses for ensuring failure-free hydraulic system operation.

REFERENCES

Бродский Г.С., Слесарев Б.В., *Повышение надежности гидропривода - средство эффективного внедрения гидравлических экскаваторов на горных предприятиях СНГ*. "Горная промышленность", *2*, 54-57 (2002).

Савуляк В.І., Семічаснова Н.С., *Визначення пускових характеристик гідроприводів "Промислова гідравлика та пневматика"*. *4*, 2010.

Свешников В.К., Иванов А.О., *Дмитриевич Ю.В. Основные пути повышения надежности гидроприводов*. HPD. Гидравлика. Пневматика. Приводы, №1(3), 2010. – 4-7с.

Сырицын Т.А., *Эксплуатация и надежность гидро- и пневмоприводов*. Т.А. Сырицын, М.: Машиностроение, 247 (1990).

ASIGURAREA FUNCŢIONĂRII FIABILE A ACTIONĂRILOR HIDRAULICE CU MOTOARE HIDRAULICE

(Rezumat)

Conform indicaţiilor specifice acţionările hidraulice ocupă primele locuri printre alte tipuri de acţionări. Majoritatea utilajelor tehnologice operează în mod frecvent cu porniri, opriri, mers înapoi. Aceasta necesită considerarea factorilor care influenţează acţionarea hidraulică din etapa de proiectare. Îmbunătăţirea utilajelor implică cerinţe ridicate a capacităţii de poziţionare cu acurateţe, viteza sau calitatea proprietăţilor dinamice, îmbunătăţirea caracteristicilor iniţiale şi a fiabilităţii.

Factorii care influenţează fiabilitatea acţionărilor hidraulice sunt determinate şi sunt cele mai semnificative. Pe baza abordării sistemului a fost efectuat un clasament al factorilor. Următorii factori sunt dovedit a fi cei mai importanţi: corectitudinea proiectării tribologiei, distribuirea raţională a fluxurilor de energie disipată în acţionarea hidraulică, măsuri organizatorice şi constructive care ajută la reducerea sarcinii în timpul proceselor de pornire şi de mers înapoi.

Studii experimentale şi modelare pe calculator au fost realizate ţinând seama de caracteristicile non-lineare a acţionărilor hidraulice. Sunt determinaţi principalii factori care influenţează caracterul proceselor tranzitorii de pornire. Următorii factori au cea mai mare influenţă: respectarea liniei de acţionare hidraulică, prezenţa frecării de rulare în actuatori, solicitarea iniţială, proprietăţile uleiului şi influenţa aditivilor pe suprafaţa activă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MODELLING OF THE PROCESS OF REGULAR PROFILES STAMPING FROM SHEET MATERIALS

BY

V. SAVULIAK*

Vinnytsia National Technical University

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Designing the technology of sheet blanks stamping is accompanied with the problems of limited plasticity of materials with high carbon content or alloys. As a result, damages of different types appear in the places of deformation and stress concentration. In general case they are caused by limited plasticity of the material. This problem is traditionally solved by experimental selection of the points of deformation process division into stages with plasticity restoration by intermediate annealing. At the same time there is a possibility to simplify the technological process in a number of cases by a rational choice of the deformation parameters. A limitation consists in the absence of sufficiently accurate calculation models and methods. This paper proposes a model and a calculation algorithm for this purpose. The models takes into account energy losses and additional stresses caused by the sheet slipping during deformation and the friction forces involved in this process. The measures on minimization of friction coefficient between the sheet and the stamping tool are shown to be feasible.

Key words: pressure, stamping, friction, calculation algorithm.

1. Introduction

Production efficiency depends, to a great extent, on the possibility to use resource-saving technologies. In particular, these include stamping

* Corresponding author; *e-mail:*

processes. A majority of them is based on the matrix–workpiece–punch interaction for sheet material forming. This technology requires studying the influence of friction parameters and geometrical characteristics of equipment on the workpiece strained condition in order to control it.

For modeling the process of forming regular profiles on sheet materials by stamping on presses it is feasible to consider the following stages: 1) working stroke of the punch up to its contact with the sheet; 2) from the beginning of the punch contact with the sheet to the moment when the punch stops; 3) idle stroke of the punch (unloading of the sheet). The second stage is a decisive one as it determines the process capabilities, tooling design and characteristics of the product. During the working stroke, at the moment when the punch – sheet – matrix surfaces come into contact, normal forces appear between the surfaces. As a result of elastoplastic deformation of the sheet, its slippage between the working surfaces of the matrix and the punch can be observed, which causes the emergence of friction forces. For slippage to occur, the tensile force value must be sufficient to overcome friction forces between the matrix – sheet and the sheet – punch elements (Fig.1).

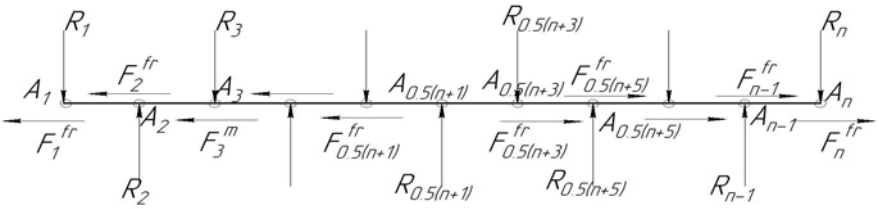


Fig. 1 – The scheme of action of forces on the sheet workpiece during stamping process.

It should be also noted that in the process of simultaneous creation of a large number of corrugations such tensile forces will be partially balanced relative to the symmetry axis and the workpiece will be subjected to bending with simultaneous extension.

Under real conditions, when the matrix and the punch have deviations from the ideal form whereas the sheet has deviations from homogeneity, pulling up of the sheet will not be necessarily directed to the symmetry axis of the workpiece. Therefore, workpiece dimensions must exceed the limit ones and after stamping the operation of cutting the sheet remains should be performed.

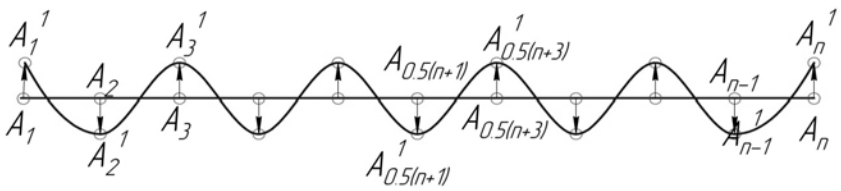


Fig. 2 – The scheme of the sheet form changes in the process of stamping.

At each of the points A_1, A_2, A_3, ...A_{n-1}, A_n (fig.3) apart from reactions R_1, R_2, R_3, ...R_{n-1}, R_n there emerge corresponding friction forces $F_1^{fr}, F_2^{fr}, F_3^{fr}, \ldots F_{n-1}^{fr}, F_n^{fr}$. They can be calculated by the simplified Coulomb formula:

$$F_i^{fr} = R_i \cdot f \tag{1}$$

where f is friction coefficient.

Friction force vector is always directed opposite to speed vector that coincides with the sheet slippage direction. Analysis of the action of forces during stamping process (the scheme is presented in Fig. 1) shows that in the middle of the workpiece at the contact point $A_{0,5(n+1)}$ (n=5,7,9…) balance of forces is observed and, therefore, the sheet can slip only in the direction of $A_{0,5(n+1)}$. As during deformation the length of the section $A_i^1 - A_{i+2}^1$ (i=1, 2, 3… $0,5\cdot(n-3)$) increases (Fig. 2) as compared to the distance between corresponding neighbouring points $A_i - A_{i+2}$, in the forming process the following three variants are possible: 1) as the length of $A_i^1 - A_{i+2}^1$ increases, the sheet slips between the matrix and the punch in the direction of the stamp centre at point $A_{0.5(n+1)}$ and, therefore, tension is reduced; 2) deformation takes places only due to the local forming of the regular profile separate part; 3) slippage of the material takes place with simultaneous local stretching. For the sheet to move (to slip) relative to point A_i it is necessary that:

1. the sheet tension force will exceed the total friction force $\sum_{k=1}^{i-1} F_k^{fr}$;

2. the energy of the sheet deformation at points $A_1 - A_{i-1}$ (bending and straightening) will be lower than the energy spent on the sheet extension.

Let us write the sheet slippage condition

$$E_{slip} \geq E_{def} + E_{fr} \tag{2}$$

where E_{slip} – the work, that would have been done during the sheet extension without slippage; E_{def} – work performed during bending-unbending of the sheet sections in the interval $A_1 - A_{i-1}$ (Fig. 3); E_{fr} – the work of friction forces in the interval $A_1 - A_{i-1}$. If bending deformation of the sheet section is elastic, then E_{def}= 0.

If the section with the length l_{i-1} moved through point A_{i-1} towards A_i, then the total work of the friction forces will be given by

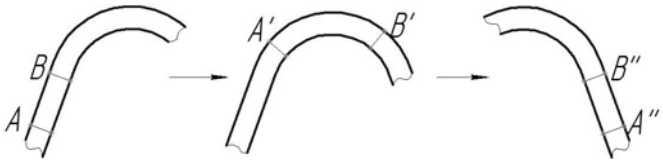


Fig. 3 – The scheme of the possible slippage of the sheet section in the process of stamping.

$$E_{fr} = \sum_{k=1}^{i-1}\left(F_k^{fr} \cdot l_k\right),\ k=1,\ 2,\ 3,\ \ldots,\ 0{,}5 \cdot (n-3). \tag{3}$$

We can also write that

$$E_{def} = \sum_{k=1}^{i-1} E_k \tag{4}$$

where $E_k = 2E_{spec} \cdot l_k$; E_{spec} – plastic deformation work for bending the sheet section of unit length to the radius of the curvature of internal surface r.

Work of the sheet tensile deformation is calculated by the formula

$$E_t = \sum_{k=1}^{i-1} l_k \cdot E_{spec.w.} \tag{5}$$

where $E_{spec.w.}$ –work performed for plastic extension of the sheet section with unit length and constant values of width and thickness.

Proceeding from (3), (4), (5), condition (2) will take the form of

$$\sum_{k=1}^{i-1} l_k \cdot E_{spec.w.} > \sum_{k=1}^{i-1}\left(F_k^{fr} \cdot l_k\right) + 2E_{spec} \sum_{k=1}^{i-1} l_k \tag{6}$$

or

$$E_{spec.w.} > \frac{\sum_{k=1}^{i-1}\left(F_k^{fr} \cdot l_k\right)}{\sum_{k=1}^{i-1} l_k} + 2E_{spec} \tag{7}$$

When condition (7) stops to be satisfied, the stage of the sheet deformation with its partial slippage begins. Then condition (2) will be expanded to the form of

$$E_{slip} - E_t = E_{def} + E_{fr} \tag{8}$$

If we assume that the length of the neutral line in section $A_i A_{i-1}$ is equal to L, the length of the neutral line in section $A_{i-1}^1 A_i^1$ – L^1, the sheet extension value in the section $A_{i-1}^1 A_i^1$ – l_{yk}, the value of the sheet slippage in section $A_{i-1}^1 A_i^1$ – l_{slipk}, then from (8) and the equality of the motions and lengths of the sheet we write

$$\begin{cases} l_{yk} + l_{slipk} = L^1 - L, \\ \sum\limits_{k=1}^{i-1} l_{yk} \cdot E_{spec.w.} + \sum\limits_{k=1}^{i-1} \left(F_k^{fr} \cdot l_{slipk} \right) + 0{,}5\left(1 + \dfrac{1}{\beta}\right) E_{spec} \sum\limits_{k=1}^{i-1} l_{slipk} = \\ = \left(L^1 - L\right) \cdot E_{spec.w.} \cdot (i-1), \end{cases} \tag{9}$$

where β is Bauschinger coefficient.

On the other side, the length of the neutral line in section $A_{i-1}^1 A_i^1$ (provided that the sheet length is unchanged) is calculated as:

$$L^1 = 2(R + r + s) arctg \frac{h}{L} + \frac{L}{\cos(arctg(h/L))} - (R + r + s)\frac{h}{L}, \tag{10}$$

where R and r – the radia of the punch and matrix curvatures; s – the sheet thickness; h – bending deflection of the sheet (Fig.4).

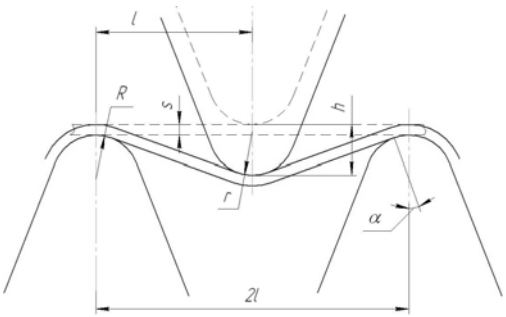


Fig. 4 – The scheme of the sheet deflection in the process of stamping.

Provided that deformation localization is absent, for the case of θ =α (in the conjugation zone of rectilinear and curvilinear regions), the intensity of stresses σ_u could be conventionally considered equal to $\sigma_{\theta aver}$ and stresses and deformations to be distributed uniformly along the sheet thickness.

It can be assumed that in the rectilinear region between points $A_{i-1}^1 A_i^1$ the strained state corresponds to pure tension. Then, the degree of deformation is calculated as

$$e_u = \ln \frac{l_{yk}}{L}. \tag{11}$$

After solving system (9) we obtain the averaged value of the sheet deformation l_{yk} between points $A_{i-1}^1 A_i^1$. This solution, taking also into account (10), (11), can be used to determine boundary conditions and to calculate the strained state of the sheet in the curvature formation zone.

Mathematical model of the stamping process is based on the condition of elementary volume balance (Сивак & Савуляк, 2004; Савуляк, 2004):

$$2\sigma_{\theta aver} \cdot s \cdot \frac{\Delta\varphi}{2} = \sigma_{tool} \cdot \Delta\varphi \cdot (R_1 - s) - p \cdot R \cdot \Delta\varphi, \tag{12}$$

balance equations for flat strained state (Попов, 1977):

$$\begin{cases} \dfrac{\partial \sigma_\rho}{\partial \rho} + \dfrac{1}{\rho} \cdot \dfrac{\partial \tau_{\rho\theta}}{\partial \theta} + \dfrac{\sigma_\rho - \sigma_\theta}{\rho} = 0; \\ \dfrac{\partial \sigma_\rho}{\rho \partial \theta} + \dfrac{\partial \tau_{\rho\theta}}{\partial \rho} + 2\dfrac{\tau_{\rho\theta}}{\rho} = 0, \end{cases} \tag{13}$$

set of constraint equations:

$$\begin{cases} \sigma_\rho - \sigma = \dfrac{2}{3}\sigma_u \dfrac{\dot{\varepsilon}_\rho}{\dot{\varepsilon}_u}, \\ \sigma_\theta - \sigma = \dfrac{2}{3}\sigma_u \dfrac{\dot{\varepsilon}_\rho}{\dot{\varepsilon}_u}, \\ \sigma_z - \sigma = \dfrac{2}{3}\sigma_u \dfrac{\dot{\varepsilon}_\rho}{\dot{\varepsilon}_u}, \\ \tau_{\rho\theta} = \dfrac{1}{3}\sigma_u \dfrac{\dot{\gamma}_{\rho\theta}}{\dot{\varepsilon}_u}, \end{cases} \tag{14}$$

$$\sigma_u = A e_u^n \tag{15}$$

and the continuity condition

$$\dot{\varepsilon}_\rho + \dot{\varepsilon}_\theta + \dot{\varepsilon}_z = 0, \tag{16}$$

where $\sigma_{\theta aver}$ – average tangential stress ($\sigma_{\theta aver} = A\left(\ln \frac{l_{yk}}{L}\right)^n$); σ_{tool} – stress on the surface of contact with the tool; s – thickness of the sheet; R_1 – external radius

of the workpiece curvature correspondingly; p – distributed pressure on the sheet surface (for the case under consideration p = 0); $\Delta\varphi$ – angle of the marked region of the sheet; $\sigma_\rho, \sigma_\theta, \sigma_z, \tau_{\rho\theta}$ – normal and tangential stresses; $\dot{\varepsilon}_\rho$, $\dot{\varepsilon}_\theta$, $\dot{\varepsilon}_z$ – deformation rates in the corresponding directions; $\dot{\gamma}_{\rho\theta}$ – shear deformation rate; $\sigma = \frac{1}{3}\sigma_{ij}\delta_{ij}$ – average stress (hydrostatic pressure); A and n – parameters of the material hardening curve; e_u – deformation degree.

Deformation rates are determined from:

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_\rho = \dfrac{\partial \vartheta_\rho}{\partial \rho}; \\ \dot{\varepsilon}_\theta = \dfrac{\partial \vartheta_\theta}{\rho \partial \theta} + \dfrac{\vartheta_\rho}{\rho}; \\ \dot{\varepsilon}_z = \dfrac{\partial \vartheta_z}{\partial z}; \\ \dot{\gamma}_{\rho\theta} = \dfrac{\partial \vartheta_\theta}{\partial \rho} + \dfrac{\partial \vartheta_\rho}{\rho \partial \theta} - \dfrac{\vartheta_\theta}{\rho}. \end{cases} \tag{17}$$

To solve the set of equations (12-17) we accept the hypothesis that intensity of stresses $\sigma_u = \sigma_u(e_u)$ and $\sigma_u \neq \sigma_u(\rho, \theta)$ while functional dependence of the speeds υ_θ and υ_z of the material points movement is linear (Савуляк, 2006).

$$\begin{cases} \vartheta_\theta = a(\theta) \cdot (\rho - \rho_n) = a \cdot (\rho - \rho_n), \\ \vartheta_z = bz + k, \end{cases} \tag{18}$$

where ρ_n – radius of the neutral surface curvature

$$\rho_n = \sqrt{Rr \exp \frac{-\sigma_{tool}}{A\left(0.5 \ln \frac{r+s}{r}\right)^n}}.$$

By substitution of (18) and (17) into (16) we obtain:

$$\vartheta_\rho = a'\left(\rho_n - \frac{\rho}{2}\right) - b\frac{\rho}{2} + \frac{c}{\rho} \tag{19}$$

where $a' = \frac{\partial a(\theta)}{\partial \theta} = \frac{\partial a}{\partial \theta}$; c – constant.

By substitution of (18) and (19) into (16) after reduction we obtain

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_\rho = -\dfrac{a'}{2} - \dfrac{c}{\rho^2} - \dfrac{b}{2}; \\ \dot{\varepsilon}_\theta = \dfrac{a'}{2} - \dfrac{b}{2} + \dfrac{c}{\rho^2}; \\ \dot{\varepsilon}_z = b; \\ \dot{\gamma}_{\rho\theta} = a + \dfrac{a''(2\rho_n - \rho)}{2\rho}, \quad a'' = \dfrac{\partial^2 a}{\partial \theta^2}. \end{cases} \tag{20}$$

If we assume that deformation in the direction of the axis z is inconsiderable or constant we can take $b = 0$. Then (20) will be transformed into:

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_\rho - \dot{\varepsilon}_\theta = -a' + \dfrac{2c}{\rho^2}; \\ \dot{\varepsilon}_\theta - \dot{\varepsilon}_z = \dfrac{a'}{2} + \dfrac{c}{\rho^2}; \\ \dot{\varepsilon}_z - \dot{\varepsilon}_\rho = \dfrac{a'}{2} + \dfrac{c}{\rho^2}. \end{cases} \tag{21}$$

Function $a(\theta)$ is determined from the system of equations (20) provided that deformations $\varepsilon_\rho = 0, \varepsilon_\theta = 0, \gamma_{\rho\theta} = 0$ for $\rho = \rho_n$. Deformations were found as a double integral of the corresponding deformation rates relative to the coordinates ρ and θ. Then function $a(\theta)$ will have the form of

$$a(\theta) = \frac{k_1}{\sqrt{\ln \rho_n - 0{,}5}} \cos \frac{\theta}{\sqrt{\ln \rho_n - 0{,}5}} - \frac{k_2}{\sqrt{\ln \rho_n - 0{,}5}} \sin \frac{\theta}{\sqrt{\ln \rho_n - 0{,}5}} \tag{22}$$

where $k1$, $k2$ – constants.
Taking into account (24), equation (22) will take the form of

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_\rho = \dfrac{1}{2\ln \rho_n - 1}\left(k_1 \cdot \sin \dfrac{\theta}{\sqrt{\ln \rho_n - 0{,}5}} + k_2 \cdot \cos \dfrac{\theta}{\sqrt{\ln \rho_n - 0{,}5}} \right) - \dfrac{c}{\rho^2}, \\ \dot{\varepsilon}_\theta = \dfrac{-1}{2\ln \rho_n - 1}\left(k_1 \cdot \sin \dfrac{\theta}{\sqrt{\ln \rho_n - 0{,}5}} + k_2 \cdot \cos \dfrac{\theta}{\sqrt{\ln \rho_n - 0{,}5}} \right) + \dfrac{c}{\rho^2}, \\ \dot{\varepsilon}_z = 0, \\ \dot{\gamma}_{\rho\theta} = \left(k_1 \cdot \cos \dfrac{\theta}{\sqrt{\ln \rho_n - 0{,}5}} - k_2 \cdot \sin \dfrac{\theta}{\sqrt{\ln \rho_n - 0{,}5}} \right) \dfrac{\rho \ln \rho_n - \rho_n}{\rho (\ln \rho_n - 0{,}5)^{1{,}5}}. \end{cases} \tag{23}$$

For flat state of strain:

$$\dot{\varepsilon}_u = \frac{\sqrt{2}}{3}\sqrt{\left(\dot{\varepsilon}_\rho - \dot{\varepsilon}_\theta\right)^2 + \left(\dot{\varepsilon}_\theta - \dot{\varepsilon}_z\right)^2 + \left(\dot{\varepsilon}_z - \dot{\varepsilon}_\rho\right)^2 + \frac{3}{2}\dot{\gamma}_{\rho\theta}^2}. \tag{24}$$

After simple transformations, from (13) and (14) we obtain

$$\begin{cases} \dfrac{\partial \sigma_\rho}{\partial \rho} = -\dfrac{1}{\rho}\cdot\dfrac{\partial \tau_{\rho\theta}}{\partial \theta} - \dfrac{2}{3}\sigma_u \dfrac{\dot{\varepsilon}_\rho - \dot{\varepsilon}_\theta}{\rho \dot{\varepsilon}_u}; \\ \dfrac{\partial \sigma_\rho}{\partial \theta} = \dfrac{\partial \sigma_\theta}{\partial \theta} + \dfrac{2}{3}\sigma_u \dfrac{\partial}{\partial \theta}\left(\dfrac{\dot{\varepsilon}_\rho - \dot{\varepsilon}_\theta}{\dot{\varepsilon}_u}\right). \end{cases} \tag{25}$$

According to the formula of the total differential equation for the function of several variables

$$\sigma_\rho = \int \frac{\partial \sigma_\rho}{\partial \rho} d\rho + \int \frac{\partial \sigma_\rho}{\partial \theta} d\theta \tag{26}$$

By substitution of (15), (23), (24) and (25) into (26), taking into account boundary conditions (for $\rho = r$ $\sigma_\rho = \sigma_{tool}$ i $\sigma_\theta = \sigma_{tool} \cdot f$; for $\rho = R_1$ $\sigma_\rho = 0$; for $\theta = \alpha$ $\sigma_u = \sigma_{\theta aver}$) we can obtain characteristic of the strained state during stamping process, the sheet slippage and friction forces being taken into account.

3. Conclusion

1. Mathematical model of the workpiece forming from sheet material makes it possible to calculate permissible deformations and radia of the curvature in the points of localization of stresses and deformations.

2. Analysis of the stress change character for the flat state of stress has shown that normal stresses are practically independent from the taper angle when it value are in the range from 0 to 1 radian. At the same time the taper angle has a considerable on shear stress.

3. Application of stamping schemes with minimal friction coefficient between the workpiece–matrix–punch reduces tangential normal stresses and softens the stressed state scheme.

REFERENCES

Савуляк В.В., *Деформація і напружений стан тонколистових матеріалів в процесі формування гофрів*. Вісник Донбаської державної машинобудівної академії, *1* (*3*), 48-53 (2006).

Савуляк В.В., *Штампування гофрованих заготовок малих радіусів кривизни з використанням гідростатичного підпору*. Вісник ВПІ, *5*, 74-76(2004).

Сивак І.О., Савуляк В.В., *Штампування гофрованих заготовок з використанням гідростатичного підпору // Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні*. Краматорськ: ДДМА, 331–335 (2004).

Попов Е.А., *Основы теории листовой штамповки*. М.: Машиностроение, 278 (1977).

MODELAREA PROCESULUI DE ŞTANŢARE A PROFILELOR REGULATE DIN TABLĂ

(Rezumat)

Proiectarea tehnologiei de ştanţare este însoţită de problemele provocate de limita de plasticitate a materialelor cu un conţinut ridicat de carbon sau elemente de aliere. Ca urmare, apar diferite tipuri de defecte în locurile de deformare şi de concentrare a solicitărilor În general, ele sunt cauzate de plasticitatea limitată a materialului. Această problemă este rezolvată în mod tradiţional prin selectarea experimentală a punctelor de divizare procesului de deformare în etape, cu îmbunătăţirea plasticităţii prin recoaceri intermediare. În acelaşi timp, există o posibilitate de a simplifica procesul tehnologic într-un număr de cazuri prin alegerea raţională a parametrilor de deformare. O limitare constă în lipsa unor modele şi a unor metodelor de calcul suficient de precise. Aceasta lucrarea propune un model şi un algoritm de calcul în acest scop. Modelele iau în considerare pierderile de energie, tensiunile suplimentare cauzate de alunecarea tablei în timpul deformării şi forţele de frecare implicate în acest proces. Măsurile privind reducerea de coeficientul de frecare dintre tablă şi ştanţă sunt fezabile.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CONSTRUCTION OF PLASTICITY DIAGRAMS ON THE BASIS OF LIMIT FORMING DURING UPSETTING PROCESS

BY

I. SIVAK*, V. SAVULYAK and J. CHORNA

Vinnitsa National Technical University, Ukraine

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 13, 2011

Abstract. The analysis of processes of cold deformation requires knowledge of materials behaviour under forming. For this purpose curves and surfaces of plastic deformation are used. The paper considers the method of the plasticity diagram construction on the basis of experimental research of cylindrical samples upsetting with different friction conditions at their end surfaces. Three groups of experiments were conducted – with lubrication of the end surfaces, without their lubrication and with clamped edges. Intensity of deformation and index of the stressed state were calculated in accordance with the proposed dependencies. An inverse problem of finding the limit deformation was solved. Approximation of the limit deformation curves was conducted in accordance with the dependence proposed by V. Ogorodnikov.

Key words: plasticity, upsetting, limit deformation curve.

1. Introduction

For limit forming estimation in the process of plastic metal working deformability criteria are used to determine the boundaries of deformation

* Corresponding author; *e-mail:*

(Колмогоров, 1970; Дель, 1978; Огородников *et al.*, 2005). In most of such criteria plasticity diagrams are used to estimate the influence of the stress scheme on the plasticity of metals. A plasticity diagram describes experimental dependence of limit deformation e_p on the stressed state stiffness η determined by the formulas

$$\mathring{a}_{\partial} = \int_0^{t_p} \dot{\varepsilon}_u d\tau, \tag{1}$$

$$\eta = \frac{3\sigma}{\sigma_u}, \tag{2}$$

where t_p – deformation time until macrocracks appear; $\dot{\varepsilon}_u$ - deformation rate intensity; $\sigma = \frac{1}{3}\sigma_{ij}\delta_{ij}$ - mean stress; σ_u - stress intensity.

The accuracy of the used plasticity resource calculation depends, to a great extent, on how accurately the dependence of e_p on η is constructed. This paper proposes a method to construct the plasticity diagram $e_p(\eta)$ in the value range of $-1 \leq \eta \leq 0$. To achieve this, metal plasticity investigation procedure was developed for cylindrical samples upsetting tests. Let us determine limit deformation e_p during upsetting of the samples with the height and the diameter h_0 and r_0 in initial condition and h, r – in the deformed state. Let us assume that samples are compressed by two rigid plates that move one towards the other with relative velocity ϑ/r. If friction forces in the contact region of the samples and plates are ignored, deformation rate in the direction of the z-axis will equal:

$$\dot{\varepsilon}_z = -\frac{\vartheta}{h}, \tag{3}$$

where υ - the speed of one plate motion.

Radial and circular components of the deformation rate tensor are given by:

$$\dot{\varepsilon}_r = \frac{d\vartheta_r}{dr}, \quad \dot{\varepsilon}_\varphi = \frac{\vartheta_r}{r}. \tag{4}$$

Let us substitute (3) and (4) into incompressibility condition:

$$\dot{\varepsilon}_z + \dot{\varepsilon}_r + \dot{\varepsilon}_\varphi = 0 \tag{5}$$

Then:

$$\frac{d\upsilon_r}{dr} + \frac{\upsilon_r}{r} - \dot{\varepsilon}_z = 0, \tag{6}$$

Or:

$$\frac{d}{dr}(r\upsilon_r) = -\dot{\varepsilon}_z r \tag{7}$$

After integration of (6), taking into account that according to formula (3) $\dot{\varepsilon}_z$ does not depend on r, we obtain:

$$\upsilon_r = -\frac{\dot{\varepsilon}_z r}{2} + \frac{c}{r}. \tag{8}$$

We find integration constant from the condition that for solid cylindrical sample if $r = 0$, $\upsilon_r = 0$. From this we find that c = 0.

$$\upsilon_r = -\frac{\dot{\varepsilon}_z r}{2} \tag{9}$$

According to formula (4) we have:

$$\dot{\varepsilon}_r = \dot{\varepsilon}_\phi = -\frac{\dot{\varepsilon}_z}{2} \tag{10}$$

Then we obtain the expression for deformation rate intensity $\dot{\varepsilon}_u$:

$$\dot{\varepsilon}_u = -\dot{\varepsilon}_z = \frac{\upsilon}{h} \tag{11}$$

In accordance with formula (1) we obtain the formula for the limit value of deformation degree e_p:

$$e_p = \int_{h_p}^{h_0} \frac{\upsilon dt}{h} = \int_{h_p}^{h_0} \frac{dh}{h} = \ln\frac{h_0}{h_p} \tag{12}$$

where h_p - the sample height when a macrocrack appears.

In order to determine other experimental values of limit deformation e_p upsetting tests of cylindrical samples were performed with different friction

conditions on their end surfaces. In such tests, a bulge in the form of a barrel is known to emerge. In terms of destruction, the average-height region of the "barrelled" surface is the most dangerous one because due to considerable curvature of the barrelled surface tensile stresses could emerge. Curvature value could be changed by changing the friction conditions in the contact zone of the samples and plates. In this work the upsetting of samples was performed with lubrication, without lubrication and with clamped edges.

In order to determine the strained state in the sample dangerous zone, in the average-height part of its side surface we applied a grid with the step of (2 ± 0,005) mm in the direction of generator and (1±0,005) mm in the direction perpendicular to the generator (Fig. 1).

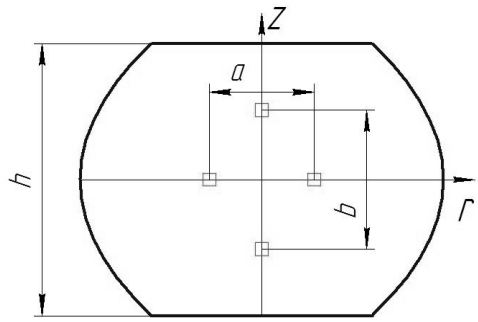


Fig. 1 – The sample with the grid after upsetting without lubrication of the end surfaces.

The samples were subjected to upsetting in several steps until macrocracks emerged in the equator region. At the end of each step the values of a, b were measured using a toolmaker's microscope and logarithmic deformations were calculated by the formulas (13):

$$e_z = \ln\frac{a}{a_0}, \qquad e_\varphi = \ln\frac{b}{b_0}, \tag{13}$$

where a_0, b_0, a, b – dimension of the elements of the applied grid in the initial and current states.

At the end of each step the degree of deformation was determined by the formula:

$$e_u = \frac{2}{\sqrt{3}}\sqrt{e_z^2 + e_z e_\varphi + e_\varphi^2} \tag{14}$$

When cylindrical samples were subjected to upsetting on the free surface radial stress σ_r is zero.

$$\sigma_r = 0. \tag{15}$$

Therefore the stressed state index η at the sample side surface was determined by the formula:

$$\eta = -\frac{2e_r}{e_u} \tag{16}$$

In order to obtain this formula physical equation of deformation plasticity theory:

$$\sigma_r - \sigma = \frac{2}{3}\frac{\sigma_u}{e_u}e_r \tag{17}$$

and condition (15) were used.

To determine the rational component of deformation e_r, incompressibility condition (5) and equation (13) were used.

Experimental study was performed using cylindrical samples made from steel P6M5 with initial dimensions d_0 = 10 mm, h_0 = 15mm. Part of the samples were subjected to upsetting with lubrication of end surfaces until destruction started. Values of limit deformation e_p, obtained in these tests, were calculated by the formula (12). During upsetting process with lubrication a "barreled" region was not practically created and therefore, it was assumed that $\eta = -1$. For steel P6M5, if $\eta = -1$, limit deformation $e_p(-1)$=1,2. Another set of samples were subjected to upsetting with lubrication of the end surfaces and the third set - with clamped end surfaces (Fig. 2).

The samples of each set were subjected to upsetting to different deformation degrees until macrocracks appeared. According to the distortion of coordinate grid applied to the sample surfaces in the initial state, deformation degree e_u and deformation state index η were determined at each upsetting stage by formulas (14), (16).

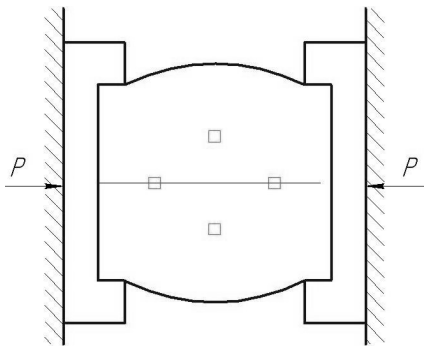


Fig. 2 – Upsetting of the cylindrical samples with clamped end surfaces.

Experimental results were processed using the method of least squares. The obtained relationships e_u and η for the cases of upsetting with friction (curves 1) and upsetting with clamped end surfaces (curves 2) are presented in Fig. 3. From the obtained results it follows that with growing η the plasticity of metal is reduced.

The obtained loading trajectories $e_u(\eta)$ 1 and 2 (see Fig. 3) were used for obtaining plasticity diagrams $e_p(\eta)$. Dependence of $e_p(\eta)$ was approximated by function (Огородников, 1989):

$$e_p(\eta) = e_p(0)\exp(-\lambda\eta) \tag{19}$$

where $e_p(0)$ – limit deformation for $\eta = 0$; $e_p(-1)$ – limit deformation for $\eta = -1$;

$$\lambda = \ln\frac{e_p(-1)}{e_p(0)}$$

For plasticity diagram construction according to the known dependences $e_u(\eta)$ deformability criterion was used (Огородников *et al.*, 2005):

$$\psi = \int_0^{e_p} \frac{de_u}{e_p(\eta)} \tag{20}$$

and the inverse problem was solved, *i.e.* proceeding from the known values of limit deformation e_p^* and corresponding loading trajectories using formula (20), by the successive approximations method limit deformation e_p was determined, the value of which is plotted in plasticity diagram $e_p(\eta)$. In this way the location of six points that belong to the plasticity diagram was found. The obtained results were used to approximate dependence $e_p(\eta)$ in the range of $-1 \le \eta \le 0$ for steel P6M5 by the function.

$$e_p(\eta) = 0{,}21\exp(-1{,}74\eta) \tag{21}$$

The obtained dependence of limit deformation e_p on the stressed state index η (21) is given in Fig. 3.

Thus, in this work the procedure of plasticity diagram construction is elaborated for value range $-1 \le \eta \le 0$ of the stressed state index on the basis of

experimental study of metal plasticity in the upsetting tests of cylindrical samples with different friction conditions at the end surfaces.

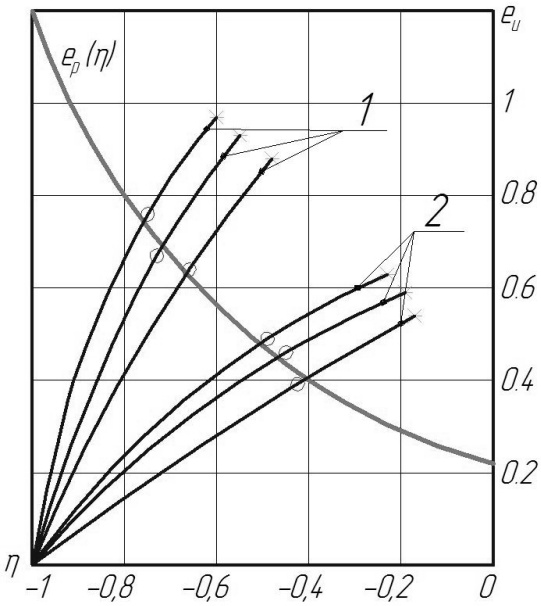


Fig. 3 – Dependence of limit deformation from the index of the stressed state.

The dependence of e_p on η (21) is in good agreement with the same experimental plasticity diagrams of steel P6M5 obtained by other methods (Огородников, 1989). It should be noted that dependence $e_p(\eta)$ (21) can be also used for a wider range of values of the stressed state index η.

REFERENCES

Дель Г.Д., *Технологическая механика*. – М.: Машиностроение, 174 (1978).

Колмогоров В.Л, *Напряжения, деформации, разрушение*. М.: Металлургия, 229 (1970).

Огородников В.А., *Деформируемусти и разрушение металов при пластическом формоизменении*. К.: УМК ВО, 152 (1989).

Огородников В.А., Киселёв В.Б., Сивак И.О. *Энергия. Деформации. Разрушение.* (*Задачи автотехнической експертизы*). Винница: УНІВЕРСУМ-Вінниця, 204 (2005).

CONSTRUCŢIA DIAGRAMELOR DE PLASTICITATE PE BAZA LIMITEI DE CURGERE ÎN PROCESUL DE REFULARE

(Rezumat)

Analiza procesului de deformare la rece solicită cunoaşterea comportării materialului la solicitare. Pentru aceasta se folosesc curbe şi suprafeţe de deformare plastică. Această lucrare foloseşte metoda de construcţie a diagramelor de plasticitate bazată pe cercetare experimentală a unor epruvete cilindrice refulate cu condiţii diferite de frecare la capetele acestora. S-au realizat trei grupuri de experimente: cu lubrifiere la capete , fără lubrifiere, şi cu capetele fixate. Intensitatea deformaţiei şi matricea stării de tensiuni au fost calculate în funcţie de dependenţele propuse. Astfel s-a rezolvat o problemă inversă, cea a găsirii limitei de deformare. Aproximarea curbei limitei de deformare a fost realizată în concordanţă cu dependenţa propusă de V. Ogorodnikov.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

GLASS BEHAVIOUR AT ABRASIVE JET ENGRAVING

BY

LAURENŢIU SLĂTINEANU*, ŞTEFAN POTÂRNICHE, LORELEI GHERMAN, MARGARETA COTEAŢĂ and NICOLAE POP

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
Faculty of Machine Manufacturing and Industrial Management

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 11, 2011

Abstract. The abrasive jet engraving is applied in order to obtain various inscriptions or drawings on glass objects. This processing method is based on the removal of small quantities of the workpiece material in determined surfaces zones, under the action of the abrasive jet. In the case of the glass, the material removal could be especially generated by micro cracking phenomena. The paper presents some theoretical considerations concerning the base phenomena which develop at the contact of the abrasive jet with the surface layer of the glass workpiece. An experimental research was also developed to better highlight the aspects specific to the abrasive jet engraving of glass workpieces. A mathematical empirical relation was established to show the influence exerted by some work conditions on the roughness of the surface affected by the process of abrasive jet engraving. For the considered experimental conditions, the most significant influence was exerted by the average dimension of the abrasive particles.

Key words: engraving, abrasive jet, glass part, surface roughness, empirical model.

1. Introduction

Engraving is a processing method by which a text or a design is transferred on the surface of a metallic or non-metallic workpiece material.

* Corresponding author; *e-mail:* slati@tcm.tuiasi.ro

There are various procedures to achieve the engraving: there are engraving techniques based on chemical reactions, on the thermal material removal or material aspect changing by laser beam (Rusu & Găluşcă, 2010), electron beam, ion beam, on mechanical material removal or aspect changing when ultrasounds or cutting phenomena are used etc. Some of such techniques could be considered and approached as nonconventional machining techniques, especially when additional energy is directed to the work zone (Beşliu *et al.,* 2010).

One of the engraving methods based on the mechanical material removal or material aspect changing is the abrasive jet engraving; it could be efficiently applied especially in the case of brittle materials.

Thus, the abrasive jet engraving could be used to obtain various inscriptions or designs on glass workpieces, by considering the glass brittleness; it is known that the glass is a hard, brittle, translucent and transparent material, characterized by a conchoidal fracture. Just the conchoidal aspect of the fracture refers to a way that brittle materials break when the fracture does not follow any natural planes of separation. Of course, the glass is engraved to obtain inscriptions of designs, but it also could be engraved to diminish or to avoid the complete transparency; in both the cases, the problem of glass machinability by various machining techniques could be approached (Gherman, *et al.,* 2010).

Along the time, the abrasive jet engraving was used in order to apply engraving to the glass workpieces; the researchers tried to obtain additional information concerning this process in order to ensure an optimal development of the process. Thus, Park et al. studied the effect of the impact angle variation on the erosion rate when a powder blasting process is applied to the glass workpieces (Park, *et al.,* 2004). They established a fundamental basis that can be used when powder blasting is applied to obtain micro-mechanical parts of glass. In other paper, Park *et al*., (2004) described the results obtained in studying the micro-grooving of glass; they succeed to obtain grooves having a width of 80 μm and characterized by a surface roughness Ra=0.6 – 0.8 μm. They noticed that the machining depth is near proportional to the number of scanning time.

Fan *et al*., (2009) established predictive mathematical models valid for the material removal rate in the case of micro-hole drilling and micro-channel cutting on glasses; these models take into consideration the particle impact parameters, the properties of the target material and some major process parameters. They verified the model capability by experimental investigations.

Ghobeity *et al.,* (2009) studied two methods applicable in order to machine planar areas with increased sidewall slope by using target oscillation and an inclined direction of the abrasive jet; such an oscillation generates steeper sidewalls and it is convenient for application, but a significant mask under-etching could appear.

2. Theoretical Considerations

The abrasive jet is obtained by introducing abrasive particles in a jet of compressed air; this is achieved in a so-called blasting gun. A flexible tube ensures the connection of the gun to the compressor; the abrasive particles are absorbed in the blasting gun from a recipient due to the depression generated at the decrease of the cross section area of the tube by which the compressed air is sent to the nozzle (Fig. 1).

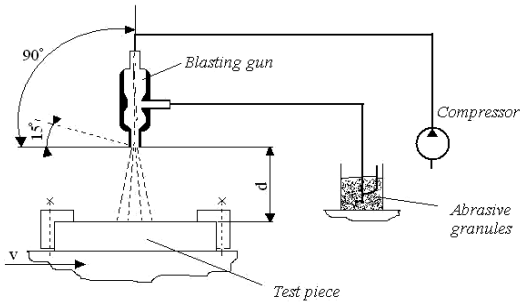


Fig. 1 – Obtaining the abrasive jet.

Initially, the abrasive jet has a cylindrical shape, but due to the decrease of the pressure from the axis of the abrasive jet to the atmospheric pressure found round of the jet, the abrasive particles transported by the compressed air change their direction and the jet becomes conical. The kinetic energy corresponding to a single abrasive particle having a mass m_g and a speed v is given by the relation:

$$W = \frac{m_g v^2}{2} \tag{1}$$

The abrasive particle having the kinetic energy W arrives in contact with the workpiece surface; by taking into consideration the particle energy and the properties of the workpiece surface layer, various effects could be generated; these effects could be the results of the elastic, plastic or fragile behaviour of the workpiece material.

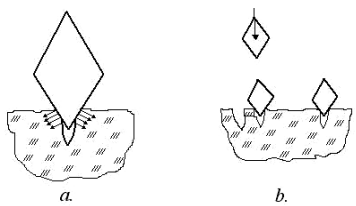


Fig. 2 – Phenomena at the impact of the abrasive particles with the test piece material: *a* – microcracking phenomena; *b* – separating particles from the test piece material.

In the case of the glass workpiece, the main effect could be generated by the fragile behaviour of the material. It is expected that as results of the abrasive particle impact with the surface layer, initially many microcracks appear (Fig. 2 *a*) and, finally, by the joining of such microcracks, small particles are separated and removed from the workpiece material. The presence of the microcracks diminishes the resistance of the surface layer to the action of the abrasive jet and, thus, small particles could be separated from the test piece material (Fig. 2 *b*).

3. Experimental Results

In order to study the influence exerted by various factors on the results of glass engraving process, an experimental research was designed and developed. A blasting gun type 650R (Prodif Air comprimé - France) was used to obtain the abrasive jet; the blasting gun was connected to an air compressor which ensured a pressure of about 0.588 MPa. Sand particles having a known average dimension were absorbed in the compressed air from a recipient. The experiment developed in accordance with the request specific to a planned factorial experiment with three variables at two levels. The variables were the distance between the nozzle and the test piece (d_{min}=10 mm and d_{max}=40 mm), the angle of inclination between the axis of the abrasive jet and the plane surface of the test piece (α_{min}=15º and α_{max}=90º) and the average dimensions of the particles (g_{min}=0.35 mm and g_{max}=1.6 mm).

The experimental conditions and results are presented in table 1; the results were mathematically processed by means of software based on the method of the smallest squares (Creţu, 1992). Thus, the following empirical relation was established:

$$Ra = 3.66 g^{0.385} d^{0.0246} \alpha^{0.131} \tag{2}$$

Table 1
Experimental Conditions and Results

Exp. no.	Independent variables			Surface roughness parameter, *Ra*, μm			
	Average size of the particles, mm	Distance *d*, mm	Angle α, °	Ra_1	Ra_2	Ra_3	Average value
1	2	3	4	5	6	7	8
1	0.35	10	15	3.37	3.93	3.71	3.6700
2	0.35	10	90	4.48	3.83	3.98	4.0967
3	0.35	40	15	2.94	2.91	3.00	2.9500
4	0.35	40	90	4.20	4.05	3.61	3.9533
5	1.6	10	15	5.59	7.17	4.54	5.7667
6	1.6	10	90	5.81	7.53	7.62	6.9867
7	1.6	40	15	5.86	6.14	5.00	5.6667
8	1.6	40	90	6.59	8.96	8.44	7.9967

The empirical model defined by the relation (2) shows that among the three considered factors (average dimension *g* of the abrasive particles, distance *d* between the nozzle and the plane surface of the test piece and the angle *α* between the abrasive jet and the plane surface of the test piece), the most significant influence is exerted by the average dimension *g* of the abrasive particles, whose exponent in the relation (2) is maximum (0.385>0.131>0.0345).

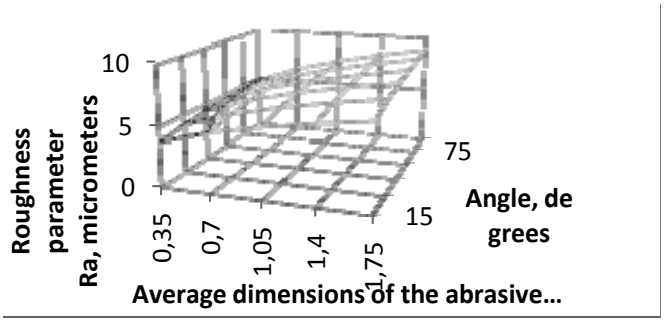


Fig. 3 – Influence exerted by the average dimension of the abrasive particles and by the angle of inclination on the size of the roughness parameter *Ra*.

For the considered experimental conditions, the distance *d* practically does not exert influence on the surface roughness parameter *Ra* (the size of the exponent attached to the distance *d* is very low). A graphical representations corresponding to the relation (2) is shown in Fig. 3.

4. Conclusion

The abrasive jet engraving could be used to transfer drawings and inscriptions on parts made of hard enough materials. The abrasive jet is generally obtained by means of devices type blasting guns. Within the laboratory for non-conventional technologies from the "Gheorghe Asachi" Technical University of Iaşi, some theoretical researches were developed to explain the phenomena which develop during applying the abrasive jet engraving of glass parts. Experimental researches were performed to highlight the influence exerted by some parameters characterizing the work conditions (average dimension of the abrasive particles, distance between the nozzle and the test piece, angle between the direction of the abrasive jet and the plane surface of the test piece) on the surface roughness parameter *Ra*. By mathematical processing of the experimental results, an empirical model valid in the case of the surface roughness parameter *Ra* was established. One may notice that for the considered experimental conditions, the most significant factor able to influence the size of the surface roughness parameter *Ra* is the average dimension of the abrasive particles.

REFERENCES

Beşliu I., Schulze H.P., Coteaţă M., Amarandei D. *Study of the Dry Electrical Discharge Machining*. International Journal of Material Forming, **3**, Suppl., 1107-1110 (2010).

Creţu G., *Fundamentals of the Experimental Research. Handbook for the Laboratory Activities* (in Romanian). Institutul Politehnic din Iaşi (1992).

Fan J.M., Wang C.Y., Wang J., *Modelling the Erosion Rate in Micro-Abrasive Air Jet Machining of Glasses*. Wear, **266,** 968-974 (2009).

Gherman L., Petroi D., Iosub L., Isachi D., Coteaţă M., *Machinability Evaluation by the Constant Feed Force Method.* Bul. Inst. Polit. din Iaşi, **LVI** (**LX**), *2b*, S. Construcţii de Maşini, 243-250 (2010).

Ghobeity A., Papini M., Spelt J.K., *Abrasive Jet Micro-Machining of Planar Areas and Transitional Slopes in Glass Using Target Oscillation.* Journal of Materials Processing Technology, **209**, 5123-5132 (2009).

Park D.S., Cho M.W, Lee H., *Effects of the Impact Angle Variations on the Erosion Rate of Glass In Powder Blasting Process*. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, **23**, 444–450 (2004).

Park, D.S., Cho M.W., Lee H., Cho W.S., *Micro-Grooving of Glass Using Micro-Abrasive Jet Machining*. Journal of Materials Processing Technology, **146**, 234–240 (2004).

Rusu S., Găluşcă D.G., *Laser Marking of Materials: Principles and Processes*. Bul. Inst. Polit. din Iaşi, **LVI** (**LX**), *4*, S. Ştiinţa şi ingineria materialelor, 71-84 (2010).

COMPORTAREA STICLEI LA GRAVAREA CU JET ABRAZIV

(Rezumat)

Gravarea cu jet abraziv se utilizează pentru a se obţine diverse inscripţii pe obiecte din sticlă. Această metodă de prelucrare se bazează pe îndepărtarea unor mici cantităţi din materialul semifabricatului, în zone de suprafaţă determinate, sub acţiunea jetului abraziv. În cazul sticlei, îndepărtarea materialului ar putea fi generată în special de fenomenele microfisurare. Lucrarea prezintă câteva consideraţii teoretice privind fenomenele de bază care se dezvoltă la contactul jetului abraziv cu stratul de suprafaţă al semifabricatului din sticlă. A fost de asemenea realizată o cercetare experimentală, pentru a sublinia mai bine aspectele specifice gravării cu jet abraziv a semifabricatelor din sticlă. A fost determinată o relaţie matematică empirică, pentru a evidenţia influenţa exercitată de unele condiţii de lucru asupra rugozităţii suprafeţei afectate de procesul de gravare cu jet abraziv.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INTER-BRANCH CONNECTIONS MODELING

BY

CRISTINA MARIA STOICA*

University ”PETRE ANDREI” from Iaşi

Received: April 10, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Between the different branches of economy, there are production connections called inter-branch connections. Mathematical models which describe inter-branch connections are called inter-branch balance models, or “expenditures-production” models. These models are based on the inter-branch balance, represented by a table which delineates production and organization of production on different branches, inter-branch connections, use of material and workforce resources, creation and allotment on national income.

Key words: inter-branch balance, expenses coefficients, technological matrix, expenses matrix.

1. Introduction

Between the different branches of economy, there are production connections called inter-branch connections. Mathematical models which describe inter-branch connections are called inter-branch balance models, or “expenditures-production” models. These models are based on the inter-branch balance, represented by a table which delineates production and organization of production on different branches, inter-branch connections, use of material and workforce resources, creation and allotment on national income.

In order to devise the inter-branch connections’ table, we need to formulate the list of branches which will be a part of the inter-branch balance.

* Corresponding author; *e-mail:*

Let n be the number of branches in the inter-branch balance. The general image of the balance is pictured in Table 1. All branches are represented in the balance, each of them twice: as producer of goods and services and, at the same time, as consumer of goods and services.

The i line designates the i branch as producer (i = l, n), whereas the j column designates the j branch as consumer (j = l, n) in Table 1. At the intersection of line i and column j we find the $x_{i,j}$ variable which represents the cost of the product produced by branch i and consumed by branch j. Each one of the n columns which make up the inter-branch balance reflects the structure of material expenses and the amortization and net production for each branch. The total of material expenses, amortization and net production equals the global production $\mathbf{x_j}$ of the **j** branch, or:

$$\sum_{i=1}^{n} \mathbf{x}_{i,j} + \mathbf{s}_j + \mathbf{v}_j + \mathbf{m}_j = \mathbf{x}_j \qquad (i = 1, n) \tag{1}$$

The $v_j + m_j$ variable is the net production of the j branch, and s_j is the amortization. Each one of the n lines of the inter-branch balance reflects the distribution of production for each branch. For the i line, the following is true (balance):

$$\sum_{j=1}^{n} \mathbf{x}_{i,j} + \mathbf{y}_i = \mathbf{x}_i \qquad (i = 1, n) \tag{2}$$

Table 1

General *Representation* of the *Inter-Branch Balance*

Production branch	Consumer branches 1 2 ... j ... n	Final Production	Global production
1	$x_{11}, x_{12} \dots x_{1j} \dots x_{1n}$	y_1	x_1
2	$x_{21}, x_{22} \dots x_{2j} \dots x_{2n}$	y_2	x_2
	1st quarter	2nd quarter	
...	.....	...	...
i	$x_{i1}, x_{i2} \dots x_{ij} \dots x_{in}$	y_i	x_i
...	.....	...	...
n	$x_{n1}, x_{n2} \dots x_{nj} \dots x_{nn}$	y_n	x_n
Amortization	$s_1, s_2 \dots s_j \dots s_n$	s	
	3rd quarter	4th quarter	
Work remuneration	$v_1, v_2 \dots v_j \dots v_n$	v	
Net income	$m_1, m_2 \dots m_j \dots m_n$	m	
Global production	$x_1, x_2 \dots x_j \dots x_n$		

The y_i variable represents the production of the i branch, which is part of the national income and destined for consume, accumulation and export.

Hence, the analysis of the data in the inter-branch balance has the following endpoints:

1) the costs structure of the balance for a certain amount of time; 2) the distribution of this production among the different consumer branches.

2. The Mathematical Model of the Inter-Branch Balance

At the foundation of the mathematical model of the inter-branch balance lies the following equation system (2):

$$\sum_{j=1}^{n} x_{ij} + y_i = x_i \qquad (i = 1, n) \tag{3}$$

In order to contrive the model, the following premises are considered:

1) the volumes x_{ij} of the production consumption are directly proportional to the x_j volumes, reflecting the production of the consumer branches:

$$x_{ij} = a_{ij}\, x_j \tag{4}$$

2) one and the same product is produced by one branch only and each branch produces only one product. In other words, we are taking into account only those branches that we consider „pure". Let's indentify the meaning of the proportionality coefficient a_{ij}. From equation (1), we infer that:

$$a_{i,j} = \frac{x_{i,j}}{x_j}$$

Therefore, $a_{i,j}$ indicates *how many units of global production belonging to the i branch are spent in order to obtain one production unit of the consumer branch j.* These coefficients are called **direct material expenses coefficients.** They can be calculated using both a regular expression and a cost expression. Formula (2) (in monetary or regular expression), taking into account equation (4), becomes:

$$x_i = \sum_{j=1}^{n} a_{i,j} x_j + y_i \qquad (i = 1, n) \tag{5}$$

If we introduce the matrix:

$$A = \begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} \ldots a_{1n} \\ a_{21} & a_{22} \ldots a_{2n} \\ \ldots\ldots\ldots & \ldots\ldots\ldots \quad \ldots \\ a_{n1} & a_{n2} \ldots a_{nn} \end{pmatrix}$$

Called the direct expenses matrix or ***the technological matrix***, the column vector of the global production volumes:

$$\mathbf{x} = \begin{pmatrix} \mathbf{x}_1 \\ \mathbf{x}_2 \\ \dots \\ \mathbf{x}_n \end{pmatrix}$$

and the column vector of the final production volumes:

$$\mathbf{y} = \begin{pmatrix} \mathbf{y}_1 \\ \mathbf{y}_2 \\ \dots \\ \mathbf{y}_n \end{pmatrix}$$

we can rewrite equation (5) under a matricial form like this:

$$x = Ax + y \tag{6}$$

The linear system connects the volumes of global production to the volumes of final production and can be used calculations for every component. The building process of the model is not affected by the type of measurement units that are used for the expression of values x_i, a_{ij}, y_i, whether they are regular or cost units. If p_1, p_2,..., p_n are prices for the product (obtained from „pure" branches), then:

$$\bar{\mathbf{x}} = \mathbf{p}_i \mathbf{x}_i \qquad i = 1, n$$

$$\bar{x}_{ij} = \mathbf{p}_i \mathbf{x}_{ij} \qquad i, j = 1, n$$

$$\bar{y}_i = \mathbf{p}_i \mathbf{y}_i \qquad i = 1, n$$

hence:

$$\bar{\mathbf{a}}_{ij} = \frac{\bar{\mathbf{x}}_{ij}}{\bar{\mathbf{x}}_j} = \frac{\mathbf{p}_i \mathbf{x}_{ij}}{\mathbf{p}_j \mathbf{x}_j} = \frac{\mathbf{p}_i}{\mathbf{p}_j} \mathbf{a}_{ij}$$

where the overline above a unit indicates that they are measured in cost expression. Let:

$$\bar{\mathbf{A}} = \begin{pmatrix} \mathbf{a}_{d11} & \mathbf{a}_{d12} & \cdots & \mathbf{a}_{d1n} \\ \mathbf{a}_{d21} & \mathbf{a}_{d22} & \cdots & \mathbf{a}_{d2n} \\ \dots\dots & \dots\dots & & \dots\dots \\ \mathbf{a}_{dn1} & \mathbf{a}_{dn2} & \cdots & \mathbf{a}_{dnn} \end{pmatrix} \quad \mathbf{P} = \begin{pmatrix} \mathbf{p}_1 & 0 & \cdots & 0 \\ 0 & \mathbf{p}_2 & \cdots & 0 \\ \dots\dots & \dots\dots & & \dots\dots \\ 0 & 0 & & \mathbf{p}_n \end{pmatrix}$$

$$\mathbf{P}^{-1} = \begin{pmatrix} \frac{1}{\mathbf{p}_1} & 0 & \cdots & 0 \\ 0 & \frac{1}{\mathbf{p}_2} & \cdots & 0 \\ - & - & - & - \\ 0 & 0 & & \frac{1}{\mathbf{p}_n} \end{pmatrix}$$

then the mathematical relation between matrices A and $\bar{\mathbf{A}}$ Is given by the formulas:

$$\bar{\mathbf{A}} = \mathbf{P}\,\mathbf{A}\,\mathbf{P}^{-1} \quad \text{and} \quad \mathbf{A} = \mathbf{P}^{-1}\,\bar{\mathbf{A}}\,\mathbf{P}$$

Whereas the relation between the models, using a regular and cost expression, respectively, can be written down as:

$$\mathbf{P}\,\mathbf{x} = \mathbf{P}\,\mathbf{A}\,\mathbf{x} + \mathbf{P}\,\mathbf{y} \text{ and } \mathbf{P}^{-1}\,\bar{\mathbf{x}} = \mathbf{P}^{-1}\,\bar{\mathbf{A}}\,\bar{\mathbf{x}} + \mathbf{P}^{-1}\,\bar{\mathbf{y}}$$

The inter-branch balance model can be further extended to include restrictions regarding the use of the production factors (natural and work resources) and of the fixed funds (capital). Supposing that the expenses of the factors of production are proportional to the volumes of the production factors and that the volumes of the production factors are limited, we obtain the linear restrictions system:

$$\sum_{j=1}^{n} f_{kj} x_j \le r_k \qquad (k = 1, m)$$

where f_{kj} is the direct expenses of the k factor in order to fabricate a j unit of production, whereas r_k is the volume of the k factor. The linear equations system (5) and the linear inequalities system (7) constitute the mathematical model of the inter-branch balance, when taking into account the limitations of the production factors.

3. Solving the Equation System of Inter-Branch Balance

Let's consider the problem regarding the existing solution of the linear systems (5) or (6) which have an economic interpretation. Let there be the matrix A of direct expenses coefficients. Based on the economic meaning of direct expenses, the a_{ij} coefficients of matrix A can only take non-negative values $a_{ij} > 0$. The problem that needs solving is: to find, for a fixed vector of final production **y,** a global production vector **x**; in other words, to solve the equations system:

$$\mathbf{x} = \mathbf{A}\,\mathbf{x} + \mathbf{y}$$

The components of vector **y** are non-negative on an economic basis ($y_i \geq 0 (i = \overline{1,n})$). The requested solution **x,** also on an economic basis, must have only non0negative components ($x_i \geq 0 (i = \overline{1,n})$).

If the a_{ij} components of matrix A are calculated in a cost expression manner, then $a_{ij} < 1$. In order to obtain only non-negative values for **x**, we must employ the so–called productivity of matrix A. *The non-negative A matrix is* ***productive*** *if there exists one, non-negative vector* **x**, so *that* **x** > **Ax**. Therefore, there exists one vector **y** > 0, so that x = Ax + y. The productivity of matrix A means that the economic system is able to ensure a certain volume of the final production for each and every product. The solution of the linear balance system can be written as follows:

$$x = (\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} y = \mathbf{B}y, \text{ where } \mathbf{B} = (\mathbf{E} - \mathbf{A})$$

In order to solve the equation system x = **A**x + y, we can also apply an approximate iterative method. If we want to ensure the final, required **y**, then we must initially fabricate the production $x_1 = y$, and this production requires spending some intermediary commodities in the volumes $x_2 = Ax_1 = Ay$. Moreover, the production of the x_2 commodities, presumes the spending of x_3 outturns, or $x_3 = \mathbf{A}x_2 = \mathbf{A}^2 y$ etc. This leads to the acquirement of the approximate estimation of the general global volume of the x production, considering the first k items of the iterative process:

$$x \approx x_1 + x_2 + \ldots + x_k = y + \mathbf{A}y + \mathbf{A}^2 y + \ldots + \mathbf{A}^k y$$

For k —» ∞, we will retrieve the vectorial series:

$$x = y + \mathbf{A}y + \mathbf{A}^2 y + \ldots \text{ or}$$
$$x = (\mathbf{E} + \mathbf{A} + \mathbf{A}^2 + \ldots)\, y$$

Beginning with this and comparing the last series and the expression $x = (\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} y$, we have $\mathbf{B} = (\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} = \mathbf{E} + \mathbf{A} + \mathbf{A}^2 + \mathbf{A}^3 + \ldots$ .This equality is the analogue matricial form of the Keynes multiplier. Consequently, the matrix $(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1}$ is called a matricial multiplier.

4. Total Matricial Expenses Coefficients

Let there be matrix **A**. In order to obtain one unit of production in the j branch, the expense of the following sort of product (direct expenses) is required:

$$\mathbf{a}_j = \begin{pmatrix} \mathbf{a}_{1j} \\ \mathbf{a}_{2j} \\ \ldots \\ \mathbf{a}_{nj} \end{pmatrix}$$

which is described in the j column of matrix **A**. However, for the acquirement of the a_j sort of product, we must use the $a_j^{(1)}$ sort of product, which is calculated with the formula $a_j^{(1)} = \mathbf{A}\, a_j$. The elements of the $a_j^{(1)}$ vector are called first order indirect expenses coefficients of the corresponding product, for one unit of production of branch j. The matrix $\mathbf{A}^{(1)}$, made up of the $a_j^{(1)}$ columns (j = 1, 2, . ., n), is called **the first order indirect expenses matrix** and, as it may easily be observed, $\mathbf{A}^{(1)} = \mathbf{A} \,.\, \mathbf{A} = \mathbf{A}^2$. The second order indirect expenses are called necessary expenses for the production of type $a_j^{(1)}$ commodities, and they represent the indirect first order expenses of the j branch, or $a_j^{(2)} = \mathbf{A}\, a_j^{(1)}$. In a matricial format:

$$\mathbf{A}^{(2)} = \mathbf{A}\cdot\mathbf{A}^{(1)} = \mathbf{A}\cdot\mathbf{A}^2 = \mathbf{A}^3$$

where $A^{(2)}$ is the second order indirect expenses matrix. The k order indirect expenses are the necessary expenses for the establishment of the product series $a_j^{(k-1)}$, which are the indirect, k -1 order expenses, or $a_j^{(k)} = \mathbf{A}\, a_j^{(k-1)}$; and in matricial format:

$$\mathbf{A}^{(k)} = \mathbf{A}\ \mathbf{A}^{(k-1)} = \mathbf{A}\,\mathbf{A}^k = \mathbf{A}^{k+1}$$

Total expenses are defined as the sum of every order, direct and indirect expenses; the **C** matrix of total expenses is the sum of the matricial series:

$$\mathbf{C} = \mathbf{A} + \mathbf{A}^{(1)} + \mathbf{A}^{(2)} + \ldots = \mathbf{A} + \mathbf{A}^2 + \mathbf{A}^3 + \ldots.$$

The matrix **B**:

$$\mathbf{B} = (\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} = \mathbf{E} + \mathbf{A} + \mathbf{A}^2 + \mathbf{A}^3 + \ldots$$

therefore:

$$\mathbf{B} = \mathbf{E} + \mathbf{C}$$

We notice that, only in the case of the productivity of matrix **A** (and in this case only), the matricial series $\mathbf{A} + \mathbf{A}^2 + \mathbf{A}^3 + \ldots$ is convergent, and its sum represents the matrix of total material expenses. Based on the convergence of this matricial series:

$$\lim_{k \to \infty} \mathbf{A}^{\,k} = \mathbf{O}$$

where **O** is n order null matrix. Consequently, the **C** matrix can be approximated based on the following formula:

$$\mathbf{C} \approx \mathbf{A} + \mathbf{A}^2 + \ldots + \mathbf{A}^k$$

taking into account the corresponding number of the first items in this matricial series. We will try to clarify the economic meaning of the b_{ij} elements of the matrix $\mathbf{B} = (\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1}$. In order to do this, we assume that it is necessary to fabricate only one unit of the final product of the j branch. Then the **y** vector of the final product is:

$$y = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ 1 \\ \dots \\ 0 \end{pmatrix}$$

The required global production x is:

$$\mathbf{x} = \begin{pmatrix} \mathbf{x}_1 \\ \mathbf{x}_2 \\ \vdots \\ \mathbf{x}_n \end{pmatrix} = \mathbf{By} = \begin{pmatrix} \mathbf{b}_{11} \cdots\cdots \mathbf{b}_{1j} \cdots\cdots \mathbf{b}_{1n} \\ \mathbf{b}_{21} \cdots\cdots \mathbf{b}_{2j} \cdots\cdots \mathbf{b}_{nn} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 0 \\ \vdots \\ 1 \\ \vdots \\ 0 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \mathbf{b}_{1j} \\ \mathbf{b}_{2j} \\ \vdots \\ \mathbf{b}_{nj} \end{pmatrix}$$

From this, the elements of the j column, belonging to matrix ***B*** *are the type of products by means of which we can obtain one unit of final production in the j branch.* Taking into account the interrelations between matrices **B** and **C**, we have:

$$\mathbf{b}_{ij} = \begin{cases} \mathbf{c}_{ij} + 1 & i = j \\ c_{ij} & i \neq j \end{cases}$$

meaning that, in order to get one unit of production j, we must obtain the global production for all the other branches, which equals the total amount of expenses for the production of this unit, and, in branch j, it is required that we add one unit of this final product (product that we must fabricate). In order to do this it is easier that matrix **B**, and not matrix **C**, is named the matrix of total matricial costs, and we will use this from now on accordingly. Starting with:

$$x = \mathbf{B}\, y = (\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1}\, y$$

we deduce that the elements of matrix **B** show the interrelations between the global product and the final product. What kind of interrelations do the elements of matrix C show? To answer this question, we postulate the vector z = x - y, which emulates the intermediate products (the expenses). Using x = **B**y, we have:

$$z = x - y = \mathbf{B}y - y = \mathbf{B}y - \mathbf{E}y = (\mathbf{B} - \mathbf{E})y = \mathbf{C}y$$

Based on this, matrix **C** shows the connections between the intermediate product and the final product. Comparing the direct, indirect and material expenses, we surmise that:

1) the direct expenses are the expenses of products, used in a straightforward manner, in order to fabricate the given product;

2) the indirect expenses, of any order whatsoever, describe the expenses of previous stages of production;

3) total expenses include material, direct and indirect expenses of any order.

5. Total Expenses Coefficients of Production Factors

As previously mentioned, in order to obtain one unit of production j, we use:

1) products elaborated by the economic system – costs involving these products are equal to the direct material expenses coefficients a_{ij} (i,j = 1, 2,... ,n);

2) the primary factors (resources), which are not fabricated by the economic system (work, capital, land resources) – these costs are equal to the f_{kj} coefficients. Supposing we have m primary factors of production. Let r_{kj} be the volume of the k factor used by the j branch in order to obtain the global product in the x_j volume. Then the variable:

$$\mathbf{f}_{\mathbf{kj}} = \mathbf{r}_{\mathbf{kj}} / \mathbf{x}_{\mathbf{j}} \ (k = 1,2,..., m)$$

is the **direct expenses coefficient** of the k factor. This coefficient describes the volume of the expenses of factor k, spent to fabricate one unit of global production. The direct expenses coefficients for the production factors compose the **F** matrix, of the dimensions m x n, which is called the **production factors expenses** matrix. If we have the volume $x = (x_1, x_2, ... ,x_n)$ of global production, then we find the required r_k for the production factors in the following system:

$$r_k = \sum_{j=1}^{n} f_{kj} x_j \ (k = 1, 2, ...,m)$$

We can write this system in a matricial format: $\mathbf{r} = \mathbf{F}\,\mathbf{x}$

where: $\mathbf{r} = (\mathbf{r}_1 \quad r_2 \quad \cdots \quad r_m)^{\mathbf{T}}$ is the vector of requirements for the production factors; $\mathbf{x} = (\mathbf{x}_1 \quad x_2 \quad \cdots \quad x_n)^{\mathbf{T}}$ is the global production vector, and:

$$F = \begin{pmatrix} f_{11} & f_{12} \cdots f_{1n} \\ f_{21} & f_{22} \cdots f_{2n} \\ - & - \\ f_{m1} & f_{m2} \cdots f_{mn} \end{pmatrix}$$

is the primary factors expenses matrix.

We will, henceforth, analyze, total production factors' expenses coefficients. The coefficients of total expenses for factor k, for the j product, are the sums of total expenses for factor k and also the expenses made in order to produce this factor, expenses that are transferred to this product by means of products consumed by the economic system.

Let the coefficients of total expenses for factor k be $\varphi_{k1}, \varphi_{k2},..., \varphi_{kn}$. We formulate these coefficients using the following representation:

$$
\begin{array}{cccc}
a_{11}\cdot\phi_{k1} & a_{12}\cdot\phi_{k1} & \cdots & a_{1n}\cdot\phi_{k1} \\
a_{21}\cdot\phi_{k2} & a_{22}\cdot\phi_{k2} & \cdots & a_{2n}\cdot\phi_{k2} \\
\cdots & \cdots & \cdots & \cdots \\
a_{n1}\cdot\phi_{kn} & a_{n2}\cdot\phi_{kn} & \cdots & a_{nn}\cdot\phi_{kn} \\
\hline
f_{k1} & f_{k2} & \cdots & f_{kn} \\
\hline
\phi_{k1} & \phi_{k2} & \cdots & \phi_{kn}
\end{array}
$$

In this representation the products $a_{ij}\cdot\varphi_{ki}$ describe the expenses for the k factor, transferred on the j product by means of the spent product i, the expenses for the latter being equal to a_{ij}. According to the definition:

$$\phi_{kj} = \sum_{i=1}^{n} a_{ij}\phi_{ki} + f_{kj} \qquad (j = 1, 2, \ldots, n)$$

Evidently, this system has n equations. In a vectorial matricial format it can be written:

$$\boldsymbol{\varphi}_k = \boldsymbol{\varphi}_k \mathbf{A} + f_k$$

where $\varphi_k = (\varphi_{k1}, \varphi_{k2}, \ldots, \varphi_{kn})$ is the linear vector of the total expenses coefficients for factor k, **A** is the direct material expenses matrix, and $f_k = (f_{k1}, f_{k2}, \ldots, f_{kn})$ is the linear vector of the direct expenses coefficients for factor k. Considering the last system, we obtain $\varphi_k - \varphi_k \mathbf{A} = f_k$ or:

$$\varphi_k \mathbf{E} - \varphi_k \mathbf{A} = f_k$$

Thus, we have $\varphi_k (\mathbf{E} - \mathbf{A}) = f_k$. Hence:

$$\varphi_k = f_k(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} = f_k \mathbf{B}$$

Total expenses coefficients for all production factors form the matrix:

$$\Phi = \begin{pmatrix} \varphi_{11} & \varphi_{12} & \cdots & \varphi_{1n} \\ \varphi_{21} & \varphi_{22} & \cdots & \varphi_{2n} \\ \cdots & \cdots & \cdots & \cdots \\ \varphi_{m1} & \varphi_{m2} & \cdots & \varphi_{mn} \end{pmatrix}$$

That we are going to refer to as the matrix of total expenses for the production factors. It is clear then, that:

$$\mathbf{\Phi} = \mathbf{F}(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} = \mathbf{FB}$$

We will clarify the economic meaning of the total expenses coefficients for the production factors. It is postulated that $x = (\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1}y$. The resource requirements $r = \mathbf{F}\cdot x$. Consequently: $r = \mathbf{F}(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} y = \mathbf{\Phi}\, y$.

Therefore, the total expenses coefficients of the production factors are the expenses of the factors for one unit of the final production, so the φ_{kj}

element, of the **Φ** matrix describes the expenses of factor k for the fabrication of one unit of final production belonging to the j branch.

Some of the most important production factors are work and capital (fixed assets). If l_j and k_j are the direct expenses coefficients for work and capital, respectively, and L_j and K_j, (j = 1,2, ...,n)are the total expenses coefficients, then we have:

$$\mathbf{L} = \mathbf{l}\,(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} \text{ and } \mathbf{K} = \mathbf{k}(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1}$$

where $\mathbf{L} = (L_1, L_2, \ldots, L_n)$ and $\mathbf{K} = (K_1, K_2, \ldots, K_n)$ are the linear vectors of total expenses coefficients for work and capital, while $\mathbf{l} = (l_1, l_2, \ldots, l_n)$ and $\mathbf{k} = (k_1, k_2, \ldots, k_n)$ are the linear vectors of direct expenses coefficients for work and capital. Taking into consideration that $(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} = \mathbf{E} + \mathbf{A} + \mathbf{A}^2 + \ldots$, we get: $\mathbf{L} = \mathbf{l} + \mathbf{l}\mathbf{A} + \mathbf{l}\mathbf{A}^2 + \ldots$, and $\mathbf{K} = \mathbf{k} + \mathbf{k}\mathbf{A} + \mathbf{k}\mathbf{A}^2 + \ldots$.

The $\mathbf{l}\mathbf{A}$ variables are first order indirect expenses for one unit of the j product; $\mathbf{l}\mathbf{A}^2$ are second order indirect expenses for work; $\mathbf{k}\mathbf{A}$, $\mathbf{k}\mathbf{A}^2$ etc. are first, second etc. order indirect expenses of the capital for one unit of production. The total expenses for work (as for any other production factor) represent the sum of direct and indirect expenses of work.

5.1. The Construction of the Price System Based on the Inter-Branch Balance

We will analyze how price is established with the help of the inter-branch balance. As it has already been mentioned, every fabrication unit of the global production j (j = 1,2,... , n) is related to the product fabrication expenses and the production factors, which make up the expenses vector $z_j = (a_{1j}, a_{2j}, \ldots, a_{nj}; f_{1j}, f_{2j}, \ldots, f_{mj})$.

Let the price of product i be p_i, and the price of factor k be q_k. Then, assuming that each product is sold for a price equal to the fabrication expenses, for the cost of one unit of the product j we have:

$$\mathbf{p}_j = \sum_{i=1}^{n} \mathbf{a}_{ij}\mathbf{p}_i + \sum_{k=1}^{m} \mathbf{f}_{kj}\mathbf{q}_k \quad (j = 1,2,\ldots, n)$$

thus, the cost of one unit of the j product includes expenses of intrinsic products (produced by the economic system) and the expenses of the production factors. Including the price vectors $\mathbf{p} = (p_1, p_2, \ldots, p_n)$ and $q = (q_1, q_2, \ldots, q_m)$and using matrix **A** of direct material expenses and matrix **F** of direct expenses of the production factors, the relations become:

$$\mathbf{p} = \mathbf{p}\,\mathbf{A} + \mathbf{q}\,\mathbf{F}$$

If we conjecture that the prices of the production factors are already known we have:

$$\mathbf{p} = \mathbf{q}\,\mathbf{F}\,(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{1} = \mathbf{q}\mathbf{\Phi}$$

Hence, the prices of commodities produced by the economic system are influenced by the prices and expenses of the production factors. On the other hand, for each product j, the following mathematical relations must be true (based on the first and third quarter of the inter-branch balance):

$$p_j = \sum_{i=1}^{m} a_{ij} p_i + s_j + v_j + m_j \qquad (j = 1, 2, \ldots, n)$$

where v_j represents the expenses for work remuneration, s_j represents the amortization and m_j represents the supplementary product involved in the total cost of one j-type unit of global production (these variables can be calculated starting from the third quarter of the inter-branch balance). The corresponding matricial format used for the model used to obtain the prices is:

$$\mathbf{p} = \mathbf{pA} + \mathbf{s} + \mathbf{v} + \mathbf{m}$$

where s is the amortization vector, v is the expenses for work remuneration vector, v is the supplementary product vector and p is the product's price vector. Hence:

$$\mathbf{p} = (s + v + m)(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1}$$

Comparing this result to the previous one, $\mathbf{p} = \mathbf{q} \cdot \mathbf{\Phi}$, we conclude that the prices $p = (p_1, p_2, ..., p_n)$ are identical to the expenses, rendered in a cost expression, of the production factors required for the fabrication of the products by the economical system; also, the vector s + v + m reflects the expenses of the production factors (especially, work). From:

$$p = (s + v + m)\ (\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} \quad \text{and} \quad p = q\mathbf{F}(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1}$$

or:

$$p = p\mathbf{A} + q\mathbf{F} \quad \text{and} \quad p = p\,\mathbf{A} + s + v + m$$

we obtain: $$s + v + m = q\mathbf{F}$$

In the coordinate-based distribution, we have:

$$\mathbf{s}_j + \mathbf{v}_j + \mathbf{m}_j = \sum_{k=1}^{m} \mathbf{q}_k \mathbf{f}_{kj} \qquad (j = 1,2,..., n)$$

The model we consider, in order to obtain the prices, determines these prices at the level of expenses of the production process. Quantitative estimation of the prices, using this method, enables us to avoid important errors, which

may come up when trying to obtain the price's system level for the products fabricated by the economic system. If the vectors **s**, **v**, **m** are variable according to Δs, Δv and Δm, then the price's variation Δp will be:

$$\Delta p = (\Delta s + \Delta v + \Delta m)\,(\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1}$$

According to this formula, we can determine, for example, the way in which the variation Δv of the expenses for work remuneration influences product prices.

REFERENCES

Blyte J., *Comportamentul consumatorului*. Editura Teora, Bucureşti, 1998.

Boris C-tin, *Metode numerice şi implementarea lor pe calculator*. Tehnopress, Iaşi, 2005.

Deaton A., *Understanding Consumption*. Oxford University Press, 1992.

Dussart C., *Comportement du consumateur et stratégie de marketing*. Monreale, Edition Mc-Graw-Hill, 1983.

Grill Ph., *Microéconomie. Interaction des acteurs économiques*. Edition Dunod, Paris, 1993.

Hyalmarsson L., Marin D., Oprescu Gh., Andrei A., *Microeconomie. O abordare cantitativă*. Editura Omnia, Braşov, 1995.

Imperato A., *Consumer Behavior for Labour Supply.* Conferinţă Internaţională de Cibernetică Economică, **A XII**, Bucureşti, 2004.

Kotler Ph., Duboi, B., *Marketing Management*. Publi-Union Edition, Paris, 1992.

Lambin, *Marketing Stratégique*. Edition McGraw–Hill, Paris, 1991.

Lilien L., Moorty, Ph., *Marketing Models*. Prentice-Hall, Inc., New Jersey, 1992.

Mihai Şt., Ioniţă I., Constantin B., Manole V., Găluşcă G., Bădărău Ghe., *Eroare, Compensare şi Aproximare în Experimentul Ştiinţific*. Tehnopress, 2005.

Mihut, I., Pop, M., *Consumatorul şi managementul ofertei*. Editura Dacia Cluj-Napoca, 1996.

Munteanu V.A., *Marketing. Concepte. Metode. Studii de caz*. Editura Fundaţiei Chemarea Iaşi, 1996.

Oprescu Gh., Imperato A., Andrei Ana, *Cibernetica consumatorului. Abordare statică şi dinamică*, Editura F.F. Pres, Bucureşti, 2005.

Oprescu Gh., Marin D., Andrei A., *Modele dinamice ale economiei de piaţă. Studii de caz.* Editura F.F. Pres, Bucureşti, 1996.

Scarlat E., Chiriţă N., *Cibernetica sistemelor economice*. Editura ASE, Bucureşti, 2003.

Stoica Cr.M., *Modelarea comportamentului consumatorului*. Editura Tehnopress, Iaşi, 2008.

Sviokla J., Shapiro P., *Keeping Customers*. Harvard Business Rewiew Book, Boston, 1993.

Tamaş V., Brânzei D., Moscovici J., *Modele matematice în economie*. Editura Graphix, Iaşi, 1995.

MODELAREA LEGĂTURILOR INTERRAMURI

(Rezumat)

Între diferite ramuri ale economiei există legături de producţie, numite legături interramuri. Modelele matematice care descriu legăturile interramuri se numesc modele de balanţă interramuri sau modele "cheltuieli-producţie". La baza acestor modele se află balanţa interramuri care reprezintă un tabel ce caracterizează producţia şi repartiţia producţiei pe ramuri, legăturile interramuri, utilizarea resurselor materiale şi de muncă, crearea şi repartizarea venitului naţional.

BIBLIOGRAFIA NU SE REGASESTE IN TEXT

[1]. (Blyte, 1998)
[2]. (Boris Ctin., 2005)
[3]. (Deaton, 1992)
[4]. Dussart, 1983)
[5]. (Grill, 1993)
[6]. (Hyalmarsson *et al.,* 1995)
[7]. (Imperato, 2004)
[8]. (Kotler & Duboi, 1992)
[9]. (Lambin, 1991)
[10]. (Lilien, 1992)
[11]. (Mihut & Pop, 1996)
[12]. (Mihai *et al.,* 2005)
[13]. (Munteanu, 1996)
[14]. (Oprescu & Marin, , 1996)
[15]. (Oprescu *et al.,* 2005)
[16]. (Stoica Cr.M., 2008)
[17]. (Scarlat & Chiriţă, 2003)
[18]. (Sviokla& Shapiro, 1993)
[19]. (Tamaş *et al.,* 1995)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

ALGORITHM FOR SOLVING A MODEL DESCRIBED BY THE INTER-BRANCH BALANCE

BY

CRISTINA MARIA STOICA*

University ”PETRE ANDREI” from Iaşi

Received: May 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The problem of building the inter-branch balances and the calculations we can make based on them is essentially to solve a linear system. When dealing with this problem, the calculations are made based on the inter-branch balance of direct material expenses and of production factors expenses for a certain period of time, usually the preceding one, taking into account the planned changes regarding the technological process of production. Also, the volume of final consumption (the demand for the final product) is fixed. It is convenient to represent the balance in the form illustrated in a table, where information is given in cost expression and satisfies the main relation of the balance model.

Key words: technology planning period, Gauss-Jordan elimination, SIMPLEX method, planned balance.

1. Introduction

The problem of building the inter-branch balances and the calculations we can make based on them is essentially to solve a linear system. In the general case, the following system must be solved:

* Corresponding author; *e-mail:*

$$(\mathbf{E} - \mathbf{A})\, x = y \tag{1}$$

depending on the x variable.

In this system, the **A** matrix of direct material expenses and the **y** vector of final consumption are postulated.

We must solve the system for the **x** vector of global production and the **B** matrix of total material expenses:

$$B = (E - A)^{-1} = \begin{pmatrix} b_{11} & b_{12} & \cdots & b_{1n} \\ b_{21} & b_{22} & \cdots & b_{2n} \\ \cdots & \cdots & \cdots & \cdots \\ b_{n1} & b_{n2} & \cdots & b_{nn} \end{pmatrix}$$

Concurrently with the calculations for problem (1), based on the **F** matrix of direct expenses, we must find the Φ matrix of total material expenses of the production factors:

$$\Phi = \begin{pmatrix} \phi_{11} & \phi_{12} & \cdots & \phi_{1n} \\ \phi_{21} & \phi_{22} & \cdots & \phi_{2n} \\ \cdots & \cdots & \cdots & \cdots \\ \phi_{m1} & \phi_{m2} & \cdots & \phi_{mn} \end{pmatrix}$$

as well as the requirements for the production factors.

When dealing with problem (1), the calculations are made based on the inter-branch balance of direct material expenses and of production factors expenses for a certain period of time, usually the preceding one, taking into account the planned changes regarding the technological process of production. Also, the volume of final consumption (the demand for the final product) is fixed. It is convenient to represent the balance in the form illustrated in Table 1, where information is given in cost expression and satisfies the main relation of the balance model:

$$x_i = \sum_{j=1}^{n} x_{ij} + y_i \qquad (i = 1, n) \tag{2}$$

In Table 1, the volume of production fabricated by each branch in the preceding period of time was used in the process of material fabrication of other production types, as well as with a view to the final consumption. Moreover, the following is true:

$$r_k = \sum_{j=1}^{n} r_{kj} \qquad (k = 1, m) \tag{3}$$

where r_{kj} is the volume of the k factor used by the j branch. After solving the problem for the inter-branch balance, a table similar to Table 1 is built, to be used only in the planning process. The algorithm that uses the inter-branch balance models (renewal of Table 1) comprises the following stages:

Stage I. Determination of the direct expenses coefficients

In order to do this, each column in Table 1 is divided by x_j, obtaining:
- the coefficients' values in matrix **A** of direct material expenses:

$$a_{ij} = \frac{x_{ij}}{x_j} \qquad (i = 1, n; j = 1, n)$$

- the coefficients' values in matrix **F** of direct expenses of the production factors:

$$f_{kj} = \frac{r_{kj}}{x_j} \qquad (k = 1, m; j = 1, n)$$

Table 1

i / j	1 2 ... n	y_i	x_i	p_i
1 2 ⋮ n	x_{11} x_{12} ... x_{1n} x_{21} x_{22} ... x_{2n} ⋮ ⋮ ⋮ x_{n1} x_{n2} ... x_{nn}	y_1 y_2 ⋮ y_n	x_1 x_2 ⋮ x_n	p_1 p_2 ⋮ p_n
k / j	1 2 ... n	r_k	q_k	
1 2 ⋮ m	r_{11} r_{12} ... r_{1n} r_{21} r_{22} ... r_{2n} ⋮ ⋮ ⋮ r_{m1} r_{m2} ... r_{mn}	r_1 r_2 ⋮ r_m	q_1 q_2 ⋮ q_m	
x_j	x_1 x_2 . . . x_n			
p_j	p_1 p_2 . . . p_n			

If the administration balance is represented in regular measurement units, then, taking into consideration the prices p_i and q_k, the a_{ij} and f_{kj} coefficients are also represented in a cost expression, according to the formulas:

$$\tilde{a}_{ij} = \frac{p_i}{p_j} \cdot \frac{x_{ij}}{x_j} \qquad i = 1, n; \quad j = 1, n$$

$$\tilde{f}_{kj} = \frac{q_k}{p_j} \cdot \frac{r_{kj}}{x_j} \qquad k = 1, m; \quad j = 1, n$$

According to the calculations performed in stage I, Table no. 2 is obtained. For Table no. 2 the following relations are true:

$$x_i = \sum_{j=1}^{n} a_{ij} x_j + y_i \qquad i = 1, n \tag{4}$$

$$r_k = \sum_{j=1}^{n} f_{kj} x_j \qquad k = 1, m \tag{5}$$

In order to check the accuracy of the calculations in stage I, we check that relations (4) and (5) are satisfied, and we also check the properties of direct expenses coefficients.

Table 2

i / j	1	2		n	y_i	x_i
1	a_{11}	a_{12}	...	a_{1n}	y_1	x_1
2	a_{21}	a_{22}	...	a_{2n}	y_2	x_2
⋮	⋮	⋮	...	⋮	⋮	⋮
n	a_{n1}	a_{n2}	...	a_{nn}	y_n	x_n
k / j	1	2	...	n	r_k	
1	f_{11}	f_{12}	...	f_{1n}	r_1	
2	f_{21}	f_{22}	...	f_{2n}	r_2	
⋮	⋮	⋮	...	⋮	⋮	
m	f_{m1}	f_{m2}	...	f_{mn}	r_m	
x_j	x_1	x_2	...	x_n		

Stage II. Corrections for coefficients a_{ij} and f_{kj}.

According to the changes envisioned for the technology planning period of time, and according to the expenses of production, the a_{ij} and f_{kj} coefficients are recalculated. The latterly obtained values are the ones that would be used in subsequent calculations. It must be noticed that for these new values, relations (4) and (5) are not satisfied.

Stage III. Determination of the inverse matrix

Two methods can be used to determine the inverse matrix. The first one consists in doing the calculations by hand with the help of, for example, Gauss-Jordan elimination. The second method is based on special numeric of matricial inversion, performed with the aid of an electronic calculator (refer to the

programming library SLATEC and IMSL), or on efficient algorithms that solve linear programming problems (the SIMPLEX method). At first, the coefficient of the matrix are determined using the formula:

$$\mathbf{D} = \mathbf{E} - \mathbf{A}$$

from:

$$d_{ij} = \begin{cases} 1 - a_{ij}, & \text{from } i = j,\ i = 1, n,\ j = 1, n \\ -a_{ij}, & \text{for all the values so that } i \neq j,\ i = 1, n,\ j = 1, n \end{cases}$$

All d_{ij} coefficients of the D matrix, except those that are situated on the main diagonal, are negative or null, ($d_{ij} < 0$, $i = \overline{1, n}$, $j = \overline{1, n}$, $i \neq j$). The d_{ii} coefficients on the main diagonal are positive, or $d_{ii} > 0$, $i = \overline{1, n}$.

In order to obtain the coefficient of the inverse matrix we use an algorithm based on the Gauss-Jordan elimination. A characteristic of this algorithm is that, at each step, the pivotal elements are successively chosen from the diagonal elements of matrix D as they are always positive.

Another characteristic of this algorithm is that, after subsequent transformations, the coefficients of matrix D are gradually becoming non-negative at the left side of the pivotal column. We presume that, at the t step of the algorithm, the $\mathbf{D}^t$ matrix was obtained with its coefficients d^t_{ij}:

$$D^t = \begin{pmatrix} d^t_{11} & d^t_{12} \cdots d^t_{1t} \cdots d^t_{1n} \\ d^t_{12} & d^t_{22} \cdots d^t_{2t} \cdots d^t_{2n} \\ \cdots & \cdots \\ d^t_{t1} & d^t_{t2} \cdots d^t_{tt} \cdots d^t_{tn} \\ \cdots & \cdots \\ d^t_{n1} & d^t_{n2} \cdots d^t_{nt} \cdots d^t_{nn} \end{pmatrix}$$

At the step t + 1, we let the pivotal element be d^t_{tt}, so that the t line and t column are pivotal line and column, respectively. We do the calculations to determine the new values for the coefficients of the $\mathbf{D}^{t+1}$ matrix:

- instead of the pivotal element, we write its inverse value:

$$d^{t+1}_{tt} = \frac{1}{d^t_{tt}}$$

- the other elements of the pivotal line are divided by the pivotal element:

$$d^{t+1}_{tj} = \frac{d^t_{tj}}{d^t_{tt}},\ j = \overline{1, m};\ j \neq t;$$

- the other elements of the pivotal column are divided by the pivotal element and taken in their negative value:

$$d_{it}^{t+1} = -\frac{d_{it}^{t}}{d_{tt}^{t}}, i = \overline{1,n}; i \neq t;$$

- all the other coefficients of matrix $\mathbf{D}^{t+1}$ are calculated based on the triangle rule or the rectangle rule:

$$\mathbf{d}_{ij}^{t+1} = \frac{\mathbf{d}_{ij}^{t}\mathbf{d}_{tt}^{t} - \mathbf{d}_{it}^{t}\mathbf{d}_{tj}^{t}}{\mathbf{d}_{tt}^{t}}$$

$$= \mathbf{d}_{ij}^{t} - \frac{\mathbf{d}_{it}^{t}\mathbf{d}_{tj}^{t}}{\mathbf{d}_{tt}^{t}}$$

(the rectangle rule)
(the triangle rule)

for all $i = \overline{1,n}$; $j = \overline{1,n}$; $i \neq t$; $j \neq t$. After having performed the calculations for all the coefficients of the diagonal, after n steps, we obtain the inverse matrix:

$$\mathbf{D}^{n} = (\mathbf{E} - \mathbf{A})^{-1} = \mathbf{B}$$

The inverse matrix B, which is the total expenses matrix looks like this:

$$B = \begin{pmatrix} b_{11} & b_{12} & \cdots & b_{1n} \\ b_{21} & b_{22} & \cdots & b_{2n} \\ \cdots & \cdots & \cdots & \cdots \\ b_{n1} & b_{n2} & \cdots & b_{nn} \end{pmatrix}$$

In order to check the correctness of the calculations, the following tests are performed:

1) all the coefficients of matrix B are positive, or $b_{ij} > 0$, $i = \overline{1,n}$; $j = \overline{1,n}$;

2)all the coefficients on the main diagonal of matrix B have values larger than one, or $b_{ii} > 1$, $i = \overline{1,n}$;

3) for the obtained B matrix, the following is true:

$$\mathbf{DB} = \mathbf{BD} = \mathbf{E}$$

Furthermore, calculations following the model in Table 3 can be performed, including coefficients from the matrices B and F. The second method that enables us to determine the inverse matrix is related to a linear programming problem looking like this:

$$z = u_1 + u_2 + \cdots + u_n \rightarrow \min \tag{6}$$

$$\sum_{j=1}^{n} d_{ij} x_j + u_i = y_i \qquad i = 1, n \tag{7}$$

$$u_i \geq 0, \qquad i = 1, n, \qquad x_j \geq 0, \qquad j = 1, n \tag{8}$$

Table 3

i / j	1 2 n	y_i	x_i
1 2 ⋮ n	b_{11} b_{12} … b_{1n} b_{21} b_{22} … b_{2n} ⋮ ⋮ … ⋮ b_{n1} b_{n2} … b_{nn}	y_1 y_2 ⋮ y_n	x_1 x_2 ⋮ x_n
k / j	1 2 … n		
1 2 ⋮ m	f_{11} f_{12} … f_{1n} f_{21} f_{22} … f_{2n} ⋮ ⋮ … ⋮ f_{m1} f_{m2} … f_{mn}		
x_j	x_1 x_2 … x_n		
y_j	y_1 y_2 … y_n		

As system (1) can have only one valid solution, we can solve the problem using the SIMPLEX method, with the equality (6) - (8). At the same time, we obtain that $z_{min} = 0$; all x_j variables will be basic variables; the supplementary variables $u_1, u_2, \ldots, u_n$ are not basic variables and cannot take a null value. In the **last simplex table,** the coefficients related to the variables that are not basic ones compose the inverse matrix.

Stage IV. Determination of the global production volumes

If $y = (y_1, y_2 \ldots y_n)^T$ is the vector of the planned volumes belonging to the final production consumption, then, using the formula:

$$x_i = \sum_{j=1}^{n} b_{ij} y_j \qquad i = 1, n$$

we get the x_i volumes, of the global production of branch i for the planning period. The values x_i can be obtained from Table 3 by multiplying the respective coefficients of the i line of matrix **B** with the coefficients of line y_j. Adding the products, we get the values of the x_i coefficient.

Stage V. Determination of the inter-productive flows

Using the formula:

$$\mathbf{x_{ij} = a_{ij} \cdot x_j, \quad i = l,n; \; j \; \overline{l,n}}$$

we determine the production volumes for each branch, which will be used for material production by other branches. The results are noted in Table 4.

Stage VI. Determination of the total expenses of the production factors matrix

Taking into account the inverse matrix **B** that we obtained and matrix **F** of direct expenses of the primary production factors and the formula:

$$\phi_{kj} = \sum_{i=1}^{n} f_{ki} \cdot b_{ij} \qquad k = 1, m \qquad j = 1, n$$

We identify the total expenses coefficients of the production factors. The φ_{kj} coefficients are found by multiplying the respective coefficients of the line k in the **F** matrix and of column j in the **B** matrix, in Table 3**.**

When performing the calculations, in the last two steps of the algorithm, the initial values of the coefficients a_{ij} and b_{ij} are not used, instead, their new values are used; these new values are recalculated taking into the changes taking place in the production technology.

Stage VII. Determination of the expenses of the production factors

Owing to the fact that the f_{kj} coefficients represent the direct expenses of the production factor k for the fabrication of one unit of production of the j branch, the expenses of facto k for the whole volume of global production in the j branch are obtained using the formula:

$$\mathbf{r_{kj} = f_{kj} \cdot x_j}, \quad k = \overline{l, m} \; ; \; j = \overline{l, n}$$

and with the help of: $r_k = \sum_{j=1}^{n} r_{kj}$ we can obtain the total volumes of the expenses of production factor k done to enable global production for all the branches. To calculate the values of r_{kj}, each column in matrix F, from Table 3, is multiplied by x_j. The results of the calculations are noted in Table 4.

Stage VIII. Testing the inter-branch balance

In table 4 are noted the coefficients for the production flows of material expenses x_{ij} and of the calculated volumes of global production x_j. In order to check the correctness of the illustrated balance we determine the subtractions:

$$v_i = x_i - \sum_{j=1}^{n} x_{ij} \qquad i = 1, n$$

that indicate the rest of the production for final consumption. If the following relation is true:

$$|v_i - y_i| \le \varepsilon \qquad i = 1, n$$

where ε is a small enough number, we can affirm that the calculations are accurate, with the precision of a given constant.

Table 4

i / j	1 2 n	y_i	x_i	p_i
1	x_{11} x_{12} … x_{1n}	y_1	x_1	p_1
2	x_{21} x_{22} … x_{2n}	y_2	x_2	p_2
⋮	⋮ ⋮ … ⋮	⋮	⋮	⋮
n	x_{n1} x_{n2} … x_{nn}	y_n	x_n	p_n
k / j	1 2 n	r_k	q_k	
1	r_{11} r_{12} … r_{1n}	r_1	q_1	
2	r_{21} r_{22} … r_{2n}	r_2	q_2	
⋮	⋮ ⋮ … ⋮	⋮	⋮	
n	r_{m1} r_{m2} … r_{mn}	r_m	q_m	
x_j	x_1 x_2 x_n			
y_j	y_1 y_2 y_n			
p_j	p_1 p_2 p_n			

Table 4 illustrates the planned balance of inter-branch connections for the planning period and can be used in order to take a decision regarding the direction of national economic development at a macro level.

REFERENCES

Blyte J., *Comportamentul consumatorului*. Editura Teora, Bucureşti, 1998.

Boris C-tin, *Metode numerice şi implementarea lor pe calculator*. Tehnopress, Iaşi, 2005.

Deaton A., *Understanding Consumption*, Oxford University Press, 1992.

Grill Ph., *Microéconomie. Interaction des acteurs économiques*. Edition Dunod, Paris, 1993.

Hyalmarsson L., Marin D., Oprescu Gh., Andrei A., *Microeconomie. O abordare cantitativă*. Editura Omnia, Braşov, 1995.

Imperato A., *Consumer Behavior for Labour Supply*. Conferinţă Internaţională de Cibernetică Economică, **A XII**, Bucureşti, 2004.
Kotler Ph., Duboi B., *Marketing Management*. Publi-Union Edition, Paris, 1992.
Lilien L., Moorty, Ph., *Marketing Models*. Prentice-Hall, Inc., New Jersey, 1992.
Mihut I., Pop, M., *Consumatorul şi managementul ofertei*. Editura Dacia Cluj-Napoca, 1996.
Munteanu V.A., *Marketing. Concepte. Metode*. Studii de caz, Editura Fundaţiei Chemarea Iaşi, 1996.
Oprescu Gh., Marin D., Andrei A., *Modele dinamice ale economiei de piaţă*. Studii de caz, Editura F.F. Pres, Bucureşti, 1996.
Oprescu Gh., Imperato A., Andrei Ana, *Cibernetica Consumatorului. Abordare Statică şi Dinamică*. Editura F.F. Pres, Bucureşti, 2005.
Stoica Cr.M., *Modelarea comportamentului consumatorului*. Editura Tehnopress, Iaşi, 2008.
Scarlat E., Chiriţă N., *Cibernetica sistemelor economice*. Editura ASE, Bucureşti, 2003.
Tamaş V., Brânzei D., Moscovici,J., *Modele matematice în economie*. Editura Graphix, Iaşi, 1995.

ALGORITM DE CALCUL UTILIZAT PENTRU REZOLVAREA UNUI MODEL DESCRIS DE O BALANŢĂ INTERRAMURI

(Rezumat)

Problema alcătuirii balanţelor interramuri şi efectuarea calculelor cu ajutorul lor, se reduce în esenţă, la rezolvarea unui sistem de ecuaţii lineare. În acest caz, calculele se efectuează în baza balanţei interramuri a cheltuielilor materiale directe şi a cheltuielilor factorilor de producţie pentru o perioadă oarecare, de regulă cea precedentă, luând în consideraţie modificările planificate ale tehnologiei de producere. De asemenea, se fixează volumele consumului final (cererea pentru produsele finale) al producţiei. Este convenabil ca balanţa să fie reprezentată sub forma unui tabel, în care informaţia este reprezentată în expresie de cost şi satisface relaţia principală a modelului de balanţă.

BIBLIOGRAFIA NU SE REGASESTE IN TEXT

[1]. (Blyte, 1998)
[2]. (Boris C-tin, 2005)
[3]. (Deaton, 1992)
[4]. (Grill, 1993)
[5]. (Hyalmarsson, *et al.,* 1995)
[6]. (Imperato, 2004)
[7]. (Kotler & Duboi, 1992)
[8]. Lilien & Moorty, 1992)
[9]. (Mihut & Pop, 1996)
[10]. (Munteanu, 1996)

[11]. (Oprescu *et al.,* 1996)
[12]. (Oprescu *et al.,* 2005)
[13]. (Stoica Cr. M., 2008)
[14]. (Scarlat & Chiriţă, N., *Cibernetica sistemelor economice*, Editura ASE, Bucureşti, 2003)
[15]. (Tamaş *et al.,* 1995)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

CALCIUM PHOSPHATES DEPOSITED ON VARIOUS POROUS TITANIUM ALLOYS BY ELECTROCHEMICAL METHOD

BY

E. STOICA[1*], C. FRATILA[2], E. VASILE[3], I. ROMAN[3], M. CORBAN[3] and M. NICOLAE[1]

[1] Politehnica University of Bucharest,
[2]Research and Development National Institute for Nonferrous and Rare Metals, Ilfov
[3]METAV Research and Development, Bucharest

Received: April 24, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper purpose was to deposit calcium phosphates layer on porous titanium surfaces alloys using electrochemical method. The study started from the idea that soft tissue response and attachment strength is improved by a porous surface, and if the substrate is a very well known metallic biomaterial, which in the current paper is titanium alloy then the porous surface covered with calcium phosphate can be suitable for implants surface. The titanium alloy provides good mechanical proprieties while the porosity improves the attachment of calcium phosphates and also after surgery the tissue attachment, in the same time calcium phosphates gives the biocompatibility. In order to obtain calcium phosphates was used electrochemical method. Electrochemical deposition of calcium phosphates it is one of the most efficient method due to the low price.

Key words: calcium phosphates, porous titanium alloys, electrochemical deposition.

[*] Corresponding author; *e-mail:*

1. Introduction

Metallic materials are often used to replace structural components of the human body because they surpass plastic or ceramic materials in terms of tensile strength, fatigue strength, and fracture toughness. Consequently, 316L stainless steels; cobalt-chromium-molybdenum alloys, CP titanium, and titanium alloys gradually become the main biomedical materials used presently in orthopedic applications. Compared to stainless steels and cobalt-chromium alloys, titanium is superior in specific strength, corrosion resistance, and biocompatibility, but inferior in tribological properties (Theoh Swee Hin, 2002).

Titanium is non-ferrous - its elastic modulus is about half of those of stainless steels and cobalt-chromium alloys. In addition, a very stable passive film is formed at room temperature due to rapid reaction with oxygen (www.monographs.iarc.fr, 1999; Destefani, 1996; Nakayama *et al.,* 1989). The interest has focused on using porous implant materials, with lower elastic module that are closer to that of bone, instead of the traditional solid implants. Porous materials not only encourage more regular bone growth, but also allow the bone to grow into the implant itself, thereby improving the retention. Unfortunately, the corrosion rate of porous titanium in simulated body fluids has been reported to be significantly higher than that of solid titanium. Apparent increased corrosion rate is in part due to the much larger surface area that a porous structure exposes to the surrounding environment compared to its solid counterparts (Theoh Swee Hin, 2002). There are a lot of techniques to produce thin film, but a good one is electrodeposition which use lower temperatures and avoid the challenge associated with the structural instability of hydroxyapatite (HAp, ($CA_5(PO_4)_3(OH)$)) at elevated temperatures. Using the process of immersion in alkaline solution is expected to accelerate bone formation on titanium in hard tissue (Theoh Swee Hin, 2002).

2. Methods and Materials

The surfaces on which were deposited calcium phosphates using electrochemical method were titanium alloys and commercial titanium porous surfaces manufactured by powder sintering technique. Titanium alloys are very well known as metallic biomaterials used in implantology, mainly in orthopedics. The using of porous substrate started from the idea that adherence of calcium phosphates and bone cells enhancement will be improved.

Electrochemical deposition was made using a potentiostat, a deposition cell, the auxiliary electrode was a spiral platinum wire and the work electrode was the sample. The electrolyte was a 250 ml solution of ammonium dihydrogen phosphate and calcium nitrogen. Other parameters were deposition temperature (room temperature, 37°C) an average of three cycles was applied starting on 10 V

voltages until a current of 20mA was reached. The deposition process was done with stirring using a magnetic stirrer. Concerning the samples, these looked as porous pills. The preparation samples procedure consisted of polishing with sandpaper, the surface was cleaned with HCl distillate water and ethanol on ultrasound. The repeated ultrasound cleaning was done for the deep pores cleaning. Brushite (formula, Ca $HPO_4 2(H_2O)$)), effective deposition consists in two important stage, particular anodic activation and deposition.

After the electrochemical deposition hydroxyapatite or calcium phosphates are obtained either a thermal treatment was followed in furnace at 300^0C for 3 hours or an immersion treatment in alkaline solution, NaOH. After these treatments were obtained calcium phosphates or hydroxyapatite. The treatments especially immersion treatments on different titanium alloys will be discuss in other study. As was mentioned upward the brushite (formula, $CaHPO_4 2(H_2O)$) deposition was done in two stages. First stage was the anodic activation of the sample surface which was performed in ammonium dihydrogen phosphate and calcium phosphate solution, the sample was the anode and the spiral platinum wire electrode was the cathode.

The sample was activated applying a voltage of 10-15V and the intensity was 60mA, without stirring. Inside the cell deposition there were certain reactions, including releasing of H_2 from the sample surface time when electrolyte pH was increasing. When H_2 bubbles are decreasing to no longer exist and the current intensity is decreasing can be considered as the first step, anodic activation. Therefore, the cathode is the sample and anode is the spiral platinum wire electrode, was required a 20V voltage and 20mA current intensity which represent the first cycle. There are three cycles used but the number of cycles depends on various factors and the cycle that is following is with 10V voltage. After the deposition process, the samples were removed from the deposition cell, washed with distilled water and ethanol and dried in the oven. For all the samples was performed the same stages. Samples anodic activation is useful because it helps the sample surface to be easily covered and in the same time it is cleaning the pores from the inside out. After the drying in oven the samples were immersed in alkaline solution 0.1 mol/L NaOH (Mukesh *et al.,* 1999), for 5 days and at 37°C. The samples were investigated on: Panalytical X' PERT MPD X-ray diffractometer using Cu Kα x-ray beam; QUANTA INSPECT F(Scanning Electron Microscope), equipped with FEG (Field Emission Gun), 1.4 nm resolution and Energy Dispersive X-ray Spectrometer (EDAX) with resolution at MnK_α of 133 eV and TECNAI F30 G^2 STWIN(High-Resolution Transmission Electron Microscope), with 1Å line and 1.4 Å point resolution and the qualitative X-ray dispersion microanalysis in energy was performed using EDAX with resolution of 133eV.

3. Results and Discussions

Above mentioned, the samples were analyzed using Scanning Electron

Microscopy (SEM), Fig. 1, Energy Dispersive X-ray Spectrometry (EDX), Fig. 2, X-ray Diffraction (XRD), Fig.3, Transmission Electron Microscopy (TEM), Fig. 4. In this paper are presented the investigation results of the samples which were used as substrates for electrochemical deposition of calcium phosphates.

Scanning Electron Microscopy (SEM) investigations shows that the crystals have a needle aspect, rather longer then wide and slightly flattened. Also its have different orientation, because of the titanium alloys porous surface. The mesh networks sizes have various dimensions and different distributions.

Energy Dispersive X-ray Spectrometry (EDX) analysis shows that thin coating possesses has a high quantity of Ca, P, O and small amount of Na.

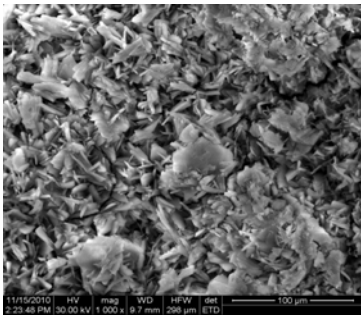


Fig. 1 – SEM micrograph of porous Ti6Al4V surface covered with hydroxyapatite using immersion in alkaline solution 0.1 mol/L NaOH.

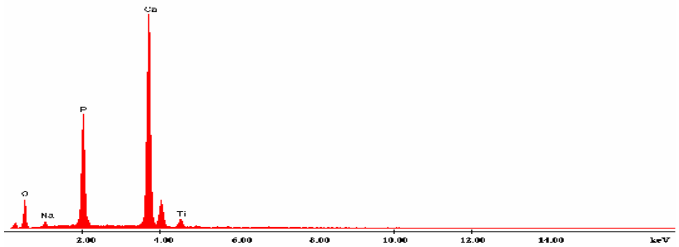


Fig. 2 – EDX spectra of HAp/porous Ti6Al4V.

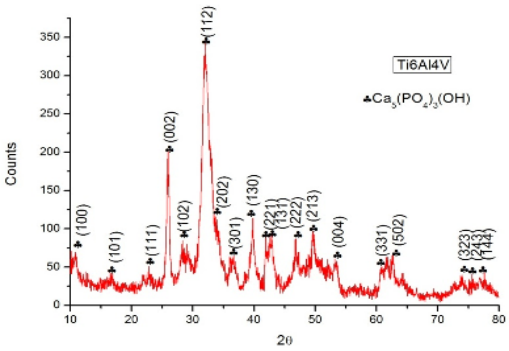


Fig. 3 – XRD spectra of porous Ti6Al4V covered with hydroxyapatite resulted from immersion treatment in alkaline solution 0.1 mol/L NaOH (Referince 00-024-0033).

The Na quantity is present due to the alkaline solution on which was immersed the porous Ti6Al4V substrate electrochemical covered with calcium phosphates. It is obvious that the Ti present is from the substrate and the small amount of it is the result of well covered surface with hydroxyapatite.

The X-ray Diffraction (XRD) pattern suggests that hydroxyapatite (HAp, $(CA_5(PO_4)_3(OH)))$ was the major phase present in the sample. Indexing electron diffraction image shows the presence of a monophasic composition of sample: hydroxyapatite (HAp, $(CA_5(PO_4)_3(OH)))$ with a hexagonal crystal lattice.

Transmission electron microscopy (TEM) bright field image shows that the sample surface is formed by needle-shaped nanoparticles with length around 7nm and can reach 100nm. The Selected Area Electron Diffraction image, (Fig.4, in the corner) shows different circles, characteristic of nanocrystalline sample which fit to hydroxyapatite compound.

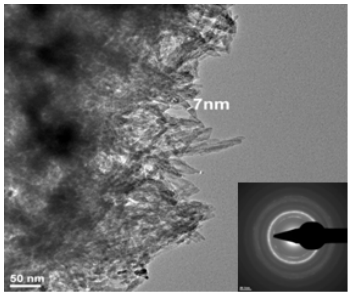


Fig. 4 – TEM analysis of porous Ti6Al4V covered with hydroxyapatite resulted from immersion treatment in alkaline solution 0.1 mol/L NaOH.

4. Conclusion

The conclusions of this study are focused not only on the surface which resulted from applying this method for obtaining calcium phosphates and also on the reactions which occur in the cell deposition. The current is decreasing slowly after the first cycle because on the surface is already a deposited brushite thin layer. Also the current is decreasing at the same time for each cycle (20mA) when the brushite deposition in on a fresh electrolyte solution. And actually, due to the different structure, slightly hydrophilic but also due to the sintering different materials it was notice that the cycle number varies from one sample to another.

When the surface as some issues is preferably to apply a lower voltage which is increasing slower with the purpose to obtain a thin layer. This is actually the purpose of electrochemical method, to obtain thin films of calcium phosphate. When the solution concentration decreases the removal of ions from the solution, such deposit is made possible by two manners: increasing the voltage with the purpose to stimulate the ions from solution and increasing the number of cycles.

The deposition in any dilution electrolyte solution is slower due to lower concentration of ions in solution. H_2 bubbles are more difficult to release from the metallic surface when the metals have a smaller potential then the H_2. It can be concluded that the method presented can be a particularly effective way in terms of cost to obtain nanometric hydroxyapatite structure.

REFERENCES

*** www.monographs.iarc.fr, IARC Monographs on the Evaluation of Carcinogenic Risks to Humans: Surgical Implants and other Foreign Bodies. Lyon, 1999.

Destefani J.D., *Metals Handbook*. loth Edition, ASM International, 21586-605 (1996).

Fratila C., Roman I., Trusca Roxana, Vasile E., Prodan G., *(*IMNR) Titanium and TA6V4 Titanium Alloy Anodic Oxidation Aimed to Implantology Utility Nonconvetional Technologies Review*. Scientific Journal of the Timisoara, Romanian Accademy, Ed. BREN Bucharest, *2*, 61÷68 (2006).

Mukesh Kumar, Harani Dasarathy, *Clyde Riley-Electrodeposition of Brushite Coatings and Their Transformation to Hydroxyapatite in Aqueous Solutions*. John Wiley & Sons, Inc., 302-310 (1999).

Nakayama Y., Yamamura T., Kotoura Y., *Oka M., In Vivo Measurement of Orthopedic Implant Alloys: Comparative Study of in Vivo and Invim Experiments*. Biomaterials, 1989.

Theoh Swee Hin, *Engineering Materials for Biomedical Applications*. Biomaterials Engineering and Processing Series, **1**, *2*, 2-6 (2002).

DEPUNEREA FOSFAŢILOR DE CALCIU PE DIFERITE ALIAJE CU POROZITATE DE TITAN PRIN METODA ELECTROCHIMICĂ

(Rezumat)

Scopul lucrării a fost acela de a se depune fosfaţi de calciu pe suprafeţe poroase din aliaje de titan folosind metoda electrochimică. Studiu a pornit de la ideea că ţesutul moale şi rezistenţa adeziunii acestuia este îmbunătăţită de suprafeţele poroase, iar dacă este utilizat un substrat din biomaterial metalic foarte cunoscut, în cazul lucrării de faţă este aliajul de titan, atunci acoperirea suprafeţei poroase de titan cu fosfaţi de calciu poate fi potrivită pentru suprafeţele implanturilor. Aliajele de titan oferă bune proprietăţi mecanice, în timp ce suprafaţa poroasă îmbunătăţeşte adeziunea fosfatului de calciu (care oferă şi biocompatibilitate) şi mai apoi după implantare ataşamentul tisular. Pentru a se obţine fosfaţi de calciu s-a utilizat metoda electrochimică. Depunerea electrochimică a fosfaţilor de calciu este una din cele mai eficiente metode datorită preţului scăzut.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY ON GLASS AND ANTIMONY SENSORS USED FOR MEASURING PH DURING THE BIOREMEDIATION PROCESS OF SOIL

BY

OCTAVIAN STOICA* **and VALER MICLE**

Technical University of Cluj-Napoca,
Faculty of Materials Science and Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Glass membrane electrode for pH measuring in aqueous media is the most commonly used in all laboratories. However those who have used this type of electrode in soils pH measurement have reported a number of shortcomings, and even its occasional breakage in heterogeneous soil texture and with hard impurities. Antimony electrode offers an alternative for measuring the pH of some soils subjected to bioremediation. This paper presents a study on the glass membrane electrode and on the antimony electrode, highlighting some advantages and some disadvantages of these electrodes. It is also presented the construction of antimony electrode and some tests made on this electrode in acidic and in alkaline environments similar to those found in a soil bioremediation process. Results of the study present the efficiency of using the antimony electrode in such a process (bioremediation process).

Key words: soil, bioremediation, pH, antimony.

1. Introduction

The meaning and measurement of pH in aqueous and non-aqueous media, plays an important role in many practical and scientific fields: in

* Corresponding author; *e-mail:* Octavian.STOICA@im.utcluj.ro

chemical analysis, regulation and control of technological processes, medicine, in biological research etc.

The pH concept, was introduced in 1909 by Sorensen as the exponent of hydrogen, and now has became familiar to all chemists, engineers, biochemists, etc. Even today his significance is a relatively controversial topic.

The term pH is defined by:

$$pH=-\lg a_{H^+}$$

where: a_{H^+} - is the activity of hydrogen ions [14].

2. Soils and pH

PH is probably one of the most used indicators to achieve a virtual image in ensemble of the processes occurring in soil. Several strategies for the characterization of soil pH have been described in (Thomas, 1996). A method often used include 10 g of dry soil mixed with 10 ml of deionized water, or its many variants, varying soil-deionized water ratio. To validate the lab results it is necessary a precise methodology for determining the pH in external environment. Some studies have focused on pore water in the soil, and used either dipwells or piezometers in waterlogged environments, or suction samplers that allow sampling of pore water from soil above the groundwater level (Elberling & Matthiesen). Direct measurements of pH on specific sites with waterlogged soils have been tested by (Caple & Dungworth, 1998) using electrodes installed at different depths, for 7-10 days.

Viewed in the context of bioremediation of polluted soils, pH is a key parameter for a successful site remediation. Thus, pH is a parameter included in monitoring programs of the soil. Currently, are developed a wide range of methods for measuring pH, methods presented in Fig. 1, (Vonau & Guth, 2006).

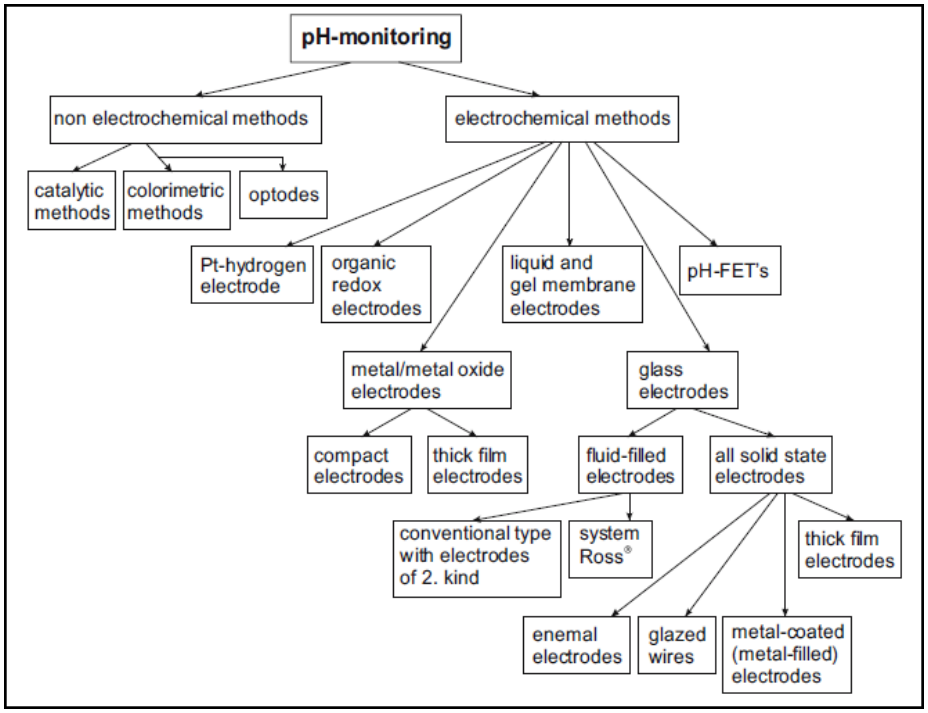


Fig. 1 – Experimental methods for measuring pH.

3. Glass electrode

Is the electrode which has a wide use, use barely occurred after 1950, due to the development of electrometers with electronic tubes. He belongs to the class of electrodes with membrane, its use in pH measurements is based on the fact that the potential which appears at the interface solution - glass-membrane is a function of hydrogen ion activity in solution. In Fig. 2 is a schematic representation of the function of the glass membrane (http://www.alliancets.com; Hopîrtean, 1988).

A 'gel layer' develops on the pH-sensitive glass membrane when a pH glass electrode comes into contact with an aqueous measuring solution. Such a 'gel layer' arises also on the inside of the glass membrane which is in contact with a defined buffer solution (the inner buffer). The H^+ ions either diffuse out of the gel layer, or into the gel layer, depending on the pH value of the measured solution. In the case of an alkaline solution the H^+ ions diffuse out and a negative charge is established on the outer side of the gel layer. Since the glass electrode has an internal buffer with a constant pH value, the potential at the inner surface of the membrane is also constant during the easurement. The total membrane potential is a result of the difference between the inner and outer charge.

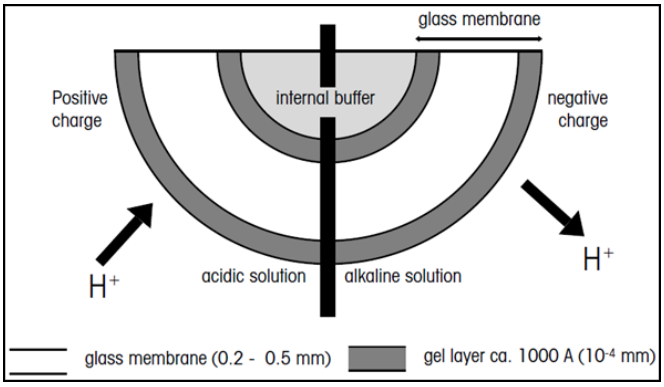


Fig. 2 – Schematic representation of the function of the glass membrane.

For usual electrodes the dependence of glass membrane potential in report with the hydrogen ions activity follow a defined law, in a range of pH values between 1 and 11. In strongly acidic and strongly basic medium, glass electrodes give erroneous indications of pH, but these errors can be corrected.

Until now, have been developed a wide range of technical processes to produce a wide range of pH glass electrode, whose basic functional elements are active glass membrane, the internal reference electrode and internal solution. General sketches of an combined, an reference and an simple glass electrodes for pH measuring are shown in Fig. 3 (http://www.alliancets.com; (Hopîrtean, 1988).

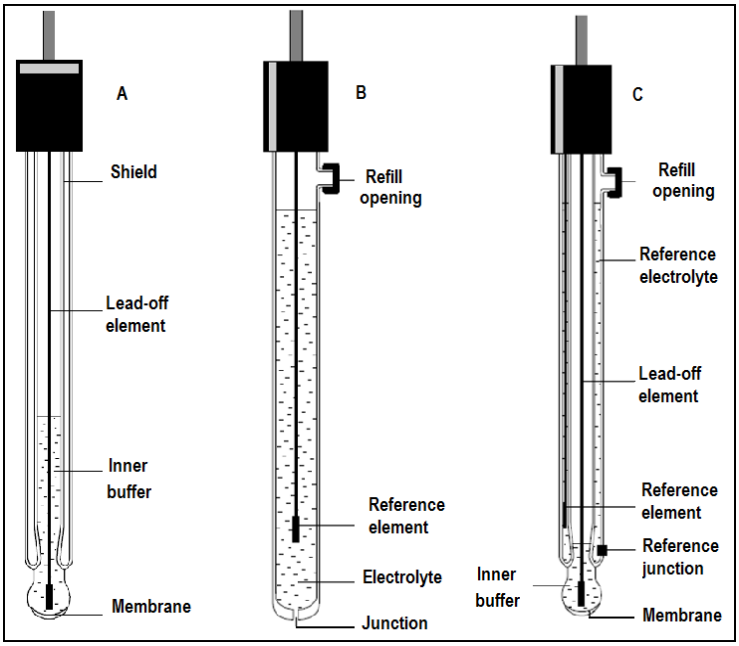


Fig. 3 – Structure of an: A – simple glass electrode; B – reference electrode; C – combined electrode.

Electrodes are made from glass which has a number of qualities required: sensitivity to pH variation, time durable, high hygroscopicity and convenient electrical resistance reported with the possibilities of electronic measuring instruments. Generalizing, these glasses have a composition corresponding to 72.2% SiO_2, 6.4% CaO, Na_2O 21.4%, if sodium is replaced with lithium, can be achieved lithic glasses enabling precise measurements in the alkaline (pH up to 12-13). Uranium dioxide and germanium dioxide also gives to glasses a superior quality (Hopîrtean, 1988).

Advantages of using glass electrodes:

- It works with precision as electrodes which indicate hydrogen ion activity in a wide range of pH between 1 and 10 (or 1 and 13 in some special cases, *e.g*. lithic glass)
- Rapid is achieved a state of equilibrium, allow the execution of rapid tests in series (except for measurements in highly basic solutions)
- In analyzed solution it isn't necessary to introduce foreign substances, so does not contaminate the solution
- Measurements made with glass electrode are not influenced by oxidizing or reducing agents which are in solution; the presence of atmospheric air or other gases also does not affect the determinations

- It can make pH measurements in highly colored solutions in colloidal solutions, emulsions and suspensions, and generally in many heterogeneous systems
- Glass electrode measurements are not influenced by ions of elements positioned above hydrogen in the series of the electrode potentials
- Can be used for determining pH of un-buffered solution
- In comparison with the hydrogen electrode is not deteriorating so fast.

Disadvantages of glass electrodes:

- Must be handled carefully because of the fragility of membranes of glass (there are special glass electrodes with higher mechanical resistance);
- Having a high electrical resistance can't be used, generally in measurements with conventional potentiometric bridges, are required electronic devices;
- Glass electrode potential is influenced by the change in time of asymmetry potential, and this requires recalibration of the electrode from time to time;
- In strongly basic solutions, strongly acidic and high ionic strength, common glass electrodes have need some correction of positive and negative errors;
- In non-aqueous or partially aqueous solutions are obtained erroneous results, which also must be corrected.

4. Antimony Electrode

Where we meet, hydro-organics and aggressive environments for in-vivo measurements, the glass electrode can not be used due to slow response or membrane fragility of glass. In addition to general requirements, including rapid response, high sensitivity, long-term stability and ensuring reproducibility of pH measurements, the pH sensor must be easily manufactured in an appropriate size and shape without losing its mechanical strength. To maintain aseptic conditions, for example in the time when are realized some cultures, measuring electrodes should be treated at relatively high temperatures before making measurements. Add to this, is the high impedance of the membrane and instability in corrosive chemical system such as in hydrofluoric acid, which chemically attack the glass membrane (http://www.alliancets.com; da Silva *et al.,* 2008; Yang Ha & Min Wang, 2006).

These disadvantages of glass electrode leads our attention on antimony electrode which can be used for some of the cases mentioned earlier. The solution adopted is based on the fact that many bibliographic sources presents the use of antimony electrodes to measure soil pH of plant roots (Baghdady & Sommer, 1987), the pH of dental plaque (Jung-hoon *et al.,* 2007), in potentiometric determination of coke acidity and acetic acid content in vinegar

(Capelato *et al.,* 1996), attesting the fact that the use of antimony electrodes for on-line monitoring of pH proved to be a success.

Even if it is known as antimony electrode, it should be called right antimony - antimony trioxide electrode. The reaction that occurs on the antimony electrode can be written as follows:

$$Sb_2O_3(s) + 6H^+ + 6e \leftrightarrow 2Sb(s) + 3H_2O \quad (1)$$

Antimony or antimony trioxide being found in solid phase are considered in their standard states of activity; in dilute aqueous solutions the activity of water may also be considered equal to unity. Considering these assignations, antimony electrode potential will be given by:

$$E = E^0 - \frac{2{,}3026 \cdot R \cdot T}{F} \cdot pH$$

Standard potential of antimony electrode does not show a very good reproducibility, and neither the slope of the curve E - pH is not constant in a field too wide of pH values. Antimony electrode sensitivity to pH can not be defined precisely because individual responses to pH electrodes are almost always very different from each other. Theoretical response to pH should of course follow the same function as for the hydrogen electrode, in fact, no part of the E-pH curve hasn't theoretical slope of -0.05916 V/pH (at 25°C). Moreover, the real slope varies from one region of curve to another. Izmailov and Pivnenko (1941) have established two areas where the curve E-pH is linear, between 2,5 - 9 and between 10 - 13. Generally, the values of real slope of the pH curve are lower than the theoretical values , and are ranging between 0.050 and 0.059 V/pH (at 25°C), which was mentioned also in (Galster, 1991). The low values of real slope are due to variation of standard potential of the electrode in function by pH of measured solution. Even if the theoretical values of the E-pH slope are different, the antimony electrode can be used in more precise measurements, with condition to prior calibrate it in several buffer solutions whose pH are already known.

4.1. Manufacturing Antimony Electrode

Antimony is heated to 750°C (Sb, mp 630°C, bp 1587°C) in an alumina crucible. After melting, the liquid metal is absorbed in a glass capillary tube, if is desired a miniaturization of such a sensor, or liquid metal is poured into a desired shape with dimensions previously made. In (Vonau & Guth, 2006) is presented that a centrifugal casting of molten antimony would lead to obtain sensors with a potential slope very close to the ideal slope. Antimony electrode

can be formed from: an antimony-piece molded, fixed into a rubber, plastic, or glass support as can be seen in Fig. 4, and a wire as part for connection.

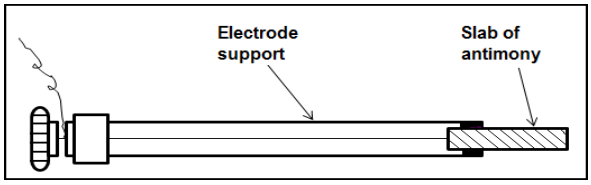


Fig. 4 – Antimony electrode [12].

Because no special precautions are taken, the metallic electrode surface is covered in humid air or aqueous solutions with a fine film of antimony trioxide. In (Yang Ha & Min Wang, 2006) is presented, oxidation of antimony electrode in a KNO_3 melting. After oxidation of the electrodes, they get a matte aspect having a high precision and reproducibility in comparison with the glossy electrodes.

Oxidizing and reducing agents, as well and complexing agents, such as tartrates, oxalates and citrates, make improper functioning of the electrode. Copper ions also influenced the use of this electrode.

Advantages of using antimony electrodes:

-Relatively low cost for electrode construction

-Robust (ideal for measurements in soil)

-Presents a relatively good linear response on soil pH interest range

-Quick response to low temperature

-Less errors in the alkaline domain in comparison with glass electrode

-Can be used in solutions containing hydrofluoric acid

-Acceptable measurements of pH even at a relatively low purity of antimony used in construction of electrodes

-Operational life time, can be said "unlimited"

Disadvantages of antimony electrodes:

-Major errors in measuring pH at values lower than 1

-Errors of measurement in the presence of copper ions

-Sensitive element is relatively brittle, when is mechanical processed.

5. Own Results Regarding the Construction of Antimony Electrodes used in pH Measurements

The main components of the electrodes are: sensitive part at H^+ made from antimony (electrode head), a plastic support, copper wire conductors (for the realization of electrical contacts), the cap of electrode, connection cable. According to the theoretical study presented in chapter .4.1, was cast from antimony with purity 99.65%, a metallic rod with a length of 20 mm and 4 mm

in diameter. This rod was caught in a previously designed polypropylene support (see Fig. 5).

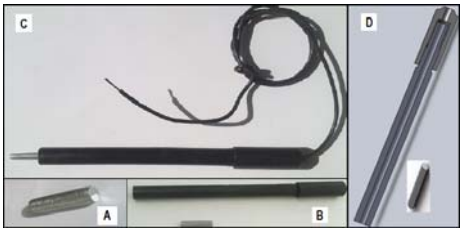


Fig. 5 – Antimony electrode; A- sensible element, B- plastic support for electrode, C- Antimony electrode assembly, D- Section through the body and an cap of electrode.

For the construction of a small electrode (miniaturization), as our case 1.5 mm (Fig. 6), this can be constructed as follows: The small piece of the prepared antimony rod was soldered to a copper lead for electrical contact; The metal rod was sealed into a short length of glass tubing of the same size with the help of fast setting epoxy glue.

Fig. 6 – Antimony electrode with glass support.

5.1. Testing of Antimony Electrodes in Acidic and Alkaline Solutions

Further will be presented the response of antimony sensors, made according bibliographical studies and presented in Fig. 5 (No. 1) and Fig. 6 (no.2), paired with a reference electrode Ag / AgCl purchased commercially, both immersed in standard buffer solutions with pH 1,68; 4,01; 6,88; 9,23.

Both electrodes present a fast and stable response toward pH change for aqueous solutions. The potential of the antimony electrodes have a linear relationship with the pH of the solution (fitting correlation coefficient R= 0,99 and R=0,99) with a sensitivity of 51,05 and 50,47 mV/pH.

Table 1

pH	Electrode no. 1, E [mV]	Electrode no. 2, E [mV]
1,68	-86	-83
4,00	-178	-176
6,88	-332	-334
9,23	-442	-443

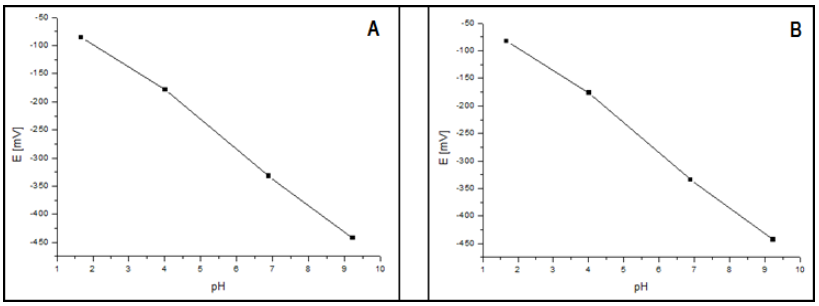


Fig. 7 – Curves of the potentials response of: A – antimony electrode presented in Fig. 5, B – antimony electrode presented in Fig. 6, to pH change in multi-ion-buffers.

6. Conclusion

Because antimony electrode has a fast response and a stable potential at all pH changes within the range 2-10, moreover, the response time was relative reduced and response curves showed a good reproducibility, is reinforced the claim that this type of electrode can be adapted to on-line monitoring of soil in bioremediation process.

REFERENCES

*** *Alliance Technical Sales, Guide to pH Measurement*. http://www.alliancets.com

*** ISA 48th *Analysis Division Symposium*., April 27 . May 1, 2003, Calgary, Alberta, Canada.

Baghdady H., Sommer K., *Improved Construction of Antimony Micro-Electrodes for Measuring pH-Changes at the Soil-Root Interface (Rhizosphere)*, Plant Nutrition, *10*, 1231 (1987).

Capelato M. D.,. dos Santos A. M, et al., *Flow Injection Potentiometric Determination of Coke Acidity and Acetic Acid Content in Vinegar Using an Antimony Electrode*. Analytical Letters, **29**, 5, 711-724 (1996).

Caple, C. & Dungworth, D., *Waterlogged Anoxic Archaeological Burial Environments*. Report 22/98. English Heritage. Ancient Monuments Laboratory, London 1998.

da Silva G.M., Lemos S.G., et al., *Development of Low-Cost Metal Oxide pH Electrodes Based on the Polymeric Precursor Method.* Analytica Chimica Acta, *616*, 36–41 (2008).

Elberling B., Matthiesen H., *Methodologically controlled variations in laboratory and field pH measurements in waterlogged soils*, European Journal of Soil Science, *58*, 207–214.

Galster H., *pH Measurements-Fundamentals*, Methods, Applications, Instruments, VCH, New York, 176 (1991).

Hopîrtean Elena, *Prepararea si functionarea senzorilor electrochimici potentiometrici*, Electrodul de sticla de pH, Revista de chimie, **39**,*12*, 1133-1140 (1988).

Izmailov N., Pivnenko A., Ref. Jurnal, *4*, 65 (1941).

Jung-Hoon Ro, Soo-Young Ye, *et al., Development of Indwelling Wireless pH Telemetry of Intraoral Acidity*. World Academy of Science, Engineering and Technology *30*, 2007.

Luca C., *pH-ul şi aplicaţiile lui.* Ediţia a doua îmbunătăţită, Editura tehnică Bucureşti, 1973.

Michael Schirrmann, et. al., *Soil pH Mapping with an On-The-Go Sensor*. Sensors 011, *11*, 573-598 (2011).

Neniţescu C.D., *Chimie generală*. EDP Bucureşti 1985.

Thomas G.W., *Soil pH and Soil Acidity. In: Methods of Soil Analysis*. Part 3, Chemical Methods (ed. J.M. Bartels), Soil Science Society of America Book Series, *5*, 475–490 (1996)..

Vonau W., Guth U., *pH Monitoring: a Review, J Solid State Electrochem*. *10*, 746–752 (2006).

Yang Ha, Min Wang, *Capillary Melt Method for Micro Antimony Oxide pH Electrode*. Electroanalysis, **18**, *11*, 1121 – 1125(2006).

STUDIUL SENZORILOR DE STICLĂ ŞI ANTIMONIU FOLOSIŢI PENTRU MĂSURAREA PH-ULUI ÎN TIMPUL PROCESULUI DE BIOREMEDIERE A SOLULUI

(Rezumat)

Electrodul cu membrană de sticlă pentru măsurarea pH-ului în medii apoase este cel mai frecvent utilizat în toate laboratoarele. Cu toate acestea cei care au utilizat acest tip de electrod au raportat o serie de neajunsuri, sau chiar spargerea ocazională a acestuia, în soluri cu textură neomogenă şi/sau cu impurităţi de dimensiuni mari. Electrodul de antimoniu oferă o alternativă pentru măsurarea pH-ului unor soluri supuse bioremedierii. Lucrarea prezintă un studiu asupra electrozilor cu membrană din sticlă şi din antimoniu, scoţând în evidenţă unele avantaje şi dezavantaje ale acestor electrozi. Este prezentată, de asemena, construcţia unui electrod de antimoniu şi testarea acestuia în medii acide şi alcaline asemănătoare cu cele întâlnite în cadrul unui process de bioremediere a solurilor. Rezultatele studiului efectuat arată eficienţa utilizării electrodului de antimoniu în cadrul unui astfel de proces (procesul de bioremediere).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SIMULATION OF THE FLAT CROSS-WEDGE ROLLING PROCESS USING THE METHOD OF FINITE ELEMENTS

BY

S. SUCHORUKOV*, I. SYVAK and K. KOTZUBIVSKA

Vinnytsia National Technical University

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. It is show, that during flat cross-wedge rolling simulation process using FEM of LS-DYNA package, re-division of the workpiece finite-element grid is required. This is determined by a sudden change of the metal flow direction during forming process. Application of r-adaptive finite-element grid re-division, in the places of big plastic deformation has made it possible to improve the mathematical model quality and to refine the values of strained state parameters.

Key words: flat cross-wedge rolling, finite-element grid, re-division.

1. Introduction

While designing and modeling different plastic metal working processes the simulation using the finite element method have found wide application as an alternative to experimental studies and analytic investigation.

When simulation data are prepared, it is necessary to have information about the workpiece material resistance to deformation, contact friction parameters, etc.

Calculation accuracy of numerical simulation will be determined not only by the validity of the initial date, but also by the correctness of the

* Corresponding autohor; *e-mail:* ssergeii@ukr.net

mathematical model construction (Сатонин, 2006; Матвийчук, 2009; Шпак, 2007; Алиев, 2008).

The goal of the paper is simulation of the flat cross-wedge rolling process (FCWR) using the finite element method (Fig. 1).

Cross-wedge rolling is a highly productive technology of the plastic metal working. Main advantages of this process are reduction in the consumption of materials and higher quality of the obtained workpieces. This process is distinguished by the material being subjected to large plastic deformation (Bartnicki, 2005; Pater, 2006).

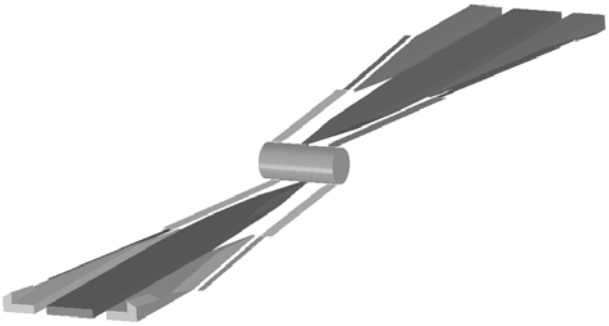


Fig. 1 – 3D model of the tool and the workpiece in the FCWR.

For model elaboration and further analyses of the simulation results pre-postprocessor LS-PREPOST Ver.3.0 that is included into LS-DYNA 971 package (Сухоруков, 2009).

For partitioning the model of the tool and the workpiece 8-node finite elements were used. If it was necessary, the system combined certain vertexes into one automatically, *i.e*. a finite element could be both of a cubic form and in a form of tetrahedron or a pyramid.

The tool was represented as an absolutely solid body with the following boundary conditions: it moves only in the direction of x-axis with constant speed; all other movements are forbidden.

The contact between the tool and the workpiece was set a contact algorithm of the “surface-surface” type.

In the process of simulation finite elements were strongly deformed in the place of intensive forming (Fig. 2) due to a sharp change of the metal flow direction. To prevent such phenomena, that have negative influence on the validity of the FCWR process simulation model, it is necessary to perform re-division of the finite element mesh during the calculation process.

In terms of calculation time and minimal size of the element, r-adaptive re-division of the finite-element mesh could be considered the most effective one, the possibility of setting the minimal element size being provided while rebuilding the mesh (LS–DYNA, 2006).

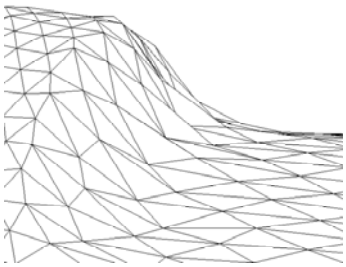
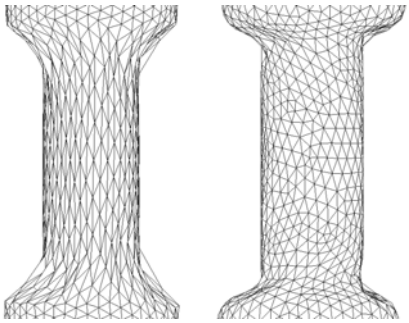


Fig. 2 – Deformation of finite elements in the place with the largest forming.

LS-DYNA program makes it possible to perform r-adaptive re-division of the finite-element mesh only in the places with deformations that achieved a certain value, and not trough the entire volume of the deformed workpiece (Fig. 3). That main parameters that influence the obtained mesh quality are included into the *CONROL REMESHING* and *CONROL ADAPTIVE* cards that are responsible for re-meshing. In the parameters included into these cards were used:

```
*CONTROL_REMESHING
$ rmin   rmax
  0.2      6
*CONTROL_ADAPTIVE
$ adpfreq   adptol   adpopt   maxlvl   tbirth   tdeath    lcadp   ioflag
 0.10000    0.000       7        0       0.4    0.000       0       1
```

where rmin and rmax are minimal and maximal sizes of the finite element created after re-division; adpfreq – time interval between re-divisions; adpopt – r-adaptive re-division of the finite-element mesh a bar 3D element; tbirth – the time of launching the first re-division.



a *b*

Fig. 3 – Finite-element grid of the workpiece at the calibration stage: *a* – without re-division; *b* – with re-division.

As result of calculations, the values of the main stresses and deformations in the dangerous point on the workpiece axis were obtained. No estimate the influence of the strained state on the workpiece plasticity, invariant characteristics were used:

- Nadai-Lode parameter

$$\mu_\sigma = 2\frac{\sigma_2 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} - 1 \tag{1}$$

- the stressed state index

$$\eta = \frac{I_1(T_\sigma)}{\sqrt{3I_2(D_\sigma)}} = \frac{3\sigma}{\sigma_u} \tag{2}$$

where I1(T_σ) – the first invariant of the stress tensor;

I2(D_σ) – the second invariant of the diviator tensor;

σ_u – the intensity of stresses.

The analysis of the results of the FCWR process simulation using LS-DYNA 971 (finite element method) has shown that application of the option of r-adaptive finite-element mesh re-division improve geometric accuracy of the obtained model. If was also found that in FCWR process modeling without r-adaptive rearranging the values of the strained state parameters turned to be overestimated by 15-20%, which is determined by large deformations in the contact zone and strong distortion of the finite element mesh.

For steel 18ХГТ (workpiece material) the limit deformation ep dependence on the stressed state under the temperature of 950ºC was set by the surface of limit deformations:

$$\mathrm{e_p}(\eta, \mu_\sigma) = 0{,}82\exp(0{,}44\mu_\sigma - 0{,}54\eta) \tag{3}$$

To estimate the utilized plasticity resourse ψ for steel 18ХГТ in the temperature range – 950…1050 ºC deformability (fig. 4) criterion is proposed.

$$\psi = \int_0^{\mathrm{e_u}} \frac{\exp[-\beta(T-950)]}{0{,}82\exp[0{,}44\mu_\sigma - 0{,}54\eta]} d\mathrm{e_u}, \tag{4}$$

which gives satisfactory description of the damage accumulation process, provided that the sign of curvature of the loading trajectory in the space of e_p, η, μ_0 remains unchanged. If the sign of curvature of the loading trajectory in chosen coordinates changes, for the utilized plasticity resource estimation it is necessary to use the criterion:

$$\psi = \int_0^{\mathrm{e_u}} n \frac{\mathrm{e_u^{n-1}}\exp[-\beta(T-950)]}{(0{,}82\exp[0{,}44\mu_\sigma - 0{,}54\eta])^n} d\mathrm{e_u}, \tag{5}$$

where T – temperature in Celsius, $n = 1 + a\frac{d\eta}{d\mathrm{e_u}} - b\frac{d\mu_\sigma}{d\mathrm{e_u}}$, a, b – empirical coefficients that were taken a = 0,04, b = 0,028 for steel 18ХГТ under the temperature 1000 ºC, β – coefficient.

In general case coefficient β depends on the temperature and the stressed state scheme, *i.e.* $\beta = \beta(\eta, \mu_\sigma, T)$. In this work β values were assumed to be constant and equal β = 0,0025 for the chosen temperature range – 950…1050ºC.

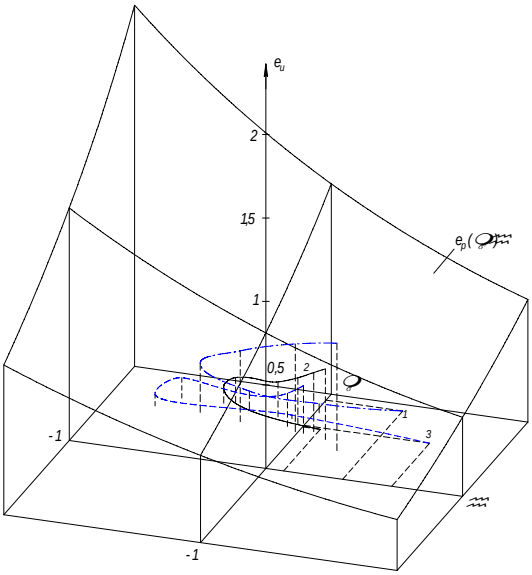


Fig. 4 – The surface of limit deformations.

Results of the stress-strain state calculation were used to build a loading trajectory for point 1, that is located in the point of workpiece axis intersection with its vertical surface of symmetry, and for points 2 and 3 located at the distance of Δr2 = 8 mm and Δr3 = 4 mm from the workpiece axis and at the distance of Δx2 = 3 mm, Δx3 = 6 mm from the vertical surface of symmetry (trajectories 2 and 3 Fig. 4). Fig. 4 also presents the limit deformation surface (3) for steel 18ХГТ under the temperature 950ºC.

The utilized plasticity resourse ψ in the points 1, 2 and 3 was calculated using the criterion (5).

3. Conclusion

The investigation of the flat cross-wedge rolling process using the finite-element method has shown that there is a dangerous (in terms of damage) point on the workpiece axis. When the wedge is introduced, the stressed state scheme in the area close to the deformation spread region is dangerous. If the workpiece is further deformed, in its axial region full is imposed on the pure shear deformation and loading path of point 1 is shifted into a more rigid zone, which leads to a fast increase of the utilized plasticity resourse.

REFERENCES

*** LS–DYNA Keyword User's Manual version 970. Livermore Software Technology Corporation, 1564 (2006).

Алиев И.С., Жбанков Я.Г., Абхари П., *Решение проблемы формоизменения математическим моделированием в процессе радиально-прямого выдавливания на оправке*. Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: тем. зб. наук. праць. – Краматорськ: ДДМА, 26-36 (2008).

Bartnicki J., Pater Z., *Numerical Simulation of Three-Rolls Cross-Wedge Rolling of Hollowed Shaft*. J. of Mat. Processing Technology, **164**, 1154–1159 (2005).

Сатонин А.В., Александрова З.А, Стежкин П.М., Смолякова В.В., *Расчеты процессов листовой штамповки при помощи конечно-элементного комплекса LS-DYNA 3D*. Зб. наук. праць–Краматорськ: ДДМА, 11–16 (2006).

Сухоруков С.І., Коцюбівська К.І., Сивак І.О., *Оцінка деформуємості заготовок при поперечно-клиновій прокатці.* Наукові нотатки. Луцьк, *25*, 272-275 (2009).

Матвийчук В.А., Алиева Л.И., Сухоруков С.И. *Моделирование высадки торцевой раскаткой наружных буртов на трубных заготовках*. Обработка металлов давлением. – Краматорск, *2*, 46-51 (2009).

Pater Z., Bartnicki J., Samołyk G.*Numerical Modelling of Cross-Wedge Rolling Process of Ball Pin*. Journal of Materials Processing Technology, **164**, 1235–1240 (2006).

Шпак В.И., Сатонин А.А., Давыденко Е.С., *Конечно-элементное моделирование совмещенных процессов прокатки Зб*. наук. праць – Краматорськ: ДДМА, 420 – 424 (2007).

SIMULAREA FOLOSIND METODA ELEMENTULUI FINIT A PROCESULUI DE LAMINARE „FLAT CROSS-WEDGE"

(Rezumat)

În această lucrare, în care se realizează analiza cu element finit a procesului de laminare „flat cross-wedge", folosind pachetul de programe LS-DYNA, o rediscretizare a este necesară. Aceasta este determinată de schimbarea bruscă a direcţiei de curgere în timpul procesului de deformare. Aplicarea elementului finit „r-adaptive" şi rediscretizarea, în locul unei deformări plastice mari a făcut posibilă modificarea modelului matematic şi rafinarea parametrilor stării de tensiuni.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FRACTAL PATTERNS IMMUNOMODULATORY EFFECT OF THE VASCUM ALBUM IN THE EXPERIMENTAL EXPOSURE TO CHROMIUM

BY

DIDI SURCEL[1*], MIOARA BUTAN[2], SEPTIMIU TOADER[3], CSABA SZANTO[2], OVIDIU ROTARU[4], SIMONA NITU[5] and CARMEN PONORAN[5]

[1] Blue Life Medical Center,
[2]Institutul de de Sanatate Publică,
[3]UMF Cluj,
[4]Institutul Agronomic,
[5]Plant Extract

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The aim of this paper is to demonstrate a possible protective effect of the vascum on the immune and oxidative response altered by chromium administered. In vivo experiment was carried out on the 80Wistar male rats divided in 4 groups following: 1. Control –group; 2. Vascum-group; 3 Chromium-group; 4. Vascum+chromium-group.Chromium was administered by intratracheally instillation and vascum per oral. A part of the each group was sacrificed after 60 days and the other part after 180 days. The following parameters were assessed: 1. 3HTdR incorporation test; 2. IL-1-assay; 3. TNF-assay; 4. Chemiluminiscence assay; 5. Morphological parameters. Chromium exposure is associated with alteration of the immune and oxidative response, evaluated by the modification of the immune response, cytokines and ROS' level. Partial reversibility of the parameters in the Vascum+chromium-group, suggest a protective effect of the Vascum on the dangerous effects induced by chromium.

Key words: immune response, Cr, Vascum, cytokins, ROL.

* Corresponding author; *e-mail:* didisurcel1@gmail.com

1. Introduction

Epidemiological studies pointed out those chromium (Cr) occupational exposure workers have increased risk for respiratory tract carcinoma. Cr-induced bronchial carcinoma has developed through a sequence of cellular alteration and has a long period of the reversible alteration. Many studies have associated the effect of the carcinogenic chemicals with immune functions.

The early pulmonary response to Cr is a dynamic one and includes an important influx and proliferation of alveolar macrophages (AM), with high level of the various cytokines (IL-1, TNF, IL-6) and proliferations of the type II cells. AM are thought to play a pivotal role in lung inflammatory and immune responses trough alteration in their ability to induce particles phagocytosis, antigen presentation, cytokines secretion and to produce toxic oxygen radicals. The inflammatory response is intrinsically destructive to the tissues surrounding area of the inflammation.

In the last years there is considerable interest on the antitumorous effects of the Vacuum Album plant extras. Various data point out those antitumor activities of the Vascum Album that could be ascribed to the combination of citotoxic and immunologic effects induced by industrial noxious substances.

The present study was undertaken to explore the effects of chronic exposure of the Cr with and without Vascum association on the immune, oxitative and morphological reactions in the Wistar rats.

2. Materials and Methods

In vivo experiment was carried out on the 80 Wistar male rats of 180-200g, that were divided into 4 groups as following: 1 Control-group; 2. Vascum Album-treated group (animals were given daily Vascum Album,4CH, 2ml / animl; 3. Chromium –treated group (animals were intra-tracheally instilled with 0.2mg K2Cr207 / animal; 4. Cr+ Vascum (animals were treated with Cr and Vascum in the same conditions as the animals from 2 and 3- groups. Half on animals from all the groups was sacrificed at 60 days after Cr instillation and the other half was sacrificed at 180 days after Cr instillation. The animals were sacrificed by tethal injection of sodium pentobarbital (250mg/kg body wt.) and bronchoalveolar lavage was carried out. For the investigation of the immune response were performed AM cultures preparation of splenic lymphocytes (Lys), co-cultivation of the AMs with Lys (1/40) for mitogen -induced lymphocyte proliferation. The following parameters were assessed: 1. 3HTdR incorporation test; 2. IL-1-assay; 3. TNF-assay; 4. Chemiluminiscence test; 5. Morphological parameters.

2.1. Mitogen-Induced Lymphocyte Proliferation

Mitogen-induced proliferation of spleen-derived lymphocytes (Ly) co-cultured with AMs was determined. Briefly, 1.10 spleen cells were cultured with authologous AMs (ratio40/1) in presence of phytohemaglutinin-p (PHA) in a total volume if 1mmlRPMI-1640 medium. supplemented with 10% FCS. After 48H a 0.5 fuci of 3HTdRwas added and the incubation was continuator for an additional 24 h. The 3HTdR incorporation was measured with a liquid scintillation counter. The results were presented as counts per minute (cpm) values ± standard error of means.

2.2. Interlukin-1 (IL-1) Assay

Interlukin-1 activity was assayed by measuring the capacity of dialyzed culture fluid to enhance the PHA–induced proliferation of mouse thymus cells in vitro. Thymuses from parathimic lymph nodes were aseptically removed from mice and were homogenized. After washing the cells were suspended at 3.10^7 cells /ml in RMPI-1460 medium, containing 10% FCS, 2 Mm l-glutamine and 5.10-5m2 mercaptoethanol, in 50 µl of medium. The cells were inculated for 72 h at 37°C and pulsed for 3 h with 3HTdR (20Ci/mmol, 1uCi/well). The cells were collected and the uptake of 3HTdR was determined by scintillation counting. The result were presented as mean counts per minute (cpm) values ± standard error of means.

2.3. Tumor Necrosis Factor (TNF) Assay

Tumor necrosis factor (TNF) activity in culture of the bronchoalveolar cells was determined by 3 HTdR release in actinomicyn D-treatment L 929 target cells. Briefly, cells belonging to mouse L929 fibroblasts were incubated for 24 h with 1uCi/mol of 3HTdR in RMPI-1460 medium. The adherent cells were detached from the surface of the culture flask by gentile washing (three times) with media and were resuspended in RMPI-1460 medium, containing 3µg/ml actinomicyn D, at 3.10^5 cells. Five hundred microlites of target-cell suspension as added to 500 µl of macrophages culture supernatant and incubated 24h at 37°C.At the end of the incubation period tubes were centrifuged at 400 g for 10 min and 3HTdR release measured in a Beckman liquid counter. Results were expressed as mean counts per minute (cpm) values ± standard error of means.

2.4. Chemiluminiscence Assay

Luminal dependent chemiluminiscence (CL) assay evaluated the stimulated (zymosan) radical oxygen species (ROS) release of AMs. Briefly, the reaction mixture consisted of 100 µl freshly prepared luminol solution from

stock solution 10 mM luminol in dimethil sulfoxid was diluted 1:50 in aqua distillated; 100 µl RMPI- 1460 medium containing 10 mg/ml Zymosan and 100 µl cell suspension containing 2.10^5 AMs. The CL was measured over the next 30 min. in a Beckman liquid scintillation counter. Results were expressed as mean counts per minute (cpm) values ± standard error of means.

2.5. Statistical Analysis

Differences between groups of the experiment were analyzed for statistical significance by using student‘s “t” test.

3. Results and Discussions

3.1. 3HTdR Incorporation Test (Fig. 1)

PHA- induced splenic Ly proliferation in the co-cultures containing autologous AMs, showed differences in the investigated groups. In the Vacuum Album-treated group the 3HTdR incorporation was without statistically significant differences as compared to the control-group. The Chromium – treated group presented decreased level of the 3HTdR incorporation with statistically significant differences as compared to the control-group, in the animals sacrificed after 180 days. In the animals sacrificed at 60 days after Cr instillation, level of the 3HTdR incorporation is decreased, but without statistically significant differences as compared to the control-group. In the Cr+ Vascum-group level of the 3HTdR incorporation was increased as compared to the Cr-group, but without statistically significant differences in the animals sacrificed at 30 days after instillation and with statistically significant differences (ssd) after in the animal sacrificed after 180 days. These data showed that Vascum is able to ameliorate PHA-stimulated splenic Lys proliferation that was modified by Cr. exposure.

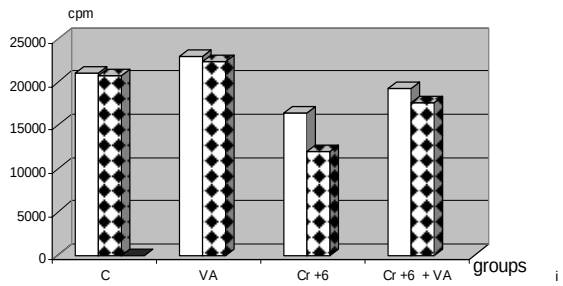


Fig. 1 – 3HTdR Incorporation Effect of the Vascum Album on the 3TdR incorporation by PHA – stimulated splenic Lys, in the presence of the autologous AMs, at 30 days and 180 days, after rats instillation with dichromate.

3.2. IL-1-Assay (Fig. 2)

IL-1production in supernatants from AMs obtained from investigated groups was assayed by measuring the capacity of the culture supernatants to co-stimulate the mitogen-induced tymocite proliferation. The differences in the generations of the

IL-1 production from investigated was observed. The production of the IL-1 in the Vascum treated group was very low and similar with control group. An important increase of the IL-1 production was detected in the Cr. treated – group and the differences were with high statistically significance versus to Controls. In the Cr+ Vascum-group, the IL-1 production was reduced as compared with cr.treated –group, (with ssd), but in comparison with Controls, the level of the cytokines was increased with ssd. These data suggest that Vascum may ameliorate IL-1 activity, altered by Cr.

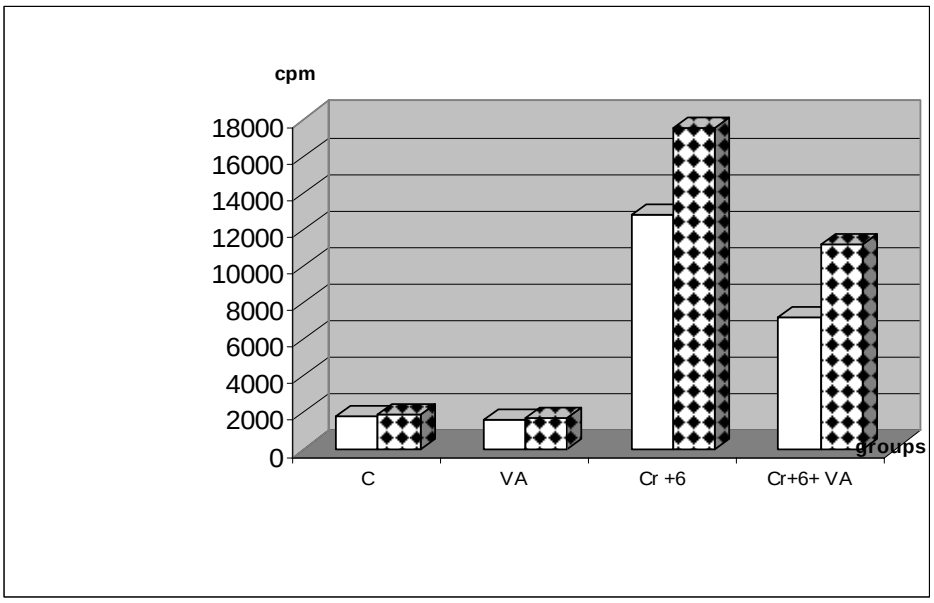


Fig. 2 – IL-1 release by AMs obtained by AMs by BAL,at 30 and 180 days after Cr and Vascum Album exposuhe rats.

3.3. TNF –Assay (Fig. 3)

The spontaneous TNF release was low in all the group. In the presence of the low concentrations of the LPS, AMs from Cr-treated-group pointed out very high TNF activity, with ssd as compared to Controls. In the Cr+ Vascum treted –group level of this cytokine was increased versus Controls (with ssd),

but decreased with ssd as compared to Cr-treated group. These results showed that Vascum interfere with the activity of the TNF and may induce attenuated values of this cytokine in the chromium instillation of the rats.

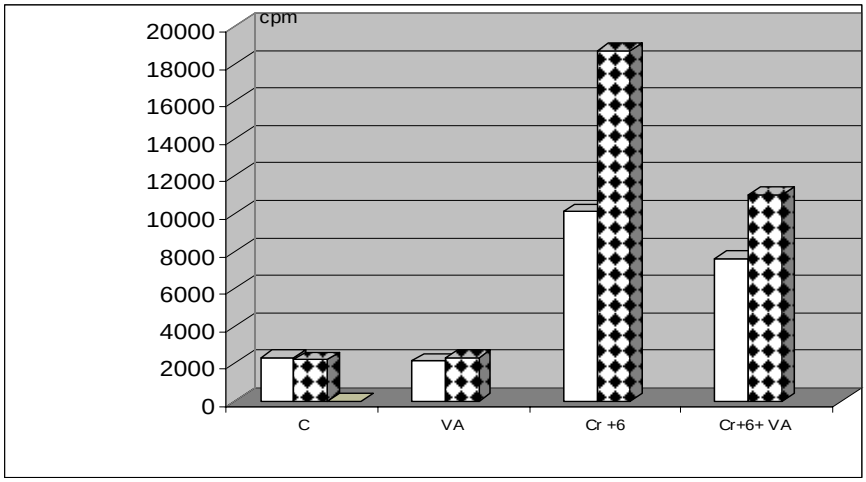


Fig. 3 – TNF release by AMs obtained by AMs by BAL, at 30 and 180 days after Cr and Vascum Album exposure rats.

3.4. Chemiluminiscence (CL) Assay (Fig.4)

The oxidative response of the AMs belonging to the investigated groups measured by luminal-dependent CL, shoved important differences in the investigated groups.

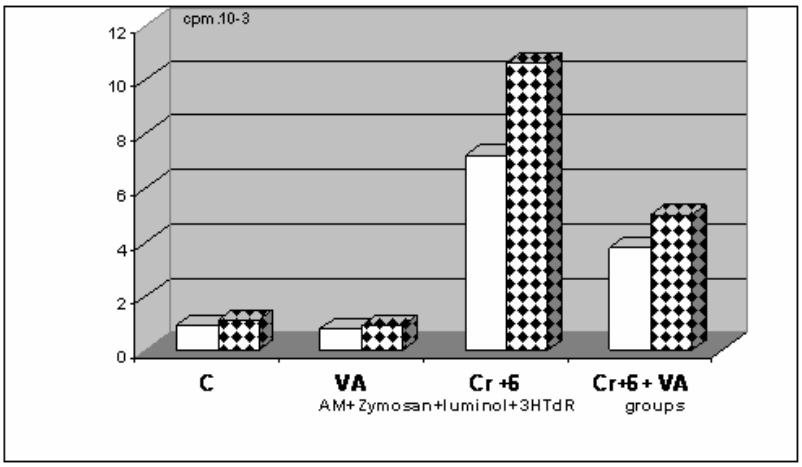


Fig. 4 – LUMINOL - DEPENDENT CHEMILUMINISCENCE ASSAY. Effect of the chronic exposure to on ROS release from the MAs, obtained by BAL, 30 and 180 days after Cr^{+6} and Vascum Album – exposed rats.

Vascum-group presented low levels of the ROS, generation similar with control group. A very important increase of the ROS production was detected in the all animals from Cr. instilled- group, with high ssd as compared to Controls. In the Cr + Vascum treated –group level of the ROS production was reduced as compared to Cr-treated group, with ssd. These data sugest that high level of the ROS induced by Chromium may be reduced by Vascum Album administration.

3.5. Morphological Parameters

The following histopathologically modifications were evidenced in investigated groups. In the Vascum Album were noted the same morphological aspects as in the Controls. In the Cr^{+6} group all the rats developed one or more metaplastic add dysplastic lesions in the bronchial epithelium, and 6 developed cacinomas. The Cr^{+6} and Vascum Album group, 6 rats develop metaplastic lesions, 2 displastic lesions and none developed lung cancer.

4. Conclusion

Cr interferes with immune reactions, were AMs play a pivotal role by releasing high levels of the IL-1, TNF and ROS. Morphological modifications consist in 5 carcinomas, and dysplastic and metaplastic lesions in all the rats.

VASCUM ALBUM administered simultaneous with Cr +6 is associated with partial reversible results of the 3HTdR incorporation, IL-1 and TNF activity and important decrease of the ROS. Morphological modifications are light and consist mainly in metaplastic lesions, reduced dysplastic lesions and anyone lung cancer.

LIPSA TRIMITERI IN TEXT A BIBLIOGRAFIEI

REFERENCES

Arunkumar R.I., Rajasekaran P., Michael R.D., *Differential Effect of Chromium Compounds on the Immune Response of the African Mouth Breeder Immunology*. **10**, *8*, 667-676 (2000).

Driscoll K.E., Higgins J.M., Leytart M.J., *Differential Effects of Mineral Dusts on the in Vitro Activation of Alveolar Macrophage Eicosanoid and Cytokine Release*, Toxic in vitro, **4**, *4/5*, 284-288 (1990).

Geir W., – *The mistletoe – preparation Isorel, in cases of carcinoma of the larynx-case report of a total remission- Krebsgeschehen*. *1*, 4-79 (1982).

Jurin M., Zarkovic N., Hrzenjak M., Ilic Z., *Antitumorous and Immunomodulatory Effects of Viscum Albuml.* Preparation ISOREL, Oncology, *50*, 393-398 (1993).

Kissel D., *Infusion Therapy of Carcinomas with Vascum Album*. Annual Volume, *15*, 482-488 (1987).

Shrivastava R., Seth R.K., Chaturvedi U.C., *Effects of Chromium on the Immune System FEMS Immunology & Medical Microbiology*, **34**, *1*, 1–7 (2002).

Stohs Sidney J., Bagchi Debasis, Hassoun Ezdihar, Bagchi Manashi, *Oxidative Mechanisms in the Toxicity of Chromium and Cadmium Ions.* Journal of Environmental Pathology. Toxicology and Oncology 20(2), 77-88 (2001).

Wang J.Y., Wicklund B.H., Gustilo R.B., Tsukayama D.T., *Prosthetic Metals Impair Murine Immune Response and Cytokine Release in Vivo and in Vitro*. J. Orthop. Res. 15, 688–699 (1997).

Yucesoy B., Mirshahidi S., Yucesoy C., Karakaya A., *In Vitro Effects of Various Metals on Natural Killer Cell Activity in Cultured Human Lymphocytes*. Immunopharmacol. Immunotoxicol. 21, 599–607 (1999).

EFECTUL IMUNOMODULATOR AL PREPARATELOR DE VÂSC ÎN EXPUNEREA PROFESIONALĂ LA CROM. STUDII EXPERIMENTALE

(Rezumat)

Subiectul acestei lucrări a fost de a demonstra un posibil efect protector al preparatelor de vâsc asupra răspunsului imun şi oxidativ, alterat prin instilarea animalelor de experienţă cu crom. Experimentul în vivo a fost realizat pe 80 şobolani, linia Wistar, împărţiti în 4 grupuri: 1. Lot -Martor; 2. Lot- Vâsc; 3. Lot-Crom; 4. Lot-Vâsc+Crom. Cromul a fost administrat prin instilare intratracheala, iar vâscul a fost administrat oral. O jumătate din fiecare lot a fost sacrificat la 30 zile după instilare, iar cealaltă jumătate la 180 zile.Au fost investigaţi următorii parametrii: 1.Incorporarea de 3HTdR; 2.Nivelul de IL-1; 3. Nivelul de TNF; 4.Testul de chemiluminiscenta; 5.Parametrii morphologici. Expunerea îndelungata la crom este asociată cu alterarea raspunsului imun si oxidativ, evaluat prin modificarea incorporarii de 3TdR, nivelul de citokine si mai ales de ROS. Reversibilitatea parţiala a parametrilor investigaţi în grupul Vâsc+crom a sugerat un efect protector al preparatului de vâsc asupra efectelor distructive, induse de crom.

[1]. (Arunkumar *et al.,* 2000)
[2]. (Driscoll *et al.,* 1990)
[3]. (Kissel, 1987)
[4]. (Geir, 1982)
[5]. (Jurin *et al.,* 1993)
[6]. (Stohs Sidney *et al.,* 2001)
[7]. (Shrivastava *et al.,* 2002)
[8]. (Wang *et al.,* 1997)
[9]. (Yucesoy *et al.,* 1999)

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

METAL COATINGS BY CHEMICAL METHODS OF SUBMISSION FLUIDIZED BED

BY

IRINA-ELENA SURDU*, DAN-GELU GĂLUŞCĂ, CARMEN NEJNERU, SANDA CREŢU and NECULAI AILENEI

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In many modern technologies in recent years, began to use metal powder coating, all inorganic polymer or to improve the surface properties of various materials. Most dye pigments containing metal core surrounded by a layer of atoms, well defined, which provides an index of refraction so that a particular color depth and brilliance that is simulated. Unlike pigments submission by wet processes, fluidized bed coating is much simpler (no need to separate solid / liquid, drying and dispersion of agglomerates).

Key words: c-CVD deposition, fluidized bed, precursor, tri-isobutyl-aluminum.

1. Introduction

Use of fluidized bed coating method has several advantages especially in the intimate mixture of solid highly efficient heat transfer and uniformity of temperature. Liu and others (2000) examined the thermal decomposition of tri-isobutyl-aluminum (TRI-ISOBUTYL-ALUMINUM) to cover the glass beads with high refractive index. The process could be used to obtain pigments whose color depends on the angle of contact and observation. Were tested in two ways:

- injection in an conveyor vaporized precursor gas; -liquid-injection

* corresponding author; *e-mail:* irina.surdu@yahoo.com

spray directly into the fluidized tri-isobutyl-aluminum (Fig. 1).

To shorten the operating time necessary precursor supply flow high. In conventional CVD processes precursor is introduced into the reaction zone with a carrier gas. Precursor supply flow capacity is limited, however the saturation of the carrier gas with precursor vapor and this in turn depends on the relative volatility of the precursor, which until the entry into the reaction zone should be maintained at a temperature lower than reaction or decomposition.

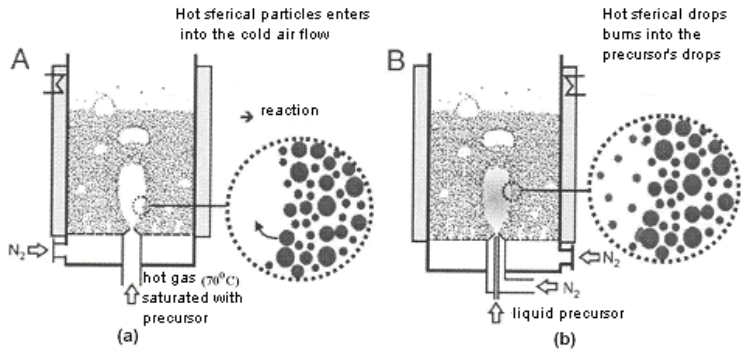


Fig. 1 – Precursor injection mechanisms: *a* – gaseous precursor; *b*– liquid precursor.

Inside the fluidized precursor in contact with hot particles which are driven by a carrier gas stream cooler (Fig. 1 *a*). In this way the precursor chemical reaction or decomposition occurs on the surface of hot particles, as long as the speed is greater than the mass transfer rate. By using such exclusions fluidized in the gas phase nucleation period. To increase the flow of precursor supply can be used directly injected by spraying liquid precursor in the reaction zone (Fig. 1 *b*).

Liquid droplets are driven jet hit the hot fluidized particles and vaporized, (Leclere *et al.,* (2004) found that a drop of 300 μm diameter is vaporized in 16 ms). Bruhns and Werther (2005) showed that a single drop can come in contact simultaneously with several hot fluidized particles and produce instant vaporization and the resulting vapor decomposes immediately neighboring particle surface (Fig. 2). Agglomerate formed in the spray mist is easily decomposed by evaporation and reaction.

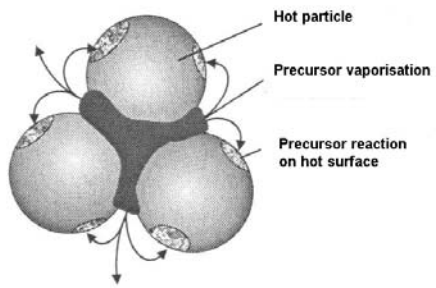


Fig. 2 – Reactions on hot surfaces

2. Stages of Chemical Vapor Deposition Process Are

1. Transport of reactants in the reaction: reactants + carrier gas;
2. Transfer of reactants to the substrate surface;
3. Adsorption of reactants;
4. Surface processes;
5. Desorption of reaction products;
6. Transfer of reaction products to the mainstream gas;
7. Transport of products outside of filing: carrier gas + unreacted reagents + reaction products.

For the reaction to take place, reactants are transferred from the gas mainstream substrate surface diffusion or convection and at the substrate surface are absorbed into the surface. The reaction takes place between the substrate and adsorbed molecules, resulting in thin surface layer containing the reaction with secondary products. A secondary product subsequently desorbs.

Technology for obtaining such layers on the surface of metal parts consists in passing over this area, heated in a sealed chamber at relatively high temperatures, a reactant gas mixture, which contains the chemical elements of the layer in the form of volatile compounds. C-CVD coatings can be formed from pure metals or their compounds of rough. Precipitation of C-CVD layer of the gas mixture can be held inside at normal pressure or under the atmospheric pressure.

In C-CVD processes, the phenomena of diffusion at the interface layer - the material are reduced in weight, they manifested especially by the retrieval of some alloy elements in the base material layer. Substrate that occurs submission must meet the condition that the structure does not change irreversibly depositing temperature and possess sufficient corrosion resistance to gas used in the process.

3. The Fluidized Bed

For the measurements we have constructed a microwave fluidized small. The oven is made of a quartz tube whit diameter 30 mm and length 300 mm, outer wrapped with resistance from kantal, isolated in asbestos and glass wool. Outside the oven is protected by another quartz tube diameter of 75 mm.

At the bottom of the outer tube are mounted two upper sites with stainless steel mesh sieve of 200 mesh/mm and 400-mesh sieve bottom having sighting/mm, the role of these sites was to allow the passage of carrier gas N_2 saturated with tri-isobutyl-aluminum reactant and to prevent leakage of Al_2O_3 grains used for fluidized bed.

Al_2O_3 layer of granules having a particle size dp <200 μ m occupies the lower third of the tube and the samples were suspended in their mass using nichelina yarn. Also at the bottom of the reactor is mounted under the site of the sprayer attachment.

Thermocouple to measure and regulate the temperature in the reactor is

placed at the top is a thermocouple type Cromel-Alumel, up to ¼ of the height of fluidized bed. The reactor is mounted vertically on a support by means of special clamps. At the top of the reactor during the measurement is attached a flexible aluminum pipe. To adjust the temperature using a thermostat this controls the supply voltage depending on oven thermocouple time to adjust the heating rate. Power through the oven was set between 0-220 V.

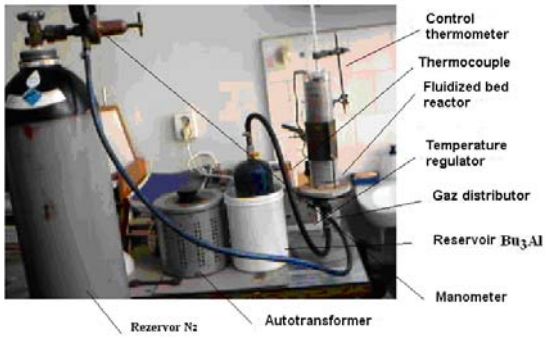


Fig. 3 – Installation of the fluidized bed.

Operating voltage during deposition ranged from 85-100 V. Oven temperature was read from an electronic millivoltmeter. Introduction of tri-isobutyl-aluminum in the furnace was made with dispenser of Fig. 5. It is constructed from an inner tube heads at the top to a diameter of 0.5 mm. It is vapor inlet tube tri-isobutyl-aluminum. The outer tube is inserted inert gas N_2. In order to standardize gas flow inside the outer tube train tri-isobutyl-aluminum, concentric inner tube is inserted to a distributor provided with external grooves. Tri-isobutyl-aluminum was directly supply the special cylinder was placed in a thermostat whose temperature was maintained at 800C.

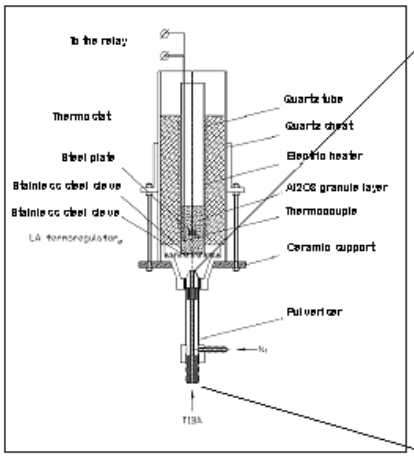


Fig. 4 – The principle scheme of fluidized bed furnace.

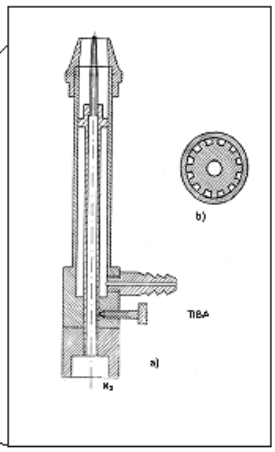


Fig. 5 – Scheme of the pulverizer; *a*) pulverizer; *b*) distributor section.

Tri-isobutyl-aluminum is very reactive, and to be handled and stored should not be exposed to atmospheric moisture or oxygen. The cylinder Aldrich Sure / Pac is a convenient method of storage and distribution for research precusor quantities sensitive to the air so pure and in solution. Since tri-isobutyl-aluminum, tri-isobutyl-aluminum is highly reactive with water, oxygen, or both, the atmosphere should never be exposed.

Distribution of reagents required standard techniques (with needles). Flow of inert gas (nitrogen) was 1.2 bar, enough to ensure the functioning and fluidized bed was checked through a rotameters. Schematic diagram of the spray is shown in Fig. 5. The introduction of carrier gas mixture plus Tri-isobutyl-aluminum only after the reactor was under constant temperature. Oven temperature was maintained at 320C throughout the experiment. During measurement was 35 minutes. Aluminisation was performed in fluidized bed furnace. Samples were placed inside the furnace, ensuring a mix of aluminisation layer around them.nitrogen flow: 1.2 bar.

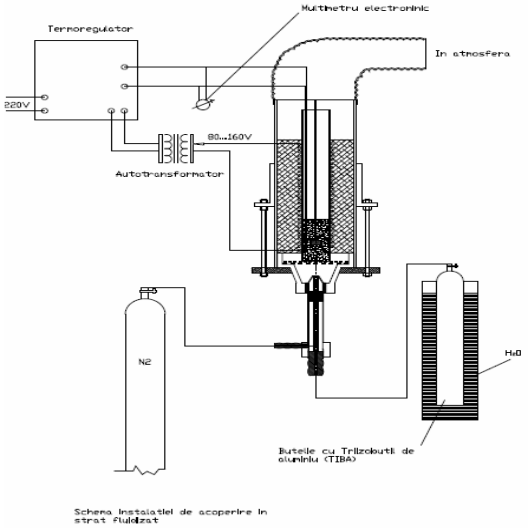
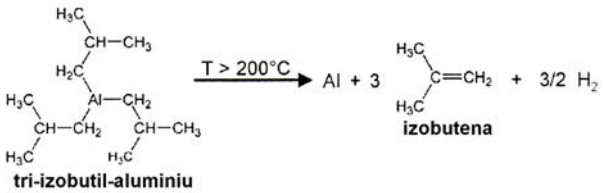


Fig. 6 – The principle scheme of fluidized bed deposition.

Tri-isobutyl-aluminum cylinder temperature: 80. Tri-isobutyl-aluminum thermal break down can be simplified by the reaction.



4. Conclusion

1. Installation was built respecting the conditions necessary for working with tri-isobutyl-aluminum protection with a high explosion hazard.

2. On the practical treatment of c-CVD chamber was the diameter of the primary enclosure which shall contain quartz thermocouple and heating medium (fine granular sand dp <200 μ m) in which samples are immersed.

3. Bubbling was carried out using a mixture of N_2 and Tiba, obtained in mixture through a distributor.

REFERENCES

Liu Shuqing, Shi Daxim, Cui Yihing, Cao Zhuyou, *Microstructure and Surface Topography of Aluminium Films Deposited on Glass Microspheres in a Fluidized bed CVD Reactor*. Chemicalş Journal of Chinese Universities, **21,** *3*, 339 (2000).

Leclere K., Briens C., Gauthie T., Bayle J., Guigon P., Bergougnou M., *Experimental Measurement of Droplet Vaporization Kinetics in a Fluidized Bed*. Chemical Engineering and Processing, **43**, 693 (2004).

Bruhns S., Werther J., *An investigation of the Mechanism of Liquid Injection Into Fluidized Beds*. AIChE Journal, **51**, *3*, 766 (2005).

Yee K.K., *Protective Coatings for Metals by Chemical Vapor Deposition*. Review *226*, International Metals Reviews, **1**, 19–42 (1978).

Bryant W.A., *Review: The Fundamentals of Chemical Vapor Deposition*. J. Mater. Sci., **12**, 1285–1306 (1977).

ACOPERIRI METALICE PRIN METODE DE DEPUNERE CHIMICE ÎN STRAT FLUIDIZAT

(Rezumat)

În multe tehnologii moderne, în ultimii ani, a început să se utilizeze acoperirea cu pulberi metalice, polimerice sau anorganice, toate cu scopul îmbunătăţirii proprietăţilor superficiale ale diverselor materiale. Cei mai mulţi pigmenţi pentru colorarea metalelor conţin un nucleu care este înconjurat de un strat de atomi, bine definit, care asigură un indice de refracţie astfel încât o anumită culoare este simulată ca adâncime şi strălucire. Spre deosebire de depunerea pigmenţilor prin procedee umede, acoperirea în strat fluidizat este mult mai simplă (nu necesită separarea solid/lichid, uscarea şi dispersarea aglomeratelor).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MODIFICATION OF THE RESISTANCE AND PLASTICITY MECHANICAL CHARACTERISTICS DURING THE HIGH RESISTANCE WIRES DRAWING IN ULTRASOUND FIELD

BY

MIHAI SUSAN[1], VIOREL ILIESCU[2], ELENA CHIRILĂ[1], BOGDAN COJOCARIU[1*] and ORESTE CRISTODULO[1]

[1]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[2] S.C. Cablero S.R.L

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper presents the modification of the resistance and plasticity mechanical characteristics, (R_m, $R_{p0,2}$, and A_{10}), depending on the relative rate of drawing ($v_{tr}/\overline{v}_v$, where v_{tr} - rate of drawing, $\overline{v}_v$ - vibratory rate of the die). This aspect goes to an eventual control of the strain hardness of the wires drawn in ultrasound field.

Key words: ultrasound field, wire, die, relative rate of drawing, strain hardness, plasticity and resistance mechanical characteristics.

1. Introduction

The paper presents the influence of the ultrasound field up to the resistance and plasticity mechanical characteristics of the high resistance

* Corresponding author; *e-mail:* bgdnlcn@yahoo.com

wires drawn with ultrasonic vibrations applied along the drawing direction to the die. In these conditions of ultrasonic drawing / UVD Technology, it takes place "the ultrasounds surface effect", the so called "reduction of the metal-tool contact friction", (Severdenko *et al.,* 1990; Susan & Bujoreanu, 1999).

The aim of the paper is to find a possible dependence between the parameters of the UVD Technology and the value of the resistance and plasticity characteristics of the so processed wires.

2. Material and Research Methodology

2.1. Researched Material

The research has used the samples made from hot rolled hardened wire Φ 3,00mm, C80, manufactured by S.C. CORD S.A. Buzau / www.cord.ro. The chemical composition of the steel C80 was determined using a spectrometer with optical emission DV6 – BAIRD type, made in USA, (belonging to S.C.ARCELOR MITTAL S.A. Iasi). The chemical composition of the steel C80 (mean values) is presented in Table 1.

Table 1

Chemical Composition of the Steel C80 (Mean Values), [%] *)

C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Al	N	As	Sn
0,82	0,52	0,20	0,009	0,014	0,01	0,04	0,01	0,003	0,0026	0,001	0,001

*) The chemical composition is according to EN 10016 – 2 / 1994

2.2 Research Methodology

The objective of the experimental study is to give a characterization for the ultrasound drawing technology / UVD Technology, of the wires which have cylindrical symmetry and high resistance, through convergent conical dies, in comparison with the classic technology / CT (without ultrasound activation of the die). The researches were made based on the singular drawing principle / through one single die, on a drawing equipment UDZSA TO631 type.

The photo of the drawing equipment UDZSA TO631 type, based on the singular drawing principle, belonging to S.C. CABLERO S.R.L. Iasi / www.cablero.ro, is presented in Fig. 1.

There were used dies with cores made from metallic carbides, (WCr), belonging to S.C. MECHEL S.A. Campia Turzii, and which had the half-angle of the die cone $\alpha = 8°$.

Fig. 1 – Photo of the drawing equipment UDZSA TO631 type,
the reels area – based on the singular drawing principle.

The scheme of the oscillator system / OS used in the research process is presented in Fig.2.

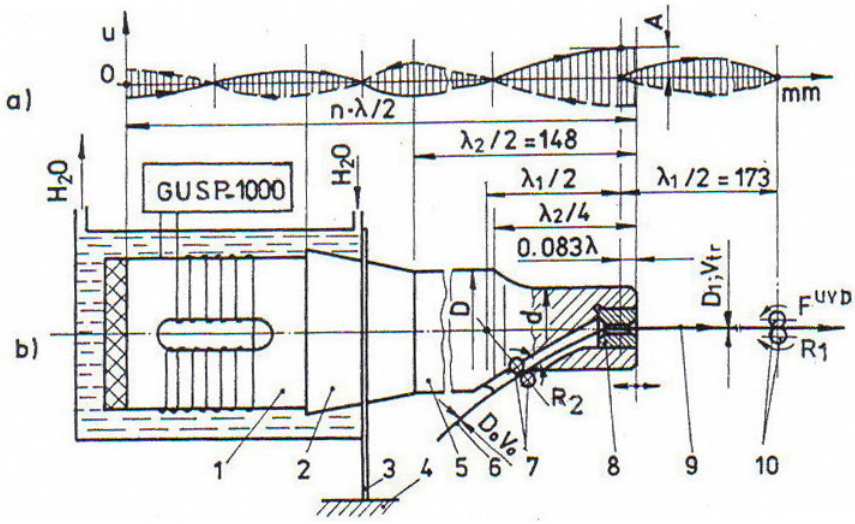


Fig. 2 – Scheme of the oscillator system / OS used in the research process:
a) waves oscillation; A – maximum oscillation of the die; b) properly scheme:
1- magnetostrictor transducer; 2- conical concentrator; 3- noduled flange; 4- frame of the drawing equipment; 5- graded cylindrical concentrator; 6- semi-finished wire;
7, 10- ultrasonic energy reflectors, (R_1, R_2- presser rolls); 8- die; 9- processed wire.

The ultrasound activation of the die was realized at 15, 20 and 25 μm – values of the amplitude A – going to the following values of the vibratory rate,

$(\overline{v}_v)$: 1,64; 2,19 and 2,74 m/s; the load resonant frequency of the oscillator system, (f), was 17500Hz, $\overline{v}_v = 2 \cdot \pi \cdot f \cdot A$, (Iliescu, 2010).

The rate of drawing, (v_{tr}), registered at the command panel level of the drawing equipment, was 0,06m/s. The amplitude of the die oscillation, (A), was measured with the device of the amplitude measuring DMA – S.C. CABLERO S.R.L. Iasi type, after its calibration. For the researches, it was used the ultrasound generator GUS – CAB – 1000VA/220V – 50Hz, S.C. CABLERO S.R.L. Iasi type, (output power P_{iesire}= 1000VA, frequency f = 17500Hz, efficiency η = 0,60).

3. Determination of the Resistance and Plasticity Mechanical Characteristics, (R_m, $R_{p0,2}$, and A_{10})

The characterization of the plastic deformability for the hardened tyre cord C80, Φ3,00 mm – classic drawing technology / CT / A and ultrasonic drawing technology / UVD / B, C and D, (B / A = 15 μm; C / A = 20 μm; D / A =25 μm) was made based on the results obtained after the drawing rupture test; the test was made using the universal machine MTS 824.10, (the rate of stress was 20mm/s).

The diagrams of the drawing stress for the samples A, B, C and D and the cumulative diagram are presented in Fig.3…7 and Table 2.

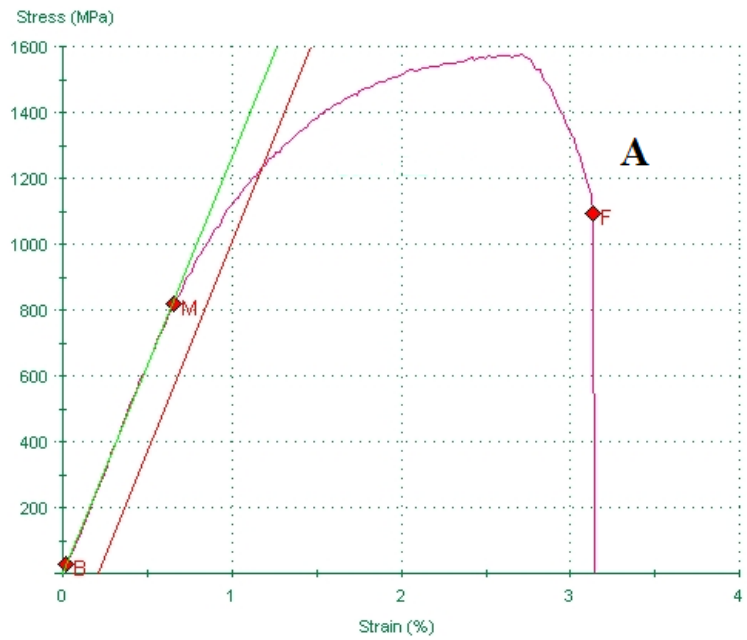


Fig. 3 – Diagram of the drawing stress / sample A, Classic Technology – CT.

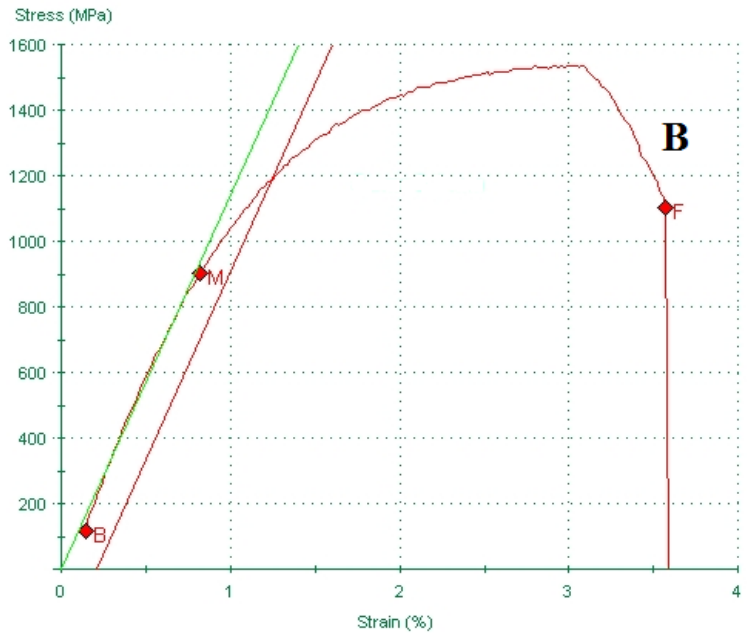


Fig. 4 – Diagram of the drawing stress / sample B, UVD Technology, A = 15 µm.

The test of the drawing stress is made according to SR EN 10002.

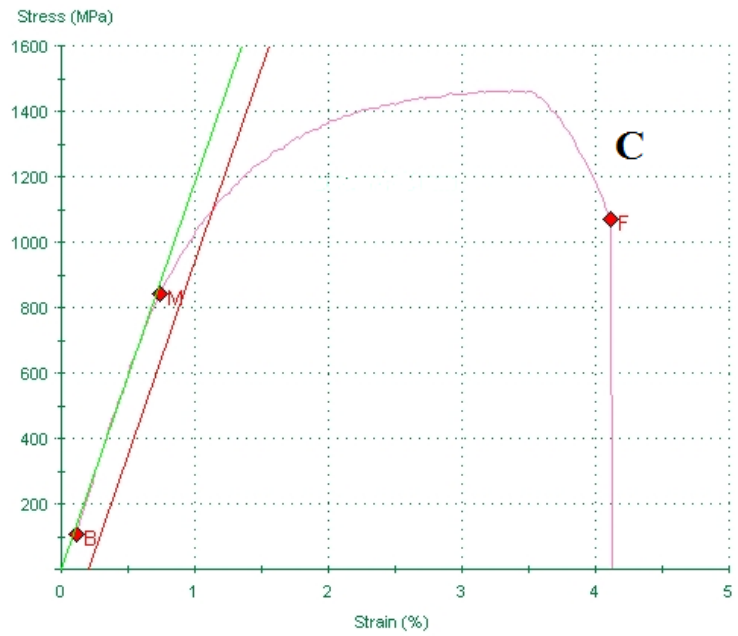


Fig. 5 – Diagram of the drawing stress / sample C, UVD Technology, A = 20 µm.

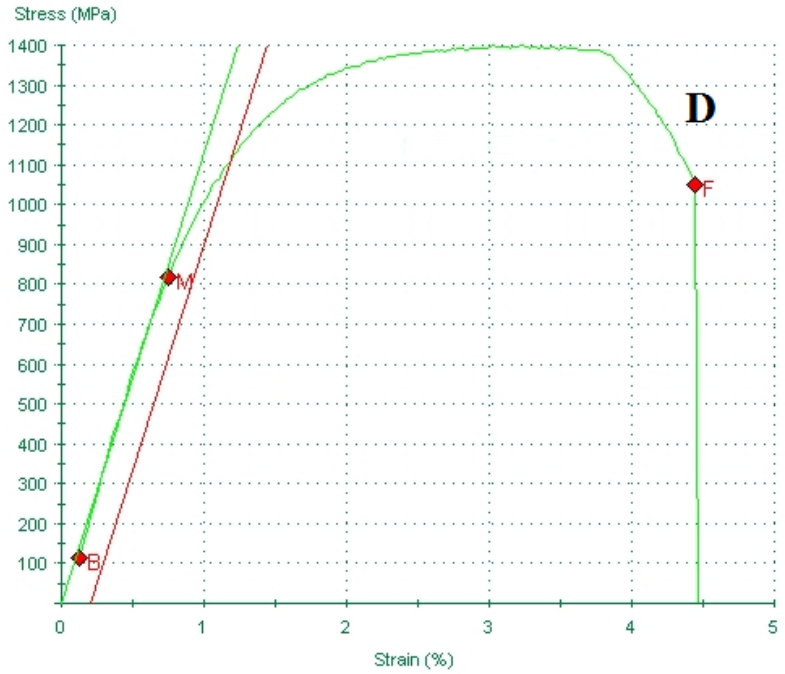


Fig. 6 – Diagram of the drawing stress / sample D, UVD Technology, A = 25 µm.

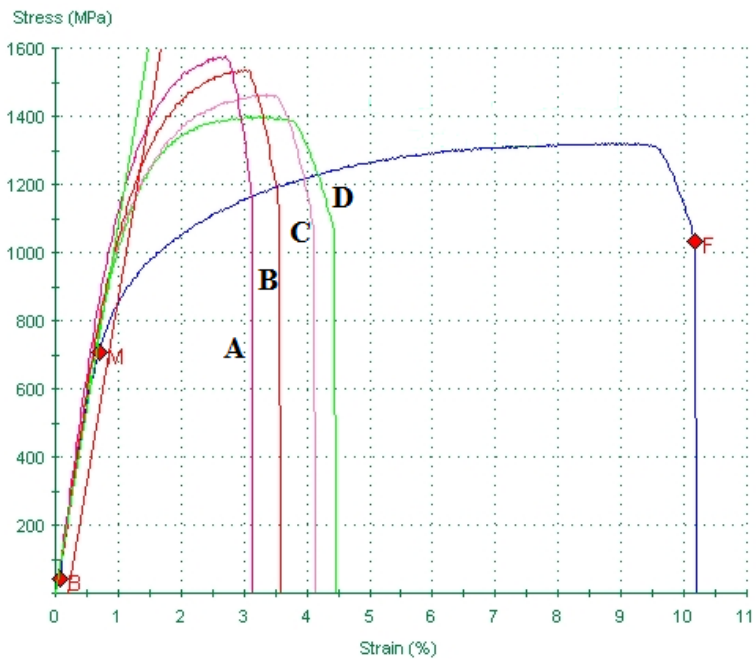


Fig. 7 – Cumulative diagram of the drawing stress, samples A, B, C and D.

Table 2[**)]

Variation of the Resistance and Plasticity Mechanical Characteristics, in the Case of the CT and UVD Technology Processed Samples, f = 17500Hz; D_0 = 3,50mm; D_1 = 3,00mm

Sample symbol	α [°]	δ [%]	λ -	$v_{tr}/\overline{v_v}$ -	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{10} [%]
A/TC	8	19	1,18	-	1575	1485	3,60
B/UVD, 15 μm	8	19	1,18	0,036	1535	1425	3,66
C/UVD, 20 μm	8	19	1,18	0,027	1475	1356	3,84
D/UVD, 25 μm	8	19	1,18	0,021	1405	1255	4,04

[**)] Notations significance: α – half-angle of the die cone; δ – degree of deformation; λ – elongation

4. Conclusion

The modifications of the resistance and plasticity mechanical characteristics, (R_m, $R_{p0,2}$, and A_{10}), are analyzed in dependence with the relative rate of drawing, ($v_{tr}/\overline{v_v}$). It was observed that the values of the mechanical characteristics, (R_m and $R_{p0,2}$), decrease and the value of the plasticity characteristic (expressed by the elongation, A_{10}) increases in the same time with the decreasing of the relative rate of drawing. This means that, when both, v_{tr} and f, have constant values, the amplitude of the die oscillation must increase. The modification of the resistance and plasticity mechanical characteristics, depending on the relative rate of drawing, ($v_{tr}/\overline{v_v}$), goes to an eventual control of the strain hardness for the wires drawn in ultrasound field.

REFERENCES

Severdenko V.P., Klubovici V.V., Stepanenko A.V., *Prokatkia i volocenie c ulitrazvukom*, NAUKA I TEHNICA, Minsk, 1990.

Susan M., Bujoreanu L.G., *The Metal-Tool Contact Friction at the Ultrasonic Vibration Drawing of Ball-Bearings Steel Wires*. Revista Metalurgia de Madrid, Spain, **35**, *6*, 379-383 (1999).

Iliescu V., *Contribuţii privin modernizarea tehnologiilor şi utilajelor de trefilare a sârmelor pentru cabluri de oţel*. Universitatea Tehnică "Gheorghe Asachi" din Iaşi, 2010.

MODIFICAREA CARACTERISTICILOR MECANICE DE REZISTENŢĂ ŞI PLASTICITATE LA TREFILAREA SÂRMELOR DE ÎNALTĂ REZISTENŢĂ MECANICĂ ÎN CÂMP ULTRASONOR

(Rezumat)

Lucrarea pune în evidenţă modificări ale caracteristicilor mecanice de rezistenţă şi plasticitate (R_m, $R_{p0,2}$, şi A_{10}) în funcţie de viteza relativă de tragere, ($v_{tr} / \overline{v}_v$). Acest lucru conduce la un posibil control al ecruisării sârmelor trefilate în câmp ultrasonor.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

EVALUATION OF ULTIMATE STRAIN DURING THE PROCESS OF LATERAL EXTRUSION WITH FURTHER UPSETTING

BY

R. SYVAK*, K. KOTSUBIVSKA, Y. BURENNIKOV and I. SYVAK

Vinnytsia National Agrarian University

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper studies metal plasticity in the process of lateral extrusion of the axially symmetric flange with its further upsetting. This process is distinguished by a non-monotonic loading. Therefore, calculation of the stress deviator components is performed using Bakhauz anisotropic strengthening model.

As the known tensors of the failure accumulation process model for non-monotonic loading are very cumbersome, this paper substantiates the transition from a tensor model to a 3D scalar model. Stressed state stiffness index and Nadai-Lode parameter are used as main characteristics of non-monotonic loading. Three components of the failure deviator in 3D space of the main stresses is introduced instead of 6 components of the failure tensor. Approximation of the function is proposed that describes the loading history influence on plasticity and takes into account the deformed metal sensitivity to the stressed state scheme. Stressed state influence on plasticity is given by the ultimate strain surface that describes the ultimate strain dependence on the two invariant indices of stressed state.

The developed model for evaluation of the metal plasticity under complex non-monotonic loading is used to evaluate the influence of the parameters of the flange lateral extrusion process on the ultimate strain. The proposed procedure of the combined extrusion design enables rational use of the extruded metal plasticity resource.

* Corressponding author; *email:*

Key words: plastic deformation, stress, nonmonotonic loading, deformation paths, failure.

1. Introduction

The main task of plastic metal working is obtaining workpieces of a definite form without continuity violation. Therefore, the problem of deformed metal plasticity evaluation has still been of current importance, especially for nonmonotonic deformation. The mechanism of failure accumulation and healing under nonmonotonic deformation is not fully understood at present. That is why there is no single view as to the evaluation of metal deformability under nonmonotonic loading (Дель, 1978; Огородников *et al.,* 2005; Колмогоров, 1970; Богатов *et al.,* 1984; Дель, 1982).

The model of failure accumulation under nonmonotonic loading is based on the hypothesis that failures have a directional character and are described by the second rank tensor. This tensor components are determined by the mechanics of plastic deformation in a definite manufacturing process as well as by material functions that describe phisico-mechanical properties of the material.

In accordance with (Ильюшин & Победря, 1970) and (Дель, 1982) we introduce failure tensor ψ_{ij}, the components of which are defined as follows:

$$\psi_{ij} = \int_0^{e_u^*} F\left(e_u, \eta, \mu_\sigma\right) \beta_{ij} d e_u, \tag{1}$$

where $F(e_u,\eta,\mu_\sigma)$ – a positive function that characterizes the material sensitivity to the stressed state scheme.

Components of the guide tensor β_{ij} are given by (Дель, 1982).

$$\beta_{ij} = \sqrt{\frac{2}{3}} \frac{d\varepsilon_{ij}}{d e_u}. \tag{2}$$

From the relationships of the flow theory:

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{3}{2} \frac{d e_u}{\sigma_u} S_{ij} \tag{3}$$

it follows that:

$$\frac{d\varepsilon_{ij}}{de_u} = \sqrt{\frac{3}{2}}\beta_{ij} = \frac{3}{2}\frac{S_{ij}}{\sigma_u} \tag{4}$$

or

$$\beta_{ij} = \sqrt{\frac{3}{2}}\frac{S_{ij}}{\sigma_u} \tag{5}$$

where: S_{ij} – stress deviator components,

σ_u – stress intensity.

Let us represent tensor σ_{ij} in the form of.

$$\sigma_{ij}=S_{ij}+\sigma\delta_{ij} \tag{6}$$

where $\sigma = \frac{1}{3}\sigma_{ij}\delta_{ij}$ is mean pressure.

Besides, we use the known relationships:

$$\mu_\sigma = \frac{2S_2 - S_1 - S_3}{S_1 - S_3} \tag{7}$$

$$S_1+S_2+S_3=0,\ 2\sigma_u^2 = \left(S_1 - S_2\right)^2 + \left(S_2 - S_3\right)^2 + \left(S_3 - S_1\right)^2 \tag{8}$$

where μ_σ is Nadai-Lode parameter.

After solving system (7), (8), we find.

$$\frac{S_1}{\sigma_u} = \mp\frac{1}{3}\frac{\mu_\sigma - 3}{\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}},\ \frac{S_2}{\sigma_u} = \pm\frac{1}{3}\frac{2\mu_\sigma}{\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}},\ \frac{S_3}{\sigma_u} = \mp\frac{1}{3}\frac{\mu_\sigma + 3}{\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}} \tag{9}$$

From (5) and (9) it follows that main components of tensor β_{ij} are given by.

$$\beta_1 = \mp\frac{1}{\sqrt{6}}\frac{\mu_\sigma - 3}{\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}},\ \beta_2 = \pm\frac{1}{\sqrt{6}}\frac{2\mu_\sigma}{\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}},\ \beta_3 = \mp\frac{1}{\sqrt{6}}\frac{\mu_\sigma + 3}{\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}} \tag{10}$$

It is assumed that under nonmonotonic loading failure occurs if a certain function of the invariants of tensor ψ_{ij} reaches a definite value. The first invariant of this tensor is equal to zero due to incompressibility of the material - $\beta_1+\beta_2+\beta_3=0$. Without taking into account the influence of the third invariant, failure condition can be written as.

$$\psi_1^2 + \psi_2^2 + \psi_3^2 = 1 \tag{11}$$

In order to determine the form of function $F(e_u,\eta,\mu_\sigma)$ that is included in (1), we consider a simple loading where β_{ij}, η, μ_σ remain constant. Then (Дель, 1982).

$$\psi_{ij} = \beta_{ij} \int_0^{e_u^*} F\left(e_u, \eta, \mu_\sigma\right) d e_u = \beta_{ij} \phi\left(e_u, \eta, \mu_\sigma\right), \tag{12}$$

where

$$\phi\left(e_u, \eta, \mu_\sigma\right) = \int_0^{e_u^*} F\left(e_u, \eta, \mu_\sigma\right) d e_u. \tag{13}$$

As $\beta_1^2 + \beta_2^2 + \beta_3^2 = 1$, it follows from (11) that under failure conditions if $e_u=e_p$, $\varphi(e_u,\eta,\mu_\sigma)=1$. Besides.

$$\varphi(0,\eta,\mu_\sigma)=0 \tag{14}$$

Satisfying these conditions, we assume that [5].

$$\phi = \sum_{k=1}^{m} b_k \left(\frac{e_u}{e_p\left(\eta, \mu_\sigma\right)} \right)^{n_k}, \quad \sum b_k = 1, \; n_k>0 \tag{15}$$

In accordance with (15) and (14) we will further adopt.

$$\phi = \left(1 - a\right) \frac{e_u}{e_p\left(\eta, \mu_\sigma\right)} + a \frac{e_u^2}{e_p^2} \tag{16}$$

where $e_p(\eta,\mu_\sigma)$ is the surface of ultimate strain,

a – a constant that depends on the mechanical characteristics of the metal. Here a is adopted to be equal to a=0,48.

Satisfying relationships (1), (13), (16) we assume that in general case.

$$\psi_1 = \int_0^{e_u} \left(1 - a + 2a \frac{e_u}{e_p(\eta, \mu_\sigma)} \right) \beta_1 \frac{d e_u}{e_p(\eta, \mu_\sigma)} \tag{17}$$

Analogous expressions can be written for ψ_2 and ψ_3 that are included into the failure condition (11).

Failure criterion (11) is used for studying the process of lateral extrusion with further upsetting of a cylindrical billet made from steel 10. The process scheme is presented in Fig.1. At the first stage the lateral extrusion process is realized (Fig.1 *a*) and at the second stage – upsetting of the obtained flange (Fig. 1 *b*). The strained state calculation was performed by the method of coordinate grids using the procedure described in (Сивак *et al.,* 2000). The process of extrusion and the upsetting process were conducted in three stages. Deformation paths $\eta(e_u)$, $\mu_\sigma(e_u)$ were built taking into account the influence of the main technological parameters: relative thickness of the flange $h/2R_0$ and relative value of the curvature $r/2R_0$ of the transition edge. As deformation paths in e_u, η, μ_σ coordinates are not practically dependent on the material, for the strained state investigation samples (cut into halves), made from antimony lead were used (d_0=28,2mm, l_0=60mm). On the polished surface of one of the composite sample halves rectangular dividing grid with the base of 2mm was drawn with a sharpened cutting tool. Then the samples were soldered and extrusion of separate samples was performed to different deformation degrees within three transitions. After the last transition of the lateral extrusion 3 samples were used to realize three transitions of contour upsetting. Thus, each sample characterizes strained state at the end of the corresponding stage. After each stage the samples were unsoldered and coordinates of the deformed grid nodes were measured.

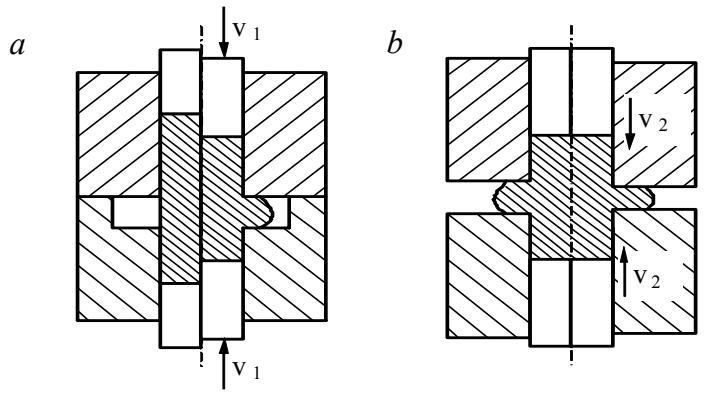


Fig. 1 - Scheme of the process of lateral extrusion with further upsetting of the obtained flange; *a* – lateral extrusion; *b* – upsetting.

Besides, a dividing grid was also drawn on the side surface of samples made from steel 10 and lateral extrusion with further contour upsetting was performed according to the same scheme as the samples made from lead were deformed.

Accumulated deformation was found by the formula:

$$e_u = \int_0^t \dot{\varepsilon}_u d\tau$$

where $\dot{\varepsilon}_u$ - intensity of the deformation rates,

t - deformation time.

Stress deviator components were calculated using relationships that enable taking into account the influence of plastic deformation non-monotony [8] which is observed in the process under consideration.

$$S_{ij} = \frac{2}{3}\sigma_u\left(e_u\right)\frac{\dot{\varepsilon}_{ij}}{\dot{\varepsilon}_u} - \frac{1}{3}\int_0^{e_u}\left(1-\beta\left(e_u^*\right)\right)\sigma\left(e_u^*\right)\cdot\phi\left(e_u^* - e_u^0\right)\frac{d^2\varepsilon_{ij}}{d e_u^2}\left(e_u^*\right)d e_u^* \quad (18)$$

Dependences $\beta(e_u)$, $\phi\left(e_u - e_u^0\right)$ for steel 10 were obtained experimentally using the procedure (Хван *et al.,* 1996). Experimental results were approximated by functions.

$$\beta=0{,}34+0{,}66\exp(-62e_u) \quad (19)$$

$$\varphi=0{,}19+0{,}81(-22{,}3(e_u-e_u^0)^{0{,}806}) \quad (20)$$

Constants included in (19) and (20) were determined by the method of least squares.

The stress tensor components were found by integration of the balance differential equations.

$$\frac{\partial\sigma_r}{\partial r} + \frac{\partial\tau_{rz}}{\partial z} + \frac{\sigma_r - \sigma_\phi}{r} = 0$$
$$\frac{\partial\tau_{rz}}{\partial r} + \frac{\partial\sigma_z}{\partial z} + \frac{\tau_{rz}}{r} = 0 \quad (21)$$

using the integral equation:

$$P = 2\pi \int_0^R \sigma_z r\, dr \tag{22}$$

where R – the radius of the workpiece to be deformed,

P – the force that is measured in the process of the investigated workpiece deformation.

The obtained results of the stresses and deformation calculation were used for building loading paths $\eta(e_u)$, $\mu_\sigma(e_u)$ and also for β_I values calculation.

The surface of ultimate strain for steel 10 was approximated by the relationship obtained in (Сивак *et al.,* 2000).

$$e_p(\eta,\mu_\sigma)=0{,}68\ \exp(0{,}43\mu_\sigma-0{,}91\eta) \tag{23}$$

Calculation of the used plasticity resource according to criterion (11) has made it possible to give satisfactory description of the experimental results. Discrepancy with the experimental result does not exceed 20%. It should be noted that application of the distinguishing features of plastic deformation non-monotony makes it possible to obtain flanges with the diameter that exceeds by 60-80% the flange diameter under usual lateral extrusion.

REFERENCES

Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В., *Ресурс пластичности металлов при обработке давлением*. М.: Металлургия, 144 (1984).

Дель Г.Д., *Пластичность деформированного металла*. Физика и техника высоких давлений. *11*, 28 – 32 (1982).

Дель Г.Д., *Технологическая механика*. М.: Машиностроение, 174 (1978).

Ильюшин А.А., Победря Б.Э., *Основы математической теории термовязкоупругости*. М.: Наука, 280 (1970).

Колмогоров В.Л., *Напряжения, деформации, разрушение*. М: Металлургия, 229 (1970).

Огородников В.А., Киселёв В.Б., Сивак И.О., *Энергия. Деформации. Разрушение.* (задачи автотехнической экспертизы) / Винница: УНІВЕРСУМ - Вінниця, 204 (2005).

Сивак И.О., Сивак Р.И., Алиев И.С., *Деформируемость заготовок при радиальном выдавливании с контурной осадкой.* Механика деформируемого твёрдого тела и обработка металлов давлением. – Тула: ТулГУ, 278-284 (2000).

Хван Д.В., Томилов Ф.Х., Корольков В.И., *Экспериментальная механика конечных деформаций*. Воронеж: Издательсьво «ЭЛИСТ», 248 (1996).

EVALUAREA STĂRII DE TENSIUNI FINALE ÎN TIMPUL PROCESULUI DE EXTRUDARE LATERALĂ URMATĂ DE REFULARE

(Rezumat)

Lucrarea studiază plasticitatea metalului în procesul de extrudare laterală a unei flanşe simetric axial urmată de refulare. Acest proces se distinge prin solicitare non-monotonă. Astfel, calculul componentelor tensiunilor este realizat folosind modelul anizotropic Bakhauz.

Datorită faptului ca tensorii din modelul procesului de rupere prin acumulare sunt foarte complicaţi, această lucrare fundamentează tranziţia de la un model tensor la un model scalar 3D. Matricea stării de tensiuni şi parametrul Nadai-Lode sunt folosite ca şi caracteristici principale a solicitarilor non-monotone. Trei componente ale deviatorului rupturii în spaţiul 3D a tensiunii pricipale sunt folosite în locul celor 6 componente ale tensorilor rupturii. Este propusă aproximarea funcţiei care descrie influenţa înregistrării solicitărilor asupra plasticităţii şi ia în calcul sensibilitatea metalului deformat asupra stării de tensiuni. Influenţa stării de tensiuni asupra plasticităţii este data de suprafaţa solicitării la rupere ce descrie ultima dependenţă a solicitării faţă de cei doi invarianţi ai stării de tensiuni.

Modelul dezvoltat pentru evaluarea plasticităţii la acţiunea unei solicitări complexe non-monotone este folosit pentru a evalua influenţa unor parametri ai procesului de extrudare laterală a flanşei asupra tensiunii de rupere. Procedura propusă de proiectare a extrudării combinate permite folosirea raţională a resurselor de plasticitate a materialului extrudat.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY ON SOIL WASHING WITH CHELATING AGENTS OF THE METAL CONTAMINATED SOILS

BY

MARIA SZANTO (PRODAN)*, VALER MICLE and CĂLIN VASILE PRODAN

Technical University of Cluj-Napoca,
Faculty of Materials and Environmental Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Soil contamination by metals is one of the most difficult problems to fix because of the toxicity and mobility of metals in the soil and their bio-accumulation potential. One of the ways this problem can be solved is soil washing. Soil washing is a process that uses physical and/or chemical methods for extracting metals from soil. The washing solution may contain water or water with various additives (acids, surfactants, bases, or chelating agents) to facilitate the extraction of metals from soil. Among the most commonly used chelating agents are EDTA, NTA, DTPA, PDTA, EDDS. Lately there research was done about using biodegradable chelating agents such as EDDS ([S,S]-ethylenediaminedisuccinic acid) to preserve as much as possible of the original structure and properties of the soil under remediation. Choosing a specific chelating agent for soil remediation is done taking into account several factors: pH, quantity of major extracted cations, chelating agent-metal ratio. Through this study we want to summarize the recent data obtained in remediation of contaminated soils with metals by soil washing.

Key words: soil washing, chelating agents, metal.

* Corresponding author; *e-mail:* prodan.mari@gmail.com

1. Introduction

Resistance of soil to pollution by heavy metals varies according to nature of the soil. Thus, clay soils retain pollutants more, neutral and carbonate soils have a strong retention and sandy soils retain the least. Also, the finer the soil texture is the more pollutants are retained in the soil, where they are absorbed by plants. The pH has an important role in the availability or immobilization of heavy metals. Thus, soil retention capacity of heavy metals increases with pH, reaching maximum values around neutral value, and availability for plants decreases for Cu, Mn and Zn when the pH increases in the range 5-8 (Dude *et al.,* 2001).

Soil washing is a process that uses physical and/or chemical methods to separate contaminants from soil and sediments. The contaminants are concentrated in a smaller volume of contaminated waste, which is also recycled and disposed. The washing water may contain only water or may include additives such as acids, bases, surfactants, chelating agents witch are used to facilitate the separation of contaminants from soil or sediments. The water resulting from the process is usually recycled and brought back into the process (Sogorka, *et al.*,; www.epa.gov).

2. Soil Washing Using Chelating Agents

Soil washing's (Fig. 1) principle is to remove pollutant from soil matrix by solubilizing it into the washing solution. Soil washing technology can be applied for remediation of sites contaminated with heavy metals, hydrocarbons and semi-volatile organic compounds. In the case of pollutants with low solubility in aqueous solution it's required the presence of additives such as acids, bases, surfactants, solvents, chelating agents to achieve an efficient remediation (Moutsatsou *et al.,* 2006).

The soil washing process involves: excavating the contaminated soil; size sorting process for separating the fine fraction of coarse; treatment of fine fraction (soil washing); water treatment; residue management (Lina *et al.,* 2008; (www.epa.gov; Litao *et al.,* 2010).

Chemical extraction is basically using a fluid containning a chemical reagent (acids/bases, surfactants, salts or redox agents) to extract metals from contaminated soil by transfering them into aqueous solution. Remediation of soil through chemical washing is done by dissolving the metal contaminant or convert metal compounds to more soluble forms (*e.g*. The conversion of soluble metal salt by changing valency) (Dermont *et al.*,, 2008).

Extraction of metals from soil by chemical washing depends on soil geochemistry (soil texture, cation exchange capacity, buffering capacity and organic matter content), dosing and chemistry of extraction agent and extraction

conditions (pH, residence time, number of successive steps of extraction, how the reagent is added, the ratio liquid/solid, etc.) (Dermont *et al.*,, 2008).

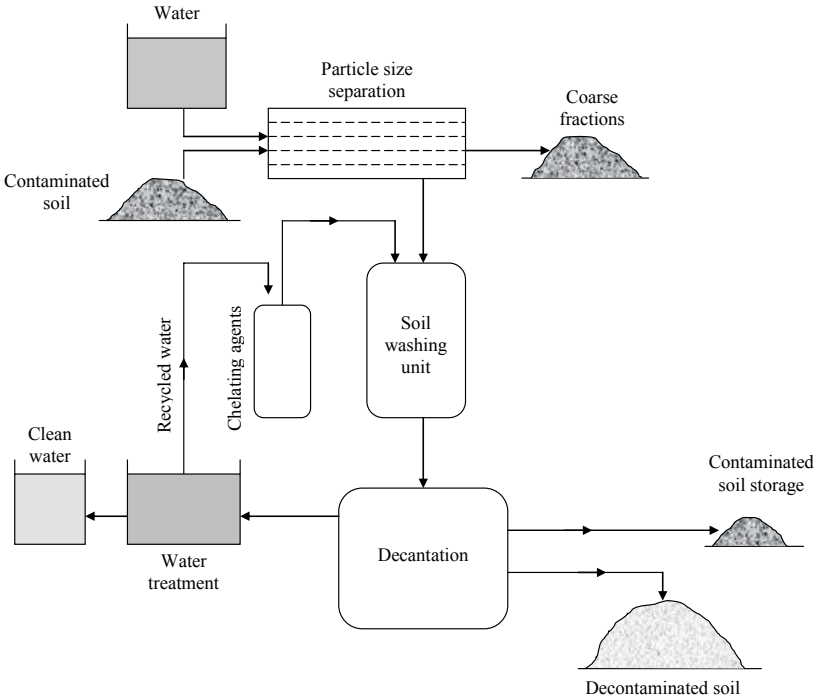


Fig. 1 – Scheme of the soil washing process.

Speciation and fractionation of metals are very important parameters in determining the efficiency of extraction of metals from soil, chemical extraction, but these factors are not sufficient to determine extraction efficiency as it depends on other factors such as metal concentration, soil geochemistry, metal type, metal valence (Dermont *et al.*,, 2008).

Usually the ability to extract metal cations increases with decreasing pH. In soil metal cations absorption decreases with decreasing pH, and dissolved metal components increases (Dermont *et al.*,, 2008).

The ability of chelating agents to form stable metal complexes makes them confidently used to extract metals from contaminated soils. When choosing the chelating agents for remediation of contaminated soil as a solution the following factors must be taken into account:

- chelating agents can form stable complexes on a wide range of pH;
- metal complexes that form must not be adsorbed by the soil matrix;
- chelating agents needs to be less biodegradable when they are recovered for reuse in the process;
- reagents used must be efficient in economic terms;

➢ metal recovery must have a low cost (Dermont *et al.*,, 2008; Mulligan *et al.,* 1999; Abumaizar & Smith, 1999; Peters, 1999; Sun *et al.,* 2001).

Table 1 presents the main chelating agents used in decontamination of soil polluted with metals by soil washing.

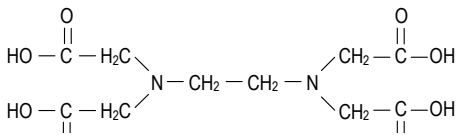
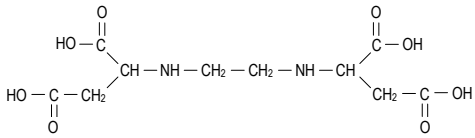
The great advantage of using the chelating agents (eg EDDS, EDTA) compared with strong acids (*e.g.* HCl) is that chelating agents affect the soil structure in a very small measure. However using EDTA in the rehabilitation of polluted soils also has disadvantages compared to using HCl, such as higher costs and that it produces serious environmental problems if it's not recovered from soil treatment, EDTA being less biodegradable and having a high potential to remobilize the metals (Dermont *et al.*,, 2008).

EDTA is among the best synthetic chelating agents because:

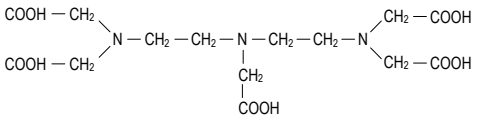
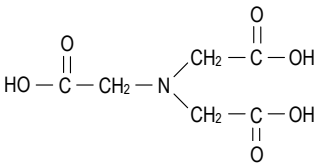
➢ it has a strong capacity for chelating metal cations;
➢ soil washing with EDTA can be applied to a wide range of soils;
➢ can be recovered and reused in the washing process(Dermont *et al.*,, 2008).

Table 1

Types of Chelating Agents (http://en.wikipedia.org; http://www.benbest.com/nutrceut/EDTA.html; http://kelatox.com/EDTA; Paul W. Jones & David R. Williams, 2001; Lina *et al.,* 2008; Litao *et al.,* 2010; http://en.wikipedia.org/wiki/EDDS; http://en.wikipedia.org/wiki/Pentetic_acid; http://www.hc-sc.gc.ca; http://monographs.iarc.fr).

Chelating agent	Characteristics
EDTA (EthyleneDiamineTetraAcetic Acid), $C_{10}H_{16}N_2O_8$ 	EDTA is a solid chelating agent, crystaline, colorless, slightly soluble in water and behave as a weak organic acid. EDTA retains di- and trivalent metal ioans. $EDTA^{4-}$ binds the metal through the two amine and four carboxylates. EDTA is one of the most commonly used chelating agent because of its strong metal-complexing ability. This is an effective chelating agent for metals in soil that have a low availability, such as Pb, Cu and Cr. EDTA disadvantages are: high cost, toxicity and low biodegradability.
EDDS (EthyleneDiamineDiSsucinic Acid), $C_{10}H_{16}N_2O_8$ 	EDDS is a structural isomer of EDTA. EDDS is used instead of EDTA due to its higher biodegradability. EDDS has two chirality centers and, as such there are three stereoisomers: the enantiometric (R,R) and (S,S) isomers and the achiral meso (R,S) isomer, but only the (S,S) stereoisomer is of interest and the others are less biodegradable. The efficiency of (S,S) stereoisomer proved to be high even when heavily polluted soils.

Continuation Table 1

Chelating agent	Characteristics
DTPA (DiethyleneTriaminePentaAcetic Acid), $C_{14}H_{23}N_3O_{10}$ 	DTPA is a white crystalline powder. DTPA has a high affinity for metal cations, and as a chelating agent it wraps a metal ion through the formation of up to eight ties.
NTA (NitriloTriAcetic Acid), $C_6H_9NO_6$ 	NTA is a compound in the form of needles or prismatic crystals. NTA retain metal ions forming complexes soluble in water. NTA is similar with EDTA but is comparatively less biodegradable. NTA is highly toxic and was considered to be part of class II products of carcinogens. For these reasons it is not recommended for rehabilitation of contaminated soils.

Efficiency of metal extraction with EDTA is highly dependent on soil characteristics and metal fractionation. EDTA in generally effective in the removal of the metal cations bound to exchange fractions, carbonate and organic, but is less effective in metal fractions related to reducible Fe-Mn. Low selectivity of EDTA leads to high reagent consumption due to the fact that there is potential for chelating other cations too, such as Ca^{2+}, Fe^{3+} dissolved in the washing solution (Dermont *et al.*,, 2008).

Extraction of metals depends on a number of parameters such as: EDTA/metal molar ratio, soil washing method (column or bach), how the reagent is added (a single washing step or successive steps), pH, liquid/solid ratio, washing time. The best results were obtained when applying a multi-step soil washing, at lower reagent concentrations and pH in the range 4-8, at lower pH values of metal complex that is formed it can be re-adsorbed in the soi (Dermont *et al.*, 2008; Finzgar & Lestan, 2007).

An important issue is the recovery and reuse of EDTA, avoiding its disposal in the environment. Recovery of EDTA and metals from washing solution can be achieved through several variants:

- EDTA recovery and metal precipitation by adding chemical agents;
- electrochemical process;
- using ion exchange resins;
- nano-filtration;
- EDTA degradation by oxidation and metal recovery by absorption (Dermont *et al.*,, 2008). Lately, another highly studied chelating agent is EDDS because most metal-EDDS complexes proved to be biodegradable in the soil. Resulting complexes are biodegradable and because of these they have a much

lesser environmental alteration and they are less toxic for plants and fungi. The high value of stability constants and the high efficiency of extraction of metals has advantages for the use of EDDS. The studies conducted so far have shown that by the usage of EDDS metals are extracted from the soil by forming metal-chelating agent complexes. Soil washing with EDDS like chelating agent is influenced by soil organic matter as it forms strong bounds with the metals and inhibits their extraction (Dickson *et al.,* 2011).

Organic matter dissolved in the soil forms complexes with some metals such as Cu, Pb even in the presence of free EDDS (http://www.hc-sc.gc.ca).

Studies by E. Meers and collective showed that metal complexation affinity for soil remediation with EDDS is as follows:

$$Cu > Fe > Zn > Ni > Mn > Al > Cd > Pb > Mg > Ca \quad (1)$$

E. Meers and colective did tests on three soil types: a type of clay soil, calcareous and moderately polluted (A1), a different type of soil with similar characteristics with privious but more strongly polluted with Cd, Cr and Zn (A2) and finally a third type of soil which is sandy and moderately contaminated (A3). They highlighted EDDS degradation by measuring dissolved organic carbon (DOC) and metals mobilized from the soil solution, the results obtained by them are presented in Fig. 2 and 3, (Meers *et al.,* 2008).

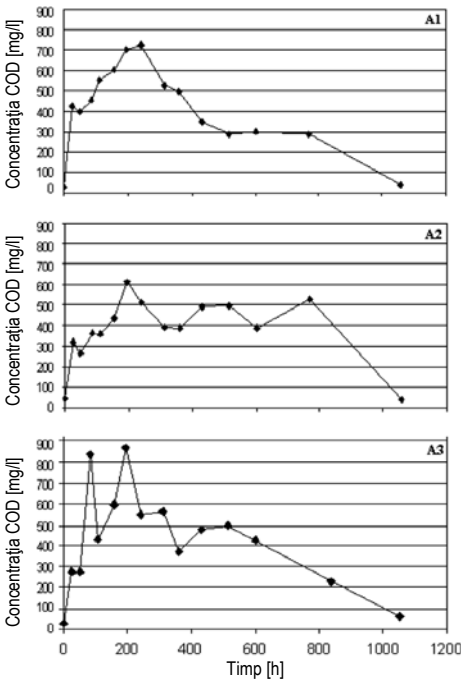


Fig. 2 – Evolution of dissolved organic carbon (DOC) over the course of the experiment (mg/l); experiment conducted in triplicate for the three soils tested (Meers *et al.,* 2008).

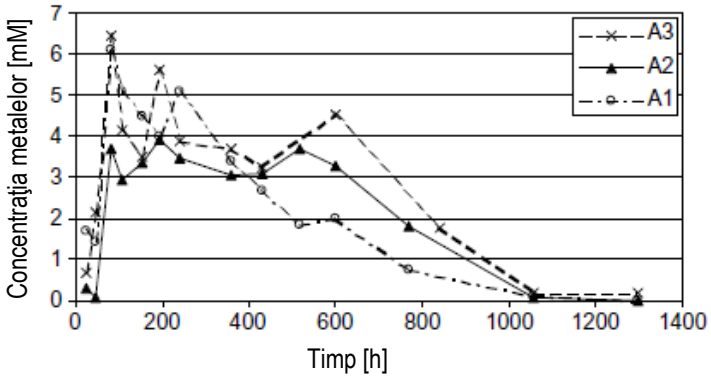


Fig. 3 – Evolution of total dissolved metals (Σ [Al, Fe, Mn, Cd, Cu, Cr, Ni, Pb, Zn]) over the course of the experiment (mM); experiment conducted in triplicate for the three soils tested (Meers *et al.,* 2008).

Initial increase of dissolved organic carbon and metal concentration in the first 200-240 h is due to EDDS treatment. After this increase a delay takes place in the degradation of EDDS for A2 and A3 soil types. For A1 soil type, clay and moderately polluted, there was a decrease from day 10. A2 soil showed no signs of degradation of EDDS in the first 32 days of the experiment after wich it has been mineralized. A3 was found to have a similar behavior like A2 soil type, without showing a significant decrase in metal mobilization within the first 25 days. However in all soils EDDS was degraded within 50 days according to the authors. EDDS was degraded differently in the three soils the delay period having a special importance. It follows that to obtain good results for EDDS degradation it depends very much on the time of adjustment (Meers *et al.,* 2008).

Advantages: adsorbed metal forms in soil particle can be treated; some metal compounds can be dissolved; in certain cases even fine-grained soils can be treated; the metals extracted can be easily recovered using various methods (Dermont *et al.,*, 2008).

Disadvantages: chemical agents increase the costs of treatment; treated soil can become unsuitable for revegetation due to loss of physical-chemical and biological properties; the reagents that remain in the treated soil can pose problems in its disposal; chemical agents from the washing water can pose problems in water recycling and treatment, thereby increasing the cost of treatment; treatment of sludge with high metal content can be difficult (Dermont *et al.,*, 2008).

3. Conclusion

Unlike other methods that immobilize metals into the soil this soil washing process has the advantages that it offers the possibility to extract them,

supervision and monitoring of contaminated areas after decontamination not being necessary anymore.

Using soil washing for remediation of contaminated soils with metals requires a very thorough analysis of site's characteristics (soil type, soil chemistry, horizontal and vertical extent of pollutant, particle size analysis etc.) and of the pollutant (metal speciation and fractionation, the bounds between metal particles and soil matrix etc.).

Soil washing has a high efficiency for sandy soils and at a low pH. In case of usage of chelating agents to extract metals from soil the washing time is lower than with acids. A high importance in the washing process has the concentration of chelating agents, which is chosen depending on the characteristics and properties of the pollutant.

Chelating agents are recommended for remediation of the soils contaminated with metals due to the fact that they allow the extraction of metals from the soil without greatly affecting the soil's properties. The biodegradable chelating agents are the most recommended for soil remediation for reducing the treatment costs by the fact that they no longer pose problems related to recovery and treatment of the water resulting from the washing process.

Soil washing is used also for heavily contaminated soils where the pollutants can not be removed completely by this process. In this case it follows to concentrate the pollutants in a lower volume of soil which is then subjected to decontamination by other methods, resulting in a significant reduction in remediation costs.

Acknowledgement. This paper was supported by the project "Doctoral studies in engineering sciences for developing the knowledge based society-SIDOC" contract no. POSDRU/88/1.5/S/60078, project co-funded from European Social Fund through Sectorial Operational Program Human Resources 2007-2013.

REFERENCES

*** http://en.wikipedia.org., *Ethylenediaminetetraacetic Acid.*

*** http://en.wikipedia.org/wiki/EDDS, *EDDS*.

*** http://en.wikipedia.org/wiki/Pentetic_acid. *Pentetic Acid.*

*** http://kelatox.com/EDTA, *Ethylenediaminetetraacetic acid (EDTA) Definition*.

*** http://monographs.iarc.fr/ENG/Monographs/vol73/mono73-19.pdf *Nitrilotriacetic acid and its salts*.

*** http://www.benbest.com/nutrceut/EDTA.html, *Ben Best–Chelation Therapy with EDTA*.

*** http://www.epa.gov; *A Citizen`s Guide to Soil Washing*. 2001.

*** http://www.hc-sc.gc.ca/ewh-semt/alt_formats/hecs-sesc/pdf/pubs/water-eau/nitrilotriacetic_acid/nitrilotriacetic_acid-eng.pdf.*Nitrilotriacetic acid*, 1990.

*** www.epa.gov, *Soil Washing as a Cleanup Method.* TOSC, 1996.

Abumaizar R.J., Smith E.H., *Heavy Metal Contaminants Removal by Soil Washing*. J. Hazard. Mater. **B70**, 71–86 (1999).

Dermont G., Bergeron M., Mercier G., Richer-Lafleche M., *Soil Washing for Metal Removal: A Review of Physical/Chemical Technologies and Field Application*, Journal of Hazardous Materials, *152*, 1-31 (2008).

Dickson Y.S. Yan, Irene M.C. Lo, *Enhanced Multi-Metal Extraction with EDDS of Deficient and Excess Dosages Under the Influence of Dissolved and soil Organic Matter*. Environmental Pollution, *159*, 2011.

Dude A., Zbytniewski R., Kowalkowski T., *Adsorbtion and Migration of Heavy Metals in Soil.* Polish Journal of Environmental Studies, **10**, *1*, 2001.

Finzgar N., Lestan D., *Multi-Step Leaching of Pb and Zn Contaminated Soils with EDTA.* Chemosphere, *66*, 824–832 (2007).

Jones Paul W., Williams David R., *Chemical Speciation Used to Assess* [*S,S`*]-*Ethylenediaminedisuccinic Acid (EDDS) as a Readily-Biodegradable Replacement for EDTA in Radiochemical Decontamination Formulations*. Applied Radiation and Isotopes, *54*, 2001.

Litao Chen, Ting Liu *et al*., *Metal Complexation and Biodegradation of EDTA and S,S-EDDS: A Density Functional Theary Study*. J. Phys. Chem., *114*, 2010.

Mann Michael J., *et al., Innovative Site Remediation Technology Soil Washing/Soil Flushing*. **3**, American Academy of Environmental Engineers, 1993.

Meers E., Tack F.M.G., *et al*., *Degradability of Ethylenediaminedisuccinic Acid (EDDS) in Metal Contaminated Soils: Implication for its use Soil Remediation*. Chemosphere, *70*, 2008.

Moutsatsou A., Gregou M., Matsas D., Protonotarios V., *Washing as a Remediation Technology Applicable in Soils Heavily Polluted by Mining*-Metallurgical Activities, Chemosphere, *63*, 1632-1640 (2006).

Mulligan C.N., Yong R.N., Gibbs B.F., *On the use of Biosurfactants for the Removal of Heavy Metals from Oil-Contaminated Soil*. Environ. Prog. *18*, 50–54 (1999).

Ortega L.M., Labrun R., Blais J.-F., Hausler R., Drogui P., *Effectiveness of Soil Washing, Nanofiltration and Electrochemical Treatment for the Recovery of Metal Ions Coming from a Contaminated Soil*. Water Research, *42*, 1943-1952 (2008).

Peters R.W., *Chelant Extraction of Heavy Metals from Contaminated Soils*. J. Hazard. Mater. **66**, 151–210 (1999).

Sogorka Brian, Gombert Dirk, *et al., – Technical and Regulatory Guidelines for Soil Washing.*

Sun B., Zhao F.J., Lombi E., McGrath S.P., *Leaching of Heavy Metals from Contaminated Soils Using EDTA*, Environ. Pollut. *113*, 111–120 (2001).

STUDIU ASUPRA SPĂLĂRII CU AGENŢI DE CHELARE A SOLURILOR CONTAMINATE CU METALE

(Rezumat)

Contaminarea solurilor cu metale este una dintre cele mai dificile probleme de remediere datorită toxicităţii, mobilităţii metalelor în sol precum şi a potenţialului lor de bio-acumulare. Una dintre metodele prin care poate fi soluţionată această problemă este spălarea solurilor. Spălarea solurilor utilizează metode fizice şi/sau chimice pentru a extragere metalele din sol. Soluţia de spălare poate să conţină apă sau apă cu diverşi aditivi (acizi, surfactanţi, baze sau agenţi de chelare) pentru a favoriza extragerea metalelor din sol. Dintre agenţii de chelare cei mai utilizaţi sunt EDTA, NTA, DTPA, PDTA, EDDS. În ultima perioadă s-au făcut cercetări cu privire la utilizarea agenţilor de chelare biodegradabili cum este EDDS ([S,S]-ethylenediaminedisuccinic acid) pentru a păstra pe cât posibil structura şi proprietăţile iniţiale ale solului supus remedierii. Alegerea unui anumit agent de chelare pentru remedierea solului se face ţinând cont de o serie de factori: pH, cantitatea de cationi extraşi, raportul agent de chelare-metal. Prin lucrarea de faţă se doreşte sintetizarea datelor recente obţinute în domeniul reabilitării prin spălare a solurilor contaminate cu metale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INFLUENCE OF FORGING TEMPERATURE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF MICROALLOYED STEELS

BY

MIHAELA TACA[1*], EUGENIU VASILE[1] and ELVIRA ALEXANDRESCU[2]

[1] Metav-Cercetare Dezvoltare S.A.,
[2] INCDI Comoti

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Micro alloyed steels have been developed for forged or cast components used in the automotive industry due to their mechanical strength in as forged condition. The addition of alloying elements (such as niobium and/or vanadium) in small amounts was used to increase the resistance of carbon steels and thus eliminate the necessity of thermal treatment. This represents a very effective method of reducing the cost and energy saving. A further step in reduction of the forging process costs is lowering the forging temperature. Since the increasing of the strength of medium carbon steels is given by primary precipitation of vanadium and/or niobium carbides and by the size and distribution of these precipitates during the cooling, it is necessary to evaluate the influence of lowering the forging temperature on the micro alloyed steels mechanical characteristic. Tests were conducted in order to study the effect of the temperature reduction on the mechanical and structural characteristics of the slugs forged at temperatures ranged between 1200 and 900°C.

Key words: microalloyed steels, semi-hot forging, mechanical properties.

[*] Corresponding author; *e-mail:* taca@metav-cd.ro

1. Introduction

The strengthening of the microalloyed steels is related to the interphasic precipitation and the volume fraction and dimensions of precipitates are the main factors responsible for their increased mechanical properties (Honeycomber, 1986). Addition of microalloying elements such as vanadium, niobium, titanium and nitrogen ensures the strengthening through precipitation hardening and grain refinement (http://www.vanitec.com). The final mechanical properties depend on the complete solution of any microalloy precipitates at a forging temperature. The solution process is temperature dependent as presented in equation 1, (Garcı´a-Mateo *et al.,* 2001):

$$\ln[M][N] = A - \frac{B}{T} \tag{1}$$

where 1 [M][N] represents the solubility product, A and B are constants for a given reaction, and T is the temperature in K. The precipitates formed by the alloying elements as vanadium, niobium and titanium have different solubility in the solid-solution. The vanadium nitrides and carbonitrides dissolve readily at lower forging temperatures compared with niobium or titanium and therefore the vanadium alloyed steels might be forged at lower temperatures without significant loss of properties. Lowering of the final forging temperature is associated with a slight decreasing of tensile strength and improvement of the toughness. The accurate selection of the finish forging temperatures allows the achievement of specified mechanical properties.

When forged at lower temperatures (in warm working range) the recrystallization kinetics of microalloyed steels changes due to the presence of undissolved small precipitates that have a retarding effect. The interaction between precipitates and recrystallization is different to that observed for hot working conditions where strain-induced precipitation takes place during recrystallization (Gawne *et al.,* 1985).

The present research aims to evaluate the effect of lowering finish forging temperature on the mechanical characteristics of two microalloyed steel grades.

2. Experimental

Mechanical tests and metallographic analyses were conducted in order to study the effect of the temperature reduction on the mechanical and structural characteristics of the microalloyed slugs forged at temperatures ranged between 1200 and 900°C.

The chemical composition of the two steel grades is presented in Table 1.

Table 1
Chemical Composition of the Preformed Billets

%	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	N
Steel grade											
C70S6BY	0.72	0.19	0.51	0.08	0.05	0.11	0.01	0.06	0.00	0.10	
38MnSiV S5	0.38	0.68	1.51	0.02	0.06	0.18			0.11		0.00

Two preformed parts (Fig.1) made of 38MnVSi (cross wedge rolled) and C70S6 (forge rolled) have been chosen. The rolling tests for C70S6 samples were performed at four different temperatures 1250, 1050, 950 and 900°C. The rolling of 38MnVSi5 samples was carried out at three temperatures: 1220-1230, 1078-1088, 900-908°C.

Fig. 1 – Shape of the preformed sample
1,2,3 position of the impact testing bars.

2.1 Mechanical Characteristics

The rolled and warm forged pieces were tested and compared with the given requirements on hot forged pieces. The mechanical characterization was done by tensile test, impact test and hardness test. Tensile test was performed using an universal testing machine EU40tf type. 10 mm diameter tensile test bars were cut from the preformed sample and tested at 20°C. Charpy U bending impact test (EN 10045-1) was done on Impact testing machine WPM30 type. The test bar has a 3 mm notch (KCU 3). For every forging temperature three test bars were cut from the preformed billets according to Fig. 1. Hardness values were measured on cross section of the preformed billet, after polishing according to EN 10003-1, on Instron-Wolpert equipment.

2.2. Microstructural Analysis

The microstructural analysis was performed on cross section of forged parts. The sample surface was prepared by polishing and etching. Etching

reagent was Nital 2%. The microstructural analysis was done using a field emission gun scanning electron microscope (FEGSEM) Quanta Inspect FEY equipped with energy and wavelength dispersive X-ray spectrometers.

3. Results

3.1. Mechanical Tests

The results of mechanical tests for the two steel grades are given in Table 2 and 3.

Table 2
Results of Mechanical Tests for the 38MnVSi5 Cross Rolled Billets

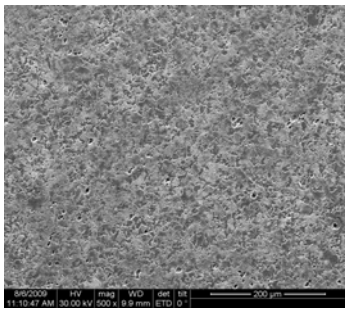
	38MNVS5					
	Rm	$Rp_{0,2}$	A5	Z	KCU3	Hardness
	N/mm^2	N/mm^2	%	%	J	HB
Standard Values	820- 1000	min 550	min 12	min. 45	min. 40	
Billet preformed at 1220-1230°C					42	269
	866.2	573.2	18	51	42	270
					44	272
Billet preformed at 1078-1088°C					58	245
	872.6	598.7	17	48	52	242
					56	240
Billet preformed at 900-908°C					82	231
	796.1	560.5	21	51	94	234
					78	238

Table 3
Results of Mechanical Tests for the Forge Rolled Billets

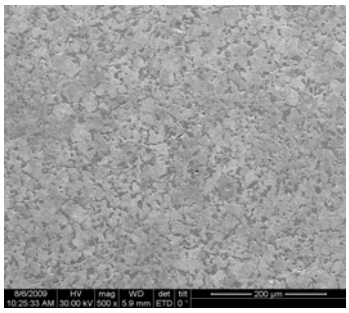
	38MNVS5					
	Rm	$Rp_{0,2}$	A5	Z	KCU3	Hardness
	N/mm^2	N/mm^2	%	%	J	HB
Standard mechanical properties	850-1000	min 560	min 10			248-302
Billet preformed at 1250-°C					14	307
	955.4	789.8	7	10	16	301
					14	305
Billet preformed at 1050-°C					20	277
	929.9	764.3	11	19	14	270
					16	272
Billet preformed at 950-°C	910.8	726.1	6	13.5	18	283
					14	252
					16	260
Billet preformed at 900-°C					12	256
	923.5	700.6	12	36	18	247
					14	240

3.2. The Microstructural Analysis

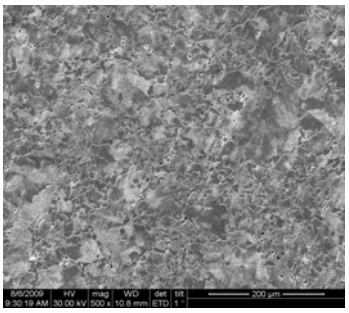
38MnVSi5 samples. The microstructure of the analysed samples is fine lamellar pearlite with outlined ferrite. The amount of ferrite is within the limits for this steel grade (10-30%). The structure is generally fine grained with grain size ranging from 5-7 (samples formed at 1220-1230°C), 7-8 (samples formed at 1078-1088°C) to 8-9 (samples formed at 900-908°C) (Fig. 2 *a*, *b*, *c)*. The microstructural examination of samples did not reveal significant modifications due to different heating temperatures other than slight differences in grain size.



a – Cross rolled at 900-908°C

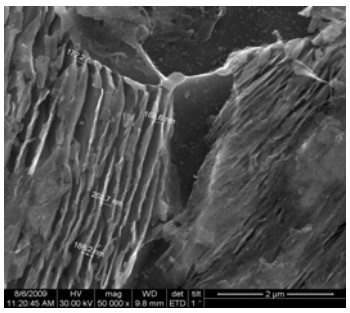


b –Cross rolled at 1078-1088°C

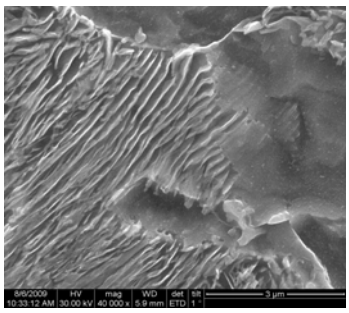


c – Cross rolled at 1220-1230°C

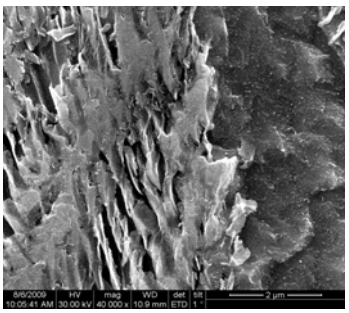
Fig. 2 – General aspect of microstructure for the samples cross rolled (VIVA): lamellar pearlite and ferrite. Material 38MnVS5.



a – Cross rolled at 900-908°C, (x 50000)



b – Cross rolled at 1078-1088°C, (x 40000)

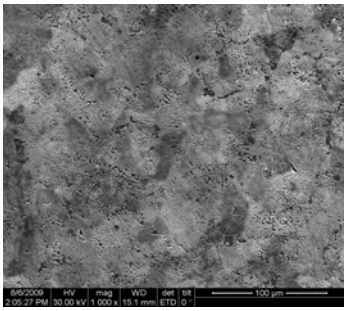


c – Cross rolled at 1220-1230°C, (x 40000)

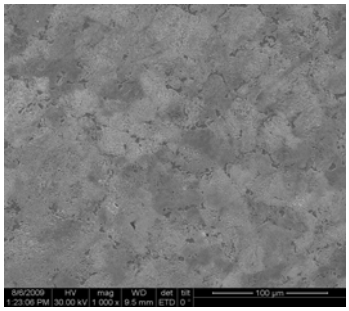
Fig. 3 – Detail of the microstructure showing lamellar pearlite morphology, Material: 38MnVS5, (Reagent Nital 2%).

The morphology of the pearlite and interlamellar distances as well as ferrite aspect are rather similar for all the forming temperatures (Fig. 3 *a*, *b*, *c*).

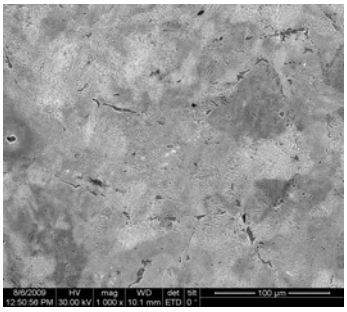
C70S6 Forge rolled billet. The structure of the specimens is pearlite with small amounts of ferrite, with very fine grains. For the temperatures below 1250°C ferrite is outlining the pearlite grains in a fine discontinuous network (Fig. 4 *a*, *b*, *c*, *d*). The outlining ferrite network is finer as forming temperature is higher.



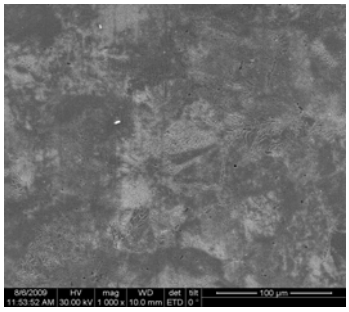
a – Forge rolled at 900°C, (x 1000)



b – Forge rolled at 950°C, (x 1000)



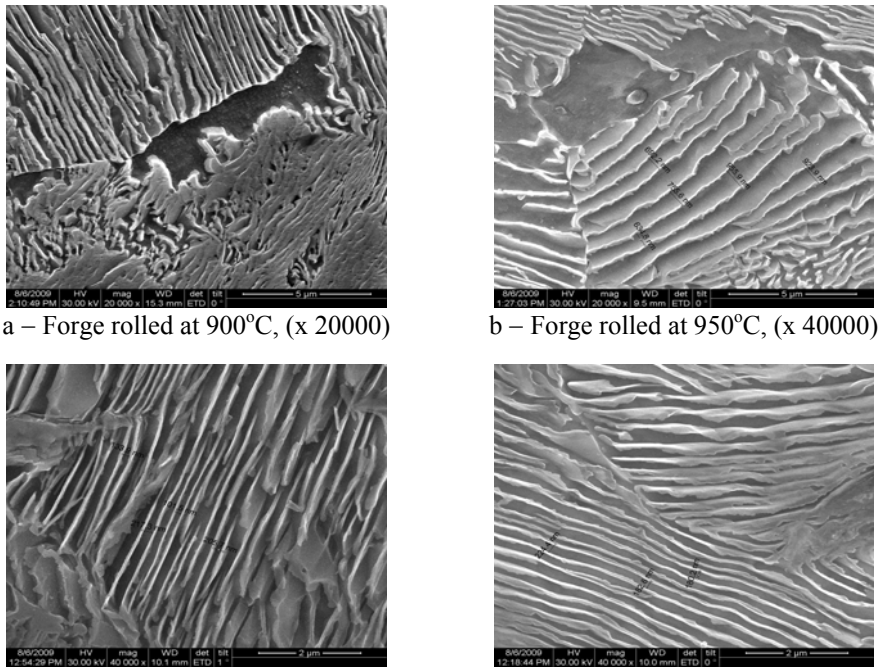
c – Forge rolled at 1050°C, (x 1000)



d – Forge rolled at 1250°C, (x 1000)

Fig. 4 – Microstructure of forge rolled samples – general aspect fine lamellar pearlite and ferrite. Material C70S6, (Reagent Nital 2%).

Pearlite morphology was analysed at orders of magnification of 40000. The interlamellar distances varied with temperature variation. The interlamellar distances decreased with the temperature increasing from 650-950 nm to 150-250 nm (Fig. 5 *a*, *b*, *c*, *d*).



a – Forge rolled at 900°C, (x 20000) b – Forge rolled at 950°C, (x 40000)

c – Forge rolled at 1050°C, (x 20000) d – Forge rolled at 1250°C, (x 40000)

Fig. 5 – Detail of microstructure at higher magnification – showing the modification of interlamellar distances with temperature (Reagent Nital 2%).

Pearlite morphology was analysed at orders of magnification of 40000. The interlamellar distances varied with temperature variation. The interlamellar distances decreased with the temperature increasing from 650-950 nm to 150-250 nm (Fig. 5 *a*, *b*, *c*, *d*).

4. Conclusion

The effect of lower forging temperatures on mechanical properties was evaluated. The tensile strength decreases as forging temperature decreases. The plasticity and toughness of the samples improve with decreasing of the forging temperature.

Forging at 900°C seems to be the lower limit for both 39MNVS5 and C70S6 if the standard mechanical properties are required (Fig. 6).

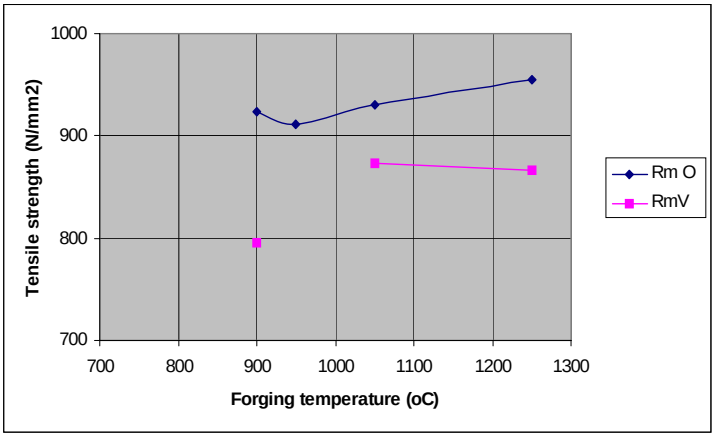


Fig. 6 – Variation of the tensile strength with forging temperature;
Rm O – tensile strength of forge rolled –C70S6 billet;
Rm V – tensile strength of cross rolled –38MnVS5 billet.

The strengthening mechanism in microallied steels as 39MNVS5 and C70S6 consists in dispersion of precipitates formed by microalloying elements as vanadium (carbides and nitrides). If the soaking temperature is not high enough to dissolve the microalloying constituents, their reprecipitation during cooling will be affected. The lower strength values at lower forging temperatures could be explained by the diminished strengthening effect of those precipitates.

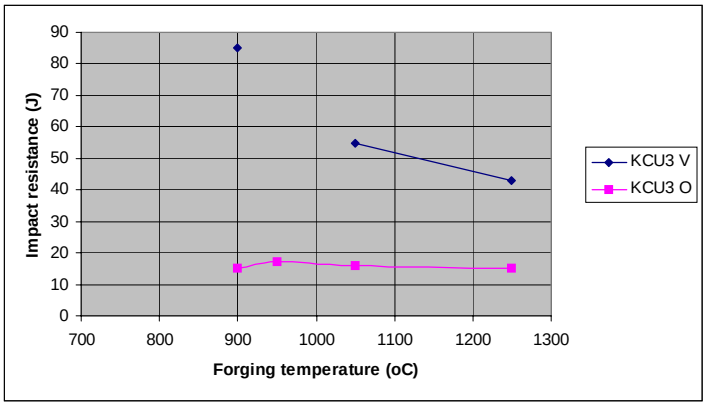


Fig. 7 – Variation of impact resistance with forging temperature;
KCU3 O – Impact resistance of forge rolled C70S6 billet;
KCU3 V – Impact resistance of cross rolled 38MnVS5 billet.

Tensile strength of 38MNVS5 billets forged at 900°C is slightly below the standard prescribed values. For the final forged part, higher values

of tensile strength could be attained by slightly raising the forging temperature and probably by an increase of the cooling speed. For the steel C70S6 the mechanical characteristics are still within the standard required interval. Due to the same effect the toughness and plasticity of materials are improved with decreasing of the forging temperature. The fracture occurs at higher impact energy for the billets forged at lower temperature (Fig. 7). The structure of the analysed samples is rather similar for all forging temperatures. The samples forged at lower temperature have a finer grain size but the amount of outlining ferrite is higher, which is also affecting the strength. The values of impact resistance for C70S6 steel are within 14-20 J; the ability to crack splitting of the forged material will be not affected by warm forging at 900°C.

The tests performed proved that the forging temperature for the two steel grades considered (38MnVS5 and C70S6) could be lowered up to 900°C. The decreasing of the tensile strength and hardness is within standard limits for C70S6. The mechanical properties and structural characteristics of grade 38MnVS5 are more affected at the lower forging temperature (900°C) and probably a slight raising of the final forging temperature should be considered if tensile strength above 820N/mm^2 is required.

Acknowledgment. The experiments were funded by the European Commission under the 7th Framework Programme for Research, Technological Development and Demonstration, [Research for the benefit of SMEs] project title: Development of a Variable Warm Forging Process Chain. The cross rolled 38MnVSi5 and forged rolled C70S6 samples were provided by KOVARNA VIVA Zlin (Czech Republic) and respectively OMTAS AUTOMOTIVE (Turkey).

REFERENCES

Garcı´a-Mateo, C., Lo´ pez, B., Rodriguez-Ibabe, J.M., *Static Recrystallization Kinetics in Warm Worked Vanadium Microalloyed Steels*. Mat. Sci. and Eng. **A303**, 216–225 (2001).

Gawne D.T., Lewis G.M.H., *Strengthening Mechanisms in High-Strength Microalloyed Steels*. Mat. Sci and Techn., **1**, *3*, March 1985, 183-191.

Honeycomber R.W.K., *Fundamental Aspects of Precipitation in Microalloyed Steels*. in HSLA Steels: Metallurgy and Applications, J. M. Gray et al., Editors, ASM International, 243-250 (1986).

Krauss G., *Vanadium Microalloyed Forging Steels*. http://www.vanitec.com/pdfs /3773c705e2eb9b89209d05f45b320a09.pdf

INFLUENŢA TEMPERATURII DE FORJARE ASUPRA PROPRIETĂŢILOR OŢELURILOR MICROALIATE

(Rezumat)

Oţelurile microaliate au fost realizate pentru realizarea componentelor forjate şi turnate destinate industriei auto datorită rezistenţei lor mecanice ridicate în stare normalizată. Adaosul unor elemente de aliere cum ar fi niobiul sau vanadiul în compoziţia unor oţeluri carbon a fost efectuat în scopul creşterii rezistenţei materialului, eliminându-se astfel necesitatea tratamentelor termice de călire şi revenire. Utilizarea acestor oţeluri permite realizarea unor importante reduceri de preţ pentru repere auto care nu lucrează în condiţii de impact. Reducerea în continuare a costului de fabricaţie se poate face prin deformarea plastică la semicald. Totuşi, reducerea temperaturii de deformare poate afecta procesul de durificare prin precipitare primară a carburilor sau carbonitrurilor de vanadiu şi niobiu şi implicit şi caracteristicile mecanice finale ale produsului. Din acest motiv, prezenta lucrare a avut ca scop evaluarea influenţei temperaturii de forjare (în intervalul 1200-900°C) asupra caracteristicilor mecanice ale unor oţeluri microaliate.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE IMPORTANCE OF THE METALLIC MATERIALS IN THE PROTECTION EQUIPMENTS PRODUCTION

BY

GEORGE DANIEL TANASIEVICI* **and GABRIELA CĂLDĂRESCU**

Territorial Labour Inspectorate Iaşi

Received: April 28, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The present work focuses on the importance of the metallic materials the personal protection equipment (PPE) are made of and on the relation between their properties, the technologic and economic development dynamics and the maintenance of their protection features in regard to the risk factors which are continuously changing and affecting the human body.

Key words: personal protection equipment, metallic materials.

1. Introduction

The research and studies in the field of occupational safety and health pointed out that the personal protection equipment (PPE), are placed on the last hierarchic level, when the intrinsic prevention measures, the group protection or organizational measures do not succeed to eliminate completely the risk and may contribute significantly to the prevention of the professional illnesses or to the diminution of the physical stress, when they are appropriately chosen.

The criteria any personal protection equipment (PPE) should comply with are stipulated in the national and European legislation by the Government Decision no. 1048/2006 and the European Directive 89/656/EEC and they are:

* Corresponding author; *e-mail:* george.tanasievici@expertssm.ro

a. To be appropriate for the risks involved, without leading itself to a an increased risk;

b. To be appropriate for the work place conditions;

c. To take into consideration the ergonomic requirements and the worker's health condition;

d. To fit the person wearing it, after all the appropriate adjustments have been made.

Currently in Romania, the standards according to which the PPE are designed have been harmonized with the European ones and appear in the specialty literature as SR EN Standard.

The SR EN 13291:2007 (EN 13921:2007) Standard "Personal protection equipment. Ergonomics principles" represents a guideline on the ergonomic features of these products.

This should be applied both by the certification bodies, the manufacturers and the users in order to identify the features necessary for a PPE to be considered risk, work place and bearer appropriate.

The following factors should be considered in establishing the ergonomic requirements:

- Integration of the current ergonomic performances and requirements;
- Establish the optimum level to be ensured by protection;
- Practical use: understand the specifications, the possibility of making specific moves etc.;
- Measure the PPE physiological impact: oxygen consumption, respiratory debit, body temperature modifications, sweating, fatigue or muscle contraction etc.;
- The adaptability of PPE and body fitting: adjustment, stability of adjustments, body fitting;
- Agents which ensure that PPE does not cause irritations or discomfort;
- The anthropometric factors of PPE;
- Biomechanical features: mass distribution, the dynamics of the inertial forces on the human body, moves limitation or prevention, tegument and muscle abrasion or compression, vibration increase etc.;
- Thermal features of PPE: heat insulation, water vapour permeability, water absorption and desorption;
- Effects on the senses: sight, hearing, taste, smell, tactile sense.

An important element in the PPE certification procedure is the features verification and it may suppose:

- Technical performance tests (in the laboratory);
- Ergonomic specific tests;
- Bearer/subject tests.

In terms of time, it is worth mentioning that the features control should be performed:

I. Before the market introduction, usually by the model certification (tests + examinations), for the application of the EC mark (in accordance with the GD no. 115/2004 with the subsequent amendments, that is, the European Directive 89/686/EEC), by a notified body;

II. Before acquisition – by the employers – by testing, specification charts and selection of the optimum model, experimental wearing.

Starting from the idea that: "There is no universal equipment – to fit any risk, any level of risk, work place, or bearer" the specialists in the field of labour security and health, the engineers, technologists, study permanently and struggle to find improvement solutions for the PPE.

Of all the PPE special interest should be paid to the PPE which are made totally or partially of metallic materials.

Within this context, the present work approaches the topic of the metallic materials which are part of the PPE structure; it focuses on their influence and the necessity of further research in order to replace some metallic materials in certain personal protection equipment.

Nevertheless there are a series of PPE which do not correspond entirely to the bearer's requirements and their long term use may cause not only discomfort but also some specific diseases (dermatitis, allergies etc.).

2. PPE Made of Metallic Materials – Description and Features

The technological development imposed a certain dynamics in the research of PPE and metallic materials of which they are made.

Both the scientific studies and the industrial practice demonstrated that the same product may be made of various materials but only one can satisfy best all the requirements imposed for that product.

New models of protective clothing generally comply with the increasing requirements of the bearers regarding the assurance of:

- ✓ The bearer protection against the cumulated action of the risks at the work place depending on the level, strength and duration of the exposure to each specific risk;
- ✓ The general requirements regarding particularly the non-noxious nature of the materials used in the PPE production, the hygiene and comfort features;
- ✓ A reasonable service life, considering the fact that for most work places, the main risks (heat and/or fire, chemical, biological etc.) are associated with mechanical risks (abrasion, catching, tearing, cutting etc.) which lead to the rapid usage of the protection outfit.

An PPE classification made entirely of metallic materials points to a less studied type of PPE which are destined to the meat processing industry (metallic aprons and gloves).

Table1
PPE Made of Metallic Materials Which are Destined to the Meat Processing Industry

PPE	Metallic material	PPE features
	Anodized aluminium plates	**Size**: 55x60 cm, **Weight**: 0,8-1,1 kg, **Quality**: waterproof, **Purification**: by washing and sterilization, **Protection function**: against stitching and cutting caused by the portioning knife, **Destination**: butchers' protection.
	Coat of stainless steel wire	**Size**: 55x60 cm, **Weight**: 0,9-1,3 kg, **Protection function**: against stitching and cutting caused by the portioning knife.
	Gloves of stainless steel wire	Stainless steel gloves, **Shackle diameter**: 4 mm, **Glove top length**: 80 mm, **Protection function**: against stitching and cutting caused by the portioning knife.
	Gloves of stainless steel wire	Stainless steel gloves, **Shackle diameter**: 4 mm, **Glove top length**: 120 mm, **Protection function**: against stitching and cutting caused by the portioning knife.
	Gloves of stainless steel wire	Stainless steel gloves, **Shackle diameter**: 4 mm, **Glove top length**: 190 mm, **Protection function**: against stitching and cutting caused by the portioning knife.

Continuation Table 1

	Gloves of stainless steel wire	Stainless steel gloves, Fastening accessory made of plastic. **Protection function**: against stitching and cutting caused by the portioning knife.
	Gloves of stainless steel wire	Stainless steel gloves, **Shackle diameter**: 4 mm, **Glove top length**: 24 mm, **Protection function**: against stitching and cutting caused by the portioning knife.

3. Technical Fabrics Within Metallic Materials - Definition – Basic Terms

The technical term „fabric" designates all the products made of rectangular crossed metallic wire or plastic wire which compose the final gauze. This processing and formation method gives the possibility of stylizing the fabric in various ways for instance for filters, sieves, classifiers, protection equipment, consolidations, supports etc.

Warp and weft

1. Warp - the wires which go along the fabric.
2. Weft - cross wires

Shackle shape - The square shackle fabrics or the so called "zero shackle" are created according to various arrangements of the cross wires.

- zero shackle– the wires of the warps are stretched at certain distances close to each other but it is possible to stretch the wires of the weft at certain free distances.

Fabric parameters - Shackle width, thickness, pace

- The „w" shackle width for rectangular shackles is the warp or weft distance. The distances are given in mm or micrometres.
- Shackle thickness –„d" wire thickness is given for the round diameter wires.
- Pace- „t" is the warp or weft distance to the next wire.

t=w+d - is used to calculate the number of necessary wires for a given distance.

- Open surfaces - % - the open screening surface, which indicates the percentage of holes on the entire fabric surface.

- Number of shackles – The number of shackles indicates the number of holes per inch (n/2.54 mm).

4. Standardization - Certification of PPE Made of Metallic Materials

The standard is a document approved by an acknowledged standardization body. In Europe these bodies are: CEN, CENELEC and ETSI. This document contains rules, instructions or features of the products and activities or of their results.

There are several types of standards: fundamental standards, testing standards, product standards etc.

Most of the standards used in Europe are European standards. The number of international standards increases continuously for national standards are rarely elaborated. The European standards played a major role in building the Internal Market of the European Union, by the elimination of the trade barriers which were caused by the disparities between the national standards and the introduction of the product certification process.

The common use of the European standards in the European Union eliminates several national testing and certification requirements. Companies require common standards in order to diminish the components acquisition costs and make sure that networks remain functional. Standards create a common commercial language while tests and certificates are seen as a way of building trust between business partners. The certification aims to demonstrate the conformity with a certain reference system, through a certificate, mark or label. This applies to products, services, organizations and persons. The conformity with certain reference systems (*i.e.* standards, specifications or technical regulations, conditions, norms, levels of competence) is being assessed. Depending on the situation and on the reference system different techniques are used: tests, auditing, inspections, exams etc.

The certification may be compulsory, required by the law, or voluntary and the manufacturers opt for certification mostly for commercial reasons. The entire certification process is carried on through conformity evaluation procedures.

The directives set forth these conformity evaluation procedures, considering the potential risks identified. The conformity evaluation is performed by the testing and certification bodies ("notified organisms"), nominated by the Member States under their jurisdiction and responsibility.

The EC mark indicates the conformity with all the relevant rules of the Community – the Member States acknowledge the fact that a product marked EC traded on the Community Market complies with the national rules.

The directives are based on the following principles:

- ✓ The harmonization refers strictly to essential requirements;
- ✓ Only the products which comply with the essential requirements may be traded or commissioned;
- ✓ The harmonized standards whose reference numbers have been published in the Official Gazette and which have been transposed in the national standards comply with the correspondent essential requirements;
- ✓ The application of the harmonized standards or of other technical specifications remains voluntary, and the producers are free to choose any technical solution which ensures the observance of the essential requirements;
- ✓ Manufacturers may choose one of the conformity evaluation procedures corresponding to the applicable directive.

Thus, considering these legal provisions, standards for all types of PPE have been created. As regards our study we point out the protective clothing standard – gloves and arm protectors against cutting and injuring with hand knifes, wire gloves, arm protectors and metallic materials aprons: SR-EN 1082-1:2004.

Currently the PPE manufacturers have designed and manufactured this equipment (which have metallic materials in their structure) out of stainless steel wire and anodized aluminium plates considering that these materials are the most appropriate for this type of equipment, but involving high costs.

A study may be developed regarding the features of these materials, their influence on the human body as well as on the economic agent.

5. Conclusions

Considering that the compliance with the essential safety and health requirements represents a must in order to ensure human safety we understand the major role of personal protection equipment which function as a barrier between the risk action and the human factor.

That is why more research regarding the structure of the metallic materials which are part of the PPE should be done in order to keep the pace with the technological and economic development worldwide and maintain the protection function in regard to risk factors which are continuously changing.

REFERENCES

Dobrescu E., Poruschi F., Henţulescu V., *Prevention of Musculo-Skeletal Disturbances by Ergonomic or Special PPE*. I.N.C.D.P.M., 2000.

Katrine I., Bontea A., *Standardization and Certification*, Training Module.

Personal protection equipment Guideline, version July 3rd, 2008.

Tanasievici G., Căldărescu G., *Security Conformity Evaluation for the Work Equipments and Personal Protection Equipment*, postgraduate course, UTI, 2010.

IMPORTANŢA MATERIALELOR METALICE LA PRODUCEREA ECHIPAMENTELOR DE PROTECŢIE

(Rezumat)

Lucrarea de faţă face referire la importanţa studiului asupra materialelor metalice din care sunt confecţionate echipamentele individuale de protecţie (EIP) şi corelarea proprietăţilor acestora cu dinamica dezvoltării tehnologice şi economice şi menţinerea funcţiilor de protecţie faţă de factorii de risc care sunt în permanentă transformare şi acţionează asupra organismului uman.

[1]. (Katrine, I., Bontea, A., *Standardization and Certification*, Training Module.
[2]. (Dobrescu, E., Poruschi, F., Henţulescu, V., *Prevention of Musculo-skeletal Disturbances by Ergonomic or Special PPE*, I.N.C.D.P.M., 2000.
[3]. (*Personal protection equipment Guideline*, version July 3rd, 2008.
[4]. Tanasievici, G., Căldărescu, G., *Security Conformity Evaluation for the Work Equipments and Personal Protection Equipment*, postgraduate course, UTI, 2010.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE TURNING INTO ACCOUNT OF SANDS FROM THE HARTOP-SUCEAVA AREA IN FOUNDRIES

BY

NASTACA TIMOFTE*

“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 28, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper present experimental research concerning Hartop sands used on preparation of moulding mxture and manufacture of core.

Key words: sand, core, mould.

1. Introduction

The deposit of Hârtop is situated in the district of Suceava, at six kilometers NE from Fălticeni city.

In the mentioned area, exist very good natural openings, at altitudes between 400 and 470 meter.

In the depth of sands of Hârtop between approximately 400-450 m exists frequent intercalation of sand clays and argillaceous sands as well as sandstone of fossiliferous limestone.

2. Grading Composition

The histograms of analyzed samples proved a unilinear asymmetrical

* Corresponding author; *e-mail:* nastacatimofte@yahoo.com

distribution of the dimensions of granules, for the raw samples and for the one that was washed with water and NaOH (sodium hydroxide) and then treated with HCL (hydrochloric acid).

From the viewpoint of grading, Hârtop sands are situated in the category of fine sands, which are sorted very well and uniform. There are noted N10(M50)015(Gu)75b.

3. Chemical Composition

The variation of SiO2 are show in Table 1.

Table 1
Variation of SiO2

	Variation boundary %	Mean %
Crude sand	77,8-86,6	82,54
Washed sand	88,3-91,2	88,62
Treated sand	93,0-95,7	93,66

4. Mineralogical Composition

Hârtop sands are constituted of quartz, siliceous rocks and pieces of lune spar, muscovite and glaucovite. The levigable components are removed by washing with water and it varieties between 2,82-5,30.

5. Experimental Results

5.1. Experiments Regarding the Moulding of Pieces from Ferrous Alloy

Core sands were used because, as a consequence of the contraction, which accompanies the solidification, the dimensions that correspond to the previous diameter are diminished. The following mixtures have been used (Table 2).

The first core has dimensions of Ø 50x100.

It was mounted on a bigger core and was stiffened of the mixture by means of foundry nails.

The moulding was made by uphill casting in order to ensure a good moulding.

For the big core a moulding sand with Aghires sand has been used with 8% Na_2SO_3. sodium silicate.

Table 2

No. recipe core	Sand		Moulding mixture	Binder, %				
	Sand of Hârtop	Quartz sand double washed		Sodic Bentonite	Dextrin	Linseed oil	Na silicate	Water
1.	53,5	-	36,0	-	-	8	-	3,5
2.	35,0	60,0	-	-	-	4,5	-	4,5
3.	66,5	17,0	-	-	-	5,0	-	5,0
4.	35,0	51,0	-	6,0	6,0	4,0	-	4,0
5.	66,3	17,0	-	6,5	6,5	5,0	-	5,0
6.	51,5	34,0	-	2,5	-	-	7,0	5,0
7.	66,5	17,0	-	2,5	-	-	7,0	4,0
8.	31,0	57,0	-	-	-	-	7,0	5,0

There was moulded six technological sample at diverse temperatures:

First sample: - steel OT 50;
-temperature: 1590ºC
-composition: 0,3%- C (carbon); 0,49% Si (silicium); 0,69% Mn (manganese); 0,010% S (sulfur); 0,015% P (phosphorus).

The second sample: - steel OT 50;
- temperature: 1510ºC
- the same composition as first sample.

The third sample: - cast iron- Fe 200;
- temperature: 1290ºC
- composition: 3,15% C; 2,45% Si; 1,2 % Mn; 0,12% S.

The fourth sample: - cast iron Fe 200;
- temperature: 1460ºC
- the same composition as the third sample;

The fifth sample: - cast iron - Fe 200;
- **the same composition**.

The sixth sample: - cast iron- Fe 200;
- temperature: 1235ºC;

- the same composition.

Note: The temperature was measured with the optic pyrometer.

The first, the fourth, the fifth, the sixth, the seventh and the eight core was dried by a temperature about 200ºC in half past and one hour, but second and the third cores was dried at an temperature about 100ºC, two hours in time.

For the third and the fifth sample the cores were dyed with a dye which was prepared from 75% graphite, 5% dextrin, 3% bentonite and 17% water.

After moulding and solidification, the technological samples were treated with oxyacetylene flame longitudinal and transversal in order to suitable microscopic studies. The technological samples were oxidized the lathe.

The undertaken studies proved the fact that at the third and the fifth technological samples did not mould any adherents in the core area.

The conclusion is that all the preparation mixture could be used for core execution but only in dying mode. The smallest adherents were noticed at the samples number two which used dextrin as a binder.

In conclusion, the Hartop sands could be used for core sands preparation in anyone of the eight suggested mixture abynding the following conditions:

- it has to be mode the protection with dye on the basic of graphite for moulding of cast iron;
- the pieces must be thinner tha 30 mm and slighter than 100 kg.

5.2. Experimentation Regarding the Moulding of Pieces from Non-Ferrous Alloy

In order to experiments non-ferrous alloy were chosen CuAl 19T-STAS 1982/75 which present the following composition: 88% Cu, 9% Al, 0,3% Pb, 0,3% Sn, 5% Ni, 0,2% Si.

This bronze with aluminum has the temperatures of eutectic transformations of 1037ºC.

In the Table 3 we propose four composition of core.

Table 3

No. recipe core	Sand		Moulding mixture	Binder, %				
	Sand of Hartop	Quartz sand double washed		Sodic bentonite	Dextrin	Linseed oil	Na silicate	Water
1	35,0	-	-	-	6,0	4,5	-	4,5
2	66,5	17,0	-	-	6,5	5,0	-	5,0
3	53,5	-	36,0	-	-	8,0	-	3,5
4	69,5	17,0	-	2,5	-	-	7,0	4,0

The cores prepared with the first, second and the third composition was dried with a mobile drier about 25 minutes in time.

The rugosity of moulded pieces was measured with the electronic surtronical rugosimetre. The best rugosities were obtained with the fourth compostion which is based on (Na2SiO3) sodium silicate.

The macroscopic and microscopic analyses did not show thermic and chemical adherence.

For the mixture for filling the following composition was used:

- double refined quartz sand 12%
- recycled moulding sand 80%;
- bentonite 4%;
- water 4%.

Uphill casting made the moulding. There was moulded sixteen technological samples at 1140ºC, 1210ºC, 1260ºC, 1290ºC for cores which was executed according to proposed composition.

After moulding and solidification, it was result good pieces; the casting mould was knockout normally.

As adherence, it was remarked only mechanics adherence at couplings of surfaces.

The metallostatic pressure did not influence significantly the formation of adherence.

The results of these experiments guide us at the conclusion that the Hârtop sands could be used for moulding of nonferrous alloy, which are based on copper and aluminum.

REFERENCES

Ciorchină C., Andrei E. *et al.*, *Cercetări privind formarea aderenţelor la turnarea pieselor din aliaje feroase, folosind pentru amestecurile de formare nisipuri de Hârtop*. Creaţia tehnică şi fiabilitatea in construcţia de maşini, Iaşi, 15-16 apilie, 1983.

Ciorchină C., Andrei E. *et al., Cercetări privind formarea aderenţelor la turnarea pieselor din aliaje neferoase, folosind pentru amestecurile de formare nisipuri de Hârtop.* Creaţia tehnică şi fiabilitatea in construcţia de maşini, Iaşi, 15-16 apilie, 1983.

VALORIFICAREA NISIPURILOR DIN ZONA HÂRTOP-SUCEAVA ÎN TURNĂTORII

(Rezumat)

Lucrarea abordează un subiect important în metalurgie şi anume cel al utlizării unor noi zăcăminte de nisip care să fie utilizat în turnătorii pentru prepararea amestecurilor de formare şi de miez.

Cercetările experimentale efectuate asupra nisipurilor din zona Hârtop-Suceava au pus în evidenţă faptul că aceste nisipuri se pot folosi atât la prepararea amestecurilor de formare cât şi pentru confecţionarea miezurilor. Experimentările care au condus la aceste concluzii s-au efectuat atât la turnarea pieselor din aliaje feroase cât şi la aliaje neferoase.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE EFFECT OF SPRAYING NOZZLE GEOMETRY ON THE PARTICLES SIZE DISTRIBUTION SPRAYED IN ELECTRIC ARC

BY

ŞT. L. TOMA[1*], C. BACIU[1], C. BEJINARIU[1], DIANA GHEORGHIU[1] and GABRIELA TOMA[2]

[1] “Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[2] Grup Scolar Econmic de Turism Iaşi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper presents the analyze of material particles size detached from the anode, respectively cathode during the thermal spraying process, by using as adding material different kind of wires (steel and copper) – insoluble in liquid phase. The differentiated detaching, atomization and acceleration of material particles with average diameters can be modify by increasing the atomization pressure gas and by using a closed nozzle system with a converging – diverging orifice (CD/CL). The microstructure analyze of deposition, shows that this kind of nozzle produces coatings with a fine microstructure, a reduced porosity and a raised amount of oxides.

Key words: arc spray, particle size, nozzle geometry.

1. Introduction

In researches concerning wire arc spray process, many works were devoted to better understanding of the droplet formation, in flight particle

[*] Corresponding author; *e-mail:* xpower1903@yahoo.com

properties such as particle size, temperature, and velocity, and the effects of spray parameters, *e.g.*, nozzle configuration and atomising gas pressure, as they contribute to coating properties to a great extent. For example, the effect of nozzle configuration, gas pressure and gas type on coating properties were studied by Wang et al. In-flight particle properties were measured by using phase Doppler anemometer. The pheonmenon of particle cross-over trajectories in twin wire arc spraying was demonstrate by Zhu et al. Investigation of the asymmetric melting behavior of the anode and cathode wires was traced back to 1966. These works gave insight into the origin of the droplet forming process. However, few work discussed how this asymmetry was retained after atomization and acceleration. In addition, literatures state that the bimodal size distribution of the particles collected is due to the asymmetric melting of the electrodes. But the properties of particles from individual wires remain to be tackled to reveal the very fundamentals of the arc spray process so as to help spray process control, nozzle design and explanation of coating microstructure characters. The problems in studying particle properties of individual wires lies in that neither can we trace a specific particle from its birth to its impact with the substrate/coating surface nor can we distinguish between particles from different wires. In this study, two consumable wires of different magnetic properties were used as anode and cathode and the corresponding particles were separated with the help of a magnetic field. Another concern of this paper is the effect of nozzle geometry on particle characteristics and coating microstructures. As an influential factor, nozzle geometry has a profound effect on the atomizing performance of a nozzle system when other operational parameters are given. In this paper, three different nozzle shapes were studied, namely the standard spray nozzle corresponding to a closed nozzle whidt converging orifice (C/CL), a closed nozzle with a converging-diverging orifice (CD/CL), and an open nozzle with a converging-diverging orifice labelled as CD/OP. In order to correlate nozzle geometry and coating microstructure in a quantitative way, a numerical model incorporate with experimental data was used to predict particle velocity distribution and splat diameter distribution.

2. Experimental Procedure

2.1. Spray Conditions

While all the spray operations were performed electric arc spray system – de conceptie proprie, three different spray nozzles were studied to evaluate the effects of different nozzle geometries as shown in Fig. 1.

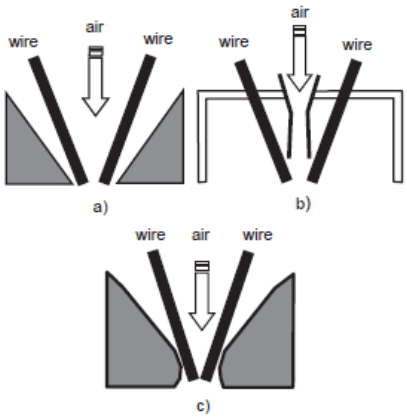


Fig. 1 – Schematic configuration of the different nozzles:
a – C/CL, *b* – CD/ OP, *c* – CD/CL.

The first nozzle, referred to as C/CL, a closed nozzle and a converging orifice. The second one, labeled as CD/CL, is a closed nozzle with converging-diverging (de Laval) orifice.

The last one is an open nozzle with a converging-diverging orifice which was referred to as CD/OP. Commercially available is steel - 30 T and copper - 05 T, wires - 1.6 mm diameter, were used for the spray operations.

2.2. Collection and Analysis of Particles

Particles were collected by directing spray jet onto water with a standoff distance of 300 mm, an arc current of 200 A, and an arc voltage of 30 V. After proper evaporation and drying of water, particles were made separated using a magnetic field. To make it clear whether the steel and copper particles were fully distinguished or not, SEM and EDS analyses were performed on the separated particles. The size distribution of the collected particles was then analyzed using a an optical microscope IM 7000.

2.3. Microstructure Analysis

Polished cross-sections of the sprayed deposits were examined using an IM 7000® optical microscope with a digital camera Evolution QImaging VF product by Media Cybernetics.

3. Results and Discussion

3.1. Chemical Analysis of the Copper and Steel Particles

When using dissimilar materials as anode and cathode in an arc spray gun one question that could arise is to investigate the attribute of particles from

individual wires, and one of the concerns is whether molten particles from the two wires will dissolve each other. Copper and iron are nearly insoluble and it might then be difficult to form solid solution between them. In addition, during the initial stage of melting and detaching from the wire tips, droplets from the two wires have little contact thanks to the strong blowing of the atomising gas stream. Meanwhile, after atomization, the particles may come in contact one with each. The question is then whether such a contact between copper and steel particles would join them together to form a single particle afterwards. This remains to be clarified to make sure that the collected copper and steel particles can be made seperated via a magnetic field. Therefore, the collected particles were randomly sampled for EDS analysis after magnetic separation. Fig. 2 shows a typical energy spectrum of a steel particle, which indicates that only vanishingly small amount of copper can be found in the steel particle. In fact, the element analysis shows there is 1.27 wt.% of copper in iron particles. Similarly, Fig. 2 *b* presenting an energy spectrum of a copper particle shows quite small amount of iron: only 1.9 wt.% of iron in copper particles according to the analysis. However, on the surface of some of the copper particles, dark grey contamination corresponding to an iron rich compound (about 20 wt.%) was found (indicated by the arrows in Fig. 3). In fact, this contamination is limited to very thin layers of iron or iron oxide adhered to the surface of some copper particles. No similar phenomenon was found for the steel particles. The above analysis indicates that the overall interaction between the two materials is quite small and the solubility of the two materials is quite small and the coalescence and mixing of the copper and the steel particles after separation are negligible.

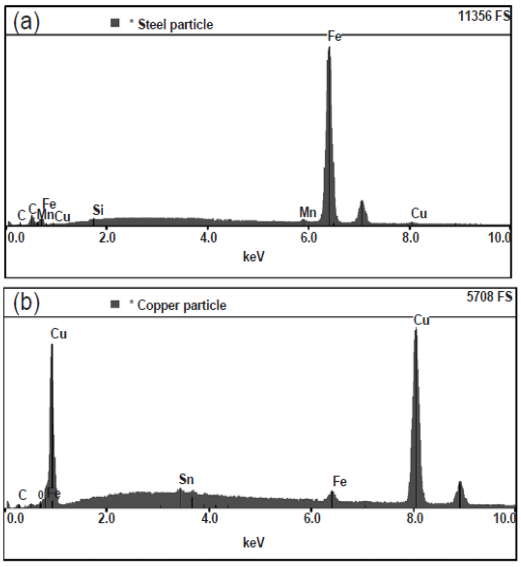


Fig. 2 – Chemical Analysis of separated copper and steel particles from group 6 with copper and steel wires as cathode and anode, respectively: *a* – steel particle, *b* – copper particle.

Fig. 3 – SEM micrograph of copper particles showing dark grey contaminations on some of the particle surface

3.2. Particles Size Distribution for Individual Wires

By using two wires of different magnetic properties, *e.g.* one ferromagnetic and the other non-ferromagnetic, as anode and cathode, or inversly, the resulting collected particles can readily be separated by applying a magnetic field with a magnet. In this way, particles from each wire can be collected and analyzed to obtain information concerning the melting and atomizing behaviors of each wire. Fig. 4 shows the volume percentage versus particle size histogram of copper particles sprayed by the C/CL nozzle with atomizing gas pressures of 0.28/0.28 MPa (premier/arc-jet pressure).

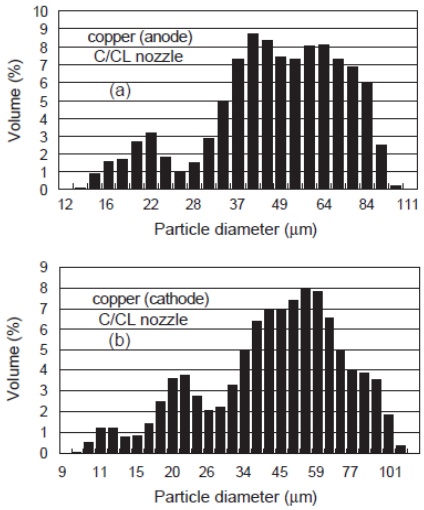


Fig. 4 – Copper particle size histogram (C/CL nozzle with atomizing gas pressure: 0.28/0.28 MPa): *a*– copper wire as anode; *b*– copper wire as cathode.

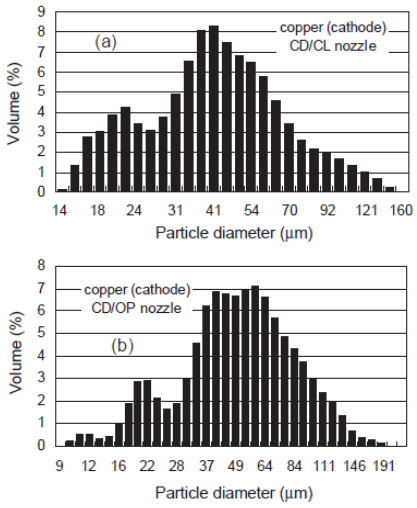


Fig. 5 – Cathode (copper) particle size histogram (atomizing gas pressure: 0.32/0.32 MPa): *a*– CD/CL nozzle; *b* – CD/OP nozzle.

Whether as anode or as cathode, the particles from the copper wire exhibits a bimodal size distribution. Previous researches have attributed the bimodal size distribution to the nonsymmetrical melting of the anode and cathode wires. However, Fig. 4 clearly indicates that with the given gas pressure, particles from a single wire also present a bimodal size distribution.

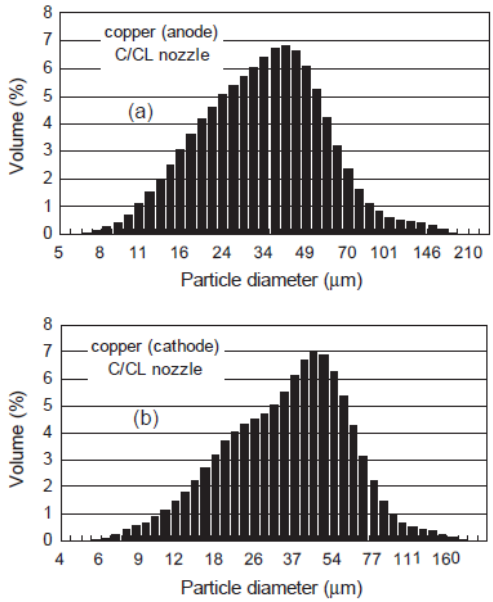


Fig. 6 – Copper particle size histogram (C/CL nozzle with atomizing gas pressure: 0.46/0.49 MPa): *a* – copper wire as anode; *b* – copper wire as cathode.

A bimodal size distribution can also be observed when using the CD/CL or the CD/OP nozzles (Fig. 5) with a slightly attenuated effect in the case of the CD/CL nozzle. Increasing atomizing gas pressure tends to reduce the bimodal size distribution of particles from an individual wire. Fig. 6 shows that with atomizing gas pressure approaching 0.46/0.49 MPa, the bimodal size distribution has nearly disappeared. The bimodal size distribution for particles from a single wire is likely the result of the periodical fluctuation of arc length and arc voltage and hence videographs and oscillographic voltage recordings and was related to particle formation and particle size variations qualitatively. In the literatures, it was stated that during spraying, the arcing and melting of the consumable wire tips are unstable. The wire melting rate are not equal, forcing a periodic variation of arc length and arc voltage. The consequence is a periodic variation of the molten droplet size. For the case of steel wire, although the bimodal particle size distribution can still be observed, its intensity is substantially reduced relatively to the case of copper wire (Fig. 7), which tells

that the bimodal particle size distribution is material property dependent, e.g., viscosity and surface tension of the molten particles

Another interesting result observed is the average size difference between the particles produced from the anode and the ones from the cathode. While it has already been observed, through high speed video camera imaging, that the initial droplets from the two wires are quite different in size because of the more constricted arc attachment compared to the more diffuse arc attachment at the anode, the questions remain to be clarified is that how far this difference will affect the final particle size after secondary atomization.

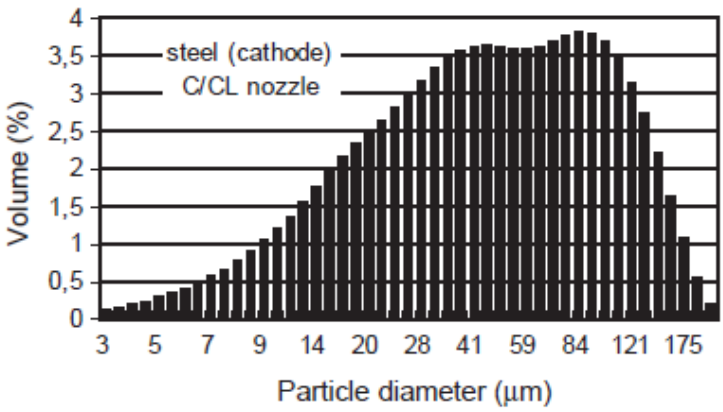


Fig.7 –Steel particle size histogram (C/CL nozzle with atomizing gas pressure: 0.28/0.28 MPa).

Fig. 8 shows the average size of particles from individual wires when using different nozzles and atomizing gas pressures. It can be seen that even if there is the difference between the average diameter of the particles coming from each wires, this difference is quit small (between 6% and 14%), and certainly smaller than it was at the moment of droplet formation as the literature stated. Results in Fig. 8 also suggest that by using a closed nozzle system with converging-diverging orifice (group 5) the difference can further be reduced, whereas, more difference were preserved when using the open nozzle system (group 6). This is probably due to the better atomizing performance of the CD/CL nozzle over that of the CD/OP nozzle, which will be explained further below.

Fig. 8 also shows that the CD/CL nozzle produced the smallest particles and the CD/OP nozzle produced the largest ones. With the same atomizing gas pressure the average particle size of group 5 is merely half of that in group 6, and with much lower atomizing gas pressure the average particle size in group 5 is comparable to those in group 3 and group 4 obtained with a much higher atomizing gas pressure, which indicates that the closed

nozzle system with CD orifice tends to produce better atomization and more uniform particle size distribution.

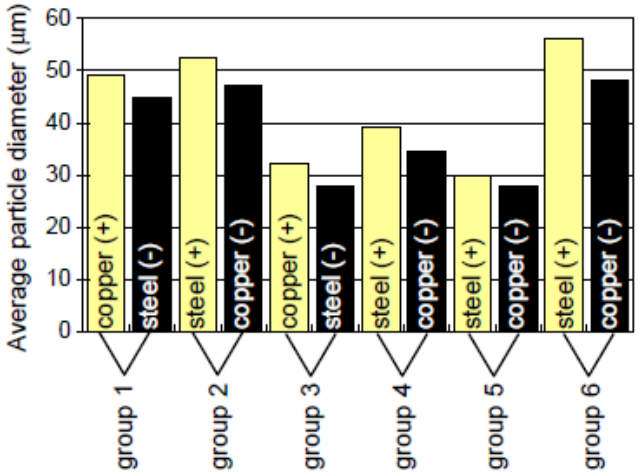


Fig. 8. Average particle size of individual wires with different nozzle configuration and atomizing gas pressure (stand-off distance: 300 mm); group 1—C/CL nozzle, 0.28/0.28 MPa; group 2—C/CL nozzle, 0.28/0.28 MPa; group 3—C/CL nozzle, 0.46/0.49 MPa; group 4—C/CL nozzle, 0.46/0.49 MPa; group 5—CD/CL nozzle, 0.32/0.32 MPa; group 6—CD/OP nozzle, 0.32/0.32 MPa.

3.3 Coatings Microstructure Analysis

Fig. 9 shows the microstructure of steel coatings sprayed by using the different nozzles. It is evident from this figure that with identical process parameters, the coating sprayed by the CD/OP nozzle (Fig. 9 *a*) exhibits the coarsest microstructure due to poor atomization and relatively lower particle velocities. Large particles with low velocity and hence reduced temperature will result in poor deformation and calking upon impact with the substrate so that many interlaminar cracks can be found (Fig. 9 *a*), which implies poor bonding between the flattened particles and hence a lower cohesive strength. A dense and fine microstructure revealing a better atomization and higher particle velocities was obtained by using the CD/CL nozzle (Fig. 9 *c*).

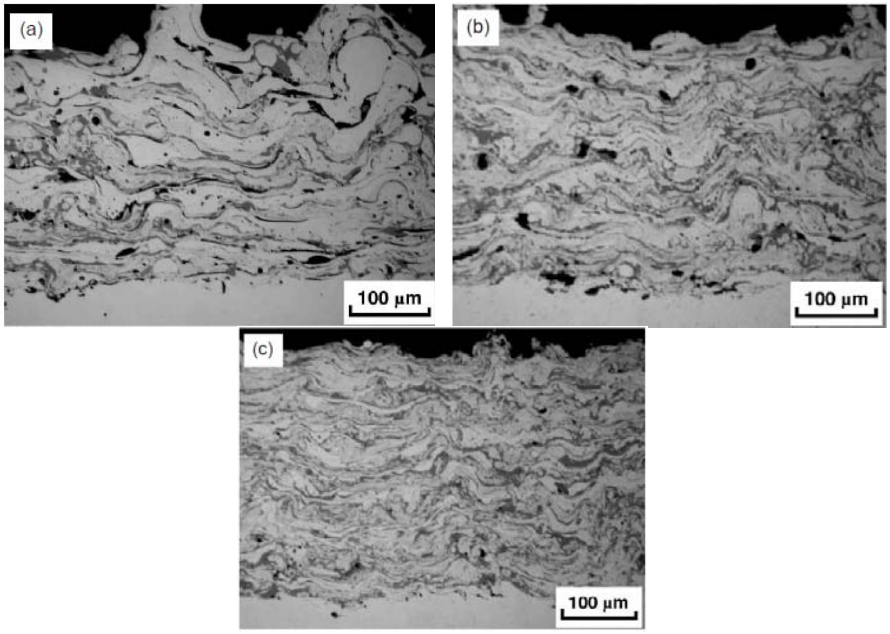


Fig. 9 – Optical microscope of steel coatings sprayed by different nozzles with arc current: 200 A, stand-off distance: 200 mm, atomizing gas pressure: 0.38/0.38 MPa. *a* – CD/OP nozzle; *b* – C/CL nozzle; *c* – CD/CL nozlle.

4. Conclusions

By separating particles coming from the anode and the cathode wires, the particle properties of each wire of the arc spray process were investigated. A bimodal particle size distribution was found for particles from each wire. This bimodal particle size distribution is probably due to the periodical fluctuation of the arc length and arc voltage leading to a varying particle size. Meanwhile, after second atomization, the difference between average particles size for particles coming from the anode and cathode becomes very small. This difference gets smaller when increasing the atomizing gas pressure and/or when using a closed nozzle system with a converging-diverging orifice. Microstructure analysis also indicates that the closed nozzle system with a converging-diverging orifice tends to produce coating with finer microstructure, lower porosity and higher oxide content, than the open nozzle which leads to very coarse coating microstructure with high porosity but low oxide content because of its poorer atomising performance. They show that one of the major drawbacks of an open nozzle system is its relatively longer distance between the wires intercept point and the nozzle exit where the gas velocity attains its maximum value. Results show a smaller average splat diameter and a narrower

splat diameter distribution for the CD/CL nozzle, which is in close agreements with microstructure observations.

REFERENCES

[1]. Wang X., . Heberlein. Pfender J, E, Gerberich W., Therm. Spray J. Technol. 8 (1999) 565.
[2]. Wang X., Zhuang D., . Pfender E, Heberlein J., . Gerberich W, *Effect of atomizing gas pressure on coating properties in wire arc spray*, Proc. 7th National Thermal Spray Conference, 20-24 June 1994, Boston, Massachusetts, 1994, p. 587.
[3]. Watanabe T., Wang X., Heberlein J., . Pfender E, . Herwig W, *Voltage and Current Fluctuations in Wire Arc Spraying as Indications for Coating Properties*, in: C.C. Berndt (Ed.), 9th National Thermal Spray Conference, 1996, Cincinnati, Ohio, ASM International, Materials Park, 1996, p. 577.
[4]. Sheard J.S., *Diagnostic Developments for control of Wire Arc Spraying, MS The*se, University of Minnesota (1997).
[5]. . Kelkar M, . Hussary N, Schein J., Heberlein J., *Optical diagnostics and modelling of gas and droplet flow in wire arc spraying,* in: C. Coddet (Ed.), Thermal Spray: Meeting the Challenges of the 21st Century, ASM International, Materials Park, OH, 1998, p. 329.

EFECTUL GEOMETRIEI DUZEI DE PULVERIZARE ASUPRA DISTRIBUŢIEI MĂRIMII PARTICULELOR PULVERIZATE ÎN ARC ELECTRIC

(Rezumat)

Lucrarea prezintă analiza mărimii particulelor de material desprinse din anod, respectiv din catod în timpul procesului de pulverizare termică, prin utilizarea ca material de aport sârme de natură diferită (oţel şi cupru) - insolubile în stare lichidă. Desprinderea, atomizarea şi accelerarea diferenţiată a particulelor de material de diametre medii poate fi modificată prin creşterea presiunii gazului de atomizare şi folosirea unui sistem de duză închis cu un orificiu convergent – divergent (CD/CL). Analiza microstructurală a depunerii, indică faptul că acest tip de duză produce învelişuri cu microstructură fină, porozitate scăzută şi conţinut ridicat de oxizi.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

FERRO-CHROME-ALUMINUM LAYERS DEPOSED BY THERMAL SPRAYING AND USED IN CRANKSHAFTS RECONDITIONING

BY

ŞT.L. TOMA[1*], D.G. GĂLUŞCĂ[1], V. CAŢARSCHI[1], O. CALANCIA[*] and GABRIELA[2] TOMA

[1] “Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[2] Grup Scolar Econmic de Turism Iaşi

Received April 28, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper presents the structure of ferro- chrome-aluminum layers obtained from wire by thermal spraying in electric arc – used in crankshafts reconditioning. The scientific data concerning on ferro - chrome-aluminum layers structure obtained offers informations regarding the instability of thermal spraying process in electric arc and to the strict requirements for crankshafts reconditioning.

Key words: arc spray, layers, ferro- chrome-aluminum.

1. Introduction

One of the most important directions of the elevation of the quality of crankshafts reconditioned by the method of electric-arc metallization is the use of powder wires.

[*] Corresponding author; *e-mail:* xpower1903@yahoo.com

The use of a metallic shell with various fillers makes it possible to vary the chemical composition, structure, and service properties of the grown surface within a wide range.

It is interesting to estimate the special features of formation of layers in such treatment, the uniformity of the distribution of components in them, the composition of the formed phases, and the presence of discontinuities.

We studied the structure of coatings obtained from powder wires on a substrate of ferro- chrome-aluminum with additional alloying elements added into the charge in different proportions (Mo, Si, V).

2. Methods of Study

In order to bring the deposition of the coating under laboratory conditions as close as possible to commercial conditions, we chose specimens of steel 45 cut from a worked out crankshaft of an SMD-60 engine.

Before the metallization the specimens were cleaned and annealed at 200 - 250°C for 1 - 1.5 h in order to stabilize the structure of the working layer and remove the stresses. The annealed specimen was subjected to shot blasting by a mechanical mixture of cast iron shot and quartz sand at a pressure of 0.5 + 0.05 MPa and an air flow rate of 2.5 m3/min.

The treatment distance was 130 - 150 mm. The slope of the incidence of the mixture onto the treated surface was 55 - 70°. The time between the metallization and the shot blasting was chosen, proceeding from the conditions of the fullest possible recrystallization on the deformed surface and avoiding the appearance of a coarse oxide film that would hamper strong cohesion between the particles and the reconditioned surface.

The optimum interval was 1.5 - 2 h. The layer was grown in a stationary EM-17 apparatus at an arc voltage U = 25 - 30 V, an air pressure p = 0.7 - 0.75 MPa, and a rate v = 2.0 - 2.5 m/min of feeding the wire. The spraying distance was 170 - 190 mm. In this case the substrate was heated to a temperature not exceeding 90°C. The coating was formed on the specimen in six passes with time intervals in which the temperature fell to 30°C. We studied a thin layer (without the substrate), which was deposited on inconsiderably worn parts (up to 1 mm over the diameter).

The special features of structure formation in the coating were studied by metallographic (MIM-8M microscope) and x-ray diffraction (DRON-3M diffractometer) methods and chemical analysis. The spectra of the characteristic x-ray radiation were measured using an REMMA-101A electron probe unit that included a combined scanning electron microscope, a microanalyzer, and a computer.

In order to estimate the porosity and discontinuity of the coating the initial image of the polished section of the analyzed specimen (magnified by x

100) was converted to an electron form in a 1-to-1 scale and processed with the help of standard software.

The visualized surface of the deposited layer was conventionally divided into several sectors 10 |im2 in size.

A sample consisting of 10 elements was examined. The criterion for the evaluation was a visually determined black gradient of unpolished black zones. For each sector we determined the percent of its filling with such black color. The result was determined as an arithmetic sum.

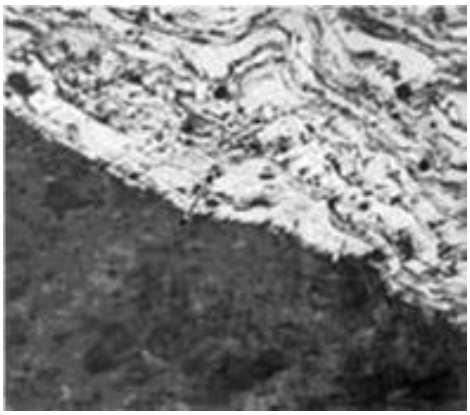


Fig. 1 – Microstructure of a crankpin of an SMD-60 engine with a coating deposited by the method of electric-arc metallization (x 100). The arrow indicates aluminum oxide.

In order to determine the layer-by-layer distribution of the elements and the phases formed in the coating the scanning was performed over the thickness of the deposited layer automatically with a step of 7 |im. We used a magnification of x 7000 and x 10,000 with focusing of the primary electron beam at a point. Based on the intensities of the characteristic x-ray radiation from the zone of deceleration of the probe electrons at the studied points of the specimen the computer performed (with the help of specially developed programs) qualitative and quantitative estimation of the distribution of t he components. The energy dispersion method of detection of the x-ray radiation is not suitable for determining the concentration of elements with low atomic weights (like carbon, oxygen, boron).

The phase composition of the specimens was determined by x-ray diffraction analysis in a DRON-3M diffractometer. The computer isolated the diffraction intensity in the range of low angles and processed it for reducing the error of the experiment. Carrying out the x-ray diffraction analysis we used focusing from a flat specimen (an area 1.2 x 2 cm in size) according to the Bragg - Brentano method and used copper Ka radiation.

The computed values of the slip angle 29 were compared with the experimental data with allowance for the relative intensity of the diffraction maximum I/I1 (Table 1).

Table 1

Values of the Angles 29 Obtained by Computation and Experimentally

Probable phase	*HKL*	29	*I/I*	Spinning type
Fe_{α}	110	44.72/44.31	100/100.00	Cubic
	200	65.09/64.31	30/13.91	
	211	82.43/81.52	40/31.90	
	220	99.08/97.87	20/9.84	
	310	116.57/114.86	20/15.80	
Fe_{δ}	212	45.08/44.31	100/100	Tetragonal
	721	80.62/81.52	80/31.90	
Fe_{γ}	111	43.09/44.31	100/100.00	Cubic
	222	95.56/97.87	50/8.84	
	400	117.56/114.86	20/15.80	
$(Cr, Fe)_{21}Mo_2C_6$	333	44.35/44.31	100/100.00	Cubic
	753	82.88/81.52	60/31.90	
	10.6.0	115.82/114.86	20/15.80	
α-Al_2O_3	113	43.32/44.31	100/100	Hexagonal
	124	66.47/64.31	32/13.91	
	226	95.17/97.87	11/8.84	

Note. The numerators present the computed data; the denominators present the experimental data.

3. Results and Their Discursion

We established that as the power wire was sprayed, the motion of the molten particles in the air jet substantially increased the content of oxygen in the deposited coating. A metallographic analysis showed that oxygen was present in the layers in the form of thin light- and dark-gray oxide films distributed over grain boundaries and inside the grains in the form of round well-polished inclusions. A complex study combining metallographic, electron microscopic, and x-ray spectral microanalysis and x-ray analysis confirmed the assumption that these formations were primarily iron and aluminum oxides.

Figure 1 presents a typical microstructure of the deposited layer. The porosity and the discontinuity of the layer is about 12%.

The coating is represented by a layered structure consisting of flat deformed particles. Upon the impact against the surface a spherical particle with diameter d is strongly deformed and acquires a shape with a volume equal to

that of a thin cylinder with diameter D1 and height h. We assume that splashing of the material is inconsiderable. Due to the high deformation rate of a fully molten drop the conditions of stable spreading are violated and its crystallized edges are somewhat raised with respect to the substrate. As a result, the particles are strongly welded to the substrate only in the interaction spot.

The violation of the condition of stable motion of the boundary of the spreading particle is estimated by the Weber criterion:

$$We = \frac{\rho \cdot v^2 \cdot d}{\sigma}$$

where: - ρ is the density of the material of the particle, [kg/m3];
- v is the speed of the particle, [m/sec];
- d is the diameter of the particle, [m];
- σ is the coefficient of surface tension of the material of the particle, [J/m2].

Table 2
Distribution of Elements Over The Thickness of the Sprayed Layer

Points of measurement	Distance from the surface	Fe	Cr	Al	Si	Mo	V	Formed phase
0	0	55.793	33.369	8.240	1.682	0.916	0.000	Fea + M_4C
1	7	58.850	30.579	9.360	0.742	0.469	0.000	Fea + M_4C
2	14	45.991	49.072	3.766	0.435	0.736	0.000	Cr + M_4C
3	21	33.780	59.527	5.423	0.717	0.179	0.373	Fe_a + FeCr + M_4C
4	28	44.106	47.909	6.788	1.005	0.193	0.000	FeCr + M_4C
5	35	38.285	58.002	2.013	0.334	0.932	0.414	Fe_a + FeCr + M_4C
6	42	79.393	11.981	8.006	0.370	0.250	0.000	Transition zone

We determined the mean diameter of the particles metallographically by the method of statistical processing of the measured values of D1 and h on a prepared microsection etched with a 4% solution of picric acid in ethyl alcohol. Then, proceeding from the equality of the volumes of the drop before and after the deformation, we calculated the value of d. For the used process

regimes it turned out to be 21 |im. The density of the coating was determined with allowance for the coefficient of porosity. For the given material it was 0.96.

Substituting the appropriate data: p = 8 x 103 kg/m3, and v = 30 - 150 m/sec, into the formula presented above we established that We ranged within 151 and 3.780 x 103. By the data of, the stability of the radial spreading of the material of the drop upon an impact in the absence of wetting is disturbed at We > 80. If this value is exceeded considerably, the probability of dispersion of the molten particles increases markedly. According to the performed metallographic study with use of computer, the mean thickness of the sprayed layer amounted to 42 μm.

The results of the general chemical analysis showed that the carbon content in the coating was 0.12%, which corresponded to a 35% melting loss. The results of a quantitative analysis performed layer-by-layer by x-ray spectral micro- analysis are presented in Table 2.

Analyzing the obtained data we established that the elements were no uniformly distributed over the layers. The variation of the concentration of the components over the thickness of the grown layer obeyed no rule, which seems to be connected with the formation of various phases.

The high content of chromium at a low carbon concentration in the coating determined the crystallization of a small amount of special carbides, the most probable of which is M23C6. According to the data of the formation of a (Cr, Fe)23C6 carbide is possible even at 0.19% C in the coating. However, it is known from that the solubility of Fe in this carbide is at most 30%, whereas in the presence of Mo the solubility of iron in the given phase increases. This allows us to presume the formation of the complex (Cr, Fe)21Mo2C6 in the coating.

The considerable in homogeneity of the distribution of the elements over the layers is responsible for the appearance of regions depleted of and enriched with carbon. Therefore, due to the special features of the crystal lattice of the composite (Cr, Fe)21Mo2C6 carbide, even its inconsiderable de-carbonization results in transformation either to a b.c.c. structure or to a structure of the FeCr type (σ-phase).

Basing ourselves on an analysis of the phase equilibrium diagrams and on experimental data we can assume that the predominant phase in the coating is an a-phase with an inconsiderable content of Cr (from 30.58 to 59.53%) and a FeCr compound (σ -phase) with a mean chromium content of 48.22% (according to Table 1 its experimentally determined concentration was 47.91%). When crystallization occurs at a high rate, as in hardening of the particles, the widening of the solubility range in the solid state can be accompanied by formation of unstable intermediate phases, in particular, a narrow region of a γ-phase.

Since the solubility of carbon in the α- and σ -phases is inconsiderable, its displacement may be accompanied by segregation of disperse special carbides in the formed layer.

Proceeding from the facts described above and from the diagram of phase equilibria of the Fe - Cr - C system at 20°C we determined the presence of presumable phases for every point (Table 1).

According to the solubility of Al in the α -phase can attain 30% and more. Therefore, we can presume that the major part of aluminum is dissolved in this phase. Ordering of the a-solid solution may give rise to the appearance of a α1-phase (Fe3Al) with 13.87% Al.

The results of an x-ray diffraction analysis of the phase composition of the grown layer showed (Table 2) that the matrix phase of the coating was an iron a-phase with a considerable content of chromium and aluminum plus a certain amount of a FeCr compound (a-phase). The amount of the y-phase turned out to be inconsiderable. We determined a high content of composite carbides of the (Cr, Fe)21Mo2C6 type and traces of Al2O3. It seems that the determination of other special carbides lies outside the sensitivity range of the used method.

4. Conclusion

We recommend reconditioning of worn crankshafts by depositing a coating from powder wires based on ferro- chrome-aluminum with Mo, Si, and V alloying additives on their surface by the method of electric arc metallization. This promotes the formation of a heterogeneous structure and phases providing the requisite hardness in the sprayed layer due to the segregation of dispersed special carbides and oxides, and the presence of an alloyed matrix a-phase. According to the data of the performance tests the recommended coating is wear-resistant.

REFERENCES

Goldschmidt D.H., *Interstitial Alloys*. Butterworths, London, 1967.

Gudtsov N.T. (ed.*), Physical Metallurgy and Heat Treatment of Steel and Cast Iron*. Gos. Nauch.-Tekh. Izd. Chern. Tsvetn. Met., Moscow, 1956.

Kurdyumov G.V., Utevskii L.I., Entin R.I., *Transformations in Iron and Steel*.Nauka, Moscow , 1977.

McPherson R., *The Relationship Between the Mechanism Formation of Microstructure and of Plasma-Sprayed Coatings*. Thin Solid Films, *83*, 297 - 310 (1981).

STRATURI DE FERO-CROM-ALUMINIU DEPUSE PRIN PULVERIZARE TERMICĂ UTILIZATE ÎN RECONDIŢIONAREA ARBORILOR COTIŢI

(Rezumat)

Prezenta lucrare prezintă structura straturilor de fero-crom-aluminiu obţinute din sârmă, prin pulverizare termică în arc electric - utilizate la recondiţionarea arborilor cotiţi. Datele ştiinţifice referitoare la structura straturilor de fero-crom-aluminiu obţinute oferă informaţii cu privire la instabilitatea procesului de pulverizare termică în arc electric şi la cerinţele stricte pentru recondiţionarea arborilor cotiţi.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 4, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MATHEMATICAL MODEL AND COMPUTER PROGRAM FOR DEVELOPING ENERGY BALANCES IN HEAT TREATMENT FURNACES

BY

UDRISTE MIHAI*, MUŞAT DORIAN*, GABA AUREL*

Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract.

This study presents the mathematical model to calculate actual and optimal energy balances for heat treatment furnaces used in the metallic materials industry.

In order to optimise the operation of these types of furnaces, the following measures that fall into two categories are considered:

A. Measures that do not require investments, such as:

• operation with optimal productivities, for which energy consumptions are minimum;

• conducting thermal treatments diagrams according to those set by technology;

• operation with minimum excess air coefficients;

• follow up of furnace operation under actual operation conditions and respectively after updating activities.

B. Measures that require investments, such as:

• replacement of the recovering device so as to obtain increased temperatures for preheating the combustion air and respectively the fuel, if appropriate;

• introduction of a gas-dynamic sealing system for the working openings of the furnace;

• replacement of the burner installation with higher performance burners to allow operation with excess air coefficients as low as possible, reducing pollutant emissions at the same time;

• update of the burning process management system and of the furnace automation system.

The quantification of these measures within the energy balance requires laborious calculations, which lead to mathematical model transcription into a calculation program in Microsoft EXCEL. Using this program, we can quantify the effect of each measure with a view to reducing furnace energy consumption.

An application of this computer program for a heat treatment furnace is presented for operation both under actual conditions and under conditions where various optimization measures are implemented.

Key words: mathematical model, computer program, energy balance, furnace, heat treatment

1. Introduction

The metallic materials industry is one of the high energy consuming branches, and the highest part of the energy is required as thermal energy. Efficient energy use in metallurgy is not a simple issue because of high production capacities of industrial installations, as well as because of the complexity of the technological processes that take place. As natural energetic resources are not renewable and more and more expensive, their use needs reconsideration by saving methods, methods to reduce loss and to update energy consuming installations and technologies.

An analysis study of energy consumptions can be conducted based on energy balances, developed for installations, aggregates, technological processes. This analysis, named *energetic audit* as well, aims to set the necessary directions and measures, technical and organizational, to eliminate and reduce loss and to value secondary energetic resources as efficiently as possible [1, 2].

The sector of heat treatment furnaces is included among those with high energy consumptions in the metallic materials industry. In order to reduce the energetic consumptions of heat treatment furnaces, the following measures are considered, falling into two categories in terms of investments:

A. Measures that do not require investments:

- operation with optimal productivities, for which energy consumptions are minimum;
- conducting thermal treatments diagrams according to those set by technology;
- operation with minimum excess air coefficients;
- follow up of furnace operation so as the working openings should be closed as long as possible.

B. Measures that require investments:

- introduction of an air pre-heater or its updating, so as to obtain increased temperatures for pre-heating the combustion air and respectively the fuel, if appropriate;
- introduction of a material pre-heater;
- introduction of a gas-dynamic sealing system for the working openings of the oven;
- replacement of the burner installation with high performance burners (e.g. recuperative), to allow operation with lower excess air coefficients, reducing pollutant emissions at the same time;
- update of the burning process management system and of the furnace automation system;
- replacement of thermal insulation systems based on massive masonry made of refractory bricks by using ceramic fibre-based materials [1].

As thermal treatment furnaces are high energy consuming installations, with high fuel consumption and low efficiency, it is necessary to develop a

more detailed analysis for the possibilities to improve operation systems using modern technologies.

The most used analysis method for the processes taking place in a thermal-energetic system is based on energy balance. The purpose of the energy balance is to know the energy flows within the boundaries of the analysed process, in order to find out energy consumptions, useful energy flows and energy losses. By finding out these energy flows, it is possible to set measures to rationalise consumptions or losses, by saving energy for components that allow for proper technical and organizational measures to be applied [1, 2, 3, 4].

Optimization of each technological process is based on a mathematical model that must reproduce the respective process as truthful as possible, the mathematical model is the main element in conducting the process, characterized by two variable values: energy input and output flows [1].

2. Mathematical model description

As the energy balance sets the heat quantities and the technical and economical indexes in detail, it represents the most efficient method to identify ways to save and rationalize the fuel consumption.

The mathematical model of the energy balance for heat treatment furnaces expresses the conservation of energy principle, according to the relation:

$$\sum_{i=1}^{a} Q_{i_i} = \sum_{j=1}^{b} Q_{e_j} \tag{1}$$

where Q_{i_i} and Q_{e_j} are input, respectively output heat quantities, as related to the framework set for the balance. The heat quantities Q_{i_i} and Q_{e_j} are calculated with relations found in the specialised literature [1, 2, 3, 4, 5], depending on certain parameters.

By applying the mathematical model, using the parameters measured directly on the operational heat treatment furnace, the actual energy balance is obtained.

The technical and organizational measures resulted following the analysis of the actual energy balance lead to energy saving which, deducted from the energy loss components set in the actual balance, set part of the heat quantities of the optimal energy balance. The other components are obtained from the relation (2):

(2) $$\sum_{k=1}^{c} Q_{i_k}(C_0) + \sum_{l=1}^{a-c} Q_{i_l} = \sum_{m=1}^{d} Q_{em}(C_0) + \sum_{n=1}^{b-d} Q_{e_n}$$

where C_0 is the optimal fuel flow.

The quantification of these measures within the energy balance requires laborious calculations, as not only the characteristics of the furnace, but also the characteristics of thermally treated materials should be considered.

An optimal balance mathematical model for all heat treatment furnaces can be used only if the particularities of each separate furnace are taken into account. This condition is met by the model shown below by using generally valid relations, where certain parameters are found out directly by the model, and the others are found out by each separate furnace by the energetic and technology specialists supervising the respective furnace.

The mathematical model has been designed so as to be used for both continuous and discontinuous running furnaces. Also, the mathematical model takes into account the situations where heat treatment furnaces are provided or not with air-preheating devices, developing both separate balances for the furnace and the recovery device, as well an on the boundary including the furnace and the recovery device together. Based on the data from the measurements performed for the operational furnace and recovery device (if available) and of the other parameters in the calculations, using relation (1), the actual energy balances are developed for the furnace, recovery device and the general balance, setting in detail the input and output heat quantities, the amount of input heat, the amount of output heat and technical and economical indexes, for each separate boundary.

Following the analysis of the actual energy balance, the energetic and technology specialists supervising the respective installation develop an action plan. The measures and actions to save energy are usually proposed in stages, because of financial limits [1].

Following these measures, there are new values resulted for certain characteristic parameters for each installation, which will serve as calculation data for the optimal energy balance, namely:

- excess air coefficients in the burning installation, at furnace exit, at pre-heater entry, at pre-heater exit;
- preheated air temperature;
- preheated material temperature;
- maximum admitted temperature of the burning gases at pre-heater entry;
- number of open holes;
- opening duration for each hole.

On the other hand, in order to develop the optimal energy balance, the mathematic model contains certain generally valid relations; some of them resulted from the following assumptions:

- burning is complete;
- the air flow introduced in the burning installation is equal to the one exited from the air pre-heater and is found out from the equations of complete burning at the imposed excess air coefficient when entering the burning installation.

Based on these assumptions and on the values of the parameters modified following the analysis of the actual energy balance, the optimal fuel flow is found out from a relation type (2), where the temperature of the burned gas at furnace exit is assumed to be equal to the one in the actual energy balance.

The mathematical model has been transposed into an electronic calculation sheet in Microsoft EXCEL and tested for various types of heat treatment furnaces. The development of this model took into account the possibility to be used for a number of types of heat treatment furnaces as large as possible, as well as the adaptation possibility, by small changes, so as their use for other heating furnaces should be possible. The mathematical model presented allows reduction of the necessary time to develop and analyse the energy balances in order to save energy.

An example of using the energy balance calculation program is presented for a heat treatment furnace.

3. Results of the program for developing energy balances for heat treatment furnace

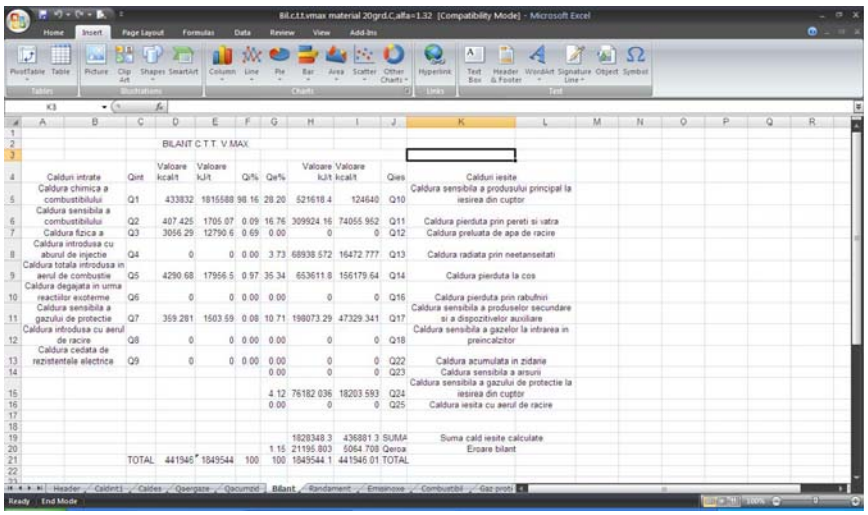
A heat treatment furnace is a continuously running annealing furnace, with roll hearth, for wire coils made of various types of low carbon steels. The entire installation is made of loading table, actual furnace, cooling area and extraction table. All roll transportation systems are operated by chain wheels and roll chains. The wire coils are transported with craned on grids, places on the stationary rolls of the loading table. They pass through the three areas of the furnace, areas with temperatures adjusted according to the provided annealing program. The furnace is heated by radiant tube burners placed above and below the transportation rolls. The exhaust gases are aspirated from each area by the collecting channel passing above the furnace. The burned gas exhaust control is made by the manually handled valves, installed in intermediate channels and a main valve controlled in an automated way by the pressure command. The measurement and adjusting installation has to produce and maintain in an automated way the temperatures adjusted by the reference value, related to the prescribed thermal treatment diagrams. Also, the prescribed report for the natural gas – air mixture is maintained in an automated way. The natural gas pressure is adjusted using the pressure adjusting device.

Between the two doors of the oven, protection gas made of: 6% CO, 6% H_2 and 88% N_2 is introduced.

The heating is made by radiant tube burners with natural gas. The maxim natural gas flow for the furnace is 100 Nm^3/h. The maximum combustion air flow is 1 200 Nm^3/h, and the quantity of the burned gas is about 1300 Nm^3/h.The temperature of the exhausted flue gases is about 600 °C. The automation installation adjusts the furnace temperature and the gas-air ratio in each area of the furnace. The furnace casing is made of a profiled steel framework with metal sheet covering.

An overview of this thermal treatment furnace is shown in fig.1.

Fig. 1 - Overview of a heat treatment furnace.



BILANT C.T.T. V.MAX

4	Calduri intrate	Qint	Valoare kcal/t	Valoare kJ/t	Q/%	Qe%	Valoare kJ/t	Valoare kcal/t	Qies	Calduri iesite	
5	Caldura chimica a combustibilului	Q1	433832	1815588	98.16	28.20	521618.4	124640	Q10	Caldura sensibila a produsului principal la iesirea din cuptor	
6	Caldura sensibila a combustibilului	Q2	407.425	1705.07	0.09	16.76	309924.16	74055.952	Q11	Caldura pierduta prin pereti si vatra	
7	Caldura fizica a	Q3	3056.29	12790.6	0.69	0.00	0	0	Q12	Caldura preluata de apa de racire	
8	Caldura introdusa cu aburul de injectie	Q4	0	0	0.00	3.73	68938.572	16472.777	Q13	Caldura radiata prin neetanseitati	
9	Caldura totala introdusa in aerul de combustie	Q5	4290.68	17956.5	0.97	35.34	653611.8	156179.64	Q14	Caldura pierduta la cos	
10	Caldura degajata in urma reactiilor exoterme	Q6	0	0	0.00	0.00	0	0	Q16	Caldura pierduta prin rabufniri	
11	Caldura sensibila a gazului de protectie	Q7	359.281	1503.59	0.08	10.71	198073.29	47329.341	Q17	Caldura sensibila a produselor secundare si a dispozitivelor auxiliare	
12	Caldura introdusa cu aerul de racire	Q8	0	0	0.00	0.00	0	0	Q18	Caldura sensibila a gazelor la intrarea in preincalzitor	
13	Caldura cedata de rezistentele electrice	Q9	0	0	0.00	0.00	0	0	Q22	Caldura acumulata in zidarie	
14						0.00	0	0	Q23	Caldura sensibila a arsuri	
15						4.12	76182.036	18203.593	Q24	Caldura sensibila a gazului de protectie la iesirea din cuptor	
16						0.00	0	0	Q25	Caldura iesita cu aerul de racire	
19							1828348.3	436881.3	SUMA	Suma cald iesite calculate	
20						1.16	21196.803	5064.708	Qeroa	Eroare bilant	
21		TOTAL	441946	1849544	100	100	1849544.1	441946.01	TOTAL		

Fig. 2 - Structure, as a screenshot of the EXCEL program, of the actual energy balance, for the maximum operation system for the actual heat treatment furnace.

The actual energy balances have been calculated using the mathematical model, based on the measurements performed for the operational heat treatment furnace. Fig.2 shows, as a screenshot of the EXCEL program, the structure of the actual energy balance, for the maximum operation system for an actual thermal treatment oven (without cooling area, as we meant to highlight the effectiveness of the mathematical model use in analysing energy saving measures).

Also, the structure of the actual energy balance for the maximum operation system is shows in fig. 3,in the graphic form developed by EXCEL, and in fig. 4 the actual energy balance for the minimum operation system is shown, where various quantities of heat entered [in % of total heat input] and exited [in % of total heat output] are:

Q1- fuel chemical heat; Q2- fuel sensitive heat; Q3- load physical heat; Q5- total heat introduced by the combustion air; Q7- sensitive heat of the protection gas at the entry; Q10- sensitive heat of the main product at the exit of the actual furnace; Q11- heat lost through walls and hearth; Q13- radiant heat through non-tightened parts; Q14- heat lost at the chimney; Q17- the sensitive heat of the secondary products and auxiliary devices; Q24- sensitive heat of the protection gas at the furnace exit; Qeroare- error when closing the energy balance.

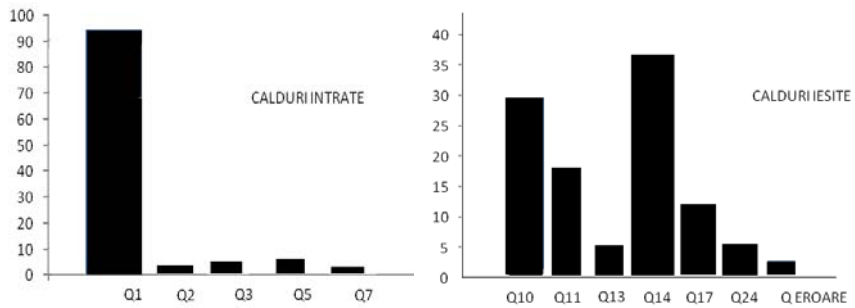


Fig. 3 - Structure of the actual energy balance for the maximum operation system, in the graphic form developed in EXCEL program.

The analysis of the operation of heat treatment furnace leads to the application of certain measures to reduce fuel consumption that we can quantify by mathematical model application.

Therefore, by mathematical model application, under different operation conditions with different excess air coefficients, beginning with the actual situation up to a minimum value of the excess air coefficient obtained with the highest performance radiant tube burners, optimal energy balances are developed, from where specific fuel consumptions shown in fig. 5 result.

Similarly, by introducing a material pre-heater, optimal energy balances are developed for various material pre-heating temperatures, from where specific fuel consumptions shown in fig. 6.

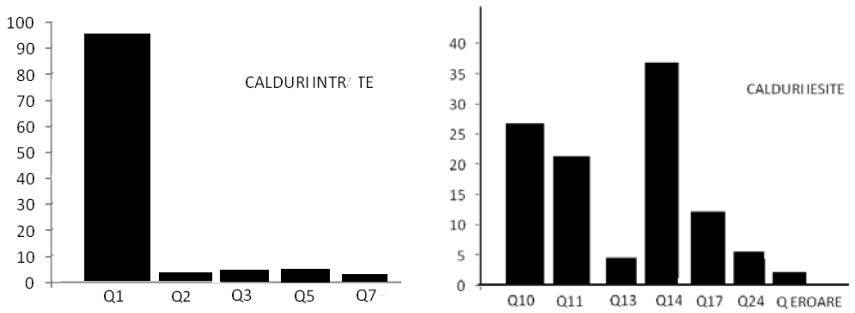


Fig. 4 - Structure of the actual energy balance for the minimum operation system, in the graphic form developed in EXCEL program.

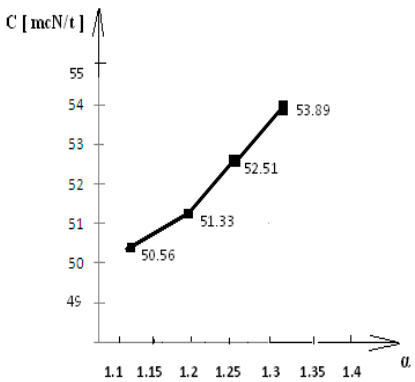


Fig. 5 - Specific fuel consumption , C,depending on the excess air coefficient α.

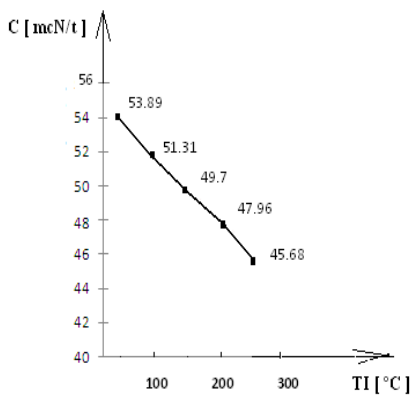


Fig. 6 - Specific fuel consumption ,C, depending on the material pre-heating temperature TI.

4. Conclusion

The mathematical model for calculating actual and optimal energy balances of heat treatment furnaces, used in the metallic materials industry, allows the development of actual energy balances based on data measured during operation and of optimal energy balances, based on measures to reduce fuel consumption. The mathematical model has been transposed into an EXCEL program, in order to automate calculations and applied for various

types of heat treatment furnaces for validation. An application for a continuously running annealing furnace presents actual energy balances, based on the data measured during operation, in maximum and minimum system respectively. Also, by applying the mathematical model under different operation conditions with different excess air coefficients, starting from the actual situation up to a minimum value of the excess air coefficient obtained with the highest performance radiant tube burners, optimal energy balances are developed, from where specific fuel consumptions result.

Similarly, by introducing a material pre-heater, optimal energy balances are developed for various material pre-heating temperatures, from where specific fuel consumptions result.

Therefore the mathematical model usefulness for performing energetic audits for heat treatment furnaces used in metallic materials industry is fully justified.

Received: April 14, 2011

[*] *Valahia University of Târgovişte*

R E F E R E N C E S

[1]. Gaba, A., Vâlceanu S., Catangiu, A., Paunescu, L., Auditul energetic în metalurgie (Energetic Audit in Metallurgy), Ed.Bibliotheca, Targoviste, 2003.

[2]. Răducanu, C., Pătraşcu, R., Paraschiv, D., Gaba, A., Auditul energetic (Energetic Audit), Ed. AGIR, Bucuresti, 2000.

[3]. Berinde, T. a.a., Întocmirea şi analiza bilanţurilor energetice în industrie (Development and Analysis of Energy Balances in Industry), Ed. Tehnică, Bucuresti, 1976

[4]. Carabulea, A. a.a , Modele de bilanţuri energetice reale şi optime (Actual and Optimal Energy Balances Models), Ed. Academiei, Bucuresti, 1962.

[5]. Carabogdan, I.G. a.a., Bilanţuri energetice. Probleme şi aplicaţii pentru ingineri (Energy Balances. Problems and Applications for Engineers), Ed. Tehnică, Bucuresti, 1986.

MODEL MATEMATIC ŞI PROGRAM DE CALCULATOR PENTRU ELABORAREA BILANŢURILOR ENERGETICE LA CUPTOARELE DE TRATAMENTE TERMICE

(Rezumat)

Lucrarea prezintă modelul matematic de calcul al bilanţurilor energetice reale şi optime ale cuptoarelor de tratamente termice utilizate în industria materialelor metalice.Cuantificarea acestor măsuri în cadrul bilanţului energetic necesită calcule laborioase, ceea ce a condus la transcrierea modelului matematic, într-o foaie

electronică de calcul sub programul Microsoft EXCEL. Cu ajutorul acestui program putem cuantifica efectul fiecărei măsuri în vederea reducerii consumului de energie al cuptorului. O aplicaţie a acestui program de calculator pe un cuptor de tratamente termice se prezintă pentru funcţionarea în condiţii reale, cât şi în condiţiile în care sunt realizate diverse măsuri de optimizare.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

STUDY ON THE SIMULATION SOFTWARE OF THE BIOREMEDIATION PROCESS THROUGH BIOPILE TECHNIQUE

BY

ALINA MONICA URS (NEDELCU)*, VALER MICLE and FLORIN POTRA

Technical University of Cluj-Napoca,
Faculty of Materials and Environmental Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. In this article preliminary studies for a software design used to control parameters in a bioremediation process are presented. The biopile technique is proposed to achieve bioremediation. This technology has proven effectiveness in the remediation of soils contaminated with hydrocarbons, having lower operating costs and less pollutant than other methods. The parameters considered are: O_2, pH, soil moisture and soil temperature. The high effectiveness requires good knowledge of the changes of parameters during the bioremediation process. The purpose of this research reflects the description of SCADA system used in the design of the software which allows the control of parameters with direct influence on the bioremediation process.

Key words: biopile, bioremediation, automation control system.

1. Introduction

Environmental issues are very important, mainly because of local pollution produced in the sectors of petroleum and mining holdings, in the ore

* Corresponding author; *e-mail:* Alina.URS@im.utcluj.ro

and the oil processing industries, chemical industry, wood and pulp processing industry, metallurgy, electrical and mechanical engineering, cement industry, transportation and agriculture (Constantinescu, (2008).

Biodegradation has proved to be an adequate technique for the following groups of pollutants: petroleum hydrocarbons, waste oil from petroleum exploitation, sludge and oil residues, waste products and basic organic chemicals, halogenated organic compounds, complex compounds and polycyclic aromatic hydrocarbons, pesticides, nitrates and sulphates, heavy metals (RESOLMET – etapa II 2008).

The aim of the bioremediation process is to achieve optimal conditions and favorable treatment of the hydrocarbons contaminated soil using microbial strains.

2. SCADA System (*Supervisory Control and Data Acquisition*)

SCADA, an acronym for "*Supervisory Control and Data Acquisition*" may be called the Human-Machine Interface (operator interface) through which an operator can monitor and / or control a particular technological process. Also an important function of this system is the continuous acquisition of data, through which can be achieved the effective analysis of the technological process as well the implementation of prediction algorithms through which the development of the process in time may be described.

The SCADA system structure is complex, encompassing from the supervisory system (also called process computer), the communication system, a central host computer server (with role of local data centralizer) to the sensors and field data interface devices required to monitor the technological process. All components which implement SCADA system are very important because they affect the operations of monitoring and control the process, and the data acquisition function of the process.

The technological process is influenced by many variables; therefore these should be monitored and controlled so that they fall within a prescribed range of values, known as technological recipes.

The SCADA systems are generally operated in three types of working conditions. These are:

- Manual operating mode in which commands are given directly to actuators and the process computer only keeps track of the facility parameters;
- Automatic operating mode in which the process computer controls the process based on the technological recipes;
- User operating mode in which the human makes use of sequential logic wired of the conventional automation facilities, working under controlled condition by prescribed reference.

Given the large number of variables needed to be controlled, two solutions are proposed:

- First in which each control loop includes a numeric direct-action controller that communicates with the PC directly on the serial interface;
- Second that uses a programmable logic controller that takes values from sensors and transducers of the process, communicates with the PC, and has implemented control algorithms required for the commands' synthesis of controlled facility.

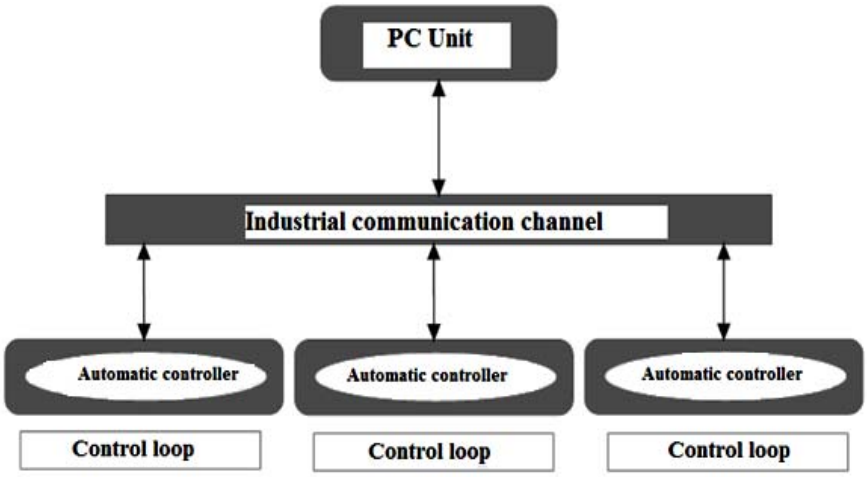


Fig. 1 – The SCADA system with numeric direct-action controllers.

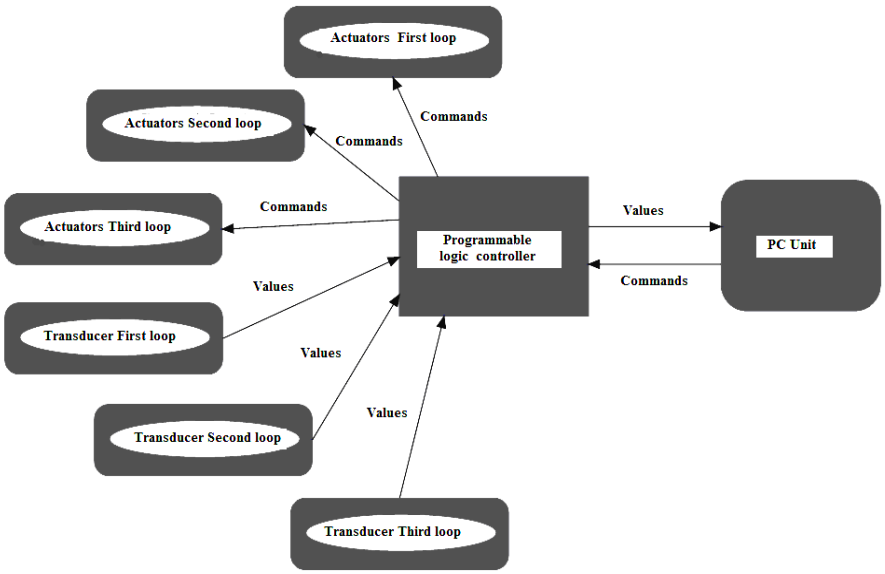


Fig. 2 – The SCADA system with programmable logic controller.

The inclusion of SCADA systems into system configuration has major benefits as flexibility, reliability, safety and high performance.

Data collection and the provision of an interface to control specific equipment are the main functions of SCADA systems.

The main functions of SCADA system that will be implemented for the bioremediation facility are:

- processing signals from sensors and transducers;
- signal filtering;
- generating of the measurements database;
- generating reports of events that occurred at the technological facility;
- post-processing of acquired data;
- the commands' synthesis at the actuators;
- implementation of the control loops;
- communication management;
- generation of the technological networks.

Transducers will be used for the monitoring and control of the facility. The transducers or smart sensors convert electrical and non-electrical signals by transforming the measured signal in a unified electrical signal typically 4-20 mA or 0-10V. Functions will be implemented in the programmable logic controller or PC. These functions transform the signals transmitted by transducers in values that can be retrieved and processed by the programmable logic controller or PC.

3. Control Loops of the Facility

The bioremediation process is influenced by the following parameters: the flow nutrient supply of the soil irrigation system, the level of water in the drainage basin used for the storage of water discharged by the drainage system, the compressor pressure of the ventilation system.

Because this process is continuous and long process, the parameters that maintain the pile unaffected must be monitored constantly as for no damage of the pile taken for analysis to occur. The steady supplies of both air, assured by an aeration system, as well as water, used by the irrigation system, are also needed. Also, the irrigation system should be performed in conjunction with the drainage system to avoid failures which would result in the failure of the bioremediation facility.

The water supply will be performed from a 50 L tank, with a constant flow assured by a metering pump.

The systems of irrigation and aeration affect both the drainage system and the analyzed soil pile. The pile of soil, proposed for analysis, and the dynamic of the drainage system can be rated by the amount of water introduced into the soil and the efficiency of aeration system. Since each variable that determines the quality of the desired pile is influenced by several disturbing

elements, for each parameter a control loop is recommended.

Control loops must be achieved for the automatic control of the following process parameters: flow, temperature and pressure.

The control loop for each parameter is shown in Fig. 3, which has as elements:

- controller;
- actuators;
- technological process;
- measuring element (transducer).

Since the system requirements are very high, the optimal controller is a PID controller. The controller is provided with a function in the programmable logic controller.

Each parameter should be maintained within a certain range of values, because too high variation of those parameters could cause more damage to the finished product or even more damage to the facility. The transfer function of the PID controller is given by the following differential equation:

$$u(t) = K_p \left[e(t) + \frac{1}{T_i} \int_0^t e(t)dt + T_d \frac{de(t)}{dt} \right] \tag{1}$$

where: u (t) – the controller output

e (t) – tracking error

K_p – proportional coefficient

T_i – integer time constant

T_d – derivative time constant

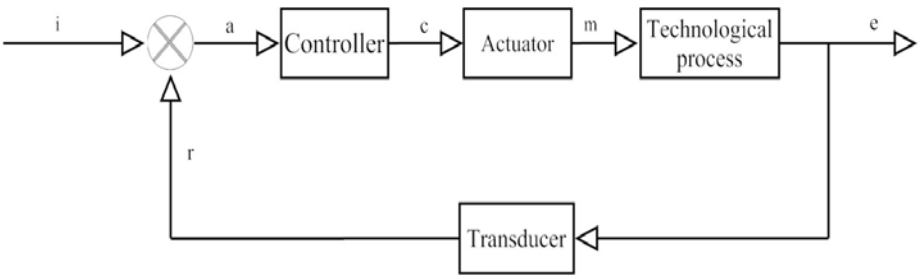


Fig. 3 – The control loop of each parameter; *i* – Input; *a* – error; *c* – control input; *m* – output regulator; *e* – output.

The automation system of the biopile bioremediation process consists of three subsystems:

- ***The irrigation subsystem*** will provide the irrigation of soil with clean water or water laden with different bacteria, at a certain temperature depending on

soil characteristics. This subsystem will be used for further analysis.

- ***The drainage subsystem*** will provide the soil drainage by collecting the effluence in the drainage basin. This subsystem is closely related to the irrigation subsystem, as the proper functioning of the facility to not be damaged.
- ***The aeration subsystem*** will provide the continuous or delayed aeration of the pile of soil depending on the analysis carried out later. This subsystem is freestanding being independent of the other two subsystems. To maintain a constant temperature of the water, circulated through the irrigation subsystem, two temperature transducers, that provide a voltage signal proportional to temperature, will be used. The circulated water temperature will be measured at two points: the water basin and the ambient environment. The sensors are:
  - T-type thermocouple, for the water basin;
  - LM35, for the ambient environment.

In the water basin is also introduced a level transducers to detect at any time if the water in the basin drops to a critical level. If this drop level is notified, the water supply of the basin is controlled through a controlled charging valve. This terminal transducer is very useful because with its help the water level is constantly maintained in the basin. This is extremely necessary in this lengthy ongoing process which runs at the desired temperature depending on the type of analysis performed. The water is circulated through the irrigation subsystem by a centrifugal pump with a maximum flow of 10 L/min.

Based on the data taken from the temperature transducers, the programmable logic controller via the software implemented in it, is able to send commands to the actuators. The programmable logic controller determines which actuators should be controlled so that the circulated water temperature remains constant. In this case the following elements are operated:

- thermally sensitive resistance element, if the circulated water must be heated;
- the controlled charging valve available in the water-supply network (5-15ºC), if the circulated water must be cooled;
- the controlled charging valve available in the water-supply network (5 – 15ºC), if the water level in the basin is below 90 % of rated capacity.

The programmable logic controller controls the water supply of the basin by a controlled charging valve, with the help of the level sensor placed in the drainage basin of the drainage subsystem. A mismatch between the two sensors could cause malfunction of the entire automation system.

The adequate aeration of soil is obtained by air flows between 0.93 and 12.28 m^3/min and pressures between 5.5 and 15 bars performed by the aeration subsystem. Depending on the time that soil aeration is expected, the programmable logic controller will send commands to actuators in order to effectuate their tasks.

Table 1
Input Sensors

Cur. no.	Measured signal	The domain of the signal measured by PLC	Sensor	Sensor type	Characteristics
I1	Temperature of the cold water	0-5V	integrated	LM35	Linear transmittance 10mV/C, domain of measure -55-+150C, accuracy 0,5C
I2	Irrigation water tank level	discrete contact	Liquid Level Float switches	a-07188-90 Cole-Parmer	domain of measure - 23-105C, assemblage 3/8", 24Vdc
I3	Water tank temperature	80mV	thermocouple	R(or T)	accuracy 0,1C , domain of measure - 200+100C
I4	Collected water tank level	discrete contact	Liquid Level Float switches	a-07188-90 Cole-Parmer	domain of measure - 23-105C, assemblage 3/8", 24Vdc
I5	Ambient temperature	0-5V	integrated	LM36	

Table 2
Actuators

Cur. no.	Controlled signal / part of the facility	Output type from PLC	Actuator	Type	Characteristics
E1	Coolant of the irrigation water basin	contact	Electromagnetic valve	solenoid	24Vca, 10W, operating range 0-52C
E2	Temperature of the irrigation water basin	contact	Thermally sensitive resistance element	immersion	500W, 24Vca, isolated
E3	Irrigation water basin level	contact	Electromagnetic valve	solenoid	24Vca, 10W, operating range 0-52C
E4	Water irrigation circuit	contact	Pump	centrifugal	maximum 10l/minute, 24Vca
E5	Water drainage basin level	contact	Electromagnetic valve	solenoid	24Vca, 10W, operating range 0-52C
E6	Compressor command	contact	Electromagnetic valve	solenoid	24Vca, 10W, operating range 0-52C

The programmable logic controller is the basic element that continuously checks the data received from the facility transducers. Based on these elements the programmable logic controller establishes priorities and

operational parameters (modulation time) of the actuators. The programmable logic controller performs the auto-test operation besides taking the signal of the transducers and establishing of commands for the actuators. Through this operation it can be determined whether the measuring and control components of the facility are working properly. The auto-test of the facility is initialized at start-up.

The automation diagram of the bioremediation facility and the location of measuring and control elements are presented in Fig. 5. The details of the input sensors and the actuators are presented in Table 1 and Table 2.

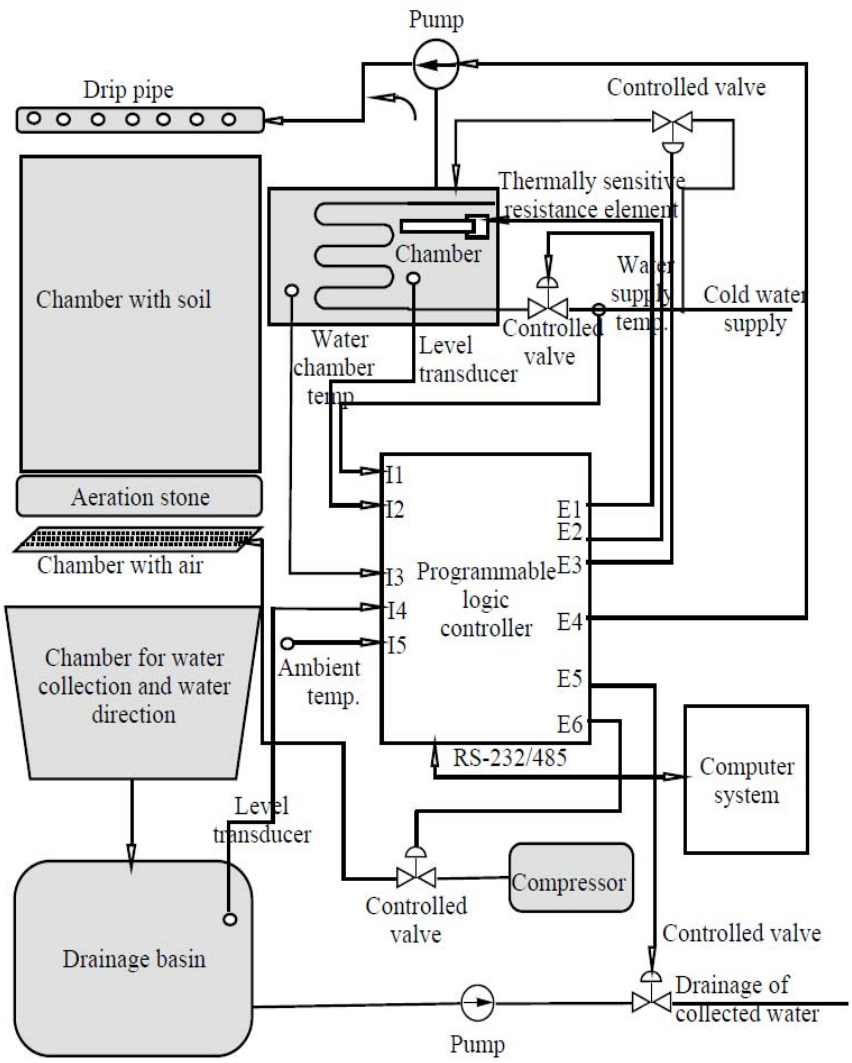


Fig. 4 – Automation diagram.

4. Conclusion

This paper present the solutions currently available, their advantages and disadvantages in designing the software used to simulate the bioremediation process through biopile technique. The monitoring and controlling of the facility is performed by SCADA system (Supervisory Control and Data Acquisition). This system allows continuous monitoring and control of both the parameters tracked by the facility, and its functional parameters. The system allows the permanent access of the users to the parameters, the intervention in case of malfunctions and to obtain relevant statistical data for further studies.

Future research will include a software application of cost estimation, which will allow the configuration of the facility components through update operations (add / edit / delete). This application will be useful to achieve a calculation of cost estimation for facilities of any scale.

REFERENCES

*** Raport ştinţific şi tehnic al proiectului, *Tehnologie inovativă de remediere a solurilor contaminate prin activităţile specifice industriei metalurgice – acronim RESOLMET* – etapa II 2008.

Constantinescu L., *Soil Pollution With Heavy Metals In Critical Areas*. Bulletin UASVM, Agriculture Series, **65**, *2*, 2008.

Ilaş C., Priboiana M., *Teoria sistemelor de reglare automată*. Îndrumător de laborator, Ed. Matrix Rom, Bucureşti, 2004.

Kodres C.A., *Coupled Water and Air Flows Through a Bioremediation Soil Pile*. Naval Facilities Engineering Service Center, Port Hueneme, USA, 1998.

STUDIU PRIVIND REALIZAREA UNUI SOFT PENTRU SIMULAREA PROCESULUI DE BIOREMEDIERE PRIN METODA BIOPILE

(Rezumat)

În acest articol se prezintă studii preliminare pentru realizarea unui soft utilizat pentru controlul parametrilor într-un proces de bioremediere. Se propune metoda „Biopile” pentru realizarea bioremedierii. Această tehnologie s-a dovedit eficientă în procesul de depoluare a solurilor contaminate cu hidrocarburi, înregistrând costuri de

funcţionare şi depoluare mai mici faţă de alte metode. Parametrii luaţi în considerare sunt: O_2, pH, umididate şi temperatura solului. Obţinerea unui randament ridicat necesită cunoaşterea variaţiei parametrilor în timpul procesului de bioremediere. Finalitatea cercetării reflectă crearea unui soft prin care se permite controlul parametrilor cu influenţă directă asupra procesului de bioremediere.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

THE CHARACTERIZATION (SURFACE ANALYSIS, NANOINDENTATION, TRIBOLOGY) OF SOME MAGNETRON-SPUTTERED TUNGSTEN CARBIDE COATINGS DEPOSITED ON A LOW CARBON ALLOY STEEL

BY

MIHAI-IONEL URSU[1*], CRISTIAN-FLORIAN IONESCU[2] and CONSTANTIN DUMITRU[3]

[1]“Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi,
[2] University of Piteşti,
[3]SC Automobile DACIA SA of Piteşti

Received: April 27, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The goal of this paper is to present aspects concerning the surface analysis (profilometry and SEM), the mechanical (hardness and elastic modulus) and tribological (friction, wear) behaviour of some tungsten carbide coatings, deposited by magnetron sputtering on a low carbon alloy steel (previously thermochemically treated). The surface analysis was done using a Mitutoyo SJ401 Profilometer and a FEI Scanning Electron Microscope with EDX. The nanoindentation and tribological tests were performed using a CSM Instruments type Nanoindenter, respective a Ball-on-disk tribometer and a Profilometer Surtonic S25 (Taylor Hobson). The results of the profilometer analysis revealed an improvement of the roughness state (0.36 → 0.30 microns), while the SEM analysis was done to investigate the surface before and after the tribological tests. The nanoindentation and the tribological tests showed a much better behaviour of the coated sample (higher hardness and better wear) compared with the characteristics of the un-coated (thermochemically treated) sample.

* Corresponding author; *e-mail:* mihai-ionel.ursu@daciagroup.com

Key words: coatings, profilometry, SEM, nanoindentation, tribology

1. Introduction

Over many decades, a large amount of research has been given over to the study of different solutions / equipments destined to the coatings characteristics measurements. This has been driven by the importance of mechanical devices (presenting coatings) within the modern era. A reliable observable technological trend is toward the miniaturization and, therefore, many discussions have been held among scientists, technologists and non-specialists, about the possibility to produce mechanical devices with dimensions measured at the micro/nano-scale, and the term 'nanotechnology' has evolved to encompass a whole range of research focused in this general area (Cao, 2004). But, there is still a limited relevance to the use of macro-scale testing for predicting nano-scale behaviour (Achanta *et al.,* 2005).

The purpose of this work is to investigate the behavior of the surface using the profilometer and the scanning electron microscopy analysis, the mechanical (hardness and elastic modulus) behaviour using an equipment with high precision, a nanoindenter, capable of achieving indentation to order of nano or micro, and tribological (friction, wear) behaviour of some tungsten carbide coatings, deposited by magnetron sputtering on a low carbon alloy steel.

2. Surface Analysis

2.1. Roughness Analysis (Profilometry)

The roughness test was done taking into account that this characteristic of the deposited layers has a big influence over the friction and wear behaviour. For this test, a profilometer Mitutoyo SJ400 - type, with a regular-conic tip, was used. The testing conditions were:

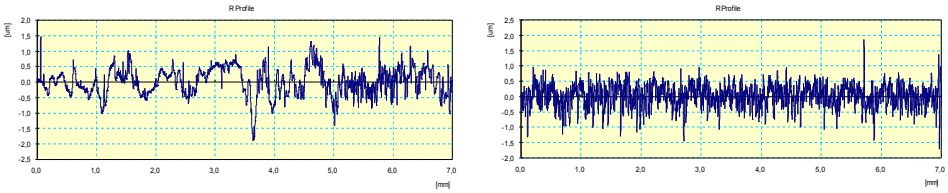
Standard	ISO 1997	Evaluation length	7.0mm
Profile	R	Cut-Off	2.5mm
Range	800um	Filter	GAUSS

The environmental conditions were: Temperature 24 ± 3°C; Humidity 18 ± 2 %. For each sample, more measurements (five) of the surface roughness, on different areas, were realized.

The measurements revealed that the average roughness value of the uncoated sample (before deposition) was Ra=0.36μm.

After deposition, even if the thickness of the layer is lower than 10 microns, and in this way it follows the shape of the substrate, an improvement

(meaning roughness reduction) was observed. The results of the tests show an average roughness of the coated sample Ra=0.30μm.



a *b*

Fig. 1 – The surface of the sample before (*a*) and after (*b*) deposition.

2. 2. SEM EDX Analysis

The SEM analysis was done in order to investigate the surface of the coated sample before and after the tribological tests. The tests were realized at a magnification of 3000x, using both the secondary electron microscope, for analyzing the surface (morphology), and the EDX technique for mapping the surface elements.

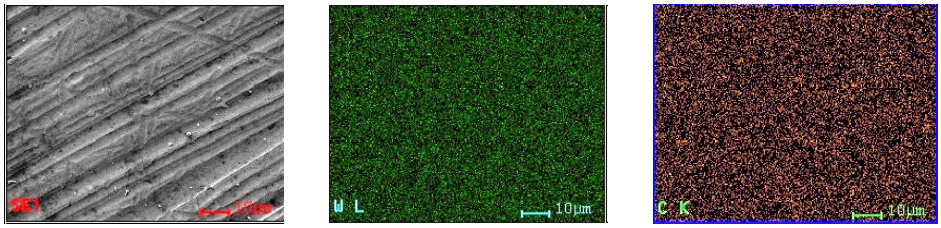


Fig. 2 – The Morphology and EDX analysis before tribological tests.

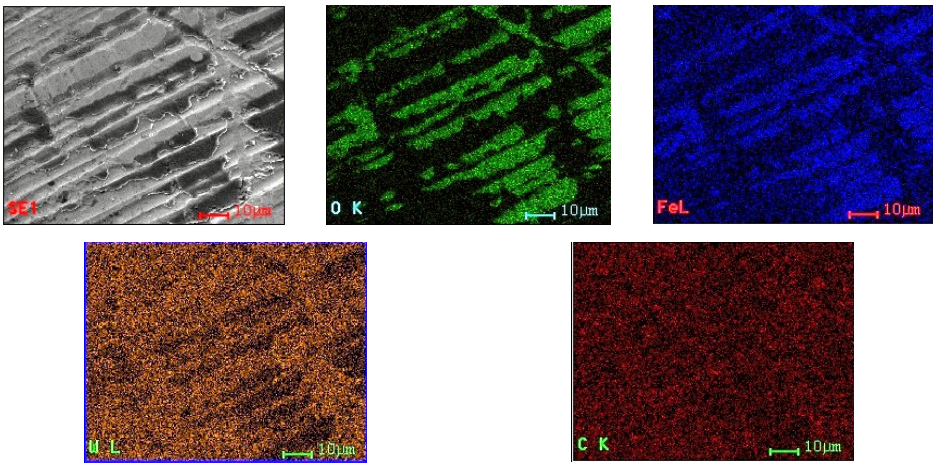


Fig. 3 – The Morphology and EDX analysis after tribological tests.

The morphology of the coated sample surface shows the same in both cases, before and after the tribological tests.

An EDX analysis was realized, using the mapping function to check the distributions of the elements on the analyzed surface. In the case of the sample analyzed before the tribological tests, a concentration of tungsten and carbon was determined, confirming the composition of the coating. But, in case of the sample analyzed after the tribological tests, it is interesting to observe that, on the wear track caused by the tests, there have been detected some traces of the elements (iron oxide) of the ball used for the wear tests. This proves that the material of the ball was removed / deployed, probably because of the high hardness of the coating.

3. The Mechanical and Tribological Characteristics

3.1. The Mechanical Characteristics - Nanoindentation Tests

The Nanoindentation tests were performed using a CSM Instruments Nanoindenter (Micro-Combi Tester + NHT with Berkovich diamond tip). The testing conditions were: Load → 263 mN; Max. penetration depth → 804 nm; Frequency of data acquisition → 5 Hz; The method of data calculation → Oliver & Pharr; Environmental conditions → Temperature 22 ± 3ºC, Humidity 18 ± 2 %.

Five indentations were done for one sample. The results of the tests are presented in Table 1.

Table 1
Results of the Nanoindentation Tests

Indentation no.	$F_{max.}$* [mN]	$h_{max.}$* [nm]	HV * [kgf/mm^2]	E_r* [GPa]	$HV_{med.}$* [kgf/mm^2]	$E_{r\ med.}$* [GPa]
1	223,23	802,91	2281,17	257,96	**2550,20**	**264,04**
2	223,47	803,70	2268,71	259,59		
3	233,10	801,88	2460,05	261,88		
4	262,81	801,08	2952,61	277,85		
5	247,92	801,53	2788,45	262,92		

where: * Fmax. = Maximum load [mN]; hmax. = Maximum penetration depth [nm]; HV = Vickers hardness [kgf/mm^2]; Er = Young's modulus [GPa], HVmed. = Medium hardness [kgf/mm2], Er med. = Medium Young's modulus [GPa]

The nanoindentation test revealed that the hardness of the tungsten carbide coated sample (1550,20 HV) is much higher than the one of the un-coated, thermochemically treated sample (~ 800 HV).

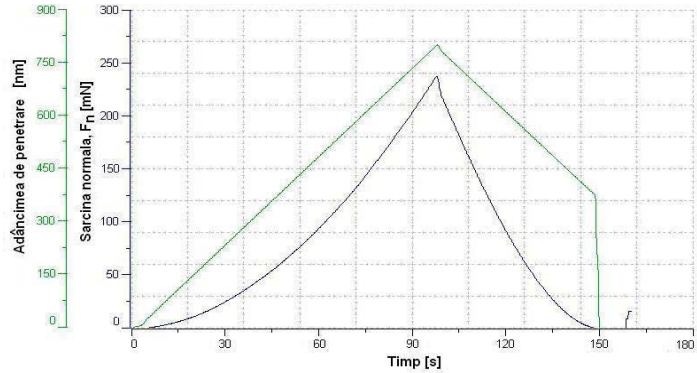


Fig. 4 – The variation of the penetration depth and of the normal load, as a function of the time – tungsten carbide coated sample.

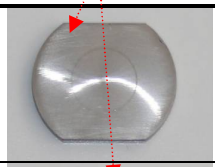
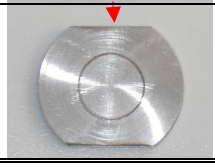
This high hardness value of the tungsten carbide coated sample is corroborated with relatively high value of the Young's modulus (264,04).

3.2. The Tribological Characteristics

The Testing Equipment was a Ball-on-disk tribometer with rotative module (CSM Instruments) and a Profilometer Surtonic S25 (Taylor Hobson) with standard tip.

The Testing conditions were: Normal load → 10 N; Linear speed → 0,5 cm/s; Radius → 8 mm; Frequency of a rotation → 6 rot / min.; Duration / Distance covered / no. of testing cycles → 1 h / 18,2 m / 362 cycles; Frequency of data acquisition → 5 Hz; Static partner → 100Cr6 steel ball, 6 mm diameter; Environmental conditions → Temperature 22 ± 3ºC, Humidity 18 ± 2 %.
The results of the tests are presented in table 2:

Table 2
Results of the Tribological Test

Sample	**Medium friction coeff. med**	**Maximum friction coeff. max**	**Wear rate** [$mm^3/N \cdot m$]	**Wear track**
After coating	**0,587**	0,725	**144,5 x 10^{-6}**	
Before coating	**0,767**	0,865	**247,1 x 10^{-6}**	

The tribological test revealed that the coated sample presents better wear and friction behaviour compared with the un-coated sample. It is interesting to remark that the coated sample exhibits a much better wear behaviour than the un-coated, thermochemically treated sample.

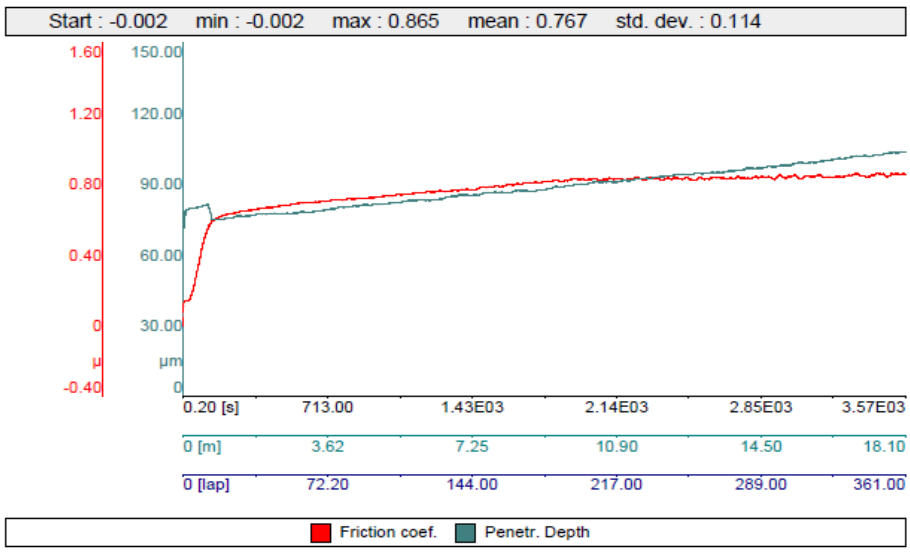


Fig. 5 – The variation of the friction coefficient and penetration depth, as a function of the duration, distance and testing cycles number – sample before coating.

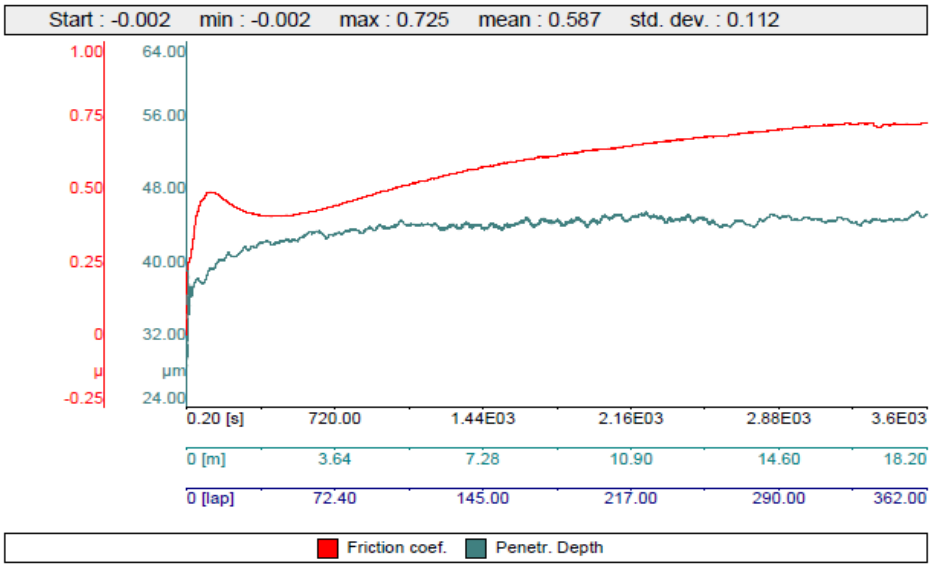


Fig. 6 – The variation of the friction coefficient and penetration depth, as a function of the duration, distance and testing cycles number – tungsten carbide coated sample.

3. Conclusion

This paper investigated the surface characteristics (profilometry and SEM), mechanical and tribological behavior of some magnetron sputtered tungsten carbide coatings, deposited on low-carbon alloy steel (previously thermochemically treated).

After deposition an improvement (meaning roughness reduction) was observed, from Ra=0.36μm to Ra=0.30μm, decreasing in this way the friction coefficient.

The morphology of the coated sample surface shows the same in both cases, before and after the tribological tests. Following the EDX analyses was detected some traces of the elements of the ball used for the wear test, this show a superior hardness of the coating.

Analyzing both the nanoindentation and tribological results, it can be noticed that the tungsten carbide coated sample presents better characteristics than the un-coated (only thermochemically treated) sample, associating a lower friction coefficient with good wear behaviour and high values of the hardness (2550 HV, compared with ~800 HV – the sample in thermochemical treatment state) and elastic modulus (264 GPa).

REFERENCES

Cao G., *Nanostructures and Nanomaterials*. Hackensack: World Scientific Publishing Company Inc., 2004.

Achanta S., Drees D., Celis J.-P., *Friction and Nanowear of Hard Coatings in Reciprocating Sliding at Milli-Newtons Loads*. Wear 2005; 259:719–29.

CARACTERIZAREA (ANALIZA SUPRAFEŢEI, NANOINDENTAŢIE, TRIBOLOGIE) UNOR STRATURI DE CARBURI DE WOLFRAM PULVERIZATE CU MAGNETRON, DEPUSE PE UN OŢEL SLAB ALIAT

(Rezumat)

Scopul acestei lucrări este prezentarea unor aspecte în ceea ce priveşte analiza suprafeţei (profilometrie şi SEM), proprietăţilor mecanice (duritate şi modulul de elasticitate) şi tribologice (frecare şi uzură) a unor straturi de carbură de titan, depuse prin pulverizare cu magnetron pe un oţel slab aliat (tratat termochimic anterior).

Analiza suprafeţei a fost realizată cu profilometrul Mitutoyo SJ401 şi microscopul electronic cu scanare de electroni cu EDX. Nanonidentarea şi testele tribologice s-au realizat utilizând instrumentul „CSM Instruments type Nanoindenter" respectiv tribometrul cu bilă pe disc „Profilometer Surtonic S25 (Taylor Hobson)". Rezultatele obţinute la analizele pe profilometru au arătat o îmbunătăţire a rugozităţii (0,36→0,30 microni) iar analiza SEM a fost utilizată pentru investigarea suprafeţei înainte şi după testele tribologice. Nanoindentarea şi testele tribologice au arătat o mult mai bună comportare a stratului depus (duritate mai mare şi rezistenţă la uzură mai bună), comparativ cu proprietăţilor epruvetelor neacoperite (tratate termochimic).

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

INFLUENCE OF THE TITANIUM DIBORIDE ON THE PROPERTIES OF Al/TiB_2 IN SITU COMPOSITES

BY

EMILIA-MARIA UŞURELU*, MIHAI BUŢU and PETRU MOLDOVAN

University “Politehnica” Bucharest

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The aim of this paper is to present the mechanical properties of in-situ Al/TiB_2 metal matrix composites variation. Mechanical properties in terms of ultimate strength, yield strength, elasticity module, hardness and microhardness have been improved by composite containing 2.5, 5 and 7.5 wt.% TiB_2. The in-situ formed TiB_2 particles are very fine – nanometers and micrometer order – and thermodynamically more stable than other particles from the Al-Ti-B system. TiB_2 particle size and quantity from the aluminum alloy matrix leads to a meant variation of mechanical properties of composites obtained.

Key words: mechanical properties, in situ composites, titanium diboride.

1. Introduction

In-situ fabrication of metal matrix composite is a process, in which reinforcing phase is formed in the matrix as a result of precipitation from the melt during its cooling and solidification. Dispersed phases of in-situ metal matrix composite may consist of borides, carbides or intermetallic compounds, and ensuring a strong connection at the interface between particles and matrix. The interfaces matrix/reinforcement material thus obtained are much more stable and content of impurities is reduced to the maximum. In the last years

* Corresponding author; *e-mail:*

have been realized an important number of researches concerning the processing of Al/TiB_2 composite materials through in-situ methods.

TiB_2 particles obtained from the reaction of KBF_4, K_2TiF_6 and liquid aluminum alloy can have nanometer or micrometer dimensions depending on the duration of maintaining the melt at temperature at which the forming reaction of borides occurs. TiB_2 particle size and quantity from the aluminum alloy matrix leads to a meant variation of mechanical properties of composites. (Moldovan, 2008; Wood *et al.*, 1993; Kumar *et al.*, 2009; Fjellstedt & Jarfors, 2005a; Dezhi Zhu *et al.*, 2007; Fjellstedt & Jarfors, 2005b; Daniel *et al.*, 1997; Uşurelu *et al.*, 2010; Tjong & Ma, 2000).

The objective of this paper is to presents the properties variation of Al/TiB_2 composites depending on the content of nanometer and micrometer particles of titanium diboride in the base matrix. Depending on the amount of salts used for the reaction, also the reaction time, composites obtained are different compositions, different physical and mechanical properties.

2. Methods and Results

In the process proposed in this paper, TiB_2 particles result by aluminothermique reduction of hexafluorotitanate (K_2TiF_6) and of tetrafluoroborate (KBF_4) with liquid aluminium:

$$3K_2TiF_6 + 6KBF_4 + 10Al = 3TiB_2 + 12KF + 10AlF_3 \quad (1)$$

To determine the reaction time and quantity of newly created stage influence on the evolution of mechanical properties, the experiments were produced composite containing 2.5%, 5% and 7.5% by weight of TiB_2 particles.

Mechanical properties in terms of ultimate strength, yield strength, elasticity module, hardness and microhardness have been improved with increasing of TiB_2 amount.

Fig. 1 shows the SEM micrografs of the Al/TiB_2 composites and Fig. 2 shows percent of TiB_2 particles obtained in the Al/TiB_2 in situ composites.

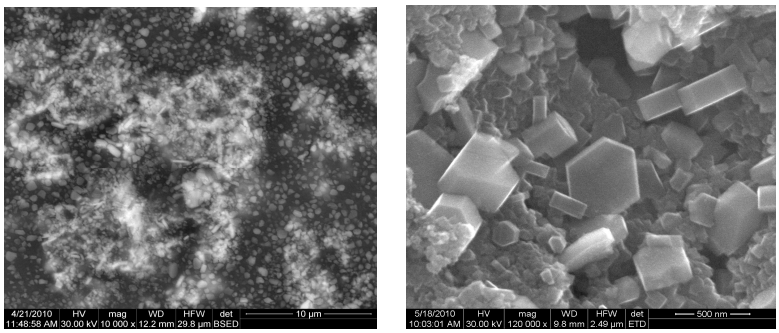


Fig. 1 – SEM micrographs of the Al/TiB_2 composites.

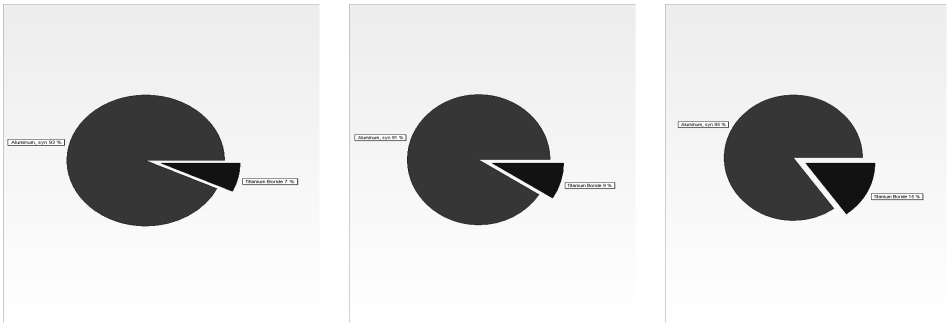


Fig. 2 – Percentage of TiB_2 particles obtained in the Al/TiB_2 in situ composites.

Fig. 3 shows an X-ray diffraction (XRD) pattern of the Al/TiB_2 composite. The pattern reveals the presence of aluminum and TiB_2 peaks, indicating that TiB_2 particles are formed in the composite, only.

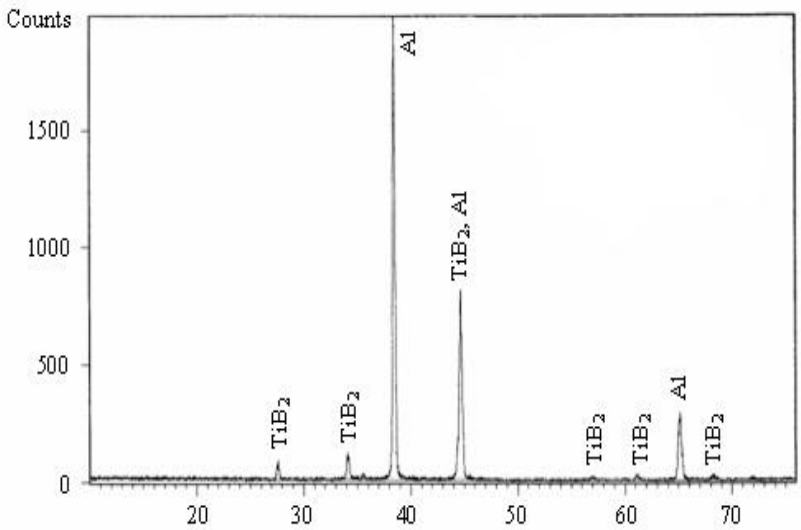


Fig. 3 – XRD pattern of Al/TiB_2 in-situ composite.

For the Al/TiB_2 composite specimens were tested to determine mechanical properties. Thus were determined breaking strength, yield strength, elasticity module, hardness and microhardness of the material.

Table 1 presents the mechanical properties values for the samples development, and Fig. 4 presents the evolution of mechanical properties vs TiB_2 percent.

B0-aluminum alloy; B1-in situ composite-2.5% TiB2, 60 min reaction time; B2-in situ composite-5%TiB2, 60 min reaction time; B3-7.5% TiB2, 60 min reaction time;B32-7.5% TiB2, 90 min reaction time; B33-7.5% TiB2, 1200 min reaction time.

Table 1
Mechanical Characteristics for the Samples

		σ_r MPa	σ_c MPa	E GPa
Alloy sample	B0	89,6	48,3	68,9
Experimental samples of composites	B1	95,99	33,21	27,7
	B2	78,34	25,88	22,24
	B3	90,11	42,39	27,38
	B32	146,6	55,39	30,07
	B33	61,63	36,08	27,04

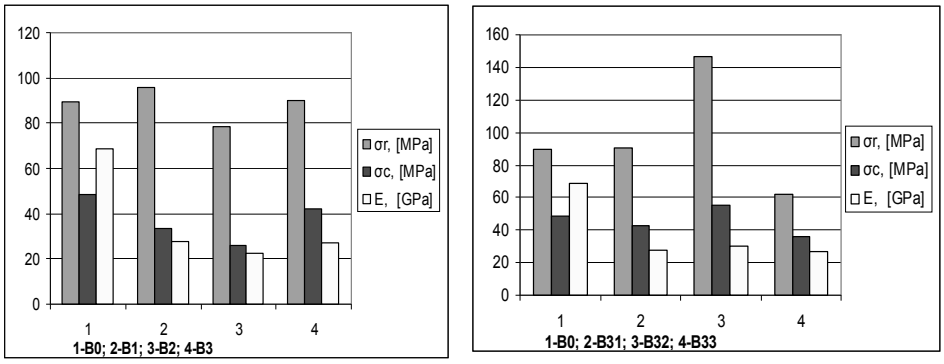


Fig. 4 – Mechanical properties vs TiB_2 percent.

Table 2 presents the hardness (HB) and microhardness (HV) values for the samples.

Table 2
Hardness (HB) and Microhardness (HV) Values for the Samples

Sample	B0	B1	B2	B31	B32	B33
Brinell hardness, HB	45	45.6	51.3	64.7	95	66.5
Vickers microhardness, HV	48	47	77.8	67.7	106	70.9

3. Discussions and Conclusions

From the results obtained, the following may be concluded:

Experimental research revealed an important influence of TiB_2 particle amount on the mechanical properties of aluminum alloy/TiB_2 in situ composites.

TiB_2 particles are hexagonal with average size between 1 and 1.20 m.

TiB_2 particle percentage have an important influence on the mechanical properties of Al/TiB_2 composites, with direct influence on the hardness, mechanical strength and elasticity module of composites obtained by in-situ. TiB_2 particles are situated at the grain boundary or in interdendritic regions.

Acknowledgements. The work has been funded by the Sectoral Operational Programme Human Resources Development 2007-2013 of the Romanian Ministry of Labour, Family and Social Protection through the Financial Agreement POSDRU/6/1.5/S/16.

REFERENCES

Daniel B.S.S., Murthy V.S.R., Murty G.S., *Metal – Ceramic Composites Via in Situ Methods*. Journal of Materials Processing Technologz, *68*, 132 – 155 (1997).

Dezhi Zhu, Gaohui Wu, Longtao Jiang şi Guoqin Chen, *Microstructures and Dynamic Compression Properties of a High Reinforcement Content TiB2/Al Composite*. Materials Science Forum, **546-549**, 639-642 (2007).

Fjellstedt J., Jarfors A.E.W., *Materials Science and Engineering*. **A413-414**, 527 (2005a).

Fjellstedt J., Jarfors A.E.W., *On the Precipitation of TiB_2 in Aluminum Melts from the Reaction with KBF_4 and K_2TiF_6*, ELSEVIER. Materials Science and Engineering, **A 413-414**, 527-532 (2005b).

Kumar S., Subramanya Sarma V., Murty B.S., *Metallurgical and Materials Transaction A*, **40A**, 223 (2009).

Moldovan P., *Compozite cu matrice metalică*. Editura Printech, Bucureşti, 2008.

Tjong S.C., Ma Z.Y., Mater. Sci. Eng., **A 29**, 49-113 (2000).

Uşurelu E., Buţu M., Moldovan P., Hadăr A., Cojocaru D., *Influence of TiB_2 Nano and Microparticles Obtained in Situ on the Mechanical Properties of Composite Materials*. 4th International Conference "Biomaterials, Tissue Engineering & Medical Devices" BiomMedD'2010, 238.

Wood J.V., Davies P., Kellic J.L.F., *Properties of Reactively Cast Aluminum – TiB2 Alloys*. Mater.Sci.technol., *9*, 833-840 (1993).

INFLUENŢA DIBORURII DE TITAN ASUPRA PROPRIETĂŢILOR COMPOZITELOR IN SITU AL/TiB_2

(Rezumat)

Scopul acestei lucrări este de a prezenta variaţia proprietăţilor mecanice ale compozitelor in-situ cu matrice metalică Al/TiB_2. Proprietăţi mecanice din punct de vedere al rezistenţei la rupere, rezistenţei la tracţiune, modulul de elasticitate, duritate şi

microduritate au fost puse în evidenţă în materiale compozite care conţin 2,5%, 5% şi 7,5% procente TiB_2. Particulele TiB_2 formate in situ sunt foarte fine – de ordinul nano şi micro - şi termodinamic mult mai stabile decât alte particule din sistemul Al-Ti-B. Dimensiunile particulelor TiB_2 din aliajul de aluminiu matrice conduce la o variaţie semnificativă a proprietăţilor mecanice ale compozitelor obţinute.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SOFTWARE FOR THE OCCUPATIONAL HEALTH AND SAFETY INTEGRATED MANAGEMENT SYSTEM

BY

GABRIEL VASILESCU[1], VALERIU PLEŞEA[2], ANGELICA DRĂGHICI[1], MARIUS-EREMIA VLAICU-POPA[3], RADU TOMA[4] and CONSTANTIN BACIU[5*]

[1] INSEMEX Petroşani,
[2]SC ICPM S, Petroşani,
[3]Constantin Brancusi University of Tg. Jiu,
[4] Roşia Montană, Gold Corporation (România),
[5]”Gheorghe Asachi” Technical University of Iaşi

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. This paper intends to present the design and the production of a software for the Occupational Health and Safety Integrated Management System with the view to a rapid drawing up of the system documents in the field of occupational health and safety. This software has been produced in compliance with the provisions stated by NUCLEU program, Project no. PN-07-45-01-03.

Key words: occupational safety, complex system, software, OHSAS standard.

1. Introduction

History has shown that a correct implementation and maintenance of a Occupational Health and Safety Integrated Management System can bring about several benefits both to the employers and tot o employees (Program NUCLEU, Faza V/2009):

– an easier way for an organized evaluation of risks, hazards and incidents;

* Corresponding author; *e-mail:* cbaciu@tuiasi.ro

– a better awareness of hazards and of risks;
– improving the transparency of internal processes;
– improving communication among employees;
– improving the motivation and identification of the employees with the intrests of the undertaking where they work;
– a suitably integrated approach of the working environment;
– a better quantisizing of the OHSAS.

In order to provide a good implementation of the Occupational Health and Safety Integrated Management System, a software specific for diagnosis of occupational safety could prove its usefulness; there have taken into consideration the notice on the implementation guide for the model of the Occupational Health and Safety Integrated Management System and the tools used for auditing this type of system with the view to drawing up the system documents in compliance with the principles and practices used by the quality system.

Consequently, there had been drawn up 15 system documents (checklist with the management requirements in the field of OHSAS, a handbook for the management of OHSAS and 13 system procedures); these documents were transposed into an expert software that can provide certain major benefits derived from the facilities determined by the use of professional computers: high capability for the storage of information, rapid search of information, high data, processing speed etc.

2. Theoretical and Practical Approach of the Occupational Health and Safety Integrated Management System

An integrated management system represents a logic and organized managing – type approach; it allows to take the best possible operating and strategic decision that takes into consideration all the essential aspects that lead to an efficient operation of an undertaking, both from a qualitative point of view and from the point of the surrounding environment, or of food safety and hygiene (Cotigă *et al.,* 2009) etc.

The integrated management systems display several advantages:
– they provide a higher coherence;
– they provide an optimization of operations;
– they provide a diminuation of overlaps and of dissipation of responsibilities;
– the common requirments are being fulfilled in an efficient manner;
– a joint approach of the future development with the diminuation of costs related to the certification process.

An integrated management system is made of at least two different management systems:

– OMS+EMS (quality management system + environment management system);

– OMS+OHSAS (quality management system + occupational health and safety management system);

– OMS+EMS+OHSAS (quality management system + environment management system + occupational health and safety management system).

An advanced management system shall have to have a modular structure so as to allow the entrance of new elements into the current system.

OHSAS covers a set of elements bearing a decision like, organizational, information and motivator character within the undertaking; it is being used for the implementation of the processes and relations inside the occupational health and safety integrated management system with the view to getting the required occupational health and safety level.

The implementation of an OHSAS in accordance, with SR OHSAS 18001:2008 provides several advantages that strengthen the idea that the economic agents:

– shall observe the legal and regulating requirments;

– shall possess an OHSAS at a very high standard, included in the general management of the company.

Consequently, the following aspects shall have to be settled for a suitable development of the activities at the level of the national economy (Vasilescu, 2008; Simion *et al.,* 2004; Toma, 2009):

– accident risks;

– manner used to diminish the occupational diseases as much as possible;

– manner used to measure, monitor and evaluate the implementation of the OHSAS.

An improved occupational health and safety shall cover:

– a well planned and well-documented approach of the issues related to the OHS;

– procedures related to OHS that define the areas of responsability;

– a familiarization with the issues related to the OHS and a stable social climate favorable to high performances in the undertaking;

– issues related to the improvement of the OHSAS with quantized results;

– a diminuation of risks related to occupational diseases and accidents;

– inspections and operations bearing a preventive type charcter;

– exercises and practical operations that have proven their efficiency in emergency situations;

– analyses audits and recordings of the OHS management;

– a periodical evaluation regarding the application of the legal and regulating requirements that also provides a diminuation of probability for the

payment of legal and compensatory penalities;

– a good motivation of the working perssonel and a diminuation of operating costs;

– a dissemination of the efforts with respect to the compliance with SR OHSAS 18001:2008 to all the interested parties;

– an improvement in the image of the economic agent by increasing competitivennes and improving the relations with the public authorities.

3. Documentation of the Quality System in the Field of OHSAS

There have been devised the models of the documents that belong to the quality system in the field of OHSAS Ffor a suitable implementation of the principles listed in the model of the OHSAS proposed in application guidelines.

The production of the system documents in the field of OHSAS has taken into consideration the tailoring of the requirments stated for the proposed model to the organizational particular aspects of the production specific to economic agents that carry on their activities in atmospheres with hazard of explosion and for in toxic atmospheres and the requirments stated by the legislation in force in the field of OHS, especially the Law no. 319/2006 of OHS and the Methological Norms for the implementation of this law.

Basically, the documentation of the OHSAS includes the following items (Plesea & Vlaicu -Popa, 2009; Program NUCLEU, Faza V/2009):

– checklist with the requirments of the OHSAS;

– handbook of the OHS management; the main document of the system that is the basis for all the other documents;

– the procedures of the system that provide details on certain provisions stipulated by the handbook; there are also established concrete aspects on responsibilities, functions, competences, actions, informations flows, recording of information so that the system should work in compliance with the requirements stated by the legislation in force and by the model and all the general objectives related to OHSAS should be reached.

Checklist with the requirments of the OHSAS. This checklist is a working document that comprises the description of the requirments stipulated in SR OHSAS 18001:2008 and provides the possibility to check the observance of the corresponding requirements from the above mentioned standard, with the view to a correct and complete drawing up of the system documents (MC-SSM şi PS-SSM).

Model for the management handbook of OHS. The model of the basic document for the OHSAS has been drawn up by taking into consideration the following issues:

– the requirments of the legislation in force related to the OHS;

– the requirments valid for the model for OHSAS proposed in the paper;

– correlation between the OHSAS and the quality management system existing at the officies of economic agents;

– particular aspects related to the organization of the economic agents.

The handbook starts with the ″Political statement of the managing board in the field of OHS″; this document covers the approach and the objectives of the managing board.

The introductory part of this model comprises a general presentation of the economic agent, the scope and the targets and the drawing up and the management of the handbook.

The subseqvent clauses in the handbook present the structure of the model of OHS and basic issues that correspond to each element of the system that provides the observance of the requirements for the model, together with the implementation, maintenance and improvement of the system.

Models of the procedures for the OHSAS. The system procedures provide detailson certain provisions stipulated by the handbook; there are also established concrete aspects on responsibilities, functions, competences, actions, information flows, recording of information with the view to providing compliance with the requirements of the model and efficiency in the operation of the OHSAS.

The drawing up the models for the system procedures has taken into consideration two main requirments for the model that might seen in opposition one from another:

– the volume of the documentation shall be maintained to necessary minimum in order to provide the efficiency of the system;

– the documents shall cover a general and detailed description of the basic elements of the system and of the relations from among them.

To this end, there have been determined the models of the following system procedures: PS-SSM–01 “Identification of hazard, risk evaluation and establishing the verification”; PS-SSM–02 “Evaluation of compliance with the legal requirements and other requirments”; PS - SSM – 03 “Competence, training and raising awareness”; PS-SSM–04 “Communication”; PS-SSM–05 “Participation and advisory operations”; PS-SSM–06 “Control of document-tation”; PS-SSM–07 “Preparedness for emergency situations and capability for answering back”; PS-SSM–08 “Monitoring and measuring the performances of OHSAS”; PS-SSM–09 “Investigating the incidents”; PS-SSM–10 “Non-compliances, corrective and preventive actions”; PS-SSM–11 “Control of recordings”; PS-SSM–12 “Internal audit”; PS-SSM–13 “Management Analysis”.

4. Software for the Occupational Health and Safety Integrated Management System

This software is in EXE format and it has been designed in Visual Basic. Fig. 1 shows the logical diagram of the mathematical algorithm proposed for the

drawing up documents related to the OHSAS.

MSSM.EXE 01 software represents a working tool that is being used for the drawing up the system documents for the OHSAS. The input data covers the following issues: objectives of the OHS, the targets, the scope, the responsibilities with respect to the drawing up and the management of the handbook for OHS, the implementation, maintenance and improvement of the system related to OHS, action means, information flow, means used to record the information with the view to providing compliance with the requirements of the model and an efficient operation of the OHSAS. Fig. 2 shows the start page of MSSM.EXE 01 software.

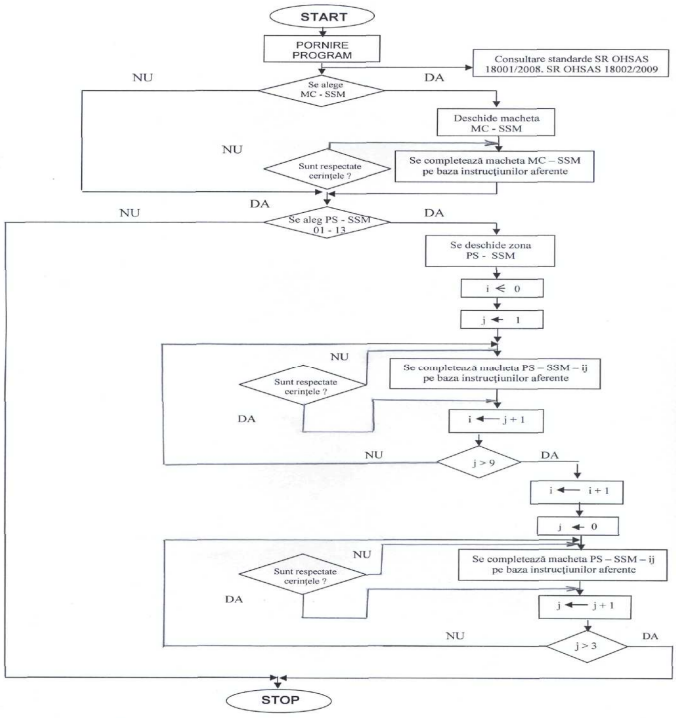


Fig.5. Schema logică a programului MSSM.EXE 01

Fig. 1 – Logical diagram of the mathematical algorithm.

Fig. 2 – MSSM.EXE 01 - Te start page of software.

By pressing the button *"**Pornire program/Start software**"* the application is being launched and the main window that contains 4 distinct areas is displayed. Fig. 3 shows the working window where the user shall select from among the 4 areas.

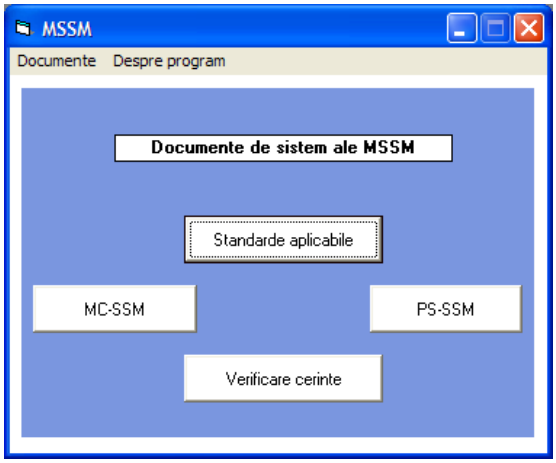


Fig. 3 – Working window in MSSM.EXE.01software.

These areas provide the following facilities:

1. The area *"**Standarde aplicabile/Applicable standards**"*, comprises the applicable standards for the domain of OHSAS. They can be visualized as pdf. These standards are the following ones: SR OHSAS 18001:2008 "Occupational health and safety management systems. Requirments" and SR OHSAS 18002:2009 " Occupational health and safety management systems. Guidelines for the implementation of OHSAS 18001:2007" (Fig.4).

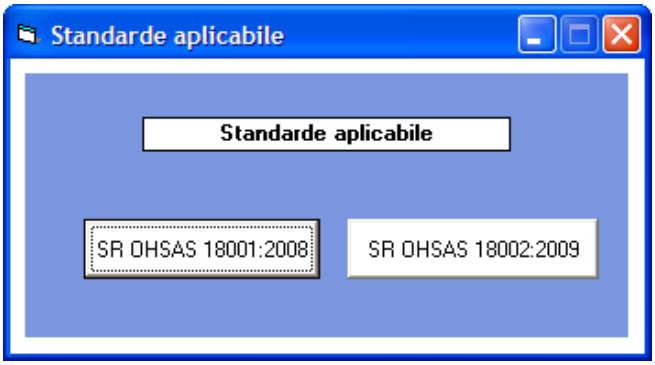


Fig. 4 – Working window for the visualization of the applicable standards.

2. The area of *"**MC-SSM**"*, is used to visualie the model of the handbook for the management of OHS. It comprises the instructions for the

filling in of each clause in this structure. The model of the system document has been produced with the help of hyperlinks which help the browing of the working areas of the document with the view to reading the instructions and to filling in correctly the handbook for the management of the OHS;

3. The area of "***PS-SSM***", allows the acces to the list with the 13 system procedures, making easier the acces to these models, which also include instructions for their filling in. The reading and the filling in of these models are similar to those valid for the above said handbook for the management of the OHS. By taking into consideration the design of the software, the 13 models for the system procedures can be opened/filled in both one by one or randomly, depending on the option of the user (Fig.5).

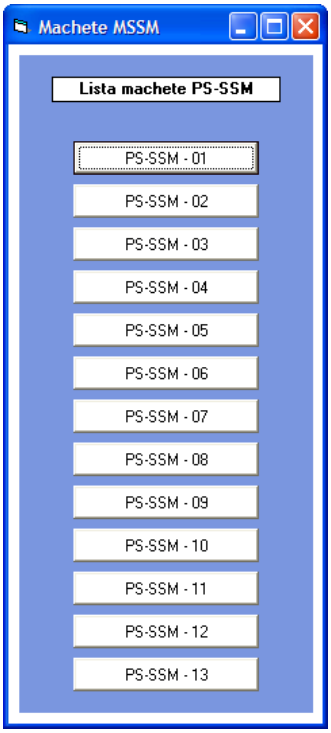


Fig. 5 –Working window with the list of the models for the 13 system procedures of OHSAS.

4. The area for the "***Verification of requirments***", provides the possibility to verify/self-check the observance of the requirements stated by the SR OHSAS 18001:2008, with the view to getting correct and full system documents (MC-SSM şi PS-SSM). This area comprises the document with the description of the requirments stipulated in the above-said standard. It has been designed based on the same system with hyperlinks that help the visualization of the corresponding requirments.

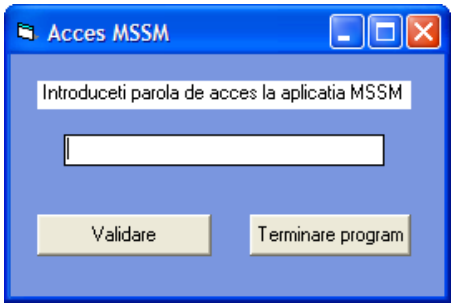


Fig. 6 – Window with the access password to MSSM.EXE 01 software.

For providing the safety of information introduced into MSSM.EXE 01, the access to the application and to the models of the system documents is made with the help of a password (fig.6).

Subsequently, all data and information comprised by the documents are provided protection as it follows:

– during the reading of the standards applicable for the OHS domain, *i.e*: SR OHSAS 18001:2008 and SR OHSAS 18002:2009, available in pdf format;

– during the reading and typing in the checklist with the requirements for the OHSAS and the models of the system documents (MC-SSM, PS-SSM-01 ÷ PS-SSM-13).

5. Conclusion

MSSM.EXE 01 software can provide rapid and accurate system documents in the field of OHS based on the evaluation of the specific features displayed by all the occupational health and safety and manages by the economic agents involved in hazardous and/or toxic activities.

The use of this software is not limited and it needs a minimum configuration, together with the use of the suitable operating system. All data and information which are to be introduced are stipulated by the requirements of the guideline for the implementation of the model for the occupational health and safety integrated management system.

This software is the first version and it allows the updating of information and the upgrading of the application whenever significant changes are being made to its documents.

Subsequently, MSSM.EXE 01 can represent a reliable solution for a rapid and accurate solving of the issues in the field of OHS, more exactly through:

– a well-planned and well-documented approach of OHS issues;

– underilng the domains of responsibilities;

– becoming more familiar with the aspects related to OHS and increasing awareness on the issues raised by the OHS;

– providing a stable, favorable and highly performant climate for the assignet humain resources;

– improving the OHSAS by quantized results.

REFERENCES

Cotigă F., Drăghici A., Vasilescu G., *Baze teoretice şi practice privind auditul securităţii şi sănătăţii în muncă*. Editura PROMUN, Arad, 2009.

Vasilescu G.D., *Metode de calcul probabilistic utilizate în diagnoza şi prognoza riscului industrial*. Editura INSEMEX, Petroşani, 2008.

Vasilescu G.D., *Metode neconvenţionale de analiză şi evaluarea riscului profesional*. Editura INSEMEX, Petroşani, 2008.

Simion S., *et al., Reducerea riscurilor profesionale în din industria extractivă*. **1- 2**, Editura Europrint, 2004.

Plesea V., Vlaicu Popa M.E., *Consideraţii privind obiectivele şi studiul optimilor de reabilitare economică şi dezvoltare a locurilor de muncă în zonele monoindustriale afectate de restructurare*. Analele Universităţii „Constantin Brâncuşi", Tg Jiu, Seria Inginerie, *2*, 2009.

Toma R., *Stadiul actual al cunoaşterii în domeniul evaluării riscurilor de accidentare şi îmbolnăvire profesională*. Referat de doctorat,Universitatea din Petroşani, *1*, 2009.

*** Program NUCLEU: *Sistem integrat de management al riscului profesional generat de aplicaţiile industriale desfăşurate în medii cu pericol de explozie şi/sau toxicitate*. Aplicaţie informatică privind sistemul de management integrat al securităţii şi sănătăţii în muncă, Studiu INSEMEX, Faza V/2009.

SOFTWARE PENTRU SISTEMUL DE MANAGEMENT INTEGRAT A SĂNĂTĂŢII ŞI SIGURANŢEI ÎN MUNCĂ

(Rezumat)

Lucrarea de faţă se referă la conceperea şi realizarea unei aplicaţii informatice a sistemului de management integrat al securităţii şi sănătăţii în muncă, în vederea asigurării elaborării operative a documentelor de sistem în domeniul securităţii şi sănătăţii în muncă, care a fost efectuată în baza Programului NUCLEU, Proiect nr.PN-07-45-01-03.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

OBTAINING OF COPPER NANOPOWDERS BY REDUCTION IN POLYOLS

BY

LIANA MARIA VLADUTIU[1*], D. SOTCA[2], A. PREDESCU[1], ROXANA TRUSCA[3] and S. IORGA[1]

[1] POLITEHNICA University of Bucharest,
[2]Institutul Naţional de Cercetare Dezvoltare pentru Industria Chimică şi Petrochimică,
[3]METAV CD Bucharest

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Particles of nanometer-sized metallic copper, were prepared by reducing copper oxide in ethylene glycol. Synthesis of nanometer copper particles in liquid polyols is a simple method of obtaining pure copper powder. Reaction conditions: temperature, stirring rate, pH, reaction time, determine the size of copper particles. The obtained sizes of the copper particles are in the range of 10 to 30 nm.

Key words: copper nanoparticles, reduction in polyols.

1. Introduction

Pure copper powder is increasingly required for applications in electronics, solar cells, etc. Pure copper metal price is a material with low cost and high electroconductive properties. It has high catalytic activity therefore it is used in organic synthesis industry (Anzlovarm *et al.,* 2007). Copper can be easily obtained by electrolytic refining or hydrometallurgical processes, often by reducing copper compounds (oxides, acetates, sulfates).

* Corresponding author: *e-mail:*

A relatively simple method for obtaining copper, is the reduction of copper compounds in polyols (Anzlovarm *et al.,* 2007; Fievet *et al.,* 1993). The paper presents research results obtained in the reduction of black copper oxide (CuO) in ethylene glycol ($C_2H_6O_2$). The reaction takes place in two stages, there is an intermediate form of Cu_2O (Chen *et al.,* 2005). Stirring speed of reaction mass is an influential parameter on the particle size of powder (Predescu *et al.,* 2009; (Vladutiu *et al.,* 2007). The obtained copper powder is between 10 to 30 nm in size. Investigative methods used to characterize the copper powder were X-ray diffraction, scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM).

2. Experimental Procedure

2.1. Materials

It was used copper oxide (CuO) with concentration ≥ 98% (FLUKA), ethylene glycol ($C_2H_6O_2$) with boiling point at 196°C (FLUKA), sodium hydroxide (NaOH) 99% (Merck), D-sorbitol ($C_6H_{16}O_6$) ≥ 98% (Sigma), ethanol (C_2H_6O) (Merck).

2.2. Synthesis Process

In a glass baloon approx. 500 ml, equipped with stirrer, reflux condenser, thermometer and dropping funnel were added the copper oxide, ethylene glycol and D-sorbitol. Stirrer speed was kept constant at 900 rpm. Molar ratio CuO: ethylene glycol = 0.07 and D-sorbitol: ethylene glycol = 0.06. With the help of an electrical resistance, the temperature inside the balloon was adjusted to the boiling point of the solvent. The black colour of the content becomes slowly, reddish brown, as an evidence of the formation of metallic copper. An important role in determining the particle size of the formed copper has the addition of sodium hydroxide solution. An addition of 0.01% sodium hydroxide favors the formation of small particles with nano size dimensions. After approx. 1.5 hours of reaction at reflux, the mass is separated, washed with ethanol and dried in oven at approx. 40°C. Identification of metallic copper was done by XRD, SEM and TEM.

3. Results and Discussions

Reduction of copper oxide (II) in ethylene glycol occurs according to the equation:

$$2CH_2OH\text{-}CH_2OH \xrightarrow{-2H_2O} 2CH_3CHO \xrightarrow{CuO} \boldsymbol{Cu} + CH_3CO\text{-}COCH_3 + H_2O \quad (1)$$

The reaction is complex and consists of an oxide-reduction, which takes place between black oxide copper and ethylene glycol. In the first stage of the reaction, acetaldehyde is produced by dehydration of ethylene glycol. Then the redox reaction occurs between copper oxide (Cu^{+2}) and acetaldehyde (CH_3CHO). Copper oxide is reduced to metallic copper and acetaldehyde oxides to dibutanone. The temperature range in which metallic copper can be achieved is between 150-170°C. The reaction time for complete conversion is 3-4 hours. If the reaction takes place at reflux (ca. 197°C), reaction time is only 1-1.5 hours. Lower temperatures is bad for crystallite growth, while extending the reaction time is beneficial to the formation of copper clusters. A solution containing sodium hydroxide increases the reaction kinetics, the transformation of CuO in metallic copper is almost total. This sodium hydroxide reaction mass at concentrations of approx. 0.01% copper favors the decreasing of the copper particle size.

The obtained metallic copper powder was investigated by X-ray diffraction on a Shimadzu diffractometer type, working in Bragg-Brentano geometry in 2θ. It was used a CuK_α characteristic X-ray beam with a wavelength of 1.54065 A. It were identified the peaks characteristic for the metallic copper, as represented in Fig. 1.

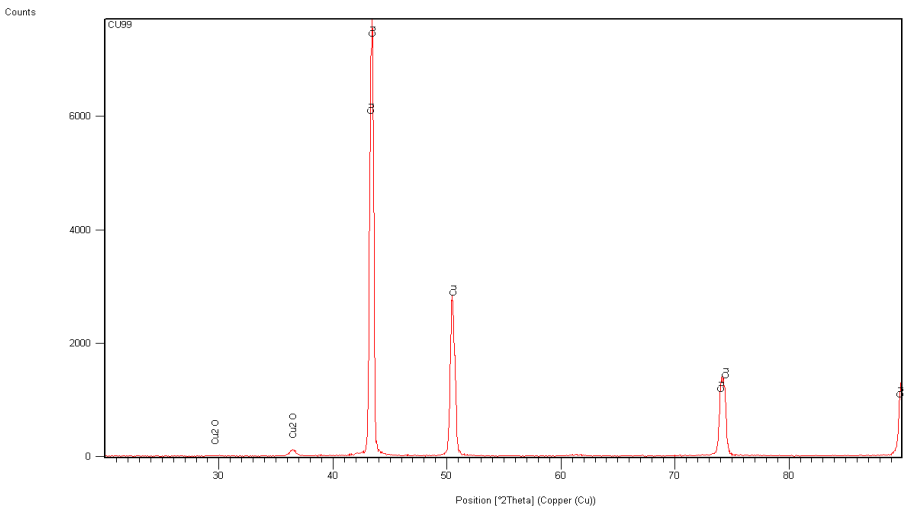


Fig. 1 – X-ray spectrum of copper powder synthesis.

The semi-quantitative analysis performed on a sample of synthesized copper powder, shows a metallic copper concentration of 99.9% ±. At a reaction time of 1 hour at reflux, the content in Cu_2O, intermediate product of incomplete reduction of CuO, is below 1%.

Copper particle size determined by TEM, is between 10 to 30 nm. BET specific surface of the powder is 12-36 m^2/gr. Fig. 2 represents a TEM image where is to see the spherical form of the copper particles and their size.

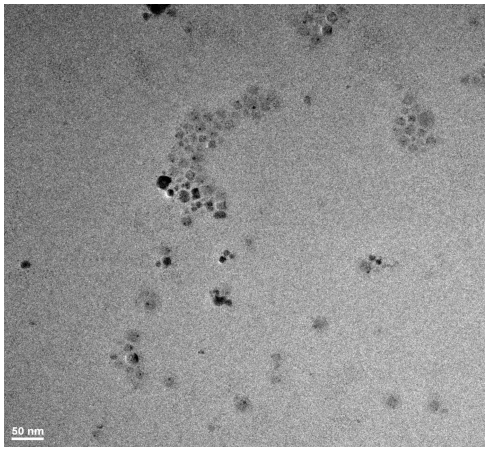
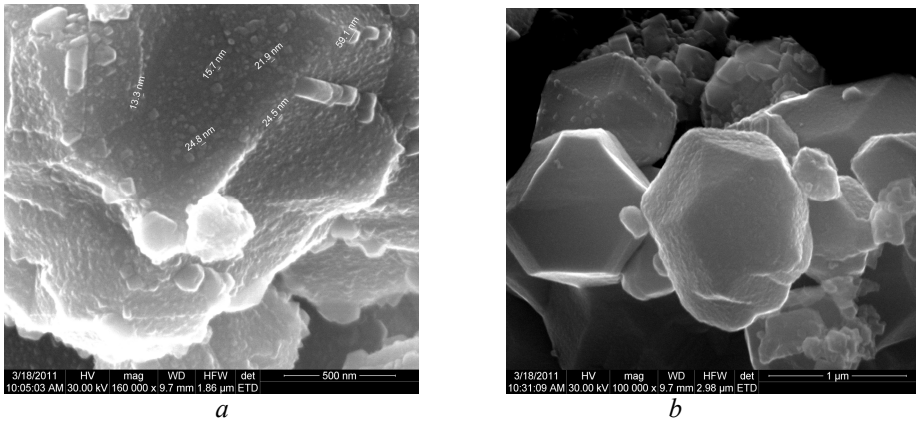


Fig. 2 – TEM image of nano-copper powder.

If the reaction temperature is 150-170°C, and the synthesis time is prolonged to approx. 3 hours, the copper particles agglomerate to form aggregates of 200-400 nm size. SEM image of such particle is shown in Fig. 3*a*. Over time, the nanometric copper agglomerates, get a polyhedral shape as can be seen in a SEM images in Fig. 3 *b*.



a *b*

Fig. 3 – SEM image of agglomerated copper powder; *a* – nanometric agglomerate; *b* – formation of polyhedral.

If the oxide-reduction reaction of CuO occurs in the presence of a dispersant, D-sorbitol, or sodium dodecilbenzen sulfur (DDBSNa), then are obtained dispersed and individual copper powder particles as presented in Fig. 4.

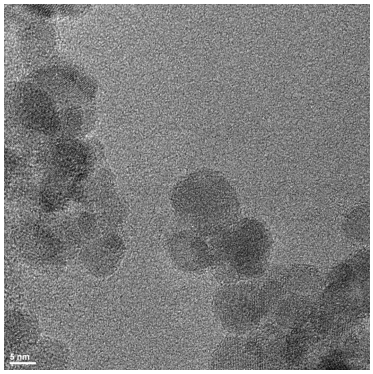


Fig. 4 – TEM image of the obtained copper powder in the presence 2% D-sorbitol dispersant.

The dispersant content of the reaction mass does not exceed 2-3%. Although the tendancy to agglomerate of the nanoscale particles is high, there is a good dispersion in the presence of D-sorbitol used in the synthesis in a concentration of 2%.

4. Conclusion

The results show that it is possible to obtain nanometric particles of copper in the range of 10-30 nm by reducing the copper oxide polyols (CuO). The reaction is fast and almost total. The obtained copper powder has a concentration of approximate 99.9%. The time and the stirring rate of the reaction mass, the addition of dispersant and sodium hydroxide influence the particle size.

REFERENCES

Anzlovarm Alojz, Crnjak Orel Zorica, Zigon Majda, *Copper (I) Oxide and Metallic Copper Particles Formed in 1,2- Propane Diol.* Journal of the European Ceramic Society, **27**, 987-991(2007).

Chen Y.T., Zang W. Zhou, Xu B.Z., Fan X.Q., *et al., Polyol Process to Large-Scale Synthesis of Cu_2O with Disk-Like Structure*. Chinese Chem. Lett., **16**, *2*, 245-248 (2005).

Fievet F., *et al., Controlled Nucleation and Growth of Micrometre-size Copper Particles Prepared by Polyol Process*. J. Mater. Chem., **3**, *6*, 627-632(1993).

Predescu A., Vladutiu L., Moldovan P., *Researche on the Characteristics Nanopowders Based on Magnetic Iron Oxide.* ICSAAM, Tarbes Franta Ecole Nationale d`Ingenieurs de Tarbes (2009).

Vladutiu Liana Maria, Taloi D., Constantin I., Sotca D.., *Prepararea pulberii de cupru de dimensiuni micrometrice prin reducere cu polioli.* Buletinul Institutului Politehnic Iasi, **LIII**, *4*, s. Stiinta si Ingineria Materialelor, 329 (2007).

OBŢINEREA NANOPULBERILOR DE CUPRU PRIN REDUCERE ÎN POLIOLI

(Rezumat)

Particule de cupru metalic de dimensiuni nanometrice, au fost preparate prin reducerea oxidului de cupru în etilenglicol. Sinteza particulelor nanometrice de cupru în polioli lichizi, este o metodă simplă de obţinere a pulberii de cupru pure. Condiţiile de reacţie: temperatura, viteza de agitare, pH-ul, timpul de reacţie, determină dimensiunea particulelor de cupru. S-au obţinut particule de cupru cu dimensiuni cuprinse între 10 - 30 nm.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

SIMULATED MULTILAYER INTERFERENTIAL FILTERS FROM NATURAL INORGANIC CRYSTALS

BY

BEATRICE CARMEN ZELINSCHI*, CARMEN FELICIA DASCĂLU and DANA ORTANSA DOROHOI

“Al. I. Cuza” University of Iaşi,
Faculty of Physics

Received: April 15, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Multilayer interferential filters from Maramures area quartz were simulated using the optical data previously obtained by interferometric procedure. The simulations permits identification of the maximum transmission factor of a device containing 1 - 5 anisotropic layers of the same thickness placed between crossed polarizers. Results were analyzed as function on the layers thickness and the number of anisotropic elements. Quartz is a hardly manufactured mineral so, the simulation is necessary in order to avoid the experimental trials for given optical characteristics of the interferential filters.

Key words: quartz, transmission factor, layers between crossed polarizers.

1. Introduction

Materials crystallize into different crystal forms as a function of the conditions of growth (temperature, pressure, impurity content, growth rate, etc.) (Meyerson, 2002). Crystals are classified in two groups: isotropic (cubic system) and anisotropic (birefringent) crystals (Ladd & Palmer, 2003; Born & Wolf, 1999).

* Corresponding author; *e-mail:* carmen_beatrice_zelinschi@yahoo.com

Anisotropic crystals are divided in two categories: uniaxial and biaxial crystals (Born & Wolf, 1999). Uniaxial crystals have one optically section and include tetragonal, hexagonal and trigonal crystals systems (Ladd & Palmer, 2003; Born & Wolf, 1999; Dorohoi, 2010). Biaxial crystals have two optically isotropic sections and include triclinic, monoclinic and orthorhombic crystals systems (Ladd & Palmer, 2003; Born & Wolf, 1999; Dorohoi, 2010).

Quartz is a chemical compound consisting of one part silicon and two parts oxygen (trigonal system SiO_2). It is the most abundant mineral found at Earth's surface and its unique properties make it one of the most useful natural substances.

Quartz is a uniax crystal and it is are characterized by two values of the refractive index: the ordinary value (n_o) measured for radiation having the electric field intensity perpendicular to the optical axis and the extraordinary value (n_e) measured for radiations having electric field intensity parallel to the optical axis (Dorohoi, 2010). The birefringence of the uniax crystals can be estimated by using the formula (Dumitraşcu *et al.,* 2007):

$$\Delta n = n_e - n_o \tag{1}$$

Let's consider a device (D_1) consisting of a quartz layer between two crossed polarizers (P and A) Fig. 1. When in Fig. 1 the transmission directions of the polarizers are perpendicular and the main axes of the anisotropic layer are at 45 degrees related to the polarizers (see Fig. 2), the transmission factor of the device depends on the phase difference between the ordinary and extraordinary rays. If the losses by reflection at the separation surfaces are neglected the transmission factor of the device is (Dumitraşcu & Dorohoi, 2009):

$$T(\lambda) = \frac{1}{2} sin^2 \frac{\pi \cdot (n_e - n_o) \cdot L}{\lambda} \tag{2}$$

where n_e - n_o is the birefringence of the anisotropic layer, L is the thickness of the quartz layer and λ is the light wavelength.

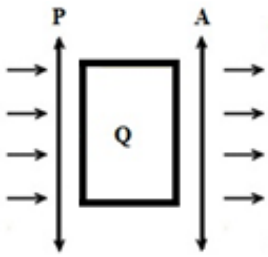


Fig. 1 – Device (D_1) consisting from a quartz layer between crossed polarizers.

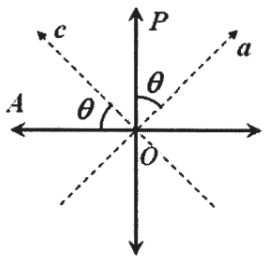


Fig. 2 – Reciprocal orientation of the main directions of the quartz and of the transmission directions of the polarizers in the device (D_1).

When two or more quartz layers with the same thickness are introduced in device (D_m) see Fig. 3, the transmission factor is (Dumitraşcu & Dorohoi, 2009):

$$T_m(\lambda) = \frac{1}{2} sin^{2m} \frac{\pi \cdot (n_e - n_o) \cdot L}{\lambda} \quad \text{(m=2, 3, 4, ...)} \qquad (3)$$

where *m* is the number of anisotropic layers from device.

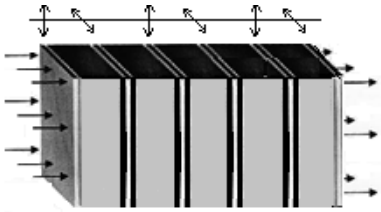


Fig. 3 – Device with 5 quartz layers (D_5).

The device from Fig. 3 made up from 5 quartz layers with the same thickness are orientated in such a way that the transmission direction of the polarizer at the entrance in every layer is parallel with the transmission direction of the polarizer at the exit from the precedent layer. In order to diminish the losses by reflection only one polarizer is kept between two consecutive anisotropic layers.

2. Experimental Part

In a previous paper (Dascălu *et al.,* 2010) it was established that, the quartz crystal from Maramureş area can be used for the construction of optics components, due to its high purity.

The main refractive indices of quartz crystal were determined with Rayleigh interferometer at three wavelengths (546.07nm, 589.3nm, 656.27nm). The experimental data were used to simulate the dispersion of the birefringence in visible range using Cauchy formula with three coefficients (Zelinschi *et al.,* 2011). In this paper the transmission factor of a device consisting of 1-5 quartz layers with the same thickness is simulated.

3. Results and Discussions

The transmission factor (T) vs. thickness (L) of the quartz layer at λ=550nm for device with one quartz layer (D_1), three layers (D_3) and five layers (D_5) is given in Fig. 4 (*a*, *b*, *c*).

From Fig. 4 one can be see that at λ=550nm the transmission factor is maximum when the thickness of the quartz layer is approximately 270, 328, 390, 449μm. The half bandwidth decrees when the number of anisotropic layers increases.

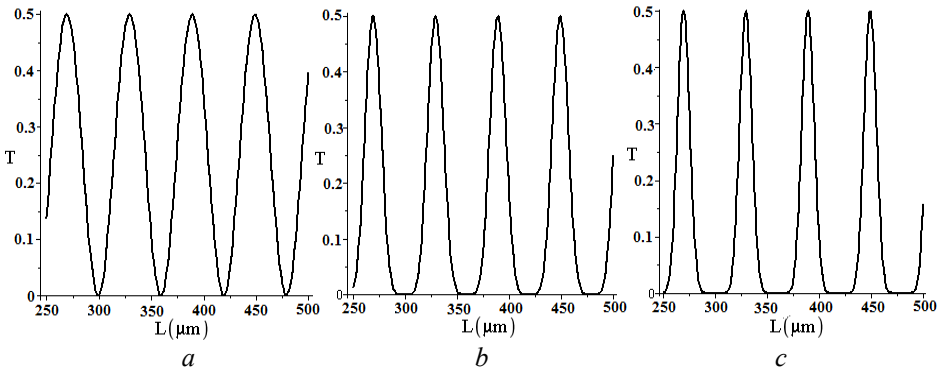


Fig. 4 – Transmission factor (T) vs. thickness (L) of the quartz layer at λ=550nm for *a*) D_1, *b*) D_3 and *c*) D_5.

The thickness of the anisotropic layer for which the transmission factor is maximum at a given wavelength can be estimated by simulations achieved in Maple program.

The transmission factor (T) vs. wavelength (λ) when the thickness of the anisotropic layer is L=1750μm is represented in Fig. 5 for device D_1 and D_5.

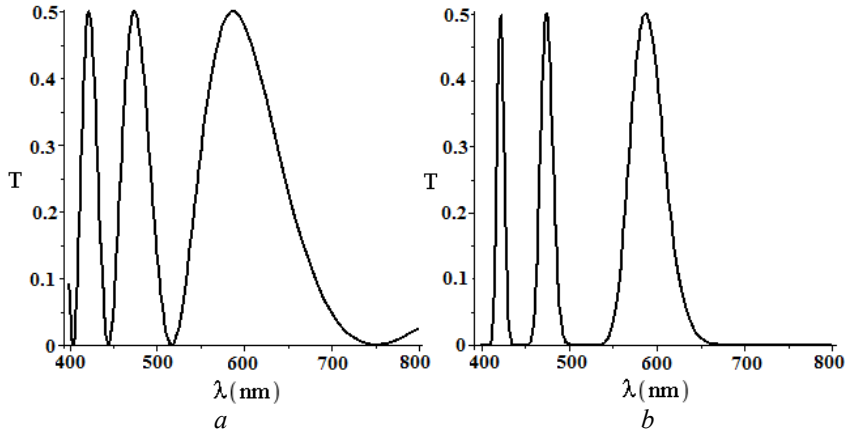


Fig. 5 – Transmission factor (T) vs. wavelength (λ) for *a*) D_1 and *b*) D_5.

In the channeled spectra are three transmission bands with different half bandwidth when the thickness of the quartz layer is 1750μm. The half bandwidth increases when the light wavelength increases. The half bandwidth also decreases when the number of the layers increases.

The 3D graph from Fig. 6 was obtained for $L \in (300, 500)$μm, $\lambda \in (400, 800)$nm in the case of device D_1, containing only one quartz layer.

From Fig. 6 one can be identify the thickness of the anisotropic layer for which the transmission factor at a given wavelength is maximum.

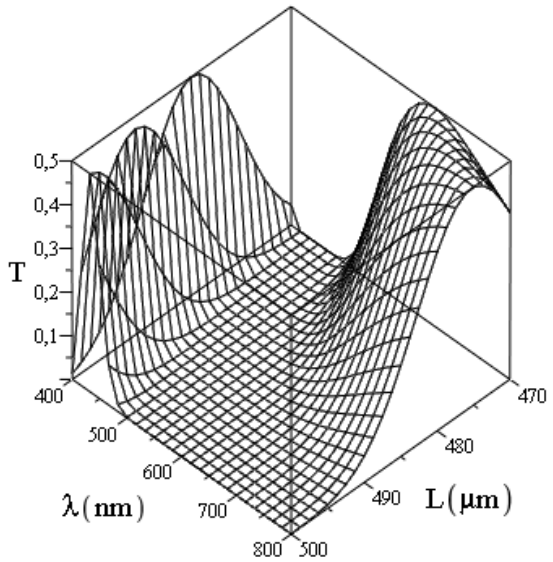


Fig. 6 – Transmission factor (T) vs. wavelength (λ) vs. thickness (L) of the quartz layer.

4. Conclusion

In a device with quartz layer between crossed polarizer the transmission factor depends by the crystal characteristics (thickness, birefringence, dispersion of the birefringence etc.). From these simulations can be estimated the thickness of the anisotropic layer for which the transmission factor is maximum at a given wavelength. The half bandwidth increases when the wavelength increases. The half bandwidth decreases when the number of the layers increases. The representations are useful in order to design interferential filters with specific optic characteristics.

Acknowledgment. This work was partially supported by the European Social Fund in Romania, under the responsibility of the Managing Authority for the Sectoral Operational Programme for Human Resources Development 2007-2013 [grant POSDRU/88/1.5/S/47646].

REFERENCES

Born M., Wolf E., *Principles of Optics*. 7th Ed., Cambridge University Press, 1999.

Dascălu C.F., Zelinschi B.C., Iustain C., Dorohoi D.O., *Electro-Optical Parameters of Mica Crystals*, Bull. Polyt. Inst., **4**, *56*, 2010.

Dorohoi D.O., *Fundamental Optics*. Addleton Academic Publisher, New York, 2010.

Dumitrascu L., Dorohoi D.O., *Elemente de optica mediilor anizotrope*. Aplicaţii, Editura Tehnopress, Iaşi, 2009.

Dumitrascu L., Dumitrascu I., Dorohoi D.O., Dimitriu D., Aflori M., Apreutesei G., *Complemente de fizică pentru studenţii şcolii doctorale*. **I**, Ed. TehnoPress, Iaşi, 2007.

Ladd M., Palmer R.A., *Structure Determination by X-Ray Crystallography*. Mark Ladd, Rex Alfred Palmer, Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, 2003.

Meyerson Allan S., *Handbook of Industrial Crystallization*. 2nd Ed., Butterworth-Heinemann, 2002.

Zelinschi B.C., Dascălu C.F., Stanculescu R., Dorohoi D.O., *Simulation of the Main Refractive Indices of Quartz Crystal From Maramures Area*. Annals of "Dunarea de Jos" University of Galati, Fascicle II, 2011, accepted.

SIMULAREA UNOR FILTRE INTERFERENŢIALE CU GEOMETRIE MULTISTRAT DIN CRISTALE NATURAL

(Rezumat)

În lucrare au fost simulate filtre interferenţiale cu geometrie multistrat, din cuarţ din zona Maramureş, utilizând date experimentale obţinute anterior prin metoda interferometrică. Simulările permit să se indentifice factorul de transmisie maxim a unui dispozitv care conţine 1 - 5 straturi anisotrope cu aceeaşi grosime, aflate între doi polarizori în cruce. Rezultatele au fost anlizate în funcţie de grosimea stratului şi de numărul de elemente anizotrope. Cuarţul este un mineral greu de prelucrat astfel încât simularea este necesară pentru a evita încercările experimentale pentru a obţine caracteristici optice ale filtrelor interferenţiale.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

IMPROVING WORKERS SAFETY AND RELIABILITY BY APPLYING RISK BASED MAINTENANCE ON THE BLACK LIQUOR PUMP

BY

DANIELA FULOP*, TIBERIU RUSU and ISTVAN FULOP

Technical University Cluj-Napoca-Romania,
Department of Environmental Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. The paper present the main aspects for application of Risk Based Maintenance concept, at S.C. SOMES Dej Company for the black liquor pump used in pulp industry. The constructive and technological aspects regarding the maintenance of this unit are presented using this case study, proving the real advantages of this concept as compared to the classical concept of maintenance.

Key words: black liquor pump,risk based maintenance,workers safety, reliability.

1. Introduction

Black liquor pump is the supplier pump of the Kamyr kettle from the Pulp division (Fig. 1). The pump retrieve the black liquor resulted after the boiling of the wood chops in the kettle, the liquor is stored in a tank of 100 m³ and send it on the top of the kettle at 54 m, where is heated with steam at 16 at., contributing then to the boiling process of the chopped wood. The circulated fluid temperature is 70-80ºC.

* Corresponding author; *e-mail:* daniel.fulop@gmail.com

The risk based maintenance and continuous monitory of equipments stage are in close interdependence, which is the only counterwork solution of unexpected breakdowns appearance (Barratt, 2004). The determination produced risk of damage and technical unexpected breakdowns are realized with the risk matrix depending on gravity and probability of damages appearance (Tischuk, 2002).

The risk analysis of damages is based on equipment analyze and the following components of society integral management (Wintle *et al.*, 2001):

- the security and health of workers;
- the process safety of installations equipments;
- the actual environment legislation;
- the technological aspects;
- the economic-financial aspects.

The implementation stages of risk based maintenance at the Black liquor pump are the following (Fulop *et al.,* 2009):

- identified the component elements and functions of the equipments;
- identified the probability that this component element functions not accomplished, and the possible damages of the equipment elements;
- the analysis of probability and risk produce at the equipment elements of paper machine;
- identified the causes of damage risk appearance and solutions to avoid the risk appearance;
- establish maintenance process for equipments protection avoiding the failure risk appearance and planning the specific demands for avoiding risks.

Fig. 1 – Liquor supply pump.

2. Components of the Evaluated System

Black liquor supply pump:

- Pump type: NK 125/100;

- Impeller: open;
- Pump housing material: cast iron;
- Bearings:
  - in direction of the electric engine: series 6313 NR-1 pc;
  - in direction of the impeller: series NU313 ECP-1 pc;

Electric engine:

- Electric engine type: ASI 350-80-4;
- Bearings:
  - in direction of the pump: series NU 317 C3-1 pc;
  - in direction of the fan: series 6317 C3-1 pc;
- Engine power: 55KW;
- Engine speed: 1500 rpm;

The clutch between electric motor and pump is a clutch with rubber claws and jaws.

Risk factors that are in the range of unacceptable are the folowings:

- Deterioration of the bearing series 6313 NR;
- Deterioration of the bearing series NU 312 ECP;
- Wear of the pump impeller due to erosion;
- Wear of the pump casing due to erosion;
- Soft sealing problems due to leaks between the housing and pump shaft;
- Destruction of coupling between the electric motor and pump;
- Sprinkling the workers with hot liquor due to the pump leaks;
- Sprinkling the workers with hot liquor due to leaks between the pump and the suction line;
- Sprinkling the workers with hot liquor due to leaks between the pump and the discharge pipe;
- Sprinkling the workers with hot liquor due to unsiling of pump by closing the pump inlet valve in case of pump removal;
- Sprinkling the workers with hot liquor due to unsiling of pump by closing the pump discharge valve in case of pump removal;
- Sprinkling the workers with hot liquor due to overpressure existance in the pump during it's removal;
- Failure to follow work instructions, maintenance instructions and operating instructions for specific health and safety at work;
- Deterioration of the bearing series NU 317 C3;
- Deterioration of the bearing series 6317 C3;

The distribution of risk factors by the generating sources are as follows:

- 51,11 %, specific factors due to own dameges of the analized system;
- 24,45 %, factors specific to the workers health and security;
- 4,44 %, specific factors of the environment;

– 20,00 %, specific factors fow the own economical and financial environment;

To reduce or eliminate the 15 risk factors (which lies in the unacceptable), are necessary the folowing generic measurs presented in the „*Sheet of the proposed measures*" presented in the table 1.

Table 1
Sheet of the Proposed Measures

Line No.	Risk factor	Proposed measures nomination of the measure
1	Deterioration of the bearing series 6313 NR	1.1. The bearing appropriate lubrication 1.2. Compliance with the regime and technical parameters of the pump 1.3. Dynamic balancing of the pump impeller after each restoration of the impeller 1.4. Changing the type of seal between the shaft and pump housing 1.5. Surface treatment of seating and fixing of the pump casing in a single set 1.6. Replacing bearing a row radial ball bearings 6313 No two angular contact ball bearings mounted in a row set with 7313 series BECBP 1.7. Checking the condition of pump by thermography
2	Deterioration of the bearing series NU 313 ECP	2.1. The bearing appropriate lubrication 2.2. Compliance with the regime and technical parameters of the pump 2.3. Dynamic balancing of the pump impeller after each restoration of the impeller 2.4. Changing the type of seal between the shaft and pump housing 2.5. Surface treatment of seating and fixing of the pump casing in a single set 2.6. Checking the condition of pump by thermography
3	Wear of the pump impeller due to erosion	3.1. Fitting a send trap between liquor storage tank and pump for retaining the solid particles from liquor
4	Wear of the pump casing due to erosion	4.1. Fitting a send trap between liquor storage tank and pump for retaining the solid particles from liquor
5	Soft sealing problems due to leaks between the housing and pump shaft	5.1. Replacement of mechanical seals with a soft seal between the shaft and pump housing
6	Destruction of coupling between the electric motor and pump	6.1. Replacing claw coupling between electric motor and pump with a flexible coupling venetian 6.2.Properly balance the electric motor and pump assembly

Continuation Table 1

7	Grip clothes, drive hand or body organs by rotating transmission	7.1. Regular briefing at work ; 7.2. Any intervention to the machinery will be performed by qualified and trained people for this purpose 7.3. Periodical inspection of the psycho-physiological status of the employees 7.4. Assignment of employees and medical inspection at the moment of hiring and then regular in accordance with Law 319/2006, completed by GD 1425 / 2006 7.5. Mounting a protective device on the coupling between electric motor and pump
8	Sprinkling the workers with hot liquor due to the pump leaks	8.1. Stop pump immediately and change the seal when there is loss of liquor 8.2. Any intervention at the pump will be done only based on a work permit 8.3. Maintenance personnel will wear personal protective equipment required for such work set
9	Sprinkling the workers with hot liquor due to leaks between the pump and the suction line	9.1.Stop of the pump immediately and change the sealing between the suction line and pump when loss of liquor is found 9.2. Any intervention at the pump will be done only based on a work permit 20.3. Maintenance personnel will wear personal protective equipment required for such work set 9.3. Mounting a protective device on the flange joint between the pump and the suction line
10	Sprinkling the workers with hot liquor due to leaks between the pump and the discharge pipe	10.1.Stop of the pump immediately and change the sealing between the discharge line and pump when loss of liquor is found 10.2. Any intervention at the pump will be done only based on a work permit 21.3. Maintenance personnel will wear personal protective equipment required for such work set 10.3. Mounting a protective device on the flange joint between the pump and the discharge line
11	Sprinkling the workers with hot liquor due to unsiling of pump by closing the pump inlet valve in case of pump removal	11.1. Before removing the pump it is mandatory to close the inlet valve of the pump 11.2. Any intervention at the pump will be done only based on a work permit 22.3. Maintenance personnel will wear personal protective equipment required for such work set

Continuation Table 1

12	Sprinkling the workers with hot liquor due to unsiling of pump by closing the pump discharge valve in case of pump removal	12.1. Before removing the pump it is mandatory to close the discharge valve of the pump 12.2. Any intervention at the pump will be done only based on a work permit 23.3. Maintenance personnel will wear personal protective equipment required for such work set
13	Sprinkling the workers with hot liquor due to overpressure existance in the pump during it's removal	13.1. Before removing the pump it is mandatory to open the discharge valve of the pump 13.2. Any intervention at the pump will be done only based on a work permit 24.3. Maintenance personnel will wear personal protective equipment required for such work set
14	Interventions at the pump during its operation	14.1. Any intervention on the pump will be made after the pump is stopped and based on a working permit 14.2. Compliance with the work instructions specific to the pump 14.3. Following the instructions of their occupational safety and health
15	Failure to follow work instructions, maintenance instructions and operating instructions for specific health and safety at work	15.1. Compliance with the work instructions specific to the pump 15.2. Compliance with the maintenance and operating instructions specific to the pump 15.3. Following the instructions of their occupational safety and health
16	Deterioration of the bearing series NU 317 C3 at the electric motor	16.1. Proper lubrication of the electric motor bearing 16.2. Compliance with the regime and technical parameters of the pump 16.3. Periodical vibration measurements 16.4. Checking the condition of the electric motor by thermography
17	Deterioration of the bearing series 6317 C3 at the electric motor	17.1. Proper lubrication of the electric motor bearing 17.2. Compliance with the regime and technical parameters of the pump 17.3. Periodical vibration measurements 17.4. Checking the condition of the electric motor by thermography

Based on the assessment of risks to pump for the black liquor and the measures proposed in the *Sheet of the proposed measures* was prepared a sample pump NK 125/100 with the following modifications :

- replacing bearing a row radial ball bearings 6313 NR two angular contact ball bearings mounted in a row set with 7313 series BECBP;

- dynamic balancing of the rotor speed of 1,500 rpm;
- processing a single set of the feet for positioning the pump and the interface between body and frame pump rotor;
- a new solution for achieving electric motor pump coupling, replacing the coupler with a coupling jaw slats, which are able of the take some of the existing system misalignments;
- soft sealing type replacement cord with mechanical seal: in this sense has been dropped wear sleeve mounted on the pump shaft and pump shaft was modified to achieve optimum mechanical seal assembly;

To eliminate erosion of the pump impeller, pump casing wear, mounting flange wear on the inlet and outlet of the the pump, it was purchased a sand trap in the amount of EUR 30000, and a washing plant for wood chops in the amount of EUR 20000.

These facilities are designed of the remove dirt (gravel, sand and other solid particles) resulting from the kettle Kamyr of liquor and liquor stored in the reservoir, where the pump carrying NK 125-100 on top of the kettle black liquor.

During the planned stop in September 2006 the classic black liquor pump have been change to the new modified pump.

In this sense the concrete foundation of the pump has recovered completely and changed of the pump pedestal.

The electric motor and pump have been aligned with the laser alignment device. Replacing pipes pump inlet and outlet pipes so as to be perpendicular to the surface, for positioning of the pump flange connection has been restored and hardening of pipe clamp and media.

3. Conclusion

Analyzing the black liquor pump for a period of six months after commissioning, and have obtained the following advantages over a similar period before the commissioning of the modified pump:

- crash reduction due to damage pump bearings by 80%;
- crash reduction due to wear of theimpeller and pump housing by 73%;
- accidental shutdowns due to pump leakage reduction by 78%;
- crash reduction due to coupling damages by 64%;
- reduce costs of spare parts and repairs by 40%;
- reduce the length of accidental stops by 67%;
-increase the workers safety;

Following changes made to the black liquor pump, duration of black liquor pump average increased from 1.5 months to 6 months.

Expenses related to the investment required to change the pump, and construction works have been amortized after four months of operation of black

liquor pump, cost savings with maintenance and spare parts, without taking into account production losses stoppages due to accidents.

Applying the risk based maintenance, after identifying and evaluating the risks of faults, damages or accidents, the maintenance team can focus their efforts for finding technical solutions in order to reduce or eliminate the unacceptable risks, to grow the reliability and safety during the paper machines equipments and installations functioning.

REFERENCES

*** *Guide to Risk Assessment Requirements*. HSE Books, 1996.

*** *The Guide to Asset Efficiency Optimization for Improved Profitability*. SKF, Denmark, 2004.

Barratt M., *Risk Based Inspection*. SKF Engineering and Research Center, San Diego, 2004.

Fulop I., *et al., Some Practical Aspects of Risk Based Maintenance Implementation in Paper Industry*. 9th MTeM International Conference, Cluj-Napoca, 2009.

Gyenge Cs., *et al*., *Main Aspects Regarding the Maintenance of Echipments for Paper and Pulp Industry*. Procedings of 9th International TMTM 2005 Conference, Turkey, 2005.

Tischuk J.L., *The Application of risk Based Approaches to Inspection Planning*. Tischuk Enterprises, Aberdeen, 2002.

Wintle J.B., *et al.*, *Best Practice for Risk Based Inspection as a Part of Plant Integrity Management*. TWI and Royal &SunAlliance Engeneering for the Health and Safety Executiv, 2001.

ÎMBUNĂTĂŢIREA SECURITĂŢII ŞI SĂNĂTĂŢII LUCRĂTORILOR ŞI A FIABILITĂŢII POMPEI DE LEŞIE NEAGRĂ PRIN APLICAREA MENTENANŢEI PE BAZĂ DE RISC

(Rezumat)

Lucrarea de faţă prezintă aspectele principale cu privire la aplicarea mentenanţei pe bază de risc la societatea S.C. Someş S.A. Dej pentru pompa de leşie neagră din procesul de fabricaţie a celulozei.

Aspectele constructive şi tehnologice cu privire la mentenanţa acestui utilaj sunt prezentate printr-un studiu de caz, fiind evidenţiate avantajele reale ale acestei metode de abordare comparativ cu metoda clasică de mentenanţă.

BULETINUL INSTITUTULUI POLITEHNIC DIN IAŞI
Publicat de
Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iaşi
Tomul LVII (LXI), Fasc. 5, 2011
Secţia
ŞTIINŢA ŞI INGINERIA MATERIALELOR

MICROSTRUCTURAL AND COMPOSITIONAL INVESTIGATION OF Al-alloy-Al_2O_3 CERAMIC-METALLIC COMPOSITES SYNTHESIZED BY REACTIVE MELT PENETRATION

BY

ANTHONY YURCHO[1*], KLAUS-MARKUS PETERS[2], BRIAN HETZEL[2], MATTHIAS ZELLER[3], TIMOTHY R. WAGNER[3] and VIRGIL C. SOLOMON[4]

[1] Chemical Engineering, Youngstown, Ohio
[2] Fireline TCON, Youngstown, Ohio
[3]Chemistry Youngstown, Ohio
[4]Youngstown State University
[5]Mechanical & Industrial Engineering

Received: April 14, 2011
Accepted for publication: June 27, 2011

Abstract. Al alloy-Al_2O_3 based ceramic-metallic interpenetrating phase composites (IPC’s) have gained significant interest in the scientific community because of their unique mechanical characteristics. An ongoing study conducted in coordination with Youngstown State University and Fireline TCON, Inc. (Youngstown, Ohio, USA) aims to examine the composition and microstructural properties of such compounds. IPC’s produced using pure Al and an Al-7.5wt.%Fe alloy were investigated using optical and electron microscopy and X-ray diffraction. Material produced using pure Al exhibited a co-continuous network of Al and Al_2O_3, while the IPC produced using Al-7.5wt.%Fe shows the same basic Al-Al_2O_3 structure with the addition of multiphase metallic regions. The results indicate that the microstructural characteristics of IPCs can be altered by changing the composition of the starting material, which is beneficial for producing materials used in a wide variety of applications.

* Corresponding author; *e-mail:*

Key words: composites, ceramics, metals, reactive melt penetration, electron microscopy.

1. Introduction

Interpenetrating phase composites belong to a class of materials that have interconnected networks of two or more continuous phases. The physical properties of IPC's are determined by the individual components that comprise their three-dimensional microstructure (Clark, 1992). The majority of research focuses on IPC's that contain a hard, thermal resistant ceramic phase toughened by a ductile metal phase. The most common ceramic-metallic composite is the alumina-aluminum system (San Marchi *et al.*, 2003). Several processes have been developed to produce such materials. Examples of processing techniques include: liquid phase displacement reactions (Breslin *et al.*, 1995), *in situ* combustion synthesis (Feng *et al.*, 1995), and pressurized metal infiltration (Zhou *et al.*, 1998).

TCON materials are produced by a unique process utilizing reactive melt penetration, Fig. 1. The standard process involves immersing a sacrificial SiO_2 preform into a molten aluminum bath. The SiO_2 is transformed into the Al-Al_2O_3 composite according to Equation 1. As the preform undergoes transformation its shape and size remains essentially unchanged, resulting in net-shape or near net-shape products. It is believed that changes or additions to the metal bath can tailor the final properties of the material. For example, it has been proposed that metallic additions to the melt can enhance mechanical properties by forming inter-metallic compound phases. This is useful because it can increase the number of applications for IPC's (Hemrick *et al.*, 2010). The objective of this experiment is to characterize and contrast the microstructures of TCON materials transformed in pure Al and Al-7.5%Fe alloy.

$$3\ SiO_2 + 4\ Al \longrightarrow 2\ Al_2O_3 + 3\ Si \tag{1}$$

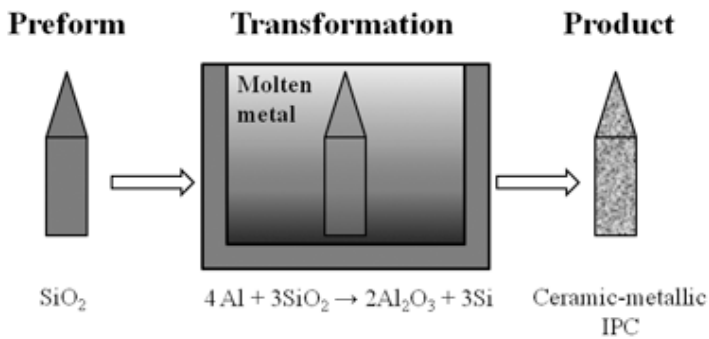


Fig. 1– Schematics of the reactive melt penetration (RMP) process.

2. Experimental

Fireline TCON, Inc. provided two IPC materials for analysis. The samples were produced via reactive metal penetration using a clear fused quartz preform, approximately $2 \times 2 \times 0.25$ in^3. Information regarding the metal bath and transformation times is displayed in Table 1.

Necessary sectioning was performed using a precision saw (Buehler IsoMet™ 1000) equipped with a water-cooled diamond-impregnated cut off wheel. Due to the unique metal penetration process, each sample was examined in both longitudinal and latitudinal directions.

Table 1
Transformation Conditions

Name	Starting Material	Metal Bath	Transformation Time
Sample 1	Clear fused quartz	Pure Al	6 hours
Sample 2	Clear fused quartz	Al-7.5%Fe	4.63 hours

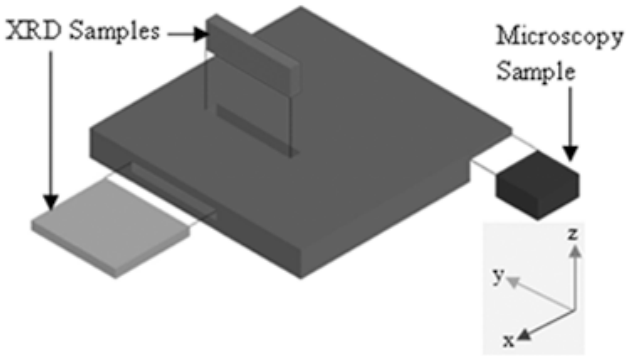


Fig. 2 – A graphical representation of the transformed material showing the areas examined by microscopy and X-ray analysis. A Cartesian coordinate system is used to indicate the investigated surface.

Fig. 2 illustrates the areas removed and examined. The sectioned samples were prepared for microscopy investigations using metallographic techniques including grinding and fine polishing steps. Initial analysis was performed using stereo and bright field optical microscopy (OM). Powder X-ray diffraction (XRD, Cu Kα radiation) was also performed on the samples using a Bruker-Nonius D8 Advance Powder Diffractometer. A JEOL JIB-4500 Multi Beam FIB/SEM System equipped with an X-ray energy dispersive detector was utilized for electron microscopy investigations. Samples for transmission electron microscopy (TEM) investigations were prepared by ion milling in the FIB/SEM system. TEM investigations were carried out in a JEOL 2100 Scanning/Transmission Electron Microscope (S/TEM). The high resolution S/TEM has a 0.2 nm point-to-point resolution and it is equipped with EDAX™ Sapphire EDX, bright and dark field scanning detectors and two CCD cameras for micrograph and electron diffraction acquisition.

3. Results and Discussion

Fig. 3 shows optical stereo micrographs of the cross-sectioned samples. Initial observation reveals that both samples exhibit two distinct features: a Y-shaped boundary-like feature symmetrically positioned relative to the edges and corners of the rectangular-shaped cross-section, and alternating columnar-shaped bright/dark regions with the long axes orthogonal to the sample surface. The symmetry of Y-shaped feature is broken due to the fact that the top surface was partially removed for microscopy investigation. Since these features were not observed in the clear fused quartz starting material it is reasonable to assume that they are a result of the transformation process. Higher magnification optical microscopy as well as SEM investigation reveals the boundary-like feature to consists of interconnected micrometer sized voids, Fig. 4.

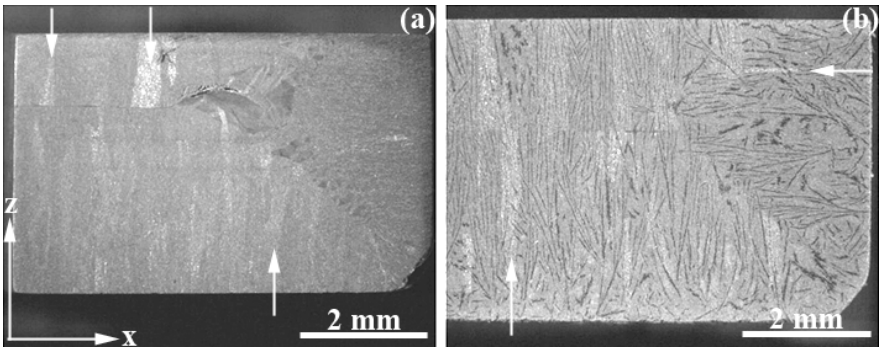


Fig. 3 – Stereo optical micrographs of polished cross-sectioned Sample 1 (a) and Sample 2 (b). The cross-section is parallel with the x–z plane.

The columnar-shaped bright regions are indicated by white arrows in Fig. 3. The regions can be revealed by manipulating the light source in the stereo optical microscope. These regions are related with the preferential orientation of the Al_2O_3 ceramic phase, in agreement with the results of the XRD experiments described below. The formation of the central-positioned voids (Fig. 4) can be explained in relationship with the transformation process during reactive melt penetration and growth of preferentially oriented Al_2O_3 regions. By immersing the preform into molten metal, SiO_2 transforms into Al_2O_3 as described in Equation (1). The transformation proceeds from exterior toward the interior of the sample following a mechanism described by Liu *et al.*, 1996. Both Al_2O_3 ceramic and metal phases grow from the exterior toward the interior of the sample. Due to the sample symmetry and identical transformation velocity (about 2 mm/hr) at any point on the sample surface, the reaction fronts from two opposite surfaces will meet at the center of the sample, where the pore accumulation is observed, Fig. 3. From these observations, it appears that a direct relationship exists between the interaction of two reaction fronts and pore

accumulation (Murthy *et al.*, 2005), but the exact mechanism of porosity formation needs further clarification.

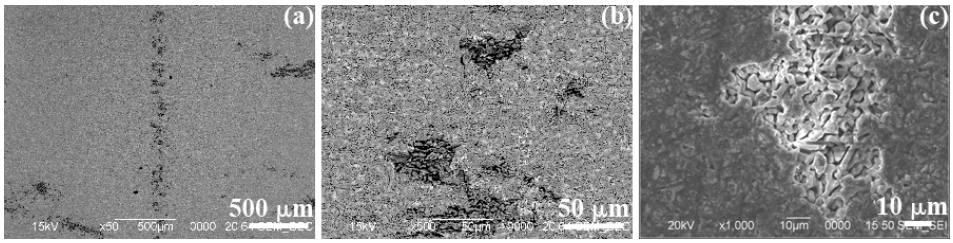


Fig. 4 – (*a*), (*b*) Backscattered electron micrographs and (*c*) secondary electron micrograph of the central Y-shaped feature observed on the x–z cross-section of Sample 1. The Y-shaped feature morphology is readily visible at higher magnification.

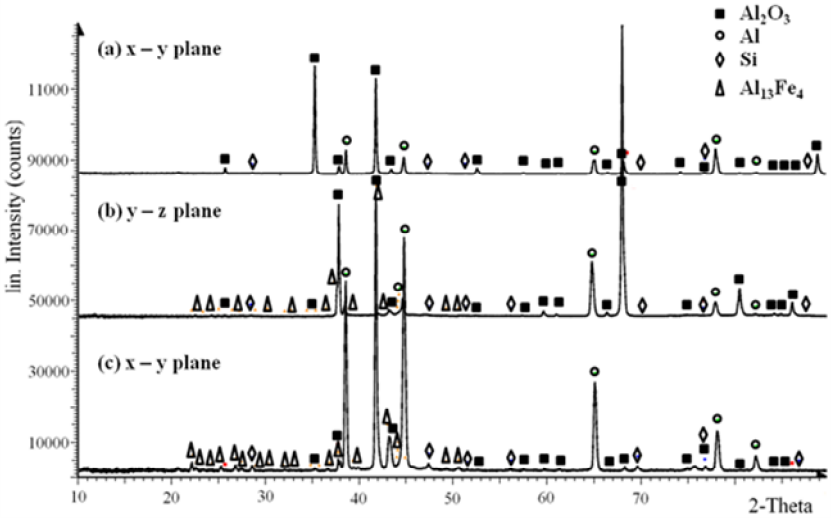


Fig. 5 – Powder XRD patterns from sample 1 (a) and sample 2 (b and c). Sample 1 was examined in the x-y plane and Sample 2 was examined in the x-y (c) and y-z (b) planes. Both samples show preferential orientation of Al_2O_3 (■ ICDD: 00-010-0173, rhombohedral R-3c, a: 4.758Å, c: 12.991Å) and Al (● ICDD: 00-004-0787, cubic Fm-3m, a: 4.049Å). The data also show the presence of small amounts of Si (♦ ICDD: 04-001-7247, cubic Fd-3m, a: 5.429Å) in both samples. The pattern suggests the presence of $Al_{13}Fe_4$ (▲ICDD: 00-050-0797, orthorhombic Bmmm, a: 7.751Å, b: 23.771Å, c: 4.034Å) in sample 2, but other Fe-Al alloys showed similarly well fitting patterns and further analysis is needed for an unambiguous assignment of the type of Fe-Al alloy. See References for ICDD files information.

Powder XRD performed on the samples indicates the presence of Al, Al_2O_3, and Si in samples 1 and 2, Fig. 5. In sample 2, additional diffraction lines point towards the presence of one or more Al-Fe-alloy phases, but a clear assignment to a specific alloy is not possible based on the diffraction pattern alone. XRD analysis did not show the additional phases suggested by electron

microscopy investigations (see below), probably due to the poor resolution of XRD at nano-scale. The mismatch between the experimental and theoretical intensities of the aluminum and especially the corundum peaks can be explained by preferential orientation of the Al_2O_3 phase and, to a lesser extent, of the Al phase along the z-axis as had been already seen in the optical micrographs. In the Al-transformed material, the Al_2O_3 peaks are well defined (Fig. 5 *a*), but the intensity mismatch is obvious for nearly all of the peaks. Correlating this observation with the bright columnar regions observed by stereo microscopy (Fig. 3), it can be concluded that the ceramic phase of the transformed material shows preferential orientation along the z axis.

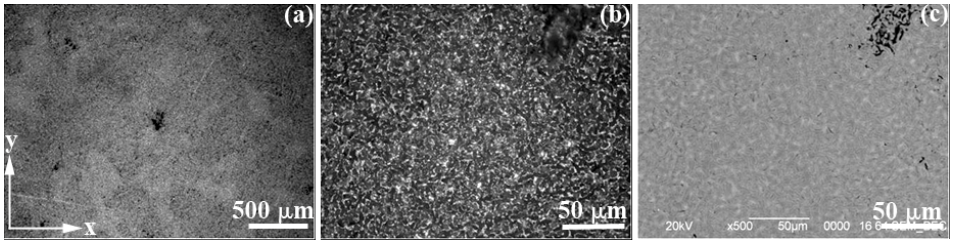


Fig. 6 – (*a*), (*b*) Optical bright field micrographs of the x-y cross-section of sample1 showing a homogeneous structure consisting of two phases and some isolated voids. (*c*) Backscatter electron micrograph of the same area confirming the presence of two distinct phases.

Determining the nature of the Al-Fe-alloy phase is difficult, and a clear assignment of the peaks not assigned to Al, Al_2O_3 or Si to one or several specific Al-Fe alloys was not possible. An $Al_{13}Fe_4$ phase (ICDD entry number 00-050-0797) was tentatively selected as the best match, but other Fe-Al alloys with different compositions did show similar agreement with the experimental patterns (for most diffraction patterns of Fe-Al alloys deposited to the ICDD database, no structural data are reported, and they might also be phase mixtures of two or more components). However, the presence of the Al_2O_3 and Al-Fe phases in the Al-Fe-transformed material was confirmed by electron microscopy analysis, as described below. XRD did not show a recognizable preferential orientation for the Si phase.

Further investigation of the cross-sectioned samples was performed using medium magnification optical microscopy and low magnification SEM, and the results are presented in Figs. 6, 7. Isolated voids can be observed throughout the bulk of both samples. Sample 1 shows a homogenous structure consisting of two phases, depicted as gray and white areas in the backscattered electron micrograph presented in Fig. 6 *c*. By comparison, sample 2 exhibits regions similar to that of sample 1 plus striated regions observed in both optical and electron micrographs,

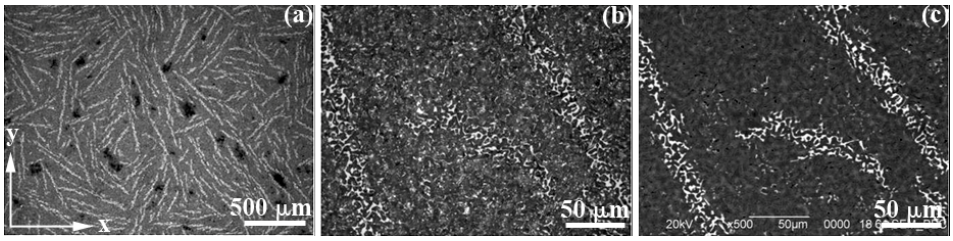


Fig. 7 – (*a*), (*b*) Optical bright field micrographs of the x-y cross-section of sample 2 showing striations and voids throughout the sample. (*c*) Backscatter electron micrograph of the same area confirming the presence of stripe-like features with a different composition than the two-phase matrix.

Fig. 7. In this (x-y) planar view of sample 2, the striated regions seem to have a random orientation. Investigation of the polished (y-z) and (x-z) surfaces shows preferential/columnar orientation of the striated regions along the z axis. A 3D reconstruction of a 1.5 × 1.5 ×1.5 mm^3 volume is presented in Fig. 8. From the reconstructed volume it seems that the stripes are oriented perpendicular to the (x-y) plane and the morphology of the striated regions are plate-like with the long side parallel to the z axis and the short side contained in the (x-y) plane. Since the reactive melt penetration proceeds from the exterior toward the interior of the sample, it seems that the plate-like stripes are oriented in the same direction as the transformation gradient.

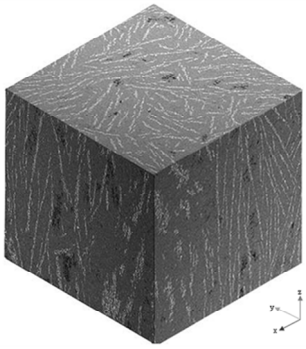


Fig. 8 – Three-dimensional reconstruction of an Al-7.5wt.%Fe sample volume with dimensions approximately 1.5 × 1.5 × 1.5 mm^3. The iron-rich phases (white stripes) tend to propagate along the z axis with notable edge effects present.

The chemical composition of the phases present within the samples, as well as the morphology and distribution of the phases was investigated by combining high resolution SEM, EDX and XRD techniques. In order to obtain high quality cross-sections, the samples were polished using the ion beam of the JEOL JIB-4500 FIB instrument. Fig. 9 *a* shows the typical morphology of a stripe-like feature, while Fig. 9 *b* shows the matrix (an area devoid of 'stripes')

morphology of an Al-Fe-transformed sample (sample 2). The micrograph in Fig. 9 *b* reveals two interpenetrating co-continuous networks of Al metal and Al_2O_3 ceramic. A similar morphology was observed and reported in various Al-transformed composites [2]. Using spot EDS analysis it was determined that the dark gray areas (C) correspond to Al metal, while the light gray areas (D) correspond to Al_2O_3 ceramic. Small particles of precipitated silicon were also observed, as indicated by black arrows. The silicon particles are an expected by-product from the reaction. It is understood that the displaced Si from the SiO_2 preform diffuses away from the reaction front through the aluminum channels (Breslin *et al.*, 1995). It should be noted that no iron was observed in the investigated volume illustrated in Fig. 9 *b*.

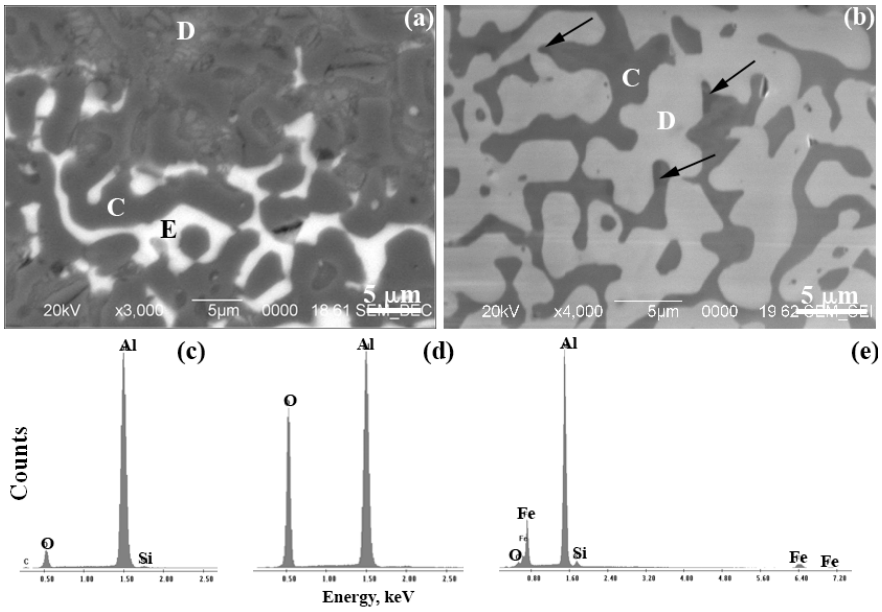


Fig. 9 – (*a*), (*b*) High resolution SEM micrographs of a sample 2 cross-section taken from a stripe-like feature and from the matrix, espectively. (*c*) – (*e*) EDX spectra from volumes C, D and E in (*a*).

The EDX analysis of areas identical to that presented in Fig. 9 *a* indicate the presence of Fe-rich phases besides the expected aluminum, alumina, and precipitated silicon phases. Sample 2 stripes are an Fe-Al phase surrounded by small amounts of Fe-Al-Si and Fe-Al-Si-O phases. The existence of nano-scale sized Fe-Al-Si and Fe-Al-Si-O phases is confirmed by TEM analysis, Fig. 10. Based on the electron microscopy analysis, it is concluded that the plate-like stripes observed in the Al-Fe-transformed sample consist of two phases: Fe-Al and Fe-Al-Si, while the matrix consists of two networks, Al metal and Al_2O_3 ceramic, as reported above.

Examination of the silicon distribution in the EDS maps shows that silicon appears as concisely defined particles in the ironless regions. Whereas, in the iron-rich regions, the silicon is more dispersed and individual particles are not observed. This suggests that the iron may have reacted with diffused silicon to form nano-scale phases. Other studies have shown that Fe, Al and Si can form intermetallics such as α-Al_8Fe_2Si, β-Al_5FeSi, or δ-Al_3FeSi_2 (Timpel *et al.,* 2010).

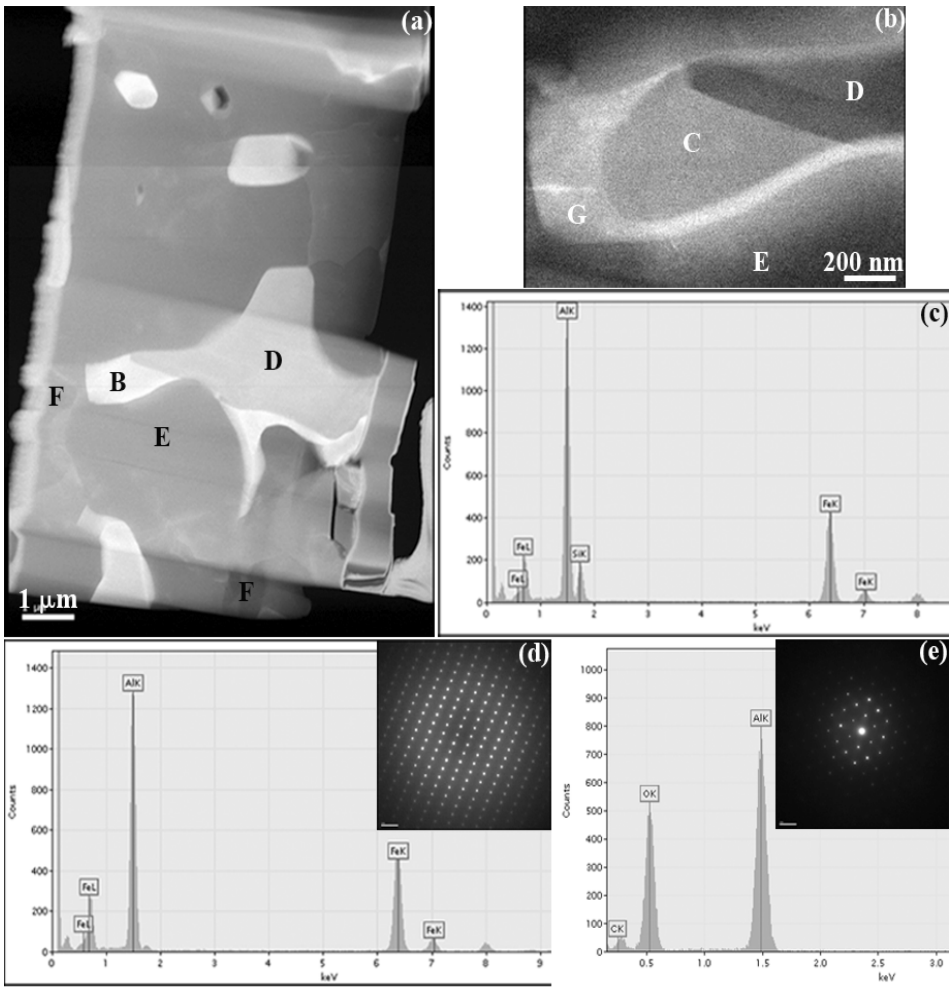


Fig. 10 – (a) Dark-field scanning-transmission electron micrograph from a striated (Fe-rich) volume of sample 2. (*b*) High magnification dark-field scanning-transmission electron micrograph of area B in (*a*). (*c*) EDS spectra of area C in (*b*). (*d*), (*f*) Electron diffraction patterns and EDS spectra from an Al-Fe phase (area D in (*a*) and (*b*)), and Al_2O_3 phase (area E in (*a*) and (*b*)), respectively. F denotes pure Al regions.

Fig. 10 shows the results of S/TEM investigation of an Fe-rich volume of the Al-Fe-transformed sample. Four different micrometer-sized phases plus several nanoscale features are observed in the dark field STEM micrograph in Fig. 10 *a*. By combining the results of EDS analysis with the information provided by XRD investigation the micron-sized volumes were identified as Al-Fe-Si phase (C in Fig. 10 *b*), Al-Fe intermetallic (D in Figs. 10 *a*, *b*), Al_2O_3 ceramic (E) and Al (F). A nano-scale transition layer (G) is readily observed at the ceramic-metal boundary, Fig. 10 *b*. Based on EDS analysis the chemical composition of the transition layer is was identified as Al-Fe-Si-O. The formation of nano-scale phases may contribute to the superior flexural strength of the Al-alloy-Al_2O_3 composite, as reported by Hemrick *et al.,* 2010. Future work involving high resolution TEM combined with electron crystallography will aim to determine the exact composition and structure of these phases.

4. Conclusion

The interpenetrating phase composites (IPC's) investigated in the present research were produced by reactive melt penetration using pure Al and Al-7.5wt.%Fe alloy as molten metal baths. Analysis showed that the addition of 7.5wt.% Fe to the molten Al bath adds iron-rich regions that contain multiple phases, but the addition does not change the basic Al-Al_2O_3 structure. Analytical electron microscopy investigations showed that the interaction between Fe and Si during processing formed nano-scale intermetallic compounds. This experiment proves that the microstructure of IPC's produced by reactive melt penetration can be tailored by altering the molten metal bath composition.

Acknowledgments. The use of Electron Microscopy and X-Ray Diffraction Facilities within the STEM College at Youngstown State University is gratefully acknowledged. This work was supported by Ohio Third Frontier, Wright Project Program, Grant 09-016.

REFERENCES

Aluminum Iron Powder Diffraction File; International Centre for Diffraction Data (ICDD): Newtown, PA, 2011; PDF# 00-010-0173 (accessed 10 Feb 2011). Aluminum Oxide Powder Diffraction File; International Centre for Diffraction Data: Newtown, PA, 2011; PDF# 00-010-0173 (accessed 10 Feb 2011). Aluminum Powder Diffraction File; International Centre for Diffraction Data: Newtown, PA, 2011; PDF# 00-004-0787 (accessed 10 Feb 2011). Silicon Diffraction File; International Centre for Diffraction Data: Newtown, PA, 2011; PDF# 00-010-0173 (accessed 10 Feb 2011).

Breslin M.C., Ringnalda J., Xu L., Fuller M., Seeger J., Daehn G.S., Otani T., Fraser H.L., *Processing, Microstructure, and Properties of Co-Continuous Alumina-Aluminum Composites*. Mat. Sci. Eng., **A195**, 113-119 (1995).

Clark D.R., *Interpenetrating Phase Composites*. J. Am. Ceram. Soc., **75(4)**, 739-759 (1992).

Feng H.J., Moore J., *In Situ Combustion Synthesis of Dense Ceramic and Ceramic-Metal Interpenetrating Phase Composites*. Metall. Mat. Trans. B-Process Metallurgy and Materials Processing Science, **26(2)**, 265-273 (1995).

Hemrick J.G., Hu M., Peters K.M. and Hetzel B., *Nano-Scale Interpenetrating Phase Composites (IPC's) for Industrial and Vehicle Applications*. ORNL/TM-2010/80, DOE contract DE-AC05-00OR22725, Oak Ridge, Tennessee, USA (2010).

Liu W., Koster U., *Criteria for Formation of Interpenetrating Oxide/Metal-Composites by Immersing Sacrificial Oxide Performs in Molten Metals.* Scripta Materialia, **35(1)**, 35-40 (1996).

Murthy V. S. R., Kawahara K., Saito Y., Matsuzaki T.,Watanabe T., *Orientation and Grain Boundary Microstructure of Alumina in Al/Al_2O_3 Composites Produced by Reactive Melt Penetration.* J. Am. Ceram. Soc., **88(10)**, 2902-2907 (2005).

San Marchi C., Kouzeli M., Rao R., Lewis J.A., Dunand D.C., *Alumina-Aluminum Interpenetrating-Phase Composites with Three-Dimensional Periodic Architecture*. Scripta Materialia, **49(9)**, 861-866 (2003).

Timpel M., Wanderka N., Murty B.S., Banhart J., *Three-Dimensional Visualization of the Microstructure Development of Sr-Modified Al-15Si Casting Alloy Using FIB-EsB Tomography*. Acta Materialia, **58**, 6600-6608 (2010).

Zhou Wei, Hu Wenbin, Zhang Di, *Study on the Making of Metal-Matrix Interpenetrating Phase Composites*. Scripta Materialia, **39(12)**, 1743-1748 (1998).

STUDIUL STRUCTURII FINE ŞI A COMPOZIŢIEI CHIMICE A MATERIALELOR COMPOSITE AL_2O_3-ALIAJE PE BAZĂ DE Al OBŢINUTE PRIN REACŢIA TOPITURII METALICE CU MODELUL CERAMIC

(Rezumat)

Materialele composite Al_2O_3-aliaje pe bază de aluminiu prezintă interes ştiinţific şi ingineresc datorită proprietăţilor mecanice şi fizice pe care le posedă. Univetsitatea de Stat din Youngstown în colaborare cu compania Fireline TCON, Inc. (Youngstown, Ohio, SUA) efectuează în present un studiu de cercetare a acestor materiale obţinute în urma reacţiei dintre topitura metalică şi modelul ceramic fabricat din SiO_2. Până în prezent au fost studiate două materiale composite: Al_2O_3-Al şi Al_2O_3-Al7.5wt.%Fe. Studiul compoziţiei chimice, precum al structurii acestor materiale la scară micro- şi nano-metrică a fost efectuat cu ajutorul microscopiei optice, electronice şi a difractiei de raze X. În urma cercetării s-a stabilit ca materialul compozit produs în Al topit prezintă o structură alcatuită din două reţele microscopice, una metalică de Al şi

altă cermică de Al_2O_3, care se întrepătrund. În cazul materialului produs în urma reacţiei dintre modelul ceramic şi topitura aliajului Al-Fe, pe lângă reţelele microscopice de Al, Al-Fe şi Al_2O_3, a fost observată şi faza ternară Al-Fe-Si, de dimensiuni nanometrice, distribuită neuniform la graniţa dintre faza intermetalică Al-Fe şi cea ceramică. Rezultatele obţinute în urma acestui studiu ajută atât la înţelegerea relaţiei dintre structura fină şi proprietăţile fizico-mecanice ale materialelor composite, precum şi la controlul acestor proprietăţi prin modificarea corespunzătoare a parametrilor technologici ai procesului de fabricare.

Elena Chirilă

METODE AVANSATE DE MASURARE COMANDA SI AUTOMATIZARE

NOTE DE CURS

1. NOTIUNI DE TEORIA AUTOMATIZARII

1.1. Elemente tip ale sistemelor de reglare automata

Relațiile matematice care exprimă fenomenele fizice (energetice, cinematice etc.) dintr-un element de automatizare sau dintr-un proces tehnologic constituie ecuația elementului sau procesului respectiv.

Pe baza ecuațiilor elementelor sistemului automat rezultă concluzii referitoare la alegerea sau stabilirea dispozitivului de automatizare precum şi cu privire la performanțele acestuia.

Din punctul de vedere al tipului de model matematic (ecuație funcțională), deci, în funcție de modul de comportare în regim tranzitoriu, elementele componente ale unui sistem de reglare automată, indiferent de locul şi rolul lor în schema funcțională a sistemului şi indiferent de natura lor fizică pot fi câteva tipuri de bază denumite elemente tip. În continuare sunt prezentate elementele tip ale sistemelor de reglare automată cu ecuațiile şi funcțiile de transfer caracteristice:

● *Element proporțional*. Este un element teoretic fără inerție (fără întârziere) caracterizat prin:

- ecuația funcțională de tipul:

$$y = Ku\,, \tag{1.1}$$

unde K – factor de amplificare sau factor de proporționalitate;

- răspunsul indicial de tipul:

$$y = KC\,, \tag{1.2}$$

unde C – constantă de reprezentare grafică prezentată în fig. 1.1

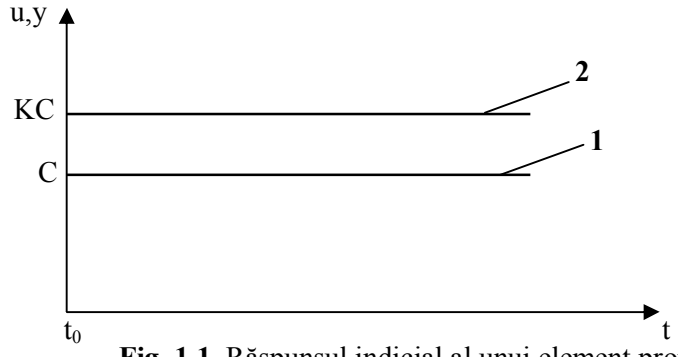


Fig. 1.1 Răspunsul indicial al unui element proporțional

1 – variația treaptă a mărimii de intrare, $u = C$;

2 – variația treaptă a mărimii de ieşire, $y = KC$.

O variaţie treaptă a mărimii de intrare $u(t)$ duce instantaneu lavariaţia treaptă a mărimii de ieşire $y(t)$;

- funcţia de transfer de tipul:

$$H_P(s) = K\,, \tag{1.3}$$

Din categoria acestor tipuri de elemente fac parte amplificatoarele, traductoarele şi elementele mecanice fără inerţie.

● *Element de întârziere de ordinul I*. Este un element a cărui comportare este descrisă de o ecuaţie diferenţială liniară de ordinul întâi. Se caracterizează prin:

- ecuaţia funcţională de tipul:

$$a_0 \frac{dy}{dt} + a_1 y = b_1 u\,, \tag{1.4}$$

Împărţind relaţia 1.4 la a_1 se obţine o altă formă, la fel de uzuală şi echivalentă cu cea din relaţia (1.4):

$$T\frac{dy}{dt} + y = Ku\,, \tag{1.5}$$

unde: $T = \dfrac{a_0}{a_1}$ - constanta de timp; $K = \dfrac{b_1}{a_1}$ - factorul de amplificare;

- răspunsul indicial de tipul:

$$y = KC\left[1 - \exp\left(-\frac{t}{T}\right)\right], \tag{1.6}$$

de reprezentare grafică arătată în fig. 1.2

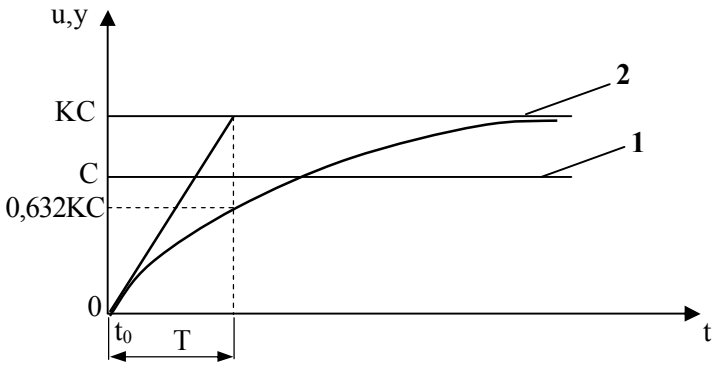


Fig. 1.2 Răspunsul indicial al unui element de ordinul I
1 – variaţia treaptă a mărimii de intrare, $u = C$; 2 – variaţia mărimii de ieşire

* Dacă, în caz particular, în expresia (1.6) $t = T$, ecuaţia devine:

$$y = k \cdot C \cdot \left[1 - e^{-1}\right] \approx 0,623 \cdot k \cdot C, \qquad (1.7)$$

Analizând relația (1.7) se poate spune deci că, constanta de timp T este timpul după care răspunsul elementului în regim tranzitoriu ajunge la 63,2% din valoarea sa în regim staționar.

* Dacă, în caz particular, în expresia (1.6), $t = 3T$ şi $t = 4T$, rezultă respectiv răspunsurile indiciale:

$$y = K \cdot C \cdot \left(1 - e^{-3}\right) \approx 0,95 \cdot K \cdot C, \qquad (1.8)$$

şi

$$y = K \cdot C \cdot \left(1 - e^{-4}\right) \approx 0,98 \cdot K \cdot C, \qquad (1.9)$$

Analizând ecuațiile scrise rezultă relațiile dintre timpul de răspuns t_t şi constanta de timp T:

$$t_{t5\%} = 3T \text{ şi } t_{t2\%} = 4T;$$

- funcția de transfer de forma:

$$H_1(s) = \frac{K}{1 + T \cdot s}, \qquad (1.10)$$

Din categoria acestor elemente tip fac parte termocuplurile, circuitele RC sau LC care funcționează în gol şi generatoarele de c.c.

● *Element de întârziere de ordinul II*. Este un element a cărui comportare este descrisă de o ecuație diferențială de ordinul doi. Se caracterizează prin:

- ecuația funcțională de forma:

$$a_0 \frac{d^2 y}{dt^2} + a_1 \frac{dy}{dt} + a_2 \cdot y = b_1 \cdot u, \qquad (1.11)$$

cu forma echivalentă uzuală:

$$\frac{d^2 y}{dt^2} + 2 \cdot \xi \cdot \omega_n \frac{dy}{dt} + \omega_n^2 \cdot y = \omega_n^2 \cdot K \cdot u, \qquad (1.12)$$

unde:
$$\begin{cases} \omega_n = \sqrt{\dfrac{a_2}{a_0}} & \text{- pulsația naturală} \\ \xi = \dfrac{a_1}{2\sqrt{a_0 a_2}} & \text{- factorul de amortizare} \\ K = \dfrac{b_1}{a_2} & \text{- factorul de amplificare} \end{cases}$$

- răspunsuri indiciale de forma:

$$* \; y = K \cdot C \cdot \left[1 + K_1 \cdot \exp(K_2 \cdot t) + K_3 \cdot \exp(K_4 \cdot t)\right], \qquad (1.13)$$

unde: $K_{1,3} = \dfrac{\pm\xi - \sqrt{\xi^2 - 1}}{2\sqrt{\xi^2 - 1}}$ şi $K_{2,4} = -\omega_n \cdot \left(\xi \pm \sqrt{\xi^2 - 1}\right)$.

Ecuația (1.13) descrie un răspuns aperiodic (supraamortizat), valabil pentru valori supraunitare ale factorului de amortizare ($\xi > 1$).

În acest caz, ecuația caracteristică (1.13) are rădăcini reale, negative şi distincte.

$$* \; y = K \cdot C \cdot \left[1 - (1 + \omega_n \cdot t) \cdot \exp(-\omega_n \cdot t)\right], \qquad (1.14)$$

Ecuația (1.14) descrie un răspuns aperiodic critic (amortizat critic), de durată minimă, valabil pentru valori unitare ale factorului de amortizare ($\xi = 1$). În acest caz, ecuația caracteristică (1.14) are rădăcini reale, negative şi confundate.

$$* \; y = K \cdot C \cdot \left[1 - K_5 \cdot \exp\left(-\omega_n \xi t\right) \cdot \sin\left(\omega_n \sqrt{1 - \xi^2}\, t - \varphi\right)\right], \qquad (1.15)$$

unde: $\begin{cases} K_5 = \dfrac{1}{\sqrt{1 - \xi^2}} \\ \varphi = \arccos \xi \end{cases}$.

Ecuația (1.15) descrie un răspuns oscilatoriu (subamortizat), valabil pentru $0 < \xi < 1$. În acest caz, ecuația caracteristică (1.15) are rădăcini complexe conjugate cu partea reală negativă.

Răspunsurile indiciale date de relațiile (1.13), (1.14) şi (1.15) sunt prezentate grafic în fig. 1.3

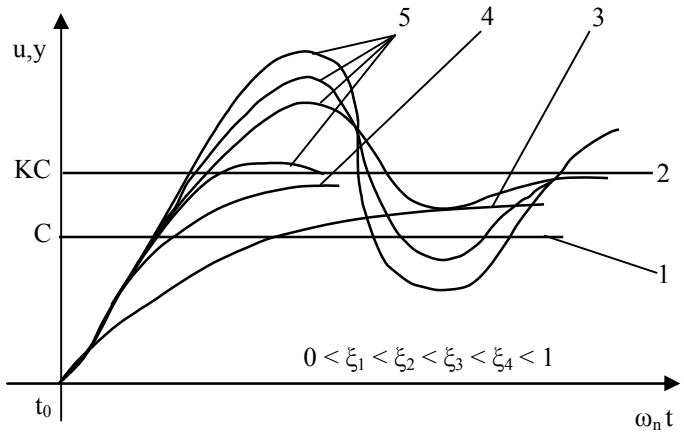


Fig. 1.3 Răspunsurile indiciale ale unui element de ordinul II:
1 – variația treaptă a mărimii de intrare; 2 – variația răspunsului în regim staționar; 3 – răspunsul aperiodic al elementului ($\xi > 1$); 4 – răspunsul aperiodic critic ($\xi = 1$); 5 – răspunsuri oscilatorii subamortizate ($0 < \xi < 1$)

Se observă că elementul de întârziere de ordinul doi are o familie de răspunsuri în funcție de valoarea factorului de amortizare ξ.

În cazul particular, când factorul de amortizare este nul ($\xi = 0$), ecuația caracteristică are rădăcini imaginare, elementul este deci instabil, având un răspuns oscilatoriu neamortizat de forma:

$$y = K \cdot C \cdot (1 - \cos \omega_n t), \qquad (1.16)$$

Pentru cele două răspunsuri aperiodice ale elementului de ordinul doi, ecuațiile (1.13) şi (1.14), se pot defini constantele de timp ca fiind egale cu inversul rădăcinilor ecuației caracteristice cu semn schimbat. Astfel, pentru

răspunsul aperiodic critic ($\xi = 1$), elementul are o singură constantă de timp:

$$T = \frac{1}{\omega_n}, \qquad (1.17)$$

Rădăcinile ecuației caracteristice (1.14) fiind $r_1 = r_2 = -\omega_n$.

Pentru răspunsul aperiodic ($\xi > 1$), rădăcinile ecuației caracteristice (1.13) sunt:

$$r_{1,2} = -\omega_n \left(\xi \pm \sqrt{\xi^2 - 1} \right)$$

şi elementul are două constante de timp:

$$T_1 = -\frac{1}{r_1} = \frac{1}{\omega_n \left(\xi - \sqrt{\xi^2 - 1} \right)} \quad \text{şi}$$

$$T_2 = -\frac{1}{r_2} = \frac{1}{\omega_n \left(\xi + \sqrt{\xi^2 - 1} \right)} \qquad (1.18)$$

Utilizând relația (1.17), ecuația caracteristică (1.14), pentru $\xi = 1$ se mai poate scrie, în formă echivalentă astfel:

$$y = K \cdot C \cdot \left[1 - \left(1 - \frac{t}{T} \right) \cdot \exp\left(-\frac{t}{T} \right) \right], \qquad (1.19)$$

Utilizând expresiile (1.18), ecuația caracteristică (1.13), pentru $\xi > 1$ se mai poate scrie în formă echivalentă astfel:

$$y = K \cdot C \cdot \left[1 - \frac{T_1}{T_1 - T_2} \cdot \exp\left(\frac{-t}{T_1} \right) + \frac{T_2}{T_1 - T_2} \cdot \exp\left(-\frac{t}{T_2} \right) \right], \qquad (1.20)$$

Abaterea dinamică maximă $\Delta_{\max}$ se determină cu relația:

$$\Delta_{\max} = K \cdot C \cdot \exp\left(\frac{-\xi}{\sqrt{1 - \xi^2}} \right), \qquad (1.21)$$

Se observă că $\Delta_{\max}$ scade cu creşterea valorii ξ; în caz particular pentru $\xi = 0$, $\Delta_{\max} = 1$, cazul răspunsului amortizat critic.

Timpul de răspuns, t_t, depinde de valorile ξ şi ω_n şi este dat aproximativ de relaţia:

$$t_t \approx \frac{4}{\xi \cdot \omega_n}, \qquad (1.22)$$

- funcţia de transfer de forma:

$$H_{II}(s) = \frac{K \cdot \omega_n^2}{s^2 + 2 \cdot \xi \cdot \omega_n \cdot s + \omega_n^2}, \qquad (1.23)$$

Exemple de elemente de întârziere de ordinul II sunt circuitele RLC care funcţionează în gol sau motoarele pneumatice cu membrană.

● *Element diferenţial*. Poate fi element ideal - fără întârziere - (a) sau real - cu întârziere de ordinul I sau de ordinul II - (b).

(a) Elementul diferenţial ideal are următoarele caracteristici:

- ecuaţia funcţională de tipul:

$$y = K \frac{du}{dt}, \qquad (1.24)$$

unde K – factorul de amplificare.

Se observă din relaţia (1.24) că mărimea de ieşire y variază proporţional şi amplificată cu K, cu viteza de variaţie a mărimii de intrare;

- răspunsul indicial este o funcţie de tip impuls a cărei reprezentare grafică este prezentată în fig. 1.28.
- funcţia de transfer a acestui element este de tipul:

$$H_D(s) = K \cdot s \qquad (1.25)$$

Un exemplu de element diferenţial ideal este generatorul tahometric.

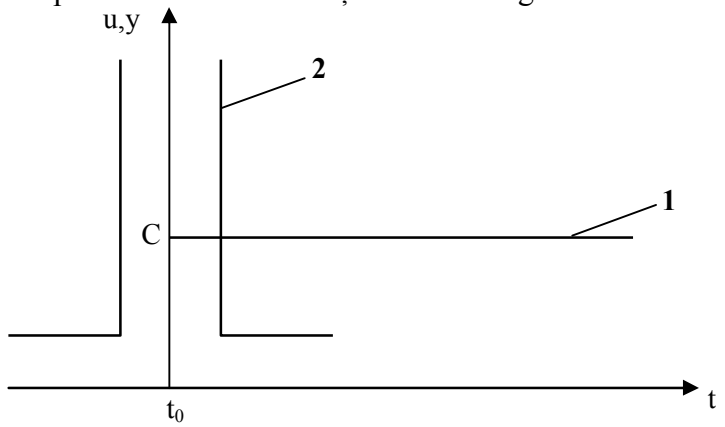


Fig. 1.4 Răspunsul elementului diferențial ideal
1 – variația treaptă a mărimii de intrare; 2 – variația răspunsului

(b) Elementul diferențial cu întârziere de ordinul I sau de ordinul II are următoarele caracteristici:

- ecuații funcționale:

$$T\frac{dy}{dt}+y=K\frac{du}{dt}, \qquad (1.26)$$

şi, respectiv:

$$\frac{d^2y}{dt^2}+2\cdot\xi\cdot\omega_n\frac{dy}{dt}+\omega_n^2\cdot y=\omega_n^2\cdot K\frac{du}{dt}, \qquad (1.27)$$

- răspunsurile indiciale reprezentate în fig. 1.5 a şi b.

Analizând fig. 1.5 b, se observă pe curbele de răspuns influența calitativă a factorului de amortizare asupra performanțelor elementului.

Timpul de răspuns se apreciază cu aceeaşi relație ca şi pentru elementul de ordinul II.

- funcțiile de transfer corespunzătoare au forma:

$$H_{D_I}(s)=\frac{K\cdot s}{1+T\cdot s}, \qquad (1.28)$$

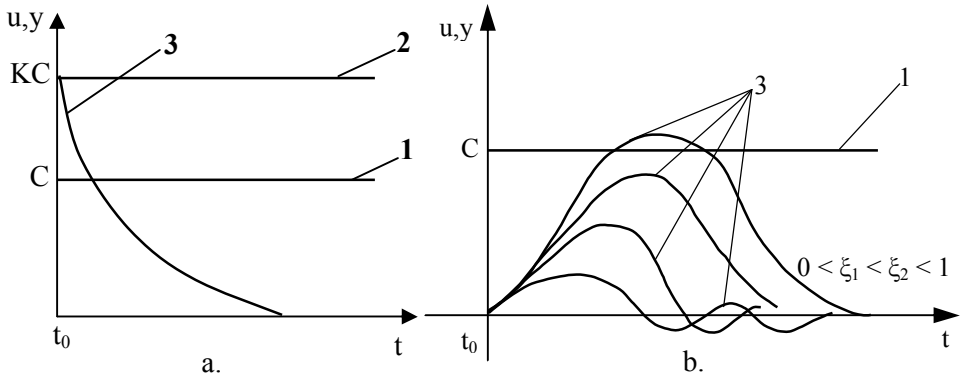


Fig. 1.5 Răspunsul indicial al elementului diferențial real: a - cu întârziere de ordinul I; b - cu întârziere de ordinul II. 1 – variația treaptă a mărimii de intrare; 2 – variația răspunsului în regim staționar; 3 – răspunsul indicial

şi, respectiv:

$$H_{D_{II}}(s)=\frac{\omega_n^2\cdot K\cdot s}{s^2+2\cdot\xi\cdot\omega_n\cdot s+\omega_n^2}, \qquad (1.29)$$

● *Element integral*. În realitate este un element cu întârziere (b), deşi teoretic, dacă constantele de timp sunt neglijabile, poate fi redus la un element ideal fără întârziere (a).

(a) Elementul integral ideal are următoarele caracteristici:

- ecuația funcțională de tipul:

$$y = K\int udt\,, \qquad (1.30)$$

unde: K – factorul de amplificare.

Derivând ecuația (1.30), se obține:

$$\frac{dy}{dt} = K \cdot u\,, \qquad (1.31)$$

Pe baza relației (1.31) se poate spune deci că în cazul acestor elemente, mărimea de intrare este proporțională cu viteza de variație a mărimii de ieşire;

- răspunsul indicial este de forma:

$$y = K \cdot C \cdot t\,, \qquad (1.32)$$

reprezentat grafic de o caracteristică de tip rampă, prezentată în fig. 1.6

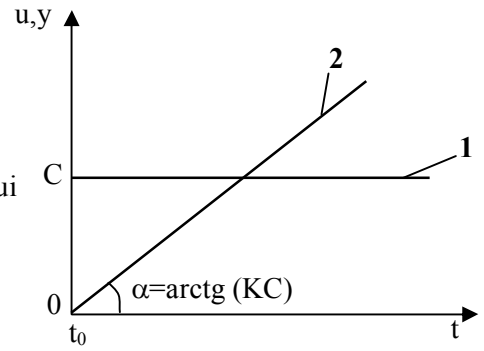


Fig. 1.6 Răspunsul indicial al elementului de tip integral ideal (2), la variația treaptă a mărimii de intrare (1)

- funcția de transfer este de forma:

$$H_i(s) = \frac{K}{s}\,, \qquad (1.33)$$

Un exemplu de astfel de element este cazul motoarelor de c.c.

(b) Elementul integral real cu întârziere de ordinul I sau II este elementul ce prezintă următoarele caracteristici:

- ecuațiile funcționale de tipul:

$$T\frac{dy}{dt} + y = K\int udt\,, \qquad (1.34)$$

şi respectiv:

$$\frac{d^2y}{dt^2}+2\cdot\xi\cdot\omega_n\frac{dy}{dt}+\omega_n^2\cdot y=\omega_n^2\cdot K\int udt\,, \qquad (1.35)$$

- răspunsurile indiciale corespunzătoare sunt prezentate în fig. 1.7
-

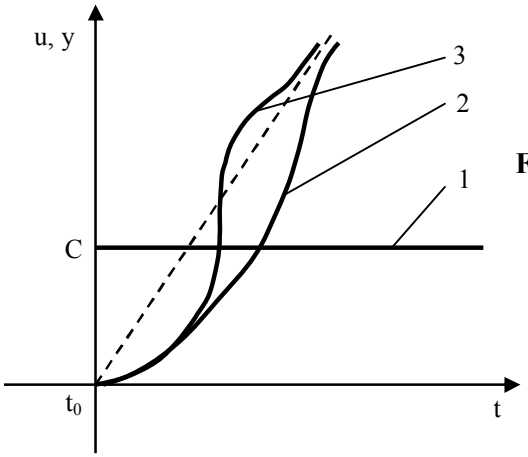


Fig. 1.7 Răspunsurile indiciale ale unui element integral real: 1 – variaţia treaptă a mărimii de intrare; 2 – întârziere de ordinul I; 3 – întârziere de ordinul II

- funcţiile de transfer corespunzătoare sunt de tipul:

$$H_{i_I}(s)=\frac{K}{s\cdot(1+T\cdot s)}\,, \qquad (1.36)$$

şi respectiv:

$$H_{i_{II}}(s)=\frac{\omega_n^2\cdot K}{s\cdot(s^2+2\cdot\xi\cdot\omega_n\cdot s+\omega_n^2)}, \qquad (1.37)$$

Astfel de elemente sunt, de exemplu, motoarele de curent continuu cu comandă pe rotor, sau motoarele pneumatice cu piston, la care variaţia în timp a deplasării (viteza) este proporţională cu mărimea de comandă (presiune, tensiune).

● *Element cu timp mort*. Este elementul tip ce prezintă următoarele caracteristici:

- ecuaţia funcţională de tipul:

$$y=K\cdot u\cdot(t-T_m),\quad t\geq T_m\,, \qquad (1.38)$$

unde: K – factorul de amplificare; T_m – timpul mort, $T_m > 0$;

- răspunsul indicial este prezentat în fig. 1.8

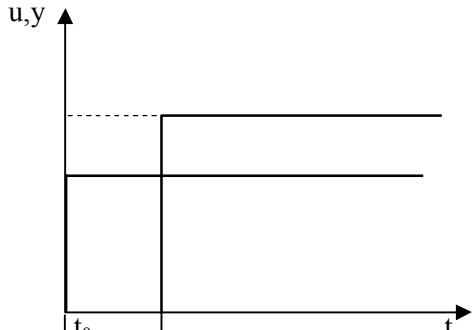


Fig. 1.8 Răspunsul indicial al unui element cu timp mort

- funcția de transfer are forma:

$$H_M(s) = K \cdot \exp(-s \cdot T_m), \tag{1.39}$$

sau sub forma ei aproximativ echivalentă:

$$H_M(s) \approx \frac{1 - \frac{T_m}{2} \cdot s}{1 + \frac{T_m}{2} \cdot s}, \tag{1.40}$$

● *Element tip proporțional diferențial* (PD) – este un element de avans de anticipare şi poate fi de ordinul I sau de ordinul II (de exemplu: regulatoarele proporțional-diferențiale). Prezintă următoarele caracteristici:

- ecuațiile funcționale de tipul:

$$y(t) = K \cdot \left(1 + T_d \frac{du}{dt}\right), \tag{1.41}$$

şi, respectiv:

$$y(t) = K \cdot \left(1 + T_d \frac{du}{dt} + T \frac{d^2u}{dt^2}\right), \tag{1.42}$$

- răspunsul indicial este prezentat în fig. 1.9:

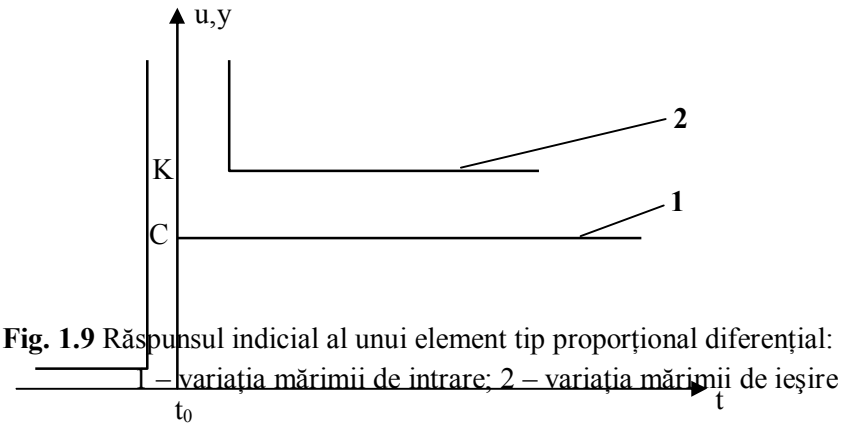


Fig. 1.9 Răspunsul indicial al unui element tip proporțional diferențial: 1 – variația mărimii de intrare; 2 – variația mărimii de ieşire

- funcțiile de transfer corespunzătoare sunt de tipul:

$$H_{PD_I}(s) = K \cdot \left(1 + T_d s\right), \tag{1.43}$$

şi, respectiv:

$$H_{PD_{II}}(s) = K \cdot \left(T_d^2 \cdot s^2 + T_d \cdot s + 1\right), \tag{1.44}$$

● *Element tip proporţional integral* (PI) – elementul are numai componentă proporţională şi componentă integrală şi prezintă următoarele caracteristici:

- ecuaţia funcţională, de tipul:

$$y(t) = K \cdot \left(1 + \frac{1}{T_i} \cdot t\right), \tag{1.45}$$

- răspunsul indicial este prezentat în fig. 1.10

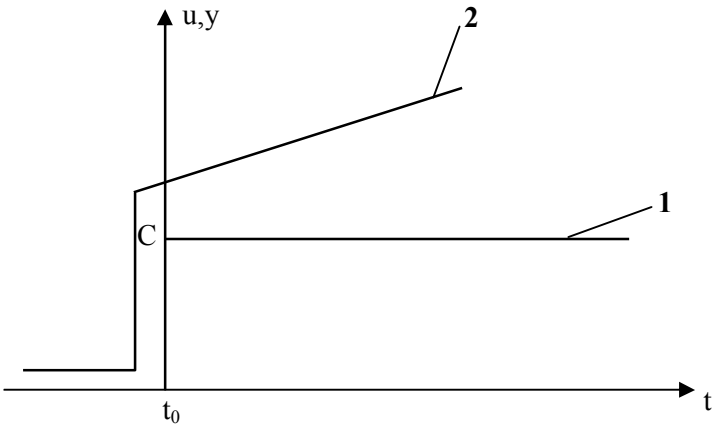


Fig. 1.10 Răspunsul indicial al unui element proporţional integral:
1 – variaţia mărimii de intrare; 2 – variaţia mărimii de ieşire

- funcţia de transfer este de tipul:

$$H_{PI}(s) = K \cdot \left(1 + \frac{1}{T_i \cdot s}\right), \tag{1.46}$$

Din această categorie de elemente tip fac parte regulatoarele proporţional-integrale.

● *Element proporţional-integral-diferenţial* (PID) – prezintă următoarele caracteristici:

- ecuaţia funcţională de tipul:

$$y(t) = K \cdot \left(1 + \frac{1}{T_i} \cdot t + T_d \frac{du}{dt}\right), \tag{1.47}$$

- modul de variație a răspunsului indicial este prezentat în fig. 1.11

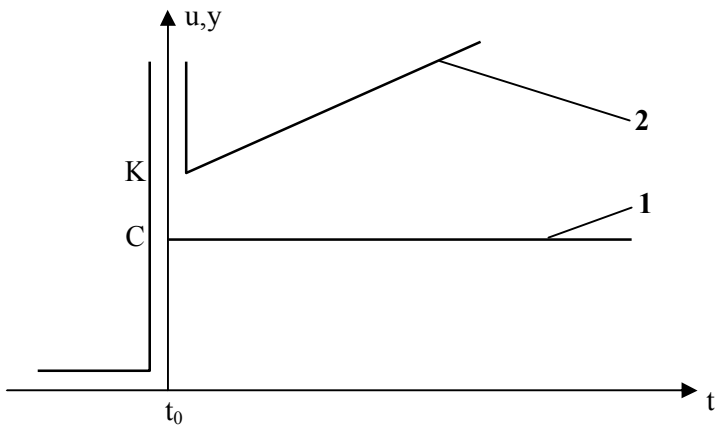


Fig. 1.11 Răspunsul indicial al unui element proporțional-integral-diferențial: 1 – variația mărimii de intrare; 2 – variația mărimii de ieşire

- funcția de transfer este în acest caz de tipul:

$$H_{PID}(s) = K \cdot \left(1 + \frac{1}{T_i \cdot s} + T_d \cdot s\right), \qquad (1.48)$$

Din această categorie de elemente tip fac parte regulatoarele proporțional-integral-diferențiale.

Notă. În caz particular, pentru cuptoarele industriale, considerând în general şi cu suficientă aproximație, cuptoarele ca elemente de ordinul II supraamortizate ($\xi > 1$), funcția lor de transfer este:

$$H_c(s) = \frac{K_c}{T_2 \cdot s^2 + T_1 \cdot s + 1}, \qquad (1.49)$$

unde: K_c – factorul de amplificare al cuptorului; T_1, T_2 – constantele de timp.

Luând în considerare toate elementele buclei de reglare a unui parametru (de exemplu temperatura în camera de lucru), acestea intervin în comportarea dinamică a sistemului în ansamblul său, cu funcțiile lor de transfer. Astfel, pentru o buclă de reglare oarecare, fig. 1.12, funcția de transfer a sistemului este:

$$H_s(s) = \frac{H_{RA}(s) \cdot H_{BEE}(s) \cdot H_{(c)}(s)}{1 + H_{RA}(s) \cdot H_{BEE}(s) \cdot H_c(s) \cdot H_{BEM}(s)}, \qquad (1.50)$$

caracteristicile dinamice ale sistemului fiind determinate de caracteristicile fiecărui element component.

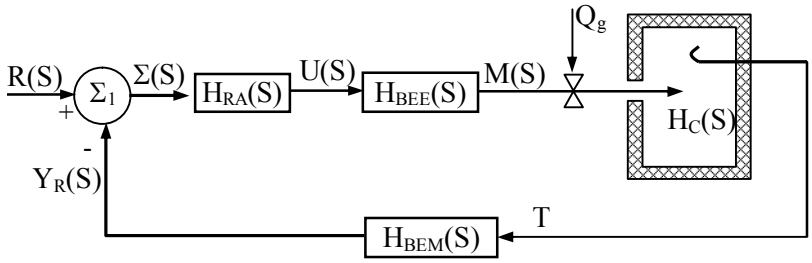


Fig. 1.12 Determinarea funcției de transfer a buclei de reglare a temperaturii, pe baza funcțiilor de transfer ale elementelor componente ale sistemului de reglare automată

Factorul de amplificare total al sistemului este produsul factorilor de amplificare ai elementelor înseriate, astfel:

$$K_T = K_{RA} \cdot K_{BEE} \cdot K_C \,, \qquad (1.51)$$

unde: K_{RA} – factorul de amplificare al regulatorului automat; K_{BEE} – factorul de amplificare al blocului elementului de execuție; K_C – factorul de amplificare al cuptorului propriu-zis.

Constanta de timp totală şi timpul mort sunt, de asemenea, influențate de inerțiile elementelor de automatizare, cu valori mici față de inerția cuptorului propriu-zis.

1.2. Noțiuni generale privind sistemele neliniare

Există elemente de automatizare, componente ale sistemelor de reglare automată, care conțin neliniarități importante cu influență esențială asupra comportării sistemelor. Sistemele ce cuprind asemenea elemente se numesc *sisteme neliniare*, iar neliniaritățile al căror impact nu poate fi neglijat în studiul comportării sistemului de reglare automată respectiv, se numesc *neliniarități esențiale*.

Comportarea sistemelor neliniare este descrisă de ecuații diferențiale neliniare (cel puțin unul din coeficienții ecuației nu este constant), a căror rezolvare este dificilă. Din acest motiv se recurge la metode aproximative, de tip grafic, analitic aproximative (cea mai utilizată este metoda funcției de descriere) sau grafo-analitice (soluțiile sunt valabile numai pentru o singură variantă de condiții inițiale).

Convențional, un sistem neliniar se reprezintă ca în fig. 1.13

Fig. 1.13 Sistem neliniar – reprezentare convenţională: SN – sistem neliniar; $u_N(t)$ – variabilă de intrare; $y_N(t)$ – variabilă de ieşire

Grafic, în cazul sistemelor sau a elementelor neliniare, dependenţa dintre mărimea de intrare şi cea de ieşire $y_N = f(u_N)$ poate avea unul din aspectele (liniarizate pe porţiuni) prezentate în fig. 1.14

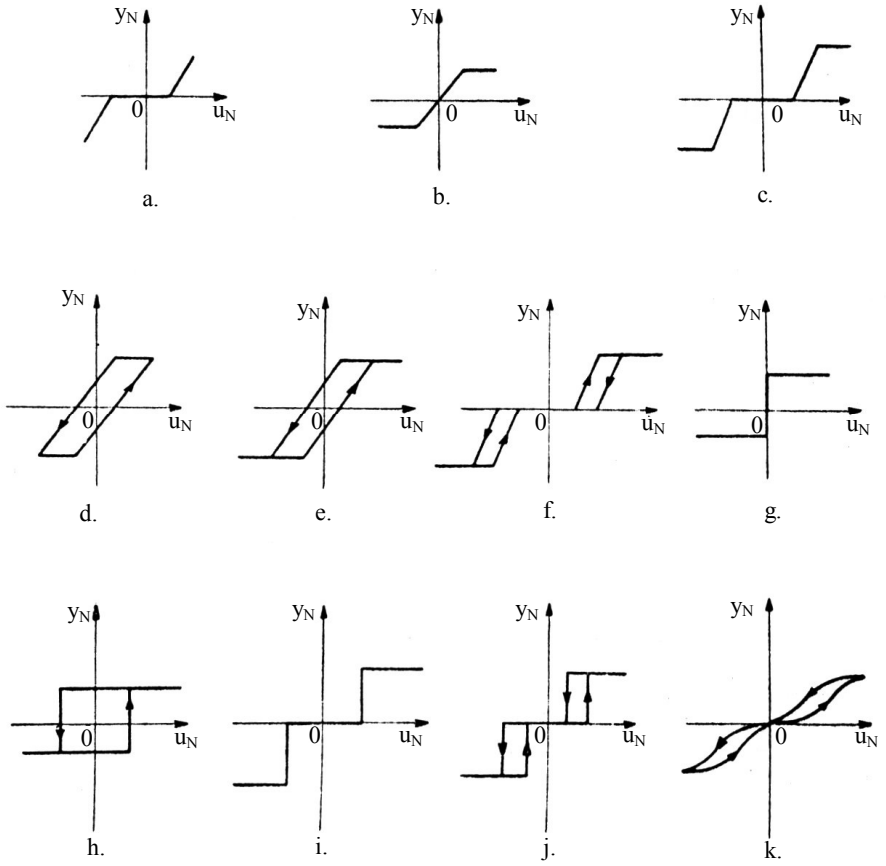


Fig. 1.14 Tipuri de răspunsuri ale sistemelor (elementelor) neliniare: a – SN cu zonă de insensibilitate; b – SN cu saturaţie; c – SN cu saturaţie şi zonă de insensibilitate; d – SN cu histerezis; e – SN cu saturaţie şi histerezis; f – SN cu saturaţie, histerezis şi insensibilitate; g – SN cu caracteristică ideală de tip releu cu două poziţii şi cu histerezis; h – SN cu caracteristică ideală tip releu cu două poziţii şi cu histerezis: i – SN cu caracteristică ideală cu trei poziţii şi cu zonă de insensibilitate; j – SN cu caracteristică ideală tip releu cu trei poziţii, cu histerezis şi cu zonă de insensibilitate; k – SN cu caracteristică neliniarizată

1.3. Noţiuni generale privind sistemele automate cu acţiune discretă

Chiar dacă nu sunt dotate cu calculatoare, sistemele automate cu acţiune discretă au ca principal avantaj precizia. Cele dotate cu calculator au, evident avantajele

calculatoarelor.

Aceste tipuri de sisteme permit transmiterea la mari distanțe a unui număr mare de informații, folosind unul sau un număr redus de canale de transmisie. Se pot identifica două categorii de sisteme automate cu acțiune discretă:

a – sisteme automate eşantionate (conțin semnale sub formă de tren de impulsuri modulate – fig. 1.15);

b – sisteme automate numerice care conțin calculatoare numerice şi la care informația sau semnalele sunt transmise şi prelucrate sub forma unui cod numeric.

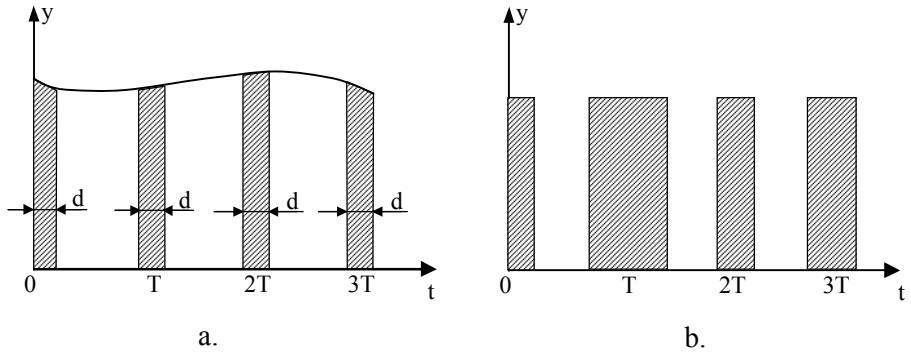


Fig. 1.15 Semnale sub formă de tren de impulsuri:
a – semnale cu durata constantă şi amplitudine variabilă; b – semnale cu durată variabilă şi amplitudine constantă

În fig. 1.15.a sunt prezentate semnale de durată constantă şi amplitudine variabilă, corespunzătoare valorii mărimii continue la momentul respectiv. Din această categorie fac parte sistemele liniare. Dacă mărimile eşantionate (semnalele) au amplitudinea constantă şi durata variabilă (fig. 1.15.b), această categorie include sistemele neliniare.

1.4. Stabilitatea sistemelor de reglare automată

Stabilitatea reprezintă proprietatea unui sistem de reglare automată de a acționa astfel încât, într-un timp finit şi cât mai scurt, să restabilească un regim staționar.

Dacă la un moment dat obiectul reglat (procesul) se află în regim staționar, prin variația mărimii de referință sau prin acțiunea factorilor perturbatori, procesul este scos din starea de echilibru şi trece printr-o stare în afară de echilibru (regim tranzitoriu). Devine, deci, oportună aducerea obiectului reglat înapoi, într-o stare staționară şi în aceste condiții se manifestă proprietatea de stabilitate a sistemului de reglare automată.

Din punct de vedere matematic, un sistem automat liniar este stabil dacă mărimea de ieşire (mărimea reglată) din proces $y(t)$ reprezintă soluția

unei ecuații diferențiale liniare a cărei ecuație caracteristică are rădăcini cu partea reală negativă. În acest caz, componenta tranzitorie a răspunsului este formată din termeni exponențiali care tind către zero când timpul tinde către infinit. Dacă ecuația caracteristică are rădăcini imaginare, atunci componenta tranzitorie este formată din funcții trigonometrice neamortizate, factorul de amortizare fiind nul ($\xi = 0$). În acest caz, sistemul este plasat la marginea instabilității, situația numindu-se *limită de stabilitate*. Dacă ecuația caracteristică are cel puțin o rădăcină reală şi pozitivă sau rădăcini complexe cu partea reală pozitivă, atunci sistemul liniar este instabil. În acest caz, componenta tranzitorie a răspunsului are cel puțin un termen care creşte la infinit cu creşterea timpului.

Pentru a afla dacă sistemul automat este stabil este suficientă rezolvarea ecuației caracteristice a ecuației diferențiale ce descrie funcționarea sistemului (este necesar să se găsească rădăcinile ecuației ataşate numitorului funcției de transfer).

Confirmarea stabilității unui sistem nu este însă suficientă dacă nu se specifică şi gradul de stabilitate (în ce măsură tinde sistemul de reglare automată către limita de stabilitate). Astfel, cu cât suprareglajul este mai mare, cu atât sistemul este mai aproape de limita de stabilitate, deci are un grad de stabilitate mai ridicat.

Pentru sistemele neliniare, studiul stabilității se face cu mari dificultăți, deoarece stabilitatea este influențată atât de natura rădăcinilor ecuației caracteristice, deci de structura şi parametrii sistemului, cât şi de tipul şi amplitudinea semnalelor de intrare şi de condițiile inițiale. În plus, la sistemele neliniare pot apărea mai multe variante de regimuri stabile la aceeaşi valoare a elementului reglat.

Se numeşte *stabilitate absolută*, stabilitatea unei familii de sisteme neliniare ale căror caracteristici statice sunt continue. *Stabilitatea locală* se referă la domeniul restrâns al sistemului automat neliniar; *stabilitatea globală* se referă la întregul sistem considerat; *stabilitatea asimptotică* reprezintă proprietatea conform căreia la $t \to \infty$, sistemul se apropie de un regim staționar de valoare constantă a parametrului reglat (implicând absența autooscilațiilor); *stabilitatea în sens Liapunov* include stabilitatea asimptotică în prezența autooscilațiilor.

Pentru sistemele cu eşantionare, stabilitatea se defineşte asemănător ca şi în cazul sistemelor liniare: dacă la o variație finită a mărimii de intrare în sistem rezultă o variație finită a mărimii de ieşire, fără ca după timpul tranzitoriu acceptat abaterea să mai depăşească anumite limite prestabilite, atunci sistemul este stabil. Condițiile de stabilitate ale sistemelor automate cu eşantionare se deduc în mod analog cu cele ale sistemelor liniare şi continue.

1.5. Tipuri de procese în industria metalurgică şi proprietăţile acestora

În industria metalurgică, marea majoritate a proceselor sunt complexe, fiind multivariabile, deci se supun acţiunii mai multor mărimi de intrare şi/sau mai multor mărimi de perturbaţie, rezultând mai multe mărimi ce se reglează la ieşirea din proces.

Pentru a studia comportarea dinamică şi statică a unui proces se consideră iniţial, în mod convenţional, procesul ca fiind monovariabil. În aceste condiţii, schema funcţională a procesului este redată în fig. 1.1 iar ecuaţia operaţională a procesului, exprimată cu ajutorul funcţiei de transfer faţă de mărimea de execuţie $H_{PM}(s)$ şi a funcţiei de transfer faţă de mărimea de perturbaţie $H_{PP}(s)$.

Considerând procesul sub acţiunea a k perturbaţii ($k = \overline{1, z}$), se poate scrie relaţia :

$$Y(s) = H_{PM}(s) \cdot M(s) \pm \sum_{k=1}^{z} H_{PPK}(s) \cdot P_k(s), \qquad (1.52)$$

Schema funcţională generală a procesului a cărui comportare este descrisă de ecuaţia (1.52) este dată în fig. 1.40.

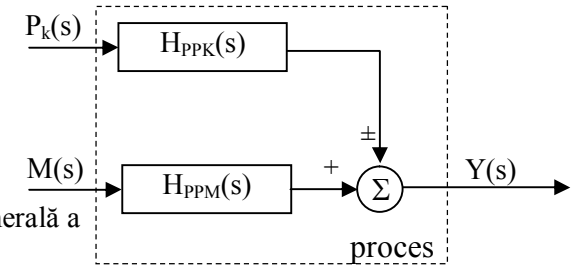


Fig. 1.16 Schema funcţională generală a unui proces

Considerând $z = 1$, rezulta :

$H_{PM}(s) = K_M \cdot G(s)$ şi $H_{PP}(s) = K_P \cdot G(s)$, unde: K_M – factorul de amplificare faţă de mărimea de execuţie; K_P – factorul de amplificare faţă de

mărimea de perturbaţie, ecuaţia (1.52) devine:

$$Y(s) = G(s) \cdot \left[K_M \cdot M(s) \pm K_P \cdot P(s) \right], \qquad (1.53)$$

După forma funcţiei complexe $G(s)$, procesele care se automatizează pot fi:

a – *procese cu autoreglare* – sunt procesele pentru care:

$$G(s) = \frac{1}{\prod_{i=1}^{n} (1 + T_i \cdot s)}, \qquad (1.54)$$

Se observă că din această categorie fac parte elementele liniare de ordinul n, a

căror comportare este descrisă de ecuații diferențiale de ordinul n cu factor de amortizare $\xi > 1$ şi răspuns aperiodic de tipul celui prezentat în fig. 1.17

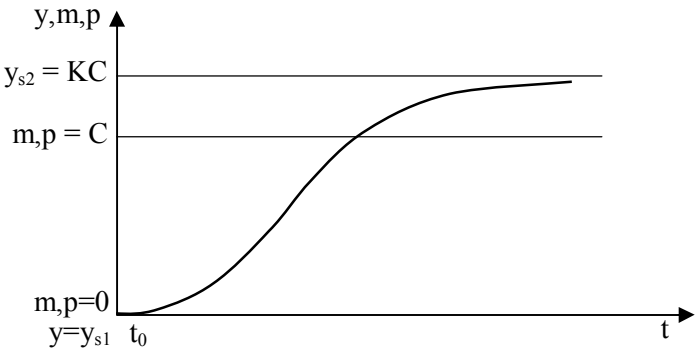


Fig. 1.17 Răspunsul indicial al unui proces cu autoreglare

Analizând graficul prezentat în fig. 1.17, se observă că la o variație treaptă a mărimii de intrare (mărime de execuție $m(t)$ sau de perturbație $p(t)$), de la valoarea $m = 0$ sau $p = 0$ la valoarea $m = C$ sau $p = C$, are loc variația mărimii de ieşire $y(t)$, după o curbă aperiodică, între două stări staționare ($y_{s_1} = 0$ şi $y_{s_2} = K \cdot C$).

În general procesele din instalațiile metalurgice (procese termice, hidraulice, pneumatice, chimice sau termochimice) sunt procese cu autoreglare de ordinul n, cu răspuns aperiodic. Ele pot fi considerate ca rezultate din înserierea a n elemente de ordinul întâi. Astfel, înlocuind expresia (1.53) în ecuația (1.54) se obține ecuația operațională generalizată:

$$Y(s) = \frac{1}{\prod_{i=1}^{n}(1+T_i s)}\left[K_M \cdot M(s) \pm K_P \cdot P(s)\right], \qquad (1.55)$$

unde: $K_M = \prod_{i=1}^{n} K_{M_i}$ şi $K_P = \prod_{i=1}^{n} K_{Pi}$.

● În cazul în care comportările staționare ale procesului cu autoreglare față de mărimea de execuție şi față de cea de perturbație sunt diferite ($K_M \neq K_P$), schema funcțională a procesului arată ca în fig. 1.18

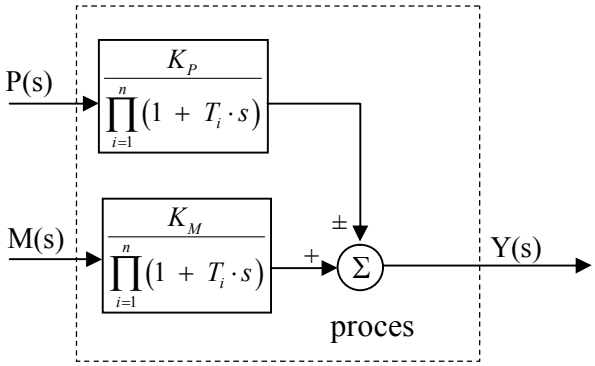


Fig. 1.18 Schema funcțională a unui proces cu autoreglare, cu comportare staționară diferită față de mărimea de execuție şi față de mărimea de perturbație

● În cazul în care comportările staționare ale procesului față de mărimea de execuție şi cea de perturbație sunt identice ($K_M = K_P = K$), ecuația operațională a procesului devine cea din relația (1.56) şi schema funcțională generală a procesului este prezentată în fig. 1.19:

$$Y(s) = \frac{K}{\prod_{i=1}^{n}(1 + T_i \cdot s)}\left[M(s) \pm P(s)\right], \qquad (1.56)$$

unde: K – factorul de amplificare al procesului.

b – *procese fără autoreglare* – sunt procesele pentru care:

$$G(s) = \frac{1}{s \cdot \prod_{i=1}^{n}(1 + T_i \cdot s)}, \qquad (1.57)$$

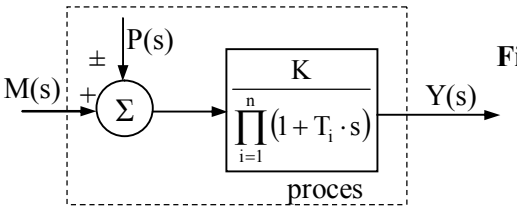


Fig. 1.19 Schema funcțională generală a unui proces cu autoreglare cu comportare staționară identică față de mărimea de execuție şi față de cea de perturbație

b – *procese fără autoreglare* – sunt procesele pentru care:

$$G(s) = \frac{1}{s \cdot \prod_{i=1}^{n}(1 + T_i \cdot s)}, \qquad (1.58)$$

şi deci ecuația operațională (1.110) ia în acest caz forma:

$$Y(s) = \frac{1}{s \cdot \prod_{i=1}^{n} (1 + T_i \cdot s)} \left[K_M \cdot M(s) \pm K_P \cdot P(s) \right], \qquad (1.59)$$

Se observă deci că aceste procese sunt procese integrale cu întârziere de ordinul *n* şi răspuns tinzând către infinit la variaţia treaptă a mărimii de intrare – fig. 1.20

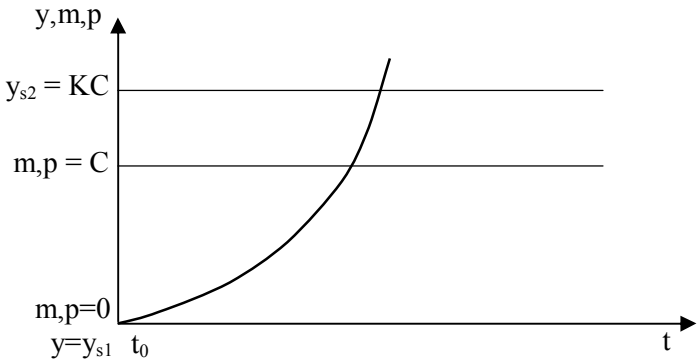


Fig. 1.20 Răspunsul indicial al procesului fără autoreglare

Ecuaţia operaţională (1.58) este valabilă în cazul cel mai general, atunci când procesul fără autoreglare are comportare staţionară diferită faţă de mărimea de execuţie şi cea de perturbaţie. În acest caz, schema funcţională generală a procesului este prezentată în fig. 1.21

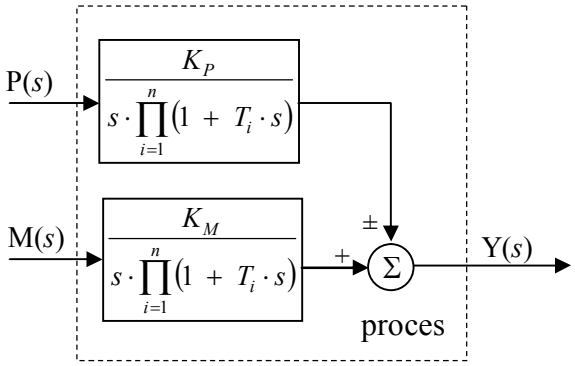


Fig. 1.21 Schema funcţională generală a procesului fără autoreglare cu comportare staţionară diferită faţă de mărimea de execuţie şi cea de perturbaţie

● În caz particular, atunci când procesul fără autoreglare are comportare staţionară identică faţă de mărimea de execuţie şi cea de perturbaţie ($K_M = K_P = K$), ecuaţia operaţională a procesului (1.59) devine în caz particular:

$$Y(s) = \frac{K}{s \cdot \prod_{i=1}^{n} (1 + T_i \cdot s)} [M(s) \pm P(s)], \qquad (1.60)$$

iar schema funcțională generală a procesului este prezentată în fig. 1.22

- Luând în considerare valorile caracteristicilor dinamice (timpul mort T_m şi constanta de timp T), procesele în industria metalurgică pot fi lente,

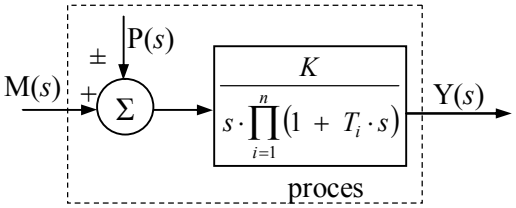


Fig. 1.22 Schema funcțională generală a procesului fără autoreglare cu comportare staționară identică față de mărimea de execuție şi cea de perturbație

atunci când au timp mort mare ($T_m \geq 10$ s) şi constante de timp mari – de ordinul zecilor de minute (de exemplu: procesele chimice şi termochimice) sau pot fi rapide, atunci când au timp mort neglijabil şi constante de timp $T < 10$ s (de exemplu, procesele electrice).

Proprietățile principale ale proceselor din industria metalurgică

Principalele două proprietăți ce caracterizează un proces, proprietăți ce determină întârzierea (inerția) procesului, deci existența timpului mort şi a constantelor de timp, sunt *capacitatea* şi *rezistența*.

Se numeşte *capacitate* a unui proces, proprietatea procesului de a

acumula energie sau cantitate de materie. Astfel:

- pentru procesele hidraulice – fig. 1.23 – capacitatea este dată de relația (1.60):

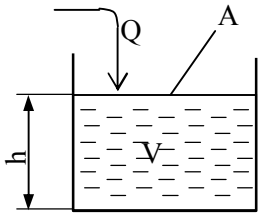


Fig. 1.23 Privind calculul capacității procesului hidraulic

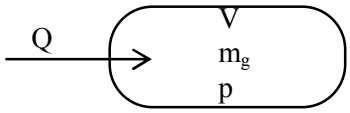
$$C = \frac{dV}{dh} = A, \qquad (1.60)$$

unde: C – capacitatea procesului hidraulic, [m^2]: V – volumul rezervorului, [m^3]; h –

înălțimea nivelului în rezervor, [m]; Q - debitul de lichid, [m^3/s];

- pentru procesele pneumatice – fig. 1.24 – capacitatea este dată de relația (1.61) sau relația echivalentă (1.62):

Fig. 1.24 Privind calculul capacității procesului pneumatic



$$C = \frac{dm_g}{dp}, \qquad (1.61)$$

Dar cum, conform legii gazelor perfecte: $p \cdot V = \frac{m_g}{M_g} n \cdot R \cdot T$, după înlocuirea în relația (1.61) rezultă:

$$C = \frac{V \cdot M_g}{n \cdot R \cdot T}, \qquad (1.62)$$

unde: m_g – masa gazului, [kg]; M_g – masa moleculară, [kg/mol]; p – presiunea gazului, [N/m^2]; V – volumul gazului, [m^3]; n – coeficientul politropic; R = 8,31 J/molK – constanta generală a gazelor perfecte; T – temperatura absolută, [K]; Q – debitul de gaze, [kg/s]; C – capacitatea procesului pneumatic, [m/s^2].

- pentru procesele termice – fig. 1.25 – capacitatea este dată de relația (1.63):

$$C = m \cdot c_s, \qquad (1.63)$$

unde: Q – fluxul termic, [W]; m – masa, [kg]; c_s – căldura specifică medie, [J/kg^{o}C]; C – capacitatea procesului termic, [J/^{o}C].

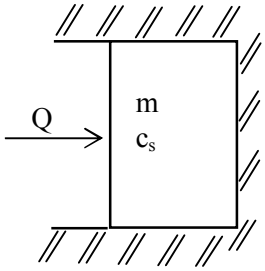


Fig. 1.25 Privind determinarea capacității proceselor termice

Se numeşte *rezistență* a unui proces proprietatea acestuia de a se opune transferului de energie sau de materie, ducând la apariția unui timp necesar realizării acestui transfer. Astfel:

- pentru procesele hidraulice – fig. 1.26 – rezistența este dată de relația (1.64):

$$R = \frac{p_1 - p_2}{Q}, \qquad (1.64)$$

unde: p – presiunea, [m col. fluid]; Q – debitul, [m^3/s]; R – rezistența procesului hidraulic, [$s \cdot m^{-2}$].

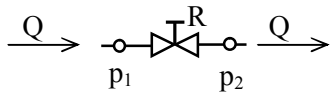


Fig. 1.26 Privind determinarea rezistenței proceselor hidraulice şi pneumatice

- pentru procesele pneumatice – fig- 1.26 – rezistența este dată de aceeaşi relație (1.), unde: p – presiunea [N/m^2]; R – rezistența, [$m^{-1} \cdot s^{-1}$]; Q – debitul, [kg/s];

- pentru procesele termice – fig. 1.27 – rezistența este dată de relația (1.65), atunci când transferul termic se face preponderent prin convecție şi conducție, sau de relația (1.66), atunci când transferul termic se face preponderent prin radiație:

$$R = \frac{d\Theta}{dQ} = \frac{1}{\alpha \cdot A} \quad [^oC/W], \qquad (1.65)$$

$$R = \frac{dT}{dQ} = \frac{100^4}{4 \cdot \varepsilon \cdot C_n \cdot A \cdot T_m^4} \quad [ks/kcal], \qquad (1.66)$$

unde: Q – fluxul termic, [W]; A – suprafața de schimb de căldură, [m^2]; Θ_1 - temperatura sursei calde (perete interior), [^oC]; Θ_2 - temperatura sursei reci (perete exterior), [^oC]; α - coeficient global de transfer termic, [W/m^2 ^oC]; ε - coeficient subunitar de emisivitate a corpului ($\varepsilon = 1$ pentru corpul absolut negru); C_n = 5,775 W/m^2K^4 – constanta de radiație a corpului absolut negru; T_m – media aritmetică a temperaturilor celor două surse, [^oC].

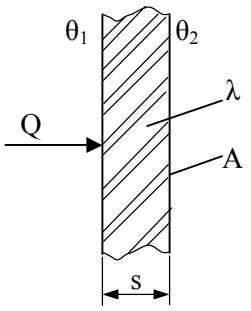


Fig. 1.27 Privind determinarea rezistenței proceselor termice

Curs 1

NOȚIUNI GENERALE PRIVIND STRUCTURA MATERIALELOR UTILIZATE ÎN PROCESUL DE DEPUNERE

Stările de agregare ale substanței

Substanțele sunt alcătuite dintr-un număr mare de molecule sau atomi şi se pot găsi sub formă de elemente sau compuşi chimici.

Elementul chimic - substanță pură, care conține un singur fel de atomi.

Compus chimic - substanță complexă, care conține două sau mai multe feluri de atomi. Numărul şi tipul atomilor dintr-o moleculă a unui compus chimic sunt date de formule chimice (H_2O; CO_2).

În funcție de felul particulelor care compun substanțele şi natura legăturilor care le unesc, substanțele se pot clasifica în:

- - ionice;
- - atomice (covalente);
- - metalice;
- - moleculare (polare sau nepolare).

Între particulele care compun primele trei categorii de substanțe se stabilesc interacțiuni puternice, iar în cazul substanțelor moleculare, interacțiunile sunt slabe fiind forțe de coeziune Van der Waals şi cel mult legături de hidrogen suplimentare.

Cele patru categorii de substanțe se manifestă specific numai în stări condensate (lichidă şi solidă), deoarece în stare gazoasă toate substanțele sunt formate din molecule mono sau poliatomice, între care interacțiunile sunt slabe.

În condiții energetice normale (273K, 1atm.) substanțele pot exista în trei stări de agregare: solidă, lichidă şi gazoasă. Prin modificarea temperaturii şi presiunii, substanțele pot fi aduse în oricare din aceste stări, cât si în a patra stare, plasma, dacă nu suferă modificări chimice. Fiecare stare se caracterizează după mişcarea şi interacțiunea particulelor constitutive respectiv după gradul de omogenizare al acestora în funcție de energia lor cinetică şi potențială.

Energia cinetică - este implicată în agitația termică a particulelor şi are tendința de a dispersa substanțele.

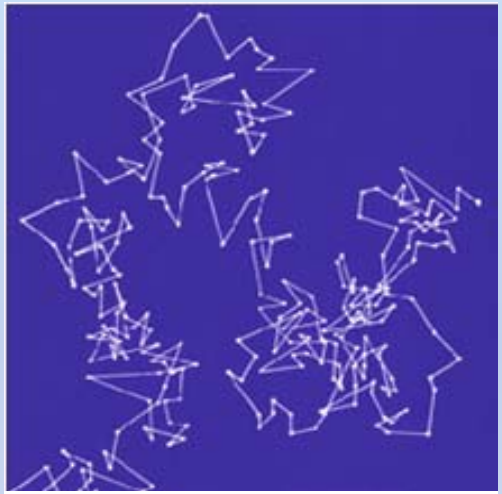
Energia potențială - realizează coeziunea substanțelor şi realizează condensarea lor.

Acțiunea celor doua tendințe este importantă pentru starea de agregare a substanțelor, deoarece rezultanta lor conduce fie la ordonarea şi atragerea particulelor fie la dezordinea şi îndepărtarea acestora.

Starea de ordonare perfecta a particulelor se găseşte în cristalul ideal iar dezordinea perfectă corespunde gazului ideal.

Starea gazoasă - se caracterizează prin interacțiuni foarte slabe între atomii sau moleculele componente, aşa cum se deduce din densitatea lor cât şi din valorile temperaturilor care caracterizează schimbarea stărilor de agregare.

Starea gazoasa se caracterizează prin omogenitate; atomii sau moleculele se găsesc într-o stare de dezordine avansată, sunt la distanțe mari iar interacțiunile dintre aceste particule sunt slabe. Gazele iau forma vasului în care sunt introduse. Starea unui gaz, conținut într-o incintă, este definită cunoscând volumul incintei, presiunea exercitată de gaz pe pereții incintei şi temperatura gazului - parametrii de stare.



Starea gazoasă
nu au formă proprie;
nu au volum propriu

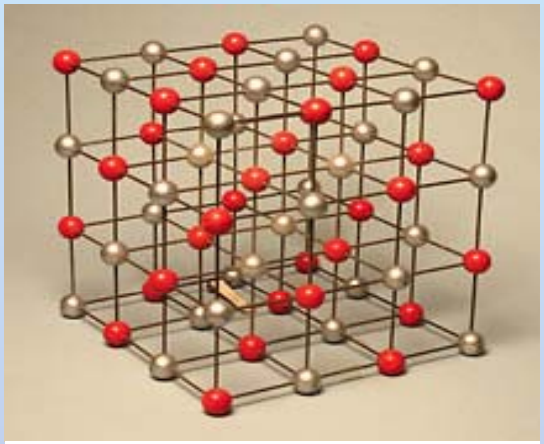
Starea lichidă – stare de agregare stabilă a materiei cuprinsă între limita de stabilitate a stării solide şi cea a stării gazoase, pentru o anumită temperatură şi presiune. Starea lichidă se obține prin răcirea unor gaze (condensare) sau prin încălzire peste temperatura de topire a unor solide.

Starea lichidă
nu au formă proprie;
au volum propriu

Starea solidă - starea cea mai condensată a materiei datorită forțelor de coeziune puternice, care leagă şi apropie particulele atât de mult, încât, poziţiile lor devin fixe şi translaţiile lor imposibile. Deci, particulele sunt “fixate”, ele putând executa doar mişcări de oscilaţie (vibraţie) în jurul unor poziţii fixe numite *puncte de echilibru* în care energia particulelor este minimă.

Solidele reprezintă în general, starea cea mai compactă, cu densitatea cea mai mare şi energia particulelor cea mai mică. Din această cauză, substanţele în stare solidă au formă şi volum propriu, au densitate mare şi presiune de vapori minimă.

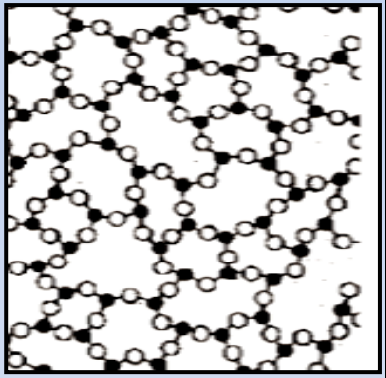
În funcţie de gradul de ordonare al particulelor, substanţele solide pot avea formă amorfă sau cristalină.



Starea solidă
au formă proprie;
au volum propriu

Starea amorfă (starea sticloasă sau vitroasă) – are un grad maxim de dezordonare în distribuția particulelor în solid şi se recunoaşte după următoarele caracteristici macroscopice:

- spărtura este concoidală, cu suprafețe netede;
- izotropia proprietăților fizice (identice în toate direcțiile);
- nu au puncte de topire fixe, ci mai întâi se înmoaie, topirea făcându-se într-un interval de temperatură.

Solide amorfe	
➢ nu au o simetrie de aranjare a particulelor; ➢ dispunere: haotică a particulelor componente în tot volumul corpului; ➢ ordine locală; ➢ dispunerea este asemănătoare cu cea a particulelor în lichide, dar în corpurile amorfe au o mobilitate mult mai mică (sticla).	

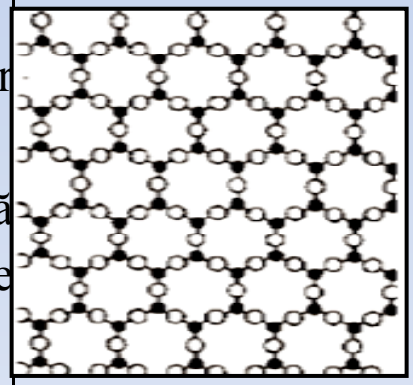
Starea cristalină - grad înalt de ordonare al particulelor, după forme geometrice regulate, fiind cele mai sărace în energie şi deci cele mai stabile.

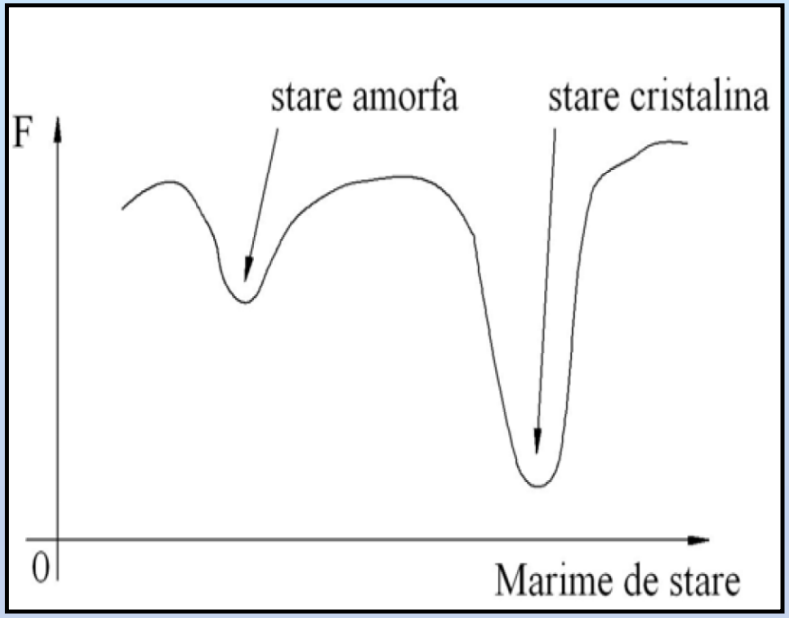
Substanțele cristaline au următoarele caracteristici macroscopice:

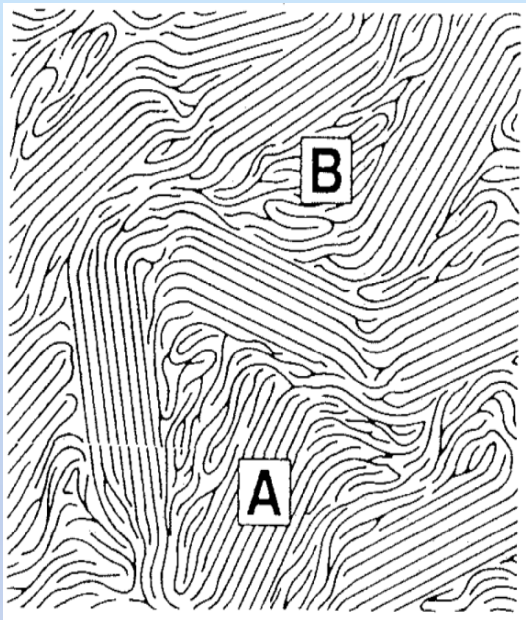
•spărtura are suprafețe neregulate, pe care se disting fețe ale cristalelor;

•prezintă anizotropia proprietăților fizice, care variază cu direcția în cristal (cu excepția cristalelor cubice);

•trecerea din starea solidă în starea lichidă se face la o anumită temperatură, constantă, numită temperatură de topire.

Solide cristaline	
➢ simetrie de aranjare a atomilor; ➢ dispunere: regulată, continuă şi periodică a particulelor în cristale; ➢ proprietăți: - anizotropie (substanța prezentă caracteristici fizice variate în funcție de direcția de măsurare şi de observare); ➢ punct de topire bine determinat.	





Nivel microscopic

Corpuri cristaline: ordine locală, ordine la distanță

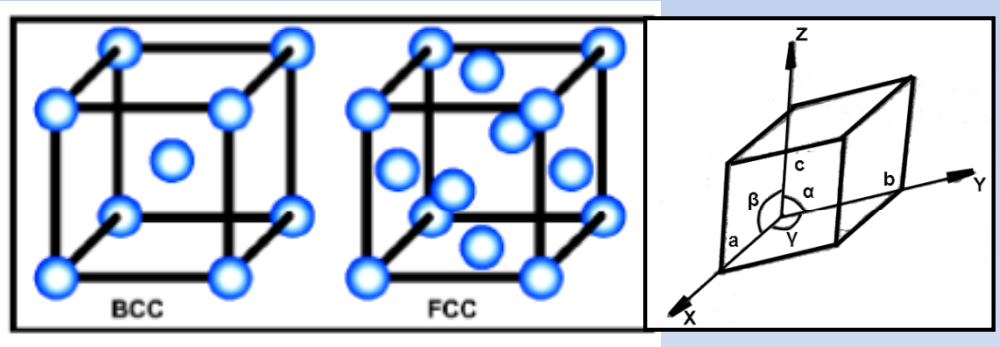
Corpuri amorfe: ordine locală, dezordine la distanță

Corpuri parțial cristaline: regiuni amorfe (B) si regiuni cristaline (A)

În starea solidă cristalină, substanțele sunt caracterizate prin:

- formă cristalină; densitate; duritate; culoare; solubilitate; coeficient de elasticitate; indice de refracție; căldură specifică; presiune de vapori; moment magnetic; spectru de absorbție; proprietăți chimice

Solidele cristaline se deosebesc între ele prin forma geometrică după care se aranjează particulele în cristal. Locul ocupat de o particulă se numeşte nod. Numărul minim de noduri, care reproduce forma geometrică după care se aranjează particulele în cristal se numeşte poliedru elementar sau celulă elementară.



Celule elementare
BCC – bază centrată; FCC – fețe centrate

Pentru caracterizarea formei celulei elementare, se folosesc trei categorii de elemente:

- feţele plane - care mărginesc poliedrul;
- muchiile - se formează la întretăierea feţelor;
- colţurile - se formează la întretăierea muchiilor.

Repetarea regulată în spaţiu a acestor elemente ale formei poliedrice poartă numele de simetria cristalului.

Pentru deosebirea cristalelor după simetria lor, se folosesc elementele de simetrie: axa de simetrie, planul de simetrie şi centrul de simetrie.

Conform principiilor geometriei sunt posibile 32 combinaţii ale elementelor de simetrie, deci vom avea 32 de clase de simetrie posibile, formând 14 tipuri de reţele Bravais, respectiv 7 sisteme cristalografice, care se deosebesc între ele prin următoarele caracteristici:

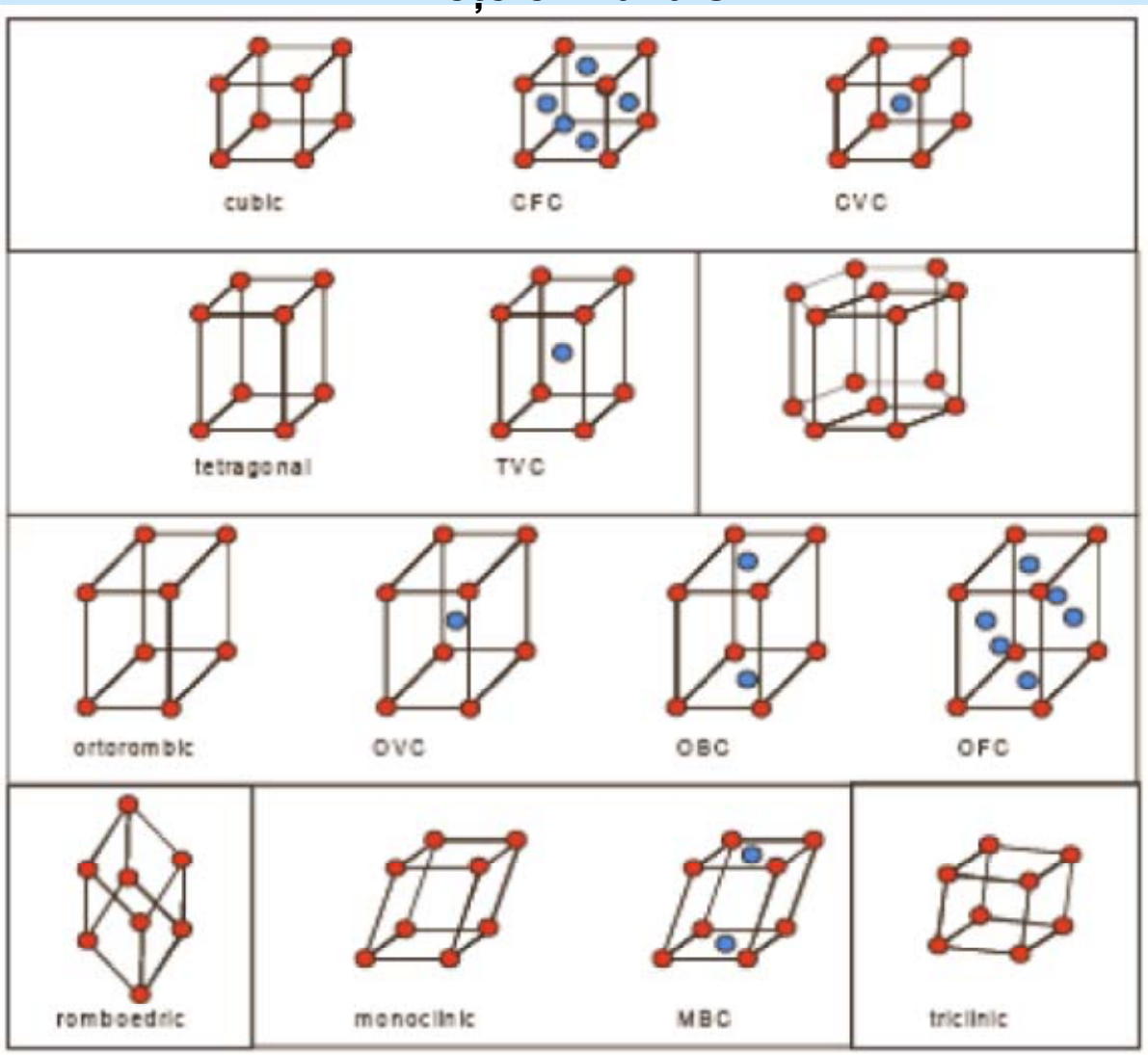
- unghiurile dintre axele cristalografice (paralele cu muchiile şi feţele cristalului);
- interceptele - adică distanţele de la originea axelor cristalografice şi locul în care axele sunt tăiate de o faţă.

Sisteme cristalografice

Nr. crt.	Sistem	Numar retele	Simbol retea	Valori, axe si unghiuri
0	1	2	3	4
1	Triclinic	1	*P*	$a \neq b \neq c$ $\alpha \neq \beta \neq \gamma$
2	Monoclinic	2	*P, BCC*	$a \neq b \neq c$ $\alpha = \gamma = 90° \neq \beta$
3	Ortorombic	4	*P, BCC, I, FCC*	$a \neq b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90°$
4	Tetragonal	2	*P, I*	$a = b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90°$
5	Cubic	3	*P, I, FCC*	$a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90°$
6	Trigonal	1	*R*	$a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma < 120°$ $\alpha = \beta = \gamma \neq 90°$
7	Hexagonal	1	*P*	$a = b \neq c$ $\alpha = \beta = 90°$ $\gamma \neq 120°$

P- celule elementare primitive; BCC – celule elementare cu bază centrată; I – celule elementare cu volum centrat; FCC – celule elementare cu fețe centrate.

Rețele Bravais



CFC- cubic fețe centrate; CVC – cubic volum centrat; TVC – tetragonal volum centrat; OVC – ortorombic volum centrat; OBC – ortorombic bază centrată; OFC – ortorombic fețe centrate; MBC – monoclinic bază centrată

Indicii Miller

Planul cristalografic – planul determinat de trei noduri ale rețelei cristaline. Identificarea acestora se face cu ajutorul indicilor Miller (h, k, l) care se determină după o procedură în trei paşi:

•Se determină intersecțiile planului cu cele trei axe cristalografice. Dacă planul trece prin origine, deci toate intersecțiile sunt zero, atunci trebuie să se aleagă un plan paralel cu acesta, din aceeaşi familie de plane, care să nu treacă prin origine;

•Se calculează inversele numerelor obținute;

•Dacă prin inversare se obțin valori fracționare, se multiplică rezultatul cu c.m.m.m.c pentru a ajunge la trei numere întregi, prime între ele:

1. (hkl) descrie un plan;
2. (hkl) descrie o familie de plane;
3. Indicii pot să fie pozitivi sau negativi, după cum intersecția a avut loc în partea pozitivă sau negativă a axei.

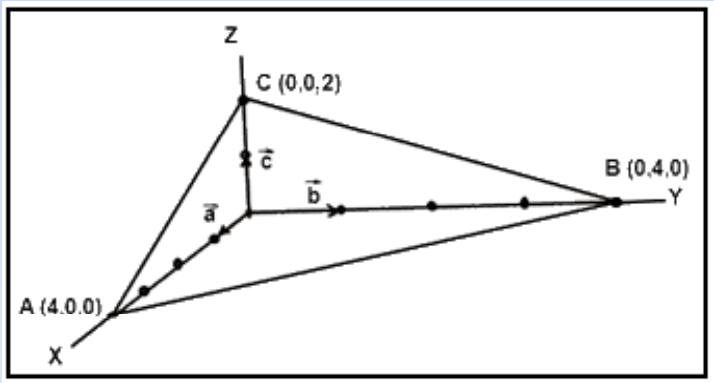
Exemplu:

•Intersecția cu axele: 4, 4, 2;

•Inversele: 1/4, 1/4, 1/2;

•c.m.m.m.c =4;

Deci multiplicăm cu 4 şi obținem (112) = indicii Miller ai planului din figură.

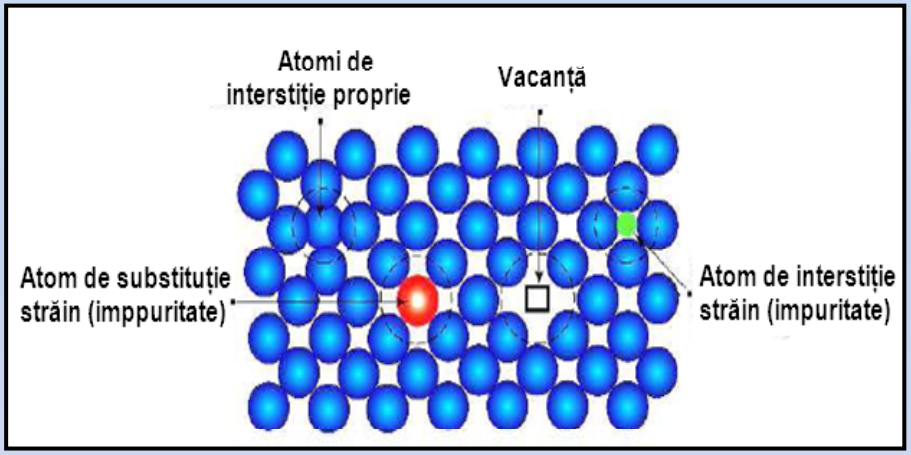


Defecte ale rețelelor cristaline

Rețelele cristaline pot prezenta defecte structurale, defecte chimice şi defecte dinamice. Defectele structurale pot fi clasificate astfel:

Defecte punctuale (zerodimensionale):

•vacanțe (cel mai des
întâlnite în peliculele subțiri);
•particula interstițială;
particula de impuritate (interstițială, de substituție).

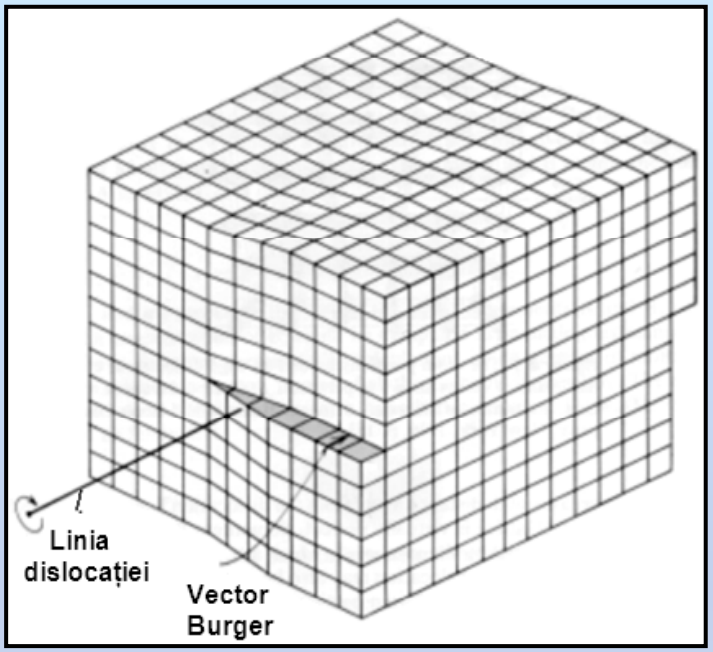


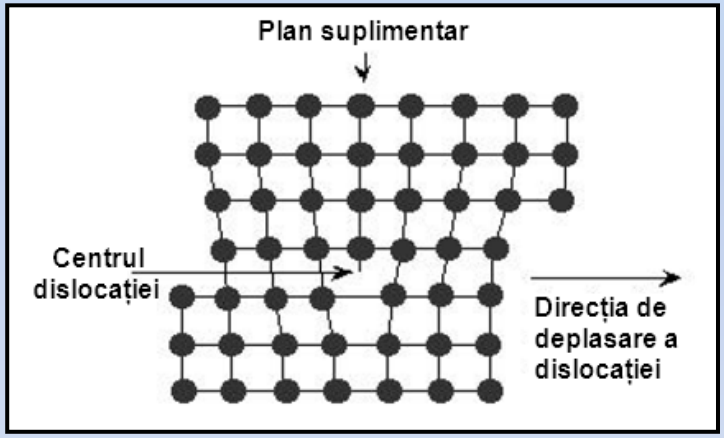
Defecte liniare (unidimensionale):

•dislocații;

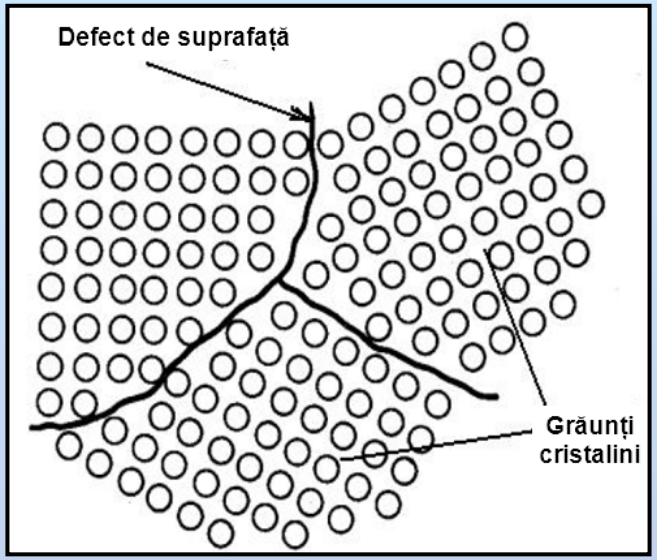
de tip șurub (elicoidal);

•de tip muchie.





***Defecte de suprafață* (bidimensionale):**



***Defecte de volum* (tridimensionale):**

•cavități;

•incluziuni de corpuri străine;

•fisuri.

Legături chimice în solide

Legătura chimică este forța care menține împreună atomii în molecule. Aceasta:

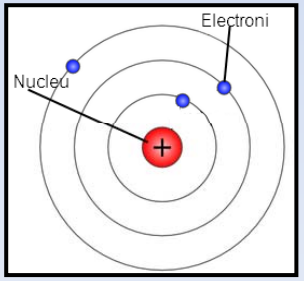
- determină structura şi proprietățile substanțelor;
- este determinată de învelişul electronic exterior al atomilor.

Atomii nu sunt stabili în stare liberă, având învelişuri atomice incomplete în starea fundamentală – ei au tendința de a se lega între ei. Procesul de combinare a atomilor duce la formarea legăturilor chimice care are loc spontan, cu degajare de energie.

Starea finală – molecula, macromolecula sau rețeaua este mai stabilă decât atomii liberi şi are energie mai mică. Formarea legăturilor chimice este consecința a două fenomene:

- stabilitatea deosebită a configurației de gaz nobil a atomilor;
- tendința atomilor de a-şi ocupa cât mai complet orbitalele vacante.

Toatele legăturile chimice implică electroni. Electronii sunt mai stabili dacă nu au paturi electronice parțial ocupate.



Legătura metalică

În cazul în care într-o pătură a unui atom sunt doar câțiva electroni aceştia vor avea tendința de a se desprinde de atom pentru a goli pătura:

•aceste elemente sunt metale;

•legăturile formate de aceste elemente se numesc legături metalice.

Exemplu: Al

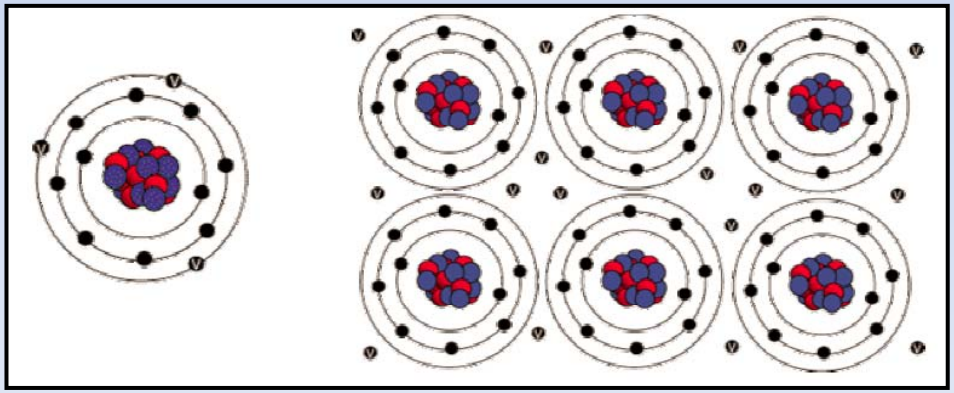
Caracteristici

•bune conducătoare de căldură şi electricitate;

•sunt opace;

•ductile în general.

În cazul în care un atom are o pătură aproape plină, el va căuta electroni ca să o umple. Aceste elemente sunt cunoscute ca nemetale.



Legătura covalentă

Legătura dintre doi atomi nemetalici este de obicei legătură covalentă. Aceşti atomi pun în comun electroni pentru a-şi complete paturile.

•electronii puşi în comun pot proveni de la atomi de acelaşi tip sau de la atomi diferiţi;

•legătura între atomii care formează molecula este puternică;

•legăturile dintre molecule sunt de obicei slabe (excepţie diamantul).

Exemplu: Cl

Caracteristici

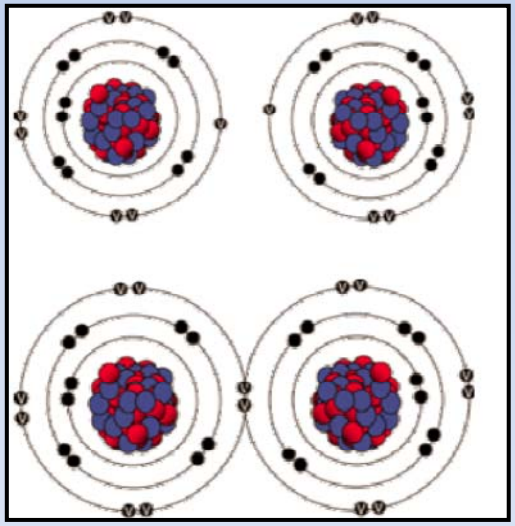
•puncte de topire si fierbere scăzute (cu excepţii);

•dure;

•casante (mai uşor se sparg decât se deformează);

•uneori transparente;

•izolatoare



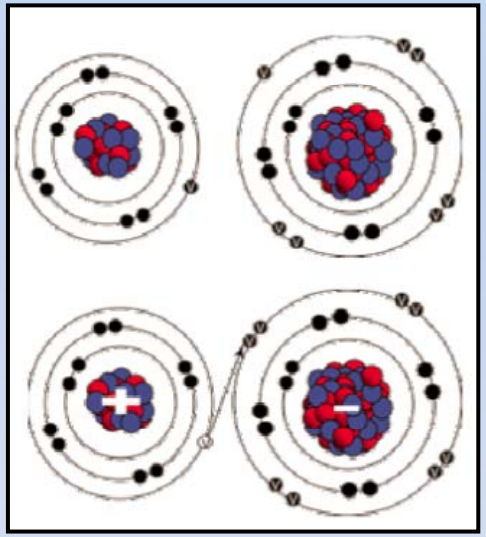
Legătura ionică

Se realizează între particule încărcate electric (atomi sau grupuri de atomi prin ionizare);
•la formarea legăturii participă un metal şi un nemetal (metalele au 1, 2 sau 3 electroni pe stratul exterior iar nemetalele 5, 6 sau 7 electroni);
•metalele cedează electroni iar nemetalele acceptă electroni.

Exemplu: NaCl

Caracteristici

•dure;
•izolatoare;
•clivează mai repede decât sa se deformeze



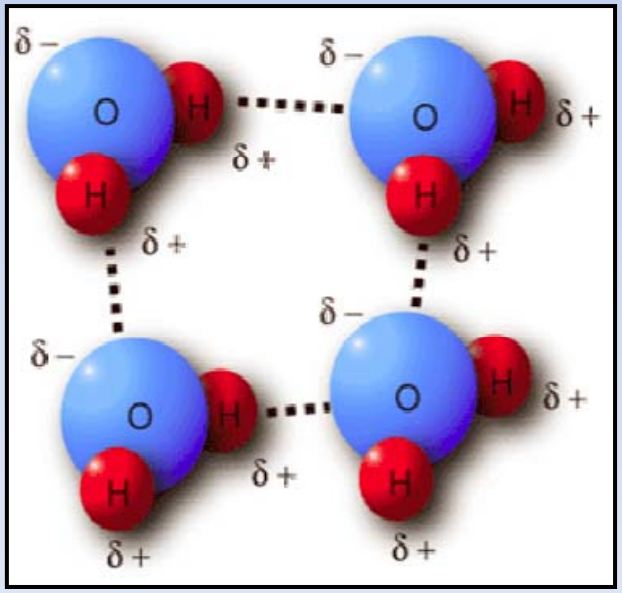
Legătura Van der Vaals

•se realizează între molecule în care există legătură covalentă;
•în moleculă legătura e puternică;
•prezența atomilor diferiți în moleculă conduce la polarizarea acesteia;
•între molecule apare o legătură slabă datorită acestei polarizări.

Exemplu: H_2O

Caracteristici

•între legăturile H cu O există un unghi de 104.5°;
•la poziția H apare o polarizare pozitivă iar la O negativă.



Metalele, materialele de bază în depunerile decorative, anticorozive, lubrifiante şi de durificare a suprafeţelor

În cadrul tehnologiilor avansate, neconvenţionale se înscriu şi tehnologiile de depunere a straturilor subţiri în vid. Un rol important îl au acoperirile metalurgice cu rol anticoroziv, lubrifiant, decorativ şi de durificare.

Straturi subţiri – depuneri (acoperiri) cu rol funcţional cu o grosime mai mică de 10 μm.

Pentru depunerea de straturi subţiri în vid, se utilizează ca materiale de depunere atât substanţe pure simple (elemente chimice din tabelul periodic Mendeleev) cât şi sub formă de compuşi chimici complecşi cu o puritate ridicată.

La procesele de depunere de tip **PVD** (Physical Vapour Depositions), **materialul de depunere se află în stare solidă** (materiale metalice de puritate ridicată 99,4 - 99,999%).

La procesele de depunere de tip **CVD** (Chemical Vapour Depositions), **materialul de depunere se află în stare gazoasă** (compuşi complecşi anorganici sau organici în amestec cu gaze pure).

Peliculele subțiri depuse prin procese **PVD şi CVD** au structuri şi compoziții extrem de variate pentru a satisface o gamă cât mai largă de aplicații.

Acoperirile funcționale cu rol de protecție, de lubrefiere sau de durificare, se realizează cu ajutorul aliajelor (compuşi metalici).

Aliaj – material metalic obținut prin topire şi alcătuit din elemente chimice în care materialul de bază este cel puțin un metal.

În procesele de depunere a straturilor subțiri, aliajele se pot obține prin următoarele metode:

1. evaporarea sau pulverizarea de metale pure şi depunerea lor simultană la substrat;
2. evaporarea sau pulverizarea de substanțe complexe solide, cu păstrarea sau modificarea compoziției acestora;
3. procese de evaporare, pulverizare sau placare ionică reactivă;
4. depunerea chimică de substanțe complexe gazoase.

Curs 2

STAREA DE VID – MEDIU DE REALIZARE A DEPUNERILOR DE STRATURI SUBȚIRI

Vid (vacumm) - o stare de rarefiere a gazelor dintr-un spațiu tehnologic dat, folosind echipamente specializate de vidare.

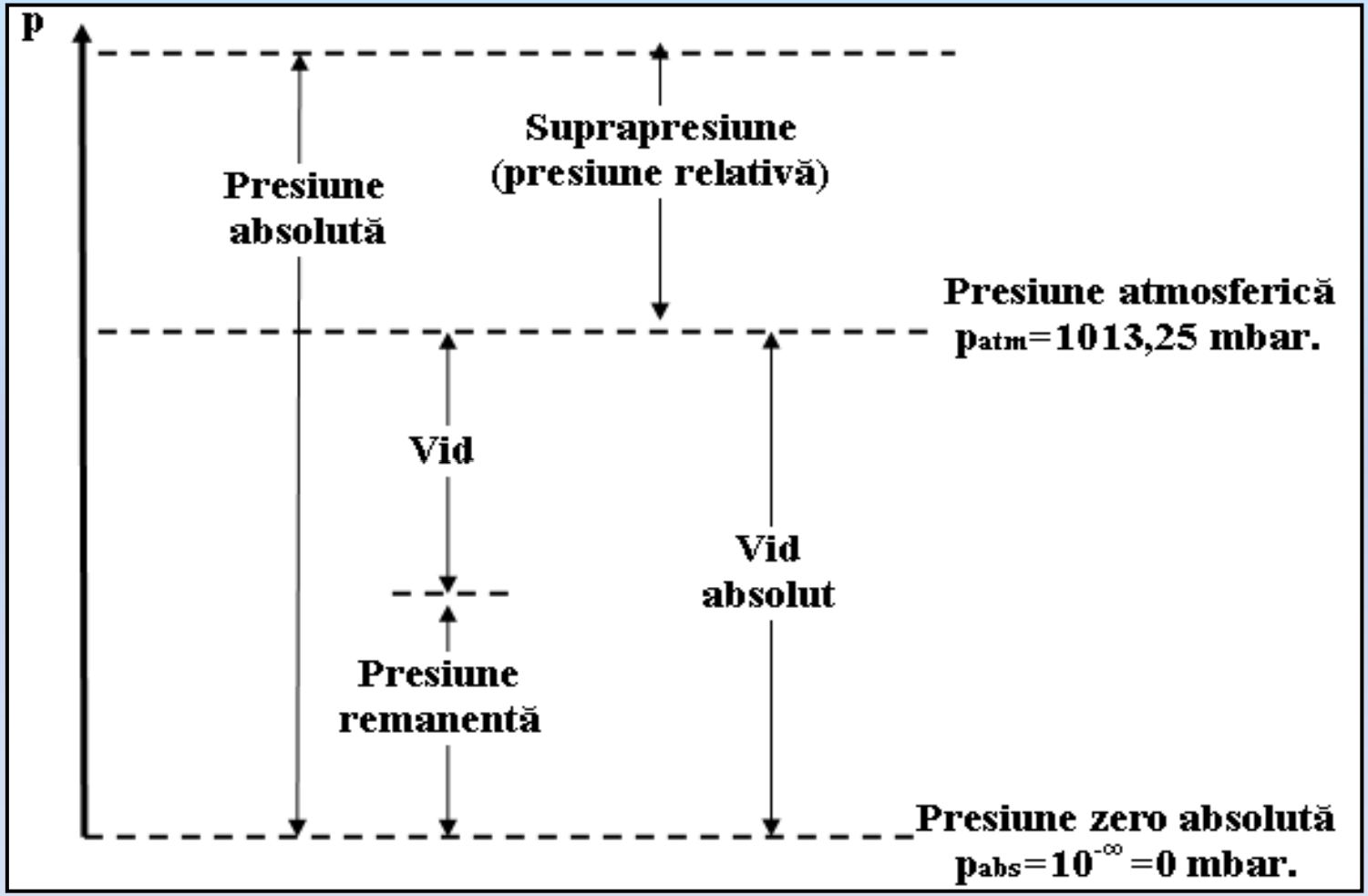
Starea unui gaz conținut într-o incintă ce ocupă în mod uniform întregul volum poate fi definită dacă se cunosc **parametrii de stare ai gazului:**

- presiunea exercitată de gaz pe pereții incintei;
- temperatura gazului;
- volumul incintei.

Presiunea şi temperatura gazului sunt explicate în teoria cinetică moleculară prin agitația termică a moleculelor şi atomilor. În orice substanță, moleculele şi atomii posedă o agitație termică care încetează atunci când temperatura substanței scade la 0 absolut. Pentru măsurarea presiunii se folosesc 2 stări de referință:

- presiunea atmosferică;
- presiunea zero, corespunzătoare unui vid absolut caracterizată prin lipsa completă a substanței.

Moduri de exprimare a presiunii



Presiunea absolută – presiunea totală exercitată de gaz asupra pereților vasului măsurată de la un vid absolut.

Presiunea relativă = suprapresiunea = excesul presiunii gazului față de presiunea atmosferică.

Vid = Presiunea atmosferică – (minus) **Presiunea remanentă din spațiul tehnologic** (măsurarea vidului se face prin măsurarea presiunii exercitate de gaz şi nu prin numărarea moleculelor de gaz din unitatea de volum).

Unitatea de măsură pentru presiune este Pascalul →1 Pa = 1 N/m^2

Presiunea atmosferică normală = 101325 Pa.

Corespondența unităților de măsură a vidului

	Pa	**mbar**	**torr**	**atm.**
1Pa	1	10^{-2}	$7{,}5 \cdot 10^{-3}$	$9{,}87 \cdot 10^{-6}$
1mbar.	10^{2}	1	0,75	$9{,}87 \cdot 10^{-4}$
1torr=1 mm Hg	$1{,}33 \cdot 10^{2}$	1,33	1	$9{,}87 \cdot 10^{-3}$
1atm.	$1{,}01 \cdot 10^{5}$	$1{,}01 \cdot 10^{3}$	760	1

Clasificarea vidului

- **Vidul grosier**: presiunea (p) = 101325 Pa – 100 Pa;
- **Vidul mediu**: p= 100 Pa – 0,1 Pa (10^{-1} Pa);
- **Vidul înaintat**: p = 10^{-1} Pa – 10^{-5} Pa;
- **Vidul ultraînaintat**: p<10^{-5} Pa

Exprimarea vidului în procente

$$Vid\,\% = \frac{p_{atm} - p_v}{p_{atm}} \cdot 100$$

- **pentru un vid cu presiunea** $p_v = 6 \cdot 10^3 = 6000$ Pa – valoarea vidului în procente este:

$$Vid\,\% = \frac{101325 - 6000}{101325} \cdot 100 = 94\%$$

Temperatura gazelor – măsură a agitației termice

$$W_m = mv_m^2 = \frac{3}{2} \cdot kT \quad [J]$$

W_m - energia cinetică medie a moleculelor;
k - constanta lui Boltzman = $1{,}38 \cdot 10^{23}$ J/grad;
v_m - viteza medie a moleculelor (m/s);
T - temperatura gazelor (grad).

Ecuația de stare a gazelor perfecte

$p = n \cdot k \cdot T$
n – numărul de molecule din unitatea de volum. n = N/V.

$$N = \frac{N_A \cdot m}{M}$$

N_A – numărul lui Avogadro = $6{,}023 \cdot 10^{26}$ molecule/kmol = $6{,}023 \cdot 10^{23}$ molecule/mol;
m- masa gazului;
M – masa moleculară a gazului.

Deci:

$$p = n \cdot k \cdot T = \frac{N}{V} \cdot kT \quad \rightarrow pV = N \cdot k \cdot T \rightarrow pV = \frac{N_A \cdot m}{M} \cdot kT$$

$N_A \cdot k = \mathbf{R} = 8{,}31 \cdot 10^3$ J/Kmol·K = **constanta universală a gazului**.

Deci: $pV = \frac{m}{M} \cdot RT \rightarrow pV = Z \cdot R \cdot T$

$$pV = Z \cdot R \cdot T$$

Ecuația generală de stare a gazelor perfecte

Z – numărul de moli de gaz.

•pentru 1 kmol de gaz, **ecuația de stare a gazului ideal** este: $\mathbf{pV_0 = RT}$

Legile gazelor perfecte

1. Legea Boyle – Moriotte (transformare izotermă de stare a gazelor)

Într-un proces izoterm (**T = constant**), produsul între volumul ocupat de gaz şi presiunea exercitată de gaz asupra pereților incintei este constant.

pV = constant

2. Legea Gay – Lussac (transformare izobară de stare a gazelor)

Dacă se particularizează **ecuația de stare a gazelor** ($pV_0 = RT$) pentru transformări izobare **(p = constant)** se obține:

$$\frac{V}{T} = constant$$

Experimental se constată că la p=ct., V variază liniar cu T.

$$V = V_0 \cdot (1 + \alpha \cdot t)$$

V_0 –volumul la 0ºC;

t – supratemperatura gazului.

$\alpha = \frac{1}{273,15}$

3. Legea Charles (transformare izocoră de stare a gazelor)

Dacă se particularizează **ecuația de stare a gazelor** ($pV_0 = RT$) pentru transformări izocore **(V = constant)** se obține:

$$\frac{p}{T} = constant$$

Experimental se constată că la V=ct., p variază liniar cu T.

$$p = p_0 \cdot (1 + \beta \cdot t)$$

p_0 –presiunea gazului la 0ºC;

$\beta = \frac{1}{273,15}$

4. Legea Avogadro (numărul de molecule de gaz care se găsesc într-un volum dat)

În volume egale de gaze, aflate în condiții identice de presiune şi temperatură, se găseşte un număr identic de molecule.

Volumul oricărui mol de gaz (V_M) are în condiții de presiune şi temperatură normală aceeaşi valoare.

$$V_M = \frac{R \cdot T}{p} = \frac{8,31 \cdot 10^3\ (J/kmol\ K) \cdot 273,15\ (K)}{1,01\ \cdot 10^5\ (N/m^2)} = 22,42\ \cdot 10^{-3} (m^3)$$
$$= 22,42\ (dm^3) = 22,42\ (litri)$$

Numărul lui Loschmidt

$$n = \frac{N_A}{V_M} = \frac{6,023 \cdot 10^{23} (molecule/mol)}{22,42\ (dm^3/mol)} = 2,69 \cdot 10^{22} (molecule/dm^3)$$

5. Legea lui Dalton (presiunile parțiale ale unui amestec de gaze)

Presiunea totală, exercitată de un amestec de gaze pe pereții unei incinte, este egală cu suma presiunilor parțiale exercitate pe pereții incintei de către fiecare din componentele sale, dacă s-ar găsi în mod separat în incintă:

$$p_{total} = p_1 + p_2 + p_3 + \cdots . + p_n = \sum_{i=1}^{n} p_i$$

Cu cât presiunea este mai ridicată şi temperatura mai scăzută cu atât legea este mai puțin exactă.

6. Legea van der Waals (ecuația de stare a gazelor reale)

Ecuația de stare a gazelor reale propusă de **van der Waals** (1873) ține cont de interacțiunile dintre molecule şi volumul propriu al moleculelor.

$$\boxed{\left(p + \frac{a}{V_M^2}\right) \cdot (V_M - b) = RT}$$

p – presiunea gazului, Pa;
a, b – termeni de corecție ce depind de tipul gazului;
R – constanta universală a gazelor = 8,31 $\cdot 10^3$, j/kmol·K;
T – temperatura gazului, K;
V_M – volumul ocupat de 1 kmol de gaz (volumul molar).

- termenul $\frac{a}{V_M^2}$ ține seama de forța de atracție dintre moleculele de gaz care contribuie la mărirea presiunii interne a gazului;
- termenul de corecție b ține seama de volumul total al moleculelor de gaz şi este de până la de 4 ori volumul real al tuturor moleculelor.

CURS 3
ELEMENTE DE TEORIA CINETICĂ A GAZELOR

3.1. Legea distribuției vitezelor: Maxwell – Boltzman

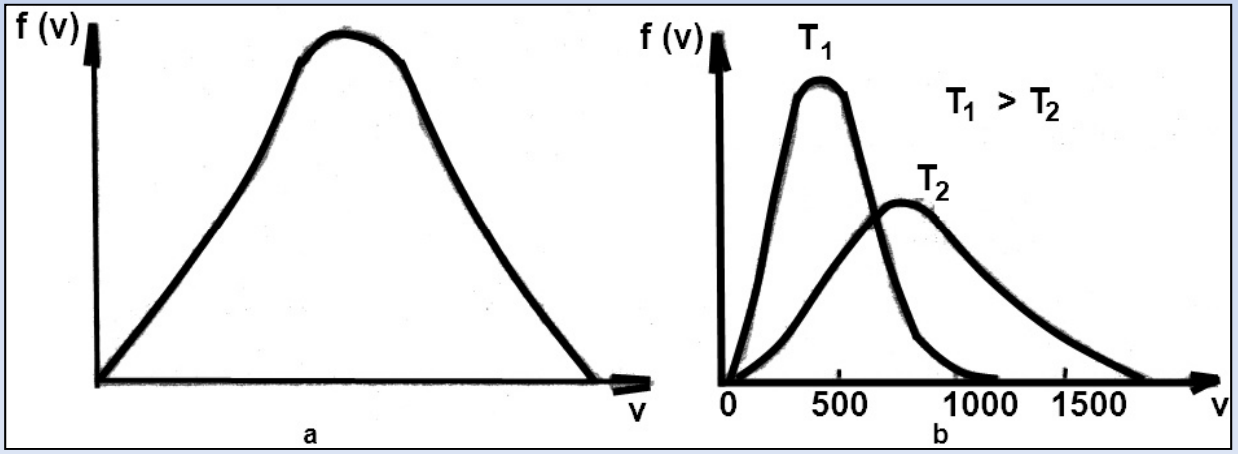
Conform statisticii Maxwell – Boltzman numărul de molecule dn cu viteze cuprinse în intervalul (v; v+dv) se exprimă prin relația:

$$dn = 4\pi n \left(\frac{m}{2\pi \cdot k \cdot T}\right)^{\frac{3}{2}} \cdot v^2 \cdot e^{-\frac{mv^2}{2kT}} \cdot dv \qquad (3.1)$$

m – masa unei molecule; v – viteza moleculei; k – constanta lui Boltzman;
n – numărul total de molecule din unitatea de volum;
Relația (3. 1) se poate scrie şi sub forma:

$$f_{(v)} = \frac{dn}{n \cdot dv} = 4\pi \left(\frac{m}{2\pi \cdot k \cdot T}\right)^{\frac{3}{2}} \cdot v^2 \cdot e^{-\frac{mv^2}{2kT}} \qquad (3.2)$$

f (v) – funcția Maxwell – Boltzman de distribuție a moleculelor după viteză



Odată cu creşterea temperaturii distribuția se lungeşte şi scade ca înălțime (fig. 3.1b), crescând numărul de molecule cu viteze mari datorită creşterii temperaturii.

Fig.3.1.Funcția Maxwell – Boltzman de distribuție a moleculelor după viteză
a – teoretică; b – practică în funcție de temperatură

3.2. Viteza moleculelor în stare gazoasă

Viteza cea mai probabilă, v_p – viteza pe care o au cele mai multe molecule, şi se determină din condiția de maxim a funcției f (v), adică df (v)/ dv = 0.

$$v_p = \sqrt{\frac{2kT}{m}} = 1,41\sqrt{\frac{kT}{m}} = 1,41\sqrt{\frac{RT}{M}} \qquad (3.3)$$

k – constanta lui Boltzman; m – masa moleculei de gaz; T – temperatura; $R = k \cdot N_A$ = constanta universală a gazelor; N_A = numărul lui Avogadro; $M = m \cdot N_A$ – masa molară a gazului.

Viteza medie, v_m – media aritmetică a vitezelor tuturor moleculelor, raportul dintre suma vitezelor tuturor moleculelor şi numărul lor din unitatea de volum.

$$v_m = 1,60\sqrt{\frac{RT}{M}} \qquad (3.4)$$

Viteza pătratică medie, $\bar{v}_m$

$$\bar{v}_m = 1,73\sqrt{\frac{RT}{M}} \qquad (3.5)$$

3.3. Numărul de molecule care lovesc unitatea de suprafață a pereților recipientului în unitatea de timp

$$v = \frac{1}{4} n \cdot v_m = n \sqrt{\frac{k \cdot T}{2\pi m}} \qquad (3.6)$$

v – numărul de molecule care lovesc unitatea de arie a pereților recipientului în unitatea de timp.

Înlocuind în relația (3.6)

n= p/kT;

m= M/N_A ;

k = $1{,}38 \cdot 10^{-23}$ J/K;

N_A =$6{,}023 \cdot 10^{26}$ molecule/kmol, se obține:

$$v_{gaz} = 3{,}513 \cdot 10^{22} \frac{p_{gaz}}{\sqrt{M_{gaz} \cdot T_{gaz}}} \qquad (3.7)$$

v_{gaz} – numărul de molecule de gaz rezidual ce ajung la substrat în timpul depunerii şi îl impurifică.

3.4. Drumul liber mijlociu al moleculelor

Drumul liber λ – spațiul parcurs de o moleculă între două ciocniri succesive.

Drumul liber mijlociu, λ_m – media ponderată a parcursului liber al moleculelor.

$$\lambda_m = \frac{v_m}{n_c} \qquad (3.8)$$

v_m – viteza medie a moleculei;
n_c – numărul de ciocniri în unitatea de timp = $\pi \cdot d^2 \cdot v_m \cdot n$;
n - numărul de molecule din unitatea de volum = p/kT;
d - diametrul moleculei;

$$\lambda_m = \frac{1}{\sqrt{2} \cdot \pi \cdot d^2} \cdot \frac{kT}{p} \qquad (3.9)$$

Pentru aer $d = 3{,}7 \cdot 10^{-10}$ [m]; $k = 1{,}38 \cdot 10^{-23}$ [J/K]; T = 300K (temperatura camerei), obținem:

$$\lambda_m = \frac{0{,}68}{p} \qquad (3.10)$$

λ_m în [m], iar p în [Pa].

3.5. Teoria lui Burrows (atrage atenția asupra erorii de interpretare a drumului liber mijlociu)

Dacă un eveniment se întâmplă o dată la **n** încercări, probabilitatea ca să nu se întâmple în **m** ocazii succesive este dată de valoarea $\mathbf{e^{-m/n}}$.

Dacă o singură ciocnire are loc pe distanța $\boldsymbol{\lambda_m}$ [cm] atunci probabilitatea ca să nu aibă loc pe distanța **L** [cm] este dată de valoarea $\mathbf{e^{-L/\lambda m}}$.

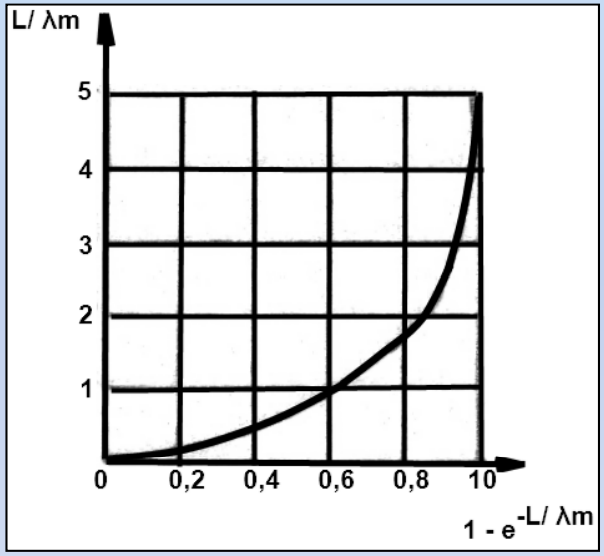


Fig.3.2. Dependența dintre L/ λm şi probabilitatea coliziunii (1 - $e^{-L/\lambda m}$)

- **în cazul depunerilor prin evaporare termică şi condensare în fază de vapori**, când distanța dintre evaporator şi substrat este mai mică decât drumul liber mijlociu, probabilitatea ca vaporii de material să ajungă la substrat fără ciocniri este mai mare;
- cu cât vidul este mai înaintat cu atât drumul liber mijlociu al vaporilor este mai mare, iar peliculele depuse sunt mai curate datorită lipsei interacțiunii gazelor reziduale cu materialul de depunere în timpul transportului, ca urmare a ciocnirilor;
- **în cazul depunerilor prin pulverizare**, dacă distanța dintre pulverizator şi substrat este mult mai mare decât drumul liber mijlociu, atomii de material pulverizați nu vor mai ajunge la substrat din cauza ciocnirilor cu moleculele de gaz rezidual.

Curs 4

MIJLOACE DE OBȚINERE A VIDULUI. STAREA DE VAPORI. PLASMA

Mijloace de obținere a vidului

În scopuri industriale, pompele de vid se utilizează pentru realizarea de presiuni de la (10^5 – 10^{-10}) Pa. Pentru obținerea presiunilor în acest interval se utilizează două posibilități de pompare a gazelor:

•gazul este deplasat de forțe mecanice dinspre sistemul de vidare spre atmosferă;

•gazul este fixat prin sorbție (termen comun pentru absorbție și adsorbție), reacții chimice sau condensare de sistemul de vidare.

Clasificarea pompelor de vid

•**Pompe de vid mecanice**: cu piston cu mişcare de translație; rotative (cu palete, cu inel de lichid, cu palete în rotor, cu sertar, cu rotoare conjugate); moleculare (propriu zise şi turbomoleculare).

•**Pompe de vid cu jet**: cu jet de lichid; cu jet de vapori (ejectoare cu vapori, de difuzie fără fracționare, cu difuzie cu fracționare)

•**Pompe de vid cu condensare**: cu condensare în fază lichidă (capcane cu apă, freon sau azot lichid, condensatoare); condensare în fază solidă (pompe criogenice)

•**Pompe de vid cu sorbție**: cu sorbție cu utilizare de mijloace de adsorbție regenerabile termic (capcane cu sorbție, pompe cu sorbție); cu sorbție cu utilizare de gheteri regenerabili continuu (pompe cu evaporare de gheter, pompe cu pulverizare ionică a gheterului, pompe cu gheter neevaporabil).

Caracteristicile esențiale ale pompelor de vid

1. Viteza de pompare = debitul volumic de pompare = **S** = volumul de gaz aspirat în unitatea de timp de pompa de vid şi măsurat în secțiunea de aspirație a pompei.

Pentru pompele de vid înaintat, viteza de pompare S măsurată în m^3/s poate fi calculată cu relația:

$$S = 36{,}4 \cdot \sqrt{\frac{T}{M} \cdot \alpha \cdot A \left(1 - \frac{p_f}{p_a}\right)} \quad (4.1)$$

T - temperatura gazului, K;
M – masa moleculară a gazului, Kg/Kmol;
α – coeficientul care este legat de probabilitatea ca molecula de gaz să ajungă în gura de aspirație a pompei, $\alpha \leq 1$;
A – suprafața gurii de pompare (aspirație), m^2;
p_f – presiunea finală a pompei, Pa;
p_a – presiunea la aspirație, Pa.

2. Presiunea de aspirație maximă = $\mathbf{p_{sa}}$ = presiunea cea mai mare la care pompa de vid poate fi cuplată în condiții de bună funcționare.

Pompele cu difuzie pot fi cuplate la presiuni de 10^{-1} – 10^{-2} mbar.

3. Presiunea de evacuare maximă = $\mathbf{p_{ev}}$ = presiunea cea mai mare la evacuare la care pompa poate funcționa în condiții normale.

4. Presiunea finală =$\mathbf{p_f}$ = cea mai scăzută presiune pe care pompa o poate asigura la aspirație, în gol (când nici gaze şi nici vapori nu pătrund prin aspirație).

5. Toleranța la vapori de apă = p_{WL}= cea mai mare presiune de aspirație la care pompa de vid mecanică poate evacua în mod continuu vapori de apă, în condiții de temperatură şi presiune ambiante normale (20ºC, 10^5 Pa).

$$p_{WL} \leq \frac{B}{S} \cdot \frac{p_A(p_{WS} - p_{WC})}{p_a - p_{WS}} \quad (4.2)$$

B – debitul de volum al gazului balast; S – viteza de pompare;

p_A – presiunea atmosferică;

p_{WS} – presiunea de saturație a vaporilor de apă; p_{WC} – presiunea parțială a vaporilor de apă în aerul de la aspirație, la presiunea atmosferică. Pentru aer la 20ºC şi umiditatea relativă de 65% , p_{WC} =1,5·10^{-3} Pa;

p_a – presiunea parțială a aerului ce trebuie pompat.

6. Capacitatea de pompare a vaporilor de apă = C_W= masa maximă de apă evacuată continuu în unitatea de timp de către pompa de vid în condiții de temperatură şi presiune ambiante normale şi cu dispozitivul de gaz balast în funcțiune.

$$C_W = 2,2 \cdot 10^5 \cdot S \cdot \frac{p_W}{p_A} \cdot T_S, \quad (g/h) \quad (4.3)$$

S – viteza de pompare, l/s; p_A – presiunea atmosferică; T_S – temperatura absolută a vaporilor de apă saturați;

7. Puterea de pompare = **Q**= cantitatea de gaz evacuată de pompa de vid în unitatea de timp la o anumită presiune:

$$Q = \frac{dq}{dt} = \frac{pdv}{dt} = pS, \qquad (\mathrm{Pa} \cdot \mathrm{m}^3/s) \qquad (4.4)$$

Q – cantitatea de gaz ce trece prin secțiune = puterea de pompare;
S – viteza de pompare.

Compoziția gazelor reziduale, ca măsură a calității vidului

În procesele de depunere bazate pe evaporare termică în vid, prin utilizarea de presiuni de lucru cât mai scăzute, sub 10^{-5} mbar., se urmăreşte reducerea la maxim a impurificării peliculelor depuse, cu gaze reziduale din spațiul tehnologic. Compoziția gazelor reziduale din spațiul tehnologic poate fi influențată de:

- compoziția inițială a gazului din camera tehnologică;
- compoziția gazelor rezultate prin desorbția şi degazarea echipamentului tehnologic din spațiul de lucru, precum şi al materialului de depunere;
- natura gazelor ce penetrează din exterior datorită permeabilității la gaze a corpurilor solide;
- pomparea diferențiată a gazelor din spațiul tehnologic de lucru de către sistemul de pompare;
- impurificarea cu vapori ai fluidelor de etanşare şi agenților energetici, utilizați în componentele echipamentului de pompare.

Pentru **reținerea vaporilor de ulei şi de apă** care impurifică atmosfera reziduală din spațiile tehnologice de depunere se folosesc **capcane** (trape şi bafle) şi utilizează fenomene de condensare, sorbție, capilaritate, înghețare şi descărcări electrice în gaze.

Parametrii esențiali ai blafelor şi trafelor sunt:

- capacitatea de reținere a vaporilor de apă sau ulei, $Kg/m^2 \cdot s$;
- conductanța (capacitatea de conductibilitate = cu inversul rezistenței), m^3/s – trebuie să fie cât mai redusă pentru ca debitul de pompare să nu scadă mai mult de 30%.

Starea de vapori, presiunea de vapori

Starea de vapori – o stare particulară a stării gazoase a substanțelor aflate la o temperatură inferioară temperaturii critice.

Presiunea vaporilor $\mathbf{p_s}$ – corespunde stării de echilibru a sistemului şi se numeşte **presiune de saturație a vaporilor**, iar vaporii astfel obținuți se numesc **vapori saturați**.

Dependența presiunii vaporilor saturați (dacă nu depăşeşte 150 Pa) de temperatură este dată de relația:

$$\ln p_s = A - \frac{B}{T} \qquad (4.5)$$

A, B – constante caracteristice materialului ce se evaporă şi se determină experimental;
p_s – presiunea vaporilor saturați, Pa;
T – temperatura vaporilor saturați, K.

Plasma – stare specială de agregare a materiei

Plasma – un sistem fizic, cvasineutru din punct de vedere electric, în componența căruia intră particule pozitive, negative, neutre şi fotoni (particulă elementară de radiație luminoasă).

Particulele pozitive sunt întotdeauna ioni atomici sau moleculari, iar cele negative sunt de obicei electronii.

Grad de ionizare al plasmei = **α** = raportul dintre numărul de particule ionizate din unitatea de volum şi numărul total de particule din aceeaşi unitate de volum.

$$\alpha = \frac{n_i}{n_i + n_n} \qquad (4.6)$$

n_i – numărul de particule ionizate;
n_n – numărul de particule neutre din unitatea de volum.

Comportarea unui gaz adus în stare de plasmă poate fi descrisă sintetic astfel:

- în plasmă au loc ciocniri neelastice care conduc la ionizări, disocieri de molecule, molecule excitate în diferite stări cuantice;

- procesele ce au loc datorită ciocnirilor neelastice determină transformarea gazului dintr-un gaz omogen într-un amestec de particule diferite (particule neutre, ioni pozitivi, ioni negativi, electroni, fotoni);

- existența electronilor şi ionilor conferă plasmei proprietatea de a interacționa cu câmpuri electrice şi magnetice exterioare;

- între particulele încărcate forțele de interacțiune sunt de tip coulombian (descresc lent cu distanța) →orice particulă încărcată interacționează simultan cu un număr mare de particule încărcate din jurul ei.

Plasma nu poate fi riguros neutră pe distanțe sau volume oricât de mici şi de aceea este mai corect să vorbim de cvasineutralitatea ei şi nu de neutralitate. Presupunând că la un moment dat sarcinile pozitive şi negative sau separat, formând un condensator plan mic, cu suprafața S şi distanța dintre plăci x, putem exprima intensitatea câmpului electric de restaurare a neutralității plasmei ca fiind câmpul electric ce ia naştere în spațiul acestui condensator:

$$E = \frac{U}{x} = \frac{Q}{C \cdot x} = \frac{e \cdot n_e \cdot S \cdot x}{\frac{\varepsilon_0 \cdot S}{x} \cdot x} = \frac{e \cdot n_e}{\varepsilon_0} \cdot x \qquad (4.7)$$

E – intensitatea câmpului electric de restaurare a neutralității plasmei, V/mm;
U – tensiunea dintre plăcile condensatorului
Q – sarcina totală dintre plăcile condensatorului;
C – capacitatea condensatorului;
n_e – concentrația electronilor;
e – sarcina electronului = $1{,}6 \cdot 10^{-19}$ C (coulomb);
S – suprafața condensatorului;
x – distanța dintre plăcile condensatorului;
ε_0 – permitivitatea absolută a vidului = $8{,}85 \cdot 10^{-12}$, $C^2/N \cdot m^2$

Spațiul maxim în care pot apare abateri de la cvasineutralitatea plasmei este dat de sfera Debye, a cărei rază se calculează cu formula:

$$\lambda_D = \sqrt{\frac{\varepsilon_0 \cdot k \cdot T_e}{e^2 \cdot n_e}} \qquad (4.8)$$

λ_D – raza Debye, m;
k – constanta Boltzmman = $1{,}38 \cdot 10^{-23}$, J/Kg;
T_e – temperatura gazului electronic, ºC.

Înlocuind valorile constantelor în relația (4.8) obținem relația:

$$\lambda_D = 69\sqrt{\frac{T_e}{n_e}} \qquad (4.9)$$

Frecvența oscilațiilor plasmei datorită separării locale a sarcinilor, denumită frecvența Langmuir sau frecvența plasmei se calculează cu formula:

$$v_p = 9\sqrt{n_e} \qquad (4.10)$$

Curs 5

EVAPORAREA TERMICĂ ÎN VID. TRANSFORMĂRI DE FAZĂ SOLID – LICHID – VAPORI. INTERACȚIUNEA GAZELOR CU SOLIDELE

Evaporarea termică în vid. Transformări de fază solid – lichid – vapori.

Fază – o porțiune dintr-un sistem termodinamic, aflat în echilibru fizic, omogenă sub aspectul proprietăților fizice. Faza poate conține mai multe componente.

Component – un element chimic sau o combinație chimică.

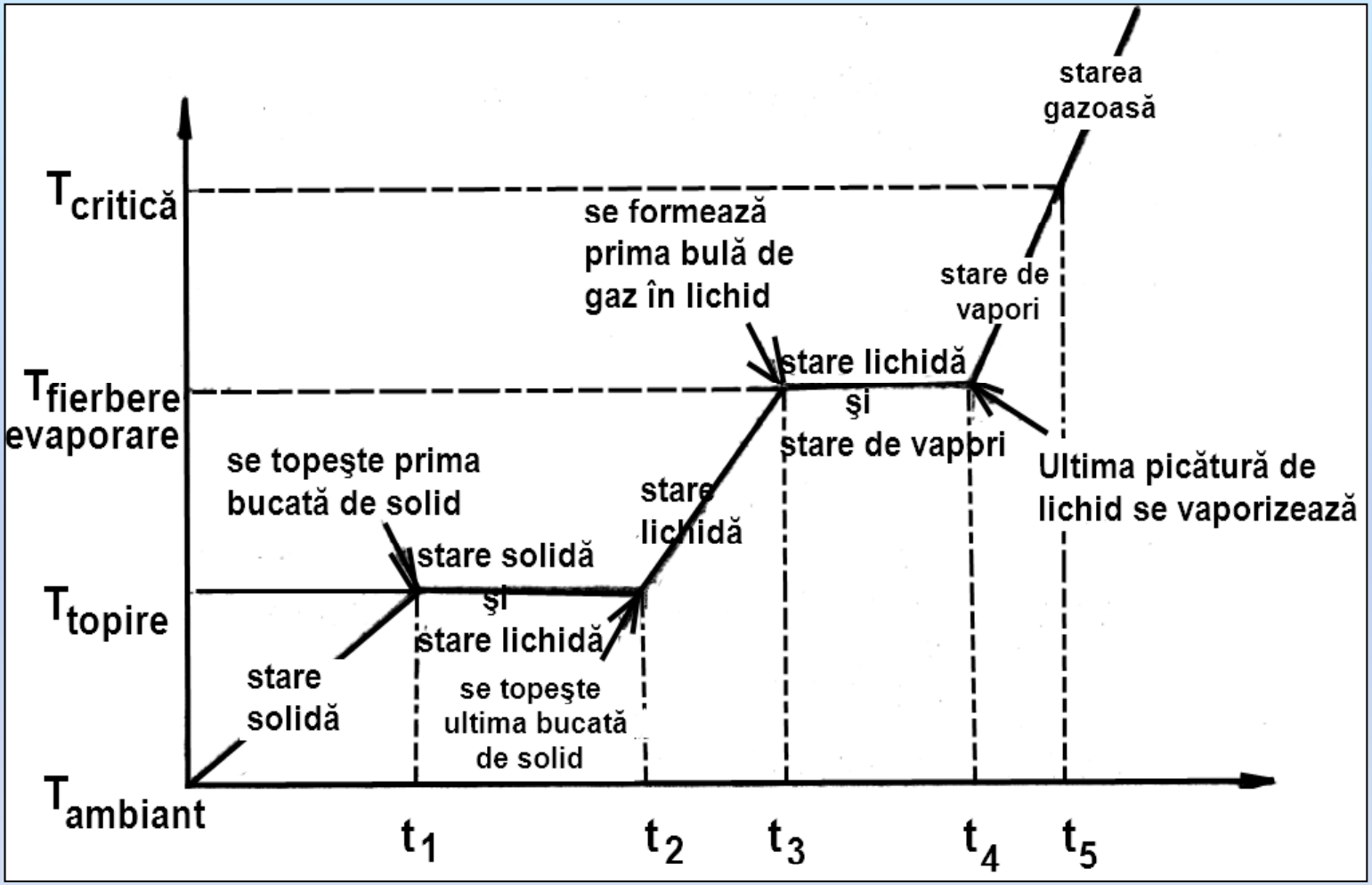
Regula fazelor – regula lui Gibbs – stabileşte numărul posibil al fazelor într-un sistem termodinamic.

Numărul parametrilor independenți (al gradelor de libertate) ai unui sistem termodinamic monocomponent se exprimă prin relația:

$$N = n + 2 - r$$

N – numărul parametrilor independenți ai sistemului termodinamic;
r - numărul de faze ale sistemului;
n – numărul de componenți chimici independenți ai sistemului.
N ≥=0, regula lui Gibbs devine:

$$r \leq n + 2$$



Evoluția în timp a transformărilor de fază solid – lichid – vapori – gaz pentru un sistem unicomponent

Călduri specifice şi călduri latente

Conform principiului I al termodinamicii, energia (căldura – Q şi lucrul mecanic – L) schimbată de un sistem termodinamic cu exteriorul provoacă modificarea **energiei lui interne**, conform relației:

$$U = Q + L \quad \text{sau} \quad dU = dQ + dL$$

Cea mai uzuală formă de lucru mecanic în termodinamică este lucrul mecanic de expansiune, produs de sistem sub acțiunea energiei calorice, împotriva presiunii externe, p:

$$dL = \frac{F}{S} \cdot S \cdot dl = -p \cdot dV$$

Înlocuim în realația de mai sus → $dU = dQ - p \cdot dV$

În general principiul I al termodinamicii se formulează alegând ca variabile de stare presiunea şi temperatura, deoarece constanța acestor parametri este mai des întâlnită în natură. În aceste condiții se defineşte o nouă funcție de stare, **entalpia** H (conținutul caloric) care depinde de presiune, temperatură şi compoziție, definită de relația:

$$H = U + pV$$

prin diferențiere → $dH = dQ + Vdp$

1. pentru încălzirea la volum constant se defineşte capacitatea calorică izocoră:

$$C_v = \frac{dQ_v}{dT} = \left(\frac{\partial U}{\partial T}\right)_v$$

2. pentru încălzirea la presiune constantă se defineşte capacitatea calorică izobară:

$$C_p = \frac{dQ_p}{dT} = \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_p$$

Pentru gaze ideale unde pV = RT prin derivarea relației **H = U + pV** se obține relația de legătură între cele două călduri specifice izocoră şi izobară.

$$C_p = C_v + R$$

Exemplu:

C_{pAl} = 0,215 cal/g·grd.
C_{pPb} = 0,0305 cal/g·grd.
C_{pAg} = 0,0564 cal/g·grd.

Pentru sistemele unicomponent echilibrul dintre faza solidă şi cea lichidă se deplasează cu temperatura după legea lui Clausius – Clapeyron conform relației:

$$\frac{dp}{dT} = \frac{\Delta H_t}{T_t(V_e - V_s)}$$

H_t – entalpie (căldura latentă) de topire;
V_e – volumul molar al lichidului;
V_s – volumul molar al solidului.

Echilibrul dintre faza lichidă şi faza de vapori, pentru sistemele termodinamice unicomponent cu temperatura, tot după legea lui Clausius – Clapeyron este conform relației:

$$\frac{dp}{dT} = \frac{\Delta H_v}{T_v(V_g - V_l)}$$

H_v – entalpie (căldura latentă) de vaporizare;
V_g – volumul vaporilor ce satisface relația $pV_g = RT$;
V_l– volumul lichidului care se poate neglija față de V_g

Pentru transformarea de fază solid – vapori (fenomenul de sublimare) se defineşte căldura latentă de sublimare H_s în locul căldurii latente de vaporizare H_v, echilibrul de fază fiind descris de legea Clausius – Clapeyron conform relației:

$$\frac{dp}{dT} = \frac{\Delta H_s}{T_s(V_g - V_v)}$$

Curgerea gazelor în procesul de vidare al spațiilor tehnologice

Cinetica gazelor din spațiile tehnologice poate fi caracterizată prin relația între parcursul liber al moleculelor, **λ** şi dimensiunile spațiului tehnologic, **d**, denumit **criteriul Knudsen**. Conform acestui criteriu, gazele într-un spațiu tehnologic se pot afla în două regimuri de curgere:

- regimul vâscos, $Kn = \lambda/d < 0{,}01$;
- regimul molecular, $Kn = \lambda/d > 1$.

Regimul de curgere vâscos conține 2 regimuri distincte: turbulent; laminar.

În scopul stabilirii unei limite între regimul turbulent şi regimul laminar se apelează la criteriul Reynolds, prin numărul Reynolds, dat de relația:

$$d_e = \frac{4A}{H}$$

$$R_e = \frac{v \cdot d_e}{\vartheta}$$

d_e – diametrul echivalent al conductei, în cazul general:
(A- aria secțiunii transversale, H – perimetrul secțiunii transversale);

v – viteza medie de deplasare a masei de gaz, $v = \frac{S}{A}$ (S – debitul volumic de gaz prin conductă);

ϑ – vâscozitatea dinamică = $\frac{\eta}{\rho}$ ρ – densitatea gazului.

Experimental s-a stabilit:

- regimul de curgere laminar are loc pentru Reynolds < 1200;
- regimul de curgere tranzitoriu 1200 <Reynolds < 2200
- regimul de curgere turbulent are loc pentru Reynolds > 2200

Interacțiunea gazelor cu solidele

Adsorbția

Adsorbția – fixarea moleculelor de gaz pe suprafața unui solid.

Cantitatea de gaz adsorbită pe suprafața unui solid depinde de:

- natura chimică a adsorbantului;
- presiunea pe interfața gazului – solid;
- temperatura adsorbantului;
- mărimea suprafeței reale de contact al solidului cu gazul.

Exemplu:

Gaz adsorbit: O_2

Suprafața solidului: cărbune activ.

Volumul de gaz adsorbit la presiunea atmosferică : 8 cm^3/grad., la o temperatură de 15º.

Pentru determinarea cantității de gaz adsorbit, funcție de parametrii fizici ai sistemului, pentru corpuri poroase (silicagel, cărbune activ) s-a dovedit a fi valabilă relația:

$$V = a \cdot p^{\frac{1}{n} \cdot \frac{Q}{KT}}$$

a şi n –coeficienți experimentali, n = 2 … 5 pentru materiale poroase şi metale;

Q – căldura de adsorbție;

K – constanta lui Boltzman;

T – temperatura adsorbantului.

La presiuni suficient de reduse cantitatea de gaz adsorbit se poate calcula cu relația:

$$Q = b_0 \cdot p$$

Q – căldura de gaz adsorbit de metale;
b_0 – constantă a sistemului gaz – solid;
p – presiunea gazului.

Chemisorbția

Spre deosebire de adsorbția fizică, chemisorbția este caracterizată de o legătură mult mai puternică a moleculelor de gaz cu moleculele de la suprafața adsorbantului.

Cantitatea de gaz adsorbită chimic nu depinde de presiune decât la presiuni foarte scăzute, iar gazul adsorbit chimic, chiar la presiuni foarte scăzute, nu este desorbit decât extrem de greu prin încălzire puternică a adsorbantului.

Absorbția

Absorbția – procesul prin care gazele adsorbite străbat suprafața solidului adsorbant şi pătrund în interiorul acestuia. Cantitatea de gaz dizolvată în solide se poate evalua cu relația:

$$s = s_d \cdot p^{1/j} \cdot exp\left(\pm \frac{E_d}{jR_0T}\right)$$

s_d –constanta solubilității;
E_d – energia de activare pentru dizolvare;
p – presiunea gazului;
j – coeficientul care depinde de tipul de interacțiune dintre gaz şi solid.

Exemplu:
Gaz: H_2;
Metal: Fe;
Temperatura: T= 1373°C;
s_d = 0,198 $Pa^{1/2} \cdot m^3/Kg$.
$E_d = 5{,}06 \cdot 10^7$ J/Kmol.

Difuzia gazelor în solide şi permeabilitatea solidelor

Viteza de difuzie a gazelor în metale, exprimată în unități de volum / unități de timp se poate determina destul de exact cu relația:

$$V = \frac{a}{d} \cdot \sqrt{p} \cdot e^{-b/T}$$

a şi b – constante dependente de natura gazului şi natura metalului;
d – grosimea peretelui metalic, prin care are loc difuzia gazului;
p – presiunea gazului;
T – temperatura absolută a metalului.

Dependența de temperatură a procesului de difuzie este redată de relația:

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{E}{RT} \cdot j}$$

D, D_0 – coeficienți de difuzie la temperatura T şi la temperatura mediului ambiant;
E – energia de activare;
R – constanta universală a gazelor;
j=1 –pentru nemetale; j=2- pentru metale.

Fluxul de gaz **q** exprimat în $Pa \cdot m^3/m^2 \cdot s$, poate străbate un corp solid ce separă două presiuni p_1 şi p_2 datorită permeabilității sale, poate fi exprimat prin relația:

$$q = D \cdot \frac{C_1 - C_2}{Z}$$

C_1, C_2 – concentrațiile volumetrice de gaz pe suprafețele solidului, expuse la presiunile p_1 şi p_2;
Z – grosimea materialului solid;
D – coeficientul de difuzie.

Concentrațiile volumice de gaz C_1 şi C_2 se pot calcula cu relațiile:

$$C_1 = k_s \cdot p_1^{1/j} \qquad C_2 = k_s \cdot p_2^{1/j}$$

j – coeficientul ce depinde de tipul interacției dintre gaz şi solid (j=1 pentru interacțiile moleculare gaz solid nemetalic; j=numărul de atomi din moleculă în cazul dizolvării gazului în solid metalic;

k_s – coeficient de proporționalitate ce poate fi obținut din relația:

$$k_s = S_s \cdot exp\left(\pm \frac{E_s}{jR_0T}\right)$$

S_s – constanta de solubilitate;

E_s –energia de activare pentru dizolvare.

Desorbția gazelor din solide

Desorbția – fenomenul invers adsorbției şi reprezintă totalitatea fenomenelor de degajare a gazelor din solid în spațiul vidat.

Parametrii care caracterizează viteza de desorbție a gazelor din solide sunt funcție de:

- energia de legătură a gazelor de solide;
- temperatura solidului;
- presiunea din spațiul vidat şi durata de menținere în vid a solidelor;
- natura gazelor şi a materialelor (mod de elaborare şi calitatea suprafețelor).

Din datele experimentale a rezultat că dependența desorbției gazelor cu temperatura în vid, poate fi exprimată cu relația:

$$\frac{dN_a}{dt} = \frac{N_a}{\tau_a} \cdot e^{-E_a/RT}$$

N_a – numărul de particule legate de suprafață;
τ_a – constanta de timp;
E_a – energia de activare a desorbției;
R – constanta generală a gazelor;
T – temperatura absolută.

Particulele de gaz legate de suprafață cu energii de legătură puternice (E_a > 25 Kcal/mol) se desorb foarte greu, împedicând obținerea de presiuni finale scăzute.

Parametrul care caracterizează proprietatea de gazare a materialelor este **degazarea specifică** care exprimă cantitatea de gaz emisă de pe unitatea de suprafață dintr-un material dat, în unitatea de timp şi este exprimată în:

$$\boxed{\frac{W}{m^2} = 10^3 Pa \cdot 1 \cdot m^{-2} \cdot s^{-1} = 7,5 \cdot 10^{-4} Torr \cdot 1 \cdot cm^{-2} \cdot s^{-1} = 1\, Pa \cdot m^3 \cdot m^{-2}}$$

Mărimea gazării specifice este influențată de:

•natura materialului şi modul de elaborare al acestuia (cauciucuri şi materiale plastice au gazări foarte mari comparativ cu metalele);

•temperatura la care se găseşte materialul;

•starea suprafeței materialului (materialele poroase prezintă o gazare specifică > decât materialele cu suprafață lucioasă);

•durata de menținere în vid a materialului.

Curs 6

IONIZAREA GAZELOR ŞI A VOPORILOR. DESCĂRCĂRI ELECTRICE ÎN GAZE. FENOMENE CHIMICE ÎN PROCESELE DE DEPUNERE

Energia de ionizare

Energia de ionizare – cantitatea de energie necesară pentru a elimina complet un electron dintr-un atom aflat în stare gazoasă. Această energie de ionizare este corelată cu ocuparea orbitalilor cu electroni

Ionizarea se produce atunci când valoarea critică a energiei electronilor de bombardament $mv^2/2$ este mai mare ca energia de ionizare, E_i. Potențialul de ionizare este definit prin relația:

$$V_i = \frac{E_i}{e}$$

E_i – energia de ionizare;
e - sarcina electronului

Energia de ionizare este exprimată în **electroni – volți**.

Un electron-volt este energia cinetică pe care o posedă un electron accelerat la o diferență de potențial de 1 volt.

$1eV = 1,6 \cdot 10^{-19}$ J

Pentru transformarea energiei de ionizare din Kcal./mol în eV se aplică relația:

$$1\frac{Kcal}{mol} = \frac{10^3 \cdot 4,18(W \cdot s)}{6,02 \cdot 10^{23}(part.)} = \frac{10^3 \cdot 4,18}{6,02 \cdot 10^{23} \cdot 1,6 \cdot 10^{-19}} = 0,044\ eV$$

Energiile de ionizare ale primelor 20 de elemente din Tabelul Periodic

Număr atomic	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Element	H	He	Li	Be	B	C	N	O	F	Ne
Energia de ionizare Kcal/mol	313,6	566,7	124,3	214,9	191,1	259,5	335	313,8	401,5	497

Număr atomic	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
Element	Na	Mg	Al	Si	P	S	Cl	Ar	K	Ca
Energia de ionizare Kcal/mol	118,4	175,2	137,9	187,9	241,7	238,8	300	363,2	100	141

Mecanisme de ionizare şi excitare a gazelor şi vaporilor

Mecanismele de ionizare şi excitare a gazelor şi vaporilor metalici au importanţă în:
•procesele de depunere prin pulverizare în plasmă; evaporarea termică în arc electric sau laser; placarea ionică; curăţirea substratului prin bombardament.

Ionizarea şi excitarea atomilor sau moleculelor de gaz poate fi produsă prin mai multe mecanisme:

1. ionizare prin ciocnire;
2. ionizare sub acţiunea radiaţiilor;
3. ionizare termică.

1. Ionizarea gazelor prin ciocnire cu electroni şi cu particule grele

Excitarea şi ionizarea atomilor şi moleculelor prin ciocnire electronică se realizează conform schemei:

$A + e^- \rightarrow A^* + e^-$ = procesul de excitare al atomului (moleculei) A

$A + e^- \rightarrow A^+ + e^- + e^-$ = procesul de ionizare al atomului (moleculei) A

Energetic, relaţiile de mai sus se scriu:

$$E_i^a + E_i^e \rightarrow E_{fex}^a + E_f^e \qquad respectiv \qquad E_i^a + E_i^e \rightarrow E_{fi}^a + E_f^e$$

E_i^a – energia iniţială a atomului A, înainte de ciocnire;

E_{fex}^a - energia finală a atomului excitat, după de ciocnire;

E_{fi}^a - energia finală a atomului ionizat, după de ciocnire;

E_i^e - energia iniţială a electronului;

E_f^e - energia finală a electronului;

Procesul de ionizare este posibil şi la ciocnirea între particule grele, identice sau diferite. În acest tip de ionizări se produce de fapt un transfer de sarcină, astfel:

$$A^+ + A \rightarrow A + A^+ \quad \text{sau} \quad A^+ + B \rightarrow A + B^+ \pm E$$

2. Ionizarea gazelor sub acțiunea radiaților

Reacția de ionizare sub acțiunea radiațiilor poate fi scrisă sub forma:

$$A + h \cdot v \rightarrow A^+ + e^- \quad \text{sau} \quad A + h \cdot v \rightarrow A^* + h \cdot v \rightarrow A^+ + e^-$$

Condiția de apariție a ionizării prin acțiunea radiațiilor ionizante este ca energia cuantei de radiație să fie mai mare decât energia de ionizare:

$$h \cdot v \geq E_i \quad sau \quad \lambda \leq h \cdot \frac{v}{E_i} \quad sau \quad \lambda(\text{Å}) \leq \frac{12340}{E_i}\,(eV)$$

3. Ionizarea termică a gazelor şi a vaporilor

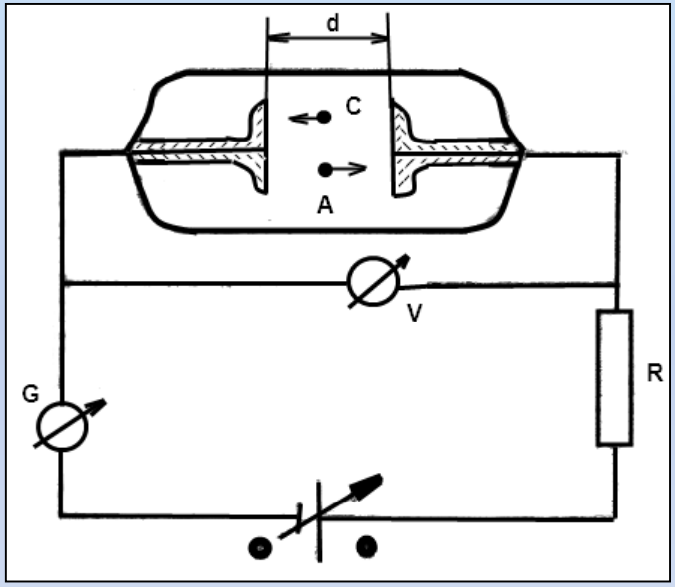
Gradul de ionizare al gazelor monoatomice şi al vaporilor metalici în funcție de presiune şi temperatură, este stabilit de relația Eggert- Saha:

$$p = \frac{\alpha}{1-\alpha^2} = 2{,}4 \cdot 10^4 \cdot T^{2,5} \cdot exp\left(\frac{U_i}{k \cdot T}\right)$$

p – presiunea gazului, mm.col.mercur;
α - gradul de ionizare (raportul între nr. ionilor creați şi nr. atomilor înainte de ionizare);
T – temperatura absolută, K;
U_i – tensiunea de ionizare a atomului, V.

Descărcări electrice în gaze

Orice gaz este un izolator perfect, atât timp cât el nu conține purtători de sarcină electrică (ioni şi electroni). Dacă între doi electrozi A şi C vom aplica o anumită tensiune, instrumentul sensibil G va indica un curent pentru orice tensiune diferită de 0.



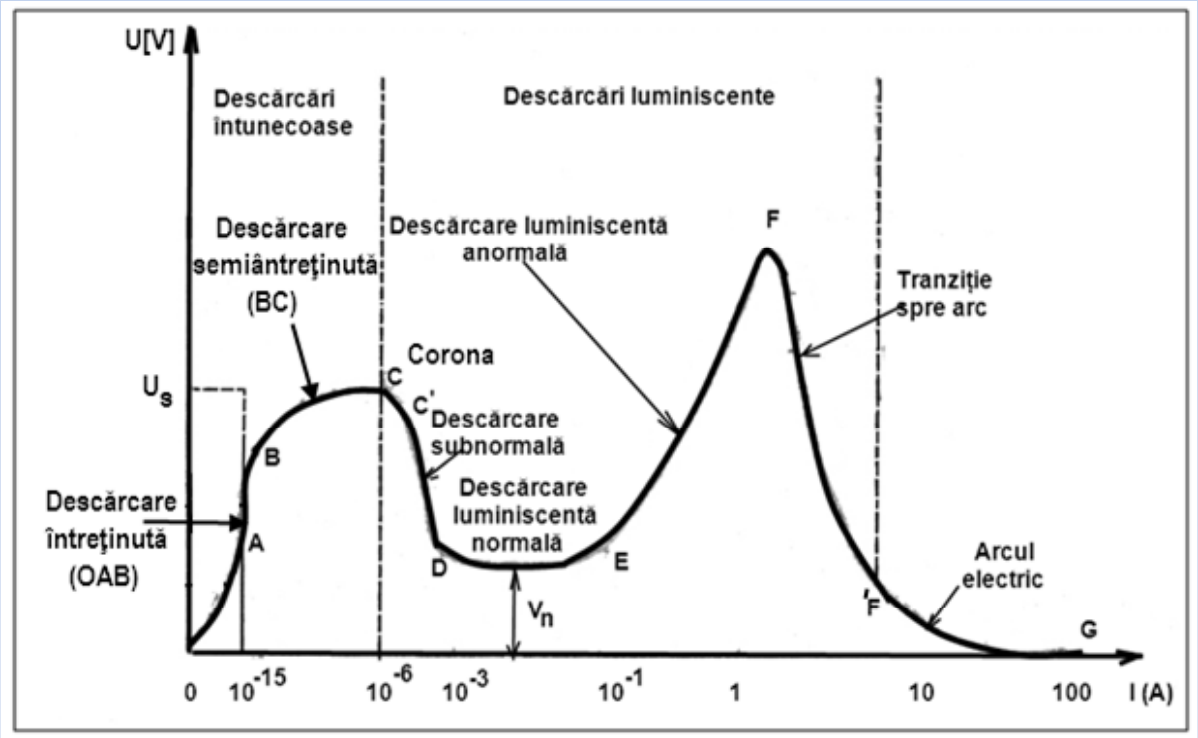
Schema pentru studiul trecerii curentului electric prin gaze

Fenomenul de trecere a curentului electric prin gaze se numeşte **descărcare electrică în gaz.**

Descărcarea luminiscentă DL – este rezultatul unor procese fizice complexe, de apariție a purtătorilor de electricitate pozitivă (ioni pozitivi) sau negativă (electroni sau ioni negativi) şi a fotonilor emişi de atomii metastabili, deci de realizare a unei plasme ca urmare a aplicării unei tensiuni ridicate de curent continuu, curent alternativ sau radio frecvență.

Caracteristica generală a descărcării este împărțită în 8 zone distincte. La valori reduse ale curenților în descărcare, sub 10^{-6} A, descărcarea este întunecată şi poate fi menținută numai dacă acționează asupra gazului şi agenți ionizatori externi.

Pentru curenți în descărcare mai mari de 10^{-6} A, descărcarea devine luminiscentă.



Caracteristica generală U=f(I) a descărcărilor electrice în gaze la presiune constantă

1. Descărcări întreținute

Pe porțiunea OA, curentul în descărcare variază liniar cu tensiunea, ceea ce înseamnă că rezistența gazului este constantă.

Rezistența electrică a spațiului dintre electrozi este dată de relația:

$$R = \frac{d}{e \cdot n \cdot s \cdot (\mu_i + \mu_e)},$$

d – distanța dintre electrozi, mm;

e - sarcina electrică a electronului = $1{,}6 \cdot 10^{-19}$ coulombi (C);

n - concentrația particulelor ionizate (electroni şi ioni pozitivi, simplu ionizați), particule/m^3, $n_i = n_e = n$;

s - secțiunea tubului, m^2;

μ_i, μ_a – coeficienții de mobilitate a ionilor şi electronilor.

Dacă tensiunea aplicată între electrozi creşte suficient de mult, vitezele de antrenare ale electronilor şi ionilor vor atinge valori suficient de mari:

$$v_e = \sqrt{\frac{2 \cdot V \cdot e}{m_e}}, \quad v_p = \sqrt{\frac{2 \cdot V \cdot e}{m_p}},$$

v_e, v_p – vitezele de antrenare ale electronilor şi ionilor.

Ținând seama că în tub curentul total este dat de deplasarea electronilor şi ionilor către cei 2 electrozi, vom obține curentul maxim (de saturație):

$$I_{sat.} = 2 \cdot e \cdot v_0 \cdot s \cdot d$$

2. Descărcare semiîntreţinută Townsend

Descărcarea în regiunea OAB a curbei este neautonomă (întreţinută) deoarece la dispariţia agenţilor ionizatori exteriori aceasta încetează.

Porţiunea BC a descărcării constituie descărcarea semiîntreţinută de tip Townsend, caracterizată de creşterea în avalanşă a ionizării în volum a gazului şi de emisie secundară a electronilor, ca urmare a bombardării catodului cu ioni pozitivi.

Numărul de electroni captaţi de anod în unitatea de timp va fi:

$$n_a = \frac{n_0 e^{\beta d}}{1 - \gamma(e^{\beta d} - 1)}$$

Curentul în descărcare $I_{TOW.}$ este dat de relaţia:

$$I_{TOW} = \frac{I_0 e^{\beta d}}{1 - \gamma(e^{\beta d} - 1)}$$

$I_0 = e \cdot n_0$ = curentul electronic produs la catod de agentul ionizator extern;
β – coeficientul de ionizare volumică (primul coeficient Townsend);
γ – coeficientul emisiei secundare de electroni la catod (al doilea coeficient Townsend);

Descărcarea corespunzătoare regiunii BC a curbei de descărcare, se numeşte descărcare semiîntreţinută sau Townsend, deoarece este condiţionată de acţiunea unui agent de ionizare extern şi ajutată (susţinută) de procese de ionizare proprii (în volum şi superficiale).

Trecerea de la regimul de descărcare întunecoasă OABC la regimul de descărcare independentă şi luminoasă CC'DE se face în general brusc dacă nu se iau măsuri speciale de stabilizare a descărcării, prin limitarea curentului în descărcare.

După atingerea potenţialului de străpungere, punctul C, rolul sarcinilor spaţiale creşte simţitor, determinând intensificări ale câmpului electric. Creşterea vertiginoasă a ionizării determină apariţia de electroni sau configuraţii foarte diverse, ceea ce duce la diversificarea largă a tipurilor de ciocniri (ionizări, excitări, recombinări). Datorită excitărilor şi recombinărilor radiative, gazul se îmbogăţeşte în atomi excitaţi pe diverse nivele, care prin dezexcitare vor emite fotoni de diferite energii şi cu diferite frecvenţe. Ca urmare a acestor fenomene, gazul dintre electrozi devine luminos iar descărcările care corespund domeniului CC'DEFF' poartă numele de descărcare luminiscentă.

CC’ – stadiu incipient al descărcărilor luminiscente când majoritatea ionizărilor şi excitărilor se concentrează într-o mică zonă (coronă) din jurul vârfurilor.

C’D – regim de tranziție, greu de stabilizat având panta negativă, fiind numit regim de descărcare luminiscentă subnormală.

DE – regimul descărcării luminiscente normale, curentul variază pe un domeniu larg iar tensiunea păstrează o valoare constantă.

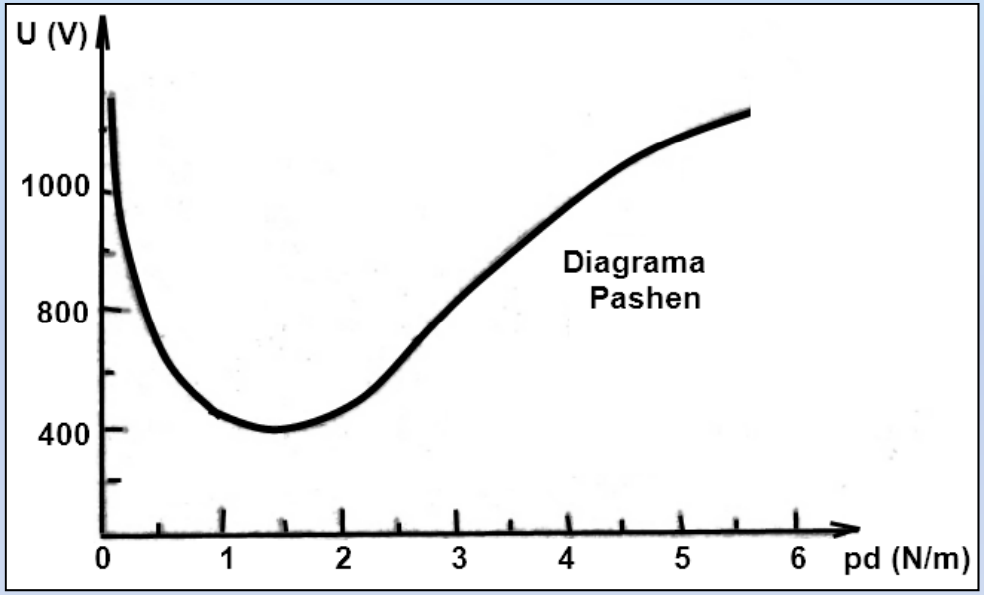
EF – descărcarea luminiscentă anormală, în care creşterea curentului este însoțită de creşterea tensiunii. Acest tip de descărcare este utilizat în pulverizarea materialelor metalice şi în curățirea substraturilor.

FF’ – creşterea masivă a concentrației de electroni şi ioni care provoacă o scădere a rezistenței spațiului de descărcare şi a tensiunii pe acest spațiu.

F’G – descărcare în arc electric = descărcarea trece într-un regim de curenți foarte mari şi tensiuni de ardere foarte mici.

Legea lui Paschen

Experimental s-a constatat că pentru aceeaşi combinaţie de gaz – electrozi, tensiunea de străpungere nu se schimbă dacă produsul p·d (p – presiunea gazului în tub; d – distanţa dintre electrozi) rămâne aceeaşi, indiferent de valorile p şi d.



Curba lui Paschen

Distanţa de străpungere a gazului (de autonomie a descărcării) este dată de relaţia:

$$d_s = \frac{1}{\alpha} \cdot ln\left(1 + \frac{1}{\gamma}\right)$$

α - gradul de ionizare (raportul între nr. ionilor creaţi şi nr. atomilor înainte de ionizare);

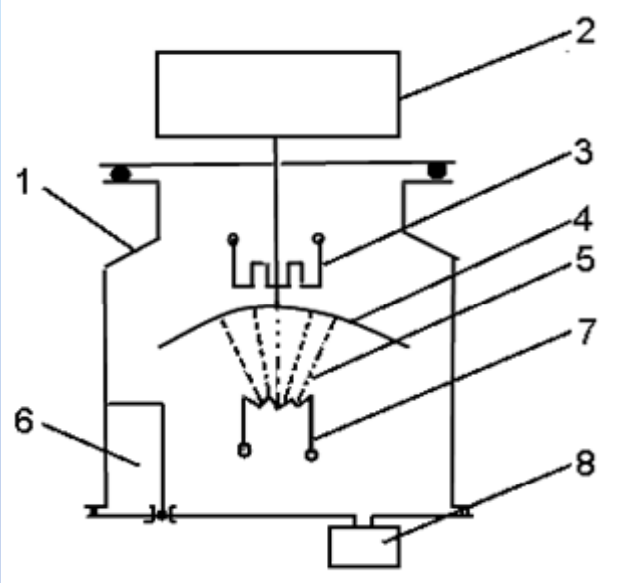
γ – coeficientul emisiei secundare de electroni la catod (al doilea coeficient Townsend).

Ecuaţia de mişcare a unei particule încărcate electric în câmp electric, plan, static şi omogen reprezintă ecuaţia unei parabole.

Curs 7

BAZELE FIZICE ALE EVAPORĂRII TERMICE ÎN VID

Evaporarea termică - fenomenul fizic de trecere a substanțelor din fază condensată (solidă) în stare de vapori, ca urmare a încălzirii, până la temperaturi inferioare temperaturii de fierbere.



Instalație pentru depunere în vid prin evaporare termică

1.camera tehnologică; 2.motoreductor; 3.încălzitor al substratului;4.portsubstrat; 5.vapori material; 6.obturator; 7.filament (evaporator); 8.sistem de vidare.

Materialul destinat depunerii se găseşte în 7- încălzit la o T suficientă se evaporă

În vidul care se realizează în camera tehnologică 1 cu ajutorul sistemului de vidare 8, molecule de material care se evaporă 5 se răspândesc liber şi repede în spațiul tehnologic înconjurător, ajungând în special datorită dispunerii convenabile pe substratul 4, pe care se condensează.

La începutul etapei de evaporare, pentru a evita impurificarea peliculei, din cauza impurităților adsorbite de suprafața materialului de evaporat, se utilizează obturatorul 6 care întrerupe temporar fluxul materialului la substrat. În procesul de depunere se controlează: timpul de depunere, grosimea, rezistența electrică, etc. După obținerea valorii parametrului de măsurat, obturatorul 6 întrerupe din nou fluxul de material către substrat → întreruperea procesului de creştere a peliculei.

Încălzirea substratului înaintea depunerii se face cu ajutorul încălzitorului de substrat 3 care asigură desorbția impurităților de la suprafață → îmbunătățirea calității depunerii. Pentru o uniformitate ridicată a depunerii pe substrat, cu ajutorul motoreductorului 2, se roteşte portsubstratul 4 cu o turație reglabilă. Procesul de depunere este scurt deoarece materialul se evaporă repede (1-2 minute).

Depunerea straturilor subțiri prin evaporare termică constă în următoarele etape:

1. trecerea materialului din fază condensată (solidă sau lichidă) în fază gazoasă (vapori) prin evaporare termică;
2. traversarea de către vaporii materialului a spațiului dintre sursa de evaporare şi substrat (piesa de acoperit);
3. condensarea vaporilor pe substrat.

Evaporarea materialului

Presiunea vaporilor p_s, corespunzătoare stării de echilibru a sistemului se numeşte **presiune de saturație a vaporilor**, iar vaporii astfel obținuți se numesc **vapori saturați.** Dependența presiunii vaporilor saturați de temperatură este dată de relația:

$$\ln p_s = A - \frac{B}{T}$$

A, B – constante de material

Experimental s-a demonstrat că procesul de depunere se produce cu viteză acceptabilă dacă presiunea de vapori are valoarea de 1,3 Pa.

Temperatura convențională de evaporare = T_{cev} = temperatura materialului la care p_s = 1,3 Pa.

Presiunea vaporilor materialului nu va atinge niciodată valoarea de saturație, materialul îndepărtându-se din evaporator cu o viteză determinată de relația:

$$w = \frac{c(p_s - p)}{p_0}$$

w - viteza de evaporare= cantitatea de material în grame ce părăseşte 1 cm^2 de suprafață în timp de 1 secundă;

c – constantă;

p_s – presiunea vaporilor saturați;

p_0 – presiunea gazelor reziduale din camera tehnologică;

p – presiunea adevărată de dezechilibru a vaporilor.

Rata (viteza) de evaporare – este dată de formula lui Langmuir:

$$w = 4{,}38 \cdot 10^{-3} \cdot p_s \cdot \sqrt{\frac{M}{T}}$$

w – viteza de evaporare (Kg/m^2s);
M – masa moleculară a materialului (Kg/Kmol);
T – temperatura evaporatorului (a materialului) la evaporare (K)
p_s – presiunea vaporilor saturați (Pa).

Viteza de evaporare v_e - numărul de molecule evaporate în unitatea de timp şi pe unitatea de suprafață.

$$v_e = \left(\frac{1}{4}\right) \cdot n \cdot v_m$$

n – concentrația moleculelor de vapori evaporați;
v_m –viteza medie a vaporilor de material.

Ținând cont că: $v_m = \sqrt{\frac{8kT}{m}}$ se obține:

$$p_s = n \cdot k \cdot T$$

$$p_s = exp\left(A - \frac{B}{T}\right)$$

$$w = m \cdot v_e = \frac{M}{N_A} \cdot v_e$$

M – masa moleculară (g/mol).

Energia atomilor evaporați poate fi evaluată cu formula:

$$w_v = (3/2)kT$$

k – constanta Boltzman = $1{,}38 \cdot 10^{-23}$ J/K;
T – temperatura de evaporare, K.

Deplasarea vaporilor de material de la evaporator la substrat

Probabilitatea moleculelor de material de a străbate fără ciocniri distanța de la evaporator la substrat poate fi descrisă de relația:

$$P = e^{-L/\lambda}$$

λ – drumul liber mijlociu al moleculelor gazului rezidual;
L – distanța de la evaporator la substrat.

Legea I a lui Knudsen - dacă întreaga cantitate de material ce se evaporă în unitatea de timp, în toate direcțiile, de pe suprafața sursei, se notează cu m* (g/s) atunci cantitatea de material dm* ce va trece printr-un unghi solid dω este dată de relația:

$$dm^* = \left(\frac{m^*}{4\pi}\right) \cdot d\omega$$

Ținând cont că: $d\omega = ds \cdot \cos\theta / r^2$ rezultă:

$$dm^* = \left(\frac{m^*}{4\pi}\right) \cos\frac{\theta}{r^2} \cdot ds$$

d_s – suprafața elementară pe care se face depunerea;
θ – unghiul de înclinare al suprafeței ds.

Legea II a lui Lambert- Knudsen pentru evaporare, denumită şi **legea cosinusoidală Knudsen** – se referă la intensitatea fasciculului de vapori pusă în libertate de evaporatoare plane pe un substrat aflat la un unghi φ față de normala la suprafața evaporatorului.

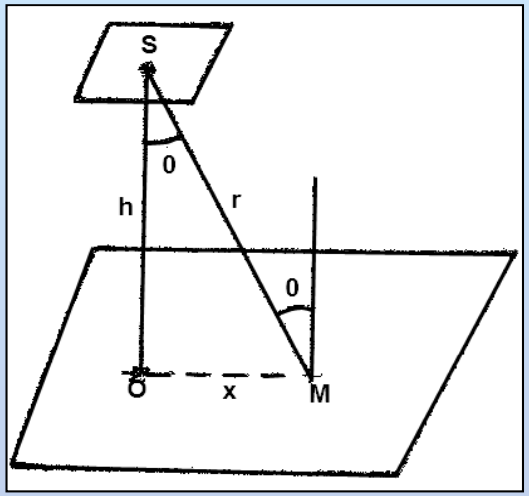
Cantitatea de material d_m* depusă prin unghiul solid dω pe suprafața elementară ds, înclinată cu unghiul φ față de normala la suprafața ce emite este dată de relația:

$$dm^* = \left(\frac{m^*}{\pi}\right) cos\varphi \cdot d\omega = \left(\frac{m^* \cdot ds}{\pi}\right) \frac{cos\theta cos\varphi}{r^2}$$

Grosimea peliculei depuse în unitatea de timp va fi:

$$t^* = dm^* / \rho \cdot ds \qquad (cm/s)$$

Evaporarea dintr-o sursă plană de suprafață mică şi depunerea pe un plan fix, paralel cu planul sursei



Ținând cont că unghiurile φ şi θ sunt identice, grosimea depunerii în punctul M va fi:

$$t = \frac{m}{\pi\rho} \cdot \frac{\cos^2\theta}{r^2} = \frac{mh^2}{\pi\rho r^4} = \frac{mh^2}{\pi\rho(h^2 + x^2)^2}$$

Grosimea depunerii în punctul O va fi:

$$t_0 = \frac{m}{\pi\rho} \cdot \frac{1}{h^2}$$

Variația în grosime a depunerii va fi:

$$\frac{t}{t_0} = \frac{h^4}{(h^2 + x^2)^2} = \frac{1}{\left[1 + \left(\frac{x}{h}\right)^2\right]^2}$$

Evaporarea dintr-o sursă punctuală pe un substrat plan fix

$$t = 4{,}03\,\frac{d^2 l}{h^2}\left(1+\frac{x^2}{h^2}\right)^{-3/2}$$

t – grosimea (Å);
h – distanța de la sursa punctuală de evaporare la substratul plan fix (cm);
x – distanța de la punctul de intersecție al perpendicularei din sursa punctuală pe planul substratului, până la un punct curent din planul substratului (cm);
d – diametrul sursei de evaporare (cm);
l – lungimea sursei (cm) sau diametrul creuzetului în cazul tunului electronic.

Evaporarea dintr-o sursă punctuală pe un substrat staționar fix

$$t = 4{,}03\,\frac{d^2 l}{r^2}$$

t – grosimea depunerii (Å);
d – diametrul sursei de evaporare (cm), diametrul fasciculului electronic sau diametrul sârmei filamentului;
r – raza sferei substratului (cm) sau distanța de la sursă la sferă.

Metode de uniformizare a grosimii depunerilor

a. Sursa de evaporare punctuală şi substrat sferic concentric cu sursa

Grosimea depunerii în orice punct de pe sferă este dată de relația:

$$t = \frac{m}{4\pi\rho R r^2}$$

b. Sursă plană de evaporare cu arie mică şi substrat dispus pe sfera ce trece prin sursă

Grosimea depunerii în orice punct de pe sferă este dată de relația:

$$t = \frac{m}{4\pi\rho R r^2}$$

Pentru a asigura depuneri relativ uniforme pe întreaga suprafață a substratului, acesta nu este menținut fix în fața sursei de evaporare, ce este deplasat în mod continuu.

Condensarea materialului pe substrat

Materialul ce se depune pe substrat este **neutru din punct de vedere electric**, iar **energia particulelor este de 0,1 – 0,5 eV.**

Când atomii incidenți ai materialului evaporat se apropie la mai puțin de câteva distanțe atomice de substrat, ei intră în câmpul de forță al suprafeței substratului unde au loc următoarele interacții posibile:

1.Reflexia atomilor incidenți ca urmare a ciocnirilor elastice cu atomii substratului, atomii reflectați îşi păstrează în cea mai mare parte energia inițială;

2.Adsorbția fizică a atomilor incidenți ca urmare a stabilirii de legături van der Waals cu atomii de suprafață ai substratului (cu valori de 0,01 – 0,1 eV);

3.Adsorbția chimică a atomilor (chemisorbția). Chemisorbția atomilor incidenți, ca urmare a stabilirii de legături între atomii incidenți şi atomii de suprafață ai substratului, are loc dacă energia de chemisorbție este mai mare de 100 Kcal/mol;

4.Asocierea atomilor sau moleculelor de gaz cu atomi sau grupări de atomi ai materialului evaporat deja absorbiți de substrat. Numărul de molecule (atomi) de gaz rezidual ce ajung la substrat în condiții de echilibru este dat de relația:

$$N_g = 3{,}513 \cdot 10^{22} \cdot p_g \sqrt{M_g T_g} \qquad \text{(molecule/cm}^2\text{s)}$$

În teoria de condensare a lui Frenkel bazată pe fenomenele de adsorbție – desorbție se consideră că tranziția vapori – fază solidă are la bază următoarele ipoteze cantitative şi calitative:

a. Atomii substanței evaporate, lovindu-se de suprafața suportului condensor se mențin adsorbiți pe această suprafață o durată de timp dată de relația:

$$t_s = \left(\frac{1}{\upsilon}\right) \cdot e^{-E_{des}/kT}$$

υ– frecvența de vibrație a adatomului (atomul adsorbit);
E_{des} – energia de desorbție (kcal/mol);
k – constanta lui Boltzman;
T – temperatura absolută a substratului (K).

b. În procesul de migrare superficială atomii adsorbiți se întâlnesc cu alți atomi adsorbiți (adatomi) şi pot forma dubleți (centre de condensare de mai mare stabilitate) sau tripleți.

c. Când fasciculul atomic (molecular) incident are o densitate mai mare decât densitatea critică, el reține şi întoarce pe suport particulele reevaporate de pe suprafața acestuia formând pe suport nuclee de condensare. Densitatea critică a fasciculului atomic, pentru o temperatură a suportului T_s mai mică decât temperatura critică T_e poate fi exprimată prin relația:

$$j_c = A \cdot e^{U_1/k_0 T_s}$$

U_1– energia de legătură a atomului adsorbit cu un atom din fasciculul incident, cu care formează un dublet – centru de condensare;
A – constantă ce depinde de natura substanței condensate;
k_0 – constanta Boltzman.

Viteza de condensare *m* definită ca număr de atomi (molecule) care s-au condensat în unitatea de timp, se calculează luând în considerare coeficientul de acomodare *α* şi numărul total *M* de atomi care cad pe substrat în unitatea de timp:

$$m = \alpha M$$

Compatibilitatea între materialul substratului şi materialul de depunere

Compatibilitatea materialului substratului şi al materialului de depunere pentru asigurarea aderenței este legată în primul rând de **constantele de rețea** ale celor două materiale de **coeficienții de dilatare termică şi de rugozitatea suprafeței**.

Constanta de rețea a celor două materiale (substrat – condensat) are o importanță extremă în creşterea epitaxială a straturilor subțiri.

Planeitatea şi rugozitatea suprafeței au influențe mari asupra structurii şi porozității depunerii, pelicula depusă urmărind suprafața substratului.

Temperatura substratului are influență asupra depunerii (permițând obținerea de pelicule cu structură de la amorf la cristalin) precum şi asupra aderenței acesteia la substrat. Temperatura influențează extrem de mult şi mărimea grăunților depunerilor cristaline.

- **Aderența depunerii la substrat este influențată de:**
  1. **Temperatura substratului;**
  2. **Planeitatea suprafeței;**
  3. **Rugozitatea suprafeței**

Curs 8

STRUCTURA, COMPOZIȚIA, POROZITATEA ŞI ADERENȚA STRATULUI DEPUS PRIN EVAPORARE TERMICĂ ŞI CONDENSARE DIN STARE DE VAPORI

Structura

Peliculele depuse prin evaporare termică pot avea un grad ridicat de ordonare sau un grad de neordonare completă. În primul caz poate fi din cauza creşterii epiaxiale pe suport monocristalin, iar în cazul al doilea caz din cauza depunerilor amorfe sau sticloase.

Structura cristalină este specifică materialelor aflate în stare solidă şi care prezintă o ordine nu numai locală, dar şi la distanță. Majoritatea metalelor şi materialelor semiconductoare în stare masivă sau de straturi subțiri se prezintă sub formă policristalină fiind compuse dintr-un număr mare de grăunți cristalini (cristalite) separați prin suprafețe de separare numite interfețe sau granițe.

Orientarea axelor cristalografice în diferite cristale este de obicei arbitrară, iar grăunțele cristalitelor formează între ele unghiuri destul de mari. În anumite cazuri însă, în urma diferitelor tratamente termice sau a altor influențe exterioare, devine posibilă micşorarea unghiurilor dintre cristalite, obținându-se o texturizare, adică o orientare a acestora orizontal şi vertical, concomitent cu mărirea dimensiunilor cristalitelor. Ca urmare a acestor tratamente şi a măririi dimensiunilor cristalitelor, numărul grăunților se micşorează, în final rezultând un conglomerat de blocuri monocristaline dispuse mozaical. Aceasta este esența fenomenelor de recristalizare, care apar în diferite probe metalice, straturi subțiri.

Straturile subțiri cu grăunți mari sunt stabile la oscilațiile temperaturii în timpul exploatării.

Straturile subțiri amorfe, au aplicații din ce în ce mai variate, datorită calităților deosebite pe care le posedă.

Amorf - absența oricărei ordini, atât în apropiere cât şi la distanță. O astfel de situație se poate realiza numai dacă energia de legătură între atomi sau molecule este mai mică decât energia de agitație termică.

Dacă condițiile de presiune şi temperatură sunt îndeplinite pentru realizarea stării solide, atunci structura internă se modifică până când energia liberă *F* atinge o valoare minima, corespunzătoare stării de echilibru termodinamic.

Izotropia - proprietate macroscopică caracteristică corpurilor amorfe care arată independența proprietăților electrice, optice şi mecanice față de direcție. În urma studiilor de structură care au fost efectuate cu ajutorul razelor X, s-a ajuns la concluzia că această izotropie nu se extinde însă până la scară microscopică, ceea ce demonstrează că există o ordine locală pe distanțe foarte mici de ordinul câtorva constante ale rețelei dar nu există şi o ordine la distanță. Dispariția ordinii la distanță este echivalentă cu apariția defectelor structurale.

Structura policristalină a solidelor care este izotropă din punct de vedere macroscopic şi corespunde tot unei stări metastabile, nu trebuie confundată cu starea amorfă. Deosebirea între cele două stări constă în faptul că la amorfi regiunile cu o structură cristalină sunt foarte mici (10-20 atomi), în timp ce la solidele policristaline structura cristalină este mult mai mare (10^3 atomi) şi mai stabilă.

Sticle - categorie specială a corpurilor amorfe. Starea sticloasă a acestor materiale este o stare intermediară între lichid şi cristal. De lichide o apropie lipsa ordinii la distanță şi aşezarea dezordonată a atomilor sau a grupărilor de atomi, iar de cristal o apropie multe proprietăți mecanice specifice corpului solid.

Sticlele metalice (metalele amorfe) - o categorie importantă a materialelor sticloase, considerate copilul minune al secolului 20, ce iese timid din laboratoarele de cercetare, bătând insistent la porțile industriei şi promițând spectaculoase progrese tehnice.

Metalele amorfe, datorită stării lor structurale prezintă proprietăți magnetice şi electrice deosebite, precum şi o rezistență mare la coroziune.

Compoziția

Metoda evaporării termice şi condensării din fază de vapori asigură depunerea de straturi subțiri, din substanțe simple, cu o compoziție, care respectă într-un grad foarte ridicat compoziția materialului de evaporat.

Impurificări ale straturilor depuse din materiale simple, care alterează compoziția acestora, pot apare datorită:

- adsorbției gazelor reziduale sau a gazelor desorbite de substrat sau de echipamentul tehnologic şi care ajung la substrat concomitent cu materialul de evaporat;
- evaporării materialului sursei de evaporare rezistive (filament, nacelă) sau filamentului tunului electronic.

Lucrul la un vid cât mai scăzut asigură eliminarea impurificării peliculelor depuse cu gazele reziduale. Atât din considerente economice cât şi al limitelor de impurificare, un vid mai bun de 10^{-6} mbari asigură condiții bune de realizare a unor pelicule curate.

Pentru a asigura compoziția chimică a peliculelor depuse din substanțe complexe se utilizează metode speciale:

- metoda evaporării din surse separate (metoda Verksinski şi perfecționată de Günter sub denumirea de metoda **celor trei temperaturi**);
- metoda evaporării succesive;
- metoda evaporării instantanee (Flash evaporation).

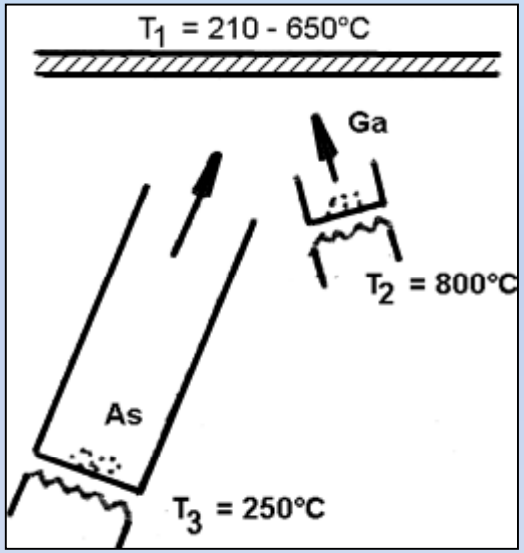
1. Metoda evaporării din surse separate (metoda Verksinski şi perfecționată de Günter sub denumirea de metoda celor trei temperaturi)

Caz particular: obținerea straturilor subțiri GaAs

T_1 – temperatura suportului;

T_2 - temperatura de evaporare a Ga;

T_3 - temperatura de evaporare a AS.



Temperatura suportului de condensare T_1 se alege astfel încât reacția să se desfăşoare cu preponderență în sensul formarii GaAs.

$$Ga + As \leftrightarrow GaAs$$

Temperaturile celor două evaporatoare T_1 şi T_2 se aleg astfel încât presiunea vaporilor de As să fie mai mare decât presiunea vaporilor de Ga, adică pe unitatea de suprafață a suportului să vină în unitatea de timp, un număr mai mare de atomi de As.

Avantajul metodei: sinteza compuşilor se realizează odată cu formarea stratului subțire.

2. Metoda evaporării succesive

Această metodă se utilizează pentru obținerea straturilor subțiri multiple (utilizate în optică, microelectronică, construcții de maşini) pentru realizarea de pelicule de protecție la coroziune.

3. Metoda evaporării instantanee

Metoda evaporării instantanee se efectuează utilizând temperaturi ridicate de evaporare, ceea ce asigură timpi de evaporare reduşi.
Exemplu: evaporarea CdS, Cu_2S, ZnTe, InSb.

Materialul de depunere este condus printr-un dispozitiv special şi lăsat să cadă în părți egale pe evaporatorul încălzit, de unde se evaporă instantaneu.

Porozitatea

Porozitatea (P) - parametru esențial al straturilor subțiri depuse în vid.

Acest parametru influențează mod direct caracteristicile funcționale ale acestora.

La acoperiri metalice de protecție la coroziune, porozitatea constituie o caracteristică de bază care determină capacitatea de protecție a peliculei depuse.

$$P = n/s \quad (pori/cm^2)$$

P – porozitatea, (pori/cm^2)

n = numărul de pori puşi în evidență prin acțiunea unor soluții corespunzătoare, care dau cu metalul de bază compuşi colorați;

s =suprafața testată (cm^2).

În țară nu există metode standardizate de determinare a porozității depunerilor prin metode fizice şi fizico-chimice de depunere (studiul porozității se face direct la microscop pentru identificarea focarelor de coroziune).

Pe baza experimentărilor s-a ajuns la concluzia că porozitatea peliculelor metalice depuse prin evaporare termică în vid este influențată de următorii parametri:

- grosimea depunerii;
- temperatura substratului în timpul depunerii;
- viteza de condensare (rata de evaporare);
- viteza de răcire a peliculei în timpul depunerii;
- planeitatea şi rugozitatea suportului;
- compoziția (depuneri multicomponent);
- structura peliculei depuse.

Grosimea depunerii influențează în mod direct porozitatea depunerilor. Relația dintre porozitate şi grosimea depunerii este:

$$P \cdot h^n = k$$

P - porozitatea depunerii, (pori/cm^2);
h = grosimea depunerii, (mm);
n , k - coeficienți determinați experimental.

Temperatura substratului în timpul depunerii influențează puternic porozitatea peliculelor depuse prin evaporare termică în vid.

La temperaturi ridicate ale substratului se produce o desorbție puternică a gazelor adsorbite la suprafață şi o „curățire înaintată" a suprafeței de depunere, care asigură reducerea drastică a conținutului de gaze înglobat în peliculă şi responsabil parțial de creşterea porozității. Odată cu creşterea temperaturii substratului se produce şi o creştere a mobilității adatomilor de material condensat, ce permite realizarea unei depuneri cu o structură ordonată şi cu grăunți mici.

La temperaturi scăzute de condensare, mobilitatea adatomilor este mai redusă, favorizând realizarea unor depuneri care are o structură cu grăunți mari şi defecte.

Prin modificarea vitezelor de evaporare şi de condensare, dimensiunea grăunților (structura şi porozitatea depunerii) poate fi modificată sensibil. În practică, prin stabilirea unor parametri de lucru determinați experimental se pot obține pelicule cu porozități corespunzătoare scopului propus.

Planeitatea şi rugozitatea substratului influențează porozitatea în special pentru peliculele cu grosimi reduse, deoarece suprafețele rugoase adsorb gaze în cantitate mare iar pelicula depusa „urmăreşte" suprafața substratului, preluând defectele acestuia.

Aderența la substrat

Aderența la substrat - forța de atracție existentă între stratul depus şi substrat.

Pe plan național sunt publicate un număr mic de lucrări în domeniul tehnologiilor depunerii straturilor subțiri în vid. Au fost elaborate şi publicate o serie de metode de evaluare calitative sau cantitative în ceea ce priveşte aderența depunerilor de straturi subțiri în vid.

Metode de evaluare calitative

Metoda benzii adezive

În cazul evaluării calitative se foloseşte *metoda benzii adezive* (tip scotch), care este cea mai simplă metodă pentru evaluarea calitativă a aderenței depunerilor de straturi subțiri în vid. Metoda constă în aplicarea unei benzi adezive pe suprafața depunerii pe care s-a realizat prin zgâriere un caroiaj. Aderența depunerii este corespunzătoare, dacă la dezlipirea benzii adezive nu se îndepărtează şi stratul depus.

Rezultatele depind de:

- calitatea adezivă a benzii;
- presiunea aplicată la lipirea benzii;
- viteza de tragere;
- unghiul de tragere.

Metoda benzii adezive asigură o verificare calitativă, concludentă şi rapidă a aderenței.

Metoda atașării prin sudură a unui fir metalic

O metodă calitativă de verificare a aderenței depunerilor o reprezintă atașarea, într-un punct al peliculei depuse, prin lipire sau prin sudură, a unui fir metalic.

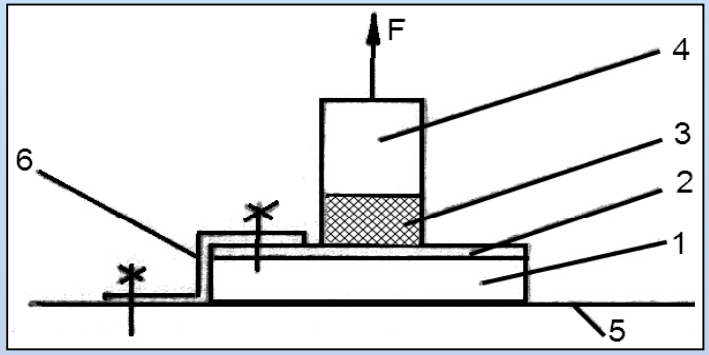
Rezultatele depind de:

- tehnica de lipire a firului;
- geometria punctului de lipire;
- direcția de tragere;
- unghiul de tragere.

Metoda atașării prin sudură a unui fir metalic nu poate fi folosită întotdeauna, este o metodă distructivă.

Metode de evaluare cantitative

Principala metodă de evaluare cantitativă este metoda determinării forței de aderență prin tragere.



1 – substrat; 2 – stratul subțire depus; 3 – adeziv; 4 – dorn de tragere, 5 – suport plan; 6 – sisteme de fixare

Principiul de lucru

Metoda constă în determinarea aderenței pe baza măsurării forței de dezlipire a stratului depus pe substrat, mai exact a efortului unitar necesar pentru desprinderea acestuia.

Aderența straturilor subțiri depuse în vid depinde de caracterul legăturilor ce se stabilesc la interferența substrat-condensat şi de microstructura depunerii din această zonă.

Legăturile la interfața substrat - peliculă pot fi:

•chimice, van der Waals;

•electrostatice;

•mecanice sau combinații ale acestora.

Legăturile chimice (cele mai puternice) necesită ca atomii să fie în poziții convenabile pentru a participa cu electroni de valență.
Aceste legături apar între atomi ca urmare a polarizării acestora şi scad rapid cu distanța dintre atomi, deoarece nu se realizează legături prin punerea în comun a electronilor de valență → distanțe mari între atomi, interacțiuni slabe (0,1 – 0,4 eV).

Legăturile electrostatice apar în substrat şi stratul depus în cazul încărcării electrice diferite. Aceste legături sunt caracterizate de:
•tensiunile interne cresc odată cu creşterea grosimii depunerilor datorită poziției necorespunzătoare ale atomilor;
•scăderea aderenței peliculelor depuse datorită existenței unor diferențe mari între coeficienții de dilatare termică ai substratului şi ai peliculei depuse şi datorită tensiunilor interne ce apar în timpul depunerii;
•regiunea de interfață dintre strat şi condensat se poate realiza printr-o trecere bruscă de la substrat la condensat sau printr-o trecere gradată cu straturi intermediare de difuzie sau compuse. Regiunea de interfață dintre substrat şi condensat se poate realiza:

- printr-o trecere bruscă de la substrat la condensat (nu sunt reacții chimice între substrat şi condensat iar pelicula se depune strat după strat cu aceeaşi compoziție chimică);
- printr-o trecere gradată cu straturi intermediare de difuzie sau compuse (substratul şi materialul formează compuşi chimici).

Regiunile de interfață, cu difuzie a condensatului în substrat, au o aderență ridicată şi se pot dezvolta atunci când:

•materialul substratului şi de depunere au o mare solubilitate unul în altul;

•energia particulelor de depunere este ridicată, asigurându-se o implantare a acestora în substrat;

•temperatura de depunere este suficient de ridicată.

Oxizii ce pot apare în regiunea de interfață (datorită straturilor de gaz adsorbite), constituie bariere de difuzie ce reduc aderența depunerii.

Experimental s-a constatat următoarele:

•metalele cu mare afinitate față de oxigen asigură o aderență ridicată pe sticlă;

•metalele nobile aderă slab la sticlă, putând fi îndepărtate uşor de pe sticlă.

•prin curățire ionică a substratului aderența metalelor este diferită.

Funcție de gradul de modificare a aderenței la substrat, după acțiunea descărcării luminiscente, metalele pot fi împărțite în trei grupe:

•prima grupă (cu aderență bună după curățire ionică), intră metalele cu valență mare şi multe metale de tranziție: Ca, Mg, Hf, Al, Zr, Ti, Si, Ta, Nb, Cr, V, In, Fe, Mo, Ge;

•a doua grupă intră elementele cu o ameliorare neînsemnată a aderenței ca: Mn, Cd, Ni, Co, Pb;

•a treia grupă intră elemente care nu-şi schimbă aderența după prelucrarea substratului în descărcare luminiscentă: Zn, Sn, Sb, Bi, Fe, Pt, Au, Ag.

Concluzie:

- afinitatea față de oxigen a elementelor din fiecare grupă este aproape aceeaşi;
- afinitatea față de oxigen a elementelor din grupe diferite diferă foarte mult.

Procesul de oxidare la granița peliculă-substrat are un rol esențial în îmbunătățirea aderenței. Deci, curățirea prin bombardament ionic în descărcare luminiscentă, activând suprafața, înlesneşte realizarea procesului de oxidare pentru creşterea aderenței.

Prelucrarea suprafeței substratului în vederea asigurării aderenței depunerii

Prelucrarea suprafeței substratului în vederea asigurării aderenței peliculelor depuse în vid sunt aplicate diferențiat funcție de substrat şi de tehnologia de depunere şi au în vedere:

•îndepărtarea impurităților de la suprafața a gazelor adsorbite, aceasta ducând la obținerea unei suprafețe curate a substratului;

•realizarea de legături fizico-chimice stabile şi puternice între substrat şi condensat.

Aceste prelucrări se executa în două etape:

În prima etapă (premergătoare procesului de depunere) prin metode fizico-chimice şi mecanice se asigură îndepărtarea impurităților organice şi neorganice de la suprafața substratului şi activarea acestuia pentru îmbunătățirea aderenței depunerilor. Cele mai uzuale metode sunt:

1. curățirea prin spălare în medii lichide sau de vapori;
2. curățirea prin ultrasunete;
3. reducerea rugozității prin polizare sau şlefuire mecanică;
4. acoperirea cu lac a suprafețelor metalice rugoase sau a celor nemetalice, ce prezintă gazări mari, pentru realizarea de acoperiri aderente şi strălucitoare;
5. activarea prin sablare.

•***A doua etapă*** de curățire a suprafeței substratului, se execută în camera tehnologică de depunere, precedând operația de depunere propriu-zisă şi are ca scop asigurarea unei suprafețe activate şi chimic curate. Cele mai uzuale metode de curățire a suprafeței substratului sunt:

•încălzirea substratului;

•curățirea şi activarea prin bombardament cu fascicul de electroni generați de un tun electronic;

•curățirea şi activarea prin bombardament cu electroni şi ioni din plasma descărcării luminiscente;

•curățirea şi activarea prin bombardament cu ioni din plasma descărcării luminiscente;

•curățirea şi activarea prin bombardament cu ioni sau atomi neutri, generați de un generator de ioni sau de atomi neutri.

Încălzirea substratului are o influență extrem de mare asupra aderenței depunerii şi asupra structurii acesteia.

În urma experimentărilor s-a constatat:

- depunerea cuprului prin evaporare termică pe oțel prezintă o *aderență extrem de ridicată* numai pentru temperaturi ale substratului în timpul depunerii, mai mari de 415- 420°C;
- depunerea de Al pe oțel prin evaporare termică prezintă *aderență foarte bună* numai dacă temperatura substratului depăşeşte 200 - 300 °C;
- depunerea de Cr pe sticlă are cea mai mare aderență pentru temperatura de depunere de peste 200 °C.

Creşterea aderenței depunerilor cu creşterea temperaturii de condensare pe lângă degazarea înaintată a substratului asigură:

- difuzia materialului de depunere în substrat (la temperaturi ridicate);
- distrugerea peliculei de oxid de la suprafața substratului.

Ca o regulă generală, îmbunătățirea curățeniei suprafeței reduce necesitatea temperaturilor înalte.

Curs 9

Considerații teoretice şi practice privind evaporarea unor materiale

Evaporarea aliajelor şi amestecurilor

Evaporarea - proces fizic de trecere a metalului sau a aliajului lichid în stare de vapori, proces caracterizat de doi parametri fizici:

•temperatura (intervalul) de evaporare, ºC;

•căldura latentă de evaporare, KJ/Kg.

Pentru realizarea de peliculele rezistive şi conductive electric sunt utilizate aliaje sau amestecuri formate din două sau mai multe componente. În procesul de evaporare are loc disocierea substanțelor care datorită presiunilor de vapori diferite, evaporarea componentelor este diferită şi astfel compoziția stratului depus diferă mult față de compoziția materialului de bază. Atunci când are loc o creştere a temperaturii de evaporare, procesul de disociere a componentelor se intensifică obținându-se o soluție diluată (lichid şi vapori) care se supune legilor lui Raoult.

Legea lui Raoult - daca un amestec omogen lichid binar format din componenții **A şi B** este vaporizat rezultă un amestec de vapori conținând tot componenții **A şi B**, dar compoziția vaporilor este diferită de compoziția lichidului din care provin.

Pentru sisteme ideale dar si pentru multe sisteme reale vaporii sunt mai bogați în componentul cu volatilitatea mai ridicată.

- solvent;
- substanță dizolvată

$$\boxed{p_A^* = p_A \cdot x_A = p_A \frac{n_A}{n_A + n_B}} \qquad (1)$$

$$p_B^* = p_B \cdot x_B = p_B \frac{n_B}{n_A + n_B} \qquad (2)$$

p_A^* - **presiunea parțială de vapori a componentei A din soluție;**

p_B^* - presiunea parțială de vapori a componentei B din soluție;

p_A – presiunea de vapori a solventului pur (a componentei A în absența componentei B);

p_B – presiunea de vapori a substanței dizolvate (a componentei B în absența componentei A);

x_A – concentrația molară a solventului în soluție;

x_B – concentrația molară a substanței dizolvate în soluție;

n_A – numărul de moli ai solventului în soluție;

n_B – numărul de moli ai substanței dizolvate în soluție.

Datorită *reacțiilor ce intervin între molecule* (atunci când substanța este în stare de vapori) *au loc abateri* față de relațiile 1 şi 2, atât în cazul aliajelor dar mai ales în cazul compuşilor chimici.

Combinând legea Raoult cu legea aditivității presiunilor lui Dalton şi ținând seama că $x_A + x_B = 1$, rezultă presiunea totală p a vaporilor unei soluții ideale.

$$p = p_A^* + p_B^* = p_A x_A + p_B(1 - x_A) = (p_A - p_B)x_A + p_B$$

•pentru soluțiile ideale, legile Raoult se modifică astfel:

$$p_A^* = p_A \cdot x_A \cdot f_A$$

$$p_B^* = p_B \cdot x_B \cdot f_B$$

f_A, f_B – coeficienți de activitate ai componentelor A şi B (se determină experimental) şi depinde de:

•temperatura de evaporare;

•compoziția soluției.

Pentru soluțiile ideale $f_A = f_B = 1$.

Cu **relația Langmuir** se poate determina rata de evaporare pentru componentele aliajelor:

$$G_A = 4{,}38 \cdot 10^{-3} \cdot p_A^{*} \sqrt{\frac{M_A}{T}} = 4{,}38 \cdot 10^{-3} p_A \cdot x_A \cdot f_A \sqrt{\frac{M_A}{T}}, \quad Kg/m^2 s$$

$$G_B = 4{,}38 \cdot 10^{-3} \cdot p_B^{*} \sqrt{\frac{M_B}{T}} = 4{,}38 \cdot 10^{-3} p_B \cdot x_B \cdot f_B \sqrt{\frac{M_B}{T}}, \quad Kg/m^2 s$$

$$\frac{G_A}{G_B} = \frac{p_A}{p_B} \cdot \frac{x_A}{B} \cdot \frac{f_A}{f_B} \sqrt{\frac{M_A}{M_B}}$$

Pentru o compoziție dorită a depunerilor se utilizează:

•evaporarea instantanee;

•evaporarea componentelor aliajului din surse separate (metoda Verksinski – perfecționată de Günter – Metoda celor trei temperaturi);

•evaporarea succesiv-intermitentă a componentelor aliajului.

1962 - Sik M. – a arătat că evaporarea aliajului Ni-Cr-Cu-Al se produce în următoarea ordine: Al – Cr – Cu – Ni (calcule făcute cu ajutorul legii Roult).

1962 – R.A. Swift – a scos în evidență abateri ale legii Raoult şi a exemplificat faptul că evaporarea Ni-Cr-Cu-Al se produce în următoarea ordine: Cu – Cr – Al – Ni.

Evaporarea izolatorilor şi dielectricilor

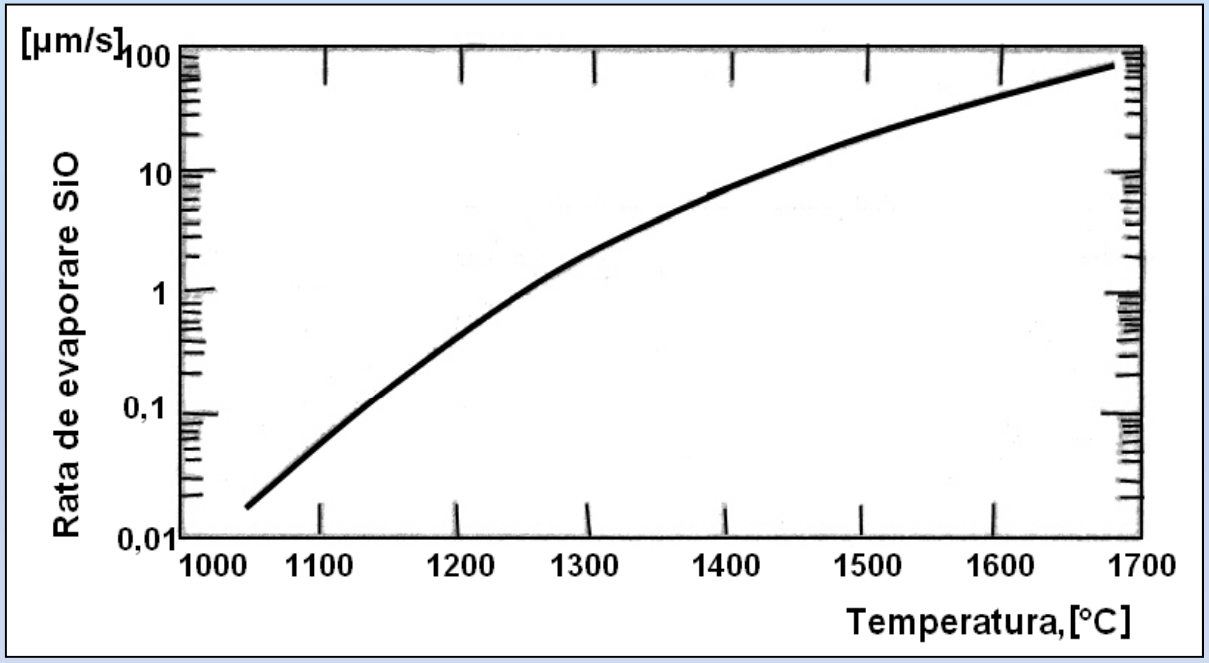
Izolatorii şi dielectricii sub formă de compuşi chimici, sunt utilizați în depunerile de straturi subțiri. În procesul de evaporare a compuşilor chimici apare o scindare a moleculelor complexe care se transformă în molecule mai simple sau ioni Acest proces de scindare a moleculelor este ireversibil.

Evaporarea are loc ca urmare a încălzirii termice sau a interacțiunii cu fascicolul de electroni. Ambele fenomene depind de temperatura de evaporare, astfel compoziția peliculei depuse va depinde de temperatura sursei de evaporare. Astfel, atunci când creşte temperatura de evaporare şi scade presiunea vaporilor, procesul de scindare a moleculelor se intensifică, iar compoziția peliculei este diferită față de cea a materialului de bază.

Izolatorii şi dielectricii sunt utilizați pentru depunerea de straturi subțiri sunt sub formă de oxizi, iar la o anumită temperatură de evaporare a acestora apare fenomenul de disociere (scindare a moleculelor), când se realizează un echilibru între oxigen şi oxidul inferior care au rezultat prin disociere.

Evaporarea monoxidului de siliciu

Deoarece monoxidul de siliciu are temperatura scăzută de evaporare şi o largă utilizare ca material de protecție anticorozivă, a fost printre primii dielectrici la care s-a studiat comportarea la evaporare.



Variația ratei de evaporare cu temperatura, pentru SiO

•presiunea de vapori a SiO ridicată, asigură a rată de evaporare ridicată la temperaturi scăzute de la 1050ºC la 1400ºC;

•SiO sublimează (trecere din stare solidă direct în stare gazoasă), contactul şi impurificarea cu materialul sursei de evaporare este redusă;

•SiO formează pelicule uniforme, amorfe şi cu adeziune ridicată pe majoritatea metalelor, asigurând astfel o protecție anticorozivă bună la acțiunea mediului ambiant;

•pentru evaporarea SiO se folosesc evaporatoare speciale. Acest lucru este necesar pentru a împiedica împrăştierea granulele de SiO ca urmare a procesului de evaporare;

•temperatura sursei de evaporare afectează structura, compoziția şi stabilitatea peliculei depuse.

Concluzii în urma cercetărilor:

1. dacă temperatura sursei de evaporare este sub 1250ºC, SiO disociază, iar pelicula care se depune este un amestec de: Si + SiO + SiO_2, amestec ce are porozitate ridicată. S-a observat că Si oxidează repede dacă întră în contact cu oxigenul sau apa, conducând la apariția porilor;
2. dacă temperatura sursei de evaporare este mai mare de 1400ºC, se favorizează depunerea de SiO. Pelicula depusă nu este afectată de acțiunea oxigenului sau apei;
3. dacă temperatura sursei de evaporare este 1250ºC - 1400ºC, pelicula depusă are proprietăți mecanice bune.

Curs 10

Pulverizarea. Efecte fizice şi chimice ale bombardamentului ionic

Pulverizarea

Pulverizarea – fenomen fizic de expulzie a atomilor de la suprafața unui material solid, ca urmare a bombardării acestuia cu particule energetice.

Particulele energetice de bombardament:

•atomi neutri
•ioni;
•neutroni;
•electroni de energie mare;

De obicei se folosesc ioni grei de gaz inert (ioni pozitivi), precum, argonul.

Pulverizare catodică – fenomen de pulverizare care are loc atunci când se utilizează ioni pozitivi de gaz inert ca particule de bombardament, iar sursa de generare a acestora este descărcarea luminiscentă. Atunci când ținta este polarizată la un potențial negativ de până la 5 kV, are loc accelerarea ți sporirea energiei ionilor pozitivi de bombardament.

1852 - Grove şi Plüker au constatat că tuburile cu descărcări în gaze, atunci când funcționează timp îndelungat, metalul (din care sunt realizați electrozii) se depune puțin câte puțin pe pereții de sticlă ai tubului descărcare. Acum se ştie că aceşti electrozi sunt bombardați fără încetare, în timpul funcționării, de către ionii ce se formează în descărcarea luminiscentă din tub.

1877 - Wright a propus utilizarea pulverizării catodice pentru a realiza depuneri metalice de straturi subțiri. Aceasta idee nu a găsit in acea vreme aplicații. S-a constatat că viteza de depunere era foarte scăzută, contaminarea peliculelor era foarte frecventă şi greu de înlăturat iar cunoştințele şi mijloacele tehnice de atunci nu au putut să rezolve aceste probleme.

Tehnica actuală a perfecționat şi diversificat pulverizarea ca tehnică de depunere. Astfel, plecând de la simple acoperiri decorative s-a ajuns la cele mai sofisticate procese de depunere a straturilor subțiri pentru optică şi microelectronică.

Efecte fizico – chimice ale bombardamentului ionic asupra suprafeței corpurilor solide

Fenomene ce au loc când un ion energic se îndreptă către suprafața unui corp solid:

•**particula poate fi reflectată de suprafață** (ionul putând fi neutralizat). Numărul de ioni reflectați variază invers proporțional cu energia de bombardament a acestora;

•**particula poate pătrunde în rețeaua cristalină a suprafeței**, fiind capturată de aceasta (fără a disloca atomii din rețeaua cristalină), proces numit **implantare ionică**.

•**particula suferă o serie de ciocniri elastice** cu atomii țintei de pulverizare, pe care în urma transferului tehnologic, îi expulzează din rețea.

În funcție de masa, energia şi sarcina electrică a particulei proiectil se poate produce cu preponderență unul din cele trei fenomene. În cazul pulverizării şi depunerii pe substrat a materialului ejectat, ca particule proiectil se utilizează ioni energici de gaz inert (argon), cu energii de 0,1 – 10 eV.

În cazul în care:

•energia ionilor de bombardament este scăzută (0,01-0,1 eV) – se produce o desorbție a moleculelor de gaz adsorbite pe suprafața țintei şi legate prin legături van der Waals de atomii din rețeaua de suprafață a acestuia. Utilizare: curățirea preliminară a suprafeței substratului înaintea depunerii materialului.

•energia ionilor de bombardament este ridicată (10-50 eV) – are loc o pătrundere şi o fixare adâncă a acestora în rețeaua cristalină a țintei – fenomen de implantare ionică. Utilizare: impurificarea controlată a plachetelor de siliciu în microelectronică.

În funcție de natura ionilor de bombardament şi a materialului țintei pot avea loc fenomene fizice (procesul de ciocnire a ionilor cu atomii rețelei materialului bombardat nu este însoțit de nici o reacție chimică) sau fenomene fizico-chimice (are loc şi o reacție chimică între particulele care interacționează).

1. La bombardarea suprafeței corpurilor solide cu ioni, din straturile de suprafață se ejectează atomi care sunt neutri electric, 99% şi 1% sunt încărcați electric;
2. La bombardarea suprafeței corpurilor solide are loc o emisie secundară de electroni (descărcarea luminiscentă). Electroni secundari înlocuiesc electronii principali din gazul ionizat.

Energia ionilor incidenți:

•75%- încălzirea țintei;
•24%- electroni secundari şi emisiile secundare;
•1%- particule ejectate din suprafața țintei.

•Fenomenele principale care au loc în cazul bombardării suprafețelor cu ioni cu energie de 0,1-10 keV sunt următoarele:

1.ejectarea de atomi neutri
2.emisia de electroni secundari

În afară de ejectarea de atomi neutri şi de emisia de electroni secundari, în cazul bombardării suprafețelor cu ioni cu energie de 0,1 – 10 keV au loc următoarele fenomene secundare:

1. **Emisia altor particule ce constituie mai puțin de 1 % din totalul particulelor ejectate:**

- emisia de ioni secundari pozitivi sau negativi (emisia de ioni pozitivi rezultă ca urmare a bombardării suprafeței corpurilor solide cu fascicole ioni, generate de surse independente; ionii negativi rezultă din pulverizarea compuşilor din specii anionice sau a compuşilor ce conțin componente cu afinitate ridicată pentru electroni);

- reflexia de particule incidente (numărul de atomi reflectați este invers proporțional cu energia primară de bombardament);

- desorbția gazelor adsorbite şi absorbite (gazele adsorbite se desorb în picuri la energii de bombardament sub 200eV).

2. Emisia de radiații

•emisia de fotoni (este pusă în evidență prin efectele negative ale radiației asupra peliculei depuse);

•emisia de raze X (caracteristică a materialului țintei – provoacă defecte în pelicula depusă. Electronii secundari emişi de țintă pot genera radiații X la suprafața substratului).

3. Implantarea ionilor

Ionii implantați şi neutralizați îşi pierd energia care va contribui la încălzirea țintei de pulverizare.

4.Pulverizarea selectivă şi alterarea compoziției de început a depunerilor

Starea de echilibru în pulverizare poate fi atinsă după un timp mai îndelungat dacă apar procese de difuzie a ionilor implantați, a gazului adsorbit sau a componenților țintei de pulverizare. La o temperatură a țintei de pulverizare de 80º C, timpul de atingere a stării de echilibru este de 40 minute, iar la o temperatură de 270º C timpul de atingere a stării de echilibru depăşeşte 200 minute.

5.Procese de sublimare a componentelor volatile sau de disociere chimică a compuşilor

•la energii de 10 – 100 eV majoritatea compuşilor disociază, moleculele sau ionii rezultați prin disociere se recombină pentru a reface compoziția țintei pulverizate;
•la energii de ordinal keV–ilor se poate produce o disociere chimică a compuşilor care face ca pelicula depusă să nu mai aibă compoziția țintei;
•pentru a se obține stoechiometria dorită (compoziția chimică procentuală) a peliculei de oxizii, nitruri sau sulfuri se introduce suplimentar în camera tehnologică oxigen, azot sau hidrogen sulfurat.

6.Pulverizarea chimică

•presupune reacția gazului de bombardament cu suprafața bombardată formându-se componente volatile.

Mecanismul pulverizării ionice

1908 – **STARK** – **Teoria transferului de moment** - pulverizarea are loc ca urmare a transferului de moment între ionul incident şi unul dintre atomii rețelei cristaline.
1908 – **von HIPPEL** – **Teoria evaporării**, explică pulverizarea printr-o evaporare, datorită apariției unor "pete termice" pe suprafața bombardată a catodului în locul de impact al ionilor.
1950 – **WEHNER** – **Teoria transmiterii impulsului atomului incident către atomii din regiunea de contact de pe suprafața catodului**. **Această teoremă s-a bazat pe următoarele fapte experimentale:**

a.Viteza pulverizării catodice depinde de masa ionilor şi de energia lor;
b.Există un prag de energie sub care fenomenul de pulverizare nu se produce;
c.Atomii eliberați prin mecanismul pulverizării catodice au o energie mai mare decât atomii eliberați prin evaporare termică sub vid;
d.Atomii pulverizați din țintele monocristaline provin din direcții cu cea mai mare densitate optică.
e.Viteza de pulverizare descreşte la energii foarte înalte din cauza penetrației ionilor în rețeaua cristalină;
f.Nu există pulverizare sub impact electronic decât la energii foarte înalte ale acestora.

Energia maximă ce poate fi transmisă de ion atomului incident este dată de relația:

$$E_{max} = 4E_i \frac{m_i m_a}{(m_i + m_a)^2}$$

E_i – energia ionului incident; m_i - masa atomului incident;
m_a – masa atomului ciocnit.

Când E_{max} este mai mare decât energia de dislocație a atomului din rețea E_d, egală cu energia de sublimare E_s, atomul este deplasat din locul său cu o energie medie dată de relația:

$$\boxed{E_m = \frac{1}{2}(E_{max} + E_d)}$$

Numărul straturilor atomice până la care poate pătrunde ionul incident puternic accelerat poate fi determinat cu formula:

$$\boxed{n = 1 + \sqrt{\frac{lnE_m/E_s}{ln2}}}$$

E_m – energia medie a atomului deplasat în urma bombardării catodului calculat cu relația 10.2; E_s – energia de sublimare (evaporare).

Astfel, pentru $E_{max} = E_i = 200$ eV, E_m=100 eV, n= 3,5 respectiv ionul incident pătrunde la 3–4 straturi atomice în interiorul țintei.

Cantitativ, procesul de pulverizare ionică se poate prezenta astfel: ionul proiectil suferă o serie de ciocniri elastice cu atomii țintei. La fiecare ciocnire ion cu atom, atomului ă se transmite energia de transfer calculată cu expresia:

$$E_a = \frac{4m_i m_a}{(m_i + m_a)^2} E_i \sin^2 \frac{\theta}{2}$$

E_i – energia ionului proiectil; m_i - masa ionului proiectil; m_a –masa atomului din materialul țintei; θ – unghiul de respingere în sistemul centrilor de energie al particulelor în interacțiune.

Dacă mărimea E_a depăşeşte energia de prag de dislocare E_d a atomului din nodul rețelei cristaline, atunci apare dislocare, atomul fiind scos din nodul rețelei cristaline. La energii ale ionilor incidenți de 0,1-10 keV, energia atomilor primari ejectați depăşeşte cu mult energia de prag de dislocare E_d.

Coeficientul de pulverizare – randamentul

Eficiența pulverizării se evaluează prin coeficientul de pulverizare S (randamentul de pulverizare) care reprezintă numărul mediu de atomi emişi (ejectați) de suprafața corpului bombardat la lovirea cu un singur ion.

Sigmund a obținut următoarea expresie pentru coeficientul de pulverizare:

$$S(E_i) = \frac{3}{4\pi^2}\alpha\gamma\frac{E_i}{U_o}$$

U_o– energia legăturilor de suprafață ale atomilor ce se pulverizează, eV

Relația de mai sus. se foloseşte în cazul în care energia ionilor de bombardament nu depăşeşte 1 keV.

La energii mai mari ale ionilor de bombardament Sigmund propune următoarele relații de calcul:

$$S(E_i) = 0{,}042 \cdot \alpha \cdot S_n(E)/U_o$$

$S_n(E)$ – secțiunea de frânare a nucleului ionic.

$$S_n(E) = 4 \cdot \pi \cdot Z_i \cdot Z_a \cdot e^2 \cdot a_{12} \cdot \left(\frac{m_i}{m_i + m_a}\right)$$

$$\alpha = \frac{m_a E_i\,(m_i + m_a)}{Z_i Z_a e^2/a_{12}}$$

a_o= 0,053 nm =raza atomului de hidrogen (Bohr).
Z_i – numărul atomic al ionului;
Z_a – numărul atomic al atomului țintă.

$$a_{12} = 0{,}8853\, a_o\left(Z_i^{2/3} + Z_a^{2/3}\right)^{-1/2}$$

Coeficientul de pulverizare este invers proporțional cu energia de legătură de suprafață U_o a atomilor. În cazul pulverizării metalelor în calcule se poate folosi U_o egală cu energia de sublimație.

Pentru ținte amorfe, dependența coeficientului de pulverizare de unghiul de lovire θ este dată re relația:

$$S(\theta) = S(0) \cdot cos(\theta)^{-f}$$

S(0)– valoarea coeficientului de pulverizare pentru traiectoria normală a ionului.

Pentru m_i/m_a <1, f = 1,7;

Pentru m_i/m_a >1, f = 1.

În cazul bombardării cu ioni de sarcină unică, masa cantității de material M_p pulverizată în unitatea de timp de pe unitatea de suprafață a țintei poate fi calculată cu relația:

$$M_p = J_i \cdot S(E,\theta) \cdot \frac{A}{N_A} \cdot e$$

J_i – densitatea curentului ionic la suprafața de pulverizare;
A – masa atomică a materialului pulverizat;
N_A – numărul lui Avogrado;
e – sarcina electronului.

În cazul evaporării termice, distribuția spațială a vaporilor de material este cosinusoidală conform relației:

$$I(\theta) = I_o \cdot cos\theta$$

I_o– fluxul de vapori în direcția normală la suprafața materialului de evaporat;
θ – unghiul între normala la suprafața materialului de evaporat şi direcția de evaporare.

-La pulverizarea țintelor amorfe şi policristaline, unghiul de dispersie al fasciculului de particule nu se mai subordonează exact legii cosinusului ca în cazul evaporării termice.

Comportarea materialelor multicomponente sub acțiunea bombardamentului ionic permite următoarele concluzii:

- procesul de pulverizare începe cu pulverizarea prioritară a unuia din componenți (cel cu randamentul de pulverizare cel mai ridicat) ceea ce conduce la modificarea compoziției suprafeței țintei de pulverizare față de compoziția volumică inițială. Compoziția alterată a țintei corespunde cu adâncimea de pătrundere a ionilor de material;
- la atingerea condițiilor de echilibru, compoziția suprafeței şi a straturilor pe adâncimea de pătrundere a ionilor în material, nu se mai modifică;
- la echilibru, compoziția materialului pulverizat, respectiv ejectat corespunde compoziției de volum a țintei, compoziția stratului de suprafață menținându-se în continuare alterată.

Păstrarea compoziției chimice a țintei şi în stratul depus, pentru materialele multicomponent, constituie un avantaj esențial al pulverizării catodice față de evaporarea termică.

-Factorii care pot modifica compoziția peliculei depuse față de cea a materialului țintei sunt:

- temperatura țintei;
- diferențele mari între coeficienții de alipire la substrat ai componenților depunerii;
- interacțiunea chimică a țintei cu gazul de lucru sau cu gazul rezidual.

Curs 11

Surse de ioni şi atomi neutri pentru pulverizare

Sursele de ioni pentru procesele fizice de pulverizare se împart în următoarele grupe:

1. Surse plasmoionice;
2. Surse cu fascicule de ioni;
3. Surse cu atomi neutri.

1. Surse plasmoionice

Sursele plasmoionice sunt surse cu pulverizare catodică la care formarea şi accelerarea fluxului de ioni se produce prin generarea unei plasme în descărcare luminiscentă între țintă (sursa de generare a materialului de depunere) şi piesa pe care se face depunerea. Sursele plasmoionice pentru pulverizare se bazează pe următoarele trei tipuri de descărcări electrice în gaze:

- descărcarea luminiscentă anormală în curent continuu;
- descărcarea luminiscentă anormală în curent în R.F;
- descărcarea luminiscentă anormală în arc electric.

Descărcarea luminiscentă anormală utilizată la pulverizarea catodică constituie o sursă de ioni ineficientă deoarece puțini atomi de gaz se ionizează. De aceea au fost dezvoltate tehnici de creştere a eficienței de ionizare a gazului în descărcare prin:

- sprijinirea termoionică a descărcării;
- sprijinirea descărcării cu câmp magnetic axial.

2. Surse cu fascicul de ioni

Sursele cu fascicul de ioni constituie generatoare independente de plasmă, din care prin anumite mijloace, se extrag şi se accelerează fasciculele de ioni pentru bombardament.

Sursele cu fascicul ioni sunt folosite pentru:

a.acceleratoare de particule încărcate;
b.injectoare de particule încărcate;
c.realizarea propulsiei reactive;
d.instalații pentru separarea electromagnetică a izotopilor;
e.cercetări ale interacțiunii fasciculelor de ioni cu plasma;
f.prelucrarea dimensională a corpului solid.

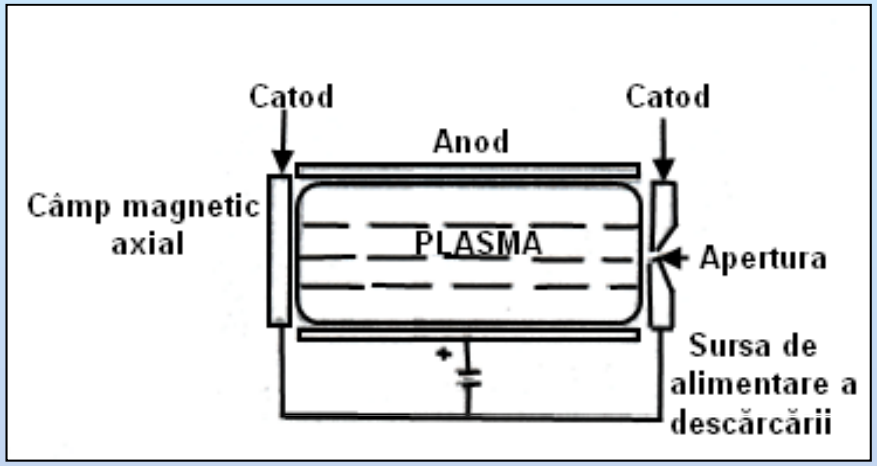
Funcție de procedeul de obținere a descărcării electrice în gaz, sursele de ioni cu fascicul pot fi împărțite în trei grupe:

1.surse de ioni cu catod rece - sunt sursele în care are loc o descărcare luminiscentă, staționară sau un impuls, în câmp magnetic (descărcare Penning) sau o descărcare în arc cu catod rece căreia să-i premeargă descărcarea Penning;

2.surse de ioni cu catod cald – sunt sursele de ioni cu tub de descărcare gâtuit, sursele cu descărcare directă în arc, sursele cu descărcare care produc oscilația electronilor în câmp magnetic, duoplasmatronul;

3.surse de ioni cu descărcare în înaltă frecvență, la care procesele de pe electrozi nu mai au o importanță esențială.

Surse de ioni de tip Penning



Sursa de ioni de tip Penning este cea mai simplă sursă de ioni (catod rece), iar principiile de funcționare sunt preluate şi dezvoltate în alte surse de ioni şi utilizate în depunerea de straturi subțiri. Configurația sursei de ioni de tip Penning, prezentată în fig., are la bază un anod cilindric şi două discuri catodice ce închid un spațiu tehnologic.

În acest spațiu se menține un vid dinamic de 15 Pa prin alimentarea continuă cu argon printr-un sistem de dozare a debitului de gaz, corespunzător debitului sistemului de pompare. Un câmp magnetic axial, paralel cu axul cilindrului, asigură creşterea gradului de ionizare a gazului de lucru, prin constrângerea electronilor, puşi în libertate de catod.

Ionii formați prin coliziuni între electroni şi atomii de gaz inert sunt atraşi către catod, pe care-l bombardează şi pun în libertate alți electroni secundari. Pe măsură ce tensiunea în descărcare creşte, creşte şi curentul în descărcare, reducând astfel rata de creştere a emisiei de electroni secundari.

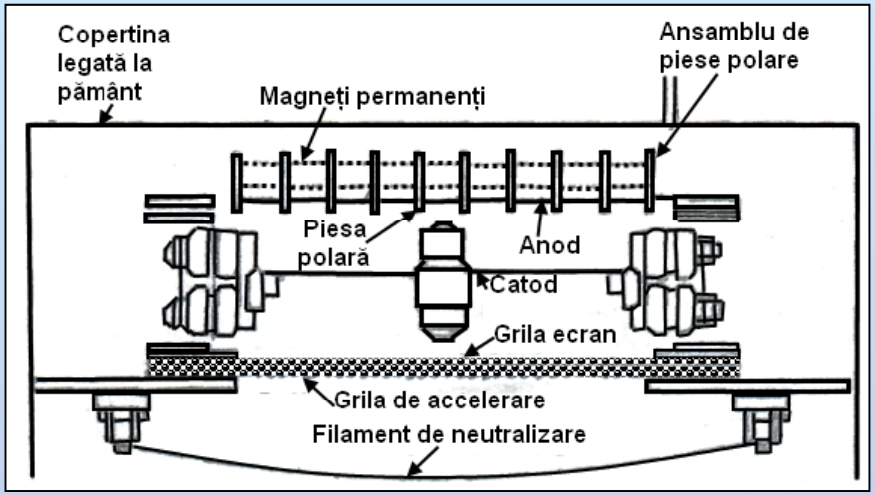
Ionii din interiorul plasmei difuzează către marginea plasmei, de unde sunt extraşi de către un câmp electric. Rata de extracție a ionilor este determinată de relația Child pentru curentul limitat de sarcina spațială. Într-o geometrie planară densitatea de curent limitată de sarcina spațială, între două plane aflate la distanța *d* şi între care există potențialul *V,* este data de relația:

$$j = \left(\frac{4\varepsilon_o}{9}\right)\left(\frac{2q}{m}\right)^{1/2}\left(\frac{V^{3/2}}{d^2}\right)$$

e_0 - permeabilitatea spațiului liber;
q/m - raportul dintre sarcina şi masa particulei.

Relația demonstrează faptul că curentul creşte cu creşterea tensiunii şi cu scăderea distanței dintre marginea plasmei şi electrodul de extracție.

Surse de ioni de tip Kaufman



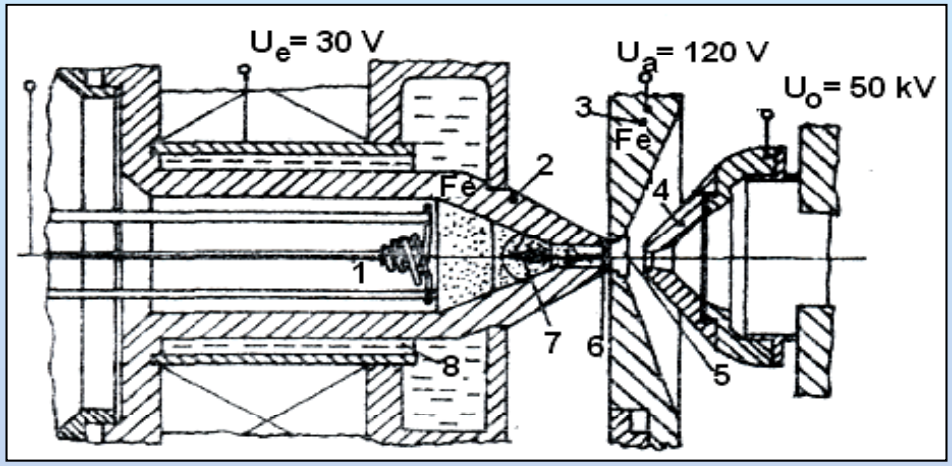
Sursa de ioni Kaufman, face parte din categoria surselor cu catod cald, cu fascicul extins, şi este o dezvoltare a sursei de ioni Penning obținută prin adăugarea unui catod termoelectronic şi a unui electrod extractor cu orificii multiple. O secțiune într-o sursă cilindrică de ioni de tip Kauffman, este prezentată în fig.

Anodul sursei se află la unul din capetele camerei cilindrice, în partea opusă aflându-se sistemul iono-optic de extracție, constituit din două grile realizate din grafit cu multe orificii. Cele două grile se află la o distanță de 10 mm, o grilă fiind legată la potențialul catodului, iar cealaltă la un potențial sub potențialul anodului.

Catodul, sub formă de filament, este dispus circular, fiind susținut de suporți izolanți fixați de peretele cilindric al camerei de descărcare. Câmpul magnetic are rolul de a reține electronii emişi de catodul încălzit şi de a le modifica traiectoriile în drumul lor spre anod, în scopul intensificării gradului de ionizare al gazului.

Fasciculul de ioni este extras prin orificiile grilei ecran şi accelerat de grila de extracție până la energii de 500 eV.

Duoplasmatronul



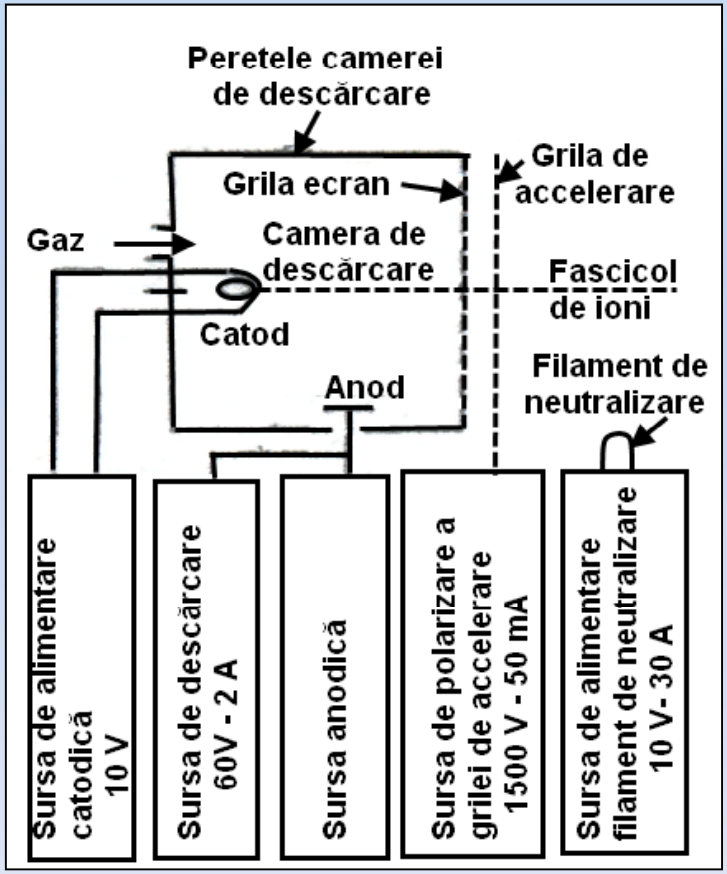
1- catod; 2- electrod intermediar; 3- anod; 4- extractor; 5- inserție rezistentă la încălzire; 6- plasma izolată cu ajutorul câmpului magnetic; 7- balonul de plasmă; 8- răcirea cu apă

Duoplasmatronul, realizat de Manfred von Ardenne în 1956, este o sursă de ioni versatilă, utilizată pentru a genera fascicule înguste de ioni de mare intensitate, o dezvoltare a sursei de ioni Penning.

Electrodul intermediar are un canal care face legătura între partea anodică şi cea catodică a spațiului de descărcare. Anodul şi electrodul intermediar sunt realizați dintr-un material feromagnetic şi constituie părți ale circuitului magnetic ce creează în spațiul dintre aceşti electrozi un câmp magnetic neomogen. Micşorarea secțiunii descărcării la intrarea în canalul electrodului intermediar duce la apariția unui strat dublu, care înconjoară un „balon de plasmă" şi constituie sursa electronilor rapizi.
Specific este faptul că după izolarea mecanică a plasmei, intră în acțiune câmpul magnetic intens, neomogen, topografia câmpului depinzând de geometria electrozilor şi de natura materialului din care sunt executați aceşti electrozi.
Electrodul intermediar şi anodul sunt realizați din material feromagnetic.

3. Surse de atomi neutri

În depunerea de straturilor subțiri se utilizează surse de atomi neutri pentru:
•precurățirea substratului înaintea depunerii;
•corodarea suprafeței depuse;
•depunerea de straturi subțiri prin pulverizare indirectă;
•„asistarea" depunerii.



Sursele de atomi neutri sunt obținute din sursele de ioni de tip Kauffman cu fascicul larg, la care se adaugă în fața fasciculului un filament pentru neutralizarea termoelectronică a acestuia.
În figura sunt prezentate schematic elementele constructive ale unei surse de atomi neutrii cu sursele corespunzătoare pentru alimentare şi polarizare.

Curs 12

Bazele fizice ale pulverizării catodice magnetron

Principiul pulverizării magnetron

Pulverizarea catodică tip magnetron are la bază aranjamentul pulverizării clasice în c.c. sau în R.F., constând dintr-un catod plan şi un anod, la care se adaugă în spatele catodului un sistem magnetic. Electromagneții ce creează câmpul magnetic din fața catodului sunt astfel aranjați încât să existe cel puțin o regiune în fața catodului în care locul geometric al liniilor câmpului magnetic este o curbă închisă.

Prin adăugarea sistemului magnetic se obține un dispozitiv de pulverizare numit „catod Penning" şi prin adăugarea opțională a unui anod se realizează un dispozitiv special de pulverizare, numit dispozitiv de pulverizare magnetron.

Particulele încărcate din plasma pulverizării catodice sunt:

- ionii pozitivi de argon şi eventual azot, de regulă simplu ionizați, generați în număr mare şi care bombardează catodul;
- electronii secundari eliberați din ținta de pulverizare sub bombardament ionic;
- electronii secundari rezultați la anod ca urmare a bombardamentului electronic;
- electronii rezultați prin ionizarea gazului de lucru (Ar).

Particulele încărcate introduse în câmp electric şi câmp magnetic încrucişat se vor deplasa după o mişcare compusă din trei componente:

1. o mişcare de drift uniform variabilă, de-a lungul câmpului magnetic cu viteza:

$$v_{II} = \frac{qE_{II}}{m}t + v_{oII}$$

2. o mişcare transversală de drift (derivă) perpendiculară pe câmpul electric şi magnetic, cu viteza: $v_d = \frac{E}{B_0}$

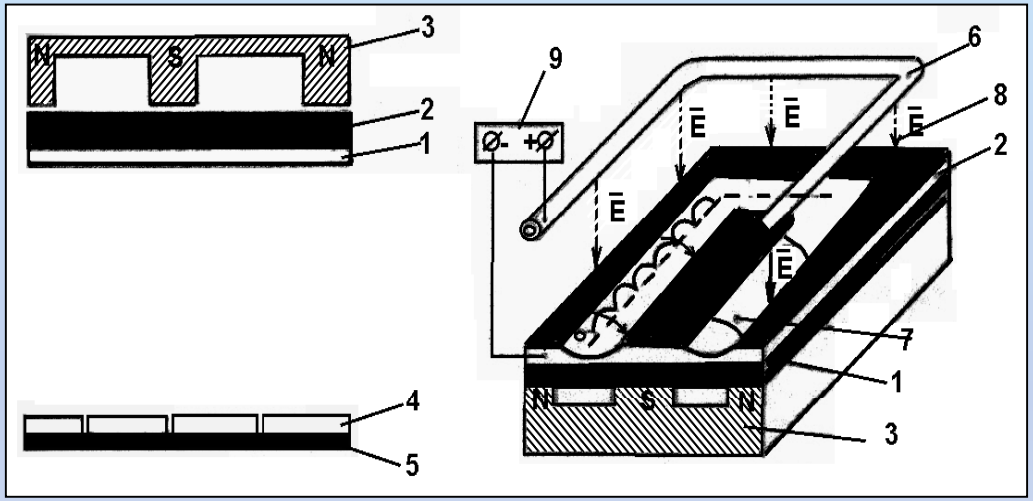
3. o mişcare circulară de girație (mişcare ciclotronică) în jurul direcției de drift cu:

- viteza: $v_\perp = v_d + v_{o\perp}$
- raza de girație: $\rho = \frac{v_\perp}{\omega_c} = \frac{v_\perp}{2\pi f_c} = \frac{mv_\perp}{qB_o}$
- frecvența ciclotronică: $f_c = \frac{\omega_c}{2\pi} = \frac{qB_o}{2\pi m}$

v_{oII}- componenta inițială a vitezei de deplasare a particulelor paralelă cu câmpul magnetic;
v_d – viteza de drift;
$v_{o\perp}$ - componenta inițială a vitezei particulei perpendiculară pe câmpul magnetic;
E – intensitatea câmpului electric;
B_0 – inducția câmpului magnetic;

Pentru dispozitivele de tip magnetron tensiunea anod-catod *(U)* este sub 1000V, inducția magnetică *B* este mai mare de 0,01T, distanța anod catod este de peste 0,5 cm, frecvența mişcării ciclotronice *f*c = 280 MHz

Principiul pulverizării magnetron este prezentat în figură.



a b

a – schema de principiu; b – schema constructivă a unui magnetron plan rectangular

1- catod; 2- ținta; 3 - sistem magnetic; 4 - substrat; 5 - portsubstrat; 6 - anod suplimentar; 7 - linii de câmp magnetic; 8 - linii de câmp electric, 9 - sursa de înaltă tensiune.

La aplicarea tensiunii continue de 300 - 800 V, între anod şi catod apare un câmp electric neomogen şi se produce o descărcare luminiscentă anormală. Prezența câmpului magnetic închis la suprafața țintei de pulverizare, permite localizarea plasmei descărcării în imediata vecinătate a țintei. Electronii emişi din catod, sub acțiunea bombardamentului cu ioni de argon, sunt captați de câmpul magnetic, care îl obligă la mişcării complicate cicloidale, cu traiectorii închise la suprafața țintei.

În mişcarea lor, electronii ciocnesc atomii gazului de lucru, ionizându-i şi contribuind la intensificarea bombardamentului țintei şi în final la creşterea vitezei de depunere a straturilor subțiri.

Parametrii de bază a pulverizării magnetice magnetron

Parametrii de bază ai pulverizării catodice magnetron sunt:

- tensiunea între electrozi (tensiunea anod catod);
- curentul (sau densitatea de curent) în descărcare, respectiv puterea medie disipată în descărcare;
- mărimea inducției câmpului magnetic;
- presiunea de lucru.

Sistemele de pulverizare magnetron sunt sisteme de pulverizare la tensiune scăzută. Tensiunea de alimentare în sistemele de pulverizare magneton nu depăşeşte1000 V c.c. Tensiunea practică de lucru pentru pulverizarea țintei este de 300- 700 V. Ținta, cu rol de catod, este polarizată negativ, iar anodul de regulă este la potențial nul.

Puterea medie obținută în sistemele de pulverizare este de 40 W/cm^2 pentru magnetronul cu catod cilindric 80 W/cm^2 pentru cel cu țintă conica şi de 100 W/cm^2 pentru magnetronul cu țintă plană.

Puterea maximă admisă în sistemele de pulverizare magnetron este limitată de condițiile de răcire ale țintei de pulverizare şi de conductibilitatea termică a materialelor.

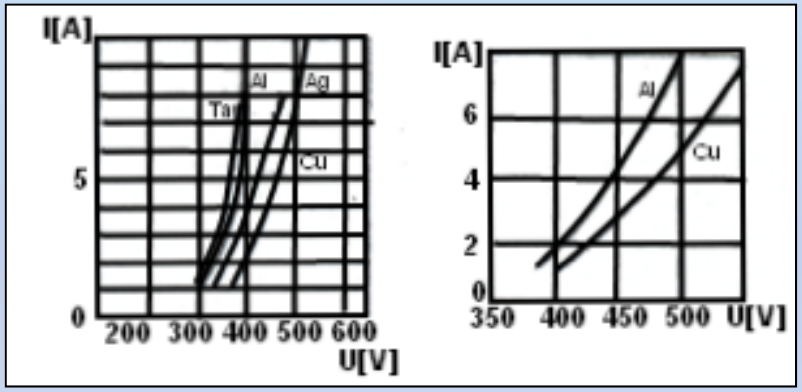
Parametrul cel mai important pentru multe caracteristici determinante ale pulverizării magnetron este geometria şi mărimea inducției câmpului magnetic la suprafața țintei de pulverizare. În sistemele de pulverizare magnetron, componenta orizontală a inducției magnetice la suprafața țintei de pulverizare se află în intervalul 0,03 - 0,1 T.

Sistemele de pulverizare magnetron pot lucra de la presiuni de lucru de la 10^{-2}Pa la 2 Pa.

Pentru a elimina impurificarea particulelor depuse cu gaze reziduale şi pentru a asigura distanțe mai mari între ținta de pulverizare şi substrat, este util să se folosească presiuni de lucru cât mai scăzute.

Caracteristica voltamperică a pulverizării catodice magnetron

Caracteristica de bază a descărcării magnetron este caracteristica voltamperică CVA. Această caracteristică pentru un magnetron dat şi o anumită presiune de lucru se modifică în funcție de natura materialului țintei de pulverizare. În figura sunt prezentate caracteristicile voltamperice pentru două magnetroane plane prevăzute cu ținte de pulverizare din materiale diferite:



a b

Caracteristica voltamperică a unor magnetroane circulare plane funcție de natura țintei de pulverizare
a - țintă din Ta, Al, Ag, Cu; b – țintă din Al sau Cu la p=0,5 Pa şi B= 0,09 T

CVA este puternic influențată de: presiunea de lucru şi de inducția câmpului magnetic la suprafața țintei. La scăderea presiunii de lucru, p, sau a inducției B, CVA se deplasează în domeniul tensiunilor de lucru mai mari. La valori mai mari ale inducției de 0,13 T, CVA are aspect liniar. Pe măsură ce ținta se pulverizează se adânceşte şanțul de erodare al țintei iar CVA se deplasează către tensiuni de lucru mai mici deoarece inducția B la suprafața țintei creşte.

Funcție de caracteristica voltamperică a magnetronului şi de caracteristica de sarcină a sursei de alimentare a magnetronului se stabileşte punctul de funcționare al magnetronului căruia îi va corespunde o anumită putere disipată. Raza de pulverizare a unui sistem de pulverizare magnetron depinde în mod direct proporțional de puterea electrică disipată în descărcare. La alimentarea magnetroanelor de la o sursă de putere constantă, puterea în descărcare va depinde de p şi B.

Pentru un magnetron dat descrierea analitică a CVA este exprimată de relația:

$$I = k \cdot U^n$$

I - curentul de descărcare;
U – tensiunea de descărcare (anod-catod);
k – coeficient de proporționalitate;
n – coeficient dependent de eficacitatea capcanei magnetice pentru captarea electronilor secundari.

- pentru magnetroane plane n =5 – 9;
- pentru magnetroane cilindrice n =3 – 5,5.

Deoarece: $P = U \cdot I$, puterea electrică în descărcare electrică de tip magnetron este exprimată prin relația:

$$P = k \cdot U^{n+1}$$

Modificările mici ale tensiunii în descărcare duce la modificări importante ale curentului în descărcare, de aceea pentru menținerea stabilității descărcării este necesară menținerea constantă a curentului în descărcare.

Atât timp cât CVA este neschimbată, prin menținerea constantă a curentului în descărcare se menține constantă şi puterea în descărcare, ceea ce permite prin stabilirea unei durate a depunerii să se poată reproduce cu exactitate o grosime dată a peliculei depuse.

Pentru asigurarea reproductibilității şi stabilității procesului de depunere a straturilor subțiri, în cazul stabilizării procesului după curent, curentul în descărcare este necesar să se mențină constant cu o precizie de ± 2%, iar în cazul stabilizării procesului după putere este necesară o menținere a stabilității de ± 20 W, pentru intervalul de reglare 0 - 10 kW. Pentru asigurarea stabilității şi reproductibilității procesului de depunere trebuie ca şi presiunea de lucru să fie menținută constantă cu o precizie de ± 5%.

Încălzirea substratului în sistemele de pulverizare magnetron

Sistemele de pulverizare magnetron, au doua avantaje principale:
1.rata de pulverizare a țintei şi rata de depunere pe substrat este ridicată;
2.încălzirea substratului este mult mai redusă datorită reducerii bombardamentului cu electroni secundari a substratului.

Reducerea încălzirii substratului în pulverizarea magnetron, face posibilă utilizarea avantajoasă la acoperirea substraturilor cu rezistență termică scăzută (plastice, polimeri, sticle).

Sursele termice principale de încălzire a substratului în pulverizarea catodică magnetron sunt:
1.energia de condensație a atomilor depuşi pe substrat;
2.energia cinetică a atomilor depuşi pe substrat;
3.radiația plasmei;
4.energia cedată la catod de către ionii neutralizați sau reflectați de acesta;
5.energia electronilor „scăpați din capcana magnetică" şi necaptați de anodul suplimentar.

Căldura de condensație are valori de 3-9 eV/atom. Energia cinetică a atomilor pulverizați creşte cu masa atomică a acestora şi variază de la 5 eV/atom pentru aluminiu până la peste 20 eV/atom pentru wolfram.

Contribuția radiației plasmei variază invers proporțional cu randamentul de pulverizare şi este cuprinsă în domeniul 2 – 10 eV/atom. Astfel, pentru pulverizarea cu argon contribuția energiei obținută prin neutralizarea şi reflectarea ionilor poate varia de la 5 -30 eV/atom.

Sursele principale de încălzire a substratului prin evaporare sunt:

1. căldura de condensație a atomilor depuşi (3 – 9 ev/atom);
2. energia cinetică a atomilor depuşi (0,1- 0,3 eV/atom);
3. energia radiată de sursele de evaporare.

Evaluarea temperaturii substratului, izolat termic, poate fi realizată luând în considerare numai cele două surse principale de încălzire, respectiv energia cinetică şi energia de condensaţie a atomilor depuşi pe substrat. Astfel, fluxul energetic pe care-l primeşte substratul va fi:

$$\phi = \frac{1{,}6\,R}{6V}(E_c + \Delta H)\cdot 10^{-28} \quad \text{W/cm}^2$$

R - rata de depunere, A/min;
V - volumul atomic al materialului pulverizat, cm^3/atom;
E_c - energia cinetică a unui atom de material depus pe substrat, eV/atom;
ΔH - energia (căldura) de condensaţie a unui atom depus, eV/atom.

Pornind de la fluxul termic primit de substrat se poate determina:

- viteza de încălzire a substratului;
- temperatura finală a substratului.

Temperaturile substratului obţinute în pulverizarea magnetron ajung la cca. 300 ºC pentru puteri specifice în descărcare de 30 – 100 W/cm^2 asigurându-se o rată de depunere de 0,5 – 2 μm/min.

La rate de depunere ridicate, temperatura substratului poate să atingă valori de sute de grade, astfel că pulverizarea catodică magnetron nu mai poate fi considerată un proces rece.

CURS DE BASCHET PENTRU STUDENTII CU PROFIL TEHNIC

Materiale on-line pentru studenții Universității Tehnice ″Gheorghe Asachi″ din Iasi

CUPRINS

1.Bazele generale ale teoriei și metodicii baschetului…….2

2.Aparitia și dezvoltarea baschetului in lume și la noi in țară…….3

3. Caracteristicile jocului de baschet……...6

4. Contribuția baschetului la dezvoltarea abilităților sportive…….9

5.Elemente tehnice și metode de învățare……..13

6.Pregătirea teoretică …….....43

7. Tehnica jocului fără minge…….…….49

8.. Tactica jocului de baschet …….……80

9.Jocuri de pregatire si de scoala……..167

10. Notiuni de regulament……..……..170

11. Terminologia în baschet…….….228

1.BAZELE GENERALE ALE TEORIEI ȘI METODICII BASCHETULUI

Baschetul face parte din categoria jocurilor sportive inventate, care se ghidează după un regulament elaborate de FIBA și care este valabil pentru toate țările afiliate.

Jocul se desfăsoară intre două echipe formate din 5 jucători, există un număr total de 12 jucători cu drept de joc, care vor intra și ieși progresiv de pe teren, pe parcursul jocului, pentru că, spre deosebire de alte sporturi, în baschet este permis un număr nelimitat de schimbări.

Durata jocului este de 4 sferturi a10 minute fiecare, în total 40 minute cu pauza între sfertul unu și doi și trei și patru de 2 minute și o pauză de 15 minute între sfertul doi și trei, adică între cele două jumatăți.

În caz de egalitate jocul se prelungește cu câte sferturi este nevoie, de câte 5 minute, până una din echipe este in avantaj pe tabela de scor, la fluierul final al arbitrilor.

Jocul de baschet nu se termina niciodată la egal.

Jocul constă din acțiunile de colaborare intre jucători, în care obiectul de joc -mingea - este transmisă de la un partener la celălalt, cu scopul de a o arunca la coș și a înscrie cât mai multe puncte. Se acordă coș atunci când mingea trece prin inel.

Valoarea unui coș este de 2 sau 3 puncte, când mingea intră in coș ca urmare a unei acțiuni din teren și un punct când mingea trece prin inel ca urmare a unei aruncări libere. Se acordă 3 puncte când s-a aruncat la coș și s-a înscris după linia de 6,75m a semicercului din fața fiecărui panou.

2.APARITIA ȘI DEZVOLTAREA BASCHETULUI IN LUME ȘI LA NOI IN ȚARĂ

Baschetul este un cuvânt de origine engleză basket = coș și the ball = minge, deci mingea la coș. Această denumire a jocului, de baschet, a fost dată in anul apariției sale, la sfârșitul anului 1891 și începutul anului 1892.

Există totuși unele informații și chiar discuții contradictorii, care susțin că variante jocuri asemănătoare au fost practicate încă prin anii 1600-1603 la azteci, incași și maiași, vechi popoare din America. Jocul lor se practica pe un teren înconjurat de un zid înalt de 6m pe care erau prinse două pietre găurite. Mingea de cauciuc trebuia trecută prin inel, folosind numai coatele, genunchii, trunchiul și capul.

Jocul a fost inventat mult mai târziu și că, după mai mulți autori, este puțin probabil ca jocurile amintite anterior să-l fi influențat pe adevăratul creator al baschetului.

Inventatorul jocului a fost asistentul James A. Naismith, de la colegiul Springfield din statul Massachusetts din USA. În dorința de a face ora de educație fizică mai atractivă, în special în perioada de iarnă, Naismith a încercat să adapteze o serie de jocuri ca fotbalul și rugbiul la condițiile de sală, fără rezultate bune însă. După multă chibzuință a prezentat studenților un joc nou, cu un număr redus de reguli (13), care în mare majoritate au rămas valabile și azi.

Primul joc oficial s-a disputat la 12 ianuarie 1892 intr-o sală a colegiului Springfield, între două echipe formate din 9 jucători, clasa respectivă având 18 elevi. Partida arbitrată de James A. Naismith a stârnit interesul unui mare număr de spectatori. Mingea a fost pusă in

joc printr-o aruncare de la centru de către arbitrul principal, ambele echipe fiind aliniate la fundul salii,pe linia celor două coșuri.

Intr-o prima carte,intitulata “Jocul de baschet”) apărută la New York în anii 1893-94 sub semnătura lui James A. Naismith și Luther Gulick, directorul colegiului Springfield, se dau indicații privind modul de așezare a echipelor pe teren și numărul de 5 sau 9 jucători într-o echipă, în funcție de dimensiunile terenului de joc (27/18,5m sau 23/16,8m) .

Mai mult decât alte sporturi, regulile de joc au fost modificate continuu, străbătându-se astfel o cale lungă de la primele 13 reguli ale lui Naismith la cele peste 50 de articole ale regulamentului de baschet care se aplică in zilele noastre de către toate federațiile naționale membre FIBA .

La Jocurile Olimpice de la St. Louis (1904), a avut loc prima demonstrație a acestui joc sportiv.

Participanții de peste ocean, sportivi sau spectatori, l-au răspândit apoi în Europa. Federația Internațională de Baschet Amator (FIBA) a luat ființă în anul 1932, cu sediul in Elveția. În anul 1936 are loc consacrarea definitivă a baschetului pe plan mondial, acesta fiind inclus în programul Jocurilor Olimpice de la Berlin.

În România, jocul de baschet a pătruns la începutul deceniului al treilea în școlile din capitală, iar primul articol de specialitate a apărut la data de 4 decembrie 1921 în gazeta “ Ecoul sportiv ” sub semnătura lui Richard Hillard, sub titlul de “ Basketball ” Mingea la coș. Primul meci oficial s-a disputat la data de 31 mai 1922 între echipele liceelor “Mihai Viteazul”și “ Cantemir ” și s-a încheiat cu un rezultat strâns 11 - 9 în favoarea celor de la “ Mihai Viteazul ”. Primul campionat al capitalei s-a desfăsurat în anul 1929 și a fost câstigat de echipa TCR iar în toamna anului 1931 s-a hotărât

crearea Federației Române de Baschet și Volei avându-l ca președinte pe C. Marinescu și ca vicepreședinte pe N. Dutescu.

Anul 1932 marchează afilierea Federatiei Române la FIBA, țara noastră făcând parte din cei 9 membrii fondatori ai Federației Internaționale, alături de Anglia, Argentina, Cehoslovacia, Grecia, Italia, Lituania, Elveția și Portugalia.

În ianuarie 1934 a avut loc primul turneu în străinătate al echipe românești de baschet - Juventus- în mai multe localități din Cehoslovacia.

Tot în anul 1934 au fost consemnate două evenimente importante în activitatea FRBV primul legat de confirmarea participării la Campionatele Europene de la Genova (loc X) din 1935 și al doilea de constituire a Ligii Muntenia. În vara aceluiași an s-a organizat primul campionat universitar care a reunit 6 facultăți și a fost câștigat de Academia Comerciala (15-14 in finala cu cei de la Drept) .

În septemrie 1947 s-a organizat cea dintâi Divizie Natională,cu 8 echipe, patru din capitală și patru din provincie.

La 26 iunie 1949 a fost înființat Comitetul pentru Cultură Fizică și Sport, care hotărăște despărțirea definitivă a celor două federații surori (baschet și volei) , care convieţuiseră neîntrerupt timp de 18 ani.

Incepând din 1950 pornește la drum Campionatu Republican categoria “A”, care se desfasoară și în prezent, sub denumirea de Campionatul Național divizia “A. De-a lungul anilor cele mai multe titluri de campioane naționale au fost obținute de Steaua, Dinamo și “U” Cluj la masculin, respectiv Politehnica(Știința) București, Rapid (Locomotiva CFR) București și “U” Cluj la feminin, dar din păcate pe plan internațional nu au reușit performanțe deosebite.

3. CARACTERISTICILE JOCULUI DE BASCHET

Baschetul este un sport de echipă jucat în interior sau în aer liber pe un teren dreptunghiular de 30/15 metri cu coșuri la ambele capete. Jocul se joacă între două echipe de cinci jucători și constă din patru părți a câte 10minute fiecare.

Jocul constă în mișcări tehnico-tactice individuale și colective ale părții de atac împotriva mișcărilor identice ale părții de apărare pentru a arunca mingea în coș și a strânge puncte în favoarea echipei. Baschetul poate fi jucat de copii și tineri, indiferent de sex, de la copii la vârstnici.

Principalele caracteristici ale jocului de baschet sunt:

Dinamica și viteza.

Caracteristica dinamică a tuturor sporturilor este și mai pronunțată la baschet, deoarece fiecare fază a jocului este bogată în acțiuni diferite cu aspecte inevitabil unice. Cu toate acestea, această cantitate mare de acțiune are loc într-un ritm foarte rapid și aproape toți jucătorii sunt implicați în același timp, ceea ce nu numai că îi dă jucătorului un mare sentiment de satisfacție, dar și lasă o impresie foarte ciudată.

Complexitatea tehnică și tactică.

Caracteristici aperiodice, nevoia de mișcări independente, dar coordonate, care sunt incluse în structura proceselor tehnice și tactice de la cele mai simple la cele mai complexe. Baschetul este un joc sportiv cu proceduri tehnice și tactice sofisticate și cei mai buni jucători, care contribuie la dezvoltarea continuă a jocului și a spiritului sportiv. În același timp, acest fond tehnico-tactic este extrem de bogat

și în continuă expansiune, oferind mari oportunități de adaptare a tehnologiei și tacticii la caracteristicile individuale ale fiecărui jucător.

Tendință spre implicare totala a jucătorilor in acțiunile tehnico-tactice.

În teorie, participarea egală și consecventă a tuturor membrilor echipei în fazele ofensive și defensive promovează diversitatea în practică și promovează competența fiecărui jucător în parte. Specializarea vocațională presupune competențe suplimentare și abilități tehnico-tactice care sunt predate pe baza educației multidisciplinare. Acest lucru este necesar în detaliile jocului și obligă fiecare element al echipei să intervină mai mult sau mai puțin în fiecare poziție și în fiecare zonă de atac și apărare.

Acces organizațional.

Configurația necesară pentru acest joc este că numărul de jucători este foarte mic în comparație cu alte jocuri (doar 5) și poate fi jucat în zone care necesită o suprafață relativ mică atât în interior, cât și în exterior, caracteristică care pune accentul pe accesibilitate. . Dacă adăugăm simplitatea echipamentului și posibilitatea de a practica chiar și în forme simplificate în forme reduse (ex. 3x3) face acest acces și mai clar. Lucruri care le plac copiilor și tinerilor.

Teoria dezvoltată.

Baschetul trebuie dezvoltat și înteles și pe partea de teorie, deoarece conținutul său este întotdeauna vulnerabil la organizare și îmbunătățirea atinge o limită sensibilă atât individual, cât și în ansamblu, și de aceea pregătirea teoretică este necesară nu numai pentru antrenori, ci și pentru jucători.

În acest context, inițiativa creativă a antrenorilor și jucătorilor se realizează ca urmare a unei căutări constante prin luarea în considerare a indicatorilor acestora (nu numai a adversarilor) și a soluțiilor lor (pe baza experienței bogate a manualelor etc.). A fost și

este. este implementat. (lucrări), planuri tactice, diferite metode de antrenament pentru fiecare joc, exprimate în articole și articole tehnice.

Importanța educațională.

Aceasta este una dintre cele mai importante caracteristici care transformă baschetul ca joc sportiv într-un mijloc de educație fizică și ajută la rezolvarea problemelor sale generale. Jocul de baschet asigură o dezvoltare largă a întregii personalități a sportivului, formarea conștiinței și calităților morale, precum și calitățile de voință pozitivă într-o măsură semnificativă. Enumerați caracteristicile specifice care au un impact pozitiv asupra dezvoltării.

- versatilitate personală
- Activitate mentală
- Viteza de gândire și de luare a deciziilor
- Atenție divizată, așteptarea și anticiparea acțiunilor adversarilor și ale coechipierilor
- Calități și voință: masculinitate, voință organizată și supunere față de rațiune, unitate și dragoste pentru culorile echipei, apreciere și respect unul față de celălalt și autocontrol.

Dezvoltarea fizică

Dintr-o perspectivă morfofuncțională, incertitudinea metodelor de performanță duce la cerințe și efecte care sunt atât cumulative, cât și foarte selective. Când joci baschet, fiecare parte a corpului tău se mișcă. Acele mișcări cu și fără minge sunt relativ netede și simetrice în planul anteroposterior și frontal.

În ceea ce privește mișcările segmentare bilaterale, există o mică diferență cantitativă și calitativă, ceea ce determină faptul unei dezvoltări fizice echilibrate în limitele optime stabilite de știință. La acest aspect morfologic, care determină valoarea baschetului, se

adaugă efectul său evident și benefic asupra funcțiilor de bază ale organismului, precum circulația și respirația.

Practicând baschetul în mod regulat, poți atinge nivelul optim de performanță în funcție de situație. Dacă activitatea nu se oprește, nivelul de învățare este atins și menținut.

4. CONTRIBUȚIA BASCHETULUI LA DEZVOLTAREA ABILITĂȚILOR SPORTIVE.

În ceea ce privește abilitățile sportive, jocul de baschet are un efect pozitiv asupra dezvoltării abilităților sportive atât în general, cât și, bineînțeles, specific. Abilitățile de mișcare necesare, dar dezvoltate, care sunt specifice acțiunilor tehnice și tactice ale jocului, contribuie, de asemenea, la formarea deprinderilor de mișcare de bază, care este unul dintre obiectivele principale ale educației fizice școlare. Aceasta înseamnă alergare, săritură, aruncare, prindere etc. - deoarece abilitățile menționate mai sus stau la baza tehnicii baschetului.

După cum am menționat mai sus, unul dintre obiectivele principale ale educației fizice este dezvoltarea abilităților motrice de bază precum viteza, agilitatea, forța și rezistența.

Acest obiectiv este atins printr-o serie de instrumente și abordări metodologice.

Cu instrumentele sale, jocul de baschet poate contribui semnificativ la dezvoltarea abilităților motorii greu de realizat în alte forme de educație fizică. De exemplu, viteza de execuție, viteza de reacție, agilitatea, coordonarea și acuratețea. Trebuie amintit că numai utilizarea măsurilor specifice de baschet pentru dezvoltarea abilităților motorii nu va oferi beneficii maxime.

În jocul de baschet, abilitățile motrice sunt interconectate și se manifestă pe de o parte sub formă de rezistență și pe de altă parte în forme complexe. Prin urmare, resursele disponibile permit dezvoltarea mai multor caracteristici motrice în același timp.

Viteza se dezvoltă în toate manifestările sale (reacție, performanță, mișcare).

În comparație cu alte sporturi, baschetul are un impact mai mare asupra vitezei de reacție.

În acest sens, utilizarea diverselor proceduri tehnice în jocuri include unele forme de viteză de reacție, de exemplu, viteza de intrare într-o acțiune, viteza de oprire bruscă a unei acțiuni și continuarea acesteia fără oprirea și începerea unei noi acțiuni.

Exerciții pentru îmbunătățirea vitezei de mișcare:

- exercitii la o distanta de la 5 la 30 m cu elemente de miscare pe teren: inainte, inapoi, lateral, intoarcere, franare, intoarcere, mers etc.

- Exerciții privind repetarea anumitor secvențe tehnice sau acțiuni tactice care necesită mișcări rapide (pasare și conducere a mingii, aruncare la coș în timpul alergării, marcare, marcare, contraatacuri etc.).

Aceste două seturi de exerciții pot fi făcute folosind liniile trasate pe terenul de baschet, cronometrate sau în echipe de ștafetă. - Un adevărat joc de baschet.

Exerciții pentru a crește viteza de alergare:

- Exerciții în care se repetă mai multe secvențe tehnice împotriva unui cronometru la viteză maximă, reprezentând o anumită viteză de alergare ("Cine poate alerga cu 20 de pași mai repede" sau "

- Exersați cu mai multe mingi (pasă dublă cu două mingi, pasă triunghiulară,

- Joc de baschet, 2x2, 3x3, 4x4.

Exerciții pentru îmbunătățirea vitezei de reacție:

- exercitii de executare a proceselor tehnice cu mingi mai mici, flexibile sau alte formate (minge de tenis, minge de rugby, minge de cauciuc etc.).

– exerciţii şi jocuri cu elemente tehnice şi procese implementate prin intermediul semnalelor vizuale sau sonore.

-Joc de baschet cu mingi diferite, în sală sau peste teren.

Agilitatea (deprinderea primară a mișcării individuale este situată la nivelul mânuirii mingii și se bazează în principal pe coordonare, viteză și relaxare) este foarte dezvoltată și studiată prin dinamica abilităților tehnico-tactice.

Aceste abilități specifice includ mișcări relativ independente în diferite planuri și ritmuri ale părților corpului, mișcări care necesită o coordonare neuromusculară foarte fină și precisă.

Aplicarea lor în jocuri cu condiții foarte diferite, precum luptă, viteză, echilibru, forță etc., necesită o intensitate fizică și psihică puternică și, în funcție de situația spontană, necesită autocontrolul jucătorului și duce, de asemenea, la autoperfecționare

Exerciții de dezvoltare a elementelor din baschet:

- Exerciții de exersare a diferitelor combinații de elemente de mișcare.

- exerciții de jonglerie (trecerea unei mingi dintr-o mână în alta prin partea superioară a corpului, între picioare, aruncarea și prinderea unei mingi, lovirea și prinderea mingii de la pământ etc.)

- Exerciții pentru a învăța tehnici și tactici de bază.

– Exerciții de stăpânire a driblingului, a paselor și a aruncării la coș.

– Curs de pregătire pentru introducerea unor elemente tehnice ale mișcărilor pe teren și mișcărilor cu mingea

Toate aceste exerciții sunt efectuate în competiții, ștafete sau alte forme de jocuri de antrenament și servesc la dezvoltarea abilităților sportului rapid. Exercițiul într-un joc de baschet real vă va ajuta, de asemenea, să vă creșteți rezistența.

La baschet, pe lângă îndemânare și viteză, combinația viteză și forță (explozivitatea) se dezvoltă nu doar la sărituri, ci și în

majoritatea acțiunilor tehnico-tactice. Forța se manifestă sub formă de sărituri sau la menținerea unei anumite poziții în apărare.

În mișcarea superioară se manifestă în strânsă legătură cu acuratețea și precizia executării depunerilor și aruncărilor la coș.

Utilizați următorul set de exerciții pentru a îmbunătăți forța generală și specifică. Exerciții pentru îmbunătățirea forței mâinii:

- Pase simple făcute din stând sau din miscare.
- Pase cu mingea medicinală.

Exerciții pentru dezvoltarea forței picioarelor:

- Mișcări în poziție joasă.
- Brațele și picioarele se joacă într-o poziție de bază joasă.

Exerciții pentru dezvoltarea relaxării:

- Exercitii de imitatie (sarituri, recuperare) in set de 10-15 repetari.
- Exerciții tehnice pentru stăpânirea săriturii, volei și aruncări de coșuri
- Exerciții de stăpânire a unor mișcări tactice de bază (recuperare în atac și apărare).

Rezistența este modalitatea în care apar toate celelalte calități ale mișcării (așa cum am menționat mai sus), dându-le calități integrale și formând, împreună cu rezistența, ceea ce numim modul de manifestare.

Exerciții pentru a dezvolta indemânarea :

- 6x20 - mișcă-te timp de 30 de secunde în poziția de bază, mișcarea brațelelor și a picioarelor, sarituri la blocaj.. Odihna între seturi este de 30 de secunde.
- Joc bilateral de baschet cu durată lungă și scurtă.

5.ELEMENTE TEHNICE ŞI METODE DE ÎNVĂȚARE

Prin termenul de tehnică a jocului de baschet înțelegem un ansamblu de abilități de mișcare specifice ca formă și conținut, legate de folosirea mingii și de mișcările jucătorilor, care sunt implementate cu această utilizare pentru a practica jocul de baschet. cu eficienta maxima., conform instrucțiunilor și regulilor jocului competițional. Abilitățile motrice sunt împărțite în forme generale de mișcare - în elemente tehnice, care la rândul lor sunt incluse în mai multe procese.

Element tehnic: se referă la mecanismul de bază al mișcărilor, la forma generală a efectuării acestora. De exemplu, trecerea mingii, aruncarea ei în coș etc. Procesul tehnic reprezintă concretizarea și adaptarea la diferite situații de joc a principalelor elemente ale tehnicii jocului. Au un caracter specific, performanța.

Clasificarea elementelor și procedeelor tehnice

Tehnica jocului de baschet include elemente specifice jocului și proceduri tehnice. Elementele tehnice ale jocului sunt sistematizate astfel:

Atac fără minge

În baschet, tehnica de atac fără minge și poziționarea sunt esențiale pentru a crea spațiu, a destabiliza apărarea adversă și a deschide oportunități pentru echipă.

Poziția principală - Pregătirea pentru orice acțiune

Genunchii îndoiți și sprijin pe vârfurile picioarelor: Acest lucru permite o mișcare rapidă în orice direcție.

Spatele drept și capul sus - este important să ai un câmp vizual larg pentru a observa mișcările coechipierilor și ale adversarilor.

Brațele flexate:, păstrează-le în poziție pentru a primi mingea rapid sau pentru a bloca un adversar.

Crearea de spațiu prin mișcări fără minge

Mișcarea de tăiere (cutting) este o tehnică esențială prin care un jucător se deplasează rapid spre coș sau spre o zonă liberă, pentru a primi mingea.

Folosirea blocajelor – te poti folosi de un blocaj creat de coechipieri pentru a scăpa de apărare sau pentru a crea o oportunitate de a te poziționa mai bine.

Fenta de mișcare extrem de importantă și constă în schimbări bruște de direcție, îți poți induce în eroare adversarul, creând astfel un avantaj de spațiu.

Poziționarea corectă pe teren

Poziționarea în zona de atac între apărare și coechipierul cu mingea, asigurându-te că poți crea o linie clară de primire a pasei.

Alegerea unghiului se realizeaza ând nu ai mingea, alege un unghi care să permită coechipierului o pasă clară și sigură.

Mișcarea spre spațiile libere prin identificarea și ocuparea spațiilor neacoperite de apărare.

Colaborarea și comunicarea

Este esențial să menții o legătură vizuală cu coechipierii și să înțelegi strategiile stabilite, astfel încât să anticipezi mișcările acestora.

Prin aceste elemente, vei putea contribui eficient la atacul echipei și vei oferi coechipierilor mai multe oportunități de a înscrie.

Atac fără minge - deplasarea

În baschet, deplasarea în atac fără minge este crucială pentru a crea oportunități de punctare și pentru a destabiliza apărarea adversă. Tehnica corectă de mișcare și poziționare îți permite să ajungi în poziții avantajoase și să profiți de spațiile libere.

Schimbarea direcției și a vitezei

Schimbări bruște de direcție în care un jucător fără minge trebuie să folosească fente de mișcare, schimbând rapid direcția pentru a crea distanță față de apărător.

Accelerarea și decelerarea constă în varierea vitezei care este esențială pentru a induce în eroare apărătorul. O plecare rapidă din poziție statică poate destabiliza apărarea, în timp ce o încetinire controlată te poate ajuta să te sincronizezi cu coechipierii.

Mișcarea de tăiere (cut) - este o deplasare rapidă spre coș (backdoor cut) sau într-o zonă deschisă pe teren. Poți folosi această tehnică pentru a crea o opțiune de pasă directă.

Mișcarea de ieșire în lateral este utilă pentru a crea un unghi mai bun de primire a pasei, în special dacă te afli departe de coș.

V-Cut și L-Cut - Aceste mișcări sunt utile pentru a scăpa de apărare. La V-Cut, te îndepărtezi de apărare și revii în unghi spre minge; la L-Cut, mișcarea este în formă de „L”.

Folosirea blocajelor

Profită de blocajele oferite de coechipieri pentru a scăpa de apărare. Mișcarea în jurul unui blocaj te poate ajuta să rămâi liber pentru o pasă.

Jocul de „give and go”: Implică o pasă către un coechipier și o deplasare rapidă spre coș sau într-o zonă liberă pentru a primi mingea înapoi.

Anticiparea apărării și adaptarea poziției

Observă constant poziționarea apărătorilor pentru a identifica unde sunt spații libere pe teren.

În funcție de apărare, poți decide să faci mișcări mai rapide sau mai controlate pentru a evita o potențială intercepție.

Poziția de plecare și anticiparea pasei

Menține o poziție pregătită, cu genunchii îndoiți și greutatea pe vârfuri pentru a pleca rapid în orice direcție.

Fii atent la coechipierii care pot pasa și la momentul potrivit pentru a demara către mingea primită.

Prin aplicarea corectă a tehnicii de deplasare fără minge în atac, vei putea contribui eficient la acțiunile echipei, creând opțiuni de joc și destabilizând apărarea adversă.

Atac fara minge - Schimbarile de directie

În baschet, schimbările de direcție fără minge reprezintă o tehnică esențială pentru a scăpa de apărare, a crea spații și a deschide opțiuni de pasă sau de aruncare pentru coechipieri. Schimbările de direcție rapide și neașteptate sunt importante pentru a dezechilibra apărătorii. Iată principalele tehnici de schimbare a direcției fără minge:

Schimbarea direcției prin fente

Fentele de corp -acestea presupun mișcări scurte ale corpului (cap, umeri) într-o direcție, urmate de o schimbare bruscă în direcția opusă. Aceste fente creează o iluzie și îți oferă câțiva pași liberi față de apărător.

Fente de picior se începe printr- o mișcare într-o direcție, iar când apărătorul reacționează, oprește-te brusc și schimbă direcția. Este eficientă pentru a câștiga un unghi favorabil pentru a primi mingea.

2. Schimbările de direcție prin mișcări fundamentale

V-Cut: Mișcare în formă de „V” prin care pleci într-o direcție și revii brusc spre zona dorită. Este utilă în special pentru a primi mingea în apropierea liniei de trei puncte sau în zona de aruncare.

L-Cut: Această mișcare este similară, dar în formă de „L”, fiind folosită pentru a ieși din marcaj lateral și pentru a crea o linie clară pentru primirea unei pase.

3. Backdoor Cut (tăiere pe la spate)

Dacă apărătorul este prea aproape de tine și anticipează o mișcare spre minge, folosește un backdoor cut. Aceasta implică o schimbare de direcție bruscă spre coș, tăind prin spatele apărătorului. Este o metodă eficientă pentru a surprinde apărarea.

4. Folosirea schimbării de viteză

Accelerare bruscă: Începe cu o viteză moderată și schimbă brusc viteza pentru a induce în eroare apărătorul. Variația vitezei este la fel de importantă ca schimbarea direcției, permițându-ți să controlezi ritmul jocului și să surprinzi apărarea.

Stop and go: Oprește-te brusc și pleacă în direcția opusă; apărătorul, prins pe picior greșit, va întârzia să reacționeze.

5. Anticiparea acțiunilor apărării

Schimbările de direcție trebuie adaptate în funcție de poziționarea și reacțiile apărătorului. Observă întotdeauna dacă apărătorul tău stă prea aproape, anticipând mișcarea sau lăsând spațiu într-o anumită direcție.

Dacă apărătorul îți „citește” mișcarea, schimbă ritmul și direcția pentru a-l surprinde.

6. Coordonarea cu coechipierii

Când folosești schimbările de direcție, încearcă să fii sincronizat cu coechipierii, mai ales în situațiile de screen-uri sau de

pase anticipate. Astfel, vei maximiza eficiența acestor mișcări și vei deschide mai multe opțiuni de joc.

Aceste tehnici de schimbare a direcției sunt esențiale pentru a deveni un jucător valoros în atac fără minge, capabil să creeze spațiu, să destabilizeze apărarea și să își ajute echipa să înscrie.

Atac fara minge,săriturile .

În baschet, săriturile în atac fără minge sunt esențiale pentru a obține poziții avantajoase, a controla mingea după o aruncare ratată și a crea oportunități de scor. Tehnica săriturii corecte, împreună cu o bună poziționare, îți permit să depășești apărătorii și să controlezi mingea eficient. Iată principalele aspecte ale săriturilor în atac fără minge:

1. Poziționarea înainte de săritură

Anticiparea aruncării, este important să înveți cum să urmărești și să anticipezi traiectoria mingii pentru a estima unde ar putea ricoșa după un eventual contact cu coșul sau panoul.

Blocarea apărătorului (box out) - încearcă să obții o poziție avantajoasă față de apărător, plasându-te între acesta și coș. Poți folosi corpul pentru a-l împiedica să ajungă la minge.

Stabilitatea în picioare: Menține o poziție echilibrată, cu genunchii îndoiți și corpul ușor aplecat înainte, astfel încât să poți sări rapid în momentul potrivit.

Tehnica săriturii pentru recuperări ofensive

Săritura vertical - împinge-te puternic de pe ambele picioare, folosind mâinile pentru a ajunge cât mai sus. Ține mâinile întinse și pregătite să prindă mingea.

Săritura cu un picior - poate fi folosită atunci când ai un unghi mai dificil sau ești în mișcare. Aceasta necesită mai mult control, dar poate fi eficientă pentru a câștiga viteză și înălțime.

Controlul corpului: În timpul săriturii, încearcă să menții echilibrul astfel încât să poți prinde mingea și să pregătești o eventuală pasă rapidă sau un nou atac spre coș.

Prinderea mingii în aer

Mâinile deschise și ferme, întinde mâinile ferm pentru a prinde mingea cu ambele mâini. Aceasta îți oferă mai mult control și stabilitate în aer.

Concentrarea pe minge și urmărește mingea pe tot parcursul săriturii și pregătește-te să o prinzi ferm, indiferent de mișcările apărătorilor din jur.

Aterizarea și continuarea acțiunii

După prinderea mingii, aterizează pe ambele picioare pentru a-ți menține stabilitatea și a pregăti următoarea mișcare (pasă, pivot sau atac la coș).

Pregătirea pentru a doua săritură este important dacă primul contact cu mingea nu este suficient pentru a o controla, fii pregătit pentru o a doua săritură. Flexează genunchii și păstrează-ți energia pentru a repeta săritura dacă este necesar.

Continuarea atacului: După aterizare, ia rapid decizia corectă – fie o pasă către un coechipier liber, fie o aruncare rapidă.

Sincronizarea săriturii

E important să sari în momentul în care mingea ajunge la punctul cel mai înalt sau începe să coboare. Acest lucru îți oferă un avantaj față de adversari care sar prea devreme sau prea târziu.

Concentrarea pe impuls , explozivitatea în picioare este cheia unei sărituri eficiente. Antrenamentele care îmbunătățesc forța și viteza sunt utile pentru a dezvolta săritura verticală.

Prin aplicarea corectă a acestor tehnici de săritură în atac fără minge, vei putea contribui la recuperări ofensive, vei crea noi ocazii de punctare și vei îmbunătăți eficiența echipei în situații de atac.

Atac cu minge.

"Ține, prinde și pasează"

În baschet, tehnica de a ține, prinde și pasa mingea este esențială pentru a menține controlul în atac și pentru a crea ocazii de a înscrie. O bună stăpânire a acestor abilități fundamentale permite echipei să aibă un joc fluid și să pună presiune asupra apărării adverse. Iată aspectele principale ale tehnicii de a ține, prinde și pasa mingea:

Ținerea corectă a mingii

Mâinile ferme și degete răsfirate: mingea trebuie ținută cu degetele bine întinse, lăsând un mic spațiu între palmă și minge. Astfel, vei avea mai mult control și mai multă precizie la pasă. Ține cotul relaxat și ușor îndoit, pregătit pentru a efectua o pasă sau o aruncare.bȚine mingea la nivelul pieptului sau puțin mai sus, în zona de atac, pentru a putea pasa, dribla sau arunca rapid, fără a lăsa apărarea să intercepteze mingea.

Prinderea mingii

Poziționarea mâinilor - îndreaptă-ți degetele către minge și asigură-te că mâinile sunt poziționate ferm, pregătite să o prindă.

Contactul cu degetele, nu cu palmele, prinde mingea cu degetele răsfirate și flexibile, nu direct cu palmele, pentru a amortiza impactul și a o controla mai bine.

Flexarea genunchilor și poziționarea echilibrată: Flexează ușor genunchii și păstrează corpul echilibrat pentru a absorbi contactul și a fi pregătit să efectuezi o mișcare imediat după ce ai prins mingea.

Tehnica de pasare

Pasă de piept (chest pass): Ține mingea la nivelul pieptului și împinge-o spre coechipier printr-o mișcare rapidă a brațelor, menținând coturile ușor îndoite și folosindu-te de degete pentru a controla mingea. Finalizează pasarea întinzând complet brațele.

Pasă de deasupra capului - ține mingea deasupra capului cu ambele mâini și pasează direct spre coechipier, folosind degetele și încheieturile pentru a da direcție și viteză.

Pasă la sol (bounce pass) - ține la aproximativ două treimi din distanța către coechipier și pasează mingea astfel încât să sară o dată pe jos înainte de a ajunge la destinație. Aceasta este utilă pentru a evita apărarea.

Aspecte esențiale în pasare

Forța și precizia pasei, ajustează forța pasei în funcție de distanța dintre tine și coechipier. O pasă prea slabă poate fi interceptată, iar una prea puternică poate fi dificil de controlat.

Menține contactul vizual cu coechipierul înainte de a pasa. Astfel, el va ști că mingea urmează să vină și va fi pregătit să o prindă.

Nu face mișcări evidente care să dea apărarea de gol asupra pasei. Poți folosi fente sau schimbări de poziție pentru a induce în eroare apărătorii și a crea un unghi mai favorabil pentru pasă.

Comunicarea și sincronizarea

Sincronizarea cu coechipierii: Înțelege-te bine cu echipa pentru a ști când și unde să pasezi. O pasă bine sincronizată crește șansele unei finalizări reușite.

Folosirea fentei de pasă: Poți folosi o mișcare falsă a brațului sau o fente de privire pentru a induce în eroare apărarea și a face o pasă surprinzătoare.

Aceste tehnici sunt de bază, dar foarte importante pentru un joc eficient și fluid în atac. O bună stăpânire a ținerii, prinderii și pasării mingii îți permite să colaborezi mai bine cu echipa și să creezi ocazii pentru a înscrie.

Atac cu minge - dribling-ul.

Dribblingul este o tehnică fundamentală în baschet, folosită pentru a avansa mingea pe teren, a crea spațiu, a destabiliza apărarea

și a construi oportunități de atac. Un dribbling eficient presupune control, viteză și abilitatea de a-ți proteja mingea de adversari. Iată elementele-cheie pentru un dribbling eficient:

Poziția corectă a corpului

Genunchii îndoiți se menține o poziție joasă, cu genunchii îndoiți, pentru un echilibru bun și un centru de greutate scăzut.

Spatele drept și capul sus si privește înainte, nu la minge. Acest lucru îți permite să vezi terenul și să observi poziția coechipierilor și a adversarilor.

Brațul opus este folosit pentru protecție iar brațul liber ar trebui să fie plasat lângă corp, pregătit să protejeze mingea de adversar.

Controlul mingii

Controlează mingea cu degetele, nu cu palma. Astfel, ai un control mai fin și o capacitate mai bună de a ajusta direcția. Folosește încheietura mâinii pentru a aplica forța necesară în dribbling. Mișcarea încheieturii este esențială pentru a controla înălțimea și viteza mingii.

În situațiile de atac, driblează mai aproape de podea, în jurul genunchilor, pentru a proteja mingea mai bine de apărător.

Tipuri de driblinguri

Dribling de control este utilizat atunci când ești în presiune sau aproape de apărător. Mingea este driblată aproape de corp, iar driblingul este scurt și precis.

Dribling de viteză folosit pentru a acoperi terenul rapid în tranziție. Mingea este driblată mai sus și mai în față pentru a crește viteza de deplasare, dar este esențial să ai spațiu pentru a nu fi interceptat.

Dribling încrucișat (crossover) - schimbă direcția rapid dintr-o mână în alta, trecând mingea în fața corpului. Aceasta este o mișcare eficientă pentru a depăși apărătorii și a crea spațiu pentru avansare.

Dribling pe la spate - transferă mingea dintr-o mână în cealaltă trecând-o pe la spate. Este o tehnică utilă pentru a proteja mingea de adversar și a schimba direcția fără să pierzi controlul.

Dribling între picioare - trecerea mingii printre picioare de la o mână la cealaltă permite schimbarea direcției și protejarea mingii într-un mod imprevizibil pentru apărător.

Variarea vitezei și direcției

Schimbări de ritm - alternează driblinguri rapide cu cele lente pentru a surprinde apărătorul. De exemplu, poți să începi lent, apoi să accelerezi brusc pentru a-l destabiliza.

Schimbări de direcție: Folosește tehnici de schimbare a direcției, cum ar fi crossover-ul sau driblingul între picioare, pentru a confunda apărătorul și a găsi spațiu liber.

Protejarea mingii

Driblează departe de apărător: Când un apărător este aproape, ține mingea în mâna opusă și folosește corpul ca protecție.

Brațul liber de protecție: Folosește brațul liber pentru a bloca accesul apărătorului la minge, asigurându-te că nu folosești acest braț în mod ilegal.

Anticiparea și deciziile rapide

Citirea apărării se referă la analizarea poziției apărătorilor pentru a ști când să accelerezi, când să schimbi direcția sau când să pasezi.

Decizii rapide sunt esențiale în timpul driblingului, jucătorii trebuie să ia rapid decizii, în cazul in care se observă o oportunitate de a depăși apărătorul sau de a pasa.

Antrenamentul ambelor mâini

Exersează driblingul cu ambele mâini pentru a deveni un jucător mai versatil. Capacitatea de a dribla eficient cu ambele mâini îți va permite să îți păstrezi flexibilitatea în atac și să eviți apărătorii.

Driblingul eficient în atac cu minge îți oferă control asupra jocului și creează oportunități pentru coechipieri. Practicând aceste tehnici și învățând să alternezi între diferite tipuri de driblinguri și viteze, vei deveni mai greu de apărat și mai eficient în atac.

Atac cu minge - oprirea.

În baschet, oprirea este o tehnică esențială în atac, folosită pentru a stabiliza poziția, a păstra controlul mingii și a crea oportunități de pasare sau aruncare. Oprirea corectă îți permite să eviți faulturile de pași și să-ți păstrezi echilibrul în fața apărătorilor. Iată principalele tehnici de oprire în atac cu minge:

Tipuri de opriri

Oprirea într-un pas (one-step stop) - aceasta implică oprirea cu un picior, urmată imediat de celălalt. Se folosește atunci când alergi cu viteză și ai nevoie să te stabilizezi rapid pentru a continua acțiunea fără să faci pași.

Oprirea în doi pași (two-step stop) sau jump stop -aceasta implică o oprire simultană cu ambele picioare, ca un mic salt, pentru a menține echilibrul și a rămâne pregătit să faci o aruncare, pasă sau pivot. Aceasta oferă mai mult control și stabilitate.

Tehnica de execuție a opririi

Flexarea genunchilor se utilizează în ambele tipuri de opriri, îndoaie genunchii pentru a absorbi impactul și a menține echilibrul. Aceasta îți oferă un centru de greutate scăzut, reducând șansele de a fi dezechilibrat de un apărător.

Poziționarea corectă a picioarelor în jump stop, ambele picioare aterizează simultan pentru a evita faultul de pași și a permite

alegerea oricărui picior ca pivot. În one-step stop, piciorul de sprijin atinge primul solul, urmat imediat de celălalt.

Menținerea mingii la piept - după oprire, ține mingea la piept, cu coatele ușor depărtate, pentru a o proteja de apărător și pentru a fi pregătit să faci o mișcare rapidă.

3. *Pivotarea după oprire*

Alegerea piciorului pivot are loc după o oprire one-step, piciorul care atinge primul solul devine piciorul de pivot, iar după jump stop, poți alege orice picior ca pivot. Pivotarea permite schimbarea unghiului de atac fără a face pași.

Mișcarea fluidă prin folosirea mișcărilor scurte, controlate pentru a-ți schimba poziția față de apărător sau pentru a găsi un unghi de pasare sau aruncare.

Controlul și echilibrul corpului

Capul sus și privirea înainte se mențin după oprire, menține capul sus pentru a observa poziția coechipierilor și apărătorilor și a lua decizii rapide.

Greutatea pe picioar - distribuie greutatea corpului în mod echilibrat pe ambele picioare sau pe piciorul pivot, pentru a păstra stabilitatea și a te pregăti pentru următoarea mișcare.

Practica opririlor în combinație cu driblingul

Opriri rapide din dribbling – se exersează opririle după dribling pentru a stăpâni controlul mingii. Poți alterna între oprirea într-un pas și jump stop pentru a învăța să reacționezi corect la diferite viteze și situații.

Antrenamentul de echilibru necesar și util, oprirea eficientă necesită un bun control al corpului și al echilibrului, așa că exercițiile de stabilitate, precum săriturile și opririle controlate, sunt utile pentru a întări tehnica.

6. *Deciziile după oprire*

Aruncare, pasă sau pivot - după o oprire eficientă, ai trei opțiuni: să arunci, să pasezi sau să faci o mișcare de pivot pentru a îți schimba unghiul de atac. Exersează aceste opțiuni pentru a reacționa rapid în funcție de poziția apărătorilor.

Oprirea eficientă în atac este cheia pentru a menține controlul și a evita greșelile în fața apărătorilor. În baschet, o oprire bine executată îți oferă mai multe opțiuni și îți permite să continui acțiunea într-un mod strategic.

Pivotarea.

Pivotarea este o tehnică esențială în baschet care te ajută să te repoziționezi fără a comite fault de pași, păstrând un picior fix pe sol în timp ce îți rotești corpul. Aceasta este folosită frecvent pentru a proteja mingea de apărători, a găsi o linie de pasă sau a crea un unghi mai bun pentru aruncare. Iată elementele-cheie ale tehnicii de pivotare:

Alegerea piciorului de pivot

Piciorul de pivot - după oprire (în urma driblingului sau recepționării mingii), trebuie să alegi un picior ca punct fix, numit „picior de pivot”. Acest picior trebuie să rămână pe sol în timp ce te rotești. Dacă ridici piciorul de pivot fără a scăpa mingea, comiți fault de pași.

Alegerea strategică a piciorului de pivot - de obicei, piciorul de pivot este ales în funcție de direcția din care vine apărarea sau de partea mai avantajoasă a terenului. Exersează folosirea ambelor picioare pentru a deveni versatil și a-ți adapta mișcările la diferite situații.

Tehnica de bază a pivotării

Poziționarea corectă a picioarelor are rol essential în baschet și se începe cu o poziție echilibrată, cu genunchii ușor îndoiți și picioarele depărtate la lățimea umerilor pentru stabilitate.

Rotirea controlată se realizează prin piciorul ne-pivot pentru a-ți roti corpul în jurul piciorului de pivot. Mișcarea trebuie să fie fluidă și controlată, fără să ridici piciorul de pivot de pe sol.

Păstrează genunchii îndoiți pentru a-ți menține centrul de greutate scăzut și pentru a te proteja de apărătorii care încearcă să te destabilizeze.

Protejarea mingii

Menține mingea aproape de piept sau de șold și folosește coatele pentru a crea spațiu, fără a lovi apărătorul. Aceasta împiedică apărătorul să intercepteze mingea. Brațul opus pentru protecție, în timp ce te rotești, folosește brațul liber pentru a ține apărătorul la distanță, păstrând în același timp echilibrul și controlul asupra mingii.

Tipuri de pivotare

Pivotare frontală (front pivot) este folosită pentru a te roti cu fața către direcția de deplasare. Începi pivotarea prin a întoarce corpul spre partea ne-pivot, păstrând piciorul de pivot fix.

Pivotare inversă (reverse pivot) procedură utilă pentru a te întoarce cu spatele la apărător și a crea spațiu între tine și acesta. Începi pivotarea întorcându-te cu spatele către direcția de deplasare, astfel încât să protejezi mingea mai eficient.

Coordonarea pivotării cu alte acțiuni

După pivotare, poți crea un unghi mai bun pentru a pasa unui coechipier. În timpul pivotării, poți evalua rapid opțiunile și direcțiile de pasare disponibile.nPivotarea îți permite să te eliberezi de apărare și să creezi un unghi mai favorabil pentru o aruncare la coș. După

pivotare, asigură-te că îți stabilizezi poziția înainte de a arunca pentru a menține precizia.

Pivotare și dribbling -dacă nu ai oprit driblingul, poți folosi pivotarea pentru a crea spațiu și a relua driblingul într-o direcție mai avantajoasă.

Exersarea și practica pivotării

Controlul corpului și echilibrul: Exersează pivotarea folosind ambele picioare ca picior de pivot pentru a-ți îmbunătăți flexibilitatea și a deveni confortabil în situații de joc. Exercițiile de echilibru și stabilitate te ajută să păstrezi controlul corpului în timpul pivotării.

Viteza și fluiditatea mișcării se produce cu cât pivotarea este mai rapidă și mai fluidă, cu atât vei deveni mai imprevizibil pentru apărători. Exersează pivotarea astfel încât să o poți executa rapid și să îți pregătești următoarea acțiune fără ezitare.

Pivotarea este o tehnică importantă în baschet pentru a păstra controlul mingii și a te repoziționa strategic. Prin exersarea pivotării, vei deveni mai greu de apărat și vei avea mai multe opțiuni de atac, fie că este vorba de o pasă, aruncare sau dribling.

Atac cu minge - aruncarea la coș

Aruncarea la coș este una dintre cele mai importante tehnici în baschet, deoarece este principalul mod de a înscrie puncte. Aceasta necesită coordonare, echilibru, precizie și o bună tehnică pentru a asigura o aruncare eficientă și precisă. Iată elementele-cheie pentru o aruncare corectă la coș:

Poziționarea corpului

Stai cu picioarele la lățimea umerilor pentru un echilibru bun. Piciorul de pe partea aruncătoare (de exemplu, dreptul pentru un jucător dreptaci) poate fi ușor în față pentru mai multă stabilitate.

Îndoaie genunchii ușor pentru a pregăti o mișcare ascendentă lină. Aceasta oferă putere și control aruncării. Menține o poziție dreaptă a trunchiului pentru a păstra echilibrul și pentru a controla direcția aruncării.

Poziționarea mingii și a mâinilor

Mâna dominantă este responsabilă de controlul mingii. Ține mingea pe degete, nu pe palmă, pentru o precizie mai bună. Încheietura mâinii ar trebui să fie flexibilă și pregătită să finalizeze aruncarea.

Cealaltă mână are rol de ghidare și stabilizare. Aceasta ține mingea pe lateral, fără a aplica presiune asupra ei, pentru a menține traiectoria dreaptă.

Ține mingea la nivelul frunții sau puțin mai jos, cu coatele aproape de corp, pentru a evita o aruncare laterală.

Mișcarea de aruncare

Începutul mișcării: Începe aruncarea prin întinderea picioarelor și a genunchilor, generând energie de la sol în sus. Această energie este transferată prin trunchi către brațe.

Întinderea brațului de aruncare: În timpul aruncării, întinde complet brațul de aruncare în direcția coșului. Încheietura mâinii ar trebui să fie ușor îndoită înainte, formând o mișcare numită „snap” pentru a da mingii un efect de rotire.

După ce mingea a fost lansată, mâna de aruncare trebuie să fie relaxată, cu degetele orientate în jos, ca și cum ai „saluta coșul.” Aceasta ajută la menținerea preciziei și a controlului.

Tehnica de aruncare

Aruncarea de la distanță: În funcție de distanța de coș, ajustează forța aruncării, dar păstrează aceeași tehnică. Pentru aruncări de la distanță mai mare, vei folosi o extensie mai puternică a picioarelor și a trunchiului pentru a genera mai multă energie.

Aruncarea de la semi-distanță și aruncarea liberă: Acestea sunt de obicei aruncări statice. Concentrează-te pe tehnica de bază, păstrând ritmul constant al mișcării, pentru a crește precizia.

Tipuri de aruncări

Aruncarea în săritură (jump shot) - este cel mai comun tip de aruncare, utilizat în special de la semi-distanță și distanță. Implică o săritură verticală și o aruncare executată în partea superioară a săriturii, pentru a evita blocajele apărătorilor.

Aruncarea de la linia de aruncări libere: O aruncare fixă, fără săritură, folosită pentru a înscrie puncte în urma unui fault. Necesită concentrare și o tehnică precisă, deoarece se bazează pe consistență și repetitivitate.

Aruncarea tip lay-up: O aruncare scurtă, de obicei făcută din mișcare, la care mingea este ridicată spre coș din apropiere. Aceasta se realizează folosind placa pentru a ghida mingea în coș.

Concentrarea și respirația

Focalizarea asupra țintei: Înainte de aruncare, alege un punct de focalizare (de obicei, mijlocul cercului de pe coș sau un loc specific pe inel) pentru a ajuta la direcționarea mingii.

Respirația și calmul: Controlează-ți respirația pentru a elimina tensiunea și pentru a-ți păstra calmul. Inspiră înainte de aruncare și expiră pe măsură ce eliberezi mingea, pentru a evita mișcările necontrolate.

Practica și repetitivitatea

Repetarea mișcării - exersează frecvent pentru a-ți crea un ritm și o tehnică constantă. Repetiția îți îmbunătățește precizia și îți formează reflexe eficiente.

Antrenamente de precizie și ritm: Exersează aruncările din diferite poziții pe teren pentru a te obișnui cu distanțele și unghiurile

variate. Antrenamentele de aruncare sub presiune îți dezvoltă abilitatea de a rămâne concentrat în condiții reale de joc.

Aruncarea la coș este o tehnică complexă ce necesită o bună stăpânire a fiecărui pas, de la poziționarea corpului până la finalizarea mișcării. Practicarea și perfecționarea fiecărui aspect al aruncării te ajută să îți crești șansele de a înscrie în orice situație de joc.

Apărare -poziția fundamentală.

Poziția fundamentală de apărare în baschet este baza pentru o apărare eficientă, oferindu-i jucătorului stabilitate, mobilitate și capacitatea de a reacționa rapid la mișcările adversarului.

Aceasta poziție este esențială pentru a păstra echilibrul, a anticipa direcțiile de atac și a limita oportunitățile ofensive ale oponentului. Iată elementele de bază ale poziției fundamentale de apărare:

Poziția corpului

Picioarele ar trebui să fie la o distanță puțin mai mare decât lățimea umerilor, pentru a crea o bază solidă și stabilă.

Menține genunchii flexați într-un unghi de aproximativ 90 de grade, pregătindu-te pentru mișcări rapide în lateral, înainte sau înapoi.

Greutatea pe vârfurile picioarelor: Stai pe vârfurile picioarelor, nu pe călcâie, pentru a putea schimba direcția rapid. Greutatea ar trebui să fie distribuită uniform pe ambele picioare.

Poziția trunchiului și a capului

Spatele drept și trunchiul coborât, aleacă-te ușor în față, cu spatele drept, pentru a rămâne stabil și a avea un centru de greutate scăzut. Aceasta permite o reacție rapidă la schimbările de direcție ale adversarului.

Menține capul sus, iar privirea să fie concentrată pe zona toracică a adversarului, deoarece aceasta oferă indicii despre intențiile

sale. Evită să te concentrezi pe minge, deoarece acest lucru poate să te facă să pierzi din vedere mișcările adversarului.

Poziția brațelor și mâinilor

Ține brațele ușor flexate și extinse în lateral sau în față pentru a acoperi cât mai mult spațiu și pentru a bloca traseele de pasare. Aceasta descurajează adversarul să dribleze sau să paseze în zona ta de acoperire.

Mâinile ar trebui să fie active și pregătite să intercepteze pasele sau să blocheze driblingul. Una dintre mâini poate fi orientată spre minge pentru a incomoda driblingul, iar cealaltă poate bloca potențialele traiectorii de pasare.

Mișcarea în poziția defensivă

Deplasarea laterală (defensive slide): Pentru a te deplasa în apărare, folosește pași laterali scurți și rapizi, păstrându-ți picioarele la sol și evitând să îți încrucișezi picioarele. Aceasta îți menține stabilitatea și îți permite să reacționezi mai repede la schimbările de direcție ale adversarului.

În timpul mișcărilor laterale, încearcă să îți păstrezi centrul de greutate în mijloc, fără să te înclini prea mult într-o direcție. Acest lucru te ajută să schimbi direcția rapid în caz de fente sau schimbări bruște de ritm ale adversarului.

În cazul în care trebuie să urmezi adversarul mai aproape de coș sau să te retragi pentru a-l bloca de la distanță, folosește pași scurți, menținând aceeași poziție a corpului și pregătindu-te să revii în apărare în orice moment.

Concentrarea și anticiparea

Observă mișcările și intențiile adversarului și anticipează-i drumul. Poziția corectă și concentrarea te ajută să reacționezi mai rapid la mișcările sale.

Reducerea spațiului: Încearcă să păstrezi o distanță optimă față de adversar – suficient de aproape pentru a-l presiona, dar fără a te expune riscului de a fi depășit. Controlul distanței este esențial pentru a păstra o apărare eficientă.

Antrenamentul poziției fundamentale

Exerciții de stabilitate și echilibru - exersează poziția de apărare și mișcările laterale în sesiuni de antrenament pentru a-ți întări mușchii picioarelor și a-ți îmbunătăți capacitatea de a menține poziția defensivă.

Antrenament pentru viteză și reacție se folosesc exerciții de reacție rapidă și schimbare de direcție pentru a dezvolta viteza și agilitatea necesare în apărare.

Poziția fundamentală de apărare este baza pentru o apărare eficientă, oferindu-ți stabilitate, control și capacitatea de a reacționa rapid la mișcările adversarului. Prin antrenament constant, această poziție îți permite să fii un apărător solid și să limitezi opțiunile de atac ale oponenților.

Miscări specifice în apărarea jocului de baschet.

În apărarea jocului de baschet, există mai multe mișcări și tehnici specifice care ajută echipa să își apere coșul și să oprească atacurile adversarilor.

Apărarea de tip "1-la-1"

Fiecare jucător este responsabil pentru apărarea unui jucător advers. Aceasta presupune o combinație de mișcări precum:

Stance defensive ce reărezintă o poziție joasă, cu genunchii îndoiți, pentru a fi pregătit să reacționezi rapid.Mișcarea picioarelor prin păstrarea întotdeauna a unui picior mai în față decât celălalt pentru a schimba rapid direcția.

Îndrumarea adversarului prin împingerea adversarului în direcția dorită (de obicei către linia laterală sau spre ajutorul defensiv).

Închidere

Este o mișcare rapidă spre jucătorul advers pentru a bloca sau descuraja o aruncare. Implică alergarea cu viteză maximă către adversar, urmată de reducerea vitezei și păstrarea echilibrului pentru a nu fi depășit.

Apărarea în "Zonă"

În loc să apere un jucător, fiecare apărător acoperă o anumită zonă a terenului. Tipuri de apărare zonală includ:

Apărarea 2-3 doi apărători în față și trei în spate.

Apărarea 3-2 trei apărători în față și doi în spate.

Implică o bună comunicare și viziune pentru a prelua jucătorii care intră în zona respectivă și a acoperi aruncările de la distanță.

Apărarea Alege si predă

Este folosită pentru a contracara o schemă frecvent utilizată de echipa adversă. Tehnicile comune includ:

schimbare când apărătorii își schimbă jucătorii între ei.

Apărătorul care acoperă ecranul iese în fața jucătorului de minge, fără a schimba complet, pentru a încetini acțiunea.

Blocare la recuperare

Folosită în apărarea împotriva recuperărilor ofensive. Un apărător își folosește corpul pentru a bloca adversarul și a câștiga poziția pentru recuperare. Este importantă plasarea și forța pentru a împiedica jucătorii ofensivi să ajungă la minge.

Devierea mingii

Apărătorii încearcă să atingă mingea fără a o intercepta complet, dar modificând traiectoria pentru a perturba controlul

echipei adverse. Este util pentru a schimba ritmul și a crea nesiguranță în adversari.

Apărarea în doi

Doi apărători se concentrează pe un singur jucător pentru a-l bloca. Acest lucru este de obicei folosit împotriva celor mai periculoși jucători ai echipei adverse. Necesită sincronizare și rapiditate, pentru a reveni în apărare dacă mingea este pasată.

Fiecare dintre aceste mișcări cere antrenament și comunicare pentru a funcționa bine într-un meci.

Jocul de picioare și lucrul de brațe - apărare.

În baschet, apărarea eficientă se bazează foarte mult pe controlul jocului de picioare și pe coordonarea brațelor.

Jocul de picioare în apărare (poziție de apărare)

Jucătorul trebuie să mențină o poziție joasă, cu genunchii îndoiți și picioarele puțin mai largi decât umerii. Această poziție oferă stabilitate și capacitatea de a schimba rapid direcția.

Greutatea corpului ar trebui să fie pe partea din față a tălpilor, astfel încât să fie ușor să reacționezi imediat la mișcările adversarului.

Alunecare laterală

Mișcarea de bază în apărarea la om. Jucătorul se deplasează lateral fără a încrucișa picioarele, pentru a putea reacționa mai repede și pentru a păstra echilibrul.

Piciorul din direcția de deplasare este primul care se mișcă, urmat de celălalt, fără să fie târât pe sol. Asta ajută la păstrarea vitezei și la prevenirea greșelilor de pași.

Pivot (pivotare)

Folosită pentru a schimba direcția rapid atunci când adversarul își schimbă mișcarea brusc. Un picior rămâne fix, iar celălalt se mișcă pentru a ajusta poziția defensivă.

Pivotarea eficientă permite menținerea poziției între adversar și coș.

Sprint

La închiderea pe un jucător care ar putea să arunce, apărătorul trebuie să alerge în viteză, apoi să-și reducă viteza pe ultima porțiune pentru a păstra controlul, ridicându-și brațele pentru a împiedica o aruncare.

Lucrul de brațe în apărare

La apropierea de un jucător advers, brațele sunt ridicate pentru a limita opțiunile acestuia. Un braț este orientat spre minge, iar celălalt se extinde pentru a bloca eventualele pase.

Blocarea aruncării

Se folosește brațul pentru a bloca sau devia aruncarea adversarului. Totuși, este important ca apărătorul să nu sară până când nu este sigur că adversarul începe să arunce, pentru a evita o "fintă" care l-ar putea scoate din poziție.

Brațul activ - unul dintre brațe este poziționat spre drumul mingii, astfel încât să fie pregătit să o devieze sau să o intercepteze. Aceasta crește șansele de a întrerupe pasele și de a forța adversarul să comită greșeli.

Apărarea în fața adversarului cu mingea

La aruncările de la distanță, apărătorul ridică brațul spre fața aruncătorului pentru a-l deranja și a reduce vizibilitatea spre coș.

Apărarea în poziții jos-sus

În funcție de poziția adversarului, brațele apărătorului trebuie să fie active, fie jos, pentru a bloca driblingurile joase, fie ridicate, pentru a împiedica pasele sau aruncările deasupra apărătorului.

Combinarea jocului de picioare cu mișcările coordonate ale brațelor formează o apărare eficientă în baschet. Acuratețea și

sincronizarea sunt esențiale pentru a reuși să blochezi adversarul fără a comite faulturi.

Pirueta în apărarea jocului de baschet.

În apărarea jocului de baschet, pirueta este o mișcare defensivă care presupune pivotarea rapidă pentru a ajusta poziția în raport cu adversarul și a-l menține sub control. Este utilizată frecvent în situațiile de apărare "1-la-1" și mai ales atunci când adversarul schimbă direcția brusc.

Cum se execută pirueta defensivă - jucătorul defensiv începe dintr-o poziție joasă, cu genunchii îndoiți și picioarele la o lățime potrivită, cu greutatea corpului distribuită uniform, dar mai mult pe partea din față a tălpilor, pentru a permite reacții rapide.

Pivotarea propriu-zisă - când adversarul își schimbă direcția brusc, apărătorul își fixează unul dintre picioare pe sol (de obicei cel mai apropiat de adversar) și se rotește în direcția de deplasare a adversarului, fără să ridice piciorul pivot.

Mișcarea este rapidă și fluidă, permițând apărătorului să își mențină poziția între adversar și coș. Brațele rămân active și orientate către minge sau adversar pentru a obstrucționa posibilele pase sau încercări de aruncare.

În funcție de poziția adversarului, un braț poate rămâne mai jos, pentru a bloca driblingul, în timp ce celălalt poate fi ridicat pentru a împiedica o eventuală aruncare.

Continuarea apărării după pivotare

După efectuarea piruetei, apărătorul își readaptează rapid poziția în fața adversarului, pregătit să revină la mișcările defensive obișnuite, cum ar fi alunecarea laterală sau un nou sprint de closeout.

Scopul și avantajele piruetei în apărare - apărătorul să își păstreze poziția între adversar și coș, chiar dacă acesta schimbă direcția. Pirueta ajută la evitarea faulturilor, deoarece permite

apărătorului să rămână pe picioare și să reacționeze rapid, fără să întindă excesiv brațele sau să facă mișcări nesigure.

Împiedică adversarul să obțină un spațiu liber pentru aruncare sau pătrundere, deoarece apărătorul își ajustează poziția astfel încât să nu fie depășit.

Pirueta este o tehnică esențială în arsenalul defensiv al unui jucător, permițându-i să își păstreze echilibrul și controlul în fața adversarilor rapizi. Aceasta necesită antrenament și coordonare excelentă între picioare și partea superioară a corpului.

Schimbările de direcție

Schimbările de direcție în apărarea jocului de baschet sunt esențiale pentru a menține poziția între adversar și coș, mai ales atunci când atacantul execută mișcări rapide pentru a crea spațiu. Aceste schimbări de direcție necesită viteză, echilibru și o bună tehnică a jocului de picioare.

Tehnici esențiale pentru schimbările de direcție în apărare:

Poziție defensive - poziția de bază în apărare presupune genunchii ușor îndoiți, corpul puțin aplecat în față și picioarele la o lățime mai mare decât umerii.

Această poziție permite o reacție rapidă în orice direcție, cu greutatea pe partea din față a picioarelor pentru o mișcare mai fluidă.

Mișcarea picioarelor

Alunecarea lateral - la schimbarea de direcție, se folosește tehnica alunecării laterale, păstrând un picior mai în față și neîncrucișând picioarele pentru a evita pierderea echilibrului.

Pivotare: În loc să faci pași mari, utilizează pivotul pentru a schimba direcția, fixând un picior pe teren și rotindu-te rapid pentru a te poziționa în fața adversarului.

Schimbarea de direcție cu pasul înapoi

Folosit când adversarul trece de apărător. Acesta implică un pas mare înapoi cu piciorul din direcția de deplasare, rotind corpul și plasându-l în continuare între adversar și coș.

Pasul adăugat permite menținerea unei poziții bune fără a permite adversarului să creeze distanță sau să își găsească un spațiu deschis pentru o aruncare.

Închidere cu schimbare de direcție

Când trebuie să te apropii de un jucător care poate arunca, apărătorul face un sprint rapid (closeout) și reduce viteza în ultimele momente, pregătit să schimbe direcția imediat în cazul unei fente.

Este important ca apărătorul să nu se lase păcălit de prima mișcare a adversarului, păstrând o distanță optimă pentru a reacționa la schimbările de direcție.

Redirecționarea adversarului

Apărătorul încearcă să-l ghideze pe adversar spre marginea terenului sau într-o zonă unde sunt pregătiți alți apărători (ajutor defensiv). Aceasta presupune schimbări rapide de direcție pentru a controla traiectoria adversarului.

Coordonarea mișcării brațelor cu schimbările de direcție

Brațele trebuie să fie active și sincronizate cu picioarele. Pe măsură ce îți schimbi direcția, unul dintre brațe ar trebui să fie orientat spre minge sau să blocheze eventualele pase.

În schimbarea de direcție, un braț rămâne jos, pentru a bloca driblingul, iar celălalt sus pentru a împiedica pasele deasupra capului.

Sfaturi pentru o schimbare de direcție eficientă în apărare:

Evitarea aplecării prea mult în față, pentru a preveni pierderea echilibrului.

Reacționează rapid la fente deoarece mulți atacanți folosesc fente de schimbare a direcției. Așteaptă confirmarea mișcării înainte

de a reacționa complet.nMișcările scurte și compacte sunt mai rapide și permit o reacție mai eficientă în fața schimbărilor de direcție ale adversarului.

Schimbările de direcție sunt esențiale pentru un apărător în baschet. Stăpânirea tehnicii jocului de picioare și a poziționării corecte va îmbunătăți capacitatea de a menține o apărare solidă împotriva atacurilor rapide.

Săriturile

Săriturile sunt esențiale în apărarea jocului de baschet, fiind folosite pentru blocarea aruncărilor, contestarea recuperărilor și interceptarea paselor. Executate corect, acestea pot perturba semnificativ acțiunile ofensive ale adversarului.

Săritura pentru blocarea aruncării

Apărătorul folosește săritura pentru a bloca aruncarea adversarului, sărind vertical și extinzând brațele cât mai sus.

Este esențial să fie sincronizată perfect, sărind exact când adversarul se află la apogeul aruncării, pentru a evita să fie păcălit de o fenta de aruncare.

De asemenea, este important să nu sară prea aproape de aruncător, pentru a evita comiterea unui fault.

Săritura pentru blocarea aruncării

În loc să încerce blocarea, apărătorul săritor ridică brațele în fața adversarului pentru a-i reduce vizibilitatea și a-l incomoda, mai ales la aruncările de la distanță.

Această tehnică presupune o săritură controlată, în care apărătorul se menține aproape vertical pentru a nu pierde poziția de apărare.

Săritura la recuperare

Este folosită la recuperări, atât pe apărare, cât și pe atac. Apărătorul trebuie să anticipeze traiectoria mingii după o aruncare și să-și folosească corpul pentru a bloca accesul adversarilor la minge.

În săritura pentru recuperare, jucătorul își folosește picioarele pentru a obține înălțime, iar brațele pentru a prinde mingea cât mai sus posibil.

Săritura pentru interceptarea paselor

Apărătorul folosește săritura pentru a prinde pasele înalte sau a devia mingea, când aceasta trece aproape de el. De obicei, se utilizează în apărarea zonală sau atunci când apărătorul anticipează corect o pasă lungă.

Sincronizarea

Sincronizarea este crucială, mai ales pentru blocarea aruncărilor și recuperările defensive. Săritura prea devreme sau prea târziu poate oferi un avantaj atacantului sau poate permite mingii să fie recuperată de echipa adversă.

Jocul de picioare și impulsul

Pentru a obține o săritură eficientă, apărătorul trebuie să folosească un joc de picioare puternic. De obicei, se pleacă din poziția de apărare, cu genunchii îndoiți, iar săritura se face din împingerea cu ambele picioare pentru un impuls maxim.

Brațele active

În timpul săriturilor defensive, brațele trebuie să fie cât mai active. La blocarea aruncărilor, acestea trebuie să fie complet extinse deasupra capului, iar la recuperări, trebuie să fie deschise pentru a prinde mingea cât mai sus - de asemenea, este important să eviți lovirea mâinilor adversarului, pentru a nu comite faulturi.

Echilibrul în aterizare – o aterizare controlată este esențială pentru a reveni rapid în apărare sau pentru a evita accidentările.

Apărătorul trebuie să aterizeze pe ambele picioare, pregătit să reia poziția defensivă sau să inițieze un nou efort de apărare.

Folosirea fentei de săritură - în fața unui aruncător experimentat, apărătorii pot folosi fenta de săritură pentru a-l face pe atacant să ezite sau să rateze sincronizarea aruncării. Fenta constă într-o ușoară ridicare pe vârfuri sau o mișcare scurtă în sus, simulând o săritură, pentru a-l determina pe aruncător să efectueze o fenta.

Exerciții practice pentru îmbunătățirea săriturilor în apărare - Antrenamente de sărituri și exercițiile pliometrice îmbunătățesc impulsul, înălțimea săriturii și forța picioarelor.

Observarea mișcărilor adversarului anticiparea din indicii a mișcărilor adversarului pentru a anticipa momentul aruncării sau al pasei. Antrenamentele pentru echilibru ajută la aterizări sigure și la controlul săriturii.

Executate corect, săriturile sunt o componentă defensivă foarte eficientă, ajutând la perturbarea atacului advers, la obținerea mingii și la controlul spațiului sub coș.

6.PREGĂTIREA TEORETICĂ

Explicația

Pregătirea teoretică în jocul de baschet este o componentă esențială pentru înțelegerea jocului, îmbunătățirea abilităților și formarea unei mentalități de competiție. Aceasta implică învățarea principiilor de bază ale jocului, a tehnicilor individuale și de echipă, precum și înțelegerea tacticilor și strategiilor folosite pe teren. Iată câteva aspecte fundamentale ale pregătirii teoretice în baschet:

Scopul principal al jocului este de a înscrie puncte prin introducerea mingii în coșul adversarului și de a opri echipa adversă să facă același lucru.

Jucătorii trebuie să înțeleagă regulile de bază, cum ar fi driblingul, pașii, faulturile și regulamentul de 24 de secunde pentru atac, care sunt fundamentale pentru respectarea unui joc corect.

Principiile fundamentale de atac

Jucătorii trebuie să știe cum să controleze mingea, să dribleze eficient și să evite greșeli cum ar fi dubla sau pașii.

Jucătorii trebuie să învețe diferite tipuri de pase (chest pass, bounce pass, overhead pass) și când să le folosească. Pasele rapide și precise permit o mișcare mai fluidă a mingii pe teren.

Este esențială înțelegerea tehnicilor corecte pentru aruncarea de la distanță, aruncarea de trei puncte, și aruncarea liberă. În plus, este important de știut când și unde este cel mai bine să faci aceste aruncări.

Mișcările fără minge în care jucătorii trebuie să fie conștienți de importanța mișcării constante fără minge pentru a crea spațiu și oportunități de aruncare.

Principiile fundamentale de apărare

O poziție defensivă corectă presupune un echilibru stabil, o poziție joasă și o mișcare constantă pentru a limita spațiul adversarului.

Marcajul om-la-om care implică implică apărarea împotriva unui anumit jucător, urmărindu-l și încercând să îi limitezi oportunitățile de a înscrie.

Apărarea de zonă ce presupune acoperirea unei anumite zone din teren, nu a unui jucător anume, și este eficientă împotriva echipelor cu jucători foarte rapizi.

Blocarea și recuperarea mingii în care jucătorii trebuie să știe cum să conteste aruncările adversarilor și să recupereze mingea, atât pe apărare, cât și pe atac.

Tactici și strategii de joc

Jucătorii trebuie să înțeleagă diverse strategii de atac, cum ar fi pick-and-roll-ul, screening-ul și isolation play. Acestea sunt mișcări tactice pentru a crea oportunități de aruncare.

Structura echipei și poziția fiecărui jucător - Fiecare poziție are un rol specific în atac și apărare. Înțelegerea acestor roluri și coordonarea între jucători este esențială.

În baschet, fiecare secundă și fiecare loc pe teren contează. Jucătorii trebuie să învețe să își gestioneze timpul eficient, folosind fiecare oportunitate pentru a avansa mingea sau pentru a se poziționa corect.

Aspecte mentale și psihologice ale jocului

În baschet, jucătorii trebuie să fie atenți atât la minge, cât și la poziția adversarilor și a coechipierilor, menținând o concentrare ridicată pe parcursul întregului joc.

Rezistența la stres este extrem de important, baschetul poate fi un joc intens, iar gestionarea emoțiilor este esențială pentru a lua decizii bune și a menține un joc constant.

Comunicarea și spiritul de echipă contribuie la formarea unei echipe bine coordonată, comunică constant, își sprijină coechipierii și înțelege importanța rolului fiecărui membru pentru succesul comun.

Analiza video și studiul tacticilor echipelor adversare

Jucătorii și antrenorii studiază meciuri pentru a identifica punctele tari și slabe ale echipei proprii și ale adversarilor. Înțelegerea tacticilor adversarilor este esențială, jucătorii trebuie să învețe cum să citească mișcările echipei adverse și cum să răspundă la diverse situații.

Pregătirea teoretică formează baza pentru înțelegerea jocului, permițând jucătorilor să anticipeze și să reacționeze mai eficient. Acordarea timpului necesar pregătirii teoretice ajută la creșterea performanței și la dezvoltarea unui stil de joc echilibrat și inteligent.

Pregătirea practică

Pregătirea practică în baschet implică exerciții fizice, dezvoltarea abilităților tehnice și antrenamente tactice. Este esențială pentru a dezvolta forța, coordonarea, rezistența și tehnica necesare unui joc de succes. Pregătirea practică se poate împărți în mai multe categorii esențiale:

Încălzirea și pregătirea fizică

Un antrenament de baschet începe întotdeauna cu o încălzire completă. Aceasta poate include exerciții cardio (alergări ușoare),

exerciții de mobilitate și de activare musculară, pentru a pregăti corpul de efort.

Baschetul necesită rezistență, viteză și agilitate. Antrenamentele de condiționare pot include sprinturi, exerciții de agilitate (ex. scara de coordonare), exerciții pliometrice pentru sărituri și antrenamente de forță, mai ales pentru picioare și trunchi.

Flexibilitatea: Exercițiile de stretching și mobilitate ajută la prevenirea accidentărilor și la îmbunătățirea amplitudinii mișcărilor necesare pe teren.

Dezvoltarea tehnicii individuale

Driblingul: Jucătorii trebuie să exerseze constant controlul mingii și driblingul cu ambele mâini. Exercițiile includ driblingul pe loc, driblingul cu schimbări de direcție și driblingul în viteză.

Pasele: Exersarea paselor de bază (pase de piept, pase de podea, pase de deasupra capului) și a paselor sub presiune este esențială pentru un joc fluid. Jucătorii învață și cum să paseze în mișcare, în timpul contraatacurilor.

În perfecționarea aruncării la coș, exercițiile de aruncare includ aruncările de la semidistanță, aruncările de trei puncte și aruncările libere. Tehnica corectă a aruncării presupune o poziționare corectă a picioarelor, un balans corect al brațului de aruncare și o eliberare controlată a mingii.

Mișcările fără minge - jucătorii trebuie să exerseze mișcări precum tăierea (cut) și deschiderea pe poziție, pentru a crea spațiu și a oferi opțiuni de pasă coechipierilor.

Exerciții de apărare

Poziția defensivă și jocul de picioare - apărarea începe cu o poziție joasă, cu genunchii îndoiți și o poziție a corpului care permite schimbări rapide de direcție. Exercițiile de alunecare laterală

(defensive slide) sunt importante pentru a menține poziția între adversar și coș.

Blocarea și contestarea aruncărilor: Jucătorii exersează tehnicile de blocare și contestare a aruncărilor fără a comite faulturi. Asta implică sincronizare, săritură controlată și coordonarea brațelor pentru a obstrucționa aruncătorul.

Apărarea la recuperări - exercițiile de box out sunt esențiale pentru a obține mingea după o aruncare ratată. Apărătorii trebuie să folosească corpul pentru a bloca adversarul și a obține o poziție favorabilă pentru recuperare.

Dezvoltarea tacticilor și strategiei de echipă

Sisteme de atac: Antrenorul introduce strategii de atac, cum ar fi pick-and-roll, screen-urile, mișcările de tăiere (cuts) și poziționarea corectă pe teren pentru a crea oportunități de aruncare.

Apărarea de zonă și apărarea om-la-om - echipa exersează ambele tipuri de apărare, pentru a înțelege responsabilitățile fiecărui jucător în funcție de poziția lor și pentru a coordona apărarea în funcție de stilul de joc al adversarilor.

Contraatacul - exercițiile de contraatac sunt importante pentru a dezvolta viteza de reacție și capacitatea de a trece rapid de la apărare la atac. În acest sens, se exersează pasele rapide, driblingul în viteză și finalizarea eficientă la coș.

Antrenamente de joc

Jocuri simulate: Aceste jocuri exersează scenarii reale de meci și permit jucătorilor să aplice tehnicile și tacticile învățate. Scrimmages sunt folosite pentru a dezvolta sincronizarea echipei și pentru a observa cum reacționează jucătorii în situații competitive.

Exerciții situative: Antrenorul poate crea situații specifice, cum ar fi apărarea cu 10 secunde rămase pe ceasul de atac sau

simularea unui atac cu scorul egal, pentru a testa reacțiile și abilitățile de decizie ale jucătorilor.

Dezvoltarea mentalității și a concentrării

Rezistența mentală reprezintă o latură extrem de important, antrenamentele intense ajută jucătorii să își construiască rezistența mentală, esențială pentru a face față presiunii din timpul jocurilor reale.

În baschet, este crucial să fii atent și să comunici eficient cu echipa. Exercițiile care încurajează comunicarea pe teren îmbunătățesc coordonarea și cresc eficiența echipei.

Analiza performanței și feedback-ul

După antrenamente și meciuri, antrenorul oferă feedback fiecărui jucător și echipei în ansamblu. Aceasta ajută la corectarea greșelilor și la îmbunătățirea continuă.

În timpul sau după antrenamente și jocuri, jucătorii pot viziona înregistrări pentru a analiza mișcările, deciziile și acțiunile. Acest proces ajută la identificarea punctelor tari și slabe și la perfecționarea jocului.

Pregătirea practică în baschet este o combinație între dezvoltarea abilităților fizice, exersarea tehnicilor, învățarea tacticilor și dezvoltarea unei mentalități competitive. O abordare echilibrată și consistentă va ajuta jucătorii să își dezvolte toate aspectele necesare unui joc de succes.

7. TEHNICA JOCULUI FĂRĂ MINGE

Poziția fundamentală

În baschet, tehnica jocului fără minge este esențială pentru a menține mișcarea și de a crea oportunități pentru echipă. Poziția fundamentală fără minge presupune o postură echilibrată și pregătită pentru a reacționa rapid.

Postura corpului este cea in care jucătorul își menține genunchii ușor flexați și spatele drept, cu pieptul ușor în față și privirea orientată către teren, gata să urmărească mingea și să anticipeze mișcările adversarilor.

Poziția picioarelor este ce cu picioarele depărtate la nivelul umerilor pentru un echilibru optim. Greutatea trebuie să fie distribuită uniform pe ambele picioare, dar cu ușoară aplecare în față, pentru a permite pornirea rapidă în orice direcție.

Brațele trebuie să fie relaxate, dar pregătite pentru a intercepta mingea sau pentru a proteja spațiul, iar mâinile sunt poziționate astfel încât să poată primi pase sau să se angajeze în dribling imediat.

Fără minge, jucătorul trebuie să se deplaseze continuu pentru a crea spațiu și opțiuni de pasare. Aceste mișcări pot include tăieri (cut-uri), ecrane (screen-uri) și schimbări de direcție, pentru a deruta apărarea adversă.

Poziția fundamentală fără minge permite jucătorului să fie pregătit atât pentru primirea mingii, cât și pentru a reacționa rapid în apărare sau atac, păstrându-și echilibrul și controlul.

Deplasările

În jocul de baschet, deplasările sunt esențiale pentru a crea oportunități de atac, a scăpa de adversari și a păstra o poziție defensivă eficientă. Iată principalele tipuri de deplasări și descrierea acestora:

Deplasarea de bază (sau pasul scurt)

Este o mișcare rapidă, de obicei pe distanțe scurte, folosită pentru ajustarea poziției față de adversar sau pentru a ocupa o poziție strategică. Deplasarea se face cu pași mici, menținând echilibrul.

Se folosește atât în atac, pentru a primi mingea sau a crea spațiu, cât și în apărare, pentru a bloca adversarul sau a preveni o pasă.

Alergarea (sprintul)

Alergarea se folosește pentru a acoperi distanțe mai mari, de obicei în tranziția rapidă între apărare și atac. În atac, sprintul este utilizat pentru a scăpa de apărare în cazul unui contraatac. În apărare, alergarea rapidă este esențială pentru a reveni și a ocupa o poziție defensivă eficientă.

Pasul adăugat

Este o deplasare laterală, specifică pentru apărare. Jucătorul își menține poziția fundamentală, cu genunchii flexați, și se deplasează lateral cu pași scurți, fără a-și încrucișa picioarele. Este folosită pentru a rămâne în fața adversarului care driblează și pentru a bloca un eventual avans spre coș.

Pivotarea

Pivotarea constă în rotirea pe un picior fix, în timp ce celălalt picior se deplasează liber. Permite jucătorului să își schimbe direcția și să protejeze mingea de apărare. Este folosită pentru a proteja mingea în atac, pentru a găsi un coechipier liber sau pentru a evita un blocaj defensiv.

Mișcările fără minge

Mișcările fără minge includ tăierile (cut-urile) și deplasările pe teren pentru a crea oportunități de pasare sau a deschide un spațiu.

Mișcările pot include deplasări spre coș, deplasări diagonale sau în cerc. Sunt esențiale pentru a rupe apărarea și a crea un spațiu liber, fie pentru primirea unei pase, fie pentru a deruta adversarii.

Întoarcerile rapide

Întoarcerea reprezintă o schimbare bruscă de direcție pentru a deruta apărarea, adesea utilizată fără minge. Se folosește pentru a crea spațiu față de adversar sau pentru a schimba rapid direcția într-un dribling sau pas.

Aceste deplasări ajută jucătorii să își îmbunătățească controlul terenului, să creeze oportunități de atac și să se apere eficient.

Săriturile

În jocul de baschet, săriturile sunt esențiale pentru a realiza acțiuni importante, cum ar fi aruncările la coș, blocările și recuperările. Ele sunt folosite atât de jucători ofensivi, cât și de cei defensivi pentru a domina înălțimea și a câștiga avantaj asupra adversarilor.

Săritura pentru aruncare în care jucătorul sare vertical și aruncă mingea spre coș din săritură, obținând un unghi mai favorabil de atac și evitând blocajele defensive.

Săritura pentru recuperare - după o pasă ratată , jucătorii sar pentru a prinde mingea, fie pentru a o controla pe atac, fie pentru a o recupera în apărare.

Săritura pentru blocaj este atunci când un jucător defensiv sare în fața unui adversar care încearcă să arunce la coș, încercând să devieze sau să blocheze mingea.

Săritura în dublu pas apare atunci când jucătorul sare lângă coș și finalizează cu o aruncare ușoară. Este o săritură mai scurtă și mai rapidă.

Este o săritură înaltă, prin care jucătorul introduce mingea direct în coș. Este una dintre cele mai spectaculoase mișcări și necesită o combinație de forță și înălțime.

Sărituri le cer atât forță în picioare, cât și o tehnică bună, deoarece implică coordonarea întregului corp și, deseori, necesită stabilitate în aer pentru a învinge presiunea adversarilor. Antrenamentele specifice de sărituri și pliometrie sunt folosite frecvent pentru a îmbunătăți această abilitate.

Săritura cu desprindere pe ambele picioare

Săritura cu desprindere pe ambele picioare este o tehnică frecvent utilizată în baschet, în special la jump shot-uri, dunk-uri și recuperări. Spre deosebire de săritura cu desprindere pe un singur picior, aceasta permite jucătorului să genereze mai multă forță și stabilitate, având un control mai bun al corpului în aer.

Caracteristici ale săriturii cu desprindere pe ambele picioare

Această săritură asigură un echilibru mai bun, deoarece greutatea este distribuită uniform pe ambele picioare, permițând o direcționare precisă a mișcării.Folosind ambele picioare pentru desprindere, jucătorii pot genera o explozie mai puternică, ceea ce le permite să sară mai sus și să obțină un avantaj în fața adversarilor, atât pentru blocaje, cât și pentru sarituri spectaculoase.

Această tehnică este adesea folosită atunci când jucătorul are timp să se pregătească înainte de săritură, fie în cazul unui jump shot, fie pentru o recuperare ofensivă sau defensivă.

Aplicare în diferite situații de joc

Aruncarea la coș - jucătorul sare pe ambele picioare pentru a obține un unghi înalt și pentru a evita blocajul adversarilor. Acesta este un tip de săritură preferat de majoritatea jucătorilor, în special atunci când se află în apropierea coșului.

În cazul recuperărilor, o săritură cu ambele picioare permite jucătorilor să-și asigure o poziție stabilă pentru a prinde mingea fără a pierde echilibrul în aer.

Avantaje

Echilibru mai bun în aer deoarece fiind desprins cu ambele picioare, jucătorul are un control mai bun asupra corpului și poate ajusta mișcarea pentru a contracara eventualele contacte din partea adversarilor.

Control și direcție deoarece permite o stabilitate sporită, jucătorul având control asupra direcției mișcării, atât pentru aruncări, cât și pentru aterizări sigure.

Antrenamentele pentru această săritură includ exerciții pliometrice și de forță, axate pe mușchii picioarelor și trunchiului, pentru a spori înălțimea și controlul în aer.

Săritura cu desprindere pe un picior

Săritura cu desprindere pe un singur picior este o tehnică de bază în baschet, adesea folosită în situații de layup și în mișcări care cer rapiditate, fluiditate și o tranziție ușoară între alergare și săritură. Spre deosebire de săritura pe ambele picioare, aceasta este mai dinamică și este realizată, de obicei, atunci când jucătorul are un elan mare.

Caracteristici ale săriturii cu desprindere pe un singur picior

Fluiditate și continuitate deoarece săritura pe un picior permite o tranziție rapidă și cursivă de la dribling la finalizare, fiind ideală pentru un atac rapid.

Înălțime redusă, dar viteză mai mare pentru că, deși nu oferă aceeași înălțime ca o săritură pe ambele picioare, această tehnică asigură un ritm mai bun al mișcării, permițând jucătorilor să finalizeze rapid acțiunea.

Controlul asupra mingii este asigurat deoarece săritura pe un singur picior permite jucătorului să fie mai mobil și să își mențină controlul asupra mingii, permițând ajustări rapide în funcție de apărarea adversă.

Este cea mai comună utilizare a săriturii pe un picior. Jucătorul driblează spre coș și, cu desprindere pe un picior, finalizează acțiunea cu o aruncare ușoară sau chiar un dunk (dacă are înălțimea necesară).

Când un jucător are spațiu liber și vrea să ajungă rapid la coș, săritura pe un picior îi permite să păstreze viteză, făcând dificilă intervenția adversarilor.

Atunci când un jucător dorește să evite un blocaj sau să finalizeze rapid pentru a nu fi interceptat, desprinderea pe un singur picior permite o schimbare bruscă de direcție și o finalizare rapidă.

Avantaje

Viteză și dinamică - săritura pe un picior este foarte eficientă în acțiunile rapide, deoarece permite jucătorilor să se deplaseze repede și să finalizeze fără a încetini.

Jucătorul are mai mult control și flexibilitate pentru a evita apărarea sau a-și ajusta aruncarea în aer.

Antrenamentele pentru această tehnică includ exerciții pliometrice și de coordonare, accentuându-se explozia și stabilitatea pe un singur picior, pentru a permite sărituri rapide și eficiente din dribling.

Pirueta

Pirueta în jocul de baschet este o mișcare tehnică folosită pentru a schimba direcția rapid și a evita adversarii. Aceasta implică o rotație rapidă a corpului în timp ce jucătorul păstrează piciorul de pivot pe sol și se rotește în jurul acestuia. Pirueta este adesea folosită

de jucătorii ofensivi pentru a trece de apărare, în dribling, sau pentru a crea spațiu pentru o aruncare sau o pasă.

Caracteristici ale piruetei în baschet

Este crucial ca jucătorul să aibă un picior de pivot bine stabilit. Pirueta se realizează prin rotirea în jurul acestui picior, în timp ce celălalt picior execută mișcarea de rotație. Ridicarea piciorului de pivot poate duce la o greșeală de pași. Pirueta necesită o bună coordonare, control și echilibru. Este important ca jucătorul să păstreze controlul asupra mingii în timpul rotației și să se asigure că mișcarea este fluidă și rapidă pentru a nu pierde mingea.

În timpul piruetei, jucătorul trebuie să țină mingea aproape de corp și, de obicei, de partea opusă apărătorului, pentru a evita o intercepție.

Aplicare în jocul de baschet

Pirueta este folosită de jucători pentru a trece de apărarea strânsă. Printr-o rotație rapidă, jucătorul poate schimba direcția, lăsându-l pe apărător în urmă. Un jucător poate folosi pirueta pentru a se elibera de apărare și a obține un unghi mai bun pentru o aruncare sau pentru o pasă.

Finalizarea în apropierea coșului prin pivotare, aceasta este utilă și în apropierea coșului, atunci când un jucător este marcat și are nevoie de o mișcare rapidă pentru a elibera spațiu pentru o aruncare.

Avantaje

Schimbare rapidă de direcție prin pirueta, este una dintre cele mai eficiente tehnici de schimbare a direcției, permițând jucătorului să surprindă apărarea. Atunci când este executată corect, pirueta menține mingea protejată, iar jucătorul își poate controla bine mișcarea în funcție de poziția adversarului.

Antrenamentul piruetei include exerciții de pivotare și control al mingii, dar și exerciții de echilibru, pentru a asigura o rotație stabilă și rapidă.

Jocul de brațe și picioare

În baschet, jocul de brațe și picioare este esențial pentru controlul, coordonarea și echilibrul unui jucător pe teren. Fiecare componentă – brațele și picioarele – contribuie semnificativ la performanțele individuale și de echipă, fie că este vorba de atac, apărare sau recuperare. Prin sincronizarea și utilizarea eficientă a brațelor și picioarelor, jucătorii pot obține un avantaj tactic, îmbunătățind atât mișcările, cât și precizia.

Jocul de brațe

În dribling și aruncare, brațele sunt responsabile pentru direcționarea și forța aplicată asupra mingii. Controlul mingii în dribling necesită o coordonare bună și mișcări rapide ale brațelor, păstrând mingea aproape de corp. Brațele sunt folosite și pentru a proteja mingea de adversar în timpul driblingului, oferind o barieră între minge și apărător.

Brațele asigură precizia și forța în pasă și aruncare. În timpul unei aruncări la coș, mișcarea brațelor trebuie să fie fluidă și coordonată cu mișcarea picioarelor pentru un rezultat optim.

În apărare, brațele sunt folosite pentru a contesta aruncările, a bloca pasele sau a crea presiune asupra adversarului. Ridicarea brațelor pentru a bloca vizibilitatea și căile de pasare limitează opțiunile adversarului**.**

Jocul de picioare

Deplasare și viteză în care picioarele sunt fundamentale pentru mobilitatea pe teren. Prin mișcări rapide de deplasare (pași laterali, schimbări de direcție), jucătorii își păstrează poziția în fața adversarului, fie că se află în atac sau apărare.

Sărituri și stabilitate - picioarele sunt esențiale în execuția săriturilor – fie pentru aruncare, recuperare, sau blocaj. Stabilitatea picioarelor ajută la menținerea echilibrului în săriturile pe ambele picioare sau pe un singur picior.

Prin jocul de picioare, jucătorii își pot schimba rapid direcția și pot păstra o poziție echilibrată în fața apărătorului. Tehnicile de pivotare folosesc piciorul de sprijin pentru a menține stabilitatea și a păstra controlul în mișcare.

Poziționare defensivă: În apărare, jocul de picioare este crucial pentru a rămâne în fața adversarului și pentru a-l împiedica să avanseze. Jucătorii defensivi folosesc pași laterali și mișcări scurte și rapide pentru a reacționa la schimbările de direcție ale atacanților.

Sincronizarea brațelor și picioarelor

Un baschetbalist de succes știe să sincronizeze mișcările brațelor cu cele ale picioarelor. De exemplu, în dribling, jocul de picioare este sincronizat cu mișcarea brațelor pentru a permite o deplasare lină, fără pierderea controlului. În aruncare, puterea picioarelor din săritură este completată de mișcarea brațelor pentru a oferi forță și precizie.

Avantaje ale unui joc eficient de brațe și picioare

Echilibru și stabilitate se poate obtine prin utilizarea corectă a brațelor și picioarelor, jucătorii își mențin echilibrul și sunt mai stabili în mișcările rapide. Control și protecțiea mingii prin folosirea brațelor și picioarelor, pentru a proteja mingea și pentru a controla spațiul oferă un avantaj tactic, mai ales în fața apărătorilor agresivi.

Sincronizarea eficientă a mișcărilor optimizează fiecare acțiune, reducând riscul de erori și crescând șansele de reușită. Antrenamentele pentru jocul de brațe și picioare includ exerciții de agilitate, pliometrie, dribling și poziționare defensivă, asigurând o mai bună coordonare și control al mișcărilor pe teren.

Ținerea mingii

Ținerea mingii cu ambele mâini

În jocul de baschet, ținerea mingii cu ambele mâini este o tehnică esențială pentru control și protejare. Când un jucător prinde mingea cu ambele mâini, își îmbunătățește stabilitatea și reduce riscul de a pierde mingea în fața apărării adverse. Această prindere permite, de asemenea, o tranziție mai rapidă către dribling, pasare sau aruncare.

În plus, când mingea este ținută cu ambele mâini la nivelul pieptului sau mai jos, jucătorul este într-o poziție echilibrată și poate lua rapid o decizie strategică în funcție de situația din teren, fie să paseze unui coechipier, să dribleze pentru a avansa sau să arunce spre coș.

Tinerea mingii cu ambele maini aproape de piept

În baschet, ținerea mingii cu ambele mâini aproape de piept este o poziție de bază pentru un control optim al mingii. Aceasta îi permite jucătorului să protejeze mingea de adversari și să fie pregătit pentru o acțiune rapidă, fie că e vorba de o pasare, de o aruncare la coș sau de începerea unui dribling.

Această poziție este considerată stabilă, întrucât oferă un punct de echilibru și îi dă jucătorului o gamă largă de mișcări posibile. Cu mingea la piept, jucătorul își poate folosi și corpul pentru a o proteja mai bine, mai ales în fața apărării adversare, ceea ce crește șansele de a păstra posesia

Ținerea mingii cu ambele mâini deasupra capului

În baschet, ținerea mingii cu ambele mâini deasupra capului este o poziție folosită frecvent pentru pase precise sau pentru aruncări la coș. Această poziție oferă o vizibilitate bună asupra terenului și le

permite jucătorilor să observe mai ușor colegii de echipă și poziționarea adversarilor.

Prin ridicarea mingii deasupra capului, jucătorul își protejează posesia, făcând mingea mai greu de interceptat de către apărători. De obicei, această poziție este adoptată în momentele în care jucătorul este presat sau pentru a face o pasă peste apărători, fiind o tehnică esențială în jocul de baschet pentru a asigura un control sigur și pentru a deschide oportunități de atac.

Ținerea mingii cu ambele mâini dedesubt

În baschet, ținerea mingii cu ambele mâini dedesubt (sub minge) este utilizată de obicei pentru pregătirea unui dribling sau pentru a proteja mingea în fața apărării. Această poziție îi oferă jucătorului un control excelent, întrucât poate trece rapid într-un dribling fără a pierde stabilitatea.

Poziționarea mâinilor dedesubtul mingii facilitează schimbarea direcției în cazul unui dribling de protecție și ajută la păstrarea posesiei, în special în fața unui apărător agresiv. Este o tehnică esențială pentru gărzi sau jucători de poziție joasă, care trebuie să manevreze mingea în spații înguste și să fie gata să accelereze mișcările.

Ținerea mingii asimetrică cu două mâini de sus

În baschet, ținerea asimetrică a mingii cu două mâini de sus implică plasarea uneia dintre mâini pe partea laterală a mingii, iar cealaltă ușor dedesubt, într-o poziție mai joasă. Această tehnică permite jucătorului să aibă un control solid asupra mingii, permițându-i să o ridice rapid pentru o pasă, o aruncare la coș sau o fenta.

Prin prinderea asimetrică, jucătorul poate crea o mișcare fluidă și imprevizibilă, ceea ce este util pentru a schimba direcția sau

pentru a lansa o aruncare rapidă înainte ca adversarii să reacționeze. Această tehnică oferă mai multă libertate de mișcare a mingii, fiind utilă în situații ofensive și pentru manevre rapide.

Prinderea mingii cu două mâini la piept

Prinderea mingii cu două mâini la piept în baschet este o tehnică de bază folosită pentru a controla mingea în mod eficient și a pregăti o pasare sau o aruncare.

Poziția corpului este în echilibru, cu genunchii ușor îndoiți și picioarele depărtate la nivelul umerilor, pregătit pentru a absorbi mingea și a reacționa rapid.

Poziția mâinilor cu palmele orientate spre minge, la nivelul pieptului, cu degetele ușor răsfirate. Mâinile ar trebui să fie ferme, dar relaxate, pregătite să prindă mingea fără să o lase să cadă sau să se rostogolească.

Atunci când mingea vine spre tine, adu ambele mâini către minge, absorbând impactul ușor. Îndoaie coatele pentru a amortiza mingea și pentru a o menține aproape de corp, la nivelul pieptului. Această tehnică îți oferă mai mult control și siguranță.

Odată ce ai prins mingea, asigură-te că o ții aproape de piept, pregătit pentru o eventuală pasare, dribling sau aruncare la coș.

Această tehnică ajută la reducerea riscului de a scăpa mingea și îți permite să o controlezi mai bine pentru a efectua următoarea mișcare în joc.

Prinderea mingii cu două mâini de sus de deasupra capului

Prinderea mingii cu două mâini de deasupra capului în baschet este o tehnică folosită atunci când mingea vine de la o pasă sau un rebound înalt. Aceasta permite jucătorului să controleze mingea în aer și să fie pregătit pentru o pasare rapidă sau o aruncare la coș.

Poziția corpului este în echilibru, cu picioarele depărtate la nivelul umerilor, și genunchii ușor flexați. Acest lucru ajută la stabilitate și la absorbirea impactului mingii.

Întinde mâinile deasupra capului, cu palmele orientate una spre cealaltă și degetele larg deschise pentru a prinde mingea cu o suprafață cât mai mare. Mâinile ar trebui să fie ferme, dar relaxate, pregătite să amortizeze mingea.

Prinderea mingii se realizeaza pe măsură ce mingea ajunge, folosește ambele mâini pentru a o prinde deasupra capului, încordând ușor antebrațele și coatele pentru a controla mingea și a nu o scăpa.

Aducerea mingii spre piept se produce după ce ai prins mingea ferm, coboar-o spre piept, păstrând-o aproape de corp. Acest lucru îți oferă mai mult control și te pregătește pentru următoarea mișcare – fie o pasă, fie un dribling sau o aruncare.

Această tehnică este esențială pentru a controla mingea atunci când vine de sus, permițând jucătorului să continue rapid acțiunea în joc.

Prinderea mingii cu o mână

Prinderea mingii cu o mână în baschet este o tehnică avansată, folosită în situații specifice, cum ar fi prinderea rapidă a unei pase sau recuperarea mingii când cealaltă mână nu poate fi folosită. Aceasta necesită coordonare, forță și precizie pentru a menține controlul. Iată cum se face corect această prindere:

Poziția corpului trebuie menținută într- o poziție stabilă, cu genunchii ușor flexați, și pregătește-te să absorbi impactul mingii, adaptând rapid poziția pentru a prinde mingea. Întinde mâna către minge cu degetele larg deschise și palmele ferme, pentru a oferi o suprafață maximă de contact. Degetul mare și degetele mijlocii sunt esențiale pentru a controla prinderea.

Prinderea efectivă se realizează atunci când mingea ajunge la mână, prinde-o ferm, încordând ușor mușchii degetelor și palmei pentru a o stabiliza. Folosește degetele pentru a absorbi impactul și pentru a preveni scăparea.

Continuă jocul după prinderea mingii, adu-o aproape de corp sau imediat într-o poziție potrivită pentru o aruncare, pasare sau dribling, în funcție de situația jocului.

Prinderea mingii cu o mână este riscantă, dar eficientă în momentele când viteza este esențială și atunci când o prindere rapidă sau un control ferm al mingii este necesar pentru a finaliza o acțiune în teren.

Pasarea mingii

Pasarea mingii în baschet este o tehnică esențială, folosită pentru a muta mingea rapid între coechipieri, a evita apărarea adversă și a crea oportunități de aruncare la coș. O pasă bine executată poate determina eficiența unei echipe în atac. Iată principalele tipuri de pase și modul în care se realizează fiecare:

Pasa de la piept

Ține mingea la nivelul pieptului, cu degetele răsfirate pe laturi.

Împinge mingea drept înainte, extinzând brațele și răsucind ușor încheieturile spre exterior pentru a oferi mingii mai mult control și direcție.

Folosită pentru pase directe și rapide pe distanțe scurte până la medii.

Pasa prin ricoșeu

Ține mingea la piept sau în zona abdomenului și împinge mingea spre podea, vizând un punct la aproximativ două treimi din distanța dintre tine și coechipier. Mingea ar trebui să atingă podeaua

o dată și să ajungă la coechipier la nivelul taliei. Această pasă este ideală pentru evitarea apărătorilor și este dificil de interceptat.

Pasa de deasupra capului

Ține mingea cu ambele mâini deasupra capului si întinde brațele și împinge mingea înainte, folosind încheieturile și brațele pentru a-i oferi direcție și viteză. Este folosită pentru pase lungi sau pentru a depăși apărătorii înalți.

Pasa cu o mână

Ține mingea cu o mână, ca și cum ai arunca o minge de baseball si realizează o mișcare de aruncare, folosind brațul și încheietura pentru a imprima viteză și precizie. Este utilizată în situații de contraatac, când trebuie să trimiți mingea rapid pe o distanță lungă.

Pasa laterală

Ține mingea cu o mână lângă corp, pregătit pentru o mișcare rapidă laterală. Împinge mingea lateral sau î înainte, folosind încheietura și forța brațului pentru a trimite mingea cu viteză. Este o pasă utilizată în mișcare pentru a evita un apărător apropiat.

Este essential să fii atent la poziția coechipierului și la apărătorii din jur. Pasările ar trebui să fie precise și rapide, evitând interceptările. Comunicarea prin gesturi sau privire cu coechipierul pentru a preveni neînțelegerile, oportunități pentru puncte rapide.

Pasa cu o mana din dreptul umarului

Pasa cu o mână din dreptul umărului, cunoscută și ca „pasa de umăr” sau „push pass”, este o tehnică utilă pentru pase rapide și precise în timpul mișcării, mai ales în situații de contraatac sau când trebuie să treci pe lângă un apărător apropiat.

Poziția corpului este într-o poziție echilibrată, cu genunchii ușor îndoiți și cu corpul orientat spre direcția în care vrei să trimiți mingea. Ține mingea în mâna dominantă, la nivelul umărului, aproape

de corp. Brațul ar trebui să fie ușor îndoit, iar cotul orientat spre exterior.

Execuția pasei se realizează prin împingerea mingii înainte cu o mișcare rapidă a brațului, extinzându-l din umăr.

În același timp, folosește încheietura pentru a imprima forță și direcție mingii, astfel încât să fie rapidă și precisă. Degetele ar trebui să fie ușor deschise, pentru a avea mai mult control și a direcționa mingea corect.

După ce ai lansat mingea, urmărește mișcarea brațului în direcția pasei pentru a-i da un plus de viteză și a-ți menține echilibrul.

Această pasă este de obicei folosită pe distanțe scurte până la medii și este eficientă pentru pase precise atunci când ești în mișcare sau când vrei să ocolești rapid apărarea adversă.

Pasarea mingii cu pământul

Pasarea mingii cu pământul, cunoscută și ca bounce pass, este o tehnică des întâlnită în baschet, folosită pentru a evita apărătorii și a livra mingea coechipierului printr-o ricoșare de pe podea. Această pasă este dificil de interceptat și este eficientă pe distanțe scurte până la medii.

Poziția corpului este în echilibru, cu picioarele depărtate la nivelul umerilor și genunchii ușor flexați, pregătit pentru a controla pasarea.

Poziția mâinilor prin ținerea mingii cu ambele mâini la nivelul pieptului sau al abdomenului, cu degetele larg deschise și palmele ferme pe laturi.

Execuția pasei - împinge mingea în jos și înainte, folosind ambele mâini pentru a o direcționa spre pământ. Țintește un punct de impact la aproximativ două treimi din distanța dintre tine și coechipier.

În momentul pasei, extinde brațele și răsucește încheieturile spre exterior, pentru a avea mai mult control asupra direcției și vitezei

mingii. Mingea ar trebui să atingă podeaua o singură dată și să ajungă la coechipier la nivelul taliei, facilitând o prindere rapidă și controlată.

După ce mingea este pasată, fii gata să te repliezi în atac sau apărare, în funcție de răspunsul echipei tale și de poziția adversarului.

Pasarea cu pământul este eficientă pentru a evita apărătorii, deoarece mingea sare sub nivelul brațelor acestora, făcând-o dificil de interceptat și asigurând o continuitate rapidă a jocului.

Pasarea mingii din deplasare

Pasarea din deplasare pe distanță medie în baschet este o tehnică folosită pentru a muta mingea rapid către un coechipier aflat la o distanță moderată, în timp ce te afli în mișcare. Această pasă necesită coordonare și precizie, deoarece trebuie să menții controlul atât asupra propriei viteze, cât și asupra direcției și forței mingii. Iată cum se execută:

În timp ce te deplasezi, menține un echilibru bun, cu genunchii ușor flexați, pregătit pentru a efectua pasa. Corpul ar trebui să fie orientat spre direcția în care dorești să trimiți mingea.

Poziția mingii prin ținerea mingii aproape de corp, pregătit să o împingi cu o mână sau cu ambele, în funcție de tipul de pasă ales (pasa de la piept, pasa cu o mână etc.).

Execuția pasei:

La momentul potrivit, împinge mingea înainte în direcția coechipierului, extinzând brațul (sau brațele) și folosind încheietura pentru a imprima direcție și viteză.

Este important să ajustezi forța pasei pentru a ajunge exact la coechipier fără a fi prea rapidă sau prea lentă, astfel încât să poată fi prinsă cu ușurință.

Coordonarea cu picioarele este importantă deoarece în timpul pasei, este ideal să faci un pas spre direcția pasei, ceea ce îți oferă mai mult echilibru și forță în deplasare. Pasează către pieptul coechipierului sau ușor în fața acestuia, astfel încât să o poată prinde în mișcare, fără a încetini.

Pasarea din deplasare pe distanță medie este esențială pentru a menține ritmul jocului și pentru a permite echipei să avanseze rapid pe teren. Aceasta ajută la construirea unui atac fluid și la evitarea apărătorilor, fiind o tehnică des folosită în tranziția dintre apărare și atac.

Pase speciale

În baschet, pasele speciale sunt tehnici avansate folosite pentru a surprinde apărarea adversă, a adăuga viteză jocului și a crea oportunități de scor. Aceste pase necesită o bună coordonare, creativitate și o înțelegere clară a poziționării echipei.

Pasa fără privire

Aceasta este o pasă efectuată fără ca jucătorul să se uite în direcția coechipierului căruia îi trimite mingea. Jucătorul folosește contactul vizual cu un alt jucător sau mimează o mișcare într-o altă direcție pentru a deruta apărătorii. Folosită pentru a crea surpriză și a evita interceptările, dar necesită o excelentă comunicare și sincronizare cu coechipierul.

Pasa pe la spate

Jucătorul aduce mingea în spate și o pasează folosind o mișcare rapidă a încheieturii, trecând mingea prin spatele său.Această pasă este utilă în momentele când apărătorul blochează o pasă obișnuită sau când jucătorul se află într-o poziție incomodă de a pasa în față. Necesită multă practică pentru a controla direcția și viteza mingii.

Pasa în aer

Aceasta este o pasă efectuată direct către un coechipier aflat în săritură, pregătit să finalizeze cu o aruncare din aer. Jucătorul care pasează trimite mingea cu o traiectorie precisă, astfel încât coechipierul să o prindă în săritură și să finalizeze în același timp. Este o pasă spectaculoasă, dar riscantă, deoarece necesită coordonare perfectă și o poziție bună de recepție din partea coechipierului.

Pasa cu o mână în săritură

Executată atunci când jucătorul este în aer, fiind o combinație între o pasă și o săritură. Aceasta permite jucătorului să treacă peste un apărător sau să creeze o oportunitate de pasare rapidă în timp ce evită o blocare. Este dificilă, deoarece jucătorul trebuie să își păstreze controlul în aer și să ia o decizie rapidă, de obicei fiind folosită ca soluție de urgență.

Pasa cu atingere

Este o pasă rapidă, fără ca jucătorul să prindă complet mingea. Mingea este deviată sau direcționată imediat către un alt coechipier în momentul în care jucătorul o atinge. Este folosită în situații de joc rapid, de obicei în apropierea coșului, când există oportunitatea unui scor rapid. Necesită o sincronizare perfectă și o bună înțelegere a poziționării echipei.

Pasa la podea între picioare

Această pasă implică trimiterea mingii printre picioarele apărătorului pentru a ajunge la un coechipier. Este folosită pentru a păcăli un apărător care stă într-o poziție joasă și este greu de depășit printr-o altă pasă. Este riscantă, deoarece necesită o direcție precisă și poate fi interceptată dacă nu este executată corect.

Pasele speciale adaugă dinamism și elemente surpriză în joc, făcându-l mai captivant și oferind oportunități unice pentru a înfrunta apărarea adversă. Acestea necesită multă practică și o chimie bună între jucători pentru a fi eficiente.

Oprirea

Este un element specific jocului de baschet, a cărei execuție se leagă direct de prevederile regulamentului privind înaintarea cu mingea.

Oprirea este precedată de prinderea mingii din pasă sau dribling și se poate executa într-un timp sau în doi timpi.

Oprirea într-un timp

Se execută din alergare precedată de prinderea mingii din pasă. În momentul în care precede prinderea mingii jucătorul execută o usoară saritură înainte - pe orizontală.

Prinderea mingii se face în săritură, aterizarea executându-se pe ambele picioare care vor fi proiectate puțin înainte, centrul de greutate al corpului rămânând înapoia poligonului de sprijin al tălpilor, pentru a anula inerția și a oferi echilibru corpului. Gleznele, genunchii și trunchiul se flexeaza foarte mult, jucătorul intrând în poziția fundamentală.

Dacă viteza de deplasare care precede oprirea este mare, se recomandă ca după efectuarea aterizării propriu-zise, un picior să fie dus înainte, trecând în pivotare prin pășire și realizând astfel o nouă frânare.

Oprirea în doi timpi

Procedeu cu o frecvență de folosire din ce în ce mai mare în jocul modern, datorită vitezei mereu crescânde de desfășurare a jocului. Tehnica de execuție este asemănătoare opririi într-un timp: ușoară săritură cu prinderea mingii, aterizarea pe piciorul care ia primul contact cu solul cu călcâiul, genunchiul fiind întins. Urmează

flexia genunchiului care este o mișcare ce contribuie la amortizarea șocului de aterizare la oprire.

Proiecția centrului de greutate al corpului pe sol, din poziția dinapoia tălpii de contact, este deplasată spre înainte, inerția alergării cum și eventuala dezechilibrare a corpului fiind anulate prin așezarea înainte a celuilalt picior cu talpa orientată oblic spre interior, contactul cu solul luându-se mai mult pe marginea internă a labei piciorului din față ducându-se oblic înainte pe direcția de așezare a acestui picior. Greutatea corpului începe a fi repartizată pe acest picior dar ea va trebui sa rămână mai mult pe piciorul care a luat primul contact cu solul. În cazul în care inerția nu poate fi învinsă,tot cu piciorul celui de-al doilea timp al opririi se va executa o nouă pășire înainte fără însă ca primul picior de contact cu solul - piciorul pivot, să fie ridicat.

După oprire, piciorul din fată va fi retras, jucătorul urmând să intre în poziția fundamentală.

Pivotarea

În baschet, pivotarea (pivotarea pe loc sau "pivot foot") este o tehnică esențială ce implică rotirea corpului pe un picior fix pentru a schimba direcția sau a căuta o poziție avantajoasă de pasare sau aruncare, fără a comite o infracțiune de pași.

Piciorul pe care se face pivotarea rămâne pe loc, iar celălalt poate fi ridicat și mutat pentru a crea un unghi mai bun sau pentru a proteja mingea.

Greșeli frecvente în pivotare:

Ridicarea piciorului de pivot.

Dacă piciorul de pivot este ridicat de pe podea înainte de pasare sau aruncare, jucătorul comite infracțiunea de pași.

Mișcarea ambelor picioare simultan

O greșeală comună este mutarea ambelor picioare înainte de a stabili clar care este piciorul de pivot, ceea ce duce tot la infracțiunea de pași.

Pierderea echilibrului

Pivotarea trebuie executată cu control, iar o poziție greșită poate duce la pierderea echilibrului sau la o pasă slabă.

Forțarea pivotării

Încercarea de a pivota sub presiune poate duce la faulturi de atac, dacă jucătorul lovește accidental un apărător.

Neprotejarea mingii

Pivotarea presupune și protejarea mingii față de adversar; o tehnică neglijentă poate permite adversarului să o intercepteze.

Exersarea pivotării corecte este crucială pentru a evita aceste greșeli și pentru a juca eficient în situațiile de presiune defensivă.

Fentele

Fentele în baschet sunt mișcări rapide și scurte menite să creeze spațiu față de apărător și să dezorienteze apărarea adversă. Fenta presupune simularea unei acțiuni – de aruncare, pasare sau deplasare – pentru a induce apărătorul în eroare și a obține un avantaj strategic.

Tipuri de fente în baschet:

-Fenta de aruncare (shot fake)

Jucătorul mimează o aruncare pentru a forța apărătorul să sară în apărare. Odată ce apărătorul este în aer, jucătorul poate face un pas de ocolire pentru o aruncare mai ușoară sau pentru o pătrundere spre coș.

-Fenta de pasare (pass fake)

Este folosită pentru a simula o pasă într-o direcție falsă, cu scopul de a distrage atenția apărătorilor și de a crea o linie de pasare liberă în altă direcție.

-Fenta de pătrundere

Este o mișcare rapidă a unui picior înainte, ca și cum jucătorul ar începe o pătrundere. Aceasta obligă apărătorul să reacționeze, oferind jucătorului un moment pentru a trece pe lângă el sau pentru a arunca la coș.

-Fenta de schimbare de direcție

Jucătorul sugerează că se va deplasa într-o direcție și apoi schimbă rapid direcția opusă, destabilizând apărătorul.

Avantaje și obiective ale fentelor:

Crearea spațiului față de apărător. Dezorientarea apărării și generarea de oportunități pentru aruncări, pase sau pătrunderi. Controlul jocului și impunerea unui ritm care să avantajeze atacul.

Exersarea fentelor este esențială pentru a face mișcările credibile și eficiente, permițând jucătorilor să evite apărarea strânsă și să se miște liber pe teren.

Dribbling-ul

Dribbling-ul în baschet reprezintă tehnica de control al mingii prin lovirea repetată a acesteia de podea cu o singură mână. Scopul dribling-ului este să permită jucătorului să se deplaseze pe teren fără să încalce regula de pași, păstrând astfel posesia și având posibilitatea de a pătrunde, a pasa sau a arunca la coș.

Tipuri de dribling în baschet:

-Dribling de bază - este un dribling simplu, la înălțime medie, folosit de obicei când nu există presiune din partea apărării. Este folosit pentru controlul general al mingii și deplasare ușoară pe teren.

-Dribling jos - executat la o înălțime redusă, aproape de sol, și cu rapiditate. Este folosit pentru a proteja mingea de apărător, mai ales în situații de apărare strânsă.

-Dribling de viteză - Utilizat în tranziție sau pe contraatac, atunci când jucătorul are nevoie să se deplaseze rapid pe teren.

Mingea este driblată mai sus și într-un ritm rapid pentru a acoperi cât mai mult teren.

-Dribling de schimbare de direcție - jucătorul schimbă rapid direcția de deplasare trecând mingea dintr-o mână în cealaltă pentru a evita apărătorul.

-Dribling invers - mingea este trecută dintr-o mână în cealaltă pe la spate, o manevră avansată care ajută la evitarea apărătorilor sau la schimbarea bruscă a direcției.

-Dribling între picioare - driblingul se face printre picioare, dintr-o mână în cealaltă, oferind control și protecție în fața apărătorului.

Principii și beneficii ale dribling-ului:

- Controlul și protecția mingii în fața apărătorilor.
- Mobilitate și adaptabilitate la diverse situații de joc, permițând pătrunderea, evitarea apărării și crearea de spații.
- Concentrare și viteză – pentru a surprinde apărătorii și a menține posesia.

Exersarea driblingului este esențială pentru un baschetbalist, îmbunătățindu-i dexteritatea și încrederea pe teren. Tehnicile de dribling ajută jucătorul să aibă un control sporit asupra mingii și să fie eficient în situațiile de presiune defensivă.

Aruncarea la coș

Aruncarea la coș este una dintre cele mai importante tehnici în jocul de baschet, fiind principala metodă de a înscrie puncte. Reușita unui coș depinde de coordonare, tehnică, forță și precizie, iar existența unor reguli specifice face ca executarea corectă a aruncării să fie esențială pentru succesul echipei.

Descrierea aruncării la coș

Aruncarea la coș presupune eliberarea mingii din mâinile jucătorului într-un arc în așa fel încât aceasta să intre prin inelul coșului de baschet. Sunt mai multe tipuri de aruncări:

Aruncarea de pe loc (jumper) în care jucătorul sare și aruncă mingea în aer, oferind un arc înalt, pentru a evita blocarea.

Layup - o aruncare efectuată aproape de coș, după ce jucătorul face câțiva pași și folosește panoul pentru a direcționa mingea în coș.

Aruncare de la trei puncte - executată din spatele liniei de trei puncte și necesită mai multă forță și tehnică.

Aruncare cu o singură mână - jucătorul aruncă mingea deasupra capului, folosindu-se de o singură mână și rotindu-se lateral.

Reguli ale aruncării la coș

Driblingul corect: Înainte de aruncare, jucătorul trebuie să respecte regulile de dribling, fără a face pași (mers) sau dublă driblă.

Timpul de atac: Echipele au un timp limitat (de obicei 24 de secunde) pentru a finaliza atacul cu o aruncare la coș.

Lansarea corectă a mingii - în cazul aruncărilor libere, jucătorul nu trebuie să calce linia până când mingea nu a atins coșul.

Poziția apărătorilor - apărătorii nu au voie să atingă mingea în coborâre sau în apropierea coșului, ceea ce se consideră "goaltending".

Greșeli frecvente în aruncarea la coș

Mersul cu mingea - dacă jucătorul face pași în plus fără a dribla, aceasta este o greșeală de "mers" care duce la pierderea posesiei.

Dublă dribbling este atunci când jucătorul începe să dribleze din nou după ce s-a oprit, ceea ce duce la pierderea mingii.

Poziționare greșită a corpului - îndoirea necorespunzătoare a picioarelor sau poziția incorectă a brațului de aruncare pot afecta acuratețea.

Împingerea excesivă din încheietură: Dacă aruncarea implică prea multă forță din încheietura mâinii, mingea poate să nu atingă coșul cu precizie.

Aruncarea sub presiune: În fața apărătorilor, mulți jucători își pierd controlul și nu urmăresc mișcarea mingii până în coș, ceea ce afectează precizia.

Aruncarea la coș este astfel un act de echilibru între tehnică și control, iar îmbunătățirea acesteia necesită multă practică și atenție la detalii pentru a evita greșelile comune și a maximiza șansele de a înscrie.

Aruncarea mingii deasupra capului

În baschet, „overheigh" (sau overhead pass) este o pasă executată prin aruncarea mingii deasupra capului către un coechipier. Acest tip de pasă este util pentru a trece peste adversari, însă implică riscuri și greșeli frecvente care pot compromite acuratețea pasei. Iată câteva dintre cele mai comune greșeli în executarea unei overhead pass:

Greșeli comune

Lipsa de forță și direcție este o greșeală frecventă ceea ce face ca mingea să fie interceptată de adversari sau să ajungă prea încet la coechipier.

Poziționarea incorectă a corpului - dacă jucătorul nu are o poziție stabilă, pasele pot fi necontrolate sau slabe. Stabilitatea vine din echilibru și o poziționare corectă a picioarelor, cu genunchii ușor flexați.

Neglijarea contactului visual- mulți jucători aruncă mingea fără a verifica poziția coechipierului, ceea ce duce la pase neglijente și pierderea mingii.

Împingerea excesivă din încheietură situație în care mingea poate să nu aibă direcția corectă și va lipsi de precizie.

Ignorarea înălțimii optime de aceea o prea joasă poate fi interceptată ușor, iar una prea înaltă este greu de controlat pentru coechipier.

Pentru imbunătățirea pasei de deasupa capului pot fi luate în considerarea următoarele aspecte:

Concentrează-te pe echilibru și sigură-te că ești stabil înainte de a pasa mingea. Stai ferm pe picioare și ține genunchii ușor flexați.

Controlează forța și direcția folosind ambele mâini și împinge mingea din umeri și coate pentru a-i da forță și control.

Comunică cu coechipierii stabilind contact vizual pentru a evita aruncarea mingii către un coechipier neatenționat.

Practică poziționarea corectă a mâinilor: Îți va permite să ai o pasă mai precisă și mai controlată.

Prin evitarea acestor greșeli și antrenament constant, jucătorii își pot îmbunătăți eficiența în overhead pass, făcând astfel jocul mai fluid și reducând riscul pierderii mingii.

Aruncarea la coș de pe loc cu o mână de sus

Aruncarea la coș de pe loc cu o mână de sus, cunoscută și sub numele de aruncare cu o mână de deasupra capului (jump shot), este una dintre cele mai comune și eficiente tehnici de înscriere în baschet. Aceasta necesită un amestec de precizie, forță și tehnică.

Descrierea aruncării de pe loc cu o mână de sus

Poziția de pregătire - jucătorul se așază într-o poziție stabilă, cu picioarele depărtate la nivelul umerilor și genunchii ușor flexați. Mâna de aruncare se află sub minge, iar cealaltă mână este folosită

pentru a ghida mingea. Jucătorul sare în sus, extinzând picioarele și generând forța necesară pentru aruncare.

Eliberarea mingii are loc în timp ce se află la punctul maxim al saltului, jucătorul își întinde brațul de aruncare, eliberând mingea deasupra capului. Aceasta este aruncată într-un arc înalt, pentru a evita blocajul apărătorilor.

După eliberare, jucătorul menține încheietura într-o poziție flexibilă, pentru a direcționa mingea spre coș, iar corpul revine într-o poziție de aterizare controlată.

Greșeli frecvente la aruncarea de pe loc cu o mână de sus

Poziționare necorespunzătoare este atunci când picioarele nu sunt paralele și genunchii nu sunt flexați, aruncarea va fi dezechilibrată și mai puțin precisă.

Mulți jucători nu sar suficient de sus sau se grăbesc să arunce înainte de a ajunge la punctul maxim al saltului, ceea ce reduce înălțimea și șansa de a înscrie.

Folosirea incorectă a mâinilor: Dacă ghidarea este slabă sau dacă brațul de aruncare nu este complet întins, mingea poate să iasă greșit.

Lipsa de control a încheieturii: Încheietura trebuie să fie flexibilă pentru a controla direcția și rotația mingii; dacă este rigidă, mingea poate să nu ia direcția dorită.

Graba la eliberarea mingii: În încercarea de a arunca repede, mulți jucători scapă mingea prea devreme, înainte de a avea controlul complet.

Exersarea acestei tehnici ajută la îmbunătățirea preciziei și a controlului, permițând jucătorilor să înscrie mai ușor și să evite greșelile comune.

Aruncarea la coș din deplasare

Aruncarea la coș din deplasare, cunoscută și ca layup, este una dintre tehnicile fundamentale în baschet. Acest tip de aruncare este folosit atunci când jucătorul se apropie rapid de coș, iar scopul este de a plasa mingea ușor în coș sau de a folosi panoul pentru a direcționa mingea spre coș. Layup-ul este adesea folosit pe contraatacuri și în situații de joc în care jucătorul reușește să evite apărarea apropiindu-se rapid de coș.

Descrierea aruncării la coș din deplasare

Jucătorul driblează spre coș, câștigând viteză și pregătindu-se pentru aruncare. Când jucătorul ajunge aproape de coș, efectuează doi pași finali fără driblare, primul pas fiind cu piciorul opus mâinii de aruncare. Jucătorul sare de pe al doilea picior și își aduce mingea cu o mână aproape de coș. Mingea poate fi lăsată direct în coș sau folosită panoul pentru a spori precizia.

După ce a eliberat mingea, jucătorul aterizează și se pregătește pentru revenirea în joc, fie pentru a recupera mingea, fie pentru apărare.

Greșeli frecvente la aruncarea din deplasare (layup)

Pași în plus - mulți jucători fac mai mult de doi pași după oprirea driblingului, ceea ce duce la o greșeală de pași și la pierderea mingii.

Coordonarea slabă a mâinii și piciorului - o greșeală comună este să nu folosească piciorul opus mâinii de aruncare la ultimul pas, ceea ce poate duce la o aruncare dezechilibrată.

Mulți jucători aruncă mingea prea tare în panou, ceea ce face ca mingea să ricoșeze puternic și să rateze coșul. Lipsa de concentrare care, în graba de a evita apărătorii, jucătorii uită să urmărească mingea până la coș, ceea ce scade precizia aruncării.

Neglijarea panoului: În loc să folosească panoul pentru a direcționa mingea, mulți jucători încearcă să introducă mingea direct în coș, lucru mai dificil din mișcare.

Pentru a executa corect aruncarea din deplasare, este important ca jucătorii să exerseze pașii, coordonarea și controlul asupra mingii. Practicând tehnica corectă și evitând greșelile comune, jucătorii își pot crește semnificativ șansele de a înscrie în timpul unui layup.

Aruncarea la coș din săritură

Aruncarea la coș din săritură, cunoscută și sub numele de jump shot, este una dintre cele mai populare și eficiente tehnici de aruncare în baschet. Aceasta este folosită pentru a evita blocajele apărătorilor, oferind un avantaj de înălțime și un unghi mai bun de aruncare către coș. Jump shot-ul poate fi executat atât de la distanță scurtă, cât și de la distanță mare, inclusiv pentru aruncările de trei puncte.

Descrierea aruncării la coș din săritură (jump shot)

Jucătorul își poziționează picioarele la lățimea umerilor, cu genunchii ușor flexați, pregătit pentru săritură. Mâna de aruncare se află sub minge, iar cealaltă mână o susține lateral. Jucătorul sare drept în sus, păstrându-și echilibrul și stabilitatea în timpul săriturii. Forța vine din genunchi și gambe, oferind înălțime pentru a evita apărătorii. În momentul de vârf al săriturii, jucătorul își întinde brațul de aruncare și eliberează mingea într-un arc. Încheietura mâinii este ușor îndoită pentru a da mingii o mișcare de rotație necesară controlului.

După eliberarea mingii, jucătorul menține mâna întinsă pentru a controla direcția și rotația, urmărind mingea până la coș. La aterizare, jucătorul trebuie să revină într-o poziție echilibrată, pregătit pentru următoarea acțiune.

Greșeli frecvente la aruncarea din săritură (jump shot)

Dacă jucătorul nu păstrează o poziție stabilă la aterizare, aruncarea poate fi inexactă. O poziție dezechilibrată afectează direcția și puterea aruncării. Eliberarea prea devreme sau prea târziu: O greșeală frecventă este eliberarea mingii înainte de a ajunge la punctul maxim al săriturii sau după ce începe coborârea. Aceasta afectează unghiul și acuratețea aruncării.

Coordonare slabă între picioare și mâini: Dacă săritura și mișcarea brațelor nu sunt sincronizate, aruncarea va fi dezechilibrată și mai greu de controlat.

O încheietură prea rigidă limitează rotația mingii, ceea ce poate duce la o traiectorie imprecisă și o rată de succes mai mică. Împingerea excesivă cu mâna de ghidare, aceasta trebuie doar să stabilizeze mingea și să nu o împingă. O împingere excesivă a mingii de către această mână duce la aruncări laterale și imprecise.

Pentru a evita aceste greșeli, jucătorii trebuie să exerseze echilibrul, sincronizarea între săritură și eliberarea mingii și controlul mișcării de rotație. Practicând jump shot-ul în mod constant, jucătorii pot obține o precizie mai bună și o rată de reușită mai mare.

8. TACTICA JOCULUI

Tactica în baschet este esențială pentru a maximiza șansele echipei de a înscrie și de a-și apăra coșul. Tacticile sunt împărțite în două mari categorii: tactici ofensive și tactici defensive, iar fiecare dintre ele presupune o colaborare bine coordonată între toți jucătorii.

1. Tactica ofensivă

Scopul tacticilor ofensive este de a crea ocazii de a înscrie printr-o mișcare rapidă și eficientă a mingii și prin plasarea jucătorilor în poziții favorabile.

Un jucător (de obicei un pivot) face un blocaj pentru coechipierul care are mingea (de obicei un conducător de joc), iar apoi se rotește spre coș pentru a primi o pasă. Aceasta ajută la crearea unui spațiu liber sau unei ocazii de aruncare.

Se creează o situație unu la unu pentru un jucător puternic în atac. Restul echipei se retrage, oferindu-i jucătorului spațiu să își dribleze apărătorul. Echipa folosește pase rapide între jucători pentru a dezorganiza apărarea adversă și a găsi un jucător liber pentru aruncare.

Când echipa recuperează mingea în apărare, accelerează spre coșul advers pentru a înscrie rapid, înainte ca apărarea să se organizeze.

2. Tactica defensivă

Scopul tacticilor defensive este de a limita șansele echipei adverse de a înscrie, de a recupera mingea și de a crea presiune pentru a forța greșeli.

Apărarea om la om

Fiecare jucător marchează un adversar specific, urmărindu-l pe teren și încercând să blocheze orice mișcare sau aruncare.

Apărarea zonală

Fiecare jucător apără o anumită zonă a terenului, fiind responsabil de orice adversar care intră în acea zonă. Este utilă împotriva echipelor cu jucători rapizi sau talentați la aruncare.

Apărarea pressing

Presiune intensă pe jucătorii adversi, fie pe tot terenul (full-court press), fie pe jumătatea de teren (half-court press), pentru a forța greșeli și a recupera mingea.

Blocarea și recuperarea: Concentrarea pe blocarea aruncărilor și pe asigurarea unei poziții bune pentru recuperarea mingii după o aruncare ratată.

Reguli legate de tactica jocului

Timpul de atac – o echipă are 24 de secunde pentru a efectua o aruncare, altfel mingea trece la echipa adversă.

Trei secunde în zona de atac - un jucător nu poate sta mai mult de trei secunde în zona restricționată (pictată) a adversarului, altfel este sancționat cu o încălcare.

Lipsa de contact excesiv - apărarea trebuie să evite faulturile prin contact excesiv. Faulturile personale repetate duc la penalități sau eliminare.

Regula celor 5 secunde - jucătorii nu pot ține mingea în mână mai mult de 5 secunde fără să dribleze, paseze sau arunce.

Regula celor 8 secunde - echipa în posesie trebuie să aducă mingea în jumătatea adversă în maximum 8 secunde.

Importanța tacticii

O bună tactică de joc ajută echipa să folosească eficient atât atacul, cât și apărarea, fiind adaptată în funcție de punctele forte și slabe ale adversarilor. Coordonarea, comunicarea și adaptabilitatea

sunt cruciale pentru implementarea tacticilor, iar antrenorii joacă un rol-cheie în planificarea și ajustarea strategiilor în timpul jocului.

Sistematizarea tacticii în atac

Sistematizarea tacticii în atac în baschet presupune structurarea și organizarea mișcărilor ofensive pentru a crește eficiența echipei în a înscrie puncte. În atac, se utilizează diverse scheme și strategii pentru a crea oportunități de aruncare la coș, printr-o combinație de mișcări bine coordonate între jucători, pase rapide și poziționare corectă pe teren. Principalele tactici de atac pot fi împărțite astfel:

1. Tactici de atac colectiv (echipa întreagă colaborează pentru a crea spațiu)

Mișcarea mingii și a jucătorilor în care echipa folosește pase rapide și se mișcă constant pe teren, obligând apărătorii să se repoziționeze continuu. Aceasta crește șansele de a crea spații libere.

Un jucător (de obicei un pivot) creează un blocaj pentru coechipierul cu mingea (de obicei un conducător de joc), apoi se rotește spre coș (roll) pentru a primi o pasă sau a rămâne liber. Această tactică este foarte eficientă pentru a deschide linii de atac și pentru a dezorganiza apărarea adversă.

Similar cu Pick and Roll (blocaj cu iesire din blocaj spre cos), doar că jucătorul care face blocajul se deplasează apoi în lateral, spre exteriorul terenului, în loc să meargă spre coș. Aceasta oferă o opțiune de aruncare de la distanță, deoarece jucătorul devine o țintă pentru pasă în afara zonei de apărare.

Echipa creează spațiu pentru un jucător talentat în dribling, care să se confrunte unu la unu cu apărătorul său. Restul jucătorilor se retrag pentru a oferi spațiu, iar jucătorul aflat în isolație are opțiunea de a pătrunde, a arunca sau a pasa, în funcție de apărarea adversă.

2. Tactici bazate pe poziționare (plasarea jucătorilor în poziții-cheie)

Folosit pentru jucătorii înalți și puternici, care se plasează în apropierea coșului și joacă cu spatele la apărător. Jucătorul poate aștepta o pasă pentru a ataca coșul sau pentru a atrage apărătorii, deschizând alte opțiuni pentru pase.

Un pivot se plasează mai sus, aproape de linia de aruncări libere, și celălalt pivot sau un alt jucător stă aproape de coș. Pivotul aflat mai sus poate pasa la jucătorul mai apropiat de coș, creând o oportunitate rapidă de a înscrie.

Tactica „4-out, 1-in" - patru jucători sunt poziționați pe exteriorul liniei de trei puncte, iar un jucător rămâne în zona de post (sub coș). Această configurație deschide spații pentru pătrunderi și aruncări de la distanță, punând apărarea în dificultate.

3. Atacul rapid (contraatacul)

După ce recuperează mingea, echipa atacă rapid coșul advers, înainte ca apărarea să se organizeze. Este o tactică bazată pe viteză și reacție, în care se folosește driblingul și pasele rapide pentru a avansa mingea cât mai repede.

Continuarea atacului rapid, dacă acesta este blocat, prin așezarea echipei într-o formă de atac pozițional. Jucătorii se mișcă rapid pe pozițiile lor, creând spații și pregătind o nouă strategie de atac static.

4. Tactici specifice de spațiere și creare de opțiuni de aruncare

Cut-uri (tăieturi) - jucătorii se deplasează brusc și rapid către coș, se repoziționează sau taie în diagonală (Diagonal Cut), pentru a primi pase și a ajunge în poziții avantajoase de aruncare.

Un jucător creează un blocaj pentru un coechipier care nu are mingea, pentru a-l ajuta să scape de apărător și să creeze o opțiune de pasă sau de aruncare.

5. Sisteme de atac structurate

Un sistem flexibil, bazat pe mișcarea constantă a jucătorilor și pe pase, fără o formă fixă. Jucătorii schimbă constant pozițiile, creând opțiuni noi de atac și punând presiune pe apărare.

Trei jucători formează un triunghi într-o zonă a terenului, iar ceilalți doi jucători oferă opțiuni de pasare și de mișcare. Aceasta permite o distribuție echilibrată a spațiului și numeroase opțiuni de aruncare.

Elemente cheie pentru tactica de atac

Spațierea corectă în care jucătorii trebuie să mențină o distanță suficientă între ei pentru a evita apărarea aglomerată și a oferi opțiuni de pasare clare.

Mișcarea constantă pentru a dezorganiza apărarea, jucătorii trebuie să fie în mișcare, creând spațiu și oportunități noi de aruncare.

Comunicare eficientă prin care jucătorii trebuie să comunice pentru a sincroniza mișcările și pasele, fiind mereu atenți la poziționarea adversarilor și la oportunitățile de atac.

Prin antrenament și exersare constantă, echipele pot dezvolta tactici de atac bine coordonate, adaptate stilului de joc și particularităților fiecărui jucător, pentru a deveni eficiente și imprevizibile în fața adversarilor.

Sistematizarea tactiicii în apărare

Sistematizarea tacticii în apărare în baschet este esențială pentru a împiedica adversarii să înscrie și pentru a recupera mingea. Apărarea eficientă se bazează pe poziționare, anticipare și colaborare între jucători, iar principalele tactici sunt împărțite în apărarea om la om, apărarea zonală și diferite combinații adaptate situației de joc.

1. Apărarea Om la Om

În apărarea om la om, fiecare jucător marchează un adversar specific. Aceasta este una dintre cele mai comune forme de apărare, asigurând presiune constantă asupra fiecărui adversar.

Principiul apropierii este extrem de important, intrucât jucătorii trebuie să stea aproape de adversarii lor pentru a reduce opțiunile de aruncare și de pasare.

Ajutorul defensiv apare atunci când un jucător este depășit de adversarul său, ceilalți jucători intervin pentru a ajuta și a încerca să recupereze mingea.

Când apărarea este pătrunsă, jucătorii trebuie să se rotească rapid pentru a marca alți adversari și a închide spațiile libere. Fiecare jucător urmărește și anticipează mișcările adversarului, încercând să împiedice pasele și deplasările către coș.

2. Apărarea Zonală

În apărarea zonală, fiecare jucător este responsabil de o anumită zonă a terenului, nu de un anumit adversar. Aceasta este eficientă împotriva echipelor care folosesc mai puțin pătrunderile sau nu au jucători buni la aruncările de la distanță.

Apărarea 2-3

Această formație implică doi jucători pe linia de sus, în exteriorul liniei de trei puncte, și trei jucători în linia de jos, mai aproape de coș. Este eficientă împotriva echipelor care preferă pătrunderile.

Apărarea 3-2

Această configurație implică trei jucători pe linia de sus și doi mai aproape de coș. Este utilă împotriva echipelor cu jucători buni la aruncările de la distanță.

Apărarea 1-3-1

Un jucător rămâne mai sus, iar trei jucători formează o linie la mijloc, cu un jucător în zona de lângă coș. Este eficientă pentru a împiedica pătrunderile și pentru a controla mijlocul terenului.

3. Apărarea Combinată (Mix Defense)

În anumite situații, echipele folosesc tactici combinate, cum ar fi o apărare zonală pe o parte a terenului și om la om pe cealaltă parte.

Patru jucători formează un patrulater în zona restricționată, iar un jucător marchează strâns cel mai periculos adversar (jucător „one-on-one"). Această apărare este eficientă împotriva echipelor cu un singur jucător extrem de periculos.

Diamond-and-One este similară cu Box-and-One, dar jucătorii formează o formă de diamant (un jucător sus, unul jos și doi în laterale), cu un jucător marcând adversarul principal.

4. Apărarea cu Presing

Apărarea cu presing presupune aplicarea unei presiuni intense asupra adversarilor, fie pe tot terenul, fie pe jumătate de teren, pentru a-i forța să comită greșeli și să piardă mingea.

Presiunea se aplică pe tot terenul, fiecare jucător marcând un adversar încă de la linia de fund. Această tactică este eficientă pentru a crea tensiune și a forța greșeli în driblaj sau pase slabe.

Half-Court Press (jumatate de teren)

Presiunea este aplicată doar în jumătatea adversă a terenului. Aceasta este mai puțin obositoare, dar la fel de eficientă în a forța greșeli.

Trap Defense(marcaj dublu, capcana)

Doi jucători blochează un adversar în colțurile terenului sau lângă linia laterală, încercând să-l izoleze și să-i blocheze opțiunile de pasă. Ceilalți jucători anticipează pentru a intercepta o eventuală pasă.

5. Elemente esențiale în apărare

Poziționare și echilibru eficient, fiecare jucător trebuie să fie poziționat corect între adversarul său și coș, menținând un echilibru bun pentru a reacționa rapid.

Jucătorii trebuie să comunice constant, avertizându-se reciproc despre mișcările adversarilor și despre blocaje (screen-uri).

Blocajul la aruncare extrem de important atunci când adversarul primește mingea în poziție de aruncare, jucătorul apărător se apropie rapid și ridică brațele pentru a-i limita vizibilitatea și a bloca aruncarea.

După fiecare aruncare a adversarilor, apărătorii trebuie să obțină poziții favorabile pentru a recupera mingea.

6. Adaptarea apărării la situația de joc

Apărarea trebuie să fie flexibilă și să se adapteze stilului de joc al adversarului și schimbărilor tactice. Dacă adversarii au jucători buni la aruncările de la distanță, apărarea trebuie să iasă mai sus pentru a bloca aceste aruncări.

Dacă adversarii sunt mai puternici, echipa poate folosi o apărare 2-3 sau Box-and-One pentru a proteja mai bine coșul.

O apărare bine coordonată și adaptabilă este fundamentală pentru succesul unei echipe. Exersarea poziționării, anticiparea mișcărilor adversarilor și comunicarea constantă între jucători sunt esențiale pentru a deveni o echipă defensivă eficientă. Antrenorii joacă un rol crucial în a planifica și a ajusta tactica defensivă în funcție de fiecare adversar.

Acțiuni tactice individuale în atac.

Demarcajul

În baschet, acțiunile tactice individuale în atac sunt mișcări și tehnici pe care jucătorii le folosesc pentru a-și crea oportunități de

aruncare sau pentru a facilita o acțiune de echipă. Una dintre cele mai importante acțiuni tactice individuale este demarcajul, o tehnică prin care jucătorul reușește să scape de apărare și să obțină o poziție favorabilă pentru a primi mingea sau a înscrie.

Tipuri de Demarcaj

Cut-uri (Tăieturi)

Acestea sunt mișcări rapide și bruște pentru a scăpa de apărare și a crea un avantaj de poziționare.

V-Cut: Jucătorul face o mișcare în forma literei „V" – se deplasează întâi într-o direcție, apoi schimbă brusc direcția, întorcându-se pentru a primi mingea. Această mișcare ajută la destabilizarea apărătorului.

L-Cut

Jucătorul se deplasează paralel cu linia de fund, apoi schimbă brusc direcția în unghi de 90° pentru a veni spre coș sau spre minge. Este util pentru a obține o poziție de primire aproape de coș.

Backdoor Cut(o miscare ofensiva in care un jucator se deplaseaza rapid in spatele aparatorului si primeste o pasa pentru a incerca sa inscrie din actiune)

Jucătorul mimează că vine spre minge, iar când apărătorul se apropie, schimbă direcția și aleargă spre coș pentru a primi o pasă rapidă. Este eficient atunci când apărătorul este prea aproape sau încearcă o intercepție.

Flash Cut

Jucătorul aflat în post (aproape de coș) se mișcă rapid către o zonă mai sus pe teren (aproape de linia de aruncări libere), creând o opțiune de pasare.

Retragere

Jucătorul se retrage de lângă coș, spre linia de trei puncte, pentru a crea spațiu și pentru a atrage apărarea la distanță. Aceasta este o mișcare utilă pentru jucătorii buni la aruncările de la distanță, care încearcă să evite apărătorii.

Blocaje

Jucătorul creează un blocaj pentru un coechipier, ajutându-l să se demarce. Este o tactică individuală, dar servește la crearea unei mișcări de echipă. Screen-ul este adesea urmat de o „roll" (pătrundere spre coș) sau „pop" (retrageri pentru aruncări de la distanță).

Fente

Fentele sunt mișcări prin care jucătorul păcălește apărătorul, făcându-l să creadă că va dribla, arunca sau pasa într-o direcție diferită de intenția reală. Exemple de fente:

Aruncare falsă

Jucătorul simulează o aruncare, forțând apărătorul să sară sau să se pregătească de apărare, ceea ce deschide o cale de pătrundere sau pasă.

Pasă falsă

Jucătorul simulează o pasă, inducând în eroare apărătorul și creând spațiu pentru dribling sau aruncare.

Rolul Demarcajului în Tactica de Atac

Demarcajul este crucial în tactica de atac deoareceprin realizarea acestuia se creează spațiu. Un demarcaj eficient forțează apărătorul să se miște, lăsând spațiu liber pentru alte acțiuni. Jucătorii care se demarcă eficient oferă coechipierilor mai multe opțiuni de pasă, ceea ce face atacul mai fluid.

Ușurează pătrunderile atunci când un jucător reușește să se demarce, îi pune pe apărători în dificultate și deschide o cale către coș.

Crește eficiența aruncărilor iar jucătorii demarcați au o poziție mai bună și mai puțină presiune din partea apărătorilor, deci au șanse mai mari de a înscrie.

Elemente de bază pentru un demarcaj eficient

Viteză și schimbarea direcției deoarece un demarcaj eficient necesită schimbări rapide de direcție și accelerație pentru a surprinde apărătorul.

Sincronizare deoarece demarcajul trebuie să fie coordonat cu pasatorul. Jucătorul trebuie să fie pregătit să primească mingea imediat ce se demarcă.

Anticipare prin care jucătorul trebuie să „citească" apărarea și să anticipeze mișcările apărătorului pentru a alege cel mai bun moment și direcția de demarcaj.

Demarcajul și alte acțiuni tactice individuale permit jucătorilor să devină mai eficienți și să creeze oportunități valoroase pentru echipă. Antrenarea acestor tehnici ajută la dezvoltarea inteligenței tactice și a capacității de reacție rapide în diferite situații de joc.

Acțiunea tactică de pătrundere din partea mingii în atac

În baschet, acțiunea tactică de pătrundere din partea mingii este o tehnică ofensivă în care jucătorul cu mingea pătrunde în apărarea adversă prin dribling, de obicei pentru a crea o oportunitate de aruncare la coș sau pentru a destabiliza apărarea și a deschide opțiuni pentru coechipieri.

Scopul Pătrunderii cu mingea în atac este de a crea oportunități de aruncare la coș. Pătrunderea oferă jucătorului șansa de a ajunge mai aproape de coș pentru o aruncare cu procentaj ridicat.

Atrage apărătorii și creează spațiu pentru coechipieri deoarece prin pătrundere, apărarea este forțată să se grupeze pentru a

bloca dribla, ceea ce poate deschide spații libere pentru jucătorii aflați pe linia de trei puncte sau în alte zone.

Generarea unei pase decisive este crucială în timpul pătrunderii, jucătorul poate opta pentru o pasă către un coechipier aflat într-o poziție avantajoasă.

Tehnica pătrunderii din partea mingii

Evaluarea spațiului și poziționarea apărătorului joacă un rol extrem de important deoarece jucătorul trebuie să evalueze rapid distanța față de apărător și să determine partea pe care poate pătrunde mai ușor.

Inițierea driblingului cu viteză prin folosirea unui prim pas puternic și rapid (cunoscut ca „first step”) este esențială pentru a depăși apărătorul și a câștiga un avantaj. În timpul pătrunderii, jucătorul trebuie să mențină un centru de greutate scăzut, protejând mingea de apărători și fiind pregătit să reacționeze la posibilele contacte.

Odată ce jucătorul pătrunde, este esențial să identifice mișcarea altor apărători. Dacă aceștia ajută, se deschid opțiuni pentru pase sau pentru o acțiune de aruncare.

Pătrunderea poate fi finalizată fie printr-o aruncare, un layup, o floater (aruncare cu o traiectorie înaltă), fie printr-o pasă către un coechipier.

Tipuri de pătrundere

Pătrunderea directă

Jucătorul cu mingea pătrunde direct în direcția coșului, de obicei din zona de aripă sau din partea centrală.

Pătrundere pe linia de fund

Pătrunderea de-a lungul liniei de fund pentru a crea spațiu sub coș sau pentru a deschide opțiuni de pasă în zona de mijloc a terenului.

Greșeli frecvente în pătrunderea din partea mingii

Lipsa controlului mingii și a corpului

Graba și driblingul necontrolat pot duce la pierderea mingii sau la faulturi în atac.

Ignorarea apărătorilor secundari

Mulți jucători neexperimentați nu „citesc" mișcările apărării și sfârșesc prin a se lovi de apărători suplimentari.

Pătrunderea fără un plan clar deoarece este esențial să ai un plan de acțiune - fie să finalizezi prin aruncare, fie să pasezi. Driblingul fără scop poate duce la închiderea spațiilor și pierderea oportunităților.

Folosirea excesivă a pătrunderii, aceasta trebuie folosită inteligent și nu exagerat. O echipă bună va anticipa dacă un jucător insistă prea mult pe această acțiune.

Avantajele Tactice ale pătrunderii cu mingea

Are rol de a dezorganiza apărarea deoarece când apărarea este destabilizată, coechipierii au mai multe șanse de a găsi poziții libere.

Crește eficiența aruncărilor deoareceo pătrundere de succes duce jucătorul mai aproape de coș, unde șansele de a înscrie sunt mai mari. Apărătorii pot comite faulturi în încercarea de a opri pătrunderea, oferind astfel oportunități de puncte la linia de aruncări libere.

Acțiunea tactică de pătrundere este un element-cheie în jocul de atac al unei echipe, ajutând la crearea de oportunități și la destabilizarea apărării adverse prin mișcări precise și decizii rapide.

Pătrunderea din partea opusă mingii

Pătrunderea din partea opusă mingii este o acțiune tactică individuală în jocul de baschet, în care un jucător aflat pe partea opusă mingii încearcă să intre în zona de atac, fie pentru a primi o pasă, fie

pentru a crea spațiu pentru un coleg de echipă. Aceasta implică deplasare fără minge pentru a destabiliza apărarea și a deschide oportunități de atac.

Greșeli frecvente pe care jucătorii le pot face în execuția acestei acțiuni:

Sincronizare greșită când unii jucători pleacă prea devreme sau prea târziu, ceea ce poate duce la o apărare repliată deja sau la un dezechilibru în coordonarea echipei. Sincronizarea este esențială pentru a beneficia de avantajul acestei pătrunderi.

Viteză neadecvată utilizând o pătrundere prea lentă cee ace oferă timp adversarilor să se repoziționeze, iar o pătrundere prea rapidă poate cauza pierderea controlului sau poate atrage atenția apărării înainte de a se putea crea un avantaj.

Anticiparea greșită a apărării – jucătorii nu observă pozițiile apărătorilor și acoperirea lor, ceea ce poate duce la intrarea într-o zonă aglomerată sau la crearea unei situații de turnover.

Neglijarea spațierii – uneori, jucătorii ignoră pozițiile colegilor, ceea ce poate duce la aglomerarea zonei ofensive și limitarea opțiunilor de pasare.

Lipsa de comunicare cu echipa – jucătorii trebuie să fie conștienți de intențiile colegilor lor. Fără comunicare eficientă, se pot crea confuzii și greșeli în interpretarea jocului.

Control slab al corpului și al mingii – unii jucători pierd controlul driblingului sau echilibrul corpului în timpul pătrunderii, ceea ce poate conduce la turnover sau la o ratare ușoară în apropierea coșului.

Prin evitarea acestor greșeli, jucătorii pot optimiza eficiența pătrunderilor din partea opusă mingii, contribuind la un joc ofensiv mai fluid și mai bine organizat.

Depășirea

Depășirea este o acțiune tactică individuală esențială în baschet, prin care un jucător cu mingea încearcă să treacă de apărătorul direct pentru a se apropia de coș, a crea un spațiu de aruncare sau a destabiliza apărarea adversă. Această mișcare implică tehnici precum driblingul rapid, schimbările de direcție și accelerarea bruscă pentru a obține un avantaj asupra apărătorului. Cu toate acestea, depășirea vine la pachet cu o serie de greșeli frecvente:

Lipsa de control al mingii – În dorința de a trece rapid de apărător, unii jucători tind să piardă controlul mingii, fie prin driblinguri prea puternice, fie prin neatenție. Aceasta poate duce la turnover.

Neatenția la apărător – Jucătorii care nu monitorizează poziția apărătorului riscă să fie surprinși de apărători agresivi sau de ajutoare defensive. Lipsa de anticipare poate duce la pierderea mingii sau la o blocare ușoară.

Sincronizare și moment nepotrivit – Executarea depășirii într-un moment nepotrivit, de exemplu, atunci când apărarea este densă sau când nu există opțiuni de continuare (colegi disponibili pentru pasare), poate conduce la un atac blocat.

Lipsa de varietate în mișcări – Unii jucători folosesc aceleași mișcări de depășire în mod repetitiv, devenind previzibili pentru apărători. Varietatea în schimbările de direcție și ritm este esențială pentru a depăși apărătorii experimentați.

Pierderea echilibrului și a controlului corpului – În dorința de a accelera, jucătorii pot pierde echilibrul, ceea ce îi face vulnerabili la pierderea mingii sau la executarea unor aruncări dezechilibrate.

Neglijarea viziunii de ansamblu – Focalizarea excesivă pe dribling și pe depășirea apărătorului poate duce la ignorarea colegilor

liberi. Jucătorii care nu au o viziune de ansamblu asupra terenului pot rata oportunități de pasare sau combinații ofensive.

Dribling excesiv – În loc să facă o decizie rapidă, unii jucători driblează prea mult, ceea ce încetinește atacul echipei și permite apărării să se regrupeze.

Corectând aceste greșeli și lucrând la controlul mingii, viziunea de joc și varietatea mișcărilor, jucătorii își pot îmbunătăți semnificativ eficiența depășirii, contribuind la o ofensivă mai dinamică și mai eficientă.

Depășirea deschisă

Depășirea deschisă în baschet este o acțiune tactică individuală prin care jucătorul cu mingea se află într-o situație favorabilă, fără apărători direcți în fața lui sau cu un apărător care nu este poziționat optim, și folosește această oportunitate pentru a avansa rapid spre coș. Acest tip de depășire apare de obicei în momentele de tranziție rapidă, după un contraatac sau atunci când apărarea adversă este depășită și repliată necorespunzător.

Caracteristicile depășirii deschise:

Accelerare maximă – Jucătorul accelerează la maximum pentru a profita de spațiul liber și a ajunge rapid la coș.

Dribling controlat – Este esențial să controleze mingea și să-și adapteze driblingul la viteză, pentru a evita pierderea controlului în apropierea coșului.

Finalizare eficientă – Într-o depășire deschisă, jucătorul trebuie să fie pregătit să finalizeze rapid printr-un lay-up, dunk sau aruncare sigură, deoarece există o șansă minimă de intervenție a apărării.

Monitorizarea apărătorilor – Chiar dacă pare a fi un drum liber spre coș, jucătorul trebuie să fie atent la apărătorii care pot veni

din lateral sau din spate pentru a încerca să blocheze sau să intercepteze.

Depășirea deschisă este o oportunitate excelentă pentru puncte ușoare și pentru a pune presiune pe apărarea adversă, motiv pentru care echipele caută să creeze astfel de situații prin apărare intensă și tranziții rapide.

Depășirea cu pas încrucișat

Depășirea cu pas încrucișat (crossover) este o mișcare individuală în baschet prin care jucătorul cu mingea folosește o schimbare rapidă de direcție pentru a destabiliza apărătorul și a crea un spațiu pentru a avansa spre coș. Acest tip de depășire implică trecerea mingii de pe o mână pe cealaltă, de obicei printr-un dribling scurt și rapid, împreună cu o mișcare a picioarelor și a corpului pentru a sugera inițial o direcție falsă, astfel încât apărătorul să fie surprins și dezechilibrat.

Caracteristicile depășirii cu pas încrucișat:

Schimbarea direcției – Jucătorul începe prin a se deplasa într-o direcție, apoi efectuează rapid o schimbare bruscă în direcția opusă, aducând mingea de la o mână la cealaltă.

Coordonare între mâini și picioare – Pe lângă schimbarea direcției mingii, jucătorul trebuie să folosească mișcarea picioarelor (pașii încrucișați) și a corpului pentru a simula inițial o direcție falsă și pentru a crea un efect de surpriză.

Viteză și control al mingii – Un crossover eficient necesită viteză pentru a face mișcarea greu de anticipat, dar și un control precis al mingii, astfel încât să nu fie pierdută în momentul schimbării direcției.

Echilibru și poziția corpului – În timpul manevrei, jucătorul trebuie să își mențină echilibrul și să fie pregătit să accelereze imediat după schimbarea direcției, fără a pierde controlul asupra mingii.

Citirea apărătorului – Un pas încrucișat bine executat presupune ca jucătorul să fie atent la poziția și la mișcarea apărătorului, așteptând momentul în care acesta este puțin dezechilibrat sau pe cale să reacționeze într-o direcție.

Scopul depășirii cu pas încrucișat este de a crea un avantaj prin destabilizarea apărătorului și de a deschide o linie clară spre coș sau de a face spațiu pentru un șut. Atunci când este bine executat, crossover-ul este o mișcare eficientă și spectaculoasă, utilizată adesea de jucători pentru a lua inițiativa în atac.

Depășirea cu piruetă

Depășirea cu piruetă este o mișcare tactică individuală în baschet, folosită de jucătorul cu mingea pentru a depăși un apărător printr-o rotire rapidă în jurul lui, menținând totodată controlul asupra mingii. Aceasta este o tehnică eficientă atunci când apărătorul încearcă să limiteze drumul spre coș sau să preseze intens, iar jucătorul trebuie să schimbe direcția într-un mod neașteptat.

Caracteristicile depășirii cu piruetă:

Rotire rapidă pe piciorul de pivot – Jucătorul cu mingea se rotește brusc în jurul apărătorului, folosindu-și un picior ca punct de sprijin (pivot) și păstrând celălalt picior pentru a închide rotirea și a continua mișcarea.

Protejarea mingii – Pe parcursul piruetei, jucătorul trebuie să mențină mingea aproape de corp și să o protejeze de mâinile apărătorului. De obicei, mingea este dusă dintr-o mână în cealaltă pe măsură ce jucătorul finalizează rotirea.

Control și echilibru – Pentru o piruetă eficientă, jucătorul trebuie să își mențină echilibrul și să execute mișcarea într-un ritm controlat, astfel încât să nu piardă mingea sau să fie dezechilibrat de contactul cu apărătorul.

Sincronizare – Pirueta trebuie să fie executată în momentul în care apărătorul este poziționat lateral sau ușor în fața jucătorului, astfel încât mișcarea să exploateze un unghi slab al apărării.

Continuitate în atac – după piruetă, jucătorul trebuie să fie pregătit să continue rapid cu o finalizare, o pasă sau un nou dribling, în funcție de cum reacționează apărarea.

Scopul depășirii cu piruetă este de a crea un avantaj prin evitarea contactului direct cu apărătorul și prin găsirea unei linii clare spre coș. Această mișcare este folosită des de jucători în poziții de forță (de exemplu, extrema de forță sau pivotul) care se află aproape de coș și vor să finalizeze în fața apărătorilor masivi. Efectuată corect, pirueta este o tehnică surprinzătoare și eficientă, ce poate destabiliza apărarea și oferi oportunități de atac rapide.

Finalizarea

- De la mică distanță 1- 4m

Finalizarea de la mică distanță, între 1 și 4 metri de coș, este o tehnică esențială în baschet, deoarece reprezintă o oportunitate cu șanse mari de reușită. Această zonă permite jucătorilor să finalizeze rapid și eficient, fiind o distanță optimă pentru diferite tipuri de aruncări, cum ar fi floater-ul, hook shot-ul, lay-up-ul și aruncările rapide de sub coș.

Caracteristicile finalizării de la mică distanță:

Varietatea aruncărilor – De la această distanță, jucătorii pot folosi o gamă largă de finalizări, inclusive. Este folosită adesea când jucătorul se află în mișcare spre coș și are un unghi liber;

Poate fi folosită de obicei de către pivoți sau extremi de forță, care se rotesc parțial în jurul apărătorului și aruncă mingea cu o mână, menținând-o departe de apărare;

Jump shot de la mică distanță – util când jucătorul este în fața apărătorului, dar poate crea un mic spațiu pentru o aruncare rapidă.

Coordonarea și controlul corpului – finalizarea de aproape necesită echilibru și control al corpului, mai ales când jucătorul se confruntă cu contact fizic sau apărare strânsă.

Precizie – fiind o aruncare scurtă, aceasta necesită o dozare precisă a forței și un control fin asupra mingii. Orice variație mică în forță sau unghi poate afecta șansele de reușită.

Folositul panoului – aruncările de la această distanță pot beneficia de sprijinul panoului care ajută la direcționarea mingii în coș și oferă

Cunoașterea poziției apărătorilor – jucătorul trebuie să fie conștient de poziția apărătorilor din jur, atât pentru a evita blocajele, cât și pentru a găsi unghiul optim de aruncare.

Scopul finalizării de la mică distanță este de a transforma oportunitățile create prin pătrundere sau pase rapide în puncte sigure, profitând de avantajul apropierii de coș. La această distanță, finalizările sunt de obicei mai precise și oferă șanse mai mari de succes, motiv pentru care jucătorii lucrează intens la dezvoltarea tehnicii de finalizare din apropierea coșului.

-De la semidistanță, 4-6 metri

Finalizarea de la semidistanță, între 4 și 6 metri de coș, este o tehnică importantă în baschet, deoarece permite jucătorilor să înscrie dintr-o zonă situată între pătrunderi și linia de 3 puncte, profitând de unghiuri mai variate. Aceasta distanță este cunoscută și sub numele de „mid-range” și poate fi folosită pentru aruncări rapide sau în condiții de apărare strânsă, oferind opțiuni valoroase în atac.

Caracteristicile finalizării de la semidistanță:

Aruncare rapidă– Aruncarea standard de la semidistanță este de obicei un jump shot (aruncare sărită), prin care jucătorul își folosește impulsul săriturii pentru a se ridica și a arunca peste apărător. Aceasta oferă un unghi mai bun și reduce riscul de blocaj.

Control și forță moderată – Finalizarea de la semidistanță necesită o forță mai mare decât aruncările de la mică distanță, dar și un control al încheieturii pentru a direcționa mingea spre coș. Mișcarea de eliberare a mingii trebuie să fie fluidă și precisă.

Spațiere și poziționare optimă – Jucătorii trebuie să își creeze spațiu față de apărător pentru a executa o aruncare curată de la această distanță. Tehnici precum driblingul de separare (step-back) sau driblingul în lateral sunt adesea utilizate pentru a crea spațiu.

Folosirea panoului – În funcție de unghiul față de coș, jucătorii pot folosi panoul pentru a direcționa mingea, mai ales din pozițiile laterale. Acest lucru crește precizia și oferă o șansă suplimentară de reușită.

Anticiparea acțiunilor apărării – Jucătorul trebuie să observe mișcările apărătorului, anticipând potențialele blocaje sau apărarea agresivă. Unii apărători vor contesta aceste aruncări, așa că este esențial ca jucătorul să găsească un moment și un unghi favorabil.

Scopul finalizării de la semidistanță este de a adăuga variație ofensivei și de a deschide spații noi, forțând apărarea să acopere mai multe zone de pe teren. Deși aruncările de la semidistanță sunt considerate puțin mai riscante decât cele de sub coș, ele pot fi foarte eficiente atunci când jucătorul are un control bun al execuției și un ritm bine stabilit, oferind echipei o resursă valoroasă în ofensivă.

-De la distanta peste 6 metri

Finalizarea de la distanță, de peste 6 metri, este una dintre cele mai spectaculoase și valoroase tehnici în baschet, reprezentând aruncările din afara liniei de 3 puncte. Aceste aruncări necesită forță, precizie și un control excelent al mișcării, deoarece sunt executate de la o distanță considerabilă față de coș. Reușita aruncărilor de la distanță contribuie la obținerea de 3 puncte, ceea ce adaugă valoare ofensivă și obligă apărarea adversă să se extindă mai mult pe teren.

Caracteristicile finalizării de la distanță:

Aruncarea din săritură– Majoritatea aruncărilor de la peste 6 metri sunt efectuate printr-un jump shot, astfel încât jucătorul să obțină un unghi mai bun pentru a depăși apărătorii și să mențină echilibrul în timpul aruncării.

Forță și control precis al încheieturii – Aruncările de la această distanță necesită o forță mai mare și o eliberare controlată, cu o mișcare fermă a încheieturii, pentru a menține mingea pe o traiectorie precisă și constantă spre coș.

Ritm și sincronizare – O aruncare de 3 puncte eficientă implică sincronizarea între mișcarea picioarelor și eliberarea mingii. Jucătorii trebuie să găsească un ritm potrivit și să finalizeze într-un interval scurt, pentru a evita intervenția apărătorilor.

Crearea spațiului – În mod frecvent, jucătorii folosesc mișcări de separare, cum ar fi pasul înapoi pentru a crea distanță față de apărător și a obține o poziție curată pentru aruncare.

Vizualizarea și coordonarea – Deoarece aruncarea necesită o dozare a forței, jucătorii trebuie să își stabilească un reper vizual clar și să își coordoneze mișcările pentru a menține mingea pe traiectoria

corectă. Practica și experiența sunt esențiale pentru a dezvolta consistența în acest tip de aruncare.

Scopul finalizării de la distanță este de a mări potențialul ofensiv și de a deschide spații suplimentare pentru atac. Jucătorii eficienți la aruncările de 3 puncte forțează apărarea să iasă mai mult în perimetru, creând astfel oportunități pentru pătrunderi și spațiu în zona de sub coș pentru colegii lor. O echipă cu jucători capabili să finalizeze de la distanță poate deveni mult mai greu de apărat, punând presiune constantă pe apărarea adversă și creând un ritm alert de joc.

FENTA

Fenta, în baschet, este o mișcare tactică folosită de jucătorii în atac pentru a-și păcăli apărătorul și a crea un avantaj, fie prin depășire, fie pentru a obține spațiu pentru o aruncare. Fentele sunt esențiale în baschet, deoarece permit jucătorilor să creeze oportunități în atac fără a pierde controlul mingii. Există diverse tipuri de fente, fiecare utilizată în funcție de situația din joc și de stilul apărării.

Tipuri și caracteristici ale fentelor:

Fenta de aruncare– Jucătorul mimează o aruncare prin ridicarea mingii și a trunchiului, convingând apărătorul să sară pentru a bloca aruncarea. După ce apărătorul este în aer sau dezechilibrat, jucătorul poate continua cu o pătrundere sau o adevărată aruncare.

Fenta de pas – Jucătorul mimează o pasă într-o anumită direcție pentru a atrage apărătorii sau pentru a deschide o linie de pasare. Această fenta este utilă pentru a induce în eroare apărătorii și a obține un unghi mai bun de pasare către un coechipier.

Fenta de dribling– Jucătorul mimează o mișcare de dribling într-o anumită direcție, menținând controlul mingii pentru a-l determina pe apărător să reacționeze prematur. Este urmată de o schimbare rapidă de direcție sau de o mișcare de pătrundere în direcția opusă.

Fenta de corp– Jucătorul își folosește corpul pentru a sugera o direcție falsă printr-o mișcare rapidă a umerilor, șoldurilor sau a capului, păcălind astfel apărătorul. Această fenta ajută la destabilizarea apărătorului și la crearea unui unghi favorabil pentru atac.

Caracteristicile fentei eficiente:

Viteză și sincronizare – O fentă eficientă necesită o mișcare rapidă și un moment bine ales pentru a induce în eroare apărătorul. Este important ca jucătorul să fie pregătit să reacționeze imediat după fenta, fie pentru a pătrunde, fie pentru a arunca sau pasa.

Credibilitate – Pentru ca fenta să funcționeze, mișcarea trebuie să fie cât mai realistă. Jucătorul trebuie să mimeze o intenție clară, cum ar fi o aruncare, pasă sau pătrundere, pentru a convinge apărătorul.

Controlul mingii și echilibrul – Menținerea controlului mingii și a echilibrului este crucială, astfel încât jucătorul să poată continua rapid în atac după executarea fentei, fără a pierde mingea.

Scopul fentei este de a destabiliza apărătorul, de a crea spațiu și de a obține un avantaj strategic. Atunci când este executată corect, fenta permite jucătorilor să găsească unghiuri libere pentru aruncare, să creeze oportunități de pătrundere sau să ofere colegilor un spațiu liber pentru a primi pasa. Fentele sunt folosite frecvent de jucătorii

versatili și reprezintă o abilitate tehnică de bază, necesară pentru a deveni eficient în atac.

Voleibolarea

Voleibolarea cu două mâini este o tehnică folosită pentru a pasa sau a lovi mingea din săritură, astfel încât să fie trimisă mai departe coechipierilor sau spre coș.

Jucătorul își fixează picioarele pe sol, ușor depărtate, cu genunchii îndoiți, pregătit să sară și să aplice forță asupra mingii. Ambele mâini sunt plasate ferm pe lateralele mingii, degetele despărțite pentru a oferi stabilitate și control.

Din această poziție stabilă, jucătorul sare și își folosește corpul pentru a transmite forța din picioare, prin trunchi și până la mâini. În timpul săriturii, jucătorul aplică forță simultan cu ambele mâini, lovind mingea astfel încât să o direcționeze unde dorește (spre coechipieri sau spre coș). Jucătorul coboară cu picioarele flexate pentru a absorbi impactul, pregătit să continue jocul.

Această tehnică este utilă pentru pase rapide și precise sau pentru a devia mingea în timpul jocului.

Voleibolarea cu o mână

În baschet, voleul cu o mână este o tehnică de lovire a mingii din aer, cu o singură mână, utilizată pentru a pasa rapid sau a dirija mingea spre coș. Această tehnică necesită precizie, coordonare și un control bun asupra mingii.

Jucătorul se pregătește cu genunchii ușor flexați și corpul ușor înclinat în față, pregătindu-se să sară și să își folosească brațul dominant. În aer, jucătorul își poziționează o singură mână sub sau pe lateralul mingii, având degetele bine deschise pentru a controla direcția pasei.

Jucătorul sare și folosește o mișcare rapidă de încheietură și antebraț pentru a lovi mingea în direcția dorită. În funcție de forța aplicată și de unghiul brațului, mingea poate fi direcționată fie către un coechipier, fie spre coș.

După lovitură, jucătorul aterizează cu genunchii flexați pentru a absorbi impactul, rămânând stabil și pregătit pentru următoarea mișcare.

Voleul cu o mână este folosit în special pentru pase surprinzătoare și pentru situațiile în care jucătorul nu are timp să își ajusteze poziția pentru un voleu cu ambele mâini.

Voleibolarea de pe loc.

În baschet, voleul de pe loc este o tehnică de pasare a mingii fără sărituri, efectuată direct din poziția de staționare, pentru a pasa rapid sau pentru a respinge mingea. Aceasta este utilă în situațiile în care jucătorul nu are timp să sară sau trebuie să rămână stabil pe teren.

Jucătorul stă pe loc, cu picioarele ușor depărtate și genunchii flexați, pentru a avea un centru de greutate scăzut și stabilitate. În funcție de situație, jucătorul plasează una sau ambele mâini pe lateralele mingii, degetele deschise, pregătit pentru o lovitură rapidă.

Jucătorul folosește o mișcare rapidă din încheietură și antebraț pentru a pasa mingea într-o direcție specifică. Pasarea se face fie cu o singură mână, fie cu ambele mâini, în funcție de intensitatea și precizia dorite. Jucătorul ajustează unghiul și forța aplicată pentru a trimite mingea către coechipier sau pentru a respinge un adversar. După efectuarea pasei, jucătorul rămâne în poziția stabilă, pregătit să reacționeze la următoarea fază a jocului.

Voleul de pe loc este eficient pentru pase rapide, fiind o modalitate de a trimite mingea în joc fără a pierde timp și fără a permite adversarului să intervină.

Voleibolarea din deplasare

Voleul din deplasare în baschet este o tehnică prin care jucătorul pasează mingea în timp ce se mișcă, folosindu-se de forța acumulată din deplasare pentru a pasa mingea rapid sau pentru a o devia într-o anumită direcție. Este o metodă avansată, ce necesită coordonare și control asupra mingii în mișcare.

Jucătorul se află în mișcare, fie alergând, fie deplasându-se într-o direcție specifică. Este esențial să aibă un ritm stabil și să anticipeze momentul potrivit pentru pasare.

În timp ce se deplasează, jucătorul își poziționează una sau ambele mâini pe lateralele mingii, având degetele răsfirate pentru un control mai bun. Folosind impulsul din mișcare, jucătorul aplică o mișcare rapidă din încheietură și antebraț, direcționând mingea către coechipier sau spre o zonă goală a terenului.

În funcție de unghiul brațului și de forța aplicată, mingea poate fi dirijată precis. Forța pasei este reglată pentru a ajunge la destinația dorită, chiar și în deplasare. După voleu, jucătorul continuă să se miște, fie pentru a-și ocupa poziția pe teren, fie pentru a se pregăti pentru următoarea fază a jocului.

Voleul din deplasare este o tehnică rapidă și surprinzătoare, adesea folosită în pasele dinamice, care oferă jucătorilor oportunitatea de a crea combinații rapide sau de a schimba direcția jocului fără a pierde viteza.

Recuperarea ofensivă la aruncarea proprie

Recuperarea ofensivă în baschet, la aruncarea proprie, se referă la situația în care un jucător sau coechipierul său urmărește mingea după o aruncare ratată și reușește să o recupereze, oferind echipei o nouă șansă de atac. Această abilitate este esențială pentru a menține presiunea asupra apărării și a crește șansele de a marca.

După ce mingea este aruncată spre coș, jucătorul urmărește traiectoria acesteia pentru a estima unde ar putea ricoșa de pe inel sau panou. În funcție de traiectorie, jucătorul își ajustează rapid poziția, folosindu-se de viteză, agilitate și poziționare pentru a se plasa într-un loc avantajos, aproape de coș.

Pentru a avea o șansă mai mare de a recupera mingea, jucătorul încearcă să își protejeze poziția, blocându-și adversarul sau menținându-și echilibrul pentru a nu fi împins departe de zona de recuperare. Când mingea ricoșează, jucătorul sare și prinde mingea în aer sau o atinge pentru a o controla. Folosește ambele mâini pentru stabilitate și siguranță.

După ce recuperează mingea, jucătorul are opțiunea fie de a încerca o nouă aruncare rapidă, fie de a ieși din zona de sub coș pentru a pregăti un atac mai organizat.

Recuperarea ofensivă la propria aruncare necesită concentrare, anticipație și efort fizic, deoarece jucătorul trebuie să fie pregătit pentru orice direcție a mingii după ricoșeu și să facă față apărării adversarilor. Este o abilitate valoroasă care poate aduce puncte suplimentare și poate schimba dinamica jocului.

Recuperarea ofensivă la aruncarea coechipierului

Recuperarea ofensivă la aruncarea coechipierului în baschet reprezintă abilitatea unui jucător de a urmări și captura mingea după o aruncare ratată a unui coechipier. Este o acțiune esențială pentru a oferi echipei o nouă posesie și o altă șansă de a marca, punând presiune pe apărarea adversă.

În momentul în care un coechipier face o aruncare, jucătorul care vrea să recupereze mingea urmărește traiectoria acesteia pentru a evalua posibilul punct de ricoșeu. Observarea unghiului de aruncare și a distanței poate ajuta la anticiparea locului în care mingea va cădea. Jucătorul își schimbă rapid poziția, deplasându-se spre coș și căutând

cel mai bun loc de recuperare. Este important să se deplaseze inteligent și să ajungă în zona optimă înainte ca mingea să ajungă pe panou sau inel.

Pentru a avea o șansă mai mare de a prinde mingea, jucătorul trebuie să își protejeze poziția față de apărători. Acest lucru se face prin poziționarea corpului între coș și apărător, folosind mișcări scurte și rapide de picioare pentru a bloca încercările adversarilor de a ajunge la minge.

În momentul ricoșeului, jucătorul sare pentru a prinde mingea în aer, de obicei cu ambele mâini pentru o mai bună stabilitate. Dacă mingea este greu de prins, o poate devia spre un coechipier pentru a menține posesia echipei.

Odată ce mingea este recuperată, jucătorul poate alege fie să încerce o nouă aruncare rapidă de sub coș, fie să paseze mingea către un coechipier în exterior pentru a începe o altă acțiune ofensivă.

Recuperarea ofensivă la aruncarea coechipierului necesită anticipație, viteză de reacție și determinare, deoarece jucătorul trebuie să concureze pentru minge într-o zonă aglomerată. Este o abilitate cheie care poate oferi echipei multe șanse suplimentare de a înscrie și de a controla ritmul jocului.

Demarcajul în adâncime

Demarcajul în adâncime este o acțiune tactică individuală în atacul de baschet prin care un jucător se mișcă rapid spre coș, în spațiul liber din spatele apărătorului său, pentru a primi o pasă și a crea o oportunitate de a înscrie. Această mișcare este eficientă mai ales atunci când apărătorul este prins într-o poziție dezavantajoasă sau atunci când atacantul identifică un moment oportun pentru a se desprinde.

Jucătorul care atacă trebuie să urmărească atent mișcările și poziția apărătorului său, așteptând un moment de neatenție sau o

poziție în care apărătorul este ușor depășit. Pentru a crea confuzie, jucătorul poate încetini sau accelera brusc, efectuând o schimbare rapidă de viteză pentru a surprinde apărătorul. Acest lucru poate implica o fenta de plecare într-o direcție pentru a crea spațiu în cealaltă direcție.

Odată ce apărătorul este surprins, jucătorul atacant se deplasează în adâncime (spre coș), lăsând în urmă apărarea. Această mișcare trebuie să fie rapidă și decisivă, în special atunci când se identifică un spațiu liber.

În timp ce se mișcă spre coș, jucătorul își menține contactul vizual cu purtătorul mingii, semnalizând pregătirea pentru a primi o pasă. Brațele sunt ținute pregătite pentru a prinde mingea și a finaliza rapid.

După ce primește pasa, jucătorul poate să finalizeze rapid printr-o aruncare sau o intrare la coș.

Avantajele demarcajului în adâncime:

Crează oportunități rapide de a înscrie, surprinzând apărarea adversă.

Permite echipei să păstreze ritmul și să mențină presiunea asupra apărării.

Este eficient în momentele în care apărătorul nu este atent sau este prins într-o poziție vulnerabilă.

Demarcajul în adâncime este o acțiune individuală valoroasă, folosită adesea de jucători rapizi și agili pentru a exploata spațiile libere și a marca eficient în situații dinamice.

Demarcajul lateral.

Demarcajul lateral este o acțiune tactică individuală în atacul de baschet, prin care un jucător se deplasează rapid lateral pentru a se demarca și a crea o linie de pasă clară pentru coechipier. Această tehnică este utilizată pentru a scăpa de apărarea directă și pentru a

obține o poziție bună fie pentru primirea unei pase, fie pentru a pregăti o acțiune de atac (aruncare, pătrundere sau pasă către un alt coechipier).

Jucătorul atacant analizează poziția și mișcările apărătorului său pentru a identifica momentul optim în care să inițieze demarcajul lateral. Este important să surprindă apărătorul într-o poziție dezavantajoasă. Atacantul începe prin a simula o deplasare într-o direcție pentru a induce în eroare apărătorul, apoi schimbă rapid direcția în lateral, depărtându-se de adversar și creând spațiu liber.

Mișcarea laterală trebuie să fie rapidă și hotărâtă, de obicei la 90 de grade față de coș. Jucătorul poate să folosească fie pași laterali rapizi (sliding), fie o mică fenta în direcția opusă înainte de deplasarea principală.

Odată ce s-a demarcat, jucătorul își pregătește poziția pentru a primi mingea. Brațele sunt poziționate pentru a indica disponibilitatea, iar corpul este pregătit pentru a proteja mingea de apărare imediat după primirea acesteia. După primirea mingii, jucătorul poate să finalizeze acțiunea printr-o aruncare rapidă, o pătrundere spre coș sau o pasă către un alt coechipier. Dacă poziția permite, o aruncare rapidă poate fi o soluție eficientă.

Avantajele demarcajului lateral:

Permite jucătorului să obțină o poziție avantajoasă fără să fie nevoie să se îndepărteze mult de coș.

Oferă o opțiune de pasă sigură pentru coechipieri, mai ales când apărarea încearcă să blocheze alte linii de pasă.

Creează oportunități pentru aruncări rapide sau pentru pregătirea altor acțiuni de atac, păstrând dinamismul echipei.

Demarcajul lateral este o acțiune esențială pentru a păstra fluiditatea jocului de atac și pentru a asigura opțiuni multiple în fața unei apărări agresive. Este folosit frecvent de jucători în pozițiile de

shooting guard sau small forward, dar poate fi executat eficient de orice jucător din echipă.

Pătrunderea din partea mingii

Pătrunderea din partea mingii este o acțiune tactică individuală în atacul de baschet prin care un jucător cu mingea pătrunde spre coș, profitând de unghiul și poziția sa pentru a depăși apărătorul direct. Acest tip de pătrundere este utilizat atunci când există spațiu disponibil pentru avansare sau când apărătorul este prins într-o poziție defavorabilă.

Înainte de a iniția pătrunderea, jucătorul cu mingea analizează poziția apărătorului și a celorlalți jucători din apărare, identificând o cale liberă pe partea mingii (partea spre care se află mingea și unde jucătorul are mai mult control).

Jucătorul poate folosi o fenta de viteză, încetinind puțin pentru a-l face pe apărător să creadă că va rămâne pe loc, înainte de a accelera brusc în direcția coșului. Această schimbare de ritm este esențială pentru a destabiliza apărătorul. Pătrunderea este inițiată printr-un prim pas rapid și puternic pe partea mingii. Jucătorul folosește piciorul opus ca punct de sprijin și face o mișcare decisivă în direcția coșului, protejând mingea de apărător.

În timpul pătrunderii, jucătorul își menține corpul între minge și apărător, protejând-o cu mâna și brațul exterior. Acest lucru îl ajută să evite orice tentativă a apărătorului de a intercepta sau a smulge mingea. După ce a depășit apărătorul, jucătorul finalizează fie cu o aruncare din apropierea coșului , fie cu o săritură pentru a încheia acțiunea printr-un dunk(o aruncare in care un jucator arunca mingea repede si cu forta avand bratele/bratul pe inel), dacă are spațiu și unghi favorabil.

Avantajele pătrunderii din partea mingii:

Creează o oportunitate rapidă de a înscrie, mai ales dacă apărătorul este prins într-o poziție deficitară.

Poate deschide opțiuni pentru coechipieri, deoarece apărarea va trebui să se replieze rapid pentru a acoperi pătrunderea, lăsând adesea liberi alți atacanți.

Menține apărarea adversă în alertă și creează presiune, forțând adesea faulturi sau greșeli din partea echipei adverse.

Pătrunderea din partea mingii este o acțiune eficientă și agresivă, folosită de jucătorii rapizi și tehnici pentru a obține un avantaj în fața apărătorilor și a crea oportunități rapide de a înscrie. Aceasta este o mișcare cheie, care contribuie la un joc de atac dinamic și imprevizibil.

Depășirea deschisă

Depășirea deschisă este o acțiune tactică individuală în baschet prin care un jucător cu mingea reușește să-și depășească apărătorul direct într-un spațiu liber, avansând rapid spre coș. Această manevră este utilizată de obicei atunci când există un culoar liber sau când apărătorul este prins într-o poziție dezavantajoasă, permițând jucătorului să avanseze rapid și să finalizeze fie printr-o aruncare, fie printr-o pasă către un coechipier.

Înainte de a iniția depășirea, jucătorul cu mingea analizează poziția apărătorului și se asigură că există suficient spațiu pentru o deplasare rapidă spre coș.

Pentru a-l surprinde pe apărător, jucătorul poate folosi o schimbare de ritm, trecând de la o mișcare mai lentă la o accelerare bruscă. Această schimbare destabilizează apărătorul, oferind jucătorului un avantaj inițial. După ce apărătorul este prins în contratimp, jucătorul execută un prim pas puternic și rapid în direcția

coșului, folosind piciorul din spate ca punct de sprijin și îndreptându-se decisiv către spațiul liber.

În timp ce avansează, jucătorul ține mingea protejată, de obicei cu mâna îndepărtată de apărător, pentru a preveni orice tentativă de furt. Este important să își păstreze echilibrul și să se asigure că mingea rămâne în control. Odată ce depășirea este completă, jucătorul poate alege să finalizeze rapid la coș cu un layup, un dunk sau o aruncare de aproape, dacă are spațiu. Alternativ, dacă apar alți apărători în fața sa, poate opta pentru o pasă către un coechipier liber.

Avantajele depășirii deschise:

Permite avansarea rapidă spre coș, oferind șanse mari de a înscrie sau de a obține un fault.

Creează o oportunitate de a destabiliza apărarea adversă, forțând alți apărători să lase coechipierii liberi pentru a închide spațiul.

Menține ritmul și presiunea ofensivă, ajutând la controlul jocului și la crearea unui avantaj psihologic.

Depășirea deschisă este o acțiune esențială în baschet pentru jucătorii rapizi și puternici, capabili să profite de orice deschidere în apărare. Această tehnică, realizată eficient, poate transforma rapid o acțiune obișnuită într-o oportunitate clară de a înscrie, punând apărarea în dificultate.

Acțiuni tactice colective în atac

Acțiunile tactice colective în jocul de baschet în atac sunt planuri și mișcări coordonate între doi sau mai mulți jucători pentru a crea oportunități de a înscrie, destabilizând apărarea adversă. Aceste acțiuni presupun o sincronizare perfectă și implică roluri bine definite pentru fiecare jucător.

’Dă și du-te’’

Acțiunea tactică "dă și du-te" (sau "give and go") în baschet este o combinație simplă, dar eficientă, între doi jucători. Ea presupune că un jucător cu mingea pasează rapid unui coechipier și, imediat după pasă, aleargă spre coș (sau într-o altă zonă liberă), în așteptarea unei pase de întoarcere pentru a finaliza atacul.

Jucătorul care are mingea (de obicei un fundaș) o pasează unui coechipier aflat într-o poziție mai avansată sau laterală. Imediat după pasare, primul jucător începe o mișcare rapidă spre coș, taind printre apărători. Această mișcare are scopul de a surprinde apărarea, care este adesea focalizată pe mingea inițială. Coechipierul care a primit mingea îi trimite o pasă înapoi primului jucător, acum aflat într-o poziție bună pentru o aruncare sau o finalizare aproape de coș.

Avantaje:

Surprinderea apărării - deoarece apărarea se concentrează adesea pe jucătorul cu mingea, mișcarea rapidă a jucătorului fără minge poate crea o oportunitate de înscriere ușoară.

Acțiunea implică o mișcare constantă, ceea ce obligă apărătorii să se repoziționeze continuu.

Eficiență în jocul de echipa, este o acțiune simplă, care nu necesită timp îndelungat pentru a fi pusă în practică și poate fi executată rapid chiar și într-o situație de presiune.

"Give and go" este folosit adesea de jucători rapizi, care se pot deplasa rapid după pasare și pot destabiliza apărarea adversă. În general, această tactică este comună în situațiile de joc rapid și în mișcările de tranziție, dar poate fi utilizată cu succes și în jocul pozițional pentru a deschide o cale spre coș.

Acțiunea "dă și du-te" este una dintre cele mai fundamentale mișcări din baschet, învățată de la nivel de bază, dar utilizată frecvent

și la nivel avansat, fiind foarte eficientă pentru a înscrie printr-o colaborare simplă și rapidă între doi jucători.

Blocajul

Blocajul în baschet este o acțiune tactică prin care un jucător folosește corpul său pentru a bloca sau împiedica mișcarea unui apărător, facilitând astfel deplasarea unui coechipier care poate să scape de marcaj și să ajungă într-o poziție favorabilă. Acest blocaj este foarte folosit pentru a ajuta jucătorii să creeze spațiu, fie pentru a se elibera pentru o aruncare, fie pentru a trece mai ușor de apărare.

Blocajul anterior

Blocajul anterior este o formă specifică de blocaj, în care jucătorul pune un blocaj în fața apărătorului direct al coechipierului, dar rămâne poziționat mai în față, adică între apărător și coechipierul pe care dorește să-l elibereze. Această poziționare ajută la menținerea distanței față de apărător și creează o cale de acces pentru coechipierul său.

Poziționarea pentru blocaj are loc atunci când jucătorul care pune blocajul se apropie de apărătorul vizat și se oprește într-o poziție fermă, cu picioarele bine poziționate și stabilitate în trunchi.

Orientarea corpului în blocajul anterior este atunci când jucătorul se poziționează cu fața în direcția opusă mișcării coechipierului, împiedicând apărătorul să se apropie.nCoechipierul folosește blocajul trecând pe lângă jucătorul care pune ecranul, lăsându-l pe apărător „în spate” și câștigând astfel spațiu pentru a se deplasa spre o poziție favorabilă.

Avantajele blocajului anterior:

Crearea unui spațiu de deplasare este foarte eficient în acest tip de blocaj deoarece poate elibera jucătorii de pe pozițiile de aruncare, permițându-le să aibă timp și spațiu pentru a arunca la coș sau a realiza o acțiune de atac.

Blocajul anterior permite să se distragă atenția apărătorului și să se creeze un avantaj temporar, făcând mai dificilă revenirea în marcaj. Este util atât în jocul de tranziție, cât și în fazele de atac poziționat, unde permite realizarea unor combinații rapide.

Blocajul anterior este frecvent folosit în combinații precum pick and roll și pick and pop, unde pivotul sau alt jucător mai puternic pune un blocaj pentru fundaș, facilitându-i deplasarea spre coș sau o poziție de aruncare. Acest blocaj este comun în baschetul modern și este esențial în sistemele de atac bazate pe mișcări rapide și spațiere bună a jucătorilor.

Executat corect, blocajul anterior ajută echipa să-și creeze oportunități mai bune de a înscrie și să valorifice mai bine spațiile libere din apărarea adversă.

Blocajul posterior

Blocajul posterior în baschet este o acțiune tactică în care jucătorul care blochează se poziționează în spatele apărătorului direct al coechipierului său, facilitându-i acestuia o mișcare fără obstacole spre o poziție favorabilă (de obicei, spre coș sau spre o zonă de aruncare). Acest blocaj este numit „posterior” deoarece blocajul este plasat în spatele apărătorului, surprinzându-l adesea nepregătit și limitându-i posibilitatea de a reacționa rapid.

Poziționarea pentru blocaj se realizează atunci când jucătorul care pune blocajul se apropie de apărătorul vizat din spate, încercând să se poziționeze astfel încât să blocheze linia acestuia de urmărire a coechipierului său.

Odată ajuns în spatele apărătorului, jucătorul care pune blocajul trebuie să se fixeze într-o poziție stabilă, cu genunchii ușor flexați, pentru a rezista oricărui contact. Coechipierul folosește blocajul posterior pentru a se deplasa spre o zonă liberă, eliberându-se de marcajul apărătorului său. Datorită poziționării în spate a

blocajului, apărătorul va avea o dificultate mai mare să urmărească mișcarea acestuia, fiind nevoit să ocolească blocajul.

Avantajele blocajului posterior:

Surprinde apărătorul - blocajul posterior îl pune pe apărător într-o poziție vulnerabilă, mai ales dacă acesta nu anticipează mișcarea. De multe ori, blocajul posterior îl obligă pe apărător să ocolească blocajul, oferind coechipierului oportunitatea de a se poziționa mai aproape de coș.

Crearea unor unghiuri favorabile pentru pase prin eliberarea coechipierului de marcaj, blocajul posterior poate crea o cale de acces pentru o pasă ușoară, ducând adesea la o aruncare de la distanță mică sau medie.

Blocajul posterior este extrem de util în situații de joc rapid, unde surprinderea apărării poate oferi un avantaj important. De asemenea, este folosit adesea în combinații complexe, ca parte a sistemelor de joc.

Blocajul posterior este frecvent utilizat în cut-uri (tăieturi spre coș) sau în combinații precum backdoor cuts, unde jucătorul folosește blocajul din spatele apărătorului pentru a tăia rapid spre coș și a primi o pasă. Acest blocaj este adesea folosit de jucători experimentați, capabili să anticipeze mișcările apărătorilor și să creeze oportunități neașteptate pentru echipă.

Blocajul posterior este o acțiune eficientă care, bine executată, poate dezechilibra apărarea și poate crea oportunități de a înscrie în zone mai favorabile, profitând de surprinderea apărătorilor.

Blocajul lateral

Blocajul lateral în baschet este o acțiune tactică prin care un jucător se poziționează în lateral față de apărătorul unui coechipier,

blocându-i astfel calea de deplasare și oferindu-i coechipierului său un unghi favorabil pentru a se mișca. Acest blocaj lateral este adesea utilizat în combinațiile de tip pick and roll și pick and pop, unde scopul este de a permite jucătorului cu mingea să avanseze sau să obțină spațiu pentru o aruncare.

Jucătorul care pune blocajul se poziționează într-o parte față de apărătorul vizat, de obicei la un unghi de 90 de grade față de direcția de deplasare dorită a coechipierului. Odată plasat lateral, jucătorul trebuie să se oprească și să-și stabilească poziția fermă, cu picioarele bine plasate și corpul stabil pentru a rezista presiunii apărătorului.

Coechipierul folosește blocajul lateral pentru a se deplasa pe lângă ecran, având acum o cale liberă spre coș sau spre o zonă de aruncare. Blocajul lateral obligă apărătorul să ocolească, oferind astfel jucătorului cu mingea un avantaj temporar.

Avantajele blocajului lateral:

Blocajul lateral oferă jucătorului cu mingea posibilitatea de a alege în ce direcție să se miște, lăsând apărătorul „în urmă” pentru câteva secunde.

Datorită blocajului lateral, jucătorul cu mingea poate obține un spațiu suplimentar pentru o aruncare la coș sau pentru o pasă precisă.

Blocajul lateral este perfect pentru aceste combinații, oferind o cale clară jucătorului să avanseze sau pivotului să se deplaseze spre coș sau spre o poziție de aruncare de la distanță.

Blocajul lateral este folosit frecvent pe extremitățile terenului (wing), unde spațiul este mai redus, iar apărătorii sunt adesea mai aproape de jucătorii de pe linia de 3 puncte. Un exemplu comun este în combinația pick and roll între fundaș și pivot, unde pivotul

pune un blocaj lateral pentru fundaș, oferindu-i acestuia opțiunea să dribleze spre coș sau să efectueze o aruncare de la semi-distanță.

Executat corect, blocajul lateral este o tehnică extrem de eficientă în baschetul modern, oferind echipei multiple opțiuni pentru a continua atacul și a crea oportunități de scor prin mișcări simple și eficiente.

Blocajul dublu

Blocajul dublu în baschet (cunoscut și ca „double screen”) este o acțiune tactică în care doi jucători din aceeași echipă pun simultan un blocaj pentru un coechipier, blocând astfel doi apărători sau creând un blocaj mai puternic pentru a-i oferi coechipierului liber spațiu de deplasare. Acest tip de blocaj este foarte eficient în a destabiliza apărarea și a crea oportunități clare de aruncare sau de pătrundere spre coș.

Tipuri de blocaj dublu:

Blocaj dublu staționar - cei doi jucători care pun blocajul stau pe loc, formând un „zid” pentru a bloca apărătorii. Jucătorul cu mingea sau cel care se deplasează fără minge trece pe lângă acești coechipieri, profitând de spațiul creat.

Blocaj dublu în mișcare - cei doi jucători care pun blocajul își schimbă pozițiile sau se mișcă pentru a acoperi cât mai bine apărătorii. Acest blocaj este mai flexibil și mai imprevizibil, oferind mai multe opțiuni pentru coechipierul liber.

Desfășurarea blocajului dublu:

Cei doi jucători care pun blocajul se aliniază, de obicei unul lângă celălalt sau în unghiuri apropiate, astfel încât să acopere un spațiu mai mare și să împiedice apărătorii să treacă ușor. Ambii jucători trebuie să se stabilească ferm și să mențină o poziție stabilă, pentru a evita să fie penalizați pentru faulturi de blocaj. Coechipierul care beneficiază de blocaj trece pe lângă cei doi jucători, câștigând un

avantaj de poziție față de apărători. De obicei, acesta primește o pasă imediat sau este pregătit pentru o aruncare rapidă.

Avantajele blocajului dublu:

Spațiu și timp suplimentar - blocajul dublu oferă un spațiu mai mare și mai mult timp pentru jucătorul cu mingea, punând presiune pe apărarea adversă.

Confuzia apărătorilor - doi apărători pot fi forțați să comunice rapid pentru a decide cine preia jucătorul liber, iar orice ezitare poate crea o oportunitate de scor.

Blocajul dublu poate fi folosit atât pentru jucători care doresc să se elibereze pentru o aruncare de 3 puncte, cât și pentru a facilita pătrunderea spre coș.

Blocajul dublu este frecvent folosit în jocurile de perimetru pentru a deschide spații pentru aruncări de la distanță. Un exemplu clasic este când un jucător de pe poziția de extremă folosește blocajul dublu pentru a se elibera pe linia de 3 puncte. Este, de asemenea, utilizat în combinațiile pick and roll complexe, unde pivotul și un alt jucător pun un blocaj dublu pentru fundaș, oferindu-i acestuia opțiuni de a pătrunde spre coș sau de a pasa unui coechipier liber.

Executat corect, blocajul dublu este o tehnică eficientă și strategică, care poate crea avantaje substanțiale, oferind echipei mai multe opțiuni ofensive și oportunități de a înscrie.

Acțiunea tactică, colectivă în atac

Încrucișarea

Încrucișarea este o acțiune tactică colectivă utilizată în atac în baschet, în care doi sau mai mulți jucători își schimbă pozițiile, trecând unul pe lângă celălalt pe o traiectorie de intersecție. Scopul acestei mișcări este de a crea confuzie în apărarea adversă și de a destabiliza marcajul, astfel încât unul dintre jucători să se poată

elibera și să ajungă într-o poziție favorabilă pentru a primi mingea și a finaliza.

Desfășurarea încrucișării - jucătorii implicați în încrucișare încep în poziții fixe sau la distanțe moderate unul de celălalt, iar unul dintre aceștia are mingea sau este în poziție de a o primi.

Mișcarea de încrucișare are loc atunci când jucătorii încep să se deplaseze pe traiectorii care se intersectează. În momentul încrucișării, fiecare jucător trece prin fața sau prin spatele unui coechipier, creând o confuzie intenționată pentru apărători.

Avantajul de poziție se obține prin schimbarea rapidă a pozițiilor, cel puțin unul dintre jucători poate scăpa de marcajul apărătorului său, având astfel un moment liber pentru a primi o pasă sau pentru a pătrunde spre coș.

Avantajele tacticii de încrucișare:

Creează confuzie în apărare deoarece încrucișarea forțează apărătorii să schimbe rapid marcajul sau să comunice pentru a evita erorile. Orice ezitare sau greșeală poate crea spațiu pentru atac.

Dacă încrucișarea este executată corect, unul dintre jucători poate să se elibereze și să primească mingea într-o poziție de aruncare. Tactica de încrucișare este deosebit de eficientă împotriva apărării om la om, deoarece schimbările de poziție ale jucătorilor pot dezorienta apărătorii care urmează un marcaj strict.

Încrucișarea este adesea folosită în apropierea liniei de trei puncte sau în jurul zonei de „elbow” (jumătatea semicercului de lângă linia de aruncare liberă). De exemplu, doi fundași pot iniția o încrucișare în partea de sus a terenului, încercând să creeze un spațiu pentru o aruncare de la distanță. La fel, în zona de low post, un pivot poate folosi încrucișarea pentru a se elibera de marcajul său și a primi mingea în apropierea coșului.

Variante:

Încrucișarea poate fi combinată cu alte tactici, cum ar fi blocajul dublu, pentru a face manevra și mai greu de apărat. De exemplu, doi jucători pot realiza o încrucișare, iar unul dintre ei poate primi un blocaj de la un coechipier, creând astfel un avantaj și mai mare.

În concluzie, încrucișarea este o mișcare colectivă eficientă, folosită pentru a destabiliza apărarea și pentru a crea ocazii de aruncare sau de pătrundere spre coș. Este una dintre cele mai fundamentale acțiuni tactice în baschet, exploatând spațiul și sincronizarea pentru a crea oportunități de scor.

Dublajul

Dublajul în baschet este o acțiune defensivă prin care doi apărători marchează simultan un singur jucător din echipa adversă, încercând să-l oprească să avanseze, să facă o pasă eficientă sau să arunce la coș. Acest tip de apărare este folosit pentru a pune presiune pe jucătorul advers, în special pe cei considerați periculoși pentru echipa oponentă, cum ar fi fundașii principali sau jucătorii de top care au abilități excelente de finalizare.

Scopul dublajului este de a creea o presiune mai mare pe jucătorul cu mingea, se poate induce o eroare, cum ar fi o pasă greșită, o dublă atingere sau o aruncare forțată. Cu doi jucători marcându-l, jucătorul advers are mai puține unghiuri pentru a face o pasă sau pentru a avansa spre coș, fiind adesea forțat să paseze înapoi sau lateral.

Întrerupe ritmul adversarului deoarece dublajul poate dezechilibra ofensiva adversă, forțând-o să-și schimbe planul de joc.

Desfășurarea dublajului:

Apărătorii trebuie să decidă momentul optim pentru a începe dublajul, de obicei atunci când jucătorul advers este în apropierea unei margini a terenului sau într-o zonă unde are mai puține opțiuni de

mișcare. Cei doi apărători trebuie să se apropie de jucătorul marcat din două direcții diferite, formând o capcană. Un apărător ar trebui să acopere direcția principală de mișcare a jucătorului, iar celălalt să blocheze posibilele opțiuni de pasare.

Este esențial ca apărătorii să comunice și să se sincronizeze pentru a evita greșeli care ar permite adversarului să scape din dublaj.

Avantajele dublajului:

Creează presiune psihologică prin faptul că dublajul pune presiune asupra jucătorului cu mingea, forțându-l să ia decizii rapide și adesea nefavorabile.

Împiedică aruncările și pasele clare deoarece jucătorul are mai puține unghiuri pentru aruncare și pentru a face o pasă precisă. Dublajul crește șansele ca apărarea să obțină mingea printr-o intercepție sau o greșeală forțată.

Dezavantajele dublajului:

Risc de eliberare a unui jucător advers atunci când doi apărători se concentrează pe un singur jucător, un alt jucător advers poate rămâne liber, fiind disponibil pentru o pasă rapidă și o oportunitate de scor.

Dublajul necesită o comunicare excelentă și sincronizare; altfel, adversarul poate exploata spațiul liber creat de o execuție incorectă.

Consum de energie: Dublajul poate fi solicitant fizic, mai ales dacă este utilizat frecvent, și poate duce la oboseala rapidă a apărătorilor.

Dublajul este frecvent folosit împotriva jucătorilor cu abilități remarcabile de aruncare sau pasare, cum ar fi fundașii principali. În situații de „pick and roll”, echipele pot decide să dubleze jucătorul cu mingea pentru a preveni o pătrundere ușoară sau o pasă decisivă.

Dublajul este o tehnică eficientă atunci când este executat corect, dar trebuie folosit cu discernământ pentru a evita lăsarea liberă a altor jucători. Bine implementat, poate destabiliza atacul advers și poate conduce la schimbarea ritmului jocului în favoarea echipei defensive.

Atacul în superioritate numerică

Atacul în superioritate numerică în baschet apare atunci când echipa aflată în ofensivă are mai mulți jucători decât echipa adversă într-o situație specifică, adesea într-un contraatac rapid. Superioritatea numerică oferă un avantaj major, deoarece apărarea are mai puțini jucători pentru a acoperi toate unghiurile de atac, creând oportunități favorabile de a înscrie. Aceste situații sunt cunoscute ca situații de superioritate, de exemplu 3 contra 2 sau 2 contra 1.

Scopul atacului în superioritate numerică

Scopul principal al acestui tip de atac este de a obține un coș rapid și eficient, profitând de numărul redus de apărători și de dezechilibrul defensiv. Echipa ofensivă încearcă să finalizeze rapid atacul înainte ca apărarea să aibă timp să revină complet și să se regrupeze.

Jucătorii ofensivi trebuie să recunoască rapid situația de superioritate numerică, adesea în urma unei recuperări de minge (rebound defensiv sau intercepție) sau după o schimbare rapidă de posesie.

În situațiile de 3 contra 2 sau 2 contra 1, atacanții se poziționează larg pe teren pentru a deschide cât mai mult spațiu între ei și a forța apărătorii să acopere o zonă mai mare.

Jucătorul cu mingea trebuie să ia o decizie rapidă, alegând între pătrunderea directă la coș sau o pasă către coechipierul aflat într-o poziție mai bună.

Această decizie este esențială pentru a finaliza eficient atacul înainte ca apărătorii să recupereze pozițiile.

Scopul final este obținerea unei aruncări de înaltă procentaj, cum ar fi o aruncare de lângă coș, un layup sau o aruncare necontestată de la distanță mică.

Tactici de bază în funcție de situație:

2 contra 1 în această situație, jucătorul cu mingea va încerca să dribleze către apărător, forțându-l să facă o alegere – fie să conteste driblingul său, fie să acopere pasul către coechipier. Dacă apărătorul rămâne pe jucătorul cu mingea, acesta va pasa către coechipierul liber pentru un layup ușor. Dacă apărătorul încearcă să acopere ambele opțiuni, jucătorul cu mingea trebuie să profite de spațiu și să finalizeze la coș.

3 contra 2 în acest caz, jucătorii ofensivi se poziționează cu doi jucători pe lățimea terenului și unul central. Jucătorul din mijloc avansează cu mingea și va încerca să atragă atenția apărătorilor, ceea ce deschide spațiu pentru ceilalți doi jucători, aflați pe extremități, să primească o pasă și să finalizeze.

Avantajele atacului în superioritate numerică:

Finalizare rapidă și eficientă deoarece situațiile de superioritate numerică oferă ocazii clare de a înscrie rapid, înainte ca apărarea să se regrupeze.

Presiune pe apărarea adverse astfel încât apărarea adversă este forțată să ia decizii rapide și, adesea, să acopere jucători suplimentari, ceea ce poate duce la greșeli sau la neglijarea unor jucători.

Prin finalizarea rapidă a atacului, echipa nu este nevoită să treacă printr-o secvență prelungită de atac, păstrând energie pentru fazele următoare.

Situațiile de superioritate numerică apar frecvent în contraatacuri sau tranziții rapide, atunci când apărarea adversă nu are timp să revină complet. De exemplu, după o intercepție la mijlocul terenului, echipa poate lansa un contraatac rapid, punând presiune pe apărători și creând oportunități de scor prin folosirea eficientă a spațiului și a poziționării pe teren.

Atacul în superioritate numerică este esențial pentru echipele care joacă un baschet rapid, orientat pe tranziție, și poate reprezenta o sursă importantă de puncte ușoare în cadrul unui meci.

Contraatacul

Contraatacul în jocul de baschet reprezintă tranziția rapidă a echipei de la faza defensivă la cea ofensivă, cu scopul de a profita de o situație de superioritate numerică sau de dezorganizarea temporară a adversarilor. Este un element esențial în joc, având rolul de a valorifica momentele în care adversarii nu sunt pregătiți pentru apărare.

Principalele etape ale contraatacului în baschet contraatacul începe de obicei după o recuperare defensivă (de sub propriul panou) sau după o interceptare a unei pase.

După recuperare, jucătorul care prinde mingea caută să paseze rapid unui coechipier care este deja în mișcare spre jumătatea adversă a terenului. Contraatacul este mai eficient dacă doi sau trei jucători avansează împreună, creând oportunități pentru pase și finalizări ușoare.

De obicei, contraatacul se finalizează cu o aruncare la coș din apropiere, fie cu un slam dunk, fie cu un layup, dacă jucătorul reușește să ajungă într-o poziție favorabilă.

Avantajele contraatacului în baschet

Un contraatac reușit crește ritmul jocului și poate pune presiune asupra echipei adverse. Se creează șanse de a marca puncte rapide și relativ ușoare. Contraatacurile pot destabiliza psihologic echipa adversă, care poate deveni mai reticentă în a avansa masiv în ofensivă, știind că riscă un contraatac.

Contraatacul este o armă tactică esențială, care necesită viteză, viziune și coordonare între jucători, iar echipele care excelează în acest aspect al jocului pot obține un avantaj semnificativ în timpul meciurilor.

Sistemul de atac în semicerc

Sistemul de atac în semicerc în jocul de baschet este o strategie ofensivă utilizată de echipă pentru a crea spații și oportunități de a marca, în special prin colaborarea între jucători. În această tactică, echipa în atac își distribuie jucătorii într-un semicerc în jurul liniei de trei puncte sau mai aproape de coș, având scopul de a deschide zone libere și de a provoca apărarea adversă să facă greșeli.

1. Poziționarea jucătorilor

Jucătorii ofensivi se plasează în formă de semicerc, de obicei în jurul liniei de trei puncte. Aceasta ajută la deschiderea spațiilor și la crearea de unghiuri favorabile pentru pase.

Fiecare jucător trebuie să păstreze o distanță optimă față de colegii săi, astfel încât să nu se aglomereze și să ofere posibilități pentru pase rapide și driblinguri.

2. Mișcarea continuă

Jucătorii se mișcă constant în semicerc, schimbând pozițiile între ei. Mișcarea continuă forțează apărarea să se adapteze constant și poate genera neatenție în rândul adversarilor.

Jucătorul cu mingea trebuie să își folosească abilitățile de dribling pentru a pătrunde în zona de semicerc, cu scopul de a atrage mai mulți apărători și a elibera colegii din exteriorul semicercului.

3. Crearea de spații și unghiuri de atac

Mișcarea în semicerc facilitează crearea unor unghiuri favorabile pentru pase, permițând jucătorilor să primească mingea în poziții avantajoase pentru șut. Jucătorii pot utiliza blocaje pentru a crea oportunități de pătrundere și pentru a debloca coechipierii din apărarea adversă.

4. Finalizarea atacului

Atunci când se creează o deschidere, jucătorul cu mingea poate pătrunde spre coș pentru a finaliza cu un lay-up sau aruncare de aproape. Dacă apărarea se retrage prea mult spre interior pentru a bloca pătrunderile, jucătorii din semicerc au oportunități bune de a marca din afara liniei de trei puncte.

Prin acest sistem, echipa încearcă să destabilizeze apărarea și să genereze ocazii clare de finalizare, fie prin aruncări de la distanță, fie prin pătrunderi rapide spre coș.

Sistemul de atac cu un jucator pivot

Sistemul de atac cu un jucător pivot în baschet este o strategie ofensivă care implică utilizarea unui jucător cheie (pivotul) în zona restricționată din apropierea coșului. Acest jucător, de obicei cel mai înalt sau cel mai puternic din echipă, joacă un rol central în atac și este folosit pentru a atrage apărarea, a crea spații pentru ceilalți jucători și a genera oportunități de a marca. Iată cum funcționează acest sistem:

1. Poziționarea pivotului

Jucătorul pivot se plasează de obicei în zona restricționată (aproape de coș, în spațiul cunoscut ca „low post”) sau mai sus, în „high post” (de obicei la marginea semicercului). Locația specifică depinde de strategie și de abilitățile pivotului. În această poziție, pivotul poate folosi corpul său pentru a-și menține adversarul la distanță și pentru a se pregăti să primească mingea.

2. Jucarea mingii prin pivot

Coechipierii încearcă să trimită pase către pivot, care este plasat astfel încât să fie o țintă accesibilă pentru pase. După primirea mingii, pivotul are mai multe opțiuni — poate arunca direct la coș, poate pătrunde prin dribling sau poate pasa unui coechipier aflat într-o poziție favorabilă.

3. Crearea de oportunități prin pivot

Dacă apărarea adversă încearcă să dubleze pivotul (prin „double-team”), pivotul poate pasa mingea către jucători liberi din exterior, oferind oportunități de aruncări de la distanță. Pivotul poate folosi blocaje (screen-uri) pentru a crea spațiu pentru jucătorii de pe linia de trei puncte, deschizând trasee spre coș sau creând spațiu pentru aruncări deschise.

4. Finalizarea atacului

Dacă pivotul are o poziție favorabilă și nu este dublat, poate pătrunde spre coș sau poate finaliza cu o aruncare de aproape (de obicei, prin „hook shot” sau „lay-up”). În caz de aruncare ratată, pivotul se află deja aproape de coș, oferindu-i șansa de a recupera mingea și de a încerca o nouă aruncare.

Avantajele sistemului de atac cu pivot

Pivotul atrage adesea atenția apărării, ceea ce permite coechipierilor să fie mai liberi în exterior sau să beneficieze de blocaje. Prin poziția centrală a pivotului, echipa poate adapta rapid atacul, fie prin șuturi de la distanță, fie prin pătrunderi. Cu un pivot

dominant, echipa poate încetini ritmul și controla jocul prin pase în jurul pivotului, reducând șansele unei tranziții rapide a adversarilor.

Acest sistem este esențial pentru echipele care au un pivot cu abilități bune de finalizare, forță și viziune de joc, deoarece el poate coordona atacul prin propria poziționare și mișcare.

Sistemul de atac cu doi jucatori pivoți.

Sistemul de atac cu doi jucători pivoți, cunoscut și ca „twin towers" în baschet, implică folosirea a doi jucători mari și puternici (de obicei cei mai înalți din echipă) care joacă în apropierea coșului. Această tactică este folosită pentru a crea un avantaj fizic sub panou și pentru a crește șansele de a marca în apropierea coșului sau de a recupera mingi ofensive. În general, acest sistem este folosit de echipele care au doi jucători eficienți în posturile de pivot sau de „power forward" și pivot.

1. Poziționarea celor doi pivoți

Distribuție în „low post" și „high post": Un pivot se poziționează de obicei în aproape de coș, în zona restricționată, în timp ce al doilea pivot poate sta mai sus, de obicei, în zona de la marginea semicercului.

Poziționarea unuia dintre pivoți în „high post" ajută la crearea de spații sub panou și la deschiderea traseelor pentru pătrundere.

2. Mișcările și opțiunile de atac

Cei doi pivoți pot colabora prin pase scurte între ei, folosind blocaje și mișcări de „pick and roll" pentru a crea oportunități de finalizare sub panou. Dacă apărarea adversă dublează unul dintre pivoți, celălalt pivot poate să se deplaseze pentru a primi mingea și pentru a ataca coșul dintr-o poziție favorabilă.

3. Blocaje și oportunități de aruncare la cos

Pivoții pot folosi blocaje pentru a deschide trasee pentru jucătorii de exterior (gărzi și aruncători de la distanță). Astfel, aceștia vor avea oportunități de a marca din afara semicercului. Cu doi jucători mari sub coș, echipa crește șansele de a recupera mingi ofensive după aruncări ratate, oferind noi ocazii de atac și păstrând posesia.

4. Crearea de spații pentru ceilalți jucători

Prezența a doi pivoți poate atrage apărători suplimentari în zona restricționată, ceea ce lasă mai mulți jucători de exterior liberi pentru aruncări deschise. Pivoții bine plasați creează linii de pase eficiente în jurul lor, permițând jucătorilor să paseze rapid și să își schimbe pozițiile.

5. Avantaje și dezavantaje ale sistemului cu doi pivoți

Avantaje:

Dominare fizică sub panou și la recuperări.

Posibilitatea de a controla mai bine zona restricționată și de a atrage apărarea.

Creșterea șanselor de a obține puncte din apropierea coșului.

Dezavantaje:

Lipsa de flexibilitate și mobilitate pe teren, în special contra echipelor rapide.

Poziționarea a doi pivoți poate aglomera spațiul în jurul coșului, limitând opțiunile de pătrundere pentru jucătorii mici.

Necesită sincronizare bună și abilități de pasare între cei doi pivoți.

Adaptarea jocului pentru sistemul cu doi pivoți

Echipele care adoptă acest sistem trebuie să își adapteze stilul de joc pentru a folosi eficient avantajele fizice ale celor doi pivoți.

De exemplu, se poate opta pentru un ritm de joc mai lent și pentru atacuri poziționale, maximizând utilizarea forței și înălțimii sub coș. De asemenea, echipa trebuie să aibă aruncători buni la distanță, pentru a compensa limitările în mobilitate și a ține apărarea adversă în suspans.

Sistemul de atac cu un jucător pivot și un centru.

Sistemul de atac cu un jucător pivot și un centru combină abilitățile unui „power forward" (pivot) și ale unui „center" (centru) pentru a crea un joc versatil și puternic în zona restricționată. Acest sistem se folosește de complementaritatea celor doi jucători mari: pivotul, care este de obicei mai mobil și cu un joc variat, și centrul, care se concentrează mai mult pe forța fizică și jocul aproape de coș.

1. Poziționarea pivotului și centrului

Jucătorul pivot se poziționează de obicei în zona „high post" (marginea semicercului din afara zonei restricționate), oferind o opțiune de aruncare de la distanță medie sau pentru a iniția pase și ecranări pentru coechipieri.

Centrul se plasează în „low post" (aproape de coș), pregătit să primească mingea și să atace direct coșul prin mișcări puternice sau aruncări de aproape.

2. Mișcările în atac

De pe poziția de „high post", pivotul poate iniția pase către centrul în „low post" sau către jucătorii de exterior, funcționând ca un jucător de legătură în atac.

Centrul primește mingea mai aproape de coș și are rolul de a finaliza fie prin aruncări de tip „hook shot", fie prin „lay-up"-uri sau alte aruncări puternice în zona restricționată. Pivotul poate creea blocaje pentru centrul sau pentru extreme, permițând pătrunderi rapide și oportunități de finalizare.

3. Colaborarea între pivot și centru

Această combinație este una dintre principalele tactici în acest sistem. Pivotul de la „high post” pasează mingea către centrul din „low post”, creând o oportunitate de atac direct spre coș. Dacă apărarea se concentrează pe centrul din „low post”, pivotul poate rămâne liber pentru aruncare de la distanță medie.

Pivotul și centrul pot folosi blocaje reciproce pentru a crea spațiu unul pentru celălalt, complicând sarcina apărării și deschizând linii de pase spre coș.

4. Avantaje pentru ceilalți jucători

Distragerea apărării prin faptul că, având doi jucători mari bine plasați, apărarea adversă este adesea forțată să acorde mai multă atenție zonei restricționate, ceea ce favorizează aruncările de la distanță.

Poziționarea pivotului în „high post” și a centrului în „low post” creează linii de pase clare pentru ceilalți jucători, facilitând un joc de pase rapid și eficient.

5. Opțiuni de finalizare

Centrul este responsabil de finalizarea majorității aruncărilor de aproape, folosind avantajul înălțimii și al forței fizice. Dacă pivotul are o aruncare bună de la distanță medie, el poate lua aruncări directe din „high post”, ceea ce diversifică opțiunile de atac.

Sistemul de atac cu un jucător, pivot sau centru

Sistemul de atac cu un jucător pivot sau centru în jocul de baschet este o strategie ofensivă concentrată pe utilizarea unui singur jucător de talie mare care joacă în zona restricționată, fie în „low post” (aproape de coș), fie în „high post” (la marginea semicercului). Acest jucător devine punctul central al atacului, prin care se construiesc mișcările ofensive și se creează oportunități pentru ceilalți jucători. În

general, această strategie este utilizată de echipele care au un singur jucător dominant sub panou.

Folosirea unui singur jucător post lasă mai mult spațiu în jurul coșului și permite echipei să se desfășoare mai bine pe teren. Sistemul permite un joc fluid de pase în jurul jucătorului post, creând un ritm ofensiv bun. Jucătorul post poate finaliza sau crea ocazii pentru aruncări de la distanță.

Dezavantaje:

Dacă apărarea neutralizează jucătorul post, întregul sistem de atac poate deveni ineficient.

Lipsa de opțiuni sub panou în lipsa unui al doilea jucător mare, echipa poate pierde la capitolul recuperări și la dominarea fizică sub coș.

Acest sistem de atac este ideal pentru echipele cu un jucător post dominant, capabil să se impună atât la aruncare, cât și la distribuția mingii, dar necesită, de asemenea, jucători de exterior eficienți la aruncări pentru a valorifica spațiile libere.

Acțiuni tactice individuale în apărare

În baschet, apărarea individuală este esențială pentru a opri adversarii și a reduce șansele acestora de a marca. Există mai multe acțiuni tactice individuale pe care un jucător le poate utiliza în apărare pentru a-și limita adversarul și pentru a ajuta echipa să preia controlul jocului.

1. Marcajul „om la om”

Este o acțiune de bază, în care fiecare jucător apără un adversar specific, rămânând aproape de acesta și încercând să-i limiteze opțiunile de mișcare.

Apărătorul trebuie să fie poziționat între adversar și coș, menținându-și brațele sus pentru a bloca vizibilitatea și pentru a intercepta eventualele pase.

2. Poziționarea „low stance” (apărare joasă)

Aceasta este o poziție defensivă de bază, în care apărătorul stă într-o poziție joasă, cu genunchii ușor flexați, pentru a putea reacționa rapid la mișcările adversarului.

Apărătorul trebuie să aibă spatele drept, picioarele ușor depărtate și genunchii flexați, iar brațele să fie întinse lateral pentru a bloca orice driblinguri și pase.

3. Folosirea brațelor pentru presiune

Apărătorul folosește brațele pentru a pune presiune pe adversar, fie pentru a bloca viziunea acestuia asupra coechipierilor, fie pentru a intercepta pasele. Brațele se mențin ridicate și în lateral pentru a ocupa spațiul și a face mai dificilă trecerea mingii de către adversar.

4. Apărarea pe dribling (on-ball defense)

Este acțiunea defensivă prin care apărătorul se poziționează în fața jucătorului cu mingea și îi limitează driblingul și opțiunile de atac. Apărătorul trebuie să fie în „low stance”, să urmeze mișcările adversarului și să își folosească mâinile pentru a încerca să obțină un „steal” (interceptare) fără a comite fault.

5. Blocarea traiectoriei

Acesta este un mod de a controla mișcarea adversarului, forțându-l să meargă într-o direcție dorită, de obicei departe de coș sau spre marginea terenului. Apărătorul se poziționează strategic, astfel încât să limiteze opțiunile adversarului și să-l forțeze să dribleze într-o direcție nefavorabilă.

6. Anticiparea și interceptarea pasei

Aceasta implică citirea intențiilor adversarului și interceptarea unei pase înainte ca mingea să ajungă la destinatar. Apărătorul urmărește atent ochii și mișcările adversarului, poziționându-se în linia de pase pentru a intercepta mingea.

7. Blocarea aruncării

Este o acțiune prin care apărătorul blochează o aruncare spre coș, împiedicând adversarul să marcheze. Blocarea aruncării necesită timing precis și poziționare bună. Apărătorul trebuie să sară vertical, cu brațul întins, fără a intra în contact cu adversarul.

8. Box-out pentru recuperare

Aceasta este o tehnică prin care apărătorul se poziționează între adversar și coș în momentul unei aruncări pentru a-și asigura o poziție favorabilă la recuperarea mingii.

Apărătorul folosește corpul pentru a bloca adversarul, ținându-l departe de coș și pregătindu-se să sară pentru a prinde mingea dacă aceasta ricoșează.

9. „Close-out" pe un aruncător

Este mișcarea rapidă a apărătorului către un adversar care primește mingea în afara semicercului, pentru a-i contesta aruncarea sau pentru a-l forța să dribleze. Apărătorul se deplasează rapid spre adversar, cu mâinile ridicate, și se oprește la o distanță sigură pentru a evita faultul, dar suficient de aproape pentru a contesta aruncarea.

10. Apărarea la post (post defense)

Este o acțiune prin care apărătorul își protejează zona de sub coș și limitează mișcările unui adversar mai înalt, de obicei un pivot. Apărătorul își folosește corpul pentru a împinge ușor adversarul departe de coș și își menține poziția între el și coș. În cazul unei pase, încearcă să o intercepteze sau să blocheze aruncarea.

11. „Help defense" (ajutorul defensiv)

Este acțiunea prin care un apărător lasă temporar adversarul direct pentru a oferi sprijin unui coechipier care apără un adversar periculos sau pătrunde spre coș. Apărătorul trebuie să fie pregătit să ajute rapid, dar și să se întoarcă rapid la marcajul său, evitând să lase adversarul liber prea mult timp.

12. Apărarea de tranziție

Este o acțiune defensivă care are loc imediat după ce adversarul recuperează mingea și începe un contraatac. Apărătorul trebuie să revină rapid pe poziție, încercând să blocheze avansarea adversarilor și să oprească pătrunderea spre coș.

13. „Steal” (furtul de minge)

Este acțiunea de a fura mingea printr-o mișcare rapidă, de obicei atunci când adversarul driblează sau pasează. Apărătorul anticipează driblingul sau pasa și folosește mâinile pentru a lovi mingea sau a o intercepta, menținând în același timp controlul asupra corpului pentru a evita faultul.

Aceste acțiuni individuale sunt fundamentale pentru o apărare eficientă în baschet, iar combinarea lor inteligentă în funcție de situație poate face diferența între o apărare pasivă și una activă, capabilă să controleze atacul adversarului și să creeze oportunități pentru echipa proprie.

Marcajul atacantului fără minge

Marcajul atacantului fără minge în jocul de baschet este o componentă esențială a apărării individuale, deoarece, chiar dacă un jucător nu are mingea, acesta poate crea spații, poate seta ecranări sau poate încerca să se deschidă pentru a primi o pasă și a marca.

Scopul marcajului fără minge este să limitezi mișcările acestuia, să anticipezi acțiunile și să-l împiedici să devină o opțiune periculoasă în atac

Poziționarea între adversar și coș

Apărătorul trebuie să fie plasat între adversarul său și coș, pentru a-i limita posibilitatea de a primi mingea într-o poziție avantajoasă. Apărătorul adoptă o poziție joasă și orientată spre coș, ținându-și adversarul într-o zonă mai puțin periculoasă și monitorizând mișcarea acestuia.

Contact vizual și spațiere

În marcajul fără minge, apărătorul trebuie să aibă simultan contact vizual atât cu adversarul său, cât și cu mingea, pentru a putea reacționa rapid la o eventuală pasă. Apărătorul trebuie să aibă o poziție deschisă, cu un picior orientat spre adversar și un picior spre mingea, menținând un unghi de vizualizare care să-i permită să urmărească ambele elemente.

Folosirea brațelor pentru a intercepta pasele

Brațele apărătorului trebuie să fie poziționate astfel încât să blocheze linii de pasare și să facă dificilă trecerea mingii către adversar. Brațele apărătorului trebuie să fie întinse și active, gata să intercepteze pasele sau să conteste orice tentativă de recepție a mingii de către adversar.

Anticiparea mișcărilor și a tăierilor (cuts)

Atacantul fără minge poate încerca să facă tăieturi (mișcări rapide) spre coș sau spre o poziție deschisă pentru a primi mingea. Apărătorul trebuie să anticipeze și să reacționeze rapid la aceste mișcări. Apărătorul trebuie să fie atent la schimbările de direcție și să se deplaseze rapid pentru a rămâne în fața adversarului, blocându-i traiectoria către coș sau către spațiile libere.

5. Marcajul strâns și prevenirea recepției mingii

Apărătorul trebuie să mențină o distanță mică față de adversar pentru a-l împiedica să primească mingea cu ușurință.

Apărătorul poate folosi un „deny stance” (poziție de negare), plasând o mână între adversar și linia de pasare, împiedicându-l să se deschidă și să primească mingea. În această poziție, corpul este orientat astfel încât să împiedice o pasă directă către adversar.

6. Marcajul în cazul blocajelor

Dacă adversarul fără minge folosește un blocaj, apărătorul trebuie să acționeze rapid pentru a evita să fie prins în acest blocaj.

Apărătorul poate opta pentru „slip” (trecerea pe sub blocaj, în funcție de distanța de coș), „over” (trecerea peste blocaj) sau poate cere ajutorul unui coechipier pentru a realiza o schimbare în apărare.

7. Comunicarea cu coechipierii

Apărătorul trebuie să comunice cu coechipierii pentru a anunța intențiile adversarului, mai ales când acesta încearcă să creeze spațiu prin ecranări. Apărătorul poate folosi comenzi verbale scurte, precum „ecran stânga” sau „schimbăm”, pentru a sincroniza mișcările defensive și a preveni o deschidere facilă a adversarului.

8. Pregătirea pentru recuperare

Apărătorul trebuie să fie pregătit să boxeze adversarul în cazul unei aruncări, pentru a preveni o recuperare ofensivă. După o aruncare, apărătorul trebuie să-și folosească corpul pentru a-l ține pe adversar departe de coș, facilitând recuperarea mingii de către echipă.

9. Evitarea faulturilor

În timpul marcajului, apărătorul trebuie să fie atent să nu comită faulturi, mai ales la contactul fizic sau în situațiile de blocare a tăieturilor. Apărătorul trebuie să folosească poziționarea corectă și mișcarea picioarelor pentru a bloca adversarul, evitând împingerile sau tragerile care pot duce la faulturi.

10. Controlul emoțional și concentrarea

Apărătorul trebuie să rămână calm și concentrat, chiar și atunci când adversarul folosește feinte sau schimbări bruște de direcție. Prin disciplină și control, apărătorul trebuie să evite reacțiile impulsive și să se concentreze pe poziționare și anticipare, fără a fi păcălit de mișcările adversarului.

Marcajul eficient al unui atacant fără minge necesită un mix de anticipare, poziționare corectă și mobilitate. Apărătorul trebuie să fie mereu conștient atât de poziția adversarului, cât și de mingea din joc, să își folosească corect corpul și brațele pentru a bloca mișcările,

și să comunice eficient cu coechipierii. Un marcaj eficient poate preveni acțiuni periculoase, poate încurca sistemul de atac al echipei adverse și poate contribui la forțarea unor greșeli sau pierderi de minge.

Marcajul atacantului care urmează să primească mingea

Marcajul atacantului care urmează să primească mingea este o tehnică defensivă crucială în baschet, deoarece jucătorul care primește mingea devine imediat o amenințare pentru apărare. Scopul acestui tip de marcaj este de a împiedica adversarul să intre în posesia mingii într-o poziție avantajoasă sau de a-i întârzia recepția, astfel încât apărarea să poată anticipa următoarea mișcare.

Marcajul unui atacant care urmează să primească mingea necesită multă atenție și viteză de reacție din partea apărătorului. Printr-o poziționare corectă, blocarea liniilor de pasare și anticiparea mișcărilor adversarului, apărătorul poate limita eficient opțiunile acestuia și poate descuraja pasele către el.

Aceste tehnici de marcaj pot încetini ritmul ofensiv al echipei adverse și pot crea oportunități de recuperare sau interceptare pentru echipa proprie.

Marcajul atacantului care are mingea

Marcajul atacantului care are mingea este una dintre cele mai complexe și importante sarcini defensive în baschet, deoarece implică presiune directă asupra jucătorului care poate iniția o acțiune ofensivă. Scopul acestui tip de marcaj este de a împiedica adversarul să pătrundă, să paseze sau să arunce eficient la coș, forțându-l să comită greșeli sau să ia decizii mai puțin avantajoase pentru echipa sa

1. Poziția joasă și echilibrată

Apărătorul trebuie să fie într-o poziție joasă, cu genunchii flexați, pentru a fi pregătit să reacționeze rapid la mișcările adversarului. Genunchii sunt ușor flexați, iar corpul este înclinat ușor

înainte. Picioarele sunt despărțite la lățimea umerilor pentru echilibru, iar greutatea corpului este pe partea din față a tălpilor, astfel încât apărătorul să poată schimba rapid direcția.

2. Mâna de presiune și mâna de blocaj

Apărătorul folosește una dintre mâini pentru a pune presiune pe minge, iar cealaltă pentru a bloca linia de pasare. Mâna cea mai apropiată de minge este plasată în fața adversarului pentru a bloca aruncarea sau driblingul, iar cealaltă mână este orientată spre posibilele linii de pasare pentru a contesta sau intercepta pasele.

3. Poziționarea între adversar și coș

Apărătorul trebuie să fie plasat între atacant și coș pentru a-i limita traiectoria de pătrundere. Apărătorul stă într-o poziție ușor laterală față de adversar, blocându-i accesul direct către coș, și forțându-l să dribleze către marginea terenului sau către o zonă mai puțin periculoasă.

4. Distanța de marcaj

Apărătorul trebuie să mențină o distanță optimă față de atacant, suficient de aproape pentru a pune presiune, dar fără a permite adversarului să-l depășească. Distanța depinde de abilitățile adversarului: dacă acesta este bun la aruncări, apărătorul se apropie mai mult pentru a contesta aruncarea, iar dacă este rapid și bun la dribling, apărătorul se îndepărtează ușor pentru a nu fi depășit.

5. Controlul pătrunderii și forțarea spre linia de margine

Apărătorul încearcă să forțeze adversarul să se deplaseze spre marginea terenului, unde acesta are mai puține opțiuni. Prin poziționare, apărătorul forțează adversarul să dribleze lateral, spre margine, limitându-i unghiul de atac și reducând astfel opțiunile de pasare sau de aruncare.

6. Anticiparea mișcărilor și a schimbărilor de ritm

Atacantul cu mingea va încerca să utilizeze schimbări de ritm, feinte sau mișcări de corp pentru a destabiliza apărătorul. Apărătorul trebuie să rămână calm și să reacționeze la mișcarea primului picior al atacantului, fără a se lăsa păcălit de feinte. Trebuie să urmărească cu atenție mișcările trunchiului și ale picioarelor, nu ale mingii sau feței.

7. Deplasarea laterală

Pentru a urmări atacantul, apărătorul trebuie să se deplaseze lateral, fără a-și încrucișa picioarele. Apărătorul face pași scurți și rapizi lateral, menținând o poziție joasă și echilibrată, pentru a reacționa la schimbările de direcție ale adversarului.

8. Contestarea aruncării

Dacă adversarul se pregătește să arunce, apărătorul trebuie să ridice o mână pentru a-i bloca vizibilitatea și a-i reduce unghiul de aruncare. Apărătorul se ridică cu mâna în sus, fără a intra în contact fizic, pentru a contesta aruncarea și a forța adversarul să arunce peste el. Este important să evite contactul cu adversarul pentru a nu comite un fault.

9. Recuperarea după aruncare

După ce adversarul a aruncat mingea, apărătorul trebuie să fie pregătit să boxeze (box out) pentru a bloca accesul acestuia la o eventuală recuperare ofensivă. Apărătorul își folosește corpul pentru a crea un spațiu între el și adversar, ținându-l departe de coș pentru a permite un coechipier să recupereze mingea.

10. Comunicarea cu coechipierii

Marcarea unui atacant cu mingea presupune o bună comunicare cu ceilalți apărători pentru a acoperi eventualele schimbări de marcaj sau pentru a cere ajutor în cazul unei pătrunderi. Apărătorul poate comunica verbal când atacantul cu mingea

intenționează să pătrundă sau dacă este nevoie de un „help” defensiv (ajutor), mai ales în cazul unei pătrunderi periculoase către coș.

11. Evitarea faulturilor

Apărătorul trebuie să evite contactul excesiv sau faulturile care pot duce la aruncări libere sau la creșterea avantajului echipei adverse. Apărătorul se concentrează pe poziționare și anticipare, evitând să întindă mâna către minge în mod agresiv sau să folosească corpul într-un mod care ar putea atrage faultul.

Marcajul unui atacant care are mingea în baschet implică o combinație de poziționare, atenție, reacție rapidă și tehnici de control al spațiului.

Apărătorul trebuie să mențină o distanță optimă, să conteste aruncările, să limiteze posibilitatea pătrunderii și să pună presiune constantă asupra adversarului. O apărare eficientă poate forța atacantul să ia decizii mai dificile, să comită greșeli și să reducă eficiența echipei sale în atac.

Marcajul atacantului care a efectuat dribblingul

Marcajul atacantului care a efectuat dribblingul (și, prin urmare, nu mai poate dribla) este o situație esențială în apărarea din baschet, întrucât adversarul are acum opțiuni limitate: poate doar să paseze sau să arunce. Apărătorul trebuie să profite de acest moment și să aplice o presiune ridicată pentru a forța o pasă dificilă sau o aruncare de slabă calitate

1. Poziția defensivă activă și echilibrată

Apărătorul trebuie să adopte o poziție joasă, cu genunchii flexați, pregătit să reacționeze rapid.

Apărătorul stă într-o poziție joasă, cu picioarele la lățimea umerilor și greutatea pe vârfurile picioarelor. Această poziție permite o mișcare rapidă, menținându-l stabil în fața adversarului.

2. Reducerea distanței pentru presiune maximă

Deoarece adversarul nu mai poate dribla, apărătorul se poate apropia mai mult, punând presiune pe acesta. Apărătorul se apropie de adversar, dar păstrează o distanță care să permită contestarea unei aruncări sau paselor, fără a risca un fault. Mâinile sunt active și poziționate pentru a bloca orice încercare de pasă.

3. Contestarea și blocarea liniei de pasare

Atacantul va încerca, de obicei, să facă o pasă pentru a scăpa de presiunea defensivă. Apărătorul își folosește brațele pentru a acoperi linia de pasare, ridicând mâinile și mișcându-le pentru a bloca viziunea atacantului și a face pasa cât mai dificilă. Poate încerca să anticipeze pasul și să intercepteze mingea.

4. Contestarea aruncării

Dacă adversarul decide să arunce, apărătorul trebuie să fie pregătit să conteste aruncarea imediat. Apărătorul ridică o mână pentru a bloca unghiul de aruncare, stând cât mai aproape de atacant pentru a limita vizibilitatea și a forța o aruncare incomodă, fără a face contact fizic.

5. Poziționare pentru a bloca pătrunderea

Deși atacantul nu mai poate dribla, este important ca apărătorul să fie pregătit pentru orice mișcare ofensivă care ar putea forța apărarea. Apărătorul se plasează între adversar și coș, pregătit să blocheze orice încercare de mișcare spre coș. Poziționarea este cheie pentru a păstra controlul și a forța adversarul să caute o pasă.

6. Provocarea adversarului să greșească (provocare la 5 secunde)

În multe cazuri, apărătorul poate să profite de regula celor 5 secunde (în cazul în care adversarul nu reușește să paseze sau să arunce mingea în 5 secunde). Apărătorul exercită o presiune constantă, menținând o distanță apropiată, și îl forțează pe atacant să ia o decizie rapidă, pentru a nu depăși limita de timp.

7. Blocarea posibilelor mișcări de pivotare

Descriere: Atacantul poate folosi o mișcare de pivotare pentru a crea spațiu și a găsi o linie de pasare.

Apărătorul rămâne în poziție joasă și urmărește mișcările de pivotare ale adversarului, fără a-și pierde echilibrul. Păstrează distanța optimă pentru a bloca liniile de pasare și încearcă să anticipeze orice direcție de pivotare pentru a forța o greșeală.

8. Presiune psihologică (comunicare și intimidare)

Uneori, presiunea psihologică poate forța adversarul să greșească. Apărătorul poate folosi comunicarea pentru a semnala colegilor că adversarul a rămas fără dribling sau poate schimba ritmul mișcărilor pentru a-l intimida pe atacant. Aceasta poate contribui la grăbirea deciziei și la o eventuală eroare.

9. Pregătirea pentru interceptare

Întrucât adversarul va încerca să paseze, apărătorul poate profita de oportunități de interceptare. Apărătorul anticipează posibilele destinații ale pasei și încearcă să se poziționeze astfel încât să intercepteze mingea sau să o devieze, pregătindu-se pentru o tranziție rapidă în atac.

10. Box out pentru a preveni recuperarea ofensivă

Dacă adversarul aruncă mingea și ratează, apărătorul trebuie să fie pregătit să blocheze accesul acestuia către coș. Apărătorul folosește tehnica de „box out”, plasându-se între adversar și coș, și folosește partea inferioară a corpului pentru a-l ține departe de zona de recuperare.

Marcajul unui atacant care a terminat driblingul în baschet necesită o apărare agresivă și bine calculată. Prin aplicarea unei presiuni constante, blocarea liniilor de pasare și contestarea aruncării, apărătorul poate forța adversarul să comită erori și să ia decizii sub presiune. Controlul distanței, poziționarea corectă și atenția la detalii

sunt esențiale pentru a limita eficiența adversarului și pentru a genera oportunități de recuperare sau tranziție rapidă pentru echipa proprie.

Intercepția

În baschet, intercepția este o acțiune defensivă prin care un jucător reușește să oprească sau să devieze o pasă a echipei adverse, câștigând posesia mingii pentru echipa sa. Este una dintre cele mai eficiente metode de a întrerupe atacul advers și de a transforma apărarea într-un contraatac rapid.

Pentru a reuși o intercepție, jucătorul trebuie să fie atent la mișcările adversarilor și să anticipeze direcția paselor. Acest lucru necesită viteză de reacție, poziționare bună, capacitatea de a citi jocul și o coordonare foarte bună. Jucătorii cu reflexe rapide și abilități de anticipare sunt, de obicei, cei mai buni la a realiza intercepții.

Smulgerea mingii

Smulgerea mingii, cunoscută și ca "steal," este o acțiune defensivă în baschet prin care un jucător reușește să ia mingea din posesia adversarului, fie printr-o mișcare rapidă a mâinilor, fie prin plasarea corpului în mod strategic pentru a forța adversarul să piardă controlul asupra mingii.

Pentru a face o smulgere reușită, jucătorul trebuie să aibă reflexe rapide, abilități excelente de coordonare și să fie capabil să anticipeze mișcările adversarului. De asemenea, este important să fie atent la timing și să acționeze fără să facă fault. Smulgerea mingii nu doar că împiedică echipa adversă să înscrie, dar poate crea și oportunități pentru contraatacuri rapide, dând un avantaj semnificativ echipei care face această acțiune.

Ținerea mingii

„Ținerea mingii” este o acțiune defensivă individuală în baschet prin care un jucător apărător încearcă să limiteze mișcările

unui adversar care deține mingea, păstrând o poziție apropiată și activă pentru a-l împiedica să dribleze, să paseze sau să arunce la coș. Acest tip de apărare este cunoscut și ca „apărarea unu-la-unu” și este esențial pentru a încetini atacul advers și pentru a reduce opțiunile de joc ale acestuia.

Un jucător defensiv bun în „ținerea mingii” folosește tehnici precum:

Poziționarea corectă a corpului – stă cu picioarele îndoite, păstrând o bază largă și un echilibru bun;

Mișcări laterale rapide – pentru a se deplasa eficient și a rămâne între adversar și coș;

Folosirea mâinilor – pentru a contesta mingea fără a face fault, încercând să-i limiteze adversarului opțiunile.

Acțiunea necesită concentrare, răbdare și o bună rezistență fizică, deoarece presupune o urmărire constantă a mișcărilor adversarului. „Ținerea mingii” este esențială pentru a destabiliza ritmul echipei adverse și a forța greșeli sau pierderi de posesie.

Capacul.

Capacul, cunoscut și sub numele de "block," este o acțiune defensivă individuală în baschet în care un jucător apărător respinge o aruncare a unui adversar, împiedicând mingea să ajungă la coș. Această acțiune este una dintre cele mai spectaculoase în apărare, având un impact puternic atât psihologic, cât și tactic.

Pentru a reuși un capac, un jucător apărător trebuie: Să aibă un timing excelent – să anticipeze momentul în care adversarul va lansa mingea și să sară la timp pentru a o respinge;

Să folosească corect înălțimea și săriturile – un capac eficient necesită adesea un bun control al corpului în aer și o săritură puternică;

Să aibă tehnică bună a mâinilor – jucătorul trebuie să atingă mingea într-un mod care să nu ducă la un fault și să încerce să o direcționeze către un coechipier pentru a obține posesia.

Un capac bine executat nu doar oprește un punct, ci poate schimba ritmul jocului, dându-i încredere echipei care se apără și destabilizând echipa adversă. De asemenea, capacele sunt considerate acțiuni de apărare importante, având un efect psihologic asupra adversarului, care devine mai precaut la următoarele aruncări.

Recuperarea defensivă

Recuperarea defensivă este o acțiune esențială în baschet, prin care un jucător din echipa care se apără câștigă posesia mingii după o aruncare ratată a adversarilor. Aceasta acțiune ajută echipa să oprească atacul advers și să inițieze o tranziție rapidă către ofensivă.

Pentru a realiza o recuperare defensivă de succes, un jucător trebuie:

Să blocheze adversarul (folosind tehnica de "box-out") – să se poziționeze între coș și jucătorul echipei adverse, împiedicându-l să sară pentru a prinde mingea;

Să anticipeze traiectoria mingii – să urmărească unde va ricoșa mingea după ce lovește inelul sau tabla;

Să fie rapid și să aibă o bună coordonare – să reacționeze rapid pentru a prinde mingea ferm și a o controla.

Recuperarea defensivă este vitală pentru o apărare eficientă, reducând șansele echipei adverse de a înscrie prin „second chance points” (puncte din a doua șansă).

De asemenea, o recuperare rapidă și bine controlată poate lansa un contraatac, oferind astfel oportunități de punctare pentru echipa care recuperează.

Acțiuni tactice colective in apărare

Închiderea culoarelui de pătrundere

Închiderea culoarului de pătrundere este o acțiune defensivă în baschet prin care jucătorii apărători împiedică atacanții să pătrundă în spațiul din apropierea coșului. Această strategie este esențială pentru a limita oportunitățile de aruncări de aproape și de finalizări ușoare, forțând adversarii să se bazeze pe aruncări de la distanță mai mare.

Pentru a închide eficient culoarul de pătrundere, apărătorii trebuie să:

Se poziționeze corect – jucătorii trebuie să ocupe spațiile libere din fața atacanților, rămânând în zona semicercului și între coș și adversar;

Comunice și să colaboreze – apărarea trebuie să fie organizată, iar jucătorii să comunice pentru a acoperi orice încercare de pătrundere, inclusiv ajutând colegii care sunt depășiți;

Anticipeze mișcările atacanților – să fie atenți la schimbările de direcție și la intențiile adversarilor pentru a reacționa rapid și a bloca căile de acces către coș;

Aplice o apărare de tip „help defense" – în cazul în care un jucător este depășit de adversar, un alt apărător trebuie să intervină pentru a închide spațiul de pătrundere.

Această tactică de apărare reduce eficiența echipei adverse, forțându-i pe jucători să caute aruncări mai dificile sau să facă pase riscante, crescând astfel șansele de intercepție. Închiderea culoarelor de pătrundere este deosebit de importantă împotriva echipelor care au jucători agili și buni la finalizare în apropierea coșului.

Închiderea tușei

Închiderea tușei este o acțiune defensivă în baschet prin care un apărător limitează spațiul adversarului de-a lungul marginii terenului (tușa), forțându-l să își reducă opțiunile de mișcare și să

joace mai departe de coș. Această strategie este utilă pentru a pune presiune pe adversar și pentru a reduce unghiurile de atac.

Pentru a închide eficient tușa, apărătorul trebuie să se poziționeze între adversar și centrul terenului – menținându-și corpul astfel încât să îl forțeze pe atacant spre marginea terenului, unde spațiul de manevră este limitat;

Menține o poziție defensivă corectă – cu genunchii îndoiți și o bază stabilă, pregătit să reacționeze rapid la orice mișcare a adversarului;

Folosirea tușei ca pe un al treilea apărător – având tușa foarte aproape, atacantul va avea mai puține opțiuni de mișcare, iar apărătorul poate folosi această limitare naturală pentru a împiedica driblingul sau pătrunderea spre coș;

Aplice presiune asupra mingii – să încerce să forțeze o eroare sau o pasă grăbită a adversarului, ceea ce poate duce la o intercepție sau la o recuperare.

Închiderea tușei este o tehnică utilă pentru a controla jucătorii rapizi sau cu abilități de pătrundere, reducând eficiența lor prin limitarea spațiului de joc. De asemenea, prin împingerea adversarului spre marginea terenului, echipa apărătoare își poate organiza mai bine apărarea și poate preveni pătrunderi directe spre coș.

Alunecarea

Alunecarea în baschet, cunoscută și sub numele de „defensive slide," este o tehnică defensivă de bază prin care un jucător se deplasează lateral pentru a-și menține poziția între adversar și coș. Această mișcare este esențială pentru o apărare eficientă, permițând apărătorului să se adapteze la schimbările rapide de direcție ale atacantului fără a-l pierde din vedere și fără a face fault.

Pentru a executa corect o alunecare defensivă, jucătorul trebuie să:

Adopte o poziție joasă și echilibrată – cu genunchii îndoiți, trunchiul ușor în față și picioarele depărtate la lățimea umerilor, ceea ce permite o mai bună stabilitate și viteză de reacție;

Evite încrucișarea picioarelor – în loc să le încrucișeze, apărătorul ar trebui să gliseze piciorul exterior într-o mișcare continuă, urmat imediat de celălalt picior, pentru a menține un echilibru optim;

Păstreze mâinile active – brațele trebuie să fie poziționate astfel încât să blocheze vizibilitatea și opțiunile de pasare ale adversarului, iar mâinile pot fi folosite pentru a pune presiune pe minge fără a comite fault;

Mențină ochii pe adversar și pe minge – pentru a anticipa eventualele schimbări de direcție și pentru a putea reacționa rapid.

Alunecarea este un element cheie pentru apărarea unu-la-unu și pentru apărarea colectivă, permițând jucătorilor să controleze mai bine direcția adversarului și să-l ghideze spre zonele mai aglomerate sau mai puțin periculoase ale terenului. O alunecare defensivă bine executată poate încetini atacul și poate forța greșeli, oferind apărării un avantaj tactic.

Flotarea

Flotarea, cunoscută și ca „floater” sau „teardrop,” este o aruncare folosită în baschet pentru a marca puncte în apropierea coșului, de obicei peste apărătorii mai înalți. Este o tehnică valoroasă pentru jucătorii de talie mai mică sau pentru cei care doresc să evite un capac (block) din partea adversarilor din zona pivotului.

Caracteristicile flotării sunt:

Traiectorie înaltă – aruncarea are o traiectorie mai arcuită, astfel încât mingea să treacă peste mâinile apărătorilor;

Execuție rapidă – jucătorul lansează mingea în mișcare, de obicei în timp ce este în săritură, pentru a surprinde apărarea și a nu pierde viteză în dribling;

Control fin al mingii – flotarea necesită o mână fină și o bună coordonare pentru a putea controla aruncarea și a trimite mingea ușor spre coș.

Pentru a executa o flotare eficientă, jucătorul:Se apropie de coș cu driblingul controlat și identifică momentul oportun de aruncare înainte de a fi blocat;

Își folosește săritura în mișcare și își ridică mingea cu o mișcare lină a brațului, ținând coatele sub control și evitând să arunce cu prea multă forță;

Aplică o traiectorie arcuită pe minge, astfel încât să aibă șanse mai mari de a intra în coș chiar dacă este contestată de apărătorii mai înalți.

Flotarea este o armă eficientă în arsenalul unui jucător de atac, fiind ideală pentru pătrunderi în care apărătorii mari așteaptă la coș pentru a contesta aruncarea. Dacă este bine executată, flotarea poate fi foarte greu de blocat și, de aceea, este preferată în momentele critice în care pătrunderea directă spre coș nu este posibilă.

Schimbarea de adversar

Schimbarea de adversar (cunoscută și ca "switch") este o acțiune defensivă în baschet prin care doi jucători din echipa care se apără schimbă responsabilitatea marcării adversarilor, de obicei pentru a acoperi mai eficient mișcările de atac ale echipei adverse. Schimbarea este o tehnică comună atunci când atacul folosește blocaje (screen-uri) sau alte scheme pentru a elibera un jucător.

Pentru a efectua corect schimbarea de adversar, jucătorii trebuie:

Să comunice – schimbarea necesită o bună comunicare între apărători, astfel încât ambii să fie clar asupra noului adversar pe care îl vor marca;

Să reacționeze rapid – apărătorii trebuie să anticipeze momentul și direcția schimbării pentru a evita ca un adversar să rămână liber;

Să mențină poziția corectă – după schimb, fiecare apărător trebuie să fie pregătit să blocheze linia de pătrundere și să limiteze opțiunile adversarului preluat.

Schimbarea de adversar este foarte eficientă în apărarea pick-and-roll-ului, una dintre cele mai comune scheme ofensive, deoarece previne pătrunderile libere sau avantajele create de ecrane.

Aglomerarea

În baschet, aglomerarea este o acțiune tactică defensivă în care mai mulți jucători se concentrează într-o anumită zonă a terenului pentru a opri adversarul care are mingea sau pentru a reduce opțiunile acestuia de pase și mișcare. Această tactică este utilizată de obicei pentru a pune presiune pe jucătorul cel mai periculos al echipei adverse sau pentru a bloca pătrunderile spre coș.

Scopul principa al acțiunii este cel de îngrădire al spațiului prin plasarea mai multor jucători în jurul adversarului cu mingea, astfel se limitează spațiul în care acesta poate să acționeze.

Presiunea crescută poate determina adversarul să facă greșeli, cum ar fi o pasă proastă sau un dribling pierdut. Aglomerația reduce opțiunile de pătrundere la coș, împingând adversarul să joace mai mult la exterior.

Închiderea opțiunilor de pase – prin plasarea jucătorilor pe căile de pasă, se limitează opțiunile de distribuire a mingii către ceilalți jucători.

Această tactică este foarte eficientă împotriva echipelor cu un jucător dominant, dar poate expune echipa care o folosește dacă nu este aplicată corect, deoarece lasă alți jucători liberi.

Apărarea în inferioritate numerică.

În baschet, apărarea în inferioritate numerică este o situație în care echipa care se apără are mai puțini jucători pe teren decât echipa adversă. Această situație apare frecvent în cazul în care un jucător defensiv este penalizat (de exemplu, prin fault tehnic sau descalificant) și trebuie să părăsească terenul temporar sau definitiv.

Principalele tactici utilizate pentru a face față unei apărări în inferioritate numerică sunt:

Aglomerația zonei – Jucătorii rămași pe teren încearcă să se apropie mai mult de zona coșului pentru a îngrădi accesul adversarilor și a proteja calea cea mai scurtă către coș. Astfel, închid spațiile, forțând echipa adversă să caute soluții la distanță mai mare.

Apărarea de tip "triunghi și doi" – Dacă echipa se apără 3 contra 4 sau 4 contra 5, jucătorii pot forma un triunghi în jurul coșului (dacă sunt 3) sau o formă pătrată (dacă sunt 4), acoperind astfel zona centrală și împiedicând pătrunderea. În acest caz, apărarea prioritizează blocarea căilor de acces la coș și mai puțin apărarea om la om.

Apărarea cu dublaj – pentru a compensa inferioritatea numerică, apărătorii pot recurge la dublaj împotriva jucătorului advers cel mai periculos. Acest lucru poate fi riscant, dar, dacă este executat corect, poate crea o presiune ridicată și îl poate forța pe adversar să paseze sau să piardă mingea.

Comunicarea intensă și schimbul rapid de marcaj – În inferioritate, comunicarea dintre jucători devine esențială. Fiecare apărător trebuie să fie conștient de mișcările adversarilor și să facă schimb de marcaj rapid pentru a acoperi eventualele găuri din apărare.

Reducerea spațiului de manevră pentru adversar – În loc să urmărească fiecare jucător advers, apărătorii încearcă să restrângă zona de joc, pentru a forța adversarii să joace mai mult pe exterior și să încerce aruncări de la distanță.

Apărarea în inferioritate numerică necesită o disciplină tactică ridicată și o colaborare foarte bună între jucători. Scopul principal este să minimizeze eficiența adversarilor, să îi forțeze să joace din afara zonei de confort și, ideal, să recupereze mingea cât mai repede.

Triunghiul de săritură

Triunghiul de săritură este o acțiune tactică folosită în baschet pentru a maximiza șansele echipei de a recupera mingea la panou, în special în cazul aruncărilor ratate. Aceasta implică poziționarea strategică a trei jucători care formează un triunghi în jurul coșului, cu scopul de a acoperi mai bine zona de recuperare și de a bloca accesul adversarilor.

1.Poziționare strategică în triunghi – Trei jucători se poziționează astfel încât să formeze un triunghi în jurul coșului, cu doi jucători pe laturile coșului (de regulă sub panou sau în apropierea liniei de aruncări libere) și unul în față, la o distanță mai mare. Acest aranjament le permite să acopere zona de recuperare și să aibă un avantaj mai bun în cazul unei sărituri pentru minge.

2.Blocarea adversarilor – Fiecare jucător încearcă să-și blocheze adversarul direct, folosind tehnici de box-out pentru a-i împiedica să sară la minge. Astfel, jucătorii din triunghi reușesc să reducă semnificativ șansele echipei adverse de a recupera mingea.

3.Coordonarea și sincronizarea săriturii – Triunghiul de săritură necesită o bună coordonare între jucători, pentru a evita sărirea simultană sau interferența între ei. De obicei, jucătorul cel mai bine poziționat (cel mai aproape de minge) este cel care încearcă recuperarea, în timp ce ceilalți îi asigură suportul și blochează alți adversari.

4.Adaptabilitatea la aruncări – Triunghiul poate fi ajustat în funcție de locul de unde vine aruncarea. Dacă aruncarea vine din colț, de exemplu, jucătorii din triunghi se vor ajusta pentru a acoperi zonele în care mingea ar putea sări mai probabil după un eventual eșec al aruncării.

Avantajele triunghiului de săritură includ un control mai bun al spațiului de sub panou, o mai mare șansă de a câștiga mingea după o săritură și o apărare mai solidă împotriva adversarilor care încearcă recuperarea ofensivă. Totodată, este o tactică ce ajută la consolidarea poziției defensive și la prevenirea unor puncte ușoare ale adversarilor după o ratare.

Marcajul dublu

Marcajul dublu (sau dublajul) este o tactică defensivă în baschet, folosită pentru a pune presiune pe un jucător advers periculos, de obicei cel care are mingea sau care este cunoscut pentru abilitatea sa de a marca puncte cu ușurință. Aceasta presupune ca doi apărători să se concentreze asupra unui singur adversar, limitându-i opțiunile de mișcare și de pasare.

Crearea presiunii – Prin trimiterea a doi apărători asupra unui singur jucător, echipa apărătoare poate crea o presiune ridicată, forțând jucătorul respectiv să acționeze rapid sau chiar să comită greșeli, cum ar fi pierderea mingii sau efectuarea unei pase greșite.

Blocarea căilor de pătrundere și pasare – Cei doi apărători formează un „perete” defensiv, blocând liniile de pătrundere și căile

de pasare către alți coechipieri. Astfel, marcajul dublu îl poate forța pe jucătorul cu mingea să efectueze o aruncare dificilă sau să cedeze mingea.

Aplicarea dublajului în puncte cheie ale terenului – Marcajul dublu este adesea folosit atunci când jucătorul ofensiv se află în zone periculoase, cum ar fi aproape de coș sau într-o poziție ideală pentru aruncare. Prin aplicarea marcajului dublu în aceste puncte cheie, echipa defensivă poate preveni o aruncare eficientă.

Dublajul pe jucătorii de top – În cazul echipelor care au un jucător dominant sau lider (cum ar fi un marcator prolific sau un playmaker), echipa defensivă poate decide să aplice constant marcajul dublu asupra acestuia pentru a-i limita impactul. Această tactică îi poate obosi pe acești jucători și îi poate forța să paseze mai des, reducându-le contribuția directă la scor.

Dacă echipa adversă pasează rapid și eficient, un alt jucător poate rămâne deschis și poate avea o aruncare ușoară. Astfel, dublajul necesită o bună coordonare și sincronizare între jucători.

Marcajul dublu este eficient împotriva jucătorilor foarte talentați, dar necesită atenție și comunicare între apărători pentru a minimiza riscurile și pentru a asigura acoperirea tuturor adversarilor.

Apărare om la om.

Sistemul de apărare om la om este o tactică defensivă colectivă în baschet în care fiecare jucător din echipă este responsabil pentru apărarea unui adversar specific, urmărindu-l oriunde pe teren. Această tactică necesită disciplină, coordonare și comunicare, având scopul de a limita acțiunile fiecărui jucător advers și de a le reduce opțiunile de a marca sau de a contribui la atac.

Responsabilități clare – În apărarea om la om, fiecare jucător are o sarcină clară: să-și blocheze direct adversarul desemnat, să îl împiedice să primească mingea, să-l forțeze în poziții nefavorabile și să-l constrângă să ia decizii dificile.

Limitarea mișcărilor adversarilor – Prin apărarea strânsă, apărătorii își urmăresc adversarii în permanență, împiedicându-i să se deplaseze liber. Această tactică este utilă în special pentru a opri jucătorii cu un joc individual puternic, forțându-i să paseze mingea.

Presiune constantă pe minge – Apărătorul jucătorului cu mingea pune presiune constantă pentru a limita opțiunile de dribling, pătrundere sau pasare, încercând să forțeze o greșeală. Scopul este ca jucătorul cu mingea să fie nevoit să se debaraseze rapid de aceasta.

Flexibilitate în schimbul de marcaj – Sistemul om la om permite schimburi de marcaj între apărători atunci când un adversar efectuează un ecran sau o schimbare rapidă de direcție. Aceste schimburi sunt esențiale pentru a păstra marcajul strâns și a evita ca jucătorii să rămână descoperiți.

Apărare activă și implicare – Deoarece fiecare jucător are un adversar direct, toți jucătorii din echipa defensivă sunt implicați activ în apărare. Aceasta face ca sistemul de apărare om la om să fie o strategie dinamică, în care toți apărătorii sunt mereu angajați, ceea ce reduce șansele adversarilor de a găsi breșe.

Risc și adaptabilitate – Apărarea om la om poate fi obositoare pentru jucători și necesită o bună condiție fizică, mai ales împotriva echipelor care fac multe schimbări de poziții și mișcări rapide. Dacă un apărător este depășit, ceilalți trebuie să fie pregătiți să ofere ajutor rapid (sprijin sau dublaj) pentru a închide drumul adversarului.

Avantaj psihologic – Acest sistem îi face pe jucători să simtă o presiune constantă, iar unii adversari pot deveni frustrați sau obosiți, ceea ce poate duce la greșeli și la scăderea eficienței.

Apărarea om la om este folosită adesea împotriva echipelor care depind de jocul individual al unor jucători, deoarece permite o apărare mai eficientă asupra fiecărui adversar în parte. Totuși, necesită un nivel ridicat de implicare, rezistență și sincronizare între apărători, fiind o tactică ce poate fi riscantă împotriva echipelor care au o bună coordonare și pase rapide.

Apărare în zonă

Sistemul de apărare în zonă este o tactică defensivă în baschet în care fiecare jucător are responsabilitatea de a apăra o anumită zonă a terenului și nu un adversar specific.

Spre deosebire de apărarea om la om, unde fiecare apărător urmărește un jucător advers, în apărarea în zonă, apărătorii își concentrează atenția pe protejarea unei porțiuni din teren, acoperind adversarii doar când aceștia intră în zona lor.

1. Poziționarea strategică a apărătorilor

În apărarea în zonă, jucătorii sunt poziționați astfel încât să acopere terenul într-un mod echilibrat, cu scopul de a proteja spațiile esențiale și de a preveni pătrunderile către coș. Cele mai comune forme de apărare în zonă sunt:

Apărarea 2-3: Doi jucători se poziționează în față, pe linia de aruncare, iar trei jucători rămân sub coș, acoperind zona din apropierea panoului.

Apărarea 3-2: Trei jucători se poziționează în partea superioară, iar doi se află mai aproape de coș, pentru a acoperi pătrunderile și recuperările.

Apărarea 1-3-1: Un jucător se află în vârf, trei jucători acoperă mijlocul terenului în linie, iar un jucător rămâne sub panou, această structură fiind utilă pentru a pune presiune pe jucătorii cu aruncări de la distanță.

2. Reducerea pătrunderilor spre coș

Apărarea în zonă este eficientă împotriva echipelor care preferă pătrunderile la coș, deoarece poziționarea compactă a apărătorilor în fața coșului face dificil accesul la zona interioară. De asemenea, apărătorii sunt bine poziționați pentru a recupera mingea după o aruncare ratată.

3. Concentrarea pe spații și nu pe jucători

În loc să urmărească adversarii în mișcare, fiecare jucător își protejează zona și face schimbări doar când un adversar intră în acea zonă. Acest lucru reduce efortul fizic, deoarece jucătorii nu trebuie să urmărească adversarii pe tot terenul, ceea ce este un avantaj pentru echipele mai puțin rapide sau obosite.

4. Dublaj și ajutor ușor de aplicat

În apărarea în zonă, apărătorii sunt mai aproape unii de alții, facilitând sprijinul reciproc și dublajul atunci când un adversar intră în zona de apărare. Această tactică permite apărătorilor să creeze presiune pe jucătorul cu mingea și să forțeze o pasă sau o aruncare dintr-o poziție nefavorabilă.

5. Risc și provocări

Aruncările de la distanță: Apărarea în zonă poate fi vulnerabilă în fața echipelor care au buni aruncători de la distanță. Dacă adversarii reușesc să paseze rapid mingea și să creeze spațiu pentru aruncări din afara arcului de trei puncte, această tactică devine mai puțin eficientă.

Mișcarea rapidă a mingii în care echipele cu o circulație rapidă și precisă a mingii pot deschide zone libere, forțând apărătorii să iasă din poziția lor, ceea ce poate duce la breșe în apărare.

6. Avantaje strategice

Este eficientă pentru echipele care nu sunt la fel de rapide sau care nu au jucători suficient de buni pentru a apăra eficient om la om.

Permite o mai bună acoperire a spațiului de sub panou, reducând eficiența adversarilor la pătrunderi și la aruncările de la mică distanță.

Sistemul de apărare în zonă este o tactică defensivă utilă și flexibilă, eficientă împotriva echipelor fără aruncători de la distanță constanți și împotriva pătrunderilor în forță. Cu toate acestea, succesul său depinde de coordonarea echipei și de capacitatea de a se adapta la mișcările rapide și la pasele adversarilor.

Apărarea combinată

Apărarea combinată în baschet este un sistem defensiv care îmbină elemente de apărare om la om și apărare în zonă. Acest tip de apărare este utilizat pentru a contracara anumite avantaje sau stiluri de joc ale echipei adverse, permițând apărătorilor să se concentreze atât pe anumiți jucători periculoși, cât și pe acoperirea unor zone importante de pe teren.

În apărarea combinată, o parte din jucătorii echipei apărătoare aplică marcaj om la om pe jucătorii adversi considerați mai periculoși (de obicei, pe cei mai buni marcatori), în timp ce ceilalți jucători adoptă o apărare în zonă, protejând zonele cheie de sub panou sau blocând pătrunderile.

Box-and-One: Patru jucători sunt organizați într-un pătrat (box) și apără în zonă, în timp ce al cincilea jucător este responsabil să apere om la om cel mai periculos adversar.

Diamond-and-One: Similară cu Box-and-One, dar cu o formă de diamant (cu un jucător în vârf, doi la mijloc și unul la bază sub panou) și un apărător care face marcaj om la om.

Triangle-and-Two: Trei jucători sunt dispuși în forma unui triunghi, apărând zona din apropierea coșului, în timp ce ceilalți doi apără om la om cei mai buni jucători ai adversarilor.

2. Concentrarea pe jucătorii periculoși

Apărarea combinată este deosebit de eficientă împotriva echipelor care se bazează pe unul sau doi jucători pentru a marca sau a crea ocazii. Marcajul om la om asupra acestor jucători reduce posibilitatea ca aceștia să fie eficienți, iar restul echipei protejează zona împotriva celorlalți adversari.

3. Flexibilitate în apărare

Apărarea combinată permite echipei să schimbe rapid între apărarea om la om și apărarea în zonă, în funcție de mișcările și de poziționarea adversarilor. Astfel, apărătorii pot reacționa mai ușor la pasele rapide și la schimbările de poziție, menținând un echilibru între acoperirea jucătorilor periculoși și protejarea spațiilor critice.

4. Avantaje strategice

Prin această combinație, apărarea combinată limitează libertatea de mișcare a jucătorilor vedetă și îi forțează să se bazeze mai mult pe coechipieri, reducând astfel impactul individual.

Economie de energie: Apărarea în zonă este mai puțin obositoare decât apărarea om la om, iar jucătorii pot conserva energie în anumite momente, concentrând efortul doar pe adversarii cei mai activi.

5. Provocări și riscuri

Vulnerabilitate la aruncările de la distanță: Dacă echipa adversă este bună la aruncările de la distanță, apărarea combinată poate lăsa jucători liberi pe exterior, expunând echipa la coșuri de 3 puncte.

Necesitatea unei bune comunicări și coordonări: Deoarece apărătorii au responsabilități diferite (unii apără în zonă, alții om la

om), este esențial ca echipa să comunice eficient și să fie bine coordonată pentru a evita confuzia și breșele defensive.

Dificultate împotriva echipelor bine organizate: Dacă echipa adversă are o mișcare fluidă a mingii și o bună coordonare în atac, apărarea combinată poate deveni ineficientă, deoarece mișcarea rapidă poate crea spații deschise și oportunități de aruncare.

6. Adaptabilitate pe parcursul jocului

Apărarea combinată este flexibilă și poate fi ajustată în funcție de jocul adversarilor sau de performanța acestora. De exemplu, dacă un jucător devine mai activ sau mai periculos, echipa poate trece la marcaj om la om strict asupra acestuia, lăsând restul echipei în apărare de zonă.

Apărarea combinată este o tactică versatilă care oferă un echilibru între apărarea om la om și apărarea în zonă. Deși prezintă provocări, este eficientă împotriva echipelor cu jucători dominanți și poate fi un instrument valoros pentru a destabiliza ofensiva adversă, forțând-o să își schimbe strategia.

Pressing

Sistemul de apărare Pressing în baschet este o tactică defensivă agresivă care presupune aplicarea unei presiuni intense asupra echipei adverse pe toată suprafața terenului sau în anumite secțiuni ale acestuia. Scopul principal al pressingului este de a forța adversarii să comită greșeli, să piardă mingea sau să aibă aruncări grăbite și dificile. Pressingul poate fi foarte eficient pentru echipele rapide și disciplinate, care doresc să-și controleze adversarii și să creeze oportunități de contraatac.

1. Tipuri de Pressing

Pressing pe tot terenul (Full-Court Press) în acest sistem, apărătorii pun presiune pe adversari de îndată ce mingea este introdusă în joc după un coș marcat sau o repunere. Jucătorii apărători

se aliniază pentru a limita opțiunile de pasare și a încetini înaintarea adversarilor, forțându-i să își desfășoare atacul sub presiune intensă.

Pressing pe jumătate de teren (Half-Court Press)- presiunea începe atunci când echipa adversă ajunge la jumătatea terenului. Aceasta este o variantă mai puțin riscantă, dar eficientă, deoarece limitează mișcările și opțiunile adversarilor fără a lăsa spații libere prea mari în apărare.

Pressing de tip Trap: Este o variantă în care doi apărători „captează" sau dublează jucătorul advers cu mingea, de obicei într-un colț sau aproape de marginea terenului. Scopul este de a reduce opțiunile de pasare și de a forța greșeli, cum ar fi o pasă interceptată sau o aruncare grăbită.

2. Avantajele Pressingului

Crearea de oportunități prin greșelile adversarilor în care presiunea intensă îi poate forța pe jucătorii adversi să facă greșeli, cum ar fi pase defectuoase, călcarea în afara terenului sau pierderea mingii. Aceste greșeli pot conduce la ocazii de punctare rapide pentru echipa apărătoare.

Pressingul încetinește avansarea adversarilor către coș și le poate consuma timpul de atac, limitând astfel oportunitățile lor de a organiza o ofensivă eficientă.

Aplicarea unei presiuni constante obosește adversarii, forțându-i să joace sub stres și să consume multă energie. În final, acest lucru poate duce la o scădere a eficienței lor.

Generarea contraatacurilor rapide atunci când adversarii comit greșeli, echipa apărătoare poate recupera mingea și lansa rapid contraatacuri, beneficiind de tranziția rapidă și surprinzând apărarea adversă nepregătită.

3. Dezavantajele Pressingului

Expunerea apărării - pressingul este riscant, deoarece dacă adversarii reușesc să depășească presiunea inițială, pot ajunge într-o situație de superioritate numerică (de exemplu, 3 contra 2) în fața coșului, având astfel șanse mari de a înscrie.

Pressingul este foarte solicitant din punct de vedere fizic și poate obosi echipa apărătoare, mai ales dacă este menținut pe perioade lungi de timp. De aceea, pressingul este utilizat de obicei în perioade scurte, pentru a surprinde adversarii.

Necesitatea unei bune coordonări și comunicări: Apărarea prin pressing implică o sincronizare perfectă între apărători. Fără o bună coordonare și comunicare, pot apărea breșe care le oferă adversarilor oportunități de a pasa sau de a înscrie.

4. Elemente tactice ale Pressingului

Blocarea căilor de pasare în care apărătorii încearcă să anticipeze și să blocheze căile de pasare, forțând adversarii să facă pase riscante care pot fi ușor interceptate.

Dublarea și trapurile: Pressingul include adesea trapuri (blocaje de tip dublu) în care doi apărători încearcă să închidă jucătorul cu mingea, de obicei la marginea terenului sau în colțuri, limitându-i opțiunile.

Apărarea prin pressing este folosită adesea în momentele cruciale ale jocului, cum ar fi finalurile strânse sau atunci când echipa apărătoare trebuie să recupereze un deficit de puncte. În aceste momente, pressingul poate crea presiune suplimentară asupra adversarilor, crescând șansele de recuperare.

Pressingul poate fi utilizat pe tot parcursul jocului sau doar în anumite momente critice.

La finalul meciului, când echipa este în dezavantaj și trebuie să recupereze rapid mingea.

Împotriva echipelor care nu au coordonatori de joc puternici sau care sunt mai lente.

Pentru a schimba ritmul jocului și a destabiliza echipa adversă, forțând-o să ia decizii sub presiune.

Sistemul de apărare Pressing este o tactică de apărare agresivă și riscantă, dar poate fi foarte eficientă atunci când este executată corect. Este folosită de echipele care au jucători rapizi și bine pregătiți fizic, fiind ideală pentru a destabiliza echipa adversă, a genera contraatacuri și a schimba ritmul meciului.

9.JOCURI DE PREGĂTIRE ȘI DE SCOALĂ

Jocurile pregătitoare sunt jocuri motrice care promovează dezvoltarea tehnicilor tehnice și acțiunilor tactice elementare în condiții de competiție precum și dezvoltarea calităților motrice specifice jocului.

În orele de educație fizică se pot folosi:

- jocuri motrice cu elemente de „școală de minge” (curse de ștafetă cu purtarea, rostogolirea, aruncarea, prinderea mingilor de diferite dimensiuni și greutăți).

– Jocuri de mișcare pentru îmbunătățirea mișcării pe teren.

– Jocuri de mișcare pentru exersarea unor acțiuni tactice.

Forme de organizare:

- Jocuri pentru doi (de exemplu „Atinge glezna partenerului tău”).

– Jocuri fără divizie de echipe

– Jocuri cu divizie de echipe (curse de ștafete, linii cu și fără căpitan, suvenir).

- Formăm echipe în mod inteligent, ca forțe echilibrate.

– Explicația și demonstrația jocului trebuie să fie clară și corectă.

– Dozarea efortului, numărul de repetări, distanța în funcție de vârstă și nivelul de antrenament.

– Studenții scutiți sunt folosiți ca arbitri asistenți pentru a aplica regulile.

Un joc școlar este un joc pe jumătate sau teren complet în care numărul de jucători variază în funcție de numărul de sărituri din

joc și care poate fi jucat conform regulilor obișnuite, simplificate sau extinse.

Jocul de tip școala este folosit în lecțiile de educație fizică în scopul învățării și perfecționării.

Pentru a promova aplicarea unora dintre procesele tehnice predate se folosesc jocuri scolare pe tema, pentru care se acorda puncte speciale.

Exemplu: - dacă jucătorul a fost învățat cum să arunce la coș din dribling, atunci în cadrul temei jocului, toate acțiunile din joc sunt efectuate prin această procedură tehnică Se acordă sau se punctează 4 puncte în loc de 2 conform regulilor și se antrenează doar coșuri dobândite prin procesul tehnic.

Pregătirea tehnico- tactică a echipei reprezentative

Se vor folosi exerciții variate ce vizează în mod special:

1) Mişcare în teren cu exerciții predominante pentru:

- poziţie de bază, alergare, schimbare de direcţie, piruetă (în atac, piruete).

– poziție de bază, pas suplimentar, joc cu mâinile și picioarele (pentru apărare).

2) Lucrul cu mingea:

- Exerciții pentru prindere, trecerea și trecerea mingii cu două mâini (de la piept și de la sol) și o mână de la umăr.

– oprire o dată și de două ori.

- rotire, pas înainte - înapoi și pas cu mișcare înapoi.

- Dribling

- Aruncare la coș cu o mână de pe umăr dintr-un loc, cu o mână deasupra dintr-o mișcare precedată de un dribling sau o pasă și dintr-o săritură.

- proceduri tehnice speciale: pasa se face tot din spate, aruncarea in cos se face tot cu carlig sau semicarlig.

3) Structuri de combinatii prindere- pasare

- Prinde - Pasă - Aleargă
- Aleargă - Prinde - Oprire - Întoarce - Treci - Aleargă
- Aleargă - Prinde - Oprire - Pasă - Aleargă
- Ajunge la minge - Prinde - Dribling - Pasarea mingii
- Accesul la minge - Prinderea - Driblingul - Oprirea - Pasarea
- Accesarea mingii - Prinderea - Oprirea - Întoarcerea - Driblingul - Pasarea mingii
- Accesarea mingii - Prinderea - Oprirea - Întoarcerea –

Aruncarea la coș din:

- Dribling - Oprire - Lovitură în coș dintr-o penalizare
- Mergeți la minge - Prinde - Oprire - Dribling - Lovitură în coș

Mișcare în teren

- Alergare - Prinde - Lovitură în coș din Run
- Terminare la minge - prinde - conduce - aruncă în coș
- trece - aleargă - prinde - aruncă în coș dintr-un început de alergare.

TACTICA

1) Relația 1 la 1 (acțiuni tactice individuale):

-atac:

- demarcajul individual - pătrunderea
- depășirea
- recuperarea ofensivă.

-apărare: -marcajul atacului fără ming

- marcajul atacului cu minge
- recuperarea defensivă.

2) Relația 2 la 2 (acțiuni tactice colective):

-atac: - dă și du-te
- încrucișarea
- blocaj la atacantul cu și fără minge
- atacul în superioritate numerică (2 contra 1)
- apărarea: - închiderea pătrunderi
- alunecarea
- schimbarea adversarului
- apărarea în inferioritate numerică.

3) Relația tactico - colectivă de echipă (sisteme de joc):

-atac: - contraatacul
-atacul în semicerc și cu un jucător pivot
-apărare: - apărare om la om activă și agresivă
-apărare în zonă 2-1-2.

Se vor inția în permanență jocuri bilaterale cu condiții si reguli cât mai aproape de joc

10. NOTIUNI DE REGULAMENT

JOCUL

Baschetul este jucat intre 2 echipe, de cate 5 jucatori fiecare. Scopul fiecarei echipe este sa marcheze in coșul adversarilor §i sa impiedice cealalta echipa sa marcheze.

Jocul este condus de catre arbitrii, oficialii mesei și un comisar, daca este prezent.

Coșul: adversarilor/propriu

Coșul care este atacat de catre o echipa este coșul adversarilor, iar coșul care este aparat de catre o echipa, este propriul ei coș.

Câștigatoarea unui joc

Echipa care a marcat cel mai mare numar de puncte la terminarea timpului de joc va fi câștigatoarea.

TEREN ȘI ECHIPAMENT

Terenul

Terenul va avea o suprafata plana,dura, libera de orice fel de obstacol ,cu dimensiuni de 28 m fn lungime și 15 m în latime masurate de la marginea interioara a liniilor care delimiteaza terenul.

Podeaua

Podeaua va include zona terenului înconjurată de un culoar suplimentar de delimitare, liber de obstacole, de minimum 2 metri. Prin urmare, podeaua trebuie sa aiba dimensiunile de minim 32 metri lungime și minim 19 metri latime.

Terenul din spate

Terenul din spate al unei echipe cuprinde coșul propriu al echipei, fata dinspre teren a panoului și acea parte a terenului limitata

de linia de fund din spatele propriului ei coș, liniile laterale §i linia de centru.

Terenul din fata

Terenul din fata al unei echipe cuprinde co§ul adversarului, partea dinspre teren a panoului adversarului și acea suprafata a terenului limitata de linia de fund din spatele co§ului adversarului, liniile laterale §i marginea interioara a liniei de centru, mai apropiata de co§ul adversarului.

Linii

Toate liniile vor fi de aceeași culoare și trasate fn alb sau alta culoare contrastanta, cu o latime de 5 cm și clar vizibile.

Liniile care delimiteaza terenul de joc

Terenul va fi limitat de liniile care-l marcheaza, acestea fiind linii de fund și linii laterale. Aceste linii nu fac parte din teren.

Orice obstacol, inclusiv antrenorul principal, primul antrenor asistent, înlocuitorii, jucatorii eliminati, membrii însotitori delegati așezati fn zona bancii echipei, va fi la eel putin 2 m de la teren.

Linia de centru, cercul central și semicercurile pentru aruncari libere

Linia de centru, va fi trasata paralel cu liniile de fund, de la punctul de mijloc al liniilor laterale. Ea va fi prelungita cu 0,15 m, fn afara fiecarei linii laterale. Linia de centru este parte a terenului din spate.

Cercul central va fi trasat fn centrul terenului și va avea o raza de 1,80m, masurata la marginea exterioara a circumferintei.

Semicercurile pentru aruncari libere, vor fi trasate pe teren cu o raza de 1,80m, masurata la marginea exterioara a circumferintei și avand centrele lor la punctul de mijloc al liniilor de aruncari libere Liniile de aruncari libere, zonele de restrictie și culoarele de urmarire a aruncarilor libere. Linia de aruncari libere trebuie trasata paralel cu

fiecare linie de fund. Aceasta va avea marginea ei cea mai îndepartata la 5,80 m de la marginea interioara a liniei de fund și va fide 3,60 m, lungime.

Punctul ei de mijloc se va situa pe linia imaginara care une§te punctul de mijloc al celor 2 linii de fund.

Zonele de restrictie trebuie sa fie suprafete dreptunghiulare trasate pe teren, delimitate de liniile de fund, prelungirea liniilor de aruncari libere §i de liniile care pornesc de la linia de fund avand marginile lor exterioare la 2,45 m de la punctul de mijloc al liniilor de fund §i care se termina la marginea exterioara a prelungirii liniilor de aruncari libere. Cu exceptia liniei de fund, aceste linii fac parte din zona de restrictie.

Culoarele de urmarire a aruncarilor libere pe lungimea zonei de restrictie, rezervate pentru jucatori pe parcursul executarii aruncarilor libere, vor fi trasate ca fn Diagrama 3.

Zona coșului de 3 puncte

Zona coșului de 3 puncte a echipei este întreaga suprafata a terenului, cu exceptia zonei din apropierea coșului adversarilor, limitata și include

- Cele 2 linii paralele, ridicate de la i perpendiculare pe linia de fund, avand maginea lor exterioara la 0,90 m fata de mariginea interioara a liniilor laterale.
- Un arc de cerc, cu o raza de 6,75 m masurată din punctul aflat pe sol, situat exact sub centrul coșului adversarilor, până la marginea exterioara a arcului de cerc. Distanta punctului aflat pe sol, pana la punctul de mijloc al marginii interioare a liniei de fund este de 1,575 m. Arcul de cerc se unește cu liniile paralele.

Linia de 3 puncte nu face parte din zona coșului de 3 puncte.

Zonele bancilor echipelor

Zonele bancilor echipelor vor fi marcate în afara terenului, limitate de 2 linii.Trebuie sa fie 16 locuri disponibile fn fiecare zona a bancii echipei, pentru antrenorul principal, antrenorii asistenti, fnlocuitori, jucatori eliminati §i membri delegati însotitori. Orice alte personae vor fi la cel putin 2 m în spatele bancii echipei.

Liniile de repunere in joc

Cele 2 linii avand lungimea de 0,15 m,trebuie trasate in afara terenului,la linia laterala de pe partea opusa mesei scorerului, cu marginea exterioara a liniilor situata la 8,325 m fata de marginea interioara a celei mai apropiate linii de fund.

Zonele semicercurilor "no - charge"

Zonele semicercurilor "no - charge" vor fi trasate pe teren, delimitate de:

O linie de semicerc avand raza de 1,30 m masurata de la punctul de pe teren, situat exact sub centrul coșului adversarilor, la marginea exterioara a semicercului. Linia semicercului se unește cu:

Cele 2 linii paralele perpendiculare pe linia de fund, avand marginea exterioara la 1,30 m fata de punctul de pe teren, situat exact sub centrul co§ului adversarilor, avand o lungime de 0,375 m §i al caror capat se oprește la 1,20 m fata de marginea interioara a liniei de fund.

Zonele semicercurilor "no - charge", se completeaza cu liniile imaginare care unesc capetele liniilor paralele situate exact sub marginile frontale ale panourilor.

Liniile semicercurilor "no - charge" fac parte din zonele semicercurilor "no - charge".

Echipament

Urmatoarele echipamente tehnice sunt necesare:

lnstalatiile coșului de baschet, cuprinzand:

Panourile

Coșurile cuprinzand inelele (dotate cu mecanisme pentru diminuarea presiunii) §i plasele

- Structura de sustinere a panourilor, inclusiv capitonajul.

• Mingi de baschet.
• Cronometrul de joc.
• Tabela de marcaj.

Cronometrul de atac.

•Cronometru (altul decat cronometrul de joc) sau un dispozitiv adecvat (vizibil), pentru cronometrarea minutelor de fntrerupere.

•2 semnale sonore separate, distinctiv diferite și cu sunet puternic, unul din fiecare pentru

-operatorul cronometrului de atac

-cronometror

•Foaia de joc.
•lndicatoare pentru gre§elile jucatorului.
•Indicatoare pentru gre§elile de echipa.
•Sageata pentru posesia alternativa.
•Podeaua.
•Terenul.
•luminatul adecvat.

ECHIPE

Un component al echipei este eligibil să joace, atunci cand el a fost autorizat sa joace pentru o echipa conform regulamentelor, inclusiv cele care reglementeaza limitele de varsta, stabilite de catre forul organizator al competitiei.

Un component al echipei este îndreptatit sa joace atunci cand, numele lui a fost înscris în foaia oficiala de joc, fnainte de

începerea jocului și atat timp cat el nu a fost descalificat sau nu a comis 5 greșeli.

Pe parcursul desfașurarii jocului, un component al echipei este:

Jucator, cand el este pe terenul de joc și este îndreptatit sa joace.

Înlocuitor, cand el nu este pe terenul de joc, dar este îndreptatit sa joace.

Jucator eliminat, cand el a comis 5 greșeli §i nu mai este îndreptatit sa joace.

În timpul unui interval de joc, toti componentii echipei îndreptatiti sa joace, sunt considerati jucatori.

Regula

Fiecare echipa, va fi formata din:

Nu mai mult de 12 componenti îndreptatiti sa joace, inclusiv un capitan de echipa.

Un antrenor principal.

Un numar maxim de 8 membrii însotitori delegati, inclusiv antrenorii asistenti care se pot așeza pe banca echipei. În cazul în care o echipa are antrenori asistenti, primul antrenor asistent va fi înscris fn foaia oficiala de joc.

În timpul desfașurarii jocului 5 componenti din fiecare echipa vor fi pe teren și ei pot fi înlocuiti-

Un înlocuitor devine jucator și un jucator devine înlocuitor, atunci cand:

Arbitrul face semn înlocuitorului sa intre pe teren.

În timpul unui minut de întrerupere sau a unui interval de joc, înlocuitorul solicita înlocuirea cronometrorului.

Uniforme

Uniforma tuturor componentilor echipei, consta din:

Maiouri de aceeași culoare dominanta pe fata și spate ca șorturile. Daca maiourile au mâneci, ele trebuie să se termine deasupra cotului. Maiourile cu maneci lungi nu sunt permise.

Toti jucatorii trebuie sa poarte maiourile fn șorturi fn timpul jocului. Uniformele tip "totul dintr-o bucata" sunt permise.

Șorturi de aceeași culoare dominanta pe fata și spate ca și maiourile. Șorturile trebuie sa se termine deasupra nivelului genunchiului.

Șosete de aceeași culoare dominanta pentru toti componentii echipei. Șosetele trebuie sa fie vizibile.

Fiecare component al echipei va purta un maiou numerotat pe fata §i pe spate cu numere simple, de o culoare contrastanta fata de culoarea maioului.

Numerele vor fi clar vizibile și:

- Cele de pe spate, trebuie sa aiba eel putin, 16 cm inaltime.
- Cele de pe fata, trebuie sa aiba eel putin, 8 cm inaltime.
- Cifrele trebuie sa fie de eel putin 2 cm latime.
- Echipele pot utiliza numai numerele de la 1 la 99.
- Componenti ai aceleeași echipe, nu pot purta numere identice.
- Orice reclama sau logo, trebuie sa fie la eel putin 4 cm distanta de numere.

Echipele trebuie sa aiba minim 2 seturi de maiouri, de culori diferite și:

- Prima echipa nominalizata in program (echipa gazda) va purta maiouri de culoare deschisa (preferabil albe).
- A doua echipa nominalizata in program (echipa vizitatoare) va purta maiouri de culoare inchisa.

- Totuși, daca cele 2 echipe sunt de acord, ele pot schimba in mod reciproc culorile maiourilor.

Alt echipament

Tot echipamentul utilizat de jucatori, trebuie sa fie adecvat jocului de baschet. Orice echipament, conceput pentru a crește inaltimea sau raza de actiune a unui jucator sau care in orice alt mod ii ofera un avantaj necinstit nu este permis.

Jucatorii nu vor purta echipamente (obiecte) care pot provoca leziuni altor jucatori.

Urmatoarele obiecte nu sunt permise:

Aparatori pentru degete, maini, incheietura mainii, coate, antebrate, ca§ti de protectie, mulaje sau proteze, confectionate din piele, plastic, plastic pliabil,moale), metal sau alte materiale dure, chiar daca sunt acoperite cu capitonaj moale.

-Obiecte care pot cauza zgarieturi (unghiile trebuie taiate scurt)

-Accesorii de par, bijuterii.

Urmatoarele obiecte sunt permise:

-Echipament de protectie pentru umeri, brate, coapse, gambe, daca acesta este suficient de captușit.

-Articole vestimentare pentru brate și picioare, inclusiv tricouri de corp (undershirts) i colanti (undershorts) confectionate din material compresiv.

-Articole pentru protectia capului. Acestea nu trebuie sa acopere, complet sau pa ial, nici o parte a fetei (ochi, nas, buze etc.) i nici sa fie periculoase pentru jucatorul care fl poarta i/sau pentru alti jucatori. Articolele pentru protectia capului, nu trebuie sa aiba elemente de deschidere/fnchidere in jurul fetei i/sau gatului i nici pa i care i§i extind suprafata lor.

- Genunchiere.

- Protector pentru nasul accidentat, chiar daca este confectionat dintr-un material dur.
- Protector pentru dinti, incolor §i transparent.
- Ochelari,daca ace§tia nu reprezinta un pericol pentru ceilalti jucatori.
- Manșete pentru incheieturile mainilor și bentita de cap, din material textil avand latimea maxima de 10 cm.
- Bandaj adeziv (leucoplast) pentru brate, umeri, picioare, etc.
- Glezniere.

Toti componentii echipei trebuie sa aiba toate articolele vestimentare de compresie pentru brate și picioare, articolele pentru protectia capului, manșetele pentru incheieturile mainilor, bentita de cap §i bandajul adeziv , de aceeași culoare compact unica.

În timpul jocului un jucator poate purta incaltaminte de orice combinatie de culori. Nu sunt permise lumini intermitente, materiale reflectorizante sau alte ornamente stralucitoare.

Pe parcursul unui joc, un jucator nu are voie sa afișeze nici o denumire comerciala, promotionala sau caritabila, marca, logo sau inclusiv alte identificari.

Jucatori: Accidentare și ajutor

În cazul accidentarii unui (unor) jucator(i), arbitrii pot opri jocul.

Daca mingea este vie in momentul producerii accidentarii, arbitrul nu va fluiera pentru oprirea jocului, pana cand echipa care controleaza mingea, a aruncat pentru un coș, a pierdut controlul mingii, a retinut mingea din joc sau mingea a devenit moarta. Daca este necesar sa protejeze un jucator accidentat arbitrii pot opri jocul imediat.

Daca jucatorul accidentat, nu poate continua sa joace imediat (in aproximativ 15 secunde) sau daca el prime te ingrijiri medicale sau daca un jucator prime te orice ajutor de la propriul antrenor principal, de la proprii antrenori asistenti, inlocuitori, jucatori eliminati i/sau membri delegati insotitori, el trebuie inlocuit cu exceptia cazului in care echipa lui este redusa, la mai putin de 5 jucatori pe teren.

Antrenorul principal, antrenorii asistenti, inlocuitorii, jucatorii eliminati i membrii insotitori delegati pot intra pe teren, numai cu permisiunea unui arbitru, pentru a ajuta un jucator accidentat inainte ca el sa fie inlocuit.

Un doctor poate intra pe teren, fara permisiunea vreunui arbitru, daca dupa aprecierea doctorului, jucatorul accidentat necesita tratament medical imediat.

În timpul jocului, orice jucator care sangereaza sau care prezinta o rana deschisa trebuie inlocuit. El poate reveni pe teren,numai dupa ce sangerarea a fost oprita zona afectata sau rana deschisa a fost bandajata complet și sigur.

Daca jucatorul accidentat sau orice jucator care sangereaza sau are o rana deschisa, se reface in timpul unui minut de intrerupere luat de oricare echipa,inainte de semnalul cronometrorului pentru inlocuire, acest jucator poate continua sa joace.

Jucatorii care au fost desemnati de antrenorul principal sa inceapa jocul sau care primesc tratament medical intre aruncari libere, pot fi inlocuiti in cazul unei accidentari. fn acest caz, adversarii sunt de asemenea indreptatiti sa inlocuiasca acela i numar de jucatori, daca ei doresc.

Capitanul - Atributii

Capitanul (CAP) este un jucator desemnat de catre antrenorul lui principal sa reprezinte echipa lui pe teren. El poate comunica in mod politicos cu arbitrii in timpul jocului pentru ca sa obtina

informatii numai atunci cand mingea este moarta i cronometrul de joc este oprit.

Capitanul ii va informa pe șeful brigazii nu mai tarziu de 15 minute dupa terminarea jocului, daca echipa lui protesteaza impotriva rezultatului jocului i ca semneaza foaia oficiala de joc in coloana "Semnatura capitanului in caz de protest".

Antrenorul principal și primul antrenor asistent

Cu cel putin 40 minute inainte de ora programata pentru inceperea jocului, fiecare antrenor principal sau reprezentantul lui va inmana scorerului o lista cu numele și numerele corepunzatoare ale componentilor echipei care sunt eligibili sa joace, precum și numele capitanului echipei, numele antrenorului principal ăi al primului antrenor asistent. Toti componentii echipei ale caror nume sunt inscrise pe foaia oficiala de joc sunt indreptatiti sa joace, chiar daca ei sosesc dupa inceperea jocului.

Cu cel putin 10 minute înainte de ora programata pentru începerea jocului, fiecare antrenor principal își va confirma acordul referitor la numele îi numerele corespondente ale componentilor echipei lui §i numele antrenorului principal și al primului antrenor asistent prin semnarea foii oficiale de joc. La același moment, antrenorul principal va indica cei 5 jucatori care încep jocul. Antrenorul principal al echipei "A" va fi primul care va furniza aceste informatii.

Numai antrenorii principali, antrenorii asistenti, înlocuitorii, jucatorii eliminati și membrii însotitori delegati sunt singurele persoane autorizate sa se așeze pe banca echipei și sa ramana in zona bancii echipei lor. Pe parcursul derularii timpului de joc, toti înlocuitorii, jucatorii eliminati și membrii însotitori delegati vor ramane așezati pe banca echipei lor.

Antrenorul principal sau primul antrenor asistent pot merge la masa scorerului in timpul jocului pentru a obtine informatii statistice, numai cand mingea devine moarta §i cronometrul de joc este oprit.

Antrenorul principal poate comunica într-o maniera politicoasa cu arbitrii in timpul jocului pentru a obtine informatii doar atunci cand mingea este moarta și cronometrul de joc oprit.

Fie antrenorul principal sau fie primul antrenor asistent, dar numai unul dintre ei la orice moment dat, are voie sa stea ridicat in picioare in timpul jocului. Ei se pot adresa verbal jucatorilor, cu conditia sa ramana in zona bancii echipei lor. Primul antrenor asistent nu va comunica cu arbitrii.

Daca exista un prim antrenor asistent, numele lui trebuie fnscris in foaia oficiala de joc fnainte de fnceperea jocului (semnatura lui nu este necesara). El își va asuma toate atributiile §i autoritatile antrenorului principal daca, din orice motiv, antrenorul principal nu mai este capabil sa continue.

În cazul in care capitanul parasește terenul, antrenorul principal va informa un arbitru asupra numarului jucatorului care va activa in calitate de capitan pe terenul de joc.

Capitanul echipei va activa ca jucator antrenor principal daca echipa nu are un antrenor principal, sau daca antrenorul principal este incapabil sa continue §i un prim antrenor asistent n-a fost înscris in foaia oficiala de arbitraj (sau mai tarziu el este incapabil sa continue). Daca, capitanul trebuie sa paraseasca terenul, el poate continua sa activeze ca și jucator antrenor principal. Daca el trebuie sa paraseasca terenul, in urma unei greșeli descalificatoare sau el este incapabil sa continue ca și jucator antrenor principal din cauza unei accidentari, înlocuitorul lui in calitate de capitan îl poate înlocui ca și jucator antrenor principal.

Antrenorul principal va desemna aruncatorul aruncarilor libere pentru echipa lui in toate cazurile in care aruncatorul aruncarilor libere nu este determinat prin reguli.

Timp de joc, scor egal, prelungiri

Jocul va cuprinde 4 sferturi de cate 10 minute fiecare.

Va exista un interval de joc de 20 minute, înainte de ora la care jocul a fost programat sa înceapa.

Vor exista intervale de joc de 2 minute, între primul și al doilea sfert (prima repriza), între al treilea și al patrulea sfert (a doua repriza) și înaintea fiecarei prelungiri.

Va exista un interval de joc de 15 minute la jumatatea timpului de joc (între prima și a doua repriză).

Un interval de joc, începe:

• Cu 20 minute, înainte de ora la care jocul a fost programat sa înceapa.

• Cand semnalul cronometrului de joc suna pentru terminarea sfertului sau a prelungirii.

Un interval de joc, se termina:

La începerea primului sfert cand mingea parasește mana (mainile) șefului brigazii la aruncarea pentru angajarea între doi.

La începerea tuturor celorlalte sferturi și prelungiri cand mingea este la dispozitia jucatorului care efectueaza repunerea în joc.

Daca scorul este egal la terminarea celui de-al patrulea sfert jocul va continua cu atatea prelungiri, avand o durata de 5minute fiecare, cate sunt necesare pentru disparitia egalitatii.

Daca scorul total al ambelor jocuri, pentru un sistem competitional cu serii de cate 2 jocuri, acasa și deplasare, unde conteaza numarul total al punctelor din serie, este egal la terminarea celui de- al 2-lea joc, acest joc va continua cu atatea prelungiri, avand

o durata de 5minute fiecare, cate sunt necesare pentru disparitia egalitatii.

Daca o greșeala este comisa aproape de terminarea unui sfert a unei prelungiri, arbitrul va stabili timpul de joc ramas. Un minim de 0.1 secunde va fi afișat pe cronometrul de joc.

Daca o greșeală tehnică, antisportiva sau descalificatoare este comisa în timpul unui interval de joc, orice eventuale aruncari libere vor fi administrate înainte de începerea urmatorului sfert sau a urmatoarei prelungiri.

Începerea i terminarea unui sfert, unei prelungiri sau a jocului

Primul sfert începe atunci cand mingea parasește mana (mainile) șefului brigazii la aruncarea pentru angajarea între doi fn cercul central.

Toate celelalte sferturi sau prelungiri încep cand mingea este la dispozitia jucatorului care efectueaza repunerea fn joc.

Jocul nu poate începe daca o echipa sau ambele echipe nu este (sunt) pe teren cu 5 jucatori gata sa joace. Pentru toate jocurile, prima echipa nominalizata fn program (echipa locala) va avea, cand stam cu fata spre teren de la masa scorerului:

•banca echipei pe partea stanga a mesei scorerului,

•încalzirea ei dinainte de joc fn jumatatea de teren din fata propriei banci a echipei.

Totuși, daca cele 2 echipe sunt de acord, ele pot schimba banca echipei §i/sau jumatatea lor de teren destinata fncalzirii pentru prima repriza.

Echipele vor schimba jumatatile lor de teren destinate incalzirii i coșurile pentru a doua repriză.

În toate prelungirile echipele vor continua sa joace spre aceleași coșuri ca și in al patrulea sfert.

Un sfert, o prelungire sau jocul se va termina atunci cand semnalul cronometrului de joc suna pentru terminarea sfertului sau prelungirii. Cand panoul este echipat cu un sistem de iluminare roșu in jurul perimetrului sau, aprinderea semnalului luminos are prioritate fata de semnalul sonor al cronometrului de joc.

Stările mingii

Mingea poate fi ori vie ori moarta.

Mingea devine vie, cand:

În timpul angajarii intre doi, mingea parasește mana

În timpul unei aruncari libere, mingea este la dispozitia aruncatorului de aruncarii libere.

în timpul unei repuneri in joc, mingea este la dispozitia jucatorului care efectueaza repunerea.

Mingea devine moarta, cand:

Orice coș sau aruncare libera a fost marcat(a).

Un arbitru fluiera in timp ce mingea este vie.

Este evident ca mingea nu va intra in coș la o aruncare libera care este urmata de:

O alta aruncare libera (alte aruncari libere).

O alta penalizare (aruncare libera (aruncari libere) și/sau posesia mingii).

Semnalul cronometrului de joc suna pentru terminarea sfertului sau prelungirii.

Semnalul cronometrului de atac suna in timp ce o echipă controlează mingea.

Mingea in aer la o aruncare pentru un coș este atinsa de un jucator al oricarei echipe dupa ce un arbitru fluiera.

-Semnalul cronometrului joc suna pentru terminarea sfertului sau prelungirii.

-Semnalul cronometrului de atac suna.

Mingea nu devine moarta și coșul contează daca este marcat atunci cand:

- Mingea este in aer la o aruncare pentru un coș și un arbitru fluiera.
- Semnalul cronometrului de joc suna pentru terminarea sfertului sau prelungirii.
- Semnalul cronometrului de atac suna.
- Mingea este in aer la o aruncare libera §i un arbitru sanctioneaza orice infractiune de la reguli, alta decat cea a aruncatorului de aruncari libere.

Mingea este controlata de un aruncator pentru un coș, care finalizeaza aruncarea lui cu o mi§care continua care a inceput inainte ca un fault sa fie comis de oricare jucator adversar sau de oricare persoana autorizata sa stea pe banca echipei adversarilor.

Aceasta prevedere nu se va aplica i coșul marcat nu va conta daca, dupa ce un arbitru fluiera, o actiune de aruncare complet noua este efectuata.

Locatia unui jucator și a unui arbitru

Locatia unui jucator este determinata de locul unde el atinge podeaua. În timp ce este în săritură, el pastrează același statut pe care l-a avut ultima data cand a atins podeaua. Aceasta situatie include liniile care delimiteaza terenul, linia de centru, linia de 3 puncte, linia de aruncari libere, liniile care delimiteaza zona de restrictie și liniile care delimiteaza zona semicercurilor "no-charge.

Locatia unui arbitru se stabilește in același mod ca și cea a unui jucator. Cand mingea atinge un arbitru, este la fel ca și cum ea atinge podeaua la locatia arbitrului.

Angajarea intre doi și posesia alternativa

Definitia angajarii intre doi

O angajare intre doi are loc atunci cand un arbitru arunca mingea intre oricare 2 adversari.

O minge tinuta se produce atunci cand unul sau mai multi jucatori din echipele adverse, au una sau ambele maini ferm pe minge, astfel incat nici un jucator nu poate obtine controlul fara asprime excesiva.

Procedura angajarii intre doi

Fiecare saritor va sta cu ambele picioarele in semicercul eel mai apropiat de coșul lui propriu cu un picior aproape de linia de centru.

Coechipierii nu pot ocupa pozitii vecine in jurul cercului daca un adversar dorește sa ocupe una din aceste pozitii.

Apoi, arbitrul va arunca mingea vertical in sus intre cei 2 jucatori saritori, mai sus decat oricare dintre ei pot sa o ajunga sarind.

Mingea trebuie atinsa cu mana (mainile) de eel putin unul dintre saritori dupa ce aceasta a inceput zborul pe traiectoria ei descendenta.

Nici un săritor nu-și va parasi pozitia lui pana cand mingea a fost regulamentar atinsa.

Nici un săritor nu are voie sa prinda mingea sau sa o atinga mai mult de doua ori pana cand aceasta a atins unul din nesaritori sau podeaua.

Daca mingea n-a fost atinsa de eel putin unul dintre saritori, angajarea intre doi va fi repetata.

Nici o parte a corpului a vreunui nesaritor, nu are voie sa fie pe sau deasupra liniei cercului (cilindrul) inainte ca mingea sa fie atinsa.

Situatii de angajare intre doi

O situatie de angajare intre doi se produce cand:

O minge tinuta este sanctionată.

Mingea iese in afara limitelor terenului, iar arbitrii sunt in dubiu sau nu sunt de acord cu privire la care dintre adversari a atins ultimul mingea.

O dubla abatere la aruncarea libera a avut loc in timpul ultimei aruncari libere nereușite.

O minge vie ramane fixata intre inel și panou, exceptie:

între aruncarile libere,

- Dupa ultima aruncare liberă urmată de o repunere in joc de la linia de repunere in terenul din fata al echipei.

Mingea devine moarta atunci cand nici o echipa nu are controlul mingii sau nu este indreptatita la minge.

Dupa anularea unor penalizari egale la ambele echipe, daca nu raman alte penalizari de greșeala pentru administrare și nici una dintre echipe nu a avut controlul mingii sau nu a fost indreptățită la minge inainte de prima gre§eala sau abatere.

Toate sferturile altele decat primul sfert și toate prelungirile trebuie sa inceapă.

Definitia posesiei alternative

Posesia alternativă este o metodă de a determina mingea să devină vie cu o repunere în joc mai degraba decat o angajare intre doi.

Procedura aplicarii posesiei alternative

În toate situatiile de angajare intre doi echipele vor alterna posesia mingii pentru o repunere in joc din locul eel mai apropiat de eel unde situatia de angajare intre doi se produce, exceptand din zona aflata direct in spatele panoului.

Echipa care nu obtine primul control al echipei asupra unei mingi vii dupa angajarea intre doi va fi indreptatita la prima repunere in joc conform posesiei alternative.

Echipa indreptatita la urmatoarea posesie alternativa la terminarea oricarui sfert sau a oricarei prelungiri va incepe urmatorul sfert sau urmatoarea prelungire cu o repunere in joc de la prelungirea liniei de centru, pe partea opusa mesei scorerului, in afara cazului in care o penalizare suplimentara de aruncari libere §i de o posesie mai este de administrat.

Echipa care are dreptul la repunerea in joc conform posesiei alternative va fi indicata prin sageata posesiei alternative directionata spre co§ul adversarilor. Directia sagetii posesiei alternative va fi inversata imediat dupa ce repunerea in joc conform posesiei alternative se termina.

O abatere a echipei in timpul repunerii in joc conform posesiei alternative, determina ca aceasta echipa sa piarda repunerea in joc conform posesiei alternative. Directia sagetii posesiei alternative va fi inversata imediat, indicand ca adversarii echipei care a comis abaterea vor fi indreptatiti la repunerea in joc conform posesiei alternative la urmatoarea situatie de angajare intre doi. Jocul va fi reluat prin acordarea mingii adversarilor echipei care a comis abaterea pentru o repunere in joc din locul repunerii initiale.

O greșeala a oricarei echipe:

- înaintea inceperii unui sfert altul decat primul sau a unei prelungiri, sau
- în timpul repunerii in joc conform posesiei alternative,

nu determina ca echipa indreptatita la repunerea in joc sa piarda aceasta posesie alternativa.

Cum este jucata mingea

În timpul jocului, mingea este jucata numai cu mana (mainile) și poate fi pasata, aruncata, deviata, rostogolita sau driblata in orice directie, sub rezerva restictiilor acestor reguli.

Regula

Un jucator nu trebuie sa alerge cu mingea in mana (maini), sa șuteze sau sa blocheze mingea deliberat cu orice parte a piciorului sau sa o loveasca cu pumnul.

Cu toate acestea, daca in mod intamplator mingea ajunge in contact sau mingea este atinsa, cu orice parte a piciorului nu este o abatere.

Controlul mingii - Definitie

Controlul echipei incepe cand un jucator al acestei echipe controleaza o minge vie, tinand-o, dribland-o sau are o minge vie la dispozitia lui.

Controlul echipei continua cand:

- Un jucator al acelei echipe controleaza o minge vie.
- Mingea este pasata intre coechipieri.

Controlul echipei se termina cand:

- Un adversar obtine controlul.
- Mingea devine moarta.
- Mingea a parasit mana (mainile) jucatorului la o aruncare pentru un coș sau pentru o aruncare libera.

Jucator in actiune de aruncare

O aruncare pentru un coș sau o aruncare libera este atunci cand mingea este tinuta in mana (mainile) unui jucator §i apoi este aruncata in aer spre coșul adversarilor.

O voleibalare pentru un coș este atunci cand mingea este directionata cu mana (mainile) spre coșul adversarilor.

O aruncare de sus (dunk) pentru un coș este atunci cand mingea este introdusa fortat in co§ul adversarilor de sus in jos cu una sau ambele maini.

O deplasare continua la patrunderi spre coș sau la alte aruncari din mi care este o actiune a unui jucator care prinde mingea

in timp ce el avanseaza sau la terminarea driblingului §i apoi continua cu mi§carea aruncarii, de obicei in sus.

Actiunea de aruncare :

Începe atunci cand jucatorul incepe, dupa aprecierea unui arbitru, sa deplaseze mingea in sus spre co§ul adversarilor.

Se termina cand mingea a parasit mana (mainile) jucatorului, sau daca o actiune de aruncare complet noua este efectuata iar, in cazul unui aruncator in saritura, ambele picioare au revenit pe podea.

Actiunea de aruncare intr-o deplasare continua la o patrundere spre coș sau la alta aruncare din mi care:

Începe cand mingea ramane in mana (mainile) jucatorului, la terminarea unui dribling sau la o prindere in aer și jucatorul incepe, dupa aprecierea arbitrului, mișcarea aruncarii premergatoare eliberarii mingii pentru un coș.

Se termina cand mingea a parasit mana (mainile) jucatorului, sau daca o actiune de aruncare complet noua este efectuata iar, in cazul unui aruncator in saritura, ambele picioare au revenit pe podea.

Nu exista nici o legatura intre numarul de pași regulamentar efectuati și actiunea de aruncare.

În timpul actiunii de aruncare, jucatorul ar putea avea bratul (bratele) tinut(e) de catre un adversar, împiedicandu-l astfel sa marcheze. În acest caz nu este esential faptul ca mingea parasește mâna (mainile) jucătorului.

Cand un jucator este în actiune de aruncare și dupa ce a fost faultat el paseaza mingea, el nu mai este considerat ca a fost in actiune de aruncare.

Coșul

Un coș este marcat, cand o minge vie intra in coș pe deasupra și ramane in interior sau trece in intregimea ei prin coș. Mingea este

considerata a fi in interiorul coșului cand cea mai mica parte a mingii este in interiorul coșului și sub nivelul inelului.

Regula

Un coș este atribuit echipei care a atacat coșul adversarilor în care mingea a intrat dupa cum urmeaza:

Un coș la eliberarea mingii dintr-o aruncare libera conteaza 1 punct.

Un coș la eliberarea mingii din zona coșului de 2 puncte conteaza 2 puncte.

Un coș la eliberarea mingii din zona coșului de 3 puncte conteaza 3 puncte.

Dupa ce mingea a atins inelul la o ultima aruncare libera și este regulamentar atinsa de oricare jucator inainte ca aceasta sa intre in coș, coșul conteaza 2 puncte.

Daca un jucator, în mod accidental marcheaza un coș în coșul echipei lui, coșul conteaza 2 puncte și va fi inscris pe foaia oficiala de joc ca fiind marcat de capitanul echipei adversarilor de peteren.

Daca un jucator in mod deliberat marcheaza un coș in coșul echipei lui, aceasta este o abatere și coșul marcat nu va conta.

Daca un jucator determina mingea sa treaca in intregime prin coș pe dedesubt, aceasta este o abatere.

Cronometrul de joc sau cronometrul de atac, trebuie sa arate 0.3 (3 zecimi de secunda) sau mai mult pentru ca un jucator sa obtina controlul mingii la o repunere in joc sau la o recuperare a mingii dupa ultima aruncare libera pentru ca sa poata incerca o aruncare pentru un coș. Daca cronometrul de joc sau cronometrul de atac arata 0.2 sau 0.1 singura modalitate de a marca un coș valabil este prin voleibalare sau introducerea mingii de sus in jos (dunk) direct in coș, cu obligatia

ca mâna (mainile) jucatorului sa nu mai atinga mingea cand cronometrul de joc sau cronometrul de atac arata 0.0.

Repunerea in joc

O repunere in joc are loc atunci cand mingea este pasată înspre teren de ăatre jucatorul aflat în afara terenului care efectueaza repunerea in joc.

O repunere in joc:

- începe cand mingea este la dispozitia jucatorului care efectueaza repunerea in joc.
- Se termina cand,
  - Mingea atinge sau este regulamentar atinsa de, oricare jucator pe teren.
  - Echipa care efectueaza repunerea in joc comite o abatere.
  - O minge vie rămâne fixată între panou și inel în timpul unei repuneri in joc.

Un arbitru trebuie sa înmâneze sau sa plaseze mingea la dispoziția jucatorului care efectuează repunerea în joc. El poate de asemenea sa arunce sau sa paseze mingea cu podeaua respectand urmatoarele conditii:

Arbitrul sa nu fie la o distanta mai mare de 4 m fata de jucatorul care efectueaza repunerea.

Jucatorul care efectueaza repunerea in joc este la locul corect așa cum a fost desemnat de catre arbitru.

Jucatorul va efectua repunerea în joc din locul cel mai apropiat de cel al infractiunii sau de cel unde jocul a fost oprit, exceptand din zona aflata direct în spatele panoului.

La începerea tuturor sferturilor, altul decat primul sfert și a tuturor prelungirilor, repunerea in joc va fi administrata de la prelungirea liniei de centru, pe partea opusa mesei scorerului.

Jucatorul care efectueaza repunerea in joc, va avea un picior de fiecare parte a prelungirii liniei de centru, pe partea opusa mesei scorerului, și va fi indreptatit sa paseze mingea unui coechipier in orice loc pe teren.

Când, cronometrul de joc arata 2:00 minute sau mai puțin în al patrulea sfert și în fiecare prelungire, urmare a unui minut de intrerupere luat de echipa care este indreptatita la posesia mingii din terenul ei din spate, antrenorul principal al acestei echipe are dreptul sa decida daca jocul va fi reluat cu o repunere in joc de la linia de repunere din terenul din fata al echipei sau din terenul din spate al echipei din locul eel mai apropiat de eel unde jocul a fost oprit.

În urma unei greșeli personale comisa de un jucator al echipei care controleaza o minge vie, sau al echipei indreptatite la minge, jocul va fi reluat cu o repunere in joc din locul eel mai apropiat de eel al infractiunii.

În urma unei greșeli tehnice, jocul va fi reluat cu o repunere in joc din locul eel mai apropiat de eel unde se afla mingea la momentul cand gre§eala tehnica a fost comisa, in afara cazului in care altfel este precizat in aceste reguli.

În urma unei greșeli antisportive sau descalificatoare, jocul va fi reluat cu o repunere in joc de la linia de repunere din terenul din fata al echipei, in afara cazului in care altfel este precizat in aceste reguli.

Ori de cate ori mingea intra in coș, dar coșul sau aruncarea libera nu este valabil(a), jocul va fi reluat cu o repunere in joc de la prelungirea liniei de aruncari libere.

În urma unui coș reușit sau a ultimei aruncari libere reușite:

Orice jucator al echipei care nu a marcat va efectua repunerea in joc din orice loc din spatele liniei de fund a acestei echipe. Aceasta procedura este de asemenea aplicabila dupa ce un arbitru înmanează sau plaseaza mingea la dispozitia jucatorului care efectueaza repunerea in joc, dupa un minut de intrerupere sau dupa orice intrerupere a jocului in urma unui co§ reu§it sau a ultimei aruncari libere reu§ite.

Jucatorul care efectueaza repunerea in joc din spatele liniei de fund se poate deplasa lateral pe lungimea liniei de fund și/sau in spate iar mingea poate fi pasata intre coechipieri, dar numararea celor 5- secunde va incepe cand mingea este la dispozitia primului jucator aflat in afara limitelor terenului.

Jucatorul care efectueaza repunerea in joc nu trebuie să:

Întarzie mai mult de 5 secunde pentru ca sa elibereze mingea.

Pașeasca pe teren in timp ce are mingea în mână (maini).

Determine mingea sa atinga suprafata din afara limitelor terenului, dupa ce aceasta a fost eliberata la repunerea in joc.

Atingă mingea pe teren inainte ca aceasta sa fie atinsa de un alt jucator.

Determine mingea ca sa intre direct in coș.

Se deplaseze din locul desemnat al repunerii in joc din spatele liniei care delimiteaza terenul, lateral in una sau ambele directii, depa§ind o distanta totala de 1 m inainte de a elibera mingea. Totu§i, ii este permis sa se deplaseze direct in spate de la linia care delimiteaza terenul, atat de departe cat circumstantele ii permit o astfel de actiune.

In timpul repunerii in joc alt jucator (alti jucatori) nu trebuie sa:

Aiba orice parte a corpului lor deasupra liniei care delimiteaza terenul inainte ca mingea repusa in joc sa treaca peste linia care delimiteaza terenul.

Fie mai aproape de 1 m fata de jucatorul care efectueaza repunerea in joc atunci cand locul de repunere are mai putin de 2 m distanta intre linia care delimiteaza terenul și orice obstacole din afara terenului.

Cand cronometrul de joc afișează 2:00 minute sau mai putin în al patrulea sfert și in fiecare prelungire, și este o repunere in joc, arbitrul va utiliza o semnalizare de trecere neregulamentara a liniei care delimiteaza terenul ca i un avertisment in timpul administrarii repunerii in joc.

Daca un jucator aparator:

Deplasează orice parte a corpului lui peste linia care delimiteaza terenul pentru ca sa interfereze cu o repunere in joc, sau

Se afla la mai aproape decat 1m fata de jucatorul care efectueaza repunerea in joc atunci cand locul de repunere are o distanta mai mica de 2 m,aceasta este o abatere și va conduce la sanctionarea unei greșeli tehnice.

Minut de intrerupere

Un minut de intrerupere este o intrerupere a jocului solicitata de antrenorul principal sau primul antrenor asistent.

Fiecare minut de intrerupere va dura 1 minut.

Un minut de intrerupere poate fi acordat in timpul unei oportunitati pentru minut de intrerupere.

O oportunitate pentru minut de intrerupere incepe cand:

Pentru ambele echipe, mingea devine moarta, cronometrul de joc este oprit și arbitrul a terminat comunicarea lui cu masa scorerului.

Pentru ambele echipe, mingea devine moarta in urma unei ultime aruncari libere reușite.

Pentru echipa care nu a marcat, cand un coș este marcat.

O oportunitate pentru minut de intrerupere se termina cand mingea este la dispozitia unui jucator pentru o repunere in joc sau pentru o prima aruncare libera.

Fiecarei echipe ii pot fi acordate:

2 minute de intrerupere in timpul primei reprize.

3 minute de intrerupere in timpul reprizei a doua cu un maxim de 2 din aceste minute de intrerupere cand cronometrul de joc afi9eaza 2:00 minute sau mai putin in al patrulea sfert.

1 minut de intrerupere in timpul fiecarei prelungiri.

Minutele de intrerupere neutilizate nu pot fi transferate in urmatoarea repriza sau prelungire.

Un minut de intrerupere este acumulat la echipa al carei antrenor principal sau prim antrenor asistent a facut prima solicitare, in afara cazului in care, minutul de intrerupere este acordat in urma unui coș marcat de adversari și fara ca o infractiune sa fi fost comisa.

Un minut de intrerupere nu va fi permis echipei care a marcat atunci cand cronometrul de joc arata 2:00 minute sau mai putin in al patrulea sfert 9i in fiecare prelungire i, in urma unui co reu it in afara cazului in care un arbitru a intrerupt jocul.

Procedura

Numai antrenorul principal sau primul antrenor asistent are dreptul sa solicite un minut de intrerupere. El va stabili un contact vizual cu masa scorerului sau el va merge la masa scorerului și va solicita in mod clar minutul de intrerupere, facand semnul conventional adecvat cu mainile lui.

O solicitare pentru minut de intrerupere poate fi anulata numai inainte ca semnalul cronometrorului sa sune pentru o astfel de solicitare.

Perioada minutului de intrerupere:

Începe cand arbitrul fluiera și semnalizeaza minut de intrerupere.

Se termina cand arbitrul fluiera și face semn echipelor sa reintre pe teren.

Cand o oportunitate pentru un minut de intrerupere incepe, cronometrorul va utiliza semnalul lui sonor pentru a anunta arbitrii ca o echipa a solicitat un minut de intrerupere.

Daca un coș din actiune este reușit impotriva echipei care a solicitat un minut de intrerupere, cronometrorul va opri imediat cronometrul de joc și va utiliza semnalizarea lui sonora.

În timpul minutului de intrerupere și a unui interval de joc inainte de inceperea celui de-al doilea și al patrulea sfert sau a fiecarei prelungiri, jucatorii pot parasi terenul ca sa se așezepe banca echipei

Și toate persoanele autorizate sa se așeze pe banca echipei, pot intra pe teren, cu observatia ca ele raman in vecinatatea zonei bancii echipei lor.

Daca solicitarea pentru minutul de intrerupere este facuta de oricare echipa dupa ce mingea este la dispozitia aruncatorului de aruncari libere pentru prima aruncare libera, minutul de intrerupere va fi acordat daca:

- Ultima aruncare libera este reușita.
- Ultima aruncare libera, care nu este reușita, este urmata de o repunere in joc.

O greșeala este comisa intre aruncarile libere. în acest caz, setul de aruncari libere va fi finalizat, iar minutul de intrerupere va fi

permis inainte ca noua penalizare de gre§eala sa fie administrata, in afara cazului in care altfel este precizat in aceste reguli.

O greșeala este comisa inainte ca mingea sa devina vie dupa ultima aruncare libera. fn acest caz minutul de intrerupere va fi permis inainte ca noua penalizare de greșeala sa fie administrata.

O abatere este comisa inainte ca mingea sa devina vie dupa ultima aruncare libera. în acest caz minutul de intrerupere va fi permis inainte de administrarea repunerii in joc.

În cazul unor seturi consecutive de aruncari libere și/sau posesie a mingii, rezultate din mai multe decat 1 penalizare de greșeala, fiecare set trebuie tratat separat.

Înlocuirea - Definitie

O inlocuire este o intrerupere a jocului solicitata de catre inlocuitor pentru ca sa devina un jucator.

Regula

O echipa poate inlocui un jucator (Jucatori) in timpul unei oportunitati pentru inlocuire.

O oportunitate pentru inlocuire incepe cand:

Pentru ambele echipe, mingea a devenit moarta, cronometrul de joc este oprit §i arbitrul a terminal comunicarea lui cu masa scorerului.

Pentru ambele echipe, mingea a devenit moarta in urma unei ultime aruncari libere reușite.

- Pentru echipa care nu a marcat, cand un coș este marcat atunci cand cronometrul de joc arata 2:00 minute sau mai putin in al patrulea sfert și in fiecare prelungire.

O oportunitate pentru inlocuire se termina cand mingea este la dispozitia unui jucator pentru o repunere in joc sau pentru o prima aruncare liberă.

Un jucator care a devenit inlocuitor și un înlocuitor care a devenit jucator nu poate reintra in joc respectiv sa paraseasca jocul pana cand mingea devine din nou moarta dupa o perioada cu cronometrul de joc deruland, exceptand cazul in care:

- Echipa este redusa la mai putin de 5 jucatori pe teren.
- Jucatorul indreptatit la aruncari libere ca rezultat al corectarii unei erori este pe banca echipei dupa ce a fost inlocuit regulamentar.

O înlocuire nu va fi permisă echipei care a marcat atunci cand cronometrul de joc este oprit in urma unui coș reușit atunci cand cronometrul de joc arata 2:00 minute sau mai putin in al patrulea sfert și in fiecare prelungire, in afara cazului in care un arbitru a intrerupt jocul.

Daca un jucator primește orice ingrijiri medicale sau orice ajutor, el trebuie inlocuit, cu exceptia cazului in care echipa lui este redusa la mai putin de 5 jucatori pe teren.

Procedura

Numai un inlocuitor are dreptul sa solicite o inlocuire. El (nu antrenorul principal sau primul antrenor asistent) va merge la masa scorerului și solicita în mod clar o înlocuire făcând semnul convențional adecvat cu mainile lui, sau așezandu-se pe scaunul înlocuitorilor. El trebuie sa fie gata sa joace imediat.O solicitare de înlocuire poate fi anulata numai înainte ca semnalul cronometrorului sa sune pentru o astfel de solicitare.

Cand o oportunitate pentru înlocuire începe, cronometrorul va utiliza semnalul lui sonor pentru a anunta arbitrii ca o solicitare pentru înlocuire a fost facută.

- înlocuitorul va ramane fn afara liniei care delimiteaza terenul pana cand arbitrul fluiera, arata semnalizarea înlocuirii și fi face semn sa intre pe teren.

- Jucatorului înlocuit îi este permis sa mearga direct pe banca echipei lui fara sa mai raporteze ceva fie cronometrorului sau arbitrului.

- înlocuirile vor fi terminate cat mai rapid posibil. Un jucator care a comis 5 greșeli sau care a fost descalificat, trebuie sa fie înlocuit imediat (nu va dura mai mult de 30 secunde). Daca, f îaprecierea unui arbitru, are loc o întârziere a reluarii jocului, un minut de întrerupere va fi acumulat la echipa vinovată. Daca echipa nu mai are minute de întrerupere ramase, o greșeala tehnică pentru întarzierea reluarii jocului poate fi sanctionata la antrenorul principal, înscrisa cu "B".

Daca o înlocuire este solicitata în timpul unui minut de întrerupere sau în timpul unui interval de joc, altul decat intervalul de la jumatatea timpului de joc, înlocuitorul trebuie sa raporteze cronometrorului, înainte de intrarea în joc.

Daca aruncatorul de aruncari libere trebuie înlocuit pentru ca el:

- Este accidentat, sau
- A comis 5 greșeli, sau
- A fost descalificat din joc,

Aruncarea libera (aruncarile libere) trebuie sa fie încercate de catre înlocuitorul lui care nu poate fi înlocuit din nou pană dupa ce el a jucat în urmatoarea perioada cu cronometrul de joc deruland.

Daca solicitarea pentru o Înlocuire este facutĂ de oricare echipa dupa ce mingea este la dispozitia aruncatorului de aruncările libere pentru prima aruncare libera, înlocuirea va fi acordată daca:

- Ultima aruncare libera a fost reușită

- Ultima aruncare libera, daca nu este reușita, este urmata de o repunere în joc.

• O greșeala este comisa între aruncarile libere. în acest caz, aruncarea libera (aruncarile libere) va (vor) fi finalizata(e), iar înlocuirea va fi permisa înainte ca penalizarea pentru noua greșeala sa fie administrata, în afara cazului în care altfel este precizat în aceste reguli.

• O greșeală este comisa înainte ca mingea sa devina vie dupa ultima aruncare libera. În acest caz înlocuirea va fi permisa înainte ca penalizarea pentru noua greșeala sa fie administrata.

• O abatere este sanctionată, înainte ca mingea sa devină vie dupa ultima aruncare liberă. În acest caz înlocuirea va fi permisă înainte ca repunerea în joc sa fie administrată.

În cazul unor seturi consecutive de aruncari libere i/sau posesia mingii rezultate din mai multe decat 1 penalizare de greșeală, fiecare set trebuie sa fie tratat separat.

Joc pierdut prin neprezentare

O echipa va pierde jocul prin forfait, daca :

• Echipa nu este prezenta sau nu este in masura sa prezinte pe teren 5 jucatori gata sa joace in 15minute dupa ce jocul a fost programat sa inceapĂ.

• Actiunile ei impiedica ca jocul sa se desfaȘoare.

• Refuza sa joace dupa ce a fost notificată sa nu procedeze astfel de catre șeful comisiei.

Regula

O echipa va pierde jocul in caz particular daca, pe parcursul jocului, echipa are mai putin de 2 jucatori pe teren, gata sa joace.

REGULA CINCI -ABATERI

Abateri - Definitie

O abatere este o incalcare a regulilor.

Jucator afara din joc și minge afara din joc

Un jucator este afara din joc cand orice parte a corpului lui este în contact cu podeaua sau orice obiect altul decat un jucator deasupra, pe sau in afara liniei care delimiteaza terenul.

Mingea este afara din joc cand aceasta atinge:

- Un jucator sau orice alta persoana care este in afara terenului.
- Podeaua sau orice obiect deasupra, pe sau in afara liniei care delimiteaza terenul.
- Suportii panoului, partea din spate a panourilor sau orice obiect aflat deasupra terenului.

Regula

Mingea este determinata sa iasă afara din joc de ultimul jucator care a atins-o sau care a fost atins de minge înainte ca aceasta sa iasa în afara limitelelor terenului, chiar daca apoi mingea iese in afara limitelor terenului atingand altceva decat un jucator.

Daca mingea este afara din joc pentru ca a fost atinsa sau atinge un jucator care este pe sau in afara liniei care delimiteaza terenul, acest jucator a determinat mingea sa iasa afara din joc.

Daca un jucator se deplaseaza in afara limitelor terenului sau in terenul lui din spate in timpul unei mingi tinute, o situatie de angajare intre doi s-a produs.

Driblingul - Definitie

Un dribling este deplasarea unei mingi vii pe teren determinata de catre un jucator care controleaza aceasta minge pe care, o arunca, bate, rostogolește sau o face sa sara pe teren.

Un dribling începe atunci cand un jucator care a obtinut controlul unei mingi vii pe teren o aruncă, bate, rostogolește

sau o face sa sara pe teren și o atinge din nou inainte ca aceasta să atingă un alt jucator.

În timpul unui dribling jucatorul nu are voie sa- i plaseze nici o parte a palmei lui sub minge i sa o conduca dintr-un punct in altul sau sa retina mingea pentru moment i apoi sa dribleze din nou.

În timpul unui dribling mingea poate fi aruncata in aer cu observatia ca mingea atinge terenul sau alt jucator inainte ca jucatorul care a aruncat-o sa o atinga din nou cu mana lui.

Nu exista o limita a numarului de pași pe care un jucator poate sa-i faca atunci cand mingea nu este in contact cu mana lui.

Un dribling se termina atunci cand jucatorul atinge mingea simultan cu ambele maini sau cand o retine cu una sau ambele maini.

Un jucator care pierde in mod accidental iar apoi reobtine controlul unei mingi vii pe teren se considera ca a controlat slab mingea.

Urmatoarele actiuni nu sunt driblinguri:

- Aruncarile succesive pentru un coș.
- Controlul slab al mingii la inceperea sau terminarea unui dribling.
- încercari de a obtine controlul mingii prin devierea acesteia din apropierea altor jucatori.
- Devierea mingii controlate de un alt jucator.
- Devierea unei pase §i obtinerea controlului mingii.
- Aruncarea mingii dintr-o mana in alta §i retinerea ei in una sau ambele maini inainte ca aceasta sa atinga podeaua, cu observatia ca o abatere de la regula pa§ilor nu este comisa.
- Aruncarea mingii in panou §i reobtinerea controlului mingii.

Un jucator nu trebuie sa dribleze pentru a doua oara dupa ce a terminal primul lui dribling in afara cazului in care intre cele 2 driblinguri el a pierdut controlul unei mingi vii pe teren din cauza:

- Unei aruncari pentru un coș.
- Unei atingeri a mingii de catre un adversar.
- Unei pase sau unui control slab, care a atins sau a fost atinsa de catre un alt jucator.

Regula pașilor -Definitie

Abaterea de pași este mișcarea neregulamentara a unui picior sau a ambelor picioare in afara limitelor precizate in acest articol, in orice directie, in timp ce o minge vie este tinuta in mana (maini) pe teren.

O pivotare este mișcarea regulamentara prin care, un jucator care tine o minge vie pe teren, pășește cu același picior, o data sau de mai multe ori in orice directie, in timp ce celalalt picior, numit piciorul pivot, este mentinut la punctul lui de contact cu terenul.

Stabilirea piciorului pivot de catre un jucator care prinde o minge vie pe teren:

Un jucator care prinde mingea in timp ce stationeaza cu ambele picioare pe teren:

- La momentul in care un picior este ridicat de pe podea, celalalt picior devine picior pivot.
- Pentru inceperea driblingului, piciorul pivot nu poate fi ridicat inainte ca mingea sa fie eliberata din mana (mâini).

Pentru a pasa sau arunca pentru un coș, jucatorul poate sări de pe piciorul pivot, dar nici un picior nu poate fi repus pe teren înainte ca mingea sa fie eliberată din mâna (mâini).

Un jucator care prinde mingea in timp ce inaintează, sau după terminarea unui dribling, poate face doi pași pentru a se opri, pentru pasarea sau aruncarea mingii:

- Dacă, după primirea mingii, un jucător începe driblingul lui, el trebuie s-o elibereze inainte de a doua lui pășire.
- Prima pașire are loc atunci cand, un picior sau ambele picioare ating terenul dupa obtinerea controlului mingii.
- A doua pașire are loc dupa prima pașire, cand celalalt picior atinge terenul sau ambele picioare ating terenul simultan.
- Daca jucatorul care se oprește la prima lui pașire are ambele picioare pe teren sau acestea ating terenul simultan, el poate pivota folosind oricare picior ca picior pivot. Daca apoi sare cu ambele picioare, nici un picior nu poate fi repus pe teren inainte ca mingea sa fie eliberata din mâna (maâni).
- Daca un jucator aterizeaza pe un picior el poate pivota doar folosind acel picior.
- Dacă un jucător sare de pe un picior la prima lui pașire, el poate ateriza cu ambele picioare simultan pentru a doua pașire.fn aceasta situatie, jucatorul nu poate pivota cu nici un picior. Daca apoi un picior sau ambele picioare este (sunt) ridicat(e) de pe teren, nici un picior nu poate fi repus pe teren inainte ca mingea sa fie eliberata din mana (maini).
- Daca ambele picioare nu ating terenul și jucatorul aterizeaza cu ambele picioare simultan, la momentul in care un picior este ridicat, celalalt picior devine picior pivot.
- Un jucator nu poate atinge podeaua consecutiv cu același picior sau cu ambele picioare, dupa terminarea driblingului sau obtinerea controlului mingii.

Un jucator cazut,intins sau așezat, pe teren:

- Este regulamentar cand un jucator cade și alunecă pe teren in timp ce tine mingea sau in timp ce el este intins sau așezat pe teren, obtine controlul mingii.

•Este o abatere daca apoi, jucatorul se rostogolește sau încearca sa se ridice, in timp ce tine mingea.

3 secunde - Regula

Un jucator nu va rămâne în zona de restricție a adversarilor pentru mai mult de 3 secunde consecutive în timp ce echipa lui controlează o minge vie in terenul din fata și cronometrul de joc derulează.

Trebuie sa fie tolerate situațiile pentru un jucator care:

•încearca sa parasească zona de restrictie.

•Este in zona de restrictie atunci cand el sau coechipierul lui se afla in actiune de aruncare și mingea parase te sau tocmai a parasit mâna (mâinile) jucatorului la o aruncare pentru un coș.

•Dribleaza in zona de restrictie ca sa arunce pentru un coș dupa ce s-a aflat in aceasta zona pentru mai putin de 3 secunde consecutive.

Pentru a-§i stabili pozitia in afara zonei de restrictie, jucatorul trebuie sa-§i plaseze ambele picioare pe teren in afara zonei de restrictie.

Jucator strans aparat - Definitie

Un jucator care tine o minge vie pe teren este strans aparat cand un adversar este intr-o pozitie regulamentara de aparare activa la o distanta nu mai mare de 1 m.

Regula

Un jucator strans aparat trebuie sa paseze, sa arunce sau sa dribleze in limita a 5 secunde.

8 secunde Regula

Ori de cate ori:

• În urma unei repuneri in joc, mingea atinge sau este legal atinsa de orice jucator aflat in terenul din spate și echipa jucatorului care a efectuat repunerea in joc ramane sa controleze mingea in terenul ei din spate, aceasta echipa trebuie sa determine mingea sa treaca in terenul ei din fata in maxim 8 secunde.

Echipa a determinat mingea sa treaca in terenul ei din fata ori de cate ori:

• Mingea, care nu este controlata de nici un jucator, atinge terenul din fata.

• Mingea atinge sau este regulamentar atinsa de un jucator atacant care are ambele picioare in contact complet cu terenul lui din fata.

• Mingea atinge sau este regulamentar atinsa de un jucator aparator care are o parte a corpului in contact cu terenul lui din spate.

• Mingea atinge un arbitru care are o parte a corpului lui in contact cu terenul din fata al echipei care controleaza mingea.

• În timpul unui dribling din terenul din spate spre terenul din fata, mingea §i ambele picioare ale jucatorului care dribleaza sunt in contact complet cu terenul din fata.

Perioada celor 8-secunde va continua cu orice timp ramas cand aceeași echipa care anterior avea controlul mingii ii este acordata o repunere in joc din terenul din spate, ca rezultat al:

leșirii mingii afară din joc.

Accidentarii unui jucator din aceeași echipa.

Unei greșeli tehnice comisa de aceasta echipa.

Unei situatii de angajare intre doi.

Unei duble greșeli.

Unei anulari a penalizarilor egale la ambele echipe.

Ori de cate ori :

- Un jucator obtine controlul unei mingi vii pe teren,
- În urma unei repuneri in joc, mingea atinge sau este legal atinsa de orice jucator aflat pe teren și echipa acelui jucator care a efectuat repunerea in joc ramane sa controleze mingea, aceasta echipa trebuie sa incerce o aruncare pentru un coș in 24 secunde.

Pentru a constitui o aruncare pentru un coș in 24 secunde:

- Mingea trebuie sa paraseasca mâna (mâinile) jucatorului inainte ca semnalul cronometrului de atac sa sune, §i
- Dupa ce mingea a părasit mâna (mâinile) jucatorului, mingea trebuie să atingă inelul sau sa intre in coș. Cand o aruncare pentru un coș, este încercată aproape de terminarea perioadei de atac §i semnalul cronometrului de atac suna in timp ce mingea este in aer:
- Daca mingea intra in coș, nu s-a produs nici o abatere, semnalul va fi ignorat și coșul va conta.

Daca mingea atinge inelul dar nu intra in coș, nu s-a produs nici o abatere, semnalul va fi ignorat §i jocul va continua.

Daca mingea nu atinge inelul, o abatere s-a produs.Cu toate acestea, daca adversarii obtin un control imediat §i clar al mingii, semnalul sonor va fi ignorat §i jocul va continua.

Cand panoul este echipat cu un sistem de iluminare galben pe latimea lui in partea superioara, aprinderea semnalului luminos are prioritate fata de semnalul sonor al cronometrului de atac.

Toate restrictiile referitoare la interventia §i interferenta neregulamentara se vor aplica.

Procedura

Dupa o angajare între doi sau după o repunere în joc de la linia de centru la î

Începerea unui sfert, altul decat primul, sau a unei prelungiri, daca un jucator obtine controlul unei mingi vii pe teren, indiferent

daca acesta este in terenul din fata sau terenul din spate, cronometrul de atac va fi pornit cu 24 secunde.

Cronometrul de atac va fi resetat oricand jocul este oprit de un arbitru :

- Pentru o greșeală sau abatere (nu pentru o minge care a fost determinata sa iasa afara din joc) a echipei care nu a controlat mingea,
- Pentru orice motiv intemeiat provocat de echipa care nu a controlat mingea,
- Pentru orice motiv intemeiat care nu este provocat de nici o echipa.

fn aceste situatii, posesia mingii va fi acordata aceleia§i echipe care anterior a controlat mingea. Daca repunerea in joc este apoi administrata din terenul acestei echipe, din:

- Spate, cronometrul de atac va fi resetat la 24 secunde.
- Față, cronometrul de atac va fi resetat dupa cum urmeaza:

Daca 14 sau mai multe secunde sunt afișate pe cronometrul de atac la momentul cand jocul a fost oprit, cronometrul de atac nu va fi resetat, dar va continua de la timpul la care acesta a fost oprit.

Daca 13 sau mai putine secunde sunt afișate pe cronometrul de atac la momentul cand jocul a fost oprit, cronometrul de atac va fi resetat la 14 secunde.

Totuși, daca jocul este oprit de un arbitru pentru orice motiv întemeiat, care nu are legatură cu nici una dintre echipe și, în aprecierea unui arbitru, resetarea cronometrului de atac ar pune adversarii in dezavantaj, cronometrul de atac va continua de la timpul la care acesta a fost oprit.

Cronometrul de atac va fi resetat ori de cate ori, o repunere in joc este acordata echipei adversarilor dupa ce jocul a fost oprit de

catre un arbitru pentru o greșeala sau abatere (inclusiv pentru o minge ieșita afara din joc) comisa de echipa care avea controlul mingii.

Cronometrul de atac va fi de asemenea resetat daca noii echipe atacante ii este acordata o repunere in joc conform procedurii posesiei alternative.

Daca repunerea in joc este apoi administrata din terenul acestei echipe, din:

- Spate, cronometrul de atac va fi resetat la o noua perioada de 24 secunde.
- Fata, cronometrul de atac va fi resetat la 14 secunde.

Oricand jocul este oprit de catre un arbitru pentru o gre§eala tehnica comisa de echipa care avea controlul mingii, jocul va fi reluat cu o repunere in joc din locul eel mai apropiat de eel unde jocul a fost oprit. Cronometrul de joc nu va fi resetat dar va continua de la timpul la care acesta a fost oprit.

Cand cronometrul de joc afișeaza 2:00 minute sau mai putin in al patrulea sfert sau prelungire, in urma unui minut de intrerupere acordat echipei care este indreptatita la posesia mingii din terenul ei din spate, antrenorul principal al acestei echipe are dreptul sa decidă daca jocul va fi reluat cu repunere in joc de la linia de repunere din terenul din fata al echipei sau din terenul din spate al echipei din locul eel mai apropiat de eel unde jocul a fost oprit.

Dupa minutul de intrerupere, repunerea in joc va fi administrata dupa cum urmeaza:

- Daca este rezultatul unei mingi ieșite afara din joc și daca aceasta este din terenul echipei, din:
  - Spate, cronometrul de atac va continua de la timpul la care a fost oprit.
  - Fata: Daca cronometrul de atac afișeaza 13 secunde sau mai putine acesta va continua de la timpul la care acesta a fost

oprit. Daca cronometrul de atac afișeaza 14 secunde sau mai multe, acesta va fi resetat la 14 secunde.

- Daca este rezultatul unei greșeli sau abateri (nu pentru o minge ieșita afara din joc) §i daca aceasta este din terenul echipei, din:
  - Spate, cronometrul de atac va fi resetat la 24 secunde.
  - Fata, cronometrul de atac va fi resetat la 14 secunde.
- Daca minutul de intrerupere este luat de echipa care are un nou control al mingii, §i daca aceasta este din terenul echipei, din:
  - Spate, cronometrul de atac va fi resetat la 24 secunde.
  - Fata, cronometrul de atac va fi resetat la 14 secunde.

Cand unei echipe ii este acordata o repunere in joc de la linia de repunere in terenul din fata al echipei ca i parte a penalizarii pentru o gre§eala antisportiva sau descalificatoare, cronometrul de atac va fi resetat la 14 secunde.

Dupa ce mingea a atins inelul coșului adversarilor, cronometrul de atac va fi resetat la:

- 24 secunde, daca echipa adversarilor obtine controlul mingii.
- 14 secunde, daca echipa care reobtine controlul mingii este aceeași echipa care a controlat mingea inainte ca aceasta sa atinga inelul.

Daca semnalul cronometrului de atac suna din greșeala in timp ce o echipa are controlul mingii sau nici o echipa nu are controlul mingii, semnalul sonor va fi ignorat i jocul va continua.

Totuși, dacă în aprecierea unui arbitru, echipa care avea controlul mingii a fost pusă în dezavantaj, jocul va fi oprit, timpul ramas pe cronometrul de atac se va corecta,iar posesia mingii va fi acordata acestei echipe.

Definitie - Minge întoarsa in terenul din spate

O echipa controleaza o minge vie in terenul ei din fata când:

- Un jucator al acestei echipe atinge terenul lui din față cu ambele picioare in timp ce tine, prinde sau driblează mingea in terenul lui din fata, sau
- Mingea este pasată între jucătorii acestei echipe în terenul ei din fata.

O echipa care are controlul unei mingi vii in terenul ei din fata a intors neregulamentar mingea in terenul ei din spate, dacă un jucator al acestei echipe este ultimul care a atins mingea in terenul lui din fata și apoi mingea este prima data atinsa de un jucator al acestei echipe:

- Care are o parte a corpului sau in contact cu terenul lui din spate, sau
- Dupa ce mingea a atins terenul din spate al acestei echipe.

Aceasta restrictie se aplica tuturor situatiilor din terenul din fata al echipei, inclusiv la repunerile in joc. Totuși restrictia nu se aplica la un jucator care sare din terenul lui din fata, stabilește un nou control al mingii pentru echipa lui in timp ce se afla in aer și apoi aterizeaza cu mingea in terenul din spate al echipei lui.

Regula

O echipa care are controlul unei mingi vii in terenul ei din fata nu are voie sa determine intoarcerea neregulamentara a mingii in terenul ei din spate.

Definitie - lnterventia și lnterferenta neregulamentara -

O aruncare pentru un coș sau o aruncare libera:

- incepe cand mingea parasește mana (mainile) unui jucator aflat in actiune de aruncare.

- Intra in direct pe deasupra §i ramane in interiorul coșului sau trece prin coș in intregimea ei.

- Nu mai are posibilitatea sa intre in coș
- Atinge inelul.
- Atinge podeaua.
- Devine moarta.

Regulă

lntervența neregulamentară se produce în timpul unei aruncari pentru un coș atunci cand un jucator atinge mingea in timp ce aceasta este complet deasupra inelului și:

- Aceasta este pe traiectoria ei descendenta spre coș
- Dupa ce aceasta a atins panoul.

lnterventia neregulamentara se produce in timpul unei aruncari pentru o aruncare libera atunci cand un jucator atinge mingea in timp ce aceasta este in zbor spre coș și inainte ca aceasta sa atinga inelul.

Restrictiile referitoare la interventia neregulamentara se aplica pana cand:

- Mingea nu mai are posibilitatea sa intre in coș.
- Mingea a atins inelul.

lnterferenta neregulamentara se produce cand:

- Dupa o aruncare pentru un coș sau ultima aruncare libera un jucator atinge coșul sau panoul in timp ce mingea este in contact cu inelul.

- Dupa o aruncare libera urmata de o aruncare libera (aruncari libere) suplimentara(e), un jucator atinge mingea, coșul sau panoul in timp ce migea are inca posibilitatea sa intre in coș.
- Un jucator ajunge sa atinga mingea prin coș pe dedesubt.
- Un jucător aparator atinge mingea sau coșul in timp ce mingea este in interiorul co§ului, impiedicand-o astfel sa treaca prin coș.
- Un jucator determina coșul sa vibreze sau agață coșul astfel încat, în aprecierea unui arbitru, mingea a fost impiedicată să intre in coș sau a determinat-o sa intre in coș.
- Un jucator se agata de coș și joaca mingea.

Cand:

- Un arbitru a fluierat in timp ce:

- Mingea era in mainile unui jucator in actiune de aruncare, sau mingea era in aer la o aruncare pentru un coș sau la o ultima aruncare libera,

- Semnalul cronometrului de joc a sunat pentru terminarea sfertului sau prelungirii,

Nici un jucator nu trebuie sa atinga mingea dupa ce aceasta a atins inelul in timp ce aceasta inca are posibilitatea sa intre in coș

Toate restrictiile referitoare la interventia și interferenta neregulamentara se vor aplica.

Definitie - GREȘELI

Greșeala (faultul) este o încălcare a regulilor referitor la contactul personal neregulamentar asupra unui adversar și/sau comportamentul nesportiv.

Orice numar de greșeli pot fi sanctionate impotriva unei echipe. lndiferent de penalizare, fiecare greșeala va fi acumulata,

înscriind-o pe foaia oficiala de joc împotriva vinovatului și penalizată conform acestor reguli.

Daca o greșeala a fost comisă dupa ce mingea a devenit moarta cand:

- semnalul cronometrului de joc suna pentru terminarea sfertului sau a prelungirilor,
- o infractiune este comisa, aceasta va fi ignorata, în afara cazului in care aceasta este o greșeala tehnica, antisportiva sau descalificatoare.

Contact - Principii generale

Principiul cilindrului

Principiul cilindrului este definit ca spatiul din interioriul unui cilindru imaginar ocupat de catre un jucator pe teren. Dimensiunile, și distanta dintre picioarele jucatorului vor varia în functie de înaltimea și talia jucatorului. Acesta include spatiul aflat deasupra jucatorului și este limitat pana la marginile cilindrului jucatorului aparator sau jucatorului atacant fara minge care sunt:

- Partea din fata materializată de palmele mainilor,
- Partea din spate materializata de partea posterioara a jucatorului, și
- Partile laterale materializate de marginile exterioare ale bratelor și picioarelor.

Mâinile și bratele pot fi intinse in fata torsoului dar nu mai departe de pozitia picioarelor și a genunchilor, cu brațele îndoite de la coate astfel încat antebratele și mainile sunt ridicate în poziția regulamentară de apărare.

Jucatorul aparator nu are voie sa intre în cilindrul jucatorului atacant cu mingea și să provoace un contact neregulamentar cand jucatorul atacant incearca o actiune baschetbalistica normala in

interiorul cilindrului lui. Marginile cilindrului jucatorului atacant cu mingea sunt:

- Partea din fata materializată de picioare, genunchi și brațe indoite, tinând mingea deasupra șoldurilor
- Partea din spate materializată de partea posterioara a jucatorului, și partile laterale materializate de marginile exterioare al coatelor și picioarelor.

Jucatorul atacant cu mingea trebuie sa aiba la dispozitie spatiu suficient pentru o actiune baschetbalistica normala in interiorul cilindrului lui. Actiunea baschetbalistica normala include inceperea unui dribling, pivotarea, aruncarea și pasarea.

Jucatorului atacant nu are voie sa-și extinda picioarele sau bratele in afara cilindrului lui și sa provoace un contact neregulamentar la jucatorul aparator pentru a obtine un spatiu suplimentar

Principiul verticalitatii

În timpul jocului fiecare jucator are dreptul sa ocupe orice pozitie (cilindru) pe teren care nu a fost deja ocupată de un adversar.

Acest principiu protejeaza spatiul de pe teren pe care el ii ocupa cat și spatiul de deasupra lui cand el sare vertical in interiorul acestui spatiu.

Cand jucătorul părăsește poziția lui verticală (cilindrul) și un contact corporal se produce cu un adversar care și-a stabilit deja propria lui pozitie verticala (cilindrul), jucatorul care a parasit pozitia lui verticala (cilindrul) este responsabil pentru contact.

Jucatorul aparator nu trebuie sa fie sanctionat pentru faptul ca a sărit vertical (în interiorul cilindrului lui) sau pentru ca are mâinile și bratele întinse deasupra lui în interiorul propriului lui cilindru.

Jucatorul atacant, fie pe teren sau în săritură, nu trebuie să provoace contact la un jucator apărator aflat într-o poziție regulamentară de apărare prin:

•Folosirea bratelor lui pentru a-și creea un spatiu suplimentar (îndepartare).

•întinderea picioarelor sau a bratelor lui pentru a provoca un contact in timpul sau imediat dupa o aruncare pentru un coș.

Pozitia regulamentară de apărare

Un jucator aparator i-a stabilit o pozitie initială de aparare regulamentară când:

•El este cu fata spre adversarul lui

•El are ambele picioare pe podea.

Pozitia regulamentara de aparare se extinde vertical deasupra lui (principiul clindrului) de la teren spre tavan. El poate să-și ridice brațele și mâinile deasupra capului lui sau sărind vertical dar el trebuie sa le mentină într-o poziție verticală în interiorul cilindrului imaginar.

Apararea unui jucator care controleaza mingea

La apararea unui jucator care controleaza (tinând sau driblând) mingea,elementele timp și spatiu nu se aplică.

Jucătorul cu mingea trebuie să se aștepte să fie apărat și trebuie sa fie pregătit sa se opreasca sau să-și schimbe directia oricand un adversar a ocupat o pozitie initiala de aparare regulamentara in fata lui, chiar daca acest fapt s-a petrecut intr-o fractiune de secunda.

Jucatorul aparator (defensiv) trebuie sa ocupe o pozitie initiala de aparare regulamentara, fara sa provoace un contact inainte sa-§i ocupe pozitia.

Odata ce jucatorul aparator i-a stabilit o pozitie initiala de aparare regulamentară, el se poate deplasa pentru ca să-și apere adversarul, dar el nu are voie sa-și extinda bratele, umerii, coapsele sau picioarele ca sa impiedice jucatorul care dribleaza sa-depașească.

Cand judecă o situație fortare/obstructie care implică un jucător cu mingea, un arbitru va utiliza urmatoarele principii:

Jucatorul aparator trebuie sa-și stabileasca o pozitie initială de aparare regulamentara stand cu fata spre jucatorul cu mingea și avand ambele picioare pe teren.

Jucatorul aparator poate sa ramana stationar, sa sara vertical, sa se deplaseze lateral sau in spate cu scopul de a-și mentine pozitia initiala de aparare regulamentara.

Cand se deplasează pentru a-și mentine pozitia initială de apărare regulamentară, unul sau ambele picioare pot fi ridicate de pe teren pentru un moment, atat timp cat deplasarea este lateral sau în spate, dar nu spre jucatorul cu mingea.

Avand stabilită o pozitie regulamentară de apărare, jucatorul aparator poate sa se rasucesca în interiorul cilindrului lui pentru a evita o accidentare.

În oricare din situatiile de mai sus, contactul va fi considerat ca fiind provocat de catre jucatorul cu mingea.

Apararea unui jucator care nu controleaza mingea

Un jucator care nu controleaza mingea este indreptatit sa se deplaseze liber pe teren și sa ocupe orice pozitie care nu a fost deja ocupata de un alt jucator.

La apărarea unui jucator care nu controlează mingea pe teren, elementele timp și spatiu se vor aplica. Un jucator aparator nu are voie sa ocupe o pozitie atat de aproape și/sau atat de rapid pe culoarul unui adversar, astfel incat cel din urma sa nu aiba suficient timp sau distanta fie pentru a se opri sau ca sa-și schimbe directia.

Distanta este direct proportionala cu viteza adversarului, dar niciodata mai mica de un pas normal.

Daca un jucator apărator nu respecta elementele timp §i spatiu la ocuparea pozitiei lui initiale de aparare regulamentara și

contactul cu un adversar se produce, el este responsabil pentru contact.

Odata ce jucatorul aparator și-a stabilit o pozitie initială de aparare regulamentară, el se poate deplasa sa apere de adversarul lui. El nu are voie sa-i împiedice sa treaca întinzându- i brațele, umerii, coapsele sau picioarele in culoarul lui. El se poate răsuci în interiorul cilindrului lui pentru a evita o accidentare.

Un jucator aflat in saritură

Un jucator care a sarit dintr-un loc de pe teren are dreptul sa aterizeze din nou la același loc.

El are dreptul sa aterizeze și într-un alt loc de pe teren daca locul aterizării sau culoarul direct dintre locul de unde a sarit și locul aterizarii nu este deja ocupat de un adversar (adversari) la momentul începerii săriturii.

Daca un jucator a sarit și a aterizat dar inertia lui ii determină să producă contact asupra unui adversar care a ocupat o pozitie regulamentară de aparare dincolo de locul aterizarii, jucătorul care a sărit este responsabil pentru producera contactului.

Un adversar nu are voie sa se deplaseze pe culoarul unui jucator dupa ce acest jucator a sărit.

Deplasarea sub un jucator care este în săritură și provocarea unui contact este de obicei o greșeala antisportivää și în anumite împrejurari poate fi greșeala descalificatoare.

Blocajul

Regulamentar și neregulamentar

Blocajul este o încercare de a întarzia sau de a împiedica un adversar fară minge să ajungă într-o pozitie dorită pe teren.

Blocajul regulamentar este atunci când jucatorul care blocheaza un adversar:

A fost stationar (in interiorul cilindrului sau) cand s-a produs contactul.

A avut ambele picioare pe teren cand s-a produs contactul.

Blocajul neregulamentar este atunci cand jucătorul care blocheaza un adversar:

A fost in mișcare cand s-a produs contactul.

Nu a lasat suficienta distanta in stabilirea unui blocaj in afara câmpului vizual al unui adversar stationar cand s-a produs contactul.

Nu a respectat elementele timp și spatiu fata de un adversar în mișcare cand s-a produs contactul.

Dacă blocajul este stabilit în interiorul câmpului vizual al unui adversar staționar (in fata sau lateral), jucatorul care blocheaza poate stabili blocajul atat de aproape de el pe cat el dore§te daca nu exista contact.

Daca blocajul este stabilitt în afara câmpului vizual al unui adversar stationar, jucatorul care blochează trebuie sa-i permită adversarului sa faca un 1 pas normal spre blocaj fara sa producă contact.

Daca adversarul este in mișcare, elementele timp și spatiu se vor aplica.Jucatorul care blochează trebuie să lase spațiu suficient astfel incat jucatorul care este blocat sa poata evita blocajul oprindu-se sau schimbând direcția.

Distantț necesară nu este niciodată mai mică de 1 pas normal și niciodata mai mare de 2 pași normali.

Un jucator care este blocat regulamentar este responsabil pentru orice contact cu jucatorul care a stabilit blocajul.

Fortarea

Fortarea este contactul personal neregulamentar, cu sau fara minge, prin impingerea sau prin deplasarea in torsul unui adversar.

Obstructia

Obstructia este contactul personal neregulamentar prin care se impiedica inaintarea unui adversar cu sau fara minge.

Un jucator care incearcă sa blocheze comite o greșeală de obstructie daca contactul se produce cand el este in mișcare §i adversarul lui este stationar sau in retragere fata de el.

Daca un jucator nu ia în considerare mingea, sta cu fata spre un adversar și își schimba pozitia la fel cum adversarul lui o schimba, el este principalul responsabil pentru orice contact care se produce, in afara cazului in care alti factori intervin.

Expresia "in afara cazului in care alti factori intervin" se refera la impingerea, fortarea sau tinerea deliberata a jucatorului care este blocat.

Este regulamentar pentru un jucator sa- i intinda bratul (bratele) sau cotul (coatele) in afara cilindrului lui la ocuparea unei pozitii pe teren dar acestea trebuie retrase in interiorul cilindrului lui

cand un adversar incearca sa treaca de el. Daca bratul (bratele) sau cotul (coatele) sunt in afara cilindrului lui și se produce un contact, aceasta este o obstructie sau o tinere.

Zonele semicercurilor "No- charge"

Zonele semicercurilor "no-charge" sunt marcate pe teren cu scopul desemnarii unei zone specifice pentru interpretarea situatiilor de fortare/obstructie care se produc sub coș.

La orice acțiune de patrundere in zona semicercului "no-charge" orice contact provocat de un jucator atacant in săritura asupra unui jucator aparator aflat interiorul semicercului "no-charge" nu va fi sancționat ca o greșeala a echipei care controleaza mingea, în afara cazului in care jucatorul atacant folose§te neregulamentar mainile, bratele, picioarele sale sau corpul lui.

Aceasta regula se aplica când:

Jucatorul atacant controleaza mingea in timp ce se află în săritură.

El incearca o aruncare pentru un coș sau paseaza mingea.

Jucătorul aparator are un picior sau ambele picioare in contact cu zona semicercului "no- charge".

Atingerea unui adversar cu mâna (maânile) și/sau brațul (brațele)

Atingerea unui adversar cu mâna (mâinile) nu este, in sine, neaparat o greșeala.

Arbitrii vor decide daca jucatorul care a provocat contactul a obtinut un avantaj sau nu. Daca contactul provocat de un jucator restrictioneaza in orice mod libertatea de mișcare a unui adversar, un astfel de contact este o greșeala.

Folosirea neregulamentara a mainii (mainilor) sau a bratului (bratelor) intins(e) se produce cand jucatorul aparator este in pozitie de aparare și mana (mainile) sau bratul (bratele) lui este(sunt) plasat(a)(e) și ramane(raman) in contact cu un adversar cu sau fara minge, pentru a-i impiedeca inaintarea.

Atingerea repetata sau "inghiontirea" unui adversar cu sau fara minge este o greșeala, deoarece aceste actiuni pot conduce spre un joc dur.

Este o greșeala a unui jucator atacant cu mingea, să:

•"Încarlige" sau sa încolacească un brat sau un cot in jurul unui adversar pentru a obtine un avantaj.

•Îndeparteză prin impingere jucatorul aparator pentru a-I impiedica sa joace sau sa incerce sa joace mingea sau pentru a creea mai mult spatiu pentru el insu§i.

•Folosească un antebrat sau o mana intins(a), în timp ce dribleaza, pentru a impiedica un adversar sa obtina controlul mingii.

Este o greșeala a unui jucator atacant fara minge, indepartarea prin impingere, ca sa:

•Ajunga liber sa prinda mingea.

•Împiedice jucatorul aparator sa joace sau sa incerce sa joace mingea.

•Creeze mai mult spatiu pentru el.

Jocul pe pozitia pivotului

Principiul verticalitatii (pricipiul cilindrului) se aplica de asemenea la jocul pe pozitia pivotului.

Jucatorul atacant aflat pe pozitia pivotului §i aparatorul lui trebuie sa respecte reciproc drepturile la o pozitie verticala (cilindru).

Este o greșeala a unui jucator atacant sau aparator pe pozitia pivotului sa-§i indeparteze adversarul cu umerii sau oldurile din pozitia pe care o ocupa, sau sa interfereze cu libertatea de mi§care a adversarului lui folosind bratelele intinse, umerii, §oldurile, picioarele sau alte parti ale corpului.

Apararea neregulamentara din spate

Apararea neregulamentara din spate este contactul personal cu un adversar, provocat de catre un jucator aparator, din spatele acestuia. Faptul ca jucatorul aparator fncearca sa joace mingea nu justifica contactul lui cu un adversar din spatele acestuia.

Ținerea

Ținerea este contactul personal neregulamentar cu un adversar prin care împiedica libertatea de mișcare a acestuia. Acest contact (ținerea) poate fi produs cu orice parte a corpului.

Împingerea

Împingerea este contactul personal neregulamentar produs cu orice parte a corpului prin care un jucator îl mută cu forță sau încearcă să-1 mute pe un adversar cu sau fara minge.

Simularea faptului de a fi faultat

Simularea este orice actiune a unui jucator pentru a se preface ca a fost faultat sau prin care face mișcări teatrale exagerate cu scopul de a creea o opinie ca ar fi fost faultați ca urmare să obtină un avantaj.

Definitie - Greșeala personala

O greșeala personala este contactul neregulamentar al unui jucator cu un adversar, indiferent daca mingea este vie sau moarta.

Un jucator nu trebuie sa țină, obstrucționeze, împingă, forteze, impiedice sau sa incetineasca inaintarea adversarului lui, prin intinderea mainii, bratului, cotului, umarului, coapsei, genunchiului sau a piciorului lui și nici prin aplecarea corpului lui intr-o pozitie anormala (in afara propriului cilindru), dar nici nu-i vor fi îngăduite orice actiuni dure sau violente.

Un fault la o repunere in joc este o greșeala personală comisă, atunci cand cronometrul de joc arata 2:00 sau mai putin în al patrulea sfert in fiecare prelungire, de catre un jucator aparator asupra unui adversar pe teren cand mingea este in afara limitelor terenului pentru o repunere in joc i inca in mainile arbitrului sau la dispozitia jucatorului care efectueaza repunerea in joc.

Dubla greșeală - Definiție

O dubla greșeală, este o situatie in care 2 adversari comit greșeli personale sau antisportive/ descalificatoare, unul asupra celuilalt, la aproximativ același moment.

Pentru a considera 2 greșeli ca o dubla greșeala urmatoarele conditii trebuie indeplinite:

Ambele greșeli sunt greșeli ale jucatorilor.

Ambele greșeli implica contact fizic.

Ambele greșeli sunt când 2 adversari se faultează reciproc.

Ambele greșeli sunt fie 2 personale sau orice combinatie de gre§eli antisportive și greșeli descalificatoare.

Greșeala tehnică

Reguli de conduită

Desfașurarea corecta a jocului necesită colaborarea deplină și loială a jucătorilor, antrenorilor principali, antrenorilor asistenti, inlocuitorilor, jucatorilor eliminati i a membrilor insotitori delegati cu arbitrii, oficialii mesei și comisarul, daca este prezent.

Fiecare echipa va face tot posibilul pentru a-și asigura victoria, dar acest lucru trebuie facut in spiritul sportivitatii și al fair play-ului.

Orice necooperare sau nerespectare deliberata sau repetata a spiritului și scopului acestei reguli trebuie considerata ca i o greșeala tehnica.

Arbitrii pot preveni greșelile tehnice prin acordarea avertismentelor sau chiar trecand cu vederea infractiunile minore care sunt evident neintentionate și nu au vreun efect direct asupra jocului, in afara cazului in care este o repetare a aceleiași infractiuni dupa avertisment.

Daca o infractiune este identificata dupa ce mingea devine vie, jocul va fi oprit și o greșeala tehnica va fi sanctionata. Penalizarea va fi administrata ca și cum greșeala tehnica s-ar fi produs la momentul in care aceasta a fost sanctionata. Orice altceva s-a produs in intervalul dintre producerea infractiunii §i oprirea jocului, va ramane valabil.

Definitie

O greșeala tehnica este un fault fara contact al unui jucator, de natura comportamentala incluzând, dar nefiind limitata la:

lgnorarea avertismentelor acordate de catre arbitrii.

Relationarea și/sau comunicarea nerespectuoasă cu arbitrii,comisarul, daca este prezent, oficialii mesei, adversarii sau cu persoanele autorizate sa se așeze pe bancile echipelor.

Folosirea limbajului sau a gesturilor destinat(e) sa insulte sau să incite spectatorii.

Provocarea și ironizarea unui adversar.

Obstructionarea vederii unui adversar prin fluturarea/plasarea mainii (mainilor) in apropierea ochilor lui.

Oscilarea excesiva a coatelor.

Întarzierea reluarii jocului prin atingerea deliberata a mingii dupa ce aceasta a trecut prin coș sau prin impiedicarea executării prompte a unei repuneri in joc sau aruncari libere, sau venirea cu intarziere pe teren pentru inceperea jocului sau reprizei a doua.

Simularea faptului ca a fost faultat.

Atârnarea de inel, în așa fel încât, greutatea jucatorului este suportată de inel, în afara cazului in care un jucator se agata de inel pentru moment in urma unei aruncari de sus in jos (dunk shot) sau, dupa aprecierea unui arbitru, incearca sa evite accidentarea lui sau a altui jucator.

lnterventia neregulamentara a unui jucator aparator in timpul ultimei aruncari libere. Echipei atacante i se va acorda 1 punct, urmat de penalizarea unei gre§eli tehnice sanctionate impotriva jucatorului aparator.

O greșeala tehnica a oricarei persoane autorizate sa se așeze pe banca echipei este o greșeala pentru comunicarea necuviincioasa cu sau referitoare la arbitrii, comisar, daca este prezent, oficialii mesei sau adversari, sau o infractiune de o natura procedurala ori administrativa.

11.TERMINOLOGIA BASCHETULUI

Ca orice sport sau disciplină și baschetul are propria terminologie. Fiecare disciplina are limbajul propriu, care se refera la prescurtari, coduri, semne, cuvinte si expresii din alte limbi.

Ceea ce este descris mai jos, funcționează ca un dicționar explicativ ai termenilor folositi în jocul de baschet.

În prezenta lucrare nu regăsim toți termenii descriși și, cu siguranță mai există si alti termeni care sunt folositi in terminologia jocului de baschet.

AIR BALL: o aruncare care nu atinge inelul sau panoul

ALLEY-OOP: minge pasata in apropierea inelului de un jucator si introdusa in cos prin dunk de catre alt jucator

ALTERNATING POSSESSION RULE: regula posesiei alternative (sageata ce indica posesia isi schimba directia dupa fiecare situatie de "minge unu la unu")

ASSIST: pasa decisiva care duce direct la realizarea punctelor

ARM: brat

ADVANCE STEP: un pas in care aparatorul misca piciorul cu care conduce spre atacant si piciorul din spate aluneca inainte

ASSISTANT: antrenor secund

BACKBOARD: panou-suprafata plata din spatele cosului

BACK COURT: jumatatea de teren care cuprinde cosul pe care-l apara o echipa

BACK CUT: vezi cuts

BACKDOOR: o miscare ofensiva in care un jucator se deplaseaza rapid in spatele aparatorului si primeste o pasa pentru a incerca sa inscrie din actiune

BACK&FORTH: inainte-inapoi, dute-vino

BACK SCREEN: blocaj in spatele aparatorului ce marcheaza un atacant fara minge

BALL FAKE: "pass fake" pasatorul incearca sa deplaseze aparatorul intr-o directie in timp ce paseaza in alta directie

BALL HAWK: jucator specializat in recuperari

BALL REVERSAL: transmiterea mingii de pe o parte pe cealalta a terenului

BALL SCREEN: blocaj la atacantul cu minge

BALL-SIDE: partea terenului unde se afla mingea

BACK IN: prin dribling cu spatele la aparator, dirijarea lui spre cos

BACK-UP: miscare inapoi sau jucator inlocuitor pentru o anumita pozitie

BALANCE: balans, echilibru

BASIC: element, principiu

BALL HANDLING: manuirea mingii(driblarea, pasarea sau primirea)

BANK SHOT: o aruncare in care mingea se loveste intai de panou, sau este deviata la un unghi care o face sa cada apoi in cos

BASEBALL PASS: o pasa cu o mana asemanatoare cu cea de la baseball

BASELINE: linia de fund a terenului "end line"

BASKET: cos-format din inel si plasa

BASKET CUT: vezi cuts

BENCH WARMER: rezerva care joaca foarte rar

BLIND PASS: o pasa in care pasatorul transmite mingea anticipat catre primitor fara sa se uite la acesta

BLINDSIDE SCREEN: vezi screens

BLOCKED SHOT: devierea cu succes a unei aruncari prin atingerea unei parti a mingii, in traiectoria ei catre cos

BLOCKING: folosirea pozitiei corpului unui aparator pentru a impiedica regulamentar inaintarea unui adversar. Este opusul impingerii(charging)

BOARDS: panoul de care este prins cosul

BONUS FREE THROW: aruncare libera suplimentara

BOUNCE PASS: o pasa care atinge terenul(podeaua)o data, inainte de a ajunge la primitor

BOX: asezare 2-2

BOX-AND-ONE: o varianta a defensivei in care patru aparatori stau in zona, intr-o formatie box si al cincilea apara un atacant prestabilit om la om

BOXING OUT: blocaj defensiv

BRIEFING: dezbatere, consfatuire

BUMP: un pas in calea atacantului care taie pentru a primi mingea si incercarea schimbarii directiei de deplasare a acestuia prin contact corporal

BUZZER BEATER: cos reusit dupa expirarea timpului regulamentar

CATCH THE BALL: prinde mingea

CENTER: pivot(5)

CHALLENGE: provocare

CHALLENGE ROUND: turneu de calificare

CHANGE DIRECTION: schimba directia

CLEAR OUT: eliberarea deliberat a unei parti a terenului pentru a permite o situatie de 1:1

CLOSE: marcaj strans

COACH: antrenor

COLLAPSE: referitor la o aparare stransa, flotata

COMBINATION DEFENSE: aparare combinata

COMFORT ZONE: zona preferata de atac

CONTEST: intrecere, concurs

CONTINUITY: continuitate, circulatie continua

CHARGE: o greseala personala in care un jucator ofensiv, in viteza, intra neregulamentar intr-un adversar care sta pe loc

CHEST PASS: pasa de la piept cu amandoua mainile sau cu o singura mana

CHIN THE BALL: tine mingea cu amandoua mainile sub barbie, coatele in exterior pentru protectia mingii

CLOSING OUT: cand un aparator sprinteaza pentru a retine un atacant ce tocmai a receptionat o pasa

COAST-TO-COAST: atunci cand un jucator dribleaza mingea de la un capat al terenului la celalalt si inscrie un cos

CONTROL DRIBBLE: dribling de control, cu inaltime mica, folosit atunci cand dribleorul este marcat agresiv. Mingea este aparata de corpul dribleorului, care se afla intre aparator si minge.

CONTROL THE BALL: a controla mingea

CORNER: coltul terenului

COURT: teren de joc - full - tot terenul, half-jumatate de teren, front-de atac, back-de aparare, jumatatea proprie

COURT VISION: capacitatea unui jucator de a vedea totul pe teren, in timpul jocului

COVER DOEN: a ajuta marcajul pivotului din afara spre interior

CRISS CROSS: incrucisare

CROSSOVER DRIBBLE: trecerea mingei dintr-o parte in cealalta a corpului, dintr-o mana in cealalta

CROSS OVER STEP: pas incrucisat (la depasire)

CURL: alergare in forma de arc, cerc

CURL PASS: o pasa cu o mana, joasa, executata in jurul piciorului apar. "hook pass"

CUT: demarcare(taiere) brusca cu scopul de a primi mingea.

DEAD BALL: "minge moarta"-aceasta situatie se produce dupa fiecare inscriere din actiune, dupa orice fluier al arbitrului sau daca mingea paraseste terenul

DEFENSE: defensiva

DEFENSIVE REBOUND: recuperare defensiva

DEFENSIVE SLIDE: o miscare rapida a aparatorului cand incearca sa inchida dribleorul

DEFENSIVE STANCE: pozitia folosita de aparator-grnunchii flexati, picioarele departate, bratele in afara, etc.

DEFENSIVE TRANSITION: replierea din ofensiva in defensiva

DELAY: joc incet, intarziat, pentru a castiga timp, atac lung

DENY THE BALL: a inchide drumul mingii, aparare la interceptie

DEVELOPMENT: dezvoltare

DIAMOND: asezare 1-2-1 in aparare-diamant

DIAMOND PRESS: aparare presing pe tot terenul intr-o formatie 1-2-1-1

DIAMOND-AND-ONE: patru jucatori in zona, intr-o formatie diamant si un aparator cu un atacant prestabilit om la om

DISHING: un pas pentru un sut deschis, de obicei dupa dribling de penetrare

DIG: amenintarea mingii cu bratul ridicat si palma deschisa

DIRECTION: directie

DOUBLE: dublu, dublaj

DOUBLE DOWN: parasire a atacantului pe care-l aperi pe perimetru(sau pe zona) pentru a dubla la atacantul din low post

DOUBLE LOW STACK: doi atacanti unul langa altul in aria zonei lowpost

DOUBLE HIGH POST: asezare in atac cu doi jucatori post la linia de aruncari libere

DOUBLE TEAM: marcaj dublu

DOUBLE DRIBBLE: dublu dribling

DOWN COURT: directie de deplasare spre propriul cos

DOWNTOWN: aruncare de la distanta mare

DOWN SCREEN: blocaj executat la un coechipier fara minge, urmand un traseu din partea de sus a terenului spre cea de jos

DRIBBLE: dribling

DRIBBLE PENETRATION: cand atacantul dribleaza in linie, penetrand defensiva

DRILL: exercitiu

DRIVE: deplasare rapida, accelerata, executata de un jucator ofensiv catre cos, cu dribling

DROP STEP: actiune cu spatele la cos, pasire directa spre cos coordonata cu un dribling scurt

DUNK: o aruncare in care un jucator arunca mingea repede si cu forta avand bratele(bratul) pe inel

ELBOW: punctul aflat la intersectia dintre linia de aruncari libere si linia care delimiteaza spatiul de trei secunde

END LINE: linia de fund a terenului-baseline

ENDURANCE: rezistenta

ESTABLISHED POSITION: pozitie stabilita

EXIBITION GAME: joc de pregatire

ENTRY: inceputul unui sistem-cele mai importante inceputuri

FAKE: fenta- o miscare executata rapid, cu scopul de a-l induce in eroare pe adversar. Se poate realiza printr-o fenta fie de pasa, fie de aruncare.

FACING: intoarcere cu fata spre cos si amenintarea lui

FACE TO FACE: fata in fata (aparare)

FAN THE BALL: atunci cand apararea directioneaza mingea catre linia laterala

FAST BREAK: atac rapid, contraatac

FEED: "alimentare" pasarea mingii catre un coechipier care se afla in pozitie de sut

FIELD GOAL: situatia in care mingea intra in cos de deasupra inelului

FLAGRANT FOUL: fault flagrant, contact excesiv

FLASH CUT: demarcare dinspre low post spre high post

FILLING THE LANES: contraatac in care fiecare jucator ofensiv alearga pe linia de pe partea dreapta, pe linia din mijloc si pe cea de pe partea stanga

FITNESS: capacitate fizica

FLOOR: suprafata de teren delimitata de liniile de fund si cele de margine

FLOOR BALANCE: echilibru in asezare pe teren

FLOOR VIOLATION: actiunea unui jucator care incalca regulile, dar nu impiedica miscarea adversarului(pasi, dublu dribling, etc.)

FOLLOW: a urmari

FOLLOW THROUGH: continuare - actiunea de a termina miscarea de aruncare dupa eliberarea mingii

FORCE, POWER: forta, putere

FORWARD: o pozitie de regula pentru un jucator inalt, atletic. "small forward" sau "3" joaca pe aripa, si "power forward" sau"4" care poate juca in high sau low post

FREE THROW: aruncare libera

FREE THROW LINE (CHARITY STRIPE}:linia pe care se sta la excutarea liberelor

FREE THROW LINE EXTENDED: o linie imaginara in prelungirea liniei de aruncari libere pana la cea laterala

FRONTLINERS: termen colectiv pentru extreme si pivot

FRONTING: aparare, marcaj din fata

FRONT PIVOT: pivotare in afara, intoarcere spre exterior

FOUL: fault, greseala

FOUL SHOT: aruncare de la linia de libere ca urmare a unui fault

FOUL TROUBLE: atunci cand un jucator a acumulat trei sau patru greseli personale si este in pericol de a fi eliminat. Atunci cand o echipa a acumulat patru sau mai multe greseli personale "in the bonus".

FOULED OUT: jucator eliminat ca urmare a acumularii a cinci greseli personale

FREE BALL: o minge care este in joc, dar care nu este in posesia nici uneia dintre echipe numita si minge loose

FRONT COURT: jumatatea terenului de joc in care se afla cosul la care se ataca

FULL-COURT PRESS: aparare om la om sau zona in care fiecare jucator apara incepand din terenul din fata. Se mai numeste si "press"

FUNDAMENTAL, BASIC: fundamental(element) de baza

FUNNEL THE BALL: atunci cand apararea directioneaza mingea spre mijloc

GAP: spatiu liber deficitar

GET FREE, GET OPEN: a se demarca

GIVE AND GO: "da si du-te"

GOALTENDING: o incalcare a regulamentului in care un jucator intervine la o aruncare prin atingerea mingii sau cosului, in timp ce mingea se afla pe, peste sau in interiorul inelului. De asemenea, atingerea mingii in zborul ei in jos, spre cos, traiectorie descendenta, inainte de a atinge inelul.

GUARD: pozitia unui jucator de perimetru. Point guard sau "1" si shooting guard sau "2" de regula cel mai bun aruncator

GUARDING: aparare

GUIDE HAND: mana aruncatorului cu care nu arunca

HALF COURT: jumatate de teren

HALFTIME: perioada de repaus dintre cele doua reprize ale jocului

HAND CHECKING: folosirea neregulamentara a mainilor, puse de obicei pe spatele sau soldurile jucatorului ofensiv

HAND-OFF: a inmana mingea

HEDGE: la pick&roll cand aparatorul blocatorului paseste energic pe partea dribleorului contestand optiunile acestuia si dand timp aparatorului dribleorului sa revina in pozitie defensiva

HEIGHT: inaltime

HELP: intrajutorare in aparare

HELP&RECOVER: actiunea de a face ajutor in aparare dupa care revenire la propriul atacant

HELP SIDE: jumatatea de teren in care nu se afla mingea "weak side"

HELP-SIDE STANCE: pozitia folosita pentru a apara atacantul de pe help-side

HESITATION DRIBBLE: "stop-and-go"

HIGH PERCENTAGE SHOT: aruncare cu sanse mari de reusita

HIGH POST: jucator atacant in aria liniei de aruncari libere si cele doua "elbows"

HOME SPOT: pozitie initiala de baza

HOLD THE BALL: a tine mingea

HOOK SHOOT: aruncare din" carlig"

HOOP: inel

HUSTLE: angajament, mobilizare

IN &OUT: pasarea repetata a mingii intre un jucator exterior si unul interior

INSIDE: interior

INSIDE-OUT DRIBBLE: dribling cu fenta crossover

INTENSITY: intensitate

INTERMEDIATE: intermediar

INTERCEPT: a intercepta

IN THE PAINT: suprafata de trei secunde

INBOUNDS: repunere a mingii in joc din afara terenului

INBOUNDER: jucatorul care repune mingea

INCIDENTAL CONTACT: contact accidental, de obicei trecut cu vederea de arbitri si care nu creeaza un avantaj inechitabil sau nu afecteaza rezultatul jocului

INSIDE SHOOTING: aruncarile executate de langa sau de sub cos

INTENTIONAL FOUL: fault efectuat cu intentie

ISOLATION : izolare

ISOLATION PLAY: un jucator pus intr-o situatie de 1la1 "iso play"

JAM: aparare foarte stransa, aglomerata

JAM THE CUTTER: aparatorul paseste in fata celui care taie pentru a preveni receptionarea mingii

JAB STEP: un pas mic in afara si inapoi pentru a vedea cum reactioneaza aparatorul

JOJO: fenta de ajutor si revenire - la jocul "in si outside"

JUMP BALL: minge de unu la unu, la inceputul jocului

JUMP HOOK: o varianta a traditionalului hook shot, in care aruncatorul suteaza avand ambele picioare in aer

JUMP SHOT: aruncare din saritura

JUMP STOP: oprire intr-un timp

JUMP WITH THE BALL: "zboara" odata cu mingea

JUNK DEFENSE: aparare combinata

KEY: suprafata delimitata de linia de aruncari libere, linia de fund si laturile zonei de aruncari libere

KEY PLAYS: optiuni principale in atac(cu mingea)

KICK THE BALL OUT: patrundere, depasire si pasarea mingii in afara

LANE: "paint"

LANELINE EXTENDED: o linie imaginara de la jonctiunea liniei de fund si laneline cu aceeasi jonctiune din jumatatea cealalta de teren

LAY-UP SAU LAY-IN: aruncare la cos din dribling(alergare) din apropierea cosului

L-CUT: demarcare in forma de L

LEG WORK: actiunea piciorului

LEVEL: nivel

LINE-UP/STARTING FIVE: asezare/cinciul de inceput

LOOSE BALL: minge libera-o minge care este "activa"(in joc), dar care nu este in posesia nici uneia dintre echipe

LOWER PERCENTAGE SHOT: aruncare cu sanse mai mici de reusita

LOW POST: jucator atacant care actioneaza in jurul ariei "block"(la jumatatea distantei dintre linia de libere si linia de fund)

MAIN: principal, important

MAKE IT, TAKE IT: cine inscrie are din nou posesia mingii

MAN TO MAN DEFENSE: "player-to-player"- aparare om la om

MAN TO MAN OFFENSE : "man offense" ofensiva impotriva apararii om la om

MATCH-UP: aparare zona/om la om, cu referire si la imperechere

MID POST: jucator post care actioneaza in mijlocul spatiului de trei secunde

MIDCOURT LINE: linia de la mijlocul terenului, care il imparte in doua parti egale

MIRROR THE BALL: urmarirea miscarii mingii cu bratele cand aparam un jucator care pivoteaza

MISMATCH: imperechere defavorabila intre atacant si aparator (referire la statura, calitati fizice, etc.)

MISSED SHOT: aruncare la cos nereusita

MISTAKE/FAULT: greseala de joc/greseala personala

MOTION: miscare

MOVING PICK: o abatere, atunci cand blocatorul se misca in afara si impinge dupa ce a executat blocajulv

MULTIPLE SWITCH: schimbari de adversar repetate

NO BALL AREA: zona in care mingea nu are voie sa se afle

NONSHOOTING FOUL: un fault comis impotriva unui jucator care nu este in timpul aruncarii

OFFENSE: atac

OFF GUARD: fundas, de obicei pozitia 2

OFF-BALL SCREEN: blocaj realizat la un atacant fara minge

OFFENSIVE REBOUND: recuperare ofensiva

OFFENSIVE TRANSITION: tranzitie ofensiva

ON - BALL DEFENSE: aparatorul marcheaza atacantul cu minge

ON-BALL SCREEN: blocaj realizat la un atacant cu minge

ON THE LINE: pozitia ta defensiva este in asa fel incat sa poti vedea omul tau si in acelasi timp mingea, iar corpul este situat direct pe linia imaginara dintre tine si atacantul cu mingea, cu pieptul catre jucatorul pe care-l aperi si privirea catre minge, cu bratul pe linia de pasare

ONE-GUARD OFFENSE: ofensiva utilizeaza impotriva zonei doi fundasi in fata(2-3 si 2-1-2)

OPEN STANCE: pozitia defensiva folosita in help-side, picioarele departate, corpul in echilibru, genunchii flexati, bratele in afara

ORGANIZATION: organizare

OUTLET PASS: prima pasa dupa recuperare defensiva, in afara, catre un coechipier pentru a lansa un contraatac

OUTSIDE SHOOTING: aruncarile executate de la perimetru

OUTSIDE: in afara

OVERLOAD: superioritate numerica(referitor la atacul zonei)

OVERPLAY: a juca cu succes o varianta de atac

OVER THE TOP: a aluneca prin fata blocajului ca aparator

OVER TIME: prelungiri- 5 minute

OVERHEAD PASS: pasa cu doua maini de deasupra capului

PACE: tempo

PAINT, ZONE: suprafata de trei secunde delimitata de linia de fund si cea de libere, in care daca un atacant are un picior mai mult de trei secunde se considera o abatere

PARTNER, TEAMMATE: coechipier, partener

PANIC: panica

PASS: pasa

PASS FAKE: fenta de pas

PASS ANGLE: unghi de pasare

PASSING GAME: joc de pase, repetate, ca sistem de atac definit

PASSING LANE: o linie imaginara de la jucatorul cu minge la coechipier. Daca aparatorul este pe aceasta linie "passing lane" este inchisa

PENETRATE/PENETRATION: depasire, patrundere

PERCENTAGE: procentaj

PERSONAL FOUL: greseala personala

PICK: blocaj

PICK AND POP: blocaj cu iesire din blocaj spre exterior

PICK AND ROLL: blocaj cu iesire din blocaj spre cos "screen and roll"

PIN-DOWNS: blocaje in adancime(la jucatorul fara minge)

PISTOL STANCE: aparatorul de pe helpside are o pozitie cu un brat pe omul sau si celalalt pe minge

PIVOTING, TURN: pivotare, intoarcere

PLAYER:

- WITH BALL: jucator cu minge
- WITHOUT BALL: jucator fara minge

PLAY MAKER/POINTGUARD: conducator de joc

PLAYS: scheme de joc, variante

POINT: intre cele doua aripi, punctul din fata

POPOUT CUT: vezi cuts

POST: jucator care actioneaza in aria spatiului de trei secunde(low post sau high post). Centru sau extrema de forta "4" sau"5".

POST MOVES: actiune a jucatorului post in apropierea cosului, cu spatele la cos

POSTING-UP: actiune in apropierea cosului(cu spatele la cos)

POWER: puternic

POWER FORWARD: jucator interior, extrema de forta "4"

POWER HOOK: "carlig" cu bataie pe ambele picioare

POWER LAY-UP: aruncare din apropiere cu bataie pe ambele picioare

PRACTICE: antrenament

PRESS BREAK: atacul apararii pressing

PRESSURE: presiune

PRIMARY BREAK: contraatac in care sunt implicati putini jucatori

PRIORITY: prioritate

PROTECT: protectie

PUNISH THE PIKER: pedepseste-l pe cel care face blocaj!

PUSH PASS: pas cu o mana

QUIVER: frecventa mare a miscarii picioarelor pe loc

REACT: a reactiona

REACTION: reactiune

READ: a citi, a recunoaste o situatie de joc

READY: gata, atent, pregatit

READY STANCE: pozitia echilibrata a jucatorului pentru a fi gata de alergare, de saritura, de alunecare sau pivotare. Genunchii sunt flexati, bratele sus si in afara, spatele drept si capul sus.

REBOUND OFF/DEF: recuperare ofensiva sau defensiva

RECIVE THE BALL: a primi mimgea

RECOVER: preluare, acoperire(referitor la marcaj)

REFEREE: arbitru

REPEAT: a repeta

REJECTION: un sut blocat

RETREAT STEP: un pas de retragere in care piciorul din spate spre linia de fund si piciorul conducator aluneca (se refera la aparator)

REVERSE: inapoi, inspre inapoi

REVERSE PIVOT: pivotare inapoi, intoarcere spre interior

ROLLING : dribling cu intoarcere catre adversar si schimbarea directiei

ROPE: coarda de sarituri

ROTATION: rotatie in aparare, schimbari succesive de adversari

RULE: regula de joc, principii

RUN&JUMP: forma agresiva de aparare cu marcaje duble si schimbari de adversar succesive

RUNNING: alergare

RUN AND GUN: contraatac

SAFETY: siguranta

SAG: actiunea prin care un aparator se indeparteaza de adversarul sau indreptandu-se spre cosul pe care-l apara

SAGGING MAN-TO-MAN: o aparare conservativa in care aparatorul sta intre omul sau si cos

SCORE: a marca, inscrie puncte

SCRAMBLE: schimbari de jucatori cu preluare de noi atacanti

SCREEN AWAY: pas intr-o directie si executarea blocajului la atacantul de pe partea opusa

SCRIMMAGE: joc de antrenament intre componentii lotului largit al unei echipe

SEALING THE DEFENDER: dupa ce se executa un blocaj, blocatorul pivoteaza si izoleaza aparatorul, pozitionandu-l in spatele sau

SECONDARY: atac rapid-faza a doua

SET DEFENSE: aparare impotriva unui atac pozitional

SET OFFENSE: atac pozitional

SHAGGER: un jucator care intr-un exercitiu colecteaza mingiile libere si le returneaza pasatorului

SHELL DRILLS: exercitiu defensiv destinat tuturor aspectelor apararii

SHORT CORNER: situat intre colt si cos

SHOOTER: aruncator

SHOOTER`S TOUCH SAU SHOOTER`S ROLL: actiunea prin care dupa o aruncare chiar imprecisa, mingea poate fi deviata de pe inel in cos

SHOOTING: aruncare

SHOOTING ANGLE: unghi de aruncare

SHOOTING GUARD: fundas "2", de obicei cel mai bun aruncator

SHOOTING HAND: mana folosita pentru aruncare

SHOOTING RANGE: distanta de la care un jucator are sanse sa-si execute aruncarile

SHOT CLOCK VIOLATION: o abatere care se intampla atunci cand echipa care are posesia mingii nu a aruncat la cos in timpul regulamentar

SHOT FAKE: "pump fake" fenta de sut

SIDELINE: linia laterala de pe fiecare parte a terenului

SIDE STEP: pas adaugat

SIGNAL: semnal

SINK UP DEFENSE: aparare cu flotare, aglomerata

SIXTH MAN: prima scimbare, care vine de pe banca pentru a inlocui un jucator care a inceput partida

SKILL: pricepere, abilitate

SKIP PASS: pas de deasupra capului de pe o parte a terenului pe partea cealalta peste aparare

SMALL FORWARD: extrema mica "3"

SWING FORWARD: varianta speciala

SWING MOVEMENT: intoarcerea mingii de pe partea puternica pe partea slaba

SPEED: viteza

SPEED DRIBBLE: dribling in care jucatorul impinge mingea inainte pe teren la inaltimea pieptului, in situatii de contraatac sau atac rapid

SPIN: efect, rotatia mingii

SPIN DRIBBLE: dribling cu pirueta

SPLITTING THE SCREEN: atunci cand blocatorul vede ca apararea joaca "hedge" si "fenteaza" blocajul, alunecand direct pentru a primi mingea

SPLITTING THE TRAP: atunci cand atacantul prins in capcana paseste printre aparatori

SPOT: pozitie pe teren

SPREAD: a juca pe spatii largi

SQUARING UP: "face up" pozitia in care umerii si picioarele unui jucator sunt orientate catre cos, cand acesta lanseaza mingea intr-o aruncare. Aceasta este considerata o pozitie buna de aruncare.

STACK: asezare a doi sau mai multi jucatori pe aceeasi linie (tandem)

STAGGERED SCREENS: blocaje succesive realizate de doi jucatori pentru acelasi atacant care taie

STOP

- JUMP STOP: oprire intr-un timp
- STRIDE STOP: oprire in doi timpi

STOP THE CLOCK: a opri cronometrul

STOP-AND-GO DRIBBLE: dribling in care atacantul ezita un moment cu mingea in aer, dupa care foarte rapid accelereaza

STOP AND POP: miscare ofensiva in care atacantul cu minge se opreste brusc stopeaza driblingul si executa aruncarea la cos

STEAL: a lua mingea regulamentar, in diferite moduri, de la adversar

STUFFING: "vezi dunk"

STRONG SIDE/WEAK SIDE : "partea puternica"(ball side)/ "partea slaba"

SUBSTITUTE: inlocuitor

SWITCH: doi aparatori schimba intre ei atacantii pe care ii apara initial ca urmare a unei actiuni a acestora

SWISH: o aruncare reusita(de obicei de la mare distanta)in care mingea nu atinge inelul

SWING STEP: un pas defensiv in care aparatorul pivoteaza cu un picior si ramane in pozitie defensiva

SCREEN: "PICK": un atacant se opreste din alergare si intr-o pozitie stationara, cu o baza larg deschisa, stabila, puternica, cu genunchii flexati, picioarele departate, bratele inchise in corp blocheaza aparatorul unui coechipier pentru a pune atacantul in situatie buna de a primi pas.

TEAM DEFENSE: aparare in echipa

TEAM WORK: lucrul in cadrul echipei, a actiona impreuna

TEHNICAL FOUL: fault tehnic, o abatere speciala, considerata astfel la aprecierea arbitrului, care se refera la jucatori, antrenori sau la echipa.

THROW-IN: metoda prin care o echipa aflata in posesia mingii o reintroduce in joc-repunere

TIME-OUT: scurta pauza, o perioada de saizeci de secunde, in cursul careia jocul este oprit, iar echipele discuta strategia si un moment care permite jucatorilor sa se odihneasca

TIME OF PLAYING: timp de joc

TIMING: coordonarea actiunii in timp

TIP-IN: voleibalare de pe inel in cos

TIP-OFF: mingea de inceput care porneste jocul

TOP OF THE KEY: punctul aflat mai sus de semicercul de la linia de aruncari libere

TOUCH: atingere

TRAILER: un jucator ofensiv, de obicei pozitiile "4" sau"5"care in situatie de tranzitie ofensiva vine pe culoar in faza a doua /valul doi

TRAINER: fizioterapeut/sport

TRANSITION: un proces in care se trece din defensiva in ofensiva si vice-versa

TRAP: marcaj dublu, capcana

TRAVELING: "pasi" o greseala de tehnica in care jucatorul cu minge isi ridica sau trage piciorul pivot, fara a dribla

TRIANGLE : asezare in triunghi 1-2

TRIANGLE-AND-TWO: aparare combinata in care trei aparatori stau in zona si ceilalti doi apara om la om

TRIPLE THREAT POSITION: "pozitia de tripla amenintare" din pozitie cu genunchii flexati atacantul cu minge are trei optiuni-dribling, pas sau sut

TURN AROUND JUMP SHOT: aruncare la cos cu intoarcere

TURNOVER: greseala, minge pierduta

TWO MAN GAME: 2 contra 2 pe o parte a terenului/izolare

TWO-GUARD OFFENSE: ofensiva utilizata impotriva apararilor in zona care folosesc un aparator in fata(1-2-2 si 1-3-1)

TWO-SHOT FOUL: abatere in care aparatorul faulteaza in momentul aruncarii si mingea nu intra in cos. Aruncatorul are de executat doua sau trei aruncari libere.

UP THE LINE: aparatorul la atacantul fara minge este pozitionat spre cos, mai jos de linia imaginara care uneste atacantul direct si atacantul cu mingea, intr-o pozitie in care poate vedea si adversarul direct si mingea

VALID BASKET: cos valabil

V-CUT: o schimbare rapida a directiei, facuta de obicei de atacantii de pe aripa, care-si atrag aparatorii intr-o directie si se indreapta apoi rapid inapoi spre minge intr-o traiectorie in forma de V, pentru a primi pasa

VIOLATION: greseala, abatere, o incalcare a regulilor care nu presupune contact

WALKING: mers, si ca expresie pentru "pasi"

WARM-UP: incalzire

WATCH THE BALL: privirea la minge

WEAK SIDE: partea de teren unde nu se afla mingea

WEIGHTS LIFTING: antrenament cu greutati/haltere

WIDE: larg, aerisit, cu spatii

WING: 1. aria din teren in care linia de trei puncte intalneste extinderea imaginara a liniei de aruncari libere si 2. Atacantul care actioneaza in aceasta zona.

ZONE DEFENSE: aparatorii au ca sarcina apararea unei anumite arii specifice si a atacantilor ce actioneaza in acest spatiu

Bibliografie

1. Jerry V. Krause, Craig Nelson, Mike Krzyzewski , *Basketball Skills & Drills*, Editura Human Kinetics, 2018

2.Brian J. Cole, *Basketball Anatomy*, Editura Human Kinetics Publishers, 2015

3.Adkins Clint, *Basketball Drills, Plays and Strategies: A Comprehensive Resource for Coaches*, EdituraKrause Pubn Inc

4.L. Vasilescu, *Baschet. antrenament, exercitii, jocuri*", Ed.Consiliului National pentru Educatie Fizica si Sport, 1968

5.Leon Teodorescu, *Curs de baschet*, Editura de Stat Didactica , Bucuresti, 1961

6.Lucian Vasilescu, *Baschet Bazele Tacticii*", Editura SPORT-TURISM, 1983

7.Stephen M Shea, Christopher E Baker, *Basketball Analytics: Objective and Efficient Strategies for Understanding How Teams* Win, Editura Createspace Independent Publishing Platform, 2013

8.John Benington Pete Newell , *Basketball Methods Hardcover* , Ronald P, US , 1962

9.Aristeia Hrisca, Corneliu Negulescu , *Baschet. Tehnica si Tactica Individuala. Metodica Învatarii"* Editura Sport-Turism, 1980

10.Javair Gillett, *Strength Training for Basketball*, Editura Human Kinetics, 2020

11.Teodora Predescu, *Baschet. Tehnica, tactica*, Ed. Olympia, 2005

12. Victor Marian Zamfir, *Comunicarea in baschetul de performanta*.,Ed. Prouniversitaria, 2022

13.Regulile Oficiale ale Jocului Baschet 2022, FIBA

14. Kevin L Burke, Dale Brown, *Basketball*, Editura Fitness Information Technology, Inc, U.S. 30 sep 2003

15.http://www.dancalancea11.ro/Terminologiabaschetului.html

16.Kevin Sivils, *Coaching Basketball: 30 Set Plays and Quick Hitters for the 1-4 High Alignment*, Editura Createspace Independent Publishing Platform, 2013

17. Walker Mark Anthony, Basketball for Beginners: The Complete Guide for Parents and Coaches, Editura Global Pub, 2019

18. Ion Siclovan , Teoria antrenamentului sportive, Editura: Sport-Turism, 1977

19. Tudor Olimpius Bompa - Teoria si metodologia antrenamentului, Editura Tana, 2008

20. Zamfir, Victor Marian, Mijloace de comunicare in baschet , Editura PRO UNIVERSITARIA, 2015

21. Simpson Sandy, Coaching Girls' Basketball: From the How-To's of the Game to Practical Real-World Advice--Your Definitive Guide to Successfully Coaching Girls, Editura Crown Pub Inc, 2001

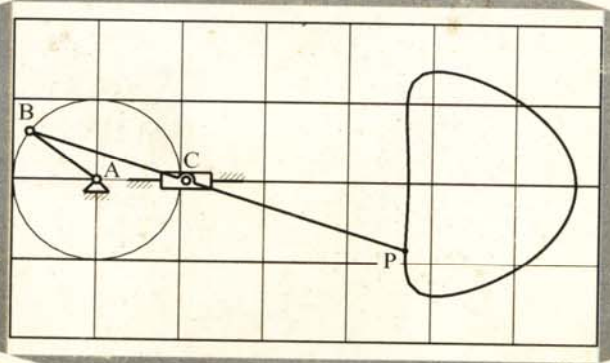
22.Gh. Luca, D. Pavelescu, *Baschet Tehnica Si Tactica Vol III*, Editura:UNIVERSITATII "ALEXANDRU IOAN CUZA". 2005

23.T. PREDESCU, S. GHEORGHIU, O. DIMITRIU, ‘’*MINI-BASCHET*", Editura SPORT-TURISM, 1980

24.Gary Powell, Basketball Skills for Kids, EDITURA Wellington Aust PTY LTD, 2022

CEZAR D. DUCA
FLORENTIN BUIUM
GABRIEL PÂRÃOARU

MECANISME



EDITURA "GH. ASACHI" IAŞI

CEZAR D. DUCA FLORENTIN BUIUM GABRIEL PÂRĂOARU

MECANISME

Editura “GH. ASACHI” IAŞI
2003

Editura "Gh.Asachi"
Universitatea Tehnică Iaşi
Bd. D. Mangeron, nr.67,
6600, Iaşi, România
Tel: 0232 – 23.13.43
Fax: 0232 – 21.42.90

Director editură:
Prof. univ. dr .ing. Mihail VOICU

Referenţi ştiinţifici:
Prof. univ. dr .ing. Virgil ATANASIU
Prof. univ. dr. ing. Cezar OPRIŞAN

Redactor:
Prof. Georgeta ANICULĂESEI

Colecţia: INGINERIE MECANICĂ

Răspunderea pentru tot ceea ce conţine prezenta carte aparţine în întregime autorului (autorilor) ei.

Descrierea CIP a Bibliotecii Naţionale a României
DUCA, CEZAR
Mecanisme /Cezar Duca, Florentin Buium, Gabriel Pârăoaru – Iaşi, Editura Gheorghe Asachi, 2003.
492 p. 17 x 24
ISBN 973-621-048-0
I. Buium, Florentin
II. Pârăoaru, Gabriel

62-23

PREFAȚĂ

Lucrarea de față este, în intenția autorilor, un **manual** de nivel universitar, cuprinzînd elementele fundamentale ale disciplinei de Mecanisme. Având în vedere acest caracter, în procesul de elaborare, s-a pus un accent deosebit pe definirea riguroasă a noțiunilor specifice şi pe tratarea problematicii într-o structură logică, simplu de urmărit.Conținutul şi organizarea materialului sunt cele consacrate în literatura de specialitate, dar apar şi unele aspecte, formale sau de fond, cu caracter original, care vor fi reliefate în continuare.

Manualul cuprinde şase capitole: 1.Structura mecanismelor, 2.Mecanisme cu cuple inferioare (cu bare), 3.Mecanisme cu came, 4.Mecanisme cu roți dințate, 5.Dinamica mecanismelor şi a maşinilor, 6.Proiectarea mecanismelor. In capitolul 1. se definesc noțiunile de bază ale disciplinei şi se prezintă clasificarea mecanismelor după diverse criterii. O problemă deosebit de importantă şi dificilă, tratată în acest capitol, este determinarea gradului de mobilitate şi a numărului de legături pasive. S-a încercat o rezolvare cât mai riguroasă a acestei probleme în limitele unui spațiu destul de restrâns. În acest scop s-au introdus şi s-au utilizat noțiunile de clasă constructivă şi de clasă funcțională pentru cuplele cinematice. În capitolele 2,3 şi 4 sunt tratate, separat, cele trei categorii mari de mecanisme: cu bare, cu came şi cu roți dințate. Fiecare dintre aceste capitole cuprinde, în general, următoarea problemetică: analiza cinemaică, analiza cinetostatică şi randamentul, analiza preciziei şi sinteza. În raport cu alte manuale, am considerat oportun să tratăm analiza cinetostatică şi randamentul la fiecare categorie de mecanisme deoarece rezolvările prezintă aspecte specifice. Subliniem, de asemenea, prezența unui subcapitol de analiza preciziei, asociat cu fiecare categorie de mecanisme. Justificăm această opțiune prin importanța problemei preciziei în tehnica modernă. Odată cu prezentarea metodelor de analiză cinematică şi cinetostatică, se formulează şi condițiile de obținere a soluțiilor reale. Interpretarea acestor condiții este legată de existența fenomenului de autoblocare şi a pozițiilor critice care, în felul aceste sunt puse într-o lumina nouă. In cadrul sintezei dimensionale a mecanismelor cu bare se propune o sistematizare a problemeticii, prin delimitarea unui domeniu de utilizare curentă, numit sinteza elementară, care este tratat în mod exhaustiv. În capitolul 3 se prezintă o interpretare originală a fenomenului de subtăiere la came, legată de o formulă inedită pentru calculul razei de curbură, care permite determinarea caracterului convex sau concav al profilului. În legătură cu

mecanismele cu came se indică şi o metodă nouă pentru analiza preciziei de funcţionare. Expresiile de calcul ale randamentului pentru mecanismele cu came şi pentru angrenajele paralele , în care se ia în considerare frecarea din toate cuplele cinematice, au, de asemenea , un caracter original. Menţionăm că, în capitolul 5, pe lângă problemele consacrate, privind analiza dinamică şi echilibrarea forţelor de inerţie, am introdus un subcapitol de analiză elestodinamică în care se încearcă o abordare mai aprofundată, în raport cu alte manuale similare, a fenomenului vibrator la mecanisme. În capitolul 6 al lucrării, autorii îşi propun să arate modul în care intervin operaţiile de analiză şi de sinteză, în conexiune cu proiectarea organologică, în procesul de proiectare a mecanismelor. Scopul acestei încercări este de a demonstra locul şi utilitatea domeniului ştiinţific asociat disciplinei didactice de Mecanisme în practica de proiectare.

O trăsătură esnţială, pe care autorii au dorit să o imprime lucrării, este legată de finalizarea numerică a metodelor şi procedeelor prezentate. În acest sens se oferă indicaţii precise cu privire la aplicarea metodelor numerice sau a programelor utilitare de rezolvare a modelelor matematice aferente fiecărei probleme. De altfel, toate diagramele din manual sunt obţinute pe baza unor calcule, pornind de la valori concrete ale parametrilor care intervin.

Ne exprimăm speranţa că lucrarea va fi utilă, atât pentru studenţii din învăţămîntul tehnic, cât şi pentru inginerii din indusrie şi din proiectare.

Dr. ing. Cezar DUCA
Dr. ing. Florentin BUIUM
Ing. Gabriel PÂRĂOARU

CUPRINS

Pag.		
1	**Cap. 1**	**STRUCTURA MECANISMELOR**
1	1.1.	Noțiuni fundamentale
1	1.1.1.	Elemente şi cuple cinematice
7	1.1.2.	Lanțuri cinematice, mecanisme
11	1.2.	Determinarea gradului de mobilitate
11	1.2.1.	Stabilirea formulelor de calcul
15	1.2.2.	Familii de mecanisme, exemple
16	1.2.2.1.	Familia $f = 4$ ▪Mecanismele plane cu cuple de translație ▪Mecanismele cu şurub ▪ Mecanismele cu roți de fricțiune
19	1.2.2.2.	Familia $f = 3$ ▪Mecanismele plane (cu excepția celor care au numai cuple de translație) ▪Mecanismele sferice
23	1.2.2.3.	Familia $f = 0$
23	1.2.3.	Situații particulare privind determinarea gradului de mobilitate
24	1.2.3.1.	Mobilități locale
24	1.2.3.2.	Lanțuri cinematice pasive
26	1.3.	Clasificarea structurală a mecanismelor plane
26	1.3.1.	Înlocuirea cuplei superioare
28	1.3.2.	Noțiunea de grupă structurală ▪Grupele structurale cu $L = 0$ (Assur) ▪Grupele conducătoare (Duca, Simionescu) cu $L = 1$
31	1.3.3.	Formarea mecanismelor şi descompunerea în grupe structurale
39	**Cap. 2**	**MECANISME CU CUPLE INFERIOARE (CU BARE)**
39	2.1.	Analiza cinematică
39	2.1.1.	Considerații generale
41	2.1.2.	Metoda intersecției locurilor geometrice ▪Grupa structurală RRR ▪Grupa structurală RRT ▪Grupa structurală RTR ▪Grupa structurală RTRR
51	2.1.3.	Metoda ecuațiilor vectoriale
51	2.1.3.1.	Prezentare generală▪Ecuații de tipul I ▪Ecuații de tipul II
53	2.1.3.2.	Analiza cinematică a grupelor structurale ▪Grupa structurală RRT ▪Grupa structurală 0 / 3 / 3 cu cuple de rotație
65	2.1.4.	Metoda contururilor vectoriale
65	2.1.4.1.	Prezentare generală
67	2.1.4.2.	Mecanismul patrulater articulat plan

Pag.		
72	2.1.4.3.	Mecanismul manivelă – piston (bielă – manivelă) ▪Formule aproximative
74	2.1.4.4.	Mecanismul cu culisă de rotație
76	2.1.4.5.	Mecanismul cu culisă de translație
77	2.1.4.6.	Mecanismul cu cilindru oscilant
79	2.1.5.	Metoda transformărilor de coordonate (matriceală)
79	2.1.5.1.	Prezentare generală
81	2.1.5.2.	Analiza cinematică a unui mecanism de robot
83	2.1.6.	Metoda funcțiilor de transmitere
85	2.1.7.	Procedee indirecte de analiză cinematică
86	2.1.7.1.	Procedeul schimbării cuplei conducătoare
88	2.1.7.2.	Procedeul schimbării bazei
91	2.1.8.	Mecanismul cardanic
94	2.1.9.	Mecanismul patrulater articulat spațial ▪Problema pozițiilor ▪Problema vitezelor şi a accelerațiilor
102	2.1.10.	Mecanismul manivelă – piston spațial ▪Problema pozițiilor ▪Problema vitezelor şi a accelerațiilor
106	2.2.	Analiza cinetostatică
106	2.2.1.	Forțele în mecanisme
106	2.2.1.1.	Obiectul analizei cinetostatice
106	2.2.1.2.	Forțele aplicate
108	2.2.1.3.	Forțele de inerție ▪Reducerea forțelor de inerție ▪Metoda concentrării maselor ▪Concentrarea statică în două puncte ▪Concentrarea dinamică în două puncte ▪Concentrarea dinamică în trei puncte coliniare, dintre care unul este centrul de masă
111	2.2.1.4.	Forțele de legătură ▪Reacțiunile normale ▪Forțele de frecare
117	2.2.2.	Analiza cinetostatică fără frecare ▪Considerații generale
118	2.2.2.1.	Analiza cinetostatică a grupelor structurale ▪Grupa structurală RRT ▪Grupa structurală 0 / 3 / 3 cu cuple de rotație
131	2.2.2.2.	Mecanismul patrulater articulat plan
133	2.2.3.	Analiza cinetostatică în prezența frecării
133	2.2.3.1.	Considerații generale
138	2.2.3.2.	Modelul matematic ▪Grupa RRT ▪Metoda aproximațiilor succesive
140	2.2.3.3.	Fenomenul de autoblocare ▪Explicarea producerii fenomenului de autoblocare ▪Analiza comportării grupelor structurale
148	2.2.4.	Randamentul mecanic
153	2.2.5.	Mecanismul cu şurub

Pag.		
159	2.3.	Analiza preciziei
159	2.3.1.	Introducere. Abateri elementare
161	2.3.2.	Metoda deterministă ▪Influența jocurilor
164	2.3.3.	Metoda probabilistică
166	2.4.	Sinteza dimensională
166	2.4.1.	Considerații generale
168	2.4.2.	Sinteza elementară
168	2.4.2.1.	Problematica sintezei elementare ▪Problema rotabilității ▪Sinteza pentru asigurarea calității transmiterii forțelor ▪Sinteza în funcție de pozițiile extreme ale elementului condus ▪Sinteza după coeficientul de productivitate
170	2.4.2.2.	Mecanismul patrulater articulat plan ▪Problema rotabilității ▪Sinteza după unghiul de presiune ▪Sinteza în funcție de pozițiile extreme ale balansierului ▪Sinteza în funcție de coeficientul de productivitate ▪Sinteza elementară combinată
186	2.4.2.3.	Mecanismul manivelă – piston ▪Problema rotabilității ▪Sinteza după unghiul de presiune ▪Sinteza în funcție de pozițiile extreme ale patinei ▪Sinteza în funcție de coeficientul de productivitate ▪Sinteza elementară combinată
191	2.4.2.4.	Mecanismul cu culisă de rotație ▪Problema rotabilității ▪Sinteza în funcție de calitatea transmiterii forțelor ▪Sinteza elementară combinată
192	2.4.2.5.	Mecanismul cu cilindru oscilant
195	2.4.3.	Sinteza mecanismelor pentru generarea curbelor
195	2.4.3.1.	Aplicație la mecanismul patrulater articulat plan ▪Teorema Roberts – Cebâşev
198	2.4.3.2.	Mecanisme generatoare de traiectorii rectilinii şi circulare
201	2.4.4.	Sinteza mecanismelor pentru ghidarea elementelor
204	2.4.5.	Sinteza mecanismelor generatoare de funcții
206	2.4.6.	Sinteza mecanismelor cu mişcare intermitentă (cu opriri)
206	2.4.6.1.	Mecanisme cu mişcare intermitentă în acelaşi sens ▪Mecanisme cu clichet ▪Mecanisme cu cruce de Malta
209	2.4.6.2.	Mecanisme cu mişcare intermitentă însoțită de schimbarea sensului
212	2.4.7.	Sinteza mecanismelor pentru reproducerea curbelor asemenea (pantografe)
214	**Cap. 3**	**MECANISME CU CAME**
214	3.1.	Clasificare, transformări

Pag.		
214	3.1.1.	Clasificare
216	3.1.2.	Transformări
216	3.1.2.1.	Transformarea prin schimbarea bazei (procedeul inversării mişcărilor)
217	3.1.2.2.	Transformarea prin eliminarea rolei
218	3.1.2.3.	Transformarea mecanismelor spațiale în mecanisme plane
219	3.1.2.4.	Transformarea mecanismelor cu came în mecanisme cu cuple inferioare
220	3.2.	Analiza cinematică
223	3.3.	Legile de mişcare
223	3.3.1.	Ciclul de funcționare
224	3.3.2.	Adoptarea legii de mişcare ▪Criteriul funcțional ▪Criteriul dinamic ▪Criteriul tehnologic
226	3.3.3.	Legi de mişcare uzuale
226	3.3.3.1.	Legi de mişcare elementare ▪Legea de mişcare cu viteză constantă ▪Legea de mişcare cu accelerație constantă (mişcare uniform accelerată) ▪Legea de mişcare cu accelerație cosinusoidală ▪Legea de mişcare cu accelerație sinusoidală
228	3.3.3.2.	Legi de mişcare polinomiale ▪Legea de mişcare polinomială 2-3 ($k=1$) ▪Legea de mişcare polinomială 3-4-5($k=2$) ▪Legea de mişcare polinomială 4-5-6-7($k=3$) ▪Legea de mişcare polinomială 3-4-5-6($k=2$)
231	3.3.3.3.	Legi de mişcare combinate ▪Legea de mişcare cu viteză trapezoidală ▪Legea de mişcare cu viteză trapezoidală modificată sinusoidal ▪Legea de mişcare cu accelerație trapezoidală
235	3.4.	Elemente de geometrie şi cinematică
235	3.4.1.	Problematica generală ▪Caracterizarea constructivă a mecanismului ▪Sinteza profilului teoretic ▪Cinematica cuplei superioare ▪Unghiul de presiune ▪Sinteza profilelor reale ▪Raza de curbură, subtăierea
241	3.4.2.	Mecanismul plan cu tachet de translație şi rolă ▪Caracterizarea constructivă ▪Sinteza profilului teoretic ▪Cinematica cuplei superioare ▪Unghiul de presiune ▪Sinteza profilului real ▪Raza de curbură
245	3.4.3.	Mecanismul plan cu tachet de rotație şi rolă ▪Caracterizarea constructivă ▪Sinteza profilului teoretic ▪Cinematica cuplei superioare ▪Unghiul de presiune ▪Sinteza profilului real ▪Raza de curbură

Pag.		
249	3.4.4.	Mecanismul plan cu tachet de translaţie şi talpă ▪Caracterizarea constructivă ▪Cinematica cuplei superioare ▪Sinteza profilului ▪Raza de curbură
251	3.4.5.	Mecanismul spaţial cu camă cilindrică şi tachet de translaţie ▪Caracterizarea constructivă ▪Sinteza profilului teoretic ▪Cinematica cuplei superioare ▪Unghiul de presiune ▪Sinteza profilului real ▪Raza de curbură
254	3.5.	Analiza cinetostatică
254	3.5.1.	Forţele de legătură din cupla superioară
254	3.5.1.1.	Cupla superioară simplă
255	3.5.1.2.	Cupla superioară cu rolă
258	3.5.2.	Mecanismul plan cu tachet de translaţie şi rolă
258	3.5.2.1.	Analiza cinetostatică
261	3.5.2.2.	Randamentul, autoblocarea
264	3.5.3.	Mecanismul plan cu tachet de rotaţie şi rolă
264	3.5.3.1.	Analiza cinetostatică
265	3.5.3.2.	Randamentul, autoblocarea
266	3.5.4.	Mecanismul plan cu tachet de translaţie şi talpă
266	3.5.4.1.	Analiza cinetostatică
269	3.5.4.2.	Randamentul, autoblocarea
270	3.6.	Analiza preciziei
274	3.7.	Sinteza dimensională
274	3.7.1.	Formularea generală a problemei
278	3.7.2.	Mecanismul plan cu tachet de translaţie şi rolă
280	3.7.3.	Mecanismul plan cu tachet de rotaţie şi rolă
283	3.7.4.	Mecanismul spaţial cu camă cilindrică şi tachet de translaţie
284	**Cap. 4**	**MECANISME CU ROŢI DINŢATE**
284	4.1.	Mecanisme elementare cu roţi dinţate (angrenaje)
284	4.1.1.	Suprafeţele şi liniile caracteristice ale roţilor dinţate
288	4.1.2.	Clasificarea angrenajelor ▪Variaţia raportului de transmitere ▪Poziţia relativă a axelor şi forma suprafeţelor de rostogolire ▪Angrenaje exterioare şi interioare ▪Forma liniilor de divizare ale flancurilor ▪Modul de definire geometrică ▪Forma profilului frontal
294	4.1.3.	Angrenaje paralele formate din roţi dinţate cilindrice cu dinţi drepţi
294	4.1.3.1.	Raportul de transmitere. Legea fundamentală a angrenării
296	4.1.3.2.	Utilizarea evolventei cercului ca profil de dinte ▪Evolventa cercului. Definiţie, ecuaţii, proprietăţi ▪Verificarea legii fundamentale a angrenării în cazul profilelor evolventice

Pag.		
300	4.1.3.3.	Definirea geometrică a roții dințate cilindrice cu dinți drepți ▪Cremaliera de referință ▪Parametrii geometrici principali ai roții dințate cilindrice exterioare cu dinți drepți ▪Parametrii geometrici ai roții dințate pe un cerc oarecare
307	4.1.3.4.	Angrenajul paralel exterior ▪Parametrii geometrici ▪Angrenarea cu joc radial standardizat
310	4.1.3.5.	Angrenajul paralel interior
313	4.1.3.6.	Formarea şi întreruperea contactului dintre dinți. Continuitatea angrenării
317	4.1.3.7.	Fenomenul de interferență
322	4.1.3.8.	Alunecarea relativă a profilelor
325	4.1.3.9.	Analiza cinetostatică. Randamentul
331	4.1.3.10.	Adoptarea coeficienților de deplasare
332	4.1.4.	Angrenaje paralele formate din roți dințate cilindrice cu dinți înclinați
332	4.1.4.1.	Definirea roții dințate cilindrice cu dinți înclinați ▪Cremaliera de referință cu dinți înclinați ▪Parametrii geometrici principali ai roții dințate cilindrice cu dinți înclinați
337	4.1.4.2.	Angrenajul paralel cu diți înclinați ▪Parametrii geometrici ai angrenajului ▪Aspecte specifice ale angrenajelor paralele cu dinți înclinați
341	4.1.5.	Angrenaje concurente
341	4.1.5.1.	Angrenajul analog
342	4.1.5.2.	Definirea roții dințate conice cu dinți drepți
344	4.1.5.3.	Angrenajul concurent format din roți conice cu dinți drepți
345	4.1.5.4.	Angrenaje concurente cu dinți înclinați şi curbi
347	4.1.6.	Angrenaje melcate
350	4.1.7.	Angrenaje cilindrice cu axe încrucişate (elicoidale)
352	4.1.8.	Angrenaje hipoide
353	4.1.9.	Precizia angrenajelor
353	4.1.9.1.	Problema jocului dintre flancuri ▪Modificarea deplasărilor de profil ▪Majorarea distanței dintre axe
356	4.1.9.2.	Bazele geometrice ale măsurării danturii ▪Coarda de divizare şi coarda constantă ▪Cota peste dinți ▪Cota peste role
360	4.2.	Mecanisme complexe cu roți dințate
360	4.2.1.	Mecanisme complexe cu axe fixe
360	4.2.1.1.	Analiza cinematică
362	4.2.1.2.	Randamentul, transmiterea momentelor
363	4.2.2.	Mecanisme planetare

Pag.		
363	4.2.2.1.	Structura mecanismelor planetare
366	4.2.2.2.	Analiza cinematică
369	4.2.2.3.	Transmiterea momentelor, randamentul
372	4.2.2.4.	Diferențialul de automobil
376	**Cap. 5**	**DINAMICA MECANISMELOR ŞI MAŞINILOR**
376	5.1.	Analiza dinamică
376	5.1.1.	Modele dinamice
378	5.1.2.	Fazele funcționării maşinii
380	5.1.3.	Ecuațiile mişcării maşinii
383	5.1.4.	Rezolvarea ecuațiilor de mişcare
383	5.1.4.1.	Cazul $M_{red}^{m}(\omega)$, $M_{red}^{r}(\omega)$, $J_{red} = ct$.
387	5.1.4.2.	Cazul $M_{red}^{m}(\omega)$, $M_{red}^{r}(\varphi)$
388	5.1.4.3.	Cazul $M_{red}^{m}(\varphi)$, $M_{red}^{r}(\varphi)$
391	5.1.5.	Uniformizarea mişcării maşinii
394	5.1.6.	Comportarea energetică a maşinii
395	5.2.	Analiza elastodinamică
395	5.2.1.	Considerații generale
398	5.2.2.	Maşini cu transmisii elastice
398	5.2.2.1.	Modelul fizic
400	5.2.2.2.	Modelul matematic
406	5.2.3.	Mecanisme cu came
406	5.2.3.1.	Modelarea fizică şi matematică
407	5.2.3.2.	Coeficientul dinamic ▪Legea de mişcare cu accelerație cosinusoidală ▪Legea de mişcare cu accelerație sinusoidală
412	5.2.3.3.	Sinteza legii de mişcare
414	5.3.	Echilibrarea forțelor de inerție
415	5.3.1.	Echilibrarea rotoarelor
415	5.3.1.1.	Condițiile de echilibrare
417	5.3.1.2.	Reducerea forțelor de inerție în două plane. Echilibrarea experimentală
421	5.3.2.	Echilibrarea mecanismelor
421	5.3.2.1.	Condițiile de echilibrare
424	5.3.2.2.	Echilibrarea statică. Metoda punctelor principale ▪Determinarea centrului de masă al mecanismului ▪Echilibrarea statică a mecanismului patrulater articulat ▪Echilibrarea statică a mecanismului manivelă – piston
430	5.3.2.3.	Metoda analizei armonice

Pag.		
434	5.3.2.4.	Noțiuni privind echilibrarea motoarelor policilindrice ▪Motorul cu doi cilindri ▪Motorul cu trei cilindri ▪Motorul cu patru cilindri
440	**Cap. 6**	**PROIECTAREA MECANISMELOR**
440	6.1.	Considerații generale
442	6.2.	Adoptarea schemei cinematice
447	6.3.	Strategii (proceduri) de proiectare
457		**ANEXE**
457	Anexa 1	Noțiuni de geometrie analitică şi diferențială
457	1.1.	Transformări de coordonate ▪Transformări între două sisteme carteziene plane ▪Transformări dintr-un sistem cartezian într-un sistem polar
458	1.2.	Tangenta şi normala la o curbă
459	1.3.	Raza de curbură, convexitatea, concavitatea
461	1.4.	Unghiul de poziție al unui vector
462	Anexa 2	Noțiuni de analiză matematică
462	2.1.	Derivatele funcțiilor inverse
462	2.2.	Derivatele funcțiilor implicite
462	2.3.	Derivatele funcțiilor date parametric
463	Anexa 3	Mişcarea relativă dintre două corpuri (roți dințate) care execută mişcări absolute de rotație în jurul a două axe fixe
464	3.1.	Axa instantanee a mişcării relative
465	3.2.	Axoidele mişcarii relative
466	Anexa 4	Demonstrația relației $a_x \geq a$
469		**BIBLIOGRAFIE**
471		**AFTERWORD**
473		**CONTENTS**

Capitolul 1

STRUCTURA MECANISMELOR

1.1. NOȚIUNI FUNDAMENTALE

1.1.1. Elemente şi cuple cinematice

Prin **element cinematic** se înțelege un corp solid constituit dintr-o piesă mecanică sau din mai multe piese îmbinate rigid între ele. Elementele cinematice se consideră rigide în majoritatea problemelor studiate în manualul de față. În unele cazuri (analiza cinetoelastodinamică) se renunță la această ipoteză, admițând deformațiile elastice. Sistemele care conțin elemente flexibile - curele, cabluri - nu fac obiectul lucrării.

Cupla cinematică este **legătura mobilă** dintre două elemente cinematice, formată prin **contactul direct** între suprafețele lor.

Numărul de parametri independenți, care determină complet poziția relativă a unui element în raport cu celălalt, reprezintă **gradul de mobilitate** al cuplei - m ($1 \le m \le 5$).Gradul de mobilitate arată, de asemenea, numărul de mişcări elementare posibile. Acestea sunt proiecțiile, diferite de zero, ale vitezei de translație şi ale vitezei unghiulare în mişcarea relativă, pe axele unui sistem de coordonate solidar cu unul dintre elemente.

Numărul de mişcări elementare care nu se pot executa (**restricții** sau **legături**) se numeşte **grad de restrictivitate** - k ($1 \le k \le 5$). Gradul de restrictivitate poate fi interpretat ca fiind egal cu numărul de condiții (ecuații independente) care intervin între parametrii de poziție sau de viteză ai celor două elemente. Între gradul de mobilitate şi gradul de restrictivitate există relația evidentă

$$m + k = 6. \tag{1.1}$$

Conform axiomei eliberării de legături, restricțiile cinematice se înlocuiesc printr-un sistem de reacțiuni ideale (normale la suprafețele în contact). Mai precis, vitezele de translație se înlocuiesc prin forțe de reacțiune, iar vitezele unghiulare prin momente de reacțiune. Se observă că numărul de

componente ale torsorului de reacțiune este egal cu gradul de restrictivitate, iar sistemul vitezelor şi cel al reacțiunilor sunt complementare.

Cuplele cinematice se clasifică după mai multe criterii. Astfel, ele se împart în cinci clase - **clasa** fiind egală cu gradul de restrictivitate.

După modul de realizare a contactului există cuple **inferioare** sau **congruente**, când contactul are loc după o suprafață, şi cuple **superioare** sau **necongruente**, când contactul este punctual sau liniar.

În funcție de mişcarea relativă dintre elemente există cuple **plane**, când această mişcare este plan - paralelă, şi **spațiale**, când mişcarea relativă este spațială.

Orice cuplă cinematică se poate construi în două variante: **închisă** sau **deschisă**. Cuplele cinematice sunt închise, atunci când legăturile împiedică deplasările în ambele sensuri fiind caracterizate printr-un contact **bilateral**, şi deschise, atunci când deplasările sunt împiedicate numai într-un sens datorită unui contact **unilateral**. În cazul cuplelor deschise, permanența contactului se asigură prin acțiunea unor forțe care, în general, sunt de natură elastică, generate de arcuri.

În Tab.1.1 se prezintă cuplele cinematice uzuale, indicându-se forma suprafețelor în contact, reprezentarea constructivă şi cea schematică, tabelul cu mişcările elementare şi reacțiunile, precum şi clasificarea după criteriile arătate.

În general, legăturile unei cuple cinematice sunt determinate de forma suprafețelor în contact (legături geometrice). Cuplele 1 - 12 din Tab.1.1 sunt de acest fel. În aplicațiile tehnice se întâlnesc, uneori, şi cuple cu mişcare relativă de rostogolire, caracterizate prin legături cinematice. Pentru a defini mişcarea de rostogolire să considerăm o cuplă superioară cu contact punctual, formată între elementele 1 şi 2 (Fig.1.1). În punctul de contact P se confundă punctele P_1 aparținând elementului 1 şi P_2 aparținând elementului 2. Între vitezele lor se poate scrie relația

$$\overline{v}_{P_2} = \overline{v}_{P_1} + \overline{v}_{P_{21}} . \tag{1.2}$$

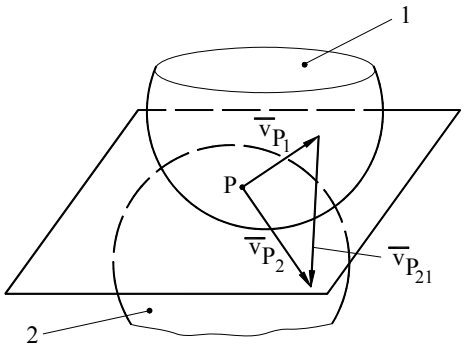


Fig. 1.1

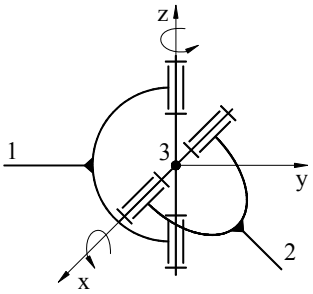


Fig. 1.2

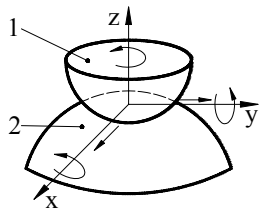
Vectorul $\overline{v}_{P_{21}}$ este paralel cu planul tangent la cele două suprafețe în contact şi se numeşte viteză relativă de alunecare. Dacă $\overline{v}_{P_2} = \overline{v}_{P_1}$ şi, deci, $\overline{v}_{P_{21}} = 0$, mişcarea relativă este de rostogolire pură. Când unul dintre punctele P_1, P_2 este punct de contact permanent mişcarea este de alunecare pură. Dacă $\overline{v}_{P_{21}} \neq 0$, iar punctul de contact se deplasează pe ambele suprafețe, mişcarea relativă este combinată – rostogolire cu alunecare. În cazul cuplelor inferioare mişcarea relativă este de alunecare pură. Cupla din poziția 13 – Tab.1.1 - admite numai o mişcare de rostogolire pură între suprafețele cilindrice. Mişcarea de alunecare este împiedicată datorită forțelor de frecare cauzate, la rândul lor, de proprietățile de aderență ale suprafețelor.

Uneori, cuplele cinematice, care presupun contactul direct între elemente, se înlocuiesc prin subansamble cu elemente intermediare numite **policuple cinematice**. Astfel, în locul cuplelor de rotație, cu mişcare relativă de alunecare, se folosesc rulmenți având avantajul utilizării frecării de rostogolire. În acelaşi mod, cuplele de translație şi cele elicoidale se pot inlocui prin ghidaje cu role şi şuruburi cu bile.

Un alt exemplu de policuplă este articulația Hooke (Fig.1.2) care permite două mişcări de rotație între elementele 1 şi 2 ca şi cupla sferică cu deget pe care o poate înlocui. Precizăm că policuplele au aceleaşi proprietăți cinematice (mişcări relative) şi statice (reacțiuni) ca şi cuplele pe care le înlocuiesc.

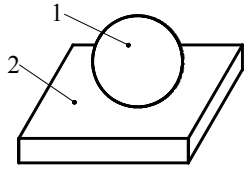
Tabelul 1.1

1. <u>Două suprafețe în contact punctual</u>

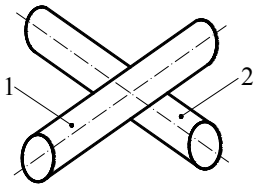


a)

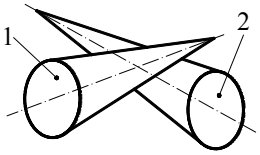
	R	T	
			- clasa 1 (m =5, k =1)
x	ω_x	v_x	- superioară
y	ω_y	v_y	- spațială
z	ω_z	R_z	- deschisă



b)



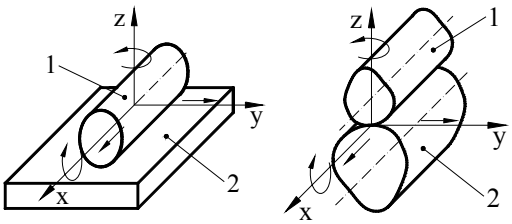
c)



d)

Tabelul 1.1 (continuare)

2. Cilindru* - plan, Doi cilindri* în contact după o generatoare

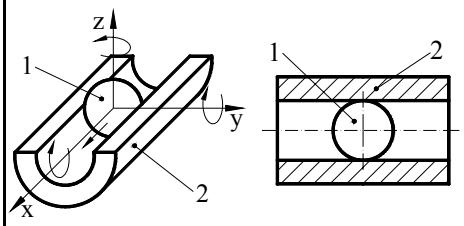


a) ***b)***

	R	T	
			- clasa 2 (m =4, k =2)
x	ω_x	v_x	- superioară
y	M_{ry}	v_y	- spațială
z	ω_z	R_z	- deschisă

* - cilindru oarecare

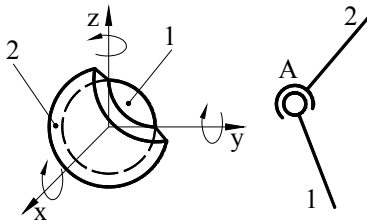
3. Sferă - cavitate cilindrică



a) ***b)***

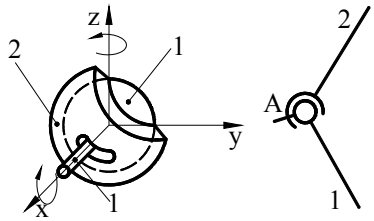
	R	T	
			- clasa 2 (m =4, k =2)
x	ω_x	v_x	- superioară
y	ω_y	R_y	- spațială
z	ω_z	R_z	a)- deschisă b)- închisă

4. Sferă - cavitate sferică (Cuplă sferică)



	R	T	
			- clasa 3 (m =3, k =3)
x	ω_x	R_x	- inferioară
y	ω_y	R_y	- spațială
z	ω_z	R_z	- închisă

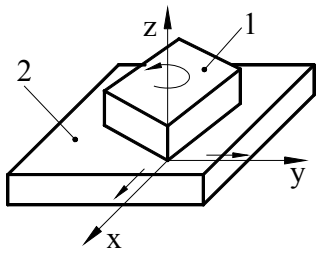
5. Sferă - cavitate sferică + cilindru - plan (Cuplă sferică cu deget)



	R	T	
			- clasa 4 (m =2, k =4)
x	ω_x	R_x	- inferioară – superioară
y	M_{ry}	R_y	- spațială
z	ω_z	R_z	- închisă

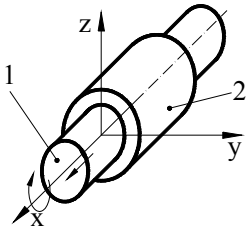
Tabelul 1.1 (continuare)

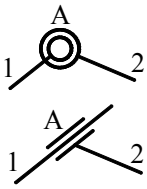
6. Plan - plan



	R	T	
			- clasa 3 (m =3, k =3)
x	M_{rx}	v_x	- inferioară
y	M_{ry}	v_y	- plană
z	ω_z	R_z	- deschisă

7. Cilindru* - cavitate cilindrică (Cuplă cilindrică)

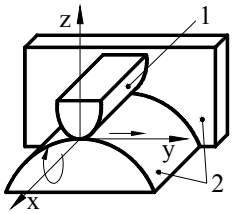


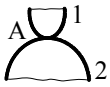


	R	T	
			- clasa 4 (m =2, k =4)
x	ω_x	v_x	- inferioară
y	M_{ry}	R_y	- spațială
z	M_{rz}	R_z	- închisă

* - cilindru circular

8. Cilindru* - cilindru* + plan - plan

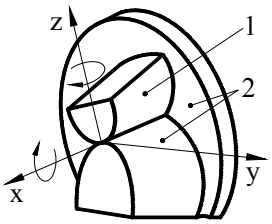




	R	T	
			- clasa 4 (m =2, k =4)
x	ω_x	R_x	- superioară-inferioară
y	M_{ry}	v_y	- plană
z	M_{rz}	R_z	- deschisă

* - cilindru oarecare

9. Con* - con* + sferă - cavitate sferică

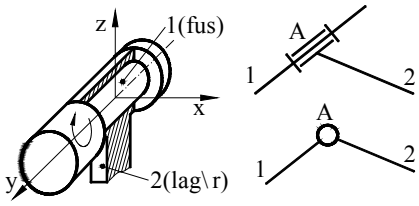


	R	T	
			- clasa 4 (m =2, k =4)
x	ω_x	R_x	- superioară-inferioară
y	M_{ry}	R_y	- spațială
z	ω_z	R_z	- deschisă

* - con oarecare

Tabelul 1.1 (continuare)

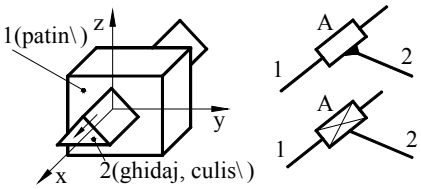
10. Cilindru* - cavitate cilindrică + plan - plan (Cuplă de rotaţie)



	R	T	
			- clasa 5 (m =1, k =5)
x	M_{rx}	R_x	- inferioară
y	ω_y	R_y	- plană
z	M_{rz}	R_z	- închisă

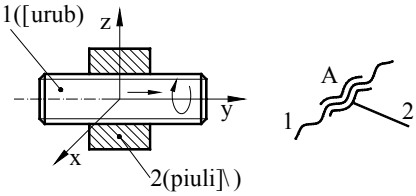
* - cilindru circular

11. Prismă - cavitate prismatică (Cuplă de translaţie)



	R	T	
			- clasa 5 (m =1, k =5)
x	M_{rx}	v_x	- inferioară
y	M_{ry}	R_y	- plană
z	M_{rz}	R_z	- închisă

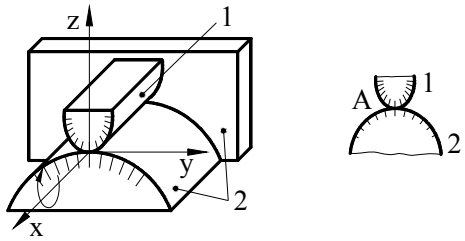
12. Elicoid - cavitate elicoidală (Cuplă elicoidală)



	R	T	
			- clasa 5 (m =1, k =5)
x	M_{rx}	R_x	- inferioară
y	ω_y^*	v_y^*	- spaţială
z	M_{rz}	R_z	- închisă

* $v_y = f(\omega_y)$

13. Cilindru* - cilindru* + plan - plan



	R	T	
			- clasa 5 (m =1, k =5)
x	ω_x	R_x	- superioară - inferioară
y	M_{ry}	R_y	- plană
z	M_{rz}	R_z	- deschisă

* - Cilindru oarecare

Observaţie: Cilindrul 1 se rostogoleşte pe suprafaţa cilindrului 2.

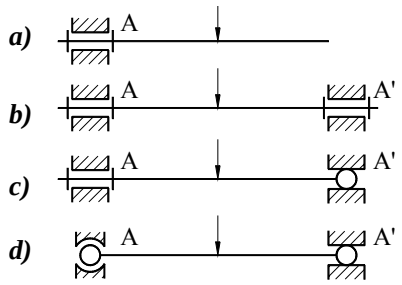


Fig. 1.3

Uneori legătura mecanică dintre două elemente se realizează prin dublarea (sau suplimentarea) unor cuple, rezultând mai multe zone de contact. Acest procedeu urmăreşte mărirea rigidităţii şi a rezistenţei construcţiei. Situaţia este ilustrată în exemplul din Fig.1.3. Soluţia din Fig.1.3.a este deficitară sub aspectul solicitării elementului 1, situat în consolă. Prin adăugarea unei noi cuple de rotaţie (Fig.1.3.b) acest nejuns este înlăturat, dar intervine o altă situaţie nedorită. Cele două cuple introduc un număr de legături reale $k_r = k_A + k_{A'} = 5 + 5 = 10$. Deoarece mobilitatea relativă este m = 1 (o mişcare de rotaţie) înseamnă că numărul de legături necesare este $k_{nec} = 6 - m = 5$. Diferenţa $k_{pl} = k_r - k_{nec} = 10 - 5 = 5$ reprezintă numărul de legături pasive locale (din cuple). Existenţa lor pretinde o execuţie foarte precisă a suprafeţelor pentru că, altfel, intervin pretensionări şi deformări la operaţia de montare. Acestea conduc la o funcţionare necorespunzătoare şi reduc durabilitatea. Situaţia se poate îmbunătăţi prin reducerea numărului de legături pasive. Astfel, dacă se adoptă soluţia din Fig.1.3.c, unde $k_r = k_A + k_{A'} = 5 + 2 = 7$, rezultă $k_{pl} = k_r - k_{nec} = 7 - 5 = 2$. În fine, pentru cazul din Fig.1.3.d, $k_r = k_A + k_{A'} = 3 + 2 = 5$, iar $k_{pl} = k_r - k_{nec} = 5 - 5 = 0$ şi, deci, nu intervin legături pasive. Trebuie menţionat că prezenţa legăturilor pasive nu influenţează comportarea cinematică, astfel că, în calculele structurale, toate variantele din Fig.1.3 sunt interpretate ca o singură cuplă de rotaţie.

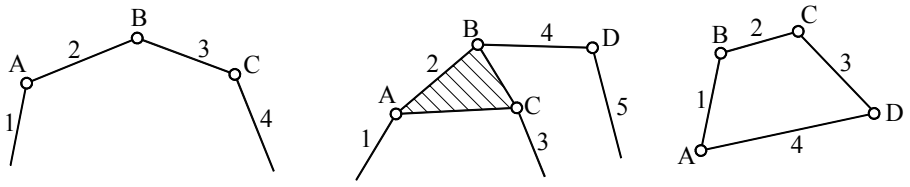
1.1.2. Lanţuri cinematice, mecanisme

Prin **lanţ cinematic** se înţelege un ansamblu (o înşiruire) de elemente legate prin cuple cinematice. Numărul de cuple în care intervine un element atunci când face parte dintr-un lanţ cinematic se numeşte **rang** (r).

Lanţurile cinematice pot fi **deschise** atunci când conţin şi elemente de rang r =1 (Fig.1.4.a şi Fig.1.4.b) sau **închise**, când toate elementele au rangul $r \geq 2$ (Fig.1.4.c).

Lanţurile sunt **simple**, dacă toate elementele au rangul $r \leq 2$ (Fig.1.4.a şi Fig.1.4.c) sau **complexe**, când conţin şi elemente cu rangul $r > 2$ (Fig.1.4.b).

Numărul de parametri care determină poziţia unui lanţ cinematic, în raport cu un sistem de referinţă situat în afara sa, se numeşte **grad de libertate** (L).



a) ***b)*** ***c)***

Fig. 1.4

Mecanismul este un lanț cinematic care are următoarele proprietăți:

1) Conține un element de referință, considerat fix, numit **bază** sau **batiu**, în raport cu care se concepe mişcarea celorlalte elemente;
2) Are un număr de **cuple conducătoare**, stabilit astfel încât mişcarea tuturor elementelor să fie determinată.

Mecanismele provin, în general, din lanțuri cinematice închise. Fac excepție mecanismele roboților industriali care sunt formate, de regulă, din lanțuri cinematice deschise.

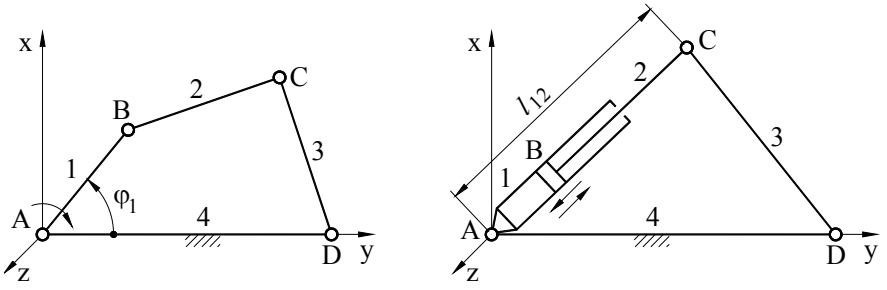
Cuplele conducătoare (de intrare) se caracterizează prin faptul că mişcarea relativă dintre elemente este dată, impusă, de existența unor sisteme de acționare. De obicei cuplele conducătoare sunt monomobile (clasa 5), iar parametrii care determină poziția relativă dintre elemente sunt **parametrii independenți (coordonatele generalizate)** ai mecanismului. Numărul de parametri independenți care determină univoc poziția mecanismului, în raport cu elementul de referință, se numeşte **grad de mobilitate** (M). Se înțelege că pentru a obține o mişcare determinată pentru toate elementele mobile, numărul de cuple conducătoare (monomobile) trebuie să fie egal cu gradul de mobilitate.

În Fig.1.5 sunt reprezentate schematic două mecanisme care provin din lanțuri cinematice închise.

Mecanismul patrulater articulat plan (Fig.1.5.a) are ca bază elementul 4 şi o cuplă conducătoare notată cu A. Parametrul independent al cuplei conducătoare este unghiul φ_1. Considerente geometrice elementare arată că poziția elementelor 1, 2 şi 3 este determinată de valoarea unghiului φ_1. Deci mişcarea mecanismului este, astfel, determinată. Cuplele conducătoare de rotație, asociate cu motoare rotative (electrice sau termice), se adoptă astfel ca unul dintre elemente să fie baza. În această situație elementul mobil al cuplei conducătoare se numeşte **element conducător**. Astfel, cupla conducătoare A este formată din elementul conducător 1 şi elementul fix 4.

Mecanismul cu cilindru oscilant (Fig.1.5.b) are ca bază elementul 4 şi o cuplă conducătoare de translație - B, formată dintr-un cilindru 1 şi un piston 2 (motor hidraulic). Parametrul independent al cuplei conducătoare, constituită, aici, din două elemente mobile, este distanța $\ell_{12} = \mathrm{AC}$. Se observă că poziția

mecanismului depinde numai de mărimea parametrului ℓ_{12}, rezultând o mişcare determinată.



a) ***b)***

Fig. 1.5

Mecanismele sunt sisteme complexe şi se clasifică după multiple criterii. Un criteriu foarte important, cu consecinţe deosebite pentru analiza comportării cinematice şi statice, este **dimensiunea spaţiului cinematic activ asociat mecanismului** (s). Determinarea acestui parametru apelează la noţiuni de algebră liniară sau de teoria şuruburilor cinematice [6]. O abordare mai simplă, dar mai puţin riguroasă, asimilează acest spaţiu ca fiind definit de mişcările elementare ale elementelor mobile raportate la un sistem de referinţă fix, solidar cu batiul. Dimensiunea spaţiului (s) este egală cu numărul de mişcări elementare luate o singură dată. Diferenţa $f = 6 - s$ constituie numărul de mişcări elementare care nu sunt executate de nici un element (legături comune) şi se numeşte **familia** mecanismului (Dobrovolski). Există 5 familii de mecanisme: 0, 1, 2, 3 şi 4. Caracterul mişcării elementelor şi, deci, familia mecanismului sunt determinate de felul cuplelor cinematice şi de amplasarea suprafeţelor acestora în raport cu fiecare element. Astfel, mecanismul din Fig.1.5.a are patru cuple de rotaţie cu axele paralele. Această particularitate geometrică determină caracterul plan al mecanismului. Elementele mobile (1, 2 şi 3) se deplasează paralel cu planul Axy, perpendicular pe axele cuplelor. În felul acesta dimensiunea spaţiului cinematic activ asociat este s =3(v_x, v_y, ω_z), iar familia este $f = 6 - s = 3$, legăturile comune fiind ω_x, ω_y, v_z.

O clasificare legată de tipul cuplelor şi de forma elementelor care intervin în construcţia mecanismelor este următoarea:

1. Mecanisme cu bare (cu cuple inferioare) (Fig.1.5.a, 1.5.b)
2. Mecanisme cu came (Fig.1.6)
3. Mecanisme cu roţi dinţate (Fig.1.7)
4. Mecanisme cu şurub (Fig.1.8)
5. Mecanisme combinate (Fig.1.9)

Mecanismele cu bare conțin numai cuple inferioare - de rotație, de translație, cilindrice, sferice, etc. Mecanismele cu came şi cele cu roți dințate conțin atât cuple inferioare (de rotație şi de translație) cât şi, cel puțin, o cuplă superioară, iar mecanismele cu şurub au, cel puțin, o cuplă elicoidală (şurub - piuliță). Mecanismele combinate sunt o asociere a două dintre celelalte categorii. Astfel, în Fig.1.9 este reprezentat un mecanism combinat cu bare şi roți dințate. Această clasificare este importantă pentru că domeniile de utilizare şi metodele de studiu sunt specifice pentru fiecare dintre categoriile de mecanisme menționate.

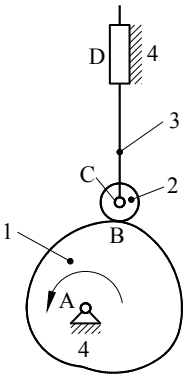


Fig. 1.6

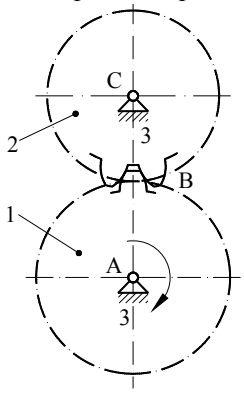


Fig. 1.7

În funcție de caracterul mişcării elementelor mecanismele pot fi **plane**, atunci când toate elementele mobile se deplasează paralel cu un plan fix, sau **spațiale** când nu este îndeplinită această condiție. Această diferențiere este utilă deoarece studiul mecanismelor spațiale implică dificultăți mai mari şi procedee de rezolvare mai complexe decât cel al mecanismelor plane.

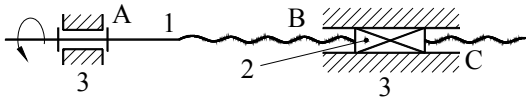


Fig. 1.8

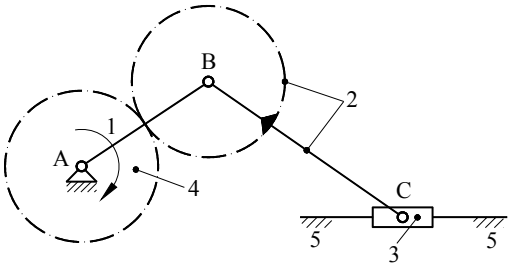


Fig. 1.9

1.2. DETERMINAREA GRADULUI DE MOBILITATE

1.2.1. Stabilirea formulelor de calcul

Se consideră un lanț cinematic având următoarele caracteristici structurale: n - numărul de elemente, c_k (k =1...5) - numărul cuplelor de clasă k. Gradul de libertate (L) se determină ca diferența dintre numărul de parametri (necunoscute) şi numărul de ecuații care intervin în problema pozițiilor. Având în vedere că un element cinematic liber are 6 parametri de poziție, iar o cuplă de clasa k generează un număr de k ecuații, se ajunge la relația

$$L = 6n - \sum_{1}^{5} k \cdot c_k \ . \tag{1.3}$$

Dacă lanțul cinematic se transformă într-un mecanism, prin adoptarea unui element de referință fix, numărul de elemente mobile este (n-1), iar formula de calcul a gradului de mobilitate este următoarea

$$M = 6 \cdot (n - 1) - \sum_{1}^{5} k \cdot c_k \ . \tag{1.4}$$

Formulele (1.3) şi (1.4) sunt valabile dacă ecuațiile sunt independente. În realitate numărul de ecuații independente poate fi mai mic decât cel luat în calcul datorită existenței unor legături pasive globale (pe contur). Dacă numărul acestora se notează k_{pg}, formula (1.4) se modifică astfel

$$M = 6 \cdot (n - 1) - \left(\sum_{1}^{5} k \cdot c_k - k_{pg} \right). \tag{1.5}$$

Pentru a înțelege modul în care intervin legăturile pasive globale să considerăm, pentru exemplificare, mecanismul din Fig.1.10.a. Acesta este un mecanism patrulater spațial de familie f =0 deoarece nu are legături comune - elementul 2 are o mişcare generală spațială cu componente de rotație şi de translație după cele trei axe de coordonate. Gradul de mobilitate se calculează cu formula (1.3) în care n =4, c_5 =2(A, D), c_4 =1(C), c_3 =1(B). Rezultă M =1, deci se poate adopta o cuplă conducătoare - de exemplu A. În Fig.1.10.b este reprezentat un mecanism identic structural cu cel din Fig.1.10.a, dar care are unele particularități geometrice. Astfel, axele cuplelor C şi D, invariabile în raport cu elementul 3, se adoptă paralele, iar axele cuplelor A şi D invariabile în elementul 4, se iau tot paralele. Gradul de mobilitate se calculează în acelaşi fel şi rezultă, evident, tot M =1. Se observă, însă, că mecanismul este plan, de familie f =3, deoarece toate elementele se deplasează paralel cu planul xOy, iar mişcările din cuplele B şi C sunt rotații simple paralele cu axa Oz. Ca urmare, aceste cuple se pot înlocui (ambele sau numai una) prin cuple de rotație fără a modifica starea cinematică a mecanismului. Se obțin, în felul acesta,

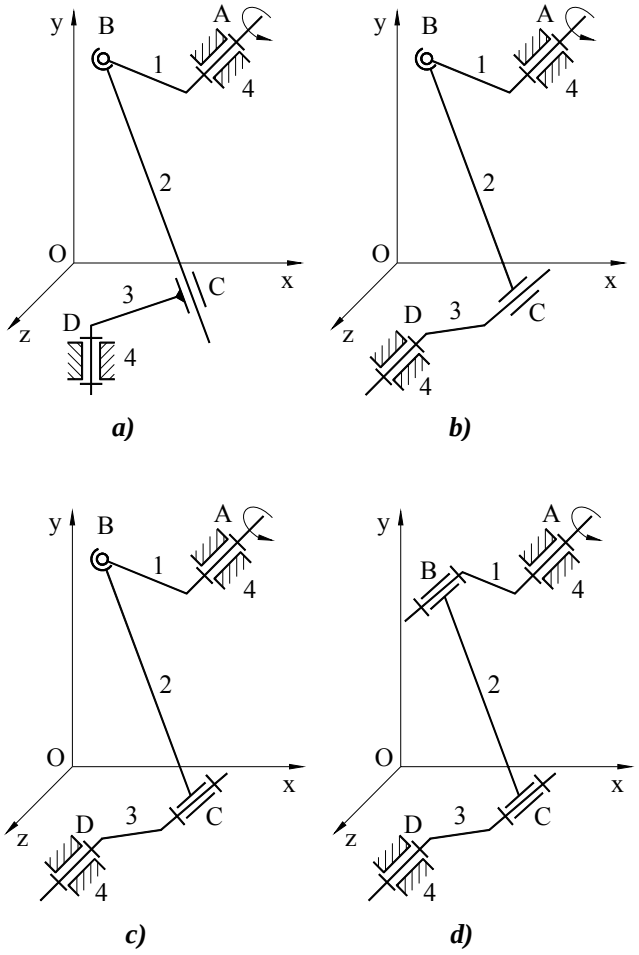


Fig. 1.10

mecanismele din Fig.1.10.c şi d. Cele trei mecanisme (Fig.1.10.b, c, d) au mişcări (absolute şi relative) identice, dar structură diferită. Astfel, dacă ne raportăm la mecanismul din Fig.1.10.b, cupla cilindrică C (k =4) a fost înlocuită printr-o cuplă de rotație (k =5) obținând mecanismul din Fig.1.10.c. În felul acesta s-a introdus o legătură pasivă: $k_{pg} = 5 - 4 = 1$. Pentru a calcula gradul de mobilitate se aplică formula (1.5) în care n =4, c_5 =3, c_3 =1 şi k_{pg} =1. Rezultă $M = 1$. Mecanismul din Fig.1.10.d care este un patrulater articulat plan, s-a obținut înlocuind atât cupla cilindrică C (k =4) cât şi cea sferică B (k =3) cu două cuple de rotație (k =5). Prin aceasta s-au introdus o serie de legături pasive

în număr de $k_{pg} = 2 \cdot 5 - 4 - 3 = 3$. Mecanismul are n =4, c_5 =4, k_{pg} =3, iar gradul de mobilitate, calculat cu formula (1.5) este M =1.

Din cele arătate rezultă că pentru a determina gradul de mobilitate cu formula (1.5) trebuie să se cunoască numărul de legături pasive globale - k_{pg}. Această cerință crează dificultăți în aplicarea practică a formulei. O altă cale de abordare a problemei face apel la clasificarea mecanismelor în familii.

După cum s-a arătat, un mecanism (lanț cinematic) de familia f se deplasează într-un spațiu cu $s = 6 - f$ dimensiuni. În acest spațiu poziția unui element liber este determinată de (6-f) parametri, iar o cuplă de clasa k are $(6 - f) - m = (6 - f) - (6 - k) = k - f$ legături (ecuații). În aceste ipoteze expresiile de calcul pentru gradul de libertate L şi pentru gradul de mobilitate M sunt

$$L = (6 - f) \cdot n - \sum_{k=f+1}^{5} (k - f) \cdot c_k \tag{1.6}$$

$$M = (6 - f) \cdot (n - 1) - \sum_{k=f+1}^{5} (k - f) \cdot c_k \ . \tag{1.7}$$

În legătură cu aplicarea formulelor (1.6) şi (1.7) trebuie făcute următoarele observații:

1) Determinarea clasei cuplelor se face în funcție de deplasările relative efective (funcționale) compatibile cu spațiul $s = 6 - f$, chiar atunci când construcția cuplelor permite o mobilitate mai mare. Vom denumi clasa unei cuple, determinată astfel, clasă funcțională. În aceste condiții, pentru fiecare cuplă, m < s şi k > f aşa cum se observă şi din formulele (1.6) şi (1.7).

2) În aceste formule nu apare numărul de legături pasive globale deoarece acestea nu intervin în spațiul cu (6-f) dimensiuni, în care se deplasează mecanismul. Să ne referim, pentru exemplificare, la mecanismele din Fig.1.10.b şi d, la care spațiul cinematic activ este definit de parametrii (v_x, v_y, ω_z), iar restricțiile comune sunt (ω_x, ω_y, v_z). Prin înlocuirea cuplei cilindrice C (Fig.1.10.b) cu o cuplă de rotație C (Fig.1.10.d) s-a introdus restricția pasivă (v_z), iar prin înlocuirea cuplei sferice B (Fig.1.10.b) cu o cuplă de rotație B (Fig.1.10.d) s-au introdus restricțiile pasive (ω_y, ω_z). După cum se observă aceste restricții nu intervin în spațiul cinematic activ. Să calculăm gradul de mobilitate al mecanismelor din Fig.1.10 utilizând formula (1.7). Mecanismul din Fig.1.10.a este de familia f =0. Dacă introducem această valoare în formula (1.7) se obține formula (1.3) pe care am utilizat-o şi înainte pentru a determina gradul de mobilitate al mecanismului. Mecanismele din Fig.1.10.b, c, d sunt de familie f =3, iar cuplele lor sunt, toate, de clasă funcțională k =5 (cuple de rotație). Aplicând formula (1.7) cu parametrii structurali f =3, n =4, c_5 =5 se obține, ca şi înainte, M =1.

Dacă gradul de mobilitate (M) se calculează cu formula (1.7), numărul de legături pasive globale (k_{pg}) se poate determina din formula (1.5)

$$k_{pg} = M - \left(6 \cdot (n - 1) - \sum_{1}^{5} k \cdot c_k \right). \tag{1.8}$$

În formula (1.8) clasa cuplelor este cea reală (constructivă) stabilită numai pe baza geometriei suprafeţelor. Valoarea maximă a parametrului k_{pg} se obţine atunci când clasa reală coincide cu clasa funcţională pentru toate cuplele mecanismului şi se poate calcula introducând în formula (1.8) expresia lui M (1.7)

$$k_{pgmax} = (6 - f) \cdot (n - 1) - \sum_{k=f+1}^{5} (k\text{-}f) \cdot c_k - \left(6 \cdot (n\text{-}1) - \sum_{k=f+1}^{5} k \cdot c_k \right). \tag{1.9}$$

De aici rezultă

$$k_{pgmax} = f\left(\sum_{k=f+1}^{5} c_k - n + 1 \right) = f(c - n + 1), \tag{1.10}$$

în care c este numărul total de cuple, indiferent de clasă. În cazul mecanismelor închise monocontur n =c, astfel că k_{pgmax} =f. În cazul mecanismelor simple deschise $c = n - 1$, iar k_{pgmax} =0. Prin urmare aceste mecanisme nu au legături pasive globale, iar gradul de mobilitate se poate calcula cu oricare dintre formulele (1.3) sau (1.7) obţinând acelaşi rezultat.

Legăturile pasive globale prezintă aceleaşi neajunsuri ca şi legăturile pasive locale - reclamă precizie de execuţie ridicată pentru a evita pretensionările şi deformaţiile elementelor. Ca urmare, este recomandabil să fie eliminate total sau parţial, dar în corelaţie cu aspectele tehnologice şi economice implicate de această operaţie. Reducerea legăturilor pasive se face prin micşorarea numărului de legături (restricţii) la unele cuple ale mecanismului. Trebuie menţionat că restricţiile eliminate trebuie să facă parte din legăturile comune ale mecanismului.

*

Gradul de mobilitate poate rezulta, din calcul, pozitiv, negativ sau zero. Fiecare dintre aceste cazuri are o interpretare cinematică şi una statică. Interpretarea statică pleacă de la ideea că, în problema determinării reacţiunilor din cuplele cinematice, numărul de ecuaţii de echilibru este egal cu numărul de parametri cinematici ai elementelor libere, iar numărul de reacţiuni necunoscute este egal cu numărul de ecuaţii de legătură. Prin urmare, în analiza statică numerele de ecuaţii şi de necunoscute se inversează în raport cu analiza cinematică. În felul acesta gradul de mobilitate rezultă ca diferenţa dintre numărul de ecuaţii statice şi numărul de necunoscute (reacţiuni). În Tab.1.2 sunt

prezentate cele trei cazuri posibile privind valoarea gradului de mobilitate şi interpretările lor.

Tabelul 1.2

M	Problema cinematică	Problema statică
M > 0	Sistem cinematic nedeterminat. Pentru evitarea nedeterminării se adoptă un număr de cuple conducătoare egal cu M prin care se impun valori pentru M parametri independenți. Menționăm că majoritatea mecanismelor au M = 1.	Sistem incompatibil. Pentru a-l transforma într-un sistem compatibil determinat se adoptă M cuple conducătoare care generează M parametri necunoscuți: forțele (momentele) de echilibrare.
M = 0	Sistem cinematic determinat. Poziţie unică - construcţie fixă.	Sistem static determinat
M < 0	Sistem cinematic incompatibil. Nu se poate monta cu parametri constructivi prestabiliți. Pentru a se putea monta este necesar ca |M| parametri constructivi să fie asimilați ca necunoscute, iar construcția rezultată este fixă.	Sistem static nedeterminat (dacă este construibil).

1.2.2. Familii de mecanisme, exemple

În cele ce urmează vom prezenta cele mai importante categorii de mecanisme, grupate pe familii. Pentru fiecare categorie vom analiza unul sau mai multe exemple de mecanisme urmărind determinarea gradului de mobilitate şi a numărului de legături pasive locale şi globale. Vom analiza, de asemenea, posibilitățile de reducere a numărului de legături pasive. Gradul de mobilitate se calculează cu formula (1.7) în care numerele de cuple c_k se stabilesc după clasa funcțională. Numărul de legături pasive globale se determină cu formula (1.8), în care numerele de cuple se stabilesc după clasa constructivă (reală). Pentru a face distincție între cele două situații, vom nota cu c'_k numerele de cuple determinate după clasa constructivă, astfel încât formula (1.8) devine

$$k_{pg} = M - \left(6 \cdot (n\text{-}1) - \sum_{1}^{5} k \cdot c'_k \right). \qquad (1.11)$$

Dificultatea principală care intervine în această analiză constă în stabilirea familiei mecanismului. Pentru majoriatea mecanismelor problema se rezolvă prin raportarea mişcărilor la un sistem de referință fix şi evaluarea numărului de legături comune. Acest procedeu prezintă unele limite privind

aplicabilitatea sa. O abordare riguroasă reclamă utilizarea unor algoritmi care implică noțiuni de teoria spațiilor vectoriale sau de teoria şuruburilor(*). Cum această dezvoltare depăşeşte cadrul lucrării de față, în astfel de cazuri vom indica familia fără a face justificarea încadrării respective.

1.2.2.1. Familia f =4

Formula de calcul a gradului de mobilitate se obține prin particularizarea formulei (1.7)

$$M=2(n-1)-c_5, \qquad (1.12)$$

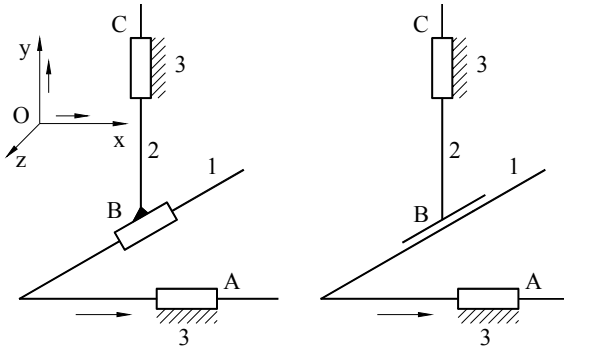
iar numărul maxim de legături pasive globale, pentru un mecanism monocontur, este k_{pgmax} = f = 4. În această familie se încadrează mai multe categorii de mecanisme, cu largi aplicații, pe care le vom menționa în continuare.

- **Mecanismele plane cu cuple de translație**

În această grupă intră mecanismele care au numai cuple de translație amplasate cu axele în plane paralele. Este evident că elementele mobile pot executa numai mişcări de translație paralele cu un plan fix (de exemplu planul xOy). În aceste condiții dimensiunea spațiului cinematic activ este s =2(v_x, v_y), iar familia f=4($\omega_x, \omega_y, \omega_z, v_z$). În Fig.1.11 este reprezentat cel mai simplu mecanism de acest fel numit mecanism cu pană, în patru variante constructive. Toate variantele au n =3, c_5=3 şi M =1. Varianta 1.11.a are toate cuplele de translație (k =5) pe când celelalte variante conțin şi cuple cu mobilități mai mari, dar clasa funcțională este pentru toate cuplele k =5 (mişcarea relativă de translație). Mecanismul din Fig.1.11.a are un număr de legături pasive globale k_{pg} = k_{pgmax} =4. Pentru a reduce valoarea parametrului k_{pg}, se majorează mobilitatea unor cuple, obținându-se mecanismele din Fig.1.11.b, c şi d. Astfel, în cazul mecanismului din Fig.1.11.b, cupla de translație B se înlocuieeşte cu o cuplă plan - plan (poz. 6, Tab.1.1) de clasă constructivă k =3. Introducând în formula (1.11) M =1, n =3, c'_5 =2(A, C) şi c'_3=1(B) se obține: k_{pg} =2. În varianta din Fig.1.11.c, cupla B este de clasă k =1 (poz. 1, Tab.1.1). Aplicând, din nou, formula (1.8) cu M =1, n =3, c'_5 =2(A, C) şi c'_1 =1(B) se obține: k_{pg} =0. În sfârşit, varianta din Fig.1.11.d are toate cuplele cilindrice (poz. 7 – Tab.1.1) de clasă k =4. În acest caz M =1, n=3, c'_4 =3 şi k_{pg} =1.

(*) *Teorie matematică legată de reducerea sistemelor de vectori alunecători. A nu se confunda cu elementul - având aceeaşi denumire - al cuplei elicoidale.*

$s = 2(v_x, v_y)$, $f = 4(\omega_x, \omega_y, \omega_z, v_z)$, $n = 3$, $c_5 = 3$, $M = 1$



a)

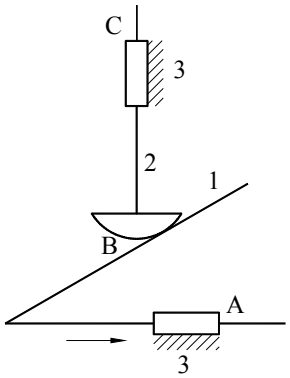
$c'_5 = c_5 = 3$

$k_{pg} = k_{pgmax} = 4$

b)

$c'_5 = 2(A,C)$, $c'_3 = 1(B)$

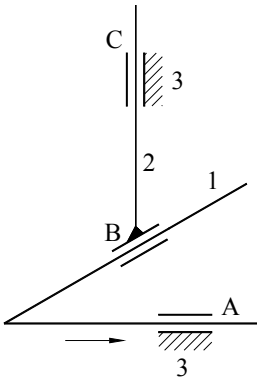
$k_{pg} = 2$



c)

$c'_5 = 2(A,C)$, $c'_1 = 1(B)$

$k_{pg} = 0$



d)

$c'_4 = 3\ (A,B,C)$

$k_{pg} = 1$

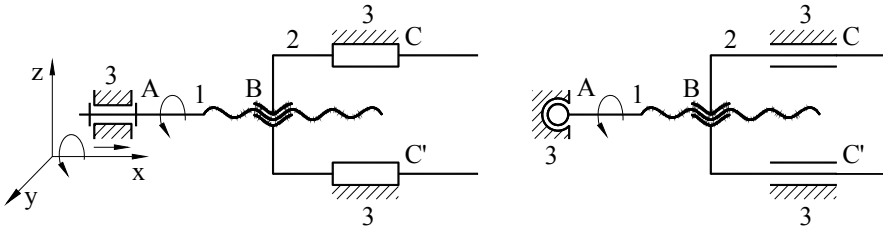
Fig. 1.11

- **Mecanismele cu şurub**

Aceste mecanisme conțin cuple de rotație şi elicoidale cu axele suprapuse şi cuple de translație cu axele paralele (sau suprapuse) cu primele. Mişcările posibile sunt rotația şi translația în raport cu o axă (Ox). Deci $s = 2(\omega_x, v_x)$ şi $f = 4(\omega_y, v_y, \omega_z, v_z)$. În Fig.1.12 este reprezentat un mecanism

cu şurub în două variante, care au n =3, c_5 =3 şi M =1. În varianta din Fig.1.12.a clasa funcţională coincide cu cea constructivă, astfel că k_{pg} =k_{pgmax} =4. Această variantă are cupla de translaţie C - dublată ceea ce conduce la apariţia unor legături pasive locale. Numărul acestora k_{pl} este egal cu diferenţa dintre clasa reală a cuplelor C şi C' : k_{rC} =k_C + $K_{C'}$ =5+5 =10 şi clasa necesară: k_{necC} =6-m_C= = 6 -1 =5. Rezultă k_{pl} = k_{rC} - k_{necC} = 10-5 = 5. În varianta din Fig.1.12.b cupla de rotaţie A este înlocuită cu o cuplă sferică. Având M =1, n =3, c'_5 =2(B, C) şi c'_3 =1(A) rezultă din k_{pg} =2. Cuplele de translaţie C şi C' se înlocuiesc cu cuple cilindrice (k =4). În felul acesta k_{rC} =k_C + $K_{C'}$ =4+4 =8, iar k_{pl} = k_{rc} - k_{necC} = 8 –5 = 3.

s=2(ω_x , v_x), f=4(ω_y , v_y , ω_z , v_z), n =3, c_5 =3, M =1



a)

$c'_5 = c_5 = 3$

k_{pg} =k_{pgmax} =4

k_{pl} = k_{rC} - k_{necC} = 10-5 = 5

b)

c'_5 =2(B, C), c'_3 =1(A)

k_{pg} =2

k_{pl} = k_{rC} - k_{necC} = 8-5 = 3

Fig. 1.12

■ Mecanismele cu roţi de fricţiune

Aceste mecanisme conţin roţi de fricţiune cilindrice sau conice între care se formează cuple de rostogolire de clasa k =5 (poz. 13, Tab.1.1). În Fig.1.13 este reprezentat un mecanism cu roţi de fricţiune în două variante constructive având n= 3, c_5 =5, M =1. În varianta din Fig.1.13.a cupla B este constructiv de clasă k =3, astfel că c'_5 =2(A, C), c'_3 =1(B) şi k_{pg} =2. În varianta din Fig.1.13.b, cupla B este de clasa k =2, ceea ce conduce la c'_5 =2(A, C), c'_2 =1(B), k_{pg} =1. Trebuie menţionat că în structura acestor mecanisme cupla de rostogolire dintre roţi nu se construieşte niciodată în varianta constructivă arătată în Tab.1.1 la poz.13, ci numai în variantele din Fig.1.13.a şi b având clasa constructivă mai mică decât cea funcţională. În felul acesta numărul de legături pasive globale este mai mic decât valoarea maximă k_{pg} < k_{pgmax}=4.

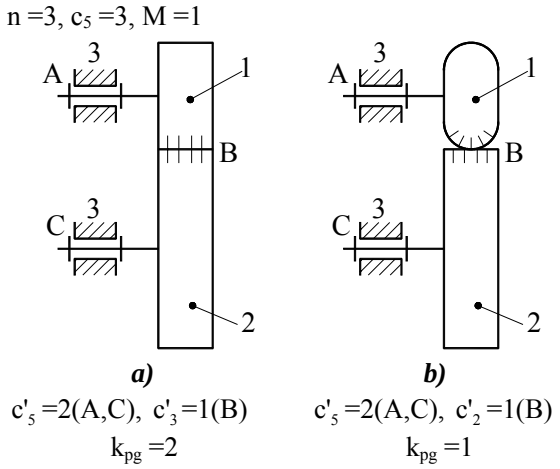


Fig. 1.13

1.2.2.2. Familia f =3

Gradul de mobilitate se calculează cu formula

$$M = 3(n-1) - 2c_5 - c_4 , \qquad (1.13)$$

iar numărul maxim de legături pasive globale, la mecanismele cu un singur contur, este $k_{pgmax} = f = 3$.

- **Mecanismele plane (cu excepția celor care au numai cuple de translație)**

Elementele acestor mecanisme se deplasează paralel cu un plan fix (xOy) astfel că $s = 3(v_x, v_y, \omega_z)$ şi $f = 3(\omega_x, \omega_y, v_z)$. Pentru a obține această proprietate cinematică trebuie să conțină numai cuple plane de clasele $k = 4$ şi $k = 5$. Aceste condiții sunt îndeplinite de următoarele cuple:

- clasa k =5 $\begin{cases} - \text{ cupla de rotație} \\ - \text{ cupla de translație} \end{cases}$
- clasa k =4 - cupla de la poziția 8 – Tab.1.1

Pe lângă aceasta, amplasarea cuplelor trebuie să se facă astfel încât axele mişcărilor de rotație să fie paralele, iar axele mişcărilor de translație să fie conținute în plane perpendiculare pe axele de rotație.

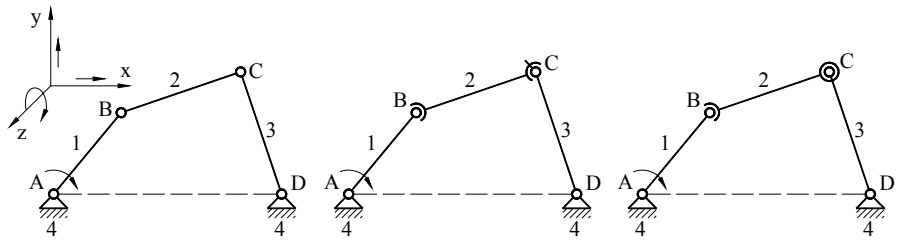
În Fig.1.14 este reprezentat mecanismul patrulater articulat plan în trei variante constructive care au n =4, c_5 =4, M =1. În varianta 1.14.a toate cuplele au clasa constructivă egală cu cea funcțională (k =5) şi, deci, $k_{pg} = k_{pgmax}$ =3. În varianta din Fig.1.14.b cupla B este sferică (k =3) iar C - sferică cu deget (k =4). În aceste condiții c'_5 =2 (A, D), c'_4 =1 (C), c'_3 =1 (B), iar k_{pg} =0. În varianta din Fig.1.14.c, cupla B este sferică (k =3), iar C este cilindrică (k =4). Rezultă aceleaşi caracteristici ca şi la varianta precedentă.

În Fig.1.15 este reprezentat mecanismul manivelă - piston plan care are n =4, c_5 =4, M =1. În varianta din Fig.1.15.a toate cuplele au clasa constructivă egală cu cea funcțională (k =5) şi k_{pg} =k_{pgmax} =3. Mecanismul se întâlneşte în aplicațiile din construcția motoarelor şi pompelor sub forma din Fig.1.13.b, unde cupla de translație este înlocuită printr-o cuplă cilindrică piston - cilindru. În acest caz c'_5 =3 (A, B, C), c'_4 =1 (D), iar k_{pg} =2. O situație asemnănătoare intervine la mecanismul cu cilindru oscilant (Fig.1.16) unde cupla B este funcțional de translație (k =5), iar constructiv - cilindrică (k =4).

În Fig.1.17 este reprezentat un mecanism cu camă care are n =3, c_5 =2, c_4 =1 (poz. 8, Tab.1.1) şi M =1. În varianta din Fig.1.17.a cupla B are clasa constructivă k=2 (poz. 2, Tab.1.1) rezultând c'_5 =2, c'_4 =1, k_{pg} =1, iar în varianta din Fig.1.17.b, cupla B este de clasă constructivă k =1, obținându-se c'_5 =2, c'_1 =1, k_{pg} =0.

În Fig.1.18 este reprezentat un mecanism cu roți dințate cu axele de rotație paralele care are aceleaşi caracteristici structurale cu mecanismul cu camă din Fig.1.17.a.

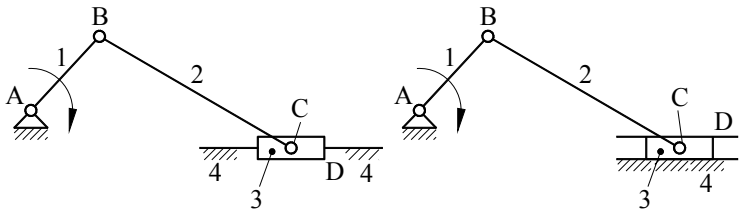
s =3(ω_z, v_x, v_y), f =3(ω_x, ω_y, v_z), n =4, c_5 =4, M =1



a)	*b)*	*c)*
$c'_5 = c_5 = 4$	c'_5 =2(A,D), c'_4 =1(C)	c'_5 =2(A,D), c'_4 =1(C)
k_{pg} =k_{pgmax} =3	c'_3 =1(B), k_{pg} =0	c'_3 =1(B), k_{pg} =0

Fig. 1.14

$n = 4$, $c_5 = 4$, $M = 1$

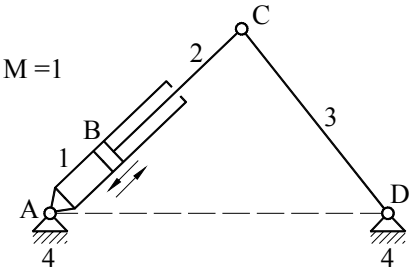


a) ***b)***

$c'_5 = c_5 = 4$, $k_{pg} = k_{pgmax} = 3$ $c'_5 = 3(A,B,C)$, $c'_4 = 1$, $k_{pg} = 2$

Fig. 1.15

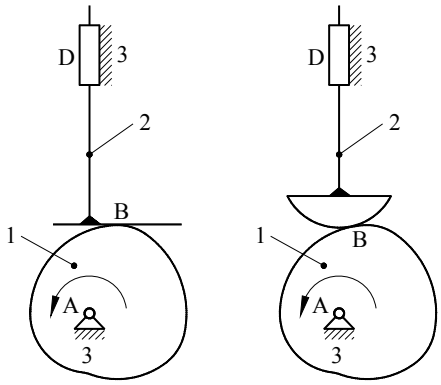
$n = 4$, $c_5 = 4$, $M = 1$



$c'_5 = 3(A,C,D)$, $c'_4 = 1(B)$, $k_{pg} = 2$

Fig. 1.16

$n = 3$, $c_5 = 2(A, C)$, $c_4 = 1(B)$, $M = 1$



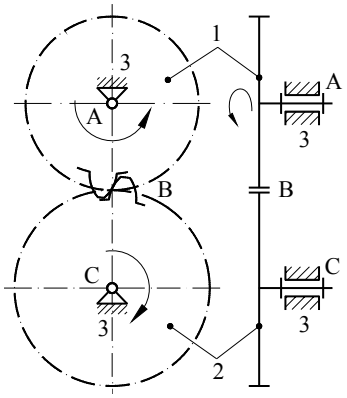
a) ***b)***

$c'_5 = 2(A,C)$, $c'_2 = 1(B)$ $c'_5 = 2(A,C)$, $c'_1 = 1(B)$

$k_{pg} = 1$ $k_{pg} = 0$

Fig. 1.17

$n=3$, $c_5=2(A,C)$, $c_4=1(B)$, $M=1$



$c'_5 = 2(A,C)$, $c'_2 = 1(B)$

$k_{pg} = 1$

Fig. 1.18

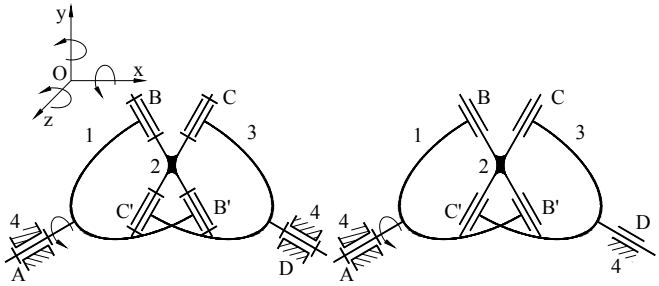
■ Mecanismele sferice

Aceste mecanisme se caracterizează prin faptul că toate elementele mobile au un punct fix comun. Deci, traiectoriile punctelor se înscriu pe sfere concentrice. Pentru a forma mecanisme sferice se folosesc numai cuple de rotație şi de clasa k =4 (poz. 9, Tab.1.1) aşezate în aşa fel ca axele de rotație să fie concurente. În aceste condiții elementele pot executa numai mişcările de rotație în raport cu cele trei axe: s =3 (ω_x, ω_y, ω_z), f =3 (v_x, v_y, v_z).

Cel mai cunoscut mecanism sferic este mecanismul cardanic (Fig.1.19) care, de fapt, este un patrulater articulat sferic (axele celor patru cuple de rotație sunt concurente), care are n =4, c_5 =4, şi M =1. În varianta din Fig.1.19.a toate cuplele au clasa constructivă şi cea funcțională identice. Prin urmare, k_{pg} = k_{pgmax} =3. Mecanismul are cuplele de rotație (k =5) B şi C dublate astfel că există k_{pl} =10 legături pasive locale. Mecanismul din Fig.1.19.b are cuplele B, C şi D - cilindrice (k =4), astfel că c'_5 =1, c'_4 =3, k_{pg} =0. Numărul legăturilor pasive locale $k_{pl} = 2(k_r - k_{nec}) = 2(8-4) = 8$.

În categoria mecanismelor sferice intră, de asemenea, mecanismele cu roți dințate cu axe concurente (Fig.1.20). Caracteristicile lor structurale sunt similare cu cele ale mecanismelor cu roți dințate cu axe paralele (Fig.1.18).

s=3(ω_x, ω_y, ω_z), f=3(v_x,v_y,v_z), n=4, c_5=4, M=1



a)

$c'_5 = c_5 = 4$,

$k_{pg} = k_{pgmax} = 3$

$k_{pl} = (k_{rB}-k_{necB}) + (k_{rC}-k_{necC}) =$
$= (10 - 5) + (10 - 5) = 10$

b)

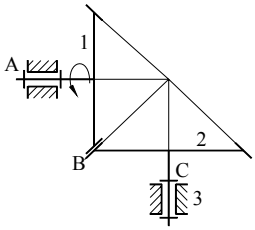
$c'_5 = 1$, $c'_4 = 3$,

$k_{pg} = 0$

$k_{pl} = (k_{rB}-k_{necB}) + (k_{rC}-k_{necC}) =$
$= (8 - 4) + (8 - 4) = 8$

Fig. 1.19

n=3,c_5=2(A,C),c_4=1(B),M=1



$c'_5 = 2(A,C)$, $c'_2 = 1(B)$

$k_{pg} = 1$

Fig. 1.20

1.2.2.3. Familia f =0

Pentru determinarea gradului de mobilitate se foloseşte formula

$$M = 6(n-1) - 5c_5 - 4c_4 - 3c_3 - 2c_2 - c_1 . \qquad (1.14)$$

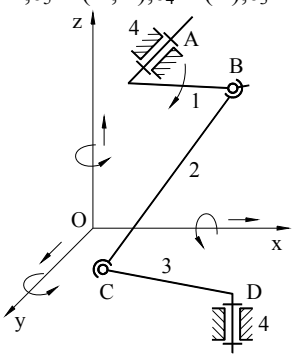
Aceste mecanisme nu prezintă legături pasive globale ($k_{pgmax} = f = 0$).

În Fig.1.21 este reprezentat mecanismul patrulater articulat spațial care are n =4, c_5 =2(A, D), c_4 =1(B), c_3 =1(C) şi M =1.

În Fig.1.22 este reprezentat un mecanism de robot care provine dintr-un lanț cinematic deschis. Mecanismele de acest fel conțin numai cuple de clasa k =5, iar c_5 = n-1. Introducând această condiție în formula (1.14) rezultă M = c_5 = n-1. Prin urmare, pentru a obține o mişcare determinată toate cuplele trebuie să fie conducătoare. În cazul nostru n =6, deci M = n-1 = c_5 = 5.

$s=(\omega_x, \omega_y, \omega_z, v_x, v_y, v_z)$, f =0

n=4,c_5=2(A,D),c_4=1(B),c_3=1(C),M=1



k_{pg} =0

Fig. 1.21

n =6, c_5 =5, M = n - 1 = c_5 =5

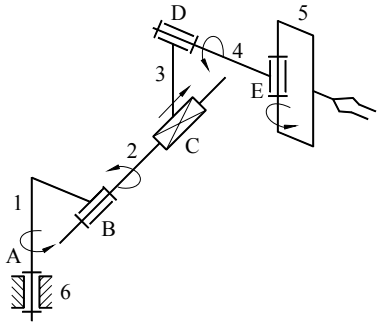


Fig. 1.22

1.2.3. Situații particulare privind determinarea gradului de mobilitate

În unele cazuri calculul gradului de mobilitate conduce la rezultate eronate sau contradictorii. Ele apar datorită unor particularități constructiv - geometrice ale mecanismelor în cauză şi pot fi grupate în două categorii pe care le vom prezenta în continuare.

1.2.3.1. Mobilități locale

Pentru înțelegerea fenomenului vom analiza două mecanisme reprezentative unde apare acesta. În Fig.1.23 este reprezentat un mecanism patrulater articulat spațial de tip RSSR de familia f =0 şi care are n =4, c_5 =2(A, D), c_3 =2(B, C). Calculând gradul de mobilitate cu formula (1.14) rezultă M =2. Cu toate acestea se adoptă o singură cuplă conducătoare, de exemplu cupla A. În această ipoteză intervine o mobilitate locală arbitrară (necontrolată) - rotația bielei 2 în jurul centrelor cuplelor sferice B şi C. Această mişcare este reflectată de valoarea gradului de mobilitate, dar poate rămâne arbitrară pentru că nu influențează mişcarea elementului 3 care interezează în mod obişnuit.

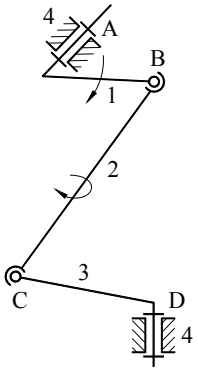


Fig. 1.23

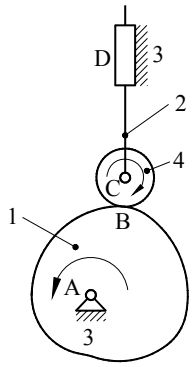


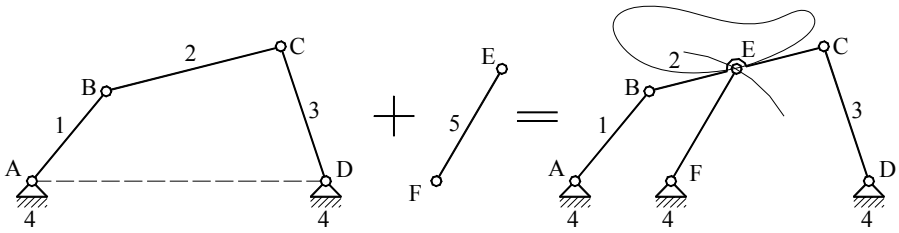
Fig. 1.24

O situație asemănătoare intervine la mecanismele cu camă când legătura dintre camă şi tachet se face printr-o rolă articulată. Mecanismul cu camă din Fig.1.24 este plan şi are n =4, c_5 =3(A, C, D), c_4 =1(B). Aplicând formula (1.13) rezultă M=2, însă mecanismul are un singur element conducător - cama 1. Şi aici intervine o mobilitate locală - rotația arbitrară a rolei care nu influențează, însă, deplasarea tachetului - esențială pentru funcționarea mecanismului.

1.2.3.2. Lanțuri cinematice pasive

Un mecanism complex poate fi format dintr-un mecanism simplu la care se adaugă un lanț cinematic. Dacă parametrii structurali ai lanțului inițial (presupunând f=3) sunt: n_1, c_{51}, c_{41} şi $M_1 = 3(n_1-1) - 2c_{51} - c_{41}$ iar cei ai lanțului cinematic sunt n_2, c_{52}, c_{42} şi $L_2 = 3n_2 - 2c_{52} - c_{42}$, atunci parametri structurali ai mecanismului obținut rezultă astfel $n = n_1 + n_2$, $c_5 = c_{51} + c_{52}$, $c_4 = c_{41} + c_{42}$, iar $M = 3(n-1) - 2c_5 - c_4 = M_1 + L_2$. Dacă $L_2 < 0$ se obține $M < M_1$. Aceasta înseamnă că lanțul cinematic introduce condiții suplimenatre care îngrădesc mişcarea mecanismului inițial, reducând gradul de mobilitate. Uneori, datorită unor particularități constructive, condițiile suplimentare nu sunt independente în raport cu cele ale mecanismului inițial. În această ipoteză $M = M_1$ deşi, din calcul, rezultă $M < M_1$. Lanțul cinematic adăugat este, atunci, **pasiv**. Un exemplu, în acest sens, este prezentat în Fig.1.25 unde se arată modul de formare a unui mecanism complex dintr-un patrulater (M_1 = 1) şi un lanț

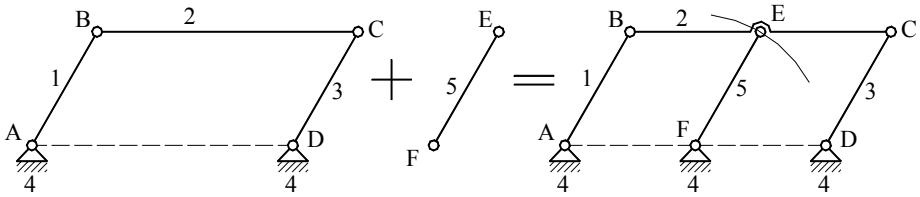
cinematic cu L_2 = -1. Mecanismul obținut are $M = M_1 + L_2 = 0$, deci trebuie să fie o construcție rigidă. Această situație se înregistrează întradevăr în cazul mecanismului din Fig.1.25.a. În cazul din Fig.1.25.b, când elementele formează niște paralelograme, se obține un mecanism cu M = 1 datorită faptului că lanțul cinematic adăugat este pasiv. Acest lucru se poate înțelege dacă analizăm, în ambele situații, rolul acestui lanț cinematic.



$n_1 = 4$, $c_{51} = 4$, $M_1 = 1$ $\quad$ $n_2 = 1$, $c_{52} = 2$ $\quad$ $n = 5$, $c_5 = 6$, $M = 0$

$L_2 = -1$

a)



b)

Fig. 1.25

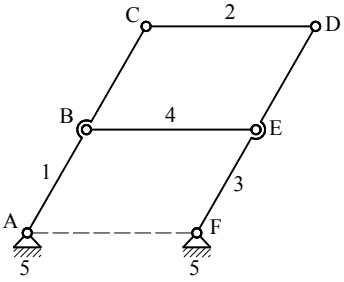


Fig. 1.26

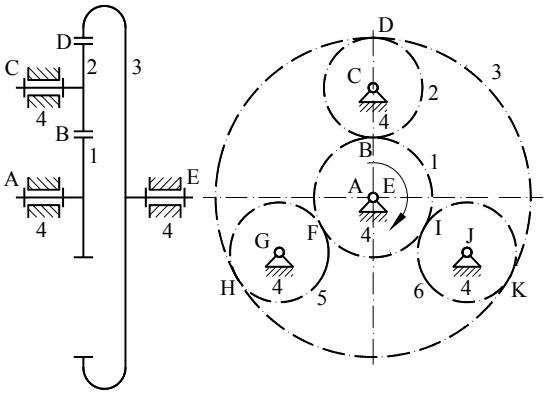


Fig. 1.27

Să presupunem că desfacem articulația E la mecanismul din Fig.1.25.a. În această ipoteză, punctul E aparținând bielei patrulaterului ABCD descrie o curbă de bielă, iar dacă aparține barei EF descrie un cerc cu centrul în F. Legând elementele 2 şi 5 prin articulația E, acest punct este obligat să ocupe o poziție fixă la intersecția dintre curba de bielă şi cerc şi, deci, sistemul devine rigid. În cazul mecanismului din Fig.1.25.b, datorită faptului că patrulaterul ABCD este paralelogram, curba de bielă este tot un cerc care se suprapune peste cel descris de punctul E când aparține barei EF. Rezultă că mişcarea mecanismului inițial nu este influențată de adăugarea lanțului cinematic, iar gradul de mobilitate rămâne $M = M_1 = 1$. O situație similară se înregistrează la mecanismul din Fig.1.26 format tot din paralelograme, care are gradul de mobilitate M = 1 deşi din calcul rezultă M = 0.

Un alt exemplu, din aceeaşi categorie, este dat în Fig.1.27 unde este reprezentat un mecanism plan cu roți dințate. Gradul de mobilitate calculat este $M = -1$ ($n = 6$, $c_5 = 5$(A, E, C, G, J), $c_4 = 6$(B, D, F, H, I, K)), însă cel real este $M = 1$. Situația se explică prin faptul că mişcarea de rotație se transmite de la roata 1 la roata 3 pe trei căi cu aportul unor roți intermediare identice 2, 5 şi 6. Este evident că, cinematic, este suficientă o singură roată intermediară, obținând, în felul acesta, un mecanism cu gradul de mobilitate $M = 1$, $n = 4$(1, 2, 3, 4), $c_5 = 3$(A, C, E), $c_4 = 2$(B, D). Celelalte două roți cu cuplele aferente formează lanțuri cinematice pasive care nu modifică starea cinematică a mecanismului inițial.

1.3. CLASIFICAREA STRUCTURALĂ A MECANISMELOR PLANE

1.3.1. Înlocuirea cuplei superioare

Aşa cum am arătat, mecanismele plane se încadrează în familia f = 3 (cu excepția celor formate numai din cuple de translație care au f = 4) şi conțin cuple de rotație, de translație (ambele de clasa 5 şi inferioare) şi cuple de clasa 4 obținute prin contactul a doi cilindri după o generatoare şi din contactul a două plane. În aplicațiile tehnice se renunță întotdeauna la contactul plan - plan din motive care țin de simplificarea constructivă şi de reducerea legăturilor pasive. În felul acesta rezultă o cuplă pur superioară dar care, în calculele structurale, îşi păstrează clasa k =4. Cuplele superioare se pot transforma în lanțuri cinematice care conțin numai cuple inferioare. Această transformare trebuie să îndeplinească două condiții:

1) Condiția structurală: menținerea gradului de mobilitate al mecanismului;

2) Condiția cinematică: păstrarea nemodificată a mişcărilor elementelor.

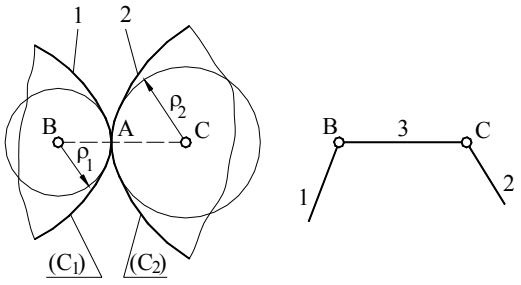
Condiția structurală conduce la determinarea parametrilor structurali ai lanțului cinematic înlocuitor. Să considerăm un mecanism având caracteristicile: n, c_5, c_4, şi M. Să presupunem că o cuplă de clasa 4 se înlocuieşte cu un lanț cinematic având n_s - numărul de elemente şi c_{5s} - numărul cuplelor inferioare (clasa 5). Pe baza condiției structurale se poate scrie

$$M = 3(n-1) - 2c_5 - c_4 = 3(n+n_s-1) - 2(c_5+c_{5s}) - (c_4-1), \qquad (1.15)$$

de unde rezultă

$$3n_s - 2c_{5s} + 1 = 0. \qquad (1.16)$$

Soluțiile întregi şi pozitive ale ecuației (1.16) ne arată structura lanțului cinematic înlocuitor. Din punct de vedere practic interesează soluția cu cele mai mici valori pentru necunoscute: n_s =1, c_{5s} =2. Din condiția cinematică rezultă parametrii constructivi (geometrici) ai lanțului înlocuitor. Să considerăm o cuplă formată din elementele 1 şi 2 (Fig.1.28). Dacă avem în vedere o deplasare infinit mică, mişcarea relativă dintre elemente nu se modifică dacă se înlocuiesc curbele (C_1) şi (C_2) cu două cercuri având razele de curbură ale curbelor (C_1) şi (C_2) în punctul A. Considerând acum cupla superioară definită cu ajutorul cercurilor, rezultă că distanța BC dintre centrele lor rămâne constantă în timpul mişcării. Această proprietate trebuie să existe şi după transformare. Pentru aceasta elementul unic (n_s =1) al lanțului cinematic înlocuitor trebuie să se lege de elementele 1 şi 2 prin două cuple de rotație (c_{5s} =2) situate în centrele de curbură B şi C (Fig.1.28.a, 1.28.b). Astfel, lungimea elementului 3 este egală cu suma razelor de curbură: $l_{BC} = \rho_1 + \rho_2$. Din cele arătate rezultă că transformarea cuplei superioare are un caracter instantaneu, deoarece odată cu schimbarea poziției mecanismului punctul de contact se deplasează şi, deci, se modifică razele de curbură. Mecanismul care se obține după înlocuirea cuplei superioare are dimensiuni invariabile numai când curbele (C_1) şi (C_2) au curburi constante: sunt cercuri, drepte ($\rho = \infty$) sau degenerează în puncte ($\rho = 0$). Când una dintre curbe este o dreaptă, centrul de curbură este aruncat la infinit, iar cupla de rotație se transformă în cuplă de translație având ca axă dreapta respectivă.

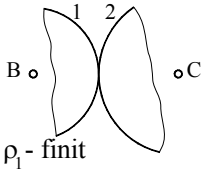
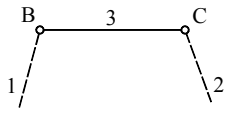
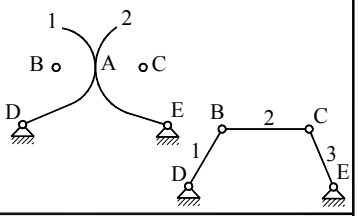
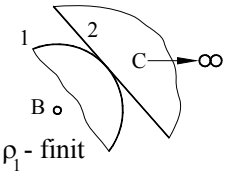
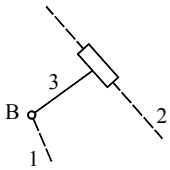
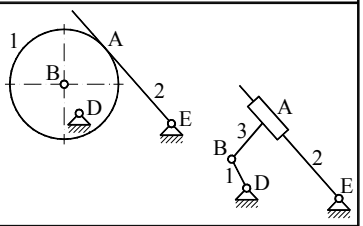
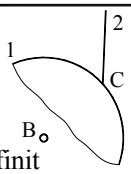
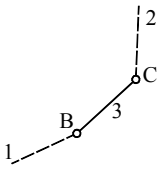
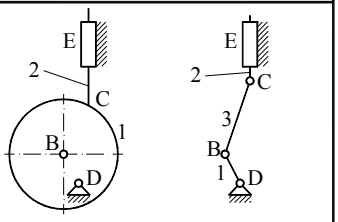
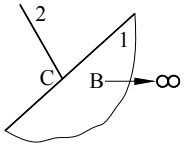
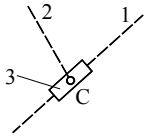
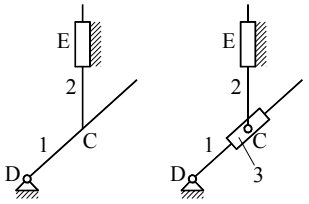


a) ***b)***

Fig. 1.28

În Tab.1.3 se prezintă transformarea cuplei superioare pentru toate cazurile reprezentative.

Tabelul 1.3

Cupla superioar\	Lan]ul cinematic înlocuitor	Exemplu
 ρ_1- finit ρ_2- finit		
 ρ_1- finit ρ_2- ∞		
 ρ_1- finit ρ_2- 0		
 ρ_1 - ∞ ρ_2 - 0		

1.3.2. Noțiunea de grupă structurală

Grupa structurală este un lanț cinematic care face parte dintr-un mecanism şi are următoarele proprietăți:

1) Are un număr de cuple conducătoare egal cu gradul de libertate;
2) Are un număr de cuple exterioare cu care se leagă în mecanism;
3) Nu se poate descompune în grupe structurale mai simple.

Grupele structurale cu L = 0 se numesc grupe Assur, iar cele cu L > 0 se numesc grupe conducătoare (Duca, Simionescu). Utilizarea noțiunii de grupă structurală este utilă, în special, pentru studiul mecanismelor cu cuple inferioare. De aceea în compunerea lor vom considera numai astfel de cuple. Ne propunem să stabilim schemele structurale ale grupelor uzuale. Pentru aceasta vom trata pe rând cazul grupelor cu L = 0 şi L = 1.

■ Grupele structurale cu L = 0 (Assur)

Din condiția de definiție se obține

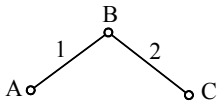
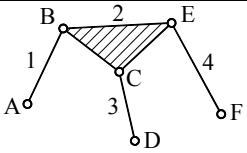
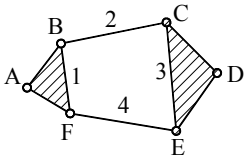
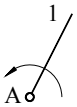
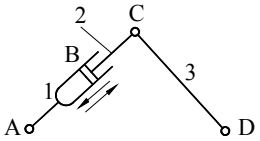
$$L = 3n - 2c_5 = 0 \,. \qquad (1.17)$$

Din această ecuație rezultă n şi c_5. Cele mai mici soluții întregi şi pozitive sunt:

n	2	4	6	...
c_5	3	6	9	...

Fiecare soluție numerică conduce la una sau mai multe soluții structurale distincte. În Tab.1.4 se indică toate soluțiile structurale pentru primele două soluții numerice. De fapt, acestea sunt grupele cu L = 0 care au importanță practică.

Tabelul 1.4

L = 0	n = 2, c_5 = 3	n = 4, c_5 = 6	
	 L | cl. | ord. 0 | 2 | 2	 L | cl. | ord. 0 | 3 | 3	 L | cl. | ord. 0 | 4 | 2
L = 1	n = 1, c_5 = 1	n = 3, c_5 = 4	
	 L | cl. | ord. 1 | 1 | 1	 L | cl. | ord. 1 | 2 | 2	

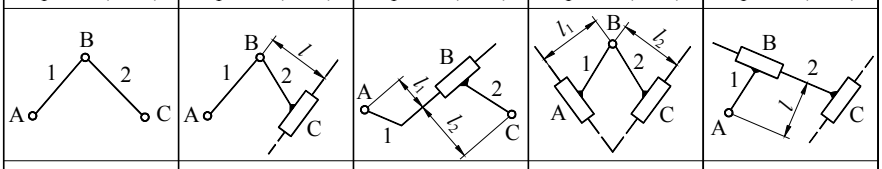
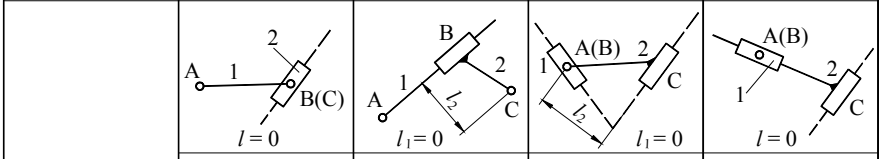
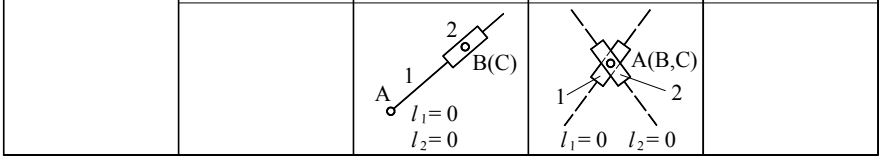
Grupele structurale se clasifică în **clase** şi **ordine**. **Clasa** se stabileşte astfel:

- Dacă grupa conține contururi închise deformabile clasa este egală cu numărul maxim de laturi ale acestora;
- Dacă grupa nu conține astfel de contururi, clasa este egală cu rangul maxim al elementelor.

Ordinul este egal cu numărul cuplelor exterioare.

În Tab.1.4 se precizează, la fiecare grupă, clasa şi ordinul. În cadrul schemelor din Tab.1.4 s-au folosit, pentru simplificare, numai cuple de rotație. Este evident că fiecare grupă poate avea atât cuple de rotație cât şi de translație. Prin combinarea lor se obțin, pentru fiecare soluție structurală, un număr de variante, numite **aspecte**. În cazul grupei 0/2/2 (L / clasa / ordinul) există 5 aspecte numerotate convențional aşa cum se indică în Tab.1.5. În acest tabel sunt arătate şi formele degenerate ale grupelor, caracterizate prin unele dimensiuni egale cu zero. Aceste forme au importanță practică pentru că sunt favorabile din punct de vedere al solicitărilor elementelor.

Tabelul 1.5

Aspect 1 (RRR)	Aspect 2 (RRT)	Aspect 3 (RTR)	Aspect 4 (TRT)	Aspect 5 (RTT)
				
				
				

■ Grupele conducătoare (Duca, Simionescu) cu L = 1

Condiția

$$L = 3n - 2c_5 = 1 \qquad (1.18)$$

conduce la următoarele soluții numerice:

n	1	3	5	...
c_5	1	4	7	...

Soluțiile structurale pentru primele două soluții numerice sunt arătate în Tab.1.4 împreună cu clasificarea lor. Grupa 1/1/1 are o singură cuplă care este conducătoare şi exterioară. În majoritatea cazurilor această cuplă este de rotație,

fiind asociată cu un motor rotativ. Grupa 1/2/2 are o cuplă conducătoare (B) formată între două elemente mobile (1 şi 2). În această situaţie se utilizează un motor hidraulic liniar format dintr-un cilindru şi un piston.

1.3.3. Formarea mecanismelor şi descompunerea în grupe structurale

Am arătat că grupa structurală trebuie interpretată ca un lanţ cinematic component al unui mecanism. Operaţia de asamblare a grupelor structurale

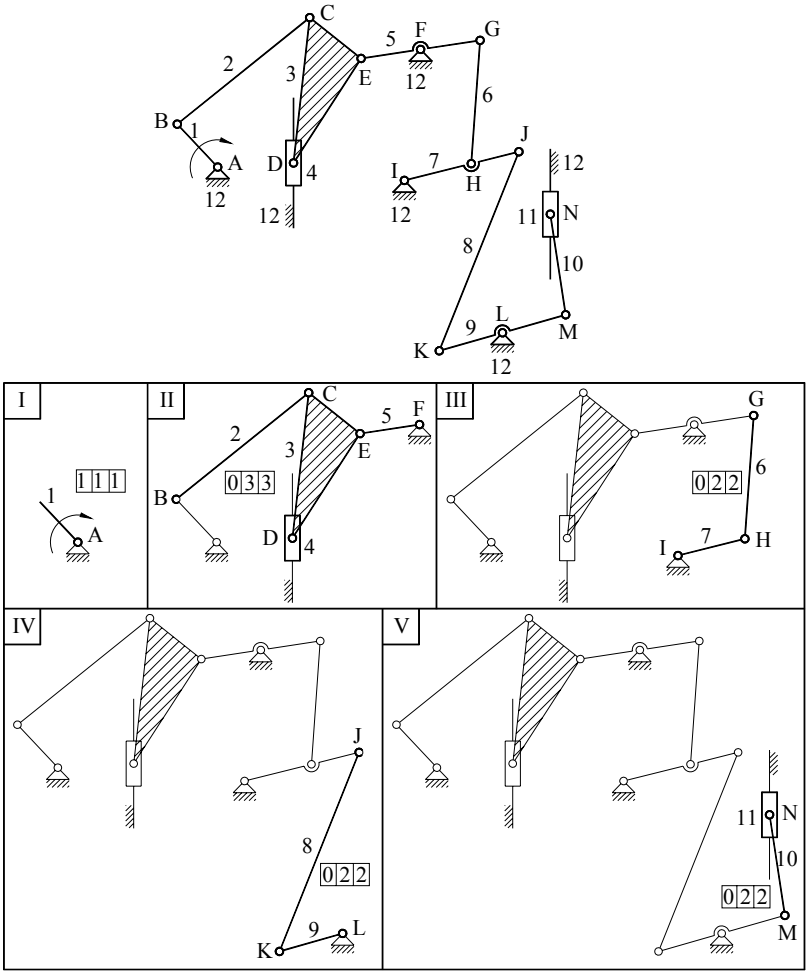


Fig. 1.29

pentru construirea mecanismelor se realizează pe baza următorului **principiu de formare**:

Orice mecanism se poate forma prin legarea succesivă de grupe structurale, pornind de la elementul fix.

Înțelegerea principiului de formare comportă câteva precizări suplimenatre. Aşa cum se arată în enunț, în faza inițială a procesului de formare se consideră elementul fix (baza). Apoi se leagă, în mod succesiv, grupe structurale prin intermediul cuplelor exterioare. După anexarea unei noi grupe se obține un nou mecanism, din ce în ce mai complex. Legarea unei grupe trebuie să se facă prin toate cuplele exterioare, la mecanismul format în etapa precedentă. Deci, după legarea în mecanism, grupa nu trebuie să rămână cu cuple libere. Gradul de mobilitate al mecanismului obținut este egal cu suma gradelor de libertate ale grupelor componente. Trebuie remarcat că modul de formare al unui mecanism este unic. Deci, nu este posibil de a obține acelaşi mecanism folosind grupe structurale diferite sau succesiuni diferite de legare a

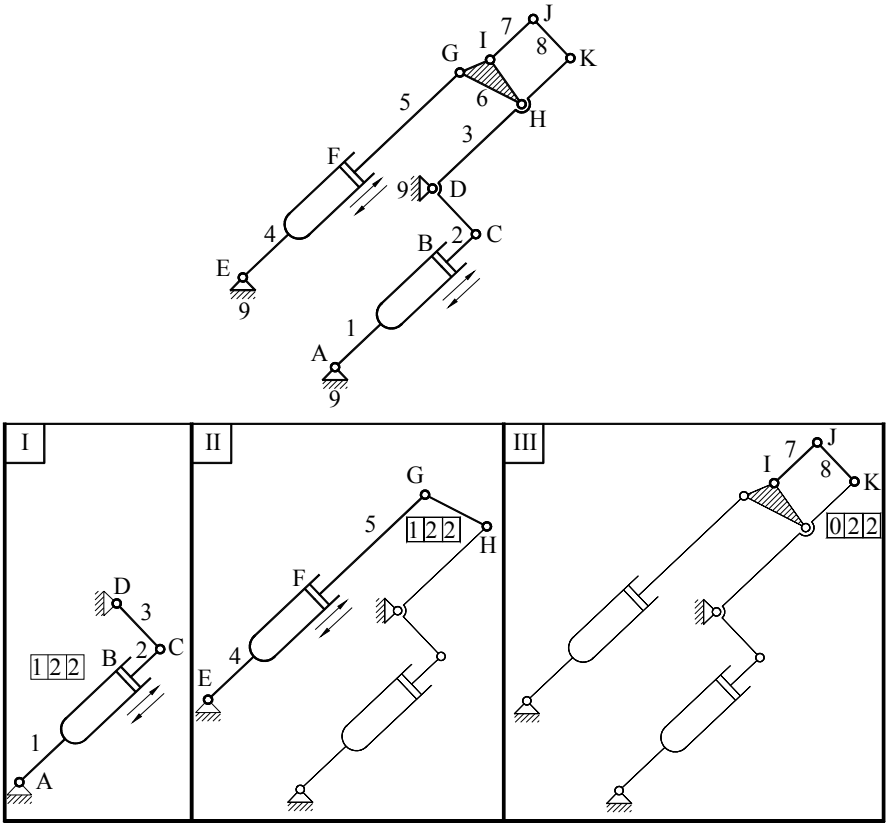


Fig. 1.30

acestora. Pentru exemplificare, în Fig.1.29 se prezintă formarea unui mecanism din industria textilă, iar în Fig.1.30 este arătată formarea unui mecanism de încărcător frontal.

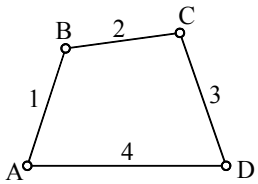
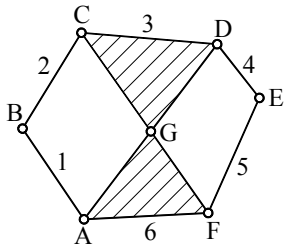
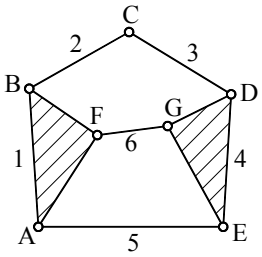
Operaţia inversă formării este **descompunerea** în grupe structurale. Prin această operaţie se pun în evidenţă grupele componente reconstituind procesul de formare. Mecanismului i se atribuie o clasă, egală cu clasa maximă întâlnită la grupele componente.

Vom studia, în continuare, structura mecanismelor plane, cu gradul de mobilitate M = 1, din punct de vedere al grupelor componente. Lanţurile cinematice închise din care se pot forma mecanisme trebuie să verifice ecuaţia

$$M = 3(n-1) - 2c_5 = 1.$$

Soluţiile acestei ecuaţii, care interezează practic, sunt n =4, c_5 =4 şi n =6, c_5 =7. Prima soluţie numerică are un singur corespondent structural, iar din soluţia a doua rezultă două lanţuri cinematice numite: **Watt** şi **Stephenson** (Tab.1.6).

Tabelul 1.6

n = 4, c_5 = 4	n = 6, c_5 = 7	
 Patrulater	 Watt	 Stephenson

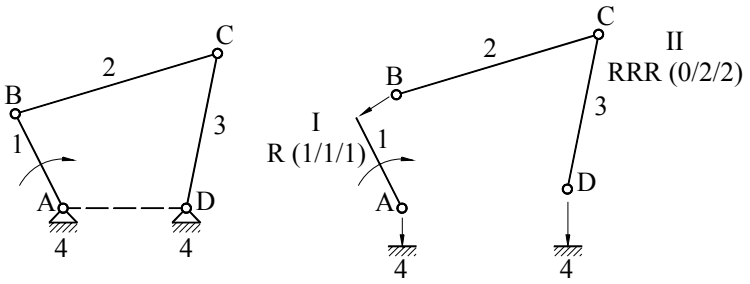
Lanţurile cinematice închise sunt formate din unul sau mai multe **contururi** care sunt **lanţuri cinematice simple închise**. Astfel, lanţul cinematic patrulater (Tab.1.6) are, evident, un singur contur iar lanţurile Watt şi Stephenson au câte trei contururi. Contururile lanţului Watt sunt: ABCGA, DEFGD şi ABCDEFA, iar cele ale lanţului Stephenson sunt: AFGEA, BCDGFB şi ABCDEA. Dintre cele trei contururi, oricare două se consideră **independente** deoarece cel de-al treilea contur conţine numai elemente şi cuple întâlnite la celelalte două contururi. Numărul de contururi independente N, se poate calcula cu formula:

$$N = c_5 - n + 1,$$

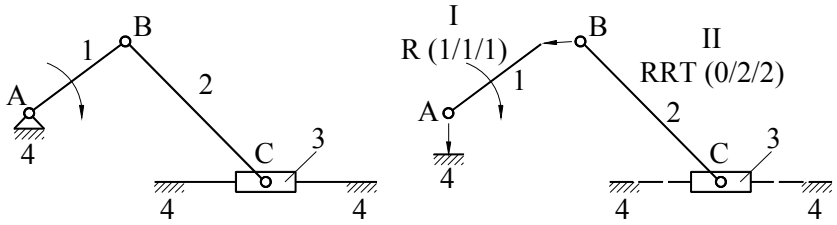
care este verificată pentru lanţurile cinematice din Tab.1.6.

Dacă precizăm elementul de referinţă şi cupla conducătoare, din fiecare lanţ cinematic se pot obţine mai multe mecanisme, iar dacă se combină cuplele de rotaţie cu cele de translaţie numărul de mecanisme obţinut este foarte mare.

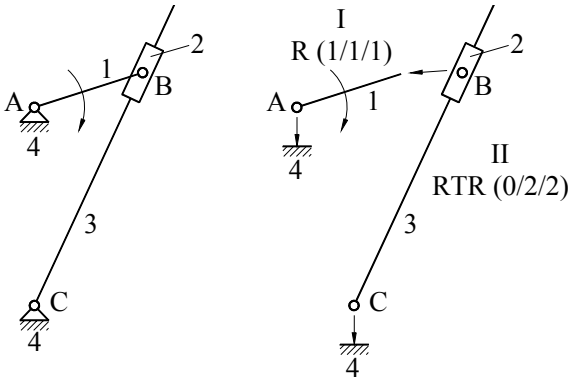
În Fig.1.31 se prezintă mecanismele cu patru elemente care au cea mai largă utilizare în construcția de maşini şi se precizează grupele structurale componente.



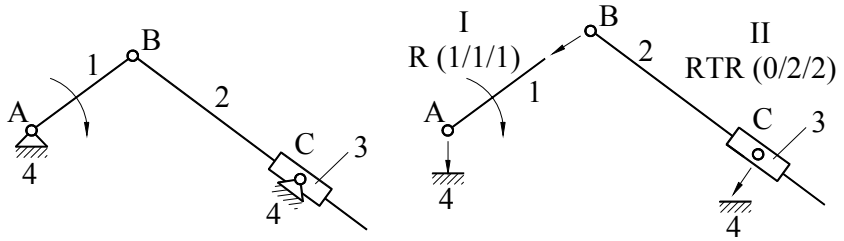
a) *mecanismul patrulater articulat*



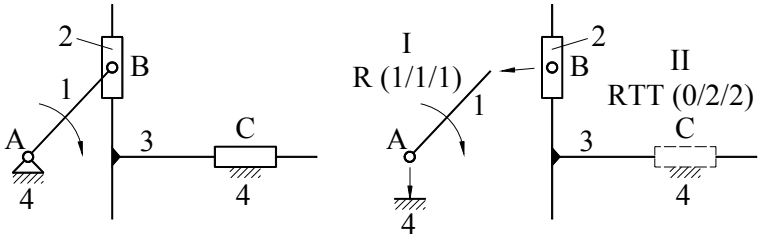
b) *mecanismul manivelă – piston (bielă – manivelă)*



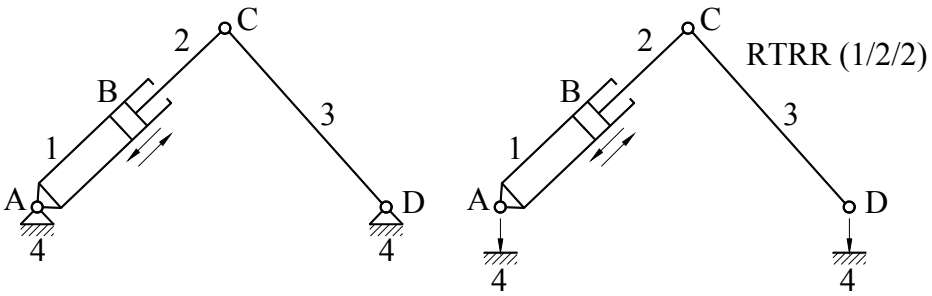
c) *mecanismul cu culisă de rotație*
(varianta cu elementul 2 – patină şi elementul 3 – culisă)



d) *mecanismul cu culisă de rotaţie*
(varianta cu elementul 2 – culisă şi elementul 3 – patină)



e) *mecanismul cu culisă de translaţie*

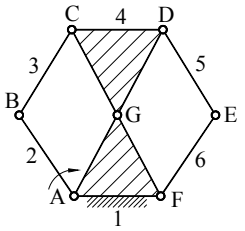
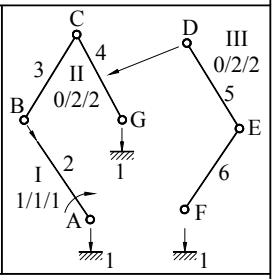
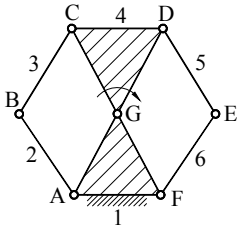
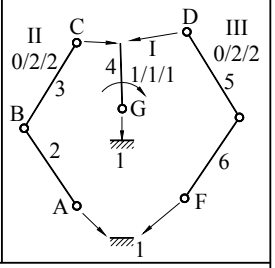
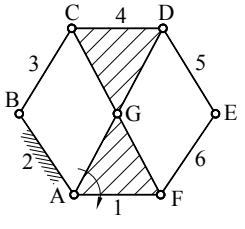
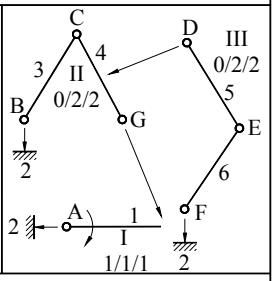
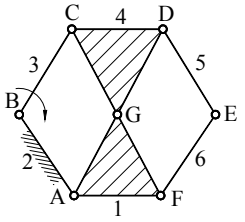
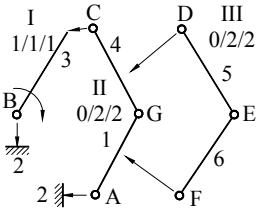


f) *mecanismul cu cilindru oscilant*

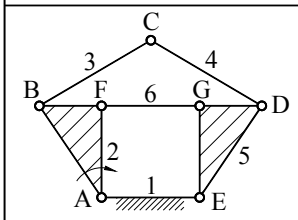
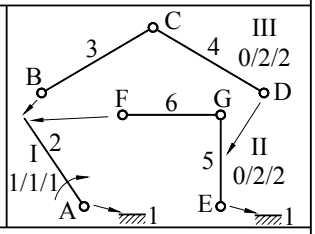
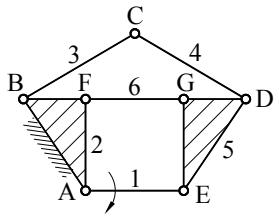
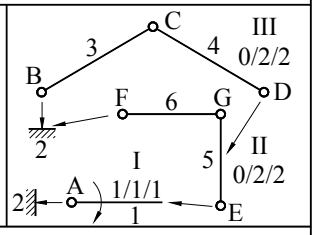
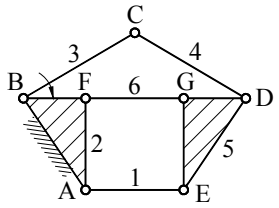
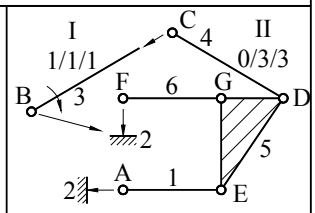
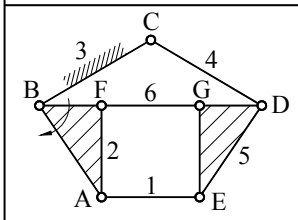
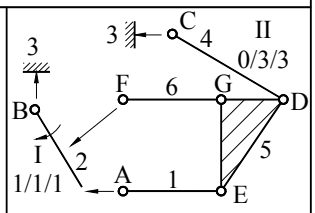
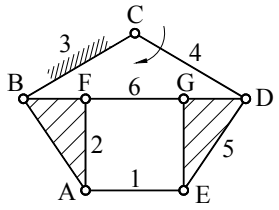
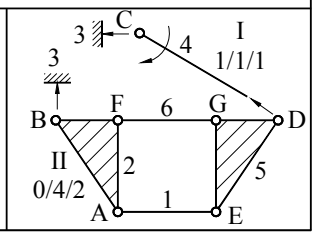
Fig. 1.31

În Tab.1.7 se prezintă mecanismele articulate care derivă din lanțul Watt (în număr de patru), iar în Tab.1.8 – mecanismele articulate care provin din lanțul Stephenson (în număr de cinci), indicându-se compoziția lor grupală.

Tabelul 1.7

1) Baza: 1, Cupla conducătoare: A	
	
2) Baza: 1, Cupla conducătoare: G	
	
3) Baza: 2, Cupla conducătoare: A	
	
4) Baza: 2, Cupla conducătoare: B	
	

Tabelul 1.8

1) Baza: 1, Cupla conducătoare: A	
	
2) Baza: 2, Cupla conducătoare: A	
	
3) Baza: 2, Cupla conducătoare: B	
	
4) Baza: 3, Cupla conducătoare: B	
	
5) Baza: 3, Cupla conducătoare: C	
	

Cunoaşterea structurii mecanismelor, din punct de vedere al grupelor componente, este importantă pentru analiza cinematică şi cinetostatică. Grupele structurale sunt sisteme determinate cinematic şi static. Ca urmare, ele pot fi studiate independent de restul mecanismului, iar pentru fiecare grupă se poate stabili un procedeu da analiză specific. În aceste condiţii analiza unui mecanism se desfăşoară în două etape:

1) Descompunerea în grupe structurale;
2) Aplicarea pentru fiecare grupă a procedeului specific, prestabilit.

Acest mod de abordare a problemei prezintă avantaje deosebite deoarece numărul de grupe uzuale, deci de procedee de calcul necesare, este redus, iar numărul de mecanisme care se pot forma cu ajutorul lor este foarte mare. De asemenea, metoda se pretează foarte bine la aplicarea calculului automatizat.

Capitolul 2

MECANISME CU CUPLE INFERIOARE (CU BARE)

2.1. ANALIZA CINEMATICĂ

2.1.1. Consideraţii generale

Analiza cinematică urmăreşte determinarea stării cinematice a mecanismului şi implică rezolvarea a trei probleme: a poziţiilor, a vitezelor şi a acceleraţiilor. Datele de intrare sunt constituite din parametrii constructivi ai mecanismului şi din parametrii care determină poziţia şi mişcarea din cuplele conducătoare. De regulă, viteza unghiulară a elementului conducător, în cazul cuplei conducătoare de rotaţie, se consideră constantă, iar valoarea ei este o caracteristică tehnică a motorului. Datele de ieşire sunt parametrii care determină complet poziţia, distribuţia de viteze şi distribuţia de acceleraţii pentru fiecare element. Cele trei probleme se rezolvă, obligatoriu, în ordinea menţionată pentru că îşi livrează date în această succesiune. Pentru a descrie funcţionarea mecanismului în intervalul unui ciclu cinematic se pot trasa traiectoriile unor puncte şi diverse diagrame care arată variaţia unor parametri de poziţie şi cinematici în funcţie de parametrul poziţiei relative dintre elementele cuplei conducătoare – variabila independentă a mecanismului.

Abordarea analizei cinematice se poate face în două moduri: global sau pe grupe structurale. Prima modalitate este recomandabilă în cazul mecanismelor simple, monocontur. Cea de-a doua prezintă avantaje importante în cazul mecanismelor complexe. Grupa structurală este un lanţ cinematic determinat, astfel încât poate fi analizată separat, cu finalizarea numerică a calculelor. Pentru fiecare grupă se poate elabora un procedeu specific de analiză caracterizat printr-un algoritm şi un program de calcul. Având la dispoziţie programele specifice grupelor uzuale, analiza cinematică a unui mecanism se reduce la asamblarea acestora în funcţie de strucura mecanismului. În felul acesta, folosind un număr redus de procedee prestabilite, se poate face analiza

unui număr mare de mecanisme. Astfel, numărul de mecanisme plane cu M = 1 şi n ≤ 6, care conţin grupe structurale 1/1/1 de tip R şi 0/2/2 de aspectele RRR, RRT şi RTR, este de 94. Prin urmare, cu patru procedee, dintre care unul banal (R), se pot analiza 94 de mecanisme care acoperă, în bună parte, aria mecanismelor plane uzuale. Trebuie precizat că analiza unei grupe presupune cunoaşterea stării cinematice a elementelor la care aceasta se ataşează. Rezultă că ordinea în care se face analiza cinematică a grupelor componente trebuie să coincidă cu ordinea de formare a mecanismului.

În funcţie de modul de rezolvare a modelului matematic, metodele de analiză cinematică sunt analitice, grafice sau grafo-analitice. Metodele analitice, cu soluţie directă sau obţinută prin procedee numerice, sunt cele mai utilizate datorită avantajelor pe care le prezintă: precizie şi rapiditate, în condiţiile aplicării calculului automat. Metodele grafice şi grafo-analitice îşi găsesc, totuşi, utilitatea. Ele se constituie, uneori, ca modele iniţiale care se dezvoltă prin transpunere analitică. Totodată aceste metode pot furniza soluţii iniţiale în cadrul procedeelor numerice sau se folosesc pentru a verifica dacă soluţiile numerice sunt corecte. În afară de aceasta, metodele grafice pot fi aplicate direct pe calculator în contextul utilizării programelor utilitare cu caracter grafic (de exemplu AutoCAD).

Problema poziţiilor este, în general, neliniară astfel că admite mai multe soluţii pentru aceleaşi date de intrare. Fiecare soluţie este în corespondenţă cu o poziţie a grupei structurale (sau a mecanismului), care, la rândul ei, este determinată prin operaţia de montare. Identificarea soluţiei (poziţiei) care trebuie luată în considerare într-o problemă de analiză cinematică, se face, de obicei, pe baza schemei cinematice a mecanismului. Dirijarea calculului spre soluţia dorită depinde de procedeul de rezolvare. În cazul rezolvărilor analitice directe, soluţiile se diferenţiază fie prin semnele care intervin în faţa unor radicali, fie prin cele două valori, cuprinse in intervalul $[0,\ 2\pi]$, al unor funcţii trigonometrice inverse. În cazul utilizării unor metode numerice, soluţia spre care converge procedeul depinde de soluţia iniţială aproximativă, care trebuie să fie cât mai apropiată de cea urmărită. Pentru a verifica dacă soluţia obţinută este cea corectă, este util să se facă o reprezentare a schemei cinematice cu datele numerice furnizate de calculator.

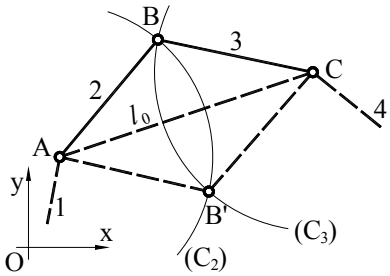
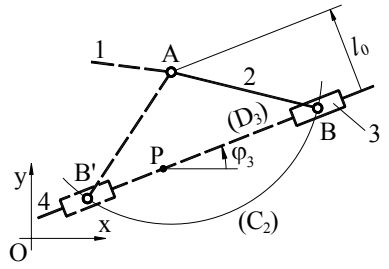
Există numeroase metode de analiză cinematică, fundamentate pe diverse domenii din matematică. În cele ce urmează vom prezenta cele mai importante metode, arătând categoriile de mecanisme pentru care se recomandă fiecare. Vom trata, separat, mecanismele spaţiale cu cea mai largă întrebuinţare practică.

2.1.2. Metoda intersecției locurilor geometrice

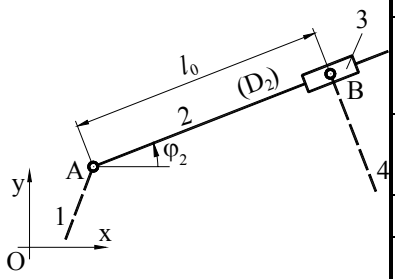
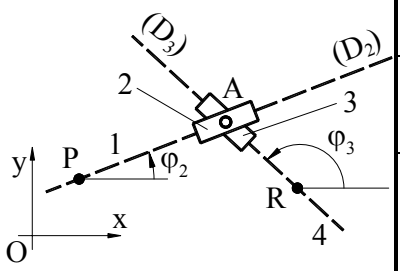
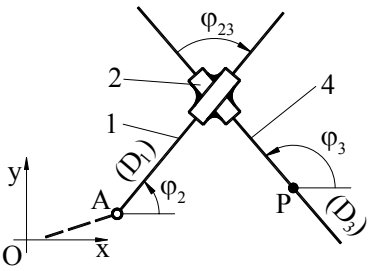
Această metodă serveşte numai pentru determinarea poziţiilor şi are atât caracter grafic, cât şi analitic. În Tab.2.1 se prezintă procedeele de analiză a poziţiilor pentru grupele structurale uzuale luând în considerare cele două modele. De fapt, procedeul analitic este o transpunere a procedeului grafic folosind, ca instrument matematic, elemente de geometrie analitică. În Tab.2.1 se indică, de asemenea, parametrii de intrare clasificaţi astfel: 1) parametrii constructivi; 2) parametrii de poziţie transmişi prin cuplele exterioare de la elementele la care se ataşează grupa; 3) parametrul poziţiei relative din cupla conducătoare. În acelaşi tabel se formulează condiţiile pentru care problema are soluţii reale, exprimate sub forma unor inegalităţi. Când aceste condiţii sunt îndeplinite la limită se obţin **poziţiile critice** sau **moarte** ale grupei. În general poziţiile critice trebuie evitate deoarece pot conduce la blocarea mecanismului din care face parte grupa structurală. Interpretări mai detaliate în legătură cu comportarea mecanismelor în poziţiile critice se prezintă în subcapitolul 2.4.2.
Pentru grupele 0/2/2 s-au luat în considerare numai formele reduse (degenerate) deoarece acestea sunt utilizate exclusiv în construcţia mecanismelor, iar procedeele de analiză sunt mai simple decât în cazul formelor generale.

Metodele analitice, indicate în Tab.2.1, pentru grupele RRR, RRT şi RTRR sunt constituite din sisteme de ecuaţii algebrice neliniare care reclamă, în general, rezolvări prin metode numerice. Pentru aceleaşi grupe se pot elabora şi modele cu rezolvare analitică directă, care prezintă avantajul unei dirijări precise a procesului de calcul spre soluţia (poziţia) dorită. Aceste procedee sunt prezentate în continuarea Tab.2.1. Pentru fiecare grupă se consideră un sistem de coordonate absolut, solidar cu baza mecanismului şi câte un sistem solidar cu fiecare element. Se adoptă, de asemenea, un sistem ajutător (notat cu indicele 0 (zero)) definit în raport cu poziţia cuplelor exterioare. În final se urmăreşte determinarea poziţiei fiecărui element, concretizată prin coordonatele originii şi unghiul de poziţie ale sistemului legat de acesta, în raport cu sistemul absolut.

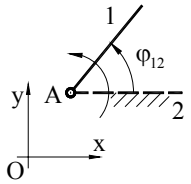
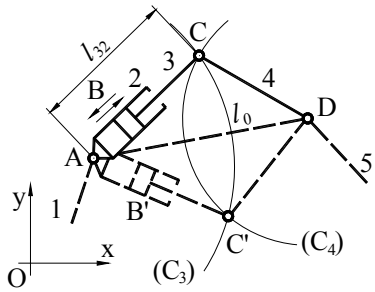
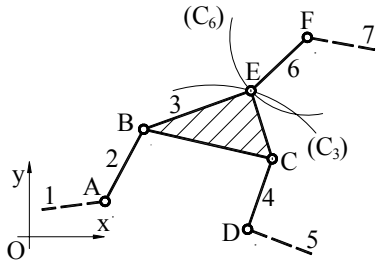
Tabelul 2.1

Schema grupei şi rezolvarea grafică	1.	Parametrii de intrare
	2.	Modelul grafic
	3.	Modelul analitic
	4.	Condițiile de existență ale soluțiilor reale
	5.	Configurațiile critice
RRR (0 / 2 / 2 asp. 1)  $l_0 = \sqrt{(y_C - y_A)^2 + (x_C - x_A)^2}$	1.	1) $l_2 = AB$, $l_3 = BC$ 2) A (x_A, y_A), C (x_C, y_C)
	2.	Se intersectează cercul (C_2) cu centrul în A, de rază l_2, cu cercul (C_3) cu centrul în C, de rază l_3. Rezultă punctul B (B').
	3.	$(x_B - x_A)^2 + (y_B - y_A)^2 = l_2^2 \quad (C_2)$ $(x_B - x_C)^2 + (y_B - y_C)^2 = l_3^2 \quad (C_3)$ $\Rightarrow$ B (x_B, y_B)
	4.	$\lvert l_2 - l_3 \rvert \le l_0 \le l_2 + l_3$
	5.	$l_0 = \lvert l_2 - l_3 \rvert$ sau $l_0 = l_2 + l_3$ A, B, C – coliniare
RRT (0 / 2 / 2 asp. 2)  $\lvert l_0 \rvert = \dfrac{\lvert (y_A - y_P) - (x_A - x_P) \cdot tg\varphi_3 \rvert}{\sqrt{1 + tg^2\varphi_3}}$	1.	1) $l_2 = AB$ 2) A (x_A, y_A), D_3 (P(x_P, y_P), φ_3)
	2.	Se intersectează cercul (C_2) cu centrul în A, de rază l_2 cu dreapta (D_3) – axa cuplei de translație. Rezultă punctul B (B').
	3.	$(x_B - x_A)^2 + (y_B - y_A)^2 = l_2^2 \quad (C_2)$ $\dfrac{y_B - y_P}{x_B - x_P} = tg\,\varphi_3 \quad (D_3)$ $\Rightarrow$ B (x_B, y_B)
	4.	$l_2 \ge \lvert l_0 \rvert$
	5.	$l_2 = \lvert l_0 \rvert$ AB perpendiculară pe dreapta (D_3)

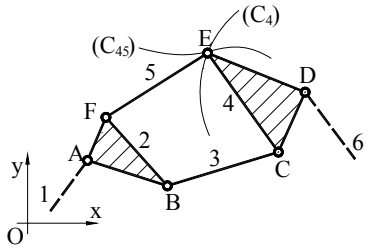
Tabelul 2.1 (continuare)

RTR (0 / 2 / 2 asp. 3)  $l_0 = \sqrt{(y_B - y_A)^2 + (x_B - x_A)^2}$	1.	1) - 2) A (x_A, y_A), B (x_B, y_B)
	2.	Se unesc punctele A şi B. Rezultă axa de translație a cuplei de translație (D_2).
	3.	$\operatorname{tg} \varphi_2 = \dfrac{y_B - y_A}{x_B - x_A} \Rightarrow \varphi_2$
	4.	$l_0 \geq 0$
	5.	$l_0 = 0, A \equiv B$
TRT (0 / 2 / 2 asp. 4)  	1.	1) - 2) (D_2) (P(x_P, y_P), φ_2), (D_3) (R(x_R, y_R), φ_3)
	2.	Se intersectează dreptele (D_2) şi (D_3) – axele cuplelor de translație. Rezultă punctul A.
	3.	$\dfrac{y_A - y_P}{x_A - x_P} = \operatorname{tg} \varphi_2 \quad (D_2)$ $\dfrac{y_A - y_R}{x_A - x_R} = \operatorname{tg} \varphi_3 \quad (D_3)$ $\Rightarrow$ A (x_A, y_A)
	4.	$\varphi_2 \neq \varphi_3$
	5.	$(D_2) \equiv (D_3)$
RTT (0 / 2 / 2 asp. 5)  	1.	1) φ_{23} 2) A (x_A, y_A), (D_3)(P(x_P, y_P), φ_3)
	2.	Se trasează axa de translație(D_1) prin A şi înclinată cu unghiul φ_{23} față de axa de translație (D_3).
	3.	$\varphi_2 = \varphi_3 + \varphi_{23}$
	4.	$\varphi_{23} \neq 0$
	5.	$(D_2) \equiv (D_3)$

Tabelul 2.1 (continuare)

R (1 / 1 / 1)  	1.	1) – 2) A (x_A, y_A) 3) φ_{12}
		Observaţie: Parametrii de intrare determină direct poziţia elementului 1. Nu există condiţii pentru soluţie reală şi nici poziţii critice.
RTRR (1 / 2 / 2)  $l_0 = \sqrt{(y_D - y_A)^2 + (x_D - x_A)^2}$	1.	1) l_4 = CD 2) A (x_A, y_A), D (x_D, y_D) 3) l_{32} = AC
	2.	Se intersectează cercul (C_3) cu centrul în A, de rază l_{32} cu cercul (C_4) cu centrul în D, de rază l_4. Rezultă punctul C (C').
	3.	$(x_C - x_A)^2 + (y_C - y_A)^2 = l_{32}^2$ (C_3) $(x_C - x_D)^2 + (y_C - y_D)^2 = l_4^2$ (C_4) $\Rightarrow$ C (x_C, y_C)
	4.	$\lvert l_{32} - l_4 \rvert \le l_0 \le l_{32} + l_4$
	5.	$l_0 = \lvert l_{32} - l_4 \rvert$ sau $l_0 = l_{32} + l_4$ A, C, D - coliniare
0 / 3 / 3 cu cuple de rotaţie  	1.	1) l_2 = AB, l_4 = CD, l_6 = EF, l_{31} = BC, l_{32} = BE, l_{33} = CE 2) A (x_A, y_A), D (x_D, y_D), F (x_F, y_F)
	2.	Se intersectează cercul (C_6) cu centrul în F, de rază l_6, cu curba (C_3) descrisă de punctul E, aparţinând elementului 3, în mişcarea mecanismului patrulater ABCD, cu articulaţiile A şi D fixe. Rezultă punctul E.
3.	$(x_A - x_B)^2 + (y_A - y_B)^2 = l_2^2$ $\quad$ $(x_B - x_C)^2 + (y_B - y_C)^2 = l_{31}^2$ $(x_C - x_D)^2 + (y_C - y_D)^2 = l_4^2$ $\quad$ $(x_B - x_E)^2 + (y_B - y_E)^2 = l_{32}^2$ $(x_E - x_F)^2 + (y_E - y_F)^2 = l_6^2$ $\quad$ $(x_C - x_E)^2 + (y_C - y_E)^2 = l_{33}^2$ $\Rightarrow$ B (x_B, y_B), C (x_C, y_C), E (x_E, y_E)		
4.	-		
5.	AB, CD, EF concurente sauAB, CD, EF paralele.		

Tabelul 2.1 (continuare)

0 / 4 / 2 cu cuple de rotație 	1.	1) l_{21} = AB, l_{22} = AF, l_{23} = BF, l_3 = BC, l_5 = EF, l_{41} = CD, l_{42} = DE, l_{43} = CE, 2) A (x_A, y_A), D (x_D, y_D)
	2.	Se intersectează cercul (C_4) cu centrul în D, de rază l_{42} cu curba (C_{45}) descrisă de punctul E, aparținând elementelor 4 şi 5, în mişcarea mecanismului patrulater ABCD, cu articulațiile A şi D fixe, amplificat cu grupa CEF. Rezultă punctul E.
3.	$(x_A - x_B)^2 + (y_A - y_B)^2 = l_{21}^2$ $\quad (x_E - x_F)^2 + (y_E - y_F)^2 = l_5^2$ $(x_A - x_F)^2 + (y_A - y_F)^2 = l_{22}^2$ $\quad (x_C - x_D)^2 + (y_C - y_D)^2 = l_{41}^2$ $(x_B - x_F)^2 + (y_B - y_F)^2 = l_{23}^2$ $\quad (x_D - x_E)^2 + (y_D - y_E)^2 = l_{42}^2$ $(x_B - x_C)^2 + (y_B - y_C)^2 = l_3^2$ $\quad (x_C - x_E)^2 + (y_C - y_E)^2 = l_{43}^2$ $\Rightarrow$ B (x_B, y_B), C (x_C, y_C), E (x_E, y_E), F (x_F, y_F),	
4.	-	
5.	AD, BC, EF concurente sau AD, BC, EF paralele	

- **Grupa structurală RRR** (Fig.2.1)

Parametrii de intrare:

1) l_2 = AB, l_3 = BC

2) A (x_A, y_A), C (x_C, y_C)

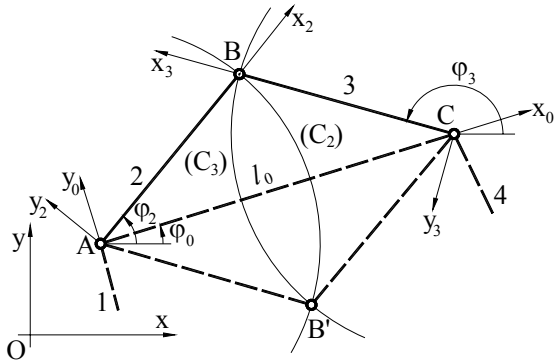


Fig. 2.1

Se calculează parametrii φ_0 şi $l_0 = AC$

$$\operatorname{tg}\varphi_0 = \left.\frac{y_C - y_A}{x_C - x_A}\right|^{(*)}, \qquad l_0 = \sqrt{\left(x_C - x_A\right)^2 + \left(y_C - y_A\right)^2}$$

Se scriu ecuațiile cercurilor (C_2) şi (C_3) în raport cu sistemul Ax_0y_0

$$x_0^2 + y_0^2 = l_2^2$$

$$\left(x_0 - l_0\right)^2 + y_0^2 = l_3^2$$

Soluțiile acestui sistem de ecuații reprezintă coordonatele punctului B(B') în sistemul Ax_0y_0

$$x_{0B} = \frac{l_2^2 - l_3^2 + l_0^2}{2 \cdot l_0}$$

$$y_{0B} = \pm\sqrt{l_2^2 - x_{0B}^2} \tag{2.1}$$

Printr-o transformare de coordonate, din sistemul Ax_0y_0 în sistemul Oxy, se obțin coordonatele absolute ale punctului B (B')

$$x_B = x_A + x_{0B}\cos\varphi_0 - y_{0B}\sin\varphi_0$$

$$y_B = y_A + x_{0B}\sin\varphi_0 + y_{0B}\cos\varphi_0$$

Se calculează unghiurile φ_2 şi φ_3:

$$\operatorname{tg}\varphi_2 = \frac{y_B - y_A}{x_B - x_A};\ \operatorname{tg}\varphi_3 = \frac{y_B - y_C}{x_B - x_C}$$

Parametrii de ieşire:

A (x_A, y_A), φ_2; C (x_C, y_C), φ_3

Obsevații

1) Problema are două soluții care se diferențiază prin semnele din formula (2.1). Semnul (+) conduce la poziția ABC, iar semnul (-) la AB'C .

2) Pentru a obține soluții reale, deci aplicabile practic, parametrii de intrare trebuie să respecte următoarele condiții, care rezultă atât din procedeul grafic, cât şi din analiza expresiei (2.1),

$$\left| l_2 - l_3 \right| \le l_0 \le l_2 + l_3 . \tag{2.2}$$

3) Când condițiile (2.2) sunt îndeplinite la limită, cu semnul egal,

$$\begin{cases} \left| l_2 - l_3 \right| = l_0 \\ l_2 + l_3 = l_0 \end{cases} \tag{2.3}$$

(*) *Determinarea unghiurilor de poziție prin intermediul funcției arctg, care intervine de multe ori în acest capitol, se face ținând seama de indicațiile date în ANEXA 1.4.*

se obțin două configurații critice în care punctele A, B şi C sunt coliniare. Prin configurație se înțelge poziția unui element în raport cu celălalt.

- **Grupa structurală RRT** (Fig.2.2)

Parametrii de intrare:
1) l_2 = AB, l_3 = 0
2) A (x_A, y_A), (D_3)(P(x_P, y_P), φ_3)

Se determină poziția punctului Q situat la intersecția dreptei (D_3) cu perpendiculara dusă pe aceasta prin A

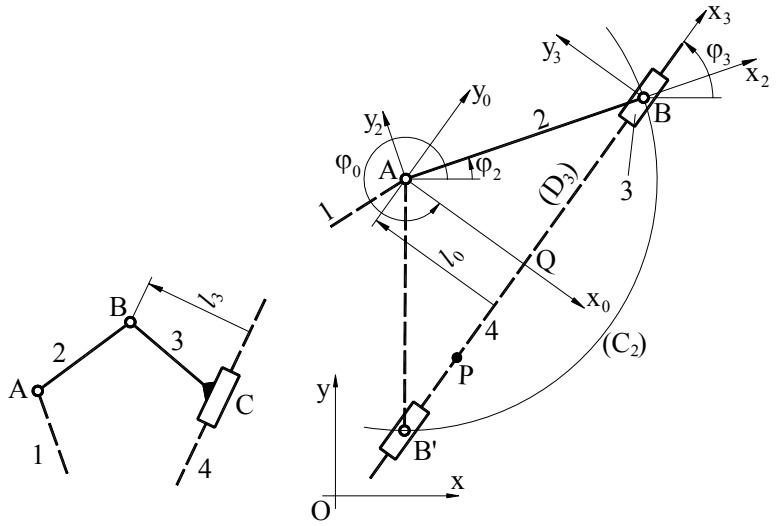
$$x_Q = \frac{m(y_A - y_P) + m^2 x_P + x_A}{1 + m^2}$$

$$y_Q = \frac{m(x_A - x_P) + m^2 y_A + y_P}{1 + m^2}$$

în care $m = tg\varphi_3$.

Se calculează $|l_0| = AQ$ şi φ_0

$$|l_0| = \sqrt{(x_Q - x_A)^2 + (y_Q - y_A)^2}\,;\; tg\varphi_0 = \frac{y_Q - y_A}{x_Q - x_A}$$



a) ***b)***

Fig. 2.2

Se scriu ecuațiile cercului (C_2) şi a dreptei (D_3) în raport cu sistemul Ax_0y_0

$$x_0^2 + y_0^2 = l_2^2$$
$$x_0 = |l_0|$$

Soluțiile acestui sistem de ecuații reprezintă coordonatele punctului B(B') în raport cu sistemul Ax_0y_0

$$x_{0B} = |l_0|$$
$$y_{0B} = \pm\sqrt{l_2^2 - l_0^2} \qquad (2.4)$$

Printr-o transformare de coordonate din sistemul Ax_0y_0 în sistemul Oxy, se obține poziția punctului B(B')

$$x_B = x_A + x_{0B}\cos\varphi_0 - y_{OB}\sin\varphi_0$$
$$y_B = y_A + x_{0B}\sin\varphi_0 + y_{OB}\cos\varphi_0$$

Unghiul φ_2 se determină din relația:

$$tg\varphi_2 = \frac{y_B - y_A}{x_B - x_A}$$

Parametrii de ieşire:
A (x_A, y_A), φ_2; B (x_B, y_B), φ_3

Observații

1) Problema are două soluții care conduc la pozițiile AB – semnul (+) în formula (2.4) şi AB' – semnul (-).

2) Condiția pentru obținerea unei soluții reale rezultă din expresia (2.4) şi este

$$l_2 \geq |l_0|. \qquad (2.5)$$

3) Configurația critică, corespunzătoare egalității din (2.5)

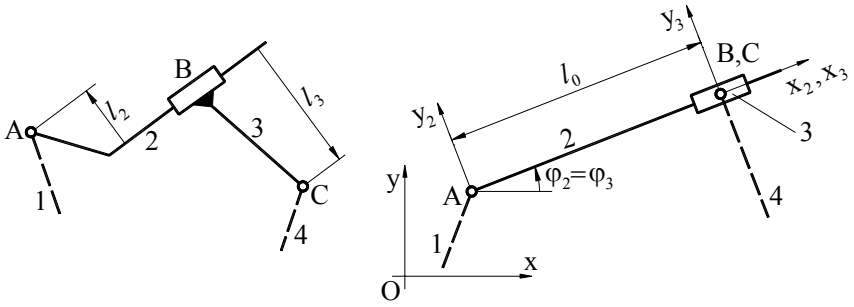
$$l_2 = |l_0|, \qquad (2.6)$$

se înregistrează când dreapta AB este perpendiculară pe axa de translație (D_3).

- **Grupa structurală RTR** (Fig.2.3)

Parametrii de intrare:
1) $l_2 = 0$, $l_3 = 0$
2) A (x_A, y_A), C (x_C, y_C)

Se determină unghiul $\varphi_2 = \varphi_3$ şi distanța l_0 = AC



a) ***b)***

Fig. 2.3

$$\operatorname{tg}\varphi_2 = \operatorname{tg}\varphi_3 = \frac{y_C - y_A}{x_C - x_A},\ l_0 = \sqrt{(x_C - x_A)^2 + (y_C - y_A)^2}$$

Parametrii de ieşire:
A (x_A, y_A), φ_2; C (x_C, y_C), φ_3

Observaţii

1) Problema are o singură soluție, întotdeauna reală, indiferent de poziția punctelor A şi C. Distanța l_0 poate lua orice valoare, evident, pozitivă

$$l_0 \geq 0. \tag{2.7}$$

2) Configurația critică se obține când

$$l_0 = 0, \tag{2.8}$$

deci atunci când punctele A şi C coincid.

- **Grupa structurală RTRR** (Fig.2.4)

Parametrii de intrare:
1) l_4 = DC
2) A (x_A, y_A), D (x_D, y_D)
3) l_{32}=AC

Procedeul este asemănător cu cel de la grupa structurală RRR, aşa încât vom indica relațiile de calcul fără explicații suplimentare.

$$\operatorname{tg}\varphi_0 = \frac{y_D - y_A}{x_D - x_A},\ l_0 = \sqrt{(x_D - x_A)^2 + (y_D - y_A)^2}$$

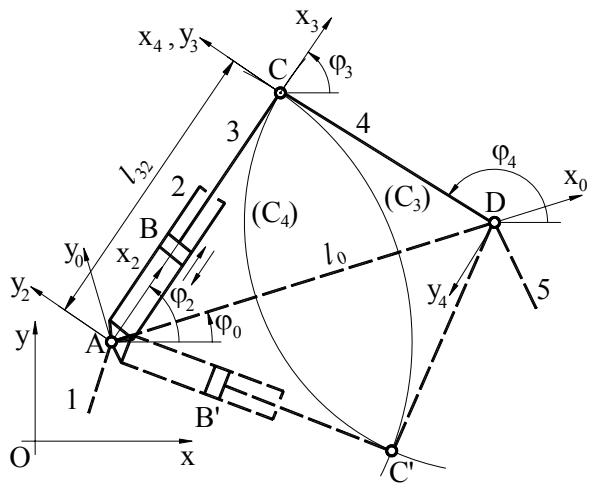


Fig. 2.4

$$\begin{cases} x_0^2 + y_0^2 = l_{32}^2 \\ (x_0 - l_0)^2 + y_0^2 = l_4^2 \end{cases}$$

$$\begin{cases} x_{0C} = \dfrac{l_{32}^2 - l_4^2 + l_0^2}{2 \cdot l_0} \\ y_{0C} = \pm\sqrt{l_{32}^2 - x_{0C}^2} \end{cases} \tag{2.9}$$

$$\begin{cases} x_C = x_A + x_{0C}\cos\varphi_0 - y_{0C}\sin\varphi_0 \\ y_C = y_A + x_{0C}\sin\varphi_0 + y_{0C}\cos\varphi_0 \end{cases}$$

$$\operatorname{tg}\varphi_2 = \operatorname{tg}\varphi_3 = \frac{y_C - y_A}{x_C - x_A},\ \operatorname{tg}\varphi_4 = \frac{y_C - y_D}{x_C - x_D}$$

Parametrii de ieşire:

A (x_A, y_A), φ_2; C (x_C, y_C), φ_3; D (x_D, y_D), φ_4

Observații

1) Problema are două soluții determinate de semnele din formula (2.9). Semnul (+) corespunde cu poziția ABCD, iar (-) cu poziția AB'C'D .

2) Condițiile pentru soluțiile reale, rezultate din analiza expresiei (2.9), sunt

$$\left| l_{32} - l_4 \right| \le l_0 \le l_{32} + l_4 . \tag{2.10}$$

3) Configurațiile critice sunt caracterizate de egalitățile

$$\begin{aligned} &\left| l_{32} - l_4 \right| = l_0 \\ &l_{32} + l_4 = l_0 , \end{aligned} \tag{2.11}$$

şi se obțin când punctele A, C şi D sunt coliniare.

2.1.3. Metoda ecuațiilor vectoriale

2.1.3.1. Prezentare generală

Această metodă este folosită pentru determinarea vitezelor şi a accelerațiilor, în special, în cazul mecanismelor plane. Ea se asociază, de obicei, cu metoda intersecțiilor locurilor geometrice, pentru a efectua complet analiza cinematică. Metoda presupune folosirea unor ecuații vectoriale care exprimă relația dintre vitezele sau accelerațiile unei perechi de puncte aparținând mecanismului. Aceste ecuații, grupate în sisteme, se rezolvă grafic sau analitic. Ecuațiile utilizate sunt de două tipuri, funcție de relația dintre cele două puncte.

- **Ecuațiile de tipul I**

Ecuațiile de acest tip intervin când cele două puncte aparțin aceluiaşi element, cum sunt punctele A şi B care aparțin elementului 1 (Fig.2.5). Ecuația de **viteze** este

$$\bar{v}_B = \bar{v}_A + \bar{v}_{BA} \tag{2.12}$$

în care

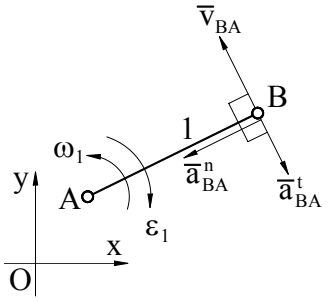


Fig. 2.5

$$\bar{v}_{BA} = \bar{\omega}_1 \times \overline{AB};\ \bar{v}_{BA} \begin{cases} \left| v_{BA} \right| = \left| \omega_1 \right| \cdot l_{AB} \\ \perp AB \\ \text{se roteste } \overline{AB} \text{ cu } 90^0 \text{in} \\ \quad \text{sensul } \omega_1 \end{cases}$$

Expresia analitică a vectorului $\bar{v}_{BA}$ este

$$\bar{v}_{BA} = \bar{\omega}_1 \times \overline{AB} = \begin{vmatrix} \bar{i} & \bar{j} & \bar{k} \\ 0 & 0 & \omega_1 \\ x_B - x_A & y_B - y_A & 0 \end{vmatrix} = \bar{i}(-\omega_1(y_B - y_A)) + \bar{j} \cdot \omega_1(x_B - x_A)$$

iar proiecțiile ecuației (2.12) pe axele sistemului de coordonate sunt

$$v_{Bx} = v_{Ax} - \omega_1(y_B - y_A)$$
$$v_{By} = v_{Ay} + \omega_1(x_B - x_A).$$

Ecuația de **accelerații** are forma

$$\bar{a}_B = \bar{a}_A + \bar{a}^n_{BA} + \bar{a}^t_{BA} \qquad (2.13)$$

în care

$$\bar{a}^n_{BA} = -\omega_1^2 \overline{AB};\ \bar{a}^n_{BA} \begin{cases} \left| a^n_{BA} \right| = \omega_1^2 l_{AB} \\ // \overline{AB} \\ B \to A \end{cases}$$

$$\bar{a}^t_{BA} = \bar{\varepsilon}_1 \times \overline{AB};\ \bar{a}^t_{BA} \begin{cases} \left| a^t_{BA} \right| = \left| \varepsilon_1 \right| \cdot l_{AB} \\ \perp \overline{AB} \\ \text{se roteste } \overline{AB} \text{ cu } 90^0 \text{ in sensul } \varepsilon_1 \end{cases}$$

Expresiile analitice ale vectorilor $\bar{a}^n_{BA}$ şi $\bar{a}^t_{BA}$ sunt

$$\bar{a}^n_{BA} = -\omega_1^2 \cdot \overline{AB} = \bar{i}(-\omega_1^2(x_B - x_A)) + \bar{j}(-\omega_1^2(y_B - y_A))$$

$$\bar{a}^t_{BA} = \bar{\varepsilon}_1 \times \overline{AB} = \begin{vmatrix} \bar{i} & \bar{j} & \bar{k} \\ 0 & 0 & \varepsilon_1 \\ x_B - x_A & y_B - y_A & 0 \end{vmatrix} = \bar{i}(-\varepsilon_1(y_B - y_A)) + \bar{j}\varepsilon_1(x_B - x_A)$$

iar proiecțiile ecuației (2.13) pe axele de coordonate sunt

$$a_{Bx} = a_{Ax} - \omega_1^2(x_B - x_A) - \varepsilon_1(y_B - y_A)$$
$$a_{By} = a_{Ay} - \omega_1^2(y_B - y_A) + \varepsilon_1(x_B - x_A)$$

- **Ecuațiile de tipul II**

Aceste ecuații se utilizează când cele două puncte coincid ca poziție, dar aparțin unor elemente diferite, legate prin cuplă de translație, cum sunt $A \in 1$ şi $B \in 2$ (Fig.2.6).

Ecuația de **viteze** este

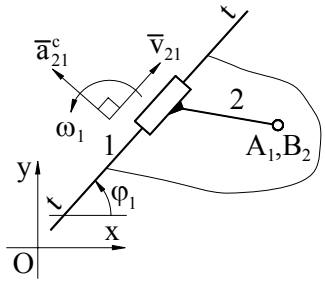


Fig. 2.6

$$\overline{v}_B = \overline{v}_A + \overline{v}_{21}, \tag{2.14}$$

în care $\overline{v}_{21} // \text{tt}$ este viteza relativă în mişcarea de translaţie a elementului 2 în raport cu elementul 1. Proiecţiile ecuaţiei (2.14) pe axele de coordonate sunt

$$v_{Bx} = v_{Ax} + v_{21} \cdot \cos\varphi_1$$
$$v_{By} = v_{Ay} + v_{21} \cdot \sin\varphi_1.$$

Ecuaţia de **acceleraţii** are forma

$$\overline{a}_B = \overline{a}_A + \overline{a}_{21}^c + \overline{a}_{21}^r, \tag{2.15}$$

în care acceleraţia relativă $\overline{a}_{21}^r //$ tt, iar acceleraţia Coriolis ($\overline{a}_{21}^c$) are caracteristicile

$$\overline{a}_{21}^c = 2\overline{\omega}_1 \times \overline{v}_{21};\ \overline{a}_{21}^c \begin{cases} \left| a_{21}^c \right| = 2\left| \omega_1 \right| \cdot \left| v_{21} \right| \\ \perp \text{ tt} \\ \text{se roteste } \overline{v}_{21} \text{ cu } 90^0 \text{ in sensul } \omega_1 \end{cases}$$

$$\overline{a}_{21}^c = 2\overline{\omega}_1 \times \overline{v}_{21} = 2 \cdot \begin{vmatrix} \overline{i} & \overline{j} & \overline{k} \\ 0 & 0 & \overline{\omega}_1 \\ v_{21x} & v_{21y} & 0 \end{vmatrix} = \overline{i} \cdot (-2\omega_1 v_{21y}) + \overline{j} \cdot (2\omega_1 v_{21x}).$$

Proiecţiile ecuaţiei (2.15) pe axele de coordonate sunt

$$a_{Bx} = a_{Ax} - 2\omega_1 v_{21y} + a_{21}^r \cos\varphi_1$$
$$a_{By} = a_{Ay} + 2\omega_1 v_{21x} + a_{21}^r \sin\varphi_1.$$

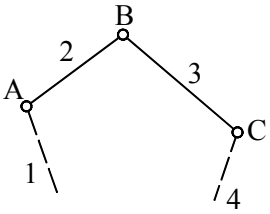
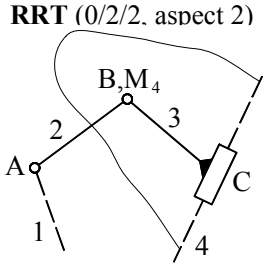
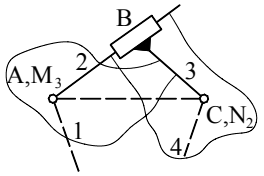
Trebuie menţionat că existenţa cuplei de translaţie între elementele 1 şi 2 împiedică rotaţia relativă dintre aceste elemente, astfel că,

$$\overline{\omega}_1 = \overline{\omega}_2 \text{ şi } \omega_1 = \omega_2$$
$$\overline{\varepsilon}_1 = \overline{\varepsilon}_2 \text{ şi } \varepsilon_1 = \varepsilon_2.$$

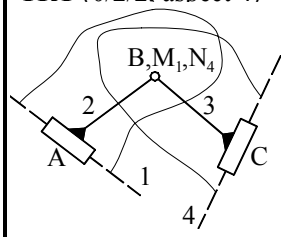
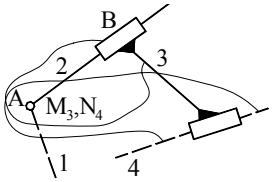
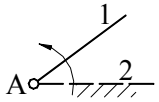
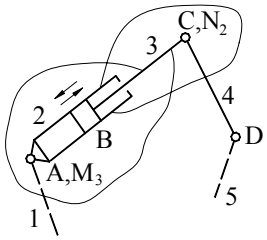
2.1.3.2. Analiza cinematică a grupelor structurale

Aplicarea metodei, în vederea determinării vitezelor şi a acceleraţiilor în cazul grupelor structurale uzuale, este arătată în Tab.2.2, în care se indică ecuaţiile vectoriale utilizate. Pentru a demonstra modul de rezolvare a ecuaţiilor vectoriale, pe cale grafică şi pe cale analitică, se prezintă, în detaliu, procedeele de analiză ale grupelor structurale 0/2/2, RRT şi 0/3/3 cu cuple de rotaţie.

Tabelul 2.2

Schema grupei structurale	Parametrii de intrare	Sistemele de ecuații vectoriale	Parametrii de ieșire
1	2	3	4
RRR (0/2/2, aspect 1) 	$\bar{v}_A, \bar{v}_C$	(I) $\bar{v}_B = \bar{v}_A + \bar{v}_{BA}$ (I) $\bar{v}_B = \bar{v}_C + \bar{v}_{BC}$	Elem. 2: $\bar{v}_A, \bar{v}_B$ Elem. 3: $\bar{v}_B, \bar{v}_C$
	$\bar{a}_A, \bar{a}_C$	(I) $\bar{a}_B = \bar{a}_A + \bar{a}^n_{BA} + \bar{a}^t_{BA}$ (I) $\bar{a}_B = \bar{a}_C + \bar{a}^n_{BC} + \bar{a}^t_{BC}$	Elem. 2: $\bar{a}_A, \bar{a}_B$ Elem. 3: $\bar{a}_B, \bar{a}_C$
RRT (0/2/2, aspect 2)  M∈4	$\bar{v}_A, \bar{v}_M, \omega_4$	(I) $\bar{v}_B = \bar{v}_A + \bar{v}_{BA}$ (II) $\bar{v}_B = \bar{v}_M + \bar{v}_{34}$	Elem.2: $\bar{v}_A, \bar{v}_B$ Elem.3: $\bar{v}_B, \omega_3 = \omega_4$
	$\bar{a}_A, \bar{a}_M, \varepsilon_4$	(I) $\bar{a}_B = \bar{a}_A + \bar{a}^n_{BA} + \bar{a}^t_{BA}$ (II) $\bar{a}_B = \bar{a}_M + \bar{a}^c_{34} + \bar{a}^r_{34}$	Elem. 2: $\bar{a}_A, \bar{a}_B$ Elem.3: $\bar{a}_B, \varepsilon_3 = \varepsilon_4$
RTR (0/2/2, aspect 3)  M∈3, N∈2	$\bar{v}_A, \bar{v}_C$	(II) $\bar{v}_M = \bar{v}_A + \bar{v}_{32}$ (I) $\bar{v}_M = \bar{v}_C + \bar{v}_{MC}$ (II) $\bar{v}_N = \bar{v}_C + \bar{v}_{23}$ (I) $\bar{v}_N = \bar{v}_A + \bar{v}_{NA}$	Elem. 2: $\bar{v}_A, \bar{v}_N$ Elem. 3: $\bar{v}_C, \bar{v}_M$
	$\bar{a}_A, \bar{a}_C$	(II) $\bar{a}_M = \bar{a}_A + \bar{a}^c_{32} + \bar{a}^r_{32}$ (I) $\bar{a}_M = \bar{a}_C + \bar{a}^n_{MC} + \bar{a}^t_{MC}$ (II) $\bar{a}_N = \bar{a}_C + \bar{a}^c_{23} + \bar{a}^r_{23}$ (I) $\bar{a}_N = \bar{a}_A + \bar{a}^n_{NA} + \bar{a}^t_{NA}$	Elem. 2: $\bar{a}_A, \bar{a}_N$ Elem. 3: $\bar{a}_C, \bar{a}_M$

Tabelul 2.2 (continuare)

1	2	3	4
TRT (0/2/2, aspect 4)  M∈1, N∈4	$\bar{v}_M, \bar{v}_N,$ ω_1, ω_4	(II) $\bar{v}_B = \bar{v}_M + \bar{v}_{21}$ (II) $\bar{v}_B = \bar{v}_N + \bar{v}_{34}$	Elem.2: $\bar{v}_B, \omega_2 = \omega_1$ Elem.3: $\bar{v}_B, \omega_3 = \omega_4$
	$\bar{a}_M, \bar{a}_N,$ $\varepsilon_1, \varepsilon_4$	(II) $\bar{a}_B = \bar{a}_M + \bar{a}^c_{21} + \bar{a}^r_{21}$ (II) $\bar{a}_B = \bar{a}_N + \bar{a}^c_{34} + \bar{a}^r_{34}$	Elem.2: $\bar{a}_B, \varepsilon_2 = \varepsilon_1$ Elem.3: $\bar{a}_B, \varepsilon_3 = \varepsilon_4$
RTT (0/2/2, aspect 5)  M∈3, N∈4	$\bar{v}_A, \omega_4$	(II) $\bar{v}_M = \bar{v}_A + \bar{v}_{32}$ (II) $\bar{v}_M = \bar{v}_N + \bar{v}_{34}$	Elem.2: $\bar{v}_A,$ $\omega_2 = \omega_3 = \omega_4$ Elem.3: $\bar{v}_M, \omega_3 = \omega_4$
	$\bar{a}_A, \varepsilon_4$	(II) $\bar{a}_M = \bar{a}_A + \bar{a}^c_{32} + \bar{a}^r_{32}$ (II) $\bar{a}_M = \bar{a}_N + \bar{a}^c_{34} + \bar{a}^r_{34}$	Elem.2: $\bar{a}_A,$ $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = \varepsilon_4$ Elem.3: $\bar{a}_M, \varepsilon_3 = \varepsilon_4$
R (1/1/1) 	$\bar{v}_A, \omega_1$ $\bar{a}_A, \varepsilon_1$	Parametrii de intrare determină direct distribuția de viteze și de accelerații ale elementului 1.	Elem. 1: $\bar{v}_A, \omega_1$ Elem. 1: $\bar{a}_A, \varepsilon_1$
RTRR (1/2/2)  M∈3, N∈2	$\bar{v}_A, \bar{v}_D, \bar{v}_{32}$	(II) $\bar{v}_M = \bar{v}_A + \bar{v}_{32}$ (I) $\bar{v}_C = \bar{v}_M + \bar{v}_{CM}$ (I) $\bar{v}_C = \bar{v}_D + \bar{v}_{CD}$ (II) $\bar{v}_N = \bar{v}_C + \bar{v}_{23}$	Elem.2: $\bar{v}_A, \bar{v}_N$ Elem.3: $\bar{v}_M, \bar{v}_C$ Elem.4: $\bar{v}_D, \bar{v}_C$
	$\bar{a}_A, \bar{a}_D, \bar{a}^r_{32}$	(II) $\bar{a}_M = \bar{a}_A + \bar{a}^c_{32} + \bar{a}^r_{32}$ (I) $\bar{a}_C = \bar{a}_M + \bar{a}^n_{CM} + \bar{a}^t_{CM}$ (I) $\bar{a}_C = \bar{a}_D + \bar{a}^n_{CD} + \bar{a}^t_{CD}$ (II) $\bar{a}_N = \bar{a}_C + \bar{a}^c_{23} + \bar{a}^r_{23}$	Elem. 2: $\bar{a}_A, \bar{a}_N$ Elem. 3: $\bar{a}_M, \bar{a}_C$ Elem. 4: $\bar{a}_D, \bar{a}_C$

- **Grupa structurală RRT** (Fig.2.7)

Se defineşte un punct M care coincide cu B, dar aparține elementului 4.

Parametrii de intrare:

$\bar{\mathbf{v}}_A(\mathbf{v}_{Ax}, \mathbf{v}_{Ay})$, $\bar{\mathbf{v}}_M(\mathbf{v}_{Mx}, \mathbf{v}_{My})$, $\boldsymbol{\omega}_4$

$\bar{\mathbf{a}}_A(\mathbf{a}_{Ax}, \mathbf{a}_{Ay})$, $\bar{\mathbf{a}}_M(\mathbf{a}_{Mx}, \mathbf{a}_{My})$, $\boldsymbol{\varepsilon}_4$

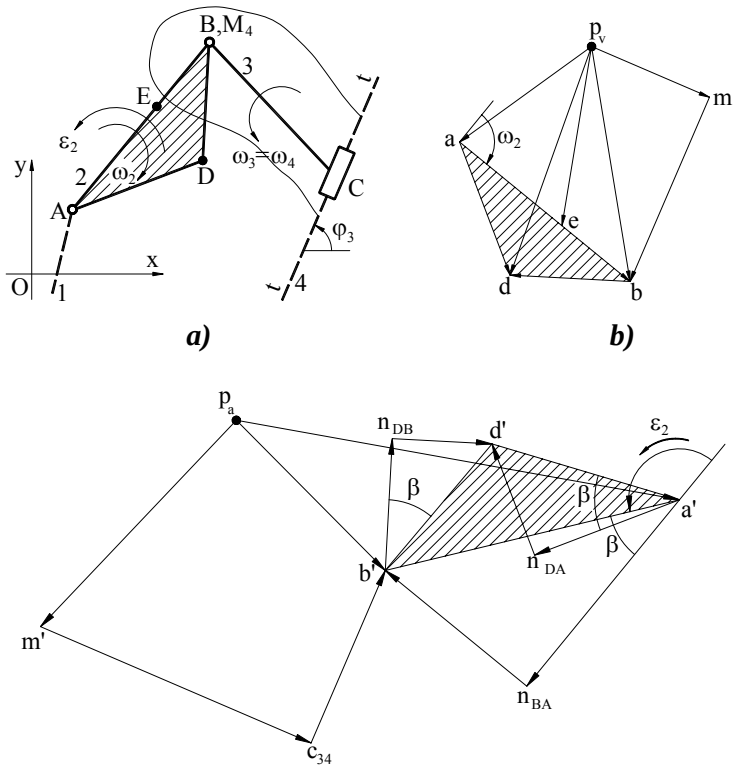


Fig. 2.7

Pentru **analiza vitezelor** se scriu următoarele ecuații

$$\begin{cases} (\mathrm{I})\ \bar{v}_B = \underline{\underline{\bar{v}_A}} + \underline{\bar{v}_{BA}} \\ (\mathrm{II})\ \bar{v}_B = \underline{\underline{\bar{v}_M}} + \underline{\bar{v}_{34}} \end{cases} \tag{2.16}$$

Se aplică, pentru început, **varianta grafică** de rezolvare. În sistemul (2.16) vectorul $\overline{v}_B$ este necunoscut, vectorii $\overline{v}_A$ şi $\overline{v}_M$ se cunosc, iar pentru vectorii $\overline{v}_{BA} \perp AB$ şi $\overline{v}_{34} // tt$ se cunosc direcţiile. Aceasta este structura generală, în ce priveşte vectorii cunoscuţi şi necunoscuţi, pentru sistemele de ecuaţii vectoriale utilizate în cadrul metodei. Ca urmare şi modul de rezolvare este unic. Se adoptă un punct $\mathbf{p_v}$ – numit polul vitezelor (Fig.2.7.b) în care se aplică $\overline{v}_A\ (\overline{p_v a})$, iar prin punctul **a** se trasează suportul vectorului $\overline{v}_{BA} \perp AB$. Această dreaptă este locul geometric al punctului **b** – extremitatea vectorului $\overline{v}_B (\overline{p_v b})$. În mod analog, se aplică în $\mathbf{p_v}$ vectorul $\overline{v}_M\ (\overline{p_v m})$, iar prin punctul **m** se trasează suportul vectorului $\overline{v}_{34} // tt$ care constituie, de asemenea, locul geometric al punctului **b**. Evident, poziţia lui **b** se găseşte la intersecţia celor două drepte, iar $\overline{p_v b}$ reprezintă $\overline{v}_B$. Din aceeaşi construcţie rezultă şi vitezele relative $\overline{v}_{BA}\ (\overline{ab})$ şi $\overline{v}_{34}\ (\overline{mb})$. Cunoscând $\overline{v}_B$, distribuţia de viteze, pentru cele două elemente, este determinată. Astfel, în cazul elementului 2 se cunosc $\overline{v}_A$ şi $\overline{v}_B$, iar în cazul elementului 3, $\overline{v}_B$ şi $\omega_3 = \omega_4$. Dacă dorim să calculăm viteza unui punct oarecare $D \in 2$, se scriu ecuaţiile

$$(I)\ \overline{v}_D = \underline{\underline{\overline{v}_A}} + \underline{\overline{v}_{DA}}$$

$$(I)\ \overline{v}_D = \underline{\underline{\overline{v}_B}} + \underline{\overline{v}_{DB}}$$

în care $\overline{v}_A$ şi $\overline{v}_B$ se cunosc, iar $\overline{v}_{DA} \perp AD$ şi $\overline{v}_{DB} \perp BD$. Rezolvarea se face la fel ca în cazul sistemului (2.16) rezultând $\overline{v}_D\ (\overline{p_v d})$, $\overline{v}_{DA}\ (\overline{ad})$ şi $\overline{v}_{DB} (\overline{bd})$. Pentru a determina viteza unghiulară ω_2 se aplică formula

$$|\omega_2| = \frac{|v_{BA}|}{l_{AB}},$$

iar sensul se stabileşte după regula dată la ecuaţiile de tipul I - sensul vitezei unghiulare ω_2 este acelaşi cu sensul în care se roteşte $\overline{AB}$ pentru a se suprapune peste $\overline{v}_{BA} (\overline{ba})$.

Construcţia grafică, numită poligonul vitezelor (Fig.2.7.b) presupune aplicarea vitezelor absolute în polul vitezelor $\mathbf{p_v}$. Această proprietate implică existenţa unei teoreme numită **teorema similitudinii cinematice pentru viteze.**

Se consideră trei puncte care aparţin unui element. Triunghiul format de extremităţile vitezelor absolute este asemenea şi rotit cu 90^0 în sensul vitezei unghiulare, în raport cu triunghiul format din cele trei puncte.

Pentru demonstrarea teoremei să considerăm punctele A, B şi D. Triunghiul **abd** este, într-adevăr, asemenea şi rotit cu 90^0 în sensul vitezei

unghiulare față de triunghiul ABD, pentru că laturile sale **ab**, **ad**, şi **bd** reprezintă vitezele relative $\overline{v}_{BA}, \overline{v}_{DA}$ şi $\overline{v}_{DB}$.

Teorema permite determinarea vitezei unui punct când se cunosc vitezele altor două puncte ale aceluiaşi element. Ea este foarte utilă în cazul în care punctele sunt coliniare. Se consideră, în acest sens, punctul E coliniar cu A şi B. Putem scrie sistemul

$$\text{(I)}\ \overline{v}_E = \underline{\underline{\overline{v}_A}} + \underline{\overline{v}_{EA}}$$

$$\text{(I)}\ \overline{v}_E = \underline{\underline{\overline{v}_B}} + \underline{\overline{v}_{EB}},$$

care nu se poate rezolva grafic pentru că suportul vitezei $\overline{v}_{EA} \perp AB$ se suprapune peste suportul vitezei $\overline{v}_{EB} \perp AB$, rezultând o nedeterminare. Aplicând teorema similitudinii ($\Delta abe \sim \Delta ABE$) rezultă că punctul **e** trebuie să fie coliniar cu **a** şi **b**, iar poziția lui se obține din proporționalitatea laturilor

$$\frac{ae}{AE} = \frac{ab}{AB} \Rightarrow ae = AE\frac{ab}{AB}.$$

Pentru **rezolvarea analitică**, sistemul (2.16) se proiectează pe axele sistemului de coordonate fix, după modelul indicat la cele două tipuri de ecuații

$$\begin{aligned}
v_{Bx} &= v_{Ax} - \omega_2(y_B - y_A)\\
v_{By} &= v_{Ay} + \omega_2(x_B - x_A)\\
v_{Bx} &= v_{Mx} + v_{34}\cdot\cos\varphi_3\\
v_{By} &= v_{My} + v_{34}\cdot\sin\varphi_3.
\end{aligned}$$

În felul acesta se obține un sistem liniar în necunoscutele $v_{Bx}, v_{By}, \omega_2, v_{34}$, care se poate scrie sub forma

$$\begin{vmatrix} 1 & 0 & (y_B - y_A) & 0 \\ 0 & 1 & -(x_B - x_A) & 0 \\ 1 & 0 & 0 & -\cos\varphi_3 \\ 0 & 1 & 0 & -\sin\varphi_3 \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} v_{Bx} \\ v_{By} \\ \omega_2 \\ v_{34} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} v_{Ax} \\ v_{Ay} \\ v_{Mx} \\ v_{My} \end{vmatrix} \qquad (2.17)$$

şi care se poate rezolva fie prin metoda directă (regula lui Cramer), fie printr-un procedeu numeric.

Observație

Sistemul (2.17) este compatibil, determinat dacă determinantul său

$$D = (x_B - x_A)\cos\varphi_3 + (y_B - y_A)\sin\varphi_3$$

este $D \neq 0$. Dacă $D = 0$, rezultă relația

$$\frac{y_B - y_A}{x_B - x_A} = -\frac{1}{tg\varphi_3}$$

care arată că dreapta AB este perpendiculară pe axa de translație tt. Aceasta este tocmai configurația critică a grupei structurale. În concluzie, când grupa se găseşte în configurația critică, problema vitezelor admite o singularitate (incompatibilitate sau nedeterminare). Această concluzie este valabilă pentru toate grupele structurale.

Pentru **analiza accelerațiilor** se scriu următoarele ecuații vectoriale

$$\begin{aligned} &(I)\ \bar{a}_B = \underline{\underline{\bar{a}_A}} + \underline{\underline{\bar{a}^n_{BA}}} + \underline{\bar{a}^t_{BA}} \\ &(II)\ \bar{a}_B = \underline{\underline{\bar{a}_M}} + \underline{\underline{\bar{a}^c_{34}}} + \underline{\bar{a}^r_{34}} \end{aligned} \qquad (2.18)$$

Vectorii $\bar{a}_A$ şi $\bar{a}_M$ se cunosc inițial, vectorii $\bar{a}^n_{BA}$ şi $\bar{a}^c_{34}$ se pot determina

$$\bar{a}^n_{BA}\begin{cases} \left|a^n_{BA}\right| = \omega_2^2 \cdot l_{AB} \\ // AB \\ B \to A \end{cases} ; \quad \bar{a}^c_{34}\begin{cases} \left|a^c_{34}\right| = 2\left|\omega_3\right| \cdot \left|v_{34}\right| \\ \perp tt \\ \text{se roteste } \bar{v}_{34} \text{ cu } 90^0 \text{ in sensul } \omega_3 \end{cases}$$

iar pentru vectorii $\bar{a}^t_{BA} \perp AB$ şi $\bar{a}^r_{34} // tt$ se cunosc direcțiile.

Rezolvarea grafică este similară cu cea utilizată la viteze. Se adoptă un punct numit polul accelerațiilor - $\mathbf{p_a}$ (Fig.2.7.c) în care se aplică $\bar{a}_A$ $(\overline{p_a a'})$. În extremitatea acestui vector se aplică $\bar{a}^n_{BA}$ $(\overline{a'n_{BA}})$, iar prin extremitatea sa se trasează suportul vectorului $\bar{a}^t_{BA} \perp AB$. Acesta este locul geometric al punctului $\mathbf{b'}$ – extremitatea vectorului $\bar{a}_B(\overline{p_a b'})$. Se procedează analog cu vectorii din ecuația a doua: se reprezintă succesiv $\bar{a}_M$ $(\overline{p_a m'})$, $\bar{a}^c_{34}$ $(\overline{m'c_{34}})$ şi suportul vectorului $\bar{a}^r_{34} // tt$ care este locul geometric al punctului $\mathbf{b'}$. Desigur, $\mathbf{b'}$ se găseşte la intersecția celor două drepte suport, iar $\overline{p_a b'}$ reprezintă $\bar{a}_B$. În poligonul accelerațiilor apar, de asemenea, $\bar{a}^t_{BA}$ $(\overline{n_{BA} b'})$ şi $\bar{a}^r_{34}$ $(\overline{c_{34} b'})$. În aceste condiții distribuția de accelerații este determinată: pentru elementul 2 se cunosc $\bar{a}_A$ şi $\bar{a}_B$, iar pentru elementul 3: $\bar{a}_B$ şi $\varepsilon_3 = \varepsilon_4$.

Pentru a determina accelerația unui punct oarecare $D \in 2$, se scriu ecuațiile

$$\begin{aligned} &(I)\ \bar{a}_D = \underline{\underline{\bar{a}_A}} + \underline{\underline{\bar{a}^n_{DA}}} + \underline{\bar{a}^t_{DA}} \\ &(I)\ \bar{a}_D = \underline{\underline{\bar{a}_B}} + \underline{\underline{\bar{a}^n_{DB}}} + \underline{\bar{a}^t_{DB}} \end{aligned}$$

în care $\bar{a}_A$ şi $\bar{a}_B$ se cunosc, $\bar{a}^n_{DA}$ şi $\bar{a}^n_{DB}$ se pot determina

$$\bar{a}^n_{DA}\begin{cases}\left|a^n_{DA}\right| = \omega_2^2 \cdot l_{AD}\\ // AD\\ D \to A\end{cases} \quad ; \quad \bar{a}^n_{DB}\begin{cases}\left|a^n_{DB}\right| = \omega_2^2 \cdot l_{BD}\\ // BD\\ D \to B\end{cases}$$

iar $\bar{a}^t_{DA} \perp AD$ şi $\bar{a}^t_{DB} \perp BD$.

Aplicând procedeul de rezolvare descris în cazul sistemului (2.18) se determină $\bar{a}_D$ $(\overline{p_a d'})$. Modulul accelerației unghiulare ε_2 se calculează cu formula

$$\left|\varepsilon_2\right| = \frac{\left|a^t_{BA}\right|}{l_{AB}},$$

iar sensul se determină după regula dată la ecuațiile de tipul I, ca fiind acelaşi cu sensul în care se roteşte $\overline{AB}$ pentru a se suprapune peste $\bar{a}^t_{BA}$.

Faptul că accelerațiile absolute se aplică într-un punct (p_a) determină existența **teoremei similitudinii cinematice pentru accelerații**.

Se consideră trei puncte care aparțin unui element. Triunghiul format de extremitățile accelerațiilor absolute este asemenea cu triunghiul format de cele trei puncte şi este rotit față de acesta cu unghiul $(\pi - \beta)$ **în sensul accelerației unghiulare.** Unghiul β are valoarea dată de relația

$$tg\beta = \frac{\left|\varepsilon\right|}{\omega^2}$$

Pentru a demonstra teorema se consideră punctele A, B şi D. Din poligonul accelerațiilor se observă că laturile triunghiului **a'b'd'** sunt rotite față de cele ale triunghiului **ABD** cu acelaşi unghi $(\pi - \beta)$ în sensul lui ε_2.

$$tg\beta = \frac{\left|a^t_{BA}\right|}{\left|a^n_{BA}\right|} = \frac{\left|a^t_{DA}\right|}{\left|a^n_{DA}\right|} = \frac{\left|a^t_{DB}\right|}{\left|a^n_{DB}\right|} = \frac{\left|\varepsilon_2\right|}{\omega_2^2}.$$

Ca urmare, cele două triunghiuri **a'b'd'** şi **ABD** sunt asemenea. Teorema similitudinii pentru accelerații se utilizează pentru determinarea directă (fără a scrie ecuații vectoriale) a accelerației unui punct când se cunosc accelerațiile altor două puncte aparținând aceluiaşi element. Ca şi la viteze, aplicarea teoremei este deosebit de utilă când punctele sunt coliniare şi când folosirea ecuațiilor vectoriale conduce la o nedeterminare.

Rezolvarea analitică a sistemului (2.18) se face prin proiectarea sa pe axele de coordonate după modelul arătat la cele două tipuri de ecuații

$$a_{Bx} = a_{Ax} - \omega_2^2(x_B - x_A) - \varepsilon_2(y_B - y_A)$$
$$a_{By} = a_{Ay} - \omega_2^2(y_B - y_A) + \varepsilon_2(x_B - x_A)$$

$$a_{Bx} = a_{Mx} - 2\omega_3 v_{34} \sin\varphi_3 + a_{34}^r \cos\varphi_3$$
$$a_{By} = a_{My} + 2\omega_3 v_{34} \cos\varphi_3 + a_{34}^r \sin\varphi_3 .$$

Acest sistem liniar, în necunoscutele $a_{Bx}, a_{By}, \varepsilon_2, a_{34}^r$, se poate scrie sub forma

$$\begin{vmatrix} 1 & 0 & (y_B - y_A) & 0 \\ 0 & 1 & -(x_B - x_A) & 0 \\ 1 & 0 & 0 & -\cos\varphi_3 \\ 0 & 1 & 0 & -\sin\varphi_3 \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} a_{Bx} \\ a_{By} \\ \varepsilon_2 \\ a_{34}^r \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} a_{Ax} - \omega_2^2 (x_B - x_A) \\ a_{Ay} - \omega_2^2 (y_B - y_A) \\ a_{Mx} - 2\omega_3 v_{34} \sin\varphi_3 \\ a_{My} + 2\omega_3 v_{34} \cos\varphi_3 \end{vmatrix} \qquad (2.19)$$

Deoarece sistemul (2.19) are acelaşi determinant cu sistemul (2.17), observaţia legată de condiţia de compatibilitate şi determinare menţionată la viteze rămâne valabilă şi în acest caz.

- **Grupa structurală 0/3/3 cu cuple de rotaţie** (Fig.2.8)

Parametrii de intrare:

$\bar{\mathbf{v}}_A(\mathbf{v}_{Ax}, \mathbf{v}_{Ay})$, $\bar{\mathbf{v}}_C(\mathbf{v}_{Cx}, \mathbf{v}_{Cy})$, $\bar{\mathbf{v}}_E(\mathbf{v}_{Ex}, \mathbf{v}_{Ey})$

$\bar{\mathbf{a}}_A(\mathbf{a}_{Ax}, \mathbf{a}_{Ay})$, $\bar{\mathbf{a}}_C(\mathbf{a}_{Cx}, \mathbf{a}_{Cy})$, $\bar{\mathbf{a}}_E(\mathbf{a}_{Ex}, \mathbf{a}_{Ey})$

Analiza grupei 0/3/3 reclamă utilizarea **metodei punctelor singulare**. Punctele singulare aparţin elementului central 3 (Fig.2.8.a) şi se găsesc la intersecţia dreptelor AB, CD şi EF. În procesul de analiză este necesar numai unul dintre aceste puncte. Să considerăm, în acest sens, punctul S situat la intersecţia dreptelor AB şi CD.

Pentru **analiza vitezelor** se scriu ecuaţiile de tipul I

(I) $\bar{v}_S = \bar{v}_B + \bar{v}_{SB}$

(I) $\bar{v}_B = \bar{v}_A + \bar{v}_{BA}$

(I) $\bar{v}_S = \bar{v}_D + \bar{v}_{SD}$

(I) $\bar{v}_D = \bar{v}_C + \bar{v}_{DC}$

din care, prin înlocuiri, se obţine sistemul

$$\begin{cases} \bar{v}_S = \bar{v}_A + \bar{v}_{SB} + \bar{v}_{BA} \\ \bar{v}_S = \bar{v}_C + \bar{v}_{SD} + \bar{v}_{DC} \end{cases} \qquad (2.20)$$

Se fac notaţiile

$$\overline{v}_{SB} + \overline{v}_{BA} = \overline{v}_{SA}$$
$$\overline{v}_{SD} + \overline{v}_{DC} = \overline{v}_{SC}$$

care permit scrierea sistemului (2.20) sub forma

$$\begin{cases} \overline{v}_S = \underline{\underline{\overline{v}_A}} + \underline{\overline{v}_{SA}} \\ \overline{v}_S = \underline{\underline{\overline{v}_C}} + \underline{\overline{v}_{SC}} \end{cases} \tag{2.21}$$

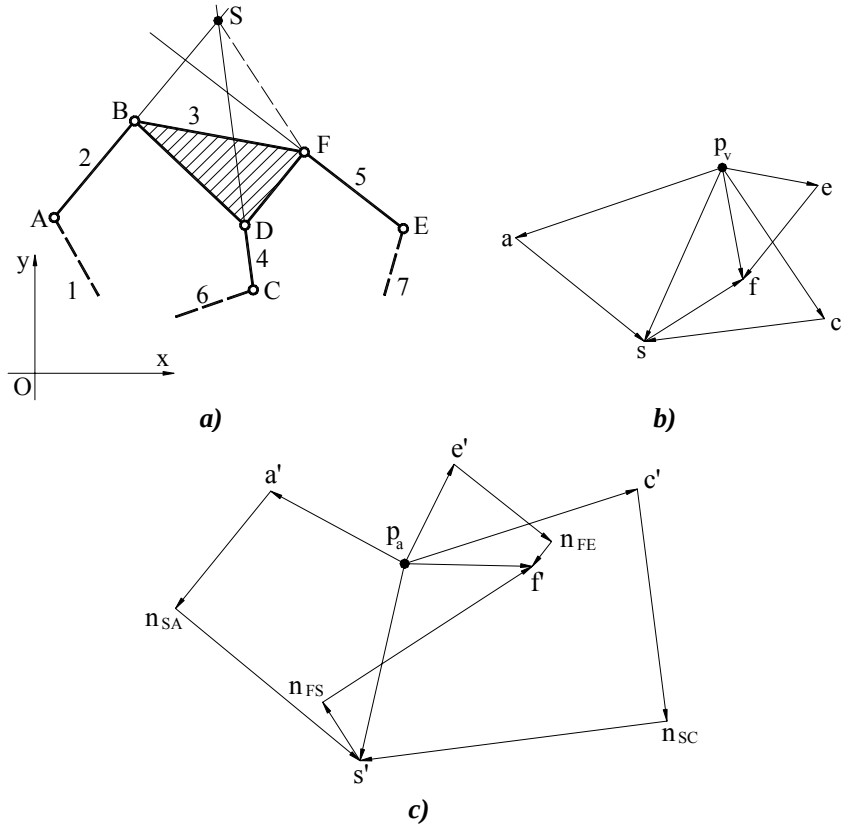


Fig. 2.8

Rezolvarea grafică a sistemului (2.21), în scopul determinării vitezei $\overline{v}_S$, se face după modelul arătat la sistemul (2.16) pentru că $\overline{v}_A$ şi $\overline{v}_C$ sunt cunoscute, iar $\overline{v}_{SA} \perp AB$ ($\overline{v}_{SB} \perp AB$, $\overline{v}_{BA} \perp AB$) şi $\overline{v}_{SC} \perp CD$ ($\overline{v}_{SD} \perp CD$, $\overline{v}_{DC} \perp CD$). După determinarea vitezei $\overline{v}_S$ se determină $\overline{v}_F$ folosind sistemul

$$\begin{cases} \overline{v}_F = \underline{\underline{\overline{v}_S}} + \underline{\overline{v}_{FS}} \\ \overline{v}_F = \underline{\underline{\overline{v}_E}} + \underline{\overline{v}_{FE}} \end{cases}$$

Apoi, se pot calcula, cu ajutorul unor sisteme similare $\overline{v}_D$ (în funcție de $\overline{v}_F$ şi $\overline{v}_C$) şi $\overline{v}_B$ (în funcție de $\overline{v}_F$ şi $\overline{v}_A$).

Pentru **rezolvarea analitică** se consideră ecuația

$$\overline{v}_S = \overline{v}_B + \overline{v}_{SB}$$

şi proiecțiile ei pe axele de coordonate

$$v_{Sx} = v_{Bx} - \omega_3 (y_S - y_B)$$
$$v_{Sy} = v_{By} + \omega_3 (x_S - x_B)$$

Între aceste ecuații se poate elimina ω_3 rezultând

$$\frac{v_{Sx} - v_{Bx}}{v_{Sy} - v_{By}} = -\frac{y_S - y_B}{x_S - x_B}$$

În mod similar, din ecuația

$$\overline{v}_B = \overline{v}_A + \overline{v}_{BA}$$

rezultă

$$\frac{v_{Bx} - v_{Ax}}{v_{By} - v_{Ay}} = -\frac{y_B - y_A}{x_B - x_A}.$$

Deoarece punctele A, B şi S sunt coliniare există proporția

$$\frac{y_S - y_B}{x_S - x_B} = \frac{y_B - y_A}{x_B - x_A}$$

care conduce la relațiile

$$\frac{v_{Sx} - v_{Bx}}{v_{Sy} - v_{By}} = \frac{v_{Bx} - v_{Ax}}{v_{By} - v_{Ay}} = \frac{v_{Sx} - v_{Ax}}{v_{Sy} - v_{Ay}}$$

şi, în final, la ecuația

$$\frac{v_{Sx} - v_{Ax}}{v_{Sy} - v_{Ay}} = -\frac{y_B - y_A}{x_B - x_A}. \tag{2.22}$$

Considerând punctele C, D şi S se deduce, în acelaşi fel, ecuația

$$\frac{v_{Sx} - v_{Cx}}{v_{Sy} - v_{Cy}} = -\frac{y_D - y_C}{x_D - x_C} \tag{2.23}$$

Ecuațiile (2.22) şi (2.23) formează un sistem liniar

$$\begin{vmatrix} x_B - x_A & y_B - y_A \\ x_D - x_C & y_D - y_C \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} v_{Sx} \\ v_{Sy} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} v_{Ax}(x_B - x_A) + v_{Ay}(y_B - y_A) \\ v_{Cx}(x_B - x_C) + v_{Cy}(y_B - y_C) \end{vmatrix}$$

din care se calculează v_{Sx} și v_{Sy}. Traseul de calcul care se parcurge, în continuare, este similar cu cel arătat la procedeul grafic.

Problema accelerațiilor reclamă folosirea ecuațiilor de tipul I:

$$\begin{aligned} &(I)\ \bar{a}_S = \bar{a}_B + \bar{a}^n_{SB} + \bar{a}^t_{SB} \\ &(I)\ \bar{a}_B = \bar{a}_A + \bar{a}^n_{BA} + \bar{a}^t_{BA} \end{aligned} \tag{2.24}$$

$$\begin{aligned} &(I)\ \bar{a}_S = \bar{a}_D + \bar{a}^n_{SD} + \bar{a}^t_{SD} \\ &(I)\ \bar{a}_D = \bar{a}_C + \bar{a}^n_{DC} + \bar{a}^t_{DC} \end{aligned} \tag{2.25}$$

Prin înlocuiri se obține sistemul

$$\begin{aligned} &\bar{a}_S = \bar{a}_A + \bar{a}^n_{BA} + \bar{a}^n_{SB} + \bar{a}^t_{BA} + \bar{a}^t_{SB} \\ &\bar{a}_B = \bar{a}_C + \bar{a}^n_{DC} + \bar{a}^n_{SD} + \bar{a}^t_{DC} + \bar{a}^t_{SD} \end{aligned} \tag{2.26}$$

Se fac notațiile

$$\begin{aligned} &\bar{a}^n_{BA} + \bar{a}^n_{SB} = \bar{a}^n_{SA} \\ &\bar{a}^t_{BA} + \bar{a}^t_{SB} = \bar{a}^t_{SA} \\ &\bar{a}^n_{DC} + \bar{a}^n_{SD} = \bar{a}^n_{SC} \\ &\bar{a}^t_{DC} + \bar{a}^t_{SD} = \bar{a}^t_{SC} \end{aligned}$$

În felul acesta sistemul (2.26) se poate scrie

$$\begin{aligned} &\bar{a}_S = \underline{\underline{\bar{a}_A}} + \underline{\underline{\bar{a}^n_{SA}}} + \underline{\bar{a}^t_{SA}} \\ &\bar{a}_S = \underline{\underline{\bar{a}_C}} + \underline{\underline{\bar{a}^n_{SC}}} + \underline{\bar{a}^t_{SC}} \end{aligned} \tag{2.27}$$

Acest sistem se **rezolvă grafic** după modelul sistemului (2.18) deoarece $\bar{a}_A$ și $\bar{a}_C$ se cunosc inițial, $\bar{a}^n_{SA}$ și $\bar{a}^n_{SC}$ se pot calcula pe baza componentelor lor

$$\bar{a}^n_{BA} \begin{cases} \left| a^n_{BA} \right| = \omega_2^2 \cdot l_{AB} \\ // \ AB \\ B \to A \end{cases} ; \quad \bar{a}^n_{SB} \begin{cases} \left| a^n_{SB} \right| = \omega_3^2 \cdot l_{BS} \\ // \ BS \\ S \to B \end{cases}$$

$$\bar{a}^n_{DC} \begin{cases} \left| a^n_{DC} \right| = \omega_4^2 \cdot l_{CD} \\ // \ CD \\ D \to C \end{cases} ; \quad \bar{a}^n_{SD} \begin{cases} \left| a^n_{SD} \right| = \omega_3^2 \cdot l_{DS} \\ // \ DS \\ S \to D \end{cases}$$

iar $\bar{a}^t_{SA} \perp AB$ ($\bar{a}^t_{BA} \perp AB$, $\bar{a}^t_{SB} \perp AB$) şi $\bar{a}^t_{SC} \perp CD$ ($\bar{a}^t_{DC} \perp CD$, $\bar{a}^t_{SD} \perp CD$). În continuare se determină $\bar{a}_F$ (în funcție $\bar{a}_S$ şi $\bar{a}_E$), $\bar{a}_D$ (în funcție de $\bar{a}_F$ şi $\bar{a}_C$) şi $\bar{a}_B$ (în funcție de $\bar{a}_F$ şi $\bar{a}_A$).

În cadrul **procedeului analitic** ecuațiile (2.24) şi (2.25) se prelucrează asemănător cu ecuațiile de viteze, rezultând, în final, sistemul liniar

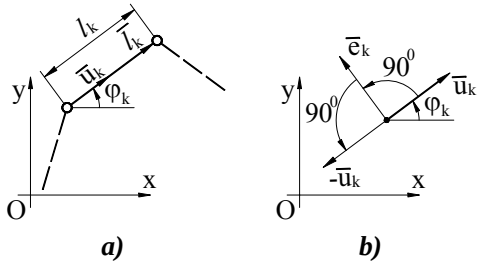
$$\begin{vmatrix} x_B - x_A & y_B - y_A \\ x_D - x_C & y_D - y_C \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} a_{Sx} \\ a_{Sy} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} (a_{Ax} - \omega_3^2(x_S - x_B) - \omega_2^2(x_B - x_A))(x_B - x_A) + \\ + (a_{Ay} - \omega_3^2(y_S - y_B) - \omega_2^2(y_B - y_A))(y_B - y_A) \\ \\ (a_{Cx} - \omega_3^2(x_S - x_D) - \omega_4^2(x_D - x_C))(x_D - x_C) + \\ + (a_{Cy} - \omega_3^2(y_S - y_D) - \omega_4^2(y_D - y_C))(y_D - y_C) \end{vmatrix},$$

din care se calculează $\bar{a}_S$ (a_{Sx}, a_{Sy}).

2.1.4. Metoda contururilor vectoriale

2.1.4.1. Prezentare generală

Metoda are caracter analitic şi poate fi utilizată pentru analiza cinematică a mecanismelor plane şi spațiale formate din lanțuri cinematice închise. Aplicarea metodei presupune adoptarea unui set de contururi independente asociate mecanismului. Pentru fiecare contur se formează un circuit închis de vectori ataşați elementelor şi se scrie o ecuație de închidere care exprimă faptul că suma vectorilor este egală cu zero. Un vector oarecare din contur $\bar{l}_k$ (Fig.2.9.a) se poate exprima astfel:



a) ***b)***

Fig.2.9

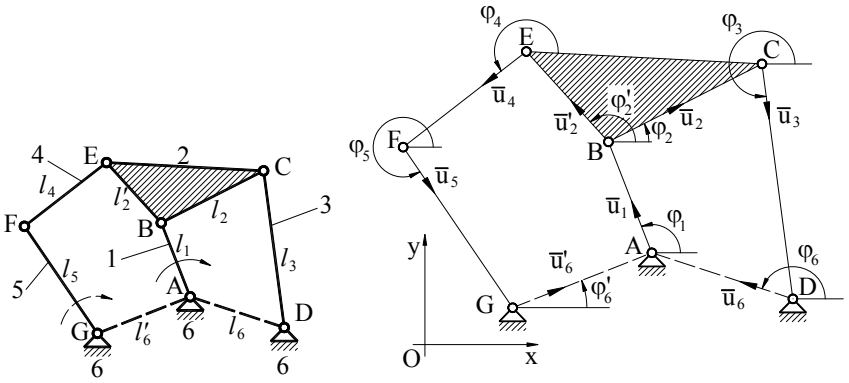
$$\bar{l}_k = \bar{u}_k(\varphi_k) \cdot l_k$$

în care l_k este o lungime, iar $\bar{u}_k(\varphi_k)$ este un versor determinat de unghiul φ_k, măsurat în sens direct (trigonometric) în raport cu semiaxa pozitivă Ox a unui sistem de coordonate fix (solidar cu baza). Prin urmare, fiecare vector al conturului conține doi parametri scalari, l_k şi φ_k care pot fi constanți sau variabili. Ecuațiile de închidere se proiectează pe axele de coordonate, rezultând un sistem de ecuații scalare care are ca necunoscute parametrii de poziție ai mecanismului. În cazul mecanismelor de clasa a 2-a ecuațiile de închidere se

pot rezolva separat, într-o ordine stabilită raţional şi admit, în general, soluţii analitice (directe). Mecanismele de clase mai mari reclamă gruparea ecuaţiilor de închidere, iar rezolvarea se poate face numai prin metode numerice. Pentru exemplificare, să considerăm mecanismul din Fig.2.10.a (care provine dintr-un lanţ cinematic Stephenson) cu circuitele vectoriale indicate în Fig.2.10.b. Ecuaţiile de închidere sunt

$$\bar{u}_1 l_1 + \bar{u}_2 l_2 + \bar{u}_3 l_3 + \bar{u}_6 l_6 = 0$$

$$\bar{u}_1 l_1 + \bar{u}'_2 l'_2 + \bar{u}_4 l_4 + \bar{u}_5 l_5 + \bar{u}'_6 l'_6 = 0$$



a) ***b)***

Fig. 2.10

Dacă se adoptă cupla A - conducătoare, mecanismul este de clasa a 2-a (descompunerea în grupe structurale este arătată în Tab.1.8). În această ipoteză prima ecuaţie de închidere are două necunoscute: φ_2 şi φ_3 deoarece l_1, l_2, l_3, l_6, şi φ_6 sunt constante constructive, iar φ_1 este parametrul cuplei conducătoare, considerat cunoscut. Prin urmare această ecuaţie de închidere se poate rezolva separat fiind echivalentă cu două ecuaţii scalare. În ecuaţia a doua intervin necunoscutele φ'_2, φ_4 şi φ_5 deoarece l_1, l'_2, l_4, l_5, l'_6 şi φ'_6 sunt constante constructive, iar φ_1 se cunoaşte. Dar, după rezolvarea primei ecuaţii, putem calcula $\varphi'_2 = \varphi_2 + \sphericalangle CBE$, astfel că rămân numai două necunoscute şi problema este determinată. În cazul în care cupla conducătoare este G, mecanismul este de clasa a 3-a (Tab.1.8), iar cele patru necunoscute φ_1, φ_2, φ_3 şi φ_4 se pot determina numai prin rezolvarea sistemului format din ambele ecuaţii.

Pentru determinarea vitezelor şi a acceleraţiilor se derivează ecuaţiile de închidere în raport cu parametrul cuplei conducătoare φ_1. Vom analiza modul în care se face derivarea unui versor oarecare $\bar{u}_k$.

$$\bar{u}_k = \bar{i}\cos\varphi_k + \bar{j}\sin\varphi_k$$

$$\frac{d\bar{u}_k}{d\varphi_1} = (-\bar{i}\sin\varphi_k + \bar{j}\cos\varphi_k)\frac{d\varphi_k}{d\varphi_1} = (\bar{i}\cos(\varphi_k + 90^0) + \bar{j}\sin(\varphi_k + 90^0))\frac{d\varphi_k}{d\varphi_1}$$

Expresia din paranteză reprezintă un versor rotit cu 90^0 în sens direct față de $\bar{u}_k$, pe care îl notăm $\bar{e}_k$ (Fig.2.9.b), astfel încât putem scrie

$$\frac{d\bar{u}_k}{d\varphi_1} = \bar{e}_k \frac{d\varphi_k}{d\varphi_1} \tag{2.28}$$

În mod analog, derivarea lui $\bar{e}_k$ în raport cu φ_1 se face după formula

$$\frac{d\bar{e}_k}{d\varphi_1} = -\bar{u}_k \frac{d\varphi_k}{d\varphi_1} \tag{2.29}$$

deoarece prin rotirea lui $\bar{e}_k$ cu 90^0 în sens direct se obține - $\bar{u}_k$ (Fig.2.9.b).

Funcțiile de forma $\varphi_k(\varphi_1)$, conținute implicit în ecuațiile de închidere şi exprimate explicit după rezolvarea acestora se numesc **funcții de transmitere de ordinul zero**. Derivatele lor în raport cu φ_1, $\frac{d\varphi_k}{d\varphi_1}(\varphi_1)$ se numesc **funcții de transmitere de ordinul unu**, iar derivatele de ordin doi $\frac{d^2\varphi_k}{d\varphi_1^2}(\varphi_1)$ **- funcții de transmitere de ordinul doi**.

În cele ce urmează se aplică această metodă pentru a efectua analiza cinematică a mecanismelor plane uzuale cu 4 elemente, caracterizate printr-un singur contur vectorial. La fiecare mecanism se precizează parametrii de intrare clasificați astfel: 1) parametrii constructivi; 2) parametrii mişcării relative din cupla conducătoare.

2.1.4.2. Mecanismul patrulater articulat plan (Fig.2.11)

Parametrii de intrare:
1) l_1, l_2, l_3, l_4
2) φ_1, ω_1, ε_1

Ecuația de închidere a conturului vectorial (Fig.2.11.b) este

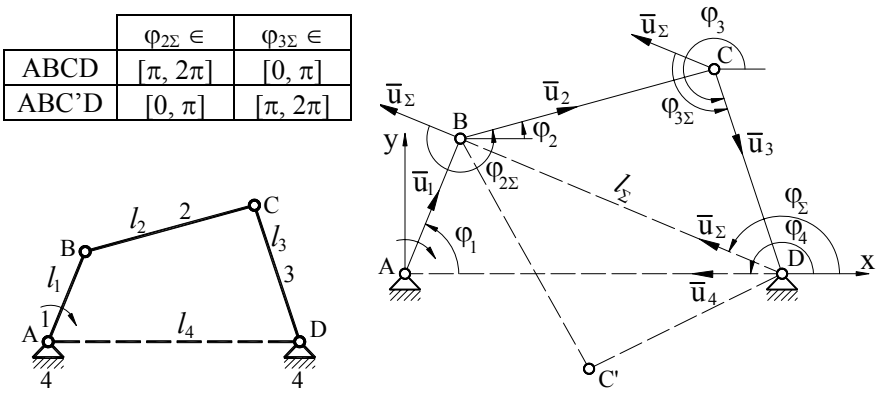
$$\bar{u}_1 l_1 + \bar{u}_2 l_2 + \bar{u}_3 l_3 + \bar{u}_4 l_4 = 0 \tag{2.30}$$

Problema pozițiilor constă în determinarea unghiurilor φ_2 şi φ_3 care intervin în ecuația de închidere, ca singure necunoscute, prin intermediul

versorilor $\overline{u}_2(\varphi_2)$ şi $\overline{u}_3(\varphi_3)$. Se observă că vectorii $\overline{u}_1 l_1$ şi $\overline{u}_4 l_4$ sunt complet cunoscuți, iar suma lor se notează $\overline{u}_\Sigma l_\Sigma$,

$$\overline{u}_\Sigma l_\Sigma = \overline{u}_1 l_1 + \overline{u}_4 l_4$$

	$\varphi_{2\Sigma} \in$	$\varphi_{3\Sigma} \in$
ABCD	$[\pi, 2\pi]$	$[0, \pi]$
ABC'D	$[0, \pi]$	$[\pi, 2\pi]$



a) ***b)***

Fig. 2.11

Proiectând această relație pe axele de coordonate şi având în vedere că $\varphi_4 = \pi$, se obține

$$l_\Sigma \cos\varphi_\Sigma = l_1 \cos\varphi_1 - l_4$$
$$l_\Sigma \sin\varphi_\Sigma = l_1 \sin\varphi_1$$

De aici rezultă

$$\varphi_\Sigma = \operatorname{arctg}\frac{l_1 \sin\varphi_1}{l_1 \cos\varphi_1 - l_4}$$
$$l_\Sigma = \sqrt{l_1^2 + l_4^2 - 2 l_1 l_4 \cos\varphi_1}$$

Ecuația de închidere se poate scrie, acum, sub forma

$$\overline{u}_2 l_2 + \overline{u}_3 l_3 + \overline{u}_\Sigma l_\Sigma = 0$$

Se separă termenul $\overline{u}_3 l_3$ şi se ridică ecuația la pătrat

$$(-\overline{u}_3 l_3)^2 = (\overline{u}_2 l_2 + \overline{u}_\Sigma l_\Sigma)^2$$
$$l_3^2 = l_2^2 + l_\Sigma^2 + 2 l_2 l_\Sigma \cos\varphi_{2\Sigma}$$

De aici rezultă unghiul $\varphi_{2\Sigma}$ format între versorii $\overline{u}_2$ şi $\overline{u}_\Sigma$

$$\varphi_{2\Sigma} = \arccos\left(\frac{l_3^2 - l_2^2 - l_\Sigma^2}{2 l_2 l_\Sigma}\right)$$

Cele două soluții posibile pentru $\varphi_{2\Sigma} \in [0, 2\pi]$ sunt în corespondență cu cele două poziții ale mecanismului ABCD şi ABC'D, aşa cum se indică în tabelul din Fig.2.11. Cunoscând $\varphi_{2\Sigma}$, se calculează

$$\varphi_2 = \varphi_\Sigma + \varphi_{2\Sigma}.$$

Procedând în mod analog, prin separarea termenului $\overline{u}_2 l_2$, se obține

$$\varphi_{3\Sigma} = \arccos\left(\frac{l_2^2 - l_3^2 - l_\Sigma^2}{2 l_3 l_\Sigma}\right)$$

şi

$$\varphi_3 = \varphi_\Sigma + \varphi_{3\Sigma}.$$

Soluțiile pentru $\varphi_{3\Sigma} \in [0, 2\pi]$ sunt, de asemenea, în corespondență cu pozițiile mecanismului, aşa cum se arată în tabelul din Fig.2.11.

În cadrul **problemei vitezelor** ne propunem să determinăm vitezele unghiulare ω_2 şi ω_3 care se pot exprima astfel

$$\omega_2 = \frac{d\varphi_2}{dt} = \frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} \cdot \frac{d\varphi_1}{dt} = \frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}\omega_1$$

$$\omega_3 = \frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}\omega_1$$

Deoarece ω_1 se cunoaşte, pentru a determina ω_2 şi ω_3 trebuie să determinăm funcțiile de transmitere de ordinul unu $\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}$ şi $\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}$. În acest scop se derivează ecuația de închidere (2.30) în raport cu parametrul φ_1

$$\overline{e}_1 l_1 + \overline{e}_2 l_2 \frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} + \overline{e}_3 l_3 \frac{d\varphi_3}{d\varphi_1} = 0 \quad / \cdot \overline{u}_3 / \cdot \overline{u}_2 \tag{2.31}$$

Ecuația (2.31) se înmulțeşte scalar cu $\overline{u}_3$, obținând

$$l_1 \cos(\varphi_1 + 90^0 - \varphi_3) + l_2 \frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} \cos(\varphi_2 + 90^0 - \varphi_3) = 0$$

din care rezultă

$$\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} = -\frac{l_1 \sin(\varphi_1 - \varphi_3)}{l_2 \sin(\varphi_2 - \varphi_3)}$$

Prin înmulțirea scalară a ecuației (2.31) cu $\overline{u}_2$ se obține

$$\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1} = -\frac{l_1 \sin(\varphi_1 - \varphi_2)}{l_3 \sin(\varphi_3 - \varphi_2)}$$

Problema accelerațiilor are ca obiectiv determinarea accelerațiilor unghiulare ε_2 şi ε_3 care se exprimă astfel

$$\varepsilon_2 = \frac{d\omega_2}{dt} = \frac{d}{dt}\left(\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} \cdot \frac{d\varphi_1}{dt}\right) = \frac{d^2\varphi_2}{d\varphi_1^2}\left(\frac{d\varphi_1}{dt}\right)^2 + \frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} \cdot \frac{d^2\varphi_1}{dt^2} = \frac{d^2\varphi_2}{d\varphi_1^2} \cdot \omega_1^2 + \frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} \cdot \varepsilon_1$$

$$\varepsilon_3 = \frac{d^2\varphi_3}{d\varphi_1^2} \cdot \omega_1^2 + \frac{d\varphi_3}{d\varphi_1} \cdot \varepsilon_1$$

În aceste expresii intervin funcțiile de transmitere de ordinul doi $\frac{d^2\varphi_2}{d\varphi_1^2}$ şi $\frac{d^2\varphi_3}{d\varphi_1^2}$ care trebuie determinate. Ceilalți parametri sunt cunoscuți inițial (ω_1, ε_1) sau au fost determinați $\left(\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}, \frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}\right)$. În mod obişnuit $\varepsilon_1 = 0$ deoarece rotația elementului conducător se consideră uniformă. Pentru determinarea funcțiilor de transmitere de ordinul doi se derivează ecuația (2.31) în raport cu φ_1,

$$-\bar{u}_1 l_1 - \bar{u}_2 l_2 \left(\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}\right)^2 + \bar{e}_2 l_2 \frac{d^2\varphi_2}{d\varphi_1^2} - \bar{u}_3 l_3 \left(\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}\right)^2 + \bar{e}_3 l_3 \frac{d^2\varphi_3}{d\varphi_1^2} = 0 / \cdot \bar{u}_3 / \cdot \bar{u}_2 \qquad (2.32)$$

şi se înmulțește scalar cu $\bar{u}_3$, obținând

$$-l_1 \cos(\varphi_1 - \varphi_3) - l_2 \left(\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}\right)^2 \cos(\varphi_2 - \varphi_3) +$$

$$+ l_2 \frac{d^2\varphi_2}{d\varphi_1^2} \cos(\varphi_2 + 90^0 - \varphi_3) - l_3 \left(\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}\right)^2 = 0$$

$$\frac{d^2\varphi_2}{d\varphi_1^2} = -\frac{l_1 \cos(\varphi_1 - \varphi_3) + l_2 \left(\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}\right)^2 \cos(\varphi_2 - \varphi_3) + l_3 \left(\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}\right)^2}{l_2 \sin(\varphi_2 - \varphi_3)}$$

Prin înmulțire cu $\bar{u}_2$ se obține

$$\frac{d^2\varphi_3}{d\varphi_1^2} = -\frac{l_1 \cos(\varphi_1 - \varphi_2) + l_3 \left(\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}\right)^2 \cos(\varphi_3 - \varphi_2) + l_2 \left(\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}\right)^2}{l_3 \sin(\varphi_3 - \varphi_2)}$$

Având la dispoziție parametrii calculați putem determina poziția, viteza şi accelerația pentru orice punct al mecanismului. Să considerăm, în acest sens, un punct P aparținând bielei 2 (Fig.2.12). Poziția punctului P, în raport cu elementul 2, este dată prin parametrii $\alpha_P = \sphericalangle CBP$ şi $l_P = BP$. Vectorul de poziție al punctului P se poate scrie

$$\overline{r}_P = \overline{u}_1 l_1 + \overline{u}_P l_P , \qquad (2.33)$$

în care $\overline{u}_P(\varphi_P)$ este versorul direcției $\overline{BP}$. Unghiul φ_P are expresia evidentă

$$\varphi_P = \varphi_2 + \alpha_P$$

Proiectând $\overline{r}_P$ (2.33), pe axele de coordonate, se obține poziția punctului P

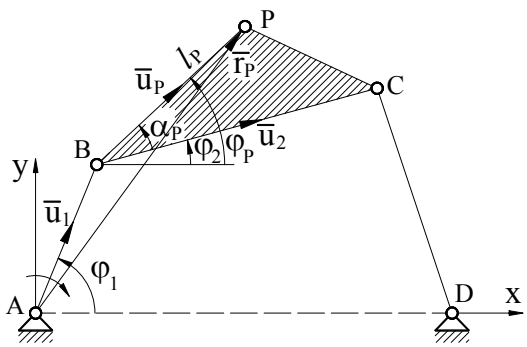


Fig. 2.12

$$x_P = l_1 \cos\varphi_1 + l_P \cos(\varphi_2 + \alpha_P)$$
$$y_P = l_1 \sin\varphi_1 + l_P \sin(\varphi_2 + \alpha_P)$$

Derivând $\overline{r}_P$ în raport cu timpul se obține viteza punctului P

$$\overline{v}_P = \frac{d\overline{r}_P}{dt} = \frac{d\overline{r}_P}{d\varphi_1} \cdot \omega_1 .$$

Funcția de transmitere $\frac{d\overline{r}_P}{d\varphi_1}$ se calculează prin derivarea expresiei (2.33) în raport cu φ_1

$$\frac{d\overline{r}_P}{d\varphi_1} = \overline{e}_1 l_1 + \overline{e}_P l_P \frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}. \qquad (2.34)$$

Accelerația punctului P are expresia

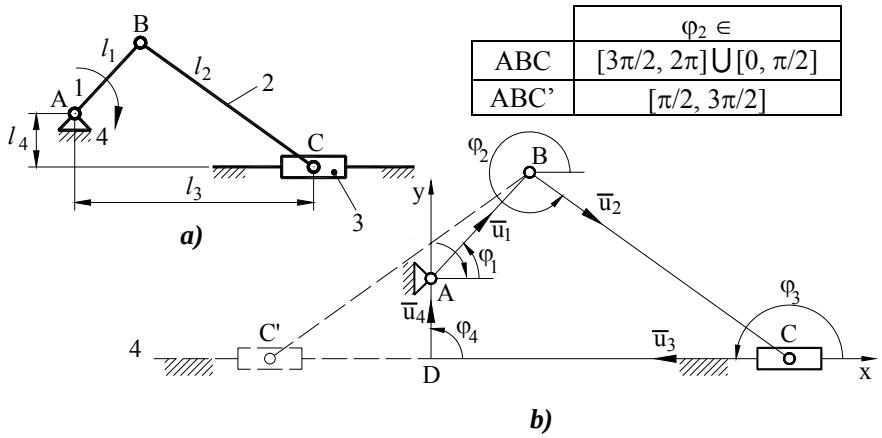
$$\overline{a}_P = \frac{d\overline{v}_P}{dt} = \frac{d^2\overline{r}_P}{d\varphi_1^2} \cdot \omega_1^2 + \frac{d\overline{r}_P}{d\varphi_1} \cdot \varepsilon_1 .$$

Funcția de transmitere de ordinul doi $\frac{d^2\overline{r}_P}{d\varphi_1^2}$ se obține derivând expresia (2.34) în raport cu φ_1

$$\frac{d^2\overline{r}_P}{d\varphi_1^2} = -\overline{u}_1 l_1 - \overline{u}_P l_P \left(\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}\right)^2 + \overline{e}_P l_P \frac{d^2\varphi_2}{d\varphi_1^2}. \qquad (2.35)$$

2.1.4.3. Mecanismul manivelă - piston (bielă - manivelă) (Fig.2.13)

Parametrii de intrare:
1) l_1, l_2, l_4
2) φ_1, ω_1, ε_1



	$\varphi_2 \in$
ABC	$[3\pi/2, 2\pi] \cup [0, \pi/2]$
ABC'	$[\pi/2, 3\pi/2]$

Fig. 2.13

Ecuația de închidere

$$\overline{u}_1 l_1 + \overline{u}_2 l_2 + \overline{u}_3 l_3 + \overline{u}_4 l_4 = 0 \qquad (2.30)$$

conține **parametrii de poziție** necunoscuți φ_2 şi l_3. Pentru determinarea lor, se proiectează ecuația de închidere pe axele de coordonate având în vedere că $\varphi_3 = \pi$ şi $\varphi_4 = \frac{\pi}{2}$ (dacă punctul A se găseşte sub axa de translație $\varphi_4 = -\frac{\pi}{2}$)

$$\begin{aligned} l_1 \cos\varphi_1 + l_2 \cos\varphi_2 - l_3 &= 0 \\ l_1 \sin\varphi_1 + l_2 \sin\varphi_2 + l_4 &= 0 \end{aligned} \qquad (2.36)$$

Din ecuația a doua rezultă φ_2

$$\varphi_2 = \arcsin\left(-\frac{l_1 \sin\varphi_1 + l_4}{l_2}\right).$$

Cunoscând φ_2, se determină l_3 din prima ecuație

$$l_3 = l_1 \cos\varphi_1 + l_2 \cos\varphi_2 .$$

Cele două soluții posibile pentru $\varphi_2 \in [0, 2\pi]$ sunt în corespondență cu pozițiile ABC şi ABC' ale mecanismului conform cu tabelul din Fig.2.13.

În **problema vitezelor** se urmăreşte determinarea vitezei unghiulare ω_2 şi a vitezei punctului C (v_C) care au expresiile

$$\omega_2 = \frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} \cdot \omega_1$$

$$v_C = \frac{dl_3}{dt} = \frac{dl_3}{d\varphi_1} \cdot \omega_1$$

Funcțiile de transmitere $\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}$ şi $\frac{dl_3}{d\varphi_1}$ se determină prin derivarea ecuației de închidere (2.30) în raport cu φ_1

$$\overline{e}_1 l_1 + \overline{e}_2 l_2 \frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} + \overline{u}_3 \frac{dl_3}{d\varphi_1} = 0 / \cdot \overline{e}_3 / \cdot \overline{u}_2 \tag{2.37}$$

Ecuația se înmulțeşte scalar, succesiv cu $\overline{e}_3$ şi $\overline{u}_2$, rezultând

$$\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} = -\frac{l_1 \cos\varphi_1}{l_2 \cos\varphi_2}$$

$$\frac{dl_3}{d\varphi_1} = -\frac{l_1 \sin(\varphi_1 - \varphi_2)}{\cos\varphi_2}$$

În **problema accelerațiilor** se determină ε_2 şi a_C

$$\varepsilon_2 = \frac{d^2\varphi_2}{d\varphi_1^2} \cdot \omega_1^2 + \frac{d\varphi_2}{d\varphi_1} \cdot \varepsilon_1$$

$$a_C = \frac{d^2 l_3}{d\varphi_1^2} \cdot \omega_1^2 + \frac{dl_3}{d\varphi_1} \cdot \varepsilon_1$$

Se derivează ecuația (2.37) în raport cu φ_1

$$-\overline{u}_1 l_1 - \overline{u}_2 l_2 \left(\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}\right)^2 + \overline{e}_2 l_2 \frac{d^2\varphi_2}{d\varphi_1^2} + \overline{u}_3 \frac{d^2 l_3}{d\varphi_1^2} = 0 / \cdot \overline{e}_3 / \cdot \overline{u}_2 \tag{2.38}$$

şi se înmulțeşte scalar, succesiv cu $\overline{e}_3$ şi $\overline{u}_2$, obținând funcțiile de transmitere de ordinul doi

$$\frac{d^2\varphi_2}{d\varphi_1^2} = \frac{l_1 \sin\varphi_1 + l_2 \left(\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}\right)^2 \sin\varphi_2}{l_2 \cos\varphi_2}; \quad \frac{d^2 l_3}{d\varphi_1^2} = -\frac{l_1 \cos(\varphi_1 - \varphi_2) + l_2 \left(\frac{d\varphi_2}{d\varphi_1}\right)^2}{\cos\varphi_2}$$

- **Formule aproximative**

În cazul acestui mecanism se folosesc, uneori, formule aproximative, dar comode, pentru calculul deplasării pistonului. Eliminând unghiul φ_2 între ecuațiile (2.36) se ajunge la următoarea expresie pentru x_C

$$x_C = l_3 = l_1 \cos\varphi_1 + l_2 \sqrt{1 - \left(\frac{l_4 + l_1 \sin\varphi_1}{l_2}\right)^2}$$

Notând $\lambda = \frac{l_1}{l_2}$ şi $k = \frac{l_4}{l_1}$, formula devine

$$x_C = l_1 \cos\varphi_1 + l_2 \sqrt{1 - \lambda^2 (k + \sin\varphi_1)^2}$$

Radicalul din această expresie se dezvoltă în serie de puteri

$$\sqrt{1 - \lambda^2 (k + \sin\varphi_1)^2} = 1 - \frac{1}{2}\lambda^2 (k + \sin\varphi_1)^2 - \frac{1}{8}\lambda^4 (k + \sin\varphi_1)^4 - \\ - \frac{1}{16}\lambda^6 (k + \sin\varphi_1)^6 - \ldots$$

Seria este convergentă dacă $\lambda^2 (k + \sin\varphi_1)^2 < 1$; condiție satisfăcută pentru valorile practice ale lui λ şi k. O aproximare suficient de bună se obține dacă se păstrează numai primii doi termeni ai seriei. În acest caz, expresia lui x_C devine

$$x_C = l_1 (\cos\varphi_1 + \frac{1}{\lambda} - \frac{1}{2}\lambda k^2 - \lambda k \sin\varphi_1 - \frac{1}{2}\lambda \sin^2\varphi_1) .$$

Prin derivări succesive, în raport cu timpul, se obțin viteza şi accelerația punctului C

$$v_C = -l_1 (\sin\varphi_1 + \lambda k \cos\varphi_1 + \frac{\lambda}{2}\sin 2\varphi_1) \cdot \omega_1$$
$$a_C = -l_1 (\cos\varphi_1 - \lambda k \sin\varphi_1 + \lambda \cos 2\varphi_1) \cdot \omega_1^2$$

2.1.4.4. Mecanismul cu culisă de rotație (Fig. 2.14)

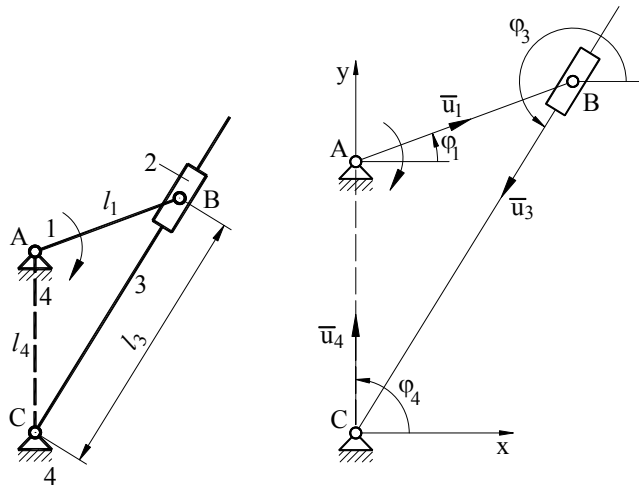
Parametrii de intrare:
1) l_1, l_4
2) φ_1, ω_1, ε_1

Ecuația de închidere a conturului vectorial este

$$\bar{u}_1 l_1 + \bar{u}_3 l_3 + \bar{u}_4 l_4 = 0 \tag{2.39}$$

şi are **parametrii de poziţie** necunoscuţi φ_3 şi l_3 grupaţi într-un singur termen, care se separă astfel

$$\bar{u}_3 l_3 = -\bar{u}_1 l_1 - \bar{u}_4 l_4 .$$



a) ***b)***

Fig. 2.14

De aici rezultă, prin proiectare pe axele de coordonate,

$$\varphi_3 = \mathrm{arctg}\left(\frac{-(l_1 \sin\varphi_1 + l_4)}{-l_1 \cos\varphi_1}\right)$$

$$l_3 = \sqrt{l_1^2 + l_4^2 + 2 l_1 l_4 \sin\varphi_1} .$$

În **problema vitezelor** interesează ω_3 care are expresia

$$\omega_3 = \frac{d\varphi_3}{d\varphi_1} \cdot \omega_1 .$$

Pentru a determina $\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}$ se derivează ecuaţia de închidere (2.39) în raport cu parametrul φ_1

$$\bar{e}_1 l_1 + \bar{e}_3 l_3 \frac{d\varphi_3}{d\varphi_1} + \bar{u}_3 \frac{dl_3}{d\varphi_1} = 0 / \cdot \bar{e}_3 / \cdot \bar{u}_3 \tag{2.40}$$

Înmulţind scalar, succesiv cu $\bar{e}_3$ şi $\bar{u}_3$ se obţin funcţiile de transmitere de ordinul unu,

$$\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1} = -\frac{l_1 \cos(\varphi_1 - \varphi_3)}{l_3}$$

$$\frac{dl_3}{d\varphi_1} = l_1 \sin(\varphi_1 - \varphi_3).$$

Accelerația unghiulară ε_3 are expresia

$$\varepsilon_3 = \frac{d^2\varphi_3}{d\varphi_1^2} \cdot \omega_1^2 + \frac{d\varphi_3}{d\varphi_1} \cdot \varepsilon_1.$$

Se derivează ecuația (2.40) în raport cu φ_1

$$-\overline{u}_1 l_1 - \overline{u}_3 l_3 \left(\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}\right)^2 + 2\overline{e}_3 \frac{d\varphi_3}{d\varphi_1} \cdot \frac{dl_3}{d\varphi_1} + \overline{e}_3 l_3 \frac{d^2\varphi_3}{d\varphi_1^2} + \overline{u}_3 \frac{d^2 l_3}{d\varphi_1^2} = 0 / \cdot \overline{e}_3 \qquad (2.41)$$

şi se înmulțeşte scalar cu $\overline{e}_3$. Rezultă

$$\frac{d^2\varphi_3}{d\varphi_1^2} = \frac{l_1 \sin(\varphi_1 - \varphi_3) - 2\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1} \cdot \frac{dl_3}{d\varphi_1}}{l_3}.$$

2.1.4.5. Mecanismul cu culisă de translație (Fig. 2.15)

Parametrii de intrare:
1) $\boldsymbol{l_1}$
2) $\boldsymbol{\varphi_1}$**,** $\boldsymbol{\omega_1}$**,** $\boldsymbol{\varepsilon_1}$

Ecuația de închidere

$$\overline{u}_1 l_1 + \overline{u}_2 l_2 + \overline{u}_3 l_3 = 0 \qquad (2.42)$$

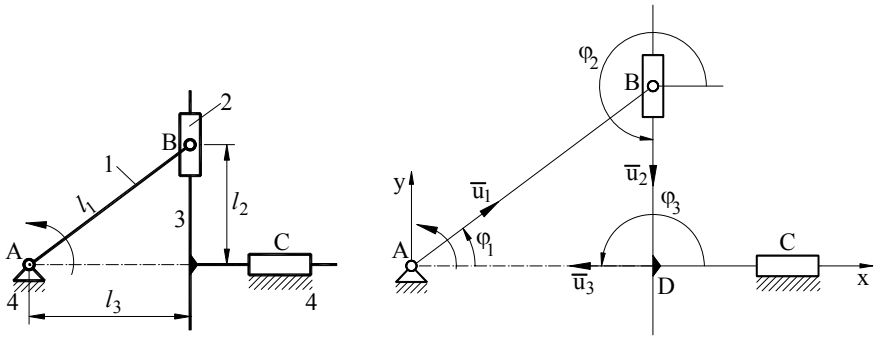
conține necunoscutele l_2 şi l_3. Dintre acestea, interesează, în primul rând, l_3 care este **parametrul de poziție** al elementului 3. Proiectând ecuația de închidere pe axa Ox şi ținând seama că $\varphi_2 = \frac{3\pi}{2}$ şi $\varphi_3 = \pi$ se obține

$$l_3 = l_1 \cos\varphi_1.$$

Derivând, succesiv, în raport cu timpul se determină viteza şi accelerația culisei de translație 3

$$v_3 = \frac{dl_3}{dt} = -\omega_1 l_1 \sin\varphi_1$$

$$a_3 = \frac{dv_3}{dt} = -\omega_1^2 l_1 \cos\varphi_1 - \varepsilon_1 l_1 \sin\varphi_1 .$$



a) ***b)***

Fig. 2.15

2.1.4.6. Mecanismul cu cilindru oscilant (Fig. 2.16)

Parametrii de intrare:
1) l_3, l_4
2) l_{21} , v_{21} , a^r_{21}

Ecuația de închidere

$$\bar{u}_1 l_{21} + \bar{u}_3 l_3 + \bar{u}_4 l_4 = 0 \qquad (2.43)$$

conține **parametrii de poziție** necunoscuți φ_1 şi φ_3. Unghiul φ_1 se determină separând termenul $\bar{u}_3 l_3$ şi ridicând la pătrat ambele părți ale ecuației

$$(-\bar{u}_3 l_3)^2 = (\bar{u}_1 l_{21} + \bar{u}_4 l_4)^2$$

$$l_3^2 = l_{21}^2 + l_4^2 + 2 l_{21} l_4 \cos(\varphi_1 - \varphi_4) = l_{21}^2 + l_4^2 - 2 l_{21} l_4 \cos\varphi_1$$

$$\varphi_1 = \arccos\left(\frac{l_{21}^2 + l_4^2 - l_3^2}{2 l_{21} l_4}\right)$$

În mod asemănător se determină φ_3, prin separarea termenului $\bar{u}_1 l_{21}$

$$\varphi_3 = \arccos\left(\frac{l_3^2 + l_4^2 - l_{21}^2}{2 l_3 l_4}\right)$$

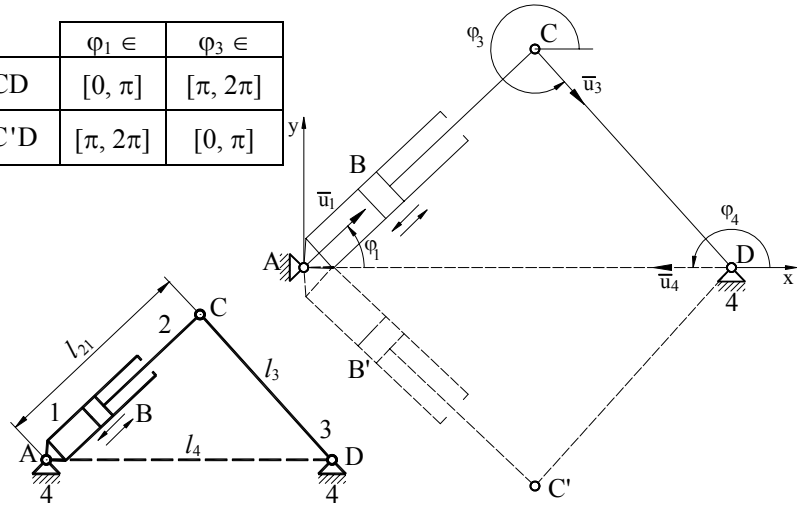
Soluțiile pentru $\varphi_1 \in [0, 2\pi]$ şi $\varphi_3 \in [0, 2\pi]$ sunt în corespondență cu cele două poziții ABCD şi AB'C'D ale mecanismului aşa cum se arată în tabelul din Fig.2.16.

În **problema vitezelor** se determină ω_1 şi ω_3 care au expresiile

$$\omega_1 = \frac{d\varphi_1}{dt} = \frac{d\varphi_1}{dl_{21}} \cdot \frac{dl_{21}}{dt} = \frac{d\varphi_1}{dl_{21}} \cdot v_{21}$$

$$\omega_3 = \frac{d\varphi_3}{dl_{21}} \cdot v_{21}$$

	$\varphi_1 \in$	$\varphi_3 \in$
ABCD	[0, π]	[π, 2π]
AB'C'D	[π, 2π]	[0, π]



a) ***b)***

Fig. 2.16

Pentru a determina funcțiile de transmitere de ordinul unu $\frac{d\varphi_1}{dl_{21}}$ şi $\frac{d\varphi_3}{dl_{21}}$, se derivează ecuația de închidere (2.43) în raport cu parametrul cuplei conducătoare l_{21}

$$\bar{e}_1 l_{21} \frac{d\varphi_1}{dl_{21}} + \bar{u}_1 + \bar{e}_3 l_3 \frac{d\varphi_3}{dl_{21}} = 0 / \cdot \bar{u}_3 / \cdot \bar{u}_1 \qquad (2.44)$$

Înmulțind scalar, succesiv, cu $\bar{u}_3$ şi $\bar{u}_1$ se obține

$$\frac{d\varphi_1}{dl_{21}} = \frac{1}{l_{21} tg(\varphi_1 - \varphi_3)}$$

$$\frac{d\varphi_3}{dl_{21}} = \frac{1}{l_3 \sin(\varphi_3 - \varphi_1)}.$$

Problema accelerațiilor urmăreşte determinarea parametrilor ε_1 şi ε_3 care se exprimă astfel

$$\varepsilon_1 = \frac{d^2\varphi_1}{dl_{21}^2} \cdot v_{21}^2 + \frac{d\varphi_1}{dl_{21}} \cdot a_{21}^r$$

$$\varepsilon_3 = \frac{d^2\varphi_3}{dl_{21}^2} \cdot v_{21}^2 + \frac{d\varphi_3}{dl_{21}} \cdot a_{21}^r.$$

Pentru calculul funcțiilor de transmitere de ordinul doi se derivează ecuația (2.44) în raport cu l_{21}

$$-\overline{u}_1 l_{21}\left(\frac{d\varphi_1}{dl_{21}}\right)^2 + 2\overline{e}_1 \frac{d\varphi_1}{dl_{21}} + \overline{e}_1 l_{21} \frac{d^2\varphi_1}{dl_{21}^2} - \overline{u}_3 l_3 \left(\frac{d\varphi_3}{dl_{21}}\right)^2 + \overline{e}_3 l_3 \frac{d^2\varphi_3}{dl_{21}^2} = 0 / \cdot \overline{u}_3 / \cdot \overline{u}_1 \quad (2.45)$$

şi se înmulțeşte scalar, succesiv, cu $\overline{u}_3$ şi $\overline{u}_1$

$$\frac{d^2\varphi_1}{dl_{21}^2} = -\frac{l_{21}\left(\frac{d\varphi_1}{dl_{21}}\right)^2 \cos(\varphi_1 - \varphi_3) + 2\frac{d\varphi_1}{dl_{21}} \sin(\varphi_1 - \varphi_3) + l_3\left(\frac{d\varphi_3}{dl_{21}}\right)^2}{l_{21} \sin(\varphi_1 - \varphi_3)}$$

$$\frac{d^2\varphi_3}{dl_{21}^2} = -\frac{l_{21}\left(\frac{d\varphi_1}{dl_{21}}\right)^2 + l_3\left(\frac{d\varphi_3}{dl_{21}}\right)^2 \cos(\varphi_3 - \varphi_1)}{l_3 \sin(\varphi_3 - \varphi_1)}.$$

2.1.5. Metoda transformărilor de coordonate (matriceală)

2.1.5.1. Prezentare generală

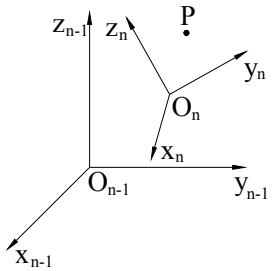


Fig. 2.17

Metoda, caracterizată printr-un model matematic cu exprimare matriceală, are un grad mare de generalitate şi poate fi aplicată atât pentru mecanismele plane, cât şi pentru cele spațiale; pentru mecanismele simple şi pentru cele complexe. În acelaşi timp, utilizarea metodei este însoțită de un formalism relativ complicat şi implică dificultăți de rezolvare a ecuațiilor matriceale, care reclamă metode

numerice specifice. În aceste condiţii, metoda transformărilor de coordonate se recomandă, cu precădere, acolo unde metodele mai simple nu dau satisfacţie. Un domeniu specific pentru această metodă este cel al mecanismelor spaţiale formate din lanţuri cinematice deschise utilizate în structura manipulatoarelor şi roboţilor.

Transformarea coordonatelor unui punct P dintr-un sistem **n** în alt sistem **n-1** (Fig.2.17) este descrisă de relaţiile

$$x_{n-1} = x_O + x_n \cos(x_{n-1}, x_n) + y_n \cos(x_{n-1}, y_n) + z_n \cos(x_{n-1}, z_n)$$
$$y_{n-1} = y_O + x_n \cos(y_{n-1}, x_n) + y_n \cos(y_{n-1}, y_n) + z_n \cos(y_{n-1}, z_n)$$
$$z_{n-1} = z_O + x_n \cos(z_{n-1}, x_n) + y_n \cos(z_{n-1}, y_n) + z_n \cos(z_{n-1}, z_n)$$

în care x_{n-1}, y_{n-1}, z_{n-1} sunt coordonatele punctului P în raport cu sistemul **n-1**, x_n, y_n, z_n - coordonatele aceluiaşi punct în sistemul **n**, iar x_O, y_O, z_O - coordonatele originii **On** în raport cu sistemul **n-1**. Dacă la aceste ecuaţii se adaugă relaţia formală $t_{n-1} = t_n = 1$, transformarea de coordonate se poate scrie sub formă matriceală în felul următor

$$\mathbf{P}_{n-1} = \mathbf{A}_{n,n-1} \cdot \mathbf{P}_n \tag{2.46}$$

în care matricele $\mathbf{P}_{n-1}$, $\mathbf{P}_n$ şi $\mathbf{A}_{n,n-1}$ sunt

$$\mathbf{P}_{n-1} = \begin{vmatrix} 1 \\ x_{n-1} \\ y_{n-1} \\ z_{n-1} \end{vmatrix}; \mathbf{P}_n = \begin{vmatrix} 1 \\ x_n \\ y_n \\ z_n \end{vmatrix}; \mathbf{A}_{n,n-1} = \begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 \\ x_O & \cos(x_{n-1}, x_n) & \cos(x_{n-1}, y_n) & \cos(x_{n-1}, z_n) \\ y_O & \cos(y_{n-1}, x_n) & \cos(y_{n-1}, y_n) & \cos(y_{n-1}, z_n) \\ z_O & \cos(z_{n-1}, x_n) & \cos(z_{n-1}, y_n) & \cos(z_{n-1}, z_n) \end{vmatrix}$$

Matricea de transformare $\mathbf{A}_{n,n-1}$ conţine 6 parametri independenţi, având în vedere că între cosinusurile directoare există 6 relaţii de legătură.

Să considerăm un lanţ cinematic simplu deschis şi să ataşăm elementelor sale un şir de sisteme de coordonate: 1, 2, ..., n. În acest caz se poate scrie un şir de relaţii de transformare de forma (2.46)

$$\mathbf{P}_1 = \mathbf{A}_{21} \cdot \mathbf{P}_2$$
$$\mathbf{P}_2 = \mathbf{A}_{32} \cdot \mathbf{P}_3$$
$$- - - - - - - - - -$$
$$\mathbf{P}_{n-1} = \mathbf{A}_{n,n-1} \cdot \mathbf{P}_n .$$

Prin înlocuiri succesive se ajunge la ecuaţia

$$\mathbf{P}_1 = \mathbf{A}_{21} \cdot \mathbf{A}_{32} \cdot \ldots\ldots \mathbf{A}_{n,n-1} \cdot \mathbf{P}_n . \tag{2.47}$$

Deoarece transformarea din sistemul **n** în sistemul **1** este definită prin relaţia

$$\mathbf{P}_1 = \mathbf{A}_{n1} \cdot \mathbf{P}_n ,$$

rezultă

$$\mathbf{A}_{n1} = \mathbf{A}_{21} \cdot \mathbf{A}_{32} \cdot \ldots\ldots \mathbf{A}_{n,n-1}.$$

În cazul unui lanț cinematic închis, când elementul 1 este identic cu elementul n, se scrie

$$\mathbf{P}_1 = \mathbf{A}_{21} \cdot \mathbf{A}_{32} \cdot \ldots\ldots \mathbf{A}_{1,n-1} \cdot \mathbf{P}_1 \ .$$

Transformarea unui sistem în el însuşi se face prin intermediul matricei unitate

$$\mathbf{P}_1 = \mathbf{E} \cdot \mathbf{P}_1$$

unde **E** (matricea unitate) are forma

$$\mathbf{E} = \begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{vmatrix}$$

În aceste condiții rezultă relația

$$\mathbf{A}_{21} \cdot \mathbf{A}_{32} \cdot \ldots\ldots \mathbf{A}_{1,n-1} = \mathbf{E} \qquad (2.48)$$

care reprezintă ecuația matriceală de închidere a conturului.

În cazul mecanismelor formate din lanțuri cinematice închise, ecuațiile matriceale scrise separat, pentru fiecare contur, reprezintă modelul matematic pentru rezolvarea **problemei pozițiilor**. Matricele de transformare care intervin în ecuații conțin atât parametri constructivi cunoscuți, cât şi parametri care indică pozițiile relative dintre elemente şi care sunt necunoscutele problemei. Amplasarea convenabilă a sistemelor de coordonate este foarte importantă pentru simplificarea rezolvărilor. În cazul mecanismelor care au cuple caracterizate prin axe geometrice (de rotație, de translație, cilindrice) se recomandă formalismul Denavit - Hartenberg [8, 18] care are reguli precise de poziționare a sistemelor, iar matricele de transformare conțin numai 4 parametri independenți. Ecuațiile de închidere sunt neliniare în raport cu necunoscutele unghiulare, iar rezolvarea lor se face numai prin metode numerice. Pentru determinarea **vitezelor** şi **a accelerațiilor** se derivează ecuațiile de închidere în raport cu parametrul cuplei conducătoare rezultând ecuații matriceale în care necunoscutele sunt funcții de transmitere.

2.1.5.2. Analiza cinematică a unui mecanism de robot

Mecanismele roboților industriali sunt formate, de regulă, din lanțuri cinematice spațiale deschise care conțin numai cuple de rotație şi de translație ($k = 5$). Aşa cum am arătat (par. 1.2.2.3) mecanismele de acest fel au $M = c_5$, deci toate cuplele sunt conducătoare. Roboții deplasează un punct (element) caracteristic după un program prestabilit într-un spațiu de lucru determinat. Analiza cinematică a mecanismelor pentru roboți este de două tipuri:

1) **Analiza cinematică directă,** care constă în determinarea mişcării (poziţiei) punctului (elementului) caracteristic în funcţie de poziţiile (mişcările) relative, cunoscute, din cuplele conducătoare;

2) **Analiza cinematică inversă,** atunci când se impune poziţia (mişcarea) punctului (elementului) caracteristic şi se determină legile de mişcare pentru fiecare motor.

Să considerăm, pentru exemplificare, mecanismul unui robot (Fig.2.18) având trei elemente mobile şi trei cuple - două de rotaţie (A, B) şi una de translaţie (C). Gradul de mobilitate este, evident, M = 3. Punctul caracteristic aparţine elementului final 4. Pentru a efectua analiza cinematică, se asociază fiecărui element câte un sistem de axe de coordonate ca în Fig.2.18. Matricele de transformare pentru perechile de elemente alăturate au următoarele expresii, rezultate prin particularizarea matricei $\mathbf{A}_{n,n-1}$

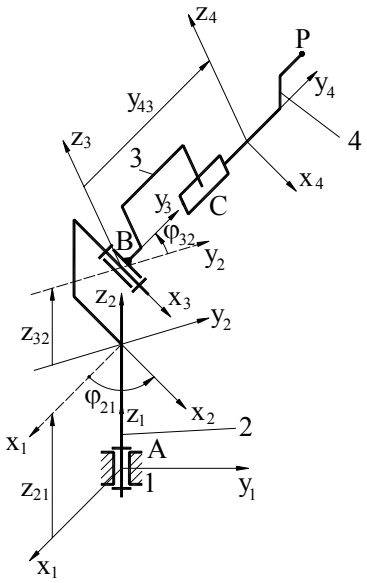


Fig. 2.18

$$\mathbf{A}_{21} = \begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \cos\varphi_{21} & -\sin\varphi_{21} & 0 \\ 0 & \sin\varphi_{21} & \cos\varphi_{21} & 0 \\ z_{21} & 0 & 0 & 1 \end{vmatrix};$$

$$\mathbf{A}_{32} = \begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \cos\varphi_{32} & -\sin\varphi_{32} \\ z_{32} & 0 & \sin\varphi_{32} & \cos\varphi_{32} \end{vmatrix};$$

$$\mathbf{A}_{43} = \begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 \\ y_{P3} & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 1 \end{vmatrix}.$$

Pentru a efectua analiza cinematică directă se foloseşte ecuaţia (2.47) cu n = 4

$$\mathbf{P}_1 = \mathbf{A}_{21} \cdot \mathbf{A}_{32} \cdot \mathbf{A}_{43} \cdot \mathbf{P}_4$$

în care $\mathbf{P}_1$ şi $\mathbf{P}_4$ sunt matricele de poziţie ale punctului P în raport cu sistemele 1 şi 4

$$\mathbf{P}_1 = \begin{vmatrix} 1 \\ x_{P1} \\ y_{P1} \\ z_{P1} \end{vmatrix}; \mathbf{P}_4 = \begin{vmatrix} 1 \\ x_{P4} \\ y_{P4} \\ z_{P4} \end{vmatrix}.$$

Matricea $\mathbf{P}_4$ şi matricele de transformare sunt cunoscute, astfel încât determinarea matricei $\mathbf{P}_1$ se face cu uşurinţă, printr-o simplă înmulţire de matrice. În matricele de transformare intervin parametrii z_{21}, z_{32} - constante constructive şi φ_{21}, φ_{32}, y_{43} - variabilele cuplelor A, B şi C.

Analiza cinematică inversă utilizează aceeaşi relaţie matriceală (2.47). În acest caz se cunosc matricele $\mathbf{P}_1$ şi $\mathbf{P}_4$, iar necunoscutele sunt variabilele cuplelor φ_{21}, φ_{32}, y_{43}. Rezolvarea reclamă utilizarea unei metode numerice. Analiza cinematică inversă este necesară pentru elaborarea programului de comandă a robotului prin care se stabilesc legile de mişcare pentru fiecare cuplă cinematică.

2.1.6. Metoda funcţiilor de transmitere

Noţiunea de funcţie de transmitere se întâlneşte şi în prezentările anterioare dar, din motivele unei expuneri sistematice, vom relua definirea acestor funcţii. Să considerăm un mecanism cu $M = 1$. Prin rezolvarea **problemei poziţiilor** se stabileşte o corespondenţă între diverşi parametri de poziţie ai elementelor şi variabila independentă a cuplei conducătoare, φ_1. Astfel, vectorul de poziţie al unui punct oarecare P, $\overline{r}_P(x_P, y_P)$ sau unghiul de poziţie al unui element oarecare k, φ_k se pot scrie

$$\begin{aligned} \overline{r}_P &= \overline{r}_P(\varphi_1) \\ x_P &= x_P(\varphi_1) \\ y_P &= y_P(\varphi_1) \\ \varphi_k &= \varphi_k(\varphi_1). \end{aligned} \tag{2.49}$$

Funcţiile $\overline{r}_P(\varphi_1)$, $x_P(\varphi_1)$, $y_P(\varphi_1)$, $\varphi_k(\varphi_1)$ se numesc **funcţii de transmitere de ordinul zero**. Aceste funcţii se pot defini şi sub formă implicită

$$F(\varphi_1, \varphi_k) = 0. \tag{2.50}$$

Vitezele $\overline{v}_P(v_{Px}, v_{Py})$, ω_k şi **acceleraţiile** $\overline{a}_P(a_{Px}, a_{Py})$, ε_k rezultă prin derivarea parametrilor de poziţie în raport cu timpul, prin intermediul parametrului φ_1

$$\overline{v}_P = \frac{d\overline{r}_P}{dt} = \frac{d\overline{r}_P}{d\varphi_1} \cdot \omega_1$$

$$v_{Px} = \frac{dx_P}{d\varphi_1} \cdot \omega_1$$

$$v_{Py} = \frac{dy_P}{d\varphi_1} \cdot \omega_1 \tag{2.51}$$

$$\omega_k = \frac{d\varphi_k}{d\varphi_1} \cdot \omega_1$$

$$\overline{a}_P = \frac{d^2\overline{r}_P}{d\varphi_1^2} \cdot \omega_1^2 + \frac{d\overline{r}_P}{d\varphi_1} \cdot \varepsilon_1$$

$$a_{Px} = \frac{d^2x_P}{d\varphi_1^2} \cdot \omega_1^2 + \frac{dx_P}{d\varphi_1} \cdot \varepsilon_1 \tag{2.52}$$

$$a_{Py} = \frac{d^2y_P}{d\varphi_1^2} \cdot \omega_1^2 + \frac{dy_P}{d\varphi_1} \cdot \varepsilon_1$$

$$\varepsilon_k = \frac{d^2\varphi_k}{d\varphi_1^2} \cdot \omega_1^2 + \frac{d\varphi_k}{d\varphi_1} \cdot \varepsilon_1$$

Derivatele de ordinul unu ale funcțiilor de transmitere de ordin zero, în raport cu φ_1: $\frac{d\overline{r}_P}{d\varphi_1}$, $\frac{dx_P}{d\varphi_1}$, $\frac{dy_P}{d\varphi_1}$, $\frac{d\varphi_k}{d\varphi_1}$ se numesc **funcții de transmitere de ordinul unu**, iar derivatele de ordinul doi: $\frac{d^2\overline{r}_P}{d\varphi_1^2}$, $\frac{d^2x_P}{d\varphi_1^2}$, $\frac{d^2y_P}{d\varphi_1^2}$, $\frac{d^2\varphi_k}{d\varphi_1^2}$ se numesc **funcții de transmitere de ordinul doi**. Din formulele (2.51) şi (2.52) se observă că vitezele şi accelerațiile sunt egale cu funcțiile de transmitere dacă $\omega_1 = 1$ şi $\varepsilon_1 = 0$. Dacă funcțiile de transmitere de ordinul zero sunt implicite (2.50), funcțiile de transmitere de ordinul unu şi doi se calculează astfel

$$\frac{d\varphi_k}{d\varphi_1} = -\frac{\dfrac{\partial F}{\partial \varphi_1}}{\dfrac{\partial F}{\partial \varphi_k}} \tag{2.53}$$

$$\frac{d^2\varphi_k}{d\varphi_1^2} = -\frac{\dfrac{\partial^2 F}{\partial \varphi_1^2}\left(\dfrac{\partial F}{\partial \varphi_k}\right)^2 - 2\dfrac{\partial^2 F}{\partial \varphi_1 \partial \varphi_k} \cdot \dfrac{\partial F}{\partial \varphi_1} \cdot \dfrac{\partial F}{\partial \varphi_k} + \dfrac{\partial^2 F}{\partial \varphi_k^2}\left(\dfrac{\partial F}{\partial \varphi_1}\right)^2}{\left(\dfrac{\partial F}{\partial \varphi_k}\right)^3} \tag{2.54}$$

Trebuie menţionat că în structura funcţiilor de transmitere (indiferent de ordin) intervin parametrii constructivi ai mecanismului şi o singură variabilă - parametrul cuplei conducătoare φ_1.

Din cele arătate rezultă că pentru calculul vitezelor şi al acceleraţiilor (2.51, 2.52) este necesar să se determine funcţiile de transmitere de ordinul unu şi doi prin derivarea funcţiilor de transmitere de ordinul zero. Această operaţie se poate efectua pe cale analitică numai atunci când funcţiile de transmitere de ordinul zero se cunosc sub formă analitică şi sunt relativ simple. Însă, în majoritatea cazurilor, chiar la mecanismele cele mai simple (mecanismul patrulater articulat plan (par. 2.1.4.2), mecanismul manivelă - piston (par. 2.1.4.3), funcţiile de transmitere de ordinul zero reprezintă rezultatul unui procedeu de calcul format din mai mulţi paşi, având uneori caracter iterativ. În această situaţie funcţiile de transmitere de ordinul zero, fie se exprimă prin relaţii extrem de complicate, fie nu se pot exprima sub formă analitică. Utilizarea calculului automat permite, însă, determinarea acestor funcţii prin valori discrete cu o densitate remarcabilă a punctelor. În aceste condiţii, determinarea funcţiilor de transmitere de ordinul unu şi doi se poate efectua prin derivare numerică, folosind programe utilitare specializate (MATHCAD, MATLAB, etc.). Funcţiile obţinute se exprimă, de asemenea, prin valori discrete, calculabile pentru orice valoare a variabilei φ_1. Metoda este un instrument util de calcul al vitezelor şi al acceleraţiilor şi se poate asocia cu orice metodă de determinare a poziţiilor. Funcţiile de transmitere de ordinul zero se pot determina chiar prin măsurători pe desen, pe mecanismul real sau pe un model al acestuia.

Menţionăm că înaintea perioadei moderne de dezvoltare a tehnicii de calcul s-a practicat derivarea grafică, având dezavantajul unui nivel de precizie foarte scăzut, în special la a doua derivare. În varianta menţionată metoda operează cu graficele celor trei funcţii şi este cunoscută sub denumirea **metoda diagramelor cinematice**.

2.1.7. Procedee indirecte de analiză cinematică

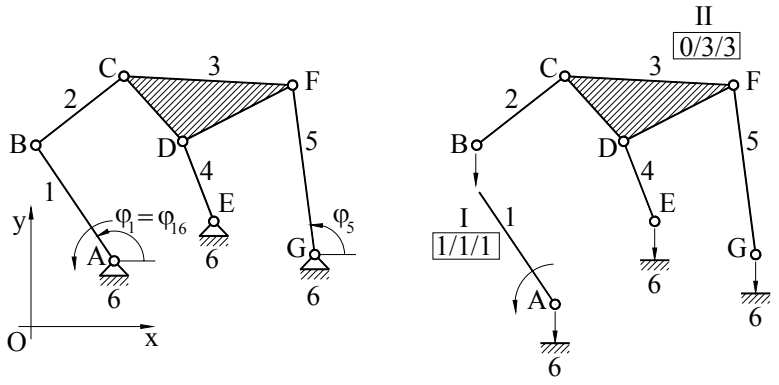
Din metodele prezentate anterior (par. 2.1.2, 2.1.3, 2.1.4) rezultă că operaţia de analiză cinematică este cu atât mai complexă cu cât mecanismul este de clasă mai mare (clasa mecanismului este egală cu clasa maximă a grupelor componente). Astfel, mecanismele de clasa a 2-a se pretează la rezolvări analitice directe, pe când mecanismele care conţin grupe 0/3/3 sau 0/4/2 reclamă procedee mai complicate cu rezolvare numerică iterativă. Pe de altă parte, structura mecanismelor care provin din acelaşi lanţ cinematic închis, depinde, din punct de vedere al grupelor componente, de alegerea bazei şi a cuplei conducătoare. Prin urmare, odată cu schimbarea bazei şi a cuplei conducătoare,

se poate ajunge la o simplificare a analizei cinematice, dacă, prin aceasta, se reduce clasa mecanismului. În general se urmăreşte obţinerea unor mecanisme de clasa a 2-a. Pentru a exploata această idee este necesar să se stabilească legătura dintre starea cinematică a mecanismului obţinut prin aceste transformări şi cea a mecanismului iniţial.

2.1.7.1. Procedeul schimbării cuplei conducătoare

Pentru concretizarea problemei se consideră mecanismul din Fig.2.19.a, care provine dintr-un lanţ cinematic Stephenson, având $M = 1$. Cupla conducătoare este A (elementul conducător 1), iar parametrul independent este unghiul $\varphi_1 = \varphi_{16}$. Să presupunem că ne interesează starea cinematică a elementului condus 5. Prin rezolvarea problemei poziţiilor trebuie să se determine funcţia de transmitere de ordinul zero

$$\varphi_5 = \varphi_5(\varphi_1)$$



a) *b)*

Fig. 2.19

Aşa cum rezultă din Fig.2.19.b, mecanismul conţine o grupă 0/3/3 care complică mult rezolvarea poziţiilor. Dacă schimbăm cupla conducătoare A cu E (Fig.2.20), mecanismul devine de clasa a 2-a. În această ipoteză parametrul independent este unghiul $\varphi_4 = \varphi_{46}$. Aplicând, pentru mecanismul transformat, o metodă cunoscută (de exemplu metoda intersecţiilor locurilor geometrice (par. 2.1.2) se determină funcţiile de transmitere

$$\varphi_1 = \varphi_1(\varphi_4)$$
$$\varphi_5 = \varphi_5(\varphi_4). \qquad (2.55)$$

Din funcţia $\varphi_1 = \varphi_1(\varphi_4)$ se poate determina funcţia inversă $\varphi_4 = \varphi_4(\varphi_1)$ prin rezolvarea ecuaţiei

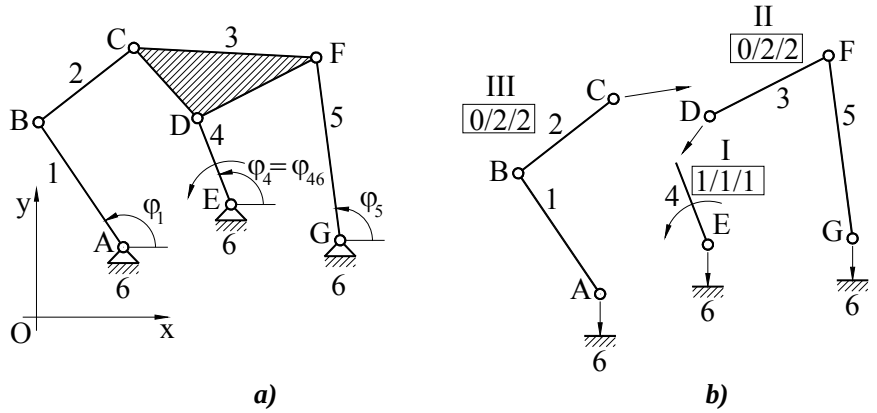


Fig. 2.20

$$\varphi_1 - \varphi_1(\varphi_4) = 0$$

cu necunoscuta φ_4. Trebuie să avem în vedere că funcția $\varphi_1(\varphi_4)$ nu este cunoscută analitic (ca o formulă), ci este rezultatul unui proces, prin care, pentru orice valoare a lui φ_4 se obține o valoare pentru φ_1. De aceea, rezolvarea ecuației se face numeric, dar fără dificultăți, utilizând programe utilitare de matematică (MATHCAD, MATLAB, etc.). Având la dispoziție funcția $\varphi_4(\varphi_1)$ se obține, cu uşurință, funcția $\varphi_5(\varphi_1)$ înlocuind pe $\varphi_4(\varphi_1)$ în relația (2.55)

$$\varphi_5 = \varphi_5(\varphi_4(\varphi_1)) \tag{2.56}$$

Pentru analiza vitezelor şi a accelerațiilor, care implică determinarea funcțiilor de transmitere de ordinul unu şi doi, se poate proceda în două moduri:

1) Se aplică metoda funcțiilor de transmitere derivând numeric funcția $\varphi_5(\varphi_1)$. În felul acesta se obțin $\frac{d\varphi_5}{d\varphi_1}$ şi $\frac{d^2\varphi_5}{d\varphi_1^2}$ care permit calculul vitezei ω_5 (2.51) şi accelerației unghiulare ε_5 (2.52).

2) Se determină funcțiile de transmitere specifice mecanismului transformat $\frac{d\varphi_1}{d\varphi_4}, \frac{d^2\varphi_1}{d\varphi_4^2}, \frac{d\varphi_5}{d\varphi_4}, \frac{d^2\varphi_5}{d\varphi_4^2}$ aplicând o metodă cunoscută, iar apoi funcțiile de transmitere ale mecanismului inițial se calculează astfel

$$\begin{aligned} \frac{d\varphi_5}{d\varphi_1} &= \frac{d\varphi_5}{d\varphi_4} \cdot \frac{d\varphi_4}{d\varphi_1} \\ \frac{d^2\varphi_5}{d\varphi_1^2} &= \frac{d^2\varphi_5}{d\varphi_4^2}\left(\frac{d\varphi_4}{d\varphi_1}\right)^2 + \frac{d^2\varphi_4}{d\varphi_1^2} \cdot \frac{d\varphi_5}{d\varphi_4} \end{aligned} \tag{2.57}$$

În final, derivatele $\frac{d\varphi_4}{d\varphi_1}$ şi $\frac{d^2\varphi_4}{d\varphi_1^2}$ care apar în aceste relații, se determină având în vedere că funcția $\varphi_4(\varphi_1)$ este inversa funcției $\varphi_1(\varphi_4)$,

$$\frac{d\varphi_4}{d\varphi_1} = \frac{1}{\frac{d\varphi_1}{d\varphi_4}}$$

$$\frac{d^2\varphi_4}{d\varphi_1^2} = -\frac{\frac{d^2\varphi_1}{d\varphi_4^2}}{\left(\frac{d\varphi_1}{d\varphi_4}\right)^3} \qquad (2.58)$$

2.1.7.2. Procedeul schimbării bazei

Să considerăm mecanismul din Fig.2.21.a care provine dintr-un lanț cinematic Stephenson (M = 1) şi conține o grupă structurală 0/4/2 (Fig.2.21.b). Dacă încercăm să simplificăm analiza cinematică prin schimbarea cuplei

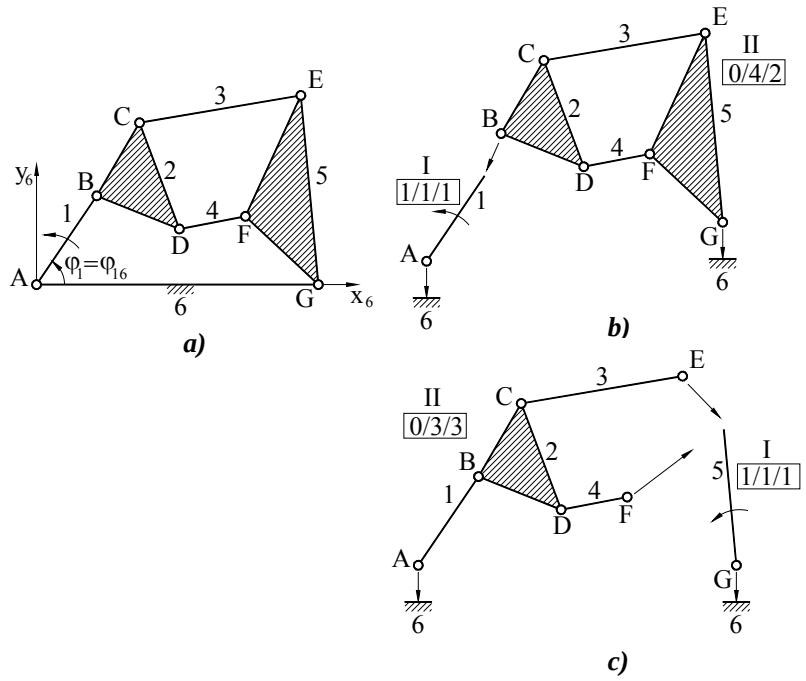
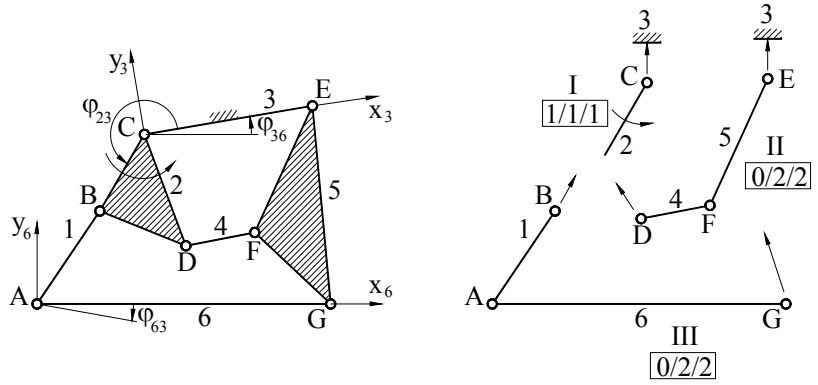


Fig. 2.21

conducătoare A cu G (Fig.2.21.c), mecanismul obținut astfel conține o grupă 0/3/3 care implică dificultăți similare cu 0/4/2. Pentru a obține un mecanism de clasa a 2-a, trebuie să schimbăm atât baza cât şi cupla conducătoare, aşa cum se observă în Fig.2.22. În mecanismul inițial (Fig.2.21.a) deplasările elementelor se raportează la sistemul Ax_6y_6 solitar cu baza 6, iar parametrul independent este unghiul $\varphi_1 = \varphi_{16}$. În mecanismul transformat (Fig.2.22.a) sistemul de referință este Cx_3y_3 solidar cu baza 3, iar parametrul independent este unghiul φ_{23} din cupla C.



a) ***b)***

Fig. 2.22

Din analiza pozițiilor, aplicată mecanismului transformat, rezultă funcția de transmitere de ordinul zero $\varphi_{16} = \varphi_{13}(\varphi_{23}) - \varphi_{63}(\varphi_{23}) = \varphi_1(\varphi_{23})$. Folosind un procedeu numeric, bazat pe rezolvarea ecuației

$$\varphi_1 - \varphi_1(\varphi_{23}) = 0$$

în necunoscuta φ_{23}, rezultă funcția inversă

$$\varphi_{23} = \varphi_{23}(\varphi_1) \tag{2.59}$$

Ne propunem sa determinăm, în continuare, poziția sistemului Cx_3y_3 în raport cu sisetmul Ax_6y_6. Din analiza mecanismului transformat se determină $\varphi_{63} = \varphi_{63}(\varphi_{23})$, $x_A = x_A(\varphi_{23})$, $y_A = y_A(\varphi_{23})$. Prin înlocuirea variabilei φ_{23} cu φ_1 conform relației (2.59) se obține

$$\begin{aligned} \varphi_{36} &= -\varphi_{63}(\varphi_{23}(\varphi_1)) = \varphi_{36}(\varphi_1) \\ x_{3A} &= x_{3A}(\varphi_{23}(\varphi_1)) = x_{3A}(\varphi_1) \\ y_{3A} &= y_{3A}(\varphi_{23}(\varphi_1)) = y_{3A}(\varphi_1) \end{aligned} \tag{2.60}$$

Se aplică transformarea de coordonate, pentru punctul C, din sistemul Ax_6y_6 în sistemul Cx_3y_3

$$x_{3C} = x_{3A} + x_{6C}\cos\varphi_{63} - y_{6C}\sin\varphi_{63}$$
$$y_{3C} = y_{3A} + x_{6C}\sin\varphi_{63} + y_{6C}\cos\varphi_{63}$$

Având în vedere că $x_{3C} = 0$, $y_{3C} = 0$ şi $\varphi_{36} = -\varphi_{63}$, din acest sistem se determină x_{6C} şi y_{6C}

$$\begin{aligned} x_{6C}(\varphi_1) &= -x_{3A}\cos\varphi_{36} + y_{3A}\sin\varphi_{36} \\ y_{6C}(\varphi_1) &= -x_{3A}\sin\varphi_{36} - y_{3A}\cos\varphi_{36} \end{aligned} \tag{2.61}$$

Cu aceste date se determină, acum, poziția unui punct oarecare P, aparținând unui element al mecanismului, operând o transformare de coordonate din sistemul Cx_3y_3 în sistemul Ax_6y_6

$$\begin{aligned} x_P(\varphi_1) &= x_{6P} = x_{6C} + x_{3P}\cos\varphi_{36} - y_{3P}\sin\varphi_{36} \\ y_P(\varphi_1) &= y_{6P} = y_{6C} + x_{3P}\sin\varphi_{36} + y_{3P}\cos\varphi_{36} \end{aligned} \tag{2.62}$$

Coordonatele x_P şi y_P depind, întradevăr, de φ_1 pentru că x_{6C}, y_{6C} şi φ_{36} sunt funcții de φ_1 (2.60, 2.61), iar x_{3P} şi y_{3P} rezultă din analiza mecanismului transformat în funcție de φ_{23} care, la rândul său, depinde de φ_1 (2.59),

$$\begin{aligned} x_{3P} &= x_{3P}(\varphi_{23}(\varphi_1)) = x_{3P}(\varphi_1) \\ y_{3P} &= y_{3P}(\varphi_{23}(\varphi_1)) = y_{3P}(\varphi_1) \end{aligned} \tag{2.63}$$

Dacă interesează poziția unghiulară a unui element oarecare **k**, se scrie

$$\varphi_k(\varphi_1) = \varphi_{k6} = \varphi_{k3}(\varphi_{23}(\varphi_1)) + \varphi_{36}(\varphi_1) \tag{2.64}$$

După rezolvarea problemei pozițiilor, dezvoltarea calculelor, pentru determinarea vitezelor şi a accelerațiilor, se poate efectua, ca şi la procedeul precedent, pe două căi. Una dintre căi constă în aplicarea metodei funcțiilor de transmitere plecând de la funcțiile de transmitere de ordinul zero date de relațiile (2.62, 2.64). Cea de-a doua cale presupune derivarea analitică a funcțiilor $x_P(\varphi_1), y_P(\varphi_1)$ şi $\varphi_k(\varphi_1)$ pentru a obține vitezele $v_{Px}(\varphi_1), v_{Py}(\varphi_1)$ şi $\omega_k(\varphi_1)$ şi accelerațiile $a_{Px}(\varphi_1), a_{Py}(\varphi_1)$ şi $\varepsilon_k(\varphi_1)$. În expresiile rezultate intervin funcțiile de transmitere ale mecanismului transformat $\frac{dx_{3P}}{d\varphi_{23}}, \frac{dy_{3P}}{d\varphi_{23}}, \frac{d\varphi_k}{d\varphi_{23}}, \frac{d^2x_{3P}}{d\varphi_{23}^2}, \frac{d^2y_{3P}}{d\varphi_{23}^2}, \frac{d^2\varphi_k}{d\varphi_{23}^2}$, precum şi funcțiile $\frac{d\varphi_{23}}{d\varphi_1}$ şi $\frac{d^2\varphi_{23}}{d\varphi_1^2}$. Acestea se calculează cu formulele de derivare ale funcțiilor inverse

$$\frac{d\varphi_{23}}{d\varphi_1}=\frac{d\varphi_{23}}{d\varphi_{16}}=\frac{1}{\frac{d\varphi_{16}}{d\varphi_{23}}};\qquad \frac{d^2\varphi_{23}}{d\varphi_1^2}=\frac{d^2\varphi_{23}}{d\varphi_{16}^2}=\frac{-\frac{d^2\varphi_{16}}{d\varphi_{23}^2}}{\left(\frac{d\varphi_{16}}{d\varphi_{23}}\right)^3} \tag{2.65}$$

2.1.8. Mecanismul cardanic

Mecanismul cardanic (Fig.2.23) este un patrulater articulat sferic (par. 1.2.2.2) având următoarele unghiuri între axele de rotație $\sphericalangle AOB = \sphericalangle BOC = \sphericalangle COD = \frac{\pi}{2}$, $\sphericalangle AOD = \pi - \beta$, în care β este unghiul ascuțit dintre axele de rotație ale elementelor 1 şi 3. Mecanismul, purtând şi denumirea de cuplaj cardanic, serveşte la transmiterea mişcării de rotație între două elemente cu axe concurente (1 şi 3).

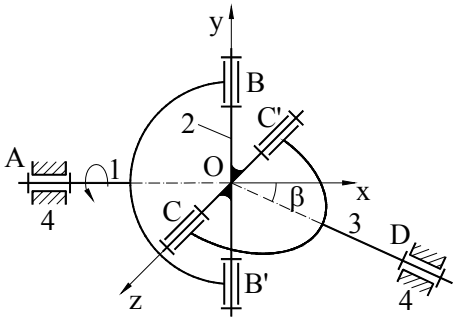


Fig. 2.23

Pentru a efectua **analiza poziţiilor** se consideră un sistem de coordonate fix cu planul Oxy amplasat în planul axelor de rotație A şi D (Fig.2.23). În Fig.2.24.a este reprezentată proiecția mecanismului pe planul Oxy, în care apar urmele planelor P_B şi P_C perpendiculare pe axele de rotație. În Fig.2.24.b este reprezentată proiecția pe

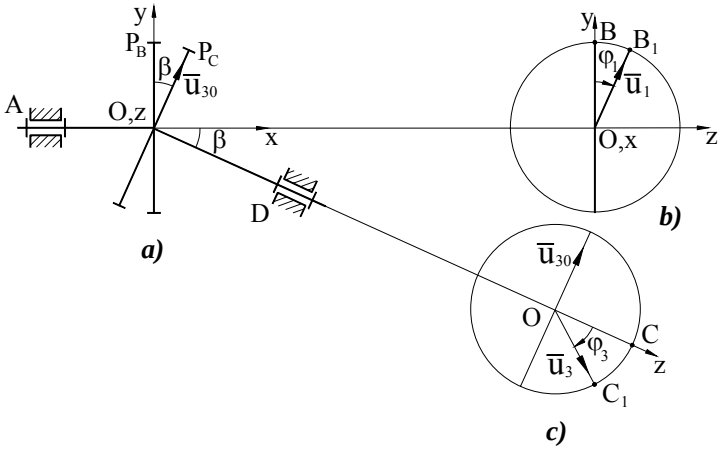


Fig. 2.24

planul P_B în care se roteşte braţul OB, iar în Fig.2.24.c proiecţia pe planul P_C în care se roteşte braţul OC. Considerând că poziţia iniţială a mecanismului este cea redată în Fig.2.23 (cu OB după axa Oy şi OC după axa Oz), să presupunem că elementul 1 se roteşte cu unghiul φ_1, braţul OB ajungând în poziţia OB_1 (Fig.2.24.b). În acelaşi timp, elementul 3 se roteşte cu unghiul φ_3, braţul OC ajungând în poziţia OC_1 (Fig.2.24.c). Considerăm versorii $\bar{u}_1$ şi $\bar{u}_3$ asociaţi direcţiilor OB_1 şi OC_1, precum şi versorul $\bar{u}_{30}$ asociat dreptei de intersecţie dintre planul Oxy şi P_C.

Se exprimă versorii $\bar{u}_1$ şi $\bar{u}_3$ în funcţie de versorii axelor de coordonate şi de $\bar{u}_{30}$.

$$\bar{u}_1 = \bar{j}\cos\varphi_1 + \bar{k}\sin\varphi_1$$

$$\bar{u}_3 = -\bar{u}_{30}\sin\varphi_3 + \bar{k}\cos\varphi_3$$

Versorul $\bar{u}_{30}$ are expresia

$$\bar{u}_{30} = \bar{i}\sin\beta + \bar{j}\cos\beta\,,$$

astfel că versorul $\bar{u}_3$ devine

$$\bar{u}_3 = -\bar{i}\sin\beta\sin\varphi_3 - \bar{j}\cos\beta\sin\varphi_3 + \bar{k}\cos\varphi_3\,.$$

Se scrie condiţia de perpendicularitate dintre braţele crucii cardanice $OB_1(\bar{u}_1)$ şi OC_1 $(\bar{u}_3)$

$$\bar{u}_1 \cdot \bar{u}_3 = -\cos\varphi_1\sin\varphi_3\cos\beta + \sin\varphi_1\cos\varphi_3 = 0\,,$$

de unde rezultă funcţia de transmitere de ordinul zero sub formă implicită

$$\mathrm{tg}\varphi_1 = \mathrm{tg}\varphi_3\cos\beta \tag{2.66}$$

sau explicită

$$\varphi_3 = \mathrm{arctg}\left(\frac{\mathrm{tg}\varphi_1}{\cos\beta}\right) \tag{2.67}$$

Pentru a determina viteza unghiulară

$$\omega_3 = \frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}\cdot\omega_1$$

şi acceleraţia unghiulară

$$\varepsilon_3 = \frac{d^2\varphi_3}{d\varphi_1^2}\cdot\omega_1^2 + \frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}\cdot\varepsilon_1$$

se calculează funcţiile de transmitere de ordinul unu şi doi prin derivarea funcţiei $\varphi_3(\varphi_1)$ (2.67).

$$\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1} = \frac{\cos\beta}{\sin^2\varphi_1 + \cos^2\varphi_1 \cdot \cos^2\beta} \tag{2.68}$$

$$\frac{d^2\varphi_3}{d\varphi_1^2} = \frac{\sin(2\varphi_1)\cdot\cos\beta\cdot(\cos^2\beta - 1)}{(\sin^2\varphi_1 + \cos^2\varphi_1 \cdot \cos^2\beta)^2} \tag{2.69}$$

Pentru a caracteriza transmiterea mişcării de la elementul 1 la elementul 3 se foloseşte şi noţiunea de raport de transmitere i_{13}, definit ca raportul dintre viteza unghiulară a elementului conducător 1 şi viteza unghiulară a elementului condus 3.

$$i_{13} = \frac{\omega_1}{\omega_3} = \frac{1}{\frac{d\varphi_3}{d\varphi_1}} = \frac{\sin^2\varphi_1 + \cos^2\varphi_1 \cdot \cos^2\beta}{\cos\beta} \tag{2.70}$$

Funcţia $i_{13}(\varphi_1)$ este periodică şi are valorile extreme $\cos\beta$ şi $\frac{1}{\cos\beta}$, aşa cum rezultă din graficul reprezentat în Fig.2.25. Faptul că raportul de transmitere este variabil în raport cu φ_1 constituie un neajuns al acestui mecanism în legătură cu utilizarea sa cu rol de cuplaj. Dacă se leagă în serie două mecanisme cardanice se obţine, în anumite condiţii, un mecanism homocinetic - cu raport de transmitere constant, egal cu unitatea. În Fig.2.26 sunt reprezentate două mecanisme bicardanice care se bucură de această proprietate. Condiţiile de homocinetism, respectate de mecanismele din Fig.2.26 sunt:

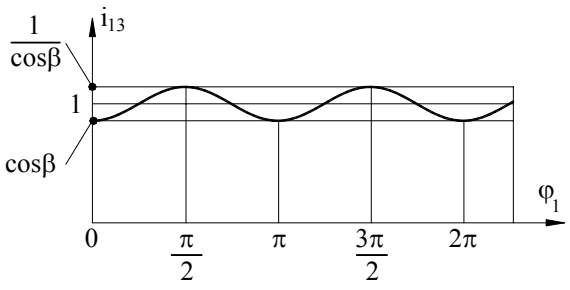


Fig. 2.25

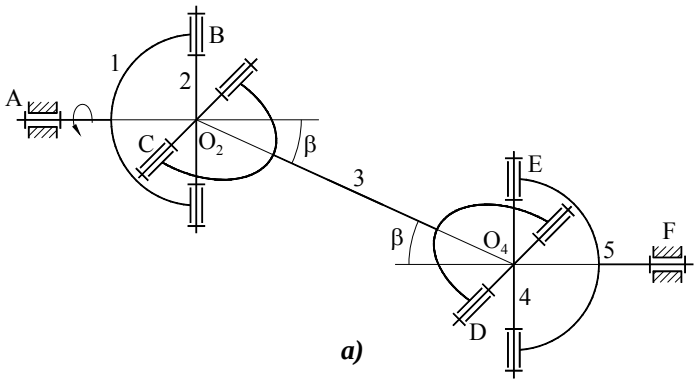
1) Unghiurile dintre axele de rotaţie fixe (similare cu β) trebuie să fie egale la ambele mecanisme componente;
2) Elementul intermediar 3 trebuie să aibă articulaţiile C şi D paralele.

Scriind funcţiile de transmitere (2.66) pentru fiecare mecanism component, se obţine

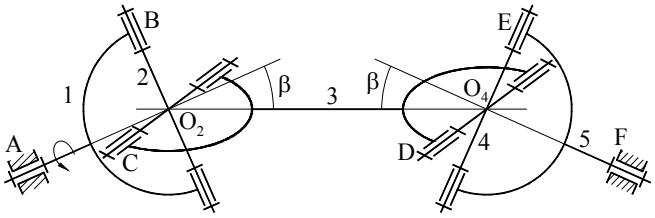
$$tg\varphi_1 = tg\varphi_3 \cdot \cos\beta$$

$$tg\varphi_5 = tg\varphi_3 \cdot \cos\beta$$

de unde rezultă $\varphi_1 = \varphi_5, \omega_1 = \omega_5$ şi $i_{15} = 1$. Se remarcă faptul că elementul 3 nu are nevoie de o articulaţie cu elementul fix, deoarece axa de rotaţie O_2O_4 are direcţia fixă pentru că punctele O_2 şi O_4 sunt imobile.



a)

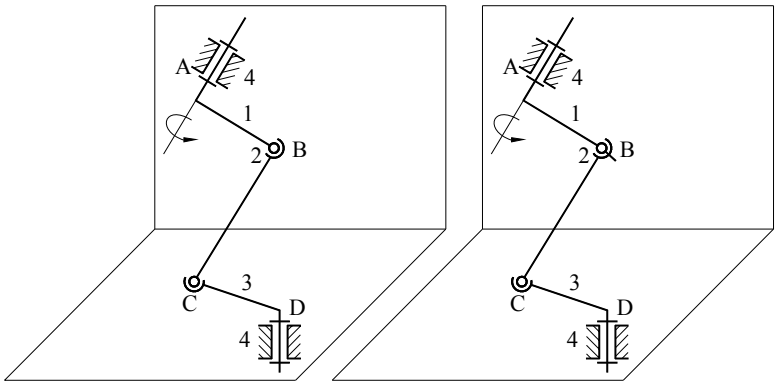


b)

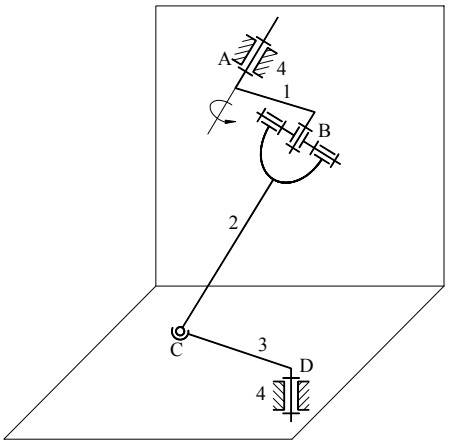
Fig. 2.26

2.1.9. Mecanismul patrulater articulat spaţial

Acest mecanism este de familia f = 0 şi se poate construi în mai multe variante în funcţie de tipul cuplelor bielei: cu două cuple sferice (Fig.2.27.a), cu o cuplă sferică şi o cuplă sferică cu deget (Fig.2.27.b) şi cu o cuplă sferică şi o articulaţie Hooke formată din două cuple de rotaţie cu axe perpendiculare (Fig. 2.27.c). Aşa cum am arătat (par. 1.2.3.1) prima variantă are un grad de mobilitate local concretizat prin rotaţia nedeterminată a bielei în jurul axei care uneşte cuplele sferice. Toate variantele realizează, însă, aceeaşi mişcare pentru elementul 3 care este, de regulă, elementul de execuţie al mecanismului. Unghiul dintre axele de rotaţie A şi D poate avea orice valoare, însă în



a) *b)*



c)

Fig. 2.27

aplicațiile practice ale mecanismului este $\frac{\pi}{2}$ (mecanism ortogonal). În cele ce urmează se prezintă analiza cinematică a mecanismului ortogonal RSSR (Fig. 2.27.a).

Parametrii de intrare:

1) $\mathbf{A(x_A, z_A)}$, $\mathbf{D(x_D, y_D)}$,
   $\mathbf{l_1 = AB}$, $\mathbf{l_2 = BC}$, $\mathbf{l_3 = CD}$
2) $\boldsymbol{\varphi_1}$, $\boldsymbol{\omega_1}$, $\boldsymbol{\varepsilon_1}$

▪ Problema pozițiilor

Se aplică metoda intersecției locurilor geometrice utilizând reprezentarea mecanismului prin proiecțiile pe două plane H (Oxy) şi V (Oyz) - Fig.2.28. Elementele 1 şi 3 se rotesc în aceste plane, iar biela 2 este reprezentată prin proiecțiile sale B_hC şi BC_v. Pentru a pune în evidență lungimea reală a bielei se rabate triunghiul BB_hC peste planul V. În acest scop se intersectează cercul cu centrul în B_h, de rază B_hC cu linia de pământ (Oy) obținând punctul C_O. Segmentul BC_O reprezintă lungimea reală a bielei.

Rezolvarea grafică a problemei pozițiilor este redată în Fig.2.29.a. Cunoscând poziția punctului A şi unghiul φ_1 se reprezintă elementul

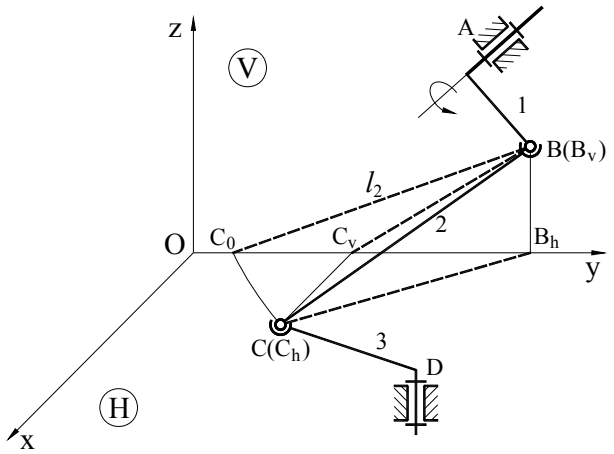


Fig. 2.28

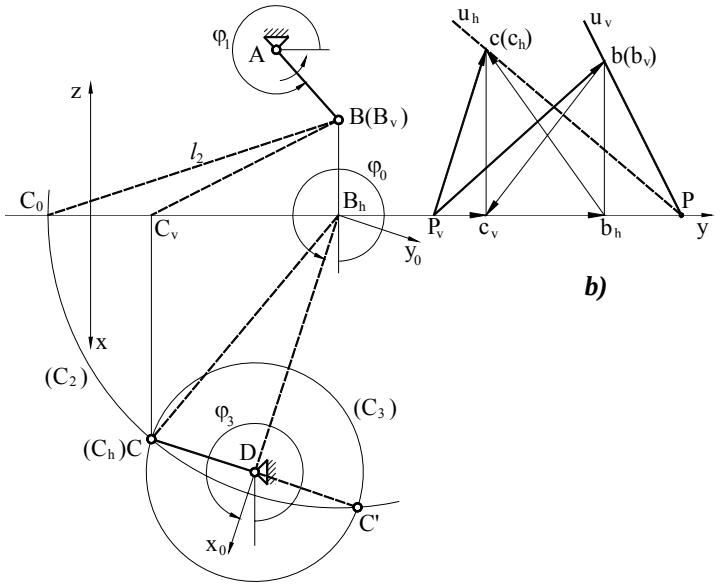


Fig. 2.29

conducător AB. Se intersectează, apoi, cercul cu centrul în B, de rază l_2, cu linia de pământ obținând punctul C_O. Se poziționează, în planul orizontal, punctul D. În continuare, se intersectează cercul (C_2) cu centrul în B_h, de rază B_hC_O cu

cercul (C_3) cu centrul în D, de rază l_3. Se obțin punctele de intersecție C şi C' care reprezintă cele două soluții ale problemei şi care conduc la pozițiile ABCD şi ABC'D. Adoptând una dintre soluții (de exemplu ABCD) se reprezintă elementul 3 (DC) şi biela BC prin proiecțiile sale.

Rezolvarea analitică presupune adoptarea unui sistem de axe de coordo-nate suplimentar $B_hx_0y_0$ poziționat ca în Fig.2.29.a. Se determină coordonatele punctului B

$$y_B = y_A + l_1 \cdot \cos\varphi_1$$
$$z_B = z_A + l_1 \cdot \sin\varphi_1$$

Se calculează proiecția orizontală a bielei $l_{2h}=B_hC$, distanța $l_0=B_hD$ şi unghiul φ_0 format de axa B_hx_0 cu axa Ox

$$l_{2h} = B_hC = B_hC_0 = \sqrt{l_2^2 - z_B^2}$$
$$l_0 = B_hD = \sqrt{x_D^2 + (y_B - y_D)^2}$$
$$tg\varphi_0 = \frac{y_D - y_B}{x_D}$$

Se scriu ecuațiile cercurilor (C_2) şi (C_3) - definite la procedeul grafic, în raport cu sistemul $B_hx_0y_0$

$$x_0^2 + y_0^2 = l_{2h}^2$$
$$(x_0 - l_0)^2 + y_0^2 = l_3^2$$

Soluțiile acestui sistem reprezintă coordonatele punctului C (C') în raport cu sistemul $B_hx_0y_0$

$$x_{0C} = \frac{l_{2h}^2 - l_3^2 + l_0^2}{2l_0}$$
$$y_{0C} = \pm\sqrt{l_{2h}^2 - x_0^2} \qquad (2.71)$$

În final, se calculează poziția punctului C în raport cu sistemul absolut, aplicând transformarea de coordonate din sistemul $B_hx_0y_0$ în sistemul Oxy,

$$x_C = x_{0C}\cos\varphi_0 - y_{0C}\sin\varphi_0$$
$$y_C = y_B + x_{0C}\sin\varphi_0 + y_{0C}\cos\varphi_0$$

şi unghiul φ_3

$$tg\varphi_3 = \frac{y_C - y_D}{x_C - x_D}$$

Observații

1) Problema are două soluții care se diferențiază prin semnele care intervin în relația (2.71). Semnul (+) este în corespondență cu poziția ABC'D, iar (-) cu poziția ABCD.

2) Condițiile de existență a unei soluții reale sunt

$$\left| l_3 - l_{2h} \right| \le l_0 \le l_3 + l_{2h} \tag{2.72}$$

3) Pozițiile critice corespund egalităților din relațiile (2.72)

$$\begin{aligned} &\left| l_3 - l_{2h} \right| = l_0 \\ &l_3 + l_{2h} = l_0 \end{aligned} \tag{2.73}$$

şi se înregistrează când punctele B_h, C, D sunt coliniare. Cu alte cuvinte, în pozițiile critice proiecția bielei pe planul elementului condus este coliniară cu acest element.

■ Problema vitezelor şi a accelerațiilor

Determinarea vitezelor şi a accelerațiilor se rezolvă prin metoda ecuațiilor vectoriale adaptată pentru mecanismele spațiale. Ca şi la mecanismele plane există un procedeu grafic şi unul analitic.

Ecuațiile vectoriale de viteze sunt

$$\begin{aligned} &\overline{v}_C = \overline{v}_{\mathbf{B}} + \overline{v}_{CB} \\ &\overline{v}_C = \overline{v}_D + \overline{v}_{CD} \end{aligned} \tag{2.74}$$

Pentru **rezolvarea grafică** se precizează caracteristicile cunoscute ale vectorilor din acest sistem

$\overline{v}_C \in H$ şi reprezintă necunoscuta problemei

$$\overline{v}_B \begin{cases} \left| v_B \right| = \left| \omega_1 \right| \cdot l_1 \\ \perp \text{ AB in planul V} \\ \text{se roteste } \overline{AB} \text{ cu } 90^0 \text{in sensul } \omega_1 \end{cases}$$

$\overline{v}_{CB} \perp$ BC, $\overline{v}_D = 0$, $\overline{v}_{CD} \perp$ DC în planul H.

Cu aceste date se construieşte un poligon de viteze spațial reprezentat prin proiecțiile sale (Fig.2.29.b).

În polul vitezelor $\mathbf{p_v}$, situat pe linia de pământ, se aplică vectorul $\overline{v}_B(\overline{p_v b}) \perp AB$, conținut în planul vertical, având proiecția orizontală $\overline{p_v b_h}$. Prin punctul **b** se duce un plan perpendicular pe bielă, care conține viteza $\overline{v}_{CB}$. Urma verticală U_v se trasează prin $b(b_v)$ perpendiculară pe proiecția verticală a bielei (BC_v). Această urmă intersectează linia de pământ în punctul P. Prin acest punct se trasează urma orizontală a planului U_h - perpendiculară pe proiecția orizontală a bielei (B_hC). Prin $\mathbf{p_v}$ se trasează suportul vitezei $\overline{v}_C$ având direcția

perpendiculară pe DC. Această dreaptă intersectează urma U_h în **c(c_h)**. Vectorul $\overline{p_v c}$ reprezintă $\overline{v}_C$ şi se află în planul orizontal, proiecţia verticală fiind $\overline{p_v c_v}$. Viteza relativă $\overline{v}_{CB}$ este amplasată în spaţiu şi are proiecţiile $\overline{b_h c}$ şi $\overline{bc_v}$. Cunoscând $\overline{v}_C$ se determină ω_3 ca mărime

$$|\omega_3| = \frac{|\overline{v_C}|}{l_3},$$

iar sensul este acelaşi cu sensul în care se roteşte $\overline{DC}$ pentru a se suprapune peste $\overline{v}_C(\overline{p_v c})$.

Pentru **rezolvarea analitică** se reia sistemul (2.74) din care rezultă

$$\overline{v}_D + \overline{v}_{CD} = \overline{v}_B + \overline{v}_{CB} \tag{2.75}$$

Vitezele care intervin în această ecuaţie se exprimă în funcţie de proiecţiile lor pe axele sistemului Oxyz.

$$\overline{v}_D = 0$$

$$\overline{v}_{CD} = \overline{\omega}_3 \times \overline{DC} = \begin{vmatrix} \overline{i} & \overline{j} & \overline{k} \\ 0 & 0 & \omega_3 \\ x_C - x_D & y_C - y_D & 0 \end{vmatrix} = -\overline{i}\,\omega_3(y_C - y_D) + \overline{j}\,\omega_3(x_C - x_D)$$

$$\overline{v}_B = \overline{v}_{BA} = \overline{\omega}_1 \times \overline{AB} = \begin{vmatrix} \overline{i} & \overline{j} & \overline{k} \\ \omega_1 & 0 & 0 \\ 0 & y_B - y_A & z_B - z_A \end{vmatrix} =$$

$$= -\overline{j}\,\omega_1(z_B - z_A) + \overline{k}\,\omega_1(y_B - y_A)$$

Pentru a deduce expresia analitică a vitezei $\overline{v}_{CB}$, viteza unghiulară $\overline{\omega}_2$ se consideră formată din două componente $\overline{\omega}_{2t} \perp BC$ şi $\overline{\omega}_{2n} // BC$. În această ipoteză se scrie:

$$\overline{v}_{CB} = \overline{\omega}_2 \times \overline{BC} = (\overline{\omega}_{2t} + \overline{\omega}_{2n}) \times \overline{BC} = \overline{\omega}_{2t} \times \overline{BC} + \overline{\omega}_{2n} \times \overline{BC}.$$

Deoarece $\overline{\omega}_{2n} // BC$, $\overline{\omega}_{2n} \times \overline{BC} = 0$, $\overline{v}_{CB}$ se exprimă astfel

$$\overline{v}_{CB} = \overline{\omega}_{2t} \times \overline{BC} = \begin{vmatrix} \overline{i} & \overline{j} & \overline{k} \\ \omega_{2tx} & \omega_{2ty} & \omega_{2tz} \\ x_C & y_C - y_B & -z_B \end{vmatrix} = \overline{i}(\omega_{2ty}(-z_B) - \omega_{2tz}(y_C - y_B)) -$$

$$-\overline{j}(\omega_{2tx}(-z_B) - \omega_{2tz} \cdot x_C) + \overline{k}(\omega_{2tx}(y_C - y_B) - \omega_{2ty} \cdot x_C)$$

Aceste expresii se introduc în ecuația (2.75) care se proiectează pe axele sistemului de coordonate rezultând trei ecuații scalare. La acestea se adaugă condiția de perpendicularitate dintre $\overline{\omega}_{2t}$ şi $\overline{BC}$,

$$\overline{\omega}_{2t} \cdot \overline{BC} = \omega_{2tx} \cdot x_C + \omega_{2ty}(y_C - y_B) - \omega_{2tz} \cdot z_B = 0$$

În felul acesta se obține un sistem liniar format din 4 ecuații cu necunoscutele $\omega_3, \omega_{2tx}, \omega_{2ty}, \omega_{2tz}$,

$$\begin{vmatrix} y_C - y_D & 0 & -z_B & -(y_C - y_B) \\ -(x_C - x_D) & z_B & 0 & x_C \\ 0 & y_C - y_B & -x_C & 0 \\ 0 & x_C & y_C - y_B & -z_B \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} \omega_3 \\ \omega_{2tx} \\ \omega_{2ty} \\ \omega_{2tz} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} 0 \\ \omega_1(z_B - z_A) \\ -\omega_1(y_B - y_A) \\ 0 \end{vmatrix}$$

Se observă că $\overline{\omega}_{2t}$ se poate determina, pe când $\overline{\omega}_{2n}$ este nedeterminat, reflectând mobilitatea locală a elementului 2 care are caracter arbitrar.

Parametrul care interesează, în primul rând, este ω_3, dar şi celelalte necunoscute trebuie calculate pentru că intervin în problema accelerațiilor.

În cadrul **problemei accelerațiilor**, pe care o vom trata numai **analitic**, se deduce sub o formă convenabilă, ecuația vectorială care exprimă relația dintre $\overline{a}_C$ şi $\overline{a}_B$. Pentru aceasta, se derivează în raport cu timpul prima ecuație (2.74) scrisă sub forma

$$\overline{v}_C = \overline{v}_B + \overline{\omega}_{2t} \times \overline{BC}$$

şi se obține

$$\overline{a}_C = \overline{a}_B + \overline{\omega}_{2t} \times (\overline{\omega}_{2t} \times \overline{BC}) + \dot{\overline{\omega}}_{2t} \times \overline{BC} \tag{2.76}$$

Dublul produs vectorial se dezvoltă astfel

$$\overline{\omega}_{2t} \times (\overline{\omega}_{2t} \times \overline{BC}) = \overline{\omega}_{2t}(\overline{\omega}_{2t} \cdot \overline{BC}) - \overline{\omega}_{2t}{}^2 \cdot \overline{BC} = -\overline{\omega}_{2t}{}^2 \cdot \overline{BC}$$

Pentru simplificare, se face notația $\dot{\overline{\omega}}_{2t} = \overline{e}_2$ şi se descompune acest vector în două componente $\overline{e}_{2t} \perp BC$ şi $\overline{e}_{2n} \,//\, BC$. În aceste condiții se poate scrie

$$\dot{\overline{\omega}}_{2t} \times \overline{BC} = \overline{e}_{2t} \times \overline{BC} = (\overline{e}_{2t} + \overline{e}_{2n}) \times \overline{BC} = \overline{e}_{2t} \times \overline{BC}.$$

Introducând aceste rezultate în ecuația (2.76) şi adăugând ecuația care exprimă relația dintre $\overline{a}_C$ şi $\overline{a}_D$ se obține sistemul

$$\begin{cases} \overline{a}_C = \overline{a}_B - \overline{\omega}_{2t}^2 \cdot \overline{BC} + \overline{e}_{2t} \times \overline{BC} \\ \overline{a}_C = \overline{a}_D + \overline{a}_{CD}^n + \overline{a}_{CD}^t \end{cases}$$

din care rezultă ecuația unică

$$\bar{a}_D + \bar{a}^n_{CD} + \bar{a}^t_{CD} = \bar{a}_B - \bar{\omega}^2_{2t} \cdot \overline{BC} + \bar{e}_{2t} \times \overline{BC} \tag{2.77}$$

Termenii care intervin în această ecuație au expresiile

$$\bar{a}_D = 0$$

$$\bar{a}^n_{CD} = -\bar{\omega}^2_3 \cdot \overline{DC} = -\bar{i}\ \omega^2_3(x_C - x_D) - \bar{j}\ \omega^2_3(y_C - y_D)$$

$$\bar{a}^t_{CD} = \bar{\varepsilon}_3 \times \overline{DC} = \begin{vmatrix} \bar{i} & \bar{j} & \bar{k} \\ 0 & 0 & \varepsilon_3 \\ x_C - x_D & y_C - y_D & 0 \end{vmatrix} = -\bar{i}\ \varepsilon_3(y_C - y_D) + \bar{j}\ \varepsilon_3(x_C - x_D)$$

$$\bar{a}_B = \bar{a}^n_{BA} = -\bar{\omega}^2_1 \cdot \overline{AB} = -\bar{j}\ \omega^2_1(y_B - y_A) - \bar{k}\ \omega^2_1(z_B - z_A)$$

$$\bar{\omega}^2_{2t} \cdot \overline{BC} = \bar{i}\ \omega^2_{2t} x_C + \bar{j}\ \omega^2_{2t}(y_C - y_B) - \bar{k}\ \omega^2_{2t} z_B$$

$$\omega_{2t} = \sqrt{\omega^2_{2tx} + \omega^2_{2ty} + \omega^2_{2tz}}$$

$$\bar{e}_{2t} \times \overline{BC} = \begin{vmatrix} \bar{i} & \bar{j} & \bar{k} \\ e_{2tx} & e_{2ty} & e_{2tz} \\ x_C & y_C - y_B & -z_B \end{vmatrix} = \bar{i}(e_{2ty}(-z_B) - e_{2tz}(y_C - y_B)) -$$

$$-\bar{j}(e_{2tx}(-z_B) - e_{2tz} \cdot x_C) + \bar{k}(e_{2tx}(y_C - y_B) - e_{2ty} \cdot x_C)$$

Aceste expresii se introduc în ecuația (2.77) care se proiectează pe axele de coordonate. Se adaugă condiția de perpendicularitate dintre $\bar{e}_{2t}$ şi $\overline{BC}$,

$$\bar{e}_{2t} \cdot \overline{BC} = e_{2tx} \cdot x_C + e_{2ty}(y_C - y_B) - e_{2tz} \cdot z_B = 0$$

şi se obține un sistem liniar format din 4 ecuații cu necunoscutele $\varepsilon_3, e_{2tx}, e_{2ty}, e_{2tz}$, care se scrie sub forma

$$\begin{vmatrix} y_C - y_D & 0 & -z_B & -(y_C - y_B) \\ -(x_C - x_D) & z_B & 0 & x_C \\ 0 & y_C - y_B & -x_C & 0 \\ 0 & x_C & y_C - y_B & -z_B \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} \varepsilon_3 \\ e_{2tx} \\ e_{2ty} \\ e_{2tz} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} -\omega^2_3(x_C - x_D) + \omega^2_{2t} x_C \\ A \\ \omega^2_1(z_B - z_A) - \omega^2_{2t} z_B \\ 0 \end{vmatrix}$$

în care $A = -\omega^2_3(y_C - y_D) + \omega^2_1(y_B - y_A) + \omega^2_{2t}(y_C - y_B)$.

Prin rezolvarea sistemului se determină accelerația unghiulară a elementului condus ε_3.

2.1.10. Mecanismul manivelă - piston spațial

Mecanismul manivelă - piston spațial (Fig.2.30) se aseamănă cu patrulaterul articulat spațial deosebindu-se de acesta prin faptul că elementul condus 3 este legat de bază printr-o cuplă de translație. Operația de analiză cinematică este similară cu cea de la mecanismul patrulater, astfel încât nu sunt necesare explicații detaliate.

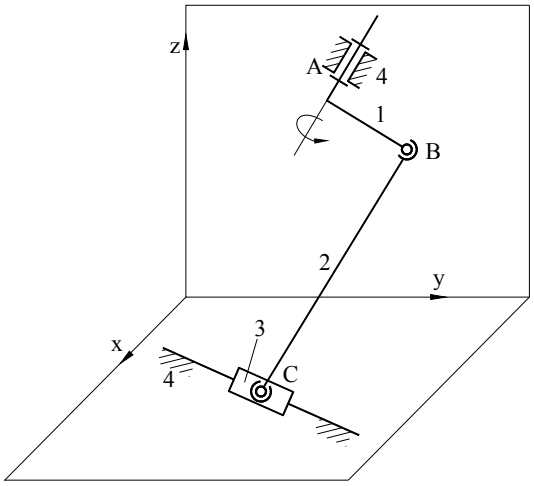


Fig. 2.30

Parametrii de intrare:

1) $\mathbf{A(y_A, z_A)}$, $\mathbf{(D_3)(P(x_P, y_P)}$, $\boldsymbol{\varphi_3}$**)**, $\mathbf{l_1 = AB}$, $\mathbf{l_2 = BC}$

2) $\boldsymbol{\varphi_1}$, $\boldsymbol{\omega_1}$, $\boldsymbol{\varepsilon_1}$

■ Problema pozițiilor

Rezolvarea grafică este arătată în Fig.2.31.a. Se reprezintă segmentul AB (cunoscând A, φ_1 şi l_1) şi dreapta (D_3) (cunoscând P şi φ_3). Se trasează, apoi, un cerc cu centrul în B, de rază l_2 care intersectează linia de pământ în C_0. Punctul C(C') se găseşte la intersecția cercurilor (C_2) cu centrul în B_h, de rază B_hC_0 cu dreapta (D_3).

Pentru **rezolvarea analitică** se adoptă un sistem de coordonate suplimentar $B_h x_0 y_0$ cu axa Bx_0 perpendiculară pe (D_3) în punctul D. Poziţiile punctelor B şi D se calculează astfel

$$y_B = y_A + l_1 \cos\varphi_1$$
$$z_B = z_A + l_1 \sin\varphi_1$$
$$x_D = \frac{m(y_B - y_P) + m^2 x_P}{1 + m^2}$$
$$y_D = \frac{-m x_P + m^2 y_B + y_P}{1 + m^2}$$

în care $m = \mathrm{tg}\varphi_3$.

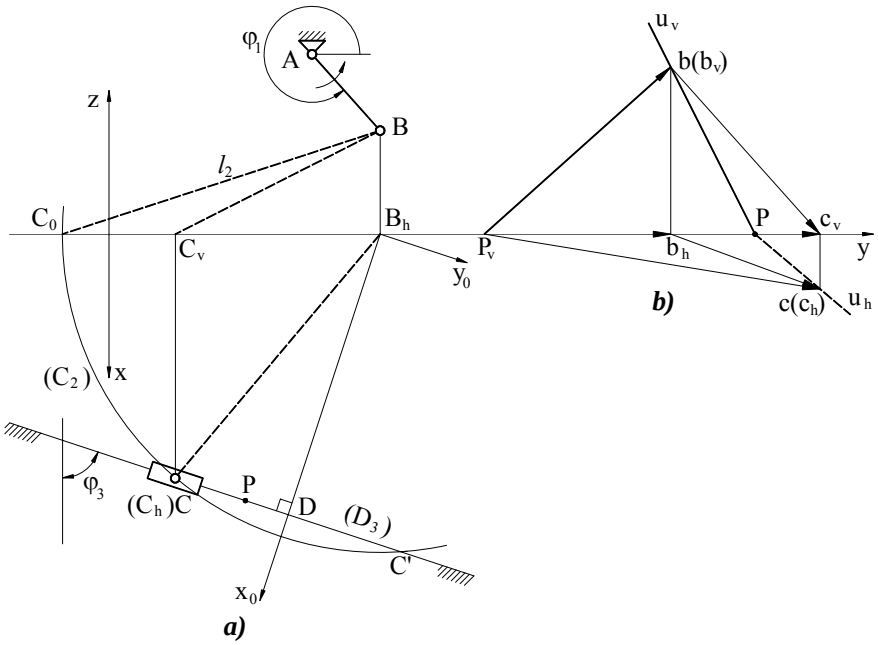


Fig. 2.31

În continuare se calculează $l_{2h} = B_h C$, $l_0 = B_h D$ şi φ_0 cu formulele utilizate la mecanismul patrulater spaţial,

$$l_{2h} = B_h C = B_h C_0 = \sqrt{l_2^2 - z_B^2}$$
$$l_0 = B_h D = \sqrt{x_D^2 + (y_B - y_D)^2}$$
$$\mathrm{tg}\varphi_0 = \frac{y_D - y_B}{x_D}.$$

Se scriu ecuațiile cercului (C_2) şi a dreptei (D_3) în raport cu sistemul $B_h x_0 y_0$

$$x_0^2 + y_0^2 = l_{2h}^2$$

$$x_0 = l_0$$

Soluțiile acestui sistem de ecuații reprezintă coordonatele punctului C(C') în raport cu reperul $B_h x_0 y_0$

$$x_{0C} = l_0$$

$$y_{0C} = \pm\sqrt{l_{2h}^2 - l_0^2} \qquad (2.78)$$

Poziția punctului C în raport cu sistemul absolut rezultă printr-o transformare de coordonate:

$$x_C = x_{0C}\cos\varphi_0 - y_{0C}\sin\varphi_0$$

$$y_C = y_B + x_{0C}\sin\varphi_0 + y_{0C}\cos\varphi_0$$

Observații

1) Problema are două soluții care se diferențiază prin semnele din formula (2.78). Semnul (+) este în corespondență cu poziția ABC', iar semnul (-) cu ABC.

2) Condiția de existență a unei soluții reale, dedusă din (2.78) este

$$l_{2h} \geq l_0 . \qquad (2.79)$$

3) Poziția critică a mecanismului, determinată de relația

$$l_{2h} = l_0 \qquad (2.80)$$

se înregistrează când proiecția orizontală a bielei este perpendiculară pe axa de translație (D_3).

▪ Problema vitezelor şi a accelerațiilor

În ecuația de **viteze**

$$\overline{v}_C = \overline{v}_B + \overline{v}_{CB} \qquad (2.81)$$

vectorii $\overline{v}_B$ şi $\overline{v}_{CB}$ au aceleaşi caracteristici ca şi la mecanismul patrulater, iar $\overline{v}_C \,//\, (D_3)$, astfel încât în **poligonul de viteze**, care se construieşte în acelaşi mod, $\overline{p_v c}$ se trasează paralel cu (D_3).

Pentru **tratarea analitică** expresiile vitezelor $\overline{v}_B$ şi $\overline{v}_{CB}$ sunt cele arătate la mecanismul patrulater, iar $\overline{v}_C$ este

$$\overline{v}_C = \overline{i}\, v_C \cos\varphi_3 + \overline{j}\, v_C \sin\varphi_3 .$$

Proiecțiile ecuației (2.81) pe axele de coordonate, împreună cu condiția de perpendicularitate dintre $\overline{\omega}_{2t}$ şi $\overline{BC}$, formează următorul sistem liniar cu necunoscutele $v_C, \omega_{2tx}, \omega_{2ty}, \omega_{2tz}$,

$$\begin{vmatrix} -\cos\varphi_3 & 0 & -z_B & -(y_C - y_B) \\ -\sin\varphi_3 & z_B & 0 & x_C \\ 0 & y_C - y_B & -x_C & 0 \\ 0 & x_C & y_C - y_B & -z_B \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} v_C \\ \omega_{2tx} \\ \omega_{2ty} \\ \omega_{2tz} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} 0 \\ \omega_1(z_B - z_A) \\ -\omega_1(y_B - y_A) \\ 0 \end{vmatrix}$$

Parametrul care interesează, în primul rând, este desigur $\overline{v}_C$.

În ecuația de **accelerații**

$$\overline{a}_C = \overline{a}_B - \overline{\omega}_{2t}^2 \cdot \overline{BC} + \overline{e}_{2t} \times \overline{BC} \tag{2.82}$$

termenii din membrul drept au aceleaşi expresii ca la mecanismul patrulater, iar $\overline{a}_C$ este

$$\overline{a}_C = \overline{i}\, a_C \cos\varphi_3 + \overline{j}\, a_C \sin\varphi_3 .$$

Se ajunge la sistemul liniar

$$\begin{vmatrix} -\cos\varphi_3 & 0 & -z_B & -(y_C - y_B) \\ -\sin\varphi_3 & z_B & 0 & x_C \\ 0 & y_C - y_B & -x_C & 0 \\ 0 & x_C & y_C - y_B & -z_B \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} a_C \\ e_{2tx} \\ e_{2ty} \\ e_{2tz} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} \omega_{2t}^2 \cdot x_C \\ B \\ \omega_1^2(z_B - z_A) - \omega_{2t}^2 \cdot z_B \\ 0 \end{vmatrix}$$

în care $B = \omega_1^2(y_B - y_A) + \omega_{2t}^2(y_C - y_B)$. Prin rezolvare se determină a_C.

2.2. ANALIZA CINETOSTATICĂ

2.2.1. Forțele în mecanisme

2.2.1.1. Obiectul analizei cinetostatice

Analiza cinetostatică este operația prin care se determină forțele de legătură din cuplele cinematice utilizând **metoda cinetostatică**. Această metodă este o aplicație a **principiului lui d'Alembert** care se enunță astfel:

În orice moment al mişcării forțelor aplicate, forțele de inerție şi forțele de legătură se află în echilibru.

Forțele aplicate şi cele de inerție se consideră cunoscute, iar forțele de legătură reprezintă necunoscutele problemei. Ele se determină pe baza unui model matematic constituit din ecuații de echilibru similare cu cele din statică.

Forțele de inerție se calculează într-o fază premergătoare, pe baza distribuției de accelerații şi în funcție de caracteristicile masice ale elementelor (masele, pozițiile centrelor de masă, momentele de inerție). Rezultă că, înainte de a aborda analiza cinetostatică, trebuie efectuată analiza cinematică pentru a determina parametrii de poziție, care intervin în ecuațiile de echilibru şi accelerațiile, care intervin în calculul forțelor de inerție. Dacă forțele de inerție sunt mici în raport cu forțele aplicate ele pot fi neglijate, iar operația de determinare a forțelor de legătură se numeşte, în acest caz, **analiză statică**.

Forțele de legătură se grupează în două categorii: **reacțiuni normale (ideale)** şi **forțe de frecare**. Forțele de frecare sunt mici în raport cu reacțiunile normale (sub 10%) şi, dacă nu există pretenții de precizie deosebite, pot fi neglijate. Prin urmare, analiza cinetostatică se poate efectua **în prezența forțelor de frecare** sau în absența lor.

Trebuie menționat că rezultatele analizei cinetostatice sunt aproximative deoarece mişcarea nu este concepută ca o consecință a acțiunii forțelor aplicate, ci este determinată prin operația de analiză cinematică. La rândul său, analiza cinematică are ca punct de plecare mişcarea din cuplele conducătoare. Cu cât parametrii acestei mişcări sunt mai apropiați de cei reali, analiza cinetostatică reflectă mai precis comportarea dinamică a mecanismului. În calculele tehnice, nivelul de precizie oferit de analiza cinetostatică este, totuşi, acceptabil. Menționăm că datele de ieşire ale analizei cinetostatice - forțele de legătură din cuplele cinematice, servesc în procesul de proiectare organologică intervenind în calculul de rezistență al elementelor.

2.2.1.2. Forțele aplicate

Forțele aplicate acționează asupra fiecărui element ca forțe exterioare şi pot fi **motoare** sau **rezistente**. Forțele motoare dezvoltă un lucru mecanic

elementar pozitiv, iar unghiul dintre o forță motoare $\overline{F}$ şi viteza punctului de aplicație $\overline{v}$ este ascuțit (Fig.2.32.a). În cazul forțelor rezistente, care dezvoltă un lucru mecanic elementar negativ, acelaşi unghi este obtuz (Fig.2.32.b). Cuplurile de forțe pot fi, de asemenea, motoare sau rezistente după cum momentul lor este de acelaşi sens, sau de sens opus în raport cu viteza unghiulară a elementului asupra căruia acționează.

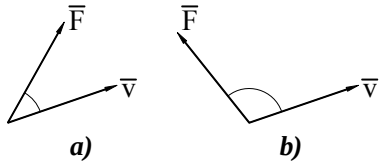


Fig. 2.32

Cele mai importante forțe aplicate sunt **forțele de acționare** şi **forțele tehnologice**. Forțele de acționare lucrează în cuplele conducătoare, sunt generate de motoarele asociate acestor cuple şi au, evident, caracter motor. Forțele tehnologice acționează asupra elementelor conduse, de execuție, sunt generate ca rezultat al operației tehnologice efectuate de mecanisme şi au caracter rezistent. Ele se mai numesc **forțe de rezistență utilă**. În analiza cinetostatică forțele tehnologice se consideră cunscute, fiind determinate din studiul procesului tehnologic, iar forțele de acționare intervin ca necunoscute fiind denumite **forțe (momente) de echilibrare**. Denumirea se explică prin faptul că prezența acestor forțe, ca necunscute, realizează echilibrul cinetostatic. În absența lor problema devine incompatibilă deoarece numărul de ecuații este mai mare decât cel al necunscutelor (vezi Tab.1.2). Forțele (momentele) de echilibrare trebuie dezvoltate de motoarele de acționare, astfel încât valorile lor sunt importante pentru adoptarea acestor motoare. În unele cazuri, cum este cel al mecanismului manivelă-piston din construcția motoarelor termice, forța motoare, generată de presiunea gazelor, este cunoscută, iar momentul de rezistență utilă, devine moment de echilibrare şi constituie necunoscuta problemei.

O altă categorie de forțe aplicate este reprezentată de **forțele de greutate** care acționează întotdeauna asupra mecanismelor care funcționează în câmpul gravitațional. Forța de greutate a unui element poate fi motoare, dacă centrul de masă coboară sau rezistentă - dacă se ridică. În orice caz, lucrul mecanic dezvoltat de forțele de greutate într-un ciclu cinematic este nul.

În categoria forțelor aplicate se includ şi **forțele elastice** generate de arcuri. De obicei arcurile au rolul de a menține contactul dintre elementele cuplelor deschise. Ele se pot monta între un element mobil şi bază sau între două elemente mobile. Forțele elastice se determină în funcție de poziția relativă dintre cele două elemente, iar lucrul mecanic dezvoltat într-un ciclu cinematic este, de asemenea, nul. Uneori arcurile au rol de elemente de acționare (motoare). În acest caz forțele generate de ele se asimilează cu forțele de echilibrare.

Forțele de interacțiune cu mediul (aerodinamice, hidrodinamice) sunt, de asemenea, forțe aplicate şi au caracter rezistent. Ele sunt luate în considerare

numai atunci când sunt destul de importante pentru a influența rezultatele analizei cinetostatice.

2.2.1.3. Forțele de inerție

■ Reducerea forțelor de inerție

Se consideră un element cinematic în mişcare generală plan paralelă şi un sistem de axe de coordonate solidar cu elementul, având originea în centrul de masă G şi axa Gz perpendiculară pe planul mişcării. Torsorul rezultant al forțelor de inerție, redus în punctul G are următoarele componente

$$\begin{aligned} \overline{F}_i &= -m \cdot \overline{a}_G \\ \overline{M}_i &= \overline{i} \cdot (\varepsilon \cdot J_{xz} - \omega^2 \cdot J_{yz}) + \overline{j} \cdot (\varepsilon \cdot J_{yz} + \omega^2 \cdot J_{xz}) + \overline{k} \cdot (-\varepsilon \cdot J_z) \end{aligned} \qquad (2.83)$$

în care $\overline{F}_i$ este forța de inerție rezultantă, M_i - momentul rezultant al forțelor de inerție, m - masa elementului, J_z - momentul de inerție al elementului în raport cu axa Gz, J_{xz}, J_{yz} - momentele de inerție centrifugale, $\overline{a}_G$ - accelerația centrului de masă, ω şi ε - viteza şi accelerația unghiulară ale elementului. Dacă axa Gz este axă principală de inerție, J_{xz}= 0 şi J_{yz}= 0, iar formulele (2.83) devin

$$\begin{aligned} \overline{F}_i &= -m \cdot \overline{a}_G \\ M_i &= -\varepsilon \cdot J_z \end{aligned} \qquad (2.84)$$

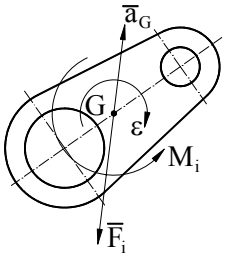


Fig. 2.33

Din (2.84) rezultă că forța de inerție $\overline{F}_i$ are aceeaşi direcție cu accelerația centrului de masă $\overline{a}_G$ şi sens opus, iar momentul forțelor de inerție $\overline{M}_i$ este orientat perpendicular pe planul mişcării şi are sens opus accelerației unghiulare ε (Fig. 2.33).

Se remarcă faptul că torsorul (2.83) este spațial, pe când torsorul (2.84) reprezintă un sistem de forțe amplasate în planul mişcării Gxy. Această particularitate are consecințe favorabile în ce priveşte comportarea dinamică a mecanismului aşa cum se arată în par. 5.2.2.1. De aceea, se recomandă proiectarea elementelor astfel încât J_{xz}= 0 şi J_{yz}= 0, iar în cele ce urmează, vom lua în considerare numai acest caz.

Forța de inerție $\overline{F}_i = 0$ dacă $\overline{a}_G = 0$, ceea ce se întâmplă în cazul mişcării de translație uniforme sau în cazul mişcării de rotație în jurul unei axe fixe ce trece prin centrul de masă. Momentul forțelor de inerței M_i = 0 dacă

$\varepsilon = 0$, ceea ce se întâmplă în cazul mişcării de translaţie sau în cazul mişcării de rotaţie uniforme.

■ Metoda concentrării maselor

În ecuaţiile de echilibru cinetostatic intervin două categorii de forţe care depind de caracteristicile masice ale elementelor - forţele de greutate şi forţele de inerţie. Efectul acestor forţe se poate evidenţia prin concentrarea masei elementului într-un număr finit de puncte. Fiecare masă concentrată m_k, generează o forţă de greutate $\overline{F}_{gk}$ şi o forţă de inerţie $\overline{F}_{ik}$

$$\begin{aligned} \overline{F}_{gk} &= m_k \cdot \overline{g} \\ \overline{F}_{ik} &= -m_k \cdot \overline{a}_k \end{aligned} \tag{2.85}$$

în care $\overline{g}$ este acceleraţia gravitaţională, iar $\overline{a}_k$ - acceleraţia punctului de concentrare. Sistemul forţelor de greutate şi de inerţie ale maselor concentrate trebuie să fie echivalent cu sistemul format din forţa de greutate şi torsorul forţelor de inerţie redus în centrul de masă. Pentru aceasta, dacă ne limităm la cazul mişcării plan paralele, trebuie îndeplinite următoarele condiţii

$$\begin{cases} m_1 + m_2 + ... + m_n = m \\ m_1\overline{r}_1 + m_2\overline{r}_2 + ... + m_n\overline{r}_n = m\overline{r}_G \\ m_1 r_1^2 + m_1 r_2^2 + ... + m_1 r_n^2 = J_0 \end{cases} \tag{2.86}$$

În formulele (2.87), $\overline{r}_k(x_k, y_k)$ (k = 1, n) reprezintă vectorii de poziţie ai maselor concentrate m_k, în raport cu originea unui sistem de axe solidar cu elementul, $\overline{r}_G(x_G, y_G)$ - vectorul de poziţie al centrului de masă şi J_0 - momentul de inerţie al elementului în raport cu axa Oz, perpendiculară pe planul mişcării. Ecuaţia a doua este echivalentă cu două ecuaţii scalare

$$\begin{cases} m_1 x_1 + m_2 x_2 + ... + m_n x_n = m x_G \\ m_1 y_1 + m_2 y_2 + ... + m_n y_n = m y_G \end{cases} \tag{2.87}$$

iar ecuaţia a treia se poate scrie

$$m_1(x_1^2 + y_1^2) + m_2(x_2^2 + y_2^2) + ... + m_n(x_n^2 + y_n^2) = J_0 \tag{2.88}$$

Primele două condiţii (2.86) asigură echivalenţa forţelor de greutate şi de inerţe (nu şi a momentelor forţelor de inerţie). Dacă sunt respectate numai aceste condiţii, concentrarea se numeşte **statică**. Dacă sunt respectate toate cele trei condiţii echivalenţa este totală, iar concentrarea se numeşte **dinamică**. Concentrarea statică se foloseşte numai dacă $M_i = 0$ (mişcare de translaţie sau de rotaţie uniformă, când $\varepsilon = 0$) sau este neglijabil ($J_0 \cong 0$).

Parametrii care definesc concentrarea sunt valorile maselor şi coordonatele punctelor de concentrare. Deci, pentru pentru fiecare punct trebuie cunoscuţi trei parametri (m_k, x_k, y_k). În cazul concentrării dinamice există 4 ecuaţii scalare şi 3n necunoscute, astfel că 3n - 4 parametri pot fi aleşi arbitrar. În cazul concentrării statice numărul de ecuaţii este 3, iar cel de necunoscute 3n, aşa încât 3n - 3 parametri pot fi adoptaţi arbitrar. În continuare se vor analiza câteva cazuri particulare de concentrare.

■ Concentrarea statică în două puncte

Considerând O ≡ G, relaţiile (2.86) şi (2.87) devin

$$m_1 + m_2 = m$$
$$m_1 x_1 + m_2 x_2 = 0$$
$$m_1 y_1 + m_2 y_2 = 0$$

Din ultimele două ecuaţii rezultă

$$\frac{x_1}{y_1} = \frac{x_2}{y_2}$$

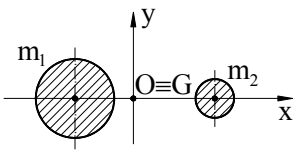


Fig. 2.34

ceea ce arată că punctele de concentrare sunt coliniare cu centrul de masă. În aceste condiţii cele trei puncte pot fi considerate pe axa Ox (Fig.2.34), iar $y_1 = y_2 = 0$. Sistemul se reduce la primele două ecuaţii care conţin 4 parametri. Dacă x_1 şi x_2 se adoptă, rezultă m_1 şi m_2,

$$m_1 = m\frac{x_2}{x_2 - x_1},\ m_2 = m\frac{x_1}{x_1 - x_2}.$$

Pentru a obţine soluţii pozitive (masa negativă nu are sens fizic) este necesar ca x_1 şi x_2 să aibă semne diferite.

■ Concentrarea dinamică în două puncte

În ipoteza O ≡ G, condiţiile de concentrare (2.86), (2.87) şi (2.88) se scriu astfel

$$m_1 + m_2 = m$$
$$m_1 x_1 + m_2 x_2 = 0$$
$$m_1 y_1 + m_2 y_2 = 0$$
$$m_1(x_1^2 + y_1^2) + m_2(x_2^2 + y_2^2) = J_G$$

Ca şi în cazul precedent, punctele de concentrare şi centrul de masă sunt coliniare şi se pot adopta pe axa Ox ($y_1 = y_2 = 0$), iar sistemul de ecuaţii devine

$$m_1 + m_2 = m$$
$$m_1 x_1 + m_2 x_2 = 0$$
$$m_1 x_1^2 + m_2 x_2^2 = J_G$$

Dintre cei 4 parametri (x_1, x_2, m_1, m_2) se impune unul (de exemplu x_1), iar ceilalţi trei rezultă

$$m_1 = \frac{J_G m}{m x_1^2 + J_G},\ m_2 = \frac{m^2 x_1^2}{m x_1^2 + J_G},\ x_2 = -\frac{J_G}{m x_1}$$

- **Concentrarea dinamică în trei puncte coliniare, dintre care unul este centrul de masă**

Se consideră O ≡ G şi punctele de concentrare pe axa Ox (Fig.2.35). Sistemul de ecuaţii este

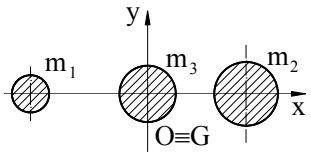


Fig. 2.35

$$m_1 + m_2 + m_3 = m$$
$$m_1 x_1 + m_2 x_2 = 0$$
$$m_1 x_1^2 + m_2 x_2^2 = J_G$$

Având 3 ecuaţii şi 5 necunoscute (x_1, x_2, m_1, m_2, m_3) trebuie adoptaţi doi parametri, de exemplu x_1 şi x_2. Rezultă cele trei mase

$$m_1 = \frac{J_G}{x_1(x_1 - x_2)};\ m_2 = \frac{J_G}{x_2(x_2 - x_1)};\ m_3 = m + \frac{J_G}{x_1 x_2}$$

Pentru a obţine soluţii pozitive trebuie îndeplinite condiţiile

$$x_1 x_2 < 0 \text{ şi } m > \frac{J_G}{|x_1 x_2|}$$

2.2.1.4. Forţele de legătură

Forţele de legătură exprimă interacţiunea dinamică dintre elementele cuplelor cinematice, acţionează prin intermediul suprafeţelor în contact şi se împart în două categorii: reacţiuni normale şi forţe de frecare.

■ Reacțiunile normale

Aşa cum am arătat (par. 1.1.1), reacțiunile normale înlocuiesc legăturile cinematice (restricțiile la deplasare). Tipul (forță de reacțiune sau moment de reacțiune) şi direcția lor în raport cu geometria cuplei sunt indicate în Tab.1.1. În cazul mecanismelor plane (de care ne ocupăm în primul rând) se face ipoteza că încărcările (forțele aplicate) şi forțele de inerție acționează într-un singur plan, paralel cu planul mişcării.

În aceste condiții, componentele torsorului de reacțiune care nu acționează în acest plan devin nule din condițiile de echilibru. Componentele diferite de zero pot fi asociate cu restricțiile raportate la mişcarea plan paralelă. Astfel, în cazul **cuplei de rotație** (Fig.2.36.a), torsorul de reacțiune se reduce, în centrul cuplei, la o reacțiune unică $\overline{R}_{12}$ (primul indice arată elementul din partea căruia se exercită reacțiunea, iar al doilea - elementul asupra căruia se exercită), având componentele necunoscute R_{12x} şi R_{12y}. În cazul **cuplei de translație** (Fig.2.36.b) torsorul de reacțiune se reduce într-un punct de pe axa de translație la o reacțiune perpendiculară pe această axă $\overline{R}_{12} \perp Ax$ şi la un moment de reacțiune M_{r12}. Parametri scalari necunoscuți sunt R_{12y} ($R_{12x} = 0$) şi M_{r12}. De obicei punctul de reducere se adoptă în centrul zonei de contact a cuplei (Fig.2.36.b), dar se poate adopta şi într-un punct determinat astfel încât

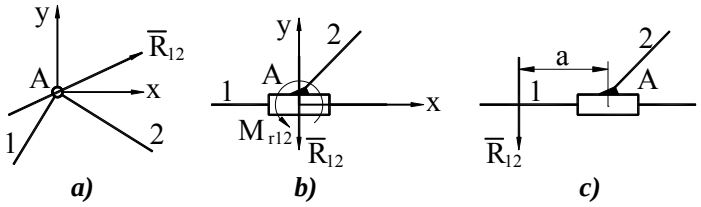


Fig. 2.36

torsorul să fie format dintr-o reacțiune unică (Fig.2.36.c). În acest caz distanța a, care determină poziția punctului de reducere față de centrul zonei de contact, este o necunoscută a problemei de analiză cinetostatică şi este legată de parametrii $|R_{12}|$ şi $|M_{r12}|$ prin relația

$$|M_{r12}| = |R_{r12}| \cdot a \,. \tag{2.89}$$

■ Forțele de frecare

Fenomenul frecării este deosebit de complex, fiind determinat de un număr foarte mare de factori mecanici, fizici şi chimici. În contextul acestei

expuneri ne interesează numai una dintre manifestările frecării - forța de frecare de alunecare. Între mărimea forței de frecare $\overline{F}_{f12}$ şi cea a reacțiunii normale $\overline{R}_{12}$ există relația

$$|F_{f12}| = \mu \cdot |R_{12}|$$

unde μ este coeficientul de frecare. Forța de frecare $\overline{F}_{f12}$ are direcția şi sensul vitezei relative de alunecare $\overline{v}_{12}$ (se opune vitezei $\overline{v}_{21}$) - Fig.2.37.

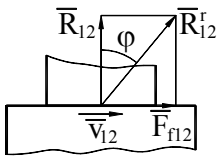


Fig. 2.37

Dacă se compune reacțiunea normală $\overline{R}_{12}$ cu forța de frecare $\overline{F}_{f12}$ se obține reacțiunea rezultantă $\overline{R}^r_{12}$. Unghiul φ dintre $\overline{R}_{12}$ şi $\overline{R}^r_{12}$ se numeşte unghi de frecare, iar tangenta sa este egală cu coeficientul de frecare

$$\mathrm{tg}\varphi = \frac{|F_{f12}|}{|R_{12}|} = \mu .$$

Valoarea coeficientului de frecare, esențială pentru calculul forțelor de frecare, depinde de regimul de frecare din cupla cinematică. În Tribologie (ştiința frecării) se consideră că există trei regimuri de frecare: uscată, limită şi fluidă. **Frecarea uscată** se produce în absența lubrifiantului şi, practic, nu se admite în cuplele cinematice datorită uzării foarte rapide a suprafețelor. **Regimul limită** apare când între suprafețe există un start de fluid foarte subțire (molecular) de lubrifiant. **Frecarea fluidă** presupune existența unei pelicule de lubrifiant care separă complet suprafețele, iar alunecarea se produce între straturile de fluid. Se admite şi o stare de frecare intermediară, numită **mixtă** în care pelicula de lubrifiant se reface şi se întrerupe periodic. Valorile coeficientului de frecare sunt date, în mod orientativ, în Tab.2.3.

Tabelul 2.3

Regimul de frecare	Valoarea aproximativă a coeficientului de frecare
Frecare uscată	$\mu > 0,3$
Frecare limită	0,1 - 0,3
Frecare mixtă	0,005 - 0,1
Frecare fluidă	0,001 - 0,005

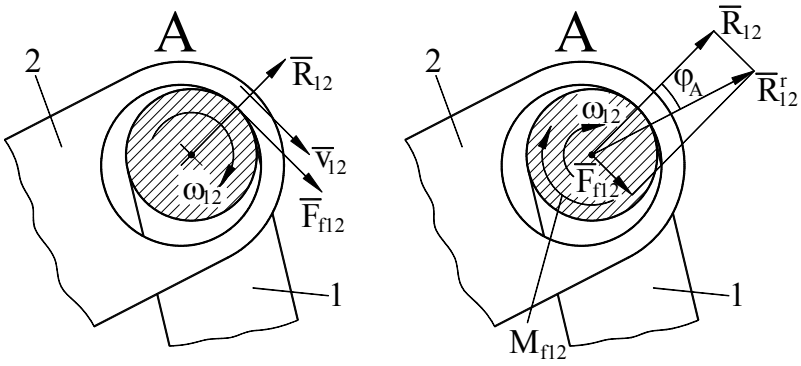
Din Tab.2.3 rezultă că, în cazul frecării fluide, coeficientul de frecare este foarte mic, iar forțele de frecare au valori neglijabile în raport cu reacțiunile normale. De aceea, în analiza cinetostatică, se iau în considerare, în primul rând, forțele de frecare din cuplele cu frecare limită sau mixtă.

În cazul **cuplei de rotație** forța de frecare $\overline{F}_{f12}$ acționează în punctul de contact fus - lagăr care apare datorită jocului din cuplă. Direcția forței de frecare este orientată după tangenta comună la cele două cercuri, iar sensul este acelaşi

cu al vitezei relative $\overline{v}_{12}$ (Fig.2.38.a). Din motive care țin de simplificarea analizei cinetostatice, reducerea forțelor de frecare se face în centrul fusului (Fig.2.38.b). În această ipoteză, pe lângă forța de frecare intervine şi un moment de frecare M_{f12} având sensul vitezei unghiulare relative ω_{12}. Forța şi momentul de frecare se calculează, în modul, cu relațiile

$$\left| F_{f12} \right| = \mu_A \cdot \left| R_{12} \right|$$

$$\left| M_{f12} \right| = \mu_A \cdot r_A \cdot \left| R_{12} \right|$$



a) ***b)***

Fig. 2.38

în care μ_A este coeficientul de frecare din cupla A, iar r_A este raza fusului. Reacțiunea normală $\overline{R}_{12}$ şi forța de frecare $\overline{F}_{f12}$ se compun obținându-se reacțiunea rezultantă $\overline{R}^r_{12}$. În felul acesta, torsorul rezultant al forțelor de legătură din cuplă se reduce, în centrul cuplei, la forța $\overline{R}^r_{12}(R^r_{12x}, R^r_{12y})$ şi la momentul M_{f12} care se exprimă în funcție de R^r_{12},

$$M_{f12} = s_{12} \cdot \mu_A \cdot r_A \cdot \left| R^r_{12} \right| \cos\varphi_A$$

Termenul s_{12} indică semnul (sensul) momentului şi se determină astfel

$$s_{12} = \begin{cases} +1, & \text{dacă } \widetilde{\omega}_{12} \text{ este pozitiv} \\ -1, & \text{dacă } \widetilde{\omega}_{12} \text{ este negativ} \end{cases}$$

Deoarece $\mu_A = \mathrm{tg}\varphi_A$, iar $\left| R^r_{12} \right| = \sqrt{(R^r_{12x})^2 + (R^r_{12y})^2}$ formula devine

$$M_{f12} = s_{12} \cdot r_A \sqrt{(R^r_{12x})^2 + (R^r_{12y})^2} \sin\varphi_A, \qquad (2.90)$$

iar dacă φ_A este mic ($< 10^0$), $\sin\varphi_A \cong \mathrm{tg}\varphi_A = \mu_A$, se poate folosi şi formula:

$$M_{f12} = s_{12} \cdot \mu_A \cdot r_A \sqrt{(R^r_{12x})^2 + (R^r_{12y})^2} \qquad (2.91)$$

În cazul lagărelor cu rulmenți se aplică aceleaşi relații, cu observația că r_A este o rază de reducere convențională - în mod obişnuit raza cercului care trece prin centrele corpurilor de rulare.

Pentru a studia modul în care acționează forțele de frecare în **cupla de translație**, torsorul reacțiunilor normale ($\overline{R}_{12}$, M_{r12}) se înlocuieşte prin două forțe, perpendiculare pe axa de translație şi amplasate la extremitățile zonei de contact. Aceste forțe, determinate din ecuații de momente, de echivalență, scrise în raport cu punctele A' şi A" (Fig.2.39.a), au valorile:

$$R'_{12} = \frac{|R_{12}|}{2} + \frac{|M_{r12}|}{b}$$

$$R''_{12} = \frac{|R_{12}|}{2} - \frac{|M_{r12}|}{b}$$

în care b este lungimea zonei de contact a cuplei.

Pentru a calcula forța de frecare vom lua în considerare două cazuri

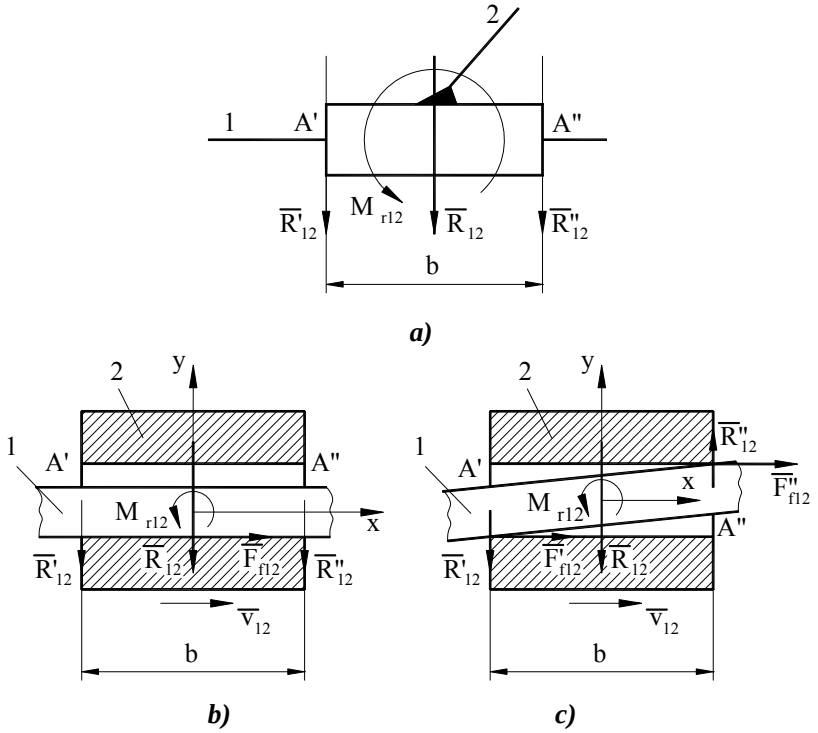


Fig. 2.39

Cazul (1) $\frac{|R_{12}|}{2} > \frac{|M_{r12}|}{b}$ sau $|R_{12}| > \frac{2 \cdot |M_{r12}|}{b}$

Dacă M_{r12} se înlocuieşte cu expresia (2.89) se obține condiția

$$a < \frac{b}{2}$$

care arată că acest caz se inregistrează când punctul de reducere al reacțiunii unice se află în interiorul zonei de contact.

Deoarece $\overline{R}'_{12}$ şi $\overline{R}''_{12}$ au acelaşi sens, poziția relativă dintre cele două elemente, având în vedere jocul din cuplă, este cea din Fig.2.39.b, iar forța de frecare are mărimea

$$|F_{f12}| = \mu_{A1} \cdot |R_{12}| \tag{2.92}$$

în care μ_{A1} este coeficientul de frecare din cuplă, corespunzător acestui caz. Componentele forței de frecare, în raport cu un reper solidar cu un element al cuplei, având axa abscisei paralelă cu axa de translație sunt

$$\begin{aligned} F_{f12} &= F_{f12x} = s_{12} \cdot \mu_{A1} \cdot |R_{12}| \\ F_{f12y} &= 0 \end{aligned} \tag{2.93}$$

în care s_{12} indică semnul (sensul) forței de frecare şi se determină astfel

$$s_{12} = \begin{cases} +1, & \text{dacă } v_{12} \text{ este pozitiv (are sensul axei x)} \\ -1, & \text{dacă } v_{12} \text{ este negativ (are sens opus axei x)} \end{cases}$$

Cazul (2) $\frac{|R_{12}|}{2} < \frac{|M_{r12}|}{b}$, $|R_{12}| < \frac{2 \cdot |M_{r12}|}{b}$, $a > \frac{b}{2}$

Desigur, acest caz se înregistrează când punctul de reducere al rezultantei unice se află în afara zonei de contact.

Deoarece $\overline{R}'_{12}$ şi $\overline{R}''_{12}$ au sensuri opuse, poziția relativă dintre elemente este cea din Fig.2.39.c, cu două puncte de contact la extremitățile patinei. În consecință apar două forțe de frecare

$$|F'_{f12}| = \mu_{A2} |R'_{12}| = \mu_{A2} \left(\frac{|R_{12}|}{2} + \frac{|M_{r12}|}{b} \right)$$

$$|F''_{f12}| = \mu_{A2} |R''_{12}| = \mu_{A2} \left(\frac{|M_{r12}|}{b} - \frac{|R_{12}|}{2} \right),$$

iar forța de frecare rezultantă este

$$|F_{f12}| = |F'_{f12}| + |F''_{f12}| = \mu_{A2} \frac{2 \cdot |M_{r12}|}{b} \tag{2.94}$$

$$F_{f12} = F_{f12x} = s_{12} \cdot \mu_{A2} \frac{2 \cdot |M_{r12}|}{b} \qquad (2.95)$$

$$F_{f12y} = 0 .$$

În aceste relații μ_{A2} este coeficientul de frecare din cuplă corespunzător acestui caz, iar s_{12} are aceeaşi semnificație ca în cazul (1).

Comparând relația (2.94) cu (2.92) şi având în vedere condițiile de definiție ale celor două cazuri rezultă că forța de frecare în cazul (2) este mai mare decât în cazul (1), în ipoteza că R_{12} are aceeaşi valoare. Trebuie remarcat că în sprijinul acestei afirmații intervine şi faptul că $\mu_{A2} > \mu_{A1}$. Aceasta se explică prin aceea că în **cazul (2)** reacțiunile R'_{12} şi R''_{12} sunt concentrate, presiunile de contact sunt mari, iar regimul de ungere - defavorabil. Se observă, de asemenea, că forța de frecare în **cazul (2)** depinde şi de parametrul **b** (2.94). Cu cât această lungime este mai mică, forța de frecare este mai mare.

Aceste observații conduc la concluzia că este recomandabil să fie evitat **cazul (2)**. Această cerință se poate realiza printr-o proiectare rațională a mecanismului prin care să se obțină momente de reacțiune cât mai mici în cuplele de translație (vezi par. 2.2.3.1). Reamintim că, pentru a evita **cazul (2)**, punctul de aplicație al rezultantei unice trebuie să se afle în interiorul zonei de contact a cuplei.

2.2.2. Analiza cinetostatică fără frecare

■ Considerații generale

Aşa cum am arătat, modelul matematic al analizei cinetostatice se constituie din ecuațiile de echilibru ale elementelor. În cazul mecanismelor plane ecuațiile de forțe sunt vectoriale, iar ecuațiile de momente pot fi exprimate scalar. Prin proiectarea ecuațiilor de forțe pe axele sistemului de coordonate solidar cu baza, toate ecuațiile devin scalare şi au caracter liniar. Prin urmare, analiza cinetostatică fără frecare este o problemă liniară cu avantajele care decurg de aici în ce priveşte rezolvarea numerică. Problema poate fi tratată pe ansamblul mecanismului sau pe grupe structurale. Cea de-a doua modalitate prezintă avantajele semnalate şi la analiza cinematică: cu ajutorul unui număr redus de procedee se poate analiza un număr mare de mecanisme. Pe lângă aceasta, abordarea pe grupe structurale reduce mult numărul de ecuații care trebuie rezolvate simultan, simplificând procedeul de rezolvare. Astfel, în cazul grupelor 0/2/2 numărul de ecuații care trebuie rezolvate simultan este de maximum patru. Trebuie precizat că în cinetostatică

ordinea în care se face analiza grupelor componente este inversă în raport cu ordinea de formare a mecanismului.

Rezolvarea ecuațiilor de echilibru se poate face grafo - analitic sau analitic. Procedeul grafo - analitic presupune rezolvarea analitică a ecuațiilor scalare, de momente şi rezolvarea grafică (prin construcția unor poligoane) a ecuațiilor vectoriale, de forțe.

2.2.2.1. Analiza cinetostatică a grupelor structurale

Procedeele de analiză cinetostatică pentru grupele structurale uzuale sunt prezentate în Tab.2.4. În acest tabel sunt indicate sistemele de ecuații de echilibru scrise sub formele specifice celor două moduri de rezolvare.

Sunt reprezentate, de asemenea, poligoanele de forțe care reprezintă rezolvarea grafică a ecuațiilor de forțe. În cadrul acestor procedee, forțele cunoscute (aplicate şi de inerție) care acționează asupra unui element **k**, se reduc, într-un punct de poziție cunoscută O_k, la un torsor ($\overline{F}_k, \overline{M}_k$). În aplicațiile concrete multe dintre aceste componente sunt nule sau neglijabile. Pentru a înlesni înțelegerea procedeelor prezentate sintetic în Tab.2.4, se tratează, detaliat, în continuare, două grupe structurale. Se va efectua, de asemenea, analiza cinetostatică a mecanismului patrulater articulat plan utilizând, comparativ, abordarea globală şi cea pe grupe structurale.

- **Grupa structurală RRT** (Fig. 2.40)

Vom trata, la început, **procedeul grafo - analitic**.

Reacțiunea $\overline{R}_{12}$ se consideră formată din două componente $\overline{R}^t_{12} \perp AB$ şi $\overline{R}^n_{12} // AB$.

Se scrie ecuația de momente, pentru elementul 2, în raport cu punctul B,

$$\sum M_B(2) = 0; \quad M_B(\overline{R}^t_{12}) + M_B(\overline{F}_2) + M_2 = 0$$

Momentul $M_B(\overline{F}_2)$ care intervine în această ecuație se calculează astfel:

$$M_B(\overline{F}_2) = \pm \left| \overline{F}_2 \right| \cdot h_2$$

unde h_2 este brațul momentului (Fig.2.40.a) care poate fi determinat grafic, prin măsurare pe desen. Semnul se determină în funcție de sensul momentului, observat pe desen, şi convenția de semn adoptată.

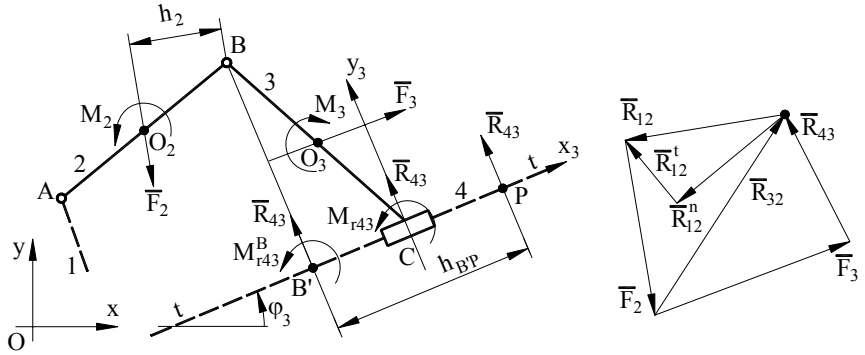
Din ecuația de momente se calculează

$$M_B(\overline{R}^t_{12}) = -(M_B(\overline{F}_2) + M_2)$$

şi apoi

$$\left| R_{12}^{t} \right| = \frac{\left| M_B(\overline{R}_{12}^{t}) \right|}{l_2}.$$

Sensul reacțiunii $\overline{R}_{12}^{t}$ se stabilește în funcție de semnul momentului $M_B(\overline{R}_{12}^{t})$.



a) ***b)***

Fig. 2.40

Se scrie, apoi, ecuația vectorială de forțe pentru sistemul format din elementele 2 şi 3,

$$\sum \overline{F}\ (2,\ 3) = 0\ ; \quad \underline{\overline{R}_{12}^{n}} + \underline{\underline{\overline{R}_{12}^{t}}} + \underline{\underline{\overline{F}_2}} + \underline{\underline{\overline{F}_3}} + \underline{\overline{R}_{43}} = 0.$$

Ecuația se rezolvă grafic, prin construcția unui poligon de forțe. Se reprezintă, la început, forțele cunoscute $\overline{R}_{12}^{t}$, $\overline{F}_2$ şi $\overline{F}_3$ înşiruite una după alta (Fig.2.40.b). Apoi, prin punctul inițial se trasează suportul reacțiunii $\overline{R}_{12}^{n}$ // AB, iar prin punctul final suportul reacțiunii $\overline{R}_{43}$ $\perp$ tt. Cele două drepte se intersectează închizând poligonul. În felul acesta rezultă $\overline{R}_{12}^{n}$ şi $\overline{R}_{43}$, iar sensul lor se stabileşte astfel ca înteg poligonul să fie parcurs în acelaşi sens. Prin compunere grafică se determină $\overline{R}_{12} = \overline{R}_{12}^{n} + \overline{R}_{12}^{t}$.

Se scrie ecuația de forțe pentru un element al grupei, de exemplu elementul 2,

$$\sum \overline{F}\ (2) = 0\ ; \quad \underline{\underline{\overline{R}_{12}}} + \underline{\underline{\overline{F}_2}} + \overline{R}_{32} = 0.$$

Reacțiunea $\overline{R}_{32}$ se determină grafic, prin construcția unui triunghi de vectori (Fig.2.40.b) conform cu ecuația de echilibru.

În final, se determină momentul de reacțiune din cupla de translație cu ajutorul unei ecuații de momente scrisă pentru elementul 3. De regulă, această ecuație se scrie în raport cu punctul B. Aceasta înseamnă că reducerea torsorului de reacțiune se face în B sau în B' - piciorul perpendicularei dusă prin B pe axa

tt. (Toate punctele de reducere situate pe suportul forței rezultante au acelaşi moment rezultant).

$$\sum M_B(3)=0; \quad M_B(\overline{F}_3)+M_3+M_{r43}^B=0$$
$$M_{r43}^B=-(M_B(\overline{F}_3)+M_3)$$

Dacă torsorul de reacțiune se reduce la o reacțiune unică, atunci poziția punctului de reducere P trebuie determinată. Se scrie relația de calcul a momentului la schimbarea polului din B' în P,

$$M_{r43}^P=M_{r43}^B+M_P(\overline{R}_{43})=0$$
$$M_P(\overline{R}_{43})=-M_{r43}^B$$

De aici rezultă $h_{B'P}$,

$$h_{B'P}=\frac{|M_P(\overline{R}_{43})|}{|R_{43}|},$$

iar sensul de măsurare se determină astfel încât momentul $M_P(\overline{R}_{43})$ să aibă sensul obținut din calcul.

Dacă punctul de reducere este centrul zonei de contact C, atunci $M_{r43}=M_{r43}^C$ se poate determina fie prin schimbarea polului, din B' în C sau din P în C, fie scriind o ecuație de momente pentru elementul 3 în raport cu C,

$$\sum M_C(3)=0; \quad M_C(\overline{F}_3)+M_3+M_C(\overline{R}_{23})+M_{r43}=0$$
$$M_{r43}=-(M_C(\overline{F}_3)+M_3+M_C(\overline{R}_{23})).$$

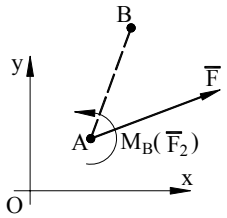


Fig. 2.41

Procedeul analitic foloseşte aceleaşi ecuații de echilibru ca şi procedeul grafic, cu observația că ecuațiile de momente se scriu, mai întâi, sub formă vectorială şi apoi se transpun scalar. Astfel, momentul unei forțe $\overline{F}$ aplicată în A, în raport cu polul B (Fig.2.41) se scrie

$$\overline{M}_B(\overline{F})=\overline{BA}\times\overline{F}=\overline{F}\times\overline{AB},$$

iar apoi se dezvoltă, obținând expresia scalară

$$\overline{M}_B=\overline{F}\times\overline{AB}=\begin{vmatrix}\overline{i} & \overline{j} & \overline{k}\\ F_x & F_y & 0\\ x_B-x_A & y_B-y_A & 0\end{vmatrix}=\overline{k}(F_x(y_B-y_A)-F_y(x_B-x_A))$$

$$M_B=M_{Bz}=F_x(y_B-y_A)-F_y(x_B-x_A)$$

În cazul grupei RRT se scriu următoarele ecuații de echilibru:

$$\sum\overline{M}(2)=0; \quad \overline{R}_{12}\times\overline{AB}+\overline{F}_2\times\overline{O_2B}+\overline{M}_2=0$$

$$\sum \overline{F}(2,3)=0\,;\quad \overline{R}_{12}+\overline{R}_{43}+\overline{F}_2+\overline{F}_3=0$$

Ecuația de momente se transpune scalar, iar ecuațiile de forțe se proiectează pe axele de coordonate. Pentru a scrie proiecțiile reacțiunii $\overline{R}_{43}\perp tt$, se utilizează unghiul φ_3 format de axa de translație Cx_3 cu axa Ox. În felul acesta se obține următorul sistem liniar

$$\begin{vmatrix} y_B-y_A & -(x_B-x_A) & 0 \\ 1 & 0 & -\sin\varphi_3 \\ 0 & 1 & \cos\varphi_3 \end{vmatrix}\cdot\begin{vmatrix} R_{43} \\ R_{12x} \\ R_{12y} \end{vmatrix}=\begin{vmatrix} -(M_2+F_{2x}(y_B-y_A)- \\ -F_{2y}(x_B-x_A)) \\ -(F_{2x}+F_{3x}) \\ -(F_{2y}+F_{3y}) \end{vmatrix} \qquad (2.96)$$

din care se calculează R_{43}, R_{12x} şi R_{12y}.

Reacțiunea R_{32} rezultă din ecuația de forțe pentru elementul 2,

$$\sum \overline{F}(2)=0\;;\quad \begin{aligned} &\overline{R}_{12}+\overline{F}_2+\overline{R}_{32}=0 \\ &R_{12x}+F_{2x}+R_{32x}=0 \\ &R_{12y}+F_{2y}+R_{32y}=0 \\ &R_{32x}=-(R_{12x}+F_{2x}) \\ &R_{32y}=-(R_{12y}+F_{2y}) \end{aligned}$$

Momentul M^B_{r43} rezultă din ecuația de momente pentru elementul 3 în raport cu B,

$$\sum \overline{M}_B(3)=0\,;\quad \begin{aligned} &\overline{F}_3\times\overline{O_3B}+\overline{M}_3+\overline{M}^B_{r43}=0 \\ &M^B_{r43}=-(F_{3x}(y_B-y_{O_3})-F_{3y}(x_B-x_{O_3})+M_3) \end{aligned}$$

Dacă reducerea se face în C, se scrie ecuația de momente în raport cu acest punct

$$\sum \overline{M}_C(3)=0\,;\quad \overline{F}_3\times\overline{O_3C}+\overline{M}_3+\overline{R}_{23}\times\overline{BC}+\overline{M}_{r43}=0$$

$$M_{r43}=-(F_{3x}(y_C-y_{O_3})-F_{3y}(x_C-x_{O_3})+M_3+R_{23x}(y_C-y_B)-R_{23y}(x_C-x_B))$$

Observație

Determinantul sistemului (2.96) are aceeaşi expresie ca şi determinantul sistemelor care intervin la analiza vitezelor şi a accelerațiilor (2.17),

$$D=(x_B-x_A)\cos\varphi_3+(y_B-y_A)\sin\varphi_3$$

Aceasta înseamnă că analiza cinetostatică fără frecare, ca şi analiza cinematică, este o problemă compatibilă şi determinată dacă se evită poziția critică

($AB \perp tt$) în care D = 0. Această observație este valabilă pentru toate grupele structurale.

■ Grupa structurală 0/3/3 cu cuple de rotație

În cadrul **procedeului grafo - analitic** se folosesc punctele singulare întâlnite şi la analiza cinematică. Să considerăm punctul S situat la intersecția dreptelor AB şi CD (Fig.2.42). Reacțiunile din cuplele exterioare se consideră formate din două componente, astfel: $\bar{R}_{12}$ ($\bar{R}^n_{12}$ // AB, $\bar{R}^t_{12}$ $\perp$ AB), $\bar{R}_{64}$ ($\bar{R}^n_{64}$ // CD, $\bar{R}^t_{64}$ $\perp$ CD), $\bar{R}_{75}$ ($\bar{R}^n_{75}$ // EF, $\bar{R}^t_{75}$ $\perp$ EF). Se scriu următoarele ecuații de momente

$$\sum M_B(2) = 0; \quad M_B(\bar{R}^t_{12}) + M_B(\bar{F}_2) + M_2 = 0 \Rightarrow \bar{R}^t_{12}$$
$$\sum M_D(4) = 0; \quad M_D(\bar{R}^t_{64}) + M_D(\bar{F}_4) + M_4 = 0 \Rightarrow \bar{R}^t_{64}$$
$$\sum M_F(5) = 0; \quad M_F(\bar{R}^t_{75}) + M_F(\bar{F}_5) + M_5 = 0 \Rightarrow \bar{R}^t_{75}$$

din care rezultă, după modelul de rezolvare de la grupa RRT, componentele tangențiale.

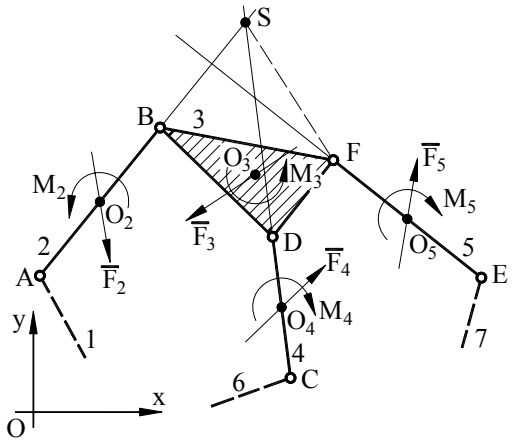


Fig. 2.42

Se scrie ecuația de momente pentru toată grupa în raport cu punctul S

$$\begin{aligned}\sum M_S(2,3,4,5) = 0; \quad & M_S(\bar{R}^t_{12}) + M_S(\bar{F}_2) + M_2 + \\ & + M_S(\bar{R}^t_{64}) + M_S(\bar{F}_4) + M_4 + \\ & + M_S(\bar{R}^t_{75}) + M_S(\bar{R}^n_{75}) + M_S(\bar{F}_5) + M_5 + \\ & + M_S(\bar{F}_3) + M_3 = 0 \Rightarrow \bar{R}^n_{75}\end{aligned}$$

Din această ecuație se obține singura forță necunoscută $\overline{R}_{75}^{n}$. În continuare, se scrie o serie de ecuații de forțe, care se rezolvă grafic şi din care rezultă celelalte reacțiuni:

$$\sum \overline{F}(5)=0\,; \qquad \overline{R}_{75}+\overline{F}_5+\overline{R}_{35}=0 \;\Rightarrow\; \overline{R}_{35}$$

$$\sum \overline{F}(2,3,4,5)=0\,; \overline{R}_{12}^{n}+\overline{R}_{12}^{t}+\overline{F}_2+\overline{R}_{64}^{n}+\overline{R}_{64}^{t}+$$
$$+\overline{F}_4+\overline{R}_{75}+\overline{F}_5+\overline{F}_3=0 \Rightarrow \overline{R}_{12}^{n},\ \overline{R}_{64}^{n}$$

$$\sum \overline{F}(2)=0\,; \qquad \overline{R}_{12}+\overline{F}_2+\overline{R}_{32}=0 \;\Rightarrow\; \overline{R}_{32}$$

$$\sum \overline{F}(4)=0\,; \qquad \overline{R}_{64}+\overline{F}_4+\overline{R}_{34}=0 \;\Rightarrow\; \overline{R}_{34}$$

Procedeul analitic debutează cu scrierea următoarelor ecuații de echilibru

$$\sum \overline{M}_B(2)=0\,; \quad \overline{R}_{12}\times\overline{AB}+\overline{F}_2\times\overline{O_2B}+\overline{M}_2=0$$

$$\sum \overline{M}_D(4)=0\,; \quad \overline{R}_{64}\times\overline{CD}+\overline{F}_4\times\overline{O_4D}+\overline{M}_4=0$$

$$\sum \overline{M}_F(5)=0\,; \quad \overline{R}_{75}\times\overline{EF}+\overline{F}_5\times\overline{O_5F}+\overline{M}_5=0$$

$$\sum \overline{M}_B(2,\ 3,\ 4,\ 5)=0\,; \quad \overline{R}_{12}\times\overline{AB}+\overline{F}_2\times\overline{O_2B}+\overline{M}_2+$$
$$+\overline{R}_{64}\times\overline{CD}+\overline{F}_4\times\overline{O_4D}+\overline{M}_4+$$
$$+\overline{R}_{75}\times\overline{EB}+\overline{F}_5\times\overline{O_5B}+\overline{M}_5+$$
$$+\overline{F}_3\times\overline{O_3B}+\overline{M}_3=0$$

$$\sum \overline{F}(2,3,4,5)=0\,; \ \overline{R}_{12}+\overline{R}_{64}+\overline{R}_{75}+\overline{F}_2+\overline{F}_3+\overline{F}_4+\overline{F}_5=0$$

Sistemul vectorial se transformă, după modelul cunoscut, în unul scalar format din 6 ecuații cu necunoscutele R_{12x}, R_{12y}, R_{64x}, R_{64y}, R_{75x}, R_{75y}.

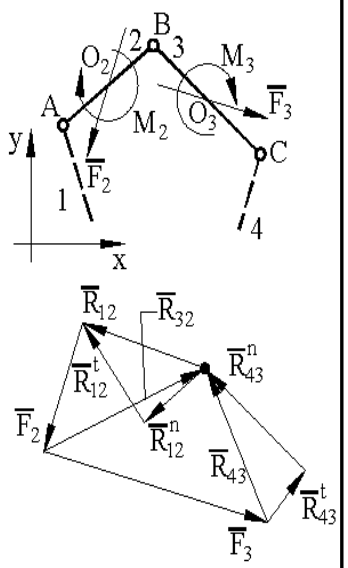
Din ecuațiile de forțe scrise, separat, pentru elementele 2, 4 şi 5 rezultă celelalte reacțiuni

$$\sum \overline{F}(2)=0\,; \qquad \overline{R}_{12}+\overline{F}_2+\overline{R}_{32}=0 \;\Rightarrow\; \overline{R}_{32}\ (R_{32x},\ R_{32y})$$

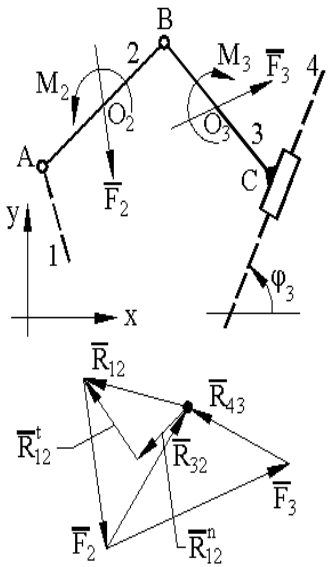
$$\sum \overline{F}(4)=0\,; \qquad \overline{R}_{64}+\overline{F}_4+\overline{R}_{34}=0 \;\Rightarrow\; \overline{R}_{34}\ (R_{34x},\ R_{34y})$$

$$\sum \overline{F}(5)=0\,; \qquad \overline{R}_{75}+\overline{F}_5+\overline{R}_{35}=0 \;\Rightarrow\; \overline{R}_{35}\ (R_{35x},\ R_{35y})$$

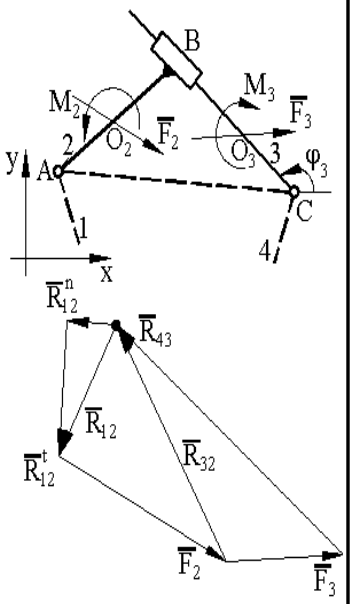
Tabelul 2.4

Schema grupei. Poligonul de forțe	Metoda grafo - analitică	Metoda analitică
RRR (0/2/2, aspectul 1)  	$\overline{R}_{12}\left\langle\begin{array}{l}\overline{R}^n_{12} \,//\, AB\\ \overline{R}^t_{12} \perp AB\end{array}\right.$ $\quad \overline{R}_{43}\left\langle\begin{array}{l}\overline{R}^n_{43} \,//\, BC\\ \overline{R}^t_{43} \perp BC\end{array}\right.$ $\sum M_B(2)=0$ $R^t_{12} l_{AB} + M_B(F_2) + M_2 = 0 \quad \Rightarrow R^t_{12}$ $\sum M_B(3)=0$ $R^t_{43} l_{BC} + M_B(F_3) + M_3 = 0 \quad \Rightarrow R^t_{43}$ $\sum \overline{F}(2,\ 3)=0$ $\overline{R}^n_{12} + \overline{R}^t_{12} + \overline{F}_2 + \overline{F}_3 + \overline{R}^n_{43} + \overline{R}^t_{43} = 0$ $\Downarrow$ $\overline{R}^n_{12},\ \overline{R}^n_{43}$ $\sum \overline{F}(2)=0$ $\overline{R}_{12} + \overline{F}_2 + \overline{R}_{32} = 0 \quad \Rightarrow \overline{R}_{32}$	$\left\{\begin{array}{l}\sum M_B(2)=0\\ \quad R_{12x}(y_B - y_A) - R_{12y}(x_B - x_A) +\\ \quad F_{2x}(y_B - y_{O_2}) - F_{2y}(x_B - x_{O_2}) + M_2 = 0\\ \sum M_B(3)=0\\ \quad R_{43x}(y_B - y_C) - R_{43y}(x_B - x_C) +\\ \quad +F_{3x}(y_B - y_{O_3}) - F_{3y}(x_B - x_{O_3}) + M_3 = 0\\ \sum F_x(2,\ 3)=0\\ \quad R_{12x} + F_{2x} + F_{3x} + R_{43x} = 0\\ \sum F_y(2,\ 3)=0\\ \quad R_{12y} + F_{2y} + F_{3y} + R_{43y} = 0\end{array}\right.$ $\Downarrow$ $R_{12x},\ R_{12y},\ R_{43x},\ R_{43y}$ $\sum F_x(2)=0 \quad R_{12x} + F_{2x} + R_{32x} = 0 \quad \Rightarrow R_{32x}$ $\sum F_y(2)=0 \quad R_{12y} + F_{2y} + R_{32y} = 0 \quad \Rightarrow R_{32y}$

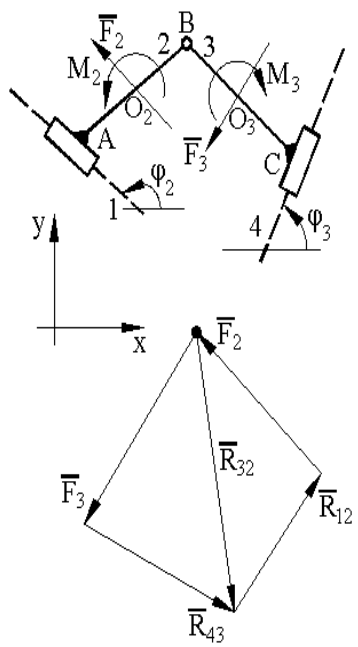
Tabelul 2.4 (continuare)

RRT (0/2/2, aspectul 2)  	$\overline{R}_{12}\begin{cases}\overline{R}_{12}^{n} \,//\, AB \\ \overline{R}_{12}^{t} \perp AB\end{cases}$ $\sum M_B(2)=0$ $R_{12}^{t} l_{AB} + M_B(F_2) + M_2 = 0 \quad \Rightarrow R_{12}^{t}$ $\sum \overline{F}(2,\ 3)=0$ $\overline{R}_{12}^{n} + \overline{R}_{12}^{t} + \overline{F}_2 + \overline{F}_3 + \overline{R}_{43} = 0$ $\Downarrow$ $\overline{R}_{12}^{n},\ \overline{R}_{43}$ $\sum \overline{F}(2)=0$ $\overline{R}_{12} + \overline{F}_2 + \overline{R}_{32} = 0 \quad \Rightarrow \overline{R}_{32}$ $\sum M_B(3)=0$ $M_{r43}^{B} + M_B(F_3) + M_3 = 0 \quad \Rightarrow M_{r43}^{B}$	$\begin{cases}\sum M_B(2)=0 \\ \quad R_{12x}(y_B - y_A) - R_{12y}(x_B - x_A) + \\ F_{2x}(y_B - y_{O_2}) - F_{2y}(x_B - x_{O_2}) + M_2 = 0 \\ \sum F_x(2,\ 3)=0 \\ \quad R_{12x} + F_{2x} + F_{3x} - R_{43}\sin\varphi_3 = 0 \\ \sum F_y(2,\ 3)=0 \\ \quad R_{12y} + F_{2y} + F_{3y} + R_{43}\cos\varphi_3 = 0\end{cases}$ $\Downarrow$ $R_{12x},\ R_{12y},\ R_{43}$ $\sum F_x(2)=0 \quad R_{12x} + F_{2x} + R_{32x} = 0 \quad \Rightarrow R_{32x}$ $\sum F_y(2)=0 \quad R_{12y} + F_{2y} + R_{32y} = 0 \quad \Rightarrow R_{32y}$ $\sum M_B(3)=0$ $M_{r43}^{B} + F_{3x}(y_B - y_{O_3}) - F_{3y}(x_B - x_{O_3}) +$ $+ M_3 = 0$ $\Downarrow$ M_{r43}^{B}

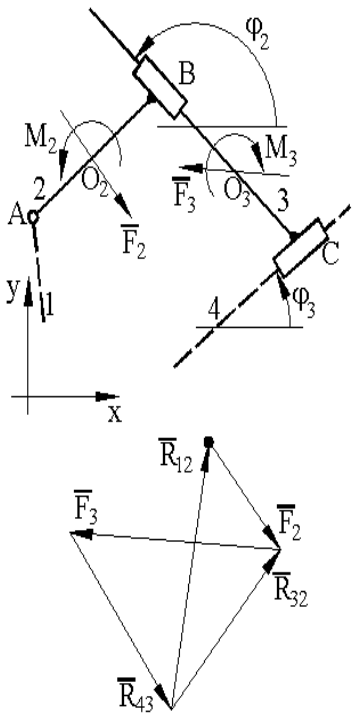
Tabelul 2.4 (continuare)

RTR (0/2/2, aspectul 3)  	$\overline{R}_{12} \left\langle \begin{array}{l} \overline{R}_{12}^n \,//\, AC \\ \overline{R}_{12}^t \perp AC \end{array} \right.$ $\sum M_C(2,\ 3)=0$ $R_{12}^t l_{AC} + M_C(F_2) + M_2 +$ $+M_C(F_3) + M_3 = 0 \quad \Rightarrow R_{12}^t$ $\sum \overline{F}(2)=0$ $\overline{R}_{12}^n + \overline{R}_{12}^t + \overline{F}_2 + \overline{R}_{32} = 0$ $\Downarrow$ $\overline{R}_{12}^n,\ \overline{R}_{32}$ $\sum \overline{F}(2,\ 3)=0$ $\overline{R}_{12} + \overline{F}_2 + \overline{F}_3 + \overline{R}_{43} = 0 \quad \Rightarrow \overline{R}_{43}$ $\sum M_A(2)=0$ $R_{r32}^A h_{32} + M_A(F_2) + M_2 = 0 \quad \Rightarrow M_{r32}^A$	$\left\{ \begin{array}{l} \sum M_C(2,\ 3)=0 \\ \quad R_{12x}(y_C - y_A) - R_{12y}(x_C - x_A) + \\ +F_{2x}(y_C - y_{O_2}) - F_{2y}(x_C - x_{O_2}) + M_2 + \\ +F_{3x}(y_C - y_{O_3}) - F_{3y}(x_C - x_{O_3}) + M_3 = 0 \\ \sum F_x(2)=0 \quad R_{12x} + F_{2x} - R_{32}\sin\varphi_3 = 0 \\ \sum F_y(2)=0 \quad R_{12y} + F_{2y} + R_{32}\cos\varphi_3 = 0 \end{array} \right.$ $\Downarrow$ $R_{12x},\ R_{12y},\ R_{32}$ $\sum F_x(2,\ 3)=0$ $R_{12x} + F_{2x} + F_{3x} + R_{43x} = 0 \quad \Rightarrow R_{43x}$ $\sum F_y(2,\ 3)=0$ $R_{12y} + F_{2y} + F_{3y} + R_{43y} = 0 \quad \Rightarrow R_{43y}$ $\sum M_A(2)=0$ $M_{r32}^A + F_{2x}(y_A - y_{O_2}) - F_{2y}(x_A - x_{O_2}) + M_2 = 0$ $\Downarrow$ M_{r32}^A

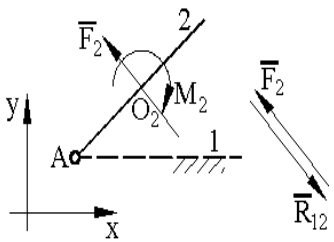
Tabelul 2.4 (continuare)

TRT (0 / 2 / 2, aspectul 4)  	$\sum \overline{F}(2,\ 3)=0$ $\overline{R}_{12}+\overline{F}_2+\overline{F}_3+\overline{R}_{43}=0 \quad \Rightarrow \overline{R}_{12},\ \overline{R}_{43}$ $\sum \overline{F}(2)=0$ $\overline{R}_{12}+\overline{F}_2+\overline{R}_{32}=0 \quad \Rightarrow \overline{R}_{32}$ $\sum M_B(2)=0$ $M^B_{r12}+M_B(F_2)+M_2=0 \quad \Rightarrow M^B_{r12}$ $\sum M_B(3)=0$ $M^B_{r43}+M_B(F_3)+M_3=0 \quad \Rightarrow M^B_{r43}$	$\begin{cases} \sum F_x(2,\ 3)=0 \\ \quad -R_{12}\sin\varphi_2+F_{2x}+F_{3x}-R_{43}\sin\varphi_3=0 \\ \sum F_y(2,\ 3)=0 \\ \quad R_{12}\cos\varphi_2+F_{2y}+F_{3y}+R_{43}\cos\varphi_3=0 \end{cases}$ $\Downarrow$ $R_{12},\ R_{43}$ $\sum F_x(2)=0 \quad R_{12x}+F_{2x}+R_{32x}=0 \Rightarrow R_{32x}$ $\sum F_y(2)=0 \quad R_{12y}+F_{2y}+R_{32y}=0 \Rightarrow R_{32y}$ $\sum M_B(2)=0$ $M^B_{r12}+F_{2x}(y_B-y_{O_2})-F_{2y}(x_B-x_{O_2})+M_2=0$ $\Downarrow$ M^B_{r12} $\sum M_B(3)=0$ $M^B_{r43}+F_{3x}(y_B-y_{O_3})-F_{3y}(x_B-x_{O_3})+M_3=0$ $\Downarrow$ M^B_{r43}

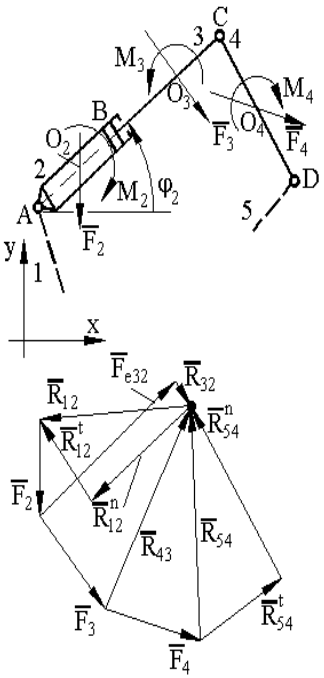
Tabelul 2.4 (continuare)

RTT (0/2/2, aspectul 5)  	$\sum \bar{F}(3)=0$ $\bar{R}_{23}+\bar{F}_3+\bar{R}_{43}=0 \quad \Rightarrow \bar{R}_{23},\ \bar{R}_{43}$ $\sum \bar{F}(2,\ 3)=0$ $\bar{R}_{12}+\bar{F}_2+\bar{F}_3+\bar{R}_{43}=0 \quad \Rightarrow \bar{R}_{12}$ $\sum M_A(2)=0$ $M^A_{r32}h_{32}+M_A(F_2)+M_2=0 \Rightarrow M^A_{r32}$ $\sum M_A(2,\ 3)=0$ $M^A_{r43}+M_A(F_2)+M_2+M_A(F_3)+M_3=0$ $\Downarrow$ M^A_{r43}	$\begin{cases} \sum F_x(3)=0 \\ -R_{23}\sin\varphi_2+F_{3x}-R_{43}\sin\varphi_3=0 \\ \sum F_y(3)=0 \\ R_{23}\cos\varphi_2+F_{3y}+R_{43}\cos\varphi_3=0 \end{cases}$ $\Downarrow$ $R_{23},\ R_{43}$ $\sum F_x(2,3)=0;\ R_{12x}+F_{2x}+F_{3x}+R_{43x}=0 \Rightarrow R_{12x}$ $\sum F_y(2,\ 3)=0;\ R_{12y}+F_{2y}+F_{3y}+R_{43y}=0 \Rightarrow R_{12y}$ $\sum M_A(2)=0;\ M^A_{r32}+F_{2x}(y_A-y_{O_2})-$ $-F_{2y}(x_A-x_{O_2})+M_2=0 \quad \Rightarrow M^A_{r32}$ $\sum M_A(2,\ 3)=0$ $M^A_{r43}+F_{2x}(y_A-y_{O_2})-F_{2y}(x_A-x_{O_2})+M_2+$ $+F_{3x}(y_A-y_{O_3})-F_{3y}(x_A-x_{O_3})+M_3=0$ $\Downarrow$ M^A_{r43}

Tabelul 2.4 (continuare)

R (1/1/1) 	$\sum \overline{F}(2)=0$ $\overline{R}_{12}+\overline{F}_2=0 \quad \Rightarrow \overline{R}_{12}$ $\sum M_A(2)=0$ $M_e+M_A(F_2)+M_2=0 \quad \Rightarrow M_e$	$\sum F_x(2)=0$ $R_{12x}+F_{2x}=0 \quad \Rightarrow R_{12x}$ $\sum F_y(2)=0$ $R_{12y}+F_{2y}=0 \quad \Rightarrow R_{12y}$ $\sum M_A(2)=0$ $M_e+F_{2x}(y_A-y_{O_2})-F_{2y}(x_A-x_{O_2})+M_2=0$ $\Downarrow$ M_e
RTRR (1/2/2)	$\overline{R}_{12}\left\langle \begin{matrix} \overline{R}^n_{12} // AC \\ \overline{R}^t_{12} \perp AC \end{matrix}\right.$ $\quad \overline{R}_{54}\left\langle \begin{matrix} \overline{R}^n_{54} // DC \\ \overline{R}^t_{54} \perp DC \end{matrix}\right.$ $\sum M_C(2,\ 3)=0$ $R^t_{12}l_{AC}+M_C(F_2)+M_2+M_C(F_3)+M_3=0$ $\Rightarrow R^t_{12}$ $\sum M_C(4)=0$ $R^t_{54}l_{DC}+M_C(F_4)+M_4=0 \Rightarrow R^t_{54}$	$\left\{ \begin{matrix} \sum M_C(2,\ 3)=0 \\ R_{12x}(y_C-y_A)-R_{12y}(x_C-x_A)+ \\ +F_{2x}(y_C-y_{O_2})-F_{2y}(x_C-x_{O_2})+M_2+ \\ +F_{3x}(y_C-y_{O_3})-F_{3y}(x_C-x_{O_3})+M_3=0 \\ \sum M_C(4)=0 \\ R_{54x}(y_C-y_D)-R_{54y}(x_C-x_D)+ \\ +F_{4x}(y_C-y_{O_4})-F_{4y}(x_C-x_{O_4})+M_4=0 \end{matrix} \right.$

Tabelul 2.4 (continuare)

	$\sum\overline{F}(2,\ 3,\ 4)=0$ $\overline{R}_{12}^n+\overline{R}_{12}^t+\overline{F}_2+\overline{F}_3+\overline{F}_4+\overline{R}_{54}^n+\overline{R}_{54}^t=0$ $\Downarrow$ $\overline{R}_{12}^n,\ \overline{R}_{54}^n$ $\sum\overline{F}(2,\ 3)=0$ $\overline{R}_{12}+\overline{F}_2+\overline{F}_3+\overline{R}_{43}=0 \quad \Rightarrow \overline{R}_{43}$ $\sum\overline{F}(2)=0$ $\overline{R}_{12}+\overline{F}_2+\overline{F}_{e32}+\overline{R}_{32}=0$ $\Rightarrow \overline{F}_{e32}, \overline{R}_{32}$ $\sum M_A(2)=0$ $M_{r32}^A h_{32}+M_A(F_2)+M_2=0 \Rightarrow M_{r32}^A$	$\begin{cases}\sum F_x(2,\ 3,\ 4)=0 \\ \quad R_{12x}+F_{2x}+F_{3x}+F_{4x}+R_{54x}=0 \\ \sum F_y(2,\ 3,\ 4)=0 \\ \quad R_{12y}+F_{2y}+F_{3y}+F_{4y}+R_{54y}=0\end{cases}$ $\Downarrow$ $R_{12x},\ R_{12y},\ R_{54x},\ R_{54y}$ $\sum F_x(2,3)=0;\ R_{12x}+F_{2x}+F_{3x}+R_{43x}=0 \Rightarrow R_{43x}$ $\sum F_y(2,\ 3)=0;\ R_{12y}+F_{2y}+F_{3y}+R_{43y}=0 \Rightarrow R_{43y}$ $\begin{cases}\sum F_x(2)=0 \\ \quad R_{12x}+F_{2x}+F_{e32}\cos\varphi_2-R_{32}\sin\varphi_2=0 \\ \sum F_y(2)=0 \\ \quad R_{12y}+F_{2y}+F_{e32}\sin\varphi_2+R_{32}\cos\varphi_2=0\end{cases}$ $\Downarrow$ $F_{e32},\ R_{32}$ $\sum M_A(2)=0;\ M_{r32}^A+F_{2x}(y_A-y_{O_2})-$ $-F_{2y}(x_A-x_{O_2})+M_2=0 \quad \Rightarrow M_{r32}^A$

2.2.2.2. Mecanismul patrulater articulat plan

Se aplică, pentru început, **modul global** de abordare a analizei cinetostatice, prin procedeul analitic. Se scrie, pentru fiecare element mobil (Fig.2.43), câte o ecuație de forțe şi una de momente

$$\sum \overline{F}(1) = 0\,;\ \overline{R}_{41} + \overline{F}_1 + \overline{R}_{21} = 0$$

$$\sum \overline{F}(2) = 0\,;\ \overline{R}_{12} + \overline{F}_2 + \overline{R}_{32} = 0$$

$$\sum \overline{F}(3) = 0\,;\ \overline{R}_{43} + \overline{F}_3 + \overline{R}_{23} = 0$$

$$\sum \overline{M}_A(1) = 0\,;\quad \overline{R}_{21} \times \overline{BA} + \overline{F}_1 \times \overline{O_1A} + \overline{M}_1 + \overline{M}_e = 0$$

$$\sum \overline{M}_B(2) = 0\,;\quad \overline{R}_{32} \times \overline{CB} + \overline{F}_2 \times \overline{O_2B} + \overline{M}_2 = 0$$

$$\sum \overline{M}_D(3) = 0\,;\quad \overline{R}_{23} \times \overline{CD} + \overline{F}_3 \times \overline{O_3D} + \overline{M}_3 = 0$$

Sistemul vectorial se transformă într-un sistem scalar format din 9 ecuații care conțin toate necunoscutele problemei - reacțiunile din cele patru cuple şi momentul de echilibrare. Sistemul scalar are forma

$$\begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & -1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 0 & 0 \\ y_B - y_A & -(x_B - x_A) & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & y_C - y_B & -(x_C - x_B) & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & y_D - y_C & -(x_D - x_C) & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} R_{12x} \\ R_{12y} \\ R_{23x} \\ R_{23y} \\ R_{34x} \\ R_{34y} \\ R_{14x} \\ R_{14y} \\ M_e \end{vmatrix} =$$

$$= \begin{vmatrix} F_{1x} \\ F_{1y} \\ -F_{2x} \\ -F_{2y} \\ F_{3x} \\ F_{3y} \\ -F_{1x}(y_A - y_{O_1}) + F_{1y}(x_A - x_{O_1}) - M_1 \\ -F_{2x}(y_B - y_{O_2}) + F_{2y}(x_B - x_{O_2}) - M_2 \\ -F_{3x}(y_D - y_{O_3}) + F_{3y}(x_D - x_{O_3}) - M_3 \end{vmatrix} \qquad (2.97)$$

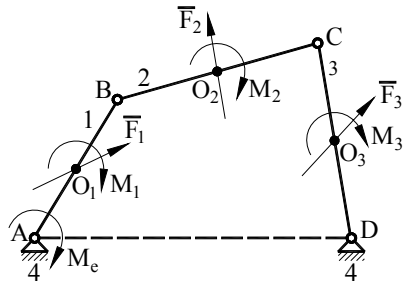


Fig. 2.43

Se efectuează, în continuare, analiza cinetostatică pentru acelaşi mecanism, utilizând **procedeele grupelor structurale** componente. Mecanismul conţine o grupă 1/1/1, R (formată din elementul 1 şi cupla A) şi o grupă 0/2/2, RRR (elementele 2, 3 şi cuplele B, C, D) care participă, în această ordine, la formarea sa. Aşa cum am arătat, grupele se tratează în ordine inversă în raport cu ordinea de formare. Se aplică, prin urmare, procedeul indicat în Tab.2.4 pentru grupa RRR. Se scriu următoarele ecuaţii de echilibru

$$\sum \overline{F}(2,3)=0\,; \quad \overline{R}_{12}+\overline{F}_2+\overline{F}_3+\overline{R}_{43}=0$$
$$\sum \overline{M}_C(2)=0\,; \quad \overline{R}_{12}\times\overline{BC}+\overline{F}_2\times\overline{O_2C}+\overline{M}_2=0$$
$$\sum \overline{M}_C(3)=0\,; \quad \overline{R}_{43}\times\overline{DC}+\overline{F}_3\times\overline{O_3C}+\overline{M}_3=0$$

Prin transformare scalară se ajunge la un sistem format din 4 ecuaţii,

$$\begin{vmatrix} 1 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 1 \\ y_C-y_B & -(x_C-x_B) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & y_C-y_D & -(x_C-x_D) \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} R_{12x} \\ R_{12y} \\ R_{43x} \\ R_{43x} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} -F_{2x}-F_{3x} \\ -F_{2y}-F_{3y} \\ -F_{2x}(y_C-y_{O_2})+F_{2y}(y_C-y_{O_2})-M_2 \\ -F_{3x}(y_C-y_{O_3})+F_{3y}(y_C-y_{O_3})-M_3 \end{vmatrix} \qquad (2.98)$$

cea de a treia reacţiune ($\overline{R}_{32}$) rezultă imediat din ecuaţia

$$\sum \overline{F}(2)=0\,; \qquad \overline{R}_{12}+\overline{F}_2+\overline{R}_{32}=0$$
$$R_{12x}+F_{2x}+R_{32x}=0 \Rightarrow R_{32x}$$
$$R_{12y}+F_{2y}+R_{32y}=0 \Rightarrow R_{32y}$$

Se trece, apoi, la grupa R, având în vedere că reacțiunea determinată $\overline{R}_{21} = -\overline{R}_{12}$ este cunoscută

$$\sum \overline{F}(1) = 0; \qquad \overline{R}_{41} + \overline{F}_1 + \overline{R}_{21} = 0$$

$$R_{41x} + F_{1x} + R_{21x} = 0 \Rightarrow R_{41x}$$

$$R_{41y} + F_{1y} + R_{21y} = 0 \Rightarrow R_{41y}$$

$$\sum \overline{M}_A(1) = 0; \qquad \overline{R}_{21} \times \overline{BA} + \overline{F}_1 \times \overline{O_1A} + \overline{M}_1 + \overline{M}_e = 0$$

$$M_e = -(R_{21x}(y_A - y_B) - R_{21y}(x_A - x_B) +$$

$$+ F_{1x}(y_A - y_{O_1}) - F_{1y}(x_A - x_{O_1}) + M_1)$$

Comparând cele două procedee şi, în special, sistemele de ecuații (2.97) şi (2.98), se observă avantajul tratării pe grupe sub aspectul simplificării procesului de rezolvare numerică.

2.2.3. Analiza cinetostatică în prezența frecării

2.2.3.1. Considerații generale

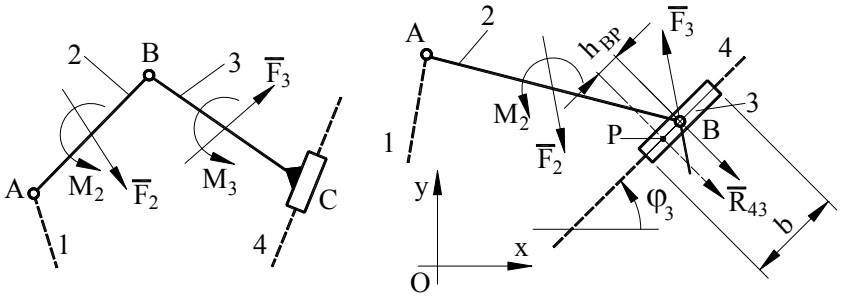
Modelul matematic al analizei cinetostatice cu frecare este constituit din ecuații de echilibru în care, pe lângă celelalte forțe, figurează şi forțele de frecare. Aşa cum s-a arătat (par. 2.2.1.4), în cazul cuplelor de rotație reacțiunea normală şi forța de frecare se consideră cumulate, astfel încât, torsorul forțelor de legătură, redus în centrul cuplei, este ($\overline{R}^r_{12}$, $\overline{M}_{f12}$). Momentul de frecare M_{f12} se calculează cu relația (2.90) care este neliniară în raport cu reacțiunile R^r_{12x} şi R^r_{12y}. În consecință, analiza cinetostatică cu frecare este o problemă neliniară.

În cazul cuplelor de translație reacțiunea normală şi forța de frecare se consideră separat, iar sistemul forțelor de legătură este ($\overline{R}_{12}$, $\overline{F}_{f12}$, M_{r12}). Forța de frecare $\overline{F}_{f12}$ se determină cu formula (2.92) dacă $|R_{12}| > \frac{2 \cdot |M_{r12}|}{b}$ (**cazul (1)**) sau cu formula (2.94)) dacă $|R_{12}| < \frac{2 \cdot |M_{r12}|}{b}$ (**cazul (2)**) (b - lungimea zonei de contact). Pentru a stabili cazul în care se află cupla, se efectuează analiza cinetostatică fără frecare şi se determină valorile aproximative pentru $|R_{12}|$ şi $|M_{r12}|$. După cum am arătat, cazul al doilea trebuie evitat, deoarece forțele de frecare sunt mai mari decât în primul caz. Vom arăta cum se poate realiza acest lucru printr-o proiectare rațională a schemei cinematice şi de încărcare a mecanismului.

Se consideră grupa structurală RRT (Fig.2.44.a). Referindu-ne la cupla de translație C, **cazul (1)** se înregistrează atunci când punctul de aplicație al reacțiunii unice $\overline{R}_{43}$ se află în zona de contact a cuplei. Este uşor de demonstrat că această cerință se obține când sunt îndeplinite condițiile:

• Articulația interioară (B) trebuie să fie amplasată pe axa de translație şi în interiorul zonei de contact, formând un element (3) cu dimensiuni reduse (Fig.2.44.b). Aşa cum s-a precizat în par. 1.3.2 această formă a grupei structurale se numeşte redusă sau degenerată.

• Încărcarea elementului redus (3) trebuie să se facă printr-o forță unică, al cărui suport să treacă prin articulația interioară (B). Deoarece elementul redus are, în general, dimensiuni şi masă mici, forțele de greutate şi de inerție sunt neglijabile, astfel că respectarea acestei condiții depinde numai de sistemul forțelor aplicate.



a) ***b)***

Fig. 2.44

Se scrie ecuația de momente pentru elementul 3 în raport cu C (centrul zonei de contact) în ipoteza că torsorul de reacțiune, din cupla de translație, se reduce la reacțiunea unică $\overline{R}_{43}$,

$$\sum \overline{M}_C(3) = 0; \quad M_C(\overline{R}_{23}) + M_C(\overline{F}_3) + M_C(\overline{R}_{43}) + M_3 = 0$$

Dacă sunt îndeplinite condițiile anterioare (Fig.2.44.b), $M_C(\overline{R}_{23}) = 0$, $M_C(\overline{F}_3) = 0$, $M_3 = 0$, ceea ce conduce la concluzia că şi $M_C(\overline{R}_{43}) = 0$. Aceasta înseamnă că punctul de aplicație al reacțiunii $\overline{R}_{43}$ se află în C, deci în interiorul zonei de contact. Cel mai reprezentativ mecanism, care conține grupa structurală RRT, este mecanismul manivelă - piston. În Fig.2.45 sunt reprezentate mai multe scheme cinematice şi de încărcare ale acestui mecanism indicându-se care sunt corecte şi care sunt greşite din punctul de vedere al respectării condițiilor formulate anterior.

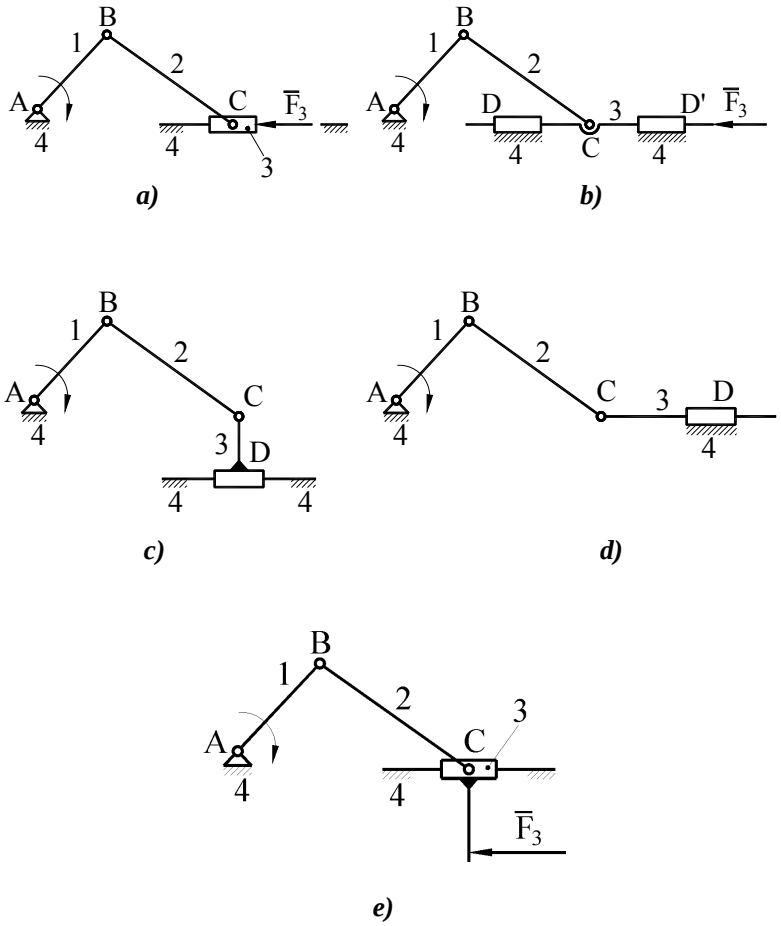


Fig. 2.45

a), b) *scheme cinematice şi încărcări corecte;*
c) *schemă cinematică greşită – articulaţia C nu se află pe axa de translaţie;*
d) *schemă cinematică greşită – articulaţia C nu se află în zona de contact a cuplei de translaţie;*
e) *încărcare greşită – forţa* F_3 *nu trece prin C.*

Se consideră, acum, grupa structurală RTR (Fig.2.46). Pentru a încadra cupla B în **cazul (1)** trebuie îndeplinite aceleaşi condiţii, menţionate la grupa RRT, cu observaţia că elementul redus poate fi oricare dinte cele două elemente ale grupei. Cel mai reprezentativ mecanism care conţine grupa RTR este mecanismul cu culisă de rotaţie. În Fig.2.47 sunt analizate mai multe variante ale acestui mecanism şi sunt indicate cele corecte şi cele greşite.

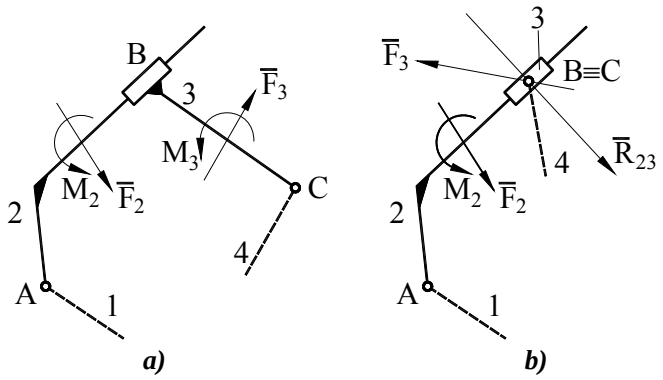


Fig. 2.46

În concluzia celor arătate considerăm că în toate mecanismele proiectate corect situaţia forţelor de legătură din cuplele de translaţie se încadrează în **cazul (1)** şi, ca urmare, în ecuaţiile de echilibru vom folosi numai formula (2.93).

Când coeficienţii de frecare din cuplele de rotaţie sunt foarte mici (de ordinul 10^{-3}), ceea ce se înregistrează la articulaţiile cu rulmenţi, forţele de frecare din aceste cuple se pot neglija, luând în considerare numai frecarea din cuplele de translaţie. Procedând în felul acesta, operaţia de analiză cinetostatică este mult simplificată şi are caracter liniar.

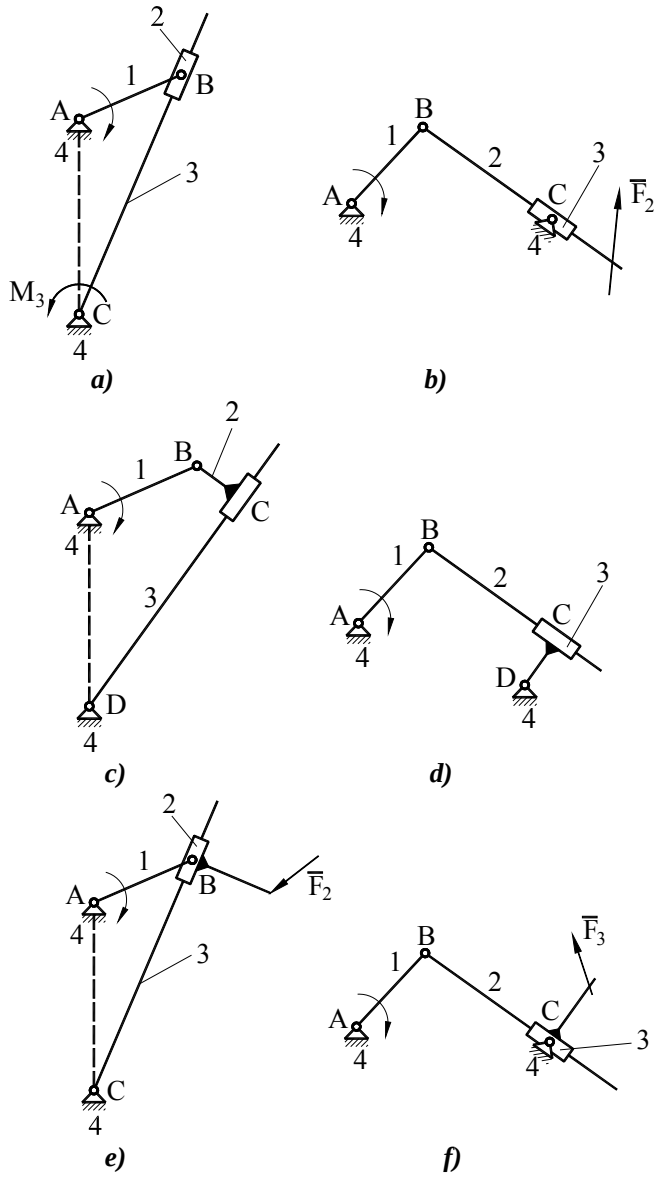


Fig. 2.47

a), b) *scheme cinematice şi încărcări corecte;*
c), d) *scheme cinematice greşite – nici una dintre articulații nu se află în zona de contact a cuplei de translație;*
e), f) *încărcări greşite –este încărcat necorespunzător elementul redus.*

2.2.3.2. Modelul matematic

- **Grupa RRT**

Pentru a exemplifica modul de lucru şi pentru a oferi o privire comparativă asupra celor două tipuri de analiză cinetostatică (cu şi fără frecare), vom trata, din nou, grupa structurală 0/2/2, RRT. Ţinând seama de recomandările din paragraful precedent, se ia în considerare forma redusă a grupei (Fig.2.44.b).

Se scriu următoarele ecuaţii de echilibru

$$\sum \overline{M}_B(2) = 0 \;;\quad \overline{R}^r_{12} \times \overline{AB} + \overline{M}_{f12} + \overline{M}_{f32} + \overline{F}_2 \times \overline{O_2B} + \overline{M}_2 = 0$$
$$\sum \overline{F}(2) = 0 \;;\quad \overline{R}^r_{12} + \overline{R}^r_{32} + \overline{F}_2 = 0$$
$$\sum \overline{F}(3) = 0 \;;\quad \overline{R}^r_{23} + \overline{R}_{43} + \overline{F}_{f43} + \overline{F}_3 = 0$$

Prin transformarea ecuaţiilor vectoriale în ecuaţii scalare, după modelul de la anliza cinetostatică fără frecare, se ajunge la următorul sistem

$$\begin{aligned}
&R^r_{12x}(y_B - y_A) - R^r_{12y}(x_B - x_A) + s_{12} r_A \sqrt{(R^r_{12x})^2 + (R^r_{12y})^2}\,\sin\varphi_A + \\
&\quad + s_{32} r_B \sqrt{(R^r_{32x})^2 + (R^r_{32y})^2}\,\sin\varphi_B + F_{2x}(y_B - y_{O_2}) - F_{2y}(x_B - x_{O_2}) + M_2 = 0 \\
&R^r_{12x} + R^r_{32x} + F_{2x} = 0 \\
&R^r_{12y} + R^r_{32y} + F_{2y} = 0 \\
&-R^r_{32x} - R_{43}\sin\varphi_3 + s_{43}\mu_C \left| R_{43} \right| \cos\varphi_3 + F_{3x} = 0 \\
&-R^r_{32y} + R_{43}\cos\varphi_3 + s_{43}\mu_C \left| R_{43} \right| \sin\varphi_3 + F_{3y} = 0
\end{aligned} \tag{2.99}$$

Sistemul (2.99) este neliniar, datorită ecuaţiilor de momente, şi se rezolvă printr-un procedeu numeric, rezultând necunoscutele R^r_{12x}, R^r_{12y}, R^r_{32x}, R^r_{32y}, R_{43}.

Momentul M_{r43} rezultă din ecuaţia de momente pentru elementul 3 în raport cu punctul B. Forţele $\overline{R}_{23}$, $\overline{F}_3$ şi $\overline{F}_{f43}$ trec prin B (Fig.2.44.b), deci momentele lor sunt nule, astfel încât, ecuaţia de momente are forma

$$M_{r43} + M_{f23} = 0$$
$$M_{r43} = -M_{f23} = -s_{23} r_B \left| \overline{R}^r_{32} \right| \sin\varphi_B$$

Poziţia punctului P, de reducere a reacţiunii unice R_{43}, este determinată de distanţa h_{BP},

$$h_{BP} = \frac{\left| M_{r43} \right|}{\left| R_{43} \right|} = \frac{\left| M_{f23} \right|}{\left| R_{43} \right|}.$$

Deoarece momentul M_{f23} este foarte mic, distanța h_{BP} rezultă, de asemenea, foarte mică astfel încât punctul P se găseşte, foarte probabil, în zona de contact. Deci, cupla de translație se încadrează în **cazul (1)**, iar formula utilizată pentru forța de frecare (2.92) este cea corectă. Desigur, are importanță şi lungimea patinei (b), deoarece cu cât aceasta este mai mare, probabilitatea ca punctul P să fie în zona de contact este mai mare. Având în vedere că forța de frecare din cupla de translație este invers proporțională cu lungimea b, este recomandabil şi din acest punct de vedere, ca aceasta să aibă o valoare cât mai mare.

■ Metoda aproximațiilor succesive

Am arătat că pentru rezolvarea sistemelor de ecuații care intervin în analiza cinetostatică, în prezența frecării, se utilizează metode numerice iterative. O metodă tradițională, utilizată chiar înainte de dezvoltarea modernă a tehnicii de calcul, este metoda aproximațiilor succesive. Această metodă presupune parcurgerea mai multor trepte de aproximare conform schemei logice din Fig.2.48. În prima treaptă de aproximare (I = 1, blocul 1) forțele de frecare se consideră egale cu zero (blocul 2) şi se efectuează analiza cinetostatică fără frecare (blocul 3) rezultând reacțiunile normale. După fiecare treaptă, se testează abaterile relative (blocul 4) şi se trece la treapta următoare (blocul 5) sau se opreşte procesul (blocul 7). Desigur, după prima treaptă se trece la treapta a 2-a. Se calculează forțele de frecare în funcție de reacțiunile normale de la treapta precedentă (blocul 6) şi se aplică, din nou, analiza cinetostatică (blocul 3) considerând forțele de frecare cu valori cunoscute. Abaterile relative se calculează cu formula:

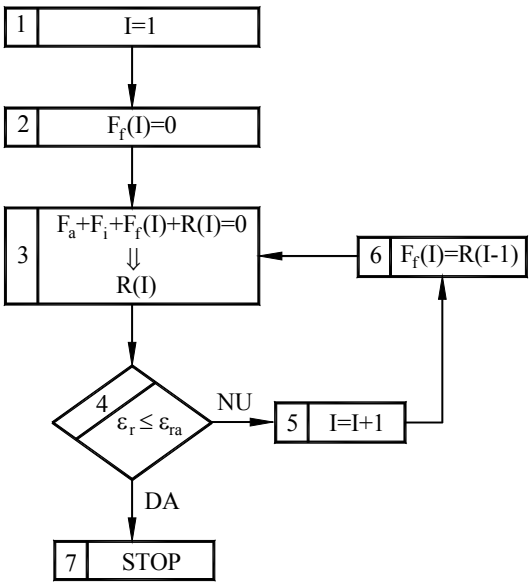


Fig. 2.48

$$\varepsilon = \frac{\left| R_{mn}(I) - R_{mn}(I-1) \right|}{R_{mn}} \ ,$$

în care R_{mn} este o reacțiune oarecare, iar I treapta de aproximare. Este important de observat că în analiza cinetostatică, aferentă fiecărei trepte de aproximație, necunoscutele sunt numai reacțiunile normale, forțele de frecare fiind considerate cunoscute. În felul acesta modelul matematic este liniar şi nu se deosebeşte, formal, de cel folosit la cinetostatica fără frecare. Procedeul converge cu atât mai rapid, cu cât raportul dintre mărimea forțelor de frecare şi cea a reacțiunilor este mai mic. Uzual acest raport este mai mic decât 1/10, ceea ce determină aplicarea a 2 - 3 trepte de aproximație în condițiile unei abateri relative admisibile de 0,05.

2.2.3.3. Fenomenul de autoblocare

- **Explicarea producerii fenomenului de autoblocare**

Fenomenul de autoblocare se manifestă prin oprirea sau imposibilitatea pornirii mecanismului, în anumite poziții, oricât de mare ar fi momentul aplicat elementului conducător. Această situatie se explică prin faptul că transmiterea forțelor în mecanism se face defectuos, astfel încât, pentru a învinge forțele de frecare, momentul de echilibrare tebuie tinde, teoretic, la infinit.

Pentru a studia modul în care se produce acest fenomen, să revenim la analiza cinetostatică a grupei RRT (par. 2.2.3.2). Pentru simplificare, se neglijează frecarea în cuplele de rotație şi se consideră numai forța de frecare din cupla de translație. În această ipoteză, sistemul de ecuații inițial este

$$\sum \overline{M}_B(2) = 0 \ ; \ \ \overline{R}_{12} \times \overline{AB} + \overline{F}_2 \times \overline{O_2B} + \overline{M}_2 = 0$$

$$\sum \overline{F}(2,3) = 0 \ ; \ \ \overline{R}^r_{12} + \overline{R}_{43} + \overline{F}_{f43} + \overline{F}_2 + \overline{F}_3 = 0$$

$$\begin{cases} R_{12x}(y_B - y_A) - R_{12y}(x_B - x_A) = -(F_{2x}(y_B - y_{O_2}) - F_{2y}(x_B - x_{O_2}) + M_2) \\ R_{12x} - R_{43}\sin\varphi_3 + s_{43}\mu_C \left| R_{43} \right| \cos\varphi_3 = -F_{3x} \\ R_{12y} + R_{43}\cos\varphi_3 + s_{43}\mu_C \left| R_{43} \right| \sin\varphi_3 = -F_{3y} \end{cases} \qquad (2.100)$$

Deoarece necunoscuta R_{43} intervine şi sub forma $\left| R_{43} \right|$, ultimele două ecuații se scriu în mod diferit, în funcție de semnul ipotetic al reacțiunii R_{43}.

Dacă $R_{43} > 0$, sistemul (2.100) devine

$$\begin{cases} R_{12x}(y_B - y_A) - R_{12y}(x_B - x_A) = -(F_{2x}(y_B - y_{O_2}) - F_{2y}(x_B - x_{O_2}) + M_2) \\ R_{12x} - R_{43}\sin\varphi_3 + s_{43}\mu_C R_{43}\cos\varphi_3 = -F_{3x} \\ R_{12y} + R_{43}\cos\varphi_3 + s_{43}\mu_C R_{43}\sin\varphi_3 = -F_{3y} \end{cases} \qquad (2.101)$$

Dacă $R_{43} < 0$, sistemul (2.100) devine

$$\begin{cases} R_{12x}(y_B - y_A) - R_{12y}(x_B - x_A) = -(F_{2x}(y_B - y_{O_2}) - F_{2y}(x_B - x_{O_2}) + M_2 \\ R_{12x} - R_{43}\sin\varphi_3 - s_{43}\mu_C R_{43}\cos\varphi_3 = -F_{3x} \\ R_{12y} + R_{43}\cos\varphi_3 - s_{43}\mu_C R_{43}\sin\varphi_3 = -F_{3y} \end{cases} \tag{2.102}$$

Sistemele (2.101) şi (2.102) liniare, în necunoscutele R_{12x}, R_{12y}, R_{43} se rezolvă şi se reţine soluţia care corespunde cu ipoteza iniţială referitoare la R_{43}. Să presupunem, pentru început, că sistemul (2.101) livrează soluţia corectă. Determinantul acestui sistem, D_1, este

$$D_1 = (y_B - y_A)(\sin\varphi_3 - s_{43}\mu_C\cos\varphi_3) + (x_B - x_A)(\cos\varphi_3 + s_{43}\mu_C\sin\varphi_3)$$

Dacă $D_1 \neq 0$, sistemul este compatibil determinat, iar dacă $D_1 = 0$, mecanismul se autoblochează deoarece reacţiunile R_{12x}, R_{12y} şi R_{43} care constituie necunoscutele problemei, ca şi forţele de frecare, tind la infinit. Punând condiţia $D_1 = 0$ şi având în vedere că $\mu_C = \mathrm{tg}\varphi_C$ rezultă

$$\frac{y_B - y_A}{x_B - x_A} = -\frac{1}{\mathrm{tg}(\varphi_3 - s_{43}\varphi_C)} \tag{2.103}$$

Pentru cele două cazuri posibile, $s_{43} = +1$ şi $s_{43} = -1$, formula (2.103) devine

$$\frac{y_B - y_A}{x_B - x_A} = -\frac{1}{\mathrm{tg}(\varphi_3 - \varphi_C)} \tag{2.104}$$

$$\frac{y_B - y_A}{x_B - x_A} = -\frac{1}{\mathrm{tg}(\varphi_3 + \varphi_C)} \tag{2.105}$$

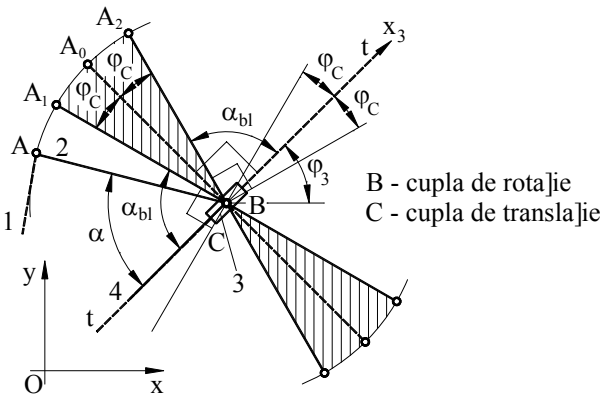


Fig. 2.49

Formulele (2.104) şi (2.105) arată că grupa structurală se blochează în două configuraţii (configuraţia este poziţia relativă a unui element al grupei faţă de celălalt) - când dreapta AB este perpendiculară pe o dreaptă înclinată faţă de Bx_3 cu unghiul φ_C în cele două sensuri. Cele două configuraţii de

blocare A_1B şi A_2B (Fig.2.49) sunt simetrice faţă de configuraţia critică A_0B, când AB este perpendiculară pe Bx_3. La aceeaşi concluzie se ajunge dacă se ia în considerare ipoteza că sistemul (2.102) livrează soluţia corectă.

Pentru a caracteriza o configuraţie oarecare se foloseşte un parametru care, pentru această grupă, este unghiul α format între elementul AB şi axa de translaţie tt (Bx_3). Unghiul de configuraţie la care se produce blocarea se numeşte unghi de blocare, notat α_{bl}. În cazul nostru $\alpha_{bl} = \frac{\pi}{2} - \varphi_C$. Intervalul, definit ca o vecinătate a configuraţiei critice, care este limitat de configuraţiile de blocare, este domeniul de blocare, în care funcţionarea nu este posibilă. În interiorul domeniului de blocare, sistemul (2.100) nu are soluţii. Pentru a evita domeniul de blocare, unghiul de configuraţie trebuie să îndeplinească condiţia $\alpha < \alpha_{bl}$. Pentru a înţelege mai bine iterpretarea fizică a modelului matematic, să studiem funcţionarea unui mecanism manivelă - piston (Fig.2.50) care conţine această grupă structurală. Am neglijat forţele de inerţie şi de greutate şi am considerat o singură forţă aplicată F_3, cu caracter rezistent (se opune vitezei punctului C). În aceste condiţii am determinat, folosind procedeul descris anterior, reacţiunile $\overline{R}_{12}(R_{12x}, R_{12y})$, $\overline{R}_{43}$ şi momentul de echilibrare M_e pentru un şir de poziţii succesive ale elementului conducător. Reacţiunea $\overline{R}_{43}$ s-a determinat în cele două ipoteze precizate anterior. Astfel, considerând $R_{43} > 0$ s-a obţinut valoarea R_{43p}, iar pentru $R_{43} < 0$, R_{43n}. Variaţia lor, în funcţie de unghiul φ_1, este redată în diagrama din Fig.2.51. Se observă că, atât R_{43p}, cât şi R_{43n} sunt negative în intervalul ciclului cinematic $\varphi_1 \in [0, 2\pi]$. Aceasta înseamnă că ipoteza corectă este $R_{43} < 0$, iar $R_{43} = R_{43n}$. În această ipoteză s-au

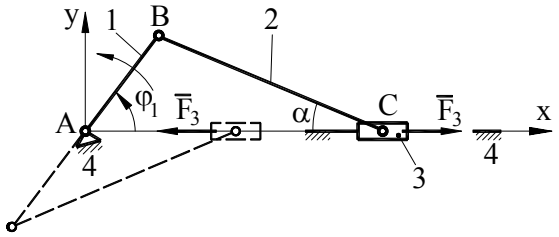


Fig. 2.50

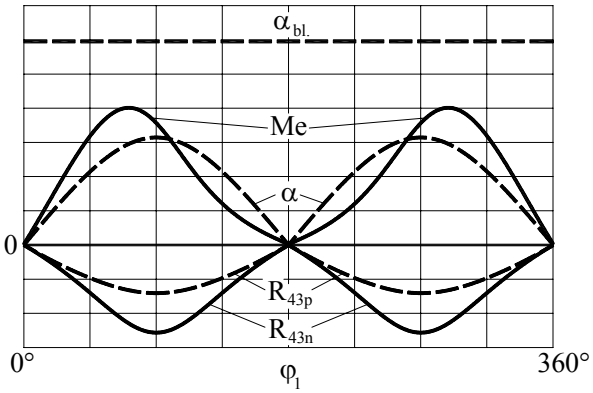


Fig. 2.51

determinat, apoi, celelalte reacțiuni şi momentul de echilibrare. În aceeaşi diagramă sunt trasate curba de variație a unghiului de configurație $\alpha(\varphi_1)$ şi a momentului de echilibrare $M_e(\varphi_1)$. Se observă că este îndeplinită condiția $\alpha < \alpha_{bl}$, astfel încât mecanismul nu înregistrează fenomenul de autoblocare. În diagrama din Fig.2.52 sunt trasate aceleaşi curbe în situația în care condiția $\alpha < \alpha_{bl}$ nu este îndeplinită pe întreg intervalul ciclului cinematic. Din această diagramă se observă că în punctele $\alpha = \alpha_{bl}$, reacțiunea $R_{43} = R_{43n}$ tinde la infinit şi îşi schimbă semnul.

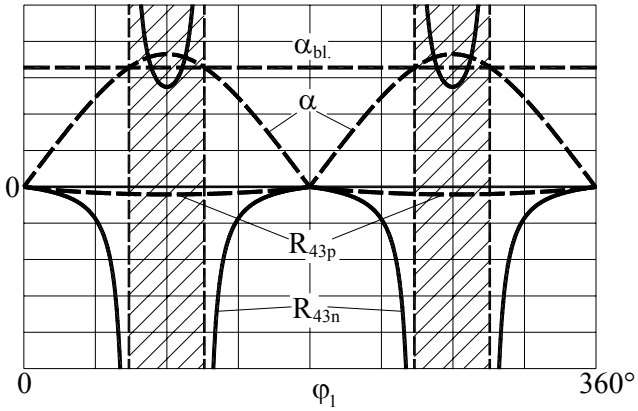


Fig. 2.52

De aceea, în zonele cu $\alpha < \alpha_{bl}$, $R_{43p} < 0$ şi $R_{43n} > 0$ şi, deci, nici una dinte ipotezele inițiale nu se confirmă. Aceasta înseamnă că sistemul de ecuații nu are soluții, în aceste intervale, iar funcționarea mecanismului nu este posibilă. Curba $M_e(\varphi_1)$ este trasată separat, în Fig.2.53. Ca şi reacțiunea R_{43}, momentul de echilibrare tinde la infinit în punctele $\alpha = \alpha_{bl}$. În intervalele $\alpha < \alpha_{bl}$, această curbă nu este trasată deoarece mecanismul nu funcționează în aceste zone.

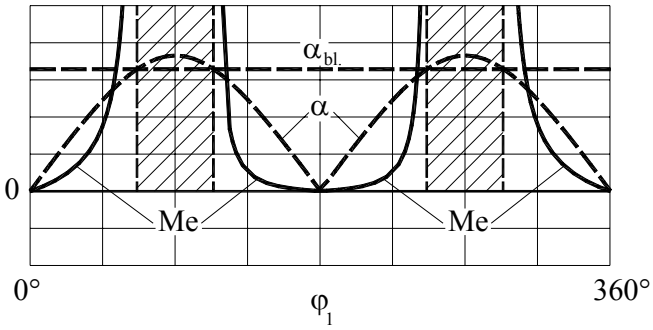


Fig. 2.53

Condiția $\alpha < \alpha_{bl}$, deşi permite evitarea autoblocării nu asigură o funcționare corespunzătoare deoarece în apropierea cinfigurațiilor de blocare, reacțiunile şi forțele de frecare au valori foarte mari. Pentru a evita acest neajuns unghiul de configurație α trebuie să îndeplinească următoarea condiție:

$$\alpha \leq \alpha_a \ (\alpha_a < \alpha_{bl}) \tag{2.106}$$

în care α_a este valoarea admisibilă a unghiului de configurație.

■ Analiza comportării grupelor structurale

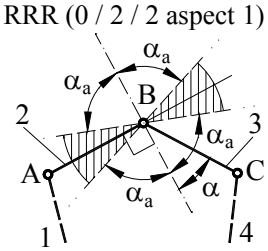
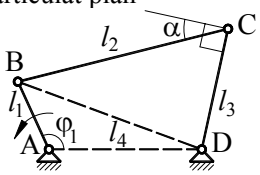
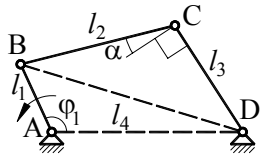
Observațiile legate de producerea fenomenului de autoblocare la grupa RRT sunt valabile, în general, pentru toate grupele structurale şi se pot sintetiza astfel.

Autoblocarea unei grupe structurale se produce într-o vecinătate simetrică a configurațiilor critice, delimitată de două configurații de blocare. Valoarea parametrului de configurație, corespunzătoare configurațiilor de blocare, se determină în funcție de parametri geometrici şi de frecare ai grupei. Evitarea autoblocării şi asigurarea unei funcționări favorabile din punct de vedere al transmiterii forțelor se realizează prin respectarea unor condiții limitative pentru parametrul de configurație.

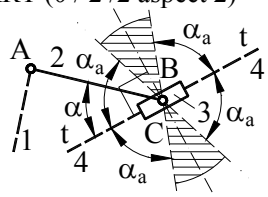
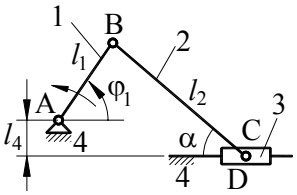
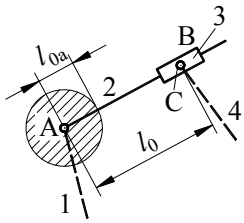
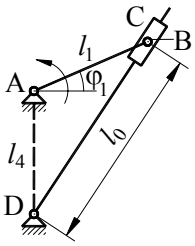
În Tab.2.5 se prezintă o analiză a grupelor structurale uzuale din punct de vedere al evitării autoblocării şi al calității transmiterii forțelor. În acest tabel se defineşte parametrul de configurație şi se precizează valoarea sa pentru configurația critică (rubrica 1.1). În cazul grupelor RRR, RRT şi RTRR acesta este un unghi (α), adoptat în aşa fel, încât să aibă valoarea $\frac{\pi}{2}$ atunci când configurația este critică. În cazul grupei RTR parametrul de configurație este o lungime (l_0), deoarece cupla interioară este de translație, iar poziția relativă dintre elemente se determină numai în felul acesta. Se indică, de asemenea, expresiile de calcul pentru parametrul de configurație de blocare (rubrica 1.2) fără a demonstra aceste relații. În fine, se formulează condiția de evitare a autoblocării şi cea de asigurare a calității transmiterii forțelor (rubrica 1.3). Cea de-a doua condiție este suficientă deoarece respectarea sa determină şi respectarea primei condiții. Menționăm că în cazul grupei conducătoare R (1/1/1) nu se poate produce fenomenul de autoblocare.

Cunoaşterea comportării grupelor uzuale permite aprecierea comportării mecanismelor. Astfel, pentru evitarea autoblocării şi pentru a asigura calitatea transmiterii forțelor, în cazul unui mecanism, toate grupele componente trebuie să respecte condițiile menționate. În Tab.2.5 se prezintă şi analiza mecanismelor reprezentative pentru fiecare grupă structurală.

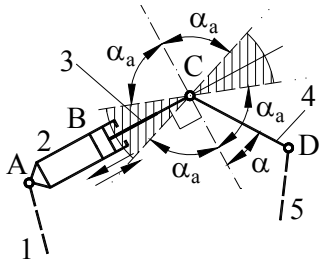
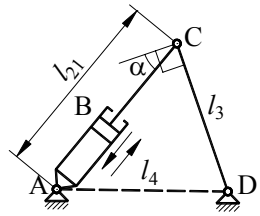
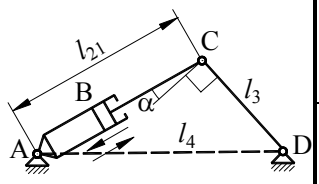
Tabelul 2.5

1	Schema grupei structurale cu domeniul de blocare	1.1	Definiția parametrului de configurație
		1.2	Expresia unghiului de blocare Notații: $r_{fA} = \mu_A \cdot r_A$
		1.3	Condiția de evitare a autoblocării şi de transmitere a forțelor
2	Mecanismul reprezentativ	2.1	Calculul parametrului de configurație curent la mecanismul reprezentativ
		2.2	Valoarea extremă a parametrului de configurație
		2.3	Valoarea recomandată pentru parametrul de configurație admisibil
1	RRR (0 / 2 / 2 aspect 1)  $l_2 = l_{AB}$ $l_3 = l_{BC}$	1.1	α - unghiul ascuțit format între un element (BC) şi perpendiculara pe celălalt elemet (AB). $\alpha_{cr} = \frac{\pi}{2}$
		1.2	$\alpha_{bl} = \arccos\left(\frac{r_{fA} + r_{fB}}{l_2}\right) +$ $+ \arccos\left(\frac{r_{fB} + r_{fC}}{l_3}\right) - \frac{\pi}{2}$
		1.3	$\alpha < \alpha_{bl}$ $\alpha \le \alpha_a \ (\alpha_a < \alpha_{bl})$
2	Mecanismul patrulater articulat plan  ***a)***	2.1	α - unghiul de presiune $\alpha = \left\lvert \frac{\pi}{2} - \sphericalangle BCD \right\rvert$ $\sphericalangle BCD = \arccos\left(\frac{l_2^2 + l_3^2 - l_{BD}^2}{2 l_2 l_3}\right)$ $l_{BD} = \sqrt{l_1^2 + l_4^2 - 2 l_1 l_4 \cos\varphi_1}$
	 ***b)***	2.2	$\alpha_{max} = \max(\alpha_1,\ \alpha_2)$ $\alpha_1 = \left\lvert \frac{\pi}{2} - \arccos\frac{l_2^2 + l_3^2 - (l_1 + l_4)^2}{2 l_2 l_3} \right\rvert$ $\alpha_2 = \left\lvert \frac{\pi}{2} - \arccos\frac{l_2^2 + l_3^2 - (l_1 - l_4)^2}{2 l_2 l_3} \right\rvert$
		2.3	$\alpha_a = 45^0 - 60^0$

Tabelul 2.5 (continuare)

1	RRT (0 / 2 /2 aspect 2)  $l_2 = l_{AB}$ B – cupla de rotație (2-3) C – cupla de translație	1.1	α - unghiul ascuțit format între elementul care are două cuple de rotație (AB) şi axa de translație (tt). $\alpha_{cr} = \frac{\pi}{2}$
		1.2	$\alpha_{bl} = \arccos\left(\frac{r_{fA} + r_{fB}}{l_2}\right) - \varphi_C$
		1.3	$\alpha < \alpha_{bl}$ $\alpha \le \alpha_a \ (\alpha_a < \alpha_{bl})$
2	Mecanismul manivelă – piston  	2.1	α - unghi de presiune $\alpha = \arcsin\frac{\lvert l_1 \sin\varphi_1 + l_4 \rvert}{l_2}$
		2.2	$\alpha_{max} = \arcsin\frac{l_1 + l_4}{l_2}$
		2.3	$\alpha_a = 30^0 - 45^0$
1	RTR (0 / 2 / 2 aspect 3)  B – cupla de translație C – cupla de rotație (3–4)	1.1	$l_0 = l_{AC}$ - distanța dintre centrele articulațiilor
		1.2	$l_{0\,bl} = \frac{r_{fA} + r_{fC}}{\cos\varphi_B}$
		1.3	$l_0 > l_{0\,bl}$ $l_0 \ge l_{0a} \ (l_{0a} > l_{0bl})$
2	Mecanismul cu culisă de rotație  	2.1	$l_0 = \sqrt{l_1^2 + l_4^2 + 2 l_1 l_4 \sin\varphi_1}$
		2.2	$l_{0\,min} = \lvert l_1 - l_4 \rvert$
		2.3	$l_{0a} = (0{,}1 - 0{,}2) \cdot l_1$

Tabelul 2.5 (continuare)

1	RTRR (1 / 2 / 2)  $l_4 = l_{CD}$ $l_{32} = l_{AC}$	1.1	α - unghiul ascuțit format între perpendiculara pe AC şi elementul CD sau între perpendiculara pe CD şi dreapta AC. $\alpha_{cr} = \frac{\pi}{2}$
		1.2	$\alpha_{bl} = \arccos\left(\frac{r_{fA} + r_{fC}}{l_{32}}\right) +$ $+ \arccos\left(\frac{r_{fC} + r_{fD}}{l_4}\right) - \frac{\pi}{2}$
		1.3	$\alpha < \alpha_{bl}$ $\alpha \le \alpha_a \ (\alpha_a < \alpha_{bl})$
2	Mecanismul cu cilindru oscilant  ***a)***	2.1	α - unghiul de presiune $\alpha = \left\lvert \frac{\pi}{2} - \sphericalangle ACD \right\rvert$ $\sphericalangle ACD = \arccos\left(\frac{l_{21}^2 + l_3^2 - l_4^2}{2 l_{21} l_3}\right)$
		2.2	$\alpha_{max} = \max(\alpha_1,\ \alpha_2)$ $\alpha_1 = \left\lvert \frac{\pi}{2} - \arccos\left(\frac{l_{21\,min}^2 + l_3^2 - l_4^2}{2 l_{21\,min} l_3}\right) \right\rvert$ $\alpha_2 = \left\lvert \frac{\pi}{2} - \arccos\left(\frac{l_{21\,max}^2 + l_3^2 - l_4^2}{2 l_{21\,max} l_3}\right) \right\rvert$
	 ***b)***	2.3	$\alpha_a = 45^0 - 60^0$

Astfel, se indică modul de calcul al parametrului de configurație curent (rubrica 2.1) şi a valorii extreme pentru acest parametru (rubrica 2.2), importantă pentru verificarea celor două condiții. În cazul mecanismelor patrulater, manivală - piston şi cu cilindru oscilant, unghiul de configurație are denumirea consacrată de **unghi de presiune**, care se va folosi în continuare. Se dau, de asemenea, recomandări privind valoarea unghiului de presiune admisibil şi, în cazul mecanismului cu culisă de rotație, a distanței de configurație admisibilă. Aceste

valori sunt mult depărtate de valorile de blocare, aşa încât calculul acestora din urmă nu are importanță prea mare.

Criteriul descris, prin care se apreciază comportarea mecanismului pe baza grupelor structurale componente, este foarte util în cazul mecanismelor complexe, formate din mai multe grupe structurale la care studiul global este greoi şi pretențios. Pentru exemplificare, în Fig.2.54 sunt reprezentate un mecanism din structura unei maşini de cusut (Fig.2.54.a) şi un mecanism de încărcător frontal (Fig.2.54.b). Pentru ambele mecanisme sunt puse în evidență grupele componente şi parametrii de configurație ai acestora care trebuie verificați cu ajutorul condițiilor 1.3 - Tab.2.5 în vederea asigurării unei funcționări corecte.

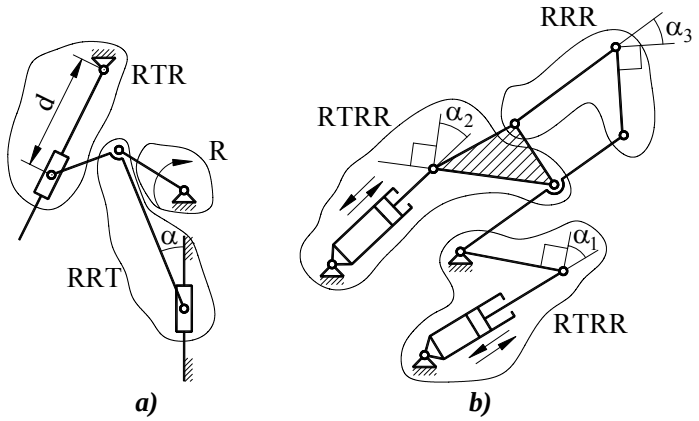


Fig. 2.54

2.2.4. Randamentul mecanic

Randamentul mecanic este un parametru care oglindeşte eficiența utilizării energiei mecanice în procesul de funcționare a mecanismelor. Randamentul poate avea caracter instantaneu sau global (pentru o perioadă de timp). Randamentul instantaneu, η se defineşte ca fiind raportul dintre puterea utilă, P_u şi puterea motoare P_m, considerate în valoare absolută

$$\eta = \frac{P_u}{P_m} \tag{2.107}$$

Puterea utilă este utilizată pentru efectuarea unei operații tehnologice la nivelul unui element condus, de execuție. Puterea motoare este primită de la motorul de acționare şi se dezvoltă în cuplele conducătoare. Între puterea utilă şi cea motoare există relația

$$P_m = P_u + P_f\,, \tag{2.108}$$

în care P_f este puterea pierdută prin frecare în cuplele cinematice. Având în vedere formula (2.108), randamentul se poate exprima şi în felul următor

$$\eta = \frac{P_u}{P_u + P_f} \tag{2.109}$$

$$\eta = \frac{P_m - P_f}{P_m} \tag{2.110}$$

Randamentul global se exprimă prin formule analoge, dar în funcție de lucrul mecanic util, L_u, motor, L_m şi de frecare L_f.

$$\eta_g = \frac{L_u}{L_m} \tag{2.111}$$

$$\eta_g = \frac{L_u}{L_u + L_f} \tag{2.112}$$

$$\eta_g = \frac{L_m - L_f}{L_m} \tag{2.113}$$

$$L_m = L_u + L_f \tag{2.114}$$

Cunoscând relația dintre lucrul mecanic şi putere

$$P = \frac{dL}{dt} = \frac{dL}{d\varphi_1} \cdot \frac{d\varphi_1}{dt} = \frac{dL}{d\varphi_1} \cdot \omega_1 ,$$

se determină lucrul mecanic de fiecare tip

$$L_u = \int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} \frac{1}{\omega_1} P_u d\varphi_1 \tag{2.115}$$

$$L_m = \int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} \frac{1}{\omega_1} P_m d\varphi_1 \tag{2.116}$$

$$L_f = \int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} \frac{1}{\omega_1} P_f d\varphi_1 \tag{2.117}$$

Parametrul φ_1 este unghiul de poziție al elementului conducător (variabila independentă a mecanismului), iar φ_{11} şi φ_{12} - valorile parametrului φ_1 care delimitează perioada pentru care se calculează lucrul mecanic.

În cazul acționării hidraulice, integrarea se face în funcție de variabila cuplei conducătoare cilindru - piston.

Dacă randamentul instantaneu este constant, randamentul global este, desigur, egal cu cel instantaneu.

Valoarea randamentului se înscrie în domeniul:

$0 \le \eta < 1$.

Limita superioară nu poate fi atinsă, aşa cum rezultă din formulele (2.109), (2.110), (2.112), (2.113), deoarece $P_f \neq 0$, $L_f \neq 0$. Randamentul este $\eta = 0$ atunci când $P_u = 0$, $L_u = 0$, adică atunci când mecanismul funcţionează fără sarcină utilă, **în gol**. Menţionăm că, din calcul, randamentul poate rezulta şi negativ. În acest caz mecanismul se găseşte într-o zonă de autoblocare. Rezultatul acesta se explică, având în vedere formulele (2.110) şi (2.113), prin faptul că $P_f > P_m$ şi $L_f > L_m$. Funcţionarea este cu atât mai eficientă, din punct de vedere energetic, cu cât randamentul se apropie mai mult de unitate. Majorarea randamentului se poate face numai prin reducerea energiei pierdută prin frecare, deci prin reducerea forţelor de frecare. Acestea depind direct proporţional de coeficienţii de frecare şi de reacţiunile normale. Reducerea coeficienţilor de frecare se realizează prin proiectarea corespunzătoare a cuplelor în relaţie cu lubrifierea şi utilizarea frecării de rostogolire (rulmenţi, ghidaje cu role, şuruburi cu bile). Diminuarea reacţiunilor normale este legată de proiectarea raţională a mecanismului pentru a funcţiona cât mai departe de poziţiile critice, cu respectarea condiţiilor 1.3 - Tab.2.5.

Calculul randamentului instantaneu este posibil dacă se cunosc două dintre puterile P_u, P_m şi P_f, utilizând una din formulele (2.107), (2.109), (2.110).

Dacă elementul de execuţie se notează cu n, puterea utilă se determină, după cum mişcarea este de rotaţie sau de translaţie, cu una dintre formulele:

$$P_u = -M_n \cdot \omega_n \tag{2.118}$$

$$P_u = -F_n \cdot v_n \tag{2.119}$$

în care M_n şi F_n reprezintă momentul sau forţa utilă (tehnologică), iar ω_n, v_n - viteza unghiulară sau de translaţie a elementului n (Fig. 2.55.a). Deoarece forţele utile au caracter rezistent, sensul lor este contrar vitezei, iar semnul (-) din formulele (2.118), (2.119) intervine pentru a obţine puterea în valoare absolută, în condiţiile în care M_n, ω_n, F_n şi v_n sunt scalari cu semn.

Notând cu 1 elementul conducător de rotaţie (Fig.2.56.a), puterea motoare este:

$$P_m = M_1 \cdot \omega_1 \tag{2.120}$$

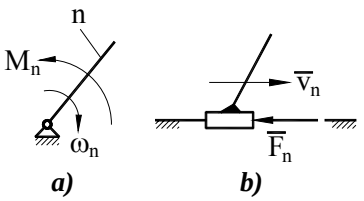


Fig. 2.55

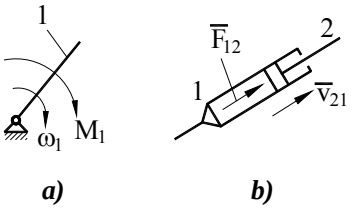


Fig. 2.56

În cazul acționării hidraulice, prin cupla conducătoare cilindru (1) - piston (2) (Fig.2.56.b), puterea motoare se calculează cu formula:

$$P_m = F_{12} \cdot v_{21} = F_{21} \cdot v_{12} \tag{2.121}$$

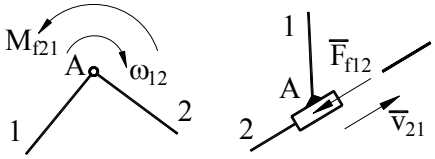
În formulele (2.120) şi (2.121) M_1 este momentul motor, având acelaşi sens cu viteza unghiulară ω_1, iar $F_{12}(F_{21})$ este forța motoare având sensul vitezei relative $v_{21}(v_{12})$.

Puterea pierdută prin frecare în cupla de rotație (Fig. 2.57.a) este

$$P_{fA} = -M_{f12} \cdot \omega_{21} = M_{f12} \cdot \omega_{12} \tag{2.122}$$

iar în cupla de translație (Fig. 2.57.b) este

$$P_{fA} = -F_{f12} \cdot v_{21} = F_{f12} \cdot v_{12} \tag{2.122}$$



a) ***b)***

Fig. 2.57

Desigur, puterea pierdută prin frecare în întregul mecanism se obține prin însumarea puterilor de frecare ale tuturor cuplelor.

Forțele de rezistență utilă (M_n, F_n) sunt, în general, cunoscute (par. 2.2.1.1). Forțele motoare de acționare (M_1, F_1) se determină asimilându-se cu forțele de echilibrare. Pentru calculul lor se efectuează analiza cinetostatică cu frecare, din care rezultă, evident, şi forțele de frecare din toate cuplele mecanismului.

Dintre cele trei posibilități de calcul al randamentului (2.107), (2.109), (2.110), cea mai comodă este cea care utilizează relația (2.107) pentru că nu reclamă calculul puterilor de frecare în fiecare cuplă cinematică. Înlocuind în (2.107) expresiile (2.118) şi (2.120) se obține

$$\eta = -\frac{M_n \omega_n}{M_1 \omega_1} = -\frac{M_n}{M_1} \cdot \frac{d\varphi_n}{d\varphi_1} \tag{2.124}$$

Dacă elementul condus are mişcare de translație (2.119), formula este

$$\eta = -\frac{F_n v_n}{M_1 \omega_1} = -\frac{F_n}{M_1} \cdot \frac{dx_n}{d\varphi_1} \tag{2.125}$$

În formulele (2.124) şi (2.125) $\frac{d\varphi_n}{d\varphi_1}$ şi $\frac{dx_n}{d\varphi_1}$ sunt funcții de transmitere caracteristice elementului condus n, care se determină din analiza cinematică a mecanismului.

Este important de observat că, în cazul neglijării forțelor de frecare ($\eta = 1$), formulele (2.124) şi (2.125) permit determinarea momentului motor (de

echilibrare) în funcţie de forţele (momentele) utile numai din considerente cinematice.

$$M_1 = -M_n \frac{d\varphi_n}{d\varphi_1} \tag{2.126}$$

$$M_1 = -F_n \frac{dx_n}{d\varphi_1} \tag{2.127}$$

Desigur, pentru calculul randamentului se pot folosi şi formule în care vitezele şi forţele (momentele) se introduc în valoare absolută

$$\eta = \frac{|M_n| \cdot |\omega_n|}{|M_1| \cdot |\omega_1|}; \; \eta = \frac{|F_n| \cdot |v_n|}{|M_1| \cdot |\omega_1|}.$$

Randamentul global se determină introducând expresiile puterilor (2.118) - (2.121), în formulele (2.115), (2.116) şi, apoi, în (2.111). Pentru cazul în care elementul condus are mişcare de rotaţie, rezultă

$$\eta_g = -\frac{\int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} M_n \frac{d\varphi_n}{d\varphi_1} d\varphi_1}{\int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} M_1 d\varphi_1} \tag{2.128}$$

sau

$$\eta_g = \frac{\int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} M_n \frac{d\varphi_n}{d\varphi_1} d\varphi_1}{\int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} \frac{1}{\eta} M_n \frac{d\varphi_n}{d\varphi_1} d\varphi_1} \tag{2.129}$$

iar pentru cazul în care elementul condus are mişcare de translaţie se obţine

$$\eta_g = -\frac{\int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} F_n \frac{dx_n}{d\varphi_1} d\varphi_1}{\int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} M_1 d\varphi_1} \tag{2.130}$$

sau

$$\eta_g = \frac{\int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} F_n \frac{dx_n}{d\varphi_1} d\varphi_1}{\int_{\varphi_{11}}^{\varphi_{12}} \frac{1}{\eta} F_n \frac{dx_n}{d\varphi_1} d\varphi_1} \tag{2.131}$$

Pentru exemplificare, se consideră, din nou, mecanismul manivelă - piston din Fig.2.50. S-a calculat randamentul instantaneu (2.125) şi randamentul global (2.130) luând în considerare numai frecarea din cupla de translaţie şi din

cupla conducătoare A. În Fig.2.58 se prezintă diagrama $\eta(\varphi_1), \varphi_1 \in [0, 2\pi]$ şi diagrama $\alpha(\varphi_1)$. Deoarece $\alpha < \alpha_{bl}$, mecanismul nu prezintă fenomenul de autoblocare iar randamentul este pozitiv pe înteg domeniul $\varphi_1 \in [0, 2\pi]$. Se observă că randamentul are cele mai mici valori în zonele în care unghiul de presiune este maxim, iar în punctele $\varphi_1 = 0$ şi $\varphi_1 = \pi$, în care viteza patinei 3 este zero, randamentul tinde, de asemenea, la zero. Valoarea randamentului global, calculată prin integrare numerică, în intervalul $\varphi_1 \in [0, 2\pi]$ este marcată, de asemenea, pe diagrama din Fig.2.58. În Fig.2.59 sunt reprezentate aceleaşi diagrame dar cu alte date numerice. În acest caz intervin zone de autoblocare ($\alpha < \alpha_{bl}$) în care $\eta < 0$.

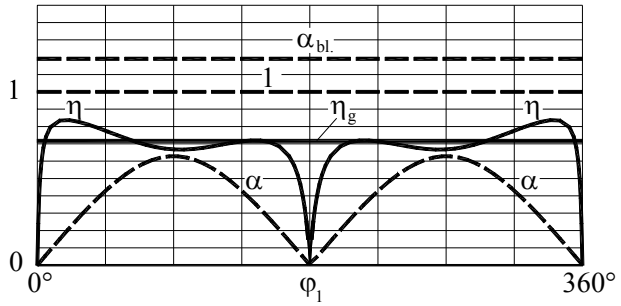


Fig. 2.58

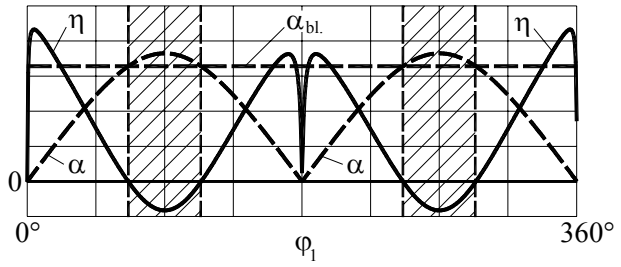
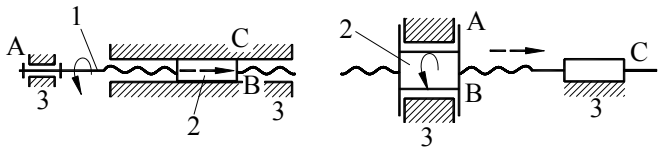


Fig. 2.59

2.2.5. Mecanismul cu şurub

Mecanismul elementar cu şurub (Fig.2.60.a) este format din două elemente mobile, legate printr-o cuplă elicoidală - şurub şi piuliță, unul având mişcare de rotație, iar celălalt de translație. Mecanismul se poate construi în două variante: când şurubul are mişcare de rotație şi piulița de translație

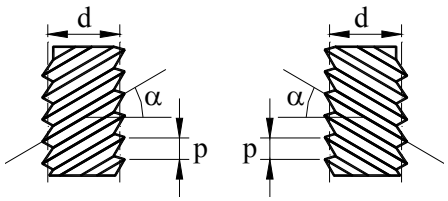
(Fig.2.60.a) sau invers (Fig.2.60.b). De obicei elementul conducător este cel cu mişcare de rotaţie. Filetul unui şurub poate avea două orientări - pe dreapta şi pe stânga. Filetul pe dreapta (cel mai uzual) se recunoaşte astfel: dacă aşezăm şurubul vertical, linia spirei urcă de la stânga spre dreapta (Fig.2.61.a). Desigur, în cazul filetului pe stânga, înclinarea spirei este inversă (Fig.2.61. c).



B – *cupla elicoidală* 1 - 2
C – *cupla de translaţie* 2 - 3
a)

B – *cupla elicoidală* 1 – 2
A – *cupla de rotaţie* 2 – 3
b)

Fig. 2.60



filet pe dreapta ***a)***

filet pe stânga ***b)***

Fig. 2.61

Analiza cinematică a acestui mecanism nu a fost tratată în capitolul 2.1, deoarece este foarte simplă şi este pezentată acum, împreună cu analiza cinetostatică, randamentul şi problema autoblocării.

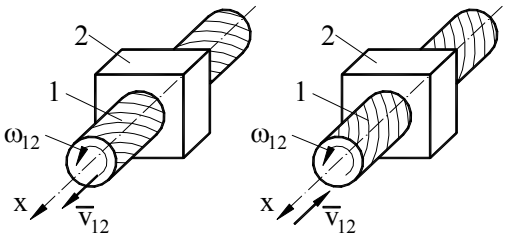
Mişcarea relativă şurub (1) - piuliţă (2) este descrisă cu ajutorul unei funcţii de transmitere de ordinul zero,

$$\frac{s_{12}}{\varphi_{12}} = \pm\frac{p}{2\pi} = \pm\frac{d}{2}\,\mathrm{tg}\alpha \qquad (2.132)$$

în care s_{12} şi φ_{12} sunt deplasările relative de translaţie şi unghiulară, p - pasul filetului, d - diametrul mediu al şurubului, iar α - unghiul de înclinare a spirei filetului pe cilindrul de diametrul mediu (Fig.2.61). Semnul (+) corespunde filetului pe dreapta, iar (-) celui pe stânga. Prin derivare în raport cu φ_{12} se obţine funcţia de transmitere de ordinul unu:

$$\frac{ds_{12}}{d\varphi_{12}} = \frac{v_{12}}{\omega_{12}} = \pm\frac{p}{2\pi} = \pm\frac{d}{2}\,\mathrm{tg}\alpha \qquad (2.133)$$

Semnele parametrilor s_{12}, φ_{12}, v_{12}, ω_{12} se stabilesc prin raportare la o axă orientată, suprapusă peste axa şurubului (Fig.2.62). Funcţiile de transmitere (2.132) şi (2.133) se folosesc pentru analiza cinematică a oricărui mecanism cu şurub. Astfel, în cazul mecanismului din Fig. 2.60.a, se scrie:



filet pe dreapta *filet pe stânga*

a) ***b)***

Fig. 2.62

$$s_1 = s_2 + s_{12}$$

$$\varphi_1 = \varphi_2 + \varphi_{12}$$

Deoarece $s_1 = 0$ şi $\varphi_2 = 0$, rezultă $s_{12} = -s_2$ şi $\varphi_{12} = \varphi_1$. Introducând aceste valori în formula (2.132) se obține funcția de transmitere de ordinul zero, pentru acest mecanism,

$$\frac{s_{12}}{\varphi_1} = \mp\frac{p}{2\pi} = \mp\frac{d}{2}\,\mathrm{tg}\alpha \qquad (2.134)$$

şi, prin derivare în raport cu φ_1, funcția de transmitere de ordinul unu,

$$\frac{ds_{12}}{d\varphi_1} = \frac{v_{12}}{\omega_1} = \mp\frac{p}{2\pi} = \mp\frac{d}{2}\,\mathrm{tg}\alpha \qquad (2.135)$$

cu semnul (-) pentru filetul pe dreapta şi (+) pentru filetul pe stânga.

Pentru a efectua analiza cinetostatică, mecanismul cu şurub, care este spațial, se transformă, prin desfăşurarea cilindrului de diametru mediu, într-un mecanism plan. Se consideră mecanismul din Fig.2.60 echipat cu un şurub cu filet dreptunghiular, orientat pe dreapta (Fig.2.63.a). Ne propunem să determinăm momentul motor M_1 necesar pentru ridicarea piuliței, încărcată cu forța F_2, care poate fi greutatea unei sarcini la o maşină de ridicat. Prin operația menționată, cuplele elicoidală B şi de rotație A, se transormă în cuple de translație, obținând un mecanism de familia f = 4 (Fig.2.36.b) ca şi mecanismul cu şurub inițial. Între viteze există ecuația

$$\overline{v}_2 = \overline{v}_1 + \overline{v}_{21},$$

în care

$$\overline{v}_1 \begin{cases} |\overline{v}_1| = |\omega_1| \cdot \dfrac{d}{2} \\ \text{// axa cuplei A} \\ \text{sens de la dreapta spre stânga} \end{cases}$$

$\overline{v}_2$ // axa cuplei C, $\overline{v}_{21}$ // axa cuplei B.

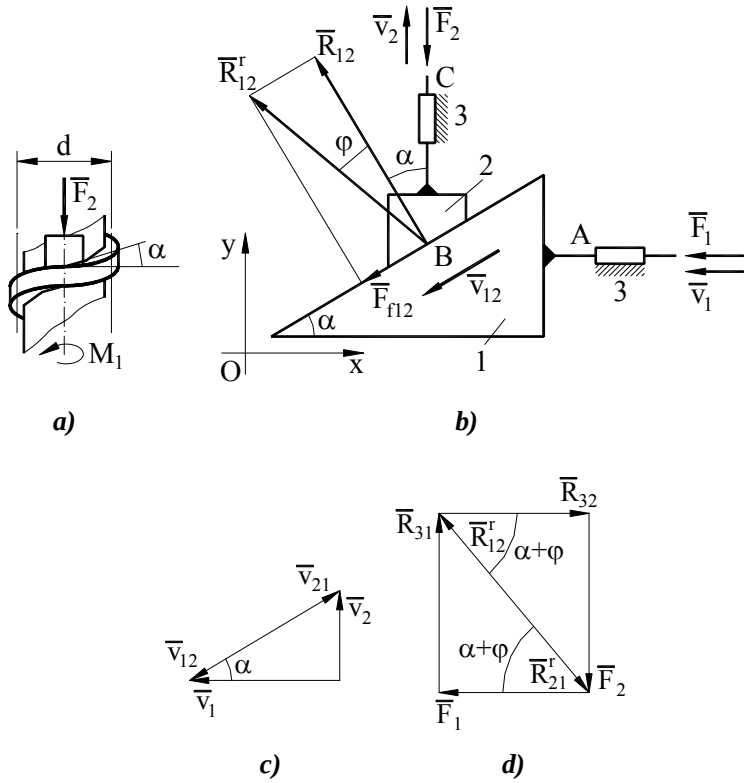


Fig. 2.63

Triunghiul vitezelor, corespunzător ecuației, este reprezentat în Fig.2.63.c.

Se scrie ecuația de echilibru a forțelor pentru elementul 2, considerând numai forța de frecare din cupla B,

$$\sum \overline{F}(2) = 0\,; \qquad \underline{\overline{R}^r_{12}} + \underline{\overline{R}_{32}} + \underline{\underline{\overline{F}_2}} = 0$$

În această ecuație $\overline{F}_2$ este forța utilă, cunoscută, $R_{32} \perp$ axa cuplei C, iar $\overline{R}^r_{12} = \overline{R}_{12} + \overline{F}_{f12}$ are orientarea indicată pe desen (Fig.2.63.b), având în vedere sensul forței de frecare, acelaşi cu al vitezei $\overline{v}_{12}$ (triunghiul vitezelor - Fig.2.63.c). Rezolvarea grafică a ecuației de forțe este redată prin poligonul din Fig.2.63.d.

Se scrie apoi, ecuația de forțe pentru elementul 1,

$$\sum \overline{F}(1) = 0\,; \qquad \underline{\underline{\overline{R}^r_{21}}} + \underline{\overline{R}_{31}} + \underline{\overline{F}_1} = 0\,,$$

în care $\overline{R}_{21} = -\overline{R}_{12}$, $\overline{R}_{31} \perp$ axa cuplei A, iar $\overline{F}_1 //$ axa cuplei A. Rezolvarea grafică este arătată, de asemenea, în Fig.2.63.d. Din poligonul forțelor se deduce, imediat,

$$F_1 = F_2 \mathrm{tg}(\alpha + \varphi),$$

în care φ este unghiul de frecare din cupla B. Semnele forțelor F_1 şi F_2 se stabilesc prin raportare la axele sistemului Oxy.

În cazul în care piulița coboară, fiind încărcată de aceeaşi forță $\overline{F}_2$ (Fig.2.64), se observă că sensurile vitezelor se inversează (Fig.2.64.b). Acest fapt modifică sensul forței de frecare $\overline{F}_{f12}$ şi direcția reacțiunii rezultante $\overline{R}^r_{12}$ ca în Fig.2.64.a. Poligonul de forțe, construit după aceleaşi ecuații de echilibru, se prezintă ca în Fig.2.64.c.

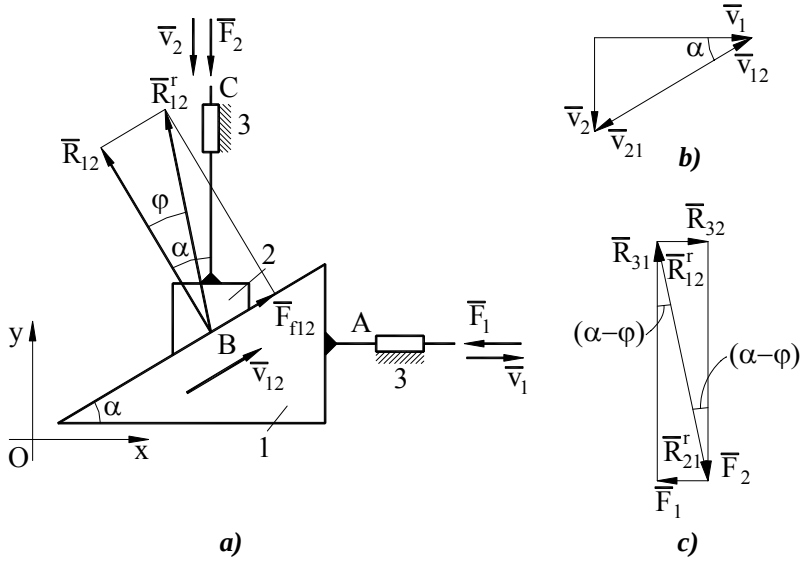


Fig. 2.64

Din acest poligon rezultă

$$F_1 = F_2 \mathrm{tg}(\alpha - \varphi)$$

Revenind la mecanismul inițial, cu şurub, se calculează $M_1 = F_1 \frac{d}{2}$, pentru cele două cazuri,

$$M_1 = F_2 \frac{d}{2} \mathrm{tg}(\alpha + \varphi) \tag{2.136}$$

$$M_1 = F_2 \frac{d}{2} \mathrm{tg}(\alpha - \varphi) \tag{2.137}$$

Randamentul mecanismului, în cazul ridicării piuliței, când şurubul este elementul conducător şi piulița - element condus, se determină cu formula (2.125) care, cu notațiile de aici, devine

$$\eta = -\frac{F_2 v_2}{M_1 \omega_1}$$

Înlocuind M_1 (2.136) şi $\frac{v_2}{\omega_1}$ (2.135) cu expresiile lor se obține

$$\eta = \frac{tg\alpha}{tg(\alpha + \varphi)} \qquad (2.138)$$

Autoblocarea mecanismului se produce când $\eta \le 0$, deci

$$\alpha + \varphi \ge \frac{\pi}{2}$$

$$\alpha \ge \frac{\pi}{2} - \varphi = \alpha_{bl}$$

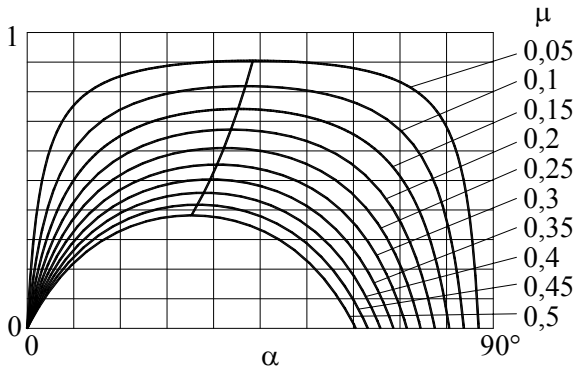


Fig. 2.65

În mod obişnuit unghiul α este mult mai mic decât valoarea de blocare. Din studiul expresiei (2.138) rezultă că valoarea maximă (optimă) a randamentului se obține când $\alpha = \frac{\pi}{2} - \frac{\varphi}{2}$. În Fig. 2.65 se prezintă diagrama $\eta(\alpha)$ pentru câteva valori ale coeficientului de frecare din cupla elicoidală.

În cazul coborârii piuliței, aceasta este element conducător, iar şurubul element condus, astfel că randamentul este

$$\eta = -\frac{M_1 \omega_1}{F_2 v_2}$$

Introducând expresiile lui M_1 (2.137) şi a raportului $\frac{\omega_1}{v_2}$ (2.135) se obține

$$\eta = \frac{tg(\alpha - \varphi)}{tg\alpha} \qquad (2.139)$$

Dacă $\alpha > \varphi$, $\eta > 0$, iar M_1 orientat în sus opus lui ω_1, are semnificația unui moment de frânare care împiedică accelerarea necontrolată a mişcării.

Dacă $\alpha < \varphi$, $\eta < 0$, are loc autoblocarea. Pentru a realiza deplasarea piuliței trebuie să acționeze şi momentul M_1 care, în acest caz, are caracter motor - este orientat în acelaşi sens cu ω_1.

Şuruburile cu $\alpha < \varphi$ se numesc **cu autofrânare** deoarece împiedică deşurubarea sub acțiunea forțelor elastice de strângere este împiedicată.

*

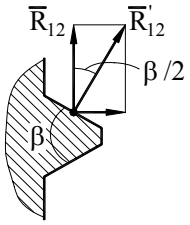


Fig. 2.66

Dacă filetul este triunghiular sau trapezoidal (Fig.2.66), reacțiunea normală la flancul elicoidal $\overline{R}'_{12}$ generează o componentă axială $\overline{R}_{12}$ care intervine în ecuațiile aferente analizei statice. Pe de altă parte, forța de frecare se calculează astfel,

$$\left|\overline{F}_{f12}\right| = \mu\left|\overline{R}'_{12}\right| = \frac{\mu}{\cos(\beta/2)}\left|\overline{R}_{12}\right|$$

în care β este unghiul dinte flancurile filetului.

Se fac notațiile

$$\mu' = tg\varphi' = \frac{\mu}{\cos(\beta/2)},$$

în care μ' se numeşte coeficient de frecare convențional, iar φ' - unghi de frecare convențional. Aceşti paraemtri se folosesc în locul parametrilor μ şi φ în toate formulele precedente, atunci când filetul este trapezoidal. Deoarece $\mu' > \mu$ randamentul acestor mecanisme este inferior celor cu filet dreptunghiular, dar se utilizează la şuruburile de fixare, când pericolul de autodeşurubare se reduce.

2.3. ANALIZA PRECIZIEI

2.3.1. Introducere. Abateri elementare

Analiza preciziei presupune definirea noțiunilor de **mecanism ideal** şi **mecanism real**. În cazul mecanismului ideal, parametrii constructivi au valori strict egale cu cele proiectate, numite valori nominale. În cazul mecanismului

real valorile acestor parametri sunt afectate de abateri (erori) în raport cu valorile **nominale**, numite **abateri elementare**. Aceste abateri reprezintă o consecință a proceselor de fabricare, reglare şi montare.

Precizia de funcționare a mecanismului ideal este absolută, pe când parametrii mişcării mecanismului real (deplasări, viteze, accelerații) sunt afectați de a**bateri funcționale**. Obiectivul analizei preciziei este de a face legătura între abaterile elementare şi abaterile funcționale ale mecanismului. Abaterea de deplasare (poziție) pentru un paraemtru de poziție oarecare, φ este

$$\Delta\varphi = \varphi(q_k + \Delta q_k) - \varphi_0(q_k)\,,\ (k = 1 \ldots p) \qquad (2.140)$$

în care φ este **deplasarea** (poziția) în mecanismul real, iar φ_0 în cel ideal; q_k - valorile nominale ale parametrilor constructivi; Δq_k - abaterile elementare; p - numărul parametrilor constructivi. Abaterile de viteză şi de accelerație se obțin prin derivarea, în raport cu timpul, a abaterilor de deplasare.

Trebuie menționat că analiza preciziei este justificată numai în situațiile în care abaterile funcționale influențează decisiv calitatea operațiilor deservite. Pot fi menționate, în acest sens, mecanismele echipamentelor de mecatronică şi mecanică fină, mecanismele din industria militară, mecanismele de dozare din industria farmaceutică şi alimentară, etc. Precizăm, de asemenea, că abaterile de deplasare sunt cele mai importante pentru aprecierea calității funcționării unui element de execuție. De aceea, în cele ce urmează, ne vom referi numai la această categorie de abateri.

Abaterile elementare reprezintă erori de poziție ale suprafețelor active care aparțin aceluiaşi element dar fac parte din cuple diferite. Astfel, un element k, având două cuple de rotație are două suprafețe active de formă cilindrică, interioare sau exterioare (Fig.2.67.a). Distanța dintre axele geometrice ale acestor suprafețe l_k este afectată de abaterea Δl_k. În acest caz mai pot interveni şi alte abateri cum ar fi eroarea unghiulară de la paralelismul axelor sau eroarea de la paralelismul suprafețelor plane frontale. Acestea se neglijează dacă sunt mici şi nu influențează consistent abaterile funcționale. Dacă elementul are o cuplă de rotație şi una de translație (Fig.2.67.b), parametrul care pune în evidență poziția relativă dintre suprafețele active este lungimea l_k dintre axele suprafeței cilindrice care intervine în cupla de rotație şi a suprafeței prismatice care ține de cupla de translație. Cele două axe trebuie să fie, teoretic, perpendiculare, dar eroarea de la perpendicularitate, de obicei, se neglijează.

Pentru analiza preciziei se utilizează **metoda deterministă** şi **metoda probabilistică** sau **stocastică**.

Metoda deterministă se aplică unui mecanism singular, cu abateri elementare cunoscute, iar rezultatul operației îl constituie valorile abaterilor funcționale.

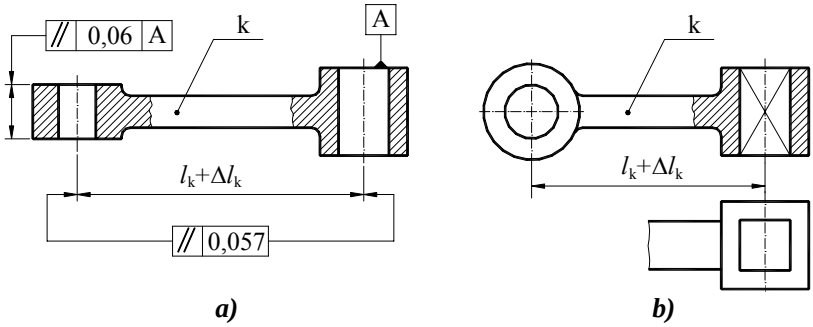


Fig. 2.67

În cadrul metodei probabilistice datele de intrare, pentru fiecare abatere elementară, sunt câmpul de toleraţă şi legea de distribuţie stabilită în funcţie de procesul tehnologic de fabricare. Rezultatul aplicării acestei metode se concretizează printr-o lege de distribuţie specifică fiecărei abateri funcţionale. Desigur, metoda stocastică este superioară celei deterministe fiind asociată unui proces normal de proiectare şi fabricaţie a mecanismului. Pe de altă parte, metoda deterministă trebuie cunoscută deoarece intervine ca o etapă în desfăşurarea metodei probabilistice.

2.3.2. Metoda deterministă

Calculul abaterilor de deplasare se poate efectua cu ajutorul relaţiei (2.140), dar printr-o dezvoltare în serie Taylor a funcţiei $\varphi(q_k + \Delta q_k)$, din care se reţin primii doi termeni, se ajunge la o relaţie mai comodă

$$\Delta\varphi = \sum_k \left(\frac{\partial\varphi}{\partial q_k} \right) \cdot \Delta q_k \ . \qquad (2.141)$$

Deoarece expresia este liniară în raport cu abaterile elementare, aplicarea ei în procesul de analiză a preciziei, poartă denumirea de metodă liniară. Derivatele parţiale $\frac{\partial\varphi}{\partial q_k}$ se numesc funcţii de transmitere ale abaterilor.

Pentru exemplificare, vom aplica metoda liniară în scopul determinării abaterilor de deplasare a pistonului (patinei) unui mecanism manivelă - piston (Fig.2.68). Presupunem cunoscute abaterile elementare ale lungimilor l_1, l_2, l_4 notate cu Δl_1, Δl_2, Δl_4. Abaterea de deplasare a punctului C, Δl_3, se exprimă în conformitate cu formula (2.141)

$$\Delta l_3 = \frac{\partial l_3}{\partial l_1}\Delta l_1 + \frac{\partial l_3}{\partial l_2}\Delta l_2 + \frac{\partial l_3}{\partial l_4}\Delta l_4 \qquad (2.142)$$

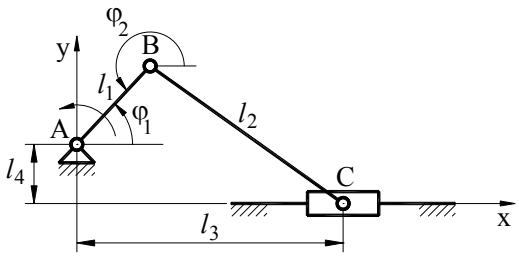


Fig. 2.68

Pentru determinarea funcţiior de transmitere ale abaterilor se apelează la relaţiile întâlnite la analiza cinematică a aces-tui mecanism (par. 2.1.4.3.).

Proiecţiile ecuaţiei de închidere (2.36) pe axele sistemului de coordonate sunt

$$l_1 \cos\varphi_1 + l_2 \cos\varphi_2 - l_3 = 0 \qquad (2.143)$$

$$l_1 \sin\varphi_1 + l_2 \sin\varphi_2 + l_4 = 0 \qquad (2.144)$$

Având în vedere că unghiul φ_2 este un parametru variabil care depinde de l_1, l_2 şi l_4, din ecuaţia (2.143) se deduce

$$\frac{\partial l_3}{\partial l_1} = \cos\varphi_1 - l_2 \sin\varphi_2 \frac{\partial\varphi_2}{\partial l_1}$$

$$\frac{\partial l_3}{\partial l_2} = \cos\varphi_2 - l_2 \sin\varphi_2 \frac{\partial\varphi_2}{\partial l_2}$$

$$\frac{\partial l_3}{\partial l_4} = -l_2 \sin\varphi_2 \frac{\partial\varphi_2}{\partial l_4}$$

Derivatele parţiale $\frac{\partial\varphi_2}{\partial l_1}$, $\frac{\partial\varphi_2}{\partial l_2}$ şi $\frac{\partial\varphi_2}{\partial l_4}$ se obţin prin derivarea succesivă a ecuaţiei (2.144) în raport cu l_1, l_2 şi l_4,

$$\frac{\partial\varphi_2}{\partial l_1} = -\frac{\sin\varphi_1}{l_2 \cos\varphi_2}$$

$$\frac{\partial\varphi_2}{\partial l_2} = \frac{l_1 \sin\varphi_1 + l_4}{l_2^2 \cos\varphi_2}$$

$$\frac{\partial\varphi_2}{\partial l_4} = -\frac{1}{l_2 \cos\varphi_2}$$

Făcând substituţiile necesare se ajunge la expresiile finale ale funcţiilor de transmitere a abaterilor,

$$\begin{cases} \dfrac{\partial l_3}{\partial l_1} = \dfrac{\cos(\varphi_2 - \varphi_1)}{\cos\varphi_2} \\ \dfrac{\partial l_3}{\partial l_2} = \dfrac{1}{\cos\varphi_2} \\ \dfrac{\partial l_3}{\partial l_4} = \mathrm{tg}\varphi_2 \end{cases} \tag{2.145}$$

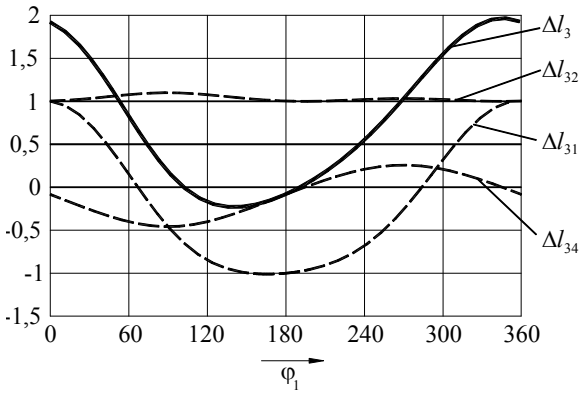


Fig. 2.69

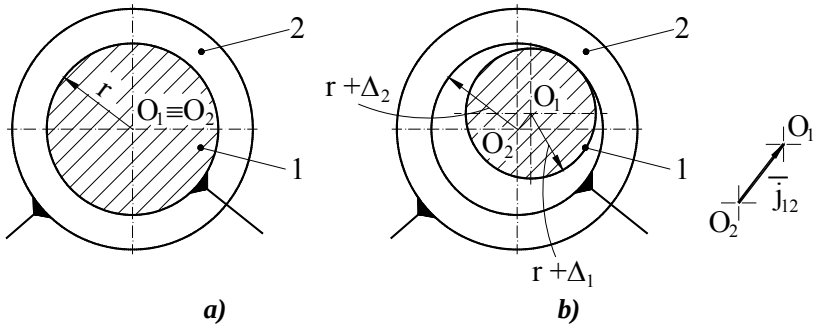
$l_1 = 100$ [mm]; $l_2 = 300$ [mm]; $l_4 = 25$ [mm]

$\Delta l_1 = \Delta l_2 = \Delta l_4 = 1.$

În Fig.2.69 se prezintă, pentru un caz concret, diagrama abaterii Δl_3 în funcție de unghiul φ_1, calculată cu formula (2.142). Sunt trasate, de asemenea, diagramele abaterilor parțiale $\Delta l_{31} = \dfrac{\partial l_3}{\partial l_1}\Delta l_1$, $\Delta l_{32} = \dfrac{\partial l_3}{\partial l_2}\Delta l_2$ şi $\Delta l_{34} = \dfrac{\partial l_3}{\partial l_4}\Delta l_4$ care arată influența fiecărei abateri elementare asupra abaterii totale Δl_3.

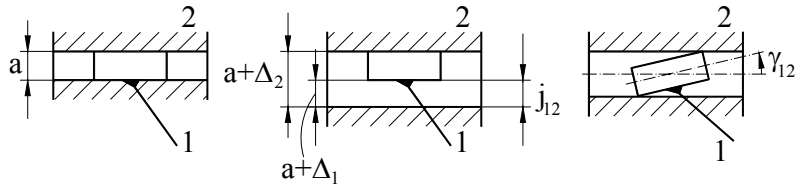
■ Influența jocurilor

Cuplele cinematice au suprafețele active, teoretic congruente, de formă şi dimensiuni identice, astfel încât, contactul se realizează după o zonă din aceste suprafețe. De exemplu, în cazul cuplei de rotație (Fig.2.70.a), raza fusului este egală cu raza lagărului, iar centrele lor coincid. În mecanismul real dimensiunile care definesc cele două suprafețe sunt afectate de abateri, iar între ele se creează un spațiu care permite deplasări relative în raport cu poziția ideală – numite **jocuri**. Acestă situație este ilustrată în Fig.2.70.b pentru cupla de rotație. Jocul $\bar{j}_{12}$ este o mărime vectorială, caracterizată prin modul, direcție şi sens. Dacă modulul $j_{12} = \Delta_2 - \Delta_1$ (Δ_2, Δ_1 - abaterile celor două raze) este constant, direcția şi sensul jocului sunt variabile în timpul funcționării. O situație similară se poate constata în cazul cuplei de translație (Fig.2.71) unde poate să intervină o deplasare de translație (Fig.2.71.b) sau una de rotație



a) ***b)***

Fig. 2.70



a) ***b)*** ***c)***

Fig. 2.71

(Fig.2.71.c) care dă naştere unui joc unghiular (γ_{12}). Existenţa jocurilor influenţează, desigur, precizia de funcţionare. Ele pot fi interpretate ca nişte abateri elementare şi introduse în procesul de analiză liniară a preciziei. Dificultatea problemei constă în determinarea orientării jocului din fiecare cuplă. Există, în acest sens, două teorii care se sprijină pe anumite ipoteze legate de funcţionarea mecanismului. Dacă regimul de lucru permite o apreciere bună a distribuţiei de forţe şi aceasta are un caracter pronunţat periodic, atunci orientarea jocurilor este aceeaşi cu orientarea reacţiunilor din cuplele cinematice. Se înţelege că, în acest caz, analiza preciziei trebuie asociată cu analiza cinetostatică. Dacă regimul de funcţionare este aleator, orientarea jocurilor are acelaşi caracter şi se impune o tratare probabilistică a problemei.

2.3.3. Metoda probabilistică

Aşa cum am arătat, fiecare abatere elementară este introdusă, în calcul, sub forma unei mulţimi de valori, caracterizate printr-o lege de distribuţie şi care se încadrează într-un câmp de toleranţă determinat. Caracterul legii de distribuţie depinde de tipul abaterilor elementare, în conformitate cu următoarele recomandări:

• Pentru abaterile elementare dimensionale, legea de distribuție normală (Gauss):

$$f(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \cdot e^{-\frac{x^2}{2}},$$

în care x este variabila funcției reprezentată în cazul nostru de abaterile elementare f(x) - probabilitatea apariției abaterii elementare x.

• Pentru jocuri, legea exponențială

$$f(x) = \begin{cases} \lambda \cdot e^{-\lambda x}, \text{pentru } x > 0 \\ 0 \quad\quad\quad, \text{pentru } x \le 0 \end{cases}$$

în care λ este un parametru al legii exponențiale, determinat pe bază experimentală.

În faza următoare se execută o combinare aleatorie a valorilor care reprezintă fiecare abatere elementară, obținând o mulțime de seturi de numere. Fiecare set caracterizează precizia unui mecanism, care se analizează printr-o metodă deterministă, calculând abaterile funcționale care interesează. Mulțimea de valori obținute pentru fiecare abatere funcțională se prelucrează statistic prin trasarea unor curbe de distribuție şi prin determinarea unor parametri ca valoarea medie, abaterea medie pătratică, etc. Acest procedeu de calcul simulează un proces de fabricație în serie a unui mecanism care aparține unei maşini. Dacă rezultatele nu satisfac, din punct de vedere a preciziei de funcționare, se poate interveni asupra abaterilor inițiale, modificând câmpurile de toleranță.

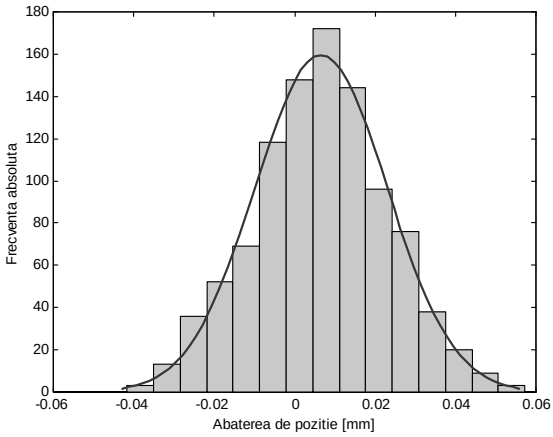


Fig. 2.72

$l_1 = 100$ [mm]; $l_2 = 200$ [mm]; $l_4 = 0$; $\varphi_1 = 50^0$

Toleranțele la lungimile l_1 şi l_2: 0,07 şi 0,09.

În Fig.2.72 se reprezintă curba de distribuție a abaterii de deplasare a pistonului pentru un mecanism manivelă – piston, considerând repartiția Gauss pentru abaterile la lungimile l_1 şi l_2.

2.4. SINTEZA DIMENSIONALĂ

2.4.1. Consideraţii generale

Sinteza dimensională constă în determinarea parametrilor constructivi ai mecanismului pornind de la condiţiile funcţionale pe care acesta trebuie să le realizeze. Problematica sintezei dimensionale este largă şi variată fiind determinată de rolul funcţional pe care trebuie să-l îndeplinească diverse mecanisme în maşinile din care fac parte. Condiţiile funcţionale pot fi de natură cinematică (poziţii, viteze, acceleraţii) sau dinamică (transmiterea forţelor). Modelul matematic se constitue din sisteme de ecuaţii şi/sau inecuaţii, în general, neliniare, rezolvabile prin metode numerice. Problemele de sinteză sunt, de regulă, nedeterminate. Pentru a restrânge domeniul soluţiilor se folosesc diverse procedee. Astfel, o parte dintre necunoscute se adoptă arbitrar sau din considerente independente de problema de sinteză, ajungând la o problemă determinată. De multe ori, în procesul de proiectare al unui mecanism, se asociază mai multe probleme de sinteză, reducând astfel domeniul soluţiilor. Un procedeu care conduce la o soluţie unică este acela de a formula problema de sinteză ca una de optimizare. Adoptarea funcţiei obiectiv depinde de criteriul de optimizare ales. Acest criteriu poate fi legat, de exemplu, de precizia soluţiilor sau de calitatea transmiterii forţelor. Uneori criteriul de optimizare este de natură economică, dar atunci problema de sinteză dimensională se asociază cu proiectarea organologică a mecanismului.

Un aspect interesant care intervine în sinteza dimensională este cel al mecanismelor asemenea. Dacă dimensiunile constructive a două mecanisme cu aceeaşi structură sunt proporţionale, cele două mecanisme formează figuri asemenea. În această situaţie sunt mecanismele patrulatere ABCD şi AB'C'D' din Fig.2.73, având lungimile elementelor proporţionale,

$$\frac{l_1}{l'_1} = \frac{l_2}{l'_2} = \frac{l_3}{l'_3} = \frac{l_4}{l'_4} \tag{2.146}$$

Funcţiile de transmitere adimensionale (ale unghiurilor, vitezelor unghiulare şi acceleraţiilor unghiulare) sunt identice pentru cele două mecanisme, iar funcţiile de transmitere ale deplasărilor, vitezelor şi acceleraţiilor liniare sunt proporţionale. Astfel, poziţiile unghiulare ale elementelor 2 şi 3 sunt aceleaşi pentru o valoare dată a unghiului φ_1. Traiectoriile descrise de puncte asemenea, aparţinând bielei, sunt curbe asemenea. Dacă într-o problemă de sinteză condiţiile iniţiale sunt formulate în funcţie de parametri unghiulari, ele sunt îndeplinite de o infinitate de mecanisme asemenea având rapoartele lungimilor constante

$$\frac{l_2}{l_1} = k_{21},\ \frac{l_3}{l_1} = k_{31},\ \frac{l_4}{l_1} = k_{41}$$

În această situație necunoscutele problemei sunt k_{21}, k_{31} şi k_{41} în loc de l_1, l_2, l_3, l_4. Se observă că, astfel, numărul de necunoscute se reduce cu o unitate. Practic, se atribuie unuia dintre parametrii l_1, l_2, l_3, l_4 o valoare arbitrară, iar ceilalți se determină prin rezolvarea problemei de sinteză. Implicit, rezultă rapoartele k_{21}, k_{31}, k_{41} care sunt caracteristici pentru întreaga clasă de mecanisme asemenea.

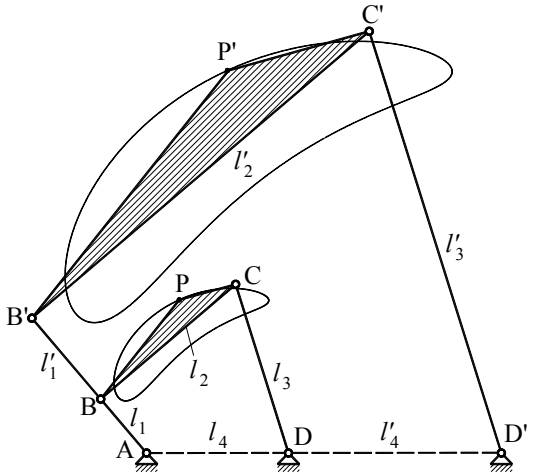


Fig. 2.73

Din multitudinea de probleme de sinteză dimensională se pot grupa câteva, de importanță practică deosebită, care intervin aproape întotdeauna în procesul de proiectare al unui mecanism cu cuple inferioare şi care formează **sinteza elementară**. Celelalte probleme de sinteză intervin relativ rar în practica de proiectare şi sunt mai dificile, din punct de vedere al rezolvărilor numerice, în raport cu problemele de sinteză elementară. Pornind de la aceste considerente, în cele ce urmează, sinteza elementară este prezentată detaliat, iar alte probleme de sinteză sunt tratate cu titlu introductiv.

2.4.2. Sinteza elementară

2.4.2.1. Problematica sintezei elementare

Sinteza elementară cuprinde patru probleme care vor fi definite şi caracterizate în continuare.

■ **Problema rotabilităţii**. În cadrul acestei probleme se stabilesc condiţiile care trebuie satisfăcute de parametri constructivi astfel încât, anumite elemente să poată avea mişcare de rotaţie completă (**manivele**) sau de oscilaţie (**balansiere**). Această problemă intervine, în special, la elementele conducătoare, care, pentru a putea fi acţionate cu motoare rotative, trebuie să aibă rol de manivele. Condiţiile de rotabilitate, pentru un anumit element, se deduc din condiţiile de a obţine soluţii reale în problema poziţiilor pentru toate grupele mecanismului şi pentru o rotaţie completă a elementului respectiv, considerat element conducător. Problema rotabilităţii este legată de poziţiile critice ale mecanismului care intervin când condiţiile de rotabilitate, care sunt nişte inegalităţi, sunt îndeplinite la limită.

■ **Sinteza pentru asigurarea calităţii transmiterii forţelor**. Aşa cum am arătat (par. 2.2.3.3.) calitatea transmiterii forţelor este determinată de limitarea parametrilor de configuraţie astfel încât să se evite apropierea de configuraţiile critice la grupele structurale componente ale mecanismului. La majoritatea mecanismelor plane cu patru elemente parametrul în cauză este unghiul de presiune α (Tab.2.5) care trebuie să satisfacă condiţia $\alpha \le \alpha_a$. Face excepţie mecanismul cu culisă oscilantă, la care intervine un parametru cu dimensiune de lungime, l_0 (Tab.2.5) limitat inferior, $l_0 \ge l_{0a}$. Este important de precizat următoarea observaţie: condiţiile care asigură transmiterea favorabilă a forţelor sunt mai restrictive decât condiţiile de rotabilitate a elementului conducător. Din această cauză, prin rezolvarea problemei de sinteză în discuţie se rezolvă, implicit, şi problema rotabilităţii.

■ **Sinteza în funcţie de poziţiile extreme ale elementului condus**. Problema intervine la mecanismele care au un element condus cu mişcare de oscilaţie (translaţie sau rotaţie) între două poziţii extreme. Parametrul de intrare esenţial este cursa - distanţa (h) sau unghiul (ψ) dintre cele două poziţii extreme. Modelul matematic este constituit, de regulă, din două ecuaţii neliniare.

■ **Sinteza după coeficientul de productivitate**. Problema apare, ca şi cea precedentă, la mecanismele cu elemente conduse în mişcare de oscilaţie, caracterizate printr-o cursă activă şi una pasivă. Raportul vitezelor medii în cele două curse ω_{ma} şi ω_{mp} sau v_{ma} şi v_{mp} se numeşte coeficient de productivitate k_p,

$$k_p = \frac{\omega_{ma}}{\omega_{mp}} = \frac{v_{ma}}{v_{mp}} \le 1^{*)} \qquad (2.147)$$

Vitezele medii sunt diferite deoarece unghiurile parcurse de elementul conducător, în timpul celor două curse, φ_a şi φ_p (Fig.2.74) pot fi diferite. Astfel, viteza medie a cursei active se exprimă cu relația

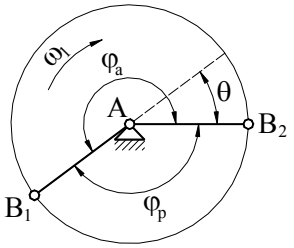


Fig. 2.74

$$\omega_{ma} = \frac{\psi}{t_a} = \frac{\psi}{\frac{\varphi_a}{\omega_1}} = \frac{\psi \cdot \omega_1}{\varphi_a},$$

în care ψ este cursa unghiulară, t_a - timpul cursei active, iar ω_1 - viteza unghiulară constantă a elementului conducător. În mod similar,

$$\omega_{mp} = \frac{\psi \cdot \omega_1}{\varphi_p}.$$

Introducând aceste expresii în formula coeficientului de productivitate se obține

$$k_p = \frac{\varphi_p}{\varphi_a} = \frac{\pi - \theta}{\pi + \theta}, \qquad (2.148)$$

în care θ (Fig.2.74) este unghiul ascuțit format între direcțiile manivelei conducătoare, când balansierul condus trece prin pozițiile extreme. Din relația (2.148) se calculează θ în funcție de k_p,

$$\theta = \pi \cdot \frac{1 - k_p}{1 + k_p}. \qquad (2.149)$$

Prin operația de sinteză se urmăreşte obținerea unui mecanism care să aibă valoarea prestabilită cu ajutorul formulei (2.149), pentru unghiul θ. Modelul matematic este format, în general, din două ecuații neliniare, care se scriu în funcție de tipul mecanismului în discuție.

În cele ce urmează se prezintă aplicarea sintezei elementare pentru mecanismele plane uzuale cu 4 elemente: mecanismul patrulater articulat, mecanismul manivelă - piston, mecanismul cu culisă oscilantă şi mecanismul cu cilindru oscilant.

---

*) *În unele cărți coeficientul* k_p *este definit* $k_p = \frac{\omega_{mp}}{\omega_{ma}}$

2.4.2.2. Mecanismul patrulater articulat plan

- **Problema rotabilității**.

Ne propunem să stabilim condițiile de rotabilitate completă (manivelă) pentru elementul 1 aparținând mecanismului patrulater din Fig.2.75. Dacă presupunem că acest element este conducător, condițiile (2.2) corespunzătoare grupei structurale RRR (2, 3 - BCD) sunt

$$\left| l_2 - l_3 \right| \le l_0 \le l_2 + l_3 \tag{2.150}$$

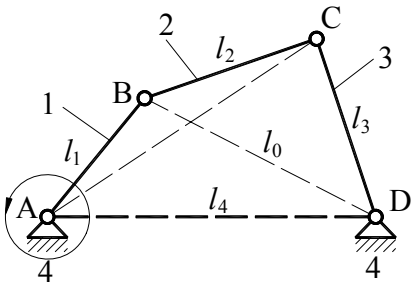


Fig. 2.75

Condițiile (2.150) trebuie respectate pentru orice valoare a lungimii variabile l_0, la o rotație a elementului 1. Această cerință este satisfăcută, dacă relațiile (2.150) sunt verificate pentru valorile extreme: $l_{0\min} = \left| l_1 - l_4 \right|$ și $l_{0\max} = l_1 + l_4$,

$$\begin{aligned} &\left| l_1 - l_4 \right| \ge \left| l_2 - l_3 \right| \\ &l_1 + l_4 \le l_2 + l_3. \end{aligned} \tag{2.151}$$

Relațiile (2.151) reprezintă **condițiile de rotabilitate completă (manivela)** pentru elementul 1. În mod similar se deduc condițiile de rotabilitate completă pentru elementul 3,

$$\begin{aligned} &\left| l_3 - l_4 \right| \ge \left| l_2 - l_1 \right| \\ &l_3 + l_4 \le l_2 + l_1. \end{aligned} \tag{2.152}$$

Dacă sunt verificate ambele seturi de condiții, (2.151) și (2.152), mecanismul este de tip dublă - manivelă. Dacă este respectat numai un set de condiții, (2.151) sau (2.152), mecanismul este de tip manivelă - balansier, iar dacă nu se respectă nici (2.151), nici (2.152), mecanismul este de tip dublu - balansier.

Dacă, dintre cele patru lungimi, se adoptă două (de exemplu l_1 și l_4) se poate determina un domeniu, în sistemul de coordonate l_2 l_3, în care condițiile (2.151) sunt respectate (Fig.2.76).

Condițiile de rotabilitate completă se pot exprima și în altă formulare, mai sugestivă și mai practică, obținută prin analiza celor două moduri în care se pot scrie expresiile $\left| l_1 - l_4 \right|$ și $\left| l_2 - l_3 \right|$. Din această analiză, prezentată în Tab.2.6 rezultă următoarea formulare a condițiilor de rotabilitate pentru elementul 1

1) Elementul cel mai scurt trebuie să fie elementul 1 sau baza 4

$\mathbf{l_1 = l_{min}}$ **sau** $\mathbf{l_4 = l_{min}}$ **.**

2) Condiția lui Grashof: suma formată din lungimea minimă și lungimea maximă trebuie să fie mai mică sau egală decât suma formată din lungimile celorlate două elemente. Această condiție se mai poate formula și astfel,

$$l_{min} + l_{max} \le \frac{p}{2},$$

în care p este perimetrul patrulaterului, $p = l_1 + l_2 + l_3 + l_4$.

Desigur, pentru rotabilitatea elementului 3, condiția 1) se modifică astfel: $l_3 = l_{min}$ sau $l_4 = l_{min}$, iar condiția 2) (Grashof) rămâne nes-chimbată.

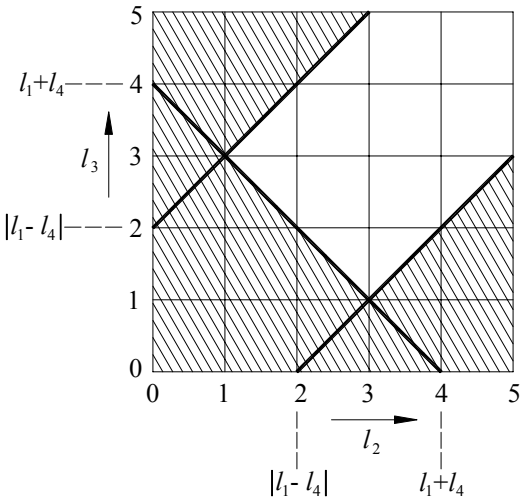
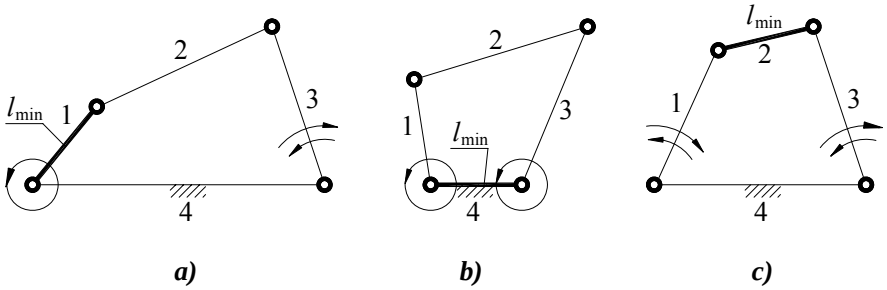


Fig. 2.76
$l_1 = 1,\ l_4 = 3$

Din condiția 1) rezultă că, atunci când se respectă condiția lui Grashof, tipul mecanismului patrulater este determinat de poziția elementului cel mai scurt.

Astfel, dacă elementul cel mai scurt este alăturat bazei ($l_1 = l_{min}$) mecanismul este de tip **manivelă - balansier** (Fig.2.77.a), deoarece condiția 1) este respectată numai de elementul 1. Dacă elementul cel mai scurt este baza ($l_4 = l_{min}$), mecanismul este de tip **dublă - manivelă** (Fig.2.77.b), deoarece condiția 1) este respectată de ambele elemente, 1 și 3. În fine, dacă elementul cel mai scurt este opus bazei ($l_2 = l_{min}$), mecanismul este de tip dublu - balansier (Fig.2.77.c) pentru că nu este respectată condiția 1), nici de elementul 1, nici de elementul 3.



a) ***b)*** ***c)***

Fig. 2.77

Tabelul 2.6		**Ipoteza 1**	**Ipoteza 2**	**Ipoteza 3**	**Ipoteza 4**
Relațiile de ipoteză	(1)	$l_1 \le l_4$	$l_1 \le l_4$	$l_4 \le l_1$	$l_4 \le l_1$
	(2)	$l_2 \le l_3$	$l_3 \le l_2$	$l_2 \le l_3$	$l_3 \le l_2$
Condițiile (2.151)	(3)	$l_4 - l_1 \ge l_3 - l_2$	$l_4 - l_1 \ge l_2 - l_3$	$l_1 - l_4 \ge l_3 - l_2$	$l_1 - l_4 \ge l_2 - l_3$
	(4)	$l_1 + l_4 \le l_2 + l_3$	$l_1 + l_4 \le l_2 + l_3$	$l_1 + l_4 \le l_2 + l_3$	$l_1 + l_4 \le l_2 + l_3$
Din (3) şi (4) $\Rightarrow$	(5)	$l_1 \le l_2$	$l_1 \le l_3$	$l_4 \le l_2$	$l_4 \le l_3$
Din (1), (2) şi (5) $\Rightarrow$	(6)	$\boxed{l_1 = l_{min}}$ $l_3 = l_{max}$ sau $l_4 = l_{max}$	$\boxed{l_1 = l_{min}}$ $l_2 = l_{max}$ sau $l_4 = l_{max}$	$\boxed{l_4 = l_{min}}$ $l_3 = l_{max}$ sau $l_1 = l_{max}$	$\boxed{l_4 = l_{min}}$ $l_2 = l_{max}$ sau $l_1 = l_{max}$
		Ipoteza 1.1	**Ipoteza 2.1**	**Ipoteza 3.1**	**Ipoteza 4.1**
Relația de ipoteză	(7)	$l_3 = l_{max}$	$l_2 = l_{max}$	$l_3 = l_{max}$	$l_2 = l_{max}$
Relațiile (6) şi (7)verifică (4)	(4)	$l_3 - l_1 = l_{max} - l_{min} \ge l_4 - l_2$	$l_2 - l_1 = l_{max} - l_{min} \ge l_4 - l_3$	$l_3 - l_4 = l_{max} - l_{min} \ge l_1 - l_2$	$l_2 - l_4 = l_{max} - l_{min} \ge l_1 - l_3$
Condiția (3) care trebuie verificată	(3)	$\boxed{l_1 + l_3 = l_{min} + l_{max} \le l_4 + l_2}$	$\boxed{l_1 + l_2 = l_{min} + l_{max} \le l_3 + l_4}$	$\boxed{l_4 + l_3 = l_{min} + l_{max} \le l_1 + l_2}$	$\boxed{l_4 + l_2 = l_{min} + l_{max} \le l_1 + l_3}$
		Ipoteza 1.2	**Ipoteza 2.2**	**Ipoteza 3.2**	**Ipoteza 4.2**
Relația de ipoteză	(8)	$l_4 = l_{max}$	$l_4 = l_{max}$	$l_1 = l_{max}$	$l_1 = l_{max}$
Relațiile (6) şi (8) verifică (3)	(3)	$l_4 - l_1 = l_{max} - l_{min} \ge l_3 - l_2$	$l_4 - l_1 = l_{max} - l_{min} \ge l_2 - l_3$	$l_1 - l_4 = l_{max} - l_{min} \ge l_3 - l_2$	$l_1 - l_4 = l_{max} - l_{min} \ge l_2 - l_3$
Condiția (4) care trebuie verificată	(4)	$\boxed{l_1 + l_4 = l_{min} + l_{max} \le l_2 + l_3}$	$\boxed{l_1 + l_4 = l_{min} + l_{max} \le l_2 + l_3}$	$\boxed{l_4 + l_1 = l_{min} + l_{max} \le l_2 + l_3}$	$\boxed{l_4 + l_1 = l_{min} + l_{max} \le l_2 + l_3}$

Problema rotabilității este legată de problema pozițiilor critice. Acestea intervin atunci când grupa structurală RRR (2, 3 - BCD) înregistrează configurații critice, adică atunci când se verifică cel puțin una dintre egalitățile

$$l_0 = |l_2 - l_3|$$

$$l_0 = l_2 + l_3,$$

iar punctele B, C, D sunt coliniare. Pozițiile critice se pot grupa în două categorii în funcție de comportarea funcțională a mecanismului.

1) Poziții critice care pot fi traversate fără ca elementul conducător să-şi schimbe sensul de rotație. Aceste poziții se înregistrează când condițiile (2.151), scrise pentru elementul conducător, sunt respectate, iar cel puțin una dintre ele este verificată la limită, cu semnul egal. În acest caz condiția lui Grasohf se verifică, de asemenea, cu semnul egal, iar punctele din diagrama $l_3(l_2)$ (Fig.2.76) se găsesc la limita domeniului admisibil. La trecerea printr-o astfel de poziție critică se produce o nedeterminare - grupa BCD poate ocupa oricare dintre cele două poziții posibile. Pentru exemplificare, se consideră mecanismul din Fig.2.78 având următoarele relații între lungimile elementelor

$$|l_1 - l_4| > |l_2 - l_3|$$

$$l_1 + l_4 = l_2 + l_3$$

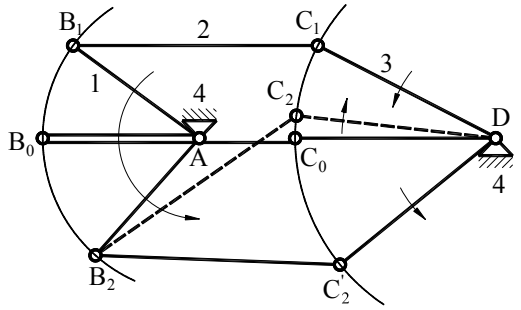


Fig. 2.78

Ca urmare se înregistrează poziția critică AB_0C_0D. Să presupunem că elementul conducător 1 se roteşte în sens trigonometric, astfel încât, mecanismul se deplasează din poziția AB_1C_1D, trecând prin poziția critică AB_0C_0D, până când elementul 1 ajunge în poziția AB_2. Imediat ce depăşeşte poziția critică, grupa RRR poate ocupa fie poziția B_2C_2D, fie $B_2C'_2D$. În felul acesta, odată cu trecerea prin poziția critică, sensul de rotație al elementului 3 se poate păstra (soluția $\mathbf{B_2C'_2}D$) sau se poate schimba (soluția B_2C_2D). În aplicațiile practice interesează, de obicei, păstrarea sensului de rotație pentru elementul condus. Pentru a determina o astfel de funcționare, se pot folosi mai multe procedee. Astfel, dacă elementul 3 are un moment de inerție corespunzător, el îşi păstrează sensul de rotație datorită efectului inerțial. Un alt

procedeu constă în utilizarea unor limitatori de dirijare a mişcării (Fig.2.79). În cazul mecanismului paralelogram, care are $l_1 = l_3$ şi $l_2 = l_4$, rezultând

$$|l_1 - l_4| = |l_2 - l_3|$$

$$l_1 + l_4 = l_2 + l_3,$$

se foloseşte cuplarea a două mecanisme (Fig.2.80) astfel încât, acestea să treacă prin poziţii critice în momente diferite.

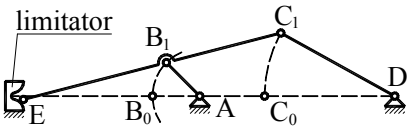


Fig. 2.79

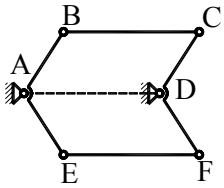


Fig. 2.80

2) Poziţii critice care conduc la blocarea mecanismului dacă elementul conducător tinde să-şi păstreze sensul de rotaţie când ajunge în aceste poziţii. Ele se înregistrează când condiţiile (2.151), scrise pentru elementul conducător, nu sunt respectate (una sau ambele). În acest caz elementul conducător este balansier, iar poziţiile critice limitează mişcarea sa de rotaţie, aşa cum se observă la mecanismul din Fig.2.81.

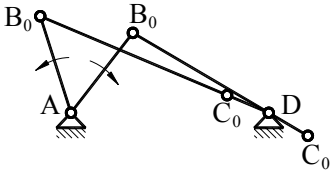


Fig. 2.81

■ Sinteza după unghiul de presiune

Unghiul de presiune al unui mecanism patrulater (Fig.2.82) cu elementul 1 conducător se defineşte (par. 2.2.3.3. - Tab.2.5) ca fiind unghiul ascuţit format între elementul 2 (biela BC) şi perpendiculara pe elementul 3 (CD) şi se exprimă prin formula

$$\alpha = \left| \frac{\pi}{2} - \sphericalangle BCD \right|. \tag{2.153}$$

Unghiul $\sphericalangle$ BCD se calculează din triunghiul BCD,

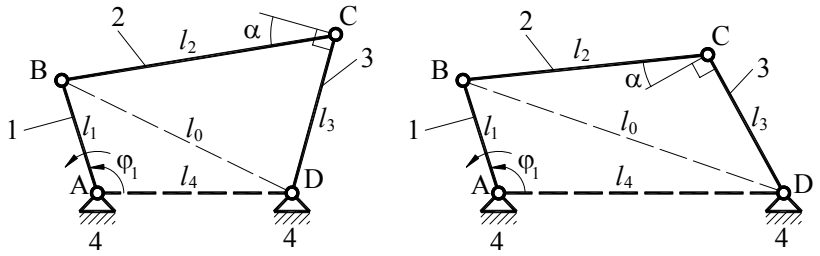
$$\sphericalangle BCD = \arccos \frac{l_2^2 + l_3^2 - l_0^2}{2 l_2 l_3}, \tag{2.154}$$

iar l_0 se determină din triunghiul ABC,

$$l_0 = l_1^2 + l_4^2 - 2l_1 l_4 \cos\varphi_1 . \qquad (2.155)$$

Condiția care asigură calitatea transmiterii forțelor, $\alpha \le \alpha_a$, se exprimă, ținând seama de (2.153), sub forma

$$\frac{\pi}{2} - \alpha \le \sphericalangle BCD \le \frac{\pi}{2} + \alpha_a . \qquad (2.156)$$



a) ***b)***

Fig. 2.82

Condițiile (2.156) sunt respectate pentru toate pozițiile mecanismului atunci când unghiul φ_1 variază într-un interval dat, dacă sunt verificate pentru valorile extreme $\sphericalangle BCD_{min}$ şi $\sphericalangle BCD_{max}$,

$$\sphericalangle BCD_{min} \ge \frac{\pi}{2} - \alpha_a$$

$$\sphericalangle BCD_{max} \le \frac{\pi}{2} + \alpha_a .$$

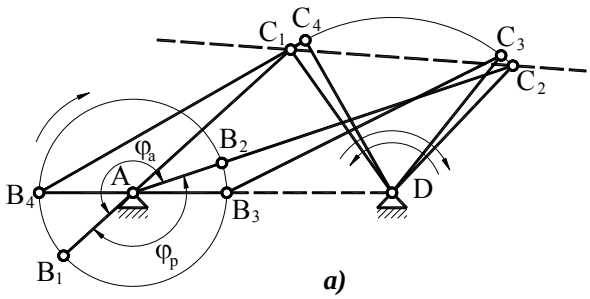
În ipoteza cea mai uzuală, când mecanismul este de tip manivelă - balansier, pentru studiul problemei, interesează patru poziții caracteristice ale mecanismului (reprezentate în Fig.2.83), care conduc la patru valori ale unghiului de presiune $\sphericalangle BCD$,

$$\sphericalangle B_1C_1D = \arccos\frac{(l_2 - l_1)^2 + l_3^2 - l_4^2}{2(l_2 - l_1)\cdot l_3}$$

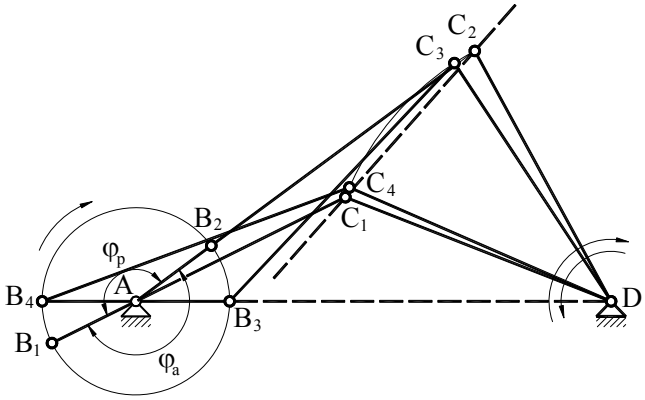
$$\sphericalangle B_2C_2D = \arccos\frac{(l_1 + l_2)^2 + l_3^2 - l_4^2}{2(l_1 + l_2)\cdot l_3}$$

$$\sphericalangle B_3C_3D = \arccos\frac{l_2^2 + l_3^2 - (l_4 - l_1)^2}{2\cdot l_2 \cdot l_3}$$

$$\sphericalangle B_4C_4D = \arccos\frac{l_2^2 + l_3^2 - (l_1 + l_4)^2}{2 \cdot l_2 \cdot l_3}.$$



a)



b)

Fig. 2.83

Dacă intervalul în care trebuie respectată condiția $\alpha \le \alpha_a$, este o rotație completă a elementului conducător, valorile extreme ale unghiului $\sphericalangle BCD$ sunt $\sphericalangle BCD_{min} = \sphericalangle B_3C_3D$ şi $\sphericalangle BCD_{max} = \sphericalangle B_4C_4D$, iar condițiile de sinteză sunt

$$\begin{cases} \sphericalangle B_3C_3D \ge \dfrac{\pi}{2} - \alpha_a \\ \sphericalangle B_4C_4D \le \dfrac{\pi}{2} + \alpha_a \end{cases} \tag{2.157}$$

Dacă interesează respectarea condiției $\alpha \le \alpha_a$ numai pentru cursa activă, sau dacă, pentru cele două curse se impun valori diferite pentru α_a (α_{aa} şi α_{ap}), trebuie să facem distincție între două tipuri de patrulatere

(Fig.2.83). În cazul mecanismului din Fig.2.83.a punctele fixe A şi D sunt de aceeaşi parte a dreptei C_1C_2, iar cursa activă a balansierului ($\varphi_1 \in [\varphi_a]$) se execută în acelaşi sens cu rotaţia manivelei. La acest mecanism poziţia AB_4C_4D este în cursa activă, iar AB_3C_3D în cursa pasivă. Ca urmare, valorile exterme ale unghiului $\sphericalangle BCD$, pentru cursa activă sunt $\sphericalangle B_2C_2D$ şi $\sphericalangle B_4C_4D$, iar pentru cursa pasivă $\sphericalangle B_3C_3D$ şi $\sphericalangle B_1C_1D$. Condiţiile de sinteză, scrise separat pentru cele două curse, se formulează astfel:

$$\begin{cases} \sphericalangle B_2C_2D \geq \dfrac{\pi}{2} - \alpha_{aa} \\ \sphericalangle B_4C_4D \leq \dfrac{\pi}{2} + \alpha_{aa} \end{cases} \qquad \begin{cases} \sphericalangle B_3C_3D \geq \dfrac{\pi}{2} - \alpha_{ap} \\ \sphericalangle B_1C_1D \leq \dfrac{\pi}{2} + \alpha_{ap} \end{cases}$$

În cazul mecanismului din Fig.2.83.b dreapta C_1C_2 trece printre punctele fixe A şi D, iar cursa activă ($\varphi_1 \in [\varphi_a]$) se execută în sens opus în raport cu rotaţia manivelei. La acest mecanism poziţia AB_3C_3D este în cursa activă, iar AB_4C_4D în cursa pasivă. Condiţiile de sinteză, pentru cele două curse sunt:

$$\begin{cases} \sphericalangle B_3C_3D \geq \dfrac{\pi}{2} - \alpha_{aa} \\ \sphericalangle B_1C_1D \leq \dfrac{\pi}{2} + \alpha_{aa} \end{cases} \qquad \begin{cases} \sphericalangle B_2C_2D \geq \dfrac{\pi}{2} - \alpha_{ap} \\ \sphericalangle B_4C_4D \leq \dfrac{\pi}{2} + \alpha_{ap} \end{cases}$$

Condiţiile (2.157) se pot scrie, ţinând seama de expresiile unghiurilor $\sphericalangle B_3C_3D$ şi $\sphericalangle B_4C_4D$, în felul următor:

$$\begin{aligned} &|l_1 - l_4| \geq \sqrt{l_2^2 + l_3^2 - 2l_2l_3 \sin\alpha_a} \\ &l_1 + l_4 \leq \sqrt{l_2^2 + l_3^2 + 2l_2l_3 \sin\alpha_a} \end{aligned} \tag{2.158}$$

Ca şi la problema rotabilităţii, se poate determina un domeniu, în planul de coordonate (l_2l_3), în care relaţiile (2.158) sunt îndeplinite (Fig.2.84), admiţând că l_1 şi l_4 se cunosc. Punctele situate pe conturul domeniului corespund unor mecanisme la care unghiul de presiune maxim este $\alpha_{max} = \alpha_a$. Comparând condiţiile (2.158) şi (2.151) se observă că primele (2.158) sunt mai restrictive. Deci, dacă sunt respectate condiţiile (2.158) sunt respectate şi condiţiile (2.151). Această concluzie reiese şi din Fig.2.84 unde sunt trasate domeniile pentru ambele seturi de condiţii. Se observă că domeniul corespunzător condiţiilor (2.158) este inclus în cel corespunzător condiţiilor (2.151). Aceasta înseamnă că sinteza după unghiul de presiune rezolvă, implicit, şi problema rotabilităţii elementului conducător.

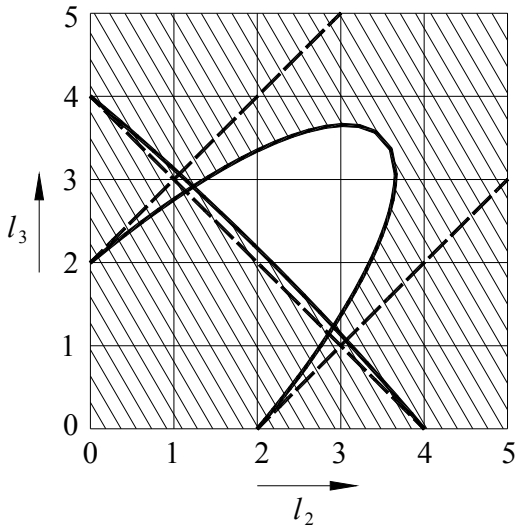


Fig. 2.84

$l_1 = 1,\ l_4 = 3,\ \alpha_a = 60^0$

■ Sinteza în funcție de pozițiile extreme ale balansierului

Pozițiile extreme ale balansierului 3, aparținând unui mecanism de tip manivelă - balansier (Fig.2.75), se înregistrează când unghiul $\sphericalangle ADC$ şi segmentul AC trec prin valori extreme. În Fig.2.85 sunt reprezentate pozițiile mecanismului, AB_1C_1D şi AB_2C_2D corespunzătoare pozițiilor extreme ale balansierului, în care $AC_1 = AC_{min} = l_2 - l_1$ şi $AC_2 = AC_{max} = l_2 + l_1$. Evident, în aceste poziții manivela 1 şi biela 2 sunt coliniare - suprapuse (AB_1C_1) sau în prelungire (AB_2C_2).

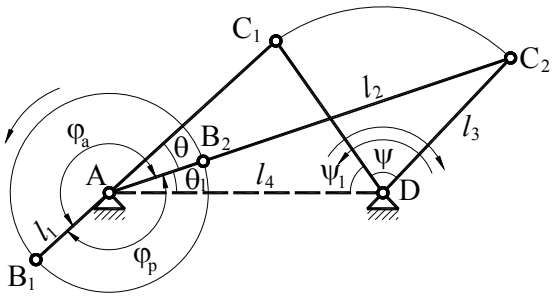


Fig. 2.85

Aplicând teorma lui Pitagora generalizată în triunghiurile AC_1D şi AC_2D, se obțin condițiile de sinteză

$$\begin{aligned} AC_1^2 &= (l_2 - l_1)^2 = l_3^2 + l_4^2 - 2l_3l_4\cos\psi_1 \\ AC_2^2 &= (l_2 + l_1)^2 = l_3^2 + l_4^2 - 2l_3l_4\cos(\psi_1 + \psi). \end{aligned} \tag{2.159}$$

În aceste relații ψ este cursa unghiulară a balansierului, care reprezintă parametrul de intrare al problemei. În sistemul de ecuații (2.159) intervin 5 parametri (l_1, l_2, l_3, l_4 şi ψ_1), dintre care trei se adoptă, iar ceilalți doi se calculează. Un caz întâlnit frecvent este acela în care necunoscutele sunt l_1 şi l_2, parametrii l_3, l_4 şi ψ_1 fiind cunoscuți. Din (2.159) rezultă imediat:

$$l_1 = \frac{AC_2 - AC_1}{2}$$

$$l_2 = \frac{AC_1 + AC_2}{2},$$

în care AC_1 şi AC_2 au expresiile

$$AC_1 = \sqrt{l_3^2 + l_4^2 - 2l_3l_4\cos\psi_1}$$

$$AC_2 = \sqrt{l_3^2 + l_4^2 - 2l_3l_4\cos(\psi_1 + \psi)}.$$

■ Sinteza în funcție de coeficientul de productivitate

După cum am arătat (par. 2.4.2.1.) coeficientul de productivitate k_p este în corespondență cu unghiul ascuțit format între AB_1 şi AB_2 (Fig.2.85) notat θ,

$$\theta = \pi\frac{1 - k_p}{1 + k_p}.$$

Se observă că, la mecanismul patrulater, $\theta = \sphericalangle C_1AC_2$. Aplicând teorema lui Pitagora generalizată în triunghiurile AC_1D şi AC_2D se obțin condițiile de sinteză,

$$\begin{aligned} l_3^2 &= (l_2 - l_1)^2 + l_4^2 - 2(l_2 - l_1)\cdot l_4\cos(\theta + \theta_1) \\ l_3^2 &= (l_1 + l_2)^2 + l_4^2 - 2(l_1 + l_2)\cdot l_4\cos\theta_1. \end{aligned} \tag{2.160}$$

Având în vedere că θ este cunoscut, avem două ecuații în care intervin 5 parametri (l_1, l_2, l_3, l_4 şi θ_1), astfel încât, trei dintre aceştia trebuie adoptați, iar ceilalți doi se calculează. Această problemă nu intervine, însă,

niciodată separat ci împreună cu celelalte probleme de sinteză elementară aşa cum se prezintă în continuare.

■ Sinteza elementară combinată

Sinteza combinată reuneşte cele trei probleme de sinteză prezentate anterior: în funcție de unghiul de presiune, în funcție de pozițiile extreme ale balansierului şi în funcție de coeficientul de productivitate. Aşa cum am arătat, problema rotabilității elementului conducător este rezolvată implicit prin sinteza după unghiul de presiune.

Condițiile sintezei combinate sunt formate din 4 ecuații, (2.159) şi (2.160), şi două inecuații (2.158) în care figurează 6 parametri necunoscuți: l_1, l_2, l_3, l_4, ψ_1 şi θ_1.

Rezolvarea problemei se poate face strict numeric sau prin procedee interactive, utilizând facilitățile grafice ale programelor utilitare. Pentru aplicarea procedeului numeric inecuațiile (2.158) se ridică la pătrat şi, apoi, toate relațiile (2.158), (2.159) şi (2.160) se împart la pătratul uneia dintre lungimile l_1, l_2, l_3, l_4, de exemplu l_3. În felul acesta numărul de necunoscute se reduce la 5: $l_1^* = \frac{l_1}{l_3}$, $l_2^* = \frac{l_2}{l_3}$, $l_4^* = \frac{l_4}{l_3}$, ψ_1 şi θ_1. Se apelează, apoi, la o strategie de căutare atribuind unui parametru un şir de valori, într-un domeniu determinat. Este preferabil să se aleagă parametrul $\psi_1 = \left[0, \pi - \frac{\psi}{2}\right]$. Pentru fiecare valoare a lui ψ_1 se rezolvă numeric sistemul (2.159), (2.160), determinând toți parametri necunoscuți şi se testează condițiile (2.158). Procesul se opreşte când aceste condiții csunt verificate. Problema poate fi interpretată şi ca una de optimizare. Restricțiile sunt egalitățile (2.159), (2.160) iar funcția obiectiv este valoarea maximă a unghiului de presiune $\alpha_{max}(l_1^*, l_2^*, l_4^*)$, care trebuie minimizată. Funcția α_{max} are expresia

$$\alpha_{max} = \max\left(\left|\frac{\pi}{2} - \sphericalangle B_3C_3D\right|, \left|\frac{\pi}{2} - \sphericalangle B_4C_4D\right|\right) \tag{2.161}$$

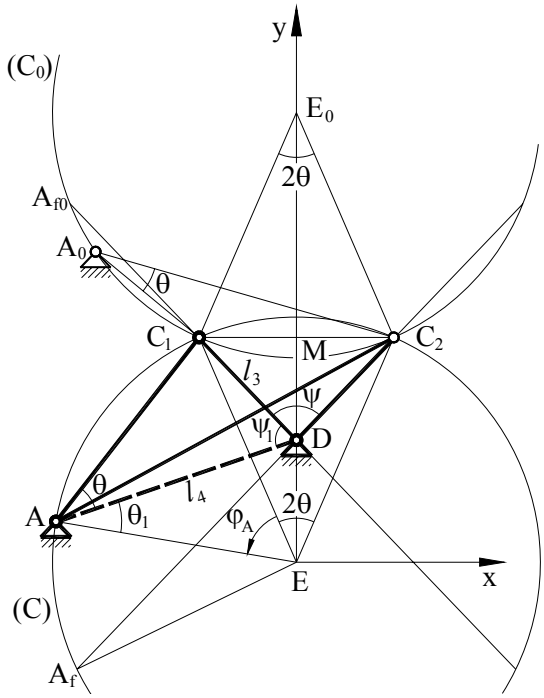


Fig. 2.86

În continuare se prezintă un procedeu fundamentat pe transpunerea analitică a unei construcţii grafice (Fig.2.86). Se reprezintă poziţiile extreme ale elementului 3, DC_1 şi DC_2, cu unghiul $\sphericalangle C_1DC_2 = \psi$, adoptând pentru l_3 o valoare arbitrară. Se construiesc, apoi, triunghiurile isoscele EC_1C_2 şi $E_0C_1C_2$, de o parte şi de cealaltă a dreptei C_1C_2, cu unghiurile din E şi din E_0 egale cu 2θ. Se trasează cercurile cu centrele în E şi E_0, trecând prin C_1 şi C_2, notate (C) şi (C_0). Dacă centrul de rotaţie al manivelei se adoptă pe cercul (C), într-un punct arbitrar A, unghiul $\sphericalangle C_1AC_2$ rezultă egal cu θ. Prin adoptarea punctului A, se determină, implicit, $l_4 = AD$ şi $\psi_1 = \sphericalangle C_1AD$. Cunoscând, prin determinare grafică, segmentele AC_1 şi AC_2, se calculează l_1 şi l_2 în modul arătat la sinteza după poziţiile extreme ale balansierului. Mecanismul patrulater este, astfel, complet determinat şi se poate calcula unghiul de presiune maxim, α_{max} (2.161). Dacă se verifică relaţia $\alpha_{max} \le \alpha_a$, mecanismul satisface toate condiţiile de sinteză, iar dacă nu se verifică, se testează altă poziţie pentru punctul A. Trebuie remarcat că punctul A se poate adopta numai pe arcul $\widehat{C_1A_f}$, adică în afara domeniului unghiular format de dreptele DC_1 şi DC_2, între care se măsoară unghiul ψ. Dacă nu se respectă acestă regulă se inregistrează situaţia descrisă în Fig.2.87 unde se vede că balansierul mecanismului obţinut prin sinteză nu oscilează cu unghiul prescris $\psi = \sphericalangle C_1DC_2$ ci cu unghiul $\psi' = \sphericalangle C_1DC'_2$. Se observă că mecanismele patrulatere obţinute cu punctul A pe cercul (C) au ambele puncte fixe situate în aceeaşi parte a dreptei C_1C_2. În mod similar, centrul de rotaţie al manivelei se poate adopta într-un punct A_0, pe arcul $\widehat{C_1A_{f_0}}$ aparţinând cercului (C_0). Sinteza mecanismului se efectuează în acelaşi fel ca în cazul punctului A.

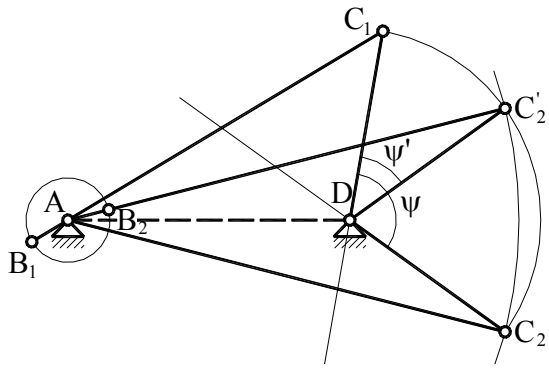


Fig. 2.87

Mecanismul obținut se caracterizează prin aceea că punctele fixe A_0 şi D sunt separate de dreapta C_1C_2. Se poate demonstra că mecanismele cu $A \in (C)$ sunt superioare, din punct de vedere al valorii unghiului de presiune în raport cu mecanismele cu $A_0 \in (C_0)$. Din această cauză, varianta analitică se va dezvolta numai pentru mecanismele cu centrul de rotație al manivelei situat pe cercul (C). Considerând o valoare arbitrară pentru l_3 şi un punct $A \in (\widehat{C_1A_f})$, determinat de unghiul $\varphi_A = \sphericalangle C_1EA$, se calculează lungimile l_1, l_2, l_4 precum şi unghiul de presiune $\alpha_{max}(l_1, l_2, l_3, l_4)$. Pentru aceasta se adoptă un sistem de coordonate Exy (Fig.2.86) şi se calculează, succesiv, următorii parametri:

- $r = AE = \dfrac{l_3 \sin\frac{\psi}{2}}{\sin\theta}$
- $x_{C_1} = -l_3 \sin\frac{\psi}{2}; x_{C_2} = l_3 \sin\frac{\psi}{2}$
- $y_{C_1} = y_{C_2} = l_3 \dfrac{\sin\frac{\psi}{2}}{tg\theta}$
- $y_D = -l_3 \cos\frac{\psi}{2} + l_3 \dfrac{\sin\frac{\psi}{2}}{tg\theta}; x_D = 0$
- $x_A = r\cos\left(\frac{\pi}{2} + \theta + \varphi_A\right); y_A = r\sin\left(\frac{\pi}{2} + \theta + \varphi_A\right)$
- $l_4 = \sqrt{x_A^2 + (y_A - y_D)^2}$
- $AC_1 = \sqrt{(x_A - x_{C_1})^2 + (y_A - y_{C_1})^2}; \quad AC_2 = \sqrt{(x_A - x_{C_2})^2 + (y_A - y_{C_2})^2}$
- $l_1 = \dfrac{AC_2 - AC_1}{2}; l_2 = \dfrac{AC_1 + AC_2}{2}$

• $\alpha_{max} = \max\left(\left|\frac{\pi}{2} - \sphericalangle B_3C_3D\right|, \left|\frac{\pi}{2} - \sphericalangle B_4C_4D\right|\right)$

Aplicând repetat procedeul indicat se determină, prin valori discrete, funcțiile $l_1(\varphi_A)$, $l_2(\varphi_A)$, $l_4(\varphi_A)$, $\alpha_{max}(\varphi_A)$ care se prezintă ca în Fig.2.88, în care sunt trasate şi dreptele $l_3 = \text{ct.}$ şi $\alpha_a = \text{ct.}$.

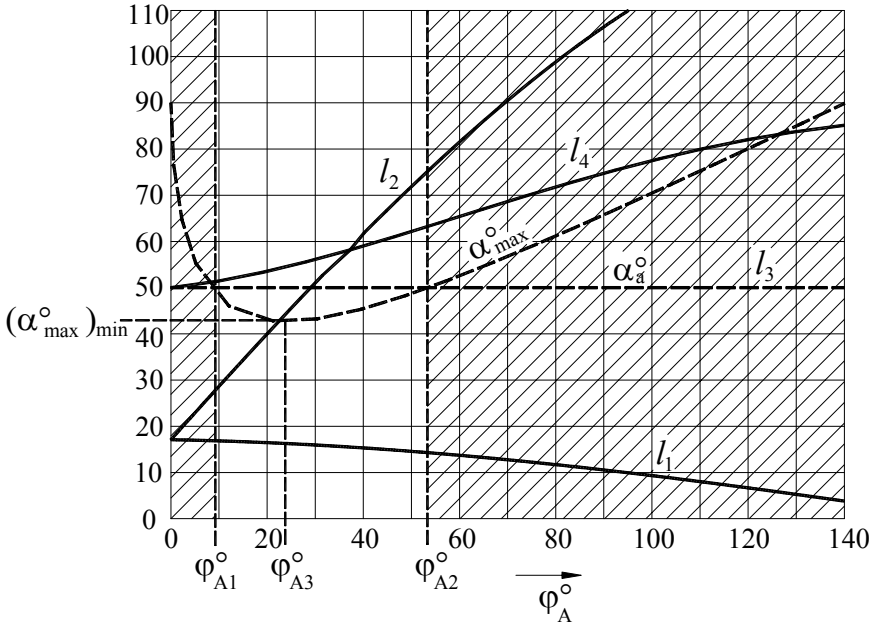


Fig. 2.88

$l_3 = 50,\ \alpha_a = 50^0,\ \psi = 40^0,\ k_p = 0{,}85$

Din analiza diagramei rezultă că, pentru a avea $\alpha_{max} \le \alpha_a$, $\varphi_A \in [\varphi_{A_1}, \varphi_{A_2}]$. Soluția optimă, după criteriul unghiului de presiune minim, se obține pentru $\varphi_A = \varphi_{A_3}$, care conduce la $\alpha_{max}(\varphi_A) \to \min$. Desigur, φ_{A_1}, φ_{A_2} şi φ_{A_3} se pot calcula prin metode numerice. Adoptând φ_A se calculează l_1, l_2 şi l_4 care, împreună cu l_3, determină complet mecanismul. Trebuie precizat că toate mecanismele asemenea cu cel determinat au aceleaşi valori pentru ψ, k_p şi α_{max}, deci satisfac condițiile de sinteză. Prin urmare putem adopta orice mecanism având lungimile proporționale cu cele determinate, aşa încât lungimea arbitrară luată inițial pentru l_3 nu influențează soluția constructivă finală.

Procedeul descris nu se poate aplica în cazul particular $k_p = 1$, $\theta = 0$, pentru că intervin singularități (împărțiri prin zero) în procesul de calcul. Deoarece $\theta = 0$, centrul de rotație al manivelei se găseşte pe dreapta C_1C_2 (Fig.2.89). Din reprezentarea mecanismului în pozițiile AB_1C_1D şi AB_2C_2D (Fig.2.89) rezultă lungimile l_1, l_2 şi l_4 în funcție de l_3 şi ψ_1,

- $l_1 = \dfrac{AC_2 - AC_1}{2} = \dfrac{C_1C_2}{2} = l_3 \sin\dfrac{\psi}{2}$
- $l_2 = \dfrac{AC_1 + AC_2}{2} = AM = l_3 \cos\dfrac{\psi}{2}\, tg\left(\dfrac{\psi}{2} + \psi_1\right)$
- $l_4 = \dfrac{l_3 \cos\dfrac{\psi}{2}}{\cos\left(\dfrac{\psi}{2} + \psi_1\right)}$

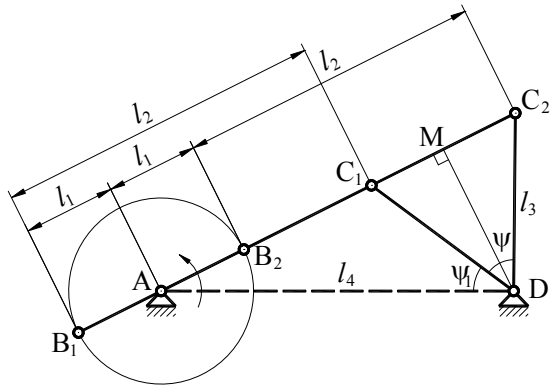


Fig. 2.89

În Fig.2.90 sunt reprezentate diagramele $l_1(\psi_1)$, $l_2(\psi_1)$, $l_4(\psi_1)$, $\alpha_{max}(\psi_1)$ precum şi dreptele $\alpha_a = ct.$ şi $l_3 = ct.$, din care se poate adopta convenabil ψ_1, care, la rândul său, determină complet mecanismul.

Parametrii de intrare caracteristici unei probleme de sinteză elementară complexă, ψ, k_p şi α_a, nu sunt întotdeauna compatibili. Din diagrama reprezentată în Fig.2.88 rezultă că pentru ψ şi $k_p(\theta)$ date, se obține o mulțime de mecanisme având $\alpha_{max} \geq (\alpha_{max})_{min}$. Pentru ca problema să aibă soluții trebuie respectată condiția $\alpha_a \geq (\alpha_{max})_{min}$. Pentru a permite formularea corectă a problemei de sinteză, în Fig.2.91 se indică valorile pentru $(\alpha_{max})_{min}$ în funcție de ψ şi k_p.

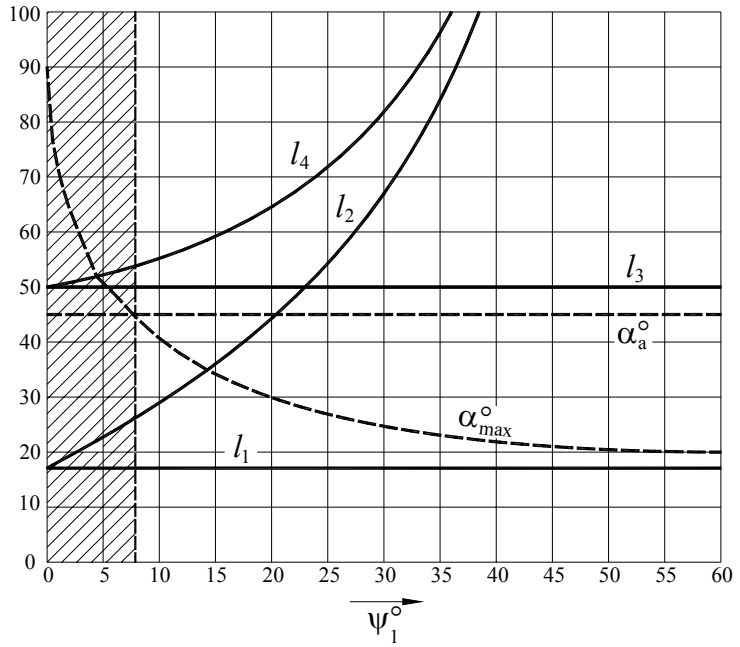


Fig. 2.90

$l_3 = 50,\ \alpha_a = 45^0,\ \psi = 40^0,\ k_p = 1$

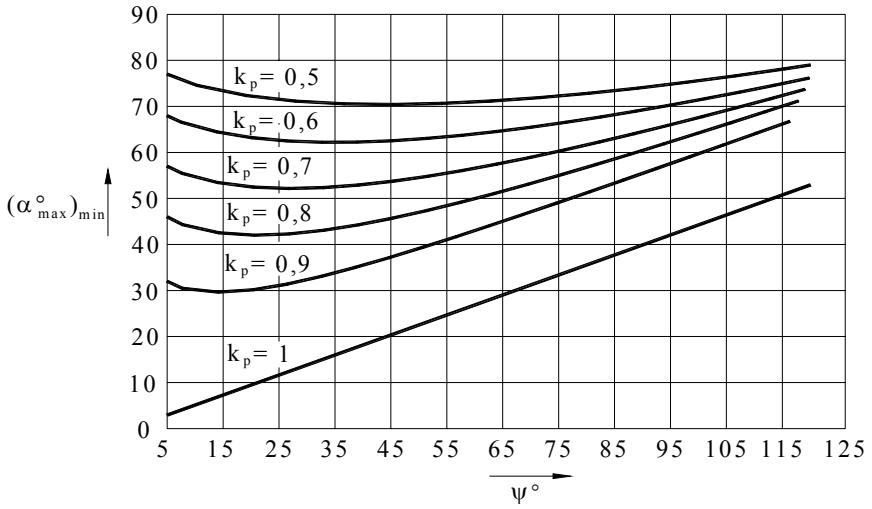


Fig. 2.91

2.4.2.3. Mecanismul manivelă - piston

- **Problema rotabilității**

Condiția de rotabilitate pentru elementul conducător 1 (Fig.2.92) se stabileşte aplicând condiția (2.5) în cazul grupei RRT (2, 3 - BC)

$$l_2 \geq l_0 .$$

La o rotație completă a elementului 1, $l_{0\max} = l_1 + l_4$ ceea ce conduce la condiția

$$l_1 + l_4 \leq l_2 . \qquad (2.162)$$

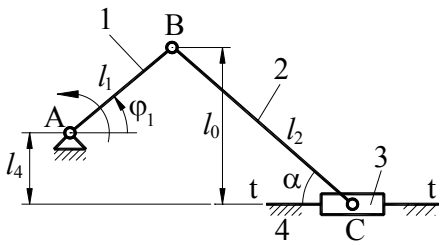


Fig. 2.92

Dacă mecanismul are $l_1 + l_4 = l_2$, se înregistrează o poziție critică (BC⊥ tt).

Mecanismul manivelă - piston utilizat în construcția motoarelor cu ardere internă, când pistonul este element conducător, are două poziții moarte (critice) când manivela şi biela sunt coliniare (grupa RRR - 1, 2 - ABC). Trecerea prin aceste poziții fără schimbarea sensului de rotație al manivelei este determinată de efectul inerțial şi de faptul că motorul are mai multe mecanisme paralele (cilindri) care trec prin pozițile moarte în momente diferite.

- **Sinteza după unghiul de presiune**

Unghiul de presiune al mecanismului manivelă - piston se defineşte (par. 2.2.3.3. - Tab.2.5) ca fiind unghiul format între biela BC şi axa de translație tt (Fig.2.92) şi are expresia

$$\sin\alpha = \frac{l_0}{l_2} = \frac{l_1 \sin\varphi_1 + l_4}{l_2} ,$$

iar valoarea maximă, $\alpha_{\max}$, este

$$\sin\alpha_{\max} = \frac{l_1 + l_4}{l_2} . \qquad (2.163)$$

Condiția $\alpha \leq \alpha_a$, care se asigură când $\alpha_{\max} \leq \alpha_a$, se scrie

$$l_1 + l_4 \leq l_2 \sin\alpha_a . \qquad (2.164)$$

Condiția (2.164) este mai restrictivă decât condiția (2.162) ceea ce înseamnă că sinteza în funcție de unghiul de presiune asigură şi rotabilitatea elementului conducător, aşa cum se întâmplă şi la mecanismul patrulater.

■ Sinteza în funcție de pozițiile extreme ale patinei

Pozițiile extreme ale patinei se înregistrează când distanța AC trece prin valori extreme $AC_1 = AC_{min} = l_2 - l_1$ şi $AC_2 = AC_{max} = l_1 + l_2$. Desigur, în aceste poziții manivela şi biela sunt coliniare (Fig.2.93). Aplicând teorema lui Pitagora în triunghiurile dreptunghice AC_1D şi AC_2D se obțin condițiile de sinteză

$$\begin{aligned} AC_1^2 &= (l_2 - l_1)^2 = l_4^2 + h_1^2 \\ AC_2^2 &= (l_1 + l_2)^2 = l_4^2 + (h + h_1)^2. \end{aligned} \tag{2.165}$$

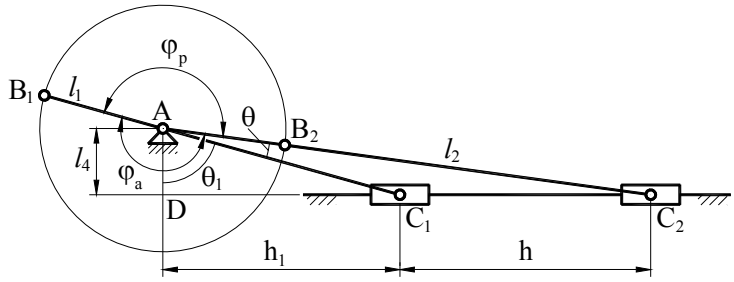


Fig. 2.93

În aceste ecuații h este cursa patinei şi constituie parametrul de intrare al problemei, iar l_1, l_2, l_4 şi h_1 sunt necunoscute. Desigur, pentru rezolvare, doi dintre cei 4 parametri se adoptă, iar ceilalți doi se calculează. De obicei l_4 şi h_1 se adoptă, iar l_1 şi l_2 se calculează cu uşurință din (2.165).

■ Sinteza în funcție de coeficientul de productivitate

Ca şi la mecanismul patrulater, unghiul $\theta(k_p) = \sphericalangle C_1AC_2$. Condițiile de sinteză rezultă din triunghiurile dreptunghice AC_1D şi AC_2D,

$$\begin{aligned} l_4 &= (l_2 - l_1)\cos\theta_1 \\ l_4 &= (l_1 + l_2)\cos(\theta + \theta_1). \end{aligned} \tag{2.166}$$

În sistemul (2.166) θ este parametrul de intrare, rezultând patru parametri necunoscuți (l_1, l_2, l_4 şi θ_1), astfel că, pentru rezolvare, doi parametri se adoptă. Această problemă intervine, practic, întotdeauna în combinație cu celelalte probleme de sinteză elementară.

■ Sinteza elementară combinată

Ca şi la mecanismul patrulater, sinteza combinată reuneşte cele trei probleme precedente. Modelul matematic este constituit din ecuațiile (2.165) şi (2.166) şi din inecuația (2.164), în care intervin parametrii de intrare h, $\theta(k_p)$ şi α_a, iar parametrii care trebuie determinați sunt l_1, l_2, l_4, h_1 şi θ_1. Printr-o strategie de căutare se atribuie unui parametru (de exemplu h_1) un şir de valori într-un domeniu adoptat convenabil. Pentru fiecare valoare a lui h_1 se rezolvă numeric sistemul (2.165), (2.166) şi se verifică, apoi, condiția (2.164). Desigur, problema poate fi formulată ca una de optimizare în care funcția obiectiv este $\alpha_{max}(l_1, l_2, l_4)$ (2.163), iar restricțiile sunt condițiile (2.165) şi (2.166). Trebuie menționat că la modificarea parametrului de intrare h (păstrând $k_p(\theta)$ constant) soluțiile pentru l_1, l_2, l_4 şi h_1 se modifică proporțional cu raportul $\frac{h}{h'}$ în care h şi h' reprezintă valoarea inițială şi cea modificată a cursei. Aceasta înseamnă că soluțiile obținute pentru un h arbitrar pot fi adoptate cu uşurință pentru orice valoare a cursei.

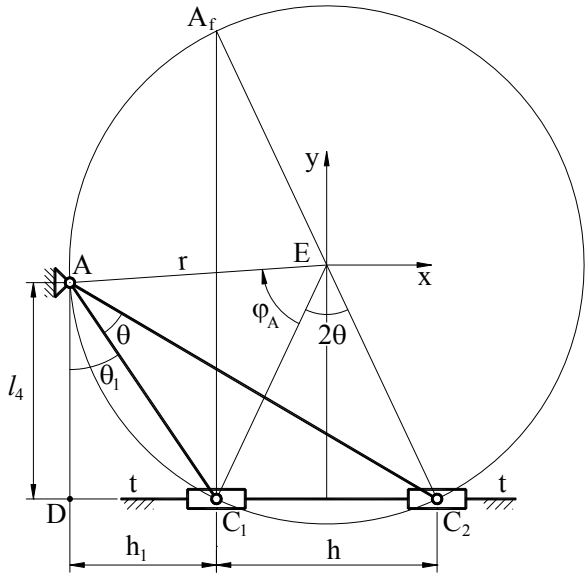


Fig. 2.94

În continuare se prezintă un procedeu de rezolvare grafic şi transpunerea sa analitică. Se trasează axa de translație tt şi se pune în evidență segmentul $C_1C_2 = h$ (Fig.2.94). Se construieşte, apoi, triunghiul isoscel EC_1C_2 cu unghiul $\sphericalangle C_1EC_2 = 2\theta$. Cu centrul în E, se trasează un cerc care

trece prin C_1 şi C_2. Centrul de rotaţie al manivelei, A, se adoptă pe acest cerc, deoarece, în acest caz, $\sphericalangle C_1AC_2 = \theta$. Lungimea $l_4 = AD$ rezultă implicit, iar l_1 şi l_2 se calculează în modul arătat la sinteza după poziţiile extreme ale patinei, în funcţie de AC_1 şi AC_2 evaluate grafic. Pentru determinările analitice se consideră sistemul de coordonate Exy şi se adoptă variabila independentă $\varphi_A = \sphericalangle C_1EA$. Se calculează, succesiv, următorii parametri:

- $r = AE = \dfrac{h}{2\sin\theta}$
- $x_{C_1} = -\dfrac{h}{2}; x_{C_2} = \dfrac{h}{2}; y_{C_1} = y_{C_2} = -\dfrac{h}{2tg\theta}$
- $x_A = r\cos\left(\dfrac{3\pi}{2} - \theta - \varphi_A\right); y_A = r\sin\left(\dfrac{3\pi}{2} - \theta - \varphi_A\right)$
- $AC_1 = \sqrt{(x_A - x_{C_1})^2 + (y_A - y_{C_1})^2}; AC_2 = \sqrt{(x_A - x_{C_2})^2 + (y_A - y_{C_2})^2}$
- $l_1 = \dfrac{AC_2 - AC_1}{2}; l_2 = \dfrac{AC_1 + AC_2}{2}; l_4 = y_A - y_{C_1}$
- $\alpha_{max} = \arcsin\dfrac{l_1 + l_4}{l_2}$.

Astfel, se obţin funcţiile $l_1(\varphi_A)$, $l_2(\varphi_A)$, $l_4(\varphi_A)$, $\alpha_{max}(\varphi_A)$ exprimate prin valori discrete. În Fig.2.95 sunt reprezentate aceste funcţii împreună cu dreptele $h = ct$ şi $\alpha_a = ct$. Mecanismul se adoptă în domeniul $\varphi_A \in [\varphi_{A_1}, \varphi_{A_2}]$, unde $\alpha_{max} \le \alpha_a$, iar pentru optimizarea soluţiei, $\varphi_A = \varphi_{A_3}$, când $\alpha_{max} \to \min$. Valoarea iniţială pentru h se poate lua arbitrar, deoarece, aşa cum am arătat, la schimbarea acestei valori rezultă mecanisme asemenea, având laturile proporţionale cu cele determinate şi aceleaşi valori pentru θ şi α_{max}. De altfel curba $\alpha_{max}(\varphi_A)$, precum şi minimul acestei curbe $(\alpha_{max})_{min}$ sunt determinate numai de valoarea parametrului k_p. În Fig.2.96 este reprezentată funcţia $(\alpha_{max})_{min}(k_p)$ necesară pentru formularea problemei de sinteză care trebuie să respecte condiţia $\alpha_a \ge (\alpha_{max})_{min}$.

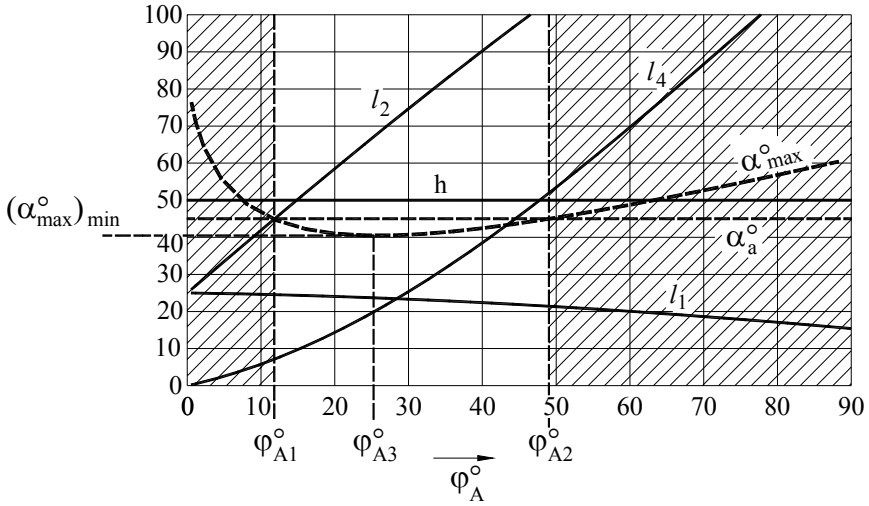


Fig. 2.95

$h = 50,\ \alpha = 45^0,\ k_p = 0{,}85$

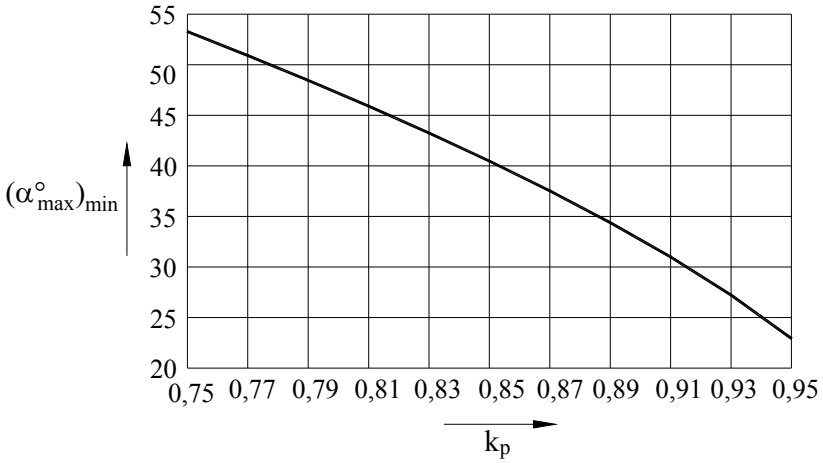


Fig. 2.96

2.4.2.4. Mecanismul cu culisă de rotație

- **Problema rotabilității**

Considerând elementul 1 - conducător (Fig.2.97) se scrie condiția (2.7) caracteristică grupei RTR (2, 3 - BC)

$$l_0 \geq 0 . \qquad (2.167)$$

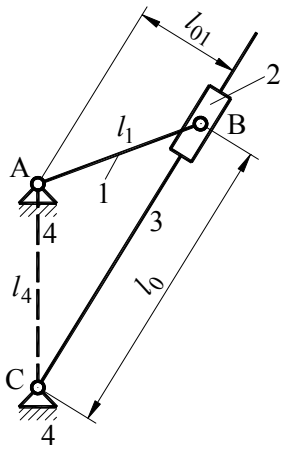


Fig. 2.97

Deoarece $l_0 < 0$ nu are semnificație fizică, condiția (2.167) este satisfăcută pentru toate pozițiile elementului 1 şi pentru orice valori ale parametrilor constructivi l_1 şi l_4. Ca urmare elementul 1 este întotdeauna manivelă. Dacă $l_0 = 0$ ($B \equiv C$) se înregistrează o poziție critică la mecanismul cu $l_1 = l_4$.

Se consideră, în mod similar, elementul 3 - conducător şi se scrie condiția (2.5) pentru grupa structurală RRT (1, 2 - AB)

$$l_1 \geq |l_{01}| .$$

La o rotație completă a elementului 3, $|l_{01}|_{max} = l_4$, astfel încât, condiția de rotabilitate a elementului 3 este $l_1 \geq l_4$.

Prin urmare, dacă $l_1 \geq l_4$ mecanismul este de tip dublă - manivelă (cu culisă rotitoare), iar dacă $l_1 < l_4$ mecanismul este de tip manivelă - balansier (cu culisă oscilantă). În aplicațiile practice se foloseşte, de regulă, mecanismul cu culisă oscilantă cu elementul 1 - conducător, având

$$l_4 > l_1 . \qquad (2.168)$$

- **Sinteza în funcție de calitatea transmiterii forțelor**

Condiția pentru transmiterea forțelor (par. 2.2.3.3. - Tab.2.5) este

$$l_0 \geq l_{0a} ,$$

iar $l_{0\,min} = l_4 - l_1$, de unde rezultă

$$l_4 - l_1 \geq l_{0a} . \qquad (2.169)$$

Dacă se împarte relația (2.169) la l_1 se obține

$$\frac{l_4}{l_1} - 1 \geq \frac{l_{0a}}{l_1} = \varepsilon_a , \qquad (2.170)$$

în care ε_a este o lungime relativă admisibilă care se poate recomanda indiferent de lungimea absolută l_1.

- **Sinteza elementară combinată**

Poziţiile extreme ale culisei se obţin atunci când unghiul $\sphericalangle ACB$ are valori maxime, simetrice fată de dreapta AC. Aceste poziţii se înregistrează când manivela AB este perpendiculară pe culisa BC (Fig.2.98). Condiţia de sinteză în funcţie de poziţiile extreme ale culisei rezultă din triunghiul dreptunghic AB_1C (sau AB_2C)

$$\sin\frac{\psi}{2} = \frac{l_1}{l_4} . \qquad (2.171)$$

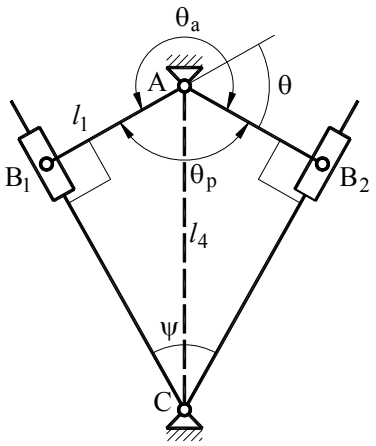


Fig. 2.98

Din Fig.2.98 se observă că unghiurile ψ şi θ sunt egale. Aceasta înseamnă că pentru parametrii k_p şi ψ nu se pot impune valori independente atunci când se formulează problema de sinteză.

Din relaţiile (2.170) şi (2.171) se obţine

$$\sin\frac{\theta}{2} = \sin\frac{\psi}{2} \leq \frac{1}{1+\varepsilon_a} ,$$

care arată că ψ şi, implicit, k_p, au valori limitate în funcţie de valoarea admisibilă ε_a.

2.4.2.5. Mecanismul cu cilindru oscilant

În cazul acestui mecanism, care este acţionat printr-o cuplă de translaţie, problemele rotabilităţii şi a coeficientului de productivitate nu intervin. În consecinţă, interesează sinteza după unghiul de presiune şi cea în funcţie de poziţiile extreme ale elementului condus, care sunt, aşa cum se va vedea, strâns legate.

Unghiul de presiune se defineşte (par. 2.2.3.3. - Tab.2.5) ca unghiul ascuţit format între dreapta AC şi perpendiculara pe elementul CD (Fig.2.99) şi se calculează cu relaţia

$$\alpha = \left| \frac{\pi}{2} - \sphericalangle ACD \right|, \tag{2.172}$$

în care unghiul $\sphericalangle ACD$ rezultă din triunghiul ACD

$$\sphericalangle ACD = \arccos\left(\frac{l_{21}^2 + l_3^2 - l_4^2}{2 l_{21} l_3} \right). \tag{2.173}$$

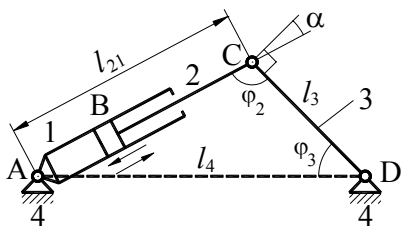


Fig. 2.99

O problemă esenţială în proiectarea acestui mecanism este legată de poziţionarea unghiului de oscilaţie a elementului 3 astfel încât, să înregistrăm unghiuri de presiune cât mai mici. Pentru a rezolva această problemă se exprimă unghiul de presiune în funcţie de unghiul de poziţie al elementului 3, φ_3. Din triunghiul ACD se obţine

$$l_{21} = \sqrt{l_3^2 + l_4^2 - 2 l_3 l_4 \cos\varphi_3}\ , \tag{2.174}$$

care se poate introduce în formula (2.173). În felul acesta se obţine funcţia $\alpha = f(\varphi_3)$ având graficul reprezentat în Fig.2.100. Punctul φ_{30}, în care $\alpha = 0$, corespunde poziţiei în care $AC \perp CD$. Desigur, intervalul util al acestei diagrame, având mărimea egală cu cursa unghiulară ψ, este definit de unghiurile φ_{31} şi φ_{32} care determină poziţiile extreme ale elementului 3. Valoarea maximă a unghiului de presiune, în acest interval, este una dintre valorile α_1 sau α_2,

$$\alpha_{max} = \max(\alpha_1, \alpha_2)\ .$$

Valoarea minimă a unghiului α_{max} în intervalul $\varphi_{31} \in [0, \pi - \psi]$, $(\alpha_{max})_{min}$ se obţine când $\alpha_1 = \alpha_2$ (Fig.2.101). Într-adevăr, pentru orice altă poziţie a intervalului $[\varphi_{31}, \varphi_{32}]$, α_1 sau α_2 sunt mai mari decât $(\alpha_{max})_{min}$. Poziţiile mecanismului pentru care $\alpha_1 = \alpha_2$, notate AC_1D şi AC_2D (Fig.2.102), se caracterizează prin aceea că punctele A, C_1 şi C_2 sunt coliniare. Din Fig.2.102 se observă imediat că

$$\alpha_1 = \alpha_2 = (\alpha_{max})_{min} = \frac{\psi}{2}\ .$$

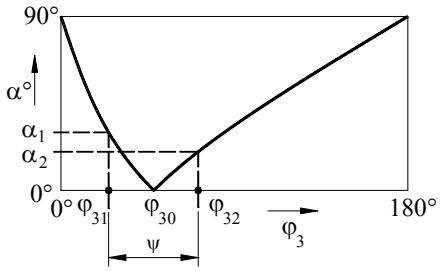


Fig. 2.100

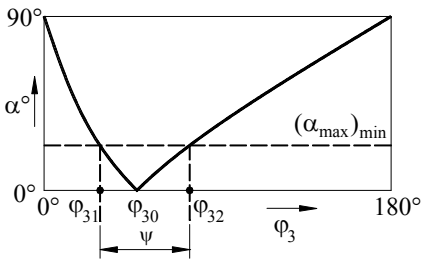


Fig. 2.101

Din condiția $\alpha \le \alpha_a$, rezultă $\psi \le 2\alpha_a$ ceea ce arată că în cazul acestui mecanism cursa unghiulară este limitată de valoarea unghiului de presiune admisibil. Cu aceste observații, fazele procesului de sinteză se desfăşoară în modul următor. Lungimea l_3 se adoptă, de regulă, din considerente legate de destinația mecanismului. Se calculează, apoi, cursa pistonului

$$h_p = C_1C_2 = l_3 \sin\frac{\psi}{2},$$

în funcție de care se alege motorul hidraulic, care are o construcție tipizată. Distanțele $AC_1 = l_{21\min}$ şi $AC_2 = l_{21\max}$ se înscriu între parametrii tehnici ai acestui motor. În fine, se calculează l_4 din triunghiul dreptunghic AMD,

$$l_4 = \sqrt{\left(\frac{AC_1 + AC_2}{2}\right)^2 + l_3^2}\ .$$

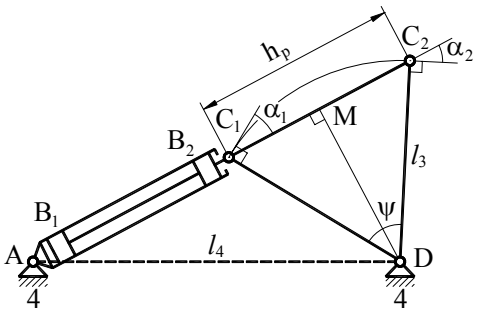


Fig. 2.102

2.4.3. Sinteza mecanismelor pentru generarea curbelor

În cadrul acestei probleme se cere să se construiască un mecanism, de structură cunoscută, astfel încât, un punct al acestuia să descrie o curbă dată. Problema are numeroase aplicații tehnice legate, în special, de conducerea unei scule sau a unui element de execuție după o curbă determinată de condițiile tehnologice. Curba impusă poate fi dată printr-o ecuație (în plan) sau prin puncte. În primul caz, problema admite o soluție exactă numai în cazuri excepționale, când ecuația traiectoriei se poate aduce, prin diverse particularizări, la aceeaşi formă cu ecuația curbei date. Altfel, curba este generată aproximativ cu o abatere care trebuie menținută sub o valoare admisibilă, iar rezolvarea este fundamentată pe noțiuni de teoria aproximării funcțiilor. În cazul al doilea se indică un număr finit de puncte, date prin coordonatele lor, prin care trebuie să treacă traiectoria unui punct al mecanismului. În cele ce urmează se prezintă o aplicație pentru un mecanism patrulater articulat, unde curba este dată prin puncte, cu observația că abordarea altor mecanisme se face în mod similar. Un aspect aparte al acestei probleme, cu implicații practice deosebite, este sinteza pentru generarea de traiectorii rectilinii şi circulare.

2.4.3.1. Aplicație la mecanismul patrulater articulat plan

Curba dată este definită prin punctele $P_i(x_i, y_i)$ $(i = 1, p)$, în raport cu un sistem de referință fix. Ne propunem să construim un mecanism patrulater (Fig.2.103), astfel încât un punct al bielei să descrie o traiectorie care să treacă prin punctele date. Necunoscutele problemei, în număr de 9 sunt: lungimile elementelor: (l_1, l_2, l_3, l_4), parametrii de poziție ai bazei (x_A, y_A, φ_4) şi parametrii de poziție ai punctului generator în raport cu biela $(l_P = l_{BP}, \beta_P)$. Modelul matematic se obține prin scrierea ecuațiilor de analiză a pozițiilor pentru fiecare punct P_i $(i = 1, p)$. Pentru aceasta se pot utiliza diverse metode de analiză cinematică. Aplicând metoda contururilor vectoriale închise se obțin

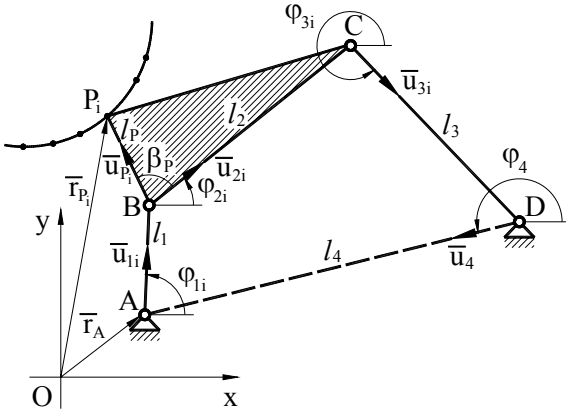


Fig. 2.103

ecuațiile vectoriale

$$\begin{cases} \overline{u}_{1i} l_1 + \overline{u}_{2i} l_2 + \overline{u}_{3i} l_3 + \overline{u}_4 l_4 = 0 \\ \overline{r}_{Pi} = \overline{r}_A + \overline{u}_{1i} l_1 + \overline{u}_{Pi} l_P \end{cases} \quad (i = 1, p)$$

care se proiectează pe axele de coordonate,

$$\begin{cases} l_1 \cos\varphi_{1i} + l_2 \cos\varphi_{2i} + l_3 \cos\varphi_{3i} + l_4 \cos\varphi_4 = 0 \\ l_1 \sin\varphi_{1i} + l_2 \sin\varphi_{2i} + l_3 \sin\varphi_{3i} + l_4 \sin\varphi_4 = 0 \\ x_A + l_1 \cos\varphi_{1i} + l_P \cos(\varphi_{2i} + \beta_P) = x_i \\ y_A + l_1 \sin\varphi_{1i} + l_P \sin(\varphi_{2i} + \beta_P) = y_i \end{cases} \quad (i = 1, p) \qquad (2.175)$$

Odată cu scrierea sisetmului (2.175) se introduc încă 3p necunoscute - unghiurile φ_{1i}, φ_{2i}, φ_{3i} $(i = 1, p)$. Din condiția ca numărul de ecuații (4p) să fie egal cu cel al necunoscutelor $(3p + 9)$ se obține numărul de puncte $p = 9$, rezultând un sistem neliniar cu 36 de ecuații. Desigur, rezolvarea se face prin metode numerice. Pentru o funcționare corespunzătoare, mecanismul trebuie să îndeplinească şi alte condiții cum ar fi cea referitoare la unghiul de presiune sau cele de existență a manivelei. În această situație numărul de puncte trebuie redus. Astfel, dacă $p = 8$, numărul de ecuații este $4p = 32$, numărul de necunoscute este $3p + 9 = 33$, iar problema are o infinitate simplă de soluții. Dintre acestea se adoptă una care să verifice condițiile suplimentare sau, printr-un proces de optimizare, se caută soluția pentru care unghiul de presiune este minim. Trebuie menționat că, pentru a asigura convergența procedeului de calcul numeric, soluția inițială trebuie să fie cât mai apropiată de cea căutată. În acest scop se pot utiliza atlase care conțin curbe de bielă pentru un număr mare de mecanisme.

În cazul mecanismelor cu 6 elemente se pot adopta 15 puncte realizând o definire mai bună a curbei care trebuie generată. Există, însă, dezavantajul unui mecanism mai complicat şi a unei rezolvări numerice dificile fiind vorba de un sistem neliniar format din $6p = 90$ de ecuații.

■ Teorema Roberts - Cebâşev

Curbele de bielă ale mecanismului patrulater, care în cazul general, sunt de gradul 6, au făcut obiectul unor studii foarte aprofundate şi s-au pus în evidență o serie de proprietăți utile pentru procesul de sinteză [8, 23]. Una dintre aceste proprietăți este cunoscută sub denumirea de **teorema Roberts - Cebâşev** şi arată că **aceeaşi curbă de bielă poate fi generată de trei mecanisme patrulatere distincte**.

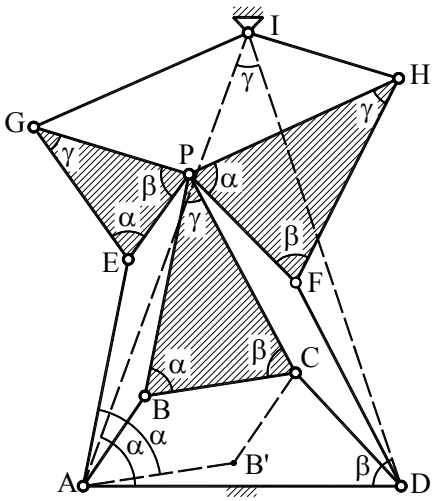


Fig. 2.104

Se consideră patrulaterul ABCD (Fig.2.104) şi punctul P solidar cu biela BC, care se dezvoltă prin legarea succesivă a grupelor structurale AEP, DFP şi GIH, toate de tip RRR. Dimensiunile se adopţă în aşa fel, încât patrulaterele ABPE, DCPF şi GIHP să fie paralelograme, iar triunghiurile EGP şi FHP să fie asemenea cu triunghiul BCP. Se face o construcţie suplimentară trasând prin A o paralelă la BC şi prin C o paralelă la AB. Rezultă paralelogramul $ABCB'$. Pe baza asemănării celor trei triunghiuri, se pot scrie proporţiile

$$\frac{BP}{BC} = \frac{EG}{EP} = \frac{HP}{FP} = k,$$

care conduc la următoarele relaţii

$$AE = BP = BC \cdot k = AB' \cdot k$$

$$EG = EP \cdot k = AB \cdot k = B'C \cdot k$$

$$GI = HP = FP \cdot k = CD \cdot k.$$

Din figură se observă că segmentele AE, EG şi GI sunt rotite faţă de segmentele AB', $B'C$ şi CD cu unghiul α. Aceasta înseamnă că patrulaterele AEGI şi $AB'CD$ sunt asemenea şi primul este rotit faţă de cel de-al doilea cu unghiul α. Prin urmare, unghiul $\sphericalangle DAI$ are tot valoarea α. Printr-un raţionalment similar se demonstrează că $\sphericalangle ADI$ are valoarea β şi, ca urmare, triunghiul ADI este asemenea cu triunghiul BCP. Deoarece triunghiul BCP are dimensiuni invariabile rezultă că triunghiul ADI are aceeaşi proprietate, iar cum latura AD este fixă, înseamnă că şi punctul I este fix, deşi elementele mecanismului sunt mobile. În aceste condiţii în punctul I se poate amplasa o articulaţie fixă fără a modifica funcţionarea mecanismului. Se formează, în felul acesta încă două patrulatere AEGI şi DFHI care se mişcă simultan cu patrulaterul iniţial ABCD, iar punctul lor comun P descrie, evident, o curbă de bielă unică.

Teorema arată că soluţia unei probleme de sinteză pentru generarea unei curbe nu este unică şi că, pornind de la o soluţie determinată, se pot construi cu uşurinţă, alte două mecanisme care descriu aceeaşi traiectorie.

2.4.3.2. Mecanisme generatoare de traiectorii rectilinii şi circulare

Aplicațiile practice reclamă, uneori, utilizarea de mecanisme care să genereze traiectorii rectilinii sau circulare. De-a lungul timpului au fost descoperite, prin metode ştiințifice sau pe cale intuitivă, multe asemenea mecanisme [3, 8]. Mecanismele care generează traiectorii rectilinii exacte se numesc **inversoare** deoarece construcția lor se bazează pe transformarea matematică inversă a unui cerc într-o dreaptă. Pentru exemplificare, în Fig.2.105 este reprezentat **inversorul lui Peaucellier**. Aplicațiile practice ale inversoarelor sunt reduse datorită construcției complexe, cu multe elemente. Mecanismele care generează segmente de traiectorii aproximativ rectilinii se numesc **directoare**. Din multitudinea de mecanisme directoare cunoscute [3], în Fig.2.106 se prezintă câteva, precizându-se dimensiunile relative ale elementelor.

Generarea traiectoriilor circulare se poate face, de asemenea exact (cu ajutorul inversoarelor) sau aproximativ. Ca şi în cazul precedent, interesează, în primul rând, mecanismele care descriu, arce de cerc, cu aproximație. În Fig.2.107 se prezintă două dintre aceste mecanisme.

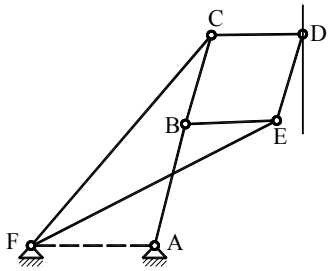
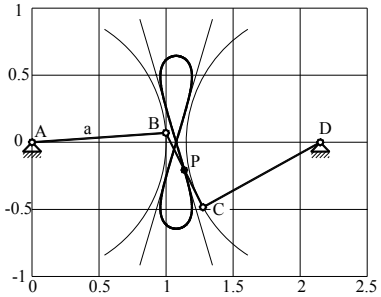
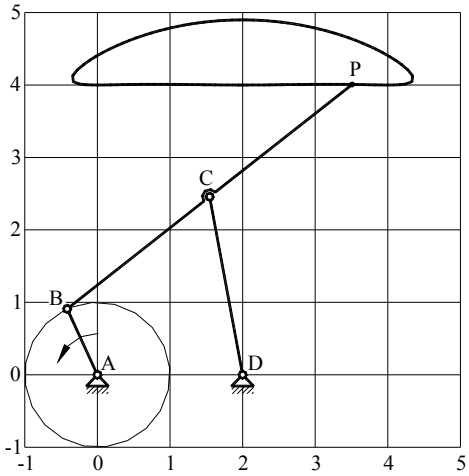


Fig. 2.105
AB = AF;
BC=CD=DE=BE; FC=FE

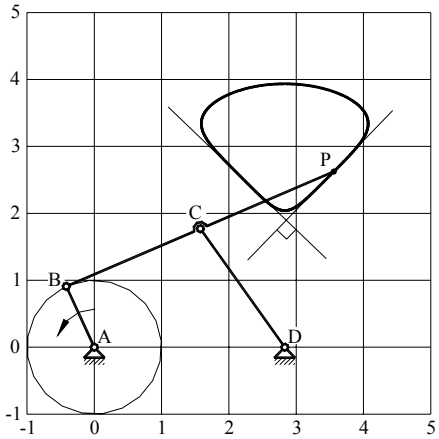


a) *Mecanism patrulater director Watt:* AB = CD = a; BC = 0,62a; AD = 2,15a, BP = PC = 0,31a.

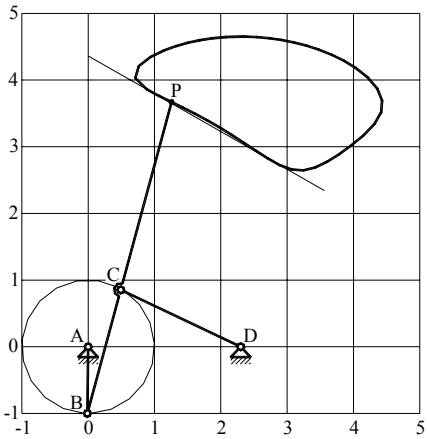


b) *Mecanism patrulater director Cebâşev*
AB = a; BC = CD = CP = 2,5a; AD = 2a

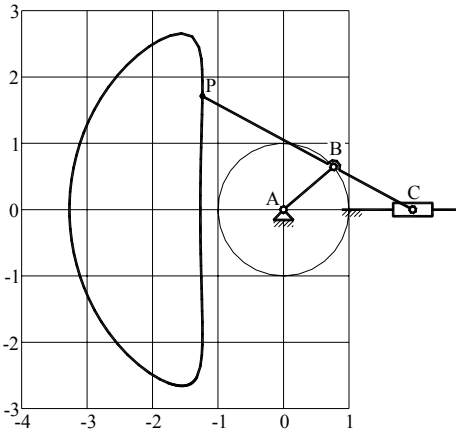
Fig. 2.106



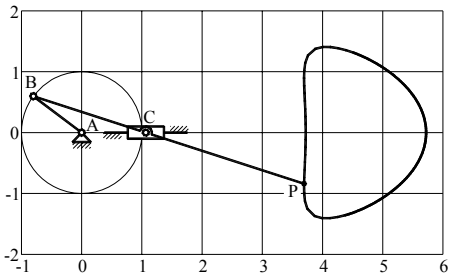
c) *Mecanism patrulater director Cebâşev*
AB = a; BC = CD = CP = 2,17a;
AD = 2,83a



d) *Mecanism patrulater director Evans*
AB = a; BC = 1,92a; CD = 2a;
CP = 2,92a; AD = 2,3a

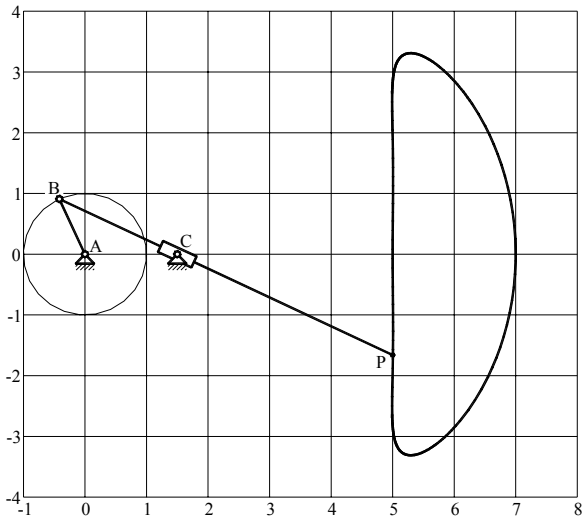


e) *Mecanism director manivelă – piston*
AB = a, BC=1,37a, BP=2,27a



f) *Mecanism director manivelă – piston*
AB = a, BC=1,96a, BP=2,76a

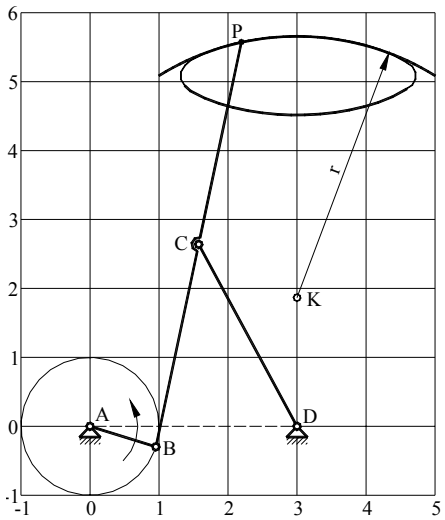
Fig. 2.106



g) *Mecanism director cu culisă oscilantă*

$AB = a$, AC=1,5a, BP=6a

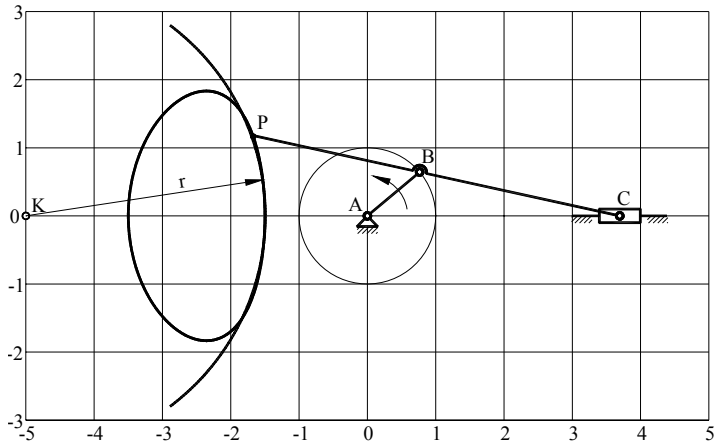
Fig. 2.106



a) *Mecanism patrulater Cebâşev pentru generarea unei traiectorii parţial circulare*

$AB = a$, BC=CD=CP=AD=3a, $x_k = 3a$, $y_k = 1{,}867a$, r=3,79a

Fig. 2.107



b) *Mecanism manivelă piston pentru generarea unei traiectorii parţial circulare*
$AB = a$, BC=3a, BP=2,5a, r=3,5a, $x_k = -5a$

Fig. 2.107

2.4.4. Sinteza mecanismelor pentru ghidarea elementelor

În cadrul acestei probleme de sinteză se impune ca un element al mecanismului să treacă, în timpul mişcării sale, printr-un şir de poziţii date. Cea mai simplă formulare a acestei probleme se referă la sinteza unui mecanism patrulater astfel încât biela să treacă prin două sau trei poziţii impuse. În primul caz se dau poziţiile B_1C_1, B_2C_2 şi, implicit, lungimea l_2 (Fig.2.108). Articulaţiile fixe A şi D se găsesc, evident, pe mediatoarele segmentelor B_1B_2 şi C_1C_2, existând, în acest sens, o infinitate de soluţii. Dacă se dau trei poziţii B_1C_1, B_2C_2 şi B_3C_3 (Fig.2.109), soluţia este unică - articulaţiile A şi D sunt centrele cercurilor circumscrise triunghiurilor $B_1B_2B_3$ şi $C_1C_2C_3$.

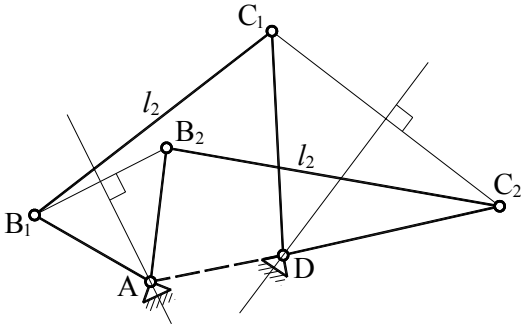


Fig. 2.108

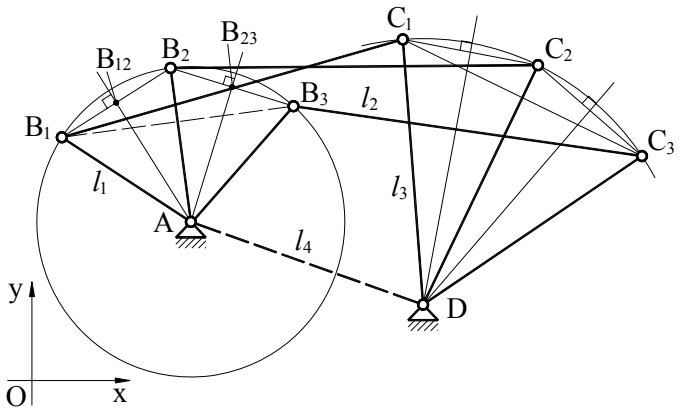


Fig. 2.109

Tratarea analitică a problemei presupune cunoaşterea poziţiilor punctelor B_1, B_2, B_3, C_1, C_2, C_3 prin coordonatele lor, în raport cu un sistem fix. Aceste coordonate trebuie să respecte, desigur, condiţiile

$$l_2 = \sqrt{(x_{B_1} - y_{C_1})^2 + (y_{B_1} - y_{C_1})^2} = \sqrt{(x_{B_2} - y_{C_2})^2 + (y_{B_2} - y_{C_2})^2} =$$
$$= \sqrt{(x_{B_3} - y_{C_3})^2 + (y_{B_3} - y_{C_3})^2}.$$

Se scrie ecuaţia mediatoarei segmentului B_1B_2,

$$y = m_{B_{12}} \cdot x + n_{B_{12}} \tag{2.176}$$

în care,

$$m_{B_{12}} = -\frac{x_{B_2} - x_{B_1}}{y_{B_2} - y_{B_1}},$$

$$n_{B_{12}} = x_{B_{12}} \frac{x_{B_2} - x_{B_1}}{y_{B_2} - y_{B_1}} + y_{B_{12}},$$

iar $x_{B_{12}}$ şi $y_{B_{12}}$ sunt coordonatele punctului B_{12} (Fig.2.109),

$$x_{B_{12}} = \frac{x_{B_1} + x_{B_2}}{2}, \; y_{B_{12}} = \frac{y_{B_1} + y_{B_2}}{2}.$$

În mod similar se scrie ecuaţia mediatoarei segmentului B_2B_3,

$$y = m_{B_{23}} \cdot x + n_{B_{23}}. \tag{2.177}$$

Prin rezolvarea sistemului format din ecuaţiile (2.176) şi (2.177) se determină coordonatele punctului A,

$$x_A = -\frac{n_{B_{12}} - n_{B_{23}}}{m_{B_{12}} - m_{B_{23}}}, \quad y_A = -m_{B_{12}} \frac{n_{B_{12}} - n_{B_{23}}}{m_{B_{12}} - m_{B_{23}}} + n_{B_{12}}.$$

Procedând în mod asemănător se determină poziția punctului D în funcție de punctele C_1, C_2 şi C_3. În final, se calculează lungimile l_1, l_3 şi l_4,

$$l_1 = AB_1 = \sqrt{(x_{B_1} - x_A)^2 + (y_{B_1} - y_A)^2}$$

$$l_3 = DC_1 = \sqrt{(x_{C_1} - x_D)^2 + (y_{C_1} - y_D)^2}$$

$$l_4 = AD = \sqrt{(x_D - x_A)^2 + (y_D - y_A)^2}.$$

Pentru o formulare mai generală, se ataşează elementului care trebuie ghidat un punct P şi o dreaptă orientată Δ. În timpul mişcării, punctul P şi dreapta Δ trebuie să treacă printr-un şir de poziții succesive $P_i(x_i, y_i)$, $\Delta_i(\varphi_i)$, $(i = 1, p)$. Să considerăm, pentru exemplificare, cazul meacnismului patrulater (Fig. 2.110). Necunoscutele problemei, în număr de 10, sunt lungimile elementelor (l_1, l_2, l_3, l_4), parametrii de poziție ai bazei (x_A, y_A, φ_4) şi parametrii de poziție ai punctului P şi a dreptei Δ în raport cu biela ($l_P = BP, \beta_P$ şi β_Δ). Ecuațiile de sinteză sunt la fel cu cele utilizate la sinteza pentru generarea curbelor (2.175), cu observația că unghiul φ_{2i} se exprimă în funcție de φ_i,

$$\varphi_{2i} = \varphi_i - \beta_\Delta, \ (i = 1, p).$$

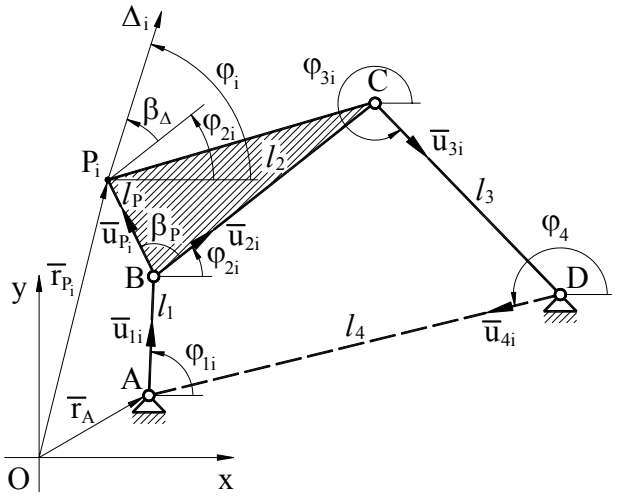


Fig. 2.110

În aceste ecuații intervin necunoscutele suplimentare φ_{1i} şi φ_{3i} $(i = 1, p)$. Egalând numărul de ecuații (4p) cu cel de necunoscute $(2p + 10)$, rezultă numărul de poziții impuse, $p = 5$.

Numărul de ecuații şi de necunoscute este, în acest caz, $4p = 20$. Aceste rezultate nu sunt în contradicție cu ce

am constatat la formularea inițială a problemei când am obținut o soluție determinată pentru $p = 3$. Atunci am considerat $P \equiv B$, şi $\Delta \equiv BC$, ceea ce conduce la $l_{BP} = 0$, $\beta_P = 0$, $\beta_\Delta = 0$ iar l_2 a fost adoptat implicit. În felul acesta numărul de necunoscute este $2p + 6$, rezultând $p = 3$.

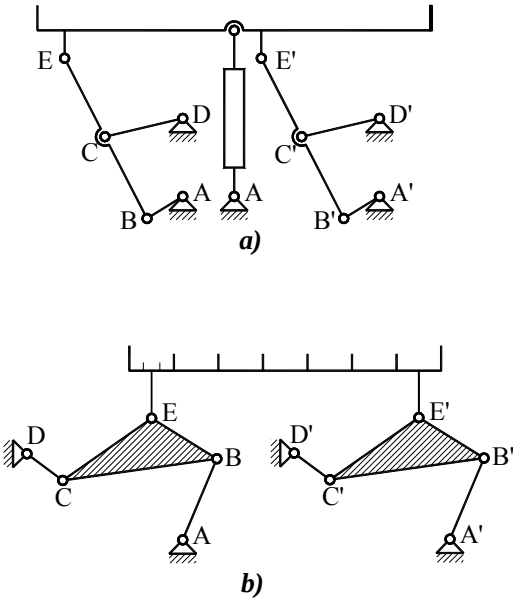


Fig. 2.111

În aplicațiile practice intervine, uneori, problema ghidării unui element în mişcare de translație rectilinie sau curbilinie. Cea mai simplă soluție, pentru rezolvarea acestei probleme, constă în utilizarea a două mecanisme identice care se cuplează prin articulații cu un element comun. Deoarece punctele de articulație au traiectorii identice elementul de cuplare are mişcare de translație. În Fig.2.111 se prezintă două mecanisme de acest fel. Mecanismul de ridicat din Fig.2.111.a conține două patrulatere directoare ABCD şi $A'B'C'D'$ care conduc punctele E şi E' după traiectorii rectilinii. În felul acesta elementul EE' are o mişcare de translație rectilinie pe verticală fiind acționat de un cilindru hidraulic. În Fig.2.111.b este reprezentat un mecanism de transportor format, de asemenea, din două patrulatere cuplate. Elementul de cuplare EE' are o mişcare de translație curbilinie după o traiectorie corespunzătoare cu operația pe care o execută.

2.4.5. Sinteza mecanismelor generatoare de funcții

Se consideră un mecanism care transmite mişcarea de la un element conducător 1 la un element condus n. Se cere să se determine parametrii constructivi ai mecanismului, astfel ca dependența dintre parametrii de poziție p_1 şi p_n să se realizeze printr-o funcție dată $p_n = f(p_1)$. Funcția $f(p_1)$ poate fi dată analitic sau prin valori discrete. Chiar atunci când este cunoscută analitic, poate fi discretizată, astfel încât, vom prezenta modul de rezolvare a problemei

având în vedere numai această formă. Perechile de valori corespondente (p_{1i}, p_{ni}) $(i = 1, p)$, definesc un şir de **poziţii asociate**.

Pentru exemplificare, se consideră mecanismul patrulater (Fig.2.112) la care se impun poziţiile relative $(\varphi_{1i}, \varphi_{3i})$ $(i = 1, p)$. Modelul matematic reprezintă ecuaţia de închidere a conturului vectorial proiectată pe axele de coordonate,

$$\begin{cases} l_1 \cos(\varphi_{1i} + \beta_1) + l_2 \cos\varphi_{2i} + l_3 \cos(\varphi_{3i} + \beta_3) - l_4 = 0 \\ l_1 \sin(\varphi_{1i} + \beta_1) + l_2 \sin\varphi_{2i} + l_3 \sin(\varphi_{3i} + \beta_3) = 0 \end{cases}, (i = 1, p). \quad (2.178)$$

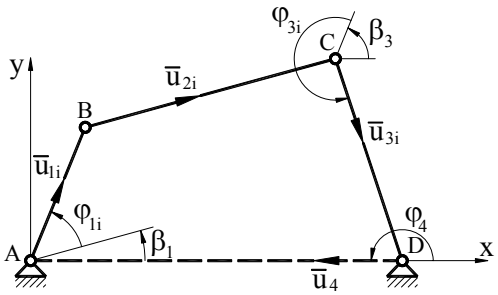


Fig. 2.112

Dacă unghiurile β_1 şi β_3 sunt date, poziţiile corespondente ale elementelor 1 şi 3 se numesc **absolut asociate**, iar dacă β_1 şi β_3 sunt necunoscute, se numesc **relativ asociate**. Se observă că sistemul (2.178) este omogen în raport cu lungimile l_1, l_2, l_3, l_4 şi admite o soluţie banală $l_1 = l_2 = l_3 = l_4 = 0$.

Pentru determinarea unor soluţii diferite de cea banală, se împart ambele ecuaţii cu valoarea l_1. Notând $l_2^* = \frac{l_2}{l_1}$, $l_3^* = \frac{l_3}{l_1}$ şi $l_4^* = \frac{l_4}{l_1}$ se obţine sistemul:

$$\begin{cases} \cos(\varphi_{1i} + \beta_1) + l_2^* \cos\varphi_{2i} + l_3^* \cos(\varphi_{3i} + \beta_3) - l_4^* = 0 \\ \sin(\varphi_{1i} + \beta_1) + l_2^* \sin\varphi_{2i} + l_3^* \sin(\varphi_{3i} + \beta_3) = 0 \end{cases}, (i = 1, p). \quad (2.179)$$

În cazul poziţiilor absolut asociate necunoscutele sunt parametrii l_2^*, l_3^*, l_4^* şi unghiurile φ_{2i} $(i = 1, p)$. Egalând numărul de ecuaţii (2p) cu numărul de necunoscute $(p + 3)$, rezultă $p = 3$.

În cazul poziţiilor relativ asociate numărul de necunoscute se majorează cu două (β_1 şi β_3), rezultând $p = 5$. Cunoscând, prin rezolvarea sistemului (2.179), l_2^*, l_3^* şi l_4^*, una dintre lungimile l_1, l_2, l_3, l_4 se poate adopta arbitrar, iar celelalte trei rezultă. În felul acesta se obţin o infinitate de mecanisme asemenea care respectă condiţiile impuse.

2.4.6. Sinteza mecanismelor cu mişcare intermitentă (cu opriri)

Mişcarea intermitentă se caracterizează prin staționări (opriri) periodice. Mecanismele care conțin elemente cu mişcare intermitentă se utilizează, de regulă, în structura sistemelor automate. Mişcarea intermitentă este de două tipuri - cu păstrarea sensului de mişcare între opriri şi cu schimbarea sensului. Cele două cazuri reclamă soluții constructive diferite şi, de aceea, vor fi tratate separat.

2.4.6.1. Mecanisme cu mişcare intermitentă în acelaşi sens

- **Mecanisme cu clichet**

Diagramele deplasării unghiulare în funcție de timp $\varphi(t)$ şi a vitezei unghiulare $\omega(t)$, caracteristice pentru o mişcare intermitentă în acelaşi sens, sunt reprezentate în Fig.2.113. Parametrii specifici ai acestei mişcări sunt cursa ψ şi raportul k_t dintre timpul de mişcare şi timpul de staționare,

$$k_t = \frac{t_m}{t_s}.$$

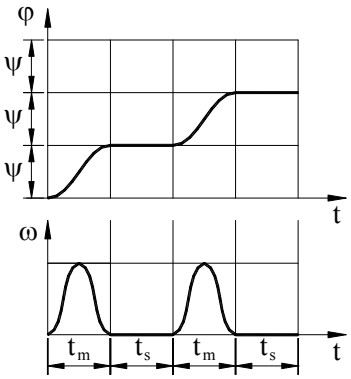


Fig. 2.113

Mecanismele care se utilizează în acest scop se grupează în două categorii - cu clichet şi cu cruce (disc) de Malta.

În Fig.2.114 este reprezentat un mecanism cu clichet care conține un mecanism patrulater ABCD de tip manivelă - balansier. Balansierul 3 este prevăzut cu clichetul articulat 5 care acționează roata de clichet 6 numai când se roteşte în sens orar. Când balansierul execută cursa în sens invers (antiorar) roata 6 staționează deoarece clichetul 5 se deplasează peste dantura roții. În acelaşi timp, roata este blocată de clichetul 7 articulat la bază. Parametrii prestabiliți ai mişcării intermitente ψ şi k_t se obțin prin sinteza mecanismului patrulater. Astfel, cursa roții de clichet, ψ, este chiar cursa balansierului. Dacă raportul k_t este supraunitar ($k_t > 1$), roata de clichet trebuie montată ca în Fig. 2.114, astfel încât, înclinarea danturii să permită antrenarea atunci când balansierul se roteşte în acelaşi sens cu

manivela. În acest caz coeficientul de productivitate k_p al mecanismului patrulater este inversul raportului k_t: $k_p = \frac{1}{k_t}$. Dacă raportul k_t este subunitar ($k_t < 1$), montarea roții se face invers față de cazul precedent iar $k_p = k_t$.

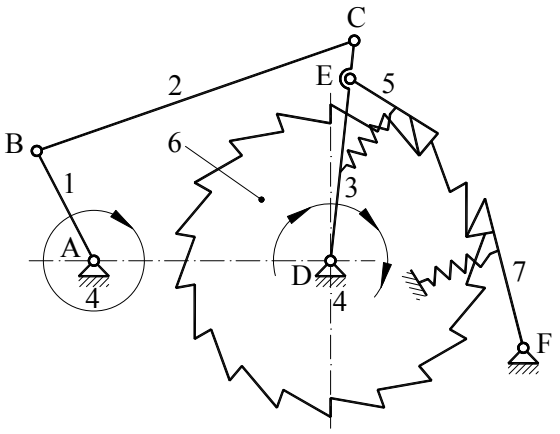


Fig. 2.114

Rezultă că, pentru determinarea constructivă a mecanismului patrulater, trebuie aplicată operația de sinteză elementară combinată.

Cursa unghiulară a balansierului este,de regulă, reglabilă, între anumite limite, prin variația lungimii manivelei. Pentru o funcționare precisă a mecanismului, unghiul ψ trebuie să cuprindă un număr întreg de dinți ai roții de clichet.

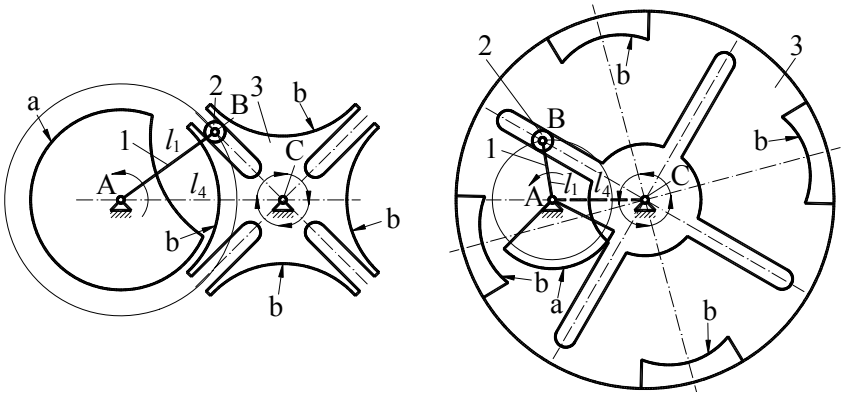
■ Mecanisme cu cruce de Malta

Mecanismele cu cruce de Malta (cu disc maltez, mecanisme de Geneva) se construiesc în diverse variante având caracteristici funcționale diferite. În Fig.2.115 sunt reprezentate două mecanisme cu cruce de Malta cu 4 canale, unul numit **exterior** (Fig.2.115.a), iar celălat **interior** (Fig.2.115.b). Elementul conducător al acestor mecanisme este un braț 1, prevăzut cu o rolă 2, iar elementul condus este discul 3 care are patru canale perpendiculare (crucea de Malta). Brațul 1 se roteşte continuu şi antrenează, periodic, discul 3 numai atunci când rola 2 se află în interiorul unui canal. Când rola nu este în contact cu un canal, discul staționează şi este blocat, pentru a evita o rotație întâmplătoare, de sectorul circular a, solidar cu brațul 1, care pătrunde în cavitățile circulare b, ale discului 3. În faza de mişcare, mecanismul este echivalent cu un mecanism cu culisă oscilantă la care patina 2 (Fig.2.116.a) este înlocuită prin rola 2 (Fig.2.116.b) cu mobilitate locală. Culisa 3 (Fig.2.116.b) este materializată de canalele crucii de Malta (Fig.2.115). În Fig.2.116.b este reprezentat mecanismul cu culisă oscilantă în pozițiile în care brațul AB este perpendicular pe culisa BC. În construcția mecanismului exterior (Fig.2.115.a) se utilizează segmentul de culisă BE (Fig.2.116.b) care determină rotația crucii în sens opus în raport cu rotația brațului, iar în construcția mecanismului interior (Fig.2.115.b) se

foloseşte segmentul BF (Fig.2.116.b) care determină acelaşi sens de rotaţie pentru braţ şi cruce. Pentru ambele mecanisme intrarea şi ieşirea rolei din canal se face în poziţii similare cu cele din Fig.2.116.b - când braţul 1 este perpendicular pe direcţia canalului. Acest lucru este avantajos din punct de vedere dinamic deoarece se asigură continuitatea vitezei crucii în poziţiile care delimitează cele două faze.

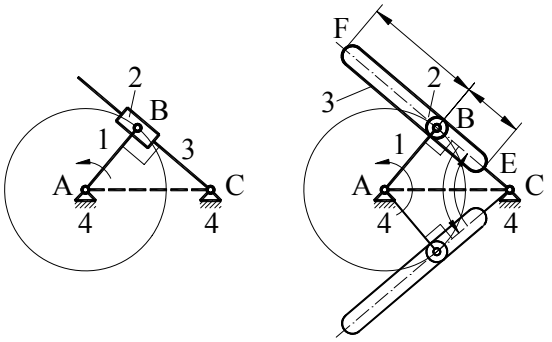
Cursa mecanismului cu cruce de Malta, care este şi cursa mecanismului cu culisă oscilantă, este determinată de numărul de canale z,

$$\psi = \frac{2\pi}{z} = \frac{360^0}{z}.$$



a) ***b)***

Fig. 2.115



a) ***b)***

Fig. 2.116

În cazul nostru $z = 4$, deci $\psi = \frac{\pi}{2} = 90^0$. Raportul k_t este, în cazul mecanismului exterior, egal cu coeficientul de productivitate al mecanismului cu culisă oscilantă ($k_t = k_p$) iar în cazul mecanismului interior este inversul acestuia ($k_t = \frac{1}{k_p}$). Având în vedere că

$$k_p = \frac{\pi - \psi}{\pi + \psi} = \frac{1}{3},$$

rezultă $k_t = \frac{1}{3}$ la mecanismul exterior şi $k_t = 3$ la cel interior.

Lungimile $l_1 = AB$ şi $l_4 = AC$ (Fig.2.115) satisfac relaţia întâlnită la sinteza mecanismului cu culisă oscilantă,

$$\sin\frac{\psi}{2} = \frac{l_1}{l_4},$$

iar pentru cazul $z = 4$ şi $\psi = 90^0$,

$$\frac{l_1}{l_4} = \frac{\sqrt{2}}{2}.$$

2.4.6.2. Mecanisme cu mişcare intermitentă însoţită de schimbarea sensului

Acest tip de mişcare se produce dacă într-un ciclu de deplasare alternativă, de rotaţie sau translaţie, se intercalează una sau mai multe staţionări. În aplicaţiile practice interesează, în special, cazul cu o singură staţionare care coincide cu o poziţie extremă. Diagramele acestei mişcări sunt redate în Fig.2.117.

Procedeul de sinteză pentru mecanismele capabile să reproducă o astfel de mişcare porneşte de la un mecanism iniţial care generează o traiectorie parţial circulară sau parţial rectilinie. Să considerăm, în acest sens, mecanismul patrulater ABCD (Fig.2.118.a). Punctul E descrie o traiectorie de formă circulară pe segmentul $\widehat{E_1E_2}$, având centrul în K. Mecanismul se dezvoltă cu grupa structurală EFG (RRR), având următoarele lungimi ale elementelor: $EF = r$ - raza arcului de cerc $\widehat{E_1E_2}$, GF - distanţa dintre articulaţia fixă G şi centrul K al arcului de cerc $\widehat{E_1E_2}$. Determinând poziţia articulaţiei F prin

metoda intersecțiilor, rezultă că pentru $E \in \widehat{E_1E_2}$, punctul F coincide cu centrul K, deci este fix. Ca urmare, elementul FG este, de asemenea, imobil.

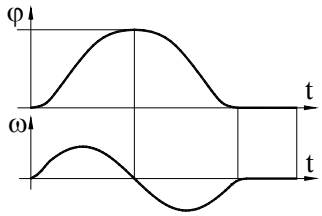
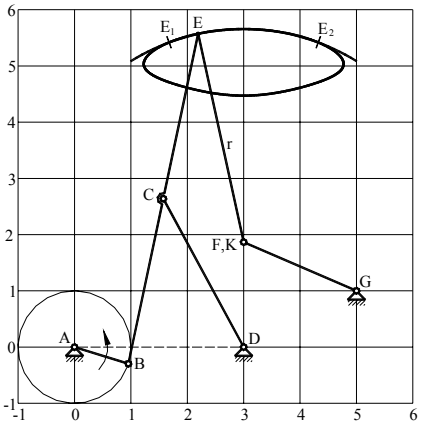


Fig. 2.117

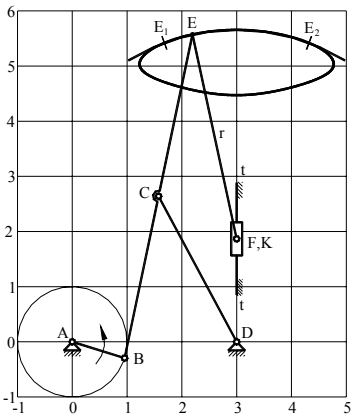
Mecanismul din Fig.2.118.b se obține pornind de la acelaşi mecanism patrulater, prin anexarea unei grupe structurale de tip RRT. Lungimea EF se adoptă egală cu raza r, iar axa de translație fixă tt, astfel încât să treacă prin K. Dacă $E \in \widehat{E_1E_2}$ articulația F coincide cu centrul K şi este fixă ca şi patina mecanismului.

În Fig.118.c este reprezentat un mecanism cu opriri având aceeaşi structură cu cel din Fig.118.a, dar cu dimensiuni relative diferite. Rezultate similare se obțin considerând, inițial, un mecanism manivelă - piston (Fig.118.d) care generează o traiectorie parțial circulară.

Sinteza mecanismelor cu opriri se poate realiza şi pe baza unor mecanisme directoare. În acest caz, la mecanismul inițial, se ataşează o grupă RTR (Fig.2.118.e) obținând o mişcare intermitentă pentru un element în mişcare de rotație. Dacă se ataşează o grupă RTT (Fig.2.118.f) se obține o mişcare de translație intermitentă.



a)

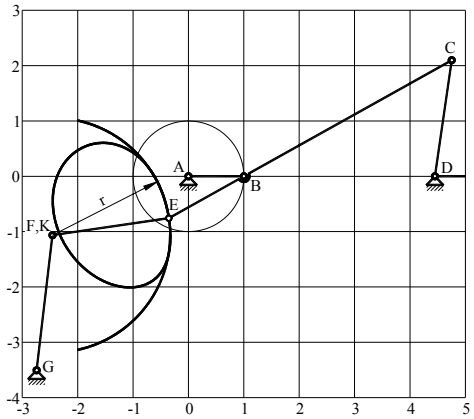


b)

$AB = a,\ BC=CD=AD=CE=3a,\ x_k = 3a,$
$y_k = 1{,}867a,\ EF=3{,}79a,\ FG=2{,}18a,$
$x_G = 5a,\ y_G = a$

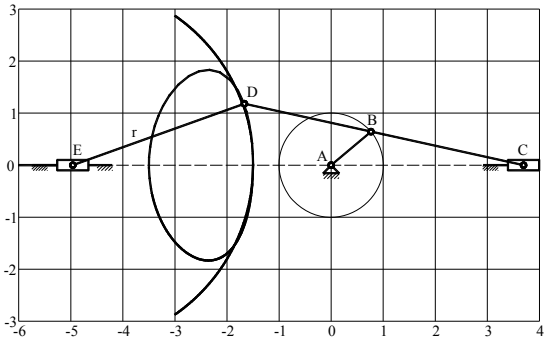
$AB = a,\ BC=CD=AD=CE=3a,$
$x_k = 3a,\ y_k = 1{,}867a,\ EF=3{,}79a$

Fig. 2.118



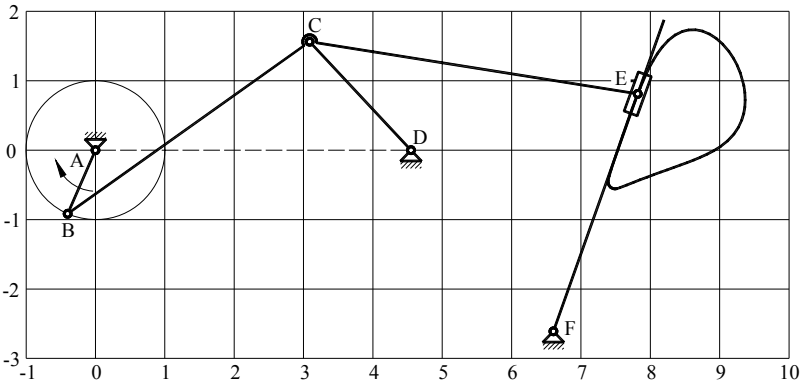
c)

$AB = a$, BC=4,3a, CD=2,12a,
AD=AG=4,45a, CE=5,85a,
DG=8a, $FE = r = 2{,}12a$,
GF=2,46a,
$x_k = -2{,}455a, y_k = -1{,}064a$



d)

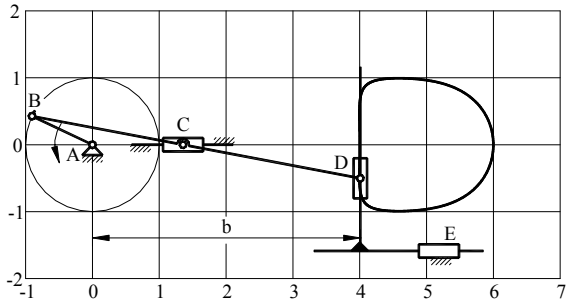
$AB = a$, $BC = 3a$,
$BD = 2{,}5a$, $ED = r = 3{,}5a$



e)

$AB = a$, BC=4,28a, CD=2,14a, AD=4,55a,
CE=4,86a, BE=8,44a, AF=7,1a, DF=3,32a

Fig. 2.118



f)

AB = a, BC=2,3a,
BD=5a, b=4a

Fig. 2.118

2.4.7. Sinteza mecanismelor pentru reproducerea curbelor asemenea (pantografe)

Mecanismele pantografe se utilizează pentru gravarea desenelor sau a textelor prin copiere, la scară, după un şablon. Obținerea unei curbe asemenea cu o curbă dată se numeşte **transformare omotetică**. Se consideră curba (C_1) şi un punct P pe această curbă (Fig.2.119). Se uneşte P cu un punct fix O - **centrul de omotetie**, iar pe raza OA se adoptă un al doilea punct Q. Când punctul P se deplasează pe curba (C_1), punctul Q descrie o curbă asemenea (C_2), dacă se respectă condiția

$$\frac{OP}{OQ} = k ,$$

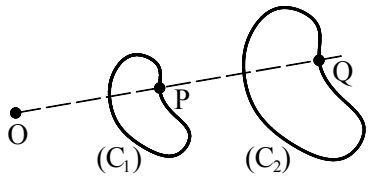


Fig. 2.119

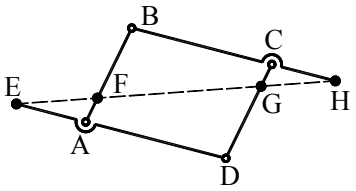


Fig. 2.120

unde k reprezintă raportul de asemănare. Sinteza mecanismelor pantografe se face pe baza unui lanț cinematic articulat, paralelogram ABCD (Fig.2.120). Se trasează o dreaptă care intersectează laturile paralelogramului (sau prelungirile lor) în punctele E, F, G, H. Dacă, în unul dintre aceste puncte, se amplasează o articulație fixă, se obține un mecanism pantograf, în care celelalte trei puncte, considerate invariabile în raport cu elementele pe care se găsesc, descriu curbe

asemenea între ele. Pentru a demonstra acest lucru, să considerăm pantograful care are articulația fixă E (Fig.2.121). Din asemănarea triunghiurilor EAF, EDG şi EIH rezultă proporțiile

$$\frac{EA}{AF} = \frac{ED}{DG} = \frac{EI}{HI}. \tag{2.180}$$

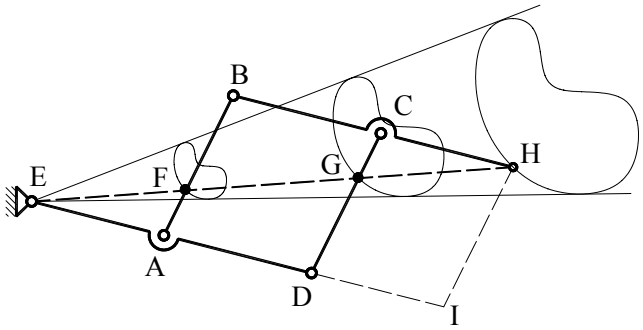


Fig. 1.121

Dacă paralelogramul ABCD se deformează, dar punctele E, F, G rămân invariabile în raport cu elementele AB, CD şi BC, cele trei triunghiuri se mențin asemenea, deoarece proporțiile (2.180), în care intervin numai lungimi constante se păstrează, iar laturile AF, DG şi HI sunt permanent paralele. Ca urmare, punctele E, F, G, H rămân coliniare. În acelaşi timp, din asemănarea triunghiurilor menționate, rezultă

$$\begin{aligned} \frac{EF}{EG} &= \frac{EA}{ED} = k_1 \\ \frac{EF}{EH} &= \frac{EA}{ED + CH} = k_2 \\ \frac{EG}{EH} &= \frac{ED}{ED + CH} = k_3. \end{aligned} \tag{2.181}$$

Astfel, sunt îndeplinite condițiile transformării prin omotetie pentru curbele descrise de punctele E, F şi G. Prin reglarea corespunzătoare a lungimilor care intervin în relațiile (2.181) se pot obține valori convenabile pentru scările k_1, k_2 şi k_3.

Capitolul 3

MECANISME CU CAME

3.1. CLASIFICARE, TRANSFORMĂRI

3.1.1. Clasificare

Un mecanism cu camă este constituit dintr-un element conducător profilat, numit camă, care transmite mişcarea, prin intermediul unei cuple superioare, unui element condus, numit tachet.

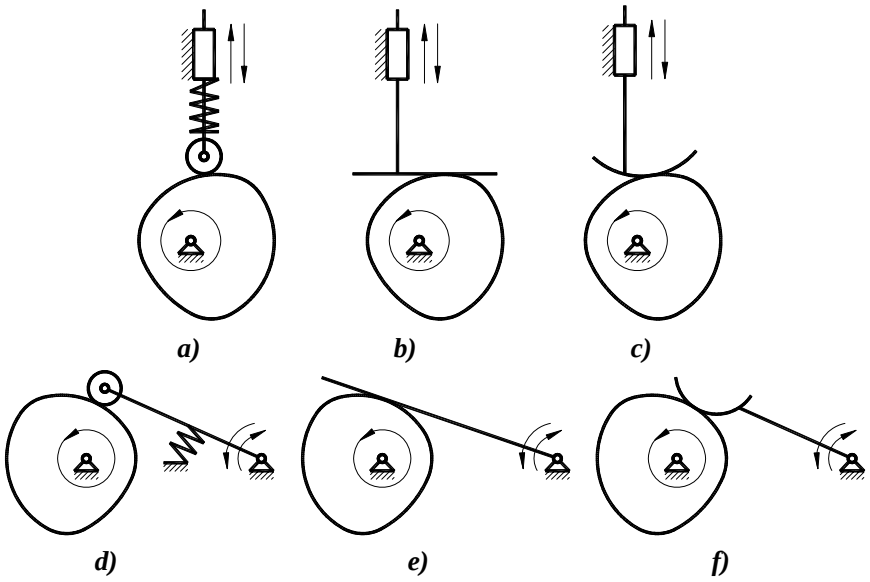
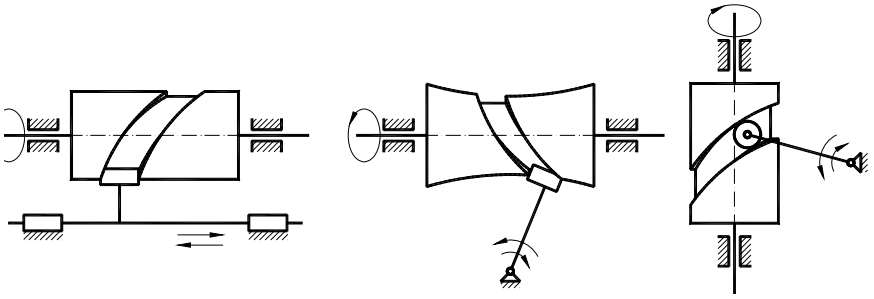


Fig. 3.1

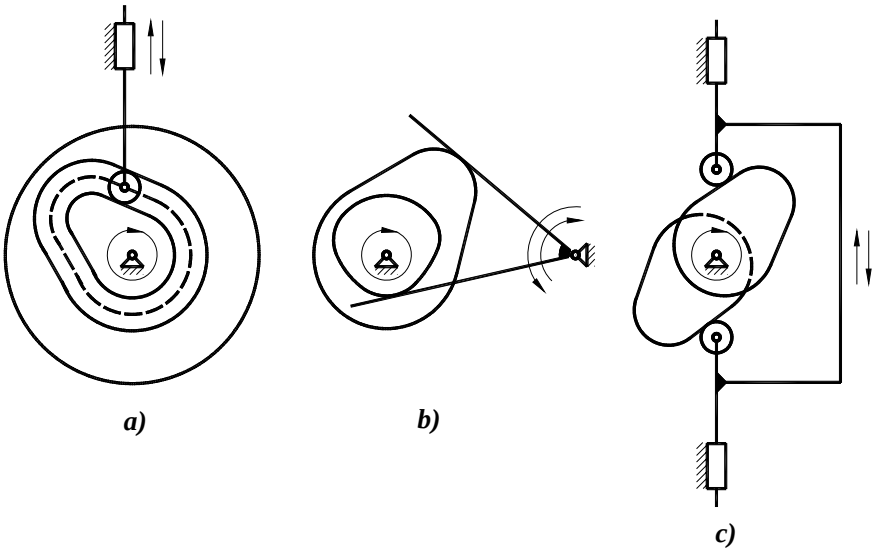
În majoritatea cazurilor **cama are o mişcare de rotaţie continuă**, iar **tachetul - o mişcare de translaţie** (Fig.3.1.a,b,c) **sau de rotaţie** (Fig.3.1.d,e,f).

Contactul camă - tachet se poate face prin intermediul unei **role articulate** (Fig.3.1.a, d, Fig.3.2., Fig.3.3.a) sau în mod direct. În cazul contactului direct suprafața activă a tachetului poate fi **plană** (**tachet plat sau cu talpă plană** - Fig.3.1.b, e, Fig.3.3.b) sau **sferică** (**tachet bombat** - Fig.3.1.c, f).



a) ***b)*** ***c)***

Fig. 3.2



a) ***b)*** ***c)***

Fig. 3.3

Din punct de vedere teoretic interesează şi cazul în care suprafața activă a tachetului se reduce la un **punct** (**tachet cu vârf**). Mecanismele cu came pot fi **plane** (Fig.3.1) sau **spațiale** (Fig.3.2). În primul caz cama are forma unui **disc plan** prevăzut cu o suprafață activă **cilindrică** (în accepțiunea generală). Intersecția suprafeței active cu un plan frontal (perpendicular pe axa de rotație) constituie **profilul** camei. La mecanismele spațiale cama are forma unei suprafețe de revoluție: **cilindru** (Fig.3.2.a, c), **globoid** (Fig.3.2.b), **con**, **hiperboloid de rotație**, **sferă**, iar profilul este o curbă pe această suprafață.

Cupla superioară camă - rolă sau camă - tachet se poate concepe sub formă **deschisă** (**unilaterală**) (Fig.3.1) sau **închisă** (**bilaterală**) (Fig.3.2, Fig.3.3). Închiderea cuplei superioare se poate face în două moduri: prin practicarea unui canal în corpul camei, în care pătrunde rola (Fig.3.2, Fig.3.3.a) sau prin utilizarea unui tachet cu două suprafețe active (role) antrenat de două came cuplate rigid (Fig.3.3.b, c). În cazul cuplei deschise, menținerea contactului se realizează cu ajutorul unei forțe generată de un arc (Fig.3.1.a, d). Uneori acest rol este preluat de forța de greutate sau de forța tehnologică.

Mecanismele cu came au o răspândire foarte largă în aproape toate domeniile construcției de mașini, cum ar fi: mașinile textile, mașinile unelte, mecanica fină și construcția de aparate, motoarele termice, industria alimentară, mașinile și sistemele automate. Avantajul principal al utilizării lor constă în faptul că permit obținerea, cu mare precizie, a unei mișcări prestabilite pentru tachet.

Dintre tipurile de mecanisme prezentate, cea mai largă utilizare o au cele prevăzute cu rolă datorită avantajelor oferite de contactul de rostogolire. Tachetul cu talpă și cel bombat se folosesc în regimuri de funcționare ușoară și reclamă o lubrifiere foarte bună.

3.1.2. Transformări

Studiul mecanismelor cu came apelează, uneori, la transformări fictive utilizate ca metode de lucru. Prin aceste transformări se urmărește obținerea unor mecanisme echivalente cu cele inițiale, dar care permit rezolvări mai simple ale unor probleme de analiză și de sinteză. Echivalența mecanismului transformat cu cel inițial este concepută după criteriul cinematic - menținerea mișcărilor relative dintre elemente.

3.1.2.1. Transformarea prin schimbarea bazei (procedeul inversării mișcărilor)

Această transformare constă în schimbarea bazei mecanismului, acest rol fiind preluat de camă. La rândul său, elementul care, inițial, este bază devine mobil, având funcția de element conducător. Pentru a menține mișcările relative dintre elemente, este necesar ca mișcarea relativă dintre camă și bază să rămână neschimbată. Astfel, după transformare, viteza unghiulară a elementului 3, inițial bază (Fig.3.4) este

$$\omega_3 = \omega_{31} = -\omega_{13} = -\omega_1 ,$$

în care ω_1 este viteza unghiulară a camei în mecanismul real. Cum se vede, cele două viteze sunt egale şi de sensuri contrare, ceea ce justifică denumirea procedeului. Transformarea permite reprezentarea comodă a mecanismului în mai multe poziţii succesive folosind un desen unic pentru profilul camei, aşa cum rezultă din Fig.3.4.

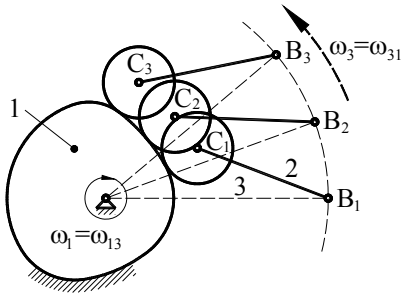
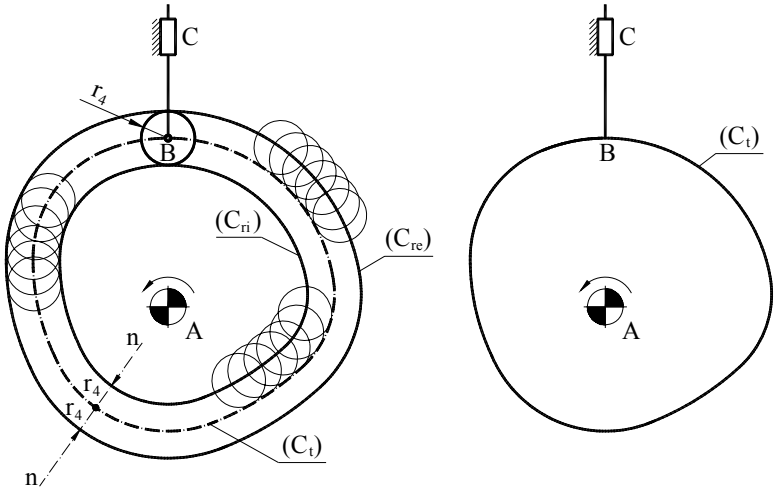


Fig. 3.4

3.1.2.2. Transformarea prin eliminarea rolei

Se consideră un mecanism prevăzut cu tachet cu rolă (Fig.3.5.a). Centrul rolei descrie, în raport cu planul camei, o traiectorie numită **profil teoretic** (C_t) spre deosebire de **profilul real interior** (C_{ri}) şi de cel **exterior** (C_{re}).



a) ***b)***

Fig. 3.5

Este evident că, adoptând un tachet cu vârf şi înlocuind profilele reale cu cel teoretic, se obține un mecanism echivalent cu cel inițial (Fig. 3.5.b). Profilul teoretic se obține ca înfăşurătoarea unor familii de cercuri cu centrele pe profilul real interior sau pe cel exterior şi de rază egală cu raza rolei r_4. Cele trei profile sunt curbe **echidistante** şi au următoarele proprietăți:

1) Normala la un profil este şi normală la celelalte două.

2) Distanța dintre profilul teoretic şi profilele reale, măsurată pe o normală comună, este constantă în orice punct şi egală cu raza rolei r_4.

3) Punctele aflate pe o normală comună au acelaşi centru de curbură, astfel încât, între razele de curbură ale profilelor teoretic R_{ct}, real exterior R_{cre} şi real interior R_{cri} există relațiile

$$R_{ct} = R_{cre} - r_4 = R_{cri} + r_4 .$$

Dacă se cunoaşte profilul teoretic, profilele reale se obțin prin înfăşurarea unor familii de cercuri cu centrele pe profilul teoretic, având razele egale cu raza rolei.

3.1.2.3. Transformarea mecanismelor spațiale în mecanisme plane

Această transformare se practică în cazul mecanismelor spațiale care au came cilindrice sau conice. Prin desfăşurarea plană a suprafeței camei, însoțită de transformarea mişcării de rotație în una de translație, mecanismul spațial se transformă în unul plan fără a modifica mişcarea tachetului. În Fig.3.6 se exemplifică procedeul în cazul unui mecanism cu camă cilindrică şi tachet de rotație. Se observă că cilindrul desfăşurat are raza r_1 care corespunde cu adâncimea medie a canalului profilat, iar viteza de translație a camei plane este

$$v_1 = \omega_1 \cdot r_1 ,$$

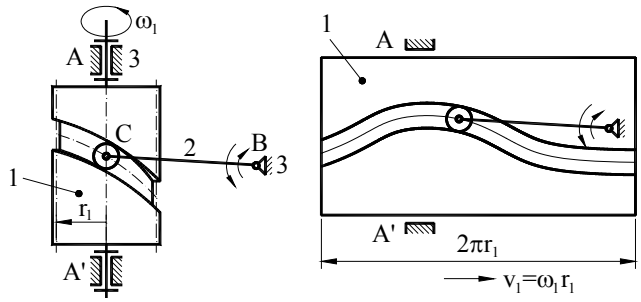


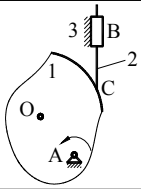
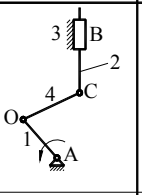
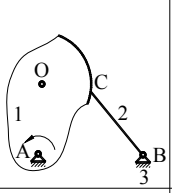
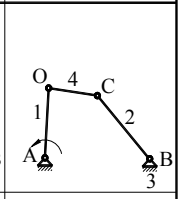
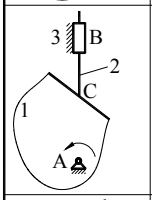
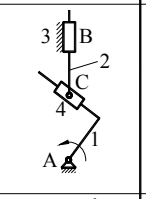
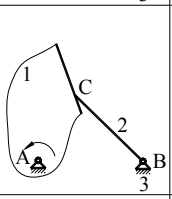
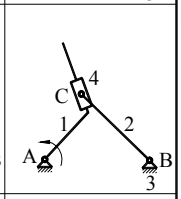
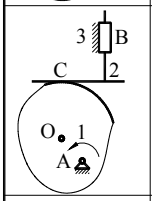
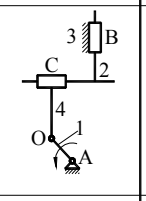
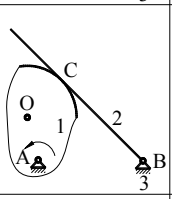
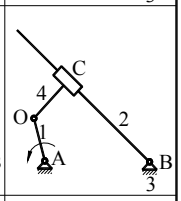
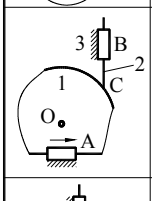
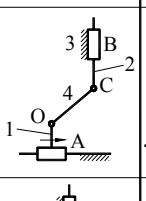
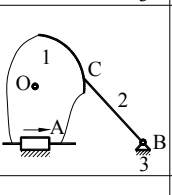
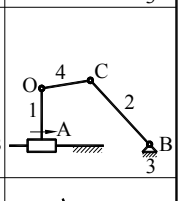
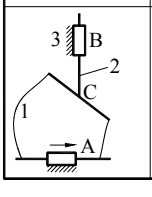
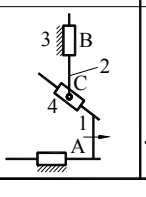
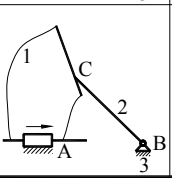
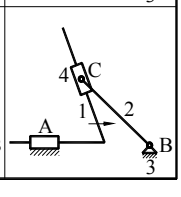
Fig. 3.6

în care ω_1 este viteza unghiulară a camei în mecanismul spațial.

3.1.2.4. Transformarea mecanismelor cu came în mecanisme cu cuple inferioare

Această transformare se efectuează prin înlocuirea cuplei superioare camă - tachet (rolă) printr-un lanț cinematic cu cupe inferioare. Aşa cum am arătat (par. 1.3.1.) lanțul cinematic înlocuitor este format dintr-un element şi

Tabelul 3.1

Mecanismul cu cam\	Mecanismul înlocuitor	Mecanismul cu cam\	Mecanismul înlocuitor
			
			
			
			
			

două articulații amplasate în centrele de curbură aparținând profilului camei şi curbei active a tachetului.

În cazul tachetului cu rolă se obține acelaşi rezultat dacă se consideră mecanismul transformat prin eliminarea rolei, când curba activă se reduce la un punct (vârful tachetului) care este şi centrul de curbură. În cazul tachetului plat, articulația corespunzătoare se transformă într-o cuplă de translație cu axa pe linia tălpii. O situație asemănătoare apare când profilul conține un segment de dreaptă. În Tab.3.1 se prezintă mecanismele înlocuitoare pentru principalele tipuri de mecanisme cu came, luând în considerare şi cazurile în care profilul conține segmente de dreaptă. În cazul mecanismelor cu tachet cu rolă s-au tratat mecanismele echivalente cu tachet cu vârf, iar mecanismele spațiale cu camă cilindrică s-au transformat în mecanisme plane. Pentru a urmări cu uşurință corespondența dintre cele două mecanisme, elementele şi cuplele sunt notate la fel, centrul de curbură al profilului este notat cu O, iar elementul suplimentar, care rezultă prin operația de înlocuire, cu 4. Trebuie menționat că echivalența dintre cele două mecanisme are caracter instantaneu, deoarece odată cu schimbarea poziției, se deplasează punctul de contact pe profil, iar raza de curbură şi, deci, lungimea elementului suplimentar se modifică de asemenea.

3.2. ANALIZA CINEMATICĂ

Operația de analiză cinematică urmăreşte determinarea legii de mişcare a tachetului cunoscând construcția mecanismului, inclusiv forma profilului camei. Această operație are o însemnătate redusă în procesul de proiectare a mecanismului deoarece mişcarea tachetului este complet prestabilită în cazul operației de sinteză. Intervin, totuşi, unele situații în care mecanismul este cunoscut fizic şi este necesară analiza funcționării sale. În aceste cazuri se recomandă aplicare metodei funcțiilor de transmitere (par. 2.1.6.). Funcția de transmitere de ordinul zero se stabileşte prin măsurători efectuate pe mecanism sau pe desen. Primul procedeu presupune utilizarea unor instrumente, de precizie corespunzătoare, pentru măsurarea deplasărilor unghiulare şi/sau liniare ale camei şi tachetului. În felul acesta se obțin funcțiile $s(\varphi)$ sau $\psi(\varphi)$, în care φ este unghiul de poziție al camei, s - parametrul liniar de poziție al tachetului de translație, ψ - unghiul de poziție al tachetului oscilant de rotație. Cel de-al doilea procedeu constă în reprezentarea mecanismului într-un şir de poziții succesive şi măsurarea, pe desen, a parametrilor de poziție. Pentru aceasta se foloseşte inversarea mişcărilor care permite reprezentarea profilului o singură dată. În Fig.3.7 se prezintă acest procedeu pentru un mecanism plan cu tachet de translație şi rolă. Într-o primă fază se aplică operația de transformare prin eliminarea rolei. În Fig.3.7 este reprezentat direct mecanismul transformat. Pornind de la o poziție arbitrară AB_0C_0 se reprezintă mecanismul într-o poziție

obținută prin rotația camei cu unghiul φ. Pentru aceasta se trasează un cerc oarecare (C) care intersectează axa tachetului B_0C_0 în punctul E_0. De la raza AE_0 se măsoară unghiul φ în sens opus vitezei unghiulare a camei, conform cu procedeul inversării mişcărilor. În felul acesta se obține punctul E ($\sphericalangle E_0AE = \varphi$) prin care se trasează axa tachetului tangentă la un cerc de rază e (excentricitatea) şi se obține noua poziție a mecanismului ABC. Parametrul de poziție al tachetului s se măsoară de la punctul C la un punct fix situat pe axa de translație.

De obicei se consideră, în acest scop, punctul situat la extremitatea inferioară a cursei C_1. Acest punct este situat pe cercul de rază minimă a profilului teoretic ($C_{t\,min}$). Atribuind unghiului φ un şir de valori şi repetând acestă construcție, se determină funcția de transmitere $s(\varphi)$, prin valori discrete. În mod asemănător se procedează în cazul mecanismului cu tachet de rotație oscilant şi rolă (Fig.3.8), determinând funcția de transmitere $\psi(\varphi)$.

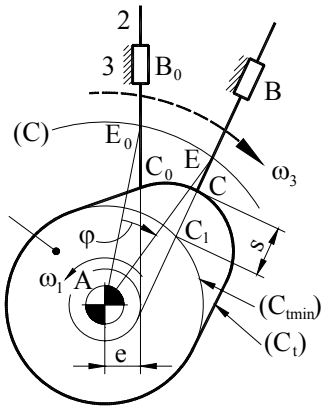


Fig. 3.7

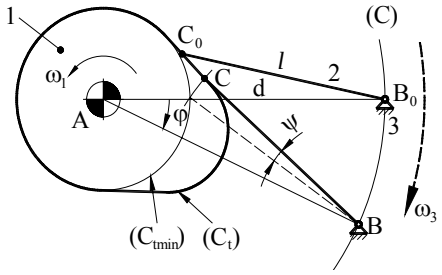


Fig.3.8

Dacă profilul este constituit din arce de cerc şi segmente de dreaptă se recomandă aplicarea transformării mecanismului cu camă într-un mecanism cu cuple inferioare. Acest mod de a proceda este avantajos deoarece poziția centrelor de curbură, pentru fiecare segment de profil, este cunoscută şi invariabilă. Procedeul este ilustrat în Fig.3.9 pentru un mecanism cu tachet de translație şi rolă. Profilul real (C_{ri}) este format din două arce de cerc şi două segmente de dreaptă. Aplicând transformarea prin eliminarea rolei se obține un profil teoretic (C_t) format în acelaşi fel. Pentru fiecare segment de profil se obține câte un mecanism cu cuple inferioare diferit, aşa cum se arată în

Fig.3.9.b, c, d, care se analizează folosind metode specifice acestor mecanisme (par. 2.1.).

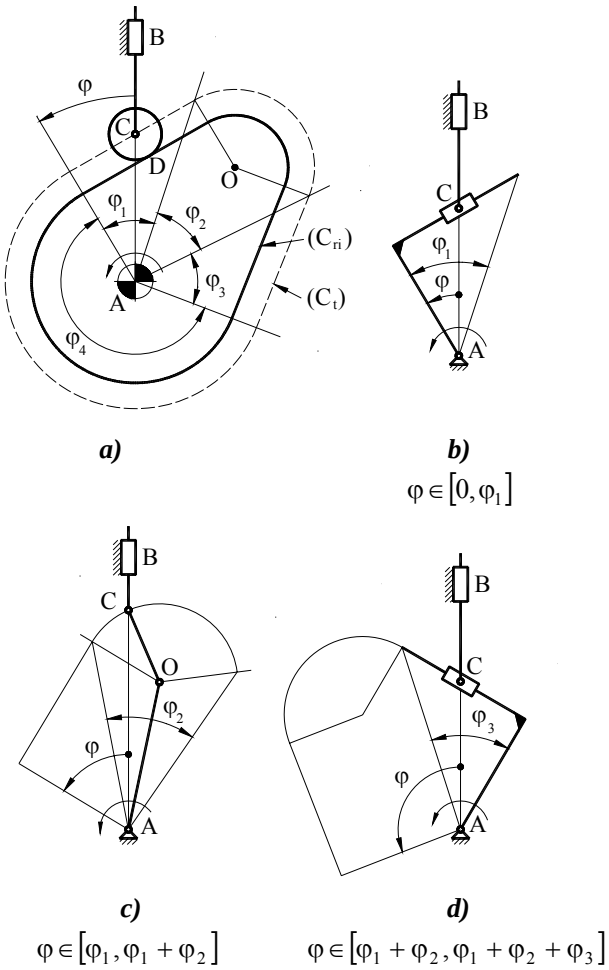


Fig. 3.9

3.3. LEGILE DE MIŞCARE

3.3.1. Ciclul de funcționare

Ciclul de funcționare al unui mecanism cu camă cuprinde o succesiune de faze în care tachetul se deplasează într-un sens, în sens opus sau staționează. Cazul cel mai reprezentativ presupune existența a patru faze, după cum urmează.

- **Faza de ridicare** sau **cursa ascendentă** (R) în care tachetul se deplasează din **poziția extremă inferioară** (cea mai apropiată de centrul camei) în **poziția extremă superioară** (cea mai depărtată de centrul camei);
- **Faza de staționare superioară** (S) în care tachetul este imobil în poziția extremă superioară;
- **Faza de coborâre** sau **cursa descendentă** (C) în care tachetul se deplasează din poziția extremă superioară în poziția extremă inferioară;
- **Faza de staționare inferioară** (S) în care tachetul este imobil în poziția extremă inferioară.

Ciclul cu patru faze (R, S, C, S) este ilustrat cu ajutorul diagramelor $s(\varphi)$ sau $\psi(\varphi)$ - Fig.3.10. Deplasarea tachetului între cele două poziții extreme este **cursa** (**h**, $\boldsymbol{\psi_h}$), iar unghiurile de rotație ale camei, pentru fiecare fază, se numesc **unghiuri de fază** şi sunt notate, în ordinea fazelor, φ_r, φ_s, φ_c, φ_i. Fazele de staționare pot lipsi, amândouă sau numai una dintre ele, obținând ciclurile funcționare de tip RC, RSC sau RCS.

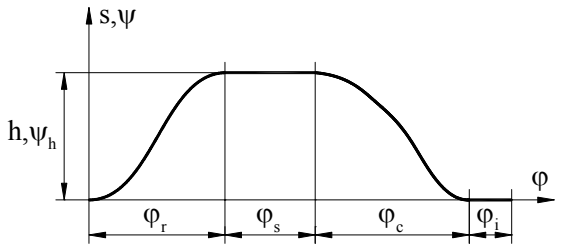


Fig. 3.10

Cinematica mecanismului cu camă este descrisă analitic de funcțiile de transmitere $s(\varphi)$, $s'(\varphi)=\frac{ds}{d\varphi}$, $s''(\varphi)=\frac{d^2s}{d\varphi^2}$, $s'''(\varphi)=\frac{d^3s}{d\varphi^3}$ pentru tachetul de translație şi $\psi(\varphi)$, $\psi'(\varphi)=\frac{d\psi}{d\varphi}$, $\psi''(\varphi)=\frac{d^2\psi}{d\varphi^2}$, $\psi'''(\varphi)=\frac{d^3\psi}{d\varphi^3}$ - pentru tachetul de rotație. Mişcarea camei se consideră uniformă, având viteza unghiulară

$\omega_1 = \dot{\varphi} = ct$. Această ipoteză este valabilă (sau poate fi admisă aproximativ) în marea majoritate a aplicațiilor practice. Ca urmare, între funcțiile de transmitere ale mecanismului cu tachet de translație $s(\varphi)$, $s'(\varphi) = \frac{ds}{d\varphi}$, $s''(\varphi) = \frac{d^2s}{d\varphi^2}$, $s'''(\varphi) = \frac{d^3s}{d\varphi^3}$, pe de o parte, şi parametrii cinematici ai tachetului v(viteza), a(accelerația), p(pulsul - accelerația de ordinul doi), pe de altă parte, există relațiile

$$s'(\varphi) = \frac{v}{\omega_1},\ s''(\varphi) = \frac{a}{\omega_1^2},\ s'''(\varphi) = \frac{p}{\omega_1^3} \tag{3.1}$$

În cazul tachetului de rotație, parametrul de poziție natural este unghiul φ_2 măsurat în sens antiorar de la semiaxa pozitivă Ax_3 (Fig.3.11), dar, în mod obişnuit, se foloseşte unghiul ψ măsurat în sens invers. Între cele două unghiuri există relația $\psi_0 + \psi + \varphi_2 = \pi$, în care ψ_0 este un unghi constant (Fig.3.11). Această situație conduce la următoarele relații între funcțiile de transmitere $\psi(\varphi)$, $\psi'(\varphi)$, $\psi''(\varphi)$, $\psi'''(\varphi)$ şi parametrii mişcării tachetului ω_2, ε_2, $\dot{\varepsilon}_2$,

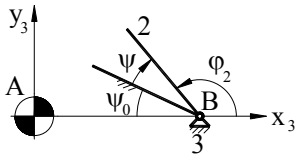


Fig.3.11

$$\begin{aligned}
\psi(\varphi) &= \pi - \psi_0 - \varphi_2(\varphi) \\
\psi'(\varphi) &= -\varphi'_2(\varphi) = -\frac{\omega_2}{\omega_1} \\
\psi''(\varphi) &= -\varphi''_2(\varphi) = -\frac{\varepsilon_2}{\omega_1^2} \\
\psi'''(\varphi) &= -\varphi'''_2(\varphi) = -\frac{\dot{\varepsilon}_2}{\omega_1^3}
\end{aligned} \tag{3.2}$$

3.3.2. Adoptarea legii de mişcare

Pentru adoptarea legii de mişcare a tachetului se utilizează mai multe criterii:

- criteriul funcțional;
- criteriul dinamic;
- criteriul tehnologic.

- **Criteriul funcțional**

Legea de mişcare trebuie să îndeplinească anumite condiții cinematice specifice operației tehnologice executate fie direct de tachet, fie prin intermediul

unui mecanism de transmitere. În majoritatea cazurilor acest criteriu nu reclamă o lege de mişcare bine definită, ci numai anumite caracteristici ale acesteia, cum sunt unghiurile de fază, cursa sau tipul ciclului de funcționare.

- **Criteriul dinamic**

Conform acestui criteriu, legea de mişcare trebuie să asigure o funcționare "liniştită" - fără şocuri şi vibrații şi cu solicitări ale elementelor cât mai reduse. Comportarea dinamică este determinată, desigur, de variația accelerației tachetului.

Cel mai nefavorabil fenomen dinamic este **şocul dur** care se înregistrează când există **discontinuități în variația vitezei**, iar accelerația tinde, teoretic, la infinit. Acest fenomen este similar cu o ciocnire şi este însoțit de o suprasolicitare foarte mare a mecanismului.

Când **accelerația are discontinuități finite**, iar pulsul (supraaccelerația) tinde la infinit, se produc **şocuri moi**, care constituie o sursă de vibrații. Pentru a asigura continuitatea vitezei şi accelerației acestea trebuie să fie egale cu zero la începutul şi la sfârşitul fazelor R sau C dacă acestea se învecinează cu faze de staționare (S).

Valoarea maximă a accelerației absolute constituie, de asemenea, un element de apreciere a dinamicii mecanismului.

Trebuie remarcat că forțele de inerție, ca şi suprasolicitările cauzate de şocuri şi vibrații sunt proporționale cu pătratul vitezei unghiulare a camei (viteza de funcționare). De aceea când se discută oportunitatea alegerii unei legi de mişcare trebuie avută în vedere şi viteza de funcționare. De exemplu, legile de mişcare cu discontinuități la viteze (şocuri dure) nu se recomandă a fi utilizate. Totuşi, la viteze de funcționare foarte lente (sub 1 rad/s) pot fi acceptate fără consecințe dinamice majore. În mod similar, legile de mişcare cu discontinuități la accelerații (şocuri moi) pot fi utilizate la viteze mici şi medii.

- **Criteriul tehnologic**

Acest criteriu caracterizează legile de mişcare din punct de vedere al posibilităților de prelucrare a profilului în condiții cât mai economice. Relația precizie de prelucrare - precizie cinematică este diferită pentru diverse legi de mişcare, astfel încât, unele sunt mai tehnologice, iar altele mai puțin.

*

În cele ce urmează se prezintă cele mai uzuale legi de mişcare, se indică proprietățile lor dinamice (accelerația maximă, existența discontinuităților la vietze şi la accelerații) şi tehnologice precum şi recomandări de utilizare.

Pentru scrierea comodă şi generală a ecuațiilor, se utilizează variabilele adimensionale

$$S = \frac{s}{h}, \ \phi = \frac{\varphi}{\varphi_f}, \tag{3.3}$$

în care φ_f unghiul de fază. Între derivatele funcției $s(\varphi)$ şi derivatele funcției $S(\phi)$ există relațiile

$$S' = \frac{\varphi_f}{h} s', \; S'' = \frac{\varphi_f^2}{h} s'', \; S''' = \frac{\varphi_f^3}{h} s''' \tag{3.4}$$

Domeniul de variație al variabilelor S şi ϕ pentru o fază este, aşa cum rezultă din (3.3), [0, 1]. Revenirea la variabilele s şi φ se face cu uşurință utilizând relațiile (3.3) şi (3.4).

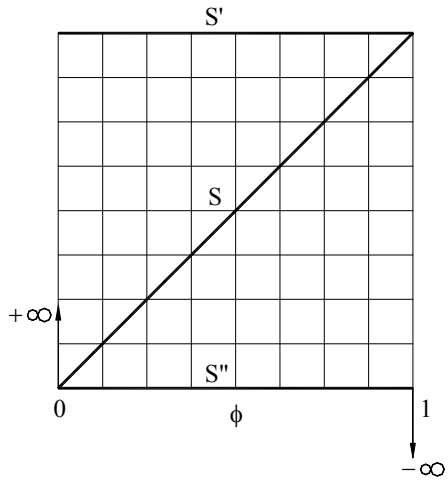
Ecuațiile legilor de mişcare sunt scrise pentru faza de ridicare a tachetului (forma standard). Pentru faza de coborâre, considerând originea de măsură a parametrului ϕ la începutul fazei, ecuațiile se modifică astfel

$$\begin{aligned} S_c(\phi) &= 1 - S_r(\phi) \\ S_c'(\phi) &= -S_r'(\phi) \\ S_c''(\phi) &= -S_r''(\phi) \\ S_c'''(\phi) &= -S_r'''(\phi) \end{aligned} \tag{3.5}$$

3.3.3. Legi de mişcare uzuale

3.3.3.1. Legi de mişcare elementare

■ **Legea de mişcare cu viteză constantă**



$$S = \phi$$
$$S' = 1$$
$$S'' = S''' = 0$$

$$|S''|_{max} \to \infty$$

Se înregistrează discontinuități la viteze (şocuri dure). Se poate folosi numai în condițiile unui regim de funcționare foarte lent.

Fig. 3.12

- **Legea de mişcare cu accelerație constantă (mişcarea uniform accelerată)**

Domeniul $\phi \in [0,1]$ se împarte în două subdomenii $\phi \in [0,q]$ şi $\phi \in [q,1]$ în care $q \in (0,\ 1)$. Ecuațiile au forme diferite pentru fiecare subdomeniu.

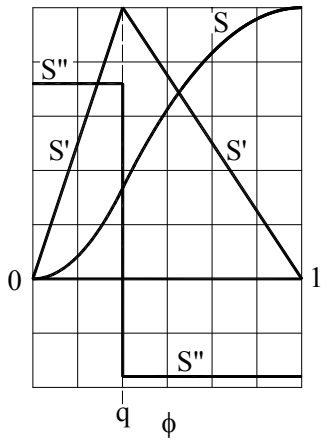


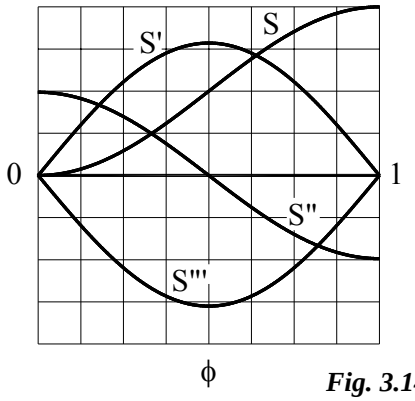
Fig. 3.13

$\phi \in [0,q]$	$\phi \in [q,1]$
$S = \frac{1}{q}\phi^2$	$S = -\frac{1}{1-q}(\phi^2 - 2\phi + q)$
$S' = \frac{2}{q}\phi$	$S' = -\frac{2}{1-q}(\phi - 1)$
$S'' = \frac{2}{q}$	$S'' = -\frac{2}{1-q}$
$S''' = 0$	$S''' = 0$

$$|S''|_{max} = \max\left(\frac{2}{q},\ \frac{2}{1-q}\right)$$

Se înregistrează discontinuități la accelerații (şocuri moi) fapt care recomandă utilizarea acestei legi de mişcare numai la viteze mici şi medii. Valoarea optimă, din punct de vedere dinamic, este $q = \frac{1}{2}$, care conduce la cea mai mică accelerație $|S''|_{max} = 4$.

- **Legea de mişcare cu accelerație cosinusoidală**



$$S = \frac{1}{2} - \frac{1}{2}\cos(\pi\phi)$$

$$S' = \frac{\pi}{2}\sin(\pi\phi)$$

$$S'' = \frac{\pi^2}{2}\cos(\pi\phi)$$

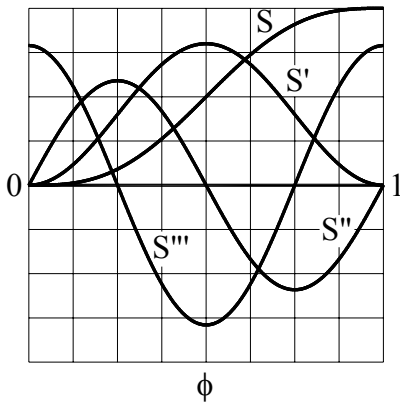
$$S''' = -\frac{\pi^3}{2}\sin(\pi\phi)$$

$$|S''|_{max} = \frac{\pi^2}{2} \simeq 4{,}93$$

Fig. 3.14

Se înregistrează discontinuităţi la accelerații (şocuri moi). Se recomandă utilizarea la viteze mici şi medii. Această lege de mişcare are calităţi dinamice foarte bune (continuitate la accelerații) în cazul particular $\varphi_r = \varphi_c = \pi$, $\varphi_s = \varphi_i = 0$.

- **Legea de mişcare cu accelerație sinusoidală**



$$S = \phi - \frac{1}{2\pi}\sin(2\pi\phi)$$
$$S' = 1 - \cos(2\pi\phi)$$
$$S'' = 2\pi\sin(2\pi\phi)$$
$$S''' = 2\pi^2\cos(2\pi\phi)$$

$$|S''| = 2\pi \simeq 6{,}28$$

Fig. 3.15

Viteza şi accelerația sunt continue ceea ce conferă acestei legi de mişcare calităţi dinamice foarte bune. Prelucrarea profilului reclamă o precizie ridicată.

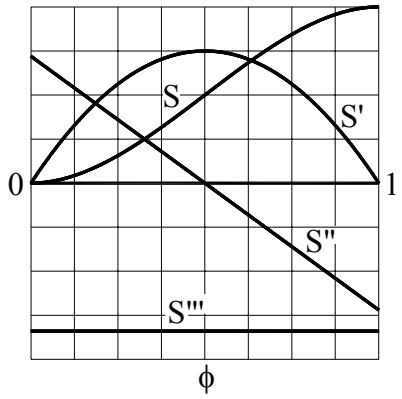
3.3.3.2. Legi de mişcare polinomiale

Funcția $S(\phi)$ se exprimă prin polinoame de forma

$$S(\phi) = C_0 + C_1\phi + ... + C_n\phi^n$$

Datorită numărului nelimitat de constante se pot impune condiții numeroase şi variate pentru funcțiile de transmitere. Astfel, este posibil să se obțină continuitate pentru funcțiile de transmitere de orice ordin (k).

- **Legea de mişcare polinomială 2 -3 (k=1)**



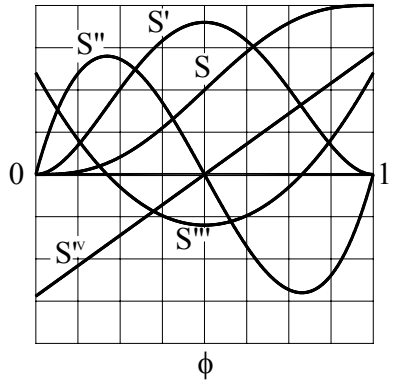
$$S = 3\phi^2 - 2\phi^3$$
$$S' = 6\phi - 6\phi^2$$
$$S'' = 6 - 12\phi$$
$$S''' = -12$$

$$|S''|_{max} = 6$$

Fig. 3.16

Este o lege de mişcare cu discontinuităţi la accelerații care se poate utiliza la viteze mici şi medii.

- **Legea de mişcare polinomială 3 -4 - 5 (k=2)**



$$S = 10\phi^3 - 15\phi^4 + 6\phi^5$$
$$S' = 30\phi^2 - 60\phi^3 + 30\phi^4$$
$$S'' = 60\phi - 180\phi^2 + 120\phi^3$$
$$S''' = 60 - 360\phi + 360\phi^2$$

$$|S''|_{max} = \frac{10}{\sqrt{3}} \cong 5,77$$

Fig. 3.17

Această lege de mişcare are calităţi dinamice foarte bune (continuitate la viteze şi accelerații), fiind comparabilă cu legea de mişcare cu accelerație sinusoidală, dar este mai tehnologică decât aceasta.

- **Legea de mişcare polinomială 4 - 5 - 6 - 7 (k=3)**

$$S = 35\phi^4 - 84\phi^5 + 70\phi^6 - 20\phi^7$$
$$S' = 140\phi^3 - 420\phi^4 + 420\phi^5 - 140\phi^6$$
$$S'' = 420\phi^2 - 1680\phi^3 + 2100\phi^4 - 840\phi^5$$
$$S''' = 840\phi - 5040\phi^2 + 8400\phi^3 - 4200\phi^4$$

$$\left| S'' \right|_{max} = \frac{84}{5\sqrt{5}} \cong 7,52$$

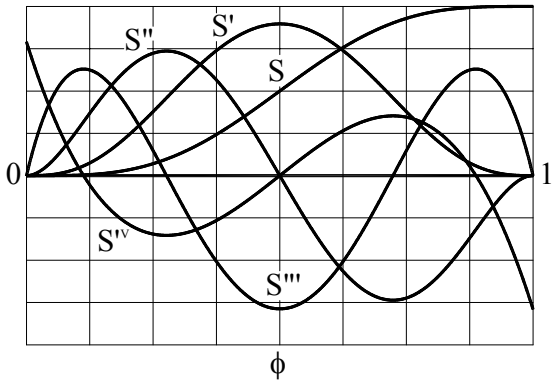


Fig. 3.18

- **Legea de mişcare polinomială 3 - 4 - 5 - 6 (k=2)**

$$S = 8\phi^3 - 12\phi^4 + 6\phi^5 - \phi^6$$
$$S' = 24\phi^2 - 48\phi^3 + 30\phi^4 - 6\phi^5$$
$$S'' = 48\phi - 144\phi^2 + 120\phi^3 - 30\phi^4$$
$$S''' = 48 - 288\phi + 360\phi^2 - 120\phi^3$$

$$\left| S'' \right|_{max} = 6$$

Această lege de mişcare se foloseşte pentru un ciclu de funcționare de tip RCS cu $\varphi_r = \varphi_c$. În aceste condiții are calități dinamice foarte bune asigurând continuitatea la viteze şi la accelerații. Ecuațiile sunt unice pentru ambele faze - de ridicare şi de coborâre: $\phi \in [0, 2]$.

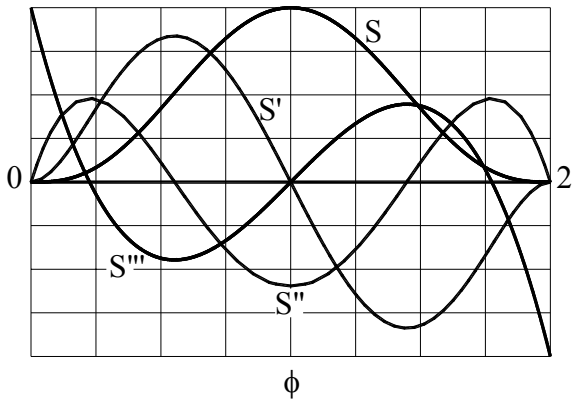


Fig. 3.19

3.3.3.3. Legi de mişcare combinate

Unghiul de fază este împărţit în mai multe sectoare (intervale), iar pentru fiecare interval funcţiile de transmitere au expresii diferite. Scopul utilizării lor este de a pune de acord criteriul dinamic cu cel determinat de rolul funcţional sau pentru a obţine calităţi dinamice foarte bune.

- **Legea de mişcare cu viteză trapezoidală**

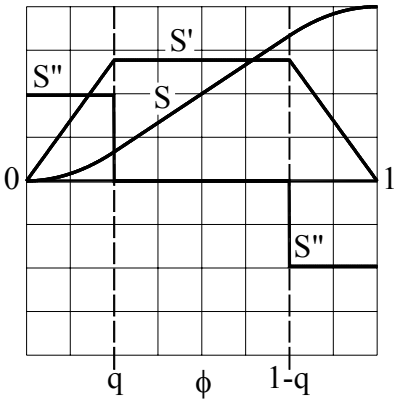


Fig. 3.20

Se prevăd trei sectoare: unul central, $\phi \in [q, 1-q]$ şi cu v =ct şi două laterale, $\phi \in [0, q]$ şi $\phi \in [1-q, 1]$ cu a =ct. Se utilizează pentru a elimina şocurile dure când criteriul rolului funcţional pretinde o mişcare uniformă. Problema esenţială este alegerea parametrului q, care determină mărimea sectoarelor laterale, de racordare. O valoare prea mare pentru q are consecinţe defavorabile în ceea ce priveşte rolul funcţional, iar o valoare prea mică înrăutăţeşte condiţiile dinamice şi tehnologice. De mare importanţă, pentru adoptarea unei soluţii, este testarea sau utilizarea experienţei în

exploatarea unor mecanisme similare. O valoare cu caracter de recomandare este $q = \frac{1}{8}$.

$\phi \in [0, q]$	$\phi \in [q, 1-q]$	$\phi \in [1-q, 1]$
$S = \frac{1}{2q(1-q)}\phi^2$	$S = \frac{1}{1-q}\phi - \frac{q}{2(1-q)}$	$S = -\frac{1}{2q(1-q)}(\phi^2 - 2\phi + 1) + 1$
$S' = \frac{1}{q(1-q)}\phi$	$S' = \frac{1}{1-q}$	$S' = -\frac{1}{q(1-q)}(\phi - 1)$
$S'' = \frac{1}{q(1-q)}$	$S'' = 0$	$S'' = -\frac{1}{q(1-q)}$
$S''' = 0$		$S''' = 0$

$|S''|_{max} = \frac{1}{q(1-q)}$. Pentru $q = \frac{1}{8}$, $|S''|_{max} \cong 9{,}142$. Se înregistrează discontinuități la accelerații (şocuri moi).

- **Legea de mişcare cu viteză trapezoidală modificată sinusoidal**

Această lege de mişcare este concepută similar cu cea precedentă cu deosebirea că în sectoarele de racordare accelerația este sinusoidală. În felul acesta se elimină discontinuitățile de la accelerații, ceea ce permite o viteză de funcționare mai mare, dar trebuie acordată o atenție sporită tehnologiei de prelucrare a camei.

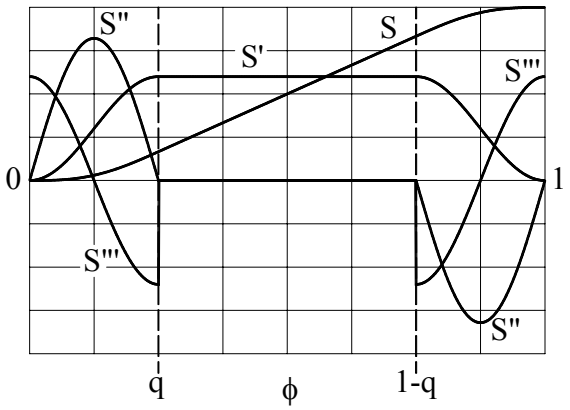


Fig. 3.21

$\underline{\phi \in [0,q]}$

$$S = \frac{1}{2(1-q)}\phi - \frac{q}{2\pi(1-q)}\sin(\frac{\pi}{q}\phi)$$

$$S' = \frac{1}{2(1-q)}\left(1-\cos(\frac{\pi}{q}\phi)\right)$$

$$S'' = \frac{\pi}{2q(1-q)}\sin(\frac{\pi}{q}\phi)$$

$$S''' = \frac{\pi^2}{2q^2(1-q)}\cos(\frac{\pi}{q}\phi)$$

$\underline{\phi \in [q,1-q]}$

$$S = \frac{1}{1-q}\phi - \frac{q}{2(1-q)}$$

$$S' = \frac{1}{1-q}$$

$$S'' = 0$$

$\underline{\phi \in [1-q,1]}$

$$S = \frac{1}{2(1-q)}\phi + \frac{q}{2\pi(1-q)}\sin(\frac{\pi}{q}(\phi+q-1)) - \frac{1}{2(1-q)} + 1$$

$$S' = -\frac{1}{2(1-q)}\left(1+\cos(\frac{\pi}{q}(\phi+q-1))\right)$$

$$S'' = -\frac{\pi}{2q(1-q)}\sin(\frac{\pi}{q}(\phi+q-1))$$

$$S''' = \frac{\pi^2}{2q^2(1-q)}\cos(\frac{\pi}{q}(\phi+q-1))$$

$|S''|_{max} = \frac{\pi}{2q(1-q)}$. Pentru $q = \frac{1}{8}$, $|S''|_{max} \cong 14,361$.

■ Legea de mişcare cu accelerație trapezoidală

Pentru a obține o funcție de transmitere de ordinul doi de formă trapezoidală (Fig.3.22) sunt necesare cinci sectoare.

$\phi \in [0,q]$	$\phi \in [q,\frac{1}{2}-q]$
$S=\frac{1}{6}A\frac{\phi^3}{q}$	$S=\frac{1}{2}A(\phi-q)^2+B_1(\phi-q)+B_2$
$S'=\frac{1}{2}A\frac{\phi^2}{q}$	$S'=A(\phi-q)+B_1$
$S''=A\frac{\phi}{q}$	$S''=A$
$S'''=\frac{A}{q}$	$S'''=0$

$\phi \in [\frac{1}{2}-q,\frac{1}{2}+q]$

$$S=-\frac{1}{6q}A(\phi+q-\frac{1}{2})^3+\frac{1}{2}A(\phi+q-\frac{1}{2})^2+C_1(\phi+q-\frac{1}{2})+C_2$$

$$S'=-\frac{1}{2q}A(\phi+q-\frac{1}{2})^2+A(\phi+q-\frac{1}{2})+C_1$$

$$S''=-\frac{A}{q}(\phi+q-\frac{1}{2})+A$$

$$S'''=-\frac{A}{q}$$

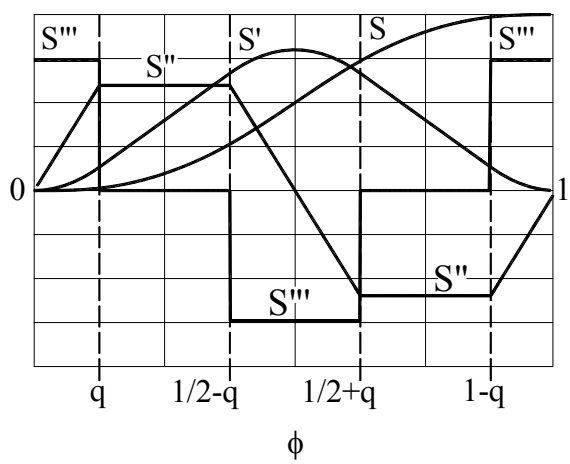


Fig. 3.22

Pentru sectoarele 4 cu $\phi \in [\frac{1}{2}+q,\ \frac{1}{2}-q]$ şi 5 cu $\phi \in [1-q,\ 1]$, funcțiile de transmitere se calculează, prin simetrie, pe baza relațiilor

$$S(\phi) = 1 - S(1-\phi)$$
$$S'(\phi) = S'(1-\phi)$$
$$S''(\phi) = -S''(1-\phi)$$
$$S'''(\phi) = S'''(1-\phi)$$

Constantele care intervin în ecuații au următoarele valori

$$A = \frac{4}{1-2q},\ B_1 = \frac{1}{2}Aq,\ B_2 = \frac{1}{6}Aq^2$$

$$C_1 = A\frac{1-3q}{2},\ C_2 = A\left(\frac{1}{2}\left(\frac{1}{2}-2q\right)^2 + \frac{1}{2}q\left(\frac{1}{2}-2q\right) + \frac{1}{6}q^2\right)$$

$|S''|_{max} = \frac{4}{1-2q}$. Pentru $q = \frac{1}{8}$, $|S''|_{max} \cong 5,33$.

Această lege de mişcare asigură continuitatea la viteze şi la accelerații având calități dinamice foarte bune în orice regim de viteze. Are, de asemenea, caracteristici tehnologice mai bune decât legea de mişcare cu accelerație sinusoidală cu care poate fi comparată. Pentru valoarearea recomandată $q = \frac{1}{8}$, accelerația maximă este mai redusă decât la legile de mişcare similare - cu accelerație sinusoidală şi polinomială 3 - 4 - 5.

3.4. ELEMENTE DE GEOMETRIE ŞI CINEMATICĂ

3.4.1. Problematica generală

În cadrul acestui capitol se prezintă procedeele de calcul pentru o serie de parametri geometrici şi cinematici. Aceste procedee intervin în operația de sinteză dimensională care va fi tratată într-un capitol următor. Ca date inițiale se consideră legea de mişcare a tachetului şi parametrii geometrici de bază - constante care definesc mecanismul din punct de vedere constructiv. Se tratează, din acest punct de vedere, patru tipuri de mecanisme cu came - trei plane şi unul spațial. Pentru fiecare tip se abordează aceleaşi probleme prezentate pe scurt în continuare.

■ Caracterizarea constructivă a mecanismului

Se adoptă, convenabil, un sistem de axe de coordonate fix (3) - solidar cu batiul şi un sistem (1) solidar cu cama (Fig.3.29, 3.30, 3.31, 3.32).
Unghiul sistemului (1) faţă de sistemul (3) este unghiul de poziţie al camei, φ.

Se definesc parametrii geometrici de bază ai mecanismului şi se calculează dimensiunile da gabarit ale camei (razele extreme ale profilului).

■ Sinteza profilului teoretic

Se stabilesc ecuaţiile parametrice, în coordonate carteziene ale profilului teoretic. Pentru aceasta se determină coordonatele punctului C (centrul rolei) în sistemul fix (3) şi, apoi, se operează o transformare de coordonate în sistemul (1) utilizând relaţiile [A.5]. Parametrul care intervine în ecuaţiile profilului teoretic este unghiul de poziţie al camei, φ.

■ Cinematica cuplei superioare

Se scrie ecuaţia de viteze la nivelul cuplei superioare,

$$\overline{v}_{C2} = \overline{v}_{C1} + \overline{v}_{C21} \tag{3.6}$$

în care C este centrul rolei sau punctul geometric de contact în cazul tachetului plat. Punctele C_1 şi C_2 coincid cu C şi aparţin elementului 1 (cama), respectiv 2 (tachetul). Din această ecuaţie se calculează viteza relativă de alunecare $\overline{v}_{C21}$ care are direcţia tangentei la profilul teoretic sau la profilul real în cazul tachetului plat.

■ Unghiul de presiune

Unghiul de presiune este unghiul ascuţit format între viteza punctului de contact aparţinând tachetului ($\overline{v}_{C2}$) şi normala la profil. În cazul mecanismelor cu rolă, unghiul de presiune se defineşte pe mecanismul echivalent, aplicând transformarea prin eliminarea rolei. Determinarea unghiului de presiune se face pornind de la expresia vectorială a vitezei relative de alunecare, $\overline{v}_{C21}$.

■ Sinteza profilelor reale

Pentru determinarea profilelor reale, interior şi exterior, se stabileşte poziţia punctelor de contact rolă - profile reale, în raport cu sistemul fix (3), utilizând noţiunea de unghi de presiune. Apoi, se aplică transformarea de

coordonate din sistemul (3) în sistemul (1) obținând ecuațiile parametrice ale profilelor reale.

Observație. În ecuațiile profilelor intervine parametrul φ care se consideră scalar cu semn şi se introduce în calcul cu semnul (+) când viteza unghiulară a camei este pozitivă şi cu (-) în caz contrar. Funcțiile $s(\varphi)$, $s'(\varphi)$, $s''(\varphi)$ care intervin, de asemenea, în ecuații se calculează cu formulele standard (prezentate în subcap. 3.3.), dar în cazul în care viteza unghiulară a camei este negativă, derivatele de ordin impar ($s'(\varphi)$, $s'''(\varphi)$) îşi schimbă semnul.

■ Raza de curbură, subtăierea

Raza de curbură, R_C, a profilului unei came disc se calculează cu formula [A.12],

$$R_C = \frac{(x'^2 + y'^2)^{3/2}}{x'y'' - y'x''} \cdot SGN(xy' - yx'), \tag{3.7}$$

în care x şi y sunt coordonatele punctului pentru care se calculează raza de curbură, iar x', x'', y', y'' sunt derivatele în raport cu parametrul φ, calculate în acelaşi punct. Funcția $SGN(xy' - yx')$ este egală cu ± 1 după cum expresia din paranteză este pozitivă sau negativă.

Formula (3.7) indică şi caracterul profilului cu condiția ca originea sistemului de coordonate să coincidă cu centrul camei (Fig.3.23). Astfel, dacă raza de curbură rezultă pozitivă, profilul este convex, iar dacă rezultă negativă este concav. Precizăm că un profil se consideră convex în P dacă are concavitatea orientată spre centrul camei (Fig.3.23.a) şi concav în caz contrar (Fig.3.23.b).

În cazul camelor cu mişcare de translație paralelă cu axa Ox (Fig.3.24) raza de curbură se calculează cu formula [A.13],

$$R_C = \frac{-(x'^2 + y'^2)^{3/2}}{x'y'' - y'x''} \cdot SGN(x'). \tag{3.8}$$

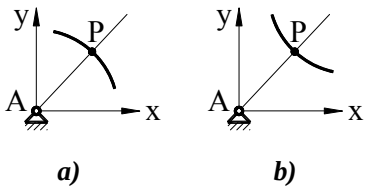


Fig. 3.23

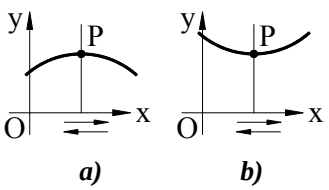


Fig. 3.24

care arată şi caracterul profilului. Prin convenţie, se consideră că profilul este convex în P dacă are convexitatea orientată spre sensul pozitiv al axei Oy (Fig.3.24.a) şi concav în caz contrar (Fig.3.24.b).

În cazul mecanismelor cu rolă formulele (3.7) şi (3.8) servesc pentru calculul razei de curbură a profilului teoretic (R_{Ct}). Razele de curbură ale profilelor reale, interior (R_{Cri}) şi exterior (R_{Cre}), se determină cu formulele

$$R_{Cri} = R_{Ct} - r_4 \tag{3.9}$$

$$R_{Cre} = R_{Ct} + r_4 \tag{3.10}$$

în care r_4 este raza rolei.

Fenomenul de subtăiere este legat de generarea profilelor reale ca înfăşurătoare ale familiei de cercuri de rază egală cu raza rolei şi având centrele pe profilul teoretic. El se produce în zonele în care caracterul (convex sau concav) al profilului real este diferit de cel al profilului teoretic - adică razele de curbură au semne diferite. Analizând formulele (3.9) şi (3.10) din acest punct de vedere se constată următoarele concluzii:

- Subtăierea profilului real interior se produce când $R_{Ct} \in [0,\ r_4]$. deci, condiţiile de evitare a subtăierii sunt

$$R_{Ct} > r_4 \text{ sau } R_{Ct} < 0 \tag{3.11}$$

- Subtăierea profilului real exterior se produce când $R_{Ct} \in [-r_4,\ 0]$, iar condiţiile de evitare a subtăierii sunt

$$R_{Ct} < -r_4 \text{ sau } R_{Ct} > 0 \tag{3.12}$$

Pentru a exemplifica producerea fenomenului de subtăiere, în Fig. 3.25 sunt reprezentate profilele teoretic (C_t), real interior (C_{ri}) şi real exterior (C_{re}) ale unei came, iar în Fig.3.26 este reprezentată diagrama $R_{Ct}(\varphi)$, $\varphi \in [0,\ 2\pi]$.

Se observă că în zona AB nu sunt îndeplinite condiţiile (3.12) şi, deci, se produce subtăierea pe profilul real exterior, iar în zona DC nu sunt îndeplinite condiţiile (3.11) şi, prin urmare, are loc fenomenul de subtăiere pe profilul real interior. Punctele A, B, C şi D, în care razele de curbură reale sunt egale cu zero reprezintă puncte singulare pentru curbele respective. Este evident că subtăierea nu este compatibilă cu realizarea practică a profilelor astfel încât, în procesul de proiectare, este necesară verificarea condiţiilor (3.11) şi (3.12).

Denumirea de **subtăiere** indică faptul că, în ipoteza prelucrării camei, segmentele de profil SABS, respectiv TBCT (Fig. 3.25) se elimină rezultând un profil cu vârfuri ascuţite în S şi T.

În cazul mecanismelor care au tachet plat raza de curbură se calculează cu formula (3.7). Pentru o funcţionare corectă profilul trebuie să fie integral convex, deci trebuie îndeplinită condiţia

$$R_{Ct} > 0 \tag{3.13}$$

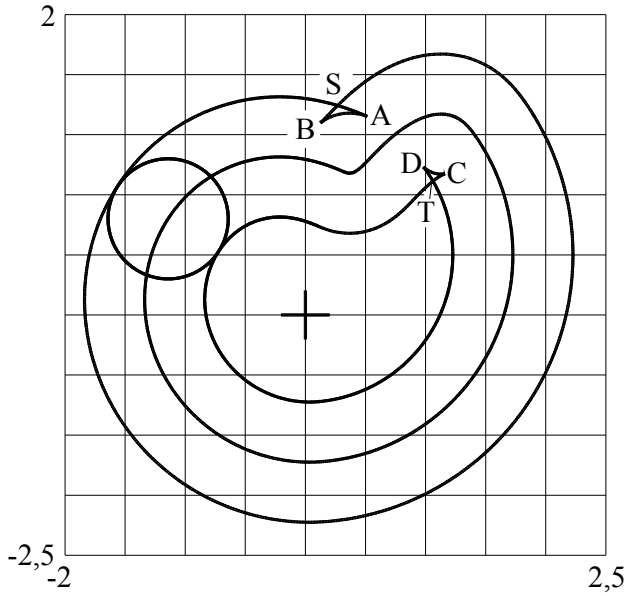


Fig. 3.25

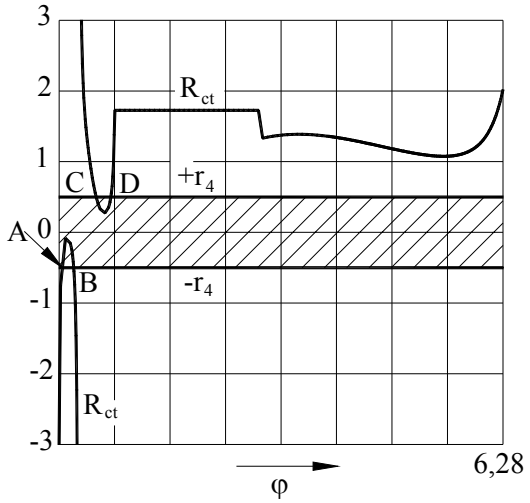
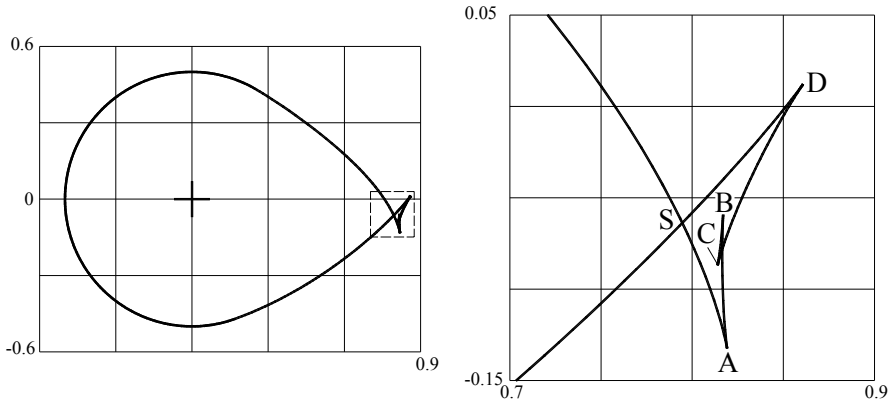


Fig. 3.26

Dacă această condiție nu este respectată, se produce și la aceste mecanisme fenomenul de subtăiere. Pentru exemplificare, în Fig.3.27 este reprezentat profilul unei came, iar în Fig.3.28 - diagrama $R_{Cr}(\varphi)$.

Acest profil are patru puncte singulare A, B, C, D, în care $R_{Ct} = 0$. În aceste puncte se schimbă caracterul profilului (convex → concav sau concav → convex), rezultând imaginea din Fig.3.28.b.



a) ***b)***

Fig. 3.27

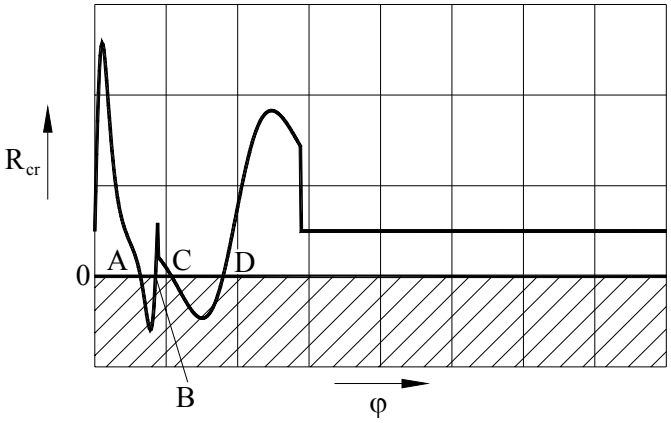


Fig. 3.28

3.4.2. Mecanismul plan cu tachet de translație şi rolă

■ Caracterizarea constructivă

Se adoptă un sistem de axe fix $Ax_3y_3z_3$ (Fig.3.29) cu originea în centrul de rotație al camei, axa Ay_3 paralelă cu axa de translație a tachetului, în sensul de ridicare, şi axa Az_3 perpendiculară pe planul mişcării, orientată spre observator. Se adoptă, de asemenea, un sistem $Ax_1y_1z_1$ solidar cu cama, rotit față de $Ax_3y_3z_3$ cu unghiul de poziție al camei, φ.

Parametrii geometrici de bază ai mecanismului, definiți cu ajutorul schemei din Fig.3.29, sunt:

- e - excentricitatea (scalar cu semn), distanța de la centrul de rotație al camei la axa tachetului;
- s_0 - distanța minimă, măsurată paralel cu axa tachetului, de la centrul rolei (C) la centrul camei (A);
- r_4 - raza rolei.

Razele extreme ale profilului teoretic rezultă, de asemeni, din Fig. 3.29 şi au expresiile

$$r_{t\,min} = \sqrt{e^2 + s_0^2}\,,\ r_{t\,max} = \sqrt{e^2 + (s_0 + h)^2}\ , \tag{3.14}$$

în care h este cursa tachetului.

■ Sinteza profilului teoretic

Vectorul de poziție al punctului C (centrul rolei) (Fig.3.29) $\overline{r}_C = \overline{AC}$ se proiectează pe axele sistemului fix (3)

$$\begin{aligned} x_{3C} &= e \\ y_{3C} &= s_0 + s \end{aligned} \tag{3.15}$$

Printr-o transformare de coordonate, din sistemul (3) în sistemul (1) [A.5] se obțin expresiile coordonatelor punctului C în raport cu sistemul (1) care reprezintă, în acelaşi timp, ecuațiile parametrice ale profilului teoretic,

$$\begin{aligned} x_t &= x_{1C} = e\cos\varphi + (s_0 + s)\sin\varphi \\ y_t &= y_{1C} = -e\sin\varphi + (s_0 + s)\cos\varphi \end{aligned} \tag{3.16}$$

Prin derivare în raport cu parametrul φ rezultă:

$$x'_t = x'_{1C} = (s'-e)\sin\varphi + (s_0+s)\cos\varphi$$
$$y'_t = y'_{1C} = (s'-e)\cos\varphi - (s_0+s)\sin\varphi \qquad (3.17)$$

$$x''_t = x''_{1C} = (2s'-e)\cos\varphi - (s_0+s-s'')\sin\varphi$$
$$y''_t = y''_{1C} = -(2s'-e)\sin\varphi - (s_0+s-s'')\cos\varphi \qquad (3.18)$$

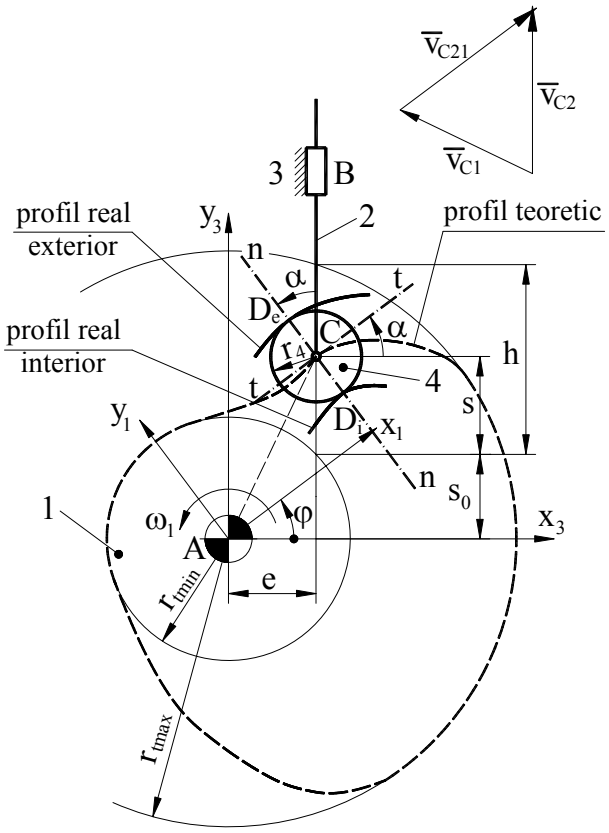


Fig. 3.29

Ecuațiile profilului teoretic, în coordonate polare, se obțin pe baza relațiilor de transformare [A.7],

$$r_t = \sqrt{e^2 + (s_0+s)^2}$$
$$\theta_t = \operatorname{arctg}\frac{-e\sin\varphi + (s_0+s)\cos\varphi}{e\cos\varphi + (s_0+s)\sin\varphi} \qquad (3.19)$$

■ Cinematica cuplei superioare

Din ecuațiile de viteze (3.6) se determină viteza realivă $\overline{v}_{C21}$,

$$\overline{v}_{C21} = \overline{v}_{C21} - \overline{v}_{C1}$$

Vitezele $\overline{v}_{C2}$ şi $\overline{v}_{C1}$ au expresiile analitice

$$\overline{v}_{C2} = \overline{j}_3 v$$

$$\overline{v}_{C1} = \overline{\omega} \times \overline{AC} = \overline{k}_3 \omega \times (\overline{i}_3 e + \overline{j}_3 (s_0 + s)) = -\overline{i}_3 \omega (s_0 + s) + \overline{j}_3 \omega e$$

care conduce la

$$\overline{v}_{C21} = \overline{i}_3 \omega (s_0 + s) + \overline{j}_3 (v - \omega e) \tag{3.20}$$

În aceste relații $v = v_{C2}$ este viteza tachetului, iar $\omega = \omega_1$ - viteza unghiulară a camei.

■ Unghiul de presiune

Particularizând definiția generală (par. 3.4.1.), la acest mecanism unghiul de presiune, α, se formează între axa tachetului (Ay_3) şi normala la profile trasată prin centrul rolei (C). Evident, acelaşi unghi se formează între tangenta la profil şi perpendiculara pe tachet (Ax_3). Deoarece viteza relativă $\overline{v}_{C21}$ are direcția tangentei la profil, se poate scrie

$$tg\alpha = \frac{(\overline{v}_{C21})_{y_3}}{(\overline{v}_{C21})_{x_3}}.$$

Având în vedere expresia (3.20) a vectorului $\overline{v}_{C21}$, rezultă

$$tg\alpha = \frac{\frac{v}{\omega} - e}{s_0 + s} = \frac{s' - e}{s_0 + s} \tag{3.21}$$

Menționăm că unghiul de presiune calculat cu formula (3.21) este un unghi orientat, măsurat de la axa tachetului la normala profilului teoretic şi se exprimă printr-un scalar cu semn.

■ Sinteza profilului real

Razele vectoare ale punctelor de contact rolă - profil real: D_i şi D_e (Fig.3.29) sunt:

$$\overline{r}_{Di} = \overline{AC} + \overline{CD}_i$$
$$\overline{r}_{De} = \overline{AC} + \overline{CD}_e \tag{3.22}$$

Proiectând $\overline{r}_{Di}$ şi $\overline{r}_{De}$ pe axele sistemului (3) se obțin coordonatele punctelor D_i şi D_e,

$$x_{3Di} = x_{3C} + r_4 \cos\left(\alpha - \frac{\pi}{2}\right) = x_{3C} + r_4 \sin\alpha$$

$$y_{3Di} = y_{3C} + r_4 \sin\left(\alpha - \frac{\pi}{2}\right) = y_{3C} - r_4 \cos\alpha$$

$$x_{3De} = x_{3C} + r_4 \cos\left(\alpha + \frac{\pi}{2}\right) = x_{3C} - r_4 \sin\alpha$$

$$y_{3De} = y_{3C} + r_4 \sin\left(\alpha + \frac{\pi}{2}\right) = y_{3C} + r_4 \cos\alpha$$

Înlocuind x_{3C} şi y_{3C} cu expresiile lor (3.15) se poate scrie

$$x_{3D} = e \pm r_4 \sin\alpha$$
$$y_{3D} = (s_0 + s) \mp r_4 \cos\alpha \tag{3.23}$$

în care semnul de sus corespunde profilului interior, iar cel de jos - profilului exterior.

Aplicând transformarea de coordonate din sistemul (3) în sistemul (1) [A.5], se obțin ecuațiile parametrice ale profilului real,

$$x_r = x_{1D} = (e \pm r_4 \sin\alpha)\cos\varphi + (s_0 + s \mp r_4 \cos\alpha)\sin\varphi$$
$$y_r = y_{1D} = -(e \pm r_4 \sin\alpha)\sin\varphi + (s_0 + s \mp r_4 \cos\alpha)\cos\varphi \tag{3.24}$$

sau

$$x_r = x_{1D} = e\cos\varphi + (s_0 + s)\sin\varphi \pm r_4 \sin(\alpha - \varphi)$$
$$y_r = y_{1D} = -e\sin\varphi + (s_0 + s)\cos\varphi \mp r_4 \cos(\alpha - \varphi) \tag{3.25}$$

■ Raza de curbură

Pentru calculul razei de curbură a profilului teoretic R_{ct}. Se aplică formula (3.7), în care se introduc coordonatele şi derivatele lor date de formulele (3.16), (3.17) şi (3.18).

$$R_{ct} = \frac{\left((s'-e)^2 + (s_0+s)^2\right)^{3/2}}{(s'-e)(2s'-e) + (s_0+s)(s_0+s-s'')} \cdot \mathrm{SGN}\left((s_0+s)^2 - e(s'-e)\right) \tag{3.26}$$

3.4.3. Mecanismul plan cu tachet de rotație şi rolă

■ Caracterizarea constructivă

Se adoptă un sistem de axe fix $Ax_3y_3z_3$ (Fig.3.30) cu originea în centrul de rotație al camei, axa Ax_3 orientată după vectorul $\overline{AB}$, iar axa Ay_3 orientată astfel încât y_{3C} să fie pozitiv.

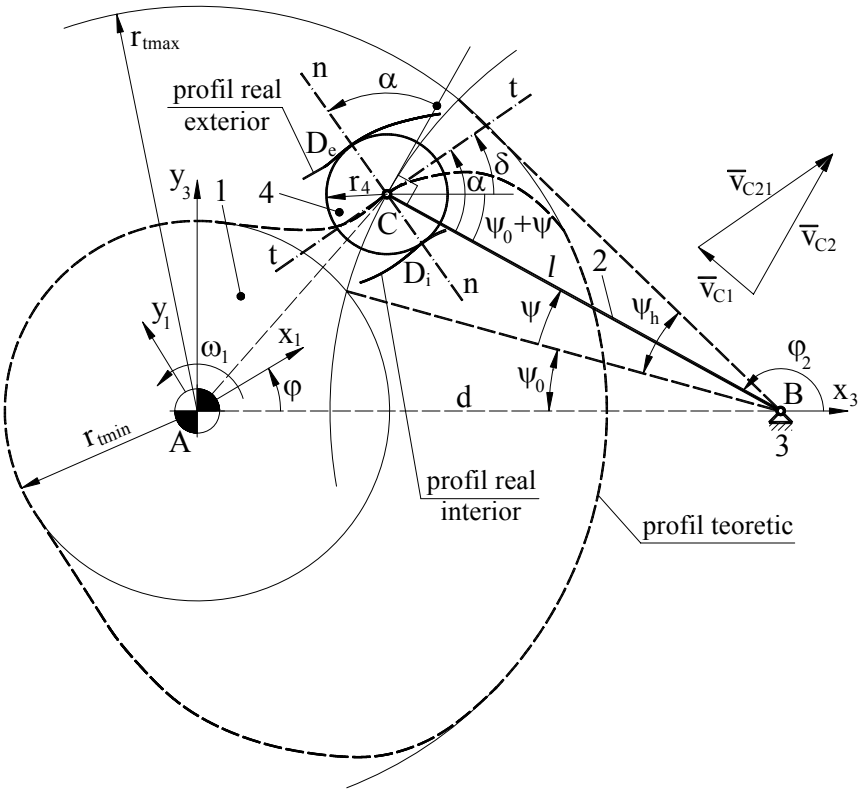


Fig. 3.30

Se recomandă reprezentarea mecanismului astfel încât centrul de rotație al tachetului, B, să fie în dreapta punctului A. În această ipoteză axa Az_3 rezultă orientată spre observator. Se adoptă, de asemenea, sistemul $Ax_1y_1z_1$ solidar cu cama şi rotit cu unghiul φ în raport cu sistemul $Ax_3y_3z_3$.

Parametrii geometrici de bază ai mecanismului sunt:

- d=AB - distanța dintre centrul camei (A) şi centrul de rotație al tachetului (B);
- $\ell = BC$ - lungimea tachetului;
- ψ_0 - unghiul minim format de tachetul BC cu linia centrelor AB;
- r_4 - raza rolei.

Razele extreme ale profilului teoretic rezultă, de asemeni, din Fig.3.29 şi au expresiile

$$r_{t\,min} = \sqrt{d^2 + \ell^2 - 2\ell d\cos\psi_0}\,,\ r_{t\,max} = \sqrt{d^2 + \ell^2 - 2\ell d\cos(\psi_0 + \psi_h)}\,, \quad (3.14)$$

în care ψ_h este cursa unghiulară a tachetului.

■ Sinteza profilului teoretic

Vectorul de poziție al punctului C,

$$\overline{r}_C = \overline{AC} = \overline{AB} + \overline{BC}$$

se proiectează pe axele triedrului fix (3),

$$x_{3C} = d + \ell\cos\varphi_2$$
$$y_{3C} = \ell\sin\varphi_2$$

Având în vedere că $\varphi_2 = \pi - (\psi_0 + \psi)$, se obține

$$\begin{aligned} x_{3C} &= d - \ell\cos(\psi_0 + \psi) \\ y_{3C} &= \ell\sin(\psi_0 + \psi) \end{aligned} \quad (3.28)$$

Se aplică transformarea de coordonate din sistemul (3) în sistemul (1), obținând ecuațiile parametrice ale profilului teoretic

$$x_t = x_{1C} = (d - \ell\cos(\psi_0 + \psi))\cos\varphi + \ell\sin(\psi_0 + \psi)\sin\varphi$$
$$y_t = y_{1C} = -(d - \ell\cos(\psi_0 + \psi))\sin\varphi + \ell\sin(\psi_0 + \psi)\cos\varphi$$

sau

$$\begin{aligned} x_t &= x_{1C} = d\cos\varphi - \ell\cos(\varphi + \psi_0 + \psi) \\ y_t &= y_{1C} = -d\sin\varphi + \ell\sin(\varphi + \psi_0 + \psi) \end{aligned} \quad (3.29)$$

Prin derivare, în raport cu parametrul φ, se obține

$$\begin{aligned} x'_t &= x'_{1C} = -d\sin\varphi + \ell(1 + \psi')\sin(\varphi + \psi_0 + \psi) \\ y'_t &= y'_{1C} = -d\cos\varphi + \ell(1 + \psi')\cos(\varphi + \psi_0 + \psi) \end{aligned} \quad (3.30)$$

$$x''_t = x''_{1C} = -d\cos\varphi + \ell(1+\psi')^2\cos(\varphi+\psi_0+\psi) + \ell\psi''\sin(\varphi+\psi_0+\psi)$$
$$y''_t = y''_{1C} = d\sin\varphi - \ell(1+\psi')^2\sin(\varphi+\psi_0+\psi) + \ell\psi''\cos(\varphi+\psi_0+\psi) \quad (3.31)$$

■ Cinematica cuplei superioare

Se determină expresiile analitice ale vitezelor $\overline{v}_{C1}$ şi $\overline{v}_{C2}$,

$$\overline{v}_{C1} = \overline{\omega}_1 \times \overline{AC} = \overline{k}_3\omega_1 \times (\overline{i}_3 x_{3C} + \overline{j}_3 y_{3C}) =$$
$$= -\overline{i}_3\omega_1\ell\sin(\psi_0+\psi) + \overline{j}_3\omega_1(d - \ell\cos(\psi_0+\psi))$$
$$\overline{v}_{C2} = \overline{\omega}_2 \times \overline{BC} = \overline{k}_3\omega_2 \times (-\overline{i}_3\ell\cos(\psi_0+\psi) + \overline{j}_3\ell\sin(\psi_0+\psi)) =$$
$$= -\overline{i}_3\omega_2\ell\sin(\psi_0+\psi) - \overline{j}_3\omega_2\ell\cos(\psi_0+\psi)$$

Introducând aceste expresii în ecuațiile de viteze (3.6) se obține viteza relativă $\overline{v}_{C21}$,

$$\overline{v}_{C21} = \overline{i}_3\ell(\overline{\omega}_1 - \overline{\omega}_2)\sin(\psi_0+\psi) + \overline{j}_3(\ell(\overline{\omega}_1 - \overline{\omega}_2)\cos(\psi_0+\psi) - \omega_1 d) \quad (3.32)$$

■ Unghiul de presiune

Prin particularizarea definiției generale (par. 3.4.1.), la acest mecanism, unghiul de presiune, α, se formează între perpendiculara pe tachet şi normala la profile trasată prin centrul rolei (C) sau între tachetul (BC) şi tangenta în (C) la profilul teoretic. Pentru a determina unghiul de presiune se calculează mai întâi, unghiul δ format de tangenta la profilul teoretic în (C) şi linia centrelor ($AB = Ax_3$).

$$tg\delta = \frac{(\overline{v}_{C21})_{y_3}}{(\overline{v}_{C21})_{x_3}}$$

$$tg\delta = \frac{\ell\left(1 - \frac{\omega_2}{\omega_1}\right)\cos(\psi_0+\psi) - d}{\ell\left(1 - \frac{\omega_2}{\omega_1}\right)\sin(\psi_0+\psi)} = \frac{\ell(1+\psi')\cos(\psi_0+\psi) - d}{\ell(1+\psi')\sin(\psi_0+\psi)}$$

Unghiul de presiune este suma formată din unghiurile δ şi $(\psi_0+\psi)$ (Fig.3.30),

$$\alpha = \delta + \psi_0 + \psi,$$

iar

$$\mathrm{tg}\alpha = \frac{\mathrm{tg}\delta + \mathrm{tg}(\psi_0 + \psi)}{1 - \mathrm{tg}\delta \cdot \mathrm{tg}(\psi_0 + \psi)}$$

Efectuând transformările corespunzătoare, se obține formula

$$\mathrm{tg}\alpha = \frac{\ell\left(1 - \frac{\omega_2}{\omega_1}\right) - d \cdot \cos(\psi_0 + \psi)}{d \cdot \sin(\psi_0 + \psi)} = \frac{\ell(1 + \psi') - d \cdot \cos(\psi_0 + \psi)}{d \cdot \sin(\psi_0 + \psi)} \qquad (3.33)$$

■ Sinteza profilului real

Razele vectoare ale punctelor D_i şi D_e, având aceleaşi expresii (3.22) ca la mecanismul cu tachet de translație, conduc la

$$x_{3Di} = x_{3C} + r_4 \cos\left(\alpha - \frac{\pi}{2} - (\psi_0 + \psi)\right) = x_{3C} + r_4 \sin(\alpha - (\psi_0 + \psi))$$

$$y_{3Di} = y_{3C} + r_4 \sin\left(\alpha - \frac{\pi}{2} - (\psi_0 + \psi)\right) = y_{3C} - r_4 \cos(\alpha - (\psi_0 + \psi))$$

$$x_{3De} = x_{3C} + r_4 \cos\left(\alpha + \frac{\pi}{2} - (\psi_0 + \psi)\right) = x_{3C} - r_4 \sin(\alpha - (\psi_0 + \psi))$$

$$y_{3De} = y_{3C} + r_4 \sin\left(\alpha + \frac{\pi}{2} - (\psi_0 + \psi)\right) = y_{3C} + r_4 \cos(\alpha - (\psi_0 + \psi))$$

Înlocuind expresiile coordonatelor x_{3C} şi y_{3C} (3.28) se obține

$$x_{3D} = d - \ell \cos(\psi_0 + \psi) \pm r_4 \sin(\alpha - (\psi_0 + \psi))$$

$$y_{3D} = \ell \sin(\psi_0 + \psi) \mp r_4 \cos(\alpha - (\psi_0 + \psi))$$

Operând schimbarea de coordonate din sistemul (3) în sistemul (1) se ajunge la ecuațiile parametrice ale celor două profile reale,

$$\begin{aligned} x_r &= x_{1D} = d\cos\varphi - \ell\cos(\psi_0 + \psi + \varphi) \pm r_4 \sin(\alpha - (\psi_0 + \psi + \varphi)) \\ y_r &= y_{1D} = -d\sin\varphi + \ell\sin(\psi_0 + \psi + \varphi) \mp r_4 \cos(\alpha - (\psi_0 + \psi + \varphi)) \end{aligned} \qquad (3.34)$$

■ Raza de curbură

Se aplică formula (3.7) cu expresiile coordonatelor şi ale derivatelor acestora date de formulele (3.29), (3.30) şi (3.31). Se ajunge la următoarea formulă pentru raza de curbură a profilului teoretic R_{ct},

$$R_{ct} = \frac{\left(d^2 + \ell^2(1+\psi')^2 - 2\ell d(1+\psi')\cos(\psi_0+\psi)\right)^{3/2}}{d\ell\psi''\sin(\psi_0+\psi) + d\ell(1+\psi')(2+\psi')\cos(\psi_0+\psi) - d^2 - \ell^2(1+\psi')^3} \cdot \quad (3.35)$$
$$\cdot \mathrm{SGN}\left(-d^2 - \ell^2(1+\psi') + d\ell(2+\psi')\cos(\psi_0+\psi)\right)$$

3.4.4. Mecanismul plan cu tachet de translație şi talpă

- **Caracterizarea constructivă**

Se adoptă un sistem de axe fix $Ax_3y_3z_3$ cu originea în centrul de rotație al camei, axa Ay_3 orientată paralel cu axa de translație, în sensul de ridicare, şi axa Az_3 orientată spre observator (Fig.3.31). Se adoptă, de asemenea, sistemul $Ax_1y_1z_1$, solidar cu cama, formând cu sistemul $Ax_3y_3z_3$ unghiul φ.

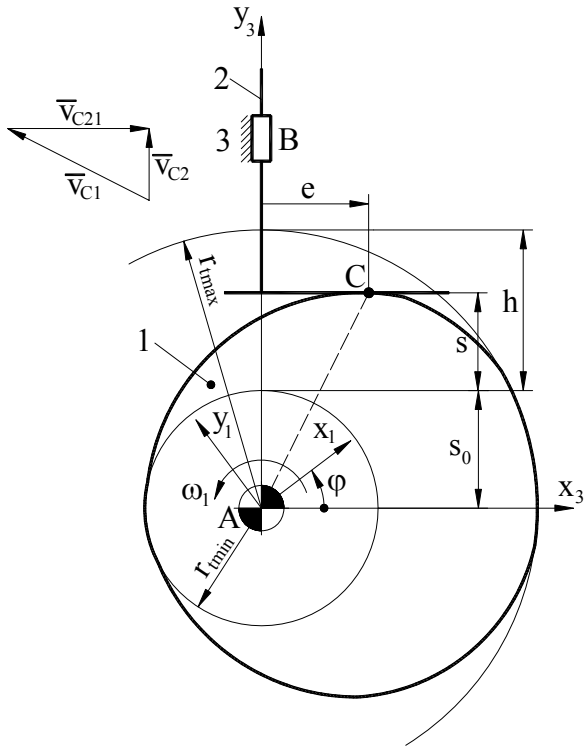


Fig. 3.31

Mecanismul are un parametru de bază unic,

- s_0 - distanța minimă dintre centrul camei (A) şi talpa tachetului.

Razele extreme ale profilului sunt

$$r_{t\min} = s_0,\ r_{t\max} = s_0 + h\ , \tag{3.36}$$

■ Cinematica cuplei superioare

Vectorii din ecuația de viteze (3.6) au expresiile

$$\overline{v}_{C1} = \overline{\omega} \times \overline{AC} = \overline{k}_3\omega \times (\overline{i}_3 e + \overline{j}_3(s_0 + s)) = -\overline{i}_3\omega(s_0 + s) + \overline{j}_3\omega e$$

$$\overline{v}_{C2} = \overline{j}_3 v$$

$$\overline{v}_{C21} = \overline{i}_3 v_{C21}$$

în care e reprezintă excentricitatea variabilă - distanța de la centrul camei la punctul de contact (C) măsurată paralel cu talpa tachetului.

Introducând aceste expresii în ecuația (3.6) se obține

$$v_{C21} = \omega(s_0 + s) \tag{3.41}$$

$$e = s' \tag{3.42}$$

■ Sinteza profilului

Se proiectează vectorul $\overline{r}_C = \overline{AC}$ pe axele sistemului fix (3),

$$\begin{aligned} x_{3C} &= e = s' \\ y_{3C} &= s_0 + s \end{aligned} \tag{3.37}$$

Prin transformarea de coordonate din sistemul (3) în sistemul (1), se obțin ecuațiile parametrice ale profilului

$$\begin{aligned} x_r &= x_{1C} = s'\cos\varphi + (s_0 + s)\sin\varphi \\ y_r &= y_{1C} = -s'\sin\varphi + (s_0 + s)\cos\varphi \end{aligned} \tag{3.38}$$

Se derivează x_r şi y_r în raport cu paarmetrul φ

$$\begin{aligned} x'_r &= x'_{1C} = (s_0 + s + s'')\cos\varphi \\ y'_r &= y'_{1C} = -(s_0 + s + s'')\sin\varphi \end{aligned} \tag{3.39}$$

$$\begin{aligned} x''_r &= x''_{1C} = -(s_0 + s + s'')\sin\varphi + (s' + s''')\cos\varphi \\ y''_r &= y''_{1C} = -(s_0 + s + s'')\cos\varphi - (s' + s''')\sin\varphi \end{aligned} \tag{3.40}$$

- **Raza de curbură**

Aplicând formula (3.7) în care se introduc expresiile (3.38), (3.39) şi (3.40) se ajunge la următoarea expresie simplă pentru raza de curbură a profilului

$$R_{ct} = s_0 + s + s'' \tag{3.43}$$

Menționăm că formula (3.43) indică şi semnul pentru raza de curbură cu semnificația cunoscută (par. 3.4.1.).

3.4.5. Mecanismul spațial cu camă cilindrică şi tachet de translație

- **Caracterizarea constructivă**

Mecanismul spațial se transformă într-un mecanism plan (par. 3.1.2.3.) prin desfăşurarea cilindrului de rază medie r_1 (valoarea medie dintre raza exterioară a cilindrului şi raza fundului canalului) (Fig.3.32). În mecanismul transformat mişcarea camei este una de translație, perpendiculară pe direcția mişcării tachetului.

Se adoptă un sistem de axe fix $O_3x_3y_3$ cu axa O_3y_3 după direcția tachetului în sensul convențional de ridicare.

Se adoptă, de asemenea, un sistem $O_1x_1y_1$, solidar cu cama, paralel cu sistemul $O_3x_3y_3$ şi deplasat față de acesta, pe direcția O_3x_3, cu $s_1 = \varphi \cdot r_1$ (φ - unghiul de poziție al camei cilindrice).

Parametrii geometrici de bază ai mecanismului sunt:

- r_1 - raza medie a camei cilindrice;
- r_4 - raza rolei.

Dimensiunile de gabarit ale camei sunt raza medie r_1 şi cursa h.

- **Sinteza profilului teoretic**

Vectorul de poziție al punctului C, $\overline{r}_C = \overline{O_3C}$ se proiectează pe axele sistemului fix,

$$\begin{aligned} x_{3C} &= 0 \\ y_{3C} &= s \end{aligned} \tag{3.44}$$

şi se aplică transformarea de coordonate [A.6] din sistemul (3) în sistemul (1),

$$x_t = x_{1C} = -s_1 = -r_1\varphi$$
$$y_t = y_{1C} = s \tag{3.45}$$

Se derivează x_t şi y_t în raport cu parametrul φ,

$$x'_t = x'_{1C} = -r_1$$
$$y'_t = y'_{1C} = s' \tag{3.46}$$

$$x''_t = x''_{1C} = 0$$
$$y''_t = y''_{1C} = s'' \tag{3.47}$$

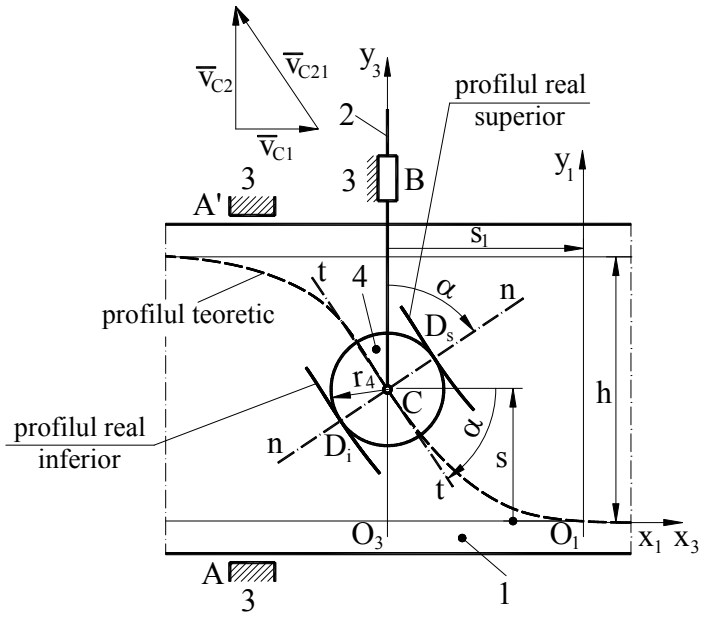


Fig. 3.32

■ Cinematica cuplei superioare

Vectorii $\overline{v}_{C1}$ şi $\overline{v}_{C2}$ au expresiile,

$$\overline{v}_{C1} = \overline{i}_3 v_1 = \overline{i}_3 \omega r_1$$
$$\overline{v}_{C2} = \overline{j}_3 v_{C2} = \overline{j}_3 \omega s',$$

în care $v_1 = \omega \cdot r_1$ este viteza de translaţie a camei plane.

Introducând aceste expresii în ecuaţia (3.6), rezultă

$$\overline{v}_{C21} = -\overline{i}_3 \omega r_1 + \overline{j}_3 \omega s' \tag{3.48}$$

■ Unghiul de presiune

Unghiul de presiune, α, se formează între axa tachetului (O_3y_3) şi normala la profile trasată prin centrul rolei (C) sau între perpendiculara pe tachet (O_3x_3) şi tangenta la profilul teoretic în (C). Deoarece vectorul $\overline{v}_{C21}$ este paralel cu tangenta, se poate scrie

$$\mathrm{tg}\alpha = \frac{(\overline{v}_{C21})_{y_3}}{(\overline{v}_{C21})_{x_3}}$$

$$\mathrm{tg}\alpha = -\frac{s'}{r_1} \tag{3.49}$$

■ Sinteza profilului real

Punctele de tangenţă ale rolei cu profilul real inferior, D_i, şi cu profilul real superior, D_s, au următorii vectori de poziţie

$$\overline{r}_{Di} = \overline{O_3C} + \overline{CD_i}$$

$$\overline{r}_{De} = \overline{O_3C} + \overline{CD_s}$$

Proiectând pe axele sistemului fix (3) se obţine

$$x_{3D} = r_4 \cos\left(\alpha \mp \frac{\pi}{2}\right) = \pm r_4 \sin\alpha$$

$$y_{3D} = s + r_4 \sin\left(\alpha \mp \frac{\pi}{2}\right) = s \mp r_4 \cos\alpha$$

Prin transformarea de coordonate [A.6] din sistemul (3) în sistemul (1) rezultă ecuaţiile parametrice ale profilelor reale

$$\begin{aligned} x_r &= x_{1D} = -\varphi r_1 \pm r_4 \sin\alpha \\ y_r &= y_{1D} = s \mp r_4 \cos\alpha \end{aligned} \tag{3.50}$$

cu semnul de sus pentru profilul real inferior şi cu cel de jos pentru profilul real superior.

- **Raza de curbură**

Se aplică formula (3.8) în care se introduc parametrii determinați cu formulele (3.45), (3.46) şi (3.47). Rezultă raza de curbură a profilului teoretic,

$$R_{ct} = \frac{-(r_1^2 + s'^2)^{3/2}}{r_1 s''} . \qquad (3.51)$$

3.5. ANALIZA CINETOSTATICĂ

3.5.1. Forțele de legătură din cupla superioară

Considerațiile generale privind obiectul analizei cinetostatice şi forțele care intervin în această operație, prezentate la mecanismele cu cuple inferioare (par. 2.2.), rămân valabile şi pentru mecanismele cu came. Un aspect deosebit îl reprezintă prezența cuplei superioare camă - tachet, pentru care se prezintă, în continuare, modul în care acționează forțele de legătură.

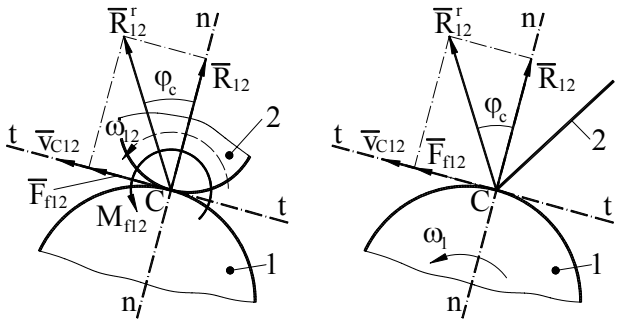
3.5.1.1. Cupla superioară simplă

Se consideră cupla superioară formată din cama 1 şi tachetul 2, având suprafețele active constituite din doi cilindri în contact după o generatoare (Fig.3.33.a). În ipoteza că sistemul de forțe care încarcă mecanismul este amplasat într-un plan paralel cu planul mişcării, torsorul reacțiunilor normale din cupla superioară se reduce la o reacțiune unică $\overline{R}_{12}$ având ca suport normala comună nn în punctul de contact C. Dacă suprafața activă aferentă tachetului se reduce la un punct (tachet cu vârf) (Fig.3.33.b), reacțiunea $\overline{R}_{12}$ are ca suport normala la profilul camei în punctul de contact C.

Sistemul forțelor de frecare se compune dintr-o forță de frecare de alunecare $\overline{F}_{f12}$ şi un moment de frecare de rostogolire M_{f12} care au următoarele caracteristici:

$$\overline{F}_{f12} \begin{cases} |F_{f12}| = \mu_C |R_{12}| \\ // \text{ tt} \\ \overline{F}_{f12} \text{ are acelasi sens cu viteza relativa de alunecare } \overline{v}_{C12} \end{cases}$$

$$M_{f12} \begin{cases} |M_{f12}| = f_C |R_{12}| \\ M_{f12} \text{ are acelasi sens cu viteza unghiulara relativa } \omega_{12} = \omega_1 - \omega_2 \end{cases}$$



a) ***b)***

Fig. 3.33

Parametrul f_C este coeficientul de frecare de rostogolire cu dimensiune de lungime.

În cazul tachetului cu vârf mişcarea relativă este de alunecare pură astfel încât momentul de frecare de rostogolire nu intervine.

Reacțiunea normală $\overline{R}_{12}$ şi forța de frecare de alunecare $\overline{F}_{f12}$ se pot compune, obținând reacțiunea rezultantă $\overline{R}^r_{12} = \overline{R}_{12} + \overline{F}_{f12}$. Reacțiunea $\overline{R}^r_{12}$ este deviată de la normală, în sensul vitezei relative $\overline{v}_{C12}$, cu unghiul $\varphi_C = \text{arctg}\ \mu_C$.

3.5.1.2. Cupla superioară cu rolă

Se consideră lanțul cinematic format din cama 1, rola 4 şi tachetul 2 (Fig.3.34.a). În cupla superioară camă - rolă acționează reacțiunea normală $\overline{R}_{14}$ având ca suport normala comună nn care, evident, trece prin centrul rolei, C. Se scrie ecuația de echilibru de forțe pentru rolă în ipoteza neglijării frecării şi a forțelor de greutate şi de inerție care sunt mici datorită dimensiunilor reduse ale rolei,

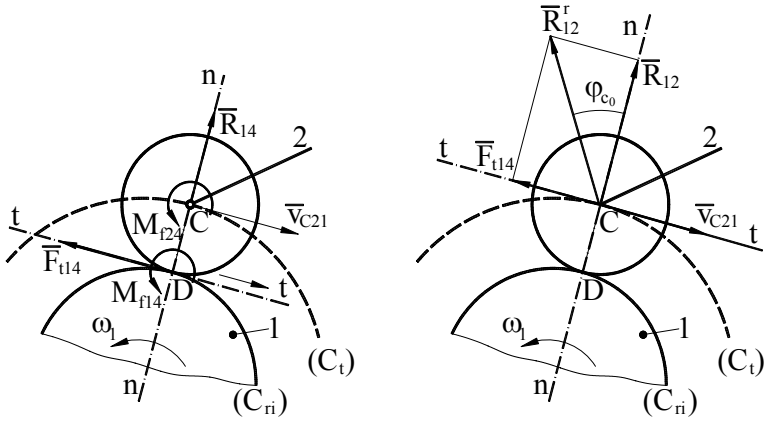
$$\sum \overline{F}(4);\ \overline{R}_{14} + \overline{R}_{24} = 0$$

Din această ecuație se poate deduce

$$\overline{R}_{14} = -\overline{R}_{24} = \overline{R}_{42},$$

ceea ce înseamnă că reacțiunea din cupla superioară se transmite nemodificată asupra tachetului în centrul rolei C.

În felul acesta lanțul cinematic 1 - 4 - 2 se poate înlocui printr-o cuplă superioară formată între profilul teoretic al camei 1 şi tachetul 2 prevăzut cu vârf (Fig.3.34.b) în care acționează reacțiunea $\overline{R}_{12} = \overline{R}_{14} = \overline{R}_{42}$.



a) ***b)***

Fig. 3.34

Dacă se iau în considerare forțele de frecare şi se admite că rola execută o mişcare de rostogolire pură pe suprafața activă a camei, asupra rolei acționează momentul de frecare de rostogolire M_{f14} în cupla superioară D şi momentul de frecare M_{f24} în cupla de rotație C.

Aceste momente au următoarele mărimi

$$|M_{f14}| = f_D |R_{14}| \tag{3.52}$$

$$|M_{f24}| = \mu_C r_C |R_{24}| = r_C |R^r_{24}| \sin\varphi_C \tag{3.53}$$

La nivelul cuplei superioare D acționează, de asemenea, o forță tangențială $\overline{F}_{t14}$ având ca suport tangenta comună la profilul camei şi la cercul rolei. Această forță intervine în echilibrul momentelor, aşa cum rezultă din următoarea ecuație

$$\sum M_C(4) = 0;\ M_C(F_{t14}) + M_{f14} + M_{f24} = 0, \tag{3.54}$$

din care rezultă

$$|F_{t14}| = \frac{1}{r_4}\left(|M_{f14}| + |M_{f24}|\right) \tag{3.55}$$

Condiția de rostogolire a rolei pe profilul camei este

$$|F_{t14}| < |F_{f14}|, \tag{3.56}$$

în care $\overline{F}_{f14}$ este forța de frecare de alunecare din cupla superioară, având valoarea:

$$|F_{f14}| = \mu_D |R_{14}| \tag{3.57}$$

în care $\mu_D = \text{tg}\ \varphi_D$ este coeficientul de frecare de alunecare.

Forța tangențială $\overline{F}_{t14}$ se poate transfera în punctul C, dacă asupra elementului 4 se aplică momentul suplimentar $M_C(F_{t14})$. În aceste condiții momentul rezultant care acționează asupra elementului 4 este

$$M_4 = M_{f14} + M_{f24} + M_C(F_{t14})$$

Având în vedere ecuația (3.54), rezultă $M_4 = 0$, astfel încât, prin transferul forței $\overline{F}_{t14}$ din punctul D în punctul C, se compensează efectul momentelor de frecare. Reacțiunea normală $\overline{R}_{14}$ şi forța tangențială $\overline{F}_{t14}$ se compun rezultând $\overline{R}^r_{14} = \overline{R}_{14} + \overline{F}_{t14}$. Din ecuația de forțe

$$\sum \overline{F}(4) = 0;\ \overline{R}^r_{14} + \overline{R}^r_{24} = 0$$

rezultă $\overline{R}^r_{14} = -\overline{R}^r_{24} = \overline{R}^r_{42}$, care arată că reacțiunea $\overline{R}_{14}$ din cupla camă - rolă se transmite nemodificată asupra tachetului, în punctul C. Ca şi în cazul neglijării frecării, lanțul cinematic 1 - 4 - 2 se poate asimila cu o cuplă superioară formată din profilul teoretic al camei şi un tachet cu vârful în C (Fig.3.34.b) în care acționează reacțiunea $\overline{R}^r_{12} = \overline{R}^r_{14} = \overline{R}^r_{24}$. Reacțiunea $\overline{R}^r_{12}$ este deviată, în raport cu normala nn, în sensul vitezei unghiulare ω_1, cu unghiul φ_{C_0} care se exprimă astfel,

$$\sin\varphi_{C_0} = \frac{|F_{t14}|}{|R^r_{12}|}$$

Forța tangențială F_{t14} se exprimă, la rândul ei, în modul următor

$$\begin{aligned} |F_{t14}| &= \frac{1}{r_4}\left(|M_{f14}| + |M_{f24}|\right) = \frac{1}{r_4}\left(f_D |R_{14}| + r_C |R^r_{24}| \sin\varphi_C\right) = \\ &= \frac{1}{r_4}\left(f_D |R_{12}| + r_C |R^r_{12}| \sin\varphi_C\right) \end{aligned} \tag{3.58}$$

astfel încât se obține ecuația

$$\sin\varphi_{C_0} = \frac{1}{r_4}(f_D \cos\varphi_{C_0} + r_C \sin\varphi_C)$$

sau

$$r_4 \sin\varphi_{C_0} - f_D \cos\varphi_{C_0} - r_C \sin\varphi_C = 0 \tag{3.59}$$

Această ecuație se rezolvă, analitic sau numeric, obținând unghiul φ_{C_0}. Deoarece φ_C şi φ_{C_0} au valori mici (sub 5°), sinusurile se pot aproxima cu unghiurile, rezultând următoarea formulă

$$\varphi_{C_0} \cong \frac{f_D}{r_4} + \frac{r_C \varphi_C}{r_4} \tag{3.60}$$

Având în vedere relația (3.58) condiția de rostogolire (3.56) se poate scrie

$$\frac{1}{r_4}(f_D \left| R_{12} \right| + r_C \left| R_{12}^r \right| \sin\varphi_C) < \text{tg}\ \varphi_D \left| R_{12} \right|$$

sau

$$\frac{1}{r_4}\left(f_D + r_C \frac{\sin\varphi_C}{\cos\varphi_{C_0}} \right) < \text{tg}\ \varphi_D \tag{3.61}$$

Prin aproximarea funcțiilor sinus şi tangentă cu unghiurile se obține o relație mai simplă

$$\frac{f_D}{r_4} + \frac{r_C}{r_4} \cdot \varphi_C < \varphi_D \tag{3.62}$$

Se observă că membrul din stânga este egal cu φ_{C_0} (3.60) ceea ce conduce la condiția

$$\varphi_{C_0} < \varphi_D\,. \tag{3.63}$$

3.5.2. Mecanismul plan cu tachet de translație şi rolă

3.5.2.1. Analiza cinetostatică

Se consideră un mecanism cu cuplă superioară unilaterală (Fig.3.35) pentru care se efectuează analiza cinetostatică, în prezența frecării, pentru faza de ridicare, în care tachetul este încărcat cu forța rezistentă $\overline{F}_2$. În procesul de calcul se utilizează un sistem de coordonate fix, Axyz, identic cu sistemul $Ax_3y_3z_3$ folosit în par. 3.4.

Reacțiunea din cupla superioară $\overline{R}_{12}^r$ este deviată de la normala nn cu unghiul φ_{C_0} (3.60) în sensul vitezei unghiulare ω, iar proiecțiile acesteia pe axele de coordonate au expresiile:

$$R^r_{12x} = R^r_{12}\cos\left(\alpha \pm \varphi_{C_0} + \frac{\pi}{2}\right) = -R^r_{12}\sin(\alpha \pm \varphi_{C_0})$$
$$R^r_{12y} = R^r_{12}\sin\left(\alpha \pm \varphi_{C_0} + \frac{\pi}{2}\right) = R^r_{12}\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0}) \qquad (3.64)$$

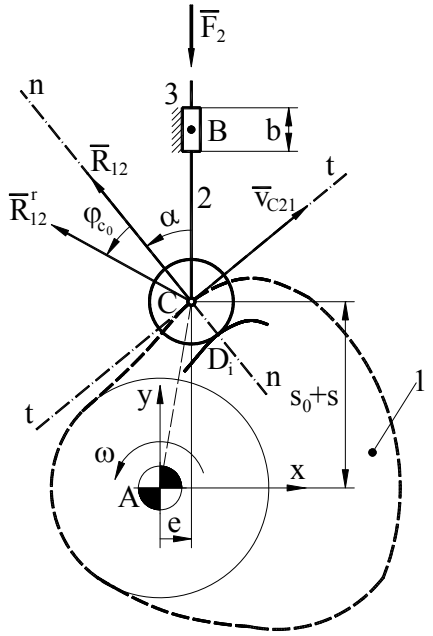


Fig. 3.35

Se scriu ecuațiile de echilibru pentru elementul 2,

$$\sum \bar{M}_B(2) = 0;\ \overline{BC} \times \bar{R}^r_{12} + \bar{M}_{r32} = 0$$
$$\sum \bar{F}(2) = 0;\ \bar{F}_2 + \bar{R}^r_{12} + \bar{R}_{32} + \bar{F}_{f32} = 0,$$

în care B este centrul zonei de contact a cuplei de translație.

Ecuația de momente se transpune scalar, iar ecuația de forțe se proiectează pe axele de coordonate

$$-\bar{j}(y_B - (s_0 + s)) \times R^r_{12}(-\bar{i}\sin(\alpha \pm \varphi_{C_0}) + \bar{j}\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0}) + \bar{k}M_{r32} = 0$$
$$-\bar{k}R^r_{12}(y_B - (s_0 + s))\sin(\alpha \pm \varphi_{C_0}) + \bar{k}M_{r32} = 0$$

$$\begin{cases} -R_{12}^{r}(y_B-(s_0+s))\sin(\alpha\pm\varphi_{C_0})+M_{r32}=0 \\ -R_{12}^{r}\sin(\alpha\pm\varphi_{C_0})+R_{32}=0 \\ -|F_2|+R_{12}^{r}\cos(\alpha\pm\varphi_{C_0})+F_{f32}=0 \end{cases} \tag{3.65}$$

Forța de frecare $\overline{F}_{f32}$ are expresii diferite în funcție de cazul în care se încadrează cupla de translație B (par. 2.2.1.4.). Această încadrare depinde de raportul $k_B=\frac{|M_{r32}|}{|R_{32}|}$ care se poate calcula din ecuațiile sistemului (3.65), rezultând

$$k_B=\frac{|M_{r32}|}{|R_{32}|}=|y_B-(s_0+s)|.$$

• Dacă $k_B<\frac{b}{2}$, forța de frecare F_{f32} are expresia

$$F_{f32}=-\mu_B|R_{32}| \tag{3.66}$$

iar R_{12}^{r} se determină din (3.65),

$$R_{12}^{r}=\frac{|F_2|}{\cos(\alpha\pm\varphi_{C_0})\left(1-\mu_B\mathrm{tg}|\alpha\pm\varphi_{C_0}|\right)} \tag{3.67}$$

• Dacă $k_B>\frac{b}{2}$, forța de frecare F_{f32} şi reacțiunea rezultantă R_{12}^{r} sunt

$$F_{f32}=-\frac{2\mu_B}{b}|M_{r32}| \tag{3.68}$$

$$R_{12}^{r}=\frac{|F_2|}{\cos(\alpha\pm\varphi_{C_0})\left(1-\frac{2\mu_B}{b}|y_B-(s_0+s)|\cdot\mathrm{tg}|\alpha\pm\varphi_{C_0}|\right)} \tag{3.69}$$

Necunoscutele R_{32} şi M_{r32} se calculează, de asemenea, din sistemul (3.65):

$$R_{32}=R_{12}^{r}\sin(\alpha\pm\varphi_{C_0}) \tag{3.70}$$

$$M_{r32}=R_{12}^{r}(y_B-(s_0+s))\sin(\alpha\pm\varphi_{C_0}) \tag{3.71}$$

Se scriu ecuațiile de echilibru pentru elementul 1,

$$\sum\overline{M}_A(1)=0;\ \overline{AC}\times\overline{R}_{12}^{r}+\overline{M}_e+\overline{M}_{f12}=0$$

$$\sum\overline{F}(1)=0;\ \overline{R}_{31}^{r}+\overline{R}_{21}^{r}=0$$

Din ecuația de forțe rezultă

$$\bar{R}_{31}^{r} = -\bar{R}_{21}^{r} = \bar{R}_{12}^{r} \tag{3.72}$$

Ecuația de momente se transpune scalar

$$(\bar{i}e + \bar{j}(s_0 + s)) \times R_{12}^{r}(\bar{i}\sin(\alpha \pm \varphi_C) - \bar{j}\cos(\alpha \pm \varphi_C)) + \bar{k}M_e \mp \bar{k}R_{31}r_A \sin\varphi_A = 0$$

$$-\bar{k}R_{12}^{r}(e\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0}) + (s_0 + s)\sin(\alpha \pm \varphi_{C_0})) + \bar{k}M_e \mp \bar{k}R_{12}^{r}r_A \sin\varphi_A = 0$$

$$-R_{12}^{r}(e\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0}) + (s_0 + s)\sin(\alpha \pm \varphi_{C_0})) + M_e \mp R_{12}^{r}r_A \sin\varphi_A = 0$$

Din această ecuație se determină momentul de echilibrare M_e,

$$M_e = R_{12}^{r}(e\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0}) + (s_0 + s)\sin(\alpha \pm \varphi_{C_0}) \pm r_A \sin\varphi_A) \tag{3.73}$$

Relațiile de calcul ale reacțiunilor se pot particulariza pentru cazul în care se nglijează forțele de frecare făcând $\varphi_{C_0} = 0$, $\mu_B = 0$ şi $\varphi_A = 0$,

$$R_{12}^{r} = R_{31}^{r} = \frac{|F_2|}{\cos\alpha} \tag{3.74}$$

$$R_{32} = |F_2|\,\mathrm{tg}\alpha \tag{3.75}$$

$$M_{r32} = |F_2|(y_B - (s_0 + s)) \cdot \mathrm{tg}\alpha \tag{3.76}$$

$$M_e = |F_2|(e + (s_0 + s) \cdot \mathrm{tg}\alpha) \tag{3.77}$$

Uneori, analiza cinetostatică se efectuează luând în considerare numai freacarea din cupla de translație B. Desigur, în acest caz, relațiile se particularizează numai cu $\varphi_{C_0} = 0$ şi $\varphi_A = 0$.

În toate relațiile semnul (+) intervine când viteza unghiulară a camei este pozitivă, iar semnul (-) când este negativă.

3.5.2.2. Randamentul, autoblocarea

Pentru calculul randamentului mecanic instantaneu se utilizează relația

$$\eta = -\frac{P_u}{P_m} = -\frac{-|F_2|s'}{M_e}. \tag{3.78}$$

Momentul de echilibrare M_e se înlocuieşte cu expresia sa (3.73) obținând

$$\eta = \frac{|F_2|s'}{R_{12}^{r}(e\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0}) + (s_0 + s)\sin(\alpha \pm \varphi_{C_0}) \pm r_A \sin\varphi_A)}. \tag{3.79}$$

În această formulă R_{12}^{r} se înlocuieşte cu expresia (3.67) sau (3.69) în funcție de cazul în care se încadrează cupla B. Astfel, dacă $k_B < \frac{b}{2}$ se obține următoarea formulă pentru η

$$\eta = \frac{(1-\mu_B \mathrm{tg}|\alpha \pm \varphi_C|)s'}{e + (s_0 + s)\mathrm{tg}(\alpha \pm \varphi_C) \pm r_A \frac{\sin\varphi_A}{\cos(\alpha \pm \varphi_C)}} \tag{3.80}$$

Condiția de evitare a autoblocării ($\eta > 0$) aplicată expresiei (3.80) conduce la

$$1 - \mu_B \mathrm{tg}|\alpha \pm \varphi_C| > 0\,, \tag{3.81}$$

deoarece semnul randamentului este determinat numai de factorul $1 - \mu_B \mathrm{tg}|\alpha \pm \varphi_C|$. Soluția practică a inegalității (3.81), în raport cu necunoscuta α este

$$|\alpha| < \mathrm{arctg}\frac{1}{\mu_B} - \varphi_C = \alpha_{bl} \tag{3.82}$$

în care α_{bl} este valoarea de blocare a unghiului de presiune.

Dacă $k_B > 1$,

$$\eta = \frac{\left(1 - \frac{2\mu_B}{b}|y_B - (s_0 + s)| \cdot \mathrm{tg}|\alpha \pm \varphi_C|\right)s'}{e + (s_0 + s)\mathrm{tg}(\alpha \pm \varphi_C) \pm r_A \frac{\sin\varphi_A}{\cos(\alpha \pm \varphi_C)}} \tag{3.83}$$

Condiția de evitare a autoblocării este

$$1 - \frac{2\mu_B}{b}|y_B - (s_0 + s)| \cdot \mathrm{tg}|\alpha \pm \varphi_C| > 0$$

sau

$$|\alpha| < \mathrm{arctg}\frac{1}{\frac{2\mu_B}{b}|y_B - (s_0 + s)|} - \varphi_C = \alpha_{bl} \tag{3.84}$$

Randamentul global, pentru faza de ridicare, se determină cu formula

$$\eta_g = \frac{\int_0^{\varphi_r} P_u d\varphi}{\int_0^{\varphi_r} \frac{P_u}{\eta} d\varphi} = \frac{\int_0^{\varphi_r} F_2 s' d\varphi}{\int_0^{\varphi_r} \frac{F_2 s' d\varphi}{\eta}}\,. \tag{3.85}$$

În ipoteza $F_2 = -|F_2| = \text{ct.}$ relația devine

$$\eta_g = \frac{\int_0^{\varphi_r} s'd\varphi}{\int_0^{\varphi_r} \frac{s'd\varphi}{\eta}}. \tag{3.86}$$

Observații

• Autoblocarea este determinată de valoarea absolută a unghiului de presiune, aşa cum rezultă din condițiile (3.82) şi (3.84). Chiar dacă se respectă aceste condiții, dar unghiul de presiune este apropiat de α_{bl}, funcționarea este defavorabilă, cu valori mari ale reacțiunilor şi cu randament redus. De aceea, în locul condițiilor (3.82) şi (3.84) se utilizează condiția

$$|\alpha| \le \alpha_a < \alpha_{bl} \tag{3.87}$$

în care α_a este unghiul de presiune admisibil, având următoarele valori recomandate: $\alpha_a = 12^0 - 15^0$ pentru un regim de funcționare greu şi $\alpha_a = 25^0 - 30^0$ pentru un regim uşor. Pentru faza de coborâre, la mecanismele cu cuplă superioară unilaterală, $\alpha_a = 75^0 - 80^0$.

• Aşa cum am arătat şi în par. 2.2.1.4., dintre cele două cazuri care pot interveni în legătură cu calculul forței de frecare din cupla de translație, **cazul (1)** este favorabil. Întradevăr, formulele anterioare arată că, în acest caz, reacțiunile sunt mai reduse, iar randamentul şi unghiul de presiune de blocare sunt mai mari. Condiția pentru **cazul (1)**

$$k_B = |y_B - (s_0 + s)| < \frac{b}{2},$$

extinsă pentru toată faza de ridicare se exprimă astfel

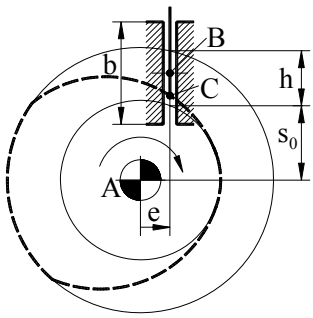


Fig. 3.36

$$\begin{cases} b \ge h \\ s_0 + h - \frac{b}{2} \le y_B \le s_0 + \frac{b}{2} \end{cases} \quad ($$

Condițiile (3.88) arată că punctul C trebuie să se deplaseze numai în interiorul zonei de contact a cuplei de translație B (Fig.3.36).

3.5.3. Mecanismul plan cu tachet de rotație şi rolă

3.5.3.1. Analiza cinetostatică

Se consideră mecanismul cu cuplă superioară unilaterală din Fig.3.37. Se efectuează analiza cinetostatică, în prezența frecării, pentru faza de ridicare în ipoteza că asupra tachetului acționează momentul rezistent M_2.

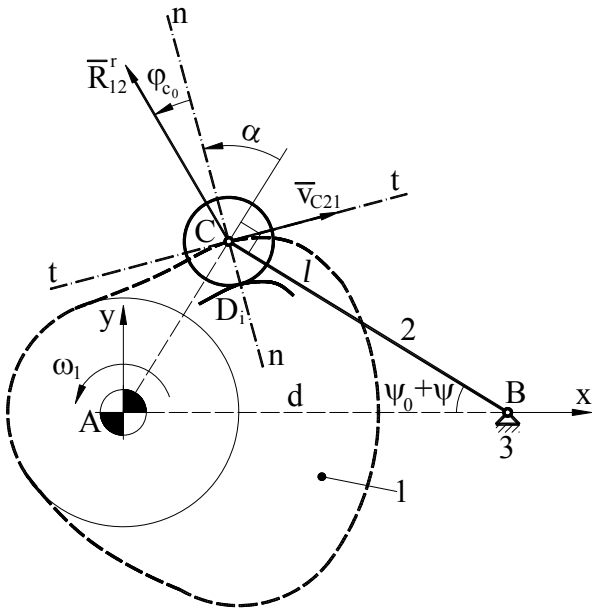


Fig. 3.37

Reacțiunea din cupla superioară $\overline{R}_{12}^{r}$ se proiectează pe axele sistemului de coordonate Axyz,

$$R_{12x}^{r} = R_{12}^{r}\cos\left(\alpha \pm \varphi_{C_0} - (\psi_0 + \psi) + \frac{\pi}{2}\right) = -R_{12}^{r}\sin(\alpha \pm \varphi_{C_0} - (\psi_0 + \psi))$$
$$R_{12y}^{r} = R_{12}^{r}\sin\left(\alpha \pm \varphi_{C_0} - (\psi_0 + \psi) + \frac{\pi}{2}\right) = R_{12}^{r}\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0} - (\psi_0 + \psi)) \quad (3.89)$$

Se scriu ecuațiile de echilibru pentru elementul 2,

$$\sum \overline{F}(2) = 0;\ \overline{R}_{12}^{r} + \overline{R}_{32}^{r} = 0$$
$$\sum \overline{M}_B(2) = 0;\ \overline{BC} \times \overline{R}_{12}^{r} + \overline{M}_2 + \overline{M}_{f32} = 0.$$

Din ecuația forțelor rezultă

$$\bar{R}_{32}^{r} = -\bar{R}_{12}^{r} = \bar{R}_{21}^{r}, \tag{3.90}$$

iar din ecuația de momente, după dezvoltări corespunzătoare, se obține

$$R_{12}^{r} = \frac{|M_2|}{\ell\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0}) - r_B \sin\varphi_B} \tag{3.91}$$

Se scriu ecuațiile de echilibru pentru elementul 1,

$$\sum \bar{F}(1) = 0;\ \bar{R}_{21}^{r} + \bar{R}_{31}^{r} = 0$$

$$\sum \bar{M}_A(1) = 0;\ \overline{AC} \times \bar{R}_{12} + \bar{M}_e + \bar{M}_{f12} = 0$$

Din ecuația de forțe se obține

$$\bar{R}_{31}^{r} = -\bar{R}_{21}^{r} = \bar{R}_{12}^{r} \tag{3.92}$$

iar din ecuația de momente rezultă

$$M_e = R_{12}^{r}(d\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0} - (\psi_0 + \psi)) - \ell\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0}) \pm r_A \sin\varphi_A) \tag{3.93}$$

În toate formulele semnul (+) se aplică dacă viteza unghiulară a camei este pozitivă (sens antiorar), iar (-) în caz contrar.

În ipoteza neglijării forțelor de frecare ($\varphi_{C_0} = 0,\ \varphi_A = 0$ şi $\varphi_B = 0$) se obțin relațiile:

$$R_{12}^{r} = \frac{|M_2|}{\ell\cos\alpha} \tag{3.94}$$

$$M_e = \frac{|M_2|(d\cos(\alpha - (\psi_0 + \psi)) - \ell\cos\alpha)}{l\cos\alpha} \tag{3.95}$$

3.5.3.2. Randamentul, autoblocarea

Randamentul se determină aplicând formula

$$\eta = -\frac{P_u}{P_m} = -\frac{-|M_2|\omega_2}{M_e\omega_1}$$

Având în vedere că $\psi' = -\frac{\omega_2}{\omega_1}$ (3.2), se obține

$$\eta = \frac{|M_2|\psi'}{M_e}. \tag{3.96}$$

Cunoscând expresiile pentru M_e (3.93) şi R_{12}^r (3.91) se ajunge la următoarea relaţie de calcul pentru randamentul instantaneu

$$\eta = \frac{(\ell\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0}) - r_B \sin\varphi_B)\psi'}{d\cos(\alpha \pm \varphi_{C_0} - (\psi_0 + \psi)) - \ell\cos(\alpha \pm \varphi_C) \pm r_A \sin\varphi_A}. \tag{3.97}$$

Randamentul global se calculează cu o formulă similară cu o formulă similară cu (3.86),

$$\eta_g = \frac{\int_0^{\varphi_r} \psi' d\varphi}{\int_0^{\varphi_r} \frac{\psi' d\varphi}{\eta}}. \tag{3.98}$$

Condiţia de evitare a autoblocării ($\eta > 0$) se formulează astfel

$$\ell\cos(\alpha \pm \varphi_C) - r_B \sin\varphi_B > 0,$$

care conduce la

$$|\alpha| < \arccos\left(\frac{r_B}{\ell}\sin\varphi_B\right) - \varphi_C \tag{3.99}$$

Discuţia privitoare la unghiul de presiune, dezvoltată la mecanismul precedent, împreună cu condiţia (3.87) sunt aplicabile şi pentru acest mecanism. Pentru unghiul de presiune admisibil se recomandă următoarele valori: $\alpha_a = 30^0 - 45^0$ pentru un regim de funcţionare greu şi $\alpha_a = 45^0 - 60^0$ pentru un regim uşor.

3.5.4. Mecanismul plan cu tachet de translaţie şi talpă

3.5.4.1. Analiza cinetostatică

La fel ca la mecanismele studiate anterior, se efectuează analiza cinetostatică, în prezenţa frecării, pentru o cursă de ridicare, luând în considerare forţa rezistentă $\overline{F}_2$ (Fig.3.38).

Reacţiunea $\overline{R}_{12}^r$ este deviată de la normala nn cu unghiul φ_C în sensul indicat de viteza unghiulară a camei, ω, având proiecţiile pe axele de coordonate,

$$R_{12x}^{r} = R_{12}^{r}\cos\left(\frac{\pi}{2} \pm \varphi_C\right) = \mp R_{12}^{r}\sin\varphi_C$$
$$R_{12y}^{r} = R_{12}^{r}\sin\left(\frac{\pi}{2} \pm \varphi_C\right) = R_{12}^{r}\cos\varphi_C \qquad (3.100)$$

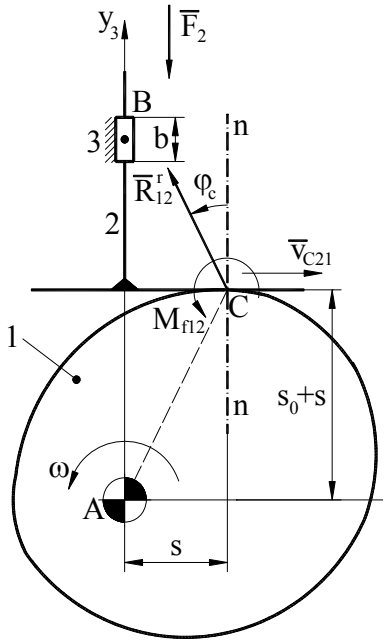


Fig. 3.38

Se scriu ecuațiile de echilibru pentru elementul 2,

$$\begin{cases} \sum \overline{F}(2) = 0;\ \overline{F}_2 + \overline{R}_{12}^{r} + \overline{R}_{32} + \overline{R}_{f32} = 0 \\ \sum \overline{M}_B(2) = 0;\ \overline{BC} \times \overline{R}_{12}^{r} + \overline{M}_{f12} + \overline{M}_{r32} = 0 \end{cases}$$

care se prelucrează în modul cunoscut de la mecanismele anterioare

$$\begin{cases} \mp R_{12}^{r}\sin\varphi_C + R_{32} = 0 \\ -|F_2| + R_{12}^{r}\cos\varphi_C + F_{f32} = 0 \\ R_{12}^{r}((e + f_C)\cos\varphi_C \mp (y_B - (s_0 + s))\sin\varphi_C) + M_{r32} = 0 \end{cases} \qquad (3.101)$$

Pentru a determina expresia forței de frecare $\overline{F}_{f32}$ din cupla B, se calculează raportul k_B din sistemul (3.101)

$$k_B = \frac{|M_{r32}|}{|R_{32}|} = \left| \frac{s' + f_C}{tg\varphi_C} \mp (y_B - (s_0 + s)) \right| . \qquad (3.102)$$

Dacă $k_B \le \frac{b}{2}$, forța de frecare are expresia

$$F_{f32} = -\mu_B |R_{32}|$$

care se introduce în sistemul (3.101) şi rezultă

$$R_{12}^r = \frac{|F_2|}{\cos\varphi_C - \mu_B \sin\varphi_C} . \qquad (3.103)$$

Dacă $k_B > \frac{b}{2}$, forța de frecare se scrie

$$F_{f32} = -\frac{2\mu_B}{b} |M_{r32}| ,$$

iar din sistemul (3.101) se obține

$$R_{12}^r = \frac{|F_2|}{\cos\varphi_C - \frac{2\mu_B}{b} |(s' + f_C)\cos\varphi_C \mp (y_B - (s_0 + s))\sin\varphi_C|} . \qquad (3.104)$$

Reacțiunile R_{32} şi M_{r32} rezultă, de asemenea, din sistemul (3.101)

$$R_{32} = R_{12}^r \sin\varphi_C \qquad (3.105)$$

$$M_{r32} = -R_{12}^r ((s' + f_C)\cos\varphi_C \mp (y_B (s_0 + s))\sin\varphi_C) . \qquad (3.106)$$

Se scriu ecuațiile de echilibru pentru elementul 1

$$\begin{cases} \sum \overline{F}(1) = 0; \quad \overline{R}_{31}^r + \overline{R}_{21}^r = 0 \\ \sum \overline{M}_A(1) = 0; \ \overline{AC} \times \overline{R}_{21}^r + \overline{M}_e + \overline{M}_{f31} + \overline{M}_{f21} = 0. \end{cases}$$

Din ecuația de forțe se obține

$$\overline{R}_{31}^r = -\overline{R}_{21}^r = \overline{R}_{12}^r , \qquad (3.107)$$

iar din ecuația de momente se calculează momentul de echilibrare

$$M_e = R_{12}^r ((s' + f_C)\cos\varphi_C \pm (s_0 + s)\sin\varphi_C \pm r_A \sin\varphi_A) . \qquad (3.108)$$

În toate formulele semnul de sus se utilizează când viteza unghiulară a camei este pozitivă, iar cel de jos când este negativă.

Uneori, analiza cinetostatică se efectuează ținând seama numai de frecarea din cupla de translație. În această ipoteză $\varphi_C = f_C = \varphi_A = 0$, iar $k_B \to \infty$ ceea ce înseamnă că R_{12}^r se calculează numai cu formula (3.104) care se particularizează astfel

$$R_{12}^{r} = \frac{|F_2|}{1 - \frac{2\mu_B |s'|}{b}} . \tag{3.109}$$

În funcție de R_{12}^{r} se obțin şi celelalte reacțiuni

$$R_{32} = 0 \tag{3.110}$$

$$M_{r32} = -R_{12}^{r} \cdot s' \tag{3.111}$$

$$M_e = R_{12}^{r} \cdot s' . \tag{3.112}$$

3.5.4.2. Randamentul, autoblocarea

Calculul randamentului se face cu formula (3.78). Dacă $k_B \le \frac{b}{2}$,

$$\eta = \frac{(1 - \mu_B tg\varphi_C)s'}{(s' + f_C) \pm (s_0 + s)tg\varphi_C \pm r_A \frac{\sin\varphi_A}{\cos\varphi_C}} \tag{3.113}$$

iar dacă $k_B > \frac{b}{2}$,

$$\eta = \frac{\left(1 - \frac{2\mu_B}{b}\left|(s' + f_C)\cos\varphi_C \mp (y_B - (s_0 + s))\sin\varphi_C\right|\right)}{(s' + f_C) \pm (s_0 + s)tg\varphi_C \pm r_A \frac{\sin\varphi_A}{\cos\varphi_C}} . \tag{3.114}$$

În cazul $k_B \le \frac{b}{2}$, condiția de evitare a autoblocării ($\eta < 0$) este

$$1 - \mu_B tg\varphi_C > 0$$

$$\mu_B tg\varphi_C < 1 . \tag{3.115}$$

Dacă $k_B > \frac{b}{2}$, condiția de evitare a autoblocării se formulează astfel

$$1 - \frac{2\mu_B}{b}\left|(s' + f_C) - (y_B - (s_0 + s))tg\varphi_C\right| > 0$$

$$\frac{2\mu_B}{b}\left|(s' + f_C) - (y_B - (s_0 + s))tg\varphi_C\right| < 1 . \tag{3.116}$$

Pentru cazul în care se consideră numai frecarea din cupla de translație, condiția (3.116) devine

$$\frac{2\mu_B s'}{b} < 1. \qquad (3.117)$$

Observaţii

• Mecanismul funcţionează, de regulă, cu $k_B > \frac{b}{2}$ deoarece pentru a avea $k_B \le \frac{b}{2}$, în toate fazele de funcţionare, ar trebui să se adopte valori foarte mari şi nepractice pentru parametrul b. În cazul în care se consideră numai frecarea din cupla de translaţie, $k_B \to \infty$ şi, deci, întotdeauna $k_B > \frac{b}{2}$.

• Condiţia de evitare a autoblocării (3.115) este îndeplinită întotdeauna deoarece $\mu_B < 1$ şi $tg\varphi_C < 1$. Expresiile care intervin în condiţiile (3.116) şi (3.117) sunt foarte apropiate având în vedere valorile practice ale coeficienţilor de frecare. Ca urmare condiţia (3.116) se poate aproxima foarte bine prin condiţia (3.117) din care rezultă domeniul în care se poate adopta parametrul b,

$$b > 2\mu_B \cdot s'.$$

Această condiţie, extinsă pentru întreaga fază de funcţionare, are forma

$$b > 2\mu_B \cdot s'_{max}, \qquad (3.118)$$

în care s'_{max} este valoarea maximă a funcţiei de transmitere s' corespunzătoare legii de mişcare utilizate. Trebuie menţionat că parametrul b nu trebuie adoptat în apropierea valorii limită (3.118) deoareace aceasta conduce la suprasolicitarea mecanismului.

3.6. ANALIZA PRECIZIEI

Evaluarea preciziei de funcţionare a unui mecanism cu camă constă în determinarea abaterii de poziţie a tachetului în funcţie de abaterile elementare ale mecanismului. O abatere elementară specifică mecanismelor cu came este abaterea de profil Δr, care afectează razele profilului real. Celelalte abateri elementare se referă la parametri constructivi constanţi.

Pentru exemplificare se tratează cazul mecanismului plan cu tachet de translaţie şi rolă (Fig.3.29). Abaterea de poziţie a tachetului Δs, asociată parametrului s, se calculează cu formula (2.41) adoptată mecanismului considerat,

$$\Delta s = \frac{\partial s}{\partial r_r}\Delta r_r + \frac{\partial s}{\partial e}\Delta e + \frac{\partial s}{\partial r_4}\Delta r_4 \qquad (3.119)$$

în care Δr_r reprezintă abaterea razei profilului real, Δe - abaterea excentricității, iar Δr_4 - abaterea razei rolei. Derivatele parțiale $\frac{\partial s}{\partial r_r}$, $\frac{\partial s}{\partial e}$ şi $\frac{\partial s}{\partial r_4}$ sunt funcțiile de transmitere ale abaterilor pentru aceiaşi parametri, esențiale pentru calculul abaterii funcționale Δs. Vom prezenta modul de determinare a acestor funcții. Folosind notațiile din par. 3.4.2. şi din Fig.3.29, raza reală r_r se poate scrie

$$r_r = AD_i = \sqrt{x_{3D_i}^2 + y_{3D_i}^2} \ ,$$

în care x_{3D_i} şi y_{3D_i} sunt coordonatele punctului D_i în raport cu sistemul fix Ax_3y_3. Pentru simplificarea relațiilor se notează $x_{3D_i} = x$ şi $y_{3D_i} = y$ astfel încât formula devine

$$r_r = \sqrt{x^2 + y^2} \tag{3.120}$$

iar derivata $\frac{\partial s}{\partial r_r}$ se calculează astfel

$$\frac{\partial s}{\partial r_r} = \frac{\partial s}{\partial \varphi} \cdot \frac{\partial \varphi}{\partial r_r} = s' \frac{1}{\frac{\partial r_r}{\partial \varphi}} = \frac{s'\sqrt{x^2 + y^2}}{xx' + yy'} \ . \tag{3.121}$$

Coordonatele x şi y se determină cu relațiile (3.23), care,pentru un mecanism cu cuplă superioară unilaterală, au forma

$$\begin{aligned} x &= e + r_4 \sin\alpha \\ y &= (s_0 + s) - r_4 \cos\alpha \end{aligned} \tag{3.122}$$

iar unghiul de presiune α, care intervine în aceste relații are expresia

$$\alpha = \mathrm{arctg}\left(\frac{s' - e}{s_0 + s}\right). \tag{3.21}$$

Prin derivarea expresiilor (3.122) în raport cu φ se obțin x' şi y',

$$\begin{aligned} x' &= r_4 \alpha' \cos\alpha \\ y' &= s' + r_4 \alpha' \sin\alpha \end{aligned} \tag{3.123}$$

în care α' este derivata unghiului α în raport cu φ

$$\alpha' = \frac{1}{1 + \mathrm{tg}^2\alpha} \cdot \frac{s''(s_0 + s) - s'(s' - e)}{(s_0 + s)^2} \ . \tag{3.124}$$

În felul acesta rezultă $\frac{\partial s}{\partial r_r}(\varphi)$ ca o funcție de parametrul φ, care intervine în formule prin intermediul legii de mişcare caracterizată prin funcțiile $s(\varphi)$, $s'(\varphi)$ şi $s''(\varphi)$.

Funcția de transmitere $\frac{\partial s}{\partial e}$ se calculează cu ajutorul funcției $\frac{\partial s}{\partial r_r}$ determinată anterior

$$\frac{\partial s}{\partial e} = \frac{\partial s}{\partial r_r} \cdot \frac{\partial r_r}{\partial e}, \tag{3.125}$$

iar $\frac{\partial r_r}{\partial e}$ se obține prin derivarea expresiei (3.120),

$$\frac{\partial r_r}{\partial e} = \frac{x\frac{\partial x}{\partial e} + y\frac{\partial y}{\partial e}}{\sqrt{x^2 + y^2}}, \tag{3.126}$$

în care $\frac{\partial x}{\partial e}$ şi $\frac{\partial y}{\partial e}$ se introduc cu expresiile

$$\begin{aligned} \frac{\partial x}{\partial e} &= 1 + r_4 \frac{\partial \alpha}{\partial e}\cos\alpha \\ \frac{\partial y}{\partial e} &= r_4 \frac{\partial \alpha}{\partial e}\sin\alpha. \end{aligned} \tag{3.127}$$

Derivata unghiului de presiune $\frac{\partial \alpha}{\partial e}$ este

$$\frac{\partial \alpha}{\partial e} = \frac{1}{1 + tg^2\alpha}\left(-\frac{1}{s_0 + s}\right). \tag{3.128}$$

În mod similar, funcția $\frac{\partial s}{\partial r_4}$ se determină cu ajutorul relației

$$\frac{\partial s}{\partial r_4} = \frac{\partial s}{\partial r_r} \cdot \frac{\partial r_r}{\partial r_4}, \tag{3.129}$$

în care se introduce $\frac{\partial r_r}{\partial r_4}$ calculat prin derivarea expresiei (3.120)

$$\frac{\partial r_r}{\partial r_4} = \frac{x\frac{\partial x}{\partial r_4} + y\frac{\partial y}{\partial r_4}}{\sqrt{x^2 + y^2}}. \tag{3.130}$$

La rândul lor, funcțiile $\frac{\partial x}{\partial r_4}$ şi $\frac{\partial y}{\partial r_4}$ rezultă prin derivarea expresiilor (3.122)

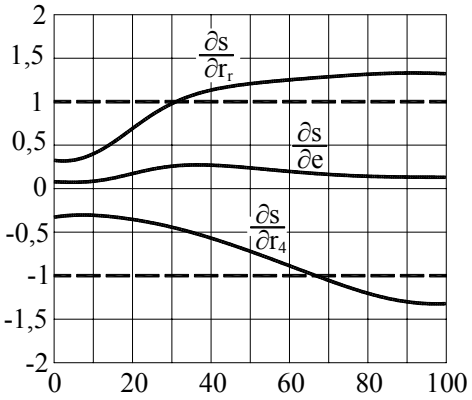


Fig. 3.39

$s_0 = 20$ [mm]; h=30 [mm];

e=+5 [mm]; $r_4 = 10$ [mm];

$$\frac{\partial x}{\partial r_4} = \sin\alpha$$
$$\frac{\partial y}{\partial r_4} = -\cos\alpha \qquad (3.131)$$

Pentru exemplificare, în Fig.3.39 sunt reprezentate diagramele $\frac{\partial s}{\partial r_r}(\varphi)$, $\frac{\partial s}{\partial e}(\varphi)$ şi $\frac{\partial s}{\partial r_4}(\varphi)$, determinate prin procedeul arătat, pentru un caz concret.

Pentru alte tipuri de mecanisme cu came tratarea este asemănătoare. Astfel, în cazul mecanismului plan cu tachet de rotație şi rolă, analiza preciziei urmăreşte determinarea abaterii de poziție a tachetului $\Delta\psi$, care conform formulei (2.41) are expresia

$$\Delta\psi = \frac{\partial\psi}{\partial r_r}\Delta r_r + \frac{\partial\psi}{\partial d}\Delta d + \frac{\partial\psi}{\partial l}\Delta l + \frac{\partial\psi}{\partial r_4}\Delta r_4, \qquad (3.132)$$

în care ψ, d, l şi r_4 au semnificațiile cunoscute (par. 3.4.3.). Funcția $\frac{\partial\psi}{\partial r_r}$ se determină similar cu funcția $\frac{\partial s}{\partial r_r}$ de la mecanismul tratat anterior, pornind de la expresiile coordonatelor x_{3D_i}, y_{3D_i} şi a unghiului de presiune α (3.33) specifice acestui mecanism. Funcțiile $\frac{\partial\psi}{\partial d}$, $\frac{\partial\psi}{\partial l}$ şi $\frac{\partial\psi}{\partial r_4}$ se calculează cu ajutorul funcției $\frac{\partial\psi}{\partial r_r}$ aşa cum s-a procedat pentru funcțiile $\frac{\partial s}{\partial e}$ şi $\frac{\partial s}{\partial r_4}$ la mecanismul precedent.

3.7. SINTEZA DIMENSIONALĂ

3.7.1. Formularea generală a problemei

Obiectivul sintezei dimensionale este determinarea parametrilor geometrici de bază ai mecanismului. Valorile acestor parametri au consecinţe atât asupra funcţionării mecanismului, cât şi asupra formei şi dimensiunilor profilului. Adoptarea lor reprezintă rezultatul rezolvării unei probleme de optimizare. Dacă parametrii geometrici de bază se notează $p_1, p_2 \dots p_k$, formularea problemei este următoarea

$$F_0(p_1, p_2 \dots p_k) \to \min \tag{3.133}$$

$$f_i(p_1, p_2 \dots p_k) \le 0 \quad (i=1, n). \tag{3.134}$$

Funcţia obiectiv F_0 se poate alege în diverse moduri, după criteriul de optimizare adoptat: gabaritul camei legat de consumul de material, randamentul mecanismului, momentul de echilibrare maxim, etc. Dacă se ia în considerare criteriul minimizării gabaritului, funcţia obiectiv se poate adopta, la mecanismele plane, ca fiind egală cu raza maximă a profilului real $F_0 = r_{r\,max}(p_1, p_2 \dots p_k)$. În cazul mecanismelor spaţiale, funcţia obiectiv este raza medie a cilindrului camei, r_1, care constituie unul dintre parametrii geometrici de bază.

Condiţiile (3.134) constituie restricţiile problemei de optimizare şi pot avea caracter funcţional, constructiv sau tehnologic. În cele ce urmează se prezintă cele mai importante restricţii care pot interveni într-o astfel de problemă.

1) Condiţia unghiului de presiune

Aşa cum am arătat în Cap. 3.5., unghiul de presiune trebuie să satisfacă condiţia

$$|\alpha(p_1, p_2 \dots p_k, \varphi)| \le \alpha_a .$$

Formulele de calcul, pentru fiecare tip de mecanism, sunt prezentate în subcap. 3.4. Deoarece α depinde, pe lângă parametrii geometrici de bază, de unghiul de poziţie al camei φ, această condiţie se poate scrie

$$|\alpha(p_1, p_2 \dots p_k)|_{\max\limits_{\varphi}} \le \alpha_a$$

sau

$$f_1 = |\alpha(p_1, p_2 \dots p_k)|_{\max\limits_{\varphi}} - \alpha_a \le 0 . \tag{3.135}$$

Uneori, se impun valori diferite pentru α_a în faza de ridicare - α_{ar} şi în faza de coborâre - α_{ac}. În acest caz, condiția (3.135) se scrie separat, pentru cele două faze

$$\begin{aligned} f_{1r} &= \left|\alpha_r(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k)\right|_{\substack{\max \\ \varphi}} - \alpha_{ar} \le 0 \\ f_{1c} &= \left|\alpha_c(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k)\right|_{\substack{\max \\ \varphi}} - \alpha_{ac} \le 0 \end{aligned} \tag{3.136}$$

2) Condiția de evitare a subtăierii

În cazul mecanismelor cu rolă şi cuplă superioară bilaterală, pentru evitarea subtăierii trebuie îndeplinite condițiile (3.11) şi (3.12)

$$R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k,\ \varphi) > r_4$$
$$R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k,\ \varphi) < -r_4$$

care se pot scrie comasat

$$\left|R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k,\ \varphi)\right| > r_4$$

sau sub forma

$$f_2 = \left|R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k)\right|_{\substack{\min \\ \varphi}} - r_4 > 0\,. \tag{3.137}$$

În cazul mecanismelor cu cuplă superioară unilaterală intervin condițiile (3.11),

$$R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k,\ \varphi) > r_4 \tag{3.138}$$
$$R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k,\ \varphi) < 0\,. \tag{3.139}$$

Aşa cum rezultă din formulele de calcul ale razei de curbură a profilului teoretic (3.26, 3.35) aceasta nu trece niciodată prin zero, dar îşi poate schimba semnul trecând prin infinit, aşa cum se observă în Fig.3.26. În consecință, profilul teoretic, corespunzător unei faze, poate fi integral convex ($R_{ct} > 0$) sau poate avea un segment concav ($R_{ct} < 0$) şi unul convex ($R_{ct} > 0$). Având în vedere aceste observații condiția (3.138) poate fi scrisă sub forma

$$f_2 = R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k)_{\substack{\min \\ \varphi}} - r_4 > 0 \tag{3.140}$$

în care $R_{ct\,min}$ este valoarea minimă a razei de curbură pentru intervalul cu $R_{ct} > 0$. Condiția (3.139) se aplică intervalului cu $R_{ct} < 0$ şi este, evident, de prisos. Condiția (3.140) poate fi înlocuită cu

$$f_2 = R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k)_{\substack{\min \\ \varphi}} - r_4 \ge R_{ca} \tag{3.141}$$

unde R_{ca} este o valoare admisibilă pentru raza de curbură a profilului real. În felul acesta se evită o formă prea ascuțită a profilului.

În cazul mecanismelor cu tachet plat, condiția de evitare a subtăierii (3.13) este

$$R_{cr}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k,\ \varphi) > 0$$

şi poate fi reformulată astfel

$$f_2 = R_{cr}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k)_{\min\limits_{\varphi}} > 0\,. \tag{3.142}$$

Dacă raza de curbură R_{cr} este apropiată de zero, profilul prezintă o formă aproape ascuțită care are consecințe nefavorabile în ce privește uzura suprafețelor active. De aceea raza de curbură poate fi limitată la o valoare admisibilă $R_{ca} > 0$, iar restricția (3.142) devine

$$f_2 = R_{cr}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k)_{\min\limits_{\varphi}} - R_{ca} > 0\,. \tag{3.143}$$

3) Condiția de portanță a cuplei superioare

Această condiție este legată de rezistența la solicitarea de contact a celor două elemente care formează cupla superioară. Deşi problemele de rezistență şi durabilitate nu fac obiectul lucrării de față, această condiție nu poate fi neglijată deoarece este strâns legată de geometria camei - în formula de calcul a tensiunii de contact, σ [4], intervine raza de curbură a profilului real.

$$\sigma(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k,\ \varphi) \le \sigma_a$$
$$f_3 = \sigma(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k)_{\max\limits_{\varphi}} - \sigma_a \le 0 \tag{3.144}$$

4) Condiția de prelucrare cu o sculă de rază dată

În cazul prelucrării profilului interior, raza de curbură reală, în intervalul concav, trebuie să fie mai mare, în valoare absolută, decât raza sculei r_s,

$$\left|R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k,\ \varphi) - r_4\right| \ge r_s$$
$$f_4 = R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k)_{\max\limits_{\varphi}} - (r_4 - r_s) \le 0 \tag{3.145}$$

în care $R_{ct\,max}$ este valoarea maximă a razei de curbură în intervalul concav ($R_{ct} < 0$).

La prelucrarea profilului exterior, raza de curbură reală, în intervalul convex, trebuie să fie mai mare decât raza sculei

$$R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k,\ \varphi) + r_4 \geq r_s$$
$$f_4 = R_{ct}(p_1,\ p_2\ \dots\ p_k)_{\max\limits_{\varphi}} + (r_4 - r_s) \geq 0\,, \qquad (3.146)$$

în care $R_{ct\ min}$ este minima razei de curbură în intervalul convex ($R_{ct} > 0$).

5) Condiții de montare

Aceste condiții se referă la relațiile dintre dimensiunile camei şi rolei, pe de o parte, şi diametrele arborilor pe care se montează, pe de altă parte. Ca urmare, raza rolei şi raza minimă a profilului real trebuie limitate inferior,

$$f_5 = r_4 \geq r_{4a} \qquad (3.147)$$
$$f_6 = r_{r\ \min\limits_{\varphi}} \geq r_{ra}\,. \qquad (3.148)$$

*

Rezolvarea problemei de optimizare se efectuează utilizând algoritmi şi programe specifice acestui domeniu. Pentru alegerea adecvată a acestora, este util să se țină seama de câteva observații legate de caracterul matematic al problemei, care se prezintă în continuare.

1) **Problema este neliniară deoarece funcția obiectiv şi majoritatea restricțiilor sunt neliniare.**

2) **Funcția obiectiv, deşi neliniară, are o expresie simplă, uşor de calculat pe cale analitică.**

3) **Majoritatea funcțiilor care intervin în formularea restricțiilor reprezintă valori extreme, în raport cu parametrul φ, ale altor funcții. Calculul lor se face, cu unele excepții, prin procedee numerice iterative. Este preferabil să se evite algoritmii de optimizare care utilizează derivatele restricțiilor în raport cu parametrii $p_1, p_2 \dots p_k$, deoarece acestă operație reclamă aplicarea succesivă a două procedee iterative.**

În lucrarea [4] se propune un algoritm de optimizare elaborat în aşa fel încât să exploateze specificul problemei în vederea simplificării rezolvării şi a reducerii timpului de calcul.

Problema de optimizare prezintă unele particularități şi rezolvări specifice în funcție de tipul mecanismului care se proiectează. În cazul mecanismelor prevăzute cu tachet cu rolă restricția legată de unghiul de presiune are o mare însemnătate pentru a asigura o bună funcționare. În cele ce urmează se prezintă procedeele de rezolvare a problemei de optimizare, luând în considerare această restricție, pentru câteva mecanisme uzuale. Aceste procedee, care au preponderent caracter grafic, sunt cunoscute în teoria mecanismelor înainte de dezvoltarea domeniului matematic al optimizării.

3.7.2. Mecanismul plan cu tachet de translație şi rolă

Parametrii geometrici de bază sunt e, s_0 şi r_4 (par. 3.4.2.), iar funcția obiectiv este

$$F_0(e,\ s_0,\ r_4) = r_{r\ max} = \sqrt{e^2 + (s_0 + h)^2} - r_4\ . \qquad (3.149)$$

Se consideră mecanismul echivalent obținut prin eliminarea rolei reprezentat într-o poziție oarecare (Fig.3.40).

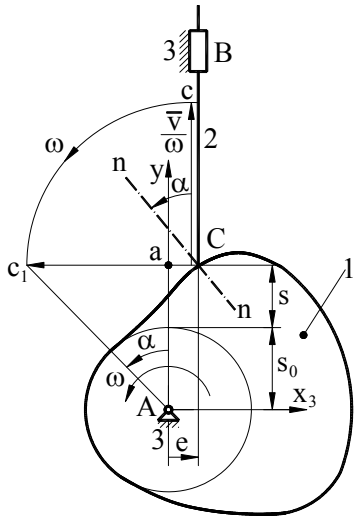


Fig. 3.40

Se aplică, în punctul C, vectorul $\overline{Cc} = \frac{\overline{v}}{\omega}$ corespunzător poziției considerate şi apoi se rabate acest vector, cu 90^0, în sensul vietzei unghiulare ω, ajungând în poziția $\overline{Cc_1}$. Se poate arăta că unghiul $\sphericalangle c_1Aa$, format între dreapta care unește centrul camei A cu vârful vectorului $\frac{\overline{v}}{\omega}$ rabătut, c_1, şi axa tachetului este unghiul de presiune α. Din triunghiul Aac_1 rezultă

$$\text{tg}\ \sphericalangle c_1Aa = \frac{ac_1}{Aa} = \frac{Cc_1 - Ca}{Aa} = \frac{\frac{v}{\omega} - e}{s_0 + s} = \text{tg}\ \alpha\ .$$

Pornind de la acest procedeu grafic, de determinare a unghiului de presiune, se prezintă o metodă de rezolvare a problemei de optimizare.

Se consideră un şir de poziții succesive ale tachetului în faza de ridicare şi în faza de coborâre (Fig.3.41). Pentru fiecare poziție se reprezintă vectorul $\frac{\overline{v}}{\omega}$ rabătut. Extremitățile acestor vectori se unesc printr-o linie continuă obținând o curbă închisă. Această curbă are două ramuri separate de axa tachetului. Dacă ω are sens antiorar ca în Fig.3.41, ramura din stânga corespunde fazei de ridicare, iar cea din dreapta, fazei de coborâre. Se trasează, în continuare dreapta (R_1) tangentă la ramura de ridicare şi înclinată cu unghiul α_{ar} față de axa tachetului şi dreapta (R_2) prin punctul C_i, înclinată cu acelaşi unghi (α_{ar}) în sens opus. Dacă centrul camei se adoptă în domeniul unghiular format sub dreptele (R_1) şi (R_2), unghiul de presiune respectă condiția $|\alpha| \le \alpha_{ar}$, în faza de

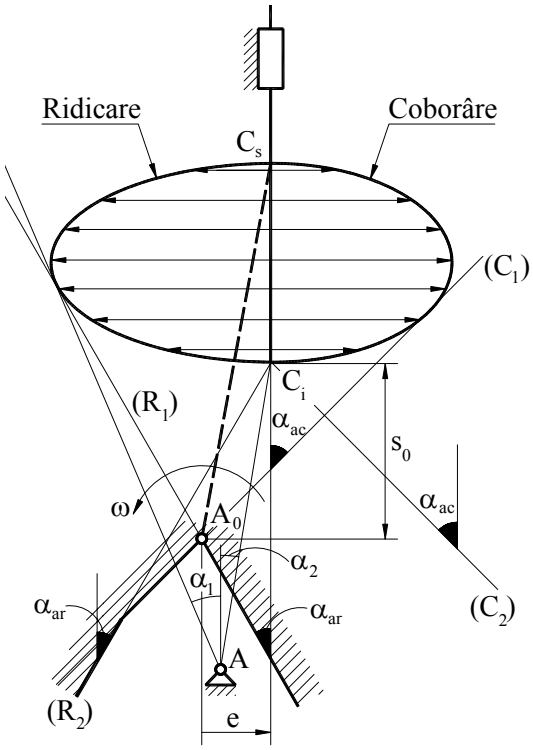


Fig. 3.41

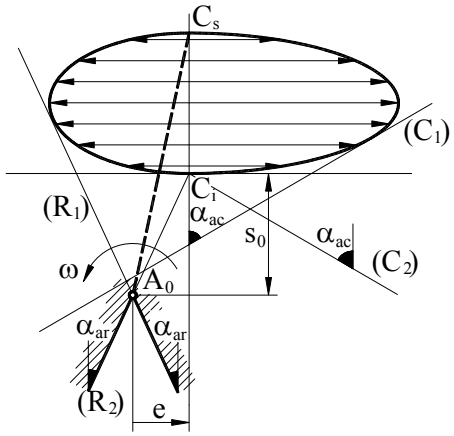


Fig. 3.42

ridicare. Această afirmație se poate verifica pe baza procedeului grafic de determinare a unghiului de presiune descris anterior. Astfel, dacă centrul camei se adopță în punctul A, unghiul de presiune maxim este

$$|\alpha|_{max} = |\alpha_1| \text{ sau } |\alpha_2|,$$

iar

$$|\alpha_1| \le \alpha_{ar};\ |\alpha_2| \le \alpha_{ar}.$$

În mod similar se trasează dreptele (C_1) și (C_2) pentru faza de coborâre. Desigur, în domeniul unghiular situat sub aceste drepte se respectă condiția $|\alpha| \le \alpha_{ac}$ pentru faza de coborâre. Pentru a asigura respectarea ambelor condiții, se definește un domeniu admisibil, situat sub cele patru drepte, pus în evidență în Fig.3.41.

Deoarece în această restricție nu este implicat parametrul r_4, funcția obiectiv se poate reduce la forma

$$F_0(e, s_0) = r_{t\,max} = \sqrt{e^2 + (s_0 + h)^2}$$

care reprezintă, evident, raza maximă a profilului teoretic. Această rază este distanța AC_s, de la centrul camei la extremitatea superioară a cursei. Pentru situația din Fig.3.41, valoarea minimă (optimă) a acestui segment

se obține când A se adoptă în A_0, punctul de intersecție dintre dreptele (R_1) şi (C_1). Domeniul admisibil poate avea, în funcție de valorile α_{ar}, α_{ac} şi de parametrii care intervin în legea de mişcare şi o altă configurație (Fig.3.42). În acest caz poziția optimă a centrului camei A_0 este la intersecția dreptelor (R_1) şi (R_2). Prin adoptarea punctului A_0 rezultă, implicit, parametrii e şi s_0 (Fig.3.41, 3.42). Trebuie menționat că în această construcție grafică scările pentru lungimi şi pentru $\frac{\overline{v}}{\omega}$ trebuie să fie egale.

Pentru determinarea razei rolei r_4 se recomandă relația empirică

$$r_4 \cong (0,3-0,4)r_{t\ min}. \tag{3.151}$$

Cunoscând e, s_0 şi r_4 se verifică şi celelalte restricții. Dacă se ajunge la o restricție nerespectată se modifică e, s_0 şi r_4 în sensul necesar, având grijă ca centrul de rotație al camei să rămână în domeniul admisibil.

3.7.3. Mecanismul plan cu tachet de rotație şi rolă

Parametrii geometrici de bază sunt ℓ, d, ψ_0 şi r_4 (par. 3.4.3.), iar funcția obiectiv are forma

$$F_0(\ell,\ d,\ \psi_0,\ r_4) = r_{r\ max} = \sqrt{\ell^2 + d^2 - 2\ell d\cos(\psi_0 + \psi_h)} - r_4. \tag{3.152}$$

Ca şi în cazul mecanismului precedent, se prezintă un procedeu grafic de opitmizare luând în considerare numai restricția unghiului de presiune.

Se consideră mecanismul echivalent obținut prin eliminarea rolei, într-o poziție oarecare (Fig.3.43). În punctul C se aplică vectorul $\overline{Cc} = \frac{\overline{v}}{\omega_1}$ în care $\overline{v}$ este viteza punctului C pentru poziția considerată. Acest vector se rabate cu 90^0 în sensul lui ω_1, ajungând în poziția Cc_1 coliniară cu tachetul BC. Se poate arăta că unghiul $\sphericalangle c_1Aa$, format între dreapta Ac_1, care uneşte punctul c_1 cu centrul camei, şi perpendiculara pe tachet Aa este unghiul de presiune α. Din triunghiul dreptunghic c_1Aa rezultă

$$\text{tg}\ \sphericalangle c_1Aa = \frac{\ell + Cc_1 - Ba}{Aa}. \tag{3.153}$$

Având în vedere că ω_1 şi ω_2 au sensuri contrare, în poziția considerată, segmentul Cc_1 se poate exprima astfel

$$Cc_1 = \left|\frac{v}{\omega_1}\right| = \frac{\ell|\omega_2|}{|\omega_1|} = -\ell\frac{\omega_2}{\omega_1}.$$

În aceste condiții formula (3.153) devine

$$\text{tg}\ \sphericalangle c_1Aa = \frac{\ell\left(1-\frac{\omega_2}{\omega_1}\right) - d\cos(\psi_0+\psi)}{d\sin(\psi_0+\psi)} = \text{tg}\ \alpha. \qquad (3.154)$$

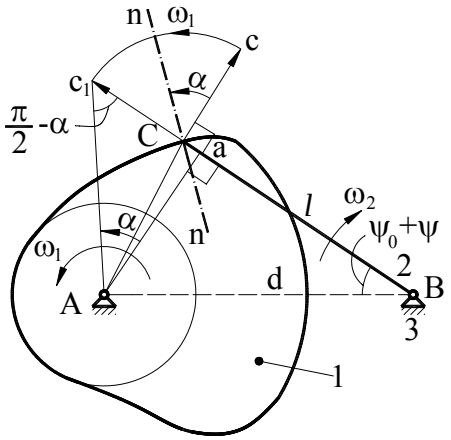


Fig. 3. 43

Pe baza acestui procedeu de determinare a unghiului de presiune se execută o construcție grafică pentru rezolvarea problemei de optimizare. Se reprezintă tachetul într-un şir de poziții succesive (Fig.3.44) în faza de ridicare şi în faza de coborâre, cu lungimea ℓ adoptată arbitrar. Pentru fiecare poziție se reprezintă vectorul $\frac{\overline{v}}{\omega_1}$ rabătut. Aceşti vectori sunt orientați în mod diferit pentru cele două faze. Când ω_1 are sens antiorar, ca în Fig.3.44, orientarea este în sensul $\overline{BC}$ pentru faza de ridicare şi în sensul $\overline{CB}$ pentru faza de coborâre. În extremitatea fiecărui vector se trasează două drepte care formează cu tachetul unghiurile $\frac{\pi}{2}-\alpha_{ar}$, pentru pozițiile fazei de ridicare şi $\frac{\pi}{2}-\alpha_{ac}$ pentru coborâre. Astfel, pentru poziția BC (Fig.3.44) cele două drepte sunt (R_1) şi (R_2). Dacă

centrul camei se adoptă în domeniul unghiular format de aceste drepte, $|\alpha| \le \alpha_{ar}$ pentru poziția considerată.

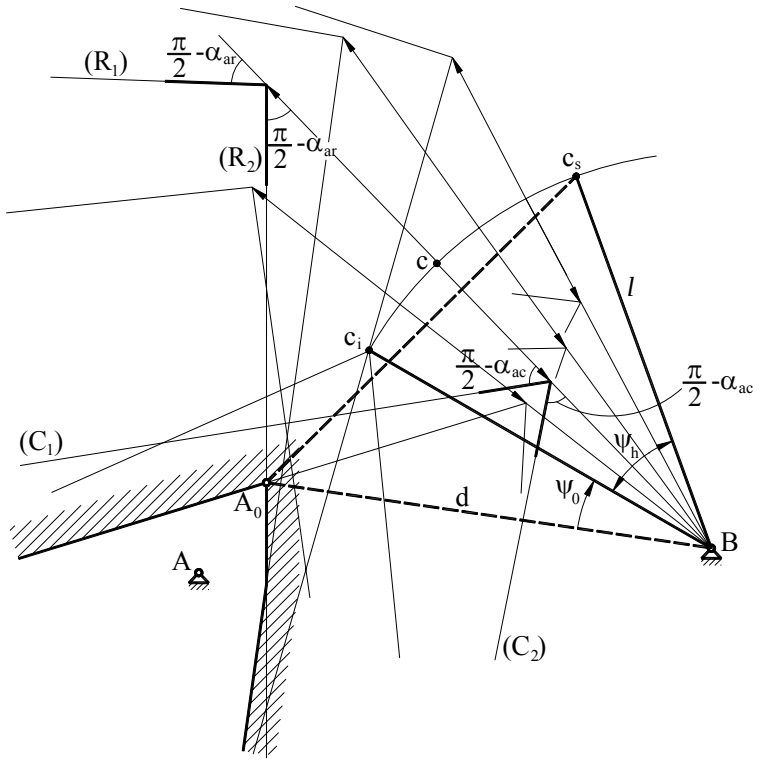


Fig. 3.44

Se defineşte un domeniu admisibil format prin intersecția domeniilor unghiulare specifice fiecărei poziții. Dacă centrul camei se adoptă în acest domeniu, $|\alpha| \le \alpha_{ar}$ pentru toată faza de ridicare şi $|\alpha| \le \alpha_{ac}$ pentru întreaga fază de coborâre. Pentru a obține poziția optimă se consideră funcția obiectiv redusă la expresia

$$F_0(\ell,\ d,\ \psi_0) = r_{t\,max} = \sqrt{\ell^2 + d^2 - 2\ell d\cos(\psi_0 + \psi_h)}\ . \qquad (3.155)$$

Raza teoretică maximă $r_{t\,max}$ este distanța AC_s de la centrul camei A la punctul C_s corespunzător poziției extreme superioare. Valoarea minimă a acestui segment se obține când A este în vârful A_0, rezultând astfel $\psi_0 = \sphericalangle A_0BC_i$ şi $d = A_0B$. Dacă lungimea adoptată inițial pentru ℓ se schimbă,

d se modifică proporțional, iar ψ_0 rămâne nemodificat. Pentru adoptarea razei r_4 se utilizează relația empirică (3.151).

3.7.4. Mecanismul spațial cu camă cilindrică şi tachet de translație

În cazul acestui mecanism parametrul care trebuie optimizat este raza medie a camei cilindrice r_1, care este legată de unghiul de presiune α, prin relația

$$\text{tg}\ \alpha = -\frac{s'}{r_1}. \tag{3.49}$$

Impunând condiția $|\alpha| \le \alpha_a$, se obține

$$\text{tg}\ |\alpha| = \frac{|s'|}{r_1} \le \text{tg}\ \alpha_a$$

sau

$$r_1 \ge \frac{|s'|}{\text{tg}\ \alpha_a}.$$

Această condiție este satisfăcută pentru orice valoare $s'(\varphi)$ dacă este îndeplinită pentru $|s'|_{max}$,

$$r_1 \ge \frac{|s'|_{max}}{\text{tg}\ \alpha_a},$$

iar valoarea optimă (minimă) pentru r_1 este evident

$$r_1 = \frac{|s'|_{max}}{\text{tg}\ \alpha_a}. \tag{3.156}$$

Capitolul **4**

MECANISME CU ROȚI DINȚATE

4.1. MECANISME ELEMENTARE CU ROȚI DINȚATE (ANGRENAJE)

Un mecanism elementar cu roți dințate (angrenaj) este format din două roți dințate cu mişcare de rotație în jurul a doua axe cu poziție relativă invariabilă, una antrenând-o pe cealaltă prin acțiunea dinților aflați succesiv şi continuu în contact (STAS 915/2-81).

4.1.1. Suprafețele şi liniile caracteristice ale roților dințate

Să considerăm un angrenaj, reprezentat simplificat în Fig.4.1, constituit din elementele dințate 1 şi 2 care se rotesc cu vitezele unghiulare ω_1 şi ω_2 în jurul unur axe fixe (Δ_1) şi (Δ_2).

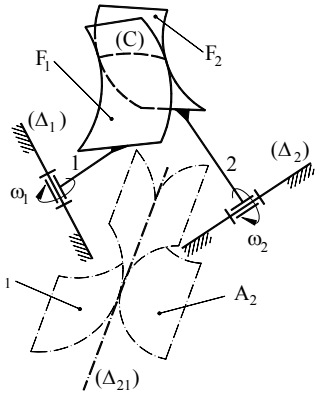


Fig. 4.1

Transmiterea mişcării între cele două roți dințate conjugate (care angrenează una cu cealaltă) se face prin intermediul unei cuple superioare formată între două suprafețe F_1 şi F_2 tangente după o curbă (C), numite **flancuri**. Flancul F_1, aparținând roții 1, ocupă în timpul mişcării, un şir de poziții succesive în raport cu elementul 2. Flancul F_2 rămâne tangent la toate aceste poziții, deci este înfăşurătoarea lor. Analog, flancul F_1 este înfăşurătoarea pozițiilor succesive ale flancului F_2 în raport cu roata 1. De aceea flancurile sunt denumite **suprafețe de înfăşurare reciprocă**. În acelaşi timp transmiterea

mişcării se poate face prin intermediul axoidelor mişcării relative A_1 şi A_2. Acestea sunt generate de axa instantanee a mişcării relative (Δ_{21}), în deplasarea sa în raport cu fiecare roată. Poziția axei instantanee (Δ_{21}) este determinata de raportul de transmitere i_{12} şi de poziția relativă a axelor de rotație, definită prin distanța dintre axe, a şi prin unghiul dintre axe Σ. Aceşti parametri se definesc la rândul lor, conform (STAS 915/2-81).

- **Raportul de transmitere, i_{12}** – raportul dintre viteza unghiulară a roții conducătoare 1 şi viteza unghiulră a roții conduse 2.

$$i_{12} = \frac{\omega_1}{\omega_2}\Bigg|^{(*)} \qquad (4.1)$$

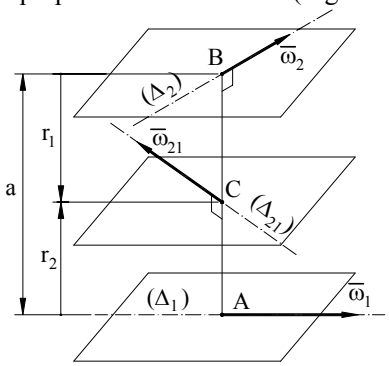
- **Distanța dintre axe, a –** lungimea perpendicularei comune (Fig.4.2.a).
- **Unghiul dintre axe, Σ** – cel mai mic unghi cu care trebuie rotită una dintre axe pentru a fi adusă în poziție de paralelism sau de suprapunere cu cealaltă axă, în aşa fel încât sensurile de rotație ale celor două roți să fie opuse (Fig.4.2.b)

Axa instantanee (Δ_{21}) trece printr-un punct C situat pe perpendiculara comună AB şi constituie suportul vitezei unghiulare relative $\overline{\omega}_{21}$ (Fig.4.2 a,b),

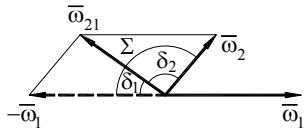
$$\overline{\omega}_{21} = \overline{\omega}_2 - \overline{\omega}_1 = \overline{\omega}_2 + \left(-\overline{\omega}_1\right).$$

Parametrii care definesc poziția acestei axe sunt unghiurile δ_1 şi δ_2 formate cu vectorii $-\overline{\omega}_1$ şi $\overline{\omega}_2$, astfel încât

$$\Sigma = \delta_1 + \delta_2, \qquad (4.2)$$



a)



b)

Fig. 4.2

şi razele orientate $r_1 = AC$ şi $r_2 = CB$. Valorile acestor parametri se calculează cu relațiile (ANEXA 3),

(*) *În cadrul acestui capitol convenim să folosim notațiile* i_{12}, ω_1, ω_2 *atunci când parametrii respectivi sunt scalari fără semn şi* $\tilde{i}_{12}$, $\tilde{\omega}_1$, $\tilde{\omega}_2$, *când sunt scalari cu semn.*

$$tg\delta_1 = \frac{\sin\Sigma}{i_{12} + \cos\Sigma} \tag{4.3}$$

$$tg\delta_2 = \frac{i_{12}\sin\Sigma}{1 + i_{12}\cos\Sigma} \tag{4.4}$$

$$r_1 = \frac{a(1 + i_{12}\cos\Sigma)}{1 + i_{12}^2 + 2i_{12}\cos\Sigma} \tag{4.5}$$

$$r_2 = -\frac{a \cdot i_{12}(\cos\Sigma + i_{12})}{1 + i_{12}^2 + 2i_{12}\cos\Sigma} \tag{4.6}$$

Razele r_1 şi r_2 rezultă pozitive dacă au sensul AB şi negative în caz contrar.

Menţionăm de asemenea două relaţii, utile pentru calculul raportului de transmitere, deduse din formulele (4.3) - (4.6),

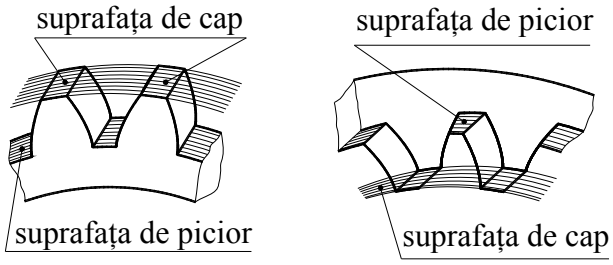
$$i_{12} = \frac{\sin\delta_2}{\sin\delta_1} \tag{4.7}$$

$$i_{12} = -\frac{r_2\cos\delta_2}{r_1\cos\delta_1} \tag{4.8}$$

Axoidele mişcării relative se numesc, în terminologia angrenajelor, **suprafeţe de rostogolire** şi prezintă o importanţă deosebită pentru studiul geometric şi cinematic al roţilor dinţate. Dacă se cunoaşte forma flancului unei roţi şi mişcarea relativă, reprodusă cu ajutorul suprafeţelor de rostogolire, se poate determina, prin înfăşurare, flancul roţii conjugate. Pe această proprietate se bazează definirea geometrică a **sistemelor de roţi dinţate** cu ajutorul unui **element dinţat de referinţă**. Acesta are o formă particulară, caracterizată printr-o geometrie simplă – de obicei flancurile sunt plane. Definirea unei roţi dinţate aparţinând sistemului se face din condiţia de angrenare fictivă cu elementul de referinţă. În procesul de definire se cunosc suprafeţele de rostogolire şi forma flancului elementului de referinţă, rezultând prin înfăşurare, flancul roţii care se defineşte. Suprafaţa de rostogolire a roţii dinţate în angrenarea ei cu elementul dinţat de referinţă se numeşte **suprafaţă de divizare**. Această suprafaţă este caracteristică şi invariabilă pentru o anumită roată considerată izolat şi serveşte la definirea geometrică a elementelor danturii. Spre deosebire de suprafaţa de divizare, suprafaţa de rostogolire a unei roţi dinţate depinde de parametrii geometrici ai roţii conjugate şi se poate modifica în ce priveşte dimensiunile şi chiar forma, odată cu schimbarea roţii conjugate. Suprafaţa de rostogolire poate să coincidă cu cea de divizare numai în situaţii particulare.

Flancurile sunt delimitate de **suprafaţa de cap** – spre vârful dinţilor şi de **suprafaţa de picior** - spre fundul golurilor (Fig.4.3). Dacă suprafaţa de cap

este în exteriorul celei de picior, roata dințată are **dantură exterioară** (Fig.4.3a), iar dacă suprafața de cap este în interiorul celei de picior, roata are **dantură interioară** (Fig.4.3b).



a) ***b)***

Fig. 4.3

Intersecțiile flancurilor cu diverse suprafețe formează liniile caracteristice ale roții dințate, după cum urmează.

Liniile de divizare ale flancurilor – intersecțiile flancurilor cu suprafața de divizare (Fig.4.4). În mod analog se definesc **liniile de rostogolire ale flancurilor**, **liniile de cap ale flancurilor**, etc.

Profilul dintelui (golului dintre dinți) – intersecția suprafețelor care delimitează dintele (flancurile dintelui şi suprafața de cap) sau golul dintre dinți (flancurile golului şi suprafața de picior) cu o suprafață dată (Fig.4.5). În funcție de această suprafață de intersecție, există mai multe tipuri de profile:

Profilul frontal – se obține când suprafața de intersecție este frontală. **Suprafața frontală** este ortogonală la generatoarele suprafeței de divizare.

Profilul normal – se obține când suprafața de intersecție este normală pe dinte sau pe gol. **Suprafața normală** este ortogonală la liniile de divizare ale flancurilor dintelui sau golului.

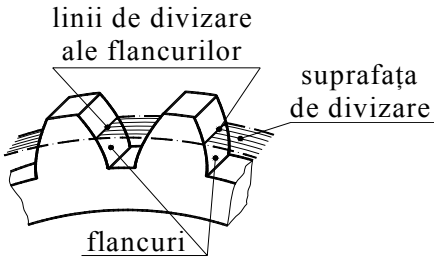


Fig. 4.4

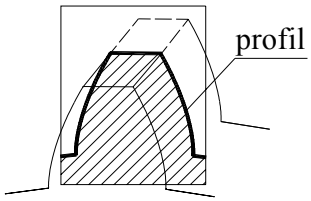


Fig. 4.5

Profilul axial – se obține când suprafața de intersecție este un plan care conține axa roții.

4.1.2. Clasificare angrenajelor

Angrenajele, precum şi roțile dințate luate separat, prezintă o mare varietate de tipuri şi de forme. Clasificarea lor se face după mai multe criterii, după cum se arată în continuare.

■ Variația raportului de transmitere

Dacă raportul de transmitere instantaneu este constant, axa instantanee a mişcării relative este fixă deoarece parametrii de poziție δ_1 (4.3), δ_2 (4.4), r_1 (4.5) şi r_2 (4.6), au de asemeni valori constante. Prin mişcarea relativă de rotație a acestei axe în raport cu fiecare roată, se generează suprafețele de rostogolire care sunt suprafețe de revoluție. Evident, intersecțiile suprafețelor de rostogolire cu plane perpendiculare pe axa roții, sunt cercuri. Din această cauză **angrenajele cu raport de transmitere constant** se numesc **angrenaje circulare**.

Dacă raportul de transmitere instantaneu este variabil, poziția axei instantanee, este de asemenea, variabilă iar suprafețele de rostogolire nu sunt suprafețe de revoluție. **Angrenajele** de acest fel se numesc **necirculare**. În construcția de maşini, aplicațiile angrenajelor necirculare sunt foarte reduse. Din această cauză, în continuare vom trata numai angrenajele circulare.

Raportul de transmitere al angrenajelor circulare, indiferent de tipul lor, se calculează cu formula

$$i_{12} = \frac{z_2}{z_1} \tag{4.9}$$

în care z_1 şi z_2 reprezintă numerele de dinți ale roților. Formula (4.9) se demonstrează simplu. Să presupunem că roata 1 execută o rotație completă, cu unghiul $\varphi_1 = 2\pi$. În acest caz, dinții roții 1, în număr de z_1, angrenează cu tot atâția dinți ai roții 2. Ca urmare roata 2 se roteşte cu unghiul

$$\varphi_2 = \frac{z_1}{z_2} \cdot 2\pi$$

Având în vedere că rotațiile cu unghiurile φ_1 şi φ_2 se execută în acelaşi timp, se poate scrie

$$i_{12} = \frac{\omega_1}{\omega_2} = \frac{\varphi_1}{\varphi_2} = \frac{2\pi}{\frac{z_1}{z_2} \cdot 2\pi} = \frac{z_2}{z_1}$$

- **Poziția relativă a axelor şi forma suprefețelor de rostogolire**

Poziția relativă a axelor de rotație determină forma suprafețelor de rostogolire, astfel încât aceste criterii trebuie discutate împreună. Conform acestui criteriu se pot forma următoarele tipuri de angrenaje.

1) Angrenaje cu axele de rotație încrucişate (neparalele şi neconcurente)

În acest caz $a \neq 0$, $\Sigma \neq 0$, $\Sigma \neq \pi$. Axa instantanee a mişcării relative are o poziție determinată în spațiu iar **suprafețele de rostogolire sunt hiperboloizi de rotație cu o pânză** (ANEXA 3) (Fig.4.6.a).

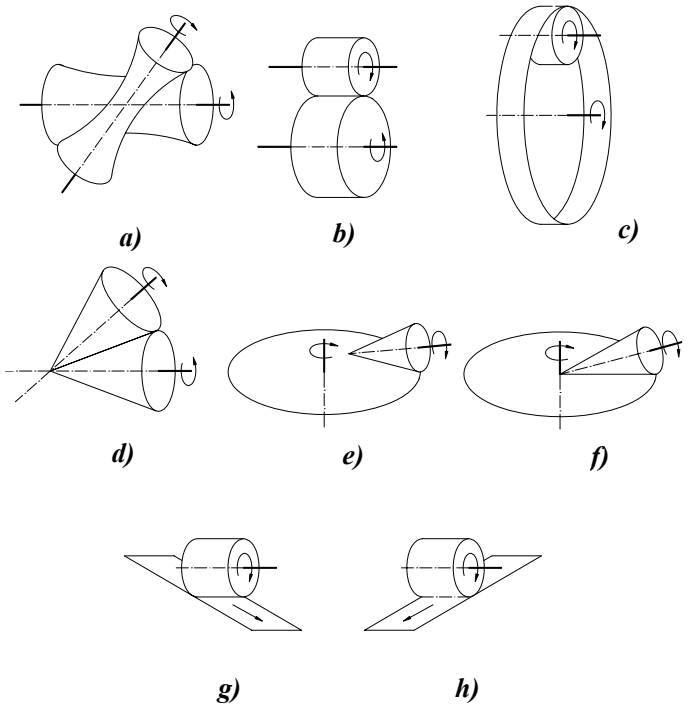


Fig. 4.6

2) Angrenaje cu axele de rotație paralele

În acest caz $a \neq 0$ şi $\Sigma = 0$ sau $\Sigma = \pi$. Pentru $\Sigma = 0$ rezultă $\delta_1 = \delta_2 = 0$, iar pentru $\Sigma = \pi$, se obține $\delta_1 = 0$ şi $\delta_2 = \pi$. Axa instantanee a mişcării relative este paralelă cu axele de rotație iar **suprafețele de rostogolire sunt cilindri circulari având axele geometrice identice cu axele de rotație** (Fig.4.6.b, c).

3) Angrenaje cu axele de rotație concurente

În acest caz $a = 0$, ceea ce conduce la $r_1 = 0$ şi $r_2 = 0$. Rezultă că axa instantanee şi axele de rotație sunt concurente în acelaşi punct, iar **suprafețele de rostogolire sunt conuri cu axele geometrice identice cu axele de rotație şi cu vârfurile în punctul de intersecție al acestora** (Fig.4.6.d).

În procesul de definire geometrică a roților dințate, interesează şi angrenajele particulare, la care una din roți are suprafața de rostogolire plană. Aceste roți sunt utilizate de obicei ca elemente de referință. Pentru a pune în evidență aceste angrenaje să considerăm planul de coordonate $(\Sigma,\ i_{12})$ $(\Sigma \in [0,\ \pi],\ i_{12} \in [0, \infty))$ - Fig.4.7. Fiecare punct din acest plan reprezintă o infinitate de angrenaje având aceleaşi valori pentru Σ, i_{12}, δ_1 şi δ_2 şi o mulțime de valori pentru $a \in [0, \infty)$. Dreptele $\Sigma = 0$ şi $\Sigma = \pi$, reprezintă angrenaje paralele, iar restul punctelor – angrenaje încrucişate (dacă $a \neq 0$) sau concurente (dacă $a = 0$).

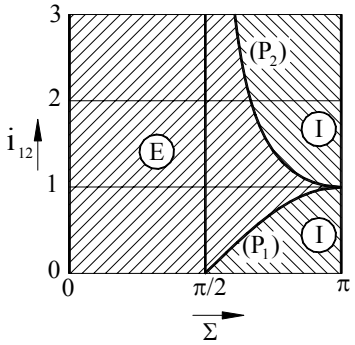


Fig. 4.7

Angrenajele cu o suprafață de rostogolire plană se pot obține în două moduri.

- Când $\boldsymbol{\delta_1 = \pi/2}$ sau $\boldsymbol{\delta_2 = \pi/2}$. Să presupunem $\delta_1 = \pi/2$. Din (4.3) – (4.6) rezultă $i_{12} = -\cos\Sigma,\ r_1 = a,$ şi $r_2 = 0$. Prin urmare axa instantanee este perpendiculară pe axa de roții 1 ($\delta_1 = \pi/2$)şi concurentă cu axa roții 2 ($r_2 = 0$). Angrenajul este format dintr-o roată 1, cu suprafața de rostogolire plană numită **roată plană** şi o roată 2, cu suprafața de rostogolire conică. Acest angrenaj poate fi încrucişat (Fig.4.6.e) dacă $a \neq 0$ sau concurent (Fig.4.6.f) dacă $a = 0$. În planul $(i_{12},\ \Sigma)$ angrenajele cu roata 1 plană se găsesc pe curba (P_1) de ecuație $i_{12} = -\cos\Sigma$ (Fig.4.7). În ipoteza $\delta_2 = \pi/2$ se obțin angrenaje similare în care roata 2 este plană şi se găsesc pe curba (P_2) de ecuație $i_{12} = -\dfrac{1}{\cos\Sigma}$.

• Când $\mathbf{i_{12} = 0}$ sau $\mathbf{i_{12} = \infty}$. În ipoteza $i_{12} = 0$, $\omega_1 = 0$ şi, deci elementul 1 are mişcare translaţie purtând denumirea de **cremalieră**. Din relaţiile (4.3) – (4.6) rezultă $\delta_1 = \Sigma, \delta_2 = 0, r_1 = a = \infty$. Axa instantanee descrie, în raport cu elementul 1, o suprafaţă de rostogolire plană, deoarece cremaliera are mişcare de translaţie rectilinie. Roata 2 are suprafaţa de rostogolire cilindrică deoarece $\delta_2 = 0$. Dacă $\Sigma \neq 0$ şi $\Sigma \neq \pi$, angrenajele cu cremalieră sunt spaţiale – cele două elemente se deplasează paralel cu plane diferite, (Fig.4.6 g). Dacă $\Sigma = 0$ sau $\Sigma = \pi$, angrenajul este plan (Fig.4.7). În ipoteza $i_{12} = \infty$, se obţin angrenaje similare, cu elementul 2 – cremalieră, situate în planul (i_{12}, Σ), pe dreapta $i_{12} = \infty$.

■ Angrenaje exterioare şi interioare

Angrenajele exterioare se caracterizează prin aceea că suprafeţele de rostogolire sunt exterioare una în raport cu cealaltă, iar roţile au dantură exterioară.

În cazul angrenajelor interioare suprafaţa de rostogolire a uneia dintre roţi (care are dantură exterioară) este amplasată în interiorul suprafeţei de rostogolire aparţinând celeilalte roţi (care are dantură interioară).

Angrenajele exterioare au $\delta_1 < \frac{\pi}{2}$ şi $\delta_2 < \frac{\pi}{2}$, pe când angrenajele interioare au $\delta_1 > \frac{\pi}{2}$ sau $\delta_2 > \frac{\pi}{2}$. Analizând aceste condiţii pe baza relaţiilor (4.3) şi (4.4) se ajunge la concluzia că în domeniul (E) (Fig.4.7), avem angrenaje exterioare, iar în domeniul (I), angrenaje interioare. Cele două domenii sunt separate de curbele (P_1) şi (P_2), care reprezintă angrenajele cu o suprafaţă de rostogolire plană. Acestea din urmă formează o clasă specială care nu poate fi încadrată nici în categoria angrenajelor exterioare, nici în categoria angrenajelor interioare. Menţionăm că, deşi teoretic, angrenajele interioare pot avea axe încrucişate, concurente sau paralele, în aplicaţiile practice se utilizează numai cele cu axele paralele, (Fig.4.6.b). În planul (i_{12}, Σ) angrenajele paralele exterioare sunt pe dreapta $\Sigma = 0$, iar cele interioare, pe dreapta $\Sigma = \pi$. Precizăm, de asemenea, că angrenajele exterioare cu axe neparalele (concurente sau încrucişate), au în marea lor majoritate a aplicaţiilor practice, axele de rotaţie perpendiculare, fiind pe dreapta $\Sigma = \frac{\pi}{2}$.

■ Forma liniilor de divizare ale flancurilor

1) Roți dințate cu dinți drepți – liniile de divizare ale flancurilor coincid cu generatoarele suprafeței de divizare.

2) Roți dințate cu dinți înclinați – liniile de divizare ale flancurilor sunt elici cilindrice (la roțile cu suprafață de divizare cilindrică) sau conice (la roțile cu suprafața de divizare conică), cu pas constant.

3) Roți dințate cu dinți curbi - liniile de divizare ale flancurilor sunt curbe de diverse forme: arce de cerc, epicicloide alungite, evolvente alungite sau scurtate. Dantura curbă se utilizează, practic, numai în cazul roților cu suprafața de divizare conică sau plană.

■ Modul de definire geometrică

1) Roți dințate cilindrice – au suprafața de divizare cilindrică, iar elementul de referință este o cremalieră. Roțile cilindrice pot forma **angrenaje paralele** sau **încrucişate**, numite **elicoidale**.

2) Roți dințate conice – au suprafața de divizare conică, iar elementul de referință este o roată plană. Roțile conice pot forma **angrenaje concurente** sau **încrucişate**, numite **hipoide**.

3) Angrenaje melcate. Angrenajul melcat este un angrenaj încrucişat cu axe perpendiculare, ale cărui elemente sunt melcul şi roata melcată.

Melcul este un element cu dinți elicoidali dispuşi pe un cilindru. El poate fi asimilat cu o roată cilindrică cu dinți înclinați având un număr mic de dinți (1-4). Melcul este elementul de referință pentru roata melcată şi este definit pe baza procedeului de prelucrare.

Roata melcată este elementul dințat conjugat cu melcul, care serveşte ca element de referință pentru definirea sa.

■ Forma profilului frontal

În marea majoritate a aplicațiilor tehnice, roțile dințate sunt evolventice – profilul frontal are formă de **evolventă**. În mecanica fină se întrebuințează şi angernaje **cicloidale**, cu profilul format dintr-un arc de **epicicloidă** şi un arc de **hipocicloidă**. Se cunosc, de asemenea, angrenajele **Wildhaber – Novikov**, cu profile în formă de arce de cerc.

*

În Fig.4.8 sunt reprezentate tipurile principale de angrenaje uzuale, indicându-se încadrarea în categoriile de clasificare prezentate.

Cele mai simple angrenaje sunt cele cu axe paralele, formate din roți dințate cilindrice cu dinți drepți, care se vor prezenta în continuare. Studiul

geometrico-cinematic al acestor angrenje se extinde prin unele echivalenţe şi analogii şi asupra celorlalte tipuri de angrenaje.

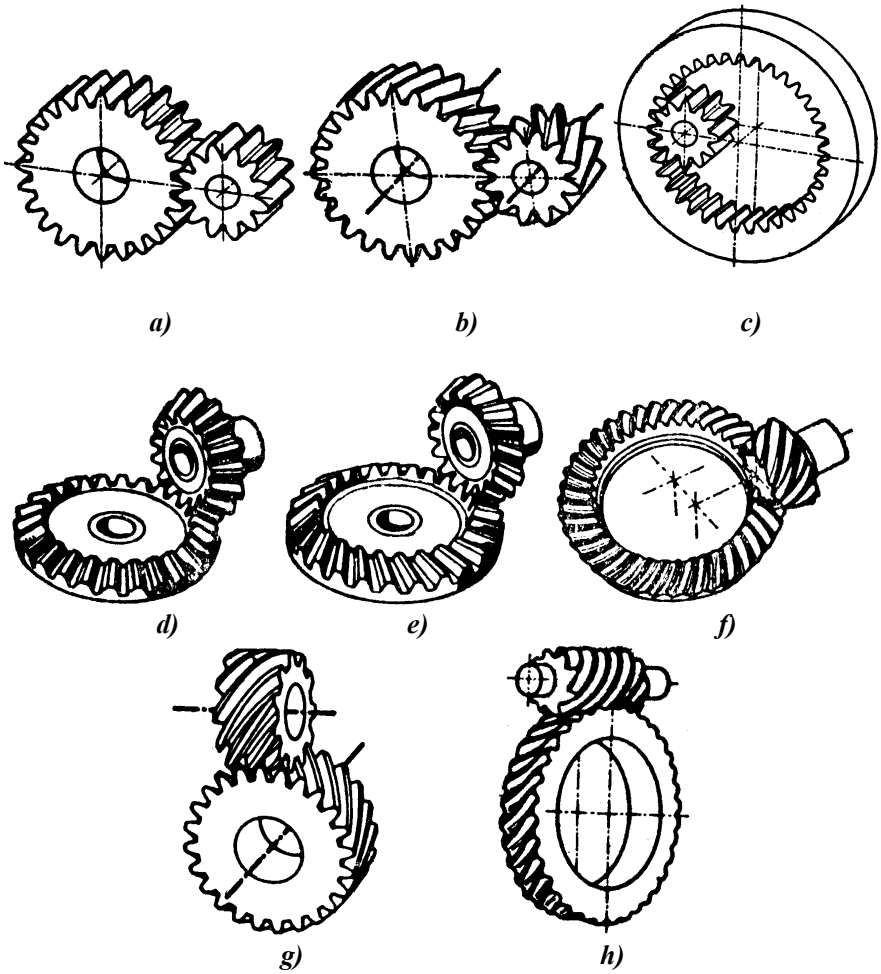


Fig. 4.8

a) *angrenaj cilindric, paralel cu dinţi drepţi;* ***b)*** *angrenaj cilindric, paralel cu dinţi înclinaţi;* ***c)*** *angrenaj cilindric, paralel, interior, cu dinţi drepţi;* ***d)*** *angrenaj conic, concurent, cu dinţi drepţi;* ***e)*** *angrenaj conic, concurent, cu dinţi înclinaţi;* ***f)*** *angrenaj hipoid (format din roţi conice cu axe încrucişate, cu dinţi curbi);* ***g)*** *angrenaj elicoidal (format din roţi cilindrice, cu axe încrucişate, cu dinţi înclinaţi);* ***h)*** *angrenaj melcat (încrucişat, format dintr-un melc şi o roată melcată)*

4.1.3. Angrenaje paralele formate din roți dințate cilindrice cu dinți drepți

4.1.3.1. Raportul de transmitere. Legea fundamentală a angrenării

Angrenajele paralele sunt mecanisme plane, iar proprietățile lor geometrico-cinematice se studiază într-un plan frontal, perpendicular pe axele roților.

În ipoteza că raportul de transmitere este constant (angrenaje circulare), suprafețele de rostogolire sunt cilindri circulari coaxiali cu roțile. Intersecțiile lor cu un plan frontal, formează cercurile de rostogolire C_{w1} şi C_{w2} , care reprezintă centroidele mişcării relative. Punctul lor de tangență este centrul instantaneu al mişcării relative C (Fig.4.9), numit în terminologia angrenajelor, **punct de rostogolire** sau **pol al angrenării**.

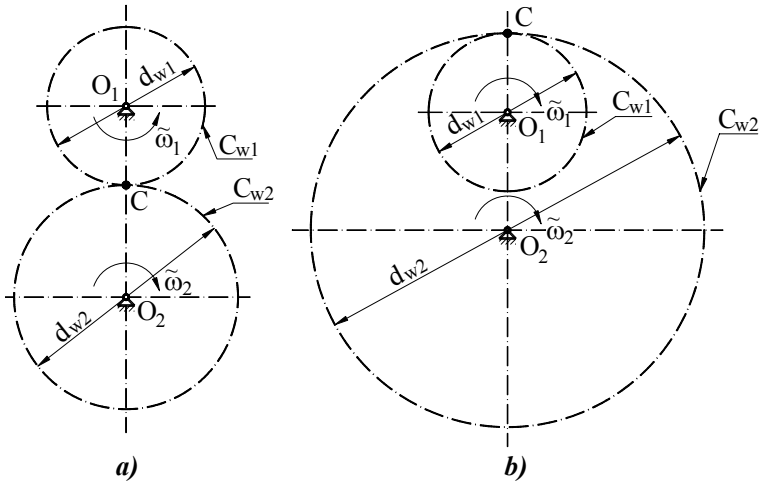


Fig. 4.9

Raportul de transmitere al angrenajelor paralele se calculează, desigur, cu formula generală (4.9), dar se poate exprima şi în funcție de razele de rostogolire d_{w1} şi d_{w2}.

Vitezele periferice $v_{C1} = \omega_1 \cdot (d_{w1}/2)$ şi $v_{C2} = \omega_2 \cdot (d_{w2}/2)$, sunt egale datorită rostogolirii fără alunecare a celor două cercuri, unul peste altul,

$$v_{C1} = \omega_1 \cdot \frac{d_{w1}}{2} = v_{C2} = \omega_2 \cdot \frac{d_{w2}}{2},$$

ceea ce conduce la relația

$$i_{12} = \frac{\omega_1}{\omega_2} = \frac{z_2}{z_1} = \frac{d_{w2}}{d_{w1}}. \qquad (4.10)$$

Deoarece axele de rotație sunt paralele, sensurile de rotație sunt comparabile, astfel încât vitezele unghiulare se pot exprima şi prin scalari cu semn $\tilde{\omega}_1$ şi $\tilde{\omega}_2$. În această ipoteză, raportul de transmitere definit prin relația

$$\tilde{i}_{12} = \frac{\tilde{\omega}_1}{\tilde{\omega}_2} \qquad (4.11)$$

este, de asemenea, un număr cu semn. Dacă roțile au sensuri de rotație opuse, aşa cum se întâmplă la angrenajul exterior (Fig.4.9.a), raportul de transmitere este negativ, iar expresiile sale de calcul sunt

$$\tilde{i}_{12} = -\frac{z_2}{z_1} = -\frac{d_{w2}}{d_{w1}}. \qquad (4.12)$$

Dacă roțile se rotesc în acelaşi sens, ca în cazul angrenajului interior (Fig.4.9.b), raportul de transmitere este pozitiv

$$\tilde{i}_{12} = +\frac{z_2}{z_1} = +\frac{d_{w2}}{d_{w1}}. \qquad (4.13)$$

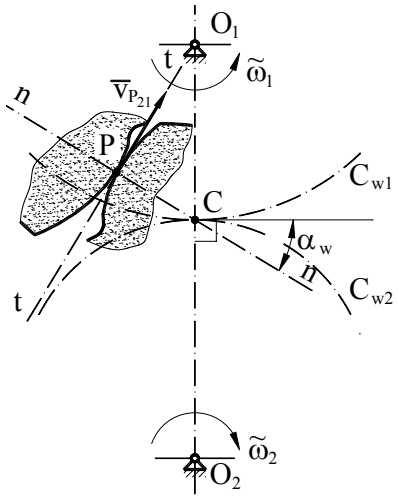


Fig. 4.10

Existența angrenajelor circulare, cu raport de transmitere instantaneu constant, care se bucură de proprietățile evidențiate anterior, este determinată de forma profilelor frontale. Ne propunem să stabilim ce condiții trebuie să îndeplinească aceste profile pentru a obține angrenaje circulare.

Se consideră două profile conjugate, cu contactul în punctul P (Fig.4.10). Aceste profile formează o cuplă superioară într-un mecanism plan, pentru care se poate scrie ecuația de viteze,

$$\bar{v}_{P_2} = \bar{v}_{P_1} + \bar{v}_{P_{21}},$$

în care $\bar{v}_{P_2}$ şi $\bar{v}_{P_1}$ reprezintă vitezele punctelor P_2 şi P_1, aparținând celor două roți. Vectorul $\bar{v}_{P_{21}}$ este viteza relativă de alunecare definită ca viteza puncului P_2 în mişcarea relativă a roții 2 în raport cu 1. Viteza relativă, este în acelaşi timp, tangentă comună la profilele în contact şi perpendiculară pe dreapta PC, care uneşte punctul P cu centrul instantaneu de rotație. Aceasta înseamnă că

dreapta PC este normală comună la cele două profile în punctul de contact. Dacă angrenajele sunt circulare, punctul C este fix pe linia centrelor O_1O_2, deoarece centroidele sunt cercuri cu centrele în O_1 şi O_2. Această concluzie permite formularea **legii fundamentale a angrenării**:

Pentru ca raportul de transmitere instantaneu să fie constant este necesar ca normala comună în punctul de contact al profilelor să treacă printr-un punct fix, situat pe linia centrelor.

Dacă profilul unei roţi dinţate este dat, se poate determina profilul conjugat, prin înfăşurare, astfel încât să fie respectată legea fundamentală a angrenării. Aceasta însemnă că se poate utiliza o infinitate de perechi de profile de dinţi. Cu toate acestea, în construcţia de maşini, se folosesc aproape excusiv, profilele formate din **evolventa cercului**, datorită avantajelor pe care le au.

În legătură cu procesul de angrenare dintre două profile, se definesc următoarele noţiuni.

• **Linie de angrenare** – locul geometric (traiectoria) punctului de contact.

• **Unghi de angrenare** (α_w) – unghiul format între normala comună în punctul de contact şi o dreaptă perpendiculară pe linia centrelor (Fig.4.10).

4.1.3.2. Utilizarea evolventei cercului ca profil de dinte

■ Evolventa cercului. Definiţie, ecuaţii, proprietăţi

Evolventa cercului (*) **este curba descrisă de un punct care aparţine unei drepte (dreaptă generatoare), care se rostogoleşte fără alunecare peste un cerc (cerc de bază).**

Ecuaţiile evolventei se deduc pe baza Fig.4.11 în care este reprezentat cercul de bază C_b, dreapta generatoare PK şi punctul P care descrie evolventa. Coordonatele polare ale punctului curent P sunt unghiul θ şi raza r, care se exprimă în funcţie de raza de bază r_b şi de unghiul α format între razele OP şi OK. Având în vedere că arcul $\widehat{P_bK}$ şi segmentul PK au lungimi egale deoarece se rostogolesc unul peste altul fără alunecare, se poate scrie

$$\theta = \frac{\widehat{P_bK}}{r_b} - \alpha = \frac{PK}{r_b} - \alpha = tg\alpha - \alpha .$$

---

*) *În cele ce urmeză se va folosi termenul simplificat **evolventă**, în loc de **evolventa cercului***

Funcția **tgα – α** se numeşte **involută** şi se notează **invα**. La această relație se asociază expresia razei r dedusă din triunghiul dreptunghic OPK, obtinând ecuațiile parametrice ale evolventei în coordonate polare,

$$\begin{cases} \theta = \mathrm{inv}\alpha \\ r = \dfrac{r_b}{\cos\alpha} \end{cases} \tag{4.14}$$

în care parametrul α are semnificația menționată – unghiul dintre raza punctului curent P şi raza punctului de tangență K, a dreaptei generatoare cu cercul de bază.

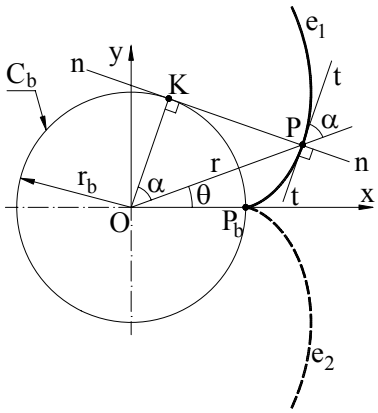


Fig. 4.11

Aplicând relațiile,

$$x = r\cos\theta$$
$$y = r\sin\theta,$$

se deduc ecuațiile parametrice în coordonate rectangulare,

$$\begin{aligned} x &= r_b(\cos t + t\cdot\sin t) \\ y &= r_b(\sin t - t\cdot\cos t), \end{aligned} \tag{4.15}$$

în care parametrul t este

$$t = \alpha + \theta = \mathrm{tg}\alpha\,.$$

Evolventa are o serie de proprietăți importante în contextul utilizării ei ca profil de roată dințată, pe care le menționăm în continuare.

1) Evolventa are două ramuri infinite e_1 şi e_2, separate printr-un punct de întoarcere P_b, situat pe cercul de bază,

2) În ecuațiile evolventei intervine un singur parametru constant – raza de bază r_b. Aceasta înseamnă că forma evolventei este determinată numai de mărimea cercului de bază.

3) Normala la evolventă în P este tangenta la cercul de bază PK sau dreapta generatoare, iar centrul de curbură este în punctul de tangență K. Pentru a demonstra aceste afirmații, se calculează panta normalei la evolventă în P (A.10),

$$m_n = -\frac{x'(t)}{y'(t)}\,.$$

Derivatele $x'(t)$ şi $y'(t)$ rezultă din expresiile (4.15)

$$x'(t) = r_b\cdot t\cos t$$
$$y'(t) = r_b\cdot t\sin t,$$

astfel încât se obține,

$$m_n = -\frac{1}{\text{tg } t} = -\frac{1}{\text{tg } (\alpha+\theta)}.$$

Această relație arată că normala în P este perpendiculară pe raza OK, deci coincide cu tangenta la cercul de bază. Raza de curbură se calculează cu relația (A.11)

$$R_C = \frac{\left(x'(t)^2 + y'(t)^2\right)^{3/2}}{x'(t)y''(t) - y'(t)x''(t)}$$

în care $x''(t)$ şi $y''(t)$ sunt

$$x''(t) = r_b(\cos t - t\sin t)$$

$$y''(t) = r_b(\sin t + t\cos t).$$

După efectuarea calculelor se obține

$$R_C = r_b t = r_b \cdot \text{tg}\alpha = PK,$$

care arată că centrul de curbură este în K.

Dacă r_b tinde la infinit, adică cercul de bază devine o dreaptă, R_C tinde, de asemenea, la infinit, deci şi evolventa se transformă într-o dreaptă.

4) Cunoscând direcția normalei la evolventă, se poate da o altă interpretare parametrului α - unghiul dintre raza OP şi tangenta la evolventă în P. În cazul în care evolventa este utilizată ca profil de dinte, acest unghi se numeşte **unghi de presiune**.

Din ecuațiile (4.14) rezultă că pe cercul de bază ($r = r_b$), unghiul de presiune $\alpha = 0$.

5) Evolventa poate fi generată şi prin înfăşurare. Dacă ataşăm dreptei generatoare, o altă dreaptă, perpendiculară pe prima în punctul P, acesta se suprapune peste tangenta la evolventă. Astfel, la rostogolirea dreptei generatoare peste cercul de bază, dreapta suplimentară înfăşoară evolventa.

■ Verificarea legii fundamentale a angrenării în cazul profilelor evolventice

Se consideră un angrenaj (Fig.4.12), având profilele de forma unor evolvente generate cu ajutorul cercurilor de bază C_{b1} şi C_{b2}, coaxiale cu roțile. Normala comună în punctul de contact P trebuie să fie tangentă la ambele cercuri de bază. Cum această dreaptă (K_1K_2) este fixă, punctul ei de intersecție cu linia centrelor, este de asemenea fix, şi reprezintă punctul de rostogolire C al angrenajului. Prin urmare, legea fundamentală a angrenării este respectată.

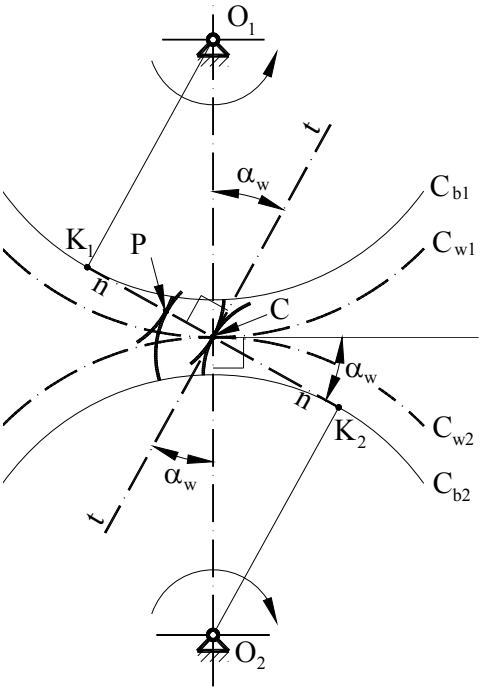


Fig. 4.12

Linia de angrenare a angrenajului evolventic coincide cu tangenta comună la cercurile de bază K_1K_2, deoarece punctul de contact P aparţine permanent acestei drepte invariabile. Datorită formei rectilinii, linia de angrenare se numeşte **dreaptă de angrenare**.

Unghiul de angrenare α_w, este constant, deoarece normala comună în punctul de contact este fixă.

Să considerăm cele două profile evolventice, reprezentate când punctul de contact concide cu punctul de rostogolire C. Tangenta comună tt, formează cu razele O_1C şi O_2C unghiurile de presiune ale profilelor pe cercurile de rostogolire. Acestea sunt, evident, egale între ele şi egale cu unghiul de angrenare α_w.

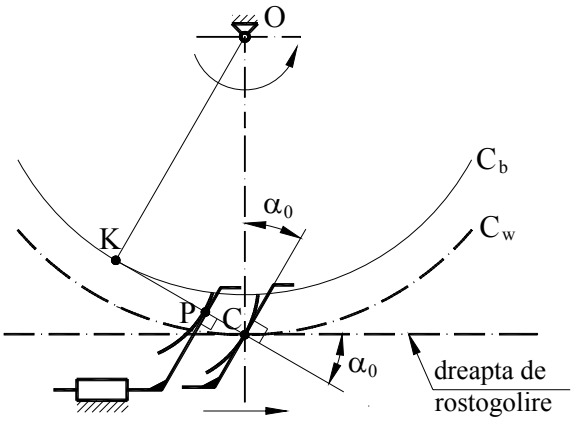


Fig. 4.13

În sistemul angrenajelor evolventice, un rol important îl are cremaliera – elementul dințat cu mişcare de translație. Se poate arăta că profilul cremalierei în angrenare cu o roată evolventică este rectiliniu. Să considerăm un astfel de angrenaj (Fig.4.13). Normala comună în punctul de contact P, trebuie să fie simultan, tangentă la cercul de bază al roții şi perpendiculară pe profilul rectiliniu al cremalierei. Deoarece direcția profilului cremalierei este invariabilă datorită mişcării de translație, normala comună este o dreaptă fixă. Desigur, punctul ei de intersecție cu linia centrelor, este de asemenea fix, iar legea fundamentală a angrenării este verificată. În acest caz, linia centrelor se consideră dreapta care trece prin centrul roții O, şi este perpendiculară pe direcția vitezei cremalierei. În punctul de rostogolire C, sunt tangente, cercul de rostogolire al roții C_w şi dreapta de rostogolire a cremalierei.

Proprietățile evidențiate la angrenajul format din două roți evolventice, se regăsesc şi în acest caz. Linia de angrenare este normala comună invariabilă CK şi poartă denumirea de **dreaptă de angrenare**. Unghiul de angrenare este constant şi este egal cu unghiul de înclinare al profilului cremalierei în raport cu o dreaptă perpendiculară pe direcția de deplasare, α_0. Unghiul de presiune de rostogolire al profilului roții, este de asemenea, egal cu unghiul α_0.

4.1.3.3. Definirea geometrică a roții dințate cilindrice cu dinți drepți

- **Cremaliera de referință**

Cremaliera de referință este o cremalieră standardizată (STAS 821-82), cu profile rectilinii (Fig.4.14), care serveşte pentru definirea geometrică a roților dințate evolventice. Elementele geometrice ale danturii se definesc în raport cu **dreapta de referință**. Pe această dreaptă, grosimea dintelui şi lățimea golului dintre dinți sunt egale.

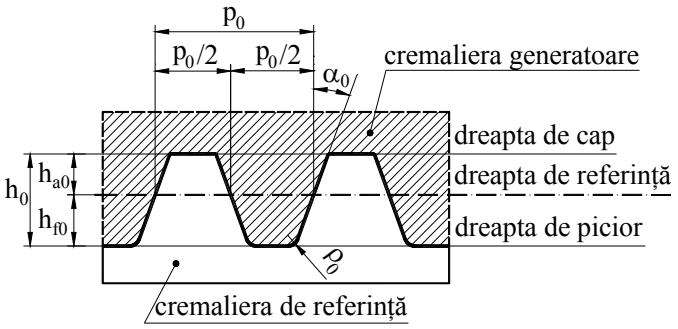


Fig. 4.14

Parametrii geometrici ai cremalierei de referință sunt:

• **Pasul p_0** – distanța dintre două profile omoloage (de aceeaşi parte a dintelui) consecutive, măsurată pe dreapta de referință sau pe o dreaptă paralelă cu aceasta;

• **Înălțimea dintelui h_0 –** distanța dintre dreapta de cap şi dreapta de picior;

• **Înălțimea de referință a capului dintelui h_{a0}** – distanța dintre dreapta de referință şi dreapta de cap;

• **Înălțimea de referință a piciorului dintelui h_{f0}** – distanța dintre dreapta de referință şi dreapta de picior;

• **Raza de racordare la piciorul dintelui ρ_0-** raza cercului de racordare dintre profilul dintelui şi dreapta de picior;

• **Unghiul de înclinare a profilului α_0 –** unghiul profilului, format cu o dreaptă perpendiculară pe dreapta de referință.

Înălțimea de referință a capului h_{a0}, este mai mică decât înălțimea de referință a piciorului h_{f0}, iar diferența dintre ele,

$$h_{f0} - h_{a0} = c_0$$

se numeşte **joc radial**.

Parametrii geometrici ai cremalierei de referință se calculează în funcție de o mărime unică numită **modul**. Modulul este un parametru standardizat (STAS 822-82), cu dimensiune de lungime, măsurat în [mm].

Formulele de calcul ale parametrilor geometrici sunt:

$$p_0 = \pi \cdot m\,,\ (\pi = 3{,}141592654) \tag{4.16}$$

$$h_{a0} = h^*_{a0} m, \quad (h^*_{a0} = 1) \tag{4.17}$$

$$c_0 = c^*_0 m \quad (c^*_0 = 0{,}25) \tag{4.18}$$

$$h_{f0} = (h^*_{f0} + c^*_0) \cdot m \tag{4.19}$$

$$h = (2h^*_{a0} + c^*_0) \cdot m \tag{4.20}$$

$$\rho = \rho^*_0 \quad (\rho^*_0 = 0{,}38) \tag{4.21}$$

$$\alpha_0 = 20^o \tag{4.22}$$

Cremaliera complementară cu cea de referință, construită astfel încât dinții acesteia au forma golurilor dintre dinții cremalierei de referință, se numeşte **cremalieră generatoare**. Desigur cele două cremaliere sunt identice din punct de vedere al dispunerii profilelor în raport cu dreapta de referință.

- **Parametrii geometrici principali ai roții dințate cilindrice exterioare cu dinți drepți**

Roțile dințate cilindrice în evolventă formează un sistem şi se definesc din condiția de angrenare fictivă cu cremaliera de referință. Angrenajul de definire (Fig.4.15), se consideră fără joc între flancuri (profile), şi cu joc radial standardizat (c_0). Profilele roții se obțin ca înfăşurătoare ale profilelor rectilinii ale cremalierei de referință, în mişcarea relativă dintre cele două elemente. Geometria roții depinde de forma cremalierei de referință (care a fost descrisă în paragraful precedent), de mişcarea relativă dinte cele două elemente şi de poziția cremalierei de referință față de roată. Mişcarea relativă este determinată de rostogolirea cercului de rostogolire al roții peste dreapta de rostogolire a cremalierei. Cercul de rostogolire al roții în procesul de definire se numeşte **cerc de divizare**. Poziția cremalierei de referință este determinată de distanța dintre dreapta de referință şi dreapta de rostogolire, care este tangentă la cercul de divizare. Această distanță se numeşte **deplasare de profil (X).** Prin convenție, deplasarea se consideră pozitivă dacă dreapta de referință este în exteriorul cercului de divizare (ca în Fig.4.15), şi negativă dacă îl intersectează.

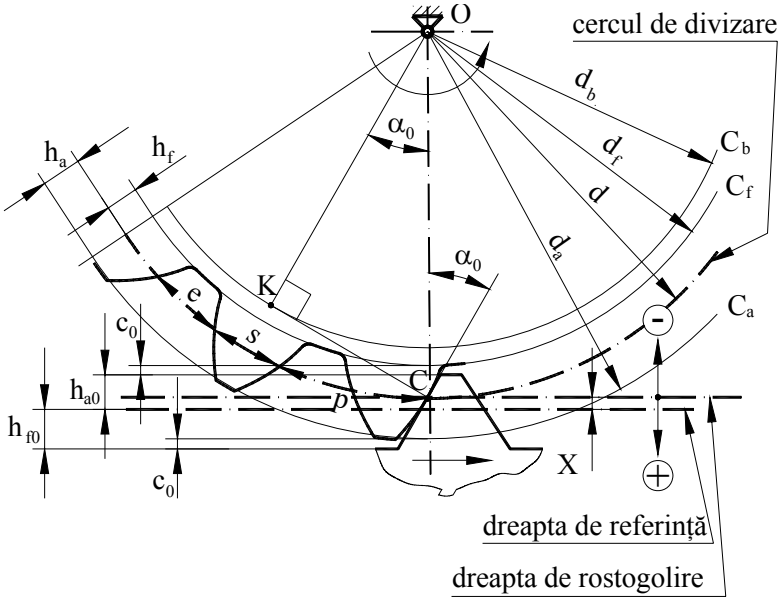


Fig. 4.15

Parametrii geometrici principali ai roții dințate se definesc în raport cu cercul de divizare şi se exprimă în funcție de modulul cremalierei de referință care este şi al roții, după cum urmează.

• **Deplasarea de profil, X** (definită anterior)

$$X = x \cdot m \tag{4.23}$$

Parametrul x se numeşte **coeficientul deplasării de profil sau deplasarea specifică**, iar adoptarea sa, pentru cele două roți ale angrenajului, constituie o problemă esențială a sintezei angrenajului.

• **Pasul de divizare, p** – arcul cercului de divizare, limitat de două profile omoloage (de aceeaşi parte a dintelui), consecutive. Datorită rostogolirii fără alunecare a dreptei de rostogolire a cremalierei peste cercul de divizare al roții, pasul cremalierei se reproduce pe cercul de divizare,

$$p = p_0$$

$$p = \pi \cdot m \quad (\pi=3{,}141592654) \tag{4.24}$$

• **Diametrul de divizare, d** (definit anterior) – rezultă ca raportul dintre lungimea cercului de divizare, $z \cdot p$ (z – numărul de dinți ai roții) şi numărul π,

$$d = \frac{z \cdot p}{\pi} = \frac{z \cdot \pi \cdot m}{\pi} = m \cdot z$$

$$d = m \cdot z\,. \tag{4.25}$$

• **Înălțimea de divizare a capului dintelui, h_a** – distanța radială dintre cercul de divizare şi cercul de cap. Din Fig.4.15 se obține

$$h_a = h_{f0} - c_0 + X = h_{a0} + X$$

$$h_a = \left(h_{a0}^* + x\right)m\,. \tag{4.26}$$

• **Înălțimea de divizare a piciorului dintelui, h_f** – distanța radială dintre cercul de divizare şi cercul de picior

$$h_f = h_{a0} + c_0 - X$$

$$h_f = \left(h_{a0}^* + c_0^* - x\right)m\,. \tag{4.27}$$

• **Diametrul de cap, d_a**

$$d_a = d + 2 \cdot h_a$$

$$d_a = \left(z + 2 \cdot h_{a0}^* + 2 \cdot x\right)m \tag{4.28}$$

• **Diametrul de picior, d_f,**

$$d_f = d - 2 \cdot h_f$$

$$d_f = \left(z - 2 \cdot h_{a0}^* - 2 \cdot c_0^* + 2 \cdot x\right)m \tag{4.29}$$

• **Arcul de divizare al dintelui, s** – arcul cercului de divizare limitat de profilele unui dinte. În ipoteza că jocul dintre profile este nul, arcul dintelui pe cercul de divizare (s) este egal cu lățimea golului dintre dinții cremalierei pe dreapta de rostogolire (e_{w0}). Din Fig. 4.16 rezultă

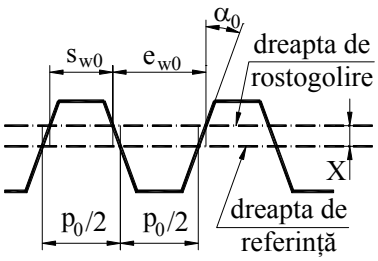


Fig. 4.16

$$s = e_{w0} = \frac{p_0}{2} + 2X \cdot tg\alpha_0$$

$$s = \left(\frac{\pi}{2} + 2x \cdot tg\alpha_0\right) m . \qquad (4.30)$$

• **Arcul de divizare al golului dintre dinți, e** – arcul cercului de divizare limitat de profilele unui gol dintre dinți. Printr-un raționament similar celui expus la determinarea parametrului s, din Fig. 4.16 rezultă

$$e = s_{w0} = \frac{p_0}{2} - 2X \cdot tg\alpha_0$$

$$e = \left(\frac{\pi}{2} - 2x \cdot tg\alpha_0\right) m . \qquad (4.31)$$

• **Unghiul de presiune de divizare,** α_0 - unghiul dintre tangenta la profil în punctul situat pe cercul de divizare şi raza acestui cerc. Aşa cum rezultă din Fig.4.15 acest unghi este egal cu unghiul de presiune al profilului cremalierei de referință, α_0.

• **Diametrul de bază, d_b –** diametrul cercului de bază c_b, care intervine la generarea profilului evolventic. Din triunghiul OKC (Fig.4.15), rezultă

$$d_b = d \cdot \cos\alpha_0$$

$$d_b = mz \cdot \cos\alpha_0 \qquad (4.32)$$

Din cele arătate rezultă că geometria roții dințate depinde de trei parametri de bază: **m, z** şi **x**.

• **Modulul m** indică mărimea danturii prin intermediul parametrilor p, s, e, h_a, şi h_f.

• **Numărul de dinți z,** împreună cu **modulul m** determină mărimea roții, prin itermediul parametrilor d, d_a, d_f.

• **Coeficientul de deplasare x** determină forma dintelui. Din (4.32) rezultă că diametrul de bază nu depinde de coeficientul de deplasare. Aceasta înseamnă că profilele dinților cu coeficienți de deplasare diferiți, provin din aceeaşi evolventă, generată pornind de la un cerc de bază unic, aşa cum se observă în Fig.4.17, unde sunt reprezentate trei danturi (un plin şi un gol), având acelaşi modul şi trei deplasări diferite. Comparativ cu dintele având deplasare

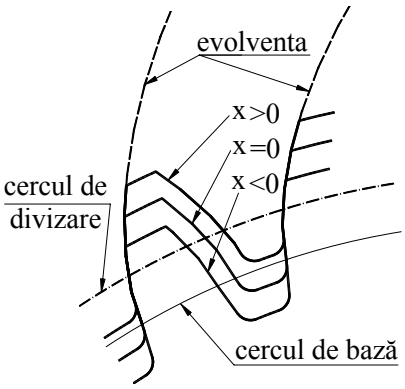


Fig. 4.17

zero, dintele cu deplasare pozitivă are vârful mai ascuţit şi baza mai lată, iar dintele cu deplasare negativă are vârful mai gros şi baza mai îngustă.

Aceste consideraţii legate de forma dintelui au impicaţii legate de calculul de rezistenţă al roţii dinţate.

Observaţii

1) Definirea roţii dinţate se poate face şi din condiţia de angrenare fictivă, fără joc radial, cu cremaliera generatoare, obţinând evident aceiaşi parametri geometrici principali, ca şi în cazul folosirii cremalierei de referinţă. În acest caz rezultă şi forma curbei de racordare de la piciorul dintelui roţii. Acest lucru nu are o importanţă deosebită, deoarece această curbă este determinată de procedeul de prelucrare şi de geometria sculei, şi poate fi diferită de cea care rezultă la definirea roţii cu ajutorul cremalierei generatoare.

2) Pentru prelucrarea roţilor dinţate, se foloseşte în principal, metoda rulării, care se bazează, ca şi definirea geometrică, pe principiul "imitării" angrenării. Scula aşchietoare provine dintr-un element dinţat (cremalieră, roată dinţată sau melc). Între sculă şi semifabricat se imprimă o mişcare relativă corespunzătoare angrenării dintre cele două elemente. Flancurile roţii rezultă ca înfăşurătoare ale suprafeţelor descrise de muchiile aşchietoare ale sculei.

■ Parametrii geometrici ai roţii dinţate pe un cerc oarecare

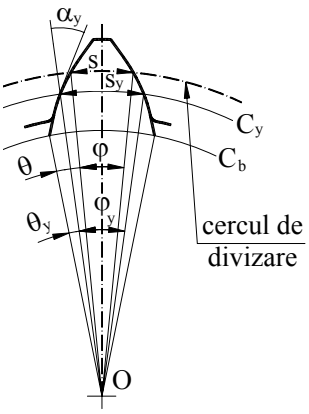


Fig. 4.18

Se consideră un cerc oarecare, concentric cu roata, C_y. Ne propunem să determinăm diametrul d_y, pasul p_y, arcul dintelui s_y şi arcul golului e_y, în funcţie de unghiul de presiune α_y.

Având în vedere ecuaţia razei unui punct curent al evolventei (4.14), se poate scrie

$$d_y = \frac{d_b}{\cos\alpha_y} = mz\frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_y}. \qquad (4.33)$$

Pasul p_y se exprimă în funcţie de diametrul d_y,

$$p_y = \frac{\pi d_y}{z} = \pi m \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_y}. \tag{4.34}$$

Pe baza Fig.4.18 se scrie

$$s_y = \varphi_y \frac{d_y}{2}$$

$$\varphi_y = \varphi + 2\left(\theta - \theta_y\right) = 2\frac{s}{d} + 2\left(\mathrm{inv}\alpha_0 - \mathrm{inv}\alpha_y\right).$$

Expresiile lui φ_y şi d_y (4.34), se introduc în formula lui s_y, iar d şi s se exprimă conform cu (4.25) şi (4.30). Astfel se obține relația pentru arcul dintelui,

$$s_y = mz\frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_y}\left(\frac{\pi}{2z} + \frac{2x \cdot \mathrm{tg}\alpha_0}{z} + \mathrm{inv}\alpha_0 - \mathrm{inv}\alpha_y\right). \tag{4.35}$$

Arcul golului rezultă pe baza relației

$$p_y = s_y + e_y,$$

înlocuind p_y şi s_y, cu expresiile lor,

$$e_y = mz\frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_y}\left(\frac{\pi}{2z} - \frac{2x \cdot \mathrm{tg}\alpha_0}{z} - \mathrm{inv}\alpha_0 + \mathrm{inv}\alpha_y\right). \tag{4.36}$$

Formulele deduse se pot utiliza, printre altele, pentru a determina arcul dintelui pe cercul de cap, s_a.

Din formula (4.33) se deduce unghiul de presiune la nivelul cercului de cap α_a,

$$\cos\alpha_a = \frac{mz\cos\alpha_0}{d_a},$$

care se introduce în relația (4.35), obținând s_a,

$$s_a = mz\frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_a}\left(\frac{\pi}{2z} + \frac{2x \cdot \mathrm{tg}\alpha_0}{z} + \mathrm{inv}\alpha_0 - \mathrm{inv}\alpha_a\right).$$

4.1.3.4. Angrenajul paralel exterior

- **Parametrii geometrici**

Parametrii geometrici ai angrenajului sunt unghiul de angrenare (α_w), diametrele de rostogolire (d_{w1} şi d_{w2}) şi distanța dintre axele de rotație (a) (Fig.4.19).

Formarea angrenajului se face din condiția absenței jocului dintre flancuri (profile). În această ipoteză, arcul de rostogolire al dintelui roții 1 trebuie să fie egal cu arcul de rostogolire al golului roții 2

$s_{w1} = e_{w2}$.

Această afirmație se susține pe baza Fig.4.19, în care sunt surprinse două profile conjugate, când punctul de contact este în C. Dacă admitem că

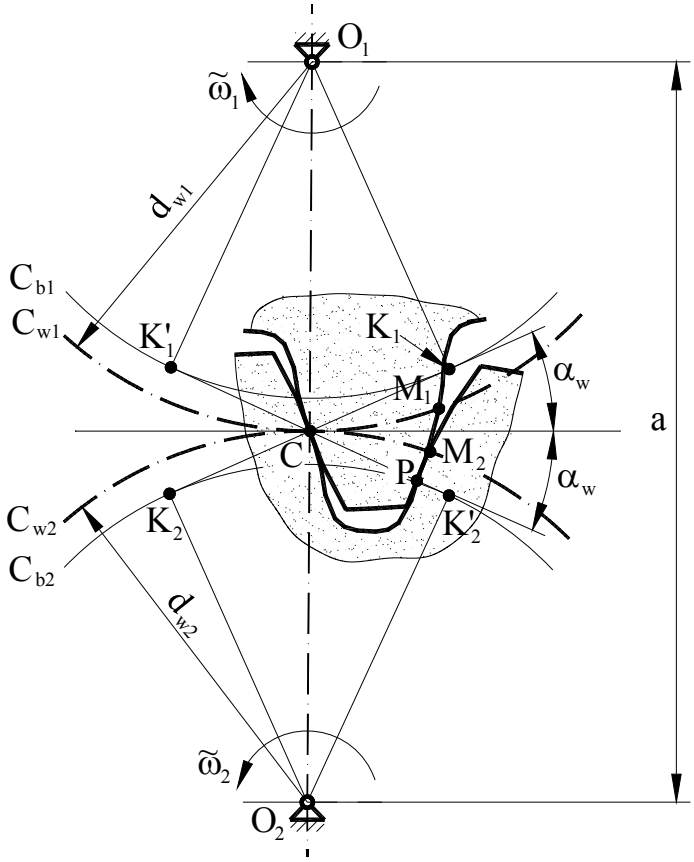


Fig. 4.19

jocul între profile este nul, profilele anti-omoloage cu primele, sunt de asemenea în contact, în punctul P. În procesul de angrenare, punctul de contact se deplasează pe linia de angrenare $K'_1K'_2$ din poziția P în poziția C. În acelaşi timp punctul M_1 parcurge arcul $\widehat{M_1C} = s_{w1}$, iar punctul M_2 – arcul $\widehat{M_2C} = e_{w2}$. Aceste arce sunt egale, fiind parcurse în acelaşi timp cu aceeaşi viteză, deoarece aparțin cercurilor de rostogolire.

Cele două arce se exprimă cu ajutorul formulelor (4.35) şi (4.36), având în vedere că unghiurile de presiune de rostogolire sunt egale cu unghiul de angrenare (par. 4.1.3.3), $\alpha_{w1} = \alpha_{w2} = \alpha_w$, iar modulul pentru două roți conjugate este acelaşi $m_1 = m_2 = m$,

$$mz_1 \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_w}\left(\frac{\pi}{2z_1} + \frac{2x_1 \cdot tg\alpha_0}{z_1} + inv\alpha_0 - inv\alpha_w\right) =$$

$$= mz_2 \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_w}\left(\frac{\pi}{2z_2} - \frac{2x_2 \cdot tg\alpha_0}{z_2} - inv\alpha_0 + inv\alpha_w\right)$$

Din această ecuație se obține unghiul de angrenare α_w, prin intermediul funcției involută

$$inv\alpha_w = inv\alpha_0 + 2\frac{x_1 + x_2}{z_1 + z_2} tg\alpha_0 . \tag{4.37}$$

Diametrele de rostogolire se determină cu formula (4.33),

$$\begin{aligned} d_{w1} &= mz_1 \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_w} \\ d_{w2} &= mz_2 \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_w} \end{aligned} \tag{4.38}$$

În fine, distanța dintre axe, rezultă în funcție de diametrele de rostogolire,

$$\begin{aligned} a &= \frac{d_{w1}}{2} + \frac{d_{w2}}{2} \\ a &= m\frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_w}\left(\frac{z_1 + z_2}{2}\right). \end{aligned} \tag{4.39}$$

Lungimea a_0, definită ca suma razelor de divizare,

$$a_0 = m\left(\frac{z_1 + z_2}{2}\right), \tag{4.40}$$

se numeşte **distanța dinte axe de referință**.

Diferența $(a - a_0)$ se numeşte modificarea distanței dintre axe, iar raportul,

$$y = \frac{a - a_0}{m} = \left(\frac{z_1 + z_2}{2}\right)\left(\frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_w} - 1\right)$$

este **coeficientul modificării distanței dintre axe**. Distanța dintre axe se poate exprima în funcție de a_0 şi y,

$$a = a_0 + my. \tag{4.42}$$

■ Angrenarea cu joc radial standardizat

Formarea angrenajului din condiția eliminării jocului dintre profile neglijează condiția de a realiza un joc radial de valoare standardizată, c_0. Pentru a rezolva această problemă, se calculează din nou distanța dintre axe (a_x), pe baza acestei condiții. Urmărind schema angrenajului din Fig.4.20, rezultă

$$a_x = \frac{d_{a1}}{2} + \frac{d_{f2}}{2} + c_0 .$$

Înlocuind d_{a1}, d_{f2} şi c_0 cu expresiile lor, se obține

$$a_x = m\frac{z_1 + z_2}{2} + m(x_1 + x_2) = a_0 + m(x_1 + x_2). \tag{4.43}$$

Analiza relațiilor (4.42) şi (4.43) arată că $a_x \geq a$ (ANEXA 4). Prin urmare, montarea roților la distanța dintre axe, calculată cu formula (4.42), conduce la micşorarea jocului radial în raport cu valoarea c_0. Pentru a obține valoarea necesară, se operează o reducere a înălțimii capului de divizare al dintelui, pentru ambele roți, cu lungimea,

$$a_x - a = a_0 + (x_1 + x_2)m - (a_0 + ym) = m(x_1 + x_2 - y).$$

În felul acesta, parametrii h_{a1}, h_{a2}, d_{a1}, şi d_{a2} se recalculează în raport cu valorile stabilite la definirea roții,

$$h_{a1} = m\left(h_{a0}^* + x_1\right) - m(x_1 + x_2 - y)$$

$$\begin{cases} h_{a1} = m\left(h_{a0}^* - x_2 + y\right) \\ h_{a2} = m\left(h_{a0}^* - x_1 + y\right) \end{cases} \tag{4.44}$$

$$d_{a1} = z_1 m + 2h_{a1}$$

$$\begin{cases} d_{a1} = m\left(z_1 + 2h_{a0}^* - 2x_2 + 2y\right) \\ d_{a2} = m\left(z_2 + 2h_{a0}^* - 2x_1 + 2y\right) \end{cases} \tag{4.45}$$

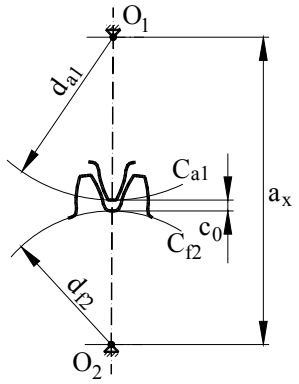


Fig. 4.20

Angrenajele cu $x_1 = x_2 = 0$ se numesc angrenaje zero sau nedeplasate, iar angrenajele cu $x_1 + x_2 = 0$, se numesc zero deplasate. În ambele cazuri se înregistrează $\alpha_w = \alpha_0$, $d_{w1} = d_1$, $d_{w2} = d_2$, $a = a_0 = a_x$ şi y = 0.

4.1.3.5. Angrenajul paralel interior

Aşa cum am arătat (par. 4.1.2), angrenajele interioare sunt formate dintr-o roată cu dantură exterioară şi o roată cu dantură interioară, şi au o utilizare practică mult mai redusă decât angrenajele exterioare. În cele ce urmează se vor pune în evidenţă particularităţile angrenajului interior, urmărind aceeaşi problematică pe care am prezentat-o la cel exterior.

Roata dinţată interioară se defineşte în acelaşi mod ca şi roata exterioară, pe baza cremalierei de referinţă, inversându-se dinţii cu golurile dintre dinţi. Două roţi, una cu dantură exterioară şi cealaltă cu dantură interioară, având aceleaşi valori pentru m, z, şi x, au acelaşi cerc de divizare, iar profilele lor sunt congruente (Fig.4.21). Cercul de cap al unei roţi, nu se suprapune însă pe cercul de picior al celeilalte, între ele fiind distanţa radială c_0.

Parametrii geometrici principali ai roţii cu dantură interioară se definesc în acelaşi mod ca şi cei ai roţii cu dantură exterioară, iar expresiile pentru X, p, α_0 şi d_b rămân neschimbate. Ceilalţi parametri se calculează cu formulele care urmează, deduse pe baza Fig.4.21.

$$h_a = h_{a2} = h_{f1} - c_0 = \left(h_{a0}^* - x\right)m \tag{4.46}$$

$$h_f = h_{f2} = h_{a1} + c_0 = \left(h_{a0}^* + c_0^* + x\right)m \tag{4.47}$$

$$d_a = d_{a2} = d - 2h_a = \left(z - 2h_{a0}^* + 2x\right)m \tag{4.48}$$

$$d_f = d_{f2} = d + 2h_f = \left(z + 2h_{a0}^* + 2c_0^* + 2x\right)m \tag{4.49}$$

$$s = s_2 = e_1 = \left(\frac{\pi}{2} - 2x\,tg\alpha_0\right)m \tag{4.50}$$

$$e = e_2 = s_1 = \left(\frac{\pi}{2} + 2x\,tg\alpha_0\right)m \tag{4.51}$$

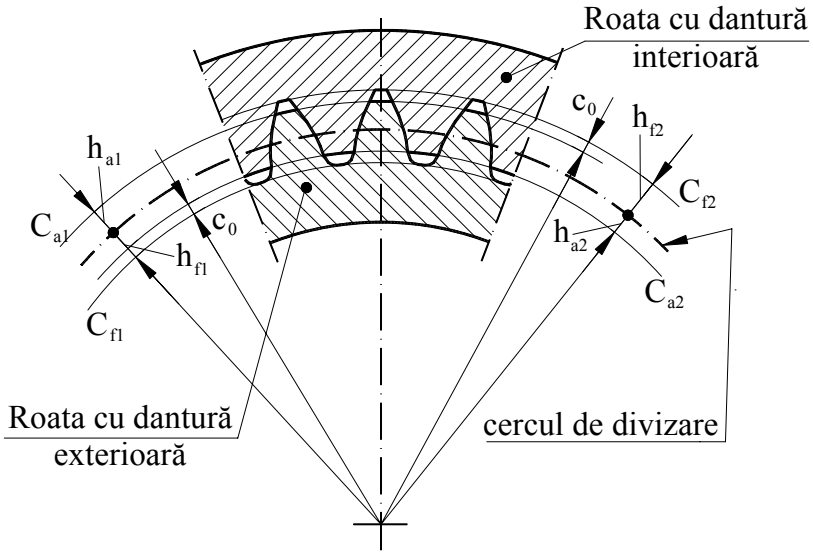


Fig. 4.21

Dintre parametrii definiţi pe un cerc oarecare, diametrul (d_y) şi pasul (p_y) au aceleaşi expresii, iar formulele pentru s_y şi e_y (4.35, 4.36) se inversează.

În aceste condiţii, unghiul de angrenare, α_w (Fig.4.22), dedus din condiţia absenţei jocului dintre profile, este

$$inv\alpha_w = inv\alpha_0 + 2\frac{x_2 - x_1}{z_2 - z_1}tg\alpha_0, \tag{4.52}$$

în care x_1 şi z_1 se referă la roata cu dantură exterioară, iar x_2 şi z_2 – la roata cu dantură interioară. Diametrele de rostogolire se calculează cu aceleaşi formule (4.38), astfel încât distanţa dintre axe (Fig.4.22) are expresia

$$a = \frac{d_{w2}}{2} - \frac{d_{w1}}{2} = m\frac{z_2 - z_1}{2}\frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_w}, \tag{4.53}$$

care se poate pune şi sub forma cunoscută

$$a = a_0 + my,$$

în care

$$a_0 = m\left(\frac{z_2 - z_1}{2}\right), \tag{4.54}$$

$$y = \left(\frac{z_2 - z_1}{2}\right)\left(\frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_w} - 1\right). \tag{4.55}$$

Distanța dintre axe, a_x, calculată din condiția angrenării cu joc standardizat, rezultă

$$a_x = \frac{d_{f2}}{2} - \frac{d_{a1}}{2} - c_0 = a_0 + m\left(x_2 - x_1\right). \tag{4.56}$$

Deoarece $a_x \geq a$, înseamnă că angrenajul montat fără joc între profile, are joc radial mai mare decât cel standardizat. Pentru a-l aduce la valoarea standardizată, ar trebui operată o majorare a înălțimii dinților, care nu se aplică pentru că nu conferă avantaje în funcționare.

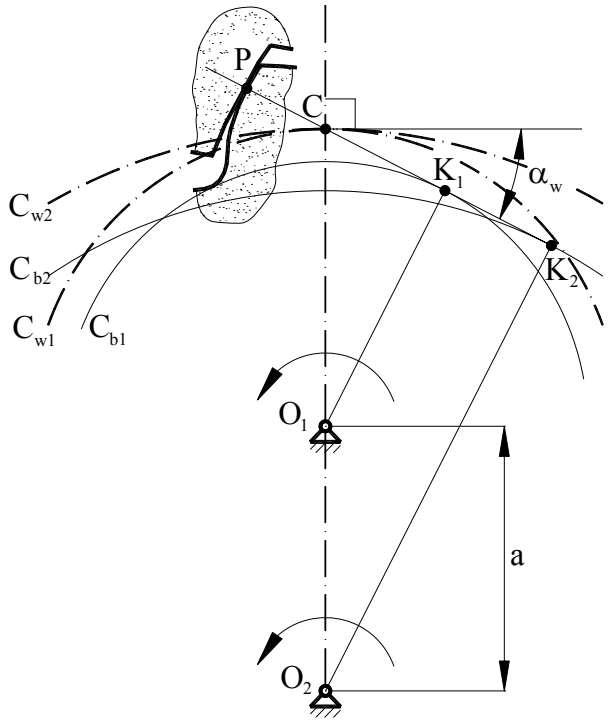


Fig. 4.22

4.1.3.6. Formarea şi întreruperea contactului dintre dinţi. Continuitatea angrenării

Fenomenul de angrenare se produce prin contactul succesiv al perechilor de profile conjugate. Ne propunem să analizăm procesul de formare şi de întrerupere a contactului şi implicaţiile sale asupra funcţionării angrenajului, considerând un angrenaj exterior compus din roata conducătoare 1 şi roata condusă 2 (Fig.4.23). Aşa cum am arătat, locul geometric al punctului de contact este dreapta de angrenare K_1K_2 (par. 4.1.3.2.). Pe de altă parte, contactul poate avea loc numai în zona în care există profile materializate. Aceasta este limitată de cercurile de cap c_{a1} şi c_{a2}, având forma de lentilă. Ca urmare poziţiile limită ale punctului de contact se găsesc la intersecţia dreptei de angrenare cu cele două cercuri de cap. Contactul se formează în punctul A, aflat la intersecţia dreptei de angrenare cu cercul de cap al roţii conduse c_{a2}, şi se întrerupe în punctul E – intersecţia dreptei de angrenare cu cercul de cap al roţii conducătoare, c_{a1}. Segmentul $g = AE$, pe care se produce contactul efectiv se

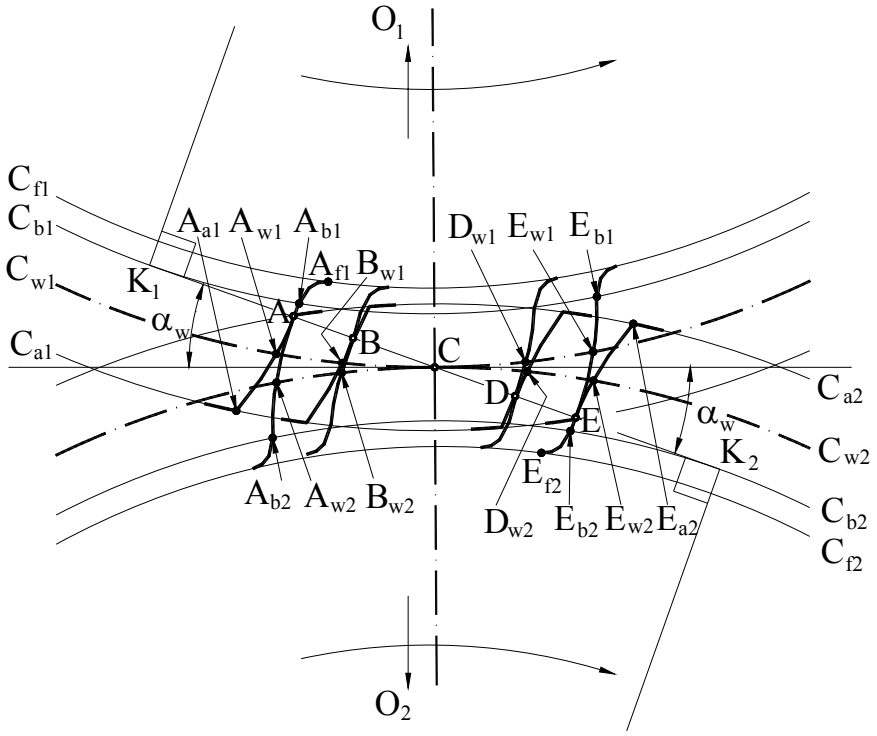


Fig. 4.23

numeşte **segment de angrenare**. Segmentele AC şi CE se numesc **segment de intrare în angrenare**, respectiv **segment de ieşire din angrenare**. Lungimea segmentului de angrenare rezultă pe baza Fig.4.23,

$$g = AE = K_1K_2 - \left(K_1K_2 - K_2A\right) - \left(K_1K_2 - K_1E\right) = K_2A + K_1E - K_1K_2 .$$

$$g = \sqrt{r_{a1}^2 - r_{b1}^2} + \sqrt{r_{a2}^2 - r_{b2}^2} - a\sin\alpha_w , \qquad (4.57)$$

în care a este distanţa dintre axe,

$$a = r_{w1} + r_{w2} .$$

Se observă, că pe profilul roţii conducătoare 1, contactul se formează în zona piciorului dintelui şi se deplasează până la nivelul cercului de cap, iar pe profilul roţii conduse 2, contactul se formează pe cercul de cap şi se deplasează înspre piciorul dintelui. Profilele AA_{a1} şi EE_{a2}, care participă la angrenare, se numesc **profile active**, iar profilele AA_{f1} şi EE_{f2}, care nu participă la angrenare, se numesc **profile inactive**. Desigur, profilele inactive nu este necesar să fie evolventice. Razele punctelor care delimitează cele două feluri de profile se numesc **raze active**. În cazul roţii 1, raza activă r_{ac1} este raza punctului A,

$$r_{ac1} = r_A = \sqrt{r_{b1}^2 + K_1A^2} = \sqrt{r_{b1}^2 + \left(K_1K_2 - K_2A\right)^2}$$

$$r_{ac1} = \sqrt{r_{b1}^2 + \left(a\sin\alpha_w - \sqrt{r_{a2}^2 - r_{b2}^2}\right)^2} . \qquad (4.58)$$

În cazul roţii 2, raza activă r_{ac2} este raza punctului E,

$$r_{ac2} = r_E = \sqrt{r_{b2}^2 + \left(a\cdot\sin\alpha_w - \sqrt{r_{a1}^2 - r_{b1}^2}\right)^2} \qquad (4.59)$$

Trebuie menţionat că segmentul de angrenare se poate exprima şi în funcţie de razele active,

$$g = K_1K_2 - K_1A - K_2E$$

$$g = a\sin\alpha_w - \sqrt{r_{ac1}^2 - r_{b1}^2} - \sqrt{r_{ac2}^2 - r_{b2}^2} . \qquad (4.60)$$

Arcul parcurs de un punct aparţinând cercului de rostogolire, din momentul formării până în momentul întreruperii contactului, se numeşte **arc de angrenare**. Arcele de angrenare ale celor două roţi sunt egale deoarece sunt parcurse cu aceeaşi viteză (viteza periferică a cercurilor de rostogolire), în aceeaşi perioadă de timp. Având în vedere că în Fig.4.23 este surprinsă aceeaşi pereche de profile conjugate în momentul formării contactului, în A, şi în momentul întreruperii sale, în E, arcele de angrenare sunt

$$\widehat{A_{w1}E_{w1}} = \widehat{A_{w2}E_{w2}} .$$

Lungimea arcului de angrenare se determină pe baza observaţiei că raza oricărui punct al roţii, se roteşte între cele două momente, cu acelaşi unghi.

Deci

$$\sphericalangle A_{w1}O_1E_{w1} = \sphericalangle A_{b1}O_1E_{b1},$$

şi $$\frac{\widehat{A_{w1}E_{w1}}}{r_{w1}} = \frac{\widehat{A_{b1}E_{b1}}}{r_{b1}}.$$

Arcul $\widehat{A_{b1}E_{b1}}$ este egal cu segmentul de angrenare $g = AE$, deoarece se rostogolesc unul peste altul, când se generează evolventele $A_{b1}A_{a1}$ şi $E_{b1}E$, şi prin urmare,

$$\widehat{A_{w1}E_{w1}} = g\frac{r_{w1}}{r_{b1}} = \frac{g}{\cos\alpha_w}. \tag{4.61}$$

Raportul dintre arcul de angrenare şi pasul de rostogolire se numeşte **grad de acoperire (ε)**

$$\varepsilon = \frac{g}{p_w\cos\alpha_w} = \frac{g}{\pi m\cos\alpha_0} = \frac{g}{p_b}, \tag{4.62}$$

în care p_b este pasul pe cercul de bază – acelaşi pentru ambele roți.

Pentru a asigura continuitatea angrenării este necesar, ca în momentul întreruperii contactului unei perechi de profile în E, perechea următoare să fie în angrenare. Să presupunem că această pereche se află în contact în punctul B. Arcele $\widehat{B_{w1}E_{w1}}$ şi $\widehat{B_{w2}E_{w2}}$, reprezintă pasul de rostogolire p_w. Rezultă că angrenarea este continuă dacă arcul de angrenare $\widehat{A_{w1}E_{w1}} > p_w$ sau $\varepsilon > 1$. Practic, limita gradului de acoperire se adoptă mai mare decât unitatea, pentru a lua în considerare abaterile de la valoarea teoretică, cauzate de imprecizie şi deformații, $\varepsilon \geq (1{,}1 \div 1{,}3)$. Este util de precizat semnificația valorii gradului de acoperire care rezultă din calcul, de regulă, fracționară. În momentul formării contactului în A, de către o pereche de profile, perechea anterioară este în contact în D, astfel încât $\widehat{A_{w1}D_{w1}} = \widehat{A_{w2}D_{w2}} = p_w$. Urmărind procesul de angrenare, constatăm că atunci când pe segmentul AB se află o pereche de profile în contact, pe segmentul DE se află de asemenea, o pereche de profile în angrenare, deci angrenarea este **bipară**. Când contactul se produce pe segmentul BD, angrenarea este **monopară**. Calculând arcele $\left(\widehat{A_{w1}B_{w1}} + \widehat{D_{w1}E_{w1}}\right)$ şi $\widehat{B_{w1}D_{w1}}$, raportate la pasul de rostogolire, se ajunge la următoarea interpretare. Angrenarea monopară se desfăşoară pe un arc egal cu $(2-\varepsilon)$ din pasul de rostogolire, iar cea bipară pe un arc egal cu $2\cdot(\varepsilon-1)$ din pasul de rostogolire. De exemplu, dacă $\varepsilon = 1{,}23$, angrenarea monopară se

desfăşoară pe un arc egal cu $(2-\varepsilon)\cdot p_w = 0,77\cdot p_w$ (77% din p_w), iar angrenarea bipară, pe un arc egal cu $2(\varepsilon-1)p_w = 0,46p_w$ (46% din p_w).

În cazul angrenajului interior (Fig.4.24), intervin aceleaşi noţiuni legate de formarea şi întreruperea contactului şi de continuitatea angrenării, cu deosebirea că unele formule de calcul se modifică. Astfel, segmentul de angrenare se determină astfel,

$$g = AE = K_1K_2 + K_1E - K_2A$$

$$g = a\sin\alpha_w + \sqrt{r_{a1}^2 - r_{b1}^2} - \sqrt{r_{a2}^2 - r_{b2}^2}\ . \qquad (4.63)$$

în care $a = r_{w2} - r_{w1}$.

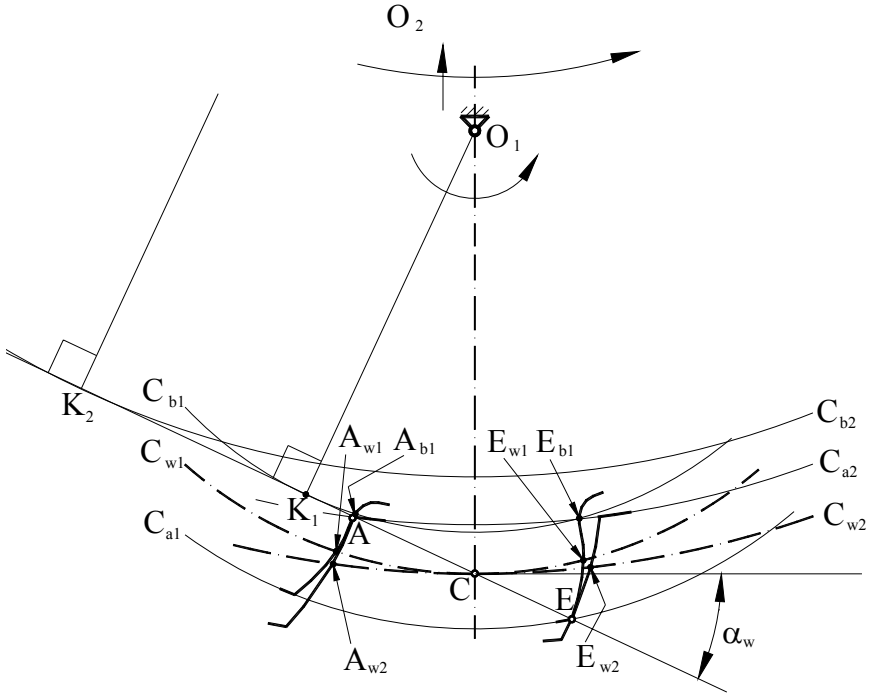


Fig. 4.24

Razele active se calculează cu formulele

$$r_{ac1} = r_A = \sqrt{r_{b1}^2 + K_1A^2} = \sqrt{r_{b1}^2 + (K_2A - K_1K_2)^2}$$

$$r_{ac1} = \sqrt{r_{b1}^2 + \left(\sqrt{r_{a2}^2 - r_{b2}^2} - a\sin\alpha_w\right)^2}\ . \qquad (4.64)$$

$$r_{ac2} = r_E = \sqrt{r_{b2}^2 + K_2E^2} = \sqrt{r_{b2}^2 + \left(K_1K_2 + K_1E\right)^2}$$

$$r_{ac2} = \sqrt{r_{b2}^2 + \left(a\sin\alpha_w + \sqrt{r_{a1}^2 - r_{b1}^2}\right)^2} \ . \qquad (4.65)$$

Aspectele legate de gradul de acoperire rămân neschimbate în raport cu angrenajul exterior, atât în ce priveşte relațiile de calcul, cât şi în ce priveşte interpretarea rezultatelor.

4.1.3.7. Fenomenul de interferență

Interferența în angrenare este fenomenul de pătrundere, teoretică, a unui dinte în dintele conjugat. Deoarece această pătrundere nu este posibilă datorită rigidității flancurilor, se produce o funcționare incorectă, însoțită de vibrații şi zgomot, sau chiar blocarea angrenajului, dacă fenomenul este pronunțat.

În cazul angrenajelor exterioare există două tipuri de interferență – **primară** şi **secundară**.

Interferența primară se înregistrează dacă angrenarea tinde să se producă în afara segmentului K_1K_2, limitat pe dreapta de angrenare, de punctele de tangență cu cercurile de bază. Se consideră angrenajul din Fig.4.25, cu evolventele e_1 şi e_2 materializate ca profile de dinți. Să presupunem că sensurile

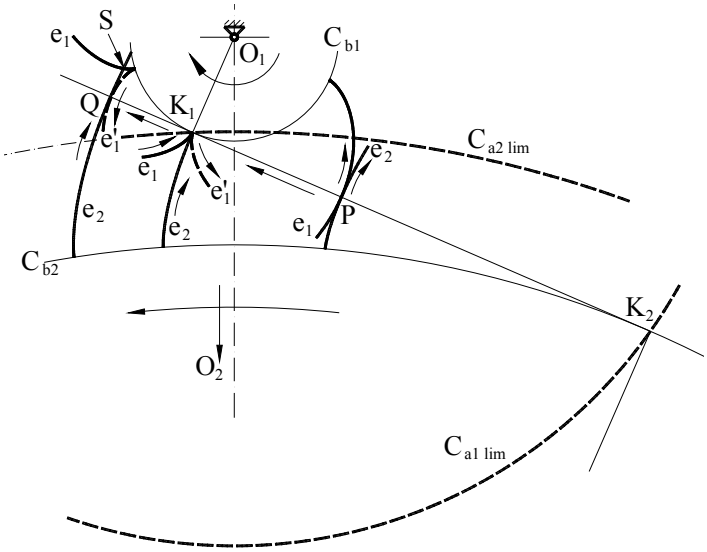


Fig. 4.25

de rotație ale roților sunt ca în Fig. 4.25, astfel încât punctul de contact se deplasează pe dreapta de angrenare în sensul K_2K_1. Când acest punct se află în P, în interiorul segmentului K_1K_2, angrenarea se produce corect, iar contactul se deplasează pe profilul e_1 spre cercul de bază. Când punctul de contact ajunge în K_1, acest punct este pe cercul de bază c_{b1} şi constituie punct de întoarcere pentru evolventa e_1. În această poziție angrenarea profilelor e_1 şi e_2, este totuşi posibilă. Dacă angrenarea continuă în afara segmentului K_1K_2, punctul de contact ajungând în Q, evolventa e_2 înfăşoară ramura e'_1, fiind tangentă cu aceasta, iar profilele materializate e_1 şi e_2 se intersectează în punctul S. Astfel are loc fenomenul de interferență, care împiedică angrenarea corectă a profilelor e_1 şi e_2. Pentru evitarea interferenței, cercurile de cap ale roților nu trebuie să depăşească punctele K_1 şi K_2, fiind limitate de cercurile c_{a1lim} şi c_{a2lim}, (Fig.4.25). După cum am arătat (par. 4.1.3.6), intersecțiile cercurilor de cap cu dreapta de angrenare delimitează segmentul de angrenare AE (Fig.4.23), iar razele punctelor A şi E sunt razele active $r_{ac1} = r_A$ şi $r_{ac2} = r_E$. Pozițiile limită ale punctelor A şi E, pentru evitarea interferenței, sunt K_1 şi K_2, când razele active devin egale cu razele de bază. Deci condițiile pentru evitarea interferenței se pot formula astfel

$$r_{ac1} \geq r_{b1} \tag{4.66}$$

$$r_{ac2} \geq r_{b2} \tag{4.67}$$

Dacă se ține seama de expresiile razelor active (4.58), (4.59), aceste condiții se pot scrie

$$\sqrt{r_{a2}^2 - r_{b2}^2} \leq a \sin \alpha_w \tag{4.68}$$

$$\sqrt{r_{a1}^2 - r_{b1}^2} \leq a \sin \alpha_w \tag{4.69}$$

Efectuând substituțiile corespunzătoare, se poate observa că relațiile (4.68) şi (4.69) nu depind de modul, ci numai de numerele de dinți (z_1, z_2) şi de coeficienții de deplasare (x_1, x_2). Astfel, dacă x_1 şi x_2 au valori date, se poate stabili un domeniu admisibil în planul de coordonate Oz_1z_2. În Fig.4.26 se indică acest domeniu (cel nehaşurat), pentru cazul $x_1 = x_2 = 0$.

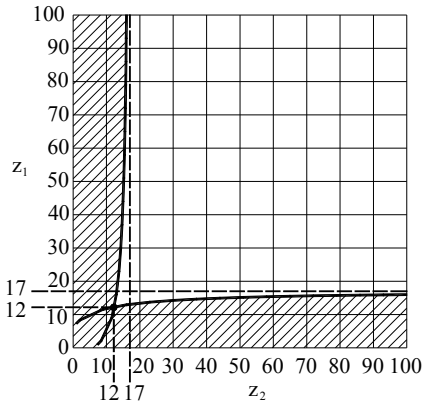


Fig. 4.26

Se observă că numerele de dinți sunt limitate inferior. Numărul minim de dinți ai unei roți depinde de numărul de dinți ai roții conjugate şi creşte puțin cu acesta. Dacă roțile sunt egale $(z_1 = z_2)$, se obține $z_{min} \cong 12$

(punctul de intersecție al celor două curbe). Dacă unul dintre numerele de dinți tinde la infinit, numărul minim de dinți ai roții conjugate este $z_{min} = 17$. Această valoare se confirmă prin analiza directă a angrenajului roată dințată – cremalieră (Fig.4.27). Evitarea interferenței se obține când dreapta de cap a cremalierei intersectează dreapta de angrenare în interiorul segmentului CK. Pentru aceasta, trebuie satisfăcută condiția,

$$r_{ac} = r_A \geq r_b , \tag{4.70}$$

întâlnită şi la angrenarea dintre două roți.

$$r_{ac} = \sqrt{r_b^2 + AK^2} ,$$

ceea ce conduce la $AK \geq 0$.

Calculând segmentul AK,

$$AK = CK - CA = \frac{d}{2}\sin\alpha_0 - \frac{h_{a0} - X}{\sin\alpha_0} = m\left(\frac{z}{2}\sin\alpha_0 - \frac{h_{a0}^* - x}{\sin\alpha_0}\right),$$

se obține condiția finală

$$z \geq \frac{2\left(h_{a0}^* - x\right)}{\sin^2\alpha_0} = z_{min} . \tag{4.71}$$

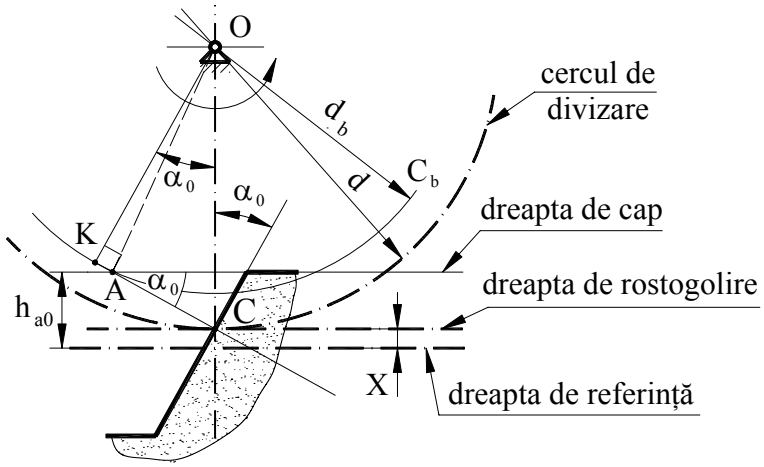


Fig. 4.27

Pentru $h_{a0}^* = 1$, $\alpha_0 = 20^\circ$ şi x = 0, rezultă z = 17,097 adică z_{min} = 17. Dacă roata mică a unui angrenaj are $z \geq 17$, se asigură funcționarea fără interferență, pentru orice număr de dinți ai roții conjugate. Dacă se ține seama de existența, în condiții practice, a jocului dintre flancuri şi de faptul că o interferență uşoară se poate admite, numărul minim de dinți se poate reduce la valoarea z_{min} = 14.

Formula (4.71) se poate folosi şi pentru calculul coeficientului de deplasare necesar, în condiţiile în care numărul de dinţi este dat,

$$x \geq 1 - \frac{z \sin^2 \alpha_0}{2}.$$

Deoarece $\frac{2}{\sin^2 \alpha_0} \cong 17$, această condiţie se poate scrie,

$$x \geq \frac{17 - z}{17}. \qquad (4.72)$$

În cazul angrenajului interior, interferenţa se produce atunci când cercul de cap al roţii interioare C_{a2} (Fig.4.24), intersectează dreapta de angrenare în interiorul segmentului K_1K_2. Prin urmare, segmentul de angrenare AE trebuie să fie în afara segmentului K_1K_2. Acest lucru se obţine dacă este respectată condiţia,

$$r_{ac1} = r_A \geq r_{b1}. \qquad (4.73)$$

Având în vedere expresia razei active r_{ac1} (4.74), această condiţie devine,

$$\sqrt{r_{a2}^2 - r_{b2}^2} \geq a \sin \alpha_w. \qquad (4.74)$$

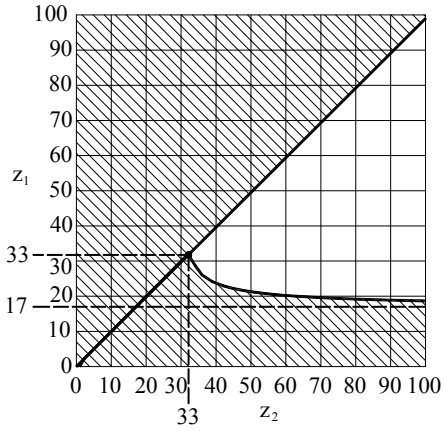


Fig. 4.28

Ca şi la angrenajul exterior, se poate stabili un domeniu admisibil pentru condiţia (4.74), în sistemul de coordonate Oz_1z_2, adăugând şi condiţia, normală pentru angrenajul interior, $z_2 \geq z_1$. În Fig.4.28 este trasat acest domeniu pentru cazul $x_1 = 0$, $x_2 = 0$.

Se observă că z_1 este limitat inferior de o curbă care porneşte din punctul de coordonate $z_1 = z_2 \cong 33$ şi tinde asimtotic la valoarea $z_1 \cong 17$, când z_2 tinde la infinit (roata 2 devine cremalieră).

Interferenţa primară poate interveni şi la prelucrarea roţii dinţate, care reproduce angrenarea dintre elementul dinţat sculă şi roata prelucrată. În acest caz, scula pătrunde în dintele roţii, eliminând o parte din profilul său. Condiţiile de evitare a intrferenţei la prelucrare sunt similare cu cele stabilite pentru evitarea interferenţei la angrenare. Dacă ne referim la procedeul de prelucrare cu o sculă care provine dintr-o roată dinţată (cuţit roată) şi notăm roata care se prelucrează cu 1 şi scula cu 2, se pot face următoarele observaţii. Dacă nu este verificată condiţia (4.66),

se produce eliminarea unui segment din profilul evolventei, situat la baza dintelui, iar fenomenul se numeşte **subtăiere** (Fig.4.29). Dacă nu este îndeplinită condiția (4.67), este afectat profilul în zona de cap, iar fenomenul se numeşte **retezare**. La prelucrarea cu o sculă care provine dintr-o cremalieră (cuțit pieptene), poate interveni numai subtăierea, când nu este verificată condiția (4.70). Trebuie menționat că subtăierea, care este defectul cel mai frecvent, poate influența funcționarea angrenajului. Când raza de început a subtăierii r_s (Fig. 4.28), este mai mare decât raza activă $(r_s > r_{ac})$, aceasta conduce la micşorarea segmentului de angrenare şi a gradului de acoperire. În acest caz calculul segmentului de angrenare se face cu formula (4.60), în care r_{ac1} se înlocuieşte cu r_{s1}, dacă $r_{s1} > r_{ac1}$, iar r_{ac2} se înlocuieşte cu r_{s2} dacă $r_{s2} > r_{ac2}$. De regulă, subtăierea este admisă, dacă nu afectează gradul de acoperire, adică se respectă condițiile $r_{s1} \le r_{ac1}$ şi $r_{s2} \le r_{ac2}$. Razele r_{s1} şi r_{s2} se determină din analiza procesului de prelucrare şi depind de tipul şi de caracteristicile geometrice ale sculei [26, 35].

Interferența secundară se produce când intervine contactul între capul dintelui unei roți şi profilul de racord, neevolventic, de la baza dintelui roții conjugate. Acest fenomen se poate produce numai dacă profilul de racord depăşeşte cercul de bază şi afectează evolventa (Fig. 4.30). În felul acesta, profilul dintelui este format din două segmente: **profilul util**, de formă evolventică, şi **profilul de racord** – neevolventic. Raza cercului cere separă cele două profile se numeşte **rază utilă** – r_u. Interferența secundară este evitată, dacă este verificată condiția:

$$r_{ac} \ge r_u , \tag{4.75}$$

pentru ambele roți ale angrenajului. Raza utilă se determină de asemenea din studiul procesului de prelucrare a roții.

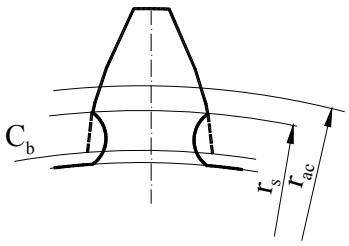


Fig. 4.29

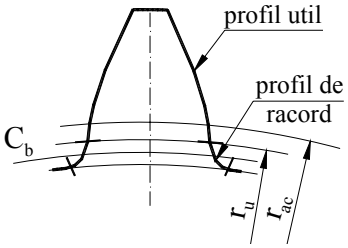


Fig. 4.30

Interferența secundară se poate întâlni şi la angrenajele interioare, atât la baza dintelui roții exterioare cât şi la baza dintelui roții interioare. La aceste angrenaje, pot apărea şi alte tipuri de interferență atunci când diferența $(z_2 - z_1)$ este prea mică, [35].

4.1.3.8. Alunecarea relativă a profilelor

Mişcarea relativă a profilelor conjugate este combinată: rostogolire cu alunecare. Viteza relativă de alunecare a profilului roții 1 peste profilul roții 2 (Fig.4.31, 4.32), se defineşte prin relația

$$\overline{v}_{al1} = \overline{v}_{d1} - \overline{v}_{d2}, \tag{4.76}$$

în care $\overline{v}_{d1}$ şi $\overline{v}_{d2}$ sunt vitezele de deplasare a punctului de contact P, pe cele două profile. Desigur, $\overline{v}_{al2}$ definită similar cu $\overline{v}_{al1}$, are expresia

$$\overline{v}_{al2} = \overline{v}_{d2} - \overline{v}_{d1}, \tag{4.77}$$

Vitezele $\overline{v}_{d1}$ şi $\overline{v}_{d2}$ au direcția tangentei comune în punctul de contact, astfel încât relațiile (4.76) şi (4.77) pot fi scrise şi sub formă scalară. În studiul fenomenelor tribologice interesează **alunecarea specifică** a profilelor, definită pentru cele două roți, astfel

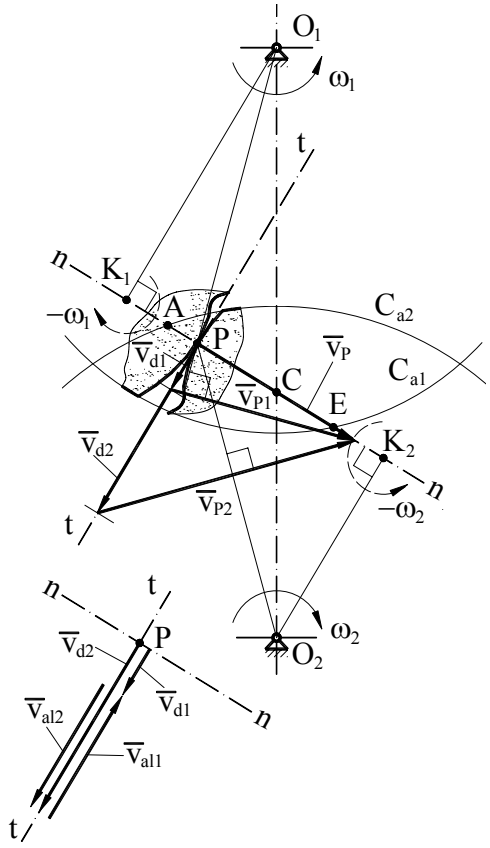


Fig. 4.31

$$\zeta_1 = \frac{v_{al1}}{v_{d1}} = \frac{v_{d1} - v_{d2}}{v_{d1}} \tag{4.78}$$

$$\zeta_2 = \frac{v_{al2}}{v_{d2}} = \frac{v_{d2} - v_{d1}}{v_{d2}} \tag{4.79}$$

Viteza absolută a punctului de contact $\overline{v}_P \left(// K_1K_2 \right)$ se poate exprima cu ajutorul ecuației

$$\overline{v}_P = \overline{v}_{d1} + \overline{v}_{P1}, \tag{4.80}$$

în care $\overline{v}_{d1} \left(\perp K_1K_2 \right)$ este viteza relativă a punctului P în raport cu roata 1, iar $\overline{v}_{P1}$ este viteza de transport,

$$\overline{v}_{P1} = \overline{\omega}_1 \times \overline{O_1P} =$$
$$= \overline{\omega}_1 \times \left(\overline{O_1K_1} + \overline{K_1P} \right) = .$$
$$= \overline{\omega}_1 \times \overline{O_1K_1} + \overline{\omega}_1 \times \overline{K_1P}$$

Deoarece $(\overline{\omega}_1 \times \overline{O_1K_1}) // K_1K_2$ şi $(\overline{\omega}_1 \times \overline{K_1P}) \perp K_1K_2$, rezultă

$$\overline{v}_{d1} = -\overline{\omega}_1 \times \overline{K_1P}. \tag{4.81}$$

Deci viteza $\overline{v}_{d1}$ este similară cu viteza unui punct care coincide cu P şi aparţine unei bare care se roteşte în jurul punctului K_1 cu viteza unghiulară $-\overline{\omega}_1$. În mod asemănător, pentru determinarea vitezei $\overline{v}_{d2}$ se foloseşte ecuaţia

$$\overline{v}_P = \overline{v}_{d2} + \overline{v}_{P2}, \tag{4.82}$$

şi se ajunge la expresia

$$\overline{v}_{d2} = -\overline{\omega}_2 \times \overline{K_2P}. \tag{8.83}$$

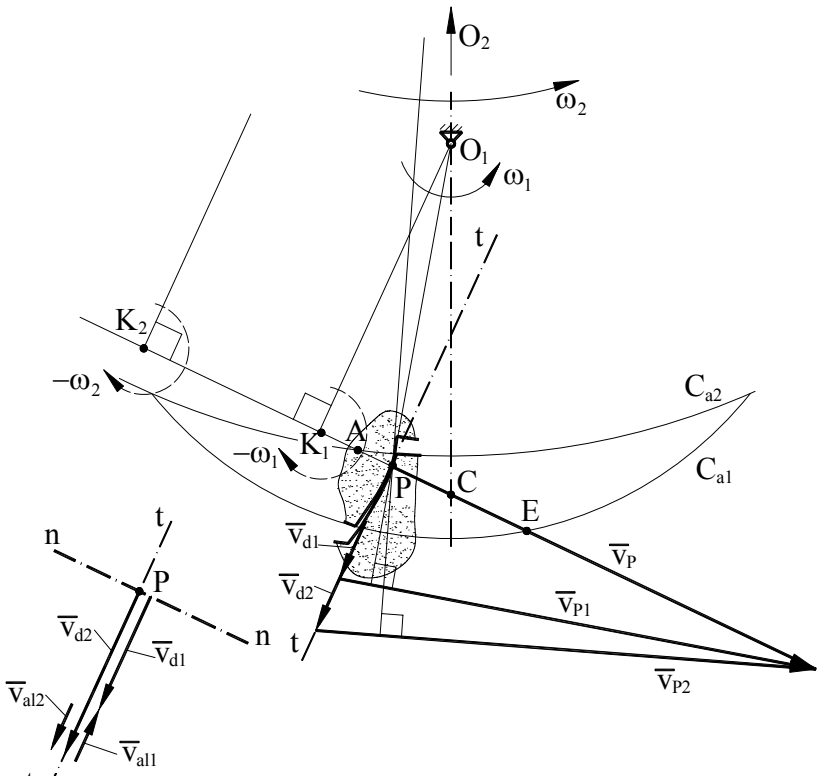


Fig. 4.32

În Fig.4.31şi 4.32 sunt reprezentate poligoanele de viteze corespunzătoare ecuaţiilor (4.80) şi (4.82), pentru un angrenaj exterior şi pentru un angrenaj interior.

Distanţele $K_1P = \rho_1$ şi $K_2P = \rho_2$ sunt razele de curbură ale profilelor evolventice în punctul de contact P. Introducând vitezele $v_{d1} = \omega_1\rho_1$ şi $v_{d2} = \omega_2\rho_2$ în relaţiile (4.78) şi (4.79), şi având în vedere că $\rho_1 + \rho_2 = K_1K_2 = L = a\sin\alpha_w$, se obţin formulele de calcul ale alunecărilor specifice pentru un angrenaj exterior

$$\zeta_1 = 1 - \frac{1}{i_{12}} \cdot \frac{\rho_2}{\rho_1} = 1 - \frac{1}{i_{12}}\left(\frac{L}{\rho_1} - 1\right) \tag{4.84}$$

$$\zeta_2 = 1 - \frac{1}{i_{12}} \cdot \frac{\rho_1}{\rho_2} = 1 - \frac{1}{i_{12}}\left(\frac{L}{\rho_2} - 1\right) = 1 - \frac{1}{i_{12}}\left(\frac{L}{L - \rho_1} - 1\right). \tag{4.85}$$

În cazul angrenajului interior $\rho_2 - \rho_1 = K_1K_2 = L$, iar formulele de calcul sunt

$$\zeta_1 = 1 - \frac{1}{i_{12}} \cdot \frac{\rho_2}{\rho_1} = 1 - \frac{1}{i_{12}}\left(1 + \frac{L}{\rho_1}\right) \tag{4.86}$$

$$\zeta_2 = 1 - \frac{1}{i_{12}} \cdot \frac{\rho_1}{\rho_2} = 1 - \frac{1}{i_{12}}\left(1 - \frac{L}{\rho_2}\right) = 1 - \frac{1}{i_{12}}\left(1 - \frac{L}{L + \rho_1}\right). \tag{4.87}$$

În Fig.4.33 sunt trasate diagramele $\zeta_1(\rho_1)$ şi $\zeta_2(\rho_2)$, pentru angrenajul exterior, iar în Fig.4.34 – pentru cel interior. Aceste diagrame arată variaţia alunecărilor specifice de-a lungul dreptei de angrenare. Sunt puse în evidenţă

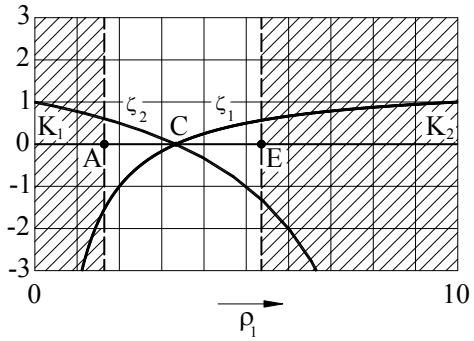


Fig. 4.33

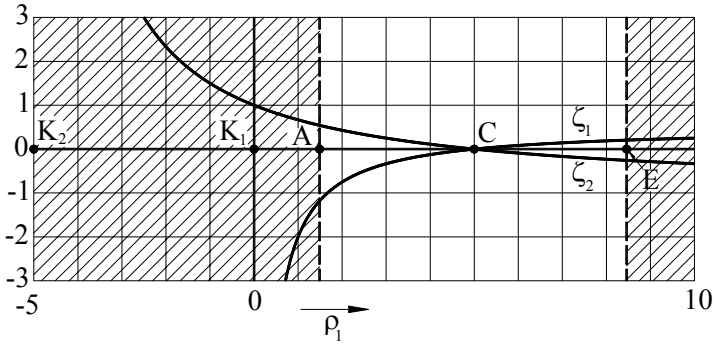


Fig. 4.34

punctele K_1, K_2, A, E şi C. Desigur, curbele prezintă importanţă numai în interiorul segmentului de angrenare AE. Se observă că valorile maxime în modul, ale alunecărilor specifice, se înregistrează în punctele A şi E – la intrarea şi ieşirea din angrenare.

Deoarece alunecările specifice influenţează direct uzura abrazivă a flancurilor, este de dorit ca valorile lor să fie cât mai mici. Această cerinţă se poate realiza prin alegerea adecvată a deplasărilor de profil, care determină poziţia segmentului de angrenare pe dreapta de angrenare, astfel încât valorile alunecărilor de profil, la intrarea şi la ieşirea din angrenare, să fie egale.

4.1.3.9. Analiza cinetostatică, randamentul

Se consideră un angrenaj exterior (Fig.4.35), format din roata conducătoare 1 şi roata condusă 2, asupra căreia acţionează momentul rezistent M_2 – considerat cunoscut.

În cuplele de rotaţie O_1 şi O_2 acţionează, aşa cum am arătat în par.2.2.1.4, reacţiunile rezultante $\overline{R}_{31}^{r}$ şi $\overline{R}_{32}^{r}$, precum şi momentele de frecare,

$$\left|M_{f31}\right| = r_{O_1}\left|R_{31}^{r}\right|\sin\varphi_{O_1}$$

$$\left|M_{f32}\right| = r_{O_2}\left|R_{32}^{r}\right|\sin\varphi_{O_2},$$

orientate în sens opus faţă de vitezele unghiulare $\tilde{\omega}_1$ şi $\tilde{\omega}_2$. În aceste relaţii r_{O_1} şi r_{O_2} sunt razele fusurilor, iar φ_{O_1} şi φ_{O_2} sunt unghiurile de frecare din cele două cuple.

În cupla superioară, formată între flancurile dinţilor, acţionează reacţiunea normală $\overline{R}_{12}$, orientată după normala comună K_1K_2, în sensul $K_1 \rightarrow K_2$, forţa de frecare de alunecare

$$\left|F_{f12}\right| = \mu_P \cdot \left|R_{12}\right|,$$

şi momentul de frecare de rostogolire,

$$\left|M_{f12}\right| = f_P \cdot \left|R_{12}\right|,$$

în care μ_P este coeficientul de frecare de alunecare iar f_P este coeficientul de frecare de rostogolire.

Forţa $\overline{F}_{f12}$ are ca suport tangenta comună la profile tt, iar sensul este acelaşi cu viteza relativă de alunecare $\overline{v}_{al2}$. Din relaţiile (4.80) şi (4.82) rezultă

$$\overline{v}_{al2} = \overline{v}_{d2} - \overline{v}_{d1} = \overline{v}_{P1} - \overline{v}_{P2} = \overline{v}_{P12}.$$

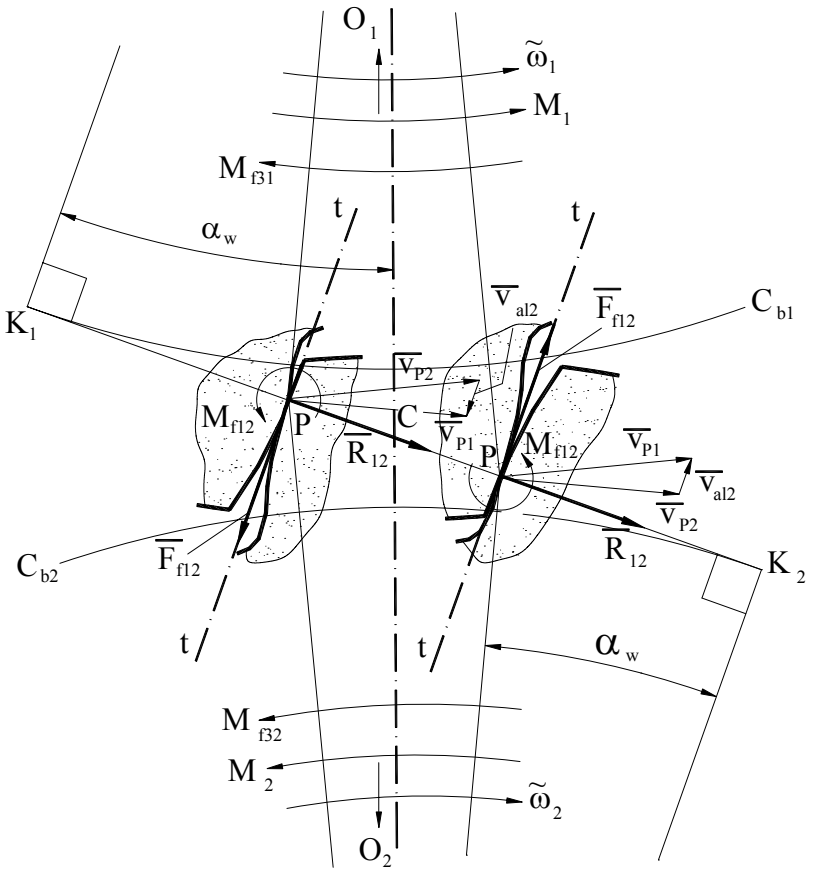


Fig. 4.35

În Fig.4.35 sunt construite triunghiurile de viteze din care se obține $\overline{v}_{al2}$, conform acestei ecuații. Se observă că în cazul în care punctul P se găseşte pe segmentul K_1C, viteza $\overline{v}_{al2}$ este orientată în sensul $K_2 \rightarrow O_2$, iar dacă P se află pe segmentul CK_2, $\overline{v}_{al2}$ este orientată în sensul $K_1 \rightarrow O_1$. Momentul de frecare M_{f12} este orientat în sensul vitezei unghiulare

$$\tilde{\omega}_{12} = \tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_2,$$

care la angrenajul exterior are sensul $\tilde{\omega}_1$.

Ne propunem să determinăm reacțiunile din cuplele cinematice şi momentul motor M_1.

Pentru început, se consideră cazul angrenării monopare, când punctul de contact se află pe segmentul K_1C (faza intrării în angrenare).

Se scrie ecuația forțelor pentru elementul 2

$$\sum \overline{F}(2) = 0; \quad \overline{R}_{12} + \overline{F}_{f12} + \overline{R}^{r}_{32} = 0 .$$

Având în vedere că $\overline{R}_{12}$ şi $\overline{F}_{f12}$ sunt perpendiculare, rezultă

$$\left|R^{r}_{32}\right| = \sqrt{R^2_{12} + F^2_{f12}} = \left|R_{12}\right|\sqrt{1+\mu^2_P} . \tag{4.88}$$

Se scrie ecuația scalară de momente, pentru roata 2, în raport cu punctul O_2,

$$\sum M_{O_2}(2) = 0; \quad \left|R_{12}\right| \cdot O_2K_2 - \left|F_{f12}\right| \cdot K_2P - \left|M_{f12}\right| - \left|M_{f32}\right| - \left|M_2\right| = 0 .$$

Notând $r_{b2} = O_2K_2$ şi $\rho_2 = K_2P$, şi ținând seama de expresiile precizate anterior pentru $\left|F_{f12}\right|$, $\left|M_{f12}\right|$, $\left|M_{f32}\right|$ şi $\left|R^{r}_{32}\right|$, se obține

$$\left|R_{12}\right| = \frac{\left|M_2\right|}{r_{b2} - \mu_P \cdot \rho_2 - f_P - r_{O_2}\sqrt{1+\mu^2_B}\sin\varphi_{02}} . \tag{4.89}$$

Se scrie în continuare, ecuația de momente pentru elementul 1 în raport cu punctul O_1, având în vedere că orientările reacțiunilor şi ale momentelor de frecare din cupla P se inversează

$$\sum M_{O_1}(1) = 0; \quad \left|R_{12}\right| \cdot O_1K_1 - \left|F_{f12}\right| \cdot K_1P + \left|M_{f12}\right| + \left|M_{f31}\right| - \left|M_1\right| = 0$$

Din această ecuație rezultă $\left|M_1\right|$,

$$\left|M_1\right| = \left|R_{12}\right|\left(r_{b1} - \mu_P\rho_1 + f_P + r_{01}\sqrt{1+\mu^2_B}\sin\varphi_{01}\right) \tag{4.90}$$

Cunoscând $\left|M_1\right|$ se poate determina randamentul instantaneu, caracteristic acestei faze

$$\eta_{mi} = \frac{\left|M_2\right|\omega_2}{\left|M_1\right|\omega_1} = \frac{r_{b2} - \mu_P\rho_2 - f_P - r_{O_2}\sqrt{1+\mu^2_P}\sin\varphi_{O_2}}{r_{b1} - \mu_P\rho_1 + f_P + r_{O_1}\sqrt{1+\mu^2_P}\sin\varphi_{O_1}} \cdot \frac{1}{i_{12}} . \tag{4.91}$$

În această formulă, razele de bază se înlocuiesc prin expresiile,

$$r_{b1} = \frac{L}{(1+i_{12})\,tg\alpha_w}, \quad r_{b2} = \frac{i_{12} \cdot L}{(1+i_{12})\,tg\alpha_w},$$

în care $L = K_1K_2 = a\sin\alpha_w$, iar $\rho_2 = L - \rho_1$.

Rezultă o expresie în care randamentul depinde de o singură variabilă, ρ_1

$$\eta_{mi} = \frac{i_{12}L - \left(\mu_P(L-\rho_1) + f_P + r_{O_2}\sqrt{1+\mu^2_P}\sin\varphi_{O_2}\right)(1+i_{12})\,tg\alpha_w}{i_{12}L + \left(-\mu_P\rho_1 + f_P + r_{O_1}\sqrt{1+\mu^2_P}\sin\varphi_{O_1}\right)i_{12}(1+i_{12})\,tg\alpha_w} . \tag{4.92}$$

Dacă punctul P se găseşte pe segmentul CK_2 (faza ieşirii din angrenare), se schimbă sensul forţei de frecare $\overline{F}_{f12}$ şi în consecinţă se modifică semnul care intervine în formule, înaintea acestei forţe. Astfel, randamentul instantaneu pentru angrenarea monopară, în faza ieşirii din angrenare, se calculează cu formula

$$\eta_{mo} = \frac{i_{12}L - \left(-\mu_P\left(L-\rho_1\right) + f_P + r_{O_2}\sqrt{1+\mu_P^2}\sin\varphi_{O_2}\right)\left(1+i_{12}\right)\mathrm{tg}\alpha_w}{i_{12}L + \left(\mu_P\rho_1 + f_P + r_{O_1}\sqrt{1+\mu_P^2}\sin\varphi_{O_1}\right)i_{12}\left(1+i_{12}\right)\mathrm{tg}\alpha_w}. \qquad (4.93)$$

Se consideră, în continuare, cazul angrenării bipare, în ipoteza că reacţiunea $\overline{R}_{12}$ se repartizează egal pe cele două perechi de dinţi care angrenează simultan, una pe segmentul K_1C, în punctul P_{bi} iar cealaltă pe segmentul CK_2, în punctul P_{bo} (Fig.4.36). Punctele P_{bi} şi P_{bo} sunt separate de distanţa p_b – pasul de bază,

$$p_b = \pi m\cos\alpha_0 .$$

Se scrie ecuaţia de forţe pentru elementul 2,

$$\sum\overline{F}(2) = 0; \qquad \frac{\overline{R}_{12}}{2} + \overline{F}_{f12} + \frac{\overline{R}_{12}}{2} - \overline{F}_{f12} + \overline{R}_{32}^{r} = 0 ,$$

din care rezultă

$$\left|R_{32}^{r}\right| = \left|R_{12}\right|. \qquad (4.94)$$

Se scrie ecuaţia de momente pentru elementul 2 în raport cu punctul O_2, $M_{O_2}(2) = 0$;

$$\frac{\left|R_{12}\right|}{2}\left(r_{b2} - \mu_P\rho_{2i} - f_P - r_{O_2}\sin\varphi_{O_2}\right) + \frac{\left|R_{12}\right|}{2}\left(r_{b2} + \mu_P\rho_{2o} - f_P - r_{O_2}\sin\varphi_{O_2}\right) - \left|M_2\right| = 0$$

Având în vedere că $\rho_{2i} - \rho_{2o} = p_b$, din această ecuaţie se obţine $\left|R_{12}\right|$,

$$\left|R_{12}\right| = \frac{\left|M_2\right|}{r_{b2} - \mu_P\dfrac{p_b}{2} - f_P - r_{O_2}\sin\varphi_{O_2}}. \qquad (4.95)$$

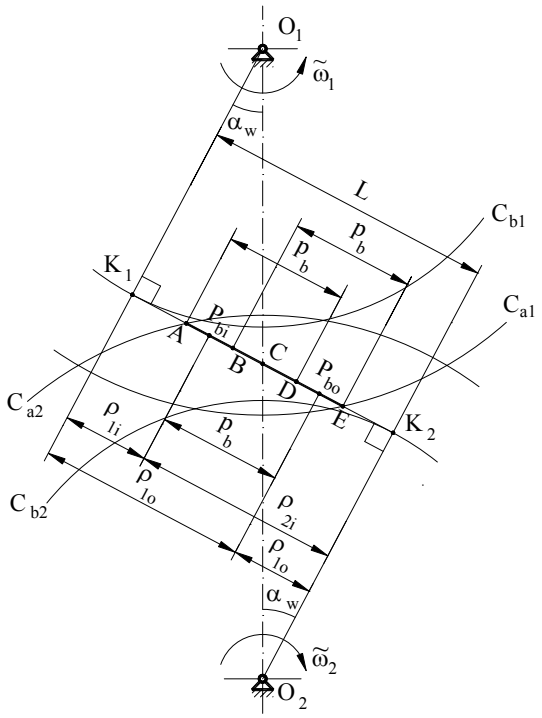


Fig. 4.36

Se scrie ecuația de momente pentru elemntul 1 în raport cu punctul O_1, $M_{O_1}(1) = 0$;

$$\frac{|R_{12}|}{2}\left(r_{b1} - \mu_P \rho_{1i} + f_P + r_{O_1} \sin\varphi_{O_1}\right) + \frac{|R_{12}|}{2}\left(r_{b1} + \mu_P \rho_{1o} + f_P + r_{O_1} \sin\varphi_{O_1}\right) - |M_1| = 0 .$$

Între ρ_{1i} şi ρ_{1o} există relația $\rho_{1o} - \rho_{1i} = p_b$, astfel că din această ecuație se obține $|M_1|$,

$$|M_1| = |R_{12}|\left(r_{b1} + \mu_P \frac{p_b}{2} + f_P + r_{O_1} \sin\varphi_{O_1}\right). \qquad (4.96)$$

Pe baza relațiilor (4.95) şi (4.96) se determină randamentul instantaneu pentru angrenarea bipară

$$\eta_b = \frac{|M_2|\omega_2}{|M_1|\omega_1} = \frac{r_{b2} - \mu_P \frac{p_b}{2} - f_P - r_{O_2} \sin\varphi_{O_2}}{r_{b1} + \mu_P \frac{p_b}{2} + f_P + r_{O_1} \sin\varphi_{O_1}} \cdot \frac{1}{i_{12}} .$$

Înlocuind razele de bază cu expresiile lor, rezultă

$$\eta_b = \frac{i_{12}L - \left(\mu_P \frac{p_b}{2} + f_P + r_{O_2} \sin\varphi_{O_2}\right)\left(1 + i_{12}\right) tg\alpha_w}{i_{12}L + \left(\mu_P \frac{p_b}{2} + f_P + r_{O_1} \sin\varphi_{O_1}\right) i_{12}\left(1 + i_{12}\right) tg\alpha_w}. \tag{4.97}$$

Se observă că randamentul angrenajului în faza de angrenare bipară este constant deoarece în expresia sa nu intervine variabila ρ_1.

Randamentul global, pentru o perioadă de timp $t_b - t_a$, în care randamentul instantaneu are aceeaşi expresie, se calculează în funcție de puterile $|P_1|$ şi $|P_2|$,

$$\eta_g = \frac{\int_{t_a}^{t_b} |P_2| dt}{\int_{t_a}^{t_b} |P_1| dt} = \frac{\int_{t_a}^{t_b} |P_2| dt}{\int_{t_a}^{t_b} \frac{|P_2|}{\eta} dt}.$$

Puterea rezistentă $|P_2| = |M_2|\omega_2$ este constantă iar timpul se exprimă în funcție de viteza punctului de contact pe dreapta de angrenare, $v_P = \omega_1 r_{b1} = \omega_2 r_{b2}$, de asemenea constantă,

$$t = \frac{\rho_1}{v_P}; \qquad dt = \frac{1}{v_P} d\rho_1$$

$$\rho_{1a} = t_a v_P; \qquad \rho_{1b} = t_b v_P$$

Cu aceste observații, randamentul global devine

$$\eta_g = \frac{\int_{\rho_{1a}}^{\rho_{1b}} d\rho_1}{\int_{\rho_{1a}}^{\rho_{1b}} \frac{d\rho_1}{\eta}} = \frac{\rho_{1b} - \rho_{1a}}{\int_{t_a}^{t_b} \frac{d\rho_1}{\eta}}. \tag{4.98}$$

În timpul funcționării angrenajului se repetă alternativ angrenarea bipară, care se desfăşoară simultan pe segmentele AB şi DE (Fig.4.36) şi angrenarea monopară, pe segmentul BD. În aceste condiții, randamentul global pentru un ciclu de funcționare este

$$\eta_g = \frac{AB + BC + CD}{\int_{\rho_{1A}}^{\rho_{1B}} \frac{d\rho_1}{\eta_b} + \int_{\rho_{1B}}^{\rho_{1C}} \frac{d\rho_1}{\eta_{mi}} + \int_{\rho_{1C}}^{\rho_{1D}} \frac{d\rho_1}{\eta_{mo}}}.$$

Deoarece η_b este constant, această formulă devine

$$\eta_g = \frac{AB + BC + CD}{\dfrac{AB}{\eta_b} + \displaystyle\int_{\rho_{1B}}^{\rho_{1C}} \frac{d\rho_1}{\eta_{mi}} + \int_{\rho_{1C}}^{\rho_{1D}} \frac{d\rho_1}{\eta_{mo}}}. \tag{4.99}$$

Parametrii care intervin în această formulă se calculează pe baza schemei din Fig.4.36

$$\rho_{1A} = L - \sqrt{r_{a2}^2 - r_{b2}^2}, \quad \rho_{1E} = \sqrt{r_{a1}^2 - r_{b1}^2}, \quad \rho_{1B} = \rho_{1E} - p_b, \quad \rho_{1D} = \rho_{1A} + p_b$$

$$\rho_{1C} = r_{w1} \sin\alpha_w, \qquad AB = \rho_{1B} - \rho_{1A}, \quad BC = \rho_{1C} - \rho_{1B}, \quad CD = \rho_{1D} - \rho_{1C}.$$

Trebuie menționat că valoarea randamentului, obținută prin calcul, este afectată de erorile de apreciere a coeficienților de frecare şi de neglijarea unor pierderi de putere. De aceea este util să se confrunte rezultatele calculate cu cele obținute prin măsurători experimentale.

4.1.3.10. Adoptarea coeficienților de deplasare

Proiectarea unui angrenaj presupune determinarea parametrilor de bază pentru cele două roți m, z_1, x_1, z_2, x_2. Rezolvarea problemei depăşeşte cadrul geometrico-cinematic, implicând aspecte de rezistență, durabilitate, tribologie, transmiterea căldurii etc. Ca orice problemă de proiectare, şi aceasta este una de optimizare, în care funcția obiectiv este în general de natură economică. În cadrul acestei probleme intervin o serie de restricții privind adoptarea coeficienților de deplasare. Acestea se referă la evitarea unor fenomene nedorite sau incompatibile cu angrenarea, care în general au fost studiate în paragrafele anterioare, şi pe care le reamintim.

1) Asigurarea continuității angrenării (par. 4.1.3.6),
2) Evitarea interferenței primare şi secundare (par. 4.1.3.7),
3) Evitarea subtăierii sau menținerea ei în limite admisibile (par. 4.1.3.7),
4) Evitarea ascuțirii dinților prin limitarea arcului de cap $s_a \le (0,2 \div 0,3)m$ (par. 4.1.3.3).

Aceste restricții conduc la formularea unor condiții matematice, de forma

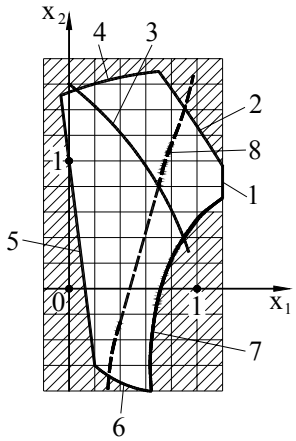
$$f_i(x_1, x_2, z_1, z_2) \le 0, \quad (i=1,n).$$

În cazul în care z_1 şi z_2 au valori precizate, fiecare condiție defineşte două domenii în planul de coordonate Ox_1x_2 - unul admisibil, în care condiția este respectată, şi celălalt – inadmisibil. Cele două domenii sunt separate de curba dată de ecuația,

$$f_i(x_1, x_2, z_1, z_2) = 0.$$

Dacă domeniile admisibile corespunzătoare tuturor condițiilor se intersectează, se obține un domeniu admisibil rezultant, delimitat de un contur

numit **contur de blocare**. În Fig. 4.37 este reprezentat, pentru exemplificare, conturul de blocare construit pentru $z_1 = 14$, $z_2 = 38$, şi se precizează semnificaţia curbelor care îl compun. În acelaşi sistem de coordonate pot fi trasate şi alte curbe care pot oferi date suplimentare privind alegerea coeficienţilor de deplasare. Astfel, în Fig.4.37 se observă curba pe care se egalizează alunecările specifice.



contur de blocare
$z_1 = 14,\ z_2 = 38$

1 → interferenţă secundară roata 1;
2 → $\varepsilon = 1$;
3 → $\varepsilon = 1,2$;
4 → interferenţă secundară roata 2;
5 → subtăiere roata 1;
6 → subtăiere roata 2;
7 → ascuţire roata 1, $s_{a1} = 0,3 \cdot m$;
8 → egalizarea alunecărilor specifice.

Fig. 4.37

4.1.4. Angrenaje paralele formate din roţi dinţate cilindrice cu dinţi înclinaţi

4.1.4.1. Definirea roţii dinţate cilindrice cu dinţi înclinaţi

- **Cremaliera de referinţă cu dinţi înclinaţi**

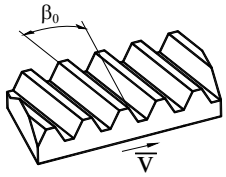


Fig. 4.38

Cremaliera de referinţă cu dinţi înclinaţi este o cremalieră cu flancuri plane având direcţia dinţilor înclinată faţă de axa roţii cu care angrenează (Fig.4.38). Geometria acestei cremaliere este determinată de profilul său în secţiunea normală nn (perpendiculară pe direcţia dinţilor) şi de unghiul de înclinare a dinţilor β_0 (Fig.4.39). Profilul normal este identic cu profilul

cremalierei de referință cu dinți drepți, iar modulul, $\mathbf{m_n}$ - numit **modul normal** este standardizat. Pentru definirea roții dințate este necesar să se cunoască şi parametrii geometrici din secțiunea frontală tt, perpendiculară pe axa roții cu care angrenează cremaliera. Aceşti parametri se exprimă, în funcție de **modulul frontal** $\mathbf{m_t}$, prin relații analoge cu cele existente în cazul secțiunii normale,

$$\begin{aligned} p_{0t} &= \pi \cdot m_t \\ h_{a0} &= h^*_{a0t} \cdot m_t \\ c_0 &= c^*_{0t} \cdot m_t \\ h_{f0} &= (h^*_{f0t} + c^*_{0t}) m_t \end{aligned} \tag{4.100}$$

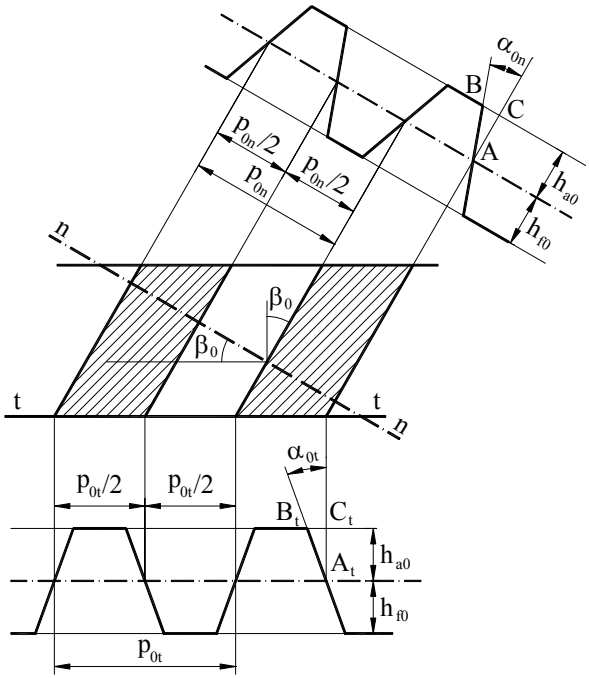


Fig. 4.39

Pentru a face operabile aceste relații trebuie să se facă legătura dintre mărimile m_t, h^*_{a0t}, c^*_{0t} şi m_n, h^*_{a0n}, c^*_{0n}. Din Fig.4.39 rezultă

$$\cos\beta_0 = \frac{p_{0n}}{p_{0t}}.$$

Ținând seama că $p_{0n} = \pi \cdot m_n$ şi $p_{0t} = \pi \cdot m_t$, se ajunge la

$$m_t = \frac{m_n}{\cos\beta_0}. \tag{4.101}$$

Parametrii h_{a0}, c_0, h_{f0} sunt aceeaşi în ambele secţiuni, astfel încât se poate scrie

$$h_{a0} = h^*_{a0n} \cdot m_n = h^*_{a0t} \cdot m_t,$$

de unde rezultă

$$h^*_{a0t} = h^*_{a0n} \frac{m_n}{m_t} = h^*_{a0n} \cdot \cos\beta_0$$

şi, în mod, analog

$$c^*_{0t} = c^*_{0n} \cdot \cos\beta_0.$$

Unghiurile de înclinare ale profilurilor α_{0n} şi α_{0t} sunt diferite în cele două secţiuni. Din triunghiurile ABC şi $A_tB_tC_t$ (Fig.4.39) rezultă

$$tg\alpha_{0n} = \frac{BC}{h_{a0}}; \; tg\alpha_{0t} = \frac{B_tC_t}{h_{a0}}.$$

Între BC şi B_tC_t există relaţia

$$\cos\beta_0 = \frac{BC}{B_tC_t},$$

care conduce la

$$tg\alpha_{0t} = \frac{tg\alpha_{0n}}{\cos\beta_0}. \tag{4.102}$$

■ Parametrii geometrici principali ai roţii dinţate cilindrice cu dinţi înclinaţi

Roţile dinţate cilindrice cu dinţi înclinaţi se definesc din condiţia de angrenare fictivă cu cremaliera de referinţă, fără joc între flancuri şi cu joc radial standardizat. Într-o secţiune frontală, procesul de definire este similar cu cel descris la roţile cilindrice cu dinţi drepţi. Flancurile roţii se obţin ca înfăşurătoare ale flancurilor plane ale cremalierei în mişcarea relativă dintre cele două elemente. Suprafaţa flancurilor este **un elicoid evolventic**. Intersecţia sa cu un plan frontal reprezintă o evolventă deoarece profilul frontal al cremalierei este rectiliniu, iar intersecţia cu un cilindru coaxial cu roata reprezintă o elice cu pas constant (Fig.4.40). Unghiul de înclinare al elicei, în raport cu axa roţii, reprezintă unghiul de înclinare al dinţilor şi are valori diferite în funcţie de cilindrul pe care se măsoară. Pe cilindrul de divizare se reproduce unghiul de

înclinare al dinților cremalierei β_0. Unghiul de înclinare β_y, pe un cilindru oarecare, se determină pe baza schemei din Fig.4.41, în care sunt reprezentate desfăşuratele plane ale celor doi cilindri: cel de divizare şi cel oarecare.

$$tg\beta_0 = \frac{\pi d}{p_z};\ tg\beta_y = \frac{\pi d_y}{p_z}$$

$$tg\beta_y = \frac{d_y}{d} tg\beta_0 \tag{4.103}$$

În aceste relații p_z este pasul constant al elicei, iar d este diametrul de divizare.

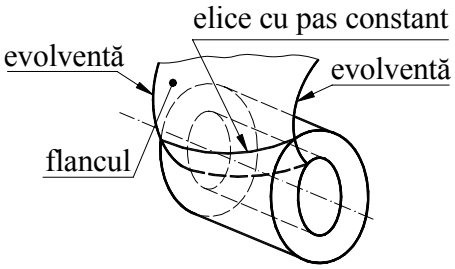


Fig. 4.40

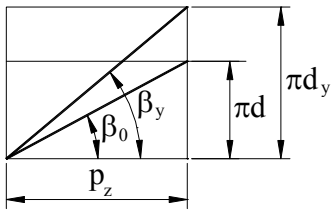


Fig. 4.41

Parametri geometrici în secțiunea frontală a roții se exprimă în funcție de modulul frontal m_t, cu formule analoge cu cele corespunzătoare roții dințate cu dinți drepți. Aceşti parametri trebuie exprimați, în final, în funcție de modulul normal m_n. Pentru aceasta se folosesc relațiile, deduse anterior, care fac legătura dintre parametrii celor două secțiuni ale cremalierei de referință.

- **Deplasarea danturii, X**

$$X = x_t \cdot m_t = x_n \cdot m_n \tag{4.104}$$

Relația arată că cei doi coeficienți de deplasare x_n (normal) şi x_t (frontal) sunt diferiți,

$$x_t = x_n \frac{m_n}{m_t} = x_n \cdot \cos\beta_0 \tag{4.105}$$

- **Pasul de divizare frontal,** p_t

$$p_t = p_{0t} = \pi \cdot m_t = \frac{\pi \cdot m_n}{\cos\beta_0} \tag{4.106}$$

- **Diametrul de divizare, d**

$$d = m_t \cdot z = \frac{m_n \cdot z}{\cos\beta_0} \tag{4.107}$$

• **Înălțimea de divizare a capului dintelui,** h_a

$$h_a = (h^*_{a0t} + x_t)m_t = (h^*_{a0n} + x_n)m_n \tag{4.108}$$

• **Înălțimea de divizare a piciorului dintelui,** h_b

$$h_b = (h^*_{a0t} + c^*_{0t} - x_t)m_t = (h^*_{a0n} + c^*_{0n} - x_n)m_n \tag{4.109}$$

• **Diametrul de cap,** d_a

$$d_a = (z + 2h^*_{a0t} + 2x_t)m_t = (\frac{z}{\cos\beta_0} + 2h^*_{a0n} + 2x_n)m_n \tag{4.110}$$

• **Diametrul ce picior,** d_f

$$d_f = (z - 2h^*_{a0t} - 2c^*_{0t} + 2x_t)m_t = (\frac{z}{\cos\beta_0} - 2h^*_{a0n} - 2c^*_{0n} + 2x_n)m_n \tag{4.111}$$

• **Unghiul de presiune al profilului frontal pe cercul de divizare,** α_{0t}

$$\alpha_{0t} = \mathrm{arctg}\frac{\mathrm{tg}\alpha_{0n}}{\cos\beta_0} \tag{4.112}$$

• **Arcul frontal al dintelui pe cercul de divizare,** s_t

$$s_t = \left(\frac{\pi}{2} + 2x_t\mathrm{tg}\alpha_{0t}\right)m_t = \left(\frac{\pi}{2} + 2x_n \cdot \mathrm{tg}\alpha_{0n}\right)\frac{m_n}{\cos\beta_0} \tag{4.113}$$

• **Arcul frontal al golului dintre dinți pe cercul de divizare,** e_t

$$e_t = \left(\frac{\pi}{2} - 2x_t\mathrm{tg}\alpha_{0t}\right)m_t = \left(\frac{\pi}{2} - 2x_n \cdot \mathrm{tg}\alpha_{0n}\right)\frac{m_n}{\cos\beta_0} \tag{4.114}$$

• **Diametrul de bază,** d_b

$$d_b = m_t z \cdot \cos\alpha_{0t} = m_n \cdot z\frac{\cos\left(\mathrm{arctg}\frac{\mathrm{tg}\alpha_{0n}}{\cos\beta_0}\right)}{\cos\beta_0} \tag{4.115}$$

• **Unghiul de înclinare al dinților pe cilindrul de divizare,** β

$\beta = \beta_0$

• **Unghiul de inclinare al dinților pe cilindrul de bază,** β_b

Aplicând formula (4.103) se obține

$$\beta_b = \mathrm{arctg}\left(\frac{d_b}{d}\mathrm{tg}\beta_0\right).$$

În conformitate cu relația (4.115),

$$\frac{d_b}{d} = \cos\alpha_{0t},$$

astfel că

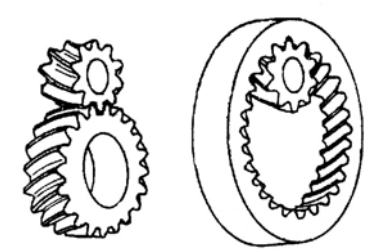
$$\beta_b = \text{arctg}(\cos\alpha_{0t} \cdot \text{tg}\beta_0) = \text{arctg}\left(\text{tg}\beta_0 \cdot \cos\left(\text{arctg}\frac{\text{tg}\alpha_{0n}}{\cos\beta_0}\right)\right). \qquad (4.116)$$

Expresiile menționate arată că roata cilindrică cu dinți înclinați se poate defini complet, din punct de vedere geometric, cu ajutorul parametrilor m_n, z, x_n și β_0.

4.1.4.2. Angrenajul paralel cu dinți înclinați

- **Parametrii geometrici ai angrenajului**

Pentru formarea unui angrenaj paralel, cele două roți trebuie să aibă același modul normal $m_{n1} = m_{n2} = m_n$ și același modul frontal $m_{t1} = m_{t2} = m_t$. Din relația (4.101) rezultă că și unghiul de înclinare a dinților pe cilindrul de divizare trebuie să aibă aceeași valoare $\beta_{01} = \beta_{02} = \beta_0$. În cazul angrenajului exterior înclinarea dinților are sensuri opuse pentru cele două roți (Fig.4.42.a), pe când în cazul angrenajului interior are același sens (Fig.4.42.b).



a) *b)*

Fig. 4.42

Deoarece profilele frontale sunt evolventice, procesul de angrenare, în secțiunea frontală, se desfășoară în același mod ca în cazul angrenajelor cilindrice cu dinți drepți. Ca urmare, determinarea parametrilor geometrici ai angrenajului se face luând în considerare angrenarea în secțiunea frontală, folosind relații similare cu cele de la angrenajele cu dinți drepți. Astfel, unghiul de angrenare α_{wt}, diametrele de rostogolire d_{w1} și d_{w2} și distanța dintre axe a, au expresiile

$$\text{inv}\alpha_{wt} = \text{inv}\alpha_{0t} + 2\frac{x_{t2} \pm x_{t1}}{z_2 \pm z_1}\text{tg}\alpha_{0t} \qquad (4.117)$$

$$d_{w1} = m_t \cdot z_1 \frac{\cos\alpha_{0t}}{\cos\alpha_{wt}} = \frac{m_n \cdot z_1}{\cos\beta_0} \cdot \frac{\cos\alpha_{0t}}{\cos\alpha_{wt}}$$

$$d_{w2} = m_t \cdot z_2 \frac{\cos\alpha_{0t}}{\cos\alpha_{wt}} = \frac{m_n \cdot z_2}{\cos\beta_0} \cdot \frac{\cos\alpha_{0t}}{\cos\alpha_{wt}} \qquad (4.118)$$

$$a = m_t \frac{z_2 \pm z_1}{2} \cdot \frac{\cos\alpha_{0t}}{\cos\alpha_t} = \frac{m_n}{\cos\beta_0} \cdot \frac{z_2 \pm z_1}{2} \cdot \frac{\cos\alpha_{0t}}{\cos\alpha_{wt}} . \tag{4.119}$$

Notând

$$a_0 = m_t \frac{z_2 \pm z_1}{2} = \frac{m_n}{\cos\beta_0} \cdot \frac{z_2 \pm z_1}{2} \tag{4.120}$$

distanța dintre axe se exprimă astfel

$$a = a_0 + y_t \cdot m_t = a_0 + y_n \cdot m_n \tag{4.121}$$

în care

$$y_t = \frac{z_2 \pm z_1}{2}\left(\frac{\cos\alpha_{0t}}{\cos\alpha_{wt}} - 1\right) \tag{4.122}$$

$$y_n = \frac{z_2 \pm z_1}{2\cos\beta_0}\left(\frac{\cos\alpha_{0t}}{\cos\alpha_{wt}} - 1\right). \tag{4.123}$$

Între y_t şi y_n există relația

$$y_t = y_n \cdot \cos\beta_0 . \tag{4.124}$$

În cazul angrenării cu joc radial standardizat, când se practică scurtarea dinților, înălțimea capului şi diametrul de cap se calculează astfel

$$\begin{cases} h_{a1} = m_t(h^*_{a0t} - x_{t1} + y_t) = m_n(h^*_{a0n} - x_{n2} + y_n) \\ h_{a2} = m_t(h^*_{a0t} - x_{t2} + y_t) = m_n(h^*_{a0n} - x_{n1} + y_n) \end{cases} \tag{4.125}$$

$$\begin{cases} d_{a1} = m_t(z_1 + 2h^*_{a0t} - 2x_{t2} + 2y_t) = m_n\left(\dfrac{z_1}{\cos\beta_0} + 2h^*_{a0n} - 2x_{n2} + 2y_n\right) \\ d_{a2} = m_t(z_2 + 2h^*_{a0t} - 2x_{t1} + 2y_t) = m_n\left(\dfrac{z_2}{\cos\beta_0} + 2h^*_{a0n} - 2x_{n1} + 2y_n\right). \end{cases} \tag{4.126}$$

În formulele anterioare semnul (+) se aplică la angrenajele exterioare, iar (-) la angrenajele interoare.

■ Aspecte specifice ale angrenajelor paralele cu dinți înclinați

Aşa cum s-a arătat, cinematica angrenajelor cu dinți înclinați se studiază, în general, în planul frontal. Din această analiză rezultă limitele deplasărilor de profil impuse de interferență, subtăiere şi ascuțire. De asemenea, alunecarea specifică se determină pe baza angrenării frontale.

În ceea ce priveşte interferenţa şi subtăierea, este util de arătat faptul că fenomenul poate fi controlat şi prin unghiul de înclinare a dinţilor β_0. Numărul minim de dinţi la angrenarea cu cremaliera (4.71) este

$$z_{min} = \frac{2(h^*_{a0t} - x_t)}{\sin^2 \alpha_{0t}} = \frac{2(h^*_{a0n} - x_n)\cos\beta_0}{\sin^2 \alpha_{0t}}. \qquad (4.127)$$

Se observă că z_{min} este influenţat de β_0 şi scade cu creşterea acestuia. În cazul unei roţi nedeplasate (x = 0) se obţine

$$z_{min} = \frac{2 \cdot \cos\beta_0}{\sin^2 \alpha_{0t}},$$

iar în tabelul de mai jos se indică valorile pentru α_{0t} şi z_{min} în funcţie de valorile unghiului β_0.

β_0	0^0	10^0	15^0	20^0	25^0	30^0	35^0	40^0	45^0
α_{0t}	20^0	$20^0 17'$	$20^0 39'$	$21^0 11'$	$21^0 53'$	$22^0 48'$	$23^0 57'$	$25^0 25'$	$27^0 41'$
z_{min}	17	13,39	15,53	14,40	13,05	11,53	9,93	8,32	6,75

Se observă că la $\beta_0 = 45^0$ se poate ajunge la o roată cu 7 dinţi fără pericol de interferenţă. Micşorarea numărului minim de dinţi constitue un avantaj al acestor angrenaje deoarece permite reducerea substanţială a gabaritelor.

Unul dintre fenomenele care nu se poate studia numai prin analiza angrenării frontale este continuitatea angrenării. Contactul dintre dinţii elicoidali se produce după o dreaptă generată de punctele de contact din fiecare secţiune frontală. Dreptele de contact sunt conţinute într-un **plan de angrenare**, tangent la cilindrii de bază (Fig.4.43). Zona din planul de angrenare unde se poate situa dreapta de contact este delimitată de cilindrii de cap ai roţilor. Această zonă, notată AEE'A' (Fig.4.43) se numeşte **câmp de angrenare**. O pereche de flancuri începe angrenarea în punctul A, când dreapta de contact are lungimea egală cu zero. Această lungime creşte progresiv până când acoperă întreaga lăţime a roţii, trecând prin A'. După aceea îşi păstrează lungimea constantă până ce ajunge în E, când începe să scadă, iar în E' contactul se întrerupe. Intrarea şi ieşirea treptată din angrenare reprezintă un avantaj important al acestor angrenaje deoarece, în felul acesta, se reduc şocurile şi zgomotul. Se observă că angrenarea dintre două flancuri are loc în timpul deplasării unui punct de contact de la A la E în secţiunea frontală K_1K_2 şi a unui punct de la P la E' în planul frontal $K'_1K'_2$. Ca urmare gradul de acoperire este

$$\varepsilon = \frac{AE + PE'}{p_{bt}} = \frac{g_t}{p_{bt}} + \frac{PE'}{p_{bt}} = \varepsilon_t + \varepsilon_\beta \,. \tag{4.128}$$

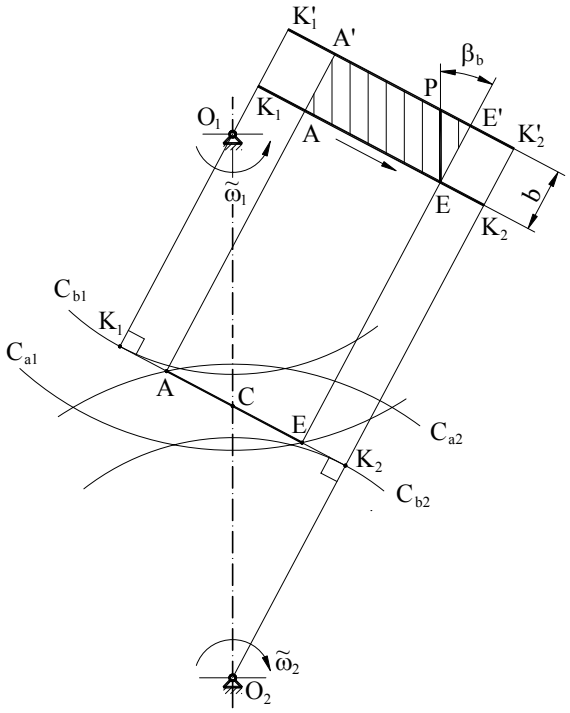


Fig. 4.43

Termenul ε_t este gradul de acoperire corespunzător angrenării frontale şi se calculează ca la angrenajele cu dinţi drepţi. Termenul ε_β - numit **grad de acoperire axial** se determină pe baza schemei din Fig.4.43,

$$\varepsilon_\beta = \frac{b \cdot tg\beta_b}{m_t \cdot \pi \cdot \cos\alpha_{0t}}, \tag{4.129}$$

în care b este lăţimea roţilor. Rezultă că gradul de acoperire al angrenajelor cu dinţi înclinaţi este superior celui de la angrenajele cu dinţi drepţi datorită termenului suplimentar ε_β. Acest fapt constituie un alt avantaj al acestor angrenaje.

4.1.5. Angrenaje concurente

4.1.5.1. Angrenajul analog

Angrenajele concurente sunt mecanisme sferice, iar suprafețele de rostogolire ale roților sunt conuri circulare cu axele suprapuse peste axele de rotație şi cu vârful comun situat în punctul de intersecție al acestora, O (Fig.4.44). Suprafețele de cap şi de picior sunt, de asemenea, conuri.

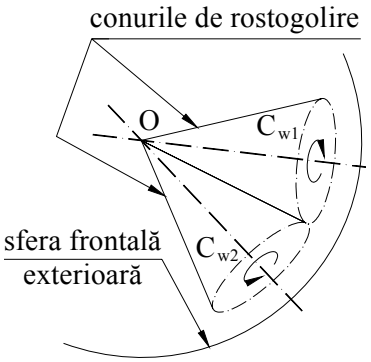


Fig. 4.44

Procesul de angrenare se studiază într-o secțiune sferică, având centrul în punctul O, care constituie suprafața frontală a angrenajului. Să considerăm sfera frontală exterioară, care delimitează roata în zona diametrelor mari. Intersecția acestei sfere cu conurile de rostogolire reprezintă cercurile de rostogolire C_{w1} şi C_{w2}. Deoarece suprafața sferică nu este desfăşurabilă în plan, studiul angrenării pe sfera frontală este incomod. De aceea, aceasta se înlocuieşte cu două conuri frontale (aproximația Tredgold) având generatoarele perpendiculare pe

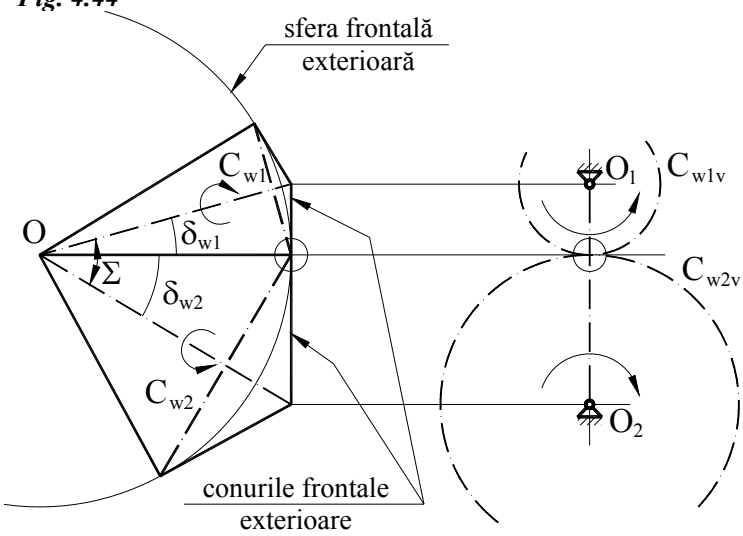


Fig. 4.45

generatoarele conurilor de rostogolire (Fig.4.45). Cele două conuri frontale sunt tangente la sfera frontală după cercurile de rostogolire, iar suprafețele lor sunt foarte apropiate, în această zonă, de suprafața sferică. Prin desfăşurarea în plan

a conurilor frontale exterioare, cercurile de rostogolire C_{w1} şi C_{w2} se transformă în alte două cercuri tangente C_{w1v} şi C_{w2v}. Acestea reprezintă cercurile de rostogolire ale unui angrenaj cu axe paralele, numit **angrenaj analog**.

Dacă unghiul $\delta_{w2} = \frac{\pi}{2}$, conul de rostogolire devine plan şi se obţine un angrenaj roată conică - roată plană (Fig.4.46). Suprafaţa frontală a roţii plane este un cilindru care conţine cercul de rostogolire C_{w2}. Prin desfăşurarea plană a cilindrului frontal, cercul de rostogolire se transformă într-o dreaptă. În felul acesta angrenajul analog este format dintr-o roată cilindrică şi o cremalieră.

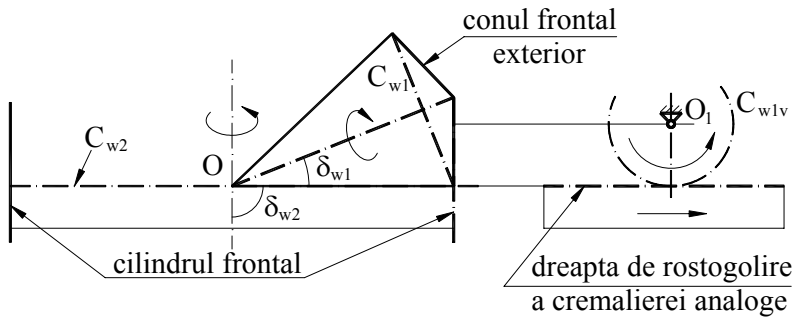


Fig. 4.46

4.1.5.2. Definirea roţii dinţate conice cu dinţi drepţi

Elementul de referinţă al sistemului de roţi conice este roata plană de referinţă. În cazul roţilor conice cu dinţi drepţi, roata plană de referinţă are flancurile plane, iar direcţia dinţilor este radială (Fig.4.47). Roata conică se defineşte din condiţia de angrenare cu roata plană de referinţă. Angrenajul de definire este asociat unui angrenaj analog format dintr-o roată cilindrică şi o cremalieră (Fig.4.48). Cremaliera analogă roţii plane de referinţă este cremaliera de referinţă cu dinţi drepţi care permite definirea roţii cilindrice analoge cu roata conică. Trebuie precizat că dreapta de rostogolire a cremalierei de referinţă analoge corespunde întotdeauna unui plan de rostogolire aparţinând roţii plane, iar dreapta de referinţă are drept corespondent un con de referinţă.

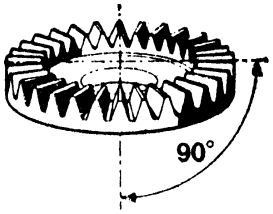


Fig. 4.47

Deoarece unghiul la vârf al conului de referință depinde de deplasarea de profil X, înseamnă că geometria roții plane este determinată de valoarea acestei deplasări.

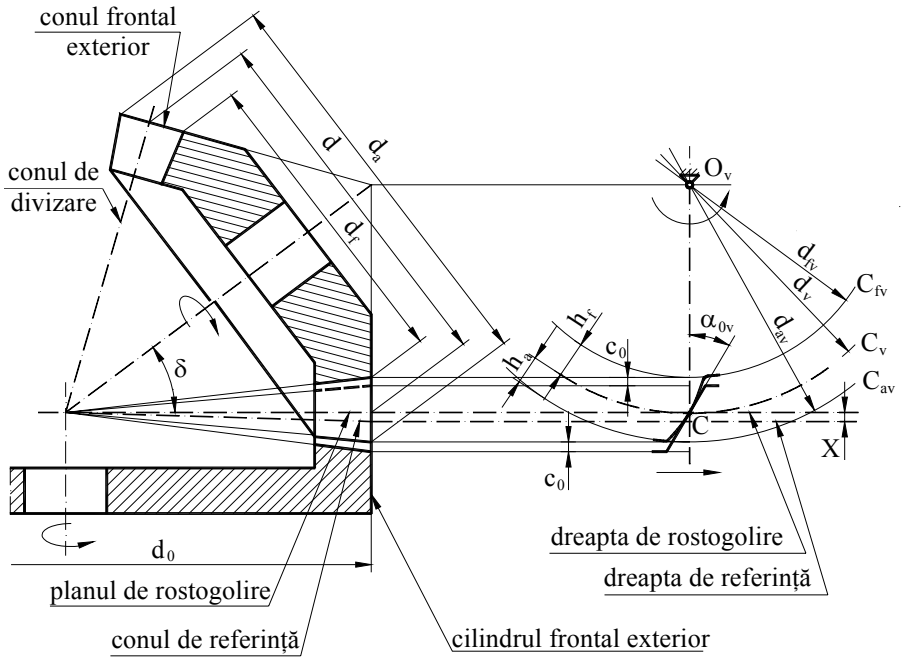


Fig. 4.48

Dantura roții conice, în secțiunea conului frontal, este similară cu dantura roții cilindrice analoge. Parametri X, p, d, h_a, h_f, c_0 se exprimă, în funcție de modulul roții plane de referință, care este şi al cremalierei de referință analoge, cu formulele specifice roții cilindrice cu dinți drepți. Diametrele de cap şi de picior se deduc pe baza schemei din Fig.4.48,

$$\begin{aligned} d_a &= d + 2h_a \cdot \cos\delta = m(z + 2h^*_{a0} \cdot \cos\delta + 2x \cdot \cos\delta) \\ d_f &= d - 2h_f \cdot \cos\delta = m(z - 2h^*_{a0} \cdot \cos\delta - 2c^*_0 \cdot \cos\delta + 2x \cdot \cos\delta), \end{aligned} \qquad (4.130)$$

în care δ este semiunghiul la vârf al conului de divizare.

În cazul roților conice se practică şi o modificare a cremalierei de referință analoge care constă în schimbarea raportului dintre grosimea dintelui şi lățimea golului pe dreapta de referință, care, în mod obişnuit, sunt egale. Această modificare se numeşte corijare tangențială şi are scopul de a realiza o dimensionare mai bună a danturii în raport cu solicitările la care este supusă.

Studiul funcționării unui angrenaj conic reclamă cunoaşterea parametrilor ce caracterizează roata cilindrică analogă: d_v - diametrul de divizare, z_v - numărul de dinți, d_{av}, d_{fv} - diametrele de cap şi de picior,

$$d_v = \frac{d}{\cos\delta} = \frac{m \cdot z}{\cos\delta} \tag{2.131}$$

$$z_v = \frac{d_v}{m} = \frac{z}{\cos\delta} \tag{2.132}$$

$$\begin{cases} d_{av} = d_v + 2h_a = (z_v + 2h_{a0}^* + 2x)m \\ d_{fv} = d_v - 2h_f = (z_v - 2h_{a0}^* - 2c_0^* + 2x)m \end{cases} \tag{2.133}$$

Interesează, de asemenea, parametrii roții plane de referință: d_0 - diametrul roții plane (a cilindrului frontal exterior), z_0 - numărul de dinți,

$$d_0 = \frac{d}{\sin\delta} = \frac{m \cdot z}{\sin\delta} \tag{2.134}$$

$$z_0 = \frac{d_0}{m} = \frac{z}{\sin\delta} \tag{2.135}$$

Se precizează că numerele de dinți z_v şi z_0, care se referă la elemente dințate fictive, au, de regulă, valori fracționare.

4.1.5.3. Angrenajul concurent format din roți conice cu dinți drepți

Angrenajele formate din roți conice definite cu ajutorul unei roți plane de referință cu flancuri plane se numesc **angrenaje octoidale**. Denumirea se explică prin aceea că linia lor de angrenare, pe o sferă frontală, are forma unei octoide (o curbă în forma cifrei opt). Angrenajele octoidale, care prezintă avantaje tehnologice importante, au raport de transmitere riguros constant numai dacă $x_1 + x_2 = 0$. Ca urmare, în practică, se utilizează angrenaje zero ($x_1 + x_2 = 0$) sau zero deplasate ($x_1 = -x_2$). În consecință cercurile de divizare şi de rostogolire ale roților cilindrice analoge coincid, iar conurile de rostogolire se suprapun peste conurile de divizare, astfel încât,

$$\delta_{w1} = \delta_1 \text{ şi } \delta_{w2} = \delta_2,$$

iar unghiul dintre axele de rotație este

$$\Sigma = \delta_1 + \delta_2.$$

Raportul de transmitere se poate calcula cu una din expresiile (4.7), (4.9),

$$i_{12} = \frac{\sin\delta_2}{\sin\delta_1} = \frac{z_2}{z_1} = \frac{d_2}{d_1}. \qquad (4.136)$$

În cazul angrenajelor ortogonale ($\Sigma = 90^0$), care au cea mai mare utilizare practică, raportul de transmitere se poate exprima şi în felul următor:

$$i_{12} = tg\delta_2 = \frac{1}{tg\delta_1}.$$

Problematica legată de cinematica angrenării care include gradul de acoperire, fenomenul de interferenţă şi subtăierea, alunecarea relativă şi ascuţirea profilelor se rezolvă pe angrenajul cilindric analog. Trebuie precizat că raportul de transmitere al acestui angrenaj i_{12v} este diferit de i_{12},

$$i_{12v} = \frac{z_{2v}}{z_{1v}} = \frac{z_2 \cdot \cos\delta_1}{z_1 \cdot \cos\delta_2} = i_{12}\frac{\cos\delta_1}{\cos\delta_2} \qquad (4.137)$$

În cazul angrenajelor ortogonale ($\Sigma = 90^0$), $i_{12v} = i_{12}^2$.

4.1.5.4. Angrenaje concurente cu dinţi înclinaţi şi curbi

Roţile dinţate conice cu dinţi înclinaţi se definesc cu ajutorul roţii plane de referinţă cu dinţi înclinaţi. Această roată are flancurile plane, iar liniile flancurilor, în planul de rostogolire, sunt drepte tangente la un cerc, de rază r_0, cu centrul pe axa roţii (Fig.4.49.a). Roţile conice definite astfel sunt octoidale, iar liniile flancurilor, pe conul de divizare, sunt elici conice cu pas constant. Unghiul de înclinare al dinţilor roţii plane β_{0y}, format între linia flancului şi rază, este variabil cu raza r_{0y} a cercului pe care se măsoară,

$$\sin\beta_{0y} = \frac{r_0}{r_{0y}}.$$

În felul acesta, fiecare secţiune cilindrică frontală a roţii plane este analogă cu o cremalieră de referinţă cu dinţi înclinaţi. Calculul parametrilor geometrici se face pentru secţiunea conului suplimentar exterior, iar elementele standardizate se consideră modulul frontal m_t şi unghiul de presiune al profilului în secţiunea normală α_0. În mod similar, fiecare secţiune conică frontală a roţii conice este analogă cu o roată cilindrică cu dinţi înclinaţi. Geometria acestei roţi, în planul frontal, este definită de cremaliera de referinţă analogă cu roata plană.

Fenomenele de interferenţă, de subtăiere, de ascuţire şi de alunecare a profilelor se studiază pe angrenajul cilindric analog în secţiunea frontală, în care

aceste fenomene se manifestă cel mai nefavorabil. Trebuie subliniat că gradul de acoperire este superior celui obținut la angrenajele cu dinți drepți.

Roțile dințate cu dinți curbi se definesc cu ajutorul unor roți plane de referință având liniile flancurilor în planul de rostogolire - curbe.

În funcție de forma acestor linii există mai multe tipuri de danturi curbe.

- **Dantura în arc de cerc** (Fig.4.49.b). Liniile flancurilor care mărginesc fiecare gol sunt arce de cerc concentrice. Un caz particular al acestei danturi, folosit frecvent în practică, este dantura **zerol**, care are unghiul de înclinare al liniei medii a golului $\beta_{0m} = 0$.

- **Dantura paloidă** (Fig.4.49.c). Liniile flancurilor au forma unor evolvente generate cu ajutorul unui cerc de bază C_b , concentric cu roata plană.

- **Dantura eloidă** (Fig.4.49.d). Liniile flancurilor sunt epicicloide alungite, descrise de un punct A solidar cu un cerc generator C_g , care se rostogoleşte peste un cerc de bază C_b , concentric cu roata.

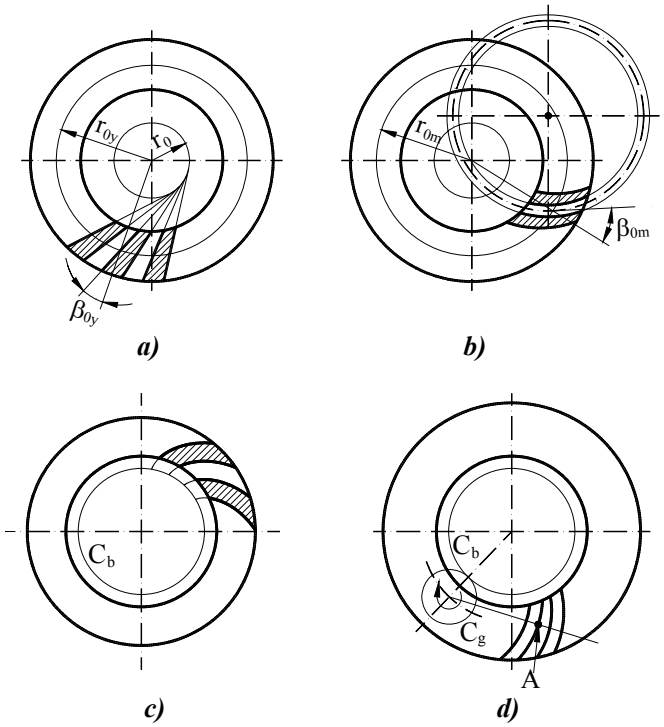


Fig. 4.49

4.1.6. Angrenaje melcate

Angrenajele melcate sunt angrenaje încrucişate, cu unghiul dintre axe $\Sigma = 90^0$, formate din două elemente dinţate numite **melc** şi **roată melcată**.

Melcul este un element dinţat cu flancuri elicoidale şi cu un număr mic de dinţi (1 - 4), constituind elementul de referinţă pentru roata melcată. El are aspectul unui şurub astfel că numărul de dinţi se mai numeşte număr de spire sau de începuturi, ca în cazul şuruburilor. Melcul poate fi interpretat şi ca o roată dinţată cilindrică cu dinţi înclinaţi. Melcul poate fi **cilindric**, dacă suprafeţele de cap şi de picior sunt cilindrice, sau **globoidal** - dacă sunt globoidale.

Elementele geometrice ale melcului de referinţă cilindric (Fig.4.50) se definesc în raport cu cilindrul de referinţă. Linia de referinţă a flancului este o elice de referinţă. Definirea geometrică a melcului se face în secţiunea axială, iar **modulul axial** $\mathbf{m_x}$, este standardizat. În acestă secţiune grosimea dintelui pe generatoarea cilindrului de referinţă este egală cu lăţimea golului, iar parametrii danturii p_0, h_{a0}, h_{f0}, c_0 se exprimă în funcţie de modulul axial (m_x) la fel ca în cazul cremalierei de referinţă cu dinţi drepţi. Diametrul de referinţă d_0 se exprimă prin relaţia

$$d_0 = q \cdot m_x$$

în care q se numeşte **coeficient diametral** şi are valori întregi, standardizate în funcţie de valoarea modulului axial m_x. Unghiul de înclinare al dintelui pe cilindrul de referinţă β_0 se calculează ca la roţile cilindrice cu dinţi înclinaţi (Fig.4.51)

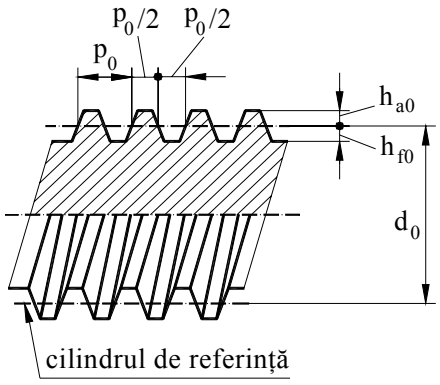


Fig. 4.50

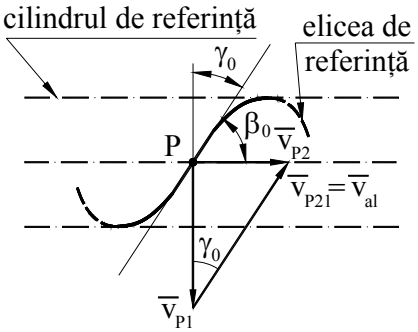


Fig. 4.51

$$tg\beta_0 = \frac{\pi \cdot d_0}{p_z} = \frac{\pi \cdot q \cdot m_x}{p_0 \cdot z_1} = \frac{q}{z_1}. \qquad (4.138)$$

în care p_z este pasul elicei de referință iar z_1 este numărul de începuturi al melcului. Se observă că unghiul β_0 este determinat dacă se cunosc parametrii q şi z_1. Uneori, în locul unghiului β_0 se foloseşte unghiul $\gamma_0 = \pi/2 - \beta_0$, format de elicea de referință cu un plan perpendicular pe axa melcului (Fig.4.51).

Forma flancului şi, deci, a profilului axial depinde de tipul melcului care, la rândul său, este legat de procedeul de prelucrare. Melcii se prelucrează prin procedee specifice şuruburilor: semifabricatul execută o mişcare de rotație, iar scula - o mişcare de translație paralelă cu axa de rotație. În felul acesta se obține o suprafață elicoidală având pasul egal cu deplasarea sculei la o rotație a semifabricatului. Geometria melcului depinde de tipul sculei (cuțit sau freză) şi de aşezarea ei în procesul de prelucrare. Astfel, de exemplu, dacă se foloseşte un cuțit cu muchiile aşchietoare rectilinii poziționate într-un plan axial, se obține un melc de tip ZA (arhimedic) având profilul axial rectiliniu şi profilul frontal de forma spiralei lui Arhimede.

Roata melcată se defineşte din condiția de angrenare cu melcul de referință. Prelucrarea ei se face cu o sculă (freză melc) care are muchiile aşchietoare pe o suprafață identică cu flancul melcului de referință conjugat. Ca urmare, flancurile roții şi ale melcului sunt suprafețe de înfăşurare reciprocă, având contact liniar. În Fig.4.52 este reprezentat angrenajul melcat cilindric în două secțiuni: o secțiune care conține axa melcului şi este perpendiculară pe axa roții melcate (axială pentru melc şi frontală mediană pentru roată) şi altă

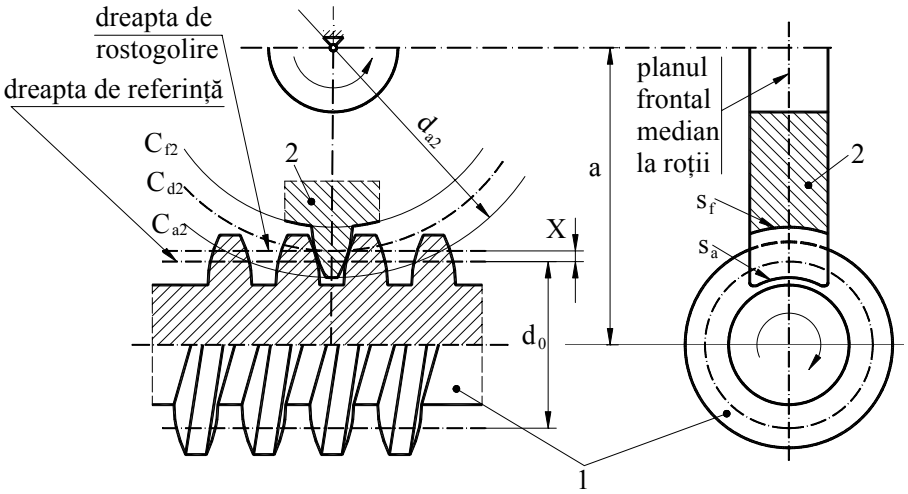


Fig. 4.52

secțiune, care conține axa roții şi este perpendiculară pe axa melcului (axială pentru roată şi frontală pentru melc). Pentru a majora lungimea liniilor de contact dintre flancuri, suprafețele de cap şi de picior ale roții - notate s_a şi s_f se construiesc sub formă globoidală (sunt generate de arce de cerc care se rotesc în jurul axei roții). Angrenarea dintre melcul de referință şi roata melcată poate fi concepută, în secțiunea frontală medie a roții, ca o angrenare cremalieră - roată dințată cilindrică. Această interpretare porneşte de la observația că, odată cu rotația melcului, profilul său axial se deplasează paralel cu axa de rotație. În consecință, parametri geometrici ai roții, în această secțiune, se determină în acelaşi mod ca în cazul definirii roții dințate cilindrice cu dinți drepți cu ajutorul cremalierei de referință.

Mişcarea relativă dintre elementele angrenajului convențional roată dințată - cremalieră este determinată de rostogolirea cercului convențional de divizare al roții C_{d2} peste dreapta convențională de rostogolire a cremalierei. Distanța dintre dreapta de rostogolire a cremalierei şi generatoarea cilindrului de referință a melcului este deplasarea danturii $X = x \cdot m_x$. Trebuie remarcat că numai roata poate avea dantură deplasată, deoarece melcul este element de referință. Distanța dintre axe, atât la definirea roții, cât şi la funcționare, este

$$a_0 = \frac{d_0}{2} + \frac{d_2}{2} + X = \left(\frac{q}{2} + \frac{z_2}{2} + x\right) m_x \qquad (4.139)$$

în care d_2 este diametrul de divizare al roții.

Raportul de transmitere al angrenajului melcat

$$i_{12} = \frac{z_2}{z_1}$$

are valori mari în raport cu alte angrenaje deoarece numărul de începuturi ale melcului (z_1) este mic.

Studiul fenomenelor de interferență, subtăiere şi ascuțire a dinților se face pe baza asimilării cu un angrenaj cremalieră - roată cilindrică. Deşi acest angrenaj nu este, în general, evolventic, relațiile deduse la angrenajele evolventice se pot folosi cu aproximație. Gradul de acoperire al angrenajului melcat este mai mare decât al angrenajului convențional cu cremalieră datorită contactului pe lățimea roții melcate.

Angrenajele melcate au, în general, viteze mari de alunecare între flancuri. Pentru a evalua viteza de alunecare se consideră un punct P situat pe elicea de referință, în secțiunea frontală medie a roții (Fig.4.51). Se scrie ecuația de viteze

$$\overline{v}_{P2} = \overline{v}_{P1} + \overline{v}_{P21},$$

în care $\overline{v}_{P21} = \overline{v}_{al.}$ este tangentă la elicea de referință, iar $\overline{v}_{P1}$ şi $\overline{v}_{P2}$ sunt perpendiculare pe razele punctului P corespunzătoare melcului şi roții melcate. Din triunghiul vitezelor (Fig.4.51) rezultă

$$v_{al} = \frac{v_{P1}}{\cos\gamma_0} = \frac{\omega_1 \cdot d_0}{2\cos\gamma_0} \tag{4.140}$$

Pentru calculul randamentului se poate folosi, cu apoximație, formula de la mecanismele cu şurub, care, cu notațiile angrenajului melcat, este

$$\eta = \frac{tg\gamma_0}{tg(\gamma_0 + \varphi)}, \tag{4.141}$$

în care φ este unghiul de frecare dintre flancuri. Această formulă nu ține seama de pierderile de putere din cuplele de rotație, astfel că, randamentul real este mai mic decât cel calculat cu relația (4.141).

4.1.7. Angrenaje cilindrice cu axe încrucişate (elicoidale)

Angrenajul cilindric cu axe încrucişate este format din două roți cilindrice cu dinți înclinați definite în acelaşi fel ca şi roțile care formează angrenajele paralele. Pentru a înțelege funcționarea angrenajului să considerăm două cremaliere de referință, cu unghiurile de înclinarea ale dinților $\beta_{01} \neq \beta_{02}$, aşezate astfel ca dinții uneia să pătrundă în golurile dintre dinții celeilalte. Astfel, flancurile se suprapun. Desigur, ambele cremaliere trebuie să aibă acelaşi modul normal. Se presupune că fiecare cremalieră angrenează, imaginar, cu o roată cu dinți înclinați. În Fig.4.53 sunt reprezentate cele două angrenaje prin suprafețele lor de rostogolire. Dacă se imprimă roții 1 o mişcare de rotație, aceasta se transmite prin intermediul cremalierelor 1' - 2', care formează un mecanism de familia f = 4 (Fig.4.54), la roata 2. Contactul dintre flancurile

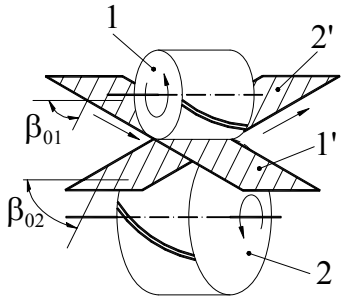


Fig. 4.53

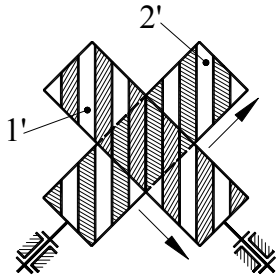


Fig. 4.54

fiecărui angrenaj roată dințată - cremalieră se realizează după o dreaptă. Cele două drepte, conținute în planul care formează flancul comun al cremalierelor se intersectează într-un punct. Rezultă că în acest punct sunt tangente şi flancurile roților. Deci, suprimând cremalierele, mişcarea se poate transmite şi în mod direct între cele două roți, prin intermediul flancurilor dinților care formează un contact punctual. Trebuie remarcat că, deşi transmiterea mişcării se realizează cu raport de transmitere constant, flancurile dinților nu sunt suprafețe de înfăşurare reciprocă.

Elementele geometrice ale angrenajului sunt distanța dintre axe a, definită ca lungimea perpendicularei comune pe cele două axe şi unghiul dintre axe, Σ.

Angrenajul elicoidal se utilizează cel mai frecvent ca angrenaj zero ($x_1 = x_2 = 0$) şi, uneori, ca angrenaj zero deplasat ($x_1 - x_2 = 0$). În ambele cazuri distanța dintre axe este suma razelor de divizare,

$$a = \frac{d_1}{2} + \frac{d_2}{2} = m_n \left(\frac{z_1}{\cos\beta_{01}} + \frac{z_2}{\cos\beta_{02}} \right). \tag{4.142}$$

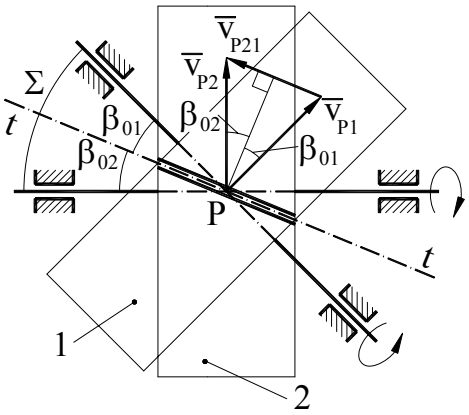


Fig. 4.55

Se consideră cei doi cilindri de divizare tangenți, proiectați pe un plan paralel cu axele roților (Fig.4.55), în care apar unghiurile Σ, β_{01} şi β_{02} în adevărata mărime, de unde rezultă

$$\Sigma = \beta_{01} + \beta_{02}.$$

În aplicațiile practice axele sunt, de regulă, perpendiculare, $\Sigma = \frac{\pi}{2}$.

Dacă exprimăm numerele de dinți în funcție de diametrele de divizare (4.107), raportul de transmitere se poate scrie astfel

$$i_{12} = \frac{z_2}{z_1} = \frac{d_2 \cdot \cos\beta_{02}}{d_1 \cdot \cos\beta_{01}}. \tag{4.143}$$

În cazul $\Sigma = \frac{\pi}{2}$ formula devine

$$i_{12} = \frac{z_2}{z_1} = \frac{d_2}{d_1} \mathrm{tg}\beta_{01}.$$

Pe baza ecuației de viteze pentru un punct de contact P,

$$\overline{v}_{P2} = \overline{v}_{P1} + \overline{v}_{P21},$$

se construieşte triunghiul vitezelor (Fig.4.55) în care $\overline{v}_{P1}$ şi $\overline{v}_{P2}$ sunt perpendiculare pe axele roților, iar $\overline{v}_{P21} = \overline{v}_{al.}$ este paralelă cu direcția comună a dinților , tt. Din acest triunghi rezultă

$$v_{al} = v_{P1} \cdot \sin\beta_{01} + v_{P2} \cdot \sin\beta_{02} = \frac{d_1}{2}\omega_1 \cdot \sin\beta_{01} + \frac{d_2}{2}\omega_2 \cdot \sin\beta_{02}. \qquad (4.144)$$

4.1.8. Angrenaje hipoide

Aşa cum am arătat la clasificarea generală, angrenajele hipoide au axele încrucişate şi sunt formate din roți conice. Formarea angrenajului hipoid, legată de definirea şi prelucrarea roților componente, se poate face în două moduri.

În primul caz se consideră două roți plane de referință cu axele paralele, aşezate în aşa fel ca dinții uneia să pătrundă în golurile dintre dinții celeilalte (Fig.4.56). Se presupune că fiecare roată plană defineşte o roată conică cu care poate angrena. Rotația roții 1 se transmite, prin angrenajele imaginare 1 - 1', 1' - 2', 2' - 2 la roata 2. Trebuie precizat că angrenajul roților plane 2 - 2' este un fel de angrenaj cu axe paralele, astfel încât, liniile flancurilor trebuie să fie profile de înfăşurare reciprocă. Dintre roțile plane cu dinți curbi numai cele cu dantură paloidă, care au liniile flancurilor în evolventă, satisfac această condiție. În timp ce angrenajele 1 - 1' şi 2 - 2' au contact liniar, flancurile roților 1 şi 2 formează

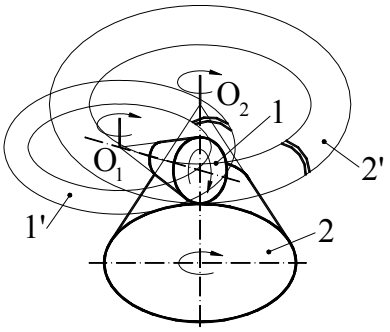


Fig. 4.56

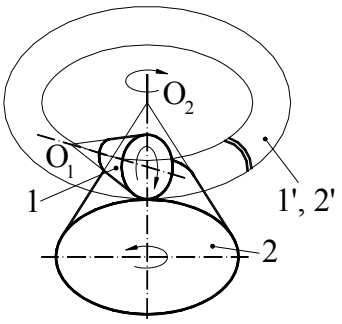


Fig. 4.58

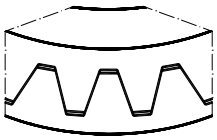


Fig. 4.57

un contact punctual. Astfel, mişcarea se poate transmite şi în mod direct, prin angrenarea celor două roți paloide.

Un alt mod de formare al angrenajului hipoid presupune definirea roților componente cu ajutorul unor roți

plane având dinţii întrepătrunşi, cu flancuri congruente (Fig.4.57). Angrenajele de definire pot fi ambele încrucişate sau unul concurent şi unul încrucişat ca în Fig.4.58). Dantura roţilor poate fi înclinată sau curbă.

Raportul de transmitere al angrenajului hipoid se exprimă în mod similar cu cel al angrenajului elicoidal

$$i_{12} = \frac{z_2}{z_1} = \frac{d_{m2} \cdot \cos\beta_{02}}{d_{m1} \cdot \cos\beta_{01}}, \tag{4.145}$$

în care d_{m1} şi d_{m1} sunt diametrele de divizare într-o secţiune frontală medie, iar β_{01} şi β_{02}, unghiurile de înclinare ale flancurilor în aceeaşi secţiune.

4.1.9. Precizia angrenajelor

4.1.9.1. Problema jocului dintre flancuri

Precizia angrenajelor beneficiază de un înalt grad de standardizare ceea ce simplifică problema stabilirii valorilor indicilor de precizie. Indicii de precizie sunt abaterile pentru diverşi parametri care, în ansamblul lor, caracterizează precizia roţilor şi a angrenajului.

În cazul angrenajelor cilindrice există 12 trepte de precizie şi trei criterii de precizie: criteriul de **precizie cinematică**, criteriul de **funcţionare lină** şi criteriul de **contact dintre dinţi** (STAS 6273-81). Fiecare criteriu este asociat cu un complex de indici de precizie de natură să asigure cerinţele unei funcţionări corecte după criteriul respectiv. Alegerea treptei de precizie şi a criteriului de precizie se face în funcţie de destinaţia angrenajului şi de condiţiile de funcţionare specifice. Cunoscând treapta şi criteriul de precizie, se determină, din tabele, toleranţele pentru indicii de precizie care interesează. În felul acesta se elimină necesitatea determinării prin calcul a preciziei funcţionale după procedeul utilizat la alte tipuri de mecanisme.

O problemă importantă care intervine la proiectarea unui angrenaj este cea a jocului dintre flancuri. În calculul geometric al angrenajului teoretic, jocul dintre flancuri se consideră nul. Această ipoteză nu poate fi admisă practic, deoarece angrenajul real prezintă abateri geometrice şi dimensionale, precum şi deformaţii termice, care pot conduce la blocare. Din această cauză trebuie să se asigure un joc minim garantat. Această cerinţă se poate rezolva în două moduri: prin modificare deplasărilor de profil şi prin mărirea distanţei dintre axe.

- **Modificarea deplasărilor de profil**

Se consideră un angrenaj cilindric paralel cu dinţi drepţi fără joc între flancuri (Fig.4.59). Se efectuează o modificare a coeficientului de deplasare a

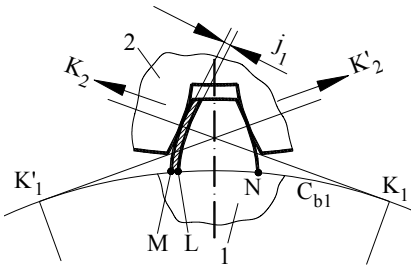


Fig. 4.59

roții 1, de la valoarea x_1 la valoarea ($x_1 + x_{s1}$). Ca urmare, profilul dintelui se modifică, la rândul său. Dacă inițial profilul este mărginit de evolventele care se sprijină pe cercul de bază în M şi N, după modificare el este format de evolventele care încep în punctele L şi N. În felul acesta se obține jocul între flancuri j_l măsurat pe dreapta de angrenare K_1K_2. Procesul de generare a evolventelor din M şi L, prin rostogolirea dreptei de angrenare peste cercul de bază C_{b1}, conduce la egalitatea

$$j_l = \widehat{ML},$$

în care $\widehat{ML}$ este

$$\widehat{ML} = \widehat{MN} - \widehat{LN} = s_{b1} - s_{b1x}.$$

Arcele de bază ale dintelui s_{b1} şi s_{b1x} se exprimă după formula (4.35) cu $\alpha_y = \alpha_b = 0$,

$$s_{b1} = m \cdot z_1 \cos\alpha_0 \left(\frac{\pi}{2z_1} + \frac{2x_1 tg\alpha_0}{z_1} + inv\alpha_0 \right)$$

$$s_{b1x} = m \cdot z_1 \cos\alpha_0 \left(\frac{\pi}{2z_1} + \frac{2(x_1 + x_{s1}) \cdot tg\alpha_0}{z_1} + inv\alpha_0 \right)$$

şi se calculează j_l,

$$j_l = s_{b1} - s_{b1x} = -2m \cdot x_{s1} \sin\alpha_0 . \qquad (4.146)$$

În ipoteza că se face o modificare similară pentru roata 2, jocurile j_l şi j_l se cumulează obținând

$$j = j_l + j_2 = -2m(x_{s1} + x_{s2}) \sin\alpha_0 . \qquad (4.147)$$

Dacă jocul j este prestabilit, se calculează $(x_{s1} + x_{s2})$

$$x_{s1} + x_{s2} = -\frac{j}{2m \cdot \sin\alpha_0} . \qquad (4.148)$$

Se observă că suma corecțiilor coeficienților de deplasare trebuie să fie negativă. Practic, se operează corecții negative şi egale pentru cele două roți.

■ **Majorarea distanței dintre axe**

Ca şi în cazul precedent, se consideră, inițial, un angrenaj fără joc între flancuri caracterizat prin distanța dintre axe a, care se majorează la valoarea a_j. Prin această operație se obține un angrenaj cu joc între flancuri (Fig.4.60), care are unghiul de angrenare α_{wj} diferit de cel inițial, rezultând din formula (4.39),

$$\cos\alpha_{wj} = \frac{a_0}{a_j}\cos\alpha_0 .$$

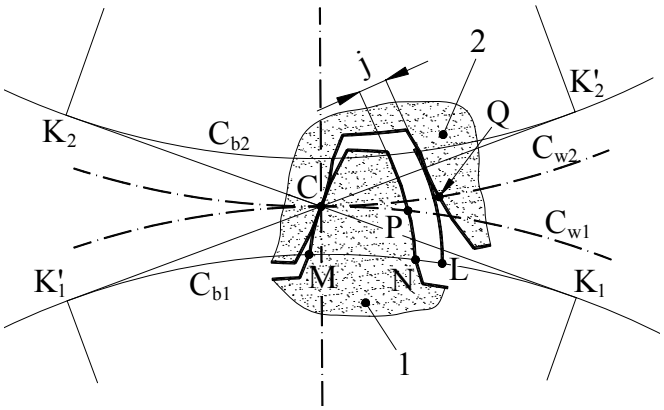


Fig. 4.60

În acest angrenaj arcul de divizare al dintelui roții a, $s_{w1j} = \widehat{CP}$, este mai mic decât arcul de divizare al golului roții 2, $e_{w2j} = \widehat{CQ}$. Diferența $(e_{w2j} - s_{w1j})$ este arcul descris de un punct de pe cercul de rosogolire al roții 1, pentru a străbate jocul, iar unghiul corespunzător de rotație al roții este

$$\varphi_j = \frac{2(e_{w2j} - s_{w1j})}{d_{w1j}} .$$

Dacă se menține roata 2 fixă şi se roteşte roata 1 astfel încât profilul care începe în N străbate jocul ajungând tangent la profilul roții 2, unghiul de rotație se poate scrie

$$\varphi_j = \frac{2\widehat{NL}}{d_{b1}} = \frac{2\overline{j}}{d_{b1}} .$$

Egalând cele două expresii ale unghiului φ_j se obține

$$j = \frac{d_{b1}(e_{w2j} - s_{w1j})}{d_{w1j}}. \qquad (4.149)$$

Parametrii care intervin în această relație au expresiile

$$d_{b1} = m \cdot z_1 \cos\alpha_0$$

$$d_{w1j} = m \cdot z_1 \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_{wj}}$$

$$e_{w2j} = m \cdot z_2 \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_{wj}} \left(\frac{\pi}{2z_2} - \frac{2x_2 tg\alpha_0}{z_2} - inv\alpha_0 + inv\alpha_{wj} \right)$$

$$s_{w1j} = m \cdot z_1 \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_{wj}} \left(\frac{\pi}{2z_1} + \frac{2x_1 tg\alpha_0}{z_1} + inv\alpha_0 - inv\alpha_{wj} \right).$$

Înlocuind în formula (4.149) se ajunge la relația

$$j = m \cdot \cos\alpha_0((z_1 + z_2)(inv\alpha_{wj} - inv\alpha_0) - 2(x_1 + x_2)tg\alpha_0), \qquad (2.150)$$

din care se poate determina unghiul de angrenare α_{wj} prin intermediul funcției $inv\alpha_{wj}$,

$$inv\alpha_{wj} = inv\alpha_0 + \frac{2(x_1 + x_2)}{(z_1 + z_2)} tg\alpha_0 + \frac{j}{(z_1 + z_2) \cdot m \cdot \cos\alpha_0}. \qquad (4.151)$$

Cunoscând unghiul de angreanre, se poate calcula distanța dintre axe modificată

$$a_j = a_0 \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_{wj}}. \qquad (4.152)$$

4.1.9.2. Bazele geometrice ale măsurării danturii

În cadrul operației de control a roților dințate unii parametri nu se pot măsura în mod direct datorită specificului lor şi al aparatelor de măsură. Ca urmare, se adoptă, în vederea măsurării, anumite cote care nu fac parte dintre parametri principali ai angrenajului, dar abaterile lor reflectă gradul de percizie al acestuia. Pentru a efectua această operație este nevoie să se calculeze valorile nominale ale cotelor de măsurare.

- **Coarda de divizare şi coarda constantă**

Arcul de divizare al dintelui este un parametru important pentru aprecierea preciziei roții. El nu se poate măsura direct, fiind vorba de un arc, şi

atunci se măsoară coarda de divizare. Valoarea ei s_{cd}, precum şi distanţa de la coarda de divizare la vârful dintelui, h_{cd}, care interesează în operaţia de măsurare, se determină pe baza schemei din Fig.4.61,

$$s_{cd} = d \cdot \sin\frac{\varphi}{2} = d \cdot \sin\left(\frac{s}{d}\right) = m \cdot z \cdot \sin\left(\frac{\pi}{2z} + 2\frac{x}{z}\,tg\alpha_0\right)$$

$$h_{cd} = h_a + \frac{d}{2}\left(1 - \cos\left(\frac{s}{d}\right)\right) = h_a + \frac{m \cdot z}{2}\left(1 - \cos\left(\frac{\pi}{2z} + 2\frac{x}{z}\,tg\alpha_0\right)\right) \quad (4.153)$$

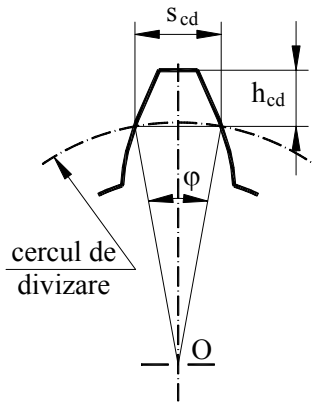


Fig. 4.61

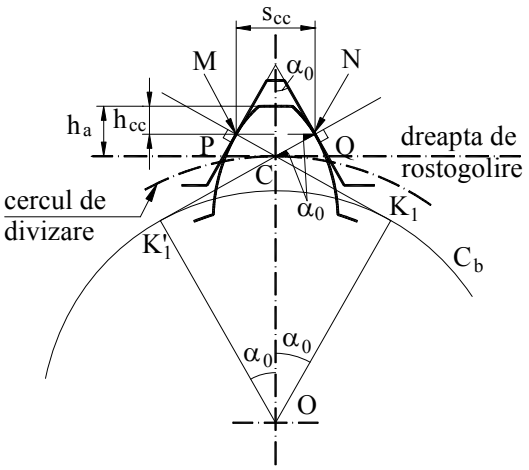


Fig. 4.62

Un alt parametru de control este coarda constantă, care se măsoară între punctele de tangenţă ale profilelor dintelui cu profilele golului cremalierei de referinţă, $s_{cc} = MN$ (Fig.4.62). Dreptele K_1M şi $K_1'N$, perpendiculare pe profilele cremalierei în punctele de contact şi tangente la cercul de bază al roţii, sunt desigur dreptele de angrenare, iar intersecţia lor cu axa dintelui este punctul de rostogolire C. Prin acest punct trec cercul de divizare al roţii şi dreapta de rostogolire a cremalierei. Cu aceste precizări, urmărind Fig.4.62, se poate scrie

$$s_{cc} = 2MC\cos\alpha_0 = 2PC\cos^2\alpha_0 = PQ\cos^2\alpha_0 .$$

Segmentul PQ este lăţimea de rostogolire a golului cremalierei e_{w0} (Fig.4.16), asfel încât rezultă

$$s_{cc} = m\left(\frac{\pi}{2} + 2x\,tg\alpha_0\right)\cos^2\alpha_0 . \quad (4.154)$$

Segmentul h_{cc}, care precizează poziţia coardei constante, este

$$h_{cc} = h_a - \frac{e_{w0}}{2}\cos\alpha_0 \sin\alpha_0 . \qquad (4.155)$$

Aşa cum rezultă din (4.154), coarda constantă nu depinde de numărul de dinţi ai roţii ci numai de modul şi de coeficientul de deplasare, proprietate care explică denumirea.

■ Cota peste dinţi

Cota peste dinţi este segmentul delimitat de două profile antiomoloage, pe normala lor comună. Această cotă se poate măsura cu uşurinţă, folosind instrumente cu fălci plane, paralele (şublere, micrometre, etc.) (Fig.4.63). Numărul de dinţi (n) peste care se face măsurătoarea, se determină astfel ca limitele cotei să cadă pe profilele de cap, şi este indicat în tabele, în funcţie de numărul de dinţi [35]. Normala comună MN este tangentă la cercul de bază, fiind egală cu arcul $\widehat{M_b N_b}$ peste care se rulează pentru generarea profilelor. În aceste condiţii, cota peste dinţi este

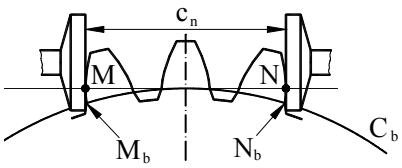


Fig. 4.63

$$c_n = (n-1)p_b + s_b ,$$

$$c_n = m\cos\alpha_0\left((n-1)\pi + \frac{\pi}{2} + 2x\,\mathrm{tg}\alpha_0 + z\cdot \mathrm{inv}\alpha_0\right). \qquad (4.156)$$

■ Cota peste role

Această cotă este distanţa dintre generatoarele unor role de diametru cunoscut d_r, dispuse în goluri diametral opuse ale roţilor (Fig.4.65a, b). Pentru determinarea cotei c_r, se calculează preliminar diametrul cercului pe care se află centrul rolei când este tangentă cu profilele golului (Fig.4.64). Pentru acesta, se consideră o evolventă echidistantă cu profilul NR, care trece prin centrul rolei, notată LQ. Pe baza schemei din Fig.4.64 se determină unghiul α_Q, prin intermediul funcţiei involută

$$\mathrm{inv}\alpha_Q = \theta_Q = \frac{2LP}{d_b} = \frac{2(LN-PN)}{d_b} = \frac{2\left(\frac{d_r}{2} - \frac{s_b}{2}\right)}{d_b} = \frac{d_r - s_b}{d_b} =$$

$$= \frac{d_r - s_b}{d_b} = \frac{d_r - \left(\frac{\pi}{2} - 2x\,tg\alpha_0 - z \cdot inv\alpha_0\right) m\cos\alpha_0}{mz\cos\alpha_0}. \qquad (4.157)$$

Cunoscând α_Q, se determină d_Q din triunghiul OQK

$$d_Q = \frac{r_b}{\cos\alpha_Q} = mz\frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_Q}. \qquad (4.158)$$

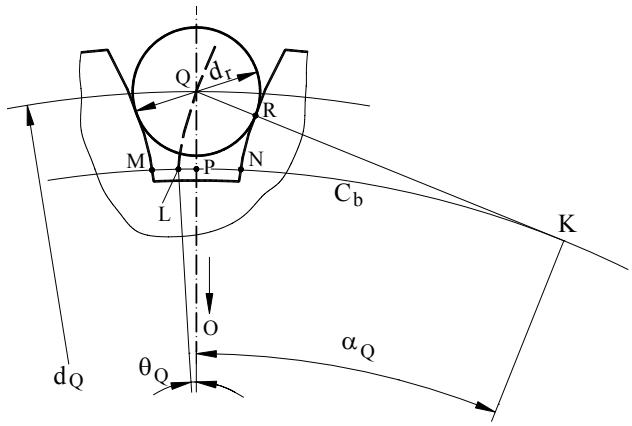


Fig. 4.64

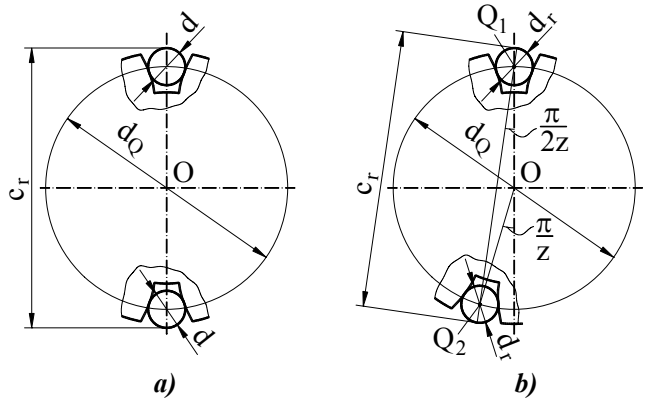


Fig. 4.65

În cazul în care numărul de dinți este par, rolele se aşează ca în Fig.4.65a, iar cota c_r este

$$c_r = d_Q + d_r. \qquad (5.159)$$

Dacă numărul de dinți este impar, intervine situația din Fig.4.65b, iar cota c_r este

$$c_r = Q_1Q_2 + d_r = d_Q \cos\frac{\pi}{2z} + d_r . \qquad (4.160)$$

4.2. MECANISME COMPLEXE CU ROȚI DINȚATE

4.2.1. Mecanisme complexe cu axe fixe

Mecanismele complexe cu roți dințate cu axe fixe se formează prin legarea în serie a mecanismelor elementare, astfel încât elementul condus al unui angrenaj component este cuplat (solidarizat) cu elementul conducător al angrenajului următor. Mecanismele obținute în felul acesta se mai numesc **trenuri de angrenaje**.

4.2.1.1. Analiza cinematică

Raportul de transmitere al unui mecanism complex se defineşte cu ajutorul expresiilor(*)

$$i_{12} = \frac{\omega_1}{\omega_n}, \qquad (4.161)$$

$$\tilde{i}_{12} = \frac{\tilde{\omega}_1}{\tilde{\omega}_n} . \qquad (4.162)$$

în care cu 1 se notează elementul conducător şi cu n – elementul condus.

Expresia (4.161) nu ține seama de sensurile de rotație ale elementelor 1 şi n, şi are aplicabilitate generală. Expresia (4.162) se aplică numai dacă axele de rotație ale elementelor 1 şi n sunt paralele, deci sensurile de rotație sunt comparabile şi pot fi asociate convențional cu semnele vitezelor unghiulare. În mod evident, raportul de transmitere $\tilde{i}_{1n}$ este pozitiv când roțile 1 şi n se rotesc în acelaşi sens şi negativ când se rotesc în sensuri opuse.

Raportul de transmitere i_{1n} al unui mecanism complex, se calculează ca produsul rapoartelor de transmitere ale mecanismelor elementare componente, considerate scalari fără semn.

Pentru a verifica această regulă, se consideră un tren de roți dințate format din angrenajele 1-2, $2'-3$, $3'-4 \ldots (n-1)'-n$, în care roțile 2 şi $2'$, 3 şi

(*) *În cadrul acestui capitol, vitezele unghiulare, raportul de transmitere şi momentele se notează* ω, i_{1n}, *M, dacă sunt scalari fără semn, şi* $\tilde{\omega}$, $\tilde{i}_{1n}$, $\widetilde{M}$, *dacă sunt scalari cu semn.*

3',… sunt cuplate, formând un singur element, (Fig.4.66). Făcând produsul rapoartelor de transmitere parțiale, exprimate prin formulele de definiție, se obține

$$i_{12}\cdot i_{23}\cdot\ldots\cdot i_{n-1,n}=\frac{\omega_1}{\cancel{\omega_2}}\cdot\frac{\cancel{\omega_2}}{\cancel{\omega_3}}\cdot\ldots\cdot\frac{\cancel{\omega_{n-1}}}{\omega_n}=\frac{\omega_1}{\omega_n}=i_{1n}\,.$$

Raportul de transmitere al fiecărui angrenaj component, $(k-1)'-k$, se calculează cu formula (4.9),

$$i_{k-1,k}=\frac{z_k}{z_{(k-1)'}}\,, \tag{4.163}$$

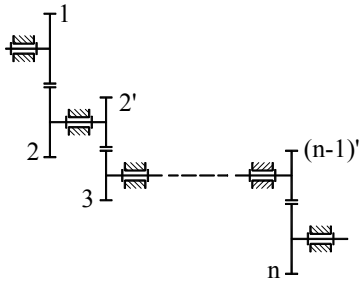


Fig. 4.66

în care z_k şi $z_{(k-1)'}$ reprezintă numerele de dinți ale roților. În afară de această formulă generală, valabilă pentru toate tipurile de angrenaje, se pot folosi şi formule specifice, exprimate în funcție de alți parametri constructivi.

Raportul de transmitere $\tilde{i}_{1n}$ se calculează în mod diferit în funcție de structura mecanismului complex. Dacă acesta este format numai din angrenaje paralele, se aplică următoarea regulă.

Raportul de transmitere $\tilde{i}_{1n}$ este egal cu produsul rapoartelor parțiale, luate fiecare, cu semnul său. Raportul de transmitere parțial al angrenajului $(k-1)'-k$, este

$$\tilde{i}_{k-1,k}=\pm\frac{z_k}{z_{(k-1)'}}\,, \tag{4.164}$$

în care semnul (-) corespunde angrenajelor exterioare, iar (+), celor interioare. Pentru exemplificare, raportul de transmitere al mecanismului din Fig.4.67 este

$$\tilde{i}_{14}=\tilde{i}_{12}\cdot\tilde{i}_{23}\cdot\tilde{i}_{34}=\left(-\frac{z_2}{z_1}\right)\left(+\frac{z_3}{z_2'}\right)\left(-\frac{z_4}{z_3'}\right)=\frac{z_2z_3z_4}{z_1z_2'z_3'}\,.$$

Dacă mecanismul complex este format din angrenaje de tipuri diferite (paralele, concurente, încrucişate), dar elementele 1 şi n au axele paralele, raportul de transmitere $\tilde{i}_{1n}$ se determină în două etape. În prima etapă se determină raportul i_{1n}, după regula indicată anterior, iar în etapa a doua se stabileşte semnul, prin analiza transmiterii mişcării din aproape în aproape. Se consideră, pentru exemplificare, mecanismul din Fig.4.68. Raportul i_{14}, este

$$i_{14} = i_{12} \cdot i_{23} \cdot i_{34} = \frac{z_2 z_3 z_4}{z_1 z_2' z_3'} .$$

Pentru stabilirea semnului, se consideră un sens de rotație pentru roata 1 (real sau arbitrar), care se pune în evidență pe desen, prin viteza punctului de pe periferia roții, cel mai apropiat de observator. Imaginând transmiterea mişcării în angrenajul 1-2, se stabileşte sensul de rotație pentru roata 2. Procedând similar pentru angrenajele $2'-3$ şi $3'-4$, se stabileşte sensul de rotație pentru roata 4. Aşa cum se observă (Fig.4.68), roțile 1 şi 4 se rotesc în sensuri diferite, deci raportul de transmitere global $\tilde{i}_{14}$ este negativ şi are expresia

$$\tilde{i}_{14} = -i_{14} = -\frac{z_2 z_3 z_4}{z_1 z_2' z_3'} .$$

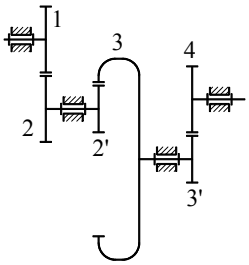


Fig. 4.67

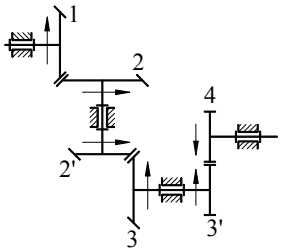


Fig. 4.68

4.2.1.2. Randamentul, transmiterea momentelor

Randamentul unui mecanism complex se defineşte conform cu (2.107), ca fiind raportul dintre puterea utilă $P_u = P_n$ şi puterea motoare $P_m = P_1$,

$$\eta = \frac{P_n}{P_1} . \qquad (4.165)$$

În cazul legării în serie, randamentul mecanismului complex se determină ca produsul randamentelor mecanismelor componente.

Pentru verificare, se consideră mecanismul din Fig. 4.66, şi se face produsul randamentelor parțiale:

$$\eta_{12} \cdot \eta_{23} \cdot \ldots \cdot \eta_{n-1,n} = \frac{\cancel{P_2}}{P_1} \cdot \frac{\cancel{P_3}}{\cancel{P_2}} \cdot \ldots \cdot \frac{P_n}{\cancel{P_{n-1}}} = \frac{P_n}{P_1} = \eta .$$

Valorile randamentelor parțiale se încadrează, în funcție de tipul angrenajului, între limitele indicate în Tab. 4.1. Aceste valori au în vedere numai pierderile de putere în angrenare, astfel încât valorile globale, care țin seama şi de pierderile din lagăre, sunt ceva mai mici.

Relația dintre momentul rezistent $\left(M_n, \tilde{M}_n\right)$ şi momentul motor $\left(M_1, \tilde{M}_1\right)$, se stabileşte având în vedere că

$$P_1 = M_1\omega_1 = \tilde{M}_1\tilde{\omega}_1$$
$$P_n = M_n\omega_n = -\tilde{M}_n\tilde{\omega}_n .$$

Tabelul 4.1

Tipul angrenajului		Randamentul
paralel	cilindric cu dinți drepți	0,98 – 0,995
	cilindric cu dinți înclinați	
	roată cilindrică - cremalieră	
	cilindric interior	
concurent	conic cu dinți drepți	0,98 – 0,99
	conic cu dinți înclinați	
	conic cu dinți curbi în arc de cerc (zerol)	
încrucişat	melcat	0,3 – 0,9
	elicoidal	0,7 - 97

Introducând aceste expresii în formula (4.165) se obțin relațiile

$$M_1 = \frac{1}{\eta \cdot i_{1n}} M_n \tag{4.166}$$

$$\tilde{M}_1 = -\frac{1}{\eta \cdot \tilde{i}_{1n}} \tilde{M}_n . \tag{4.167}$$

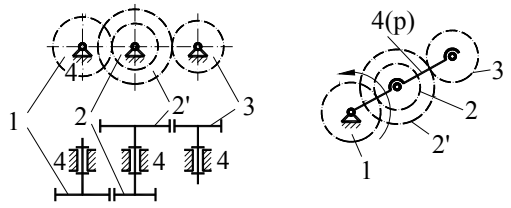
Relația (4.166), care nu ia în considerare sensurile momentelor, are aplicabilitate generală, pe când relația (4.167) se aplică numai când elementul 1 şi elementul 2 au axe paralele.

4.2.2. Mecanisme planetare

4.2.2.1. Structura mecanismelor planetare

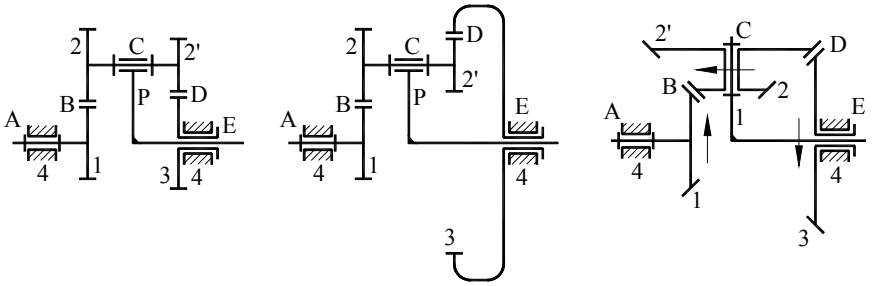
Mecanismele planetare pot fi **simple** sau **complexe**. Un mecanism planetar simplu, se obține pornind de la un mecanism format din roți dințate cu

axe fixe, dacă elementului fix i se imprimă o mişcare de rotaţie în jurul axei uneia dintre roţi. Această transformare este ilustrată în Fig.4.69, în care sunt reprezentate mecanismul cu axe fixe iniţial (Fig.4.69.a) şi mecanismul planetar simplu (Fig.4.69.b). Roata 1, care se roteşte în jurul unei axe fixe, se numeşte **roată centrală** sau **solară**. Celelalte roţi 2-2' şi 3, care se rotesc în jurul unor axe mobile, se numesc **sateliţi**, iar elementul 4(P) iniţial fix, care se roteşte în jurul unei axe fixe, care coincide cu axa roţii centrale, se numeşte **portsatelit**. În aplicaţiile practice se întâlnesc în special mecanismele planetare simple, cu revenire, care conţin două roţi centrale coaxiale. Cele mai reprezentative mecanisme de acest fel, sunt cele din Fig.4.70. În aceste mecanisme roţile centrale sunt notate 1 şi 3, sateliţii, 2-2', iar portsatelitul, P. Roţile centrale şi portsatelitul poartă denumirea de **elemente de bază**.



a) *b)*

Fig. 4.69



a) *b)* *c)*

Fig. 4.70

Mecanismele planetare simple pot fi **diferenţiale**, atunci când ambele roţi centrale sunt mobile (Fig.4.70.a, b, c) sau **planetare propriuzise**, când una dintre roţile centrale este fixă. În Fig.4.71 este reprezentat un mecanism planetar propriuzis, obţinut prin fixarea roţii centrale 3 a mecanismului diferenţial din Fig.4.70.b. Între cele două categorii de mecanisme se înregistrează şi o diferenţă funcţională; mecanismele diferenţiale au gradul de mobilitate $M = 2$ iar

planetarele propriuzise $M = 1$. Mecanismele din Fig.4.70.a şi 4.70.b sunt plane, iar cel din Fig. 4.70.c este sferic, astfel că formula de calcul a gradului de mobilitate este

$$M = 3(n-1) - 2C_5 - C_4 .$$

Pentru mecanismele diferențiale (Fig.4.70.a, b, c),

n = 5(1, 2- 2', 3, 4, P)

C_5 = 4(A, C, E-dublă)

C_4 = 2(B, D),

rezultând M = 2.

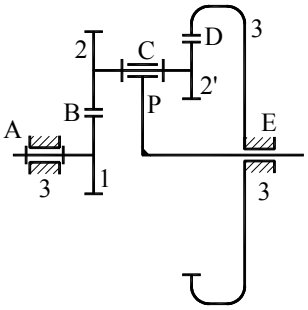


Fig. 4.71

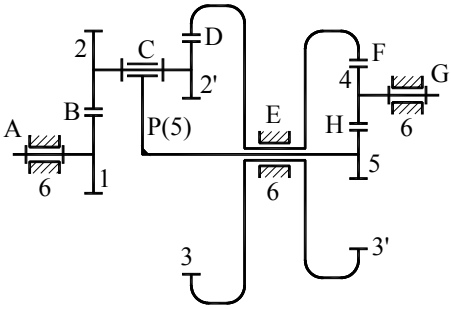


Fig. 4.72

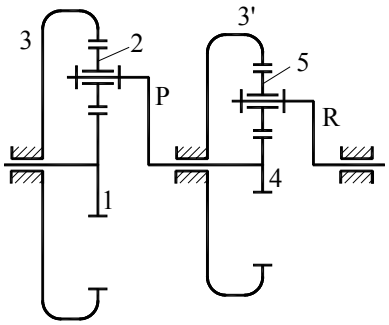


Fig. 4.73

Pentru mecanismele planetare (Fig.4.71),

n = 4(1, 2- 2', 3, P(4))

C_5 = 3(A, C, E)

C_4 = 2(B, D),

rezultând $M = 1$.

Dacă între două elemente de bază ale unui mecanism diferențial se interpune un tren de roți dințate cu axe fixe, se obține un diferențial cu închidere, care are gradul de mobilitate M = 1. În cazul diferențialului cu închidere din Fig.4.72,

n = 6(1, 2, 3, 4, 5(P), 6)

C_5 = 5(A, C, E-dublă, G)

C_4 = 4(B, D, F, H),

rezultând M = 1.

Mecanismele planetare complexe se obțin prin legarea în diverse moduri, a unor mecanisme planetare simple. În Fig.4.73 este reprezentat un mecanism planetar complex, obținut prin legarea în serie, a două planetare simple propriuzise.

4.2.2.2. Analiza cinematică

Analiza cinematică a unui mecanism planetar simplu, se bazează pe observația că în ipoteza adoptării portsatelitului ca element de referință, mecanismul planetar se transformă într-un mecanism cu axe fixe. În această ipoteză se poate scrie expresia de definiție a raportului de transmitere $\tilde{i}_{13}^{P}$ al mecanismului cu axe fixe, format din angrenajele 1-2, 2'-3 (Fig.4.70),

$$\tilde{i}_{13}^{P} = \frac{\tilde{\omega}_{1P}}{\tilde{\omega}_{3P}}$$

în care $\tilde{\omega}_{1P}$ şi $\tilde{\omega}_{3P}$ sunt vitezele relative ale roților 1 şi 3 față de portsatelit,

$$\tilde{\omega}_{1P} = \tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P$$

$$\tilde{\omega}_{3P} = \tilde{\omega}_3 - \tilde{\omega}_P .$$

Introducând aceste relații în expresia raportului de transmitere $\tilde{i}_{13}^{P}$, se obține

$$\tilde{i}_{13}^{P} = \frac{\tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P}{\tilde{\omega}_3 - \tilde{\omega}_P} . \qquad (4.168)$$

Relația (4.168), numită formula lui Willis, descrie comportarea cinematică a mecanismului planetar. Pentru a face aplicabilă această formulă, valoarea raportului $\tilde{i}_{13}^{P}$ trebuie determinată în funcție de tipul angrenajelor şi de numerele de dinți ale roților. Astfel, pentru mecanismele din Fig.4.70, $\tilde{i}_{13}^{P}$ se determină după reguluile de la par. 4.2.1.1, aşa cum se arată în continuare.

• **mecanismul din Fig. 4.70.a**

$$\tilde{i}_{13}^{P} = \left(-\frac{z_2}{z_1}\right)\left(-\frac{z_3}{z_2'}\right) = \frac{z_2 z_3}{z_1 z_2'}.$$

• **mecanismul din Fig. 4.70.b**

$$\tilde{i}_{13}^{P} = \left(-\frac{z_2}{z_1}\right)\left(\frac{z_3}{z_2'}\right) = -\frac{z_2 z_3}{z_1 z_2'}.$$

• **mecanismul din Fig. 4.70.c**

$$\tilde{i}_{13}^{P} = -i_{13}^{P} = -\frac{z_2 z_3}{z_1 z_2'}.$$

Se observă că formula lui Willis conține vitezele unghiulare ale elementelor de bază $\tilde{\omega}_1$, $\tilde{\omega}_3$ şi $\tilde{\omega}_P$. Dacă mecanismul este diferențial ($M = 2$), două dintre aceste viteze (corespunzătoare elementelor conducătoare), sunt cunoscute, iar cea de a treia (corespunzătoare elementului condus), se calculează folosind formula lui Willis. Dacă mecanismul este planetar propriuzis ($M = 1$), una dintre viteze (corespunzătoare roții centrale fixe) este zero, una (corespunzătoare elementului conducător) este cunoscută, iar cea de a treia (corespunzătoare elementului condus), se obține din formulă. Mecanismul planetar propriuzis, având un element conducător şi un element condus, are un raport de transmitere propriu. Dacă ne referim la mecanismul din Fig.4.71, care are roata centrală $3-$fixă $(\tilde{\omega}_3 = 0)$, mişcarea se poate transmite în sensul $1 \to P$ sau în sensul $P \to 1$, cu rapoartele de transmitere

$$\tilde{i}_{1P} = \frac{\tilde{\omega}_1}{\tilde{\omega}_P} \quad \text{sau} \quad \tilde{i}_{P1} = \frac{\tilde{\omega}_P}{\tilde{\omega}_1}.$$

Aplicând formula lui Willis în condițiile date, rezultă

$$\tilde{i}_{13}^{P} = \frac{\tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P}{-\tilde{\omega}_P},$$

$$\tilde{i}_{1P} = \frac{\tilde{\omega}_1}{\tilde{\omega}_P} = 1 - \tilde{i}_{13}^{P}, \tag{4.169}$$

$$\tilde{i}_{P1} = \frac{\tilde{\omega}_P}{\tilde{\omega}_1} = \frac{1}{1 - \tilde{i}_{13}^{P}}. \tag{4.170}$$

În cazul mecanismului diferențial cu închidere, din Fig.4.72, se scrie formula lui Willis pentru mecanismul diferențial, şi expresia de definiție a raportului de transmitere pentru mecanismul cu axe fixe, având în vedere că portsatelitul P este solidar cu roata 5

$$\begin{cases} \tilde{i}_{13}^{P} = \dfrac{\tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P}{\tilde{\omega}_3 - \tilde{\omega}_P} \\ \tilde{i}_{53} = \dfrac{\tilde{\omega}_P}{\tilde{\omega}_3}. \end{cases} \tag{4.171}$$

Raportul $\tilde{i}_{13}^{P}$ se calculează cu formula indicată la mecanismul din Fig.4.70.b, iar raportul $\tilde{i}_{53}$ este

$$\tilde{i}_{53} = \left(-\frac{z_4}{z_5}\right)\left(\frac{z_3'}{z_4}\right) = -\frac{z_3'}{z_5}.$$

În cazul mecanismului complex din Fig.4.73, se scrie formula lui Willis pentru fiecare mecanism planetar component

$$\tilde{\omega}_{13}^{P} = \frac{\tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P}{\tilde{\omega}_3 - \tilde{\omega}_P}, \quad \tilde{\omega}_{43}^{R} = \frac{\tilde{\omega}_4 - \tilde{\omega}_R}{\tilde{\omega}_3' - \tilde{\omega}_R}.$$

Având în vedere că roțile 3 şi 3' sunt fixe $\left(\tilde{\omega}_3 = \tilde{\omega}_3' = 0\right)$, iar elementele 4 şi P sunt solidare $\left(\tilde{\omega}_4 = \tilde{\omega}_P\right)$, formulele devin

$$\begin{cases} \tilde{i}_{13}^{P} = \dfrac{\tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P}{-\tilde{\omega}_P} \\ \tilde{i}_{43'}^{R} = \dfrac{\tilde{\omega}_P - \tilde{\omega}_R}{-\tilde{\omega}_R} \end{cases} \tag{4.172}$$

Rapoartele de transmitere $\tilde{i}_{13}^{P}$ şi $\tilde{i}_{43'}^{R}$ se calculează astfel

$$\tilde{i}_{13}^{P} = \left(-\frac{z_2}{z_1}\right)\left(\frac{z_3}{z_2}\right) = -\frac{z_3}{z_1}$$

$$\tilde{i}_{43'}^{R} = \left(-\frac{z_5}{z_4}\right)\left(\frac{z_3'}{z_5}\right) = -\frac{z_3'}{z_4}.$$

În sistemul (4.172) figurează parametrii $\tilde{\omega}_1$, $\tilde{\omega}_P$ şi $\tilde{\omega}_R$. Dacă se cunoaşte unul dintre ei, - corespunzător elementului conducător, ceilalți doi se pot determina. Dacă mişcarea se transmite, de exemplu, de la elementul 1 la portsatelitul R, se calculează raportul de transmitere al mecanismului complex $\tilde{i}_{1R}$

$$\tilde{i}_{1R} = \frac{\tilde{\omega}_1}{\tilde{\omega}_R} = \left(1 - \tilde{i}_{13}^{P}\right)\left(1 - \tilde{i}_{43'}^{R}\right). \tag{4.173}$$

4.2.2.3. Transmiterea momentelor, randamentul

Se consideră un mecanism planetar simplu, de tipul celor din Fig.4.70, cu roțile centrale 1 şi 3 şi portsatelitul P. În cazul în care roata 3 devine fixă, se obține un planetar propriuzis, cu un grad de mobilitate, care poate transmite mişcarea de rotație în sensul $1 \to P$ sau $P \to 1$.

• **Cazul** $1 \to P$.

Se scrie ecuația de echilibru de momente pentru întreg mecanismul şi ecuația specifică trenului de roți dințate cu axe fixe (4.167), dintre roțile 1 şi 3,

$$\begin{cases} \tilde{M}_1 + \tilde{M}_3 + \tilde{M}_P = 0 \\ \tilde{M}_1 = -\dfrac{1}{\eta_0^k \tilde{i}_{13}^P} \tilde{M}_3 . \end{cases} \tag{4.174}$$

În aceste ecuații $\tilde{M}_1$ este momentul motor, $\tilde{M}_P$ este momentul util (rezistent), iar $\tilde{M}_3$ este momentul de reacțiune din legătura rigidă, formată între elementele 3 şi batiu. Parametrul η_0 este randamentul mecanismului cu axe fixe şi se calculează, aşa cum s-a arătat, ca produs al randamentelor angrenajelor componente. Exponentul k are valoarea +1, dacă în mecanismul cu axe fixe elementul 1 este conducător iar elementul 3 este condus şi –1 în caz contrar. Elementul 1 este conducător, dacă momentul $\tilde{M}_1$ şi viteza unghiulară relativă în raport cu portsatelitul $\tilde{\omega}_{1P} = \tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P$, au acelaşi sens. Pe de altă parte, momentul $\tilde{M}_1$ are acelaşi sens cu $\tilde{\omega}_1$, deoarece elementul 1 este element conducător în mecanismul planetar. Prin urmare, k = +1 dacă $\tilde{\omega}_1$ şi $(\tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P)$ au acelaşi sens, adică

$$\frac{\tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P}{\tilde{\omega}_1} > 0$$

sau:

$$\frac{\tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P}{\tilde{\omega}_1} = 1 - \frac{1}{\tilde{i}_{1P}} = 1 - \frac{1}{1 - \tilde{i}_{13}^P} = \frac{\tilde{i}_{13}^P}{\tilde{i}_{13}^P - 1} > 0 .$$

Soluțiile acestei inecuații sunt:

$\tilde{i}_{13}^P < 0$ sau $\tilde{i}_{13}^P > 1$.

În mod similar, $k = -1$ dacă este verificată inecuația

$$\frac{\tilde{i}_{13}^P}{\tilde{i}_{13}^P - 1} < 0 ,$$

care are soluțiile

$$0 < \tilde{i}_{13}^P < 1 .$$

Rezultatele acestei analize sunt date în tabelul următor

k	$\tilde{i}_{13}^{P}$
+1	$\tilde{i}_{13}^{P} < 0$ sau $\tilde{i}_{13}^{P} > 1$
-1	$0 < \tilde{i}_{13}^{P} < 1$

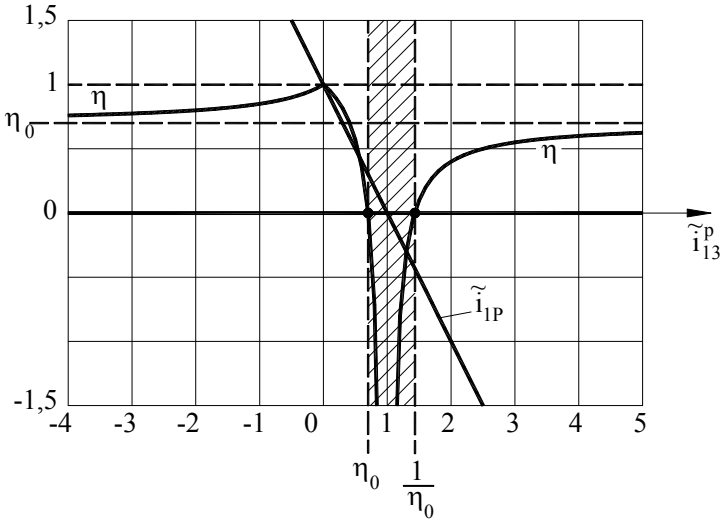


Fig. 4.74

Cu aceste precizări, din sistemul (4.174) se poate determina momentul motor $\tilde{M}_1$ în funcție de momentul rezistent $\tilde{M}_P$

$$\tilde{M}_1 = -\frac{1}{1-\eta_0^k \tilde{i}_{13}^P}\tilde{M}_P . \qquad (4.175)$$

Se poate determina de asemenea, randamentul mecanismului planetar

$$\eta = \frac{P_u}{P_m} = -\frac{\tilde{M}_P \tilde{\omega}_P}{\tilde{M}_1 \tilde{\omega}_1} .$$

Introducând în această formulă, $\tilde{M}_1$ (4.175) şi expresia raportului de transmitere $\tilde{i}_{1P}$ (4.169), se obține

$$\eta = \frac{1-\eta_0^k \tilde{i}_{13}^P}{1-\tilde{i}_{13}^P} . \qquad (4.176)$$

În Fig.4.74 sunt reprezentate diagramele $\eta\left(\tilde{i}_{13}^{P}\right)$ (4.176) şi $\tilde{i}_{1P}\left(\tilde{i}_{13}^{P}\right)$ (4.169). Din studiul acestor diagrame se pot desprinde câteva observații interesante.

1) Randamentul rezultă negativ în intervalul $\tilde{i}_{13}^{P} \in \left[\eta_0, \frac{1}{\eta_0}\right]$, ceea ce arată că mecanismul se autoblochează, iar în apropierea acestui interval randamentul este foarte mic.

2) Randamentul mecanismului planetar este superior valorii η_0 pentru $\tilde{i}_{13}^{P} < 0$ şi inferior pentru $\tilde{i}_{13}^{P} > \frac{1}{\eta_0}$, iar când $\left|\tilde{i}_{13}^{P}\right|$ tinde la infinit, randamentul tinde la η_0.

3) În punctul $\tilde{i}_{13}^{P} = 0$, $\eta = 1$, dar raportul de transmitere $\tilde{i}_{13}^{P} = 0$ nu poate fi obținut practic.

• **Cazul** $P \to 1$

Se utilizează acelaşi sistem de ecuații (4.174), în care $\tilde{M}_P$ este momentul motor iar $\tilde{M}_1$ este momentul rezistent. Printr-un raționament similar cu cel expus la cazul precedent, se ajunge la următoarele valori pentru exponentul k,

k	$\tilde{i}_{13}^{P}$
+1	$0 < \tilde{i}_{13}^{P} < 1$
-1	$\tilde{i}_{13}^{P} < 0$ sau $\tilde{i}_{13}^{P} > 1$

Momentul motor $\tilde{M}_P$ se exprimă în funcție de momentul $\tilde{M}_1$

$$\tilde{M}_P = -\left(1 - \eta_0^k i_{13}^P\right)\tilde{M}_1, \tag{4.177}$$

iar randamentul este

$$\eta = -\frac{\tilde{M}_P \tilde{\omega}_P}{\tilde{M}_1 \tilde{\omega}_1} \tag{4.178}$$

$$\eta = \frac{1 - \tilde{i}_{13}^{P}}{1 - \eta_0^k \tilde{i}_{13}^{P}}. \tag{4.179}$$

În Fig.4.75 sunt reprezentate diagramele $\eta\left(\tilde{i}_{13}^{P}\right)$ - (4.179) şi $\tilde{i}_{P1}\left(\tilde{i}_{13}^{P}\right)$ - (4.170), din care rezultă că în punctul $\tilde{i}_{13}^{P} = 1$, $\eta = 0$, ceea ce înseamnă că mecanismul este la limita autoblocării, iar în apropierea acestui punct, randamentul este foarte mic. Observațiile 2) şi 3) de la cazul precedent sunt valabile şi aici.

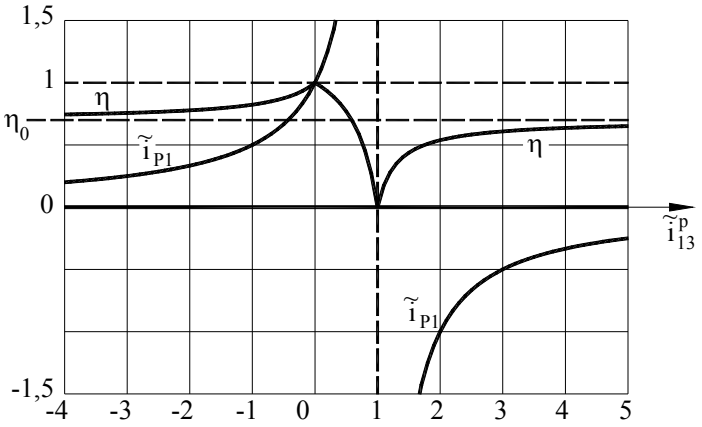


Fig. 4.75

4.2.2.4. Diferențialul de automobil

O aplicație consacrată a mecanismelor planetare este reprezentată de diferențialul de automobil (Fig.4.76). Portsatelitul P, construit sub forma unei carcase, primește mișcarea de la motor printr-un angrenaj hipoid, prin intermediul cutiei de viteze. Viteza unghiulară a portsatelitului este repartizată la cele două roți centrale 1 şi 3, cuplate cu roțile de rulare ale autovehiculului. Mecanismul în ansamblu, poate fi interpretat ca un diferențial cu închidere, prin intermediul roților de rulare şi a şoselei. În felul acesta, se pune de acord gradul

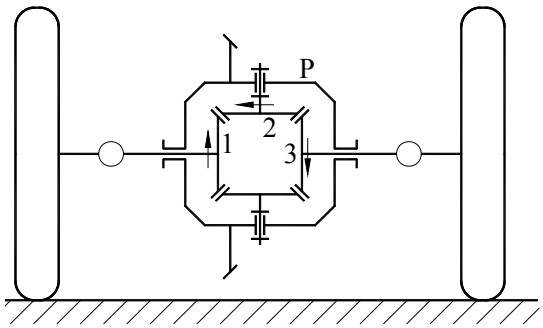


Fig. 4.76

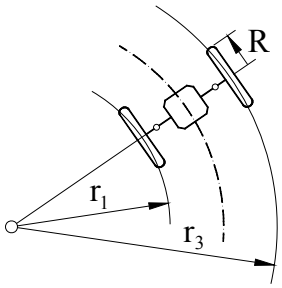


Fig. 4.77

de mobilitate ($M = 1$) cu faptul că există un singur element conducător – portsatelitul. Vom studia funcționarea diferențialului în regim de deplasare în curbă şi pe o traiectorie rectilinie a maşinii.

• Deplasarea în curbă

În cazul acestui mecanism, care are $z_1 = z_3$, raportul de transmitere $\tilde{i}_{13}^{P}$ este

$$\tilde{i}_{13}^{P} = -\left(\frac{z_2}{z_1}\right)\left(\frac{z_3}{z_2}\right) = -\frac{z_3}{z_1} = -1,$$

iar formula lui Willis (4.168) capătă forma

$$\tilde{\omega}_P = \frac{\tilde{\omega}_1 + \tilde{\omega}_3}{2}. \qquad (4.180)$$

Roțile de rulare se deplasează pe două curbe, asimilate cu nişte cercuri de raze r_1 şi r_3 (Fig.4.77). Datorită existenței lanțului cinematic de închidere prin şosea, vitezele unghiulare ale roților de rulare sunt proporționale cu aceste raze

$$\frac{\tilde{\omega}_1}{\tilde{\omega}_3} = \frac{r_1}{r_3}. \qquad (4.181)$$

Din sistemul (4.180), (4.181) se determină vitezele unghiulare ale roților de rulare $\tilde{\omega}_1$ şi $\tilde{\omega}_3$, în funcție de viteza unghiulară a portsatelitului

$$\tilde{\omega}_1 = \frac{2\tilde{\omega}_P r_1}{r_1 + r_3}; \qquad \tilde{\omega}_3 = \frac{2\tilde{\omega}_P r_3}{r_1 + r_3}.$$

Trebuie remarcat că viteza unghiulară a portsatelitului, fiind egală cu viteza medie a roților de rulare, intervine direct în calculul vitezei de rulare a vehicolului v_r,

$$v_r = \omega_P \cdot R,$$

în care R este raza roților de rulare.

Pentru analiza transmiterii momentelor, se foloseşte sistemul de ecuații (4.174), care în ipoteza $\tilde{i}_{13}^{P} = -1$, are forma

$$\begin{cases} \tilde{M}_1 + \tilde{M}_3 + \tilde{M}_P = 0 \\ \tilde{M}_1 = \dfrac{\tilde{M}_3}{\eta_0^k} \end{cases} \qquad (4.182)$$

Exponentul k = +1, dacă în mecanismul cu axe fixe 1-2, 2-3, roata 1 este conducătoare şi roata 3 – condusă, adică $\tilde{M}_1$ şi $\tilde{\omega}_{1P} = \tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P$ au acelaşi sens, iar $\tilde{M}_3$ şi $\tilde{\omega}_{3P} = \tilde{\omega}_3 - \tilde{\omega}_P$ au sensuri opuse. Pe de altă parte, roțile 1 şi 3

sunt conduse în mecanismul diferențial, deci $\tilde{\omega}_1$ şi $\tilde{M}_1$ au sensuri opuse ca şi $\tilde{\omega}_3$ şi $\tilde{M}_3$. Rezultă că valoarea k = +1 corespunde condițiilor,

$$\frac{\tilde{\omega}_1 - \tilde{\omega}_P}{\tilde{\omega}_1} = \frac{1}{2}\left(1 - \frac{r_3}{r_1}\right) < 1$$

$$\frac{\tilde{\omega}_3 - \tilde{\omega}_P}{\tilde{\omega}_P} = \frac{1}{2}\left(1 - \frac{r_1}{r_3}\right) > 1,$$

care sunt satisfăcute când $r_1 < r_3$, adică virajul se execută cu roata 1 la interior şi cu roata 3 la exterior. Desigur, $k = -1$ când $r_1 > r_3$, iar virajul se execută în partea opusă.

Din sistemul (4.182) se determină $\tilde{M}_P$,

$$\tilde{M}_P = -\tilde{M}_1 - \tilde{M}_3 = -\tilde{M}_1\left(1 + \eta_0^k\right) = -\tilde{M}_3\left(1 + \frac{1}{\eta_0^k}\right). \qquad (4.183)$$

Randamentul mecanismului, fără a ține seama de pierderile de putere dintre roțile de rulare şi şosea, este

$$\eta = -\frac{P_u}{P_m} = -\frac{\tilde{M}_1\omega_1 + \tilde{M}_3\omega_3}{\tilde{M}_P\omega_P}.$$

Având în vedere relațiile vitezelor unghiulare (4.180), (4.181) şi a momentelor (4.182), se ajunge la formula,

$$\eta = \frac{2\left(r_1 + r_3\eta_0^k\right)}{\left(1 + \eta_0^k\right)\left(r_1 + r_3\right)} \qquad (4.184)$$

în care $\eta_0 = \eta_{12} \cdot \eta_{23}$.

• Deplasarea rectilinie

În această ipoteză, lanțul cinematic de închidere impune condiția,

$$\tilde{\omega}_1 = \tilde{\omega}_3,$$

care împreună cu formula lui Willis (4.180) conduce la relațiile

$$\tilde{\omega}_1 = \tilde{\omega}_3 = \tilde{\omega}_P. \qquad (4.185)$$

Prin urmare, diferențialul se comportă ca un cuplaj (legătură rigidă) iar între elementele sale nu există mişcări relative. În consecință $\eta_0 = 1$, iar din relațiile (4.183) şi (4.184) rezultă

$$\tilde{M}_P = -\tilde{M}_1 - \tilde{M}_3 = -2\tilde{M}_1 = -2\tilde{M}_3, \qquad (4.186)$$

$$\eta = 1.$$

Observaţie

Pentru a realiza deplasarea autovehiculului din poziţia statică, momentele M_1 şi M_3 trebuie să îndeplinească condiţia,

$$M_1 + M_3 > M_{tr}, \tag{4.187}$$

în care M_{tr} este momentul de tracţiune, care însumează toate rezistenţele la deplasare, între care este importantă cea generată de forţa de greutate, dacă maşina se află în pantă. Dacă una dintre roţi, de exemplu roata 1, patinează, momentul M_1 este limitat de momentul de patinare M_{pat}. Din (4.186) rezultă $M_1 = M_3$ şi deci

$$M_1 + M_3 = 2M_{pat}.$$

Deoarece momentul de patinare este redus ca valoare, condiţia (4.187) nu este îndeplinită. În acest caz roata 1 se roteşte în gol iar roata 3 rămâne fixă, având ca rezultat staţionarea maşinii. Pentru a evita acestă situaţie, unele autovehicule sunt prevăzute cu un sistem de cuplare a roţilor centrale. În acest caz, momentele M_1 şi M_3 pot avea valori diferite, iar dacă roata 3 are aderenţă, momentul M_3 nu este limitat, astfel încât condiţia (4.187) este satisfăcută.

Capitolul **5**

DINAMICA MECANISMELOR ŞI MAŞINILOR

5.1. ANALIZA DINAMICĂ

5.1.1. Modele dinamice

Analiza dinamică studiază mişcarea mecanismelor ca rezultat al acţiunii forţelor aplicate, dintre care cele mai importante sunt forţele de acţionare (motoare) şi cele tehnologice (rezistente). În acest context mecanismul trebuie considerat în conexiune cu motorul şi cu procesul de lucru, formând un ansamblu care se numeşte **maşină**. În structura unei maşini, pe lângă motor (M) şi mecanismul de lucru (ML), intervine, uneori, şi o transmisie (T) (Fig.5.1) care modifică viteza motorului în raport cu cerinţele mecanismului de lucru. Pentru simplificare, transmisia poate fi înglobată în mecanismul de lucru, astfel încât, în cele ce urmează, maşina este concepută ca fiind formată din două componente.

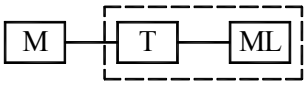


Fig. 5.1

Desigur, cunoscând starea de mişcare a maşinii, determinată prin analiza dinamică, se pot calcula forţele de inerţie şi forţele de legătură cu o precizie superioară în raport cu valorile obţinute prin analiza cinetostatică.

Analiza comportării maşinii se poate simplifica dacă aceasta se înlocuieşte printr-un model dinamic. Modelul este format dintr-un element al mecanismului de lucru, în mişcare de rotaţie sau de translaţie, numit **element de reducere** sau chiar dintr-un punct material (**punct de reducere**). Modelului i se atribuie proprietăţi masice (mase, momente de inerţie) şi dinamice (forţe aplicate) determinate, astfel încât, elementul de reducere să aibă aceeaşi mişcare ca în cadrul mecanismului.

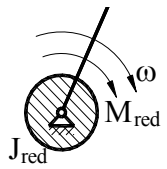


Fig. 5.2

În cele ce urmează se prezintă modelul dinamic cu element de reducere în mişcare de rotaţie, care are cea mai mare aplicabilitate. De regulă, ca element de reducere se adoptă elementul conducător al mecanismului de lucru.

Momentul de inerţie al modelului numit **moment de inerţie redus** (J_{red}) se determină din condiţia de egalitate a energiei cinetice a modelului cu energia cinetică a maşinii

$$E_{c\ model} = E_{c\ maşină},$$

în care termenul $E_{c\ maşină}$ se calculează prin însumarea energiilor cinetice corespunzătoare elementelor mobile, astfel încât, în cazul unui mecanism plan, se obţine

$$\frac{1}{2}J_{red}\omega^2 = \sum_{i=1}^{n-1}\frac{1}{2}\left(m_i v_{G_i}^2 + J_{G_i}\omega_i^2\right). \tag{5.1}$$

În această relaţie ω este viteza unghiulară a elementului de reducere, iar m_i este masa elementului de ordin i, v_{G_i} - viteza centrului de masă, J_{G_i} - momentul de inerţie al elementului în raport cu o axă care trece prin centrul de masă şi este perpendiculară pe planul mişcării şi ω_i - viteza unghiulară a elementului. Din egalitatea (5.1) rezultă J_{red},

$$J_{red} = \sum_{i=1}^{n-1}\left(m_i\left(\frac{v_{G_i}}{\omega}\right)^2 + J_{G_i}\left(\frac{\omega_i}{\omega}\right)^2\right). \tag{5.2}$$

Mărimile m_i şi J_{G_i} sunt constante, iar rapoartele $\frac{v_{G_i}}{\omega}$ şi $\frac{\omega_i}{\omega}$ sunt funcţii de transmitere de ordinul 1, care depind de parametrul de poziţie al elementului de reducere – unghiul φ. Prin urmare, momentul de inerţie redus este funcţie de parametrul φ şi are caracter periodic, deoarece şi funcţiile de transmitere sunt periodice. Formula (5.2) arată, de asemenea, că J_{red} este strict pozitiv, $J_{red} > 0$, aşa cum se observă din diagrama $J_{red}(\varphi)$ din Fig.5.3. Perioada funcţiei $J_{red}(\varphi)$ se numeşte ciclu geometric şi este notată φ_g (Fig.5.3). În unele cazuri particulare momentul de inerţie redus poate fi constant. Astfel, în cazul unui mecanism complex format din roţi dinţate cu axe fixe, J_{red} are expresia

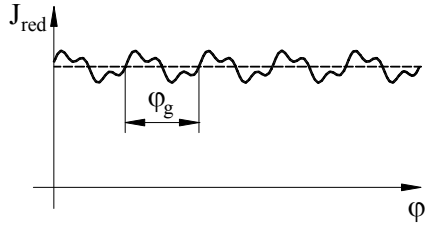


Fig. 5.3

$$J_{red} = \sum_{i=1}^{n-1} J_{G_i}\left(\frac{\omega_i}{\omega}\right).$$

deoarece centrele de masă se găsesc pe axele de rotație, iar $v_{G_i} = 0$. Fiecare raport $\left(\frac{\omega_i}{\omega}\right)$ reprezintă inversul unui raport de transmitere şi este constant, astfel că $J_{red} = ct.$

Forțele aplicate care acționează asupra mecanismului de lucru se înlocuiesc, în cadrul modelului, cu un **moment redus (M_{red})** care se determină din egalitatea puterilor

$$P_{model} = P_{mecanism},$$

sau

$$M_{red}\omega = \sum_{j=1}^{n-1}\left(\overline{F}_j\overline{v}_j + M_j\omega_j\right), \tag{5.3}$$

în care $\overline{F}_j$ şi M_j sunt componentele torsorului rezultant care acționează asupra elementului j, iar $\overline{v}_j$ şi ω_j sunt viteza punctului de reducere al torsorului şi viteza unghiulară a elementului. Din relația (5.3) se deduce

$$M_{red} = \sum_{j=1}^{n-1}\left(\overline{F}_j\frac{\overline{v}_j}{\omega} + M_j\frac{\omega_j}{\omega}\right). \tag{5.4}$$

Expresia momentului redus (5.4) arată că acesta depinde de parametrul de poziție φ, prin intermediul funcțiilor de transmitere $\frac{\overline{v}_j}{\omega}$ şi $\frac{\omega_j}{\omega}$, dar poate depinde şi de viteza unghiulară (ω) sau de timp (t) prin intermediul parametrilor $\overline{F}_j$ şi M_j. În procesul de analiză dinamică este util să se cunoască, separat, momentul redus al forțelor motoare M_{red}^m, în care componenta principală este momentul dezvoltat de motor şi momentul redus al forțelor rezistente M_{red}^r, în care componenta principală este dată de forța tehnologică.

În cazul modelului cu element de reducere în mişcare de translație intervin parametrii m_{red} (masa redusă) şi F_{red} (forța redusă) care se determină similar cu J_{red} şi M_{red}.

5.1.2. Fazele funcționării maşinii

Funcționarea unei maşini se desfăşoară în trei faze: pornire, regim şi oprire, care se pun în evidență pe o diagramă $\omega(\varphi)$ sau $\omega(t)$ (Fig.5.4). Fazele de pornire şi de oprire sunt tranzitorii, pe când în faza de regim se execută operația

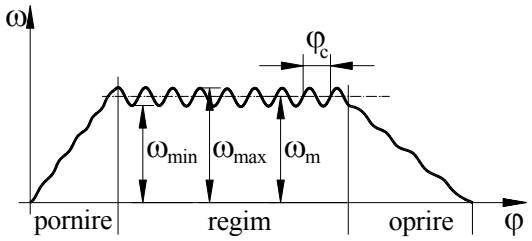


Fig. 5.4

tehnologică specifică maşinii respective. În această fază viteza unghiulară are o variație periodică între două valori extreme ω_{max} şi ω_{min}. Faza de regim este caracterizată prin următorii parametri:

• **Ciclul cinematic φ_c** - perioada funcției $\omega(\varphi)$ care, de regulă, este egal cu ciclul geometric.

• **Viteza unghiulară medie ω_m** - media aritmetică între ω_{max} şi ω_{min}.

$$\omega_m = \frac{\omega_{max} + \omega_{min}}{2} \tag{5.5}$$

• **Gradul de neuniformitate δ** - definit cu formula

$$\delta = \frac{\omega_{max} - \omega_{min}}{\omega_m} \tag{5.6}$$

Ne propunem să analizăm condițiile de instalare a fiecărei faze. Pentru aceasta se scrie ecuația energiei cinetice sub formă finită

$$E_C - E_{C_0} = L, \tag{5.7}$$

în care E_C şi E_{C_0} reprezintă energia cinetică a maşinii la un moment dat şi la un moment anterior numit moment inițial, iar L este lucrul mecanic dezvoltat de forțele aplicate în perioada dintre cele două momente. Lucrul mecanic L se poate exprima

$$L = L_m - L_r,$$

în care L_m este lucrul mecanic motor (al forțelor motoare) şi L_r este lucrul mecanic rezistent (al forțelor rezistente). Aplicând modelul dinamic cu element de reducere în mişcare de rotație, ecuația (5.7) devine

$$\frac{1}{2}J_{red}\omega^2 - \frac{1}{2}J_{red0}\omega_0^2 = L_m - L_r, \tag{5.8}$$

în care ω şi J_{red} caracterizează modelul la un moment dat, iar ω_0 şi J_{red0} corespund momentului inițial. Dacă perioada pentru care se scrie ecuația

energiei cinetice se adoptă egală cu ciclul geometric, $J_{red} = J_{red0}$, iar ecuația se particularizează astfel

$$\frac{1}{2} J_{red} \left(\omega^2 - \omega_0^2 \right) = L_m - L_r . \tag{5.9}$$

În faza de pornire, viteza unghiulară creşte astfel încât $\omega > \omega_0$. În această ipoteză, din ecuația (5.9) rezultă $L_m > L_r$. Deci, pentru a realiza pornirea maşinii, lucrul mecanic motor trebuie să fie mai mare decât lucrul mecanic rezistent. De regulă maşina se porneşte în gol, cu mecanismul de lucru decuplat ($L_r = 0$), iar apoi se cuplează în sarcină treptat, cu ajutorul unui cuplaj de fricțiune.

În faza de oprire $\omega < \omega_0$, iar $L_m < L_r$. Rezultă că, pentru a realiza oprirea, lucrul mecanic rezistent trebuie să fie mai mare decât lucrul mecanic motor. Practic, oprirea maşinii se efectuează prin oprirea motorului ($L_m = 0$) şi prin introducerea unor dispozitive de frânare care majorează lucrul mecanic rezistent.

În faza de regim viteza unghiulară are o variație periodică, deci $\omega = \omega_0$ ceea ce conduce la $L_m = L_r$. Înseamnă că, pentru instalarea fazei de regim, lucrul mecanic motor şi lucrul mecanic rezistent trebuie să se echilibreze periodic.

5.1.3. Ecuațiile mişcării maşinii

Se consideră ecuația energiei cinetice (5.8) în care L_m şi L_r se determină cu ajutorul relațiilor

$$L_m = \int_{\varphi_0}^{\varphi} M_{red}^m d\varphi , \; L_r = \int_{\varphi_0}^{\varphi} M_{red}^r d\varphi . \tag{5.10}$$

Astfel, ecuația (5.8) devine

$$\frac{1}{2} J_{red} \omega^2 - \frac{1}{2} J_{red0} \omega_0^2 = \int_{\varphi_0}^{\varphi} \left(M_{red}^m - M_{red}^r \right) d\varphi \tag{5.11}$$

şi reprezintă ecuația mişcării maşinii sub formă finită.

Ecuația energiei cinetice, sub formă diferențială, este

$$dE_C = dL . \tag{5.12}$$

Exprimând dL sub forma $dL = M_{red} d\varphi$, se poate scrie

$$dE_C = M_{red} d\varphi .$$

sau

$$\frac{d}{d\varphi}\left(E_C\right) = M_{red}$$

Având în vedere expresia energiei cinetice,

$$E_C = \frac{1}{2} J_{red}\omega^2$$

se obține, prin derivare, ecuația diferențială a mişcării maşinii,

$$\omega J_{red}\frac{d\omega}{d\varphi} + \frac{1}{2}\omega^2\frac{dJ_{red}}{d\varphi} = M_{red}^m - M_{red}^r . \qquad (5.13)$$

Dacă derivata $\frac{d\omega}{d\varphi}$ se expimă astfel,

$$\frac{d\omega}{d\varphi} = \frac{d\omega}{dt}\cdot\frac{dt}{d\varphi} = \frac{d\omega}{dt}\cdot\frac{1}{\omega}$$

rezultă o altă formă a ecuației de mişcare,

$$J_{red}\frac{d\omega}{dt} + \frac{1}{2}\omega^2\frac{dJ_{red}}{d\varphi} = M_{red}^m - M_{red}^r . \qquad (5.14)$$

În expresiile ecuațiilor de mişcare figurează trei funcții $J_{red}(\varphi)$, $M_{red}^m(\varphi,\omega,t)$, $M_{red}^r(\varphi,\omega,t)$ care trebuie cunoscute în vederea rezolvării ecuațiilor. Determinarea şi caracterizarea funcției $J_{red}(\varphi)$ au fost prezentate în paragraful precedent (5.1.1). Funcția $M_{red}^m(\varphi,\omega,t)$ se numeşte **caracteristica mecanică a motorului**, iar funcția $M_{red}^r(\varphi,\omega,t)$ - **caracteristica mecanică a mecanismului de lucru** sau **a procesului tehologic**. Caracteristicile mecanice se determină, de regulă, pe cale experimentală şi sunt cunoscute sub forma unor diagrame. Ele sunt specifice fiecărei maşini, atât în ce priveşte tipul variabilei (φ, ω sau t), cât şi forma lor. În Fig.5.5 se prezintă caracteristicile mecanice pentru cele mai uzuale motoare, iar în Fig.5.6 se arată câteva caracteristici mecanice specifice unor procese de lucru.

Se observă că motoarele uzuale (electrice şi termice) au caracteristici care depind de parametrul ω. Numai motorul cu element elastic are caracteristica funcție de poziție (φ). Caracteristicile mecanismelor de lucru depind, de regulă, de poziție (φ). Fac excepție maşinile de tip pompă centrifugă, ventilator, la care caracteristica depinde de viteză (ω). În cazul maşinilor de ridicat $M_{red}^r = ct$, iar parametrul independent poate fi considerat oricare dintre variabilele φ sau ω.

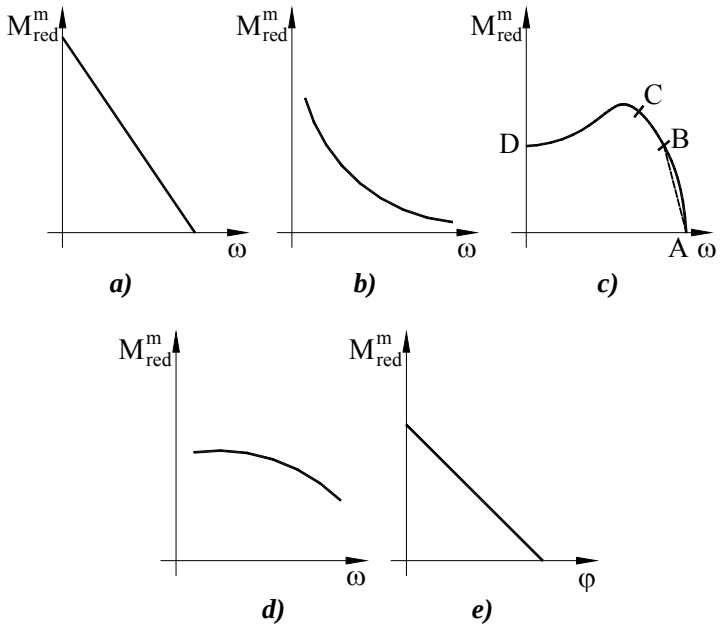


Fig. 5.5

a) *motor electric de curent continuu cu excitaţie în paralel;* ***b)*** *motor electric de curent continuu cu excitaţie în serie;* ***c)*** *motor electric asincron;* ***d)*** *motor cu ardere internă;* ***e)*** *motor cu element elastic.*

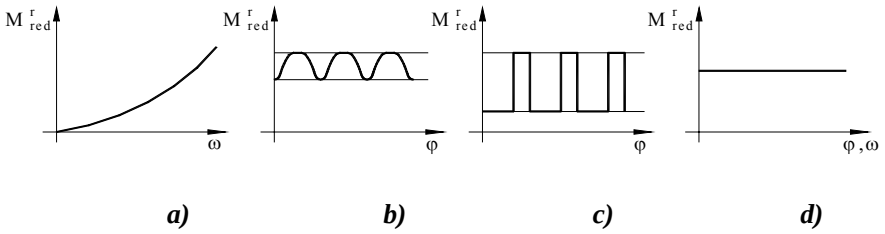


Fig. 5.6

a) *pompă centrifugă, ventilator;* ***b)*** *mecanism de lucru cu cuple inferioare sau cu camă;* ***c)*** *maşină cu efect de lovire (ciocan);* ***d)*** *maşină de ridicat.*

5.1.4. Rezolvarea ecuațiilor de mişcare

Prin rezolvarea ecuațiilor de mişcare se determină legea de mişcare a elementului de reducere, exprimată sub una din formele $\varphi(t)$, $\omega(t)$ sau $\omega(\varphi)$. Caracterul matematic al ecuațiilor de mişcare, care determină modul de rezolvare, depinde de tipul parametrilor independenți (φ, ω sau t) care intervin în cele două caracteristici. Este important, de asemenea, dacă momentul de inerție redus este constant sau variabil. În aplicațiile tehnice se întâlnesc trei grupe tipice de maşini, care vor fi studiate în continuare.

- $M_{red}^{m}(\omega)$, $M_{red}^{r}(\omega)$, $J_{red} = ct$
- $M_{red}^{m}(\omega)$, $M_{red}^{r}(\varphi)$
- $M_{red}^{m}(\varphi)$, $M_{red}^{r}(\varphi)$.

5.1.4.1. Cazul $M_{red}^{m}(\omega)$, $M_{red}^{r}(\omega)$, $J_{red} = ct$

Maşinile din această grupă sunt formate din motoare electrice sau termice care acționează pompe centrifugale, ventilatoare, generatoare electrice, maşini de ridicat, etc. Pentru analiza dinamică se foloseşte ecuația (5.14) scrisă în ipoteza $J_{red} = ct$, $\frac{dJ_{red}}{d\varphi} = 0$,

$$J_{red}\frac{d\omega}{dt} = M_{red}^{m}(\omega) - M_{red}^{r}(\omega). \tag{5.15}$$

Această ecuație diferențială se rezolvă prin separarea variabilelor

$$dt = J_{red}\frac{d\omega}{M_{red}^{m}(\omega) - M_{red}^{r}(\omega)}$$

$$t - t_0 = J_{red}\int_{\omega_0}^{\omega}\frac{d\omega}{M_{red}^{m}(\omega) - M_{red}^{r}(\omega)}. \tag{5.16}$$

În felul acesta se obține funcția $t(\omega)$ şi, implicit, funcția $\omega(t)$. Dacă interesează funcția $\varphi(t)$ se scrie ecuația

$$\omega(t) = \frac{d\varphi}{dt},$$

care se integrează prin separarea variabilelor

$$d\varphi = \omega(t)dt$$

$$\varphi - \varphi_0 = \int_{\omega_0}^{\omega} \omega(t)dt\,. \qquad (5.17)$$

Se poate obține, de asemenea, funcția $\omega(\varphi)$ prin eliminarea parametrului t între ecuațiile

$$\begin{aligned} \omega &= \omega(t) \\ \varphi &= \varphi(t). \end{aligned} \qquad (5.18)$$

Pentru rezolvarea practică a problemei, caracteristicile mecanice se aproximează, prin interpolare, cu funcții analitice. Operațiile de integrare ((5.16), (5.17)), de inversare a funcției $t(\omega)$ sau de eliminare a parametrului t, menționate anterior, se efectuează analitic – dacă acest lucru este posibil sau, mai comod, pe cale numerică.

Din relația (5.16) se observă că atunci când t tinde la infinit, viteza unghiulară tinde la o valoare care rezultă din ecuația

$$M_{red}^{m}(\omega) - M_{red}^{r}(\omega) = 0 \qquad (5.19)$$

Soluția se obține, grafic, prin intersecția curbelor care reprezintă caracteristicile mecanice (Fig.5.7) şi se numeşte viteză unghiulară **nominală** (ω_n). Teoretic, viteza unghiulară nominală este atinsă după un timp infinit, dar practic viteza unghiulară tinde asimptotic la valoarea nominală şi se apropie foarte mult de aceasta într-un timp scurt.

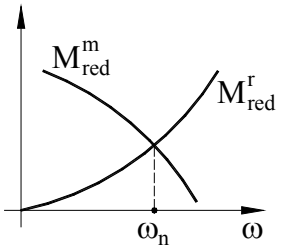


Fig. 5.7

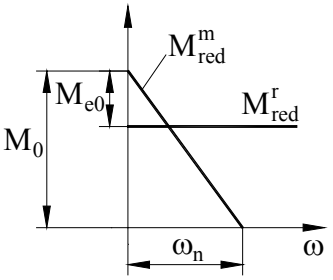


Fig. 5.8

Pentru exemplificare, se consideră cazul unei maşini de ridicat acționată cu un motor electric de curent continuu cu excitație în paralel. Caracteristica motorului se aproximează cu o dreaptă (Fig.5.8) de ecuație

$$M_{red}^{m} = M_0 - m \cdot \omega\,, \qquad (5.20)$$

în care M_0 este momentul de pornire, iar m – panta dreptei. Caracteristica mecanismului de lucru este o dreaptă paralelă cu abscisa, $M_{red}^{r} = ct.$ Viteza nominală rezultă din ecuația

$$M_0 - m \cdot \omega = M_{red}^{r},$$

şi are valoarea

$$\omega_n = \frac{M_0 - M_{red}^{r}}{m} = \frac{M_{e0}}{m}, \tag{5.21}$$

în care M_{e0} este momentul excedentar la pornire (Fig.5.8). Aplicând formula (5.16) se obține

$$t - t_0 = J_{red} \int_{\omega_0}^{\omega} \frac{d\omega}{M_0 - m \cdot \omega - M_{red}^{m}} = J_{red} \int_{\omega_0}^{\omega} \frac{d\omega}{M_{e0} - m \cdot \omega} =$$

$$= \frac{J_{red}}{M_{e0}} \int_{\omega_0}^{\omega} \frac{d\omega}{1 - \frac{\omega}{\omega_n}} = -\frac{\omega_n J_{red}}{M_{e0}} \int_{\omega_0}^{\omega} \frac{d\left(1 - \frac{\omega}{\omega_n}\right)}{1 - \frac{\omega}{\omega_n}}.$$

Astfel, ecuația se poate rezolva analitic, ajungând la soluția $t = t(\omega)$,

$$t - t_0 = -\frac{\omega_n \cdot J_{red}}{M_{e0}} \left(\ln\left(1 - \frac{\omega}{\omega_n}\right) - \ln\left(1 - \frac{\omega_0}{\omega_n}\right) \right). \tag{5.22}$$

Funcția $t(\omega)$ se poate inversa analitic, după cum urmează,

$$ln\left(\frac{1 - \frac{\omega}{\omega_n}}{1 - \frac{\omega_0}{\omega_n}} \right) = -\frac{M_{e0}(t - t_0)}{\omega_n \cdot J_{red}} = a$$

$$\frac{\omega_n - \omega}{\omega_n - \omega_0} = e^{a}$$

$$\omega = \omega_n - (\omega_n - \omega_0)e^{a}. \tag{5.23}$$

Dacă momentul inițial coincide cu momentul pornirii ($t_0 = 0,\ \omega_0 = 0$) se obține

$$\omega = \omega_n (1 - e^b), \tag{5.24}$$

în care

$$b = -\frac{M_{e0} \cdot t}{\omega_n J_{red}}.$$

Funcția $\varphi(t)$ se obține prin integrarea funcției $\omega(t)$. În ipoteza $t_0 = 0,\ \varphi_0 = 0$ rezultă

$$\varphi = \int_0^t \omega_n (1 - e^b) = \omega_n t + \frac{\omega_n^2 J_{red}}{M_{e0}} (e^b - 1). \tag{5.25}$$

Funcția $\varepsilon(t)$ se obține prin derivarea funcției $\omega(t)$

$$\varepsilon = \frac{d\omega(t)}{dt} = \frac{M_{e0}}{J_{red}} \cdot e^b. \tag{5.26}$$

În Fig.5.9 se prezintă diagramele $\varphi(t)$, $\omega(t)$ şi $\varepsilon(t)$ obținute pentru un caz numeric, iar în Fig.5.10 se arată diagramele $\omega(\varphi)$ şi $\varepsilon(\varphi)$. Pentru a compara forma curbelor s-au folosit aceleaşi scări în ambele diagrame. Se remarcă faptul că, viteza de regim, pentru maşinile din această grupă, este, practic, constantă, $\omega \cong \omega_n = ct.$ Ecuațiile legii de mişcare permit determinări utile privitoare la faza de pornire. Astfel, dacă se consideră că faza de pornire este terminată când este îndeplinită condiția

$$\frac{\omega}{\omega_n} = q$$

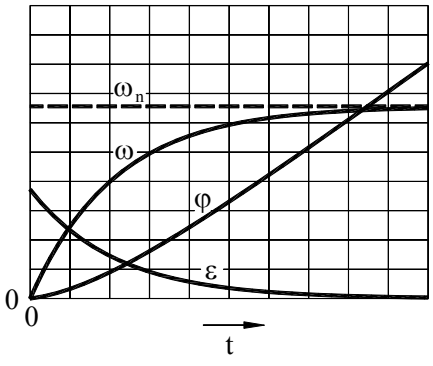


Fig. 5.9

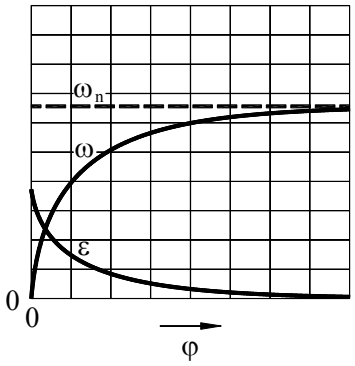


Fig. 5.10

în care q are o valoare apropiată de unitate, se poate calcula timpul de pornire t_p. Se aplică formula (5.22) cu $t_0 = 0,\ \omega_0 = 0$, obținând

$$t_p = -\frac{\omega_n J_{red}}{M_{e0}} \ln\left(1 - \frac{\omega}{\omega_n}\right) = -\frac{\omega_n J_{red}}{M_{e0}} \ln(1-q). \tag{5.27}$$

Dacă, de exemplu, $q = 0,99$ se obține

$$t_p = 4,6 \frac{\omega_n J_{red}}{M_{e0}}$$

În cazul în care timpul de pornire este limitat se poate calcula, din formula (5.27), parametrul M_{e0} în vederea alegerii unui motor corespunzător.

5.1.4.2. Cazul $M^m_{red}(\omega)$, $M^r_{red}(\varphi)$

În această categorie intră maşinile cu motoare electrice sau termice asociate cu mecanisme de lucru cu cuple inferioare sau cu came, cum sunt compresoarele şi pompele cu piston, presele cu excentric, maşinile din industria textilă şi din industria de prelucrare a produselor alimentare, etc. Pentru analiza dinamică se foloseşte ecuația (5.13),

$$\omega J_{red}(\varphi)\frac{d\omega}{d\varphi} + \frac{1}{2}\omega^2 \frac{dJ_{red}(\varphi)}{d\varphi} = M^m_{red}(\omega) - M^r_{red}(\varphi). \tag{5.28}$$

Caracteristicile $M^m_{red}(\omega)$ şi $M^r_{red}(\varphi)$ se aproximează prin funcții analitice sau prin funcții de interpolare puse la dispoziție de programe utilitare. Menționăm că $M^r_{red}(\varphi)$ este o funcție periodică aşa cum rezultă din Fig.5.6.b,c. Ecuația (5.28) se poate pune sub formă generală

$$\frac{d\omega}{d\varphi} + f(\varphi, \omega) = 0, \tag{5.29}$$

şi se rezolvă numai prin metode numerice, determinând funcția $\omega = \omega(\varphi)$. Pentru rezolvare este necesară cunoaşterea unei perechi de valori inițiale (φ_0, ω_0). Prin derivare numerică, se determină funcția $\varepsilon(\varphi)$,

$$\varepsilon(\varphi) = \frac{d\omega}{d\varphi} \cdot \frac{d\varphi}{dt} = \frac{d\omega(\varphi)}{d\varphi} \cdot \omega(\varphi). \tag{5.30}$$

În Fig.5.11 se prezintă un exemplu numeric de integrare a ecuației de mişcare pentru o maşină care lucrează prin efect de lovire, acționată electric. Caracteristica motoare $M^m_{red}(\omega)$ este de tipul celei din Fig.5.5.a, aproximată printr-o dreaptă. Funcțiile $M^r_{red}(\varphi)$ şi $J_{red}(\varphi)$ sunt reprezentate prin graficele

din Fig.5.11 împreună cu funcția $\omega(\varphi)$ obținută prin rezolvarea ecuației de mişcare şi cu graficul $\varepsilon(\varphi)$ obținut prin derivare numerică. Ca valori inițiale s-au luat $\varphi_0 = 0,\ \omega_0 = 0$, astfel încât curbele $\omega(\varphi)$ şi $\varepsilon(\varphi)$ sunt trasate atât pentru faza de pornire, cât şi pentru cea de regim.

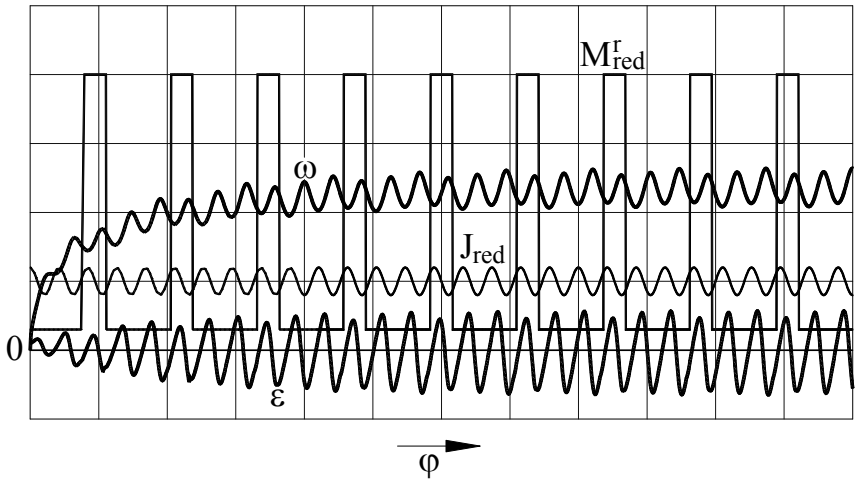


Fig. 5.11

5.1.4.3. Cazul $M^m_{red}(\varphi)$, $M^r_{red}(\varphi)$

Acest caz se întâlneşte la mecanismele acționate de motoare cu elemente elastice (arcuri) şi are aplicații tehnice limitate. Un domeniu reprezentativ în care intervine această acționare este cel al aparatelor electrice de conectare.

Analiza dinamică se efectuează pe baza ecuației de mişcare scrisă sub formă finită (5.11),

$$\frac{1}{2}J_{red}(\varphi)\omega^2 - \frac{1}{2}J_{red0}\omega_0^2 = \int_{\varphi_0}^{\varphi}\left(M^m_{red}(\varphi) - M^r_{red}(\varphi)\right)d\varphi .$$

Din această ecuație se determină funcția $\omega(\varphi)$,

$$\omega(\varphi) = \sqrt{\frac{2\int_{\varphi_0}^{\varphi}\left(M^m_{red}(\varphi) - M^r_{red}(\varphi)\right) + J_{red0}\omega_0^2}{J_{red}(\varphi)}} . \qquad (5.31)$$

Ca şi în celelalte cazuri studiate, funcţiile iniţiale $M_{red}^{m}(\varphi)$, $M_{red}^{r}(\varphi)$ şi $J_{red}(\varphi)$ se cunosc. Caracteristica motorului cu arc $M_{red}^{m}(\varphi)$ este liniară dacă elementul de reducere este elementul motor (asupra căruia acţionează direct arcul). Altfel, funcţia $M_{red}^{m}(\varphi)$ îşi pierde liniaritatea datorită rapoartelor de viteze care intervin în formula (5.4) şi care nu sunt constante. Pentru aplicarea formulei (5.31) trebuie să se mai cunoască valorile J_{red0} şi ω_0 corespunzătoare poziţiei iniţiale $\varphi = \varphi_0$. Dacă poziţia iniţială este cea de staţionare, $\omega_0 = 0$, iar formula (5.31) devine

$$\omega(\varphi) = \sqrt{\frac{2\int_{\varphi_0}^{\varphi}\left(M_{red}^{m}(\varphi) - M_{red}^{r}(\varphi)\right)}{J_{red}(\varphi)}}. \qquad (5.32)$$

Integrala care intervine în formulele (5.31) şi (5.32) se calculează, de regulă, prin metode numerice. Acceleraţia unghiulară, ca funcţie de parametrul φ, se determină cu ajutorul relaţiei (5.30). Dacă interesează exprimarea legii de mişcare în funcţie de timp, se scrie ecuaţia

$$\omega = \frac{d\varphi}{dt},$$

care se rezolvă prin separarea variabilelor

$$dt = \frac{d\varphi}{\omega(\varphi)}$$

$$t - t_0 = \int_{\varphi_0}^{\varphi} \frac{d\varphi}{\omega(\varphi)}. \qquad (5.33)$$

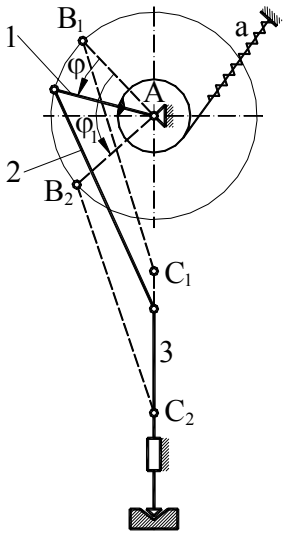


Fig. 5.12

În felul acesta se obţine funcţia $t(\varphi)$ şi implicit funcţia $\varphi(t)$ cu ajutorul căreia se determină funcţiile $\omega(t)$ şi $\varepsilon(t)$.

Pentru exemplificare, se consideră mecanismul manivelă – piston (Fig.5.12) utilizat în construcţia unui întrerupător de înaltă tensiune. Elementul conducător 1 este acţionat de arcul a şi transmite mişcarea la elementul 3 solidar cu contactul mobil al întrerupătorului. Mecanismul se blochează în poziţia "deschis" AB_1C_1 cu arcul tensionat. Pentru închiderea contactului se eliberează sistemul de blocare, iar arcul roteşte elementul 1 cu

unghiul φ_1, până ce mecanismul ajunge în poziția AB_2C_2. Caracteristica arcului este liniară, astfel încât, momentul motor are expresia

$$M_{red}^{m} = M_0 - k\varphi\,, \tag{5.34}$$

în care M_0 este momentul inițial corespunzător contactului deschis, iar k este o constantă care depinde de rigiditatea arcului. Dacă se neglijează frecarea, momentul rezistent se consideră nul. Momentul de inerție redus se determină conform cu relația (5.2) aplicată mecanismului manivelă – piston. Introducând expresia (5.34) în formula (5.32) şi calculând analitic integrala din această formulă, se obține $\omega(\varphi)$

$$\omega(\varphi) = \sqrt{\frac{2M_0\varphi - k\phi^2}{J(\varphi)}}\,. \tag{5.35}$$

În Fig.5.13 sunt reprezentate funcțiile inițiale $M_{red}^{m}(\varphi)$ şi $J_{red}(\varphi)$ precum şi diagramele rezultate $\omega(\varphi)$ şi $\varepsilon(\varphi)$ pentru un caz numeric. Trecând la variabila t, pe baza relației (5.33), s-au obținut funcțiile $\varphi(t)$, $\omega(t)$ şi $\varepsilon(t)$ reprezentate în Fig.5.14. În această aplicație interesează şi timpul de comutare, în care mecanismul se deplasează între cele două poziții. Acest parametru se determină folosind relația (5.33) cu limitele de integrare $\varphi_0 = 0$ şi $\varphi = \varphi_1$,

$$t = \int_0^{\varphi_1} \frac{d\varphi}{\omega(\varphi)}\,. \tag{5.36}$$

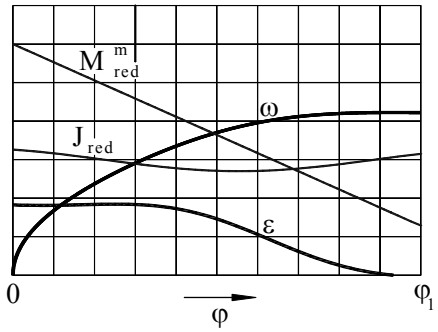


Fig. 5.13

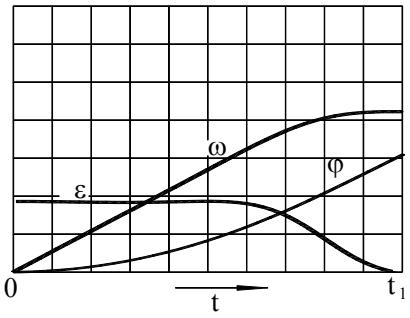


Fig. 5.14

5.1.5. Uniformizarea mişcării maşinii

Mişcarea neuniformă a elementului conducător, care este specifică maşinilor cu $M_{red}^{m}(\omega)$, $M_{red}^{r}(\varphi)$ (par. 5.1.4.2), constituie un neajuns deoarece este o sursă de suprasolicitări, de vibraţii şi poate aduce prejudicii calităţii procesului tehnologic. Caracterul neuniform al mişcării maşinii se apreciază prin valoarea gradului de neuniformitate δ (5.6). Cu cât δ este mai mic, mişcarea se consideră mai uniformă. De aceea gradul de neuniformitate are un interval de valori recomandate, stabilit în funcţie de tipul maşinii aşa cum rezultă din tabelul următor.

Tipul maşinii	δ
Pompe	0,2 – 0,033
Maşini agricole	0,2 – 0,02
Maşini unelte	0,05 – 0,002
Maşini textile	0,1 – 0,01
Prese, ştanţe	0,1 – 0,25
Motoare auto	0,01 – 0,001
Generatoare c.a.	0,005 – 0,003
Motoare aviaţie	< 0,005

Asigurarea gradului de neuniformitate necesar poate fi interpretată ca o problemă de sinteză dinamică, iar rezolvarea sa trebuie integrată în procesul de proiectare al maşinii.

Se consideră ecuaţia energiei cinetice, aplicată unei maşini, scrisă pentru perioada corespunzătoare poziţiilor în care viteza unghiulară a elementului de reducere trece prin valori extreme,

$$\frac{1}{2}J_{red1}\omega_{max}^{2} - \frac{1}{2}J_{red2}\omega_{min}^{2} = L, \tag{5.37}$$

în care J_{red1} şi J_{red2} sunt valorile momentului de inerţie redus în poziţiile menţionate. Din relaţiile (5.5) şi (5.6) se deduce

$$\omega_{max}^{2} = \omega_{m}^{2}\left(1+\frac{\delta}{2}\right)^{2} \cong \omega_{m}^{2}\left(1+\delta\right)$$

$$\omega_{min}^{2} = \omega_{m}^{2}\left(1-\frac{\delta}{2}\right)^{2} \cong \omega_{m}^{2}\left(1-\delta\right).$$

Introducând aceste expresii în ecuaţia (5.37) se obţine

$$\delta = \frac{L - \frac{1}{2}\omega_m^2\left(J_{red1} - J_{red2}\right)}{\frac{1}{2}\omega_m^2\left(J_{red1} + J_{red2}\right)}. \tag{5.38}$$

Să presupunem, acum, că momentul de inerție redus se majorează cu o cantitate constantă J_C. În această ipoteză J_{red1} devine ($J_{red1} + J_C$), iar J_{red2} devine ($J_{red2} + J_C$). Dacă introducem aceste valori în formula (5.38), aceasta devine

$$\delta = \frac{L - \frac{1}{2}\omega_m^2\left(J_{red1} - J_{red2}\right)}{\frac{1}{2}\omega_m^2\left(J_{red1} + J_{red2} + 2J_C\right)}. \tag{5.39}$$

Se observă că efectul majorării momentului de inerție redus este micşorarea parametrului δ, deci îmbunătățirea uniformității. Soluția practică pentru a majora momentul de inerție redus constă în montarea, pe unul dintre arborii maşinii, a unei piese în formă de disc, numită **volant**. Prin urmare, problema uniformizării mişcării se reduce la determinarea momentului de inerție al volantului.

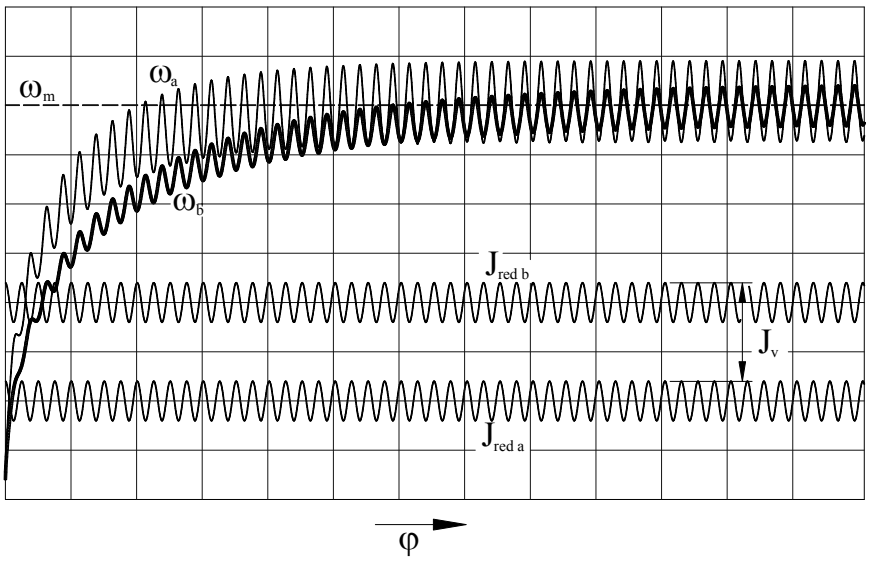


Fig. 5.15

Influența volantului asupra funcționării unei mașini rezultă, sugestiv, din Fig.5.15. În această figură sunt trasate diagramele $\omega_a(\varphi)$ şi $\omega_b(\varphi)$ obținute prin integrarea ecuației de mişcare (par. 5.1.4.2), considerând aceleaşi caracteristici mecanice $M^m_{red}(\omega)$ şi $M^r_{red}(\varphi)$, dar momente de inerție reduse diferite $J_{red\ a}(\varphi)$ şi $J_{red\ b}(\varphi) = J_{red\ a}(\varphi) + J_V$ (J_V - momentul de inerție al volantului).

Din analiza celor două diagrame se pot trage următoarele concluzii.

1) În cazul maşinii prevăzută cu volant, amplitudinea oscilațiilor vitezei unghiulare $\omega_b(\varphi)$ este mai mică decât în cazul maşinii fără volant $\omega_a(\varphi)$. În consecință şi gradul de neuniformitate se reduce.

2) Viteza unghiulară medie ω_m se menține aceeaşi pentru cele două cazuri.

3) Timpul de pornire, considerat până în momentul în care oscilațiile vitezei unghiulare se stabilizează, instalându-se faza de regim, este mai mare la maşina prevăzută cu volant în raport cu cea fără volant.

Pentru determinarea momentului de inerție al volantului se cunosc mai multe metode, elaborate în condițiile în care tehnica de calcul modernă era necunoscută. Aceste metode, având caracter preponderent grafic, apelează la multe ipoteze aproximative, iar utilizarea lor nu se mai justifică astăzi. Considerăm că cea mai simplă cale de rezolvare a problemei constă în integrarea numerică a ecuației de mişcare, în mod repetat, pentru diverse valori atribuite momentului de inerție J_V. În felul acesta se obține funcția $\delta(J_V)$ şi, implicit, $J_V(\delta)$ care permite determinarea valorii J_V pentru orice δ impus. În Fig.5.16 se reprezintă diagrama $J_V(\delta)$ trasată pentru maşina analizată în Fig.5.15. Această diagramă arată că eficiența montării volantului pentru reducerea gradului de neuniformitate este determinată de ordinul de mărime al momentului de inerție J_V. Se observă că, în partea a doua a diagramei δ scade foarte puțin cu creşterea lui J_V. De altfel odată cu creşterea lui J_V se măresc timpul şi momentul necesar de pornire, cu consecințe nefavorabile asupra funcționării

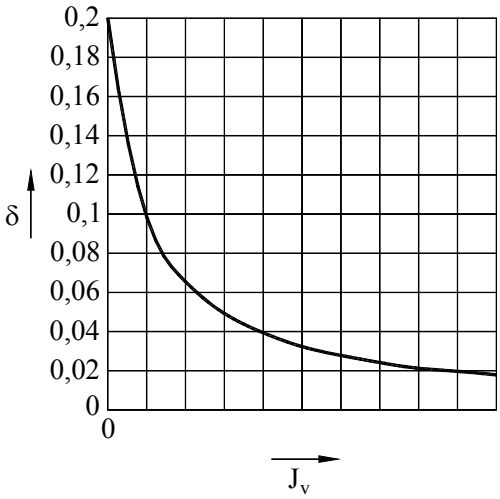


Fig. 5.16

motorului. În aceste condiții nu este judicios să se adopte un volant cu moment de inerție foarte mare, ci să se înlocuiască motorul cu un altul mai puternic.

5.1.6. Comportarea energetică a maşinii

Se scrie ecuația energiei cinetice, sub formă finită, aplicată unei maşini

$$E_C - E_{C_0} = L, \tag{5.7}$$

care arată că variația energiei cinetice într-un interval de timp finit este egală cu lucrul mecanic dezvoltat de forțele care acționează asupra maşinii în acelaşi interval. Variația energiei cinetice se exprimă utilizând modelul dinamic cu element de reducere în mişcare de rotație,

$$E_C - E_{C_0} = \frac{1}{2} J_{red}\omega^2 - \frac{1}{2} J_{red0}\omega_0^2,$$

iar lucrul mecanic are forma

$$L = L_m - L_r$$

$$L_r = L_u + L_f,$$

în care L_m este lucrul mecanic motor, L_r - lucrul mecanic rezistent, L_u - lucrul mecanic util (al forțelor tehnologice) şi L_f - lucrul mecanic al forțelor de frecare. Cu aceste precizări ecuația energiei cinetice devine

$$L_m = L_u + L_f + \left(E_C - E_{C_0}\right). \tag{5.40}$$

Relația (5.40) se numeşte ecuația bilanțului energetic, deoarece arată modul în care este folosit în maşină lucrul mecanic motor, care se transformă în trei componente: lucrul mecanic util, lucrul mecanic de frecare şi variația energiei cinetice. Dacă $L_m > L_u + L_f$, variația energiei cinetice este pozitivă şi mişcarea maşinii se accelerează iar dacă $L_m < L_u + L_f$, variația energiei cinetice este negativă, iar mişcarea este decelerată. Variația energiei cinetice poate fi interpretată ca lucrul mecanic al forțelor de inerție, L_i, astfel că ecuația (5.40) se poate scrie

$$L_m = L_u + L_f \pm L_i. \tag{5.41}$$

Ecuația bilanțului energetic se poate exprima şi în funcție de puteri. Prin derivarea ecuației (5.41), în raport cu timpul, se obține expresia

$$P_m = P_u + P_f \pm P_i. \tag{5.42}$$

Dacă intervalul pentru care se scrie ecuația energiei cinetice corespunde unui ciclu cinematic, variația energiei cinetice este nulă, iar ecuația (5.40) devine

$$L_m = L_u + L_f . \tag{5.43}$$

Aşa cum am arătat (subcap. 2.2.4.), eficiența energetică a maşinii se apreciază cu ajutorul **randamentului mecanic** definit ca **raportul dintre lucrul mecanic util şi lucrul mecanic motor pentru un ciclu al mişcării de regim**,

$$\eta = \frac{L_u}{L_m} \tag{5.44}$$

În mod similar se defineşte randamentul instantaneu în funcție de puteri

$$\eta = \frac{P_u}{P_m} \tag{5.45}$$

Aprecieri privitoare la domeniul de variație al randamentului şi la modalitățile de îmbunătățire a valorii sale, sunt prezentate în subcap. 2.2.4. Procedeele de calcul al randamentului sunt arătate pentru fiecare categorie de mecanisme, în subcap. 2.2.4. (pentru mecanismele cu bare), 2.2.5. (pentru mecanismele cu şurub), 3.5.2., 3.5.3., 3.5.4. (pentru mecanismele cu came), 4.1.3.9. (pentru mecanismele elementare cu roți dințate), 4.2.1.2. (pentru mecanismele complexe formate din roți dințate cu axe fixe) şi 4.2.2.3. (pentru mecanismele planetare).

5.2. ANALIZA ELASTODINAMICĂ

5.2.1. Considerații generale

Analiza elastodinamică este o extindere a analizei dinamice luând în considerare şi deformațiile elastice ale elementelor. Asupra sistemului elastic format din elementele unei maşini acționează forțe variabile periodic, care îl scot din starea de echilibru producând o mişcare vibratorie. Această mişcare se suprapune peste mişcarea de bază (obținută în ipoteza rigidității elementelor) şi poate perturba funcționarea maşinii, în special la viteze mari. De aceea, caracteristicile şi efectele vibrațiilor trebuie cunoscute şi stăpânite.

Prima etapă în analiza elastodinamică este schematizarea sistemului real în vederea obținerii unui model fizic simplificat. Elementele mecanismelor, luate individual sau grupate în lanțuri cinematice, se caracterizează prin proprietăți masice, elastice şi de amortizare. În cadrul modelului elastodinamic fiecare dintre aceste proprietăți sunt preluate de elemente separate: **mase**

concentrate, elemente elastice (arcuri) şi amortizoare. Proprietăţile elastice se pun în evidenţă prin relaţia dintre forţa elastică F_e şi deformaţia elastică x. Dacă această relaţie este de proporţionalitate

$$F_e = -k \cdot x \tag{5.46}$$

elementul elastic este **liniar**, iar parametrul k se numeşte **constantă elastică**. În legătură cu semnificaţia parametrilor F_e şi x trebuie făcute câteva precizări. Se consideră, în acest scop, un element elastic 1 (Fig.5.17) cu capătul A fix şi capătul B mobil, reprezentat în poziţia de echilibru (Fig.5.17.a) şi într-o poziţie tensionată (Fig.5.17.b). Forţa elastică F_e este cea care acţionează, în punctul B, din partea elementului elastic 1 asupra elementului 2, iar deformaţia x este deplasarea punctului B în raport cu poziţia de echilibrare. Dacă ambele extremităţi ale arcului sunt mobile, forţele elastice F_{eA} şi F_{eB} au expresiile

$$\begin{cases} F_{eA} = -k(x_A - x_B) \\ F_{eB} = -k(x_B - x_A), \end{cases} \tag{5.47}$$

în care x_A şi x_B reprezintă coordonatele punctelor A şi B măsurate astfel încât la $x_A = x_B$, elementul să fie detensionat. O mare parte dintre sistemele tehnice pot fi considerate elastic liniare. Caracterul neliniar este provocat de existenţa unor jocuri pronunţate, de prestrângeri sau de unele materiale cum ar fi cauciucul, fonta, aluminiul, etc.

Amortizarea se manifestă prin disiparea energiei mecanice a vibraţiilor datorită frecărilor dintre elemente şi a frecărilor interne. În cadrul procesului vibrator intervin întotdeauna forţe de amortizare care au caracter rezistent – se opun vitezei de deplasare $\dot{x}$ (Fig.5.18). Relaţia de calcul a forţei de amortizare F_a, depinde de tipul amortizării. În cazul mecanismelor se întâlneşte, de regulă, amortizarea **vâscoasă**, caracterizată prin relaţia

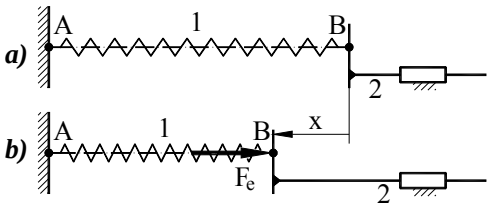


Fig. 5.17

$$F_a = -c \cdot \dot{x} \tag{5.48}$$

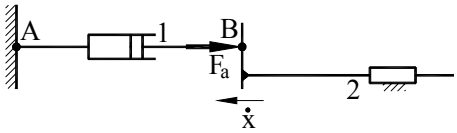


Fig. 5.18

Precizăm că forţa de amortizare acţionează din partea amortizorului asupra elementului cu care acesta este legat, iar $\dot{x}$ este viteza punctului de conexiune, în ipoteza că celălalt capăt al amortizoului este fix (Fig.5.18).

Dacă amortizorul are ambele extremități mobile, forțele de amortizare F_{aA} şi F_{aB} se calculează cu formulele

$$\begin{cases} F_{aA} = -c(\dot{x}_A - \dot{x}_B) \\ F_{aB} = -c(\dot{x}_B - \dot{x}_A) \end{cases} \tag{5.49}$$

Adoptarea modelului este o problemă foarte importantă deoarece acesta trebuie să reproducă suficient de bine comportarea vibratorie a maşinii (mecanismului), dar, în acelaşi timp, nu trebuie să fie complicat şi dificil de analizat. Complexitatea modelului depinde, în mare măsură, de **numărul de grade de libertate** – numărul de parametri (coordonate generalizate) necesar pentru determinarea poziției sistemului. Pentru reducerea numărului de grade de libertate, numărul de mase concentrate şi de elemente elastice trebuie să fie, de asemenea, cât mai mic. În acest scop, o parte dintre masele şi deformațiile sistemului real se neglijează, luându-se în considerare numai cele care au o influență concludentă asupra fenomenului vibrator.

În etapa următoare se elaborează modelul matematic prin care se stabilesc ecuațiile de mişcare. Aceste ecuații descriu comportarea dinamică a modelului fizic, făcând legătura dintre forțele aplicate şi parametrii cinematici (deplasări, viteze, accelerații). Se pot utiliza, în acest scop, ecuațiile diferențiale ale mişcării maşinii (5.13, 5.14) deduse pornind de la ecuațiile energiei cinetice (par.5.1.3) sau ecuațiile lui Lagrange. În cazul în care caracteristicile masice (mase, momente de inerție) sunt constante se foloseşte principiul lui D'Alambert. Precizăm că modelul poate conține şi mase (momente de inerție) reduse, care au caracter variabil în timp (par.5.1.1). O problemă importantă legată de elaborarea ecuațiilor de mişcare este formularea funcțiilor prin care se exprimă forțele aplicate (caracteristicile mecanice – par.5.1.3). Aceste forțe sunt variabile şi reprezintă **excitația sistemului**. Menționăm că excitația se poate constitui şi din unele deplasări cu caracter periodic, impuse sistemului şi, deci, cunoscute. Desigur, în ecuațiile de mişcare intervin şi forțele specifice modelului elastodinamic: elastice şi de amortizare. Prin integrarea ecuațiilor de mişcare se obțin legile de mişcare ale maselor concentrate care constituie **răspunsul sistemului elastic** la excitațiile date.

Analiza elastodinamică a mecanismelor (maşinilor) urmăreşte, în principal, două obiective. Primul dintre ele constă în determinarea abaterilor cinematice care se manifestă la elementele de execuție şi sunt cauzate de deformațiile elastice. Al doilea obiectiv constă în evaluarea solicitărilor suplimentare la care sunt supuse elementele. Menținerea efectelor cinematice şi dinamice ale vibrațiilor în limite admisibile este legată, în mare măsură, de evitarea fenomenului de rezonanță.

În cele ce urmează se prezintă modul de aplicare a analizei elastodinamice în două cazuri reprezentative: o maşină prevăzută cu o transmisie elastică şi un mecanism cu camă.

5.2.2. Maşini cu transmisii elastice

5.2.2.1. Modelul fizic

Se consideră o maşină formată dintr-un motor rotativ M, o transmisie cu roți dințate T şi un mecanism de lucru, L (Fig.5.19). Vom face analiza dinamică a maşinii, luând în considerare deformațiile elastice ale elementelor din construcția transmisiei, aplicând un procedeu propus de M. Z. Kolovskii [9]. Modelul elastodinamic este format din două discuri în mişcare de rotație între care se interpune un element elastic şi un amortizor (Fig.5.20). Discul din stânga (M) reprezintă modelul dinamic al motorului, prin reducere la arborele de ieşire din transmisie şi se caracterizează prin parametrii cinematici φ_M, $\dot{\varphi}_M = \omega_M$, $\ddot{\varphi}_M = \varepsilon_M$ şi prin parametrii dinamici reduşi J_M şi M_M, care sunt în relație cu parametrii motorului,

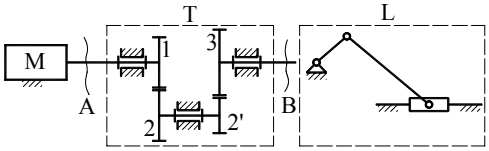


Fig. 5.19

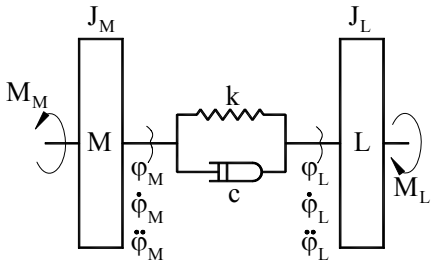


Fig. 5.20

$$\varphi_M = \frac{\varphi_{MT}}{i},\ \dot{\varphi}_M = \frac{\dot{\varphi}_{MT}}{i},\ \ddot{\varphi}_M = \frac{\ddot{\varphi}_{MT}}{i} \tag{5.50}$$

$$J_M = J_{MT} \cdot i^2 \tag{5.51}$$

$$M_M = M_{MT} \cdot i\,. \tag{5.52}$$

În aceste relații φ_M, $\dot{\varphi}_M$, $\ddot{\varphi}_M$ sunt parametrii cinematici ai motorului, J_{MT} este momentul de inerțial rotorului motorului, M_{MT} este momentul dezvoltat de motor, iar i este raportul de transmitere al mecanismului cu roți dințate care formează transmisia. Dacă aceasta are structura din Fig.5.19,

$$i = i_{13} = \frac{z_2 \cdot z_3}{z_1 \cdot z_{2'}}\,.$$

Discul din dreapta (L) reprezintă modelul dinamic al mecanismului de lucru, prin reducerea la elementul conducător al acestui mecanism (arborele de intrare) şi se caracterizează prin parametrii cinematici φ_L, $\dot{\varphi}_L = \omega_L$, $\ddot{\varphi}_L = \varepsilon_L$ şi prin parametrii dinamici J_L (momentul de inerție redus) şi M_L (momentul

rezistent redus) care se determină ca în cazul modelului dinamic cu elemente rigide (par.5.1.1). Conexiunea dintre cele două discuri, numită arbore elastic, modelează proprietățile elastice şi de amortizare ale transmisiei. Aceste proprietăţi se caracterizează prin constanta elastică, k şi coeficientul de amortizare,c. Constanta elastică, redusă la arborele de ieşire din transmisie, se defineşte cu relația

$$k = \frac{M_B}{\varphi_B}, \tag{5.53}$$

în care M_B este un moment aplicat asupra arborelui de ieşire din transmisie în secțiunea B, iar φ_B este unghiul de rotire al acestei secțiuni, în ipoteza că arborele de intrare se menține fix în secțiunea A (Fig.5.19). Unghiul φ_B este rezultatul deformațiilor elastice cauzate de răsucirea arborilor şi de încovoierea dinților roților şi se calculează prin însumarea acestor deformații reduse la secțiunea B. Astfel, de exemplu, deformația de torsiunea a arborelui 2, redusă la secțiunea B, φ_{2B} are expresia

$$\varphi_{2B} = \frac{\varphi_2}{i_{23}} = \frac{M_2}{k_2 \cdot i_{23}} = \frac{M_B}{k_2 \cdot i_{23}^2}, \tag{5.54}$$

în care φ_2 şi M_2 reprezintă deformația unghiulară şi momentul de torsiune ale arborelui 2, $i_{23} = z_3 / z_2$, iar k_2 este o constantă elastică, având expresia cunoscută

$$k_2 = \frac{G \cdot I_{p2}}{\ell_2}.$$

În această formulă G este modulul de elasticitate transversal (pentru oțel $G = 8 \cdot 10^4$ [MPa]), I_{p2} etse momentul de inerție polar al secțiunii arborelui ($I_{p2} = \pi \cdot d_2^4 / 32$), iar ℓ_2 este lungimea segmentului dintre roțile 2 şi 2', supusă torsiunii.

Rotirea roții 2 în raport cu roata 1, cauzată de încovoierea dinților angrenajului 1 – 2, redusă la secțiunea B, φ_{21B} are o expresie similară cu (5.54),

$$\varphi_{21B} = \frac{\varphi_{21}}{i_{23}} = \frac{M_2}{k_{21} \cdot i_{23}} = \frac{M_B}{k_{21} \cdot i_{23}^2} \tag{5.55}$$

în care constanta elastică k_{21} se determină astfel

$$k_{21} = \frac{M_2}{\varphi_{21}} = \frac{R_{12}^t \cdot r_{w2}}{\frac{\delta_w}{r_{w2}}} = \frac{R_{12}^t}{\delta_w} \cdot r_{w2}^2 = k_{21w} \cdot r_{w2}^2 .$$

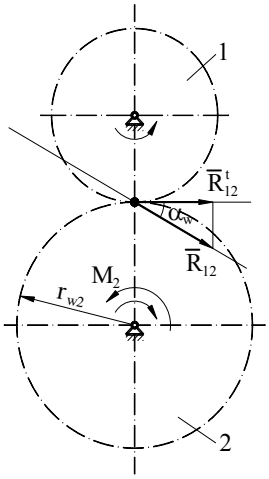


Fig. 5.21

În această relație R_{12}^t este componenta tangențială a reacțiunii R_{12} (Fig.5.21), iar δ_w este suma deformațiilor de încovoiere ale dinților, considerate la nivelul cercurilor de rostogolire. Parametrul $k_{21w} = R_{12}^t / \delta_w$ este o constantă elastică liniară, care se poate calcula cu formula $k_{21w} = k_m \cdot b$, în care b este lățimea roților iar k_m este un coeficient care depinde de material. Pentru roți de oțel $k_m = 15.000$ MPa [9].

Luând în considerare deformațiile de torsiune ale arborilor 1, 2 şi 3 precum şi deformațiile de încovoiere ale dinților în angrenajele 1 – 2 şi 2' - 3, se poate scrie

$$\varphi_B = \frac{M_B}{k_1 \cdot i_{13}^2} + \frac{M_B}{k_2 \cdot i_{23}^2} + \frac{M_B}{k_3} + \frac{M_B}{k_{21} \cdot i_{23}^2} + \frac{M_B}{k_{2'3}},$$

de unde rezultă

$$k = \frac{M_B}{\varphi_B} = \frac{1}{\frac{1}{k_1 \cdot i_{13}^2} + \frac{1}{k_2 \cdot i_{23}^2} + \frac{1}{k_3} + \frac{1}{k_{21} \cdot i_{23}^2} + \frac{1}{k_{2'3}}} \qquad (5.56)$$

În cazul vibrațiilor cu amplitudini mici se consideră o amortizare vâscoasă, caracterizată printr-un coeficient de amortizare constant, $c = ct$. Determinarea prin calcul a coeficientului de amortizare este o problemă foarte complicată. De aceea se recurge, de regulă, la determinări experimentale.

Menționăm că elaborarea acestui model elastodinamic s-a făcut în ipoteza că momentele de inerție ale roților dințate sunt mici şi, deci, neglijabile.

5.2.2.2. Modelul matematic

Pentru a analiza mişcarea maşinii se utilizează ecuațiile de tipul (5.14), scrise separat, pentru cele două discuri M şi L, care intervin în cadrul modelului elastodinamic (Fig.5.20). În aceste ecuații, pe lângă termenii întâlniți la mecanismele cu elemente rigide, intervin şi termeni care reprezintă forța

elastică şi forţa de amortizare. Având în vedere că $J_M = ct$, iar $\frac{dJ_M}{d\varphi_M} = 0$, cele două ecuaţii de mişcare au forma

$$J_M\ddot{\varphi}_M = M_M - c(\dot{\varphi}_M - \dot{\varphi}_L) - k(\varphi_M - \varphi_L) \tag{5.57}$$

$$J_L\ddot{\varphi}_L + \frac{1}{2}\frac{dJ_L}{d\varphi_L}\cdot\dot{\varphi}_L^2 = -M_L - c(\varphi_L - \phi_M) - k(\dot{\varphi}_L - \dot{\varphi}_M) \tag{5.58}$$

Funcţiile $J_M = ct$, $M_M(\dot{\varphi}_M)$, $J_L(\varphi_L)$ şi $M_L(\varphi_L)$ care intervin în ecuaţii, sunt cunoscute. Prin integrarea sistemului format din ecuaţiile (5.57) şi (5.58) se determină funcţiile $\varphi_M(t)$ şi $\varphi_L(t)$ care descriu funcţionarea maşinii şi constituie răspunsul sistemului elastic.

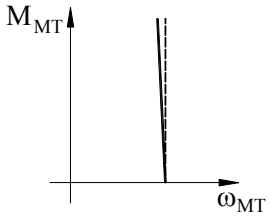


Fig. 5.22

Pentru a simplifica operaţia de integrare se face ipoteza că viteza unghiulară a motorului ω_{MT} este constantă şi cunoscută. Această ipoteză poate fi admisă dacă motorul are o caracteristică mecanică aproape rigidă, reprezentată printr-o dreaptă foarte apropiată de verticală (Fig.5.22). În aceste condiţii $\omega_M = \omega_{MT}/i$ este, de asemenea, constantă şi cunoscută, astfel încât se poate scrie

$$\begin{cases} \dot{\varphi}_M = \omega_M = ct \\ \ddot{\varphi}_M = 0 \\ \varphi_M = \omega_M \cdot t. \end{cases} \tag{5.59}$$

Astfel, rămâne ca singură necunoscută funcţia $\varphi_L(t)$ care se determină prin integrarea ecuaţiei (5.58). Funcţiile $M_L(\varphi_L)$ şi $J_L(\varphi_L)$ se scriu sub forma

$$M_L(\varphi_L) = M_{LC} + M_{LV}(\varphi_L) \tag{5.60}$$

$$J_L(\varphi_L) = J_{LC} + J_{LV}(\varphi_L) \tag{5.61}$$

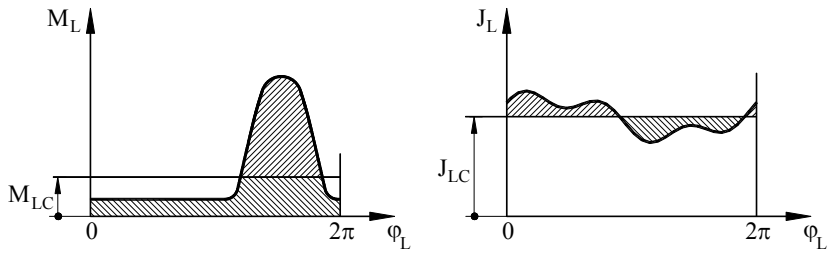
în care M_{LC} şi J_{LC} sunt constante stabilite în aşa fel încât funcţiile periodice $M_{LV}(\varphi_L)$ şi $J_{LV}(\varphi_L)$ (Fig.5.23) să satisfacă următoarele condiţii

$$\int_0^{2\pi} M_{LV}(\varphi_L)d\varphi_L = 0 \tag{5.62}$$

$$\int_0^{2\pi} J_{LV}(\varphi_L)d\varphi_L = 0. \tag{5.63}$$

Sub aspect geometric, ariile delimitate de curba $M_L = M_L(\varphi_L)$, situate deasupra şi sub dreapta de ecuaţie $M_L = M_{LC}$, trebuie să fie egale, aşa cum se

observă în Fig.5.23.a, unde aceste arii sunt haşurate în direcţii diferite. Aceeaşi observaţie se face în legătură cu curba $J_L = J_L(\varphi_L)$ reprezentată în Fig.5.23.b.



a) ***b)***

Fig. 5.23

Se poate arăta, de asemenea, că este îndeplinită condiţia

$$\int_0^{2\pi} \frac{dJ_{LV}}{d\varphi_L} d\varphi_L = J_{LV}(2\pi) - J_{LV}(0) = 0 \tag{5.64}$$

deoarece funcţia $J_{LV}(\varphi_L)$ este periodică, având perioada 2π. Introducând expresiile (5.60) şi (5.61) în ecuaţia (5.58), aceasta devine

$$\begin{aligned} J_{LC}\ddot{\varphi}_L + c(\dot{\varphi}_L - \dot{\varphi}_M) + k(\varphi_L - \varphi_M) = \\ = -M_{LC} + \left[-M_{LV} - J_{LV}\ddot{\varphi}_L - \frac{1}{2}\frac{dJ_{LV}}{d\varphi_L}\dot{\varphi}_L^2 \right]. \end{aligned} \tag{5.65}$$

Expresia din paranteza pătrată se notează

$$M_V(\varphi_L) = -M_{LV} - J_{LV}\ddot{\varphi}_L - \frac{1}{2}\frac{dJ_{LV}}{d\varphi_L}\dot{\varphi}_L^2 \tag{5.66}$$

şi reprezintă un moment variabil care constituie excitaţia sistemului. Cu această notaţie, ecuaţia de mişcare (5.65) capătă forma

$$J_{LC}\ddot{\varphi}_L + c(\dot{\varphi}_L - \dot{\varphi}_M) + k(\varphi_L - \varphi_M) + M_{LC} = M_{LV}(\varphi_L). \tag{5.67}$$

Ecuaţia (5.67) se rezolvă prin metoda aproximaţiilor succesive.

În **prima aproximaţie** se consideră $M_V = 0$. În această ipoteză, ţinând seama şi de relaţiile (5.59), ecuaţia (5.67) devine

$$J_{LC}\ddot{\varphi}_L + c\dot{\varphi}_L + k\varphi_L = -M_{LC} + c\omega_M + k\omega_M t. \tag{5.68}$$

Soluţia acestei ecuaţii, în ipoteza unui regim staţionar [9, 42], este

$$\begin{cases} \varphi_L = \omega_M \cdot t + \Delta \\ \dot{\varphi}_L = \omega_M = ct \\ \ddot{\varphi}_L = 0 \end{cases} \tag{5.69}$$

în care $\Delta = -M_{LC} / k$.

Rezultă că ambele capete ale arborelui elastic se rotesc uniform, cu aceeaşi viteză unghiulară $\omega_L = \omega_M$, iar $\Delta = \varphi_L - \varphi_M$ reprezintă deformația statică.

În **aproximația a 2-a** momentul $M_V(\varphi_L)$ se recalculează introducând în expresia sa soluția primei aproximații (5.69),

$$M_V(\varphi_L) = -M_{LV} - \frac{1}{2}\frac{dJ_{LV}}{d\varphi_L}\omega_M^2 . \tag{5.70}$$

Soluția ecuației (5.67) se caută sub forma

$$\begin{cases} \varphi_L = \omega_M \cdot t + \Delta + \varphi \\ \dot{\varphi}_L = \omega_M + \dot{\varphi} \\ \ddot{\varphi}_L = \ddot{\varphi} \end{cases} \tag{5.71}$$

în care φ este deformația dinamică a arborelui elastic. Introducând expresiile (5.71) şi (5.59) în ecuația (5.67) se obține

$$J_{LC}\ddot{\varphi} + c\dot{\varphi} + k\varphi = M_V(\varphi_L) . \tag{5.72}$$

Momentul de excitație $M_V(\varphi_L)$ are o variație periodică în funcție de parametrul φ_L şi se dezvoltă în serie Fourier pe baza formulelor

$$M_V(\varphi_L) = A_0 + \sum_{n=1}^{\infty}(A_n \cos n\varphi_L + B_n \sin n\varphi_L) \tag{5.73}$$

$$A_0 = \frac{1}{\pi}\int_0^{2\pi} M_V(\varphi_L)$$

$$A_n = \frac{1}{\pi}\int_0^{2\pi} M_V(\varphi_L)\cdot\cos n\varphi_L \ ; \ B_n = \frac{1}{\pi}\int_0^{2\pi} M_V(\varphi_L)\cdot\sin n\varphi_L .$$

Dacă se ține seama de condițiile (5.62) şi (5.64), rezultă $A_0 = 0$, iar seria (5.73) se poate scrie în forma următoare

$$M_V = \sum_{n=1}^{\infty} M_{Vn}\sin(n\varphi_L + \theta_n) = \sum_{n=1}^{\infty} M_{Vn}\sin(n(\omega_M t + \Delta) + \theta_n) \tag{5.74}$$

$$M_{Vn} = \sqrt{A_n^2 + B_n^2} \ ; \ tg\theta_n = \frac{A_n}{B_n} .$$

Armonicele seriei Fourier (5.74) se înlocuiesc, succesiv, în ecuația (5.72) obținând un şir de ecuații de forma

$$J_{LC}\ddot{\varphi}_n + c\dot{\varphi}_n + k\phi_n = M_{Vn}\sin(n(\omega_M t + \Delta) + \theta_n)\,. \qquad (5.75)$$

Membrul din dreapta reprezintă un moment de excitație de formă armonică. Soluția particulară a acestei ecuații, corespunzătoare unui regim de vibrații stabilizat este [9, 42]

$$\varphi_n = \frac{M_{Vn}}{\sqrt{(k-(n\cdot\omega_M)^2\cdot J_{LC})^2 + (n\cdot c\cdot\omega_M)^2}}\cos(n(\omega_M + \Delta) + \theta_n - \psi_n) \qquad (5.76)$$

în care ψ_n se determină cu formula

$$\mathrm{tg}\psi_n = \frac{n\cdot c\cdot\omega_M}{k-(n\cdot\omega_M)^2\cdot J_{LC}}\,. \qquad (5.77)$$

Deformația dinamică φ se determină, prin însumare, folosind principiul suprapunerii efectelor,

$$\varphi = \sum_{n=1}^{\infty}\varphi_n\,. \qquad (5.78)$$

Această deformație este cauzată de elasticitatea sistemului şi se suprapune peste mişcarea de bază a maşinii.

Deoarece termenii din seria (5.78) converg rapid spre zero, în calculele practice este suficient să se considere numai termenul de ordinul unu (prima armonică) sau, cel mult, primii doi termeni.

Pulsația proprie a sistemului, determinată pe baza ecuației vibrațiilor libere neamortizate

$$J_{LC}\ddot{\varphi} + k\varphi = 0\,,$$

este

$$p = \sqrt{\frac{k}{J_{LC}}}\,. \qquad (5.79)$$

Amplitudinea deformației dinamice pentru $n = 1$, φ_{A1} rezultă din formula (5.76),

$$\varphi_{A1} = \frac{M_{V1}}{\sqrt{(k-\omega_M^2\cdot J_{LC})^2 + (c\cdot\omega_M)^2}}\,. \qquad (5.80)$$

Diagrama din Fig.5.24 arată dependența $\varphi_{A1}(k)$ în condiția $\omega_M = ct$. Amplitudinea maximă se înregistrează la rezonanță, când $p = \omega_M$, iar k are valoarea

$$k_{rez} = \omega_M^2 \cdot J_{LC} \,. \tag{5.81}$$

Din diagramă se observă că pentru $k < k_{rez}$, amplitudinea deformației elastice creşte atunci când rigiditatea (constanta elastică) creşte, iar pentru $k > k_{rez}$, amplitudinea scade. Această influență a rigidității asupra amplitudinii vibrațiilor trebuie luată, desigur, în considerare când se proiectează transmisia în vederea evitării fenomenului de rezonanță.

În Fig. 5.25 este reprezentată curba $\varphi_{A1}(\omega_M)$ pentru o valoare constantă a rigidității transmisiei. Rezonanța cauzată de prima armonică a momentului perturbator (de excitație) se produce la viteza

$$\omega_{M1rez} = \sqrt{\frac{2 \cdot J_{LC} \cdot k - c^2}{2 \cdot J_{LC}^2}} \tag{5.82}$$

iar amplitudinea la rezonanță se obține înlocuind această valoare în formula (5.80).

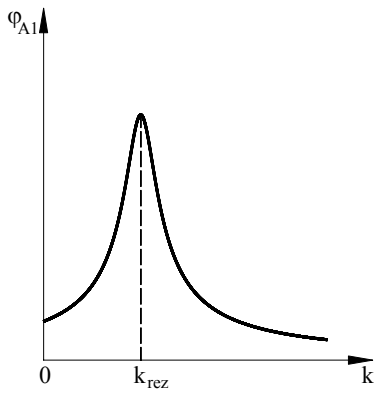


Fig. 5.24

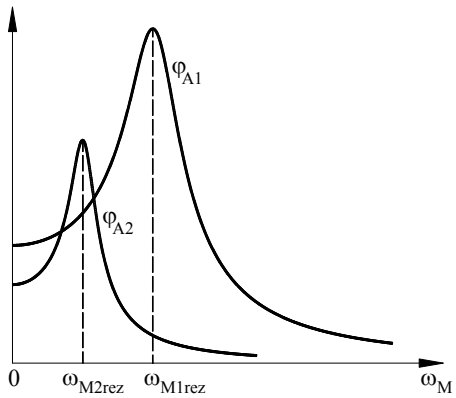


Fig. 5.25

Factorul de amplificare, definit ca raportul dintre amplitudinea deformației dinamice şi deformația statică provocată de momentul M_{V1},

$$A_1 = \frac{\varphi_{A1} \cdot k}{M_{V1}} \tag{5.83}$$

caracterizează supraîncărcarea produsă de deformațiile dinamice. La rezonanță A_1 are valoarea [42]

$$A_{1rez} = \frac{2 \cdot J_{LC} \cdot k}{c\sqrt{4 \cdot J_{LC} \cdot k - c^2}}. \qquad (5.84)$$

Se observă că A_{1rez} depinde de coeficientul de amortizare c. Dacă $c = 0$, A_{1rez} tinde la infinit, dar amortizarea există întotdeauna ($c \neq 0$), astfel încât, A_{1rez} are valori finite, care pot atinge mărimea 15 ÷ 20. De aceea funcționarea în zona de rezonanță ($\omega_M \cong \omega_{M1rez}$) nu este admisibilă. Dacă $\omega_M < \omega_{M1rez}$, trebuie verificată absența rezonanței la armonicele de ordin superior ($n \geq 2$). Armonica a doua are pulsația egală cu $2 \cdot \omega_M$, astfel încât, rezonanța apare la viteza $\omega_{M2rez} = \omega_{M1rez}/2$. În Fig.5.25 este reprezentată diagrama $\varphi_{A2}(\omega_M)$ şi este pusă în evidență viteza de rezonanță ω_{M2rez}.

5.2.3. Mecanisme cu came

5.2.3.1. Modelarea fizică şi matematică

Se consideră un mecanism cu camă prevăzut cu un arc de menținere a contactului din cupla superioară (Fig.5.26.a). Pentru analiza elastodinamică se propune modelul fizic din Fig.5.26.b în care masa tachetului (m) este concentrată în punctul B, iar proprietățile sale sunt preluate de un arc (k) şi un amortizor (c). Intervine, de asemenea, arcul de menținere a contactului având rigiditatea k_a. Deplasările punctelor A, $s_1(\varphi)$ şi B, $s_2(\varphi)$ sunt diferite datorită deformației elastice a tachetului. Funcția $s_1(\varphi)$ este legea de mişcare cunoscută, imprimată de camă. Precizăm că originile de măsură pentru coordonatele s_1 şi s_2 se adoptă astfel încât distanța dintre ele să fie egală cu a – lungimea tachetului AB în stare netensionată.

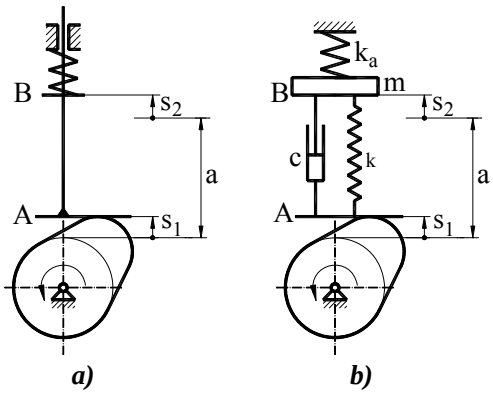


Fig. 5.26

Se scrie ecuația de mişcare a masei m pe baza principiului lui d'Alambert,

$$m \cdot \ddot{s}_2 + c(\dot{s}_2 - \dot{s}_1) + k(s_2 - s_1) + (k_a \cdot s_2 + F_{ao}) + F_t = 0. \qquad (5.85)$$

În această ecuație F_{ao} este forța de prestrângere a arcului de menținere a contactului, care se înregistrează la $s_2 = 0$, iar F_t este forța tehnologică, având caracter rezistent. Se face notația

$$\begin{cases} y = s_2 - s_1, \\ \dot{y} = \dot{s}_2 - \dot{s}_1, \\ \ddot{y} = \ddot{s}_2 - \ddot{s}_1, \end{cases} \tag{5.86}$$

în care y reprezintă deformația elastică a tachetului. În aceste condiții, ecuația (5.85) devine

$$m \cdot \ddot{y} + c \cdot \dot{y} + (k + k_a) y = -m \cdot \ddot{s}_1 - k_a \cdot s_1 - F_t - F_{ao} . \tag{5.87}$$

Membrul din dreapta reprezintă perturbația sistemului, are dimensiuni de forță şi depinde de unghiul de rotație al camei $\varphi = \omega \cdot t$. Notând

$$F(\omega t) = -m \cdot \ddot{s}_1 - k_a \cdot s_1 - F_t - F_{ao} \tag{5.88}$$

se obține ecuația diferențială

$$m \cdot \ddot{y} + c \cdot \dot{y} + (k + k_a) y = F(\omega t) \tag{5.89}$$

care se integrează, prin metode numerice, pentru a obține funcția $y(t)$. Se poate folosi, în acest sens, procedeul prezentat în par.5.2.2.2, fundamentat pe dezvoltarea funcției $F(\omega t)$ în serie Fourier, urmată de aplicarea principiului suprapunerii efectelor generate de fiecare armonică.

Cunoscând funcția $y(\varphi)$, se determină funcția $s_2(\varphi)$ pe baza relațiilor (5.86). Funcțiile $y(\varphi) = y(\omega t)$ şi $s_2(\varphi) = s_2(\omega t)$ constituie răspunsul dinamic al sistemului, iar interpretarea lor permite formularea unor concluzii cu privire la calitatea funcționării mecanismului.

5.2.3.2. Coeficientul dinamic

Funcția $s_1(\omega t)$, care intervine în expresia forței $F(\omega t)$ (5.88), are o influență directă asupra caracterului vibrațiilor masei m şi este denumită **excitație cinematică**. Această influență se apreciază prin coeficientul dinamic, K_d care se defineşte ca raportul dintre modulele maxime ale accelerației când tachetul se consideră elastic şi când se consideră rigid,

$$K_d = \frac{|\ddot{s}_{2\ max}|}{|\ddot{s}_{1\ max}|} . \tag{5.90}$$

Cu cât K_d este mai mare, cu atât supraîncărcarea cauzată de vibrații este mai importantă. Desigur, valoarea coeficientului dinamic depinde de legea de mişcare $s_1(\varphi)$. În continuare se prezintă determinarea coeficientului dinamic pentru două legi de mişcare uzuale.

▪ Legea de mişcare cu accelerație cosinusoidală

Determinarea coeficientului dinamic se face în ipoteza unei încărcări pur inerțiale ($F_t = 0$) şi în absența arcului de menținere a contactului.

În această ipoteză, ecuația (5.87) capătă forma

$$m \cdot \ddot{y} + k \cdot y = -m \cdot \ddot{s}_1$$

sau

$$\ddot{y} + p^2 \cdot y = -\ddot{s}_1 \tag{5.91}$$

în care $p = \sqrt{\frac{k}{m}}$ etse pulsația proprie a sistemului.

În cazul acestei legi de mişcare (par.3.2.3.1), ecuația spațiului este

$$s_1 = \frac{h}{2}\left(1 - \cos\frac{\pi}{\varphi_f}\varphi\right). \tag{5.92}$$

Unghiul de rotație al camei, φ şi unghiul de fază φ_f se exprimă în funcție de timp, t, de perioada unei faze, t_f şi de viteza unghiulară a camei, ω,

$$\varphi = \omega \cdot t,\ \varphi_f = \omega \cdot t_f .$$

Înlocuind aceste expresii în formula (5.92) şi notând $\frac{\pi}{t_f} = \omega_f$, se obține

$$s_1 = \frac{h}{2}\left(1 - \cos\ \omega_f t\right) \tag{5.93}$$

$$\ddot{s}_1 = \frac{h\omega_f^2}{2} \cdot \cos\ \omega_f t , \tag{5.94}$$

iar ecuația (5.91) devine

$$\ddot{y} + p^2 \cdot y = -\frac{h\omega_f^2}{2} \cdot \cos\ \omega_f t \tag{5.95}$$

Acestă ecuație diferențială este specifică vibrațiilor cu excitație armonică de pulsație ω_f şi are următoarea soluție [19, 42]

$$y = \frac{h\omega_f^2}{2(p^2 - \omega_f^2)}(\cos\ pt - \cos\ \omega_f t) . \tag{5.96}$$

Cunoscând funcția $y(t)$, se determină $s_2(t)$ şi $\ddot{s}_2(t)$,

$$s_2(t) = s_1(t) + y(t)$$

$$s_2(t) = \frac{h}{2}\left(1 + \frac{\omega_f^2}{p^2 - \omega_f^2}\cos\ pt - \frac{p^2}{p^2 - \omega_f^2}\cos\ \omega_f t\right) \tag{5.97}$$

$$\ddot{s}_2(t) = \frac{h \cdot p^2 \cdot \omega_f^2}{2(p^2 - \omega_f^2)}(\cos\ \omega_f t - \cos\ pt). \tag{5.98}$$

Se introduce notația

$$n_f = \frac{p}{\omega_f} = \frac{2\pi / t_c}{\pi / t_f} = \frac{2t_f}{t_p} \tag{5.99}$$

în care t_p este perioada vibrațiior proprii. Aşa cum rezultă din formula (5.99) $n_f / 2$ este numărul de oscilații proprii care se execută pe parcursul unei faze. Cu această notație, ecuațiile (5.97) şi (5.98) devin

$$s_2(t) = \frac{h}{2}\left(1 + \frac{1}{n_f^2 - 1}\cos\ n_f\omega_f t - \frac{n_f^2}{n_f^2 - 1}\cos\ \omega_f t\right) \tag{5.100}$$

$$\ddot{s}_2(t) = \frac{h \cdot n_f^2 \cdot \omega_f^2}{2(n_f^2 - 1)}(\cos\ \omega_f t - \cos\ n_f\omega_f t) \tag{5.101}$$

În Fig.5.27 sunt reprezentate funcțiile $\ddot{s}_1(t)$ şi $\ddot{s}_2(t)$ pentru $n_f = 2$, 4 şi 15. Coeficientul dinamic (5.90), obținut pe baza formulelor (5.94) şi (5.101), are expresia

$$K_d = \frac{n_f^2}{n_f^2 - 1}\left|\ \cos\ \omega_f t - \cos\ n_f\omega_f t\right|_{max} \tag{5.102}$$

De regulă, la mecanismele cu came, $n_f > 1$ şi creşte odată cu creşterea rigidității tachetului. În cazul acestei legi de mişcare, coeficientul dinamic tinde la valoarea $K_d = 2$, când n_f tinde la infinit. Acest lucru se observă din diagrama $K_d(n_f)$ (Fig.5.28) trasată pentru valori întregi ale variabilei n_f. Din aceeaşi diagramă rezultă că mărimea lui K_d se apropie rapid de valoarea 2, astfel încât, pentru a aprecia legea de mişcare, se poate considera $K_d = 2$.

Valoarea limită $K_d = 2$ se înregistrează la toate legile de mişcare cu dicontinuități la accelerații fără schimbare de semn, cum este, de exemplu, legea de mişcare polinomială 2 – 3 (par.3.3.3.2). În cazul legii de mişcare cu accelerație constantă (par.3.3.3.1) se produc discontinuități cu schimbarea semnului accelerației, iar K_d tinde la valoarea $K_d = 3$.

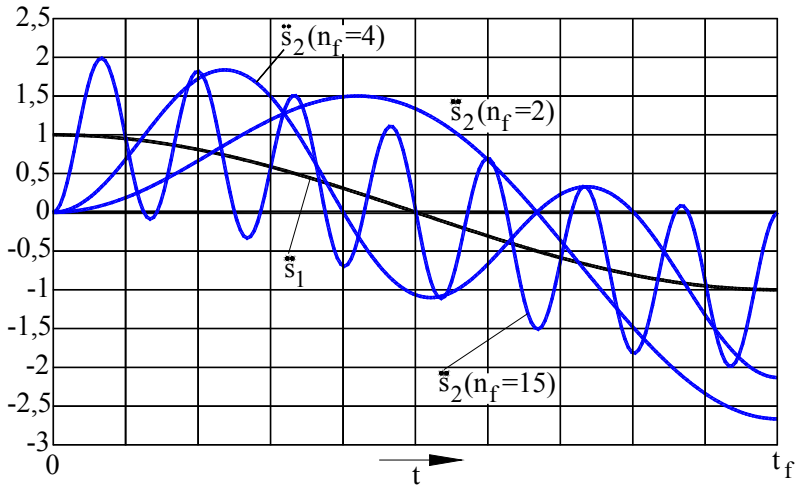


Fig. 5.27

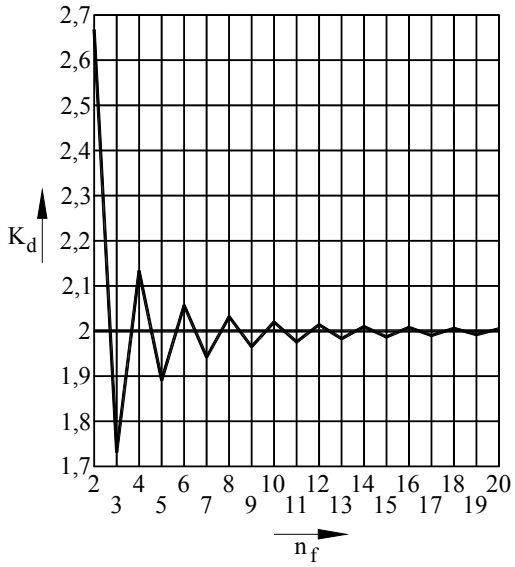


Fig. 5.28

- **Legea de mişcare cu accelerație sinusoidală**

Ecuația spațiului

$$s_1 = \frac{h}{2\pi}\left(\frac{2\pi}{\varphi_f}\varphi - \sin\frac{2\pi}{\varphi_f}\varphi\right)$$

se scrie sub forma

$$s_1 = \frac{h}{2\pi}(\omega_f t - \sin\ \omega_f t), \tag{5.103}$$

în care $\omega_f = 2\pi / t_f$. Prin derivare, în raport cu timpul, se obține ecuația accelerației

$$\ddot{s}_1 = \frac{h\omega_f^2}{2\pi}\sin\ \omega_f t. \tag{5.104}$$

Înlocuind această expresie în (5.91), rezultă ecuația de mişcare

$$\ddot{y} + p^2 y = -\frac{h\omega_f^2}{2\pi}\sin\ \omega_f t, \tag{5.105}$$

care are soluția

$$y = \frac{h\omega_f^2}{2\pi p(p^2 - \omega_f^2)}(\omega_f \sin\ pt - p\sin\ \omega_f t). \tag{5.106}$$

Trecând la variabila s_2 (5.86) şi utilizând notația $n_f = p/\omega_f = t_f / t_p$, se obțin funcțiile $s_2(t)$ şi $\ddot{s}_2(t)$,

$$s_2(t) = \frac{h}{2\pi}\left[\omega_f t + \frac{1}{n_f(n_f^2 - 1)}\sin\ n_f\omega_f t - \frac{n_f^2}{n_f^2 - 1}\sin\ \omega_f t\right] \tag{5.107}$$

$$\ddot{s}_2(t) = \frac{h\omega_f^2 n_f}{2\pi(n_f^2 - 1)}[n_f \sin\ \omega_f t - \sin\ n_f\omega_f t]. \tag{5.108}$$

Precizăm că, în acest caz, n_f reprezintă numărul de oscilații proprii înregistrate pe parcursul unei faze. În Fig.5.29 sunt reprezentate funcțiile $\ddot{s}_1(t)$ şi $\ddot{s}_2(t)$ pentru $n_f = 2$, 4 şi 15. Coeficientul dinamic se determină cu formula

$$K_d = \frac{n_f}{n_f^2 - 1}\left| n_f \sin\ \omega_f t - \sin\ n_f\omega_f t\right|_{max}, \tag{5.109}$$

iar valoarea sa tinde la $K_d = 1$ odată cu creşterea rigidității tachetului şi, implicit, a parametrului n_f. Diagrama $K_d(n_f)$, trasată pentru valori întregi ale

lui n_f (Fig.5.30), confirmă acestă evoluție. Valoarea $K_d = 1$ se inregistrează la toate legile de mişcare fără discontinuităţi la accelerații, cum este, de exemplu, legea de mişcare polinomială 3 – 4 – 5 (par.3.3.3.2).

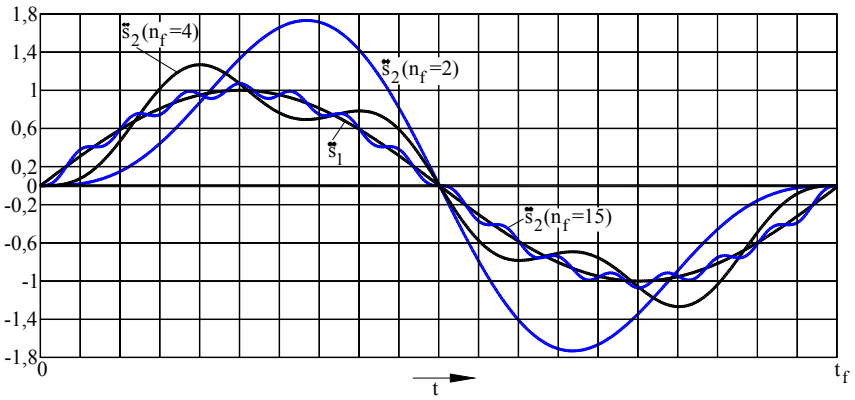


Fig. 5.29

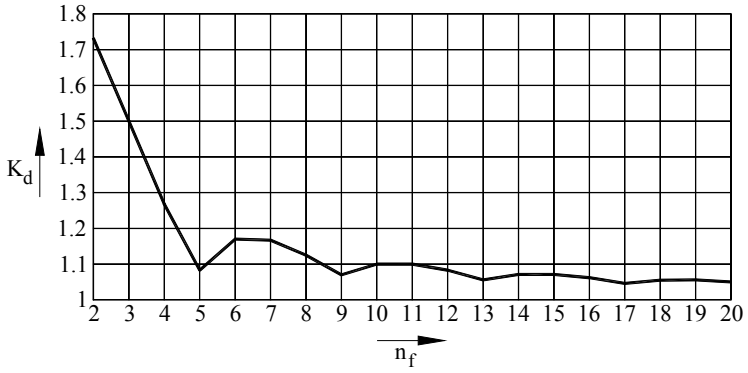


Fig. 5.30

5.2.3.3. Sinteza legii de mişcare

Influența negativă a deformațiilor elastice asupra funcționării mecanismelor cu came poate fi atenuată dacă adoptarea legii de mişcare se face luând în considerare aceste deformații. Acestă cerință se impune, în special, la mecanismele care au un regim de funcționare cu viteze şi încărcări mari.

Din ecuația de mişcare (5.85), scrisă în ipoteza absenței amortizării şi a arcului de menținere a contactului, se deduce

$$s_1 = \frac{F_t}{k} + s_2 + \frac{m}{k}\ddot{s}_2 .$$

Având în vedere relația

$$\ddot{s}_2 = \frac{d^2 s_2}{d\varphi^2}\omega^2 = s_2''\omega^2 ,$$

ecuația devine

$$s_1 = \frac{F_2}{k} + s_2 + \frac{m \cdot \omega^2}{k} s_2'' \tag{5.110}$$

În această ecuație $F_2 / k = \delta_s$ reprezintă deformația statică, iar $m\omega^2 / k = c_d$ se numeşte constantă dinamică, astfel încât ecuația (5.110) se scrie

$$s_1 = \delta_s + s_2 + c_d s_2'' \tag{5.111}$$

Prin derivare succesivă, în raport cu variabila φ, se obține

$$\begin{aligned} s'_1 &= s'_2 + c_d s_2''' \\ s''_1 &= s_2'' + c_d s_2^{iv} \end{aligned} \tag{5.112}$$

Aşa cum am arătat (par.3.3.2) funcționarea este favorabilă (fără şocuri) dacă funcțiile $s'_1(\varphi)$ şi $s''_1(\varphi)$ sunt continui. Această condiție implică asigurarea continuității şi pentru funcțiile $s'_2(\varphi)$, $s''_2(\varphi)$, $s'''_2(\varphi)$ şi $s_2^{iv}(\varphi)$. Ca urmare, pentru o fază de ridicare, amplasată între două faze de staționare, trebuie să fie îndeplinite condițiile

$$\begin{aligned} &\varphi = 0, \quad s_2 = s'_2 = s''_2 = s'''_2 = s_2^{iv} = 0 \quad \Rightarrow s_1 = \delta_s,\ s'_1 = s''_1 = 0 \\ &\varphi = \varphi_1,\ s_2 = h,\ s'_2 = s''_2 = s'''_2 = s_2^{iv} = 0 \Rightarrow s_1 = \delta_s + h,\ s'_1 = s''_1 = 0 \end{aligned} \tag{5.113}$$

Luând în considerare aceste aspecte, procesul de sinteză a legii de mişcare $s_1(\varphi)$ se desfăşoară în două etape.

1) Se adoptă legea de mişcare $s_2(\varphi)$ care să îndeplinească condițiile (5.113). De obicei se apelează la legile de mişcare polinomiale care permit să se impună un număr nelimitat de condiții. Astfel, legea de mişcare polinomială 5 – 6 – 7 – 8 – 9 asigură continuitatea până la derivata de ordin patru şi, deci, îndeplineşte condițiile (5.113), iar ecuația spațiului are forma

$$s_2 = h\left(126\left(\frac{\varphi}{\varphi_1}\right)^5 - 420\left(\frac{\varphi}{\varphi_1}\right)^6 + 540\left(\frac{\varphi}{\varphi_1}\right)^7 - 315\left(\frac{\varphi}{\varphi_1}\right)^8 + 70\left(\frac{\varphi}{\varphi_1}\right)^9\right) \tag{5.114}$$

2) Se determină funcția $s_1(\varphi)$ aplicând relația (5.111), iar cu ajutorul acestei funcții se trasează profilul camei. Poziția de lansare a tachetului ($\varphi = 0,\ s_1 = \delta_s$) se obține cu ajutorul unui profil preliminar care preia deformația statică δ_s. Dacă este necesar, la aceasta se adaugă jocul din cuplele cinematice, în special atunci când între tachet şi elementul de execuție se interpune un lanț cinematic. Acest profil pune în mişcare punctul A (Fig.5.26) fără ca punctul B să se deplaseze. Mecanismele cu came, proiectate după acest procedeu, realizează o deplasare precisă a elementului de execuție şi funcționează într-un regim de vibrații foarte atenuat. Pentru aceasta viteza camei trebuie să aibă abateri mici în raport cu valoarea luată în calcul, iar precizia de execuție trebuie să fie ridicată.

5.3. ECHILIBRAREA FORȚELOR DE INERȚIE

Forțele de inerție, generate ca urmare a mişcării elementelor, au o influență negativă asupra funcționării maşinilor. Aceste forțe intervin în cadrul echilibrului cinetostatic, conform principiului lui d'Alambert, împreună cu forțele aplicate şi cu forțele de legătură. Ca urmare, în cuplele cinematice apar componente ale reacțiunilor cauzate, în exclusivitate, de forțele de inerție, numite reacțiuni dinamice. Aceste reacțiuni provoacă solicitări suplimentare, majorează forțele de frecare şi intensifică uzura suprafețelor care formează cuplele cinematice. Sistemul forțelor de inerție este variabil ca mărime şi direcție, având un caracter ciclic. Oscilațiile acestor forțe generează vibrații care diminuează calitatea procesului tehnologic şi reduc siguranța în exploatare. Forțele de inerție sunt proporționale cu pătratul vitezei unghiulare a elementului conducător. Prin urmare, efectele negative semnalate sunt cu atât mai pronunțate cu cât viteza de funcționare este mai mare. Datorită majorării continue a vitezelor de funcționare, în vederea creşterii productivității, preocuparea pentru reducerea consecințelor provocate de forțele de inerție constitue o problemă de mare importanță.

Operația prin care componentele torsorului rezultant al forțelor de inerție se anulează sau se micşorează, ca rezultat al repartizării judicioase a maselor, se numeşte **echilibrare**. Denumirea se explică prin aceea că forțele de inerție corespunzătoare diverselor mase se echilibrează reciproc, astfel încât, torsorul rezultant să fie nul. Echilibrarea prin care se anulează numai forța de inerție rezultantă se numeşte **echilibrare statică**. Dacă se anulează atât forța de inerție cât şi momentul forțelor de inerție, **echilibrarea** este **dinamică**.

5.3.1. Echilibrarea rotoarelor

5.3.1.1. Condițiile de echilibrare

Prin **rotor** se înțelege un element cu mişcare de rotație în jurul unei axe fixe.

Se consideră un rotor şi un sistem de coordonate solidar cu el Oxyz, cu axa Oz suprapusă peste axa de rotație (Fig.5.31). Torsorul forțelor de inerție, redus în O, are componentele

$$\begin{cases} \overline{F}_i = -m \cdot \overline{a}_G \\ \overline{M}_i = (J_{xz}\varepsilon - J_{yz}\omega^2)\overline{i} + (J_{yz}\varepsilon + J_{xz}\omega^2)\overline{j} - J_z\varepsilon\overline{k} \end{cases} \tag{5.115}$$

în care m este masa elementului, a_G este accelerația centrului de masă, ω şi ε - viteza şi accelerația unghiulară, iar J_{xz}, J_{yz} şi J_z sunt momentele de inerție raportate la axele sistemului de coordonate. Condiția echilibrării statice este $\overline{F}_i = 0$, ceea ce conduce la $\overline{a}_G = 0$, deci centrul de masă G trebuie să se afle pe axa de rotație care, în acest caz, este axă centrală de inerție.

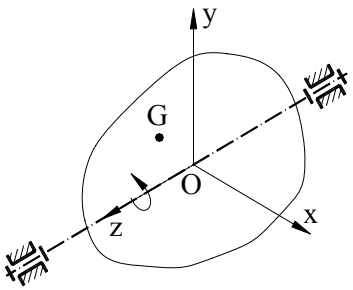


Fig. 5.31

Condiția de echilibrare statică ($\overline{F}_i = 0$): axa de rotație trebuie să fie axă centrală de inerție.

Pentru anularea momentului $\overline{M}_i$ trebuie anulate proiecțiile sale pe axele de coordonate. Proiecția $M_{iz} = -J_z\varepsilon$ se poate anula numai dacă $\varepsilon = 0$, deoarece $J_z \neq 0$. Această condiție nu depinde, însă, de distribuția masei rotorului. De altfel componenta $\overline{M}_z = -J_z\varepsilon\overline{k}$ nu provoacă reacțiuni dinamice în lagărele rotorului, iar anularea sau reducerea ei nu constituie obiectul echilibrării. În aceste condiții echilibrarea momentului $\overline{M}_i$ se reduce la anularea proiecțiilor sale pe axele Ox şi Oy,

$$\begin{aligned} M_{ix} &= J_{xz}\varepsilon - J_{yz}\omega^2 = 0 \\ M_{iy} &= J_{yz}\varepsilon + J_{xz}\omega^2 = 0 \end{aligned} \tag{5.116}$$

În ipoteza $\omega \neq 0$, soluțiile sistemului (5.116) sunt $J_{xz} = 0$ şi $J_{yz} = 0$, ceea ce înseamnă că axa de rotație este axă principală de inerție.

Condiția de echilibrare dinamică ($\overline{F}_i = 0$, $\overline{M}_i = 0$): axa de rotație trebuie să fie axă principală, centrală de inerție.

Observație

Dacă axa de rotație nu este axă centrală de inerție, iar condițiile $J_{xz} = 0$ şi $J_{yz} = 0$ sunt îndeplinite pentru un punct de reducere aparținând axei de rotație, ele nu sunt îndeplinite şi pentru celelalte puncte ale axei de rotație. Prin urmare, numai în punctul respectiv, sistemul forțelor de inerție se reduce la o forță de inerție rezultantă. Dacă axa de rotație este axă centrală de inerție, iar condițiile $J_{xz} = 0$ şi $J_{yz} = 0$ sunt îndeplinite într-un punct al axei de rotație, ele sunt îndeplinite în toate punctele, astfel încât $\overline{F}_i = 0$ şi $\overline{M}_i = 0$.

*

În vederea proiectării unor rotori echilibrați este util să se cunoască unele cazuri în care anumite axe ale corpurilor sunt axe principale sau axe principale centrale de inerție.

• Dacă un corp are o axă de simetrie în repartiția masei, această axă este axă principală centrală de inerție.

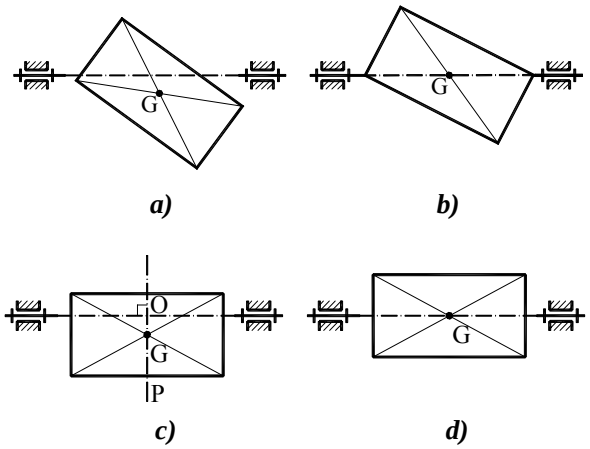


Fig. 5.32

a) *Rotor neechilibrat,* $\overline{F}_i \neq 0, \overline{M}_i \neq 0$; ***b)*** *Rotor echilibrat static,* $\overline{F}_i = 0, \overline{M}_i \neq 0$; ***c)*** *Rotor neechilibrat. Deoarece planul P este plan de simetrie, axa de rotație, perpendiculară pe planul P, este axă principală numai în raport cu punctul O, în care* $\overline{F}_i \neq 0, \overline{M}_i = 0$. *În orice alt punct al axei de rotație,* $\overline{F}_i \neq 0, \overline{M}_i \neq 0$; ***d)*** *Rotor echilibrat dinamic,* $\overline{F}_i = 0, \overline{M}_i = 0$, *deoarece axa de rotație este axă de simetrie*

• Dacă un corp prezintă simetrie de revoluție în repartiția masei, axa de rotație este axă principală centrală de inerție, iar orice dreaptă perpendiculară pe axa de simetrie este axă principală de inerție.

• Dacă un corp are un plan de simetrie în repartiția masei, orice axă perpendiculară pe planul de simetrie este axă principală pentru punctul situat în planul de simetrie. Centrul de masă este situat, de asemenea, în planul de simetrie. Prin urmare, axa care trece prin centrul de masă şi este perpendiculară pe planul de simetrie este axă principală centrală de inerție.

Pentru a ilustra cele arătate, se consideră un rotor de forma unei plăci dreptunghiulare omogene care se roteşte în jurul unei axe situate în planul său (Fig.5.32). În funcție de poziția axei de rotație, pot interveni patru cazuri privind echilibrarea unui astfel de rotor, arătate în Fig.5.32.

5.3.1.2. Reducerea forțelor de inerție în două plane. Echilibrarea experimentală

Sistemul forțelor de inerție generate de un rotor se poate reduce la două forțe de inerție, dezvoltate de două mase concentrate, situate în două plane arbitrare perpendiculare pe axa de rotație. Pentru a demonstra acest principiu se consideră un rotor şi un sistem de axe de coordonate Oxyz, având axa Oz suprapusă peste axa de rotație (Fig.5.33). Se consideră, de asemenea,

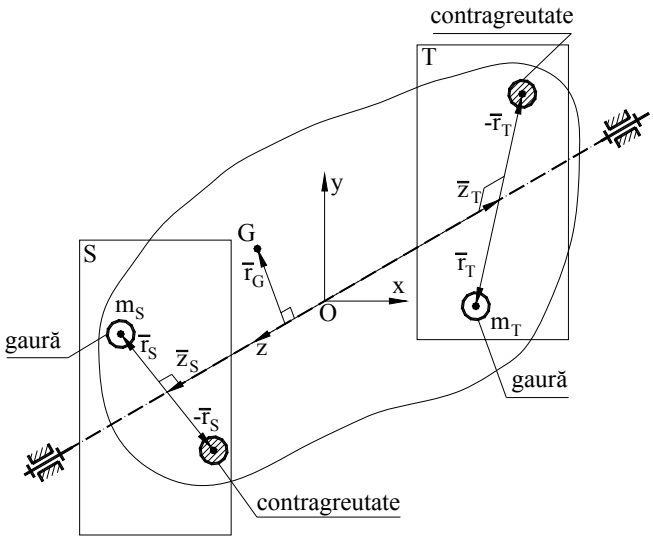


Fig. 5.33

două plane perpendiculare pe axa de rotație, notate S şi T, în care se adoptă două mase concentrate $m_s(x_s,\ y_s,\ z_s)$ şi $m_t(x_t,\ y_t,\ z_t)$, care generează forțele de inerție $\overline{F}_{is}$ şi $\overline{F}_{it}$. Se scrie condiția de echivalență între sistemul forțelor de inerție ale rotorului, redus în O, $(\overline{F}_i, \overline{M}_i)$ şi sistemul $(\overline{F}_{is},\ \overline{F}_{it})$,

$$\begin{aligned} &\overline{F}_{is} + \overline{F}_{it} = \overline{F}_i \\ &\overline{z}_s \times \overline{F}_{is} + \overline{z}_t \times \overline{F}_{it} = \overline{M}_i \end{aligned} \tag{5.117}$$

În ipoteza $\omega = ct,\ \varepsilon = 0$, vectorii $\overline{F}_i,\ \overline{M}_i,\ \overline{F}_{is}$ şi $\overline{F}_{it}$ au expresiile

$$\begin{aligned} &\overline{F}_i = -m \cdot \overline{a}_G = m \cdot \overline{r}_G \cdot \omega^2 \\ &\overline{M}_i = -J_{yz} \cdot \omega^2 \cdot \overline{i} + J_{xz} \cdot \omega^2 \cdot \overline{j} \\ &\overline{F}_{is} = -m \cdot \overline{a}_s = m \cdot \overline{r}_s \cdot \omega^2 \\ &\overline{F}_{it} = -m \cdot \overline{a}_t = m \cdot \overline{r}_t \cdot \omega^2 \end{aligned}$$

în care $\overline{r}_G$ este vectorul de poziție al centrului de masă G în planul său de rotație, iar $\overline{r}_s$ şi $\overline{r}_t$ sunt vectorii de poziție ai maselor concentrate, în planele S şi T. Introducând aceste expresii în relațiile (5.117) şi simplificând prin ω^2 se obțin ecuațiile

$$\begin{cases} m_s\overline{r}_s + m_t\overline{r}_t = m\overline{r}_G \\ \overline{z}_s \times m_s\overline{r}_s + \overline{z}_t \times m_t\overline{r}_t = -J_{yz}\overline{i} + J_{xz}\overline{j} \end{cases} \tag{5.118}$$

Vectorii $\overline{u}_s = m_s\overline{r}_s$ şi $\overline{u}_t = m_t\overline{r}_t$, care sunt necunoscutele sistemului (5.118), se numesc **vectorii dezechilibrului** raportați la planele S şi T. Pentru determinarea lor, ecuațiile (5.118) se proiectează pe axele de coordonate, obținând un sistem scalar în necunoscutele $u_{sx},\ u_{sy},\ u_{tx},\ u_{ty}$,

$$\begin{vmatrix} 1 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 1 \\ 0 & z_s & 0 & z_t \\ z_s & 0 & z_t & 0 \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} u_{sx} \\ u_{sy} \\ u_{tx} \\ u_{ty} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} mx_G \\ my_G \\ J_{yz} \\ J_{xz} \end{vmatrix} \tag{5.119}$$

Determinantul sistemului are valoarea

$$D = -(z_s - z_t)^2,$$

iar sistemul este compatibil determinat dacă $D \neq 0$, iar $z_s \neq z_t$. Prin urmare principiul reducerii forțelor de inerție în două plane distincte este demonstrat.

În cazul rotoarelor cu dimensiuni reduse pe direcția axei de rotație (discuri, plăci), se poate considera, prin aproximație, că masa rotorului este repartizată într-un singur plan. În acest caz axa de rotație este axă principală de

inerție pentru punctul O de intersecție cu planul rotorului deoarece $J_{xz} = 0$ şi $J_{yz} = 0$ ($z = 0$ pentru toate punctele rotorului)(Fig.5.34). Ca urmare $\overline{M}_i = 0$, iar sistemul forțelor de inerție se reduce, în punctul O, la o rezultantă unică. Este evident atunci că rotorul se poate înlocui, din punctul de vedere al forțelor de inerție, cu o masă concentrată situată în planul său (S), conform ecuației de echivalență

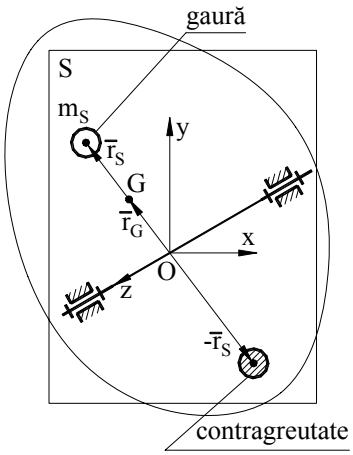


Fig. 5.34

$$\overline{F}_{is} = \overline{F}_i,$$

din care rezultă vectorul dezechilibrului

$$\overline{u}_s = m_s \overline{r}_s = m\overline{r}_G \qquad (5.120)$$

*

Cu toate că, în faza de proiectare, rotoarele se concep echilibrate, după prelucrare se constată, de multe ori, dezechilibrări. Fenomenul este cauzat de erorile de prelucrare şi de montare precum şi de caracterul neomogen al materialului, mai ales în cazul pieselor turnate. Pentru a elimina aceste dezechilibrări, în cadrul procesului tehnologic, se prevede operația de echilibrare experimentală. Se pot da numeroase exemple de rotoare pentru care se execută aceste operații: arborii cotiți, arborii principali ai maşinilor unelte, rotoarele de turbine, rotoarele de motoare şi generatoare electrice, ventilatoarele, tamburii de cardă, etc. Echilibrarea experimentală se efectuează modificând distribuția masei rotorului, fie prin eliminarea de material, fie prin adăugarea unor piese suplimentare numite **contragreutăți**. Se consideră, în acest scop, două plane perpendiculare pe axa de rotație, numite plane de corecție, notate, ca înainte, S şi T. În cadrul operației de echilibrare experimentală, vectorii dezechilibrului $\overline{u}_s$ şi $\overline{u}_t$ se determină cu ajutorul maşinilor de echilibrat sau a echipamentelor mobile de echilibrat în situ (pe lagărele proprii) prin măsurarea caracteristicilor vibrațiilor, care reprezintă consecința stării de dezechilibru. Având în vedere că $\overline{u}_s = m_s \overline{r}_s$ şi $\overline{u}_t = m_t \overline{r}_t$, parametrii m_s, r_s, m_t, r_t se pot alege convenabil. De regulă r_s şi r_t se adoptă, iar masele m_s şi m_t se calculează,

$$m_s = \frac{u_s}{r_s},\ m_t = \frac{u_t}{r_t}.$$

Cunoscând pozițiile (z_s, $\overline{r}_s$, z_t, $\overline{r}_t$) şi valorile maselor (m_s, m_t) care provoacă dezechilibrul în cele două plane, se poate efectua operația de

echilibrare. Dacă se adoptă metoda îndepărtării de material, se execută două găuri, în pozițiile indicate $(z_s, \overline{r}_s;\ z_t, \overline{r}_t)$ astfel încât să se elimine cantitățile de material având masele m_s şi m_t. În felul acesta, sistemul forțelor $(\overline{F}_{is}, \overline{F}_{it})$, generate de aceste mase, dispare, iar componentele torsorului rezultant al forțelor de inerție devin nule.

Dacă se adoptă metoda adăugării de material se montează două contragreutăți de mase m_s şi m_t şi de dimensiuni neglijabile, în două puncte de coordonate $(z_s, -\overline{r}_s)$ şi $(z_t, -\overline{r}_t)$. Contragreutățile generează două forțe de inerție $(-\overline{F}_{is},\ -\overline{F}_{it})$ care anihilează sistemul $(\overline{F}_{is},\ \overline{F}_{it})$ echivalent cu torsorul $(\overline{F}_i,\ \overline{M}_i)$.

În cazul rotoarelor în formă de discuri sau plăci care se rotesc în jurul unor axe perpendiculare pe planul lor, se poate adopta un singur plan de corecție care coincide cu planul rotorului.

Echilibrarea practică, executată cu ajutorul maşinilor de echilibrat, se execută cu un grad de aproximație. După echilibrare rotorul rămâne cu un **dezechilibru rezidual**, raportat la planele de corecție sau la planele lagărelor. Echilibrarea este satisfăcătoare dacă dezechilibrul rezidual specific (raportul dintre dezechilibru şi masa rotorului) este mai mic decât o valoare admisibilă. Aceasta din urmă este indicată în STAS 10729-76, R85 în funcție de gradul de calitate de echilibrare care, la rândul său, depinde de destinația rotorului.

*

Menționăm că prezentarea anterioară se referă la echilibrarea **rotoarelor rigide**, adică acelea care nu prezintă deformații de încovoiere importante determinate de forțele de inerție centrifugale. Conform standardului internațional SR ISO 1925, definiția rotorului rigid este: ″rotorul al cărui dezechilibru poate fi corectat în două plane arbitrare; după corectare, dezechilibru rezidual nu se schimbă în mod semnificativ pentru toate vitezele până la viteza de funcționare″. Rotoarele care nu corespund acestei definiții se numesc flexibile (elastice), iar pentru echilibrarea lor, trebuie să se ia în considerare modificarea distribuției masei cauzată de deformațiile elastice. În acest caz adoptarea planelor de corecție (în număr de două sau mai multe) nu este arbitrară, ci se stabileşte, în aşa fel, încât solicitarea rotorului să fie cât mai redusă.

5.3.2. Echilibrarea mecanismelor

5.3.2.1. Condițiile de echilibrare

Un mecanism se consideră echilibrat dacă torsorul rezultant al forțelor de inerție, corespunzătoare sistemului format din elementele mobile, este nul. În felul acesta, reacțiunile dinamice (cauzate de forțele de inerție) din cuplele cinematice formate de elementul fix cu elementele mobile, sunt, de asemenea, nule.

Se consideră un element, k, în mişcare plan paralelă, aparținând unui mecanism plan (Fig.5.35) şi un sistem de axe de coordonate $G_k x_k y_k z_k$, solidar cu elementul, având originea în centrul de masă (G_k) şi axa Gz_k orientată perpendicular pe planul mişcării. Torsorul forțelor de inerție, aferent elementului k, redus în centrul de masă G_k este

$$\begin{aligned} \overline{F}_{ik} &= -m_k \overline{a}_{G_k} \\ \overline{M}_{ik} &= (J^k_{xz}\varepsilon_k - J^k_{yz}\omega_k^2)\overline{i}_k + (J^k_{yz}\varepsilon_k + J^k_{xz}\omega_k^2)\overline{j}_k - J^k_z\varepsilon_k\overline{k}_k \end{aligned} \tag{5.121}$$

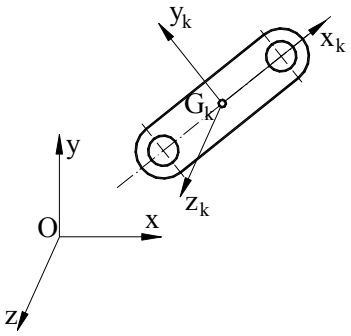


Fig. 5.35

în care $\overline{a}_{G_k}$, $\overline{\omega}_k$ şi ε_k sunt accelerația centrului de masă, viteza şi accelerația unghiulară, m_k este masa elementului, iar J^k_{xz}, J^k_{yz} şi J^k_z sunt momentele de inerție ale elementului raportate la sistemul de coordonate.

Se consideră, în continuare, un sistem de coordonate fix Oxyz cu axa Oz perpendiculară pe planul mişcării mecanismului. Torsorul forțelor de inerție, pentru sistemul format din toate elementele mobile, în număr de $n-1$, redus în punctul O, este

$$\overline{F}_{im} = \sum_1^{n-1} \overline{F}_{ik} = -m_m \overline{a}_{G_m} \tag{5.122}$$

$$\overline{M}_{im} = \sum_1^{n-1} \overline{M}_{ik} + \sum_1^{n-1} \overline{M}_O(\overline{F}_{ik}) \tag{5.123}$$

În formula (5.122), m_m este masa elementelor mobile obținută prin însumare

$$m_m = \sum_1^{n-1} m_k \ , \tag{5.124}$$

iar $\overline{a}_{G_m}$ este accelerația centrului de masă G_m al sistemului format din elementele mobile. Poziția punctului G_m se determină ca în cazul în care elementele sunt legate rigid în poziția considerată,

$$\overline{r}_{G_m} = \frac{\sum_1^{n-1} m_k \overline{r}_k}{\sum_1^{n-1} m_k} = \frac{\sum_1^{n-1} m_k \overline{r}_k}{m_m} \ , \tag{5.125}$$

în care $\overline{r}_{G_m}$ şi $\overline{r}_k$ sunt vectorii de poziție ai punctelor G_m şi G_k în raport cu punctul O.

Echilibrarea statică a mecanismului, adică anularea forței de inerție $\overline{F}_{im}$, se obține dacă $\overline{a}_{G_m} = 0$. Aşa cum se observă din formula (5.125), centrul de masă G_m are o poziție variabilă deoarece vectorii $\overline{r}_k$ sunt variabili. Punctul G_m descrie, în general, o curbă închisă situată într-un plan paralel cu planul Oxy. Printr-o poziționare corespunzătoare a centrelor de masă G_k, în raport cu fiecare element mobil, se poate ajunge la situația în care vectorul $\overline{r}_{G_m}$ să fie constant pentru întreg ciclul cinematic al mecanismului. În acest caz punctul G_m este fix , iar $\overline{a}_{G_m} = 0$.

Condiția de echilibrare statică a unui mecanism: centrul de masă al sistemului format din elementele mobile trebuie să fie fix.

Momentul $\overline{M}_{im}$ devine egal cu zero dacă se anulează cele două componente ale sale,

$$\overline{M}_{im1} = \sum_1^{n-1} \overline{M}_{ik} \, , \ \overline{M}_{im2} = \sum_1^{n-1} \overline{M}_O(\overline{F}_{ik}) \tag{5.126}$$

în care $\overline{M}_O(\overline{F}_{ik})$ este momentul forței $\overline{F}_{ik}$ în raport cu punctul O. Având în vedere formula (5.121) momentul $\overline{M}_{im1}$ se poate scrie

$$\overline{M}_{im1} = \sum_1^{n-1} \left((J_{xz}^k \varepsilon_k - J_{yz}^k \omega_k^2) \overline{i}_k + (J_{yz}^k \varepsilon_k + J_{xz}^k \omega_k^2) \overline{j}_k \right) + \sum_1^{n-1} \left(-J_z^k \varepsilon_k \overline{k}_k \right) \tag{5.127}$$

Proiecția momentului $\overline{M}_{im1}$ pe axa $Oz \| G_k z_k$ nu se poate anula deoarece $J_z^k \neq 0$, iar accelerațiile unghiulare ε_k nu pot fi constant nule pentru toate elementele. Aceste accelerații pot fi egale cu zero numai în cazul elementelor în mişcare de translație sau pentru anumite poziții discrete ale

mecanismului, în cazul celorlalte elemente. În consecință, anularea acestei proiecții nu se poate înscrie ca un obiectiv al operației de echilibrare.

Proiecțiile momentului $\overline{M}_{im1}$ pe planul $Oxy \parallel G_k x_k z_k$ se anulează dacă

$$J_{xz}^k = 0 \text{ şi } J_{yz}^k = 0 \quad (k = 1,\ n-1). \tag{5.128}$$

Cea mai simplă soluție constructivă, pentru a satisface aceste condiții, este de a proiecta elementele astfel încât să aibă un plan de simetrie paralel cu planul de mişcare. Această măsură nu este necesară în cazul elementelor cu mişcare de translație ($\omega_k = 0,\ \varepsilon_k = 0$) care au, oricum, proiecțiile momentului $\overline{M}_{ik}$, pe planul $G_k x_k y_k$, egale cu zero.

Pentru a studia componenta $\overline{M}_{im2}$, se exprimă momentul $\overline{M}_O(\overline{F}_{ik})$ prin proiecțiile sale pe axele reperului Oxyz. Având în vedere că mişcarea este plan paralelă, iar

$$\overline{F}_{ik} = F_{ikx}\,\overline{i} + F_{iky}\,\overline{j},$$

se poate scrie

$$\overline{M}_O(\overline{F}_{ik}) = \overline{r}_{G_k} \times \overline{F}_{ik} = \begin{vmatrix} \overline{i} & \overline{j} & \overline{k} \\ x_{G_k} & y_{G_k} & z_{G_k} \\ F_{ikx} & F_{iky} & 0 \end{vmatrix} =$$

$$= -z_{G_k} F_{iky}\,\overline{i} + z_{G_k} F_{ikx}\,\overline{j} + (x_{G_k} F_{iky} - y_{G_k} F_{ikx})\overline{k}.$$

Momentul $\overline{M}_{im2}$ se poate scrie, atunci, astfel

$$\overline{M}_{im2} = \sum_1^{n-1} z_{G_k}(-F_{iky}\,\overline{i} + F_{ikx}\,\overline{j}) + \sum_1^{n-1}(x_{G_k} F_{iky} - y_{G_k} F_{ikx})\overline{k} \tag{5.129}$$

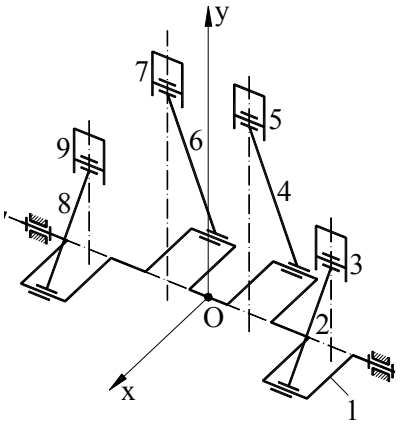


Fig. 5.36

Ca şi în situația precedentă, proiecția momentului $\overline{M}_{im2}$ pe axa Oz nu se poate anula şi nu face obiectul echilibrării. Pentru anularea proiecțiilor din planul Oxy se recomandă proiectarea mecanismului astfel încât să aibă un plan de simetrie, în repartiția maselor, paralel cu planul mişcării. O primă soluție, în acest sens constă în conceperea mecanismului astfel încât centrele de masă să se

deplaseze în acelaşi plan. Dacă punctul O se adoptă în planul centrelor de masă,

$$z_{G_k} = 0 \ \ (k = 1,\ n - 1),$$

ceea ce conduce la anularea proiecţiilor momentului $\overline{M}_{im2}$ pe planul Oxy. O altă soluţie se referă la mecanismele formate din lanţuri cinematice care funcţionează în plane paralele, având un element conducător unic. Un exemplu, în acest sens, este arătat în Fig.5.36 în care este reprezentat un mecanism din construcţia unui motor cu patru cilindri. Se observă că elementele sunt dispuse simetric faţă de planul Oxy. Elementele simetrice au coordonatele z_{G_k} egale şi de semne contrare: $z_{G_2} = -z_{G_8}$, $z_{G_3} = -z_{G_9}$, $z_{G_4} = -z_{G_6}$, $z_{G_5} = -z_{G_7}$, iar $z_{G_1} = 0$. Introducând aceste date în formula (5.123) se ajunge la concluzia că proiecţiile din planul Oxy ale momentului $\overline{M}_{im2}$ sunt egale cu zero.

În concluzie, pentru echilibrarea momentului forţelor de inerţie, se recomandă utilizarea cumulativă a următoarelor soluţii practice.

1) **Fiecare element să aibă un plan de simetrie paralel cu planul mişcării.**

2) **În cazul în care mecanismul este format din mai multe lanţuri cinematice dispuse în plane paralele, elementele trebuie amplasate simetric faţă de un plan paralel cu planul mişcării. Dacă mecanismul are un singur lanţ cinematic, centrele de masă ale elementelor trebuie să se deplaseze în acelaşi plan.**

Menţionăm că respectarea acestor recomandări nu asigură anularea componentei momentului forţelor de inerţie perpendiculară pe planul mişcării.

5.3.2.2. Echilibrarea statică. Metoda punctelor principale

■ Determinarea poziţiei centrului de masă al mecanismului

Condiţia echilibrării statice impune menţinerea centrului de masă al sistemului format din elementele mobile, numit, pentru simplificare, centrul de masă al mecanismului, într-o poziţie fixă. Metoda punctelor principale se bazează pe aplicarea unui procedeu specific de determinare a poziţiei centrului de masă al mecanismului.

Se consideră un mecanism, format dintr-un lanţ simplu închis, cu $n-1$ elemente mobile şi un element fix (Fig.5.37). Se ataşează fiecărui element mobil câte un vector $\overline{\ell}_k$ având punctul de aplicaţie şi extremitatea în articulaţiile elementului k. Orientarea vectorilor $\overline{\ell}_k$ se face, în aşa fel, ca lanţul cinematic să fie parcurs în acelaşi sens. Se consideră, de asemenea, vectorii $\overline{\rho}_k$,

care determină poziția centrului de masă G_k în raport cu originea vectorilor $\overline{\ell}_k$. Poziția centrului de masă al mecanismului se determină cu formula (5.125), în care vectorii de poziție ai centrelor de masă $\overline{r}_k$, raportați la punctul A, se pot scrie sub forma

$$\overline{r}_k = \overline{\ell}_1 + \overline{\ell}_2 + \ldots + \overline{\ell}_{k-1} + \overline{\rho}_k$$

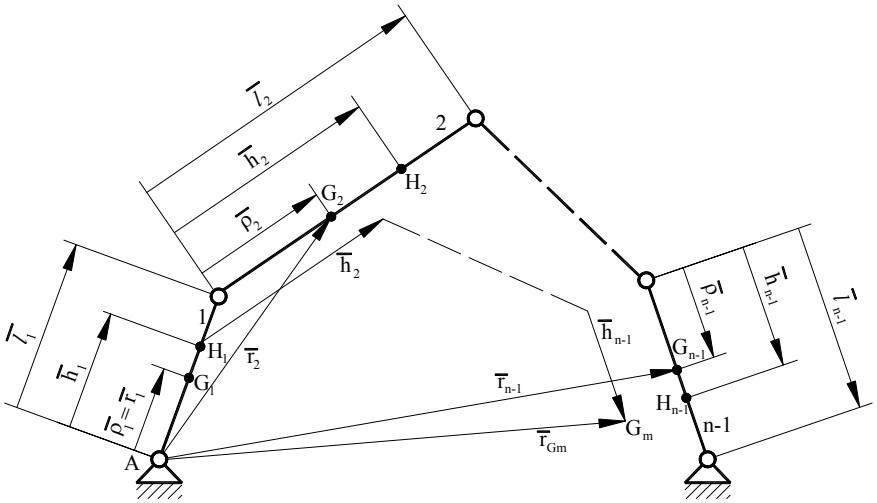


Fig. 5.37

Înlocuind în formula (5.125) expresiile vectorilor $\overline{r}_k$ se obține

$$\overline{r}_{G_m} = \frac{m_1\overline{\rho}_1 + m_2(\overline{\ell}_1 + \overline{\rho}_2) + \ldots + m_{n-1}(\overline{\ell}_1 + \overline{\ell}_2 + \ldots + \overline{\ell}_{n-2} + \overline{\rho}_{n-1})}{m_m}.$$

Printr-o reordonare a termenilor se ajunge la expresia

$$\overline{r}_{G_m} = \frac{m_1\overline{\rho}_1 + \overline{\ell}_1(m_2 + m_3 + \ldots m_{n-1})}{m_m} + \frac{m_2\overline{\rho}_2 + \overline{\ell}_2(m_3 + m_4 + \ldots m_{n-1})}{m_m} +$$

$$+ \ldots + \frac{m_{n-1}\overline{\rho}_{n-1}}{m_m}.$$

Făcând notația

$$\overline{h}_k = \frac{m_k\overline{\rho}_k + \overline{\ell}_k(m_{k+1} + \ldots + m_{n-1})}{m_m}, \qquad (5.130)$$

se obține următoarea formulă pentru calculul poziției centrului de masă al mecanismului

$$\overline{r}_{G_m} = \sum_{1}^{n-1} \overline{h}_k \ . \qquad (5.131)$$

Vectorul $\overline{h}_k$, având aceeaşi direcţie cu $\overline{\ell}_k$ şi $\overline{\rho}_k$, determină, în raport cu articulaţia iniţială a elementului k, poziţia unui punct H_k, invariabil pe element, numit **punct principal**. Acest punct are următoarea semnificaţie fizică: reprezintă centrul de masă al corpului care se obţine dacă în articulaţia iniţială se concentrează masa tuturor elementelor anterioare lui k, în G_k se concentrează masa elementului k, iar în articulaţia finală se concentrează masa tuturor elementelor care urmează lui k. Prin însumarea grafică a vectorilor $\overline{h}_k$, în vederea determinării vectorului $\overline{r}_{G_m}$, se formează un poligon care are laturile paralele cu elementele mobile ale mecanismului, cum se observă în Fig.5.37. Metoda se poate aplica, prin modificări şi dezvoltări corespunzătoare, şi pentru mecanismele formate din lanţuri cinematice complexe sau în cazul în care centrele de masă ale elementelor nu sunt coliniare cu articulaţiile acestuia [24].

▪ Echilibrarea statică a mecanismului patrulater articulat

Mecanismul are trei elemente mobile (Fig.5.38), astfel încât, condiţia de echilibrare statică se poate scrie sub forma

$$\overline{r}_{G_m} = \overline{h}_1 + \overline{h}_2 + \overline{h}_3 = \overline{c} \qquad (5.132)$$

în care $\overline{c}$ este un vector constant. Această condiţie este îndeplinită numai dacă vectorii punctelor principale au modulele proporţionale cu lungimile elementelor,

$$\frac{h_1}{\ell_1} = \frac{h_2}{\ell_2} = \frac{h_3}{\ell_3} = k \qquad (5.133)$$

În această ipoteză, vectorul $\overline{r}_{G_m}$ capătă expresia

$$\overline{r}_{G_m} = k(\overline{\ell}_1 + \overline{\ell}_1 + \overline{\ell}_1) = k\overline{\ell}_4 .$$

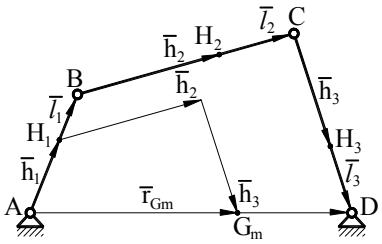


Fig. 5.38

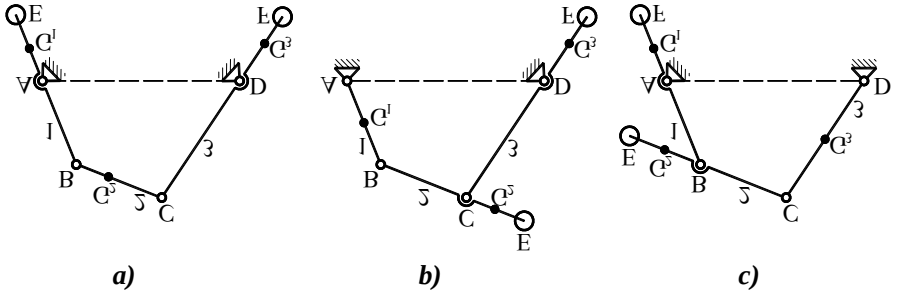
Cum $\overline{\ell}_4$ este un vector constant, înseamnă că şi $\overline{r}_{G_m}$ este constant, coliniar cu $\overline{\ell}_4$. Prin urmare, punctul G_m se găseşte pe dreapta AD, aşa cum rezultă din Fig.5.38. Introducând expresiile parametrilor h_1, h_2 şi h_3, aşa cum rezultă din formula (5.130) în proporţiile (5.133), se obţin relaţiile

$$\frac{m_1\rho_1 + \ell_1(m_2 + m_3)}{\ell_1} = \frac{m_2\rho_2 + \ell_2 m_3}{\ell_2} = \frac{m_3\rho_3}{\ell_3}, \qquad (5.134)$$

care constituie condițiile ce trebuie satisfăcute de parametrii m_1, m_2, m_3, ρ_1, ρ_2, ρ_3 pentru ca mecanismul să fie echilibrat. Analiza ecuațiilor (5.134) conduce la concluzii importante privind repartizarea maselor elementelor. În mod normal, un element cu două articulații are forma unei bare, cu centrul de masă situat între cele două articulații. Să presupunem că G_2 se află între articulațiile B şi C (Fig.5.39.a), deci $0 < \rho_2 < \ell_2$. Din egalitățile (5.134) rezultă

$$m_1\rho_1 = -m_2(\ell_2 - \rho_2)\frac{\ell_1}{\ell_2} \qquad (5.135)$$

$$m_3\rho_3 = m_3\ell_3 + m_2\rho_2\frac{\ell_3}{\ell_2}, \qquad (5.136)$$



a) *b)* *c)*

Fig.5.39

care arată că $\rho_1 < 0$ şi $\rho_3 > \ell_3$. Aceasta înseamnă că centrele de masă ale elementelor 1 şi 3 trebuie să se afle în afara articulațiilor. Pentru a le deplasa în aceste poziții, pe elementele 1 şi 3 se montează două contragreutăți, în punctele E şi F, ca în Fig.5.39.a. Pentru a determina masa (m_E) şi poziția (ρ_E) ale contragreutății din E, presupunem că inițial, înainte de montarea contragreutății, elementul 1 este caracterizat de parametrii m'_1 şi ρ'_1. În această ipoteză se poate scrie

$$m_1\rho_1 = m'_1\rho'_1 + m_E\rho_E,$$

de unde rezultă

$$m_E\rho_E = m_1\rho_1 - m'_1\rho'_1$$

în care produsul $m_1\rho_1$ are valoarea calculată cu formula (5.135). Cunoscând produsul $m_E\rho_E$, fiecare dintre parametrii m_E şi ρ_E se adoptă convenabil,

ținând seama de condițiile constructiv-funcționale. Produsul $m_F\rho_F$ se determină în mod similar.

Dacă se adoptă G_1 între articulații ($0<\rho_1<\ell_1$), din ecuațiile (5.134) rezultă

$$m_2\rho_2 = m_2\ell_2 + m_1\rho_1\frac{\ell_2}{\ell_1}$$

$$m_3\rho_3 = m_3\ell_3 + m_1\rho_1\frac{\ell_3}{\ell_1},$$

care arată că $\rho_2 > \ell_2$ şi $\rho_3 > \ell_3$. Prin urmare centrele de masă ale elementelor 2 şi 3 trebuie deplasate în afara articulațiilor cu ajutorul unor contragreutăți ca în Fig.5.39.b.

În fine, dacă G_3 se adoptă între articulații ($0<\rho_3<\ell_3$), relațiile (5.134) scrise sub forma

$$m_1\rho_1 = m_3\frac{\ell_1}{\ell_3}\left(\rho_3-\ell_3\right) - m_2\ell_1$$

$$m_2\rho_2 = m_3\frac{\ell_2}{\ell_3}(\rho_3-\ell_3)$$

conduc la inegalitățile $\rho_1<0$ şi $\rho_2<0$. Prin urmare, centrele de greutate ale elementelor 1 şi 2 trebuie deplasate în afara articulațiilor folosind două contragreutăți montate ca în Fig.5.39.c. Dintre cele trei soluții de echilibrare, cea mai recomandabilă este prima (Fig.5.39.a) deoarece montarea unei contragreutăți pe bielă este dificilă şi măreşte gabaritul mecanismului.

▪ Echilibrarea statică a mecanismului manivelă - piston

Condiția echilibrării statice are aceeaşi formă (5.132) ca la mecanismul patrulater articulat. Întrucât $\overline{h}_3$ este un vector constant (elementul 3 are mişcare de translație, deci direcția lui $\overline{h}_3$ este invariabilă), condiția de echilibrare (5.132) devine

$$\overline{h}_1 + \overline{h}_2 = \overline{c} \tag{5.137}$$

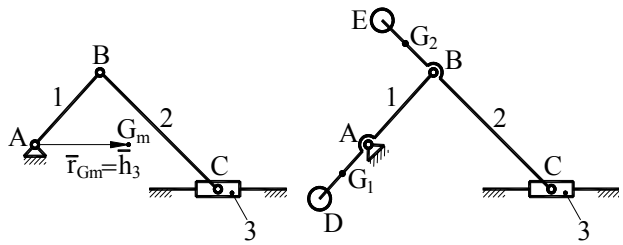
Egalitatea (5.137) este satisfăcută pentru orice poziție a mecanismului numai dacă $\overline{h}_1 = \overline{h}_2 = 0$, iar $\overline{r}_{G_m} = \overline{h}_3$ (Fig.5.40.a). Având în vedere expresiile vectorilor $\overline{h}_1$ şi $\overline{h}_2$ (5.130), rezultă

$$m_1\rho_1 + \ell_1(m_2+m_3) = 0$$

$$m_2\rho_2 + \ell_2 m_3 = 0$$

sau

$$m_1\rho_1 = -\ell_1(m_2 + m_3)$$
$$m_2\rho_2 = -\ell_2 m_3.$$



a) ***b)***

Fig. 5.40

Aceste relații arată că, pentru echilibrarea mecanismului, centrele de masă ale elementelor 1 şi 2 trebuie să se afle în afara articulațiilor ($\rho_1 < 0,\ \rho_2 < 0$). Pentru aceasta trebuie să se monteze două contragreutăți ca în Fig.5.40.b. Această soluție nu are o largă aplicație practică datorită dezavantajelor legate de montarea unei contragreutăți pe bielă. Mai frecvent se practică o echilibrare parțială urmărind numai anularea componentei perpendiculare pe axa de translație a forței de inerție rezultante. Pentru aceasta centrul de masă al mecanismului trebuie să aibă o traiectorie rectilinie paralelă cu axa de translație. În această situație, atât accelerația centrului de masă cât şi forța de inerție au aceeaşi direcție – paralelă cu axa de translație, iar forța de inerție perpendiculară pe această axă este nulă. Se poate arăta că situația descrisă se înregistrează când modulele vectorilor $\overline{h}_1$ şi $\overline{h}_2$ sunt proporționale cu lungimile ℓ_1 şi ℓ_2,

$$\frac{h_1}{\ell_1} = \frac{h_2}{\ell_2} = k. \qquad (5.138)$$

În acest caz vectorul $\overline{r}_{G_m}$ se poate scrie

$$\overline{r}_{G_m} = \overline{h}_1 + \overline{h}_2 + \overline{h}_3 = k(\overline{\ell}_1 + \overline{\ell}_2) + \overline{h}_3 = k\overline{r}_C + \overline{h}_3,$$

în care $\overline{r}_C = \overline{AC}$. Dacă se adoptă un sistem de coordonate cu originea în A (Fig.5.41.a), proiecția pe axa Ay a vectorului $\overline{r}_{G_m}$ este

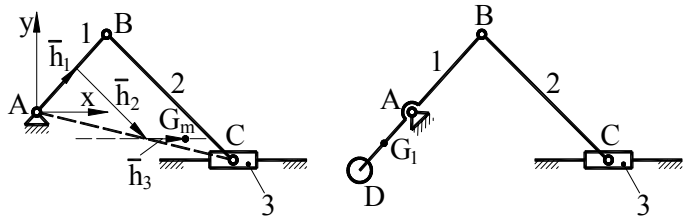
$$y_{G_m} = k \cdot y_C.$$

Deoarece y_C este constant, rezultă că şi y_{G_m} este constant, ceea ce arată că traiectoria punctului G_m este o dreaptă paralelă cu axa Ax. Introducând expresiile vectorilor $\overline{h}_1$ şi $\overline{h}_2$ (5.130) în relația (5.138) se obține

$$\frac{m_1\rho_1 + \ell_1(m_2 + m_3)}{\ell_1} = \frac{m_2\rho_2 + \ell_2 m_3}{\ell_2}$$

sau

$$m_1\rho_1 = -m_2(\ell_2 - \rho_2)\frac{\ell_1}{\ell_2}.$$



a) ***b)***

Fig. 5.41

Dacă G_2 se adoptă între articulațiile B şi C ($0 < \rho_2 < \ell_2$), rezultă $\rho_1 < 0$, deci trebuie amplasată o contragreutate pe manivelă (Fig.5.41.b) pentru a deplasa centrul de greutate în afara articulațiilor.

5.3.2.3. Metoda analizei armonice

Această metodă este utilizată, ca şi metoda punctelor principale, pentru echilibrarea statică a mecanismelor şi se bazează pe dezvoltarea în serie Fourier a forțelor de inerție. Apoi, fiecare armonică se echilibrează separat cu ajutorul contragreutăților. Pentru exemplificare, se va arăta modul de aplicare a metodei în cazul unui mecanism manivelă – piston axial (Fig.5.42).

În vederea echilibrării, masa bielei se concentrează static în punctele B şi C (par. 2.1.2.3)

$$m_{B_2} = m_2\frac{\ell_2 - \rho_2}{\ell_2},\ m_{C_2} = m_2\frac{\rho_2}{\ell_2}.$$

Masele în mişcare de rotație, concentrate în B (m_{B_2}) şi $G_1(m_1)$ se echilibrează, ca în cazul unui rotor, printr-o contragreutate montată în punctul D,

$$m_D\rho_D = -m_1\rho_1 - m_2\frac{\ell_2-\rho_2}{\ell_2}\ell_1 .$$

Masele aflate în mişcare de translaţie , concentrate în punctul C,

$$m_C = m_3 + m_{C_2} = m_3 + m_2\frac{\rho_2}{\ell_2},$$

rămân dezechilibrate. Forţa de inerţie generată de aceste mase este

$$F_{iC} = -m_C a_C .$$

Poziţia punctului C este definită prin coordonata x_C care, în ipoteza $\ell_4 = 0$, are expresia (par. 2.1.4.3)

$$x_C = \ell_1\left(\cos\varphi_1 + \frac{1}{\lambda}\sqrt{1-\lambda^2\sin^2\varphi_1}\right),$$

în care $\lambda = \frac{\ell_1}{\ell_2}$. Funcţia $f(\varphi_1) = \cos\varphi_1 + \frac{1}{\lambda}\sqrt{1-\lambda^2\sin^2\varphi_1}$ este periodică în raport cu φ_1 şi se poate dezvolta în serie Fourier,

$$f(\varphi_1) = \frac{a_0}{2} + \sum_{j=1}^{\infty}(a_j\cos j\varphi_1 + b_j\sin j\varphi_1) .$$

Deoarece funcţia este pară, $f(-\varphi_1) = f(\varphi_1)$, coeficienţii sinusurilor sunt nuli, $b_j = 0$. Coeficienţii a_j se calculează cu formulele

$$a_j = \frac{1}{\pi}\int_0^{2\pi}\left(f(\varphi_1)\cos j\varphi_1\right)d\varphi_1 \quad (j = 0,\ 1,\ 2,\ldots n) .$$

Aplicând aceste formule rezultă că toţi coeficienţii de ordin impar, cu excepţia $j = 1$, sunt nuli. Prin derivarea coordonatei $x_C = \ell_1 \cdot f(\varphi_1)$, de două ori în raport cu timpul, în ipoteza dezvoltării funcţiei $f(\varphi_1)$ în serie Fourier, se obţine acceleraţia punctului C,

$$\begin{aligned} a_C &= -\ell_1\omega_1^2(a_1\cos\varphi_1 + 2^2 a_2\cos 2\varphi_1 + 4^2 a_4\cos 4\varphi_1 + \ldots) = \\ &= -\ell_1\omega_1^2\sum j^2 a_j\cos j\varphi_1 \qquad (j=1, 2, 4, \ldots 2n). \end{aligned}$$

Notând $A_j = j^2 a_j$ (j=1, 2, 4, ... 2n) şi înlocuind acceleraţia a_C în expresia forţei de inerţie F_{iC}, se obţine

$$\begin{aligned} F_{iC} &= m_C\ell_1\omega_1^2(A_1\cos\varphi_1 + A_2\cos 2\varphi_1 + A_4\cos 4\varphi_1 + \ldots) = \\ &= m_C\ell_1\omega_1^2\sum A_j\cos j\varphi_1 \qquad (j = 1,\ 2,\ 4,\ \ldots\ 2n) \end{aligned} \tag{5.139}$$

Valorile coeficienților A_j (j=1, 2, 4, ... 2n) sunt indicate în Tab.5.1 în funcție de valorile uzuale ale raportului λ.

Expresia forței de inerție (5.139) arată că aceasta se compune dintr-un număr de termeni, numiți **armonice**. Primul termen – **armonica fundamentală** are frecvența egală cu frecvența de rotație a elementului conducător, iar armonicele superioare au frecvențe egale cu multiplii pari ai armonicei fundamentale.

Pentru a echilibra forța de inerție $\overline{F}_{iC}$, se echilibrează, separat, fiecare dintre armonicele sale. Deoarece forțele de inerție scad foarte mult cu creşterea ordinului armonicei, aşa cum rezultă din Tab. 5.1, echilibrarea se limitează la armonicele de ordine inferioare.

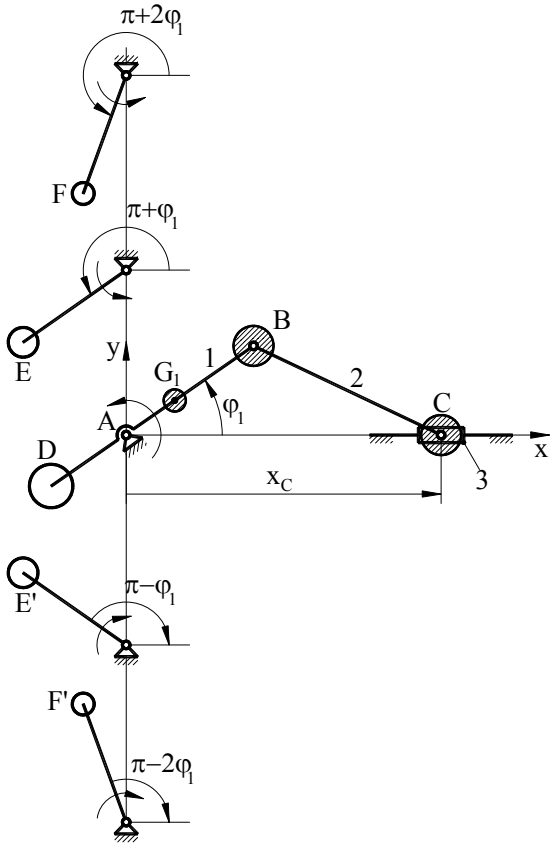


Fig. 5.42

Tabelul 5.1

λ	1/2,5	1/3	1/3,5	1/4	1/4,5	1/5	1/5,5	1/6
A_1	1	1	1	1	1	1	1	1
A_2	0,417325	0,343109	0,29178	0 ,254025	0,225031	0 ,202038	0,183345	0,167839
A_4	-0,18175	-0,010099	-0,006211	-0,004098	-0,002849	-0,002062	-0,001541	-0,001182
A_6	0,000891	0,000334	0,000149	0,000074	0,000041	0,000024	0,000015	0,000009
A_8	0,000043	0,000011	0,000004	0,000001	0,000001	0,000000	0,000000	0,000000

Armonica fundamentală

$$F_{iC1} = m_C \ell_1 \omega_1^2 A_1 \cos\varphi_1 \tag{5.140}$$

se echilibrează prin montarea a două contragreutăţi E şi E' (Fig.5.42) care se rotesc în sensuri contrare cu viteza unghiulară ω_1. Razele lor formează cu axa Ax unghiurile $(\pi - \varphi_1)$ şi $(\pi + \varphi_1)$. Pentru echilibrare, este necesar ca suma proiecţiilor, pe direcţia ghidajului, ale forţelor de inerţie generate de contragreutăţi, să fie egală şi de sens contrar cu F_{iC1},

$$m_E \rho_E \omega_1^2 \cos(\pi - \varphi_1) + m_E \rho_E \omega_1^2 \cos(\pi + \varphi_1) = -m_C \ell_1 \omega_1^2 A_1 \cos\varphi_1$$

Din această ecuaţie se calculează valoarea produsului $m_E \rho_E$, în funcţie de care se adoptă m_E şi ρ_E,

$$m_E \rho_E = \frac{m_C \ell_1 A_1}{2}. \tag{5.141}$$

Se observă că proiecţiile forţelor de inerţie ale contragreutăţilor, pe direcţie perpendiculară pe ghidaj, se echilibrează reciproc,

$$m_E \rho_E \omega_1^2 \sin(\pi - \varphi_1) + m_E \rho_E \omega_1^2 \sin(\pi + \varphi_1) = 0.$$

Antrenarea în rotaţie a contragreutăţilor se face prin transmiterea mişcării de la elementul conducător al mecanismului, cu ajutorul unor mecanisme cu roţi dinţate cu raportul de transmitere (+1) pentru o contragreutate şi (-1) pentru cealaltă contragreutate.

Pentru a echilibra armonica de ordin doi,

$$F_{iC2} = m_C \ell_1 \omega_1^2 A_2 \cos 2\varphi_1 \tag{5.142}$$

se procedează în mod similar, utilizând contragreutăţile F şi F' (Fig.5.42), care se rotesc în sensuri contrare cu viteza unghiulară $2\omega_1$ şi care formează, cu axa Ax, unghiurile $(\pi - 2\varphi_1)$ şi $(\pi + 2\varphi_1)$. Condiţia de echilibrare este

$$m_F \rho_F (2\omega_1)^2 \cos(\pi - 2\varphi_1) + m_F \rho_F (2\omega_1)^2 \cos(\pi + 2\varphi_1) = -m_C \ell_1 \omega_1^2 A_2 \cos 2\varphi_1$$

din care rezultă

$$m_F \rho_F = \frac{m_C \ell_1 A_2}{8}. \qquad (5.143)$$

Ca şi la armonica fundamentală, proiecţiile forţelor de inerţie ale contragreutăţilor F şi F', pe direcţia perpendiculară pe ghidaj, se echilibrează reciproc.

5.3.2.4. Noţiuni privind echilibrarea motoarelor policilindrice

Motoarele policilindrice sunt compuse din mai multe mecanisme manivelă – piston care funcţionează în plane paralele având o manivelă comună (arborele cotit). Recomandarea privitoare la simetria lanţurilor cinematice componente faţă de un plan paralel cu planul mişcării (par. 5.2.2.1) nu poate fi respectată întotdeauna, astfel încât, echilibrarea trebuie privită atât sub aspect static, cât şi dinamic. Aşa cum se va vedea, echilibrarea motoarelor policilindrice se realizează atât prin montarea unor contragreutăţi, cât şi prin decalarea judicioasă a manivelelor mecanismelor componente, astfel ca forţele de inerţie să se echilibreze reciproc.

- **Motorul cu doi cilindri**

Cele două mecanisme, având manivelele decalate cu 180^0, se notează ABC şi ADE (Fig.5.43). Forţele de inerţie cauzate de masele în mişcare de rotaţie, concentrate în punctele $B(\overline{F}_{iB})$ şi $D(\overline{F}_{iD})$ se echilibrează reciproc datorită decalajului manivelelor (Fig.5.43.b). Vom analiza, în continuare, modul în care acţionează forţele de inerţie de diferite ordine, obţinute prin dezvoltarea Fourier, corespunzătoare maselor în mişcare de translaţie. Notând, pentru simplificare, unghiul şi viteza unghiulară ale manivelei cu φ şi ω, forţele de inerţie, pentru cele două mecanisme, sunt

$$F_{iC1} = m_C \ell_1 \omega^2 A_1 \cos\varphi$$

$$F_{iE1} = m_E \ell_1 \omega^2 A_1 \cos(\pi + \varphi) = -m_E \ell_1 \omega^2 A_1 \cos\varphi.$$

Deoarece mecanismele sunt identice, $m_C = m_E$, iar $F_{iC1} = -F_{iE1}$ rezultă că forţele de inerţie de ordinul 1 se echilibrează reciproc fără a fi nevoie de contragreutăţi.

Forţele de inerţie de ordinul 2 au expresiile

$$F_{iC2} = m_C \ell_1 \omega^2 A_2 \cos 2\varphi$$

$$F_{iE2} = m_E \ell_1 \omega^2 A_2 \cos 2(\pi + \varphi) = F_{iC2}.$$

Se observă că cele două forțe de inerție nu se echilibrează reciproc. În aceeaşi situație se află şi forțele de inerție de ordinul 4. Echilibrarea lor se poate face cu contragreutăți în modul arătat la mecanismul manivelă – piston.

Forțele de inerție de diferite ordine pot fi interpretate ca fiind proiecțiile pe axa de translație a unor vectori care se rotesc cu viteza $n \cdot \omega$ (n – ordinul armonicei). Unghiurile acestor vectori sunt argumentele funcției cosinus din expresia forței de inerție şi se calculează cu formula

$$\varphi_k = n(\varphi + \alpha_k), \tag{5.144}$$

în care k este numărul de ordine al cilindrului, φ este unghiul de poziție al manivelei având $k = 1$, iar α_k unghiul dintre manivela k şi manivela $k = 1$. Această formulă este valabilă pentru forțele de inerție de ordinul 1, 2, 6, 8. Pentru forțele de inerție de ordinul 4, care au coeficienții A_4 negativi, se utilizează formula

$$\varphi_k = 4(\varphi + \alpha_k) + \pi. \tag{5.145}$$

Valorile unghiurilor vectorilor rotitori, pentru motorul cu doi cilindri, sunt date în tabelul următor.

n	Cilindrul 1, mecanismul ABC $\alpha_1 = 0$	Cilindrul 2, mecanismul ADE $\alpha_2 = \pi$
1	φ	$\varphi + \pi$
2	2φ	$2\varphi + (2\pi)$
4	$4\varphi + \pi$	$4\varphi + \pi + (4\pi)$
6	6φ	$6\varphi + (6\pi)$

Folosind aceste valori s-au reprezentat diagramele vectorilor rotitori pentru forțele de inerție de ordinele 1 (Fig.5.43.c), 2 (Fig.5.43.d) şi 4 (Fig.5.43.e). În aceste diagrame se observă, în mod sugestiv, faptul că forțele de inerție de ordinul 1 se autoechilibrează, iar cele de ordinul 2 şi de ordinul 4 nu se bucură de această proprietate.

Trebuie remarcat că forțele de inerție de ordinul 1 (F_{iC1} şi F_{iE1}), acționând în plane diferite, produc un cuplu (Fig.5.43.a). Momentul acestui cuplu, numit moment de răsturnare, poate fi echilibrat prin montarea a două contragreutăți, F şi F', care se rotesc în jurul unor axe perpendiculare pe axa de rotație a manivelelor, aşa cum se arată în Fig.5.43.a.

Contragreutățile sunt acționate cu ajutorul unor angrenaje conice prin care se transmite mişcarea de la arborele cotit. Deoarece momentul care trebuie echilibrat este provocat de armonica fundamentală, viteza unghiulară a contragreutăților trebuie să fie egală cu cea a manivelei, deci raportul de transmitere al angrenajelor conice trebuie să fie egal cu unitatea. Masa şi raza contragreutăților rezultă din condiția de echilibrare a cuplului creat de forțele F_{iC1} şi $F_{iE1} = -F_{iC1}$,

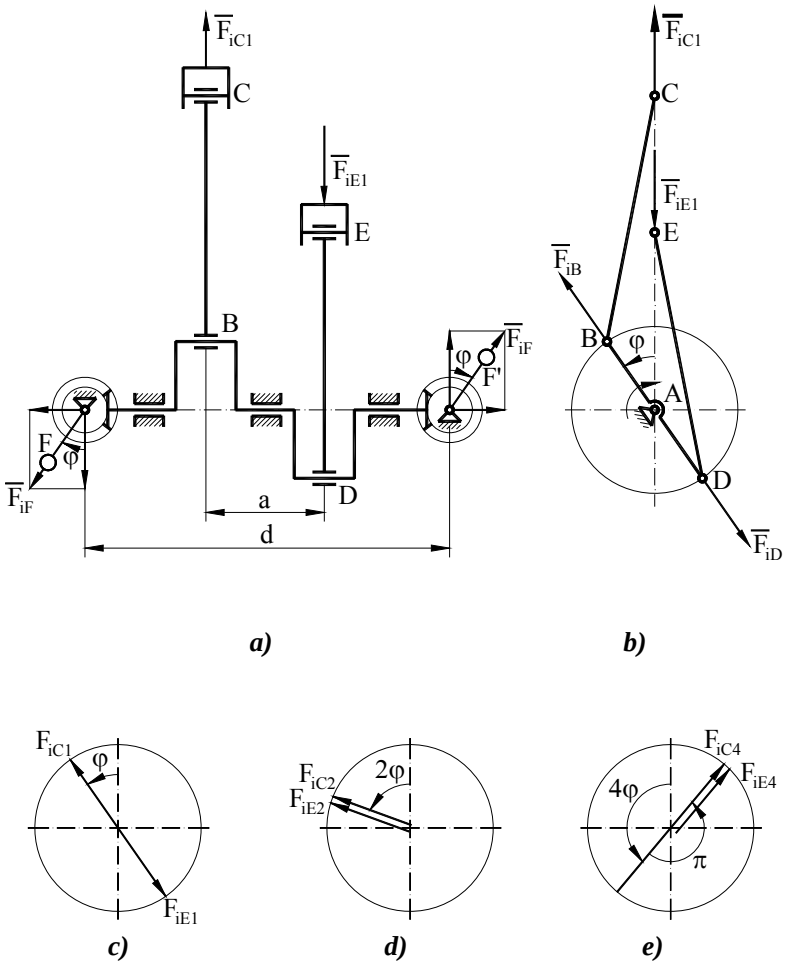


Fig. 5.43

$$F_{iF} \cdot \cos\varphi \cdot d = F_{iC1} \cdot a$$

$$(m_F \rho_F \omega^2 \cos\varphi) d = (m_C \ell_1 \omega^2 A_1 \cos\varphi) a$$

$$m_F \rho_F = m_C \ell_1 A_1 \frac{a}{d}, \qquad (5.146)$$

în care a şi d sunt distanțe puse în evidență pe desen (Fig.5.43.a).

▪ Motorul cu trei cilindri

În cazul motoarelor cu trei cilindri, având manivelele decalate cu 120^0, forțele de inerție ale maselor în mişcare de rotație $\overline{F}_{iB}$, $\overline{F}_{iD}$ şi $\overline{F}_{iF}$ se echilibrează reciproc, aşa cum reiese din Fig.5.44.a. Analiza echilibrării forțelor de inerție cauzate de masele în mişcare de translație se face pe baza diagramelor vectorilor rotit ori trasate cu ajutorul unghiurilor calculate cu formulele (5.144), (5.145) şi indicate în tabelul următor.

n	Cilindrul 1, mecanismul ABC $\alpha_1 = 0$	Cilindrul 2, mecanismul ADE $\alpha_2 = 120^0$	Cilindrul 3, mecanismul AFG $\alpha_3 = 240^0$
1	φ	$\varphi + 120^0$	$\varphi + 240^0$
2	2φ	$2\varphi + 240^0$	$2\varphi + 480^0 =$ $= 2\varphi + 120^0 + (2\pi)$
4	$4\varphi + \pi$	$4\varphi + 480^0 + \pi =$ $= 4\varphi + 300^0 + (2\pi)$	$4\varphi + 960^0 + \pi =$ $= 4\varphi + 60^0 + (6\pi)$
6	6φ	$6\varphi + 720^0 =$ $= 6\varphi + (4\pi)$	$6\varphi + 1440^0 =$ $= 6\varphi + (8\pi)$

Forțele de inerție de ordinele 1, 2 şi 4 se autoechilibrează aşa cum se observă în diagramele din Fig.5.44.b, c, şi d.

Forțele de inerție de ordinul 6 nu se echilibrează reciproc (Fig.5.44.e) dar ele sunt foarte mici, aşa încât pot rămâne neechilibrate fără ca funcționarea motorului să fie influențată vizibil. Forțele de inerție de ordinele 1, 2 şi 4 provoacă, însă, momente de răsturnare care se echilibrează cu contragreutăți aşa cum s-a arătat la motorul cu doi cilindri. Este important să fie echilibrat momentul de răsturnare cauzat de forțele de inerție de ordinul 1. Momentele provocate de forțele de inerție de ordinele 2 şi 4 sunt mai mici, dar şi dificil de echilibrat deoarece contragreutățile trebuie să se rotească cu viteze de două şi de

patru ori mai mari decât viteza arborelui cotit.

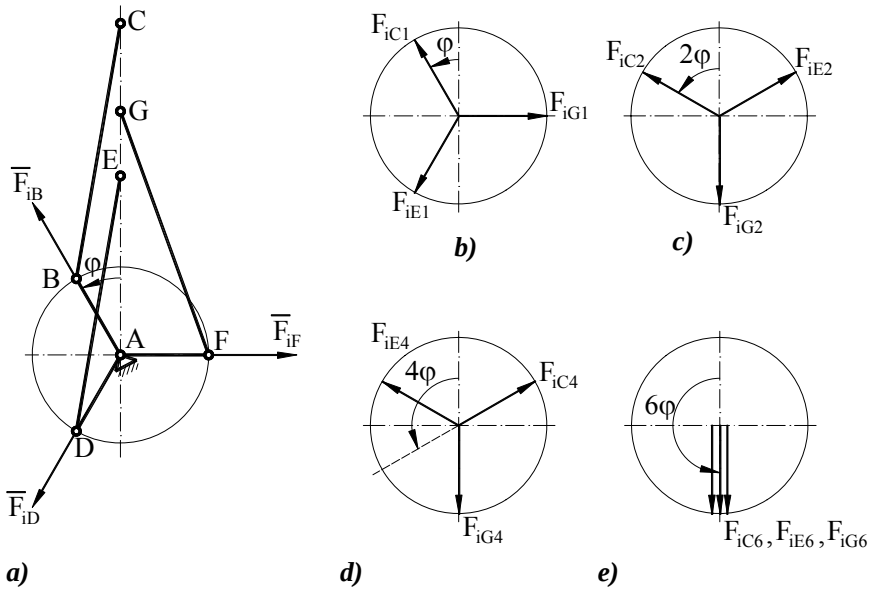


Fig. 5.44

- **Motorul cu patru cilindri**

Motorul cu patru cilindri, cu manivelele decalate la 180^0 ca în Fig.5.45, poate fi considerat ca fiind format din două motoare cu doi cilindri alăturate. Ca şi la motoarele cu doi cilindri, forţele de inerţie ale maselor în mişcare de rotaţie $\overline{F}_{iB}$, $\overline{F}_{iD}$, $\overline{F}_{iF}$, $\overline{F}_{iH}$ (Fig.5.45.b), precum şi forţele de inerţie ale maselor în mişcare de translaţie, de ordinul 1, $\overline{F}_{iC1}$, $\overline{F}_{iE1}$, $\overline{F}_{iG1}$, $\overline{F}_{iI1}$ (Fig.5.45.c) se autoechilibrează. Rămân neechilibrate forţele de inerţie de ordine superioare (Fig.5.45.d,e). Trebuie menţionat că forţele de inerţie de ordinul 1, corespunzătoare celor 4 mecanisme, formează două cupluri egale cu $F_{iC1} \cdot b$, care se autoechilibrează având sensuri contrare. Rezultă că, la acest motor, nu acţionează un moment de răsturnare.

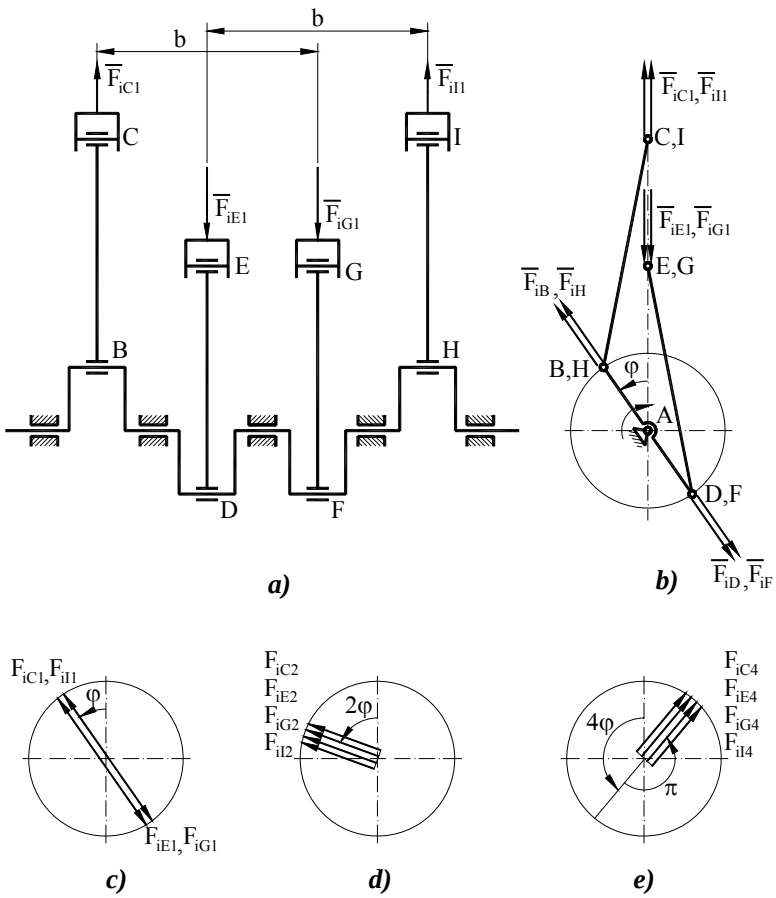

b
b
$\overline{F}_{iC1}$
$\overline{F}_{iI1}$
C
I
$\overline{F}_{iE1}$
$\overline{F}_{iG1}$
E
G
B
H
D
F
a)
$\overline{F}_{iC1},\overline{F}_{iI1}$
C,I
$\overline{F}_{iE1},\overline{F}_{iG1}$
E,G
$\overline{F}_{iB},\overline{F}_{iH}$
B,H
φ
A
D,F
$\overline{F}_{iD},\overline{F}_{iF}$
b)
F_{iC1},F_{iI1}
φ
F_{iE1},F_{iG1}
c)
F_{iC2}
F_{iE2}
F_{iG2}
F_{iI2}
2φ
d)
F_{iC4}
F_{iE4}
F_{iG4}
F_{iI4}
4φ
π
e)

Fig. 5.45

Capitolul 6

PROIECTAREA MECANISMELOR

6.1. CONSIDERAȚII GENERALE

Proiectarea este un proces complex prin care, pornind de la o **temă** dată, se elaborează **documentația tehnică** a produsului (STAS 6269-80, R-85).

Tema de proiectare stabileşte funcțiile principale cerute produsului, caracteristicile şi performanțele acestuia. În cazul proiectării unui mecanism tema de proiectare se desprinde din tema generală, stabilită pentru maşina din care face parte mecanismul. Procesul tehnologic executat de o maşină se desfăşoară în mai multe operații, iar fiecare operație este executată de un mecanism. Natura şi specificul operației determină funcțiile mecanismului aferent şi conduc la formularea temei de proiectare pentru acesta.

"**Documentația tehnică** reprezintă desenele şi documentele scrise care, independent sau împreună, determină componența şi construcția produsului şi cuprind, după caz, date de studiu şi proiectare, execuție, verificare, recepție, exploatare, întreținere sau de propagandă tehnică şi comercială a acestuia" (STAS 6269-80, R-85).

Mai pe scurt, documentația tehnică descrie complet produsul (mecanismul), astfel încât acesta să poată fi fabricat şi justifică soluțiile adoptate.

Schema de principiu, care indică fazele de proiectare a unui mecanism, este arătată în Fig.6.1. Prima fază (blocul 1) este adoptarea schemei cinematice fără precizarea parametrilor geometrici. Această problemă va fi tratată extins în par.6.2. Cea de a doua fază (blocul 2) reprezintă proiectarea propriu-zisă a mecanismului şi se concretizează prin asocierea a două grupe de operații: Analize şi Sinteze (blocul 2.1) şi Proiectarea Organologică (blocul 2.2). Operațiile de analiză şi de sinteză sunt tratate în prezentul volum. Operațiile care se înscriu în sfera proiectării organologice nu fac obiectul acestei cărți, astfel că vom explica, pe scurt, rolul lor. În linii mari, în cadrul proiectării organologice, se determină forma şi dimensiunile elementelor (pieselor, organelor) din condiții de rezistență, durabilitate şi tribologice.

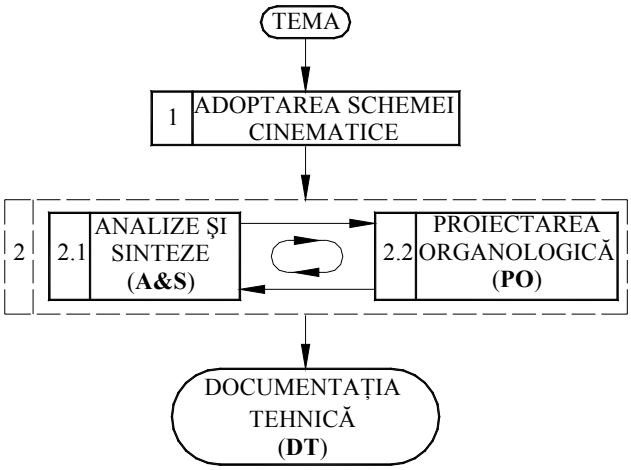


Fig.6.1

Dimensiunile care se stabilesc astfel sunt altele decât cele obţinute prin sinteza dimensională şi care se referă strict la poziţiile relative dintre suprafeţele cuplelor în raport cu fiecare element.

Pentru exemplificare, în Fig.6.2 este reprezentat desenul unui element de tip bielă care aparţine unui mecanism cu cuple inferioare. Cota care indică distanţa dintre centrele articulaţiilor, încercuită pe desen, rezultă din sinteza

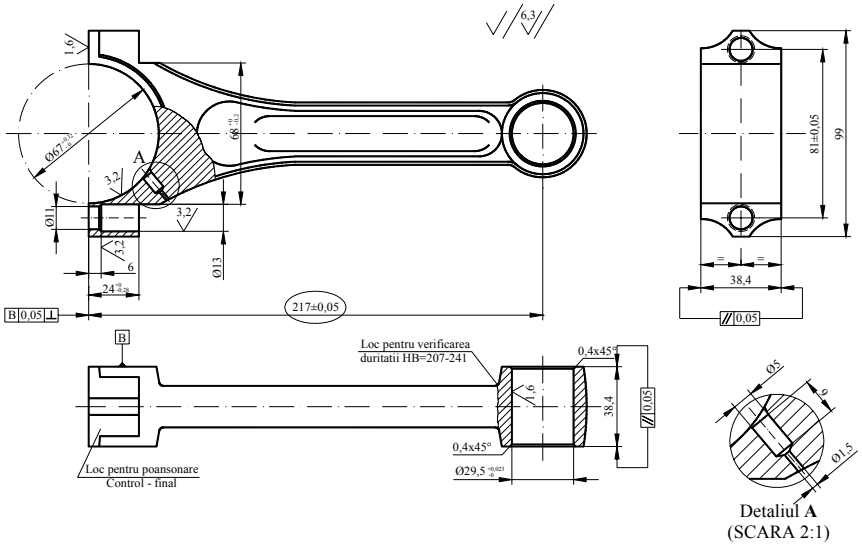


Fig.6.2

dimensională. Toate celelalte cote, care definesc complet geometria piesei, reprezintă rezultatul proiectării organologice. În acelaşi domeniu se încadrează alegerea materialelor şi a tratamentelor termice, stabilirea toleranţelor, a abaterilor geometrice şi a calităţii suprafeţelor. Cu alte cuvinte proiectarea organologică materializează, aduce la o formă reală, tehnică modelul simplificat care este schema cinematică. Între operaţiile de sinteză şi analiză, pe de o parte, şi proiectarea organologică, pe de altă parte, există o legătură strânsă, în sensul că îşi furnizează date reciproc. Astfel, de exemplu, sinteza dimensională generează parametrii geometrici ai schemei cinematice, iar analiza cinetostatică – forţele de legătură, care intervin în proiectarea organologică. Pe de altă parte, proiectarea organologică determină repartiţia maselor (valorile maselor, a momentelor de inerţie şi poziţiile centrelor de masă) care este utilizată în analiza cinetostatică şi în analiza dinamică. Această circulaţie de date conduce la formarea unui ciclu iterativ care se încheie atunci când sunt verificate o serie de condiţii cinematice, dinamice de rezistenţă sau cu caracter tribologic.

Pentru exemplificare, arătăm câteva dintre aceste condiţii: limitarea vitezei maxime a elementului de execuţie, obţinerea unui grad de neuniformitate recomandat, evitarea fenomenului de rezonanţă, menţinerea tensiunilor corespunzătoare diverselor solicitări sub valorile admisibile, instalarea ungerii hidrodinamice în diverse cuple cinematice, etc. De multe ori procesul iterativ îmbracă forma unei probleme de optimizare în care funcţia obiectiv este, de obicei, de natură economică.

Stabilirea, în detaliu, a procedurii de proiectare depinde de regimul de funcţionare şi de destinaţia mecanismului aşa cum se arată în par. 6.3.

6.2. ADOPTAREA SCHEMEI CINEMATICE

Etapa iniţială, de mare importanţă, în procesul de proiectare a unui mecanism cu un anumit rol funcţional, este adoptarea schemei cinematice.

Alegerea optimă, sau cel puţin corectă, a schemei cinematice asigură premizele unei funcţionări corespunzătoare.

Schema cinematică reprezintă un model fizic care conţine toate informaţiile necesare pentru a elabora modelul matematic de analiză cinematică. Geometria schemei cinematice este descrisă de un număr de parametri constructivi constanţi care indică poziţia relativă dintre suprafeţele cuplelor cinematice ale fiecărui element (par.2.1.4.). Cunoaşterea numerică a acestor parametri permite aplicarea modelului matematic în vederea finalizării numerice a operaţiei de analiză cinematică. În cadrul acestui subcapitol vom discuta numai despre adoptarea schemei cinematice fără a avea preocupări legate de determinarea parametrilor geometrici asociaţi cu aceasta.

Desigur, în capitolele anterioare s-au făcut unele aprecieri cu privire la adoptarea schemei cinematice, dar considerăm că o prezentare fundamentată, cu

caracter sintetic, se poate face numai în condiţiile cunoaşterii particularităţilor funcţionale specifice fiecărei categorii de mecanisme.

Aşa cum am arătat (par.1.1.2.), în construcţia maşinilor moderne se utilizează următoarele categorii de mecanisme: cu cuple inferioare (cu bare), cu came, cu roţi dinţate, cu şurub şi combinate. Vom prezenta domeniile de aplicare pentru fiecare categorie de mecanisme, determinate de o serie de criterii care guvernează alegerea schemei cinematice. Criteriul esenţial este, desigur, **rolul funcţional** al mecanismului, care se caracterizează prin condiţiile cinematice şi dinamice pe care trebuie să le îndeplinească elementul de execuţie. Alte criterii care se iau în considerare sunt legate de **simplitatea mecanismului**, de **caracteristicile tribologice ale cuplelor cinematice** şi de **posibilităţile tehnologice de fabricaţie**. Trebuie de observat că aceste criterii au, în esenţă, o finalitate economică.

Mecanismele cu cuple inferioare (cu bare) au un domeniu de aplicabilitate foarte larg. Cu ajutorul lor se pot obţine atât mişcări simple – de rotaţie sau de translaţie alternativă, cât şi mişcări complexe – plane sau spaţiale. O primă obţiune a proiectantului este de a decide între utilizarea unui mecanism **plan** sau a unuia **spaţial**. În general, se preferă mecanismele plane deoarece în construcţia mecanismelor spaţiale intervin cuple sferice sau sferice cu deget, dezavantajoase, din punct de vedere tehnologic în raport cu cuplele de rotaţie sau de translaţie. Utilizarea mecanismelor spaţiale este obligatorie dacă elementul de execuţie are o mişcare spaţială. Uneori se folosesc mecanisme spaţiale, chiar dacă elementul de execuţie are o mişcare plană, dar aceasta se execută într-un plan diferit de cel al elementului conducător. Criteriul **simplităţii** impune utilizarea unor mecanisme cu număr cât mai redus de elemente. Astfel, se recomandă ca mecanismele plane cu $M = 1$ să aibă 4 elemente şi, numai în cazuri justificate, să aibă 6 sau mai multe elemente. Utilizarea mecanismelor cu $n \geq 6$ poate fi motivată prin aceea că ele admit un număr mai mare de condiţii de sinteză şi, în felul acesta, pot răspunde mai bine cerinţelor de ordin funcţional. Astfel, în cazul sintezei pentru generarea curbelor, la mecanismul patrulater articulat se pot impune 9 puncte pentru definirea curbei, iar la un mecanism cu 6 elemente articulate se pot impune 15 puncte (par.2.4.3)

Mecanismele spaţiale cu cea mai largă utilizare au, de asemenea, 4 elemente: mecanismul patrulater articulat spaţial (par.2.1.9) şi mecanismul manivelă - piston spaţial (par.2.1.10). Un mecanism spaţial cu o destinaţie specială este mecanismul cardanic (par.2.1.8) care se utilizează cu rol de cuplaj pentru compensarea abaterilor unghiulare ale arborilor.

În ce priveşte **tipul cuplelor cinematice** se recomandă utilizarea, de preferinţă, a cuplelor de rotaţie. Acestea sunt simple din punct de vedere tehnologic, au o comportare tribologică mai favorabilă decât cuplele de translaţie şi se pot realiza uşor cu ajutorul rulmenţilor. Mecanismele plane cu 4 elemente, având cea mai largă utilizare, conţin cel mult o cuplă de translaţie:

mecanismul patrulater articulat (par.2.1.4.2), mecanismul manivelă piston (par.2.1.4.3), mecanismul cu culisă oscilantă (par.2.1.4.4).

Acționarea mecanismelor cu cuple inferioare (cu bare) se poate face cu motoare rotative (electrice sau termice) sau cu cilindri hidraulici. Prima variantă este cea mai utilizată. Acționarea hidraulică se folosește pentru regimuri caracterizate prin încărcări mari şi viteze reduse. Se pot exemplifica, în acest sens, mecanismele care echipează excavatoarele şi încărcătoarele, mecanismele pentru acționarea trenurilor de aterizare ale avioanelor, mecanismele pentru ridicare uneltelor la maşinile agricole, etc. Cel mai simplu mecanism cu acționare hidraulică este cel cu cilindru oscilant (par.2.1.4.6).

O particularitate a acestor mecanisme este aceea că permit comanda manuală a deplasării relative din cupla conducătoare cilindru – piston. Pentru a mări posibilitățile de mişcare a elementului de execuție, mecanismele cu acționare hidraulică se concep, uneori, cu gradul de mobilitate mai mare ca unitatea. Astfel, mecanismul de încărcător din Fig.6.3 are $M = 2$.

O categorie aparte de mecanisme cu cuple inferioare sunt cele din **structura roboților industriali**. Particularitatea lor este aceea că provin, în general, din lanțuri cinematice deschise, ceea ce conduce la faptul că gradul de mobilitate este egal cu numărul de cuple, iar acestea sunt, în totalitate, conducătoare (par.2.1.5.2). Respectând ideea generală, folosirea cuplelor de translație este restrictivă şi la aceste mecanisme deoarece motoarele pentru deplasarea liniară sunt mai complicate.

Mecanismele cu came se folosesc, în general, pentru a obține mişcări de rotație sau de translație alternativă la elementul condus (tachet).

Cupla superioară camă – tachet cu cea mai largă utilizare este cea obținută prin intermediul unei role articulate datorită existenței contactului cu rostogolire. Tachetul cu suprafață activă plană (sau uşor bombată) se foloseşte pentru curse mici şi în condițiile asigurării unei ungeri foarte bune, datorită existenței frecării de alunecare.

Cupla superioară se poate construi în variantă **deschisă** sau **închisă**. Cupla deschisă este mai simplă din punct de vedere constructiv, dar arcul de menținere a contactului solicită suplimentar mecanismul şi limitează mărimea cursei. Mecanismele cu cuplă superioară închisă se folosesc pentru curse mari şi asigură o funcționare bună dacă precizia de execuție este corespunzătoare.

În general, se folosesc **mecanisme cu came plane** care sunt mai tehnologice decât cele **spațiale**. Acestea din urmă se utilizează când corelația spațială cu celelalte mecanisme ale maşinii reclamă mişcări în plane diferite pentru camă şi tachet. De asemenea, mecanismele spațiale cu camă cilindrică permit obținerea unei curse foarte mari în condițiile unui gabarit redus.

Se poate constata că mecanismele cu came şi cele cu cuple inferioare au un domeniu de aplicabilitate, în mare parte, comun. Opțiunea pentru una dintre aceste categorii de mecanisme trebuie să ia în considerare următoarele particularități constructiv – funcționale.

• Mecanismele cu cuple inferioare sunt mai tehnologice deoarece suprafeţele cuplelor de rotaţie şi de translaţie se execută mai simplu şi mai economic decât profilul camei.

• Mecanismele cu came permit obţinerea, cu mare precizie, a oricărei legi de mişcare pentru elementul condus. Se pot realiza, de asemenea, faze de staţionare localizate foarte precis în cadrul ciclului cinamtic. Legea de mişcare se poate modifica, în funcţie de cerinţele de funcţionare, prin schimbarea camei.

Mecanismele cu roţi dinţate se folosesc, în general, pentru transmiterea mişcării de rotaţie cu raport de transmitere constant. Situaţiile în care sunt necesare angrenaje necirculare (cu raport de transmitere variabil) sunt rare şi nesemnificative. De regulă, transmisiile cu roţi dinţate sunt amplasate între motor şi mecanismul de lucru, având, în majoritatea cazurilor, raportul de transmitere supraunitar. Ele se fabrică şi sub formă tipizată, cu parametri constructivi şi funcţionali standardizaţi (STAS 6848 – 80), purtând denumirea de **reductoare de turaţie**. Reductoarele sunt formate din mecanisme cu roţi dinţate cu axe fixe sau din mecanisme planetare propriu-zise (par.4.2.2). Reductoarele cu roţi dinţate cu axe fixe pot avea un angrenaj (o treaptă) sau mai multe angrenaje legate în serie (mai multe trepte) (par.4.2.1). În construcţia transmisiilor pot interveni mecanisme elementare de diverse tipuri şi în diverse combinaţii.

Axele arborilor de intrare (conducător) şi de ieşire (condus) pot fi paralele sau perpendiculare. În primul caz se aplică, de obicei, angrenaje paralele formate din roţi dinţate cilindrice cu dinţi înclinaţi (par.4.1.4). În cel de-al doilea caz se utilizează fie angrenaje concurente cu roţi conice cu dinţi înclinaţi sau curbi (par.4.1.5.4) fie angrenaje melcate (par.4.1.6). Acestea din urmă sunt, de regulă, inversibile (mişcarea se poate transmite numai de la melc la roata melcată) – proprietate utilă în unele aplicaţii cum ar fi domeniul maşinilor de ridicat. Angrenajele hipode (par.4.1.8) se folosesc destul de rar şi au unele aplicaţii consacrate, cum ar fi: transmisia centrală (formată între cutia de viteze şi diferenţial) de la autovehicule. Angrenajele elicoidale (cilindrice cu axe încrucişate) (par.4.1.7) se utilizează numai cu rol cinematic datorită faptului că au contact punctual între flacuri şi nu pot transmite momente mari. Trebuie de menţionat că, în aplicaţiile practice, angrenajele neparalele au, aproape exclusiv, axele de rotaţie perpendiculare. Angrenajele interioare (par.4.1.3.5) se folosesc, în special, în construcţia reductoarelor planetare (par.4.2.2) având un domeniu de utilizare restrâns. Angrenajele roată dinţată – cremalieră au aplicaţii în structura lanţurilor cinematice de avans ale maşinilor unelte, în construcţia mecanismelor de direcţie ale autovehicolelor, etc.

Un rol aparte în aplicaţiile tehnice îl au mecanismele diferenţiale (par.4.2.2). Deşi aceste mecanisme, considerate separat, au $M = 2$, ele se utilizează în combinaţie cu lanţurile cinematice de închidere rezultând mecanisme complexe cu $M = 1$ (par.4.2.2.1). Cea mai cunoscută aplicaţie a mecanismelor diferenţiale este cea care intervine în construcţia autovehiculelor

(par.4.2.2.4). Mecanismele diferențiale se utilizează, de asemenea, în construcția unor maşini unelte cu rolul de a combina două mişcări de rotație.

Mecanismele cu şurub (par.2.2.5) se folosesc pentru obținerea, la elementul de execuție, a unei mişcări de translație rectilinii. Caracteristic pentru aceste mecanisme este faptul că mişcarea de translație condusă este uniformă în condițiile în care mişcarea de rotație conducătoare este, de asemenea, uniformă. Comparativ cu alte mecanisme, deplasarea de translație corespunzătoare unei rotații a elementului conducător este mult mai redusă. Cele mai importante aplicații ale mecanismelor cu şurub se înregistrează în construcția maşinilor unelte şi a maşinilor de ridicat.

Mecanismele combinate au, în general, o structură complexă şi se utilizează în situații speciale, când condițiile funcționale şi constructive nu pot fi îndeplinite de mecanisme mai simple. Pentru exemplificare, în Fig.6.3 este reprezentat mecanismul de introducere a firului de bătătură în rost utilizat în construcția unei maşini de țesut. Mecanismul este o combinație între un mecanism manivelă piston ABCD cu $AB = BC$ şi un mecanism planetar format din roata centrală fixă 4, sateliții 5(5'), 6 şi portsatelitul 1. Satelitul 6 este solidar cu biela BC, iar portsatelitul este solidar cu manivela AB. Elementul de execuție este tija (patina) 3. Rațiunea folosirii acestui mecanism constă în obținerea unei curse mari la elementul de execuție în condițiile unui gabarit redus. Dacă s-ar utiliza numai mecanismul manivelă – piston cu $AB = BC$, acesta ar avea unghiuri de presiune foarte mari, ajungând la 90^0, care ar produce autoblocarea. În afară de aceasta, la $\varphi_1 = 90^0,\ 270^0$ se înregistrează o poziție critică însoțită de o nedeterminare (par.2.1.4.3). Aceste dezavantaje pot fi eliminate dacă se majorează lungimea bielei, dar, în acest caz, se măreşte gabaritul funcțional al mecanismului, iar cursa are valoarea $2 \cdot AB$. Prin asociere cu mecanismul planetar, antrenarea mecanismului manivelă – piston se face atât direct, la elementul AB, cât şi prin intermediul satelitului 6, la elementul BC. Acest lucru face să se evite autoblocarea şi să se elimine nedeterminarea din poziția critică. Mai mult decât atât, la trecerea prin poziția critică ($C \equiv A$), punctul C se deplasează în acelaşi sens, astfel încât cursa este de $4 \cdot AB$. Menționăm că lanțul cinematic format din roțile dințate 4, 5(5'), 6 este pasiv (par.1.2.3.2), iar pentru funcționarea mecanismului, viteza unghiulară a bielei BC trebuie să aibă aceeaşi valoare, fie că este transmisă prin mecanismul manivelă – piston, fie prin mecanismul planetar. Pentru aceasta, între numerele de dinți ale roților 4 şi 6 trebuie să existe relația $z_4 = 2 \cdot z_6$.

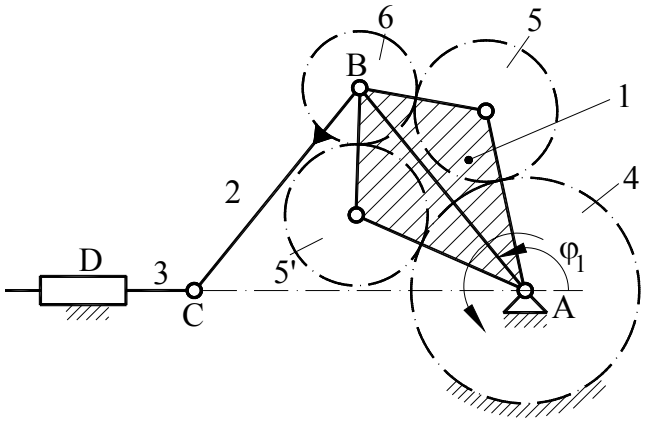


Fig.6.3

*

Procesul de adoptare a schemei cinematice are un pronunţat caracter creator. De aceea experienţa şi tradiţia trebuie îmbinate atât cu tehnicile şi metodele intuitive de creaţie, cât şi cu metode logice – combinatorice – deductive ale performanticii [43]. Este semnificativă, în acest sens, ingeniozitatea de care a dat dovadă proiectantul mecanismului din Fig.6.3, care a reuşit să găsească o soluţie subtilă ce răspunde unor condiţii contradictorii: cursă mare, gabarit redus, evitarea nedeterminării în poziţiile critice. De mare utilitate sunt culegerile, atlasele şi cataloagele de mecanisme [3], [13], [15] care reprezintă acumularea unei preţioase experienţe inginereşti.

6.3. STRATEGII (PROCEDURI) DE PROIECTARE

După cum am arătat, în procesul de proiectare intervin o serie de operaţii de analiză şi sinteză a mecanismelor în asociere cu proiectarea organologică. Relaţia dintre aceste operaţii, determinată de circulaţia datelor între ele, defineşte o strategie de proiectare. Pentru a urmări mai comod dezvoltările legate de această problemă vom trece în revistă tipurile principale de analiză şi de sinteză, tratate în lucrare, precizând, pentru fiecare, datele de intrare şi datele de ieşire. Menţionăm că într-o operaţie de analiză datele de intrare sunt de ordin constructiv, iar datele de ieşire sunt caracteristici

funcționale. În operațiile de sinteză natura acestor date se inversează. Vom caracteriza, de asemenea, modelul matematic al fiecărei operații, indicând următoarele elemente ale acestuia:

- Principiile şi legile mecanice pe care se fundamentează;
- Metodele care derivă din acestea;
- Proprietățile matematice ale modelului.

1) Analiza cinematică (AK) – par.2.1.

Date de intrare:

- Parametrii geometrici constructivi ai schemei cinematice (**pg**)
- Legea de mişcare din cupla conducătoare ($\boldsymbol{\omega(\varphi)}$)

De regulă mişcarea relativă din cupla conducătoare se consideră uniformă, iar viteza $\omega = \text{ct.}$ este dată prin tema de proiectare şi pusă de acord cu viteza nominală a motorului.

Date de ieşire:

- Parametrii care determină complet poziția şi mişcarea (distribuția de viteze şi accelerații) pentru orice element al mecanismului (**pk(φ)**)

Modelul matematic:

- Ecuațiile cinematice ale solidului rigid şi ale sistemelor de rigide;
- Metoda intersecției locurilor geometrice, metoda ecuațiilor vectoriale, metoda contururilor vectoriale închise, metoda transformării de coordonate, metoda funcțiilor de transmitere şi altele;
- Problema pozițiilor: sisteme de ecuații algebrice neliniare; problema vitezelor şi accelerațiilor: sisteme de ecuații algebrice liniare.

2) Analiza cinetostatică (AKS) – par.2.2.

Date de intrare:

- **pg**;
- **pk(φ)**;
- Forțele tehnologice $\mathbf{F_t(\varphi)}$;

• Parametrii masici – masele elementelor, poziţiile centrelor de masă, momentele de inerţie (**pm**);
• Parametrii tribologici – coeficienţii de frecare din cuplele cinematice şi parametrii constructivi ai acestora care determină comportarea tribologică (**pt**).

Date de ieşire:
• Forţele de legătură – reacţiunile din cuplele cinematice şi forţele de frecare (**R(φ)**);
• Momentul de echilibrare (**Me(φ)**);
• Randamentul mecanic (η).

Modelul matematic:
• Principiul lui d'Alembert;
• Metoda cinetostatică, exprimată prin ecuaţii de echilibru în care intervin forţele aplicate şi de inerţie – ca date cunoscute şi forţele de legătură – ca necunoscute;
• Analiza cinetostatică fără frecare: sisteme de ecuaţii algebrice liniare; analiza cinetostatică în prezenţa frecării: sisteme de ecuaţii algebrice neliniare.

3) Analiza preciziei (AP) – par.2.3.

Date de intrare:
• **pg**;
• **pk(φ)**;
• Abaterile elementare (**ae**) şi legile lor de distribuţie.

Date de ieşire:
• Abaterile funcţionale (**af(φ)**) şi legile lor de distribuţie.

Modelul matematic:
• Ecuaţiile cinematice ale sistemelor de rigide şi teoria probabilităţilor;
• Metoda deterministă (liniară), metoda stocastică;

• Sisteme de ecuații similare cu cele de la analiza cinematică (**AK**) şi prelucrări stocastice de date numerice.

4) Sinteza dimensională (SD) – par.2.4.

Date de intrare:

• Condițiile de sinteză **(cs)**

Condițiile de sinteză pot avea caracter cinematic (transmiterea mişcării) sau dinamic (transmiterea forțelor). Aceste condiții sunt numeroase şi variate generând o problematică foarte diversificată.

Date de ieşire:

• Parametrii geometrici ai schemei cinematice (**pg**)

Modelul matematic:

• Principii şi metode care intervin la analiza cinematică (**AK**) şi la analiza cinetostatică (**AKS**), teoria aproximării funcțiilor, optimizarea neliniară şi altele;

• Sisteme de ecuații şi inecuații algebrice liniare şi neliniare, algoritmi de optimizare.

Modelele matematice ale sintezei dimensionale provin, de multe ori, din cele utilizate în analiza cinematică (**AK**) sau în analiza cinetostatică (**AKS**) prin schimbarea parametrilor necunoscuți. Problemele de sinteză sunt, uneori, nedeterminate, iar pentru precizarea unei soluții unice se pot formula ca probleme de optimizare. Alegerea funcției obiectiv are, în general, finalitate economică urmărind, de exemplu, minimizarea gabaritului cu consecințe legate de consumul de materiale sau maximizarea randamentului pentru reducerea consumului de energie.

5) Echilibrarea forțelor de inerție (ECH) – par.5.3.

Date de intrare:

• **pg**;

• **pk(φ)**;

• **pm**.

Date de ieşire:
- **pm**.

În cadrul operației de echilibrare a forțelor de inerție se modifică repartiția maselor astfel că paraemtrii masici (**pm**) de ieşire sunt diferiți în raport cu cei de intrare.

Modelul matematic:
- Expresia torsorului forțelor de inerție pentru solidul rigid şi pentru sistemele de rigide;
- Metoda punctelor principale, metoda analizei armonice, etc.
- Ecuații algebrice liniare.

Operația de echilibrare poate fi considerată o operație de sinteză deoarece condițiile inițiale sunt de natură funcțională: anularea forțelor de inerție, iar rezultatele finale au caracter constructiv: redistribuția maselor.

6) Analiza dinamică (AD) – par.5.1.

Date de intrare:
- **pg**;
- **pk(φ)**;
- **pm**;
- $\mathbf{F_f(\varphi)}$;
- **Me(φ)**;
- Gradul de neuniformitate recomandat (δ).

Date de ieşire:
- Legea de mişcare a elementului de reducere exprimată sub forma $\boldsymbol{\omega(\varphi)}$ sau $\boldsymbol{\varphi(t)}$;
- momentul de inerție al volantului ($\mathbf{J_v}$).

Modelul matematic:
- Ecuația energiei cinetice aplicată sistemului de rigide;
- Ecuații diferențiale.

Operația de analiză dinamică conține şi elemente de sinteză care se referă la determinarea momentului de inerție al volantului (parametru constructiv) în funcție de gradul de neuniformitate recomandat (parametru funcțional).

7) Analiza elastodinamică (AED) – par.5.2.

Date de intrare:

- **pg**;
- **pk(φ)**;
- **pm**;
- $\mathbf{F_t(\varphi)}$;
- **Me(φ)**;
- Parametrii elastici şi de amortizare (**pea**).

Date de ieşire:

- Legea de mişcare a elementului condus $\boldsymbol{\psi(t)}$;
- Parametrii fenomenului vibrator (**pv**).

Dacă modelul fizic are mai multe grade de libertate datele de ieşire conțin un număr de legi de mişcare corespunzător.

Modelul matematic:

- Ecuația energiei cinetice, principiul lui d'Alambert;
- Ecuații diferențiale.

Adoptarea unei strategii de proiectare, mai simple sau mai complexe, depinde de destinația mecanismului, regimului de funcționare, nivelul de siguranță în exploatare, condițiile tehnice privind nivelul zgomotului şi a vibrațiilor, etc. În cele ce urmează se propun câteva strategii (proceduri) de proiectare precizându-se situațiile în care se recomandă utilizarea lor. Astfel, în cazul unui mecanism care funcționează la o viteză relativ redusă, fără pretenții tehnice deosebite, se poate adopta strategia ilustrată prin schema din Fig.6.4 în care se folosesc numai sinteza dimensională (**SD**), analiza cinematică (**AK**) şi analiza cinetostatică (**AKS**) în asociere, desigur, cu proiectarea organologică (**PO**). Se observă că între blocurile **3(AKS)** şi **4(PO)** se formează un ciclu iterativ. În prima fază a acestui ciclu se efectuează operația **4(AKS)** luând în

considerare numai forțele tehnologice $\mathbf{F_t(\varphi)}$ şi neglijând forțele de inerție şi de greutate care depind de parametrii masici **pm**, necunoscuți. Iterațiile se opresc dacă sunt îndeplinite condițiile de rezistență şi durabilitate testate în blocul **4(PO)**.

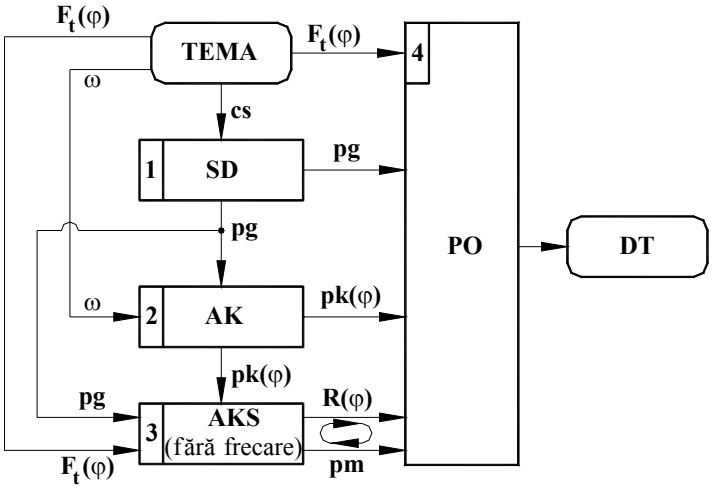


Fig.6.4

În cazul în care viteza de funcționare conduce la forțe de inerție mari, care trebuie echilibrate, iar precizia de funcționare este importantă în raport cu domeniul de utilizare al mecanismului, se recomandă procedura arătată în Fig.6.5. Se observă că, pe lângă operațiile care intervin la procedura precedentă (Fig.6.4), se utilizează operațiile de echilibrare (**4, ECH**) şi de analiză a preciziei (**5, AP**). Ca şi în cazul anterior, între blocurile **3(AKS)** şi **6(PO)** se formează un ciclu iterativ care începe şi se finalizează în acelaşi mod. Dacă, prin operația de sinteză dimensională, comportarea cinematică nu este controlată suficient, după efectuarea acestei operații (**1(SD)**), se fac unele verificări în cadrul blocului (**7**). Astfel, se poate testa valoarea maximă a vitezei sau a accelerației elementului de execuție. Dacă rezultatul este favorabil (**DA**) se trece la faza următoare. În caz contrar (**NU**), se revine la blocul 1(SD) în vederea modificării parametrilor constructivi **pg**. Dacă proiectantul consideră că randamentul mecanismului trebuie controlat, se poate introduce un bloc de testare (**8**) după analiza cinetostatică (**3(AKS)**). În cazul în care valoarea randamentului este prea mică se poate acționa în blocul **1(SD)** şi/sau în blocul **6(PO)**. În primul caz se recomandă redimensionarea schemei (parametrii **pg**) astfel încât să se reducă unghiurile de presiune. În cazul al doilea trebuie să se revadă proiectarea cuplelor şi, în special, a cuplelor de translație (par.2.2.3.2) pentru a reduce forțele de frecare, astfel încât se revine în blocul **6(PO)** pentru a

modifica parametrii **pt**. Existența blocului de analiză a preciziei (**5(AP)**) impune verificarea abaterilor funcționale (**af**) în secvența (**9**), care se pot corecta modificând abaterile elementare (**ae**) în cadrul proiectării organologice (**6(PO)**).

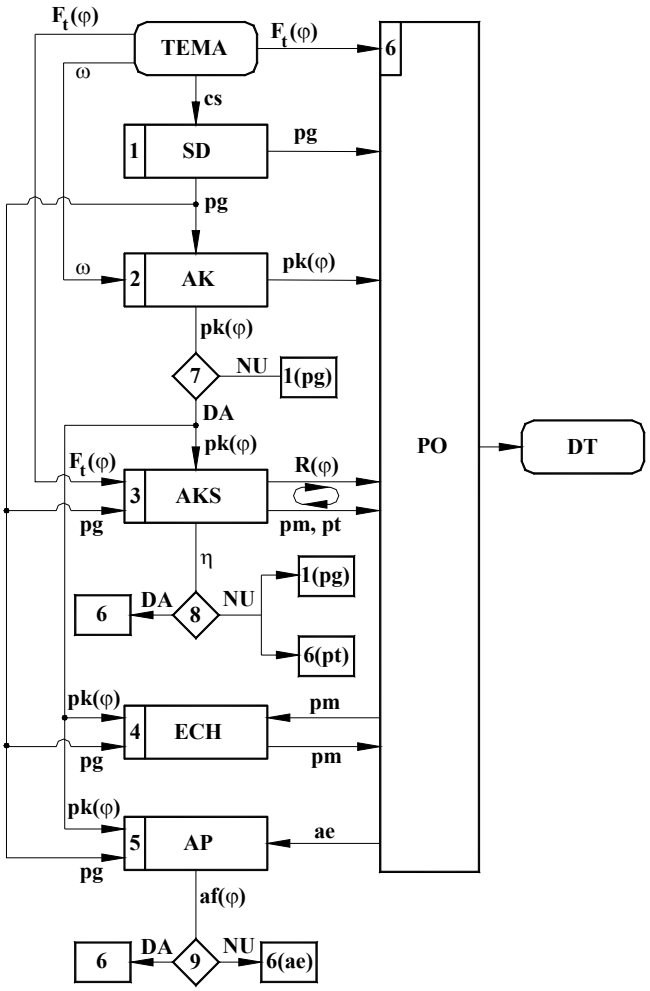


Fig.6.5

În cazul în care mecanismul funcționează la viteză mare, iar efectele dinamice (forțe de inerție, deformații elastice) sunt importante se poate utiliza o procedură ca cea din Fig.6.6. În această schemă intervin şi operațiile de analiză dinamică (**5(AD)**) şi de analiză elastodinamică (**6(AED)**). Testările prezentate la procedura anterioară (Fig.6.5) pot apărea şi aici, astfel încât nu au mai fost indicate în schemă. Legea de mişcare a elementului conducător **ω(φ)**, rezultată

din analiza dinamică (**5(AD)**), poate fi introdusă în analiza cinematică (**2(AK)**) şi, prin intermediul parametrilor cinematici (**pk**), în analiza cinetostatică (**3(AKS)**). Aceasta conduce la o determinare mai precisă a forţelor de inerţie şi a solicitărilor elementelor. Prin analiza elastodinamică (6(AED)) se determină legea de mişcare a elementuluid e execuţie $\boldsymbol{\psi(t)}$, care se abate de la aceeaşi lege determinată din condiţii cinematice. Dacă aceste abateri nu sunt admisibile (blocul **8**) se revine în blocul **7(PO)** pentru a modifica parametrii masici (**pm**) şi cei elastici şi de amortizare (**pea**). Analiza elastodinamică permite, de asemenea, determinarea parametrilor vibraţiilor (**pv**) – pulsaţia proprie, coeficientul de amplificare, coeficientul dinamic, etc. Testarea acestora, în blocul **9**, conduce la formularea unei concluzii privind efectul fenomenului vibrator asupra funcţionării mecanismului. În cazul în care acest efect trebuie atenuat se acţionează în blocul **7(PO)** pentru a modifica parametrii **pm** şi **pea**.

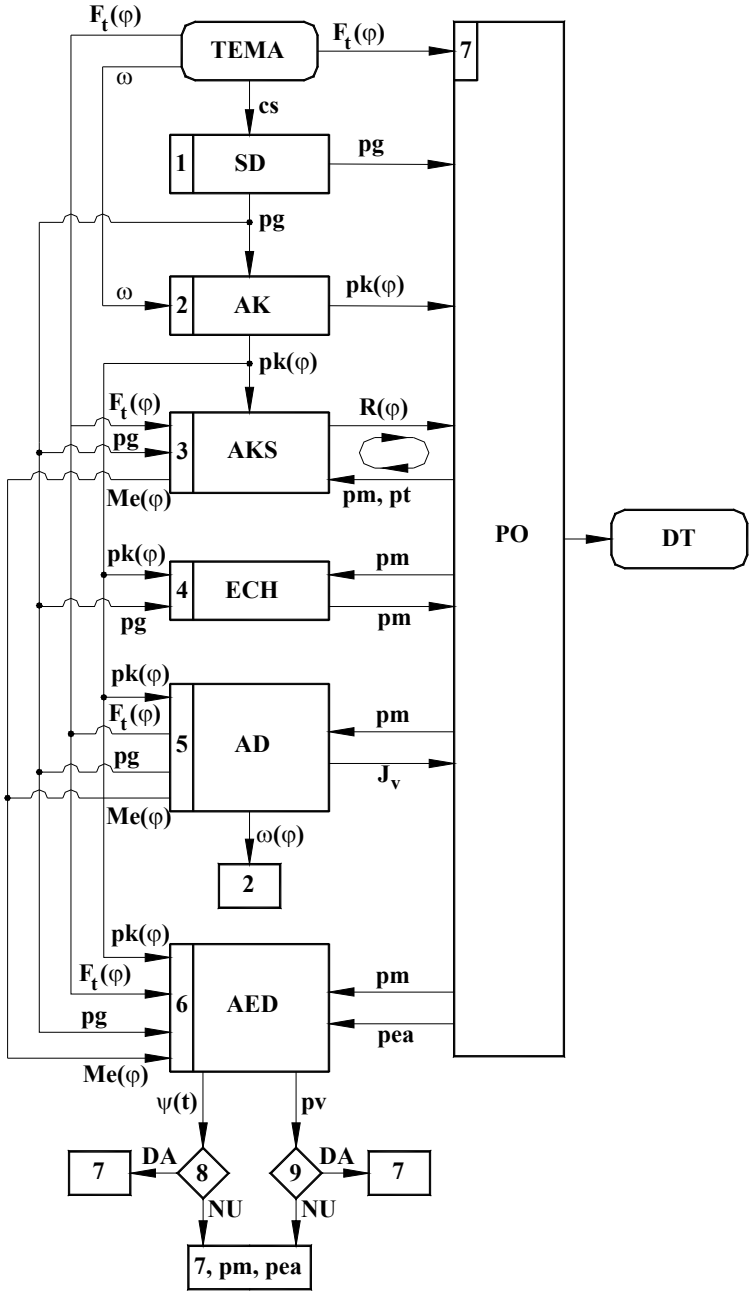

TEMA
SD
AK
AKS
ECH
AD
AED
PO
DT
cs
pg
pk(φ)
R(φ)
pm, pt
pm
pea
Me(φ)
ω(φ)
ψ(t)
pv
DA
NU
7, pm, pea

Fig.6.6

Anexe

ANEXA 1

NOȚIUNI DE GEOMETRIE ANALITICĂ ŞI DIFERENȚIALĂ

1.1. Transformări de coordonate

- **Transformări între două sisteme carteziene plane** (Fig.A.1)

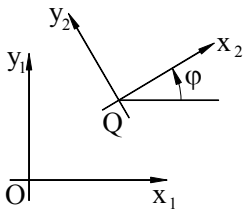


Fig.A.1

Poziția sistemului Qx_2y_2 în raport cu sistemul Ox_1y_1 este dată prin unghiul φ şi prin coordonatele punctului Q : x_{1Q} şi y_{1Q}.

Transformarea $Qx_2y_2 \rightarrow Ox_1y_1$

$$\begin{cases} x_1 = x_{1Q} + x_2\cos\varphi - y_2\sin\varphi \\ y_1 = y_{1Q} + x_2\sin\varphi + y_2\cos\varphi \end{cases} \qquad (A.1)$$

Dacă $O \equiv Q$ se obține

$$\begin{cases} x_1 = x_2\cos\varphi - y_2\sin\varphi \\ y_1 = x_2\sin\varphi + y_2\cos\varphi \end{cases} \qquad (A.2)$$

Dacă $\varphi = 0$ se obține

$$\begin{cases} x_1 = x_{1Q} + x_2 \\ y_1 = y_{1Q} + y_2 \end{cases} \qquad (A.3)$$

Transformarea $Ox_1y_1 \rightarrow Qx_2y_2$

$$\begin{cases} x_2 = -x_{1Q}\cos\varphi - y_{1Q}\sin\varphi + x_1\cos\varphi + y_1\sin\varphi \\ y_2 = x_{1Q}\sin\varphi - y_{1Q}\cos\varphi - x_1\sin\varphi + y_1\cos\varphi \end{cases} \qquad (A.4)$$

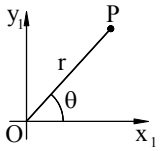
Dacă $O \equiv Q$ se obține

$$\begin{cases} x_2 = x_1 \cos\varphi + y_1 \sin\varphi \\ y_2 = -x_1 \sin\varphi + y_1 \cos\varphi \end{cases} \tag{A.5}$$

Dacă $\varphi = 0$ se obține

$$\begin{cases} x_2 = -x_{1Q} + x_1 \\ y_2 = -y_{1Q} + y_1 \end{cases} \tag{A.6}$$

- **Transformări dintr-un sistem cartezien într-un sistem polar** (Fig.A.2)



$$\begin{cases} r = \sqrt{x^2 + y^2} \\ tg\theta = \dfrac{y}{x} \end{cases} \tag{A.7}$$

Fig.A.2

1.2. Tangenta şi normala la o curbă

Fie o curbă dată prin ecuațiile parametrice în coordonate carteziene

$$\begin{aligned} x &= x(t) \\ y &= y(t) \end{aligned} \tag{A.8}$$

Ecuațiile tangentei într-un punct $P(x_P, y_P)$ este

$$\frac{y - y_P}{x - x_P} = \frac{y'_P}{x'_P}, \tag{A.9}$$

în care x'_P şi y'_P sunt derivatele $x'(t)$ şi $y'(t)$ în punctul P.

Ecuația normalei în P este

$$\frac{y - y_P}{x - x_P} = -\frac{x'_P}{y'_P}. \tag{A.10}$$

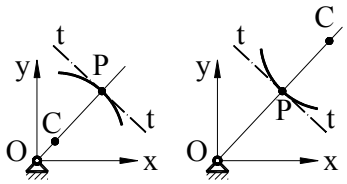
1. 3. Raza de curbură, convexitatea, concavitatea

Raza de curbură într-un punct $P(x, y)$, a unei curbe dată sub forma (A.8), este

$$|R_c| = \frac{(x'^2_P + y'^2_P)^{3/2}}{|x'y'' - y'x''|}. \qquad (A.11)$$

Această formulă nu oferă informații cu privire la orientarea concavității (convexității) curbei în P.

În terminologia camelor plane de rotație, se spune că un profil este **convex** într-un punct P, când centrul de rotație O şi centrul de curbură C se găsesc de aceeaşi parte a tangentei la curbă în P (Fig.A.3.a). Desigur, profilul este **concav** când cele două puncte O şi C se află de o parte şi de cealaltă parte a tangentei (Fig.A.3.b).



***a)** convex* ***b)** concav*

Fig. A.3

Tangenta la profil în P are ecuația

$$f(x, y) = (y - y_P)x'_P - (x - x_P)y'_P = 0.$$

În cazul profilului convex există inegalitatea

$$f(x_0, y_0) \cdot f(x_C, y_C) > 0,$$

iar în cazul profilului concav,

$$f(x_0, y_0) \cdot f(x_C, y_C) < 0.$$

Având în vedere că $x_0 = y_0 = 0$, iar x_C şi y_C au expresiile [11]

$$x_C = x_P - \frac{y'_P(x'^2_P + y'^2_P)}{x'_P y''_P - y'_P x''_P}; \quad y_C = y_P + \frac{x'_P(x'^2_P + y'^2_P)}{x'_P y''_P - y'_P x''_P}$$

se obține

$$f(x_0, y_0) \cdot f(x_C, y_C) = \frac{(x'^2_P + y'^2_P)(x_P y'_P - y_P x'_P)}{x'^2_P y'^2_P (x'_P y''_P - y'_P x''_P)}.$$

Eliminând factorii pozitivi, rezultă că semnul produsului $f(x_0, y_0) \cdot f(x_C, y_C)$ depinde numai de semnul expresiei

$$E_{s1} = \frac{x_P y'_P - y_P x'_P}{x'_P y''_P - y'_P x''_P}.$$

În felul acesta, raza de curbură R_C, pentru un punct curent al profilului, de coordonate (x, y), se calculează cu formula

$$R_C = \frac{(x'^2+y'^2)^{3/2}}{|x'y''-y'x''|} \cdot \mathrm{SGN}\left(\frac{xy'-yx'}{x'y''-y'x''}\right)$$

sau, mai simplu,

$$R_C = \frac{(x'^2+y'^2)^{3/2}}{x'y''-y'x''} \cdot \mathrm{SGN}(xy'-yx'), \qquad (A.12)$$

în care funcția $\mathrm{SGN} = \pm 1$ după cum expresia din paranteză este pozitivă sau negativă.

Dacă R_C rezultă, din formula (A.12), cu semnul (+) profilul este convex, iar dacă rezultă cu semnul (-) este concav.

În cazul camelor în mişcare de translație paralelă cu axa Ox, se spune că profilul este convex într-un punct P dacă $y_P - y_C > 0$ (Fig.A.4.a) şi concav dacă $y_P - y_C < 0$ (Fig.A.4.b). Diferența $y_P - y_C$ are expresia

$$y_P - y_C = -\frac{x'_P\,(x'^2_P+y'^2_P)}{x'_P\,y''_P - y'_P\,x''_P},$$

iar semnul său depinde numai de semnul expresiei

$$E_{s2} = \frac{-x'_P}{x'_P\,y''_P - y'_P\,x''_P}.$$

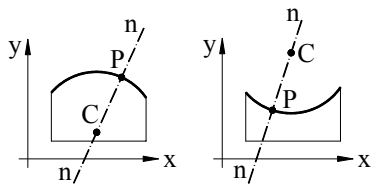
Astfel, raza de curbură într-un punct curent se calculează cu formula

$$R_C = \frac{(x'^2+y'^2)^{3/2}}{|x'y''-y'x''|} \cdot \mathrm{SGN}\left(\frac{-x'}{x'y''-y'x''}\right)$$

sau, mai simplu,

$$R_C = \frac{-(x'^2+y'^2)^{3/2}}{x'y''-y'x''} \cdot \mathrm{SGN}(x'). \qquad (A.13)$$

Dacă R_C rezultă, din formula (A.13), cu semnul (+) profilul este convex, iar dacă rezultă cu semnul (-) este concav.



***a)** convex* ***b)** concav*

Fig. A.4

1.4. Unghiul de poziție al unui vector

Se consideră vectorul $\overline{r} = \overline{AB}$ (Fig.A.4.1) exprimat în funcție de proiecțiile sale pe axele unui sistem de coordonate

$$\overline{r} = \overline{AB} = \overline{i}(x_B - x_A) + \overline{j}(y_B - y_A).$$

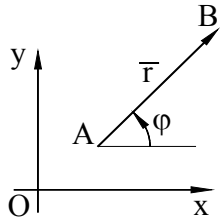


Fig. A.4.1

Unghiul de poziție φ al acestui vector, măsurat în sens trigonometric, de la semiaxa pozitivă Ox este

$$\varphi = \text{arctg}\frac{y_B - y_A}{x_B - x_A}, \qquad \text{(A.13.1)}$$

Cadranul în care se înscrie unghiul se stabileşte din tabelul următor, în funcție de semnele proiecțiilor vectorului $\overline{r}$.

$x_B - x_A$	+	-	-	+
$y_B - y_A$	+	+	-	-
$\varphi \in$	$[0,\ \pi/2]$	$[\pi/2,\ \pi]$	$[\pi,\ 3\pi/2]$	$[3\pi/2,\ 2\pi]$

Precizăm că limbajele de programare şi sistemele de programe (MATHCAD, MATLAB) au funcții speciale pentru calculul acestui unghi. Astfel în MATHCAD există funcția

angle(x, y)

care calculează unghiul φ şi în care

$$x = x_B - x_A$$
$$y = y_B - y_A.$$

ANEXA 2

NOȚIUNI DE ANALIZĂ MATEMATICĂ

2.1. Derivatele funcțiilor inverse

$$y = f(x) \tag{A.14}$$

$$\frac{dx}{dy} = \frac{1}{\frac{df}{dx}} = \frac{1}{f'(x)} \tag{A.15}$$

$$\frac{d^2x}{dy^2} = -\frac{\frac{d^2f}{dx^2}}{\left(\frac{df}{dx}\right)^3} = -\frac{f''(x)}{\left(f'(x)\right)^3} \tag{A.16}$$

2.2. Derivatele funcțiilor implicite

$$F(x, y) = 0 \tag{A.17}$$

$$\frac{dy}{dx} = -\frac{\frac{\partial F}{\partial x}}{\frac{\partial F}{\partial y}} \tag{A.18}$$

$$\frac{d^2y}{dx^2} = -\frac{\frac{\partial^2 F}{\partial x^2}\left(\frac{\partial F}{\partial y}\right)^2 - 2\frac{\partial^2 F}{\partial x \partial y}\cdot\frac{\partial F}{\partial x}\cdot\frac{\partial F}{\partial y} + \frac{\partial^2 F}{\partial y^2}\left(\frac{\partial F}{\partial x}\right)^2}{\left(\frac{\partial F}{\partial y}\right)^3} \tag{A.19}$$

2.3. Derivatele funcțiilor date parametric

$$\begin{cases} x = x(t) \\ y = y(t) \end{cases} \tag{A.20}$$

$$\frac{dy}{dx}=\frac{\frac{dy}{dt}}{\frac{dx}{dt}}=\frac{y'(t)}{x'(t)} \tag{A.21}$$

$$\frac{d^2y}{dx^2}=\frac{\frac{d^2y}{dt^2}\cdot\frac{dx}{dt}-\frac{d^2x}{dt^2}\cdot\frac{dy}{dt}}{\left(\frac{dx}{dt}\right)^3}=\frac{y''(t)x'(t)-x''(t)y'(t)}{(x'(t))^3} \tag{A.22}$$

ANEXA 3

MIŞCAREA RELATIVĂ DINTRE DOUĂ CORPURI (ROȚI DINȚATE) CARE EXECUTĂ MIŞCĂRI ABSOLUTE DE ROTAȚIE ÎN JURUL A DOUĂ AXE FIXE

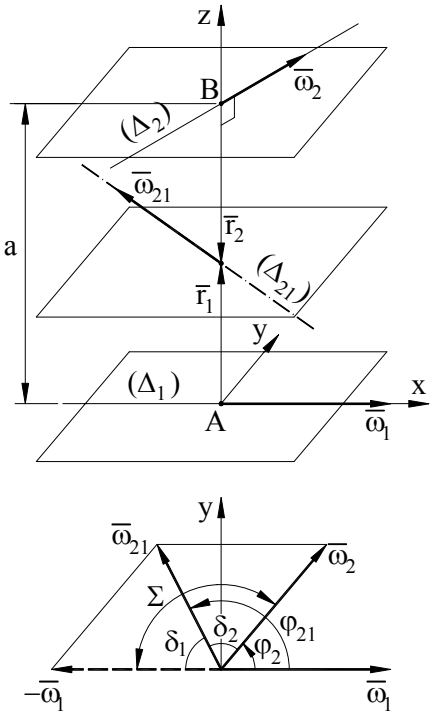


Fig. A.5

Se consideră două corpuri (roți dințate) care se rotesc cu vitezele unghiu-lare $\overline{\omega}_1$ şi $\overline{\omega}_2$ în jurul axelor fixe (Δ_1) şi (Δ_2) (Fig.A.5).

Se definesc următorii parametri:

a – distanța dintre axele (Δ_1) şi (Δ_2) măsurată pe perpendiculara comună ;

Σ - cel mai mic unghi cu care trebuie rotit vectorul $\overline{\omega}_1$ pentru a fi adus în poziția de paralelism cu vectorul $\overline{\omega}_2$, în aşa fel ca sensurile să fie opuse ;

i_{12} - raportul de trans-mitere definit prin relația

$$i_{12}=\frac{|\overline{\omega}_1|}{|\overline{\omega}_2|}.$$

3.1. Axa instantanee a mişcării relative

Direcția axei instantanee a mişcării relative este indicată de suportul vectorului $\overline{\omega}_{21} = \overline{\omega}_2 - \overline{\omega}_1$.

$$\overline{\omega}_{21} = \bar{i} \cdot |\omega_2| \cos\varphi_2 + \bar{j} \cdot |\omega_2| \sin\varphi_2 - \bar{i} \cdot |\omega_1| = \bar{i} \cdot (|\omega_2| \cos\varphi_2 - |\omega_1|) +$$
$$+ \bar{j} \cdot |\omega_2| \sin\varphi_2$$

$$\mathrm{tg}\varphi_{21} = \frac{|\omega_2| \sin\varphi_2}{|\omega_2| \cos\varphi_2 - |\omega_1|} = \frac{\sin\varphi_2}{\cos\varphi_2 - i_{12}}.$$

Se determină direcția vectorului $\overline{\omega}_{21}$ cu ajutorul unghiurilor δ_1 şi δ_2 formate de acest vector cu $-\overline{\omega}_1$ şi $\overline{\omega}_2$, având în vedere că $\delta_1 = \pi - \varphi_{21}$, $\delta_2 = \varphi_{21} - \varphi_2$ şi $\varphi_2 = \pi - \Sigma$,

$$\mathrm{tg}\delta_1 = \frac{\sin\Sigma}{i_{12} + \cos\Sigma} \tag{A.24}$$

$$\mathrm{tg}\delta_2 = \frac{i_{12} \sin\Sigma}{1 + i_{12} \cos\Sigma}. \tag{A.25}$$

Poziția axei instantanee a mişcării relative este determinată de vectorii $\bar{r}_1$ şi $\bar{r}_2$ (Fig.A.5). Vectorul $\bar{r}_2 = \overline{BC}$ rezultă din relația [12]:

$$\bar{r}_2 = \overline{BC} = \frac{\overline{\omega}_{21} \times \overline{v}_{B21}}{\omega_{21}^2} = \frac{\overline{\omega}_{21} \times (-\overline{\omega}_1 \times \overline{AB})}{\omega_{21}^2} = \overline{AB} \cdot \frac{\overline{\omega}_1 \times (\overline{\omega}_2 - \overline{\omega}_1)}{\omega_{21}^2} =$$
$$= \overline{AB} \cdot \frac{|\omega_1| \cdot |\omega_2| \cos\varphi_2 - \omega_1^2}{\omega_1^2 + \omega_2^2 - 2|\omega_1| \cdot |\omega_2| \cos\varphi_2} = \overline{AB} \cdot \frac{i_{12}(\cos\varphi_2 - i_{12})}{1 + i_{12}^2 - 2i_{12} \cos\varphi_2}$$

$$\bar{r}_1 = \overline{AB} + \bar{r}_2 = \overline{AB} \cdot \frac{1 - i_{12} \cos\varphi_2}{1 + i_{12}^2 + 2i_{12} \cos\varphi_2}$$

$$r_1 = a \frac{1 + i_{12} \cos\Sigma}{1 + i_{12}^2 + 2i_{12} \cos\Sigma} \tag{A.26}$$

$$r_2 = a \frac{-i_{12}(\cos\Sigma + i_{12})}{1 + i_{12}^2 + 2i_{12} \cos\Sigma}. \tag{A.27}$$

Din relațiile (A.24) – (A.27) se deduc următoarele formule utile pentru calculul raportului de transmitere,

$$i_{12} = \frac{\sin\delta_2}{\sin\delta_1} \tag{A.28}$$

$$i_{12} = -\frac{r_2}{r_1} \cdot \frac{\cos\delta_2}{\cos\delta_1}. \qquad (A.29)$$

3.2. Axoidele mişcării relative

Axoidele mişcării relative sunt generate prin rotirea axei instantanee (Δ_{21}) în jurul axelor (Δ_1) şi (Δ_2). Axoida solidară cu roata 1 se obține prin rotirea dreptei (Δ_{21}) de ecuații

$$\begin{aligned} y &= -z \cdot tg\delta_1 \\ z &= r_1 \end{aligned} \qquad (A.30)$$

în jurul dreptei (Δ_1) de ecuație

$$y = z = 0.$$

Cercul generator [28] are ecuațiile

$$\begin{aligned} x &= \lambda \\ y^2 + z^2 &= \mu^2. \end{aligned} \qquad (A.31)$$

Din sistemul format de ecuațiile (A.30) şi (A.31) rezultă o relație între parametrii λ şi μ,

$$\lambda^2 \cdot tg^2\delta_1 + r_1^2 = \mu^2. \qquad (A.32)$$

Axoida căutată se obține eliminând parametrii λ şi μ între relațiile (A.32) şi ecuațiile cercului generator (A.31), rezultând

$$x^2 \cdot tg^2\delta_1 - y^2 - z^2 + r_1^2 = 0$$

sau

$$\frac{y^2}{r^2} + \frac{z^2}{r_1^2} - \frac{x^2 tg^2\delta_1}{r_1^2} - 1 = 0. \qquad (A.33)$$

Ecuația (A.33) reprezintă un hiperboloid de rotație cu o pânză. Intersecțiile sale cu planele Axz ($y = 0$) şi Ayz ($x = 0$) reprezintă o hiperbolă,

$$\frac{z^2}{r_1^2} - \frac{x^2 tg^2\delta_1}{r_1^2} - 1 = 0$$

şi un cerc,

$$x^2 + z^2 = r_1^2.$$

Desigur, axoida solidară cu roata 2 este tot un hiperboloid de rotație în jurul axei (Δ_2). În Fig.A.6 se reprezintă cei doi hiperboloizi în ipoteza uzuală $\Sigma = \frac{\pi}{2}$ şi $i = 1{,}5$ ($\delta_1 = 33{,}69^0$, $\delta_2 = 56{,}31^0$).

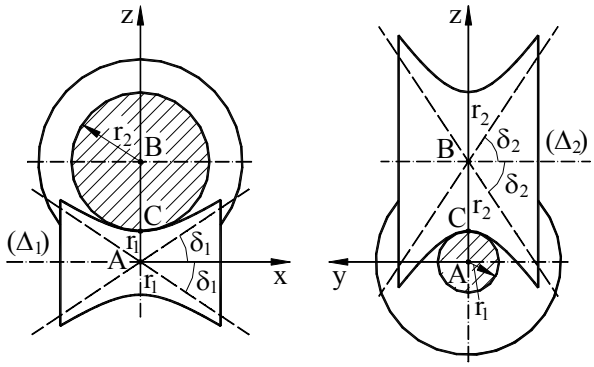


Fig. A.6

ANEXA 4

DEMONSTRAȚIA RELAȚIEI $a_x \geq a$

a, α_w - distanța dintre axe şi unghiul de angrenare la un angrenaj paralel, în ipoteza absenței jocului dintre profile.

a_w, α_{wx} - distanța dintre axe şi unghiul de angrenare în ipoteza obținerii jocului radial standardizat.

Distanța a se calculează cu relația

$$a = m \cdot \frac{z_1 + z_2}{2} \cdot \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_w} \tag{4.39}$$

în care α_w se determină din relația

$$\mathrm{inv}\alpha_w = \mathrm{inv}\alpha_0 + 2 \cdot \frac{x_1 + x_2}{z_1 + z_2} \cdot \mathrm{tg}\alpha_0 . \tag{4.37}$$

Distanța a_x se calculează cu relația

$$a_x = m\frac{z_1 + z_2}{2} + m(x_1 + x_2) , \tag{4.43}$$

iar unghiul de angrenare α_{wx} rezultă, în funcție de a_x, dintr-o relație similară cu (4.39),

$$a_x = m \cdot \frac{z_1 + z_2}{2} \cdot \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_{wx}} . \tag{A.34}$$

În ipoteza

$$a_x \geq a , \tag{A.35}$$

din (4.39) şi (A.34) se obține

$$\cos\alpha_{wx} \leq \cos\alpha_w \tag{A.36}$$

sau

$$\alpha_{wx} \geq \alpha_w , \ \alpha_w \in \left(0, \ \frac{\pi}{2}\right). \tag{A.37}$$

Deci, pentru a arăta că relația (A.35) este adevărată este suficient să demonstrăm relația (A.36).

Din (4.37) rezultă

$$2 \cdot \frac{x_1 + x_2}{z_1 + z_2} = \frac{\mathrm{inv}\alpha_w - \mathrm{inv}\alpha_0}{\mathrm{tg}\alpha} , \tag{A.38}$$

iar din (4.43) şi (A.34) se obține

$$2 \cdot \frac{x_1 + x_2}{z_1 + z_2} = \frac{\cos\alpha_0}{\cos\alpha_{wx}} - 1 . \tag{A.39}$$

Egalitățile (A.38) şi (A.39) conduc la o relație între α_{wx} şi α_w,

$$\cos\alpha_{wx} = \frac{\sin\alpha_0}{\mathrm{tg}\alpha_w - \alpha_w + \alpha_0} . \tag{A.40}$$

Introducând $\cos\alpha_{wx}$ (A.40) în (A.36) se obține relația

$$\frac{\sin\alpha_0}{\mathrm{tg}\alpha_w - \alpha_w + \alpha_0} \leq \cos\alpha_w \tag{A.41}$$

care trebuie demonstrată. Deoarece $\mathrm{tg}\alpha_w - \alpha_w + \alpha_0 > 0$, se poate scrie

$$\cos\alpha_w \cdot (\mathrm{tg}\alpha_w - \alpha_w + \alpha_0) - \sin\alpha_0 \geq 0$$

$$f(\alpha_w) = \sin\alpha_w - (\alpha_w - \alpha_0) \cdot \cos\alpha_w - \sin\alpha_0 \geq 0 . \tag{A.42}$$

Se derivează funcția $f(\alpha_w)$ şi se egalează cu zero, pentru a determina valorile extreme,

$$f'(\alpha_w) = (\alpha_w - \alpha_0)\sin\alpha_w = 0 .$$

Rezultă că în punctul $\alpha_w = \alpha_0$ se înregistrează un minim global pentru funcția $f(\alpha_w)$, având valoarea $f(\alpha_0) = 0$ deoarece $f''(\alpha_0) = \sin\alpha_0 > 0$. Aceasta înseamnă că $f(\alpha_w) \geq 0$ şi, deci, relațiile (A.42), (A.41), (A.37), (A.36) şi, în final, (A.35) sunt adevărate.

Diagrama $\alpha_{wx}(\alpha_w)$ (Fig.A.7) trasată după formula (A.40) confirmă relația (A.37) şi arată că $\alpha_{wx} = \alpha_w$ în punctul $\alpha_w = \alpha_0$.

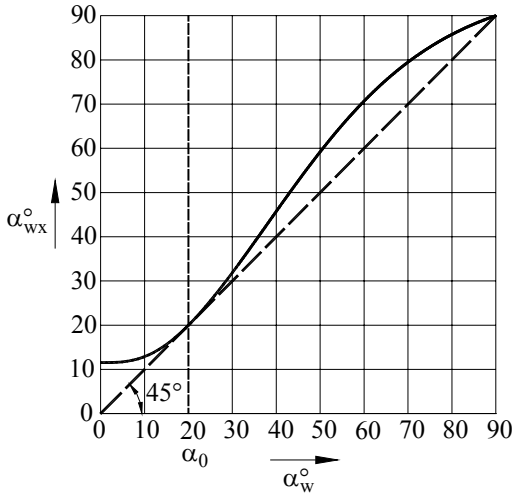


Fig. A.7

BIBLIOGRAFIE

1.**Alexandru, P., ş.a.,** Proiectarea funcţională a mecanismelor, Ed. Lux. Libris, Braşov.

2.**Antonescu P., ş.a.,** Mecanisme, Teme de proiect, Ed. PRINTECH, Bucureşti, 2000.

3.**Artobolevskii, I.I.,** Mehanizmî v Sovremennoi Tehnike, I-V, Izd. NAUKA, 1979-1981.

4.**Duca, C., Popovici A., Oprişan, C.,** Bazele Proiectării Mecanismelor cu came, Ed. Gh. Asachi, Iaşi, 1999.

5.**Duca, Cezar,** Mecanisme, institutul Politehnic Iaşi, 1983.

6.**Dudiţă, Fl., Diaconescu, D.** Optimizarea Structurală a Mecanismelor**,** Ed**.** Tehnică, Bucureşti, 1997.

7.**Dudiţă, Fl.,** Transmisii Cardanice, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1966.

8.**Dudiţă, Fl.,ş.a.,** Mecanisme Articulate, Inventica, Cinematica, Ed.Tehnică, Bucurşti, 1989.

9.**Frolov, K.V., ş.a.,**Teoria Mehanizmov i maşin, Vîsşaia Şkola, Moskva, 1987.

10.**Handra-Luca, V., Stoica, A.V.,** Introducere în Teoria Mecanismelor, Ed. Dacia, Cluj-Napoca,

11.**Ionescu, Gh.,D.,** Teoria Diferenţială a Curbelor şi Suprafeţelor cu Aplicaţii Tehnice, Ed. Dacia, Cluj-Napoca, 1984.

12.**Irimiciuc, N.,** Mecanica, Ed. Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1965.

13.**Jensen, P.W.,** Classical and Modern Mechanisms for Engineers and Inventors, Marcel Dekker, Inc., New-York, 1991.

14.**Jula, A., ş.a.,** Proiectarea Angrenajelor evolventice, ed. Scrisul Romanesc, Craiova, 1989.

15.**Krainev, A.F.,** Slovari - Spravocinîh po Mehanizmam, Maşinostroenie, Moskva, 1987.

16.**Kreinin, G.V., ş.a.,** Dinamika maşin i upravlenie maşinami, Maşinostroenie, 1988.

17.**Kreinin, G.V., ş.a.,** Kinematika, Dinamika i Tocinosti Mehanizmov, Spravocinik, Maşinostroenie, Moskva, 1984

18.**Lebedev, P.A.,** Kinematika prostranstvennîh Mehanizmov, Maşinostroenie, Moskva, Leningrad, 1966.

19.**Leviţkii, N.I.,** Kolebania v Mehanizmah, NAUKA, Moskva, 1988.

20.**Leviţkii, N.I.,** Teoria Mehanizmov i Maşin, NAUKA, Moskva, 1979.

21.**Manafu, V.,** Teoria mecanismelor şi a Maşinilor, Cinematica şi Structura Mecanismelor, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1959.

22.**Mangeron, D., Irimiciuc, N.,** Mecanica Rigidelor cu Aplicaţii în Inginerie, Mecanica Sistemelor de Rigide, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1980.

23.Manolescu, N., Kovacs, Fr., Orănescu, A., Teoria Mecanismelor şi a Maşinilor, Ed. Did. şi Pedagogică, Bucureşti, 1972.
24.Manolescu, N.I., Maros, D., Teoria Mecanismelor şi a Maşinilor, Cinetostatica şi Dinamica, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1958.
25.Maros, D., Mecanisme (I), Institutul Politehnic Cluj-Napoca, 1980.
26.Maros, Desideriu, Teoria Mecanismelor şi a Maşinilor, Cinematica Roților Dințate, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1958.
27.Moise, V., ş.a.,Analiza mecanismelor plane cu bare articulate, Ed. BREN, Bucureşti, 2001.
28.Murgulescu, E., ş.a., Geometrie Analitică şi Diferențială, Ed. Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1965.
29.Pelecudi, Chr., Bazele Analizei Mecanismelor, Ed. Academiei R.S.R., Bucureşti, 1967.
30.Pelecudi, Chr., Precizia Mecanismelor, Ed. Academiei R.S.R., Bucureşti, 1975.
31.Pelecudi, Chr., ş.a., Mecanisme, Ed. Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1985.
32.Pelecudi, Chr., Teoria Mecanismelor Spațiale, Ed. Academiei R.S.R., Bucureşti, 1972.
33.Perju, D., Mecanisme de mecanică fină, vol.1-2, Litografia Universității Tehnice Timişoara, 1986/1990.
34.Reshetov, L., Self-aligning mechanisms, Mir Publishers, Moskow, 1979.
35.Sauer, L., ş.a., Angrenaje, vol. 1,2, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1970.
36.Simionescu, I., Dranga, M., Moise, V., Metode numerice în tehnică, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1995.
37.Simionescu, I., Moise, V., Mecanisme, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1999.
38.Suh, C.H., Radcliffe, C.W., Kinematics and Mechanisms Design, John Wiley & Sons, New-York, 1978.
39.Szekely, I., Teoria Mecanismelor şi Organe de Maşini, Ed. Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1968.
40.Voinea, R.,ş.a., Mecanica, Ed. Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1975.
41.Buzdugan, Gh., Fetcu, L., Radeş, M., Vibrații mecanice, Ed. Didactică şi Pedagogică, Bucureşti, 1982.
42.Buzdugan, Gh., Fetcu, L., Radeş, M., Vibrațiile sistemelor mecanice, Ed. Academiei R.S.R., Bucureşti, 1975.
43.Belous, V., Bazele performanței, Ed. „Performantica”, Iaşi, 1995.
44.Gafițanu, M., Organe de maşini, Vol. 1,2, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1999.
45.Sandor, G.N., Erdman, A.G., Advanced Mechanism Design: Analysis and Synthesis, Vol. 2, Prentice Hall, Englewood Cliffs, N.J., 1984.

AFTERWORD

The authors intend this work to be a handbook of academic level, including the fundamentals of Mechanisms. Taking into account this character, drawing up this work, we laid the stress on rigorous defining of specific notions and logically, easy to follow, treating the problems. The content of book and its systematization are those established in technical literature, but some formal are essential aspects appear too. These aspects have an original character and we set off them below.

This handbook contents six chapters: 1.Structure of Mechanisms, 2.Linkages, 3.Cam Mechanisms, 4.Gears, 5.Dynamics of Mechanisms and Machines, 6.Mechanism Design. In Chapter 1 we defined the fundamentals of this discipline and we presented the classification of mechanisms, taking into account-varied criteria. A very important and difficult problem treated in this chapter, is the degree of freedom and number of passive links determining. We tried to solve this problem as rigorously as possibly in the limits of an enough restricted space. So, we introduced and used the notions of constructive and functional classes of joints.

In the Chapters 2, 3, and 4 we treated separately the three great categories of mechanisms: linkages, cam mechanisms and gears. Each of these chapter contents generally the following problems: Kinematics, Kinetostatical analysis and mechanical efficiency, accuracy and synthesis. Reported to other handbook, we considered opportunely treating kinetostatical analysis and mechanical efficiency to each mechanism category, because the solutions present specifically aspects. We underline too, the presence of an under chapter associated to each mechanism category. We justify this option by the great importance of accuracy problem in the modern technology. At the same time with the methods of kinematics and kinetostatical analysis, we formulated the conditions to obtain the real solutions. The interpretation of these conditions is tied to self-blocking phenomenon and critical positions. So, these are presented in a new situation. At the dimensional synthesis of linkages we proposed a systematization of the problem by limiting of a current used domain – named elementary synthesis, exhaustively treated. In Chapter 3 we presented an original interpretation of the undercut phenomenon of cams, based on an unpublished formula to calculate the curvature radius and permitting to determine the convex or concave character of profile. In connection with cam mechanisms, we also indicated a new method of precision analysis of running. The calculus expressions of the cam mechanism and gear efficiency have also an

original character. We mention that in Chapter 5, in addition to established problems regarding dynamics and balancing of inertial forces, we introduced an under chapter for elasto-dynamic analysis. There we tried a more thoroughgoing approach, reported to other similar handbooks, of the vibratory phenomenon in mechanisms.

In Chapter 6, the authors proposed to show how analysis and synthesis intervene in mechanism design in connection to detail designing. The goal of this attempt is to demonstrate the place and utility in practical design of scientific domain associated to didactic matter of Mechanisms.

An essential feature of this handbook, imposed by the authors is in connection with numerical application of the presented methods and procedures. So we offer concise indications about applying the numerical methods or programs to solve the mathematical models of the problems. Otherwise, all diagrams of this handbook are obtained, based on the calculations, with concrete values of the intervening parameters.

We hope this handbook will be useful as for students in technical universities or for engineers in manufacturing or design.

Ph. D. Eng. Cezar DUCA
Ph. D. Eng. Florentin BUIUM
Eng. Gabriel PÂRĂOARU

CONTENTS

Page		
1	**Chap. 1**	**STRUCTURE OF MECHANISMS**
1	1.1.	Fundamental notions
1	1.1.1.	Links and joints
7	1.1.2.	Kinematic chains, Mechanisms
11	1.2.	Degree of freedom
11	1.2.1.	Calculus formulas
15	1.2.2.	Mechanism family, Examples
16	1.2.2.1.	The Family $f = 4$ ▪Sliding Joint Mechanisms ▪The Screw Mechanisms ▪ Friction-Whell Mechanisms
19	1.2.2.2.	The Family $f = 3$ ▪Planar Mechanisms (Exception which Contain Sliding Joints) ▪Spherical Mechanisms
23	1.2.2.3.	The Family $f = 0$
23	1.2.3.	Particularities in Determining the Degree of Freedom
24	1.2.3.1.	Local Mobilities
24	1.2.3.2.	Passive Kinematic Chains
26	1.3.	Structural classification of linkages
26	1.3.1.	The substitution of higher pair
28	1.3.2.	The structural group ▪The structural group $L = 0$ (Assur) ▪The driving group (Duca, Simionescu) cu $L = 1$
31	1.3.3.	Forming of linkages and their decomposing in structural group
39	**Chap. 2**	**LINKAGES**
39	2.1.	Kinematics
39	2.1.1.	General consideration
41	2.1.2.	The method of the geometrical places intersection ▪The structural group RRR ▪ The structural group RRT ▪ The structural group RTR ▪ The structural group RTRR
51	2.1.3.	The vectorial equations method
51	2.1.3.1.	General presentation ▪The 1th type equations ▪ The 2nd type equations
53	2.1.3.2.	Kinematical analysis of the structural groups ▪ The structural group RRT ▪ The structural group 0 / 3 / 3 cu with revolute joints
65	2.1.4.	The vectorial-loop method
65	2.1.4.1.	General presentation
67	2.1.4.2.	Four-bar linkage

Page		
72	2.1.4.3.	The slider - crank ▪ Approximate formulas
74	2.1.4.4.	The crank – shaper mechanism
76	2.1.4.5.	The scotch – yoke mechanism
77	2.1.4.6.	The turning cylinder mechanism
79	2.1.5.	Coordinate changing method
79	2.1.5.1.	General presentation
81	2.1.5.2.	Kinematics of a robot mechanism
83	2.1.6.	Transmission function method
85	2.1.7.	Indirect methods of kinematics
86	2.1.7.1.	Driving joint changing method
88	2.1.7.2.	Frame changing method
91	2.1.8.	The spherical mechanism
94	2.1.9.	The spatial four–bar mechanism ▪Position problem ▪Velocity and acceleration problem
102	2.1.10.	The spatial slider-crank mechanism ▪ Position problem ▪ Velocity and acceleration problem
106	2.2.	Kinetostatic analysis
106	2.2.1.	The forces in mechanisms
106	2.2.1.1.	The kinetostatic analysis subject
106	2.2.1.2.	The applied forces
108	2.2.1.3.	The inertia forces ▪Inertia forces reduction ▪The concentrating mass method ▪Static concentrating in two points ▪Dynamic concentrating in two points ▪Dynamic concentrating in three, collinear points among one in mass center
111	2.2.1.4.	Link forces ▪Normal reaction ▪Frictional forces
117	2.2.2.	Kinetostatic analysis without friction ▪General considerations
118	2.2.2.1.	Kinetostatic analysis of structural group ▪The structural group RRT ▪The structural group 0 / 3 / 3 with turning joints
131	2.2.2.2.	The four-bar linkage
133	2.2.3.	Kinetostatic analysis with friction
133	2.2.3.1.	General considerations
138	2.2.3.2.	The mathematical model ▪The Group RRT ▪The successive approximations method
140	2.2.3.3.	The self-blocking phenomenon ▪The self-blocking phenomenon explanation ▪The structural groups behavior analysis
148	2.2.4.	Mechanical efficiency
153	2.2.5.	The screw mechanism

Page		
159	2.3.	Precision analysis
159	2.3.1.	Introduction. Elementary errors
161	2.3.2.	The deterministic method ▪The clearances influence
164	2.3.3.	The stochastic method
166	2.4.	Dimensional synthesis
166	2.4.1.	General considerations
168	2.4.2.	Elementary synthesis
168	2.4.2.1.	The elementary synthesis problem ▪The rotability problem ▪Synthesis depending on the forces transmission quality ▪Synthesis depending on the driven link limit positions ▪Synthesis depending on the productivity coefficient
170	2.4.2.2.	The four-bar linkage ▪ The rotability problem ▪Synthesis depending on the pressure angle ▪Synthesis depending on the rocker limit positions ▪Synthesis depending on the productivity coefficient ▪The combined elementary synthesis
186	2.4.2.3.	The slider-crank ▪The rotability problem ▪Synthesis depending on the pressure angle ▪Synthesis depending on the slider limit positions ▪Synthesis depending on the productivity coefficient ▪The combined elementary synthesis
191	2.4.2.4.	The rocking slider mechanism ▪The rotability problem ▪Synthesis depending on the forces transmission quality ▪The combined elementary synthesis
192	2.4.2.5.	The rocking cylinder mechanism
195	2.4.3.	Mechanism synthesis for curves generation
195	2.4.3.1.	Application on the four-bar linkage ▪Robert– Cebyshew's law
198	2.4.3.2.	Mechanisms generating linear or circular paths
201	2.4.4.	Mechanisms synthesis for link guide (guidance mechanism synthesis)
204	2.4.5.	Function-generating mechanisms synthesis
206	2.4.6.	Dwell mechanisms synthesis
206	2.4.6.1.	Step mechanisms ▪Pawl-ratchet mechanisms ▪Geneva mechanisms
209	2.4.6.2.	Dwell mechanisms with changing direction
212	2.4.7.	Mechanisms synthesis to reproduce similar curves (pantographs)
214	**Chap. 3**	**CAM MECHANISMS**
214	3.1.	Classification, transformations

Page		
214	3.1.1.	Classification
216	3.1.2.	Transformations
216	3.1.2.1.	Transformation by changing the frame (kinematic inversion)
217	3.1.2.2.	Transformation by rolle-elimination
218	3.1.2.3.	Transformation of spatial mechanisms into planar ones
219	3.1.2.4.	Transformation of cam mechanism into lower pair mechanisms
220	3.2.	Kinematics
223	3.3.	Motion laws
223	3.3.1.	The working cycle
224	3.3.2.	Adopting of the motion law ▪Working criterion ▪Dynamic criterion ▪Technological criterion
226	3.3.3.	The usual motion laws
226	3.3.3.1.	Elementary motion laws ▪Motion law with constant velocity ▪motion law with constant acceleration (uniform accelerated) ▪Motion law with cosine acceleration ▪Motion law with sine acceleration
228	3.3.3.2.	Polynomial motion laws ▪Polynomial 2-3 ($k=1$) motion law ▪Polynomial 3-4-5($k=2$) motion law ▪Polynomial 4-5-6-7($k=3$) motion law ▪Polynomial 3-4-5-6($k=2$) motion law
231	3.3.3.3.	Combined motion law ▪Motion law with trapezium velocity ▪Motion law with sine modified trapezium velocity ▪Motion law with trapezium acceleration
235	3.4.	Geometry and kinematics
235	3.4.1.	General problems ▪Mechanism constructive characterizing ▪Theoretic cam profile synthesis ▪Higher pair kinematics ▪Pressure angle ▪Real cam profile synthesis ▪Curvature radius, undercutting
241	3.4.2.	Planar mechanism with sliding cam follower and roller ▪Constructive characterizing ▪Theoretical cam profile synthesis ▪Higher pair kinematics ▪Pressure angle ▪Real cam profile synthesis ▪Radius of curvature
245	3.4.3.	Planar mechanism with rotation cam follower and roller ▪Constructive characterizing ▪Theoretical cam profile synthesis ▪Higher pair kinematics ▪Pressure angle ▪Real cam profile synthesis ▪Radius of curvature
249	3.4.4.	Planar mechanism with sliding cam follower and runner ▪Constructive characterizing ▪Higher pair kinematics ▪Cam profile synthesis ▪Radius of curvature

Page		
251	3.4.5.	Spatial mechanism with cylindrical cam and sliding cam follower ▪Constructive characterizing ▪Theoretical cam profile synthesis ▪Higher pair kinematics ▪Pressure angle ▪Real cam profile synthesis ▪Radius of curvature
254	3.5.	Kinetostatic analysis
254	3.5.1.	Link forces in higher pair
254	3.5.1.1.	Simple higher pair
255	3.5.1.2.	Higher pair with roller
258	3.5.2.	Planar mechanism with sliding cam follower and roller
258	3.5.2.1.	Kinetostatic analysis
261	3.5.2.2.	Mechanical efficiency, self-blocking
264	3.5.3.	Planar mechanism with oscillating cam follower and roller
264	3.5.3.1.	Kinetostatic analysis
265	3.5.3.2.	Mechanical efficiency, self-blocking
266	3.5.4.	Planar mechanism with sliding cam follower and runner
266	3.5.4.1.	Kinetostatic analysis
269	3.5.4.2.	Mechanical efficiency, self-blocking
270	3.6.	Precision analysis
274	3.7.	Dimensional synthesis
274	3.7.1.	General formulating of problem
278	3.7.2.	Planar mechanism with sliding cam follower and roller
280	3.7.3.	Planar mechanism with rotation cam follower and roller
283	3.7.4.	Spatial mechanism with cylindrical cam and sliding cam follower
284	**Chap. 4**	**GEARS**
284	4.1.	Elementary gears
284	4.1.1.	Gears characteristic surfaces and lines
288	4.1.2.	Gears classification ▪Transmission ratio variation ▪Relative axes position and rolling surface shape ▪Spur and internal gears ▪The shape of the flank pitch lines ▪Geometrical defining ▪The shape of the radial profile
294	4.1.3.	Spur gears
294	4.1.3.1.	The transmission ratio (gear ratio). The fundamental law of gearing
296	4.1.3.2.	The use of involute curve as tooth profile ▪The involute curve. Definition, equations, characteristics ▪Verifying of the fundamental law of gearing for involute profiles
300	4.1.3.3.	Geometrical definition of spur gear ▪The referential spur rack ▪The principal geometrical parameters of the spur gear ▪The geometrical parameters on a certain cycle

Page		
307	4.1.3.4.	The pair of spur gear ▪Geometrical parameters ▪Gearing with standard circular backlash
310	4.1.3.5.	The pair of internal gear and external gear
313	4.1.3.6.	Forming and interrupting the contact between teeth. Contact ratio
317	4.1.3.7.	The interference phenomenon
322	4.1.3.8.	Specific slide
325	4.1.3.9.	Kinetostatic analysis. Mechanical efficiency
331	4.1.3.10.	Adopting the coefficient of profile shifted
332	4.1.4.	Helical gears
332	4.1.4.1.	Definition of helical gear ▪Helical rack ▪The principal geometrical parameter of helical gear
337	4.1.4.2.	The pair of helical gear ▪Geometrical parameters ▪Specific aspects of the pair of helical gear
341	4.1.5.	Intersecting axes gear
341	4.1.5.1.	The equivalent gear
342	4.1.5.2.	Definition of the straight bevel gear
344	4.1.5.3.	The pair of straight bevel gear
345	4.1.5.4.	The pair of helical bevel gear and spiral bevel gear
347	4.1.6.	Worm gear
350	4.1.7.	Screw gear
352	4.1.8.	Hypoid gear
353	4.1.9.	Precision of gears
353	4.1.9.1.	The backlash problem ▪Modification of profile shifted ▪Increment of center distance
356	4.1.9.2.	Geometrical bases of teeth measurement ▪Pitch chord and constant chord ▪Span measurement of teeth ▪Over pin diameter
360	4.2.	Gear systems
360	4.2.1.	Gear trains
360	4.2.1.1.	Kinematical analysis
362	4.2.1.2.	Mechanical efficiency, moment (torque) transmission
363	4.2.2.	Planetary gear systems
363	4.2.2.1.	Structure of planetary gear mechanisms
366	4.2.2.2.	Kinematical analysis
369	4.2.2.3.	Moment (torque) transmission, mechanical efficiency
372	4.2.2.4.	Differential mechanism of motorcar
376	**Chap. 5**	**DINAMICS OF MECHANISMS AND MACHINES**
376	5.1.	Dynamic analysis
376	5.1.1.	Dynamic models

Page		
378	5.1.2.	Phases of machine working
380	5.1.3.	Motion equation of machine
383	5.1.4.	Solution of motion equations
383	5.1.4.1.	The case $M_{red}^{m}(\omega)$, $M_{red}^{r}(\omega)$, $J_{red} = ct$.
387	5.1.4.2.	The case $M_{red}^{m}(\omega)$, $M_{red}^{r}(\varphi)$
388	5.1.4.3.	The case $M_{red}^{m}(\varphi)$, $M_{red}^{r}(\varphi)$
391	5.1.5.	Uniformization of machine motion
394	5.1.6.	Power behavior of machine
395	5.2.	Elasto-dynamic analysis
395	5.2.1.	General consideration
398	5.2.2.	Elastic drives machines
398	5.2.2.1.	Physical model
400	5.2.2.2.	Mathematical model
406	5.2.3.	Cam mechanisms
406	5.2.3.1.	Physical and mathematical modeling
407	5.2.3.2.	Dynamical coefficient ▪Cosine acceleration motion law ▪Sine acceleration motion law
412	5.2.3.3.	Synthesis of motion law
414	5.3.	Balancing of inertial forces
415	5.3.1.	Balancing of rotors
415	5.3.1.1.	Conditions of balancing
417	5.3.1.2.	Two plane inertial forces reduction. Experimental balancing
420	5.3.2.	Balancing of mechanisms
420	5.3.2.1.	Balancing conditions
424	5.3.2.2.	Static balancing. Principal points method ▪The mechanism center of mass ▪Static balancing of four-bar linkage ▪Static balancing of slider-crank
430	5.3.2.3.	Harmonical analysis method
434	5.3.2.4.	Problems regarding balancing of poly-cylinder engines ▪Two cylinder engine ▪Three cylinder engine ▪Four cylinder engine
440	**Chap. 6**	**MECHANISMS DESIGN**
440	6.1.	General consideration
442	6.2.	Adopting kinematics scheme
447	6.3.	Strategies (procedures) of design
457		**APPENDICES**
457	App. 1	Notions of analytical and differential geometry

Page		
457	1.1.	Transformations of coordinates ▪Transformation between two plane Cartesian systems ▪Transformations from one Cartesian system into a polar one
458	1.2.	Tangent and normal on a curve
459	1.3.	Curvature radius, convexity, concavity
461	1.4.	Position angle of a vector
462	App. 2	Notions of mathematical analysis
462	2.1.	Inverse function derivatives
462	2.2.	Implicite function derivative
462	2.3.	Parametrical function derivatives
463	App. 3	Relative motion between two body (gear) which have absolute revolution motion around two fixed axes
464	3.1.	Instantaneous axis of relative movement
465	3.2.	Axoides of relative motion
466	App. 4	The demonstration of relation $a_x \geq a$
469		**REFERENCES**
471		**AFTERWORD**
473		**CONTENTS**

Data aparitiei: OCTOMBRIE 2003
Comanda nr. 109, Tiraj: 120
Coli tipar: 31

UNIVERSITATEA TEHNICĂ "GH. ASACHI"
IASI
TIPOGRAFIA

Str. Lascăr Catargi nr. 38
Tel./Fax: 0232- 21 59 49

UNIVERSITATEA TEHNICA IASI

EDITURA

"GH. ASACHI"

ISBN 973-621-048-0

Tehnici de analiză şi caracterizare a materialelor

Suport de curs pentru uzul studenților

Ș.l.dr.ing. Lohan Nicoleta Monica

2022

Conținut curs

I. Clasificarea materialelor

II. Proprietăţile materialelor

II. Metode și echipamente pentru caracterizarea fizică și chimică ale materialelor

III. Metode și echipamente pentru caracterizarea mecanică și tehnologică a materialelor

Analiza și caracterizarea materialelor

- Analiza și caracterizarea materialelor, atunci când sunt utilizate în știința materialelor, se referă la procesul larg și general prin care se examinează și se măsoară structura și proprietățile unui material
- Este un proces fundamental în domeniul științei materialelor, fără de care nu s-ar putea stabili o înțelegere științifică a ingineriei materialelor

Analiza și caracterizarea materialelor

Domeniul de aplicare al termenului diferă adesea; unele definiții limitează utilizarea termenului la tehnici care studiază structura microscopică și proprietățile materialelor, în timp ce altele folosesc termenul pentru a se referi la orice proces de analiză a materialelor, inclusiv tehnici macroscopice, cum ar fi testarea mecanică sau analiza termică.

Analiza și caracterizarea materialelor

tehnici care studiază structura microscopică

orice proces de analiză a materialelor

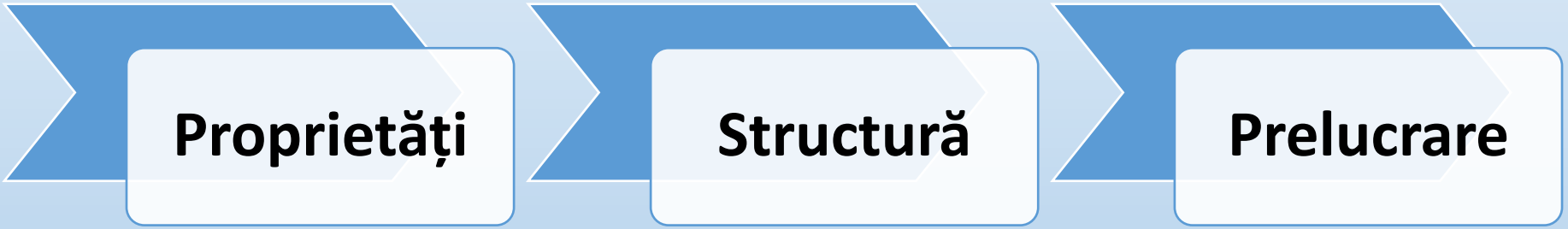
analiza termică

tehnici macroscopice

proprietățile materialelor

Clasificarea materialelor

- **Criterii:** proprietăți, aspectul structurii, compoziție chimică.



Proprietaţile materialelor = aspect structural ce determină comportarea în procesul de prelucrare, respectiv în exploatare.

Dezvoltarea tehnologică:

materiale
- Convenționale

materiale
- Neconvenționale

Extinderea domeniilor de utilizare si dezvoltarea tehnologica a dus i la o alta clasificarea a materialelor:

- materiale traditionale (numite si materiale conventionale)
- materiale avansate (numite si materiale neconvenționale).

Materiale convenționale

Cel mai utilizat criteriu de clasificare este cel al naturii materialului și tine cont si de compozitia chimica, microstructura si proprietatile pe care le prezintă:

- Metale și aliaje metalice
- Polimeri organici
- Materiale ceramice

Materiale convenționale

Metale și aliaje metalice

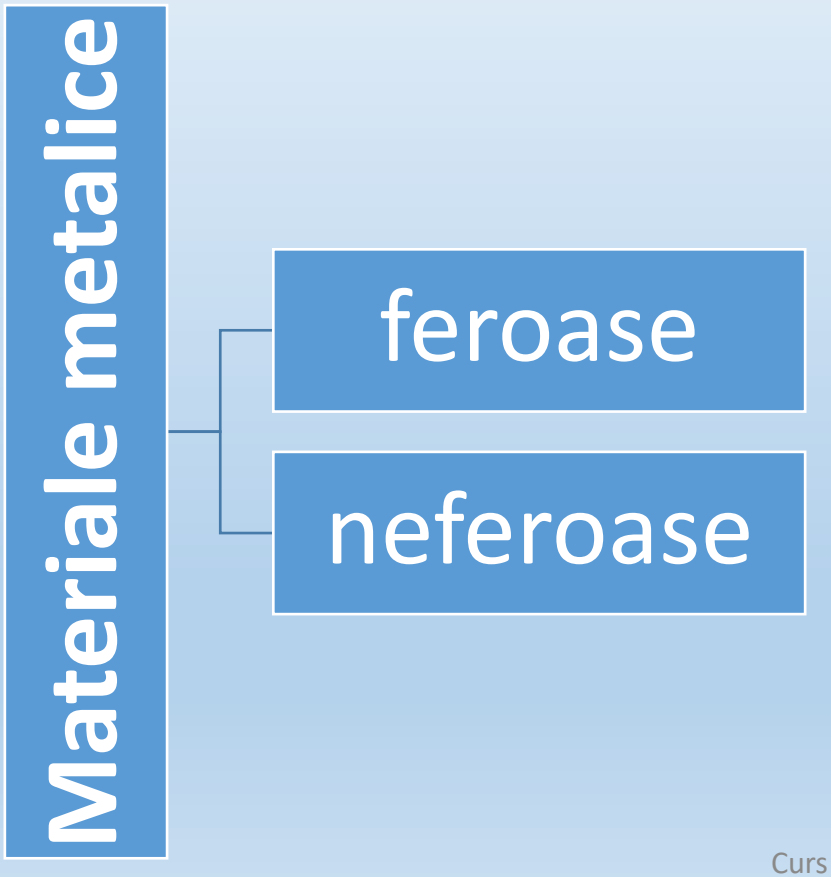
- Materiale care in stare solida sunt constituite dintr-o singura specie de atomi (metale pure: Fe, Al, Cu) respectiv din combinatii de doua sau mai multe specii de atomi ai unor elemente metalice (uneori si nemetalice) formand aliaje.

Ex: Metale pure: Fe, Al, Cu etc.

Oțeluri, fonte, alame, bronzuri, siluminuri etc.

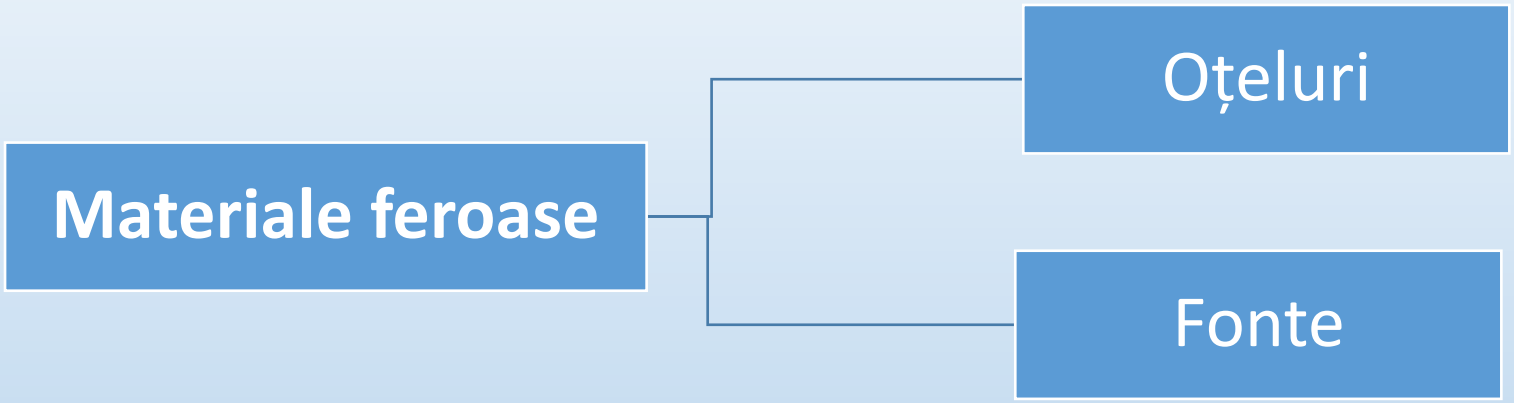
Materiale convenționale

Materialele metalice se impart in doua mari categorii si anume in materiale feroase (fierul si aliajele sale: otelurile si fontele) si neferoase.



- Fe si aliajele sale
- Al, Cu, Mg, Mn, Zr, Ni, Zn, Sn, Cr, Ti, etc. si aliajele acestora

Materiale convenționale



- Otelul - aliaj care contine ca elemente principale fierul si carbonul, avand un continut de carbon sub 2,11 %.
- Fonta – aliaj al fierului cu carbonul care contine mai mult de 2,08 respectiv 2,11%C.

Materiale convenționale

- Consumatorii majori de oțel includ industria construcțiilor, industria automobilelor și a construcțiilor navale, producătorii de cutii alimentare și producătorii de aparate electrice.
- Peste două treimi (aproximativ 70 la sută) sunt folosite numai pentru construcții și transporturi (în principal fabricarea de mașini).
- În fiecare an se fabrică aproximativ 1,8 miliarde de tone de oțel iar jumătate din acesta provine din China.

Clasificare oțeluri	
conținutul in elemente de aliere	oteluri nealiate (numite si oteluri carbon)
	oteluri aliate, care pe lângă fier si carbon conțin si alte elemente: nichel, crom, molibden, vanadiu etc.
stare	deformabile (la cald sau la rece) si
	turnate
destinatie	oteluri pentru constructii metalice;
	oteluri pentruconstructii de masini;
	oteluri pentru scule aschietoare;
	oteluri cu destinatie speciala (pile, arcuri, rulmenti, etc.).

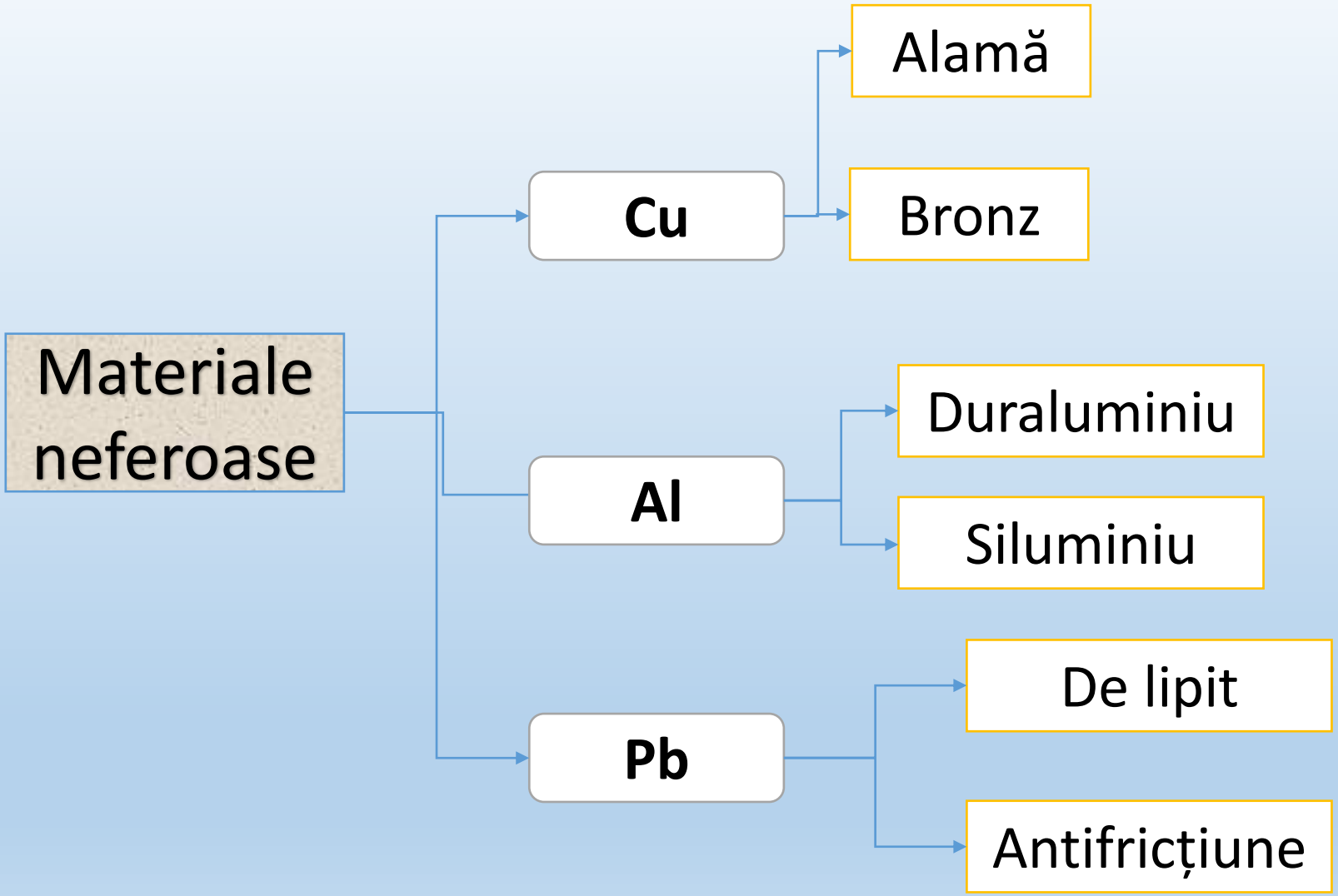
Clasificare fonte	
conținutul in elemente de aliere	fonte nealiate (numite si fonte obișnuite)
	fonte aliate, care pe langa fier si carbon contin si alte elemente: nichel, molibden, mangan, wolfram, titan, vanadiu etc.
destinație	fonte rezistente la uzare abrazivă
	fonte antifricţiune
	fonte anticorozive
	fonte refractare
	fonte nemagnetice

Materiale convenționale

Metalele neferoase → greutatea specifică:

- neferoase mai ușoare ca apa: (Li, K, Na);
- neferoase ultraușoare (Ca, Cs, Mg, Be);
- neferoase ușoare (Sr, Ba, Al);
- neferoase semiușoare (Ti, Ge, V);
- neferoaselor grele (Zr, Sb, Zn, Sn, Cr, In, Mn, Nb, Co, Ni, Cu si Bi);
- foarte grele (Mo, Ag, Pb, Tl, Rh, Pd, Hf, Hg);

Materiale convenționale



Materiale convenționale

In tehnica moderna pentru constructii de masini si in special pentru aviatie si rachete se impune folosirea unor aliaje cu greutati specifice mici si in acelasi timp cu rezistente apreciabile, cum ar fi aliajele usoare sau ultrausoare (cu Al, Mg, Be) sau semiusoare (Ti).

In functie de temperaturile de topire foarte diferite metalele si aliajele neferoase isi gasesc multiple aplicatii. De exemplu wolframul are temperatura de topire ridicata si ca urmare se utilizeaza la confectionarea becurilor/lampilor cu incandescenta si a tuburilor electronice.

Materiale convenționale

Polimeri organici

După proveniența ei pot fi clasificați în:

- polimeri naturali (proteine, acizi nucleici, polizaharide, polihidrocarburi);
- polimeri artificiali: obținuți prin modificarea celor naturali (viscoză, celofan);
- polimeri sintetici: obținuți prin reacții chimice pornind de la monomeri.

Materiale convenționale

Polimeri organici cei mai cunoscuți:

- Policlorura de vinil (PVC)
- Polietilena (PE)
- Polistiren (PN)

Materiale convenționale

Polietilena (PE)

- polimer termoplastic semicristalin de culoare albă sau semitransparentă;
- Este materialul plastic cel mai răspândit. Peste 80 de milioane de tone de polietilenă este fabricată în fiecare an. Aceasta reprezintă peste 60% din etena fabricată în fiecare an.

In functie de constructie si densitate:

- HD-PE – polietilena de inalta densitate
- LD-PE – polietilena de densitate scazuta

Polietilenele de inalta densitate - sunt denumite *polietilene tehnice.*

Materiale convenționale

Datorită rezistență bună la impact, HDPE este utilizată pentru:

- ambalare (tăvi, sticle pentru lapte și sucuri de fructe, capace pentru ambalarea produselor alimentare, cutii etc).
- realizarea de bunuri de uz casnic / de consum (containere de gunoi, articole de uz casnic, cutii de gheață, jucării etc.)

LDPE se utilizează în mod special pentru:

- fabricarea recipientelor, sticle, tuburi, pungi de plastic, piese;
- componentele computerului;
- diverse echipamente de laborator turnate.

Materiale convenționale

Policlorura de vinil (PVC)

- material termoplastic de înaltă rezistență;
- aplicații în construcții (profile de construcții, conducte, lambriu etc.), electronice, automobile și alte sectoare.

Materiale convenționale

Polistiren (PN) - polimer sintetic

- polistiren extrudat (spumă XPS) - proprietăți excelente cum ar fi: o bună izolație termică, proprietăți bune de amortizare și greutate scăzută. XPS este utilizat ca material de construcție;
- și polistiren expandat (spumă EPS) - durabilă, puternică și ușoară și poate fi utilizată ca sisteme de panouri izolate pentru fațade, pereți, acoperișuri și pardoseli în clădiri.

Materiale convenționale

Materiale ceramice

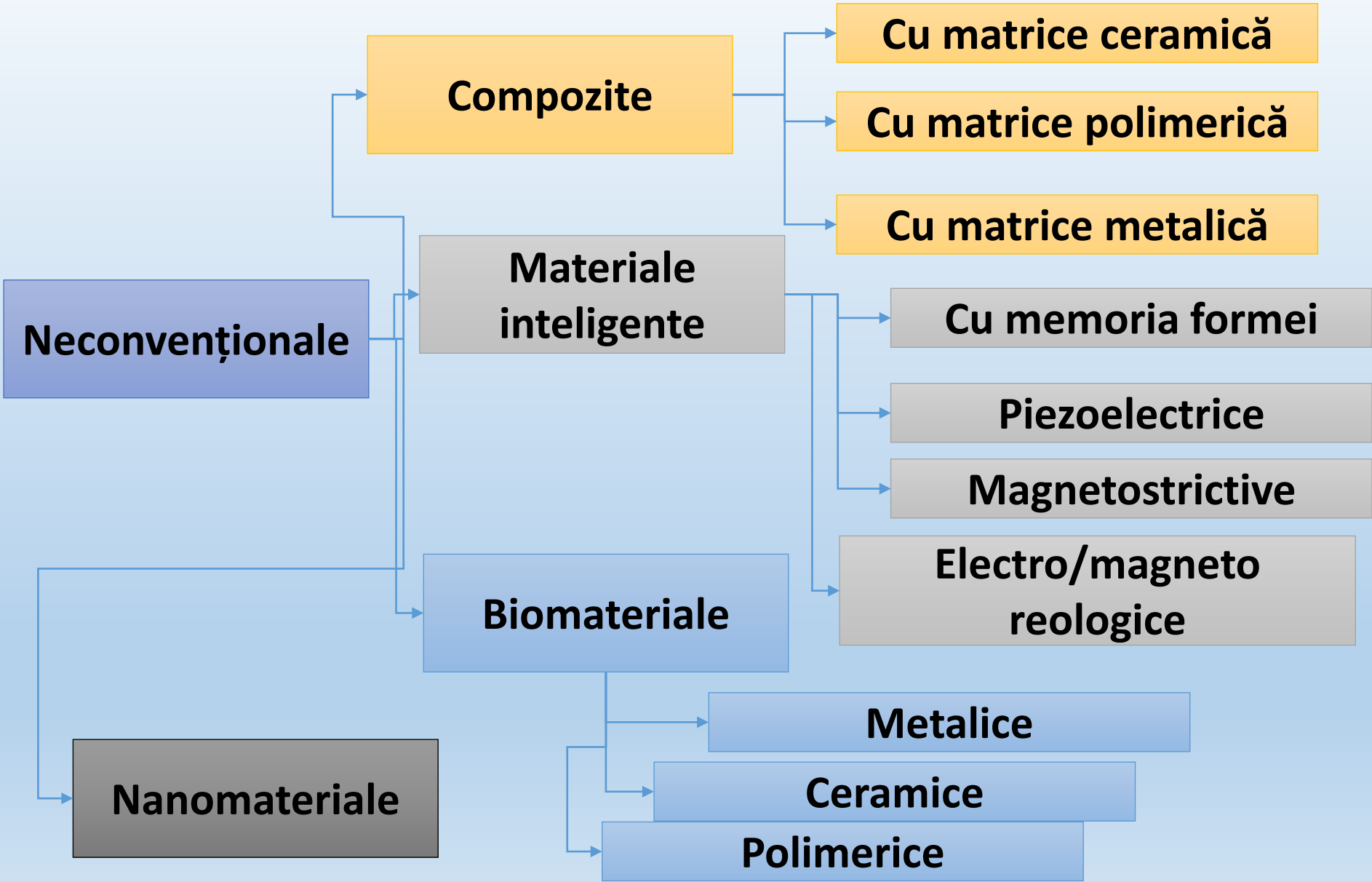
Termenul de ceramică cuprinde o varietate de materiale anorganice nemetalice, în principal policristaline, care sunt în mod obișnuit formate din pulberi. Proprietățile fizice caracteristice sunt obținute printr-un proces de ardere la înaltă temperatură (sinterizare). Pot fi cristaline sau amorfe. Prezintă rezistenta mecanica si termica mare.

- Materiale izolatoare electrice si termice
- Conductoare termice (diamant, grafit…)
- Sticle minerale.

Materiale convenționale

- Ceramice tradiționale - fabricate din silicat natural și aluminosilicat, minerale compuse din Al, Si și O_2, plus alte elemente (Ca, Mg, Na, K etc.).
- Ceramice avansate - realizate din substanțe chimice sintetice de înaltă calitate și puritate (oxizi, nitriți și carburi). Aplicații: piese rezistente la uzură, produse pentru transport, energie și mediu, sănătate, produse utilizate la temperatură înaltă și aplicații electronice.

Materiale neconvenționale



Materiale neconvenționale

Materiale compozite:

- amestecarea si consolidarea amestecului dintre două sau mai multe tipuri de materiale distincte obținând un material nou cu proprietăți distincte de cele ale fiecărui component in parte.

Materiale neconvenționale

În functie de natura materialului compozite cu matrice (ce reprezinta materialul de baza):

- metalică;
- ceramica
- polimerica.

Domeniul principal de aplicare a fost inițial industria aerospațială.

În prezent sunt utilizate în toate domeniile ingineriei (spațiu, aeronautică, feroviară, rutieră, navală, mașini-unelte, sport, turbine eoliene, inginerie civilă).

Materiale neconvenționale

Materiale inteligente

- sunt materiale capabile sa-si modifice comportarea, forma, rigiditatea sau frecventa de vibrații sub acțiunea unor stimuli externi.
- Fortele externe ce produc modificarile pot fi generate de variatia temperaturii sau de variatia campului electric sau magnetic care actioneaza asupra lor.

Materiale neconvenționale

- **Materiale cu memoria formei**

Sunt materiale care au capacitatea de a-și schimba forma, revenind chiar la forma inițială, atunci când sunt expuse la o sursă de căldură, de exemplu.

Sunt sub forma materialelor solide, filme sau spume.

Aplicații :

- bioinginerie (ex: implanturi, stenturi, fire pentru aparate dentare etc),
- sisteme de securitate și protecție împotriva incendiilor,
- industria aerospațială (ex: lamelele elicopterelor)

Materiale neconvenționale

- **Materiale piezoelectrice**

- produc o sarcină electrică atunci când este aplicată o tensiune.

Aplicații:

- senzori piezoelectrici în aplicații industriale (senzori de lovire ai motorului, senzori de presiune etc.),
- aplicații medicale (ex: echipamente pentru obținerea imaginilor cu ajutorul ultrasunetelor),
- dispozitive de acționare piezoelectrice utilizate în realizarea echipamentelor electronice etc.

Materiale neconvenționale

- **Materiale magnetostrictive**
- au proprietatea de a transforma energia magnetică în energie mecanică şi reciproc. Efectul magnetostrictiv direct reprezintă alungirea sau contracţia ce însoţesc magnetizarea spontană a unui material magnetostrictiv.

Aplicații:

- traductoare de mare putere, motoare și actuatori hidraulici, amortizoare pentru a preveni vibrațiile seismice în poduri sau zgârie-nori.

Materiale neconvenționale

- **Materiale electro-reologice si magneto-reologice**

Suspensii coloidale sintetice care, sub efectul câmpurilor electrice, respectiv magnetice, își măresc vâscozitatea, de mai multe ori, în interval de timp de ordinul milisecundelor.

Aplicații:

- industria automobilelor (ex. frâne, ambreiaje, amortizoare etc.).;
- producție;
- robotică.

Materiale neconvenționale

Biomateriale - susțin, îmbunătățesc sau înlocuiesc țesuturile deteriorate sau o funcție biologică.

Știința care se ocupă cu studiul materialelor folosite în medicină se numește bioinginerie.

- metalele;
- ceramica;
- plasticul;
- sticla;
- celulele și țesuturile vii.

Materiale neconvenționale

Aplicații:

- Implanturi medicale
- Țesuturi umane regenerate
- Sonde moleculare și nanoparticule
- Biosenzori

Materiale neconvenționale

Nanomateriale

- sunt materiale care sunt fabricate și utilizate la o scară foarte mică (până la 10.000 de ori mai mică decât diametrul unui fir de păr uman).
- sunt dezvoltate pentru a prezenta caracteristici noi (cum ar fi rezistența crescută, reactivitatea chimică sau conductivitatea) comparativ cu același material fără caracteristici la scară nanometrică.

Aplicații:

- electronică, medicină și alte domenii.

Materiale neconvenționale

- **Nanotuburile de carbon** sunt nanostructuri cilindrice formate din alotropi ai carbonului.
- constau din foi laminate de atomi de carbon cu un singur strat (grafen). Pot fi:
- cu pereți unici cu un diametru mai mic de 1 nm;
- cu pereți multipli, constând din mai multe folii de nanotuburi, cu diametre care depășesc 100 nm.

Materiale neconvenționale

- Dezvolta materiale cu rezistență foarte ridicată, cu greutate redusă, care posedă proprietăți electrice și termice foarte bune;

Aplicații ale nanotuburilor:

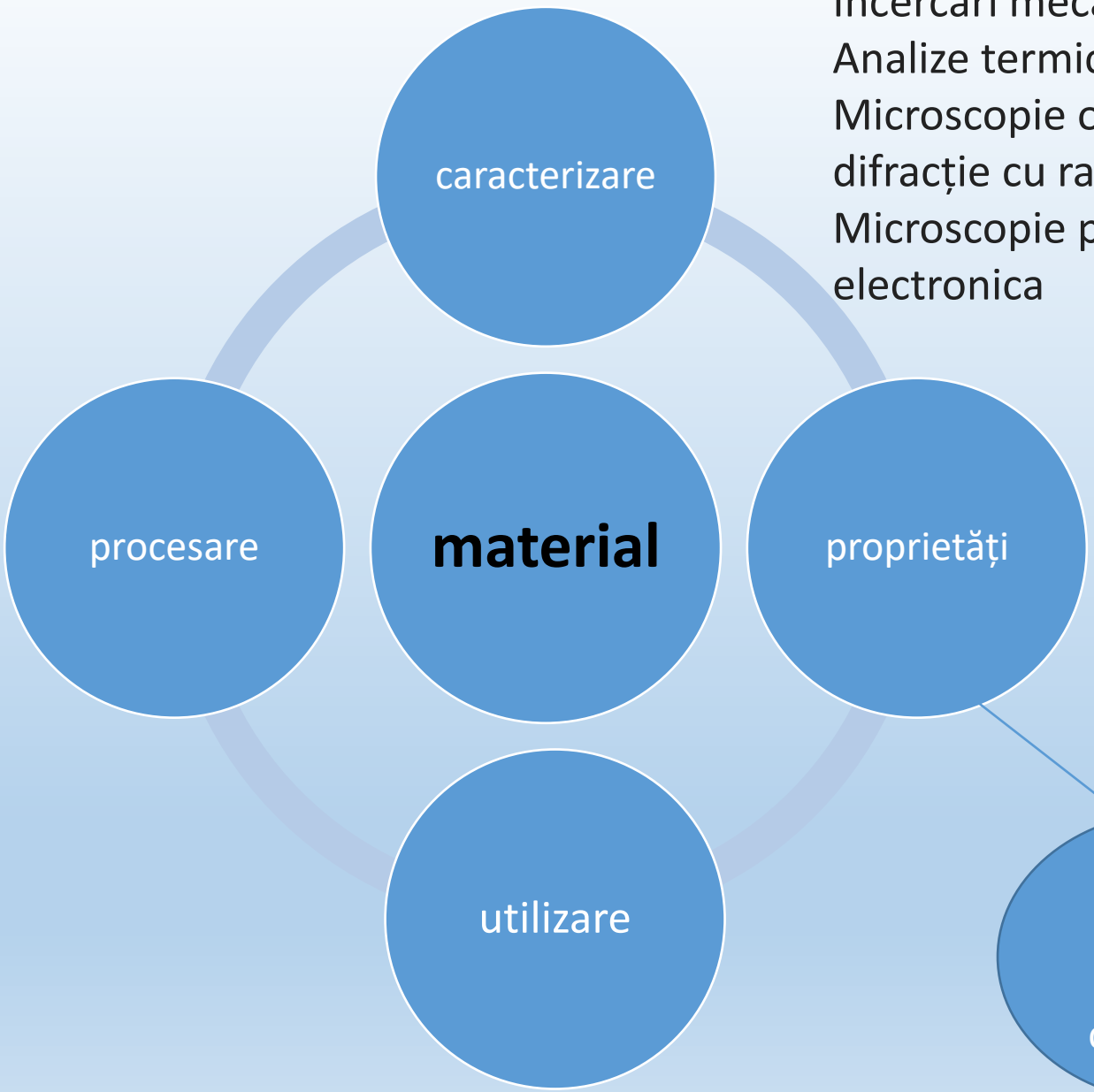
- Dispozitive electronice;
- Aplicații biomedicale;
- Purificarea aerului și a apei;
- Construcții aerospatiale si transport;
- Bunuri de consum și industriale

Proprietățile materialelor

- Materialele se deosebesc între ele prin proprietăţile pe care le posedă.
- **elemente principale: proprietățile materialelor, caracterizarea, procesarea si alegerea materialelor.** Aceste elemente sunt corelate, iar schimbările în unul din aceste elemente sunt inseparabil legate de schimbările din celelalte.
- Corelații între structură, proprietăți și performanță, precum și modificarea lor prin sinteză și procesare, constituie tema centrală a ***științei și ingineriei materialelor.***

Proprietățile materialelor

Încercări mecanice
Analize termice
Microscopie optică
difracție cu raze X
Microscopie prin scanare electronica



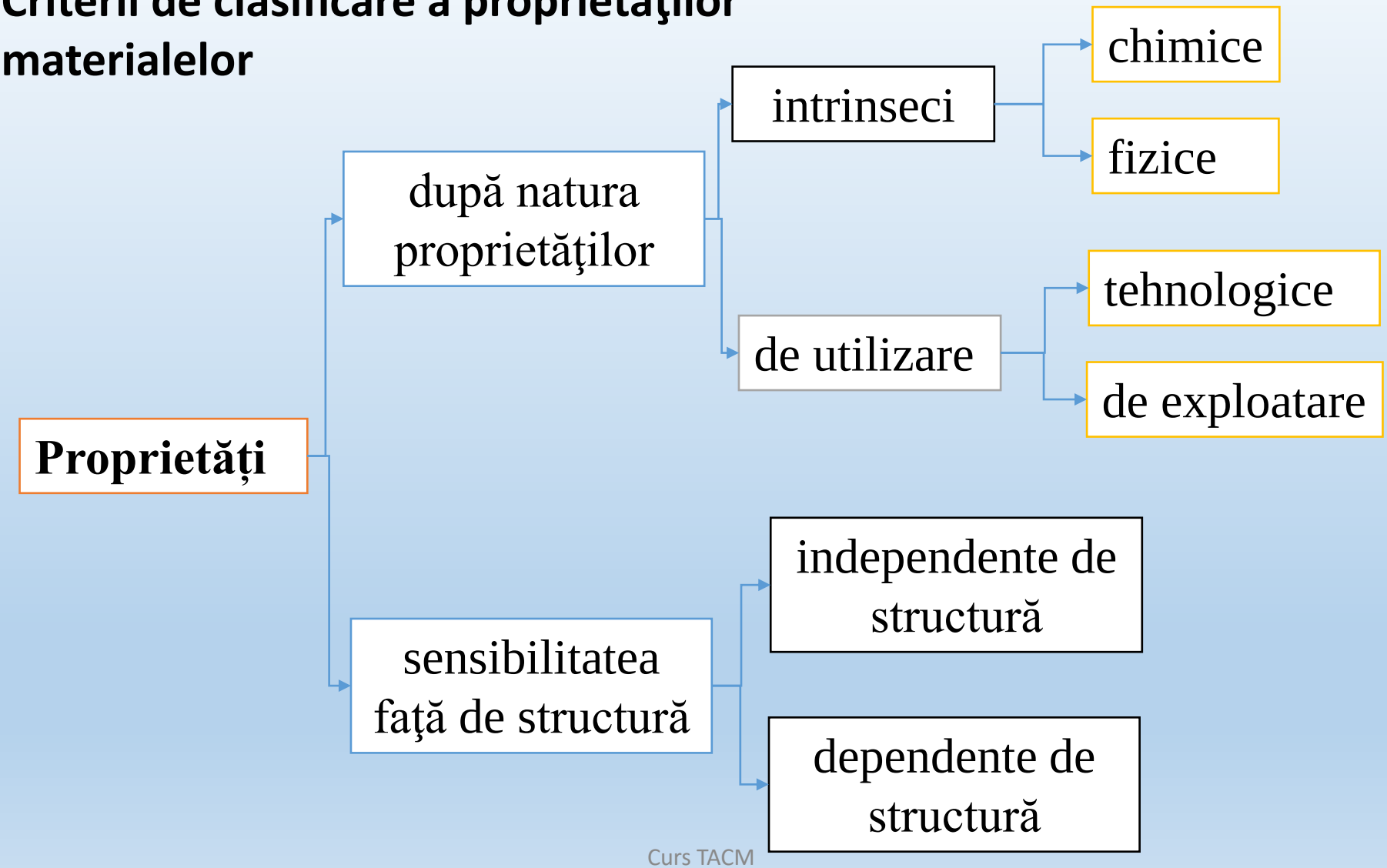
Forjare
Laminare
Extrudare
Turnare
Topire
Prelucrarea pulberii

Chimice
Fizice
Mecanice
Tehnologice

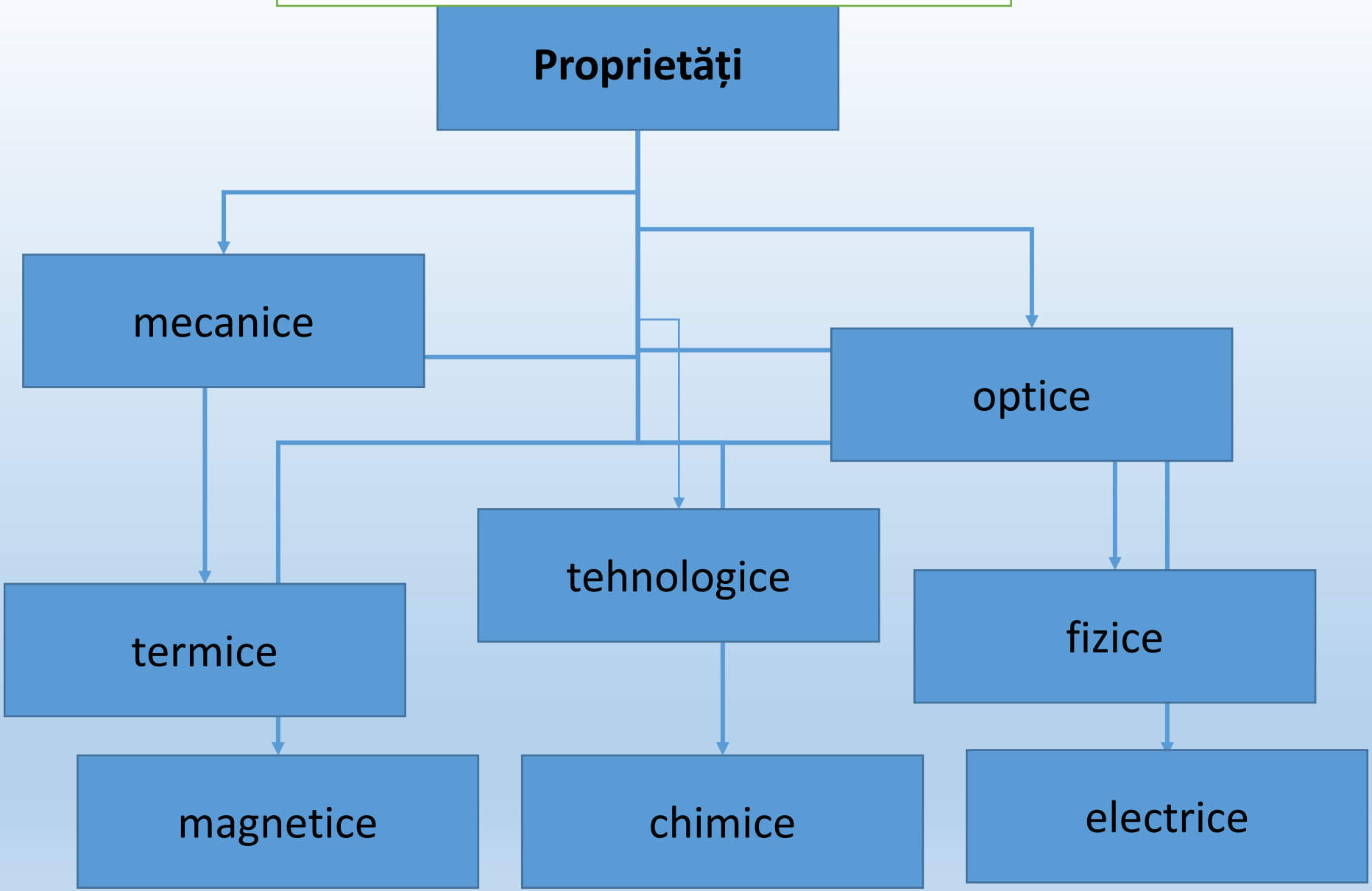
măsură calitativă sau cantitativă

Proprietățile materialelor

Criterii de clasificare a proprietăţilor materialelor



Proprietățile materialelor



Proprietățile materialelor

fizico-chimice

mecanice

Proprietăți materiale

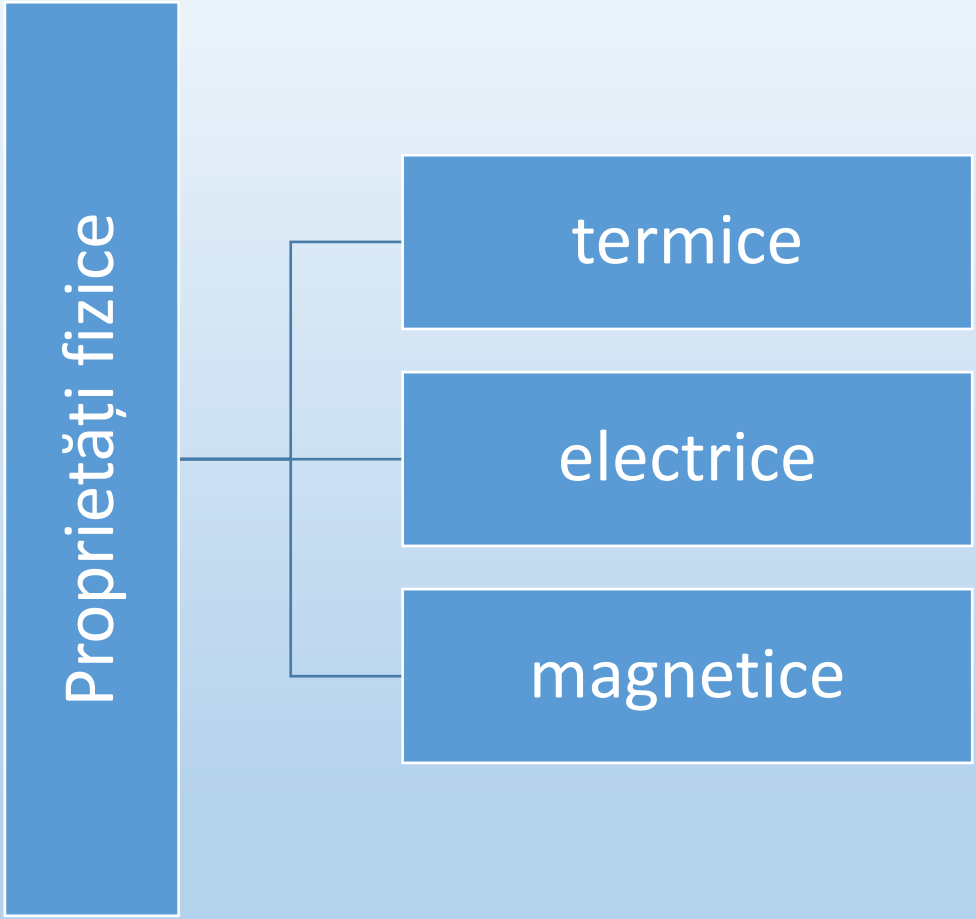
tehnologice

Proprietățile materialelor

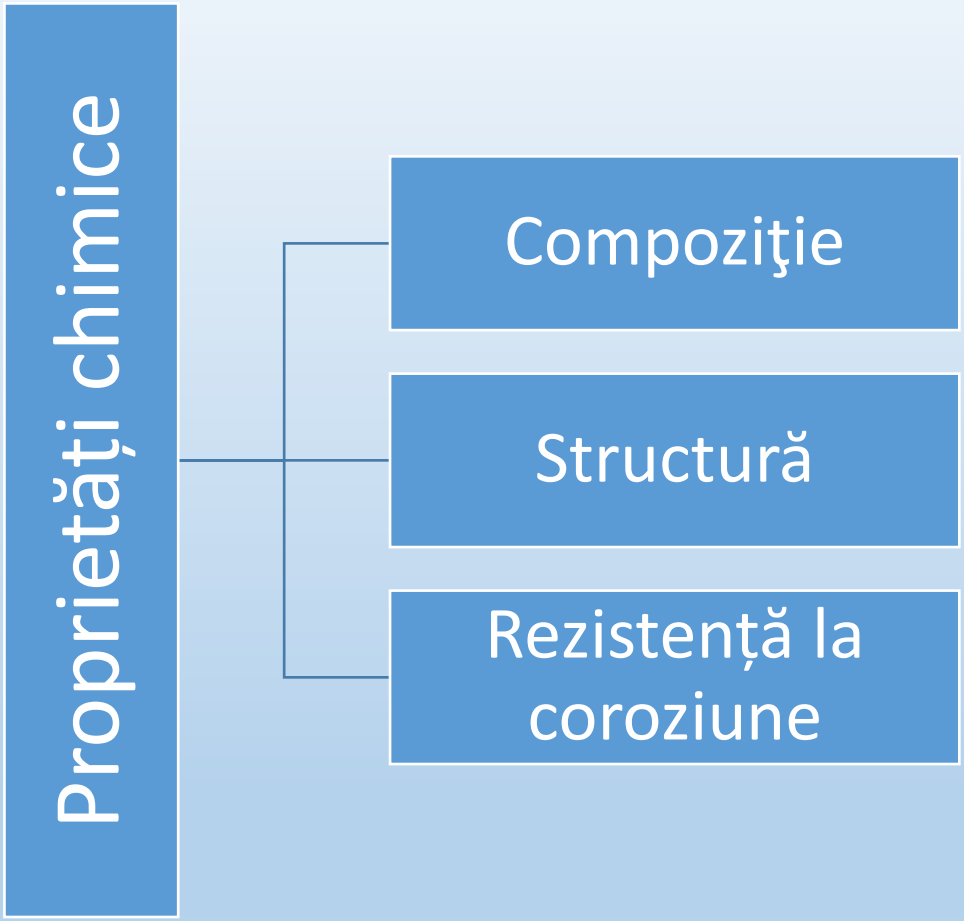
Proprietăți fizico-chimice

- Greutate specifică
- Căldură latentă de topire
- Căldură specifică
- Dilatare termică
- Conductibilitate electrică și termică
- Opacitatea
- Proprietăţi magnetice
- Refractaritate
- Rezistenţă la coroziune

Proprietățile materialelor



Proprietățile materialelor



Proprietățile materialelor

Proprietăți mecanice

- Rezistență la tracțiune
- Rezilienţă
- Elasticitate
- Plasticitate
- Duritate
- Ecruisare
- Rezistenţă la oboseală
- Rezistenţă la uzare

Proprietăți tehnologice

- Maleabilitate
- Ductilitate
- Forjabilitate
- Turnabilitate
- Sudabilitate
- Așchiabilitate
- Călibilitate

Proprietăți fizico-chimice ale materialelor

•**Greutatea specifică a unui corp este greutatea unităţii sale de volum. Se măsoară în [g/cm³] sau [Kg/m³].**

Temperatura de fuziune - temperatura la care un metal pur trece din starea de agregare solidă in cea lichidă şi invers.

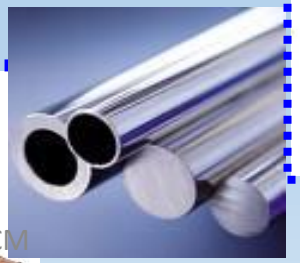
✧ **uşor fuzibile (ex.:potasiu – 63,2 °C)**

✧ **foarte greu fuzibile** (ex.: wolfram - 3422° C)

- **OPACITATEA capacitatea materialelor de a absorbi complet radiația luminoasa datorită electronilor din benzile de energie**

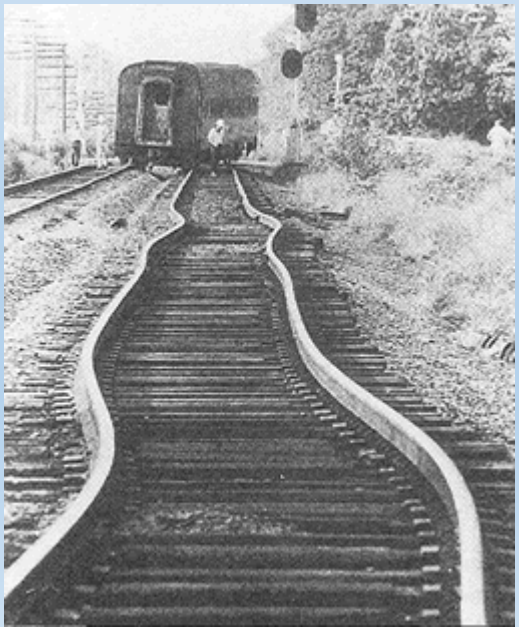
LUCIUL METALIC proprietatea unor metale de a reflecta in întregime toate lungimile de undă din spectrul luminos

- **CULOARE. Marea majoritate a metalelor în stare compactă reflectă aproape în întregime toate radiaţiile din domeniul vizibil şi din această cauză sunt albe-argintii. Datorită proprietăţii de absorbţie selectivă, câteva metale sunt însă colorate**



Căldura latentă de topire (solidificare) - cantitatea de căldură necesară topirii (solidificării) unui kg de metal (J/kg).

Dilatarea termică - proprietatea metalelor de a-şi modifica dimensiunile la variația temperaturii.



Căldura specifică - cantitatea de căldură necesară varierii cu un grad a temperaturii unui kg de metal (J/kg grad).

Ag, Cu

Conductibilitatea termică - proprietatea metalelor de a transmite căldura termică [J/m *x* sec *x* grad]

Pb, Mg

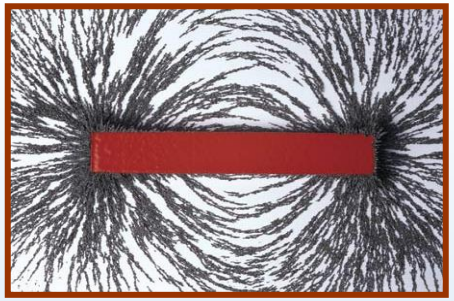
Ag, Cu, Au

Conductibilitatea electrică - proprietatea metalelor de a transmite curentul electric

Hg, Ti

Supraconductibilitatea - proprietatea unor materiale de a nu mai opune rezistență la deplasarea sarcinilor electrice.

Magnetismul - proprietatea materialelor de a prezenta însuşiri magnetice.



DIAMAGNETICE
slab respinse de câmpul magnetic

Cr, Bi, Mn, Cu

PARAMAGNETICE
slab atrase de câmpul magnetic

Al, Zn, K, Au, Mg, Ag, Pt

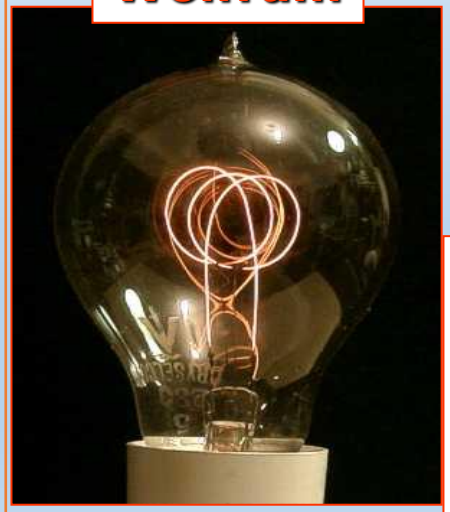
FEROMAGNETICE
puternic atrase de câmpul magnetic

Fe, Co, Ni, Gd

Rezistena la coroziune – proprietatea metalelor de a rezista la acțiunea distructivă a agenților chimici şi atmosferici.

Refractaritatea– proprietatea unor materiale de a-şi păstra rezistența mecanică şi de a nu oxida la temperaturi ridicate.

Wolfram

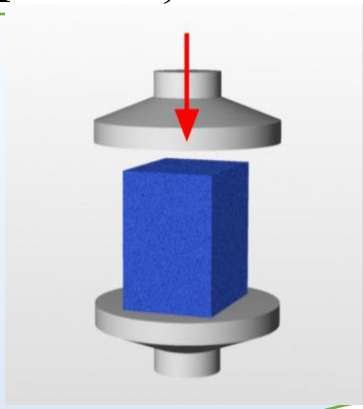


Reniu

Molibden

Proprietăți mecanice ale materialelor

Rezistenţa la tracțiune

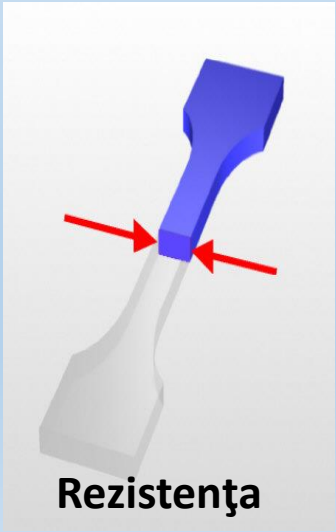


Rezistenţa la compresiune

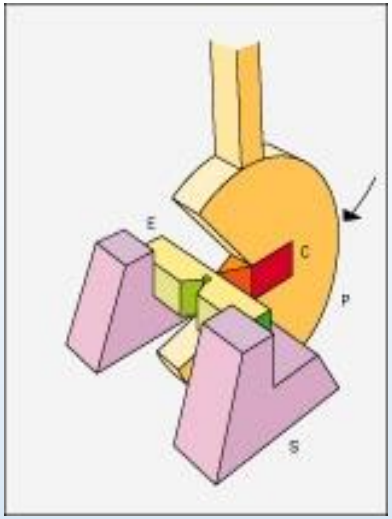
Rezistenţa la încovoiere

Rezistența mecanică la rupere – capacitatea materialelor de a se împotrivi la acțiunea forțelor exterioare care tind să le distrugă.

Rezistenţa la răsucire

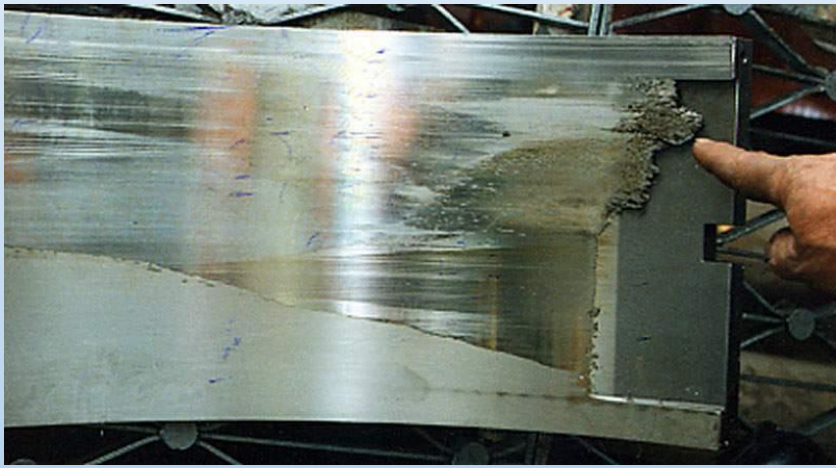


Rezistenţa la forfecare



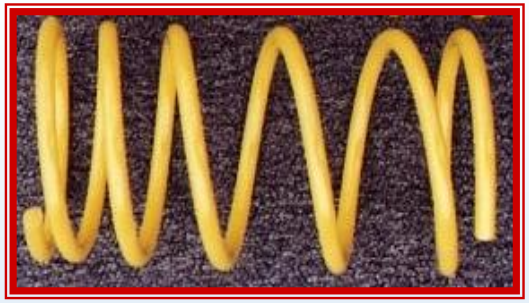
Rezistența la incovoiere prin şoc (rezilienţa) – proprietatea materialelor metalice de a rezista la acțiunea sarcinilor dinamice de încovoiere.

Rezistența la oboseală - proprietatea materialelor de a rezista la acțiunea unor solicitări variabile ciclice.



Rezistența la uzare - proprietatea materialelor metalice de a rezista la acțiunea de distrugere prin frecare a suprafețelor acestora.

Elasticitatea - proprietatea materialelor metalice de a reveni la forma şi dimensiunile inițiale după încetarea acțiunii solicitării exterioare care a produs deformarea.



Plasticitatea - proprietatea materialelor de a deforma sub acțiunea sarcinilor exterioare fără a-şi modifica volumul şi fără a reveni la forma inițială după dispariția solicitării.

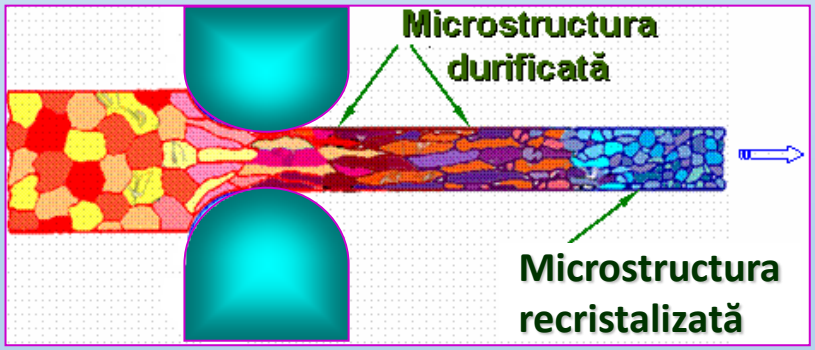
Revenirea elastică - proprietatea materialelor metalice de a-şi recupera in timp o parte din deformația permanentă rămasă după încetarea bruscă a sarcinii.

Relaxarea plastică - proprietatea materialelor metalice de a prezenta o scădere a tensiunilor in timp sub deformația constantă.

Tenacitatea - proprietatea materialelor metalice de a rezista la solicitări exterioare statice şi dinamice un timp indelungat, deformandu-se mult inainte de a se rupe.

Fragilitatea - proprietatea materialelor metalice de a se rupe brusc sub acțiunea solicitărilor exterioare fără a suferi în prealabil deformații plastice variabile.

Curgerea lentă (fluajul) - proprietatea materialelor metalice de a se deforma lent şi progresiv in timp sub acțiunea unor solicitări constante.

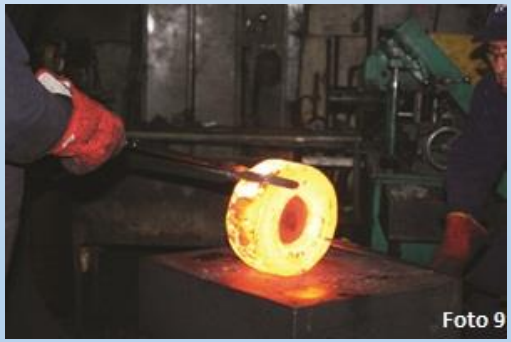


Ecruisarea - proprietatea materialelor metalice de a-şi mări rezistența mecanică in urma deformaiților plastice la rece. Prin ecruisare intensă materialele devin fragile.

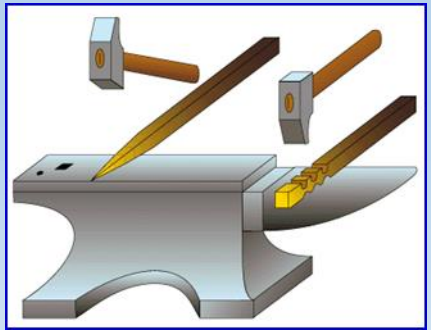
Proprietăți tehnologice ale materialelor

Maleabilitatea - proprietatea materialelor metalice de a putea fi trase in foi subțiri prin deformare plastică la rece

Ductilitatea - proprietatea materialelor metalice de a putea fi trase in foi subțiri prin tragere sau trefilare, fiind condiționată de coexistența tenacității şi maleabilității.



Forjabilitatea - proprietatea materialelor metalice de a putea fi supuse prelucrării prin deformare plastică la cald, de a opune o rezistență cat mai scăzută la deformarea la temperaturi joase, suportand modificări substanțiale de forma fără să se rupă.



Turnabilitatea - proprietatea materialelor metalice de a se putea turna în forme.

- Fluiditate;
- Contracție.

Sudabilitatea - proprietatea materialelor metalice de a se îmbina prin încălzire locală pană la starea plastică sau topită, cu sau fără adaos de alte materiale, cu sau fără aplicarea unei presiuni mecanice.

Aşchiabilitatea - proprietatea materialelor metalice de a putea fi prelucrate prin aşchiere cu ajutorul sculelor tăietoare (cuțite, burghie, freze, tarozi, filiere, pietre abrazive), folosind eforturi cât mai scăzute şi consumuri minime de energie în scopul obținerii de produse finite.

Călibilitatea - proprietatea materialelor metalice de a se căli pe o adâncime mai mare sau mai mică sau, cu alte cuvinte, proprietatea unor materiale de a deveni mai dure in urma unui ciclu termic de forma incălzire-meninere-răcire.

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Analiza termică

– ramură a științei materialelor care urmărește determinarea efectelor termice care însoțesc transformările din structura materialelor, a temperaturilor la care se produc aceste transformări și a mărimii acestor efecte;

– grup de tehnici în care o proprietate fizică a unei substanțe sau/și produsele de reacție ale acesteia este măsurată ca o funcție de temperatură, substanța fiind supusă unei încălziri/menținerii/răciri controlate;

– o sumă de mijloace de investigare prin care se face legătura între proprietățile fizice și structură.

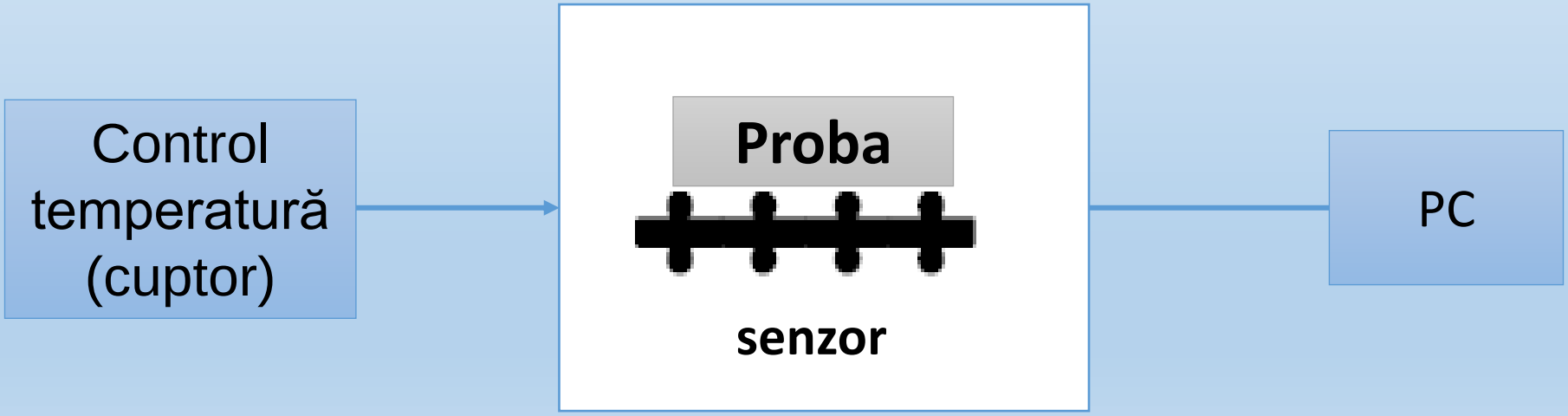
Caracterizarea materialelor prin analize termice

Proprietăți ale materialelor ce pot fi determinate cu analiza termică:

- Temperatura (topire/cristalizare, transformare, descompunere etc.)
- Rezistență la șoc termic
- Coeficient de dilatare/contracție
- Proprietăţi mecanice
- Proprietăţi optice
- Proprietăţi electrice
- Proprietăţi magnetice

Principiul de bază al analizei termice

Proba de analizat este introdusă intr-o incinta cu temperatura controlata. Modificarile ce apar in proba sunt analizate cu un dispozitiv corespunzator. Datele sunt trimise catre un calculator care traseaza un grafic al parametrilor masurati.



Caracterizarea materialelor prin analize termice

Tehnici de analiză termică și proprietăți ale materialelor studiate de acestea

PROPRIETĂŢI MĂSURATE	TEHNICA DE ANALIZĂ TERMICĂ	ABREVIERE
Temperatura	Analiză termică diferențială	**DTA**
Entalpia	Calorimetrie diferenţială cu baleiaj	**DSC**
Dimensiunea	Termodilatometrie	**TD**

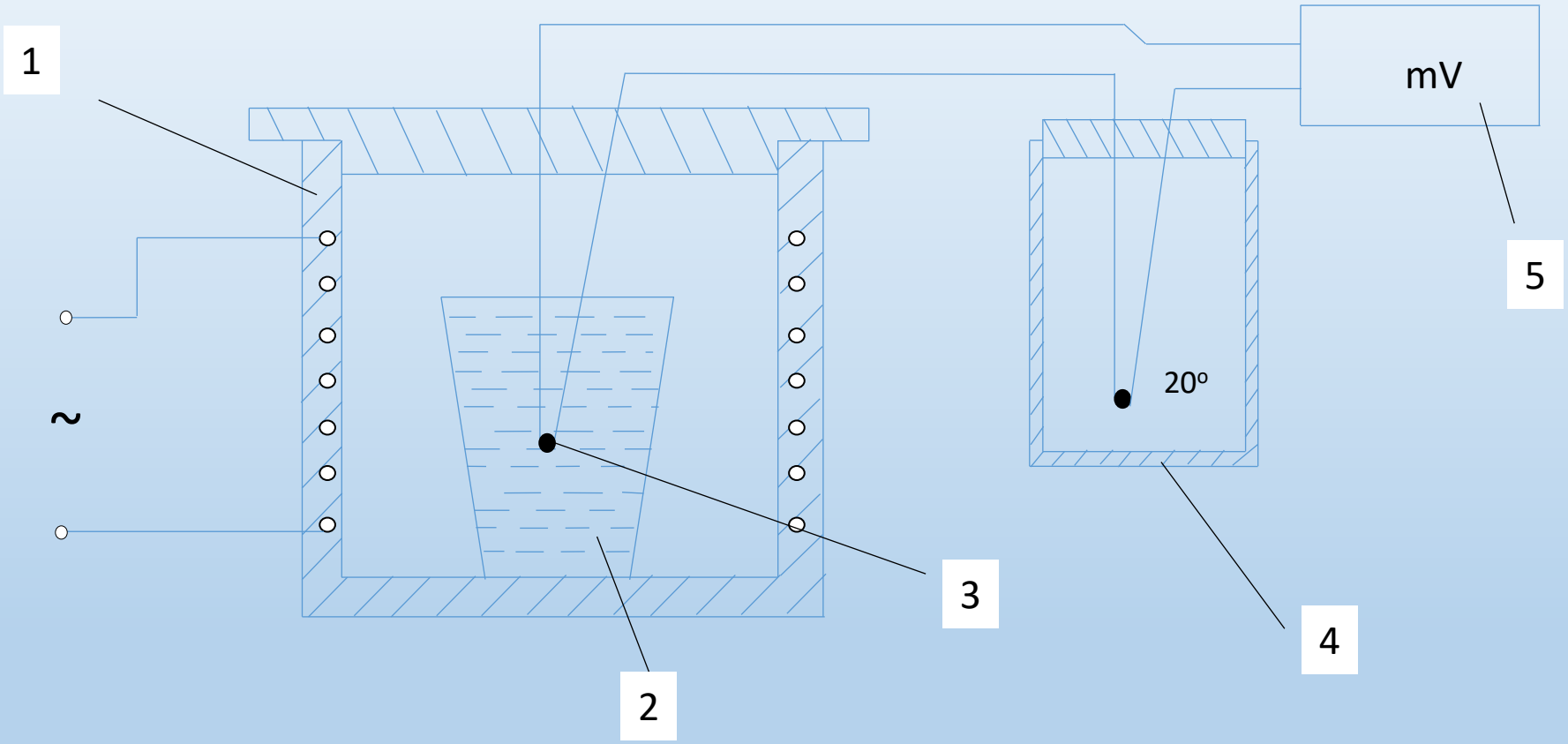
Caracterizarea materialelor prin analize termice

PROPRIETĂŢI MĂSURATE	TEHNICA DE ANALIZĂ TERMICĂ	ABREVIERE
Proprietăţi mecanice	Analiză termomecanică	TMA
	Analiză mecanică dinamică	DMA
Masa	Termogravimetrie	TG
Proprietăţi magnetice	Termomagnetometrie	TM
Proprietăţi optice	Termooptometrie	TO
Proprietăţi electrice	Termoelectrometrie	TE

Analiza termică directă

- AT directa este utilă în studiul aliajelor metalice supuse proceselor de încălzire si / sau răcire. **Transformările** de faze care au loc într-un sistem dat la încălzirea sau răcirea lui cu o viteză constantă sunt însoţite întotdeauna de o modificare a conţinutului caloric al sistemului, care poate fi pus în evidenţă prin construirea unei diagrame în care se reprezintă grafic variaţia temperaturii cu timpul.

Analiza termică directă

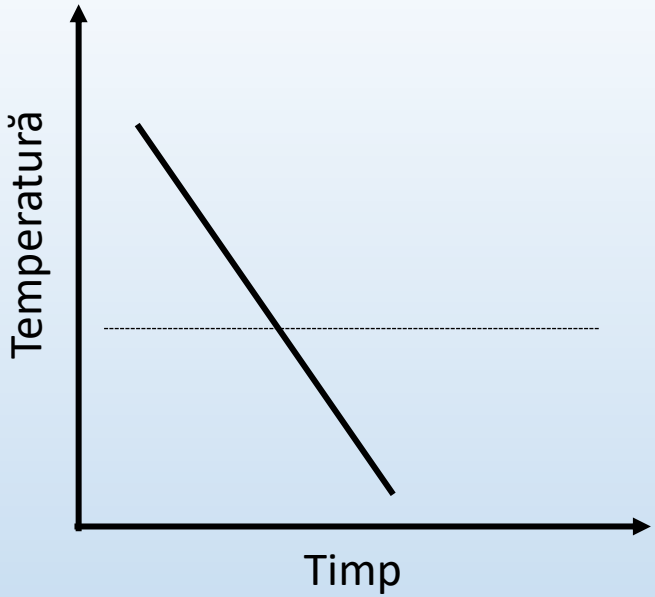


Schema de principiu a instalației de analiză termică directă

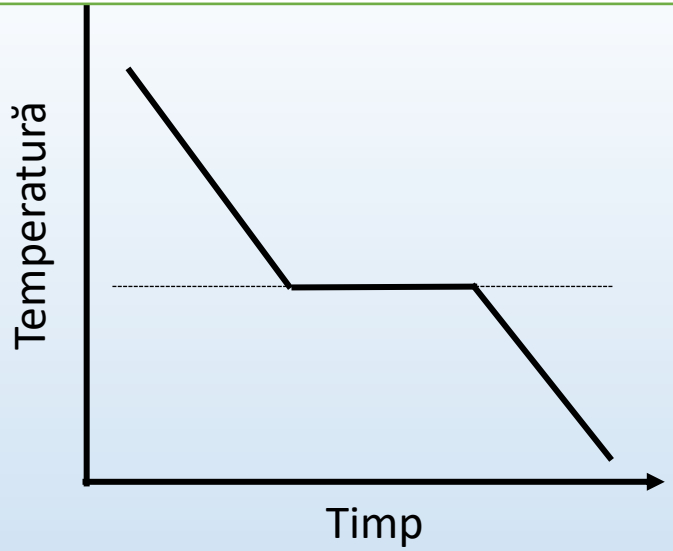
Analiza termică directă

- Trasarea curbelor de încalzire/racire in cazul AT directe necesita o instalatie ca cea prezentata in figura anterioară compusă dintr-un cuptor electric (1) în care se introduce proba de analizat (2), un termocuplu in contact cu proba (3), o incinta cu temepratura constanta (20 grade) (4) pentru capatul rece al termocuplului si un milivoltmetru (5) ce indica temperatura probei. Pentru a construi cat mai precis curba de incalzire/racire, inregistrarea temperaturii se face la intervale de timp cat mai mici (5-10 s).

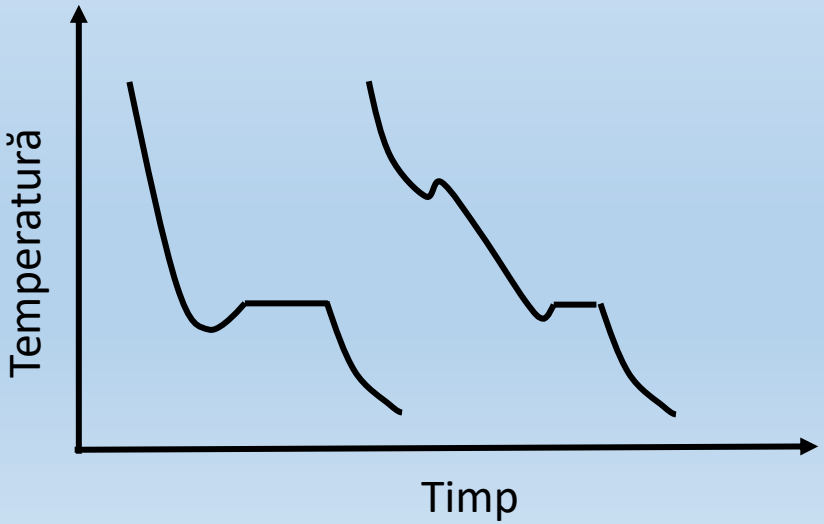
Caracterizarea materialelor prin analize termice



Variația temperaturii în timp pentru un sistem răcit cu viteză constantă, fără transformări de faze



Variația temperaturii în timp la racirea cu viteză constantă a unui sistem cu temperatură constanta de transformare

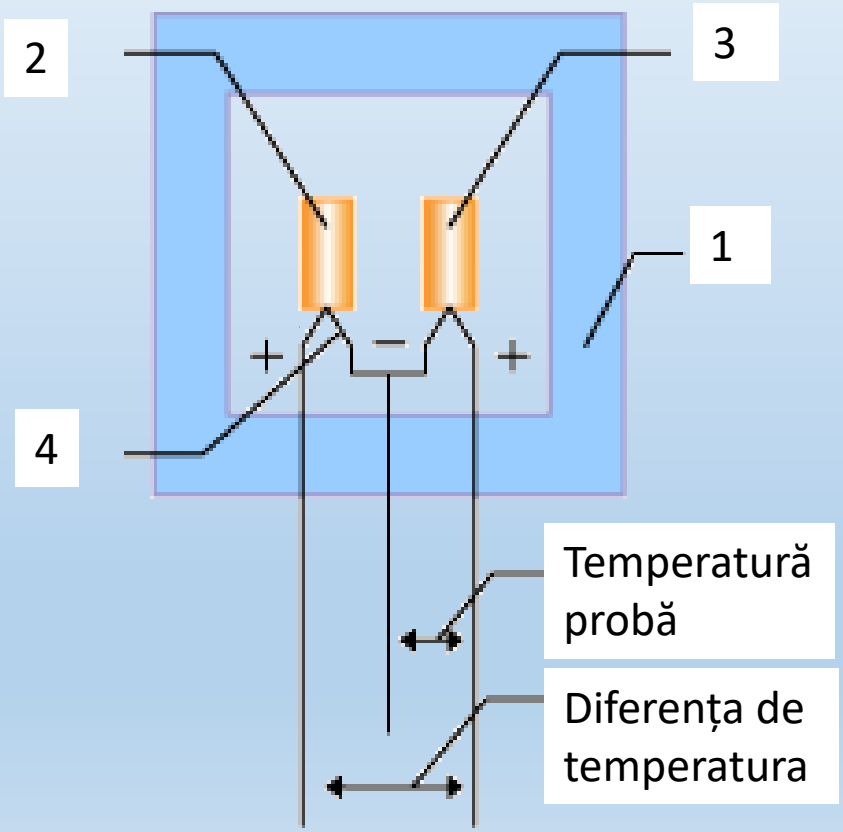


Analiza termică directă; curbe de răcire

Analiza termică diferențială

- Măsoară diferența de temperatură dintre o probă și o referință supuse aceluiași program de temperature.

- cuptor;
- probă și referință
- termocuple
- sistem de înregistrare



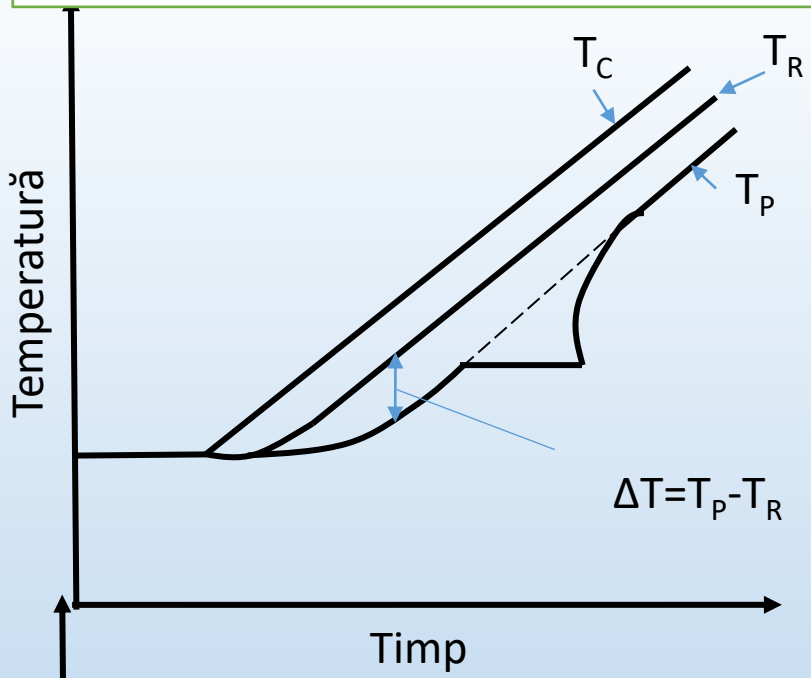
Caracterizarea materialelor prin analize termice

Principiu de lucru

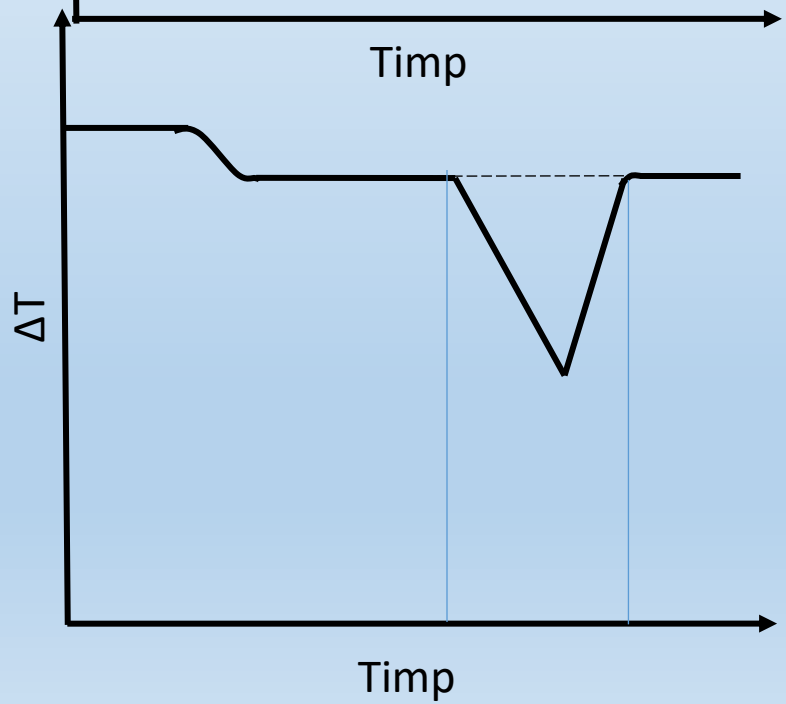
Pe un suport este așezată proba de analizat iar pe celălalt suport este așezată o referință. Se folosesc două termocuple care măsoară atât temperatura probei cat și pe cea a referinței. Atât proba cât și referința sunt supuse aceluiași program de încălzire/ menținere / răcire utilizând aceeași viteza.

In cazul in care proba de cercetat suferă o transformare, se eliberează sau absoarbe căldură, apare o diferentă de temperatură ±DT intre probă şi etalon. Inregistrarea acestei diferente functie de temperatură conduce la obtinerea curbelor diferentiale de analiză termică.

Caracterizarea materialelor prin analize termice



Modificarea temperaturii cuptorului (T_C), referinței (T_R) și a probei (T_P) în timp



Modificarea diferenței de temperatură (ΔT) înregistrată în timp

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Echipamentul pentru ATD este utilizat în special pentru măsurători calitative în domenii ca:

- studiul materialelor;
- domeniul farmaceutic;
- chimie;
- studiul polimerilor.

Analizor pentru analiză termică diferențială - Linseis

Fenomenele ce cauzează modificări ale temperaturii:

Fizice:

- Absorbție (exotermic)
- Desorbție (endotermic)
- Modificări structurale (endo sau exotermic)
- Cristalizare (exotermic)
- Topire (endotermic)
- Vaporizare (endotermic)
- Sublimare (endotermic)

Fenomenele ce cauzează modificări ale temperaturii:

Chimice:

- Oxidare (exotermic)
- Reducere (endotermic)
- Reacții de descompunere (endo sau exotermic)
- Transformări în stare solidă (endo sau exotermic)

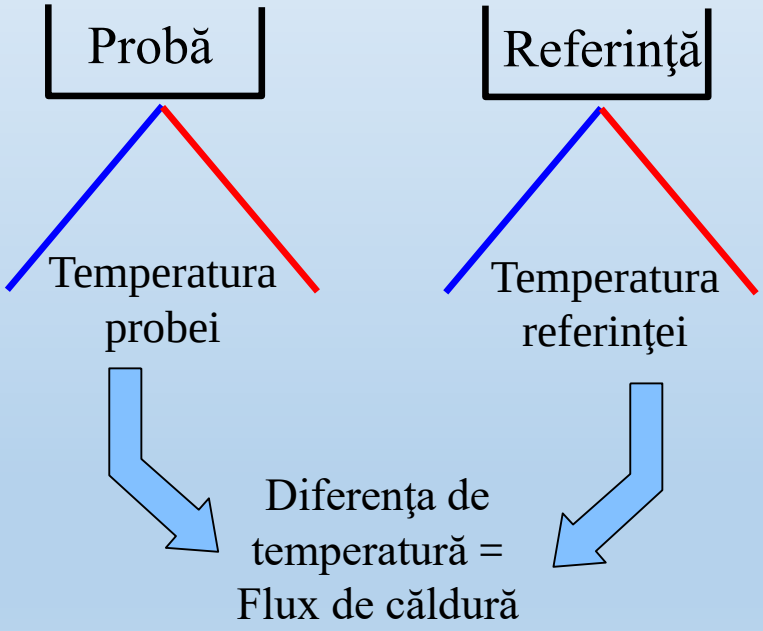
Caracterizarea materialelor prin analize termice

ATD este utilizată pentru:

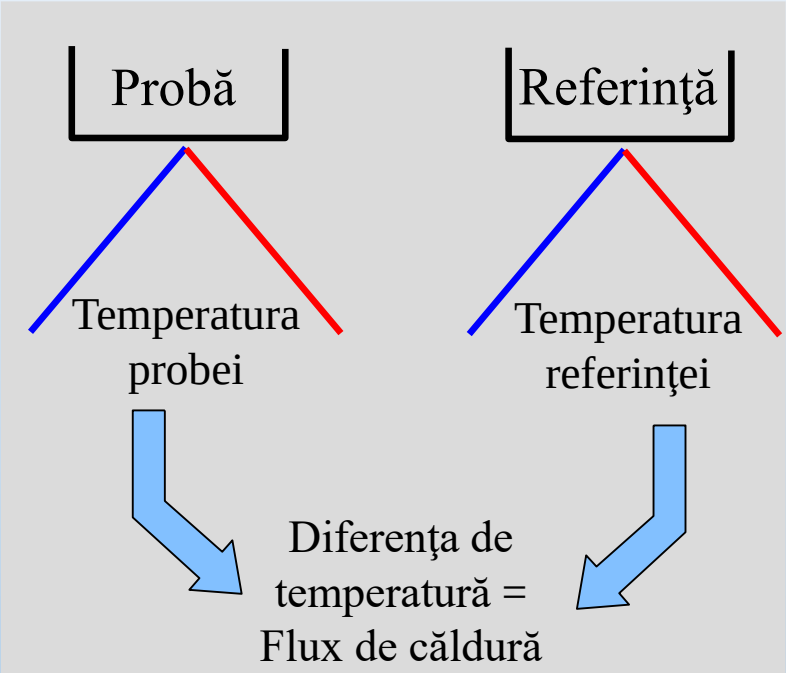
- Identificarea temperaturilor de topire și solidificare;
- Identificarea temperaturii tranziției vitroase;
- Controlul calității – ATD este foarte utilizată în controlul calității unui număr mare de materiale și substanțe cum ar fi: metale, textile, cimenți, pământ, rășini etc.

Caracterizarea materialelor prin analiză calorimetrică diferențială cu baleiaj

Calorimetrul diferenţial cu baleiaj (DSC) măsoară fluxul de căldură dintre o proba şi o referinţă, supuse aceluiaşi program termic.



Principiu de funcționare



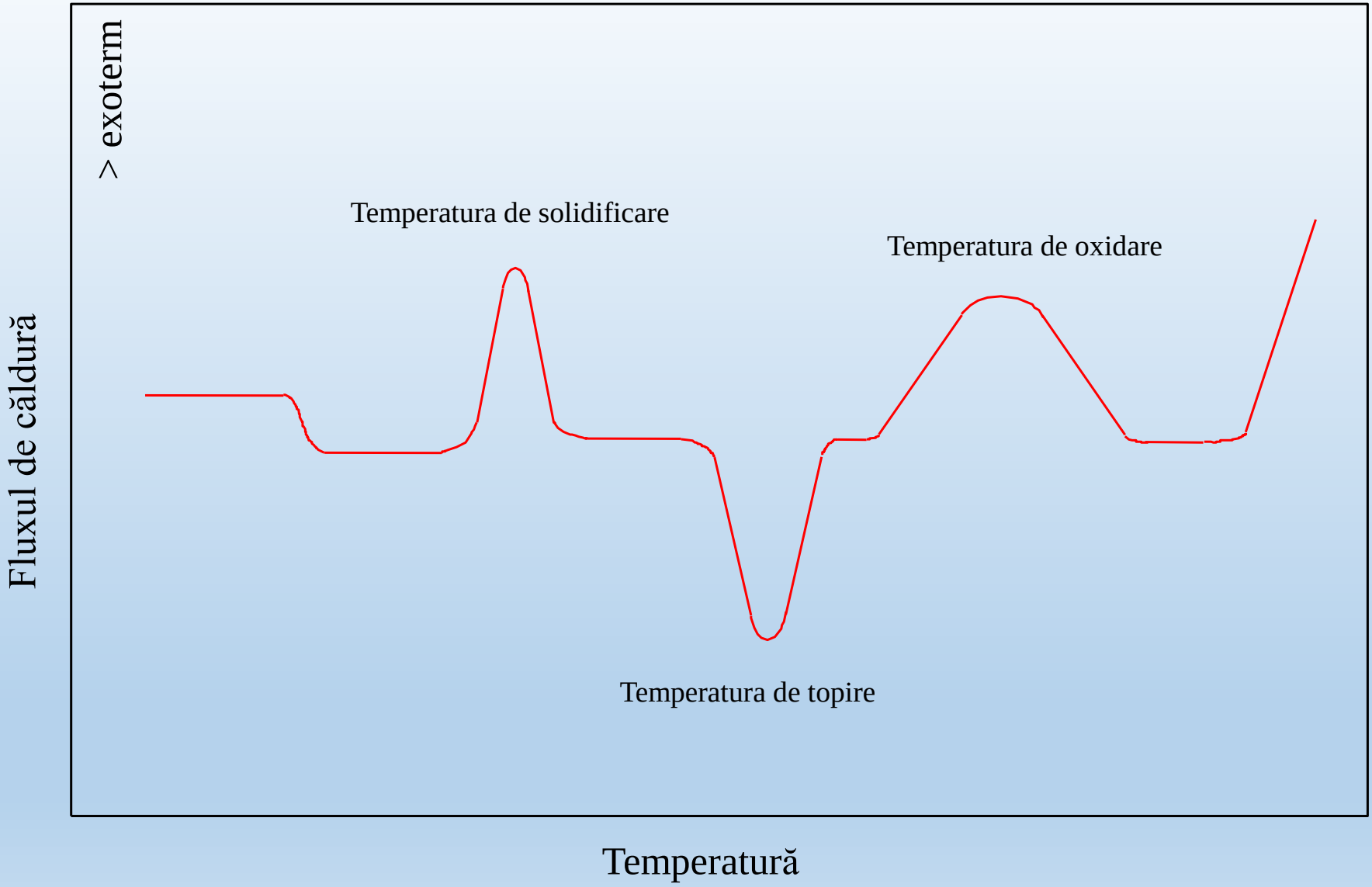
Pentru aceasta tehnică de analiză termică, proba de analizat împreuna cu o referință sunt supuse aceluiași program de încălzire-răcire în calorimetrul DSC.

Caracterizarea materialelor prin analize termice

- Proba de analizat se introduce în creuzet iar creuzetul împreuna cu referința (de cele mai multe ori un creuzet gol) se introduc in cuptorul calorimetrului.
- Sistemul de încălzire este format dintr-o rezistență electrică.
- Temperatura probei, a referinței si a cuptorului sunt măsurate cu ajutorul a trei termocuple.
- Măsurătoarea are loc în atmosferă de gaz protector pentru a nu periclita rezultatele.
- Răcirea este asigurata de un intracooler sau de azot lichid.

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Proprietăți determinate prin DSC

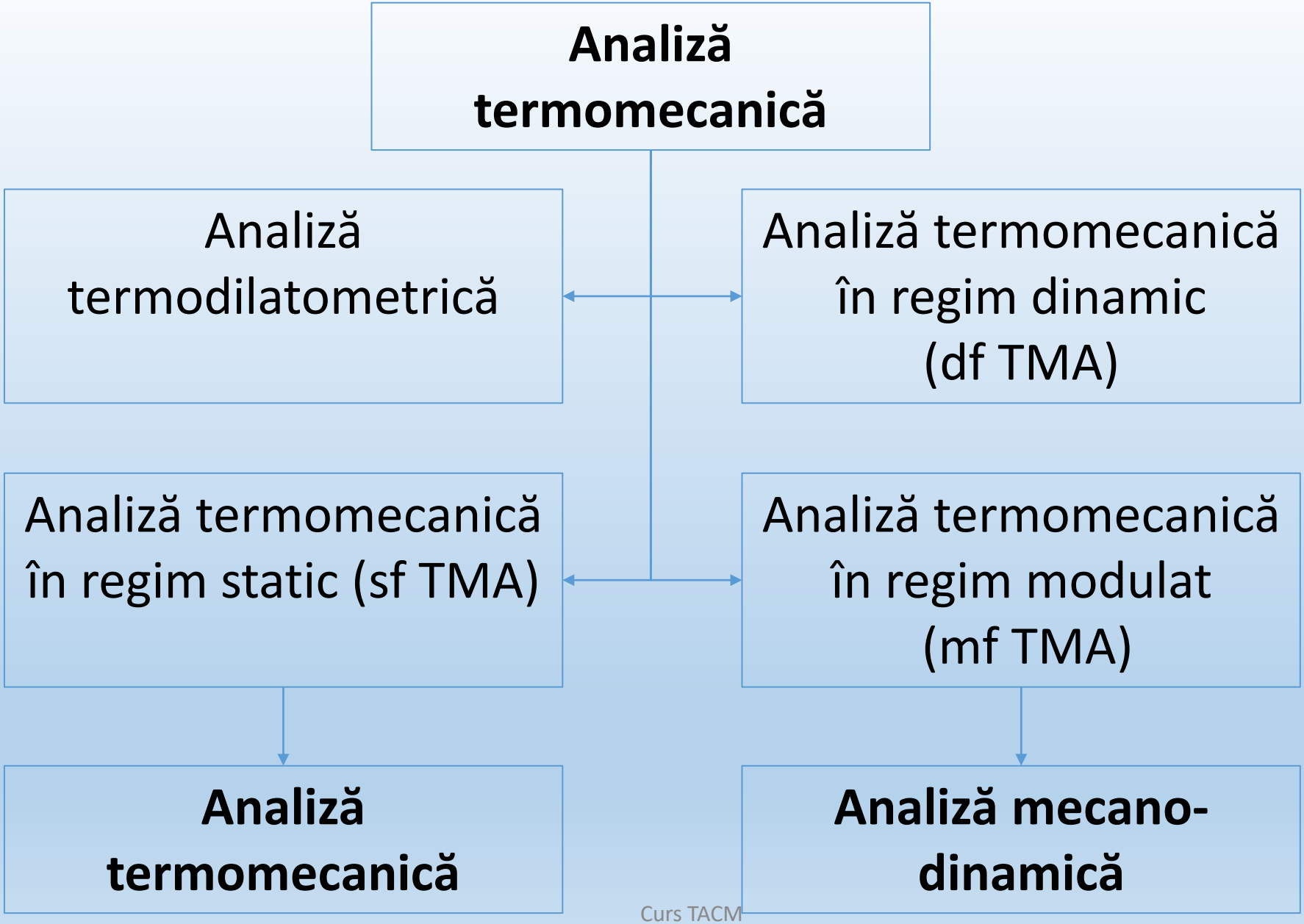


Caracterizarea materialelor prin analize termice

Se pot determina următoarele proprietăți fizice ale materialelor:

- entalpia
- căldura specifica
- temperatura tranziției vitroase;
- entalpia de reacție
- stabilitatea termica

Analiză termomecanică



Analiză termodilatometrică

- urmărește variația dimensiunilor unei probe în funcție de timp sau de temperatură.

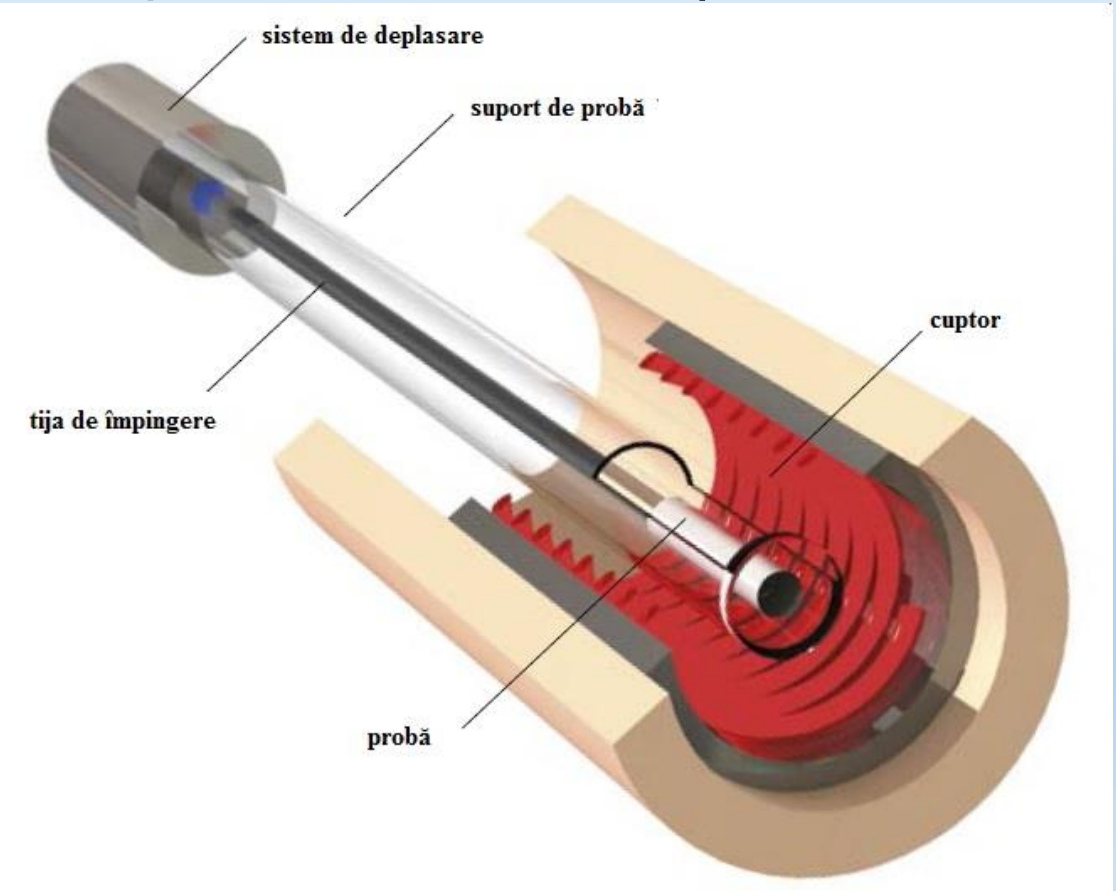
Aplicații:

- Determinarea coeficientului de dilatare liniară;
- Studiul transformărilor în fază solidă;
- Determinarea punctelor de transformare;
- Determinarea rezistenței la șoc termic a materialelor.

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Analiza dilatometrică directă

- determină modificarea dimensiunii liniare a unei probe funcție de temperatură sau de timp.



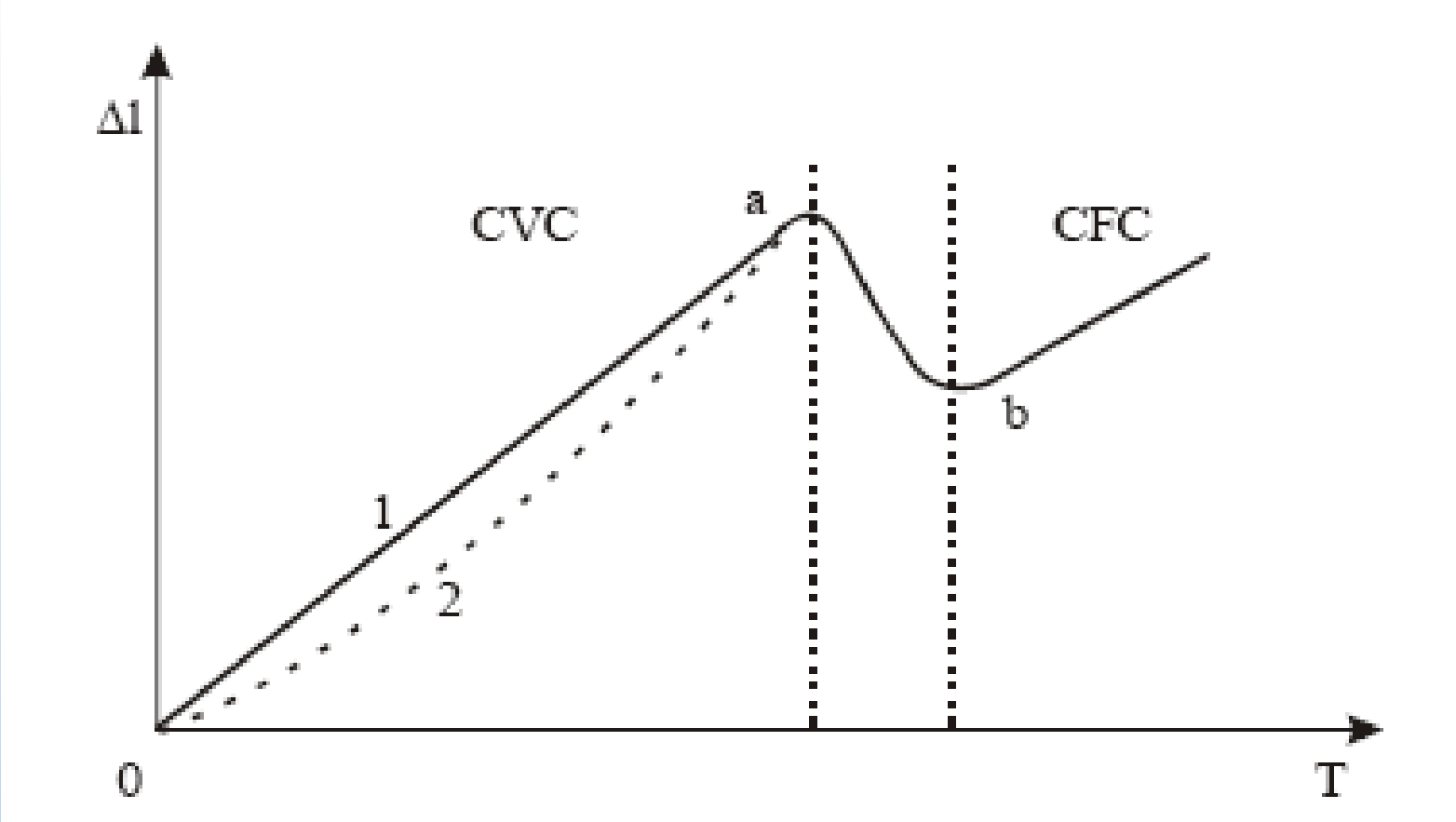
Caracterizarea materialelor prin analize termice

Pricipiul de lucru:

Cuptorul este încălzit cu o rezistenţă de încălzire R, comandată de un programator de temperatură. **Proba este fixată** la un capăt, iar dilatarea ei este preluată de o tijă din Al_2O_3 sau SiO_2 (cuarţ), care nu suferă transformări în stare solidă. Tija transmite dilatarea la un traductor, de unde semnalul electric ajunge la interfaţa unui calculator (PC). Temperatura este măsurată cu un **termocuplu.**

Cu ajutorul semnalelor preluate de calculator va fi trasata curba de dilatare $\Delta l = f(T)$.

Caracterizarea materialelor prin analize termice

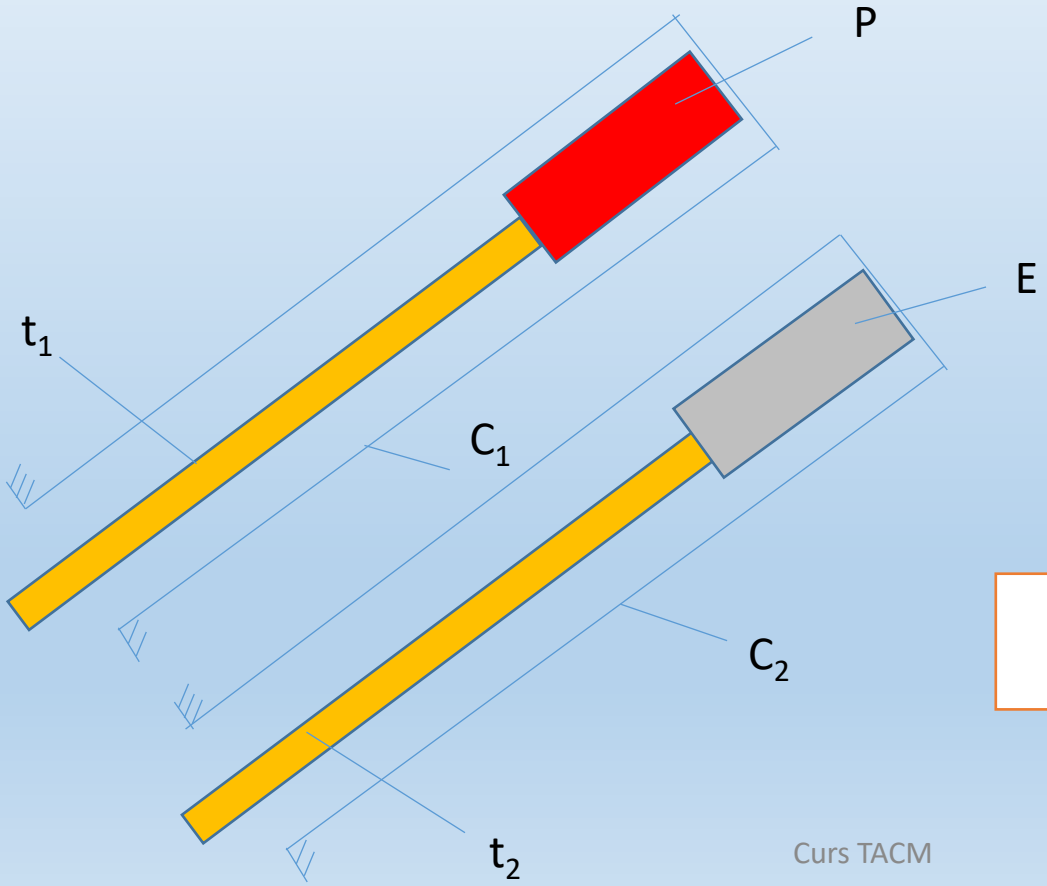


Curba de dilatare pentru un material care are o transformare alotropică de la o structură CVC la o structură CFC (cazul fierului)

$$coeficientul\ de\ dilatare\ liniar, \alpha = \frac{\Delta l}{l}$$

Analiza dilatometrică diferențială

Consta in principiu in compararea dilatației probei cu cea a unui etalon convenabil ales, ambele fiind incalzite la aceeasi temperatura.

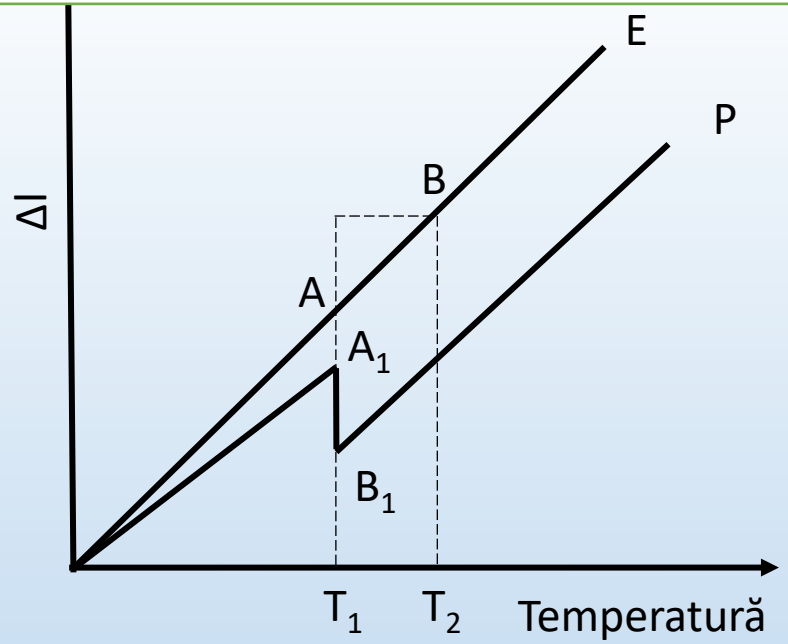


Montarea probelor la analiza dilatometrică diferentială

Caracterizarea materialelor prin analize termice

- Proba (p) si etalonul (e) sunt introduse in tuburile de cuart c_1 si c_2 asezate unele langa altele iar dilatatia lor este transmisa mecanismului de inregistrare prin intermediul unor tije de cuart t_1 si t_2. Etalonul se alege dintr-un material care nu prezinta modificari interne in intervalul de temperatura studiat si are o dilatatie perfect liniara si reversibila.

Caracterizarea materialelor prin analize termice



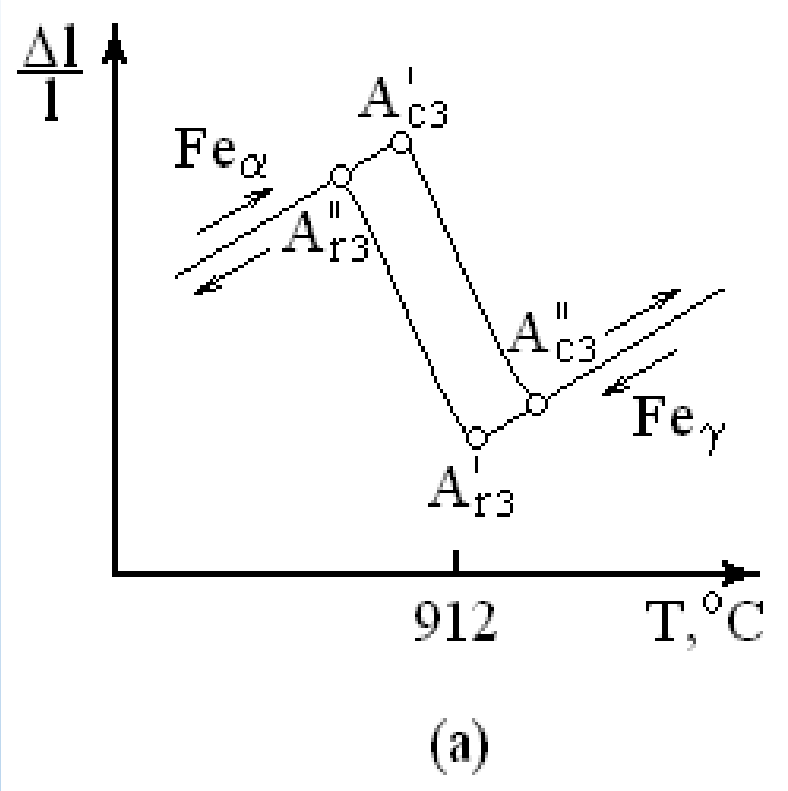
Curbele de dilatare pentru etalon si proba de încercat

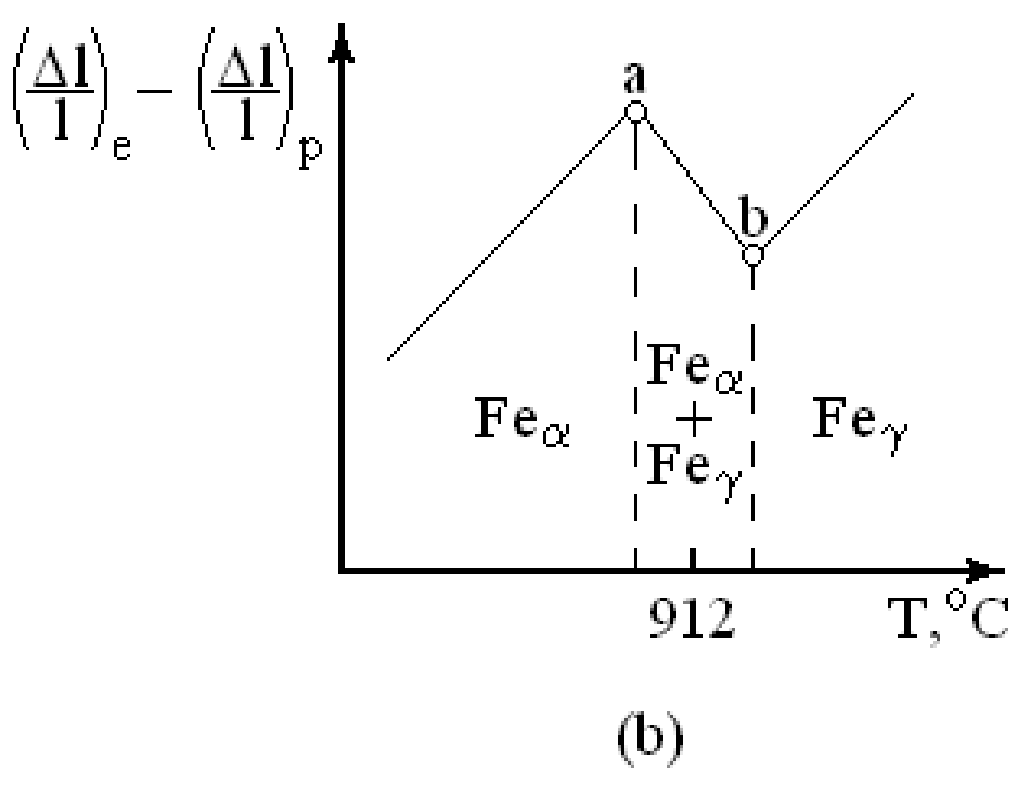
$$\alpha = \left(\frac{\Delta l}{l}\right)_e - \left(\frac{\Delta l}{l}\right)_p$$

Caracterizarea materialelor prin analize termice

- Curbele de dilatare absoluta a etalonului si a probei au pîna la o anumita temperatura (T_1) aceeasi alura. La temperatura T1, are loc o transformare izoterma marcata pe curba de portiunea A_1B_1. In acelasi timp temperatura etalonului creste de la T_1 la T_2 si dilatatia de la A la B.
- Coeficientul de dilatare liniara este dat de diferenta dintre raportul variatiei lungimii etalonului si lungimea initiala a acestuia si raportul variatiei lungimii probei si lungimea initiala a acesteia.

Caracterizarea materialelor prin analize termice





Curbele dilatometrice directă (a) şi diferenţială (b) a fierului tehnic pur.

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Caracteristici ce pot fi determinate prin dilatometrie

- dilatare termică liniară
- coeficientul de dilatare termică (CTE)
- dilatare volumetrică
- pași de contracție
- punct de înmuiere
- temperatura de tranziție vitroasă
- transformări de fază
- schimbare densitate
- temperatura de descompunere·
- comportamentul anisotropic

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Dilatometrele sunt utilizate în mod obișnuit în:

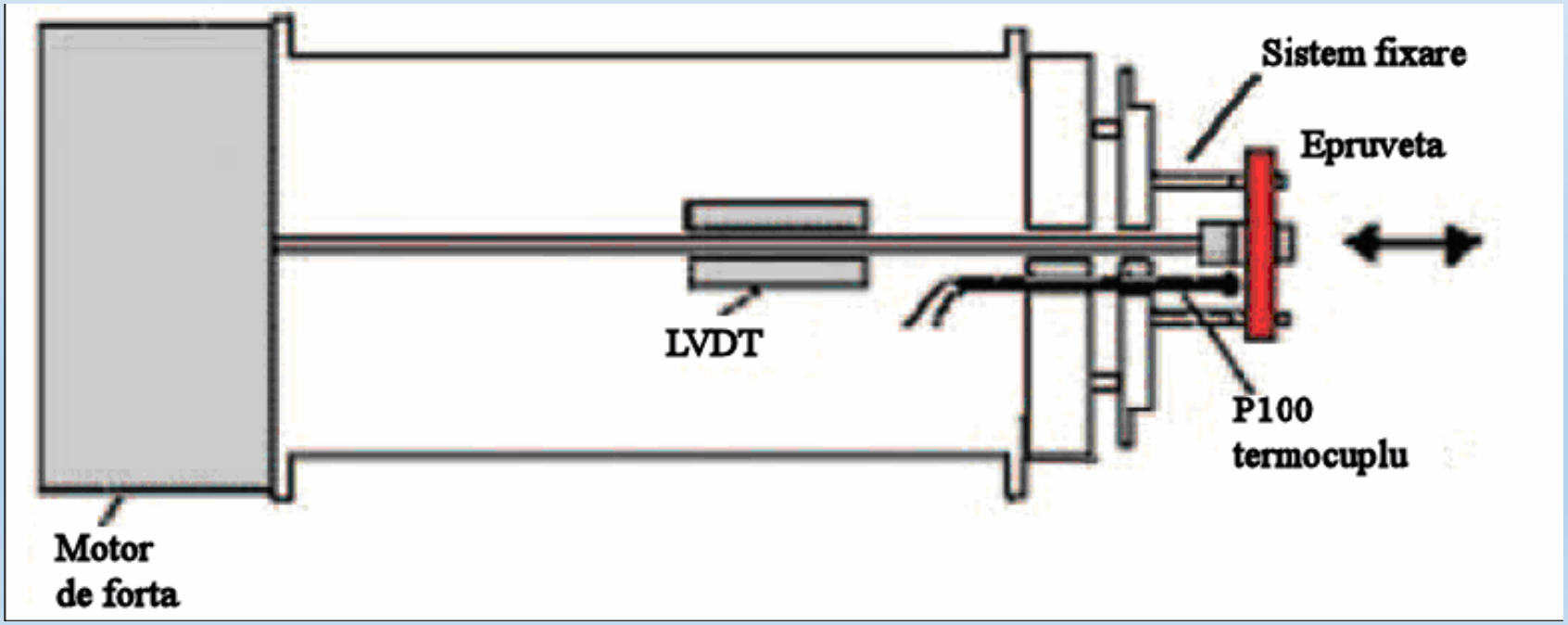
- • Industria sticlei
- • Industria ceramică
- • Sinterizarea ceramicii de înaltă tehnologie
- • Industria aerospațială
- • Industria metal / pulberi
- • Cercetare de materiale noi
- • Industria auto
- • Industria polimerilor

Analiza mecano-dinamică

Analiza mecanică în regim dinamic este o tehnică utilizată pe scară largă pentru a caracteriza proprietățile materialelor în funcție de temperatură, timp, frecvență, tensiunea aplicată, atmosfera de lucru sau o combinație ale acestor factori.

Principalele părți componente ale DMA

- Cuptor
- Termocuple
- Detector deplasare
- Motor de forță



Principiu de funcționare

Proba este fixate în suportul de probe. Suportul de probe împreună cu proba sunt introduse în interiorul unui cuptor și supuse unui program de temperatură controlat.

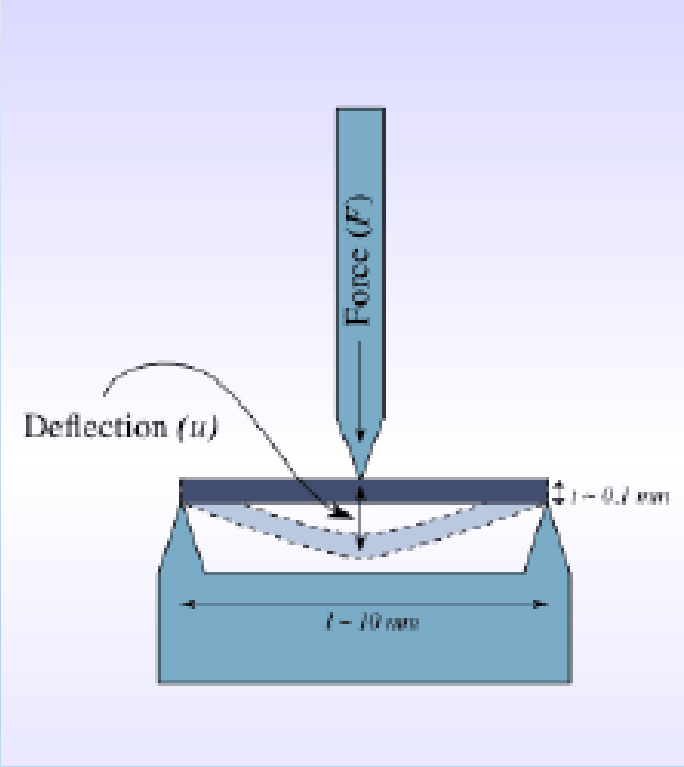
Întregul experiment are loc într-un mediu de gaze inerte. Răcirea se poate realiza cu azot lichid (aprox. -170 ^{o}C) sau cu aer (aprox. -50 ^{o}C).

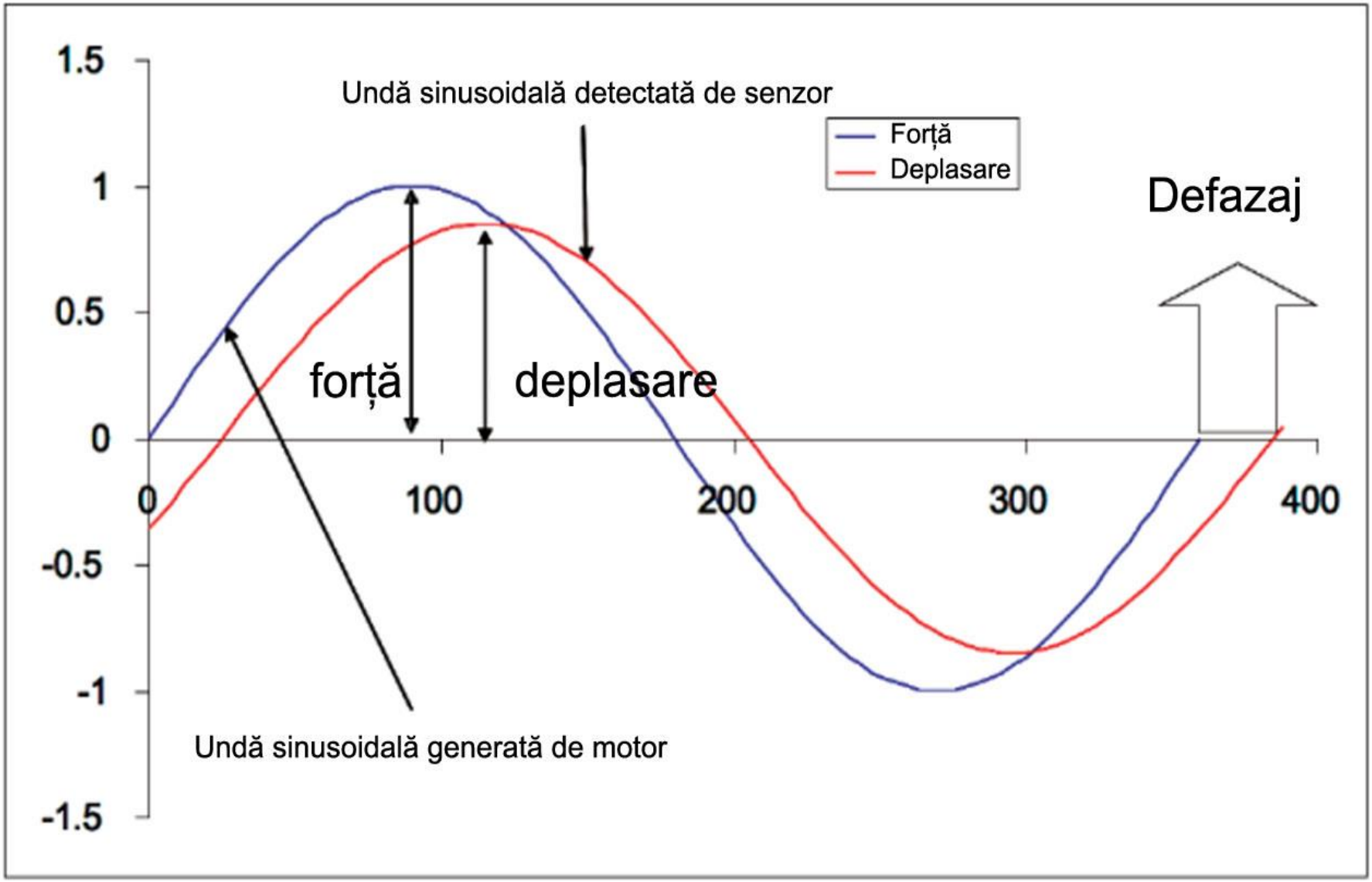
Proba analizată poate fi supusă unei deformări controlate sau alungiri controlate.

La aplicarea unei tensiuni cunoscute, proba se va deforma un anumit procent ce depinde de rigiditatea probei. Deformarea are loc sinusoidal și este aplicată cu ajutorul unui motor ce generează această mișcare oscilatorie ce este transmisă probei prin intermediul unui arbore de acționare. LVDT (Linear Variable Differential Transformer) - sistemul electronic de măsurare înregistrează răspunsului probei la forţa aplicată (deformaţie).

Temperatura probei și cea a cuptorului este măsurată cu ajutorul a două termocuple.

Astfel, cu ajutorul DMA-ul se poate determina rigiditatea și capacitatea de amortizare a materialelor ce sunt desemnate ca fiind modulul de elasticitate și tan δ (delta)- frecarea internă. Deoarece este aplicată o forță sinusoidală, putem exprima modulul, denumit modul de înmagazinare, ca fiind componenta de fază inițială și tan δ, modulul de pierdere, ca fiind componenta defazată.





Relația dintre forța sinusoidală aplicată și reacția materialului din care rezultă diferența dintre faze notată cu tan d

DMA poate fi aplicată la o gamă largă de materiale, folosind diferitele moduri de deformare:

- tensiune;
- compresie;
- îndoire dublă în consolă;
- încovoiere în 3 puncte
- forfecare.

Pentru aceasta sunt folosite diferite tipuri de suporturi de probe:

Suport probă pentru încovoiere în trei puncte

Suport probă pentru îndoire dublă în consolă

Suport probă pentru tracțiune

Suport probă pentru forfecare

Trei parametri pot fi calculați cu ajutorul DMA:

- Modulul de înmagazinare, E’,
- Modulul de pierdere, E’’,
- Modulul de disipare a energiei, tan δ $=\frac{E''}{E'}$

În funcție de variația acestora, pot fi trase concluzii privind transformările ce au loc în probele analizate.

Caracteristici ce pot fi determinate cu DMA

- modulul de elasticitate;
- teste de fluaj și relaxare;
- predicția comportamentului unui material
- frecarea internă;
- teste de îmbătrânire.

Suport de probe special pentru materiale cu vâscozitate mare

- teste cu frecvente multiple;
- determinarea temperaturii la care are loc tranziția vitroasă pentru probe de polimeri semicristalini, amorfe sau compozite;
- compoziție, structură și compatibilitate pentru amestecurile de polimeri;
- determinarea modulului de elasticitate în diferite condiții, mai ales pentru probele rigide.

Materiale ce pot fi analizate cu DMA

- Metale și aliaje metalice;
- Polimeri;
- Ceramice;
- Sticle;
- Compozite;
- Biomateriale.

Analiza mecanică în regim dinamic este o tehnică utilizată în special în analiza polimerilor dar și a materialelor compozite sau celor metalice.

Pentru a putea obține rezultate bune prin intermediul analizei mecanice în regim dinamic trebuie îndeplinite următoarele condiții: dispozitivul utilizat trebuie să fie calibrat, proba utilizată trebuie și ea să fie pregătită cu atenție ținându-se cont de geometria necesară impusă de tipul suportului de probe utilizat, trebuie utilizate alungiri adecvate tipului de material precum și viteze de încălzire/răcire cuprinse între 2-5 ^{o}C, în funcție de sensibilitatea transformării.

Analiza termomagnetică

- Studiul efectelor magnetice care apar în timpul încălzirii sau răcirii probelor

- din forma curbelor magnetizare - temperatură se obțin indicații asupra:
  - diferitelor faze magnetice prezente;
  - se pot estima unele mărimi termodinamice specifice materialului respectiv;
  - studiază tranzițiile de fază din starea feromagnetică în starea paramagnetică şi invers.

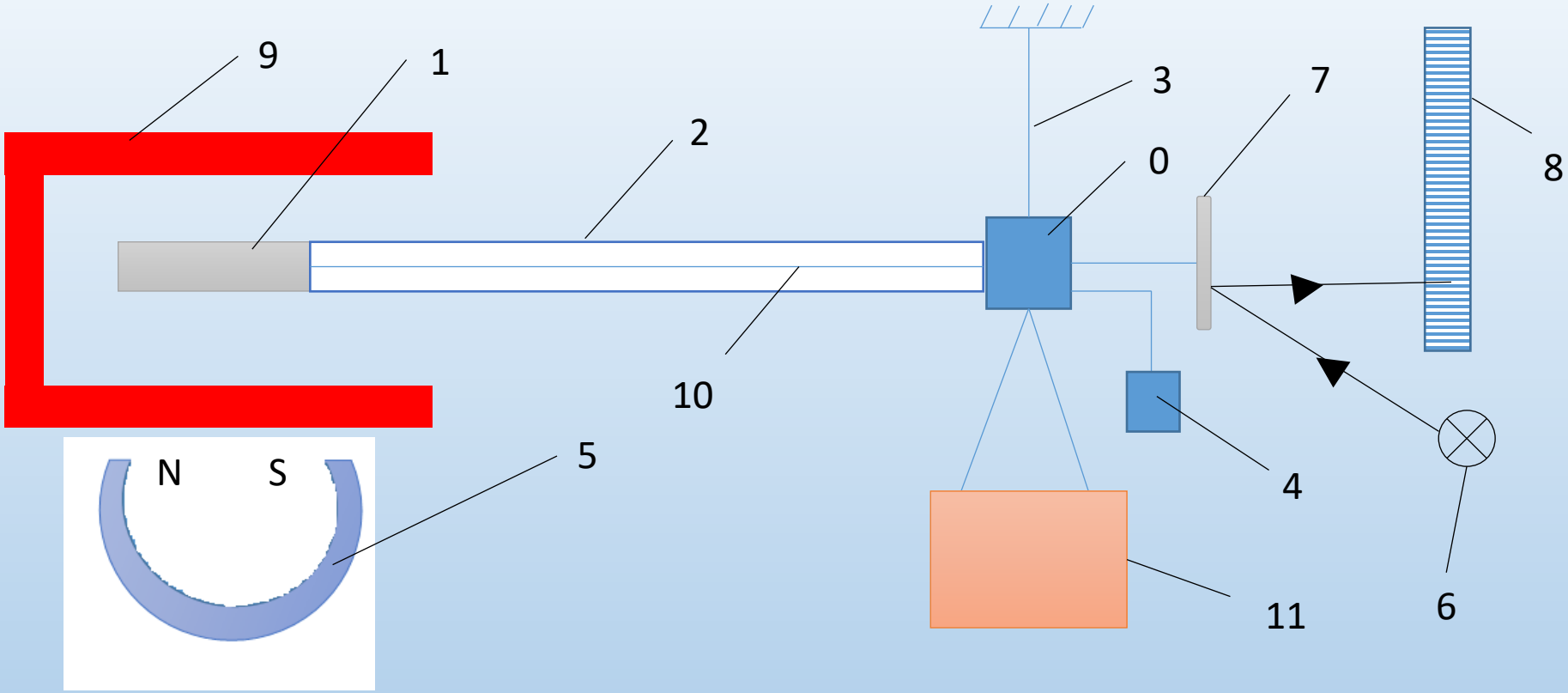
Caracterizarea materialelor prin analize termice

Trei domenii de interes :

- 1) Determinarea temperaturii de tranziție magnetică pentru a caracteriza materialul sau pentru a servi ulterior ca un potențial standard de temperatură pentru termogravimetrie;
- 2) detectarea reactanților magnetici, a intermediarilor sau a produselor în timpul reacțiilor și
- 3) urmărirea vitezelor de reacție pentru astfel de reacții.

Se examinează o gamă largă de **materiale, metale, ceramică, catalizatori, minerale și complexe anorganice**.

Caracterizarea materialelor prin analize termice



Schema constructivă a balanței termomagnetice cu indicație optică

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Elemente componente:

1-proba de analizat, 2-tijă de cuarț, 3-fir de wolfram, 4-contragreutăte, 5-magnet, 6-sursă de lumină, 7-oglindă, 8-scară gradată, 9-cuptor, 10-termocuplu, 11 galvanometru.

Caracterizarea materialelor prin analize termice

- **Principiu de functionare:**

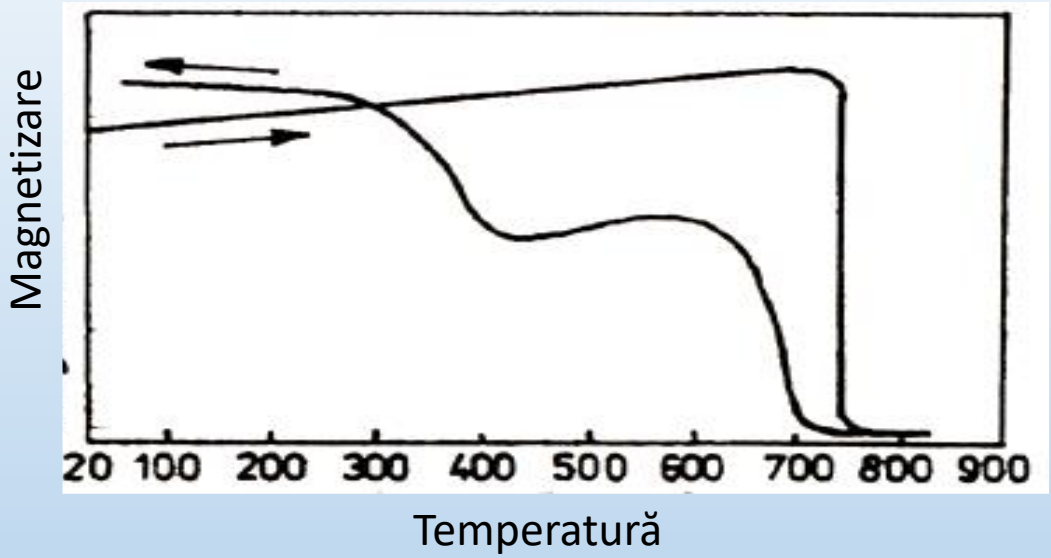
Proba de analizat este fixată pe o tijă de cuarț, suspendată cu un fir de wolfram, in aşa fel încât, printr-un sistem de contragreutăți, să se poată echilibra. Forța magnetică este exercită de către magnetul permanent asupra probei de analizat, astfel încât brațul balanței să fie orizontal, iar fasciculului emis de sursa şi reflectat de oglinda să ocupe pe scara gradată poziția inferioară.

- **Încălzirea probei de analizat** in cuptorul, pană aproape de punctual Curie, duce la scăderea proprietăilor magnetice ale probei şi ridicarea brațului balanței; oglinda se inclină, iar fasciculului luminos este deviat proporțional cu scăderea forței magnetice de atracție a probei. **În urma inregistrării demagnetizării/magnetizării** funcție de temperatura măsurată de termocuplul şi galvanometrul, se obitn curbe termomagnetice ce pun in evidenață punctul Curie,

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Curba magnetizare-temperature pentru Fe este prezentata in fig. alăturata.

Se poate observa ca la temperatura 770 ^{o}C apare o demagnetizare puternica.



Curba magnetizare-temperatură pentru Fe

Termomagnetometria a fost aplicată și in studiul coroziunii aliajelor pe bază de fier descoperite de arheologi. Această analiză a cuantificat cu succes gradul de coroziune, măsurat prin pierderea de fier, precum și cantitatea de magnetit formată.

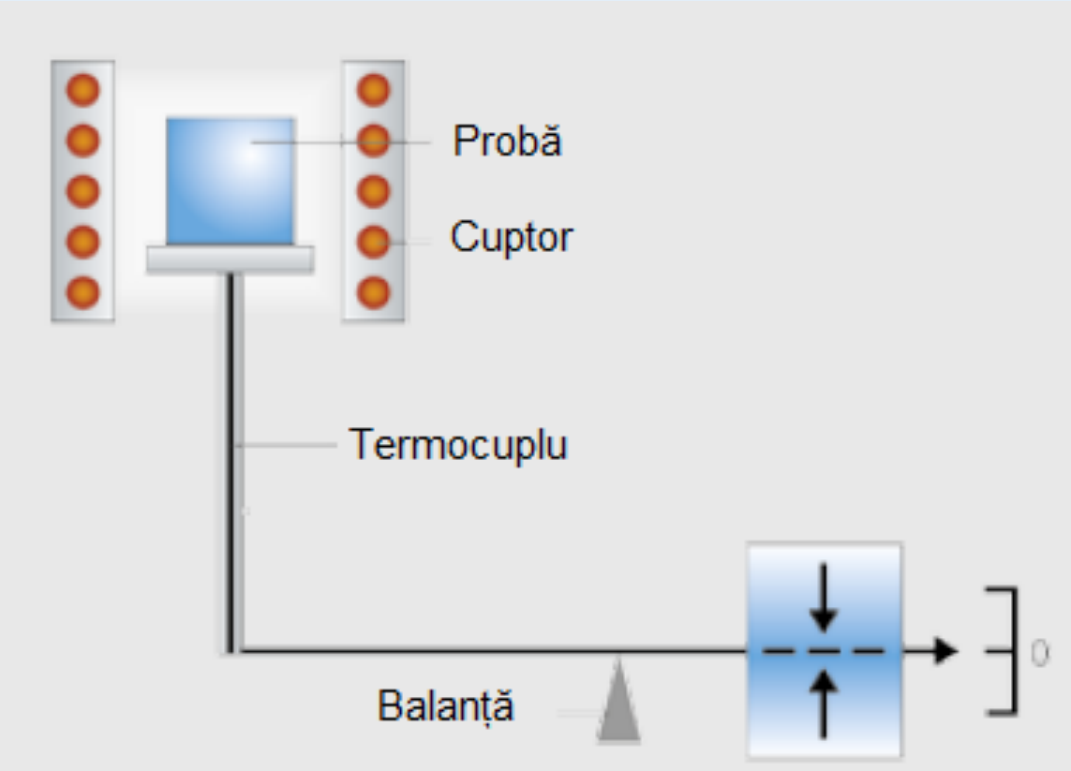
Caracterizarea materialelor prin analize termice

Analiza termogravimetrică

Analiza termogravimetrică (TGA) este o tehnica de analiză termică ce constă în măsurarea schimbărilor masei unei probe odată cu creșterea temperaturii, într-o atmosferă controlată.

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Instrumentul folosit în analiza termogravimetrică se numește **termobalanță**.



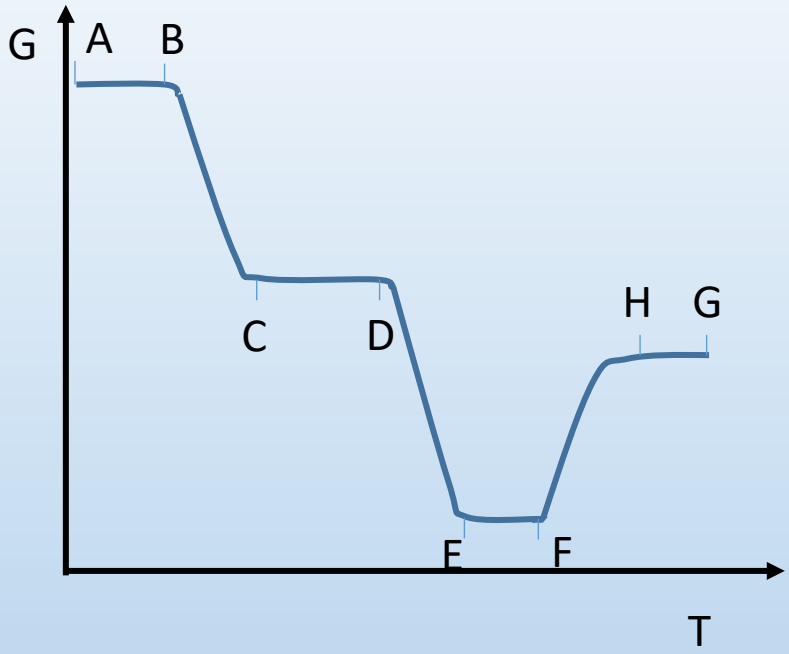
- cuptor;
- probă
- termocuple
- balanță
- sistem de înregistrare

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Principiul de functionare:

Proba este introdusă într-un cuptor prevăzut cu un termocuplu atașat de microbalanță. Ansamblul microbalanței măsoară masa inițială a probei la temperatura camerei şi apoi monitorizează continuu schimbările masei probei pe măsură ce proba se încălzește. Datele sunt preluate de către un calculator care va trasa curbă termogravimetrică ce indică variația masei unei probe prin modificarea controlată a temperaturii.

Caracterizarea materialelor prin analize termice



Curba termogravimetrică

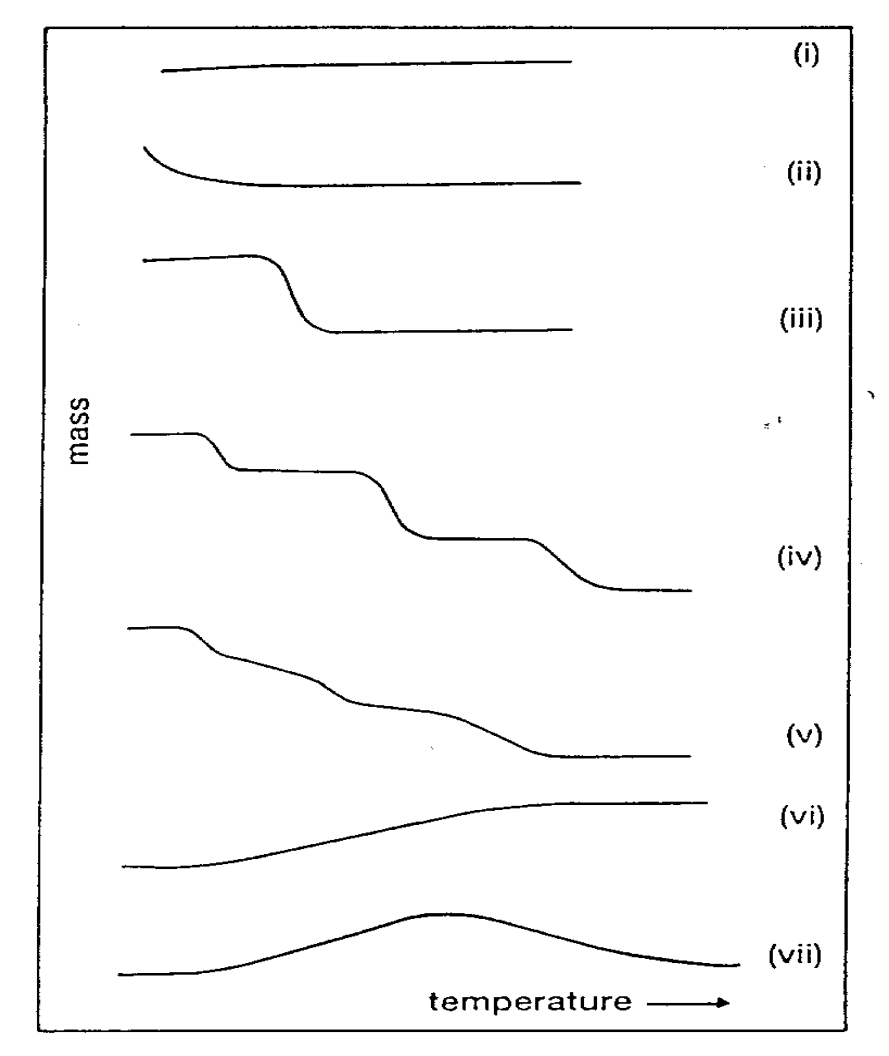
Analiza termogravimetrică permite obţinerea următoarelor informaţii asupra sistemului cercetat:

- stabilirea domeniilor de stabilitate termică (în absenţa transformărilor polimorfe) a compusului cercetat, respectiv a produşilor intermediari formaţi în decursul tratamentului termic (porţiunile A-B, C-D, E-F, G-H)
- determinarea punctelor şi intervalelor de descompunere termică (Tb-Tc, Td-Te).

Procesele ce pot fi analizate prin TGA

Proces	Variația masei probei	
	creștere	scădere
Adsorbţie sau absorbţie	●	–
Desorbţie	–	●
Deshidratare	–	●
Sublimare	–	●
Vaporizare	–	●
Descompunere	–	●
Reacţie solid-solid	–	●
Reacţie solid-gaz	●	●

Interpretarea curbelor TGA



i. Proba nu suferă nicio descompunere cu o pierdere de masa

ii. Pierderea inițială rapidă de masă este caracteristică desorbției sau uscării

iii. Descompunere într-o singură etapă,

iv. Descompunere în mai multe etape, cu intermediari relativ stabile:

v. Descompunere în mai multe etape, fără nici un produs intermediar stabil.

vi. Creșterea masei datorită reacției cu atmosfera, de exemplu, oxidarea metalelor;

vii. Oxizii se descompun din nou la temperatură mai ridicată;

Caracterizarea materialelor prin analize termice

Pot fi analizate:

- ✓ mase plastice
- ✓ cauciuc
- ✓ metale
- ✓ fibre
- ✓ uleiuri
- ✓ ceramica
- ✓ compozite
- ✓ sticla
- ✓ ciment
- ✓ materiale refractare
- ✓ rasini
- ✓ combustibil
- ✓ medicamente
- ✓ substante active
- ✓ alimente

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Structura este cea care determină proprietăţile produselor.

Studiul structurii se poate face la diferite măriri:

- structură macroscopică (măriri până la 30-50 ori),
- structură microscopică (măriri de la 100 la câteva zeci de mii de ori)
- structură atomică (măriri mai mari de 500000 ori).

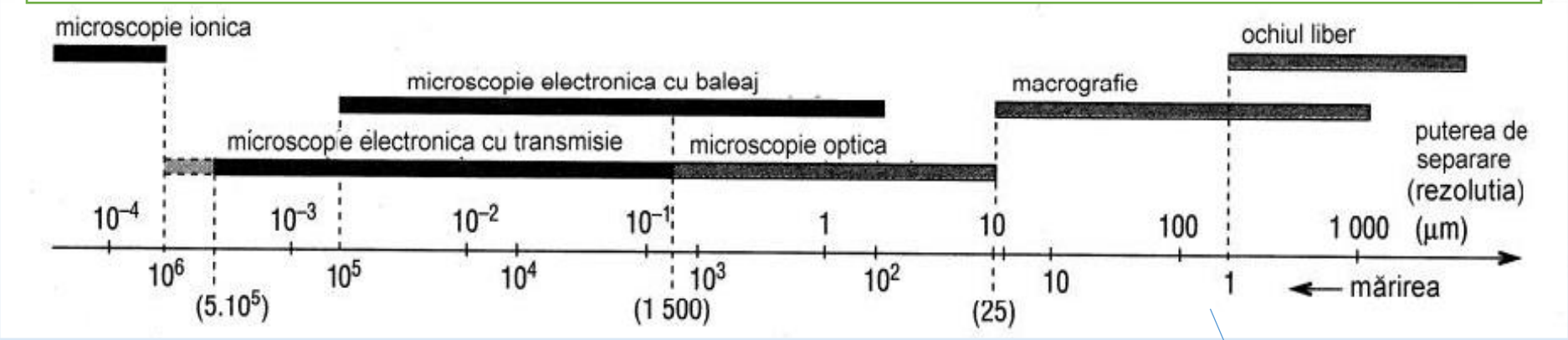
Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

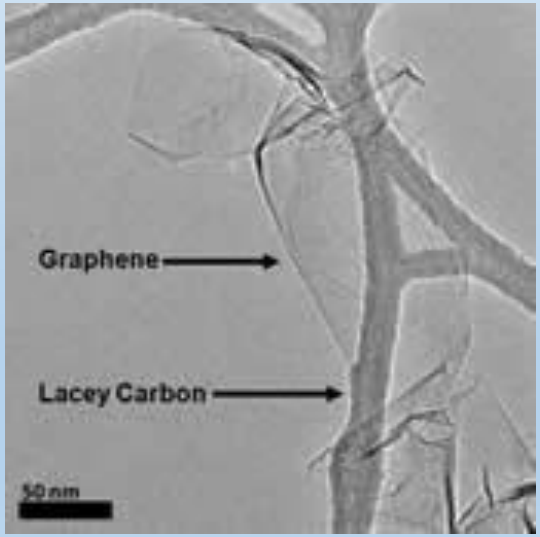
Metalografia studiază aspecte fizice legate de structurile metalografice a metalelor şi aliajelor, ajungând pană in domeniul fizicii moleculare şi a fizicii descriptive.

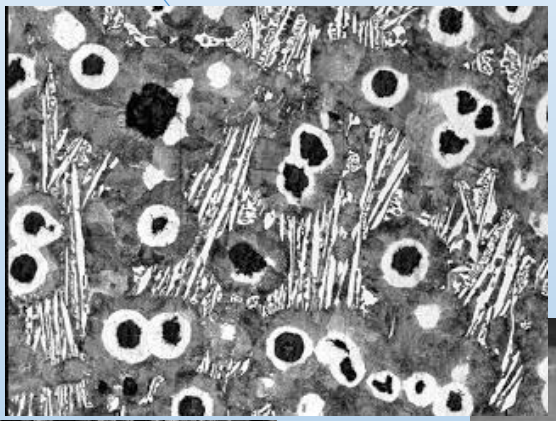
Studiile metalografice sunt importante la studiul:

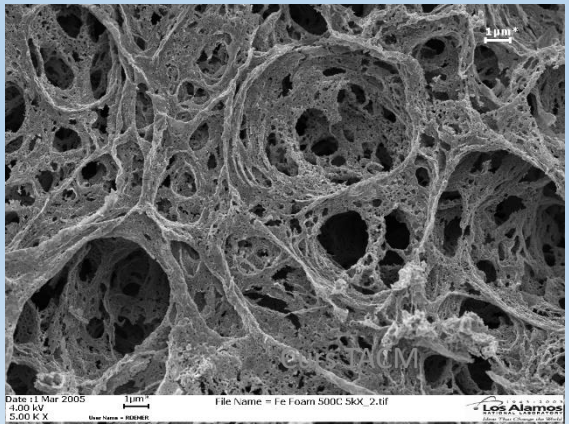
- tratamentelor termice ale;
- deformării plastice la rece;
- tensiunilor de deformare plastic.

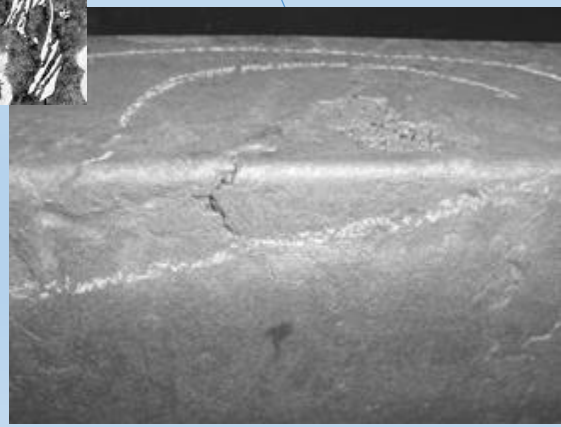
Caracterizarea materialelor prin analiză structurală











Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

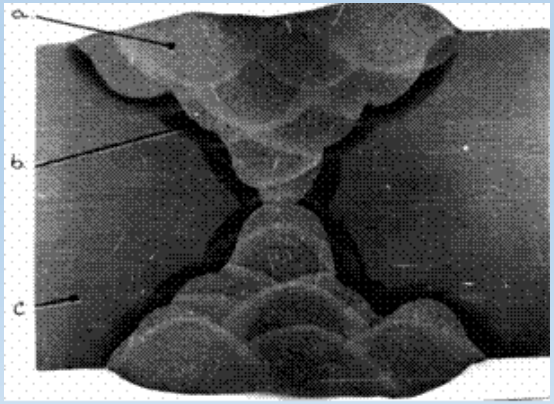
Analiza macroscopică

Metodă rapidă și simplă de cercetare a materialelor. se bazează pe studiul vizual al probelor. permite: examinarea suprafeţelor de rupere, a suprafeţelor formate prin: solidificare, depunere electrochimică, sau a celor pregătite special prin polizare şi şlefuire, iar apoi atacate cu un reactiv chimic.

- Suprafețe pregătite
- Superfețe nepregătite

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

- Defecte de solidificare
- Rupere
- Neomogenități chimice, structurale și mecanice;
- Uzură
- Structura îmbinărilor sudate



Analiza microscopică

Determină dimensiunea, forma și distribuția grăuntilor în cazul unui material monofazic. Într-un material polifazic sunt importante dimensiunea, forma și distribuția fazelor.

Analiza microscopică se referă la metodele optice, opto-electronice sau electronice de analiză structurală şi de microtopografie a suprafeței. Se imparte in:

- microscopia optică,
- microscopia electronică,
- microscopie de forță atomică.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Microscopia optică

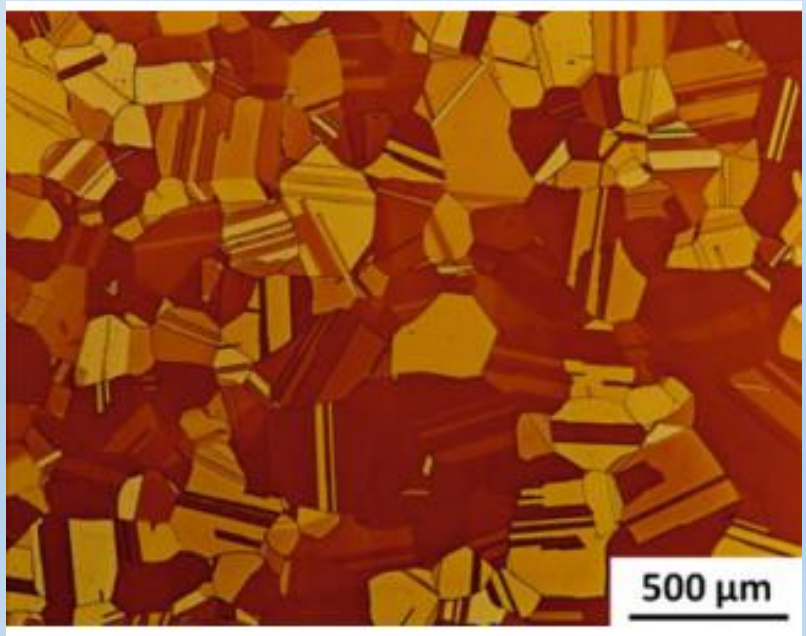
- sunt utilizate în mod obișnuit două moduri de microscopie optică:
- pe baza măsurării luminii transmise (probă transparentă);
- Pe baza luminii reflecte (probă opacă).

În ingineria materialelor se utilizează probe ce reflectă lumina, inclusiv metale, semiconductori, sticle, polimeri și material compozite.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Microscopia optică

- Puteri de mărire 1000-2000x
- Dimensiuni, formă grăunți
- Cantități faze

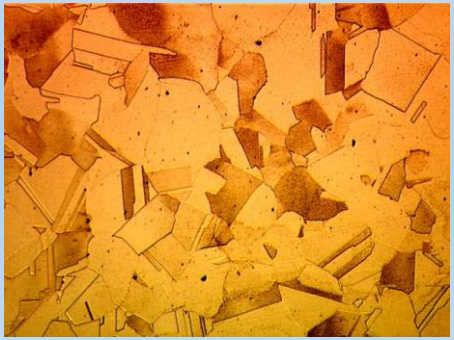


Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

- caracteristici de interes pot fi observate și cuantificate folosind metode de microscopie cantitativă. Includ observarea și determinarea dimensiunilor grăunților, forma, dimensiunea și cantitatea diferitelor faze în sistemele polifazice.
- Se estimează dacă proba indică faptul că materialul este în stare turnată, călita sau prelucrată la rece.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Pregatire probe

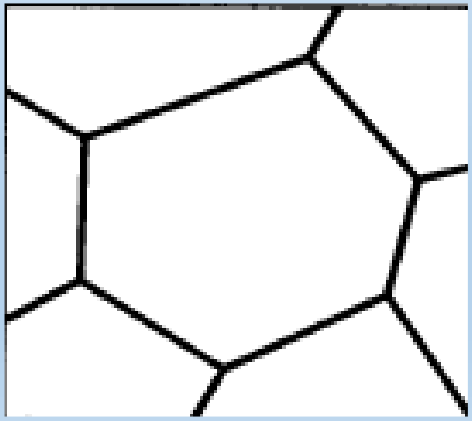


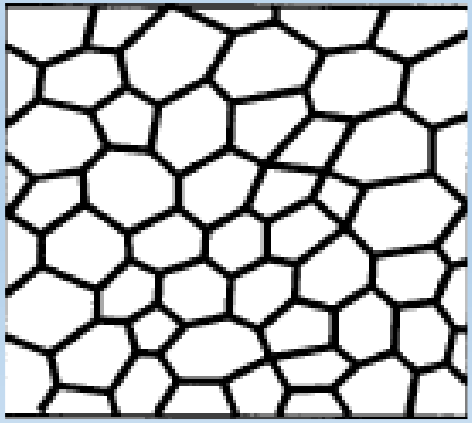
Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

În analiza materialelor de mare importanță este **microscopia optică cantitativă,** folosită pentru determinarea mărimii şi numărului de grăunți cristalini**.**

Din punct de vedere tehnic, măsurarea mărimii grăunților cristalini poate fi efectuată prin determinarea:

- **suprafeței medii;**
- **a diametrului mediu.**





Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Metode comune de microscopie optică:

- Lumină reflectată
- Câmp luminos -caracteristicile de interes apar întunecate pe un fundal luminos.
- Câmp întunecat -caracteristicile de interes apar strălucitoare pe un fundal întunecat.

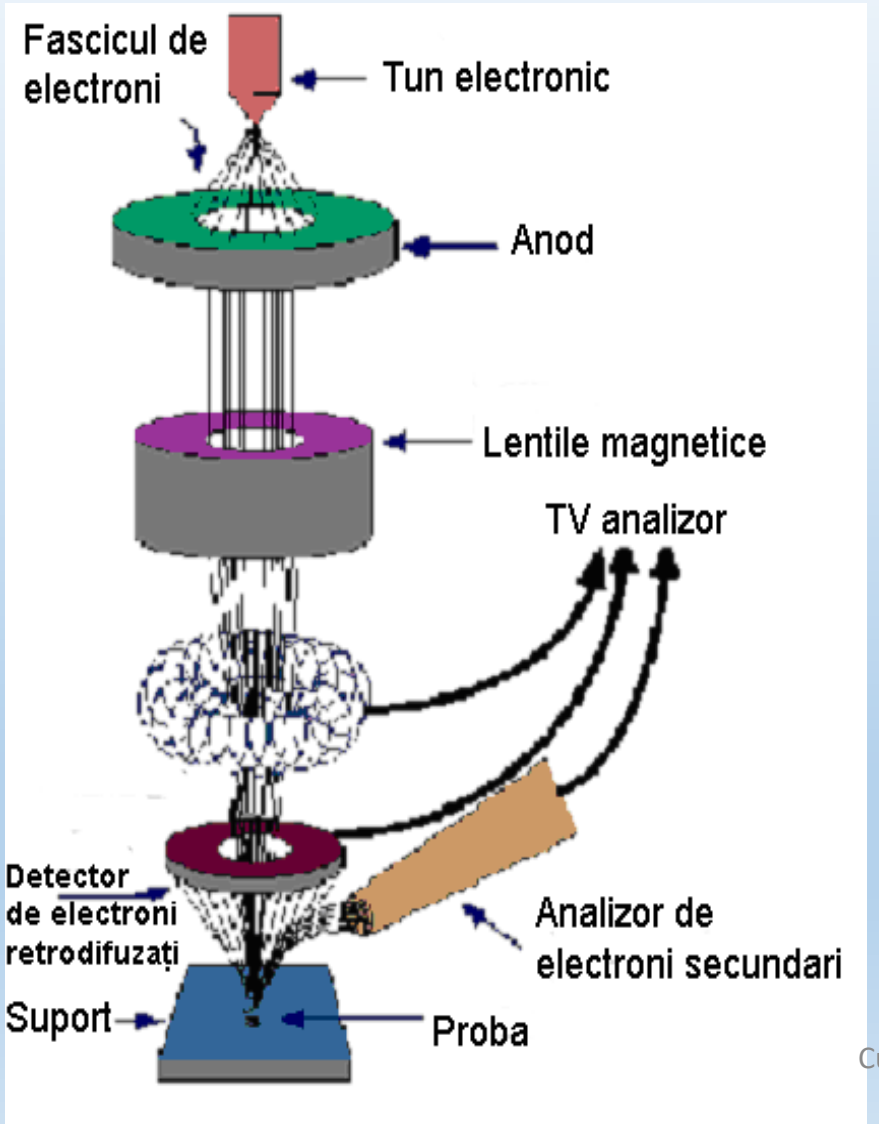
Microscopia electonică

Avantaje:

- rezoluţie mai mare
- putere de mărire mult mai mare
- adâncime de câmp foarte mare (imagine în relief)
- puteri de mărire de la 20× până la > 80000×
- imagini 3D
- compoziție chimică

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Microscopia electronică



electroni secundari

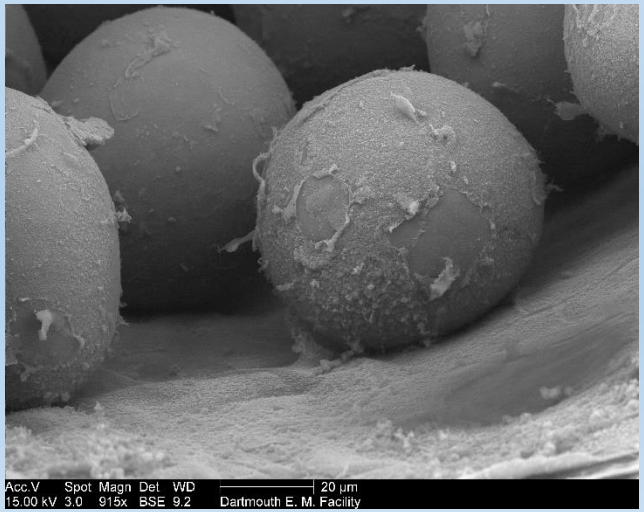
+ electroni retrodifuzaţi

$\Longrightarrow$

detector $\longrightarrow$ semnal

$\Longrightarrow$

imagine



Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Microscopul SEM folosește un fascicul de electroni si lentile electromagnetice. Fasciculul electronic are o traiectorie verticală, trece prin sistemul de lentile care-l focalizează şi concentrează pe suprafaţa probei. Fasciculul traversează o serie de spirale din lentila obiectiv, care baleiază fasciculul pe o arie dreptunghiulară a probei de analizat. Când loveşte suprafaţa probei electronii retrodifuzaţi şi secundari încep să fie expulzaţi din probă și sunt captați de detectorii ce îi transformă într-un semnal care este trimis pe un ecran unde se formează imaginea SEM. Imaginea SEM obținuta este rezultatul intensității emisiei electronilor secundari din proba.

Componentele microscopului electronic cu baleiaj:

- sistemul de iluminare/imagine - produce fasciculul de electroni şi-1 focalizează pe probă;
- sistemul de achiziție a informațiilor - amplifică semnalele fizice produse la interacţiunea electronilor cu proba prin folosirea a diferite tipuri de detectori;
- sistemul de formare a imaginii - produce pe cale electronică o imagine convenţională a probei;
- sistemul de vidare – experimentul se realizează în vid.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

SEM pune în evidență:

- structuri fine, care nu pot fi observate prin MO;
- identificarea produşilor de coroziune;
- identificarea incluziunilor în metale şi materiale ceramice şi a segregărilor de faze;
- măsurarea porilor de dimensiuni mici;
- studierea straturilor de tratament termochimic.

Microfractografie

- analiza microfisurilor, în special pentru examinarea suprafete de rupere;
- aspect tridimensional (3D) al suprafețelor ruperii, precum și caracteristicile și topografiile ruperii ce furnizeaza informații esențiale despre modurile sau cauzele defecțiunilor;

Analiză de compoziție chimică

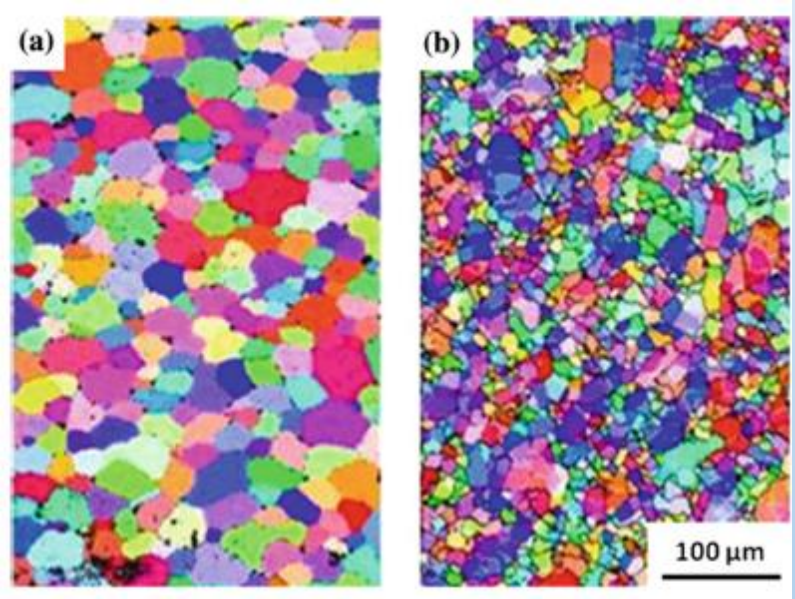
- Analiza de distribuţie de raze X caracteristice (EDAX) pune în evidenţă elementele principale de aliere prin liniile lor specifice, analiza efectuându-se pe o microzonă oarecare;
- se realizeaza distribuţia globală, sub forma unei hărţi de distribuţie a elementelor chimice constitutive.

Distribuția elementelor chimice

- hartă a distribuţiei semnalelor emise de elementele selectate pentru analiză existente într-o zonă aleasă a probei de analizat;
- pune în evidenţă poziţionarea și distribuţie a elementelor suprapunerea dacă este cazul sau morfologia compuşilor.

Difracție de retrodifuzare a electronilor (EBSD)

- pentru caracterizarea cristalografică (textură) și microstructurală.



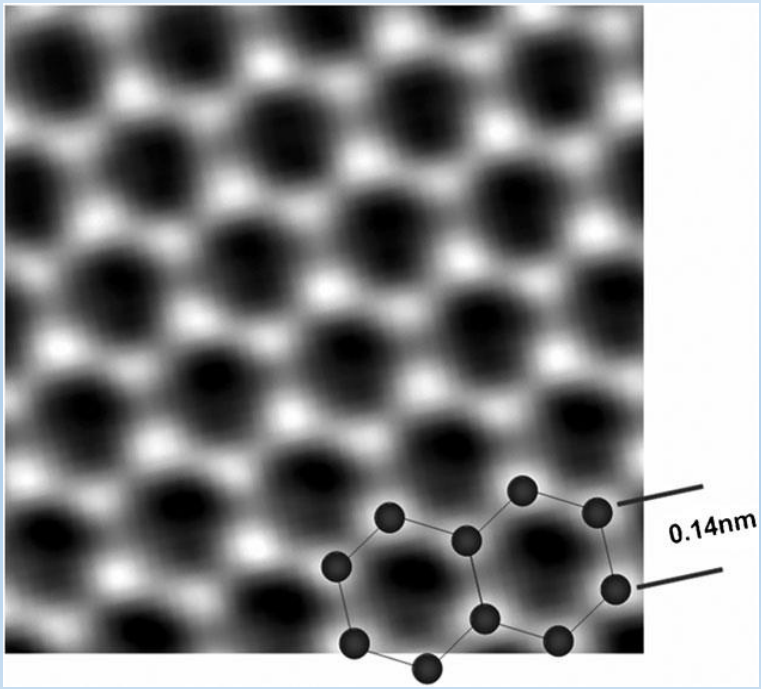
nedeformat deformat

Microscopia electonică cu transmisie

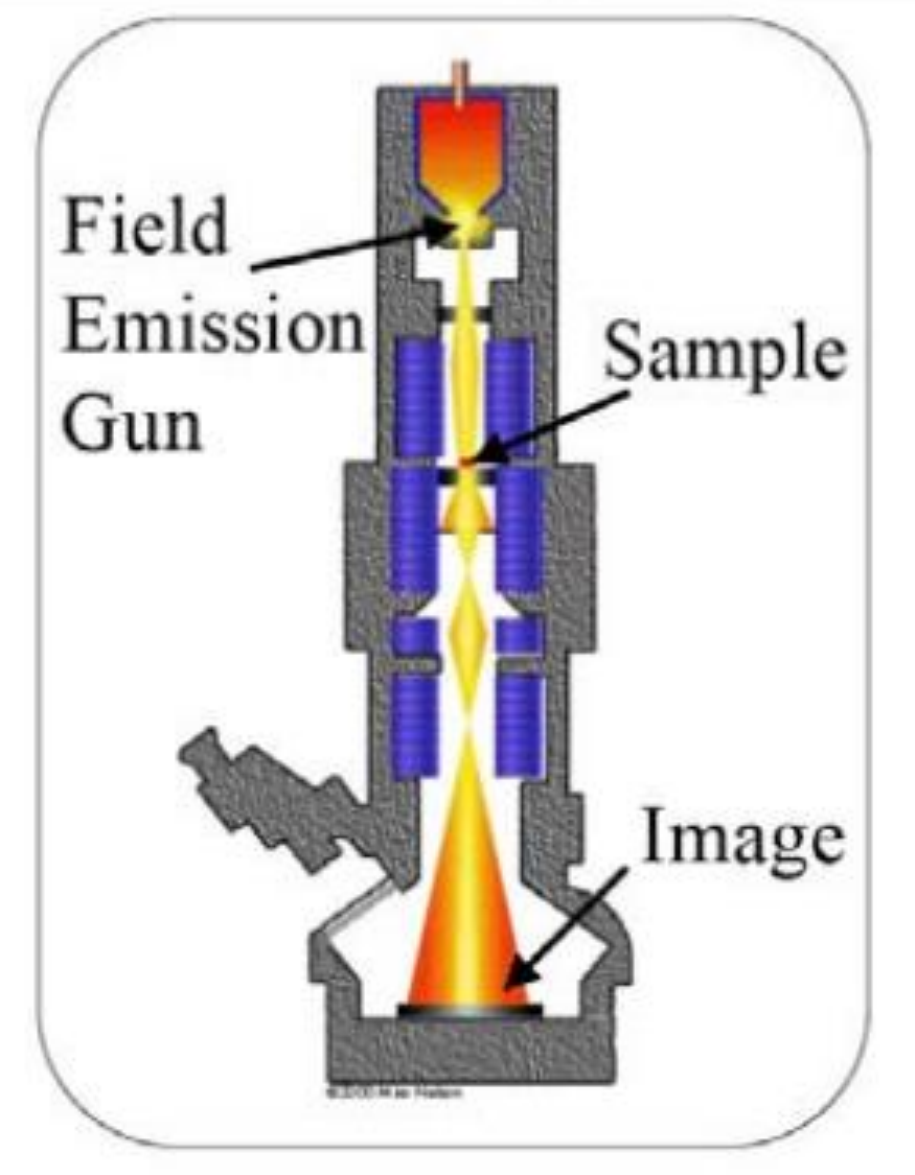
- Microscopie Electronică cu Transmisie (TEM)
- Microscopie Electronică cu Transmisie de Inalta Rezolutie (HRTEM)

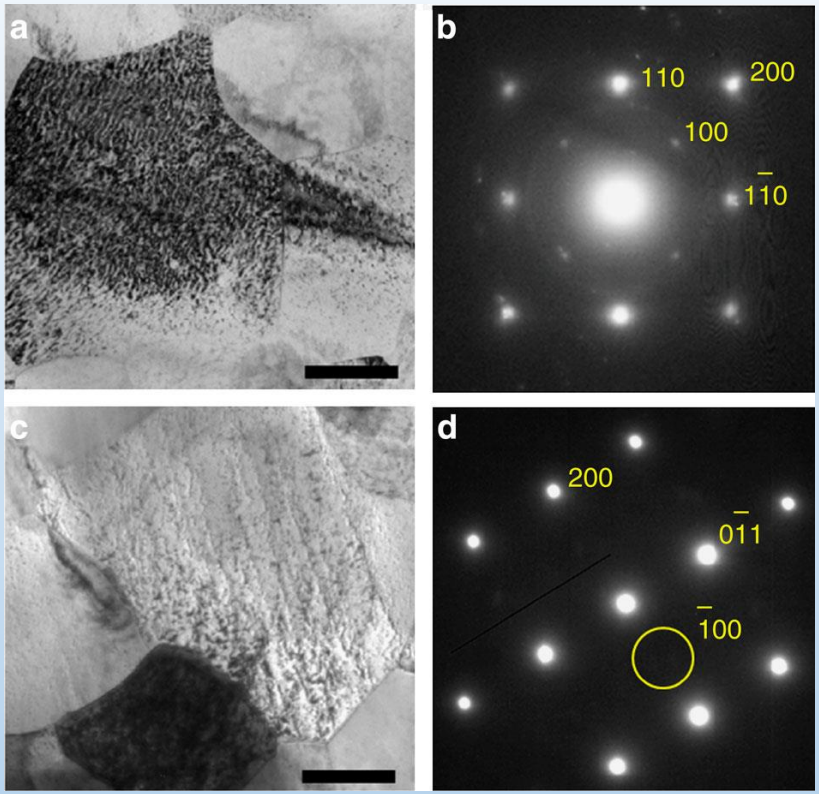
Avantaje

- Rezoluție de 0,5 Å
- Putere de marire de 50 milioane de ori



Caracterizarea materialelor prin analiză structurală





Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

- **TEM** reprezintă un procedeu de analiză microscopică la care fasciculul de electroni trece prin proba de analizat;

- TEM implică un fascicul de electroni la tensiune înaltă emisă de un catod si focalizată de lentile electrostatice și electromagnetice. Fasciculul de electroni transmis prin proba parțial transparenta da informații despre structura internă a probei. Imaginea este apoi mărită de o serie de lentile electromagnetice și înregistrată.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Aplicații TEM:

- studiul structurilor cristaline,
- analiza defectelor de rețea
- studierea limitelor de fază.

Deoarece corpurile solide absorb radiațiile, pentru examinare sunt necesare folii deosebit de subțiri ale materialului analizat (ex. 200nm pentru Al; 50nm pentru Fe)

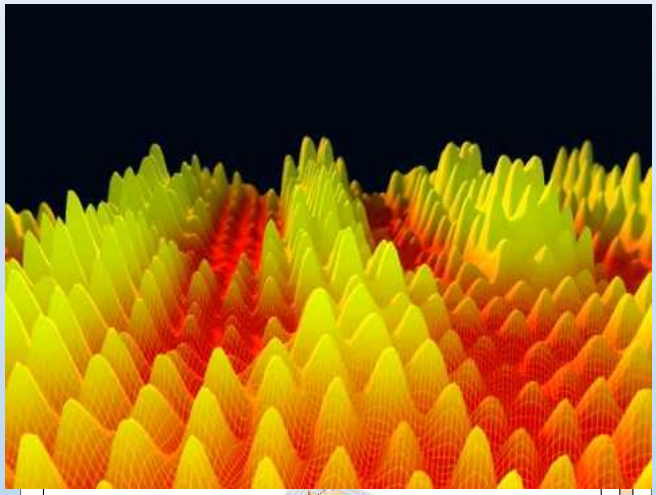
Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

- Probele pentru analiză TEM = folii cu grosimi cuprinse intre 0,1 ÷ 1 mm.
- urmează subțierea foliilor prin metode chimice şi electrochimice (dizolvare anodică).
- lustruirea electrochimică, pană in momentul in care materialul este străpuns, in imediata vecinătate a străpungerii obținandu-se o folie sub formă de pană inclinată, folie care este suficient de subțire pentru a putea fi folosită ca probă pentru studiul microscopic.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

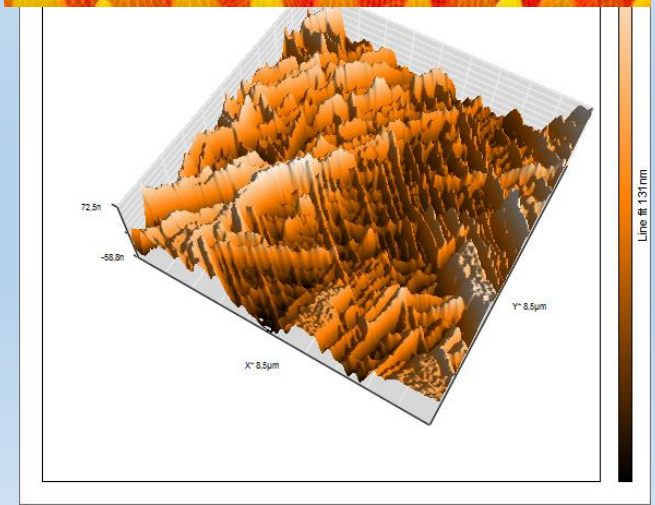
Microscopie cu sondă de scanare

- Microscopia electronică cu efect de tunel (STM)
- Microscopia de forță atomică (AFM)



Scop

- imagini ale suprafețelor până la nivel atomic
- analiza topografică a suprafețelor



Microscopie cu sondă de scanare

- Familie de tehnici de măsura ce implica baleierea unei suprafețe cu un vârf foarte ascuțit si monitorizarea interacțiunii vârf -suprafață pentru a crea o imagine de înalta rezoluție a materialului studiat
- Suprafața probei este scanată în direcție x-y și în sus şi în jos faţă de suprafaţă (direcţia z), urmând topografia de aşezare a atomilor la suprafaţă.

Microscopul electronic cu efect de tunel

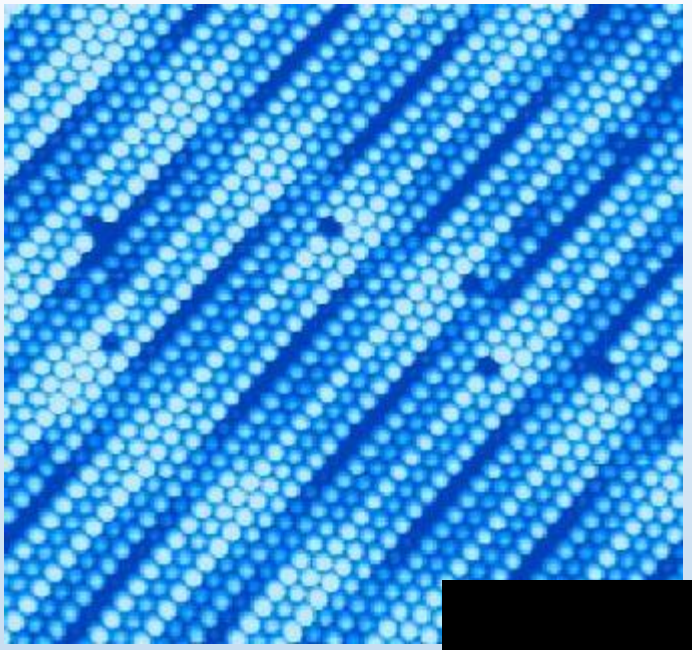
Principiul de funcţionare - constă în detectarea curentului electronic de tunelare dintre atomii probei analizate şi un vârf conductor foarte ascuţit cu care este înzestrat microscopul.

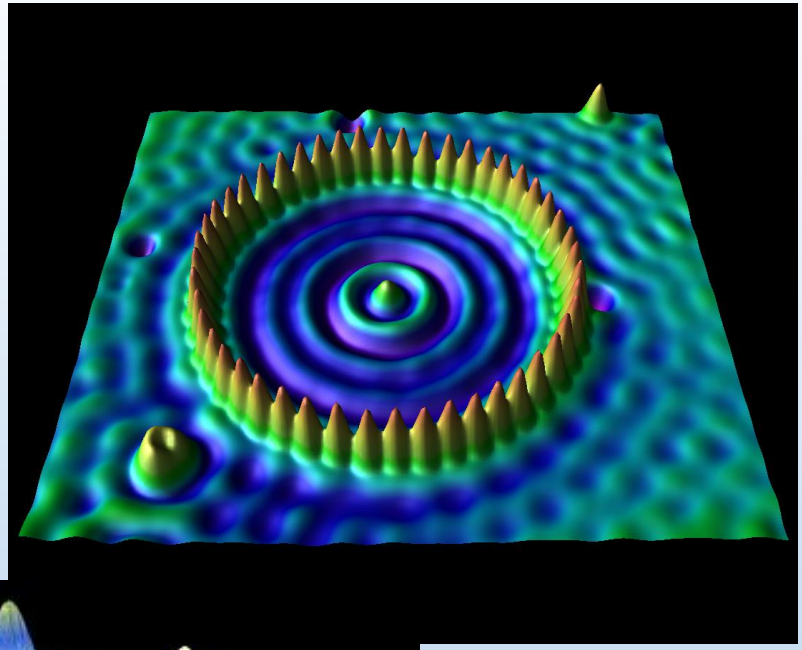
- Vârful este menţinut la o distanţă constantă (deasupra suprafeţei) prin mişcarea în direcţia z în sus şi jos după cum este topografia suprafeţei.
- Distanaţa constantă dintre vârf şi suprafaţa probei este menţinută printr-un curent de tunelare, generat de o tensiune V aplicată între vârf şi suprafaţa probei conductoare.

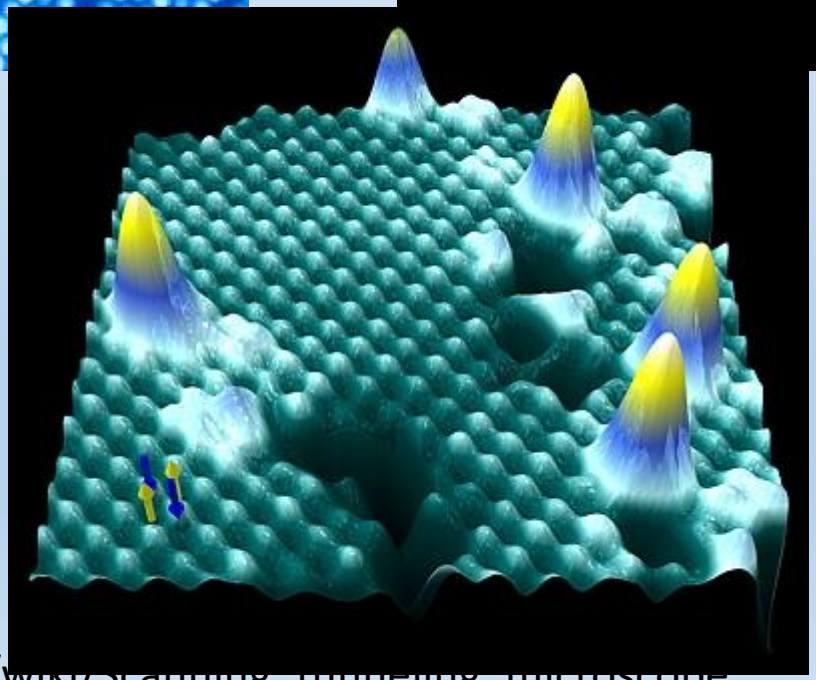
Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

- Curentul de tunelare este curentul care curge prin spaţiul lipsit de electroni dintre vârf şi suprafaţa probei. Acest spaţiu poate fi de ex. vidul.
- Datorită vârfului microsondei foarte ascuţit, curentul de tunelare într-o anumită poziţie curge prin spaţiul dintre vârf şi atomul deasupra căreia este vârful.
- Scanând suprafața probei si înregistrând valoarea curentului de tunelare se poate obţine o imagine de mare rezoluţie a topografiei suprafeţei

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală



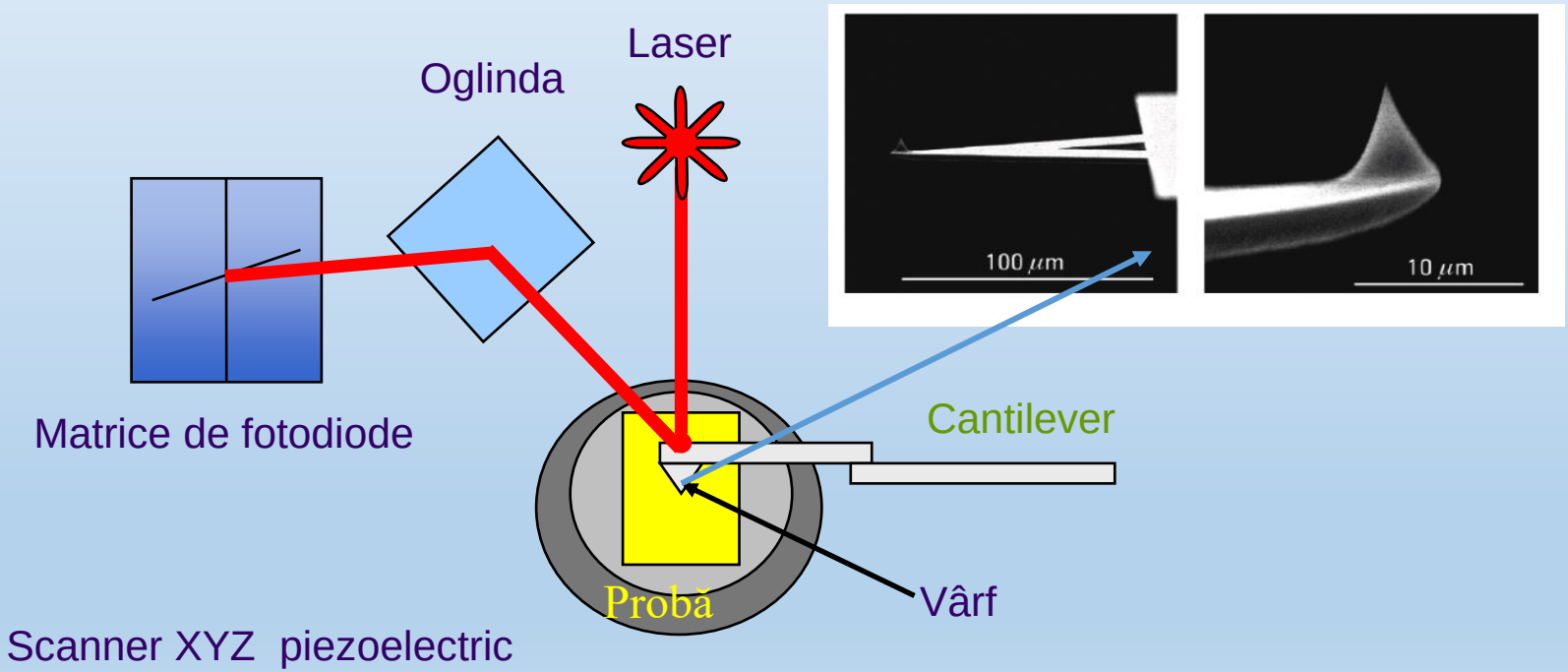




https://en.wikipedia.org/wiki/Scanning_tunneling_microscope

Microscopul de forță atomică (AFM)

se obţin imagini 2D si 3D ale suprafeţelor scanate cu o rezoluţie laterală nanometrică şi de subangstrom pe verticală.

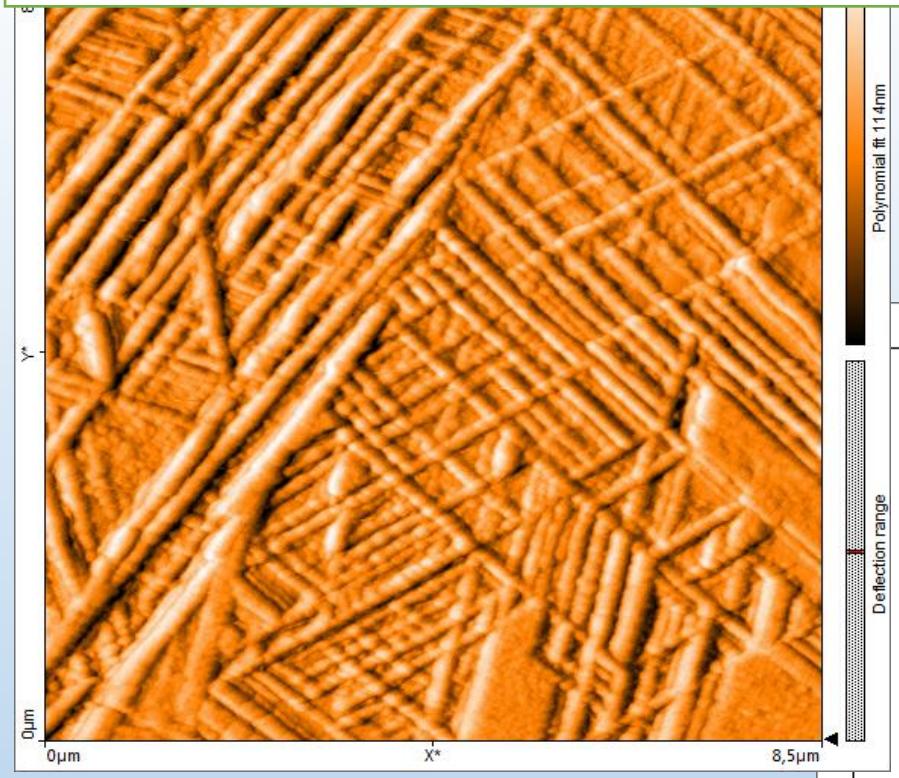


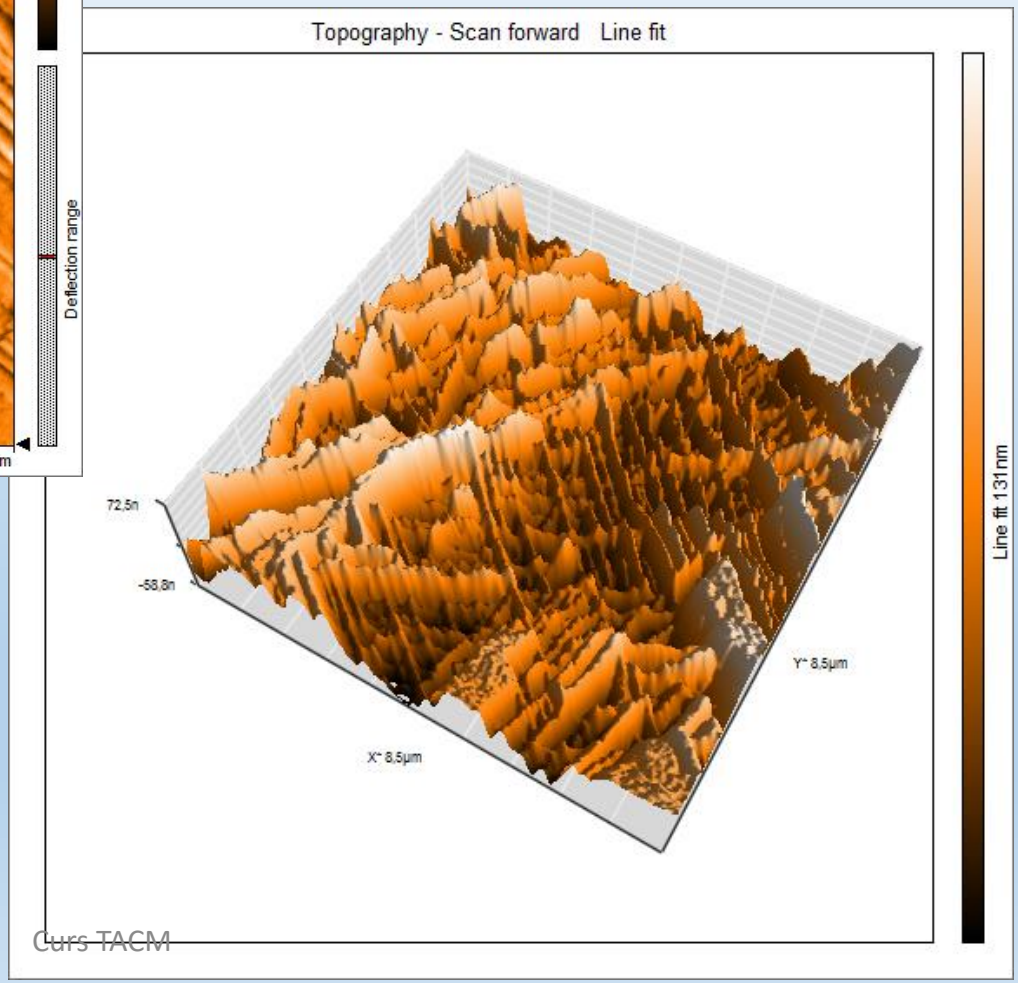
Suprafața probei este scanată de vârful atașat cantileverului.

Avantaj al AFM:

- poate opera in aer, vid si lichide la diferite temperaturi.
- Este utilizat în cercetarea, in industrie AFM (dezvoltarea nanotehnologiei).
- Senzorul este format dintr-un cantilever de lungimea 100-200 µm, acesta fiind prevăzut cu un vârf ascuţit care scanează suprafaţa probei analizate. Cantilever-ul reflectă un fascicul laser, modificările fizice ale suprafeţei fiind asociate cu schimbarea semnalului din fotodetector.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală



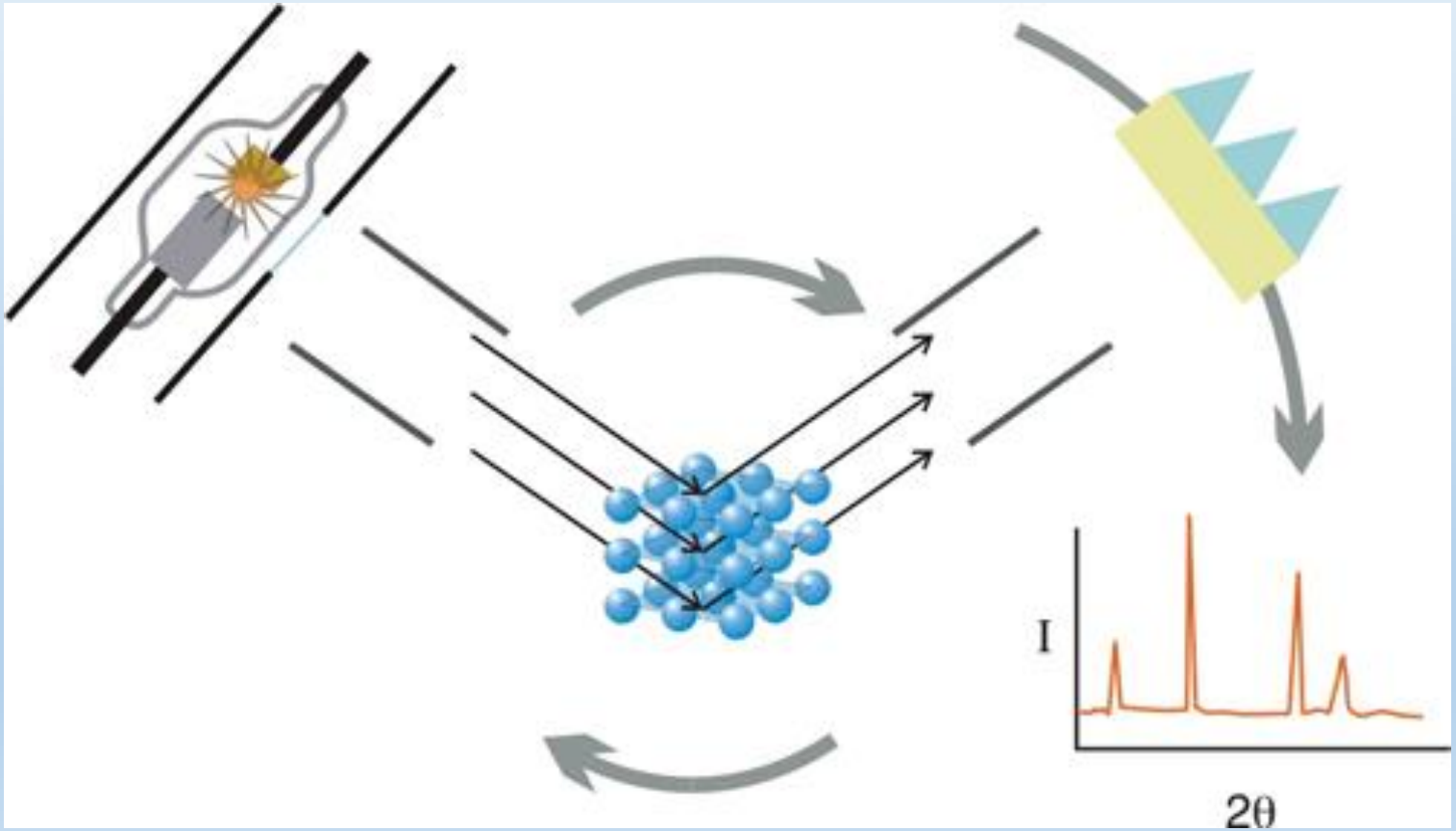


Micrografii 2D si 3 D ale unui aliaj cu memoria fomrmei

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Analiza structurală cu radiații X

Lungimea de undă a razelor X ≈ parametrii rețelei cristaline



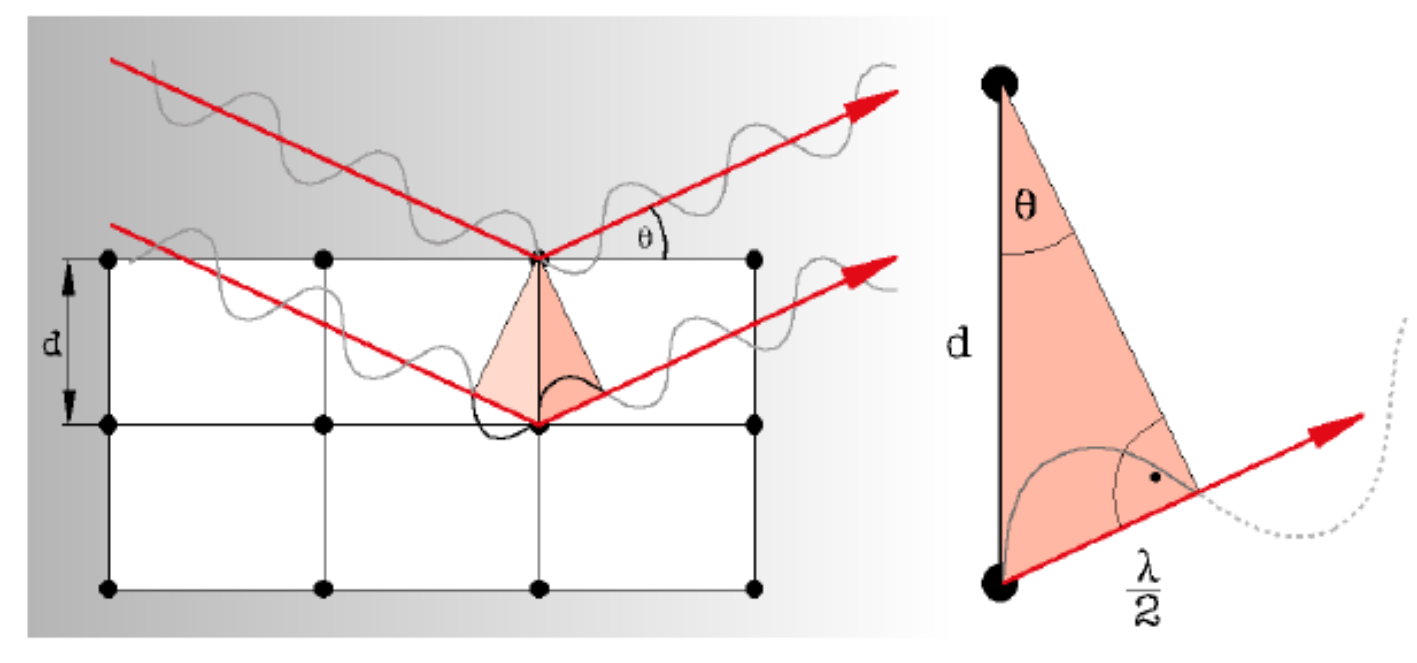
Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Lungimea de undă a razelor X este de acelaşi ordin de mărime cu parametrii reţelei cristaline.

La trecerea razelor x prin cristal are loc un fenomen de difracție in locul unui fascicul incident obținandu-se mai multe fascicule a a caror unghiuri de difracție depind de structura cristalină si de lungimea de unda a radiatiei.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Dacă pe cristal cade un fascicul incident îngust de raze X, cu o lungime de undă determinată λ, sub unghiul θ faţă de planele atomice, dispuse paralel cu suprafaţa cristalului, distanţa dintre plane fiind d, atunci este valabilă reţeaua Wulf şi Bragg.



Legea lui Wulff-Bragg: $\mathbf{n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin\theta}$

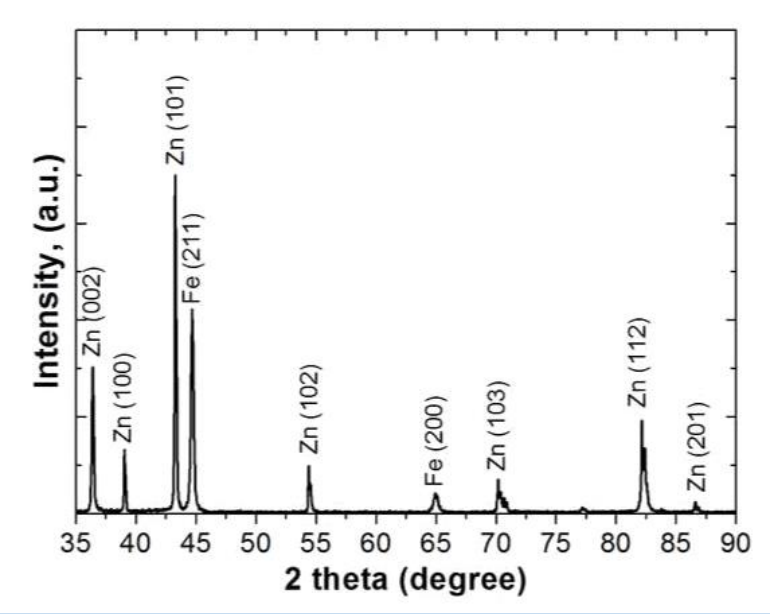
Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin\theta$$

- d este distanţa dintre o familie de planele atomice paralele;
- θ - unghiul de incidenţă al razei cu planul atomic;
- λ - lungimea de undă a razelor;
- n - ordinul difracţiei.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Studiul structurii fine a materialelor metalice cu ajutorul difracţiei,permite măsurarea precisă a parametrilor reţelei cristaline precum si identificarea şi măsurarea cantitativă a fazelor cristaline. Fiecare fază cristalină produce spectre de difracţie caracteristice naturii sale. Fiecare spectru constă dintr-o succesiune de maxime corespunzând fiecare unei familii de plane atomice (hkl).



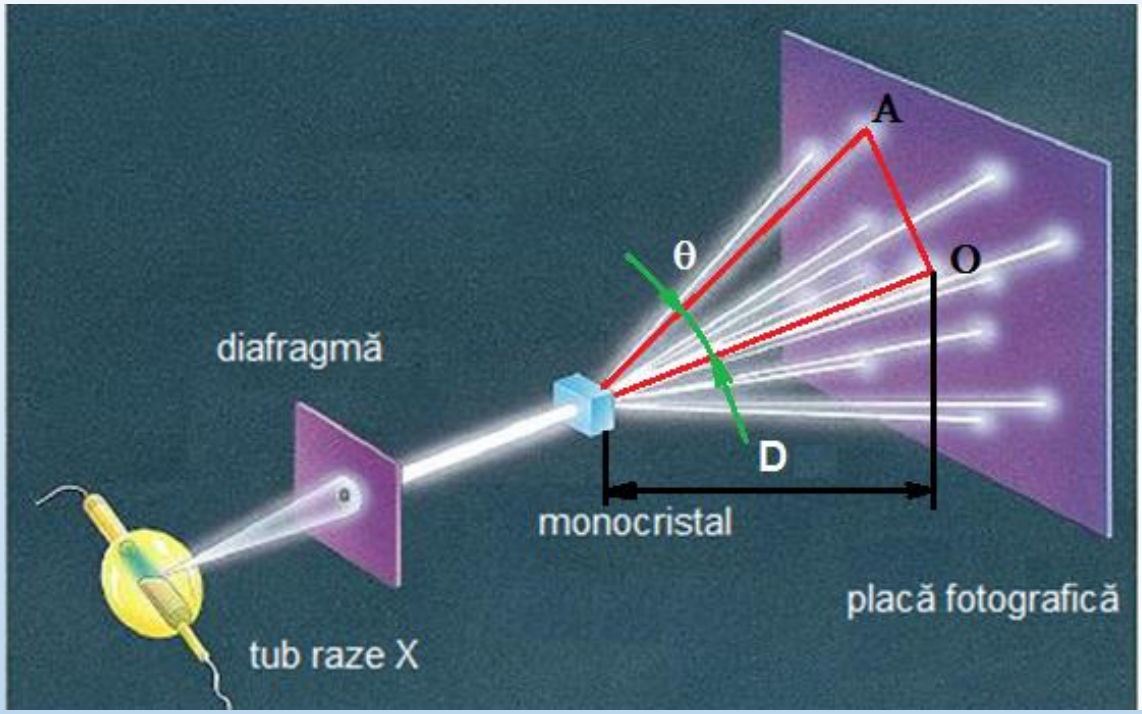
Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

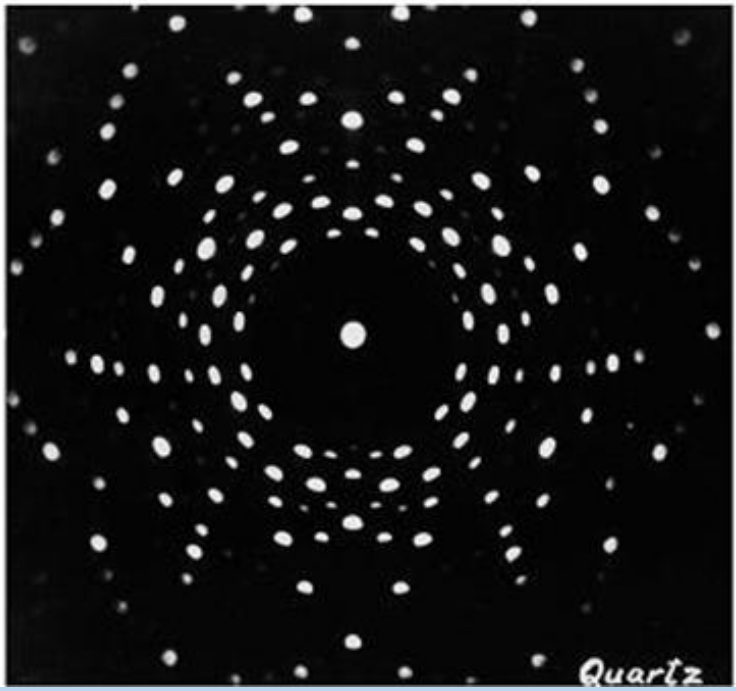
Metode de analiză

- Analiză cu monocristal
  - fix şi radiație X de spectru larg (Laue)
  - rotativ şi radiația X monocromatică
- Analiză cu policristal fix şi radiația X monocromatică (Debye–Scherrer)

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Metoda Laue





$$\text{tg}\,\theta = \frac{OA}{D}$$

$$d = \frac{\lambda}{2\,sin\theta}$$

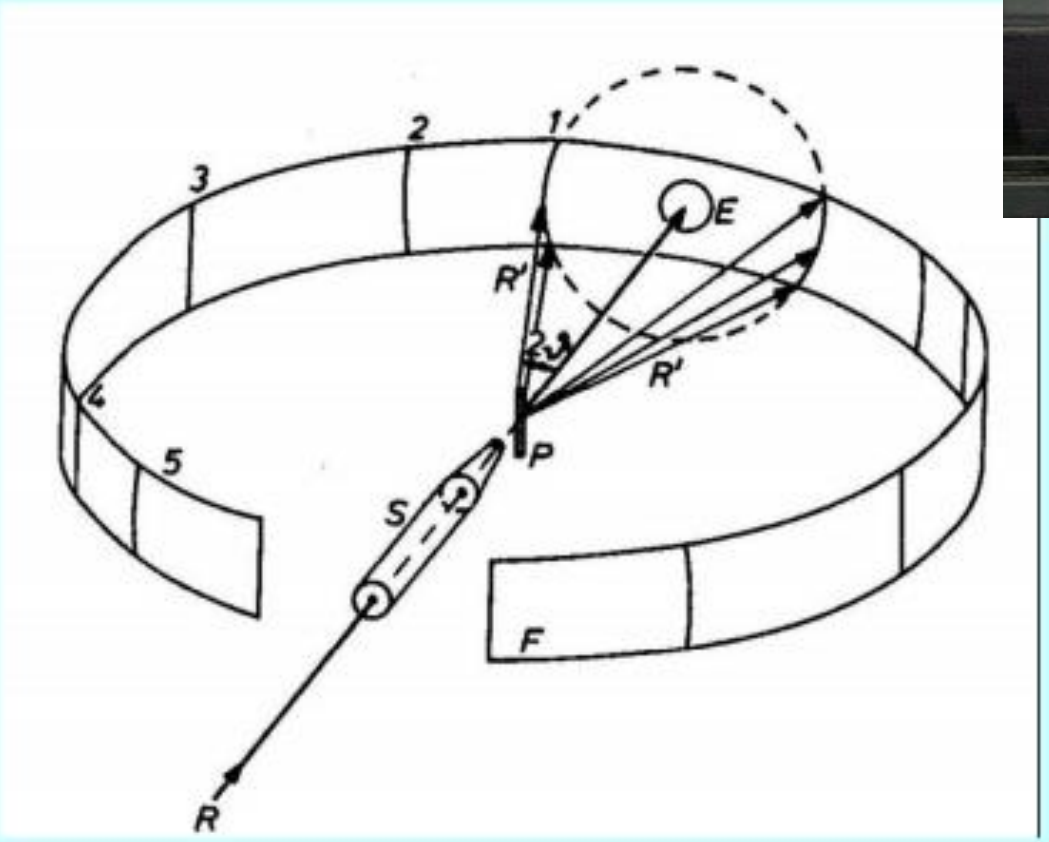
Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

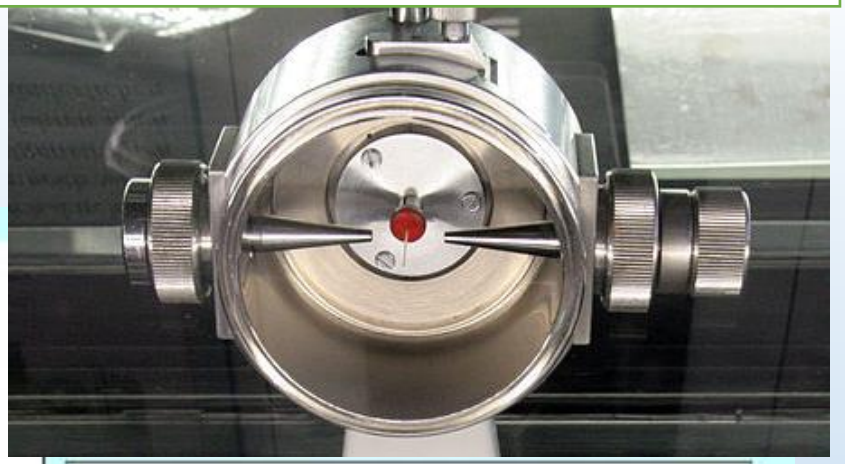
Metoda Laue foloseste pentru determinarea parametrilor retelei cristaline, bombardarea unui monocristal fix cu un fascicul de raze X cu lungime de undă cunoscută. Razele x vor fi difractate de atomii monocristalului si vor impresiona o placa fotografica asezata in spatele acestuia.

Cu ajutorul fotogramelor obtinute se poate calcula unghiul de difractie care introdus in relatia Bragg ajuta la determinarea parametrului retelei cristaline.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Metoda Debye - Scherrer

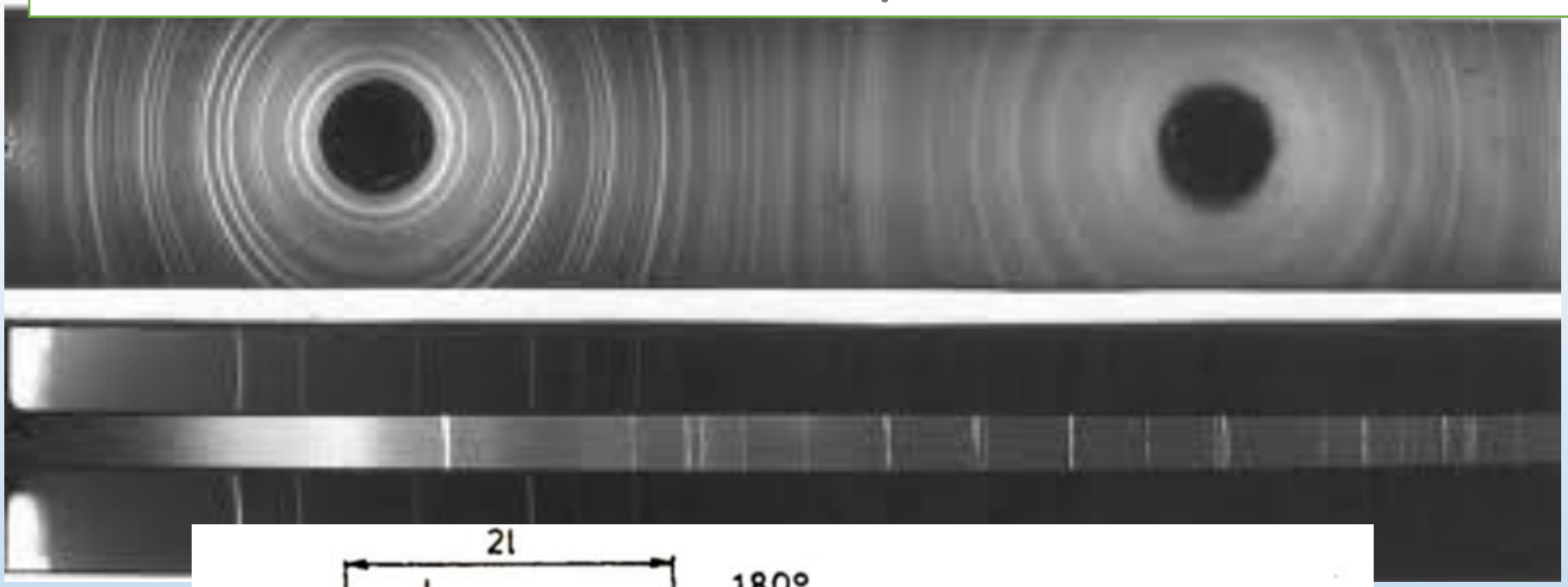


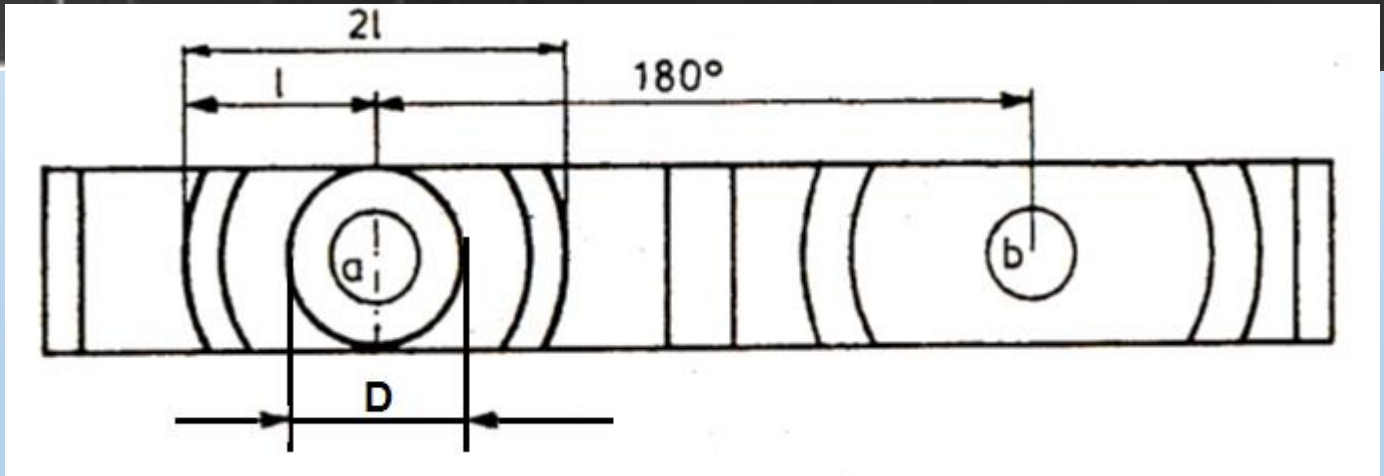


Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

- determinarea parametrilor retelei cristaline, bombardarea unui policristal sau un conglomerat de pulberi metalice în miscare rotativa, fix cu un fascicul de raze X cu lungime de undă cunoscută.
- *metoda Debye – Scherrer* , utilizează o cameră de difracţie cilindrică cu filmul pe peretele lateral şi cu proba de formă cilindrică aşezată pe axa camerei. Razele X difractate sunt înregistrate pe filmul fotografic sub forma unor linii - arce de cerc , perechi două câte două.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală





$$D = 4 \cdot R \cdot \theta$$

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Mod de lucru:

- se măsoară diametrul primului cerc de pe debyegrama D;
- se cunosaște distanța R la care se afla agregatul policristalin față de film;
- se consideră ca, pentru unghiuri mici, tangenta unghiului este aproximativ egala cu valoarea unghiului respective;
- se poate scrie:

$$D = 4 \cdot R \cdot \theta$$

- se scoate valoarea unghiului teta si se introduce in relatia lui Bragg.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Se poate determina:

- parametrul retelei
- tipul sistemului de cristalizare,
- numarul de atomi din celula,
- marimea si forma grauntelui critalin,
- textura materialului metalic.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

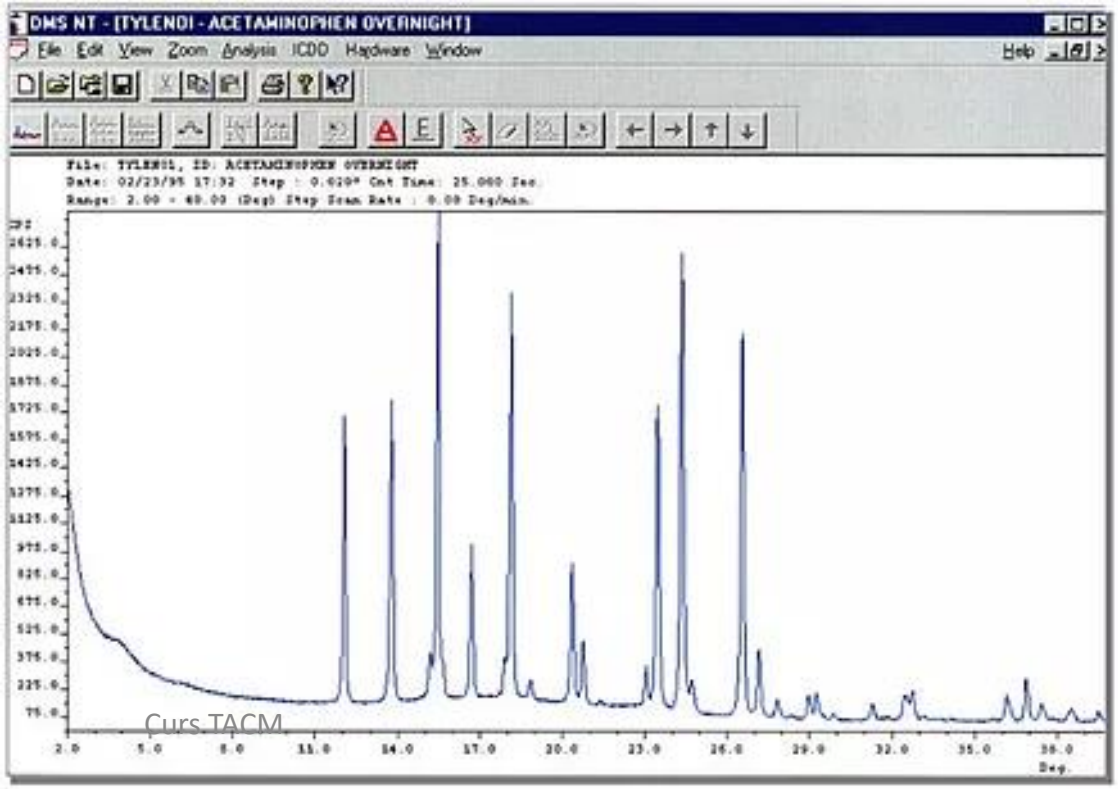
Difractia cu radiatii X este destinată determinării:

- parametrilor structurali ai materialelor mono si policristaline;
- dimensiunilor medii statistice ale cristalitelor;
- analizei calitative si cantitative de faze;
- evaluarea densitătii de dislocatii si a tensiunilor interne remanente.

Caracterizarea materialelor prin analiză structurală

Determinări si analize difractometrice

- Analiza cantitativă de fază;
- Determinarea structurii;
- Determinarea parametrilor de rețea;
- Determinarea mărimii grăuntilor cristalini;
- Analiza texturii.



Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Spectroscopia

- O caracterizare completă a unui aliaj sau metal tehnic nu este posibilă fără cunoaşterea compoziţiei şi a concentraţiei diferitelor elemente de aliere care le compun.
- În acest scop sunt folosite la ora actuală tot mai mult procedeele analitice intrumentale.
- Determinările calitative (de compoziţie) = punerea în evidenţă a naturii tuturor componentelor dintr-un aliaj metalic,
- Determinările cantitative (de concentraţie) = stabilirea concentraţiei componentelor aliajului.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

- **Spectroscopia** - ştiința care se ocupă cu studiul spectrelor.
- **Spectrometru** - Instrument pentru studiul spectrelor prin măsurarea intensității fiecărei radiații monocromatice din spectru;
- **Spectru** – distribuție bine definită a frecvenței liniilor spectrale în funcție de lungimea de undă.
- **Analiza spectrală -** metode de investigare a compoziției şi concentrației substanțelor și materialelor ce se bazează pe studiul fenomenelor ce apar ca urmare a acțiunii reciproce dintre radiațiile electromagnetice sau/şi particule elementare şi proba de analizat.

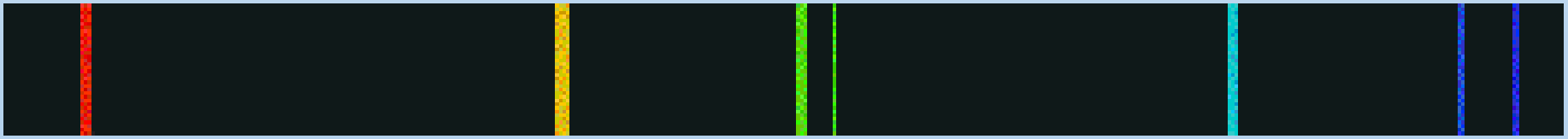
Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Domenii de utilizare:

- Determinări curente ale elementelor de aliere,
- Supravegherea automată a proceselor metalurgice prin pregătire specială a probelor - posibilitatea determinării elementelor la limita de fază şi la limita de grăunte,
- Conținutul în elemente, caracterizarea materialelor,
- Caracterizarea segregațiilor,
- Studiul difuziei la tratamente termochimice,
- Studiul starării suprafeței, produselor de coroziune.

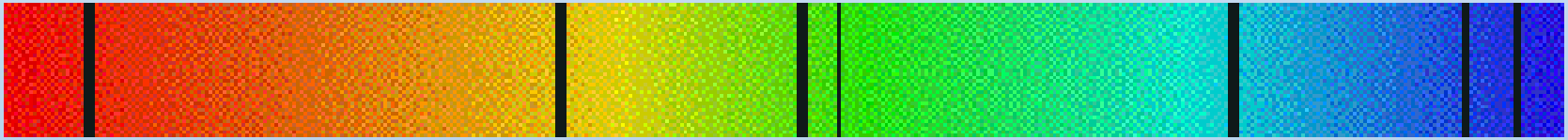
Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Spectrele de absorbţie: cuprind totalitatea radiaţiilor corespunzătoare tranziţiilor de pe nivelele energetice inferioare ale atomilor şi moleculelor pe nivele energetice superioare (se prezintă sub forma unor linii înnegrite ce apar în spectrul continuu inițial corespunzând lungimilor de undă ale radiațiilor lipsă).



Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Spectre de emisie: cuprind totalitatea radiaţiilor emise în urma tranziţiilor de pe nivele energetice inferioare, urmare a unor condiţii potrivite de excitare (se prezintă doar sub forma acelor linii sau benzi colorate corespunzătoare radiaţiilor emise).

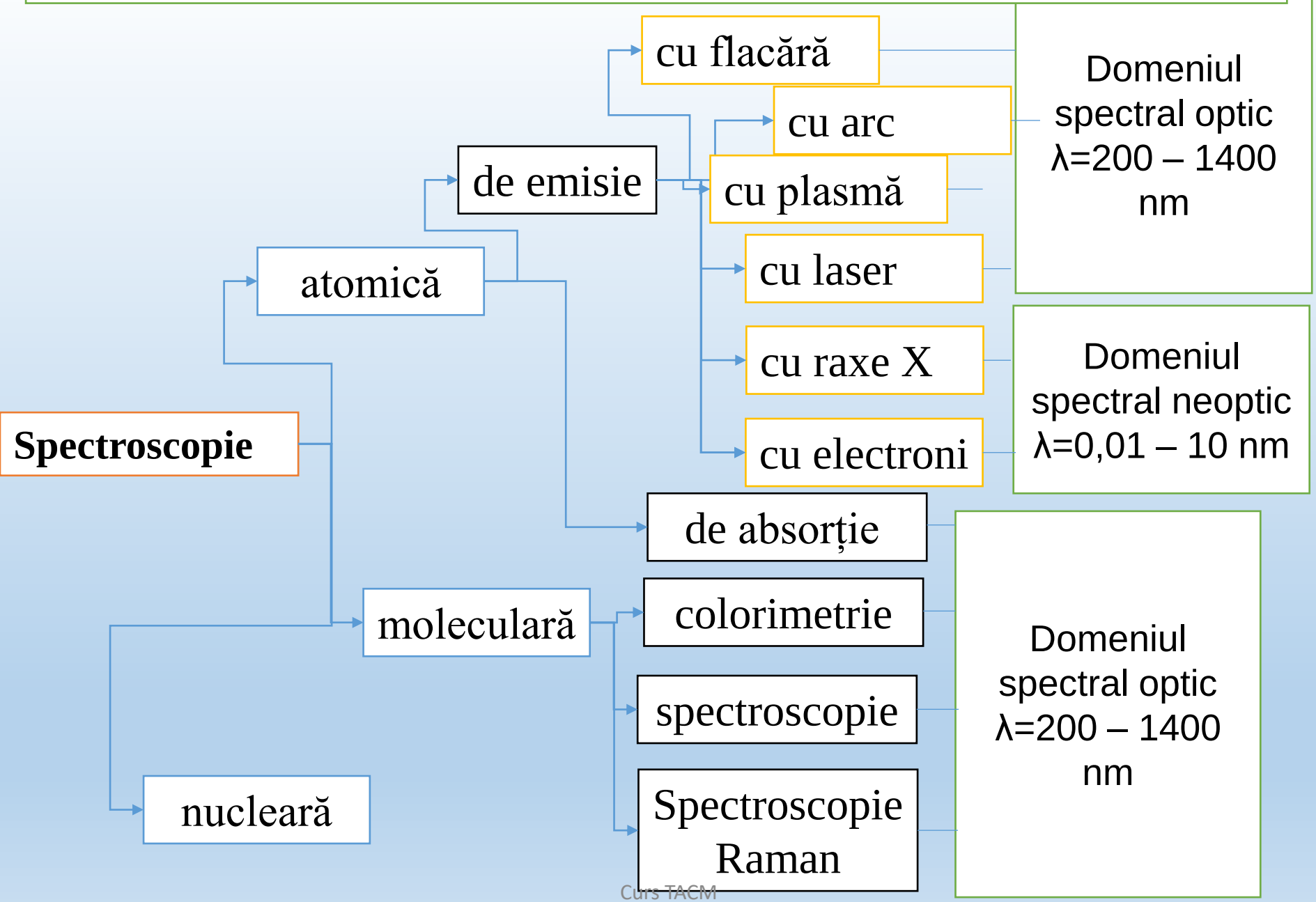


Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

compoziţia şi structura sistemului atomic care dă spectre

- spectroscopie nucleară — **nivelele de energie ale nucleelor atomice şi tranziţiile dintre aceste nivele**
- spectroscopie atomică — **nivelele electronice de energie ale atomilor şi tranziţiile dintre ele**
- spectroscopie moleculară — **nivelele electronice de vibraţie şi de rotaţie ale moleculelor şi tranziţiile dintre ele**
- spectroscopia mediilor condensate — **studiază nivelele de energie şi tranziţiile dintre ele pentru sisteme condensate**

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică



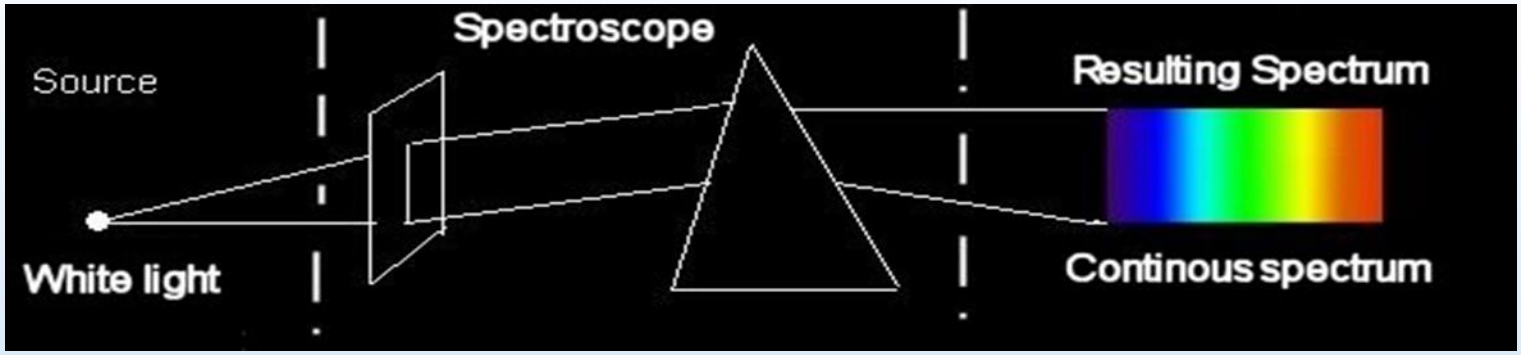
Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Pentru vizualizarea, inregistrarea, examinarea si analiza spectrelor se folosesc aparate specializate numite spectroscoape.

Structura unui spectroscop include:

- sursa de radiaţie,
- proba de analizat,
- sistemul de vizualizare şi înregistrare

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică



Filtrele. Sunt dispozitive optice care se plasează în calea radiaţiilor policromatice pentru a separa o anumită lungime de undă sau bandă spectrală cât mai îngustă.

Monocromatoarele. Sunt sisteme optice destinate separării unei anumite lungimi de undă dintr-o radiaţie complexă.

Prismele. Reprezintă sisteme optice folosite pentru separarea diferitelor lungimi de undă distincte dintr-o radiaţie incidentă.

Reţele de difracţie. Sunt sisteme care descompun radiaţia policromatică în radiaţie monocromatică având la bază fenomenul de difracţie.

Zuca Tatiana

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Spectroscopia de emisie atomică

Domeniul spectral optic → metodele spectroscopice care operează în zona electronilor de valență

Domeniul spectral neoptic → metodele ce operează în zona electronilor apropiaţi de nucleu

Spectroscopia de emisie atomică

- în flacăra
- cu descărcare electrică în regim de scânteie sau în regim de arc
- cu plasmă cuplată inductiv
- cu radiaţii Röntgen

Spectroscopia de emisie atomică cu descărcare electrică în regim de scânteie sau în regim de arc

- Principiul metodei = vaporizarea şi excitarea atomilor probei de analizat, separarea radiaţiilor emise în funcţie de lungimea de undă, înregistrarea lor, interpretarea semnalelor obţinute.
- Vaporizarea şi excitarea atomilor se poate face în arc electric, în scânteie electrică inițiate între un **electrod de grafit** de înaltă puritate şi un **electrod** din aliajul de analizat.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Analiza calitativă se face pe baza poziţiilor în spectru (a lungimilor de undă) a radiaţiilor emise, fiecare element emiţând un spectru caracteristic. Analiza cantitativă se face prin măsurarea intensităţii radiaţiilor emise.

Un spectroscop de emisie atomică cu descărcare electrică in scânteie sau arc se compune dintr-o parte electrică şi una optică.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Partea electrică → descărcare electrică → in regim de scanteie electrică / in regim de arc electric

Descarcarea în regim de scanteie electrica

Se utilizează pentru analize spectrale cantitative la aliaje metalice.

Este o descărcare scurtă şi oscilantă între doi electrozi aflaţi la o mare diferenţă de potenţial.

Temperatura scânteii electrice ≈ 10.000-30.000^{o}C.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Descarcarea in regim de arc electric

Pune în evidenață toate elementele metalice şi unele metaloide.

- curent continuu de joasă tensiune (10-25 V, 5-30 A),
- curent continuu de înaltă tensiune (1200 V, 0,2-0,3 A). Vaporizarea se produce datorită încălzirii ce are loc la trecerea curentului electric.
- Temperatura arcului de curent continuu ≈ 4000-6500°C. Excitarea atomilor probei se datorează atât energiei termice, cât şi energiei electrice.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Partea optică

- sursa de radiații
- monocromatorul
- sistemul de vizualizare sau înregistrare a spectrelor

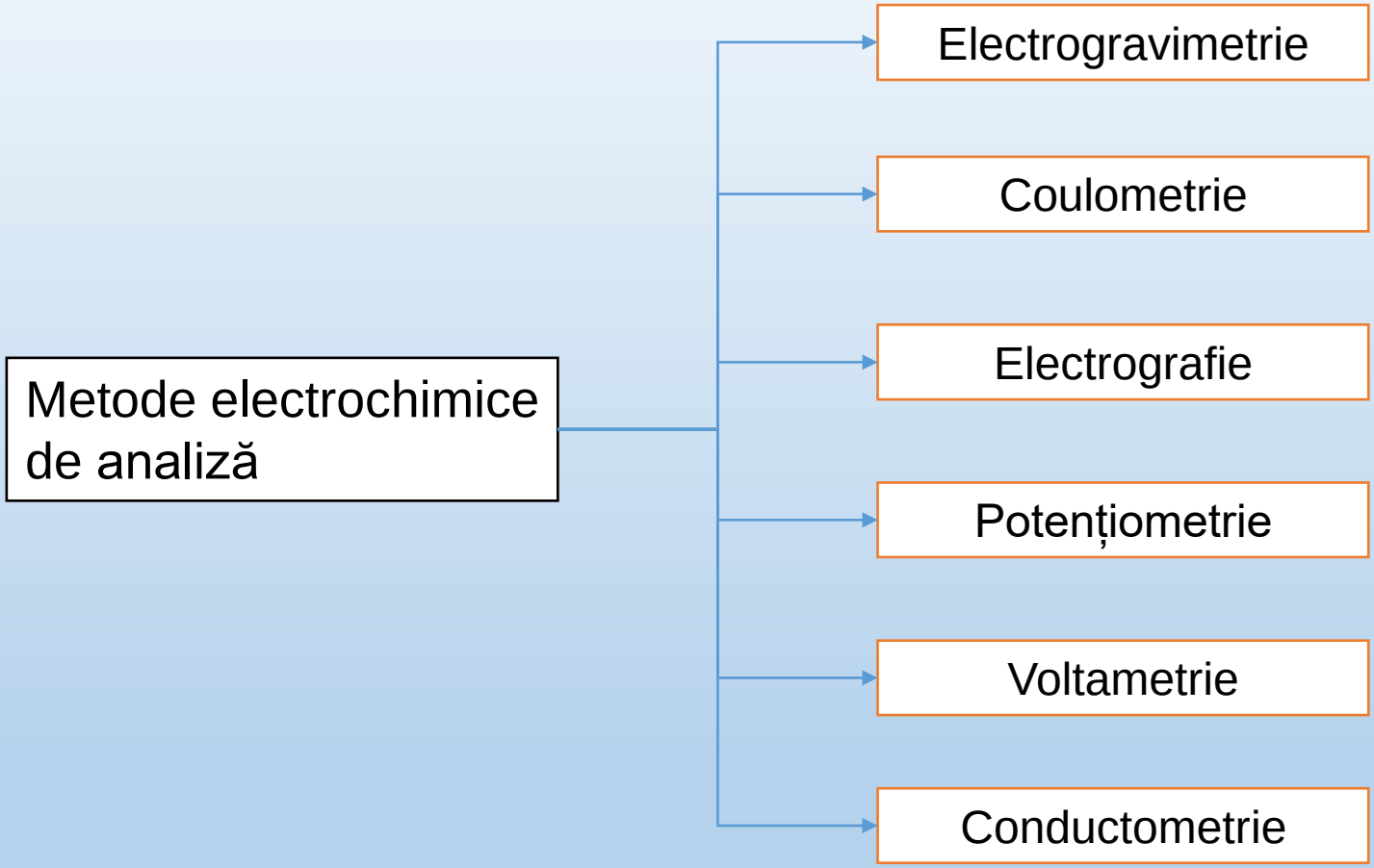
- sursa de radiatii = este reprezentată de scanteia sau arcul care se formează intre doi electrozi;
- monocromatorul = realizează descompunerea radiației policromatice in lumină monocromatică.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Analiza calitativă constă în identificarea liniilor spectrale caracteristice, care definesc un anumit element, folosind atlasele spectrografice, realizate de producătorul de spectroscoape

Analiza cantitativă - se face determinând intensitatea radiaţiilor emise în funcţie de concentraţia speciei de analizat.

Metode electrochimice de analiză



Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Electrogravimetria ⟶ determinarea cantitativă a ionilor metalici din soluția de analizat prin depunerea acestora pe catod şi cântărirea acestuia. Din diferența dintre masa finală şi cea inițiala a catodului rezultă cantitatea de metal depusă pe catod şi, prin raportare la soluția inițiala de electrolit se determină concentrația.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Coulometria ⟹ determina cantitatea de electricitate ce trece printr-un circuit de electroliză (concentrației unor metale din soluție).

Electrografia ⟹ metodă electrochimică calitativă, bazată pe migrația cu viteză diferită a ionilor sub gradient de potențial, şi punerea in evidență a acestora prin reacții de culoare.

Potențiometria ⟹ determinarea potențialului unui electrod introdus în soluția de analizat.

Voltametria ⟹ studiul şi interpretarea proceselor de electrod cu ajutorul curbelor intensitate - potențial.

Conductometria ⟹ metodă de analiză cantitativă bazată pe dependența dintre conductivitatea electrică a unei soluții şi concentrația unui ion din acea soluție.

Determinarea rezistenței la coroziune

Coroziunea → fenomenul de distrugere parţială sau totală a metalelor sub acţiunea agenţilor chimici sau electrochimici din mediul înconjurător, cu formarea unor compuşi chimici.

Rezistenta la coroziune - proprietate chimică.

Coroziunea = **proces electrochimi**c cand mediul corosiv este un electrolit.

După aspectul distrugerii, coroziunea poate fi clasificată în: *coroziune continuă*, când întreaga suprafaţă metalică a fost cuprinsă de acţiunea mediului agresiv;

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

După aspectul distrugerii poate fi clasificată în:

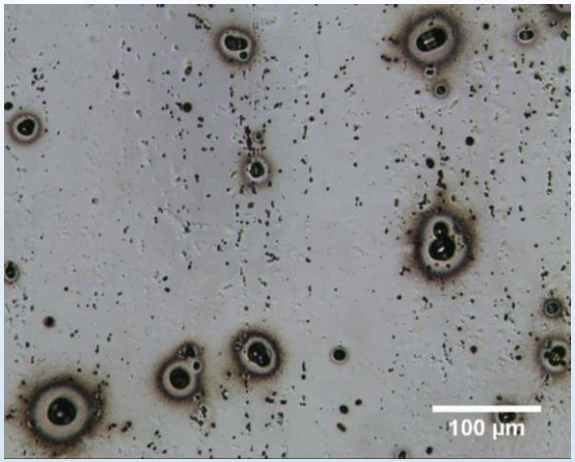
- *coroziune continuă*, când întreaga suprafaţă metalică a fost cuprinsă de acţiunea mediului agresiv;
- *coroziune locală*, când distrugerea se produce numai pe anumite porţiuni ale suprafeţei metalului sau aliajului.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Coroziunea locală poate fi :

- *coroziunea punctiformă* – se localizează pe suprafeţe mici (puncte de coroziune sau pitting);
- *coroziunea sub suprafaţă* – începe la suprafaţă, dar se extinde în principal sub suprafaţa metalului (pungi de coroziune);
- *pete de coroziune* – se repartizează pe suprafeţe relativ mari, dar adâncimea lor este mică;
- *coroziunea intercristalină* – se caracterizează prin distrugerea selectivă a metalului la limita dintre cristale;
- *coroziunea transcristalină* –distrugerea corozivă este determinată de direcţia tensiunilor mecanice de întindere.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

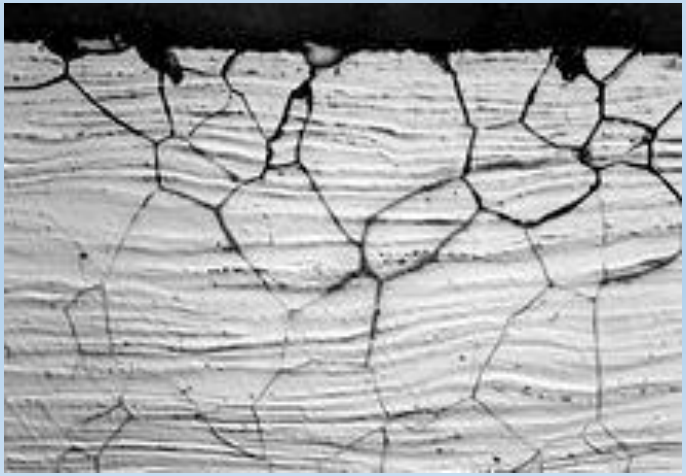


coroziunea punctiformă

pete de coroziune

coroziunea sub suprafaţă

coroziunea intercristalină



coroziunea transcristalină

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

După mecanismul de desfăşurare se pot distinge două tipuri de coroziune:

- ***coroziune chimică*** - care se referă la procesele de distrugere a metalelor şi aliajelor care se produc în gaze uscate, precum şi în lichide fără conductibilitate electrică şi în majoritatea substanţelor organice;

- ***coroziune electrochimică*** - se referă la procesele de degradare a metalelor şi aliajelor în soluţii de electroliţi, în prezenţa umidităţii, fiind însoţite de trecerea curentului electric prin metal.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Rezistenta la coroziune

viteza de corodare $V_{cor} = \Delta m/S \cdot t$, g/m^2

penetratie $p = V_{cor}/\rho$, mm/s,

unde Δm este pierderea de masa;
S - suprafata;
t - timpul;
ρ - densitatea.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Protecția anticorosiva:

- galvanizare,
- metalizare,
- placare,
- tratamente termochimice,
- vopsire,
- lăcuire.

Influența unor factori asupra oxidării metalelor

Factori interni: compoziția chimica a materialului, structură, starea de prelucrare, tensiuni interne;

Externi: natura mediului corosiv, presența gazelor, temperatură, apă (PH-ul, prezența microbilor, a bicarbonaților etc), viteza curenților.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Coroziune chimică (uscată): coroziunea metalelor în atmosferă fără umiditate; are loc datorită acțiunii chimice directe a gazelor atmosferice :O_2, CO_2, SO_2 precum şi în lichide fără conductibilitate electrică şi în majoritatea substanţelor organice; .

- Coroziune oxidativă;
- Coroziunea în metale lichide și neelectroliți;
- Coroziunea în gaze.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Coroziune electrochimică: proces de degradare a metalelor şi aliajelor în soluţii de electroliţi, în prezenţa umidităţii, fiind însoţite de trecerea curentului electric prin metal.

Pentru apariţia acestui tip de coroziune este necesar să existe un anod, un catod, un electrolit şi un conductor, deci un element galvanic.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Regimul electrochimic

- potențiostatic
- potențiodinamic
- galvanostatic
- galvanodinamic

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Evaluare:

- tipul de coroziune;
- principalii parametri ai procesului de coroziune;
- viteza de coroziune;
- rezistenţa la coroziunea localizată;
- intensitatea procesului de coroziune localizată;
- efectele procesului de coroziune.

Viteza de coroziune

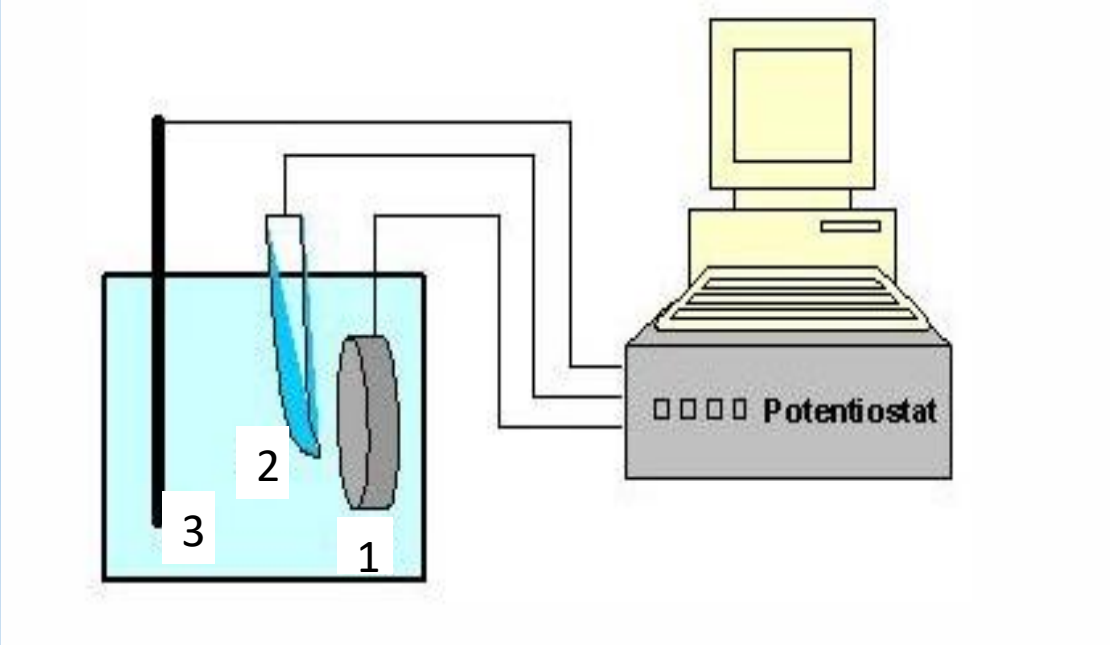
- *Viteza de coroziune superficială* - pierderea în greutate în unitatea de timp pentru unitatea de suprafaţă;
- *Viteza de penetrare* - grosimea stratului de metal îndepărtat prin coroziune în unitatea de timp

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Incercările potențiostatice - potențialul se menține constant, cu ajutorul unui potețniostat electronic.

Densitatea de curent măsurată in anumite condiții = viteză de coroziune.

celulă electrochimică



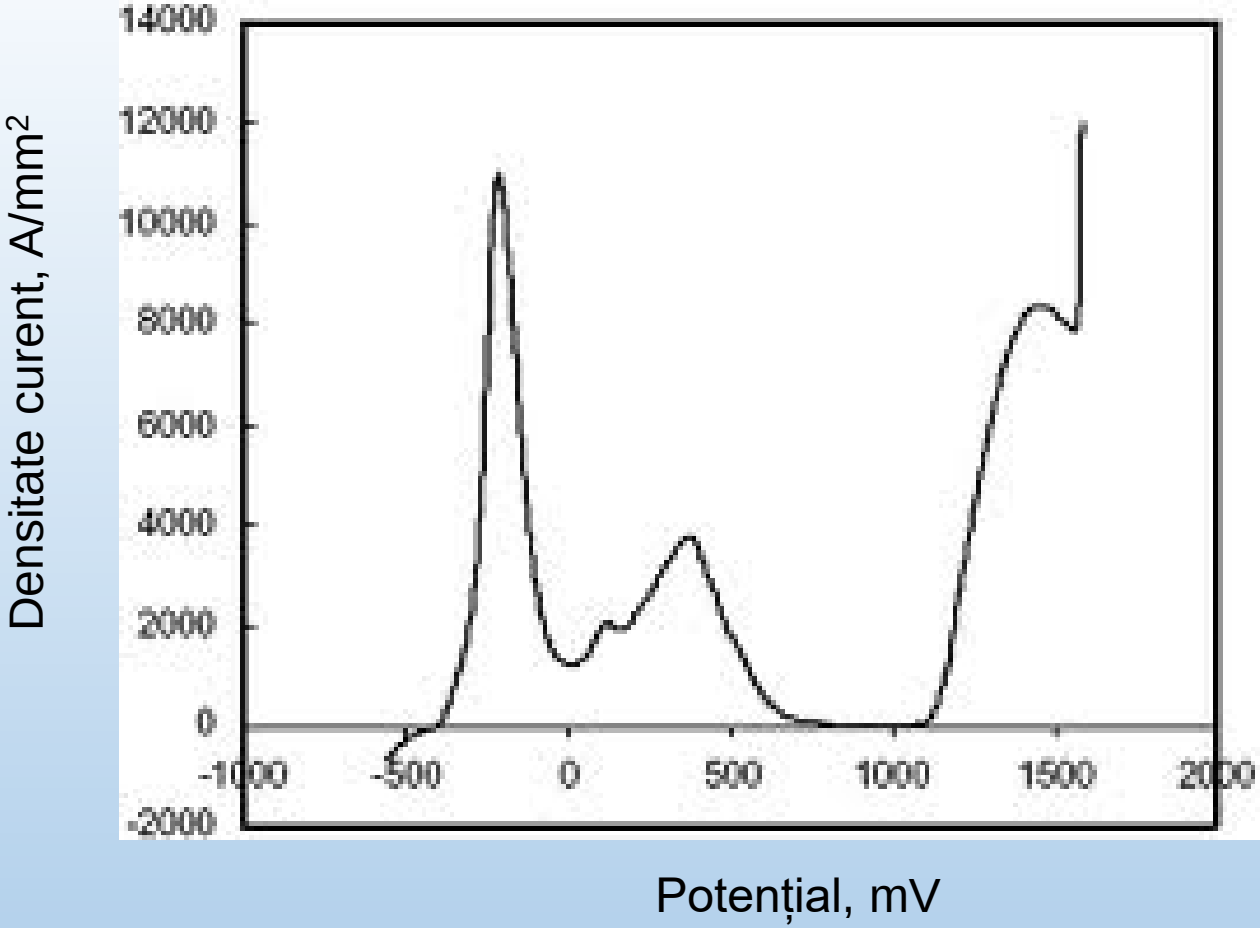
1 proba (electrod de lucru)
2. eectrod de referinta
3. contraelectrod

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

- Măsurătorile se pot realiza intr-o celulă cu trei electrozi, prevăzută cu manta de termostatare şi cu sistem de barbotare a gazelor prin soluţie (fie gaze inerte fie aer sau oxigen).

- Permite evaluarea potenţialului în circuit deschis, pentru înregistrarea curbelor de polarizare anodică liniară şi pentru înregistrarea curbelor de polarizare ciclică.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică



$$I_{cor} = B \cdot \frac{1}{R_p}$$

I_{cor} – viteza de coroziune

B - constantă

R_p - rezistenei de polarizare

Încercările potențiodinamice

- Principalele metode de măsurare a coroziunii sunt cele electrochimice; se bazează pe măsurarea curentului şi a potențialului de coroziune.

Monitorizarea potențialului de circuit deschis

- măsoară variația în timp a potențialului electrodului de lucru în raport cu un electrod de referință, folosind un voltmetru cu impedanță foarte mare.
- Permite determinarea curentului de coroziune la potenţialul de corodare a unui metal sau aliaj folosind curba de polarizare liniară obţinută pentru supratensiunile relativ mici.
- Potenţialul de electrod = diferenţa de potenţial care apare între un metal şi o soluţie de electrolit în contact cu metalul.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Sistemul de analiza a coroziunii = potenţiostat + calculator + celula electrochimică în care se află cei trei electrozi (un electrod de calomel saturat ca electrod de referinţă, un electrod de platină utilizat ca electrod auxiliar şi un electrod din Teflon, pe care este fixată proba de analizat).

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Potenţiostat :

- voltametrie liniară;
- voltametrie ciclică;
- studii de coroziune (pitting).

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Condiții:

- suprafaţa expusă coroziunii să fie plană, unidimensională, fără muchii şi colţuri;
- contactele dintre probă si bornele aparatului de măsură să fie sigure şi să nu se modifice în timp, evitându-se pe cât este posibil apariţia oxidării sau pătrunderea mediului de coroziune;
- materialul izolator utilizat pentru încastrarea probei sa fie inert din punct de vedere chimic si să asigure etanşietatea, penru ca suprafaţa probei să fie cea măsurată si să se evite apariţia coroziunii în crevase.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

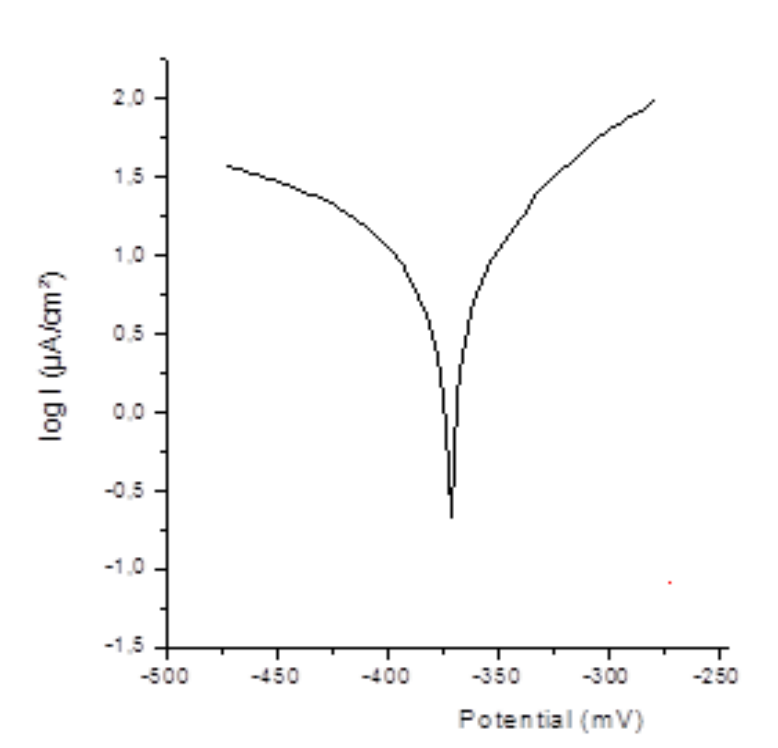
- Procesul fundamental în reacţiile electrochimice este transferul de electroni la interfaţa metal/soluţie.
- Cinetica acestui proces poate fi influenţată semnificativ de:
- microstructura şi rugozitatea suprafeţei electrodului,
- prezenţa unor specii ionice sau atomice adsorbite (care pot bloca centrii activi).

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

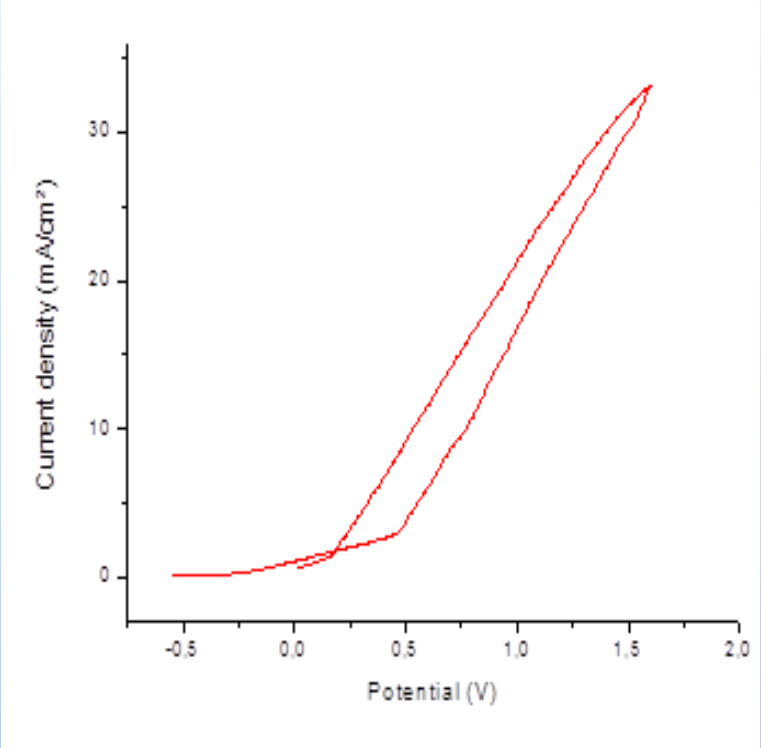
Testele de coroziune constau de obicei în obţinerea diagramei Tafel şi a parametrilor caracteristici coroziunii:

- potenţialul de coroziune (E);
- rezistenţa la polarizare (R_p);
- curentul de coroziune (i corr);
- pantele curbei Tafel (Ba şi Bc);
- viteza de coroziune.

Caracterizarea materialelor prin analiză chimică



Variațiia polarizării liniare (Tafel)



Curba de polarizare potențiodinamică

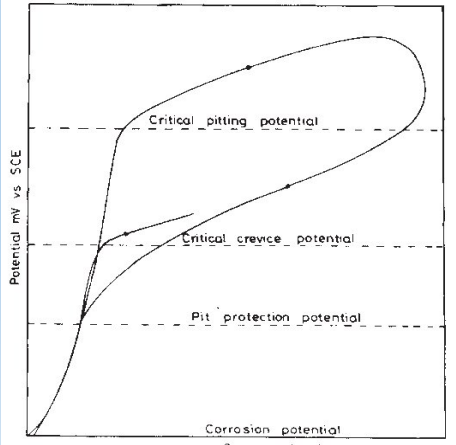
Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

- Curbele de polarizare liniară permit evidențierea potențialelor de coroziune (E_{cor}) și a curenților de coroziune (I_{cor}).
- Densitatea curentului de coroziune (I_{cor}) este reprezentativ pentru gradul de deteriorare al materialului. Aceasta poate fi estimată din analiza curbei liniare (Tafel).

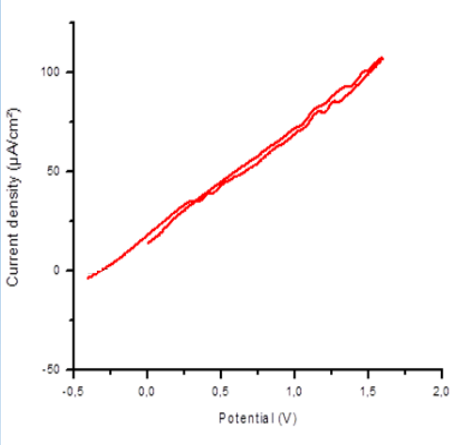
Caracterizarea materialelor prin analiză chimică

Din diagrama ciclică a procesului de coroziune se determină tipul de coroziune pe care îl prezintă materialul (pitting sau coroziune generalizată). În cazul coroziunii pitting variaţia potenţialului înregistrată în timpul procesului de coroziune formează o buclă între cele două puncte de potenţial stabilite. În cazul coroziunii generalizate variaţia potenţialului înregistrată în timpul procesului de coroziune formează o singură linie între cele două puncte de potenţial stabilite.

coroziune piiting



coroziune generalizată



Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Proprietăți mecanice

Proprietăţile mecanice reflectă comportarea metalelor şi aliajelor sub acţiunea unor forţe exterioare de natură mecanică.

- *Structura metalului*, care reprezintă modul de distribuţie a atomilor, cât şi forţele de legătură dintre atomi pot influenţa profund caracteristicile mecanice.

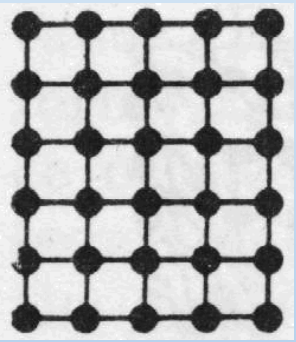
Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

- Studiul caracteristicilor mecanice se efectuează conform standardelor, pentru fiecare metal în parte, în laboratoare de specialitate, cu ajutorul aparatelor speciale de încercări mecanice.

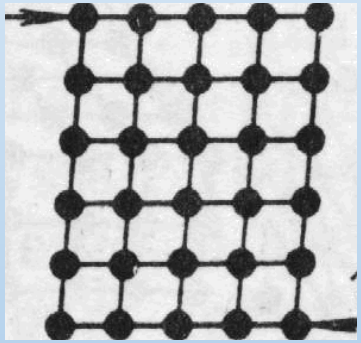
Prin încercări mecanice se studiază modul de comportare al unei epruvete din materialul studiat până cand aceasta cedează. Se înregistrează valorile parametrilor caracteristici pe timpul încercării și se analizează felul ruperii cât şi aspectul ruperii.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

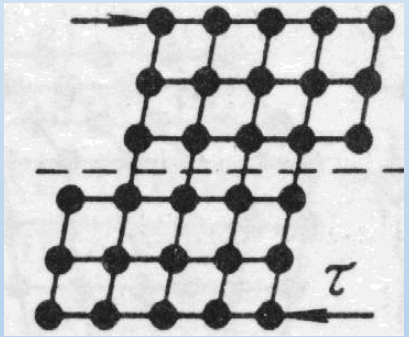
► **Materialele** sunt apreciate după rezistenţa lor mecanică, adică după capacitatea de a suporta încărcări apreciabile fără a se înregistra deformaţii considerabile.



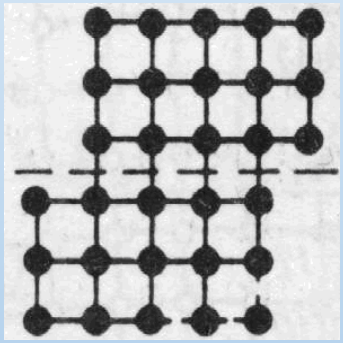
Cristalul iniţial



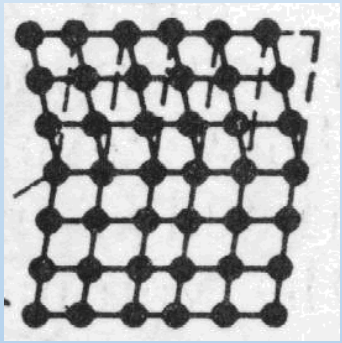
Deformare elastică



Creşterea deformării elastice şi apariţia alunecării atomilor la limita de elasticitate



Deformare plastică prin forfecare



Deformare plastică prin rotirea unor grupe de atomi faţă de planul de deformare (maclare)

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Încercările mecanice de rezistenţă urmăresc în principal determinarea comportării la solicitările simple de:

- întindere (tracţiune), compresiune
- forfecare
- încovoiere
- răsucire (torsiune).

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Proprietate mecanică	Metoda de testare
Elasticitate, plasticitate	Test de tracțiune, test de compresie, test de îndoire, test de torsiune
Rigiditate, comportamentul materialului sub sarcină statică	
Comportare la fluaj	Test de comportare la fluaj
Duritate	Brinell, Rockwell, Vickers
Reziliență	Test de reziliență
Comportament la oboseală	Test de oboseală
Rezistență la oboseală	

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Denumirea încercării	Standarde	Caracteristici determinate
Tracțiune	SR EN 10002-1/94, SR EN 10002-5/96, STAS 9760-84, STAS 6596-73, STAS 7209 -73, STAS 8027-78	Limita de curgere, limita de rupere, alungirea la rupere, gâtuirea la rupere, limita tehnică de fluaj, rezistența tehnică de durată, limita tehnică de relaxare Energia de rupere Limita de oboseală, rezistența la oboseală pentru N cicluri de solicitare
Compresiune	STAS 1552-78	Limita de curgere, rezistența la compresiune, scurtarea specifică Rezistența la flambaj
Încovoiere	SR EN 10045 -1/1993, STAS 1660-80, SATS 7511-81	Rezistența la încovoiere, săgeata la încovoiere Energia de rupere, reziliența Limita de oboseală, rezistența la durabilitate limitată
Răsucire	-	Rezistența la torsiune Energia de rupere
Forfecare	STAS 7926-67	Rezistența la forfecare
Presiune de contact	STAS 493-91, STAS 492/1-85, SR EN 10003-1, 1997	Rezistența la strivire Duritatea Brinell, Vickers, Rockwell, Duritatea de durată Duritatea dinamică

ÎNCERCAREA LA TRACŢIUNE

Încercarea la tracţiune se execută aplicând unei epruvete standardizate o forţă axială crescătoare, înregistrând continuu variaţiile de lungime, până în momentul ruperii.

Aplicarea unei forţe exterioare F determină apariţia în epruvetă a unor reacţiuni numite tensiuni normale, care se calculează cu relaţia:

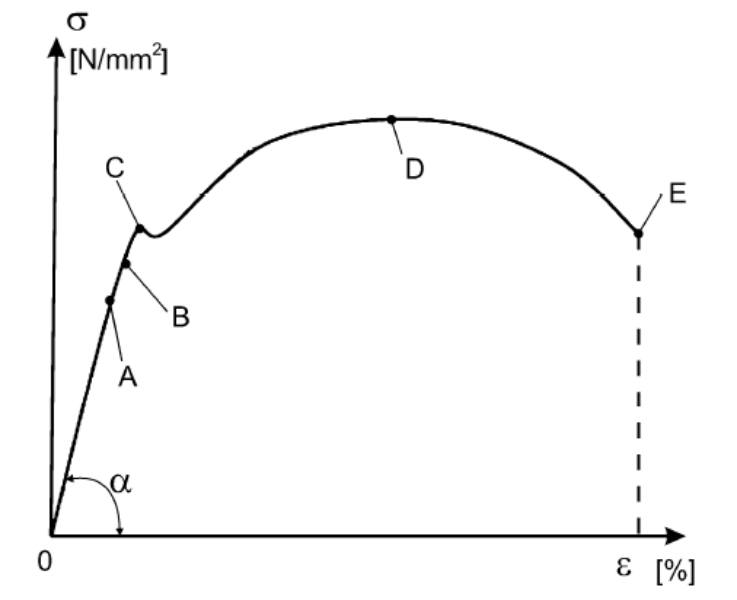
$$\sigma = \frac{F}{S} \quad [\mathrm{N/mm^2}]$$

Fiecărei tensiuni îi corespunde o anumită alungire care se calculeaza cu relația:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L}$$

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Prin reprezentarea grafică a variaţiei tensiunii în raport cu alungirea, rezultă curba caracteristică a materialului, numită şi curba tensiune-deformaţie.



Prima parte a curbei caracteristice este o linie dreaptă, tensiunile normale fiind proporţionale cu deformaţiile ceea ce se exprimă prin legea lui Hooke:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon$$

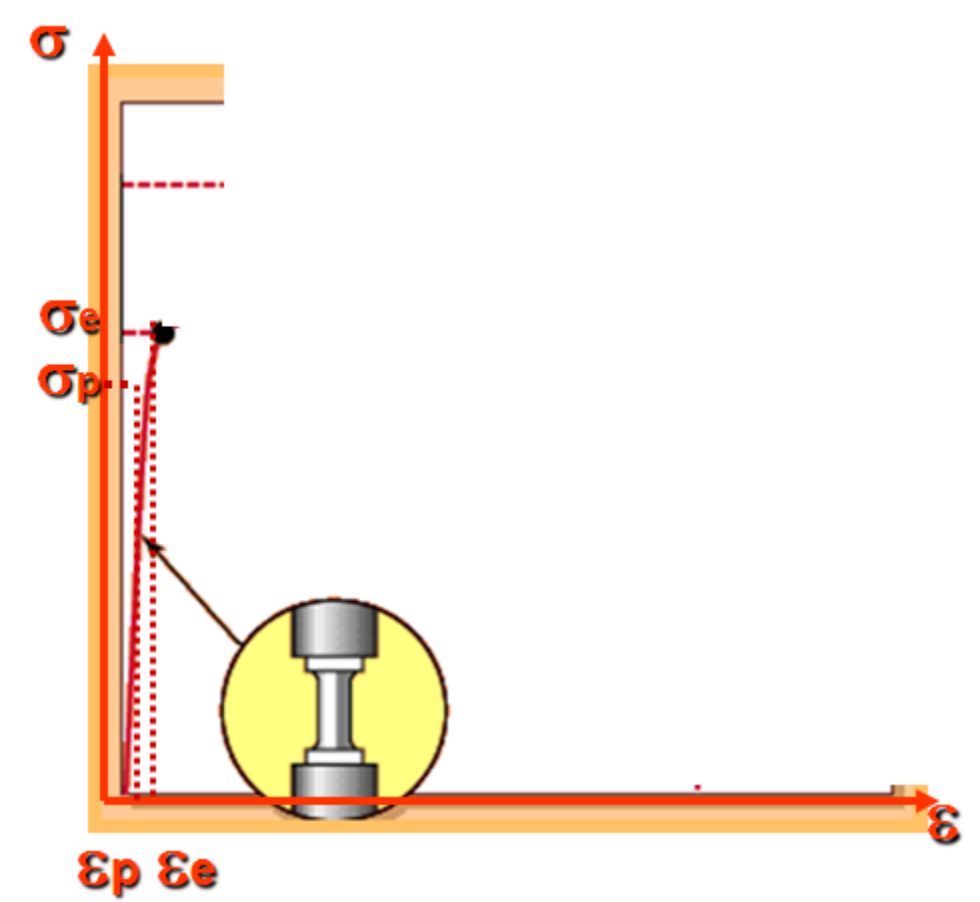
σ - tensiunea normală

ε - alungire

E - modulul de elasticitate longitudinal

- este constanta de material
- este factor de proportionalitate,
- se măsoară în [N/mm²].

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice



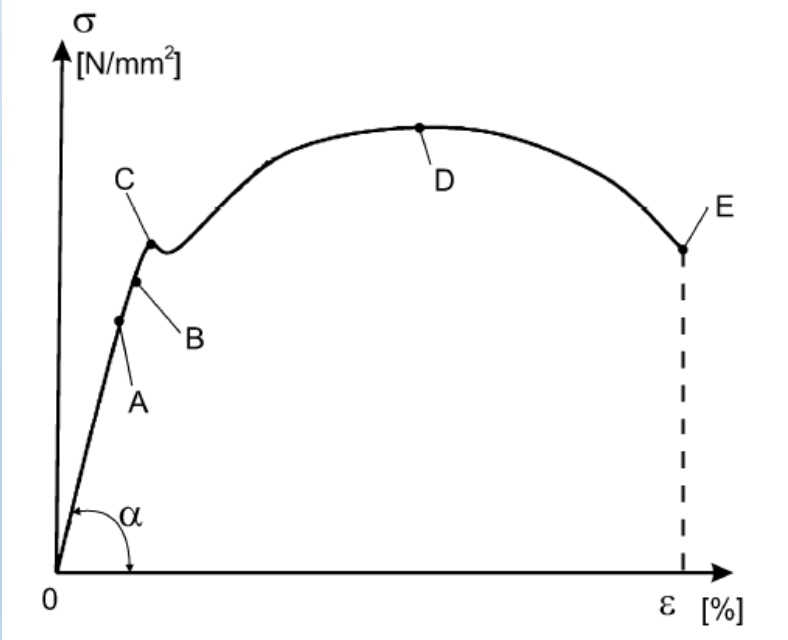
Domeniul elastic

σ_p **- Limita de proporţionalitate** până la care materialul prezintă o comportarea elastic proporţională

σ_e**- Limita de elasticitate** - corespunde tensiunii pana la care deformatia este de tip elastic.

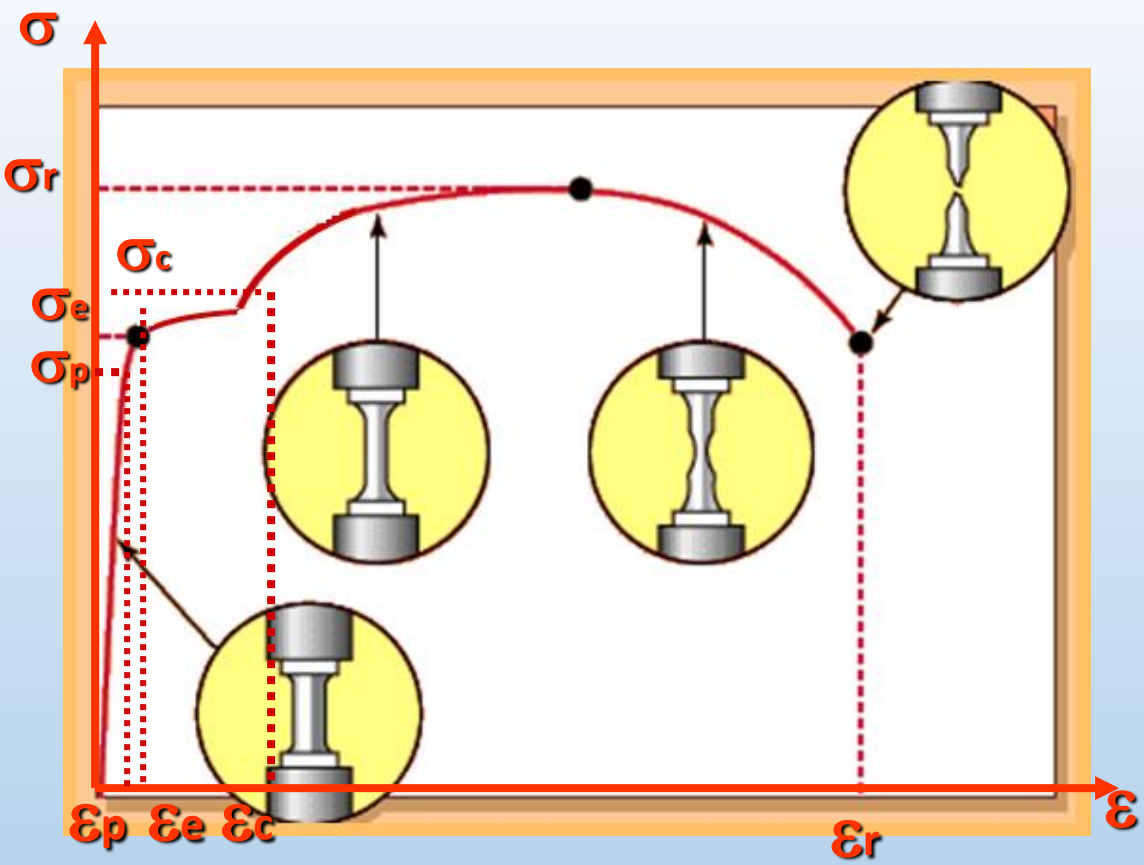
Domeniul plastic: curgerea, ruperea

Dincolo de limita elastică, deformaţiile cresc mai repede decât tensiunile. La o anumită valoare a forţei de întindere, deformaţia epruvetei creşte fără ca forţa de întindere să crească sensibil, materialul “curge”.



- segmentul BC reprezintă zona în care deformația are caracter elasto-plastic;
- punctul C reprezintă momentul în care deformațiile plastice încep sa devină foarte mari, iar materialul începe sa „curgă” (se deformează deși sarcina nu mai crește);

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

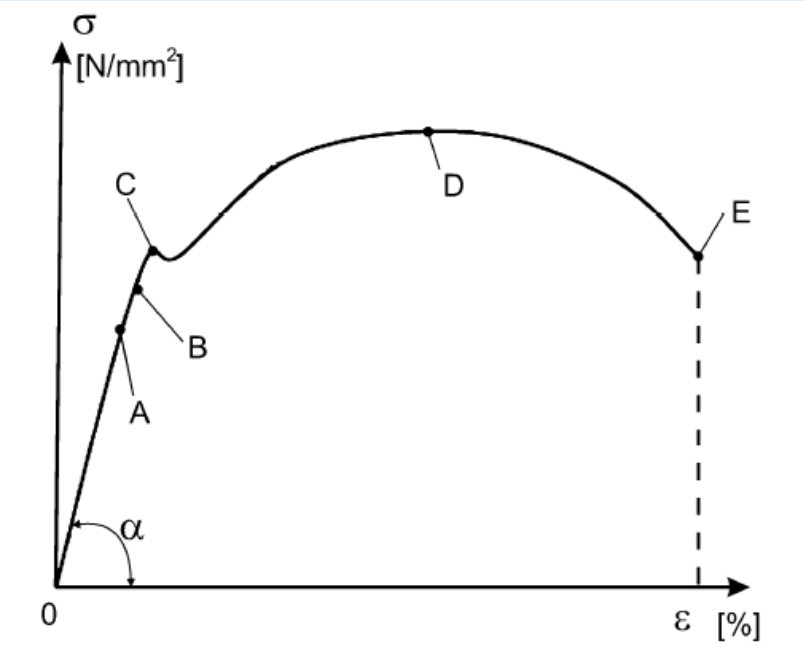


σ_c - Limita de curgere aparentă – tensiunea de la care materialul începe să se deformeze plastic.

$$\sigma_c = \frac{F_c}{S_0} \quad , \text{N/mm}^2$$

ε_c - este alungirea la curgere.

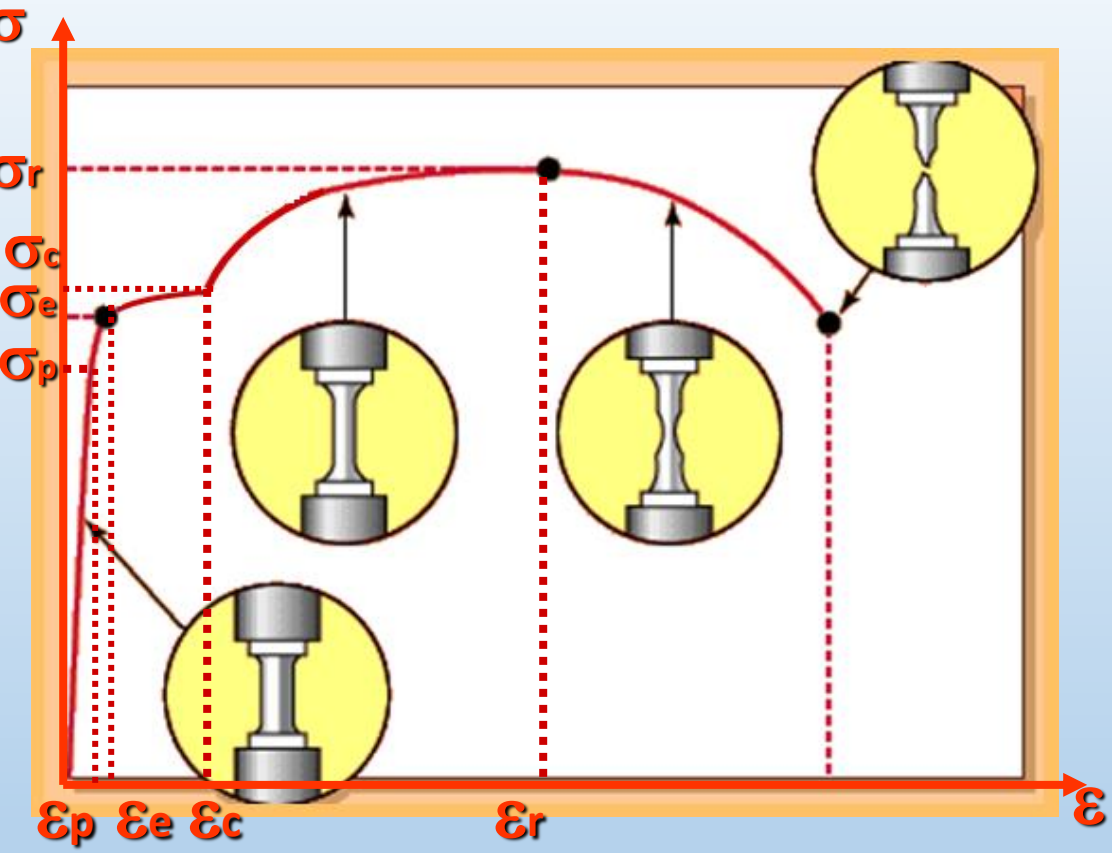
Domeniul plastic: curgerea, ruperea



- punctul D corespunde sarcinii maxime din timpul încercării, iar zona dinaintea punctului D se numește zona de ecruisare (de durificare superficială);
- punctul E marchează momentul în care epruveta se va rupe.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Domeniul plastic: curgerea, ruperea



σr - Limita de rupere este tensiunea maximă pe care o poate suporta materialul încercat fără să se rupă şi reprezintă rezistenţa la rupere a materialului.

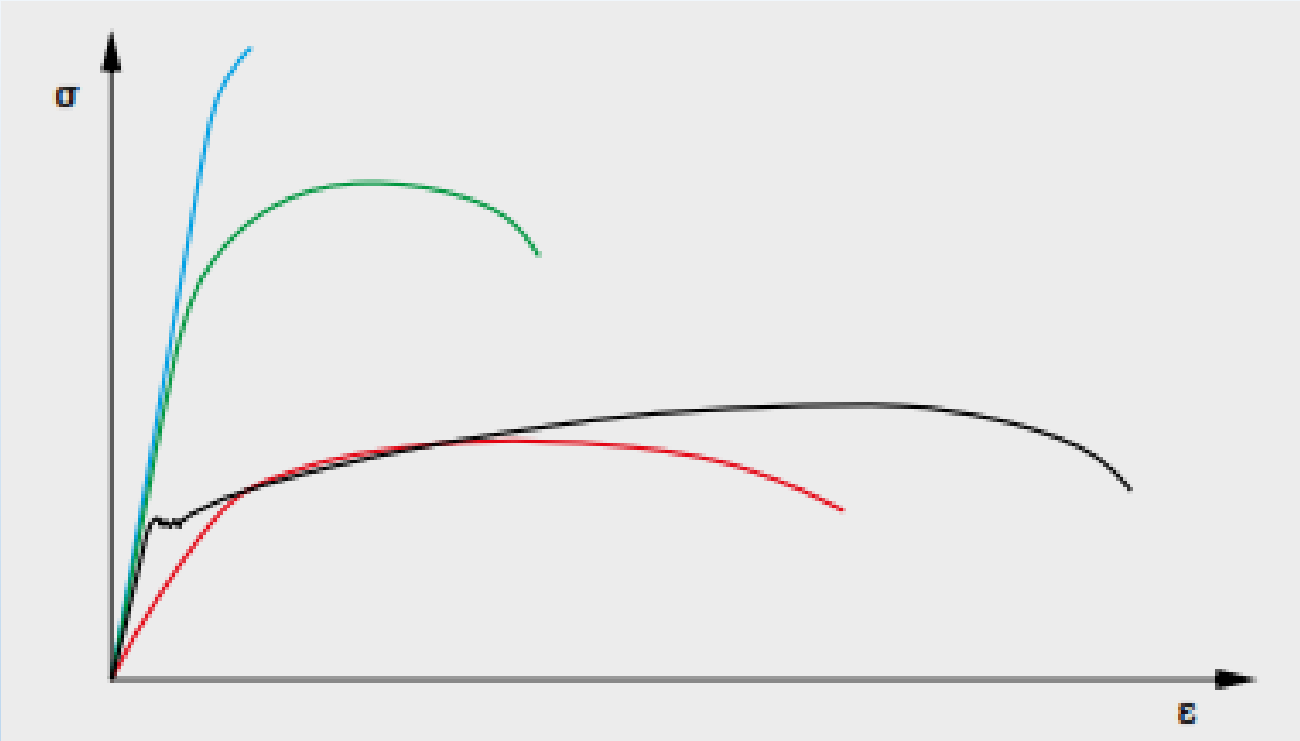
εr - este alungirea la rupere.

$$\sigma_r = \frac{F_{max}}{S_o}$$

unde: F_{max} - forţa maximă de rupere

S_o – secţiunea transversală iniţială a epruvetei.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice



Oțel călit

Oțel cu rezistență redusă

Oțel călit și revenit

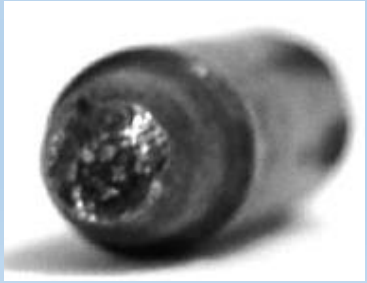
Aliaj de aluminiu

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Fractografia studiază suprafața formată la distrugerea epruvetelor sau pieselor în urma încercărilor mecanice sau exploatării.

Dă informații despre: mecanismul procesului de rupere, starea structurală, proprietățile materialului.

Metoda presupune găsirea legăturii dintre structura metalografică a materialului din zona rupturii, condiţiile de deformare şi geometria suprafeței de rupere.

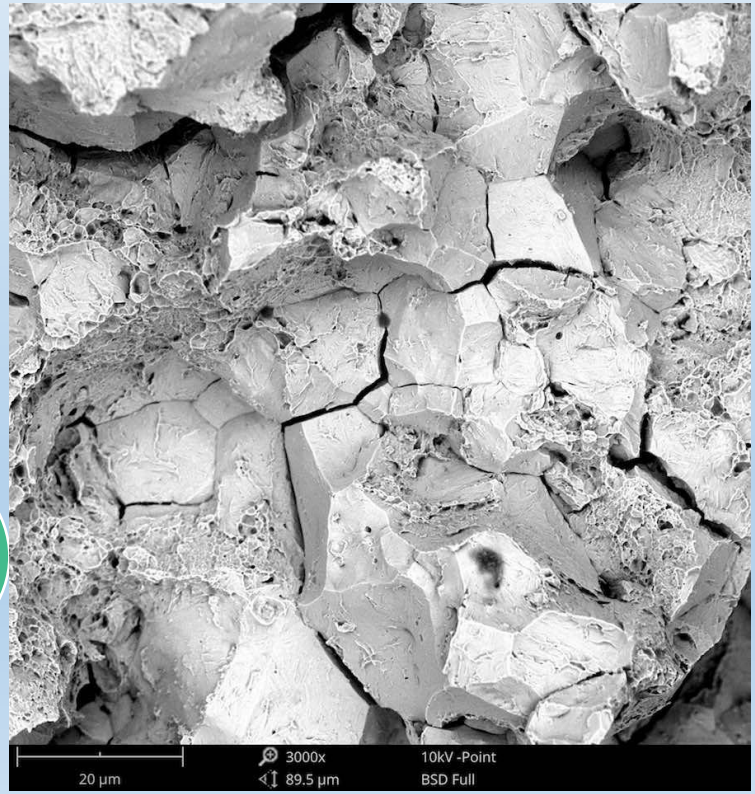


Fractografia materialelor metalice

Fractografie

Macro

Micro



Macrofractografia

Macrofractografia analizează cu ochiul liber sau cu diverse aparate optice cu puteri de mărire de maxim 60÷120:1 suprafeţe de rupere proaspăt obţinute, fără deteriorări mecanice sau de altă natură, fără urme de oxizi, murdărie etc.

Ruperea (dpdv macro-fractografic)

a) După orientarea suprafeței de rupere

b) După gradul de deformare plastică

c) După rugozitate

d) După culoarea suprafeței de rupere

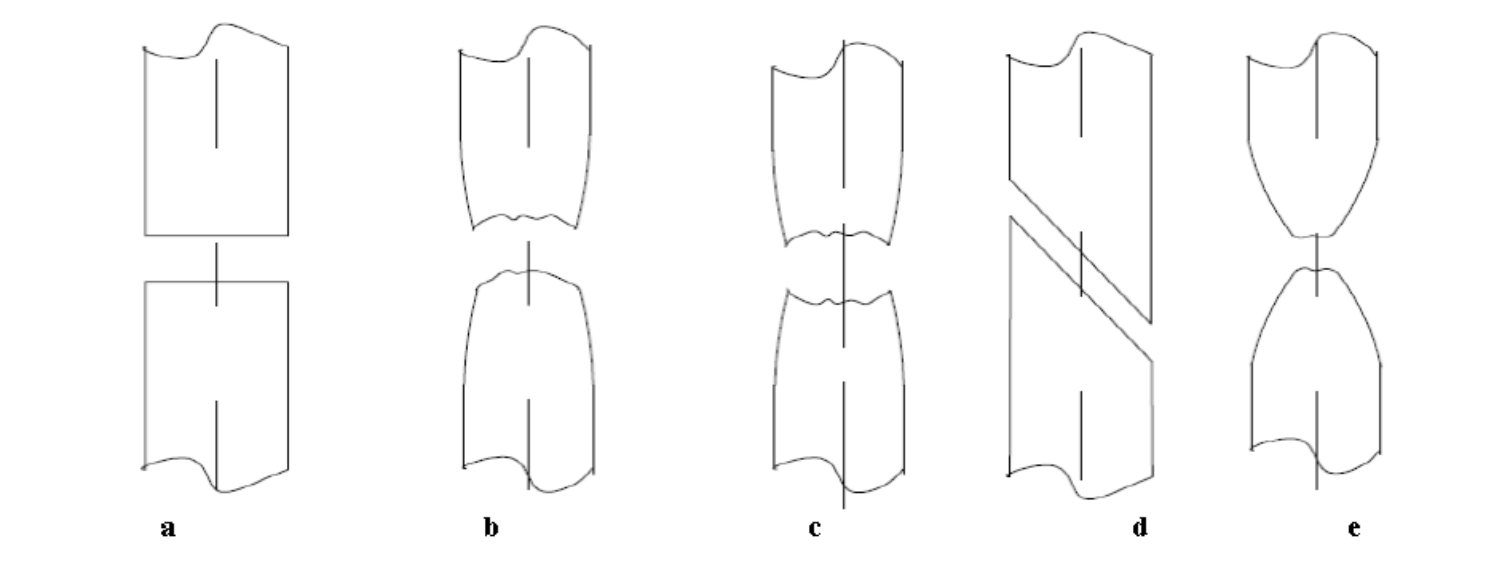
După gradul de deformare plastică *ruperea* poate fi:

- *fragilă*
- *cvasifragilă*
- *tenace*

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

După orientarea suprafeței de rupere:

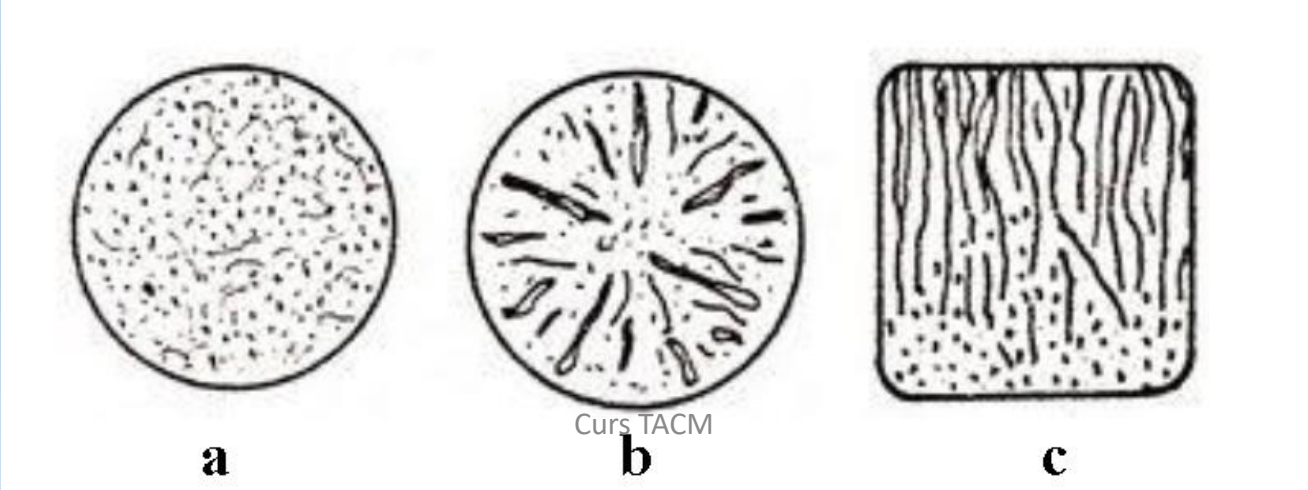
- Ruperea dreaptă (a)
- Ruperea mixtă (b, c)
- Ruperea oblică (d)
- Rupere conică (e)



Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

După rugozitate suprafeței de rupere :

- Grăunţoasă - suprafaţa de rupere grăunţoasă (fig. a) apar faţete, => deformare plastică redusă până la rupere.
- Stelată - tipică materialelor tenace (fig. b).
- Fibroasă - sunt prezente fibre formate prin deformarea plastică a grăunţilor din timpul procesului de rupere (fig. c) .



Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

După culoarea suprafeței de rupere:

Culoarea suprafeţelor de rupere este determinată de condiţiile de încărcare,de structura fizică şi de compoziţia chimică a materialului metalic, astfel:

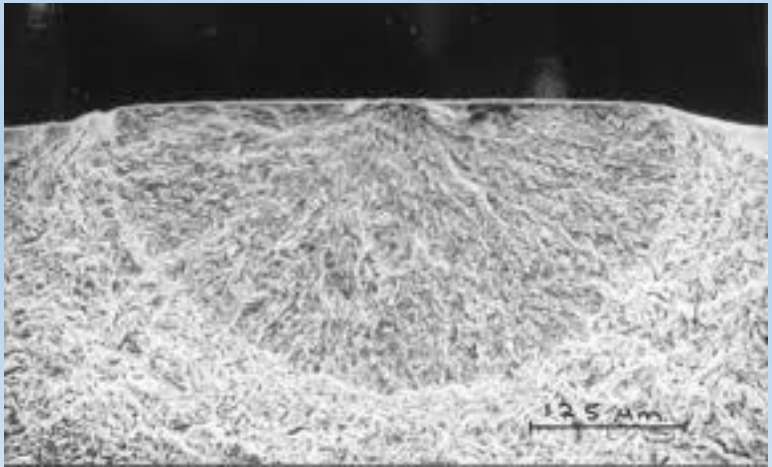
- otelurile carbon au suprafaţa de rupere argintie,
- cele aliate cu Ni – nuanţă galben deschis specifică,
- cele aliate ca Cr - cenuşiu deschis,
- cele cu Mn - cenuşiu mat.

Microfractografia

Microfractografia optică utilizează microscopul metalografic optic;

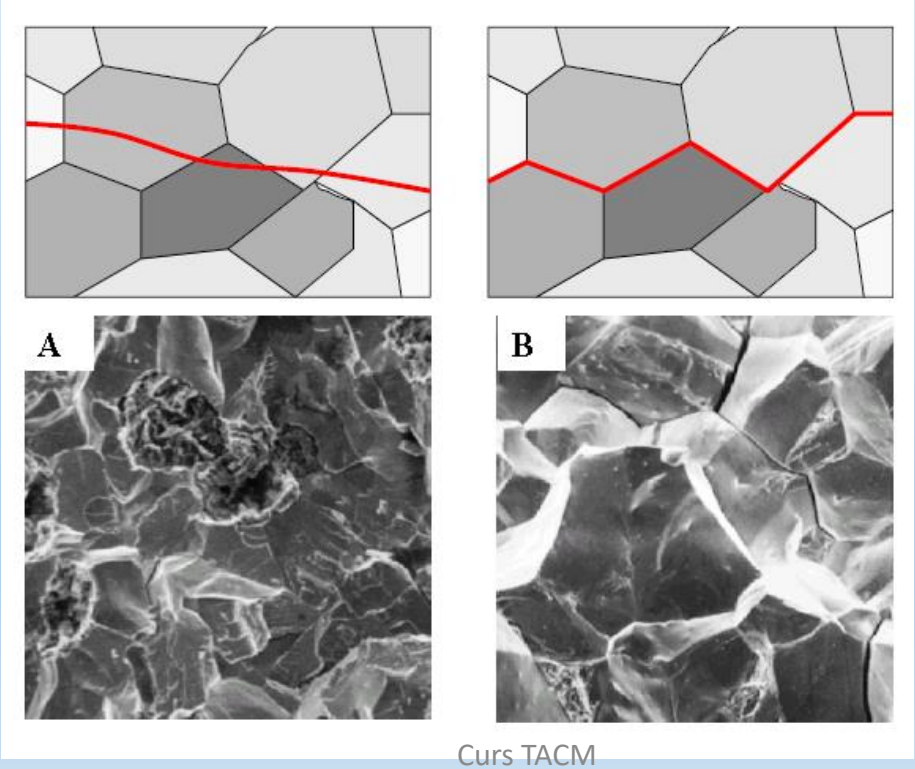
Determină:

- dimensiunile faţetelor, dacă sunt în trepte, geometria conturului faţetelor, prezenţa sistemelor de striaţiuni, rugozităţi, prezenta fisurilor şi a altor defecte ce întrerup continuitatea domeniului cristalin, starea suprafeţei, morfologia domeniului cristalin.



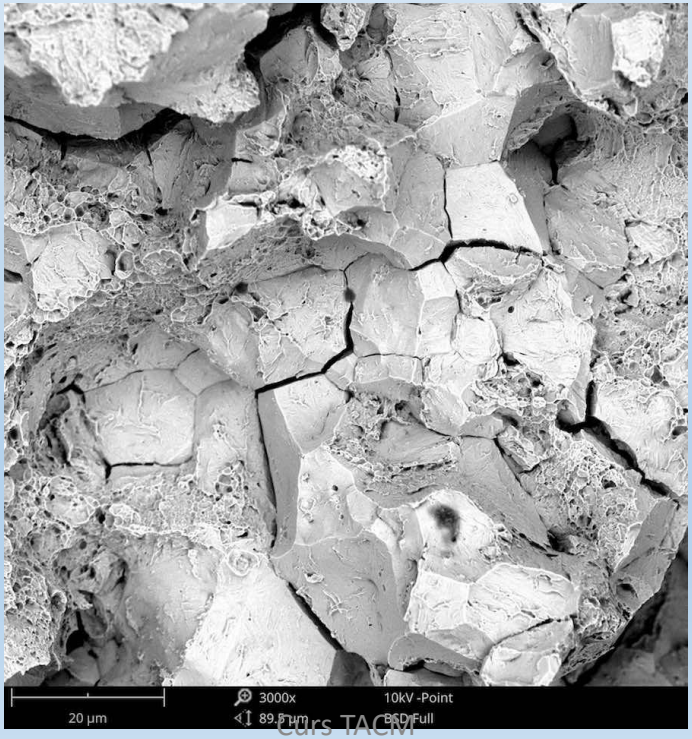
Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Se pot diferenţia ***suprafeţele rupere intracristalină - A*** (rupere prin interiorul grăunţilor cristalini), ***rupere intercristalină - B*** (rupere pe la limita grăunţilor cristalini).



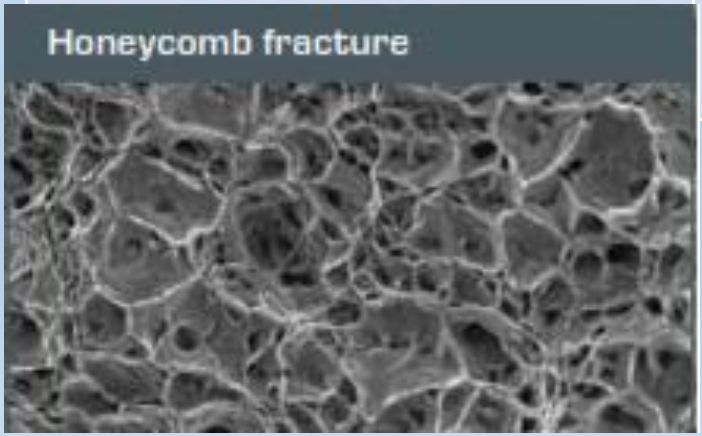
Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Microfractografia electronică permite obţinerea de imagini clare ale microreliefului de rupere. Se pot analiza fisuri foarte fine, substructura straturilor de pe suprafaţa de rupere, compoziţia chimică din zona respectivă, se poate determina tipul ruperii (inter sau intracristalină; fragilă, tenace, prin oboseală etc.).



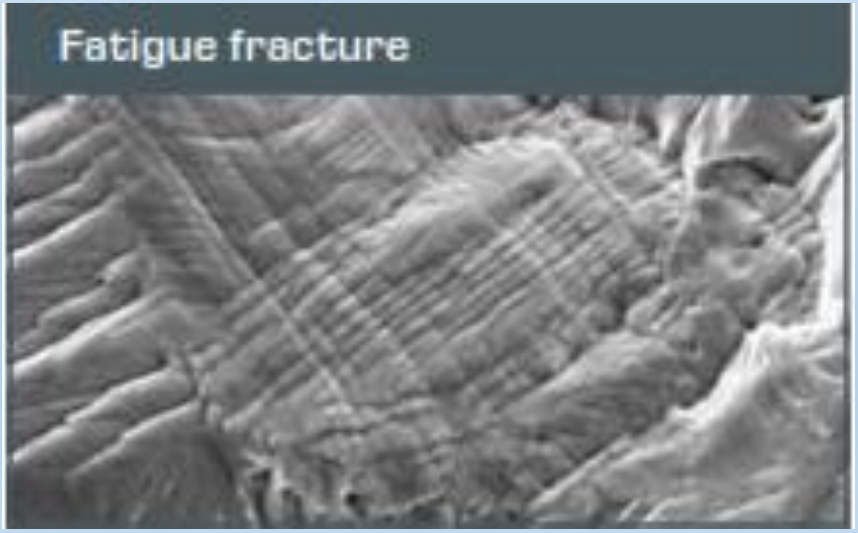
Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Tipul ruperii	Mecanismul ruperii	Test
Rupere forțată • apare brusc • suprafață rupere de cristalină mată sau lucioasă și parțial fisurată pe întreaga secțiune transversală; în ruperea ductilă, apar adesea margini de forfecare la margine	**Suprasolicitare statică** a) Rupere prin clivaj cu deformare redusă apare atunci când forța maximă depășește forța de rupere b) Rupere ductilă (rupere microscopica tip fagure) apare atunci forta maximă de forfecare depășește tensiunea de curgere c) se poate produce o fractură intergranulară cu deformare scăzută, cu o reducere coeziunii limitei de grăunte sub influența tensiunii normale	Test de tracțiune, Test de rezilienţă



Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

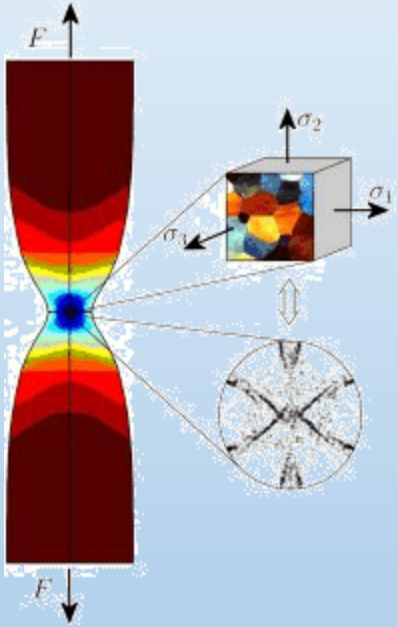
Tipul ruperii	Mecanismul ruperii	Test
Rupere la oboseală • se poate dezvolta ca urmare a supunerii la tensune repetată sub influența forței de forfecare sau a tensiunii normale • rupere cu deformare redusă	**Suprasolicitare dinamică** Pornind de la crestături sau imperfecțiuni, fisurile oscilatorii se propagă prin material. Când rezistența materialului este depășită, suprafața rămasă se rupe prin intermediul unei ruperi forțate.	Test de oboseală



Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Tipul ruperii	Mecanismul ruperii	Test
Rupere prin fluaj • proces continuu în timp • se instalează la temperaturi mai ridicate și duce în cele din urmă la ruperi, deși materialul este încărcat sub punctul de rupere	**Tensiune statică** de ex. temperatura crescută Nenumărate fisuri se formează independent una de cealaltă	Test de rupere prin fluaj

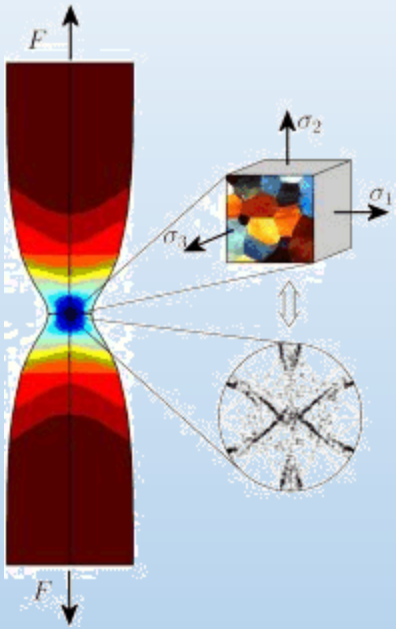
GÂTUIREA LA RUPERE



Pentru aprecierea proprietăţilor mecanice ale unui material, de mare importanţă este gâtuirea la rupere. La o valoare mai mare decât rezistenţa la rupere, deformaţia epruvetei se concentrează într-un singur loc, pe epruvetă apare o gâtuire şi în acest loc se va produce ruperea.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

După gradul de deformare plastică la rupere, ruperea poate fi:



- **fragilă** - gâtuirea specifică a secțiunii transversale este de maxim 1,5%;
- **cvasifragilă** – maxim 15%;
- **tenace** – minim 15%.

$$Z = \frac{S_o - S_r}{S_o} \cdot 100\ [\%]$$

S_o - aria secţiunii iniţiale a epruvetei
S_r - aria secţiunii la rupere

ALUNGIREA

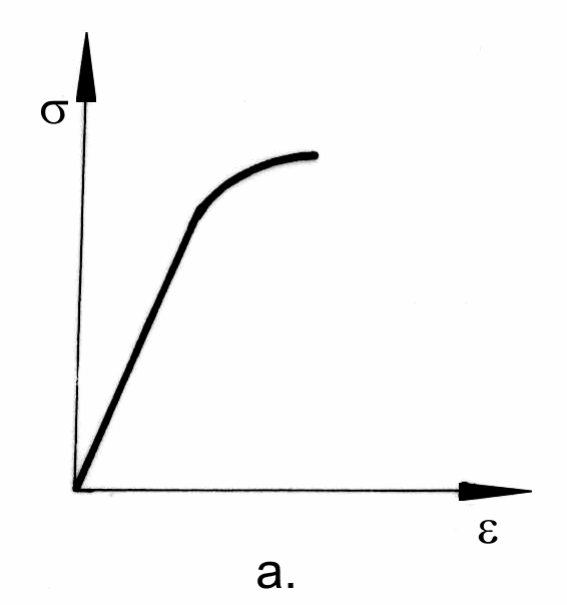
Alungirea la rupere este definita prin raportul

$$A_f = \frac{l_f - l_0}{l_0} \text{ x } 100\ \%$$

care este o masura a plasticitatii materialului metalic.

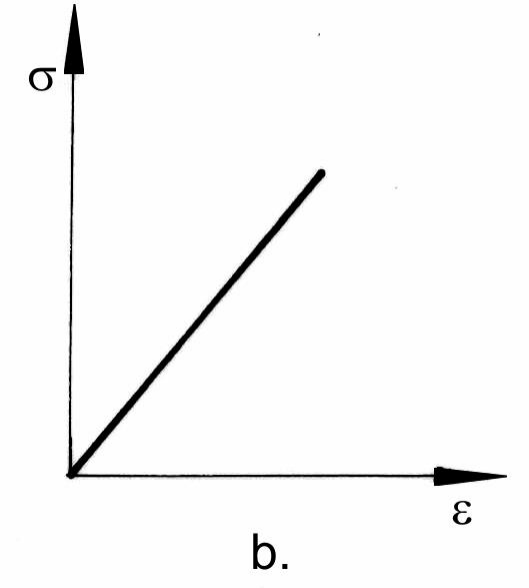
$$A_5 = \frac{\Delta l}{l_0} \text{ x } 100\%$$

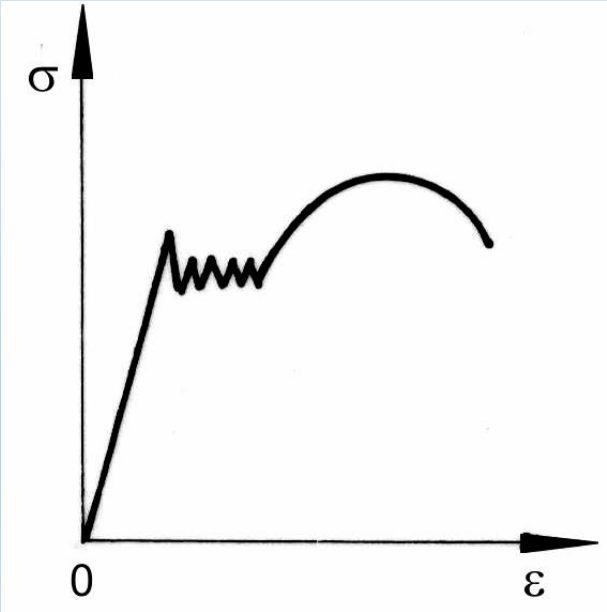
Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice



Curbă tensiune deformaţie pentru:

- a. un material fragil;
- b. un material complet fragil.





Curbă tensiune – deformaţie cu palier de curgere (materiale ductile)

TENACITATEA

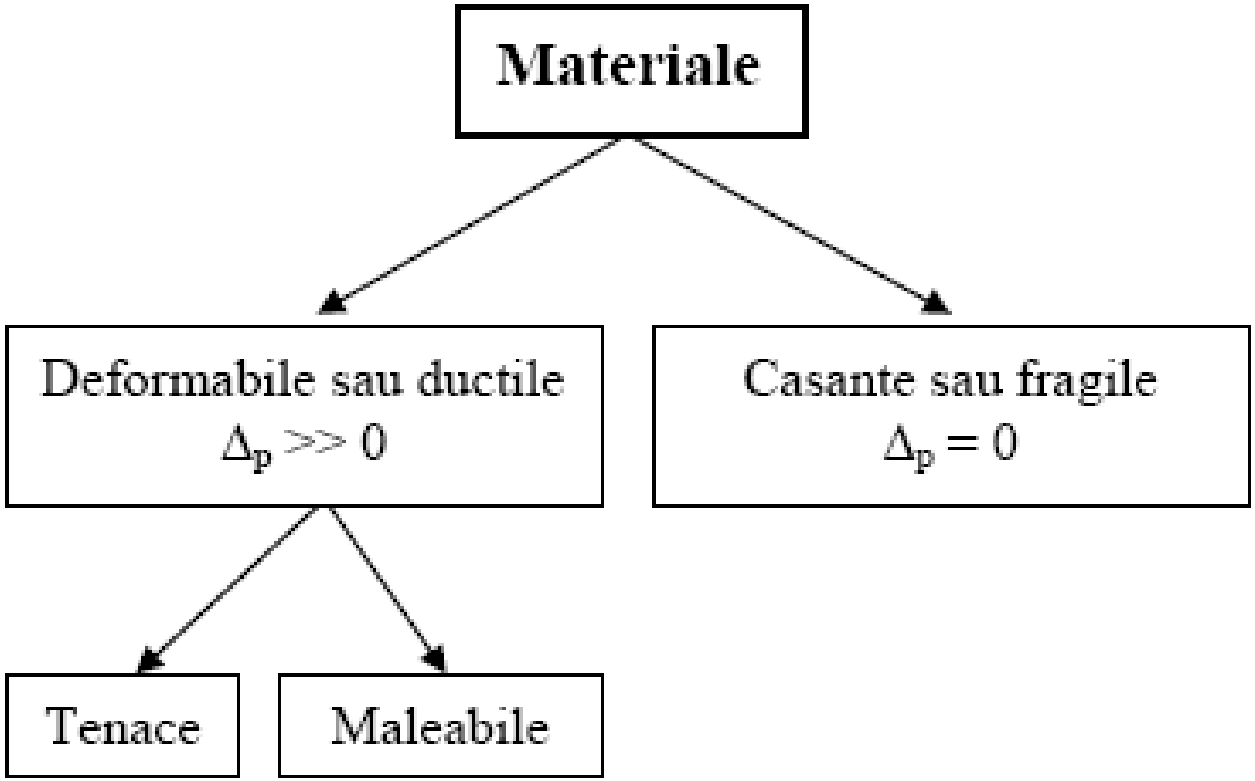
Tenacitatea proprietatea materialelor metalice de a rezista la solicitări exterioare statice şi dinamice un timp indelungat, deformandu-se mult inainte de a se rupe.

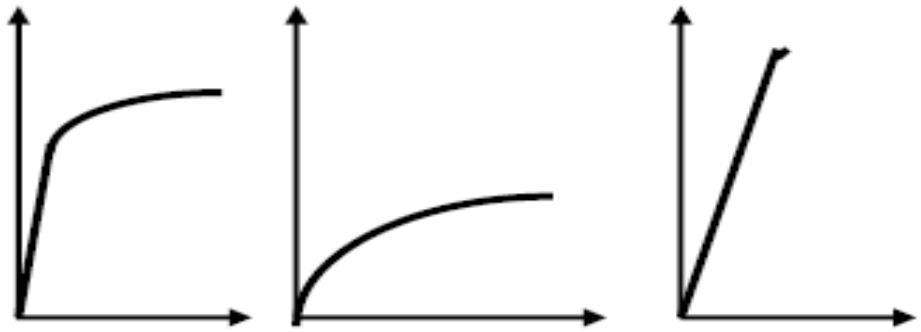
Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Pe baza deformaţiilor pe care le suferă un material până la rupere, materialele pot fi:

- deformabile sau ductile (deformaţia plastică >> 0)
- fragile sau casante (deformaţia plastică = 0)

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice





a) b) c)

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Materialele maleabile sunt materialele care până la rupere au deformaţii plastice mari, dar nivelul tensiunii este scăzut. Aceste materiale, în timpul deformării plastice, nu prezintă fenomenul de ecruisare.

Materialele tenace suferă până la rupere deformaţii plastice mari, dar şi nivelul tensiunii este ridicat. La aceste materiale este prezent fenomenul de ecruisare.

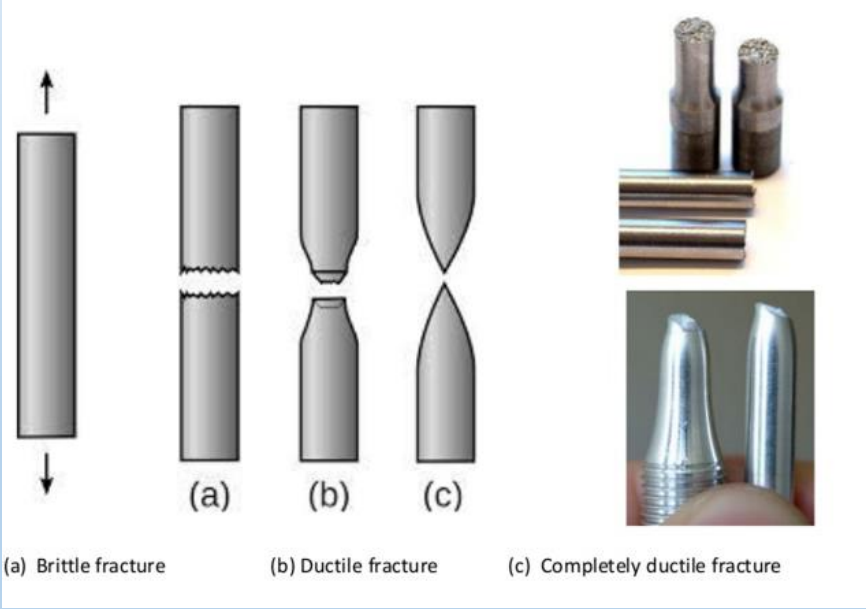
Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Tenacitatea poate fi:

- statica (fiind egala cu suprafața de sub curba tensiune-deformație)
- dinamica (obținută prin încercarea de reziliență).

FRAGILITATEA

Fragilitatea, opusă tenacităţii, este proprietatea materialelor de a se rupe fără a avea deformaţii mari.

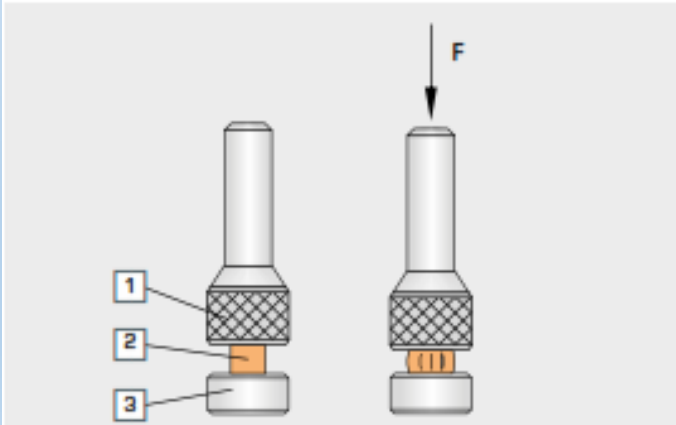


Pentru piesele solicitate prin şoc sau la vibraţii se evită folosirea materialelor fragile.

ÎNCERCAREA LA COMPRESIUNE

Rezistenţa la compresiune – este proprietatea corpurilor solide de a se opune deformării sub acţiunea a două forţe axiale de sens contrar, orientate către interiorul piesei. O epruveta standardizata cu o secțiune transversală cunoscută este supusă unei forțe axiale c valoare mică. O stare de tensiune uniaxiala predomină în probă.

Raportul dintre tensiune și compresie poate fi arătat din grafic în diagramă forță-compresiune.



Test process in the compression test

1 thrust plate, 2 specimen, 3 pressure plate, F test load

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Prin această încercare se determină:

- **scurtarea**
- **rezistenţa de rupere la compresiune**,

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

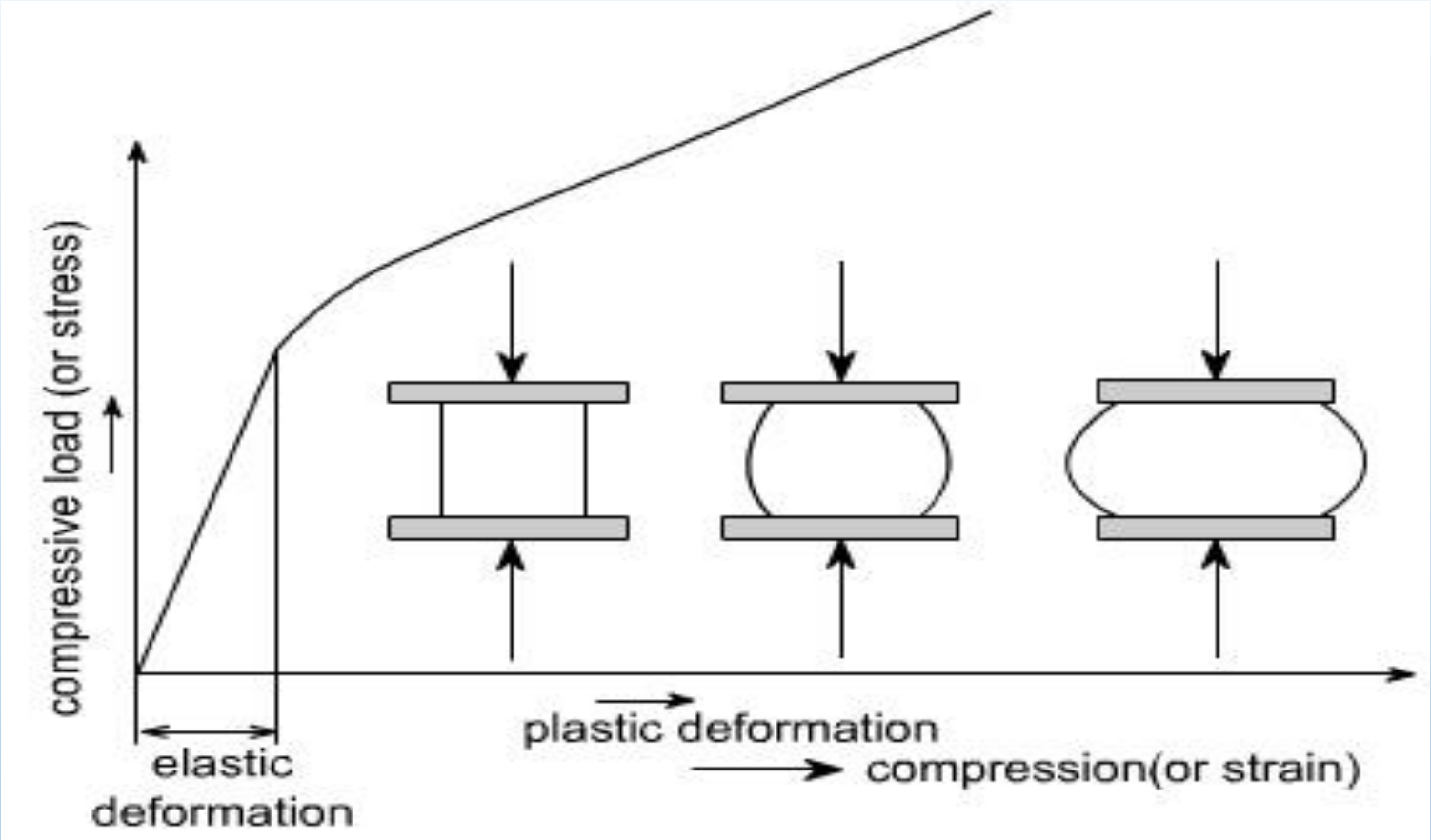


Diagrama tensiune-compresie

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

În urma deformării epruveta ia o formă de butoi. Rămânerea în urmă a deformărilor transversale ale suprafeţelor de bază ale epruvetei se datorează forţelor de frecare ce apar între aceste suprafeţe şi platourile maşinii de încercat.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

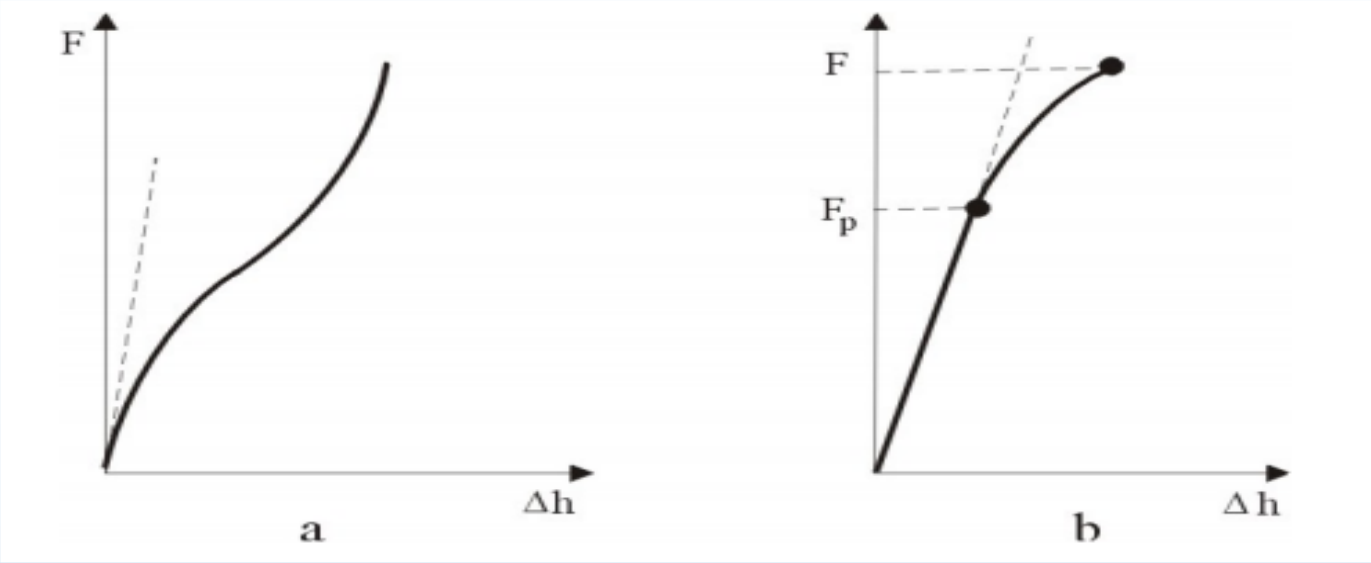
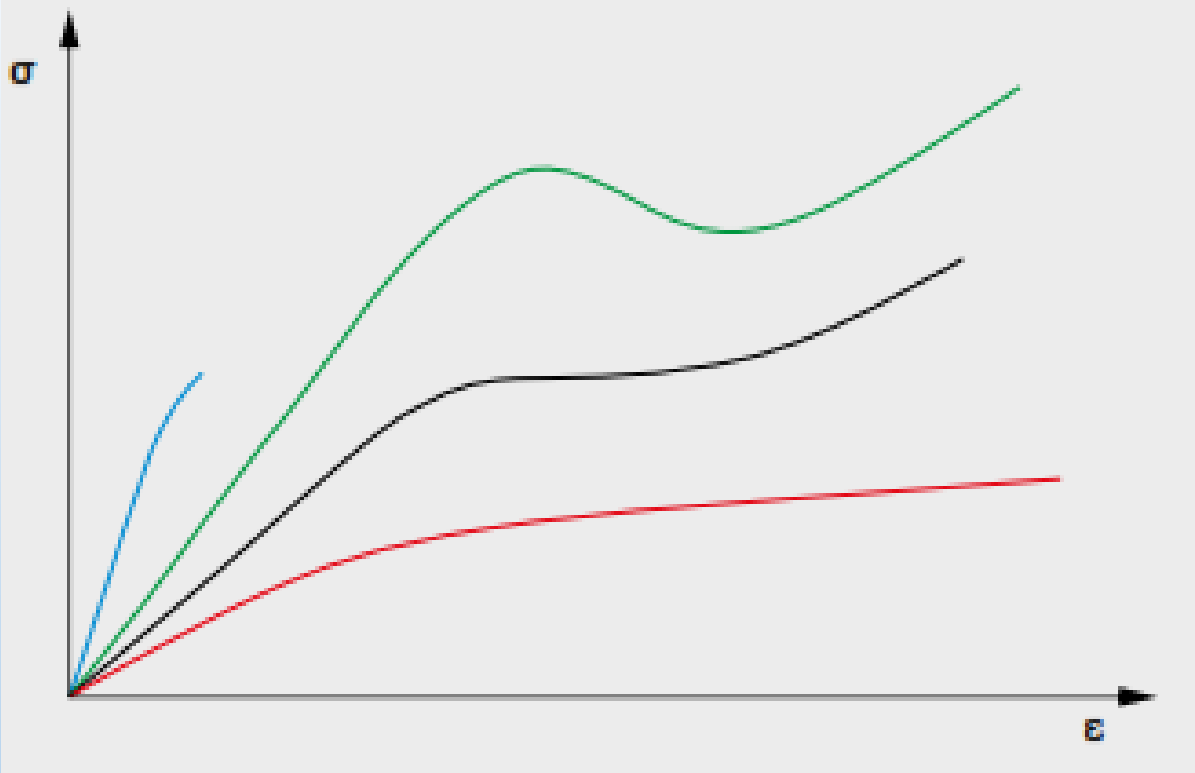


Diagrama de compresiune a metalelor plastice (a) și a metalelor rigide (b)

La încercrea la compresiune materialele tenace, nu se rup. Ele se deformează plastic în mod continuu, pe măsura creşterii sarcinii. Metalele rigide prezintă o etapă de deformare elastică urmată de una de deformare plastică, care se termină prin distrugerea epruvetei.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice



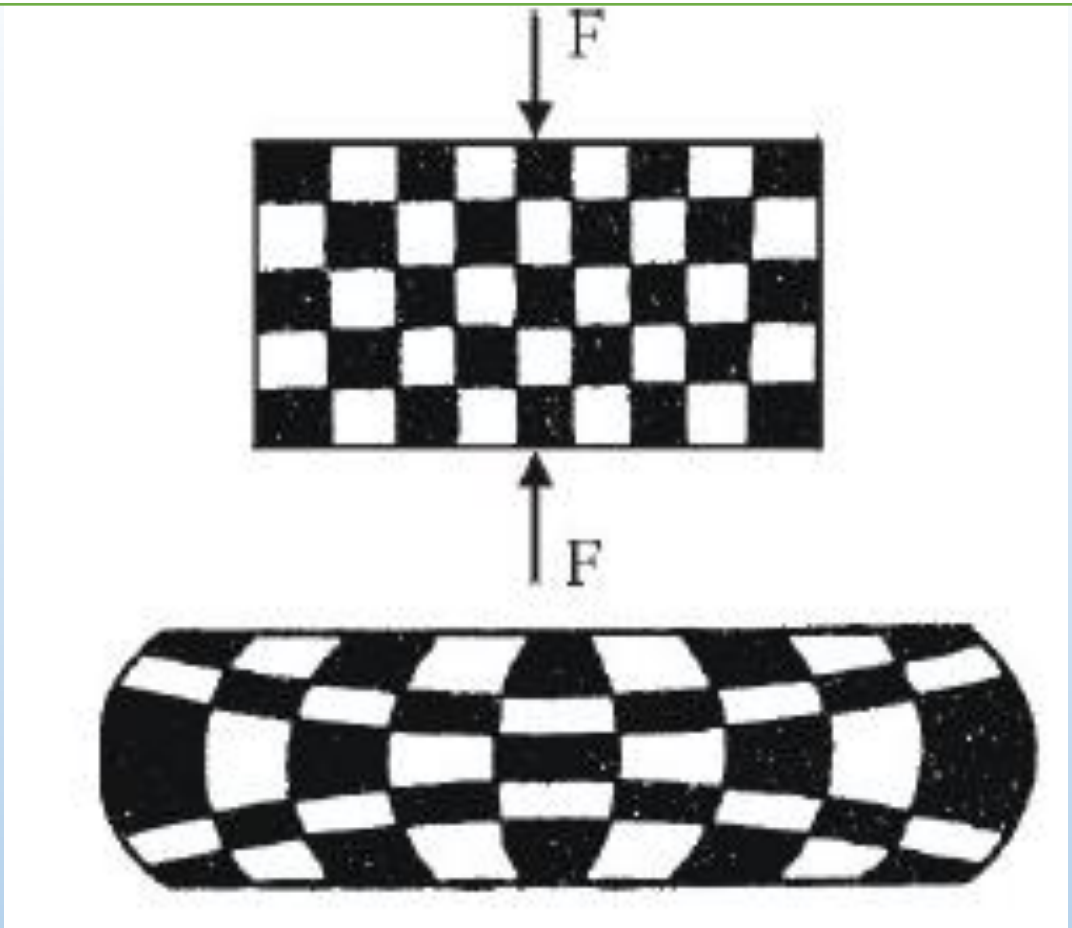
Plastic fragil, fără rezistență la compresiune

Plastic ductil cu rezistență mare de compresie

Plastic ductil cu rezistență mică de compresie

Plastic ductil fără rupere

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice



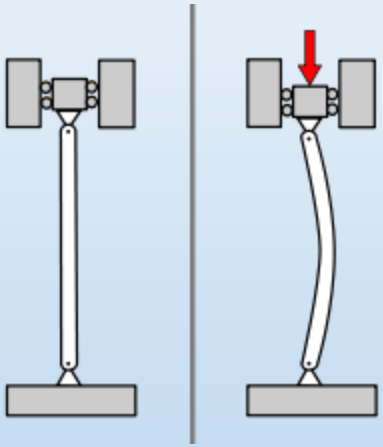
Din punct de vedere al structurii sale, deformarea unei epruvete are loc după cum se vede în figura.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Caracteristicile ce se determină prin încercarea la compresiune

	Termenul	Simbolul
Epruveta	Diametrul iniţial şi ultim Lungimea dintre repere; iniţială şi ultimă Aria secţiunii transversale: -iniţială: -ultimă:	d_0, d_u; [mm] h_0,h_u; [mm] S_0 [mm^2] S_u [mm2]
Sarcina	Curentă La limita de curgere Ultimă	F [N] F_c [N] F_u [N]
Caracteristici mecanice uzuale	Limita de curgere Rezistenţa la compresiune Scurtarea procentuală a epruvetei Umflarea procentuală a epruvetei	$\sigma_c = F_c/S_0$; [N/mm2] $\sigma_{rc} = F_{max}/S_0$; [N/mm2] $A_c = ((h_0-h_u)/h_0) \times 100$ [%] $Z_c = ((S_u-S_o)/S_0) \times 100$ [%]

ÎNCERCAREA LA FLAMBAJ



Fenomenul de flambaj se poate produce atât în domeniul elastic cât şi în domeniul plastic. Influenţa materialului barei se evidenţiază în formulele de calcul prin modulul de elasticitate, fie prin efortul unitar critic de flambaj.

Barele subţiri, tuburile cu pereţi subţiri supuse la compresiune, se verifică suplimentar la stabilitate.

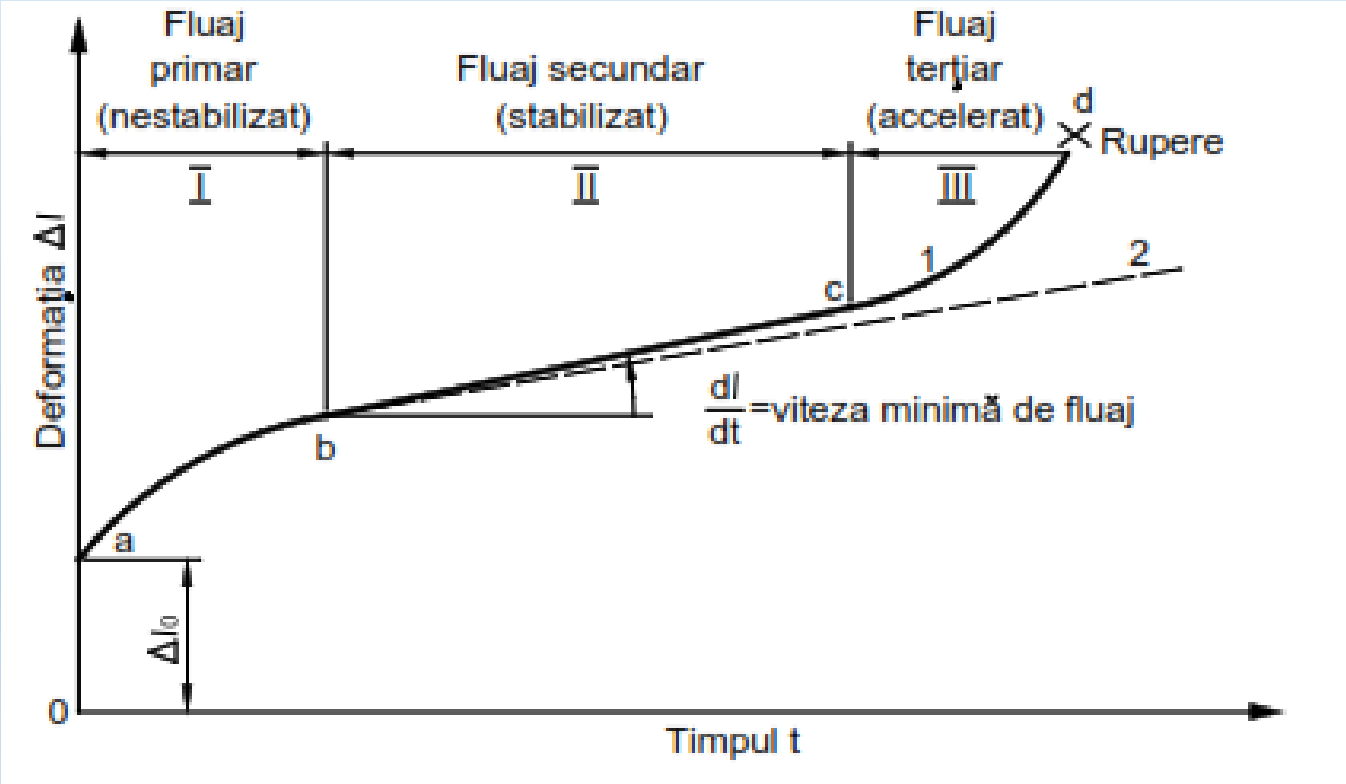
ÎNCERCAREA LA FLUAJ

Fluajul urmărește deformarea în timp a unei epruvete , în condiţiile de menţinere la o solicitare şi o temperatură constantă, pe toată durata încercării, în vederea determinării deformaţiei remanente după o anumită durată de solicitare sau a duratei de solicitare la care se produce ruperea epruvetei.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Fluajului are drept scop să clarifice relaţia între timpul t:

- temperatura T
- tensiunea normală (efortul unitar normal) σ .
- deformaţia specifică ε.

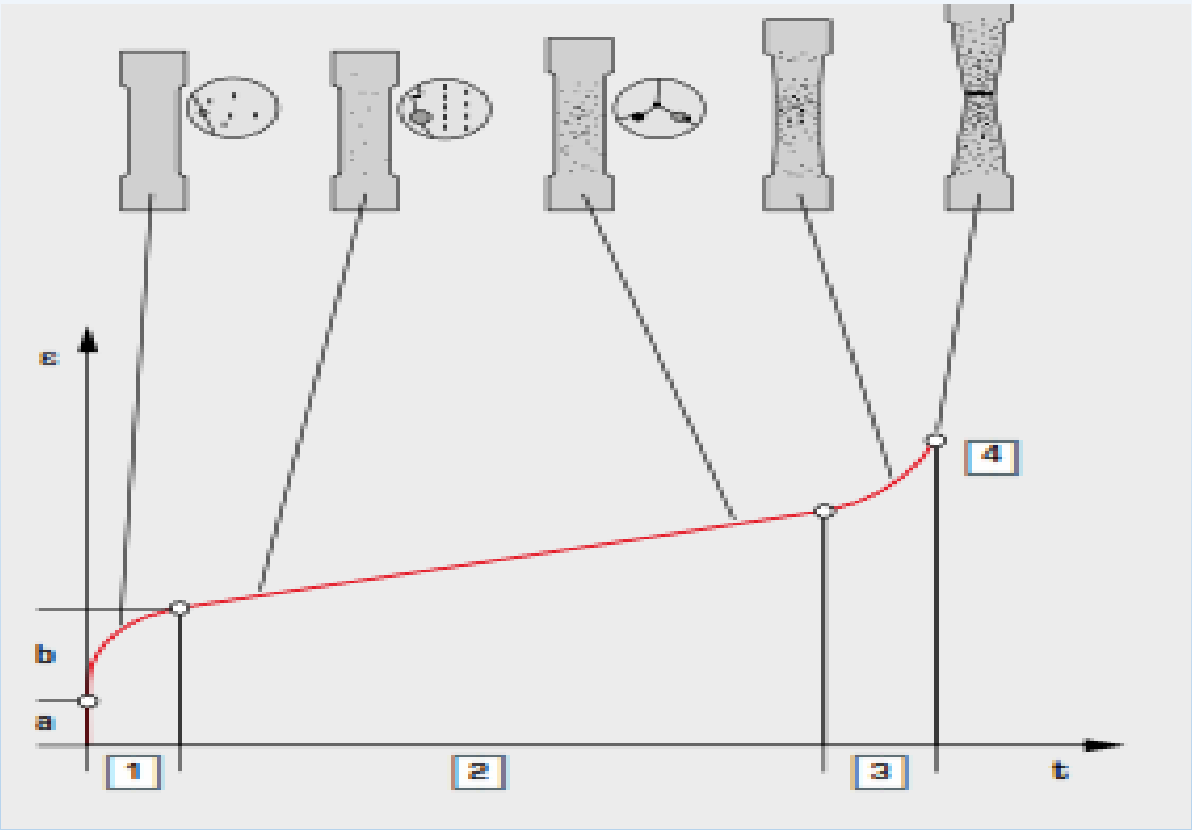


Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Principiul testului de rupere prin fluaj:

O epruvetă este supusă solicitării la tensiune constantă și temperatură constantă. Deformațiile plastice sunt măsurate în intervale de timp continue. Toate valorile măsurate pot fi apoi transferate într-o diagramă de fluaj.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice



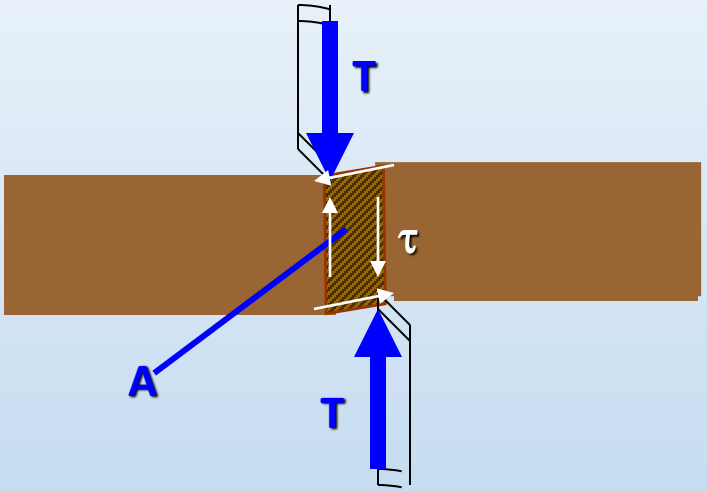
t -timp ,
ε - alungire,
1 - fluaj primar,
2 - fluaj secundar,
3 - fluaj terțiar,
4 - ruperea epruvetei,
a - deformare elastică,
b - deformare plastică.

Modificarea epruvetei în timp

ÎNCERCAREA LA FORFECARE

Rezistenţa de rupere la forfecare

$$\tau = \frac{T}{A}$$

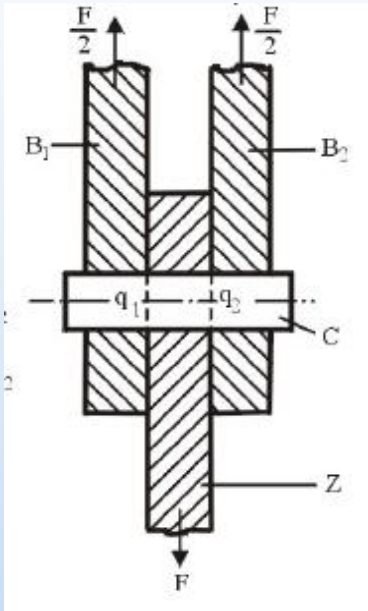


Rezistenţa la forfecare - este proprietatea corpurilor solide de a se opune acţiunii momentane a două forţe paralele, egale ca mărime, de sens contrar şi dispuse perpendicular pe axa corpului, la foarte mică distanţă una fata de alta, de o parte şi de alta a unei secţiuni.

ÎNCERCAREA LA FORFECARE

Această încercare se aplică epruvetelor prelevate din semifabricate destinate executării unor piese ce vor fi supuse, în exploatare, la forfecare. Prin incercarea la forfecare se pot determina caracteristici mecanice si elastice similare cu acelea care se determina prin solicitarea la tractiune

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

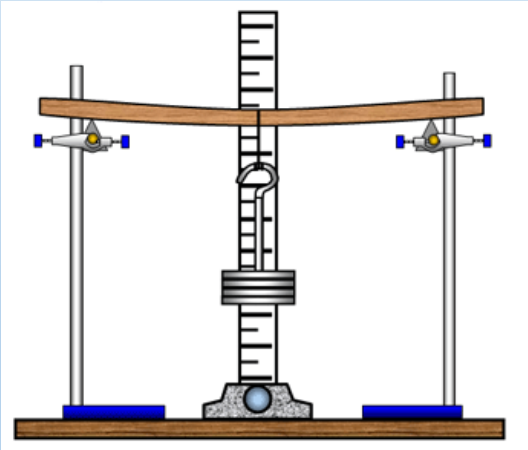


Schema de principiu a dispozitivului de încercat la forfecare

De obicei epruveta are secţiune circulară. Epruveta se trece prin trei inele de oţel călit, cu dimensiunea alezajului corespunzătoare secţiunii epruvetei. Schema de principiu a dispozitivului arată că, sub acţiunea forţei F, epruveta C este ruptă între fălcile de fixare B1, B2 şi falca de tăiere Z, după două secţiuni de forfecare, q1 şi q2.

ÎNCERCAREA LA ÎNCOVOIERE

Rezistenţa la încovoiere este proprietatea corpurilor solide de a se opune deformării sub acţiunea unor forţe sau cupluri de forţe care se află în planul care trece prin axa barei.



Aparat pentru măsurarea deformaţiilor la încovoiere

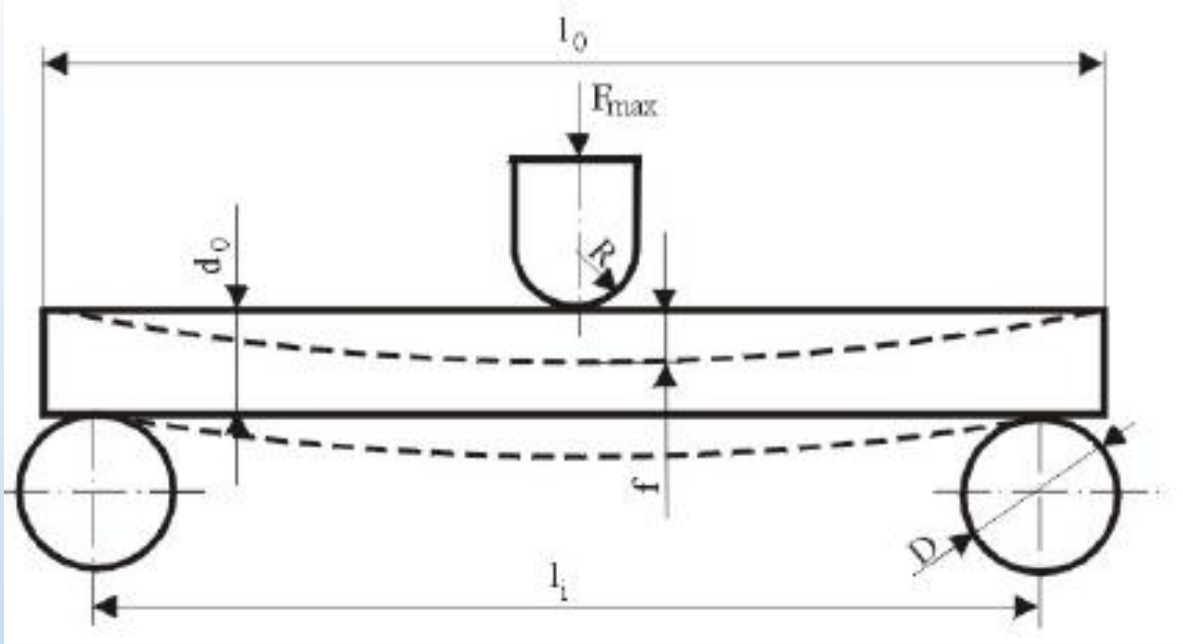
Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

În timpul solicitării, în epruvetă apar concomitent eforturi de tracţiune şi compresiune. Axa barei se deformează , fibrele din partea convexă se lungesc (întindere), iar cele din partea concavă se scurtează (compresiune).

La încovoiere, ca şi la compresiune, metalele se comportă în două moduri:

- **tenace**, cum este cazul oţelurilor, care pot fi deformate apreciabil prin încovoiere fără ca ele să se rupă,
- **rigide**, cum este de exemplu fonta, folosită mult în construcţia de maşini, dar care se rupe relativ uşor în cazul solicitării la încovoiere.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice



Epruveta ce are forma unei bare cu secţiunea circulară sau dreptunghiulară, se va rezema simplu la ambele capete, iar sarcina va fi aplicată perpendicular pe axa epruvetei, la mijlocul distanţei dintre reazeme, până în momentul producerii ruperii.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Odată cu determinarea valorii sarcinii maxime din momentul ruperii, F_{max}, cu ajutorul dispozitivului de înregistrare al maşinii universale de încercat, se determină şi săgeata la rupere.

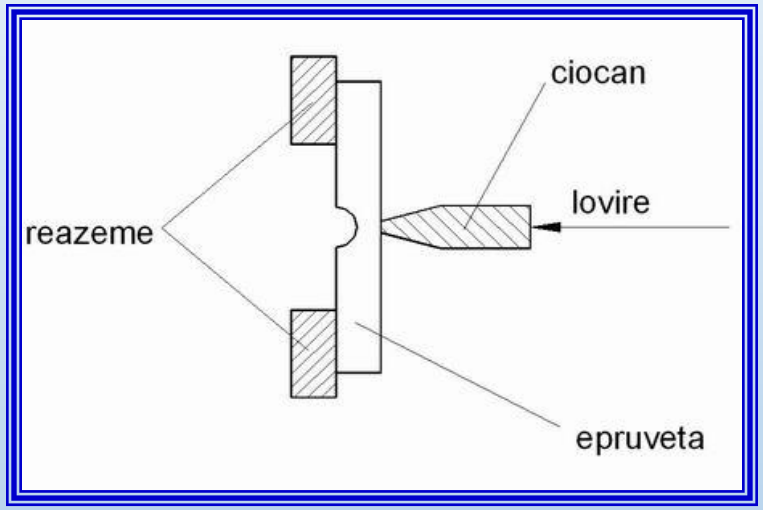
Săgeata la rupere este însăşi deformaţia epruvetei în momentul ruperii, măsurată prin deplasarea verticală a punctului de aplicare al sarcinii.

ÎNCERCAREA LA ÎNCOVOIERE PRIN ȘOC (REZILIENȚA)

Prin încercări dinamice prin șoc se evidențiază comportarea metalelor la viteze mari de deformare, relevând capacitatea acestora de deformare în condiții de viteză de deformare, de temperatură și de stare de tensiune.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

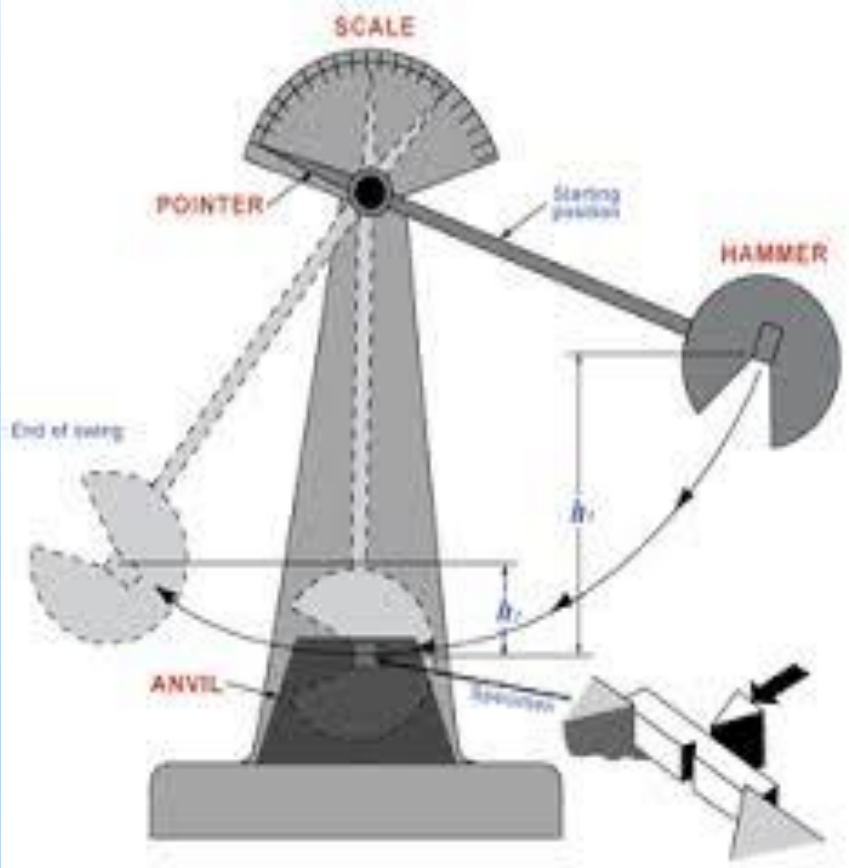
Reziliența se determină cu pendulul de reziliență Charpy.



Schema de principiu

Încercarea constă în ruperea unei epruvete prismatice, prevăzută cu o crestătură în formă de U sau V în zona de mijloc.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice



$$KCU = \frac{E_{rupere}}{S} \quad [J/m^2]$$

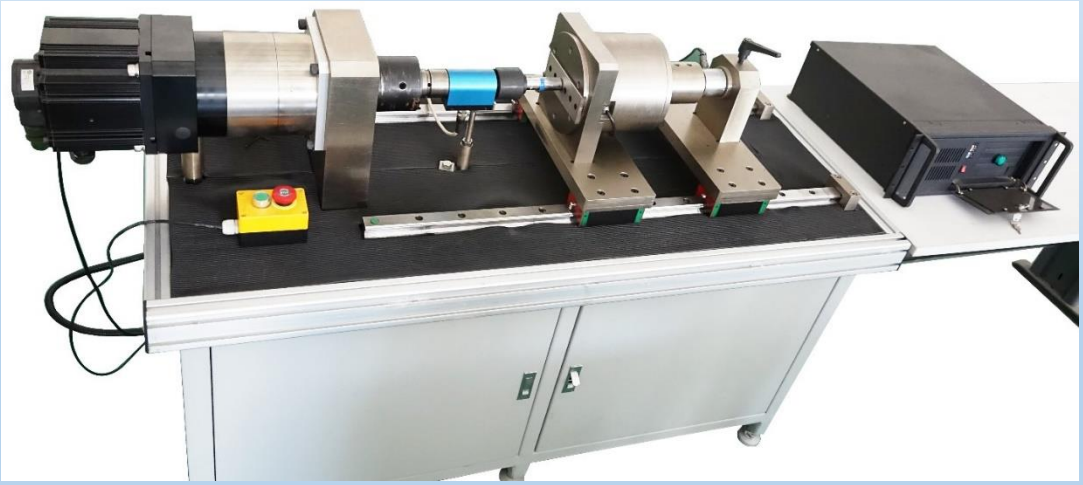
K – rezilienţa
C – pendul Charpy
U – forma crestăturii epruvetei
S – secţiunea de rupere

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

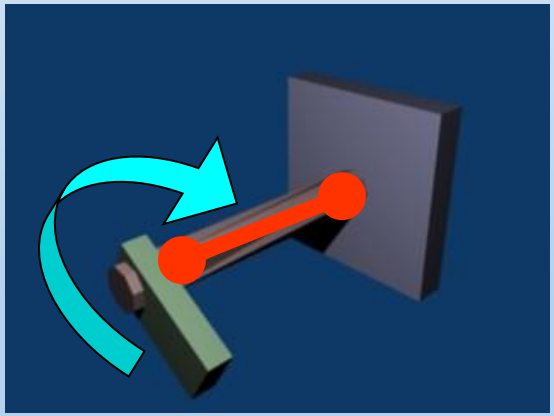
Se ridică pendulul la o anumită înălţime. Se lasă apoi să cadă liber lovind epruveta în partea opusă crestăturii. Se constată că după ruperea epruvetei pendulul se ridică la o înălţime mai mică decât cea iniţială. Diferenţa dintre energia potenţială iniţială a pendulului şi cea finală reprezintă energia de rupere (E rupere)

REZISTENŢA LA TORSIUNE

Rezistenţa la torsiune este proprietatea corpurilor solide de a se opune deformării sub acţiune a două cupluri de răsucire Mt situate în planuri perpendiculare pe axa barei.

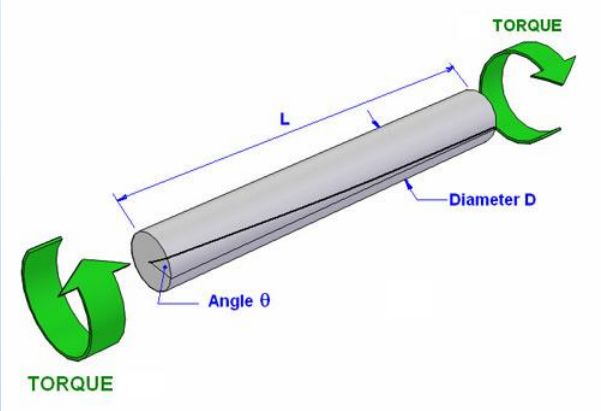


Aparat de încercare la torsiune



ÎNCERCAREA LA TORSIUNE

O bară dreaptă de secţiune circulară sau inelară este solicitată la răsucire pură dacă asupra ei acţionează la extremităţi două cupluri M_t situate în planuri perpendiculare pe axa barei.



τ - tensiunile tangenţiale;

$$\tau = G \cdot \gamma$$

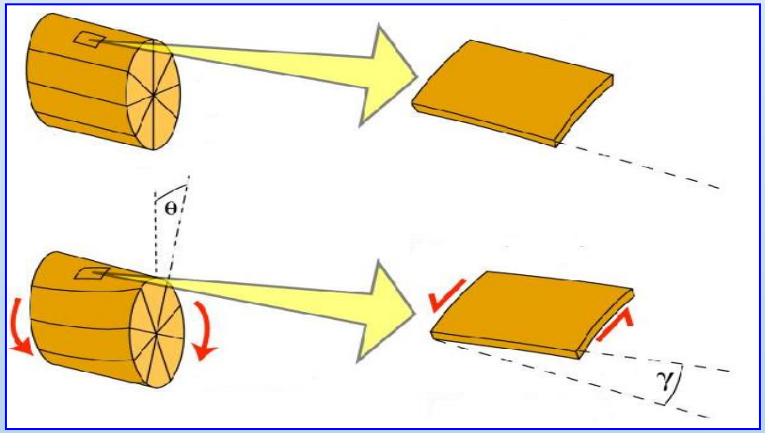
G- modul de elasticitate transversal

γ - lunecarea specifică

ÎNCERCAREA LA TORSIUNE

Studiul proprietăților mecanice de forfecare pură se efectuează prin încercarea la răsucire a unui tub cu perete foarte subțire. Se măsoară momentul de răsucire aplicat probei și unghiul de torsiune al acesteia. Se determină apoi:

- tensiunea tangențială, τ și
- lunecarea specifică, γ.



DURITATEA

Duritatea este proprietatea materialelor de a se opune pătrunderii în masa lor a unor corpuri străine care tind să le deformeze suprafața.

Durimetru portabil

Durimetru universal

DURITATEA

Metodele de determinare a durităţii, în funcţie de viteza de acţionare a forţei asupra penetratorului:

- **metode statice**, la care viteza de acţionare se situează sub 1 mm/s,
- **metode dinamice**, pentru care viteza de acţionare depăşeşte această valoare.

Caracterizarea materialelor prin încercări mecanice

Metodele frecvent utilizate la determinarea durităţii

Metoda	Tip penetrator	Evaluarea durității	Scări utilizate	Domeniul de utilizare	Tipul metodei
Brinell	bilă oțel	F/S, [N/mm^2]	-	< 450 HB	statică
Rockwell	bilă oțel	h, [mm]	B = 130	< 450 HB	statică
	con de diamant	h, [mm]	C = 100	toate materialele	statică
Vickers	piramidă de diamant	F/S, [N/mm^2]	-	toate materialele	statică
Poldi	bilă de oțel	comparativă	-	< 450 HB	dinamică

OBOSEALA MATERIALELOR

Oboseala este un fenomen de reducere a rezistenței de rupere în cazul solicitărilor repetate de un număr mare de ori.

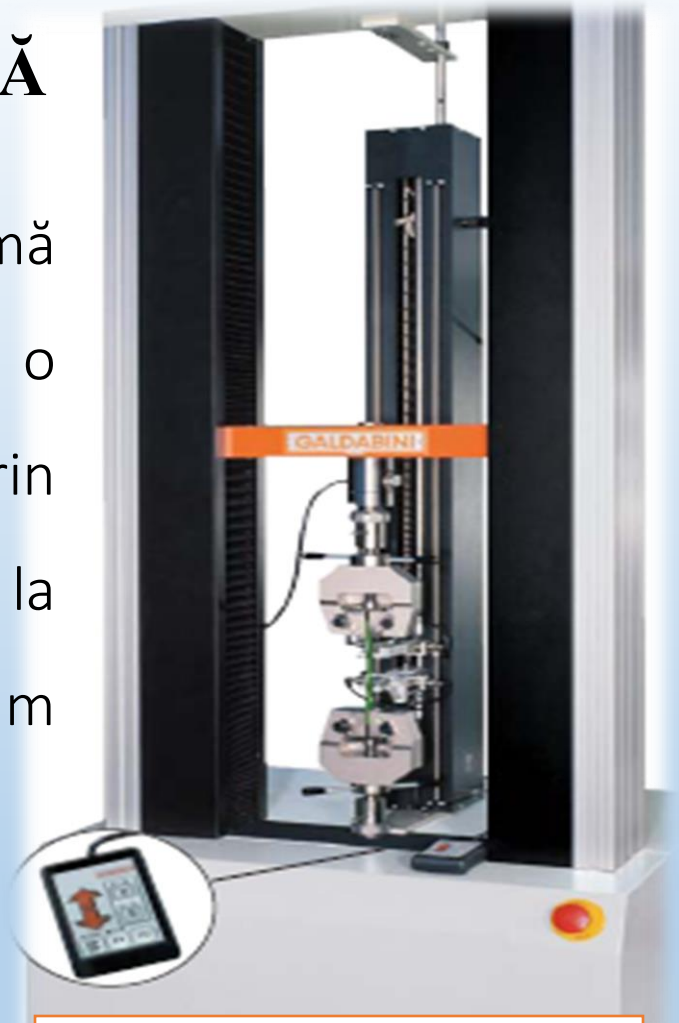
Se produce în cazul axelor de rotaţie sub acţiunea greutăţilor proprii precum şi a altor forţe care nu-şi modifică sensul. Se obţine, de asemenea, ca efect al vibraţiilor.

OBOSEALA MATERIALELOR

Se constată că piesele cu solicitări variabile se pot rupe la nivele de solicitare mai mici decât rezistenţa de rupere statică, cu atât mai mici cu cât numărul ciclurilor de solicitare este mai mare.

REZISTENŢA LA OBOSEALĂ

Rezistenţa la oboseală este mărimea maximă a solicitării pentru care piesele au o durabilitate nelimitată. Se determină prin încercări de oboseală. Mărimea rezistenţei la oboseală depinde de tipul solicitării, precum şi de forma ciclului de solicitare.



Maşină de încercare la oboseală

CARACTERIZAREA MATERIALELOR PRIN ÎNCERCĂRI TEHNOLOGICE

ÎNCERCĂRI TEHNOLOGICE ALE MATERIALELOR

- Proprietățile tehnologice ale materialelor metalice exprimă capacitatea acestora de a fi prelucrate prin diferite procedee tehnologice de prelucrare ori formare la rece sau la cald.
- Sunt evaluate calitativ, prin acordarea unor calificative.

PROPRIETĂȚILE TEHNOLOGICE ALE MATERIALELOR

- ❑- turnabilitate
- ❑- deformabilitate
- ❑- sudabilitate
- ❑- călibilitate
- ❑- prelucrabilitate prin așchiere
- ❑- maleabilitate
- ❑- ductilitate

Turnabilitatea

- este proprietatea materialelor de a umple în stare lichidă tot interiorul unei forme de turnare.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

Proprietăţi de turnare

- Fluiditatea
- Contracția
- tendinţa de segregare
- tendinţa de absorbţie a gazelor
- tendinţa de fisurare

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

Proprietățile de turnare sunt cu atât mai bune cu cât materialul are o compoziție mai apropiată de eutectic.

Fluiditatea se exprimă ca raport între lungimea obținută la turnare și lungimea total a spiralei, proprietatea de turnare fiind cu atât mai bun cu cât materialul umple o lungime mai mare.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

Determinarea fluidităţii materialelor metalice servește la:

- controlul capacităţii aliajului de a umple forma;
- controlul temperaturii aliajului la o compoziţie chimică dată a acestuia;

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- aprecierea calitativă a variaţiilor de compoziţie chimică şi a variaţiilor proprietăţilor aliajului în stare lichidă, pentru o temperatură dată, constantă, de turnare;
- alegerea aliajului cu fluiditatea cea mai bună dintr-o serie de aliaje echivalente din punct de vedere al celorlalte proprietăţi.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

Fluiditatea materialelor metalice pentru turnătorie depinde de trei categorii de factori, care, în principal, sunt:

- ***Proprietățile intrinseci ale materialului metalic:***
  - vâscozitatea
  - temperatura intervalului de cristalizare
  - conductivitatea termică

Tehnologia de turnare

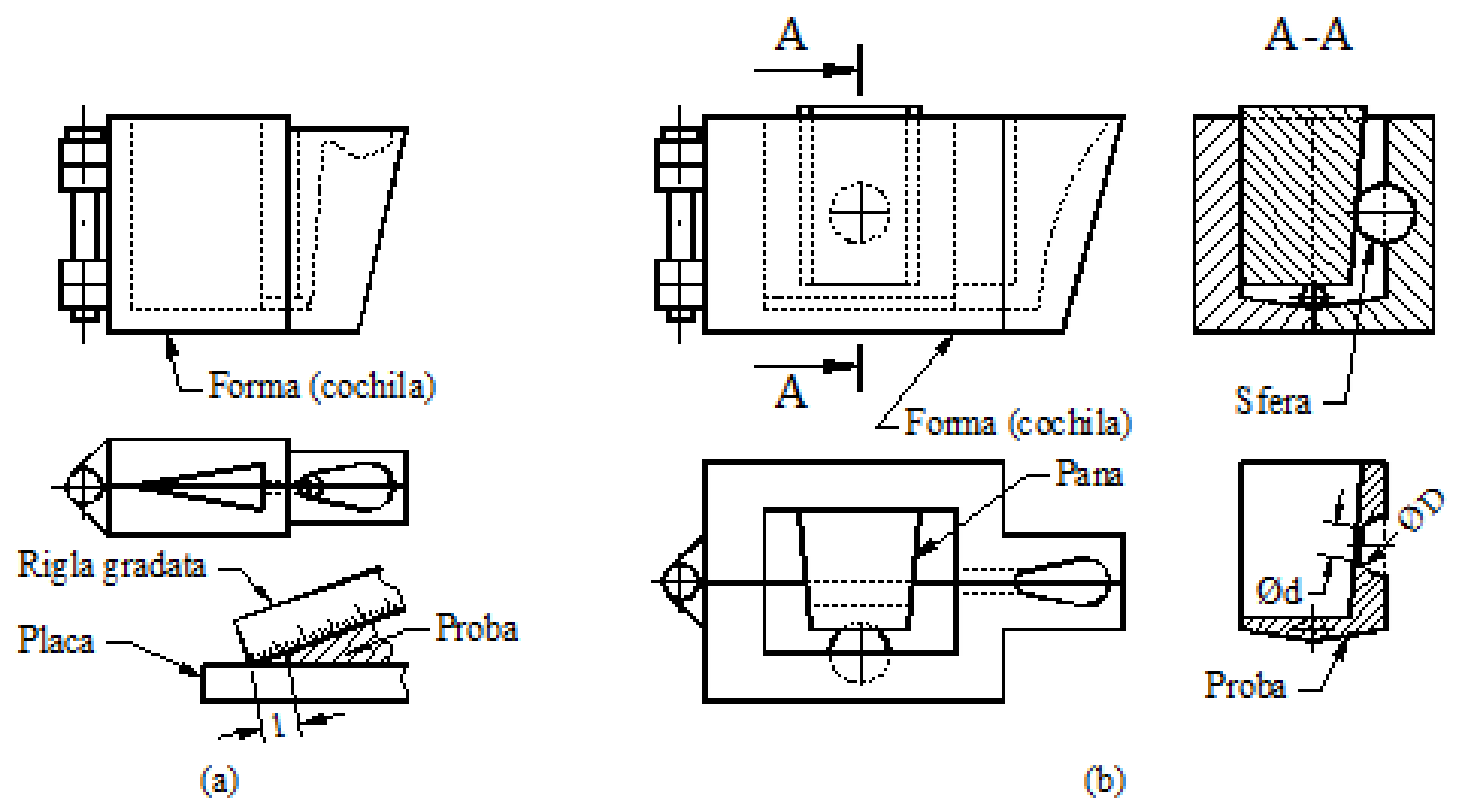
- temperatura de turnare
- viteza de turnare
- dimensiunile şi amplasarea sistemului de turnare.

Proprietăţile formei de turnare

- conductivitatea termică a materialului formei
- umiditatea formei
- temperatura formei
- calitatea suprafeţei formei
- permeabilitatea formei

Metode de determinare a fluidităţii

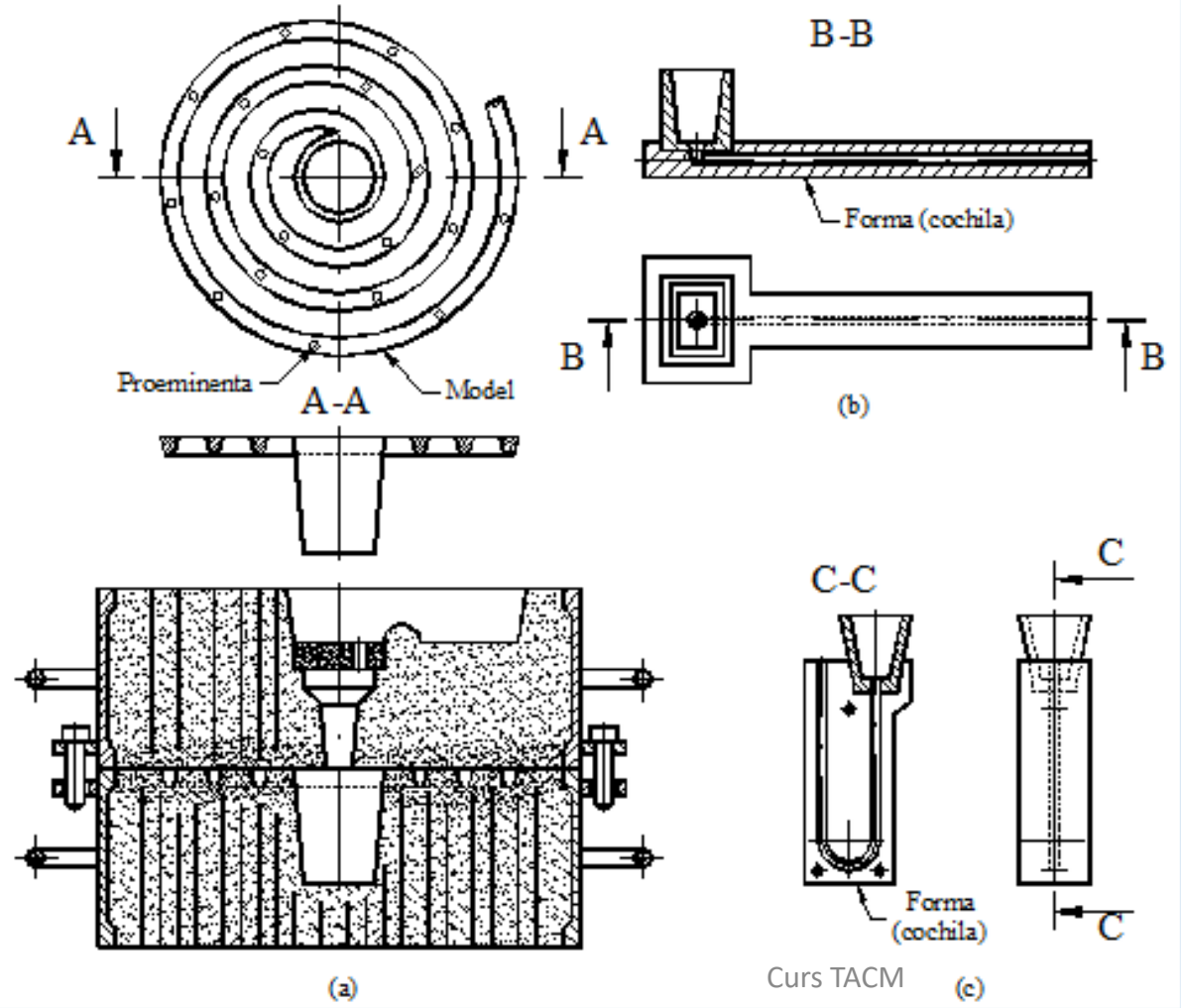
- metoda bazată pe încetarea curgerii materialului metalic, datorată cristalizării, într-un canal cu secţiune descrescândă.



Proba pană (a) şi proba sferă (b) pentru determinarea fluidităţii

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- metoda bazată pe încetarea curgerii materialului metalic, datorată cristalizării, într-un canal lung cu secţiune constantă.



Proba spirală (a), proba dreaptă (b) şi proba U (c)

Prelucrabilitatea

- reprezintă capacitatea unui material de a fi prelucrat printr-un anumit procedeu, dar şi comportarea acestuia în timpul procesării.
- este apreciată prin încercări specifice, încercări tehnologice, care urmăresc principalele caracteristici ale procedeului propus.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- Încercările tehnologice se elaborează pentru condiții concrete; semifabricatul este declarat corespunzător când *asigură un răspuns minim necesar stabilit prin experimente anterioare, reglementat prin standard.*

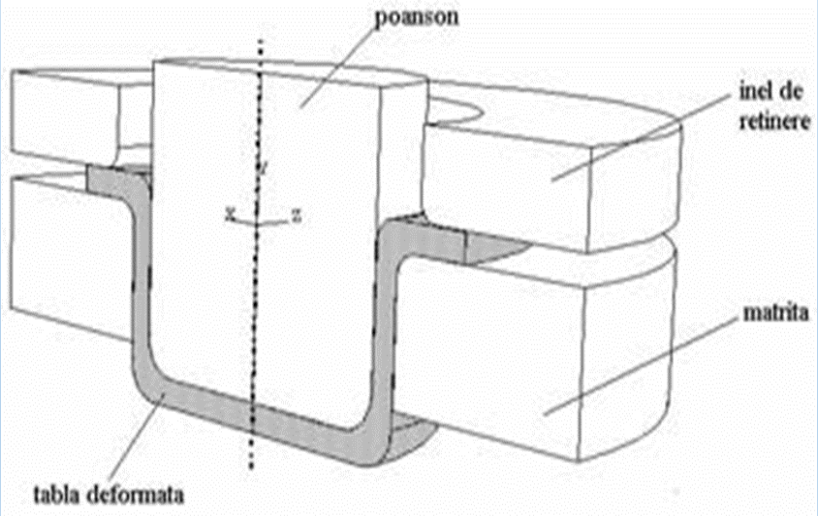
Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- **Prelucrarea prin deformare plastică la rece** presupune modificări de formă și secțiuni, fără rupere.

- *Tablele* se încearcă la ambutisare și îndoire alternată.
- *Sârmele* se încearcă atât la îndoire alternată cât și la răsucire și înfășurare pe dorn.
- *Tevile* se încearcă la îndoire, aplatizare, lărgire și răsfrângere.

Încercarea la ambutisare

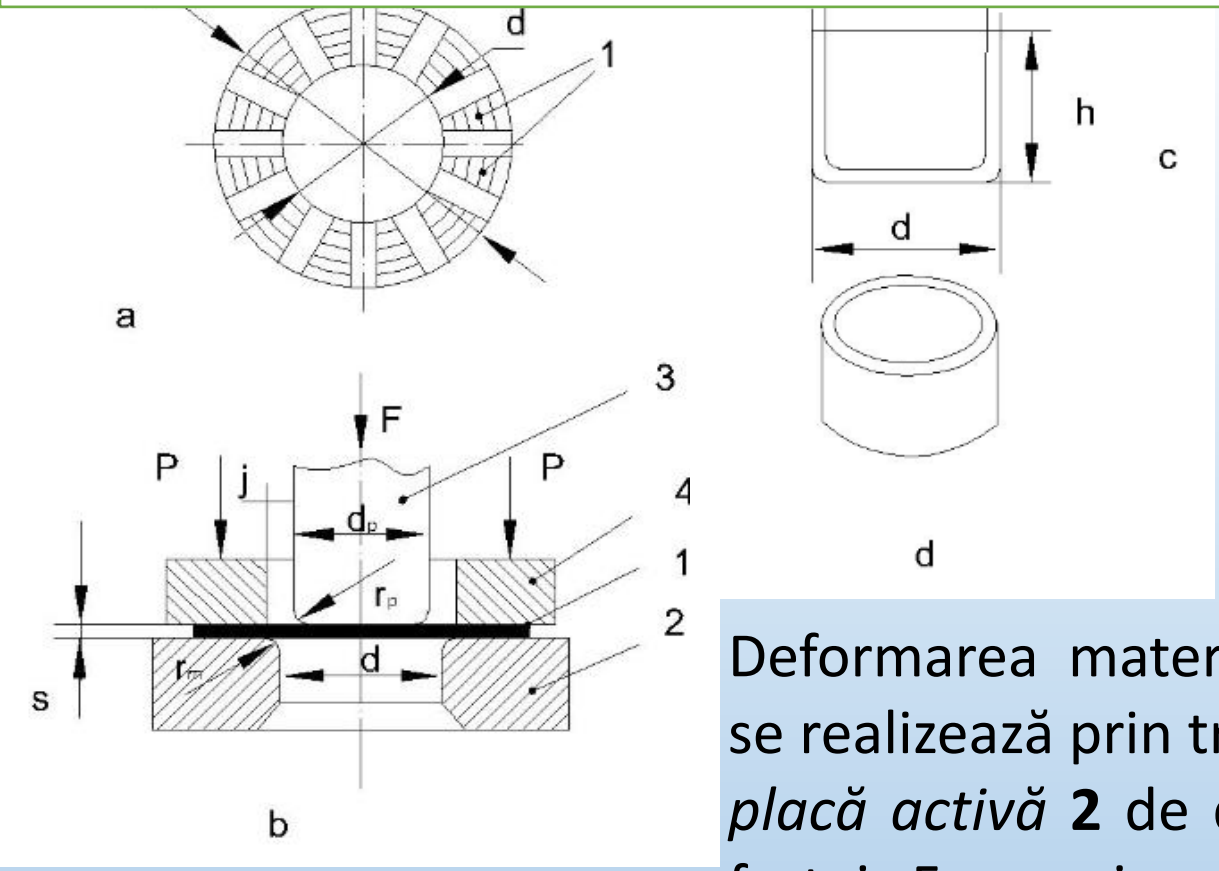
- Ambutisarea constă în modificarea formei unui semifabricat, de la forma plană la cea cavă sau în mărirea adâncimii unui semifabricat cav cu sau fără modificarea grosimii pereţilor.



Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- Deformabilitatea tablelor exprima capacitatea acestora de a se deforma plastic pentru a lua o forma data fără sa apară defecte în piesa. Mărimea cantitativa a deformabilității este gradul de deformare suferit de un material până la care începe sa apară prima fisură.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice



Schema ambutisării unei piese cilindrice

Deformarea materialului *semifabricatului* **1** se realizează prin trecerea lui forţată printr-o *placă activă* **2** de diametru *d* sub acţiunea forţei F a unui *poanson* **3** cu diametrul d_p . Pentru ca semifabricatul să nu fie tăiat, atât poansonul cât şi placa activă (matriţa) sunt prevăzute cu raze de racordare r_p, respectiv r_m. Semifabricatul de la care se pleacă este un disc de diametru *D* şi grosime *s* .

Determinarea capacităţii de ambutisare la rece a tablelor subţiri prin metoda ERICHSEN

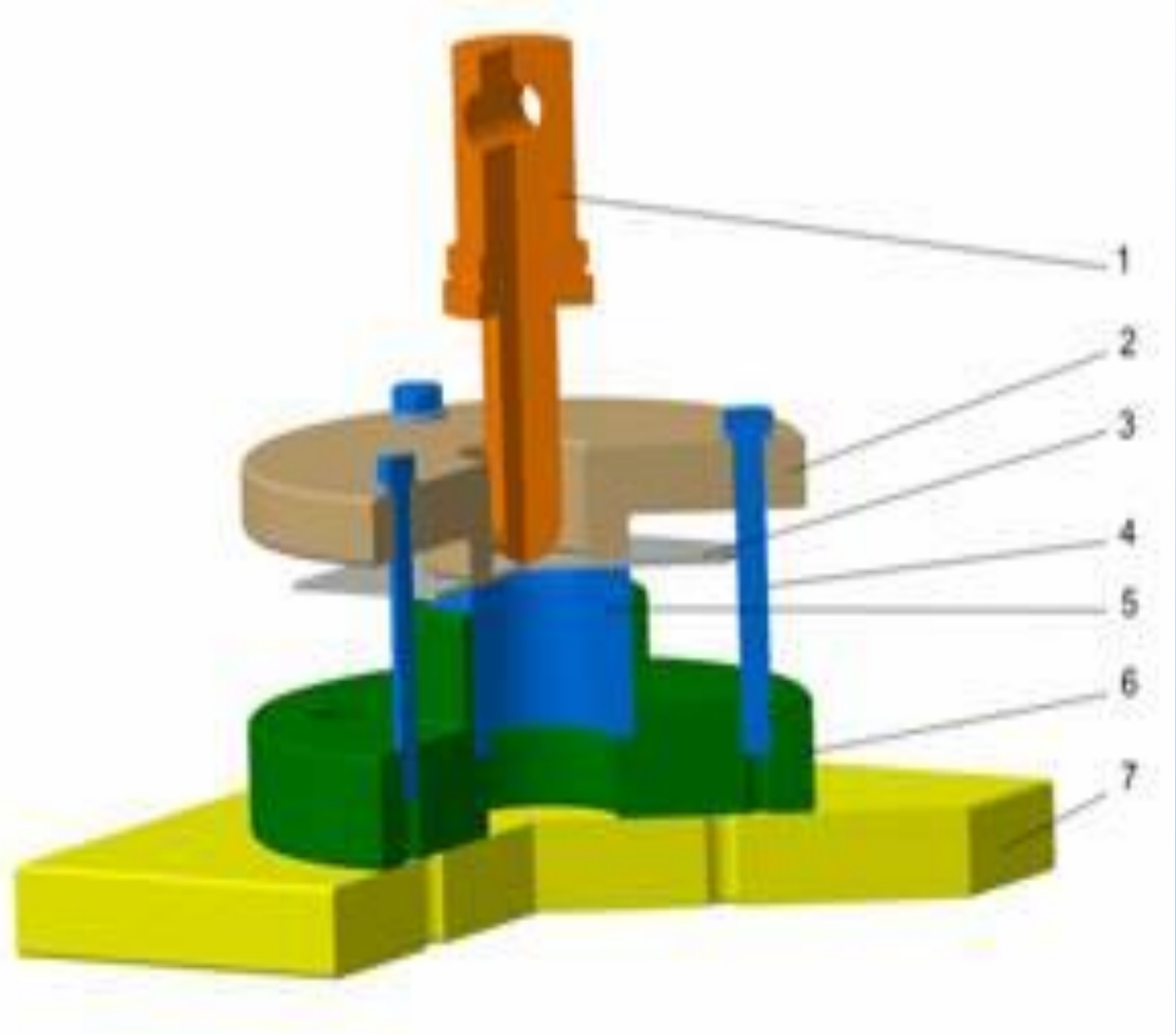
Încercarea consta din deformarea în matriță a unei epruvete, folosind un poanson cu capăt sferic, în vederea determinării adâncimii maxime de ambutisare, până la apariția unei fisuri pătrunse, în vederea determinării deformaţiilor suferite şi a adâncimii maxime de ambutisare a materialului.

Aceasta adâncime, măsurata în mm, cu precizie de 0,1 mm, reprezintă indicele Erichsen.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- SR EN ISO 20482:2014
- Materiale metalice. Table şi benzi. Încercarea de ambutisare Erichsen

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice



1 – poanson

2 – placă de presiune

3 – semifabricat

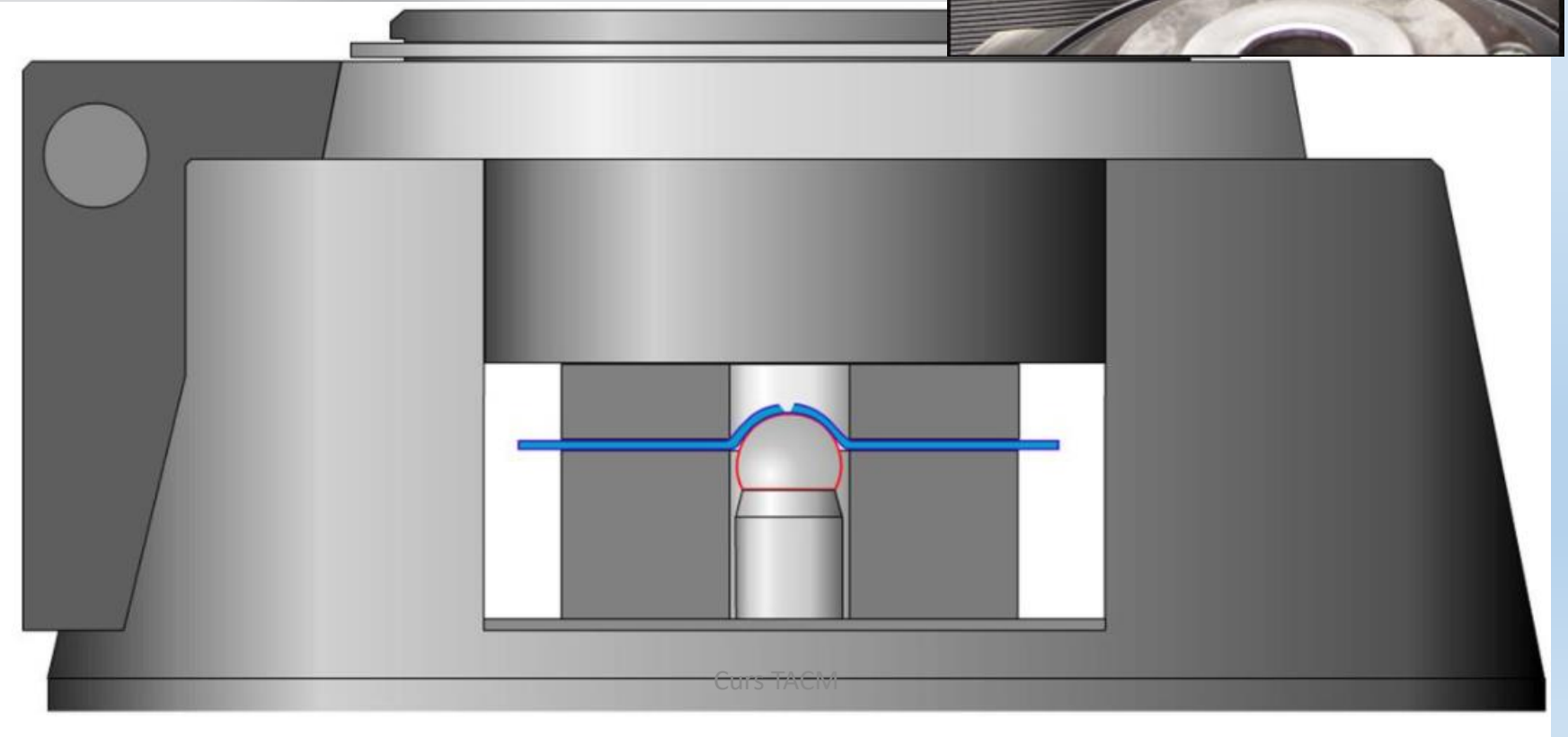
4 – șuruburi de fixare

5 – placă activă

6 – suport placă activă

7 – masa mașinii

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice



Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- Standul este compus din poansonul 1, proiectat în așa fel încât sa se poata monta pe traversa mobila a mașinii, suportul plăcii active 6, care se fixează pe masa mașinii 7, placa activa 5 si placa de presiune 2. Semifabricatul 3, este strâns între placa de presiune si placa activa 5 prin intermediul șuruburilor de fixare 4.
- Încercarea se consideră terminată în momentul formării unei fisuri pătrunse, pe o lungime de aproximativ 5 mm.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

După ambutisare, epruveta se scoate din dispozitiv şi se măsoară adâncimea de pătrundere a poansonului.

Material	Indicele Erichsen I_E pentru grosimea tablei de 1 mm
Oțel carbon de calitate pentru ambutisare	9,0-10,5
Cupru	8,5-9,5
Aluminiu	8,5
Alamă	8,5-12

Tinand cont de rezultate, se pot trage concluzii asupra deformabilităţii materialului supus procesului de ambutisare şi a indicelui Erichsen, IE.

Încercarea la îndoire

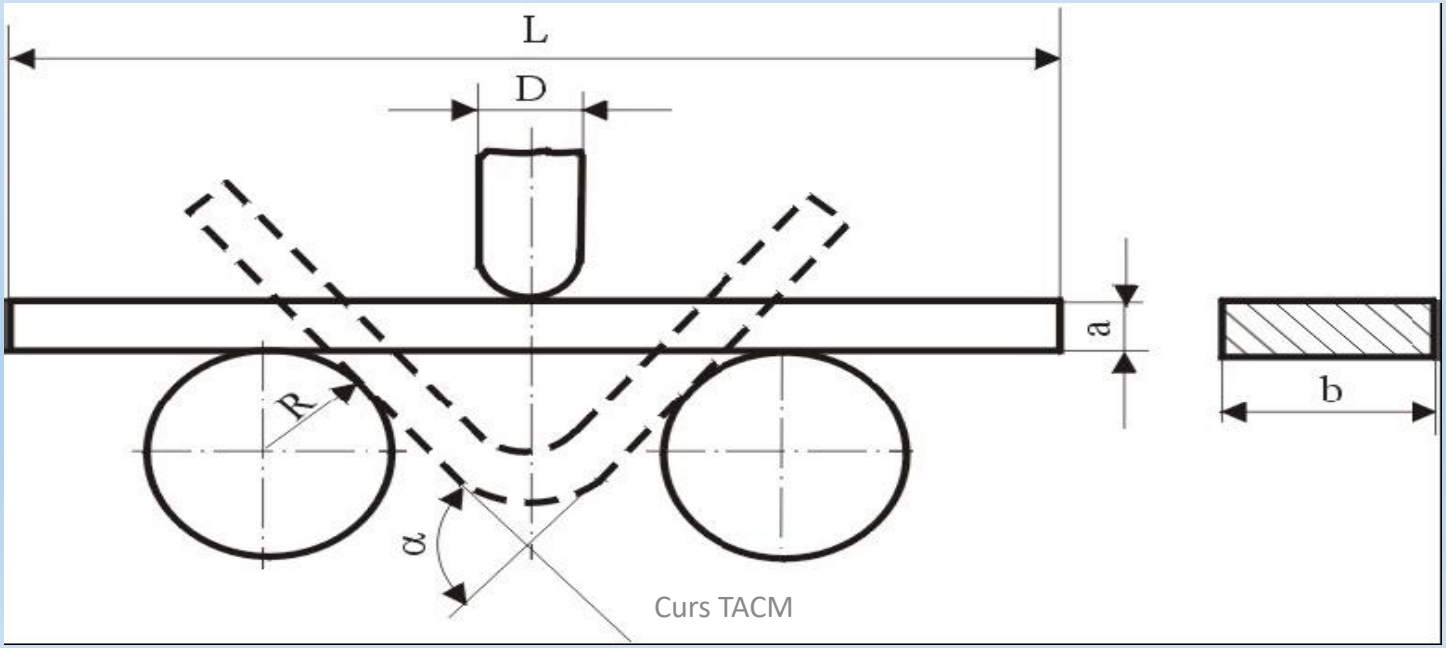
Se urmăreşte determinarea capacităţii de deformare prin îndoire a materialelor metalice, verificarea calităţii produselor precum şi evidenţierea defectelor de suprafaţă a semifabricatelor cu secţiune dreptunghiulară, rotundă sau poligonală, având diametrul sau grosimea ≤ 4 mm.

SR EN ISO 7438:2016 Materiale metalice. Încercarea la îndoire

Standardul specifică o metodă pentru determinarea capacităţii de deformare plastică prin îndoire a materialelor metalice şi se aplică epruvetelor prelevate din produse produse metalice, asa cum se specifică în standardele de produs corespunzătoare. Standardul nu se aplică anumitor materiale sau produse, de exemplu ţevi fără sudură sau sudate, pentru care există alte standarde.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- deformarea plastică prin îndoire lentă, continuă şi fără şocuri a unei epruvete rectilinii, în jurul unui dorn până la un unghi α format între faţa unei ramuri a epruvetei îndoite şi prelungirea feţei celeilalte ramuri fie până la apariţia unei fisuri cu luciu metalic de minim 3 mm.



Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- Se deosebesc următoarele tipuri de încercări:

❑ Îndoirea liberă pe dispozitive cu role până la diferite unghiuri mai mici de 160^0

❑ îndoirea în matriţă profilată la unghiuri stabilite de profilul matriţei (valoarea unghiului de 60^{0+10} este exemplificativă);

❑ îndoirea completă la 180^0 cu sau fără distanţe între feţele interioare ale ramurilor epruvetei îndoite

❑ îndoirea în menghină cu sprijinul unui dorn.

Încercarea la dublă îndoire a tablelor subțiri şi a benzilor

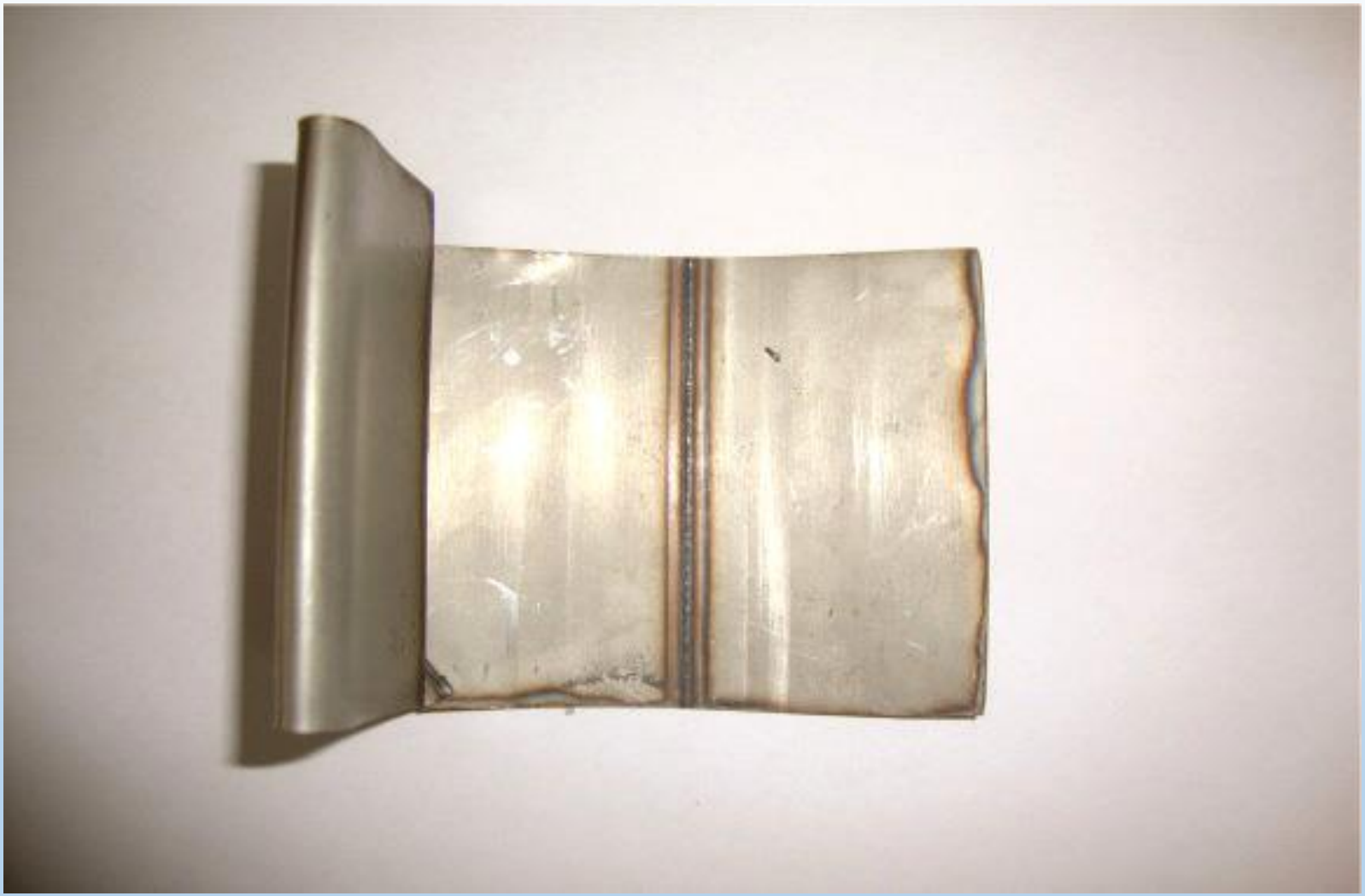
- Se urmăreşte determinarea capacităţii de deformare prin dubla îndoire a tablelor subţiri şi a benzilor laminate la rece
- Încercarea la dublă îndoire presupune efectuarea a două îndoiri ale epruvetei după direcții perpendiculare între ele, fiecare realizându-se la un unghi de 180^0.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

I. epruveta se îndoaie, până la un unghi de aproximativ 100^0, în jurul unu dorn cu diametrul de 10 mm; dornul se îndepărtează iar îndoirea se continuă până la 180^0 şi suprapunerea celor două jumătăți ale epruvetei.

II. noua muchie de îndoire va fi perpendiculară pe prima.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice



Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

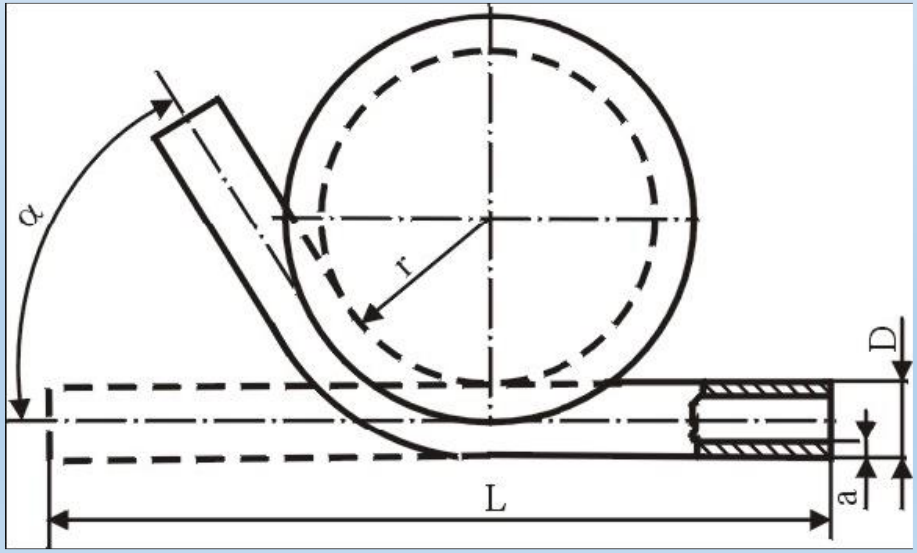
Se consideră că materialul are capacitatea bună de deformare prin dublă îndoire, dacă epruvetele supuse procesului nu prezintă fisuri vizibile cu ochiul liber, pe muchia de îndoire şi în special în colţul celei de-a doua îndoiri.

Încercările tehnologice ale țevilor

- Această încercare tehnologică se aplică tronsoanelor din ţevi metalice cu secţiune circulară şi cu diametrul exterior de maxim 65 mm în vederea determinării capacității de deformare plastică prin îndoire a acestora.

Încercarea la îndoire

- constă în îndoirea acestora pe o rolă prevăzută cu o canelură de rază ,,r'', până când unghiul α atinge valoarea menţionată în standardul de produs.
- încercarea se consideră satisfăcătoare dacă pe suprafaţa ţevii nu se observă fisuri vizibile cu ochiul liber.

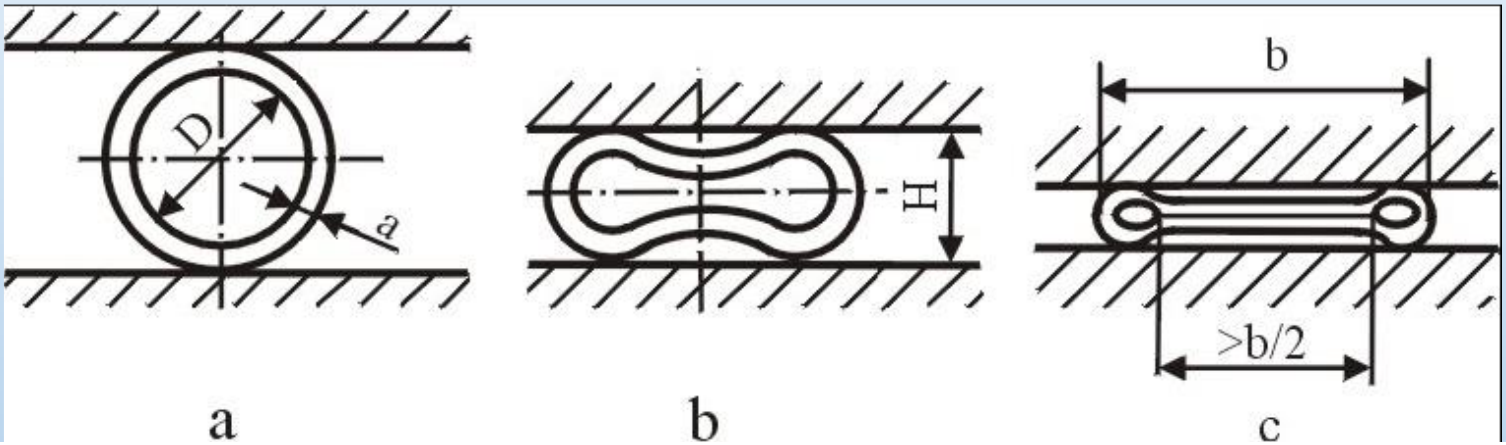


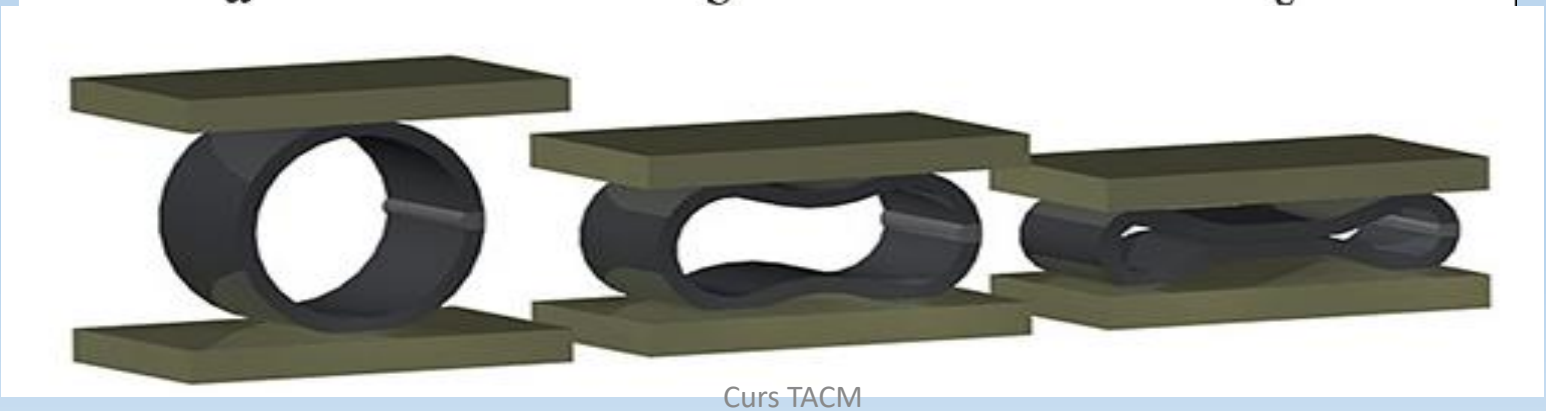
Încercarea la aplatizare

- determinarea a capacităţii de deformare plastică prin aplatizare a ţevilor metalice cu secţiunea circulară şi cu diametrul exterior de maximum 400 mm, având grosimea peretelui de max 15 % din diametrul exterior.
- poate pune în evidenţă şi anumite defecte ale ţevilor.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- are loc între plăcile unei maşini, până când distanţa dintre ele, măsurată sub sarcină şi pe direcţia de aplatizare, atinge valoarea specificată ,,H'' din standardul de produs.





Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- Incercarea la aplatizare arată rezistența la compresiune a tevilor metalice testate.
- Pentru a avea rezultate bune, teava nu trebuie sa prezinte fisuri evidente la inspectarea vizuală.

Încercarea la lărgire

- determinarea capacităţii de deformare plastică prin lărgire a ţevilor metalice cu secţiunea circulară, având diametrul exterior de maxim 150 mm şi grosimea peretelui de maxim 10 mm .
- Prin lărgire se urmăreşte obţinerea unei porţiuni evazate la capătul ţevii care serveşte la îmbinarea şi etanşarea a două conducte.

Încercarea la răsfrângere

- determinarea capacităţii de deformare plastică prin răsfrângere a ţevilor metalice, de secţiune circulară, având diametrul exterior de max 150 mm şi grosimea peretelui de maxim 10 mm .
- se urmăreşte formarea unei borduri plane şi perpendiculare pe axa ţevii.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

Utilizează maşina universală de încercat cu un dispozitiv ce conține:

- o sculă tronconică cu unghiul la vârf adecvat, de obicei 90^0
- o sculă având un capăt cilindric cu diametrul mai mic cu 1 mm faţă de diametrul interior al ţevii şi o porţiune plană concentrică cu capătul cilindric perpendiculară pe axa sculei de deformare.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- Încercarea se consideră satisfăcătoare, dacă la nivelul diametrului maxim al bordurii nu se observă cu ochiul liber nici o fisură.

Sudabilitatea

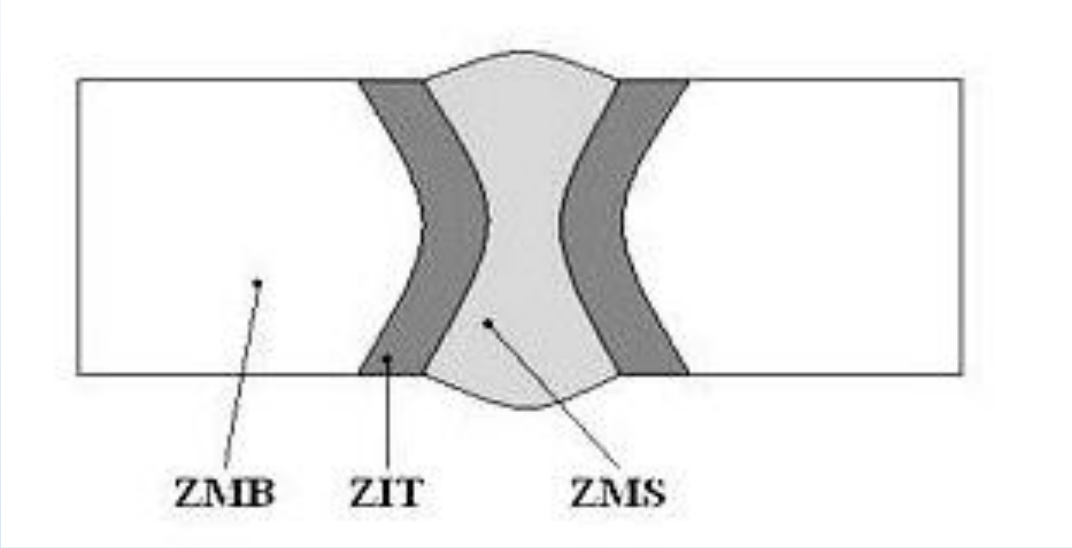
Capacitatea unui metal de a fi sudat în condițiile de fabricație impuse într-o construcție concepută corespunzător și de a se comporta satisfăcător în exploatarea pentru care este destinata.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- Sudabilitatea este o însuşire complexă determinată de:

- ❑ proprietățile materialului de bază,
- ❑ proprietățile materialului de adaos,
- ❑ tehnologia de sudare,
- ❑ nivelul solicitărilor în exploatare.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice



Metodele de încercare, utilizate în prezent pentru determinarea sudabilităţii, sunt numeroase şi variate, fără să se fi ajuns la standardizarea unor metode unice.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- **Sudabilitatea oțelurilor în funcție de compoziția chimică:**

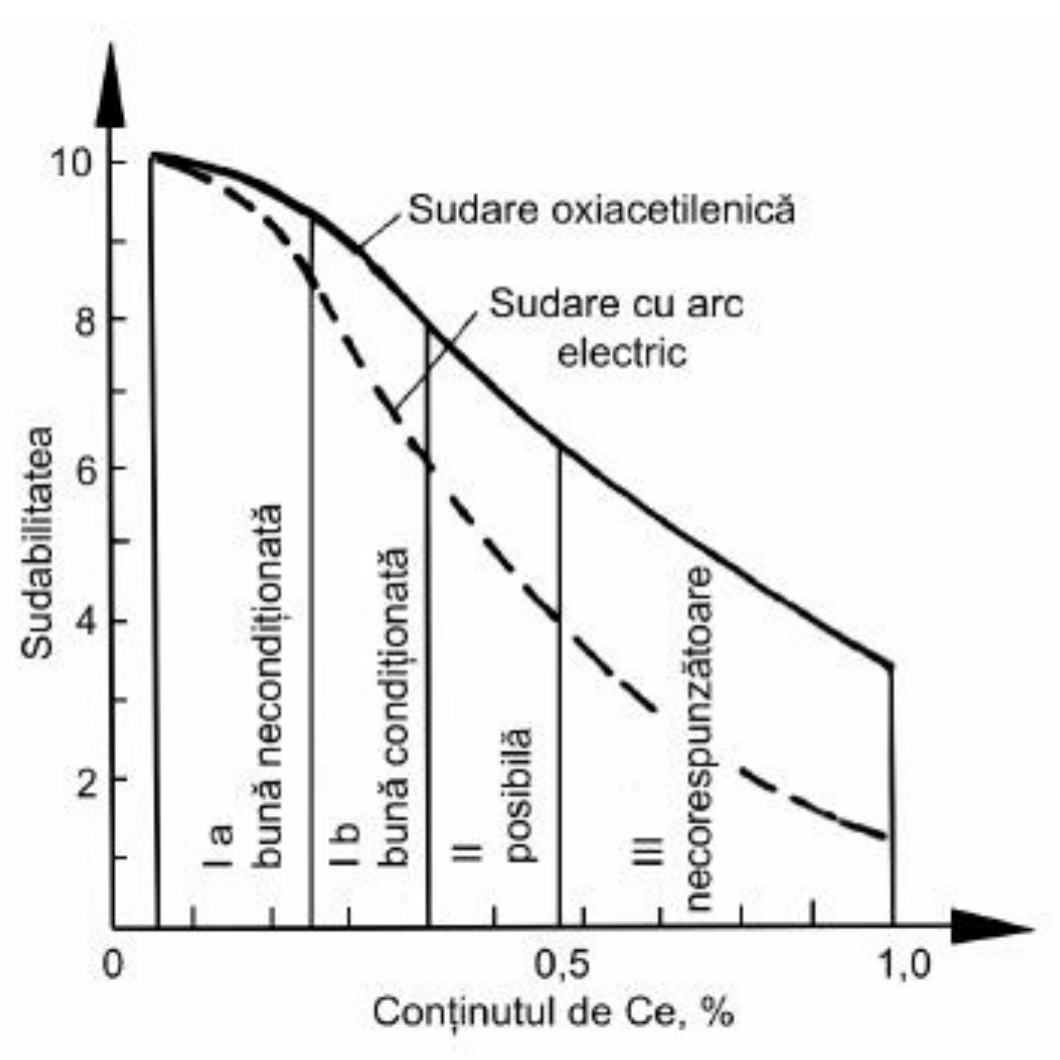
  - Bună (% C < 0,2)
  - Satisfăcătoare (% C 0,2 … 0,3)
  - Limitată (% C 0,3 … 0,4)
  - Rea (% C > 0,4)

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

Comportarea otelurilor la sudare se judeca prin prisma valorilor unui coeficient Ce – carbon echivalent.

- Ce eprezinta insumarea influentelor elementelor de aliere, din compozitia unui otel, raportate la influenta carbonului asupra caracterului structurii de racire, deci sudabilitatii.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice



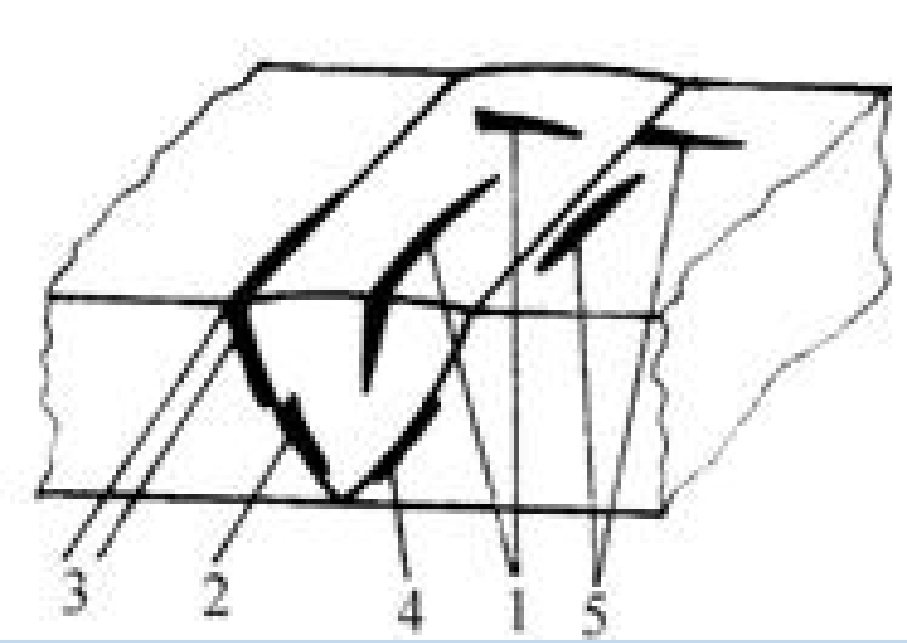
bună necondiţionată
se garantează construcţia sudată fără condiţii

bună condiţionată
se garantează numai în anumite condiţii

posibilă
nu se garantează construcţia sudată

necorespunzătoare
nu se garantează construcţia sudată

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice



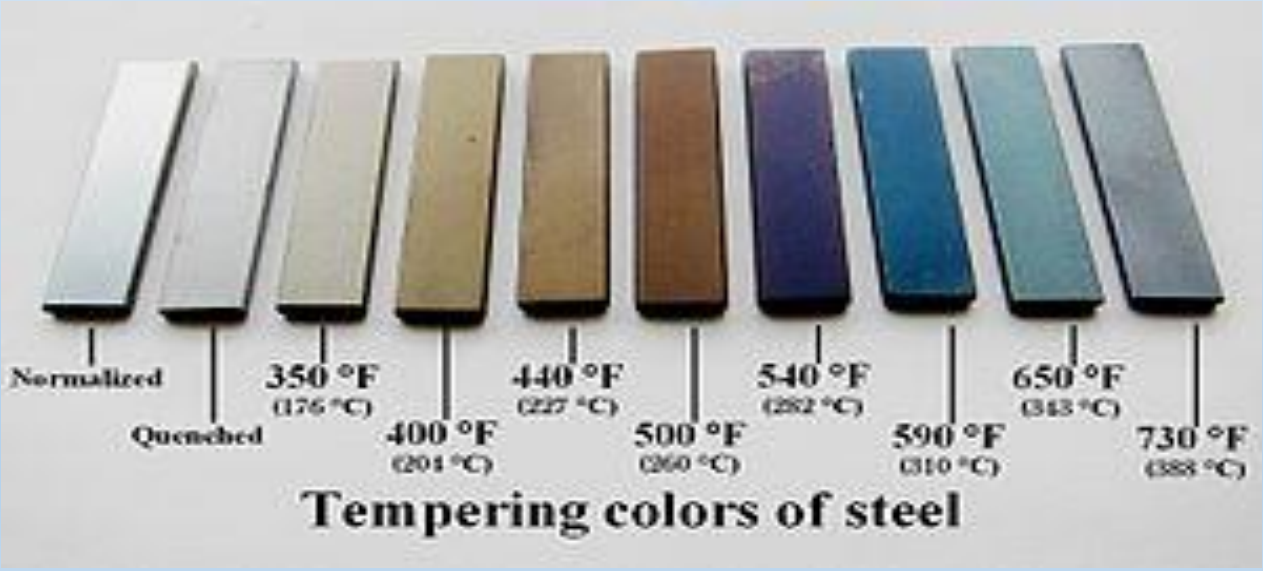
Cel mai frecvent se pot produce fisuri în mijlocul cusaturii (1), în zona de diluare (2), în zona de racordare (3), sub cordon (4) sau în zona influentata termic (5).

Standarde de caracterizare a imbinărilor sudate

- SR EN ISO 23277:2015, Examinări nedistructive ale sudurilor, Examinarea cu lichide penetrante a sudurilor.
- SR EN ISO 23278:2015, Examinări nedistructive ale sudurilor, Examinarea cu pulberi magnetice a sudurilor

Călibilitatea

Proprietatea unui material metallic de a realiza o duritate minima pe o adâncime mai mare sau mai mică;



Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

Călirea consta într-o succesiune de operatii de încalzire cu o anumita viteza pâna la temperaturi situate peste punctele critice de transformare structurala, mentinere la aceste temperaturi si o racire cu viteza mare pâna la temperatura ambianta sau chiar sub 0^0 C.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- Alegerea metodei de racire pentru calire a piesei depinde de forma acesteia, de dimensiuni si de compozitia chimica.
- Cu cat mai mare este continutul de carbon din otel, cu atat mai mari vor fi modificarile de volum, ce decurg in timpul transformarii fazice si cu atat mai mare va fi pericolul de deformare si de formare de fisuri, fiind deci, in acest caz, cu atat mai importanta alegerea mediului de racire adecvat.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

Aprecierea călibilității se face prin:

- viteza critică de călire;
- indicele de călibilitate;
- diametrul critic de călire

- **Metode de determinare a călibilității**

- *Determinarea călibilității* prin călire frontală (încercarea Jominy)
- - încălzirea unei epruvete cilindrice din oțel la temperatura de călire un timp stabilit apoi, în anumite condiții prescrise, răcirea cu apă a unuia dintre capetele epruvetei și măsurarea durității de la capătul răcit la capatul nerăcit.

Caracterizarea materialelor prin încercări tehnologice

- Valorile duritatii astfel determinate se inscriu, in functie de distanta de la capatul racit, intr-o diagram obtinandu-se astfel curba de calibilitate a otelului respective.
- Pe baza acestor curbe se stabileste indicele de calibilitate.

Bibliografie:

1. Handbook of Materials Characterization, Surender Kumar Sharma Editor, Dalip Singh Verma, Latif Ullah Khan, Shalendra Kumar, Sher Bahadar Khan Associate Editors, Springer, SBN 978-3-319-92955-2 (eBook), 2018

2. Materials Characterization, Yang Leng, Second Edition, Wiley-VCH, 2012, ePDF ISBN: 978-3-527-67080-2

3. Proprietățile materialelor metalice, Bădărău, G. ș.a., 2003, Ed. "Gh.Asachi" Iași

4 Alegerea și utilizarea materialelor metalice, Alexandru, I., ș.a., 1997. Ed. Did. Și Ped., R.A. București

5. Materials Science and Engineering – An Introduction. Aplications, Callister, W.D., 1991, John Wiley & Sons Inc., New York.

6. . Baciu, M.-N. Lohan, E. Matcovschi, D.-P. Burduhos-Nergiș, Mihai Popa, Știința și ingineria materialelor. Noțiuni generale-partea I, Editura Performantica, Iași, 2022, 18x26cm, 120 pag. ISBN 978-606-685-911-0

7. Încercarea şi caracterizarea materialelor metalice, Gutt, G. ş.a., 2000, Ed. Tehnică, Bucureşti.

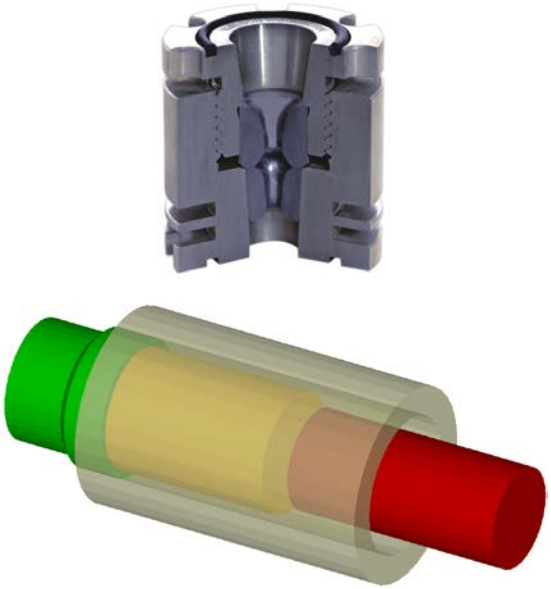
8. Tehnici de analiză în ingineria materialelor. Aplicaţii practice, Rusu I., Ed. PIM, 110pg, 2011

9. Tehnici avansate de analiză termică. Îndrumar de laborator. N.M. Lohan, B. Pricop, L. G. Bujoreanu, Ed. Performantica, 2020, ISSN 978-606-685-736-9

10. Tehnologia Materialelor – Lucrări practice, C. Bejenariu, I. Mălureanu, A. Florescu, V.V. Moldoveanu, Diana Gheorghiu, St. L. Toma, Monica Lohan, Editura Tehnopress, 2008, ISBN 973-702-522-9

11. Tehnologia Materialelor. Știința și Ingineria materialelor – Lucrări practice, C. Bejenariu, I. Mălureanu, V.V. Moldoveanu, ȘT. L. Toma, D. A. Gheorghiu, N.M. Lohan, A. Corăbieru, A.M. Cazac, D.P. Burduhos Nergiș, 344 pag, 17x24cm, Ed. Tehnopress, 2022, ISBN 978-606-687-500-4

TRAGEREA, TREFILAREA ŞI EXTRUDAREA METALELOR



CUPRINS

PARTEA I
TRAGEREA SI TREFILAREA METALELOR

1. PROCEDEE DE DEFORMARE PLASTICĂ PRIN TRAGERE 7

1.1. Schema de principiu a tragerii sârmelor şi barelor 8
1.2. Schemele de principiu ale procedeelor de tragere ale ţevilor 10
1.3. Tensiuni şi deformaţii la tragere-trefilare 12
1.4. Parametrii specifici deformării prin tragere 14

2. DETERMINAREA PARAMETRILOR DE FORŢĂ LA TRAGERE-TREFILARE 19

2.1. Câmpul de viteze la tragere 19
2.2. Calculul tensiunii relative de tragere din condiţia de echilibru static în zona de deformare 24
2.3. Calculul tensiunii relative de tragere utilizând bilanţul puterilor 27
2.3.1. Puterea consumată pentru tragere-trefilare 27
2.3.1.1. Puterea consumată pentru deformarea plastică 27
2.3.1.2. Puterea consumată datorită discontinuităţilor de viteză 28
2.3.1.3. Puterea consumată prin frecare 29
2.3.2. Tensiunea relativă de tragere 33
2.3.3. Determinarea analitică a unghiului optim al filierei 34
2.3.4. Deformaţia admisibilă la trefilare 35
2.4. Determinarea tensiunii de tragere la prelucrarea ţevilor fără ghidaj interior 37
2.5. Relaţii empirice de determinare a forţei şi puterii la tragere 39

3. FACTORI CARE INFLUENŢEAZĂ PROCESUL DE TRAGERE-TREFILARE 43

3.1. Influenţa compoziţiei chimice a semifabricatului 43
3.2. Influenţa unor factori tehnologici în procesul tragerii 48
3.2.1. Influenţa gradului de deformare plastică 48
3.2.2. Influenţa vitezei de tragere 51
3.2.3. Influenţa temperaturii de deformare 53
3.2.4. Influenţa frecării de contact metal-sculă şi a lubrifierii 55
3.2.5. Influenţa ecruisării asupra siguranţei tragerii 59

4. SCULE ŞI MAŞINI UTILIZATE IN PROCESUL DE TRAGERE-TREFILARE 63

4.1. Filiere pentru trefilarea sârmelor 63
4.2. Matriţe pentru tragerea barelor şi ţevilor 69
4.3. Dornuri şi dopuri pentru tragerea ţevilor 71

Bibliografie partea I 78

PARTEA a II-a
EXTRUDAREA METALELOR

1. DEFORMABILIATEA LA RECE A METALELOR IN CONTEXTUL PRELUCRĂRII PRIN EXTRUDARE 79

1.1. Definiţii 79
1.2. Determinarea deformabilităţii metalelor extrudate 79

2. PROCESUL DE EXTRUDARE 93

2.1. Clasificarea procedeelor de extrudare la rece 93
2.2. Procesul general de extrudare 96
2.3. Procesul de deformare la extrudarea directă 97

2.4. Procesul de deformare la extrudarea inversă 101
2.5. Procesul de deformare la extrudarea combinată 103
2.6. Materiale folosite pentru extrudarea la rece 104
2.6.1. Influenţa elementelor de aliere 105
2.6.2. Curbele de curgere ale materialelor extrudabile la rece ... 107

3. DETERMINAREA FORŢELOR NECESARE LA EXTRUDARE **111**
3.1. Calculul forţei şi al presiunii de deformare la extrudarea directă a produselor pline 111
3.1.1. Calculul forţei şi al presiunii de extrudare prin metoda bilanţului forţelor 111
3.1.2. Calculul forţei şi al presiunii de extrudare pe baza energiei consumate pentru deformare 119
3.2. Calculul forţei şi al presiunii la extrudarea directă a profilelor tubulare 123
3.3. Calculul forţei şi al presiunii de deformare la extrudarea inversă 126
3.4. Calculul forţei şi al presiunii de deformare la extrudarea combinată 131

4. PROCESUL TEHNOLOGIC DE EXTRUDARE LA RECE **139**
4.1. Generalităţi 139
4.2. Etapele extrudării la rece 140
4.2.1. Debitarea 140
4.2.2. Tratamentul termic 143
4.2.3. Pregătirea suprafeţei 148
4.2.4. Lubrifierea 152
4.2.5. Elemente tehnologice ale extrudării la rece 154
4.3. Scule utilizate la deformarea plastică prin extrudare 162
4.3.1. Descrierea sculelor de deformare la extrudare 162
4.3.2. Construcţia poansoanelor 164
4.3.3. Construcţia plăcilor active 172

5. PROIECTAREA TEHNOLOGIEI DE EXTRUDARE -
- EXEMPLU DE CALCUL 183
5.1. Stabilirea succesiunii operaţiilor..... 183
5.2. Calculul forţelor de extrudare..... 189

Bibliografie partea a II-a..... 193

PARTEA I

TRAGEREA SI TREFILAREA METALELOR

1. PROCEDEE DE DEFORMARE PLASTICĂ PRIN TRAGERE

Deformarea prin tragere pune în discuţie prelucrarea plastică a unor semifabricate de secţiune constantă, trase cu o forţă exterioară printr-o *matriţă* sau *filieră*. Secţiunea semifabricatului se micşorează treptat la ieşirea din focarul de deformare, astfel că secţiunea la ieşirea din filieră sau matriţă este mai mică decât secţiunea la intrare.

Dacă forţa necesară procesului de tragere este dezvoltată de organe de maşini cu mişcare rectilinie (obţinându-se produse finite rectilinii), procedeul se numeşte **TRAGERE**, scula de deformare se numeşte **MATRIŢĂ**, iar produsele obţinute, **BARE** şi **ŢEVI**.

Dacă forţa necesară procesului de tragere este dezvoltată de organe de maşini cu mişcare de rotaţie (tobe rotative), procedeul se numeşte **TREFILARE**, scule de deformare se numeşte **FILIERĂ**, iar produsele obţinute, **SÂRME**. Altfel spus, tragerea sârmelor se numeşte trefilare.

Tragerea şi trefilarea se realizează de regulă la rece. Calitatea suprafeţei şi precizia dimensională obţinute prin tragere-trefilare sunt corespunzătoare prelucrărilor de finisare. Deformarea plastică la rece va conduce la efecte ca ecruisarea şi texturarea care stau la baza creşterii proprietăţilor de rezistenţă şi scăderea celor de plasticitate. Ecruisarea este proporţională cu gradul de deformare, ceea ce face ca deformarea să fie îngreunată odată cu creştearea gradului de deformare. Din acest motiv, caracteristica principală a procedeelor de tragere-trefilare constă în faptul că mărimea deformaţiei rezultată la o singură trecere depinde de valoarea maximă a tensiunii din secţiunea transversală a produsului tras şi care nu

trebuie să depăşească valoarea rezistenţei la rupere a materialului, condiţie ce se exprimă prin coeficientul de siguranţă al tragerii.

Cele mai cunoscute procedee de prelucrare prin tragere la rece ale metalelor şi aliajelor sunt tragerea sârmelor (trefilarea) şi tragerea barelor şi a ţevilor. Se pot obţine produse trase de secţiune rotundă. Schemele de principiu ale tragerii sârmelor şi barelor de simetrie cilindrică fiind similare vor fi prezentate împreună într-o singură schemă de principiu.

1.1. Schema de principiu a tragerii sârmelor şi barelor

În fig. 1.1. se prezintă schema de principiu a procedeului de trefilare a sârmelor şi de tragere a barelor de simetrie cilindrică (fig.1.1a) şi corespunzător starea de tensiune şi de deformare (fig.1.1b).

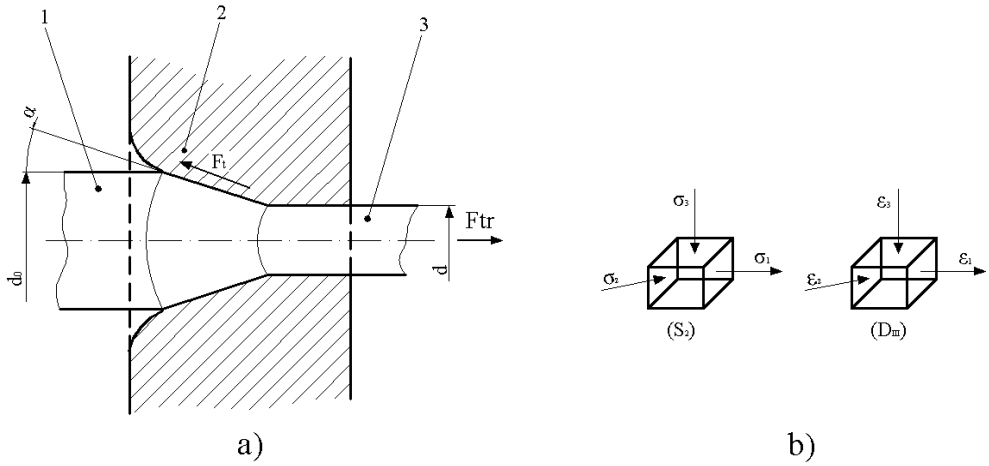


Fig. 1.1. Procedeul trefilării sârmelor şi tragerii barelor:
a) schema de principiu: 1 – semifabricat; 2 – filieră (matriţă); 3 – produs tras
b) starea de tensiune şi de deformare la tragerea sârmelor/barelor cilindrice.

După cum se poate observa din fig. 1.1 tensiunile care conduc la deformarea plastică în procesele de tragere sunt: tensiunea principală σ_1, pozitivă, dată de forţa de tragere F_{tr}; tensiunile principale $\sigma_2 = \sigma_3$, negative,

date de reacţiunea sculei de deformare F şi de forţa de frecare F_f şi care acţionează pe direcţia razei în cazul trefilării sârmelor şi tragerii barelor.

Relaţia între tensiunile principale este cea cunoscută din teoria deformării plastice: $\sigma_3 < \sigma_2 < \sigma_1$. În cazul procesării sârmelor şi barelor prin tragere, tensiunea longitudinală σ_1 creşte continuu în zona de deformare, pe lungimea deschiderii conicităţii filierei sau matriţei, fig. 1.2.

Creşterea tensiunii principale σ_1 este mult mai pronunţată decât creşterea rezistenţei la deformare a materialului metalic (determinată în special de ecruisarea dobândită în procesul tragerii). În schimb tensiunea principală σ_2, egală cu tensiunea σ_3, scade continuu datorită reducerii de secţiune.

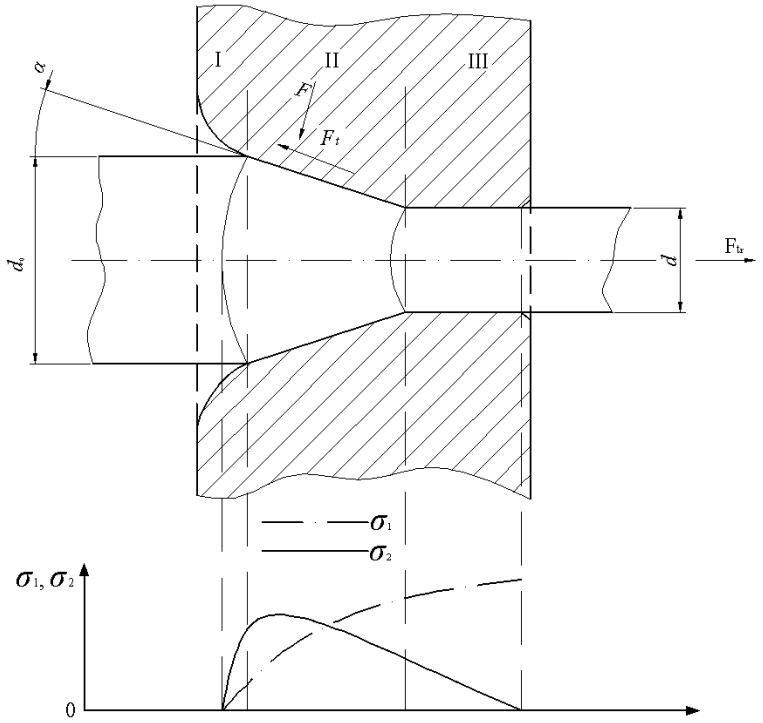
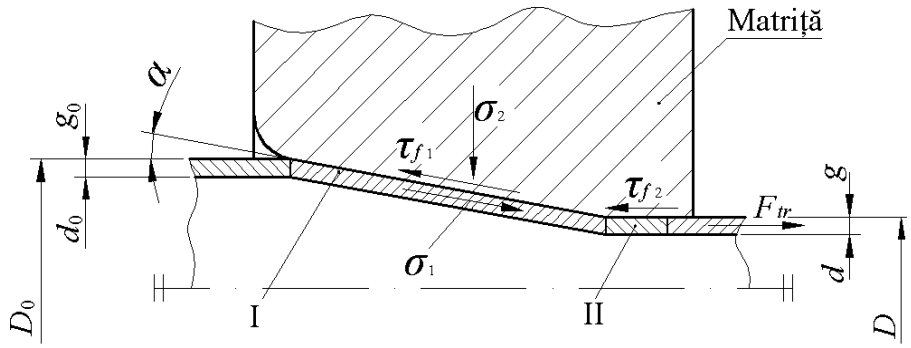


Fig. 1.2. Variaţia tensiunilor principale σ_1 şi $\sigma_{2(3)}$ în zona de deformare la trefilarea sârmelor şi tragerea barelor.

1.2. Schemele de principiu ale procedeelor de tragere ale ţevilor

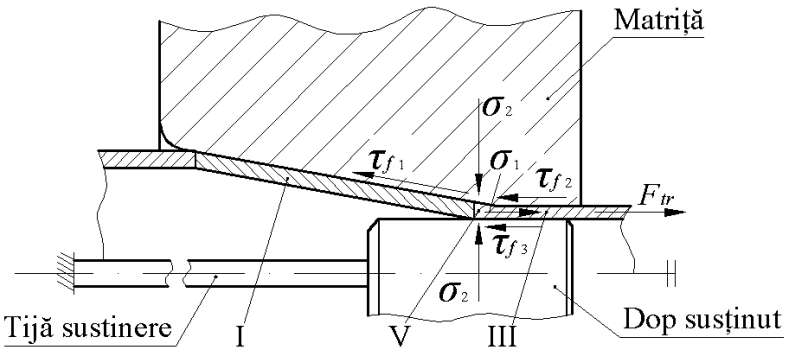
Tragerea ţevilor poate fi fără ghidaj interior (la gol), cu ghidaj interior scurt şi susţinut (pe dop cu tijă de susţinere), cu ghidaj interior scurt şi nesusţinut (pe dop flotant) şi cu ghidaj interior deplasabil (tragerea pe dorn). În fig. 1.2. sunt prezentate schematic procedee de tragere a ţevilor de secţiune rotundă cu evidenţierea zonelor caracteristice de modificare a dimensiunilor prin deformare plastică. Pentru o imagine cât mai clară privind condiţiile în care se realizează deformarea, pentru procedeele de tragere a ţevilor din fig. 1.2., în tab. 1 se prezintă, pentru fiecare zonă caracteristică (I, II, III, ..., VII), starea de tensiune şi de deformare [1].

a)



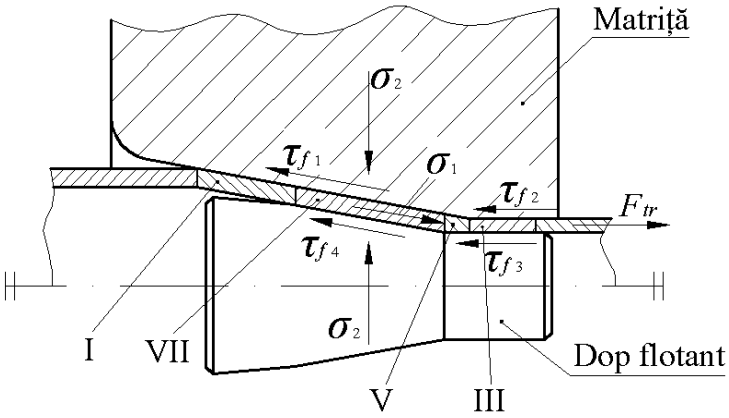
tragerea ţevilor fără ghidaj interior (la gol)

b)



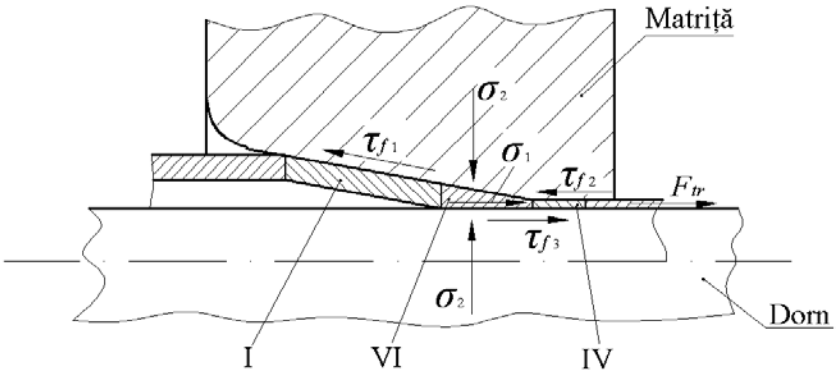
tragerea ţevilor pe dop susţinut

c)



tragerea ţevilor pe dop flotant

d)



tragerea ţevilor pe dorn

e)

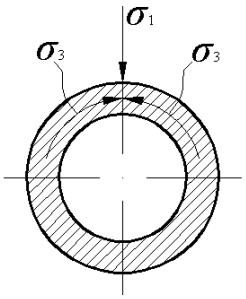


Fig. 1.2. Reprezentarea schematică a procedeelor de tragere a ţevilor de secţiune rotundă şi zonele caracteristice de modificare a dimensiunilor semifabricatului iniţial prin tragere (I, II, ..., VII); $\sigma_{1...3}$ - tensiuni principale; $\tau_{f1,2}$– tensiuni tang. de frecare între ţeavă şi matriţă; $\tau_{f3,4}$ – tensiunea de frecare între ţeavă şi ghidaj [1]

1.3. Tensiuni şi deformaţii la tragere-trefilare

După cum se poate observa din figurile 1.1., 1.2. şi tabelul 1, tensiunile care conduc la deformarea plastică în procesele de tragere sunt: tensiunea principală (σ_1), pozitivă, dată de forţa de tragere (F_{tr}); tensiunea principală (σ_2), negativă, dată de reacţiunea sculei de deformare (F) şi de forţa de frecare (F_f); tensiunea principală (σ_3), negativă, ce acţionează pe direcţia razei în cazul trefilării sârmelor şi tragerii barelor, sau circumferinţele în cazul tragerii ţevilor (figura 1.2. e).

În cazul procesării ţevilor, variaţia tensiunilor se consideră că este similară cu cea prezentă în figura 1.3., cu deosebirea că diferenţa dintre tensiunile (σ_2) şi (σ_3) este mult mai mare.

În conformitate cu ecuaţia simplificată a plasticităţii, relaţia dintre tensiunile principale poate fi scrisă sub forma:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = \beta \cdot \sigma_c, \tag{1.1}$$

în care:

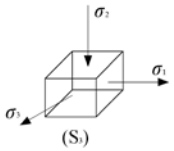
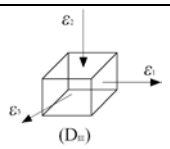
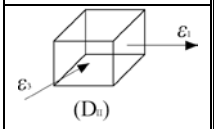
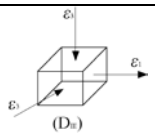
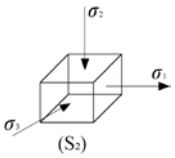
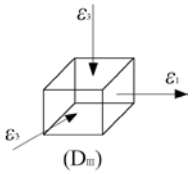
β – este coeficientul lui Lode ($\beta = 1$ pentru trefilarea sârmelor şi tragerea barelor de secţiune rotundă, în ipostaza $\sigma_2 = \sigma_3$);

$\beta = 1{,}05 \div 1{,}0$ – în cazul tragerii ţevilor cu ghidaj interior;

$\beta = 1{,}25 \div 1{,}15$ – pentru tragerea ţevilor fără ghidaj interior;

σ_c – limita de curgere a materialului ce se procesează cu ecruisarea dobândită în procesul tragerii.

Între tensiunile principale σ_3 şi σ_2 se pot stabili următoarele condiţii de dependenţă, în funcţie de procedeul de procesare prin tragere a materialului.

Starea de tensiune şi deformare în zonele caracteristice I, II, ..., VII la procesarea ţevilor prin diverse procedee de tragere					
Nr. crt.	Zona caracteristică	Frecarea de contact	Deformare	Starea de tensiune şi de deformare	
				Starea de tensiune	Starea de deformare
	1	2	3	4	5
1	I	Suprafaţa exterioară a ţevii	Plastică		 $\frac{g}{D} < 0{,}16$
					 $\frac{g}{D} = 0{,}16...0{,}21$
					 $\frac{g}{D} > 0{,}21$
2	II	Suprafaţa exterioară a ţevii	Elastică	$\sigma_1 \cong \sigma_2 \cong \sigma_3 \cong 0$	$\varepsilon_1 \cong \varepsilon_2 \cong \varepsilon_3 \cong 0$
3	III	Suprafaţa exterioară şi interioară a ţevii în acelaşi sens			
4	IV	Pe suprafaţa exterioară şi interioară a ţevii în sensuri contrare.			
5	V	Pe suprafaţa exterioară înclinată şi cea interioară orizontală, în acelaşi sens	Plastică		
6	VI	Pe suprafaţa exterioară înclinată şi cea interioară orizontală, în acelaşi sens			
7	VII	Pe suprafaţa exterioară şi interioară înclinată, în acelaşi sens			

Pentru tragerea ţevilor fără ghidaj interior (la gol):

$$\sigma_3 = \frac{1}{2} \cdot \frac{D}{g} \sigma_c \tag{1.1}$$

în care:

D şi g – sunt diametru şi, respectiv, grosimea de perete pentru ţeava procesată (figura 1.2.a).

În ceea ce priveşte mărimea deformaţiilor ($\varepsilon_1, \varepsilon_2$ şi ε_3), pe direcţia tensiunilor principale, se poate accepta următoarea discuţie:

– în cazul sârmelor şi barelor trase de secţiune rotundă, deformaţia (ε_1), cu valoarea maximă în raport cu cele două (ε_2) şi (ε_3), defineşte lungimea produsului tras;

– în cazul ţevilor procesate de secţiune rotundă, deformaţia (ε_2) defineşte variaţia grosimii de perete putând fi pozitivă, negativă sau egală cu zero, iar deformaţia (ε_3) defineşte variaţia de diametru cu valori, de asemenea, pozitive sau negative.

1.4. Parametrii specifici deformării prin tragere

Deformarea plastică prin tragere, pentru obţinerea de produse de secţiune plină sau tubulare, este caracterizată de o serie de parametri specifici. Aceşti parametri pot defini procesul deformării pentru o singură trecere a semifabricatului prin filieră sau matriţă – *parametrii parţiali de tragere* (pentru tragerea „i”), sau pentru n treceri – parametrii totali de tragere (pentru n trageri „tot_i”), după cum urmează [1, 2]:

– reducerea de secţiune:

$$\delta_i = \frac{S_{i-1} - S_i}{S_{i-1}} = 1 - \frac{1}{\lambda_1} \tag{1.2}$$

$$\delta_{tot_i} = \frac{S_0 - S_i}{S_0} = 1 - \frac{1}{\lambda_{tot_i}} \tag{1.3}$$

– coeficientul logaritmic de deformare:

$$\varepsilon_i = ln\frac{S_{i-1}}{S_i} = ln\,\lambda_i \tag{1.4}$$

$$\varepsilon_{tot_i} = ln\frac{L_1}{L_0} = ln\,\lambda_{tot_i} \tag{1.5}$$

– coeficientul de alungire:

$$\lambda_i = \frac{L_i}{L_{i-1}} = \frac{S_{i-1}}{S_i} = \frac{1}{1-\delta_i} \tag{1.6}$$

$$\lambda_{tot_i} = \frac{L_i}{L_0} = \frac{S_0}{S_i} = \frac{1}{1-\delta_{tot_i}} \tag{1.7}$$

în care:

S_0, S_{i-1} şi S_i – sunt secţiunile transversale ale semifabricatului iniţial şi ale produsului procesat prin tragere, dupa trecerea „i-1” şi, respectiv, „i”;

L_0, L_{i-1} şi L_i – sunt lungimile semifabricatului iniţial şi ale produselor trase, după trecerea „i-1” şi, respectiv, „i”.

În cazul procesării prin tragere a sârmelor şi barelor de secţiune rotundă, relaţiile prezentate anterior (1.3 ... 1.7), devin:

– reducerea de secţiune:

$$\delta_i = \frac{d_{i-1}^2 - d_i^2}{d_{i-1}^2} = 1 - \left(\frac{d_i}{d_{i-1}}\right)^2 \tag{1.8}$$

$$\delta_{tot_i} = \frac{d_0^2 - d_i^2}{d_0^2} = 1 - \left(\frac{d_i}{d_0}\right)^2 \tag{1.9}$$

– coeficientul logaritmic de deformare:

$$\varepsilon_i = 2\ln\frac{d_{i-1}}{d_i} \tag{1.10}$$

$$\varepsilon_{tot_i} = 2\ln\frac{d_0}{d_i} \tag{1.11}$$

– coeficientul de alungire:

$$\lambda_i = \frac{S_{i-1}}{S_i} = \frac{d_{i-1}^2}{d_i^2} = \frac{1}{1-\delta_i} \tag{1.12}$$

$$\lambda_{tot_i} = \frac{S_0}{S_i} = \frac{d_0^2}{d_i^2} = \frac{1}{1-\delta_{tot_i}} \tag{1.13}$$

În cazul procesării ţevilor prin tragere, cu notaţiile specifice:

D_0, D_{i-1} şi D_i – diametre exterioare; d_0, d_{i-1} şi d_i – diametre interioare şi g_0, g_{i-1} şi g_i – grosimi de perete ţeavă, înainte de procesare şi după trecerile „i-1” şi, respectiv, „i” parametrii specifici de deformare se pot determina în baza relaţiilor:

$$\delta_i = 1 - \frac{D_i^2 - d_i^2}{D_{i-1}^2 - d_{i-1}^2} = 1 - \frac{(D_i + d_i)\cdot(D_i - d_i)}{(D_{i-1} + d_{i-1})\cdot(D_{i-1} - d_{i-1})} = 1 - \frac{D_{med_i}\cdot g_i}{D_{med_{i-1}}\cdot g_{i-1}} \tag{1.14}$$

Notând $D_{med} = \dfrac{D+d}{2}$ şi $g = \dfrac{D-g}{2}$ rezultă:

$$\delta_{tot_i} = 1 - \frac{D_{med_i}\cdot g_i}{D_{med_0}\cdot g_0} \tag{1.15}$$

$$\lambda_i = \frac{D_{med_{i-1}}\cdot g_{i-1}}{D_{med_i}\cdot g_i} \tag{1.16}$$

$$\lambda_{tot_i} = \frac{D_{med_0}\cdot g_0}{D_{med_i}\cdot g_i} \tag{1.17}$$

În cazul tragerii ţevilor se mai pot utiliza şi următorii parametrii de deformare:

– reducerea relativă a diametrului exterior pe trecere:

$$\delta_{D_i} = \frac{D_{i-1} - D}{D_{i-1}} = \frac{\Delta D}{D_{i-1}} = 1 - \frac{1}{\mu_{D_i}} \tag{1.18}$$

– reducerea relativă a grosimii peretelui de ţeavă pe trecere:

$$\delta_{g_i} = \frac{g_{i-1} - g_i}{g_{i-1}} = \frac{\Delta g_i}{g_{i-1}} = 1 - \frac{1}{\mu_{g_i}} \tag{1.19}$$

în care:

ΔD_i şi Δg_i - sunt reducerile absolute ale diametrului exterior şi, respectiv, ale grosimii de perete.

Pentru parametrii de reducere a diametrului şi, respectiv, a grosimii de perete a ţevii, se pot scrie relaţiile:

$$\mu_{D_i} = \frac{D_{i-1}}{D_i} \tag{1.20}$$

$$\mu_{D_i} = \frac{g_{i-1}}{g_i} \tag{1.21}$$

Parametrii logaritmici, în baza relaţiilor (1.20) şi (1.21) au expresiile:

$$\varepsilon_{D_i} = ln\frac{D_{i-1}}{D_i} \tag{1.23}$$

$$\varepsilon_{g_i} = ln\frac{g_{i-1}}{g_i} \tag{1.24}$$

Relaţia (1.23) şi (1.24) prezintă dependenţa între parametrii totali şi parţiali:

$$\delta_{tot} = 1 - (1-\delta_1)\cdot(1-\delta_2)\cdot\ldots\cdot(1-\delta_i)\cdot\ldots\cdot(1-\delta_n) \tag{1.25}$$

$$\lambda_{tot} = \lambda_1 \cdot \lambda_2 \cdot \ldots \cdot \lambda_i \cdot \ldots \cdot \lambda_n \tag{1.26}$$

$$\varepsilon_{tot} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 + \ldots + \varepsilon_i + \ldots + \varepsilon_n \tag{1.27}$$

$$\mu D_{tot} = \mu D_1 \cdot \mu D_2 \cdot \ldots \cdot \mu D_i \cdot \ldots \cdot \mu D_n \tag{1.28}$$

$$\mu g_{tot} = \mu g_1 \cdot \mu g_2 \cdot \ldots \cdot \mu g_i \cdot \ldots \cdot \mu g_n \tag{1.29}$$

Se menţionează faptul că o evaluare cât mai apropiată de realitate, în procesele de deformare plastică prin tragere, se poate obţine utilizând parametrii logaritmici, deoarece se pot face aprecieri şi asupra stadiului în care se află deformarea propriu-zisă a metalului.

2. DETERMINAREA PARAMETRILOR DE FORŢĂ LA TRAGERE-TREFILARE

Cunoaşterea parametrilor de forţă în procesele de deformare plastică prin tragere este deosebit de importantă, deoarece prezintă suficiente informaţii privind tensiunea de tragere, puterea necesară pentru maşinile de trefilat şi utilajele de tragere, mărimea coeficientului de siguranţă al tragerii, consumul specific de energie etc. Determinarea parametrilor de forţă, în cadrul acestui capitol, este realizată utilizând tehnica fundamentală a limitei superioare „Upper – bound elemental tehnique" (UBET) în condiţiile unor câmpuri de viteză, admisibile cinematic, ce asigură continuitatea de tip Bernoulli [3, 4].

2.1. Câmpul de viteze la tragere

Determinarea parametrilor de forţă în procesele de tragere ale ţevilor se face luând în considerare câmpul de viteze sferic, procesarea realizându-se în baza următoarelor ipoteze [3, 4]:

a) scula de tragere este un corp rigid;

b) deformarea plastică se produce la temperatură constantă (prelucrare izotermă);

c) semifabricatul este împărţit în trei zone distincte (I, II, III) la care câmpul de viteze considerat prezintă continuitate de tip Bernoulli.

În cazul procesării prin tragere a ţevilor este acceptat câmpul de viteze sferic, pentru determinarea parametrilor de forţă în baza limitei superioare deoarece, cu toate că în zona unghiurilor optime α_{opt_1} şi α_{opt2}, câmpul de viteze triunghiular prezintă superioritate faţă de celelalte două

câmpuri, sferic şi trapezoidal, figura 2.1. Relaţiile de calcul pentru câmpul de viteze sferic sunt de complexitate mai mică, deci mai comod de lucrat cu acestea [4].

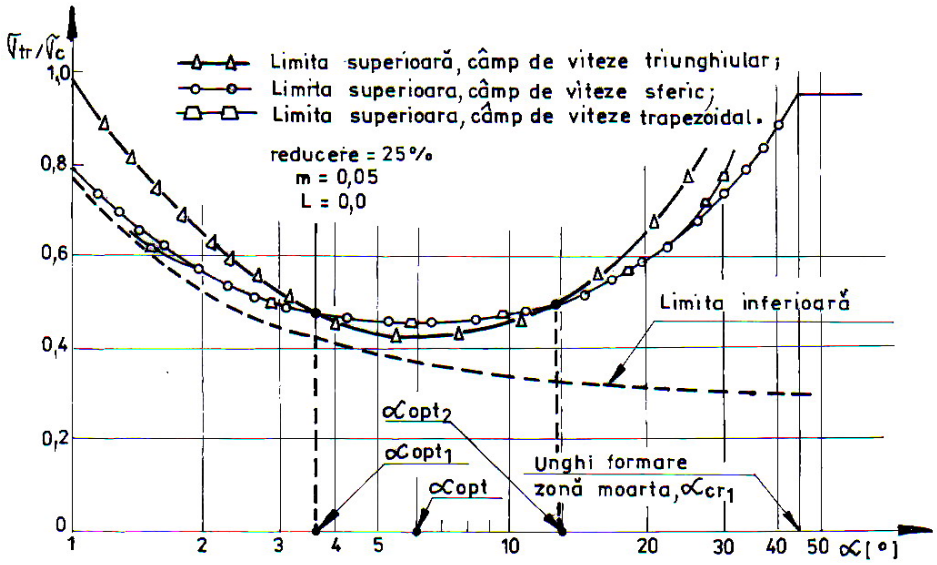


Fig. 2.1. Comparaţie între soluţiile limitei superioare pentru câmpurile de viteze triunghiular, sferic şi trapezoidal [4].

Determinarea parametrilor de forţă se face pentru situaţia când curgerea metalului este laminară (staţionară), figura 2.2., evitându-se situaţiile cu formarea de zone moarte sau de aşchiere a semifabricatului (zonele B şi C, figura 2.2.), folosind matriţele conice convergente cu sau fără zonă de calibrare. O imagine mult mai sugestivă privind modul de curgere a metalului prin matriţe conice convergente se prezintă în figura 2.3. a şi b. În figura 2.3. a, se prezintă curgerea laminară (zona A, figura 2.2.), v_0 este viteza de intrare a semifabricatului iar v_{tr} este viteza de ieşire din zona de deformare sau viteza de tragere; Γ_1 şi Γ_1 sunt suprafeţe sferice, la care metalul prezintă discontinuităţi de viteză.

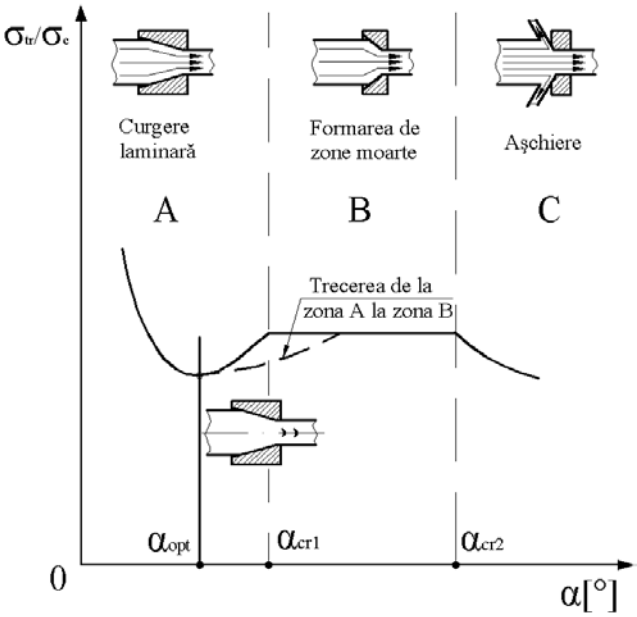


Fig. 2.2. Reprezentarea schematică a zonelor de curgere a metalului:
A – curgere laminară; B – formarea de zone moarte;
C – aşchierea semifabricatului [4].

În figura 2.3. se prezintă curgerea metalului cu formarea de „zone moarte”, la care $\alpha \neq \alpha_1$, α_1 – unghiul „zonei moarte”.

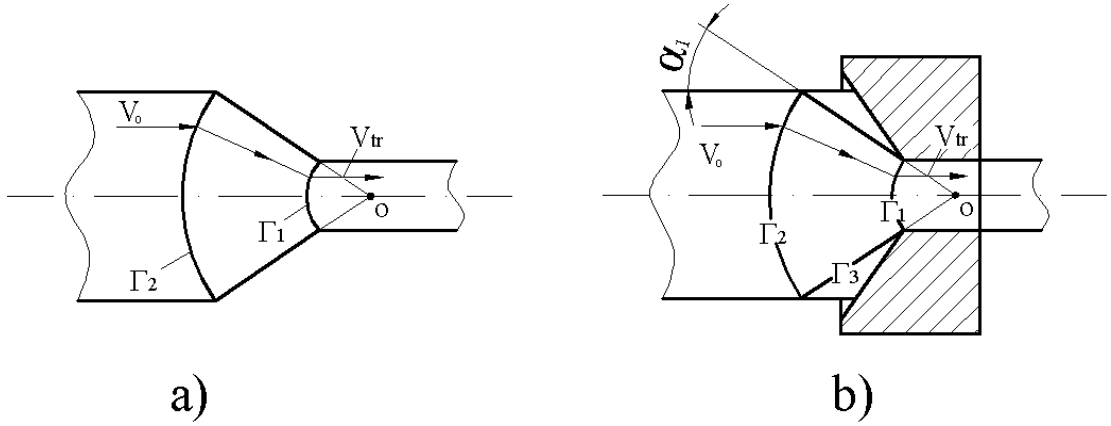


Fig. 2.3. Tragerea metalului prin matriţe conice convergente:
a) curgerea laminară a metalului; b) curgerea cu formare de zone moarte [4].

În procesele de tragere se iau în considerare trei parametri tehnologici cu influenţă majoră asupra parametrilor de forţă şi anume: *reducerea de secţiune*, care poate fi definită de coeficientul de rază R_0 / R_1 sau prin una din relaţiile prezentate la secţiunea 1.3., *deschiderea conicităţii sculelor de deformare – unghiul α* şi *frecarea de contact metal – sculă*: frecare de „tip Coulomb”, frecare cu „factor de forfecare constant” şi frecare în „condiţii de lubrifiere hidrodinamică”.

Schema trefilării utilizând scule conice convergente cât şi câmpul de viteze sferic se prezintă în figura 2.4.

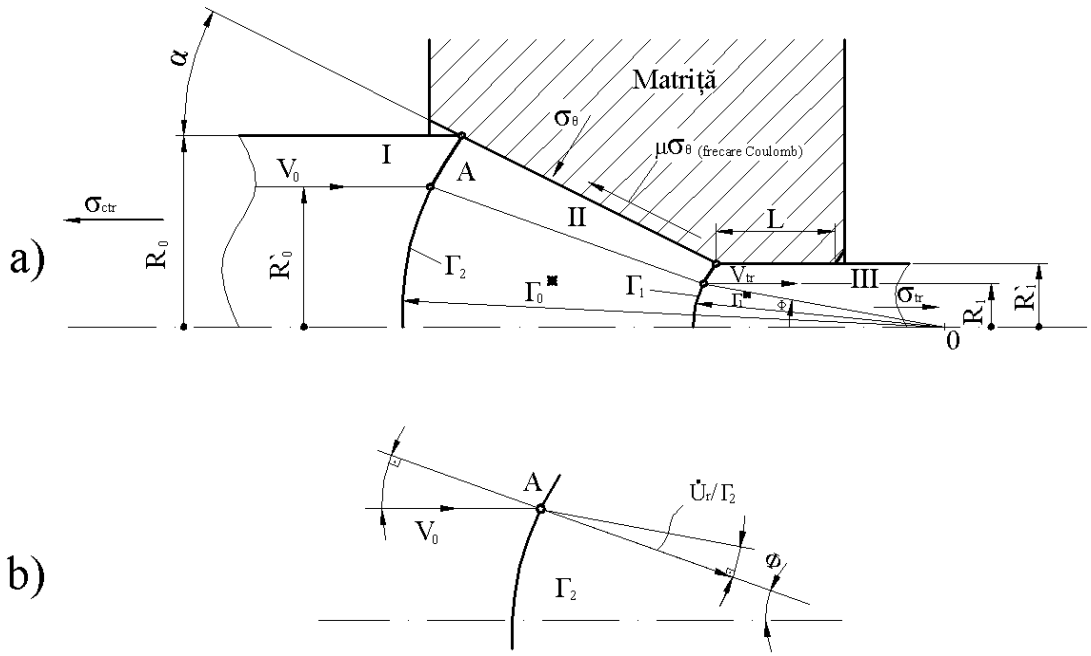


Fig. 2.4. Schema tragerii prin scule conice convergente: a) schema de principiu I şi III – zone unde nu se produce deformarea plastică; II – zona de deformare plastică; b) modificarea direcţiei vitezei v_0 la traversarea suprafeţei sferice Γ_2 [3,4].

În figura 2.4. s-a notat cu II – zona de deformare plastică a metalului şi cu I şi III – zonele în care nu se produce deformarea plastică a metalului.

Cu Γ_1 şi Γ_2 s-au notat suprafeţele sferice (de discontinuităţi de viteză) ce separă zona I de zona II precum şi zona II de zona I.

Un punct material A din zona rigidă I, la distanţa $R_0^{`}$ faţă de axa principală (de simetrie), se deplasează înspre zona de deformare II cu viteza iniţială v_0 până la suprafaţa sferică Γ_2. La traversarea suprafeţei Γ_2 traiectoria punctului A suferă din nou o schimbare importantă de direcţie (fig. 2.4.b).

Odată intrat în zona de deformare, se deplasează într-un flux convergent generalizat de deformare plastică, căpătând la ieşire o viteză accelerată. La traversarea suprafeţei sferice Γ_1, traiectoria punctului material A suferă din nou o modificare importantă de direcţie, deplasându-se paralel cu axa de simetrie la viteza de tragere v_{tr}.

În baza legii volumului constant sau a egalităţii debitului de metal în secţiunile intrare/ieşire (zonele I şi III), se poate scrie:

$$\frac{v_{tr}}{v_0} = \left(\frac{R_0}{R_1}\right)^2 \tag{2.1}$$

Prin extensie, punctul A ce traversează zona II (de deformare) se află pe o dreaptă ce intersectează axa de simetrie în punctul O. Distanţele axiale din punctul O la cele două suprafeţe sferice Γ_2 şi Γ_1 sunt notate cu r_0^* şi, respectiv, r_1^*.

Prin analogie se poate scrie că:

$$\frac{r_0^*}{r_1^*} = \frac{R_0}{R_1} = \frac{R_0^{`}}{R_1^{`}}. \tag{2.2}$$

Cele două suprafeţe sferice Γ_1 şi Γ_2 sunt suprafeţe conjugate, raportate una faţă de alta prin relaţia (2.2). Relaţia (2.2) este deosebit de utilă pentru baza de calcul, mai ales pentru integrările de volum necesare

determinării puterii consumate pentru tragere, unde r_1^* este funcţie de unghiul θ.

După cum se observă din figura 2.5., viteza în zona II (de deformare plastică) este orientată înspre vârful O, datorită simetriei cilindrice.

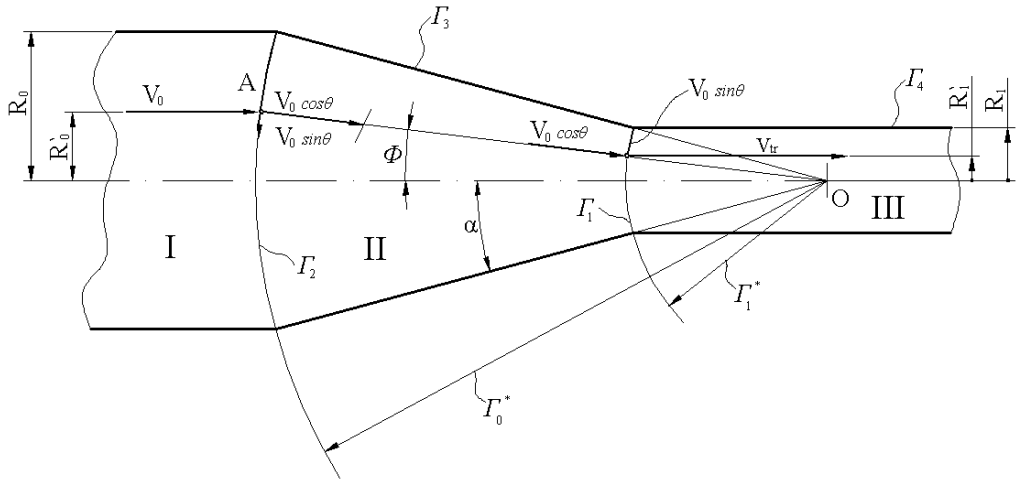


Fig. 2.5. Componentele vitezei în zona de deformare prin tragere a profilului rotund [3, 4].

2.2. Calculul tensiunii relative de tragere din condiţia de echilibru static în zona de deformare

Se consideră o secţiune de material din zona de deformare, cu grosimea dx, asupra căreia acţionează tensiunile de tragere σ_x şi respectiv $\sigma x+d\sigma_x$ care determină forţa axială F_x (fig. 2.6), precum şi reacţiunea normală P a matriţei asupra materialului care determină componenta axială P_x. Forţa de frecare T determină componenta axială T_x. Dacă se consideră frecarea de tip Coulomb (efortul tangenţial de frecare este proporţional cu presiunea normală $\tau = f \cdot p$), atunci expresiile componentelor ce acţionează în

direcţia tragerii şi normal pe secţiunea transversală a semifabricatului) F_x, P_x şi T_x au următoarele expresii matematice:

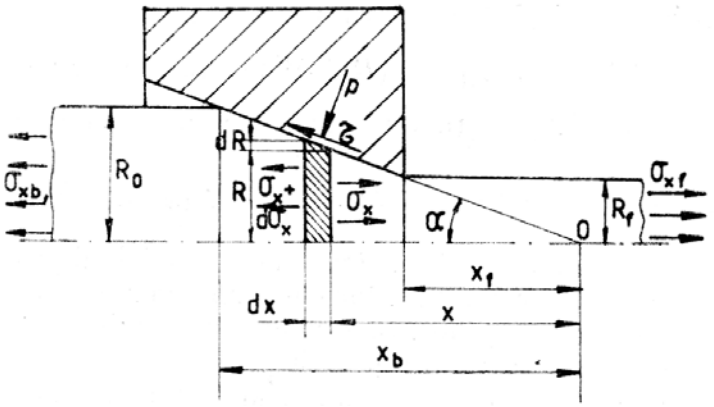


Fig. 2.6. Fortele ce acţionează asupra semifabricatului în zona de deformare la tragere-trefilare

$$F_x = (\sigma_x + d\sigma_x) \cdot \pi(R + dR)^2 - \sigma_x \cdot \pi R^2 =$$
$$= \pi R(Rd\sigma_x + 2\sigma_x dR\sigma_x dR) + \pi dR(Rd\sigma_x + \sigma_x dR + d\sigma_x dR) \quad (2.3)$$

$$P_x = 2\pi R\left(\frac{dR}{sin\alpha}\right) \cdot p \cdot sin\alpha = 2\pi \cdot p \cdot RdR \quad (2.4)$$

$$T_x = 2\pi R\left(\frac{dR}{sin\alpha}\right) \cdot \tau \cdot cos\alpha = 2\pi\tau \cdot ctg\alpha \cdot RdR \quad (2.5)$$

Din echilibrul forţelor după direcţia tragerii (axa x) $F_x + P_x + T_x = 0$, neglijând temenii infinit mici de ordinul doi (dR^2 sau $d\sigma_x \cdot dR$) rezultă:

$$Rd\sigma_x + 2\sigma_x dR + 2dR(p + \tau ctg\alpha) = 0 \quad (2.6)$$

şi considerând $\tau = f \cdot p$ avem:

$$Rd\sigma_x + 2\sigma_x dR + 2pdR(1 + f \cdot ctg\alpha) = 0 \quad (2.7)$$

Dacă admitem că pentru valori mici ale unghiului α, presiunea p acţionează aproximativ normal pe direcţia tragerii, atunci σ_x şi p pot fi considerate tensiuni principale, care, în cazul simetriei cilindrice se află în relaţia $\sigma_x + p = \sigma_c$. Separând variabilele în ecuaţia (2.7), avem:

$$\frac{d\sigma_x}{(\sigma_x \cdot fctg\alpha - \sigma_c(1 + fctg\alpha)} = \frac{2dR}{R} \tag{2.8}$$

Integrând ecuaţia (2.8) rezultă:

$$\frac{1}{fctg\alpha} \cdot ln[\sigma_x \cdot fctg\alpha - \sigma_c(1 + fctg\alpha)] = 2\ln(cR) \tag{2.9}$$

Constanta c se determină punând condiţia la limită $\sigma_x|_{x=xb} = \sigma_{xb}$ (unde σ_{xb} este tensiunea de contratragere, fig. 2.6).

Aşadar, tensiunea relativă σ_x/σ_c care apare în semifabricat la distanţa x de vârful geometric la matriţei/filierei va fi:

$$\frac{\sigma_x}{\sigma_c} = \left[\frac{1 + fctg\alpha}{fctg\alpha}\right] \cdot \left[1 - \left(\frac{R}{R_o}\right)^{2fctg\alpha}\right] + \frac{\sigma_{xb}}{\sigma_c}\left(\frac{R}{R_o}\right)^{2fctg\alpha} \tag{2.10}$$

Utilizând relaţia (2.10) se poate determina valoarea tensiunii relative de tragere la ieşirea din matriţă/filieră:

$$\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_c} = \left[\frac{1 + fctg\alpha}{fctg\alpha}\right] \cdot \left[1 - \left(\frac{R}{R_o}\right)^{2fctg\alpha}\right] + \frac{\sigma_{xb}}{\sigma_c}\left(\frac{R}{R_o}\right)^{2fctg\alpha} \tag{2.11}$$

Relaţia de calcul (2.11) este însă valabilă numai pentru unghiuri mici ale conului de lucru ale matriţei/filierei şi nu ţine cont de lucrul mecanic corespunzător porţiunii cilindrice de calibrare.

2.3. Calculul tensiunii relative de tragere utilizând bilanţul puterilor

2.3.1. Puterea consumată pentru tragere-trefilare

Puterea totală consumată în procesul deformării plastice prin tragere/trefilare este însumarea a trei componente şi anume: puterea consumată pentru deformare $(\dot{W}_d)$, puterea consumată datorită discontinuităţilor de viteză $(\dot{W}_s)$ şi puterea consumată prin frecare $(\dot{W}_f)$. Dacă se aplică şi o contragere, atunci din totalul de putere se va scădea puterea corespunzătoare contragerii $(\dot{W}_{ctr})$, astfel că puterea totală consumată în procesul tragerii/trefilării poate fi scrisă sub forma:

$$\dot{W}_{tot} = \dot{W}_d + \dot{W}_s + \dot{W}_f - \dot{W}_{ctr} \tag{2.12}$$

2.3.1.1. Puterea consumată pentru deformarea plastică

Puterea necesară pentru deformare este [1]:

$$\begin{aligned}\dot{W}_d &= \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_c \int_V \sqrt{\frac{1}{2}\dot{\varepsilon}_{ij}\dot{\varepsilon}_{ji}}\, dV = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_c \int_V v_{tr} r_1^{*2} \frac{1}{r^3}\sqrt{3\cos^2\theta + \frac{1}{4}\sin^2\theta}\, dV \\ &= 2\sigma_c v_{tr} r_1^{*2} \int_V \frac{1}{r^3}\sqrt{1 - \frac{11}{12}\sin^2\theta}\, dV\end{aligned} \tag{2.13}$$

unde volumul elementar $dV = 2\pi r \cdot \sin\theta \cdot r \cdot d\theta \cdot dr$

Prin înlocuirea expresiei dV în relaţia (2.13) rezultă:

$$\begin{aligned}\dot{W}_d &= 4\pi\sigma_c v_{tr} r_1^{*2} \int_{\theta=0}^{\alpha} \left(\sqrt{1 - \frac{11}{12}\sin^2\theta} \cdot \sin\theta \int_{r=r_1^*}^{r_0^*} \frac{dr}{r} \right) d\theta = \\ &= 4\pi\sigma_c v_{tr} r_1^{*2} \ln\frac{r_0^*}{r_1^*} \int_{\theta=0}^{\alpha} \sqrt{1 - \frac{11}{12}\sin^2\theta} \cdot \sin\theta\, d\theta\end{aligned} \tag{2.14}$$

Efectuând integrarea, rezultă pentru $\dot{W}_d$ expresia:

$$\dot{W}_d = 2\pi\sigma_c v_{tr} r_1^{*2}(1-\cos\alpha\sqrt{1-\frac{11}{12}\sin^2\alpha}+$$

$$+\frac{1-\frac{11}{12}}{\sqrt{\frac{11}{12}}}\cdot\ln\frac{1+\sqrt{\frac{11}{12}}}{\sqrt{\frac{11}{12}}\cos\alpha+\sqrt{1-\frac{11}{12}\sin^2\alpha}})\ln\frac{r_0^*}{r_1^*} \tag{2.15}$$

În baza relaţiei (2.2), rezultă pentru $\dot{W}_d$:

$$\dot{W}_d = 2\pi\sigma_c v_{tr} R_1^2 f(\alpha)\ln\frac{R_0}{R_1} \tag{2.16}$$

În relaţia (2.16), *f(α)* are expresia:

$$f(\alpha)=\frac{1}{\sin^2\alpha}\left(1-\cos\alpha\sqrt{1-\frac{11}{12}\sin^2\alpha}+\frac{1}{\sqrt{\frac{11}{12}}}\ln\frac{1+\sqrt{\frac{11}{12}}}{\sqrt{\frac{11}{12}}\cos\alpha+\sqrt{1-\left(\frac{11}{12}\right)\sin^2\alpha}}\right)$$

2.3.1.2. Puterea consumată datorită discontinuităţilor de viteză

Pierderile de putere cauzate de către discontinuităţile de viteză se înregistrează la traversarea de către material a suprafeţelor sferice Γ_1 şi Γ_2 (fig. 2.5). În baza debitului de metal constant, cantitatea de metal ce traversează aceste două suprafeţe, indiferent dacă se determină cu relaţia ce descrie câmpul de viteze la dreapta sau la stânga lor, este aceeaşi.

Puterea consumată prin discontinuităţile de viteză (prin forfecare) are în condiţiile tensiunii tangenţiale $\tau=\frac{\sigma_c}{\sqrt{3}}$ expresia [1]:

$$\dot{W}_s = \int_{\Gamma_1,\Gamma_2}\tau\Delta v\,dS = \int_{\Gamma_1}\tau\Delta v_1 dS + \int_{\Gamma_2}\tau\Delta v_2 dS = 4\pi v_{tr} r_1^{*2}\frac{\sigma_c}{\sqrt{3}}\int_{\theta=0}^{\alpha}\sin^2\theta\,d\theta \tag{2.17}$$

După integrare rezultă:

$$W_s = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_c \pi v_{tr} r_1^{*2}(\alpha - \sin\alpha \cdot \cos\alpha) = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_c \pi v_{tr} R_1^2 \left(\frac{\alpha}{\sin^2\alpha} - ctg\alpha\right) \qquad (2.18)$$

2.3.1.3. Puterea consumată prin frecare

Pierderile de putere cauzate prin frecare se înregirstrează la nivelul suprafeţelor Γ_3 (zona conică de deformare) şi Γ_4 (zona cilindrică de calibrare de lungime L). De asemenea, se reaminteşte faptul că frecarea poate fi de „tip Coulomb”, frecare cu “factor de forfecare constant” şi frecare în condiţii de “lubrifiere hidrodinamică”.

Puterea totală consumată prin frecare este suma pierderilor de putere la nivelul suprafaţelor Γ_3 şi Γ_4: $\dot{W}_f = \dot{W}_{s3} + \dot{W}_{s4}$ (2.19)

În ceea ce priveşte frecarea de contact metal – sculă, aceasta evoluează după legi bine cunoscute şi anume [3, 5]:

- *Frecare de tip Coulomb* la care tensiunea tangenţială de forfecare este direct proporţională cu tensiunea normală la suprafaţa de contact:

$$\tau = \mu\sigma_\theta \qquad (2.20)$$

în care:

μ - coeficientul de frecare;

σ_θ – tensiunea normală la suprafaţa de contact;

- *Frecare cu factor de forfecare constant* la care tensiunea tangenţială de forfecare este proporţională cu tensiunea tangenţială maximă:

$$\tau = m\frac{\sigma_c}{\sqrt{3}} \qquad (2.21)$$

în care:

m - este un factor constant de forfecare $0 \le m \le 1$ (pentru care m = 0 înseamnă lipsa frecării la contactul metal – sculă şi m = 1 presupune aderenţă la nivelul sculei);

- *Frecare în condiţii de lubrifiere hidrodinamică*, situaţie în care tensiunea de forfecare se determină în baza relaţiei lui Newton:

$$\tau = \gamma \frac{\Delta v}{h} \tag{2.22}$$

în care:

Δv - discontinuitatea de viteză;

h – grosimea peliculei de lubrifiant;

γ – vâscozitatea lubrifiantului utilizat.

În cazul frecării de tip Coulomb pierderile de putere prin frecare la nivelul suprafeţei Γ_3 se determină în baza expresiei [1]:

$$\dot{W}_{s_3} = \int_{\Gamma_3} \tau \Delta v_3 dS = 2\pi\mu v_{tr} R_1^2 ctg\alpha \left(1 - \frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c} - ln\frac{R_0}{R_1}\right)\sigma_c \, ln\frac{R_0}{R_1} \tag{2.23}$$

unde $\Delta v_3 = v_f \frac{r_f^2}{r_o^2} cos\alpha = v_{tr} \frac{R_f^2}{R_o^2} cos\alpha$, iar $dS = 2\pi \cdot R(dR/\sin\alpha)$

Pierderile de putere prin frecare la nivelul suprafeţei Γ_4 se calculează cu relaţia [1]:

$$\dot{W}_{s_4} = \int_{\Gamma_4} \tau \Delta v_4 dS = 2\pi\mu v_{tr} R_1^2 \frac{L}{R_1} \cdot (\sigma_c - \sigma_{tr}) \tag{2.24}$$

unde $\Delta v_3 = v_f$, iar $dS = 2\pi R dr$

În cazul frecării cu factor de forfecare constant, pierderile prin frecare la nivelul suprafeţei Γ_3 se determină cu relaţia:

$$\dot{W}_{s_3} = \int_{\Gamma_3} \tau \Delta v_3 dS = \int_{R=R_1}^{R_0} \frac{2\pi R}{\sin\alpha} v_{tr} \left(\frac{R_1}{R}\right)^2 \cos\alpha \cdot m \frac{\sigma_c}{\sqrt{3}} dR = 2$$
$$= \pi v_{tr} R_1^2 ctg\alpha \cdot m \frac{\sigma_c}{\sqrt{3}} \int_{R=R_1}^{R_0} \frac{dR}{R} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_c m \pi v_{tr} R_1^2 ctg\alpha \cdot \ln \frac{R_0}{R_1} \quad (2.25)$$

Pierderile de putere prin frecare la nivelul suprafeţei Γ_4 se calculează cu relaţia:

$$W_{s_4} = \int_{\Gamma_4} \tau \Delta v_4 dS = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_c m v_{tr} R_1 L \quad (2.26)$$

În cazul frecării în condiţii de lubrifiere hidrodinamică pierderile prin frecare la nivelul suprafeţei Γ_3 se determină în condiţia existenţei unei pelicule (film) de lubrifiant între metal şi sculă. Se consideră că viteza peliculei de lubrifiant ce aderă la suprafaţa sculei de tragere este nulă, iar viteza stratului ce aderă la nivelul semifabricatului tras este orientată spre vârful conului de tragere (O), putând fi calculată cu relaţia:

$$v = v_{tr} \cdot r_1^{*2} \cdot \frac{\cos\alpha}{r^2} \quad (2.27)$$

Viteza medie are expresia:

$$v' = \frac{1}{2} v_{tr} \cdot r_1^{*2} \cdot \frac{\cos\alpha}{r^2} \quad (2.28)$$

Viteza volumică (debitul) $\dot{V}$ a unui inel de rază $R = r \cdot \sin\alpha$ şi de grosime *h*, se determină cu relaţia:

$$\dot{V} = 2\pi r \sin\alpha \cdot h v' = \pi v_{tr} r_1^{*2} \sin\alpha \cdot \cos\alpha \frac{h}{r} \quad (2.29)$$

Grosimea peliculei de lubrifiant (h_1) la ieşirea din zona de deformare (II) se poate determina pe baza expresiei:

$$h_1 = \frac{h_1^{'}}{\cos\alpha} \tag{2.30}$$

în care:

$h_1^{'}$ - este este grosimea peliculei de lubrifiant pe produsul tras, imediat la ieşirea din zona de calibrare a sculei.

Grosimea peliculei de lubrifiant (h) în zona de calibrare (III) este dată de relaţia:

$$h = h_1 \cdot \frac{r}{r_1^*} = \frac{h_1^{'}}{\cos\alpha} \cdot \frac{r}{r_1^*} \tag{2.31}$$

Pierderile de putere prin frecare la nivelul suprafeţei Γ_3 se determină în baza expresiei [1]:

$$\dot{W}_{s_3} = \int_{\Gamma_3} \tau \Delta v_3 \, dS = \int_{R=R_1}^{R_0} \gamma \frac{\left[v_{tr} \left(\frac{R_1}{R} \right)^2 \cdot \cos\alpha \right]^2}{\frac{R}{R_1} \cdot \frac{h_1^{'}}{\cos\alpha}} \cdot 2\pi R \frac{dR}{\sin\alpha} =$$

$$= 2\pi R v_{tr} R_1^5 \frac{ctg\alpha}{h_1^{'}} \cos^2\alpha \int_{R=R_1}^{R_0} \gamma \frac{dR}{R^4} = 2\pi R v_{tr}^2 R_1^2 \frac{ctg\alpha}{h_1^{'}} \cos^2\alpha \cdot \gamma \left(1 - \frac{1}{3} \cdot \frac{1}{R^3} \right) \tag{2.32}$$

$$= \frac{2}{3} \pi v_{tr}^2 R_1^2 ctg\alpha \cdot \cos^2\alpha \cdot \frac{\gamma}{h_1^{'}} \left[1 - \left(\frac{R_1}{R_0} \right)^3 \right]$$

Pierderile de putere prin frecare la nivelul suprafeţei Γ_4 se calculează cu relaţia:

$$\dot{W}_{\Gamma_4} = 2\pi R_1^2 v_{tr}^2 \cdot \frac{L}{R_1} \cdot \frac{\gamma}{h_1^{'}} \tag{2.33}$$

2.3.2. Tensiunea relativă de tragere

Tensiunea relativă de tragere σ_{tr}/σ_c poate fi determinată din bilanţul de putere, în funcţie de cele trei tipuri de frecare din timpul tragerii (rel. 2.12) prin simplificarea cu factorul comun $2\sigma_c \pi R_1^2 v_{tr}$:

- frecare de tip Coulomb:

$$\frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c} = \frac{\left\{ \frac{\sigma_{ctr}}{\sigma_c} + 2f(\alpha) ln \frac{R_0}{R_1} + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{sin^2 \alpha} - ctg\alpha \right) + 2\mu \left[ctg\alpha \left(1 - \frac{\sigma_{ctr}}{\sigma_c} \right) - ln \frac{R_0}{R_1} \right] ln \frac{R_0}{R_1} + \frac{L}{R_1} \right\}}{\left[1 + 2\mu (L + R) \right]} \quad (2.34)$$

- frecare cu factor de forfecare constant:

$$\frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c} = \frac{\sigma_{ctr}}{\sigma_c} + 2f(\alpha) \ln \frac{R_0}{R_1} + \frac{2}{\sqrt{3}} \left[\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - ctg\alpha + m \left(ctg\alpha \cdot \ln \frac{R_0}{R_1} + \frac{L}{R_1} \right) \right] \quad (2.35)$$

- frecarea cu lubrifiere hidrodinamică:

$$\frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c} = \frac{\sigma_{ctr}}{\sigma_c} + 2f(\alpha) ln \frac{R_0}{R_1 - h_1} + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{sin^2 \alpha} - ctg\alpha \right) + \\ + \frac{2v_{tr}\gamma}{h_1' \sigma_c} \left\{ ctg\alpha \cdot \frac{cos^2 \alpha}{3} \left[1 - \frac{(R_1 - h_1')^2}{R_0^2} \right] + \frac{L}{R_1 - \varepsilon} \right\} \quad (2.36)$$

Pentru tensiunea relativă de tragere σ_{tr}/σ_c se poate găsi o valoare optimă, dependentă de grosimea peliculei h_1' de lubrifiant. Acest lucru poate fi motivat astfel: dacă h_1' are valori foarte mici – cresc pierderile prin frecare în procesul tragerii, iar dacă h_1' are valori mari – creşte reducerea de secţiune a produsului tras şi, respectiv, puterea consumată prin deformare. Efectuând derivata de ordinul întâi şi neglijând infiniţii mici de rang superior, după reordonarea expresiei se obţine:

$$\frac{\partial\left(\frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c}\right)}{\partial\left(\frac{h_1^{'}}{R_1}\right)} = 0 = 2f(\alpha) - 2\frac{v_{tr}\gamma}{\frac{h_1^{'}}{R_1}R_1\sigma_c}\cdot\frac{ctg\alpha\cdot\cos^2\alpha}{3}\left[1-\left(\frac{R_1}{R_0}\right)^3+\frac{L}{R_1}\right] \tag{2.37}$$

Astfel că pentru $h_1^{'}/R_1$ rezultă expresia:

$$\frac{h_1^{'}}{R_1} = \sqrt{\frac{v_{tr}\gamma}{R_1\sigma_c}\cdot\frac{1}{f(\alpha)}\left\{\frac{ctg\alpha\cdot\cos^2\alpha}{3}\left[1-\left(\frac{R_1}{R_0}\right)^3+\frac{L}{R_1}\right]\right\}} \tag{2.38}$$

În condiţiile descrise rezultă pentru tensiunea relativă de tragere σ_{tr}/σ_c expresia:

$$\begin{aligned}\frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c} &= \frac{\sigma_{ctr}}{\sigma_c} + 2f(\alpha)ln\frac{R_0}{R_1} + \frac{2}{\sqrt{3}}\left(\frac{\alpha}{sin^2\alpha} - ctg\alpha\right) + \\ &+ 2\frac{v_{tr}\gamma}{R_1\sigma_c}\left[ctg\alpha\cdot cos^2\alpha\left(\frac{R_1}{R_0}\right)^3 + \frac{L}{R_1}\right] + \\ &+ 2\sqrt{\frac{v_{tr}\gamma}{R_1\sigma_c}f(\alpha)\left\{\frac{ctg\alpha\cdot cos^2\alpha}{3}\left[1-\left(\frac{R_1}{R_0}\right)^3+\frac{L}{R_1}\right]\right\}}\end{aligned} \tag{2.39}$$

2.3.3. Determinarea analitică a unghiului optim al filierei

Unghiul optim al filierei corespunde tensiunii relative de tragere minime. Din punct de vedere analitic acesta corespunde rădăcinii primei derivate a funcţiei $\sigma_{tr}/\sigma_c = f(\alpha)$:

$$\frac{\partial}{\partial\alpha}\left(\frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c}\right) = 0 \tag{2.40}$$

În cazul *frecării cu factor de forfecare constant*, α_{opt} are expresia:

$$\alpha_{opt} \cong \sqrt{\frac{3}{2} m \ln \frac{R_0}{R_1}} \tag{2.41}$$

În cazul *frecării de tip Coulomb*, acesta este definit de relaţia:

$$\alpha_{opt} \cong \sqrt{\frac{3\sqrt{3}}{2} \cdot \mu \cdot \left(1 - \frac{\sigma_{ctr}}{\sigma_c} - \ln \frac{R_0}{R_1}\right) \cdot \ln \frac{R_0}{R_1}} \tag{2.42}$$

2.3.4. Deformaţia admisibilă la trefilare

Reducerea maximă a secţiunii este limitată de faptul că tensiunea de tragere (σ_{tr}) nu poate depăşi limita de curgere a materialului (σ_c), luând în considerare şi ecruisarea acumulată până la trecerea respectivă, adică [1, 2]:

$$\frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c} \leq 1 \tag{2.43}$$

În ipoteza că $\frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c} > 1$ ar însemna ca produsul tras să nu-şi mai păstreze forma şi dimensiunile la ieşirea din zona de deformare, cu riscul ruperii acestuia atunci când (σ_c) cu ecruisarea dobândită ar depăşi ca valoare tensiunea de rupere (σ_r). Luând în considerare relaţia (64) şi condiţia impusă pentru tensiunea relativă de tragere, expresia (73), prin efectuarea unor calcule matematice specifice, se obţine pentru reducerea maximă de secţiune:

$$\left.\frac{R_0}{R_l}\right|_{\max} = \exp\left[\frac{1 - \frac{\sigma_{ctr}}{\sigma_c} - \frac{2}{\sqrt{3}}\left(\frac{\alpha}{\sin^2\alpha} - ctg\alpha + m\frac{L}{R_l}\right) - \frac{1}{2} \cdot \frac{\rho}{g\sigma_c} v_{tr}^2}{2\left[f(\alpha) + \frac{m}{\sqrt{3}} ctg\alpha\right]}\right] \tag{2.44}$$

Reprezentarea grafică a reducerii maxime de secţiune, $r_{max} = f(\alpha)$ sau $\left.\frac{R_0}{R_l}\right| = f(\alpha)$, cu neglijarea forţelor de inerţie, are alura reprezentată în fig. 2.7. Se observă din fig.2.7 că atunci când semiunghiul deschiderii filierei de tragere (α) este nul sau ≈ 70°, nici o reducere de secţiune nu este posibilă pentru orice valoare a lui *m*. Curbele de variaţie $r_{max} = f(\alpha)$ încep cu reducerea nulă atunci când $\left.\frac{R_0}{R_l}\right| = 1$ şi $\alpha = 0°$, în creştere progresivă, odată cu majorarea lui α. Maximul posibil de reducere a secţiunii se obţine pentru câteva valori ale unghiului α, devenind nul pentru $\alpha \cong 63^0$. În absenţa frecării (m = 0) maximul curbei este pentru $\alpha = 0^0$, întrucât reducerea maximă posibilă de secţiune este:

$$r_{max} = \left.\frac{R_0}{R_l}\right|_{max} = \left.\frac{R_0}{R_l}\right|_{ideal} = e^{\frac{1}{2}} \cong 1{,}65 \qquad (2.45)$$

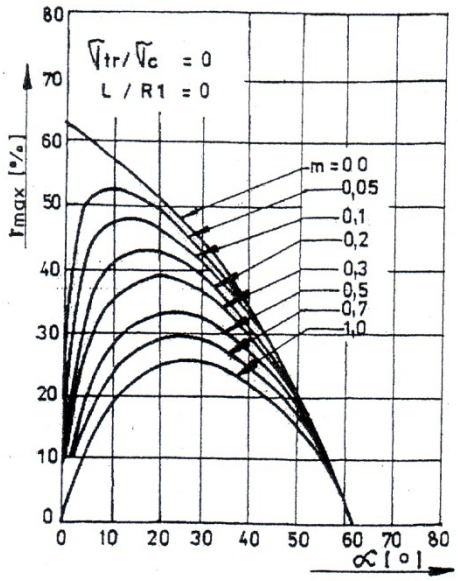


Fig. 2.7. Reducerea maximă posibilă a secţiunii în funcţie de semiunghiul α şi de factorul de forfecare m [1]

Din punct de vedere tehnologic, deformaţia admisibilă la trefilare este caracterizată de aşa numitul coeficient de siguranţă al tragerii (c_{str}), definit de relaţia: $c_{str} = \dfrac{S_1 \cdot \sigma_r}{F_{tr}}$.

2.4. Determinarea tensiunii de tragere la prelucrarea ţevilor fără ghidaj interior (tragere la gol)

Determinarea tensiunii de tragere ia în considerare geometria zonei de deformare prezentată în figura 2.7, [1]. De asemenea, se definesc suprafeţele sferice Γ_1 şi Γ_2 ce mărginesc zona de deformare a ţevii semifabricat, similar ca în cazul trefilării sârmelor şi tragerii barelor. Peretele interior al ţevii este definit de unghiul α_i, care permite şi o evaluare a variaţiei grosimii de perete prin tragere, parametru de optimizare a efortului unitar.

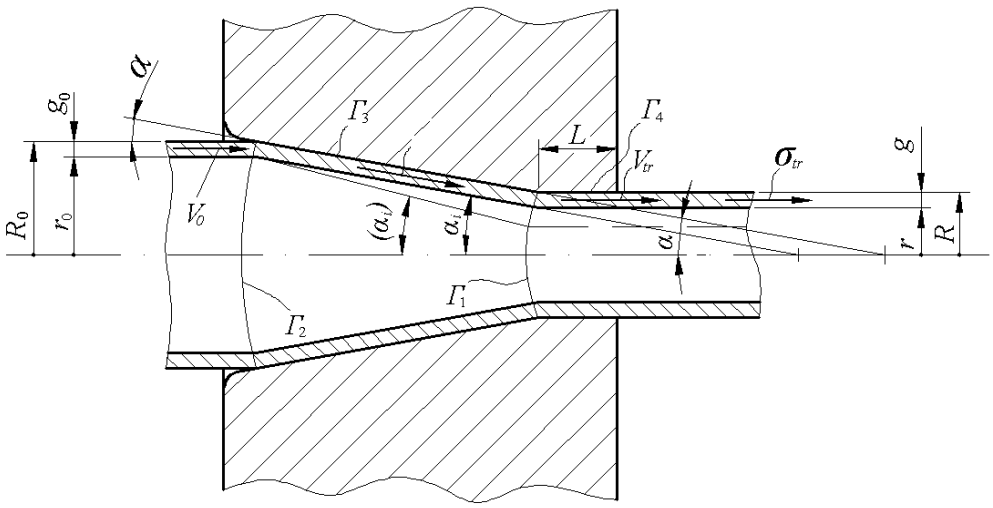


Fig. 2.7. Geometria şi dimensiunile ţevii în zona de deformare la procesarea ţevilor prin tragerea la gol [1].

Modalitatea de calcul a tensiunii relative de tragere (σ_{tr} / σ_c) ia în discuţie faptul că, pentru procesarea ţevii semifabricat – definită de dimensiunile radiale R_0 şi r_0, necesare obţinerii ţevii produs finit cu

dimensiunile radiale R şi r, este necesară o anumită forţă, echivalentă tragerii unei bare de secţiune plină (rotundă) de la R_0 la R, din care se scade apoi forţa necesară pentru tragerea miezului interior (de la r_0 la r), fără a se mai lua în considerare pentru acestea pierderile prin frecare, astfel:

$$\frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c} = \frac{F_{bară} - F_{miez}}{\sigma_c\left(R^2 - r^2\right)} =$$

$$= \frac{\pi R^2 \sigma_{tr}\Big|_{bară} + \pi R_0^2 \sigma_{ctr} - \pi r^2 \sigma_{tr}\Big|_{miez} - \pi r_0^2 \sigma_{tr}}{\sigma_c \pi R^2 \left[1 - \left(\frac{r}{R}\right)^2\right]} \tag{2.12}$$

$$= \frac{\frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c}\Big|_{bară} - \left(\frac{r}{R}\right)^2 \cdot \frac{\sigma_{tr}}{\sigma_c}\Big|_{miez} + \frac{\sigma_{ctr}}{\sigma_c}\left(\frac{R_0}{R}\right)^2 \cdot \left[1 - \left(\frac{r_0}{R_0}\right)^2\right]}{1 - \left(\frac{r}{R}\right)^2}$$

Înlocuind în expresia (2.12) relaţiile ce definesc tensiunile relative de tragere pentru bară şi, respectiv, pentru miez se obţine:

$$\frac{\sigma_{tr}}{\frac{2}{\sqrt{3}}\sigma} = \frac{1}{1 - \left(\frac{r}{R}\right)^2} \cdot \left\{\sqrt{3} f(\alpha) \cdot ln\frac{R_0}{R} + \left(\frac{\alpha}{sin^2\alpha} - ctg\alpha\right) + m\left(ctg\alpha \cdot ln\frac{R_0}{R} + \frac{L}{R}\right) - \right.$$

$$- \left(\frac{r}{R}\right)^2 \left[\sqrt{3} f(\alpha) \cdot ln\left(\frac{r_0}{R_0} \cdot \frac{R_0}{R} \cdot \frac{R}{r}\right) + \left(\frac{\alpha}{sin^2\alpha_i} - ctg\alpha_i\right)\right].$$

$$\left. + \frac{\sigma_{tr}}{\frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_c}\left(\frac{R_0}{R}\right)^2 \cdot \left[1 - \left(\frac{r_0}{R_0}\right)^2\right]\right\} \tag{2.13}$$

Raportul dintre r/R ce prezintă informaţii privind grosimea de perete la ieşirea ţevii din matriţă, se poate determina cu relaţia (2.14) ca o funcţie de deschiderea α_i:

$$\frac{r}{R}=\frac{R_0}{R}\cdot\frac{\mathrm{tg}\alpha_i\sqrt{\left(\frac{R}{R_0}\right)^2\cdot\frac{1+\mathrm{tg}^2\alpha_i}{\sin^2\alpha}-M^2-A}}{1+\mathrm{tg}^2\alpha_i}, \tag{2.14}$$

în care cu M s-a notat expresia:

$$M=\frac{\mathrm{tg}\alpha_i}{\mathrm{tg}\alpha}+\left(1-\frac{r_0}{R_0}\right)\cdot\mathrm{tg}\alpha_i\cdot\mathrm{tg}\left\{\arcsin\left[\left(1+\frac{r_0}{R_0}\right)\cdot\frac{\sin\alpha}{2}\right]\right\}-\frac{r_0}{R_0}. \tag{2.15}$$

Pentru determinarea valorii $\alpha_{i_{opt}}$ se pune condiţia de minimizare a tensiunii de tragere:

$$\alpha_{i_{opt}}=\frac{\partial}{\partial\alpha_i}\cdot(\sigma_{tr})=0. \tag{2.16}$$

De asemenea, o altă posibilitate, de a cunoaşte valoarea lui $\alpha_{i_{opt}}$ o reprezintă utilizarea relaţiilor (2.13) şi (2.14) – de determinare efectivă a deschiderii $\alpha_{i_{opt}}$, ceilalţi parametrii tehnologici din procesul tragerii fiind constanţi. Acest lucru presupune, printre altele, găsirea combinaţiei pentru $\alpha_{i_{opt}}=f(\alpha_{op}/matriţa)$ în dependenţa de grosime de perete pentru ţeava finit procesată. Reducerea maximă admisibilă se poate, de asemenea, determina punând condiţia $\alpha_{tr}=\alpha_c$ în rezolvarea relaţiei (2.13).

2.5. Relaţii empirice de determinare a forţei şi puterii la tragere

Pentru o evaluare rapidă a forţei în procesele de deformare plastică prin tragere, deseori, în practică se apelează la relaţii empirice de calcul.

Pentru trefilarea sârmelor şi tragerea barelor de secţiune rotundă se poate utiliza relaţia lui Gavrilenko (2.17) sau a lui Perlin (2.18) [3, 4]:

$$F_{tri}=\alpha_{cmi}\cdot s(\lambda_i-1)\cdot S_i\ [daN]; \tag{2.17}$$

$$F_{tri}=\alpha_{cmi}\cdot S_i\left[\ln\left(\frac{S_{i\text{-}1}}{S_i}\right)\right](1+\mu\cdot\mathrm{ctg}\alpha)\ [daN]. \tag{2.18}$$

Pentru tragerea ţevilor se pot utiliza relaţiile lui Emelianenko şi Alşevski [1]:

– ţevi cu pereţi subţiri, tragere la gol:

$$F_{tri} = \sigma_{cmi} \cdot S_i \cdot \delta_i \cdot k_i \ \ [daN]; \tag{2.19}$$

– ţevi cu pereţi groşi, tragere la gol:

$$F_{tri} = 1{,}2 \cdot \sigma_{cmi} \cdot S_i \cdot \delta_i \cdot k_1 \ \ [daN]; \tag{2.20}$$

– tragere pe dop susţinut:

$$F_{tri} = 1{,}05 \cdot \sigma_{cmi} \cdot S_i \cdot \delta_i \cdot k_2 \ \ [daN]; \tag{2.21}$$

– tragere pe dorn:

$$F_{tri} = 1{,}75 \cdot \sigma_{cmi} \cdot S_i \cdot \delta_i \cdot k_3 \ \ [daN]; \tag{2.22}$$

cu notaţiile:

S_i şi S_{i-1} - secţiunile după şi înainte de trecerea „i”;

σ_{cmi} - media aritmetică pentru limita de curgere înainte şi după trecere „i”;

s - expresia $s = (1 + \mu \cdot \mathrm{ctg}\alpha)$, în care:

μ - coeficientul de frecare (de tip Coulomb);

α - semiunghiul deschiderii conicităţii filierei sau matriţei;

λ_i - alungirea $\lambda_i = \dfrac{S_{i-1}}{S_i}$;

δ_i - reducerea de secţiune, $\delta_i = 100\left[1 - \left(\dfrac{1}{\lambda_i}\right)\right]$;

k_1, k_2 şi k_3 - parametrii definiţi de următoarele relaţii:

$$k_1 = \frac{(\mathrm{tg}\alpha + \mu)}{(1 - \mu \cdot \mathrm{tg}\alpha)\mathrm{tg}\alpha}, \quad k_2 = k_1 + \left(\frac{\mu}{\mathrm{tg}\alpha}\right), \quad k_3 = k_1 - a_1\left(\frac{\mu}{\mathrm{tg}\alpha}\right),$$

în care:

$$a_1 = \frac{(D_i - 2g_i)}{(D_i - g_i)} = 0{,}89...0{,}90;$$

D_i şi g_i - diametrul şi, respectiv, grosimea de perete după trecerea „i”.

Valorile pentru σ_{cmi} se consideră în $\left[daN/mm^2\right]$, pentru S_i şi S_{i-1} în $\left[mm^2\right]$ iar α în grade. Odată cunoscută mărimea forţei de tragere F_{tri}, determinată fie pe cale analitică sau pe cale experimentală, utilizând doze tensometrice, se poate determina şi lucrul mecanic util de deformare $\left(L_{di}\right)$:

$$L_{di} = F_{tri} \cdot L_i\,, \tag{2.23}$$

în care L_i - lungimea produsului procesat.

De asemenea, lucrul mecanic de deformare mai poate fi determinat şi cu relaţia:

$$L_{di} = V_i \cdot \sigma_{cmi} \cdot \ln\frac{S_{i-1}}{S_i}\,. \tag{2.24}$$

Dacă se ţine seama de pierderile prin frecare exterioară la contactul metal-sculă $\left(L_{fi}\right)$ şi de pierderile interioare $\left(L_i^{`}\right)$ se poate determina lucrul mecanic total consumat în procesul tragerii:

$$L_{ti} = L_{di} + L_{fi} + L_i^{`} = V_i \cdot \sigma_{cmi}\left\{\ln\left(\frac{S_{i-1}}{S_i}\right)\cdot\left[1+\left(\frac{\mu}{\alpha}\right)\right] + 0{,}77\cdot\alpha\right\}\left[daN\cdot m\right]. \tag{2.25}$$

În aceste condiţii se poate determina şi puterea necesară în procesul de deformare plastică prin tragere $\left(P_{ti}\right)$:

$$P_{ti} = \frac{L_{ti}}{t} = F_{tri}\cdot\frac{L_i}{t} = F_{tri}\cdot\frac{v}{102}\ \left[kW\right], \text{ în care:} \tag{2.26}$$

F_{tri} - se consideră în $\left[daN\right]$;

t - timpul în $\left[s\right]$;

v_{tri} - viteza în $\left[m/s\right]$.

Puterea reală necesară în procesul tragerii $\left(P_{ri}\right)$ se determină luându-se în considerare randamentul total al tragerii $\left(\eta_t\right)$.

Randamentul total al tragerii este produsul dintre randamentul deformării $\left(\eta_d = 0{,}75...0{,}90\right)$ şi randamentul transmisiei utilajului de tras sau al maşinilor de trefilat $\left(\eta_{tr} = 0{,}85...0{,}95\right)$.

$$P_{ti} = \frac{L_{ti}}{\eta_t} = F_{tri}\cdot\frac{v_{tri}}{102\cdot\eta_t}\ \left[kW\right] \tag{2.27}$$

Consumul specific de energie pentru tragere W_i se poate evalua cu ajutorul relaţiei:

$$W_i = \frac{P_{ri}}{P_s} \; [kW/t], \tag{2.28}$$

în care P_s este producţia specifică a utilajului de tras sau maşinilor de trefilat în $[t/h]$.

3. FACTORI CARE INFLUENŢEAZĂ PROCESUL DE TRAGERE-TREFILARE

Procesul de tragere-trefilare este un proces tehnologic complex şi ca atare dependent de o serie de factori care ţin de natura, compoziţia şi structura materialului, geometria, materialul şi uzura sculelor de deformare [6], lubrifierea [7], temperatura şi gradul de deformare [8, 9], viteza de tragere [9] etc. Factorii menţionaţi influenţează parametrii de forţă ai tragerii, schema de lucru, uzura sculelor de deformare, calitatea si precizia dimensională a produselor finite obţinute.

3.1. Influenţa compoziţiei chimice a semifabricatului

In general, în procesele de deformare plastică, influenţează atât elementele de compoziţie chimică de bază – de aliere cât şi cele însoţitoare – ce rămân într-un anumit procentaj, determinate de procedeul de elaborare.

Carbonul conduce la creşterea caracteristicilor mecanice de rezistenţă şi scăderea celor de plasticitate, odată cu creşterea procentuală a acestuia în oţelurile ce se trag (trefilează). În figura 3.1. se prezintă modificarea rezistenţei medii la rupere (R_m) cât şi a caracteristicilor mecanice de plasticitate, exprimate prin rezilienţa la rupere (Z), alungirea (A_{10}), numărul de răsuciri (n_r) şi numărul de îndoiri alternante (n_i) [1, 2].

La oţelurile cu procentaje medii şi ridicate de carbon, odată cu creşterea gradului de deformare plastică pe trecere, în tehnologia tragerii, ecruisarea devine liniar crescătoare – ceea ce înseamnă majorarea forţei de tragere, figura 3.2.

Tragerea ţevilor din oţeluri ecruisabile prin deformare plastică la rece conduce, în acelaşi timp, şi la o uzură accentuată a sculelor de tragere (a matriţelor).

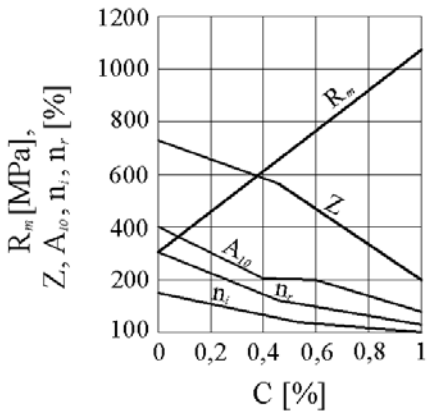


Fig. 3.1. Variaţia caracteristicilor mecanice de rezistenţă şi de plasticitate la trefilarea unei sârme de oţel Ø5,20 mm în funcţie de procentajul de carbon [1].

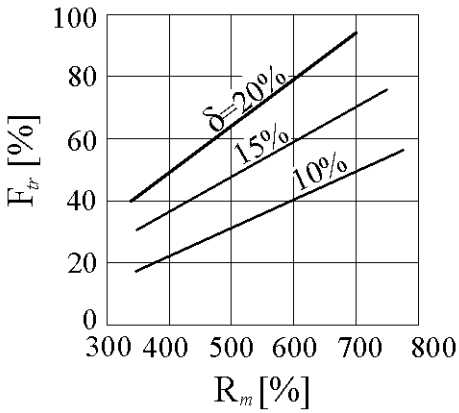


Fig. 3.2. Variaţia forţei medii de tragere (F_{tr}), în tehnologia trefilării sârmelor, în funcţie de rezistenţa la rupere (R_m), odată cu creşterea gradului de deformare plastică (δ) [1].

Manganul are, de asemenea, acţiune negativă în tehnologia tragerii ţevilor de oţel. Aceasta deoarece, odată cu majorarea conţinutului de mangan, creşte ecruisarea, implicit rezistenţa opusă de metal în procesul deformării plastice prin tragere.

Pentru exemplificare în figura 3.3. se prezintă reducerea numărului de îndoiri, pentru sârme trefilate din otel, Ø=3,0 mm cu conţinutul de carbon de 0,65%, cu reducerea totală a secţiunii (δ_{tot}) de circa 75% (iniţial patentată în băi de plumb la 450, 500 şi 550°C).

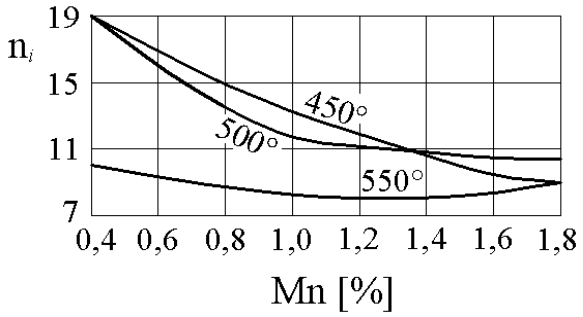


Fig. 3.3. Influenţa conţinutului de mangan asupra caracteristicilor de plasticitate, exprimate prin numărul de îndoiri alternante până la rupere (n_i) pentru sârme de oţel cu circa 0,65% C trefilate cu $\delta_{tot} = 75\%C$, iniţial patentate în băi de plumb la 450, 500 şi 550ºC [1].

Siliciul contribuie în foarte mică măsură la creşterea ecruisării în ţevile de oţel trefilate. Siliciul creşte însă limita de elasticitate a oţelului având, din acest punct de vedere, efecte pozitive mai ales în cazul trefilării sârmelor de oţel pentru arcuri.

Dacă însă siliciul se găseşte în matricea metalică sub formă de aglomerări de oxizi, acestea conduc la uzură exagerată a sculelor de tragere şi calitate redusă a suprafeţelor ţevilor trase.

Cromul ca element de aliere conduce la creşterea rezistenţei la deformarea plastică şi din acest punct de vedere, influenţează negativ procesul deformării plastice prin tragere.

Vanadiul în procentaje relativ mici influenţează mai puţin ecruisarea şi, în egală măsură, rezistenţa opusă de metal la procesarea prin tragere.

Sulful, care se găseşte doar ca element însoţitor în oţeluri (particularitate în acest sens prezentând doar oţelurile pentru automate), nu influenţează în mod deosebit procesul tragerii. Micşorează însă, în cazul oţelurilor pentru automate, rezistenţa la coroziune şi influenţează, de asemenea, negativ procesele de acoperiri de suprafaţă cum ar fi zincarea şi stanarea.

Sulful, care se găseşte doar ca element însoţitor în oţeluri (particularitate în acest sens prezentând doar oţelurile pentru automate), nu influenţează în mod deosebit procesul tragerii. Micşorează însă, în cazul oţelurilor pentru automate, rezistenţa la coroziune şi influenţează, de asemenea, negativ procesele de acoperiri de suprafaţă cum ar fi zincarea şi stanarea.

Fosforul, ca element însoţitor în oţeluri, nu influenţează sensibil procesele de deformare plastică prin tragere.

Cuprul, ca element de aliere, este introduc în oţeluri cu scopul de a creşte rezistenţa la coroziune (0,2÷0,4%Cu) şi nu are influenţă asupra tragerii. În oţelurile cu procentaje de carbon duce la micşorarea vitezei de patentare.

Aluminiul, provenit din procesul de elaborare a oţelului, se găseşte sub formă de incluziuni (Al_2O_3) răspândite neuniform în matricea de bază a oţelului. Aluminiul se foloseşte şi ca dezoxidant, situaţie când conduce la

obţinerea unei granulaţii fine. Ca restricţie în procesele de tragere, este cazul procesării sârmelor de oţel cu Ø < 0,7 mm la care nu se recomandă dezoxidarea cu aluminiu.

Oxigenul se găseşte, în general, în oţeluri sub formă de oxizi: FeO, $Si0_2$, $A1_20_3$, MnO care conduc, în general, la uzura prematură a filierelor şi a matriţelor.
Incluziunilor de FeO li se dă o importanţă aparte în cazul sârmelor de oţel pentru linii aeriene de telecomunicaţii, deoarece conduce la micşorarea conductibilităţii electrice a acestora. De asemenea, FeO micşorează rezilienţa şi poate conduce la intensificarea proceselor de coroziune şi de îmbătrânire a oţelurilor.

Hidrogenul, în calitatea sa de element însoţitor în oţeluri (procentaje foarte mici), nu influenţează procesul de deformare plastică prin tragere.
Influenţează, însă, în mod deosebit hidrogenul degajat în timpul decapării sârmelor semifabricat, deoarece dizolvat în oţel duce la aşa numita „fragilitate de decapare a oţelurilor” conducând la micşorarea numărului de îndoiri şi de răsuciri pentru produsele astfel procesate, figura 3.4.

Incluziunile nemetalice prezente în oţeluri conduc la micşorarea plasticităţii cu atât mai mult cu cât există în procentaje mai mari. De asemenea, pentru produsele trase, micşorează sensibil caracteristicile mecanice de livrare către beneficiar.

Structura cristalografică a semifabricatului influenţează, de asemenea, procesul de tragere, însă după cum este cunoscut aceasta este dependentă de compoziţia chimică. De preferat în procesul tragerii este structura cu cristale

fine în raport de o structură cu cristale grosolane.

Structurile ce se deformează bine prin tragere sunt: ferita, austenita, sorbită şi, în cazuri cu totul particulare, perlita de granulatie fină. Nu se pot deforma prin tragere oţelurile cu structură perlitică grosolană şi cu reţea de cementită (secundară).

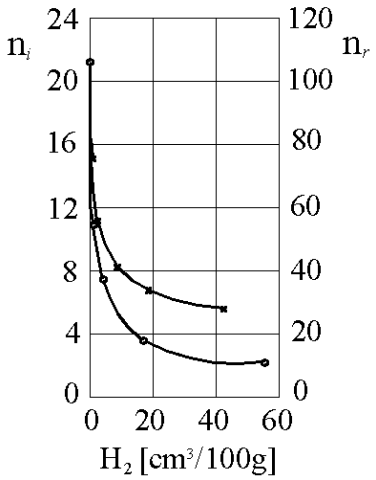


Fig. 3.4. Variaţia numărului de îndoiri (n_i) şi de răsuciri (n_r) pentru sârme de oţel cu 0,04 %C în funcţie de cantitatea de hidrogen difuzată [3]

3.2. Influenţa unor factori tehnologici în procesul tragerii

Se iau în discuţie, la acest paragraf, influenţa celor mai importanţi factori tehnologici, şi anume: gradul de deformare plastică, viteza de tragere, temperatura de tragere, forma secţiunii transversale a semifabricatului şi rotirea sculei de tragere.

3.2.1. Influenţa gradului de deformare plastică

După cum este cunoscut, între gradul de deformare plastică şi tensiunea de tragere există o dependenţă de strictă proporţionalitate.

In general, în procesele de deformare plastică prin tragere nu se recomandă grade mici de deformare plastică pe trecere, la o tragere $\delta < 5 \div 6\%$. Aceasta deoarece, pe lângă creşterea neuniformităţii deformaţiei în produsele astfel procesate, la tratamentul termic de recoacere se obţin structuri cu cristale grosolane.

Valoarea minimă admisă a gradului de deformare plastică pe trecere poate fi determinată în baza relaţiei lui Gubkin [4] :

$$\frac{d_1}{d_0} = \frac{5 + \cos\alpha - \sin\alpha}{5 + \cos\alpha + \sin\alpha} \tag{3.1}$$

De asemenea, gradul maxim de deformare plastică pe trecere este limitat de calitatea şi de starea materialului metalic ce se procesează, evitându-se supratragerea. In general, în practica industrială, o condiţie care impune limitarea gradului maxim admisibil de deformare plastică este raportul $\frac{\sigma_{tr}}{R_m}$, şi anume: $\frac{\sigma_{tr}}{R_m} \leq 0{,}75$, în care σ_{tr} este tensiunea de tragere, iar R_m - este valoarea medie a rezistenţei la rupere pentru produsele trase.

Reducerea maximă totală posibilă între două tratamente termice de refacere a structurii este dependentă de caracteristicile de plasticitate ale metalului ce se procesează, de calitatea sculelor şi lubrifiantului utilizat, de condiţiile de livrare impuse produselor trase etc.

In general, se cunosc patru scheme posibile de reducere a secţiunii, în procesele de trefilare a sârmelor de oţel, fig. 3.5.

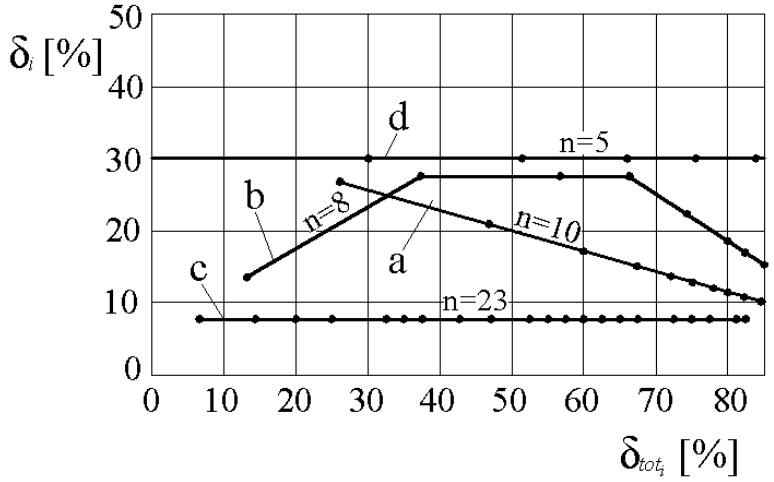


Fig. 3.5. Scheme posibile de aplicat la deformarea sârmelor de oţel:
a – reduceri continuu descrescătoare; ***b*** – reducere mică la prima trecere, reduceri constante şi apoi descrescătoare; ***c*** – reduceri pe trecere mici şi constante; ***d*** – reduceri parţiale mari şi constante [4].

- *schema a* – se recomandă în special pentru tragerea metalelor cu intensitate mare a ecruisării;

- *schema b* – reducerea mică de secţiune la prima trecere este motivată tehnologic prin asigurarea unei bune aderenţe a lubrifiantului, reduceri constante pe trecere în continuare, ca apoi reducerea de secţiune să fie descrescătoare, cauzată în special de ecruisarea pronunţată a produsului tras;

- *schema c* – este mai puţin recomandată în procesele de tragere industrială datorită neuniformităţii deformaţiei;

- *schema d* – este destul de rar folosită în practica industrială deoarece conduce la valori mari ale ecruisării dobândite într-un timp relativ scurt, fiind foarte dificilă apoi procesarea metalului prin tragere.

3.2.2. Influenţa vitezei de tragere

Viteza de tragere este un parametru tehnologic deosebit de important, deoarece defineşte productivitatea procedeului de tragere. În cazul tragerii ţevilor, se constată o micşorare a forţei de tragere cu creşterea vitezei, fig. 3.6. [2].

Din graficele prezentate în fig. 3.6. se constată o scădere pronunţată a forţei de tragere în intervalul $6 \div 50\,[m/min]$ (viteze care, în general, nu se folosesc în practica industrială), ca apoi diminuarea forţei să fie mult mai redusă.

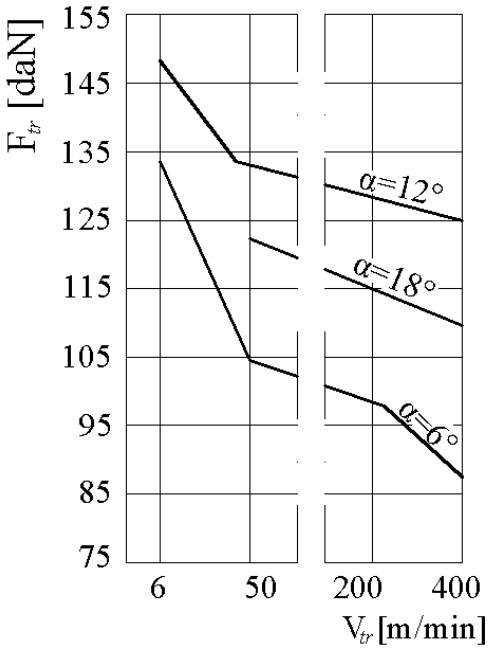


Fig. 3.6. Dependenţa forţei de trefilare în funcţie de viteza de tragere şi de unghiul α al deschiderii conicităţii filierei.

Diminuarea forţei de tragere odată cu creşterea vitezei se explică, pe de o parte, printr-o lubrifiere mai bună în procesul tragerii şi, pe de altă parte, prin creşterea temperaturii sârmei şi a filierei. Lubrifierea se consideră mult mai bună la viteze mari de tragere deoarece odată cu creşterea vitezei

este antrenată şi o cantitate mai mare de lubrifiant în conul de deformare al filierei. La viteze de tragere $> 200\,[m/min]$, pentru produsele trase s-a constatat şi o diminuare a numărului de îndoiri alternative şi de răsuciri.

De asemenea, odată cu creşterea vitezei de tragere scade şi raportul σ_{tr} / R_m, fig. 3.7, [2].

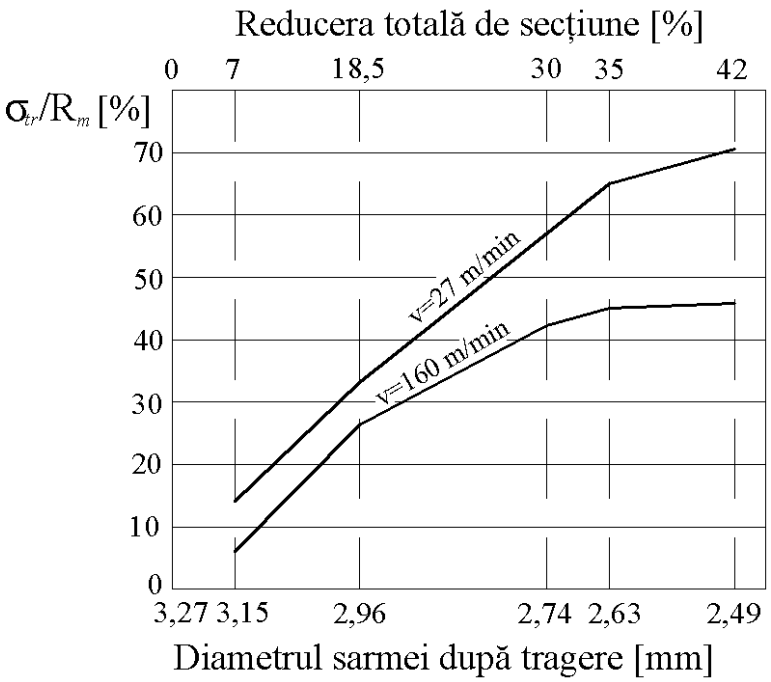


Fig. 3.7. Variaţia raportului σ_{tr}/R_m în funcţie de viteza de tragere şi gradul de reducere a secţiunii pentru sârme de oţel cu procentaje mici de carbon.

Luând în considerare acest efect al vitezei de tragere se poate afirma că materialele metalice ce nu pot fi trefilate la viteze mici de tragere, înseamnă că pot fi deformate la viteze mari de tragere.

In general, în practică, se caută pe ori şi ce cale creşterea vitezei de tragere pentru a obţine productivităţi mari.

Viteza de tragere poate fi mărită în tehnologia trefilării numai dacă este

asigurată o anumită „rezervă” de plasticitate a metalului, calitate corespunzătoare a lubrifiantului la vitezele şi temperaturile de tragere realizate şi scule de tragere corespunzătoare regimului de lucru acceptat.

3.2.3. Influenţa temperaturii de deformare

În timpul proceselor de tragere a oţelurilor datorită efectului termic al deformării plastice se obţine o creştere a temperaturii ţevilor trase. Această creştere de temperatură (ΔT) poate fi determinată în baza relaţiei [6]:

$$\Delta T = \frac{Ad}{J \cdot c \cdot \rho} \tag{3.2}$$

în care:

$Ad = \sigma_c \cdot ln(S_{i-1} / S_i)$ – este lucrul mecanic pe unitatea de volum;

σ_c – limita de curgere a oţelului înainte de intrarea în zona de deformare;

c – căldura specifică;

ρ – densitatea specifică;

J – echivalentul caloric al lucrului mecanic.

Relaţia (3.2) permite determinarea creşterii de temperatură pe secţiune pentru sârmele trefilate. Pentru creşterea temperaturii numai în zona periferică (exterioară), cauzată în special de frecarea de contact metal-sculă se recomandă relaţia :

$$\Delta T_e = \frac{m \cdot \mu \cdot F \cdot v_{tr} \cdot r^2}{2 \cdot k \cdot b \cdot J} \tag{3.3}$$

în care:

m – este partea de căldură absorbită, cu valori de 0,1÷0,5;

μ – coeficientul de frecare;

F – forţa pe suprafaţa activă a conicităţii matriţei;

v_{tr} – viteza de tragere;

r – distanţa de la interiorul sârmei (încălzită ca urmare a frecării de contact metal-sculă);

k – conductivitatea termică;

b – adâncimea de pătrundere a căldurii: $b = 2{,}5 \cdot \sqrt{L \cdot k / v_{tr} \cdot c \cdot \rho}$,

în care:

L – lungimea în zona de calibrare a sculei de tragere;

c şi ρ – cu semnificaţiile cunoscute.

Aceste două posibilităţi de creştere a temperaturii, cauzate de efectul termic al deformaţiei şi de frecarea existentă la contactul metal-sculă, conduc la un gradient de temperatură care generează tensiuni remanente în sârmele procesate, de întindere în zona periferică (σ_1) şi de comprimare în zona centrală (σ_c).

Pentru determinarea tensiunilor remanente generate de cele două posibilităţi de creştere a temperaturii produsului procesat se recomandă relaţiile [2]:

$$\sigma_1 = [E/(1-v)] \cdot a(T_c - T_m), \tag{3.4}$$

$$\sigma_c = [E/(1-v)] \cdot a \cdot T_m, \tag{3.5}$$

în care:

E – modul de elasticitate longitudinal al materialului metalic supus deformării prin tragere;

v – coeficientul lui Poisson;

a – coeficientul de dilatare termică;

T_c – temeperatura la exteriorul sârmei (la ieşirea din zona de deformare);

T_m – temperatura medie la nivelul secţiunii transversale (după

uniformizarea temperaturii pe secţiune) la ieşirea din zona de deformare. Foarte periculoase sunt tensiunile de întindere ce pot amorsa anumite microfisuri, existente în material, şi care pentru un regim de tragere cu gradient de temperatură de circa *100°C* pot atinge valori de $300 \div 350\,[N/mm^2]$.

3.2.4. Influenţa frecării de contact metal-sculă şi a lubrifierii

În cazul tehnologiei de tragere a ţevilor, frecarea de contact metal-sculă are valori considerabile prin mărimea forţei de frecare, cu influenţe deosebite asupra forţei totale de tragere, respectiv, asupra ecruisării ţevii.

Frecarea de contact metal-sculă în procesele de tragere a metalelor prezintă o serie de particularităţi în raport cu frecarea care apare la organele de maşini şi anume:

- frecarea se produce între două corpuri dintre care unul se deformează plastic (ţeava semifabricat) şi celălalt cu deformare cel mult elastică (matriţele);
- frecarea în procesele de deformare plastică prin tragere se produce la presiuni normale pe suprafaţa de contact mai mari decât de circa 10 ori până la 30 ori decât la organele de maşini;
- modificarea mărimii suprafeţei de contact metal-sculă.

În procesele de deformare plastică prin tragere a metalelor, frecarea de contact metal-sculă poate fi lichidă, în film de lubrifiant şi semilichidă:

a) frecarea lichidă prezintă ca particularitate prezenţa între cele două corpuri în mişcare (semifabricat-sculă) a unei pelicule groase de lubrifiant, la care acţionează legile hidrodinamicii;

b) frecarea în film de lubrifiant cunoscută şi sub denumirea de “frecare de graniţă” prezintă ca particularitate existenţa între metal – sculă, în procesul

tragerii, a unei pelicule foarte subţiri $(\leq 0{,}1\,\mu m)$:

- dacă pelicula de lubrifiant urmăreşte întocmai geometria suprafeţei de contact a sculei de tragere, frecarea se consideră „de graniţă tip I";
- dacă pelicula de lubrifiant este mult mai groasă decât la cea de „de graniţă tip I" şi, de asemenea, separă cele două corpuri în mişcare, semifabricat-sculă de tragere, frecarea se consideră „de graniţă tip II". Atunci când există frecare de graniţă tip I se iau în considerare proprietăţile de adsorbţie ale lubrifiantului utilizat, iar în cazul frecării de graniţă tip II se iau în considerare proprietăţile mecanice şi vâscozitatea lubrifiantului. De asemenea, se face precizarea că, pe măsură ce presiunea de contact metal-sculă scade, frecarea „de graniţă tip II", în cazul lubrifierii lichide, trece în frecare hidrodinamică, iar frecarea „de graniţă tip I", atunci când presiunea de contact metal-sculă creşte, poate să conducă la zone de „sudură" între cele două corpuri în contact;

c) frecarea semilichidă prezintă ca particularitate prezenţa în anumite zone de contact metal-sculă, în procesul tragerii a frecării lichide, iar în alte zone a frecării în film de lubrifiant.

Ca o observaţie de ordin tehnologic se menţionează faptul că, frecarea uscată sau semiuscată nu apare decât accidental în procesele de tragere a metalelor.

În cazul tehnologiilor de tragere a ţevilor, în funcţie de lubrifiantul utilizat, procesul de deformare capătă o denumire specifică şi anume: tragerea cu lubrifiere uscată – care utilizează lubrifianţi solizi; tragerea cu lubrifiere umedă – care utilizează lubrifianţi lichizi.

Trefilarea cu lubrifiere uscată este procedeul de tragere specific obţinerii sârmelor cu Ø>0,9÷1,0 mm. La acest procedeu de trefilare a sârmelor din oţel carbon, lubrifiantul utilizat este „praful de săpun" de

următoarea compoziţie: praful de săpun se amestecă cu 10÷15% praf fin de var şi 12÷15% praf de talc. Atunci când sârma semifabricat ce urmează a fi procesată prin trefilare este decapată pe cale mecanică se utilizează ca lubrifianţi stearaţii de calciu sau de sodiu.

Ţevile obţinute prin tragere în praf de săpun au suprafaţa mată de culoare cenuşie – închis. Atunci când ţeava trasă este lucioasă înseamnă că lubrifierea este necorespunzătoare. În general, tragerea uscată nu se recomandă după tragerea umedă deoarece praful de săpun nu aderă bine la suprafaţa ţevii. Pentru tragerea ţevilor din oţeluri greu deformabile cum ar fi cele ledeburitice, din wolfram, molibden, tantal etc., care, în general, se procesează la temperaturi de $500 \div 1000°C$ se utilizează ca lubrifiant grafitul coloidal.

Acţiunea lubrifiantului este dependentă de modul în care se realizează ungerea în procesul de tragere. De regulă, lubrifiantul este antrenat în zona de deformare de însăşi sârma semifabricat. Este de înţeles că presiunea în stratul de lubrifiant este redusă şi ineficientă, ducând la întreruperea nedorită a filmului de lubrifiant. Pentru creşterea presiunii în stratul de lubrifiant se practică intercalarea unui ajutaj în faţa filierei, având diametrul mai mare cu 0,4...0,65 mm decât al semifabricatului, fig. 3.8.

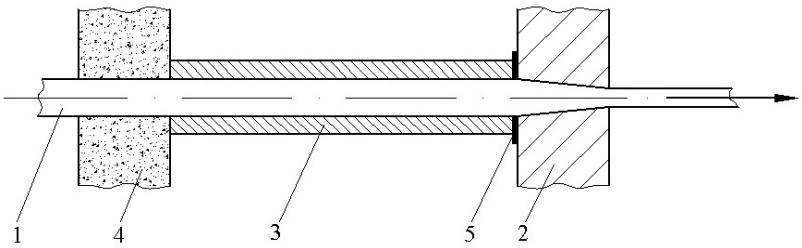


Fig. 3.8. Schema metodei de lubrifiere a zonei de deformare prin intermediul unui ajutaj: 1 – semifabricat supus tragerii; 2 – filieră; 3 – ajutajul; 4 – rezervorul de lubrifiant; 5 – material de etanşare.

Tragerea cu lubrifiere umedă se efectuează utilizând ca lubrifianţi uleiuri şi emulsii. În general, tragerea umedă se recomandă pentru obţinerea de ţevi cu suprafaţa lucioasă în regim de viteze mari de lucru. O reţetă de emulsii des folosită în tehnologia tragerii umede, pentru sârme de oţel, este *emulsia pe bază de săpun de natriu şi grăsimi* cu concentraţii între 0,5÷8,0%, limita superioară a procentajului de grăsimi se recomandă pentru ţevi de diametre mici şi foarte mici.

Alte reţete de emulsii: $4 \div 5 \left[g / dm^3\right]$ săpun de natriu, $0{,}5 \left[g / dm^3\right]$ acid sulfuric şi $25 \div 50 \left[g / dm^3\right]$ făină de secară - pentru tragerea ţevilor din oţel cu procentaje mari de carbon şi viteze de tragere de până la $1{,}0 \left[m / s\right]$; *emulsii pe bază de uleiuri cu adaosuri de acizi graşi* – pentru trefilarea sârmelor din oţel cu procentaje mici de carbon cu grade mari de reducere pe trecere şi viteze mari de tragere.

In lubrifierea lichidă, presiunea în stratul de lubrifiant lichid se obţine prin intercalarea unui container între două filiere (fig. 3.9), concretizând prin construcţia descrisă aşa-numita trefilare hidrostatică.

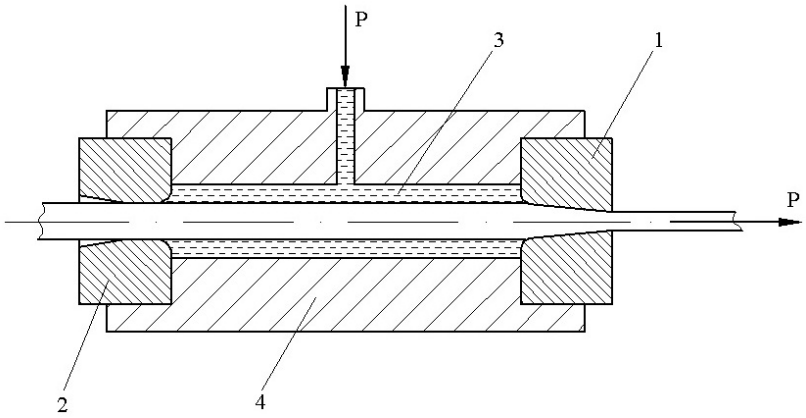


Fig. 3.9. Schema trefilării hidrostatice: 1 – filiera principală de tragere; 2 – filieră de etanşare (ajutătoare); 3 – ulei sub presiune ridicată; 4 – container.

Considerând frecarea de tip Coulomb , mărimea coeficienţilor de frecare se poate determina cu relaţia [2]:

$$\mu = \frac{F_{tr_{exp}} - S_1 \cdot \sigma_{ctr} - \sigma_{cm} \cdot S_1 \cdot ln\lambda}{S_1 \cdot ln\lambda \cdot ctg\alpha_p \cdot (\sigma_{cm} - \sigma_{ctr})} \tag{3.6}$$

în care:

$ln\lambda = ln(d_0 / d_1)^2$, S_0 şi S_1 – ariile secţiunii ţevii semifabricat şi a ţevii trase (la ieşirea din zona de deformare);

d_0, d_1 – diametrele ţevii semifabricat;

σ_{cm} – tensiunea medie (aritmetică) înainte şi după trecerea prin zona de deformare;

σ_{ctr} – tensiunea de contratragere, $\sigma_{ctr} = (0{,}10 \div 0{,}12) \cdot \sigma_{cm}$.

$$tg\alpha_p = tg\alpha \cdot \frac{d_0 - d_1}{(d_0 - d_1) + 2L \cdot tg\alpha} = \frac{1}{ctg\alpha_p}, \tag{3.7}$$

în care :

α – semiunghiul deschiderii conicităţii matriţei;

L – lungimea zonei de calibrare a sculei de tragere.

3.2.5. Influenţa ecruisării asupra siguranţei tragerii

Pentru ca să nu existe riscul de distrugere a integrităţii materialului metalic, cauzat de ecruisarea dobândită în timpul tragerii, trebuie ca tensiunea de tragere să nu depăşească valoarea rezistenţei la rupere. Această condiţie se exprimă prin aşa numitul coeficient de siguranţă al tragerii [1] :

$$c_{str} = \frac{S_1 \cdot \sigma_r}{F_{tr}} \tag{3.8}$$

unde:

S_1 – aria secţiunii transversale a sârmei la ieşirea din zona focarului de deformare;

σ_r – rezistenţa la rupere pentru sârma trefilată (include şi ecruisarea dobândită în procesul tragerii);

F_{tr} – forţa de tragere.

Se poate observa din relaţia (3.8) căci, cu cât forţa de tragere are valori mai mici cu atât mai mare este siguranţa tragerii.

Tabelul 3.1. Valori recomandate pentru coeficientul de siguranţă la tragerea sârmelor

Valori ale coeficientul de siguranţă la tragerea sârmelor	
Condiţii de trefilare	c_{str}
Trefilarea sârmei cu : Ø>0,1 mm	1,4
Ø=1,0÷0,4 mm	1,5
Ø=0,4÷0,1 mm	1,6
Ø=0,1÷0,05 mm	1,8
Ø=0,05÷0,015 mm	2,0

Tabelul 3.2. Valori recomandate pentru coeficientul de siguranţă la tragerea barelor şi ţevilor

Valori ale coeficientului de siguranţă la tragerea barelor şi ţevilor	
Condiţii de tragere	c_{str}
Bare trase cu: - secţiune simplă - cu elemente cu pereţi subţiri	 1,3÷1,4 1,6
Ţevi cu: - pereţi groşi - pereţi subţiri	 1,3÷1,4 1,6

Din tabelele 3.1. şi 3.2. se constată că valoarea coeficientului de siguranţă al tragerii este cu atât mai mare cu cât grosimea produsului tras şi, respectiv, grosimea de perete (în cazul ţevilor) au valori mici. De exemplu, în cazul tragerii ţevilor cu pereţi subţiri coeficientul de siguranţă al tragerii (c_{str}) poate atinge valoarea 2,50.

În practica industrială, în funcţie de calitatea materialului metalic ce se procesează prin tragere, de posibilităţile de lubrifiere, de sculele utilizate şi de parametrii maşinilor de tras se adoptă valoarea coeficientului de siguranţă, în aşa fel, încât tragerea să se efectueze într-un număr cât mai redus de treceri ale ţevii semifabricat în produs finit.

În cazul ţevilor cu pereţi subţiri, pentru a nu se obţine deformarea formei secţiunii transversale, pe lângă respectarea condiţiei de siguranţă a tragerii trebuie să se ia în considerare şi gradul maxim de reducere posibil pe trecere:

$$\delta_{max} = 2{,}80 \cdot \left[\left(\frac{g}{D} \right) \cdot 100 \right]^2 \tag{3.9}$$

În raport de discuţia purtată anterior, în tabelul 3.3. se prezintă valori recomandate pentru reducerea parţială şi totală de secţiune – considerată în două tratamente termice de refacere a structurii.

Tabelul 3.3. Valori recomandate pentru gradul de reducere al secţiunii în procesele de tragere ale ţevilor

Materialul metalic procesat	**Reducerea pe trecere, %**	**Reducerea totală, %**
Tragerea ţevilor:		
- din oţel carbon (0,1...0,45%C):		
- la gol -	25...35	30...50
- pe dop -	30...45	40...55
- pe dorn -	40...55	50...60
- la gol:		
- din cupru şi aliajele sale -	20...35	45...70
- din aluminiu şi aliajele sale -	25...37	50...70
- din titan şi aliajele sale -	10...20	10...35
- pe dop:		
- din cupru şi aliajele sale -	25...45	40...65
- din aluminiu -	35...45	75...80
- pe dorn:		
- din aliaje de aluminiu -	25...50	75...85

4. SCULE ŞI MAŞINI UTILIZATE IN PROCESUL DE TRAGERE-TREFILARE

Prelucrarea prin tragere şi trefilare se realizează cu scule specifice:

- filiere – pentru trefilarea sârmelor;
- matriţe – pentru tragerea barelor şi ţevilor;
- dornuri şi dopuri - pentru tragerea ţevilor

4.1. Filiere pentru trefilarea sârmelor

Filierele folosite pentru trefilarea sârmelor de secţiune rotundă se construiesc cu orificiul de calibrare în limitele 0,005 - 6 mm. Filierele cu diametre ale orficiului de calibrare > 0.2 mm sunt construite din materiale metalo-ceramice, cel mai des utilizate fiind cele pe bază de carburi de wolfram şi cobalt sau carburi de titan şi cobalt. Filierele cu diametrul ≤ 0.2 mm se construiesc numai din diamante (naturale sau sintetice).

Filierele, atât cele din diamant cât şi cele din materiale metaloceramice, se compun din două părţi principale: filiera propriu-zisă sau miezul şi armătura. Miezul filierei este format din diamant sau din aliaj dur, în care este practicat orificiul de tragere.

Filierele din carburi de wolfram/titan şi cobalt sunt realizate în general după următorul traseu tehnologic:

- presarea amestecului de carburi pe prese hidraulice;
- presinterizarea miezului din carburi metalice în cuptoare cu vid la temperaturi de 600 ... 800ºC ;
- sinterizarea propriu-zisă a miezurilor din carburi metalice în cuptoare cu vid, la temperaturi de 1375 ... 1450ºC ;

- verificarea caracteristicilor fizico-mecanice ale miezurilor de filieră sinterizate;
- rectificarea exterioară a miezurilor de filieră;
- fretarea miezurilor în carcase de metal;
- prelucrarea geometriei interioare a filierelor pe maşini specializate (calibrare, şlefuire cu carbură de bor şi lustruire cu pastă de diamant);
- marcarea filierelor;
- controlul final al geometriei interioare a filierelor (dimensiuni liniare şi unghiulare, calitate de suprafaţă etc.) şi sortarea pe grupe dimensionale (serii de tragere).

Filierele din diamant sunt confecţionate atât din cristale naturale de 0,10 … 0,50 carate (1 carat = 0,2g) cât şi din cristale sintetice sferice sau cilindrice cu diametrul 4.0 … 6.0 mm.

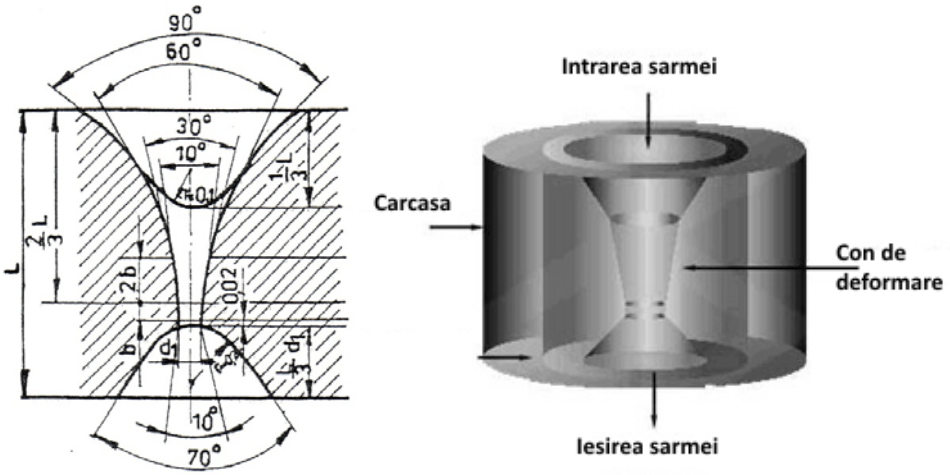


Fig. 4.1. Geometria interioară a filierelor din diamant (mărimi liniare şi unghiulare)

Filierele din diamant sunt cele mai importante scule folosite la fabricarea sârmelor cu diametre reduse şi cu toleranţe dimensionale şi de forme restânse. Durabilitatea acestora este de 30 … 60 ori mai mare decât a

filierelor din aliaje dure (materiale metaloceramice). Durabilitatea filierelor din diamant creşte cu atât mai mult cu cât metalul care se prelucrează este mai omogen ca structură şi compoziţie chimică, cu un conţinut cât mai redus de incluziuni nemetalice.

În fig. 4.2 se prezintă geometria interioară a filierelor cu miez din carburi metalice (materiale metaloceramice) pentru trefilarea cu lubrifiere uscată (lubrifianţi solizi) şi cu lubrifiere umedă (lubrifianţi lichizi).

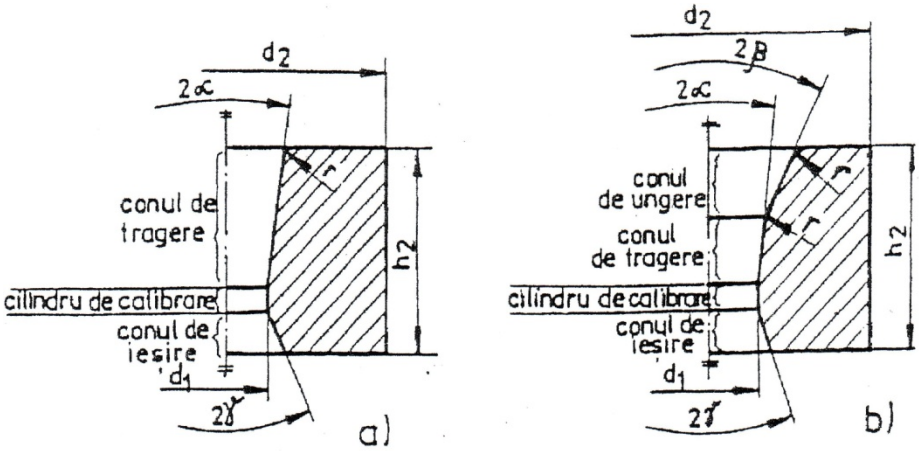


Fig. 4.2. Geometria interioară a filierelor cu miez din carburi metalice (materiale metaloceramice): a – trefilare uscată; b – trefilare umedă.

După cum se poate observa, diferenţa dintre cele două tipuri de filiere este prezenţa unei porţiuni conice suplimentare de înclinaţie β la trefilarea umedă menită să concentreze lubrifiantul la intrarea în conul de tragere.

Geometria filierelor

Profilul optim al filierelor este compus din şase zone principale (fig. 4.3), trecerea de la o zonă la alta făcându-se prin racordarea muchiilor. Fiecare din cele şase zone au un rol bine definit:

Conul de intrare (1) - are rolul de a racorda deschiderea filierei la suprafaţa acesteia şi în felul acesta de a produce o repartizare uniformă a solicitărilor care au loc în timpul tragerii, în materialul filierei.

Conul de ungere (2) - are rolul de a asigura o ungere eficientă în timpul trefilării. El trebuie să fie suficient de lung pentru a permite realizarea recalibrărilor ulterioare a filierei; în mod normal are deschiderea de 60º.

Conul de deformare (tragere) (3) - este partea principală a deschiderii filierei (conicităţii), porţiunea în care are loc deformarea propriu-zisă a metalului supus tragerii. Durabilitatea unei filiere depinde în cea mai mare măsură de alegerea unghiului optim pentru conul de lucru.

Valoarea optimă a unghiului de deschidere a filierei (α) variază între 5° şi 12°, v. tab. 4.1. În cazul diametrelor mici şi al reducerilor mici de secţiune pentru duritătţi ridicate ale materialului tras, deschiderea conicităţii este mai mică şi invers – la diametre mari şi reduceri mari de secţiune, deschiderea va fi mai mare.

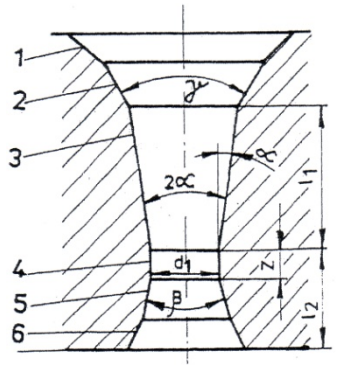


Fig. 4.3. Zonele caracteristice ale geometriei interioare a filierelor:
1 – con de intrare; 2 – con de lubrifiere; 3 - con de deformare; 4 – ghidaj (partea de calibrare); 5 – con de degajare; 6 – con de ieşire; 2α - unghiul conului de lucru (unghiul de tragere); β- unghiul conului de degajare; γ - unghiul conului de ieşire.

Valorile unghiului 2α a conului de deformare/tragere pot varia cu $\pm 1^0$ în raport cu cele prezentate în tabelul 4.1.

Tab. 4.1. Dimensiunile conului de tragere (2α) al filierelor cu miez din carburi metalice utilizate la tragerea sârmelor de oţel

Reducerea de secţiune, %	Ghidajul cilindric	Conul de tragere, 2α [^{0}]		
		A	B	C
5…8	de la: $0,2 \times d_1$ până la: $l \times d_1$	7	8	6
8…12		9	10	8
12…16		14	12	10
16…25		14	15	12
25…35		17	18	15
35…45		20	-	-

Semnificaţia notaţiilor din tab. 4.1 este următoarea :
A – tragerea în emulsie a sârmelor din oţel carbon > 0,4%C;
B – tragerea uscată a sârmelor din oţel carbon < 0,4%C, oţel aliat, molibden şi oţel pentru rezistenţe electrice
C – tragerea uscată a sârmelor din oţel > 0,4%C

În cazul aceleiaşi reduceri de secţiune, conul de lucru se micşorează pe măsură ce condiţiile de lubrifiere sunt mai bune, adică cu cât coeficientul de frecare la tragere este mai mic. Coeficientul de frecare, la rândul său, depinde de deschiderea conicităţii filierei, de gradul de prelucrare (şlefuire, lustruire) a acesteia.

Cilindrul (ghidajul) de calibrare (4) – asigură uniformitatea dimensională a metalului tras şi durabilitatea filierei. Lungimea ghidajului trebuie să fie într-un anumit raport faţă de diametrul găurii filierei d_1.

Un ghidaj prea scurt reduce durabilitatea filierei, iar unul prea lung produce aşa numita “ciupire” a sârmei, din cauza întreruperii peliculei de lubrifiant, ca urmare a unei frecări exagerate. Făcând comparaţia între filierele cu şi fără ghidaj rezultă următoarele:

- filierele cu ghidaj au durata de funcţionare mai mare; permit ajustări repetate, fără schimbări importante ale diametrului nominal, dimensiunile trefilate sunt mai exacte şi mai uniforme, în schimb forţa de tragere este mai mare;
- filierele fără ghidaj au o durată de funcţionare mai mică (se decalibrează mai repede) din care cauză dimensiunile obţinute sunt mai puţin exacte, în schimb forţa de tragere este mai mică şi suprafaţa sârmei trase este mai fină.

Conul de degajare (5) – face trecerea de la porţiunea cilindrică a filierei la cea conică de ieşire a acesteia. Se întâlneşte îndeosebi la filierele pentru trefilarea sârmelor groase cu rezistenţă mare la deformare.

Conul de ieşire (6) – preia o parte din efortul de deformare care are loc în conul de tragere. Dacă filiera s-ar termina cu partea cilindrică, fără con de ieşire, acesta s-ar fisura foarte repede, în special la tragerea sârmelor din materiale metalice greu deformabile.

Deschiderea conului de ieşire este de 60…90º, iar înălţimea lui este egală cu 1/3…1/5 din înălţimea totală a miezului filierei. La tragerea sârmelor foarte subţiri se recomandă ca această parte a filierei să aibă o formă conică – concavă, pentru a se obţine dimensiuni cu toleranţe cât mai strânse.

Dacă unghiul de deschidere al filierei este apropiat de valoarea optimă, curgerea materialului are loc laminar, deformaţiile pe secţiune fiind la un grad de neuniformitate mai redusă. Dacă unghiul α este mai mare decât valoarea optimă, pe suprafaţa înclinată/conică a filierei poate apărea o zonă staţionară, care măreşte neuniformitatea deformaţiilor pe secţiune.

Pentru micşorarea forţelor de tragere se mai utilizează filierele cu două perechi de role, una orizontală şi cealaltă verticală care pot executa tragerea şi fără lubrifiant, cu grade de deformare până la 50%. Tragerea finală de calibrare se execută însă tot cu o filieră convenţională.

4.2. Matriţe pentru tragerea barelor şi ţevilor

Matriţele sunt sculele utilizate la tragerea barelor şi a ţevilor, având diametrul de ieşire mai mare comparativ cu sârmele, ceea ce simplifică geometria acestora, întrucât sunt necesare mai puţine porţiuni de trecere între zona principală de deformare şi extremităţi.

Geometria matriţelor

Profilul optim al matriţelor este compus din trei zone (fig. 4.4):

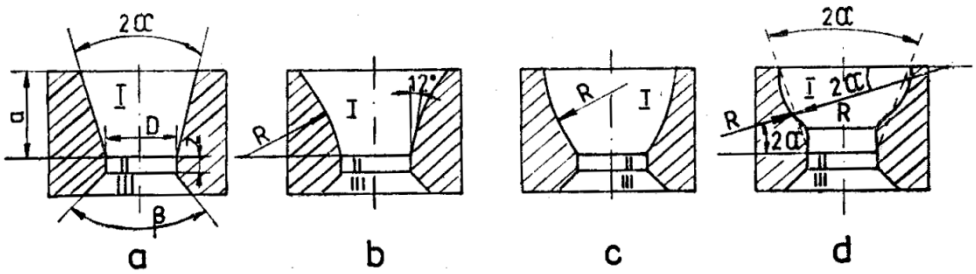


Fig.4.4. Matriţe utilizate la tragere: a) conică; b) convexă (radială); c) concavă; d) combinată

Zona de deformare (lucru) (I) - poate avea profil conic, concav, convex (radial) şi compus. Ea este definită de unghiul 2α - pentru zona conică, de raza R - pentru zona concavă/convexă şi de unghiul 2α şi raza R - pentru zona compusă.

Matriţa convexă (radială) se utilizează la tragerea ţevilor la gol pentru micşorarea contracţiei radiale a acestora, iar cea concavă pentru uniformizarea uzurii sculelor prin echilibrarea presiunii pe zona de lucru. Matriţa cu profil compus combină avantajele celor două matriţe cu profil simplu, fiind destinate tragerii semifabricatelor din aliaje neferoase.

Zona cilindrică (ghidajul) (II) - asigură calibrarea produsului tras la dimensiunile nominale. Ea este proporţional mai scurtă decât la filiere,

deoarece componenta normală este mai mare, ceea ce dă naştere la o forţă de frecare mai ridicată în cazul barelor şi ţevilor.

Zona (conul) de ieşire (III) - preia din efortul de deformare, evitând ruperea mariţei la extremitatea de ieşire.

Valorile recomandate pentru deschiderea zonei de deformare şi lungimea cilindrului de calibrare depind de diametrul final al semifabricatului şi de materialul matriţei:

1) La tragerea barelor

- 2α = 14-16º pentru oţelurile carbon, valorile crescătoare corespunzând intervalului superior de dimensiuni ale diametrelor semifabricatelor ϕ = 10...50 mm; z = (0,3...0,16d), scăzând pe măsură ce diametrul barei este mai mare în acelaşi interval de dimensiuni ϕ = 10...50 mm;
- 2α = 13-15º pentru oţelurile inoxidabile valorile crescătoare corespunzând intervalului superior de dimensiuni ale diametrelor semifabricatelor ϕ = 10...50 mm; z = (0,15 ...0,1d), scăzând pe măsură ce diametrul barei este mai mare în acelaşi interval de dimensiuni ϕ = 10...50 mm;

2) La tragerea ţevilor

- cu matriţe din oţel aliat de scule, 2α = 26º (valoare fixă indiferent de diametru ţevii); z = 5 mm, a = 40 mm;
- cu matriţe din aliaje dure (materiale metalo-ceramice), 2α = 24º (valoare fixă indiferent de diametru ţevii); z = 1 - 5 mm, crescând pe măsură ce diametrul ţevii creşte şi respectând recomandarea z = 1,5g, în care *g* este grosimea peretelui ţevii.

Matriţele pentru tragerea barelor şi ţevilor sunt realizate din:

- oţeluri carbon de scule (0,8...1,2% C) cu tratament termochimic de cromizare a suprafeţelor active de lucru;

- oţeluri aliate de scule cu Cr (1% C; 1,5% Cr), Cr şi Ti sau Si şi Ti tratate termic sau termochimic;
- oţeluri aliate cu Cr şi Mo (1.6% C, 12% Cr, 0,5% Mo) durificate superficial prin ecruisare;
- carburi metalice de Cr sau Ti cu Co, pentru producţii mari cu viteza de tragere ridicate.

Prelucrarea matriţelor constă în găurire prin aşchiere sau electroeroziune, şlefuire cu pietre/discuri şi lustruire cu carbură de bor sau pastă de diamant.

4.3. Dornuri şi dopuri pentru tragerea ţevilor

Tragerea ţevilor cu ghidaj interior utilizează diverse tipuri de dornuri şi dopuri pentru a asigura diametrul interior, dar şi grosimea peretelui ţevii, (fig.4.5):

- dopuri cilindrice (fig. 4.5 a, b, c)
- dopuri conice susţinute (fig. 4.5 d)
- dopuri conice flotante (fig. 4.5 e)
- dopuri conice tubulare pentru evazare (fig. 4.5 f)

In general, dopurile cilindrice sunt cele mai utilizate, fiind toate dopuri susţinute prin tije, care fie fac corp comun cu dopul sau sunt detaşabile. Chiar dacă sunt denumite „cilindrice”, aceste dopuri nu sunt perfect cilindrice, ci prezintă o conicitate corespunzătoare unei diferenţe d_{max} - d_{min} = 0,1...0,3 mm care să înlesnească curgerea materialului peste suprafaţa dopului, prin apariţia unui efort tangenţial minim. Diametrul d_{max} al dopului trebuie să corespundă diametrului interior d_{int} al ţevii; dopurile cilindrice sunt utilizate pentru tragerea ţevilor cu d_{int} < 60 mm. Lungimea *l* a părţii active a dopului trebuie să se înscrie în intervalul (1,0...1,6)*d*.

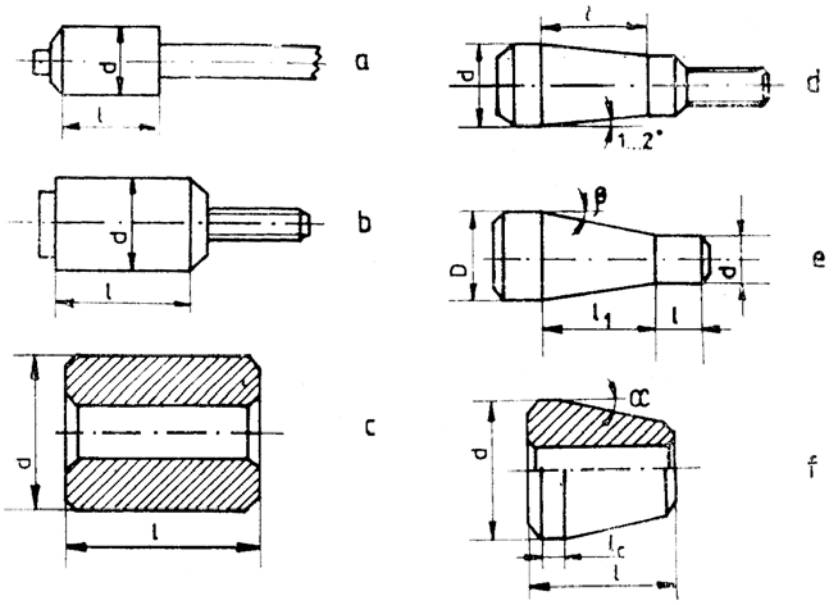


Fig. 4.5. Tipuri de dopuri utilizare la tragerea ţevilor: a - dop cilindric cu tijă; b - dop cilindric cu tijă filetată; c - dop cilindric fără tijă; d - dop conic cu tijă; e - dop conic flotant; f - dop conic tubular pentru evazare

Dopurile conice pot fi susţinute sau flotante. In primul caz, conicitatea este de doar 1...2º, asigurând un joc suficient între dop şi ţeavă. In al doilea caz, suprafaţa conică participă la procesul de deformare plastică al peretelui ţevii, conicitatea fiind mai mare (β = 9...13º, cu respectarea condiţiei arctg$\mu < \beta < \alpha$, unde α este semideschiderea matriţei). Dopurile flotante se folosesc la tragerea ţevilor de lungimi mari.

Dornurile folosite la tragerea ţevilor sunt cilindrice, având capul conic (30º) pentru a înlesni intrarea acestuia în ţeavă, cu o diferenţă d_{max} - d_{min} = 0,2...0,5 mm, în funcţie de diametrul ţevii. Lungimea dornului trebuie să fie > 1000 mm decât lungimea nominală a ţevii, pentru a înlesni evazarea ulterioară a ţevii şi extragerea dornului.

4.4. Maşini pentru tragere-trefilare

Maşinile pentru trefilat pot fi clasificate după următoarele criterii [1, 2]:

- după diametrul nominal al sârmelor trefilate;
- după principul funcţional al acestora;
- după tipul lubrifiantului folosit;
- după modul de aşezare al tobelor de tras.

După dimensiunile sârmelor care pot fi trase :

- maşini de trefilat sârmă foarte groasă (Ø>6mm);
- maşini de trefilat sârmă groasă (Ø6...3mm);
- maşini de trefilat sârmă mijlocie (Ø3... 1,8 mm);
- maşini de trefilat sârmă subţire (Ø1,8…0,8 mm);
- maşini de trefilat sârmă fină (Ø<0,5mm).

După principiul funcţional:

- maşini singulare (tragere singulară);
- maşini multiple (tragere multiplă).

Maşinile singulare de trefilat pot fi cu o singură tobă sau maşini cu mai multe tobe, fiecare însă cu tragere individuală.

Maşinile multiple de trefilat pot fi grupate în:

- maşini fără alunecare (sârma se înfăşoară direct pe tobă);
- maşini cu alunecare (sârma alunecă pe role de ghidare înainte de înfăşurarea pe tobă).

Maşinile de trefilat *fără alunecare* pot fi:

- cu acumulare (există rezervă de spire pe tobele de tragere);
- fără acumulare (firul trece direct de la o tobă la alta).

Maşinile de trefilat *cu acumulare* pot fi:

- cu tobe alăturate;
- cu tobe suprapuse

În fig. 4.6 se prezintă schema unei maşini de trefilat singulară cu tobă verticală, iar în figurile 4.7 şi 4.8 schemele cinematice ale unor maşini multiple de trefilat cu alunecare.

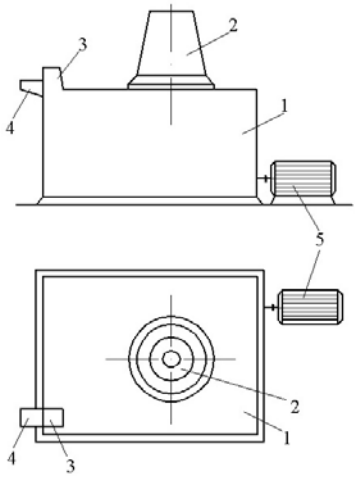


Fig. 4.6. Maşina singulară de trefilat cu tobă verticală:
1 – batiul maşinii; 2 – toba de formare a colacului; 3 – portfilieră;
4 – jgheab de lubrifiere; 5 – motor de acţionare

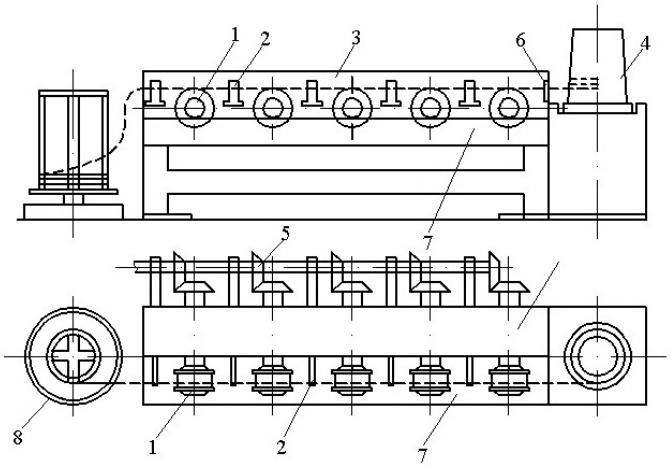


Fig. 4.7. Maşină multiplă de trefilat de tip liniar:
1 – rolă intermediară de tragere; 2 – portfilieră; 3 – batiul maşinii; 4 – tobă verticală de formare a colacului; 5 – reductor cu roţi conice pentru acţionarea rolelor de tragere; 6 – role de ghidaj; 7 – jgheab de lubrifiere; 8 – vârtelniţă pentru desfăşurarea colacului.

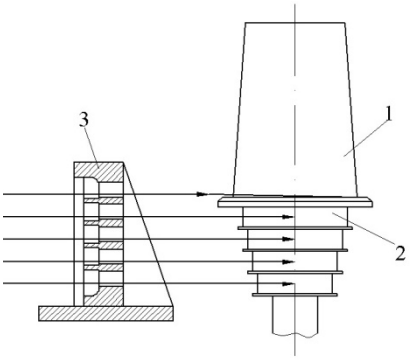


Fig. 4.8. Maşină multiplă de trefilat cu tobă etajată care lucrează cu alunecare:
1 – tobă de formare a colacului; 2 – trepte de tragere; 3 – portfiliere.

La maşinile de trefilat singular cât şi la cele multiple, tobele de tras pot fi:

- cu tragere simplă (o singură filieră);
- cu tragere dublă (două filiere).

Maşinile la care trecerea sârmei prin filieră este supusă unei forţe de frânare se numesc *maşini de tras cu contragere*.

Din punct de vedere al *lubrifiantului* folosit clasificarea maşinilor de tras este următoarea:

- maşini cu trefilare uscată (lubrifiant solid);
- maşini cu trefilare umedă (lubrifiant lichid).

După modul de aşezare a tobelor de tras se deosebesc:

- maşini de tras cu tobe verticale;
- maşini de tras cu tobe orizontale.

În cazul trefilării fără alunecare sârma se înfăşoară pe toba de tragere asemănător ca în procedeul cu o singură tobă, deşi instalaţia constă din câteva filiere şi tobe dispuse consecutiv, care într-o anumită privinţă pot funcţiona în mod independent. În acest caz nu este obligatorie respectarea cu rigurozitate a constanţei volumului de material pentru toate filierele deoarece, în filierele vecine se prevede formarea unei rezerve de sârmă pe

tobă. Aceasta înseamnă că oricare dintre tobe poate funcţiona un timp oarecare independent faţă de celelalte. Rezerva necesară de sârmă pe tobă se asigură dacă se respectă următoarea relaţie între vitezele a două tobe vecine (v_n şi v_{n-1}), cu alungirea (λ_n) din filiera instalată între ele: $\lambda_n = 1{,}05 \cdot v_{n-1}/v_n$.

În cazul trefilării cu alunecare sârma trasă se înfăşoară pe role de tragere o dată sau de câteva ori, astfel încât forţa de tragere pe fiecare rolă să fie asigurată prin acţiunea forţelor de frecare care se formează între suprafaţa rolei şi sârmă.

Pentru funcţionarea unei astfel de maşini, la fiecare rotaţie pe tobă se înfăşoară o spiră de sârmă şi o dată cu aceasta o altă spiră se desfăşoară. Aceasta menţine constant numărul minim de spire care asigură forţa de tragere necesară. Condiţia obligatorie pentru funcţionarea normală a maşinilor cu mai multe role este respectarea constanţei volumului de material deformat în unitatea de timp, adică: $S_1v_1 = S_2v_2 = ...S_nv_n = ct$.

Bancurile de tragere reprezintă utlilaje de bază folosite în tragerea barelor şi ţevilor, putând dezvolta forţe de tragere intre 10 kN şi 1500 kN. Ele pot fi acţionate mecanic (cu lanţ, cu cremalieră, cu cablu, cu tambur etc) sau hidraulic.

Bancurile cu lanţ sunt cele mai răspândite, având o construcţie simplă. Schema de principiu a unui banc de tragere cu lanţ este redată în fig. 4.9. Ţeava semifabricat 1 este trasă de căruciorul 2 prin intermediul lanţului cu role 3 antrenat de roata de lanţ 4 aflată pe axul reductorului 5 aferent motorului electric de acţionare. Revenirea căruciorului de tragere în poziţia iniţială se face prin mecanismul 6. Dacă tragerea se execută cu ghidaj interior, atunci bancul de tragere este dotat şi cu un mecanism suplimentar de deplasare a dornului.

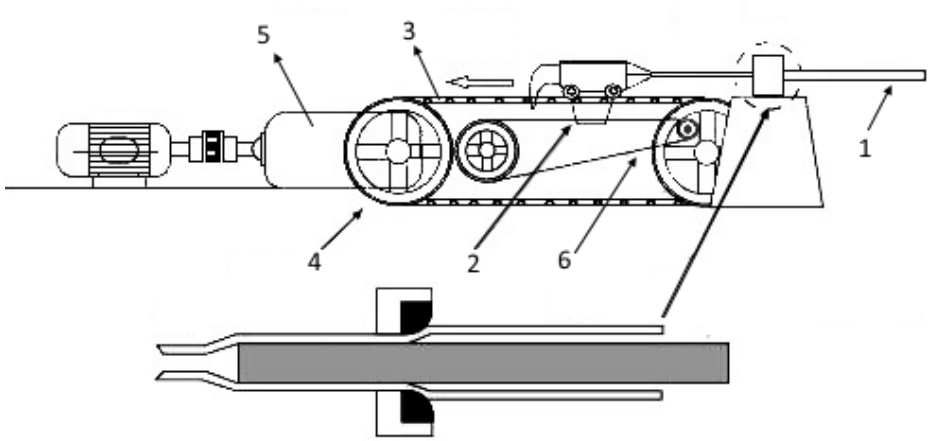


Fig. 4.9. Schema de principiu a unui banc de tragere cu lanţ: 1 - ţeava semifabricat; 2 - căruciorul de tragere; 3 - lanţ; 4 - roata de lanţ; 5 - reductor; 6 - mecanism de deplasare a căruciorului

Bancurile cu lanţ pot realiza până la 3 trageri simultan. Pentru creşterea productivităţii, unele bancurile pot fi dotate cu un cărucior de împingere a semifabricatului în matriţă, eliminând astfel operaţia de ascuţire a barelor.

Bancurile cu cremalieră se folosesc la obţinerea produselor de lungimi mari de până la 50 m, dar care nu necesită forţe de tragere mai mari de max 50 kN. Mişcarea rectilinie este obţinută cu ajutorul mecanismului roată dinţată-cremalieră. Cremalierele se dispun paralel pe batiul maşinii, iar pinioanele se montează simetric pe axul de ieşire din reductor, ansamblul fiind montat pe căruciorul de tragere, ceea ce complică soluţia constructivă.

Bancurile de tragere hidraulice au căruciorul de tragere antrenat prin tija pistonului ce se deplasează într-un cilindru sub acţiunea presiunii unui lichid hidraulic. Principalele avantaje ale acestor bancuri sunt posibilitatea reglării vitezei de tragere în limite largi şi forţele de tragere mari pe care le pot dezvolta. Din acest motiv ele sunt destinate cu precădere la tragerea oţeluri speciale.

Bibliografie partea I

1. Cazimirovici, E., Negulescu, I., Târcolea, M., Răducanu, D., Teoria si tehnologia deformării prin tragere, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1990.
2. Susan, M., Deformarea metalelor prin tragere, Ed. Tehnopress, Iaşi, 2002.
3. Susan, M., Trefilarea sârmelor de oţel, Ed. Cermi, Iasi, 2008
4. Avitzur, B. , Handbook of metal-Forming Process, Ed. John Wiley & Sons. N. York, 1983, Cap. 9: Tubing and Tubular products.
5. E. Felder, C. Levrau, M. Mantel, N.G. Truong Dinh, Identification of the work of plastic deformation and the friction shear stress in wire drawing, Wear, 2012, 286-287, 27-34.
6. Tittel, V., Zelenay, M., Kudelas, L., Effect of drawing angle size of a die on wire drawing and bunching process, Metal 2012 Conference, 23 - 25 May 2012, Brno, Czech Republic
7. Sang-Kon Lee, Seon-Bong Lee, Byung-Min Kim, Process design of multi-stage wet wire drawing for improving the drawing speed for 0.72 wt% C steel wire, J. of Materials Processing Technology, 2010, 210(5), 776-783.
8. Aly El-Domiaty, Sadek Z. Kassab, Temperature rise in wire-drawing, Journal of Materials Processing Technology, 83(1–3), 72-83.
9. A. Haddi, A. Imad, G. Vega, Analysis of temperature and speed effects on the drawing stress for improving the wire drawing process, Materials & Design, 32(8-9), 2011, 4310-4315.
10. Wright, R. N., Wire technology: Process Engineering and Metallurgy. Butterworth – Heinemann, 2011, 320 p. ISBN 978-0-12-382092-1
11. Neves, F. O.,Button, S. T., Caminaga, C., Gentile, F. C., Numerical and experimental analysis of tube drawing with fixed plug, Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 2005, 27(4)
12. E.M. Rubio, A.M. Camachoa, L. Sevilla, M.A. Sebastian, Calculation of the forward tension in drawing processes, Journal of Materials Processing Technology 162–163 (2005) 551–557
13. https://www.hyperion.sandvik.com/en/products/cemented-carbide/wire-dies-nibs-tungsten-carbide
14. http://www.paradie.com/products/

PARTEA a II-a

EXTRUDAREA METALELOR

1. DEFORMABILIATEA LA RECE A METALELOR IN CONTEXTUL PRELUCRĂRII PRIN EXTRUDARE

1.1. Definiţii

În prezent, cele mai multe lucrări legate de prelucrarea prin extrudare la rece se ocupă cu stabilirea fenomenelor care stau la baza proceselor de deformare, caracterizând comportarea materialului în timpul deformării prin mărimea tensiunilor şi prin gradul de deformare logaritmic. Astfel, mărimea tensiunilor ce marchează începutul curgerii materialului defineşte rezistenţei la deformare, iar variaţia acestor mărimi cu creşterea gradului de deformare caracterizează modul de curgere al materialului.

Indicii limită ai gradului de deformare exprimă deformabilitatea materialului sau gradul de deformare maxim pe care materialul îl suportă, fără să-şi distrugă integritatea în timpul unui proces de deformare (adică în zona de deformare nu apar fisuri sau chiar rupturi).

Din definiţia gradului de deformare maxim (limită), rezultă că valorile pentru această mărime se pot determina numai prin încercări de deformare, dar rezultatele acestor încercări nu pot fi transpuse direct cantitativ asupra proceselor de deformare întâlnite în practică, ci numai în condiţiile unei concordanţe între starea de tensiune determinată în condiţiile de laborator şi valoarea tensiunii medii principale reale.

1.2. Determinarea deformabilităţii metalelor extrudate

Comportarea la deformări plastice a materialelor, se poate aprecia prin trei încercări: testul de tracţiune, testul de compresiune şi testul de strivire. Fiecare din aceste metode prezintă avantaje şi dezavantaje.

Incercarea la tracţiune permite realizarea unei solicitări uniaxiale suficient de omogene, dar, datorită apariţiei stricţiunii, rezultatele sunt sensibil diferite de cele obţinute în procesele reale de deformare plastică.

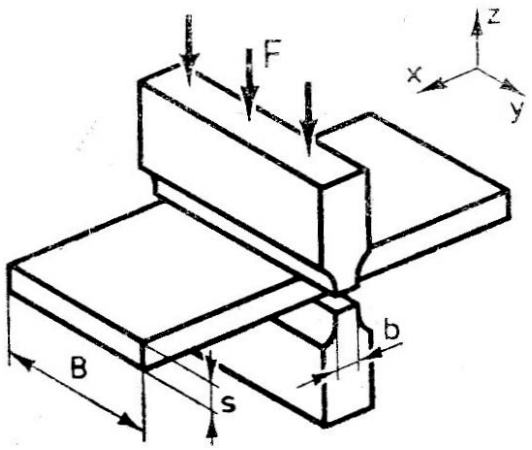


Fig.1.1. Incercarea la compresiune plană

La încercarea de strivire (fig.1.1), deformaţia este mai puţin omogenă, fie datorită frecării dintre sculă şi epruvetă, fie datorită îngreunării curgerii materialului, după axa y, ceea ce conferă condiţii de deformare plană [1, 2].

Incercarea de compresiune poate genera stări de solicitare neomogene, datorită frecării dintre sculă şi epruvetă, determinând apariţia fenomenului de butoiere.

Frecarea dintre sculă şi epruvetă poate fi micşorată, dar nu complet anulată.

La proba ideală, se pune condiţia ca materialul să fie omogen, iar între sculă şi feţele epruvetei să nu existe frecare. În aceste condiţii, deformările plastice vor fi uniforme, fie în direcţie axială, fie în direcţie radială (fig.1.2).

Condiţiile de solicitare în fiecare punct al epruvetei, vor fi date de ecuaţiile:

$$\sigma_h = \frac{F}{A}; \text{ iar } \sigma_r = \sigma_\varpi = 0, \tag{1.1}$$

în care :

F - sarcina în momentul considerat;

A – aria secţiunii, în momentul considerat;

σ_h - efortul axial;

σ_r - efortul radial;

σ_ω- efortul circumferenţial.

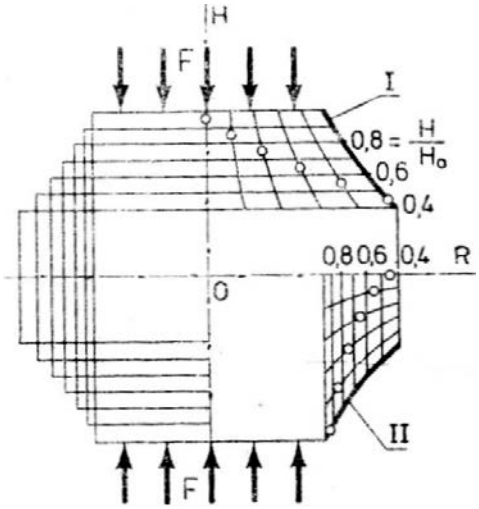


Fig.1.2. Schema deformării ideale a unei epruvete solicitată la compresiune [1]

Deformările efective ale epruvetei în fiecare moment, vor fi :

$$\varepsilon_h = \ln\frac{H}{H_0}, \text{ iar } \varepsilon_r = \varepsilon_\varpi = -\frac{\varepsilon_h}{2}, \qquad (1.2)$$

în care :

H_0 - înălţimea iniţială a epruvetei;

H – înălţimea epruvetei în momentul considerat.

Considerând mişcarea unui punct (fig. 1.2) de coordonate r_o şi h_o şi folosind legea constantei volumului, se poate scrie :

$$r = r_0 \left(\frac{h_0}{h} \right)^{\frac{1}{2}}, \tag{1.3}$$

deci toate punctele situate în planul *r-h* al epruvetei de compresiune ideală se vor mişca de-a lungul unor hiperbole.

În epruveta reală de compresiune, prezenţa frecării dintre sculă şi feţele epruvetei va determina condiţii de solicitare complexe, care vor genera deformări neomogene, caracterizate de butoierea epruvetei, trecerea unei porţiuni a suprafeţei laterale a epruvetei în suprafaţa de contact şi insuficienta lăţire a suprafeţelor de contact ale epruvetei.

Fenomenul de butoiere demonstrează că în epruvetă sunt prezente solicitări tangenţiale datorită cărora direcţia solicitării principale nu este axială, iar trecerea suprafeţei laterale în suprafaţa de contact ar determina o reducere anormală a înălţimii epruvetei. Datorită acestui fenomen calculul deformării nu poate fi bazat numai pe reducerea înălţimii.

Eliminarea frecării la interfaţa sculă-semifabricat poate fi obţinută prin utilizarea unor nicovale cu suprafeţe conice cu unghiul de înclinare egal cu unghiul de frecare. In acest fel, de-a lungul suprafeţeor conice apare o componentă egală şi de sens opus cu forţa de frecare. Din păcate însă, aceste condiţii „ideale” sunt realizabile numai la începutul deformării: pe măsură ce deformaţia se propagă în material, scade înalţimea epruvetei, iar zona periferică a epruvetei creşte, în timp ce înălţimea zonei centrale scade. Cu alte cuvinte, vom avea o deformaţie mai mare a epruvetei în centru şi mai redusă pe generatoare, ceea ce evident înseamnă o deformaţie neuniformă în volum a epruvetei. Dacă epruveta este suficient de lungă, va exista în material o zonă în care câmpul de tensiuni şi deformaţii va fi relativ uniform. Pentru situaţia în care proba ar avea lungime infinită, efectul

frecării ar putea fi neglijat. Intrucât aceasta nu este o soluţie practică, rămâne soluţia grafică de interpolare care face apel la un set de epruvete de diferite raporturi diametru/înălţime. Insă valori reale ale tensiunii efective se obţin prin această metodă doar pentru înălţimi > 1,5d şi pentru deformări ce nu depăşesc 30%.

Fenomenul de butoiere poate fi micşorat printr-o lubrifiere corespunzătoare a interfeţei sculă-semifabricat, realizându-se o deformare radială a materialului din vecinătatea sculei, obţinându-se o lăţire aproape uniformă. O bună lubrifiere se poate obţine prin practicarea unor „buzunare" circulare sau toroidale de lubrifiant pe suprafeţele frontale de contact ale epruvetelor. Totuşi, în acest mod nu se pot obţine deformaţii cvasiomogene decât până la grade de deformare de cca. 45%.

Încercarea de compresiune este indicată pentru studierea deformărilor plastice mari, specifice proceselor de extrudare.

Comportarea la prelucrare prin extrudare a unui material se caracterizează, printre altele, şi prin rezistenţa la deformare k_f. Aceasta este o tensiune de referinţă care indică începutul curgerii materialului. După ipoteza deformării a lui von Mises, rezistenţa la deformare este de forma:

$$k_f = \sqrt{\frac{1}{2}\left[\left(\sigma_1 - \sigma_2\right)^2 + \left(\sigma_2 - \sigma_3\right)^2 + \left(\sigma_3 - \sigma_1\right)^2\right]} \qquad (1.4)$$

unde σ_1, σ_2, σ_3 sunt tensiuni principale. În cazul unei stări de tensiune uniaxială, $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ ambele criterii de curgere duc la $\sigma_1 = k_f$. Această condiţie poate fi îndeplinită numai dacă frecarea dintre suprafaţa epruvetei şi sculă este neglijabilă.

Comportarea la deformare şi în special intensitatea cu care un material se durifică în timpul deformării plastice la rece se poate determina

şi din curba caracteristică a deformării materialului respectiv. Această curbă redă variaţia rezistenţei la deformare k_f, funcţie de gradul de deformare real (exprimat logaritmic). Prin rezistenţa la deformare se înţelege acel efort exterior necesar producerii curgerii materialului, aplicat într-o stare de tensiune liniară. Dacă determinările nu se pot face într-o stare de tensiune liniară, eforturile determinate se convertesc prin calcul în eforturi corespunzătoare stării de tensiune liniară.

Rezistenţa la deformare a unui material depinde de: compoziţia chimică a materialului, structura acestuia, viteza de deformare, cât şi de gradul anterior de deformare aplicat materialului. Pentru majoritatea metalelor influenţa gradului logaritmic de deformare φ asupra rezistenţei de deformare k_f se exprimă cu precizie destul de bună prin funcţia exponenţială :

$$k_f = k \cdot \varphi^n , \tag{1.5}$$

în care:

k - rezistenţa la deformare corespunzătoare unui grad de deformare logaritmic φ =1;

n – coeficientul (sau exponentul) ecruisării.

Prin logaritmare, relaţia (1.5) devine :

$$\log k_f = \log k + n \log \varphi . \tag{1.6}$$

În acest caz curba caracteristică devine o dreaptă, unde n reprezintă panta dreptei.

Pentru determinarea experimentală a curbei caracteristice deformării, se pot folosi oricare din procedeele de deformare, cu condiţia cunoaşterii stării de tensiune.

Desfăşurarea raţională a procesului de deformare plastică, constituie unul din criteriile de bază ale optimizării tehnologiilor de extrudare la rece.

Prin desfăşurarea raţională a procesului se înţelege realizarea unor condiţii de curgere a materialului în care neuniformităţile deformărilor locale să fie minime, iar gradele de deformare să fie mai mici decât cele admisibile.

Metoda cea mai utilizată pentru punerea în evidenţă şi determinarea neuniformităţii deformării este „metoda reţelei rectangulare”. În esenţă, metoda reţelei rectangulare constă în extrudarea unei epruvete formată din doi semicilindri (fig.1.3). Pentru punerea în evidenţă a neuniformităţii deformării, pe suprafaţa de contact a unuia dintre semicilindri se execută o reţea rectangulară având distanţa între canale de 1 sau 2 mm, în funcţie de mărimea epruvetei, iar adâncimea lor de 0,5 mm. Celălalt semicilindru se execută fără reţea, iar suprafaţa de contact se izolează cu un material subţire sau se lubrifiază pentru a nu permite lipirea sau sudarea semicilindrilor în timpul extrudării.

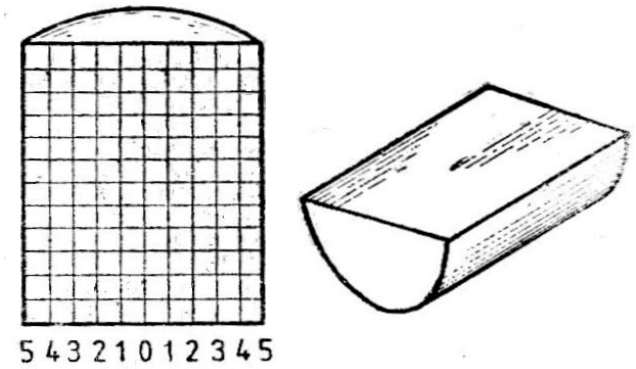


Fig.1.3. Epruvetă pentru determinarea neuniformităţii deformării la extrudare

Planul de separaţie al semicilindrilor constituie în acelaşi timp şi planul de simetrie; rezultă că în timpul extrudării cele două părţi fiind absolut omogene din punct de vedere al caracteristicilor fizico-chimice, valoarea tensiunilor este nulă pe acest plan. Adică, curgerea materialului în cazul extrudării cilindrului format din două bucăţi este aceeaşi ca şi în cazul

cilindrului întreg. Neuniformitatea deformării în direcţie longitudinală (fig.1.4) creşte brusc de la zero, în capătul din faţă al semifabricatului extrudat, la o valoare de stabilizare pe care şi-o menţine aproximativ constantă pe toată lungimea acestuia.

Neuniformitatea deformării longitudinale mai poate fi determinată şi prin folosirea valorilor unghiului γ, care reprezintă unghiul de înclinare dintre direcţia iniţială şi direcţia pe care o are în punctul dat linia transversală a fostei reţele rectangulare.

Încercarea la tracţiune este cea mai utilizată dintre încercările statice, pentru că oferă posibilitatea determinării unei serii de caracteristici de rezistenţă şi plasticitate printr-un procedeu relativ simplu, care permite solicitarea materialului de încercat până la epuizarea capacităţii de deformare.

De asemenea forma rupturii este determinată aproape exclusiv de tensiunile tangenţiale (alunecării), iar aspectul este determinat de structura cristalină şi de mărimea grăuntelui. În cazul gâtuirilor mari, distribuţia neuniformă a tensiunilor poate produce rupturi de diferite forme, după preponderenţa rezistenţei la alunecare sau a coeziunii.

Comportarea la ecruisare a unui material metalic se poate descrie în mod obişnuit prin curba de curgere $k_f = f(\varphi)$, care arată relaţia dintre tensiunea de curgere k_f şi modificarea formei (k_f exprimând solicitarea monoaxială necesară pentru a se produce deformarea plastică a materialului).

Cunoaşterea valorii numerice a coeficientului de ecruisare a unui material, reprezintă un mijloc complex de descriere şi de apreciere a comportării materialului, în vederea deformării la rece în condiţii practice şi contribuie la completarea caracteristicilor clasice determinate prin încercări la tracţiune.

Determinarea coeficientului de ecruisare prin încercarea la tracţiune prezintă avantajul că elimină influenţa forţelor de frecare (de la compresiune), dar are dezavantajul că solicitarea epruvetei poate deveni neuniformă datorită fenomenului de stricţiune.

Încercarea la compresiune se apropie cel mai mult de majoritatea operaţiilor de prelucrare prin deformare la rece, iar distribuţia eforturilor sunt în funcţie de dimensiunile epruvetei şi de frecarea dintre epruvetă şi sculă.

Mărimea efortului axial σ_z care acţionează pe suprafaţa de contact, poate fi exprimată printr-o funcţie de forma:

$$\sigma_z = f\left(\sigma, \mu, \frac{d}{H_0}, r\right), \tag{1.8}$$

în care :

σ_z - efortul axial la marginea epruvetei ;

μ - coeficient de frecare;

d - diametrul epruvetei;

H_0 - înălţimea epruvetei;

r – raza cercului considerat.

Dacă la încercarea prin tracţiune fisurile pornesc din axa epruvetei, la încercarea prin compresiune fisurile apar pe partea laterală a epruvetei, adică sunt produse mai puţin de efortul σ_z.

Pentru calculul rezistenţei la deformare nu se poate utiliza relaţia (1.4), deoarece este aproape imposibil de a crea condiţiile unei deformări uniforme sau în cazul deformării neuniforme nu există posibilitatea măsurării eforturilor σ_2 şi σ_3. De aceea pentru calculul rezistenţei la deformare k_f, se va utiliza relaţia:

$$k_f = \frac{F}{m \cdot A}, \left[daN / mm^2 \right] \tag{1.9}$$

în care :

F - forţa maximă, în daN;

m – coeficient de corecţie, care ţine seama de frecarea dintre suprafeţele de contact a sculei cu epruveta $\left(m = 1 + 0{,}1 \cdot d_{min} / h \right)$;

A – aria secţiunii maxime a epruvetei deformate $\left(A = \pi d_{max}^2 / 4 \right)$, în mm^2.

Din cele prezentate rezultă că rezistenţa la deformare este funcţie de gradul de deformare şi viteza de deformare, adică :

$$k_f = f\left(\varphi, \dot{\varphi}\right). \tag{1.10}$$

Studierea deformării prin torsiune, ţinându-se seama de starea spaţială de eforturi este mai dificilă, deoarece aceste fenomene sunt de natură mai mult fizică decât geometrică şi depind foarte mult de natura materialului [2]. In practica deformărilor la rece cazurile de solicitare se întâlnesc mai frecvent în domeniul elasto - plastic cu ecruisare, de aceea se va trata problema torsionării epruvetelor în acest domeniu (fig.1.5).

Expresia momentului de torsiune M_t va fi dat de relaţia :

$$M_t = M_{te} + M_{tp} + M_{tD}, \tag{1.11}$$

în care :

M_{te} - momentul de torsiune elastic (pe zona r_o);

M_{tp} – momentul de torsiune plastic (pe zona R-r_o);

M_{tD} – momentul de torsiune datorat ecruisării materialului.

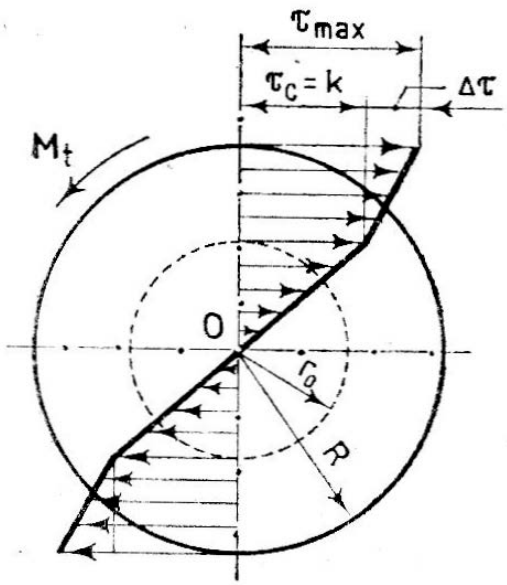


Fig. 1.5. Distribuţia efortului tangenţial la torsiunea elasto - plastică de ecruisare [1].

Pentru calculul momentelor menţionate în relaţia (1.11) este necesar a se stabili mărimea r_o, care delimitează zona deformată elastic, de zona deformată plastic. Se va considera o lungime elementară dl din epruveta solicitată (fig.1.6), iar din modul de deformare, se poate scrie :

$$bb' = \gamma \cdot dl = r \cdot d\alpha, \qquad (1.12)$$

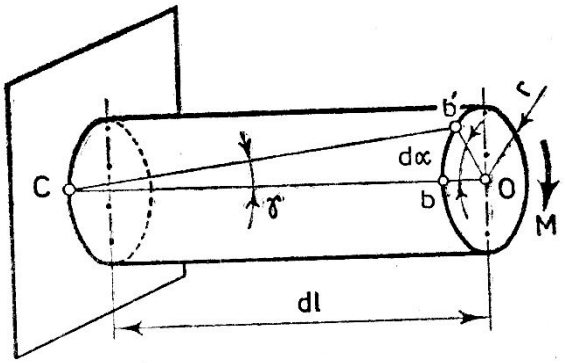


Fig. 1.6. Schema deformaţiei unghiulare la torsionarea epruvetelor.

Expresia (1.12) se mai poate scrie astfel:

$$\gamma = r\frac{d\alpha}{dl}, \tag{1.13}$$

în care:

γ este deformaţia unghiulară;

$d\alpha$ - unghiul de răsucire atins;

dl – lungimea epruvetei răsucite.

Aplicând relaţiei (1.13), legea lui Hooke pentru torsiune, se obţine :

$$\tau = G \cdot \gamma, \tag{1.14}$$

în care :

G - modulul de elasticitate transversal;

τ - efortul tangenţial.

Din relaţiile (1.13) şi (1.14) se poate calcula valoarea lui r_o, în condiţiile în care $\tau = k$ şi $r = r_o$:

$$r_0 = \frac{k}{G} \cdot \frac{dl}{d\alpha}, \tag{1.15}$$

Efortul tangenţial maxim existent la fibra exterioară a epruvetei este format din două componente :

$$\tau_{max} = k + \Delta\tau, \tag{1.16}$$

în care :

$\Delta\tau$ - creşterea efortului tangenţial ca urmare a ecruisării;

k – efortul tangenţial.

Valoarea lui $\Delta\tau$, se poate calcula cu relaţia :

$$\Delta\tau = \left(\gamma - \gamma_c\right) D' \tag{1.17}$$

unde :

D' - modulul de ecruisare;

γ - deformaţia unghiulară maximă;

γ_c - deformaţia unghiulară pentru $\tau = k$.

Ţinându-se seama de relaţia (1.14) şi (1.15), relaţia (1.17) devine:

$$\Delta\tau = \left(R - r_0\right) \cdot \frac{\alpha}{l} \cdot D' . \tag{1.18}$$

În aceste condiţii, expresiile momentelor de torsiune din relaţia (1.11) devin:

$$M_{te} = \frac{\pi d_0^3}{16} k;$$

$$M_{tp} = \frac{\pi}{12}\left(d^3 - d_0^3\right) k; \tag{1.19}$$

$$M_{tD} = \int_{r_0}^{R} 2\pi r^2 \cdot \Delta\tau_r \cdot dr.$$

Pentru calculul momentului de torsiune M_{tD} datorat ecruisării, este necesară cunoaşterea valorii $\Delta\tau_r$, valoare care se poate calcula din fig.1.6, dacă :

$$\frac{\Delta\tau_r}{r - r_0} = \frac{\Delta\tau}{R - r_0}, \tag{1.20}$$

De unde :

$$\Delta\tau_r = \frac{r - r_0}{R - r_0} \cdot \Delta\tau .$$

Înlocuind valoarea lui $\Delta\tau_r$ în integrala de mai sus, acesta devine :

$$M_{tD} = \int_{r_o}^{R} 2\pi r^2 \cdot \frac{r - r_0}{R - r_0} \cdot \Delta\tau dr . \tag{1.21}$$

Rezolvând această integrală în limitele stabilite şi înlocuind pe R = d/2 şi $r_0 = d_0/2$, se obţine :

$$M_{tD} = \frac{\pi d^4}{48\left(d - d_0\right)}\left(3 - 4\frac{d_0}{d} + \frac{d_0^4}{d^4}\right) \cdot \Delta\tau. \tag{1.22}$$

Înlocuind valorile obţinute în relaţiile (1.18) şi (1.22) în relaţia (1.11), expresia momentului de torsiune M_t, devine :

$$M_t = \frac{\pi d^3 k}{4d^3} \cdot \left[1 - \frac{d_0^3}{4d^3} + \frac{d}{4(d-d_0)} \left(3 - 4\frac{d_0}{d} + \frac{d_0^4}{d^4} \right) \frac{\Delta\tau}{k} \right]. \tag{1.23}$$

Aşa cum reiese din expresia momentului de torsiune, redat de relaţia (1.23), rezultă că acest tip de încercare este mult mai complex decât încercările clasice, deoarece epruveta este solicitată în domeniu elasto – plastic cu ecruisare, lucru care face ca această încercare să se apropie mai mult de condiţiile reale în care au loc prelucrările prin deformare în volum. Totodată la această încercare participă tot materialul epruvetei la deformare, iar ca indice al deformabilităţii se poate lua numărul de rotaţii *n* sau raportul n/l_o înregistrat până la ruperea epruvetei.

2. PROCESUL DE EXTRUDARE

2.1. Clasificarea procedeelor de extrudare la rece

Extrudarea este operaţia de deformare în volum, prin care se execută piese cu configuraţii simple sau complexe, pe baza curgerii plastice a materialului în spaţiul dintre poanson şi placa de extrudare sau prin orificiul plăcii de extrudare.

Operaţia de extrudare implică reduceri din aria acţiunii semifabricatului până la 90% şi chiar mai mult, într-o singură operaţie. Este evident că astfel de reduceri ale secţiunii implică probleme dificile, abordabile prin cunoştinţe din domeniul plastico-mecanicii.

Deformarea metalelor în cazul extrudării, se efectuează în interiorul cristalelor, prin alunecare şi maclare. Plasticitatea unui metal depinde de capacitatea cristalelor de a se deforma în direcţii finite, odată ce a fost depăşită o anumită tensiune critică, fără ca în acest fel să se distrugă legătura dintre straturile care alunecă. Această proprietate a metalelor şi aliajelor este utilizată în procesul extrudării.

Extrudarea se clasifică după temperatura la care are loc fenomenul de deformare plastică, modul şi sensul de acţionare al forţei, respectiv al curgerii materialului în matriţă (fig.2.1).

În cazul extrudării directe, direcţia şi sensul de curgere a materialului ce se deformează sunt în aceleaşi direcţia şi sensul de deplasare. La extrudarea inversă, materialul se deplasează în sens invers faţă de poanson, la extrudarea combinată materialul se deplasează materialul se deplasează simultan în ambele sensuri, iar la extrudarea laterală, între direcţia de deplasare a poansonului şi curgerea materialului există un unghi de decalare de 0…180°.

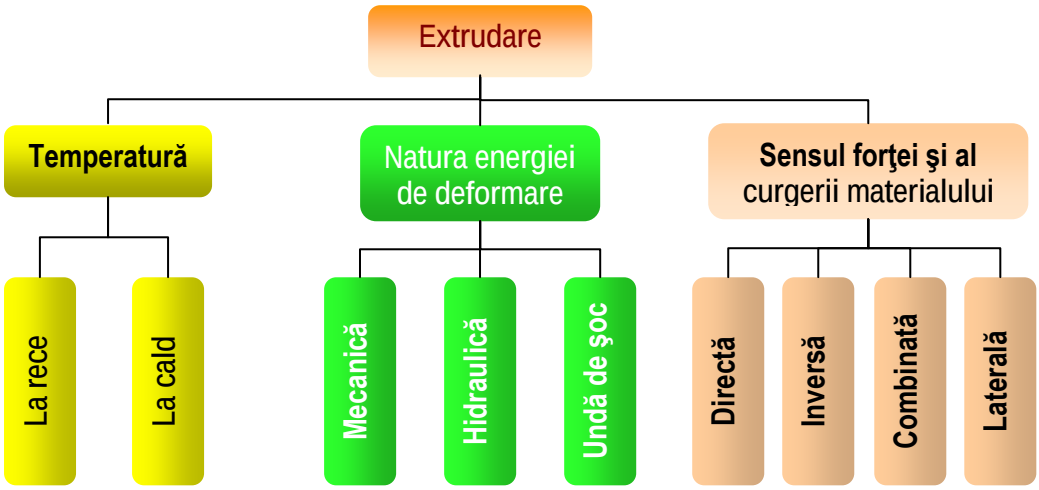
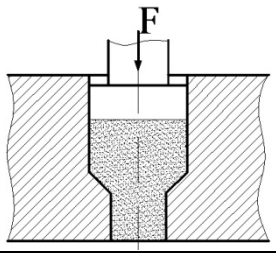
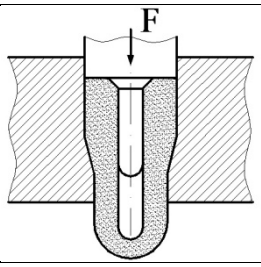
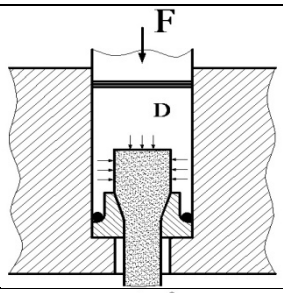
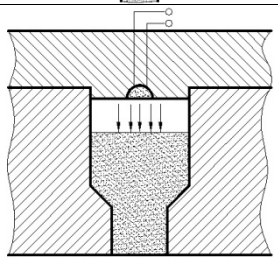
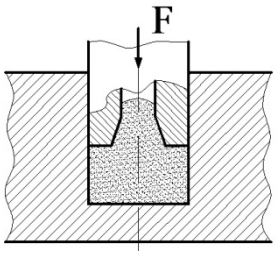
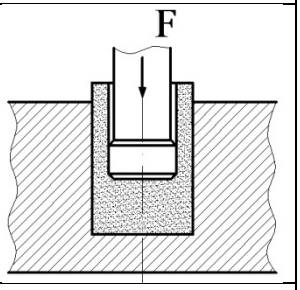
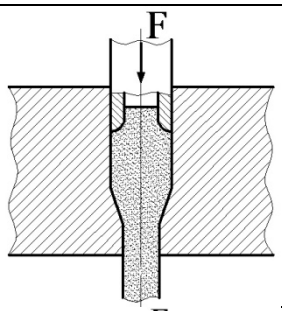
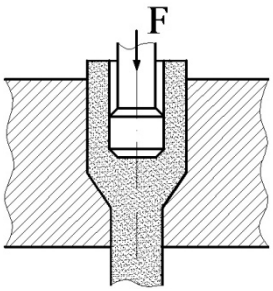
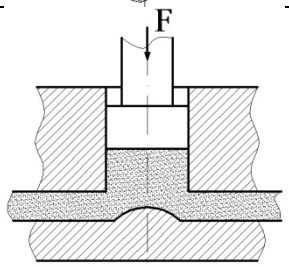


Fig. 2.1. Clasificarea procedeelor de extrudare

Extrudarea poate fi directă, inversă, combinată (mixtă) şi laterală (tabelul 2.1).În afară de aceste scheme tehnologice devenite clasice s-au mai experimentat cu succes o serie de noi variante, cum ar fi: extrudarea în matriţe mobile (matriţa se deplasează pentru micşorarea frecărilor) şi extrudarea printre valţuri (cilindri profilaţi).

Tab. 2.1. Schemele de principiu ale procedeelor de extrudare

Criteriul de clasificare		Schema de principiu	
După sensul de deplasare a materialului şi sensul forţei	După natura forţei de presare	Profile pline	Profile tubulare
Directă	Mecanică		

	Hidrostatică		---
	Undă de şoc		---
Inversă	Mecanică		
Combinată	Mecanică		
Laterală	Mecanică		---

2.2. Procesul general de extrudare

În timpul extrudării la rece se poate considera că procesul deformării materialului prezintă etape diferite în funcţie de tipul extrudării. Aceste etape de deformare depind de modul de deplasare a materialului în raport cu elementele active şi influenţează forţele de frecare dintre materialul ce se deformează şi elementele active.

Deformarea materialului în timpul extrudării la rece este determinată de mai mulţi factori, dintre care se pot menţiona: metoda de extrudare, gradul real de deformare φ, proprietăţile fizico-mecanicii ale materialului, viteza de eformare, forma geometrică a părţilor active ale matriţei de extrudare, frecarea dintre material şi suprafaţa de contact a sculelor etc.
Datorită prezenţei frecării dintre suprafaţa de contact a semifabricatului cu elementele active şi a deformării complexe a materialului pe planele de alunecare, deformarea este neuniformă în volumul semifabricatului, astfel că unele zone aproape că se găsesc într-o stare de deformare elastică.

În timpul procesului de deformare, presiunea de extrudare, respectiv forţa necesară, nu rămâne constantă; la început are loc o creştere rapidă a presiunii, ce se datorează comprimării iniţiale a semifabricatului pentru ca materialul să umple matriţa, iar pe măsură ce materialul începe să curgă prin placa activă (cavitatea activă a matriţei), presiunea necesară pentru a menţine curgerea, scade continuu, deoarece forţele de frecare scad în urma micşorării lungimii de contact între material şi pereţii plăcii active (fig.2.1).
Gradul de deformare logaritmic φ are o mare influenţă asupra mărimii presiunii de extrudare, forţa de extrudare fiind o funcţie aproximativ liniara fata de gradul de deformare logaritmic.

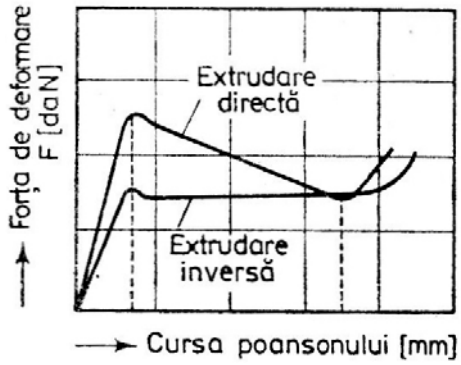


Fig.2.1. Variaţia forţei de extrudare în funcţie de cursa poansonului

O alta particularitate care influenţează esenţial procesul de extrudare la rece pe maşinile automate este faptul că în urma succesiunii rapide a fazelor, piesele se încălzesc (datorită efectului termic al deformării) astfel încât ajung la cca 200….300 °C sau chiar mai mult în ultimul post. Ne apropriem deci, de condiţiile de lucru specifice procedeului de "extrudare la semicald", când materialul are o plasticitate mai mare şi o rezistenţă la deformare mai mică .Acest efect trebuie luat in considerare mai ales in cazul materialelor cu temperaturi coborâte ale tranziţiei ductil - fragil.

2.3. Procesul de deformare la extrudarea directă

Deformarea materialului prin extrudare directă prezintă patru etape distinct:

- Prima etapă a procesului reprezintă perioada de refulare a semifabricatului pană la umplerea totală a volumului dintre placa activă şi poanson, efortul de extrudare crescând brusc (fig.2.2,a). În această etapă materialul este ecruisat pe întregul volum, în acelaşi timp are loc fenomenul de învingere a forţelor interioare de rezistentă şi a forţelor de frecare de pe suprafaţa de contact a materialului în direcţia de acţionare a forţei.
- A doua etapă a procesului de extrudare directă constă din momentul începerii curgerii metalului prin orificiul plăcii active şi până când cursa poansonului ajunge egală cu cca 2/3 din înălţimea iniţială a semifabricatului (fig.2.2,b).

- În etapa a treia materialul continuă să curgă prin orificiul plăcii active şi ea cuprinde deformarea pe distanţa x = h/3 şi x = D (fig.2.2,c).

Efortul de deformare în acest caz scade până când înălţimea materialului devine egală cu diametrul orificiului.

În aceasta etapă a procesului de deformare, pe măsură ce poansonul se apropie de zona inferioara a plăcii active, zona activă de deformare se subţiază, apropiindu-se de straturile de material in contact cu pereţii plăcii active punându-se în mişcare şi straturile zonei staţionare.

- În etapa a patra, straturile de metal din vecinătatea poansonului continuă sa curgă, iar când înălţimea restului de material neextrudat devine mai mică decât diametrul orificiului (x < d), efortul de extrudare creşte foarte repede, creşterea fiind cu atât mai intensa cu cat procesul de extrudare se apropie de sfârşit (fig.2.2,d).

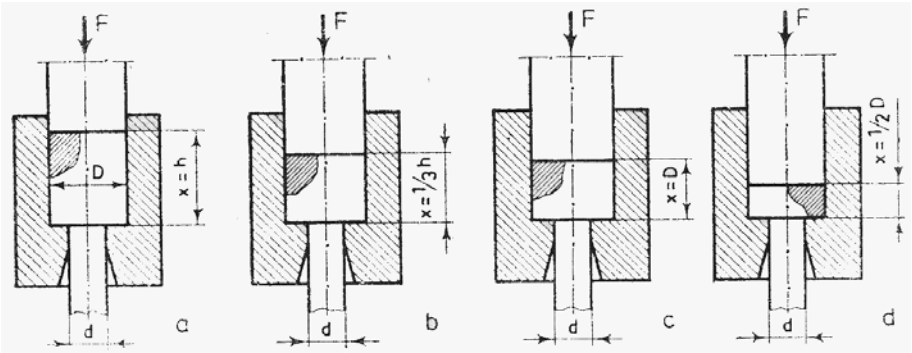


Fig.2.2. Etapele de deformare a materialului la extrudarea directă [1]

Creşterea forţei de extrudare în ultima etapă se datorează răspândirii zonei active de deformare în toată grosimea materialului.

În figura 2.3 este reprezentată schema forţelor exterioare şi a tensiunilor ce acţionează asupra materialului în timpul extrudării directe.

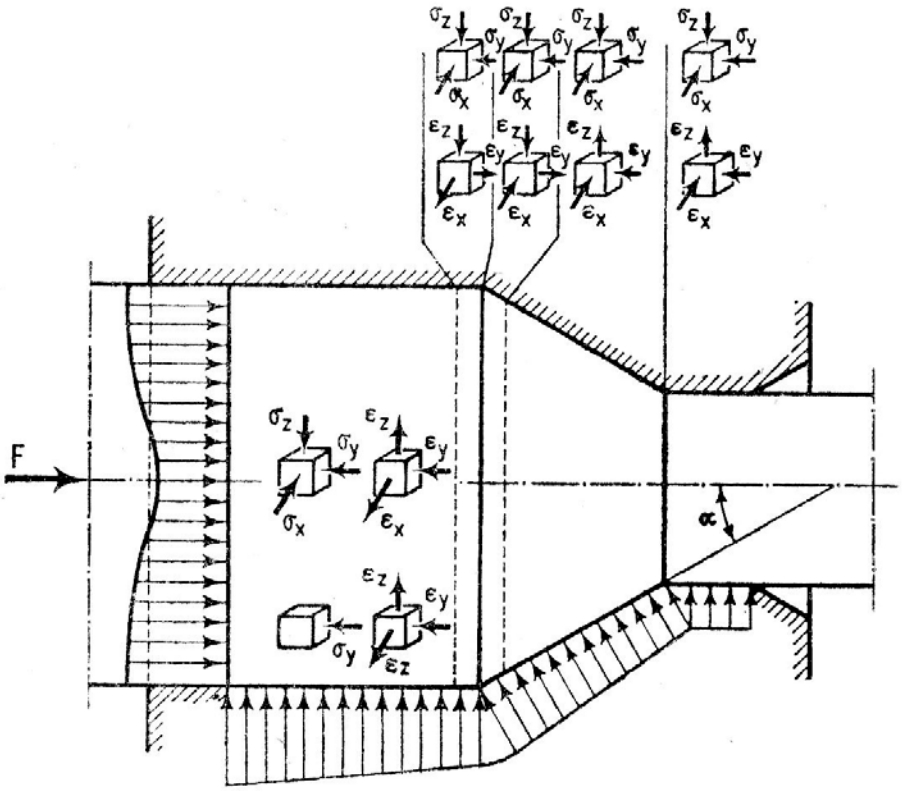


Fig.2.3. Schema eforturilor şi a deformaţiilor la extrudarea directă [1]

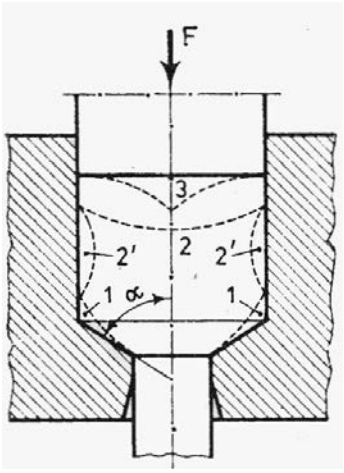


Fig.2.4. Zonele de deformare la extrudarea directă

Pentru extrudarea directă există şi alte consideraţii privind procesul de curgere al metalului şi anume: volumul semifabricatului se poate împărţi pe zone de deformare aşa cum sunt prezentate în figura 2.4.

Zonele 1 si 3 sunt supuse deformării elastice, iar zona 2 deformării plastice, în aceste condiţii poate apărea şi zona 2', când materialul de la partea exterioară a semifabricatului poate să ajungă în partea

centrală, aşa cum este arătat schematic în fig.2.5.

Volumul şi configuraţia zonelor elastice depind în mare măsură de condiţiile concrete ale deformării, dacă se lucrează cu înclinaţie α mică şi se asigură o ungere bună, atunci zona elastică din partea inferioară a plăcii active (zona 1) se micşorează sau se înlătură complet. Rezultă deci că există un unghi α optim pentru care zona elastică inferioară nu este prezentă si acest unghi α optim depinde de condiţiile ungerii şi de gradul de deformare.

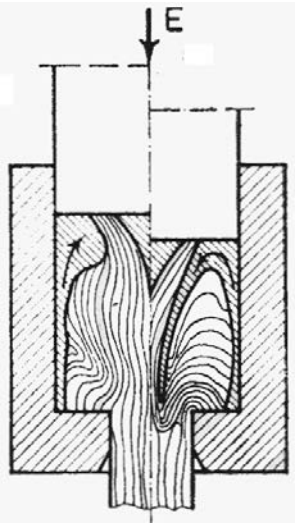


Fig.2.5. Curgerea metalului la extrudarea directă

Formarea zonei elastice în partea inferioară a plăcii active are o mare importanţă practică, influenţând calitatea suprafeţei semifabricatului extrudat. Există pericolul ca în zona 1 si zona 2 să se producă fisuri care pot să ajungă în tija piesei [5].

Din punct de vedere al curgerii se recomandă ca placa activă să aibă înclinaţia $\alpha = 45°...65°$, înclinaţia mai mică pentru materiale cu deformabilitate mai redusă şi raport A_0/A_1 mai mic şi invers. Este de remarcat că, cu cât unghiul α este mai mic, cu atât deformarea se va produce mai neuniform pe secţiune (fig. 2.6).

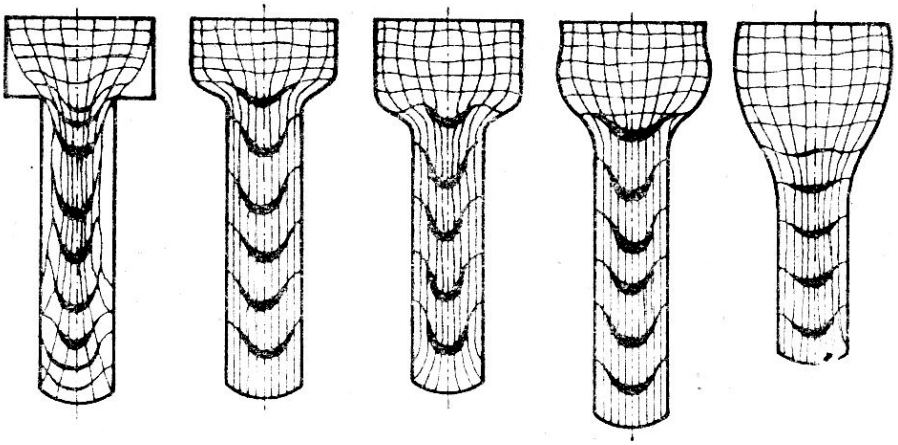


Fig.2.6. Influenţa conicităţii plăcii active asupra curgerii metalului la extrudarea directă

2.4. Procesul de deformare la extrudarea inversă

Deformarea materialului în timpul extrudării inverse se desfăşoară în mod diferit faţă de extrudarea directă. Prima etapă asemănătoare cu extrudarea directă cuprinde procesul de umplere completă a volumului dintre poanson şi matriţă, efortul de extrudare crescând brusc [3].

În această etapă volumul de material ecruisat, iar odată cu învingerea forţelor interioare de rezistenţă şi a forţelor de frecare dintre material şi părţile active ale matriţei începe procesul de deformare (fig.2.7,a). Zona activa de deformare se concentrează în apropierea suprafeţei frontale a poansonului. A doua etapă a procesului de deformare începe din momentul curgerii materialului in spaţiul inelar dintre poanson şi placa activă, efortul de extrudare rămânând aproximativ constant până când înălţimea semifabricatului se reduce la cca. 1/3 din înălţimea iniţială h (fig.2.7,b).

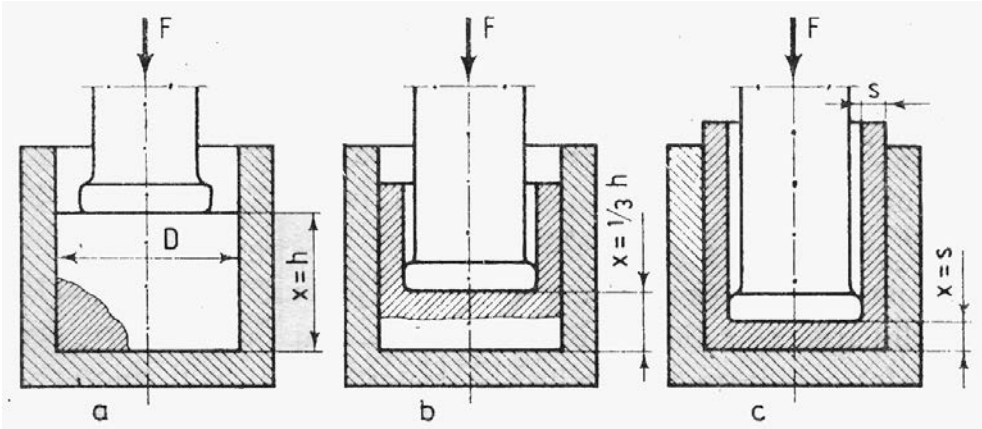


Fig. 2.7. Etapele de deformare a materialului la extrudarea inversă

Zona activă de deformare plastică se concentrează pe porţiunea razei de curbură a poansonului, în timp ce pe partea cilindrică a poansonului are loc o alunecare (fără deformare plastică), cu o valoare mai mică a coeficientului de frecare (fig.2.8).

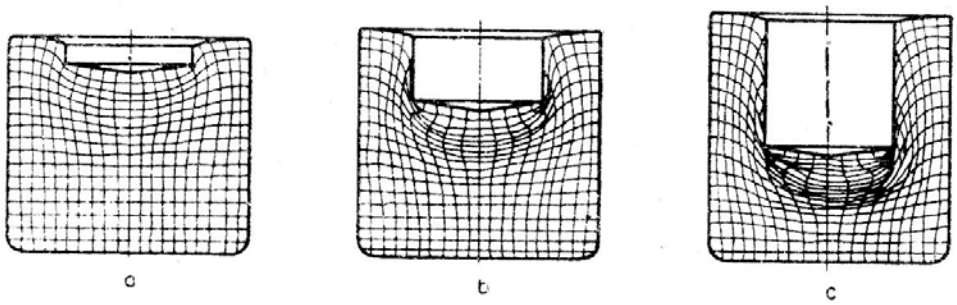


Fig.2.8. Schema curgerii metalului la extrudarea inversă

Deoarece zona activă de deformare se deplasează pe axa verticală a semifabricatului şi rămâne tot timpul constantă ca mărime şi formă, valoare efortului de extrudare în această etapă rămâne aproximativ constant.

În etapa a treia, materialul continuă să curgă până când înălţimea semifabricatului devine egală cu grosimea peretelui piesei (fig.2.8,c), aceasta etapă este însoţită de o producere intensă de căldură (în cazul oţelului cca. 200…300 ° C).

În etapa a patra, înălţimea semifabricatului devine mai mică decât grosimea peretelui piesei şi are loc curgerea straturilor de metal vecine poansonului şi creşterea temperaturii peste 300 ° C.

Figura 2.9. reprezintă variaţia forţei de extrudare în funcţie de cursa poansonului la extrudarea inversă. Dacă extrudarea inversă se face cu viteze mari, etapa a patra a procesului de deformare poate să nu existe, cu condiţia ca grosimea fundului semifabricatului să fie cel puţin egală cu jumătatea grosimii peretelui piesei.

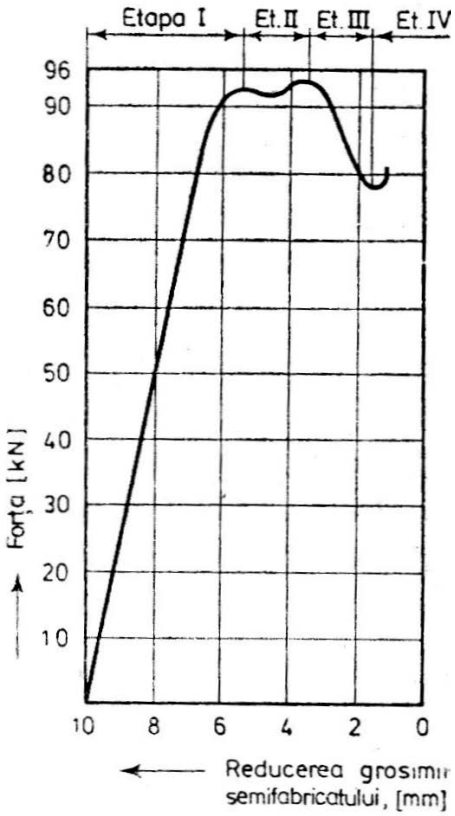


Fig.2.9. Variaţia forţei pentru extrudare la rece a cuprului [1]

2.5. Procesul de deformare la extrudarea combinată

Extrudarea combinată poate fi clasificată pe baza criteriului numărului direcţiilor de curgere in trei grupe mari:

a) prima grupă cuprinde procesele tehnologice la care direcţia de curgere a materialului este una singură;

b) grupa a doua cuprinde procesele tehnologice la care metalul curge în două direcţii;

c) în grupa a treia intră procesele tehnologice la care metalul curge in trei direcţii;

S-a stabilit experimental, că la extrudarea semifabricatelor a căror înălţime nu depăşeşte de 1,5 ori diametrul, focarul deformaţiei este format din zone în care are loc extrudarea directă şi inversă, aceste zone în timpul curgerii materialului se deplasează independent.

Pentru semifabricatele cu o lungime mai mare de 1,5 ori diametrul procesul extrudării combinate poate fi împărţit în următoarele faze distincte:

a) faza iniţială (extrudare nestabilizată);

b) faza extrudării staţionare sau stabilizată;

c) faza finală.

În faza iniţială se formează focarul de deformare şi forţele cresc treptat, atingând la sfârşitul acestei faze o valoare maximă. În momentul in care prin orificiul plăcii active va curge un volum de material egal cu volumul de material aflat in zona focarului de deformare, se apreciază că începe etapa a doua a extrudării.

În etapa a doua a extrudării, forma si dimensiunile focarului de deformare nu se modifică dar zona extrudării inverse se deplasează împreună cu poansonul în sensul materialului nedeformat. La această fază, forţa şi deformaţiile rămân practice constante.

La un anumit moment, zonele de extrudare directă şi inversă se întâlnesc, şi începe ultima fază a extrudării combinate.

S-a stabilit experimental că valoarea maximă a forţei şi a deformaţiilor se atinge în etapa a doua a extrudării şi rămâne aproximativ constantă până la terminarea completă a operaţiei.

2.6. Materiale folosite pentru extrudarea la rece

Teoretic toate metalele şi aliajele neferoase pot fi deformate plastic prin extrudare la rece, în practică însă, folosirea diverselor metale şi aliaje neferoase este condiţionată de valorile rezistenţei la deformarea plastică a acestora, respectiv de solicitarea utilajelor şi sculelor de lucru. Presiunea specifică de extrudare nu trebuie să depăşească limita care asigură o durată economică de exploatare a elementelor active ale matriţelor (200-250 daN/mm^2).

O altă limită este determinată de gradul de deformare maxim admisibil într-o singură operaţie de extrudare, care la rândul ei este în funcţie de plasticitatea materialului.

Capacitatea unui material de a putea fi prelucrat prin extrudarea la rece, se stabileşte în baza compoziţiei chimice, caracteristicilor de rezistenţă şi a diagramei σ - ε a materialului etc.

2.6.1. Influenţa elementelor de aliere

Teoretic, oţelurile extrudabile au concentraţia în carbon de la 0,02% până la 0,6%, practic conţinutul de carbon nu depăşeşte 0,45%.

Scăderea plasticităţii oţelurilor prin mărirea conţinutului de carbon se constantă prin micşorarea alungirii şi gâtuirii la proba de tracţiune şi prin creşterea limitei elastice şi a rezistenţei la rupere. Cele mai potrivite sunt oţelurile cu diagrama σ = f(ε) aplatizată, cu o valoare scăzută a limitei de curgere şi o valoare ridicată a alungirii şi gâtuirii la rupere.

Datorită celor amintite mai sus, oţelurile folosite pentru extrudarea la rece sunt în cele mai multe cazuri nealiate sau slab aliate cu conţinut redus de carbon, uneori se folosesc şi oţeluri austenitice, mediu sau bogat aliate.

Influenţa elementelor de aliere asupra deformabilităţii la rece depinde în principal de felul în care acestea difuzează sau nu în ferită. Unele elemente, fie ca impurităţi, fie ca elemente de aliere, influenţează comportarea la extrudarea la rece prin compuşii pe care îi creează şi prin interacţiunea lor cu elemente de bază, carbonul şi fierul.

Carbonul, azotul, siliciul, aluminiul şi fosforul au capacitatea de a forma compuşi chimici sau de a se dizolva în cantităţi relativ mici în ferită, iar anumite elemente ca sulful si azotul se combină cu oxigenul, formând compuşi ca: oxizi, sulfuri şi nitruri care se găsesc în oţel sub formă de incluziuni.

Siliciul este elementul utilizat ca un calmant, iar dacă este folosit împreună cu aluminiul, prin dizolvare în ferită, aceasta se durifică

micşorându-i plasticitatea. Dacă se utilizează numai siliciul, atunci oţelul calmat poate să conţină un procent mai ridicat de siliciu până la maxim 0,35%. Peste acest procent, oţelurile devin fragile datorită prezenţei siliciurilor, încât extrudarea la rece devine imposibilă, chiar dacă oţelul are un procent scăzut de carbon.

Manganul are rolul de a fixa oxigenul şi sulful sub forma unor sulfuri fero-manganice sau oxizi de mangan. În acest fel se previne fragilitatea la roşu a oţelului, manganul se dizolvă îin ferită care devine mai puţin plastică, iar îin procente mai mari formează carburi de mangan care durifică oţelul micşorându-i plasticitatea, rămânând totuşi în limitele extrudabile. Un oţel cu un conţinut până la 1,5% mangan şi nu mai mult de 0,35% Si, poate fi utilizat pentru extrudarea la rece.

Sulful, nu se găseşte în oţel ca sulf liber sau în soluţie, ci sub formă de sulfură de mangan, sulfură de fier şi sulfură fero-manganică .Un conţinut ridicat de sulf în oţel nu este admis deoarece favorizează fragilitatea la rece şi la cald. Oţelurile cu un conţinut mai mare de 0,06% sulf nu pot fi extrudate, în plus sulful în exces are efecte dăunătoare în procesul de decapare.

Fosforul dizolvat în ferită măreşte duritatea şi rezistenţa la rupere, micşorându-i considerabil plasticitatea, producând fragilitatea la rece. Totodată înrăutăţeşte structura, deoarece la cristalizare produce segregaţii. Pentru oţelurile extrudabile la rece, conţinutul de fosfor nu trebuie să depăşească 0,06%.

Azotul are un efect nefavorabil, deoarece contribuie la apariţia fragilităţii la albastru. Conţinutul de azot nu trebuie sa depăşească 0,01%.
Pentru oţelurile utilizate în construcţia de maşini, elementele de aliere mai frecvent utilizate sunt Mn, Cr şi Ni. De aceea s-a stabilit influenţa

elementelor de aliere asupra deformabilităţii prin extrudare, echivalând-o cu o creştere a conţinutului de carbon din oţelul nealiat, pe baza relaţiei empirice:

$$C_1 = C + \frac{Mn - 0,6}{4} + \frac{Cr}{20} + \frac{Ni}{20} [\%] \qquad (2.1)$$

în care:

C_1 - conţinutul de carbon echivalent corectat din oţelul nealiat

C – conţinutul de carbon din oţel aliat analizat.

Pentru ca relaţia de mai sus să corespundă cât mai exact cu realitatea, trebuie ca oţelurile cu $C_1 < 0,2\%$ să aibă o structura formată din perlită lamelară, iar pentru oţelurile $C_1 > 0,2\%$ structura trebuie să fie formată din perlită globulară.

2.6.2. Curbele de curgere ale materialelor extrudabile la rece

Pentru cunoaşterea comportării unui material în timpul deformării, precum şi scopul exploatării corecte a utilajului de deformare este important să se stabilească rezistenţa la deformarea k_f, care este o tensiune de referinţă şi indică începutul curgerii materialului. O metodă simplă pentru necesităţile practice s-a dovedit a fi încercarea la compresiune, totodată această încercare se apropie cel mai mult de majoritatea operaţiilor de prelucrare prin deformare în volum. Variaţia rezistenţei la deformare k_f este dată prin curba de curgere $k_f = f(\varphi, \dot{\varphi})$ care arată relaţia dintre tensiunea de curgere şi deformaţia logaritmică a epruvetei.

În figura 2.10 sunt date curbele de curgere ale diferitelor calităţi de oţeluri în comparatie cu cele ale Al 99,5 şi ale cuprului electrolitic.

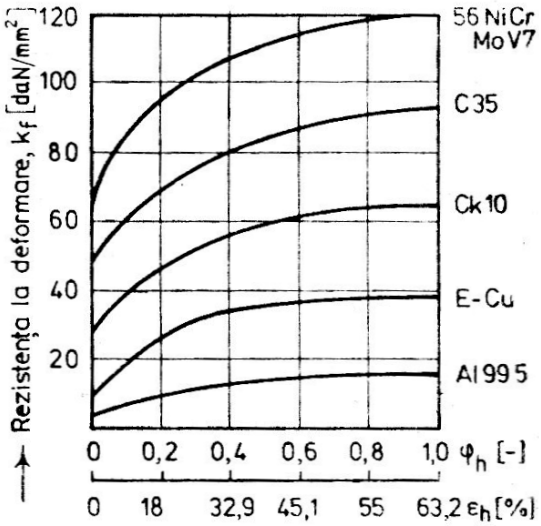


Fig.2.10. Curba de curgere a unor metale şi aliaje extrudabile la rece [1]

Asupra rezistenţei la deformare are influenţă şi viteza de deformaţie, adică $k_f = f(\varphi, \dot{\varphi})$, mai ales la viteze mari, rezistenţa la deformare poate să fie cu cca. 50% mai mare (fig.2.11). Rezistenţa la deformare este influenţată şi de schimbarea formei epruvetei la compresiune, care depinde în mare măsură de frecarea dintre sculă si epruvetă.

Determinarea rezistenţei la deformare k_f prin încercarea la torsiune este redată în figura 2.12 Expresia matematică a rezistenţei la deformare funcţie de gradul de deformare şi viteza de deformare pentru Al 99,5, este redată de relaţia:

$$k_f = 26{,}3 \cdot \dot{\varphi}^{0.0855} \dot{\varphi}^{0.0729} \qquad (2.2)$$

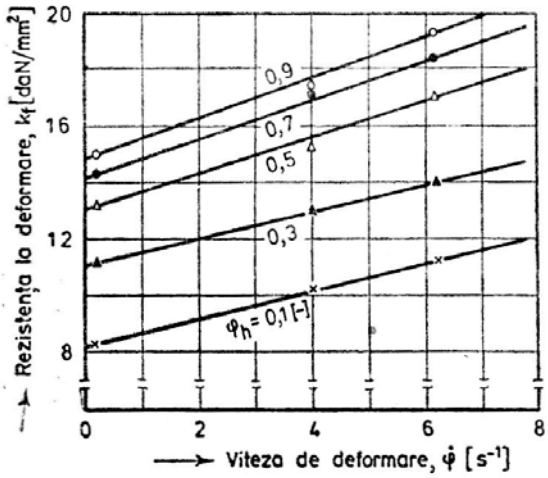


Fig.2.11. Variaţia rezistenţei la deformare, funcţie de viteze de deformare (Al99,5%)

Această relaţie este determinată cu ajutorul funcţiilor de regresie, pentru cunoaşterea comportării aluminiului la deformare, cu stabilirea influenţelor cantitative care intervin în procesele de deformare la rece.

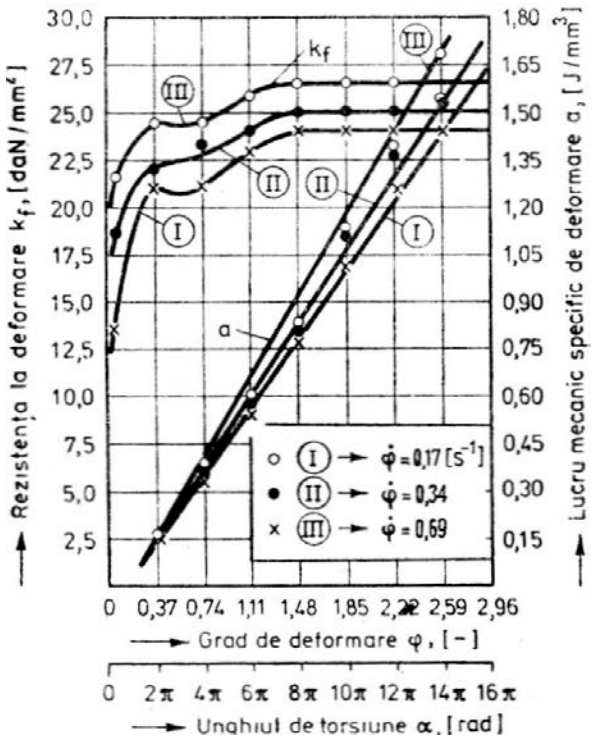


Fig.2.12. Curbe de curgere ale Al99,5% (încercări prin torsiune)[1]

O sinteză a expresiilor matematice care descriu curbele de curgere este redată în tab. 2.2.

Tab. 2.2. Sinteza ecuaţiilor σ=f(ε)) [2]

Ecuaţia	**Materialul studiat**	**T, [^{0}C]**	**Viteza de deformaţie, [s^{-1}]**
$\sigma = k\varepsilon^n$	- Al, Cu şi aliaje lor - Oţeluri cu procent mic de C	30…700	10…10^3
$\sigma = k_1 + B_1\varepsilon^n$	- Al	-50…400	-
$\sigma = k_2 + (B_2 + \varepsilon)^n$	- Cu, alamă - Oţeluri recoapte	30	-
$\sigma = k_3 + B_3 \log\varepsilon$	- Oţeluri	800…1100	10…10^3
$\sigma = k_4 - (k_4 - B_4)e^{-C_4}$	- Al, Cu - Alamă, Bronzuri	-50…400	-
$\sigma = k_5 + B_5[1 - e^{-(C_5\varepsilon)}]^n$	- Ni şi aliaje de nichel	(0,6…0,9)T_{top}	-

Semnificaţia notaţiilor din relaţiile date în tab.3.1 este:

k, k_1…k_6 – constante;
B_1…B_5 – constante de material;
ε – gradul relativ de deformare;
n – exponent care exprimă sensibilitatea materialului la ecruisare

Datorită dificultăţilor pe care funcţiile putere de tipul celor descrise în tab. 2.2, le induc în calculele inginereşti, se obişnuieşte a se înlocui curbele de curgere reale cu unele simplificate, care nu produc erori semnificative faţă de fenomenul fizic real al deformării. Cel mai potrivit mod de a aproxima o curbă caracteristică este simplificarea porţiunilor curbelor de curgere prin linii drepte. De altfel, acesta este şi modul de abordare matematic al programelor de calcul cu element finit.

3. Determinarea forţelor necesare la extrudare

Pentru determinarea forţelor la extrudare se vor utiliza ecuaţiile puse la dispoziţie de teoria plasticităţii. Dintre metodele cele mai utilizate sunt metoda bilanţului forţelor, metoda limitei superioare şi metoda liniilor de alunecare.

Metoda bilanţului forţelor consideră că extrudarea are loc la o stare de tensiune de compresiune neuniformă în toate direcţiile, prin care materialului i se dă o capacitate de deformare mare.

Metoda limitei superioare, bazată pe teoria plasticităţii pune la dispoziţie valori extreme cu privire la capacitatea de deformare, care pot fi folosite în mod avantajos pentru îmbunătăţirea soluţiilor aproximative.

Metoda liniilor de alunecare se utilizează mai mult în studiul procesului de deformare în timpul extrudării la rece. Cu ajutorul construcţiilor grafice ale câmpului liniilor de alunecare se poate trasa epura tensiunilor normale pe secţiunea pieselor.

Relaţiile analitice de calcul a forţei la extrudare nu pot cuprinde multitudinea factorilor de influenţă, fapt pentru care se mai utilizează în etapa actuală şi metode semiempirice şi experimentale.

3.1. Calculul forţei şi al presiunii de deformare la extrudarea directă a produselor pline

3.1.1. Calculul forţei şi al presiunii de extrudare prin metoda bilanţului forţelor

În cazul extrudării directe a unei bare cilindrice pline de diametrul *d*, dintr-un semifabricat cilindric de diametru *D*, se va analiza deformarea pe cele trei zone ale matriţei (fig.3.1).

Pentru determinarea forţei de deformare se va considera că materialul care curge prin secţiunea cilindrică a plăcii active 1 nu se mai deformează şi la capătul secţiunii 2, când deformarea este terminată.

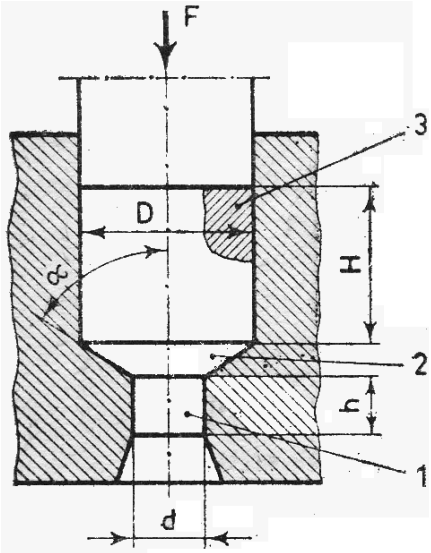


Fig.3.1. Zonele specifice la extrudarea directă

De aici rezultă că presiunea de deformare p considerată la suprafaţa de contact dintre semifabricat şi poanson este de forma:

$$p = p_d + p_\alpha + p_D, \tag{3.1}$$

în care:

p_d - presiunea necesară pentru trecerea semifabricatului prin zona de calibrare 1;

p_α - presiunea necesară pentru trecerea semifabricatului prin zona de deformare 2;

p_D - presiunea necesară pentru trecerea semifabricatului prin zona 3.

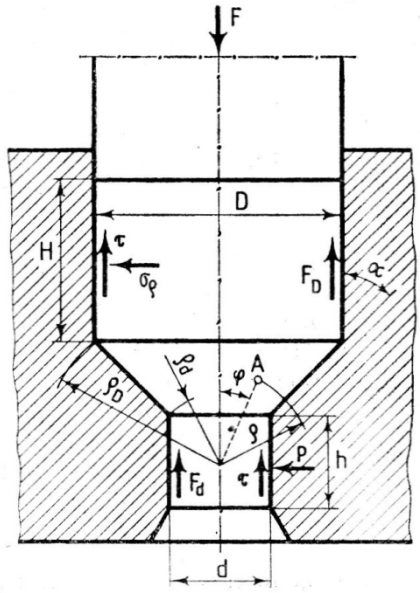


Fig. 3.2. Distribuţia forţelor în zonele specifice, la extrudarea directă

În secţiunea 1 materialul se află într-o stare de tensiune de compresiune elastică şi nu suferă nici o modificare a formei lui. De aici rezultă că tensiunea radială maximă nu poate depăşi σ_c. În realitate această tensiune va fi mai mică, deoarece placa activă nu este absolut rigidă şi din acest motiv ea însăşi se deformează elastic.

Datorită existenţei unei mişcări relative între material şi placa activă, în această zonă apare o forţă de frecare (fig.3.2), care are valoarea:

$$F_d = \mu\pi \cdot dh\sigma_c \tag{3.2}$$

iar presiunea corespunzătoare

$$p_d = \frac{F_d}{A_1} = 4\mu\frac{h}{d}\cdot\sigma_c \quad , \tag{3.3}$$

unde A_1 reprezintă aria secţiunii 1.

Ţinând seama de valoarea maximă a efortului $\sigma_c = 2\ k_f$, relaţia (3.3) devine:

$$p_d = 8\mu k_f \frac{h}{d}. \tag{3.4}$$

Pentru analiza tensiunilor în zona tronconică 2, se porneşte de la ecuaţia diferenţială de echilibru de coordonate sferice, de forma:

$$\frac{\partial\sigma_\rho}{\partial_\rho} + \frac{1}{\rho}\cdot\frac{\partial\tau_{\rho\varphi}}{\partial\varphi} + \frac{1}{\rho}\cdot[2\sigma_\varphi - (\sigma_\rho + \sigma_\theta) + \tau_{\rho\varphi}\cdot \mathrm{ctg}\varphi] = 0 \tag{3.5}$$

Procesul deformării în aceasta zonă este foarte complex, iar pentru calculul presiunii se fac unele simplificări, considerând că zona analizată face parte dintr-un con cu vârful în punctul de intersecţie a celor două generatoare (fig.3.2).

Se va considera că pe toată suprafaţa de contact a semifabricatului cu matriţa, efortul tangenţial este maxim, adică $\tau_{\rho\varphi} = \kappa_f$ şi acest efort variază proporţional cu unghiul α, de unde rezultă:

$$\frac{\partial\tau_{\rho\varphi}}{\partial_\varphi} = \frac{\tau_{\rho\varphi}}{\varphi} = \frac{k_f}{\alpha}. \tag{3.6}$$

Deformaţia materialului este aceeaşi în oricare plan care trece prin axa matriţei, iar efortul σ_ρ are valoare maximă în raport cu σ_φ şi $\sigma_{\theta.}$ Se poate aproxima că:

$$\frac{\partial\sigma_\rho}{\partial_\rho} = \frac{d\sigma_\rho}{d_\rho}, \tag{3.7}$$

şi $\sigma_\varphi \approx \sigma_{\theta.}$

De asemenea cu o anumită eroare, se poate scrie egalitatea:

$$\tau_{\rho\varphi}\cdot \mathrm{ctg}\varphi = \frac{\tau_{\rho\varphi}}{\mathrm{tg}\varphi} \approx \frac{\tau_{\rho\varphi}}{\varphi} = \frac{k_f}{\alpha}. \tag{3.8}$$

Înlocuindu-se relaţiile (3.6), (3.7), (3.8) în relaţia (3.5), aceasta devine:

$$\frac{d\sigma_\rho}{d_\rho}+\frac{2k_f}{\rho\alpha}+\frac{2}{\rho}(\sigma_\rho-\sigma_\varphi)=0 \tag{3.9}$$

Pe baza ipotezei energetice a plasticităţii M. Huber, R. Mises şi H. Hencky conform relaţiei:

$(\sigma_x-\sigma_z)^2+3\tau^2=\sigma_c^2$
$(\sigma_x-\sigma_z)^2+3\tau^2=\sigma k^2$, se poate scrie că:

$$(\sigma_\rho-\sigma_\varphi)^2+3\tau_{\rho\varphi}^2=3k_f^2 \tag{3.10}$$

de unde rezultă că:

$$\sigma_\rho-\sigma_\varphi=\sqrt{3k_f-3\tau_{\rho\varphi}^2}=k_f\cdot\sqrt{3}\cdot\sqrt{1-\frac{\tau_{\rho\varphi}^2}{k_f^2}} \tag{3.11}$$

Dacă se ţine seama de relaţia (3.10), atunci relaţia (3.11) devine:

$$\sigma_\rho-\sigma_\varphi=\frac{k_f\sqrt{3}}{\alpha}\cdot\sqrt{\alpha^2-\varphi^2}. \tag{3.12}$$

În aceste condiţii, relaţia (3.9), devine:

$$\frac{d\sigma_\rho}{d_\rho}+\frac{2k_f}{\rho\alpha}+\frac{2k_f\sqrt{3}}{\rho\alpha}\cdot\sqrt{\alpha^2-\varphi^2}=0 \tag{3.13}$$

Din care rezultă că:

$$d\sigma_\rho=-\frac{2k_f}{\alpha}(1+\sqrt{3}\cdot\sqrt{\alpha^2-\varphi^2})=0, \tag{3.14}$$

Prin integrare în raport cu ρ, se obţine:

$$\sigma_\rho=-\frac{2k_f}{\alpha}[1+\sqrt{3(\alpha^2-\varphi^2)}]\ln\rho+C \tag{3.15}$$

Valoarea constantei C se determină din condiţiile la limită, pentru $\rho=\rho_d$, $\sigma_\rho=0$ de unde rezultă că:

$$C=\frac{2k_f}{\alpha}[1+\sqrt{3(\alpha^2-\varphi^2)}]\ln\rho_d \tag{3.16}$$

care, dacă se înlocuieşte in relaţia (3.17) aceasta devine:

$$\sigma_\rho = -\frac{2k_f}{\alpha}[1+\sqrt{3(\alpha^{2\partial}-\varphi^2)}]\ln\frac{\rho}{\rho_d} \tag{3.17}$$

sau la limita superioară a zonei tronconice, când $\rho = \rho_{D:}$

$$\sigma_\rho = -\frac{2k_f}{\alpha}[1+\sqrt{3(\alpha^2-\varphi^2)}]\cdot\ln\frac{\rho_D}{\rho_d} \tag{3.18}$$

Conform figurii 3.2, rezultă $\frac{\rho_D}{\rho_d} = \frac{D}{d}$, deci relaţia (3.20) devine:

$$\varphi_\rho = -\frac{2k_f}{\alpha}[1+\sqrt{3(\alpha^2-\varphi^2)}]\ln\frac{D}{d} \tag{3.19}$$

Forţa necesară deformării semifabricatului, în zona tronconică 2, va fi:

$$F_\alpha = \int_o^{D/2} /\sigma_\rho / \cdot 2\pi R dR, \tag{3.20}$$

Pentru calculul integralei de mai sus, se vor face următoarele înlocuiri, conform figurii 3.2, adică:

$R=\rho_D \cdot \varphi$, $dR = \rho_D \cdot d_\varphi$

şi (3.21)

$$\rho_D = \frac{D}{2\sin\alpha} \approx \frac{D}{2\alpha}$$

Prin înlocuirea acestor relaţii, in relaţia 3.20, acesta devine:

$$F_\alpha = \frac{4k_f}{\alpha^3}\cdot\frac{\pi D^2}{4}\cdot\ln\frac{D}{d}\cdot\int_0^\alpha\left[1+\sqrt{3\left(\alpha^2-\varphi^2\right)}\right]\varphi d_\varphi \tag{3.22}$$

care în urma integrării şi ordonării termenilor devine:

$$F_\alpha = 2k_f\cdot\frac{\pi D^2}{4}\cdot\left(\frac{1}{2\alpha}+\frac{1}{\sqrt{3}}\right)\cdot\ln\frac{D^2}{d^2}, \tag{3.23}$$

iar presiunea p_α va fi:

$$p_\alpha = 2k_f \cdot \left(\frac{1}{2\alpha} + \frac{1}{\sqrt{3}} \right) \cdot \ln \frac{D^2}{d^2} \tag{3.24}$$

Pentru calculul forţei şi presiunii în zona cilindrică 3, se va considera că nu are loc o deformare a materialului. Forţa necesară deplasării semifabricatului prin această zonă este forţa de frecare F_D (fig.3.2),care, dacă se consideră că pe suprafaţa de control $\tau=2k_f \cdot \mu$, va fi de forma:

$$F_D = 2\mu \cdot k_f \cdot \pi \cdot D \cdot H \tag{3.25}$$

iar presiunea :

$$p_D = \frac{F_D}{A_3} = 8\mu k_f \cdot \frac{H}{D} \tag{3.26}$$

unde A_3 este aria secţiunii cilindrice 3.

Relaţia (3.26) de calcul a presiunii p_D este o relaţie aproximativă, deoarece cercetarea condiţiilor de deformare în locaşul cilindric al plăcii active este un proces foarte complex.

Pe baza unor experimentări, se poate afirma că în principiu există trei posibilităţi ale curgerii materialului, [5, 7]

În primul caz (fig.3.3, a), materialul este presat de poanson prin orificiul matriţei. În aceasta această zonă nu se formează nici o zonă plastic, lucru ce se confirmă prin metoda reţelelor, reţeaua rămânând aproape neschimbată. Acest caz are loc dacă coeficientul de frecare este relativ mic şi dacă proprietăţile plastice ale materialului în întregul volum al piesei sunt uniforme.

Al doilea caz (fig.3.3, b) este caracterizat printr-o deformare plastică bine conturată, la care materialul situat în apropierea axei curge mai puternic decât cel situat în părţile exterioare, fapt demonstrat prin metoda reţelelor. O asemenea zonă de deformare se întâlneşte la mărimea coeficientului de

frecare, sau la unele neuniformităţi ale proprietăţilor plastice ale materialului.

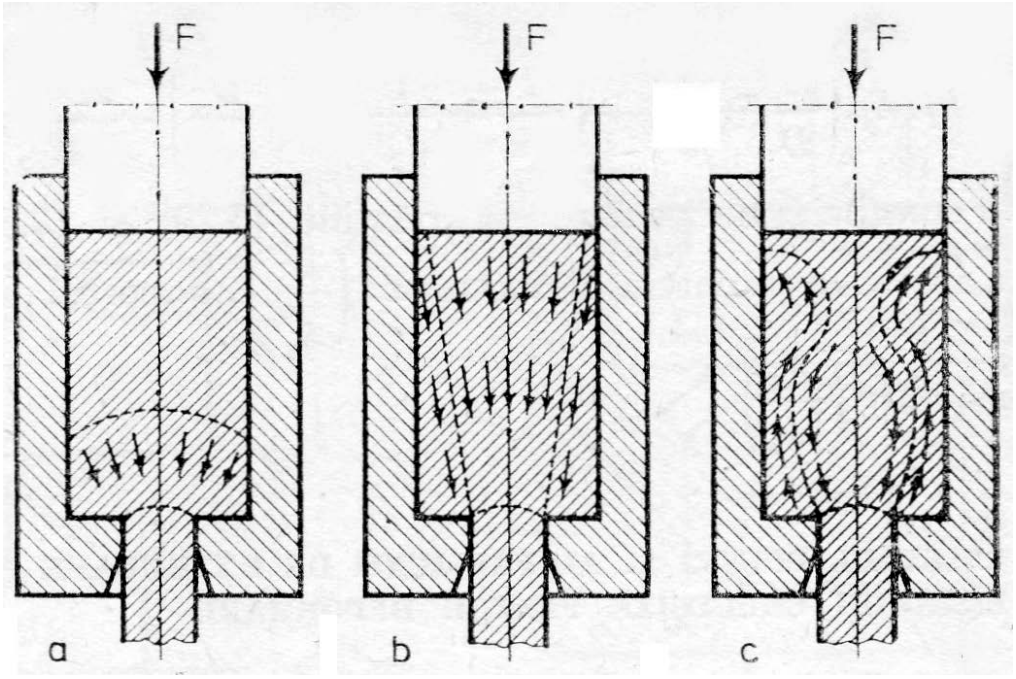


Fig. 3.3. Tipuri caracteristice de curgere ale materialului la extrudarea directă

Al treilea caz (fig.3.3, c) prezintă o deformare plastică pronunţată în tot volumul din zona cilindrică a matriţei, care însă diferă în intensitate, curgerea materialului din zonele exterioare este din sens opus mişcării poansonului. Sensul de mişcare al materialului coincide cu sensul de mişcare al poansonului. Acest caz are loc un coeficient de frecare mare şi la proprietăţile plastice diferite ale materialului; de asemenea se întâlneşte în special la metale neferoase.

Presiunea totală necesară pentru deformarea materialului în cazul extrudării directe se calculează cu relaţia (3.1), în care se înlocuiesc relaţiile (3.4), (3.24) şi (3.26), astfel:

$$p = 2k_f \cdot [4\mu \cdot \left(\frac{H}{D} + \frac{h}{d}\right) + \left(\frac{1}{2\alpha} + \frac{1}{\sqrt{3}}\right) \cdot \ln\frac{D^2}{d^2}] \tag{3.27}$$

iar forţa de extrudare:

$$F = 2k_f \left[4\mu \cdot \left(\frac{H}{D} + \frac{h}{d}\right) + \left(\frac{1}{2\alpha} + \frac{1}{\sqrt{3}}\right) \cdot \ln\frac{D^2}{d^2}\right] \cdot \frac{\pi D^2}{4} \tag{3.28}$$

Pentru profilurile necirculare, in relaţiile (3.27) şi (3.28), se va introduce în loc de raportul diametrelor $\left(\frac{D^2}{d^2}\right)$, raportul secţiunilor corespunzătoare $\left(\frac{A_0}{A_1}\right)$.

3.1.2. Calculul forţei şi al presiunii de extrudare pe baza energiei consumate pentru deformare

Forţa de extrudare va fi dată de către forţa de frecare corespunzătoare celor 3 zone ale matriţei şi forţa de deformare corespunzătoare zonei tronconice, deci:

$$F = F_d + F_\alpha + F_D + F_{Def} \,. \tag{3.29}$$

Utilizând metoda echivalenţei energiei, forţele de frecare se vor corecta cu un coeficient dat de raportul vitezelor de deplasare a materialului prin zona respectivă (fig.3.4).

Pentru zona de calibrare, forţa de frecare F_d se calculează din relaţia:

$$F_d \cdot v_D = \pi \cdot d \cdot h \cdot \tau_d \cdot v_d \tag{3.30}$$

în care :

τ_d este efortul tangenţial pe suprafaţa de contact dintre semifabricat şi matriţă în zona de calibrare;

v_d – viteza de deplasare a materialului în zona de calibrare;

Cunoscând că: $\tau_d = 2\mu k_f$ şi $v_d = v_D \cdot \frac{D^2}{d^2}$ (3.31)

relaţia (3.30) devine:

$$F_d = 8\mu k_f \frac{h}{d} \cdot \frac{\pi D^2}{4} \quad (3.32)$$

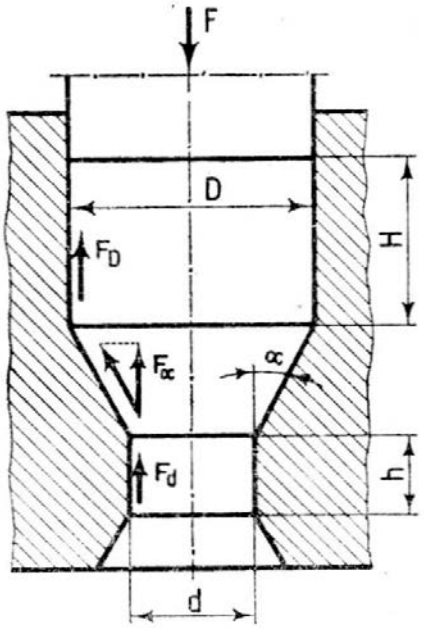


Fig. 3.4. Distribuţia forţelor în cele 3 zone ale plăcii active la extrudarea directă

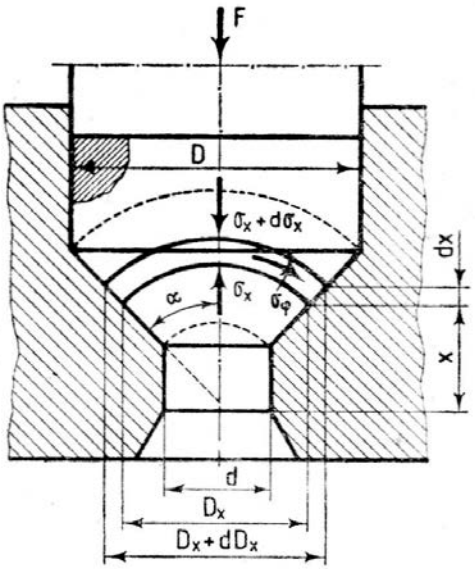


Fig. 3.5. Distribuţia eforturilor de deformare în zona tronconică

Forţa de frecare F_α în zona tronconică a matriţei, va fi (fig.3.4):

$$v_D \cdot dF_\alpha = \tau_\alpha \cdot v_x \cdot dA_x \quad (3.33)$$

în care:

dA_x - suprafaţa elementară de contact dintre semifabricat şi placa activă;

τ_α - efortul tangenţial pe suprafaţa de contact corespunzătoare zonei tronconice;

v_x - viteza de deplasare a materialului în zona tronconică corespunzătoare cotei x.

$$dA_x = \pi \cdot D_x \cdot \frac{d_x}{\cos\alpha}; \quad d_x = \frac{dD_x}{2tg\alpha}; \quad \tau_\alpha = 2\mu k_f \quad \text{şi}$$

$$v_x = v_D \cdot \frac{D^2}{D_X^2} \tag{3.34}$$

relaţia (3.33) devine:

$$dF_\alpha = \frac{4\mu k_f}{\sin\alpha} \cdot \frac{\pi D^2}{4} \cdot \frac{dD_x}{D_x} \tag{3.35}$$

sau prin integrare devine:

$$F_\alpha = \frac{4\mu k_f}{\sin\alpha} \cdot \frac{\pi D^2}{4} \int_d^D \frac{dD_x}{D_x} \tag{3.36}$$

prin efectuarea integralei şi simplificarea termenilor, forţa de frecare F_α în zona tronconică a matriţei are forme:

$$F_\alpha = 2k_f \cdot \frac{\mu}{\sin_\alpha} \cdot \frac{\pi \cdot D^2}{4} \cdot \ln\frac{D^2}{d^2} \tag{3.37}$$

În zona cilindrică a matriţei, forţa de frecare F_D va fi de forma:

$$F_D = 8\mu k_f \cdot \frac{H}{D} \cdot \frac{\pi \cdot D^2}{4} \tag{3.38}$$

Forţa de deformare F_{Def} din zona tronconică se poate calcula din ecuaţia de echilibru (fig.3.15) rezultată din proiecţia forţelor în raport cu axa x, deci:

$$\left(\sigma_x + d\sigma_x\right) \cdot \frac{\pi}{4} \cdot \left(D_x + dD_x\right)^2 - \sigma_x \cdot \frac{\pi D_x^2}{4} - \sigma_\varphi \cdot \pi \cdot D_x \cdot \frac{d_x}{\cos\alpha} \cdot \sin\alpha = 0 \tag{3.39}$$

Cunoscând că:

$$\sigma_\varphi = \sigma_x + 2k_f \quad \text{şi} \qquad d_x = \frac{dD_x}{2tg\alpha} \tag{3.40}$$

relaţia (3.39) devine;

$$d\sigma_x = 4k_f \cdot \frac{dD_X}{D_X}$$

sau

$$\sigma_x = 4k_f \cdot \int_d^D \frac{dD_x}{D_x}. \tag{3.41}$$

Prin integrarea ecuaţiei de mai sus şi ordonarea termenilor ea devine:

$$\sigma_x = 2k_f \cdot \ln\frac{D^2}{d^2} \tag{3.42}$$

Considerând că σ_x este o mărime uniform repartizată şi că acest efort acţionează pe baza mare a tronconului, forţa de deformare în această zonă va fi:

$$F_{Def} = 2k_f \cdot \frac{\pi D^2}{4} \cdot \ln\frac{D^2}{d^2} \tag{3.43}$$

Forţa de extrudare totală (3.29), ţinându-se seama de relaţiile (3.32), (3.37), (3.38), şi (3.43), va fi:

$$F = 2k_f\left[4\mu\left(\frac{H}{D}+\frac{h}{d}\right)+\left(\frac{\mu}{\sin\alpha}+1\right)\cdot\ln\frac{D^2}{d^2}\right]\cdot\frac{\pi D^2}{4} \tag{3.44}$$

iar presiunea corespunzătoare:

$$F = 2k_f\left[4\mu\left(\frac{H}{D}+\frac{h_{med}}{d_{ech}}\right)+c\left(\frac{\mu}{\sin\alpha}+1\right)\cdot\ln\frac{A_0}{A_1}\right]\cdot A_0 \tag{3.45}$$

Comparând relaţia (3.28) cu relaţia (3.44) rezultă că ele diferă prin termenii $\frac{1}{2\alpha}+\frac{1}{\sqrt{3}}$ şi $\frac{\mu}{\sin\alpha}+1$. Dacă se consideră că $\mu = \frac{1}{2}$ şi $\alpha = \frac{\pi}{4}$, atunci acest coeficient este de 1,25 pentru relaţia (3.28) şi aproximativ 1,7 pentru relaţia

(3.44). Folosind ungerea $(\mu < 1/2)$ vor rezulta diferenţe şi mai mici între cele două relaţii.

Deoarece relaţia (3.28) dă valori mai mici pentru forţa de extrudare decât relaţia (3.44), pentru a avea siguranţa în exploatare este indicată relaţia (3.44).

În cazul când profilul semifabricatului este complex, atunci şi forţa de frecare pe porţiunea de calibrare este mai mare decât cea rezultată de la profilul circular. Din acest motiv relaţia (3.44) va fi folosită astfel:

$$F = 2k_f \left[4\mu \left(\frac{H}{D} + \frac{h_{med}}{d_{ech}} \right) + c \left(\frac{\mu}{\sin\alpha} + 1 \right) \cdot \ln \frac{A_0}{A_1} \right] \cdot A_0 \qquad (3.46)$$

în care:

h_{med} este înălţimea medie a zonei de calibrare;

d_{ech} - diametru echivalent al profilului $\left(d_{ech} = 1{,}13\sqrt{A_1}\right)$;

c – coeficient de corecţie $\left(c = \frac{l}{\pi \cdot d_{ech}} \right)$;

A_1 – secţiunea semifabricatului extrudat;

A_0 – secţiunea semifabricatului de pornire.

3.2. Calculul forţei şi al presiunii la extrudarea directă a profilelor tubulare

Forţa la extrudarea directă a profilelor tubulare se va calcula pe baza energiei cheltuite pentru deformare, energie care este similară cu cea de la extrudarea directă a profilelor pline. În plus, apare forţa de frecare dintre material şi dorn (fig.3.6) de forma:

$$F_{fd} = \pi \cdot d_d \cdot h_d \cdot \tau \qquad (3.47)$$

Dacă se raportează forţa de frecare la suprafaţa de apăsare a poansonului, va fi de forma:

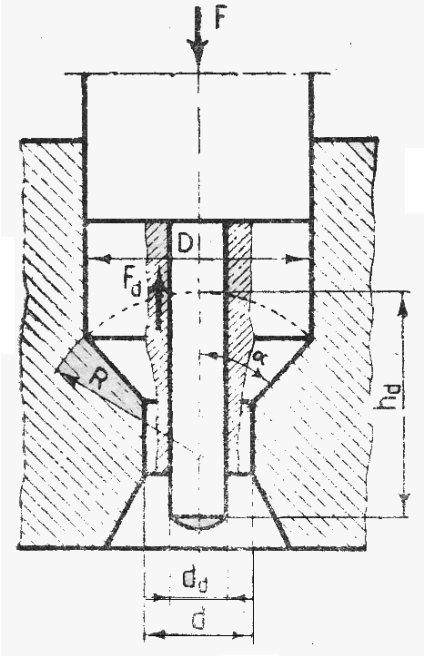


Fig. 3.6 Schema extrudării directe a semifabricatelor tubulare

$$F_{fd} = 8\mu \cdot k_f \cdot \frac{d_d h_d}{D^2} \cdot \frac{\pi D^2}{4} \qquad (3.48)$$

în care

d_d este diametrul dornului;

h_d –înălţimea de contact dintre material şi dorn;

τ - efortul tangenţial pe suprafaţa de contact $\left(\tau = 2\mu k_f\right)$.

În aceste condiţii relaţia (3.31), devine:

$$F = F_d + F_\alpha + F_D + F_{fd} + F_{Def} \qquad (3.49)$$

relaţie care conduce în final la o formă ca aceea prezentată în relaţia (3.44) în care factorul $\ln\left(\frac{D^2}{d^2}\right)$, se exprimă sub forma: $\ln\frac{D^2 - d_d^2}{d^2 - d_d^2}$.

Cu aceste observaţii, relaţia (3.49) devine:

$$F = 2k_f\left[4\mu\left(\frac{H}{D} + \frac{h}{d} + \frac{h_d d_d}{D^2}\right) + c\left(\frac{\mu}{\sin\alpha} + 1\right) \cdot \ln\frac{D^2 - d_d^2}{d^2 - d_d^2}\right] \cdot \frac{\pi D^2}{4} \qquad (3.50)$$

Sau pentru presiunea totală:

$$p = 2k_f\left[4\mu\left(\frac{H}{D}+\frac{h}{d}+\frac{d_d h_d}{D^2}\right)+\left(\frac{\mu}{\sin\alpha}+1\right)\cdot\ln\frac{D^2-d_d^2}{d^2-d_d^2}\right] \quad (3.51)$$

Relaţia (3.50) pentru profile complexe are forma:

$$F = 2k_f\left[4\mu\left(\frac{H}{D}+\frac{h_{med}}{d_{ech}}+\frac{h_d d_{d_{ech}}}{D^2}\right)+c\left(\frac{\mu}{\sin\alpha}+1\right)\cdot\ln\frac{A_0-A_d}{A_1-A_d}\right]\cdot A_0 \quad (3.52)$$

în care:

A_0 este secţiunea semifabricatului de pornire;

A_1 – secţiunea semifabricatului extrudat;

A_d – secţiunea alezajului semifabricatului extrudat;

C – coeficient de corecţie $\left(c = \frac{l' \cdot l''}{\pi^2 \cdot d_{ech} \cdot d_{d_{ech}}}\right)$;

l' - perimetrul exterior al profilului extrudat;

l'' – perimetru alezajului profilului;

d_{ech} - diametrul echivalent al profilului exterior;

d_{dech}- diametrul echivalent al profilului alezajului.

Calculul forţei la extrudarea directă cu ajutorul relaţiilor (3.28), (3.44), (3.46), (3.50) şi (3.52) se face cu valori medii pentru μ şi k_f care duce la obţinerea unor valori mai mici pentru forţa de extrudare. De aceea valorile obţinute cu aceste relaţii trebuie considerate valori minime ale forţei de extrudare.

3.3. Calculul forţei şi al presiunii de deformare la extrudarea inversă

Extrudarea inversă mai poartă denumirea şi de perforare închisă. Pentru determinarea forţei de deformare se va porni de la considerentul că acest proces este analog cu extrudarea directă a corpurilor masive prezentată înainte.

Forţa necesară deformării la extrudarea inversă se compune din următoarele forţe [3, 6]:

$$F = F_m + F_p + F_r + F_{Def} \tag{3.53}$$

în care:

F_m este forţa de frecare dintre semifabricat şi placa activă;

F_p – forţa de frecare dintre semifabricat şi poanson;

F_r- forţa de comprimare a porţiunii de semifabricat ce se găseşte sub poanson;

F_{Def} –forţa de deformare prin extrudare propriu-zisă, fără a lua în considerare frecările exterioare.

Pe baza energiei cheltuite la deformare şi a notaţiilor din fig. 3.7, se poate scrie că:

$$F_m \cdot v_p = \pi \cdot D \cdot \left(H + \frac{H'}{2} \right) \cdot \tau_m \cdot v_m \tag{3.54}$$

în care:

v_p este viteza de înaintare a poansonului;

v_p – viteza de deplasare a materialului în raport cu placa activă $\left(v_m = v_p \cdot \frac{D^2}{D^2 - d^2} \right)$

τ_m - efortul tangenţial pe suprafaţa de contact dintre matriţă şi material $\left(\tau_m \approx 2\mu k_f \right)$;

H' - înălţimea zonei din semifabricat de-a lungul căreia are loc deformarea materialului, înălţime care se calculează cu relaţia:

$$H' = \frac{D+d}{2} \cdot \frac{\sqrt{D^2 - d^2}}{D} \tag{3.55}$$

În aceste condiţii expresia forţei de frecare dintre semifabricat şi matriţă devine:

$$F_m = 8\mu \cdot k_f \cdot \frac{H + \frac{H'}{2}}{D^2 - d^2} \cdot \frac{D^2}{d^2} \cdot \frac{D^2}{d^2} \cdot \frac{\pi d^2}{4} \tag{3.56}$$

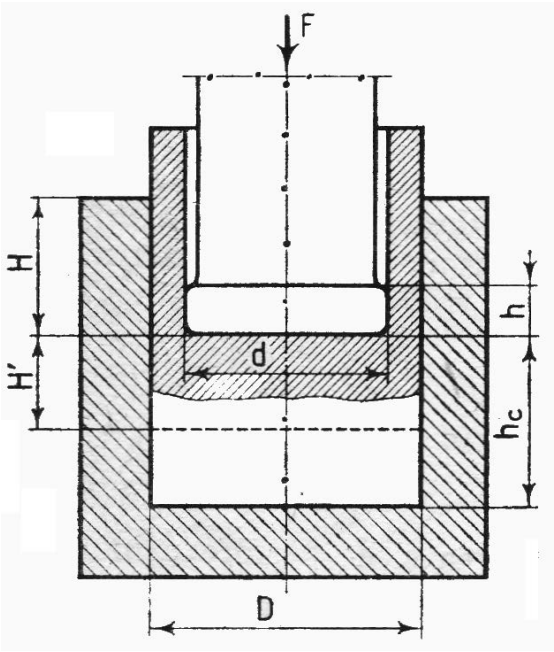


Fig.3.7. Schema extrudării inverse

Forţa de frecare dintre semifabricat şi poanson se calculează cu relaţia:

$$F_p \cdot v_p = \pi \cdot d \cdot h \cdot \tau_p \cdot v'_p \tag{3.57}$$

în care:

τ_p este efortul tangenţial pe suprafaţa de contact dintre material şi poanson $\left(\tau_p \approx 2\mu k_f\right)$

v'_p - viteza de deplasare, a materialului faţă de poanson $\left(v'_p = v_p \cdot \frac{D^2}{D^2 - d^2}\right)$.

Din relaţia (3.57) rezultă forţa de frecare F_p raportată la secţiunea poansonului, astfel:

$$F_p = 8\mu k_f \cdot \frac{h}{d} \cdot \frac{D^2}{D^2 - d^2} \cdot \frac{\pi d^2}{4} \tag{3.58}$$

Pentru calculul forţei de deformare la compresiune F_φ, se porneşte de la ecuaţia diferenţială de echilibru $\gamma = \varepsilon\sqrt{3}$, de forma:

$$\frac{\partial \sigma_p}{\partial \rho} + \frac{1}{\rho} \cdot \frac{\partial \tau_{\rho z}}{\partial_z} + \frac{1}{\rho} \cdot \left(\sigma_\rho - \sigma_\theta\right) = 0 . \tag{3.59}$$

Distribuţia eforturilor în fiecare plan care taie cilindru de-a lungul axei sale se aproximează a fi aceeaşi pentru orice direcţie (fig.3.8). În aceste condiţii şi în baza ecuaţiei de plasticitate $\gamma = \varepsilon\sqrt{3}$ se poate scrie că:

$$\frac{\partial \sigma_\rho}{\partial \rho} = \frac{d\sigma_\rho}{d\rho} = \frac{d\sigma_z}{d_\rho}; \quad \frac{\partial \tau_{\rho\theta}}{\partial \theta} = 0$$

$$\frac{\partial \tau_{\rho z}}{\partial z} = \frac{2\tau}{h_s}; \quad \sigma_\rho - \sigma_\theta = 0 \tag{3.60}$$

Înlocuind valorile din relaţia (3.60) în relaţia (3.59) se obţine:

$$\frac{d\sigma_z}{d_\rho} + \frac{2\tau}{h_s} = 0$$

Sau (3.61)

$$d\sigma_z = -2\tau \cdot \frac{d_\rho}{k_s}$$

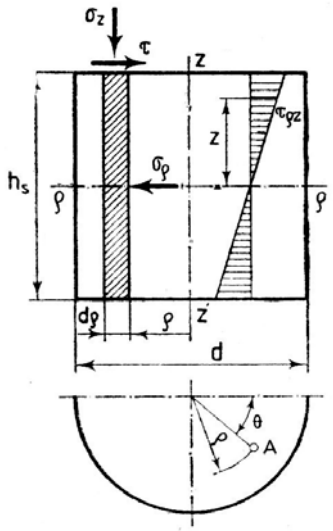


Fig.3.8. Schema eforturilor la comprimarea cilindrică

În funcţie de raportul $\frac{h_s}{d}$ şi de coeficientul de frecare μ, efortul tangenţial τ poate avea oricare din valorile date de relaţia:

$$\tau = \mu \cdot \sigma_z; \quad \tau = 2\mu k_f; \quad \tau = k_f \quad \text{şi} \quad \tau = \frac{2\rho}{d} \cdot k_f \tag{3.62}$$

sau o combinaţie între ele. În schimb, dacă se acceptă una din formele de variaţie ale efortului tangenţial, eroarea care se obţine nu este mare, astfel se va accepta un efort tangenţial de forma $\tau = 2\mu k_f$, în aceste condiţii relaţia (3.61) devine:

$$d\sigma_z = -4\mu k_f \cdot \frac{d\rho}{h_s}, \tag{3.63}$$

prin integrare rezultă:

$$\sigma_z = -4\mu k_f \cdot \frac{\rho}{h_s} + c. \tag{3.64}$$

Valoarea constantei c, se determină din condiţii de limită şi anume, când $\rho = \frac{d}{2}$, atunci $\sigma_z = 2k_f$, deci:

$$c = 2k_f + 4\mu \cdot k_f \cdot \frac{d}{2h_s}. \tag{3.65}$$

Dacă se înlocuieşte constanta c în relaţia (3.64) se obţine ;

$$\sigma_z = 2k_f \cdot \left[1 + \frac{2\mu}{h_s} \cdot \left(\frac{d}{2} - \rho\right)\right]. \tag{3.66}$$

Forţa de deformare F_z va fi dată de integrala:

$$F_z = \int_0^{d/2} 2\pi \cdot \rho \cdot \sigma_z d_\rho\ , \tag{3.67}$$

Care în urma integrării şi ordonării termenilor devine:

$$F_z = 2k_f \cdot \left(1 + \frac{1}{3} \cdot \frac{\mu \cdot d}{h_s}\right) \cdot \frac{\pi d^2}{4}. \tag{3.68}$$

Forţa de extrudare propriu-zisă F_{Def} se stabileşte conform relaţiei (3.43) şi de este de forma:

$$F_{Def} = 2k_f \cdot \frac{D^2}{d^2} \cdot \frac{\pi d^2}{4} \cdot \ln \frac{D^2}{D^2 - d^2}. \tag{3.69}$$

Prin înlocuirea relaţiilor (3.56), (3.58), (3.68) şi (3.69) în relaţia (3.53) se obţine forma finală a forţei necesare la extrudarea inversă astfel ;

$$F = 2k_f \cdot \left\{1 + \frac{1}{3} \cdot \mu \cdot \frac{d}{h_s} + 4\mu \cdot \frac{D^2}{D^2 - d^2} \cdot \left[\frac{D \cdot \left(H + \frac{H'}{2}\right)}{d^2} + \frac{h}{d}\right] + \frac{D^2}{d^2} \cdot \ln \frac{D^2}{D^2 - d^2}\right\} \cdot \frac{\pi d^2}{4}, \tag{3.70}$$

iar presiunea $p = \frac{4F}{\pi d^2}$.

Forţa necesară pentru extrudarea inversă poate fi calculată şi cu relaţia (3.46) din care se elimină termenul dat de forţa de frecare, astfel:

$$F = 2k_f \cdot \left[4\mu + \frac{h}{d} + \left(\frac{\mu}{\sin\alpha} + 1 \right) \cdot \ln \frac{D^2}{d^2} \right] \cdot \frac{\pi d^2}{4} \tag{3.71}$$

Iar presiunea pentru profilurile necirculare:

$$F = 2k_f \cdot \left[4\mu + \frac{h_{med}}{d_{ech}} + c\left(\frac{\mu}{\sin\alpha} + 1 \right) \cdot \ln \frac{A_0}{A_1} \right] \cdot A_0 \tag{3.72}$$

Semnificaţia termenilor c, h_{med} şi d_{ech} este aceeaşi ca în relaţia (3.46).

Dacă se compară relaţiile (3.28), (3.46), (3.50) şi (3.70) se observă că forţa necesară la extrudare inversă este mai mică decât la extrudarea directă, de aceea este indicat a se folosi extrudarea inversă întotdeauna când ea este posibilă.

3.4. Calculul forţei şi al presiunii de deformare la extrudarea combinată

Pentru analiza forţelor, este necesar să se cunoască procesul de deformare în condiţiile caracteristice ale extrudării combinate unde s-a admis că procesele de deformare ale extrudării directe şi inverse sunt autoreglabile şi decurg în sensul regimului optim energetic.

Forţa specifică la extrudarea combinată depinde de mai mulţi factori, dintre care cei mai importanţi sunt raportul de deformare la extrudarea directă, raportul de deformare la extrudarea inversă, rezistenţa la deformare şi coeficientul de frecare. Relaţiile de calcul s-au bazat pe metoda bilanţului forţelor folosind în analiza stărilor de tensiune care apar în procesele de deformare complexă caracteristice extrudării combinate, metoda cercurilor lui Mohr (fig.3.9).

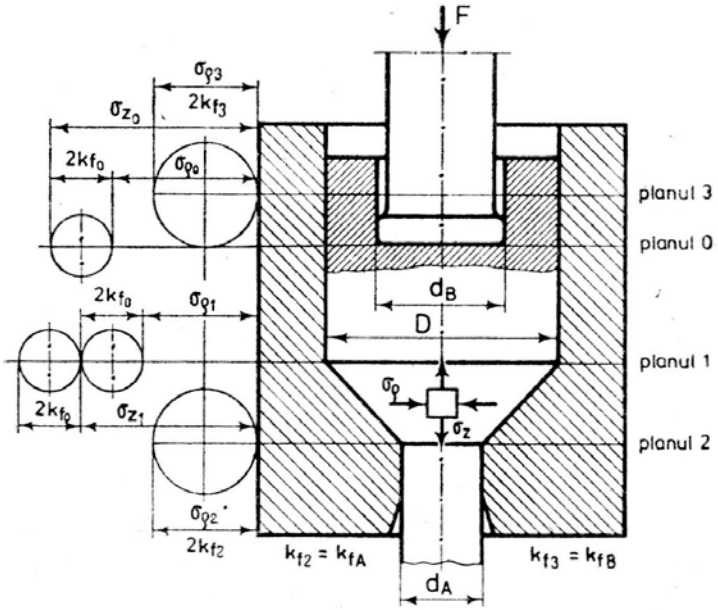


Fig.3.9. Analiza stării de tensiune cu ajutorul cercurilor lui Mohr,în cazul extrudării combinate [1]

În materialul care se găseşte în zona de deformare apar tensiuni, care s-au înlocuit cu cele trei tensiuni principale σ_1, σ_2 şi σ_3, în care $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$. Din cauza secţiunii pline, în orice secţiune a materialului cercetat este valabilă relaţia $\sigma_z = \sigma_\rho$ ceea ce înseamnă că în orice secţiune a materialului apare o stare hidrostatică plană de tensiune.

Pentru cazul deformării plastice starea hidrostatică de tensiune are o deosebită însemnătate, deoarece există aceeaşi tensiune normală în toate direcţiile spaţiului şi nu intervin tensiuni de forfecare.

Influenţa presiunii hidrostatice asupra plasticizării este foarte mică. Presupunând că materialul este perfect plastic, influenţa presiunii hidrostatice asupra proprietăţilor plastice ale materialului este neesenţială, adică, deformaţiile plastice nu pot apărea într-un material sub influenţa unei

încărcături care se reduce la o presiune hidrostatică, deci se poate admite că forţa depinde numai de componentele deviatorului tensiunii sau de invarianţii lor.

De asemenea s-a considerat că materialul în spaţiul de deformare, datorită forţelor care acţionează asupra lui, este în stare plastică, prin urmare este respectată condiţia de plasticitate.

Condiţia de plasticitate constituie un criteriu matematic pentru începerea curgerii plastice. Deoarece înainte de apariţia stării plastice nu au loc decât modificări elastice ale formei este posibil, conform legii lui Hooke, ca modificarea formei să fie exprimată univoc cu ajutorul tensiunilor. De îndată ce acestea, în totalitatea lor, ating o anumită valoare, intervine starea plastică.

Dacă materialul este în stare plastică, atunci diferenţa dintre tensiunea principală maximă şi cea minimă devine egală cu rezistenţa la deformare a materialului, adică:

$$\sigma_1 - \sigma_2 = 2k_f \,. \tag{3.73}$$

În cazul în care $\sigma_1 - \sigma_2 < 2k_f$, materialul nu curge (apar numai tensiuni elastice) şi în cazul $\sigma_1 - \sigma_2 = 2k_f$ materialul tot nu curge, fiind un caz limită.

Sensul deformării oferă indicaţii asupra tensiunii principale. În matriţă semifabricatul este deformat în direcţie longitudinală, de aceea $\sigma_\rho > \sigma_z$, iar condiţia de plasticitate este: $\sigma_\rho - \sigma_z = 2k_f$.

Folosind notaţiile din figura 3.9, va rezulta în planul 0:

$$\sigma_{\rho 0} - \sigma_{z0} = 2k_{f10}\,, \tag{3.74}$$

Iar în planul 1, va fi:

$$\sigma_{\rho 1} - \sigma_{z1} = 2k_{f11} \tag{3.75}$$

În conul de curgere $\sigma_z > \sigma_\rho$, iar condiţia de plasticitate se va exprima astfel:

$$\sigma_z - \sigma_\rho = 2k_f\,, \tag{3.76}$$

Deci în planul 1, va fi: $\sigma_{z1} - \sigma_{\rho 1} = 2k_{f11}$, iar în planul 2:

$\sigma_{z2} - \sigma_{\rho 2} = 2k_{f12}$.

Între planurile 0 şi 3, $\sigma_z > \sigma_\rho$, deci în planul 3 vom avea: $\sigma_{z3} - \sigma_{\rho 3} = 2k_{f13}$, iar în planul 0:

$\sigma_{z0} - \sigma_{\rho 0} = 2k_{f10.}$

Pe baza ecuaţiilor de echilibru obţinute din proiecţia forţelor, în raport cu axa z, va rezulta în zona delimitată de planurile 0 şi 1 (fig.3.9):

$$\left(\sigma_z - \sigma_\rho\right)\cdot\frac{\pi D^2}{4} - \sigma_z\cdot\frac{\pi D^2}{4} - \mu\cdot\sigma_\rho\cdot\pi\cdot D\cdot dz = 0. \tag{3.77}$$

Ţinând seama de condiţia de plasticitate în această zonă ($\sigma_\rho - \sigma_z = 2k_{f0}$), relaţia (3.77) devine:

$$\frac{d_{\sigma z}}{\sigma_z + 2k_{f0}} = \frac{4\mu}{D}\cdot dz, \tag{3.78}$$

De unde prin integrare se obţine:

$$\ln\left(\sigma_z + 2k_{f0}\right) = \frac{4\mu}{D}\cdot z + \ln a_{1,} \tag{3.79}$$

$$\sigma_z + 2k_{f0} = a_1\cdot e^{\frac{4\mu}{D}\cdot z}. \tag{3.80}$$

Constanta a_1 se determină din condiţia limită pentru z = 0, adică în planul 1 unde tensiunea σ_z are valoarea σ_{z1}, atunci:

$$a_1 = \sigma_{z1} + 2k_{f0.} \tag{3.81}$$

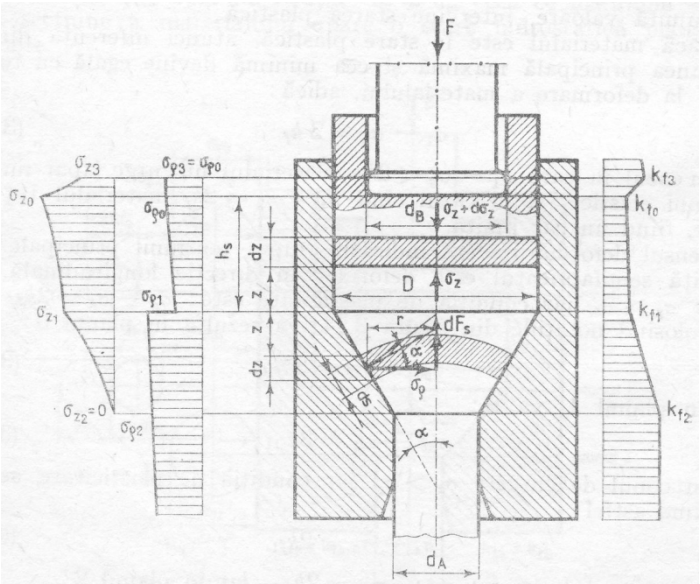


Fig.3.22. Schema echilibrului forţelor şi variaţia tensiunilor axiale, radiale şi a rezistenţei la deformare în procesul de extrudare de extrudare combinată [1]

Pentru z = h_s şi înlocuind relaţia (3.81) în (3.80), se obţine:

$$\sigma_z = \left(\sigma_{z1} + 2k_{f0}\right)e^{\frac{4\mu h_s}{D}} - 2k_{f0.} \tag{3.82}$$

Tensiunea σ_{z1} necesară obţinerii şi învingerii frecării în secţiunea de trecere se stabileşte pe baza echilibrului forţelor în zona cuprinsă între planurile 1 şi 2. Ţinând seama că: $dz = dr / tg\alpha$ şi notând cu $\lambda = tg(\alpha + \rho) / tg\alpha$, se obţine:

$$2\pi r dr \sigma_\rho \lambda = 2\pi r dr \sigma_z + \pi r^2 d\sigma_z. \tag{3.83}$$

De asemenea, ţinând cont de condiţia de plasticitate $\sigma_\rho = \sigma_z - 2k_f$ şi înlocuind valoare lui σ_p în relaţia de mai sus se obţine:

$$\frac{d\sigma_z}{dr} - 2(\lambda - 1)\frac{\sigma_z}{r} = -\frac{2\lambda}{r} \cdot 2k_f, \tag{3.84}$$

Iar după integrare:

$$\sigma_z = 2k_f \cdot \frac{\lambda}{\lambda - 1} + a_1 \cdot r^2 \cdot (\lambda - 1), \tag{3.85}$$

Constanta a_1 se poate determina din condiţiile de limită şi anume pentru $r = \left(\frac{d_A}{2}\right)$ şi $\sigma_{ZA} = 0$, deci:

$$-\sigma_{z11} = 2k_f \cdot \frac{\lambda}{\lambda - 1} \cdot \left[\left(\frac{D^2}{d_A^2}\right)^{\lambda - 1} - 1\right]. \tag{3.86}$$

Materialul trecând prin conul de curgere se deformează, din expresia lucrului mecanic de deformare rezultă:

$$-\sigma_{z12} = 2k_f \cdot \frac{2}{3} \cdot \alpha. \tag{3.87}$$

Don relaţia (3.86) şi (3.87) rezultă tensiunea axială din secţiunea 1, de forma:

$$\sigma_{z1} = 2k_f \cdot \frac{\lambda}{\lambda - 1} \cdot \left[\left(\frac{D^2}{d_A^2}\right)^{\lambda - 1} - 1\right] + 2k_f \cdot \frac{2}{3} \cdot \alpha. \tag{3.88}$$

Dacă ρ (unghiul de frecare) şi α sunt suficient de mici se poate admite ca $\lambda - 1 \to 0$, adică $\lambda \to 1$, astfel că:

$$\frac{\left(\frac{D^2}{d_A^2}\right)^{\lambda - 1} - 1}{\lambda - 1} \approx \ln \frac{D^2}{d_A^2} = \varphi_A, \tag{3.89}$$

şi

$$\lambda = \frac{tg(\rho + \alpha)}{tg\alpha} \approx 1 + \frac{\mu}{\alpha}.$$

În aceste condiţii, relaţia (3.88), devine:

$$-\sigma_{z1} = 2k_{fA} \cdot \varphi_A \left(1 + \frac{\mu}{\alpha} + \frac{3}{2} \cdot \frac{\alpha}{\varphi_A}\right). \tag{3.90}$$

Tensiunea σ_z determinată cu relaţia (3.82), înlocuind pe σ_{z1} determinat de relaţia (3.90) se obţine:

$$-\sigma_z = \left[2k_{fA} \cdot \varphi_A \cdot \left(1 + \frac{\mu}{\alpha} + \frac{2}{3} \cdot \frac{\alpha}{\varphi_A}\right) - 2k_{f0}\right] \cdot e^{\frac{4\mu \cdot h_s}{D}} + 2k_{f0}. \tag{3.91}$$

Variaţia tensiunii radiale σ_ρ este următoarea:

- între planurile 0 şi 1, ea variază de la $\sigma_{z0} + 2k_{f0}$ până la $\sigma_{z1} + 2k_{f0}$;
- în conul de curgere, variază de la $\sigma_{z1} - 2k_{f0}$ până la $\sigma_{z2} - 2k_{fA}$, deoarece $\sigma_{z2} = 0$, rezultă $\sigma_{z2} = -2k_{fA}$;
- între planurile 0 şi 3, ea variază de la $\sigma_{z0} - 2k_{f0}$ până la $\sigma_{z3} - 2k_{fB,}$ deoarece $\sigma_{z3} = 0$, rezultă $\sigma_{\rho 3} = -2k_{fB.}$

Deoarece tensiunea care apare în sculă este în echilibru cu forţa specifică a sculei, rezultă că pe orice suprafaţă de contact este satisfăcută relaţia:

$$p = -\sigma \tag{3.92}$$

Presiunea necesară extrudării combinate trebuie să ţină seama de toţi factorii care intervin în procesul de deformare cum sunt dimensiunile iniţiale, neomogenitatea deformării, rapoartele de extrudare etc. Prin urmare relaţia (3.91), devine:

$$p = c \cdot \left\{\left[2k_{fA} \cdot \varphi_A \cdot \left(1 + \frac{\mu}{\alpha} + \frac{2}{3} \cdot \frac{\alpha}{\varphi_A}\right) - 2k_{f0}\right] \cdot e^{\frac{4\mu \cdot h_s}{D}} + 2k_{f0}\right\}, \tag{3.93}$$

unde constanta c poate avea următoarele valori:

- pentru $l_C/D=0,75 \rightarrow c = 0,44 + 0,085 \cdot \frac{R_B}{R_A}$

- pentru $l_C/D=1 \rightarrow c = 0,56 + 0,125 \cdot \frac{R_B}{R_A}$.

- pentru $l_C/D=1,25 \rightarrow c = 0,68 + 0,1528 \cdot \frac{R_B}{R_A}$

în care:

R_A şi R_B sunt rapoarte de deformare $\left(R_A = \frac{A_0}{A_A} \text{ şi } R_B = \frac{A_0}{A_B} \right)$;

k_{f0} şi k_{fA} – sunt rezistenţe la deformare în planul 0 şi planul 2;

Adoptând pentru rezistenţa la deformare o valoare k_f ca fiind media geometrică $k_f = \sqrt{k_{fA} \cdot k_{f0}}$, relaţia (3.93) devine:

$$p = 2k_f \cdot c \cdot \left\{ \left[\varphi_A \left(1 + \frac{\mu}{\alpha} + \frac{2}{3} \cdot \frac{\alpha}{\varphi_A} \right) - 1 \right] \cdot e^{\frac{4\mu \cdot h_s}{D}} + 1 \right\}, \tag{3.94}$$

Şi forţa de extrudare va fi:

$$F = p \cdot \frac{\pi \cdot d_B^2}{4}. \tag{3.95}$$

Extrudarea combinată fiind o îmbinare a extrudării directe cu cea inversă şi deoarece forţa necesară deplasării materialului, pentru aceleaşi dimensiuni ale semifabricatului şi piesei, este mai mică la extrudarea inversă, curgerea metalului la partea corespunzătoare extrudării inverse este mai accentuată. De aceea va trebui plasată în partea extrudării directe acea parte a piesei care se prevede că va curge mai uşor (formă mai simplă a secţiunii, respectiv porţiune de secţiune mai mare), iar în cazul unor piese simetrice, va trebui să se ia măsuri de mărire a rezistenţei la curgere a metalului spre partea extrudării inverse (prin mărirea lungimii zonei de calibrare a matiţei).

4. PROCESUL TEHNOLOGIC DE EXTRUDARE LA RECE

4.1. Generalităţi

Dezvoltarea în ultimii ani a procesului de prelucrare prin extrudarea a permis cuprinderea unei palete tot mai largi de configuraţii de piese şi materiale care pot fi extrudate.

Atât tehnologia de prelucrare cât şi construcţia matriţelor s-au dezvoltat spectaculos existând în prezent soluţii aplicate atât pe prese cu un singur post de lucru cât şi pe prese automate cu mai multe posturi de lucru. În funcţie de aceste soluţii construcţia matriţelor de extrudare diferă foarte mult.

În proiectarea elementelor active (poanson, placă) trebuie să se aibă în vedere caracterul solicitării, prezenţa foarte pronunţată a fenomenelor de frecare în timpul procesului de extrudare, evitarea concentratorilor de tensiune, dilatarea şi contracţia elementelor active datorită presiunilor ridicate la care sunt supuse, asigurarea unei durabilităţi cât mai mari etc.

Elementele active sunt solicitate la eforturi de întindere şi compresiune după un ciclu care se repetă la fiecare operaţie.

Pentru a reduce frecarea şi implicit rezistenţa la deformare a materialului este necesar ca suprafaţa de contact între semifabricat şi elementele active să fie cât mai mică.

Căldura produsă în timpul extrudării deteriorează proprietăţile lubrifianţilor, micşorează duritatea elementelor active, cu consecinţe privind uzura prematură a sculelor sau chiar griparea lor.

Geometria elementelor active trebuie să asigure o curgere cât mai uniformă a materialului care se deformează, reducând prin aceasta frecările interioare, curgerea turbulentă şi generarea de căldură.

În ideea evitării concentratorilor de tensiune în construcţia elementelor active se vor evita variaţiile bruşte de secţiune, zone fără racordări, unghiuri ascuţite.

În etapa actuală, folosirea preselor automate cu unul sau mai multe posturi de lucru, ridică o serie de probleme noi construcţiei elementelor active ale matriţelor de extrudare, din punct de vedere a durabilităţii. Aceasta, datorită faptului că timpii de montare şi reglare a matriţelor pe prese automate sunt extrem de mari, fapt pentru care extrudarea la rece devine eficientă numai prin utilizarea matriţelor cu durabilitate mare.

4.2. Etapele extrudării la rece

Procesul tehnologic al extrudării la rece cuprinde în principal următoarele operaţii: debitarea semifabricatului, tratamentul termic, pregătirea suprafeţei, lubrifierea, extrudarea şi prelucrarea finală a pieselor obţinute.

4.2.1. Debitarea

Dezvoltarea tehnologiilor de prelucrare prin extrudare la rece a impus modernizarea operaţiilor de obţinere a semifabricatelor, care în multe cazuri determină eficienţa economică a procedeului.

Operaţia de debitare trebuie să asigure;

- rugozitate mică a suprafeţei separate;
- precizie ridicată a volumului sau lungimii;
- precizie ridicată a abaterilor de la forma geometrică;
- realizarea unor semifabricate cu o lungime mică în raport cu secţiunea transversală;
- păstrarea caracteristicilor iniţiale ale materialului în zona de separare.

Debitarea semifabricatelor se realizează prin aşchiere, forfecare sau prin tehnologii neconvenţionale. Aplicarea unuia sau altuia din procedeele indicate depinde de precizia cerută pieselor debitate, de duritatea materialului, de calitatea materialului şi de consumul de energie al procedeului de debitare.

Debitarea se poate efectua cu sau fără pierderea de material. Prin debitarea cu pierdere de material (prin aşchiere) se obţin de regulă suprafeţe cu rugozitate bună şi fără deformări, procedeul prezentând însă pe lângă dezavantajul pierderii de material şi o productivitate scăzută. Cu toate acestea, pentru aliaje şi metale moi se utilizează debitarea prin aşchiere (pe strung sau cu freze cu disc) deoarece prin forfecare se poate obţine o calitate corespunzătoare a suprafeţei separate.

Debitarea cu freze cu disc se recomandă pentru semifabricate de dimensiuni mici şi mijlocii, din metale moi şi semidure. Fierăstraiele mecanice se utilizează, de obicei, pentru debitarea barelor din metal moale şi semidur, având dimensiunile mijlocii şi mari, la producţia de serie. Când materialul barelor este de duritate mare debitarea se realizează la maşini speciale cu disc abraziv.

Datorită productivităţii mici şi consumului relativ mare de metal şi energia la debitarea prin aşchiere, ea se foloseşte numai atunci când debitarea cu tăişuri asociate prin forfecare nu dă rezultate corespunzătoare. Debitarea prin forfecare s-a impus ca o metodă de cea mai mare productivitate, căreia i s-au adus continuu perfecţionări.

Calitatea debitării prin forfecare este influenţată de geometria elementelor active ale tăişurilor asociate, de jocul dintre tăişuri etc. De aceea se recomandă debitarea de precizie prin forfecare la rece – procedeu relativ nou, care asigură semifabricatelor debitate precizie geometrică şi

dimensională ridicată, caracteristicile zonei forfecate nefiind modificate, iar semifabricatele obţinute putând fi utilizate la operaţiile de extrudare la rece fără alte prelucrări.

În cazul debitării prin forfecare, procesul începe cu o deformare plastică în prima fază, de pătrundere a muchiei active, apărând apoi un proces de rupere, datorită propagării fisurilor din punctul de contact cu muchia activă a tăişului. Pentru extrudarea la rece, semifabricatelor trebuie să corespundă următoarele condiţii (fig.4.1):

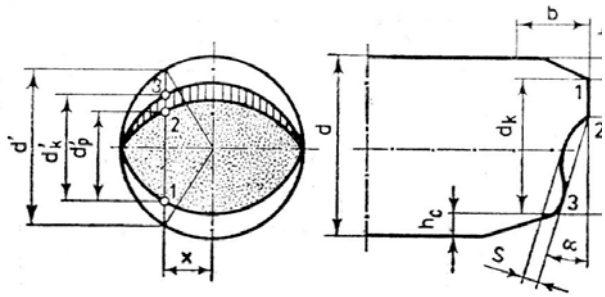


Fig.4.1. Elemente geometrice ale pieselor obţinute prin debitarea de precizie [1]

- abatere volumetrică, $\eta = \frac{\Delta V}{V} = 0,02$;
- subţiere, $f_0 = \frac{f}{d} = 0,02$;
- aplatizare, $C_0 = \frac{c}{d} = 0$;
- abatere de la planeitate , $b_0 = \frac{b}{d} = 0$;
- gâtuire, $S_0 = d - d_1 = 0,02$;
- abatere de la perpendicularitate, $\alpha = 1^\circ$.

Calitatea semifabricatelor debitate depinde de o serie de factori, dintre care cei mai importanţi sunt:

- calitatea materialului care se debitează (caracteristici mecanice, structură, forma secţiunii);
- lungimea semifabricatului;
- metoda de debitare;
- condiţiile de debitare (temperatură, viteză de deformare, caracterul solicitării, forţa de frecare);
- geometria elementelor active (forma cuţitului, starea muchiilor, rigiditatea);
- utilajul de debitare (precizia avansului barei, viteza de deformare, rigiditate).

Debitarea prin forfecare la rece se poate realiza prin forfecare deschisă, semideschisă, semiînchisă şi închisă. După modul de fixare a semifabricatului în dispozitiv, debitarea prin forfecare poate fi:

- fără strângerea semifabricatului;
- cu strângerea rigidă a semifabricatului;
- cu strângere elastică a semifabricatului;
- cu comprimare axială sau radială a semifabricatului.

4.2.2. Tratamentul termic

Pentru extrudarea la rece, se impune ca materialul să aibă o plasticitate cât mai mare şi implicit o rezistenţă la deformare cât mai mică. În timpul extrudării, materialul se deformează multidirecţional, creând pe lângă ecruisare şi tensiuni suplimentare, din cauza neuniformităţii deformării; de aceea se cere ca structura sa fie omogenă.

Tratamentul termic la fabricaţia pieselor extrudate la rece, poate fi aplicat la material în stare de livrare, ca un tratament intermediar, sau pieselor extrudate, ca un tratament termic final.

Deşi materialul, şi în special oţelurile, în cele mai multe cazuri se livrează în stare recoaptă, deci cu plasticitate corespunzătoare, totuşi din cauza debitării prin forfecare, semifabricatele se ecruisează şi este necesar un tratament termic de înmuiere.

În cazul extrudării la rece a oţelului se folosesc ca tratamente termice iniţiale şi intermediare, normalizarea, recoacerea de înmuierea (globulizarea), recoacerea de cristalizare.

Normalizarea. Prin acest tratament, oţelul este încălzit puţin peste punctul critic A_{c3} (cu 20...50°C) pentru evitarea supraîncălzirii, mai ales la oţelurile cu granulaţie ereditară grosolană. Oţelurile dezoxidate cu aluminiu şi cele aliate pot fi încălzite la limita superioară a intervalului termic admisibil.

Regimul răcirii, respectiv viteza răcirii trebuie adaptată compoziţiei oţelului şi trebuie să fie în general moderată, deoarece la răciri rapide pot apare structuri de călire, iar la cele lente ar apare dezavantajate cauzate de durata mare de răcire.

Normalizarea, reprezintă tratamentul termic cel mai indicat pentru a elimina structura grosolană şi neomogenă a oţelurilor carbon aliate, îndeosebi cu conţinut de carbon între 0,12...0,25%.

Multe oţeluri prezintă în stare de livrare, o structură neomogenă în benzi ferito - perlitice, structură dăunătoare pentru un proces de extrudare la rece.

Pentru oţeluri nealiate, cu carbon redus, viteza de răcire poate fi cu puţin peste 30.....40°C/min. Pentru oţelurile nealiate, 0,3....0.4 % C, viteza minimă de răcire este de 40°C/min.

Recoacerea de înmuiere, se aplică oţelurilor cu peste 0,2% C, care au fost supuse în prealabil unui tratament de normalizare, sau în vederea obţinerii unei structuri cu perlită globulară, prin globulizarea cementitei.

Recoacerea de globulizare constă din încălzirea oţelului până la o temperatură puţin peste A_{c1}(cu 10...20°C), menţinerea la această temperatură (cca 1....5 h) şi răcire lentă. Datorită prezenţei grăunţilor mici de austenită şi a unui număr mare de incluziuni nedizolvate de cementită secundară, se formează perlita globulară.

Recoacerea de recristalizare. Acest tratament termic se aplică la procesul de extrudare la rece, ca o operaţie intermediară între două operaţii de extrudare cu grad mare de deformare, deci când materialul este puternic ecruisat şi nu mai permite o nouă deformare la rece, sau la sfârşitul procesului de extrudare.

Factorii principali, care se iau în considerare la determinarea parametrilor la recoacerea de recristalizare sunt: compoziţia oţelului, structura, gradul şi viteza de deformare.

Recoacerea de recristalizare se aplică mai ales în cazul oţelurilor sărace în carbon, dar se pretează şi la cele mai bogat aliate ecruisate.

Structura oţelului influenţează recoacerea prin gradul de fineţe a granulaţiei dinaintea ecruisării, în sensul că o structură fină necesită temperaturi joase de recristalizare. O structură iniţială neuniformă favorizează obţinerea după recristalizare a unei structuri mai grosolane,

Gradul şi viteza de deformare au o importanţă deosebită asupra procesului de recristalizare, în special asupra mărimii grăunţilor obţinuţi. Cu cât gradul de deformare este mai mare, numărul defectelor reticulare este mai mare, deci şi numărul centrelor de recristalizare, respectiv capacitatea de recristalizare creşte, având drept rezultat obţinerea unei granulaţii mai fine.

Se cunoaşte că există în domeniul gradelor de deformare relativ mici, şi anume la gradul critic de deformare (ecruisaj critic), o tendinţă excesivă de creştere a grăunţilor în timpul recoacerilor de recristalizare.

În toate cazurile când deformarea materialului se realizează în apropierea gradului critic de deformare, aplicarea recoacerii de recristalizare este interzisă fiindcă rezistenţa materialului devine mult mai mic. În asemenea cazuri, eliminarea ecruisării se rezolvă printr-o recoacere de normalizare obişnuită.

Oţelurile moi (cu conţinut scăzut de carbon) sunt mult mai sensibile în ceea ce priveşte gradul critic de deformare, decât cele mai bogat aliate în carbon.

Pragul de recristalizare pentru diferite oţeluri se stabileşte cu mai multă siguranţă din diagramele de recristalizare a lor, în funcţie de gradul de deformare. Această diagramă se ridică experimental. Pentru cele mai multe oţeluri, gradul critic de deformare are valori de 5...10%.

În extrudarea la rece, mai ales pentru piese cu formă complexă, nu în toate zonele, materialul suferă aceeaşi deformare. Pe baza acestui considerent pot fi zone unde gradul de deformare să fie apropiat de valoarea gradului critic de deformare. În aceste condiţii se vor folosi temperaturi de recoacere cât mai mic, pentru a evita obţinerea de structuri grosolane. Practic, dimensiunea medie a grăunţilor după recristalizare depinde de temperatura de recristalizare şi de gradul de deformare.

Extrudarea la rece a oţelurilor se poate efectua mai bine când sunt utilizate oţeluri cu structură granulară uniformă, cementita reprezentând o formă sferoidală.

Un oţel utilizat pentru extrudarea la rece conţine ferită şi perlită în cantităţi dependente de conţinutul de carbon. În aceste oţeluri, ferita constituie materialul moale în care se găsesc înglobaţi grăunţii duri de perlită, ca

trebuie să fie distribuiţi cât mai uniform posibil. Aceştia nu trebuie să fie concentraţi, deoarece reduc plasticitatea şi pot să determine fisuri în timpul deformării.

Astfel grăunţii mici măresc rezistenţa la deformare iar, grăunţii mari reduc această rezistenţă. În cazul cristalelor prea mari există pericolul să apară o legătură slabă între ele şi să se producă fisuri sub acţiunea tensiunilor din timpul deformării.

La extrudarea la rece a metalelor şi aliajelor neferoase, tratamentul termic se prescrie de la caz la caz, urmărindu-se realizarea unor condiţii ca şi pentru oţeluri: duritate minimă, plasticitate maximă şi evitarea apariţiei unor componenţi duri în structură.

Pentru aliajele care prezintă fenomenul de îmbătrânire naturală (în special la aliajele de aluminiu), este necesar ca între tratament şi operaţia de extrudare să nu treacă mai mult de 2...4 de ore, pentru că după acest timp materialul se durifică şi îşi micşorează plasticitatea.

Alegerea temperaturii de recristalizare depinde de scopul urmărit prin recoacere şi de variaţia mărimii grăuntelui.

Pentru înmuierea totală a produsului şi redobândirea completă a plasticităţii, încălzirea se face chiar şi cu 100...200°C peste temperatura de recristalizare a aliajului. Sunt însă unele aliaje pentru care înmuierea se produce chiar în cursul restaurării (aluminiul în mare puritate, molibdenul, zirconiul) şi această regulă nu se aplică.

La alegerea temperaturii de recoacere contribuie şi apariţia orientării preferate (a texturii) la recristalizare. Dirijarea obţinerii unei anumite texturi de recristalizare este o operaţie dificilă, Textura după recristalizare poate fi aceeaşi sau diferită de textura după deformare, sau materialul poate să nu fie texturat. Apariţia texturii determină o anizotropie a proprietăţilor în funcţie

de direcţia cristalografică. Astfel, dacă materialul recopt prezintă textură după recristalizare, el se va lungi neuniform mai mult în anumite direcţii dând defectul numit „urechi” sau „festoane”.

Viteza de încălzire şi răcire, la recoacerea de recristalizare, nu are efecte speciale asupra metalelor pure sau aliajelor monofazice deformante. În schimb, o încălzire lentă a aliajelor durificabile poate conduce la precipitarea unor faze secundare care, dacă sunt uniform distribuite, împiedică creşterea grăuntelui, iar dacă au distribuţie neuniformă, favorizează numai creşterea anumitor grăunţi. În ultimul caz, pentru evitarea granulaţiei neuniformă este necesară o încălzire rapidă.

4.2.3. Pregătirea suprafeţei

Necesarul de energie pentru deformarea plastică la rece, se compune din energia pentru deformarea propriu-zisă şi energie pierdută prin frecare. Energie pentru deformarea propriu-zisă, poate fi micşorată destul de puţin prin tratamente termice, aşa încât micşorarea frecării devine o sursă pentru reducerea energiei totale de deformare.

Existenţa presiunilor ridicate, de ordinul 300 daN/mm^2, situează procesele de frecare, care au loc la extrudare, în domeniul „frecării limită”.

În vederea situării frecării în domeniul „frecării mixte”, este necesară crearea unor straturi separatoare între suprafeţele metalice în contact. Acest strat trebuie să fie legat metalic de materialul supus deformării şi să prezinte o anumită porozitate pentru a permite înglobarea

Metoda de pregătire a suprafeţei care a permis aplicarea extrudării la rece la oţel şi prin care s-au obţinut cele mai bune rezultate, astăzi unanim folosită, este cea a fosfatării.

Operaţia de fosfatare constă, în principiu, din acţiunea pe care o manifestă o soluţie apoasă de acid fosforic cu adaosuri de fosfaţi primari de zinc, mangan sau fier, asupra unei suprafeţe metalice decapată şi degresată.

Ca proces tehnologic, fosfatarea cuprinde mai multe operaţii şi anume: degresarea, decaparea, spălarea, fosfatarea, spălarea şi uscarea.

Degresarea. Curăţirea de grăsimi se realizează de obicei prin utilizarea unor soluţii alcaline cu adaos de detergenţi, sau prin folosirea triclorului sau percloretilenei. Triclorul şi percloretilena sunt substanţe puternic degresate, nu sunt inflamabile, însă sunt toxice, având o acţiune narcotică. Ca sistem de degresare se poate utiliza imersarea pieselor în mediul de degresare, în vapori sau combinat.

Decaparea. Curăţirea suprafeţei metalice de oxizi se poate realiza pe cale mecanică sau pe cale chimică. Trebuie menţionat că sablarea cu nisip este interzisă, deoarece grăunţii de nisip pot să adere la suprafaţa metalică, iar o sablare cu alice poate ecruisa suprafaţa.

Singura metodă acceptabilă şi productivă este curăţirea prin decapare în acizi. Soluţia de decapare, utilizată de obicei pentru semifabricate destinate extrudării la rece, este o soluţie de acid sulfuric 10 ... 30 % în greutate, la o temperatură de 50 ... 90 ° C, sau o soluţie de acid clorhidric 15 % la rece.

După decapare se aplică o spălare în apă rece şi apoi o clătire în apă. În această stare, suprafaţa semifabricatelor devine activă şi pregătită pentru procesul de fosfatare.

Fosfatarea semifabricatelor din oţel are la bază interacţiunea dintre acidul fosforic (soluţie diluată care adesea mai conţine şi adaosuri de fosfat de Zn, Mn, Fe având pH = 2 ... 3) şi stratul superficial al semifabricatului, după reacţia:

$Fe + 2H_3PO_4 \rightarrow Fe(H_2PO_4)_2 + H_2$, care se desfăşoară simultan cu reacţia:

$$3Me(H_2PO_4)_2 \rightarrow Me_3(PO_4)_2 + 4H_3PO_4,$$

în care: Me = Zn, Mn, Fe.

Astfel se obţine un strat poros cu aspect gri mai mult sau mai puţin închis. Nu este admisă fosfatarea amorfă în soluţii alcaline (pH = 4,5....5,5), deoarece acest strat nu prezintă rezistenţă necesară.

Pentru obţinerea unui strat de fosfat omogen al cărui component principal este întotdeauna trizinc –fosfat tetrahidrat $(PO_4)_2Zn_3 \cdot 4H_2O$, baia de fosfatare trebuie să conţină elemente oxidante cum sunt azotaţi (NO_3^-), azotiţi (NO_2^-) şi cloraţi (ClO_3^-), sau azotaţi şi cloraţi.

Astfel se accelerează reacţiile de atacare a metalului de către acidul fosforic şi fosfaţii acizi, oxidând hidrogenul eliberat şi evitând astfel fenomenul de polarizare prin formarea pe suprafaţa pieselor a unui înveliş de hidrogen.

În procesul de fosfatare, există o strânsă interdependenţă între conţinutul de carbon al oţelului, structura şi proprietăţile stratului de fosfat format. La oţelurile cu un conţinut scăzut de carbon se depun in general straturi de fosfat mai subţiri decât pe oţelurile cu un conţinut de carbon mai ridicat. De asemenea, pe piese cu diametru mic, care au acelaşi conţinut de carbon cu cel al unor piese de diametru mai mare, se depune întotdeauna un strat de o grosime mai mare.

Oţelurile înalt aliate (cu mai mult de 8% Cr) nu mai pot fi fosfatate, întrucât acidul fosforic nu are capacitatea să atace aceste oţeluri. În acest caz, se foloseşte procedeul de oxalare care determină apariţia pe suprafaţa metalică a unui strat verde de oxalat de crom.

Procedeul este asemănător fosfatării, băile de oxalare conţine acid oxalic (HOOC-COOH), oxalat feric şi un accelerator, care poate fi un clorant.

Modul de acţiune a straturilor fosfatate asupra procesului de extrudare la rece a oţelurilor este mai puţin cunoscut. Se cunoaşte totuşi că deformarea cristalelor de sare depuse, care sunt foarte dure şi totodată fragile, nu se produce prin procedee de alunecare. Se presupune că majoritatea cristalelor sunt sfărâmate în timpul deformării plastice, ajungând sub forma unei pulberi foarte fine.

Grosimea stratului de fosfat se recomandă să fie de 5....15 micrometri sau altfel exprimat, de 30.....45 miligrame/dm^2 de suprafaţă a semifabricatelor. Este indicat de asemenea ca stratul sa fie uniform, fin şi aderent.

Fosfatarea semifabricatelor din aluminiu. Straturi cu rol de suport pentru lubrifiant se aplică şi aliajelor neferoase. Astfel, pe aliaje de aluminiu pot fi realizate straturi de oxizi, fosfaţi sau cromaţi. Pentru aliajele de aluminiu aplicarea straturilor de oxizi se poate face prin anodizare; procedeu electrochimic care transformă stratul de metal de la suprafaţa semifabricatului într-un strat de oxid fin şi poros.

Procesul se realizează prin imersia barelor de aluminiu în diferite băi, cu următoarele succesiuni: decapare 5 minute în soluţie de tiosulfat de sodiu la 82°C, spălare în apă rece şi apoi în apă caldă, urmată din nou de spălare în apă rece şi în caldă, pentru fiecare operaţie folosindu-se altă baie. Barele sunt imersate după aceea în soluţie de fosfat, urmată de spălare în apă fierbinte.

Parametrii băii de fosfatare sunt: concentraţia iniţială şi finală şi concentraţia de acid liber.

Aliajele de aluminiu se pot extruda şi fără un tratament al suprafeţei, fiind suficientă o ungere uscată cu pulbere de stearat de zinc.

4.2.4. Lubrifierea

În procesele de extrudare la rece, lubrifierii îi revin următoarele roluri: reducerea frecării dintre elementele active ala matriţei şi materialul supus deformării, mărirea durabilităţii elementelor active prin reducerea uzurii acestora, îmbunătăţirea calităţii suprafeţelor pieselor obţinute. Îndeplinirea acestor cerinţe nu mai poate fi realizată de uleiurile minerale obişnuite, nici măcar de cele cu adaosuri (acizi graşi sau resturi de acizi graşi), datorită presiunii ridicate la interfaţa semifabricat-matriţă de 250...300 daN/mm^2.

Pentru situarea frecării în domeniul „frecării mixte”, este necesar ca lubrifiantul să conţină substanţe capabile să creeze straturi separatoare pe bază de acţiune fizică sau chimică. Aceste substanţe pot fi grupate astfel:

- substanţe miscibile în ulei (combinaţii ale sulfului, clorului şi fosforului, uleiuri consistente); - substanţe solubile în apă (săpunurile metalelor monovalente);
- substanţe ce formează suspensii (MoS_2, WS_2, grafit săpunurile metalelor bivalente; polivalente);
- substanţe parţial solubile ce formează suspensii.

Alegerea substanţei lubrifiante se face ţinând seama de o serie de criterii, dintre care se pot enumera: natura materialului ce urmează a fi deformat, gradul de deformare, operaţiile de pregătire chimică sau mecanică efectuate asupra semifabricatului, de operaţiile de finisare aplicate după deformarea plastică şi în fine şi de procedeul de deformare (deformarea pe prese cu un singur post de lucru sau pe prese cu mai multe posturi de lucru).

Uleiuri pentru extrudare la rece. Din această grupă fac parte uleiurile cărora li s-au adăugat aditivi pe bază de combinaţii ale clorului,

sulfului, fosforului, sau adaosuri de uleiuri consistente. Aceste uleiuri sunt utilizate atât pentru oţeluri cât şi pentru materiale metalice neferoase. De menţionat că aditivii pe bază de sulf nu sunt indicaţi pentru lubrifierea cuprului şi aliajelor de cupru, datorită formării pe suprafeţele deformate a combinaţiei CuS.

Soluţii apoase ale săpunurilor pe bază de metale monovalente. În combinaţie cu acoperiri pe bază de oxalaţi sau fosfaţi, se formează straturi de săpunuri metalice nesolubile cu proprietăţi lubrifiante foarte bune. Cel mai indicat lubrifiant de acest tip îl constituie stearaţii, care prin alegerea corespunzătoare a adaosurilor reactive permit obţinerea unor straturi uniforme şi fără aglomerări de lubrifiant pe semifabricate.

Substanţe lubrifiante în stare de suspensii. Pe lângă bisulfura de molibden (MoS_2) şi grafit, din această grupă mai fac parte: bisulfura de wolfram (WS_2), săpunurile metalelor bi si polivalente, cât şi politetrafluoretilena (PTFE) şi telomerii acesteia.

Pentru operaţii de extrudare la care temperatura poate atinge 250°C şi chiar 300°C se recomandă lubrifierea cu bisulfură de molibden. Această operaţie este precedată întotdeauna de operaţii de fosfatare sau oxalare.

Tendinţa actuală de mecanizare a proceselor de deformare plastică la rece a impus găsirea unor procedee de lubrifiere mai simple. Astfel, prin folosirea suspensiei de MoS_2 într-un diluant se reuşeşte aplicarea lubrifiantului printr-o simplă imersiune urmată de uscare.

Pentru o mai bună legare a particulelor, amestecului lubrifiant i se adaugă substanţe de genul răşinilor sintetice (ex. acetat de polivinil), iar ca mediu de dispersare, se folosesc substanţe din grupa hidrocarburilor clorurate.

Pentru extrudarea la rece a oţelului, este utilizat aproape în exclusivitate MoS_2, care se aplică şi pe suprafeţele fosfatate sau oxalate şi numai pentru operaţii simple se poate trece la lubrifiere pe suprafeţe decapate şi degresate. Sulfura de wolfram sub forma (WS_2) este un lubrifiant solid. Datorită preţului de cost ridicat, această substanţă se utilizează pe scară redusă.

Deşi grafitul are în formă cristalină aceeaşi structură ca şi MoS_2, rezistă la presiuni specifice mai mici decât bisulfura de molibden. De aceea se recomandă grafitul activat. În acest caz există un procedeu special de tratare a grafitului cu sărurile substanţelor alcaline, alcalino-pământoase sau săruri de amoniu. Încercările efectuate au dus la rezultate comparabile cu cele obţinute prin folosirea bisulfurii de molibden.

Lubrifianţii pe bază de săpunuri ale metalelor bi şi polivalente se folosesc cu precădere pentru extrudarea metalelor neferoase. Din această categorie de lubrifianţi fac parte stearatul de zinc şi soluţiile de săpun şi talc în apă, care se aplică pe suprafeţe pregătite prin fosfatare sau oxalare.

4.2.5. Elemente tehnologice ale extrudării la rece

Alegerea metodei de extrudare, a fazelor de deformare, a dimensiunilor iniţiale a semifabricatului, se face în funcţie de forma piesei. Dacă în trecut posibilităţile procedeului de extrudare la rece era limitate în ceea ce priveşte formele pieselor obţinute (de regulă piese cilindrice şi corpuri de revoluţie), în prezent aceste posibilităţi au fost extinse la o gamă largă de forme [4, 8].

Domeniul cel mai larg îl formează piesele cu formă simetrică care se pot împărţi în mai multe clase, ţinând seama de forma de bază şi care la rândul lor pot cuprinde mai multe grupe conform tab. 4.1.

Clasificarea pieselor extrudate după formă este utilă, având în vedere că acest element indică complexitatea elementelor active ale matriţei, gradul de deformare, respectiv numărul de deformări, precum şi preţul de cost şi, în ultimă instanţă, oportunitatea aplicării procedeului de extrudare pentru realizarea piesei date.

Pe baza clasificării pieselor, se poate face codificarea acestora, ceea ce uşurează operaţiile de ţinere a evidenţei, creând de asemenea premisele necesare efectuării calculelor tehnologice cu ajutorul calculatoarelor.

Tab.4.1. Piese cu forme simetrice de rotaţie obţinute prin extrudare

	Suprafaţă frontală	Fără forme secundare		Cu degajare		Cu cep		Complexe	
	Suprafaţă laterala	I	II	I	II	I	II	I	II
Clasa 1-a Formă De şaibă d, h, d>h	1.1Formă principală clindrică		-						
	1.2. Formă principală cu alezaj străpuns		-						
	1.3 Forma principală cu tija netedă								
Clasa 2-a Piese lungi Pline d, h, d < h	2.1 Forma principală cu tija netedă		-						
	2.2 Forma principală cu tija profilată								
	2.3 Forma principală cu suprafeţe conice							-	-
Clasa 3-a Forme compacte d, h, d = h	3.1 Forma principală cilindrică		-						
	3.2 Forma principală clindrică cu flanşe		-						
	3.3 Forma principală cu alezaj străpuns		-						
Clasa 4-a d, h, d < h	4.1 Forma principală cilindrică								
	4.2 Forma principală clindrică cu flanşe								
	4.3 Forma principală cilindrică cu suprafeţe conice şi bombate								

Se pot realiza prin extrudare la rece, în anumite condiţii, şi piese asimetrice axial. În acest caz, o importanţă deosebită are condiţia ca centrul de greutate al piesei să se găsească pe axa sculei.

Prin extrudare la rece se pot obţine şi piese cu formă specială, cum ar fi roţi dinţate cilindrice şi conice, pinioane de comandă şi alte profiluri cu danturi.

În afară de forma piesei, în elaborarea tehnologiei de extrudare, trebuie să se ţină seama de raporturile dintre dimensiunile piesei extrudate, tab.4.2.

Limita practică a dimensiunilor maxime a pieselor extrudate la rece este determinată de solicitarea maximă admisibilă a sculei (cca 250 daN/mm²), de cursă, respectiv de mărimea şi tipul presei de extrudare.

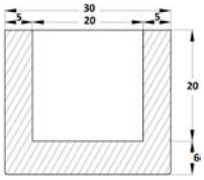
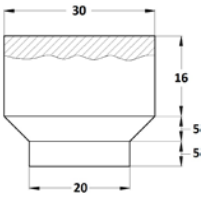
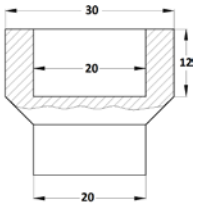
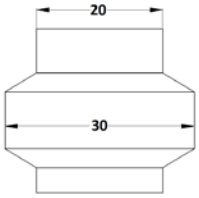
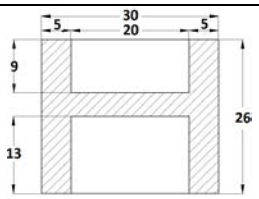
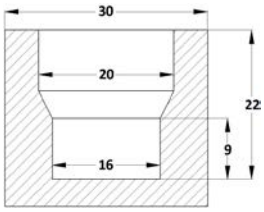
Practic, dimensiunile pieselor realizate prin extrudare sunt extreme de variate, începând cu câţiva milimetri, pentru aparatura specifică mecanicii fine, electronicii şi electrotehnicii şi până la diametre de 250 mm şi lungimea de 3000 mm în industria aeronautică.

Grosimile de perete variază de asemenea în funcţie de forma şi materialul piesei, între 0,5 şi 15 mm pentru oţel şi între 0,05 şi 5 mm pentru aliaje neferoase.

Pentru cazul extrudării inverse a tuburilor, din cauza solicitărilor care apar în elementele active, raportul dintre lungimea tubului şi diametru nu poate depăşi h/d = (3 … 10).

Calitatea suprafeţei pieselor extrudate este superioară strunjirii fine şi se situează foarte aproape de rectificarea fină. Prin extrudare la rece se obţine o rugozitate de 0,1 … 0,4 μm care este determinată de pregătirea suprafeţei semifabricatului (fosfatare şi ungere), calitatea suprafeţei elementelor active, mărimea grăuntelui materialului şi variaţiile de secţiune.

La piesele cu cavitate interioară, suprafaţa exterioară este în general mai rugoasă decât cea interioară.

Nr. crt.	Schiţa piesei	Raporturi de corelare recomandate	Tipul de extrudare
1		d ≤ 0,86 D $S_1 \geq S_2$ L ≤ 3d	Extrudare inversă
2		d ≤ 0,45 D Grad maxim de extrudare = 80%	Extrudare directă
3		$d_1 \leq 0{,}45D$ $l \leq 3d_1$ $d_2 \geq 0{,}4D$	Extrudare combinată
4		d ≥ 0,85 D	Extrudare combinată
5		$d_1 \leq 0{,}86D$ $d_2 \leq 0{,}86D$ $l_1 \leq 3d_1$ $l_2 \leq 3d_2$	Extrudare combinată
6		$d_1 \leq 0{,}86D$ $l_1 \leq 3d_1$ $l_2 \leq d_2$	Extrudare inversă

După cum se poate intui din tab. 4.2, nu orice configuraţie de piesă poate fi realizată prin extrudare. Aceasta, pe de o parte datorită restricţiilor impuse de raporturile de corelare dimensională recomandate şi determinate în principal de curgerea materialului, de umplerea matriţei, uzura sculelor etc, iar pe de altă parte de posibilitatea tehnică de extragere a pieselor din matriţă sau de deformare efectivă (de ex. găuriri mai adânci de diametre reduse, când există pericolul de flambaj al poansoanelor). Fig.4.2. cuprinde forme de piese extrudabile şi forme neadecvate sau greu de realizat.

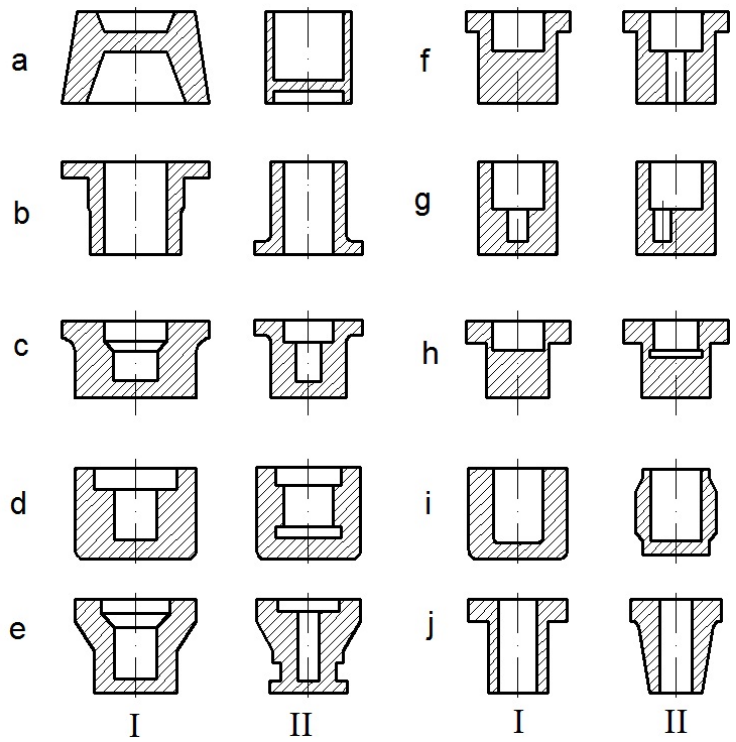
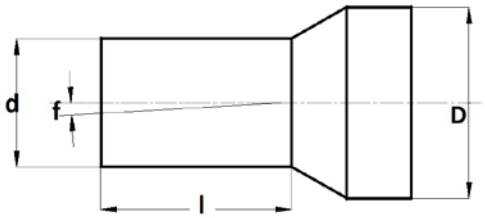


Fig.4.2. Forme de piese realizabile prin extrudare la rece:
I - forme recomandabile; II - forme neadecvate

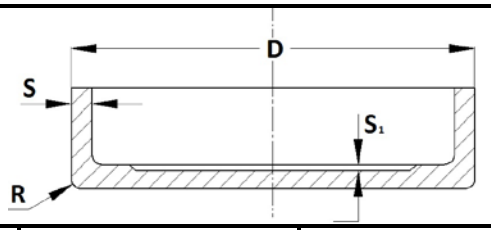
În tabelele 4.3 ... 4.6 se prezintă abaterile dimensionale maxime obţinute la piese pline şi cave prin extrudare la rece.

Tab.4.3. Abateri nominale maxime obţinute la extrudarea la rece a pieselor pline din oţel



Diametrul d, în mm	Abaterea dimensiunii d.	Abaterea dimensiunii d, printr-o operaţie suplimentară	Lungimea l, în mm	Săgeata f, în mm
Sub 10	±0,05 … ±0,10	±0,020 … 0,036	Sun 100	±0,02 … ±0,15
10 … 30	±0,15 … ±0,20	±0,036 … ±0,052	100 … 200	±0,05 … ±0,25
30 … 50	±0,15 … ±0,25	±0,050 … ±0,065	200 … 500	±0,10 … ±0,50
50 … 80	±0,15 … 0,30	±0,056 … ±0,078	500 … 700	±0,20 … ±1,50
80 … 100			700 … 1200	±0,50 … ±2,00

Tab. 4.4. Abateri nominale maxime obţinute la extrudarea la rece a pieselor cave din aluminiu



Diametrul exterior		Grosimea peretului lateral		Grosimea fundului		R
D[mm]	Abaterea ± [mm]	S[mm]	Abaterea ±[mm]	S_1[mm]	Abaterea ±[mm]	[mm]
Până la 10	0,075	0,20	0,038	0,35	0,06	0,8
11 … 20	0,125	0,25	0,040	0,40	0,07	1,2
21 … 49	0,150	0,40	0,050	0,55	0,10	1,7
50 … 69	0,180	0,45	0,053	0,65	0,12	2,0
70 … 89	0,200	0,50	0,060	0,75	0,15	2,5
90 … 110	0,300	0,70	0,070	1,00	0,20	3,5
111 … 120	0,350	1,00	0,100	1,50	0,30	5,0
Nota: pentru obţinerea unor raze mai mici, trebuie recurs la o operaţie ulterioară de calibrare						

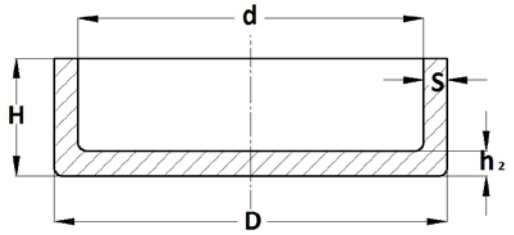
Unul din avantajele procedeului de extrudare la rece este şi precizia ridicată a pieselor obţinute, cu toleranţe care pot exclude în numeroase cazuri necesitatea operaţiilor de finisare prin aşchiere. Trebuie menţionat că precizia obţinută este condiţionată de următorii factori:

- rigiditatea presei, jocul din ghidaje etc;
- precizia de execuţie a elementelor active;
- materialul (compoziţie chimică, omogenitate, structura etc.).

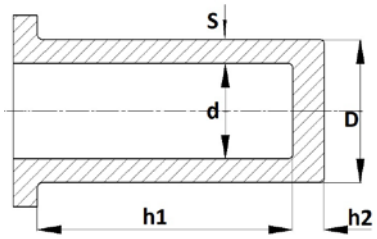
Tab.4.5. Abateri nominale maxime obţinute la extrudarea la rece a pieselor cave din oţel

Diametrul exterior D, în mm	Abateri de la dimensiunile D, în mm		Abaterile de la dimensiunile d, în mm	
	Realizabil prin extrudare	Prin operaţii suplimentare	Realizabil prin extrudare	Prin operaţii suplimentare
Sub 10	±0,08	±0,05	±0,10	±0,05
10 … 30	±0,10	±0,04	±0,10 … ±0,20	±0,05 … ±0,10
30 … 40	±0,12	±0,07	±0,15 … ±0,25	±0,10 … ±0,15
40 … 50	±0,15	±0,10	±0,20 … ±0,25	±0,10 … ±0,15
50 … 60	±0,20	±0,12	±0,20 … ±0,30	±0,12 … ±0,20
60 … 70	±0,22	±0,15	±0,20 … ±0,30	±0,15 … ±0,25
70 … 80	±0,25	±0,17	±0,20 … ±0,35	±0,15 … ±0,25
80 … 90	±0,30	±0,20	±0,25 … ±0,40	±0,20 … ±0,30
90 … 100	±0,35	±0,22	±0,30 … ±0,45	±0,25 … ±0,35
Peste 100	±0,40	±0,25	±0,35 … ±0,50	±0,30 … ±0,40

Dimensiunea nominală h_2 în mm	Abaterile dimensiunii h_2, în mm		Dimensiunea nominală S, în mm	Abaterile dimensiunii S, în mm	
	Realizabil prin extrudare	Prin operaţii suplimentare		Realizabil prin extrudare	Prin operaţii suplimentare
Sub 2	±0,15 … ±0,20	±0,10	Sub 2	±0,10	±0,05
2 … 10	±0,20 … ±0,30	±0,15	2 … 10	±0,15	±0,10
10 … 15	±0,25 … ±0,30	±0,20	10 … 15	±0,20	±0,15
15 … 25	±0,30 … ±0,50	±0,25			
25 … 40	±0,40 … ±0,50				



Tab. 4.6. Abateri nominale maxime obţinute la extrudarea la rece a pieselor tubulare din oţel

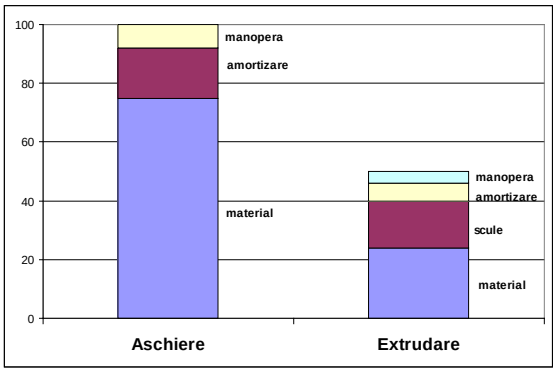


Diametrul D, în mm	Abaterea diametrului D, în mm		Abaterea diametrului d, în mm	
	Realizabil prin extrudare	Prin operaţie suplimentară	Realizabil prin extrudare	Prin operaţie suplimentară
sub 10	±0,05 ... ±0,10	±0,020	±0,05	±0,02
10 … 30	±0,05… ±0,10	±0,020	±0,05 … ±0,07	±0,02 … ±0,04
30 … 40	±0,08 … ±0,15	±0,020	±0,08 … ±0,10	±0,02 … ±0,04
40 … 50	±0,10 … ±0,20	±0,025	±0,10 … ±0,12	±0,025 … ±0,04
50 … 60	±0,12 … ±0,20	±0,030	±0,12 … ±0,14	±0,03 … ±0,05
60 … 70	±0,15 … ±0,20	±0,035	±0,15 … ±0,18	±0,035 … ±0,05
70 … 80	±0,18 … ±0,25	±0,040	±0,18 … ±0,20	±0,04 … ±0,05
80 … 90	±0,20 … ±0,30	±0,050	±0,20 … ±0,24	±0,05 … ±0,08
90 … 100	±0,25 … ±0,35	±0,060	±0,25 … ±0,30	±0,06 … ±0,09
100 … 120	±0,30 … ±0,40	±0,080	±0,30 … ±0,40	±0,08 … ±0,10
120 … 140	±0,40 … ±0,50	±0,120	±0,40 … ±0,50	±0,10 … ±0,12

Grosimea nominală a peretelui s, în mm	Abaterea grosimii s, în mm		Grosimea fundului h_2, în mm	Abaterea grosimii fundului h_2, în mm	
	Realizabil prin extrudare	Prin operaţii suplimentare		Realizabil prin extrudare	Prin operaţii suplimentare
Sub 0,5	±0,05 … ±0,10	±0,020	Sub 2	±0,10 … ±0,25	±0,10
0,5 … 0,8	±0,05 … ±0,10	±0,020	2 … 10	±0,20 … ±0,30	±0,12
0,8 … 1,2	±0,07 … ±0,15	±0,020	10 … 15	±0,25 … ±0,35	±0,15
1,2 … 2,0	±0,10 … ±0,15	±0,025	15 … 25	±0,30 … ±0,40	±0,20
2,0 … 3,5	±0,12 … ±0,15	±0,300	25 … 40	±0,35 … ±0,50	±0,25
3,5 … 6,0	±0,15 … ±0,25	±0,400	40 … 50	±0,40 … ±0,50	±0,30
6,0 … 7,0	±0,15 … ±0,25	±0,400	50 … 70	±0,45 … ±0,60	±0,35

Cel mai important avantaj al extrudării la rece, comparativ cu alte procedee, este economia de material şi energie. În raport cu prelucrarea prin aşchiere, aceasta economie este de 25 … 60% iar în cazuri speciale până la 75% (fig.4.3).

În ceea ce priveşte stabilirea numărului minim de piese pentru care extrudarea este economică, nu există o regulă generală. Aceasta se stabileşte de la caz la caz, în



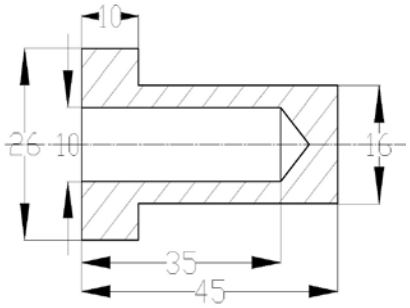


Fig. 4.3. Comparaţia cheltuielilor la obţinerea unei piese prin aşchiere, respectiv prin extrudare

funcţie de economia de material, manoperă etc. Ca date orientative se pot lua în considerare indicaţiile din tabelul 4.7.

Tab. 4.7. Recomandări privind tipul producţiei după masa pieselor

Nr. crt.	Greutatea piesei, g	Numărul minim de piese, buc.
1	1 … 25	10000
2	25 … 500	5000
3	500 … 10000	3000
4	10000 … 35000	15 … 10000

4.3. Scule utilizate la deformarea plastică prin extrudare

4.3.1. Descrierea sculelor de deformare la extrudare

Sculele utilizate în practica prelucrării prin extrudare la rece sunt de diverse forme constructive, în funcţie de tipul operaţiei de extrudare şi volumul producţiei pentru care sunt proiectate şi realizate.

Astfel, pentru producţia de serie mare şi de masă se utilizează matriţe de mare durabilitate şi productivitate, înzestrate cu dispozitive şi mecanisme de alimentare automată şi de evacuare a pieselor extrudate. Pentru producţia de serie şi serie mică se utilizează cu rezultate bune matriţe în construcţie modulată.

Înlocuirea elementelor clasice cu elemente modulate, care pot fi reutilizate la realizarea de noi matriţe, asigură reducerea timpului de proiectare cu 35... 45 %, a manoperei de execuţie cu circa 50... 55 % şi a consumului de metal cu circa 30... 40 %.

La proiectarea matriţelor de extrudare, se va avea în vedere ca acestea să asigure executarea pieselor conform condiţiilor tehnice pe care trebuie să le îndeplinească, să corespundă productivităţii cerute, să respecte regulile de securitatea muncii, să fie simple (ca execuţie şi montaj) etc.

Poansoanele şi plăcile active sunt supuse la sarcini dinamice, de aceea este necesar să se utilizeze, pentru acestea, materiale cu duritate şi tenacitate ridicată.

Se impune realizarea unei rigidităţi corespunzătoare a matriţelor pentru a asigura o precizie ridicată a pieselor extrudate. De asemenea geometria elementelor active va fi astfel aleasă încât să reducă la minim posibil încălzirea semifabricatului, deoarece căldura produsă în timpul extrudării ar duce la scăderea calităţilor de ungere a lubrifianţilor, ceea ce duce la o uzură prematură a elementelor active. Este necesară reducerea cât mai mult posibil a suprafeţei de contact dintre semifabricat şi elementele active ale matriţei pentru a reduce frecarea şi implicit forţa de deformare.

Schema unei matriţe de extrudare la rece se prezintă în fig. 4.4.

Pachetul superior al matriţei cuprinde poansonul *a* şi placa de presiune *b*, legate de placa superioară, iar pachetul inferior, în care se afla placa activă *c*, mai cuprinde inelul de fretare d, contrapoansonul e, placă de presiune *f*, tijă de extracţie a piesei *g* şi aruncătorul piesei *h* (acţionat de perna hidraulică sau pneumatică a presei), toate aşezate pe placa de bază. Pentru asigurarea unei coaxialităţi corespunzătoare între poanson şi placa de extrudare este necesar ca matriţele să fie prevăzute cu coloane de ghidare.

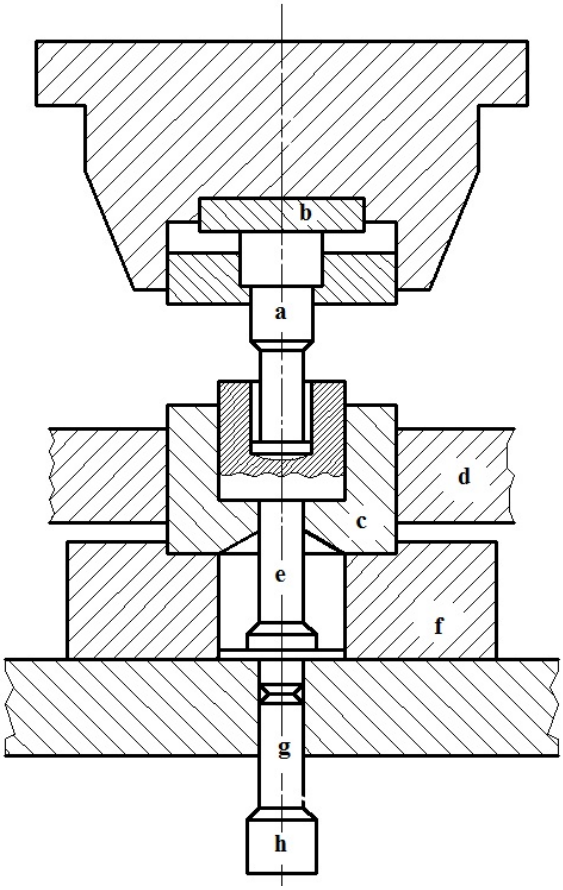


Fig.4.4. Construcţia unei matriţe de extrudare

4.3.2. Construcţia poansoanelor

Probleme care se pun la construcţia poansoanelor pot fi împărţite în câteva grupe după cum urmează:

a) Alegerea geometriei, variantelor constructive şi a detaliilor pentru vârful poansonului;
b) Alegerea unui material corespunzător atât din punct de vedere al rezistenţei cât şi al durabilităţii;
c) Asigurarea unui control cât mai riguros al caracteristicelor mecanice a materialului poansoanelor.

Poansoanele pentru extrudare la rece sunt încărcate în general până la 160... 200 daN/mm^2, peste aceste valori pot apare fisuri sau chiar rupturi. Elementele constructive ale poansoanelor pentru extrudare sunt: vârful 1, tija 2, partea de centrare 3, umărul 4, capul de centrare 5, dornul 6, unghiul frontal 7, zona activă 8, degajarea 9, unghiul de degajare 10, raza de vârf 11 şi porţiunea frontală 12 (fig.4.4).

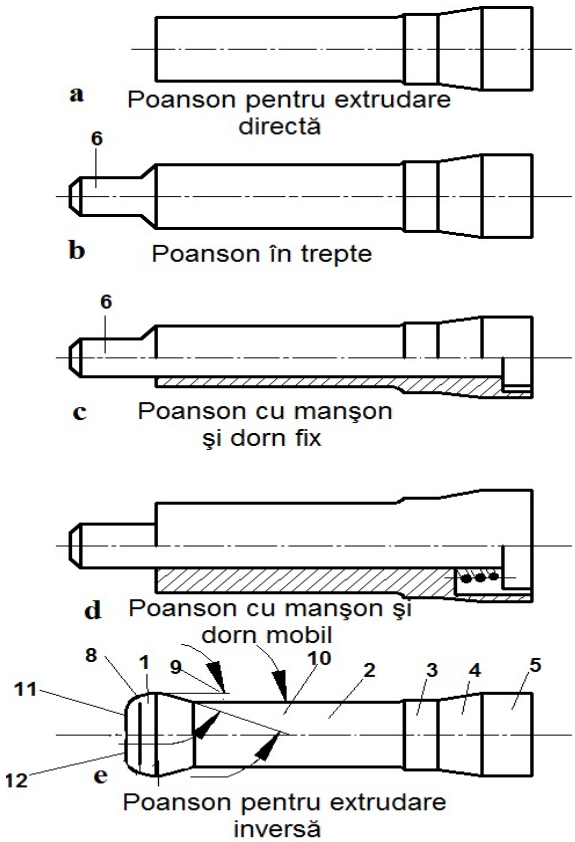
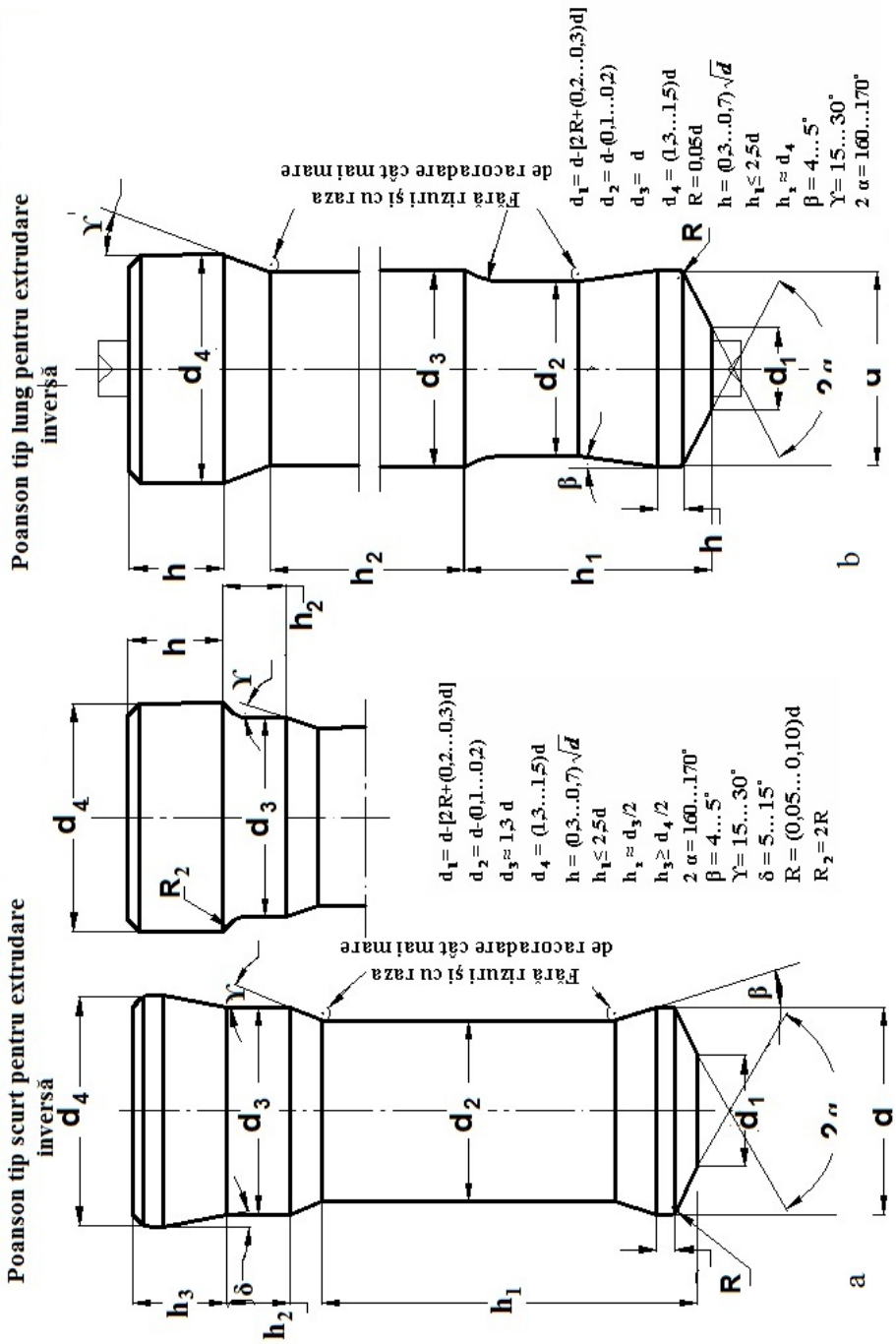


Fig.4.4. Tipuri de poansoane utilizate pentru extrudarea la rece

Geometria poansoanelor pentru extrudarea directă este mai simplă comparativ cu poansoanele pentru extrudarea inversă, dar există o serie de caracteristici comune, aşa cum rezultă din fig.4.5.


Poanson tip scurt pentru extrudare inversă
Poanson tip lung pentru extrudare inversă
Fără rizuri şi cu raza de racordare cât mai mare
Fără rizuri şi cu raza de racordare cât mai mare
d1= d-[2R+(0,2...0,3)d]
d2= d-(0,1...0,2)
d3≈ 1,3 d
d4 = (1,3...1,5)d
h = (0,3...0,7)√d
h1≤ 2,5d
h1 ≈ d3/2
h3≥ d4/2
2 α = 160...170°
β = 4...5°
γ= 15...30°
δ = 5...15°
R = (0,05...0,10)d
R2 = 2R
d1= d-[2R+(0,2...0,3)d]
d2 = d-(0,1...0,2)
d3= d
d4 = (1,3...1,5)d
R = 0,05d
h = (0,3...0,7)√d
h1≤ 2,5d
h1 ≈ d4
β = 4...5°
γ= 15...30°
2 α = 160...170°
a
b

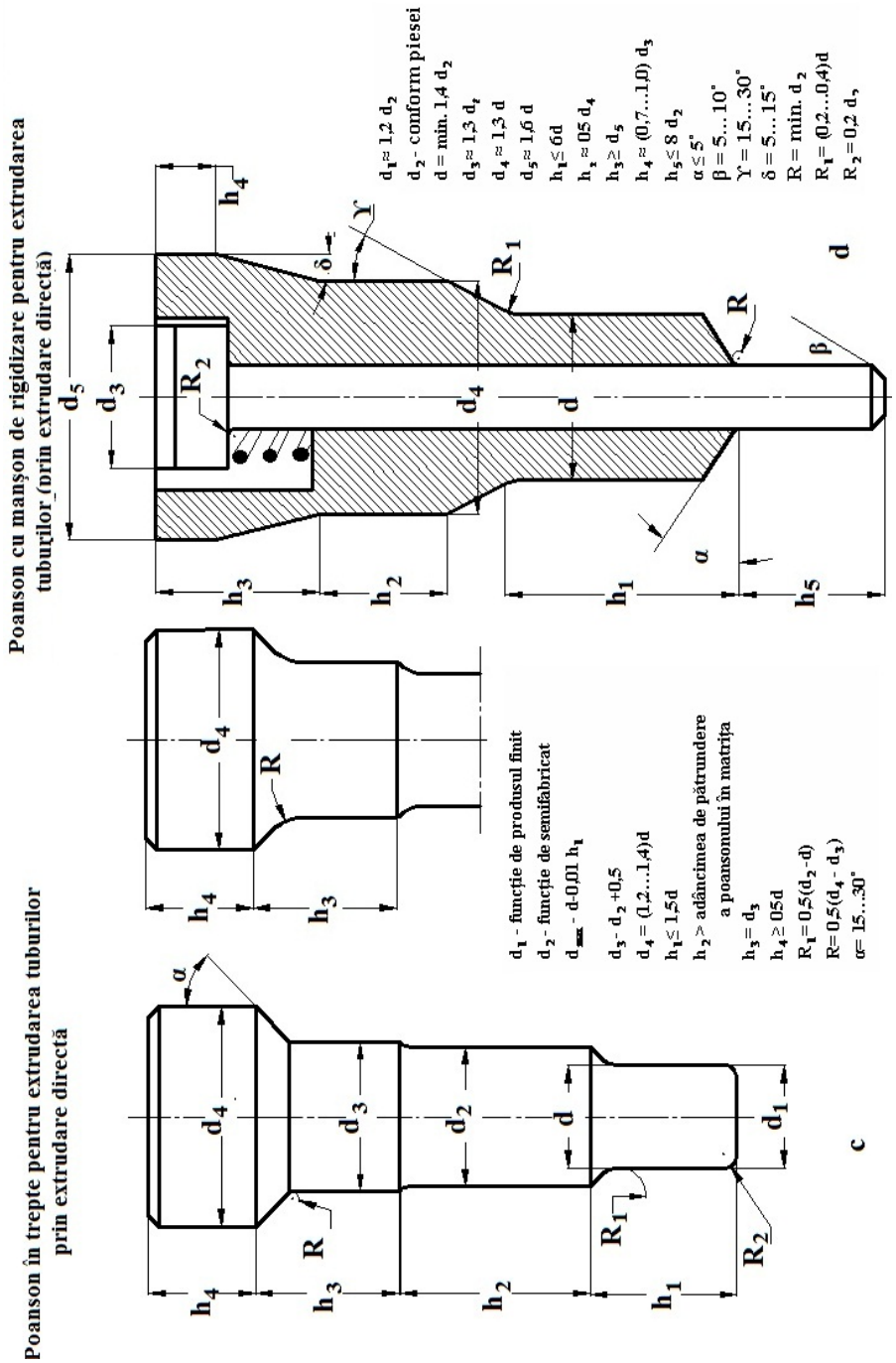


Fig.4.5. Geometria poansoanelor utilizate pentru extrudarea la rece [1]

Geometria poansoanelor pentru extrudare inversă este mai complexă, iar configuraţia vârfului poansonului prezintă importanţă mare şi depinde de calitatea materialului care se extrudează, de adâncimea de pătrundere, de cantitatea şi calitatea lubrifiantului etc.

La extrudarea combinată geometria poansoanelor este aproape identică cu cele de la extrudarea inversă şi sunt supuse la aceleaşi solicitări.

Pentru extrudarea pieselor tubulare se folosesc următoarele tipuri de poansoane:

a) poansoane dintr-o singură bucată, atunci când piesele au pereţi subţiri, iar raportul h_1/d_1 este mai mic de 1,5 (fig.4.5. a, b);
b) poansoanele cu dorn fix, pentru cazul în care diametrul dornului poate avea conicitate (atunci când piesa permite), pentru a uşura extragerea piesei de pe poanson (fig.4.5 c);
c) poansoane cu dorn mobil, la care dornul poate să se deplaseze în direcţia de extrudare, ca rezultat al frecării dintre dorn şi piesa reducând solicitarea la întindere a dornului (fig.4.5 d)

Unghiul de degajare din spatele vârfului poansonului este de 3... 10˚, iar pentru o alunecare mai bună a piesei la extragerea de pe poanson este bine să se aplice o dublă rotunjire.

Volumul de lubrifiant care vine în contact cu vârful poansonului poate fi dozat, prevăzând un unghi mic la vârful poansonului. Acest unghi poate varia în limite largi în funcţie de materialul piesei, importanţa operaţiei şi forma piesei.

Astfel, pentru oţelul OLC 10X, unghiul este de 5˚ şi poate ajunge la 10˚ pentru oţelurile aliate, iar pentru aluminiu şi aliajele sale, variază de la 1.. 2˚.

Pentru adâncimi mai mari de pătrundere, unde menţinerea peliculei de lubrifiant este mai dificilă, se prevede o porţiune plată pe faţa frontală a vârfului poansonului.

Diametrul porţiunii plate trebuie să fie cca 35% din diametrul nominal.

Rugozitatea suprafeţei poansonului (a zonei active) este un factor important, ea se recomandă să fie $R_a \leq 0.8\mu m$. Toate urmele lăsate de scule sau de discul abraziv trebuie să fie eliminate. Se recomandă superfinisarea cu pastă abrazivă în sensul de curgere al metalului.

Alegerea materialului pentru poansoane este o problemă complexă şi se vor lua în considerare următorii factori:

- mărimea solicitărilor, forma constructivă, secţiunea transversală, raportul lungime/diametru, tendinţa de flambaj;
- tenacitatea şi rezilienţa la oboseală, lubrifierea, calitatea suprafeţei piesei extrudate, toleranţele dimensiunilor de execuţie şi tipul utilajului pentru deformare;
- preţul de cost al materialului şi al execuţiei;
- prelucrabilitatea şi tratamentul termic al poansoanelor.

Pentru execuţia poansoanelor se recomandă trei grupe mai importante de oţeluri şi aliaje dure.

Prima grupă cuprinde oţelurile cu 8-12% Cr, dintre aceste oţeluri cele mai reprezentative sunt:

- oţelul D2 (AISI) cu 1,5% C; 12% Cr; 0,9% Mo; 0,6% Co şi 0,8% V, similar cu oţelul DIN 12601 W;
- oţelul VASCO conţinând 0,82% C; 1% Şi; 7,75% Cr; 2,5% V; 1,55% Mo.

Rezilienţa cea mai mare se obţine la aceste oţeluri la o duritate de 63 HRC.

Oţelul VASCO prezintă o rezilienţă cu cca 20% mai mare decât oţelul rapid S.6-5-2 (W 1.33.43). Totuşi rezistenţa la încovoiere, uzura şi temperatura pentru aceste două oţeluri sunt mai mici. Aceste oţeluri sunt indicate pentru elementele active la care rezistenţa la fisurare este mai importantă decât uzura.

A doua grupă cuprinde oţelurile rapide. Oţelurile rapide M2 (W3343), M42 (W3247), M4 (W3344) şi W3355 sunt preferate deoarece sunt superioare oţelurile cu Cr. Având o rezistenţă la compresiune şi la uzura mare, pentru extrudare inversă. Cu rezultate bune se recomandă a fi folosit şi oţelul rapid marca Rp3, dar mai ales Rp5.

Tab.4.8. Compoziţia chimică a oţelurilor rapide şi înalt aliate uzuale

Simbolul oţelului		Compoziţia chimică, in %							
AISI	VDI	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co
M2	3343	0,78 – 0,86	0,40	0,40	4,50	5,20	2,00	6,70	-
M4	3344	1,30	0,30	0,30	4,00	4,50	4,00	5,50	-
M15	-	1,50	0,30	0,30	4,00	3,50	5,00	6,50	5,00
M42	-	1,10	0,30	0,30	3,75	9,50	1,15	1,50	8,00
D3	-	2,25	-	-	12	-	-	-	-
T1	3355	0,70 – 0,78	0,40	0,40	4,50	-	1,20	18,50	-

Dintre oţelurile rapide, cele pe bază de molibden sunt preferate celor cu conţinut ridicat de wolfram. Ele prezintă însă tenacitate scăzută şi neomogenitate în repartizarea volumică a carburilor.

A treia grupă o constituie carburile metalice. Dintre acestea se recomandă calităţile G2... G6 care posedă o rezistenţă foarte bună la uzură, dar prezintă rezistenţa scăzută la încovoiere şi rezilienţă.

Tratamentul termic pentru poansoane are un rol important în obţinerea unei calităţi corespunzătoare. Structura poansonului călit şi revenit în condiţii optime este formată dintr-o masă de martensită aciculară fină, în care sunt distribuite în mod uniform carburi fine.

Rezistenţa la uzură a oţelurilor folosite în construcţia poansoanelor depinde pe de o parte de duritate, distribuţia carburilor şi tenacitatea structurii de bază, iar pe de altă parte de cantitatea, mărimea carburilor şi duritatea acestora. În mod obişnuit, pentru a nu scădea fragilitatea sculelor de presare nu se depăşeşte duritatea de 62 HRC. Dacă se folosesc montaje şi utilaje cu rigiditate mărită, duritatea sculelor de extrudare poate fi mărită şi peste 62 HRC.

Pentru a mări rezistenţa la uzură a elementelor active din oţeluri rapide, acestea se supun carbonitrurării, cianizării, nitrurării sau nitrurării ionice. Tenacitatea ridicată a oţelurilor rapide este de asemenea o premisă hotărâtoare pentru utilizarea acestora în construcţia elementelor active pentru extrudarea la rece. Rezultate practice au demonstrat că, pentru asigurarea unor proprietăţi de tenacitate corespunzătoare, tratamentul termic are un rol hotărâtor. Temperatura de călire şi timpul de menţinere au o influenţă mare asupra tenacităţii oţelului călit. Astfel, cu mărirea temperaturii şi a timpului de menţinere la temperatura de austenitizare, proprietăţile de tenacitate scad. Pentru a preîntâmpina acest efect nedorit, se recomandă ca temperatura de austenitizare să fie minimă, concomitent cu mărirea timpului de menţinere, fără însă ca mărimea de grăunte rezultată să depăşească 12... 14 în scara etalon Snyder-Graff.

Rezistenţa la compresiune este de asemenea o caracteristică mecanică hotărâtoare pentru elementele active de deformare. Această rezistenţă a oţelurilor rapide este de acelaşi ordin de mărime cu a oţelurilor cu 12 % Cr. Totuşi, datorită tenacităţii mai ridicate a oţelurilor rapide şi datorită distribuţiei mai uniforme a carburilor în secţiunile mari, otelurile rapide sunt preferate oţelurilor ledeburitice cu 12 % Cr. Oţelul în stare de livrare, destinat construcţiei poansoanelor, trebuie să aibă o distribuţie a

carburilor cât mai uniformă, o granulaţie cât mai fină, incluziunile nemetalice să fie uniform distribuite şi de punctaj maxim 2,5. Alegerea diametrului barei poate să influenţeze calitatea poansoanului. Cu cât este mai mare diametrul barei, cu atât este mai probabil ca în zona centrală să apară segregaţii, zona supusă efortului maxim. Foarte important este să se înlăture de pe suprafaţa exterioară a barei toate defectele. Pentru mărirea rezistenţei la rupere şi la oboseală precum şi a rezilienţei şi rezistenţei la încovoiere se recomandă pentru oţelurile aliate să se aplice un tratament termomecanic.

4.3.3. Construcţia plăcilor active

Plăcile active pentru extrudare la rece trebuie să asigure geometria, respectiv precizia dimensională a pieselor şi să fie rezistente la solicitări foarte mari în procesul deformării materialului. Problemele care se pun la proiectarea plăcilor active de extrudare sunt:

a) determinarea presiunii, respectiv a tensiunilor;

b) stabilirea configuraţiei ansamblului şi a geometriei zonei active; alegerea materialului plăcii active, alegere care să ţină seama de caracteristicile de rezistenţă, uzură şi aspecte economice.

Pentru extrudarea directă, placa este mai solicitată, astfel încât trecerile de secţiune de la diametrul D la D_1 trebuie să se facă prin conicitate adecvată şi racordări cu raze cât mai mari (fig. 4.6)

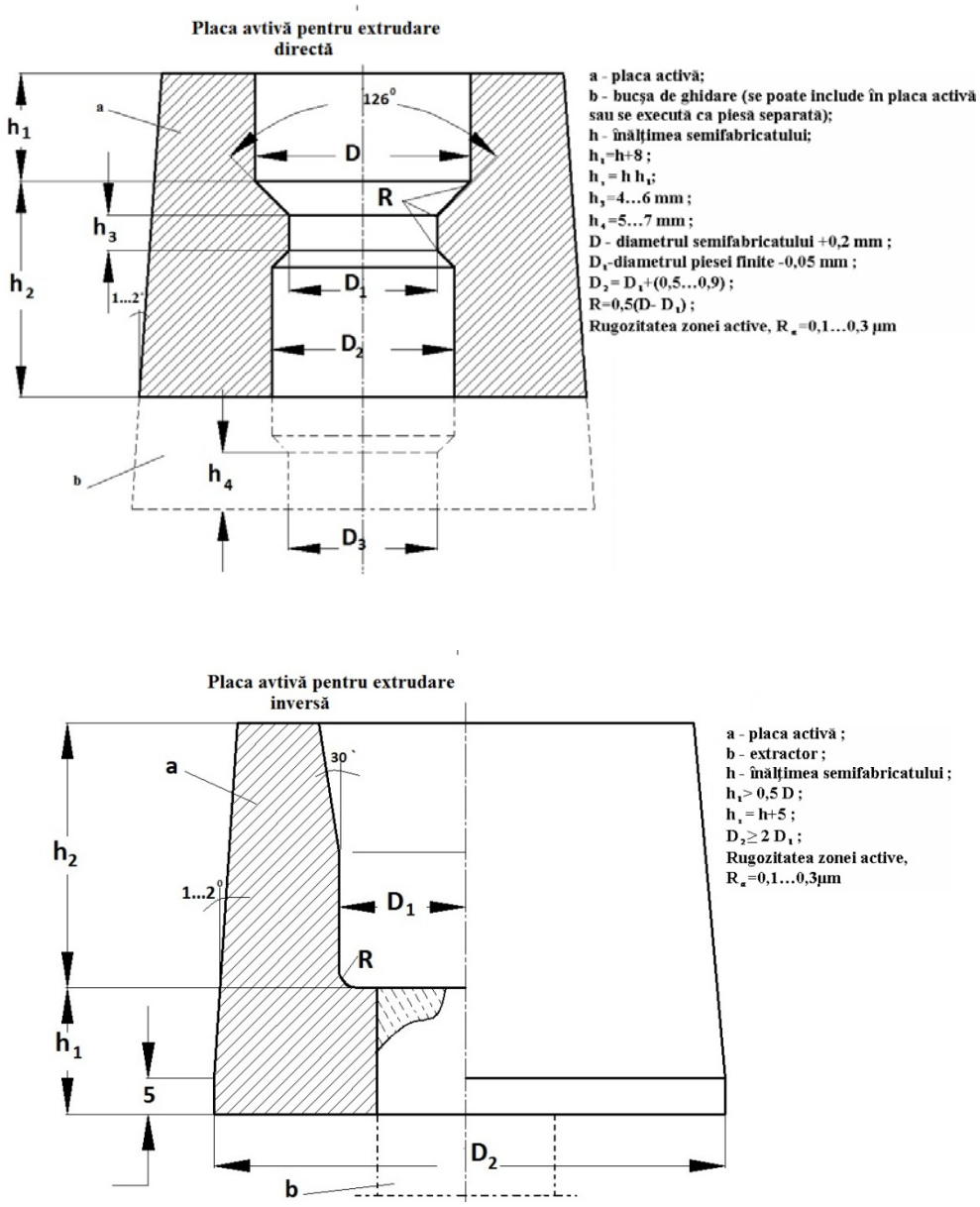


Fig.4.6. Geometria plăcilor active utilizate pentru extrudarea la rece [1]

În timpul deformării semifabricatului ia naştere în locaşul plăcii active o presiune, *p* care acţionează pe toată suprafaţa interioară. Aceasta generează o tensiune radială, de compresiune σ_r şi o tensiune de întindere tangenţială

σ_t; ambele tensiuni au valoarea maximă pe pereţii interiori ai plăcii active (fig.4.7), iar spre exterior valoarea lor scade.

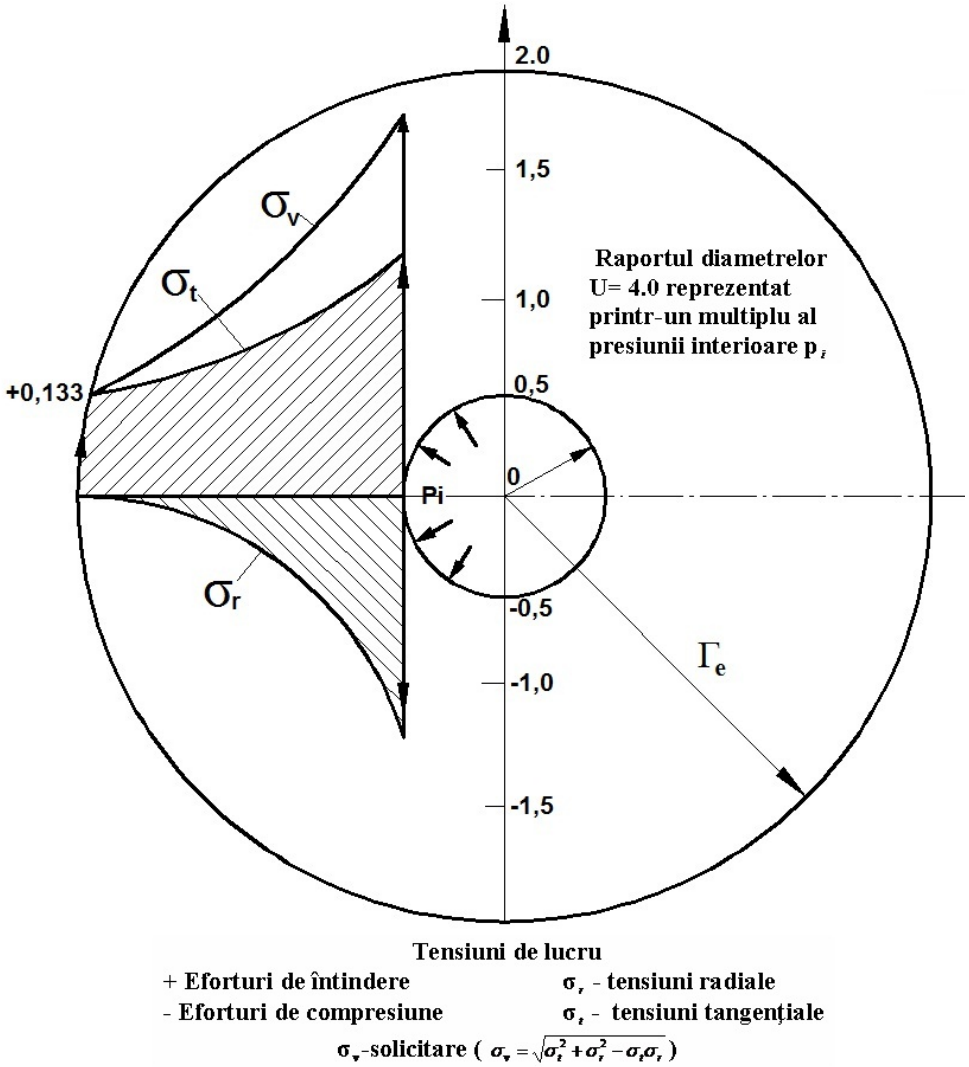


Fig.4.7. Repartizarea tensiunilor interne la o placă activă simplă (monobloc)

Aceste două tensiuni se suprapun în acţiunea lor, formând o tensiune rezultantă σ_v, care solicită corpul plăcii active în diferite puncte, ca o tensiune de întindere. Calculul tensiunilor se face pe baza legilor din teoria

elasticităţii, valabile pentru corpurile goale cu pereţi groşi, supuse la presiune.

Valorile lui σ_r şi σ_t, se pot determina cu relaţiile:

$$\sigma_r = p \cdot \frac{1}{a^2 - 1} \cdot \left(1 - \frac{r_e^2}{r^2}\right) \tag{4.1}$$

$$\sigma_t = p \cdot \frac{1}{a^2 - 1} \cdot \left(1 + \frac{r_e^2}{r^2}\right) \tag{4.2}$$

unde a reprezintă raportul $a = \frac{r_e}{r_i}$ (fig.4.7)

Valoarea tensiunii rezultate σ_v se determină din relaţia următoare, având la baza ipoteza lucrului mecanic de deformare:

$$\sigma_v = \sqrt{\sigma_r^2 + \sigma_t^2 - \sigma_r \cdot \sigma_t} \tag{4.3}$$

Din fig. 4.7 rezultă că variaţia tensiunii σ_v este maximă pe suprafaţa interioară a plăcii, având o valoare de 1,85 ori mai mare decât cea a presiunii interioare. Dacă presiunea *p* în suprafaţa locaşului plăcii active atinge valoarea 100 daN/mm^2, atunci materialul plăcii este solicitat cu σ = 185 daN/mm^2.

Placa este solicitată puternic numai pe suprafaţa zonei active şi în zona apropiată de aceasta, iar părţile dinspre exteriorul corpului plăcii sunt solicitate foarte puţin. De aceea, într-o asemenea placă simplă pot apare fisuri la o presiune interioară relativ mică.

Aşa cum rezultă din figura 4.7, solicitarea plăcii scade foarte mult spre exterior (dacă diametrul exterior al unei plăci active este de 4 ori mai mare decât locaşul plăcii atunci solicitarea plăcii active în suprafaţa locaşului nu scade mai mult de 5%). Prin urmare este neeconomic ca la plăcile active

simple, nearmate, să se execute diametrul exterior mai mare decât de 4 ori diametrul locaşului.

Pe de altă parte, diametrul exterior nu ar trebui să fie mai mic decât valoarea triplă a diametrului locaşului, deoarece la o micşorare în continuare a diametrului exterior, solicitarea pe suprafaţa zonei active a plăcii creşte brusc.

Reducerea tensiunii maxime pe suprafaţa zonei active din placă nu se poate realiza decât prin aplicarea unei pretensiuni tangenţiale de comprimare, realizabila prin fretarea unei mantale exterioare groase, peste placa activă relativ subţire, astfel ca pretensiunea acţionează în sens contrar tensiunii tangenţiale de întindere create de presiunea de extrudare.

Dacă tensiunile care apar în domeniul admisibil, sunt mai mici decât limita de curgere a materialului plăcii active, atunci dilatarea sau contracţia se face după legea lui Hooke şi deformaţia poate fi calculată cu relaţia:

$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = \frac{\sigma}{E}$, de unde rezultă $\Delta d = \frac{\sigma}{E} \cdot d$. Conform ipotezei de dilatare, respectiv contracţie, relaţia devine:

$$\Delta d = \frac{d}{E}\left(\sigma_t - \frac{1}{m} \cdot \sigma_r\right), \text{ [mm]} \tag{4.4}$$

în care:

E modulul de elasticitate, în daN/mm^2

σ_t - efort de întindere tangenţială, în daN/mm^2

σ_r - efort de compresiune radială, in daN/mm^2

d – diametrul locaşului din placa activă, in mm;

m – coeficient de majorare a efortului de compresiune ($m \approx 0.3$).

În fig. 4.8 sunt date tipurile şi denumirea elementelor constructive pentru plăci active fretate.

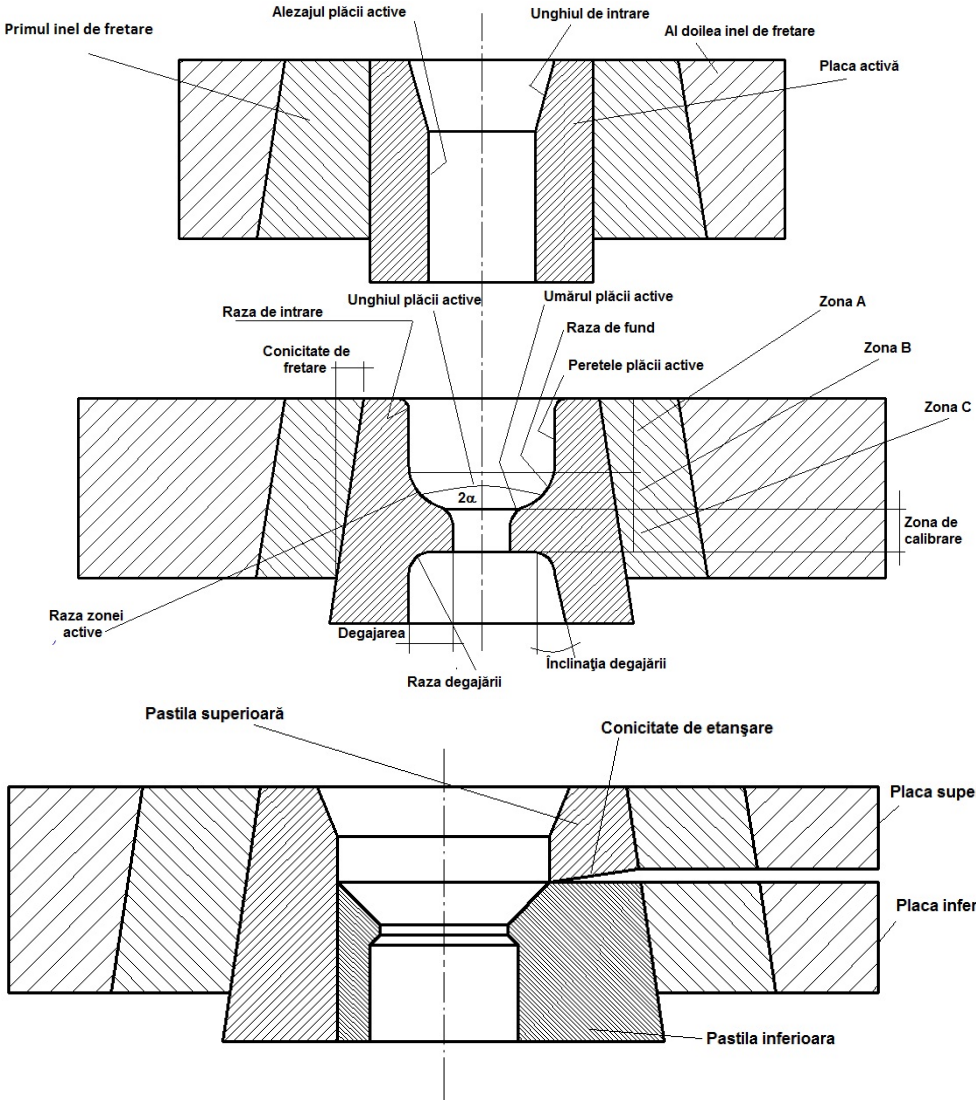


Fig.4.8. Tipuri şi elemente constructive pentru plăci active fretate

Repartiţia tensiunilor σ_r , σ_t şi σ_v şi a pretensiunilor în cazul unei plăci active armate simplu, este prezentată în fig.4.9. Partea dreaptă a fig.4.9 arată raporturile de tensiuni ale plăcii active armate în stare neîncărcată, adică înaintea aplicării presiunii de deformare; în partea stângă este prezentat modul în care la aplicarea întregii presiuni de deformare se suprapun

pretensiunile şi tensiunile de lucru. Se observă că tensiunile tangenţiale în placă dispar aproape în întregime; acestea s-au deplasat în inelul plăcii active. Prin aceasta, solicitarea reală a plăcii se reduce în peretele locaşului de la valoarea 1,87 *p* la valoarea 1,07 *p*.

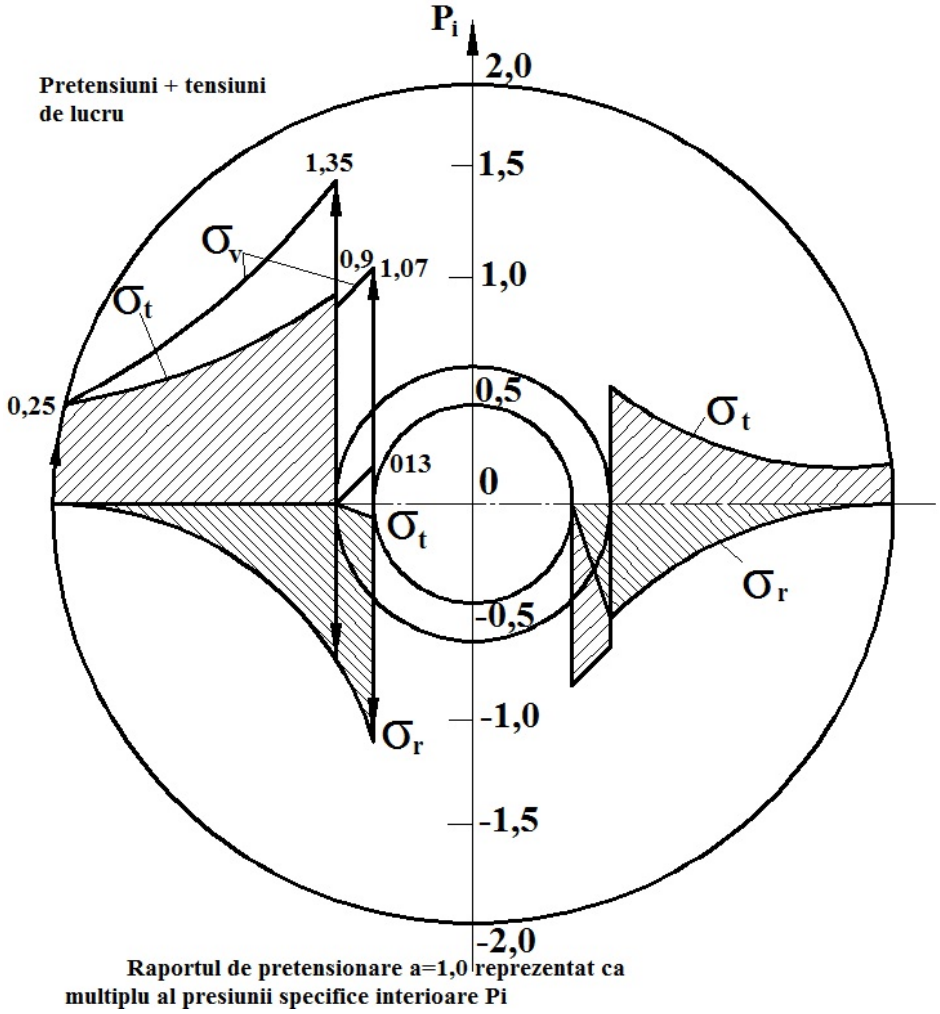


Fig.4.9. Repartiţia tensiunilor intr-o placă activă simplu armată

În schimb, în această situaţie inelul plăcii trebuie să preia o solicitare considerabil mai mare; aceasta se încarcă la suprafaţa de contact dintre placă şi inelul exterior cu o valoare de 1,35 *p*.

Dacă această încărcare de vârf a inelului de fretare va fi mai mare decât limita de curgere (σ_c), atunci inelul se poate rupe sau îşi măreşte dimensiunile peste limita de elasticitate; în acest caz, placa activă va fi suprasolicitată şi se va fisura. Pentru eliminarea acestui neajuns, inelul de fretare se poate subdiviza încă o dată într-un inel exterior şi o bucşa interioară care se fretează în inelul exterior.

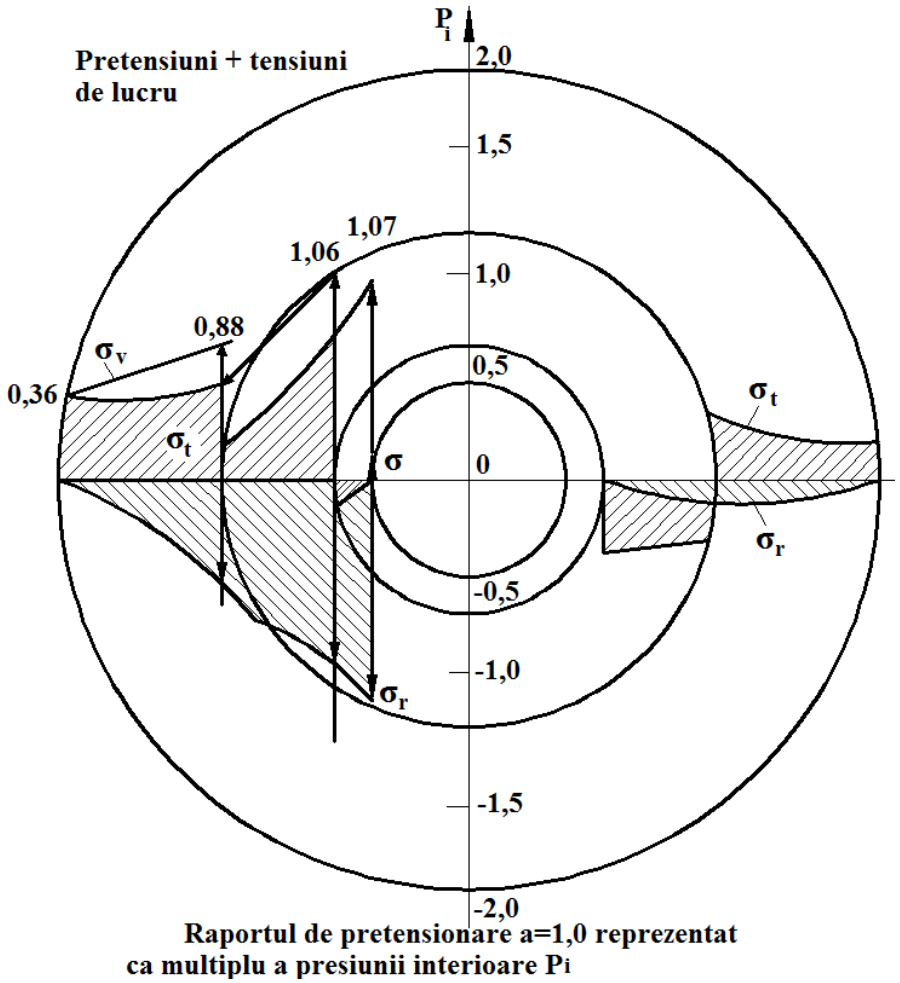


Fig.4.10. Repartiţia tensiunilor intr-o placă activă cu un inel de fretare subdivizat

După cum rezultă din fig. 4.10 prin dublă armare se reduce considerabil maximul solicitării pentru placa activă şi astfel se poate repartiza mai uniform solicitarea pe întreaga secţiune transversală a plăcii.

Plăcile simple, nearmate, pot fi încărcate în cel mai favorabil caz cu o presiune interioară de cca 90 daN/mm^2. La plăcile active simplu armate această presiune poate fi majorată la cca 160 daN/mm^2, iar la plăcile dublu armate poate să ajungă la cca 200 daN/mm^2.În baza unor date practice s-au stabilit anumite valori ale diametrelor inelelor de fretare şi a diametrului exterior faţă de diametrul interior al plăcii active D. Între acestea este indicat să existe rapoartele: $D \cdot n : D \cdot n^2 : D \cdot n^3$, unde

D este diametrul interior al plăcii; *n* – 1,6 … 1,7 pentru oţeluri uşor extrudabile; *n* – 2 pentru oţeluri aliate şi oţeluri greu extrudabile.

Pentru armare se poate creşte considerabil rezistenţa plăcilor active, astfel încât se pot evita în mare măsură ruperile prin suprasolicitare sub formă de fisuri longitudinale ale zonei active, totuşi pot apare rupturi sau fisuri datorită oboselii după realizarea unui număr mai mare de piese.

Metodele de calcul prezentate mai sus pentru fretarea plăcilor active sunt valabile din punct de vedere teoretic pentru cazul unei plăci infinit lungi, la care întregul alezaj interior este supus la o presiune relativ uniformă.

În realitate însă, plăcile active au înălţimi relativ mici, care de regulă sunt supuse presiunii interioare numai într-o anumită regiune-zonă de presiune. Numai aceste zone de presiune pot explica cauzele fisurilor şi ruperilor transversale.

Fig. 4.11 prezintă o placă activă având $H = 2d$ şi cu o zonă de presiune egală ca înălţime cu diametrul interior aşezată simetric pe înălţimea plăcii.

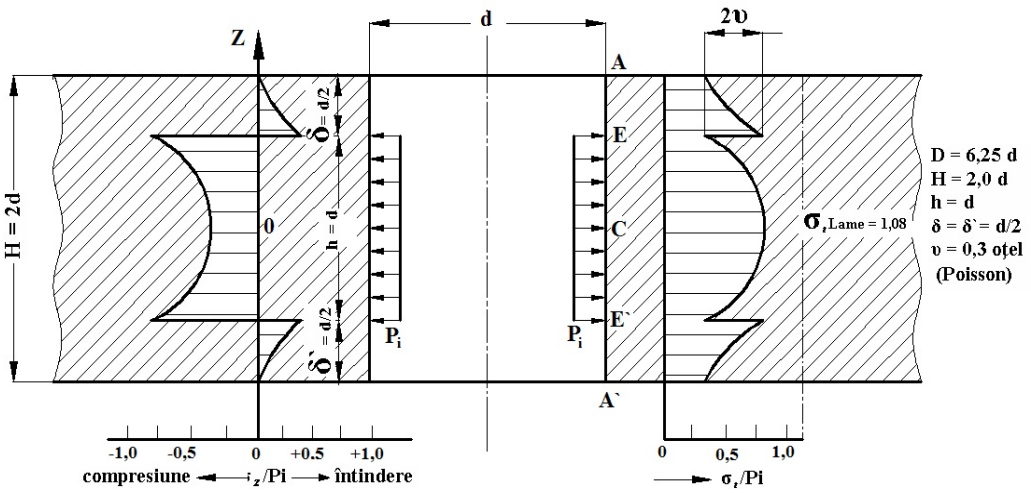


Fig.4.11. Solicitarea reală într-o placă activă pentru extrudare

Influenţa regiunilor nesolicitate δ si δ' conduce la un efort tangenţial σ_t, care variază în direcţia longitudinală aşa cum se vede în diagrama din dreptul fig.4.11.

În centrul zonei de presiune *C*, efortul tangenţial de întindere are valoarea σ_t = *0,72 p*, scăzând spre margini până la valoarea *0,2 p*, iar în vecinătatea acestui punct, efortul tangenţial creşte brusc la valoarea de *0,8 p*, ca apoi să scadă continuu până la valoarea de *0,1 p*.

La plăcile solicitate astfel, efortul tangenţial maxim este în punctul E, iar diagrama din partea stângă a figurii, arată variaţia efortului axial σ_z.

Zona de presiune este solicitată de efortul axial de compresiune, dar în punctele E şi E' îşi schimbă sensul, devenind eforturi de întindere cu o valoare maximă de cca *0,4 p*.

Aceasta diagramă confirmă datele practice, adică apariţia unor fisuri longitudinale la plăcile active cu prestrângere şi cu zone nesolicitate δ şi δ' datorate unei solicitări tangenţiale la întindere σ_t excesive, iar atunci când

presiunea de extrudare *p* este mare, apar fisuri transversale care pornesc din punctele E şi E'.

Fenomenele prezentate mai sus sunt foarte frecvente la plăcile active din carburi metalice, care sunt sensibile la un efort axial de întindere.

5. PROIECTAREA TEHNOLOGIEI DE EXTRUDARE - EXEMPLU DE CALCUL

5.1. Stabilirea succesiunii operaţiilor

Determinarea elementelor tehnologice. Pe baza desenului de execuţie al piesei se pot determina elementele tehnologice necesare elaborării unui proces de extrudare la rece şi anume: volumul semifabricatului, forma şi dimensiunile semifabricatului iniţial, numărul de operaţii de deformare şi succesiunea operaţiilor.

Determinarea volumului semifabricatului. Pentru determinarea volumLui semifabricatului la extrudarea la rece se aplică legea constantei volumului. În cazul formelor mai complexe, se aplică teorema lui Guldin-Pappus pentru corpurile cu suprafeţe de revoluţie.

Forma şi dimensiunile semifabricatului extrudate. În acest scop se pot face următoarele recomandări:

- pentru piese pline, dacă înălţimea este mare, se vor folosi bare, independent de raportul înălţime/diametru al piesei extrudate; dacă înălţimea este mică se vor utiliza bare sau pastile brute stanţate din foi sau benzi, indiferent de raportul înălţime/diametru;
- pentru piesele cilindrice, când înălţimea este mare, pereţii subţiri şi diametrele mari, se vor folosi semifabricatele stanţate din materiale în foi de tablă sau benzi; când au înălţimi şi diametre mici se vor utiliza bare indiferent de grosimea pereţilor;

- în cazul unor forme speciale se vor utiliza semifabricate cave, tuburi etc.;
- în general, trebuie ca forma şi dimensiunile semifabricatului să fie cât mai apropiate de cele ale piesei finale.

Numărul de operaţii. După ce s-a determinat volumul, forma şi dimensiunile semifabricatului iniţial, se stabileşte succesiunea operaţiilor şi numărul lor. La stabilirea numărului de operaţii se va lua în considerare deformarea principală totală admisibilă.

Acest calcul se exprimă logaritmic, respectiv prin deformarea reală principală φ_g .

Problema cea mai importantă este dacă deformarea totală trebuie efectuată într-o operaţie sau în mai multe. Într-o singură operaţie nu se poate efectua decât o deformare maximă limitată, a cărei mărime depinde de piesa extrudată, de caracteristicile metalului extrudat şi de utilaj.

În tabelul 5.1 se dau, pentru diferitele materiale, deformările maxime care se pot realiza într-o singură operaţie de deformare.

Succesiunea operaţiilor constituie faza cea mai importantă în conceperea unei tehnologii de prelucrare prin extrudare la rece. Pe baza acesteia, există posibilitatea ca încă din faza de concepţie să fie realizat un calcul al eficienţei economice. Deci, din această fază, se poate constata dacă procedeul de prelucrare prin extrudare la rece este eficient din punct de vedere economic, sau dacă este oportună aplicarea altui procedeu de prelucrare.

Tab.5.1. Limitele maxime ale deformării prin extrudare la rece într-o singură operaţie

Material	Limite maxime ale deformarii	
	Deformarea specifică convenţionala	Deformarea reală principală φ_g
Al 99,5 AlMgSi (recopt)	Pentru secţiune $\varepsilon_A = \frac{A_0 - A_1}{A_0} = 95...99\%$	$\varphi_A = \ln\frac{A_0}{A_1} = 250...460\%$
	Pentru grosimea pereţilor $\varepsilon_S = \frac{S_0 - S_1}{S_0} = 90...95\%$	$\varphi_S = \ln\frac{S_0}{S_1} = 230...300\%$
AlCuMg AlMnCu Oţel C < 0,10%	$\varepsilon_A = 90...95\%$ $\varepsilon_S = 80...90\%$	$\varphi_A = 230...300\%$ $\varphi_S = 160...230\%$
Am 63 Oţel C ≤ 0,80%	$\varepsilon_A = 75...80\%$ $\varepsilon_S = 70...75\%$	$\varphi_A = 140...190\%$ $\varphi_S = 120...140\%$

Prezentul exemplu îşi propune să realizeze tehnologia pentru obţinerea unei bucşe cardanice (fig.5.1).

În prima fază de elaborare a planului de operaţii, pe baza desenului piesei finite, se trece la întocmirea desenului piesei extrudate (fig.5.2) la care trebuie să se ţină seama de prelucrările ulterioare (lăsând adaosuri de prelucrare).

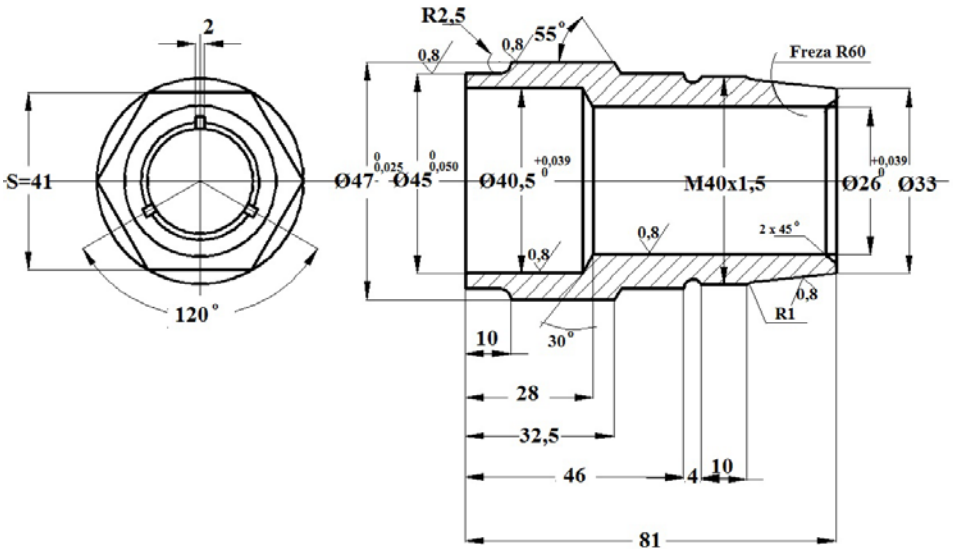


Fig. 5.1. Desenul produsului finit (bucşă cardanică)

Pentru piesele din oţel, nu se recomandă că grosimea peretelui rezultat în urma extrudării să fie sub 5 mm, iar la piesele din aluminiu, sub 0,20 mm.

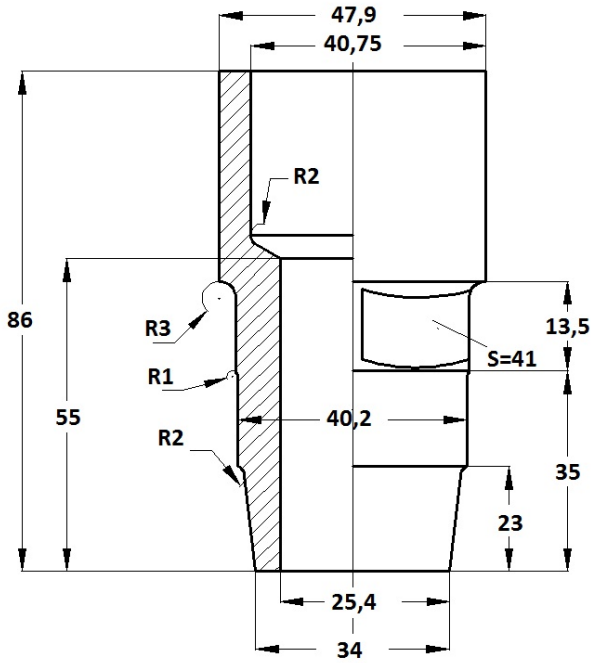
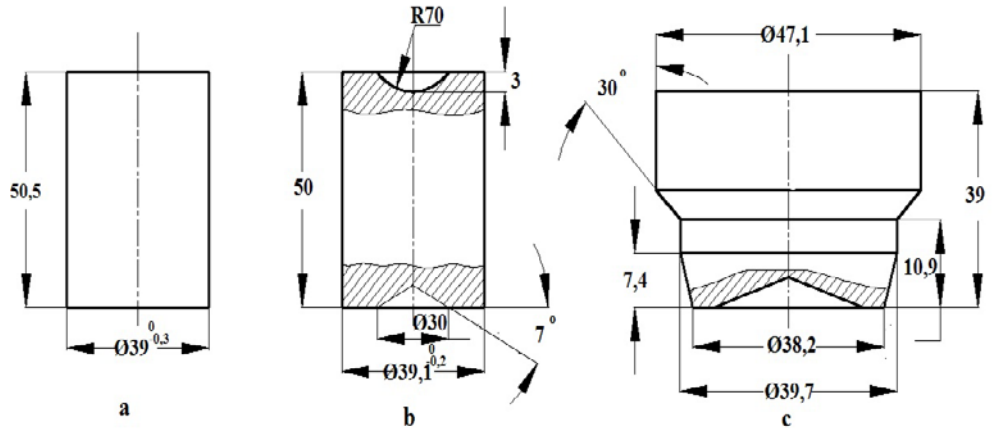
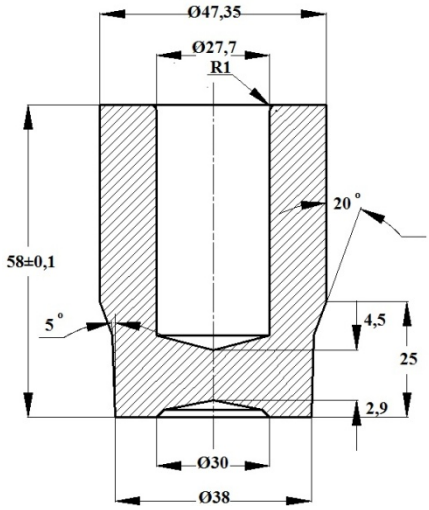


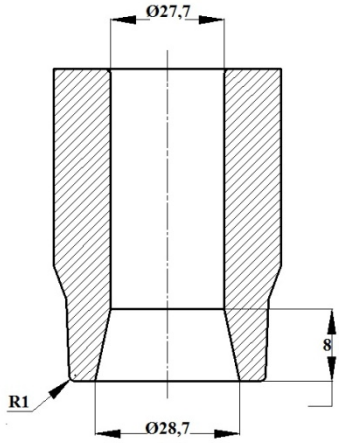
Fig. 5.2 Desenul piesei extrudate

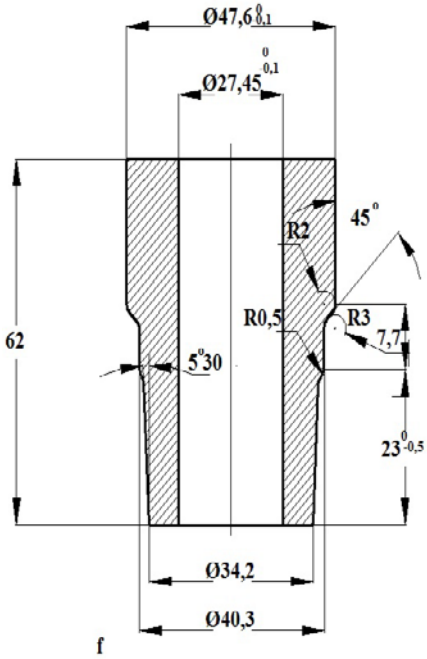
În urma celor de mai sus, planul de operaţii pentru piesa din fig. 5.2 va fi următorul (fig. 5.3):

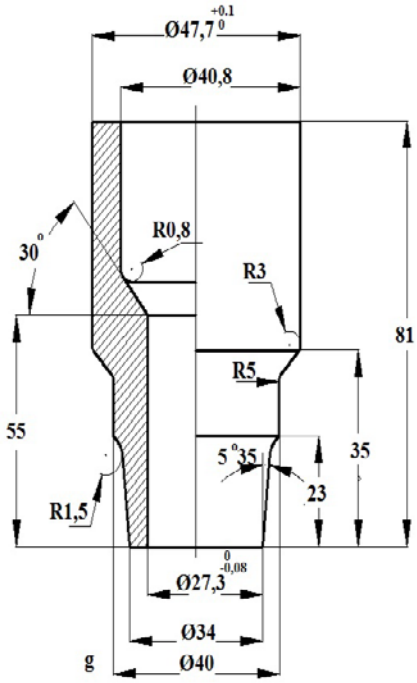
1) Debitare prin forfecare la rece din bară Ø39 mm (fig. 5 a);
2) Recoacere;
3) Tratamente de suprafaţă;
4) Calibrare (fig. 5b);
5) Refulare (fig. 5c);
6) Recoacere;
7) Tratamente de suprafaţă;
8) Extrudare inversă (fig. 5d);
9) Decuparea fundului (fig. 5e);
10) Recoacere;
11) Tratamente de suprafaţă;
12) Extrudare directă (fig. 5f);
13) Extrudare inversă (fig. 5g);
14) Presare finală (fig. 5h).




Ø47,35
Ø27,7
R1
20°
58±0,1
5°
4,5
25
2,9
Ø30
Ø38


Ø27,7
8
R1
Ø28,7


Ø47,6 0 -0,1
Ø27,45 0 -0,1
45°
R2
R0,5
R3
7,7
62
5°30
23 0 -0,5
Ø34,2
Ø40,3
f


Ø47,7 +0,1 0
Ø40,8
30°
R0,8
R3
81
R5
55
5°35
35
23
R1,5
Ø27,3 0 -0,08
Ø34
Ø40
g

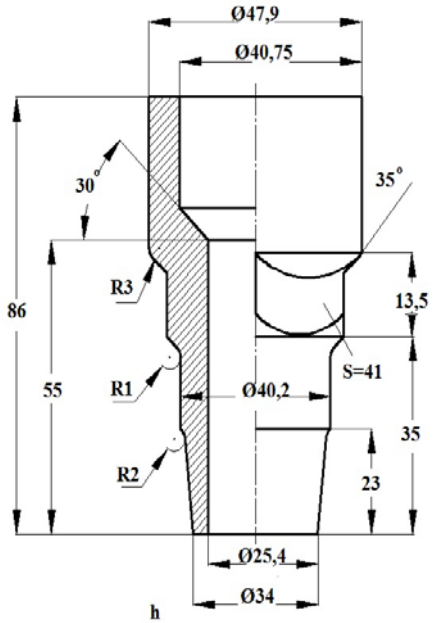


Fig.5.3. Succesiunea deformărilor pentru realizarea piesei extrudate din fig.5.2

5.2. Calculul forţelor de extrudare

Calculul forţelor are în vedere numai operaţiile esenţiale în care sunt implicate procese de deformare ce comportă şi cele mai însemnate forţe: refularea în matriţă şi operaţiile de extrudare directă/inversă.

Calculul forţei la refularea în matriţa (fig.5.3b-c)

$$F_r = \sigma_c \left(1 + \frac{\mu \cdot D}{3 \cdot h_s}\right) \cdot \frac{\pi \cdot D^2}{4}$$

$h_s = 39$ mm

$\mu = 0{,}2$

$D = d_{max} = 47{,}1$ mm

$\sigma_c = 28{,}5 \frac{daN}{mm^2}$

$$F_r = 28.5\left(1+\frac{0,2\cdot 47,1}{3\cdot 39}\right)\cdot\frac{\pi\cdot 47,1^2}{4} = 53654.54daN \cong 536,5\ kN$$

$$F_r \cong 540kN$$

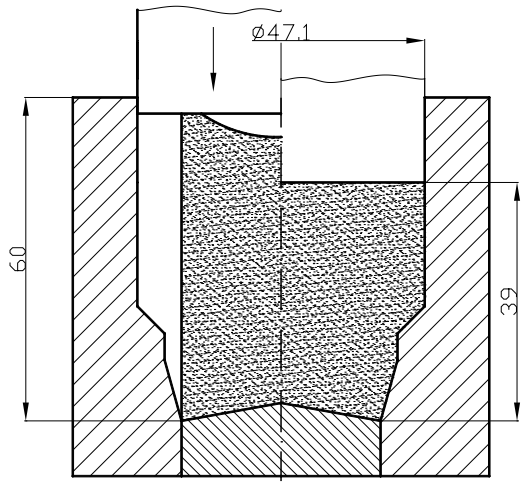


Fig.5.4. Refularea semifabricatului: poziţia iniţială stg/ poziţia finală dr

Calculul forţei la extrudarea indirectă (fig.5.3 c-d)

$$F_{extrinv} = \mu\cdot\sigma_c\cdot\left[4\cdot\frac{D}{D^2-d^2}\cdot\left(H+\frac{H`}{2}\right)\cdot\frac{D^2}{d^2}+\frac{d\cdot h}{D^2-d^2}+\frac{D^2}{d^2}\cdot\ln\cdot\frac{D^2}{D^2-d^2}\right]$$

$$\cdot\frac{\pi\cdot d^2}{4}+\sigma_c\cdot\left(1+\frac{1}{3}\cdot\frac{\mu\cdot d}{h_s}\right)\cdot\frac{\pi\cdot d^2}{4}$$

$$H`=\frac{D+d}{2}\cdot\frac{\sqrt{D^2-d^2}}{D}=\frac{47,3+27,7}{2}\cdot\sqrt{\frac{47,3^2-27,7^2}{47,3}}=37,5\cdot 0,81=30,4mm$$

h = 5 mm

H = 47 mm

d = 27,7 mm

D = 47,30 mm

μ = 0,2 mm

H` = 30,4 mm

$\sigma_c = 28{,}5 \frac{daN}{mm^2}$

h_s = 36 mm (desen de execuţie)

F = 1027 kN

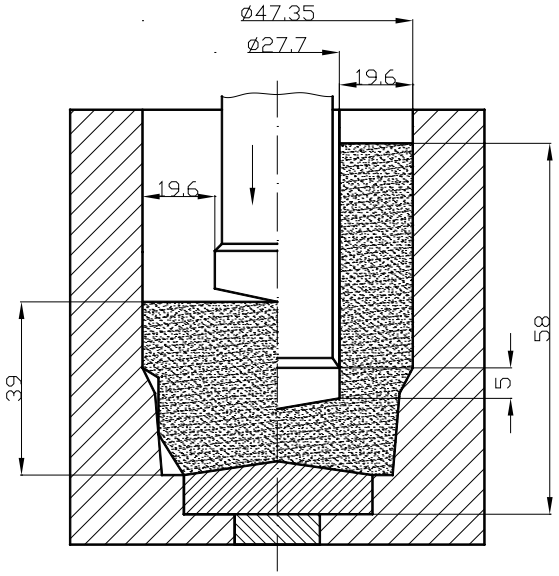


Fig.5.4. Extrudarea inversă semifabricatului: poziţia iniţială stg/ poziţia finală dr

Calculul forţei la extrudarea directă a produselor tubulare (fig.5.3 f-g)

$$F_{extrdir} = \sigma_c \cdot \left[4\mu \cdot \left(\frac{h}{d} + \frac{H}{D} + \frac{d_d \cdot h_d}{D^2} \right) + \left(\frac{\mu}{\sin\alpha} + 1 \right) \cdot \ln \frac{D^2 - d_d^2}{d^2 - d_d^2} \right] \cdot \frac{\pi \cdot D^2 - d_d^2}{4}$$

D = 47,5mm

$H = 31mm$

$d_d = 27,5mm$

$h_d = 35mm$

$d = 34,2mm$

$h = 23mm$

$\alpha = 45^\circ$

$\mu = 0,2$

$F_{extr\ dir} = 1025\ kN$

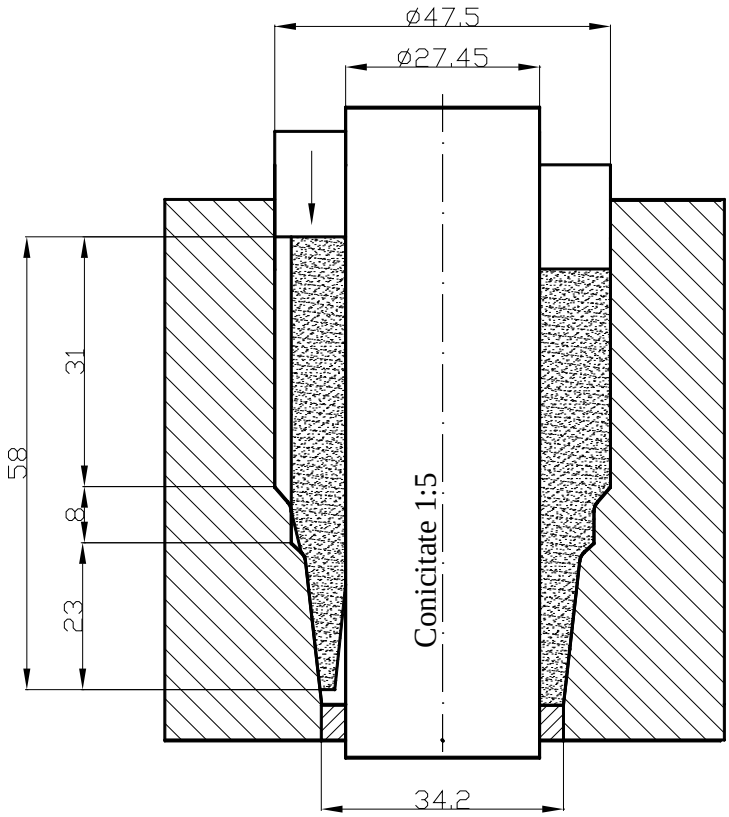


Fig.5.5. Extrudarea directă a semifabricatului: poziţia iniţială stg/ poziţia finală dr

Pentru operaţiile de deformare plastică se alege o presă cu genunchi de 2500kN.

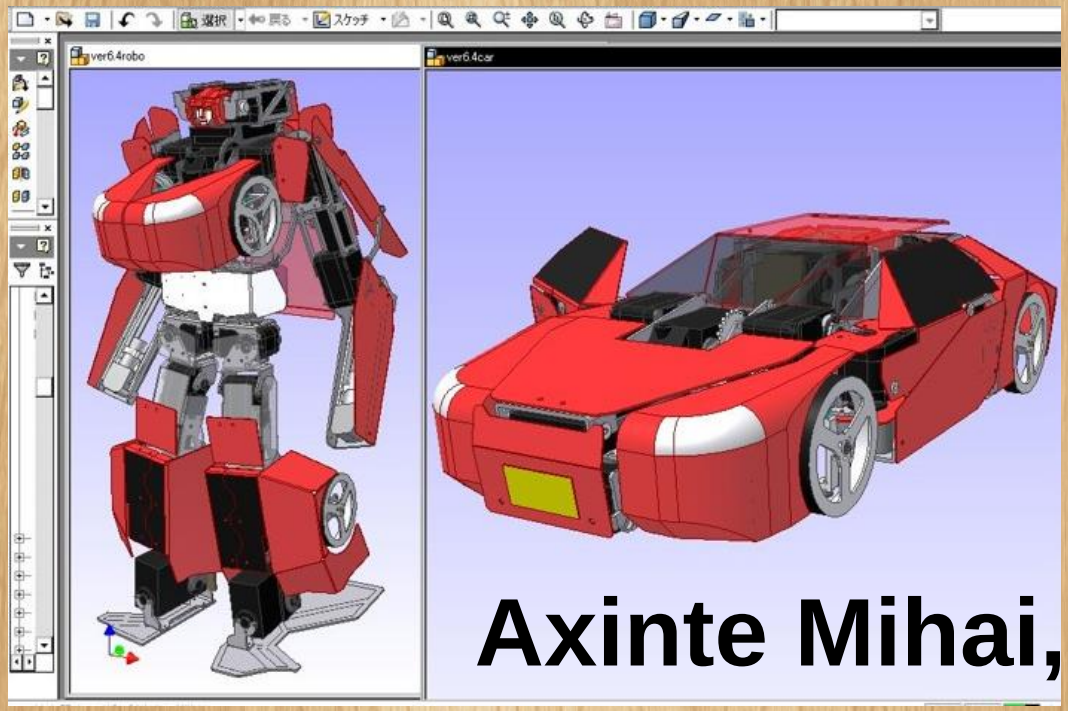
Bibliografie partea a II-a

1. Tapalagă, I., Berce, P., Achimaș, Gh., Extrudarea metalelor la rece, Ed. Dacia, Cluj-Napoca, 1986.
2. Zaharia, L., Bazele teoretice ale deformărilor plastic, Ed. Tehnopress, Iasi, 2011.
3. Socaciu, T., Extrudarea inversă a metalelor la rece, Ed. Univ. "Petru Maior", Tg. Mureș, 1998.
4. Socaciu, T., Tehnologii și echipamente noi de extrudare, Ed. Univ. "Petru Maior", Tg. Mureș, 2004
5. Solomon, N., Solomon, I., Effect of die shape on the metal flow pattern during direct extrusion process, Revista de Metalurgia, 2010, 46(5), 396-404.
6. Socaciu, T., An analysis regarding the variation of necesary force by the indirect extrusion process, Procedia Technology (2014) 12, 433 – 438.
7. M. Sharma, A.K. Singh, P. Singh, K.K. Pathak, G. Agnihotri, Experimental investigation of the effect of die angle on extrusion process using plasticine, Experimental Techniques, 2011, 35(6), 38–44.
8. Socaciu, T., Experimental Study Regarding Variation of Force in Inverse Extrusion Using Active Friction, Procedia Technology, 2015, 19, 85-89.

FACULTATEA DE ȘTIINȚA ȘI INGINERIA MATERIALELOR

Desen tehnic si infografica (2)
Grafica asistata de calculator

-curs-



Axinte Mihai, șef lucrări dr. ing.

***Forma de evaluare - continuă*:**

Activitatea la laborator - Ponderea în nota finală: 30 %

Se notează: frecvența și importanta intervențiilor studenților, soluția adoptată pentru atingerea obiectivelor lucrărilor practice.

Testele pe parcurs - Ponderea în nota finală: 20 %

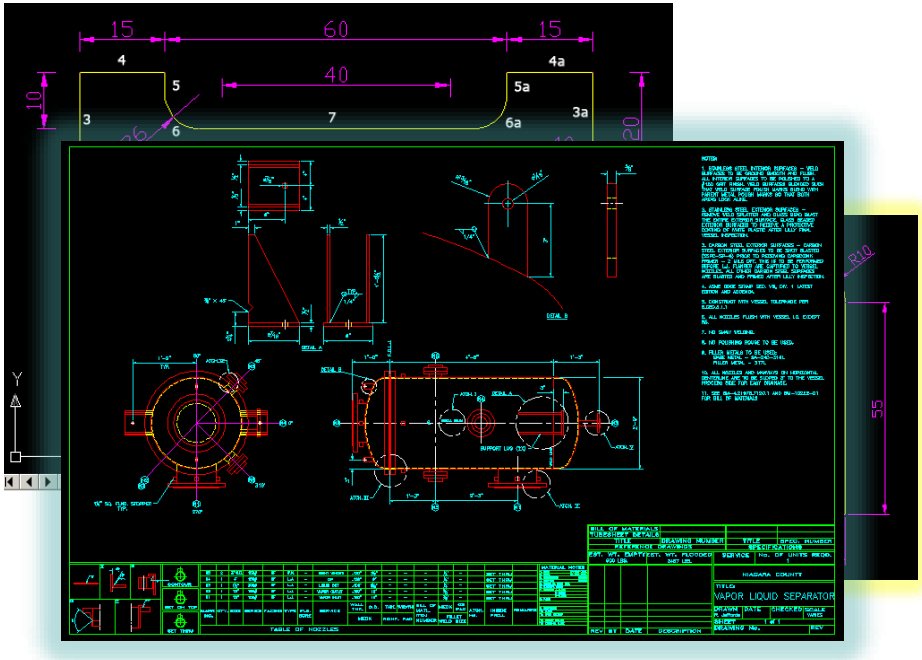
Test de cunoștințe pentru evaluarea periodică a cunoștințelor teoretice discutate la orele de curs.

Lucrări de specialitate (tema de casa) - Ponderea în nota finală: 10%

Se evalueaza capacitatea de utilizare a programelor specifice pentru modelarea geometrică a unui obiect ingineresc prin realizarea unui referat.

Evaluarea finală: Examen - Ponderea în nota finală: 40 %

14 saptamani - (curs 2 ore, laborator 3 ore)



Conținutul Cursului:

I. INTRODUCERE

II. TRANSFORMĂRI GEOMETRICE

1. Sisteme de coordonate
2. Transformări geometrice tridimensionale
3. Sisteme de coordonate omogene
4. Compunerea transformărilor geometrice
5. Transformări geometrice inverse
6. Transformarea sistemelor de referință
7. Transformări geometrice bidimensionale

III. VIZUALIZAREA OBIECTELOR

2.1. Transformarea de observare

2.2. Transformarea de proiecție

IV. MODELAREA WIREFRAME A OBIECTELOR

3.1. Entități wireframe elementare

3.2. Reprezentarea curbelor

3.3.Operații aplicate curbelor

V. MODELAREA CU SUPRAFEȚE A OBIECTELOR

4.1. Tipuri de suprafețe

4.2. Reprezentarea suprafețelor

4.3. Reprezentarea parametrică a suprafețelor analitice

4.4. Reprezentarea parametrică a suprafețelor sintetice

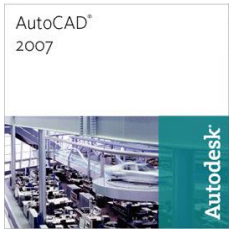
VI. MODELAREA CU SOLIDE A OBIECTELOR

5.1. Considerații generale

5.2. Concepte fundamentale

5.3. Modele volumice.

VII. Aplicații ale graficii industriale in ingineria materialelor



Autodesk
AutoCAD 2007 2D

DESEN TEHNIC SI INFOGRAFICA (2)

GRAFICA ASISTATA DE CALCULATOR

Proiectare nu mai poate fi concepută în afara calculatorului, indiferent de specializare reprezentările virtuale devenind limbajul curent de exprimare. Începând din faza conceptuală până la etapa de manufacturare, desenul în plan, dar mai ales modelarea solidelor sunt necesare în toate etapele de elaborare şi promovare a unui produs.

Prin *proiectarea asistată de calculator* sau CAD (din engleză, de la Computer-aided Design) se înțeleg acele unelte, aplicații, programe de calculator care pot asista inginerii, arhitecții, geodeziștii în activitatea lor de proiectare.

AEC = *architecture, engineering, construction*

Fig.1. AEC – Utilizarea calculatorului în arhitectură, inginerie şi construcţii

BIM = *building information modeling*

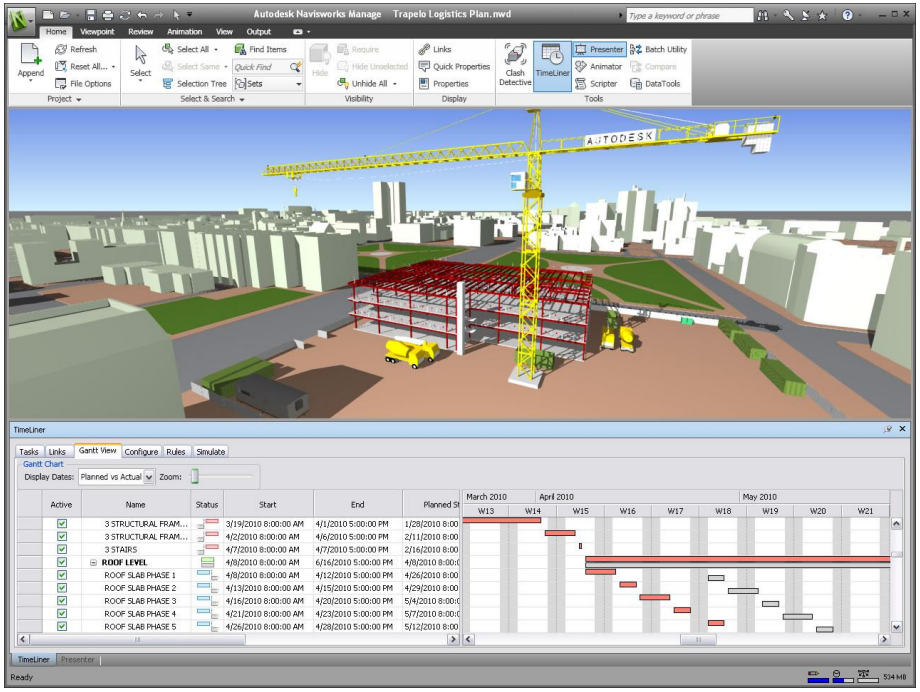


Fig. 2. BIM – Crearea unui plan logistic de construcţie

CAD - *Computer Aided Design*

Fig. 3 CAD - proiectare asistata de calculator

CAE = *computer aided engineering*

Fig. 3. CAE - Inginerie asistată de calculator

CAM = *computer aided manufacturing*

Fig. 5. CAM - proces de producţie asistat de calculator

CFD = *computational fluid dynamics*

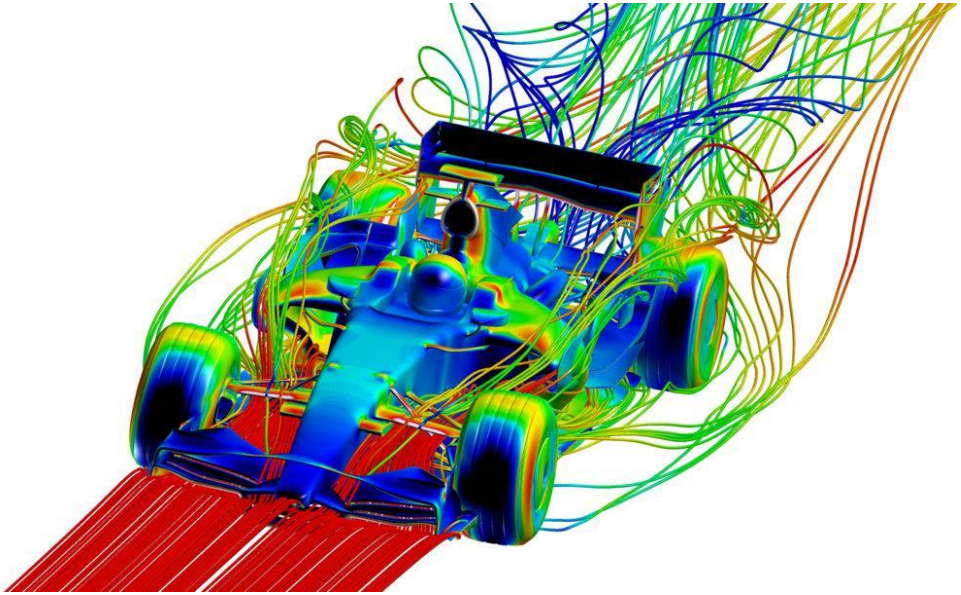


Fig. 5. CFD - Calculul dinamicii fluidelor cu ajutorul calculatorului

CIM = *computer integrated manufacturing*

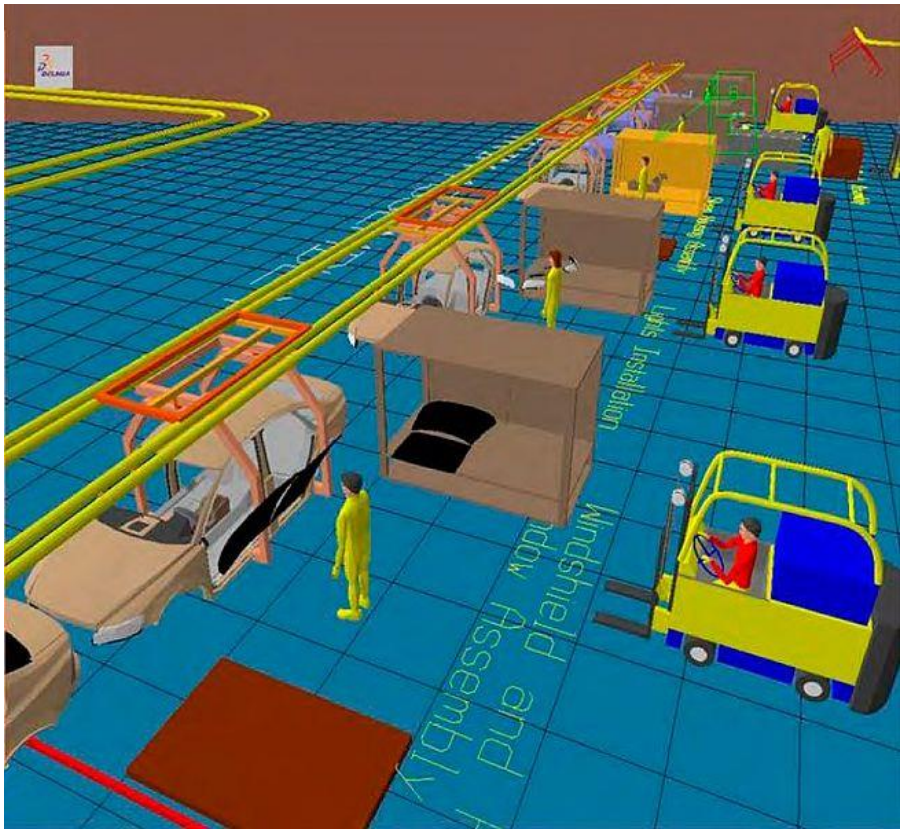


Fig. 7. CIM - Program de integrare a sistemului de fabricaţie

ERP = *enterprise resource planning*

Fig. 8. ERP - Sistem de gestionare a resurselor unei companii

FEA = *finite element analysis*

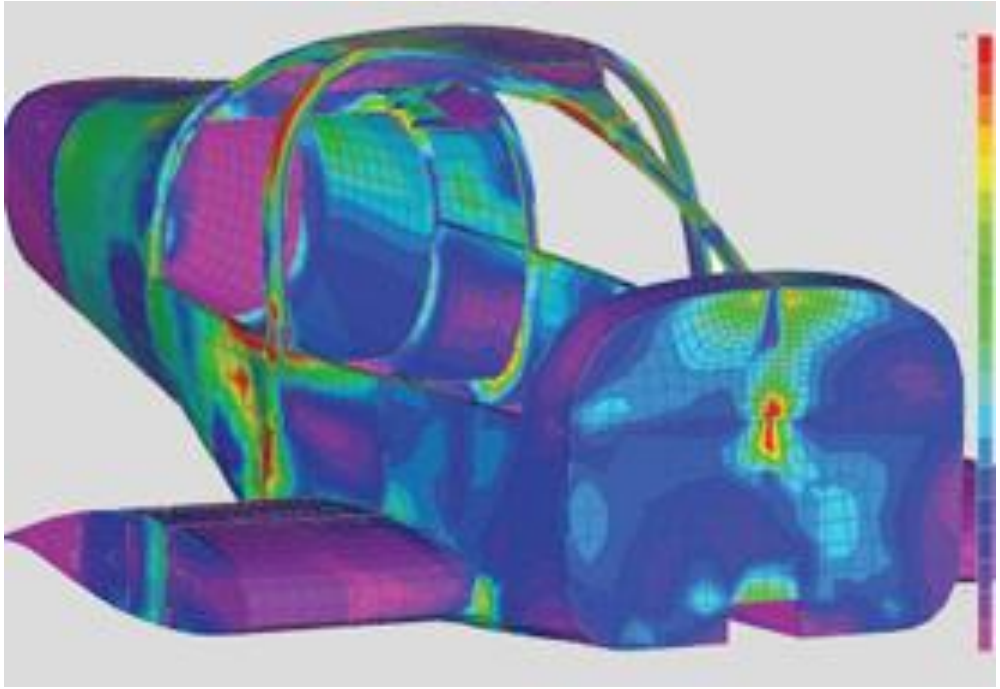


Fig. 9. Analiza cu element finit al unui model de fuzelaj

FEM = *finite element method*

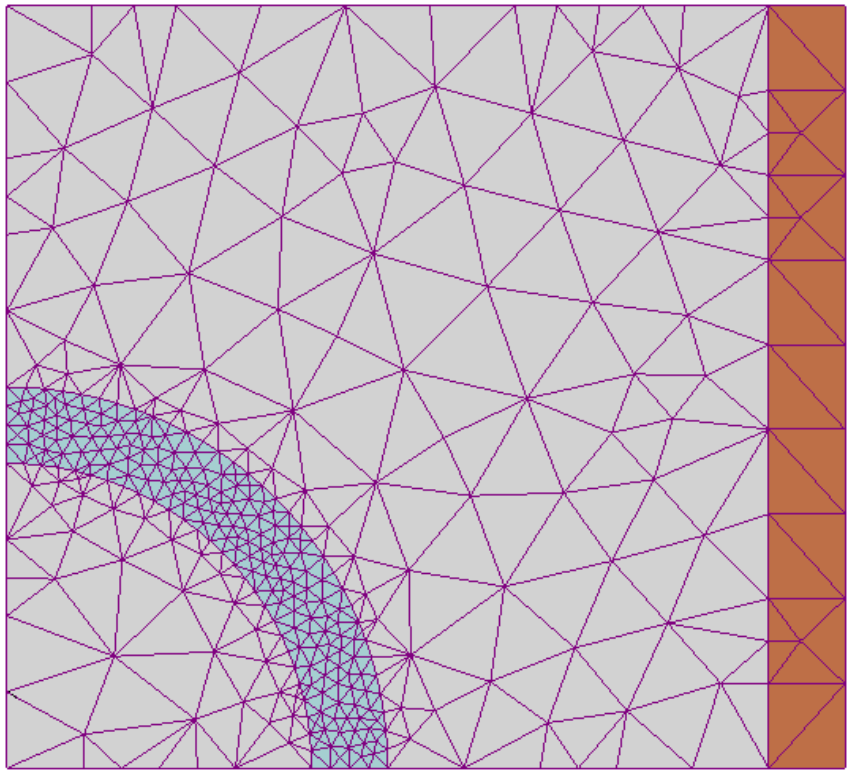


Fig. 10 FEM - Discretizarea unei suprafeţe 2D

GIS = **SIG** = *geographic information system (geographical information system)*

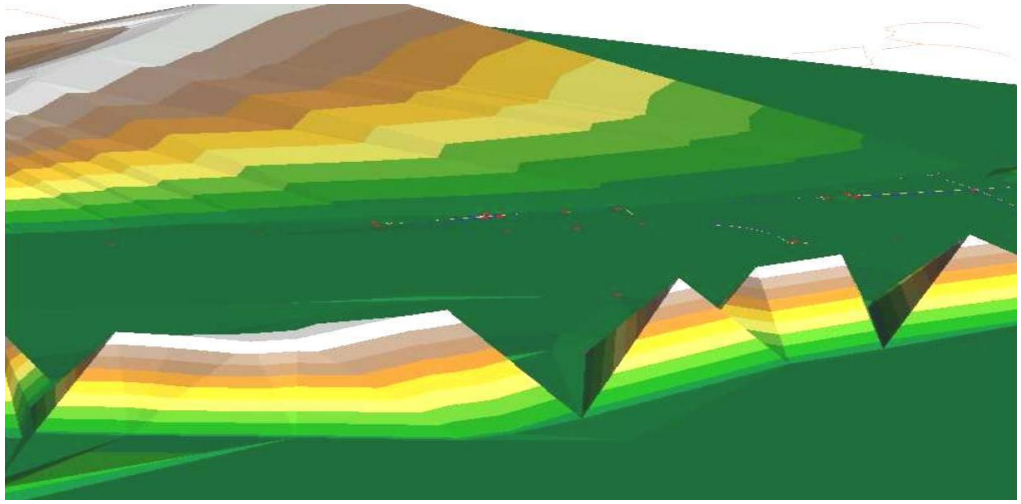


Fig. 11. GIS, model digital de elevaţie

PDM = *product data management*

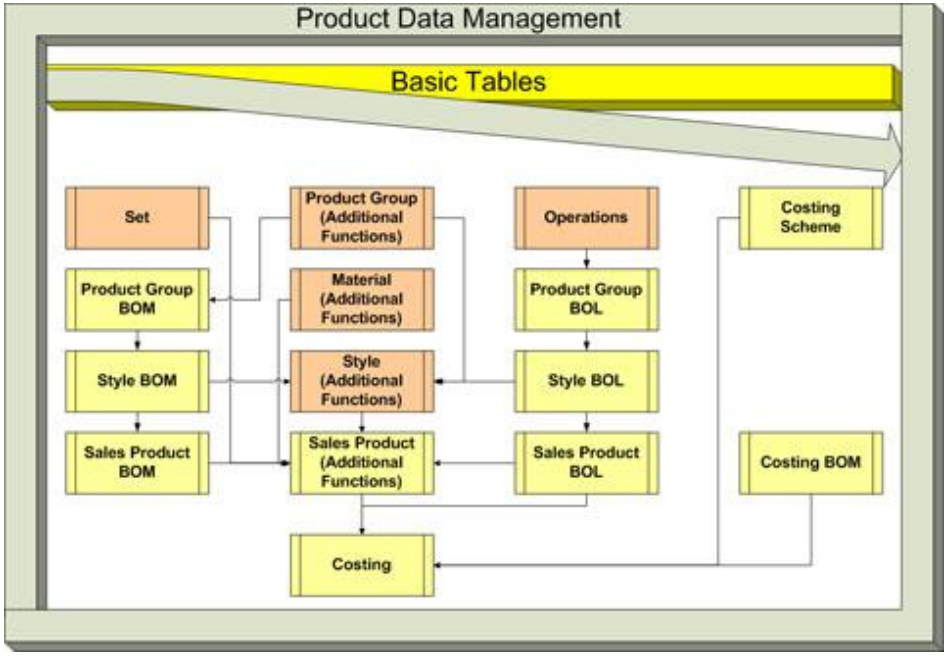
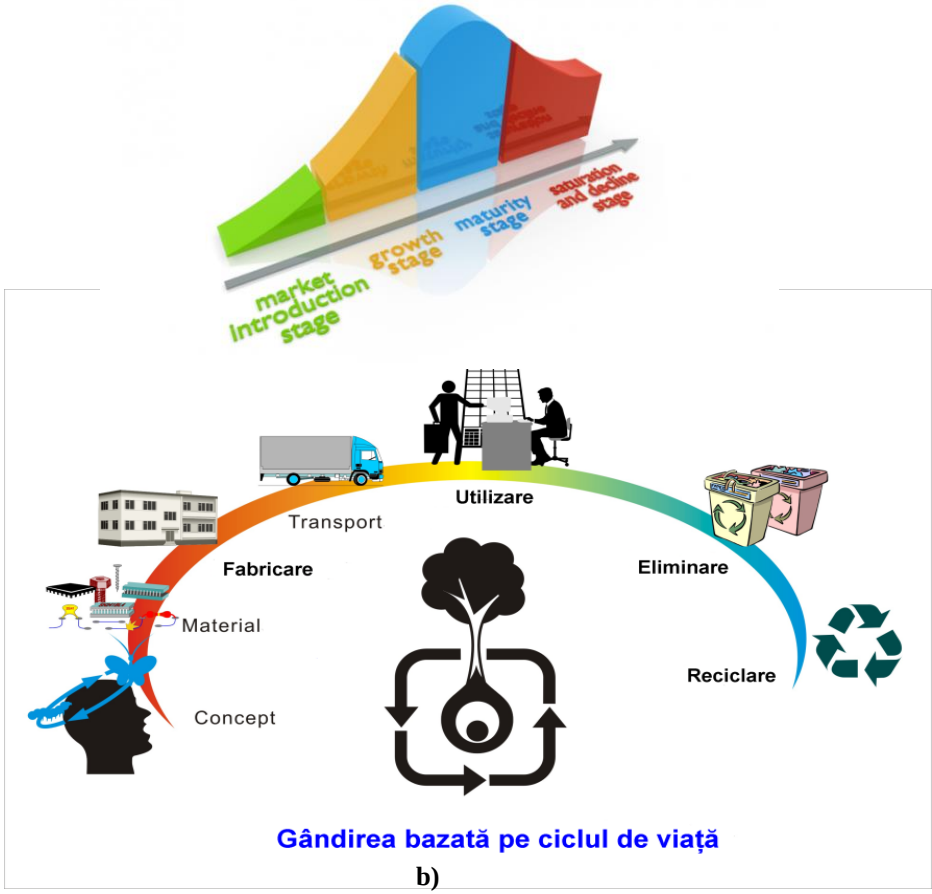


Fig. 12. PDM- administrarea informaţiilor referitoare la produse

PLM = *product lifecycle management*



a) b)

Fig. 13 PLM – Gestionarea ciclului de viaţă al produsului: a) ciclul de viată al unui produs; b) administrarea bazată pe ciclul de viaţă al produsului

DM = *digital manufacturing*

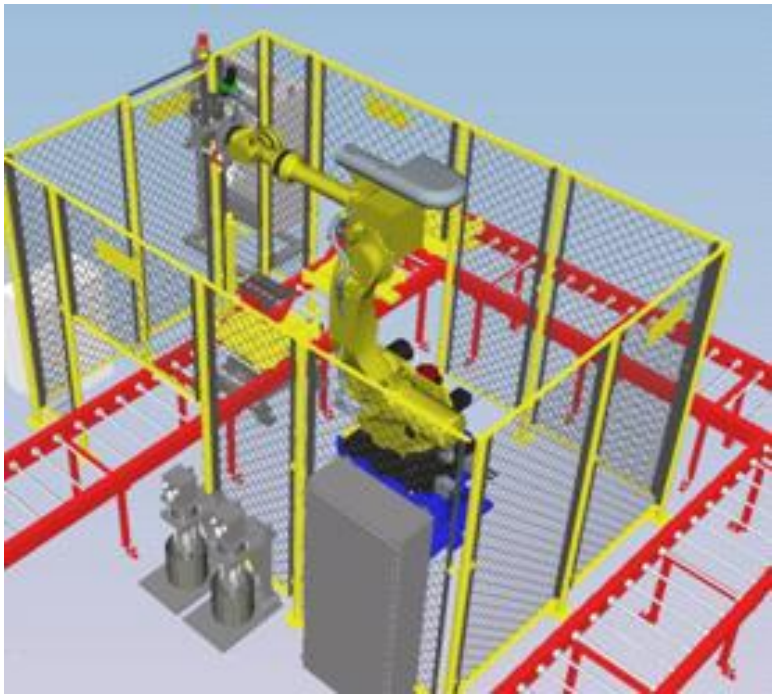


Fig. 14 D.M. – Producţia digitală pentru un robot cu 5 axe

SCADA = *supervisory control and data acquisition*

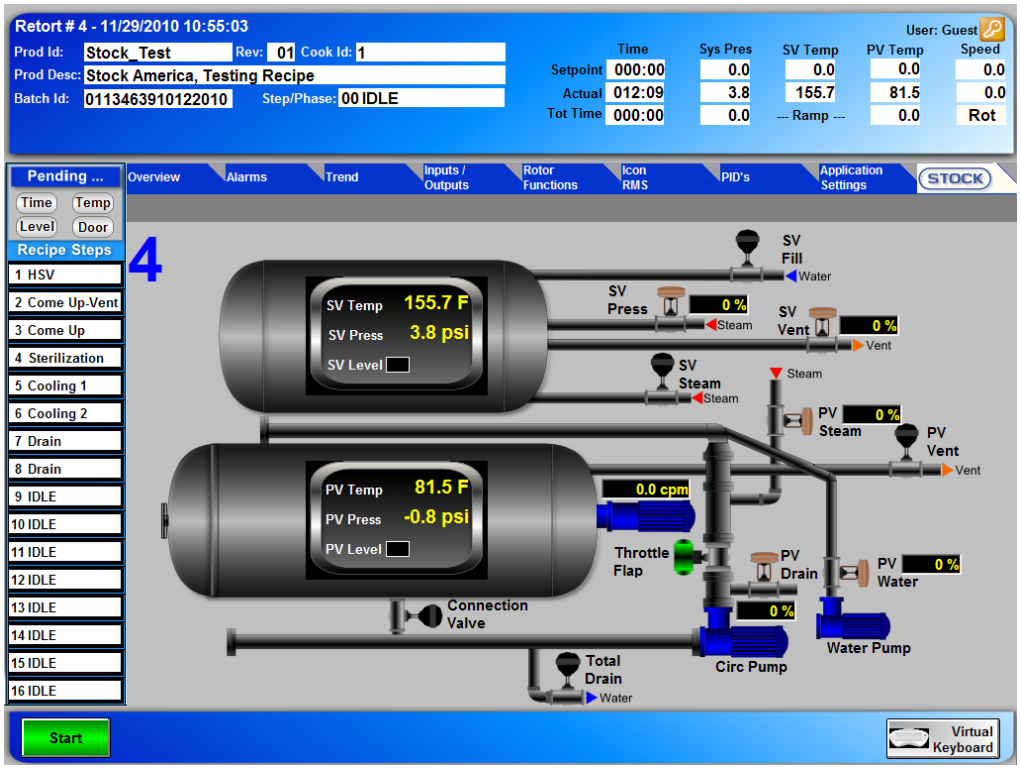


Fig. 15. SCADA - Comanda dispecerizată şi achiziţie de date pentru retortă de sterilizare utilizată în industria alimentară şi farmaceutică

AutoCAD (**Automatical Computer Aided Design**)

Avantaje:

- Fișierele specifice sistemului („native”) sunt cele de tip **dwg**, precum și cele **dxf** (**D**rawing e**X**change **F**ormat), extrem de larg răspândite.
- facilitează realizarea legăturilor cu celelalte programe de proiectare asistata de calculator **(Catia, Unigraphics, Solid Works, Inventor, 3D Studio Max**).
-Platforma **Autocad** sta la baza dezvoltării programelor **Autodesk** specializate pentru proiectare avansata in diverse domenii: mecanica (**AutoCAD Mechanical**),electric (**AutoCAD Electrical**), arhitectura (**AutoCAD Architecture**), construcţii civile (**AutoCAD Civil 3D**), cartografie (**AutoCAD Map 3D**), proiectarea fabricilor (**AutoCAD Plant 3D, AutoCAD P&ID**).

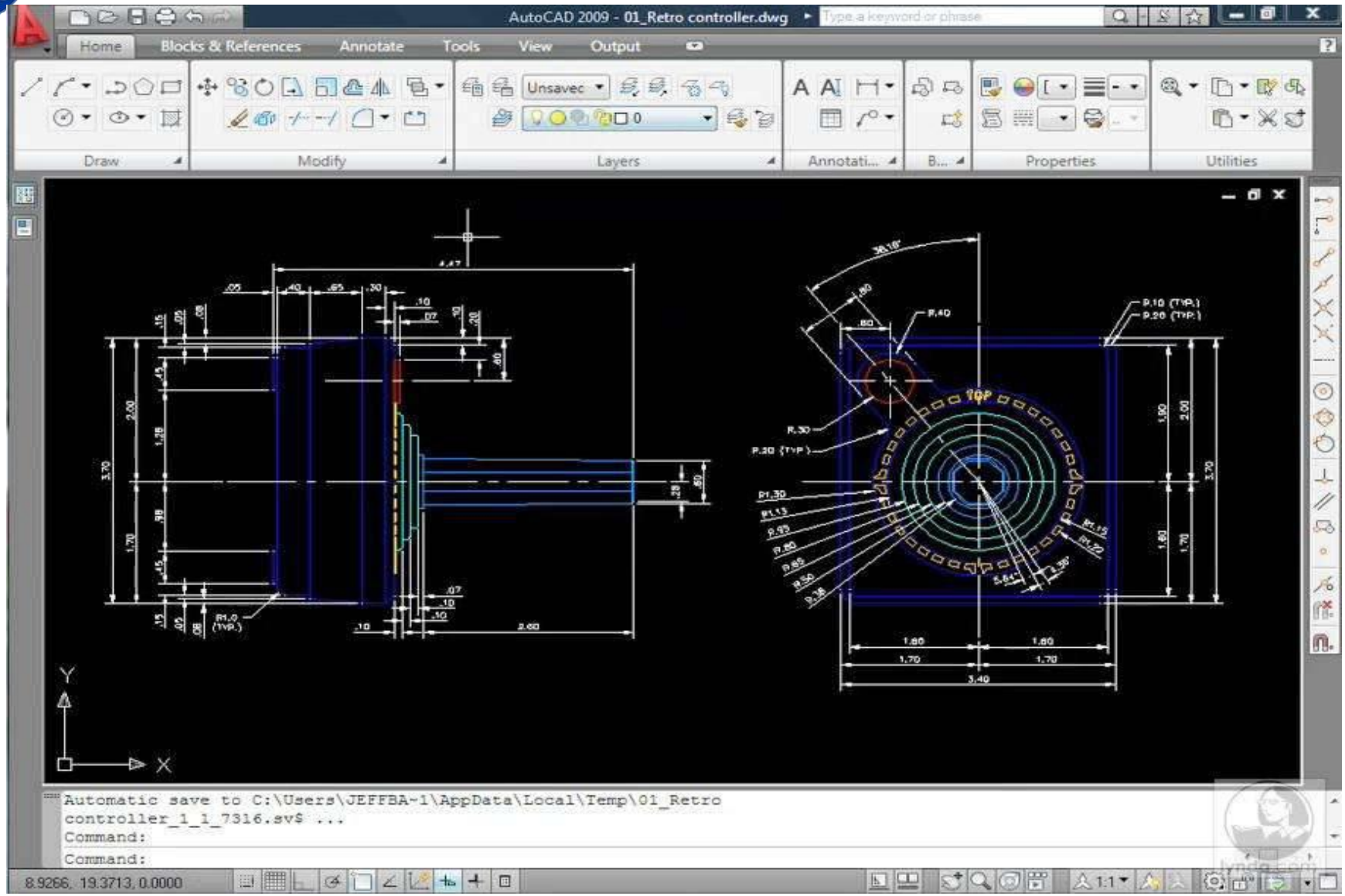


Fig.16. Crearea unui desen 2D in Autocad 2009

Inventor: software CAD dezvoltat de compania Autodesk

Puncte tari:
-dezvolta motoare de proiectare eficiente pentru diverse aplicatii tehnice profesionale: asamblări mecanice (**Bolted Connections**), proiectarea arborilor (**Shaft Design**), proiectarea angrenajelor (**Spur Gears Connections**), proiectarea lagarelor (**Bearing Design**), proiectarea transmisiilor prin curele (**V-Belt Connections**), proiectarea camelor (**Disk Cams**) si a asamblărilor elastice (**Connection Springs**) precum si proiectarea detaliata a sudurilor (**Weldments**), cadrelor (**Frame Generator**) si pieselor din tabla (**Sheet Metal**)

- contine, de asemenea, si module de proiectare a sistemelor de conducte rigide si flexibile (**Tube and Pipe**), a reţelelor electrice (**Cable and Harness**) si a matritelor (**Mold Design**). Utilizând facilităţile programării avansate, Inventor oferă posibilitatea creării si gestionarii pieselor si ansamblurilor “Inteligente” (**iParts, iAssemblies**) si permite utilizarea si crearea bibliotecilor de piese standard prin conceptul integrat Content Center.

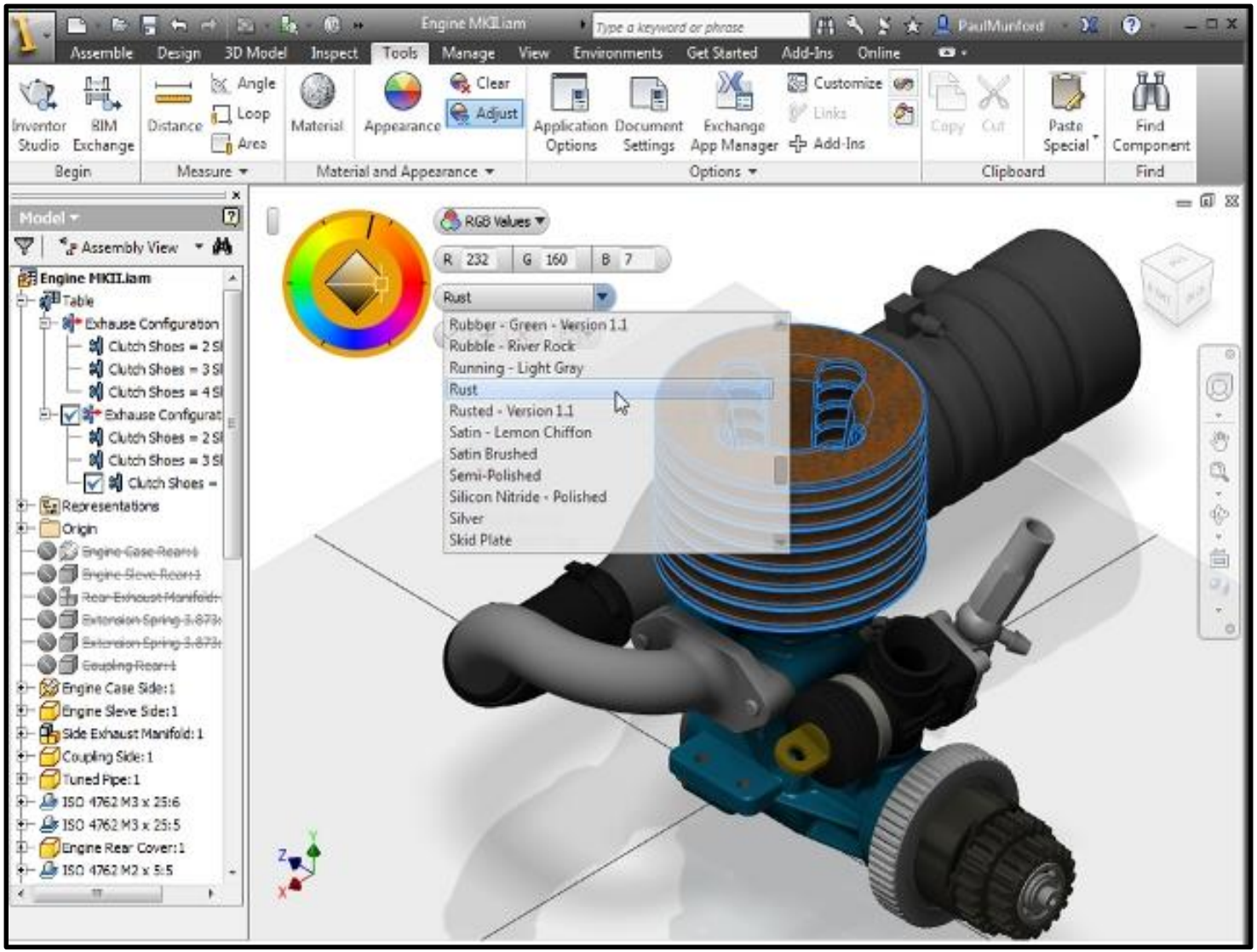


Fig.16. Modelarea unui compressor in software-ul Inventor

CATIA (Computer Aided Three Dimensional Interactive Application)

- software comercial multiplatformă CAD/CAM/CAE dezvoltată de compania franceză Dassault Systemes și comercializată în întrega lume de IBM

CATIA Versiunile 4, 5 şi 6, includ o gama larga de aplicatii CAD (Computer Aided Design), CAE (Computer Aided Engineering) si CAM (Computer Aided Manufacturing) proprii tuturor etapelor de proiectare si fabricatie a unui produs, din faza de conceptie pana la productie.

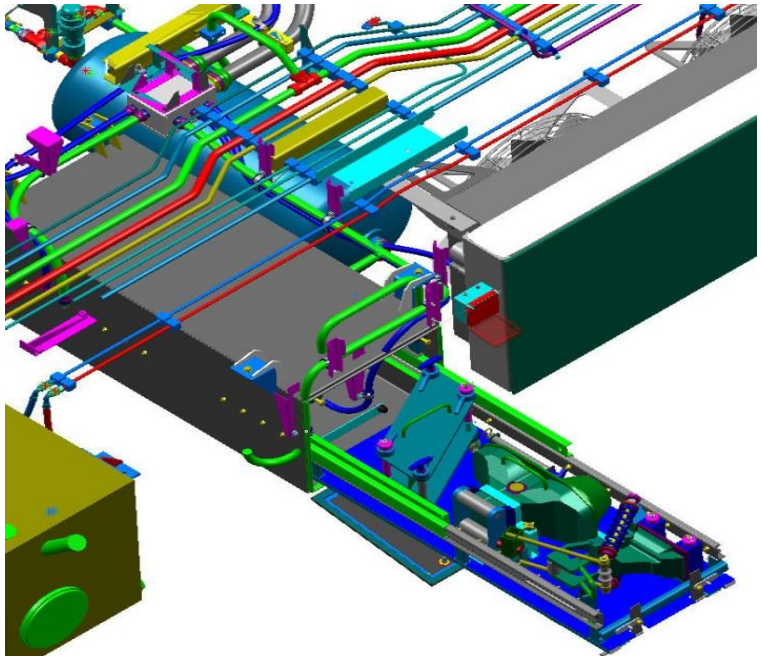


Fig. 18. Modelarea unei reţele electrice în Catia V4

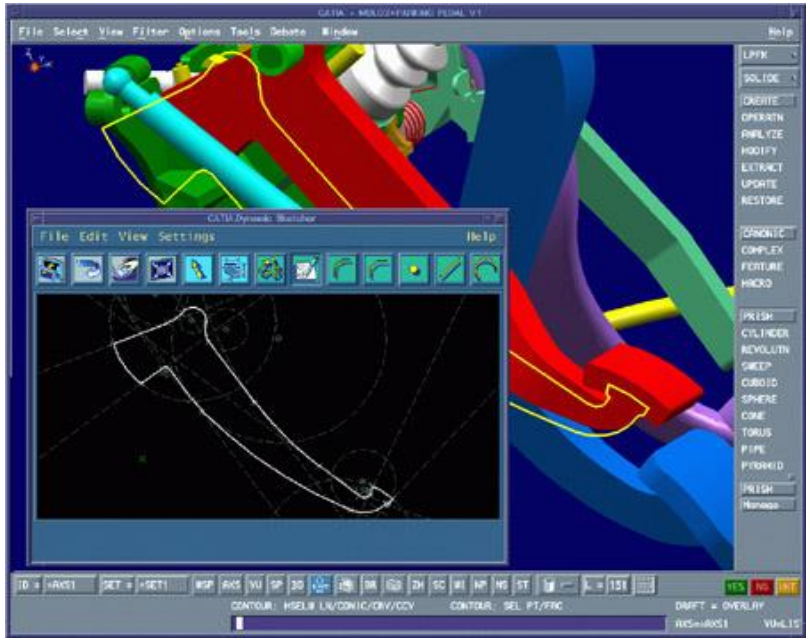


Fig. 19. Proiectarea unui ansamblu în Catia V4

Solid Edge

Inițial dezvoltat și lansat de Intergraph în 1996 folosind nucleul de modelare geometrică ACIS geometric modeling kernel mai târziu fiind schimbat cu nucleul Parasolid. În 1998 a fost achiziționat și dezvoltat în continuare de către UGS Corp. În 2007, UGS a fost achiziționată de divizia Automation & Drives Division a Siemens AG. Compania UGS și-a schimbat numele în **Siemens PLM Software** în 1 octombrie 2007

Fig. 20. Modelarea unui generator electric în Solid Edge V20

Puncte tari:

1.Modelarea directa: Caracteristicile de modelare directe permite utilizatorului să schimbe modelul de geometrie / topologie fără a fi împiedicată de modele native existent sau unui modele importate lipsa de parametric și / sau datele istorice. Acest lucru este deosebit de util pentru lucrul cu modele importate sau modele complexe native.

2.Modelarea sincronă: Procesul de modelare sincrona combină puterea caracteristicilor programului, cu flexibilitatea de a rezolva sincron relatiile parametrice. Acestea pot fi aplicate direct la caracteristicile solide, fără a fi nevoie să depindă de geometria schița 2D, și relațiile parametrice comune sunt aplicate în mod automat.

3.Oferă suport pentru ansamble masive, de exemplu, in figura 20 este reprezentat un generator electric cu 50000 piese. Pe măsură ce proiectarea devine mai complexă, numărul de piese într-un ansamblu creşte. Nu este neobişnuit pentru **Solid Edge** să gestioneze ansamble care depăşesc 100.000 de piese. Tehnologia Solid Edge de asamblare permite lucrul cu ansambluri mari in timp real

Desen tehnic si infografica (2)
Grafica asistata de calculator

TRANSFORMARI GEOMETRICE – partea I

SISTEME DE COORDONATE

SISTEMUL DE COORDONATE CARTEZIENE

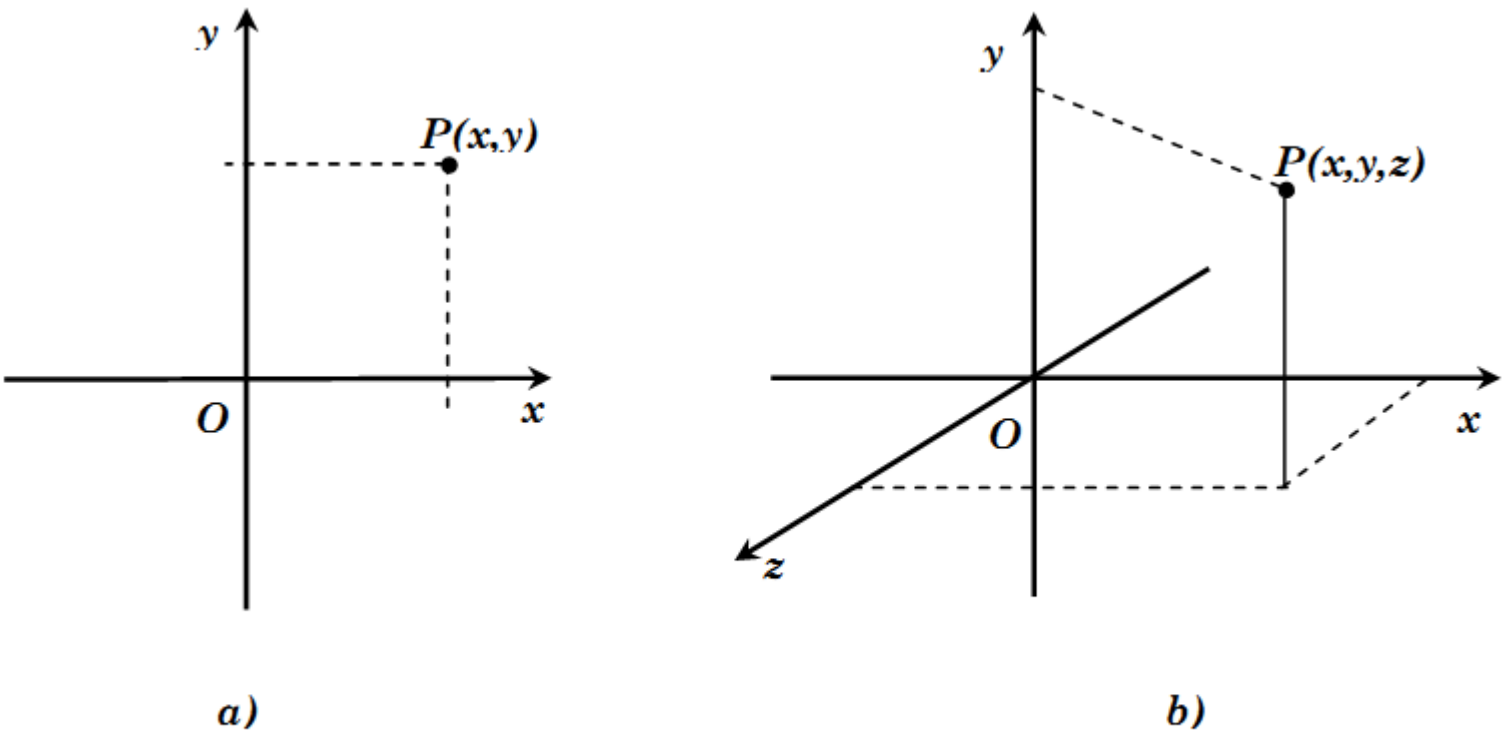


Figura 1.1. Sisteme de coordonate carteziene: a) în spațiul bidimensional, b) în spațiul tridimensional

SISTEMUL DE COORDONATE POLARE

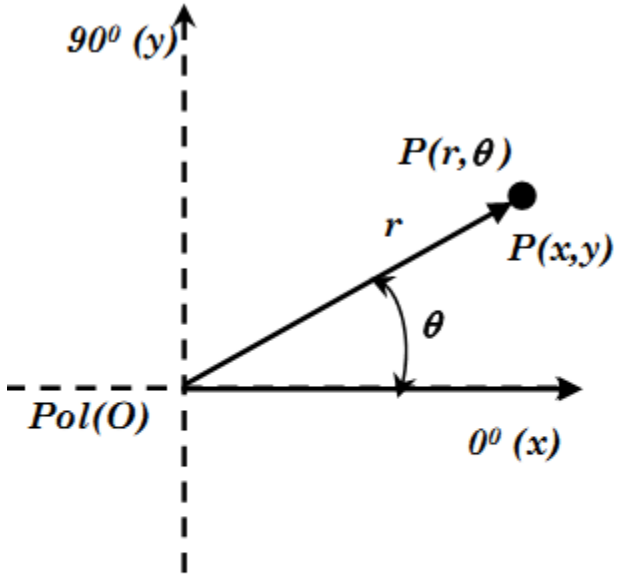


Figura 1.2. Sistem de coordonate polare în raport cu sistemul de coordonate carteziene.

$$\begin{cases} x = r \cdot \cos(\theta) \\ y = r \sin(\theta) \end{cases}$$

$$\begin{cases} r = \sqrt{x^2 + y^2} \\ \theta = \operatorname{arctg}(\, y/x \,) \end{cases}$$

SISTEMUL DE COORDONATE CILINDRICE

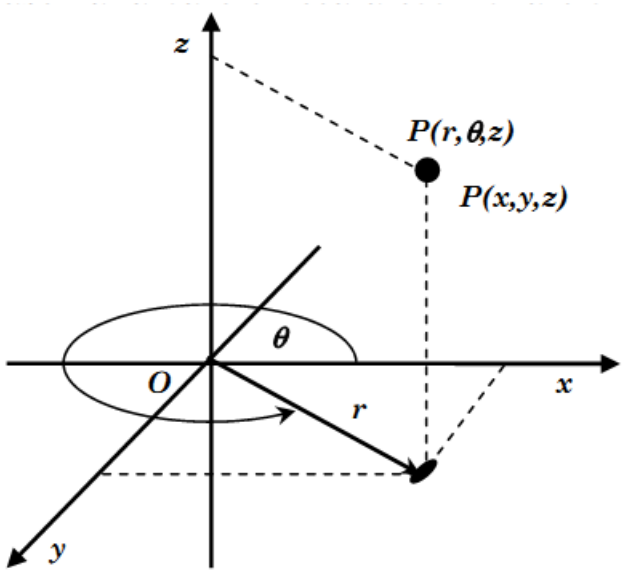


Figura 1.3. Sistem de coordonate cilindrice în raport cu sistemul de coordonate carteziene

$$\begin{cases} x = r \cdot \cos\theta \\ y = r \cdot \sin\theta \\ z = z \end{cases}$$

$$r = \sqrt{x^2 + y^2}$$

$$\begin{cases} \dfrac{\pi}{2}, \text{ pentru } x = 0, y > 0 \\ \dfrac{3\pi}{2}, \text{ pentru } x = 0, y < 0 \\ \operatorname{arctg}\left(\dfrac{y}{x} + K\pi\right), \text{ pentru } x \neq 0, \quad K = \begin{cases} 0, \text{ pentru } x > 0, y > 0 \\ 1, \text{ pentru } x < 0 \\ 2, \text{ pentru } x > 0, y < 0 \end{cases} \end{cases}$$

$$z = z$$

SISTEM DE COORDONATE SFERICE

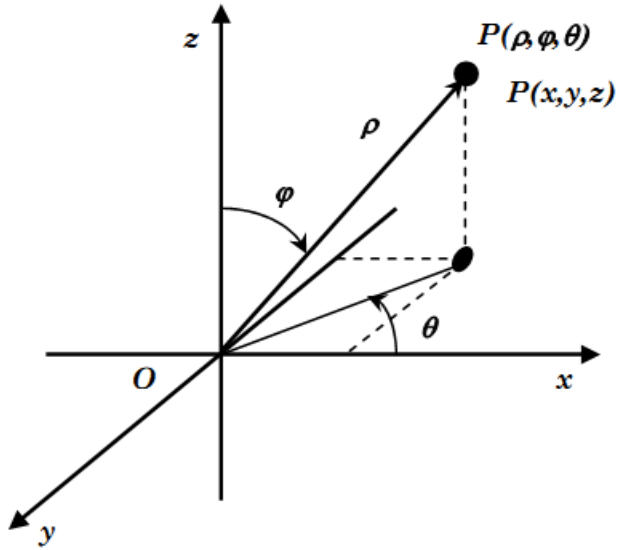


Figura 1.4. Sistem de coordonate sferice în raport cu sistemul de coordonate carteziene.

$$\begin{cases} x = \rho \sin\varphi \cos\theta \\ y = \rho \sin\varphi \sin\theta \\ z = z \cos\varphi \end{cases}$$

$$\begin{cases} \rho = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2} \\ \varphi = \begin{cases} -\dfrac{\pi}{2}, \text{ pentru } x^2 + y^2 = 0, z < 0 \\ \dfrac{\pi}{2}, \text{ pentru } x^2 + y^2 = 0, z > 0 \\ \operatorname{arctg}\left(\dfrac{z}{\sqrt{x^2 + y^2}}\right), \text{ pentru } x^2 + y^2 \neq 0 \end{cases} \end{cases}$$

SISTEM DE COORDONATE SFERICE

$$\left\{ \theta = \begin{cases} \dfrac{\pi}{2}, \text{ pentru } x = 0,\ y > 0 \\ \dfrac{3\pi}{2}, \text{ pentru } x = 0,\ y < 0 \\ \operatorname{arctg}\left(\dfrac{y}{x} + K\pi\right), \text{ pentru } x \neq 0,\ \mathrm{K} = \begin{cases} 0, \text{ pentru } x > 0,\ y > 0 \\ 1, \text{ pentru } x < 0 \\ 2, \text{ pentru } x > 0,\ y < 0 \end{cases} \end{cases} \right.$$

SISTEM DE REFERINTA UNIVERSAL

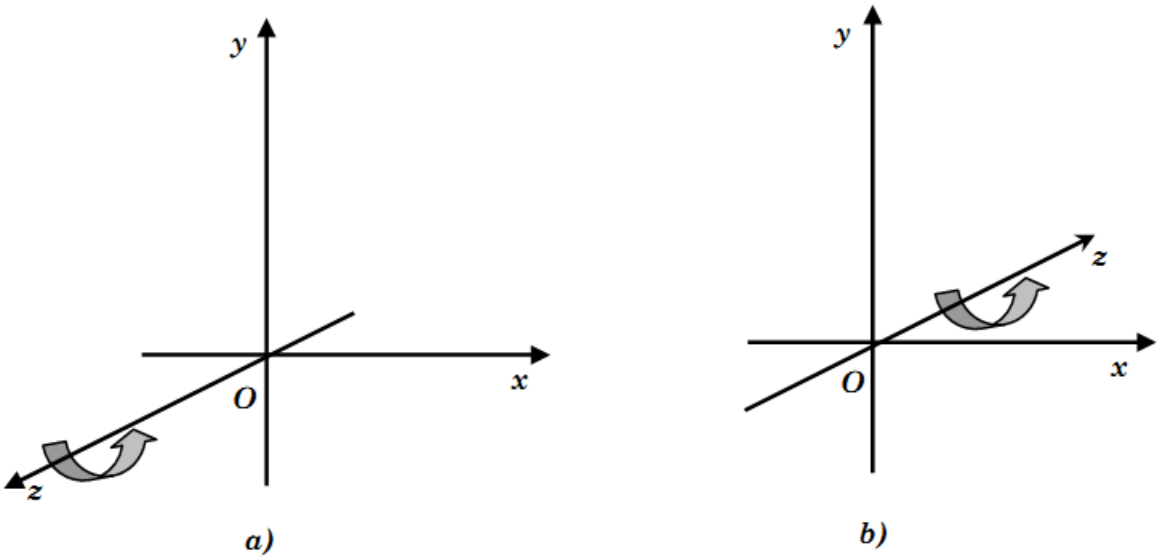


Figura 1.5. Orientarea sistemelor de referință: a) după regula mâinii drepte; b) după regula mâinii stângi.

Desen tehnic si infografica (2)
Grafica asistata de calculator

curs 1

Transformări geometrice ale figurilor din plan şi spaţiu

Axinte Mihai, șef lucrări dr. ing.

SISTEME DE COORDONATE

SISTEMUL DE COORDONATE CARTEZIENE

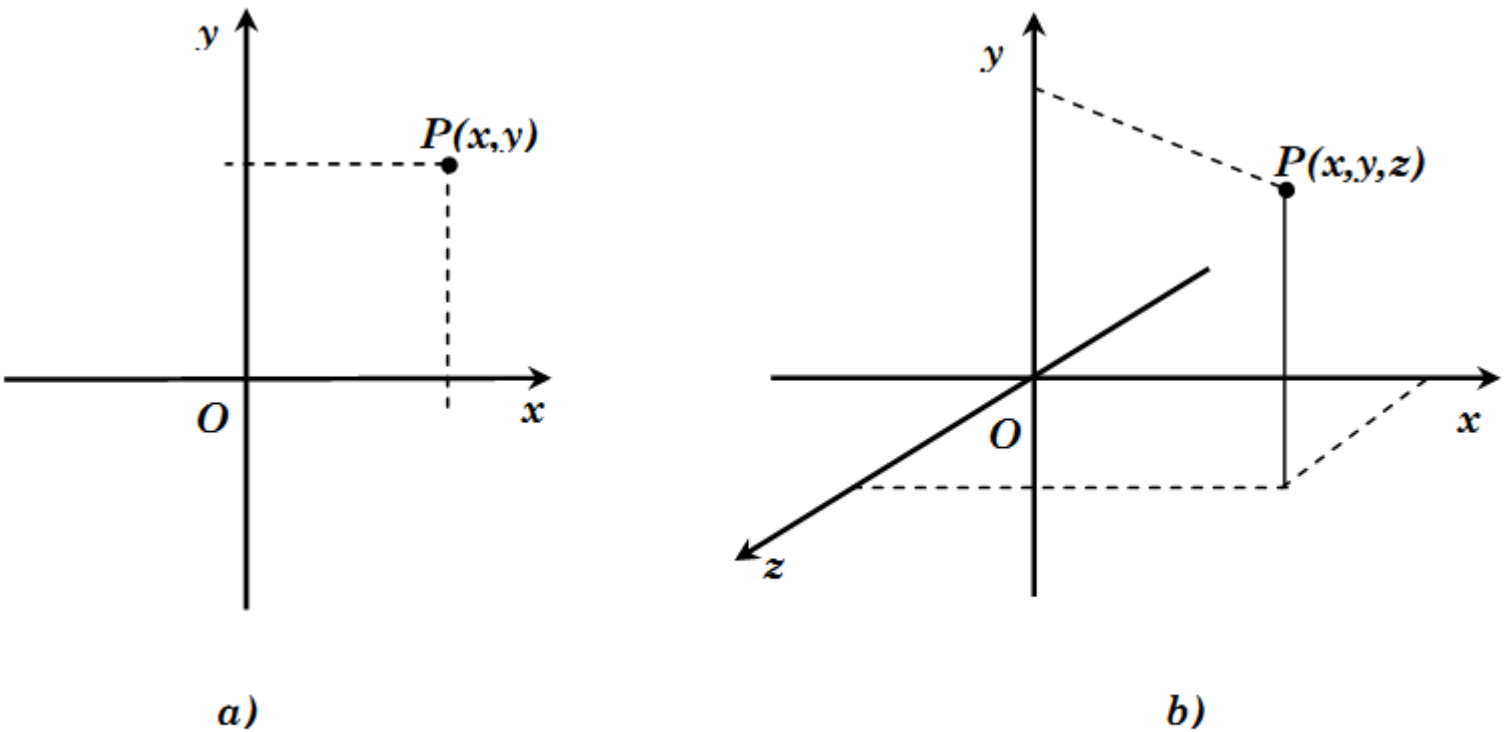


Figura 1.1. Sisteme de coordonate carteziene: a) în spațiul bidimensional, b) în spațiul tridimensional

SISTEMUL DE COORDONATE POLARE

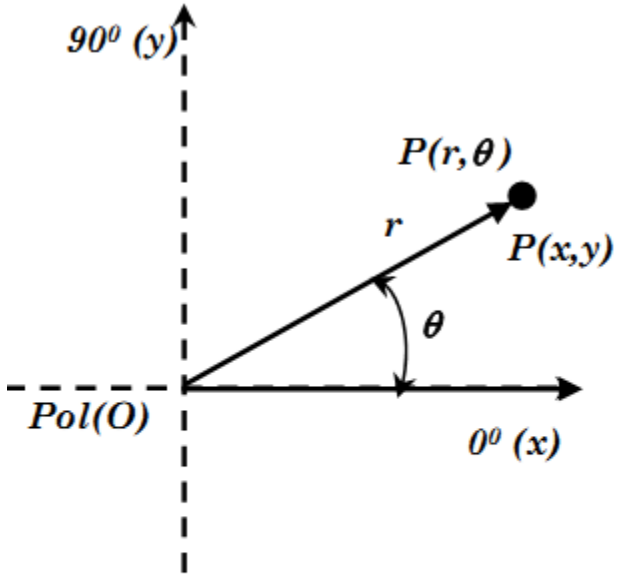


Figura 1.2. Sistem de coordonate polare în raport cu sistemul de coordonate carteziene.

$$\begin{cases} x = r \cdot \cos(\theta) \\ y = r \sin(\theta) \end{cases}$$

$$\begin{cases} r = \sqrt{x^2 + y^2} \\ \theta = \operatorname{arctg}(\, y/x \,) \end{cases}$$

SISTEMUL DE COORDONATE CILINDRICE

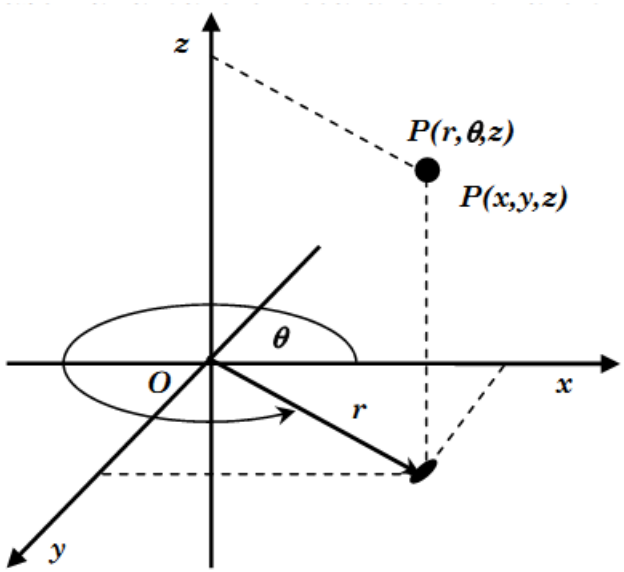


Figura 1.3. Sistem de coordonate cilindrice în raport cu sistemul de coordonate carteziene

$$\begin{cases} x = r \cdot \cos\theta \\ y = r \cdot \sin\theta \\ z = z \end{cases}$$

$$r = \sqrt{x^2 + y^2}$$

$$\begin{cases} \dfrac{\pi}{2}, \text{ pentru } x = 0, y > 0 \\ \dfrac{3\pi}{2}, \text{ pentru } x = 0, y < 0 \\ \operatorname{arctg}\left(\dfrac{y}{x} + K\pi\right), \text{ pentru } x \neq 0, \quad K = \begin{cases} 0, \text{ pentru } x > 0, y > 0 \\ 1, \text{ pentru } x < 0 \\ 2, \text{ pentru } x > 0, y < 0 \end{cases} \end{cases}$$

$$z = z$$

SISTEM DE COORDONATE SFERICE

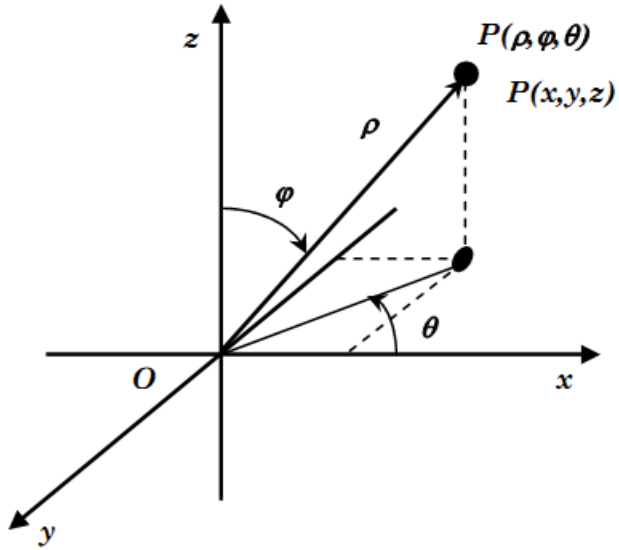


Figura 1.4. Sistem de coordonate sferice în raport cu sistemul de coordonate carteziene.

$$\begin{cases} x = \rho \sin\varphi \cos\theta \\ y = \rho \sin\varphi \sin\theta \\ z = z \cos\varphi \end{cases}$$

$$\begin{cases} \rho = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2} \\ \varphi = \begin{cases} -\dfrac{\pi}{2}, \text{ pentru } x^2 + y^2 = 0, z < 0 \\ \dfrac{\pi}{2}, \text{ pentru } x^2 + y^2 = 0, z > 0 \\ \operatorname{arctg}\left(\dfrac{z}{\sqrt{x^2 + y^2}}\right), \text{ pentru } x^2 + y^2 \neq 0 \end{cases} \end{cases}$$

SISTEM DE COORDONATE SFERICE

$$\left\{ \theta = \begin{cases} \dfrac{\pi}{2}, \text{ pentru } x = 0,\ y > 0 \\ \dfrac{3\pi}{2}, \text{ pentru } x = 0,\ y < 0 \\ \operatorname{arctg}\left(\dfrac{y}{x} + K\pi\right), \text{ pentru } x \neq 0,\ \mathrm{K} = \begin{cases} 0, \text{ pentru } x > 0,\ y > 0 \\ 1, \text{ pentru } x < 0 \\ 2, \text{ pentru } x > 0,\ y < 0 \end{cases} \end{cases} \right.$$

SISTEM DE REFERINTA UNIVERSAL

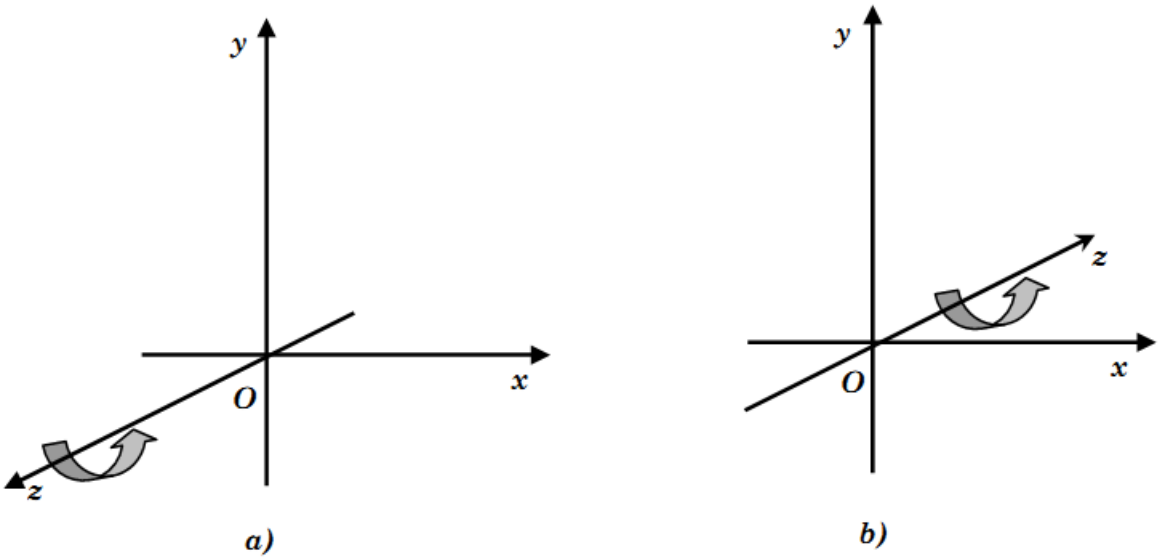


Figura 1.5. Orientarea sistemelor de referință: a) după regula mâinii drepte; b) după regula mâinii stângi.

Desen tehnic si infografica (2)
Grafica asistata de calculator

curs 2

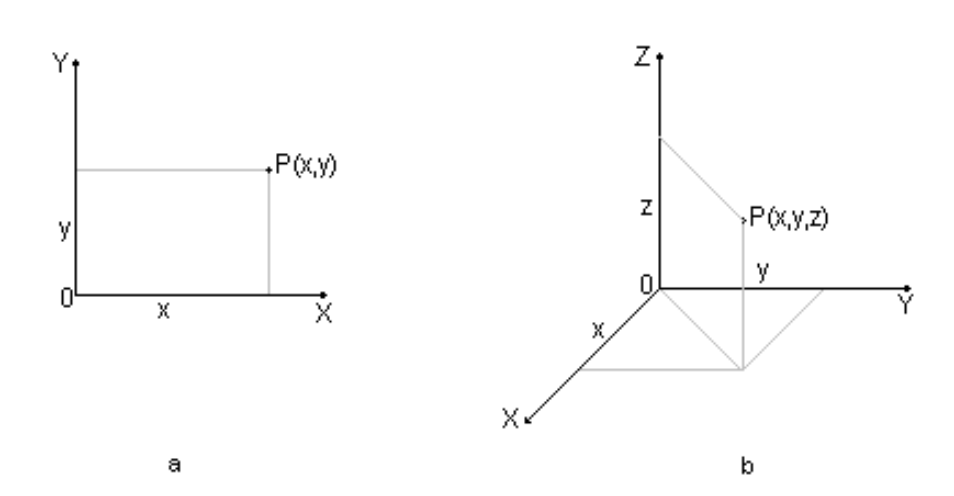
Transformări geometrice ale figurilor din plan şi spaţiu

Translația

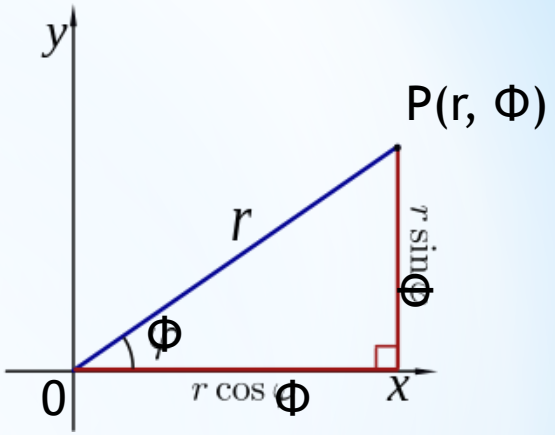
Axinte Mihai, șef lucrări dr. ing.

SISTEME DE COORDONATE
-RECAPITULARE CURS 1-

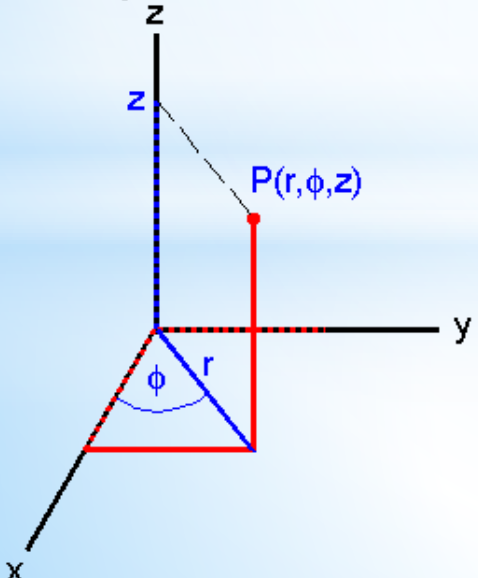
Sistemul de coordonate carteziene



Sistemul de coordonate polare



Sistemul de coordinate cilindrice

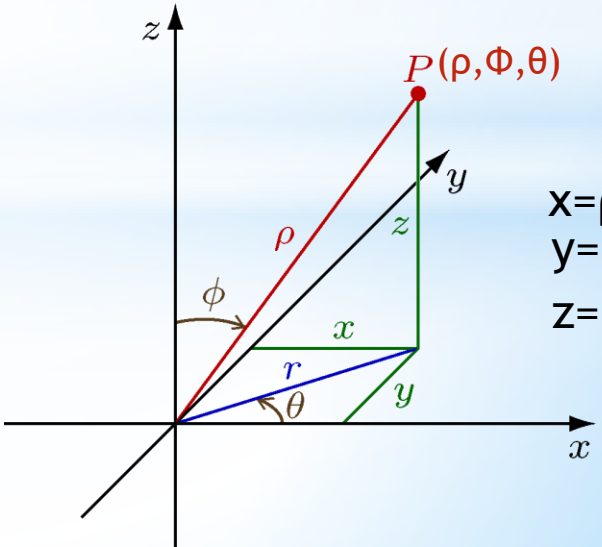


y=r sin θ

x=r cos θ

z=z

Sistemul de coordinate sferice



x=ρ sinΦ sinθ

y=ρ sinΦ cosθ

z=ρ cosΦ

ISTORICUL TRANSFOMARILOR GEOMETRICE

Modificarea dimensiunilor şi/sau a poziţiei relative a diverselor obiecte în raport cu un sistem de coordonate se realizează prin aplicarea **transformărilor geometrice.**

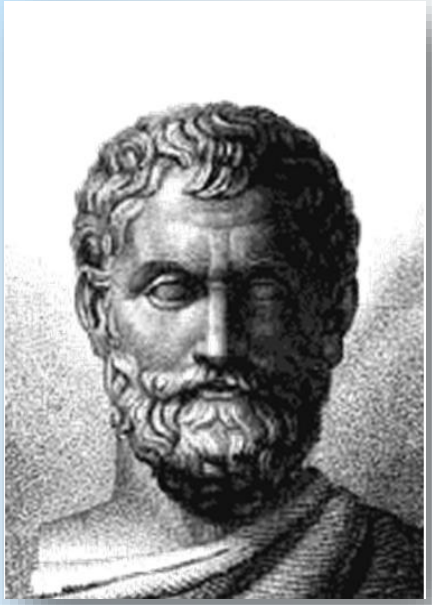
Transformările geometrice sunt în esenţă funcţii. Studiul lor este calea principală pe care noţiunea de funcţie pătrunde în geometrie. Aşadar transformările geometrice sunt elemente de unificare a matematicii şcolare.

Transformarea geometrica

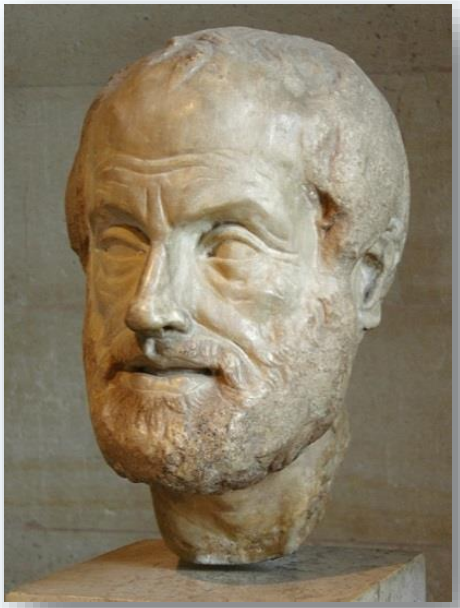
Fie P multimea punctelor unui domeniu P.
O functie f :P→P sau o restrictie a unei asemenea functii se numeste transformare geometrica.

Pentru a utiliza transformarile geometrice in rezolvarea unor probleme de geometrie sunt necesare urmatoarele:
-sa precizam elementele care definesc transformarile geometrice.
-sa cunoastem cum sa construim imaginea unui punct printr-o transformare geometrica.
-sa determinam punctele care corespund prin acea transformare geometrica.

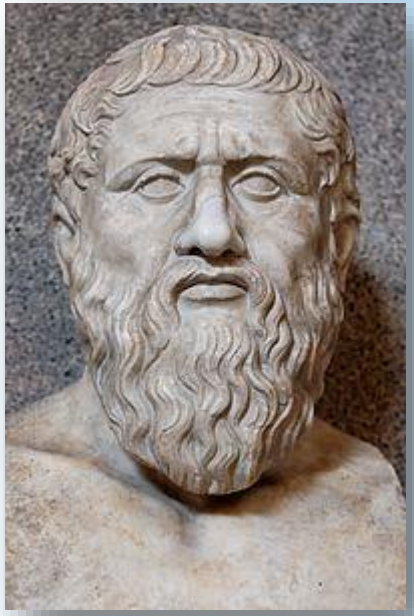
TRANSFOMARILE GEOMETRICE



Thales din Milet
n. cca 640 î.Hr. – 550 î.Hr.

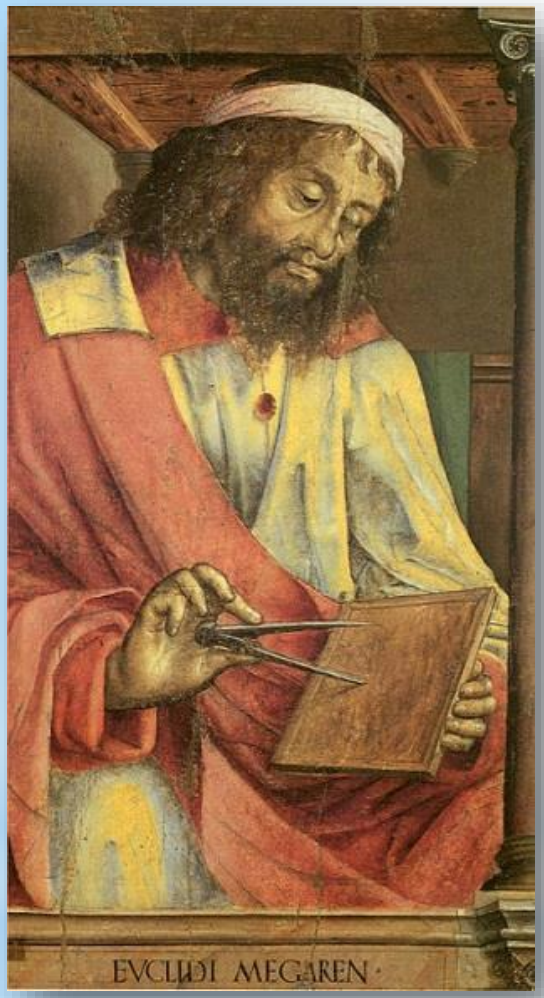


Aristotel
n. 384 î.Hr. - d. 7 martie 322 î.Hr.,
sculptură de Lysippos, din Muzeul Luvru



Platon n. cca. 427 î.Hr. — d. cca. 347 î.Hr.

TRANSFOMARILE GEOMETRICE



„În geometrie nu există drumuri diferite pentru regi”.

Euclid (325-265 I.H.)

"Și cele congruente sunt egale între ele"
"Și întregul este mai mare decât părțile"
"Și două drepte nu închid un spațiu între ele"

"De la un punct până la orice punct se poate duce o linie dreaptă"
"Din orice centru și orice rază poate fi descris un cerc"
"Toate unghiurile drepte sunt egale"
"Punctul este ceva care nu are părți"
"Capetele liniei sunt puncte"

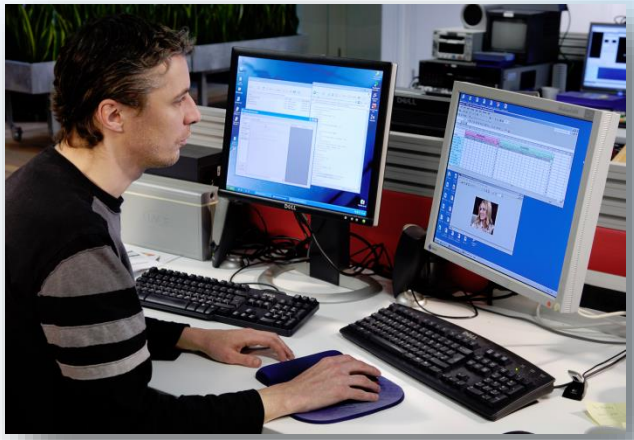
TRANSFOMARILE GEOMETRICE

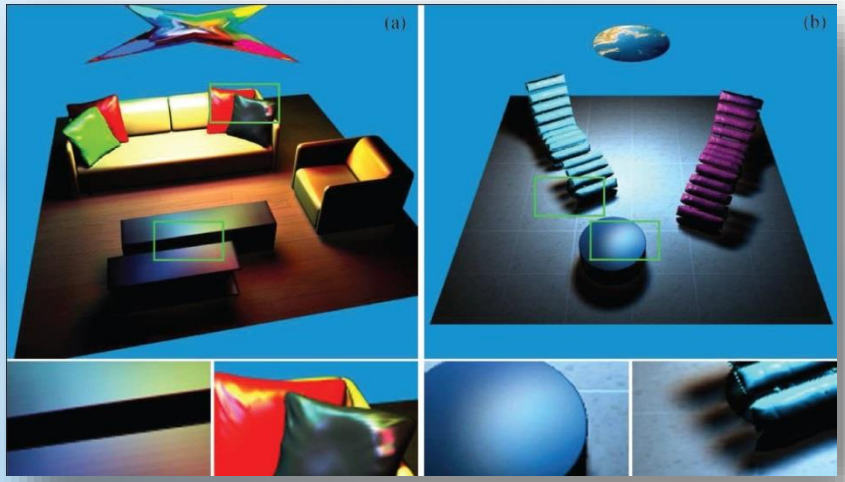
David Hilbert
(1862 –1943)

George Birkhoff
(1884 –1944)

Nikolaevici Kolmogorov
(1903 - 1987)

MODELAREA GRAFICĂ CU AJUTORUL CALCULATORULUI

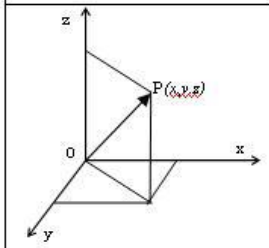
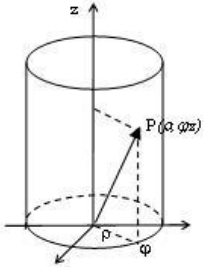
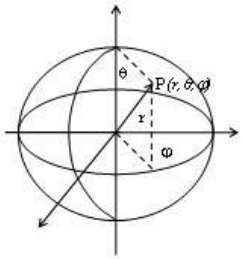
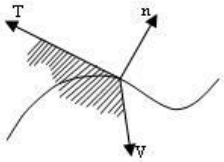




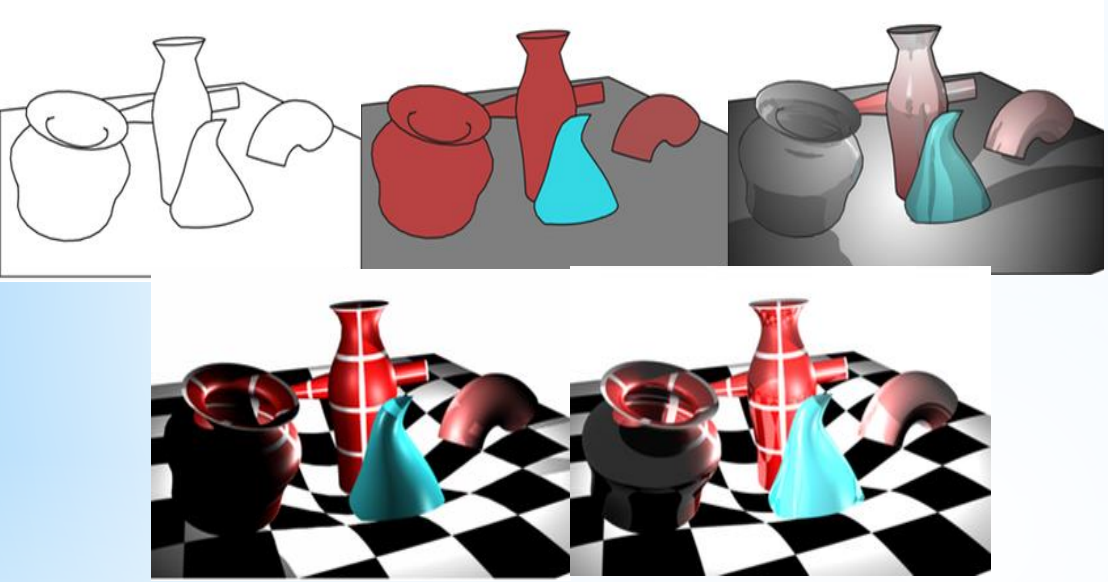
MODELAREA GRAFICĂ CU AJUTORUL CALCULATORULUI

- Elementele reprezentarii grafice
  - Elemente geometrice
    - Punctul- element fundamental
    - Linia - element de baza
    - Suprafete plane
    - Suprafete curbe
  - Elemente de pozitionare (coordonate)
    - Sistemul cartezian
    - Sistemul cilindric
    - Sistemul sferic
    - Sistemul intrinsec

Tabelul 1. Sisteme de coordonate

Sistemul cartezian	Sistemul cilindric	Sistemul sferic	Sistemul intrinsec
			
x, y – coordonate de poziţie în plan z - cota	$\rho = \sqrt{x^2 + y^2}$ $\varphi = arctg\left(\frac{x}{y}\right)$ $z = z$	$r = \sqrt{x^2 - y^2 + z^2}$ $\varphi = arctg\left(\frac{y}{x}\right)$ $\theta = arctg\left(\frac{\sqrt{x^2 + y^2}}{z}\right)$	n – normala la traiectorie v – binormala T – tangenta Sistem de coordonate legat de traiectorie, utilizat mai ales în cinematică

MODELAREA GRAFICĂ CU AJUTORUL CALCULATORULUI



Dintr-o foarte simplă imagine, ce constă doar în cateva linii negre se obţine o imagine destul de sofisticată cu umbre, reflexii, diferite materiale.
Imaginea de sus a fost procesată pe un PC într-o secundă iar ultima de jos în 3 minute

Acesta imagine a fost creată cu ajutorul Programului POV-Ray 3.6 utilizând modulul Radiosity. Paharele, scrumiera si carafa au fost modelate cu programul Rhino iar zarurile cu Cinema 4D

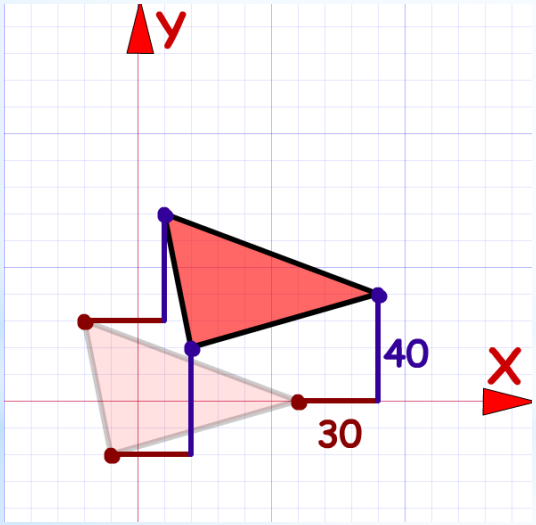
TRANSFORMAREA GEOMETRICĂ DE TRANSLAȚIE

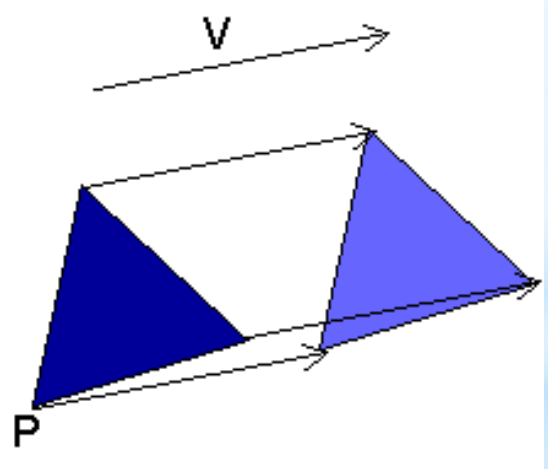
DEFINITIE- toate punctele unui corp se deplasează după o direcție, cu aceeași distanta, astfel încât pozițiile relative ale punctelor rămân neschimbate

1.- specificarea deplasărilor corespunzătoare axelor de coordonate ale sistemului de coordonate (pe x, y, z)

2. – specificarea directiei, sensului si marimii deplasarii

3. – specificarea coordonatelor pozitiei finale in care are loc translatia.





$$(x,y) \rightarrow (x+30,\ y+40)$$

Click aici pentru exemple

* TRANSFORMARI GEOMETRICE TRIDIMENSIONALE

TRANSLATIA

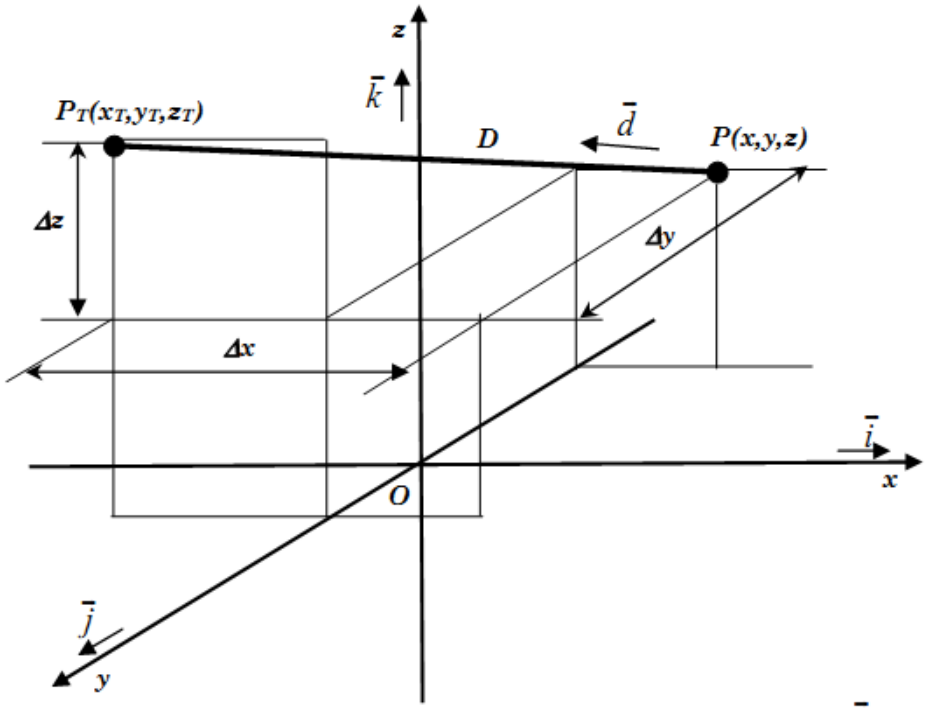


Figura 1.6. Transformarea geometrică de translație a unui punct o $P(x,y,z)$; se obține punctul imagine $P_T(x_T,y_T,z_T)$.

$$\begin{cases} x_T = x + \Delta x \\ y_T = y + \Delta y \\ z_T = z + \Delta z \end{cases}$$

$$\bar{d} = a \cdot \bar{i} + b \cdot \bar{j} + c \cdot \bar{k}$$

$$\frac{\bar{d}}{|\bar{d}|} = \frac{a}{|\bar{d}|} \cdot \bar{i} + \frac{b}{|\bar{d}|} \cdot \bar{j} + \frac{c}{|\bar{d}|} \cdot \bar{k}$$

Vectorul deplasare $\bar{D}$ poate fi scris ca:

$$\bar{D} = D \cdot \frac{1}{\sqrt{a^2+b^2+c^2}} \cdot \bar{d} = D \cdot \frac{a}{\sqrt{a^2+b^2+c^2}} \cdot \bar{i} + D \cdot \frac{b}{\sqrt{a^2+b^2+c^2}} \cdot \bar{j} + D \cdot \frac{c}{\sqrt{a^2+b^2+c^2}} \cdot \bar{k}$$

Dar vectorul deplasare poate fi scris şi astfel:

$$\bar{D} = \Delta x \cdot \bar{i} + \Delta y \cdot \bar{j} + \Delta z \cdot \bar{k}$$

$$\Delta x = D \cdot \frac{a}{\sqrt{a^2 + b^2 + c^2}}, \quad \Delta y = D \cdot \frac{b}{\sqrt{a^2 + b^2 + c^2}}, \quad \Delta z = D \cdot \frac{c}{\sqrt{a^2 + b^2 + c^2}}$$

$$\begin{cases} \Delta x = x_T - x \\ \Delta y = y_T - y \\ \Delta z = z_T - z \end{cases}$$

*TRANSLATIA

$$[P_T] = [P] + [D] \quad \text{sau} \quad \begin{bmatrix} x_T \\ y_T \\ z_T \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \Delta x \\ \Delta y \\ \Delta z \end{bmatrix}$$

Desen tehnic si infografica (2)
Grafica asistata de calculator

curs 3

Cap 1. Transformări geometrice ale figurilor din plan şi spaţiu

Transformarea de rotație

Axinte Mihai, șef lucrări dr. ing.

*ROTATIA

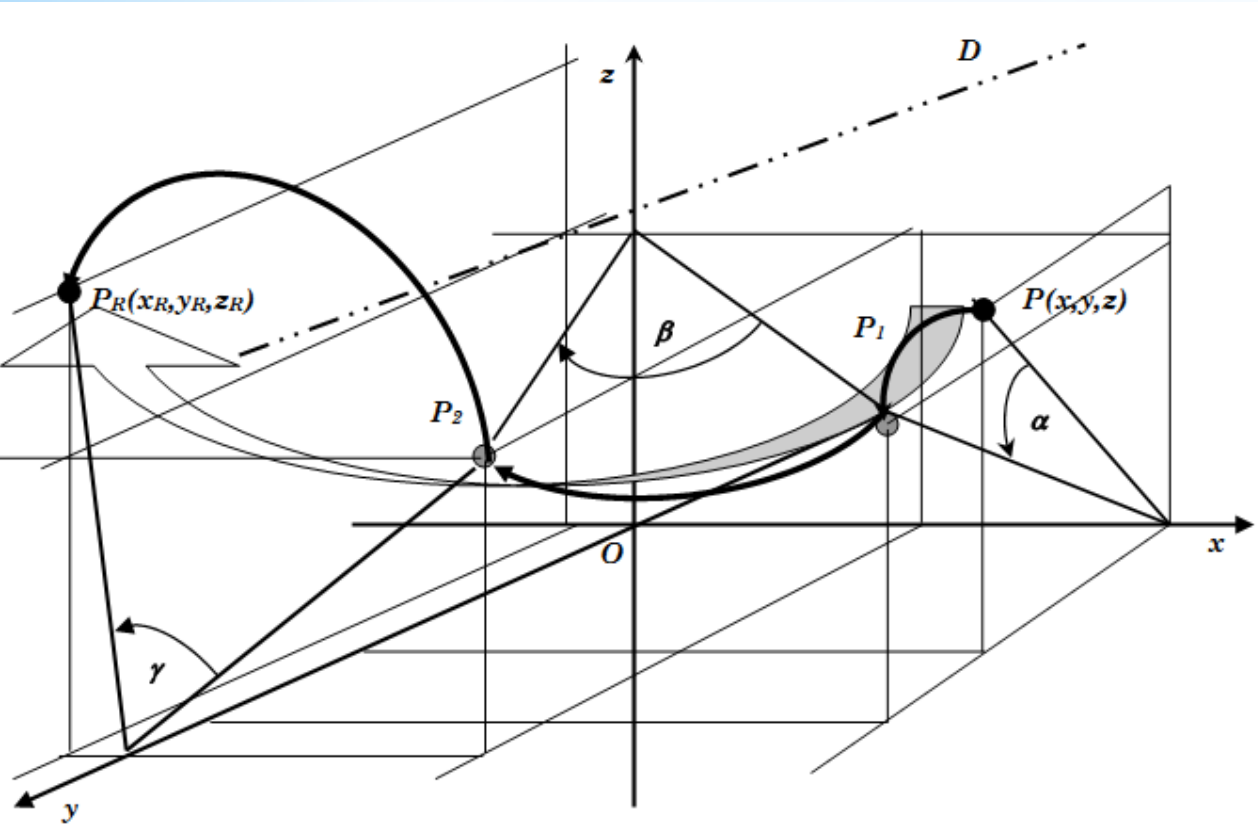
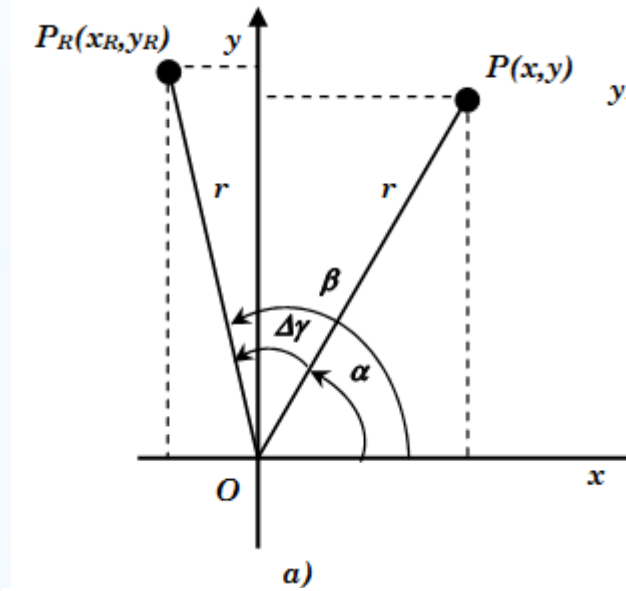
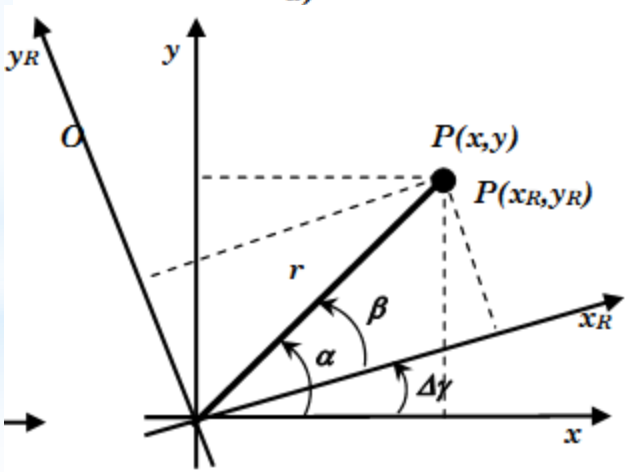


Figura 1.7. Transformarea geometrică de rotație a unui punct față de o direcție oarecare D şi descompunerea ei în trei rotații în jurul axelor de coordonate.



a)



b)

*ROTATIA

$$\begin{cases} x = r \cdot \cos\alpha \\ y = r \cdot \sin\alpha \end{cases}, \text{ pentru } P \qquad (1.15)$$

$$\begin{cases} x_R = r \cdot \cos\beta \\ y_R = r \cdot \sin\beta \end{cases} \text{ sau } \begin{cases} x_R = r \cdot \cos(\alpha + \Delta\gamma) \\ y_R = r \cdot \sin(\alpha + \Delta\gamma) \end{cases}, \text{ pentru } P_R \qquad (1.16)$$

Folosind relații trigonometrice pentru P_R putem obține:

$$\begin{cases} x_R = r \cdot \cos\alpha \cdot \cos\Delta\gamma - r \cdot \sin\alpha \cdot \sin\Delta\gamma \\ y_R = r \cdot \sin\alpha \cdot \cos\Delta\gamma + r \cdot \cos\alpha \cdot \sin\Delta\gamma \end{cases} \qquad (1.17)$$

sau prin înlocuirea relațiilor (1.15) în relațiile (1.17):

$$\begin{cases} x_R = x \cdot \cos\Delta\alpha - y \cdot \sin\Delta\gamma \\ y_R = y \cdot \cos\Delta\alpha + x \cdot \sin\Delta\gamma \end{cases} \text{ sau } \begin{cases} x_R = x \cdot \cos\Delta\gamma - y \cdot \sin\Delta\gamma \\ y_R = x \cdot \sin\Delta\gamma + y \cdot \cos\Delta\gamma \end{cases} \qquad (1.18)$$

În formă matriceală relațiile (1.18) devin:

$$\begin{bmatrix} x_R \\ y_R \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\Delta\alpha & -\sin\Delta\gamma \\ \sin\Delta\alpha & \cos\Delta\gamma \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \end{bmatrix} \qquad (1.19)$$

$$\begin{bmatrix} x_R \\ y_R \\ z_R \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\gamma & \sin\gamma & 0 \\ -\sin\gamma & \cos\gamma & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \cos\beta & 0 & -\sin\beta \\ 0 & 1 & 0 \\ \sin\beta & 0 & \cos\beta \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos\alpha & \sin\alpha \\ 0 & -\sin\alpha & \cos\alpha \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} x_R \\ y_R \\ z_R \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\gamma\cos\beta & \sin\gamma\cos\alpha + \cos\gamma\sin\beta\sin\alpha & \sin\gamma\sin\alpha - \cos\gamma\sin\beta\cos\alpha \\ -\sin\gamma\cos\beta & \cos\gamma\cos\alpha - \sin\alpha\sin\beta\sin\gamma & \cos\gamma\sin\alpha + \sin\gamma\sin\beta\cos\alpha \\ \sin\beta & -\cos\beta\sin\alpha & \cos\beta\cos\alpha \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix}$$

$$[P_R] = [R] \cdot [P]$$

*ROTATIA

Desen tehnic si infografica (2)
Grafica asistata de calculator

curs 4

Transformări geometrice ale figurilor din plan şi spaţiu

Transformarea de simetrie

Axinte Mihai, șef lucrări dr. ing.

Transformarea de simetrie

SIMETRIA - Concept universal

CONSIDERAŢII GENERALE - Istoria Simetriei

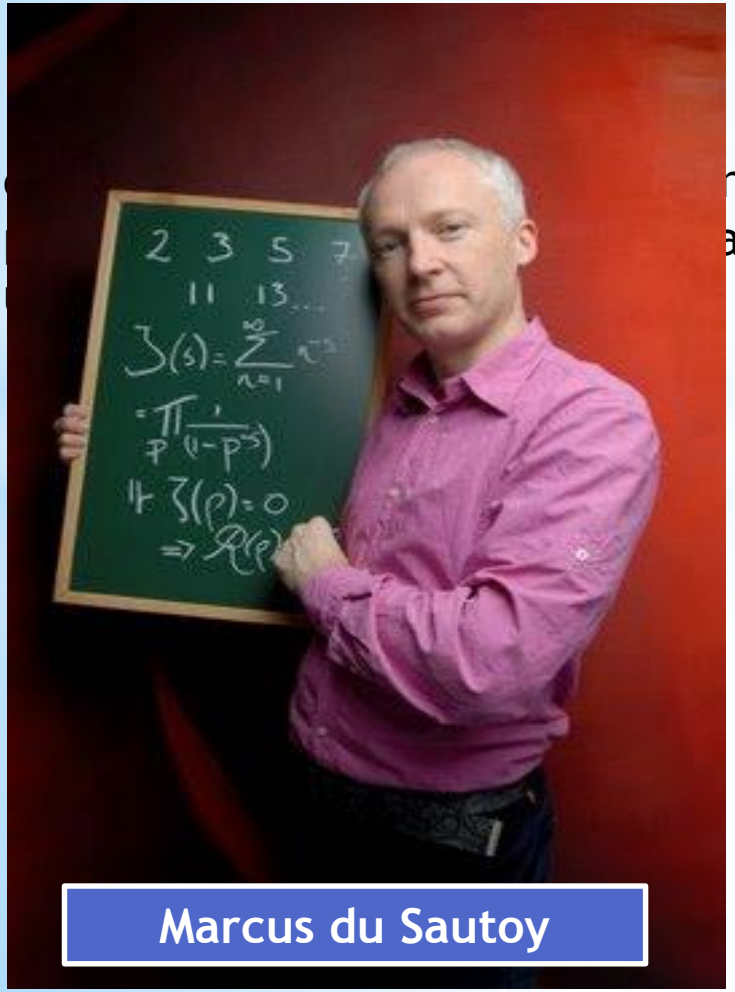
SIMETRIA ÎN GEOMETRIE - transformarea geometrică de simetrie,

Forma analitică a transformării geometrice de simetrie

Simetria in modelarea grafică cu ajutorul calculatorului

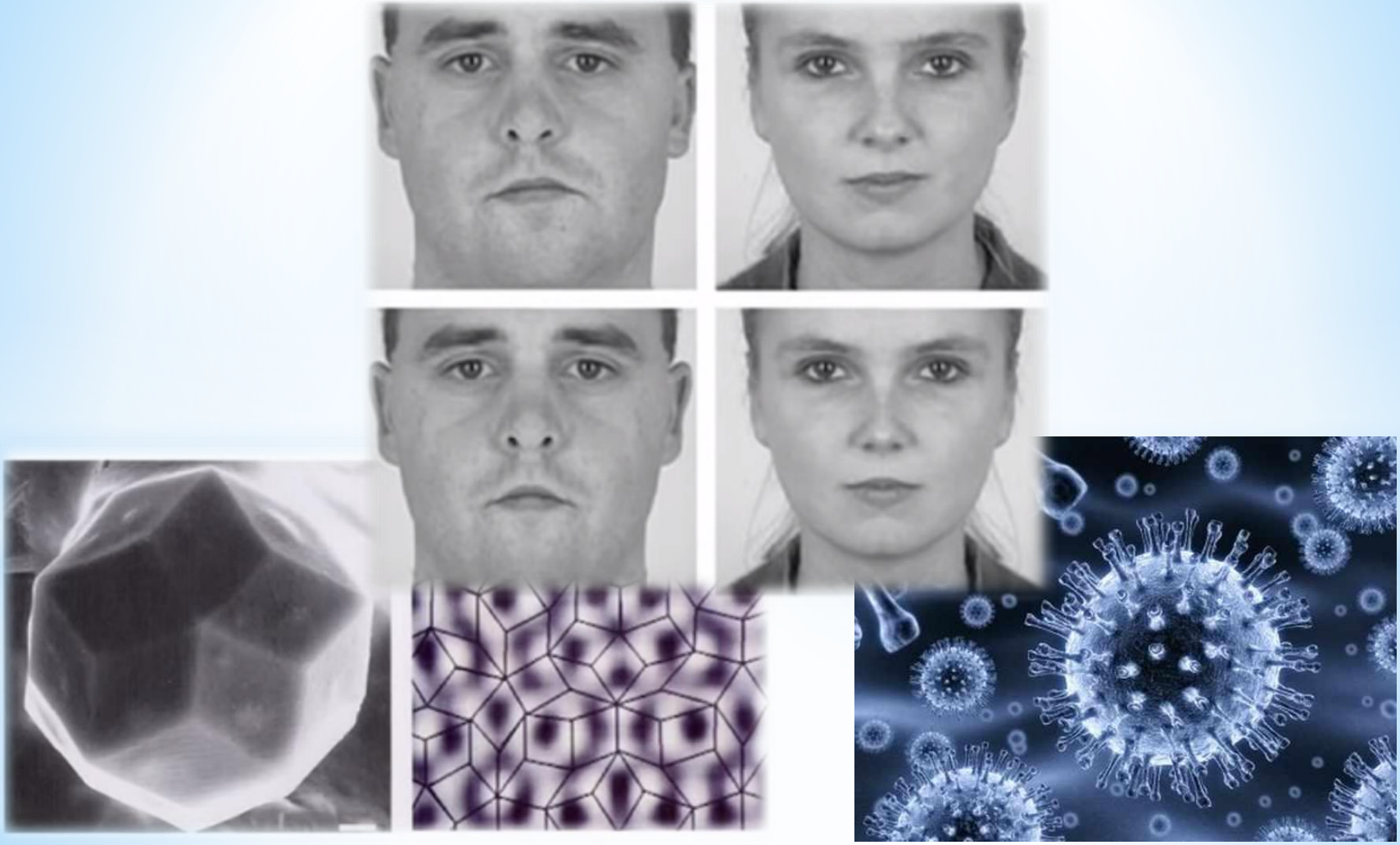
SIMETRIA - CONCEPT UNIVERSAL

SIMETRÍE, (din greacă **συμμετρεῖν**, “symmetrein”,= „măsură împreună”)
*syn- **împreună** + metron **măsură***



spațial de a fi alcătuit din elemente reciproc
nta, pe această bază, anumite regularități;
armonie între părțile unui tot, între elementele

1. SIMETRIA - CONCEPT UNIVERSAL



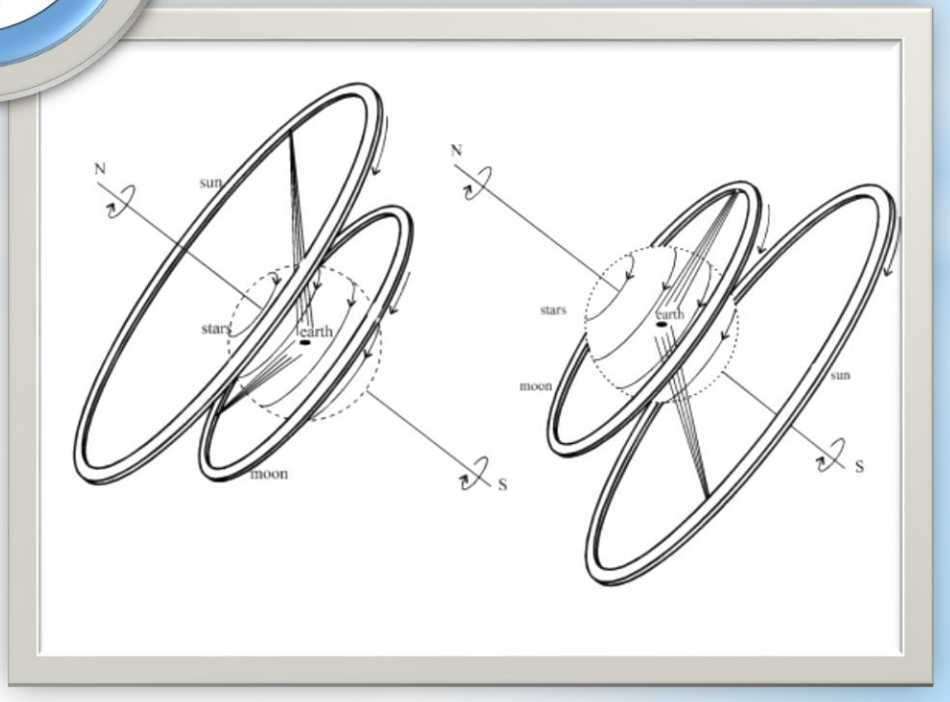
Imagine obținută prin microscopie electronică a unui cristal de aliaj metalic

Imaginea microscopică a virusului gripei tip A(H1N1), gripa porcină

SIMETRIA CONCEPT UNIVERSAL
- DIN ISTORIA SIMETRIEI -

Anaximandru (610–546 Î.H.)

Lumea, văzută de Anaximandru



Modelul geocentric al lui Anaximandru. Prima imagine corespunde solstițiului de vară, iar a doua celui de iarnă.

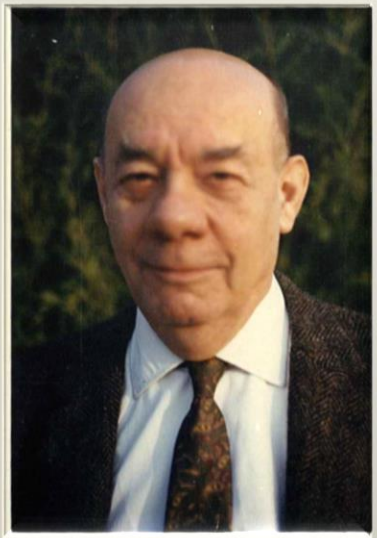
SIMETRIA CONCEPT UNIVERSAL
- DIN ISTORIA SIMETRIEI -

Marie Ennemond Camille Jordan - *matematician francez, cunoscut pentru contribuțiile sale în teoria grupurilor și pentru scrierea Cours d'analyse*

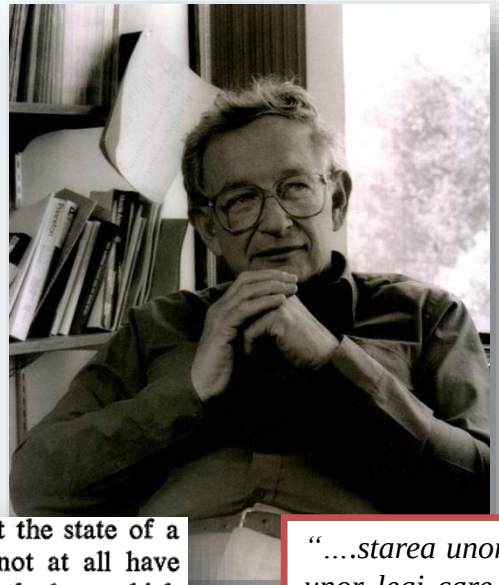
Louis Pasteur (1822–1895) *Savant francez, pionier în domeniul microbiologiei.*

Pierre Curie (1859-1906) laureat al Premiului Nobel in 1903 pentru fizică

SIMETRIA CONCEPT UNIVERSAL
- DIN ISTORIA SIMETRIEI -



Grigore Constantin Moisil
(1906-1973)
Matematician şi pionier in domeniul computerelor



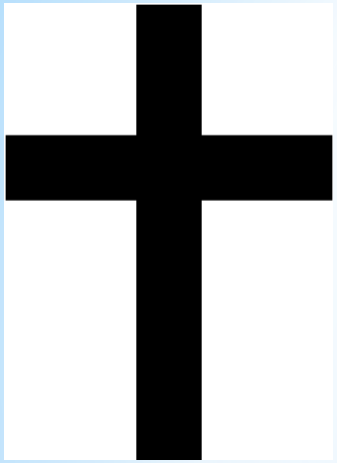
Philip Warren Anderson
n. 1923
Laureat al premiului Nobel pentru fizica in anul 1977

A third insight is that the state of a really big system does not at all have to have the symmetry of the laws which govern it; in fact, it usually has less symmetry. The outstanding example of this is the crystal: Built from a substrate of atoms and space according to laws which express the perfect homogeneity of space, the crystal suddenly and unpredictably displays an entirely new and very beautiful symmetry. The general rule, however, even in the case of the crystal, is that the large system is less symmetrical than the underlying structure would suggest: Symmetrical as it is, a crystal is less symmetrical than perfect homogeneity.

"....starea unor sisteme mari nu posedă simetria unor legi care le guvernează; de fapt de obicei au mai puţină simetrie. Un exemplu remarcabil este cristalul: construit din substrate de atomi şi spaţii, în concordanţă cu legile care exprimă omogenitatea perfectă a spaţiului, cristalul brusc şi neprevazut prezintă o simetrie foarte spectaculoasa, cu totul noua. Regula generală, chiar şi în cazul cristalelor este că sistemele mari nu sunt atat de simetrice pe cat ar sugera structura internă. Simetric, aşa cum este, cristalul este mai putin simetric decât omogenitatea perfectă."

Fragment din lucrarea "*More is Different* "
(Mai mult inseamnă altceva)- August 1972

SIMETRIA CONCEPT UNIVERSAL
- DIN ISTORIA SIMETRIEI -

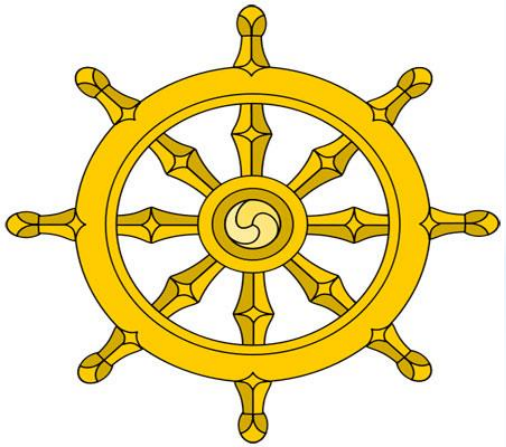


crucea creştină

steaua iudaică

simbolul taiji (yin si yang)

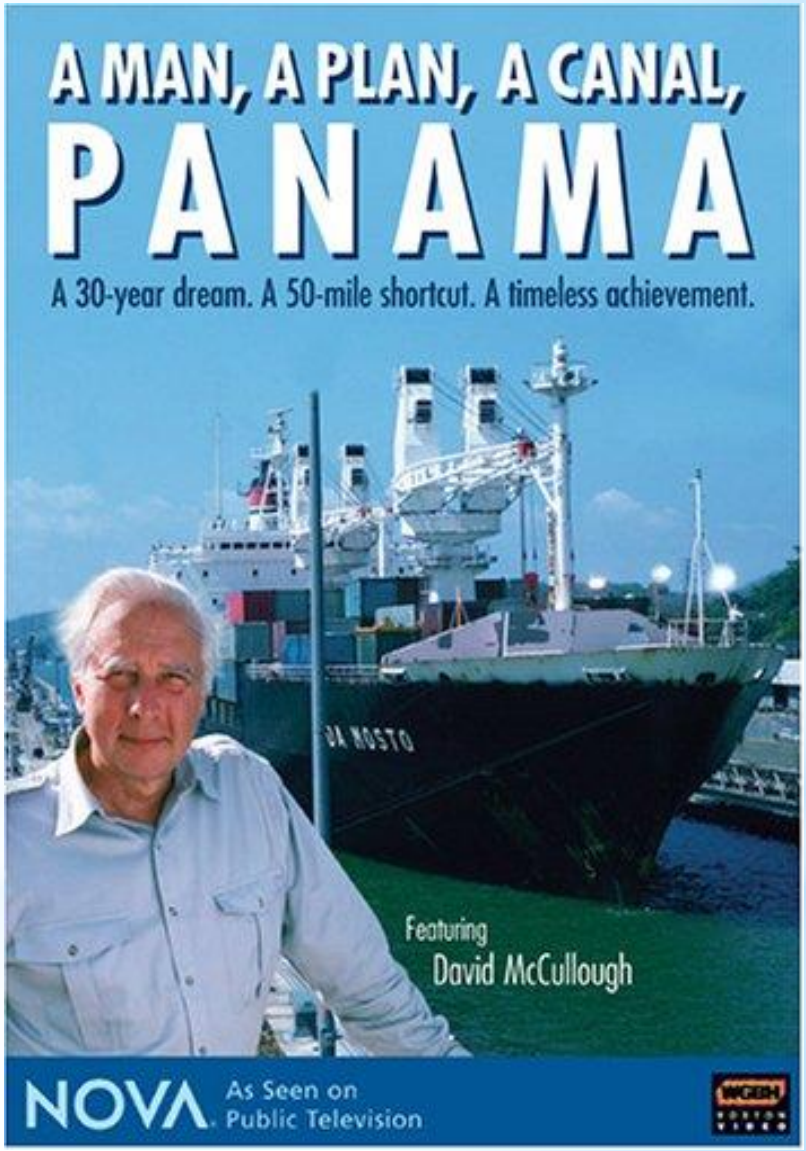
simbolul hinduismului



simbolul budismului

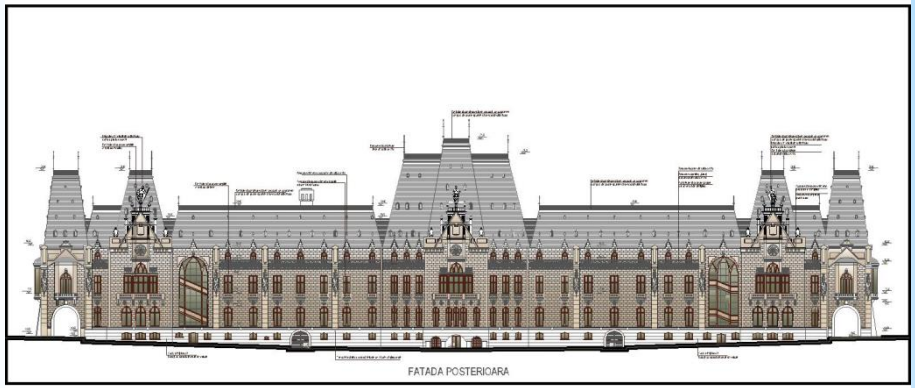
simbolul shintoismului

“Madam, I’m Adam”

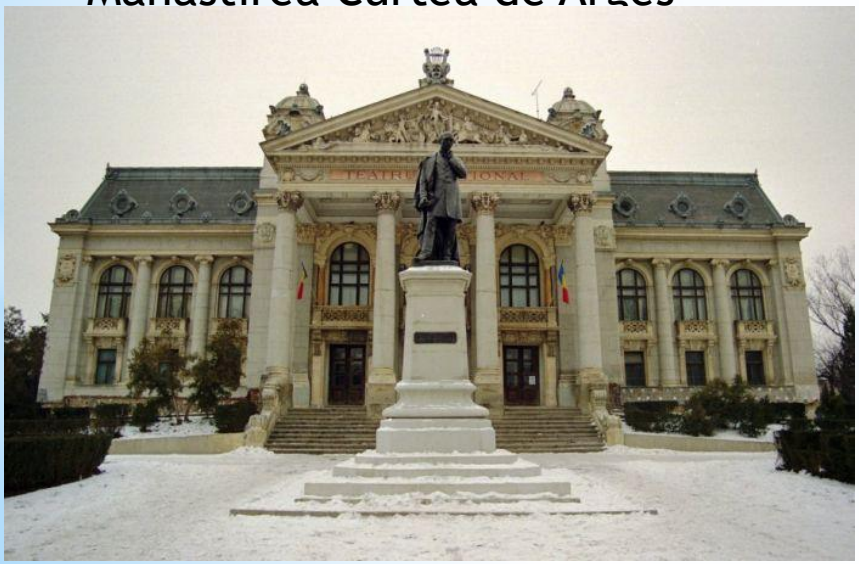


SIMETRIA CONCEPT UNIVERSAL
- DIN ISTORIA SIMETRIEI -

Mănăstirea Curtea de Arges



Palatul Culturii - Iasi



Teatrul National - Iasi

SIMETRIA CONCEPT UNIVERSAL
- DIN ISTORIA SIMETRIEI -

Casa Presei Libere - Bucuresti

SIMETRIA CONCEPT UNIVERSAL
- DIN ISTORIA SIMETRIEI -

Palatul Parlamentului - Bucuresti

SIMETRIA CONCEPT UNIVERSAL
- DIN ISTORIA SIMETRIEI -

Turnul din Pisa este cunoscut drept cea mai înclinata cladire, insa Cartea Recordurilor a omologat in anul 2010 „Capital Gate” din Abu Dhabi drept cel mai înclinat turn din lume

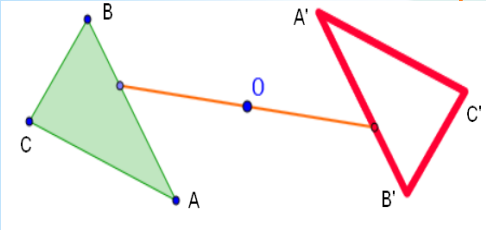
SIMETRIA CONCEPT UNIVERSAL
- DIN ISTORIA SIMETRIEI -

Casa Arhitectilor - Bucuresti – lângă Piata Revoluției

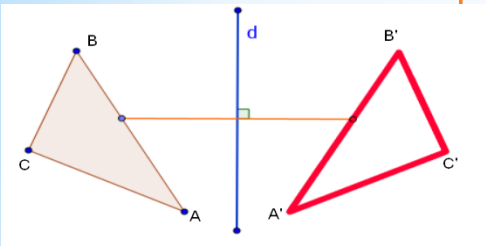
Cladirea dansanta din Praga este construita din sticla si reprezinta un barbat si o femeie dansand impreuna

TRANSFORMAREA GEOMETRICĂ DE SIMETRIE

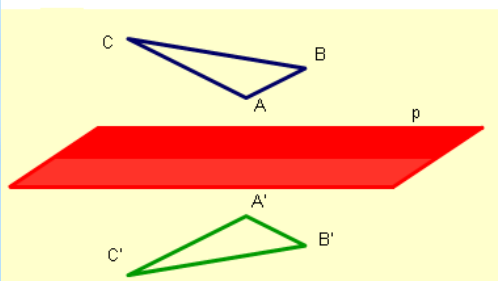
In functie de obiectul in raport cu care se defineste simetria



Fata de un punct, (centrala)



Fata de o dreapta, (axiala)

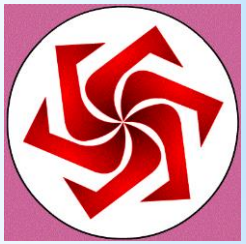


Fata de un plan, (oglindire)

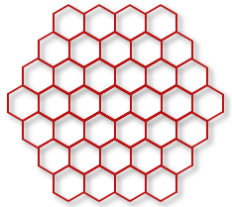
In functie de modul de propagare al simetriei

Reflexie

Rotationala



De translatie

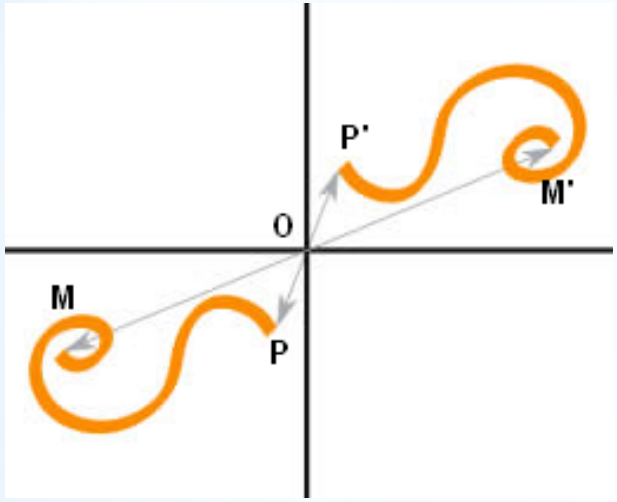


Reflexie cu alunecare

TRANSFORMAREA GEOMETRICĂ DE SIMETRIE

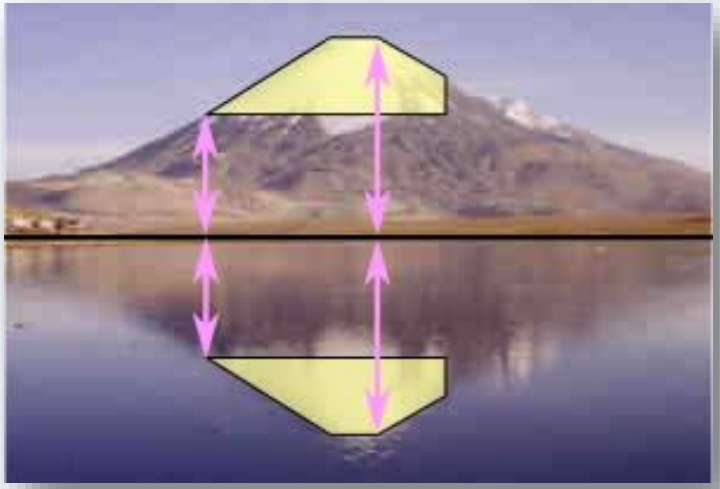
Simetria față de un punct - Simetria centrală

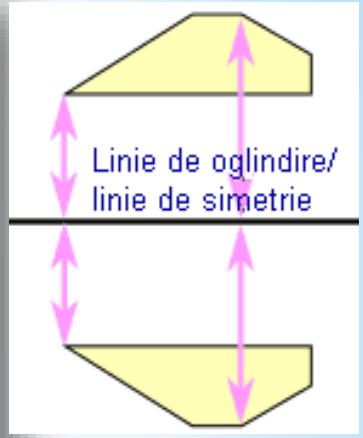
Simetricul unui punct P fata de un punct O este punctul P’ cu proprietatea ca O este mijlocul segmentului [PP’].

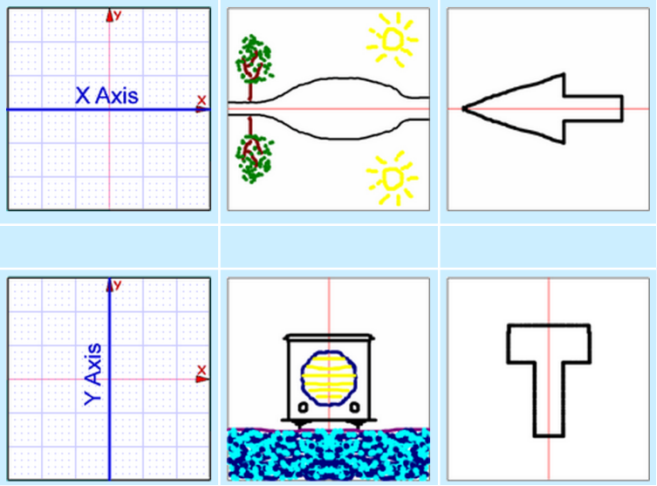


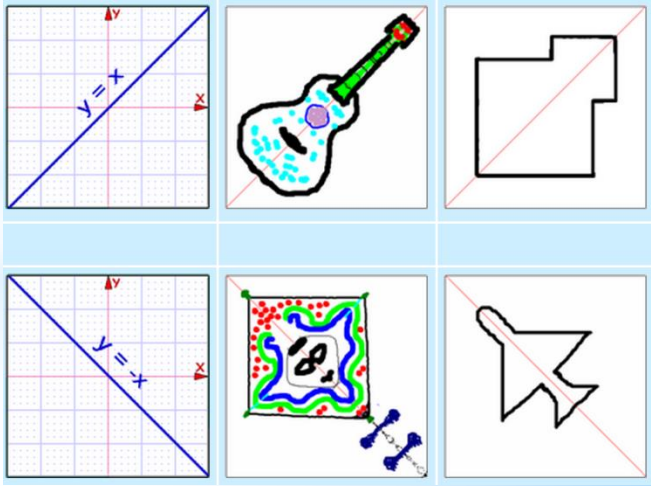
TRANSFORMAREA GEOMETRICĂ DE SIMETRIE

Simetria prin reflexie fată de o dreaptă sau un plan.





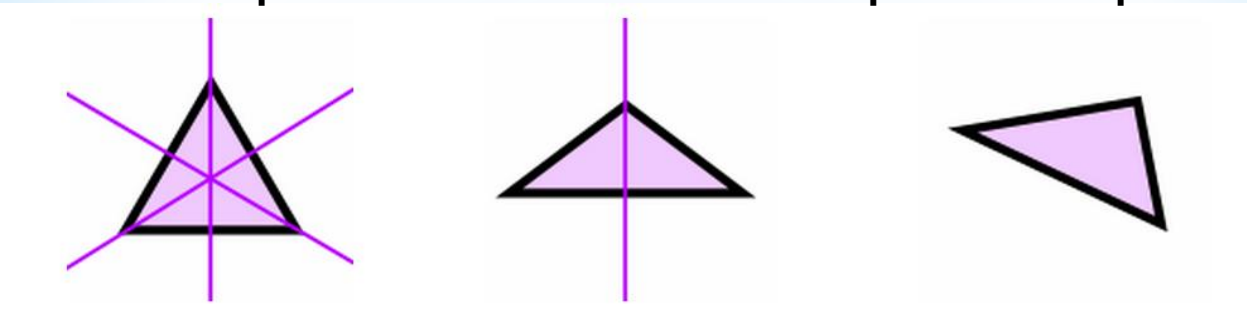




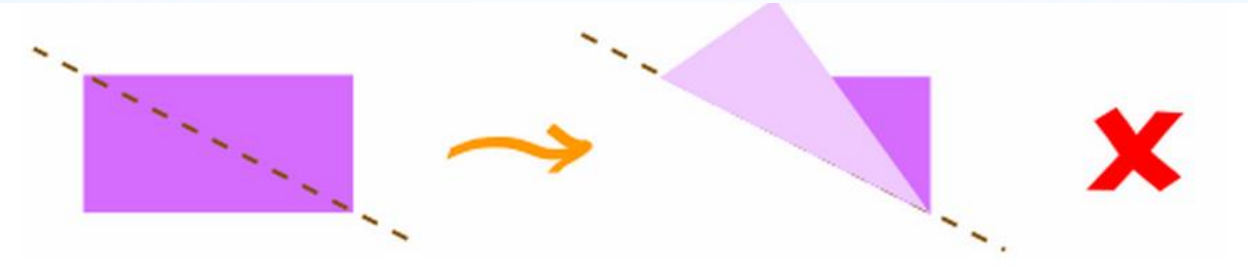
Pentru crearea acestor imagini s-a utilizat o aplicatie disponibila on-line „Symmetry Artist”

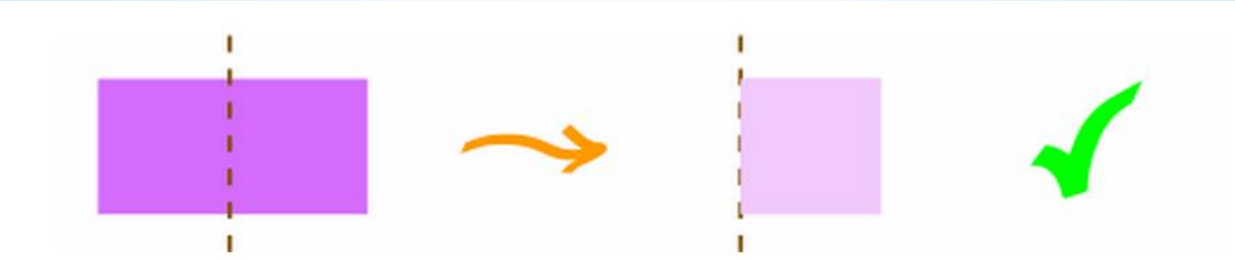
TRANSFORMAREA GEOMETRICĂ DE SIMETRIE

Simetria prin reflexie fată de o dreaptă sau un plan.



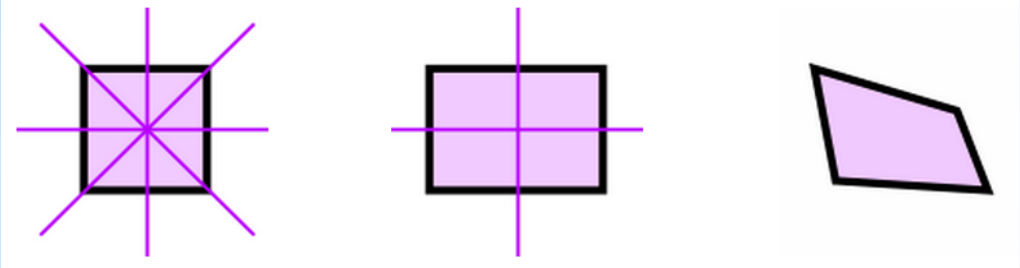
echilateral	**isoscel**	**scalen**
3 linii de simetrie	1 linie de simetrie	fără linie de simetrie

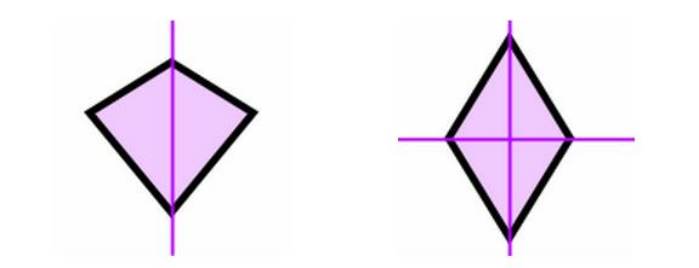




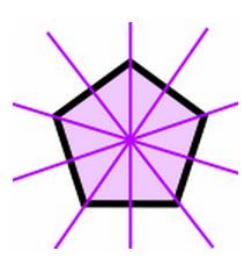
TRANSFORMAREA GEOMETRICĂ DE SIMETRIE

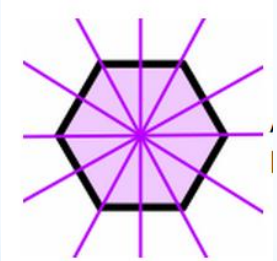
Simetria prin reflexie fată de o dreaptă sau un plan.

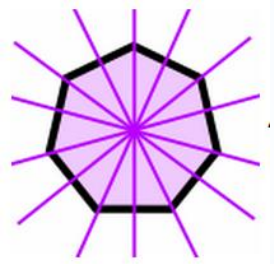


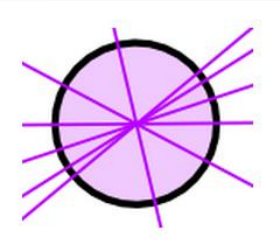


Poligoane regulate







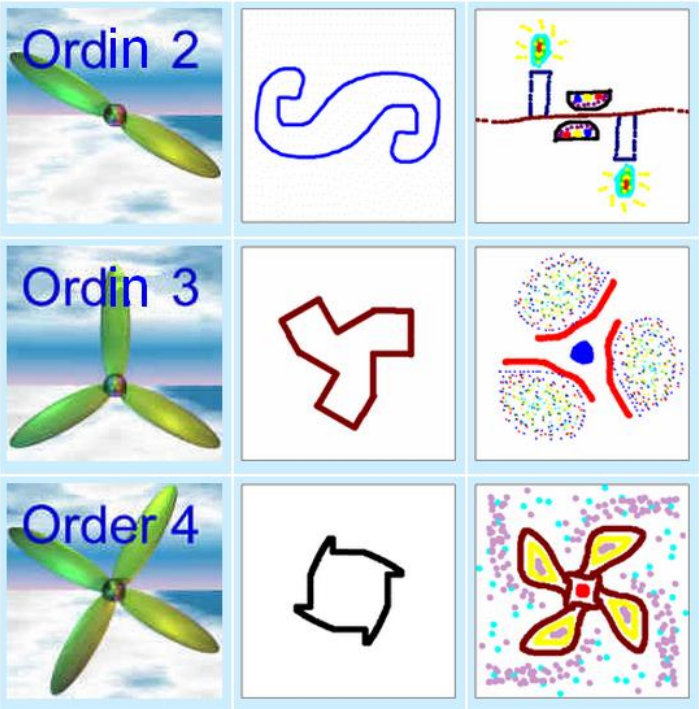


TRANSFORMAREA GEOMETRICĂ DE SIMETRIE

Simetria prin rotație

Pentru a descrie simetria de rotație, trebuie să specificăm următoarele:

1. Centrul de rotație. Acesta este un punct fix după care se rotește figura.
2. Unghiul de rotație. Acesta este cel mai mic unghi după care se poate roti pentru a arata la fel ca în poziția originală.



*SIMETRIA

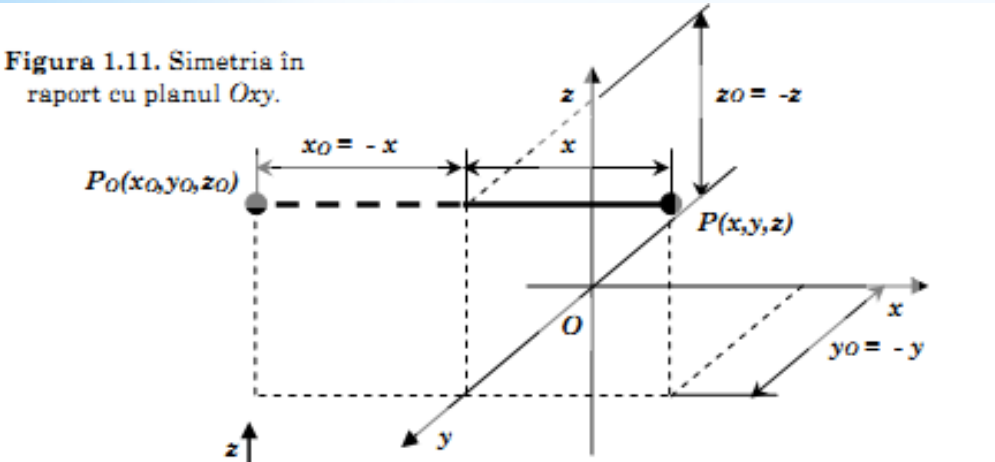


Figura 1.11. Simetria în raport cu planul *Oxy*.

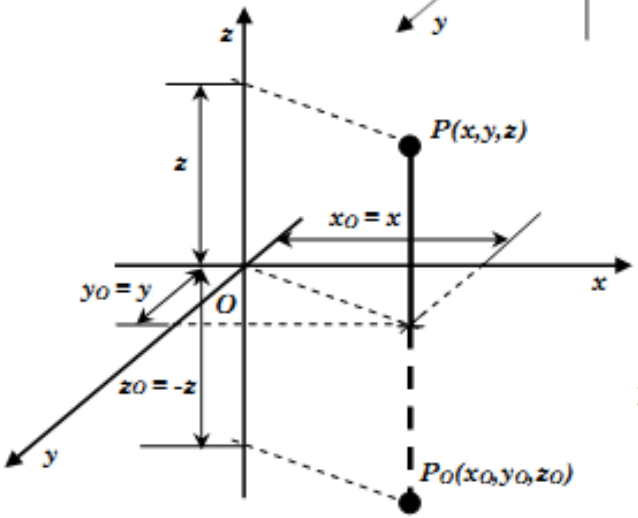


Figura 1.12. Simetria în raport cu planul *Oyz*.

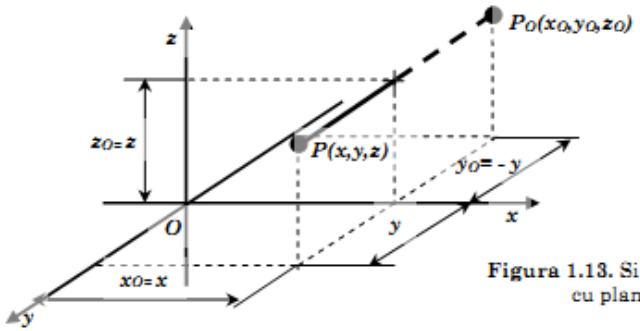


Figura 1.13. Simetria în raport cu planul *Ozx*.

*SIMETRIA

Relațiile de transformare față de cele trei plane Oxy, Oyz , Ozx sunt următoarele:

$$\begin{cases} x_O = x \\ y_O = y \\ z_O = -z \end{cases} \text{(planul } Oxy\text{)}, \begin{cases} x_O = -x \\ y_O = y \\ z_O = z \end{cases} \text{(planul } Oyz\text{)}, \begin{cases} x_O = x \\ y_O = -y \\ z_O = z \end{cases} \text{(planul } Ozx\text{)} \tag{1.41}$$

Sub formă matriceală relațiile (1.41) devin:

$$\begin{bmatrix} x_O \\ y_O \\ z_O \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix} \text{(planul } Oxy\text{)} \tag{1.42}$$

$$\begin{bmatrix} x_O \\ y_O \\ z_O \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix} \text{(planul } Oyz\text{)} \tag{1.43}$$

$$\begin{bmatrix} x_O \\ y_O \\ z_O \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix} \text{(planul } Ozx\text{)} \tag{1.44}$$

*SIMETRIA

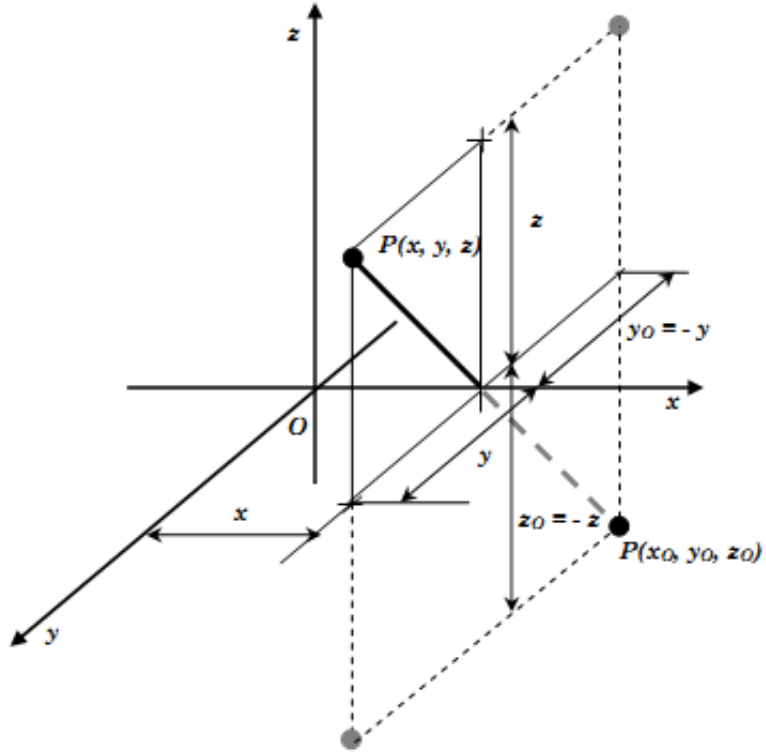


Figura 1.14. Transformarea de simetrie în raport cu axa Ox a sistemului de coordonate carteziene.

Relațiile de transformare în raport cu axele sistemului de coordonate Ox, Oy, Oz sunt următoarele:

$$\begin{cases} x_O = x \\ y_O = -y \\ z_O = -z \end{cases} \text{(axa } Ox\text{)}, \quad \begin{cases} x_O = -x \\ y_O = y \\ z_O = -z \end{cases} \text{(axa } Oy\text{)}, \quad \begin{cases} x_O = -x \\ y_O = -y \\ z_O = z \end{cases} \text{(axa } Oz\text{)} \quad (1.45)$$

În formă matriceală relațiile (1.45) devin:

$$\begin{bmatrix} x_O \\ y_O \\ z_O \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix} \text{(axa } Ox\text{)} \quad (1.46)$$

$$\begin{bmatrix} x_O \\ y_O \\ z_O \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix} \text{(axa } Oy\text{)} \quad (1.47)$$

$$\begin{bmatrix} x_O \\ y_O \\ z_O \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix} \text{(axa } Oz\text{)} \quad (1.48)$$

*SIMETRIA

În cazul simetriei față de originea sistemului de coordonate, punctul O, relațiile de transformare sunt următoarele:

$$\begin{cases} x_O = -x \\ y_O = -y \text{ (originea } O) \\ z_O = -z \end{cases} \tag{1.49}$$

$$\begin{bmatrix} x_O \\ y_O \\ z_O \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix} \tag{1.50}$$

Desen tehnic si Infografică (2); Note de curs

- Curs 5 -

SCALAREA

Spre deosebire de transformările de translație şi rotație, transformarea de scalare are ca efect modificarea distanțelor şi poziției relative a punctelor unui obiect. Altfel spus, prin scalare este posibilă distorsionarea formei unui obiect. Există mai multe posibilități de scalare: (1) scalarea fără distorsionare, când după aplicarea transformării se obține un obiect care respectă condițiile de asemănare, (2) scalarea cu distorsionare, când după aplicarea transformării forma şi poziția relativă a punctelor nu rămân identice. În primul caz, se utilizează un factor de scară global (S_{gl}), iar în cel de-al doilea factori de scară diferiți (S_{Ox}, S_{Oy}, S_{Oz}) pentru fiecare direcție a axelor de coordonate.

Relațiile de transformare pentru un punct sunt descrise de ecuațiile:

$$\begin{cases} x_S = S_{gl} \cdot x \\ y_S = S_{gl} \cdot y \\ z_S = S_{gl} \cdot z \end{cases} \quad \text{sau matriceal} \quad \begin{bmatrix} x_S \\ y_S \\ z_S \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{gl} & 0 & 0 \\ 0 & S_{gl} & 0 \\ 0 & 0 & S_{gl} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix}$$

Pentru factori diferiți de scalare pe cele trei axe vom avea ecuațiile:

$$\begin{cases} x_S = S_{Ox} \cdot x \\ y_S = S_{Oy} \cdot y \\ z_S = S_{Ozl} \cdot z \end{cases} \quad \text{sau matriceal} \quad \begin{bmatrix} x_S \\ y_S \\ z_S \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{Ox} & 0 & 0 \\ 0 & S_{Oyl} & 0 \\ 0 & 0 & S_{Oz} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix}$$

Iar prin compunere obținem:

$$\begin{cases} x_S = S_{gl} \cdot S_{Ox} \cdot x \\ y_S = S_{gl} \cdot S_{Oy} \cdot y \\ z_S = S_{gl} \cdot S_{Ozl} \cdot z \end{cases}$$

Scrise sub formă matriceală relațiile devin:

$$\begin{bmatrix} x_S \\ y_S \\ z_S \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{gl} \cdot S_{Ox} & 0 & 0 \\ 0 & S_{gl} \cdot S_{Oyl} & 0 \\ 0 & 0 & S_{gl} \cdot S_{Oz} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix} = S_{gl} \cdot \begin{bmatrix} S_{Ox} & 0 & 0 \\ 0 & S_{Oyl} & 0 \\ 0 & 0 & S_{Oz} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \end{bmatrix}$$

SISTEME DE COORDONATE OMOGENE

Parcurgerea relațiilor corespunzătoare transformărilor geometrice tridimensionale primitive (translația, rotația, scalarea) sunt de fapt expresii matriceale care includ înmulțiri în cazul rotației şi a scalării şi adunare în cazul translației. Prezentarea prin relații analoge a acestor transformări este posibilă prin folosirea unui sistem de coordonate cu patru dimensiuni, numit *sistem de coordonate omogene*. Utilizarea acestui sistem de coordonate face posibilă şi compunerea transformărilor geometrice prin folosirea matricelor de transformare într-un mod unitar, conform relației:

$[C_{tr}] = [T_i]\cdot[C]$

În care$[C_{tr}]$ este matricea coordonatelor după transformare, [Ti] este matricea de transformare (i arată faptul că există mai multe transformări), iar [C] este matricea coordonatelor înainte de transformare.

Considerăm un punct oarecare P, care are coordonatele x, y, z în sistemul de coordonate carteziene. Acest punct, în sistemul de coordonate omogene are coordonatele u, v, w, n, adică P(u, v, w, n). De obicei, coordonata omogenă n are valoarea 1 (aşa numita normă dimensională). Coordonatele carteziene se obţin din coordonale omogene cu relaţiile:

$$\begin{cases} x = u/n \\ y = v/n \\ z = w/n \end{cases}$$

Două puncte P_1, P_2 reprezentate în coordonate omogene sunt identice dacă există relațiile:

$u_1/n_1 = u_2/n_2$, $v_1/n_1 = v_2/n_2$, $w_1/n_1 = w_2/n_2$

Exprimarea în coordonate omogene face ca toate matricile de transformare să fie de dimensiune 4x4 şi toate transformările să poată fi exprimate ca produse de matrici. Dacă n = 1, relaţiile anterioare devin:

$$\begin{cases} x = u/1 \\ y = v/1 \\ z = w/1 \end{cases} \text{, adică } \begin{cases} x = u \\ y = v \\ z = w \end{cases}$$

Transformările geometrice în coordonate omogene

In coordonate omogene, transformările geometrice studiate până aici vor avea următoarele forme.

Translaţia. Relaţiile de transformare prin translaţie, în coordonate omogene, sub formă matriceală sunt următoarele:

$$\begin{bmatrix} x_T \\ y_T \\ z_T \\ 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & \Delta x \\ 0 & 1 & 0 & \Delta y \\ 0 & 0 & 1 & \Delta z \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \\ 1 \end{bmatrix}$$

Rotaţia. Transformările de rotaţie în raport cu axele sistemului de coordonate sunt definite, în coordonate omogene, de următoarele relaţii:

$$\begin{bmatrix} x_R \\ y_R \\ z_R \\ 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \cos\alpha & \sin\alpha & 0 \\ 0 & -\sin\alpha & \cos\alpha & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \\ 1 \end{bmatrix}, \text{ axa } Ox$$

$$\begin{bmatrix} x_R \\ y_R \\ z_R \\ 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\beta & 0 & -\sin\beta & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 \\ \sin\beta & 0 & \cos\beta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \\ 1 \end{bmatrix}, \text{ axa } Oy$$

$$\begin{bmatrix} x_R \\ y_R \\ z_R \\ 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\gamma & \sin\gamma & 0 & 0 \\ -\sin\gamma & \cos\gamma & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \\ 1 \end{bmatrix}, \text{ axa } Oz$$

Iar coordonatele după transformarea rotația după cele trei axe, in ordinea ox, oy, oz se află prin:

$$\begin{bmatrix} x_R \\ y_R \\ z_R \\ 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\gamma\cdot\cos\beta & \sin\gamma\cdot\cos\alpha+\cos\gamma\cdot\sin\beta\cdot\sin\alpha & \sin\gamma\cdot\sin\alpha-\cos\gamma\cdot\sin\beta\cdot\cos\alpha & 0 \\ -\sin\gamma\cdot\cos\beta & \cos\gamma\cdot\cos\alpha-\sin\alpha\cdot\sin\beta\cdot\sin\gamma & \cos\gamma\cdot\sin\alpha+\sin\gamma\cdot\sin\beta\cdot\cos\alpha & 0 \\ \sin\beta & -\cos\beta\cdot\sin\alpha & \cos\beta\cdot\cos\alpha & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \\ 1 \end{bmatrix}$$

Scalarea. Transformarea de scalare în coordonate omogene are forma:

$$\begin{bmatrix} x_S \\ y_S \\ z_S \\ 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{gl} \cdot S_{Ox} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & S_{gl} \cdot S_{Oy} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & S_{gl} \cdot S_{Oz} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \\ 1 \end{bmatrix}$$

Simetria. În cazul transformării de simetrie, dacă facem notațiile Oox = 1sau -1, Ooy =1sau -1, Ooz = 1sau -1, relațiile de transformare pot fi scrise ca:

$$\begin{bmatrix} x_S \\ y_S \\ z_S \\ 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} O_{Ox} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & O_{Oy} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & O_{Oz} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x \\ y \\ z \\ 1 \end{bmatrix}$$

De exemplu, în cazul simetriei faţă de planul oxy al sistemului de coordonate avem Oox = 1, Ooy =1, Ooz = -1, în cazul simetriei faţă de axa Ox avem Oox =1, Ooy = -1, Ooz = -1, iar în cazul simetriei în raport cu originea sistemului de coordonate Oox = -1, Ooy = -1, Ooz = -1.

Relația matriceală (1.51), în cazul transformărilor de mai sus devine:

$[Ctr] = [M_T] \cdot [C]$, $[C_{tr}] = [M_R] \cdot [C]$, $[C_{tr}] = [M_S] \cdot [C]$, $[C_{tr}] = [M_O] \cdot [C]$

Transformările geometrice complexe se pot defini prin compunerea transformărilor tridimensionale primitive. Relația de transformare complexă are forma generală:

$[C_{tr}] = [M_{tr\,3D}] \cdot [C]$, unde $[M_{tr\,3D}] = [M_T] \cdot [M_R] \cdot [M_S] \cdot [M_O]$

Desen tehnic si Infografică (2); Note de curs

- Curs 6 -

TRANSFORMAREA DE PROIECŢIE

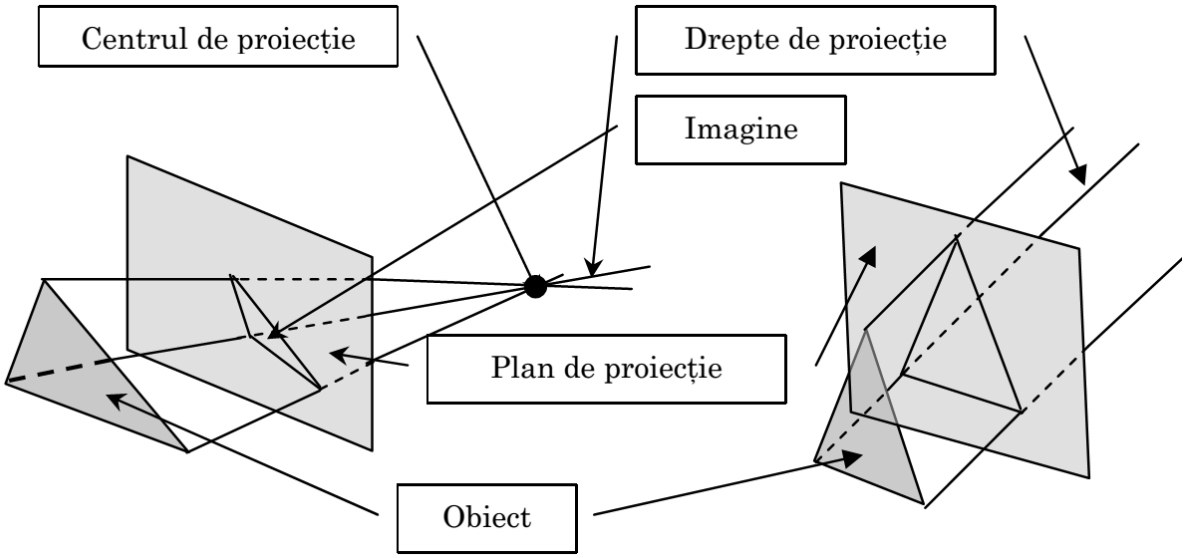
Atunci când un sistem de puncte (obiect) este transferat din spaţiul n-dimensional în cel (n-1)-dimensional se consideră că s-a realizat o proiecţie a sistemului de puncte (obiect). În contextul actualei lucrări interesează proiecţiile sistemelor de puncte (obiecte) din spaţiul 3-dimensional în spaţiul 2-dimensional. Această transformare are sens întrucât majoritatea reprezentărilor de vizualizare a obiectelor reale tridimensionale se face pe suporturi bidimensionale de tipul hârtiei sau ecranului unui monitor. În aplicațiile grafice un rol important îl deține proiecția paralelă, respectiv proiecția perspectivă.

Pentru a construi proiecţia unui obiect tridimensional pe un suport plan este necesar să fie cunoscute următoarele elemente:

(1) centrul de proiecţie,

(2) dreptele de proiecţie,

(3) planul de proiecţie (vizualizare)



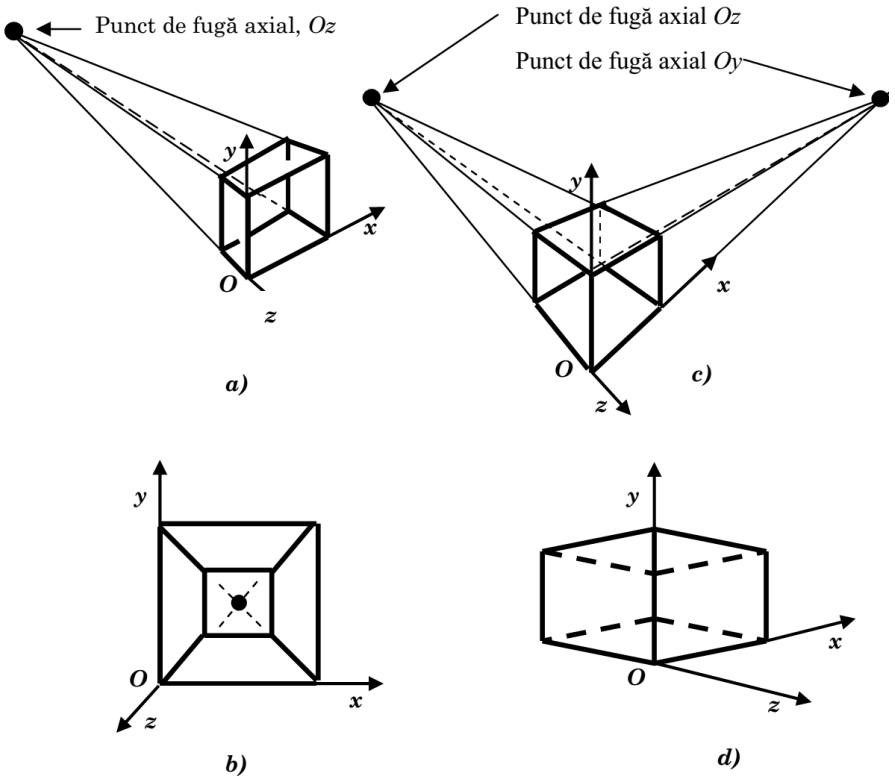
Proiectia perspectivă Proiecția paralelă

Proiecțiile utilizate în grafică sunt cunoscute sub denumirea de proiecții geometrice planare. Indiferent de tipul de proiecție imaginea unui obiect se formează pe planul de proiecție prin intersecția acestuia de către dreptele de proiecție care se intersectează în centrul de proiecție.

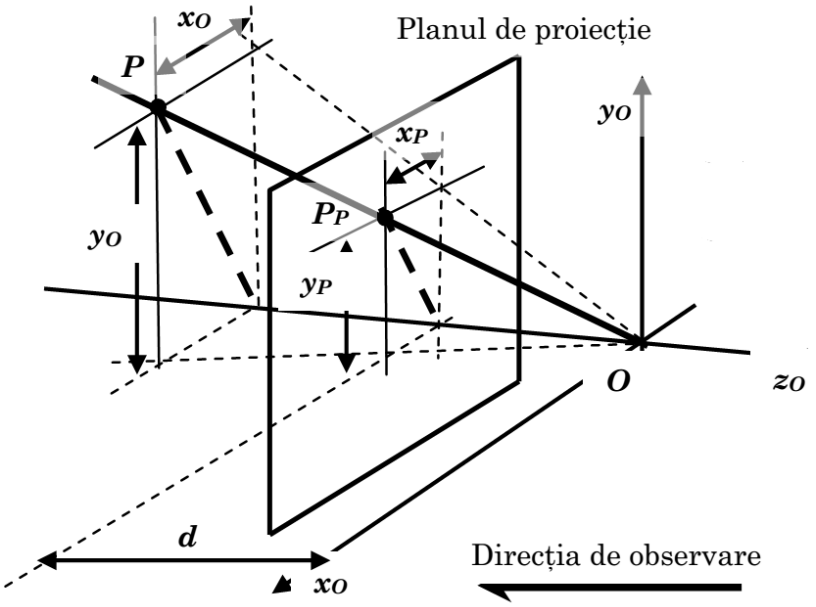
Ceea ce diferă la cele două tipuri de proiecții este faptul că în cazul proiecției perspectivă centrul de proiecție se află la o distanță finită față de planul de proiecție, spre deosebire de proiecția paralelă pentru care centrul de proiecție se situează la infinit. Deoarece centrul de proiecție se află la infinit, dreptele de proiecție sunt paralele între ele în cazul proiecției paralele (de unde și denumirea). Proiecția perspectivă este definită de centrul de proiecție, iar cea paralelă de direcția dreptelor de proiecție.

PROIECŢIA PERSPECTIVĂ

Proiecțiile perspectivă sunt clasificate după numărul de puncte de fugă axiale, adică de numărul de axe care intersectează planul de proiecție. Astfel putem defini proiecția perspectivă cu un singur punct de fugă axial, cu două puncte de fugă axiale, şi cu trei puncte de fugă.



Proiecții perspectivă: a) cu un punct de fugă axial, b) observarea pe o direcție perpendiculară pe planul de proiecție, c) cu două puncte de fugă axiale, d) observarea pe o direcție perpendiculară pe planul de proiecție.



Proiecţia perspectivă definită de planul de proiecţie, perpendicular pe axa O'zO centrul de proiecţie.

Din relațiile de asemănare ale triunghiurilor rezultă:

$$\begin{cases} x_P = \dfrac{d \cdot x_O}{z_O} \\ y_P = \dfrac{d \cdot y_O}{z_O} \end{cases}, \text{ de unde } \begin{cases} x_P = \dfrac{x_O}{z_O/d} \\ y_P = \dfrac{y_O}{z_O/d} \end{cases}$$

Se observă că distanța d acționează ca un factor de scară pentru coordonatele x_P şi y_P. De asemenea, aceste coordonate sunt invers proporționale cu z_0, ceea ce înseamnă că imaginile obiectelor mai îndepărtate de centrul de proiecție sunt mai mici decât a celor mai apropiate.

Folosind coordonatele omogene matrice transformării prin proiecție perspectivă este:

$$[M_{tr}]_{PP} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1/d & 0 \end{bmatrix}$$

Iar relația matriceală pentru un punct P, este:

$$[P_P]=[M_{tr}]_{PP}\cdot[P]\Rightarrow\begin{bmatrix}X_P\\Y_P\\Z_P\\W_P\end{bmatrix}=\begin{bmatrix}1&0&0&0\\0&1&0&0\\0&0&1&0\\0&0&1/d&0\end{bmatrix}\cdot\begin{bmatrix}X_O\\Y_O\\Z_O\\W_O\end{bmatrix}$$

De unde se obține:

$$\begin{cases}X_P=X_O\\Y_P=Y_O\\Z_P=Z_O\\W_P=Z_O/d\end{cases}$$

Deoarece avem relațiile: $x_P = X_P/W_P$, $y_P = Y_P/W_P$, $z_P = Z_P/W_P$, şi $W_P = Z_P =$ o prin înlocuire rezultă:

$$\begin{cases}x_P=x_O/(d/z_O)\\y_P=y_O/(d/z_O)\\z_P=z_O/(d/z_O)=d\end{cases}$$

PROIECŢIA PARALELA

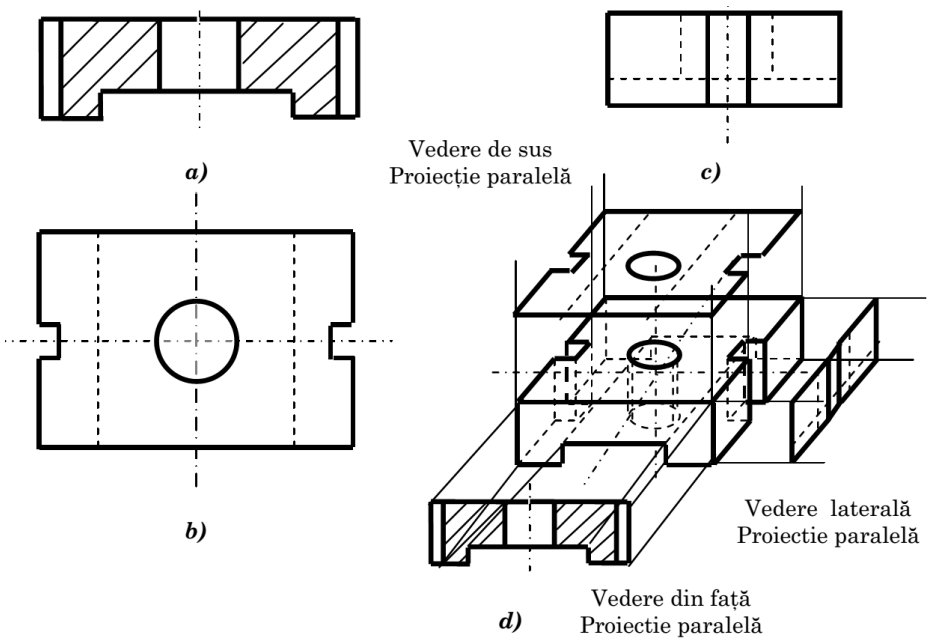
Proiecțiile paralele spre deosebire de cele perspectivă, clasificate după numărul de puncte de fugă (poziția planului de proiecție în raport cu cele trei axe de coordonate ale sistemului de referință universal), sunt clasificate după relația dintre direcția de proiecție şi planul de proiecție caracterizat prin direcția normalei la acest plan:

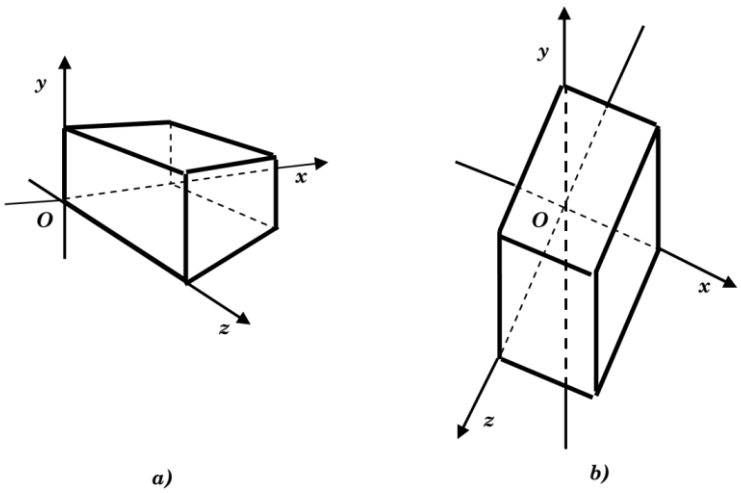
(1) proiecții paralele ortografice, când cele două direcții coincid, chiar dacă sensul pozitiv este același sau nu; altfel spus, direcția de proiecție este perpendiculară pe planul de proiecție;

(2) proiecții paralele oblice, când cele două direcții sunt diferite, adică unghiul dintre cele două direcții este diferit de 0°.

Pentru proiectarea şi reprezentarea grafică a obiectelor industriale, proiecţia paralelă ortografică are o mare importanţă fiind fundamentul realizării desenelor tehnice. cele mai frecvent utilizate sunt următoarele trei tipuri de proiecţii ortografice: (1) vedere din faţă (front-elevation, plan-elevation), (2) vedere de sus (top-elevation), (3) vedere laterală (side-elevation). în toate aceste proiecţii planul de proiecţie este perpendicular pe una dintre axele sistemului de referinţă universal (figura 2.8). aceste

proiecţii au avantajul că permit măsurarea unghiurilor şi dimensiunilor carcateristice obiectului. după cum se observă în figura de mai sus în fiecare proiecţie este formată imaginea unei feţe laterale a obiectului, ceea ce face dificilă înţelegerea naturii tridimensionale a obiectului analizat, chiar dacă sunt realizate un număr mai mare de proiecţii. alte tipuri de proiecţii ortografice sunt proiecţiile axonometrice, care utilizează plane de proiecţie care nu sunt normale pe una din axele sistemului de referinţă universal, ceea ce face posibilă proiectarea mai multor feţe ale obiectului simultan, în aceeaşi imagine. La proiecțiile axonometrice, deşi conduc la o imagine în perspectivă, reducerea este uniformă fără a avea legătură cu distanța de la centrul de proiecţie. În cazul acestui tip de proiecție ortografică paralelă liniile paralele rămân paralele, putând fi măsurate doar distanțele (prin factor de scară după fiecare axă), care îşi păstrează realismul, nu şi unghiurile.





a) proiecție perspectivă, b) proiecție paralelă izometrică

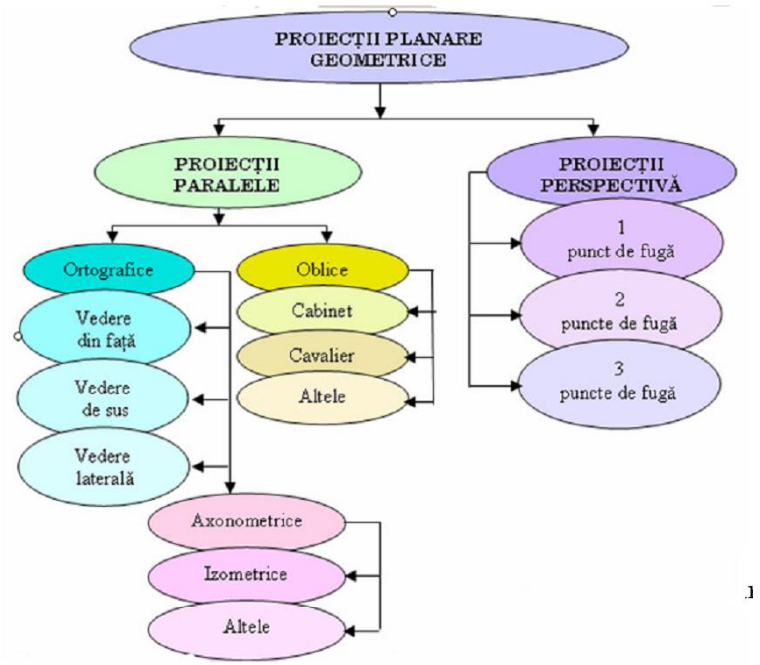
Relațiile de transformare în cazul proiecțiilor ortografice sunt deduse în condițiile în care centrul de proiecție este situat la infinit, dreptele de proiecție sunt paralele între ele şi paralele cu normala la planul de proiecție. Presupunem că planul de proiecție este perpendicular pe axa oz a sistemului de observare şi situat la distanța $z_0 = 0$ faţă de originea sistemului de observare. Relațiile de transformare sunt în acest caz:

$$\begin{cases} x_P = x \\ y_P = y \\ z_P = 0 \end{cases}$$

Matricea de transformare prin proiecție orografică este:

$$[M_{tr}]_{PO} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$$

Clasificarea proiecțiilor geometrice planare:



Desen tehnic si Infografică (2); Note de curs

- Curs 7 -

MODELAREA 3D A AOBIECTELOR

Modelele geometrice tridimensionale sunt structuri numerice ce descriu aspectele spațiale caracteristice ale obiectelor destinate unei aplicații specifice. Datele geometrice ale obiectelor tridimensionale sunt necesare în multe domenii științifice şi inginereşti, cum ar fi: (1) tehnologiile de obținere a circuitelor integrate, (2) sisteme informatice geografice, (3) grafica computerizată, (4) proiectarea şi fabricarea produselor din construcția de mașini, etc. În funcție de domeniul de utilizare reprezentarea obiectelor poate fi bidimensională sau tridimensională.

Proiectarea unui obiect, care în final va reprezenta un produs industrial, include şi o etapă de construcție a modelului geometric utilizat pentru analiza şi validarea soluțiilor tehnologice adoptate pentru producerea lui, precum şi a comportării sub diverse solicitări specifice domeniului de utilizare.

Mijloacele de modelare geometrică sunt strâns legate de grafica computațională şi dezvoltarea acesteia de la grafica bidimensională la cea tridimensională. În primii ani de dezvoltare grafica computațională definea doar obiectele bidimensionale prin secvențe de comenzi de desenare (linii, acre de cers, litere, etc), însă în scurt timp a devenit clar că este important a face distincție între modelul obiectului ce trebuie afișat şi însuşi primitivele folosite pentru afișare. Această distincție a devenit importantă mai ales în cazul aplicațiilor grafice tridimensionale. Astăzi, o aplicație grafică tipică cuprinde o interfață utilizator de tip grafic, prin intermediul căreia utilizatorul definește modele grafice ale obiectelor ce trebuie afișate. Modelele grafice sunt apoi generate (rendering) pe dispozitivul de afișare prin intermediul unor echipamente hardware şi produse software de sinteză a imaginii.

Modelele grafice sunt realizate pe baza modelelor geometrice care descriu forma şi geometria obiectelor, însă cuprind şi alte elemente ca textură, culoare, umbre, iluminare etc necesare îmbunătățirii realismului imaginii obiectului. necesitatea utilizării şi altor elemente pentru model, în afară de modelul geometric, depinde de aplicația pentru care a fost creat modelul grafic.

În activitățile industriale modelele geometrice sunt frecvent utilizate în aplicații de tipul CAD (Computer-Aided Design)/ CAM(Computer-Aided Manufacturing)/ CAE (Computer-Aided Engineering). Modelele geometrice utilizate în astfel de activități trebuie să fie suficient de precise și fidele încât să permită fabricarea obiectelor dorite în toleranțele cerute, să determine dacă există ciocniri între elementele unui ansamblu, etc. Spre deosebire de aplicațiile grafice generale, unde modelele nu trebuie să fie realiste ci să determine formarea unor imagini cu înfățișare realistă pentru observatorul uman, aplicațiile grafice de tipul CAD/CAM/CAE trebuie să folosească modele geometrice, care să fie cât mai apropiate de realitate. Modelele geometrice sunt obținute prin ceea ce se numește modelare geometrică.

Modelarea 3D a obiectelor se poate realiza în trei moduri de reprezentare, **Wireframe** (Retea), **Surface** (Suprafețe) sau **Solid**.

1. **Wireframe** (rețea):

Modul de reprezentare de tip wireframe (retea) reprezintă primul mod în care s-au reprezentat obiecte în trei dimensiuni în aplicațiile grafice de tipul CAD (figura 1). În acest mod, corpul este compus dintr-o suma de linii, arce si cercuri, ce-l mărginesc. Este practic o colivie, care la rândul ei, nu are proprietăți de masa, dar sugerează bine volumul. Aceasta reprezentare rămâne la stadiul de sugestie a realității 3D, deoarece proprietățile corpurilor astfel definite nu respecta legile fizicii (pot ocupa același volum fără sa se deranjeze reciproc, fără a „ști" unul de altul). Este încă un mod de reprezentare 3D folosit pentru a păstra compatibilitatea cu versiunile mai vechi. Singura informație conținută de corp despre el sunt dimensiunile acestuia.

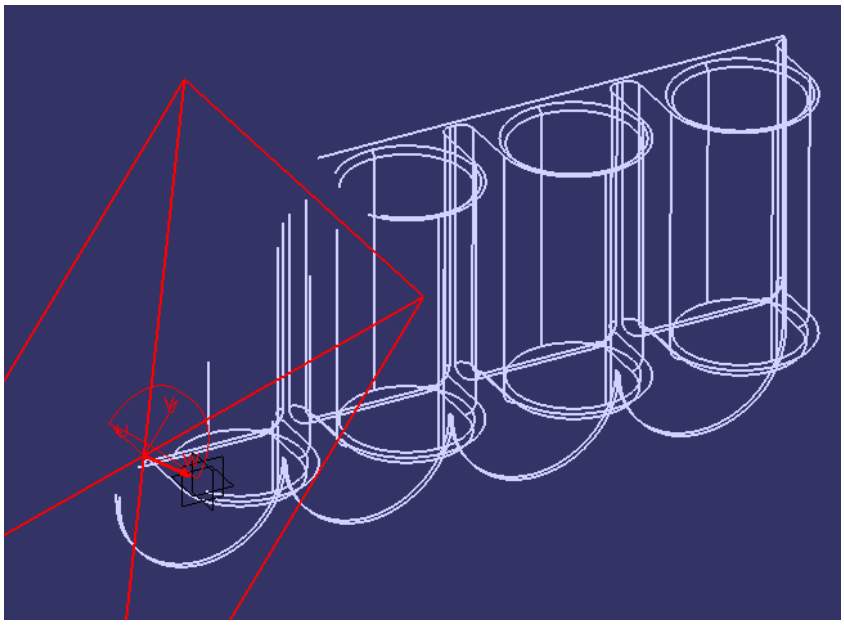


Fig. 1. Mod de reprezentare *wireframe*, parțial secționat

2. **Surfaces (**suprafețe**)**:

În cazul modului de reprezentare de tip surfaces (suprafețe) un volum este reprezentat prin suprafața sa exterioara, de grosime zero. Similitudinea se poate face cu un ou gol, sau cu un balon umflat. Ca si la reprezentarea wireframe, doua corpuri astfel definite - surface - pot ocupa parțial sau total același loc în spațiu fără sa știe una de alta. Pe lângă propriile dimensiuni, corpurile definite astfel mai au informații despre aria suprafeței ce le definesc. Deci au o arie. Aceasta forma de reprezentare a obiectelor 3D este avantajoasa pentru ca este ușor de manevrat (nu necesita resurse mari) si suprafeței i se poate atașa o textura. Cu alte cuvinte, aceasta metoda este buna când este mai important cum arata obiectul decât cum se comporta.

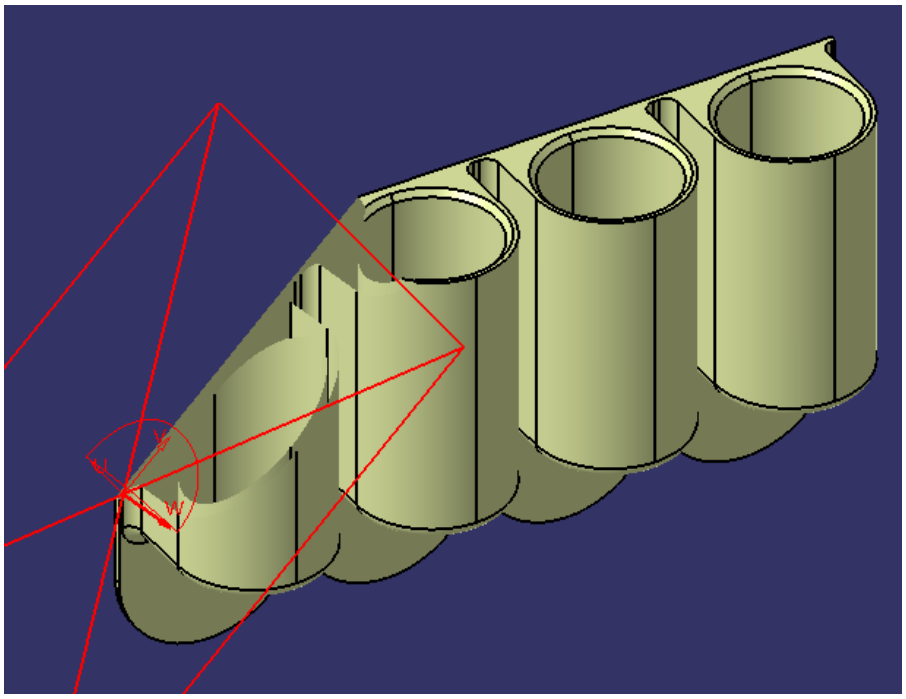


Fig. 2. Mod de reprezentare *surfaces (suprafețe)*, parțial secționat

3. **Solid**: Este modul de definire a obiectelor 3D cel mai apropiat de realitate. Atributele ce însoțesc reprezentarea grafica și conferă obiectului un comportament identic (sau aproape) cu perechea sa din realitate. Astfel, doua (obiecte) solide nu pot ocupa același loc în spațiu fără sa se deranjeze reciproc, recunoscând vecinătatea altui corp (vezi operațiile booleene). în plus față de obiectele definite ca suprafețe, solidele mai au si proprietate de volum (daca definim un tip de material), masa, momente de inerție etc. Reprezentarea prin solide este modul de reprezentare cel mai utilizat în prezent de majoritatea programelor de CAD, dezvoltând facilitați de manevrare a obiectelor în acest format.

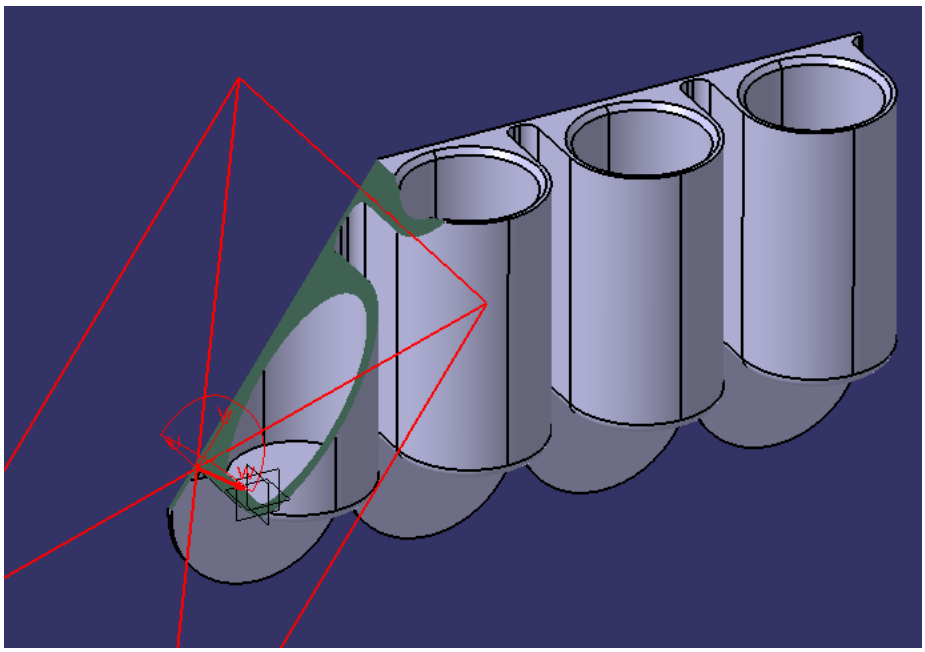


Fig. 2. Mod de reprezentare *solid*, parțial secționat

MODELAREA WIREFRAME A OBIECTELOR; ENTITATI WIREFRAME ELEMENTARE.

Rețelele wireframe (cadru de sârmă) sunt utilizate de obicei pentru reprezentarea obiectelor tridimensionale, fiind întâlnite în multe programe pentru modelare. O rețea wireframe constă dintr-un set de noduri (vertex-uri) şi un set de muchii (edge) care conectează într-o anumită ordine nodurile. Deşi reprezintă modele geometrice ale obiectelor tridimensionale, însăşi componentele rețelei wireframe (noduri şi muchii) au volum nul. Atunci când se vizualizează pe un suport bidimensional imaginea obținută prin proiecția modelului wireframe nu se transmit şi datele tridimensionale pe care obiectul le deține.

O îmbunătățire a datelor referitoarea la obiect se obține prin proiecția perspectivă, care furnizează date geometrice care simulează adâncimea, însă pentru modelele complexe cu formă geometrică complicată ea nu este încă foarte eficientă. Modelarea wireframe are avantajul simplității şi a necesarului mai redus de resurse ale sistemului. Totuşi, este dificil, în absența fațetelor, să se distingă care părți ale modelului reprezintă obiecte pline.

Sistemele CAD/CAM utilizează pentru crearea modelelor wireframe entități de două tipuri:

(A) analitice: punctele, segmentele de dreaptă sau curbe, cercurile sau arcele de cerc şi curbele conice (elipse, parabole, hiperbole, etc).

(B) sintetice: includ diferite tipuri de curbe spline (cubice spline, B-spline, β−spline) şi curbe Bezier.

Definirea **entităților wireframe elementare** se face prin două moduri: implicit si explicit. Modul explicit reprezintă coordonatele, ecuațiile și modul de obținere. Definirea implicită reprezintă includerea acestora in setul de caracteristici ale unor alte entități grafice.

A1. **Punctul**:

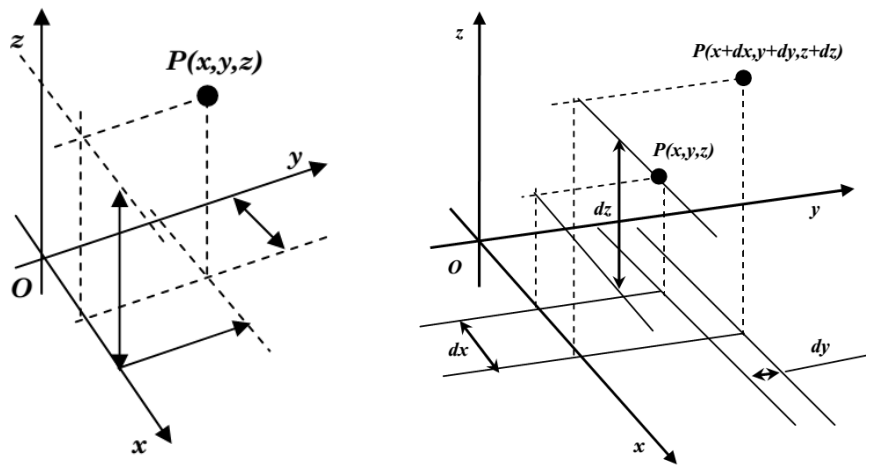


Fig. 4. Definirea explicita a unui punct: a) folosind coordonate; b) prin incrementare

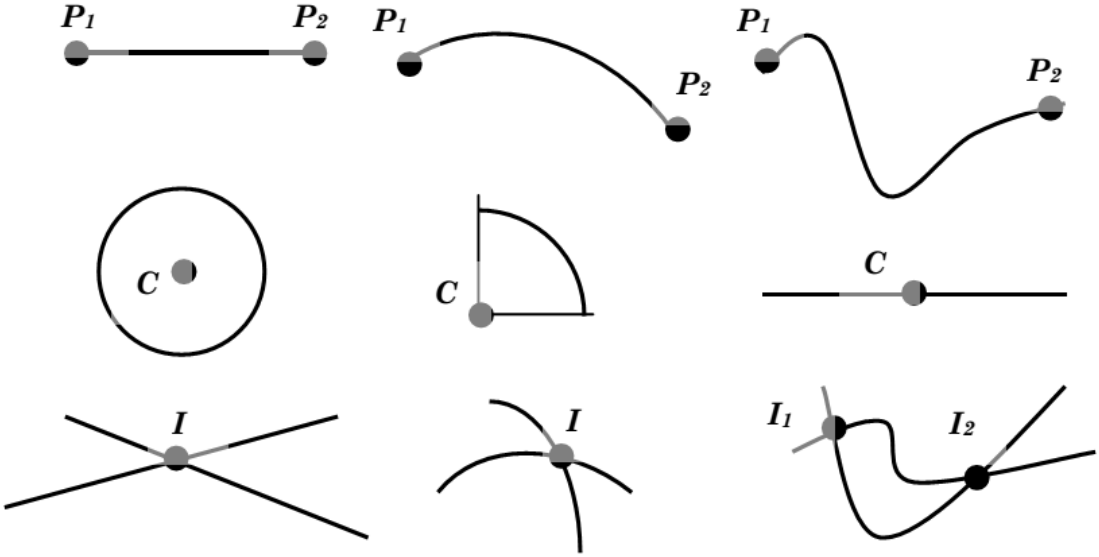


Figura 5. Definirea implicită a punctelor ca puncte de capăt, puncte caracteristice, puncte de intersecție

A.2. **Cercul** sau **arcul de cerc** pot fi construite atunci când sunt cunoscute: (1) raza şi centrul acestora sau diametrul, cazuri în care pentru arc sunt necesare şi unghiurile de început şi de sfârşit, (2) coordonatele a trei puncte, (3) coordonatele punctului de centru şi a unui alt punct de pe cerc sau arc, iar pentru arc unghiurile de început şi sfârşit, (4) raza şi o direcție tangentă la cerc.

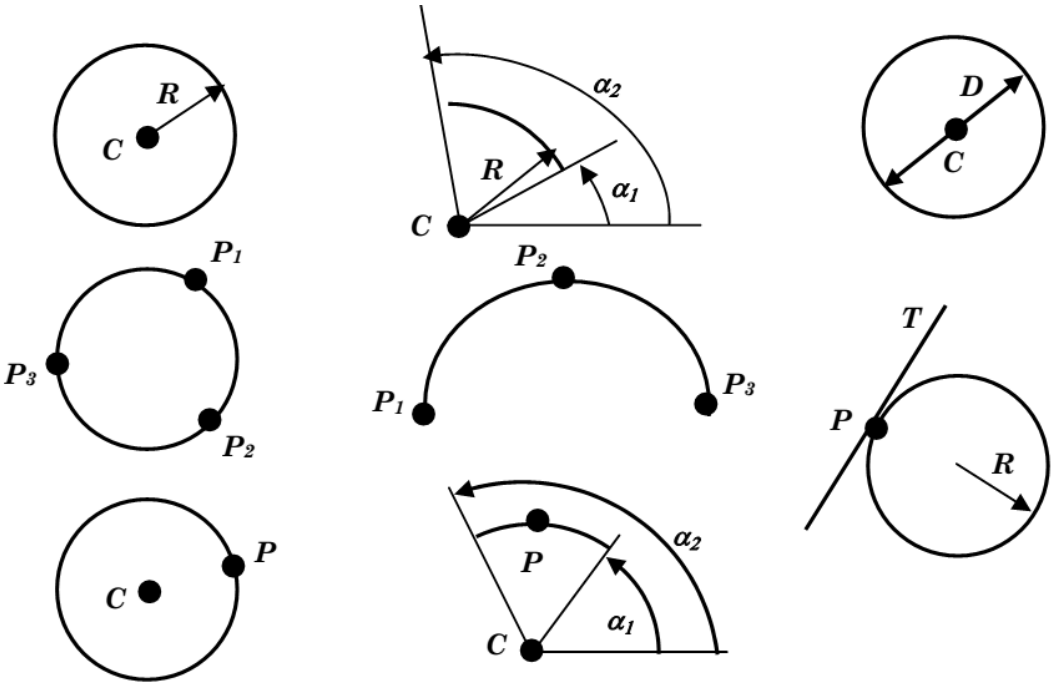


Figura 6. Reprezentarea cercurilor şi a arcelor de cerc.

A.3. **Elipsa** poate fi construită dacă se cunosc: (1) centrul şi lungimea semiaxelor, (2) patru puncte, (3) două diametre conjugate (Figura 7). **Parabolele** pot fi definite dacă sunt cunoscute: (1) coordonatele vârfului şi ale focarului, (2) trei puncte (Figura 7).

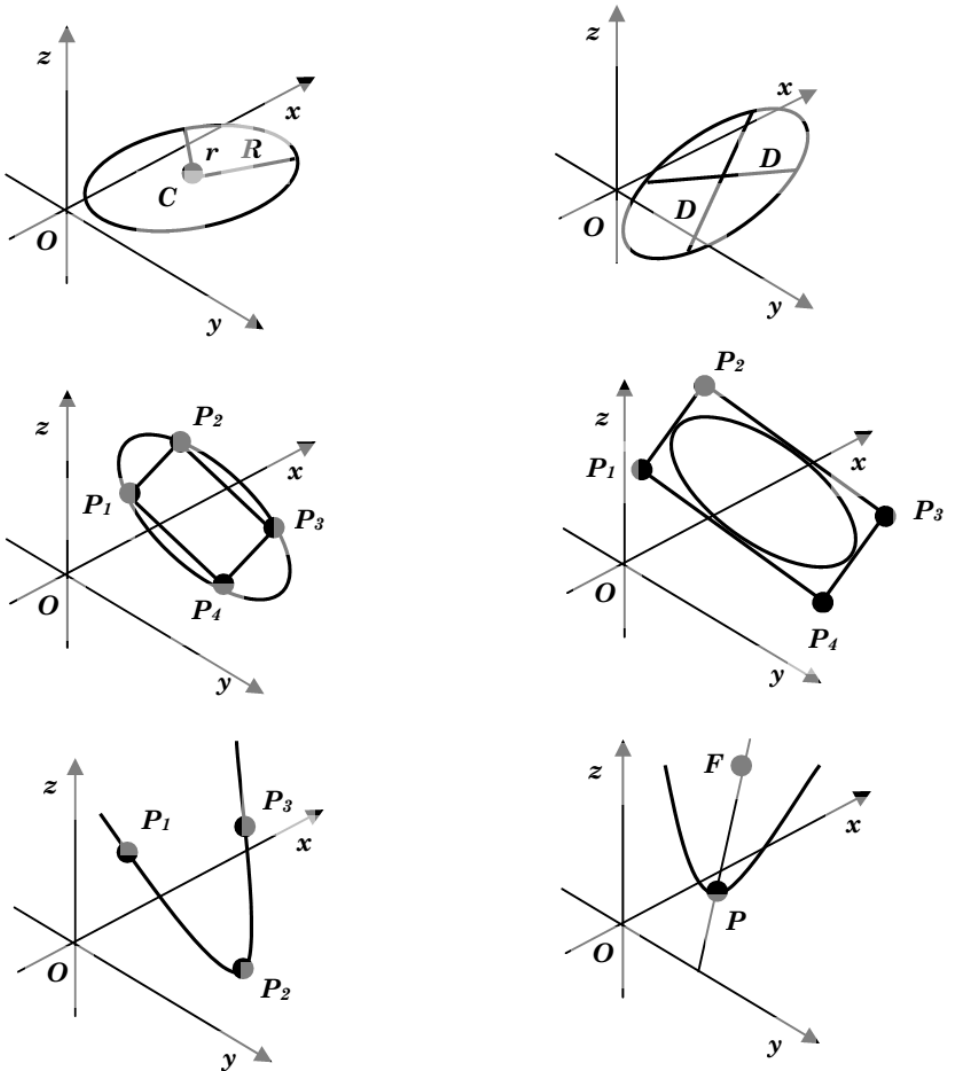


Figura 6. Metode de construcție şi definire a elipselor şi parabolelor

2 **Entități sintetice**: pentru curbele spline, un set de puncte şi pantele de început şi sfârşit pentru curbele Bezier printr-un set de puncte, pentru cubicele B-spline prin aproximarea unui set de puncte date sau prin interpolarea unui set de puncte.

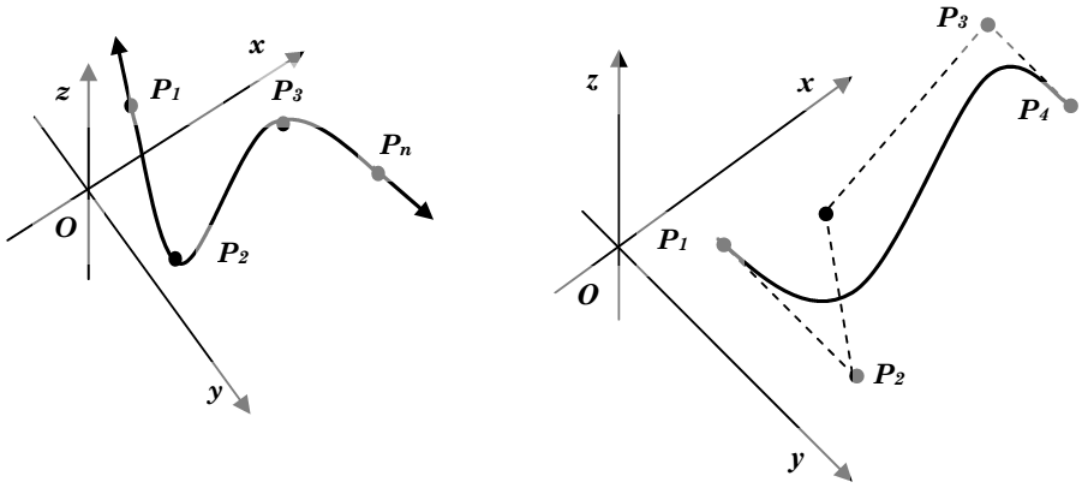


Figura. 7. a)Curbă spline cubică; b) curbă Bézier

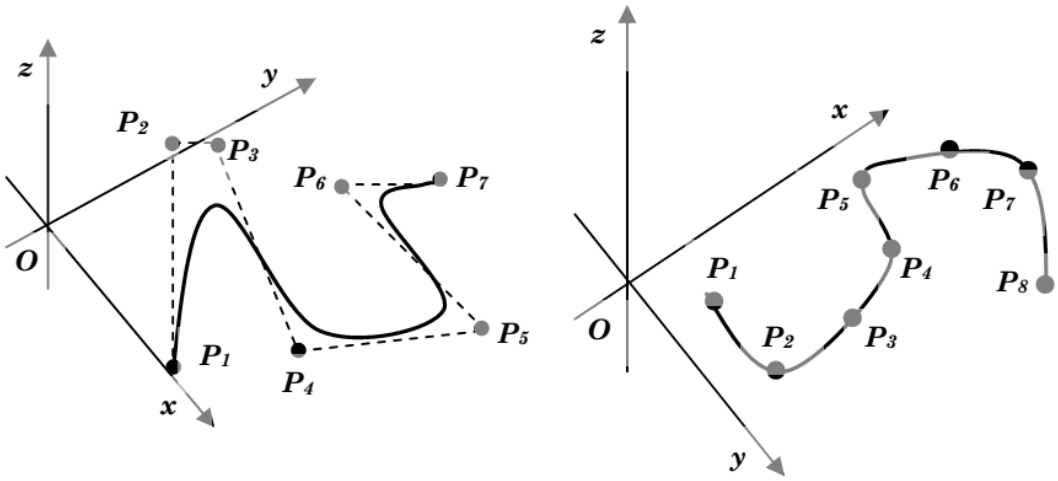


Figura 8. a) Curbă B-spline construită prin aproximare; d) curbă B-spline construită prin interpolare.

Desen tehnic şi Infografică (2); Note de curs

- Curs 8 –

REPREZENTAREA DREPTELOR ŞI A SEGMENTELOR DE DREAPTĂ

Reprezentarea vectorială şi matriceală a ecuațiilor analitice permite utilizarea unui limbaj matematic unitar, atât pentru curbele bidimensionale, cât şi pentru cele tridimensionale.

Descrierea geometrică a curbelor ce definesc un obiect poate fi realizată în mai multe moduri. O curbă poate fi descrisă fie printr-o succesiune de puncte, definite prin coordonatele lor, fie folosind o ecuație analitică. Metoda indicării șirului succesiv de coordonate este neproductivă datorită consumului mare de resurse ale sistemului de calcul pentru trecerea de la o formă la alta.

Curbele pot fi descrise matematic de ecuații parametrice sau neparametrice. Ecuațiile neparametrice pot fi la rândul lor explicite sau implicite. Pentru o curbă neparametrică coordonatele y şi z ale unui punct de pe curbă sunt exprimate ca două funcții de o singură variabilă, care este chiar a treia coordonată, x.

Forma parametrică a unei curbe tridimensionale este descrisă de următoarea ecuație:

$$\boldsymbol{P(u)} = [x \quad y \quad z]^T = [x(u) \quad y(u) \quad z(u)]^T, u_{\min} \le u \le u_{\max}$$

în care u este un parametru care are valori într-un interval limitat de valorile u_{min} şi u_{max}.

Ecuația parametrică implică faptul că pentru un punct oarecare al curbei coordonatele sale sunt componentele vectorului său de poziție. Relația parametrică este o relație generală care descrie corespondența dintre spațiul cartezian şi spațiul parametric. Este convenabil să se normalizeze variabila parametrică u astfel încât valorile sale să fie cuprinse în intervalul [0,1]. Sensul pozitiv de parcurgere a curbei este dat de creșterea valorilor parametrului u.

Parametrizarea ecuațiilor analitice ale dreptei se poate realiza în cel puțin două moduri prezentate în continuare. În primul caz parametrizarea utilizează relațiile vectoriale dintre vectorii de poziție a unor puncte caracteristice dreptei (Figura 1). Astfel, se consideră într-un sistem de referință cartezian Oxyz o dreaptă d şi două puncte $P_1(x_1,y_1,z_1)$ şi P_2 (x_2,y_2,z_2) ce aparțin dreptei, precum şi un punct oarecare P(x,y,z) ce aparține dreptei, situat între cele două puncte.

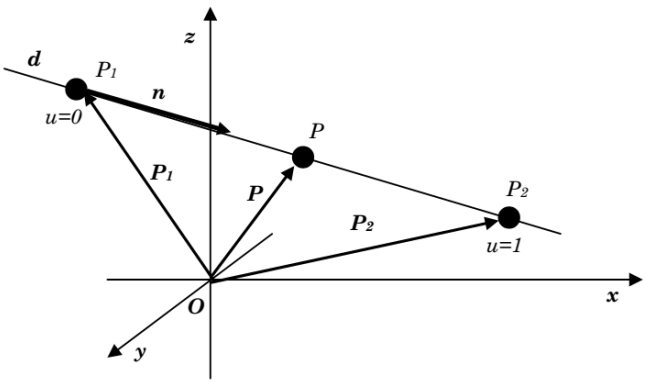


Figura 1. Reprezentarea dreptei definită de două puncte P_1, P_2.

Se defineşte un parametru u astfel încât are valoarea 0 corespunde punctului P1, iar valoarea 2 corespunde punctului P2. Se notează cu P1, P2 şi respectiv P vectorii de poziție ai celor trei puncte. Din relațiile geometrice dintre triunghiurile OP1P şi OP1 P2 şi vectoriale între vectorii de poziție ai punctelor considerate se poate scrie următoarea ecuație vectorială:

$$\boldsymbol{P} = \boldsymbol{P_1} + \left(\boldsymbol{P} - \boldsymbol{P}_1\right)$$

Vectorul (P − P_1) este proporțional cu vectorul (P2 − P1), astfel încât se poate scrie următoarea ecuație:

$$\boldsymbol{P} - \boldsymbol{P_1} = u\left(\boldsymbol{P_2} - \boldsymbol{P}_1\right)$$

Din relația anterioară vectorul de poziție al punctului oarecare P poate fi scris ca mai jos:

$$\boldsymbol{P} = \boldsymbol{P_1} + u\left(\boldsymbol{P_2} - \boldsymbol{P_1}\right) \qquad 0 \le u \le 1$$

În formă scalară această ecuaţie vectorială poate fi scrisă ca:

$$\begin{cases} x = x_1 + u\left(x_2 - x_1\right) \\ y = y_1 + u\left(y_2 - y_1\right) \\ z = z_1 + u\left(z_2 - z_1\right) \end{cases}, \quad 0 \le u \le 1$$

Vectorul tangent la dreapta d în punctul P1 este determinat prin relația vectorială:

$$\boldsymbol{P}' = \boldsymbol{P_2} - \boldsymbol{P_1}$$

sau sub formă scalară:

$$\begin{cases} x' = x_2 - x_1 \\ y' = y_2 - y_1 \\ z' = z_2 - z_1 \end{cases}$$

Vectorul unitate al vectorului tangent P' care determină direcția dreptei d (Figura 1) este definit prin relația vectorială:

$$\boldsymbol{n} = \frac{\boldsymbol{P_2} - \boldsymbol{P_1}}{\left|\boldsymbol{P_2} - \boldsymbol{P_1}\right|} = \frac{\boldsymbol{P_2} - \boldsymbol{P_1}}{D} = \frac{x_2 - x_1}{D} \cdot \vec{i} + \frac{y_2 - y_1}{D} \cdot \vec{j} + \frac{z_2 - z_1}{D} \cdot \vec{k}$$

în care D este lungimea segmentului de dreaptă definit de punctele P_1 şi P_2 şi are valoarea egală cu modulul vectorului diferenţă $P_2 - P_1$:

$$D = \left|\boldsymbol{P_2} - \boldsymbol{P_1}\right| = \sqrt{(x_2 - x_1)^2 + (y_2 - y_1)^2 + (z_2 - z_1)^2}$$

A doua posibilitate de parametrizare a ecuaţiei analitice a unei drepte este aceea care utilizează un punct P_1 şi un vector unitate n ce defineşte direcţia şi sensul de parcurgere a dreptei (Figura 2). Această metodă este de bază pentru vizualizarea unei segment de dreaptă. Acest lucru este fundamentat de faptul că dacă se cunoaşte punctul iniţial, vectorul unitate şi un parametru cu care se poate determina distanţa până la oricare alt punct de pe dreaptă, coordonatele celui de-al doilea punct se determină simplu, după metodologia descrisă în continuare.

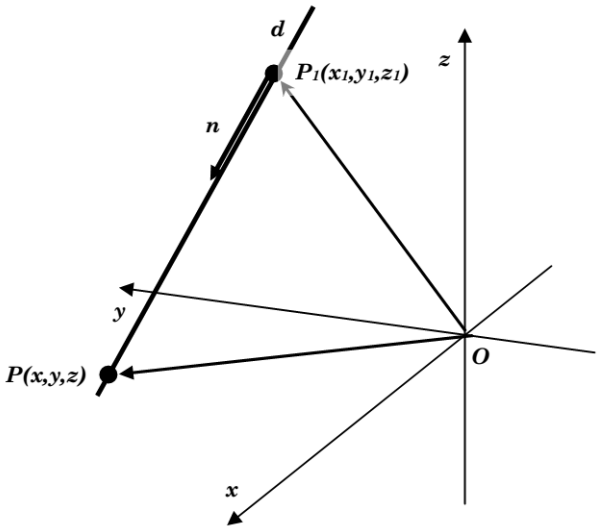


Figura 2. Dreapta este definită prin coordonatele unui punct şi vectorul unitate al dreptei.

Pentru a dezvolta ecuaţia parametrică a unei drepte în condiţiile arătate mai sus se consideră un punct oarecare P(x,y,z), situat pe o dreaptă d o distanţă D de P1(x1,y1,z1). Din triunghiul OPP1, ţinând seama de faptul că OP şi OP1 sunt vectorii de poziţia ai punctelor P şi P1, ecuaţia vectorială a dreptei d se deduce din relaţia vectorială:

$$\boldsymbol{P} = \boldsymbol{P_1} + D\boldsymbol{n} \qquad -\infty \le D \le \infty$$

în care D este modulul vectorului diferenţă:

$$D = \left|\boldsymbol{P} - \boldsymbol{P_1}\right|$$

În relaţiile anterioare mărimea D are rolul de parametru, iar vectorul n este vectorul tangent în punctul P_1. Segmentul de dreaptă poate fi vizualizat după ce utilizatorul furnizează sistemului coordonatele punctului P_1, distanţa D şi cosinusurile

directoare ale vectorului unitate n, astfel încât pot fi evaluate cu relațiile de mai sus coordonatele celui de-al doilea punct ce definește segmentul de dreaptă, în condițiile în care parametrul are valoare 0 corespunzător punctului P_1 şi 1 corespunzător punctului P.

REPREZENTAREA PARAMETRICĂ A CERCURILOR

Ecuația parametrică a unui cerc are următoare formă, în concordanță cu reprezentarea grafică din Figura 3:

$$\begin{cases} x = x_c + R\cos u \\ y = y_c + R\sin u, \quad 0 \le u \le 2\pi \\ z = z_c \end{cases}$$

presupunând că planul cercului este planul Oxy al sistemului de coordonate pentru o mai simplă manipulare a relațiilor matematice. În sistemul de ecuații de mai sus unghiul dintre raza cercului corespunzătoare unui punct P, arbitrar ales, şi o dreaptă paralelă cu axa Ox, notat cu u are rolul de parametru.

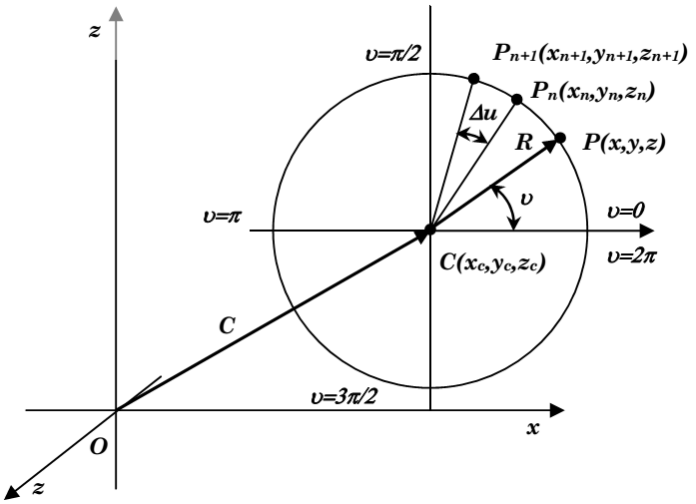


Figura 3. Reprezentarea parametrică a unui cerc cunoscând raza şi centrul cercului.

Se observă că parametrizarea cercului este asemănătoare cu o transformare a sistemului de coordonate, urmată de o transformare a sistemului de referință printr-o transformare geometrică de translație.

Reprezentarea parametrică a cercului oferă posibilități multiple pentru implementarea unor algoritmi de calcul şi vizualizare care solicită într-o mai mică măsură resursele sistemului. Cercul (şi nu numai) este vizualizat ca o linie poligonală, coordonatele vârfurilor poligonului fiind evaluate în mod secvențial pentru valori consecutive ale parametrului u. Din păcate, pentru a obține o imagine cât mai fidelă a cercului, numărul punctelor pentru care trebuie calculate şi stocate coordonatele crește foarte mult, astfel încât necesarul de resurse sistem crește foarte mult. Pentru a evita o

asemenea problemă de implementare a algoritmului de calcul, se utilizează un increment constant Δu pentru parametrul u şi se calculează coordonatele a două puncte succesive. Fie $P_n(x_n,y_n,z_n)$, $P_{n+1}(x_{n+1},y_{n+1},z_{n+1})$ două puncte consecutive care aparțin cercului, valorile parametrului corespunzătoare celor două puncte fiind u, respectiv $u+\Delta u$. Ecuațiile parametrice corespunzătoare celor două puncte sunt următoarele:

- pentru punctul P_n:

$$\begin{cases} x_n = x_c + R\cos u \\ y_n = y_c + R\sin u \\ z_n = z \end{cases}$$

- pentru punctul P_{n+1}:

$$\begin{cases} x_{n+1} = x_c + R\cos(u+\Delta u) \\ y_{n+1} = y_c + R\sin(u+\Delta u) \\ z_{n+1} = z_n = z \end{cases}$$

Se obțin următoarele relații între coordonatele carteziene ale celor două puncte consecutive:

$$\begin{cases} x_{n+1} = x_c + (x_n - x_c)\cos\Delta u - (y_n - y_c)\sin\Delta u \\ y_{n+1} = y_c + (y_n - y_c)\cos\Delta u + (x_n - x_c)\sin\Delta u \\ z_{n+1} = z_n \end{cases}$$

Relațiile fac posibil calculul coordonatelor unui număr finit de puncte ale unui cerc, cunoscând doar coordonatele centrului cercului şi incrementul unghiular Δu. Funcțiile trigonometrice trebuie evaluate o singură dată, ceea ce reduce în mod semnificativ necesarul de resurse ale sistemului pentru calculul coordonatelor punctelor.

Arcurile de cerc, care necesită, pe lângă indicarea centrului şi razei, unghiurile de început şi sfârşit. Ecuația parametrică a unui arc de cerc poate fi scrisă în următoarea formă:

$$\begin{cases} x = x_c + R\cos u \\ y = y_c + R\sin u,\ u_i \le u \le u_s \\ z = z_c \end{cases}$$

în care u_i şi u_s sunt unghiurile de început şi de sfârşit ale arcului respectiv. O atenție deosebită trebuie acordată sensului pozitiv de creştere a unghiurilor, întrucât dacă nu există implementată o regulă de generare şi vizualizare a arcului, se poate greşi deoarece exista două posibilități, sens trigonometric si invers trigonometric.

Desen tehnic şi Infografică (2); Note de curs

- Curs 9 –

MODELAREA CU SUPRAFEŢE A OBIECTELOR

Reprezentarea şi proiectarea obiectelor complexe cum ar fi piesele turnate, de mai mari sau mai mici dimensiuni, corpurile automobilelor, şi mult mai important, cele ale vaselor maritime, fluviale, aparatelor de zbor, nu pot fi realizate cu o precizie suficientă prin modelarea wireframe. O soluție care poate fi adoptată în acest caz este aceea de utilizare a celei de a doua metode de modelare geometrică, şi anume modelarea cu suprafețe a obiectelor tridimensionale.

Pe lângă reprezentarea şi proiectarea geometrică, modelarea cu suprafețe ar putea fi utilizată pentru a calcula proprietățile de masă, a verifica corecta îmbinare a componentelor unui ansamblu, a genera secțiuni transversale, rețele pentru analiza cu element finit şi programarea centrelor automate de prelucrare. Modelele cu suprafețe merg cu un pas mai departe față de modelarea wireframe prin furnizarea de date referitoare asupra suprafețelor ce conectează marginile obiectelor. În mod clasic, un model cu suprafețe constă din entități wireframe ce formează suportul pentru crearea entităților superficiale, iar descrierea suprafețelor este abordată, de obicei, ca o extensie a reprezentării wireframe.

În comparație cu modelele realizate cu solide (corpuri solide), deși modelele pot arăta la vizualizare în mod similar, există o diferență fundamentală. Modelele cu suprafețe definesc numai geometria obiectelor corespunzătoare fără a stoca date referitoare la topologia acestor obiecte. În plus, modelele cu suprafețe nu conțin date referitoare la volumul obiectelor. Cu toate avantajele clare pe care le aduce în raport cu modelarea wireframe, modelarea cu suprafețe implică un consum ridicat de resurse de sistem.

Pe scurt, se poate spune că modelarea cu suprafețe:

(1) asigură o descriere matematică a formei suprafeței obiectelor,

(2) furnizează câteva caracteristici de verificare a integrității,

(3) nu asigură nici o dată referitoare la conectivitatea suprafețelor, motiv pentru care suprafețele nu sunt în mod necesar corect conectate;

(4) este utilizată în domeniile în care se cer numai efecte vizuale, de exemplu simulatoarele de zbor.

Dintre avantajele modelării cu suprafețe pot fi amintite:

(1) mai puțin ambiguă,

(2) mărește realismul de afișare a scenelor prin utilizarea algoritmilor de ascundere a liniilor şi suprafețelor,

(3) algoritmii de simulare a luminii şi umbrei sunt utilizați numai pentru mărirea realismului suprafețelor şi solidelor,

(4) poate fi utilizată în calculele proprietăților de masă şi volum, modelarea cu elemente finite, generarea programelor de prelucrare automată, secționarea transversală şi detectarea interferenței.

Dintre dezavantaje pot fi menționate:

(1) cunoașterea unor noțiuni matematice mai avansate şi

(2) parcurgerea unui proces de instruire mai îndelungat din partea utilizatorului,

(3) consum relativ mare de resurse sistem, mai ales pentru calcul şi stocare.

Vizualizarea suprafețelor este îmbunătățită prin adăugarea artificială a unor linii (numite rețea) ce se intersectează pe suprafață, împărțind-o astfel în mai multe fragmente ce se interconectează perfect. Pentru o corectă interconectare şi reprezentare a suprafețelor, modul de stocare a datelor referitoare la entitățile wireframe ce creează rețeaua superficială trebuie să respecte o anumită ordine pentru a obține suprafața corectă.

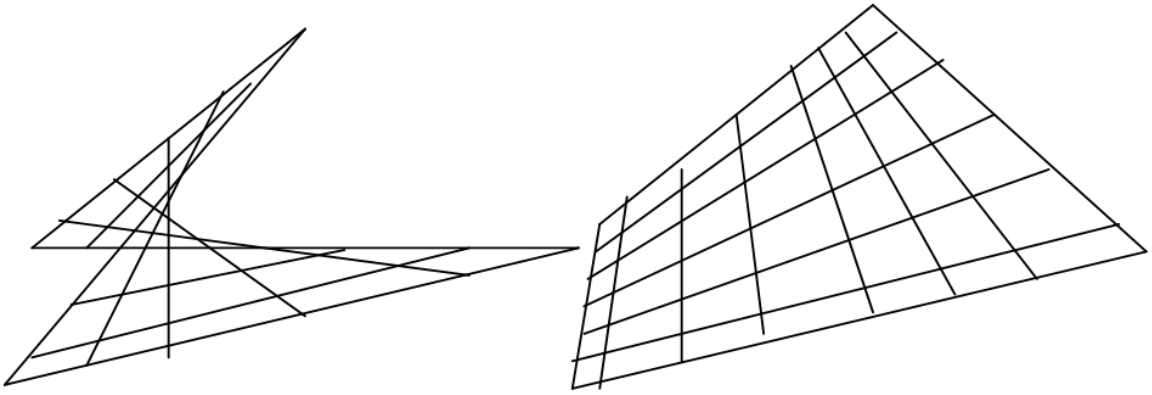


Fig. 1. Conectarea incorectă (conduce la o structură torsionată), corectă a nodurilor rețelei wireframe (conduce la o suprafață uniformă)

TIPURI DE SUPRAFEȚE ELEMENTARE

Sistemele de tip CAD/CAM moderne pot folosi următoarele entități primitive de tip suprafață:

• **entități analitice**:

1. suprafață plană, definită în cazul general prin 3 puncte distincte coplanare; de asemenea, poate fi definită prin două linii paralele, prin trei puncte sau printr-o linie şi un punct; suprafețele plane se folosesc pentru vizualizarea secțiunilor transversale, pentru generarea secțiunilor pentru calculul proprietăților de masă sau alte aplicații.

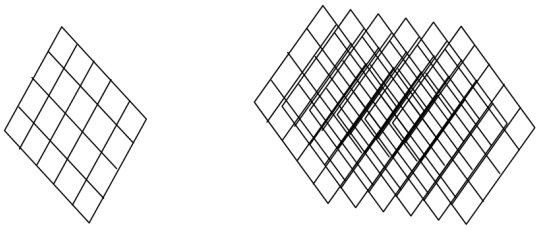


Figura 2. Suprafață plană: a) suprafață simplă) suprafață multiplă

2. suprafață riglată, definită prin interpolare între două curbe de frontieră; curbele limită pot fi oricare entitate wireframe, însă fără puncte de întoarcere

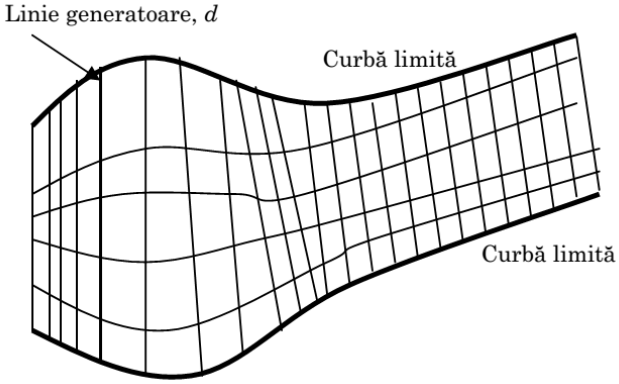


Figura 3. Suprafață riglată obținută prin deplasarea liniei d pe cele două curbe limită

3. suprafață de revoluție(rotație), construită prin rotirea unei curbe plane; are proprietatea de a fi axial simetrică, în acest fel modelând geometric obiectele tridimensionale cu o două obiecte bidimensionale (axa și profilul plan)

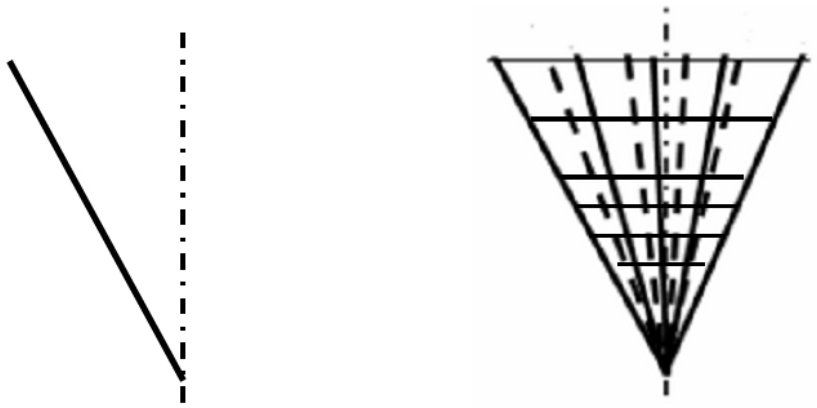


Figura 4. Suprafață de rotație obținută prin rotația unei drepte în jurul axei.

4. suprafață cilindrică (tabulară), construită prin translarea unei curbe plane de-a lungul unei generatoare; planul curbei este perpendicular pe generatoare

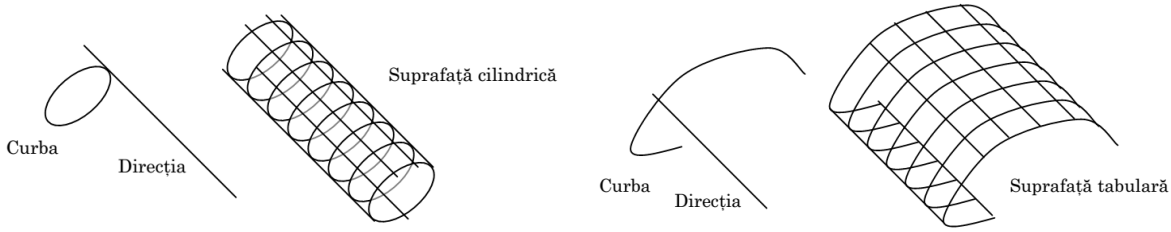


Figura 5. Suprafețe cilindrice şi tabulare

- **entități sintetice.** Există diferite tipuri de entități sintetice, derivate in cea mai mare parte din curbele sintetice. Vom enumera in continuare doar unele din cele mai utilizate tipuri de entități sintetice de suprafață:

1. suprafețe B-spline; similar ca în cazul curbelor B-spline aceste suprafețe pot aproxima sau interpola punctele de control şi oferă posibilitatea controlului local al suprafeței

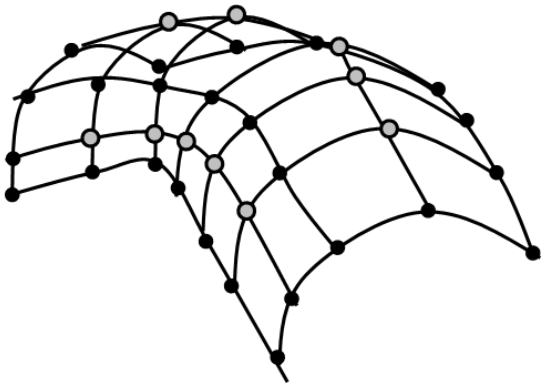


Figura 6. Suprafeţe B-spline care interpolează punctele de control

2. fragmente rectangulare sau triunghiulare Bézier (patchuri); este o curbă sintetică care aproximează punctele de control, fiind posibil doar controlul global al suprafeţei

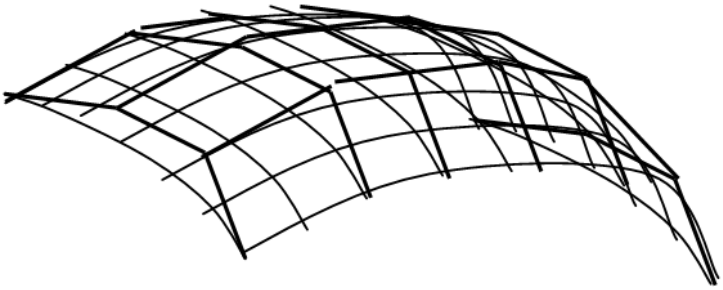


Figura 7. Suprafeţe Bézier care aproximează punctele de control

REPREZENTAREA PARAMETRICĂ A SUPRAFEȚELOR ANALITICE

Proprietățile principale ale ecuațiilor parametrice caracteristice curbelor analitice care au importanță în modelarea geometrică şi proiectarea asistată sunt discutate în continuare:

SUPRAFEȚE PLANE

În funcție de condițiile disponibile la un moment dat pot fi deduse forme echivalente ale ecuației parametrice. În cazul cel mai simplu, ecuația parametrică a unei suprafeţe plane poate fi dedusă din condiția de definire a unui plan de către trei puncte (Figura 8).

Pentru deducerea ecuației parametrice se consideră următoarele ipoteze de lucru: (1) punctul inițial *P0* corespunde valorilor minime ale parametrilor, care se aleg egale cu 0; (2) vectorii diferenţă *(P1-P0)* şi *(P2-P0)* definesc direcțiile axelor sistemului de coordonate parametrice.

Ţinând seama de faptul că cei doi parametri sunt definiţi pe intervalul [0,1], vectorul de poziţie al unui punct arbitrar *P* al suprafeţei este definit ca o combinație liniară a celor doi vectori de mai sus, relaţia a următoare:

$$\boldsymbol{P}(u,v) = \boldsymbol{P0} + u(\boldsymbol{P1} - \boldsymbol{P0}) + v(\boldsymbol{P2} - \boldsymbol{P0}),\ 0 \le u \le 1,\ 0 \le v \le 1$$

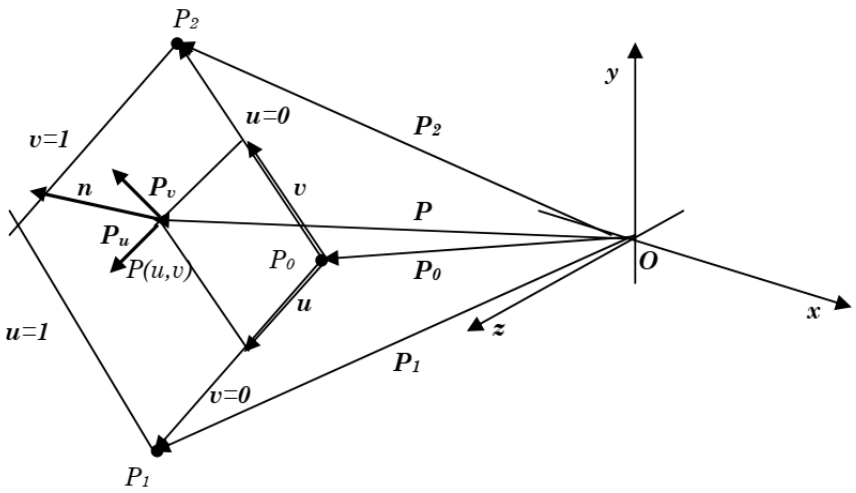


Figura 8. Suprafaţă plană definită de trei puncte

După deducerea ecuaţiei parametrice este important de determinat vectorii tangenţi şi vectorul normal la suprafaţa plană în punctul arbitrar ales P.

$$\boldsymbol{P_u}(u,v) = \boldsymbol{P_1} - \boldsymbol{P_0}, \quad \boldsymbol{P_v}(u,v) = \boldsymbol{P_2} - \boldsymbol{P_0}, \quad 0 \le u \le 1, \quad 0 \le v \le 1$$

$$\vec{\boldsymbol{n}}(u,v) = \frac{(\boldsymbol{P}_1 - \boldsymbol{P}_0)x(\boldsymbol{P}_2 - \boldsymbol{P}_0)}{\left|(\boldsymbol{P}_1 - \boldsymbol{P}_0)x(\boldsymbol{P}_2 - \boldsymbol{P}_0)\right|}, \quad 0 \le u \le 1, \quad 0 \le v \le 1$$

Vectorul unitate normal este constant pentru orice punct al planului.

Există şi alte posibilități de definire a unei suprafețe plane, şi anume: (1) suprafață plană definită de un punct şi două direcții definite de doi versori, (2) suprafață plană ce trece printr-un punct şi este perpendiculară pe un vector. Figurile următoare prezintă cele două modalităţi de definire.

În prima situaţie, deducerea ecuaţiei parametrice începe cu relaţia de mai jos, în care vectorul de poziţie al unui punct arbitrar ales pe suprafaţa plană poate fi scris astfel:

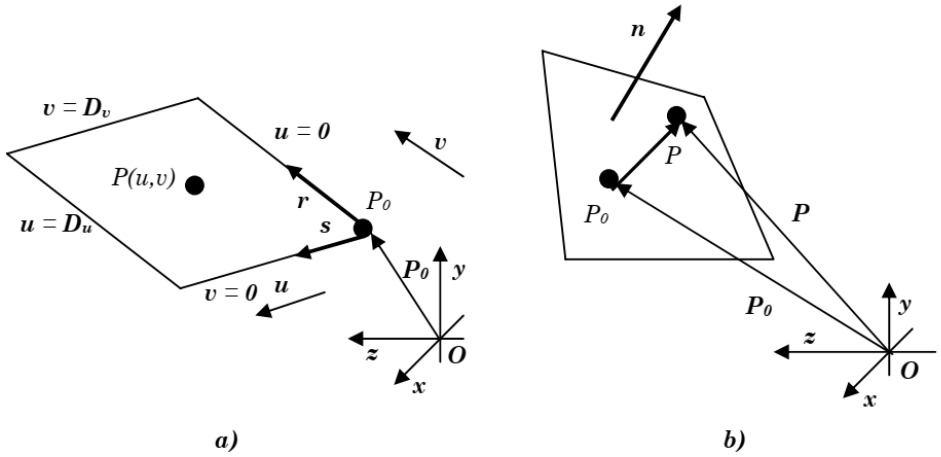


Figura 9. Alte posibilităţi de definire a suprafeţei plane;
a) un punct şi două direcţii în plan;
b) un versor normal şi un punct.

$$\boldsymbol{P}(u,v) = \boldsymbol{P}_0 + uD_u\vec{\boldsymbol{r}} + vD_v\vec{\boldsymbol{s}} \quad 0 \le u \le 1, \quad 0 \le v \le 1$$

Notațiile D_u, D_v au semnificația de dimensiuni ale fragmentului de suprafață plană.

În cea de a doua situație nu se obține direct o formă parametrică de reprezentare:

$$(\boldsymbol{P} - \boldsymbol{P}_0) \cdot \boldsymbol{n} = 0$$

Relaţia poate fi utilizată pentru deducerea unei ecuații parametrice, dacă se generează două puncte pe suprafața considerată cu aceeaşi relaţie, după care se aplică metoda de deducere cu trei puncte

SUPRAFEŢE RIGLATE

Suprafeţele riglate se obţin prin deplasarea unei drepte, numită generatoare, sprijinită pe două curbe de ghidare *G(u)* şi *Q(u)* (Figura 10). Are următoarele caracteristici: (1) într-un punct oarecare *P(u,v)* al suprafeţei există cel puţin o dreaptă cuprinsă complet în suprafață, (2) orice suprafață desfăşurabilă este riglată, însă reciproca nu este întotdeauna adevărată.

Din Figura 10 se observă că pentru valori particulare ale parametrului u, dreapta descrie curbe izoparametrice, care sunt în acest caz tot drepte. Mărimea v se numește *parametrul generatoarei.* Pentru $u = u_i$ corespunde dreapta Q_iG_i. Considerând vectorii de poziție corespunzători valorilor u_i, respectiv u, putem scrie următoarea relaţie matriceală:

$$\boldsymbol{P}(u_i, v) = \boldsymbol{G}_i + v \cdot (\boldsymbol{Q}_i - \boldsymbol{G}_i), \quad 0 \le v \le 1, \; u = u_i$$

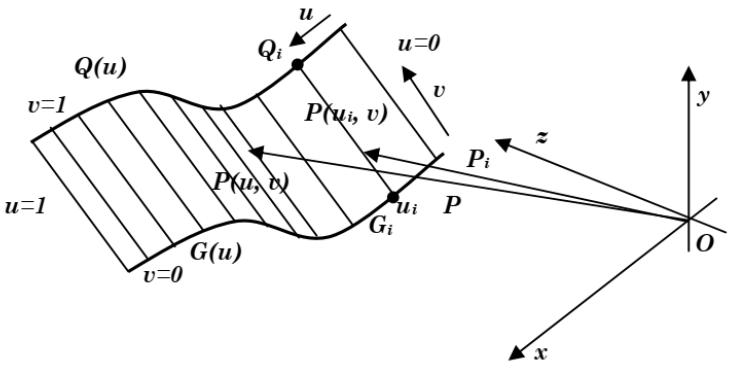


Figura 10. Suprafaţă riglată şi procedeul de deducere a ecuaţiei parametrice

Generalizând relaţia anterioara se obţine ecuaţia parametrică a suprafeţei riglate:
$P(u,v) = G(u) + v \cdot [Q(u) - G(u)] = (1-v)G(u) + vQ(u), \quad 0 \le u \le 1, \quad 0 \le v \le 1 \cdot$

SUPRAFEŢE DE ROTAŢIE

Suprafeţele de rotaţie se obţin prin rotirea cu un anumit unghi, a unei curbe plane în jurul unei drepte care are poziţie fixă, numită axă.

Curba plană se numeşte curbă de profil. Pentru unghiuri mai mici de 2π se obţin pentru fiecare punct al curbei arce de cerc cu centrul pe dreapta fixă şi raza egală cu distanţa de la dreaptă la curba plană. Dacă rotaţia se face cu un unghi 2π secţiunile transversale sunt cercuri, numite *paralele*, care au raze variabile în funcţie de forma curbei plane, (Figura 11).

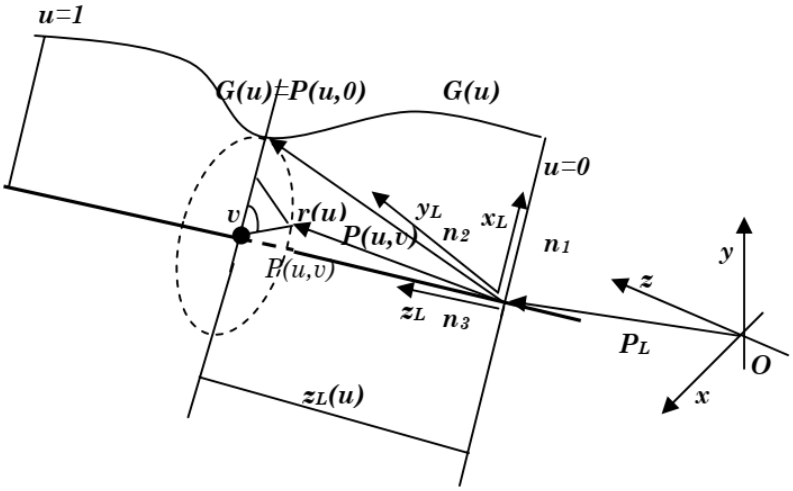


Figura 11. Construcţia unei suprafeţe de revoluţie şi reprezentarea parametrică a acesteia

Pentru a determina ecuaţia parametrică a suprafeţei de revoluţie se alege un sistem de coordonate local a cărui axă *PLzL* coincide cu axa de rotaţie, triunghiul haşurat ce este perpendicular pe axa *ZL*, ecuaţia parametrică se scrie:

$$\boldsymbol{P}(u,v) = r_z(u)\cos v\vec{n}_1 + r_z(u)\sin v\vec{n}_2 + z_L(u)\vec{n}_3 \qquad 0 \le u \le 1, \quad 0 \le v \le 1$$

Dacă se alege $zL(u)=u$ pentru fiecare punct al profilului, ecuaţia de mai sus va da coordonatele (xL,yL,zL) a unui punct $\boldsymbol{P}(u,v)$. Coordonatele locale vor fi transformate la

coordonatele modelului înainte de vizualizarea suprafeţei. Baza de date a unei suprafeţe de revoluţie trebuie să includă profilul, axa de rotaţie şi unghiul, definit ca unghi de început şi de sfârşit.

SUPRAFEŢE TABULARE

Suprafeţele tabulare sunt obţinute fie prin translarea unei curbe spaţiale de-a lungul unei direcţii date, fie prin deplasarea unei drepte, numită generatoare, de-a lungul unei curbe plane numită directoare. Linia dreaptă va fi întotdeauna paralelă cu un vector fix ce defineşte direcţia *v* (Figura 4.15).

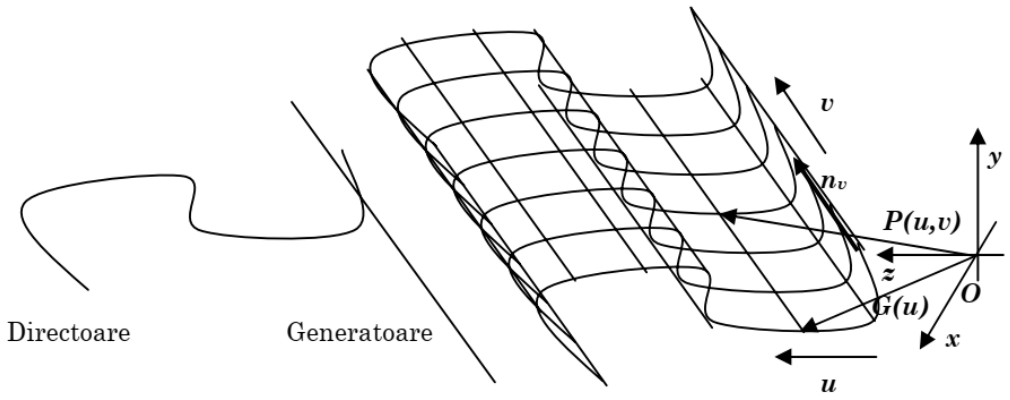


Figura 12. Construcţia unei suprafeţe tabulare şi parametrizarea acesteia.

Vectorul de poziţie a oricărui punct ***P(u,v)*** ce aparţine suprafeţei poate fi scris ca:

$$\boldsymbol{P}(u,v) = \boldsymbol{G}(u) + v\vec{\boldsymbol{n}}_v \qquad 0 \le u \le u_{\max}, \quad 0 \le v \le v_{\max}$$

Cunoscând curba directoare, lungimea suprafeţei (limita inferioară şi superioară) şi direcţia de parcurgere a dreptei (vectorul ***nv***) se poate realiza reprezentarea suprafeţei.

Desen tehnic și Infografică (2); Note de curs

- Curs 10 –

MODELAREA CU SOLIDE A OBIECTELOR

În multe aplicaţii este important a se face distincţie între interiorul, exteriorul şi suprafaţa obiectelor tridimensionale, precum şi de a avea capacitatea de a calcula proprietăţile obiectului.

În comparație cu modelele realizate cu suprafete, deși modelele pot arăta la vizualizare în mod similar, există o diferență fundamentală. Modelele cu suprafețe definesc numai geometria obiectelor corespunzătoare fără a stoca date referitoare la topologia acestor obiecte.

În cazul sistemelor de proiectare sau fabricație asistată de calculator, dacă un obiect solid poate fi modelat într-un mod ce surprinde adecvat geometria, atunci mai multe operaţii utile pot fi realizate înainte ca obiectul să devină un produs. Astfel, se poate verifica dacă două obiecte interferează unul cu celălalt sau se pot calcula proprietăţi cum ar fi volumul şi centrul de masă. De asemenea, analiza cu element finit este aplicabilă modelelor solide pentru a determina comportarea acestuia la diverse solicitări mecanice sau termice. O reprezentare satisfăcătoare a unui obiect solid poate face posibilă crearea unei secvenţe de instrucţiuni în mod automat pentru centrele de prelucrare automată. În plus, unele tehnici grafice, cum ar fi modelarea transparenţei , depind de capacitatea de a determina dacă un fascicul de lumină poate trece şi ieşi dintr-un obiect solid. Aceste exemple sunt în totalitate aplicaţii ale modelării cu solide. Altfel spus, modelarea cu solide devine din ce în ce mai repede o principală arie de cercetare şi dezvoltare în aplicaţii cum ar fi proiectarea produselor şi tehnologiilor, fabricaţia asistată de calculator, fabricaţia integrată cu calculatorul, modelarea componentelor electronice, programarea roboţilor şi planificarea mişcării. Toate aceste aplicaţii necesită reprezentarea formelor obiectelor fizice solide, care poate fi asigurată prin modelarea cu solide.

Ca domeniu distinct, modelarea cu solide acoperă câteva discipline, incluzând matematica, ştiinţa calculatoarelor şi ingineria. În consecinţă, este un subiect larg deschis care trebuie să pună de acord o diversitate de puncte de vedere, ca un rezultat al diversităţii de scopuri ale acestei metode de modelare geometrică.

Necesitatea de a modela obiectele ca solide are drept rezultat dezvoltarea unei serii de metode specializate pentru reprezentarea acestora. Conceptual, un sistem de modelare cu solide cuprinde trei nivele de abstractizare:

1. nivelul utilizator al sistemului de modelare reprezintă cel mai ridicat nivel de abstractizare, identificat cu interfaţa utilizator. Utilizatorul interacţionează cu sistemul printr-un limbaj de proiectare ce poate fi textual, vizual sau mixt. La acest nivel, sunt disponibile mijloace conceptuale pentru construcţia, modificarea, arhivarea şi distrugerea modelelor. De asemenea, pot exista diferite alte mijloace pentru analiza unui model, şi chiar pentru a argumenta unele din proprietăţile acestuia.

2. al doilea nivel de abstractizare se referă la infrastructura matematică şi algoritmică. La acest nivel al infrastructurii, se implementează operaţiile conceptuale

existente la nivelul interfeţei utilizator, precum şi un specru larg de mijloace auxiliare cerute de aceste operaţii (algoritmi pentru construcţia intersecţiei a două obiecte, sau mijloace de determinare a existenţei intersecţiei dintre două suprafeţe tridimensionale).
3. la nivelul cel mai de jos se află substratul calculelor aritmetice şi simbolice ce sunt utilizate ca primitive de către infrastructura algoritmică. În sensul cel mai fundamental, substratul de la acest nivel constă din capacităţile hardware de a efectua operaţii logice şi operaţii aritmetice în numere întregi sau în virgulă mobilă.

5.3.1. MODELE VOLUMICE ELEMENTALE

Construcţia unui model cu solide se face, în marea majoritate a cazurilor, în câteva etape succesive, care au ca punct iniţial fie modificarea unui model existent, fie crearea unui model în totalitate nou folosind obiecte primitive. Obiectele primitive sunt selectate dintr-o mulţime posibilă de forme geometrice. O formă este apelabilă prin indicarea valorilor unor anumiţi parametri. Câteva moduri de definire a primitivelor sunt prezentate în continuare:
a) fiecare primitivă este selectată dintr-un set de forme de solide şi este apelată prin alegerea valorilor pentru anumiţi parametri de dimensionare ce controlează forma finală. De exemplu, un produs program de modelare ce implementează CSG poate utiliza blocuri, cilindri, sfere, conuri şi tori. Parametrii necesari în acest caz sunt lungimea laturii blocurilor, diametrul şi lungimea cilindrilor ş.a.m.d.
b) o primitivă este creată prin extrudarea unui contur de-a lungul unei curbe spaţiale. Atât forma conturului, cât şi forma curbei spaţiale sunt definite prin parametri. De exemplu, se poate extruda un disc de rază r de-a lungul unui segment de lungime l, creând astfel un cilindru solid. Această abordare permite generarea şi verificarea proceselor tehnologice de tăiere pentru maşinile automte de prelucrare.
c) toate primitivele sunt semispaţii algebrice, adică, setul de puncte definit cu relaţia $\{(x, y, z)\ f(x, y, z) \leq 0\}$ unde f este o formă polinomială ireductibilă. Coeficienţii polinomiali pot fi consideraţi parametrii de formă. Acestă abordare a fost utilizată în câteva sisteme de cercetare. Oricare sistem de modelare fundamentat pe reprezentarea CSG se bazează pe un set de corpuri geometrice volumice primitive, numite în continuare simplu primitive, care cuprinde următoarele tipuri de obiecte: bloc paralelipipedic, sferă, con, cilindru, tor şi prismă triunghiulară.

În continuare sunt prezentate caracteristicile fundamentale ale acestor primitive:
1. blocul (paralelipipedul dreptunghic), reprezintă un corp geometric de formă paralelipipedică caracterizat prin: înălţime, lăţime şi lungime (Figura 1). Matematic blocul este definit de următorea relaţie:

$$\{(x,y,z)/0 < x < W, 0 < y < H, 0 < z < D\}$$

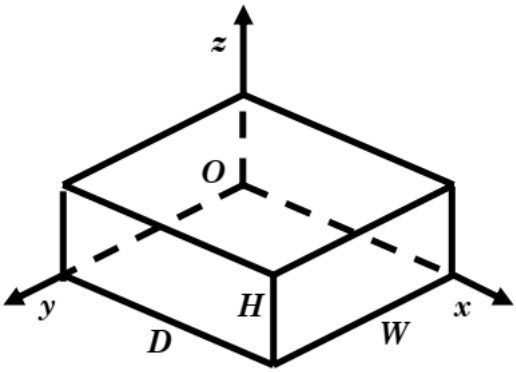


Fig. 1. Blocul ca primitivă, caracterizat de D, W, H.

2. cilindrul, reprezintă un cilindru circular drept, a cărui geometrie este descrisă de raza R, lungimea H (de-a lungul axei Oz), putând fi pozitiv sau negativ (Figura 2). Matematic cilindrul este definit de următoarea relaţie matematică:

$$\{(x,y,z)/x^2+y^2<R^2, 0<z<H\}$$

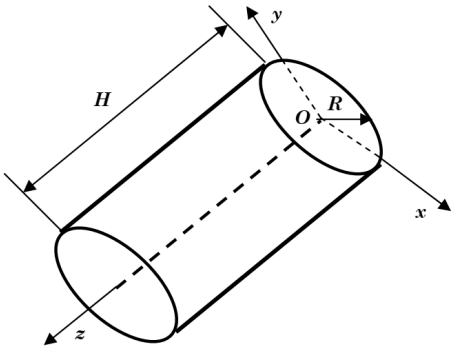


Fig. 2. Cilindrul primitiv caracterizat de raza R şi înălţimea H.

3. sfera, reprezintă o sferă definită prin raza R (diametrul) şi centrul acesteia relativ la originea sistemului de coordonate. Matematic este definită de relaţia:

$$\{(x,y,z)/x^2+y^2+z^2<R^2\}$$

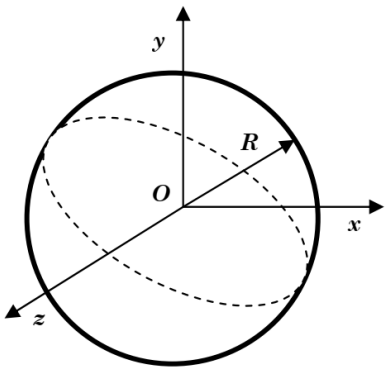


Fig. 3. Sfera ca obiect primitiv în modelarea cu solide, caracterizată de centrul O şi raza R.

4. prisma, reprezintă o prismă triunghiulară dreaptă, caracterizată de lungimea bazei D, lăţimea bazei W şi înălţimea H (Figura 4). Matematic prisma este definită prin relaţia:

$$\{(x,y,z)/0<x<W,0<y<H,0<z<D,yW+xH<HW\}$$

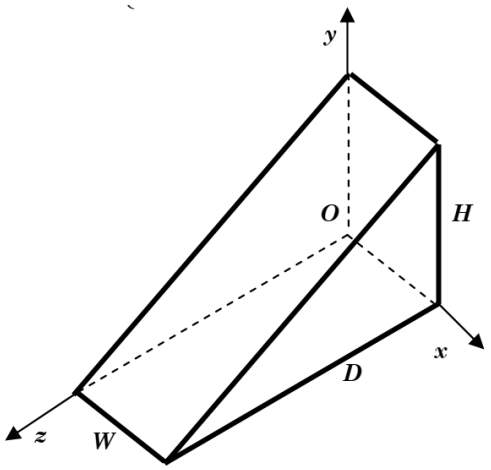


Fig. 4. Prisma triunghiulară dreaptă ca obiect primitiv, caracterizat prin lungimea D, lăţimea W şi înălţimea H

5. conul, reprezintă un con caracterizat de raza bazei, R, şi înălţimea conului, H şi are vârful poziţionat în originea sistemului de referinţă local (Figura 5.7). Matematic conul este definit de relaţia matematică:

$$\left\{(x,y,z)\Big/ x^2+y^2<\left(\frac{R}{H}z\right)^2,0<z<H\right\}$$

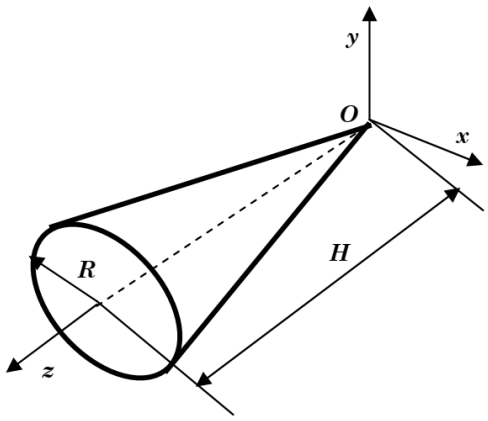


Fig. 5. Conul ca obiect primitiv, z caracterizat prin rază şi înălţime.

6. torul, este un obiect primitiv generat prin rotirea unui cerc în jurul unei axe fixe aflată în acelaşi plan cu cercul (Figura 5.8). Se caracterizează prin raza cercului Rc, raza liniei de centre a torului, Rlc sau altfel prin raza internă Ri şi respectiv externă, Re. Matematic torul se defineşte prin relaţia :

$$\left\{(x,y,z)/\left(x^2+y^2+z^2-R_i^2-R_{lc}^2\right)2<4R_{lc}^2\left(R_i^2-z^2\right)\right\}$$

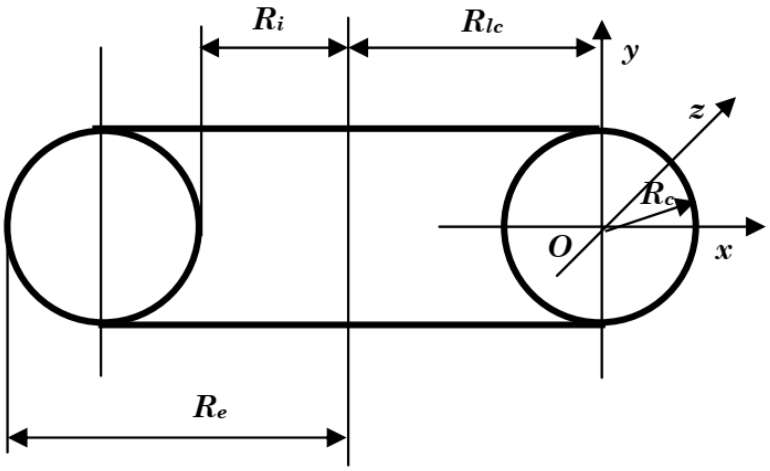


Fig. 6. Torul ca obiect primitiv în modelarea cu solide şi caracteristicile sale principale

COMPUNEREA PRIMITIVELOR

Construcţia unui model nu este posibilă doar prin folosirea primitivelor. De aceea, pentru construcţia modelelor, primitivele se compun folosind trei operaţii fundamentale: reuniune, intersecţie şi diferenţă.

Pe lângă aceste operaţii de construcţie, vizualizarea necesită şi determinarea frontierelor, care pot fi stocate de către sistemul de modelare, altfel consumul de resurse creşte foarte mult. Reuniunea este utilizată pentru unirea a două primitive sau obiecte, mai puţin partea comună a volumului celor două primitive sau obiecte. Rezultatul operaţiei de intersecţie este un obiect identic cu zonele comune celor două primitive (obiecte). Diferenţa are ca efect extragerea unui obiect sau a unei zone dintrun obiect. În Figura 5.9 este prezentat un exemplu de compunere a primitivelor prin cele trei operaţii booleene.

Reprezentarea CSG împreună cu metoda B-rep sunt cele mai utilizate scheme de reprezentare a solidelor. Un model CSG se obţine prin compunerea booleană a unor primitive solide finite.

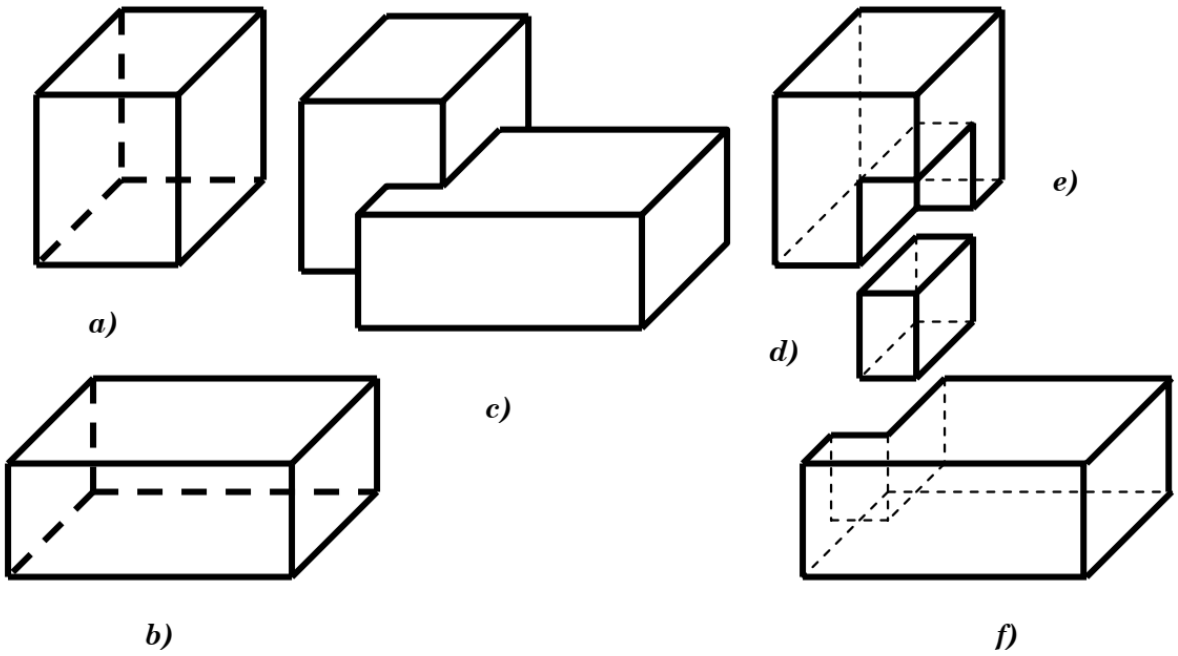


Fig.7. Compunerea primitivelor: a) blocul A; b) blocul B; c) AUB; d) AIB; e) A-B; f) B-A.

1. Infografica în imprimarea 3D

Fabricarea obiectelor tridimensionale este un domeniu de studiu cu radacini adanci in istorie. In decursul timpului au fost dezvoltate mai multe tipuri de tehnologii care sa permita creerea de obiecte solide cu diverse forme. Prin modul de modul de utilizare a materialului in vederea obtinerii formei obiectului tehnologiile se pot imparti in patru categorii:

1. Tehnologii de fabricare prin inlaturare de material (Subtractive technologies)

2. Tehnologii de fabricare prin adaugare de material (Additive technologies)

3. Tehnologii de fabricare prin reformarea materialului (Net shape technologies)

4. Tehnologii de fabricare constructive (Constructive technologies)

1. **Tehnologiile de fabricare prin inlaturare de material** sunt larg utilizate in prezent in diverse domenii ale creatiei industriale sau artistice. Caracteristic pentru aceste tehnologii este faptul ca sunt mari consumatoare de materie prima si produc cantitati importante de deseuri. Fabricarea porneste de la un bloc de material solid (semifabricat) care are dimensiuni de gabarit mai mari decat obiectul ce trebuie realizat (sau cel putin egale). Prelucrarea consta in inlaturarea succesiva si selectiva a unor mici bucati din blocul de material astfel incat acesta sa se apropie de forma si dimensiunile dorite.

Exemple din domeniul industrial:

- prelucrarea prin aschiere; strunjire, frezare, gaurire, rectificare;

-prelucrare prin electroeroziune

din domeniul artistic :

- sculptura in piatra, lemn

2. **Tehnologiile de fabricare prin adaugare de material** sunt definite prin termenul *Additive technologies(AM)* sau *Solid Freeform Fabrication(SFF)*. Ele permit construirea obiectelor prin adaugarea unor cantitati mici de material in locatii precise, cantitatea de material utilizata fiind astfel practic egala cu cantitatea cuprinsa in obiectul finit. Obiectul este constituit din mici entitati primare cum ar fi picaturi sau straturi. Aceste metode de fabricare permit construirea unor obiecte oricat de complexe iar gama de materiale utilizabile desi relativ restransa in prezent, se largeste continuu.

3. **Tehnologiile de fabricare prin redistribuirea materialului** deasemenea utilizeaza o cantitate de material aproape egala cu cea ca piesei finite. Aceste tehnologii folosesc o forma sau matrita pentru a asigura geometria finala a piesi realizate. Cantitati dozate de materialele de pornire sub forma lichida, vascoasa sau solida sunt fortate sa preia forma matritei sau formei de turnare.

Exemple: turnarea, deformarea plastica, injectarea materialelor plastice

4. **Tehnologiile de fabricare constructive** reprezinta de fapt tot niste procede de tip aditiv prin care un obiect complex este relizat prin asamblare din componente de sine statatoare

realizate anterior cu ajutorul unor elemente de legtura. Componentele, simple sau complexe, ce participa la realizarea ansamblului pot fi realizate din acelas material sau din materiale diferite.

Tehnologiile aditive

Fabricarea prin adaugare de material A.M. (Aditive Manufacturing) defineste de fapt o întreaga gama de tehnologii aditive care permit fabricarea obiectelor cu forme complexe in mod secvential din straturi paralele (orizontale) unite intre ele. Aceasta abordare a fabricarii se preteaza foarte bine la realizarea obiectelor fizice direct din surse de date *CAD*. Sistemele care utilizeaza principiul **Layered Manufacturing (LM)** sunt cunoscute deasemenea prin numele general **Free Form Fabrication (FFF)** (ceea ce semnifica fabricarea formelor complexe fara matrita), sau **Solid Freeform Fabrication (SFF)** (adica fabricarea solidelor fara matrita) sau **Rapid Prototyping** (RP) (in traducere-prototipare rapida).

Numele procedeelor specifice sunt utilizate adesea si ca sinonime pentru intregul domeniu de fabricare stratificata. Iata cateva denumiri de procedeee **SFF** mai raspandite:

- SLA - stereolitografia (abrevierea defineste de fapt aparatul care utilizeaza acest procedeu de fabricare stratificata)

- SLS - sinterizare selectiva cu laser

- FDM - modelare prin depunere din topitura

- LOM - fabricarea obiectelor din folii laminate

- 3DP -tiparire tridimensionala

Fiecare din aceste tehnologii si multe altele care nu au fost mentionate aici au punctele lor tari si slabe.

Fabricarea stratificata nu este o idee noua asa cum s-ar putea lasa impresia. Un exemplu al acestei abordari inca din antichitate il constituie constructia piramidelor egiptene [1] (Fig. 1).

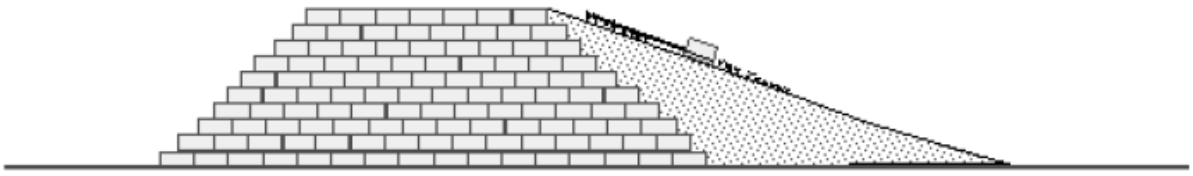


Fig. 1. Constructia stratificata a piramidelor.

Obiectivul A.M. este de a fi putea sa fabrice piese tridimensionale cu forme complexe, direct din modele CAD, cu cat mai putine operatii pregatitoare. O cale de realizare a acesteia este utilizarea metodei **Layered Manufacturing** LM (SFF). Operatiile ce trebuie realizate in cadrul acestei tehnologii sunt prezentate in figura 2.

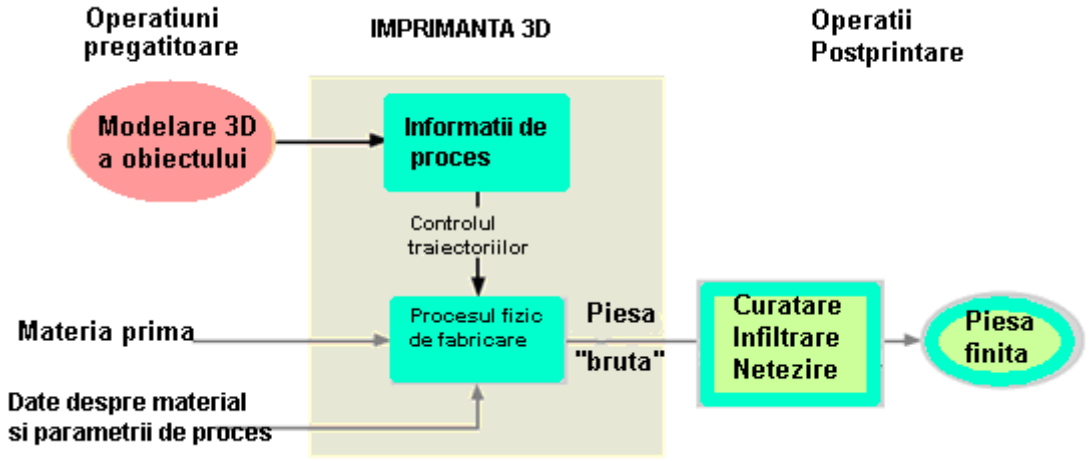


Fig. 2. Sistemul de Fabricație Aditivă

Metodologiile SFF au urmatoarele atribute:

- pot construi geometrii complexe 3D arbitrare;
- planificarea procesului este automata, bazat pe un model CAD;
- utilizeaza o masina generica de fabricare;
- nu necesita dispozitive de fixare specifice pentru piesa;
- nu necesita forme sau matrite;
- necesita pentru operare o interventie umana minima sau de loc.

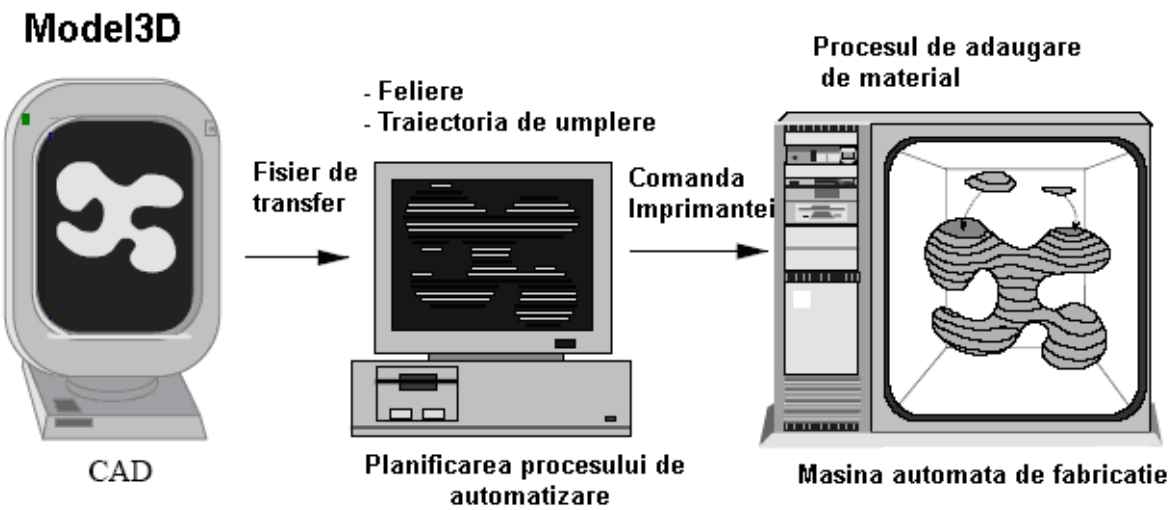


*Fig. 3. **SFF** utilizand tehnologia fabricarii stratificate.*

In cadrul aceastei metode, un model CAD 3D solid al obiectului este descompus in straturi in 2,5D dimensiuni, adica straturi care pot fi reprezentate printr-o sectiune transversala plana cu o grosime uniforma asociata, figura 3.

Apoi planificatorul procesului de fabricare genereaza traiectorii pentru ghidarea procesului aditiv de material in scopul construirii fizice a acestor straturi intr-o masina automata de fabricare. Daca este necesar sunt construite structuri de sustinere simultan cu piesa pentru a sustine anumite parti ale obiectului.

Fiecare strat fizic contine: sectiunea transversala utilă a piesei si stratul de material se suport complementar, care este apoi depus si lipit de stratul precedent (Fig. 2.2a) utilizand una din cele cateva tehnologii de depunere si lipire disponibile.

Materialul suport are doua roluri primare: intai, el sustine piesa, analog "fixarii" din tehnicile de fabricare traditionala; a doua, el serveste ca substrat care sustine "regiunile neconectate" si ca partile atarnate sa poata fi depuse.

Regiunile neconectate necesita acest suport cat timp ele nu sunt unite cu corpul principal pana cand straturile ulterioare sunt depuse. Alta utilizarea a materialului suport este de a forma cavitati inchise in piesa.

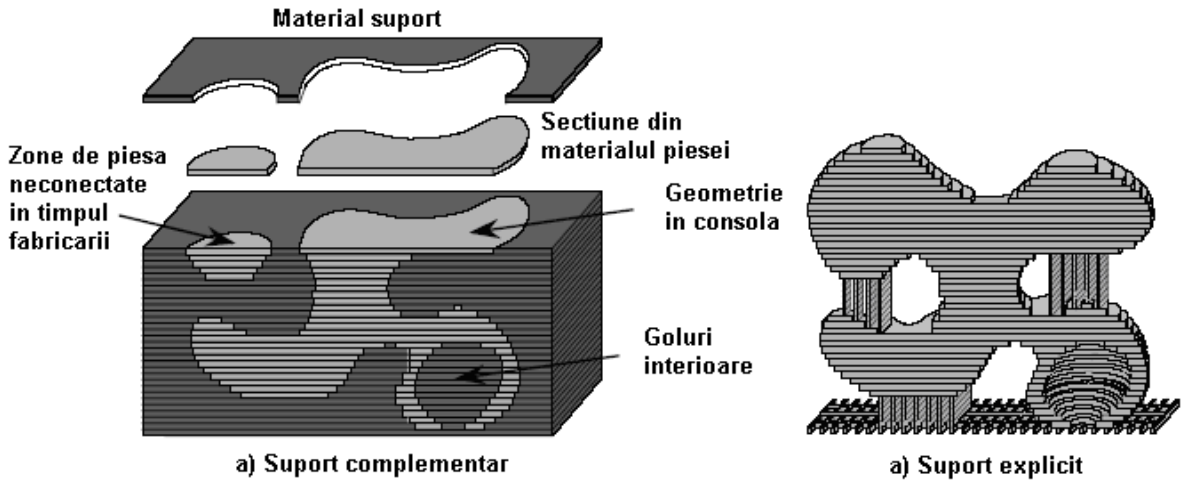


Fig. 4. Constructia piesei prin tehnologia A.M.: a) metoda suport complementar, b) metoda suport explicit

Alte sisteme A.M. utilizeaza structuri suport numai acolo unde este necesar, adica, pentru sustinerea regiunilor interconectate si a partilor atarnate (Fig. 4 b). Aceste structuri suport explicite sunt depuse din acelasi material ca si obiectul care se creaza, dar sunt create intr-o forma care sa permita indepartarea usoara o data ce piesa a fost realizata complet. De exemplu, ele pot fi depuse ca o structura cu pereti subtiri care se poate rupe usor.

SFF poate fi planificat si executat rapid si automat, independent de forma piesei, pentru mai multe ratiuni:

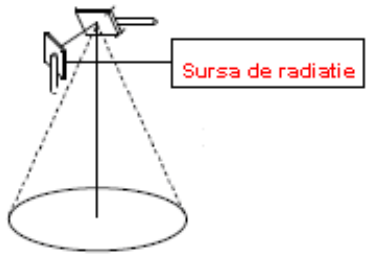
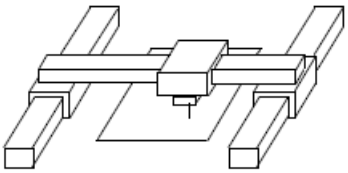
(1) operatia de descompunere transforma geometrii complexe 3D in reprezentari simple 2½D,

(2) fixarea client nu este necesara,

(3) masina care implementeaza aceste sisteme este relativ usor de operat.

Practic implementarea prelucrarii in straturi pentru necesitatile fabricarii moderne au fost posibile prin cateva tehnologii, incluzand modelarea solidelor bazate pe CAD, lasere, tiparirea cu jet de cerneala, dispozitive de control a miscarii de inalta performanta, integrata cu mai multe procese traditionale de fabricare, cum ar fi metalurgia pulberilor, extrudarea, sudarea, prelucrarea CNC (control numeric), si litografie, intr-un nou aranjament (Fig. 2.4).

Tabelul 1. Mecanismele de obtinere al unui strat 2,5D al pieselor realizate prin Tehnologiile Aditive

Nr. Crt.	Mecanismul de operare	Tipuri de procedee
1.	 Axa – Z, inaltime, actionare mecanica Axele – X, Y, actionare optica	SLA – stereolitografia SLS - sinterizare selectiva cu laser
2.	 Axele – X, Y, Z, actionare mecanica	FDM - modelare prin depunere din topitura 3DP -tiparire tridimensionala

In tabelul 1, sunt prezentate mecanismele de obtinere al unui strat 2,5D al pieselor realizate prin tehnologiile aditive. In primul caz imaginea sectiunii 2D este realizata utilizand sisteme optice (2 axe optice), iar a treia axa este realizata cu sisteme mecanice. Cele mai utilizate sisteme optice folosesc tehnica oglinzilor galvanometrice pentru devierea unei raze laser.

In al doilea caz, toate cele trei axe sunt deservite de sisteme mecanice. De exemplu pentru definirea geometriei sectiunii (axele x-y) se utilizeaza un sistem de indexare mecanic iar pentru deplasare pe a treia axa (z) un piston care se deplaseaza pe verticala.

2. Etapele transformării modelului geometric pentru imprimarea 3D

Modalitatea creării imaginii pe planul orizontal in Fig. 2, reprezinta modul de a defini imaginea sectiunii unui singur strat si este analoga definirii imaginii in tiparirea grafica 2D. Un mod de abordare este sa utilizam o imagine raster creata ca o serie de linii continue paralele Fig. 5b. Aceasta metoda este utilizata in crearea de imagini TV si este deasemenea utilizată la monitoarele CRT ale calculatoarelor.

Metoda alternativa este sa desenam conturul imaginii cu o miscare vectoriala, ilustrata prin sageti in Fig. 5a. Interiorul poate fi umplut in sistem raster sau mai uzual cu un model de hasurare. Acest sistem e utilizat de plotere (imprimante de mari dimensiuni) plane. Diferentele intre aceste sisteme se reflecta in viteza de lucru si precizie. Sistemul raster este mai rapid deoarece nu se fac schimbari de directie si ofera posibilitatea lucrului cu capete multiple care se deplaseaza paralel. Totusi sistemul raster produce contururi aproximative cu erori de discretizare mai ales pe marginile inclinate fata de directia de deplasare raster. Acesta situatie este inlaturata prin sistemul vector care insa este mai lent.

a) b)

Fig. 5. Doua abordari ale strategiei de imagine pentru un strat.
a) Vectorizare exteriorului; b) Imagine raster

Un sistem A.M., Fig 1, se extinde dincolo de masina (SFF) si include operatii premergatoare “pre-operations” , cum ar fi pregatirea datelor geometrice, cat si operatii de post procesare, cum ar fi intarire finala, inlaturarea structurilor suport, si curatirea.

La operatiile premergatoare accentul este pus pe elementele care afecteaza forma piesei (interfetele de date (2D, 3D) ale masinii SFF; modul de reprezentare matematica a datelor geometrice (prin triunghiuri) si fisiere STL) si pe modificarile necesare ce se aduc modelului geometric initial, orientare, scalare, multiplicare, compensarea distorsiunilor, structuri suport. Acest model “pregatit” este utilizat apoi la generarea comenzilor de control a miscarii in cadrul echipamentului (scanare, feliere).

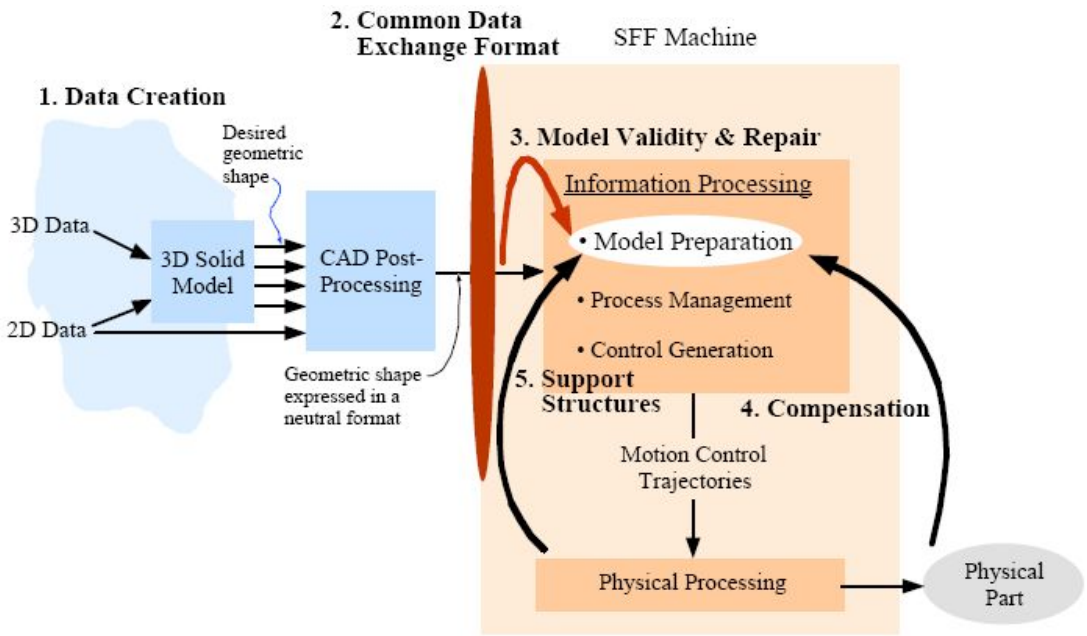


Fig. 6. Elemente lantului de fabricatie aditiva in care pot aparea modificari ale gemetriei

Figura 6 prezinta cele 5 elemente de baza ale masinii A.M. care afecteaza forma obiectului creat: (1) crearea datelor, (2) formate uzuale de schimb de date, (3) validitatea geometrica a modelului si repararea acestuia, (4) compensarea, si (5) structurile suport.

1. Crearea datelor

Primul pas in orice proces RP este crearea datelor geometrice, fie ca solid 3D intr-un program CAD, fie ca set de sectiuni 2D de la un dispozitiv de scanare. In fiecare caz datele trebuie sa reprezinte un model geometric valid; suprafata inconjuratoare sa delimiteze un volum finit, suprafata sa nu prezinte gauri si nici indoituri peste ea insasi (adica zone de grosime 0). Chiar si modelele tip coaja au un volum finit. Modelul este valid daca pentru orice punct din spatiul 3D se poate determina in mod unic daca se afla in interiorul sau in afara suprafetei inconjuratoare a obiectului.

Daca se furnizeaza masinii SFF date privind contururi 2D, aceste informatii implicite trebuie sa fie suficiente pentru definirea unui volum 3D valid.

2. Formate de schimb de date

Din ratiuni de competitivitate de piata si de prformanta, sistemele CAD utilizeaza o mare varietate de formate de transfer de date. Pentru a face fata acestei varietati fabricantii de masini SFF au impus ca toate modelele geometrice sa fie exprimate intr-un format neutru urmand ca producatorii de software CAD sa furnizeze postprocesoare pentru translatarea reprezentarilor CAD proprii in formatul neutru. Drept format neutru a fost ales formatul STL. Desi multi fabricanti de masini SFF ofera si formate proprii, toti accepta si formatul standard STL.

Reprezentarea matematica prin fatete triunghiulare

S-a ales reprezentarea prin cele mai simple suprafete fateta triunghiulara. Aproximarea consta in impartirea suprafetei originale in triunghiuri interconectate.

Reprezentarea datelor

Schema simpla de reprezentare a unui solid este sa se reprezinte suprafata ca o secventa de suprafete elementare (triunghiuri). Un element triunghiular e reprezentat ca o secventa de trei varfuri (vertex) si vectorul normalei spre exterior definit conform regulei mainii drepte in raport cu secventa de vertexuri. Aceasta reprezentare poarta numele de format **STL** si a fost introdusa initial de 3D Systems, Inc., in 1988. Ulterior a devenit formatul standard pentru transferul modelelor geometrice pentru masinile SFF.

Într-un fișier STL obiectul 3D este reprezentat ca o suprafața închisă formată din fațete triunghiulare, descrise la rândul lor de vârfuri. Poziționarea vârfurilor se realizează in sistemul cartezian tridimensional iar normala la suprafață se determină prin regula mâinii drepte. Vectorul normal la suprafață ne oferă informații cu privire la orientarea fațetei triunghiulare față de interiorului/exteriorului piesei. Pentru reprezentarea vârfurilor fațetelor se pot folosi coordonate pozitive și negative, iar fișierele STL nu conțin informații legate de scara sau unitățile de măsură utilizate pentru reprezentare.

Modelul STL reprezintă o aproximare a geometriei realizată pe baza ecuațiilor unor modele geometrice. De exemplu, o secțiune in plan a unei sfere transformată în model STL apare ca un model poligonal închis, care aproximează un cerc figura 7., iar o sfera este reprezentata aproximativ cu ajutorul unor fatete congruente, cu laturi doua cate două comune.

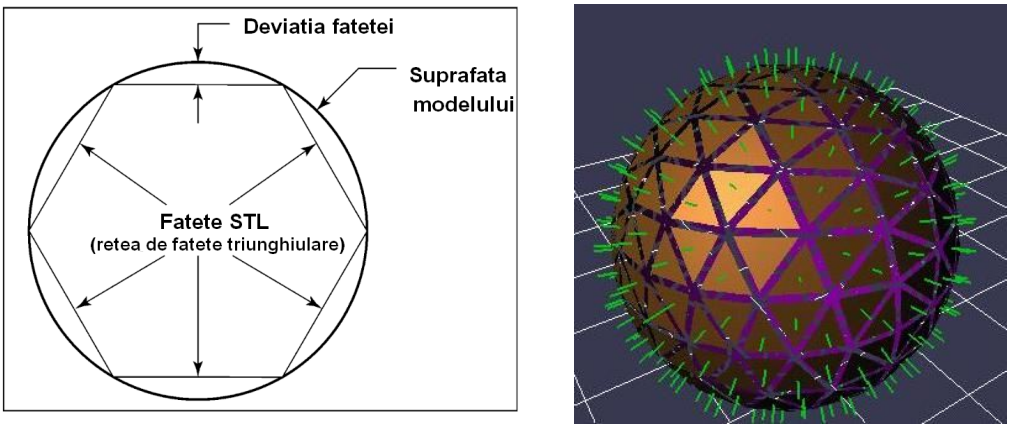


Fig. 7. Reprezentarea in plan a deviației unui model STL față de suprafața obiectului proiectat

3. Validarea si repararea modelului

Tebuie precizat ca, post-procesoarele CAD de fapt aproximeaza modelul geometric CAD (e.g., B-splines) prin figuri geometrice simple (triunghiuri), reprezentate matematic intr-un format dat: STL. Daca aceasta opratie de aproximare nu e facuta precis poate duce la

anomalii geometrice. Ca urmare multe masini SFF dispun de software de verificare a validitatii modelelor, figura 8. In cazul detectarii unor erori modelul trebuie reparat. acest lucru se poate face manual sau automat cu ajutorul unui software adecvat.

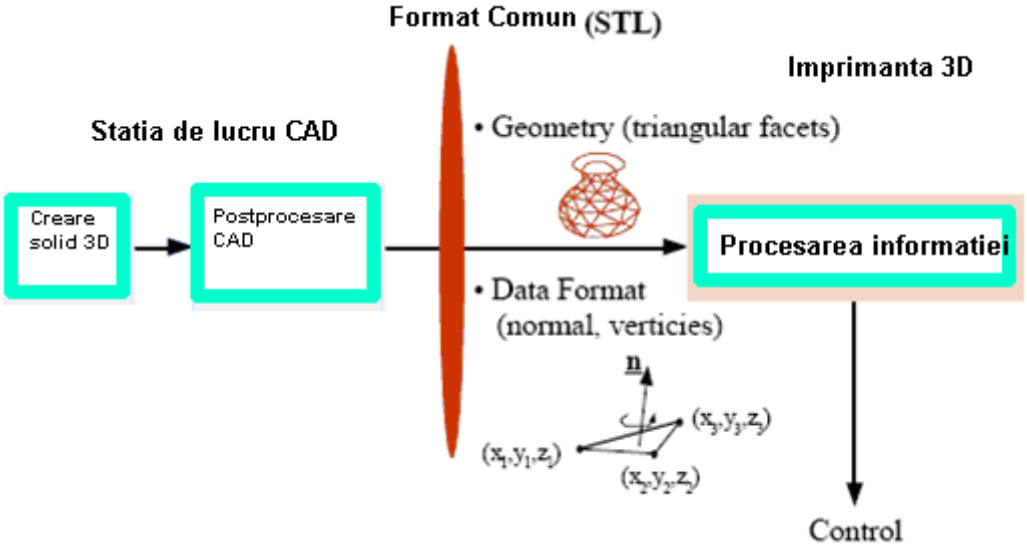


Fig. 8. Forma geometrica utilizata in formatul STL.

Chiar si in cazul modelelor valide sunt necesare o serie de operatii geometrice: orientare , scalare in raport cu spatiul de lucru al masinii, multiplicare.

Fig. 9 arata o serie de erori in triangularizarea unui model: fatete omise ceea ce creaza gauri in suprafata, conectari gresite intre suprafete adiacente cu curburi diferite. In formatul STL fiecare triunghi este definit independent astfel incat fiecare vertex este definit de mai multe ori. Datorita aproximărilor la conversia in model STL (cu fatete tringhiulare), este posibil ca două suprafete care de invecinează prin două curbe care au aceeasi ecuație sa fie aproximate cu fațete triunghiulare ale căror muchii adiacente sa fie definite de vertexuri diferite. Unele anomalii pot apare deoarece proiectantii nu au in vedere sau nu cunosc modul de procesare a modelului creat. Modelele solide complexe sunt create adesea prin alipirea unor solide ceea ce duce la aparitia unor suprafete coincidente, Fig. 9. In modelul CAD aceasta nu deranjeaza, insă la transformarea în format STL, pentru realizata piesei prin imprimare 3D poate cauza discontinuități, mici rupturi sau deformatii.

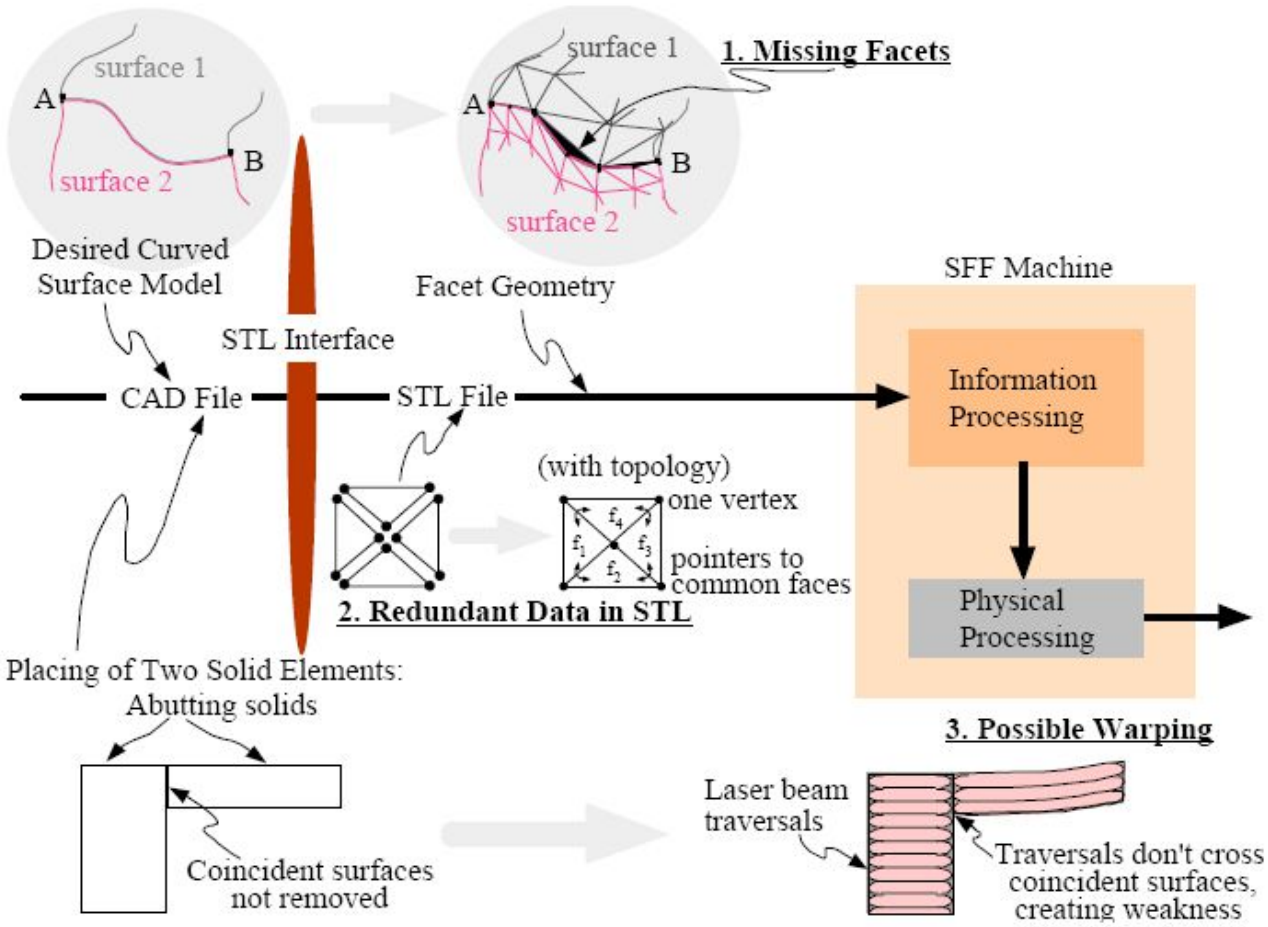


Fig. 9. Cauze tipice de erori.

4. Compensarea

Forma modelului trebuie alterata pentru a compensa anomaliile fizice care apar pe parcursul desfasurarii procesului de fabricare (contractii, deformari, rasuciri).

5. Structurile support

Structurile sport sunt absolut necesare in procesele bazate pe lichid pentru a sustine partile suspendate sau in consola sau pentru a fixa piesa pe platforma de constructie. Exista software care pot genera automat structuri suport in vederea minimizarii consumului de material.

In cazul pieselor foarte precise trebuie facute iteratii avand in vedere ca structurile suport pot modifica conditiile de compensare stabilite anterior.

Viziunea lor optimistă este împărtăşită şi de futurologul şef al companiei Cisco, Dave Evans. "**Ne îndreptăm spre o lume care va abandona modelul «one size fits all» în favoarea lui «one size fits one». Se va putea crea orice la comandă, toate obiectele fiind personalizate**", afirmă Evans. "Aşa cum astăzi considerăm absolut firesc să descărcăm

muzică de pe Internet, la fel vom privi în viitor descărcarea obiectelor fizice", susţine Evans, adăugând că este posibil ca locuinţele viitorului să includă câte o imprimantă 3D personală.

Credem că următorul pas în ceea ce priveşte copierea va fi dinspre digital spre forma fizică. **Credem că în scurt timp oamenii îşi vor tipări piesele de schimb pentru autovehicule şi că în maxim 20 de ani ne vom descărca de pe internet pantofii**", anunţă manifestul celor de la The Pirate Bay.

Cuprins

pagina

Cap.I. NOȚIUNI GENERALE PRIVIND ALEGEREA MATERIALELOR ŞI PROIECTAREA PIESELOR TURNATE 1
1.1. Alegerea materialului pentru piesele turnate 1
1.1.1.Aliaje feroase prelucrabile prin turnare 1
1.1.1.1.Fonte de turnătorie 1
1.1.1.2. Oțeluri 5
1.1.1.3. Feroaliaje 5
1.1.2.Metale şi aliaje neferoase 6
1.1.2.1. Cuprul şi aliajele pe bază de cupru 6
1.1.2.2.Aluminiul şi aliajele pe bază de aluminiu 6
1.2. Proiectarea pieselor turnate 6
1.2.1.Alegerea rațională a metodei tehnologice de realizare a pieselor 7
1.2.2. Construcția pieselor turnate, ținându-se seamă de rezistență şi rigiditate 7
1.2.3. Construcția pieselor turnate în forme din amestec de formare 8
1.2.4.Construcția pieselor turnate în forme metalice şi sub presiune 10
Cap.II. PROCESUL TEHNOLOGIC DE OBȚINERE A PIESELOR PRIN TURNARE 11
2.1. Considerații preliminare 11
2.2. Proiectarea formelor de turnare şi a garniturilor de model 12
2.2.1. Considerații generale 12
2.2.2. Alegerea poziției piesei la turnare şi stabilirea suprafeței de separație a modelului 12
2.2.3. Stabilirea dimensiunilor piesei brut turnate 13
2.2.3.1. Adaosuri de prelucrare 13
2.2.3.2. Adaosuri tehnologice 13
2.2.4. Stabilirea configurației miezurilor şi a mărcilor miezurilor 18
2.2.4.1. Generalități 18
2.2.4.2. Mărci. Tipuri şi dimensionare 18
2.2.5. Rețele de turnare 24
2.2.5.1. Generalități 24
2.2.5.2. Tipuri caracteristice de rețele de turnare 24
2.2.5.3. Dimensionarea rețelei de turnare 27
2.2.6. Mijloace pentru solidificare dirijată. Maselote, răcitori. 28
CAP.III. CONFECȚIONAREA GARNITURILOR DE MODEL 33
3.1. Generalități. Clasificarea modelelor şi cutiilor de miez. 33
3.2. Materiale utilizate la confecționarea garniturilor de model 33
3.2.1. Lemnul 33
3.2.2. Ipsosul şi cimentul 33
3.2.3. Metale şi aliaje metalice 34
3.2.4. Materiale plastice 34
3.2.5. Aliaje uşor fuzibile 35
3.2.6. Mase uşor fuzibile 35
3.3. Executarea modelelor şi cutiilor de miez 35
3.4. Vopsirea şi inscripționarea garniturilor de model 36
3.5. Durabilitatea garniturii de model 37
CAP.IV. MATERIALE ŞI AMESTECURI DE FORMARE 38
4.1. Materiale de formare 38
4.1.1. Nisipuri de turnătorie 38
4.1.2. Lianți utilizați în turnătorie 39

4.1.3. Adaosuri de îmbunătățire a proprietăților amestecurilor de formare 43
4.1.4. Adaosuri de suprafață pe forme şi miezuri 44
4.2. Amestecuri de formare 45
4.2.1. Generalități. Clasificare 45
4.2.2. Proprietățile nisipurilor şi ale amestecurilor de formare la temperatură normală 45
4.2.3.Proprietățile amestecurilor de formare la temperaturi ridicate 46
4.2.4. Pregătirea materialelor şi prepararea amestecurilor de formare 46
4.2.4.1. Prepararea nisipurilor proaspete 47
4.2.4.2. Pregătirea argilei şi bentonitei 49
4.2.4.3. Pregătirea amestecului folosit 49
4.2.4.4. Pregătirea adaosurilor. 50
4.2.4.5. Prepararea amestecurilor de formare 50
4.2.5. Posibilități de refolosire a amestecurilor de formare fără regenerare 50
4.2.6. Regenerarea amestecurilor de formare 51
4.2.6.1. Considerații generale 51
4.2.6.2. Regenerarea pe cale termică 51
4.2.6.3. Regenerarea prin şoc mecanic 52
4.2.6.4. Regenerarea prin şoc termic şi mecanic 53
4.2.6.5. Regenerarea prin lovire cu alice de sablare 54
4.2.6.6. Regenerarea prin frecare 54
CAP.V. EXECUTAREA FORMELOR ŞI MIEZURILOR 56
5.1. Generalități 56
5.2. Îndesarea manuală a formelor 56
5.2.1. Generalități 56
5.2.2 Formarea manuală în rame de formare 57
5.2.3. Formarea manuală în solul turnătoriei 58
5.2.4. Formarea cu şablonul 59
5.3. Formarea mecanizată 59
5.3.1. Considerații generale 59
5.3.2. Îndesarea prin presare 60
5.3.2.1. Mecanismul îndesării 60
5.3.2.2. Metode de formare prin presare 61
5.3.3. Îndesarea prin scuturare 62
5.3.4. Îndesarea prin aruncare 63
5.3.5.Îndesarea prin suflare 64
5.3.6.Îndesarea prin împuşcare 65
5.4.Obținerea miezurilor (miezuirea) 65
5.5. Uscarea formelor şi miezurilor 66
5.5.1. Uscarea cu combustibil 66
5.5.2. Uscarea cu curent electric 67
5.5.3. Forme uscate superficial 67
5.5.2. Uscarea cu curent electric 68
5.5.3. Forme uscate superficial 68
CAP.VI. ELABORAREA ŞI TURNAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR 70
6.1. Considerații generale 70
6.2. Structura şi proprietățile fizico-chimice ale topiturilor oxidice 70
6.3. Elaborarea fontelor 70
6.3.1.Elaborarea fontelor în cubilou 70
6.3.1.1. Procesul de topire şi supraîncălzire a fontei 71
6.3.1.2.Factorii tehnologici care influențează procesele metalurgice din cubilou 72
6.3.1.3. Variația conținutului principalelor elemente la elaborarea fontei în cubilou. 73

6.3.2. Elaborarea fontelor în cuptoare cu încălzire prin inducție 74
6.3.3. Elaborarea fontelor în alte agregate 75
6.3.4. Modificarea fontelor 76
6.4. Elaborarea oțelului 77
6.5. Elaborarea aliajelor neferoase 81
CAP.VII. CURGEREA ALIAJELOR LICHIDE 84
7.1. Fluiditatea metalelor şi aliajelor 84
7.2. Curgerea metalelor şi aliajelor prin canale 86
CAP.VIII. CRISTALIZAREA ŞI SOLIDIFICAREA ALIAJELOR TURNATE 87
8.1. Cristalizarea aliajelor 87
8.2. Fenomene de segregare 87
8.3. Solidificarea aliajelor turnate 87
8.4. Procesele de contracție în aliajele turnate 89
8.5. Tensiuni interne în pereții pieselor turnate 90
8.6. Procesul de deformare a pieselor turnate cu tensiuni termice 91
8.7. Formarea crăpăturilor 92
8.8. Răcirea pieselor turnate 92
8.9. Procese de segregare zonală 92
CAP.IX. PROCEDEE SPECIALE DE FORMARE ŞI TURNARE 94
9.1. Procedee speciale de formare 94
9.1.1. Forme-coji cu modele fuzibile 94
9.1.2. Forme-coji cu lianți termoreactivi 97
9.1.3. Procedeul de formare cu nisip uscat, fără liant, solidizat prin vid. 98
9.1.4. Procedeul de fabricare a pieselor prin turnare în forme cu modele volatile 100
9.1.5. Procedeul de confecționare a formelor din alice de fontă sau oțel solidizate magnetic 102
9.2. Procedee speciale de turnare 102
9.2.1. Turnarea prin retopire electrică sub zgură. 103
9.2.2. Piese turnate armate 105
9.2.3. Turnarea continuă 106
9.2.4. Turnarea prin expulzare progresivă a aliajului în curs de solidificare 108
9.2.5. Turnarea sub presiune 109
9.2.5.1. Turnarea la joasă presiune 109
9.2.5.2. Turnarea la presiuni înalte 112
9.2.5.3. Matrițarea în stare lichidă 115
9.2.6. Turnarea centrifugă 116
9.2.7.Turnarea prin aspirație 121
CAP.X. DEZBATEREA, CURĂȚIREA ŞI REMANIEREA DEFECTELOR PIESELOR TURNATE 123
10.1. Dezbaterea formelor şi miezurilor 123
10.2. Curățirea pieselor turnate 124
10.3. Remanierea defectelor pieselor turnate 126
10.3.1. Controlul tehnic de calitate în turnătorii 126
10.3.2. Defectele pieselor turnate 128
10.3.3. Remanierea pieselor turnate 129
XI. NORME DE TEHNICA SECURITĂȚII MUNCII LA REALIZAREA PIESELOR TURNATE 131

Cap.I. NOȚIUNI GENERALE PRIVIND ALEGEREA MATERIALELOR ŞI PROIECTAREA PIESELOR TURNATE

Turnarea reprezintă metoda tehnologică de fabricație a unei piese prin solidificarea unei cantități determinate de metal lichid, introdus într-o cavitate de configurație şi dimensiuni corespunzătoare unei forme de turnare.

Turnarea este o metodă de semifabricare a pieselor, supuse ulterior prelucrărilor mecanice prin aşchiere pentru a fi aduse la condițiile tehnice finale.

În practică, se constată că din punctul de vedere al greutății, 50…70% din totalitatea pieselor utilizate în construcția de maşini se obțin din semifabricate turnate. În funcție de materialele utilizate, structura pieselor turnate este aproximativ: 8% din oțel, 73% din fontă cu grafit lamelar; 5% din fontă cu grafit nodular; 7% din fontă maleabilă; 7% aliaje neferoase.

În general, fabricația pieselor turnate, din punctul de vedere al terminologiei, a întocmirii documentației tehnologice etc., este reglementată prin standarde.

Fazele tehnologice necesare realizării unei piese turnate sunt următoarele:

- executarea modelului;
- prepararea amestecului de formare;
- executarea formelor;
- executarea miezurilor;
- uscarea formei (dacă este cazul) şi a miezurilor;
- controlul, repararea şi asamblarea formei;
- elaborarea aliajului;
- turnarea aliajului;
- dezbaterea pieselor din formă şi finisarea lor;
- controlul şi recepția.

Prin turnare se pot obține piese oricât de complicate, lucru care nu este posibil prin nici un alt proces tehnologic (laminare, forjare, matrițare, sudare etc.), piesa turnată având dimensiuni foarte apropiate de cele ale piesei finite.

Dacă la fabricarea unei piese de complexitate medie aşchiile reprezintă 75% din masa piesei în cazul pieselor forjate liber şi 50% în cazul forjării în matriță, la piesele turnate din oțel această pierdere de material reprezintă cca 30…40%, iar la cele din fontă numai 20%.

1.1. Alegerea materialului pentru piesele turnate

Alegerea materialului din care se toarnă piesa se face în funcție de condițiile de mediu şi solicitările la care lucrează piesa. În continuare se vor prezenta principalele caracteristici ale aliajelor de turnătorie.

1.1.1.Aliaje feroase prelucrabile prin turnare

1.1.1.1.Fonte de turnătorie

Fontele utilizate în industrie pentru turnarea pieselor pot fi clasificate după trei criterii mai importante:

a. poziția față de eutectic;
b. cantitatea de grafit;
c. forma grafitului.

a. Poziția față de eutectic este dată de gradul de saturație în carbon $S_C = \frac{C_t}{C_C}$, în care C_t este conținutul de carbon total al fontei determinat pe cale chimică; C_C - conținutul de carbon eutectic (corespunde punctului C din diagrama de echilibru).

Valoarea lui C_C este influențată de compoziția fontei:

$C_C = 4{,}3 - 0{,}3\ (Si + P) + 0{,}03\ Mn - 0{,}4\ S$

În funcție de valorile lui S_C fontele de turnătorie pot fi

- hipoeutectice, $S_C < 1{,}0$;
- eutectice, $S_C = 1{,}0$;
- hipereutectice, $S_C > 1{,}0$.

b. Cantitatea de grafit.Carbonul se poate găsi în fontă sub formă de: carbon legat chimic – cementita (C_{leg}); carbon liber, nelegat – grafit (C_{gr}); carbon dizolvat în soluție solidă (austenită şi ferită) (C_{sol}).

Carbonul total, $C_t = C_{leg} + C_{gr} + C_{sol}$.

Funcție de valorile lui C_{leg} şi C_{gr} întâlnim:

-fonte cenuşii (F_c) la care $C_{gr} > 0$; $0 \leq C_{leg} \geq C_s$, în care C_s este carbonul corespunzător punctului (S) din diagrama Fe-C, respectiv carbonul din perlită;

-fonte pestrițe (F_p), la care $C_s < C_{leg} < C_t$, iar $C_{gr} > 0$;

-fonte albe (F_a), la care $C_{leg} = C_t$, iar $C_{gr} = 0$.

c. Forma grafitului. Funcție de gradul de compactitate, respectiv raportul dintre suprafață şi volum, întâlnim mai multe forme de grafit, (tabelul 1.1).

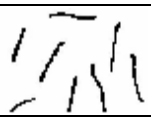
După forma grafitului, fontele cenuşii sau pestrițe pot fi împărțite în: fonte cenuşii cu grafit lamelar; fonte modificate – cu grafit lamelar modificat, cu grafit nodular şi vermicular; fonte maleabile (cu grafit în cuiburi).

Fonte cenuşii cu grafit lamelar nemodificate. Fonta cenuşie este cel mai ieftin aliaj de turnătorie şi în plus are proprietăți foarte bune de turnare.

Particularități structurale. Structura primară se formează cu participarea directă a fazei lichide, deci la începerea solidificării fontei. La fontele hipoeutectice, întâi apar dendrite primare de austenită, apoi celule eutectice care cuprind austenită şi grafit sub forma unor agregate policristaline, de formă apropiată de cea sferică.

Tabelul 1.1

Caracteristicile principalelor forme de grafit

Tipul grafitului	Aspectul grafitului	l/g'
Lamelar		> 50
Lamelar modificat		30…70

Vermicular		10…2
În cuiburi		1,5…2
Nodular		≈ 1,0

l – lungimea; g' – grosimea.

Structura celulelor eutectice, funcție de viteza de răcire este prezentată în figura 1.1.

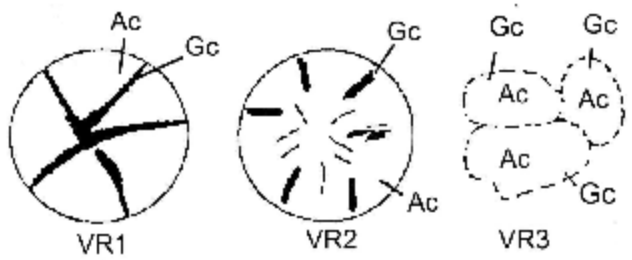


Figura 1.1. Structura celulelor eutectice, funcție de viteza de răcire (VR), ($VR_1 < VR_2 < VR_3$)

La fontele cenuşii din domeniul eutectic (S_C = 1,0), structura primară va fi constituită numai din celule eutectice iar la cele hipereutectice, apare întâi grafitul şi apoi celulele eutectice. Ultimele cantități de aliaj lichid conțin mult fosfor şi se vor solidifica sub formă de eutectic fosforos cu temperatura de solidificare de 953ºC.

Structura secundară apare în urma transformării eutectoide a austenitei care se poate transforma în ferită, perlită şi grafit. Masa metalică în cazul fontelor cenuşii cu grafit lamelar, nealiate, constă din ferită şi perlită. De asemenea, mai pot intra cementita şi eutecticul fosforos.

Factorii care influențează structura şi proprietățile fontelor sunt:

-compoziția chimică a fontei după evacuarea din cuptor;

-viteza de răcire a fontei după turnarea în forme:

-tratamentul fontei în stare lichidă, după evacuarea din cuptor:

-tratamentul fontei în stare solidă, după scoaterea pieselor din formă.

Fonte modificate cu proprietăți superioare

A.*Fonte cenuşii cu grafit lamelar modificate*. Se caracterizează prin proprietăți mecanice ridicate R=250…450 N/mm^2, A=0,8…1,2%, 200…280 HB, compoziția chimică: C= 2,8…3,2%; Si=0,6…2,0%; Mn=o,6…1,2%;P_{max} =0,1%; S_{max} =0,1%; S_C =0,75…0,85.

Structura este perlitică (100%P), fină şi cu grafit lamelar, uniform repartizat. Aceste fonte se obțin în urma unei modificări, ele situându-se inițial în domeniul fontelor albe sau pestrițe.

B.*Fonte cu grafit nodular*. Particularități structurale. Grafitul are o formă sferoidală şi se prezintă sub mai multe forme: K, L, M, N, P (figura 1.2).

Masa metalică de bază a fontelor cu grafit nodular este constituită din ferită şi perlită. Astfel, fontele cu grafit nodular pot fi: feritice, ferito-perlitice şi perlitice.

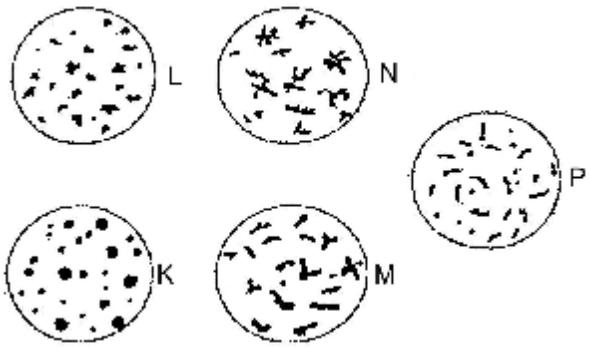


Fig.1.2. Forme tipice de grafit în fontele cu grafit nodular

C.*Fonte cu grafit vermicular*. Separările de grafit au un grad de compactitate mai mare decât cele lamelare, dar mai mic decât cele nodulare. Masa metalică este preponderent feritică.

D.*Fonte maleabile*. Fontele maleabile pot fi albe, negre sau perlitice.

Grafitul se găseşte sub formă de cuiburi, cu un grad de compactitate variabil (figura 1.3).

Masa metalică la fontele maleabile negre constă în ferită. Masa metalică este constituită din perlită şi ferită în cazul fontelor maleabile perlitice. Fontele maleabile albe au o răspândire redusă.

Compoziția chimică este cuprinsă în limitele: C=2,4…2,9%; Si=0,7…1,5/; Mn=0,3…1,2%; P_{max} =0,18%; S_{max} =0,18%.

Fontele maleabile negre şi perlitice se obțin printr-un tratament termic de recoacere grafitizantă la care sunt supuse piesele din fontă albă, după dezbatere.

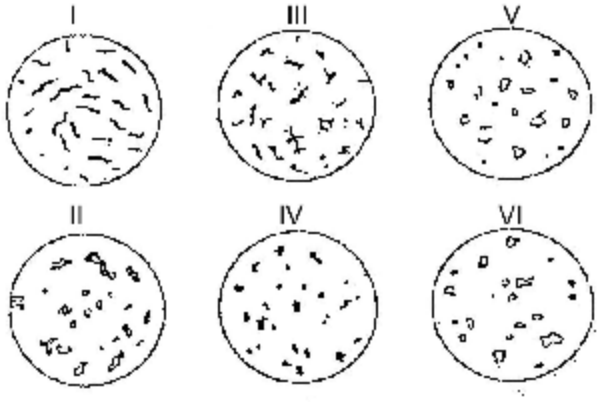


Fig.1.3. Forme tipice de grafit în fontele maleabile

Fonte aliate. În funcție de conținutul elementelor de aliere, întâlnim:fonte slab aliate; fonte mediu aliate; fonte înalt aliate. Principalele elemente de aliere sunt nichelul, cuprul, cromul, siliciul, manganul.

1.1.1.2. Oțeluri

Oțelurile turnate se clasifică adesea funcție de structură sau compoziție chimică. Se mai pot alege şi alte criterii cum sunt: tratamentul termic sau proprietățile de rezistență la temperaturi înalte sau joase, la coroziune etc.

În funcție de compoziția chimică, deosebim următoarele grupe:

-oțeluri nealiate (oțeluri carbon) care pot fi cu carbon scăzut (C<0,25), cu carbon mediu (C=0,25-55%), cu carbon ridicat (C=0,55-2,06%);

-oțeluri aliate, care pot fi: slab aliate – elementul principal de aliere se găseşte în proporție de sub 2%, iar suma tuturor elementelor de aliere este mai mică de 5%; mediu aliate – elementul principal de aliere este cuprins între 2 şi 7%, iar suma elementelor de aliere între 4 şi 10%; înalt aliate – elementul principal de aliere este în proporție de peste 5% iar suma elementelor de aliere este peste 10%.

În funcție de structura secundară, deosebim:

-clasa perlitică – structura este formată în principal din perlită (oțeluri nealiate şi slab aliate);

-clasa martensitică – structura este formată din bainită, martensită sau austenită netransformată (oțelurile mediu şi înalt aliate cu crom, nichel, molibden, wolfram,…);

-clasa feritică – structura este formată din ferită (oțeluri mediu şi înalt aliate cu crom, nichel, molibden,…);

-clasa austenitică – structura este formată din austenită (oțeluri înalt aliate cu nichel şi mangan.

1.1.1.3. Feroaliaje

Feroaliajele sunt aliaje ale fierului cu diferite metale sau metaloizi (Si, Mn, Cr, Mo, P etc) şi sunt utilizate la elaborarea oțelurilor şi fontelor, ca elemente de aliere, dezoxidanți şi modificatori.

Cele mai utilizate feroaliaje sunt: ferosiliciul, feromanganul, ferocromul, ferofosforul, ferotitanul şi ferovanadiul.

1.1.2.Metale şi aliaje neferoase

După greutatea specifică, principalele metale neferoase şi aliajele lor se pot clasifica în două grupe:

-metale şi aliaje grele (γ>4g/cm^3): Cu, Zn, Pb, Sn, Ni şi aliajele lor;

-metale şi aliaje uşoare (γ<4g/cm^3):Al, Mg şi aliajele lor.

1.1.2.1. Cuprul şi aliajele pe bază de cupru

Cuprul pur, deşi se găseşte şi în stare naturală, în cea mai mare parte se extrage din minereuri. Densitatea cuprului pur este de 8,96 g/cm^3 la 20ºC. Aliat cu 9,0-13,0%P, se utilizează în turnătorii ca dezoxidant la elaborarea aliajelor neferoase. Principalele aliaje pe bază de cupru sunt bronzurile şi alamele.

Al.iaje pe bază de cupru cu staniu – bronzuri

Bronzurile se împart în două subgrupe: bronzuri cu staniu şi bronzuri speciale, la care ca elemente principale de aliere apar elemente în afară de staniu (aluminiu, siliciu, mangan, beriliu,…).

Prin aliere cu staniu, se obține o creştere a rezistenței şi durității şi o micşorare a alungirii lui.

Pentru a diminua tendința de segregație şi apariție a porozității se adaugă zinc, care coboară temperatura de topire a aliajului şi măreşte fluiditatea şi rezistența. Plumbul conferă bronzurilor proprietăți antifricțiune bune.

Aliaje pe bază de cupru şi zinc – alame

Funcție de elementele de aliere ale cuprului, se clasifică în alame binare – ce conțin în afara impurităților, în limite admisibile, numai cupru şi zinc şi alame complexe (speciale), care mai conțin pe lângă cupru şi zinc şi mangan, aluminiu, siliciu, plumb, nichel, fier etc.

Alamele binare au proprietăți de turnare bune datorită domeniului restrâns de solidificare.

1.1.2.2.Aluminiul şi aliajele pe bază de aluminiu

Aluminiul se utilizează în turnătorii numai sub formă de aliaje, deoarece în stare pură prezintă proprietăţi mecanice scăzute. De asemenea, aluminiul pur are o contracţie mare la solidificare şi o fluiditate scăzută. Aliajele de aluminiu turnate în piese, folosite în ţara noastră, se grupează
după felul de turnare şi compoziţia chimică, mărcile fiind simbolizate: ATN-pentru aliaje turnate în amestec de formare; ATC-pentru aliaje turnate în cochilă; ATP-pentru aliaje turnate sub presiune.

Din punct de vedere chimic, aliajele se grupează după elementul principal de aliere, care poate fi: cupru, siliciu, magneziu, zinc etc.

Aliajele aluminiu-siliciu se folosesc foarte mult în turnătorii, datorită proprietăţilor de turnare superioare în comparaţie cu alte aliaje ale aluminiului.

Aliajele eutectice (cu 11,7%Si) sunt cele mai fluide. În practică, aproape toate aliajele aluminiu-siliciu care se folosesc sunt modificate, utilizându-se ca modificator sodiul metalic (0,1…0,15%).

1.2. Proiectarea pieselor turnate

La proiectarea unei piese, constructorul de maşini trebuie să rezolve corect următoarele probleme: alegerea justă a tehnologiei de fabricare (turnare, forjare, sudare); dimensionarea corectă a piesei din punct de vedere al realizării ei prin turnare, al prelucrării pe maşini unelte şi al funcţionării în exploatare.

1.2.1.Alegerea raţională a metodei tehnologice de realizare a pieselor

La analiza construcţiei piesei turnate trebuie, în primul rând, să se examineze avantajele eventuale rezultate din înlocuirea piesei turnate cu piesă sudată, forjată, matriţată, presată din mase plastice sau confecţionată din pulbere metalică.

Piesele fabricate prin turnare sunt practic nelimitate ca formă, dimensiuni şi masă. Obţinerea lor prin alte procedee tehnologice fie că nu este posibilă, fie că ar avea ca rezultat creşterea exagerată a preţului. Alegerea tehnologiei este în majoritatea cazurilor determinată odată cu alegerea materialului.

Piesele sudate pot să înlocuiască o bună parte din piesele turnate. Piesele grele realizate prin sudare prezintă avantajul că operaţia de sudare se poate efectua chiar la locul de montaj, deci se rezolvă problema transportului. La producţia de serie, piesele sudate devin mai scumpe decât piesele turnate deoarece manopera la sudare este mai mare decât pentru turnare.

1.2.2. Construcţia pieselor turnate, ţinându-se seamă de rezistenţă şi rigiditate

La stabilirea construcţiei piesei turnate, trebuie să se ţină seama de următoarele considerente: deoarece greutatea pieselor turnate constituie în medie 20-90% din greutatea unui utilaj, rezultă că cea mai importantă cale de reducere a greutăţii utilajelor o constituie reducerea greutăţii pieselor turnate; trebuie să se ţină seama de rigiditatea piesei turnate, pentru o anumită grosime impusă de motive tehnologice şi nu de cel de rezistenţă.

Fiecare aliaj de turnătorie are proprietăţi specifice, care influenţează asupra formei constructive a pieselor turnate. În cazul fontelor, grafitul acţionează ca crestături interioare, reducând şi secţiunea fazei metalice. Din punct de vedere al rezistenţei, cea mai favorabilă formă de grafit este cea sferoidală. La proiectarea elementelor din fontă, supuse la încovoiere, trebuie să se ţină seamă că rezistenţa fontei la compresiune este de 3-4 ori mai mare decât la întindere. Rezultă că pentru utilizarea optimă a proprietăţilor materialului se recomandă să se folosească

secțiunile asimetrice în raport cu axa neutră, adică suprafața secțiunii supusă la compresiune să fie mai mică decât cea supusă la întindere.

În figura 1.4 sunt date pentru comparație câteva secțiuni simetrice şi asimetrice cu acelaşi modul de rezistență $w_x = 90cm^3$, secțiuni pentru care greutatea pe metru liniar scade de la 48,2 kg în cazul a la 18,6 kg în cazul e.

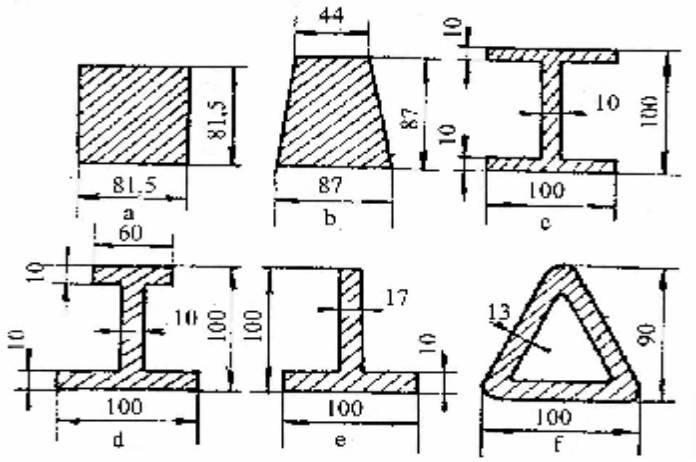


Fig.1.4. Diferite forme de secțiuni pentru grinzi de fontă

La piesele turnate din fontă maleabilă trebuie luată în seamă nu numai contracția liniară a piesei în timpul răcirii, ci şi modificarea dimensiunilor în timpul tratamentului termic.

Turnarea pieselor din aliaje de aluminiu şi magneziu prezintă o serie de avantaje cum ar fi greutatea specifică mică şi prelucrabilitatea foarte bună. La proiectarea unor astfel de piese trebuie să se țină seama de: pericolul de producere a macroretasurilor, microretasurilor şi suflurilor; pericolul apariției deformațiilor şi crăpăturilor; duritatea şi rezistența la coroziune. Se utilizează maselote pentru evitarea apariției retasurilor, construcția piesei ținând seama de posibilitatea aplicării lor.

1.2.3. Construcția pieselor turnate în forme din amestec de formare

La turnarea în forme din amestec de formare se ține seama de: execuția uşoară , economicoasă şi corectă a formei, miezurilor şi modelelor; umplerea formei cu metal lichid; curățirea uşoară şi ieftină a pieselor turnate; economie de metal.

Piesele turnate trebuie concepute astfel încât partea exterioară şi cea interioară să aibă forma unui ansamblu de figuri geometrice regulate. Forma simplă a pieselor turnate asigură o serie de condiții tehnologice favorabile executării garniturilor de model şi formelor, cum ar fi: garnitura de model şi forma de turnare vor avea un număr minim de plane de separație; garnitura de model va fi lipsită de părți detaşabile; fixarea miezurilor se va face uşor; înclinările şi racordările suprafețelor vor asigura extragerea uşoară a modelului din formă şi a miezurilor din cutiile de miez.

Numărul cât mai mic de suprafețe de separație, face ca precizia dimensională să crească, pentru aceasta fiind necesar ca forma exterioară a pieselor să aibă pe cât posibil contururi rectilinii, în figurile 1.5 şi 1.6 prezentându-se variante de piese ce conduc la modele simple, fără suprafețe de separație drepte.

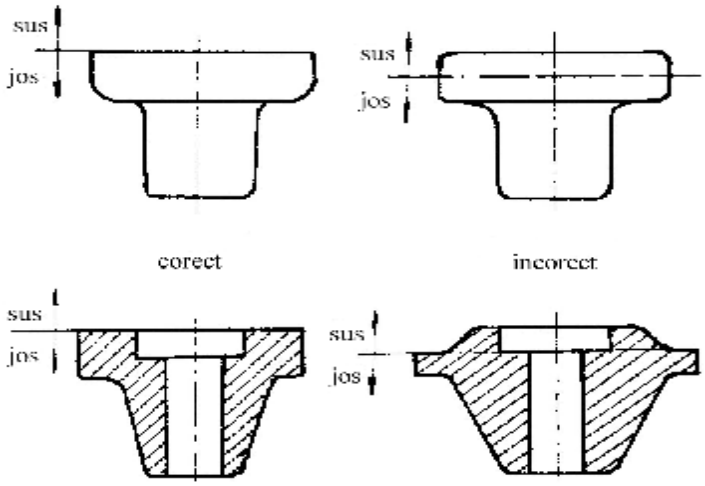


Fig.1.5. Alegerea suprafeței de separație a formelor de turnare pentru diferite tipuri de piese

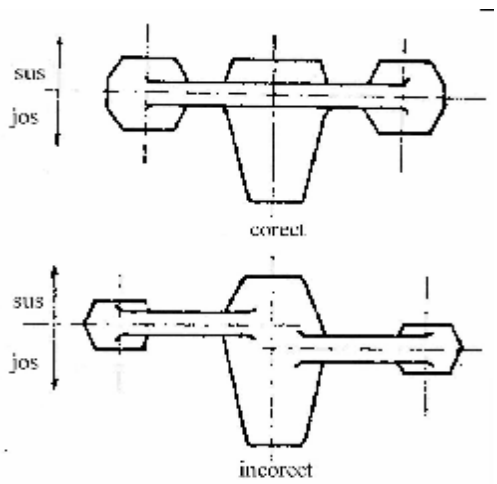


Fig.1.6. Modelarea formei constructive a pieselor în vederea simplificării suprafeței de separație a formei de turnare.

Părțile detaşabile ale garniturilor de model au o influență negativă asupra obținerii formelor, complicând operația de formare şi micşorând precizia dimensională a pieselor.

În figura 1.7, datorită îndesării după direcția săgeților, în zona bosajelor, gradul de îndesare a mestecului de formare este necorespunzător. Soluția corectă prezentată în figură se poate alege când greutatea piesei nu creşte mult.

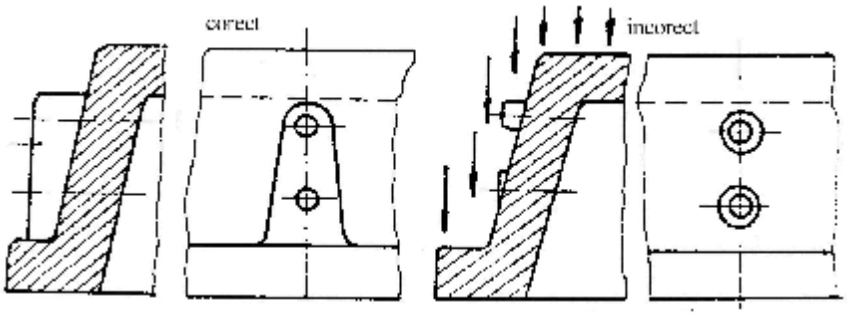
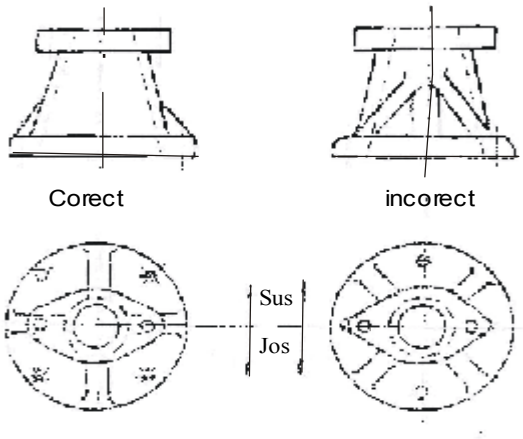


Fig.1.7. Modelarea formei constructive a pieselor în vederea eliminării părților detaşabile de model

În figura 1.8 se prezintă modul corect de amplasare a nervurilor de rigidizare a unei piese încât să se asigure execuția modelului fără părți detaşabile.



1.8. Aşezarea nervurației de rigidizare a unei piese de legătură cu două flanşe

Utilizarea miezurilor complică forma, măreşte pericolul de rebutare, ridică costul formării şi curățirii piesei turnate. La construcția unei piese turnate cu mai multe miezuri, proiectantul trebuie să cunoască amănunțit ordinea şi modul de aşezare a miezurilor în formă, deoarece aşezarea miezurilor în formă poate fi dificilă sau chiar imposibilă.

De asemenea, trebuie să se evite formele constructive ale pieselor turnate care necesită utilizarea de miezuri suspendate. Miezurile suspendate sunt acele miezuri care sunt centrate prin mărci şi legate cu sârmă la partea superioară a formei, precum şi miezurile de la partea inferioară a formei de turnare, care sunt fixate prin suporturi de miez.

La stabilirea construcției tehnologice a pieselor turnate se va ține seama şi de posibilitatea apariției unor defecte de turnare, cum ar fi: micro şi macroretasuri, goluri, incluziuni, fisuri sau crăpături şi deformări.

În figura 1.9 se prezintă forme constructive îmbunătățite din punct de vedere tehnologic, care asigură obținerea unor piese fără retasuri.

Pentru a se asigura curățirea uşoară şi economică a pieselor turnate trebuie să se asigure:

-accesul comod la toate suprafețele piesei turnate;

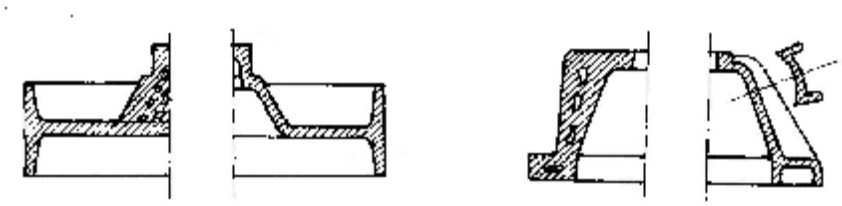


Fig.1.9. Modelarea formei constructive a pieselor în vederea eliminării nodurilor termice

-eliminarea uşoară a bavurilor formate în suprafaţa de separaţie;
-îndepărtarea uşoară a reţelei de turnare;
-lipsa tendinţei spre defecte de turnare.

1.2.4.Construcţia pieselor turnate în forme metalice şi sub presiune

Avantajele turnării în forme metalice privesc calitatea pieselor turnate, preţul şi viteza de fabricaţie.

Structura pieselor astfel turnate este mai fină şi mai compactă iar rezistenţa mai ridicată decât în cazul pieselor turnate în forme din amestec.

Principiile generale ale construcţiei pieselor turnate în forme metalice sunt:
-dimensiunile de gabarit ale piesei să fie cât mai mici;
-grosimea pereţilor, uniformă;
-raze mari de racordare;
-aplicarea înclinărilor pentru extragerea piesei.

Cap.II. PROCESUL TEHNOLOGIC DE OBȚINERE A PIESELOR PRIN TURNARE

2.1. Considerații preliminare

În figura 2.1 sunt redate fazele de execuție a unei forme temporare de turnare în vederea realizării unei piese. Pentru a se realiza forma cu cavitatea în care se toarnă piesa din figura 2.1 a, este necesar un model (fig.2.1 c) şi o cutie de miez (fig.2.1 d).

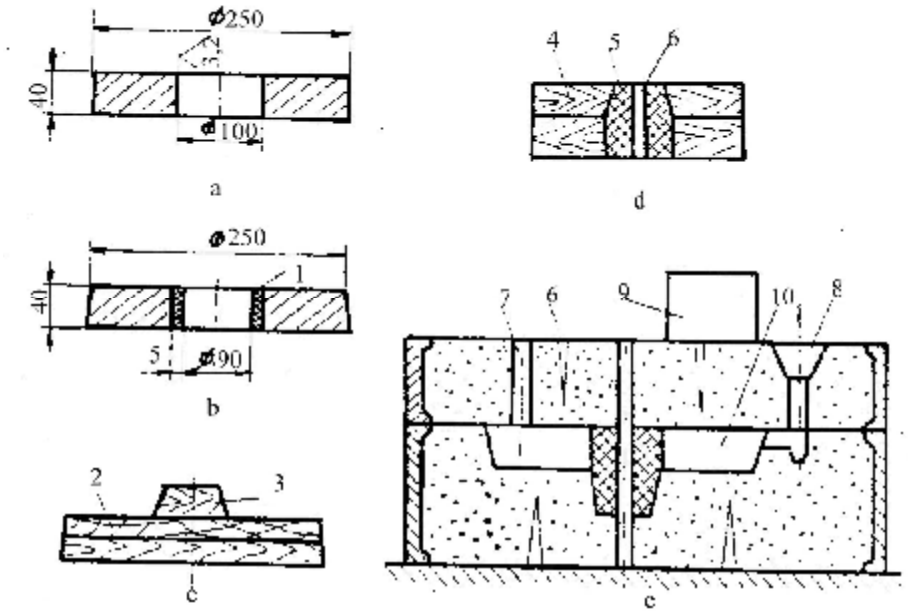


Fig.2.1. Fazele de execuție a unei forme de turnare: *a-piesă finită; b-piesă cu adaosuri; c-modelul din lemn; d-cutia de miez; e-forma asamblată; 1-adaos de prelucrare; 2-model de lemn; 3-marca modelului; 4-cutia de miez; 5-miez; 6-canal de aerisire; 7-răsuflătoare; 8-rețea de turnare; 9-îngreunare; 10-cavitatea piesei.*

Modelul împreună cu cutia de miez, sau cutiile de miez dacă sunt mai multe miezuri, formează garnitura de model.

Cu ajutorul cutiei de miez se realizează miezul, iar cu ajutorul modelului se obține cavitatea în formă. Forma asamblată pentru turnare (figura 2.1-e) se execută în cazul formelor temporare din amestec de formare, realizat pe bază de nisip cuarțos şi liant.

O formă de turnare se compune din două semiforme. Miezul se fixează în formă cu ajutorul mărcilor miezului. Mărcile miezului se introduc în locaşul mărcii în aşa fel încât să nu fie posibilă deplasarea miezului în timpul asamblării formei sau în timpul turnării.

Aliajul lichid se introduce în cavitatea formei prin rețeaua de turnare formată din pâlnia de turnare, piciorul pâlniei, colectorul de zgură şi alimentatoare.

Aerul din formă şi impuritățile antrenate de aliajul topit se evacuează prin răsuflătoare (figura 2.1-e, poz.7).

La aliajele cu contracție mare la solidificare se folosesc maselote cu rolul de a alimenta piesa cu aliaj lichid în timpul solidificării.

După solidificare şi răcire, piesa turnată se scoate din formă, se curăță de nisip şi se obține astfel piesa brută. La unele piese, anumite suprafețe nu se pot obține destul de netede din turnare, fiind supuse prelucrărilor mecanice. Partea ce se îndepărtează se numeşte adaos de prelucrare.

2.2. Proiectarea formelor de turnare şi a garniturilor de model

2.2.1. Consideraţii generale

Cavitatea formei, în care se toarnă metalul sau aliajul topit pentru obţinerea piesei turnate, se realizează prin intermediul garniturii de model.

Deoarece proiectarea corectă a garniturii de model condiţionează calitatea pieselor turnate , se va ţine cont de următoarele criterii generale:

-determinarea corectă a suprafeţei de separaţie şi de secţionare a modelului şi a cutiei de miez;

-alegerea justă a înclinaţiilor suprafeţelor şi a racordărilor constructive;

-aplicarea raţională a adaosurilor de prelucrare şi tehnologice;

-dimensionarea corectă a mărcilor;

-alegerea tipului de reţea de turnare adecvat, în funcţie de tipul de metal sau aliaj turnat.

Stabilirea procedeului tehnologic prin care se va turna piesa, se face în funcţie de următoarele: realizarea unei solidificări dirijate a piesei; eliminarea secţiunilor de minimă rezistenţă; eficienţă economică.

2.2.2. Alegerea poziţiei piesei la turnare şi stabilirea suprafeţei de separaţie a modelului

Poziţia de turnare a unei piese, poate fi verticală, orizontală sau înclinată (fig.2.2). Pentru stabilirea poziţiei la turnare şi a suprafeţei de separaţie a modelului şi formei, se vor avea în vedere următoarele:

-părţile importante ale piesei, din punct de vedere funcţional, al etanşeităţii şi prelucrării mecanice, se vor poziţiona în partea de jos a formei, vertical sau înclinat faţă de direcţia de turnare (la partea superioară se adună incluziunile şi gazele);

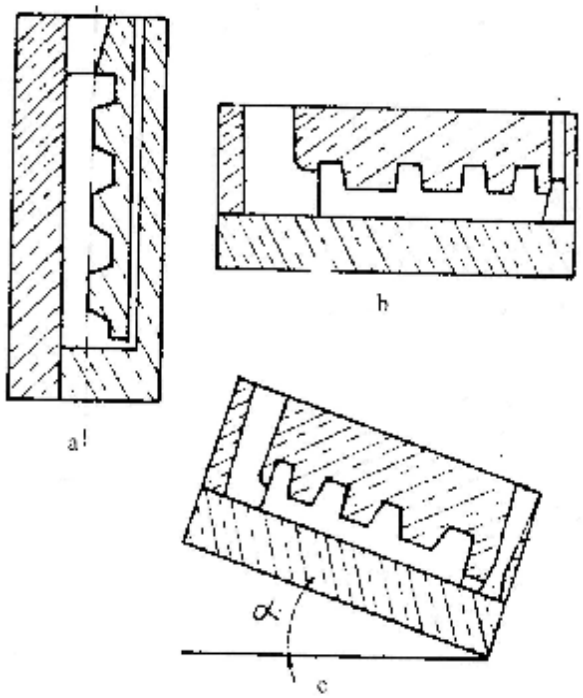


Fig.2.2. Poziţii posibile de turnare a unei piese: *a - poziţie verticală; b - poziţie orizontală; c - poziţie înclinată.*

-se va asigura o solidificare dirijată prin plasarea unei maselote, în cazul aliajelor cu tendinţă mare de formare a retasurilor;

-pereţii subţiri se vor poziţiona în partea de jos;

-modelul şi forma vor avea cât mai puține părți detaşabile, precum şi un număr minim de miezuri;

-se va asigura o suprafață plană la model şi formă, evitându-se pe cât posibil separațiile frânte sau curbe. În figura 2.3, pentru roata de mână, este mai rentabilă tehnologia (a) deoarece chiar dacă suprafața de separație a formei este curbă, garnitura de model este mai ieftină, fiind lipsită de cutia de miez pentru miezul capac; tehnologia (b) este rentabilă numai în cazul unei producții de serie;

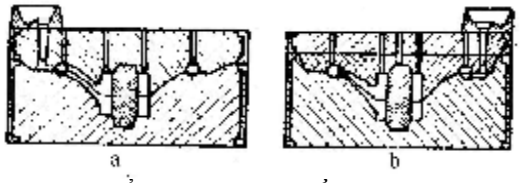


Fig.2.3. Stabilirea suprafeței de separație a formei de turnare pentru o roată de mână.

re trebuie să fie cât mai mică;

-piesa trebuie să fie pe cât posibil într-o singură semiformă, de regulă cea inferioară, pentru asigurarea unui control riguros al grosimii pereților piesei şi al centrării miezurilor (figura 2.4).

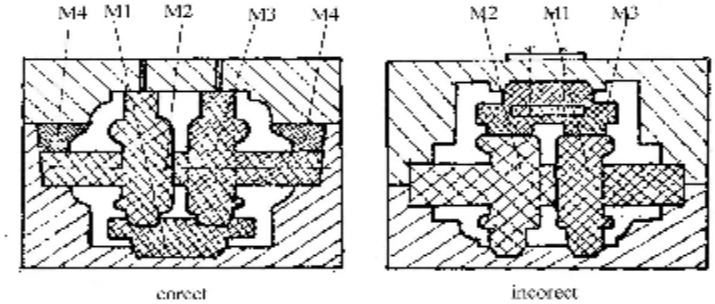


Fig.2.4. Stabilirea suprafeței de separație astfel ca piesa să se găsească într-o singură semiformă de turnare.

2.2.3. Stabilirea dimensiunilor piesei brut turnate

Prin dimensiunile piesei brut turnate se înțeleg dimensiunile obținute după aplicarea tuturor adaosurilor de prelucrare şi tehnologice.

2.2.3.1. Adaosuri de prelucrare

Adaosurile de prelucrare sunt sporuri de metal prevăzute pe suprafețele care urmează să se prelucreze prin aşchiere.

La stabilirea mărimii adaosurilor se are în vedere:

-natura aliajului din care se toarnă piesa;

-poziția suprafeței prelucrate față de direcția de turnare a aliajului topit – astfel pe suprafețele orizontale plasate la partea de sus a formei se aplică un adaos mai mare decât pe suprafețele de jos şi cele laterale;

-metoda de obținere a formelor de turnare;

-dimensiunile piesei care se toarnă;

-gradul de rugozitate cerut pe suprafața ce urmează a se prelucra;

-clasa de precizie a piesei turnate.

2.2.3.2. Adaosuri tehnologice

Adaosurile tehnologice sunt sporuri de metal aplicate pe suprafețele pieselor cu scop tehnologic, pentru obținerea unor piese corespunzătoare dimensional şi fără defecte de turnare.

În funcţie de scopul urmărit, pot fi:

a-sporuri care ţin seama de contracţia dimensiunilor pieselor;

b-adaosuri pentru realizarea înclinării şi racordării pereţilor în vederea extragerii modelului din formă şi a miezurilor din cutia de miez;

c-adaosuri pentru asigurarea răcirii dirijate a aliajului;

d-adaosuri pentru compensarea unor abateri de la configuraţia şi dimensiunile pieselor în stare turnată;

e-adaosuri suplimentare la găuri, canale, adâncituri.

a-*adaosuri care ţin seama de contracţia dimensiunilor pieselor*

Adaosurile care ţin seama de contracţia dimensiunilor pieselor în timpul solidificării şi răcirii aliajului din pereţii acestora se numesc adaosuri de contracţie la turnare.

Ele sunt influenţate de următorii factori: temperatura de turnare; viteza de solidificare; fenomenul de difuzie şi de modificare a fazelor în timpul solidificării.

Deşi, în cursul solidificării, fenomenul de contracţie se manifestă volumic, totuşi în proiectarea şi construcţia utilajului de formare se ia în considerare contracţia liniară, care în funcţie de aliaj are valorile din tabelul 2.1.

Tabelul 2.1

Sporurile de contracţie pentru diferite aliaje

Aliajul turnat	Mărimea pieselor	Contracţia liniară	Sporul de contracţie
Fontă cenuşie	Mici Mijlocii Mari	0,8 – 1,2 0,6 – 1,0 0,2 – 0,8	1,0
Fontă maleabilă	Mici	1,0 – 1,5	1,5
Oţel carbon	Mici Mijocii Mari	1,8 – 2,2 1,6 –2,0 1,4 – 1,8	2,0
Oţel manganos	Diferită	2,2 – 2,6	2,5
Bronz cu staniu	Mici Mijlocii Mari	1,4 – 1,6 1,0 –1,4 0,8 – 1,2	1,25
Bronz cu aluminiu	Mici Mijlocii Mari	1,5 – 3,0 1,2 –1,6 1,0 – 1,5	1,5
Aliaje de cupru	Mici Mijlocii Mari	1,5 – 2,0 1,0 – 1,5 0,8 – 1,2	1,25
Silumin	Diferită	1,0 – 1,2	1,0
Aliaje de magneziu	Diferită	1,1 – 1,4	1,25
Aliaje de zinc	Diferită	1,2 – 1,8	1,5

Pentru calculul contracţiei totale (X_t) se utilizează formula:

$$X_t = \frac{L - l}{l} \cdot 100,\%,$$

iar lungimea laturii modelului L este dată de relația: $L = l + \frac{l \cdot X_t}{100}$, unde termenul $\frac{l \cdot X_t}{100}$ este de fapt valoarea contracției laturii piesei.

În turnătorie se utilizează şi garnituri de model cu dublă contracție, pentru turnarea semifabricatelor necesare executării modelelor şi cutiilor de miez metalice, a formelor metalice etc.

Prin model cu dublă contracție se înțelege modelul la care dimensiunile au fost calculate ținând seama atât de coeficientul de contracție a aliajului din care se va turna semifabricatul utilajului metalic, cât şi de coeficientul de contracție a aliajului din care se va turna piesa.

În modelării se utilizează "metrul de modelărie" care are inclus în lungimea lui şi adaosul de contracție, după caz de 0,5%, 1,0% sau 2,0%.

b-*adaosuri pentru realizarea înclinării şi racordării pereților*

Aceste adaosuri se aplică pe direcția de extragere a modelului din formă sau a miezurilor din cutii pentru a uşura această operație.

În figura 2.5 se prezintă influența înclinării suprafețelor modelului asupra calității formei de turnare.

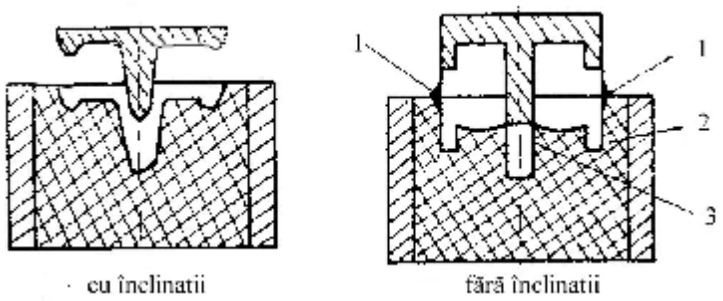


Fig.2.5. Efectul aplicării adaosurilor pentru realizarea înclinării pe suprafețele modelelor

Astfel, la un model fără înclinări, în punctele 1, 2 şi 3, la extragere, amestecul de formare se va dizloca odată cu extragerea modelului. Valorile înclinării suprafețelor modelelor şi a cutiilor de miez sunt prevăzute în tabelul 2.2 în funcție de înălțimea de extragere, de metoda de execuție a formelor şi miezurilor şi de tipul amestecului de formare şi de miez folosit.

Tabelul 2.2

Înclinațiile pereților verticali ai modelelor

Înălțimea de extracere h, mm	Formare în amestecuri umede				Formare în amestecuri speciale		
	Metal-lul		Mortar		cu liant chimic		cu lant de bachelită
	grade	mm	grade	mm	grade	mm	grade
sub 50	35'	0,5	50'	0,75	1°25'	1,25	1° pentru semicutiile cu mpregăior; 2° pentru semicutiile fără mpregăior
50 ... 100	35' ... 25'	0,5 ... 0,75	50' ... 42'	0,75 ... 1,25	1°25' ... 52'	1,25 ... 1,5	
100 ... 200	25' ... 20'	0,75 ... 1,00	42' ... 26'	1,25 ... 1,5	52' ... 35'	1,5 ... 2	
200 ... 300	20' ... 14'	1,0 ... 1,25	26' ... 20'	1,5 ... 1,75			
300 ... 500	14' ... 10'	1,25 ... 1,5	20' ... 14'	1,75 ... 2,0	35' ... 29'	2,0 ... 2,5	
500 ... 700	10' ... 9'	1,50 ... 1,75	14' ... 10'	2,0 ... 2,5	29' ... 20'	2,5 ... 3,0	
700 ... 1000			10' Model cu inimă şi pereți moi	2,5 ... 3,0	20' Model cu inimă centrală şi pereți moi	3,0 ... 5,0	
Peste 1000							

Pe suprafețele care nu se prelucrează, aplicarea înclinărilor se face în funcție de dimensiunile şi grosimile pereților şi de modul de asamblare a pieselor între ele.

Există trei posibilități (fig.2.6):

-înclinări pozitive (grosimi de perete sub 8 mm –fig.2.6-a);

-înclinări pozitive şi negative (grosimi de perete 8…15 mm, fig.2.6-b);

-înclinări negative (grosimi de perete peste 15 mm, fig.2.6-c).

Racordările sunt rotunjiri ale colțurilor interioare şi exterioare dintre suprafețele pieselor, care se realizează pentru următoarele scopuri: prevenirea fisurilor datorită tensiunilor interne şi a neomogenităților structurii cristaline; prevenirea deteriorării colțurilor ascuțite de la forme şi miezuri, în timpul extragerii modelului din formă şi miezurilor din cutiile de miezuri, precum şi în timpul manevrării formelor şi miezurilor.

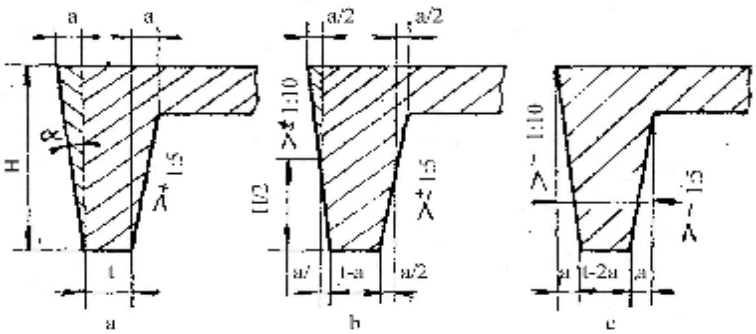


Fig.2.6. Posibilități de aplicare a înclinărilor tehnologice pe suprafața modelelor şi a cutiilor de miez

c-*adaosuri pentru asigurarea răcirii dirijate a aliajului topit din pereții piesei*

În vederea creării condițiilor unei solidificări în straturi succesive, încât retasura care se formează datorită contracției volumice să se deplaseze în maselote, se prevăd adaosuri tehnologice care uniformizează grosimea pereților piesei în zona nodurilor termice.

Modul de determinare a locului de amplasare a retasurilor în nodurile termice ale pieselor de oțel, utilizând metoda trasării izotermelor izosolidus şi modul de aplicare a adaosurilor tehnologice pentru eliminarea nodurilor termice, se prezintă în figura 2.7.

d-*adaosuri pentru compensarea sau împiedicarea apariției unor abateri de la configurația şi dimensiunile piesei*

Adaosurile pentru compensare aplicate pe modele, se clasifică astfel:

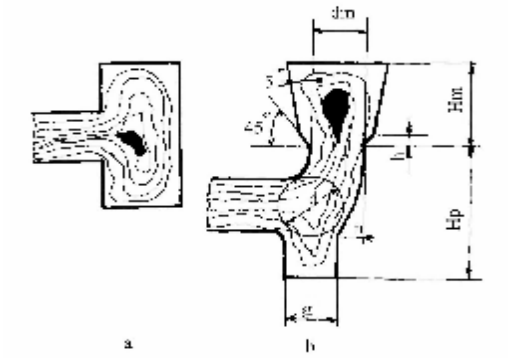
-adaosuri pentru compensarea deformațiilor;

-adaosuri pentru împiedicarea apariției defectelor;

-modele cu curbură inversă;

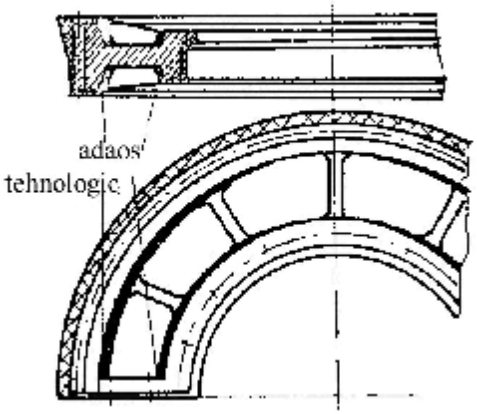
-adaosuri negative.

Fig.2.7. Determinarea locului de amplasare a retasurilor în nodurile termice ale pieselor, prin trasarea izotermelor izosolidus: *a-schema solidificării unui nod termic fără maselotă; b-schema solidificării unui nod termic cu maselotă.*



Adaosurile pentru compensarea deformaţiilor ţin seama de deformaţiile ce apar datorită tensiunilor interne la răcire.În figura 2.8 se prezintă o semicoroană dinţată cu dimensiuni mari la care, pentru compensarea unor abateri se aplică adaosuri tehnologice ce pot fi îndepărtate prin prelucrare.

Fig.2.8. Adaosuri tehnologice la coroane dinţate mari, pentru compensarea deformaţiilor.



Adaosurile pentru împiedicarea apariţiei deformaţiilor se prezintă sub formă de nervuri de contracţie (fig.2.9) sau bare de legătură (fig.2.10).

Nervurile trebuie să aibă o grosime mai mică decât cea a pereţilor piesei turnate pentru a se răci mai repede, astfel că în momentul când piesa este solicitată şi tinde să se deformeze sau să crape, nervurile de contracţie să opună o rezistenţă mecanică suficientă pentru a le preveni.

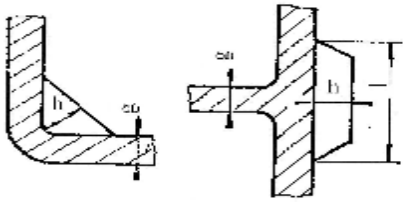


Fig.2.9. Nervuri de contracţie la piese turnate din oţel

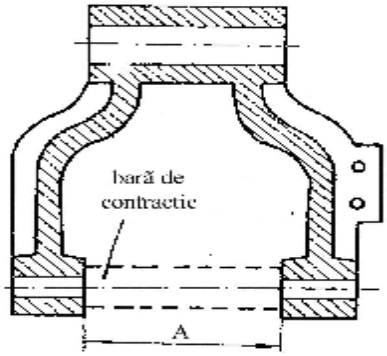


Fig.2.10. Bare de contracţie împotriva deformaţiei

Grosimea nervurilor de contracție se ia de obicei 0,2…0,3 din grosimea pereților, dar nu mai subțiri de 3 mm. Grosimea punților sau barelor de legătură trebuie să fie aproximativ egală cu grosimea pereților dar să nu o depășească pe aceasta.

Modelele cu curbură inversă sunt întâlnite la piese cu lungime mare, cu secțiunea sub formă de T sau U și cu grosimea pereților neuniformă, la care datorită tensiunilor interne se produce curbarea acestora (fig.2.11).

Tensiunile interne apar datorită contracției neuniforme a pereților piesei cu grosimi diferite, partea groasă se contractă mai mult decât partea subțire.

Se pot utiliza modele fragmentate (fig.2.12), care se vor așeza pe patul de formare (sau placa port-model) executat cu săgeata necesară, pentru a preveni curbarea piesei turnate.

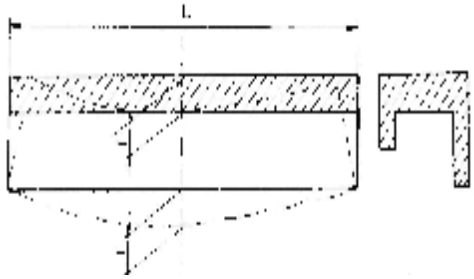


Fig.2.11. Modul de deformare sub formă de săgeată.

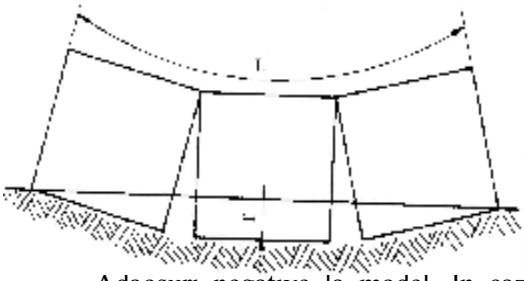


Fig.2.12. Pat de formare cu săgeată inversă.

Adaosuri negative la model. In cazul turnării pieselor unicat, la formarea manuală în special, dimensiunile pieselor turnate cresc datorită modului de extragere a modelelor și acțiunii metalului topit asupra formei. Diferența dintre dimensiunea nominală din desen a modelului și dimensiunea reală a modelului executat sub dimensiuni în vederea compensării creșterii, se numește adaos negativ. Acest adaos se stabilește după turnarea pieselor de probă sau după experiența acumulată la turnarea unor piese asemănătoare.

2.2.4. Stabilirea configurației miezurilor și a mărcilor miezurilor

2.2.4.1. Generalități

Golurile interioare sau orificiile pieselor turnate se realizează din turnare cu ajutorul miezurilor.

La stabilirea configurației miezurilor necesare se ține cont de următoarele condiții:

-numărul miezurilor să fie minim posibil;

-se vor evita miezurile suspendate sau în consolă;

-miezurile trebuie să aibă pe cât posibil o suprafață plană, pe care să se poată așeza la uscare;

-asigurarea execuției ușoare a canalelor de evacuare a gazelor din interiorul miezului către marca acestuia.

Uneori este avantajoasă divizarea miezurilor, deoarece:

-se simplifică profilurile miezurilor parțiale, deci și construcția cutiilor de miez;

-se poate obține o suprafață plană a miezului, pentru uscare;

-forța de muncă, la miezuire, poate fi de calificare inferioară;

-se reduce timpul de uscare.

Exemple de divizare a miezurilor se întâlnesc la miezurile inelare de diametru mare, la coroanele dințate de dimensiuni mari la care dantura se realizează prin turnare etc.

La stabilirea construcției cutiilor de miez şi a direcției de îndesare a amestecului de miez în cutii, trebuie să se țină seama de următoarele:

-rezistența cutiilor de miez trebuie să asigure confecționarea numărului de miezuri necesare;

-manevrarea şi demontarea cutiilor de miez să fie uşoare;

-suprafața de îndesare să facă parte din marca miezului şi să fie plană;

-introducerea armăturilor şi răcitorilor să se efectueze uşor.

2.2.4.2. Mărci. Tipuri şi dimensionare

Mărcile sunt surplusuri ale formelor de turnare față de configurația şi dimensiunile piesei turnate, care servesc pentru centrarea şi fixarea miezurilor.

Modelul este prevăzut cu *mărcile modelului*, care vor imprima în forma de turnare locaşuri pentru poziționarea miezurilor. În mărcile cutiilor de miez se vor realiza mărcile miezurilor.

Dimensionarea corectă a mărcilor ține seama de forțele de împingere de jos în sus a miezului, considerat că este scufundat în aliajul topit turnat în formă şi de rezistența specifică la compresiune a amestecului formei de turnare.

Astfel, lungimea mărcii miezului cilindric orizontal este dată de relația: $L = \dfrac{F}{p \cdot D}$, cm

în care p este presiunea specifică admisă de formă, daN/cm^2; F – forța ce acționează asupra miezului, în daN; $F = V(\gamma_1 - \gamma_2)$ unde V este volumul miezului fără mărci, în dm^3; γ_1, γ_2- greutatea specifică a aliajului lichid, respectiv a miezului, în daN/ dm^3; L – lungimea mărcilor, în cm; D – diametrul mărcilor, în cm. Lungimea unei mărci este jumătate din lungimea calculată cu relația de mai sus.

După poziția miezurilor în formă, mărcile sunt de trei tipuri.

-mărci pentru miezuri orizontale;

-mărci pentru miezuri verticale;

-mărci pentru miezuri cu poziție specială.

<u>Mărci pentru miezuri orizontale</u>. Mărcile orizontale au axa de simetrie în poziție orizontală. Fixarea lor în formă se face la suprafața de separație când au secțiune circulară, sau sub suprafața de separație când nu au secțiune circulară.

În figura 2.13 sunt prezentate elementele dimensionale ale mărcilor miezurilor orizontale, iar tabelul 2.3 cuprinde dimensiunile unghiurilor de înclinație şi jocurile miezurilor orizontale.

În cazul miezurilor orizontale a căror lungime depăşeşte de trei ori diametrul miezului (fig.2.13-c), lungimea mărcilor miezurilor trebuie majorată cu 20…50% față de dimensiunea reieşită din calculul teoretic sau luată din tabel.

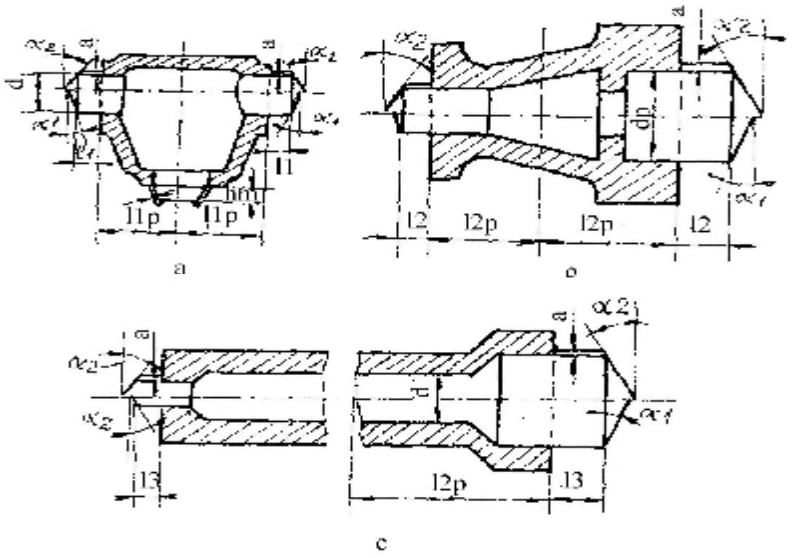


Fig.2.13. Elementele dimensionale ale mărcilor miezurilor orizontale:a-miez cu mărci orizontale şi verticale; b-miez cu mărci orizontale; c-miez cu mărci orizontale pentru piese lungi.

Tabelul 2.3

Dimensiunile mărcilor, unghiurile de înclinaţie şi jocurile mărcilor orizontale

Dimensiunea mărcii pentru miezuri de dimensiunile şi greutăţile [illegible] c	Mărci pentru miezuri verticale cu marcă inferioară şi superioară: Forma conică $\frac{L_1 p}{d} \leq 15$	L_1	$\frac{L_2 p}{d} = 15 \div 3$	L_2	Forma ascuţită sau în formă de disc $\frac{L_3 p}{d} \leq 15$	L_3	$\frac{L_4 p}{d} = 15 \div 3$	L_4	Mărci pentru miezuri orizontale fără marcă inferioară de sprijin: Forma conică $\frac{L_5 p}{d} \leq 15$	L_5	$\frac{L_6 p}{d} = 15 \div 3$	L_6	Forma ascuţită sau în formă de disc $\frac{L_7 p}{d} \leq 15$	L_7	$\frac{L_8 p}{d} = 15 \div 3$	L_8	Jocul mărcilor: Forma conică c	Forma ascuţită a	Jocul mărcilor inferioare: Zona mărcii α_1	Dimensiunea mărcii α_2
Pînă la 30	20	25	15	20	20	25	15	20	20	25	15	20	20	25	15	20	0,25	fără joc	5	10
31 – 50	25	30	20	25	30	35	25	30	30	35	25	30	30	35	25	30	0,5	idem	5	10
51 – 100	25 35	30 40	20 35	25 40	35 45	40 50	30 40	35 45	35 45	40 50	30 40	35 45	35 45	40 50	30 40	35 45	1	idem	5	10
101 – 250	35 60	40 70	35 50	40 60	45 90	50 110	40 50	45 80	45 90	50 110	40 50	45 80	45 90	50 110	40 50	45 80	1	idem	5	10
251 – 400	60 80	70 90	50 70	50 80	90 120	110 140	60 80	80 100	90 120	110 140	60 80	80 100	90 120	110 140	60 80	80 100	1,5	idem	4 3	10 7
401 – 600	80 100	90 110	70 90	90 100	120 140	140 160	80 110	100 130	120 140	140 160	80 110	100 130	120 140	140 160	80 110	100 130	2	idem	3	7
601 – 800	—	—	90 110	100 120	—	—	110 140	130 150	—	—	110 140	130 150	—	—	110 140	130 150	2,5	idem	3	7
Peste 800	—	—	130	150	—	—	150	160	—	—	150	160	—	—	150	160	3	idem	3	7

Mărci pentru miezuri verticale. Miezurile verticale sunt dispuse în formă astfel încât axa să aibă poziţie verticală. Când fixarea se face printr-o marcă inferioară şi una superioară, fixarea miezului devine stabilă.

La miezuri scurte, la care înălţimea este mai mică decât diametrul miezului, se prevede o singură marcă în semiforma inferioară.

Elementele dimensionale ale mărcilor miezurilor verticale, sunt prezentate în figura 2.14, iar dimensiunile mărcilor, valoarea unghiurilor de înclinaţie ale acestora şi valoarea jocurilor dintre mărcile modelului şi a cutiilor de miez, sunt date orientativ în tabelul 2.4.

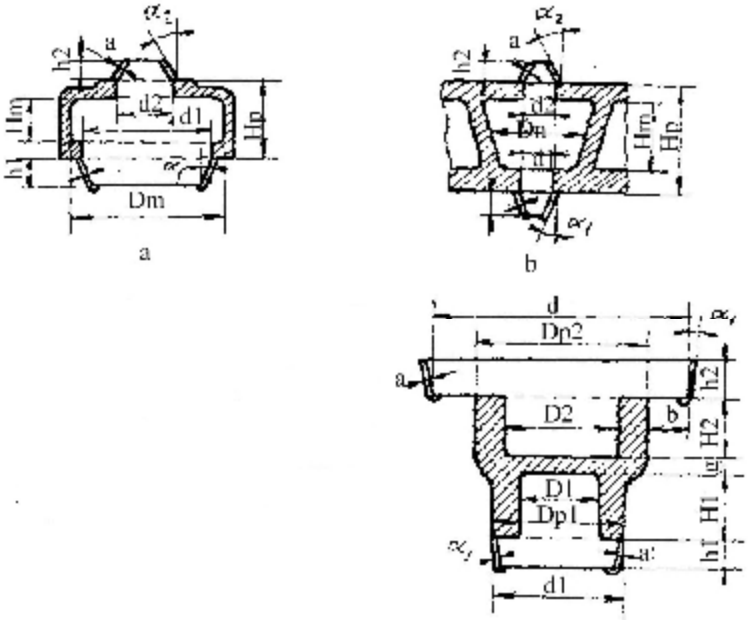


Fig.2.14. Elementele dimensionale ale mărcilor miezurilor verticale:a-miez cu marcă inferioară cu diametru mare;b-miez cu marcă inferioară cu diametru mic;c-miezuri cu marcă capac şi marcă inferioară.

Mărci pentru miezuri cu poziție specială. În funcție de configurația piesei şi de modul de formare a acesteia, mărcile pot avea şi alte forme:

-mărci în consolă (fig.2.15-a) – se utilizează la miezurile cu sprijin lateral, pe o parte. Marca în acest caz va fi mai mare decât miezul, pentru ca centrul de greutate al miezului să se situeze în locaşul mărcii;

-mărci pentru miezuri suspendate (fig.2.15-b) – se folosesc la miezurile cu o singură marcă verticală, la partea superioară;

Dimensiunile mărcilor, unghiul de înclinație și jocuri la miezurile verticale — Tabelul 2.4

Diametrul mărci sau media diametelor dimensiunilor ferestrelor	I. Miezuri stagle, $\frac{H_e}{d_m} \leq 1$						II. Miezuri instabile, $\frac{H_e}{d_m} > 1$						Jocul în mărci		Înclinația mărcilor	
	Forme rotunde			Forme pătrate			Forme rotunde			Forme pătrate			Forma rotundă	Forma pătrată	Forma inferioară	Forma superioară
	$\frac{H_e}{D_m} \leq 1$	$\frac{H_e}{D_m} = 1 \div 3$	$\frac{H_e}{D_m} > 3$	$\frac{H_e}{D_m} \leq 1$	$\frac{H_e}{D_m} = 1 \div 3$	$\frac{H_e}{D_m} > 3$	$\frac{H_e}{D_m} \leq 1$	$\frac{H_e}{D_m} = 1 \div 3$	$\frac{H_e}{D_m} > 3$	$\frac{H_e}{D_m} \leq 1$	$\frac{H_e}{D_m} = 1 \div 3$	$\frac{H_e}{D_m} > 3$				
d	h_1/h_2	h_1/h_2	h_1/h_2	h_1/h_2	h_1/h_2	h_1/h_2	h_1/h_2	h_1/h_2	h_1/h_2	h_1/h_2	h_1/h_2	h_1/h_2	d	d	α_1	α_2
Pînă la 30	30/20	40/35	50/30	20/15	25/15	30/20	35/20	45/25	60/30	30/20	30/35	50/30	d	0,25	5'	10'
31 – 50	40/25	50/30	60/35	25/20	35/25	45/30	45/25	60/30	70/35	40/25	50/20	60/35	d	0,5	5'	10'
51 – 100	50/30	60/35	70/40	35/25	45/30	55/35	55/35	50/30	70/35	50/30	30/35	70/40	d	1	5'	10'
101 – 250	60/35	70/40	80/45	45/30	55/40	70/45	70/35	80/45	100/50	60/35	70/40	80/45		1	5'	10'
251 – 400	70/35	90/40	120/50	50/35	70/40	90/50	—	—	—	70/35	90/40	120/50	d	1,5	4' 3'	10' 7'
401 – 600	—	—	—	60/40	100/50	115/60	—	—	—	80/40	110/50	130/60	d	2	3'	7'
601 – 800	—	—	—	70/50	110/60	130/60	—	—	—	100/40	120/60	150/70	d	2,5	3'	7'
Peste 800	—	—	—	80/50	120/60	150/70	—	—	—	110/50	130/60	160/80	d	3	3'	7'

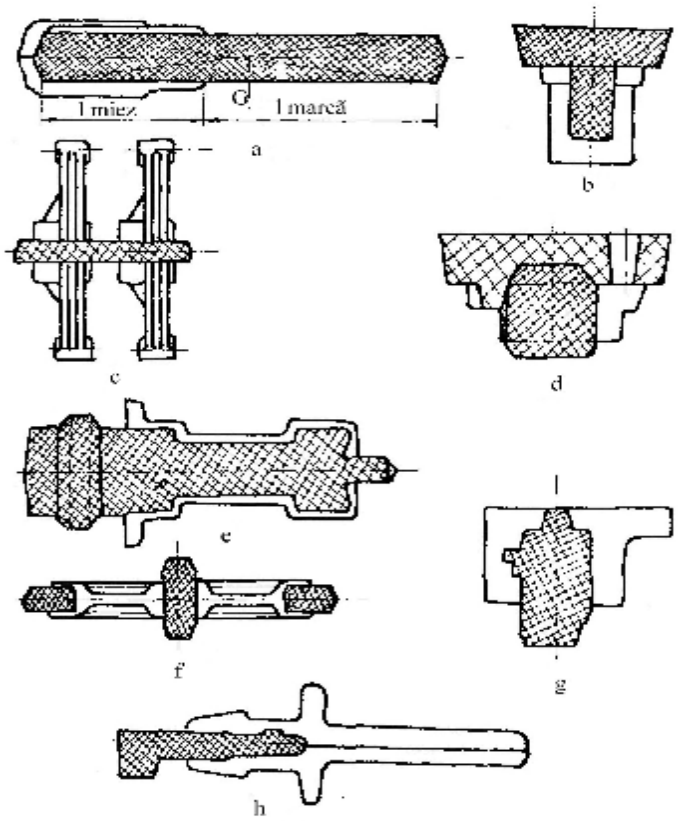


Fig.2.15. Mărci speciale: a-marcă în consolă;b-marcă în suspensie;c-mărci comune; d-marcă în miez;e-marcă de fixare contra deplasărilor axiale;f-marcă inelară;g-marcă de fixare contra rotirii la miezuri verticale;h-marcă de fixare contra deplasării axiale şi a rotirii.

<u>Închizătoare la mărcile miezurilor</u>. Scopul lor este de a împiedica rotirea miezurilor în mărci, deplasările axiale sau atât rotirea cât şi deplasările axiale ale miezurilor.În figura 2.16 sunt prezentate o serie de închizătoare pentru miezuri orizontale şi verticale.

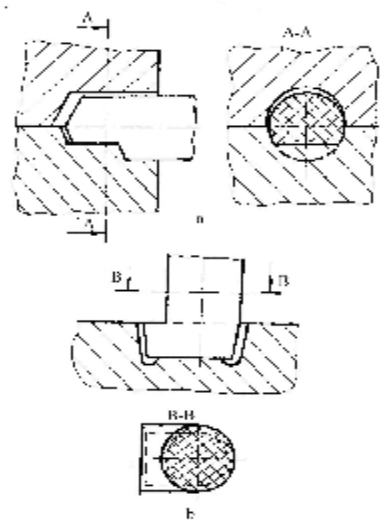


Fig.2.16. Închizătoare pentru mărcile miezurilor.

Canale colectoare de praf la mărcile miezurilor. Pentru colectarea nisipului şi prafului căzut în locaşurile mărcilor, în timpul introducerii acestora în formă, la capetele mărcilor orizontale sau pe fundul mărcilor verticale, se prevăd canale colectoare de praf cu secţiune semicirculară sau trapezoidală (fig.2.17).

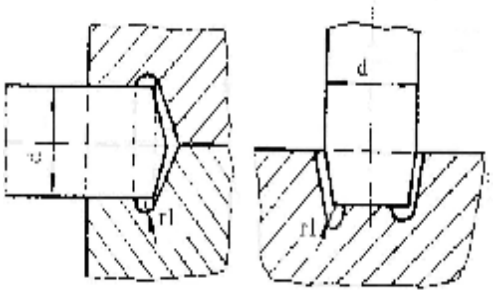


Fig.2.17. Canale de praf.

2.2.5. Reţele de turnare

2.2.5.1. Generalităţi

Reţeaua de turnare reprezintă ansamblul elementelor care servesc la introducerea metalului sau aliajului lichid în formă şi care, pentru a asigura obţinerea unor piese de calitate, trebuie să îndeplinească trei condiţii:

-asigurarea umplerii rapide, liniştite şi continue a cavităţii formei cu aliaj topit, fără ca pereţii acesteia să se deterioreze sub acţiunea dinamică a jetului de aliaj;

-reţinerea zgurei şi a altor incluziuni nemetalice, care au ajuns în aliajul topit, inclusiv a gazelor antrenate de jet;

-asigurarea unei repartizări corecte a temperaturii în formă, pentru realizarea unei solidificări simultane ori a uneia dirijate.

2.2.5.2. Tipuri caracteristice de reţele de turnare

În general, reţeaua de turnare este compusă din pâlnie, picior, canale de distribuţie (canale colectoare de zgură) şi alimentatoare (fig.2.18).

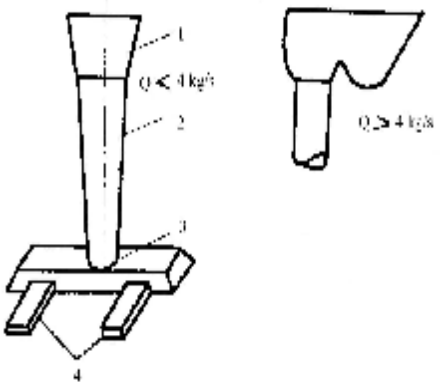


Fig.2.18. Elementele reţelei de turnare:*1-pâlnie;2-piciorul pâlniei;3-colector; 4-alimentatoare.*

Pâlnia de turnare este partea evazată a reţelei de turnare ce primeşte aliajul lichid, principalele tipuri fiind prezentate în figura 2.19.

Piciorul de turnare este un canal vertical ce dirijează aliajul topit spre cavitatea formei. Deoarece jetul de aliaj lichid îşi micşorează secţiunea cu adâncimea, se utilizează un profil tronconic pentru a se evita antrenarea aerului în piesă.

În figura 2.20 sunt prezentate o serie de picioare de turnare speciale.

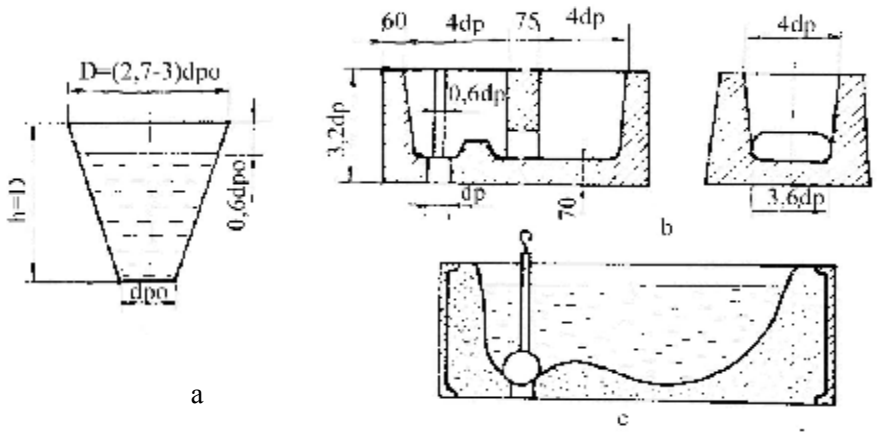


Fig.2.19. Pâlnie de turnare–a;Cupă de turnare cu prag–b;Bazin de turnare–c.

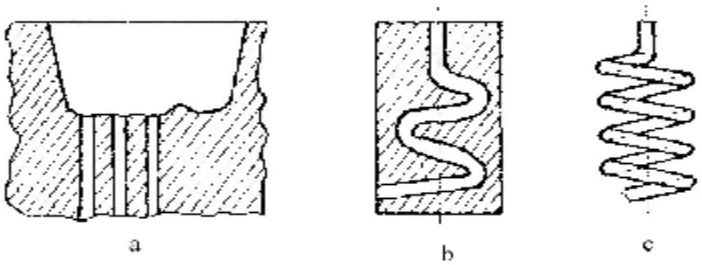


Fig.2.20. Picioare de turnare speciale*: a-rețea cu picior subdivizat; b-picior în serpentină; c-picior în spirală.*

Colectorul de zgură este un canal orizontal ce leagă piciorul pâlniei de alimentare, având rol de a reține zgura, nisipul, huma şi de a asigura intrarea liniştită a aliajului în alimentatoare. Colectorul de zgură se realizează cu secțiune trapezoidală şi o înălțime relativ mare.

Alimentatoarele fac legătura între colector şi cavitatea piesei. Formele cele mai utilizate sunt cele trapezoidale, dreptunghiulare, triunghiulare şi mai rar secțiunea circulară.

Pentru realizarea unei separări eficiente a incluziunilor nemetalice, se folosesc, în multe situații, rețele de turnare cu filtre poziționate la baza piciorului de turnare, în pâlnia de turnare sau în alimentatoare.

În figura 2.21 este prezentată soluția cu filtre ceramice pentru turnarea aliajelor grele, iar în figura 2.22, varianta cu site de filtrare, metalice sau din fibre de sticlă, folosite la aliajele de aluminiu sau magneziu.

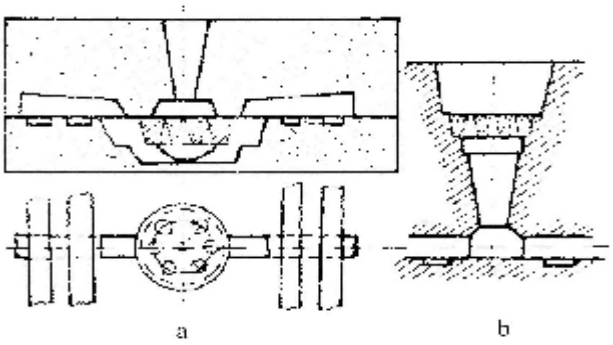
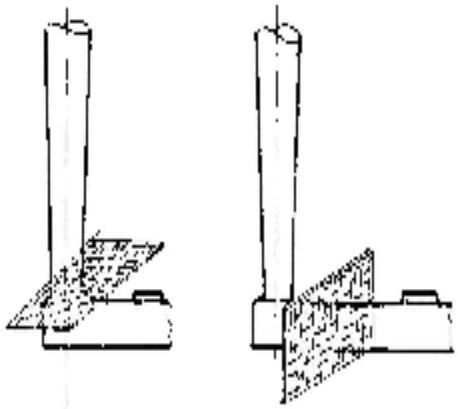


Fig.2.21. Rețele de turnare cu filtru: *a-filtru plasat la ieşirea din piciorul de turnare;b-filtru plasat la intrarea în piciorul de turnare.*

Fig.2.22. Filtre sită pentru reținerea zgurei



După locul de alimentare cu aliaj lichid a cavității formei de turnare, rețelele de turnare sunt de mai multe tipuri, (figura 2.23):

-rețea de turnare directă, (fig.2.23 a);
-rețea de turnare orizontală sau intermediară, (fig.2.23 b);
-rețea de turnare în sifon, (fig.2.23 c);
-rețea de turnare etajată, (fig.2.23 d);
rețea de turnare în fantă, (fig.3.23 e).

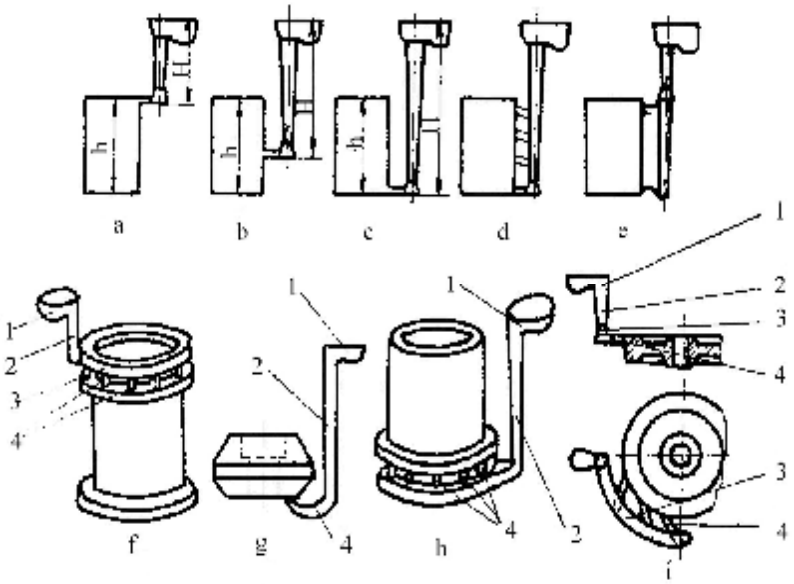


Fig.2.23.Tipuri de rețele de turnare după locul şi modul de introducere a aliajului topit:*1-pâlnie;2-picior;3-distribuitor;4-alimentatoare*.

Ca variante a acestor rețele de turnare se mai folosesc:

-rețea de turnare în ploaie, (fig.2.23 f);
-rețea de turnare cu alimentator sub formă de corn, (fig.2.23 g);
-rețea de turnare în izvor, (fig.2.23 h);
-rețea de turnare cu alimentare tangențială, (fig.2.23 i).

Alimentarea directă, de sus, cu aliaj lichid, favorizează producerea unei solidificări dirijate, asigură umplerea completă a pieselor cu grosimi de pereți mici şi mijlocii şi necesită un consum minim de aliaj topit.

Dezavantajul acestei metode constă în deteriorarea pereților formei de turnare datorită înălțimii mari de turnare.

Rețeaua de turnare în sifon asigură umplerea cea mai liniştită a formei, fiind recomandată la turnarea pieselor mici, complicate, în forme crude.

Această metodă de turnare are dezavantajul că defavorizează solidificarea dirijată, iar debitul nu este constant în timpul turnării.

Celelalte tipuri de rețele îmbină avantajele şi dezavantajele turnării directe şi turnării prin sifon.

2.2.5.3. Dimensionarea rețelei de turnare

În esență, calculul rețelelor de turnare constă în stabilirea ariei celei mai înguste prin care se umple forma în timp optim. Celelalte arii ale elementelor rețelelor de turnare se stabilesc în funcție de aria minimă pe baza unor rapoarte caracteristice.

În funcție de direcția de variație a secțiunii rețelei, acestea se împart în:

-rețele convergente, cu secțiune descrescătoare de la piciorul de turnare spre alimentatoare, unde se înregistrează secțiunea minimă. O asemenea rețea de turnare se caracterizează prin inegalitatea:

$$S_{pp} > S_{cz} > S_a,$$

în care, S_{pp} este suprafața secțiunii piciorului pâlniei; S_{cz} - suprafața secțiunii colectorului de zgură; S_a - suprafața secțiunii alimentatorului.

Avantajele acestui tip de rețele sunt: se poate menține permanent plină rețeaua; datorită presiunii ridicate se evită turbionările şi aspirația de aer.

Dezavantajul acestor rețele constă în erodarea formei datorită vitezei mari de intrare a metalului topit în cavitatea formei.

-rețele divergente, cu secțiune mai mare la colector față de cea a piciorului pâlniei: $S_{pp} < S_{cz} > S_a$.

Viteza aliajului topit este maximă la baza piciorului de turnare, dar secțiunea colectorului de zgură fiind mai mare, colectorul nu este plin de la început, deci viteza aliajului lichid va fi mai mică în colector.

Acest tip de rețea se utilizează pentru turnarea aliajelor cu oxidabilitate ridicată (bronzuri cu aluminiu, cu beriliu, alame silicioase etc).

Valorile rapoartelor caracteristice între ariile elementelor rețelelor de turnare sunt extrem de diferite. Astfel, pentru fontă se recomandă rapoartele:

-la piese mari, importante: $S_{pp}:S_{cz}:S_a = 1{,}4:1{,}2:1$

-la piese mici şi mijlocii: $S_{pp}:S_{cz}:S_a = 1{,}15:1{,}1:1$

-la piese mici cu pereți subțiri $S_{pp}:S_{cz}:S_a = 1{,}1:1{,}06:1$

La turnarea pieselor din oțel: $S_{pp}:S_{cz}:S_a = 1{,}6:1{,}3:1$

La turnarea pieselor din aliaje pe bază de cupru $S_{pp}:S_{cz}:S_a = 1{,}25:1{,}5:1$

La turnarea pieselor din aliaje pe bază de aluminiu şi magneziu $S_{pp}:S_{cz}:S_a = 1:3:3$

sau chiar $S_{pp}:S_{cz}:S_a = 1:6:6$

Calculul rețelelor de turnare. Se determină aria cea mai mică, de obicei aria alimentatorului, apoi pe baza rapoartelor caracteristice se calculează aria canalului de distribuție şi a piciorului pâlniei de turnare.

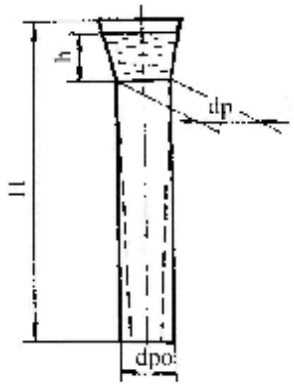


Fig.2.24. Profilul jetului

Diametrul pâlniei d_p (fig.2.24) se calculează cu relația: $d_p = d_{po}\sqrt[4]{\frac{H}{h}}$, iar conicitatea sa cu relația: $c=\frac{1}{2}\cdot\frac{d_p - d_{po}}{H-h}\cdot 100.$

Inițial se determină timpul de umplere, cu ajutorul relației empirice: $t = S\cdot\sqrt{M}$, [s],

în care S este un coeficient ce depinde de grosimea peretelui; M - masa totală a piesei inclusiv a maselotelor, kg. Această relație este valabilă pentru piese cu configurații complicate, cu grosimi de perete între 2,5 şi 15 mm şi greutate până la 450 kg

Coeficientul S are următoarele valori pentru diverse aliaje (tabelul 2.5).

Valorile coeficientului S pentru diverse aliaje Tabelul 2.5

Coeficientul S	Grosimea de perete, mm			
	Sub 6	10-15	20-40	40-60
Aliaje de cupru	0,65	0,75	0,9	1,1
Aliaje de aluminiu	1,8	2,2	2,6	2,8
Fontă	1,11	1,44	1,66	1,89

În cazul pieselor din fontă cenuşie, aria alimentatorului se determină cu relația: $A_{al} = \frac{M}{t\cdot k}$, [cm^2]

în care M este masa aliajului lichid turnat prin rețea, kg; t - durata de umplere a formei, s; k - debitul specific de turnare, kg/cm^2·s.

Aceeaşi relație este valabilă şi pentru aliaje neferoase.

La turnarea oțelului: $A_{al} = \frac{M}{t\cdot k\cdot L}$, [cm^2]

în care L este un coeficient de corecție care ține seama de natura materialului şi de fluiditatea lui.

Viteza de curgere la turnarea directă este: $v_1 = \mu\cdot\sqrt{2gH}$, unde μ este coeficientul de pierdere de viteză.

2.2.6. Mijloace pentru solidificare dirijată. Maselote, răcitori.

Datorită fenomenului de contracție la solidificare, în piesele turnate apar retasuri, care se localizează în acele zone ale peretelui în care aliajul lichid se solidifică ultimul şi izolat.

Din punct de vedere al dimensiunilor, formei şi poziției, retasurile se clasifică astfel:

-macroretasură - deschisă -superioară
-laterală
-închisă -principală
-secundară
-microretasură -zonală
-dispersată.

În figura 2.25 se prezintă principalele tipuri de retasuri, iar în figura 2.26, se prezintă principalele tipuri de microretasuri.

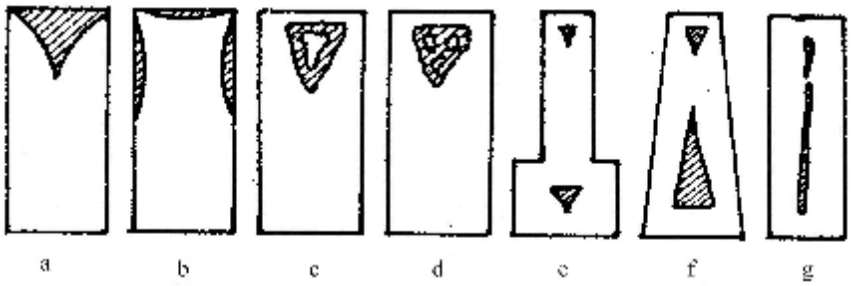


Fig.2.25. Clasificarea retasurii în piesele turnate:*a-retasură deschisă (golul de solidificare haşurat);b-retasură deschisă şi laterală;c,d-retasură închisă constituită din mai multe goluri;e-retasură principală şi secundară, axială (în axa termică); g-retasură axială.*

Fig.2.26. Principalele tipuri de microretasură: *a-dispersată(interdendritică);b-zonală (în axa termică sau axială);c-zonală (în noduri termice);d-zonală (de vecinătatea alimentatorului).*

Factorii care influenţează retasura sunt următorii:

-natura aliajului (compoziţia chimică, conţinutul de gaze, procesul de grafitizare, proprietăţile termofizice etc);

-natura formei (compresibilitatea pereţilor formei, dilatarea formei, rezistenţa etc);

-geometria piesei turnate (rigiditatea piesei turnate (rigiditatea pereţilor piesei, grosimea pereţilor piesei etc);

-condiţiile de turnare (temperatura de turnare, locul de alimentare a piesei etc).

Maselotele concentrează retasurile principale, servind în acelaşi timp şi ca mijloace de diminuare a porozităţii axiale şi de îndepărtare a impurităţilor.

În figura 2.27 se prezintă acţiunea acestora de îndepărtare a retasurii din piesă în maselotă.

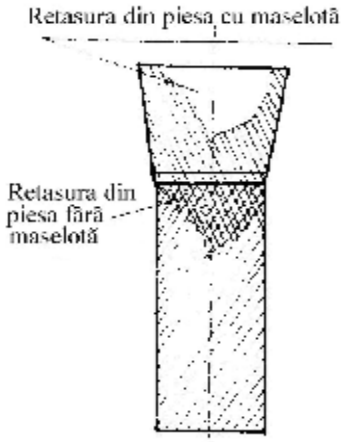


Fig.2.27. Acţiunea maselotei de îndepărtare a retasurii principale

Retasurile secundare, din nodurile termice, se elimină provocând o răcire accelerată locală, prin folosirea răcitorilor exteriori sau interiori.

Clasificarea maselotelor se poate face după mai multe criterii:

-poziția față de piesă - maselote directe sau frontale şi maselote laterale;

-poziția în formă - deschise (în contact cu mediul exterior) şi închise (sunt cuprinse în formă);

-construcția - cilindrice verticale sau orizontale, plate;

-în funcție de regimul de presiune utilizat - cu depresiune; cu presiune atmosferică; cu presiune ridicată cauzată de gaze.

B.B.Guleaev a stabilit experimental că zona de influență a maselotelor depinde numai de grosimea peretelui piesei.

În figura 2.28 sunt prezentate schematic zonele de influență a maselotelor dispuse în centrul plăcii, (fig.2.28 a), sau la capătul plăcii (fig.2.28 b,c). Rezultă că piesele se obțin sănătoase pe toată întinderea dacă nu depăşesc lungimea de 4,5 s. Acest lucru rezultă din însumarea zonei de influență 2 s şi a efectului de capăt 2,5 s, unde s este grosimea piesei.

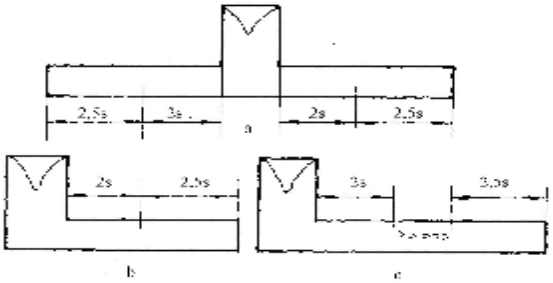


Fig.2.28. Zona de influență a maselotelor

Dimensionarea maselotelor cât mai corectă, pentru utilizarea în mod eficient a metalului şi reducerea timpului total a fabricației, are o mare importanță ştiind că de exemplu în cazul aliajelor neferoase, maselotele reprezintă 35...50% din totalul de metal utilizat la turnarea piesei.

Pentru dimensionarea maselotelor se folosesc diverse metode, dintre care mai importante sunt: stabilirea conținutului minim de metal necesar în maselotă în timpul solidificării şi metoda sferelor înscrise.

Prima metodă care este mai exactă, are următoarele etape:

-asigurarea solidificării dirijate a piesei, de jos în sus pentru a crea posibilitatea formării retasurii concentrate, prin îngroşarea pereților în partea superioară;

-identificarea nodurilor termice şi eliminarea acțiunii lor cu ajutorul răcitorilor exteriori sau interiori. În cazul că nodul termic este prea aproape de partea superioară a piesei, se recurge la îngroşarea locală a peretelui;

-fixarea locului unde trebuie amplasate maselote;

-calculul volumului retasurii, în % din volumul piesei:

$$\Delta V = a \cdot V,$$

unde a este coeficientul de contracție la solidificare; V – volumul piesei;

-se repartizează volumul retasurii, calculat, la numărul de maselote propus;

-pentru a obține forma şi dimensiunile maselotei se măreşte înălțimea piesei cu 10...25mm, în vederea tăierii maselotei. Se trasează o sferă cu raza r_0, având centrul pe axa maselotei la înălțimea 2 r_0 de la piesă şi concentric se trasează sfera cu raza $R = r_0 + s/2$ (s – grosimea piesei). Pentru o formare uşoară se transformă maselota sferică într-o maselotă cilindrică sau prismatică.

Metoda sferelor înscrise este o metodă grafică (fig.2.29). Înălțimea maselotei H_m se determină cu relația: $H_m = d_0 + L \cdot D$,

în care d_0 este diametrul sferei de metal necesar compensării contracției volumetrice; L – coeficient de formă, egal cu 1,35 în cazul maselotelor deschise şi cu 0,85 în cazul maselotelor închise; D -– grosimea piesei turnate.

Diametrul maselotei D_m se determină cu relația: $D_m = d_0 + D$

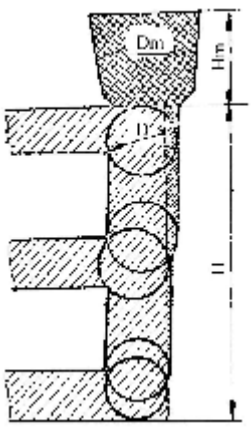


Fig.2.29. Metoda sferelor înscrise.

Dimensionarea răcitorilor. Răcitorii reprezintă adaosuri din materiale cu conductivitate termică ridicată, amplasați în cavitatea sau în peretele formei în zona nodurilor termice.

Materialele utilizate pentru realizarea răcitorilor exteriori sunt: fonta, grafitul, magnezita etc. Ei se amplasează la suprafețele plane sau colțuri ale piesei, având forma suprafeței la care se ataşează.

Răcitorii exteriori vor prelua, prin conductibilitate, căldura de supraîncălzire şi căldura de solidificare a grosimii suplimentare a nodului termic, față de pereții vecini.

Dimensionarea lor constă în determinarea grosimii pentru unitatea de suprafață (fig.2.30):

$$x = \Delta s \cdot \frac{q + c_p(T_t - T_s)}{\gamma_r \cdot c_r \cdot T} \cdot \gamma_l, \quad \text{mm}$$

în care c_p este căldura specifică a metalului lichid, kcal/kg°C; c_r- căldura specifică a răcitorului, kcal/kg°C; q – căldura latentă de solidificare a metalului, kcal/kg°C; T_t- T_s - temperatura de supraîncălzire, °C; T – temperatura maximă de încălzire a răcitorului, 700°C; γ_l - greutatea specifică a metalului lichid, kg/dm^3; γ_r- greutatea specifică a răcitorului, kg/dm^3; s – grosimea peretelui piesei, mm; Δs – grosimea suplimentară a piesei, mm.

Grosimea răcitorului exterior poate fi între 0,65...1,0 · s. Răcitorii interiori sunt corpuri metalice de aceeaşi compoziție cu metalul turnat, care se introduc în nodul termic pentru a provoca solidificarea acestuia prin absorbția de căldură , rămânând înglobate în piesă.

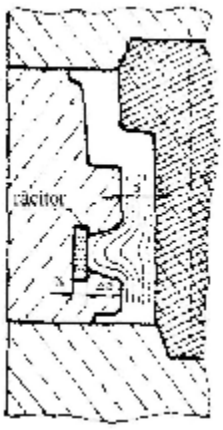


Fig.2.30. Acțiunea răcitorului exterior.

Răcitorii trebuie bine dimensionați, căci un diametru mare duce la nesudarea lui cu materialul piesei iar un diametru prea mic duce la topirea lui.

Calculul răcitorilor interiori se reduc la determinarea masei acestora, astfel încât să poată absorbi căldura de supraîncălzire şi căldura latentă de solidificare a materialului din nodul termic, încălzindu-se la temperatura de topire:

$$M_r = \frac{\Delta M \cdot \left[q + c_p\left(T_t - T_s\right)\right]}{c_r \cdot T},$$

în care M_r este masa răcitorului, kg; ΔM – masa suplimentară a nodului termic, kg; $T_t - T_s$ - temperatura de supraîncălzire, °C; q – căldura latentă de solidificare a metalului sau aliajului lichid, kcal/kg; c_p - căldura specifică a metalului lichid, kcal/kg°C; c_r - căldura specifică a răcitorului, kcal/kg°C.

În figurile 2.31 şi 2.32 sunt reprezentate principalele tipuri de răcitoare exterioare şi interioare.

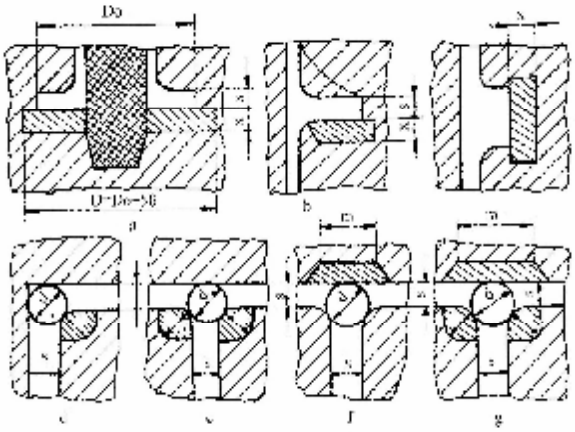


Fig. 2..31. Răcitori exteriori aplicați unor noduri termice tipice *a,c,f-nod în T răcit la exterior;b-nod în T răcit lateral;d-nod în formă de L;e-nod în T răcit bilateral;g-nod în T răcit din trei părți.*

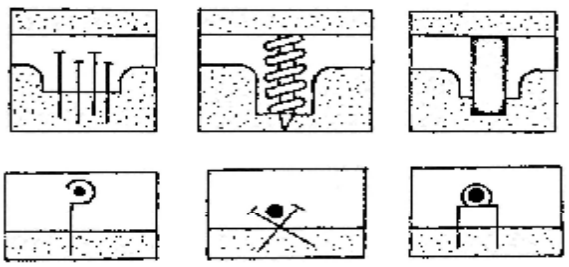
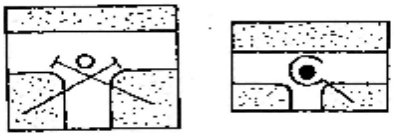


Fig.2.32. Diferite tipuri de răcitori interiori şi modul de fixare în formă.



CAP.III CONFECȚIONAREA GARNITURILOR DE MODEL

3.1. Generalități. Clasificarea modelelor şi cutiilor de miez.

Prin *garnitură de model* se înțelege totalitatea elementelor tehnologice utilizate la realizarea negativului configurației unei piese, reprezentând forma de turnare, în care, prin turnarea aliajului topit se obține piesa turnată.

Garnitura de model se compune din model sau şabloane de formare, cutii de miez,şabloane de control.

Modelul sau şablonul de formare este elementul garniturii de model utilizat pentru realizarea în forma de turnare a negativului configurației exterioare a unei piese, a locaşurilor pentru fixarea miezurilor (mărci), a elementelor rețelei de turnare şi a maselotelor.

Cutiile de miez sunt elementele garniturii de model cu care se execută miezuri, ce determină în forma de turnare, negativul configurației cavităților interioare şi exterioare ale unei piese, precum şi mărcile pentru fixarea miezurilor în formă.

Şablonul de control reprezintă scula sau dispozitivul care serveşte pentru controlul dimensional al cavității formei de turnare inclusiv al centrării miezurilor, sau pentru verificarea dimensională a pieselor brut turnate din producția de serie.

Pentru proiectarea garniturii de model se utilizează desenul tehnologic al piesei turnate. În acest desen se fixează poziția piesei la turnare, suprafața de separație, adaosurile de prelucrare, razele de racordare, înclinațiile de formare, adaosurile tehnologice, miezurile şi mărcile miezurilor, maselotele, rețeaua de turnare, plasarea răcitorilor şi alte elemente.

Toate acestea se notează pe desenul de execuție al piesei cu diferite culori şi semne convenționale.

3.2. Materiale utilizate la confecționarea garniturilor de model

Materialele utilizate pentru confecționarea garniturilor de model se împart în materiale de bază şi materiale auxiliare. Materialele de bază folosite pentru confecționarea garniturilor de model sunt: lemnul, cimentul, ipsosul, metale şi aliaje feroase, materiale plastice.

3.2.1. Lemnul

Se utilizează, în general pentru formarea manuală şi mai rar la formarea mecanizată cu plăci de modele.

Față de celelalte materiale, lemnul, prezintă următoarele avantaje principale: prelucrabilitate bună cu mijloace manuale sau mecanizate; densitate mică, deci greutate redusă a modelului; îmbinare uşoară prin încleiere sau alte metode; aderență bună pentru lacuri şi vopsele; proprietăți mecanice suficient de bune; preț de cost relativ scăzut.

Dintre dezavantaje enumerăm proprietăți mecanice neuniforme, rezistență la uzare prin frecare relativ scăzută.

3.2.2. Ipsosul şi cimentul

Utilizate pentru executarea unor modele pentru turnarea de unicate şi piese de serie mică, ipsosul şi cimentul se folosesc în mod curent la pregătirea formelor în care se toarnă modele din plastic.

Proprietățile acestor materiale precum şi domeniul lor de utilizare sunt cuprinse în tabelul 3.1.

Ipsos. Ciment. Proprietăţi şi domenii de utilizare Tabelul 3.1

Denumire material	Caracteristici	Compoziţia sau proporţia în care se amestecă la utilizare	Domeniul de folosire
Ipsos medicinal şi de construcţie	Execuţie simplă a modelelor. Preţ cost redus Contracţie =0	În proporţie de 1/1 cu apă	Ipsosul medicinal se foloseşte la producţia de serie mică a pieselor de configuraţie simplă şi pentru finisarea suprafeţelor în cazul că partea de bază a modelului s-a confecţionat din ipsos obişnuit. 100-250 buc. piese
Ciment Portland 500	Execuţie simplă. Rezistenţă mare	Se amestecă în proporţie de 60% cu rumeguş de lemn cernut şi cu apă sau cu 50% nisip de cuarţ mărunt şi apă.	Producţia în serie mică a pieselor de configuraţie simplă. 275-750 buc. piese.

3.2.3. Metale şi aliaje metalice

La producţia de serie mijlocie, mare şi de masă, utilizarea modelelor de lemn nu este raţională datorită coeficientului său redus de mentenabilitate şi datorită variaţiilor dimensiunilor sale în timp.

Pentru aceasta, construirea şi întrebuinţarea modelelor metalice, cu toate că aparent au preţ mai mare, este recomandată de o durată mare de funcţionare, la dimensiuni constante, de obţinerea unor piese de calitate superioară şi de posibilitatea de reducere a consumului de metal prin micşorarea adaosurilor de prelucrare.

Modelele metalice şi plăcile de model se realizează, în general, din aliaje neferoase, dintre care cele mai utilizate sunt aliajele de aluminiu. Având o prelucrabilitate foarte bună şi o bună rezistenţă la oxidare în atmosferă, modelele realizate din aliaje de aluminiu au însă o rezistenţă mecanică mai redusă decât cele din alamă, bronz sau fontă.

Fonta ca material pentru realizarea modelelor, cu toate că are prelucrabilitate, proprietăţi mecanice şi rezistenţă la uzură bune, nu este folosită decât la construirea modelelor mici, fixate pe plăci de model. Folosirea ei mai largă este proprie pentru forme metalice, când la proprietăţile enumerate anterior se mai adaugă şi cele legate de o contracţie mai mică, rezistenţă bună la variaţii de temperatură şi durabilitate mai mare.

3.2.4. Materiale plastice

Materialele plastice de tipul polistirenului expandat, plăcilor PVC (vinidur) şi a răşinilor epoxidice sau poliesterice, au început să fie din ce în ce mai utilizate la confecţionarea garniturilor de model, deoarece au unele avantaje importante: greutate specifică mică, cost redus, diminuarea manoperei de prelucrare a modelului, uzinare uşoară şi rapidă.

Polistirenul expandat se poate utiliza la confecţionarea modelelor pentru turnarea pieselor mari din fontă şi oţel. Specific modelelor realizate din polistiren este contracţia acestora în timpul depozitării îndelungate. Mărimea contracţiei poate fi calculată în funcţie de durata de depozitare a modelului.

Polistirenul expandat nu este toxic, dar se aprinde destul de uşor, necesitând luarea unor măsuri speciale în zonele de realizare a modelelor.

Vinidurul se foloseşte în general pentru confecţionarea garniturilor de model mici şi foarte mici, din producţia de serie mică sau mijlocie, fiind un bun înlocuitor al aliajelor de aluminiu pentru astfel de modele. Executarea formelor cu astfel de modele se poate face manual sau mecanizat.

Plăcile de vinidur se mai pot utiliza şi la placarea garniturilor de model mari şi foarte mari, din lemn.

Răşinile epoxidice sunt produse moleculare sub forma unui lichid vâscos de culoare gălbuie.

Avantajele economice ale utilizării lor sunt: înlocuiesc unele materiale deficitare, cost scăzut, rezistenţă mare la abraziune şi nu sunt influenţate de umiditate.

Pentru economisirea răşinilor epoxidice, ca material de umplutură a corpului modelelor, se utilizează un amestec de răşină epoxidică cu pilitură metalică, nisip etc. Pentru mărirea rezistenţei stratului de suprafaţă se folosesc ţesături de sârmă, fibre de sticlă, bumbac etc.

3.2.5. Aliaje uşor fuzibile

În tabelul 3.2 sunt cuprinse principalele aliaje utilizate.

Aliaje uşor fuzibile — Tabelul 3.2

Compoziţia - %				Temperatura topire, °C	Densitate, kg/dm^3
Cd	Sn	Pb	Bi		
10,8	14,1	24,9	50,1	65,5	9,685
10,2	14,3	25,1	50,4	67,5	9,725
7,0	14,8	26,0	52,2	68,5	9,784
13,1	13,8	24,3	48,8	68,5	9,765
7,1	-	39,7	53,2	89,5	10,563
6,7	-	43,4	49,9	95,0	10,732

Se utilizează la confecţionarea modelelor pentru turnarea pieselor cu configuraţie complicată de serie mijlocie sau mare.

3.2.6. Mase uşor fuzibile

Amestecurile uşor fuzibile sunt materiale rezistente la temperatura ambiantă, dar care la temperatură apropiată de punctul de topire devin păstoase.

Aceste amestecuri conţin în general stearină şi parafină, cu adaosuri de cerezină, ceară de albine etc.

Stearina este acid stearic tehnic, impurificat cu acid palmitic şi oleic. Se găseşte în grăsimi sub formă de gliceride şi se obţine prin saponificare.

Parafina se obţine prin cristalizare sau cu ajutorul unor solvenţi selectivi din fracţiunile rezultate la distilarea păcurii provenite din ţiţeiurile parafinoase.

3.3. Executarea modelelor şi cutiilor de miez

În cazul garniturii de model din lemn, nu se întocmeşte un desen special, executându-se după desenul de piesă turnată. Sarcina modelorului constă în stabilirea elementelor geometrice simple care vor forma modelul, a metodelor de îmbinare, încât să se asigure stabilitate

dimensională, rigiditate, funcționalitate în concordanță cu necesitățile tehnologiei de formare, cost redus.

Procesul tehnologic de execuție a unei garnituri de model din lemn cuprinde o serie de operații tehnologice, în următoarea succesiune: studierea desenului tehnologic; efectuarea trasajului de execuție a garniturii de model; întocmirea listei de materiale necesare; prelucrarea mecanică a materialului lemnos la dimensiunile şi formele necesare; confecționarea semifabricatelor pentru garnitura de model; finisarea şi vopsirea garniturilor de model; inscripționarea şi recepția finală a garniturii de model.

Modelele metalice sunt folosite, în general, la executarea formelor de turnare prin procedee mecanice, în care caz ele se montează pe plăci denumite plăci port-model.

Confecționarea garniturilor de model din aliaje metalice cuprinde următoarele operații tehnologice principale:

-conceperea constructivă şi proiectarea elementelor garniturii de model;
-întocmirea tehnologiei de execuție a semifabricatelor şi realizarea lor;
-prelucrarea şi asamblarea elementelor componente ale garniturii de model;
-centrarea şi fixarea modelelor pe plăcile port-model.

3.4. Vopsirea şi inscripționarea garniturilor de model

Vopsirea suprafețelor modelelor şi cutiilor de miez este necesară pentru a proteja modelul sau cutia de miez contra umidității din atmosferă şi din amestecul de formare sau de miezuire. Prin vopsire se urmăreşte pe lângă realizarea unei suprafețe netede şi indicarea prin culori convenționale a unor elemente tehnologice. Culorile convenționale pentru vopsirea garniturilor de model din lemn şi uneori a celor din fontă, sunt prezentate în tabelul 3.3.

În prealabil, înainte de vopsirea propriu-zisă, suprafețele active ale modelelor şi cutiilor de miez se şlefuiesc şi se acoperă cu un strat de grund.

Pentru identificarea garniturilor de model şi a părților componente ale acestora, se efectuează operația de inscripționare fie prin scriere cu vopsea, fie prin poansonare.

Culorile cu care se vopsesc suprafețele modelelor Tabelul 3.3

	Culoare (după vopsire) pentru:			
	Fontă	Oțel	Aliaje de Al,Mg	Aliaje de Cu
Suprafața modelelor şi a cutiilor de miez	roşie	albastră	galbenă	verde
Elemente de întărire la modele (şi cutii de miez), care sunt astupate după extragerea modelului din formă.	haşuri negre la 45° pe fond roşu	haşuri negre la 45° pe fond albastru	haşuri negre la 45° pe fond galben	haşuri negre la 45° pe fond verde
Mărci la modele şi la cutii de miez	negru	negru	negru	negru
Suprafețe de asamblare a părților de model şi a cutiilor de miez	verde	verde	verde	portocaliu
Suprafețe de aşezare a elementelor detaşabile	maro			

Suprafața pe care se face inscripționarea nu trebuie să fie o suprafață ce urmează să se prelucreze, iar inscripționarea nu trebuie să ducă la modificarea aspectului axterior al piesei turnate.

În general, garniturile de model se inscripționează cu următoarele date de identificare şi semne convenționale:

-numărul comenzii de execuție a utilajului şi numărul comenzii de turnare;

-numărul desenului piesei ce urmează a se turna;

-numărul de model sau numărul desenului pentru garniturile de model şi forme metalice pentru turnarea prin cădere liberă;

-numărul setului de model în cazul comenzilor de serie, pentru care se utilizează mai multe garnituri de model; numărul setului se aplică în relief, pentru a se obține şi pe piesele turnate;

-anul de valabilitate al garniturilor de model, în funcție de valabilitatea desenului după care se controlează garnitura de model;

-numărul miezului şi numărul de miezuri ce se execută cu fiecare cutie de miez, pentru turnarea unei piese;

-semne distincte pe părțile detaşabile de pe modele şi din cutii de miez, pentru asigurarea centrării corecte a acesteia;

-numerotarea şi inscripționarea părților interschimbabile, cu specificarea schimbărilor de poziție ce trebuie să se efectueze cu acestea, în cazul folosirii aceleiaşi garnituri de model pentru turnarea mai multor piese cu mici deosebiri constructive.

Recepția finală a garniturilor de model constă în verificarea gradului de finisare şi vopsire precum şi a modului cum s-a efectuat inscripționarea acestora. Este indicat ca recepția finală să se efectueze de aceeaşi persoană care a efectuat şi controlul constructiv şi dimensional.

3.5. Durabilitatea garniturii de model

Garniturile de model sunt supuse în timpul utilizării lor la următoarele solicitări distructive principale:

-solicitarea mecanică a construcției, în timpul extragerii din amestecul de formare sau din miez;

-solicitarea la uzură a suprafețelor de lucru datorită acțiunii abrazive şi erozive a amestecurilor de formare;

-solicitarea la şocuri în timpul tasării amestecului de formare în formă şi în cutii de miez;

-solicitarea la umiditatea din amestecul de formare şi din atmosferă.

Principalii factori care influențează durabilitatea garniturilor de model sunt: configurația şi complexitatea utilajului tehnologic, materialul din care este realizată, amestecul de formare folosit, utilajul de formare pe care se montează garnitura de model, condițiile de exploatare, intervalul de întreținere şi reparare.

CAP.IV. MATERIALE ŞI AMESTECURI DE FORMARE

4.1. Materiale de formare

Formele temporare se compun dintr-un material granular cu refractaritate ridicată, ca material de bază, căruia i se adaugă lianţi, materiale de îmbunătăţire a proprietăţilor amestecului, pudre, vopsele, cleiuri, chituri şi paste de turnătorie.

4.1.1. Nisipuri de turnătorie

Cel mai folosit material granular utilizat în turnătorie este nisipul pe bază de cuarţ (SiO_2).

Nisipul de turnătorie este un produs de dezagregare a rocilor eruptive şi se clasifică după: conţinutul de părţi levigabile (tabel 4.1); granulaţia medie (tabel 4.2); gradul de uniformitate al granulelor; forma granulei.

În funcţie de gradul de uniformitate, nisipurile de turnătorie se împart în:

- foarte uniforme, grad de uniformitate peste 70%;
- uniformitate mare, gradul de uniformitate 70 – 60%;
- uniform, gradul de uniformitate 60 – 50%;
- uniformitate redusă, gradul de uniformitate 50 – 40%;
- neuniform, gradul de uniformitate sub 40%.

După forma granulei nisipurilor, pot să fie cu granulă rotundă, cu muchii şi colţuri rotunjite, cu muchii şi colţuri ascuţite, aşchioasă. Suprafaţa poate să fie netedă sau rugoasă.

Nisipurile cuarţoase nu se extrag direct din zăcământ, ci se obţin prin preparare ulterioară.

Nisipul de Aghireş este un nisip cuarţos cu 0,2…0,3% componentă levigabilă, care se obţine printr-o dublă spălare a nisipului de Corneşti. Granulele au formă colţuroasă şi prezintă fisuri.

Nisipul de Vălenii de Munte, conţine 95…97% SiO_2 şi este un nisip fin şi uniform ca mărime. Este cel mai indicat nisip pentru forme cu răşini sintetice.

Nisipul de Caraorman, conţine 96…97% SiO_2, granulele au formă rotundă şi suprafeţe foarte netede. Se poate utiliza pentru amestecuri cu răşini sintetice şi pentru formarea la presiuni înalte. Principalul inconvenient îl constituie prezenţa de cochilii de scoici precum şi feldspaţi.

Clasificarea nisipurilor de turnătorie Tabelul 4.1
după conţinutul de părţi levigabile

Clasa	Denumirea	Conţinut părţi levigabile, %
N01	Cuarţos SI	Sub 0,1
N02	Cuarţos SII	0,1…0,2
N03	Cuarţos I	0,2…0,3
N05	Cuarţos II	0,3…0,5
N1,5	Cuarţos III	0,5…1,5
N10	Slab	1,5…10
N20	Semigras	10…20
N30	Gras	20…30

Clasificarea nisipurilor de turnătorie după granulația medie — Tabelul 4.2

Grupa	Caracteristica dimensională	Granulația medie, mm
(M50)1	foarte mare	1,0…0,61
(M50)06	mare	0,60…0,41
(M50)04	semimijlocie	0,40…0,31
(M50)03	mijlocie	0,30…0,21
(M50)02	semifin	0,20…0,16
(M50)015	fin	0,15…0,11
(M50)01	foarte fin	0,10…0,06

Nisipurile slabe, semigrase şi grase. Se pot utiliza în stare naturală sau cu mici adaosuri de argilă (cele slabe). Nisipurile grase şi foarte grase au în general refractaritate scăzută precum şi o permeabilitate mică. Astfel de nisipuri se extrag din carierele de la Araci şi Basarabi.

4.1.2. Lianți utilizați în turnătorie

Sunt materiale ce se adaugă în amestecul de formare cu scopul de a lega granulele de nisip şi de a îmbunătăți unele proprietăți fizico-mecanice ale amestecurilor.

Lianții trebuie să îndeplinească următoarele condiții:

-să aibă rezistență mecanică mică până la îndesare;

-să aibă rezistență mecanică mare după îndesare;

-să asigure o rezistență cât mai mică a formei după solidificarea aliajului;

-să degaje o cantitate cât mai mică de gaze la contactul cu metalul topit;

-să permită dezbaterea uşoară a formei după turnare.

Lianții se împart, după natura lor, în: lianți anorganici, organici, organo-silicici, reziduuri din industrie şi alții.

A.Lianții anorganici pot fi naturali sau sintetici.Din primagrupă fac parte argila şi bentonita, iar din a doua, cimentul, sticla solubilă, silicatul de etil etc.

Argila s-a format în natură prin acțiunea apei şi bioxidului de carbon asupra feldspatului de calciu, rezultând silicatul de aluminiu hidratat ($Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$). În stare pură poartă denumirea de caolin şi este un material plastic şi refractar.

După stabilitatea termică argilele se împart în trei grupe:

-grupa 1 – cu stabilitate termică ridicată – punct de vitrificare 1350°C;

-grupa 2 – cu stabilitate termică medie – punct de vitrificare 1250…1350°C;

-grupa 3 – cu stabilitate termică joasă – punct de vitrificare sub 1250°C.

Compoziția argilelor diferă de la un zăcământ la altul, uneori şi în acelaşi zăcământ.

Cea mai folosită argilă în turnătoriile noastre este argila de Medgidia, după care urmează argila de Suncuiuş. Rezistența mecanică şi plasticitatea amestecului de formare sunt consecințe ale faptului că argila îmbracă granulele de nisip cu un strat fin,apoi absoarbe apă, se umflă şi devine lipicioasă. Temperatura de uscare a formelor cu argilă este 300 - 350°C pentru piese din fontă şi 400 - 550°C pentru piese din oțel.

Deoarece argila naturală nu îndeplineşte condițiile optime pentru turnarea pieselor în forme crude sau uscate, se recurge la superfinisare , procedeu care constă în măcinarea foarte fină a argilei naturale, concomitent cu îndepărtarea unei cantități de steril.

De obicei, rezultate la fel de bune se obțin prin adăugarea de bentonită, evitându-se astfel consumul de energie pentru superfinisare.

O altă metodă este tratarea chimică a argilei cu acid fosforic şi cu carbonat de sodiu în cazul formelor crude.

Bentonita este o varietate de argilă care s-a format prin alterarea cenuşelor vulcanice bazice ce s-au depus în bazinele marine.

Constituentul mineralogic principal este montmorilonitul ($Al_2O_3 \cdot 4SiO_2 \cdot nH_2O$) care este în procent de peste 75% în bentonită şi sub 40% în argilă. Când conţinutul de montmorilonit este între 40 şi 75% liantul se numeşte argilă bentonitică.

Bentonita este formată din particule foarte fine, în cea mai mare parte coloidale (sub 0,1 μm), având o capacitate de liere de 2…3 ori mai mare decât argilele plastice obişnuite. Bentonitele sunt mai puţin refractare decât argilele, dar aceasta nu prezintă un inconvenient deoarece se adaugă în cantitate mică, deci practic nu influenţează refractaritatea amestecului de formare.

Pentru mărirea rezistenţelor mecanice ale amestecurilor de formare cu bentonită se utilizează mai multe procedee: activarea bentonitei, tratarea cu detergenţi, superfinisarea, tratarea termică a bentonitei şi tratarea magnetică a apei de umezire.

Bentonitele pot fi sodice sau calcice, primele fiind mai rare în natură dar cu calităţi superioare.

Activarea este o tratare chimică a bentonitei, în special a celor calcice cu scopul de a neutraliza ionul de calciu şi a transforma bentonita din calcică în sodică. Cea mai bună activare se obţine cu carbonat de sodiu.

Pentru prepararea bentonitei activate cu sodă, se practică două metode:

- se pregăteşte o pastă apoasă de bentonită, se amestecă cu soda necesară, se usucă şi se macină;
- se macină bentonita calcică şi se amestecă în stare uscată cu sodă praf; activarea se produce la umezirea în instalaţia de preparare.

Cimentul. În turnătorii se utilizează cu precădere cimentul cunoscut sub denumirea de ciment Portland, căruia i se adaugă diferiţi acceleratori pentru scurtarea timpului de priză. Amestecul de formare conţine nisip cuarţos cu 10…12% ciment ca liant şi 0…10% apă.

Cimentul este un bun liant şi refractar, ceea ce face posibilă utilizarea lui şi la turnarea pieselor de oţel.

Deoarece formele cu ciment nu necesită uscarea lor, s-a căutat să se reducă timpul de priză, pentru realizarea pieselor fabricate în serie. Prin scurtarea timpului de priză se urmăreşte: micşorarea timpului de la formare până la turnare şi de la formare până la extragerea modelului din formă, pentru a face posibilă mecanizarea. Cele mai folosite metode sunt: realizarea unei compoziţii chimice corespunzătoare; măcinarea foarte fină a cimentului Portland; amestecarea a 30…40% ciment cu particule sub 10μm cu ciment obişnuit; suflarea cu CO_2; adăugarea unor acceleratori de priză; adăugarea de bentonită (4…8%).

Ipsosul este un sulfat de calciu hidratat cu două molecule de apă ($CaSO_4 \cdot 2H_2O$). Se utilizează pentru confecţionarea formelor false, a modelelor, precum şi a unor forme folosite la turnarea aliajelor neferoase.

Are rezistenţă mecanică scăzută, iar pentru prevenirea apariţiei crăpăturilor se recomandă uscarea cu un curent de aer cald.

Silicatul de sodiu, denumit şi sticlă solubilă, se foloseşte ca soluţie apoasă , $Na_2O \cdot nSiO_2 \cdot nH_2O$.

O caracteristică importantă a silicatului de sodiu o constituie modulul "m" adică raportul dintre numărul de moli de SiO_2 şi numărul de moli de Na_2O .

$$m = \frac{\%SiO_2}{\%Na_2O} \cdot 1{,}032$$

Silicatul de sodiu folosit în turnătorie trebuie să aibă modulul cuprins între 2,7…3,0 iar densitatea între 1,45…1,52 g/cm^3.

La pierderea apei de constituție, silicea din silicat formează un gel care învelește granulele de nisip, iar prin uscare se întărește și asigură rezistența mecanică necesară pentru amestecul de formare. Întrucât disocierea naturală și uscarea durează mult, este necesară reducerea acestor faze, principalele metode de scurtare a acestor procese :

a. Suflarea formelor cu CO_2

Procesul de întărire chimică are loc în două etape:

1. Descompunerea silicatului de sodiu sub acțiunea dioxidului de carbon:

$Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nH_2O + CO_2 = Na_2CO_3 \cdot qH_2O + m(SiO_2 + pH_2O)$

unde $m \cdot p + q = n$.

2. Intărirea particulelor de soli de SiO_2 coloidal. Presiunea de insuflare a dioxidului de carbon este de 1…3 atm, temperatura este cea a mediului ambiant, iar timpul este de 3…15 min. În acest caz, întărirea chimică a formei se face înainte de a extrage modelul, deci precizia dimensională este mare. Inconvenientul metodei constă în faptul că rezultă carbonat de sodiu care scade refractaritatea amestecului de formare, iar formele devin higroscopice.

b. Întărirea formelor sau miezurilor la temperaturi de 200…260°C, care nu este des întrebuințată datorită preciziei dimensionale mai mici (extragerea modelului se face când forma nu este întărită) și datorită necesității unor utilaje pentru uscare.

c. Întărirea chimică cu clorură de amoniu se aplică la turnarea de precizie. Soluția de clorură de amoniu are concentrația de 20%.

$Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nH_2O + 2NH_4Cl \cdot qH_2O = mSiO_2 + 2NaCl + 2NH_3 +$

$+ (n+q+1)H_2O$

Bioxidul de siliciu rezultat leagă granulele de cuarț între ele, asigurând o rezistență mecanică ridicată.

d. Întărirea chimică cu esteri lichizi are la bază reacția de hidroliză a esterilor în mediu bazic.

$R \cdot COOH + HO \cdot R' \leftrightarrow R \cdot COO \cdot R' + H_2O$

acid alcool ester

La temperatură normală reacția de esterificare de la stânga la dreapta este foarte lentă (16 ani), dar în prezența unui acid organic la temperaturi mai ridicate, durează cel mult 48 ore.

Reacția completă a hidrolizei silicatului de sodiu cu un ester este următoarea:

$Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nH_2O + 2(R\text{-}COO\text{-}R') = mSi(OH)_4 + 2(R\text{-}COO\text{-}Na) + 2(R'\text{-}OH) + n(2m - 1) H_2O$

e. Adăugarea de ferosiliciu praf duce la obținerea unui amestec de formare cu autoîntărire fără uscare sau cu o uscare superficială. Procesul de întărire rapidă se datorește reacției dintre silicatul de sodiu din soluția apoasă și siliciul metalic din ferosiliciul adăugat.

$Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nH_2O = 2NaOH + mSiO_2 + (n - 1) H_2O$

$2NaOH + (n-1) H_2O + mSi = Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot (n+2m) H_2O + 2mH_2$

Alți lianți anorganici sintetici sunt covasilul și covalitul care îmbunătățesc mult dezbaterea formalor.

B. Lianți organici

În cazul lienților anorganici, miezurile se îndepărtează foarte greu după turnare deoarece lianții pierd apa de constituție și rezistența mecanică crește foarte mult.

Lianții organici sunt mult mai scumpi și se utilizează când sunt absolut necesari. După turnare, miezul se încălzește foarte mult și liantul organic arde iar legătura dintre granulele de nisip dispare. Lianții organici se utilizează numai la miezuri complicate, de mărime mică și mijlocie, având rezistență specifică ridicată (deci este necesar un adaos mic de liant).

După comportarea lor față de apă, lianții organici pot fi hidrofili sau hidrofobi.

După natura lor, lianții organici pot fi: uleiuri vegetale, rășini, reziduuri din industrie etc.

Uleiuri vegetale. Cele mai utilizate uleiuri vegetale sunt uleiul de in, de cânepă şi de floarea soarelui.

Fiind materiale organice constituite din carbon şi hidrogen, au proprietatea de a se oxida întocmai ca vopselele, producând o peliculă rezistentă. Produsele de oxidare se numesc *oxine*. Uleiurile care se oxidează repede în contact cu aerul, se numesc uleiuri sicative. Capacitatea de oxidare a uleiurilor este determinată prin *indicele de iod,* care reprezintă cantitatea de iod care poate fi absorbită de 100 g ulei. Cu cât este mai mare indicele de iod cu atât este mai mare rezistența peliculei de oxine.

Uleiurile sicative au indicele de iod mai mare de 150, cele semisicative între 100 şi 150 iar cele nesicative sub 100.

Uleiul de in are cel mai mare indice de iod (minim 170). La prepararea amestecului pentru miezuri cu ulei de in, întâi se introduce în malaxor cantitatea de nisip cuarțos necesară, apoi apa, amestecându-se timp de două minute, după care se adaugă treptat uleiul de in şi se continuă amestecarea timp de încă zece minute.

Cutiile de miez folosite la amestecurile cu ulei de in se ung cu petrol sau se pudrează cu praf de licopodiu pentru a preveni lipirea amestecului de pereții cutiei.

Uleiul de cânepă şi de floarea soarelui, au proprietăți apropiate de a uleiului de in dar sunt mai ieftine.

Rășini. Rășinile utilizate în turnătorie pot fi naturale, cum este colofoniu sau sintetice.

Colofoniu se obține la distilarea rășinilor de conifere, fiind un liant scump, se utilizează la piesele la care apar fisuri la cald.

Rășinile sintetice au luat o amploare deosebită deoarece amestecurile de formare au proprietăți mecanice ridicate, piesele turnate au precizie ridicată, cantitatea de gaze la turnare este mică, dezbaterea formelor este uşoară.

Clasificarea rășinilor sintetice se poate face:

- după modul de întărire: - rășini cu întărire la cald;
  - rășini cu întărire la rece;
- după compoziția chimică: - rășini fenol-formaldehidice;
  - rășini carbamidice:
  - rășini furanice;
  - rășini celulozice;
  - rășini poliuretanice.

Rășini fenol-formaldehidice au componente de bază fenolul (C_6H_5-OH toxic) şi aldehida formică (CH-OH) care se păstrează ca soluție 40% în apă. Rășinile ce se obțin prin condensarea fenolului cu aldehida formică, funcție de caracterul bazic sau acid al mediului în care are loc condensarea, pot fi termoreactive sau termoplaste.

Din reacția fenolului cu aldehida formică, se obțin rășini polimerizate bidimensional. Prin încălzire, aceste rășini se topesc apoi sub acțiunea căldurii şi a unor adaosuri trec în molecule cu polimerizare tridimensională. Ca urmare, trec din stare lichidă în stare solidă şi nu se mai topesc, oricât s-ar încălzi.

Rășina termoreactivă ce se utilizează în turnătorii este *rezolul* sau *bachelita* cu punct de topire 80…90°C. Timpul necesar pentru polimerizare la 100°C este de 1 – 2 minute. Se utilizează pentru executarea miezurilor şi formelor coji.

Rășina termoplastă, cea mai utilizată, este *novolacul* cu punctul de topire 80…90°C. Pentru a se utiliza în turnătorie, trebuie să nu conțină mai mult de 12% fenol liber. În mod normal conține 3 – 5% fenol liber. Se foloseşte cu un adaos de cca 10% (din novolac) de hexametilen-tetramină $(CH_2)_6N_4$, numită urotropină.

Prin încălzire la 170…180°C, urotropina se descompune în aldehidă formică şi amoniac. Fenolul liber din novolac reacţionează la 170°C cu aldehida formică din urotropină, în prezenţa amoniacului, rezultat din descompunerea urotropiei, care joacă rolul de catalizator bazic, astfel că se ajunge la rezol. Fără urotropină, transformarea solid-lichid a novolacului, sub influenţa căldurii, este reversibilă.

Principalele inconveniente ale răşinilor termoreactive sunt: preţ şi consum ridicat: necesită instalaţii speciale pentru încălzirea plăcilor de model; necesită modele, respectiv plăci de model metalice

Răşini carbamidice – se utilizează la turnarea de precizie a pieselor individuale (întărirea este la rece în cutii de lemn). Întărirea se face sub acţiunea unui catalizator acid. Funcţie de natura componenţilor răşinile carbamidice pot fi răşini ureo-formaldehidice – urelit sau răşini melamino-formaldehidice.

Răşini furanice – se obţin prin policondensarea sau polimerizarea alcoolului furfurilic în mediu acid. Se pot utiliza la obţinerea miezurilor în cutii calde, dar datorită proprietăţilor lor de a se întări sub acţiunea unui catalizator acid, au găsit o largă răspândire pentru miezuri cu întărire la rece.

În cazul amestecurilor cu autoîntărire la rece se introduce 2,0…2,6% răşină furanică şi 0,3…1,0% acid fosforic (PO_4H_3), iar în cazul utilizării cutiilor calde, se introduce 1,5…2,5% răşină furanică şi 0,12…0,8% catalizator bazic.

C. Compuşi organici cu siliciu –silicatul de etil-$SiO_4(C_2H_5)_4$

Se utilizează pentru obţinerea formalor coji cu modele fuzibile. Prin hidrolizare cu apa şi cu o cantitate mică de acid tare (HCl) dă naştere unui amestec de acizi polisilicici, care constituie materialul liant.

Pentru scurtarea timpului necesar pentru priză, se recurge la următoarele soluţii:

-întărirea pe cale chimică cu vapori de amoniac timp de 15…30 s, într-un recipient închis;

-întărirea pe cale chimică prin scufundare alternativă în băi de amoniac şi acid clorhidric;

-întărirea pe cale chimică cu bioxid de carbon.

D. Reziduuri din industrie

Sunt ieftine şi corespund calitativ pentru turnarea unui număr mare de piese.

Gudroanele se obţin prin distilare uscată a cărbunelui brun sau a lemnului. Compoziţia chimică depinde de zăcământ şi de condiţiile în care se face distilarea.

Reziduurile bituminoase (smoala) se obţin prin distilarea uleiurilor.

Melasa – este un produs secundar obţinut la fabricarea zahărului din sfeclă. Proprietăţile de liere se datoresc zahărului pe care-l conţine.

Leşia sulfitică este un liant organic hidrofil, fiind un reziduu de la fabricarea hârtiei sau a celulozei.

E. Alţi lianţi utilizaţi în turnătorie

Dextrina – se obţine prin hidroliza parţială cu acizi sau enzime a amidonului extras din cartofi, porumb sau grâu. Din punct de vedere chimic este o polizaharidă cu formula de bază $C_6H_{10}O_5$. Se utilizează la amestecurile pentru miezuri care trebuie să aibă rezistenţă ridicată în stare crudă. Uscarea se face la temperaturi de 160…180°C.

Cleiul pectinic se obţine prin hidroliza pectinelor din ţesuturile vegetale.

Alţi lianţi sunt rematolul, petrolatumul oxidat etc.

4.1.3. Adaosuri de îmbunătăţire a proprietăţilor amestecurilor de formare

În compoziţia amestecurilor de formare (miezuire) utilizate în turnătorii, indiferent de liantul folosit sau procedeul aplicat, se intervine cu o serie de adaosuri care trebuie să îmbunătăţească unele proprietăţi tehnologice ale amestecurilor de formare preparate.

a.Adaosuri carbonice – se utilizează în scopul îmbunătățirii calității suprafeței pieselor turnate. Cărbunele lucios fiind un carbon fin cristalizat, îmbracă grăunții de nisip cu o peliculă foarte fină care produce un efect de compensare a dilatării nisipului, reducând astfel proporția de defecte. Se utilizează ca adaosuri carbonice huila de Petrila, huila de Anina, polistirenul, polietilena etc.

b.Adaosuri polizaharidice – care măresc rezistența miezurilor, permit regenerarea uşoară a nisipurilor uzate, cresc precizia dimensională etc

.

4.1.4. Adaosuri de suprafață pe forme şi miezuri

Prin adaosuri de suprafață se înțeleg vopselele refractare folosite la protecția formelor şi miezurilor, cleiurile de turnătorie, destinate lipirii miezurilor şi formelor-coji, chiturile pentru repararea miezurilor şi formelor, şnurul de etanşare etc.

A. Paste şi vopsele refractare

Nisipul cuarțos din amestecurile de formare prezintă unele inconveniente: variația bruscă a volumului la încălzire, interacționează cu oxizii metalelor turnate.

Pentru a se obține piese turnate cu suprafețe de bună calitate fără aderențe şi alte defecte, trebuie să se asigure: închiderea porilor de pe suprafețele miezurilor şi formelor; reducerea sau preîntâmpinarea interacțiunii chimice dintre materialul formei şi metalul lichid; stabilitate termică a suprafeței formei la temperatura de contact cu metalul lichid; îndepărtarea gazelor.

Aceasta se poate face prin: creşterea gradului de îndesare a amestecului de formare, acoperirea formelor şi miezurilor cu paste şi vopsele refractare, adăugare în amestecul de model a unor pulberi de cuarț, zircon, cromit etc.

Cea mai eficientă metodă este folosirea pastelor şi vopselelor refractare. Ele sunt constituite în principal din următoarele componente:

-materialul refractar granulat, care conferă vopselei proprietăți antiaderente, izolatoare, reducătoare;

-mediul de dispersie (apă sau solvent organic);

-liantul sau complexul de lianți;

-agentul de stabilizare a suspensiei;

-adaosuri speciale.

Vâscozitatea vopselelor depinde de densitatea lor; cu cât creşte vâscozitatea, aplicarea vopselei este mai dificilă. Se recomandă o vopsea subțire pentru primul strat deoarece se aplică uşor şi apoi un al doilea strat de vopsea mai dens. Sensibilitatea la fisurare în timpul uscării miezurilor şi formelor depinde de: procentul prea ridicat de argilă (peste 2,5%); raportul argilă-zirconiu să fie sub 0,03; îndesarea slabă a formei; densitatea vopselei relativ mică şi vâscozitatea mare.

B. Cleiuri de turnătorie – sunt constituite din amestecuri de lianți organici şi se utilizează pentru lipirea şi repararea părților de miez deteriorate.

C. Chituri pentru repararea miezurilor – sunt constituite din făină de cuarț, grafit, talc, bentonită, dextrină, leşie sulfitică, marşalită, şamotă praf etc, trebuind să posede o foarte bună plasticitate.

D. Pudre de protecție – pot fi refractare sau combustibile.

Pudrele refractare utilizate pentru mărirea refractarității formelor crude sunt: praful de cuarț; praful de grafit – pentru piese din fontă; cimentul Portland – leagă chimic apa din stratul superficial al formei; talcul măcinat – pentru turnarea neferoaselor.

Pudrele combustibile ard la turnarea aliajului, producând un film de gaze ce împiedică contactul direct între aliajul lichid şi suprafața formei. Se utilizează praf de mangal măcinat fin. Folosirea pudrelor combustibile se limitează la turnarea de piese cu pereți subțiri ce se solidifică repede.

4.2. Amestecuri de formare

4.2.1. Generalităţi. Clasificare

Prin dozarea şi omogenizarea nisipului de turnătorie cu lianţii precum şi cu diverse materiale de adaos, se obţine amestecul de formare. Amestecurile de formare se împart în amestecuri pentru forme şi amestecuri pentru miezuri.

Amestecurile pentru forme se utilizează la realizarea formelor şi pot fi amestecuri de model, de umplere şi unic.

Deoarece amestecurile de model vin în contact direct cu aliajul turnat este necesar să aibă refractaritate, permeabilitate şi rezistenţe mecanice ridicate. Ca urmare, se utilizează nisip nou şi lianţi, uneori cu mici cantităţi de amestec folosit. Calităţi superioare ale amestecului de model model sunt necesare la turnarea oţelului şi fontei, deoarece au temperaturi de turnare mai ridicate decât aliajele neferoase utilizate curent.

Amestecul de umplere are rol de a consolida amestecul de model, deci de a realiza rezistenţa mecanică a formei. Se realizează din amestec folosit cu adaos de lianţi.

Amestecul unic se utilizează în cazul formării mecanizate a pieselor mici, deoarece lucrul cu două calităţi de amestec ar duce la scăderea productivităţii. Calitativ, amestecul unic se situează între amestecul de model şi cel de umplere.

Amestecul pentru miezuri se compune din nisip nou şi lianţi organici (în general), deoarece solicitarea termică şi mecanică a miezului este mai mare, fiind înconjurat de metal lichid în momentul turnării.

Miezurile din amestecuri cu lianţi anorganici se vopsesc, pentru mărirea refractarităţii, cu vopsea refractară.

4.2.2. Proprietăţile nisipurilor şi ale amestecurilor de formare la temperatură normală

Rezistenţa mecanică. Este necesar ca amestecurile de formare să aibă o anumită rezistenţă mecanică pentru a se asigura obţinerea unor piese turnate cu dimensiunile prevăzute. În cazul când nu se asigură rezistenţa mecanică necesară, pereţii formei cedează la presiunea metalostatică, ducând chiar la ruperea formei. Factorii care influenţează rezistenţa mecanică sunt: cantitatea şi calitatea liantului; conţinutul de apă; gradul de îndesare; forma şi mărimea granulelor de nisip.

Rezistenţa mecanică creşte cu creşterea procentului de liant, deoarece creşte suprafaţa peliculei ce înveleşte granulele de nisip, iar după învelirea completă creşte grosimea peliculei. O creştere exagerată a rezistenţei mecanice duce la apariţia crăpăturilor în piese datorită incompresibilităţii amestecului.

Conţinutul de apă – umiditatea – influenţează rezistenţa mecanică, aceasta crescând cu creşterea umidităţii, atinge un maxim şi apoi scade din nou. Explicaţia este că cu cât este mai gros învelişul de apă, cu atât sunt mai slab orientaţi dipolii moleculelor de apă. Dipolii sunt mai îndepărtaţi de centrul granulei de liant şi deci forţele de interacţiune dintre dipolii de apă şi forţele reţelei cristaline sunt mai slabe, iar rezistenţa liantului va fi mai mică. În amestecurile de formare apa realizează trei tipuri de legături: chimice, fizico-chimice şi fizico-mecanice.

Rezistenţa mecanică creşte cu gradul de îndesare, de asemenea, creşte în cazul granulelor mici.

Permeabilitatea. Deoarece în timpul turnării apar gaze, este necesară evacuarea lor, în caz contrar piesele turnate vor prezenta sufluri. De aceea este necesar ca permeabilitatea formelor să fie cât mai mare, ea depinzând de: forma şi mărimea granulelor de nisip, conţinutul de apă, conţinutul de liant, gradul de îndesare.

Granulele mari şi uniforme asigură o permeabilitate mai mare decât granulele mici mici sau neuniforme.

Permeabilitatea amestecului de formare creşte la început cu creşterea conţinutului de apă, atinge un maxim, apoi scade din nou. Aceasta se explică prin faptul că o cantitate mică de apă

crează la suprafața granulelor o peliculă de apă care face ca rezistența întâmpinată la înaintarea gazelor să fie mai mică. Creşterea în continuare a conținutului de apă duce la micşorarea spațiilor libere dintre granule şi deci micşorarea permeabilității. În practică se limitează conținutul de apă la 4,5…5,5% pentru a micşora cantitatea de gaze ce apar la turnare.

Permeabilitatea scade odată cu creşterea conținutului de componentă levigabilă şi a gradului de îndesare.

Plasticitatea, este proprietatea amestecurilor de formare de a reproduce perfect configurația modelului în timpul formării şi de a-şi păstra forma şi dimensiunile după extragerea modelului.

Durabilitatea. În urma turnărilor repetate, amestecul de formare se degradează, datorită şocurilor termice ce duc la crăparea granulelor de nisip şi deci micşorarea permeabilității. Datorită temperaturilor mai înalte la turnarea oțelurilor decât la turnarea fontelor sau aliajelor neferoase, nisipurile utilizate în primul caz au durabilitate mai mică.

4.2.3.Proprietățile amestecurilor de formare la temperaturi ridicate

Întrucât la temperaturi ridicate intervin şi alte solicitări decât cele de la temperatură normală, este necesară cunoaşterea lor. Se determină refractaritatea, capacitatea amestecurilor de formare de a degaja gaze la temperaturi ridicate, permeabilitatea, rezistența mecanică, reacția metal – formă etc.

Refractaritatea. În cazul când la turnarea metalului în formă se produce topirea sau înmuierea amestecului de formare, la solidificare amestecul de formare aderă la suprafața piesei, formând o crustă cu o duritate mai mare.

Refractaritatea amestecurilor de formare depinde numai de compoziția chimică şi mineralogică a lor, cuarțul şi caolinul având refractaritate foarte mare iar feldspații refractaritate scăzută. La turnare, se comportă mai bine granulele mari şi fără colțuri, căci se încălzesc mai încet decât cele mici şi cu colțuri.

Practic, importantă este temperatura de vitrificare nu cea de topire, deoarece nisipurile au temperaturi de vitrificare mai mici decât cele de topire.

Temperatura de vitrificare este temperatura la care o parte din particulele amestecului de formare se topesc, în cantitate suficientă, pentru a umple spațiile dintre celelalte particule, făcând masa atât de compactă, încât porozitatea să fie mai mică de 1%.

Capacitatea amestecurilor de formare de a degaja gaze la temperaturi înalte. Gazele pot să provină din : evaporarea umidității şi a solvenților; arderea diverselor materiale organice din forme şi miezuri; gazeificarea şi distilarea diverselor hidrocarburi; evaporarea apei de cristalizare.

Pentru studiul formării suflurilor în piesele turnate, este foarte important să se cunoască volumul total al gazelor degajate la turnare, viteza de formare a gazelor şi temperatura lor.

4.2.4. Pregătirea materialelor şi prepararea amestecurilor de formare

Deoarece în natură se găsesc puține materiale care îndeplinesc condițiile impuse în turnătorie, este necesar ca materialele ce compun amestecurile de formare să suporte anumite operații de preparare.

În figura 4.1 se prezintă circuitul amestecului de formare în cazul formării manuale (a) şi mecanizate (b).

În vederea obținerii unui amestec de formare de bună calitate, prepararea materiilor prime se face diferențiat:

- pregătirea nisipurilor proaspete (noi);
- pregătirea argilei şi bentonitei;
- pregătirea amestecului folosit;
- pregătirea adaosurilor;
- dozarea acestor materiale cu apă şi lianți, însoțită de o amestecare pentru omogenizare;
- afânarea sau aerarea amestecului de formare.

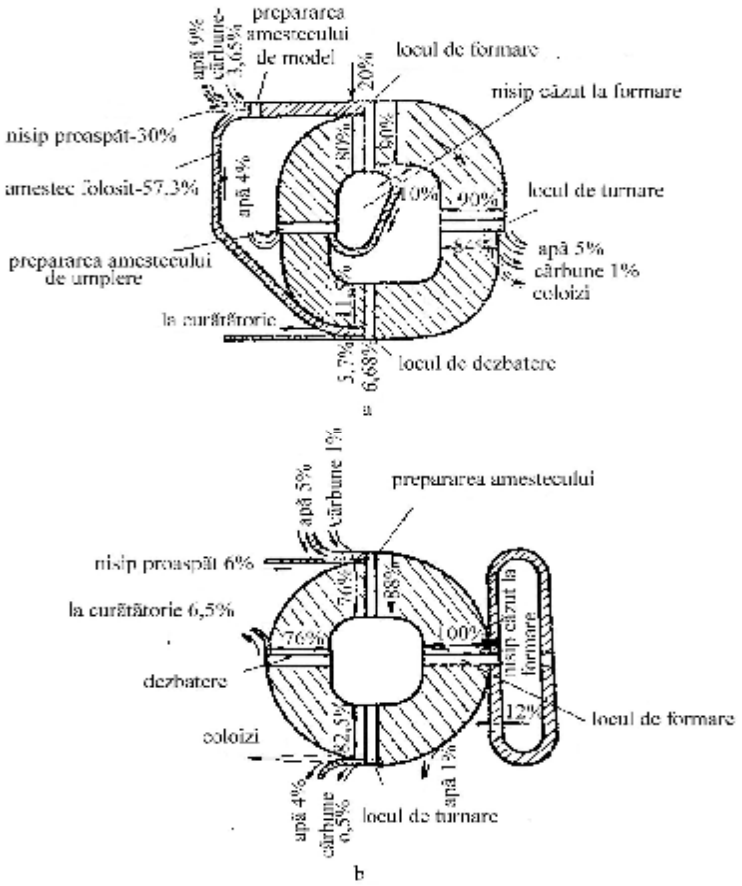


Fig.4.1. Circuitul materialelor şi amestecurilor de formare. *a-formare manuală; b-formare mecanizată*

4.2.4.1. Prepararea nisipurilor proaspete

Operaţiile principale sunt: uscarea, cernerea, sfărâmarea şi depozitarea.

Uscarea este necesară deoarece reglarea umidităţii se face în limite foarte strânse. Se poate face cu uscătoare plită, uscătoare rotative de tip orizontal sau vertical, uscătoare în pat fluidizat etc.

Uscătoarele tubulare orizontale sunt cele mai răspândite, în figura 4.2 fiind prezentată schema de principiu. Uscătorul are un unghi de înclinare $\alpha = 5°$ faţă de orizontală pentru a permite deplasarea nisipului către partea de evacuare. Viteza de rotaţie a cuptorului este 2 – 10 rot/min. Uscătorul funcţionează în echicurent, cu combustibil lichid sau gazos. Faptul că gazele fierbinţi vin în contact cu nisipul cel mai umed nu constituie un dezavantaj, umiditatea nisipului protejându-l de şocul termic.

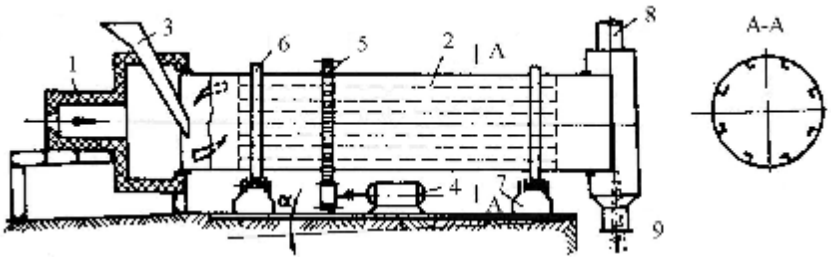


Fig.4.2. Uscător orizontal. *1-focar; 2-cuptorul propriu-zis; 3-pâlnie de alimentare cu nisip umed; 4-motor de antrenare; 5-coroană dințată; 6-inel de susținere; 7-role de susținere; 8-coş evacuare gaze; 9-orificiu evacuare nisip uscat; α-unghiul de înclinare față de orizontală.*

Acest tip de uscătoare prezintă următoarele dezavantaje:

-ocupă suprafață mare;

-au productivitate scăzută, 0,5…10 t/h pentru nisip şi max. 3,5 t/h pentru argilă;

-au randament termic scăzut şi consum de combustibil mare.

Uscătoare în pat fluidizat. Uscarea se face prin trecerea unui curent de gaz sau aer cald prin nisipul ce trebuie uscat. Viteza minimă a gazului la care începe fluidizarea este dată de relația:

$$v_{min} = \sqrt{3gd\frac{\rho_n - \rho_g}{\rho_g}}$$

în care, g este accelerația gravitațională; d – diametrul mediu al granulelor de nisip; ρ_n - densitatea reală a nisipului; ρ_g - densitatea gazului utilizat.

La viteza de fluidizare, gazele curg în jurul granulelor făcând să dispară contactul dintre ele, figura 4.3.a. La mărirea vitezei gazelor pot avea loc următoarele fenomene:

-formarea unor bule de aer care trec prin nisip fără să-l antreneze (fig.4.3.b);

-ridicarea nisipului în straturi, fără fluidizare (fig.4.3.c);

-transportul pneumatic al nisipului (fig.4.3.d).

În figura 4.4 este prezentată schema de principiu a instalației de uscare în strat fluidizat a nisipului.

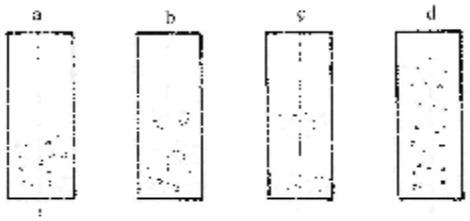


Fig.4.3. Principiul de funcționare al uscătorului în strat fluidizat

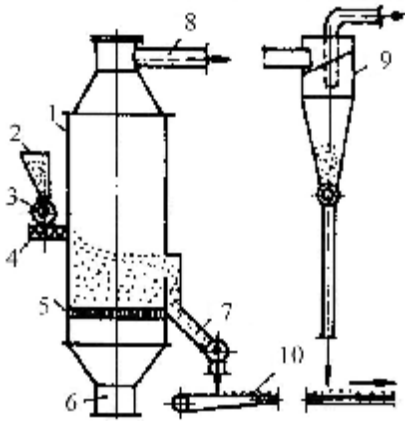


Fig.4.4. Schema de principiu a instalației de uscare în pat fluidizat. *1-uscătorul propriu-zis; 2-pâlnie de alimentare;3-dozator;4-alimentator; 5-placă poroasă;6-intrare gaze arse;7-evacuare nisip uscat;8-evacuare gaze şi praf;9-ciclon;10-bandă transportoare.*

O fluidizare bună se obține atunci când înălțimea stratului de nisip fluidizat este de 500…1.000 mm, iar viteza gazelor arse de 0,4…0,5 m/s.

Aceste uscătoare au randament termic ridicat, 80…86%, productivitatea de 9…10 t/h şi consum 6…7 kg combustibil convențional pe tona de nisip uscat. Temperatura din stratul de nisip se menține constantă, în jur de 105°C.

Cernerea – se face printr-o sită cu ochiul de 5 x 5 mm, în vederea separării bulgărilor, pietrişului şi a eventualelor corpuri străine sau a sortării granulelor de nisip după mărime. Sitele utilizate în turnătorii pot fi oscilante, rotative şi vibratoare.

Sfărâmarea. Bulgării de nisip aglomerat se sfărâmă pentru a fi reintroduşi pe site pentru cernere cu ajutorul unor concasoare cu cilindri sau role.

4.2.4.2. Pregătirea argilei şi bentonitei

Pregătirea cuprinde patru operații mai importante: uscare, sfărâmare, măcinare şi cernere.

Uscarea este necesară pentru a permite măcinarea, deoarece în stare naturală aceşti lianți conțin un procent ridicat de apă. Această operație este mai pretențioasă decât în cazul nisipului, deoarece depăşirea temperaturii duce la pierderea apei de constituție şi a proprietăților de liere.

Sfărâmarea are rol de a micşora bulgării în vederea măcinării şi se execută în concasoare cu fălci.

Măcinarea se face în mori cu rulouri, mori cu bile şi mori cu ciocane.

Cernerea. Deoarece materialul obținut după măcinare este neomogen ca mărime, se supune unei operații de cernere, după care, refuzul sitei se introduce în moară pentru măcinare.

4.2.4.3. Pregătirea amestecului folosit

Ocupând un volum mare la formare, s-au construit instalații corespunzătoare, principalele operații fiind: cernerea preliminară, sfărâmarea bulgărilor, separarea bucăților metalice şi cernerea finală.

Cernerea preliminară se face pe grătarul dezbătătorului odată cu scoaterea piesei din formă, sau pe o sită mai rară, în vederea înlăturării bucăților mari de materiale metalice.

Sfărâmarea bulgărilor se execută în concasoare cu cilindri, reglate astfel încât să nu producă sfărâmarea granulelor de nisip.

Separarea bucăților metalice se face magnetic sau cu separatoare de tip Corona. Separatoarele magnetice se utilizează la prepararea amestecurilor de formare folosite în turnătoriile de aliaje feroase. Ele pot fi cu magneți ficşi (fig.4.5-a) sau cu magneți rotitori (fig.4.5-b)

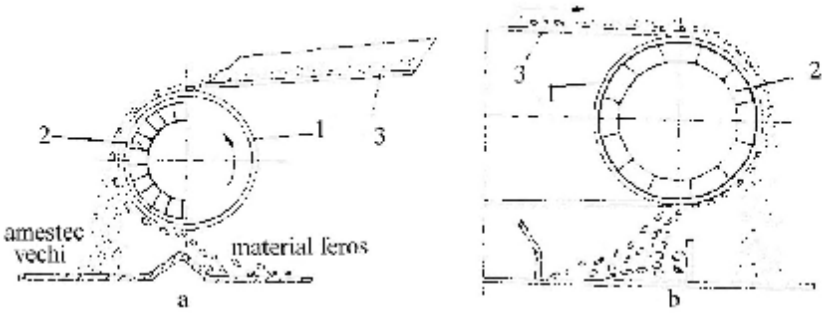


Fig.4.5. Separatoare magnetice pentru aliaje feroase. *1-tobă cilindrică;2-electromagnet;3-bandă transportoare.*

Separarea pe cale electrică cu separatoare tip Corona se utilizează în cazul separării bucăţilor metalice la turnarea aliajelor neferoase.

4.2.4.4. Pregătirea adaosurilor.

Pregătirea adaosurilor se face printr-o măcinare urmată de cernere.

4.2.4.5. Prepararea amestecurilor de formare

Prepararea amestecurilor se face prin amestecarea materialelor necesare în proporţia dorită cu apă şi lianţi şi în final se aerează.

Amestecarea are rol hotărâtor asupra calităţii amestecurilor de formare. La o bună amestecare, liantul îmbracă bine granulele de nisip.

Aerarea sau afânarea este necesară pentru mărirea permeabilităţii amestecului şi prevenirea producerii suflurilor.

În turnătorii se folosesc diverse tipuri de aeratoare. Aeratorul mobil prezentat în figura 4.6. cuprinde o bandă de cauciuc (1) prevăzută cu lamele transversale (2). Banda antrenată de motorul (4) se roteşte cu viteză mare pe două role (3). Amestecul de formare se introduce în cutia (5) de unde este proiectat pe un ciur.

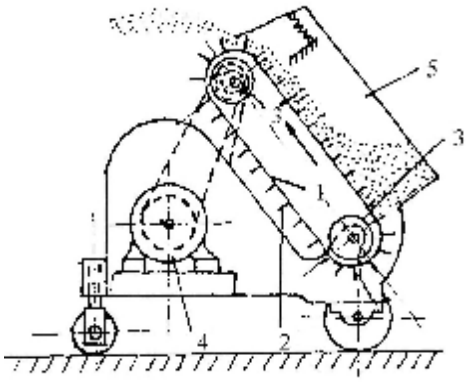


Fig.4.6. Aeratorul mobil

4.2.5. Posibilităţi de refolosire a amestecurilor de formare fără regenerare

Întrucât în timpul turnării granulele de nisip crapă datorită şocului termic, se micşorează permeabilitatea, iar argila pierde apa de constituţie, deci proprietăţile de liere.

În cazul refolosirii amestecurilor de formare, se recurge la adăugarea de lianţi noi, pentru a compensa liantul degradat la turnare.

Cu toate acestea, rezistenţa mecanică scade întrucât la fiecare preparare granulele de nisip se învelesc cu o peliculă de liant şi nu se mai realizează un contact direct între granulele de cuarţ, ci prin intermediul liantului, figura 4.7.

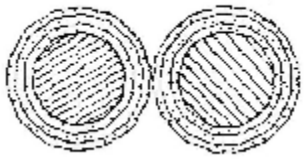


Fig.4.7. Granulele de cuarț învelite cu straturile de liant

În mod normal, amestecurile de formare clasice cu argilă şi bentonită se reîmprospătează după fiecare turnare şi se refolosesc. În cazul amestecurilor de formare cu rășini sintetice, acestea nu se bucură în practică de o nouă preparare ca amestec cu rășini. Se obțin rezultate bune însă prin utilizarea unor lianți anorganici (argilă, bentonită,silicat de sodiu).

Amestecurile de formare cu silicat de sodiu se pot refolosi, fără regenerare, cu lianți anorganici în condiții asemănătoare cu amestecul inițial obținut cu nisip nou. Proprietățile mecanice şi permeabilitatea corespund, refractaritatea scade însă la o nouă preparare.

4.2.6. Regenerarea amestecurilor de formare

4.2.6.1. Considerații generale

Deoarece în momentul de față necesarul de nisip de calitate superioară creşte, se impune regenerarea amestecurilor de formare.

Împrospătarea amestecurilor de formare nu este o regenerare. La regenerare se îndepărtează componentele degradate, iar nisipul obținut după regenerare trebuie să aibă proprietăți comparabile cu ale nisipului nou.

Regenerarea cuprinde următoarele procese tehnologice:

-pregătirea amestecului de formare pentru regenerare;

-desprinderea peliculelor de liant de pe suprafața granulelor de nisip;

-separarea peliculelor de liant şi a componentelor degradate de nisipul regenerat şi eventual clasarea nisipului.

Ca operație specifică pentru regenerare, este desprinderea peliculelor de liant care se poate face prin mai multe metode.

4.2.6.2. Regenerarea pe cale termică

Este o ardere a liantului şi se aplică la amestecurile cu lianți organici. În cazul lianților anorganici, calcinarea măreşte aderența liantului la suprafața granulei de nisip, deci este contraindicată. În urma regenerării amestecurilor de formare cu lianți organici, pe cale termică, rezultă un nisip a cărui calitate este comparabilă cu a nisipului nou. Operația de regenerare se consideră terminată când încetează pierderile la calcinare.

Lianții organici cu rășini sintetice formează pelicule atât de rezistente pe suprafața granulelor de nisip, încât îndepărtarea lor nu este posibilă prin nici o altă metodă de regenerare în afară de cea termică. Instalațiile de regenerare pe cale termică nu necesită utilaje suplimentare pentru separarea peliculelor de liant de granulele de cuarț, deoarece după ardere nu mai rămân pelicule.

În figura 4.8. este prezentată schema unei instalații de regenerare termică pentru nisip cu liant termoreactiv şi răcire cu aer în strat fluidizat.

Partea principală este cuptorul de calcinare unde nisipul este încălzit la peste 800°C. Cuptorul este prevăzut cu trei zone de fluidizare:

- zona I, de preîncălzire a nisipului la temperaturi de 300±50°C care se realizează cu ajutorul produselor de ardere ce părăsesc zona de calcinare la 800°C;

- zona a II-a, de calcinare, în care se arde un strat combustibil solid, cu aer preîncălzit în zona a III-a;

- zona a III-a, de răcire a nisipului calcinat, cu aerul folosit pentru arderea combustibilului, care se preîncălzeşte la cca. 600 °C;

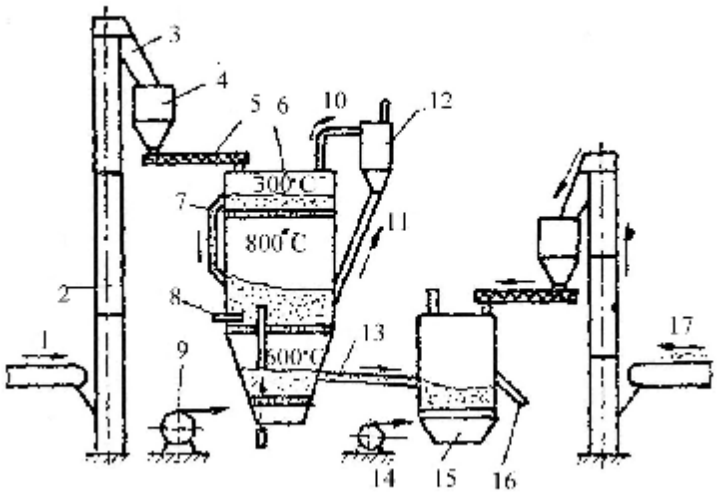


Fig.4.8. Schema unei instalaţii de regenerare termică a amestecurilor de formare cu lianţi termoreactivi: *1-bandă transportoare; 2-elevator; 3-jgheab; 4-pâlnie-rezervor; 5-dozator; 6-cuptor calcinare; 7-conductă; 8-arzător; 9-ventilator; 10,11-conducte; 12-ciclon; 13-jgheab; 14-ventilator; 15-instalaţie de răcire; 16-jgheab; 17-bandă transportoare*

Operaţia de calcinare, în cuptorul cu pat fluidizat, necesită combustibil numai pentru amorsarea arderii, după care este suficient liantul rămas pe granule pentru a întreţine arderea. Este economic ca în cazul utilizării nisipului pentru forme-coji cu liant termoreactiv, să se adauge nisip nou, umed şi după omogenizarea în cuptorul cu strat fluidizat, să se utilizeze direct în instalaţia de peliculizare (temperatura cca 180 °C).

4.2.6.3. Regenerarea prin şoc mecanic

Se bazează pe crăparea peliculei de liant urmată de desprinderea acesteia de pe suprafaţa granulei, ca urmare a proiectării nisipului cu viteză mare pe un blindaj din metal rezistent la abraziune.

Dintre cele mai utilizate tipuri de aparate pentru regenerare amintim concasorul cu şocuri şi regeneratorul planetar.

Concasorul cu şocuri, figura 4.9, realizează o zdrobire cu efect selectiv. Bulgării, ca urmare a lovirii de plăcile de şoc sunt aruncaţi din nou pe rotor şi nu trec până nu ajung la o granulaţie ce permite trecerea printre rotor şi plăcile de şoc. Deoarece masa granulelor este mică, nu se produce crăparea peliculei de liant, ci desprinderea ei. După zdrobirea bulgărilor, amestecul folosit este trecut printr-un vibroselector cu contracurent, unde are loc separarea liantului de granulele de nisip.

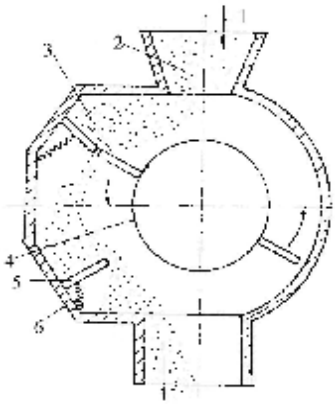


Fig.4.9.Concasorul cu şocuri: *1-amestec folosit; 2-pâlnie; 3-palete; 4-rotor; 5-plăci de şoc; 6-resort.*

Pierderile de nisip sunt de cca 15%. Se impune însă ca umiditatea amestecului ce se regenerează să nu fie mai mare de 1,5%, pentru a preveni lipirea de granulele de cuarţ a pulberii detaşate prin şoc.

4.2.6.4. Regenerarea prin şoc termic şi mecanic

În figura 4.10 este prezentată schema generală a instalaţiei combinate de regenerare termică şi mecanică. Metoda şi instalaţia se pretează la regenerarea nisipului din amestecurile de formare în care lianţii preponderenţi sunt răşinile sintetice şi argila sau bentonita.

Nisipul adus cu banda 1, este preluat de elevatorul 2 şi introdus în cuptorul de calcinare (regenerare termică), 3. După arderea peliculei de liant, nisipul este trecut în răcitorul 4, străbătut continuu de un curent de aer rece. Praful şi produsele de ardere ies prin conducta 5 şi pătrund în ciclonul 6. Aici se depun praful şi cenuşa, iar gazele de ardere părăsesc instalaţia prin conducta 7.

Alimentatorul 8 transportă nisipul regenerat termic în instalaţia de regenerare mecanică (în cazul de faţă regenerare pneumatică). Elevatorul 9 descarcă nisipul care mai conţine resturi ale produselor de ardere aderente la granulele de nisip, răşină nearsă sau mai puţin arsă, argilă deshidratată, în buncărul tampon 10.

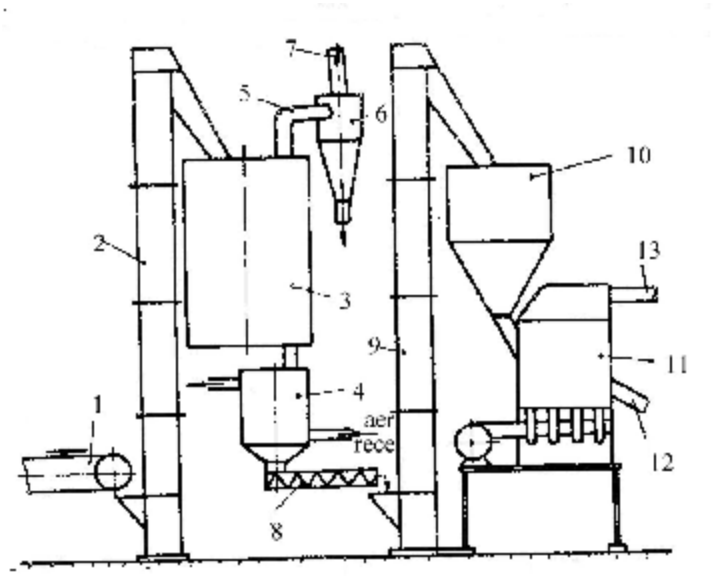


Fig.4.10. Instalaţie combinată de regenerare (termică şi pneumatică)

De aici nisipul este trecut în instalația de regenerare pneumatică 11 pentru definitivarea procesului de regenerare. Nisipul regenerat este evacuat prin pâlnia 12, iar praful şi pelicula de liant desprinsă de pe granulele de nisip ies prin conducta 13.

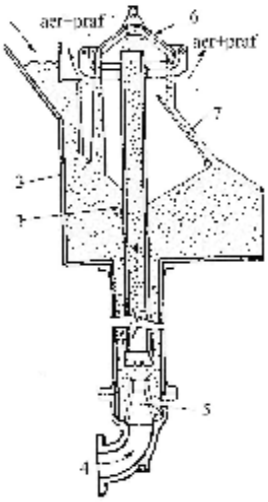
4.2.6.5. Regenerarea prin lovire cu alice de sablare

Se aplică la formele realizate fără rame de formare, când curățirea pieselor se face cu alice de sablare. După regenerare, odată cu nisipul, se recuperează şi alicele prin separare magnetică.

4.2.6.6. Regenerarea prin frecare

Este mai eficientă decât cea care se realizează prin şoc mecanic, iar degradarea granulelor de nisip este mai mică.Există aparate pentru frecare uscată şi pentru frecare umedă.

Regenerarea prin frecare uscată, se face cu ajutorul unor celule de regenerare pneumatică, figura 4.11.



Amestecul este introdus prin pâlnia 1, în spațiul dintre peretele 2 şi țeava interioară 3.

Prin duza 5, aerul comprimat trimite în țeava 3 nisipul, izbindu-l pe ecranul 6.

Ca urmare a frecării între granule şi a lovirii lor, are loc desprinderea peliculei de liant. După părăsirea ecranului, o parte din nisip este antrenat cu o aripă din tablă 7, cu poziție reglabilă, către siloz sau către o nouă celulă de abraziune, în timp ce majoritatea nisipului cade în spațiul celulei, de unde este supus din nou la abraziune, prin proiectare pe ecranul de oțel.

După intrarea în regim, desprinderea se realizează prin frecare căci pe ecran va fi un strat de nisip.

Fig.4.11.Schema unei celule pneumatice

Pentru regenerare, se utilizează o serie de celule care formează un agregat de regenerare. O deficiență a acestei metode o constituie poluarea atmosferică.

Regenerarea pe cale umedă. Nisipul astfel regenerat este superior celui regenerat pe cale uscată, fiind însă mai scump.

Regenerarea pe cale umedă cuprinde două etape distincte: desprinderea peliculei de pe granule şi separarea peliculei de granule.

Desprinderea peliculei de liant se realizează într-o celulă de abraziune, figura 4.12, care funcționează ca un agitator şi în care se introduce 75% amestec şi 25% apă. Rolul apei este de a umecta nisipul.

O abraziune atât de puternică nu se realizează prin nici o altă metodă. Grupul de abraziune are funcționare continuă. Amestecul de formare intră prin deschiderea 1, în prima celulă, 2, din grupul de abraziune, unde este supus frecării cu paletele 3, ce au înclinare de 30° față de orizontală.

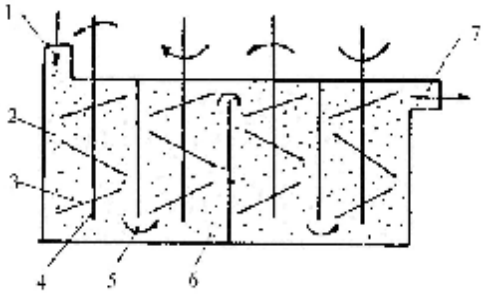


Fig.4.12. Grup de abraziune

Din prima celulă 2, amestecul trece prin deschiderea 5 în celula a doua, 6. Trecerea nisipului este posibilă datorită faptului că prima celulă este alimentată continuu, iar paletele de jos acționează ca o pompă. Durata de abraziune dorită se poate realiza prin viteza de alimentare a celulei cu amestec de formare, sau prin mărirea numărului de celule dintr-un grup.

Pentru separarea peliculei se utilizează clasoare elicoidale şi hidrocicloane.

Costul unei tone de nisip astfel regenerat este 20% din costul unei tone de nisip nou, iar proprietățile mecanice ale amestecurilor de formare obținute cu astfel de nisipuri sunt superioare celor cu nisip nou. Superioritatea se explică în primul rând prin rotunjirea granulelor de nisip care în stare naturală sunt colțuroase iar după regenerare au formă apropiată de sferă, figura 4.13.

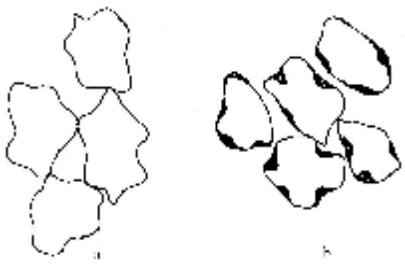


Fig.4.13. Aspectul granulelor de nisip natural (a), şi regenerat (b)

Creşterea rapidă a producției de piese turnate, concomitent cu folosirea de lianți speciali, impune regenerarea amestecurilor de formare, ceea ce justifică interesul deosebit pentru această problemă.

CAP.V. EXECUTAREA FORMELOR ŞI MIEZURILOR

5.1. Generalităţi

Cea mai importantă operaţie din procesul tehnologic de obţinere a pieselor prin turnare este îndesarea amestecului de formare sau formarea.

Îndesarea asigură amestecului de formare rezistenţa mecanică necesară menţinerii configuraţiei şi dimensiunilor cavităţii formei. Până la solidificarea şi răcirea formei, forma trebuie să fie elastică pentru a permite contracţia piesei, altfel pot să apară crăpături în piesele turnate.

La îndesare, volumul ocupat de amestecul de formare se micşorează, păstrând constant produsul:

$$V_i \cdot \rho_i = V_f \cdot \rho_f = M,$$

În care, V_i este volumul iniţial al amestecului (înainte de îndesare); ρ_i - densitatea aparentă iniţială a amestecului; V_f - volumul final al amestecului (după îndesare); ρ_f - densitatea aparentă finală a amestecului; M - masa totală a amestecului de formare îndesat în formă. În mod normal, densitatea aparentă a amestecului de formare în stare îndesată este 1,5…1,75 g/cm^3.

Formarea este o operaţie de mare importanţă la obţinerea pieselor turnate deoarece influenţează în multe cazuri hotărâtor, tehnicitatea şi economicitatea procesului tehnologic de obţinere a pieselor turnate. Astfel, din punct de vedere tehnic s-a constatat că la turnarea în forme temporare, aproximativ 50% din rebuturile din turnătorii sunt cauzate de deficienţe ale formării. Influenţa mare din punct de vedere economic este determinată de faptul că 60% din volumul de muncă pentru obţinerea pieselor turnate în forme temporare se consumă pentru formare.

În funcţie de configuraţia, dimensiunile şi prescripţiile tehnice ale piesei turnate, volumul producţiei, proprietăţile materialului de turnat, au fost elaborate mai multe metode şi prosedee de realizare a formelor temporare:

- manuale – în rame: cu model şi cu şablon
  - în solul turnătoriei: cu pat moale (cu model);
    cu pat tare- cu model şi cu şablon;
  - în miezuri;
  - în forme semipermanente;
- mecanice: prin presare; prin scuturare; prin aruncare; prin suflare; prin împuşcare;
- speciale: care determină şi procedeele speciale de turnare.

5.2. Îndesarea manuală a formelor

5.2.1. Generalităţi

Îndesarea manuală se aplică, de obicei, în cazul pieselor unicate sau de serie mică, când nu este rentabilă mecanizarea formării.

Obiectivul principal îl constituie obţinerea unui grad de îndesare optim, repartizat uniform pe toată înălţimea ramei. Când stratul îndesat este prea gros, gradul de îndesare este neuniform pe înălţime , figura 5.1.

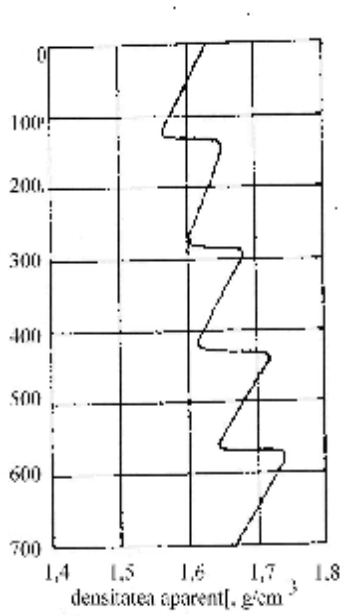


Fig.5.1. Variaţia gradului de îndesare pe înălţimea formei, la formarea manuală.

Grosimea optimă a stratului îndesat este de 120 mm. Formarea manuală este larg răspândită în special la piesele unicate, gradul de îndesare diferă însă de la un muncitor la altul şi chiar la acelaşi muncitor, în funcţie de gradul de oboseală.

5.2.2 Formarea manuală în rame de formare

Formarea în rame intervine cu ponderea cea mai mare în producţia de piese turnate, deoarece oferă cele mai multe posibilităţi de aplicare şi nu ocupă pe timp îndelungat suprafeţele de producţie, ca în cazul formării în solul turnătoriei. Se poate realiza în două sau mai multe rame de formare.

Formarea în două rame este metoda clasică de formare, cele mai multe piese turnate realizându-se prin această metodă de formare. Formarea în două rame se aplică în cazul modelelor simple fără plan de separaţie sau cu un plan de separaţie.

În figura 5.2. se prezintă succesiunea principalelor faze ale procesului tehnologic pentru formarea cu model secţionat cu o suprafaţă de separaţie plană.

Principalele faze ale procesului tehnologic de formare sunt: aşezarea semimodelului inferior pe o placă, presărarea pudrei de izolaţie dintr-un săculeţ (licopodium, nisip fin etc) (a); se introduce un strat de 100-150 mm amestec de model care se presează cu mâna în jurul modelului (b); se încarcă amestecul de umplere care se îndeasă manual sau mecanic în straturi de 50…100 mm, succesiv (c); se răzuieşte cu rigla surplusul de amestec şi se fac canalele de aerisire cu ajutorul unei vergele(d); se întoarce rama inferioară cu 180°, se aşează rama superioară şi semimodelul superior cu ajutorul ştifturilor de ghidare şi se pudrează cu pudră de izolaţie (e); se aşează corect elementele de model pentru piciorul de turnare, maselotă şi canal de aerisire (f); se introduce un strat de amestec de model care se îndeasă cu mâna şi apoi amestecul de umplere care se îndeasă cu bătătorul; se nivelează partea superioară a formei şi se realizează canalele de aerisire şi pâlnia de alimentare; se scot elementele de model pentru piciorul pâlniei, maselote şi a canalului de aerisire (g); se întoarce rama superioară cu 180°, se curăţă, se realizează canalele de alimentare şi se demulează semimodelele (h şi I); se asamblează şi se asigură forma pentru turnare.

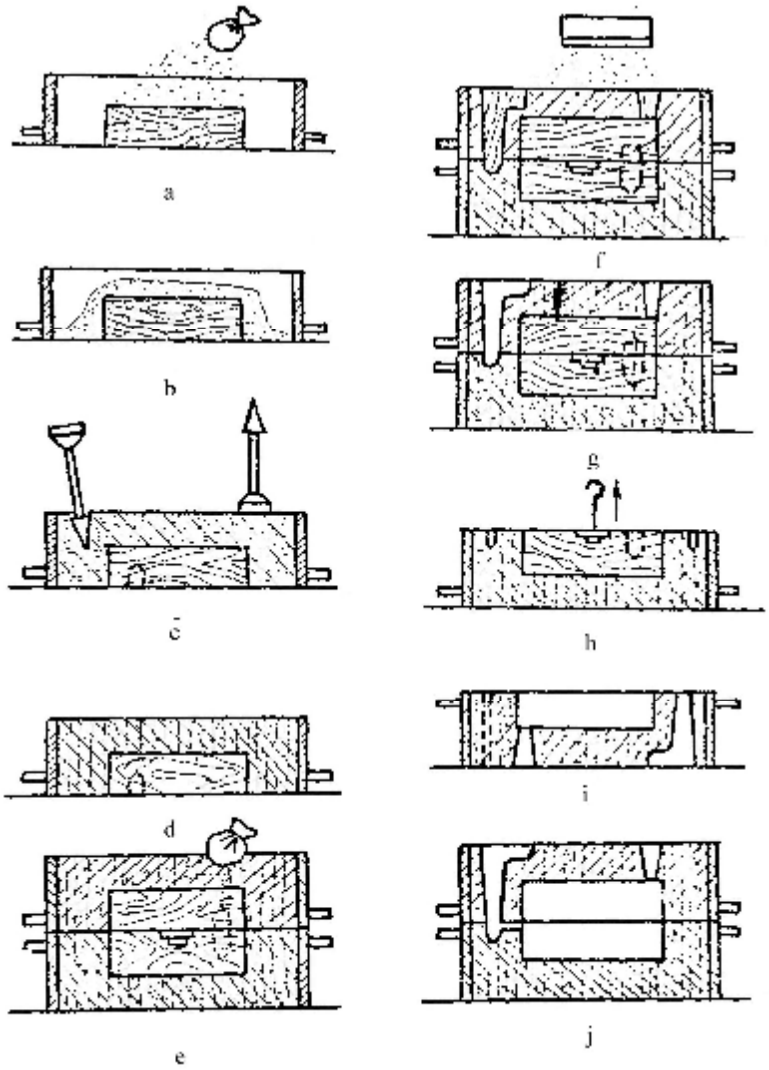


Fig.5.2. Fazele principale ale formării cu model secționat

5.2.3. Formarea manuală în solul turnătoriei

Formarea în solul turnătoriei se utilizează: în cazul pieselor cu dimensiuni şi mase mari, când manevrarea şi întoarcerea ramelor provoacă greutăți; când nu există rame cu dimensiuni corespunzătoare piesei respective; în cazul pieselor de importanță redusă care se pot turna deschis (cârlige, plăci, suporturi, răcitoare etc).

Pentru a se putea forma în solul turnătoriei, este necesar să se realizeze un suport de amestec de formare care se numeşte pat de formare. Patul de formare destinat pieselor mai mici are un grad de îndesare scăzut şi se numeşte pat moale, iar cel destinat pieselor grele are un grad de îndesare mai mare şi se numeşte pat tare.

Formarea cu model în solul turnătoriei pe pat tare, se face în felul următor (figura 5.3): se sapă o groapă în solul turnătoriei, mai adâncă cu 200…300 mm decât înălțimea maximă a modelului.

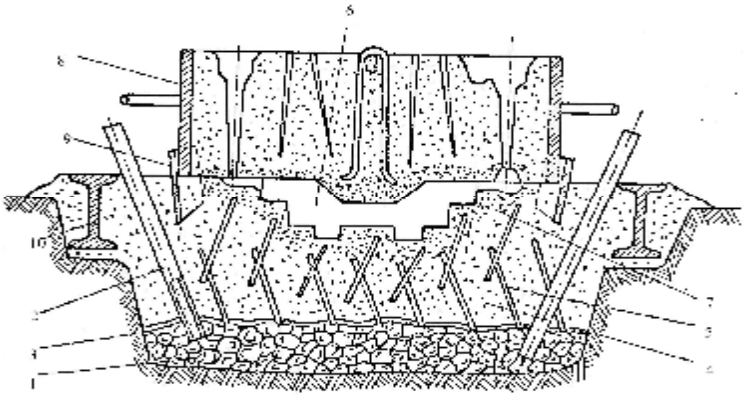


Fig.5.3. Formă executată în solul turnătoriei

Pe fundul gropii se aşează un pat de cocs de turnătorie (1), pentru a se asigura o evacuare bună a gazelor din formă; în stratul de cocs, pe marginile gropii se introduc capetele a 3 – 4 țevi (2), distanțate între ele, pentru dirijarea gazelor în exterior, capetele superioare ale țevilor fiind înfundate cu câlț sau hârtii pentru a nu pătrunde amestec în interiorul lor; se acoperă stratul de cocs cu paie cau o rogojină(3), peste care se îndeasă amestec de umplere (4) şi se execută canalele de aerisire (5); peste amestecul de umplere îndesat se depune un strat de amestec de model (7), în care se imprimă modelul pentru executarea cavității(6). Cavitatea este închisă în partea de sus de semiforma superioară (denumită şi capac), executată într-o ramă de formare (8), după metoda prezentată la formarea în rame.

Centrarea celor două părți componente ale formei se realizează prin intermediul cornierelor metalice (9) înfipte în patul de turnare, la colțurile ramei. Între ele există o suprafață de separație plană, obținută cu ajutorul şinelor (10), care sunt aşezate paralel în sol, astfel încât să fie perfect orizontale şi la aceeaşi înălțime.

Formarea în pat moale se face în mod similar, cu pregătirea patului moale care constă în umplerea completă a gropii cu amestec unic de formare şi apoi imprimarea modelului în amestecul unic de formare.

5.2.4. Formarea cu şablonul

Şabloanele sunt nişte plăci profilate, din lemn sau din metal, care înlocuiesc modelele. Configurația cavității formei se obține prin rotirea sau translarea şablonului în amestecul de formare. Profilul părții active-folosită pentru răzuirea amestecului de formare se determină după configurația şi dimensiunile piesei de turnat.

5.3. Formarea mecanizată

5.3.1. Considerații generale

Se consideră formare mecanizată, acea formare la care cel puțin operația de îndesare a amestecului în formă este mecanizată. În general, sunt mecanizate operațiile grele, cu volum mare de muncă şi anume: umplerea ramelor cu amestec de formare, îndesarea amestecului,extragerea modelului din formă, transportul formelor. Pentru formare se folosesc în general plăci portmodel.

Folosirea integrală a posibilităților de creştere a productivității muncii impune respectarea următoarelor condiții de bază: mecanizarea preparării şi distribuției amestecului la maşinile de format; amestec unic de formare; turnarea în forme crude.

Formarea mecanizată se poate face prin mai multe metode dependente de tipul maşinii de format a căror clasificare se face astfel:

-după modul de acţionare: pneumatică, hidraulică, mecanică, electromagnetică;

-după modul de extragere a modelului din formă: mecanisme cu cepuri; mecanisme cu pieptene; mecanisme cu masă rotativă; mecanisme cu masă rabatabilă;

-după modul de îndesare a amestecului: prin presare; prin scuturare; prin aruncare; prin suflare; prin împuşcare.

5.3.2. Îndesarea prin presare

5.3.2.1. Mecanismul îndesării

Compactizarea se produce sub acţiunea unor forţe exterioare, aplicate uniform şi unidirecţional pe una din suprafeţele formei. În cazul unui amestec teoretic compus numai din granule sferice, fără liant, repartiţia presiunii sabotului este prezentată în figura 5.4.

Se observă că presiunea specifică integrală se transmite numai asupra unui număr mic de sfere aşezate sub formă de triunghi. Pentru a se obţine un grad de îndesare cât mai uniform, sabotul trebuie să acopere toată suprafaţa ramei de formare.

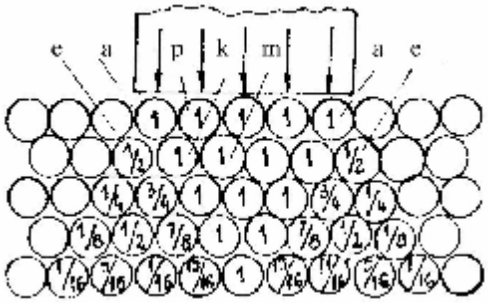


Fig.5.4. Repartiţia presiunii pe sfere fără liant

Diametrul pistonului are o mare influenţă asupra repartiţiei presiunii, ceea ce se observă în figura 5.5.

La maşinile de format prin presare, gradul de îndesare a amestecului de formare variază pe înălţimea formei, conform figurii 5.6-a la presarea de sus în jos şi 5.6-b la presarea de jos în sus.

Cel mai mare grad de îndesare se obţine la suprafaţa de presare, după care scade către partea centrală a formei, iar la bază lângă placa de model creşte din nou.

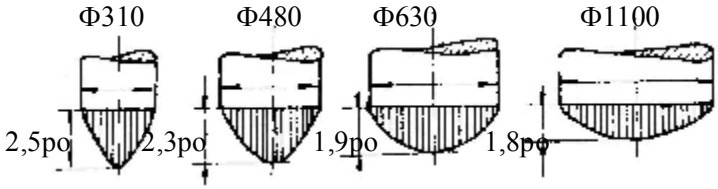


Fig.5.5. Influenţa diametrului pistonului asupra repartiţiei presiunilor în formă.

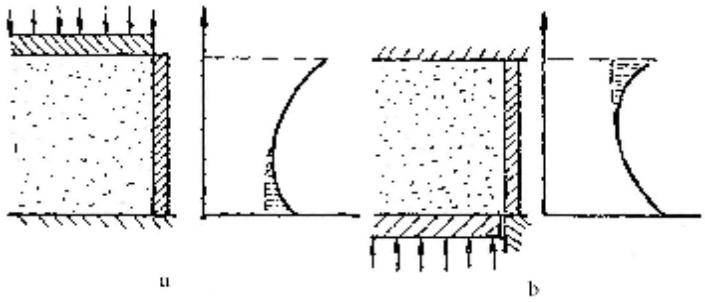


Fig.5.6. Variația gradului de îndesare cu înălțimea formei*: a-la presarea de sus; b-la presarea de jos.*

Formarea prin presare este indicată pentru piesele cu înălțime mică. Între presiunea de presare p în N/cm ^{2} şi gradul de îndesare ρ_a s-a stabilit următoarea relație:

$$\rho_a = 1 + k\cdot(\tfrac{p}{10})^{0,25}, \text{ [g/cm}^3\text{]}$$

în care, k este coeficientul de îndesare a formei (k=0,4…0,6).

Această relație este valabilă pentru presiuni cuprinse între 20…50 N/cm ^{2}.

Îndesarea este însoțită de : distrugerea unei părți a contactelor dintre granule; apariția unor puncte noi de contact, ca urmare a îndesării amestecului de formare.

S-a stabilit următoarea ecuație analitică a presării:

$$p = p_0 \cdot e^{\frac{\lambda}{k}}$$

în care, $\lambda = \frac{\Delta H}{H_0}$; H-înălțimea ramei de formare; H_0-înălțimea inițială a coloanei amestecului de formare; k-coeficient de îndesare.

5.3.2.2. Metode de formare prin presare

După sensul de aplicare a forței, maşinile de presare pot fi cu presare de sus sau cu presare de jos.

Maşinile cu presare de sus sunt cele mai răspândite, dar prezintă inconvenientul că gradul cel mai mare de îndesare îl are suprafața liberă a formei, nu cea activă, ceea ce micşorează precizia dimensională a piesei turnate.

Schema unei astfel de maşini este prezentată în figura 5.7.

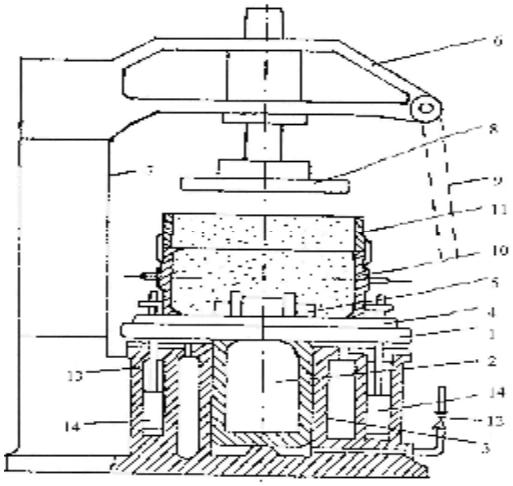


Fig. 5.7. Schema maşinii de format cu presare de sus

Masa maşinii (1) face corp comun cu pistonul (2) al cilindrului (3). Placa port-model (4) şi modelul (5) sunt prinse pe masa maşinii. Braţul (6), care se poate roti în jurul unui ax montat în coloana (7), este prevăzut cu sabotul reglabil de presare (8), tija (9) servind ca sprijin în timpul presării pentru braţul (6). Rama de umplere (11) se poziţionează peste rama de formare (10) şi apoi se umple cu amestec atât rama (10) cât şi (11).

La îndesare braţul (6) cu sabotul (8) se aduce deasupra ramei de formare şi se deschide robinetul (12). După îndesare, pistonul coboară în poziţie iniţială, se nivelează amestecul şi se execută canalele de aerisire.

Semiforma se ridică de pe masa maşinii cu ajutorul pistoanelor (14) din cilindrii (13). Se utilizează şi un vibrator pentru a uşura extragerea.

Maşini cu presare de jos. În acest caz gradul de îndesare cel mai ridicat este la cavitatea formei.

Schema unei asemenea maşini este redată în figura 5.8. Masa maşinii (1), cu placa de model (2) şi cu modelul (3) se deplasează vertical, presând amestecul de formare în rama (4). Rama este fixată prin cepuri de placa (5).

Acest tip de maşini de format sunt mai puţin răspândite deoarece: este necesar să se regleze precis cursa pistonului; uzură mare a mesei maşinii şi a ramei; extragerea modelului este complicată; se pretează greu la mecanizare.

O variantă ce îmbină avantajele celor două procedee o constituie presarea de sus, cu placa de model fixată pe sabotul de presare.

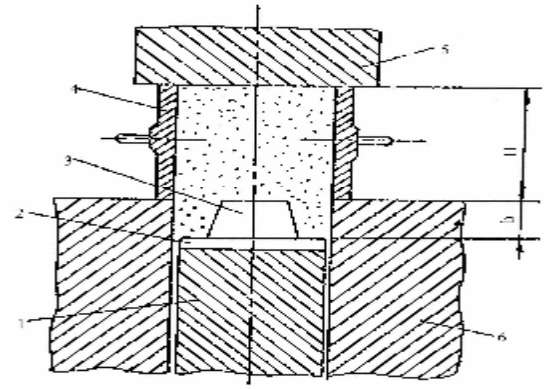


Fig.5.8. Schema maşinilor de format cu presare de jos.

5.3.3. Îndesarea prin scuturare

Principiul de lucru al maşinilor de format prin scuturare este prezentat în figura 5.9. Rama de formare (1) se aşează pe placa de model (2) şi apoi pe masa maşinii (3), care face corp comun cu pistonul (5). Prin orificiul (13) intră aer comprimat în cavitatea (7), creată între pistonul (5) şi cilindrul (11). Pistonul se ridică până descoperă orificiul (6), când aerul comprimat este evacuat prin orificiul (4) în atmosferă. Scăzând presiunea în cavitatea (7) pistonul cade liber iar masa maşinii (3) se loveşte de cilindrul (11).

Gradul de îndesare a amestecului de formare creşte cu numărul de scuturări (căderi) iar la acelaşi număr de scuturări, depinde de înălţimea de scuturare h. Înălţimea de scuturare este între 30…80 mm iar presiunea de lucru 50…70 N/cm ^{2}.

Frecvenţa scuturărilor este de 250 lovituri pe minut, pentru o formă fiind necesare 30…60 lovituri.

La acelaşi număr de scuturări, gradul de îndesare creşte cu fluiditatea amestecului de formare.

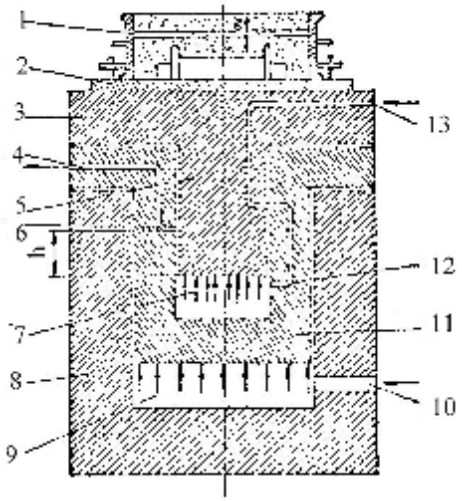


Fig.5.9. Schema de lucru a unei maşini de format prin scuturare şi presare.

Succesiunea operaţiilor la formare este următoarea: se aşează rama de formare peste placa port-model; se umple rama cu amestec, manual sau mecanic; se produce îndesarea prin scuturare; se procedează la o îndesare suplimentară la partea superioară a semiformei; se realizează canalele de ventilare şi se extrag modelele pentru piciorul de turnare şi răsuflători; se vibrează forma pentru desprinderea modelului; se extrage modelul, prin ridicarea semiformei de pe placa de model.

5.3.4. Îndesarea prin aruncare

Metodele de formare mecanizată studiate anterior prezintă câteva dezavantaje: gradul de îndesare al amestecului de formare este neuniform pe verticală; se pretează greu la mecanizarea formării în cazul pieselor mari şi a celor turnate individual.

În cazul formării prin aruncare aceste dezavantaje se înlătură. O astfel de maşină cuprinde capul şi instalaţiile anexă pentru aducerea amestecului de formare la capul centrifug. În figura 5.10 se prezintă schema unui cap de aruncare.

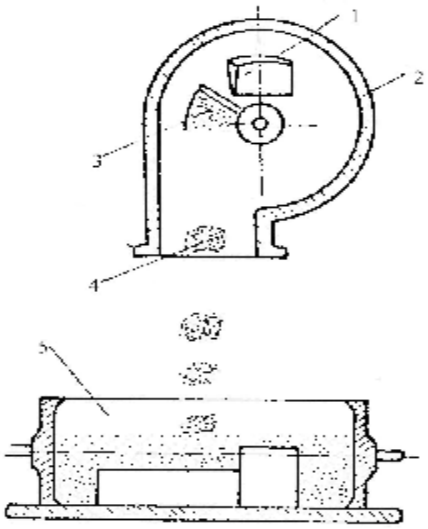


Fig.5.10. Schema de lucru a capului de aruncare centrifug

Amestecul de formare este adus pe banda transportoare la carcasa metalică (2), iar de aici este proiectat cu viteză de către cupa (3), prin deschiderea (4) în rama de formare (5). Capul de

aruncare poate avea una sau mai multe cupe şi se poate deplasa manual sau mecanizat deasupra întregii suprafețe a formei.

Gradul de îndesare se poate modifica prin varierea turației (1200 rot/min la piese din fontă, 1800 rot/min la piese din oțel).

Debitul aruncătorului este de 10…60 m^3/h.

Îndesarea se produce sub acțiunea energiei cinetice imprimată pachetului de capul centrifug, precum şi datorită ciocnirii pachetului cu amestecul din formă.

La impactul cu amestecul de formare din formă se produc următoarele fenomene:

-îndesarea amestecului din formă produsă de energia cinetică a pachetului;

-îndesarea suplimentară a pachetului sub acțiunea forțelor proprii de inerție;

-pătrunderea pachetului în masa de amestec din formă.

Determinarea vitezei absolute de ieşire a pachetului de pe rotorul maşinii se face cu relația:

$$v = \sqrt{v_p^2 + v_r^2 - 2v_p v_r \sin\alpha},$$

în care v este viteza pachetului; v_p - viteza periferică a rotorului; v_r - viteza relativă a pachetului la desprinderea de pe rotor; α-unghiul de înclinare a paletei față de direcția radială.

Gradul de îndesare creşte rapid cu viteza până la circa 30 m/s, după care creşterea este lentă.

Sub 20 m/s, gradul de îndesare scade foarte mult, iar sub 15 m/s, duritatea superficială a formei este de numai 10…15 unități.

Din această cauză se construiesc maşini pe categorii de aliaje (oțel, fontă, neferoase).

La o maşină în funcțiune, gradul de îndesare se poate modifica prin înclinarea capului maşinii față de orizontală; variația vitezei de deplasare a capului centrifug pe suprafața formei (viteza optimă 0,3 m/s)

Gradul de îndesare nu variază când înălțimea de aruncare este între 200 şi 2300 mm.

Aruncătoarele cu cap centrifug prezintă deci următoarele avantaje: realizează o îndesare uniformă a amestecului de formare; au productivitate ridicată; nu depind de dimensiunile modelului şi ramei; mecanizarea operației de formare a pieselor turnate, individual.

Dintre dezavantaje enumerăm: modelele se uzează rapid; nu se aplică la piese mici deoarece sunt pierderi de amestec pe lângă rame; după îndesare formele trebuie răzuite; nu se execută şi extragerea modelului.

5.3.5.Îndesarea prin suflare

Maşinile de format prin suflare funcționează pe principiul amestecării aerului comprimat cu amestecul de formare, urmată de proiectarea amestecului în cutia de miez sau în formă. Ele pot fi după modul de insuflare a amestecului de formare, cu circuit deschis sau cu circuit închis.

Maşini de format prin suflare cu circuit deschis, (figura 5.11a).

Se introduce aer la o presiune de 40…50 N/cm^2 în rezervorul (1) de unde antrenează amestecul prin orificiul (2), tubul (3) şi ajutajul (4), apoi se proiectează în cutia (5).

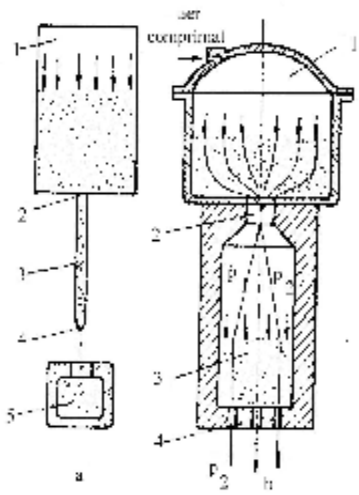


Fig.5.11. Maşini de format prin suflare: *a-cu circuit deschis;b-cu circuit închis*

Maşini de format prin suflare cu circuit închis, (fig.5.11 b).

Aerul comprimat intră în rezervorul (1), antrenează amestecul de formare prin orificiul (2) şi îl îndeasă în cutia (3), apoi iese în atmosferă prin orificiile (4).

Îndesarea în primul caz se produce sub acţiunea energiei cinetice a jetului de aer comprimat şi nisip, iar în al doilea caz intervine şi diferenţa de presiune care se crează între spaţiul din interiorul cutiei de miez şi mediul exterior.

5.3.6.Îndesarea prin împuşcare

Principiul de lucru diferă de cel al maşinilor de format prin suflare. Capul de împuşcare (figura 5.12) se caracterizează printr-o admisie extrem de rapidă a aerului comprimat din rezervorul de lucru, având forma unui cartuş, cu o îngustare conică la partea inferioară, cu un singur orificiu de insuflare.

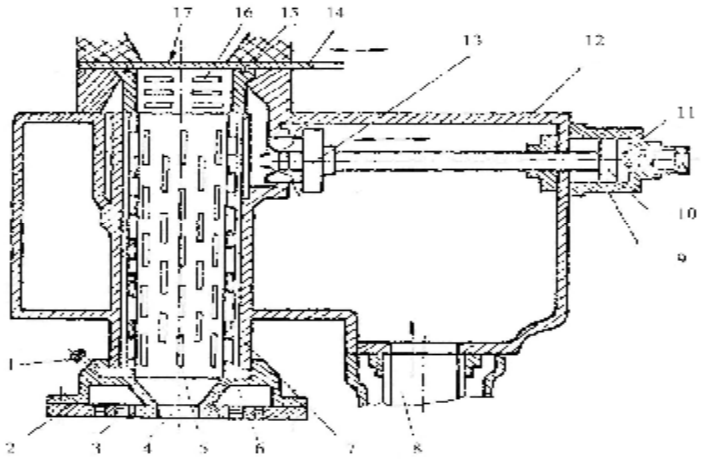


Fig.5.12. Mecanism de împuşcare al amestecurilor de formare: *1-şurub special;2-ajutaj conic;3-dop de ventilare;4-orificiul central de împuşcare;5-fante verticale;6-inel de etanşare;7-bucşă cu fante;8-conductă de admisie a aerului comprimat;9-cilindru;10-piston;11-arc;12-corpul rezervorului de aer;13-supapă cu deschidere rapidă;14-registru; 15-inel de etanşare; 16-fante orizontale; 17-alimentare cu amestec*

Aerul comprimat intră din rezervor prin supapa cu deschidere rapidă, prin fantele orizontale superioare şi tasează amestecul; în acelaşi timp aerul pătrunde şi prin fantele verticale (admisie periferică). Coloana de amestec se îndeasă în partea inferioară, în porţiunea conică dinaintea orificiului de insuflare, astfel încât amestecul, ca o masă compactă, este împuşcat din rezervorul de lucru în cavitatea tehnologică.

Prin urmare, în acest caz, nu are loc filtraţia aerului prin amestec. De aceea, aceste capete pot fi utilizate şi pentru amestecuri pe bază de silicat de sodiu.

5.4.Obţinerea miezurilor (miezuirea)

Miezul este o parte componentă a formei de turnare, cu ajutorul căruia se realizează de obicei golul interior, iar în unele cazuri forme specifice ale exteriorului pieselor turnate.

Întrucât la formarea golurilor interioare în piesele turnate, miezurile sunt înconjurate de metal lichid fiind deci solicitate mecanic şi termic mai mult decât restul formei de turnare, miezurile trebuie să aibă permeabilitate, refractaritate şi rezistenţă mecanică mai mare decât amestecul de formare.

Pentru a poseda asemenea proprietăţi, miezurile se confecţionează numai din nisip nou şi lianţi care au rezistenţă specifică ridicată, se folosesc armături metalice, se usucă şi se practică în interiorul lor canale speciale de aerisire, în legătură, pe cât posibil, direct cu mediul înconjurător.

Uscarea miezurilor urmăreşte întărirea mecanică a lor prin calcinarea liantului, eliminarea gazelor prin volatilizare, evaporarea apei ca sursă de formare a gazelor în timpul turnării, topirea sau arderea unor componente introduse special pentru obţinerea canalelor de aerisire (ceară, rumeguş etc).

Pentru mărirea rezistenţei mecanice a miezurilor, în interiorul acestora se introduc armături metalice, executate din sârmă, ţeavă sau turnate.

Condiţiile pe care trebuie să le îndeplinească armăturile sunt: să fie simple şi să se execute uşor; să asigure miezului rezistenţă mecanică; să permită executarea canalelor de aerisire; să permită comprimarea miezului pentru a nu frâna contracţia; să se îndepărteze uşor după dezbaterea miezului.

5.5. Uscarea formelor şi miezurilor

Prin uscare se înţelege eliminarea parţială a umidităţii din forme şi miezuri, în vederea îmbunătăţirii unor proprietăţi tehnologice ale acestora.

Procesul tehnologic de uscare a formelor şi miezurilor se realizează în scopul de a obţine:

-creşterea rezistenţei mecanice a pereţilor formelor şi miezurilor;

-reducerea cantităţii de gaze care se degajă la turnare;

-mărirea permeabilităţii prin îndepărtarea apei din porii amestecului de formare.

Miezurile se usucă aproape în toate cazurile, întrucât sunt supuse la solicitări termice şi mecanice mai mari decât pereţii formei.

Având în vedere că uscarea măreşte durata ciclului de fabricaţie a pieselor turnate, necesită utilaje, manoperă, combustibil şi energie electrică,ori de câte ori procesul tehnologic permite, se vor folosi forme în stare crudă.

5.5.1. Uscarea cu combustibil

La uscarea materialelor poroase umede, evaporarea apei produce o depresiune care creşte treptat până când începe să pătrundă aerul în pori.

Vaporii se degajă în aer, deci aerul sau gazele folosite ca agent de uscare vor conţine o anumită cantitate de apă.

Cantitatea maximă de apă absorbită de aer este constantă pentru o anumită temperatură, acest echilibru producându-se când presiunea parţială a vaporilor devine egală cu tensiunea lor de saturaţie.

Caracteristicile cele mai importante ale aerului sau gazului de uscare sunt: presiunea, temperatura şi concentraţia vaporilor.

Pentru uscare se utilizează gaze calde obţinute din combustibili gazoşi (gaz metan), lichizi sau solizi.

Formele umede au o conductibilitate termică mai ridicată şi deci încălzirea formelor până la centru se va face mai repede decât dacă s-ar forţa încălzirea de la început, care duce la uscarea rapidă a stratului superficial şi la scăderea conductibilităţii lor termice şi deci lungirea perioadei de uscare.

Ciclul de uscare a formelor cuprinde trei etape:

- etapa întîi se caracterizează printr-o încălzire lentă până la temperatura de regim, cu menţinerea vaporilor de apă în gazele calde. O încălzire rapidă duce la evaporarea apei din straturile exterioare, mărind apoi timpul de uscare. Pentru a se realiza o încălzire corectă , focul se va conduce lent şi se închide aproape complet registrul de reglare a tirajului la coş, pentru a menţine umiditatea ăn gazele calde.

- Etapa a doua, se realizează uscarea propriu-zisă a formelor şi a miezurilor. Se lucrează cu o cantitate mare de gaze uscate, care se realizează prin conducerea rapidă a focului şi evacuarea

gazelor arse din cuptor (registrul de reglare a tirajului deschis aproape complet). În cazul lianților organici are loc oxidarea liantului, deci este necesar exces de aer. Temperatura de uscare depinde de natura liantului, iar timpul de uscare, de grosimea formei sau miezului.

- În a treia etapă are loc răcirea formelor în uscător; se opreşte focul şi se menține registrul de reglare a tirajului la coş închis pe jumătate. Temperatura formelor la scoaterea din cuptor trebuie să fie de 50…60˚C.

5.5.2. Uscarea cu curent electric

Prezintă unele avantaje față de uscătoarele cu combustibil (nu degajă gaze nocive), dar introducerea lor în turnătorii se face lent, deoarece implică cheltuieli la uscare mai mari.

Uscătoarele cu curent electric pot fi cu rezistență şi ventilator sau cu curenți de înaltă frecvență.

Uscătoarele cu rezistență şi ventilator sunt indicate pentru uscarea formelor din solul turnătoriei şi a formelor mari.

Uscarea cu curenți de înaltă frecvență se utilizează în cazul miezurilor, care fiind confecționate din materiale rele conducătoare de electricitate, când sunt amplasate într-un câmp electric alternativ, sunt supuse acțiunii curenților de deplasare ce produc încălzirea lor. Încălzirea are loc în toate secțiunile miezului.

Metoda nu se aplică la uscarea miezurilor cu armături metalice deoarece se pot topi.

Timpul de uscare se poate scurta de 8…12 ori prin insuflare cu aer cald cu temperatura de 120…180˚; uscarea durează 3 – 5 min, randamentul termic fiind ridicat.

5.5.3. Forme uscate superficial

Deoarece turnarea în forme crude este economicoasă, se preferă acest procedeu, care însă are anumite limite naturale.

Înălțimea mare a formelor este un inconvenient, deoarece aliajul lichid cade de la înălțime mare şi după turnare exercită o presiune ridicată asupra pereților formei.

Calculul înălțimii maxime pentru piesele turnate în forme crude se face ținând cont de presiunea la care rezistă cu certitudine formele crude – 2,5 N/cm ^{2}.

$$h = \frac{P}{\rho \cdot g} = \frac{2{,}5 \cdot 10^4 N/m^2}{7 \cdot 10^3 kg/m^3 \cdot 9{,}81 m/s^2} = 0{,}35m$$

În cazul formelor crude, imediat după turnare are loc creşterea excesivă a umidității amestecului de formare la o anumită distanță de peretele formei şi scăderea rezistenței acelui strat.

Variația umidității cu distanța de la suprafața piesei este redată în figura 5.14.

Amestecul de la suprafața AA´ de contact cu aliajul lichid se încălzeşte puternic,umiditatea vaporându-se pe distanța AB. Vaporii se condensează în zona BC unde amestecul este rece, umiditatea ajungând de 3 – 4 ori mai mare față de umiditatea medie. Dacă AB nu este destul de gros, iar peretele piesei este gros, deci se solidifică cu întârziere, stratul AB se poate deforma negăsind sprijin în straturile următoare.

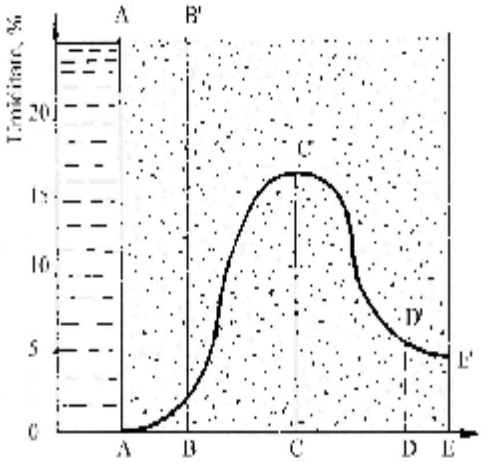


Fig.5.14. Variația umidității cu distanța de la suprafața piesei

La piesele cu pereți mai groşi este economic să se recurgă la uscarea stratului superficial AB înainte de turnare.

Această metodă îmbină avantajele economice ale turnării în forme crude cu siguranța care se realizează la turnarea în forme uscate.

Grosimea stratului uscat trebuie să nu permită încălzirea stratului umed înainte de solidificarea unei pojghițe pe pereții piesei.

5.5.4.Controlul procesului de uscare a formelor şi miezurilor

Uscarea insuficientă a formelor şi miezurilor poate provoca rebutarea pieselor turnate datorită diverselor defecte cauzate de conținutul ridicat de umiditate.

Controlul uscării se poate efectua prin metode directe sau indirecte.

Dintre metodele directe care constau în măsurarea temperaturii şi a umidității în timpul procesului de uscare, enumerăm:

-măsurarea temperaturii formei cu ajutorul unui termocuplu; când umiditatea formei scade sub 0,2…0,5% temperatura formei creşte brusc deoarece nu se mai consumă căldură pentru evaporarea apei;

-măsurarea conductibilității formei cu ajutorul a doi electrozi; când umiditatea scade sub 0,1%, voltmetrul indică zero;

-măsurarea umidității cu umidimetrul galvanic.

O metodă indirectă este măsurarea temperaturii gazelor arse la ieşirea din uscător. După evaporarea apei, temperatura gazelor creşte brusc.

5.6.Controlul, repararea, asamblarea şi consolidarea formelor

Controlul formelor în vederea obținerii unor forme corespunzătoare constă în verificarea stării ramelor de formare şi a garniturilor de model, verificarea calității amestecului de formare, verificarea gradului de îndesare a amestecului, verificarea stării miezurilor şi a montării lor în forme.

În cazul formării manuale şi mai ales în cazul modelele mari ce se extrag cu macaraua, muchiile din suprafața de separație se deteriorează uneori, necesitând repararea cu amestec de formare.

La formarea mecanizată, ruperea muchiilor are loc numai în cazul folosirii unor garnituri de model necorespunzătoare.

Asamblarea formelor reprezintă operația prin care se montează miezurile în formă şi se face închiderea lor.

Pentru a nu apare cauze de rebut generate de incluziuni de amestec de formare, descentrări, deplasări, neumpleri etc., trebuie să se adopte următoarele măsuri: închiderea ghidată a formei, verificarea montării corecte a miezurilor şi a poziției acestora, asigurarea continuității canalelor de aerisire din miez, evitarea pătrunderii metalului lichid în canalele de ventilare.

Închiderea formelor se va realiza prin ghidaje bine centrate, sub formă de tije de ghidare din oțel cementat şi călit, pentru a evita deplasările în planul de separație.

Verificarea montării şi a poziției corecte a miezurilor se face cu şabloane de control, din lemn sau metalice sau cu piramide de control din argilă.

Pentru a asigura evacuarea gazelor prin canalele de ventilaţie ale miezului în planul de separaţie, la forma inferioară se execută canale de aerisire în dreptul mărcilor miezurilor, la mărcile verticale continuându-se canalul central şi de evacuare din miez cu un canal practicat în forma inferioară.

După montarea miezurilor şi curăţirea cavităţii formei de amestec de formare se închide forma şi se îngreunează.

Îngreunarea se face în scopul echilibrării forţelor datorate presiunii metalostatice ce acţionează de jos în sus, tinzând să desfacă forma.

CAP.VI. ELABORAREA ŞI TURNAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR

6.1. Considerații generale

Procesele metalurgice se desfăşoară în sisteme complexe, multifazice:
-fază gazoasă – atmosfera agregatului metalurgic;
-faze solide – componenții materiilor prime sau auxiliare;
-faza metalică – metal brut sau aliaj;
-topitura de oxizi – zgura.

6.2. Structura şi proprietățile fizico-chimice ale topiturilor oxidice

Un rol important în acest sistem îl are faza oxidică – zgura, care reprezintă un amestec de diferiți oxizi ce pot forma compuşi chimici, soluții solide sau lichide şi amestecuri eutectice.

Principalele funcții ale zgurelor sunt:
-colectarea şi separarea sterilului materiilor prime de produsele topite;
-participă la procesele fizico-chimice având acțiune reducătoare sau oxidantă;
-determinarea temperaturii tehnologice a agregatului;
-transformarea energiei electrice în energie termică în procesele electro-metalurgice prin efectul Joule-Lentz.

Pentru a îndeplini aceste funcții este necesar ca zgurele:
-să fie uşor fuzibile;
-să nu necesite o cantitate mare de fondanți pentru formarea lor;
-să aibă o densitate mică pentru a se separa complet de celelalte faze;
-să permită dizolvarea impurităților;
-să aibă acelaşi caracter chimic cu căptuşeala cuptorului.

După caracterul lor chimic, zgurele pot fi acide, bazice sau neutre. Caracterul chimic al oxizilor se poate aprecia după atracția oxigenului: un oxid este un compus ionic în care ionul de oxigen este legat de ionul metalic printr-o atracție predominant electrostatică. Cu cât forțele de atracție sunt mai mari, cu atât este mai mare aciditatea.

Oxizii bazici cei mai puternici sunt cei ai metalelor alcaline şi alcalino-pământoase: $Na_2O, K_2O, CaO, MgO, BaO$. Oxizii acizi sunt: $SiO_2, P_2O_5, Sb_2O_5, As_2O_5$.

Bazicitatea zgurelor se defineşte ca raportul dintre cantitatea procentuală a compuşilor cu caracter bazic şi acid.

Zgurele metalurgice se caracterizează prin aceea că nu au un punct fix de topire ci un interval care este direct proporțional cu mărimea componenților şi cu viteza de încălzire şi invers proporțional cu numărul componenților.

6.3. Elaborarea fontelor

Prin elaborare se înțelege totalitatea operațiilor de obținere în diferite agregate a aliajelor lichide cu compoziția, gradul de puritate şi temperatura prescrisă, prin topirea încărcăturii solide, supraîncălzirea şi prelucrarea acesteia în stare lichidă.

Ca agregate de elaborare în turnătoriile de fontă se utilizează: cubiloul, cuptoarele cu flacără fixe sau rotative, cuptoarele electrice cu încălzire prin inducție sau cu arc.

6.3.1.Elaborarea fontelor în cubilou

Încărcătura cubiloului este formată din două părți principale: patul de cocs (la partea inferioară a cuvei) şi o zonă ocupată de mai multe porții de încărcătură, până la gura de încărcare. O porție de încărcătură conține încărcătură metalică la partea de jos, iar deasupra cocs şi calcar.

Încărcătura metalică a cubiloului este formată din: fontă de primă fuziune (de furnal), fontă veche şi deşeuri de oțel.

Corectarea compoziției chimice se face cu feroaliaje.

6.3.1.1. Procesul de topire şi supraîncălzire a fontei

Arderea combustibilului are loc în strat, ca urmare a introducerii aerului la partea inferioară a coloanei de cocs (patul de cocs).

Modul de deplasare a gazelor şi a încărcăturii în cuva cubiloului precum şi poziţia diverselor zone termodinamice reies din figura 6.1.

Procesele de ardere au loc în cuva cubiloului, în zona ocupată de cocs, în timp ce procesele de schimb de căldură se desfăşoară pe întreaga înălţime a cubiloului.

Din punct de vedere termodinamic se disting câteva zone pe înălţimea cubiloului:

-zona de ardere sau oxidare;-zona de reducere;-zona neutră.

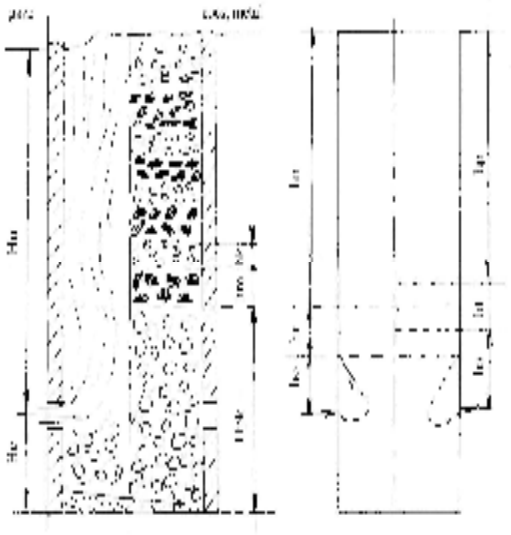


Fig.6.1.Zonele termodinamice din cubilou: *Hc - înălţime creuzet; Hu-înălţime utilă;Hpk-pat cocs;hm,hk-porţii metal şicocs;ha-zonă ardere;hr-zonă reducătoare;hn-zonă neutră;hs-zonă supraîncălzire;ht-zonă topire;hp-zonă preîncălzire.*

Zona de ardere sau oxidare. Prin introducerea oxigenului (21% în aer) se produc reacţiile:

$C + O_2 = CO_2 + 33.561$ kJ/kg C

$2C + O_2 = 2CO + 10.019$ kJ/kg C.

Deoarece arderea la CO este incompletă ea poate continua

$CO + ½ O_2 = CO_2 + 12.600$ kJ/Nm^3 CO.

Arderea la CO_2 duce la creşterea randamentului arderii de 3 ori faţă de arderea la CO.

Această zonă se termină la o anumită înălţime din patul de cocs unde oxigenul liber este practic nul.

La nivelul superior al zonei de oxidare proporţia de CO_2 atinge valori maxime iar CO este la nivel de 7-10%.

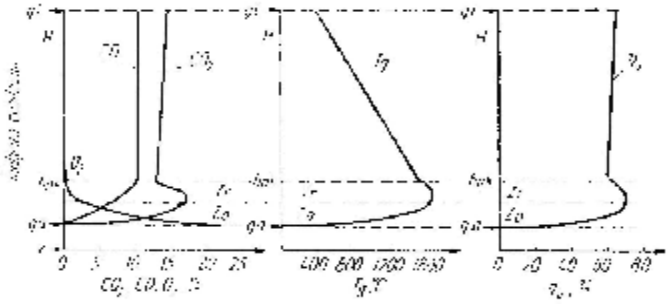
Zona de reducere. În această zonă reacţia principală este reducerea CO_2 de către cocsul incandescent, deci CO_2 scade şi creşte CO. Reacţia este endotermă, deci temperatura gazelor scade de la 1550-1670°C la 1350-1400°C.

În prezenţa cocsului CO este instabil la temperaturi scăzute în timp ce CO_2 este instabil la temperaturi ridicate, condiţii de echilibru neexistând la temperaturi mai mari de 900°C.

În cubilou se tinde la o reducere cât mai mică a CO_2 pentru a avea temperaturi ridicate.

Zona neutră. Deasupra patului de cocs nu au loc procese importante care să ducă la schimbarea substanţială a compoziţiei gazelor.

În figura 6.2 sunt prezentate variaţiile conţinuturilor de gaze, a temperaturii şi a coeficientului de ardere pe înălţimea cubiloului.



a b c

Fig.6.2. Caracterizarea zonelor cubiloului, prin intermediul compoziției gazelor (a), temperaturii gazelor (b) şi coeficientului de ardere (c).

Dacă se ține seama de variația temperaturii încărcăturii metalice pe înălțimea cubiloului se pot deosebi trei zone:

-zona de preîncălzire;

-zona de topire;

-zona de supraîncălzire.

În cubilou are loc o circulație în contracurent: încărcătura metalică coboară, pe măsură ce are loc consumarea patului de cocs iar gazele rezultate din procesele de ardere din patul de cocs au o mişcare ascendentă.

Schimbul de căldură are loc în principal prin convecție:

$$q = \alpha_c (T_g - T_m), [W / m^2]$$

unde α_c este coeficientul parțial de transmitere a căldurii prin convecție; T_g-temperatura gazelor; T_m-temperatura încărcăturii metalice.

Încălzirea este însoțită de degajarea parțială a hidrogenului, de dilatarea bucăților metalice, de transformări fazice, fisurări.

Topirea începe la nivelul cuvei cubiloului unde temperatura gazelor depăşeşte cu 50-70°C temperatura de topire a metalului.

Se urmăreşte ca topirea să se producă pe o zonă cât mai mică prin introducerea unor bucăți mici de metal.

Supraîncălzirea fontei în cubilou are loc în timpul coborârii picăturilor de fontă printre bucățile de cocs din patul de cocs. Căldura necesară este preluată de la gazele de ardere şi de la bucățile de cocs în zona cuprinsă între sfârşitul zonei de topire şi nivelul gurilor de aer.

Picăturile parcurg zona ocupată de cocs în 15-60 secunde şi ajung în creuzet, unde temperatura sistemului metal-gaz-cocs nu este determinată de arderea cocsului, ci în primul rând de conținutul de căldură a metalului şi zgurei lichide.

6.3.1.2.Factorii tehnologici care influențează procesele metalurgice din cubilou

Consumul de cocs. Înălțimea patului de cocs deasupra gurilor de aer se stabileşte astfel, încât ea să corespundă temperaturii medii de început de topire a încărcăturii.

În mod practic se determină funcție de presiunea aerului P:

$$H_{pk} = \sqrt{P}, [mm].$$

Consumul orar se determină funcție de diametrul cubiloului, D:

$$P_k = (5...9) \cdot D^2, [kg / h].$$

Calitatea cocsului de turnătorie. În cazul cubiloului se utilizează cocsul de turnătorie care posedă unele proprietăți deosebite față de cocsul metalurgic pentru furnale şi anume:

reactivitatea, rezistența mecanică, conținutul de sulf şi de cenuşă precum şi porozitatea sunt mai scăzute.

Valori mari ale reactivității cocsului (care se calculează ca raportul dintre conținutul de carbon şi produsele de ardere şi oxigenul acestora) determină micşorarea zonei de ardere şi extinderea zonei de reducere.

Dimensiunile bucăților de cocs influențează invers decât reactivitatea (dimensiuni mari, contact mic aer-cocs, deci creşte dimensiunea zonei de ardere şi scade cea de reducere, deci apare o oxidare exagerată a fontei).

Aerul de combustie. Cantitatea de aer introdusă în cubilou variază în limitele 60-200 $m^3/m^2 \cdot \min$. La mărirea debitului de aer creşte presiunea şi viteza de curgere a aerului, deci se intensifică arderea şi transmiterea căldurii. La debite mici, aerul nu ajunge în centrul cubiloului ceea ce determină o temperatură scăzută în axa cubiloului.

La debite mari, productivitatea creşte foarte mult, zona de topire se dezvoltă mult, dar nu mai are loc supraîncălzirea fontei.

În cazul utilizării aerului preîncălzit, temperatura acestuia variază între 250-600°C. Aerul introduce astfel până la 25% din căldura dezvoltată în cubilou. Creşte în acest caz viteza de difuzie a oxigenului spre frontul de ardere a cocsului, arderea carbonului având loc în domeniul de difuziune, cu degajare mare de căldură. Se concentrează zona de ardere şi creşte zona de reducere.

Temperatura fontei este mai ridicată, deoarece temperatura gazelor este foarte mare (circa 1850 °C).

Pentru mărirea conținutului de oxigen din aer, se poate introduce oxigen direct în gurile de aer sau în cutia de aer. Apar următoarele efecte: concentrarea zonei de ardere, creşterea temperaturii gazelor şi a fontei, creşterea productivității.

Pentru o funcționare corectă a cubiloului trebuie să se asigure o alimentare completă şi uniformă cu aer a întregii secțiuni transversale a acestuia.

Uniformitatea alimentării cubiloului cu aer depinde de: numărul rândurilor de guri de aer, numărul gurilor de aer dintr-un rând, secțiunea gurilor de aer, unghiul de înclinare a gurilor de aer, diametrul şi profilul cubiloului.

6.3.1.3. Variația conținutului principalelor elemente la elaborarea fontei în cubilou.

Variația conținutului de fier, siliciu şi mangan. Oxidarea fierului începe încă din zona de preîncălzire, fiind deosebit de intensă însă în zona de ardere, datorită unei cantități mari de CO_2, precum şi a oxigenului liber:

$$\langle Fe \rangle + \{CO_2\} = (FeO) + \{CO\} - Q$$

$$2[Fe] + \{O_2\} = 2(FeO) + Q$$

În zona creuzetului, atmosfera fiind reducătoare, pot avea loc reacții de reducere:

$$(FeO) + \{CO\} = [Fe] + \{CO_2\} - Q$$

$$(FeO) + [C] = [Fe] + \{CO\} - Q.$$

În cubilou, oxidarea fierului variază în limitele (0,25-1,5)%.

Oxidarea siliciului şi manganului are loc în principal după topirea fontei, ambele componente având afinitate mai mare față de oxigen decât fierul:

$$2[FeO] + [Si] = (SiO_2) + 2[Fe] + Q$$

$$[FeO] + [Mn] = (MnO) + [Fe] + Q$$

În creuzet pot avea loc reacții de reducere a oxizilor de siliciu şi mangan.

Pierderile de mangan prin oxidare variază între 15-40% (valori minime la cubilouri bazice şi temperaturi ridicate).

Pierderile de siliciu sunt de 5-25% la cubilouri acide şi 25-50% la cele bazice.

Variația conținutului de carbon. În cubilou au loc atât procese de oxidare a carbonului cât şi de carburare, de creştere a conținutului de carbon.

Decarburarea (oxidarea carbonului) începe în zona ocupată de încărcătura metalică solidă, în special datorită CO_2 din gaze şi continuă cu intensitate mai mare după topire.

$$\langle C \rangle + \{CO_2\} = 2\{CO\} - Q$$

$$[C] + \{O_2\} = \{CO_2\} + Q$$

$$[C] + (FeO) = [Fe] + \{CO\} - Q.$$

Carburarea are loc prin difuzia carbonului din cocs în picăturile de metal topit. Are loc mai ales în zona creuzetului unde atmosfera este reducătoare.

Pentru obținerea unor fonte cu conținut scăzut de carbon este necesară limitarea contactului fontă-cocs, ceea ce se realizează fie prin înălțarea vetrei fie prin înlocuirea cocsului din creuzet cu bucăți de materiale refractare.

Variația conținutului de sulf. Sulful provine în principal în cazul cubilourilor din două surse: încărcătura metalică şi cocsul. În fontă trece 40-60% din sulful ce se introduce în cubilou.

Sulfurarea se desfăşoară pe întreaga înălțime a cubiloului pe cale directă (datorită cocsului) sau indirectă (datorită gazelor).

$$3Fe + SO_2 = FeS + 2FeO$$

$$SO_2 + 2CO = 2CO_2 + S$$

Desulfurarea fontei are loc în principal în creuzetul cubiloului, prin intermediul zgurei:

$$[FeS] + (MnO) = (MnS) + (FeO) - Q$$

$$[FeS] + (CaO) = (CaS) + (FeO) - Q$$

$$[FeS] + [Mn] = (MnS) + [Fe] + Q$$

Pentru ca valoarea sulfului în fonta lichidă să fie cât mai scăzută este necesar să se realizeze în afară de bazicitate, temperaturi ridicate şi condiții reducătoare în cubilou.

Conținutul de fosfor nu variază practic în cubilou.

6.3.2. Elaborarea fontelor în cuptoare cu încălzire prin inducție

Aceste agregate asigură următoarele avantaje:

-obținerea unei compoziții mai precise şi omogene a fontelor;

-temperaturi de supraîncălzire mai ridicate;

-posibilitatea utilizării unor încărcături ieftine (fier vechi, şpan de fontă, deşeuri,...).

Încărcătura cuptorului. Încărcătura metalică introdusă în cuptor trebuie debitată la dimensiuni care depind de mărimea cuptorului şi capacitatea de topire a acestuia.

Materialele ce formează încărcătura se curăță în vederea îndepărtării uleiului şi emulsiilor. Pentru înlăturarea oxizilor de fier din încărcătură se introduce în cuptor odată cu încărcătura şi un amestec reducător.

Randamentul termic al cuptorului este în strânsă legătură cu temperatura încărcăturii, având valori mici la topire şi ridicate la supraîncălzire.

Se impune deci, introducerea încărcăturii în cuptor după o preîncălzire în care se acumulează circa 20-30% din căldura necesară topirii.

Temperatura optimă de preîncălzire este cuprinsă între 430-650°C.

Topirea şi supraîncălzirea fontei. Durata de încălzire depinde de frecvența curentului şi de puterea specifică utilizată.

Cu cât creşte frecvenţa, cu atât adâncimea de pătrundere a curentului este mai mică, deci temperatura lângă peretele cuptorului este mare iar la interior este mică.

Folosirea unei puteri mari determină o agitare puternică a băii, uzarea rapidă a căptuşelii, impurificarea fontei cu incluziuni nemetalice şi absorbţia de gaze din atmosferă.

Pentru un consum mic de energie se iau următoarele măsuri:

-folosirea raţională a puterii instalate;

-micşorarea pierderilor de căldură;

-folosirea încărcăturii preîncălzite;

-folosirea temperaturii optime de supraîncălzire.

La cuptoarele cu inducţie, căptuşeala, zgura şi atmosfera se încălzesc de la topitură şi nu de la o sursă de căldură. Suprafaţa de contact topitură-zgură şi topitură-atmosferă este mică iar temperatura zgurii scăzută, deci ea este puţin activă.

Oxidarea elementelor în cuptor. Depinde de mai mulţi factori: temperatura, concentraţia, compoziţia şi starea zgurei, frecvenţa curentului.

Agitarea electromagnetică a topiturii determină ruperea de particule din zgură, care vor interacţiona cu fonta lichidă în momentul când ating temperatura acesteia:

$$[E]+(FeO)\Leftrightarrow(EO)+[Fe].$$

Deci, în timpul topirii, toate elementele se oxidează datorită conţinutului de oxigen din oxizi.

În cuptoarele acide, care se utilizează cu predilecţie la supraîncălzire, are loc o regenerare a siliciului.

Carburarea topiturii. Bucăţile de material de carburare sunt dizolvate în mai multe etape:

-ruperea unor pachete de la suprafaţa particulelor solide de material de carburare şi dizolvarea acestora;

-difuzia carbonului în topitură.

Paralel cu saturarea în carbon a topiturii, are loc şi oxidarea sa, concentraţia carbonului fiind în primul rând funcţie de agitarea electromagnetică.

Materialul de carburare poate fi introdus în cuptor în diferite moduri:

-la baza încărcăturii;

-în poziţii succesive, o dată cu încărcătura;

-pe baia metalică.

Desulfurarea fontelor. Sulful provine din încărcătură şi materialele de adaos. Deoarece în încărcătura cuptorului cu inducţie lipseşte cocsul, sulful conţinut de fontă nu depăşeşte de regulă 0,05%. În cazul când se impune micşorarea conţinutului, se utilizează ca agent desulfurant, în principal, carbura de calciu de turnătorie. Desulfurarea nu este eficientă decât la temperaturi ridicate, începând la temperaturi scăzute şi terminându-se la 1450°C, după care zgura este rapid evacuată.

Alierea fontelor. La alierea fontelor în cuptorul cu inducţie trebuie să se ţină seama de o serie de factori, şi anume:

-gradul de oxidare al elementelor;

-capacitatea de interacţiune chimică cu căptuşeala cuptorului;

-temperatura de topire.

Alierea se face de obicei la temperaturi mai mari (peste 1400°C), funcţie de temperatura de topire a feroaliajelor.

6.3.3. Elaborarea fontelor în alte agregate

Pentru elaborarea fontelor se mai pot utiliza cuptoare cu vatră (încălzite cu flacără sau electric) precum şi combinaţii de mai multe tipuri de cuptoare (procedee duplex sau triplex de elaborare).

La elaborarea fontelor în cuptoare electrice cu arc, căptuşeala cuptorului este în general acidă şi numai când se urmăreşte defosfotarea şi desulfurarea băii, bazică.

Cuptoarele cu arc asigură obţinerea unor temperaturi ridicate, având un randament la topire şi productivitate mai mari decât la cuptoarele cu inducţie. Datorită temperaturii ridicate a zgurei, prin intermediul acesteia se pot realiza procese de afinare, desulfurare, defosforare,...

Ca neajunsuri:

-randament scăzut la supraîncălzire (sub 20%);

-degajare mare de praf şi fum, la topire;

-arderi avansate ale elementelor;

-neomogenitate avansată pentru temperatura fontei.

6.3.4. Modificarea fontelor

Fonte cu grafit lamelar, modificate. Fontele cu grafit lamelar, modificate, se caracterizează prin proprietăţi mecanice ridicate, asigurate de o structură perlitică fină şi grafit lamelar uniform repartizat.

Modificarea se face în stare lichidă cu aliaje modificatoare care conţin Si, Ca, Al, Ba, Mg.

După modificare, fontele prezintă următoarele caracteristici:

-creşterea numărului de separări de grafit şi uniformizarea distribuirii lor;

-lamelele de grafit prezintă vârfuri rotunjite, o grosime mai mare şi o lungime mai mică.

Modificarea poate avea loc pe două căi:

-prin intensificarea germinării omogene;

-prin intensificarea germinării eterogene.

În primul caz elementele modificatoare micşorează solubilitatea carbonului în fier, favorizând separarea şi gruparea atomilor de carbon.

În al doilea caz, la modificare, apar compuşi ce pot constitui germenii de grafitizare.

Înainte de modificare este recomandată supraîncălzirea fontei pentru a elimina germenii de grafitizare forţaţi, grosolani.

Introducerea modificatorilor în fonta lichidă se poate face în jet, în oală sau în formă.

Procedeul de modificare în formă are avantajul unui consum redus de modificator şi independenţa procesului de factorul timp în sensul că nu mai există riscul de apariţie a fenomenului de demodificare.

Cantitatea de modificator este în funcţie de marca fontei, de grosimea de perete a piesei ce se toarnă şi de gradul de subrăcire la solidificare al fontei lichide existente în cuptor.

Fonte cu grafit nodular. Rezistenţa şi alungirea cu valori mari, precum şi rezilienţă ridicată, conferă fontelor cu grafit nodular caracteristici de tenacitate comparabile cu ale oţelului turnat.

Grafitul are o formă sferoidală iar masa metalică de bază este constituită din ferită şi perlită.

Modificarea se face în două etape:

-modificarea de nodulizare, folosind elemente modificatoare antigrafitizante: Mg, Ca şi Ce (se măreşte tendinţa de albire a fontei);

-postmodificarea (modificarea grafitizantă) când se introduc elemente puternic grafitizante (Al, Ca, Ba, Si).

Fonte cu grafit vermicular. În acest caz separările de grafit au un grad de compactitate mai mare decât cele lamelare, dar mai mic decât cele nodulare. Masa metalică de bază este predominant feritică.

Pentru obţinerea grafitului vermicular se utilizează mai multe tehnologii:

-desulfurarea avansată a fontelor, urmată de turnare în forme metalice iar la turnare în forme din amestec se inoculează zirconiu;

-modificarea cu elemente din categoria pământurilor rare (materiale cu conţinut de ceriu cât şi prealiaje cu conţinut de astfel de elemente);

-utilizarea unor modificatori ce conțin elemente modificatoare şi antimodificatoare (Mg, Ce respectiv Al, Ti).

Fonte maleabile. Grafitul se găseşte sub formă de cuiburi, cu grad de compactitate variabil iar masa metalică este funcție de tipul fontei. Aceste fonte se obțin în urma unor tratamente termice.

6.4. Elaborarea oțelului

Aproape întreaga cantitate de oțel destinată turnării pieselor se elaborează în prezent în cuptoare electrice cu arc şi numai o mică parte în cuptoare Martin sau în cuptoare cu inducție.

Avantajele cuptoarelor electrice cu arc sunt multiple:

-sunt agregate simple, cu funcționare discontinuă;

-asigură obținerea unor calități superioare de oțeluri;

-permite folosirea dezoxidării prin difuziune;

-durată de elaborare scăzută.

Principalul dezavantaj constă în necesitatea unei încărcături curate. Din punct de vedere fizic, elaborarea oțelului în cuptoare cu vatră (electrice sau Martin) poate fi împărțită în două etape:

-topirea oțelului;

-supraîncălzirea lui în stare lichidă.

Principalele procese metalurgice care au loc în perioada de topire sunt adsorbția gazelor din atmosferă, oxidarea elementelor, formarea zgurei, iar în perioada de supraîncălzire: oxidarea carbonului (fierberea), dezoxidarea, desulfurarea, alierea şi adsorbția gazelor.

La oțelurile aliate, supraîncălzirea urmăreşte dizolvarea şi eliminarea oxizilor şi nitrurilor, fiind cu atât mai mare durata cu cât gradul de aliere este mai mare.

Perioada de topire a încărcăturii reprezintă de obicei 30-65% din durata întregii şarje şi consumă 60-70% din totalul de energie electrică şi termică.

Asupra duratei de topire şi supraîncălzire influențează mai mulți factori:

-compoziția şi proprietățile încărcăturii;

-parametrii constructivi ai cuptoarelor;

-regimul electric şi termic de elaborare.

Influența compoziției şi proprietăților încărcăturii. Compoziția chimică influențează direct temperatura de început şi sfârşit de topire.

Carbonul micşorează cel mai mult temperatura lichidus şi prin aceasta temperatura de topire.

Durata de topire creşte pe măsură ce creşte gradul de impurificare a încărcăturii metalice (rugină, oxizi, nisip).

De asemenea , cu cât valoarea raportului dintre greutatea încărcăturii şi capacitatea nominală a cuptorului creşte, cu atât durata de topire se micşorează ca urmare a scăderii pierderilor de căldură raportate la o tonă de oțel. Compactitatea încărcăturii, cu cât este mai redusă cu atât durata de topire este mai mare. Proporția de fier vechi uşor şi voluminos din încărcătură nu trebuie să fie mai mare de 10%. Parametrii optimi ai perioadei de topire se obțin în cazul unei greutăți volumice a încărcăturii de 3-4,5 t/m^3.

Între viteza de încărcare şi puterea de încălzire a cuptorului trebuie să existe o anumită corelație care să permită o viteză de absorbție a căldurii cât se poate de mare.

Condițiile de ajustare a cuptorului influențează durata de topire şi elaborare precum şi calitatea oțelului. Ajustarea reprezintă o perioadă neproductivă şi poate atinge 5-10% din durata elaborării.

Cu creşterea pauzelor dintre şarje se înrăutățesc parametrii perioadei de topire, cu atât mai mult cu cât greutatea încărcăturii şi compactitatea ei sunt mai mici.

Durata perioadei de topire şi supraîncălzire precum şi natura şi intensitatea proceselor metalurgice care se desfăşoară în aceste perioade sunt puternic influenţate de *parametrii constructivi ai cuptoarelor.*

Cei mai importanţi sunt înălţimea băii, suprafaţa specifică şi înălţimea bolţii.

Influenţa regimului termic. În cazul cuptoarelor electrice, sursa principală de căldură este arcul electric. Cu cât tensiunea arcului U_{arc} este mai mare, arcul electric este mai lung şi mai subţire:

$$l_{arc} = \frac{U_{arc} - a}{b}$$

unde l_{arc} este lungimea arcului; a-suma căderilor de tensiune; b-gradientul electric în coloana arcului.

În perioada ajustării, temperatura în cuptor este relativ scăzută. În perioada de încărcare absorbţia de căldură de către încărcătura rece este puternică iar în perioada de topire regimul termic este maxim. Spre sfârşitul acestei perioade se micşorează încărcarea termică până la 80-85% din cea maximă.

Pentru a realiza regimul termic indicat, cuptorul electric trebuie condus în mod adecvat şi anume:

-în perioada de topire, arc lung şi concentrat, utilizând tensiuni şi puteri ridicate, ceea ce asigură o dezvoltare maximă de căldură în craterele formate în încărcătură;

-în perioada de fierbere este necesar să se asigure temperaturi ridicate pentru desfăşurarea proceselor de oxidare. Se aplică tensiuni şi puteri cuprinse între 70 şi 100% din cele folosite la topire şi numai după începerea fierberii active, ele se micşorează;

-în perioada de reducere, consumul de căldură este mai mic decât la topire. Se lucrează cu un arc scurt şi gros, care menţine şi o atmosferă reducătoare.

La cuptoarele Martin, pe tot parcursul elaborării sub acţiunea flăcării, se încălzesc căptuşeala cuptorului şi încărcătura. 90% din căldura flăcării se transmite încărcăturii şi băii prin radiaţie şi numai 5-15% prin convecţie.

Regimul termic la cuptoarele Martin variază în acelaşi mod ca şi la cuptoarele electrice, cantitatea de căldură fiind maximă la încălzire şi topire şi cea mai mică în perioada de reducere.

*Caracteristica proceselor metalurgice.*La cuptoarele electrice cu arc, atmosfera din spaţiul de lucru poate fi slab oxidantă sau reducătoare, ca urmare a influenţei reducătoare a electrozilor de grafit.

Cantitatea de oxigen din atmosferă este limitată, ducând la o oxidare parţială a elementelor; pentru o oxidare completă se adaugă minereu de fier.

În cuptorul electric, procesul de elaborare se poate desfăşura fără oxidare, deci ca o retopire simplă.

La cuptoarele Martin sunt patru mari particularităţi:

-caracterul oxidant al atmosferei gazoase din cuptor;

-căldura este transmisă către baie de sus şi apoi, spre vatră, temperatura zgurei fiind mai mare decât a oţelului. Uniformizarea temperaturii băii este favorizată de procesul de fierbere a băii;

-participarea vetrei la desfăşurarea proceselor metalurgice, deoarece elaborarea durează mai multe ore;

-oţelul lichid se găseşte tot timpul sub un strat de zgură. Practic, toate adausurile ce se introduc în cuptor pătrund prin stratul de zgură.

Pentru a micşora trecerea oxigenului din atmosferă în oţel:

-se micşorează FeO din zgură prin adăugarea de CaO sau nisip;

-adăugare de aluminiu şi ferosiliciu;

-micşorarea procesului de amestecare a băii cu zgura, mărind vâscozitatea zgurei;

-micşorarea concentraţiei de oxigen din atmosferă.

Variaţia conţinutului de carbon şi fierberea băii. În perioada de topire carbonul se poate oxida direct în prezenţa oxigenului sau indirect prin intermediul zgurei pe măsură ce aceasta se formează:

$$[C]+(FeO)=[Fe]+\{CO\}-Q$$

Viteza de decarburare poate fi intensificată prin:

-mărirea temperaturii oţelului şi zgurei;

-creşterea bazicităţii zgurei ca urmare a măririi proporţiei de FeO liber, deci a puterii de oxidare a zgurei;

-creşterea conţinutului de carbon şi de oxid feros.

Fierberea este singurul mijloc de amestecare puternică a băii care urmăreşte o transmitere mai mare a căldurii, deci supraîncălzirea oţelului lichid, uniformizarea compoziţiei şi temperaturii băii, îndepărtarea parţială a gazelor şi incluziunilor nemetalice, precum şi a unor elemente (P, S).

Prin folosirea oxigenului în perioada de fierbere se obţine o scurtare a acestei perioade. Perioada de fierbere se termină cu o fierbere liniştită în care se consumă oxigenul din atmosferă sau a (FeO) în exces.

Variaţia conţinutului de gaze. Principalele gaze dizolvate în oţel sunt hidrogenul şi azotul. Ele provin din încărcătura metalică, din adaosuri precum şi din atmosfera cuptorului.

Maselotele şi fierul vechi ruginit aduc în încărcătură o proporţie ridicată de hidrogen şi incluziuni nemetalice.

Conţinutul de hidrogen şi azot creşte până la sfârşitul topirii cu atât mai mult, cu cât durata acestei perioade este mai mare, cu cât proporţia şi presiunea parţială a acestor gaze în atmosferă sunt mai ridicate, cu cât temperatura este mai ridicată şi cu cât conţinutul unor elemente de aliere (Cr, Mn, V), care favorizează dizolvarea hidrogenului şi azotului este mai mare.

În perioada de afinare, cu cât viteza de decarburare este mai mare, cu atât creşte gradul de eliminare a hidrogenului din baia metalică.

În cazul folosirii oxigenului pentru afinare se realizează o îndepărtare mai avansată a gazelor.

Oţelurile acide au un conţinut mai scăzut de gaze în comparaţie cu oţelul bazic, deoarece:

-încărcătura are puritate mai ridicată;

-se foloseşte o cantitate mică de fondanţi;

-zgurele cu conţinut ridicat de SiO_2 au permeabilitate scăzută la gaze.

Variaţia conţinutului de siliciu se explică prin afinitatea pentru oxigen mai mare decât a fierului şi a celorlalte elemente de bază din compoziţia oţelului:

$$[Si]+\{O_2\}=(SiO_2)+Q$$

$$[Si]+2(FeO)=(SiO_2)+2[Fe]+Q$$

$$(SiO_2)+2(FeO)=(FeO)_2SiO_2+Q$$

$$(FeO)_2SiO_2+2(CaO)=(CaO)_2SiO_2+2(FeO)+Q$$

Deci oxidarea siliciului se face cu degajare de căldură şi are loc mai intens la temperaturi scăzute. La cuptoarele bazice, oxidarea siliciului este ireversibilă ca urmare a formării silicaţilor de calciu şi se micşorează activitatea SiO_2 din zgură (siliciu remanent sub 0,05%).

În cazul cuptoarelor acide au loc concomitent două procese:

-oxidarea siliciului datorită prezenţei FeO din zgură;

-regenerarea siliciului din SiO_2 din zgură şi din vatră.

Întensificarea oxidării siliciului se poate face prin:

-adăugarea minereului de fier şi mangan;

-adăugarea varului sau calcarului;

-mărirea excesului de aer;

-suflarea oxigenului în baia metalică.

Intensificarea regenerării la temperaturi ridicate se face prin adăugare de nisip pe zgură, micşorarea consumului de aer şi mărirea temperaturii băii.

Regenerarea siliciului duce la dezoxidarea şi calmarea oţelului.

Variaţia conţinutului de mangan. Depinde de natura şi temperatura zgurei. La cuptoarele bazice:

$$[Mn] + 1/2\{O_2\} = (MnO) + Q$$

$$[Mn] + (FeO) = (MnO) + [Fe] + Q$$

MnO este practic insolubil în baia de oţel şi se ridică în zgură. Regenerarea manganului poate avea loc la raporturi ridicate MnO/FeO.

Defosforarea. Fosforul se găseşte dizolvat sub formă elementară în procent de 0,04-0,06%P.

La elaborarea oţelurilor trebuie coborât conţinutul de fosfor sub 0,03%.

$$2[P] + 5(FeO) = (P_2O_5) + 5[Fe]$$

$$(P_2O_5) + 3(FeO) = (FeO)_3P_2O_5$$

$$\underline{(FeO)_3P_2O_5 + 4(CaO) = (CaO)_4P_2O_5 + 3(FeO)}$$

$$2[P] + 5(FeO) + 4(CaO) = (CaO)_4P_2O_5 + 5[Fe]$$

Defosforarea se face prin mărirea conţinutului de (FeO) liber şi de (CaO) liber din zgură (deci se introduce minereu de fier şi var).

Desulfurarea. În oţelurile acide se găseşte sub formă de FeS sau (Fe,Mn)S în proporţie de 0,03-0,04%S. Este necesară o desulfurare avansată până la 0,01%, în cazul oţelurilor aliate.

La cuptoarele Martin are loc o sulfurare datorită sulfului din combustibil.

La cuptoarele electrice, are loc o desulfurare deoarece nu există combustibili gazoşi sau lichizi ce conţin sulf, are loc o formare timpurie a zgurei şi o oxidare parţială a sulfului din încărcătură.

Are loc desulfurare la zgure cu bazicitate şi temperaturi ridicate:

$$(FeS) + [Mn] = [Fe] + (MnS) + Q$$

$$(MnS) + (CaO) = (MnO) + (CaS) + Q$$

$$(FeS) + (CaO) = (FeO) + (CaS) - Q$$

Un rol important îl are CaO din zgură.

Dezoxidarea. În oţelul lichid oxigenul se găseşte dizolvat în proporţii de 0,02-0,06% sub formă de FeO. În oţelul solid, solubilitatea oxigenului este foarte mică (sub 0,005%), în rest se formează sufluri la solidificare şi incluziuni nemetalice la marginea grăunţilor, la răcirea în formă.

Dezoxidarea oţelurilor se poate realiza prin precipitare sau difuziune.

Dezoxidarea prin precipitare se realizează prin introducerea în baia de oţel a unor elemente care au afinitate faţă de oxigen mai mare decât fierul (Mn, Si, Al, Ca, Zr, Mg). Produsele de dezoxidare au dimensiuni foarte mici dar prin coalescenţă îşi măresc volumul şi urcă mai uşor în zgură.

Ordinea de introducere a feroaliajelor este FeMn-FeSi-Al.

Dezoxidarea prin difuziune constă în dezoxidarea zgurei prin adăugarea la suprafaţa acesteia a cocsului, ferosiliciului sau aluminiului.

Deoarece între baia metalică şi zgură este un echilibru care conduce la o repartiţie a oxigenului între acestea:

$$L_{FeO} = \frac{(FeO)}{[FeO]}$$

Prin micşorarea conţinutului de oxigen din zgură se deranjează echilibrul şi este necesar pentru restabilirea lui, trecerea oxigenului din oţel în zgură.

Dezoxidarea prin difuziune se utilizează cu succes numai în cazul zgurelor bazice, la care FeO se găseşte în stare nelegată. Prin dezoxidare culoarea zgurei trece de la cafeniu la alb (zgură albă).

Prin mărirea cantităţii de cocs se formează carbidul şi zgura devine cenuşie (zgură carbidică):

$$(CaO) + 3(C) = (CaC_2) + \{CO\} - Q$$

Dezoxidarea prin difuziune, în comparaţie cu dezoxidarea prin precipitare, durează mai mult şi prezintă pericolul carburării oţelului. În schimb, oţelurile au un conţinut mai scăzut de incluziuni nemetalice.

Dezoxidarea combinată a oţelului se face prin precipitare (cu Mn, Si) şi parţial prin difuziune (prin zgură).

Se mai poate face dezoxidarea oţelului în oală prin introducerea de FeMn, FeSi şi Al în proporţie de 1-2% din greutatea oţelului, pierderile de căldură fiind neînsemnate (10-150°C).

Alierea oţelurilor. În timpul alierii oţelului lichid au loc câteva procese fizico-chimice complexe: topirea feroaliajului (elementului), dizolvarea elementelor de aliere în faza lichidă, oxidarea lor datorită oxigenului conţinut în baia metalică sau în zgură, schimbarea temperaturii sistemului precum şi formarea de compuşi ai elementelor de aliere cu elemente din baia metalică.

La alierea oţelului în cuptor, momentul introducerii elementelor de aliere se alege în funcţie de afinitatea lor faţă de oxigen. Din acest punct de vedere, elşementele se împart în trei grupe:

-elemente care nu se oxidează: Ni, Cu, Mo, Co;

-elemente care se oxidează ca şi fierul: Mn, Cr, Si, W, V;

-elemente care se oxidează mai puternic ca fierul: Ti, B, Al, Ca, Zn, Mg.

Cele din grupa I se introduc înainte de fierberea liniştită, pentru eliminarea hidrogenului dizolvat în ele, iar cele din grupa a III-a se introduc în baia de oţel imediat înaintea evacuării din cuptor sau chiar în oală.

Elaborarea oţelurilor aliate cu elemente din grupa a II-a , care se oxidează parţial şi care pot fi regenerate parţial din oxizii lor din zgură, se poate desfăşura în trei moduri:

-elaborare cu oxidare totală;

-elaborare cu oxidare parţială;

-elaborare fără oxidare (retopire).

În primul caz, în încărcătură nu se utilizează deşeuri proprii din oţel aliat, în prima fază elaborându-se un oţel carbon de calitate, după care urmează alierea în ordine: Co, Fe, Mo, FeW, FeCr şi FeV.

În al doilea caz se utilizează în încărcătură deşeuri din oţel aliat, oxidarea redusă a elementelor de aliere şi regenerarea ulterioară a lor se poate obţine în cazul folosirii oxigenului.

La elaborarea fără oxidare, atmosfera din cuptor trebuie să fie reducătoare pentru a proteja elementele de aliere împotriva oxidării.

Perioada de topire trebuie să fie scurtă iar dezoxidarea se face prin difuziune, prin adăugarea pe zgură a cocsului măcinat şi a ferosiliciului mărunt.

6.5. Elaborarea aliajelor neferoase

În perioada de elaborare au loc o serie de procese fizico-chimice:

a-procese fizice care au loc la topirea şi supraîncălzirea metalelor şi aliajelor;

b-reacţia aliajelor topite cu oxigenul;

c-reacţia aliajelor topite cu hidrogenul şi alte gaze;

d-reacţia aliajelor topite cu fondanţii, zgura şi cu căptuşeala cuptorului.

a-Principalele procese sunt topirea, supraîncălzirea la topire şi supraîncălzirea locală şi evaporarea elementelor.

Temperatura de topire a aliajelor neferoase este foarte variată în comparaţie cu cea a aliajelor feroase.

Supraîncălzirea aliajelor în stare lichidă, peste limita strict necesară dictată de condiţiile turnării, trebuie evitată, deoarece creşte consumul de energie, apar piederi mari de metal prin oxidare şi evaporare precum şi absorbţia gazelor.

Evaporarea metalelor lichide depinde de tensiunea vaporilor, de suprafaţa băii, atmosfera cuptorului şi presiunea de deasupra băii.

b-Cele mai multe metale neferoase au afinitate pentru oxigen mai mare decât fierul, formând pelicule compacte de oxizi la suprafaţa băii.

Oxidarea, ca şi evaporarea, sunt procese nedorite ducând la pierderi de metal şi înrăutăţirea proprietăţilor mecanice şi fizico-chimice ale aliajelor.

Se utilizează două mijloace de îndepărtare a oxigenului: pe cale chimică, atunci când oxidul este solubil în metalul de bază şi pe cale fizică, când oxidul este insolubil.

c-Cel mai important gaz solubil în cazul aliajelor neferoase este hidrogenul. Sursa principală o constituie umiditatea conţinută în încărcătura metalică, în căptuşeală şi în combustibil.

Atmosfera reducătoare uşurează disocierea apei, deci dizolvarea hidrogenului în aliaj. De aceea se utilizează o atmosferă neutră sau chiar slab oxidantă.

Degazarea aliajelor neferoase se reduce la îndepărtarea hidrogenului din soluţie, deoarece reprezintă 90-98% din întreaga cantitate de gaze.

Se poate face cu ajutorul unor metode fizice (suflare cu gaze inerte, tratare cu fondanţi, cu ultrasunete) şi prin metode chimice (topire oxidantă-reducătoare).

d-Materialele de acoperire pot fi:

-care nu se topesc – neutre (de acoperire);

-care se topesc – neutre şi active (de rafinare).

Aceste materiale nu trebuie să reacţioneze cu căptuşeala cuptorului şi trebuie să fie ieftine.

Materialele pentru acoperire au scop acoperirea băii şi protejarea ei de oxidare.

Mangalul măcinat se utilizează ca material de acoperire, nefondant. Nu reacţionează cu multe din aliajele neferoase, se pune şi se îndepărtează uşor. Se poate folosi la aliajele cu care nu dă compuşi şi în cuptoare fără atmosferă cu vapori de apă.

Fondanţii de acoperire formează după topire, la suprafaţa băii, un strat lichid de 5-15 mm care izolează aliajul lichid de contactul cu atmosfera. Pot avea un caracter acid, bazic sau neutru. Cei bazici au şi efect de rafinare.

Fondanţii pentru rafinare şi pentru modificare au rol de a proteja baia metalică cât şi de rafinare. Se presară la suprafaţa băii, unde se menţine un timp, după care se topeşte şi sub formă de picături se scurge prin metal colectând şi aglomerând incluziunile nemetalice.

Fondanţii pentru modificare se folosesc în cazul unor aliaje din sistemul Al-Si şi din sistemul Mg-Al-Zn pentru îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice. Elementul modificator îl constituie sodiul, care se introduce în proporţie de 0,01-0,025% din greutatea aliajului lichid.

Aliajele neferoase mai reacţionează cu căptuşeala cuptorului şi creuzetele metalice şi de grafit, rezultând diverşi compuşi chimici.

Alierea prezintă unele particularităţi:

-număr mare de elemente de aliere;

-conţinuturi variabile ale elementelor la diverse aliaje;

-afinitate mare faţă de oxigen;

-tensiune de vapori ridicată a elementelor de aliere;

-temperaturi de topire ale unor elemente, superioare faţă de temperatura aliajului elaborat;

-unele elemente la alierea directă dezvoltă o căldură foarte mare de dizolvare (aluminiu în cupru).

Ordinea rațională de încărcare a componenților metalici de elaborare este determinată de:
-proporția componentului în încărcătură;
-oxidabilitatea elementului;
-tensiunea de vapori a componentului;
-temperatura de topire a componentului şi diagrama de echilibru a aliajului.

De obicei, componentul care figurează în aliaj în proporția cea mai mare se introduce primul pentru asigurarea unei umpleri cât mai depline a spațiului de topire din cuptoare.

Componenții care au afinitate mare față de oxigen sau au tensiune de vapori ridicată (Zn, Mg, Cd) trebuie introduşi ultimii în aliaj pentru a se evita oxidarea şi evaporarea excesivă.

Diagrama de echilibru a aliajului final sau a prealiajelor este de multe ori utilă pentru alegerea ordinei de încărcare.

Dacă metalul de bază formează cu metalul de aliere soluții lichide şi solide sau compuşi intermetalici, elaborarea se începe cu topirea metalelor cu temperaturi mai scăzute.

Elaborarea cuprului şi a aliajelor pe bază de cupru.

Înainte de a fi introdusă în spațiul agregatului de elaborare, încărcătura alcătuită din cupru primar, metale rafinate, prealiaje, deşeuri din producția proprie, trebuie să fie curățată de ulei, umiditate, oxizi etc.

În practica elaborării aliajelor de cupru, uneori, se recurge la procedeul care constă în supraîncălzirea băii metalice până la temperatura de fierbere a unui metal volatil (de exemplu zincul) şi menținerea la această temperatură, un anumit timp.

Supraîncălzirea alamelor poate fi utilă şi în cazul când în baia metalică există o importantă cantitate de gaze, care se vor degaja odată cu vaporii elementului volatil şi astfel vor fi îmbunătățite calitățile produselor obținute.

În general, reacțiile de dizolvare a diferitelor elemente în cupru topit sunt exoterme, exemplu – cazul aluminiului, când supraîncălzirile locale pot să ajungă la 200-300°C, a siliciului, zincului, mai puțin a staniului.

Pentru a nu se obține aliaje cu proprietăți inferioare datorită supraîncălzirilor şi pierderilor prin volatilizare, aluminiul se introduce încât să ajungă pe vatra cuptorului, sau se introduce cu cuprul rămas de la încărcarea inițială.

Elaborarea cuprului şi a aliajelor sale se face cu baia metalică acoperită cu fluxuri care sunt substanțe care nu au acțiune chimică asupra componenților aliajului. În calitate de fluxuri şi fondanți se pot utiliza mangal, spărturi de sticlă, borax, praf de cocs, negru de fum, spărturi de electrozi, SiO_2, NaCl, KCl,...

Cuprul şi unele aliaje ale sale (cele cu conținut mare de aluminiu) au tendință de transcristalizare, când apar în structura produselor turnate, cristale columnare dezvoltate practic pe întreaga secțiune a produsului.

Deoarece o asemenea structură are proprietăți mecanice scăzute, este necesară să se efectueze modificarea acestor aliaje prin introducerea unor elemente cum ar fi fierul, manganul, cobaltul,...

Elaborarea plumbului, staniului şi aliajelor lor. Se elaborează în creuzete de oțel sau fontă, încălzite cu combustibili lichizi sau gazoşi.

Ca materie primă, se utilizează în afară de metale primare şi prealiaje, diverse deşeuri din producția proprie sau din exterior.

Fondant de acoperire se utilizează mangalul calcinat, cu rol de protecție a băii de acțiunea gazelor oxidante din atmosfera cuptorului.

Elaborarea aliajelor de aluminiu. Pentru elaborare se utilizează materiale metalice: aluminiu în blocuri, deşeuri proprii, piese uzate, fondanți: cloruri şi fluoruri ale metalelor alcaline şi diverşi modificatori pentru obținerea unor piese compacte şi cu structură fină.

Utilajele folosite sunt: cuptoare cu creuzet, cuptoare rotative cu flacără, cuptoare electrice,...

Pentru a se evita oxidarea şi absorbţia de gaze se utilizează un strat de fondant sau se efectuează o rafinare cu gaze.

Elaborarea aliajelor de magneziu. În cazul magneziului se utilizează ca modificatori carbonaţi de calciu, de ceriu şi zirconiu şi clorură de fier.

În timpul elaborării, oxidarea puternică poate produce aprinderea magneziului, pentru prevenire utilizându-se un strat de fondanţi.

CAP.VII. CURGEREA ALIAJELOR LICHIDE

Curgerea aliajelor lichide în formă are loc în cele mai multe cazuri sub acţiunea forţei gravitaţiei (la turnarea gravitaţională) şi în anumite cazuri sub acţiunea altor forţe (procedee speciale de turnare).

7.1. Fluiditatea metalelor şi aliajelor

Este una dintre cele mai importante proprietăţi de turnare ale aliajelor lichide şi este definită prin:

-capacitatea de curgere a aliajului prin canalele şi cavitatea formei;

-capacitatea de umplere corectă a cavităţii formei;

-capacitatea de eliminare în timpul curgerii a incluziunilor gazoase şi nemetalice din aliaj.

Fluiditatea este influenţată de mai mulţi factori: proprietăţile intrinseci ale aliajului; proprietăţile materialului formei; condiţiile de turnare.

Influenţa proprietăţilor aliajului asupra fluidităţii.

Intervalul de solidificare. Metalele pure, aliajele eutectice şi compuşii chimici cristalizează la temperatură constantă, având cristale cu dimensiuni aproximativ egale în toate direcţiile. Fluiditatea în acest caz este bună, deoarece solidificarea se face prin constituirea unei cruste solidificate compact, figura 7.1a.

La aliajele cu interval de solidificare, care formează soluţii solide, cristalitele cresc într-un interval de temperatură, în anumite direcţii preferenţiale (apare segregaţia dendritică). Astfel se formează un schelet continuu care împiedică curgerea aliajului lichid, figura 7.1b.

Fig.7.1. Frontul de solidificare la aliajele eutectice şi metalele pure (a) şi la aliajele cu interval mare de solidificare (b).

Influenţa temperaturii de turnare. Pierderile de căldură până la terminarea turnării nu trebuie să depăşească căldura de supraîncălzire Q_s, consumată pentru încălzirea aliajului deasupra temperaturii fluidităţii zero:

$$Q_s = M\left[c(T_t - T_{f0}) + xL\right], \qquad [kJ]$$

unde M este masa aliajului lichid $[kg]$; c-căldura specifică a aliajului în stare lichidă, [kJ/kg°C]; L-căldura de cristalizare, [kJ/kg]; x-proporţia de fază solidă în aliaj corespunzător fluidităţii zero (de obicei x=0,2); T_t-temperatura de turnare, K; T_{f0}-temperatura fluidităţii zero, K.

De obicei aliajele se încălzesc cu 25-100°C deasupra curbei lichidus.

Influenţa naturii aliajelor asupra fluidităţii poate fi apreciată numai în cazul când gradul de supraîncălzire deasupra temperaturii de fluiditate zero este menţinut constant.

Astfel în condițiile fluidității practice, mărirea acesteia reflectă atât influența supraîncălzirii cât şi a intervalului de solidificare.

La oțel, fluiditatea scade odată cu mărirea conținutului de carbon datorită creşterii intervalului de solidificare, însă în acelaşi timp creşte datorită măririi gradului de supraîncălzire.

De obicei influența supraîncălzirii este mai puternică decât a intervalului de solidificare. La aliajele apropiate de punctul eutectic se micşorează intervalul de solidificare şi creşte gradul de supraîncălzire, fluiditatea mărindu-se mult.

Alegerea temperaturii de turnare poate fi făcută în trei moduri, aşa cum este prezentat în figura 7.2.

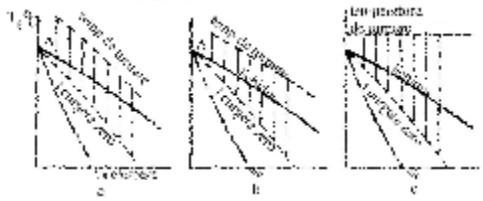


Fig.7.2. Posibilități de alegere a temperaturii de turnare:*a-la aceeaşi supraîncălzire peste linia curgerii zero;b-la aceeaşi supraîncălzire peste linia lichidus; c-la supraîncălzire constantă.*

<u>Influența proprietăților termofizice ale aliajului</u>.

La valori mari ale căldurii specifice şi greutății specifice a aliajelor, scăderea temperaturii lui, la aceeaşi cantitate de căldură cedată formei, va fi mai mică.

Conductivitatea termică ridicată a aliajului micşorează fluiditatea.

Influența acestor factori este dată de relația:

$$a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}, \left[m^2 / s\right]$$

unde a este coeficientul de difuzivitate termică; λ-conductivitatea termică, [W/mK]; c-căldura specifică, [kJ/kgK]; ρ-densitatea, [kg/m^3].

<u>Influența viscozității</u>. În cazul curgerii laminare se poate considera că fluiditatea aliajului este invers proporțională cu viscozitatea cinematică a lui.

<u>Tensiunea superficială</u> a metalelor şi aliajelor este în strânsă legătură cu umectarea şi neumectarea pereților formei de către aliajul lichid.

Aliajele cu tensiune superficială mare nu umectează pereții formei, au capacitate mică de umplere a cavităților înguste, de obținere a unor pereți subțiri. Aliajele cu tensiune superficială mică umectează pereții formei, deci au fluiditate mare.

Dintre procesele chimice care au loc la turnarea aliajelor în cavitatea formei, oxidarea joacă un rol deosebit de mare. Formarea oxizilor şi dizolvarea lor în aliaj duce la mărirea capacității de umectare a pereților formei şi implicit a fluidității.

Influența materialului formei. La curgerea prin canalele rețelei de turnare şi prin cavitatea formei, aliajul topit cedează căldură, deci îi scade temperatura şi fluiditatea.

Capacitatea formelor de absorbție a căldurii se determină cu ajutorul coeficientului de acumulare a căldurii, b_f, care depinde de conductivitatea termică, λ, de căldura specifică, c şi de densitatea materialului formei, ρ:

$$b_f = \sqrt{\lambda \cdot c \cdot \rho} \qquad [\mathrm{W\,s^{1/2}} / m^2 K].$$

Influența condițiilor de turnare. Au influență asupra fluidității configurația cavității prin care curge aliajul, viteza de umplere, presiunea exercitată deasupra aliajului în curgere.

O influență deosebită o are grosimea echivalentă a peretelui piesei, care este raportul dintre volumul piesei şi suprafața totală de răcire a ei.

La o suprafață mare, deci grosimea echivalentă mică, pentru a se asigura umplerea formei se măreşte temperatura aliajului la turnare.

7.2. Curgerea metalelor şi aliajelor prin canale

Fenomene ce însoțesc curgerea aliajelor prin canale. În cazul curgerii metalelor şi aliajelor topite prin canale se aplică legea continuității şi legea energiilor. Prima exprimă principiul conservării masei şi arată că debitul masic este constant în orice secțiune transversală, dacă nu apar schimbări cu exteriorul şi dacă mişcarea este permanentă. A doua lege exprimă conservarea energiei şi afirmă că fluxul de energie dintr-o secțiune este egal cu fluxul de energie din altă secțiune a aceluiaşi tub de curent însumat cu pierderilşe de energie dintre cele două secțiuni.

La curgerea aliajelor lichide prin canale au loc pierderi de energie datorită frecărilor şi datorită rezistențelor locale care se manifestă ca o pierdere de energie cinetică.

În locurile unde apar depresiuni, pătrund gaze care sunt antrenate în cavitatea formei de jetul de aliaj lichid.

Apariția depresiunilor este determinată de:

-secțiunea canalului care nu urmăreşte micşorarea secțiunii jetului datorită creşterii vitezei;

-schimbarea bruscă de direcție;

-intrarea aliajului lichid dintr-un recipient într-un canal cu muchii nerotunjite.

Cavitația se produce la curgerea lichidelor care conțin incluziuni gazoase şi reprezintă schimbarea bruscă a condițiilor hidrodinamice de curgere datorită apariției fazei gazoase, care distruge continuitatea jetului.

Cavitația determină creşterea rezistenței la curgerea aliajelor prin canale şi în cavitatea formei şi reprezintă un fenomen nedorit.

Forța şi energia de lovire a jetului.

La căderea jetului pe suprafața oalei sau formei, acesta exercită o forță, ce se poate calcula cu ajutorul ecuației impulsului, pentru un punct de masă m:

mdv=Fdt unde F este forța; dt-timpul iar dv-variația vitezei.

Pentru un element dm: dF= $\frac{dm}{dt}dv$ unde $\frac{dm}{dt}=\frac{Q\gamma}{g}$

unde Q este debitul.

$$dF=\frac{Q\gamma}{g}dv$$

$$F=\frac{Q\gamma}{g}(v_2-v_1), \qquad v_2=0 \text{ la impact.}$$

$$F=-\frac{Q\gamma}{g}v_1, \qquad Q=Av_1, \text{ A-secțiunea jetului;}$$

$$F=\frac{\gamma A}{g}v_1^2=2\gamma A\frac{v_1^2}{2g}, \text{ deci, } F=2\gamma AH$$

Energia la lovire, care provoacă turbioane în lichidul din oală sau formă este:

$$E=M\frac{v^2}{2}, \qquad M=\frac{Q\gamma}{g}, \qquad E=\frac{Q\gamma}{2g}v^2$$

$Q=Av$, A - secțiunea finală a jetului;

$$E=\frac{A\gamma v^3}{2g}$$

Energia de pătrundere este proporțională cu secțiunea şi cu cubul vitezei jetului.

CAP.VIII. CRISTALIZAREA ŞI SOLIDIFICAREA ALIAJELOR TURNATE

8.1. Cristalizarea aliajelor

În general, transformările de fază încep în anumite puncte şi se propagă în continuare din acestea. Acest proces se numeşte nucleere sau germinare.

Cinetica formării unei faze noi este determinată de trei procese distincte:

-germinarea fazei noi;

-creşterea particulelor fazei noi;

-procese secundare care conduc la schimbarea structurii sau morfologiei precipitatului primar.

Germinarea poate fi omogenă, când nu se schimbă compoziţia chimică şi nu intervin impurităţi sau suprafeţe de separaţie sau eterogenă, când începe pe suprafeţe ale impurităţilor existente în sistem.

La formarea unei structuri noi dintr-o fază lichidă se consideră un echilibru eterogen (există mai mult de o fază în echilibru). La orice temperatură, faza în echilibru este cea care are entalpia liberă minimă.

Creşterea cristalelor, se poate considera ca fiind rezultatul a două mişcări diferite ale atomilor la interfaţa solid-lichid. Astfel, are loc o trecere din lichid în solid – solidificare şi o trecere din solid în lichid – topire.

În funcţie de forma suprafeţei de separaţie lichid-solid, creşterea cristalelor se poate face prin mai multe mecanisme: creştere continuă; laterală; pe defecte.

Structurile principale obţinute în piesele turnate sunt: structura celulară şi structura dendritică.

Structura cristalină a metalelor şi aliajelor turnate este determinată de compoziţia chimică, condiţiile termice, condiţiile de nucleere şi creştere a cristalelor.

Dintre aceşti factori, condiţiile termice prezintă o variaţie mare în decursul formării structurii primare a unei piese turnate.

Deci structura piesei turnate va consta în zone separate cu caracteristici diferite:

-la margine un strat îngust de cristale fine, echiaxe;

-spre interior o zonă cu cristale dezvoltate alungit în direcţia transmiterii căldurii;

-în centrul piesei turnate, o zonă cu cristale echiaxe şi uniforme.

Funcţie de caracteristicile materialului turnat, pot lipsi unele zone.

8.2. Fenomene de segregare

Apariţia segregaţiilor (neuniformităţi de compoziţie) este o consecinţă a redistribuirii elementelor de aliere între faza solidă şi cea lichidă în timpul formării structurii primare.

Microsegregarea rezultă ca urmare a transportului de masă prin difuzie pe distanţe mici şi poate fi: celulară, dendritică sau la limita grăunţilor.

Segregarea celulară se obţine ca urmare a scoaterii elementului dizolvat dintr-o soluţie solidă şi îmbogăţirea în acesta a fazei lichide.

Segregaţia cea mai mare se va obţine la punctele de joncţiune ale celulelor. Această segregare se poate elimina de la sine prin difuzia ce are loc şi în faza solidă, în timpul răcirii.

Segregaţia dendritică apare ca variaţii de concentraţie între centrul şi partea exterioară a ramurilor dendritice.

Omogenizarea ulterioară a compoziţiei prin tratament termic este cu atât mai dificilă cu cât distanţa dintre ramurile dendritice este mai mare.

8.3. Solidificarea aliajelor turnate

Schimbul de căldură în sistemul aliaj-formă. Din momentul când în forma de turnare intră primele cantităţi de aliaj lichid, între forma de turnare şi aliajul lichid începe un proces de schimb de căldură. Repartiţia temperaturii la un moment dat pe secţiunea peretelui piesei şi a formei de turnare în timpul solidificării şi răcirii aliajului reprezintă câmpul de temperatură, figura 8.1

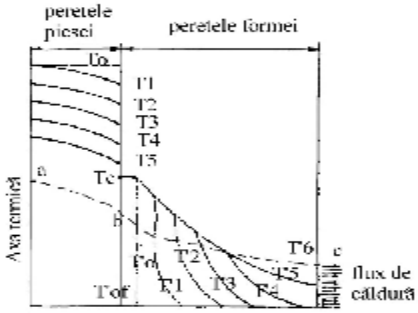


Fig.8.1. Câmpul de temperatură în peretele piesei şi în peretele formei.

d se poate considera că temperatura este aceeaşi pe toată grosimea peretelui piesei şi egală cu T_0.

Datorită diferenţei de temperatură $T_0 - T_{0f}^{'}$ începe transmiterea căldurii prin conductivitate termică de la metal la formă. Forma va avea temperatura de contact T_c pe o adâncime mică. Datorită diferenţei de temperatură între straturile metalului lichid şi straturile succesive din formă, căldura se va transmite prin conductivitate.

La valori foarte mari ale conductivităţii T_1, T_2, T_3, T_4, T_5 ar fi drepte orizontale. Când temperatura din peretele piesei scade foarte mult, scade şi temperatura de contact şi câmpul de temperaturi va fi dat de curba abc.

Temperatura la suprafaţa de contact aliaj-formă variază funcţie de natura aliajului, fiind de 1400-1500°C pentru oţel, 1000-1100°C pentru fontă şi 500-550°C pentru aliaje de aluminiu.

Mecanismul solidificării. Trecerea aliajului din stare lichidă în stare solidă este însoţită de două procese: cristalizarea şi solidificarea.

Solidificarea este procesul de trecere a aliajului la scară macroscopică din stare lichidă în stare solidă, fără să se ţină seama de formarea microstructurii, datorită răcirii lui.

Solidificarea poate fi de mai multe tipuri funcţie de:

-modul de creştere a zonei în curs de solidificare:

-succesivă (exogenă) şi în volum (endogenă);

-viteza de creştere a zonei în curs de solidificare:

-continuă sau discontinuă;

-structura zonei în curs de solidificare:

-fără zonă bifazică sau cu zonă bifazică.

Procesul de solidificare a aliajului poate fi împărţit în patru etape:

I. Prima etapă caracterizează solidificarea aliajului în timpul turnării şi curgerii acestuia prin cavitatea formei şi în primele momente după terminarea turnării;

II. Etapa a doua se caracterizează prin: egalizarea temperaturii pe secţiunea peretelui piesei turnate datorită mişcării convective a fazei lichide din interiorul peretelui; stratul solidificat în etapa întâi se poate topi parţial sau chiar total pe seama măririi temperaturii la suprafaţa de contact formă-piesă.

III. În această etapă, viscozitatea aliajului din interiorul peretelui piesei se măreşte simţitor, mişcarea convectivă a aliajului devenind imposibilă;

IV. Datorită schimbului intens de căldură dintre lichid şi crusta solidificată, temperatura începe să se micşoreze treptat. Această etapă se termină când în axa termică aliajul se răceşte până la temperatura solidus.

Axa termică este dreapta sau curba care uneşte totalitatea punctelor în care solificarea are loc în ultimul moment.

8.4. Procesele de contracție în aliajele turnate

Contracția aliajelor reprezintă totalitatea fenomenelor de micşorare a volumului şi implicit a dimensiunilor pieselor turnate în formă, la răcirea lor în stare lichidă, la solidificare şi în stare solidă.

Contracția aliajelor la răcire se datoreşte următoarelor cauze:

-dezvoltarea componentei anarmonice în procesul de oscilare a atomilor față de pozițiile lor medii;

-transformările alotropice ale aliajelor în stare solidă (variația tipului şi parametrilor rețelei cristaline);

-variația de volum care are loc la schimbarea stării de agregare, adică în timpul cristalizării.

La solidificare, majoritatea metalelor îşi micşorează volumul, excepție fac Ga şi Bi care şi-l măresc.

Caracteristicile numerice ale schimbării dimensiunilor corpurilor la răcire se numesc coeficienți de contracție şi se pot exprima în mărimi de volum sau liniare, în unități sau procente.

Contracția aliajului în stare lichidă are loc în intervalul de temperatură cuprins între temperatura de turnare şi temperatura lichidus - ε_{vl}. Se manifestă prin micşorarea volumului exprimat prin %/grad. Pentru a calcula contracția volumică în stare lichidă se foloseşte relația:

$$\varepsilon_{vl} = \alpha_l (T_t - T_l) \cdot 100, \qquad [\%]$$

unde α_l este coeficientul de contracție volumică a aliajului la răcirea în stare lichidă; T_t - temperatura de turnare; T_l - temperatura lichidus;

$\Delta T_{\sup} = (T_t - T_l)$ este gradul de supraîncălzire.

$$\varepsilon_{vl} = \alpha_l \cdot \Delta T_{\sup} \cdot 100 \quad [\%]$$

$$\alpha_l = \frac{V_t - V_l}{V_l (T_t - T_l)}$$

Contracția aliajului la solidificare are loc fie la temperatură constantă (metale pure, aliaje eutectice), fie într-un interval de temperatură ($T_l - T_s$), figura 8.2.

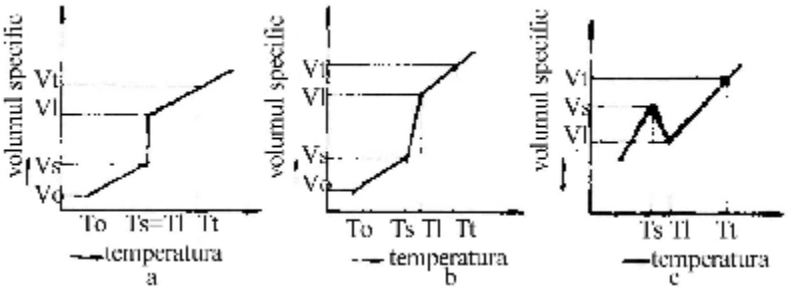


Fig.8.2. Variația volumului specific cu temperatura:*a-pentru metale pure şi aliaje eutectice;b-pentru aliaje cu interval de solidificare;c-pentru Ga, Sb, Bi, Li.*

$$\alpha_k = \frac{V_l - V_s}{V_l} \qquad \text{sau} \quad \alpha_k^{'} = \frac{V_l - V_s}{V_s}$$

V_l, V_s - volumul ocupat de aliaj în stare lichidă şi în stare solidă.

Deci, $V_s = V_l(1-\alpha_k)$ şi $V_l = V_s(1-\alpha_k^{'}) \Rightarrow \quad \alpha_k = \dfrac{\alpha_k}{1+\alpha_k^{'}}$

Contracţia la solidificare ε_{vk} se manifestă prin micşorarea continuă a volumului specific, cauzat de trecerea aliajului din stare lichidă în stare solidă, încât se poate considera $\varepsilon_{vk} \approx \alpha_k$.

Contracţia aliajelor în stare solidă poate fi determinată cu ajutorul relaţiei: $\varepsilon_{vs} = \alpha_s(T_s - T_a)\cdot 100 \quad [\%]$, indicele a - ambiant (+20°C).

α_s - coeficient de contracţie volumetrică în stare solidă.

Deşi contracţia aliajelor în stare solidă este în volum, ea se exprimă mai bine prin variaţia dimensiunilor exterioare, motiv pentru care se numeşte contracţie liniară.

Contracţia la turnare se referă la variaţia dimensiunilor pieselor turnate în intervalul de temperatură de la temperatura de turnare la temperatura mediului ambiant faţă de cavitatea formei în care s-a turnat aliajul lichid.

8.5. Tensiuni interne în pereţii pieselor turnate

Ca urmare a procesului de contracţie liniară, la răcirea pieselor turnate, pot să apară deformaţii, care dacă sunt frânate dau naştere la tensiuni. Dacă tensiunile ating valoarea limitei de rupere a aliajului, atunci apar crăpături.

Tensiunile pot fi temporare şi remanente.

Funcţie de cauza apariţiei lor, tensiunile pot fi mecanice, termice şi fazice.

Tensiunile mecanice sunt determinate de frânarea mecanică a contracţiei libere a aliajelor la temperaturi ridicate.

$$\sigma = \alpha_t \cdot E(T_E - T_0)$$

în care E este modulul de elasticitate; α_t-coeficientul de contracţie în stare solidă; T_E-temperatura aliajului de trecere din stare plastică în stare elastică; T_0-temperatura până la care se răceşte piesa.

Când deformarea plastică şi compresibilitatea formei sunt apreciate prin valoarea $\dfrac{\Delta L}{L}$ atunci:

$$\sigma = E\left[\alpha_t(T_E - T_0) - \frac{\Delta L}{L}\right]$$

Pentru a prezenta modul de acţiune al tensiunilor termice se ia în considerare răcirea a doi pereţi de secţiuni diferite S_1 şi S_2, legaţi solidari între ei. Peretele subţire se răceşte mai repede datorită suprafeţei specifice mai mari.

La o anumită temperatură:

$$l_t = l_0[1-\alpha_s(T_{ic} - T)]$$

$$\varepsilon_l = \frac{l_0 - l_t}{l_o} = \alpha_s(T_{ic} - T) = \alpha_s \Delta T$$

în condiţiile că temperatura începutului de contracţie liniară T_{ic} este una pentru întreaga secţiune şi lipsesc transformările de fază iar α_s este constant.

Dacă barele se consideră că rămân rectilinii:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_2} = \frac{S_2}{S_1} \Rightarrow \frac{E\varepsilon_1}{E\varepsilon_2} = \frac{S_2}{S_1} \Rightarrow \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_1 + \varepsilon_2} = \frac{S_2}{S_1 + S_2}$$

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 = \alpha(T_1 - T_2) \Rightarrow \varepsilon_1 = \alpha(T_1 - T_2)\frac{S_2}{S_1 + S_2}$$

$$\sigma_1 = E\alpha(T_1 - T_2)\frac{S_2}{S_1 + S_2}$$

în care T_1, T_2 sunt temperaturile barelor 1 şi 2 în momentul trecerii în stare elastică.

Tensiunile interne sunt proporţionale cu modulul de elasticitate şi nu depind de lungimea barelor. Tensiunea dintr-o bară este cu atât mai mare cu cât secţiunea celeilalte bare este mai mare.

Tensiunile fazice sunt determinate de transformările alotropice care au loc la răcirea aliajelor, transformări însoţite de variaţia volumului specific.

Transformările de fază sunt caracteristice aliajelor feroase, la răcire, când austenita se transformă în perlită. La răcirea înceată a pieselor din oţel sau fontă, această transformare are loc la temperaturi ridicate, creşterea în volum fiind compensată de deformaţii plastice, piesele neavând deci tensiuni.

8.6. Procesul de deformare a pieselor turnate cu tensiuni termice

Tensiunile remanente, funcţie de mărimea lor, pot să ducă sau nu la apariţia de fisuri şi crăpături în pereţii pieselor. Ele duc în majoritatea cazurilor la deformarea piesei turnate.

Prin deformare de contracţie înţelegem variaţia dimensiunilor piesei turnate după răcirea completă, în comparaţie cu dimensiunile pe care le-a avut la turnarea în formă a aliajului topit.

În vederea micşorării tendinţei de încovoiere sau de deformare a pereţilor pieselor se iau următoarele măsuri:

-proiectarea unor piese cu grosime uniformă care asigură o viteză egală de răcire;

-folosirea nervurilor de rigidizare care frânează încovoierea;

-accelerarea răcirii pereţilor groşi cu răcitori sau alte metode.

Piesele turnate, din punct de vedere al formării tensiunilor pot fi clasificate funcţie de gradul de neizotermie sau de rigiditatea îmbinării diverselor elemente ale pieselor.

Gradul de neizotermie al construcţiei, se exprimă prin raportul dintre diametrele sferelor înscrise în diferite zone ale piesei turnate.

Gradul de rigiditate se exprimă prin valoarea şi natura tensiunilor, dacă apar tensiuni axiale sau şi de încovoiere. Când apar numai tensiuni axiale, construcţia piesei este rigidă. Însă, între construcţii rigide şi nerigide există tipuri de construcţii cu diverse grade de compresibilitate, figura 8.3.

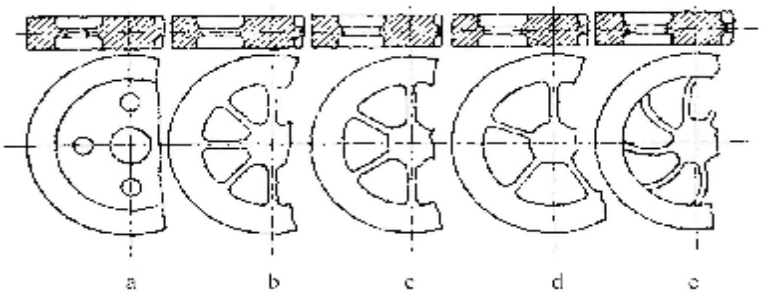


Fig.8.3. Piese neizotermice cu diverse grade de rigiditate (rigiditatea se micşorează de la a-e).

Pentru a se preveni apariţia deformaţiilor sunt necesare unele măsuri:

-eliberarea părţilor groase de amestecul de formare pentru accelerarea răcirii lor;

-accelerarea răcirii părţilor groase cu răcitori exteriori;

-răcirea cu apă a părților groase după solidificarea completă;
-la piese cu grosimi uniforme – răcire foarte lentă;
-răcirea în formă până la temperatura de 200-300°C.

8.7. Formarea crăpăturilor

Formarea crăpăturilor la cald. Crăpăturile la cald sunt discontinuități care se formează în intervalul de solidificare al aliajului şi sunt determinate de frânarea contracției liniare libere şi valoarea scăzută a proprietăților mecanice ale aliajului.

Tensiunile care dau naştere la crăpături la cald pot fi mecanice sau termice.

Asupra tendinței de formare a crăpăturilor la cald influențează următorii factori tehnologici: natura aliajului; natura formei; geometria piesei turnate; condițiile de turnare.

Pentru a se micşora tendința de apariție a crăpăturilor la cald se utilizează următoarele măsuri:

-mărirea compresibilității formei prin utilizarea amestecurilor compresibile;
-rigidizarea locurilor slabe în piesele turnate (răcitori, nervuri de contracție, racordări);
-eliminarea părților proeminente ale pieselor;
-micşorarea temperaturii şi a vitezei de turnare;
-micşorarea conținutului de impurități din aliaj.

Formarea crăpăturilor la rece. Crăpăturile la rece sunt discontinuități în pereții pieselor turnate care apar la temperaturi scăzute şi sunt determinate numai de tensiunile termice şi cele fazice.

Spre deosebire de crăpăturile la cald, care sunt totdeauna oxidate (colorate în negru) , cele la rece se caracterizează printr-o suprafață cristalină sau uşor colorată (culoarea de revenire) în funcție de temperatura la care apar.Crăpăturile la rece se produc în timpul răcirii piesei în formă sau la dezbatere.

În piesele de construcție neizotermă şi nerigidă nu apar tensiuni fazice şi termice, deci nici crăpături la rece.

Pentru a preîntâmpina apariția crăpăturilor la rece trebuie micşorat gradientul de temperatură la trecerea din stare plastică în stare elastică, gradul de neizotermie a piesei turnate sau rigiditatea piesei.

8.8. Răcirea pieselor turnate

Piesele turnate se scot din formă, de obicei după solidificarea totală a aliajului. La scoaterea din forme-dezbatere-viteza de răcire creşte brusc, această accelerare a răcirii determinând apariția unor tensiuni interne suplimentare.

La oțeluri, temperatura maximă la care se pot scoate piesele din forme este 720°C , când toate transformările fazice au avut loc.

Durata de răcire a pieselor este de câteva zeci de ori mai mare decât durata de solidificare.

Pentru calcule aproximative a duratei de răcire a pieselor turnate din fontă, se poate utiliza relația:

$$t = k\sqrt{G_p}$$

în care t este durata de răcire până la 200°C; G_p - masa piesei turnate, în t; k-coeficient ce depinde de configurația piesei şi grosimea pereților (15-92).

Răcirea pieselor turnate după dezbatere are loc de obicei prin radiație şi mai puțin prin convecție.

8.9. Procese de segregare zonală

Prin segregare zonală sau macrosegregare se înțelege neuniformitatea compoziției chimice a aliajului care apare în timpul procesului de cristalizare pe secțiunea peretelui piesei turnate.

Funcție de locul de repartizare, segregația zonală se împarte în:
-segregare zonală directă;
-segregare zonală inversă;
-segregare zonală axială, de tip V;
-segregare zonală neaxială, de tip Λ;
-segregare zonală pozitivă şi negativă.

CAP.IX. PROCEDEE SPECIALE DE FORMARE ŞI TURNARE

9.1. Procedee speciale de formare

9.1.1. Forme-coji cu modele fuzibile

Generalităţi. Formele-coji obţinute cu modele fuzibile fac parte din categoria formelor temporare, deoarece după solidificarea şi răcirea aliajului se distrug pentru extragerea piesei turnate.

Acest procedeu prezintă o serie de avantaje:

-se obţin piese cu configuraţie complicată din orice material metalic turnabil;

-se reduc sau se elimină adaosurile de prelucrare mecanică, din care cauză se mai numeşte şi turnare de precizie;

-precizie dimensională mare, calitate superioară a suprafeţelor;

-utilajul folosit este relativ simplu;

-productivitate mare.

Dintre dezavantaje enumerăm: se toarnă piese cu masă mică (de la câteva grame la câteva kilograme); matriţele pentru executarea modelelor sunt scumpe; materialele fuzibile au preţ de cost ridicat.

Procedeul tehnologic de obţinere a pieselor prin turnare de precizie în forme-coji cu modele fuzibile, cuprinde următoarele faze:

-proiectarea procesului tehnologic de fabricare a pieselor;

-confecţionarea matriţei pentru turnarea modelelor fuzibile;

-turnarea sau injectarea materialului fuzibil (ceară, stearină, parafină, mercur etc) în stare lichidă sau păstoasă, pentru obţinerea modelelor fuzibile;

-asamblarea modelelor fuzibile în ciorchine;

-execuţia formei-coajă prin depunerea pe ciorchine a 3-6 straturi ceramice, în funcţie de mărimea pieselor turnate;

-îndepărtarea modelului fuzibil din formă cu ajutorul unui curent de aer cald, cu abur sau prin scufundarea formei-coajă în apă fierbinte;

-uscarea formei-coajă;

-împachetarea formei-coajă în nisip, pentru calcinare;

-calcinarea formelor-coajă la temperatura de 850-950°C;

-turnarea metalului în forma caldă, imediat după scoaterea din cuptorul de calcinare;

-dezbaterea formelor şi curăţirea pieselor turnate.

Confecţionarea modelelor fuzibile

Întrucât numărul de modele este egal cu numărul de piese ce se toarnă, pentru fabricarea modelelor fuzibile sunt necesare metode de mare productivitate şi materiale ieftine şi recuperabile.

Codiţiile cerute materialelor utilizate sunt: temperatură mică de topire, rezistenţă mecanică după turnare şi solidificare, cost scăzut, coeficient de contracţie la solidificare cât mai mic, să conţină cât mai puţină cenuşă deoarece modelul nu se poate evacua complet din forma-coajă.

Masele fuzibile pe bază de ceară, stearină şi parafină se prepară printr-o topire preliminară. După topirea completă se încălzeşte la temperatură de 80-90°C şi se menţine timp de 30-40 minute la această temperatură, amestecându-se de mai multe ori. Se realizează astfel omogenizarea materialului, degazarea şi separarea impurităţilor antrenate mecanic.

Deşeurile recuperate prin topirea modelelor fuzibile se pot utiliza după o regenerare.

Realizarea unei producţii mari de modele fuzibile precum şi o mare productivitate a muncii, sunt posibile numai prin turnarea materialelor pentru modele într-o cavitate numită matriţă. Matriţele trebuie să redea cât mai corect configuraţia modelului, să-şi păstreze dimensiunile în timpul procesului tehnologic, să aibă conductibilitate termică ridicată, să aibă rezistenţă mare şi cost redus.

Matrițele se pot realiza din materiale metalice, nemetalice sau prin procedee speciale (procedeul nichel-carbonil, galvanostegie).

Confecționarea matrițelor metalice se face prin prelucrare mecanică, incluzând un mare volum de muncă, principalele operații fiind: prelucrarea suprafeței de separație ca suprafață de referință; trasarea profilului; prelucrarea propriu-zisă a matriței.

Matrițele nemetalice se confecționează din lemn, ipsos, materiale plastice.

Confecționarea matrițelor prin procedeul nichel-carbonil

Nichel-carbonilul este un lichid incolor, cu temperatura de fierbere 43°C şi care la 80-140°C se descompune în nichel metalic şi oxid de carbon.

Etapele realizării matriței sunt: confecționarea modelului etalon; depunerea nichelului peste modelul etalon; ajustarea matriței şi montarea ei într-o cutie.

Realizarea modelelor etalon se poate face mai uşor decât matrițele, întrucât se pot descompune în părți pentru prelucrare pe maşini unelte.

Instalația pentru depunerea nichelului (figura 9.1) trebuie să fie dotată cu utilajul necesar încălzirii nichel-carbonilului peste 80°C şi să se asigure o încălzire lentă, deoarece încălzit rapid nichel-carbonilul se descompune cu explozie.

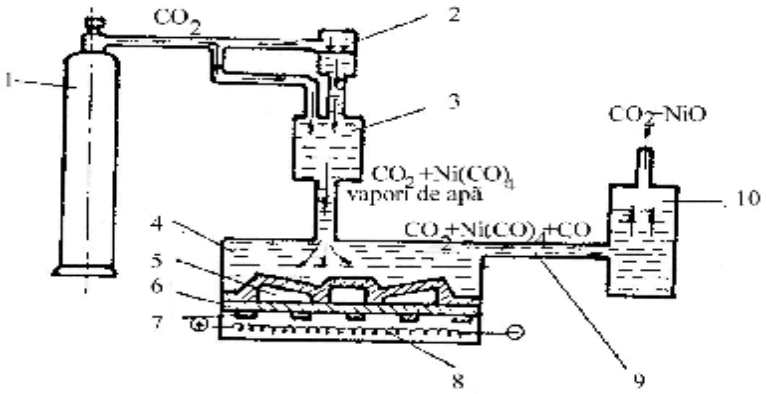


Fig. 9.1. Confecționarea matrițelor după procedeul nichel-carbonil

Dioxidul de carbon din butelia (1) antrenează nichel-carbonilul lichid din vasul (2) în vasul (3) cu apă încălzită la 80°C, iar de aici pleacă împreună cu vaporii de apă şi dioxidul de carbon în vasul de depunere a nichelului.

Modelele etalon (5) sunt montate pe placa etalon (6) care este rezemată de suporții (7) şi încălzită de rezistența electrică (8), până la 165°C.

Nichelul-carbonilul venind în contact cu placa de model etalon (6) încălzită, se descompune. Nichelul se depune iar oxidul de carbon este evacuat prin conducta (9) în camera fierbinte (10), cu temperatura de 1100°C, unde are loc transformarea CO care este toxic în CO_2, iar a nichel-carbonilului neconsumat în CO_2 şi NiO, din care se recuperează nichelul.

Dimensiunile matrițelor ce se pot realiza pot fi de la 25x25 mm la 1,5x2 m.

Durabilitatea este mare, procesul tehnologic este simplu şi se pot confecționa mai multe matrițe cu acelaşi model etalon, fără a mai necesita mână de lucru calificată.

Confecționarea matrițelor prin galvanostegie. Procesul tehnologic este asemănător cu cel descris anterior, diferă doar modul de depunere care este o depunere electrolitică.

Turnarea modelului în matriță se face sub presiune pentru ca umplerea matriței să fie completă şi corectă.

Presarea se realizează la o presă cu aer comprimat, la 30-60 N/cm^2.

Modelele din mercur se realizează prin umplerea unei matrițe cu mercur şi răcirea sub temperatura de solidificare a mercurului.

În figura 9.2 se prezintă schema procesului tehnologic de obținere a formelor-coji cu modele fuzibile.

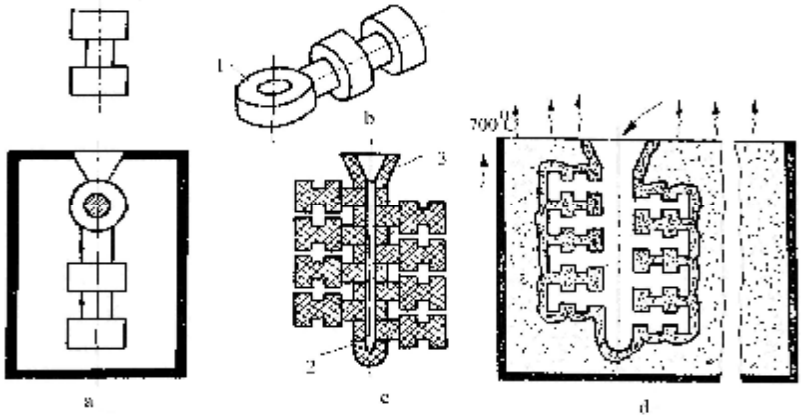


Fig.9.2. Schema procesului tehnologic de obținere a formelor-coji cu modele fuzibile:*a-matrița;b-modelul fuzibil;c-ciorchinele asamblat;d-forma pentru turnare;1-model cu element de prindere;2-element capăt picior de turnare,3-pâlnie turnare.*

Asamblarea modelelor în ciorchine

Asamblarea modelelor (fig.9.2-c) se face cu scopul de a mări volumul de aliaj lichid care se introduce într-o formă, precum şi pentru a micşora consumul de metal pentru rețeaua de turnare.

Realizarea formei-coajă

Cuprinde următoarele faze: degresarea ciorchinelui cu apă şi săpun; scufundarea ciorchinelui într-un amestec compus din 50% praf de cuarț şi 50% silicat de etil hidrolizat. Se mai utilizează şi silicat de sodiu, care este inferior silicatului de etil; presărarea ciorchinelui cu nisip cuarțos, scufundarea într-un bazin cu soluție de clorură de amoniu (25%) pentru întărire.

Astfel, s-a obținut primul strat refractar, pentru o formă-coajă fiind necesare 3-6 straturi.

Materialele refractare utilizate sunt materiale speciale ca: nisip de zirconiu, cromit, electrocorindon etc. Înainte de utilizare nisipul se calcinează la o temperatură de 900°C, timp de 3-4 ore.

Îndepărtarea modelelor fuzibile din formă

Se face pe cale termică, modelele topindu-se iar materialul pentru modele se adună într-un jgheab, de unde se colectează şi se refoloseşte.

Uscarea formelor-coji

Se aplică în cazul când modelele se evacuează prin scufundare în apă caldă, pentru a utiliza cu randament ridicat cuptoarele de calcinare (să nu se ocupe cuptoare de calcinare pentru operații la temperaturi scăzute şi timp îndelungat).

Împachetarea formelor-coji

Se face pentru a mări rezistența mecanică a formei în timpul turnării. Se folosesc cutii din oțel în care se aşează formele-coji, iar în jurul lor se introduce nisip până la umplerea cutiei. Este indicat să se utilizeze un nisip refolosit deoarece după prima calcinare nu mai suferă transformări de fază, deci nu mai apar dilatări.

Calcinarea formelor-coji

Are ca scop: realizarea arderii materialelor organice rămase în forme; terminarea procesului de întărire chimică; micşorarea tensiunilor care se formează în piesă la răcire, deoarece

la calcinare formele-coajă se dilată, iar la răcire se contractă împreună cu piesa; volatilizarea NaCl rămasă în formă; asigurarea umplerii complete a formelor cu aliaj lichid.

Formele se scot din cuptor numai cu câteva minute înainte de turnare iar turnarea se face în forme calde cu temperatura de cel puțin 700°C.

După turnare şi răcire formele se dezbat iar piesele se curăță de regulă pe cale chimică, prin fierbere în apă cu 25% sodă caustică.

9.1.2. Forme-coji cu lianți termoreactivi

La acest procedeu, forma de turnare rezultă din asamblarea a două coji subțiri din amestec refractar, având configurația piesei. Rețeaua de turnare este cuprinsă în formele-coji iar golurile interioare se obțin cu ajutorul miezurilor-coajă.

În principiu, procesul tehnologic de fabricare a pieselor prin turnare, în forme-coji cu lianți termoreactivi, cuprinde următoarele operații: prepararea amestecului de formare; execuția formelor-coji; asamblarea şi consolidarea formelor-coji în vederea turnării; turnarea aliajului lichid în forme; dezbaterea formelor şi curățirea pieselor turnate.

Materialele utilizate

La realizarea amestecului de formare se utilizează nisip, liant termoreactiv, un accelerator de întărire şi diverse materiale de adaos, pentru a uşura extragerea formei-coajă de pe model.

Nisipul utilizat trebuie să conțină un procent mai mic de părți levigabile, să fie compus din granule uniforme, fine şi să fie refractar. Diametrul granulelor de nisip trebuie să fie 0,16-0,20 mm.

Nu este indicată calcinarea nisipului deoarece precizia dimensională nu este atât de mare, utilizându-se cu succes nisip regenerat pe cale termică.

Lianții termoreactivi trebuie să îndeplinească următoarele condiții: să aibă viteză mare de întărire la temperatura de formare; să asigure rezistența mecanică a formelor-coji; să aibă fluiditate în timpul peliculizării şi întăririi; să nu prezinte reactivitate mare față de cutiile de miez.

Cel mai utilizat liant termoreactiv este novolacul.

Pentru nisipul peliculizat cu liant lichid, întăritorul şi lubrifiantul este sub formă de praf – întăritor F.

Pentru o uşoară extragere a formei-coajă de pe plăcile de model, acestea din urmă se ung cu vaselină siliconică, iar pentru mărirea capacității de curgere a nisipului peliculizat se adaugă, ca lubrifiant, stearat de calciu.

*Procesul tehnologic de realizare a formelor-coj*i

Procesul este mecanizat şi diferă de formarea clasică, consumând mult mai puțin amestec de formare.

Formele-coji pot avea una sau mai multe suprafețe de separație, bucățile confecționate separat se asamblează uşor între ele cu liant termoreactiv.

Fazele procesului tehnologic sunt prezentate în figura 9.3: placa de model (1), încălzită la 250-300°C, se montează drept capac la un rezervor (2), cu amestec termoreactiv (fig.9.3-a); se basculează instalația cu 180°C şi se menține contactul timp de 20-30 s între placa de model şi amestecul termoreactiv (fig.9.3-b). Prin topirea şi polimerizarea rășinii sintetice, pe suprafața plăcii model se formează o coajă (3) cu grosimea de 4-15 mm; se basculează rezervorul în poziția inițială, se demontează placa model cu coaja pe aceasta; se introduce placa model cu coaja în cuptor la 250-300°C, se calcinează pentru întărirea cojii care se demulează cu ajutorul tijelor extractoare (4), iar placa model este pregătită pentru realizarea unei noi forme-coajă.

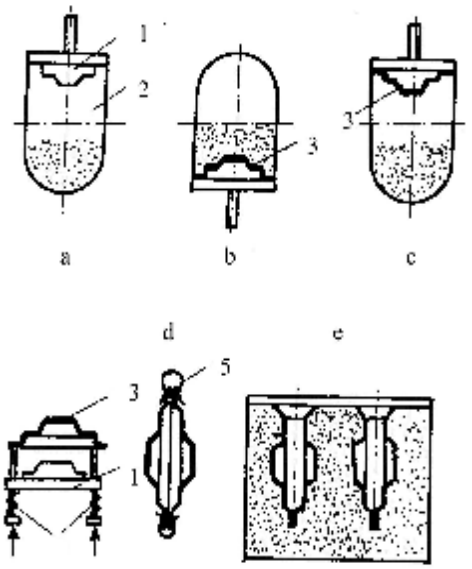


Fig.9.3. Procesul tehnologic de realizare a formelor-coji cu liant termoreactiv

Formele-coji obţinute se asamblează şi consolidează în vederea turnării.

Pentru mărirea gradului de îndesare se utilizează rezervoare basculante mai lungi umplute 25% cu nisip şi basculate repede sau presate suplimentar cu aer comprimat.

Formele-coji se deformează la contactul cu aliajul topit astfel: după 5-10 s de la turnare formele se curbează spre interior, micşorând grosimea peretelui; după 10 s se curbează spre exterior, ceea ce atrage în final creşterea grosimii pereţilor pieselor turnate.

Ca măsuri pentru mărirea stabilităţii formei, enumerăm: mărirea grosimii pereţilor formei-coajă; răcirea formei-coajă cu aer comprimat; accelerarea răcirii prin folosirea unor materiale refractare cu căldură specifică mare.

După ce sunt remediate, formele-coji se vopsesc, în caz contrar apar cruste.

Într-o formă-coajă se pot turna mai multe piese mici (fig.9.4). Solidizarea semicojilor se poate face în mai multe moduri: cu şuruburi; cu scoabe elastice sau prin lipire cu clei.

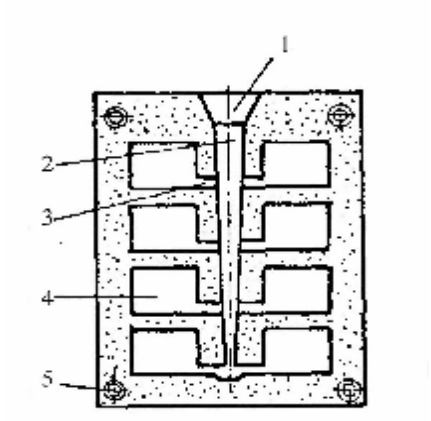


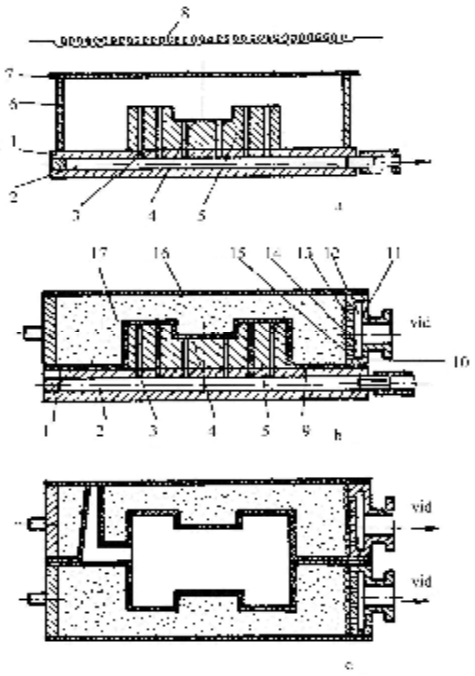
Fig.9.4. Formă-coajă pentru turnarea mai multor piese mici: *1-pâlnia de turnare; 2-piciorul pâlniei; 3-alimentator; 4-piese; 5-locaş tronconic.*

Dezbaterea formelor-coji se face uşor deoarece liantul termoreactiv arde în timpul solidificării şi răcirii aliajului.

9.1.3. Procedeul de formare cu nisip uscat, fără liant, solidizat prin vid.

Principiul procedeului. La acest procedeu de formare, numit şi procedeul V, deoarece rezistenţa mecanică a formei este asigurată cu ajutorul vidului, se obţine o reducere a manoperei la formare, dezbatere şi curăţire, cât şi o poluare redusă a atmosferei.

Procesul tehnologic de confecţionare a unei forme prin procedeul V cuprinde următoarele operaţii: pregătirea plăcii de model în vederea formării; umplerea formei cu nisip uscat; extragerea aerului din porii formei; extragerea modelului din formă; asamblarea şi consolidarea formelor în vederea turnării; turnarea aliajului în formă; dezbaterea formelor; curăţirea pieselor turnate.



Placa de model (1), (figura 9.5), pentru semiforma inferioară se acoperă cu o folie de polietilenă (7) care se aşează pe o ramă (6) şi se videazǎ prin găurile (2) şi (3) care ajung la suprafaţa activă (4) a modelului (5).

Folia de polietilenă se încălzeşte până la 50-60°C cu ajutorul unei rezistenţe electrice (8) şi datorită vidului se mulează pe model.

Peste placa de model cu folia de polietilenă (9), figura 9.5-b, se4 aşează rama de formare (10), se introduce nisip uscat (17), se vibrează şi se acoperă cu folia (16).

Fig.9.5. Schema de principiu a procedeului de formare în vid

Urmează vidarea prin intermediul pereţilor (11) şi (13) a cavităţii (12). Prin canalele (14), acoperite cu sita (15) din plasă fină din sârmă, se videazǎ forma. Se extrage modelul şi se execută similar şi cealaltă semiformă.

Asamblarea şi consolidarea formelor se face la fel ca la formele clasice, păstrând însă cavitatea formei în legătură cu staţia de vid (fig.9.5-c).

Turnarea aliajului se face cu viteză mai mare decât la formele temporare clasice, pentru ca aliajul să umple forma înainte ca folia de polietilenă să ardă.

Principalele avantaje ale formării prin depresiune sunt: reducerea cheltuielilor prin eliminarea lianţilor; reducerea consumului de nisip, deoarece acesta este reutilizat; se elimină instalaţiile de preparare a amestecurilor de formare; nu este necesară îndesarea formelor; se reduc substanţial noxele din turnătorie.

Particularităţile procedeului V

Formele vidate nu au rezistenţă la tracţiune, deoarece sunt confecţionate din nisip uscat, sarcinile verticale creând în formă tensiuni de forfecare şi nu de încovoiere.

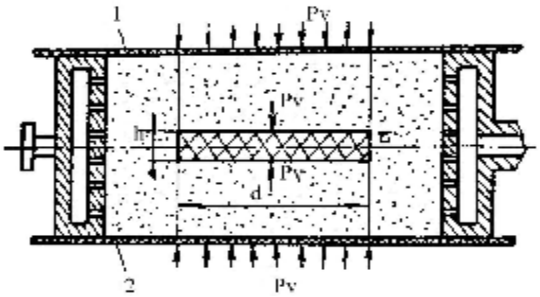
Rezistenţa de forfecare a nisipului uscat este egală cu forţa de frecare dintre granule şi se calculează cu relaţia:

$$\tau = \mu \cdot p_0,$$

unde τ este forţa de frecare între granule; μ - coeficientul de frecare între granule; p_0 - presiunea orizontală care ia naştere în nisip sub acţiunea sarcinilor verticale.

În figura 9.6 se prezintă modul de acţiune a sarcinilor asupra stratului de nisip din formă.

Fig.9.6. Modul de acţiu stratului de nisip din vid.



Se ia pentru studiu un strat elementar de nisip cu înălțimea h şi diametrul d.

Masa nisipului este $m = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot h \cdot \rho$,

în care m este masa nisipului, g; ρ - densitatea volumetrică a nisipului, g/cm^3.

Forța $F_1 = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot p_v$,

în care p_v este presiunea verticală asupra nisipului.

Forța F_2 care se opune prăbuşirii stratului acționând asupra suprafeței laterale verticale este: $F_2 = \pi \cdot d \cdot h \cdot \mu \cdot p_o$

Se poate scrie:

$$\frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot p_v + \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot h \cdot \rho \le \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot p_v + \pi \cdot d \cdot h \cdot \mu \cdot p_o$$

Rezultă $d \le \frac{4 \cdot \mu \cdot p_0}{\rho}$ sau $d < \frac{4 \cdot \tau}{\rho}$

d reprezintă diametrul maxim al formei în planul orizontal.

Depresiunea necesară în instalațiile de formare sub vid se alege de circa 350-400 mmHg, în funcție de mărimea formei.

O depresiune prea mare duce la distrugerea foliei iar una prea mică nu asigură rezistența mecanică a formei.

Vopsirea formelor mari se face după extragerea modelului din formă, respectiv peste folia din polietilenă.

Temperatura de turnare trebuie să fie cât mai mică posibil iar viteza de turnare mare.

9.1.4. Procedeul de fabricare a pieselor prin turnare în forme cu modele volatile

Principiul procedeului

Pentru evitarea apariției bavurilor datorate planului de separație, s-a pus la punct un procedeu de formare, a cărui principală particularitate constă în aceea că modelul se realizează din polistiren expandat, iar după formare nu se mai extrage din formă, ci se toarnă direct aliajul peste model, care se volatilizează sub acțiunea căldurii radiată de aliaj.

Procedeul mai este cunoscut şi sub denumirea de turnare în forme pline. Particularitățile procedeului sunt: modelul volatil pentru piesa din figura 9.7-a reprezintă o copie fidelă a piesei, care are în plus adaosuri de prelucrare şi rețeaua de turnare, aşa cum se prezintă în figura 9.7-b; forma, figura9.7-c, se confecționează prin îndesarea amestecului de formare în jurul modelului din polistiren.

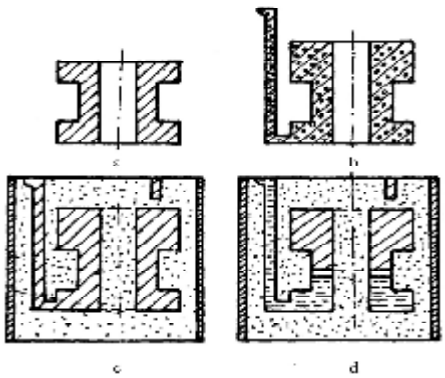


Fig.9.7. Procesul tehnologic de fabricare a pieselor prin turnare după procedeul cu modele volatile.

Nu mai este necesară confecționarea separată a unui miez; turnarea se face fără extragerea modelului din formă, modelul volatilizându-se pe măsură ce aliajul umple forma, figura 9.7-d; vopsirea formei cu vopsea refractară nu mai este posibilă, de aceea se vopseşte modelul cu vopsea neapoasă; modelul din polistiren spongios se poate deforma uşor sub acțiunea bătătorului.

Amestecurile de formare trebuie să aibă fluiditate mare pentru a se putea îndesa uşor.

Alimentarea piesei cu aliaj lichid se face numai în sifon, pentru a permite evaporarea gazelor care rezultă din volatilizarea polistirenului.

Confecționarea modelelor volatile. Materialele utilizate la confecționarea modelelor volatile trebuie să îndeplinească o serie de condiții: să aibă rezistență suficientă la o densitate minimă;

-să fie elastic;

-să se volatilizeze cu viteză mare, cu consum cât mai mic de căldură şi să degaje un volum mic de gaze;

-să se prelucreze uşor;

-să nu adere la amestecul de formare.

Cel mai bine îndeplineşte aceste condiții polistirenul expandat care este un polimer sintetic obținut prin polimerizarea stirenului.

Fiind compus numai din carbon şi hidrogen, se volatilizează uşor (peste 150°C).

Funcție de numărul de piese ce se toarnă din reperul respectiv, se alege procesul tehnologic de fabricare. Predomină două variante: confecționarea modelelor din plăci de polistiren prin prelucrarea pe maşini-unelte; confecționarea modelelor din polistiren prin turnare (injectare) în matriță.

Confecționarea modelelor prin prelucrare pe maşini-unelte. Prelucrarea pe maşini-unelte este posibilă datorită densității mici şi a sfărâmării uşoare a granulelor de polistiren.

O bună prelucrare se poate face cu o rezistență electrică din crom-nichel, cu diametrul de 0,5 mm, la temperaturi între 250...400 °C, funcție de material.

La o temperatură prea ridicată nu se mai formează o peliculă continuă, deoarece se produce evaporarea polistirenului, iar calitatea suprafeței scade.

Confecționarea modelelor din polistiren prin injectare în matriță. În acest caz calitatea suprafeței exterioare este mult mai bună, polistirenul lichid formând o peliculă continuă pe suprafața matriței.

Acest procedeu se pretează pentru piesele turnate în serie, deoarece costul matriței este mare.

Metoda prezintă unele inconveniente: materia primă are o toxicitate ridicată; cost ridicat, întrucât consumul de polistiren este mai mare decât în cazul prelucrării pe maşini-unelte (densitate mai mare); contracția la solidificare diferă funcție de calitatea polistirenului.

Etapele procesului de realizare a modelelor sunt: încălzirea granulelor de polistiren în autoclavă, cu apă fierbinte sau cu vapori, pentru spumare preliminară; activarea granulelor de polistiren spongios; introducerea granulelor înspumate şi activate în matriță, în aşa fel încât să umple toată matrița, apoi se asamblează matrița şi se supune la încălzire.

La cea de a doua încălzire are loc evaporarea generatorului de pori, iar celulele de polistiren se înmoaie şi îşi măresc volumul, încât toate golurile se umplu cu polistiren spongios, evacuând aerul.

Presiunea granulelor pe pereții matriței ajunge la 25 N/cm^2 iar granulele calde se sudează (100-110°C), formând un monolit spongios. După extragerea modelului, în locul generatorului de pori pătrunde aer, crescând rezistența la compresiune.

Se pot obține modele cu grosimea de perete de 20-30 mm şi cu o suprafață netedă.

9.1.5. Procedeul de confecționare a formelor din alice de fontă sau oțel solidizate magnetic

În principiu, procedeul tehnologic cuprinde următoarele operații:

-confecționarea unui model volatil din polistiren;

-umplerea ramei de formare cu alice din fontă sau oțel;

-solidizarea alicelor prin introducerea formei într-un câmp magnetic;

-turnarea aliajului în formă;

-dezbaterea formei şi curățirea pieselor;

-demagnetizarea alicelor în vederea refolosirii.

Principalele avantaje ale procedeului sunt: reducerea manoperei la formare; îmbunătățirea condițiilor de muncă; reducerea rebuturilor datorită suflurilor; dezbatere uşoară; nu necesită lianți; permite mecanizarea şi automatizarea procesului.

Ca dezavantaje: necesită atâtea modele câte piese se realizează; se aplică la turnarea de serie; nu se pot turna piese cu pereți subțiri.

Schema fluxului la o instalație de formare-turnare în câmp magnetic se prezintă în figura 9.8. Ramele de formare utilizate se deosebesc de cele obişnuite prin aceea că sunt de forma unor cutii cu fund; pentru a evita şuntarea câmpului magnetic, fundul şi pereții cutiei, paralel cu direcția câmpului magnetic se execută din material nemagnetic. Granulația alicelor este 0,1-0,6 mm.

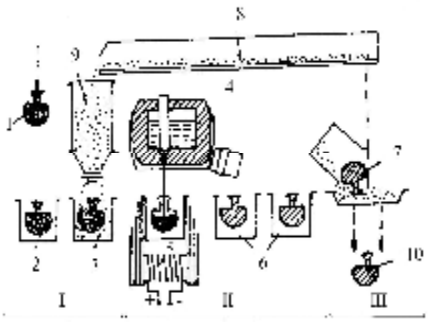


Fig.9.8. Fluxul tehnologic la o instalație de formare – turnare în câmp magnetic: *I-formarea; II-turnarea şi răcirea; III-dezbaterea şi curățirea; 1-model; 2-formă; 3-alice; 4-cuptor; 5-electromagnet; 6-spațiu de răcire; 7-dezbatere; 8-alice dezbătute care se răcesc; 9-buncăr; 10-transportul piesei spre curățire.*

9.2. Procedee speciale de turnare

Piesele obținute prin procedee speciale de turnare au caracteristici deosebite privind forma şi configurația, toleranțele dimensionale, proprietățile mecanice, compactitatea etc.

Specific acestor procedee este folosirea, în general a unor forme metalice care asigură viteză mare de răcire.

Procedeele speciale de turnare se pot clasifica din punct de vedere al forțelor sub care se realizează curgerea aliajului, astfel:

-forța de gravitație: -turnare în cristalizor, continuu sau semicontinuu;
-turnare prin retopire, sub strat de zgură;

-forță suplimentară forței de gravitație:
-suprapresiune în raport cu presiunea atmosferică-turnarea sub presiune înaltă, turnarea la joasă presiune;
-depresiune în raport cu presiunea atmosferică-turnarea prin aspirație;
-forța centrifugă: turnarea centrifugă;
-forța mecanică: turnarea prin expulzarea progresivă a aliajului în curs de solidificare; turnarea prin matrițare în stare lichidă.

Criteriile de apreciere a calității pieselor turnate prin procedee speciale de turnare sunt:

-toleranțe dimensionale într-un câmp mai redus decât la turnarea în forme din amestec de formare obişnuit, pentru piese mici şi mijlocii;

-gradul de netezime al suprafeţelor pieselor turnate în stare brută de turnare (superior turnării în forme clasice);

-caracteristicile mecanice.

Alegerea procedeului de formare şi turnare pentru un anumit reper se face în primul rând pe baza unor criterii tehnice şi tehnologice dar trebuie avută în vedere şi eficienţa economică.

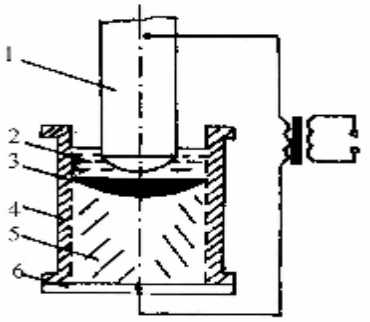
Din acest punct de vedere, procedeele speciale de turnare nu sunt rentabile pentru unicate, ci numai pentru serii mari şi de masă ale producţiei.

9.2.1. Turnarea prin retopire electrică sub zgură.

Este un procedeu special utilizat pentru îmbunătăţirea calităţii oţelurilor turnate.

Schema de principiu a procedeului este prezentată în figura 9.9.

Figura 9.9. Schema de principiu a procedeului de turnare prin retopire exectrică sub zgură: *1-electrod consumabil; 2-baie de zgură; 3-baie metalică; 4-cristalizor; 5-lingou turnat; 6-suport.*



Pentru amorsarea arcului electric se aşează pe fundul cristalizorului un flux electroconductor şi exoterm în proporţie de 0,05-0,06% din masa lingoului, apoi un amestec pentru zgură.

Se coboară electrodul până la contactul cu stratul de amestec şi se amorsează arcul electric cu puterea maximă a transformatorului. Se formează datorită arderii amestecului exoterm, zgura lichidă cu temperatura mai mare decât cea de topire a oţelului. În continuare zgura acţionează ca o rezistenţă ohmică, producând căldură.

Cu tot consumul ridicat de energie electrică (1200-2000 kWh/t) acest procedeu se utilizează pentru că proprietăţile fizico-mecanice ale oţelurilor care se obţin sunt mult superioare oţelurilor iniţiale.

Electrozii, prin topire sub zgură, dau naştere la o baie metalică ce ajunge în cristalizor.

Cristalizorul care este confecţionat din cupru, este izolat de lingou sau piesa turnată prin intermediul unui film foarte subţire de zgură care se solidifică între cele două.

Retopirea şi turnarea sub zgură duce la eliminarea maselotelor, rolul lor fiind jucat de către baia metalică ce se formează continuu sub stratul de zgură.

Funcţie de mărimea şi complexitatea piesei turnate întâlnim:

-retopire în cazul turnării unor lingouri de diferite dimensiuni, când o instalaţie poate fi monofilară, bifilară sau plurifilară, (figura 9.10-a);

-retopire în cazul pieselor profilate când electrodul este coaxial cu piesa şi cavitatea piesei este umplută direct cu oţel lichid, (figura 9.10-b);

-retopire în cazul când piesa de diferite profile se obţine parţial sau total prin curgerea oţelului lichid din spaţiul de topire în cavitatea piesei, (figura 9.10-c).

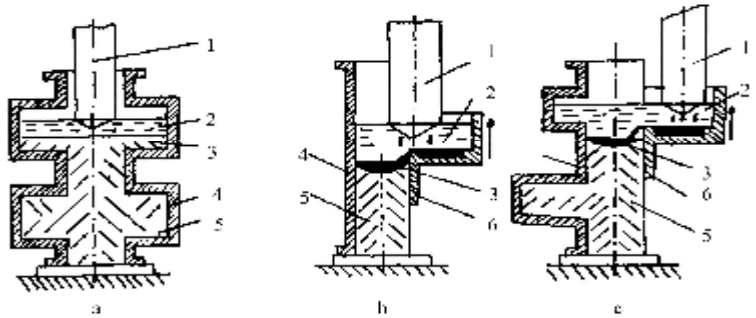


Figura 9.10. Instalații de retopire electrică sub zgură: *1-electrod consumabil; 2-zgură; 3-baie metalică;4-cristalizor; 5-piesă turnată; 6-spațiu de topire.*

Procedeul REZ se utilizează pentru realizarea pieselor cave din domeniul aviației, construcției de vagoane, industriei chimice, unde se cer proprietăți fizico-mecanice deosebite şi siguranțe în exploatare să fie maximă.

Pentru obținerea cavității se utilizează un dorn conic din cupru şi răcit cu apă. Electrozii pot fi cilindrici şi dispuşi în spațiul dintre cristalizor şi dorn, sau sub formă de tub, figura 9.11.

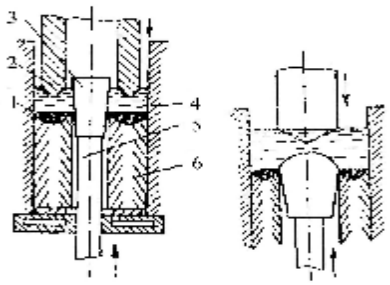


Fig.9.11. Posibilități de realizare a pieselor cave: *1-cristalizor;2-electrod consumabil;3-dorn mobil;4-baie de zgură;5-tijă pentru împingerea dornului;6-semifabricat.*

Prin acest procedeu se pot realiza şi arbori cotiți pentru motoare Diesel de mare putere, precum şi cilindri de laminor (figura 9.12 respectiv 9.13).

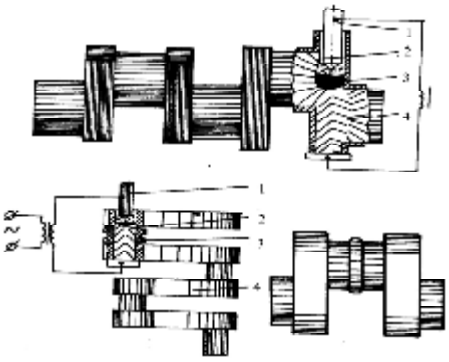


Fig.9.12. Realizarea prin REZ a arborilor cotiți pentru motoare Diesel:*a-cristalizorul are forma brațului maneton, b-cristalizorul are forma fusurilor; c-asamblare prin sudare; 1-electrod consumabil; 2-fus; 3-cristalizator, 4-braț maneton.*

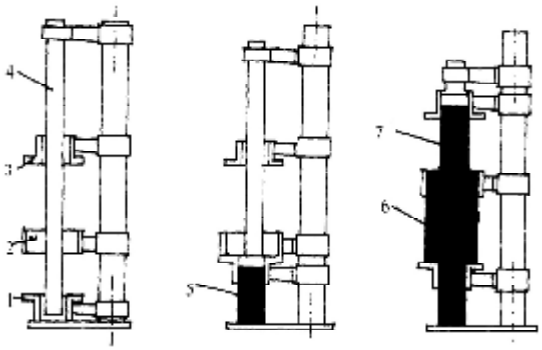


Fig.9.13. Realizarea prin REZ a cilindrilor de laminor cu cristalizoare deplasabile: *1,2,3-cristalizoare; 4-electrod consumabil; 5-fus inferior; 6-tăblie; 7-fus superior.*

9.2.2. Piese turnate armate

Sunt piese care într-o construcţie unitară cuprind componente din două sau mai multe metale sau aliaje cu proprietăţi diferite. Îmbinarea se poate realiza fie prin introducerea unor piese de metal şi turnarea aliajului lichid peste acestea , fie prin turnarea succesivă în aceeaşi formă a două aliaje lichide.

Armarea se poate face prin îmbinare mecanică sau prin contopire superficială. Îmbinarea mecanică se realizează ca urmare a contracţiei metalului sau aliajului lichid solidificat şi a apariţiei forţelor de frecare între acestea şi inserţii. Îmbinarea prin contopire superficială se bazează pe difuzia reciprocă a elementelor celor două aliaje în straturile superficiale. Apare o zonă de tranziţie între cele două metale sau aliaje.

Avantajele pieselor turnate armate sunt:

-creşterea durităţii şi sporirea rezistenţei la uzură;

-posibilitatea prevenirii ruperii fragile şi a coroziunii;

-economia de metale deficitare;

-reducerea consumului de manoperă pentru prelucrarea mecanică şi a preţurilor pieselor turnate.

La piesele turnate din aliaje sau metale neferoase nu se poate obţine o creştere locală a durităţii şi a rezistenţei la uzură, prin utilizarea răcitorilor.

Armăturile se pot executa din bronz în locul unde se vor executa filetări, în cazul pieselor turnate din aliaje de aluminiu.

Volantele din aluminiu se pot arma în butuci cu bucşe din oţel sau fontă.

În cazul pieselor turnate din fontă, inserţiile din oţel se vor plasa în planurile solicitate la întindere şi cât mai departe de axa neutră a piesei.La piesele din oţel, inserţiile din fontă se vor poziţiona în zonele supuse la compresiune.

În vederea armării se impun condiţii severe privind pregătirea suprafeţei armăturilor şi încălzirea lor prealabilă. Prin degresare se elimină formarea suflurilor şi a straturilor de aer la suprafaţa de separaţie între cele două aliaje. Preîncălzirea la 500-700°C preîntâmpină apariţia de crăpături datorită contracţiilor diferite ale celor două aliaje.

Prin armare se pot obţine piese cu canale interioare pentru răcire. La piese din aliaje de aluminiu se utilizează ţevi din oţel, mai ales inoxidabil. Pentru ţevi cu diametru mare încălzirea se face cu încălzitoare plasate în interiorul lor. La ţevi cu diametru mic se utilizează încălzirea prin contact.

Utilizarea suporților pentru miezuri constituie, de asemenea, armare (figura 9.14). Masa suporților trebuie calculată încât să nu se topească înaintea solidificării aliajului turnat.

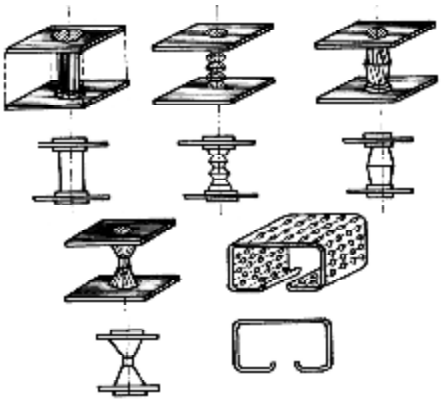


Fig.9.14. Suporți de miez

Suprafețele suporturilor de miez se acoperă cu straturi de protecție prin: metoda galvanică, cositorire, alitare sau acoperire cu o vopsea pe bază de aluminiu.

9.2.3. Turnarea continuă

Turnarea se face prin cădere liberă într-o formă metalică fără fund, intens răcită cu apă.

Acest procedeu a devenit competitiv, în cazul oțelului, cu laminoarele şi blumingurile pe cale le completează şi chiar le înlocuieşte în ultimul timp.

Pentru turnătorii interesează în primul rând obținerea semifabricatelor cu secțiune transversală mică. În mod curent se toarnă oțel, fontă, cupru, aluminiu şi aliajelor lor, mai puțin magneziu, zinc, nichel şi aliajele lor.

După poziția de curgere a aliajului lichid turnarea continuă poate fi verticală sau orizontală, figura 9.15.

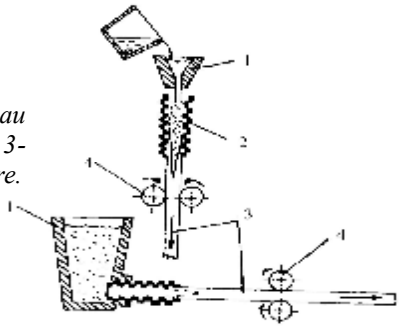


Fig.9.15. Turnarea continuă: *1-cuptor de menținere sau dispozitiv de dozare-alimentare; 2-cristalizor; 3-semifabricat; 4-dispozitiv de tragere, ghidare, îndreptare.*

Transmisia căldurii la răcirea aliajului în cristalizor se face în principal prin două moduri distincte:

-prin conductivitate termică, de la crusta solidificată la pereții cristalizorului;

-prin transportul de masă a însăşi piesei care se deplasează față de cristalizor.

În figura 9.16 sunt prezentate principalele zone ce apar la turnarea continuă.

Zona I este zona de curgere iar zona II este zona în care are loc cedarea căldurii de supraîncălzire. Zona III′ este cu aliaj încă nesolidificat, unghiul secțiunii variază de la valori foarte mari (unghi obtuz) în cazul semifabricatelor cu secțiune transversală mare, la valori foarte mici (unghi ascuțit) la semifabricate cu secțiune transversală mică.

Dirijarea procesului de solidificare înseamnă de fapt obținerea unei anumite valori dorite a unghiului conului de solidificare.

În zona III aliajul se răceşte datorită transmiterii căldurii prin translație.

O metodă eficientă pentru urmărirea procesului de solidificare este metoda macroautoradiografierii, care constă în introducerea în aliajul topit a unei mici cantităţi dintrun element radioactiv şi determinarea apoi a repartizării acestuia în semifabricat.

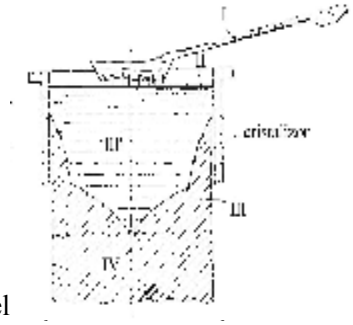


Fig.9.16. Zonele caracteristice ale procesului de turnare continuă: *I-zona de curgere; II-zona de evacuare a căldurii de supraîncălzire; III'-zona aliajului încă nesolidificat; III-zona aliajului solidificat; IV-zona de răcire a semifabricatului.*

ale acestui procedeu de turnare amintim turnarea continuă a barel enzilor şi tablei. În primul caz, figura 9.17, cristalizorul este o roată metalică, puternic răcită la interior şi care pe circumferinţa obezii are un canal profilat după secţiunea dorită a semifabricatului. Prin rotire, cristalizorul antrenează o bandă subţire care este unul din pereţii secţiunii barei turnate. Banda se confecţionează din oţel moale cu conţinut de carbon scăzut.

În cazul turnării benzilor şi tablei (figura 9.18) se utilizează două cristalizoare cilindrice rotitoare.

În cazul unei introduceri necorespunzătoare a aliajului între cristalizoarele cilindrice ce se rotesc pot apare defecte de suprafaţă – sub forma unor părţi neumplute, microporozităţi, sufluri, incluziuni gazoase.

Pentru a feri de distrugere cristalizoarele, la o dereglare a parametrilor de funcţionare a instalaţiei, acestea sunt construite încât când se depăşeşte un anumit efort limită, distanţa dintre cristalizoare să se poată modifica automat.

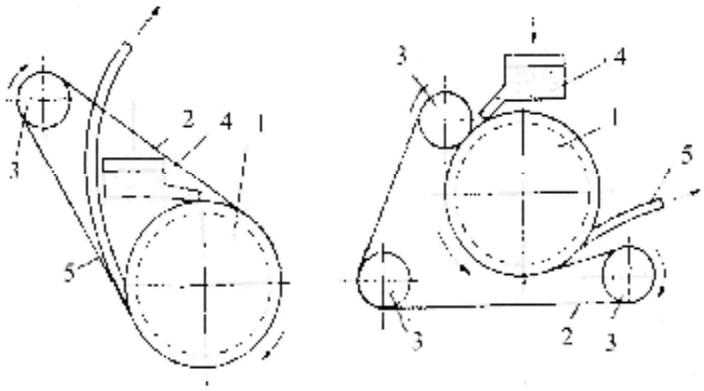


Fig.9.17. Instalaţii de turnare continuu bare, cu cristalizor rotitor: *1-cristalizor rotor; 2-bandă metalică elastică; 3-role de tensionare; 4-sistem dozator; 5-semifabricat.*

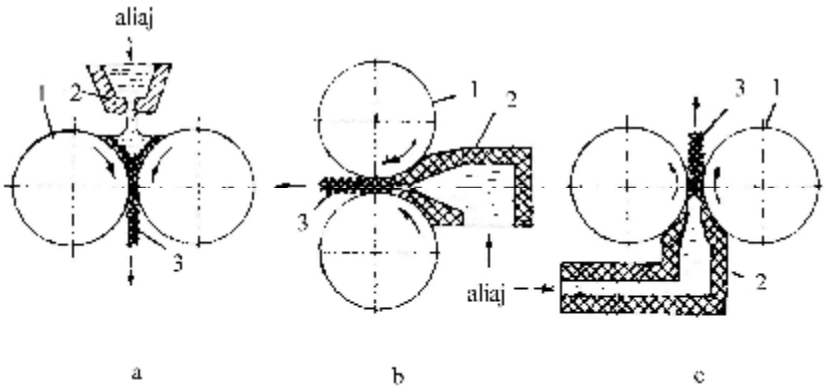


Fig.9.18. Turnarea benzilor şi tablei: *a-introducerea aliajului prin partea superioară; b-introducerea aliajului lateral; c-introducerea aliajului prin partea de jos; 1-cristalizoare cilindrice; 2-sistemul de dozare şi alimentare cu aliaj lichid; 3-semifabricat.*

9.2.4. Turnarea prin expulzare progresivă a aliajului în curs de solidificare

Turnarea prin expulzare este caracterizată prin curgerea continuă a aliajului lichid în raport cu crusta solidificată, datorită presării mecanice de către semiforma mobilă.

Schema de principiu a instalației de turnare prin expulzare este prezentată în figura 9.19. Este singurul procedeu de turnare la care secțiunea jetului de aliaj este mai mare decât secțiunea medie a peretelui piesei.

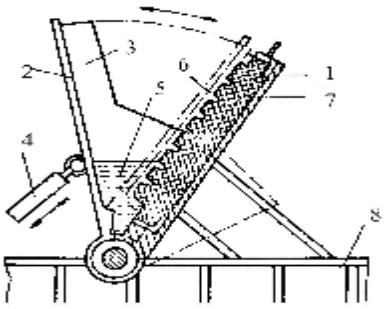


Fig.9.19. Schema de principiu a instalației de turnare prin expulzare: *1-semiformă fixă; 2-semiformă basculantă; 3-pereții laterali ai formei; 4-mecanism de basculare; 5-aliaj lichid, 6-piesă turnată; 7-miez; 8-suport.*

Operațiile tehnologice sunt:

-pregătirea ansamblului formei de turnare (curățire, vopsire, preîncălzire cu rezistențe electrice, montarea miezurilor,...);

-turnarea aliajului lichid în alimentatorul central inferior de mare capacitate;

-începerea deplasării semiformei mobile, umplerea cavității amprentei prin expulzarea progresivă a aliajului;

-îmbinarea straturilor solidificate de pe suprafețele ambelor semiforme, eliminarea surplusului de fază solidă şi terminarea solidificării piesei turnate;

-extragerea piesei turnate şi pregătirea formei pentru un nou ciclu.

Specifice acestui procedeu de turnare sunt inexistența pierderilor hidraulice la curgerea aliajului şi solidificarea care are loc în condiții dinamice.

Procesul decurge în două etape: formarea crustelor la suprafețele semiformelor şi îmbinarea acestor cruste.

Prin acest procedeu se toarnă piese cu suprafețe deosebit de mari (4-6 m^2) şi grosimi mici, cu nervuri de rigidizare.

Mişcarea fazei lichide faţă de crusta solidificată modifică nu numai procesul de curgere ci şi cinetica solidificării şi eliminării impurităţilor nemetalice.

Are loc o modificare a câmpului de temperatură şi o superfinisare a structurii, cu obţinerea unor cristale echiaxiale deosebit de mici, deoarece se produce o rupere mecanică a vârfurilor dendritelor în curs de solidificare de jetul de aliaj lichid.

Ca urmare a vitezelor diferite a jeturilor de aliaj lichid, incluziunile de gaze şi zgură intră într-o mişcare de rotaţie, depărtându-se de peretele piesei, unde are loc solidificarea şi fiind eliminate prin deversare. Acest proces are loc numnai în cazul curgerii laminare.

9.2.5. Turnarea sub presiune

Calitatea pieselor turnate sub presiune este superioară celor turnate în forme temporare sau în forme metalice prin turnare liberă (gravitaţional). Formele folosite la turnarea sub presiune sunt metalice şi ca atare asigură o mare viteză de răcire deci se obţin piese cu structură fină şi proprietăţi mecanice superioare; în plus presiunea ridicată din timpul turnării asigură o mai mare compactare a aliajului şi reduce posibilitatea de apariţie a suflurilor în piesele turnate.

În cazul turnării la presiune atmosferică, se formează un număr mic de germeni de cristalizare, în schimb viteza liniară de creştere a acestor germeni este mare, ceea ce evident duce la obţinerea unor cristale mari. Mărirea presiunii la turnare, peste cea atmosferică, determină mărirea numărului de germeni de cristalizare şi micşorează viteza liniară de creştere a acestora ceea ce duce la obţinerea unei structuri granulare fine.

9.2.5.1. Turnarea la joasă presiune

La turnarea sub joasă presiune, presiunea se realizează, de obicei, cu aer comprimat şi are valori între 0,5-1daN/cm^2; în timpul solidificării se poate mări presiunea până la 2,5daN/cm^2.Viteza maximă de curgere a aliajului este 1,5m/s.

Spre deosebire de turnarea la presiune înaltă, instalaţiile TJP sunt mai simple iar etanşarea formei este mult mai uşor de realizat. Calitatea pieselor este la parametri apropiaţi de ai pieselor turnate la presiune înaltă, dar la o investiţie şi un cost de fabricaţie mult mai reduse.

Topirea se realizează într-un creuzet metalic sau de grafit, cu flacără, cu rezistenţă sau cu inducţie.

Schema de principiu este prezentată în figura 9.20

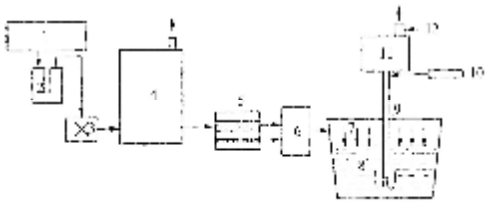


Fig.9.20. Schema de principiu a unei instalaţii TJP: *1-sursă de aer comprimat; 2-separator de apă; 3-reductor de presiune; 4-rezervor de aer; 5-rezistenţă hidraulică variabilă; 6-distribuitor; 7-spaţiu etanş; 8-aliaj lichid; 9-conductă; 10-dispozitiv de întrerupere mecanică a alimentării cu aliaj lichid; 11-formă de turnare; 12-filtru.*

În figura 9.21 se prezintă, în detaliu, o variantă constructivă. Forma de turnare metalică 7 se aşază pe capacul creuzetului 1 închis ermetic. Cuptorul de menţinere 3 asigură temperatura dorită a aliajului. Aliajul lichid trece prin ţeava 2, prin capacul 4, duza de intrare 5 şi ajunge prin alimentatorul 6 în cavitatea piesei formată în miezurile 8. 9 este o piesă de închidere. Umplerea formei cu aliaj se realizează în următoarea succesiune: în creuzetul cu aliaj lichid, prin conducta 10 se introduce aer comprimat sau gaz inert, care presând asupra oglinzii aliajului îl dizijează spre formă. Viteza de umplere a formei variază, la început este mai lentă, iar după ce atinge nivelul contactului electric 11, mai rapidă.

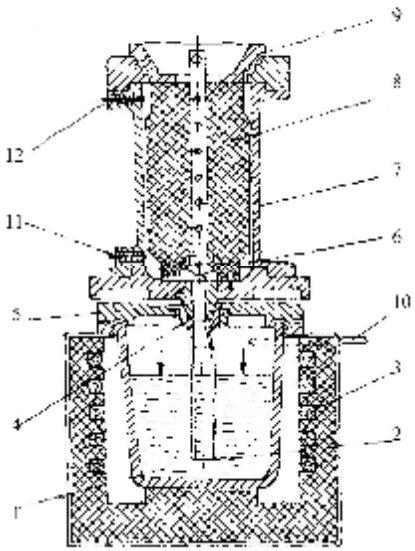


Fig.9.21. Instalaţie de turnat la joasă presiune cu creuzet etanş.

La sfârşitul umplerii cavităţii formei, aliajul închide cel de-al doilea contact electric 12, care comandă oprirea creşterii presiunii din creuzet, menţinând-o la un nivel constant până la solidificare, după care scade la presiunea atmosferică şi se deschid semiformele.

Turnarea la joasă presiune cu contrapresiune

Instalaţia, figura 9.22, se compune din două camere etanşe: una pentru cuptorul de menţinere şi creuzetul cu aliaj lichid şi alta pentru forma de turnare.

Se introduce, cu supapa 4 închisă, prin intermediul supapelor 2,1,3 în ambele camere etanşe o suprapresiune de ordinul a 20 daN/cm ^{2} .

Se închide supapa 3 şi se deschide treptat supapa 4.

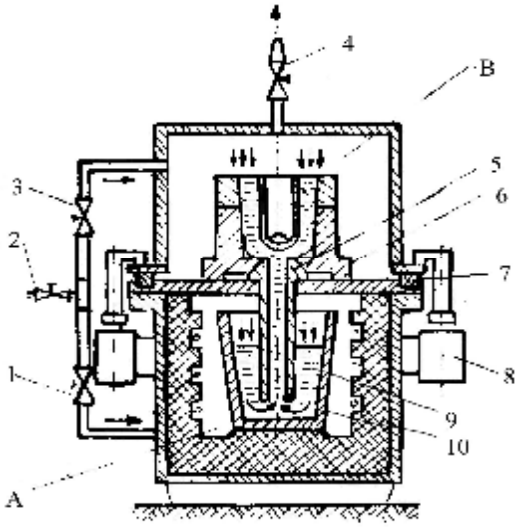


Fig.9.22. Schema de principiu a instalaţiei de turnare la joasă presiune, cu contrapresiune: 1,2,3,4-ventile; 5-duză; 6-formă de turnare; 7-sistem etanşare; 8-sistem de închidere; 9-aliaj; 10-creuzet.

Aliajul urcă în formă ca urmare a diferenței de presiune dintre cele două camere, solidificarea făcându-se la o suprapresiune egală cu valoarea presurizării rămasă în camera de compensație a formei (în jur de 20 daN/cm^2).

Calculul principalilor parametri tehnologici

*Presiunea de injectare.*Presiunea necesară de injecție pentru fiecare piesă turnată se poate calcula cu ajutorul schemei din figura 9.23.

Dacă se notează cu:

h_f - înălțimea amprentei din forma metalică;

h_b - scăderea nivelului băii de aliaj la fiecare injectare (turnare de piesă);

h_0 - înălțimea coloanei de lichid între suprafața băii din creuzet şi atacul (duza) din formă;

h_1 -înălțimea coloanei de lichid între suprafața băii din creuzet şi punctul maxim cu metal din amprenta formei;

P_o - presiunea necesară ca lichidul să urce la h_0;

P_1 - presiunea necesară ca lichidul să urce la h_1;

n – numărul de injecții (piese turnate), atunci:

$P_1 = \gamma \cdot h_1$ [N/m^2]

$P_{1-n} = \gamma \cdot h_{1-n}$ [N/m^2]

unde:

$h_{1-n} = h_f + h_0 + n \cdot h_b$ [m]

Deci:

$P_{1-n} = \gamma(h_f + h_0 + n \cdot h_b)$

Deoarece

$$h_b = \frac{V}{S} = \frac{G}{\gamma \cdot S}$$

unde : V este volumul injectat pentru o piesă; S – suprafața băii din creuzet; G – greutatea unei piese turnate; γ - greutatea specifică a aliajului.

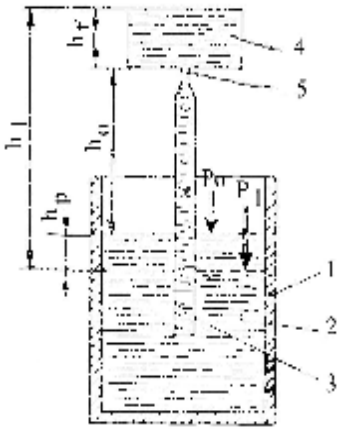


Fig.9.23. Schema de calcul a valorii presiunii de injectare:*1-creuzet; 2-aliaj lichid;3-tubul imersat în baie;4-forma;5-duză alimentare*

Rezultă că : $P_{1-n} = \gamma(h_f + h_0) + n \cdot \frac{G}{S}$.

Se poate trasa curba P_{1-n}=f(n), care reprezintă o caracteristică a instalației respective şi care permite determinarea rapidă a presiunii necesare pentru fiecare turnare, figura 9.24.

Dacă viteza nu depăşeşte valoarea de 1,5 m/s avem curgere laminară şi nu turbulentă.

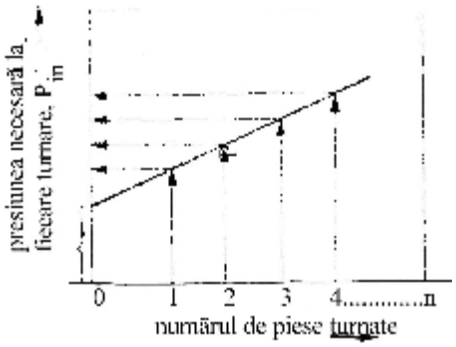


Fig.9.24. Curba caracteristică P_{1-n}=f(n), unde n reprezintă numărul de piese (injectări) turnate.

Pentru a menține viteza de introducere a aliajului în formă constantă este necesară creşterea presiunii, continuu, proporțional cu mărimea contrapresiunii metalostatice.

Deoarece alimentarea cu aliaj se face prin partea inferioară a formei, câmpul de temperatură ce se obține pe verticală este nefavorabil, inversându-se de multe ori sensul solidificării.

Pentru a evita acest fenomen se utilizează răcitori interiori poziționați în alimentator, care pot fi din oțel sau chiar din aliajul ce se toarnă.

Se poate renunța la răcitori, printr-o proiectare corectă a formei de turnare, cu grosimi corespunzătoare de pereți în zona nodurilor termice.

Metoda TJP se utilizează pentru turnarea pieselor de tipul batiurilor, plăcilor, cutiilor, din aliaje neferoase. La proiectarea pieselor trebuie să se țină seama că alimentarea se face prin partea inferioară, deci zonele groase se vor amplasa jos, pentru ca retasura să fie alimentată de aliajul lichid care în timpul solidificării este încă sub presiune.

9.2.5.2. Turnarea la presiuni înalte

Caracteristic pentru acest procedeu este viteza mare de curgere a aliajului lichid, sub acțiunea unei suprapresiuni realizate pneumatic sau mecanic, într-o formă metalică denumită matriță.

Investițiile inițiale sunt mari, ceea ce a limitat extinderea procedeului; se toarnă frecvent piese din zinc şi aluminiu, cele din magneziu şi cupru impunând condiții speciale de elaborare şi mai ales de turnare.

Piesele turnate au mase mijlocii şi mici (max. 150 kg), grosimi de pereți posibile foarte mici (sub 1 mm) şi suprafețe mari a pereților. Schema de principiu a unei instalații de turnare la presiuni înalte este prezentată în figura 9.25.

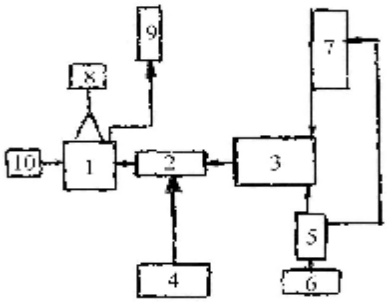


Fig.9.25. Blocurile funcționale princi
de turnat sub presiune:*1-forma de*
compresie;3-dispozitivul care
presare;4-cuptor şi sistem de a
rezervor cu lichid de lucru;7-acun
sistem de închidere a semiform
vid;10-sistem de extragere a piese

Instalațiile de turnare sub presiune stfel:

1.cu cameră de compresie caldă (p

-cu piston- pentru aliaje de star

-pneumatice- pentru aliaje pe bază de aluminiu,(10-100 daN/cm^2);

2.cu cameră de compresie rece, pentru aliaje cu temperatura de circa 950°C;

-cu cameră orizontală - 1000-1200 daN/cm^2

-cu cameră verticală - 900-2000 daN/cm^2.

La instalațiile de turnare cu cameră de compresie caldă, cuptorul de încălzire se construieşte împreună cu sistemul de injectare. Consumul de energie este mare deoarece se încălzeşte o cantitate mare de aliaj, de asemenea apar pierderi mari prin oxidări şi arderi

La instalațiile cu baie închisă, oxidările sunt eliminate dar presiunile de injectare sunt mici iar capacitatea creuzetului de asemenea mică.

Datorită contactului prelungit dintre baia topită şi camera de compresie, care micşorează durabilitatea acesteia, maşinile cu cameră de compresie caldă se utilizează la turnarea aliajelor cu temperatura de turnare sub 450°C.

Aliajele de aluminiu se toarnă cu precădere în utilaje acționate cu aer comprimat, dar productivitatea este scăzută şi consumul de aer comprimat sau gaz inert este mare.

Prin acest procedeu se toarnă piese de dimensiuni precise, cu un înalt grad de netezime a suprafețelor, făcând posibilă utilizarea piesei direct la montaj, fără prelucrări mecanice ulterioare turnării.

În figura 9.26 este reprezentată schema umplerii matriței cu aliaj lichid la turnarea sub presiune. De aici se deduce că umplerea matriței cu aliaj lichid are loc (datorită vitezei mari a jetului) de la partea opusă alimentării spre orificiul de alimentare. Acest lucru este deosebit de important la alegerea locului de amplasare a canalelor de ventilare a formei.

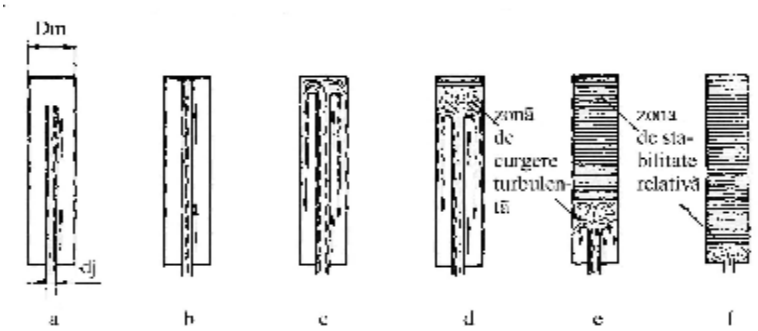


Fig.9.26. Curgerea aliajului lichid sub acțiunea presiunii de injectare

Pentru evitarea pierderilor de temperatură, deci de fluiditate, timpul de contact între aliajul care curge şi pereții formei metalice trebuie să fie foarte scurt, aliajul lichid trebuie să pătrundă în cavitatea formei cu viteză foarte mare. De exemplu, la turnarea sub presiune a aliajelor de magneziu, durata de umplere t, se poate calcula cu relația: $t = 0{,}003 \cdot \sqrt{\delta^3}$, unde δ este grosimea pereților piesei, în mm.

Durate atât de scurte de umplere se pot obține numai dacă aliajul este injectat cu viteză mare în cavitatea formei, adică numai sub presiune.

La turnarea în forme temporare, unde viteza aliajului în alimentator este de 1-2 m/s, presiunea la intrarea în alimentator este dată de înălțimea aliajului în pâlnia de turnare.

La turnarea sub presiune, vitezele necesare sunt mult mai mari, 10-50 m/s.

La turnarea sub presiune, prin umplerea rapidă a formei se asigură, pe lângă o scădere neînsemnată a temperaturii aliajului, un curent uniform de aliaj, fără turbulențe. În acest fel se evită incluziunile de aer şi gaze iar aerul din cavitatea formei se deplasează uniform spre şi prin răsuflători. Aerul inclus în metal la curgerea turbulentă, duce inevitabil la apariția suflurilor, eliminarea acestora fiind imposibilă din cauza duratei scurte a solidificării.

Turnarea sub presiune pe maşini cu cameră caldă.

Se folosesc în general pentru turnarea aliajelor cu temperatură de turnare relativ scăzută.

În figura 9.27 este prezentată schematic maşina de turnare sub presiune cu cameră caldă.

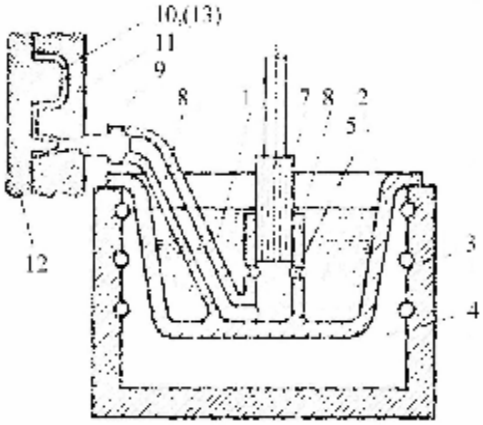


Fig.9.27. Maşină de turnare cu cameră caldă.

Aliajul 1, din creuzetul de fontă 2, este menţinut în stare lichidă de către elementele de încălzire 3, montate în pereţii cuptorului 4. Prin orificiile 5, aliajul pătrunde în cilindrul 6, sub pistonul 7. Prin acţionarea pistonului 7, aliajul este deplasat prin canalul 8, şi presat prin intermediul ajutajului 9, în cavitatea formei 10, realizată între semimatriţa fixă 11 şi cea mobilă 12. Solidificarea aliajului din cavitatea formei duce la obţinerea piesei 13.

Maşinile de turnare cu cameră caldă se pretează foarte bine la automatizare. Productivitatea maşinii este de până la 500 de turnări pe oră.

Dezavantajul principal al acestor maşini este uzura prea rapidă a cilindrului de presare şi a pistonului ceea ce face să scadă etanşeitatea, deci forţa de presare şi implicit calitatea pieselor turnate.

Turnarea sub presiune pe maşini cu cameră rece.

Se caracterizează prin faptul că aliajul se topeşte într-un cuptor care se află în afara maşinii de turnare; în cilindrul de presare se introduce numai cantitatea necesară pentru o singură turnare.

Presarea aliajului se face cu ajutorul unui piston acţionat mecanic, presiunea putând ajunge la 1000-1500 daN/cm^2. Această presiune ridicată permite coborârea temperaturii de turnare a aliajului, mergând până la starea păstoasă, ceea ce micşorează solicitările formei metalice, asigurând în acelaşi timp piese cu compactitate ridicată.

După poziţia pistonului şi respectiv a cilindrului de presare, maşinile cu cameră rece se clasifică în maşini orizontale şi în maşini verticale.

În figura 9.28 este prezentată schema funcţională a maşinilor de turnare sub presiune cu cameră rece cu piston de presare orizontal

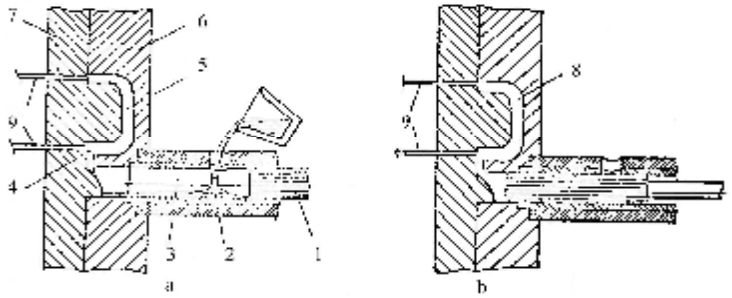


Fig.9.28. Maşină de turnare sub presiune cu cameră rece, cu piston de presare orizontal:*a-înainte de presare;b-în momentul presării.*

Pistonul 1 presează aliajul 2, din cilindrul 3, prin canalul de alimentare 4 şi îl introduce în cavitatea 5 a formei realizată între semimatriţa fixă şi semimatriţa deplasabilă 7. După solidificare, piesa turnată 8 se deplasează împreună cu semimatriţa mobilă 7 de pe care este evacuată cu ajutorul tijelor extractoare 9.

Volumul maxim al cavităţii formelor maşinilor cu cameră rece cu piston orizontal este de cel mult 300 cm^3, deci greutatea pieselor turnate nu depăşeşte 2-3 kg.

Aceste maşini se pretează greu la automatizare.

În figura 9.29 este reprezentat schematic principiul de funcţionare al maşinilor de turnare sub presiune cu cameră rece cu piston de presare vertical.

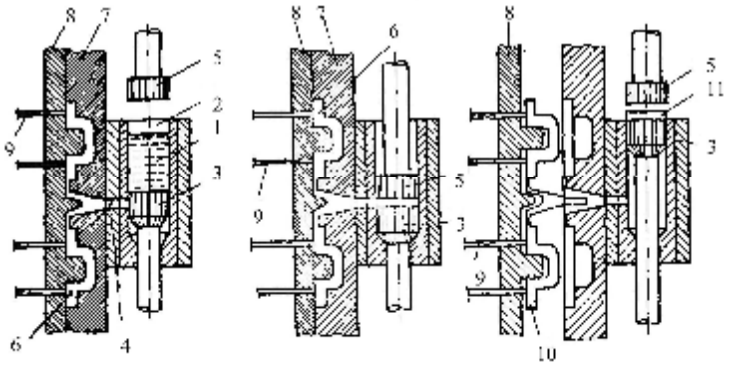


Fig.9.29. Maşină de turnare sub presiune cu cameră rece, cu piston de presare vertical:*a-înainte de presare;b-în timpul presării;c-în timpul evacuării din matriță a piesei turnate.*

Aliajul 1 este introdus în cilindrul vertical de presare 2. Contrapistonul 3 astupă orificiul 4, al rețelei de turnare. Când pistonul de presare vertical 5, coboară şi presează aliajul, contrapistonul 3, coboară, lăsând liber orificiul 4, al rețelei de turnare şi aliajul este introdus sub presiune în cavitatea formei 6, realizată între semimatrița fixă 7 şi semimatrița mobilă 8. După presare şi solidificare au loc următoarele operații:

-semimatrița mobilă 8 se retrage împreună cu tijele de extracție 9 şi piesa solidificată 10, până la o distanță suficientă, când extractoarele 9 acționează asupra piesei şi o evacuează din matriță;

-în acelaşi timp, pistonul de presare 5 revine în poziția inițială iar contrapistonul 3 se ridică până la nivelul superior al cilindrului 2 şi evacuează surplusul 11 de aliaj.

După îndepărtarea piesei şi a surplusului de aliaj, se asamblează forma şi se repetă operația.

Construcția pieselor turnate sub presiune. Caracteristica generală a pieselor turnate sub presiune înaltă este grosimea mică a peretelui. Este necesar ca pereții să aibă grosimi uniforme, raze constructive mari, nervuri de rigidizare.

Înclinările pereților trebuie să fie la limita minimă deoarece piesele în general nu mai suferă prelucrări mecanice.

9.2.5.3. Matrițarea în stare lichidă

În figura 9.30 este reprezentată schematic metoda de obținere a pieselor prin matrițare în stare lichidă. Presiunea mecanică se realizează cu un dispozitiv special profilat de tipul unui piston, poanson sau combinat.

Specifice celor trei variante le sunt următoarele:

-în toate cazurile în forma metalică este turnată, prin metodele obişnuite, o cantitate de metal;

-la prima variantă (figura 9.30 a şi b) la turnare se umple cu aliaj întreaga cavitate a formei şi pistonul acționează asupra metalului pe suprafața sa superioară;

-la varianta a doua (figura 9.30 c şi d) forma metalică, inițial, este umplută aproximativ numai până la jumătate din capacitate; poansonul este profilat şi el va imprima viitoarei piese forma sa în zona interioară a găurilor sau orificiilor; la deplasarea pistonului se realizează dislocarea unui volum de aliaj şi deplasarea lui în sus;

-la varianta a treia (figura 9.30 e şi f) dispozitivul de presare are o formă intermediară şi realizează atât o presare în partea superioară cât şi o curgere şi umplere a formei prin ridicarea nivelului aliajului.

Parametrii de bază ai instalației de presare, sunt:

-forța nominală maximă de presare;

-viteza de deplasare a dispozitivului de presare;

-durata de presare.

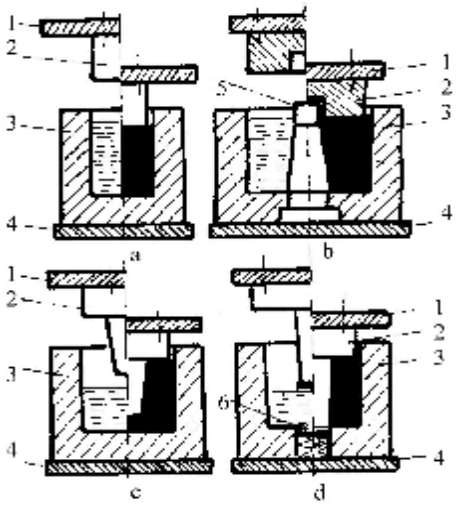


Fig.9.30. Procedee speciale de turnare cu sc sub presiune: *a,b-presiune realizată cu idem, cu dispozitiv tip poanson-pist superioară;2-pistonul sau poanson metalică;4-placă inferioară;5-miez dispozitiv de preluare a surplusului de ali*

Formele utilizate lucrează în condiţii grele şi sunt construite cu sau fara plan de separaţie vertical sau orizontal. Sunt prevăzute cu părţi mobile pentru extragerea piesei, figura 9.31.

Presiunea mecanică, realizată prin presarea directă cu un piston sau poanson duce la creşterea caracteristicilor mecanice prin obţinerea unor structuri deosebit de fine şi îmbunătăţirea compactităţii peretelui.

O particularitate a procedeului constă în faptul că la partea superioară a lingoului turnat valorile caracteristicilor mecanice sunt mai ridicate.

Înseamnă că aliajul lichid real nu se comportă ca un fluid ideal în care presiunea la un anumit nivel ar fi aceeaşi în toate direcţiile.

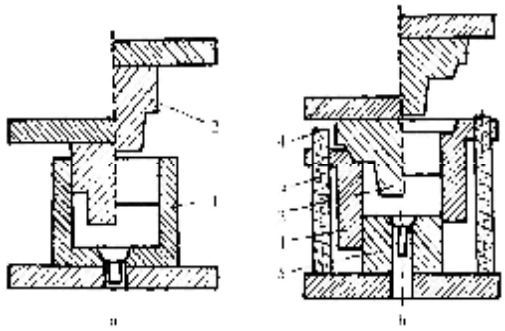


Fig.9.31. Forme metalice:*a-cu cavitate-amprentă înaltă;b-cu cavitate-amprentă din părţi mobile; 1-formă sau semiformă;2-poanson-piston;3-arcuri;4-tije de ghidare;5-placă de bază.*

La partea superioară aliajul este mai cald şi se solidifică ultimul cu toate că pistonul sau poansonul are o temperatură mai scăzută.

Rezistenţa la uzură nu este influenţată de presiunea mecanică aplicată.

La creşterea presiunii, creşte temperatura liniei lichidus şi scade timpul de solidificare. Presiunea la solidificare trebuie să crească pe măsura micşorării diametrului semifabricatelor, datorită solidificării mai rapide a acestora la contactul cu forma metalică.

9.2.6. Turnarea centrifugă

Este o metodă de obţinere a pieselor prin turnarea metalului într-o formă care se roteşte şi se bazează pe acţiunea forţei centrifuge asupra metalului lichid, care este proiectat pe pereţii formei unde se solidifică.

Axa de rotaţie poate să corespundă cu axa piesei şi atunci se obţin piese de revoluţie sau să nu corespundă cu axa piesei şi se obţin aşa numitele piese fasonate.

Axa de rotaţie poate fi verticală, orizontală sau înclinată.

În toate cazurile aliajul se găseşte sub acţiunea a două forţe:

-forța de gravitație $G = m \cdot g$, [N]

-forța centrifugă $F_c = m \cdot \omega^2 \cdot r$, [N].

În figura 9.32 sunt prezentate principalele metode de turnare centrifugă.

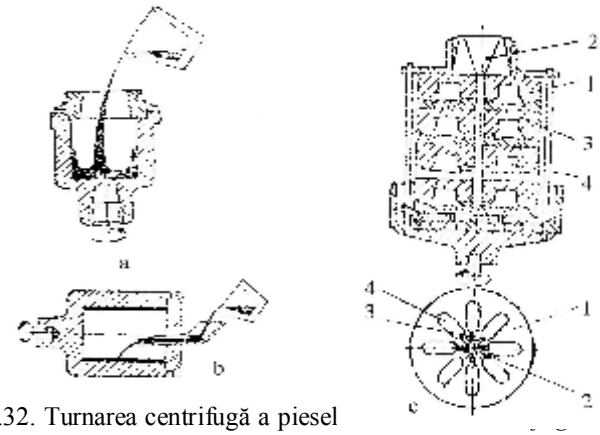


Fig.9.32. Turnarea centrifugă a piesel *ax vertical;b-turnare centrifugă cu ax orizontal;c-turnarea pieselor fasonate.*

Schimbarea condițiilor fizice la turnarea centrifugă în raport cu turnarea prin curgerea aliajului în cădere liberă este definită de coeficientul gravitațional K, numit şi coeficient de supraîncărcare:

$$K = \frac{F_c}{G} = \frac{m \cdot \omega^2 \cdot r}{m \cdot g} = \frac{\omega^2 \cdot r}{g}$$

Suprafața liberă a aliajului centrifugat este în cazul turnării cu ax vertical o parabolă, iar în cazul turnării cu ax vertical un cerc.

Schema de calcul din figura 9.33 este folosită pentru definirea suprafeței libere. Aceasta poate fi considerată într-un echilibru relativ şi orice punct de pe suprafață se va afla sub acțiunea celor două forțe F_c şi G.

Pentru orice punct de pe suprafața liberă $G \cdot \sin\alpha = F_c \cdot \cos\alpha$.

$m \cdot g \cdot \sin\alpha = m \cdot \varpi^2 \cdot x \cdot \cos\alpha$

$$tg\alpha = \frac{X \cdot \omega^2}{g} \Rightarrow \frac{dy}{dx} = tg\alpha = \frac{X \cdot \omega^2}{g}$$

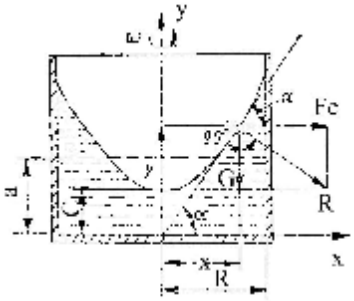


Fig.9.33. Schema de calcul pentru determinarea ecuației suprafeței libere la turnarea centrifugă cu axă verticală de rotație.

$Y = \frac{}{2g} \cdot X^2 + C$, pentru X=0 reyultă că Y=C.

Deci suprafața liberă a aliajului are forma unei parabole.

Corpul cilindric gol ce se obține are o grosime neuniformă de perete pe verticală, $\Delta S = \frac{g}{\omega^2}$ h.

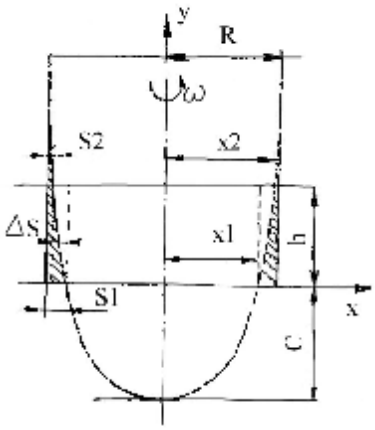


Fig.9.34. Schema de calcul pentru determinarea matematică a neuniformității grosimii peretelui.

Neuniformitatea de grosime a pereților ΔS va fi cu atât mai mică cu cât ω este mai mare, cu cât h este mai mic, cu cât R este mai mare şi cu cât grosimea medie de perete S_m trebuie să fie mai mică.

Ca urmare, prin acest procedeu se toarnă piese de înălțime mică, subțiri şi cu diametru mare.

La turnarea cu ax orizontal suprafața interioară este un cilindru excentric față de axa rotației, excentricitatea fiind: $\varepsilon = \frac{g}{\omega^2}$.

Dacă grosimea medie a peretelui tubului sau bucşei este S_m, atunci diferența de grosime este de $2\varepsilon = \frac{2 \cdot g}{\omega^2}$, ε devine foarte mic la turații foarte mari.

Presiuni realizate la turnarea centrifugă. Presiunile în interiorul aliajului lichid centrifugat sunt privite diferit, în funcție de procedeu: turnarea obişnuită, când axa formei corespunde cu axa piesei sau turnarea când axa piesei nu corespunde cu axa formei.

Pentru cazul prezentat în figura 9.35, dacă se consideră r_1-raza canalului central de alimentare şi r_2 distanța până la amprenta viitoarei piese fasonate, atunci:

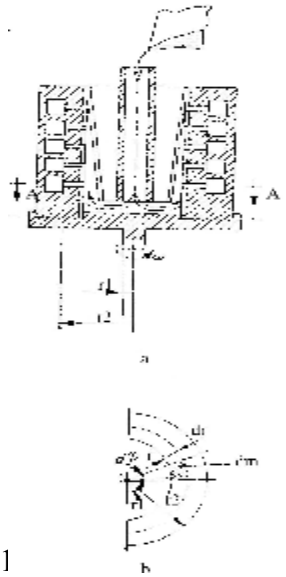


Fig.9.35. Turnarea centrifugă a pieselor fasonate:*a-forma de turnare;b-schema de calcul a presiunii realizate prin turnare centrifugă.*

$dF_c = dm \cdot r \cdot \omega^2$

unde $dm = \rho \cdot dV = \rho \cdot (r \cdot d\varphi \cdot dr \cdot h)$

Se consideră înălțimea jetului în alimentator h = 1.

$dF_c = \omega^2 \cdot r^2 \cdot d\varphi \cdot dr \cdot \rho$.

Această forță acționează asupra elementului de suprafață dS, unde $dS = (r + dr) \cdot d\varphi \cdot h$.

Se neglijează $dr \cdot d\varphi$ şi atunci $dS = r \cdot d\varphi$.

Creşterea presiunii va fi $dP = \frac{dF_c}{dS} = \frac{r^2 \cdot \omega^2 \cdot d\varphi \cdot dr \cdot \rho}{r \cdot d\varphi}$.

Integrând de la r_1 la r_2: $P = \rho \cdot \frac{\omega^2}{2} \cdot \left(r_2^2 - r_1^2\right)$

Deci presiunea în aliajele supuse centrifugării:

-creşte pe măsura îndepărtării de suprafața liberă după o lege parabolică;

-creşte în funcție de viteza de rotație; -în timp, presiunea reală pe secțiunea peretelui pisei descreşte deoarece scade raza exterioară a stratului lichid.

Solidificarea pieselor turnate centrifug. Răcirea pieselor turnate centrifug se face bidirecțional:

-cedarea de căldură la interfața cu forma, prin convecție, conducție şi după apariția interstițiului, prin radiație;

-cedarea de căldură la suprafața interioară prin radiație.

Procesul de radiație are o mare intensitate la temperaturi ridicate ale aliajului (peste 600°C). Intensitatea transmisiei căldurii este mai mare în cazul turnării cu axă de rotație verticală; la turnarea cu axa de rotație orizontală, fenomenul are o intensitate mare numai la părțile frontale.

S-a constatat că intensitatea transmisiei căldurii este invers proporțională cu lungimea piesei. Se pare că intensitatea circulației aerului este maximă la turnarea cu axă înclinată şi cu forma de turnare deschisă la ambele capete.

Influența parametrilor tehnologici asupra solidificării. La creşterea vitezei, creşte forța centrifugă, deci presiunea din interiorul aliajului lichid, ceea ce duce la creşterea vitezei de răcire prin mărirea intimității contactului piesă-formă.

Creşterea vitezei influențează echilibrul aliajului din formă. Peste o anumită viteză critică, suprafața liberă se stabilizează, devine concentrică cu cea a formei şi se poate considera lichidul în repaus relativ. Din acest punct de vedere creşterea vitezei are efect de micşorare a vitezei de răcire.

La solidificarea statică apar cristale columnare iar la solidificarea dinamică, cristale echiaxe. Deci la viteze unghiulare mari se poate considera că avem o solidificare statică. Pentru a avea cristale echiaxe în zona cristalelor columnare se utilizează viteze mici, chiar sub nivelul turației critice sau viteze de rotație variabile.

Utilizarea căptuşelilor refractare. În cazul turnării obişnuite în forme metalice, protecția termică avea ca scop principal mărirea durabilității formei.

La turnarea centrifugă se urmăreşte micşorarea vitezei de răcire a piesei, deci evitarea zonelor extradure la fonte sau a tensiunilor de turnare foarte mari.

Separarea incluziunilor. La turnarea obişnuită decantarea incluziunilor pe baza principiului lui Arhimede se produce conform expresiei:

$$F_r = g \cdot V \cdot (\rho_i - \rho_m),$$

F_r este forța rezultantă de ridicare ce acționează asupra incluziunii, [N]; V – volumul incluziunii, [m^3]; ρ_i, ρ_m - densitatea incluziunii, respectiv a aliajului, [kg/m^3].

La turnarea centrifugă, forța de ridicare este majorată cu coeficientul K (30...100) şi incluziunile vor apare la suprafața interioară.

Segregația. Apare mai accentuat la turnarea centrifugă decât la cea obişnuită, mai pronunțat pe direcția radială.

Componenții aliajului suferă o segregație după densități în funcție şi de scăderea temperaturii şi de avansarea frontului de cristalizare. Fenomenul este inexistent la aliajele eutectice şi la piesele cu pereți subțiri. La bronzuri şi alame, la exterior apar compuşi de plumb şi staniu şi la interior cei de cupru.

Turnarea pieselor bimetalice. Efectul separării după densitate a constituenților unui aliaj sub acțiunea forței centrifuge a dus la aplicarea unei tehnologii specifice şi anume turnarea pieselor bimetalice. Metoda constituie un procedeu de bază pentru confecționarea lagărelor şi cuzineților, scule în formă de disc, cilindri de laminor (figura 9.36).

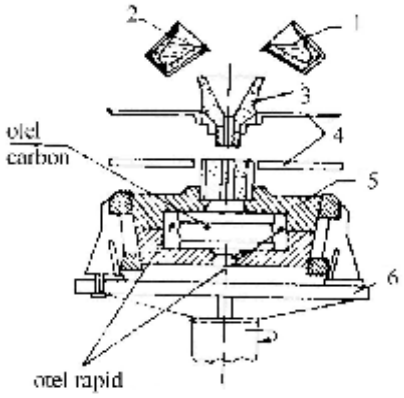


Fig.9.36. Turnarea pieselor bimetalice (scule disc) centrifug: *1,2-oale de turnare, cu dozator, cu cele două calități de aliaj;3-pâlnie de turnare;4-capace protectoare;5-forma metalică;6-masa maşinii.*

În cazul turnării centrifuge cu utilizarea unui miez solid (figura 9.37) se pune problema sudării stratului exterior centrifugat de armătura încorporată precum şi evitarea crăpăturilor datorate contracției neuniforme.

Temperatura necesară de încălzire a miezului, înainte de turnarea aliajului lichid se calculează astfel:

$$D_{p0} = D_m\left[1-\alpha_c\left(t_c - t_0\right)\right]$$

$$D_{p0} = D_m\left[1-\alpha_m\left(t_m - t_0\right)\right]$$

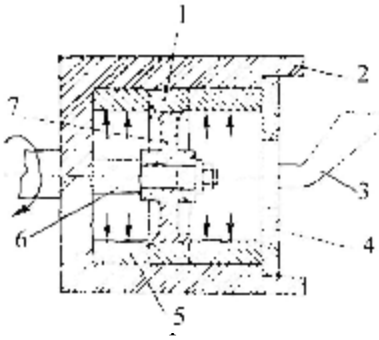


Fig.9.37. Turnarea roților dințate elicoidale bimetalice: *1-bronz pentru dantură; 2-forma metalică; 3-pâlnia de turnare; 4-capac; 5-surplus de bronz lichid; 6-axa de rotație orizontală; 7-miez;*

e preîncălzire a miezului t_m :

$$\frac{\alpha_c}{\alpha_m} = \frac{t_m - t_0}{t_c - t_0},$$

$$t_m = \frac{\alpha_c}{\alpha_m}\cdot t_c - \frac{\alpha_c}{\alpha_m}\cdot t_0 + t_0$$

unde t_c este temperatura de solidificare a aliajului centrifugat;

t_m -temperatura de preîncălzire a miezului;

t_0 -temperatura finală;

α_c, α_m -coeficientul de dilatație liniară a crustei şi miezului;

D_m, D_{p0} -diametrul miezului după preîncălzire şi diametrul final al piesei.

9.2.7.Turnarea prin aspirație

Prin acest procedeu, care utilizează depresiunea atât la umplerea formei (cristalizorului) cât şi la solidificarea aliajului, se obțin piese cilindrice pline sau cave, de tipul barelor, bucşelor din aliaje de aluminiu, bronzuri, oțeluri aliate şi inoxidabile. Schema de principiu a unei astfel de instalații este prezentată în figura 9.38.

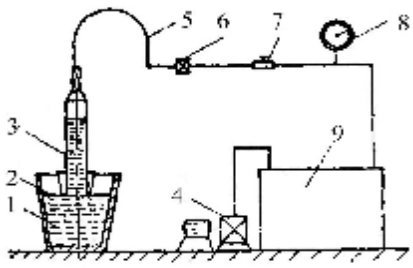


Fig.9.38. Schema de principiu a instalației de turnare prin aspirație.

În urma depresiunii create, aliajul lichid 1, din creuzetul 2, este aspirat în cristalizorul 3, care cu ajutorul unui mecanism poate fi ridicat sau coborât după dorință.

Cristalizorul este pus în legătură cu pompa de vid 4, prin intermediul conductei flexibile 5 pe care sunt montate un robinet cu trei căi 6, un regulator de presiune 7, un vacuummetru 8 şi un rezervor de vid 9.

După scufundarea capătului cristalizorului pe o anumită adâncime în baia de aliaj lichid, se racordează la instalația de vid. Aliajul urcă în cristalizor şi sub acțiunea pereților reci ai acestuia începe solidificarea. Cristalizorul se confecționează din oțel sau cupru răcit cu apă.

Cilindrul de vid permite efectuarea unor depresiuni în cristalizor la intervale relativ scurte de timp, cu viteze mari de aspirație.

Realizarea pieselor cave se poate face cu utilizarea unor miezuri, figura 9.39.

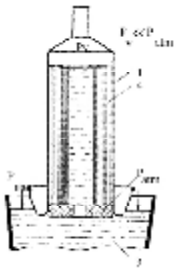


Fig.9.39. Obținerea pieselor cave:*1-cristalizor;2-miez tip diafragmă; 3-aliaj lichid;4-piesă solidificată.*

Calculul parametrilor tehnologici

Depresiunea de regim. Considerând montajul din figura 9.40 vom constata că mercurul se va ridica până la înălțimea H_{Hg} de 760 mm, ceea ce corespunde valorii presiunii atmosferice.

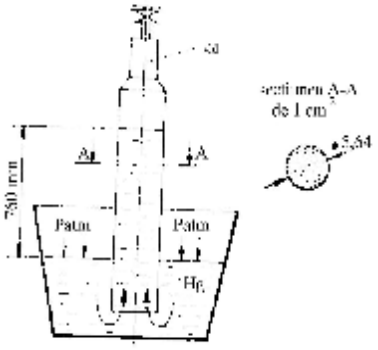


Fig.9.40. Experiența lui Toricelli.

$$H_{Hg} \cdot \gamma_{Hg} = 7{,}6 \cdot 13{,}6 = 103{,}36 daN/dm^2 = 1{,}0336 daN/cm^2$$

Rezultă că pentru orice aliaj lichid la presiunea exterioară constantă egală cu 1 daN/cm^2 se va păstra raportul constant:

$$H_a \cdot \gamma_a = H_{Hg} \cdot \gamma_{Hg}.$$

Înălțimile maxime ale pieselor care se pot turna prin aspirație vor fi:

$$H_{p\max} = \frac{7{,}6 \cdot 13{,}6}{\gamma_p} \quad [dm]$$

unde γ_p este greutatea specifică a aliajului turnat, în daN/dm^3.

Pentru aluminiu această valoare este de 3.800 mm iar pentru cupru 1.100 mm.

Pentru lungimile uzuale ale pieselor calculăm valoarea necesară a depresiunii de regim H_r.

$$H_r = \frac{H_p \cdot \gamma_p}{13{,}6}, \text{ [cm]}$$

Adâncimea de scufundare

Volumul dintre nivelele băii între cele două aspirații succesive trebuie să fie cel puțin egal cu volumul piesei turnate.

$$H_s = H_p + H_r,$$

unde H_s este adâncimea de scufundare; H_p-adâncimea necesară pentru piesă; H_r-adâncimea la care rămâne scufundat cristalizorul (10 mm).

Degazarea aliajului la turnarea prin aspirație

Presiunea totală a gazelor ce se degajă este egală cu suma presiunilor normale a gazelor i:

$$\Sigma p_{gaz,i} = P_1 + P_2 + ... + P_i,$$

Din exterior asupra bulei de gaz acționează o presiune reactivă:

$$\Sigma P_{ext} = P_{atm} + P_m + P_{ps},$$

unde P_{atm} este presiunea atmosferică; P_m-presiunea metalostatică a coloanei de aliaj lichid egală cu $H_m \cdot \gamma_m$; P_{ps}-presiunea tensiunii superficiale a peliculei.

O bună degazare se face la temperaturi ridicate ale aliajului şi la valori cât mai ridicate ale depresiunii. Deci la piesele lungi se face o degazare mai bună decât la piese cu înălțime mică. Degazarea este condiționată şi de vâscozitatea aliajului.

CAP.X. DEZBATEREA, CURĂȚIREA ŞI REMANIEREA DEFECTELOR PIESELOR TURNATE

10.1. Dezbaterea formelor şi miezurilor

După solidificarea şi răcirea pieselor turnate sub o anumită temperatură formele se dezbat (se distrug) în vederea extragerii pieselor.

Utilajele folosite pentru dezbaterea formelor şi a miezurilor precum şi gradul de mecanizare a operației de dezbatere depind pe de o parte de caracterul producției turnătoriei iar pe de altă parte de greutatea formelor respectiv a pieselor turnate.

Dezbaterea mecanică a formelor de dimensiuni mici, în cazul producției de serie mare poate fi realizată în două variante:

-depunerea formei, împreună cu ramele de formare, pe masa grătarului de dezbatere (figura 10.1,a) şi supunerea acestui ansamblu la operația de vibrare până când forma din amestec se distruge;

-desprinderea amestecului de formare şi a piesei din ramele de formare cu ajutorul unui piston (figura 10.1-b) şi depunerea pe masa grătarului de dezbatere numai a amestecului şi a pieselor. Acestea sunt supuse operației de vibrare până când amestecul de formare se distruge şi trece printre barele grătarului de dezbatere.

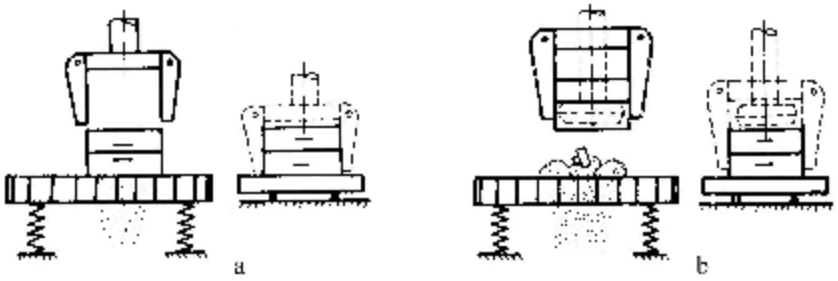


Fig.10.1. Utilaje pentru dezbaterea formelor de dimensiuni mici în cazul producției cu caracter de serie mare şi masă.

În general dezbaterea mecanizată se realizează cu ajutorul grătarelor vibratoare. Acestea pot fi grătare vibratoare inerțiale (figura 10.2-a), sau grătare vibratoare inerțiale cu şoc (figura 10.2-b).

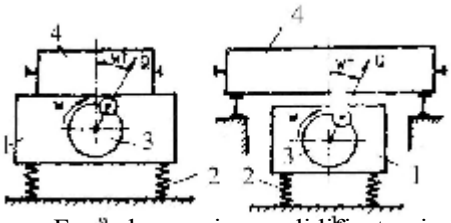


Fig.10.2. Dezbătătoare vibratoare inerțiale: *1-grătar de dezbatere;2-arcuri de susținere;3-mecanism de acționare;4-forma.*

Formele cu piese solidificate şi răcite se depun pe grătarul de dezbatere şi sunt supuse operației de vibrare până la evacuarea completă a amestecului din ramele de formare.

Miezurile se îndepărtează parțial o dată cu dezbaterea formelor. Miezurile mici care nu s-au îndepărtat pe grătar se îndepărtează cu ajutorul unor maşini vibratoare. În vederea dezbaterii miezurilor piesa se fixează pe maşina vibratoare şi se loveşte cu pistonul vibratorului până la îndepărtarea completă a miezurilor.

La piesele mari se foloseşte dezbaterea hidraulică folosind apă sub presiune sau un amestec de apă şi nisip. Se realizează atât dezbaterea formei cât şi a miezurilor. În acelaşi timp se obține şi curățirea pieselor

Piesele rezultate în urma dezbaterii sunt transmise atelierului de curăţătorie. Înaintea începerii operaţiei de curăţire sunt îndepărtate reţelele de turnare şi maselotele. În funcţie de aliaj şi de mărimea pieselor, pentru îndepărtare se folosesc diferite metode: tăiere cu ferăstrăul sau cu flacără oxiacetilenică, lovire cu ciocanul etc.

10.2. Curăţirea pieselor turnate

După dezbaterea formelor şi îndepărtarea reţelelor de turnare şi a maselotelor, pe suprafaţa interioară şi exterioară a pieselor mai rămân o serie de materiale străine de piesă (nisip remanent şi sub formă de aderenţe) sau care sunt din acelaşi material cu piesa însă nu fac parte din geometria piesei turnate (bavuri, cruste, creste etc).

Curăţirea pieselor are loc în două etape:

-curăţirea primară care constă în îndepărtarea nisipului remanent pe piesele turnate;

-curăţirea finală care constă în îndepărtarea aderenţelor, bavurilor, crustelor, şlefuirea suprafeţelor de pe care au fost îndepărtate reţelele de turnare şi maselotele etc.

Pentru curăţirea pieselor turnate pot fi folosite mai multe procedee:

-clasice (mecanice)-prin frecare cu perii de sârmă sau polizare;
-prin frecare şi şoc (tobe rotative);
-prin şoc-curăţirea cu alice, dălţi pneumatice.

-speciale-termice – se bazează pe şoc termic;
-fizice – prin vibrare, cu ultrasunete;
-chimice – prin acţiunea sărurilor şi acizilor.

Curăţirea prin frecare se face manual cu perii de sârmă sau mecanizat prin prinderea unei perii rotative de sârmă în axul unui polizor pneumatic cu ax flexibil.

Curăţirea prin frecare şi şoc se realizează în tobe rotative, figura 10.3. Piesele ce trebuiesc curăţite se introduc în tobă împreună cu bucătele mici de fontă albă (300 kg pentru un metru cub al tobei). Toba se roteşte cu 20-25 rot/min. Evacuarea aerului se realizează prin intermediul axului tobei 3, care fiind cav, permite intrarea aerului şi ieşirea prafului. Praful este captat într-un bazin cu apă (hidrociclon). Durata ciclului de curăţire este de 30-90 minute.

Curăţirea în tobele rotative se remarcă prin zgomot ridicat ceea ce face ca această metodă să fie din ce în ce mai mult evitată.

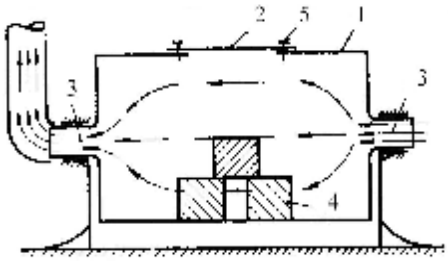


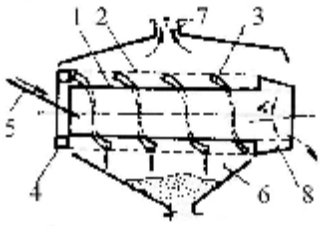
Fig.10.3. Tobă de curăţire.

De asemenea, productivitatea metodei este scăzută în comparaţie cu alte metode de curăţire.

Toba din figura 10.3 are o funcţionare discontinuă, piesele 4 sunt încărcate şi descărcate în toba 1 prin uşa 2 care în timpul funcţionării este fixată cu şuruburile 5.

O variantă îmbunătăţită a curăţirii prin frecare şi şoc este aceea care foloseşte o tobă cu o funcţionare continuă a cărei schemă principială este prezentată în figura 10.4.

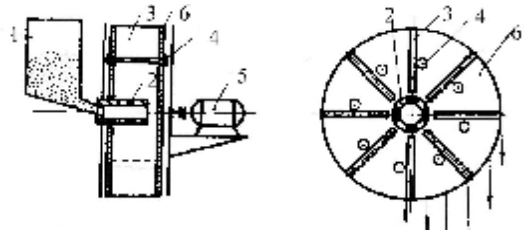
Fig.10.4. Principiul de lucru al tobei continuă.



Piesele sunt încărcate prin jgheabul 5 în tubul interior 1 prevăzut cu sita exterioară 2 şi cu paletele elicoidale 3. Tubul 1 este înclinat cu unghiul α faţă de orizontală. Nisipul care trece prin ochiurile sitei 2 este acumulat în pâlnia 6 de unde este evacuat periodic. Praful este evacuat prin orificiul 7 iar piesele prin orificiul 8.

Curăţirea prin şoc, cu alice constă în proiectarea unui jet de alice pe suprafaţa piesei care trebuie curăţată. Proiectarea se realizează cu ajutorul unui cap centrifug care asigură o viteză a alicelor de 50-70 m/s. Alicele pot fi din fontă albă sau oţel. Principiul de funcţionare a capului centrifug este prezentat în figura 10.5.

Fig.10.5. Capul centrifug al cu alice.



Alicele din rezervorul 1 pătrund în tubul distribuitor perforat 2, sunt preluate de paletele 3 şi proiectate prin centrifugare asupra suprafeţei piesei de curăţat. Paletele 3 sunt fixate cu şuruburile 4 de discurile 6. Capul centrifug este pus în mişcare de către motorul 5. Recircularea alicelor se face cu ajutorul unui elevator cu cupe.

Piesele mari şi grele pot fi curăţate cu alice folosind instalaţii cu masă rotativă.

În cazul în care piesele prezintă bavuri, acestea sunt îndepărtate fie cu ajutorul dălţilor pneumatice fie cu ajutorul preselor de debavurare.

După îndepărtarea bavurilor, suprafaţa rămasă se netezeşte cu ajutorul polizoarelor. Polizoarele pot fi de diferite tipuri: fixe, basculante, deplasabile, cu ax fix sau flexibil, cu acţionare electrică sau pneumatică.

Curăţirea electro-hidraulică este un procedeu superior de curăţire Principial, acesta constă în descărcări electrice în regim de impulsuri într-un volum determinat de lichid. Ca urmare a acestor descărcări succesive de energie se crează presiuni mari care deplasează lichidul creând zone de cavitaţie. Între descărcări, lichidul rămâne în poziţia iniţială. Aceste şocuri provoacă desprinderea crustelor de pe suprafaţa pieselor turnate.

În figura 10.6 sunt prezentate fazele procesului de curăţire electrohidraulică.

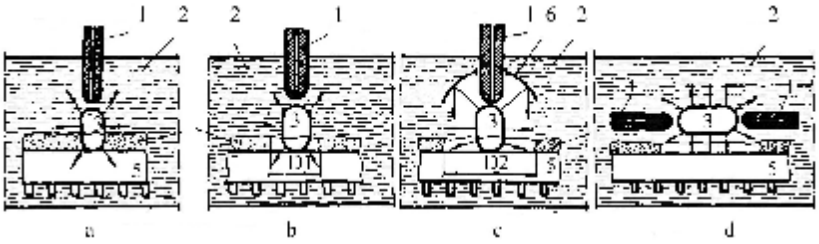


Fig.10.6. Schema efectului de curăţire:*1-electrod;2-apă;3-bulă de cavitaţie;4-crustă;5-piesă;6-ecran concentrator de energie.*

Din figura 10.6, a şi b, se vede că o parte din energie se pierde în apă, efectul fiind mai redus, crusta se desprinde pe distanţa D_1. Dotând instalaţia cu ecranul reflector de energie 6, figura 10.6-c, efectul se îmbunătăţeşte, crusta desprinzându-se pe distanţa D_2.

În cazurile când suprafața piesei turnate este acoperită de un strat compact, aderent, de crustă ceramică, iar descărcarea electrică între electrod şi piesă este îngreunată, se aplică schema cu doi electrozi (figura 10.6-d).

Instalația şi metoda se caracterizează printr-o productivitate ridicată, consum redus de energie şi lipsa prafului în atmosfera înconjurătoare.

Curățirea chimică se aplică de obicei pieselor turnate în forme cu silicat de sodiu sau silicat de etil ca liant.

Operația de curățire constă în fierberea pieselor într-o soluție de sodă caustică a cărei concentrație este de 30-35%.

Curățirea se realizează în timp de 2-3 ore la o temperatură de 385-397K.

10.3. Remanierea defectelor pieselor turnate

10.3.1. Controlul tehnic de calitate în turnătorii

Calitatea piesei turnate exprimă gradul de îndeplinire a funcțiilor impuse de destinația sa, de a satisface cerințele beneficiarului.

Activitatea de control tehnic de fabricație începe din momentul alegerii procedeului tehnologic de formare şi turnare, continuă cu recepția calitativă a materiilor prime şi materialelor care urmează să fie utilizate în procesul de producție, se desfăşoară constant pe tot parcursul procesului de fabricație şi se va încheia cu livrarea şi respectiv recepția pieselor turnate.

Activitatea de control tehnic trebuie să se desfăşoare în următoarele faze:

-<u>controlul primar</u> care se efectuează asupra materiilor prime, materialelor auxiliare şi combustibililor care intră în procesul de producție;

-<u>controlul intermediar</u> , în cadrul căruia se verifică modul cum sunt executate diferitele operații componente ale procesului tehnologic de fabricație, calitatea utilajelor folosite etc;

-<u>controlul final</u> care verifică calitatea pieselor turnate înainte de a fi livrate.

Controlul primar se realizează în scopul de a nu permite intrarea în procesul de fabricație a materiilor prime de fuziune, a materialelor de formare, materialelor auxiliare, necorespunzătoare din punct de vedere calitativ.

În cadrul controlului primar se verifică calitativ:

-materiile prime şi auxiliare de fuziune: fonte brute, fontă veche, deşeuri feroase, cocs de turnătorie, fondanți, minereu, feroaliaje, modificatori etc;

-materiale de formare: nisipuri, lianți, vopsele, grafit, pudre, cleiuri, chituri etc.

Controlul intermediar. În această fază se verifică atât utilajele şi dispozitivele cât şi operațiile care alcătuiesc procesul tehnologic de formare şi turnare.

La rame se verifică planeitatea, uzura bucşelor şi cepurilor, perpendicularitatea cepului, distanța dintre axele bucşelor,...

Garniturile de model se verifică atât dimensional cât şi din punct de vedere al stării generale. Plăcile de uscare trebuie să aibă suprafața activă foarte curată, netedă şi să se monteze perfect în cepurile cutiei de miez.

De asemenea se verifică umiditatea, permeabilitatea şi rezistențele mecanice ale amestecurilor de formare, cât şi modul de realizare şi uscare a formelor.

Controlul asamblării şi consolidării formelor constă în verificarea stării generale a semiformelor, verificarea grosimii unor pereți prin intermediul închiderii de probă,...

Controlul elaborării şi turnării aliajului, se face, în general, pe baza tehnologiei de elaborare şi turnare. Concomitent cu turnarea aliajului în forme se efectuează şi turnarea epruvetelor de probă pentru determinarea caracteristicilor mecanice.

Controlul final. În cadrul acestei faze se stabileşte calitatea piesei turnate, verificarea efectuându-se pe loturi.

Principalele încercări prescrise pentru verificarea calității pieselor turnate sunt: verificarea aspectului exterior; verificarea formei, dimensiunilor şi masei; verificarea compoziției chimice a aliajului; verificarea caracteristicilor mecanice; verificarea macro şi microstructurii.

Pentru detectarea defectelor pieselor turnate au fost dezvoltate o serie de metode distructive şi nedistructive.

Dintre metodele distructive enumerăm:

-secţionarea pieselor turnate, care se aplică la producţia de serie mare şi de masă. Ea se aplică la un număr restrâns de piese turnate, pe baza rezultatelor obţinute se pot trage concluzii asupra compactităţii unui lot de piese turnate;

-ruperea şi prelucrarea mecanică, se aplică de asemenea la un număr restrâns de piese dintr-un lot.

Metodele distructive de verificare a calităţii pieselor turnate au un caracter limitat deoarece piesele turnate se distrug, majorându-se astfel şi costul producţiei.

Defectoscopia nedistructivă are un caracter mai larg deoarece se poate aplica tuturor pieselor turnate.

Principalele metode nedistructive sunt:

-detectarea vizuală a defectelor, care începe din momentul dezbaterii şi se desfăşoară în patru etape: după curăţirea piesei pentru detectarea defectelor; după pregătirea piesei cu defect remaniabil, înainte de remaniere; în cursul remanierii şi după terminarea operaţiei de remaniere;

-detectarea prin cântărire;

-detectarea prin ciocănire - la piesele cu defecte de continuitate a materialului se aude un zgomot înfundat;

-detectarea prin încercare la presiune, se face la piese care lucrează sub presiune (armături, elemente pentru rezervoare de aer, elemenţi de radiator);

-detectarea prin decapare şi atac cu acid;

-detectarea defectelor cu ajutorul substanţelor penetrante, are la bază utilizarea unor lichide penetrante care pătrunzând în discontinuităţile piesei, le pun în evidenţă, prin contrast, după aplicarea unei substanţe absorbante. Substanţele penetrante utilizate pot fi: după contrast (penetranţi coloranţi, fluorescenţi, produse radioactive) şi după solubilitate (solubili în apă sau în solvenţi organici sau cu post-emulsionare.

Fazele principale ale punerii în evidenţă a defectelor, cu substanţe penetrante, sunt următoarele:

-aplicarea substanţei penetrante, figura 10.7-a ;

-îndepărtarea lichidului de pe suprafaţa piesei prin spălare sau ştergere, figura 10.7-b;

-aplicarea absorbantului, figura 10.7-c;

-examinarea defectului după 5 şi 30 minute, figura 10.7-d şi e.

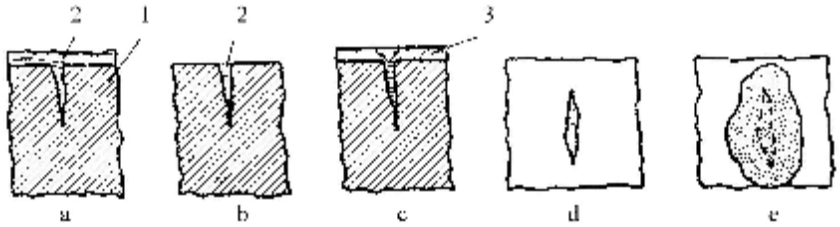


Fig.10.7. Detectarea defectelor cu substanţe penetrante: *a-aplicarea substanţei;b-spălarea şi ştergerea;c-aplicarea absorbantului;d-examinarea petei după 5 minute;e-examinarea petei după 30 minute;1-piesa turnată;2-substanţa penetrantă;3-substanţa absorbantă.*

-detectarea defectelor cu pulbere magnetică, figura 10.8. Metoda se bazează pe diferenţa de permeabilitate magnetică dintre materialul compact şi cel cu defecte putându-se aplica numai pieselor turnate din aliaje cu proprietăţi magnetice. Liniile de flux magnetic ocolesc

discontinuitățile sau incluziunile nemetalice. Se pot detecta defecte de suprafață sau din imediata apropiere a acesteia.

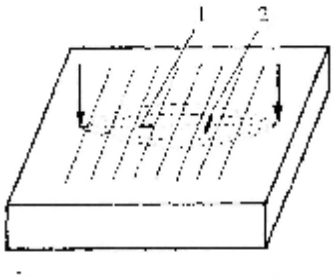


Fig.10.8. Schema detectării defectelor cu pulberi magnetice: *1-defect detectabil; 2-defect netectabil.*

-detectarea defectelor cu ajutorul radiațiilor penetrante, figura 10.9. Se poate aplica tuturor tipurilor de aliaje. La baza acestei metode stă tehnica radiografierii pieselor turnate cu o sursă de radiații X.

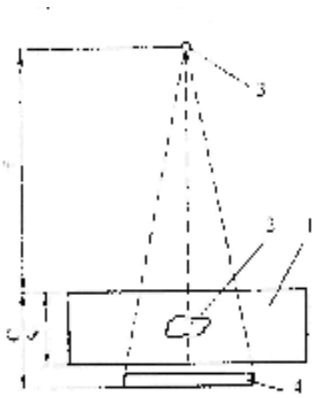


Fig.10.9. Poziția sursei de radiații penetrante față de piesă: *1-piesa turnată;2-defectul;3-sursa de radiații;4-filmul radiografic;c-distanța de la suprafața piesei la film;f-distanța de la sursă la suprafața piesei;s-grosimea piesei turnate.*

-detectarea defectelor prin ultrasunete. Controlul se face numai după efectuarea tratamentului termic final şi respectiv după o prelucrare corespunzătoare a piesei.

-controlul formei, dimensiunilor şi masei.

10.3.2. Defectele pieselor turnate

În funcție de importanța lor defectele pieselor turnate se împart în trei grupe:

-defecte admisibile, fără remanieri;

-defecte admisibile, cu remanieri;

-defecte inadmisibile.

Prima grupă cuprinde defecte care nu influențează în nici un fel calitatea şi funcționalitatea piesei iar defectele din grupa a doua se pot înlătura utilizând diferite procedee de remaniere.

Defectele pieselor turnate se simbolizează printr-o literă urmată de un număr format din trei cifre. Litera indică simbolic categoria de bază în care se include defectul, prima cifră arată grupa, a doua cifră indică subgrupa, iar ultima cifră este specifică fiecărui defect în parte.

Defectele pieselor turnate se împart din punct de vedere al morfologiei defectelor în următoarele opt categorii de bază:

A-excrescențe metalice. Au formă de bavuri, umflături, creste, picături, defecte ce apar ca urmare a ridicării semiformelor, cedarea semiformei inferioare, deplasarea unei părți de formă sau de miez, fisurarea suprafeței formei datorită extragerii greşite a modelului etc.

B-goluri. Din această categorie fac parte suflurile, porii superficiali-sita, retasura deschisă, retasura de miez, retasura axială, microretasurile etc. Aceste goluri apar ca urmare a conținutului

crescut de gaze, temperatura prea înaltă de turnare, contracția în volum a materialului metalic turnat etc.

C-discontinuități-crăpături. Fac parte rupturile la rece, la cald, crăpăturile la rece şi cald, crăpături la tratament termic, intercristaline etc.

D-defecte de suprafață. Cuprind ridurile, pielea de elefant, cutele, rugozitatea, retasuri de suprafață, aderențe mecanice, termice, chimice, exfolierea.

E-piesă turnată incomplet. Fac parte defecte cum sunt: colțuri rotunjite, piesă incompletă, turnare incompletă, piesă scursă, topire sau deformare la tratament termic, repriză, turnare întreruptă, repriză pe inserția metalică.

F-dimensiuni sau configurații necorespunzătoare. Contracție incorect calculată, contracție frânată, model deformat, greşeală de montare a modelului, dezaxarea formei, deformare datorită eliminării tensiunilor remanente.

G-incluziuni şi defecte de structură. incluziuni metalice, picătură rece, incluziuni de nisip, pete negre, puncte dure, licuația etc.

10.3.3. Remanierea pieselor turnate

Se supun operației de remaniere piesele cu defecte care după remaniere pot fi folosite în ansamblul destinat.

Procedeele de remaniere pot fi mecanice, prin sudare, chimice şi speciale. Remanierea pieselor turnate care au defecte conduce la realizarea unor economii importante, în ceea ce priveşte: îmbunătățirea calității pieselor turnate; micşorarea consumului de metal şi de energie; scurtarea ciclului de fabricație; reducerea costurilor de producție.

Procedee mecanice de remaniere. În această categorie intră curățirea, îndreptarea, ştemuirea, dopuirea şi bucşarea, placarea. Se aplică în mod curent în turnătorii, prezentînd avantajul unor utilaje şi tehnologii simple, în piesele turnate neavând loc transformări structurale.

Curățirea se face prin tăiere cu dalta, polizare, prelucrare mecanică.

Îndreptarea este un procedeu de remaniere a pieselor turnate, mai ales în cazul pieselor cu lungime mare. În cazul pieselor din fontă îndreptarea se face la cald. De regulă, îndreptarea pieselor turnate se face înainte de tratamentul termic final.

Ştemuirea se realizează prin presarea materialului metalic (cu plasticitate ridicată) în zona cu defect, fiind folosită pentru înlăturarea infiltrațiilor.

Dopuirea sau bucşarea se aplică în cazul defectelor interioare (retasuri, pori, sufluri, incluziuni) şi constă din găurirea locului defect şi introducerea unor ştifturi sau dopuri filetate figura 10.10.

Placarea se aplică la piesele mari şi voluminoase executate în serie mică sau unicate.c

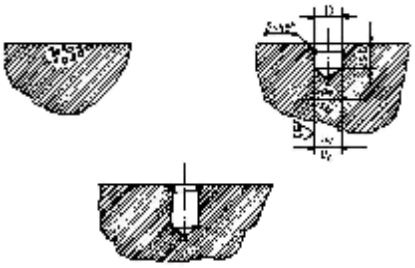


Fig.10.10.Remanierea defectului cu dopuri sudate: *a-forma defectului în piesa turnată;b-locul cu defect pregătit pentru remaniere;c-defectul remaniat.*

Remanierea prin sudare. Sudarea este una dintre cele mai sigure şi mai răspândite metode de remaniere a defectelor pieselor turnate. Clasificarea procedeelor de sudare se face în funcție de natura surselor de căldură folosite pentru topirea aliajului de bază şi a celui de adaos la locul de îmbinare.

Cele mai utilizate procedee de sudare pentru remanierea pieselor turnate sunt:

-sudarea cu arc electric;

-sudarea oxiacetilenică;

-sudarea aluminotermică.

Alegerea materialelor de adaos se face în funcţie de condiţiile de solicitare şi exploatare, ţinând seama de compoziţia chimică şi caracteristicile mecanice ale piesei ce urmează a fi remaniată prin sudare.

Materialele de adaos se împart în două grupe: de bază şi auxiliare. Dintre materialele de adaos de bază fac parte aliajele care participă la realizarea îmbinării sudate (electrozi înveliţi, sârme, pulberi metalice).Materialele de adaos auxiliare uşurează realizarea îmbinării sudate, ele neparticipând direct la formarea cusăturii sudate (fluxuri de sudură, gaze de protecţie, gaze combustibile).

Procedee chimice de remaniere. La unele piese turnate problema remanierii defectelor de neetanşeitate este foarte importantă. Aceste defecte apar de obicei după prelucrarea mecanică şi dacă piesa corespunde din punct de vedere al rezistenţei mecanice, se poate remedia piesa turnată prin procedee chimice de remaniere: impregnare, chituire etc.

Materialele de impregnare trebuie să răspundă la următoarele cerinţe:

-să aibă capacitate mare de pătrundere şi de umezire;

-să se contracte cât mai puţin la uscare;

-să nu fie toxic;

-să aibă durabilitate mare şi rezistenţă ridicată;

-să aibă plasticitate bună şi să fie ieftin.

Condiţia de bază pentru obţinerea unei bune etanşări este efectuarea unei pregătiri corespunzătoare a piesei turnate cu defecte şi folosirea soluţiei de etanşare optimă.

Operaţia preliminară este curăţirea corectă a pieselor turnate care se face de obicei mecanic (prin sablare) sau cu ajutorul periilor de sârmă. Se impune apoi o degresare, de regulă prin încălzirea pieselor turnate într-o atmosferă oxidantă, la o temperatură de 220-250°C timp de 2-4 ore, după care se spală într-o soluţie apoasă de săpun.

Pentru remanierea pieselor turnate cu defecte ce înrăutăţesc aspectul comercial se aplică chituirea. În general chituirea se aplică pentru eliminarea denivelărilor suprafeţelor pieselor turnate şi a urmelor rezultate de la remanierea unor defecte mai mari.

Remanierea prin metalizare. Prin acest procedeu se pot remania defecte de turnare ca sufluri, retasuri, incluziuni precum şi alte defecte ce înrăutăţesc etanşeitatea sau aspectul exterior.

Metalizarea se realizează prin pulverizarea aliajului topit sub o presiune de 5-6 daN/cm^2 pe suprafaţa pregătită în acest scop. După aplicare, stratul metalizat poate fi prelucrat cât este necesar.

Temperatura piesei în timpul remanierii nu trebuie să depăşească 50°C, distanţa dintre pistolul de metalizare şi piesă să fie de 150-200 mm.

Sârma de zinc se utilizează la remanierea pieselor din fontă, sârma de oţel la sudarea semiautomată sub strat de flux sau în mediu de CO_2 în cazul pieselor de oţel, sârmă de aluminiu pentru piesele turnate din aliaje de aluminiu etc.

Proprietăţile mecanice ale stratului metalizat depus sunt, în general, inferioare celor ale aliajului de bază, dar etanşeitatea pieselor poate fi mărită.

Metalizarea se realizează cu dispozitive speciale, numite pistoale de metalizare, care pot fi cu flacără oxiacetilenică, cu arc electric sau cu plasmă.

XI. NORME DE TEHNICA SECURITĂȚII MUNCII LA REALIZAREA PIESELOR TURNATE

Generalități

Obținerea pieselor turnate în secțiile de turnătorie, este necesar să se facă în condiții optime de muncă, fără a se periclita sănătatea sau viața muncitorilor. Prin cunoaşterea normelor de protecția muncii se urmăreşte nu numai evitarea accidentelor ci şi o creştere a productivității muncii, prin exploatarea rațională a instalațiilor şi utilajelor secției, fără ca acestea să sufere întreruperi funcționale sau degradări premature.

Căile de acces şi trecerile de circulație din hale vor avea marginile marcate vizibil.

Pardoselile secțiilor vor fi rezistente la acțiunea metalului topit şi la celelalte condiții impuse de tehnologia de lucru, să fie plane şi să nu prezinte pericol de alunecare.

Se va asigura iluminat natural adecvat şi alimentarea secției cu apă potabilă şi carbo-gazoasă.

Pregătirea amestecurilor de formare

Depozitarea amestecurilor de formare se va face în buncăre special amenajate, amplasate în apropierea instalațiilor de preparare. Buncărele vor fi prevăzute cu grătare la gurile de alimentare, iar accesul în interiorul lor va fi interzis.

Prepararea amestecurilor de formare se va face în încăperi special amenajate, izolate de celelalte încăperi de lucru.

La utilajele de dezagregare, măcinare sau malaxare ce servesc la prepararea amestecurilor de formare, gura de alimentare va fi acoperită cu un grătar care să nu permită introducerea mâinii în zona periculoasă. Luarea probelor este interzisă în timpul funcționării agregatelor.

Instalațiile de preparat amestecuri, amplasate la înălțimi diferite vor fi prevăzute cu platforme şi pasarele de trecere.

Se va asigura accesul normal şi comod în gropile şi canalele subterane, folosind scări metalice fixe.

La utilizarea unor lianți toxici (răşini furanice etc) se va asigura o ventilare corespunzătoare.

În cazul defectării agregatelor, separarea lor se face numai de echipele de reparație şi întreținere, cu avertizarea derigoare "ATENȚIE AGREGAT ÎN REPARAȚIE"

Confecționarea modelelor, formelor şi miezurilor

Modelele se confecționează în ateliere separate. Se vor respecta normele de tehnica securității pentru lucrul la maşinile de prelucrat. Păstrarea modelelor se va face în încăperi uscate, unde se vor aşeza în stive după dimensiuni sau pe stelaje.

La executarea formelor nu se admite folosirea ramelor de formare care prezintă crăpături, deformări, ochiuri de fixare dezaxate,...

Ramele de formare goale se depozitează în locuri prevăzute cu mijloace de ridicare şi manipulare nepericuloase.

Se interzice efectuarea oricărei operații, când ramele sunt suspendate în cîrligul macaralei. Când forma se execută în solul turnătoriei, gropile se îngrădesc.

Umplerea şi îndesarea amestecului de formare în jurul modelului se va face cu multă atenție. La deservirea maşinilor de format se vor lua toate măsurile pentru prevenirea prinderii mâinilor.

Înainte de uscare, formele se vor găuri în vederea evacuării gazelor.

Atelierele unde se realizează miezurile vor fi amplasate în spații separate de atelierul de formare şi turnare. Vor fi prevăzute cu mese de lucru comode. În cazul lucrului cu materiale fuzibile – stearină, ceară, parafină, se vor utiliza magazii speciale.

La formarea cu CO_2 se vor verifica cu atenție recipientele de CO_2 şi reductoarele de presiune, pentru a se evita scăpările de gaz.

Operațiile de vopsire a miezurilor cu pulverizatorul se vor executa în camere închise, prevăzute cu aspiratoare.

Uscarea şi pregătirea formelor pentru turnare

Se va asigura o ventilare corespunzătoare a zonei în care are loc uscarea formelor mari cu uscătoare cu flacără.

Pentru forme mici se vor utiliza cuptoare de uscare prevăzute cu uşi şi instalații de captare a gazelor.

Pentru a se evita deschiderea formelor în timpul turnării, acestea se vor prinde cu cleme sau se vor încărca cu greutăți repartizate uniform.

Se va interzice urcarea pe forme sau trecerea pe sub greutatea suspendată de cârligul macaralei.

Topirea metalelor şi aliajelor

Secția de topire şi turnare a metalelor şi aliajelor neferoase va fi prevăzută cu un sistem de ventilare care să asigure în perioadele de vârf o concentrație a substanțelor nocive sub limita prevăzută de standarde.

Fluxurile se vor păstra în saci de polietilenă, la loc uscat.

Creuzetele cuptoarelor nu se folosesc dacă prezintă fisuri sau spărturi sau dacă au pereții subțiați sub 10 mm.

Înainte de folosire, creuzetele se vor usca şi apoi se vor încălzi. Încărcătura cuptorului se va preîncălzi în prealabil. Deasupra cuptoarelor cu creuzet se montează hote pentru evacuarea gazelor.

Lingotierele precum şi formele metalice vor fi bine uscate şi preîncălzite înainte de turnare.

Muncitorii vor purta ochelari de protecție adecvați, şorțuri, mănuşi şi jambiere de azbest.

În caz de defecțiune se deconectează instalația de la rețea şi apoi se remediază.

Stamparea cuptorului se va face cu materiale refractare adecvate din punct de vedere al compoziției chimice, granulometrice etc.

Oale de turnare

Se vor verifica cu atenție, neadmițându-se folosirea oalelor de turnare cu căptuşeala sau mantaua fisurată.

Înainte de folosire, oalele se usucă bine până la îndepărtarea completă a apei din căptuşeala refractară.

Oalele de turnare manipulate manual de doi muncitori nu vor depăşi 60 kg în stare încărcată. Oalele ce depăşesc 0,5 tone vor fi prevăzute cu dispozitiv de basculare cu angrenaj cu melc care să asigure oala împotriva basculării la orice unghi de basculare.

Umplerea oalei se va face în proporție de 7/8 din volumul ei.

Turnarea metalelor şi aliajelor în forme

Înainte de începerea turnării trebuie să se verifice asigurarea ramelor de formare; pâlnia de turnare trebuie să fie bine uscată.

Gazele toxice emanate de formă se vor aprinde imediat.

Locurile de trecere printre rândurile de forme trebuie să fie de cel puțin 0,8 m lățime. La turnarea manuală trebuie să fie de cel puțin un metru.

Este interzisă trecerea peste formele cu metal topit. Tunelele de răcire vor fi prevăzute cu instalații de ventilare prin absorbție a gazelor.

După turnări repetate, formele metalice se încălzesc şi se impune răcirea lor cu aer.

Dezbaterea formelor şi curățirea pieselor turnate

Încăperile în care se execută dezbaterea formelor vor fi izolate şi prevăzute cu instalații de ventilație pentru absorbția prafului.

Piesele mici se vor lua cu furci sau cleşti, nu cu mâna. La dezbaterea manuală temperatura pieselor nu va depăşi 200°C. Pentru uşurarea dezbaterii şi evitarea prafului se poate umezi amestecul din forme.

Curățirea pieselor se va executa într-o zonă izolată a halei sau în încăperi speciale.

În timpul curățirii manuale piesa va avea o temperatură sub 50°C şi o poziție stabilă.

Polizoarele se prevăd cu apărători solide.

La maşinile de curățire cu alice se impune asigurarea etanşeității spațiului de lucru. Datorită uzurii rapide a elementelor instalațiilor de sablare expuse jetului de sablare, se va prevedea înlocuirea lor din timp.

Clasificarea procedeelor de sudare

Obținerea unei îmbinări de tip monolit, în care părțile componente să fie dificil de pus în evidență, se poate realiza pe mai multe căi. Procesele tehnologice de acest gen sunt cuprinse sub denumirea de procese de sudare.

Sudarea este metoda de îmbinare nedemontabilă a două piese care constă în stabilirea legăturii chimice între suprafețele de îmbinat, legătură care se realizează prin încălzire, prin presiune sau combinat, cu sau fără aport de material din afară.

Prin ***sudură*** se înțelege rezultatul operației de sudare, adică îmbinarea sudată, iar prin ***cusătură sudată*** se defineşte acea zonă a îmbinării în care s-a stabilit legătura chimică între suprafețele de îmbinat.

Sudarea, ca metodă de îmbinare, se utilizează într-un număr foarte mare de cazuri, pe nu număr de materiale tot mai mare. Această dezvoltare continuă a procesului de sudare se datorează avantajelor sale, respectiv: posibilitatea de obținere a unor îmbinări etanşe; economii de material prin proiectarea de elemente simple, ce se asamblează ulterior; manoperă simplă.

Procedeele de sudare se pot clasifica după numeroase criterii, cele mai importante fiind:

- După starea de agregare a materialului pe durata procesului în zona de îmbinat;
- După temperatura la care se realizează îmbinarea (în strânsă relație cu criteriul anterior);
- După natura energiei utilizate pentru realizarea îmbinării.

O clasificare generală a proceselor de sudare cunoscute este prezentată în figura 1.

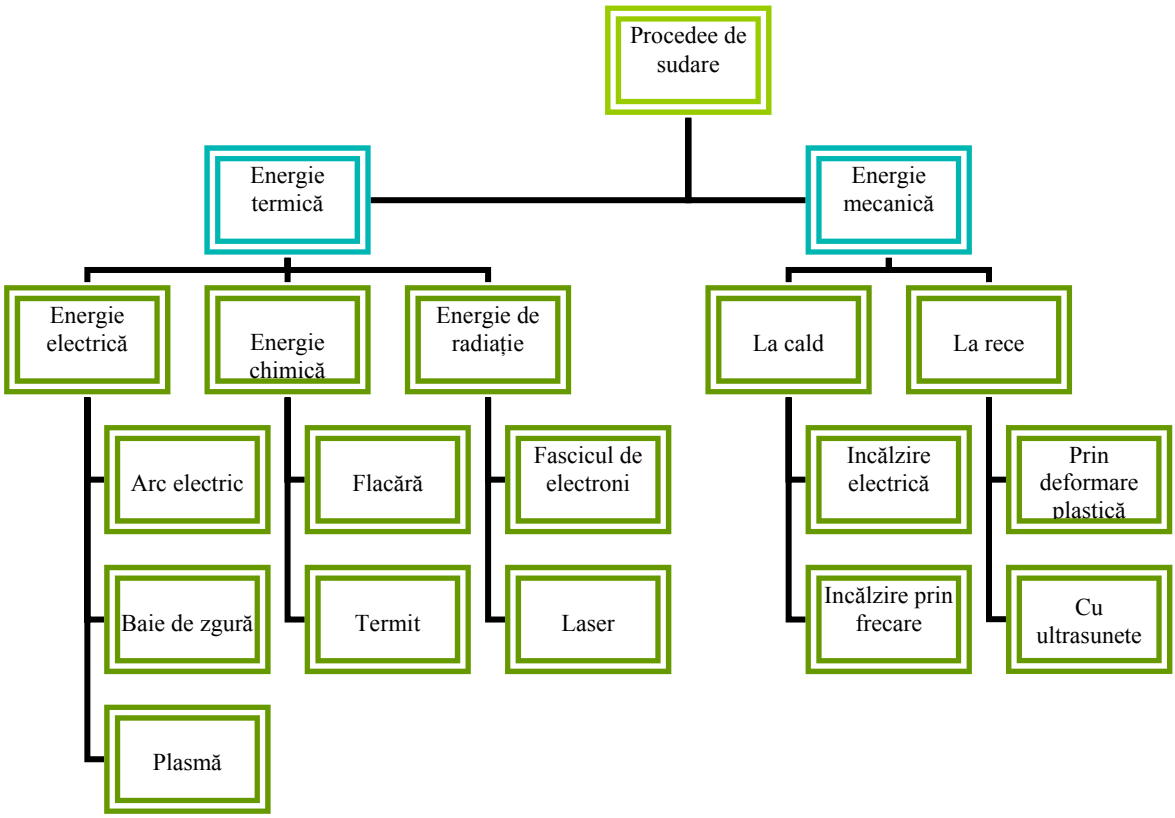


Fig. 1 Clasificarea procedeelor de sudare

Dintre procedeele de sudare cuprinse în clasificare, cea mai mare răspândire o au procedeele de sudare prin topire, mai ales cele care utilizează energia electrică, în special procedeele de sudare cu arc electric, a căror clasificare este prezentată în figura 2.

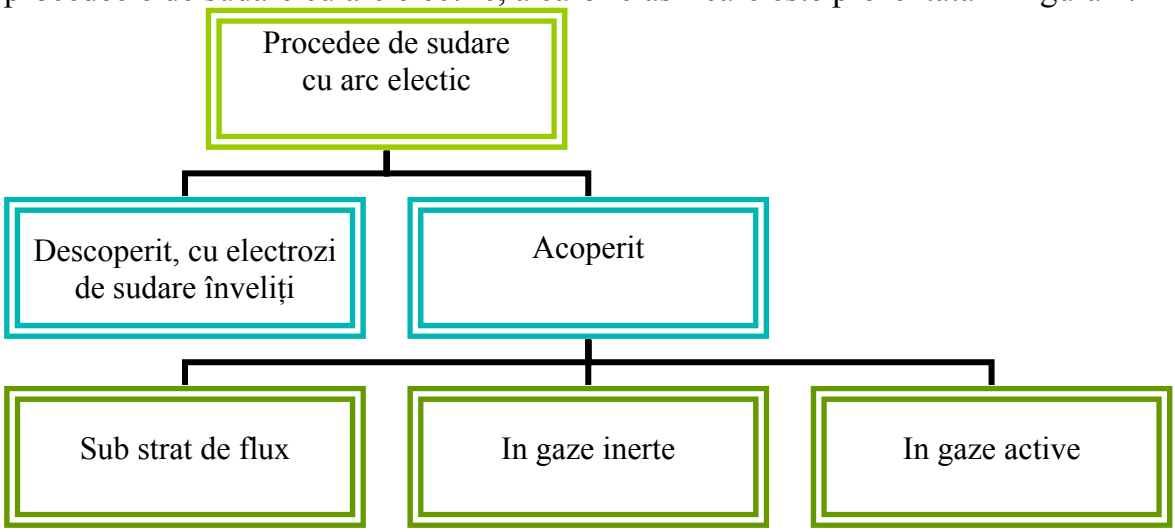


Fig. 2. Clasificarea procedeelor de sudare cu arc electric

Îmbinarea se realizează pe o zonă limitată din semifabricat / piesă, zonă care trebuie activată într-un mod oarecare. Activarea este impusă de necesitatea ca atomii celor două componente să formeze un tot continuu după procesare.

Terminologia utilizată la îmbinările realizate prin sudare cu topire

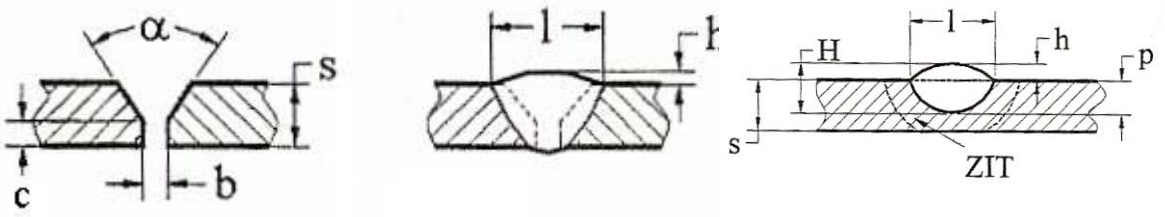
În cazul îmbinărilor prin topire, sudura finită prezintă o alcătuire specifică, zonele purtând denumiri consacrate şi recunoscute prin standarde.

Metalul din zona îmbinării aparţinând pieselor ce se sudează se numeşte **metal de bază**, iar cel din afară, care eventual se adaugă între suprafeţele care se îmbină, se numeşte **metal de adaos**.

Spaţiul dintre piesele de sudat care urmează sa fie umplut cu metalul de adaos se numeşte **rost**. Rostul se alege în funcţie de grosimea de material şi gradul de solicitare al piesei.

Porţiunea din metalul de bază vecină cusăturii, în care se produc modificări structurale datorate încălzirii peste o anumită temperatură se numeşte **zonă influenţată termic, ZIT**.

În figura 3 se prezintă rostul de sudură, cusătura sudată corespunzătoare, precum şi o sudură de depunere, pentru prezentarea tuturor caracteristicilor geometrice.



a. b. c

Fig. 3. Elementele caracteristice unei suduri prin topire: a. Rostul de sudare (s – grosimea materialului de bază; b – deschiderea rostului; c – înălţimea rădăcinii rostului; α – unghiul de deschidere al rostului); b. Cusătura sudată (l – lăţimea cusăturii; h – supraînălţarea. Nu este figurată ZIT) c. Sudare cu depunere (p – pătrunderea; H – înălţimea cusăturii).

Sudabilitate

Pentru ca un material să poată fi sudat uşor trebuie să fie fără defecte interioare şi exterioare, să nu fie fragil la rece şi la cald. Aliajele folosite să fie rezistente la rupere şi să prezinte de preferință o rupere plastică. Ruperea plastică, respectiv însoțită de o deformație plastică care precede cu mult timp ruperea care se manifestă printr-o schimbare de formă permite un "control" al apariției ruperii. Ruperea fragilă este periculoasă deoarece nu permite o anticipare printr-o manifestare anterioară. Ruperile la oboseală nu sunt ruperi fragile.

Materialele care întrunesc condițiile menționate sunt desemnate ca „sudabile", respectiv pentru obținerea unor calități bune ale sudurii nu sunt necesare măsuri deosebite în proces.

Totuşi, şi în cazul materialelor sudabile este posibilă apariția ruperii fragile, cauzele fiind următoarele:

- tensiuni reziduale din construcții ;
- temperaturi ambientale scăzute sau scăderea bruscă a temperaturii;
- viteze mari de deformare sau şocuri;
- influența ciclului termic de la sudare care poate fi asimilat unui tratament termic care formează constituenți în afară de echilibru.

Pe durata procesului de sudare se dezvoltă în cusătură un număr mai mare sau mai mic de defecte, cele mai temute fiind fisurile. Fisurile reprezintă amorsă pentru ruperea fragilă, iar prezența lor, mai ales la materialele cu sudabilitate redusă este foarte periculoasă. Pentru aliajele fier – carbon sudabilitatea scade cu creşterea conținutului de carbon, când conținutul de carburi din masa metalică creşte. În figura 4 este prezentată dependența între conținutul de carbon şi sudabilitate în cazul oțelului.

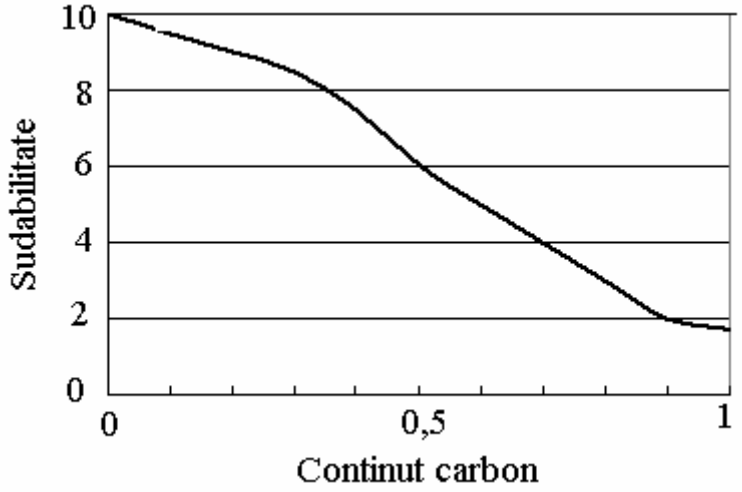


Fig. 4. Dependența sudabilității oțelului de conținutul de carbon

Materiale de adaos

În cazul sudării manuale, materialul de adaos este constituit din electrozi, vergele metalice de diametre standard, 2mm, 2,5mm, 3,25mm, 4mm şi, mai rar, 5mm şi 6mm.

Electrozii pentru sudarea clasică au lungimea standard de 450 mm, cei cu Φ=2mm şi Φ=2,5mm se fabrică şi cu lungimi de 300 sau 350 mm, şi sunt acoperiţi cu un înveliş fuzibil 2, mineral sau organic, care îndeplineşte mai multe funcţii.
În cazul general al sudării cu arc electric se utilizează şi vergele metalice (flacără, arc electric în gaze inerte cu electrod nefuzibil) sau sârme subţiri pentru sudarea automată sau semiautomată în gaze inerte sau active.

Surse termice. Caracteristici

Pentru a putea topi materialele implicate în proces este necesară o sursă de căldură suficient de puternică.
Există o mare varietate de surse termice. Pentru calitatea îmbinărilor sunt importante caracteristicile surselor privind influenţa de natură fizico-chimică pe care o exercită asupra materialelor şi modul în care este distribuită energia în spaţiu şi timp.

Mărimi ce caracterizează sursa termică

Pentru a încălzi / topi un material fie şi pe o porţiune limitată este necesar un aport termic, o cantitate de căldură ce este transferată spre materialul de sudat, Q, [J].
Căldura este furnizată corpului într-un interval de timp, t [s].
Fluxul termic al unei surse reprezintă cantitatea de căldură furnizată de sursă în intervalul de timp Δt:

$$\Phi = \lim_{\Delta t \to 0} \frac{\Delta Q}{\Delta t} = \frac{dQ}{dt} \quad [W]$$

Căldura furnizată de sursă poate fi diferit repartizată pe suprafaţă, A. Distribuţia spaţială a căldurii pentru o sursă termică este descrisă de densitatea de flux termic, q:

$$q = \lim_{\Delta A \to 0} \frac{\Delta \Phi}{\Delta t} = \frac{d\Phi}{dt} \quad \left[\frac{W}{m^2}\right]$$

Exemplificarea importanţei densităţii de flux termic: pentru topirea superficială a unui oţel este necesar, teoretic, un flux de 400W/cm2. Timpul necesar topirii superficiale este de 2 minute, în aceste condiţii, dar dispersia căldurii în masa materialului / mediu împiedică topirea. Valoarea minimă necesară pentru topirea oţelului este de 1000W/cm2.
Dacă $q = 10^{13} \ldots 10^{14} \left[W/cm^2\right]$, metalul este vaporizat în intervale de timp de ordinul milisecundelor, sudarea fiind imposibilă.
Fiecare sursă prezintă o distribuţie a căldurii, a densităţii de putere, de tip gaussian, figura 5, cu valoarea maximă, q_{max}, şi dispersia caracteristice fiecărui tip de sursă.

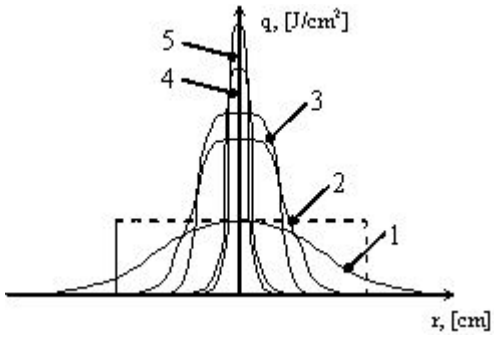


Fig. 5. Distribuţia densităţii de putere (densitatea de flux termic) pentru surse de sudare caracteristice: 1. flacără; 2. arc electric; 3. rezistenţă de contact; 4. plasmă; 5. fascicul de electroni.

Dintre sursele cu utilizare curentă cea mai mare răspândire o are arcul electric.

Definitie, caracteristici ale arcului electric.

Arcul electric este o descărcare electrică stabilă între doi electrozi care se produce intr-un mediu gazos ionizat la densităţi mari de curent: $j = (0{,}75 \ldots 3{,}5) \cdot 10^8 \quad A/m^2$

Arcul electric – lumina orbitoare cunoscută este forma de manifestare a fenomenelor produse în timpul descărcării electrice

2.3.2.Generalitati

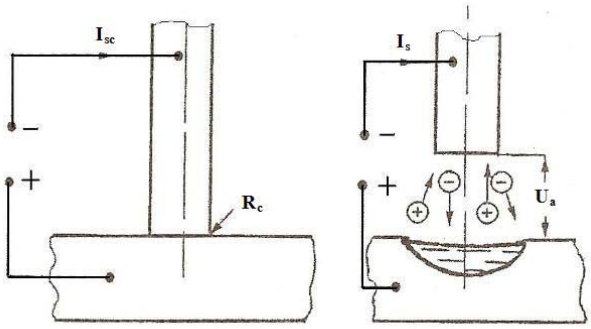
Arcul electric este una din sursele termice cele mai utilizate în procesele de sudare, datorită accesibilităţii tehnologice şi eficienţei energetice ridicate, respectiv un randament de: $\eta_t = 0{,}40 \ldots 0{,}98$

Puterea specifică (densitatea de flux termic) în arcul de sudare este suficient de mare: $P = 10^8 \ldots 10^9 \quad W/m^2, \quad respectiv \quad 10^4 \ldots 10^5 \quad W/cm^2$.

In cazul cel mai des întâlnit arcul de sudare acesta este amorsat între un electrod (obişnuit sârma electrod) şi piesa de sudat, descărcarea electrică având loc la o tensiune relativ scăzută: $Ua = 10 \ldots 40V$ şi o intensitate mare a curentului $Is = 5 \ldots 2000\,A$.

Formarea arcului electric de sudare este condiţionată de două fenomene: emisia de electroni şi ionizarea gazelor aflate între cei doi electrozi.

Fazele formării arcului de sudare sunt reprezentate în figura 4.



a. b.

Fig. 4. Fazele existenţei arcului electric la sudare: a. Amorsarea; b. Arderea arcului , principalii parametri şi transportul de sarcină electrică în coloana de arc.

In prima fază (a) cei doi electrozi, sârma electrod şi piesa, conectaţi la o sursă de curent electric, se scurtcircuitează. Curentul de scurtcircuit are valoare mare, rezistenţa de contact la fel, astfel încât căldura degajată local prin efectul Joule – Lenz ($Q = Rc \cdot I_{sc}^{\ 2}$) este importantă şi locul de contact ajunge la o temperatură ridicată, suficientă iniţierii termoemisiei. In faza următoare (b) scurtcircuitul se întrerupe, prin îndepărtarea celor doi electrozi, astfel încât catodul, ajuns la temperatura ridicată, emite electroni. Pe traseul spre anod, electronii ciocnesc atomii amestecului gazos dintre cei doi electrozi, producând excitarea şi ionizarea acestora. Se creează astfel condiţii de descărcare electrică prin arc, cu alte cuvinte, se amorsează descărcarea electrică. Menţinerea la

distanță constantă a vârfului de electrod de materialul de bază permite arderea stabilă a arcului. Creşterea spațiului dintre electrozi are ca efect stingerea arcului.
Pe durata funcționării arcului emisia de electroni este stimulată de câmpul electric produs de tensiunea arcului, Ua (căderea de tensiune dintre cei doi electrozi) şi bombardamentul efectuat de ioni asupra catodului, căruia îi cedează energia.
Sub acțiunea arcului electric piesele se topesc local, formând baia de sudură.
Atunci când piesa este conectată ca electrod in circuitul de sudare, arcul electric este direct, iar daca piesa aste independenta față de circuitul de sudare, arcul este indirect (in acest caz efectul termic al arcului asupra piesei este mai redus).
Arcul electric poate fi alimentat cu curent continuu sau cu curent alternativ. Pentru cazul curentului continuu polaritatea joacă un rol important, profilul băii fiind influențat şi de polaritate.
Electrozii utilizați la sudarea cu arcul electric pot fi fuzibili sau nefuzibili, influențând puternic fenomenele din arc. Tipul de curent, polaritatea, tipul de electrod utilizat influențează semnificativ repartiția căldurii în spațiul de lucru şi implicit profilul băii, figura 5, precum şi efectele din materialul de bază.

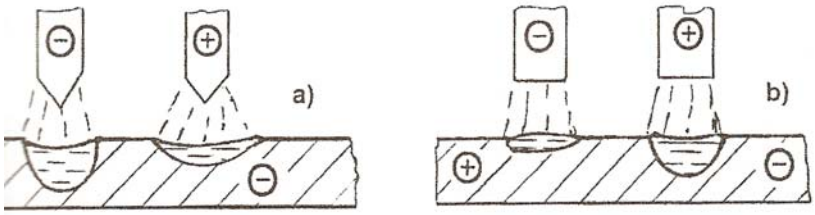


Fig. 5. Influența polarității curentului asupra profilului băii: a. Electrod nefuzibil; b. Electrod fuzibil (Electrod la polul negativ: polaritate directă; electrodul la polul pozitiv: polaritate inversă).

Câmpul termic

Căldura furnizată de sursă, indiferent de caracteristicile acesteia, generează în corp un câmp energetic diferit de cel al corpului, câmpul termic la sudare. Câmpul termic diferă de la sursă la sursă şi de la material la material (având în vedere atât proprietățile fizice cât şi geometria acestuia).

Câmpul termic la sudare cuprinde totalitatea fenomenelor de transfer termic prin materiale, în timpul procesului la sudare. Distribuția temperaturii, durata de menținere la temperaturi înalte a materialului, vitezele de răcire vor influența numeroase aspecte legate de performanțele îmbinării.

Câmpul termic se dezvoltă şi la nivelul materialului de adaos, determinând topirea acestuia.

Este bine de reținut că procedeele de sudare cu topire prezintă următoarele particularități:

- încălzirea materialelor de îmbinat depinde în mod semnificativ de tipul de sursă, încălzirea fiind adeseori complexă (conducție şi radiație);
- câmpul de temperaturi din baia lichidă este influențat de convecția din baie;
- încălzirea materialelor care nu suferă transformări de fază se face prin conducție.

Se poate afirma că fenomenul de încălzire este dominant de tip conductiv.

Formularea matematică a conducției

Sursa termică degajă o cantitate de energie termică. Această energie se transmite zonelor învecinate printr-un proces de transfer energetic, modificându-le temperatura. Variația temperaturii în spațiu şi timp este diferită funcție de dimensiunile relative sursă / material. Deoarece modul de transfer energetic este preponderent conductiv, pentru determinarea câmpului termic se utilizează legea lui Fourier, relația 1 cu particularizările necesare.

$$\frac{dT}{dt} = \frac{q_v}{c \cdot \rho} + \frac{\partial}{\partial x}\left(a\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(a\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(a\frac{\partial T}{\partial z}\right) \qquad (1)$$

Unde:

T- temperatura atinsă într-un punct oarecare al piesei, ca urmare a transferului termic sursa - material;

t - timpul considerat pentru transferul termic;

q_v – puterea sursei termice;

c - căldura specifică la presiune constantă a materialului;

ρ - masa specifică a materialului;

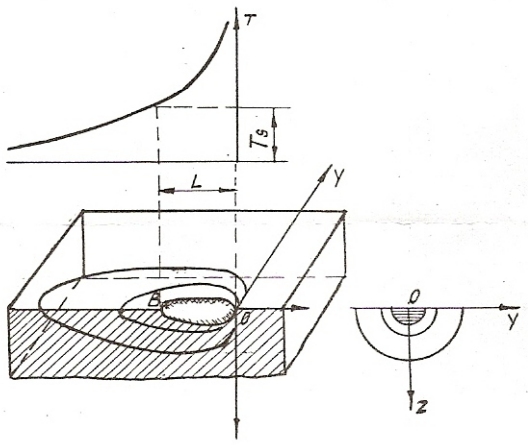
$a = \lambda / c \cdot \rho$ - difuzivitatea termică a materialului;

x, y, z - vectorii direcțiilor de propagare a căldurii în material.

Prin adaptarea condițiilor limită de interes se poate determina distribuția temperaturilor în spațiu şi timp, viteza de răcire într-un punct dat, lungimea băii lichide, etc.

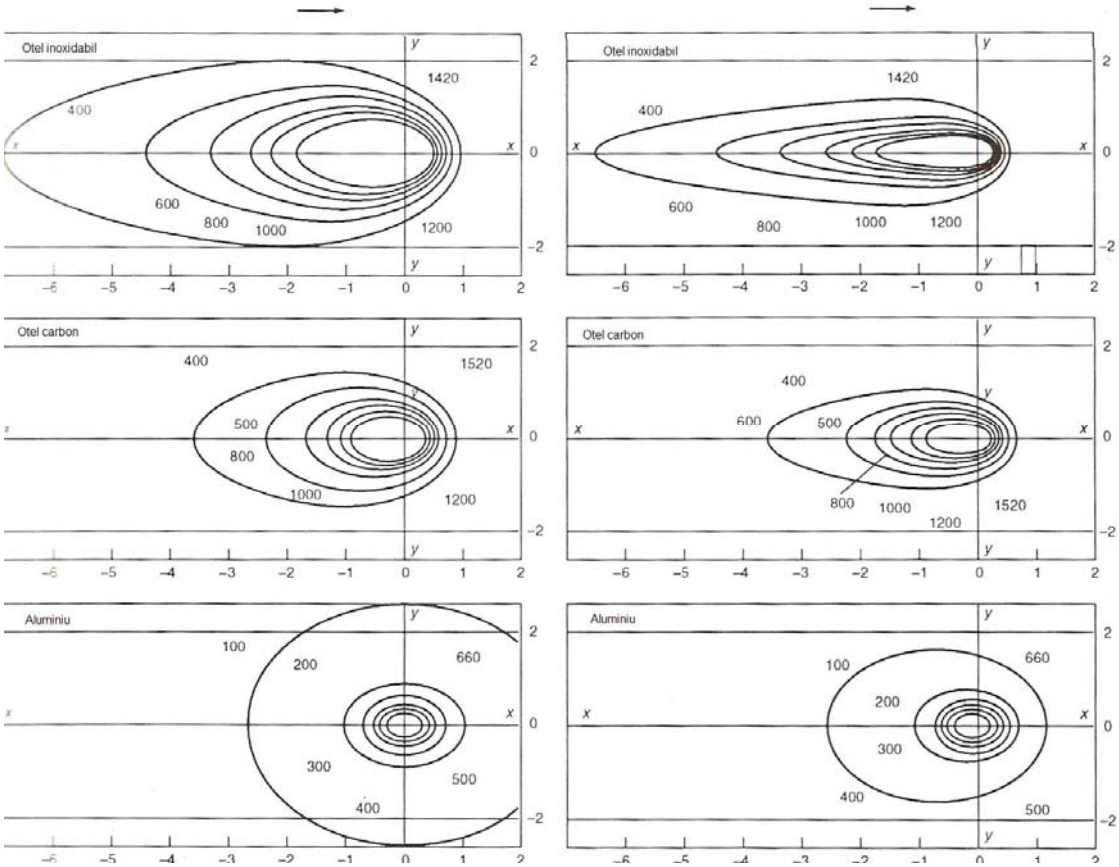
Forma izotermelor generate de surse cu dimensiuni mici în cazul pieselor masive este semisferică în adâncimea piesei, având acelaşi centru cu punctul sudat (cu sursa). Este cazul cel mai frecvent întâlnit în practica sudării, respectiv la sudarea cu electrod învelit, sudarea semiautomată sau automată cu electrod fuzibil / nefuzibil în atmosferă de gaze, figura 6. Abaterea de la conturul teoretic este urmare a turbulenței din baia metalurgică sub efectul dinamicii gazelor şi a gradientului de temperatură.

Pe suprafața piesei forma izotermelor este eliptică, având în centru baia lichidă, cu lungimea şi lățimea influențate de caracteristicile de material şi de tehnologia de sudare (energia utilizată, viteza de sudare). Izotermele din materialul solid depind de caracteristicile de material şi de parametrii tehnologici, figura 7.



a. b.

Fig. 6. Forma conturului băii lichide şi conturul izotermelor în materialul solid: a. Lungimea băii (lb, cu temperatura peste Ts) b. Adâncimea băii, teoretică..



a. b.

Fig. 7. A. Influența conductivității termice a materialului de bază asupra formei izotermelor *câmpului termic) pentru densitate de putere 4,2kJ/s şi viteză de sudare 1mm/s.(conductibilitatea termică a materialului modifică dimensiunile băii lichide şi dimensiunile zonei influențate termic. Aluminiul, deşi are temperatura de topire cea mai mică, are baia foarte mică şi zona încălzită extinsă.) B. Efectul vitezei de sudare asupra conturului izotermelor: viteza de sudare 5mm/s, putere 4,2kJ/s (creştere vitezei de sudare se manifestă ca şi când s-a introdus o cantitate de căldură mai mică – energia liniară mai mică).

Energia liniară utilizată în proces este o mărime frecvent utilizată în practica sudării. Ea face legătura între parametrii electrici (în cazul arcului electric) şi cei cinematici.
Relația de calcul pentru sudarea cu arc electric este:

$$E_l = \frac{P}{v_s} = \frac{\eta \cdot U \cdot I}{v_s} \quad \left[\frac{j}{m}\right]$$

PROCEDEE DE SUDARE

SUDAREA CU FLACARA

În cadrul acestei metode de sudare, sursa termică o constituie flacăra de gaze, figura …….

Flacăra 4 topeşte metalul de adaos 2 şi marginile metalului de baza 1, rezultând cusătura 6. Flacăra secundară 5 încălzeşte marginile metalului de bază. Coeficientul de concentrare este redus, materialul de bază este încălzit pe distanțe relativ mari. Materialul de adaos şi baia lichidă sunt puțin supraîncălzite.

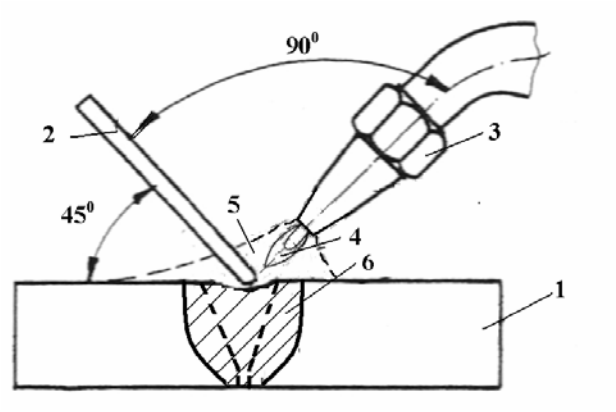


Figura ……. Schema sudării cu flacără: 1. metal de bază; 2. metal de adaos; 3. suflai; 4. flacără primară; 5. flacără secundară; 6. baie lichidă / sudură.

Sudarea oxi-acetilenică şi oxi-gaz în general, se caracterizează prin următoarele particularități:

- avantaje – este o sursă concentrată de căldură, uşor controlabilă, cu temperatură şi densitate de putere mai redusă decât cea a arcului. Acest lucru permite sudarea corectă şi estetică a materialelor cu grosimi mici (0,5…1,5 mm), completând sudarea cu arc, care în aceste condiții este mai greu sau chiar imposibil de realizat. Metoda este eficace în lucrări de reparații;
- dezavantaje – productivitate mica, cost ridicat şi calitate slabă la sudarea pieselor groase (sudarea în mai multe straturi se face greu şi nu asigură o calitate corespunzătoare); nu se pot face alieri în cusătură, calitatea sudurii depinde de calificarea sudorului. Protecția băii de efectele mediului este redusă.

SUDAREA MANUALĂ CU ELECTROD ÎNVELIT

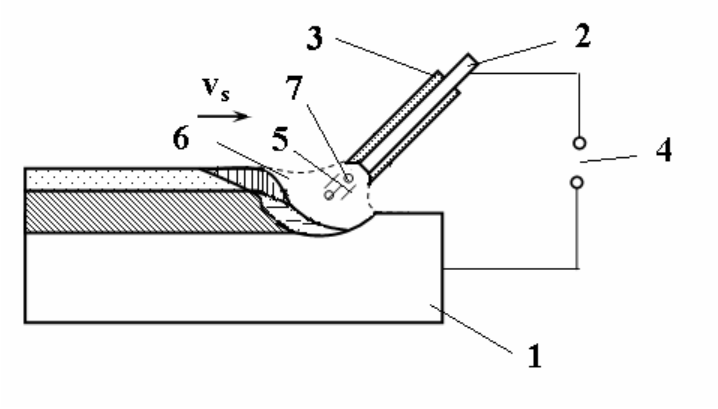


Fig. …… schema sudării manuale cu electrod învelit: 1. material de bază; 2. vergea metalică; 3. Înveliş de electrod; 4. sursă de curent; 5. arc electric; 6. atmosferă protectoare rezultată din arderea învelişului; 7. picături de metal transferate prin arc.

La sudarea manuală cu arc electric cu electrod învelit arcul arde între o vergea metalică – electrodul învelit şi metalul de bază. Electrozii înveliţi sunt electrozi fuzibili. Aceştia sunt formaţi dintr-un miez metalic şi un înveliş cu compoziţie chimică complexă - minerale, compuşi chimici ai metalelor, săruri, etc. După aprinderea arcului electrozii sunt avansaţi manual în arc pe măsură ce se consumă. Simultan arcul se deplasează de-a lungul semifabricatului, realizând cusătura.

Temperatura din arcul electric asigura topirea materialului de bază dar şi a vârfului electrodului. Fenomene complexe de natură electromagnetică asigură transportul metalului topit din electrod totdeauna spre piesele de sudat. Fenomenul de trecere a metalului prin arcul electric, întotdeauna în sensul electrod-piesă, poartă denumirea de transfer de metal prin arc. Protecţia băii se realizează prin atmosfera obţinută în urma arderii învelişului. Tot prin compoziţia chimică a învelişului sunt asigurate o serie de funcţii metalurgice ce influenţează produsul finit, respectiv calitatea cusăturii sudate.

Particularităţi ale procedeului:

- avantaje – extrem de flexibil în ceea ce priveşte compoziţia chimică a cusăturii, posibilităţi de aliere a cusăturii, echipament simplu şi fiabil, posibil de sudat cam în orice condiţii de mediu;
- dezavantaje – şi aici, calitatea sudurii depinde de calificarea sudorului; selecţia materialului de adaos (electrozi) trebuie făcută cu maximă atenţie, iar unele materiale de adaos cer condiţii speciale de lucru / conservare.

SUDAREA AUTOMATĂ CU ARC ELECTRIC SUB FLUX

Acest procedeu foloseşte ca electrod sârmă neînvelită sub formă de colaci . Protecţia arcului şi băii de sudură de acţiunea atmosferei este asigurată de compuşi asemănători celor din învelişul de electrod, dispuşi pe metal sub formă de pulberi numite flux. Fluxurile pentru sudare sunt caracterizate de compoziţia chimică, capacitate de a reacţiona chimic la temperaturi înalte şi granulaţia iniţială.

Avansul sârmei electrod se face totdeauna mecanizat. Sunt preferate soluţiile tehnologice în care şi mişcarea de deplasare a ansamblului de lucru este automată, dar există şi soluţii semimecanizate. Schema de principiu este prezentată în figura 1.3.

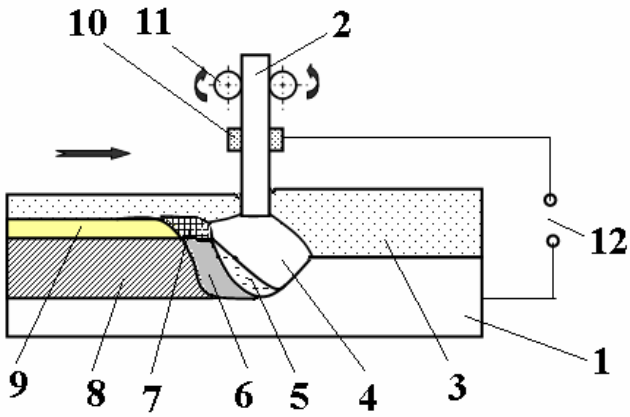


Figura 1.3. . Schema sudării automate sub strat de flux: 1. metal de bază; 2. sârmă electrod; 3. strat de flux; 4. spaţiu ardere arc (atmosferă gazoasă); 5. baie lichidă; 6. metal în curs de solidificare; 7. zgură în curs de solidificare; 8. cusătură finită; 9. zgură solidificată; 10. patina contact curent; 11. role de antrenare; 12. sursă de curent.

Fluxul granular se depune pe metalul de bază pe o grosime de 30…50 mm. Arcul electric este amorsat şi arde în masa de flux. O parte a fluxului arde şi formează o atmosferă de gaze de compoziţie controlată de compoziţia chimică a fluxului. Parte din flux se topeşte şi formează pe suprafaţa băii metalice zgura lichidă.

Sudarea sub strat de flux asigură o pătrundere mare în metalul de bază (sudează grosimi mari dintr-o singură trecere), o productivitate ridicată şi o calitate foarte bună a îmbinării. Principalul dezavantaj este legat de poziţia de lucru, doar pe orizontală. De asemeni, solicită o prelucrare atentă a rostului de sudare.

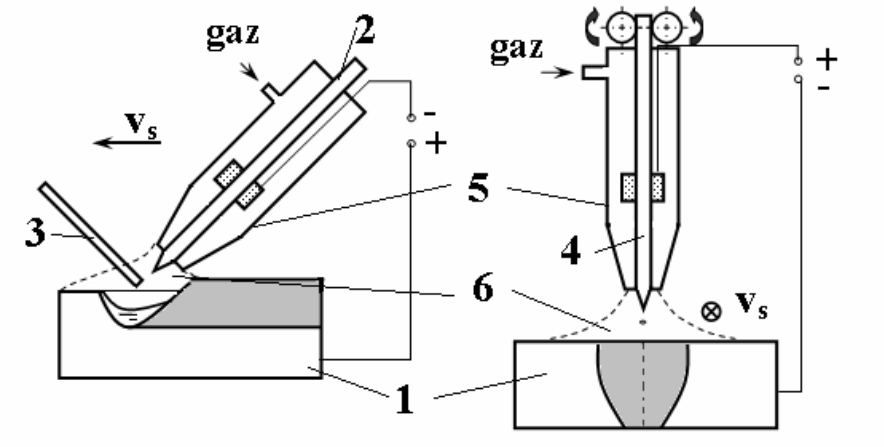
SUDAREA IN MEDIU DE GAZE PROTECTOARE

Termenul include o sumă de procedee de sudare cu aplicaţii relativ recente în practică. Ideea a pornit de la asigurarea unei atmosfere total neutre faţă de metalul incandescent. Acest lucru era posibil prin utilizarea unui gaz inactiv chimic, un gaz inert. În stadiul actual al dezvoltării tehnicilor de sudare nu se mai utilizează decât rar gaze inerte simple, cel mai ades fiind utilizate reţete de gaze (două sau mai multe, în raporturi bine definite, inclusiv amestecuri de gaze inerte). Tot atmosferă protectoare este şi

atmosfera formată din gaze active chimic (dioxid de carbon, hidrogen) atunci când utilizarea ei aduce beneficii calității sudurii.

Dintre gazele inerte sunt utilizate gazele heliu şi argon. Cel mai folosit este argonul, deoarece este mai ieftin şi are densitate mai mare, pe când heliul este mai uşor, mai scump şi se consumă mai mult. În rețete sunt utilizate volume de dioxid de carbon, hidrogen şi oxigen.

Se deosebesc două procedee: sudare cu electrod nefuzibil (WIG- wolfram-inert gas); sudare cu electrod fuzibil, asemănător sudării sub strat de flux. Cele două variante se prezintă schematic in figura 1.4.



a. b.

Figura 1.4. Schema metodelor de sudare cu gaze protectoare:

a. procedeu WIG; b. procedeu MIG; 1. metal de bază; 2. electrod de wolfram, nefuzibil; 3. metal de adaos (vergea); 4. metal de adaos (electrod fuzibil); 5. corp pistolet de sudare; 6. atmosferă protectoare (ieşire gaz).

Echipamentul pentru sudarea în atmosferă protectoare este prevăzut cu un pistolet de sudare. Pistoletul are funcții multiple: asigură legătura electrodului la sursa de curent; asigură curentul de gaz de protecție; la sudarea cu electrod fuzibil asigură antrenarea sârmei electrod, asemănător cazului sudării sub flux.

Metoda WIG utilizează un electrod de wolfram infuzibil (wolframul se topeşte la 3370°C). Ca desfăşurare se aseamănă cu sudarea cu flacără, metalul de adaos (atunci când se utilizează) fiind introdus separat în arc. Procedeul se utilizează pentru sudarea profilelor subțiri şi mai ales în cazul semifabricatelor de aluminiu. Pentru evitarea uzării electrodului nefuzibil, atmosfera de lucru este formată din gaze inerte, heliu sau argon sau combinații ale acestor două gaze. Sudarea până la grosimi de metal de 3 mm se face numai cu topirea metalului de bază, peste această grosime, se foloseşte sârmă de adaos. Sudarea se face în general în curent continuu cu polaritate directă. Se utilizează alimentare în curent alternativ când se sudează metale puternic active chimic, aluminiu, magneziu, etc. Nu se foloseşte polaritatea inversă deoarece se uzează electrodul nefuzibil. Pentru protecția electrodului de supraîncălzire, pistoletul de sudare este prevăzut cu sistem de răcire. La curenți de sudare mici răcirea este asigurată de debitul de gaz, la

valori mari ale curentului de sudare răcirea se realizează cu circuit suplimentar de răcire cu apă.

Metoda cu electrod fuzibil, variante MIG / MAG – metal inert gas / metal activ gas

Metoda MIG/MAG se foloseşte pentru sudarea metalelor cu grosimi de peste 1,5 mm, utilizându-se sârmă electrod avansată automat în arc, asemănător sudării sub flux. Foarte important este faptul că sudarea MIG / MAG permite, funcție de regimul de sudare ales, variația modului de transfer al materialului prin arc. De asemeni, pe ansamblu, datorită lungimii libere mici a materialului de adaos este posibil de utilizat un regim de sudare mult mai intens (densități de curent de peste 100 A/mm^2). Este procedeul ce tinde să înlocuiască sudare manuală cu electrod învelit.

Avantajul specific este o sudură curată, fără incluziuni nemetalice. Oferă o alternativă eficientă de sudare a materialelor reactive. Procedeul cu electrod fuzibil asigură performanțe foarte variate în funcție de selecția compoziției materialului de adaos şi a regimului de sudare (curent, viteză de sudare, rețetă de gaz, etc.).

În cazul în care se utilizează gaz activ, este posibil ca pe suprafața cusăturii să se formeze o peliculă de zgură.

Față de sudarea cu electrod învelit, sudarea în atmosferă de gaze permite obținerea unor productivități ridicate, a unor pătrunderi mai bune şi asigură o calitate superioară a materialului depus. În condiții de teren sudarea cu electrod învelit este de preferat deoarece cleştele port electrod este mai mic şi în consecință mai maniabil iar protecția față de intemperii se pare că este mai sigură.

MODIFICĂRI INDUSE DE PROCESELE DE SUDARE ASUPRA MATERIALELOR

Sudarea are efecte complexe, care se materializează în trei mari grupe de modificări:

- Modificări de natură chimică
- Modificări de volum
- Transformări structurale

MODIFICĂRI DE NATURĂ CHIMICĂ

Criteriul fundamental de alegere a materialelor de adaos, electrozilor, este compatibilitatea dintre metalul de bază şi cel al electrodului.

Elementele ce condiționează compatibilitatea materialelor din punct de vedere al sudării sunt:

- existența solubilității reciproce a metalelor;
- corelarea compoziției chimice;
- corelarea caracteristicilor mecanice;
- corespondența dintre caracteristicile structurale.

Zonarea modificărilor compoziției chimice

Pentru o bună compatibilitate la sudarea oțelurilor este de dorit ca materialele, de bază şi cel de adaos, să posede compoziții chimice cât mai apropiate. Condiția include conținutul în elemente de aliere inclusiv carbon; conținutul în sulf şi fosfor este indicat să fie cât mai redus (condiție cu atât mai importantă cu cât gradul de aliere al oțelului este mai ridicat). Practic acest deziderat nu poate fi complet acoperit din compoziția vergelei metalice. Oțelurile aliate se deformează greu, realizarea de şarje de capacitate redusă nu este economică, etc. Se recurge la o soluție de compromis: sârma de compoziție apropiată dar din mărcile de producție curentă, deformabile, cu adaosuri de tip elemente de aliere introduse în înveliş.

Pe durata procesului au loc oricum modificări de compoziție chimică (arderi, vaporizări, dat fiind faptul că în arc temperatura depăşeşte 3000^0C). Coroborat cu reacțiile posibile în arc (dizolvări de gaze, reacții cu gazele) modificările de natură chimică au un rol bine determinat pe ansamblul procesului.

Schema de principiu a modificărilor de natură chimică suferite de materiale pe durata sudării este dată în Figura 8. Pentru sudarea cu electrod învelit compoziția cusăturii este tributară compoziției materialului de bază şi materialului depus, respectiv metalul ce a interacționat cu învelişul electrodului şi a traversat arcul electric. Pentru alte procedee de sudare zonele prezentate câştigă sau pierd în importanță sau intensitate.

De exemplu, în cazul sudării în atmosferă protectoare cu electrod nefuzibil, când baia lichidă (materialul de adaos şi material de bază) nu este expus unui mediu activ modificările de compoziție chimică sunt de tip pierderi reduse de elemente de aliere, pierderi datorate vaporizării unor elemente.

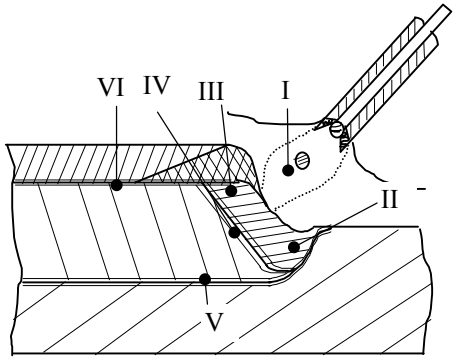


Fig. 8. Zone de interacţiune chimică în arcul electric la sudarea cu electrod învelit: I. transfer picătură prin arc: interactţiune picătură lichidă, înveliş lichid -gaze; II. baie lichidă: amestecare metal de bază topit – metal de adios sub formă de picături; III. interacţiune zgură lichidă-metal lichid; IV. reacţii la suprafaţa cusăturii; V. front cristalizare, solid-solid; VI. linia de fuziune .

Reacţii de natură chimică la sudare

Disocierea gazelor

Reacţia de disociere a gazelor este o reacţie endotermă. Disocierea are loc în zonele fierbinţi ale arcului. În jurul băii lichide, unde temperaturile sunt relativ reduse gazele se recombină cu degajare de energie.

Disocierea gazelor priveşte atât gazele biatomice cât şi cele triatomice.

Disocierea gazelor biatomice

Reacţiile de disociere în arc sunt:

$$H_2 \leftrightarrow 2H - Q_H \qquad \&.1$$

$$O_2 \leftrightarrow 2O - Q_O \qquad \&.2$$

$$N_2 \leftrightarrow 2N - Q_N \qquad \&.3$$

În reacţiile de mai sus, Q reprezintă cantitatea de căldură necesară pentru desfăşurarea reacţiei. În cazul recombinării reacţia este exotermă, căldura de reacţie se degajă în mediul exterior.

La temperatura din arc, 5000K, hidrogenul este complet disociat, azotul este disociat în proporţie de aproximativ 40%; la temperaturile din arc disocierea gazelor triatomice - vapori de apă, CO2, este aproape completă.

Dizolvarea gazelor presupune parcurgerea unor etape. În faza iniţială se realizează adsorbţia pe suprafaţa metalului. Cea de a doua etapă este formarea soluţiei sau a compusului chimic, funcţie de tipul de gaz şi metalul de bază. Aceste etape se desfăşoară cu viteză mare, practic instantaneu. Cea de a treia etapă, pătrunderea compusului sau

soluţiei în profunzimea masei metalice, este un proces de durată. Se realizează prin difuzie pe baza diferenţei de concentraţie între suprafaţă şi interiorul materialului.

În cazul sudării cu arc electric s-a pus în evidenţă prezenţa adsorbţiei electrice a gazelor în metal. Adsorbţia electrică este sesizabilă la catod, unde ionii grei sunt antrenaţi în profunzimea metalului sub acţiunea câmpului electric.

Disocierea şi dizolvarea gazelor creează condiţii pentru desfăşurarea unor reacţii chimice, asemănătoare reacţiilor din cadrul proceselor de elaborare.

De exemplu, dacă presiunea parţială a oxigenului provenit din descompunea vaporilor de apă, respectiv a dioxidului de carbon depăşeşte presiunea oxigenului provenit din descompunerea oxizilor metalici, atmosfera din preajma băii va stimula reacţia de oxidare a metalului lichid, atmosfera fiind oxidantă.

$$\begin{aligned} p_{O_2(H_2O)} > p_{O_2(MeO)} &\Rightarrow Me + H_2O \rightarrow MeO + H_2 \\ p_{O_2(CO_2)} > p_{O_2(MeO)} &\Rightarrow Me + CO_2 \rightarrow MeO + CO \end{aligned} \qquad \&.10$$

Invers, dacă presiunea parţială a oxigenului provenit din descompunea vaporilor de apă, respectiv a dioxidului de carbon este mai mică decât presiunea oxigenului provenit din descompunerea oxizilor metalici, reacţia dominantă va fi cea de legare a oxigenului provenit din oxizi, atmosfera fiind reducătoare.

$$\begin{aligned} p_{O_2(H_2O)} < p_{O_2(MeO)} &\Rightarrow MeO + H_2 \rightarrow Me + H_2O \\ p_{O_2(CO_2)} < p_{O_2(MeO)} &\Rightarrow MeO + CO \rightarrow Me + CO_2 \end{aligned} \qquad \&.11$$

Interacţiunea cu oxigenul

Oxizii metalici rezultaţi din interacţiunea metal lichid – oxigen pot fi solubili sau insolubili în metal. Oxizii solubili formează soluţii cu metalul ceea ce creşte conţinutul de oxigen al metalului. Oxidarea metalului poate avea loc prin reacţie directă metal – fază gazoasă sau indirect, prin reacţie chimică complexă, când oxigenul rezultă dintr-o reacţie chimică.

În fierul din oţel oxigenul se dizolvă în cantităţi variabile cu temperatura. Cantitatea maximă este prezentă în fierul lichid, circa 0,16%. La temperatura ambiantă conţinutul de oxigen dizolvat este de ordinul de mărime 10^{-3}%.

Condiţiile specifice sudării, temperaturi foarte mari, agitaţia intensă în zona băii lichide au ca efect creşterea conţinutului de oxigen în fază lichidă. Scăderea rapidă a temperaturii nu permite evacuarea excesului de oxigen.

Prezenţa oxigenului în metal reduce dramatic toate proprietăţile mecanice, în special tenacitatea şi plasticitatea.

Interacţiunea cu hidrogenul

În zona băii metalice hidrogenul apare din descompunea vaporilor de apă prezenţi fie în materialul de adaos, fie pe metalul de bază, gazul de protecţie, etc. O altă sursă este reprezentată de impurităţile de natură organică.

Hidrogenul nu formează compuşi chimici cu fierul. Solubilitatea hidrogenului creşte cu temperatura, prezentând salturi de solubilitate la traversarea transformărilor alotropice. Saturarea cu hidrogen a metalului are loc la transferul picăturii prin arc.

La răcire – solidificare solubilitatea hidrogenului în metal scade. Parte din gaz se degajă din metal sub formă gazoasă – hidrogen efervescent. Gazul rămas captiv se degajă în stare solidă a metalului – forma difuzibilă, devenind posibilă sursa de amorsa de fisura.

Dimensiunea mică a atomilor le permite migrarea prin rețeaua metalului solid. Difuzia permite aglomerarea atomilor în zonele de defecte ale rețelei (vacanțe, dislocații, limite de grăunte), unde atomii gazului se asociază, rezultând hidrogen molecular. Acesta nu mai poate difuza, ceea ce are drept consecință creşterea locală a presiunii. Efectul este ecruisarea locală a materialului, însoțită de reducerea plasticității, a tenacității cu creşterea tendinței la fragilizare. În final, în zona acumulărilor de hidrogen molecular poate amorsa o fisură, cel mai temut defect din îmbinările sudate, hidrogenul amplificând influența defectelor de rețea.

Interacțiunea cu azotul

Azotul în stare atomică se dizolvă în fierul lichid, cu care formează compuşi chimici, nitruri. În oțel azotul formează nitruri cu aproape toate elementele de aliere (siliciu, titan), nitruri cu stabilitate mai mare decât cele ale fierului la temperaturi înalte. Prezența azotului în oțel reduce plasticitatea şi tenacitatea oțelului, dar creşte proprietățile de rezistență. Creşterea fragilității face ca azotul să fie un element de evitat în îmbinări.

Interacțiunea cu monoxidul de carbon, CO

În zona băii lichide CO provine din atmosferă, din atmosfera protectoare sau din descompunerea carbonaților din flux. Este un gaz insolubil în metal, indiferent de cantitatea existentă în atmosferă nu afectează proprietățile metalului. Prin proprietățile sale reducătoare şi prin reacția exotermă de formare a dioxidului, are o funcție de protecție precum şi una termică, de reducere a vitezei de răcire.

Monoxidul de carbon format în cusătură din reacția carbonului cu oxizii metalului, $C + MeO \rightarrow Me + CO$, se degajă şi provoacă „fierberea” băii. În stare lichidă efectul este acceptabil, antrenând impuritățile spre suprafața băii. În absența unei cantități suficiente de dezoxidanți (Si, Mn) fierberea se continuă la temperaturi reduse având ca efect apariția porilor şi reducerea conținutului de carbon.

Interacțiunea complexă metal – gaz - zgura

Reacțiile chimice ce se desfăşoară aici vor fi cele specifice elaborării, respectiv oxidarea, dezoxidarea, rafinarea şi alierea.

Oxidarea

Formarea oxizilor metalici în sistemul baie lichidă – zgură – fază gazoasă are loc prin două mecanisme:

Oxidarea directă, relația …&.21 când oxigenul din reacție provine din atmosferă, din disocierea gazelor sau a unor compuşi chimici (carbonați, oxizi complecşi). Reacția este rapidă şi exotermă.

$$2Me_B + O_2 \leftrightarrow 2Me_BO \qquad \&.21$$

Me_B – metalul de bază, elementul metalic principal din aliaj (oțel – Fe).

Cel de al doilea mecanism presupune existenţa a doi oxizi metalici, ai unor metale diferite. Reacţia, in forma generală exprimată în relaţia …&.22, se numeşte oxidare indirectă.

$$Me_B O + Me_A \leftrightarrow Me_A O + Me_B \qquad \&.22$$

Me_B – metalul de bază, Me_A – un element metalic din materialul de adaos.

Tendinţa descrescătoare spre oxidare a elementelor prezente în procesul de elaborare este: Ca, Mg, Al, Ti, Si, Na, Mn, Cr, P, **Fe**, Ni, H_2, C, Cu, S, N_2. Se remarcă cu uşurinţă că există un număr important de elemente cu afinitate mai mare decât cea a fierului pentru oxigen.

Eliminarea efectului reacţiilor de oxidare, dezoxidarea pe seama elementelor cu afinitate crescută faţă de oxigen este metoda cea mai utilizată de reducere a cantităţii de oxigen din cusătura sudată. De remarcat că oxizii formaţi de elementele dezoxidante sunt insolubili în metalul lichid, ceea ce uşurează îndepărtarea lor în zgură.

Dezoxidarea

Particularizând relaţia generală …&.22 pentru oţel, unde oxidul solubil este FeO, (Me_B = FeO).

$$x[FeO] + y[Me] \leftrightarrow \lfloor Me_y O_x \rfloor + x[Fe] \qquad \&.23$$

[Me] – dezoxidantul introdus Si, Mn, Ti, Al, C, H_2.

Prezenţa parantezei pătrate semnifică prezenţa elementului dizolvat în baia metalică lichidă. Prezenţa parantezei rotunde simbolizează prezenţa elementului sau compusului în zgură.

La o creştere a conţinutului de dezoxidant în metalul lichid împreună cu reducerea cantităţii de oxizi ai acestuia reduce concentraţia de oxid feric liber.

Dezoxidarea prin siliciu

Reacţia de dezoxidare este:

$$2[FeO] + [Si] \leftrightarrow (SiO_2) + 2[Fe] + Q_{SiO_2} \qquad \&.27$$

Produsul de reacţie este insolubil, formează uşor silicaţi care trec în zgură. Silicaţii sporesc vâscozitatea şi aciditatea acesteia, ceea ce limitează utilizarea Si. Capacitatea dezoxidantă a Si creşte cu scăderea temperaturii, figura …#.7.

Dezoxidarea prin mangan

$$[FeO] + [Mn] \leftrightarrow (MnO) + [Fe] + Q_{MnO} \qquad \&.28$$

Reacţia de dezoxidare are ca rezultat formarea MnO, bazic, şi insolubil în metal, dar reciproc solubil în FeO atât în fază solidă cât şi în cea lichidă. Acţiunea dezoxidantă a Mn scade cu creşterea temperaturii, figura …#.8.

Dezoxidarea prin titan

Ca dezoxidant, titanul este mai puternic decât Si sau Mn. Produsul de reacţie este un oxid acid. Specific titanului este afinitatea pentru azotul din metal cu care formează nitruri stabile, insolubile în metal. Are o funcţiune de modificator, reducând dimensiunea grăunţilor.

Dezoxidarea prin aluminiu

$$3[FeO] + 2[Al] \leftrightarrow (Al_2O_3) + 2[Fe] + Q_{Al_2O_3} \qquad \&.30$$

Este dezoxidantul cel mai puternic, dezavantajul care limitează puternic utilizarea lui fiind separarea dificilă a produsului de reacţie.

Dezoxidarea cu carbon

Deşi un dezoxidant puternic, carbonul este limitat ca utilizare din cauza pericolului apariţiei porilor. Dezoxidarea se poate realiza şi prin intermediul H_2 dar există pericolul dizolvării acestuia în masa metalică.

Rafinarea cusăturii

Rafinarea este un proces metalurgică care constă în îndepărtarea impurităţilor dăunătoare, sulful şi fosforul. În cusătură, afinarea se desfăşoară simultan cu reacţiile de oxidare dezoxidare ca rezultat al interacţiunii dintre metal, zgură şi atmosferă. Condiţiile de desfăşurare a reacţiilor specifice sunt mai bune decât în cazul elaborării: agitare intensă a materialelor, suprafaţă de reacţie mare, temperaturi ridicate.

Desulfurarea

Conţinutul ridicat de sulf favorizează fisurarea la cald. Fisurarea este consecinţa prezenţei sulfurii de Fe, FeS, care formează eutectici uşor fuzibili (temperaturi de topire sub 1000^0C).

Legarea sulfului în zgură se face cu elemente cu afinitate mare pentru sulf, Al, Ca, Si, Mg. Toate aceste elemente au afinitate crescută pentru oxigen, ceea ce face ca cel mai utilizat desulfurant să fie manganul.

Defosforarea

Fosforul favorizează fragilitatea la rece a oţelului. Fosfurile se dizolvă în ferită. Acestea se distribuie neuniform, formând un eutectic cu carbonul şi fierul. Defosforarea se bazează pe formarea de anhidridă fosforică P_2O_3 ce urmează să fie legat în compuşi chimici complecşi, ce se separă în zgură.

Funcţiile învelişului de electrod şi clasificarea electrozilor funcţie de natura învelişului

Învelişul de electrod are numeroase funcţii, ceea ce îi conferă o complexitate sporită faţă de materialele auxiliare (zgurefiante) din cazul elaborării. Aceste funcţii sunt:

- funcţia ionizatoare – arderea stabilă a arcului electric. Se realizează prin introducerea unor substanţe care măresc stabilitatea funcţionării arcului electric prin intensificarea procesului de ionizare a mediului între electrod şi piesă. Aceste substanţe sunt pe bază de Ca, Na, K, Ba;
- funcţia moderatoare – formarea unei cruste de zgură deasupra sudurii. Aceasta are rolul de a reduce viteza de răcire a cusăturii sudate, de a creşte plasticitatea sudurii, de a împiedica pătrunderea gazelor din atmosferă în sudură;
- funcţia protectoare - formarea unui mediu gazos protector pentru picătura metalică ce traversează coloana arcului şi baia de metal topit.;
- funcţia de aliere. Se realizează prin introducerea unor elemente metalice (feroaliaje) care absorb oxigenul (dezoxidante) şi produc îmbogăţirea cordonului cu anumite elemente (Mn, Si, Fe etc.);
- funcţia de curăţire (rafinare). Realizează reducerea conţinutului de sulf şi fosfor la anumite tipuri de învelişuri, prin introducerea unor elemente mai avide faţă de acestea decât de fier;
- funcţia de sprijinire. Constă în întărirea rapidă a zgurii, condiţie necesară la executarea sudurilor pe plafon.

Electrozii înveliţi destinaţi sudării manuale cu arc electric se împart în mai multe grupe, în funcţie de grupa de materiale (oţeluri) pentru care au fost elaborate.

În cadrul fiecărei grupe există mai multe tipuri, ce se disting prin caracteristicile mecanice ale metalului depus şi compoziția chimică a învelişului.
Învelişul este realizat prin dozarea de minerale (mică, cuarț, feldspat, carbonați de Ca şi Mg), minereuri (oxizi metalici), substanțe organice, feroaliaje şi altele în vederea asigurării funcțiilor amintite anterior corespunzător destinației propuse. De ex., dacă se elaborează un electrod destinat sudării de poziție pentru recipiente care lucrează sub presiune, zgura rezultată din topirea învelişului va trebui să asigure o dezoxidare avansată, o rafinare corectă (se asigură astfel carcteristicile mecanice solicitate de recipientele sub presiune) dar şi o bună funcție de susținere a băii lichide pentru asigurarea condiției de poziție.
Principalele tipuri de învelişuri sunt: celulozic, oxidant, acid, rutilic, bazic.

Încadrarea tipului de înveliş se face cu ajutorul coeficientului de bazicitate, definit ca raportul cantităților de oxizi cu caracter bazic şi a oxizilor cu caracter acid:

$$B.I. = \frac{CaO + CaF_2 + MgO + K_2O + Na_2O + Li_2O + \frac{1}{2}(MnO + FeO)}{SiO_2 + \frac{1}{2}(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)}$$

Oxizii de la numărător sunt oxizi cu caracter bazic; cei de la numitor sunt cu caracter acid – oxidul de siliciu şi cu caracter amfoter (comportament bazic în prezența oxizilor bazici şi acid în prezența oxizilor acizi).
Electrozii cu înveliş bazic asigură, datorită chimismului lor, o bună rafinare a băii, un bun transfer de elemente de aliere, o îndepărtare corespunzătoare a gazelor (oxigen şi hidrogen) din cusătură. Ei vor asigura o sudură de calitate. Datorită stabilității reduse a arcului, îndepărtării dificile a zgurii solidificate şi riscului de absorbție a apei se preferă electrozii de tip acid sau rutilic în cazul sudurilor cu pretenții medii.

MODIFICĂRI DE VOLUM LA SUDARE – TENSIUNI ŞI DEFORMAȚII

Încălzirea locală sub acțiunea sursei termice urmată de răcire are ca efect apariția de variații de volum locale, care induc deformații şi tensiuni în materialele sudate. Pentru explicarea intuitivă a apariției deformațiilor şi tensiunilor la sudare se analizează următoarele exemple, figura 9:

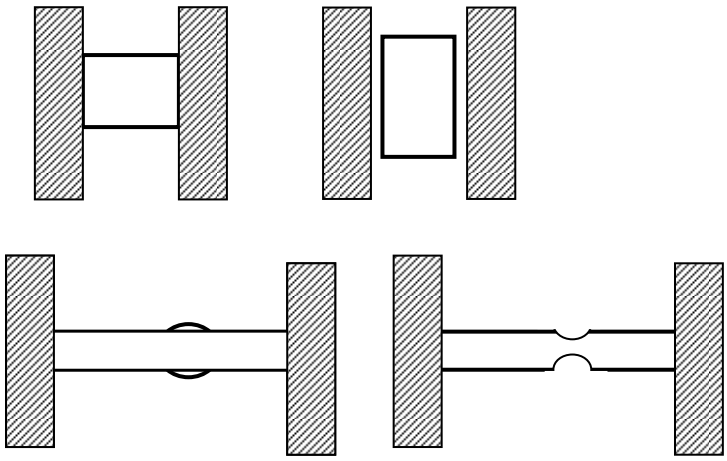


Fig. 9. Exemplificarea apariţiei deformaţiilor şi tensiunilor la sudare

Primul caz: o piesă liber aşezată între două reazeme fixe se încălzeşte. Datorită limitării posibilităţilor de dilatare, piesa îşi modifică dimensiunea care are gradul de libertate necesar. La răcire, reducerea de dimensiuni se face liber, piesa rezultând mai mică pe una din dimensiuni. În cel de al doilea caz, bara fixată rigid, încastrată, este încălzită. Deformaţia se localizează undeva pe lungimea barei. La răcire contracţia are ca efect îngustarea secţiunii (depăşirea limitei de curgere), iar la limită, se poate atinge ruperea.

Variaţia unei dimensiuni a piesei, datorate încălzirii, se exprimă ca:

$$\Delta l = l_1 - l_0 = l_0 \cdot \alpha \cdot (T_1 - T_0)$$

Unde l_1 – lungimea finală, l0 – lungimea iniţială, α – coeficientul de dilatare liniară, T şi T0 – temperaturile iniţială şi finală.
Deformaţia relativă pe o dimensiune este:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \alpha (T_1 - T_0)$$

Dacă corpul este izotrop se poate considera deformaţia volumică:

$$\varepsilon_v = 3 \cdot \varepsilon$$

Pe lângă anizotropia materialelor, în practică coeficientul de dilatare nu este constant decât pe intervale de temperatură relativ restânse.
Pentru oţeluri, variaţia coeficientului de dilatare liniară prezintă salturi importante în cazul transformărilor de fază, figura 10.

Prezenţa elementelor de aliere modifică, de asemenea, coeficientul de dilatare. Astfel, manganul, nichelul cresc coeficientul de dilatare, pe când carbonul îl reduce.
Deformaţiile suferite în timp nu sunt libere: straturile vecine de material, aflate la temperaturi diferite, se opun modificărilor generate de încălzirea viitoarei cusături. Se dezvoltă deformaţii complexe, cu componentă elastică şi plastică, deformaţii elastoplastice.
Deformaţia totală este:

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p$$

Deformaţiile elastice pot fi estimate cu ajutorul legii lui Hooke, peste 600^0C ele tind la zero, deformaţia plastică se determină estimativ pe baza curbelor dilatometrice ale materialului.

În funcţie de locul şi modul în care se manifestă, deformaţiile pot fi:

- funcţie de volumul de material afectat: Locale
  generale
- funcţie de efectul asupra piesei: transversale
  longitudinale
  unghiulare

Tensiunile la sudare

Tensiunile n piesele sudate ca în orice piesă procesată la cald sunt rezultatul deformațiilor reținute. În cazul sudării efectele sunt cu atât mai importante cu cât încălzirea este un proces local, neuniform, care are loc în condiții departe de echilibru.

Clasificarea tensiunilor

După natura lor: termice;
structurale (fazice);
de lucru (apar datorită montajului).

Volumul în care se echilibrează: macroscopice (ordinul I)
Microscopice (ordinul II)
Reticulare (ordinul III – la nivelul rețelei atomice).

Distribuția în spațiu: monoaxiale
Biaxiale
triaxiale

Tensiunile termice se pot aprecia cu ajutorul legii lui Hooke:

$$\sigma = \varepsilon \cdot E_{(T)} = \alpha \cdot \Delta T \cdot E$$

Unde: ε – deformația relativă la încălzire; α – coeficientul de dilatare termică, E - modulul de elasticitate, ΔT – variația de temperatură.

Pe durata procesului temperatura variază mult, în consecință valoarea şi orientarea tensiunilor induse termic variază rapid. Astfel, în fața sursei, ca urmare a dilatării materialul este comprimat, după trecerea sursei, starea de tensiuni trece în întindere, cu valori ce cresc cu scăderea temperaturii. La oțeluri, în domeniul transformării austenitei n ferită, creşterea de volum poate modifica starea de tensiuni în tensiuni de compresie.

Tensiuni structurale. Apariția lor se datorează transformărilor de fază pe care le suferă aliajele la încălzire respectiv răcire.

În cazul oțelurilor, trecerea temperaturii peste linia Ac3, inevitabilă în zonele vecine cusăturii, are ca efect transformarea structurii inițiale (ex. ferită şi perlită) în austenită. Aceste transformări nu au loc simultan, variația de volum fiind incomodată de zonele netransformate.

Suplimentar, încălzirea şi răcirea rapidă din spațiul afectat are ca efect deplasarea punctelor de transformare şi implicit a curbelor dilatometrice, care pun în evidență dependența intensității deformațiilor de distanța relativă fată de cusătură.

Tensiunile de reacție apar ca urmare a legăturilor rigide ale pieselor în structura sudată. Pot fi reduse / evitate prin proiectarea corectă a construcției sudate, asigurarea unei ordini de sudare judicios alese.

Tensiunile reziduale sunt tensiunile induse de proces care se echilibrează în interiorul construcției sudaate. Ele nu pot fi evitate, eliminate, pot fi reduse şi li se poate asigura o orientare favorabilă pentru exploatare.

Metode de reducere a stării de tensiuni

- Utilizarea unui material de adaos cu rezistență la curgere mică;

- Aplicarea unor sarcini exterioare pe durata sudării
- Aplicarea unui tratament termic – uniformizarea deformațiilor, are ca efect trecerea lor din domeniul elastic în cel plastic;
- Aplicarea unui tratament mecanic: modifică câmpul de tensiuni periculos local.

MODIFICĂRI STRUCTURALE LA SUDARE

Modificările structurale se datorează ciclului termic parcurs de materiale. Deoarece materialul din cusătură experimentează un ciclu complet de încălzire – topire – răcire – solidificare – răcire iar materialul de bază doar încălzire şi răcire, se vor aborda distinct cele două zone.

Se vor urmări pe rând:
- Modificări în cusătură: structura primară, obținută prin solidificare; structura secundară, cea posibil de pus în evidență metalografic pe sudura finită.
- Modificări structurale în ZIT (transformările în fază solidă suportate de materialul de bază).

Modificări în cusătură – cristalizarea primară
Solidificarea metalelor este echivalentă cu restabilirea ordinii la lungă distanță. Solidificarea materialelor metalice şi nemetalice se supune aceloraşi legi ale termofizicii. Astfel, cristalizarea depinde de atingerea unui grad anume de subrăcire, care este „motorul" transformării. Există particularități ale fiecărui proces de solidificare. Solidificarea poate amorsa pe germeni din masa lichidului – germinare omogenă, sau pe un suport existent în lichid – germinare eterogenă. În cazul germinării omogene este necesară subrăcirea maximă.

Particularități la sudarea cusăturilor sudate
Deşi se poate asimila sudarea cu răcirea materialului turnat în cochilă, există nişte fenomene particulare:
- Materialul cusăturii se află sub efectul cuplat al sursei termice şi al materialului rece care îl înconjoară: gradientul termic este cel mai mare posibil într-un proces care nu urmăreşte răcirea rapidă cu orice preț;
- Cristalizarea se realizează pe un suport, „formă" la care materialul trebuie să adere şi cu care, adesea, este izomorf (aceeaşi rețea): în acest caz, cristalizarea pe suport este epitaxială şi solicită o subrăcire foarte mică, practic nulă.
- Cristalizarea depinde de modul în care se deplasează sursa termică
- Materialul cusăturii este supraîncălzit (2300…1900^{0}C) – număr mic de centre de cristalizare, suport pentru cristalizarea omogenă;
- Baia metalurgică este caracterizată printr-un gradient de temperatură mare.
- Curenți puternici în baia metalurgică
- Neomogenitate chimică datorată amestecării rapide a celor două materiale (neomogenitate în linia de fuziune, unde viteza de amestecare este practic nulă);
- Viteza de creştere a cristalelor foarte mare, aproximativ egală cu viteza de sudare.

În funcție de raportul existent între gradientul termic şi variația de compoziție chimică din baia de sudare, frontul de solidificare se poate deplasa diferit în baia lichidă, generând morfologii diferite ale cristalelor primare. Cel mai frecvent în cusăură cristalizarea se produce sub formă columnar dendritică.
Morfologia primară fină a cusăturii are un aspect de tip rețea alcătuită din intersecția coloanelor cristaline dezvoltate pe direcția frontului de cristalizare; peste aceeastă structură se suprapun straturile, generate de intermitențele deplasării frontului de cristalizare, ca urmare a segregării şi a eliberării căldurii latente de solidificare, figura 10.

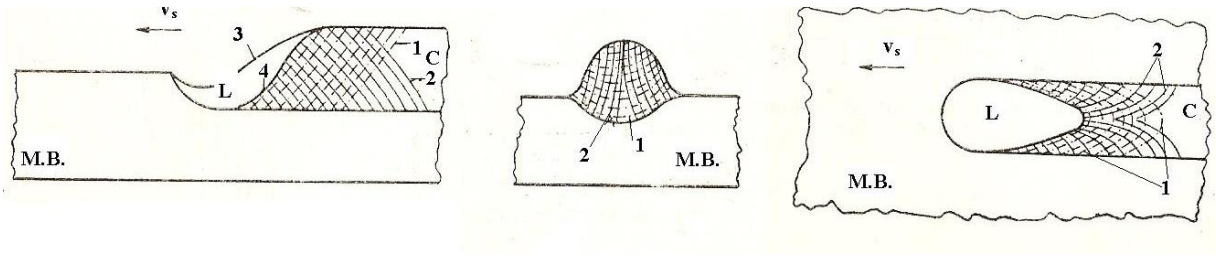


Fig. 10. Morfologia cusăturii sudate: M.B. – metal de bază; L – baie de metal lichidă; C – cusătură; 1 – liniile rezultate în urma alcătuirii în straturi; 2 – linii de separație pentru coloanele din alcătuirea columnară; 3 – suprafața liberă a băii; 4 – front cristalizare; v_s – viteza de sudare.

Structura secundară acoperă particularitățile cristalizării primare; influențele acesteia sunt foarte importante în dezvoltarea unor defecte, deci se reflectă în calitatea cusăturii sudate.

Modificări în cusătură – cristalizarea secundară
Răcirea cusăturii este însoțită de transformările de fază n stare solidă, transformări ce generează structura secundară a cusăturii.
Structura secundară depinde de compoziția materialului de bază, a celui de adaos, de viteza de răcire, gradul de impurificare al metalului cusăturii pe durata procesului, etc. Pentru o estimare a structurii secundare s-au elaborat o serie de diagrame care au ca scop stabilirea aproximativă a structurii în exploatare, capacitatea de selecție cât mai corectă a materialului de adaos în vederea obținerii unei structuri cu caracteristici cât mai bune privind în special tenacitatea materialului depus.
Diagramele de acest tip s-au dezvoltat pe structura diagramei Schaeffler. Diagrama Schaeffler determină structura posibilă în cusătură pentru oțelurile aliate şi înalt aliate, pornind de la compoziția chimică a materialului. Pentru a îngloba diferitele influențe, diagrama lucrează cu elementele de aliere din oțel grupate n funcție de efectul lor asupra domeniului de existență al formei alotropice gama. Astfel elementele ce stabilizează domeniul feritei, elementele alfagene, dintre care reprezentativ este cromul, sunt reprezentate în abscisă. Efectul lor cumulat este exprimat prin valoarea crom echivalent.
Pentru elementele gamagene, reprezentant nichelul, efectul tuturor elementelor este este exprimat prin valoarea nichel echivalent, reprezentat în abscisă. Domeniul astfel .conturat a fost împărțit experimental în domenii de existență a diferiților constituenți structurali, figura 11.

Există mai multe variante ale relațiilor de calcul pentru crom echivalent, respectiv nichel echivalent. Cele mai nou confirmate sunt:

$Cr_e = Cr + 1{,}5Si + Mo + 0{,}5(Ta + Nb) + 2Ti + (W + V + Al)$ şi

$Ni_e = Ni + 30C + 0{,}5Mn + 0{,}5Co$

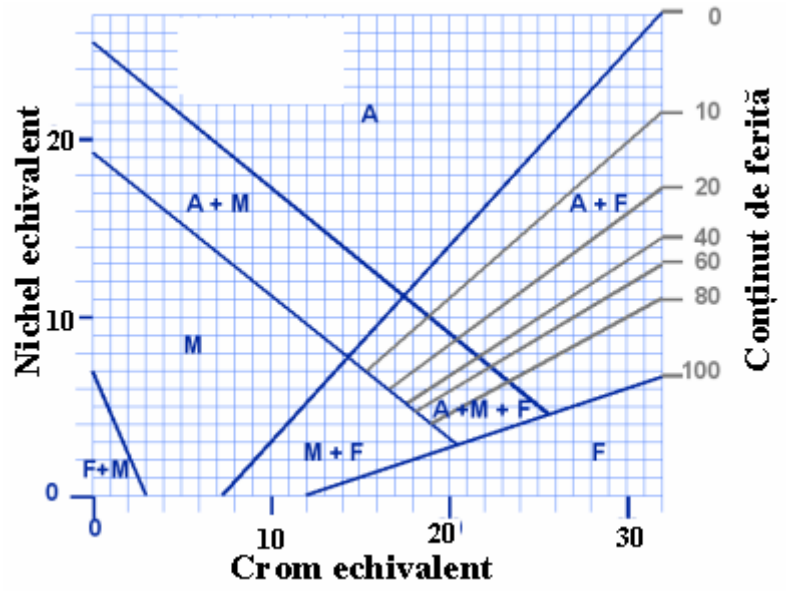


Fig. 11. Diagrama Schaeffler. A – austenită; M – martensită; F – ferită.

Cunoscând compozițiile chimice ale materialului de bază, materialului de adaos sau ale cusătiurii finite se poate delimita identitatea structurală a cusăturii. De remarcat că, dată fiind importanța tenacității pentru materialul cusăturii, pentru oțelurile aliate domeniul preferat este domeniul austenitic, conținând puțină ferită. De asemenea, se observă că pentru oțeluri carbon sau slab aliate martensita este constituentul de temut.

Modificări structurale în ZIT

Zona adiacentă băii lichide se încălzeşte prin conducție la temperaturi care variază în funcție de poziția relativă față de axul cusăturii, respectiv limita băii lichide.

În funcție de temperatura maximă atinsă, de timpul cât materialul se află la temperatura maximă şi de viteza de răcire, zona de influență termică se subîmparte în zone fine care au fost indirect „tratate termic”. Legătura existentă între ciclul termic la sudare, subzonele din ZIT şi diagrama FeC este prezentată în figura următoare.

Subzona supraîncălzită

Materialul din această zonă a depăşit limita convențională a încălzirii, intrând n zona supraîncălzirii (peste 1000^0C). Ca urmare grăunții suferă o creştere pe seama grăunților maai mici. Creşterea grăunților are ca efect reducerea proprietăților mecanice, creşterea durității, dar şi creşterea pericolului de apariție a fisurilor la cald. Dimensiunea acestei zone depăşeşte arareori 1,5mm.

Subzona normalizată

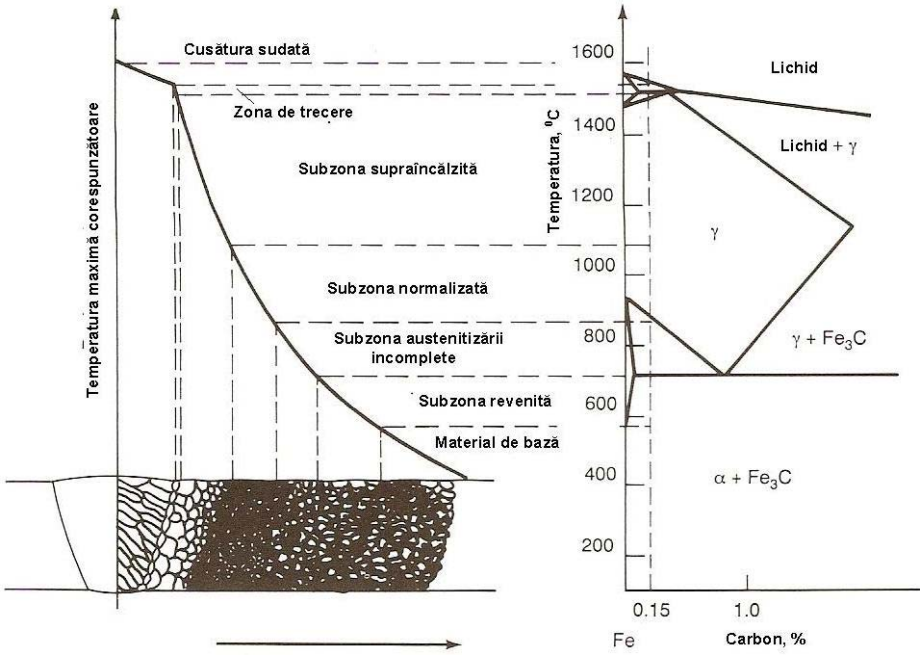
Carcterizată de grăunţi fini, zona este un punct slab pentru materialele aflate anterior în stare ecruisată (durificate prin deformare plastică la rece) când încălzzirea în domeniul austenitic are ca efect recristalizarea, deci pierderea proprietăţilor obţinute anterior. Dimensiunea acestei subzone este comparabilă cu cea anterioară.

Subzona austenitizării incomplete

Materialul se austenitizează incomplet la încălzire, aici manifestându-se o reducere a durităţii materialului comparativ cu materialul de bază neafectat termic. Înmuierea este datorată relaxării datorate încălzirii.

Subzona revenită

Materialul nu a depăşit temperatura critică AC1, deci nu au apărut transformări de fază. Este zona cea mai extinsă din ZIT (atinge până la 20mm,.funcţie de condiţiile de preîncălzire, caracteristicile de material, etc.



Fâşiile sunt descrise pentru cazul oţelului carbon cu conţinut redus de carbon. Analiza transformărilor structurale pentru alte materiale se poate realiza similar.

Clasificarea şi descrierea discontinuităţilor la sudarea prin topire

1. Generalităţi

Criteriul de clasificare a defectelor are in vedere cauza apariţiei lor, modul in care acestea s-au format. În funcţie de cauzele majore de apariţie există trei mari categorii de defecte:

- defecte de proiectare
- defecte de proces, tehnologice
- defecte metalurgice

DEFECTELE DE PROIECTARE

Defectele de proiectare sunt de obicei defecte majore, care ajung rareori in exploatare. Defectele de proiectare cuprind proiectarea incorecta a detaliilor (neglijarea ordinii de realizarea a cusaturilor, imposibilitatea unplerii unui detaliu); alegerea necorespunzatoare a tipului de sudura (corelarea defectuoasa a restului cu grosimea de material, a tipului de rest cu posibilitatile practice de realizare, etc). Un alt tip de eroare este asocierea unor portiuni cu dimensiuni foarte diferite, stiut fiind ca aceste diferente mari de sectiune genereaza tensiuni reziduale mari.

DEFECTELE TEHNOLOGICE

Defectele tehnologice sunt defecte datorate modului de operare. Aceste defecte cuprind viciile de asezare, de pozitionare relativă a componentelor de îmbinat, a sursei de caldura / material de adaos, nerespectarea sau neconformitatea unor parametri (curent sudare, viteza de sudare). Aceste defecte sunt enumerate in continuare si prezentate in subcapitoliul urmator.

- Crestatură: Material de baza topit, golul nefiind completat cu Material adaos.
- suprainaltare : material depus in exces
- scurgere laterala : M.D. care acopera M.B.
- lipsa de patrundere : patrundere mai mica decat cea impusa de material / cerinte tehnice
- lipsa de topire - topirea M.B. nu s-a facut pe tot conturul
- Cratere : depresiune la sfarsitul cusaturii
- strapungere : baia lichida mai adanca decat necesar
- stropi : particule din M.A. proiectate in timpul sudarii si care nu fac parte din cusatura
- umplere incompleta : depresiune a cusaturii sub nivelul M.B.
- arsuri : zone din M.D. retopite sau zone din ZIT atinse de arc
- dezaxari
- incluziuni oxidice: particule din oxiii superficiali care nu s-au topit si sunt
- amestecate in M.D.
- patina de sustinere aderenta (la suduri ce impune prezenta patinei)
- incluziuni de W – particule de wolfram in cusatura (la sudare WIG)
- incluziuni de zgura : particule nemetalice prinse in cusatura, intre materialul de bază si cusatura sau intre straturi.

- Porozitate : goluri (cavitati) formate prin captarea gazelor la solidificare.

DEFECTELE METALURGICE

Defectele metalurgice sunt defecte care sunt asociate personalitatea materialului de baza. Reducerea lor presupune cunoasterea M.B., a raspunsului acestuia la procesul de sudare si adaptarea procesului, a tehnologiei la aceste particularitati.

Defecte metalurgice sunt :

- crapaturi
- fisuri
- destramare lamelara
- segregatii
- ochi de peste: por sau incluziune care in ruptură este inconjurat de o zonă stralucitoare, circulara.

Prezenta defectelor si numarul acestora este raspunsul sistemului la un numar insemnat de factori de intrare, respective :

- procedeu de sudare ales ;
- tipul de imbinare ;
- proiectarea imbinarii si conformitatea cu proiectul ;
- materialele utilizate ;
- conditiile de lucru / mediu.

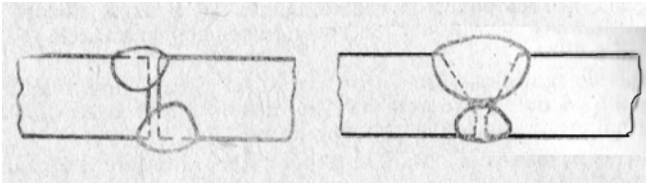
2.2. DEFECTE TEHNOLOGICE

Lipsa de topire si lipsa de patrundere sunt defecte tehnologice frecvent intalnite, cu cauze diverse, datorate unor deficiențe de proiectare sau indisciplinei tehnologice,.

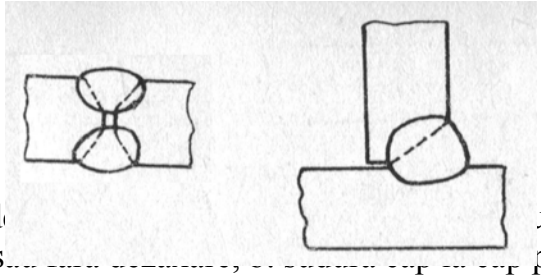
Sunt defecte greu de depistat prin control nedistructiv, cel mai eficient fiind controlul cu ultrasunete unde apare ca porozitate continua.

2.2.1. Lipsa de pătrundere

Lipsa de partundere este defectul la care materialul topit nu acoperă toată secțiunea, astfel încât rămâne un interstițiu între metalul depus şi metalul de bază, ca în figura 2.1 sau dimensiunea este necorespunzătoare.



a. b.



c. d.

FIG. 2.1. -Lipsa d[illegible]ură cap la cap fără pregătirea rosturilor cu s[illegible] pregătită în V; c. sudură cap la cap pregătită în X; d. Lipsa de pătrundere la o îmbinare sudata în unghi

Lipsa de pătrundere micşorează rezistenta mecanică statică, datorită modificării secţiunii active a îmbinării. Cercetările experimentale au arătat că nepătrunderile care micşorează secţiunea cu mai puţin de 10-15 % nu au o influenţă semnificativă asupra rezistenţei statice, dar reduc în schimb mult rezistenta la oboseală şi plasticitatea. La soliciatri dinamice, chiar nepătrunderi mici acţionează ca nişte concentratori de tensiune.

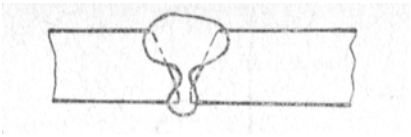
În tabelul 2.3 se arata cauzele ca şi consecinţele şi metodele de evitare a acestui defect.

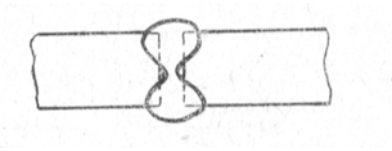
2.2.2. LIPSA DE TOPIRE

Lipsa de topire este o legătură incompleta între metalul de bază şi cel de adaos sau între straturile metalului depus.

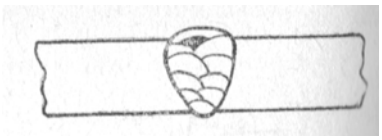
Lipsa de topire poate fi situată atât lateral, între staturi, cât şi la rădăcină, figura 2.2.

Depistarea lipsei de topire se face prin controlul cu raze X sau ultrasunete.





a. b.



c.

Fig.. 2.2. Lipsa de topire în cusătura sudată cap la cap: a. laterală; b. la rădăcină; c. între straturi.

Remedierea se face prin craituire până la zona cu defect, resudare şi apoi controlul pentru confirmarea îndepărtării.

DEFECTE DE FORMĂ
LĂȚIMEA NEREGULATĂ A CUSĂTURII

Atunci când rostul este mai mare față de cel prescris, se obțin cusături cu dimensiuni necorespunzătoare. Defectul apare mai frecvent la sudarea automată.

Factorii pricipali care produ acest defect sunt următorii : variatia tensiunii în rețea, dereglarea vitezei de înaintare a tractorului sau electrodului, schimbarea poziției electrodului. Micşorarea lățimii se reglează prin reducerea tensiunii şi creşterea vitezei de înaintare.

Lățimea neregulată duce la creşterea sau sca derea dimensiunilor şi de aici la un consum suplimentar de materiale, modificări ale rezistenței mecanice, generarea altor defecte în îmbinare.

SUPRAÎNĂLȚARE ŞI CONVEXITATE EXCESIVĂ

Suparainaltarea este o îngroşare excesivă prin depunerea ultimului strat, figura 2.3.a, determinate de viteză de inainatre şi curentul de sudare mici, de calitatea fluxurilor. Convexitatea excesivă este un defect al sudurilor de colț, figura 2.3 b.

Cauza acestui defect este fie valoarea prea mică a curentului, fie avansul electrodului nesincronizat cu viteza de sudare.

Ambele defecte produc depăşirea normelor pentru consumul materialelor şi se pot remedia prin polizare dacă au lungimi restranse.

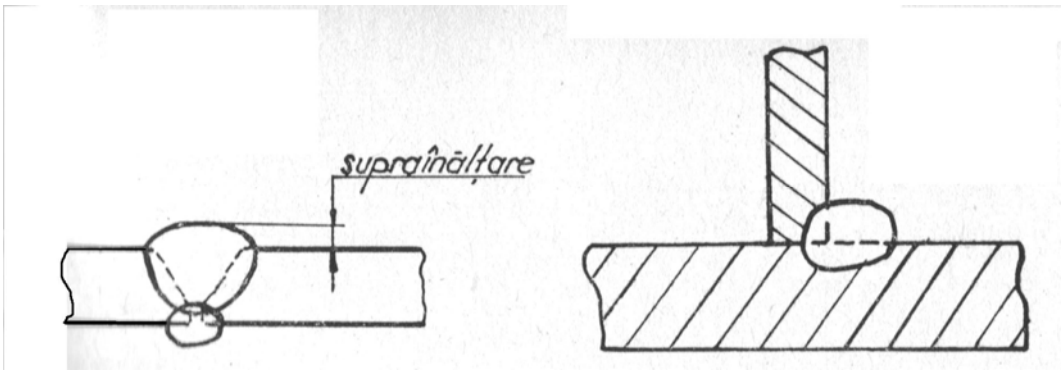


FIG. Defecte de formă*:* -Suprainaltare şi convexitatea excesivă într-o îmbinare sudată

ALTE DEFECTE DE FORMĂ

Craterul final apare la întreruperea arcului la capătul cordonului. Se evientiaza că o adâncitură aplatisata.

Cauzele producerii acestuia sunt următoarele : lipsă de experiență profesională, conducerea greşită a arcului , variația curentului şi tensiunii etc.

Rădăcina nesudata, are forma unei retasuri, evientiind o grosime incomplete a îmbinării. Remedierea se face prin curățire şi completare până la obținerea dimensiunilor normale.

Scobitura este concavitatea în cordon produsă de o topire excesivă. Forma acesteia are în vedere planul în care se lucrează şi felul îmbinării putând fi la sudura în cornişă, la sudura la colţ, la sudura cap la cap, la sudură cu suprapunere, figura ……

Apariţia unor asemenea defecte este cauza pregartirii incorecte a capetelor, rostul prea mare, nerepectarea regimului de sudare. Defectul micşorează rezistenta semifabricatelor sudate solicitate mecanic în exploatare, ceea ce face să nu fie acceptat.

Alte defecte de forma sunt **scurgerea şi străpungerea**. Datorită scurgerii materialului topit sevrevarsa pe suprafaţa metalului de bază în afară conturului rostului,.

Remedierea se face prin înlăturarea scurgerii prin polizare.

Dacă materialul se perforează se produce defectul numit "**străpungere**". Zona cordonului este umplută parţial iar la rădăcina atârna picături solidificate.

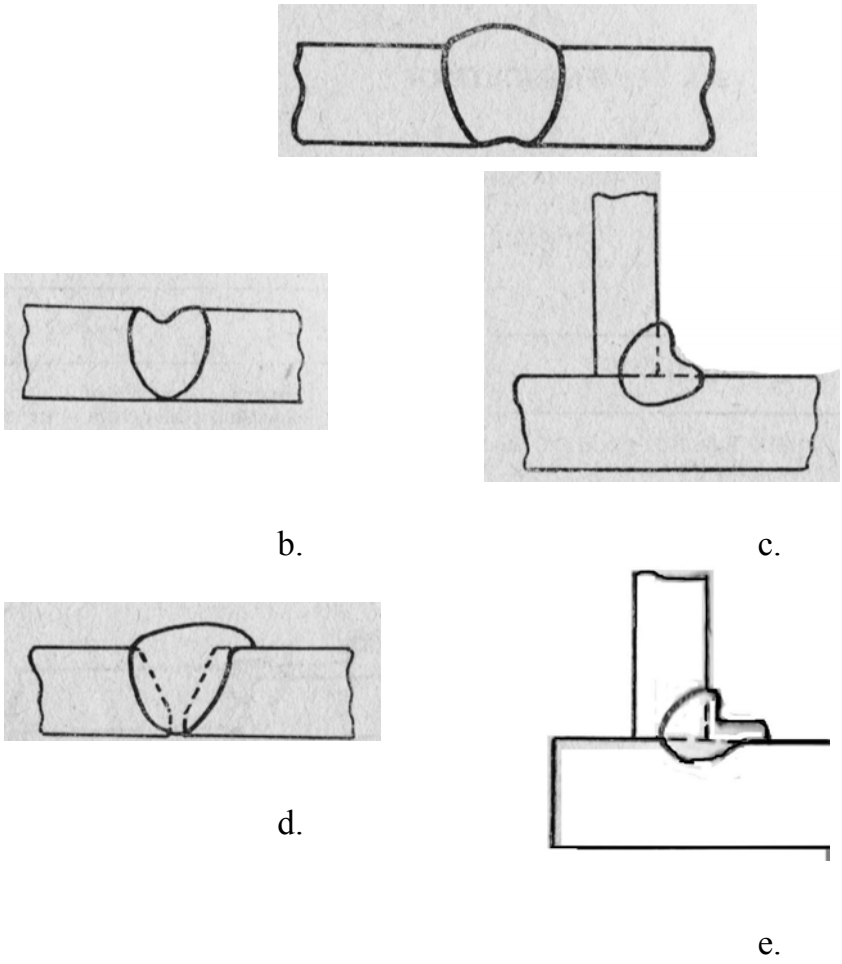


Fig. 2.4. Alte defecte de formă: a. rădăcina nesudată; b. Scobitură în cusătură cap la cap; c. Scobitură în cusătură de colţ; d. Scurgere în cusătura cap la cap; e. Scurgere în cusătura de colţ.

2.3. Defecte metalurgice

Fisuri

Cele mai periculoase defecte metalurgice sunt fisurile. Fisurile sunt discret …

Crăpăturile sunt fisuri dezvoltate, ce capătă totdeauna calificativul de defect. Destrămarea lamelară este o fisură apărută în condiții specifice.

Clasificarea fisurilor se realizeaza pe mai multe criterii :

- dupa locul de formare (material de baza, cusatura)
- dupa orientarea fata de cusatura
- dupa localizarea fata de gra.. (inter, intracristaline sau mixte)
- dupa momentul aparitiei (intarziate sau simultane procesului)
- dupa mecanismul de aparitie

In fig. % sunt prezentate dispunerea fisurilor in conformitatea cu primele doua criterii.

Tabel 2.5.

Clasificare fisuri după locul de apariție

FISURI			
Loc formare			
M.B.		Cusatura	
Orientare/ amplasare	Transversal, longitudinal in crater	Orientare/ amplasare	- transversal - sub cusatura - la margine - la radacina - linia de topire - longitudinal

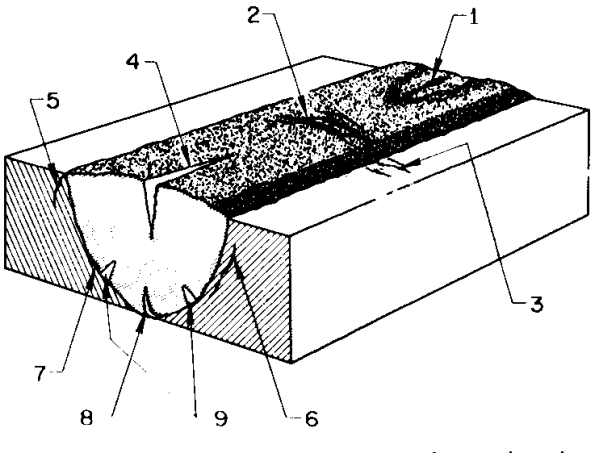


Fig. %. Fisuri într-o îabinare udată: 1. fisură în crater, 2. fisură transversală în cusătură; 3. fisură transversală în ZIT; 4. fisură longitudinală în cusătură; 5. fisură în ZIT la partea superioară a cusăturii; 6. fisură longitudinală sub cusătură, în ZIT; 7. fisură pe linia de fuziune; 8., 9. fisuri în cusătură.

Aparitia fisurilor este asociata unor conditii locale sau de ansamblu speciale, respectiv existentei unor tensiuni reziduale importante, unei raciri mai rapide decat cea medie ce induce tensiuni suplimentare.

Fisurile transversale se dezvolta in M.B. sau in cusatura dar pot evolua spre zonele invecinate :

- in cusatura : apar cand tesiunile de contractie sunt orientate axial. Cand eforturile locale depasesc Gr se dezvolta intergranular. De obicei sunt crapaturi deschise, extinse pe toata cusatura si uneori patrund si in M.B.
- in M.B.: respective in ZIT. Tensiunile reziduale mari se suprapun unei duritati mari, rigidizarii excesive si prezentei hidrogenului. Se extind spre cusatura /M.B. pana tensiunile sunt anulate.

Fisurile longitudinale sunt dispuse perpendiculare pe suprafata cusaturii, in planul axial al acesteia

- la suprafata : sunt discontinue, de obicei apar prin fisurare la cald in prezenta tensiunii reziduale
- la radacina : este forma cea mai frecventa, se dezvolta datorita dimensiunilor mici ale randului de radacina (racire foarte rapida). La sudarea multistrat trebuie obligatoriu corectate, deoarece la trecerile ulterioare se vor propaga in cusatura.

Fisurile sub cusatura sunt fisuri ce se dezvolta ca cele transversale din M.B. dar orientarea lor este paralela cu criteriul ZIT.

Fisurile in crater sunt inrudite cu fisurile longitudinale de suprafata. Se formeaza cand la inchiderea randului nu se reuseste umplerea corecta a craterului. In acest fel racirea marginilor este foarte rapida si este posibila aparitia fisurilor. In general sunt fisuri grupate sub forma de rozeta. Fisurile cu orientarea longitudinala se pot dezvolta la trecerile ulterioare.

Pori

Porii sunt discontinuitati de tip cavitate formati prin acumularea gazelor pe durata procesului de solidoficare. Porii pot fi distribuiti uniform sau preferential in cusatura, prezenta lor fiind cel mai ales in zona superioara, pe suprafata sau sub suprafata cusaturii. Este important de amintit că anumite surse din literatură îi asociază defectelor tehnologice, deşi au un mecanism specific de apariție.

Ca forma sunt sunt cel mai frecvent sferici dar si sub forma de lacrima. In fig 2.6. sunt prezentate variante de dispunere a porilor.

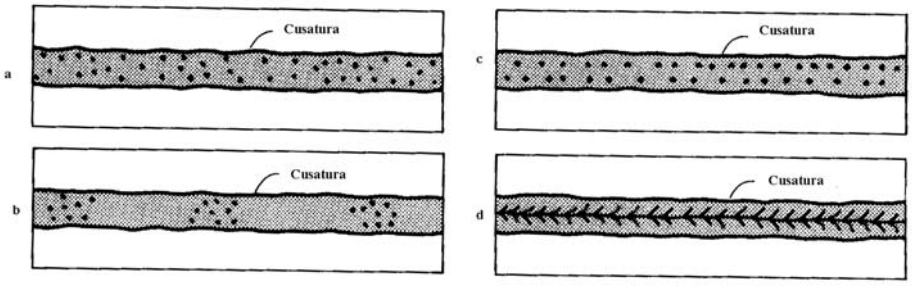


Fig. % Forme de amplasare a porozității: a. porozitate uniform distribuită; b. porozitate grupată; c. porozitate dispusă liniar; 4. porozitate alungită, continuă.

Incluziuni de zgură

Incluziunile de zgura sunt particule nemetalice prinse in cusatura, sau intre M.B. si cusatura sau intre straturi la sudarea multistrat. In functie de amplasarea in cusatura sunt incluziuni la suprafata sau la radacina. Amplasarea obisnuita a incluziunilor este prezentată in fig….

In functie de amplasarea incluziunilor in raport cu cristalele cusaturii exista.

Compozitia chimica a incluziunilor depinde de sursa de impurificare. Dimensiunea incluziunilor este dependenta de compozitia chimica :

- incluziunile acide sunt mici ;
- incluziunile bazice sunt relativ mari

Numarul si dimensiunea incluziunilor, pentru compozitii chimice identice (metal / zgura date) depind de :

- tendinta spre coagulare a particulelor de zgura ;
- viteza de decantare a incluziunilor (viteza ascensionala)

$$v = \frac{A \cdot r^2 \cdot (\gamma_1 - \gamma_2)}{\eta}$$

A – constanta

r - raza incluziunii (sfera asimilata)

γ_1 , γ_2 - greutatea specifica metal / zgura

η – vascoitatea metal

Situatia favorabila, viteza mare de decantare, corespunde unei particule mari, unei diferente de densitate cat mai mari si vascozitati cat mai mici.

Separarea incluziunilor este influentata de curentii din baie, de efectul de transport al gazelor ce se degaja. Efectul incluziunilor asupra caractaristicilor mecanice depinde de forma si dimensiunile acesteia.

Incluziunile mari, ascutite, actioneaza asemanator unui concentrator de tensiuni, afectand rezistenta la oboseala.

Incluziunile mici (< 5 μm) nu influenteaza majoritatea caracteristicilor mecanice, cu exceptia rezilientei.

Incluziunile fin disperse si stabile pot influenta pozitiv granulatia.

Indiferent de forma/dimensiuni, rezistenta la coroziune este afectata de prezenta incluziunilor.

GELU IANUŞ

O R G A N E

DE

M A Ş I N I

PARTEA I

Editura POLITEHNIUM
IAŞI 2010

Editura POLITEHNIUM
a Universităţii Tehnice „Gh.Asachi”din Iaşi
Bd. Dimitrie Mangeron, nr.67,
RO-700050 Iaşi, România
Tel/Fax: 40 232 – 231343

Editura Politehnium (fostă „Gh.Asachi”) este recunoscută de
Consiliul Naţional al Cercetării Ştiinţifice
din Învăţământul Superior (CNCSIS)

Referenţi ştiinţifici:
Prof. univ. dr. ing. Mihai GAFIŢANU
Prof. univ. dr. ing. Dumitru OLARU
Director editură:
Prof. univ. dr. ing. Mihail VOICU
Membru corespondent al Academiei Române
Redactor:
Ing. Elena MATCU-ZBRANCA

Răspunderea pentru tot ceea ce conţine prezenta carte aparţine
în întregime autorului (autorilor) ei.

Descrierea CIP a Bibliotecii Naţionale a României

IANUŞ, GELU
Organe de maşini / Gelu Ianuş. - Iaşi : Politehnium, 2010-
ISBN 978-973-621-176-8

Partea I. - 2010. - Bibliogr.. - ISBN 978-973-621-297-0

621.8
62

Printed in Romania

CUPRINS

Introducere 7
Cap.1 Activitatea de proiectare 9
1.1 Tendințe în activitatea de proiectare 9
1.2 Activitatea de proiectare în ingineria mecanică 10
1.2.1 Etapele activității de proiectare 10
1.3 Principii de proiectare 13
1.4 Proiectarea modernă 15
Cap. 2 Materiale utilizate în construcția de mașini 16
2.1 Materiale metalice 17
2.1.1 Fonte 18
2.1.2 Oțeluri 20
2.1.3 Materiale neferoase 22
2.2 Materiale nemetalice 28
2.2.1 Materiale plastice 28
2.2.2 Elastomeri 28
2.2.3 Materiale ceramice 28
2.2.4 Materiale sticloase 30
2.2.5 Materiale fibroase 31
2.2.6 Pietre prețioase 31
2.2.7 Alte materiale 31
Cap. 3 Fiabilitatea organelor de mașini 32
3.1 Siguranța la solicitări mecanice 32
3.1.1 Tensiuni admisibile, coeficienți de siguranță 32
3.1.2 Solicitări statice 33
3.1.3 Flambajul barelor 34
3.1.4 Solicitări dinamice exercitate prin șoc 38
3.1.5 Solicitări variabile periodice 38
3.1.6 Solicitări variabile neciclice 42
3.1.7 Solicitări de contact 43
3.2 Creșterea siguranței organelor de mașini prin considerarea fenomenelor tribologice 49
3.2.1 Frecarea uscată 49
3.2.2 Frecarea limită (la limită) 51
3.2.3 Frecarea semifluidă sau mixtă 52
3.2.4 Regimul fluid de ungere 54
3.2.5 Regimul de ungere hidrostatic (HS) 55
3.2.6 Regimul hidrodinamic de ungere 56
3.2.7 Regimul de ungere elastohidrodinamic (EHD) pentru contactul liniar 60
3.2.8 Tipuri de uzare a organelor de mașini 63
3.2.9 Lubrifianți 67

3.3 Elemente de teoria fiabilității 78
Cap. 4 Precizia organelor de mașini 84
4.1 Precizia dimensională 84
4.2 Precizia formei 92
4.3 Aplicație 102
Cap. 5 Asamblări nedemontabile 105
5.1 Asamblări nituite 105
5.1.1 Materiale pentru nituri și aspecte tehnologice 106
5.1.2 Forțe și solicitări în asamblările nituite 108
5.1.3 Aplicație asamblări nituite 111
5.2 Asamblări sudate 113
5.2.1 Definire și domenii de utilizare 113
5.2.2 Clasificarea și simbolizarea sudurilor 114
5.2.3 Considerații tehnologice 115
5.2.4 Calculul asamblărilor sudate 119
5.3 Îmbinări prin lipire 121
5.3.1 Clasificarea îmbinărilor prin lipire, materiale și tehnologia de execuție 123
5.3.2 Calculul asamblărilor lipite 125
5.4 Asamblări prin încleiere 127
5.5 Aplicație 130
Cap. 6 Asamblări demontabile filetate 133
6.1 Definire, clasificare și domenii de utilizare 133
6.2 Organe de asamblare 141
6.3 Materiale și tehnologie 145
6.4 Forțe și momente în asamblări cu șuruburi. Randamentul asamblării 148
6.5 Randamentul asamblărilor filetate 155
6.6 Solicitările asamblărilor cu șuruburi 156
6.7 Asamblări cu șuruburi cu strângere inițială 160
6.8 Calculul asamblărilor cu șuruburi solicitate la forțe transversale 167
6.8.1 Asamblări cu șuruburi montate cu joc 167
6.8.2 Asamblări cu șuruburi montate fără joc (păsuite) 168
6.9 Calculul asamblărilor cu șuruburi solicitate la încovoiere 169
6.10 Calculul asamblărilor cu șuruburi solicitate prin șoc 170
6.11 Aplicații 171
Cap. 7 Asamblări arbore butuc 174
7.1 Definire și clasificare 174
7.2 Asamblări cu știfturi și bolțuri 175
7.2.1 Asamblarea cu știft transversal 175
7.2.2 Asamblarea cu bolț de articulație 176
7.3 Asamblarea cu pană paralelă 177
7.4 Asamblarea cu pană disc 180
7.5 Asamblarea cu pene cilindrice 182
7.6 Asamblarea prin caneluri 184
7.6.1 Formă, clasificare, dimensiuni 184
7.6.2 Materiale și tehnologie de execuție 185
7.6.3 Calculul asamblărilor canelate 186
7.7 Asamblări cu arbori poligonali 188
7.8 Asamblări prin inele elastice 190

7.8.1 Forme constructive şi domenii de utilizare 190
7.8.2 Materiale şi tehnologii de execuţie 192
7.8.3 Calculul asamblărilor prin inele elastice 192
7.9 Asamblări cu pene longitudinale cu strângere 193
7.9.1 Rol funcţional, formă, clasificare, formă 193
7.9.2 Forţa de batere 195
7.9.3 Calculul asamblărilor cu pene longitudinale montate cu strângere .. 197
7.10 Asamblări cu pene transversale cu strângere 198
7.10.1 Domeniul de utilizare 198
7.10.2 Forţa de batere 199
7.10.3 Calculul penelor transversale 200
7.11 Asamblări prin strângere pe con 202
7.12 Asamblări cu inele tronconice 205
7.13 Asamblări cu braţară 208
7.14 Asamblări cu şaibe elastice conice şi bucşe ondulate 210
7.15 Asamblări prin strângere elastică proprie (Asamblări presate) 211
7.15.1 Definire şi elemente caracteristice 211
7.15.2 Calculul asamblărilor presate 213
7.16 Aplicaţie 219
Cap. 8 Asamblări elastice 222
8.1 Definire, clasificare, materiale şi tehnologie 222
8.2 Caracteristica arcurilor 228
8.3 Arcuri elicoidale 233
8.3.1 Elemente constructive 235
8.3.2 Solicitările arcului elicoidal 236
8.3.3 Deformaţia arcului 238
8.3.4 Elemente de calcul şi proiectare 239
8.3.5 Verificarea la oboseală 240
8.3.6 Verificarea la flambaj 241
8.3.7 Verificarea la vibraţii 242
8.3.8 Arcuri elicoidale cilindrice cu secţiune dreptunghiulară 245
8.3.9 Arcuri elicoidale de tracţiune 245
8.3.10 Arcuri elicoidale de torsiune 247
8.4 Arcul bară de torsiune 249
8.4.1 Definire, elemente constructive, domenii de utilizare 249
8.4.2 Elemente de calcul 250
8.5 Arcuri disc 251
8.5.1 Geometria şi caracteristica arcurilor disc 251
8.5.2 Elemente de calcul şi proiectare 254
8.6 Arcuri lamelare 256
8.7 Arcuri cu foi multiple 259
8.8 Arcuri inelare 265
8.9 Arcuri din cauciuc 268
8.10 Amortizoare 272
8.10.1 Amortizoare hidraulice vâscoase (cu frecare în strat de fluid) 272
8.10.2 Elemente de calcul şi proiectare a amortizoarelor hidraulice telescopice 279
8.11 Amortizoare cu frecare uscată (coulombiană) 284
8.12 Amortizoare cu curenţi turbionari 285

8.13 Principii de proiectare a suspensiilor 286
8.14 Aplicații 289
Cap. 9 Osii și arbori 293
9.1 Definire și clasificare 293
9.2 Materiale și tehnologie 298
9.3 Calculul osiilor și arborilor 300
9.4 Verificarea arborilor drepți 312
9.4.1 Verificarea la oboseală 312
9.4.2 Verificarea la deformații 314
9.4.3 Verificarea la vibrații 320
9.5 Calculul fusurilor și pivoților 328
9.5.1 Fusuri radiale de capăt 329
9.5.2 Fusuri axiale (pivoți) 332
9.5.3 Fusuri sferice 335
9.6 Aplicație 337
Bibliografie 341

INTRODUCERE

Nu există domeniu de activitate în care oamenii să nu folosească maşinile, mai simple sau mai complexe, pentru a-şi uşura şi îmbunătăţi munca. Acest lucru explică diversitatea mare de maşini, instalaţii, aparate, dispozitive, ş.a., care se produc astăzi în lume. Toate acestea au în structura lor „organe de maşini”.

Dacă la începuturile civilizaţiei tehnice, elementele din structura unei maşini, se realizau doar urmărind principiul rolului funcţional, ulterior au apărut preocupări privind calculul de rezistenţă la diverse solicitări, pentru efectuarea unor dimensionări corecte şi asigurarea unor durate mari de lucru. Preocupările s-au extins spre asigurarea unor condiţii cât mai bune de lucru cu maşinile, spre aspectul exterior al acestor maşini, spre siguranţa în exploatare şi bineînţeles spre costul acestor maşini.

Astfel, etapă cu etapă, am ajuns să avem tratate întregi privind proiectarea organelor de maşini, norme şi standarde internaţionale, regionale şi locale, care stabilesc reguli de proiectare şi realizare a organelor de maşini. Prin aceste standarde şi norme internaţionale şi locale s-a reuşit o normalizare a producţiei în domeniul organelor de maşini de bază, creându-se astfel oportunitatea interschimbabilităţii organelor de maşini, cu implicaţii uriaşe asupra fiabilităţii şi mentenanţei maşinilor.

Apariţia calculatoarelor personale a favorizat şi mai mult tendinţa de globalizare a normelor de proiectare, prin programele specializate de proiectare. Aceleaşi programe sunt utilizate de proiectanţii din companiile multinaţionale cu filiale în întreaga lume sau de firme care au relaţii de colaborare.

Evoluţia tehnologică impune o flexibilitate mare a capacităţilor de producţie cu influenţe puternice asupra modificării conceptelor de proiectare. Există uneori riscul ca un produs nici să nu intre bine în exploatare şi să fie deja depăşit şi scos din uz. Acest aspect face ca în faza de concepere, un produs să fie calculat şi proiectat pentru o durată limitată de lucru, să se lucreze cu valori ale rezistenţelor la oboseală

pentru durabilitate limitată, rezultând produse cu dimensiuni mai mici sau din materiale cu caracteristici mecanice reduse.

Pentru ca un viitor proiectant de maşini şi instalaţii să poată concepe şi realiza noi creaţii, să poată utiliza în mod corespunzător programele specializate de proiectare, trebuie să-şi însuşească o serie de noţiuni, concepte şi metode care stau la baza proiectării organelor de maşini.

În acestă lucrare m-am străduit să prezint cât mai clar elementele de bază pe care un viitor specialist în proiectarea maşinilor trebuie să le cunoască.

Lucrarea se adresează în special studenţilor care parcurg disciplina „Organe de maşini" sau discipline înrudite, dar şi specialiştilor care vor să-şi împrospăteze cunoştinţele în domeniu.

În lucrare prezint şi o serie de valori pentru mărimile utilizate în calcul conform recomandărilor standardelor în vigoare sau găsite în literatura de specialitate. De asemenea, la sfârşitul fiecărui capitol este prezentată câte o aplicaţie, cu scopul de a concretiza metoda teoretică de calcul şi a veni în ajutorul celui care consultă lucrarea pentru a înţelege mai uşor metodologia de lucru.

Mulţumesc domnului prof. univ. dr. ing. Mihai Gafiţanu şi domnului prof. univ. dr. ing. Dumitru Olaru pentru sugestiile şi observaţiile făcute pe parcursul elaborării lucrării.

Autorul

Cap. 1

ACTIVITATEA DE PROIECTARE

1.1 Tendințe în activitatea de proiectare

Imaginea de ansamblu a proceselor legate de activitatea de proiectare se schimbă foarte rapid şi este determinată de apariţia mijloacelor moderne pe care le au la dispozitie proiectanţii în prezent.

Sistemele electronice şi mecanice sunt integrate, iar dezvoltarea proiectului se face în paralel pe mai multe planuri. Mecatronizarea maşinilor şi instalaţilor face ca reţelele de senzori, elementele de acţionare, modulele de comandă şi control să fie din ce în ce mai complexe.

Globalizarea pieţelor și proiectarea în reţea sunt cerințe noi care trebuie luate în considerare. Procesele de dezvoltare transorganizaţionale şi multidisciplinare necesită sisteme de proiectare deschise şi integrate care să înglobeze mai multe domenii. Utilizatorii acestor tipuri de sisteme își pot optimiza procesele, pot exploata potenţialul creativ şi raţional şi pot reduce timpul necesar pentru implementarea pe piață a unui produs.

Procesul de planificare a activităţii de proiectare are ca obiective reducerea timpului de execuție a proiectelor și creșterea calității acestora. Aceste obiective pot fi atinse prin procesul de integrare multidisciplinară.

Din analiza tendinţelor generale de evoluţie tehnică, se impune considerarea în activitatea de proiectare a unor parametri de calitate şi performanță cu caracter general:

- creșterea gradului de complexitate cantitativă și calitativă a mașinilor și sistemelor;

- necesitatea asigurării unor parametri funcționali optimi (forte, presiuni, turații, temperaturi, precizie) în scopul reducerii consumului de combustibil, a pierderilor energetice, greutății și dimensiunilor;
- elaborarea și utilizarea unor materiale noi, cu caracteristici superioare de rezistență și prelucrabilitate, forme noi de semifabricate, profile, formate, spume, compozite, materiale cu memoria formei;
- utilizarea metodelor moderne de analiză și calcul, cu aprecieri realiste și probabiliste în comportarea sistemelor;
- utilizarea unor tehnologii de mare productivitate și precizie, monitorizarea acestora, dezvoltarea microtehnologiilor și nanotehnologiilor;
- tipizarea și standardizarea componentelor mașinilor, cu diversificare prin compunere de elemente tipizate;
- utilizarea unor sisteme governor pentru monitorizarea parametrilor funcționali;
- proiectare estetică, ergonomică și ecologică.

1.2 Activitatea de proiectare în ingineria mecanică

Chiar dacă mijloacele folosite în prezent sunt cu totul diferite de cele folosite cu câteva zeci de ani în urmă scopul activităţii de proiectare este acelaşi: realizarea documentaţiei tehnice necesare transpunerii în realitate, printr-o tehnologie de execuție adecvată, a unor idei, principii, teme, în vederea satisfacerii cerințelor impuse de beneficiar.

În activitatea de proiectare se consideră de asemeni mijloacele materiale şi financiare de care se poate dispune pentru realizarea proiectului. Caracteristicile temei de proiectare impun amploarea şi complexitatea activităţii de proiectare. O influenţă decisivă o au atât posibilităţile tehnologice de prelucrare, posibilităţile de exploatare cât şi reciclarea produsului proiectat.

Proiectarea reprezintă în realizarea produsului final doar o etapă, dar una definitorie.

1.2.1. Etapele activităţii de proiectare

Indiferent de mijloacele folosite, procesul de proiectare este un proces în general iterativ şi care constă în mai multe faze. Aceste faze pot avea o amploare mai mare sau mai mică, în funcţie de tipul de proiect.

Principalele etape de proiectare sunt prezentare în figura 1.1[9].

Tema de proiectare se stabileşte de beneficiar în acord cu proiectantul în cadrul unor discuţii comune. Ea trebuie să fie clară fară ambiguităţi în formulare, să evidenţieze principalele caracteristici ale produsului final. Activitatea de proiectare impusă prin tema de proiectare poate conduce la:
- materializarea unor idei sau teme noi;
- materializarea unor idei sau teme cunoscute şi nerealizate sau realizate parţial;
-creşterea unor capacităţi funcţionale;
-modernizarea unor maşini sau instalaţii;
-modificarea tehnologică;
-punerea în practică a rezultatelor unor cercetări;
-etc.

Analiza corectă temei de proiectare şi a principalelor caracteristici tehnico economice impuse prin temă, are un rol esenţial în stabilirea funcţiilor principale şi auxiliare. Aceste funcţii determină ulterior complexitatea proiectului.

Documentarea joacă un rol esenţial în reducerea volumului de de lucru prin utilizarea unor soluţii deja existente sau folosite de alţi proiectanţi sau producători care s-au ocupat de probleme asemănătoare. Acceptarea unor solutii pentru subansamble sau elemente de maşini care au fost deja testate reduce mult timpul de finalizare al lucrărilor şi conferă o oarecare siguranţă în realizarea variantei finale. Aceste aspecte fac ca proiectantul sa poată acorda mai mult timp elementelor de noutate specifice proiectului. Posibilităţile actuale de documentare (baze de date full-text, internet etc.), fac ca această etapă să se poată face suficient de repede şi cu rezultate foarte bune. Ignorarea acestei etape duce de multe ori la prestarea unor activităţi care nu sunt necesare, care au fost realizate de alţii cu rezultate foarte bune.

Stabilirea variantei optime este o etapă decisiva în activitatea de proiectare. Cu informaţiile obţinute după realizarea unei documentaţii riguroase şi prin considerarea funcţiilor principale şi auxiliare pe care trebuie sa le îndeplinească produsul proiectat se elaborează o schiţă de principiu a ansamblului, cu mijloacele disponibile (clasic sau pe calculator).

Pe baza acestor schiţe şi a informaţiilor din documentare, se stabileşte o structură de bază care să ofere posibilitatea realizării tuturor funcţiilor cerute. La această structură se realizează o evaluare estimativă pentru a putea aprecia încadrarea în posibilităţile financiare şi materiale impuse.

După aceasta etapă, în funcţie de concluziile de la etapa precedentă se elaborează mai multe variante de structura generală. Prin folosirea unor metode specifice de comparaţie a variantelor elaborate, se alege varianta considerată optimă din punct de vedere funcţional şi financiar.

La acestă varianta se elaborează schiţele funcționale, calculele preliminarii şi schiţele de ansamblu necesare demarării etapei următoare, care este cea mai laborioasă etapă.

Proiectul tehnic cuprinde două părţi:

- o parte scrisă în care sunt prezentate toate calculele organologice şi de rezistenţă efectuate etapă cu etapă, parametrii funcţionali, recomandări tehnologice, instrucţiuni de utilizare, condiţii de lucru, instrucţiuni de întreţinere şi reparaţii, condiţii de depozitare, condiții de asamblare, modul de reciclare şi altele;
- o parte desenată care cuprinde desenele de ansamblu, desenele subansamblelor, desenele de execuţie, specificațiile tehnice pentru piese şi subansamble tipizate, desene şi schiţe pentru asamblare şi altele;

Simularea funcţionării produsului final este posibilă în cazul proiectării cu ajutorul calculatorului folosind programe specializate de proiectare. Acest privilegiu permite eliminarea eventualelor erori în conceperea ansamblului şi permite obţinerea unor date importante fară a fi necesară realizarea prototipului. În urma concluziilor desprinse de la această etapă se poate interveni începând chiar de la modificarea structurii de bază.

Realizarea şi încercarea prototipului este etapa care cuprinde şi tehnologia de realizare şi încercare a prototipului. În acest scop sunt proiectate standuri de probă prevăzute cu aparatura necesară şi metodologia de testare. Observaţiile şi concluziile desprinse în urma încercărilor pot determina schimbări în structura de bază sau în reluarea calculelor şi corecturi ale desenelor de ansamblu şi execuţie.

Proiectarea tehnologiei de fabricaţie este obiectul de lucru al inginerilor tehnologi. În funcţie de tipul producţiei (serie mică, mijlocie sau mare) se aleg procedeele de prelucrare pentru fiecare reper în parte şi în corelaţie cu acestea se elaborează tehnologia de fabricaţie.

Realizarea şi încercarea seriei 0 presupune finalizarea tehnologiei de fabricaţie, finalizarea proiectării sculelor dispozitivelor şi verificatoarelor necesare în fabricaţie. Se definitivează soluţiile specifice de organizare şi optimizare a producţiei. Se fac încercări şi monitorizări

în exploatare. Pe baza acestora se fac ultimile precizări şi recomandări de exploatare şi întreţinere.

Contactul cu piaţa reprezintă adevărata apreciere şi evaluare a muncii de proiectare concepţională şi tehnologică. Totodată piaţa stabileşte ierarhia şi gradul de competitivitate în raport cu alţi producători.

Reciclarea produsului, este o specificaţie obligatorie în documentaţia tehnică, contribuie la respectarea legislaţiei privind protecţia mediului înconjurător şi evitarea contaminării solului şi apelor cu substanţe toxice.

1.3. Principii de proiectare

Cantitatea foarte mare de informaţii pe care o are la dispoziţie un proiectant în ultimii ani, prin tot mai multe surse de informare, evoluția rapidă atât în domeniul tehnologiei cât şi al materialelor, conduce la o multitudine de soluţii luate în considerare după analiza temei şi documentare. Totuşi un proiectant trebuie să respecte câteva principii de bază atunci când adoptă una dintre soluţii:

- **Principiul fiabilităţii** - constă în îndeplinirea de către produsul finit a funcţiilor impuse prin tema de proiectare la un anumit nivel de calitate, un tip dat. Acest lucru se realizează prin considerarea tuturor factorilor care influenţează obţinerea parametrilor funcţionali impuşi prin tema de proiectare, efectuarea calculelor de rezistenţă mecanică, la deformaţii, uzare, temperatură etc.
- **Principiul economic** – prin respectarea lui se urmăreşte minimizarea costurilor de realizare şi exploatare. Pentru respectarea lui trebuie să se acorde atenţie deosebită materialelor folosite, gabaritului, randamentului etc.
- **Principiul tehnologic** – respectarea lui impune considerarea mijloacelor şi posibilităţilor tehnologice de realizare a produsului proiectat.
- **Principiul considerării elementelor tipizate** – presupune respectarea standardelor în vigoare şi utilizării elementelor şi subansamblelor tipizate. Respectarea acestui principiu conduce la

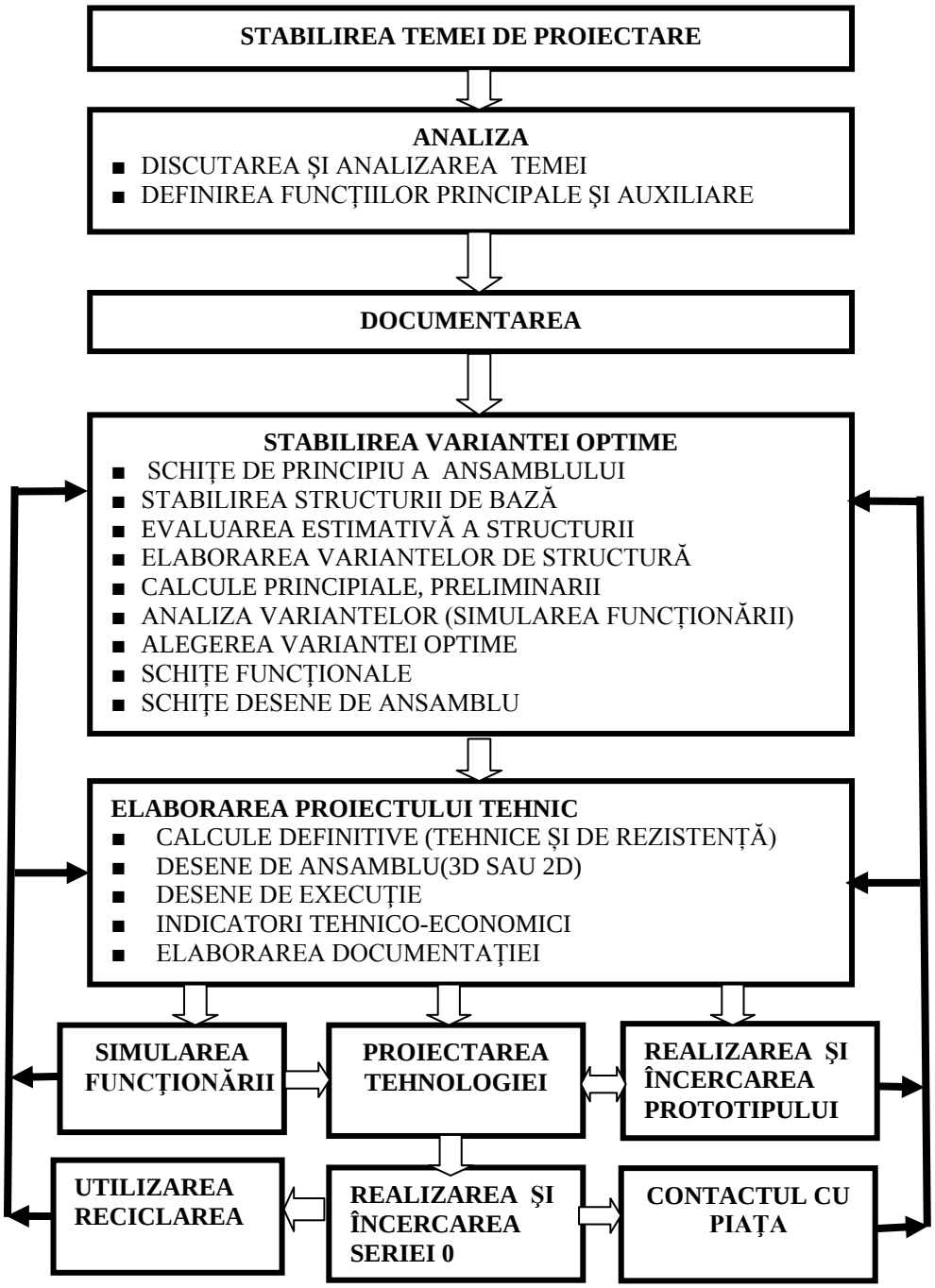


Figura 1.1 Etape de proiectare

reducerea semnificativă a timpului şi resurselor financiare necesare atât la proiectarea cât şi la realizarea produsului.

- **Principiul ergonomic** – respectarea lui conduce la considerarea relaţiei om-maşină pentru asigurarea siguranţei în exploatare şi a condiţiilor normale de lucru.
- **Principiul estetic** – impune încadrarea produsului în ambient şi ameliorarea aspectului mediului în care se încadrează.
- **Principiul ecologic** – a devenit imperativ în ultima perioadă şi respectarea lui presupune cunoaşterea legislaţiei referitoare la protecţia mediului înconjurător.

Principiile generale de proiectare intervin cu ponderi diferite în activitatea de proiectare, în funcţie de natura, destinaţia, calitatea şi utilitatea produsului proiectat. De exemplu, un ceas trebuie sa fie estetic, un lift să prezinte siguranţă, iar un laminor să aibă o durabilitate mare.

1.4. Proiectarea modernă

Planşeta, compasul, teul şi celelalte accesorii care altădată erau indispensabile proiectanţilor, au devenit obiecte de muzeu.

Dezvoltarea explozivă în domeniul informaticii, atât pe partea de hard cât şi pe cea de soft, a condus la apariţia programelor şi mediilor de proiectare evoluate. Acest lucru a permis trecerea de la modelări plane şi spaţiale, la simulări şi analize de fineţe care pot realiza o concordanţă deosebită între simulări şi realitate[33].

S-a trecut de la o proiectare cu siguranţă garantată nelimitat, realizată prin supradimensionări şi consumuri excesive de materiale, la o proiectare prin care se asigură o garanţie pe o perioadă impusă de exploatare, cu economii mari de materiale şi încurajarea înlocuirii produselor după perioada de exploatare prescrisă, specifică unei societăţi de consum.

Softurile de proiectare suferă îmbunătăţiri de la an la an oferind proiectanţilor tot mai multe facilităţi pentru reducerea timpului necesar proiectării, realizarea unor calcule cu precizie foarte mare şi concordanţe deosebite dintre model şi realitate.

Cap. 2

MATERIALE UTILIZATE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

Condiţiile de performanţă, gabarit, aspect, financiare ş.a., impuse prin tema de proiectare condiţionează alegerea materialelor pentru confecţionarea organelor de maşini.

Evoluţia tehnologică rapidă a făcut ca să crească gama materialelor folosite şi totodată creşterea performanţelor lor. Aceste aspecte conduc la creşterea importanţei etapei de alegere a materialelor în activitatea de proiectare.

O clasificare a materialelor utilizate în construcţia de maşini, după natura lor, este prezentată în figura 2.1[8,9,10].

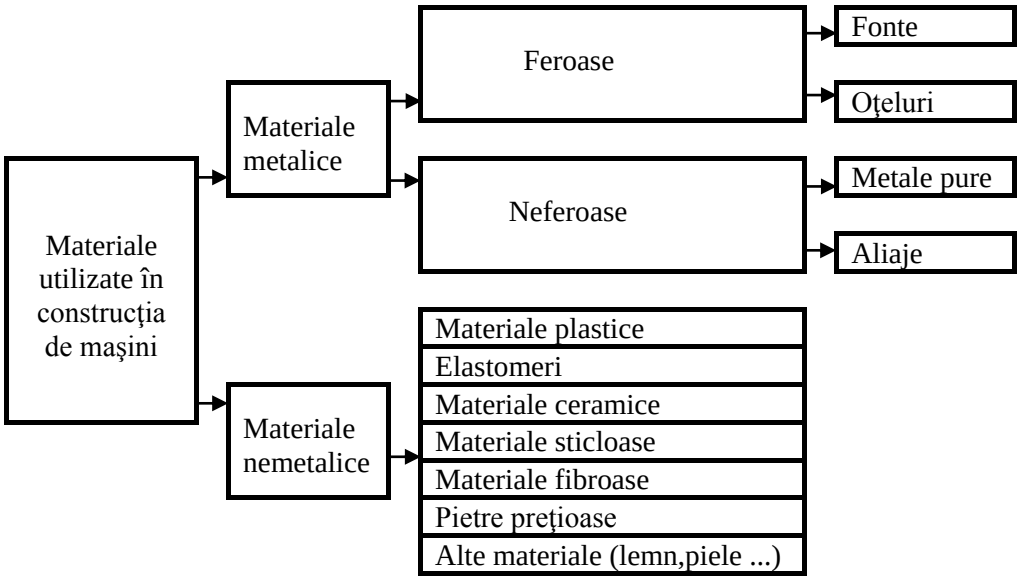


Fig. 2.1 Materiale utilizate în construcţia de maşini

2.1 MATERIALE METALICE

Metalele şi aliajele lor deţin cea mai mare pondere în construcţia maşinilor, aparatelor, sculelor, dispozitivelor etc. Ele se deosebesc între ele prin anumite proprietăţi, care în general ne dau şi indicaţii asupra utilizării lor. Dintre aceste proprietăţi cele mai importante sunt[22]:

Culoarea şi luciul. Sunt specifice pentru fiecare metal sau aliaje ale acestuia. Au anumite nuanţe la prelucrare şi se modifică în timp, în mediul ambiant, datorită proceselor de oxidare şi coroziune, la majoritatea metalelor şi aliajelor cu excepţia metalelor şi aliajelor inoxidabile şi nobile.

Structura. Structura metalelor şi aliajelor este cristalină. În funcţie de mărimea cristalelor putem distinge structuri fine cu cristale mici şi bine legate între ele sau structuri grosolane cu cristale mari şi neuniforme. Structura aceluiaşi metal sau aliaj se poate modifica în limite destul de largi şi depinde de mai mulţi factori: tehnologia de obţinere a semifabricatului, procedeul tehnologic de prelucrare, tratamentul termic, condiţii de exploatare ș.a. De asemenea structura poate fi neuniformă în aceiaşi secţiune sau se poate modifica în timp sub acţiunea condiţiilor de lucru.

Elasticitatea. Reprezintă proprietatea metalelor şi aliajelor de a-şi reveni la forma iniţială după îndepărtarea eforturilor care l-au deformat temporar.

Maleabilitatea. Reprezintă proprietatea metalelor şi aliajelor de a se deforma sub acţiunea forţelor şi de a-şi păstra noua formă după încetarea acţiunii forţelor fără a se crăpa sau încreţi. De obicei creşte odată cu creşterea temperaturii (de exemplu oţelul carbon la 1400°C este atât de maleabil încât poate fi adus în stare plastică).

Ductilitatea. Reprezintă proprietatea metalelor şi aliajelor de a putea fi trase în fire subţiri.

Tenacitatea. Reprezintă proprietatea metalelor şi aliajelor de a rezista la rupere alungindu-se până la o anumită limită. Cele cu o alungire mică sunt numite *fragile* sau *casante.*

Rezistența. Este proprietatea metalelor şi aliajelor de a se opune unui efort de deformare sau rupere care tinde să rupă legătura dintre cristale.

Rezilienţa. Reprezintă proprietatea metalelor şi aliajelor de a se opune la eforturi dinamice.

Duritatea. Reprezintă proprietatea metalelor şi aliajelor de a se opune pătrunderii altor corpuri în masa lor.

Fuzibilitatea. Reprezintă proprietatea metalelor de a trece sub acţiunea căldurii din stare solidă în stare lichidă, la o anumită temperatură pentru fiecare metal pur (temperatură de topire).

Dilatabilitatea. Reprezintă proprietatea metalelor şi aliajelor de a-şi mări volumul la creşterea temperaturii. La răcire ele se contractă, adică îşi micşorează volumul.

Conductivitatea termică. Este proprietatea metalelor şi aliajelor de a lăsa să treacă căldura prin ele.

Conductivitatea electrică. Este proprietatea metalelor şi aliajelor de a conduce electricitatea. Cele mai bune conducătoare de electricitate sunt: argintul, cuprul, aurul, aluminiul.

Magnetismul. Este proprietatea metalelor şi aliajelor de a atrage, de obicei, bucăţi de metale de aceiaşi natură.

Rezistenţa la uzare. Este proprietatea de rezista la frecare şi creşte odată cu creşterea durităţii.

Fluajul. Reprezintă proprietatea metalelor şi aliajelor de a se deforma lent şi continuu, în timp, sub acţiunea unei sarcini constante.

Densitatea relativă. Este o valoare adimensională şi reprezintă raportul dintre masa volumului unitar al metalului sau aliajului şi masa volumului unitar al apei la temperatura de 4°C.

Greutatea specifică. Reprezintă greutatea volumului unitar al metalului sau aliajului respectiv.

La fiecare metal sau aliaj predomină una sau mai multe proprietăţi, ele se pot îmbunătăţi prin diverse procedee în funcţie de cerinţele funcţionale sau pentru a putea realiza prelucrarea prin anumite procedee tehnologice.

2.1.1 FONTE

Fontele sunt aliaje ale fierului cu carbonul cu un procent de peste 1,7% carbon şi cu elemente secundare de aliere: siliciu, mangan, sulf sau fosfor. Pentru creşterea proprietăţilor mecanice se utilizează elemente de aliere specifice, Ni, Cr, ş.a.

În mod obişnuit în construcţia de maşini se folosesc fonte de a doua fuziune cum sunt: fontele cenuşii (SR EN 1561:1999), fonte pentru maşini unelte, fonte maleabile (SR ISO 5992:1995), fonte cu grafit nodular (SR ISO 1083:1993), fonte refractare, fonte rezistente la uzare abrazivă (SR EN 12513:2001)[8].

Cu toate că au caracteristici mecanice inferioare oţelurilor fontele sunt preferate în cazul formelor complexe obţinute prin turnare sau în cazul pieselor generatoare de vibraţii, structura eterogenă a fontelor contribuind la amortizarea acestora (exemplu arborii cotiţi).

Marca de bază este „Fonta cenuşie” cu grafit lamelar, SR EN 10025+A1-1994, tabelul 2.1. Se foloseşte la execuţia de batiuri, carcase, capace, suporţi, roţi de curea şi în general pentru piese la care solicitarea principală este compresiunea.

Simbolizarea fontelor conform normelor europene este reglementată prin SR EN 1560:1999 şi poate fi alfanumerica sau numerică.

Simbolurile alfanumerice au 6 poziţii în structura lor:

-poziţia 1: EN- prefix care se foloseşte doar pentru fontele specificate în standarde europene;

Tabelul 2.1[8]

Marca fontei SR ISO 185-1994	Rezist. la tracţ. pe epruvetă Φ 30 σ_r [Mpa]	Rezistenţa la compresiune σ_c [MPa]	Rezistenţa la încovoiere σ_i [MPa]	Săgeata [mun]	Duritatea Brinell [HB]	Rezistenţa la forfecare τ_f [MPa]	Modulul de Elasticitate E 10^4 [MPa]	Rezistenţa la oboseală σ_{-1} [MPa]	Capacitatea de amortizare δ 0^{-4}
100	100	400-500	-	-	100-150	1,5 σ_r	7-9	-	150
150	150	550-700	300	4,0	140-190	1,5 σ_r	8-10,5	-	100
200	200	600-830	360	4,5	170-210	1,5 σ_r	9-11,5	90	60
250	250	700-1000	420	5	180-240	1,5 σ_r	10,5-12	110	50
300	300	820-1200	480	5,5	200-260	l,5 σ_r	11-14	130	40
350	350	950-1400	540	5,5	210-280	1,5 σ_r	12,5-14,5	160	30

Observaţii:
1. MPa = N/mm^2.
2. Rezistenţa la oboseală s-a determinat pentru epruvete necrestate, solicitate la încovoiere rotativă, în ciclu alternat simetric.
3. Rezistenţa la încovoiere şi săgeata au fost determinate pe probe Φ30 mm, cu distanţa între reazeme de 600 mm (STAS 1660-80).

-poziţia 2: GJ simbolul fontei(G -piesa turnată, J- fontă);

-poziţia 3: simbolul structurii grafitului L(lamelară), S(sferoidală), M(în cuiburi - fonta maleabilă), V(vermiculară), N(fără grafit, dură, ledeburitică), Y(structura specială);

-poziţia 4: simbolul microstructurii sau macrostructurii: A(austenită), F(ferită), P(perlită), M(martensită), L(ledeburită), Q(călită), T(călită şi revenită), B(inimă neagră), W(inimă albă);

- poziţia 5: simbolul de clasificare în funcţie de caracteristici mecanice, rezistenţa minimă la tracţiune în N/mm^2, urmată de litera S(pentru probă de încercat turnată separat), U(pentru probă de încercat ataşată la piesa turnată), C(pentru probă de încercat prelevată din piesa turnată), dacă este nevoie se poate da şi alungirea, în procente, imediat după rezistenţa minimă despărţite prin cratimă, pentru rezistenţa la încovoierea prin şoc se indică temperatura de încercare (RT–temperatură ambiantă, LT–temperatură scazută), pentru clasificarea după duritate se indică unul din cele trei simboluri HB (duritate Brinell), HV (duritate Vickers), HR (duritate Rockwell) urmate de valoarea durităţii sau pentru clasificarea după compoziţia chimică în formatul: X urmat de procentul de carbon multiplicat cu 100, principalele elemente de aliere în ordine descrescătoare urmate de procentele de aliere despărţite prin cratimă;

- poziţia 6: simbolul utilizat pentru condiţii suplimentare: D (piesă brută turnată), H (piesă supusă tratamentului termic), W (sudabilitate pentru suduri de îmbinare), Z (condiţii suplimentare prevăzute în comandă);

Simbolurile numerice au forma prezentată în tabelul 2.2 şi sunt folosite mai mult pentru prelucrarea datelor pe calculator.

Tabelul 2.2

Poziţie	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Caracter	E	N	-	L	L	n	n	n	n

Poziţiile 1, 2, 3 sunt ocupate de EN-, poziţia 4 de litera J (fontă), poziţia 5 simbolizează structura grafitului la fel ca la simbolizarea alfanumerică, poziţia 6 ocupată de un număr care indică caracteristicile principale ale fontei, poziţiile 7 şi 8 reprezintă un număr între 00 şi 99 atribuit fiecărei mărci de fontă, poziţia 9 un număr care reprezintă condiţii specifice pentru fiecare marca de fontă.

În tabelul 2.3 sunt prezentate cele mai uzuale mărci de fontă şi principalele caracteristici mecanice.

Alegerea mărcii potrivite de fontă pentru execuţia unei piese se realizează folosind recomandările standardelor în vigoare.

2.1.2 OŢELURI

Oţelul este cel mai utilizat material pentru execuţia organelor de maşini. Este un aliaj al fierului cu carbonul într-un procent cuprins între 0,04 şi 1,7%. Un astfel de aliaj se numeşte oţel carbon.

Dacă conţinutul de carbon nu depăşeşte 0,3% sunt numite şi **oţeluri de cementare**. Ele au tenacitate ridicată, dar slabă rezistenţă la uzură (sunt moi). Oţelurile de cementare se supun unor tratamente termochimice prin care compoziţia chimică a stratului superficial se îmbogăţeşte în carbon (cementare), azot (nitrurare, nitrurare ionică) sau ambele elemente (carbonitrurare), apropiindu-se de cea eutectoidă. În această stare, în urma călirii, stratul superficial bogat în nitruri şi carburi se durifică, pe când miezul piesei rămâne tenace. Prin aceasta se asigură o bună rezistenţă la uzură pentru suprafaţa piesei, alături de o bună tenacitate a miezului.

Oţelurile cu un conţinut de carbon ce depăşeşte 0,3% se numesc **oţeluri de îmbunătăţire,** suportă tratamentul termic de călire şi în urma călirii capătă o structură semimartensitică sau martensitică suficient de dură, deci au rezistenţă crescută.

În mod obişnuit oţelurile carbon mai conţin până la 0,35% siliciu şi până la 0,8% mangan.

Pentru creşterea performanţelor oţelurilor se folosesc şi alte elemente de aliere (crom, nichel, wolfram, vanadiu, cobalt ş.a.) obţinându-se oţelurile aliate cu caracteristici specifice elementelor principale de aliere folosite. În funcţie de procentajele elementelor de aliere şi de numărul acestor elemente aceste oţeluri

pot fi slab aliate sau înalt aliate. Pentru oţeluri cu destinaţie specială se folosesc elemente de aliere care îmbunătăţesc performanţele oţelului.

Tabelul 2.3 [8]

Simbolizare		Grosime de perete determinantă t [mm]	Rezistenţă minimă la tracţiune Rm [N/mm^2]	Limită de curgere conv. 0,2% $Rp_{0,2}$ [N/mm^2]	Alungire A %
Alfanumerică	Numerică				
EN-GJS-350-22U-LT	EN-JS1019	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	350 330 320	220 210 200	22 18 15
EN-GJS-350-22U-RT	EN-JS1029	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	350 330 320	220 220 210	22 18 15
EN-GJS-350-22U	EN-JS1032	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	350 330 320	220 220 210	22 18 15
EN-GJS-400-18U-LT	EN-JS1049	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	400 390 370	240 230 220	18 15 12
EN-GJS-400-18U-RT	EN-JS1059	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	400 390 370	250 250 220	18 15 12
EN-GJS-400-18U	EN-JS1062	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	400 390 370	250 250 220	18 15 12
EN-GJS-400-15U	EN-JS1072	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	400 390 370	250 250 220	7 7 5
EN-GJS-500-7U	EN-JS1082	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	500 450 420	320 300 290	18 15 12
EN-GJS-600-3U	EN-JS1092	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	600 600 550	370 360 340	3 2 1
EN-GJS-700-2U	EN-JS1102	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	700 700 660	420 400 380	2 2 1
EN-GJS-800-2U	EN-JS1112	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	800 - -	480 - -	2 - -
EN-GJS-900-2U	EN-JS1122	t≤30 30<t≤60 60<t≤200	900 - -	600 - -	2 - -

Pentru utilizare oţelurile se pot împărţi în două categorii:

1. *Oţeluri la care se garantează grupa de caracteristici mecanice* fără a se garanta compoziţia chimică. Proprietăţile acestora nu pot fi îmbunătăţite prin tratamente termice, motiv pentru care se folosesc în starea de livrare. Sunt oţelurile folosite pentru confecţionarea diferitelor construcţii metalice din profile, table sau ţevi, sau a unor organe de maşini ce nu necesită tratamente termice ca arbori, osii, majoritatea organelor de asamblare, flanşe etc.

Dintre acestea se exemplifică:

- Oţeluri de uz general pentru construcţii SR EN 10025+A1:1994 (tab. 2.4).
- Oţeluri netratate destinate fabricării organelor de asamblare prin deformare la rece.
- Oţel pentru ţevi fără sudură.
- Oţel laminat la cald. Table groase.

2. *Oţeluri la care se garantează compoziţia chimică.* Proprietăţile acestora pot fi îmbunătăţite prin tratamente termice. Câteva exemple:

- Oţeluri pentru călire şi revenire SR EN 10083-1+A1 (tabelul 2.5), SR EN 10083-2+Al:1995, SREN 10083-3+Al:1998.
- Oţeluri de cementare SR EN 10084:2000.
- Oţeluri pentru nitrurare SR EN 10085:2002.
- Oţeluri pentru rulmenţi SR EN ISO 683-17:2002.
- Oţeluri carbon pentru scule SR EN ISO 4957:2002.
- Oţeluri aliate pentru scule SR EN ISO 4957:2002.
- Oţel rezistent la coroziune şi refractar SR EN 10088-1:2005.

Simbolizarea oţelurilor conform normelor europene este reglementată prin SR EN 10027-1:1992, simbolizarea alfanumerică şi SR EN 10027-2:1992, simbolizarea numerică.

În tabelul 2.5 sunt prezentate câteva mărci de oţeluri uzuale folosite în construcţia organelor de maşini.

2.1.3 MATERIALE NEFEROASE

Materialele neferoase sunt utilizate atât ca metale pure cât şi sub formă de aliaje. Folosirea lor este strâns legată de proprietăţile şi caracteristicile lor specifice:

-**Cuprul** (STAS 270/3-80) şi aliajele sale (SR ISO 197-1:1994) cu staniul (bronzuri), cu zincul (alame), cu aluminul, cu nichelul, plumbul, ş.a., sunt folosite pentru conductivitatea termică şi electrică ridicată sau pentru proprietăţile antifricţiune ale aliajelor.

În tabelele 2.6, 2.7, 2.8 sunt prezentate cîteva mărci de aliaje ale cuprului, principalele caracteristici mecanice şi recomandări de utilizare[5,34].

Tabelul 2.4 [8,9]

Marca oțelului STAS 500-80	Caracteristici mecanice pentru produse cu grosimea *a* [mm]								Întrebuințare
	a<100	*a<16*	16<a<4	40<a<100	-	*a*< 16	*a* > 16	a<100	
	Rezistența la rupere min. σ_r [MPa]	**Limita de curgere** σ_c [MPa]			**Alungire** δ_5 [%]	**Rezilienta KCU 300/2 [J/cm]**		**Rezistența la oboseală** σ_{-1} [MPa]	
OL 30	Min. 320	-	-	-	20	-	-	150	Flanșe, plăci de fundație, fier beton
OL32	320-400	180	170	160	33	-	-	160	Carcase suporți tiranți piese ambutisate
OL 34	340 - 420	210	200	190	31	-	-	190	Elemente, mașini agricole, organe de asamblare
OL 37	370 - 450	240	230	210	25	-	-	210	Construcții mecanice sudate, elemente de asamblare, arbori
OL42	420-500	260	250	230	22	60	70	230	Organe de mașini solicitate ușor, roți dințate, arbori
OL 44	440-550	290	280	260	22	60	60	260	Elemente rezistente la rupere fragilă
OL 50	500 - 620	300	270	280	21	-	-	280	Arbori, roți dințate pentru viteze mici,
OL52	520-640	360	350	340	16	60	60	340	Piese de rezistență obținute prin sudură
OL 60	600-720	340	330	320	16	-	-	320	Arbori, pene, șuruburi rezistente, roți dințate
OL 70			360	Min. 720	12	-	-	350	Arbori, pene, șuruburi rezistente, roți dințate

Tabelul 2.5 Extras din SREN 10083-1:2002

EN10083-1	ISO683-1:1987	Număr Werkstoff	STAS 791-88 STAS 880-88
1	2	3	4
2C22	-	1.1151	OLC20X
3C22	-	1.1149	OLC20XS
2C25	C25E4	1.1158	OLC25X
3C25	C25M2	1.1163	OLC25XS
2C30	C30E4	1.1178	OLC30X
3C30	C30M2	1.1179	OLC30XS
2C35	C35E4	1.1181	OLC35X
3C35	C35M2	1.1180	OLC35XS
2C40	C40E4	1.1186	OLC40X
3C40	C40M2	1.1189	OLC40XS
2C45	C45E4	1.1191	OLC45X
3C45	C45M2	1.1201	OLC45XS
2C50	C50E4	1.1208	OLC50X
3C50	C50M2	1.1241	OLC50XS
2C55	C55E4	1.1203	OLC55X
3C55	C55M2	1.1209	OLC55XS
2C60	C60E4	1.1221	OLC60X
3C60	C60M2	1.1223	OLC60XS
28Mn6	28Mn6	1.1170	-
38Cr2	-	1.7003	-
38CrS2	-	1.7023	-
46Cr2	-	1.7006	-
46CrS2	-	1.7025	-
4Cr4	34Cr4	1.7033	-
34CrS4	34CrS4	1.7037	-
37Cr4	37Cr4	1.7034	-
37CrS4	37CrS4	1.7038	-
4lCr4	41Cr4	1.7035	40Cr10X
41CrS4	4lCrS4	1.7039	40Cr10XS
25CrMo4	25CrMo4	1.7218	26MoCrllX
25CrMoS4	25CrMoS4	1.7213	26CrMollXS
34CrMo4	34CrMo4	1.7220	34MoCrllX
34CrMoS4	34CrMoS4	1.7225	34MoCrllXS
42CrMo4	42CrMo4	1.7225	42MoCrllX

42CrMoS4	42CrMoS4	1.7227	42MoCrllXS
50CrMo4	50CrMo4	1.7228	-
36CrNiMo4	36CrNiMo4	1.6511	34MoCrNil6
34CrNiMo6	34CrNiMo6	1.6582	34MoCrNil6
30CrNiMo8	30CrNiMo8	1.6580	30MoCrNi20
36NiCrMol6	-	-	-
51CrV4	51CrV4	1.8159	51VMnCrllX

Tabelul 2.6

Marca aliajului	Mod de turnare	Rezistenţa de rupere la tracțiune, σ_r [N/mm^2]	Indicaţii de utilizare
CuSn14	N C	220 230	Organe de maşini supuse la uzură. Lagăre pentru maşini unelte. Piese pentru aparatură hidrauluică supuse la presiuni mari, fără socuri.
CuSn12	N C	220 250	Cuplaje, piese de articulaţie, roţi melcate, roţi dinţate elicoidale, piuliţele şurubului conducător, diferite organe de maşini solicitate la sarcini statice şi de alunecare, profile.
CuSn12Ni	N F TC	260 280 280	Aliaj cu foarte bună rezistenţă la uzură, la coroziune (şi în apă de mare) şi la cavitaţie. Piese de articulaţie şi cuplaje puternic solicitate, piuliţele şurubului conducător solicitat la sarcini dinamice, sectoare melcate şi elicoidale solicitate la viteze mari, armături, carcase de pompe, statoare, rotoare, paleta pentru turbine de apă şi pompe.
CuSn10	N	220	Comportare bună în apă de mare. Diverse organe de maşini şi armături speciale, carcase de pompe, rotoare, statoare şi palete pentru pompe şi turbine de apă.
Cu Sn10Zn2	N F TC	220 260 260	Cuzineţi de alunecare, cuplaje de solicitare medie, roţi melcate cu viteză mică de alunecare, cilindri pentru industria hârtiei, sectoare melcate cu viteză mică de alunecare, piuliţele şurubului conducător cu solicitare medie.
	N	220	Lagăre pentru material rulant şi armături

Cu Sn9Zn5	F TC	240 240	de presiune.
CuSn6Zn4Pb4	N F TC	180 200 200	Cuzineţi pentru lagăre axiale şi pentru cuplaje, lagăre de alunecarepentru diferite construcţii de maşini (care lucrează la presiuni până la 40 Mpa).
Cu Sn5Zn5Pb5	N C F TC	180 200 230 230	Bucşe pentru bolţuri la pistoane (presiuni până la 40 Mpa), piese pentru maşini-unelte, inele şi şaibe de fricţiune. Comportare bună în apă de mare. Armături pentru apă şi vapori (temperaturi de lucru până la 225˚C), carcase de pompe solicitate normal şi piese complexe cu pereţi subţiri.
CuSn4Zn4Pb17	N TC	170 200	Piese care lucrează la frecare şi lagăre solicitate la sarcini relativ mici
CuSn3Zn11Pb4	N TC	200 220	Armături diverse, bucşe.

Observaţii:
Literele din coloana "Modul de turnare" au următoarele semnificaţii:
N – turnate în forme obţinute din amestec de formare;
C – turnate în forme metalice;
F – turnate centrifugal;
TC – turnate continuu.
Caracteristicile mecanice se referă la piesele netratate termic.
Valorile din tabel sunt minime.

Tabelul 2.7

Marca aliajului	Procedeul de turnare	Rezistenţa la rupere la tracţiune, σ_r [N/mm^2]	Duritatea Brinell HB
CuZn40PbSnT	P	280	80
	C	280	80
Cu Zn38Pb2Mn2T	C	350	80
	N	250	70
CuZn35Mn2FeAlNiT	C	400	90
	N	350	80
CuZn30Al5Fe3Mn2T	N	500	110

P – turnare sub presiune,
C – turnare în forme metalice,
N – turnare în amestec de formare.

Tabelul 2.8

Marca aliajului	Procedeul de turnare	Rezistenţa la rupere la tracţiune, σ_r [N/mm^2]	Duritatea Brinell HB
CuAl9T	N	340	80
	C	390	90
	F, TC	390	90
CuAl 10Fe3T	N	440	90
	C	490	100
	F, TC	490	100

F – turnare centrifugală,
C – turnare în formă metalică,
N – turnare în amestec de formare,
TC – turnare continuă.
Observaţii:
Caracteristicile mecanice se referă la piese netratate termic.
Caracteristicile mecanice depind de procedeul de turnare care este specificat pentru fiecare marcă

- **aluminiul** (SR EN 12258-2:2002) şi aliajele sale (STAS 2017/2-80 pentru semifabricate turnate şi SR EN 573/3:1995) sunt folosite în special pentru densitatea redusă, conductivitatea termică şi electrică ridicată, aspect plăcut după acoperiri metalice sau colorări ale suprafeţelor.

- **staniul** şi aliajele sale (SR EN 610:2000), sunt folosite în special pentru proprietăţile antrifricţiune, pentru conductivitatea termică şi electrică şi temperatura joasă de topire.

-**plumbul şi zincul** sunt folosite atât ca elemente de aliere dar şi ca element principal în aliajele lor cu proprietăţi antifricţiune, rezistenţă la coroziune, temperaturi joase de topire ş.a..

O categorie aparte o constituie materialele metalice sau metaloceramice obţinute prin diverse procedee din pulberi metalice cu destinaţii speciale:

- materiale de fricţiune, care asigură un coeficient mare de frecare;
- materiale magnetice pentru diverse aplicaţii;
- materiale pentru filtre pe bază de pulberi de bronz, nichel, oţel ş.a.;
- materiale dure pentru scule aşchietoare;
- materiale poroase antifricţiune, ş.a.

2.2 MATERIALE NEMETALICE

Materialele nemetalice câştigă tot mai mult teren în construcţia de maşini datorită diversităţii materialelor utilizate în ultimii ani. Creşterea performanţelor mecanice ale acestor categorii de materiale prin diverse procedee face ca ele să fie utilizate în tot mai multe aplicaţii.

2.2.1. MATERIALE PLASTICE

Acestă categorie de materiale a cunoscut o adevărată revoluţie în ultimile decenii datorită proprietăţilor deosebite: greutate specifică redusă în comparaţie cu oţelul şi fonta, rezistenţă mare la coroziune în diverse medii, plasticitate ridicată, tehnologie de prelucrare cu productivitate ridicată cu operaţii puţine, consum energetic redus, ş. a.. Dezavantajul acestor materiale îl constituie rezistenţa mecanică redusă, temperatura de utilizare limitată şi probleme în reciclarea lor. Diversitatea acestor materiale face destul de grea sarcina proiectantului în alegerea materialului optim.

Câteva materiale plastice uzuale şi caracteristicile mecanice ale lor sunt prezentate în tabelul 2.9 [22].

2.2.2 ELASTOMERI

Sunt materiale utilizate în special datorită proprietăţilor elastice. Au o rezistenţă macanică redusă, valori mari pentru alungire, suportă transformări radicale la temperatură şi agenţi chimici şi suferă în timp fenomenul de îmbătrânire. Cu toate acestea au aplicaţii diverse în construcţia de maşini, de la elemente elastice, garnituri la elemente ornamentale. Diversitatea aplicaţiilor a determinat şi realizarea unei game destul de mari de elastomeri. În tabelul 2.10 sunt prezentate caracteristicile mecanice pentru câteva tipuri de elastomeri [22].

2.2.3 MATERIALE CERAMICE

În general materialele ceramice sunt utilizate în locurile cu temperatură mare de lucru, în medii puternic corozive, pentru piese izolatoare electric. Aplicaţii ale acestor materiale se găsesc şi în domenii de vârf ale tehnicii: corpuri de rostogolire pentru rulmenţi, repere ale motoarelor cu piston, diuze pentru diverse procedee de sudare, camere de combustie, matriţe pentru extrudare, scule de prelucrare prin aşchiere, ş.a.

Tabelul 2.9

Denumirea	Rezistenţa de rupere la tracţiune, σ_{rt} [MPa]	Rezistenţa de rupere prin încovoiere, σ_{ri} [Mpa]	Modulul de elasticitate la încovoiere, E [MPa]	Coeficientul de dilatare termică, α [1/°C]	Conductivitate termica, λ x10^4 [J/smºC]	Densitatea, ρ [kg/m^3]	Temperatura de utilizare, [ºC]
Poliamida 66 P, A: -pentru injecţie -pentru uz electrotehnic	 60 - 64 60 - 70	 85 - 98 85	 1000 - 1250 1000 - 1400	 – (8,3-14,5)10^{-5}	 – 1,34	1130 - 1150	55 - 85
Polietilenă de joasă presiune (densitate mare) PE - HD	25 - 39	10	560 - 1050	(11 - 13)10^{-5}	2,63 - 2,96	911 - 965	55 - 110
Polietilenă de înaltă presiune (densitate mică) PE -LD	5 - 16	–	133 - 245	16x10^{-5}	1,91	917 - 928	55 - 85
Acrilonitril Butadien Stiren ABS	23 -60	42 - 50	1590 - 2390			1010 - 1210	66 - 110
Policarbonat PC	56 - 67	94,5	2450	6,6x10^{-5}	1,1	1200	55 - 130
Policlorură de vinil PVC - neplastifiată - plastifiată	 50 10,5 - 24,5	 70 - 112 –	 2500 –	 (5 -18,5)10^{-5} (7 -25)10^{-5}	 0,72 - 1,67 0,72 - 0,96	 1350 - 1450 1160 - 1350	55-85
Polistiren standard PS	30 - 37	50-60	2800 - 3500	(6 - 8)10^{-5}	0,57 - 0,79	1040 - 1060	55-85
Polistiren rezistent la şoc PAS	21 - 26	42 - 50	1200	(3,4 - 21)10^{-5}	0,24 - 0,72	1010 - 1060	70
Politetrafluoretilenă PTFE(teflon)	24,5 - 35	5,72	350	10x10^{-5}	1,43	2100 - 2300	55 - 300
Polimetacrilat de metil PMMA	50	68	1950	(5 - 9)10^{-5}	0,96 - 1,43	1085 - 1189	55 - 70
Poliuretani PU sau PUR	35 - 56	4,9 - 7	70	(10 - 20)10^{-5}	1,19	1200 - 1260	55 - 80
Fenoplaste: - bachelită de uz general - bachelită electrotehnică	25 - 70	 – 25 - 80	 – 5250 - 20000	 – (1,5 - 8)10^{-5}	 – 0,24 - 3,82	 – 1350 - 1450	55 - 130
Textolit	40	90 - 160	1000	(1,1 - 3,5)10^{-5}	0,96 - 1,91	1300 - 1450	80 - 100
Răşini epoxidice EP	28 - 91	80 - 147	3150	(4,5 - 6,5)10^{-5}	1,07	1110 - 1230	55 - 230
Siliconi (cu subst. minerale) SI	28 - 245	70 - 240	17500 - 21000	(0,8 - 5,18)10^{-5}	0,88 - 1,8	1650 - 2000	55 - 230
Polipropilenă	30 - 39	42 - 62	1110 - 1570				107 - 144
Polisulfone	70,4	108	2530	5,6x10^{-5}	1,48	1240	155
Aminoplaste	42 - 91	42 - 91	7000 - 10500	(2 - 7) 10^{-5}	1,67 - 2,39	1450 - 1600	55 - 110

Tabelul 2.10

Denumirea (simbol)	Densitatea, ρ [Kg/m^3]	Duritatea, [°Sh]	Rezistenţa de rupere R_m, [MPa]	Modulul de elasticitate E [MPa]	Alungirea la rupere, [%]	Temperatura de utilizare, [˚C]	Rezistenţa la ulei mineral
Cauciuc natural (NR)	930 - 1600	36	24 - 31	1 - 10	450 - 650	75	Slabă
Buna S (SRR) - stirenbutadienă	940 - 1400	55 - 65	17 - 21	1 - 5	500 - 775	75	Slabă
Cauciuc butilic	900 - 1300	50	4,8 - 20,5		500 - 850	80 - 90	Slabă
Cauciuc nitrilic (Perbunan)(NBR)	1000	58 - 71	16,5 - 31		480 - 650	-25 ÷ 55	Bună
Cauciuc poliacrilic (ACM)						-20 ÷ 180	F. bună
Cauciuc fluorcarbonic (FP)						max. 240	Bună
Cauciuc siliconic (VSi şi PV Si)	1200 - 1500	20 - 90	2 - 10,3		40 - 600	175 - 200	Slabă
Cauciuc uretanic		78 - 83	38 - 48	5 - 100 reticulat 500 - 1000 linear	600 - 800	100	Bună
Cauciuc cloroprenic (CR), (neopren)	1090 -1600	1,6	13,5 - 24		340 - 750	90	Bună
Cauciuc clorosulfanil polietilenic (CSM)	_	45 - 95	11,1 - 24		100 - 450	150	Bună
Cauciuc polisulfidic (T)	1350	50 - 76	11,2 - 11,8		230 - 700	80 - 90	Bună

2.2.4 MATERIALE STICLOASE

Sticla ca material pentru construcţia de maşini este indispensabilă în anumite aplicaţii (de exemplu parbrizele de la autovehicule). Este un material cu o structură amorfă obţinută prin topirea unor oxizi de siliciu, bor, fosfor, calciu, sodiu. Prelucrarea mecanică este dificilă datorită faptului că este un material casant. Procedeele de prelucrare specifice permit realizarea unor diversităţi destul de mari de forme şi calităţi funcţie de domeniul de aplicaţie

(cu calităţi refractare, cu peliculă conducătore electric, cu protecţie la diverse radiaţii, multistrat rezistență la spargere ş.a.)

2.2.5 MATERIALE FIBROASE

Sunt materiale care se utilizează pentru armarea altor materiale nemetalice obţinându-se astfel materiale cu caracteristici mecanice mari, apropiate de cele ale oţelurilor. De asemenea sunt folosite în elaborarea materialelor stratificate oţinute din straturi sucesive de material plastic, material de armare cu sau fara straturi de oţel. Caracteristicile mecanice pentru cele mai folosite materiale fibroase sunt date în tabelul 2.11.

Tabelul 2.11

Materialul fibrei	Rezistenţa de rupere R_m, MPa	Modulul de elasticitate E, MPa	Densitatea, kg/m^3	Punctul de înmuiere, °C
Fibră de sticlă	2500 - 4700	(0,052 - 0,087)·10^6	2,16 - 2,54	750 - 970
Fibră de azbest	117-360	–	2,4 - 3,3	1180 -1520
Fibră de cuarţ	910	–	2,2	–
Fibră de grafit	1260 - 3160	(0,176 - 0,457)·10^6	1,5 - 1,96	–
Fibră de carbon	840	0,042·10^6	1,53	–
Fibră de bor	3000 - 3500	0,042·10^6	2,6	2300

2.2.6 PIETRE PREŢIOASE

Sunt materiale foarte scumpe pentru construţia de maşini, de aceea ele se folosesc doar în mecanica fină pentru lagăre, în special la ceasuri.

2.2.7 ALTE MATERIALE

Pentru diverse aplicaţii se pot folosi şi alte materiale. Un exemplu îl reprezintă lemnul care mult timp a fost folosit pentru construcţia lagărelor. Piesele orrnamentale sau cu alte destinaţii care nu sunt supuse la solicitări mari pot fi executate de asemenea din lemn sau din derivatele lemnului. Pentru curelele de transmisie care lucrează în medii care conţin solvenţi şi diluanţi se va folosi pielea naturală. De asemenea pentru produse de lux (limuzine) în construcţia lor se utilizează piele sau lemn din esenţe rare. Se poate folosi orice materiale care satisfac cerinţele impuse prin tema de proiectare.

Cap. 3

FIABILITATEA ORGANELOR DE MAŞINI

3.1 Siguranţa la solicitări mecanice

Siguranţa organelor de maşini în exploatare a fost şi este una din preocupările majore ale cercetătorilor din domeniul proiectării maşinilor.

Rezistenţa la solicitările mecanice reprezintă principalul criteriu care stă la baza dimensionării organelor de maşini. Considerarea solicitărilor se face prin calculul tensiunilor (eforturilor unitare) în secţiunile considerate critice sau a deformaţiilor elastice.

3.1.1. Tensiuni admisibile, coeficienţi de siguranţă

Solicitările organelor de maşini sunt rezultatul acţiunii forţelor şi momentelor de exploatare sau masice [2,3,4,8,9].

Din punct de vedere al evoluţiei în timp aceste solicitări pot fi:

- statice, la care creşterea are loc până la o anumită valoare după care forţele şi/sau momentele rămân constante în timp;
- variabile, care suportă variaţii în timp ca mărime, direcţie sau sens, după legi ciclice sau aleatorii.

Ca urmare a acţiunii acestor forţe şi momente în secţiunile organelor de maşini apar *tensiuni normale* (σ) şi *tensiuni tangeţiale* (τ), aceste tensiuni sunt numite tensiuni efective.Valorile acestor tensiuni trebuie să fie tot timpul sub valorile tensiunilor limită admisibile (σ_a, τ_a). Valorile tensiunilor admisibile depind de tensiunile periculoase $(\sigma_{lim}, \tau_{lim})$, care pot fi:

- rezistenţa la rupere (σ_r) sau (τ_r), pentru materialele fragile;
- rezistenţa la curgere (σ_c) sau (τ_c), pentru materialele tenace.

Raportul dintre tensiunea limită periculoasă şi tensiunea admisibilă se notează cu $c = \frac{\sigma_{\lim}}{\sigma_a}$, $c = \frac{\tau_{\lim}}{\tau_a}$ şi se numeşte **coeficient de siguranţă**.

Mărimea coeficientului de siguranţă depinde de o serie de factori cum sunt:

- importanţa organului de maşină, subansamblu, ansamblu sau maşină;
- gradul de cunoaştere a solicitărilor;
- caracterul solicitărilor;
- materialul şi tehnologia de execuţie a piesei;
- durata de lucru;
- pericolele care pot fi generate de ruperea piesei.

Solicitările organelor de maşini pot fi considerate în:

- **calculele de dimensionare**, când se consideră tensiunile efective egale cu tensiunile admisibile şi din relaţiile de calcul se determină valorile minime necesare pentru dimensiunile organelor de maşini în secţiunile considerate periculoase;
- **calcule de verificare (**când dimensiunile pieselor au fost stabilite constructiv sau din considerente tehnologice), în acest caz se compară valorile tensiunilor efective, ale coeficienţilor de siguranţă sau valorile deformaţiilor cu valorile admisibile ale acestora.

3.1.2 Solicitări statice

Calculul la solicitări statice de - întindere, compresiune, forfecare, încovoiere şi torsiune se realizează utilizând relaţiile de bază prezentate în tabelul 3.2. Cu ajutorul acestor relaţii se pot face calcule de dimensionare sau de verificare. De regulă, organele de maşini sunt supuse simultan la mai multe tipuri de solicitări (solicitarea este compusă). Pentru un astfel de caz se determină efortul unitar echivalent, respectiv momentul încovoitor echivalent cu ajutorul expresiei calculate pe baza uneia din cele cinci teorii de rupere considerate în rezistenţa materialelor, tabelul 3.1. În cele mai multe cazuri se consideră teoria III.

Tabelul 3.1[8].

Nr.	Teoria	$M_{îech}$	σ_{ech}
I	Efortul unitar maxim	$0{,}5\left(M_î + \sqrt{M_î^2 + M_t^2}\right)$	$\frac{1}{2}\sigma + \frac{1}{2}\sqrt{\sigma^2 + 4\tau^2} \le \sigma_{aî}$
II	Deformaţiei specifice maxime	$0{,}35M_î + 0{,}5\left(M_î + \sqrt{M_î^2 + M_t^2}\right)$	$0{,}35\sigma + 0{,}65\sqrt{\sigma^2 + 4\tau^2} \le \sigma_{aî}$
III	Efortul unilar tangenţial maxim	$\sqrt{M_î^2 + M_t^2}$ sau $\sqrt{M_î^2 + (\alpha M_t)^2}$ α, în funcţie de legea de variaţie pentru $M_î$ şi M_t.	$\sqrt{\sigma^2 + 4\tau^2} \le \sigma_{aî}$
IV	Energetică de variaţie a formei	$\sqrt{M_î^2 + \frac{3}{4}M_t^2}$	$\sqrt{\sigma^2 + 3\tau^2} \le \sigma_{aî}$
V	Energetică bazată pe energia de deformaţie totală	$\sqrt{M_î^2 + \frac{2{,}6}{4}M_t^2}$	$\sqrt{\sigma^2 + 2{,}6\tau^2} \le \sigma_{aî}$
$\alpha = \frac{\sigma_{aiIII}}{\sigma_{aiII}}$, pt.: $M_î$- alternant simetric; M_t- pulsator;		$\alpha = \frac{\sigma_{aiIII}}{\sigma_{aiI}}$, pt.: $M_î$- alternant simetric; M_t- constant;	$\alpha = \frac{\sigma_{aiIII}}{\sigma_{aiIII}} = 1$, pt.: $M_î$- alternant simetric; M_t-alternant simetric;
$M_î$- momentul încovoitor; M_t- momentul de torsiune; σ_{aiIII} – tens. admisibilă pentru solicitarea alternant simetrică; σ_{aiII} – tens. admisibilă pentru solicitarea pulsatorie; σ_{aiI} – tens. admisibilă pentru solicitarea statică;			

3.1.3. Flambajul barelor

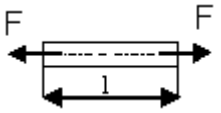
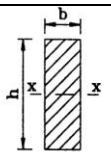
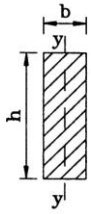
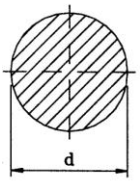
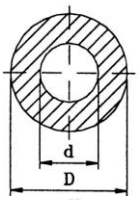
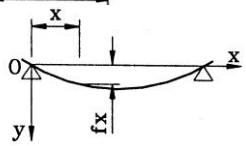
Fenomenul de flambaj apare în cazul solicitării la compresiune pe direcţie axială a barelor lungi [2,8,9,10,13]. Calculul la flambaj urmăreşte dimensionarea sau verificarea stabilităţii statice a barelor zvelte. Se defineşte coeficientul de zvelteţe λ ca raport între lungimea de flambaj l_f şi raza de inerţie minimă i_{min}.

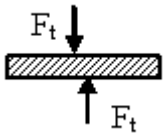
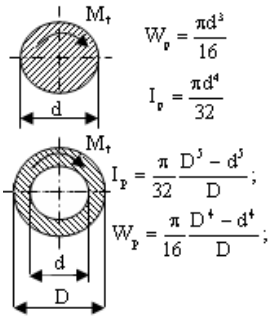
$$\lambda = \frac{l_f}{i_{min}}; \tag{3.1}$$

unde:

$$i_{min} = \sqrt{\frac{I_{min}}{A}}; \tag{3.2}$$

Tabelul 3.2[8]

Solicitarea	Schiţa	Relaţii de calcul şi notaţii
Întindere sau compresiune		$A = \frac{F}{\sigma_{at(c)}}$; $\sigma = \frac{F}{A_{ef}} \le \sigma_{at(c)}$; $\Delta l = \frac{F \cdot l}{EA} \le \Delta l_a$ A - aria necesara; $\sigma_{at(c)}$ - rezistenţa admisibila la tracţiune – compresiune; l- lungimea de referinţă; F - forţa de solicitare; Δl - alungirea; E- modul de elasticitate longitudinal; σ -tensiunea efectivă; A_{ef} -aria secţiunii;
Încovoiere	 $W_x = \frac{bh^2}{6}$  $W_y = \frac{hb^2}{6}$  $W = \frac{\pi d^3}{32}$  $W = \frac{\pi}{32}\frac{D^4 - d^4}{D}$ 	$W_{nec} = \frac{M_î}{\sigma_{aî}}$; $\sigma = \frac{M_î}{W} \le \sigma_{aî}$; $\frac{d^2 f_x}{dx^2} = -\frac{M_î}{EI}$; $M_î$ – momentul încovoietor; W – modul de rezistenţă; $\sigma_{aî}$ - tensiune admisibilă la încovoiere; σ - tensiune efectivă la încovoiere; f_x - săgeata ta distanţa (x) faţă de origine; E - modul de elasticitate longitudinal; I – momene t dinerţie;

Forfecare		$A = \frac{F_t}{\tau_{af}}$; $\tau = \frac{F_t}{A} \le \tau_{af}$; F_t – forţa de forfecare; A – aria secţiunii supusă la forfecare; τ_{af} - tensiunea admisibilă la forfecare; τ - tensiunea efectivă de forfecare;
Torsiune		$W_p = \frac{M_t}{\tau_{at}}$; $\tau_t = \frac{M_t}{W_p} \le \tau_{at}$; $\Delta\varphi = \frac{M_t \cdot l}{G \cdot I_p}$; M_t – momentul de torsiune; W_p - modul de rezistenţă polar; τ_{at} - tensiunea admisibilă la torsiune; τ_t - tensiunea efectivă de torsiune; G - modul de elasticitate transversal; I_p - moment de inerţie polar.

- I_{min} – momentul de inerţie minim necesar barei având lungimea de flambaj l_f , care este solicitată de către forţa de compresiune F şi îşi menţine stabilitatea statică [mm^4];
- A - aria secţiunii barei [mm^2].

Relaţiile de calculul la flambaj depind de domeniul elastic sau plastic în care se încadrează cazul. Pentru aceasta se calculează coeficientul de zvelteţe critic λ_0:

$$\lambda_0 = \sqrt{\frac{\pi^2 \cdot E}{\sigma_p}}; \qquad (3.3)$$

unde: E - modulul de elasticitate longitudinal al materialului barei [Mpa];

σ_p - limita de proporţionalitate din diagrama Hooke a materialului barei [MPa]. Coeficientul de zvelteţe critic depinde numai de materialul barei şi sunt indicate pentru diferite materiale în tabelul 3.3.

Pentru $\lambda > \lambda_0$ - bara solicitată se află în domeniul elastic şi pentru calcule în acest caz se aplică relaţia Euter pentru calculul forţei critice de flambaj F_f:

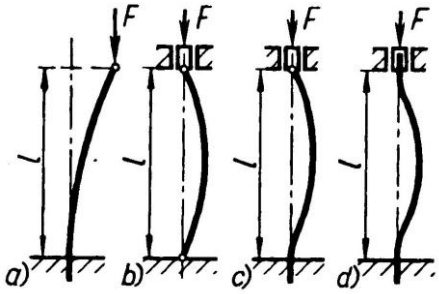
$$F_f = \frac{\pi^2 \cdot E \cdot I_{min}}{l_f^2}; \qquad (3.4)$$

Iar forţa de lucru F trebuie să respecte relaţia 3.5:

$$F \le \frac{F_f}{c}; \qquad (3.5)$$

c – coeficientul de siguranţă este 2...4 pentru construcţii metalice sau 4...20 pentru organe de maşini în funcţie de pericolul prezentat;

l_f – lungimea de flambaj se calculează pentru situaţiile prezentate în figura 3.1



a) $l_f = 2l;$

b) $l_f = l;$

c) $l_f = \frac{\sqrt{2}}{2} l;$

d) $l_f = \frac{l}{2};$

Figura 3.1

Pentru dimensionare se determină I_{min} necesar.

Pentru $\lambda < \lambda_0$ - bara solicitată se află în domeniul plastic şi pentru calcule în acest caz se aplică relaţia Tetmajer-Iasisncki pentru calculul tensiunii critice de flambaj σ_f :

$$\sigma_f = a - \lambda \cdot b; \qquad (3.6)$$

unde a şi b sunt coeficienţi care depind de material, tabelul 3.3

Tabelul 3.3

Materialul	λ_0	a	b
Oţel laminat cu $\sigma_r = 380$ MPa	105	310	1,14
Oţel laminat cu $\sigma_r = 500$ MPa	89	335	0,62
Oţel carbon de calitate cu $\sigma_r = 480$ MPa	100	469	2,67
Oţel aliat cu $\sigma_r = 520$ MPa	100	589	3,81
Oţel aliat cu 5% Ni	86	470	2,30
Oţel aliat cu Cr – Mo	55	1000	5,4
Duraluminiu	56	380	2,18

Forţa critică de flambaj F_f se calculează cu relaţia:

$$F_f = \sigma_f \cdot A; \tag{3.7}$$

Iar forţa de lucru F :

$$F \le \frac{F_f}{c}; \tag{3.8}$$

Pentru dimensionare se calculează aria minimă A_{min} necesară pentru secţiunea barei.

3.1.4. Solicitări dinamice exercitate prin şoc

La solicitările dinamime prin şoc calculul se face egalând energia şocului cu energia de deformaţie a piesei [2,8,10]. Exprimarea deformaţiei este destul de greu de făcut, de aceea metoda mai dificilă. Acest lucru face să se folosească o metodă de calcul aproximativ. Astfel, pentru determinarea eforturilor unitare produse de solicitarea prin şoc, se calculează eforturile unitare statice şi se multiplică printrun coeficient ψ -numit coeficient multiplicator de impact, astfel:

$$\sigma_{din} = \psi \cdot \sigma; \ \delta_{din} = \psi \cdot \delta; \tag{3.9}$$

unde: $$\psi = 1 + \sqrt{1 + \frac{2h}{\Delta_{st}}} = \sqrt{1 + \frac{\nu^2}{g \cdot \Delta_{st}}} \tag{3.10}$$

h - înălţimea de cădere [m];

$\nu = \sqrt{2gh}$ - viteza masei în momentul şocului [m/s];

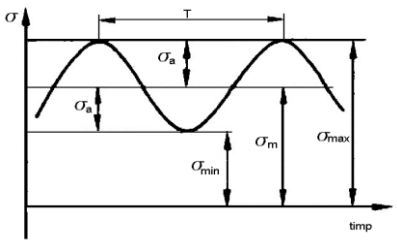
g - acceleraţia gravitaţională [m/s^1];

Δ_{st} - deformaţia statică pentru:

- întindere-compresiune: $\Delta_{st} = \frac{Fl}{EA}$
- încovoiere: $\Delta_{st} = f_{st}$

3.1.5. Solicitări variabile periodice

Aceste solicitări mai sunt numite şi solicitări variabile staţionare deoarece forţele şi momentele variază în mod continuu şi periodic după o anumită lege, ca în exemplul din figura 3.2 [1,2,4,8]:



$\sigma_m = \dfrac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$; - tensiunea medie;

$\sigma_a = \dfrac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$; - amplitudinea tensiunii;

$R = \dfrac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$; - coeficientul de asimetrie;

Figura 3.2

Coeficientul de asimetrie defineşte tipul de solicitare variabilă, tabelul 3.4.

Tabelul 3.4

Solicitarea	R	Tensiunea caracteristică	Relaţii între σ_{max} şi σ_{min}
Statică	1	$\sigma_r(\tau_r); \sigma_c(\tau_c)$	$\sigma_{max} = \sigma_{min} = \sigma$
Variabilă-ciclu pulsator	0	$\sigma_0(\tau_0)$	$\sigma_{min} = 0$
Variabilă-ciclu alternant simetric	-1	$\sigma_{-1}(\tau_{-1})$	$\sigma_{max} = -\sigma_{min}$
Variabilă-ciclu oarecare	$\neq \pm 1$ $\neq 0$	$\sigma_R(\tau_R)$	$\sigma_{max} \neq \sigma_{min}$ $\sigma_{max} \neq 0$; $\sigma_{min} \neq 0$

Datorită solicitărilor variabile apare distrugerea prin oboseală. Calculul constă în determinarea coeficientului de siguranţa la oboseală. Cele mai uzuale metode de calcul sunt metodele Soderberg şi Serensen.

1. ***Metoda Soderberg*** se bazează pe reprezentarea rezistenţei la oboseală în coordonate $\sigma_m = f(\sigma_a)$, printr-o linie dreaptă figura 3.3 şi consideră coeficientul de asimetrie al ciclului real şi al celui limită egale. Diagrama 2 este pentru materiale fragile şi diagrama 3 este pentru materiale tenace, se aplică astfel:

• cicluri asimetrice

$$c_\sigma = \frac{1}{\dfrac{\beta_\sigma}{\varepsilon \cdot \gamma} \cdot \dfrac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} + \dfrac{\sigma_m}{\sigma_r}}; \qquad (3.11)$$

$$c_\tau = \frac{1}{\dfrac{\beta_\tau}{\varepsilon \cdot \gamma} \cdot \dfrac{\tau_a}{\tau_{-1}} + \dfrac{\tau_m}{\tau_r}}; \qquad (3.12)$$

• simetrice (σ_m =0)

$$c_\sigma = \frac{\sigma_{-1}}{\frac{\beta_\sigma}{\varepsilon \cdot \gamma} \cdot \sigma_a}; \tag{3.13}$$

$$c_\tau = \frac{\tau_{-1}}{\frac{\beta_\tau}{\varepsilon \cdot \gamma} \cdot \tau_a}; \tag{3.14}$$

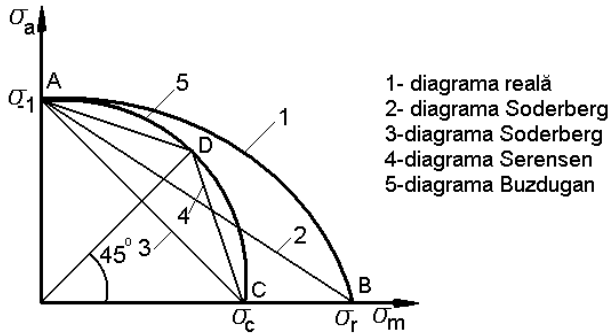


Figura 3.3

2. Metoda Serensen, porneşte de la diagrama rezistenţei la oboseală în coordonate $\sigma_m = f(\sigma_a)$, figura 3.3 şi consideră starea limită ca o linie frântă.

• când $0 \le R \le 1$

$$c_\sigma = \frac{\sigma_c}{\sigma_m + \sigma_a}; \tag{3.15}$$

$$c_\tau = \frac{\tau_c}{\tau_m + \tau_a}; \tag{3.16}$$

• când $-1 \le R < 0$

$$c_\sigma = \frac{1}{\frac{\beta_\sigma}{\varepsilon \cdot \gamma} \cdot \frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} + \psi \frac{\sigma_m}{\sigma_r}}; \tag{3.17}$$

unde: $\psi = \frac{2\sigma_{-1} - \sigma_0}{\sigma_0}$;

$$c_\tau = \frac{1}{\frac{\beta_\tau}{\varepsilon \cdot \gamma} \cdot \frac{\tau_a}{\tau_{-1}} + \psi \frac{\tau_m}{\tau_r}}; \tag{3.18}$$

unde: $\psi = \dfrac{2\tau_{-1} - \tau_0}{\tau_0}$;

În relaţiile 3.11....3.18, coeficienţii utilizaţi au următorele semnificaţii:

- β_σ,(β_τ) - coeficientul concentratorului de tensiune pentru solicitarea de încovoiere respectiv torsiune, cu valori determinate experimental şi prezentate sub formă de diagrame ca cele din figura 3.6
- ε - coeficientul dimensional, consideră dimensiunile piesei faţă de cele ale epruvetei pe care s-au facut încercările de oboseală, exemplu de valori în figura 3.4.
- γ - coeficientul de calitate a suprafeţei, consideră influenţa rugozităţii şi durităţii suprafeţelor, cu valori exemplificate în figura 3.5

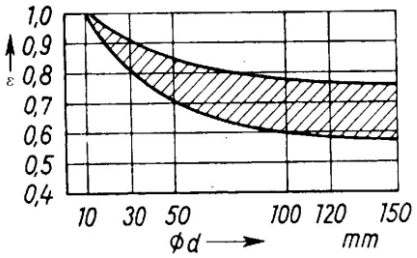


Figura 3.4

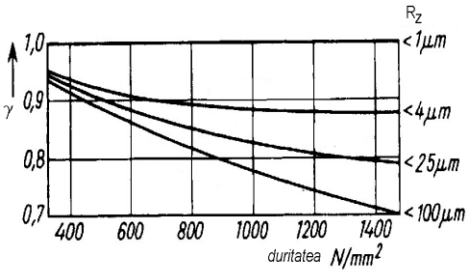


Figura 3.5

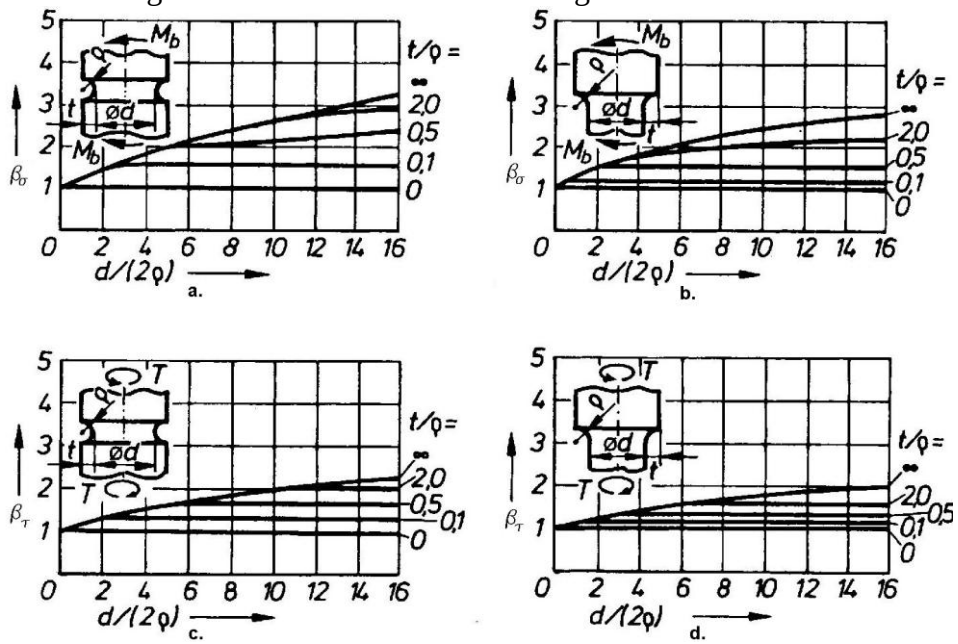


Figura 3.6

În cele mai multe cazuri piesele sunt supuse la solicitări compuse, de aceea este necesară calcularea unui coeficient de siguranţă global:

$$c = \frac{c_\sigma + c_\tau}{\sqrt{c_\sigma^{\ 2} + c_\tau^{\ 2}}}; \qquad (3.19)$$

3.1.6. Solicitări variabile neciclice

Se pot deosebi două situaţii pentru regimul nestaţionar [1,2,8]:

a. Suprasolicitările au o importanţă mică în comparaţie cu solicitarea de bază, caz în care se calculează un coeficient de siguranţă simplu:

$$c = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_a}; \qquad (3.20)$$

unde: σ_a - este amplitudinea suprasarcinii.

b. Suprasolicitările au o importanţă mare, în timp ce solicitarea de bază este neglijabilă. În acest caz coeficientul de bază se calculează cu relaţia:

$$c = \frac{\dfrac{\varepsilon \cdot \gamma}{\beta_R} \cdot \sigma_{-1}}{\dfrac{1}{\sqrt[m]{a}} \cdot \sqrt[m]{\dfrac{1}{N_0} \cdot \sum_{i=1}^{k} \sigma_i^{\ m} \cdot \lambda \cdot N_i}}; \qquad (3.21)$$

Unde:

- $a = \lambda \cdot \sum_{i=1}^{n} \frac{N_i}{N_l}$;
- β_R - coeficientul concentratorului de tensiune pentru un ciclu de solicitări cu caracteristica R;
- λ - numărul de perioade;
- N_i –numărul de cicluri de solicitări pentru valoarea σ_i, conform diagramei Wohler, figura 3.7;
- N_l –numărul limită de cicluri de solicitări pentru solicitarea σ_l;
- N_0 –numărul de cicluri de bază;
- $m = \cot g(\alpha)$ - indicele de putere a curbei Wohler.

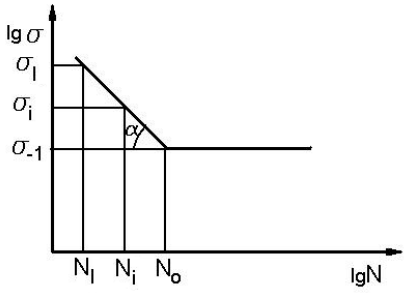


Figura 3.7

3.1.7. Solicitări de contact

Calculul tensiunilor şi al deformaţiilor de contact se face pe baza rezolvării ecuaţiilor teoriei liniare a elasticităţii, fără a lua în considerare frecarea. Se consideră că suprafeţele cuplelor de frecare sunt netede, iar deformaţiile de contact au loc în domeniul elastic şi că elementele în contact sunt medii continue, omogene şi izotrope (ipotezele admise de Hertz) [3,4,24,30].

Acest calcul se referă la cuplele de frecare superioare ce realizează contacte punctuale şi liniare (clasa I şi clasa a II-a). La o cuplă de frecare de clasa I, realizată din elementele 1 şi 2 aflate în contact direct, fig. 3.8, se definesc următoarele elemente geometrice:

a) Normala comună N-N a celor două elemente în punctul de contact;

b) Planele principale I şi II ale celor două suprafeţe în contact;

c) Razele, în punctul de contact, pentru curbele rezultate din intersecţia celor două plane principale cu suprafefele S_1 şi S_2: $R_{1,I}$, $R_{1,II}$, $R_{2,I}$, $R_{2,II}$;

d) Razele de curbură echivalente pentru cele două suprafeţe în contact şi corespunzătoare unui plan (sau unei direcţii):

$$\frac{1}{R'_{I(II)}} = \pm\frac{1}{R_{1,I(II)}} \pm \frac{1}{R_{2,I(II)}} \tag{3.22}$$

unde semnul (+) se utilizează pentru suprafeţe convexe iar semnul (-) se utilizează pentru suprafeţe concave.

Curbura suprafeţelor în cele două plane se defineşte ca fiind inversul razei de curbură având semnul (+) sau (-) după cum suprafaţa

este convexă şi respectiv, concavă:

$$\rho = \pm \frac{1}{R} \tag{3.23}$$

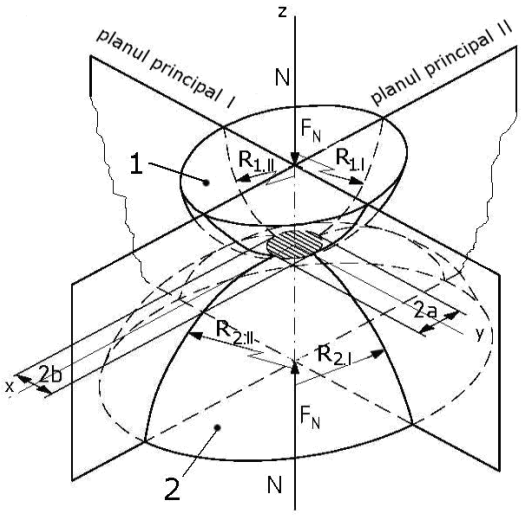


Fig. 3.8. Elemente geometrice la contactul punctual

f) Suma curburilor $\sum \rho$ este dată de relaţia :

$$\sum \rho = \rho_{1,I} + \rho_{1,II} + \rho_{2,I} + \rho_{2,II} \tag{3.24}$$

g) Funcţia curburilor $F(\rho)$ este definită prin relaţia:

$$F(\rho) = \frac{(\rho_{1,I} - \rho_{1,II}) + (\rho_{2,I} - \rho_{2,II})}{\sum \rho} \tag{3.25}$$

Pentru o cuplă de frecare de clasa a II-a, figura 3.9, relaţiile (3.22)-(3.25) se păstrează, cu observaţia că razele de curbură pentru ambele suprafeţe, în planul axial II, au valori infinite şi curburile corespunzătoare sunt nule : $\rho_{1,II} = \rho_{2,II} = 0$

Rezultă prin urmare că $F(\rho)$ =1.

Sistemul de coordonate care se ataşează cuplelor de frecare de clasa I şi a II-a are axa Oz pe direcţia normalei comune, axa Oy pe direcţia de mişcare, iar axa Ox se alege astfel încât sistemul să fie ortogonal.

Dacă pe direcţia normalei comune N-N se aplică o sarcină F_N, are loc o deformare elastică a celor două suprafeţe, iar contactul dintre ele se

extinde practic pe o suprafaţă. În cazul contactului punctual suprafaţa de contact are o proiecţie pe planul tangent, sub formă de elipsă, figura 3.8. Pentru contactul liniar, proiecţia suprafeţei de contact pe planul tangent la cei doi cilindri este un dreptunghi având lungimea egală cu generatoarea comună figura 3.9.

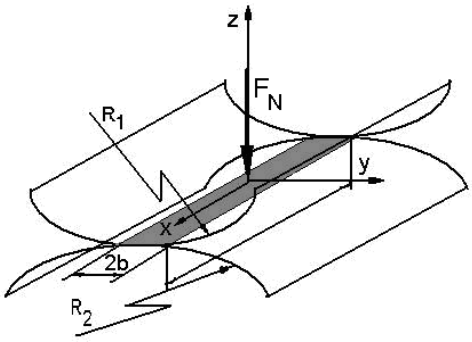


Fig. 3.9 Elemente geometrice la contactul liniar

Pentru contactul punctual, semiaxele elipsei de contact a şi b sunt date de relaţiile :

$$a = \left\{ \frac{3F_N}{\sum \rho} \cdot \frac{\xi(k^*)}{\pi(1-k^{*2})} \cdot \left[\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right] \right\}^{\frac{1}{3}} \tag{3.26}$$

$$b = \left\{ \frac{3F_N}{\sum \rho} \cdot \frac{\xi(k^*)(1-k^{*2})^{\frac{1}{2}}}{\pi} \cdot \left[\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right] \right\}^{\frac{1}{3}} \tag{3.27}$$

unde $\xi(k*)$ este integrala eliptică completă, de modul k^*, de speţa a II-a:

$$\xi(k^*) = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \left[\sqrt{1-k^* \sin^2 \varphi} \right] d\varphi \tag{3.28}$$

Parametrul k* reprezintă excentricitatea elipsei de contact şi se calculează cu relaţia:

$$k^* = \sqrt{1-\frac{1}{k^2}} \tag{3.29}$$

unde k=a/b reprezintă raportul semiaxelor elipsei de contact. Acest raport poate fi calculat şi cu ajutorul relaţiei propusă de Hamrock şi Dowson:

$$k = 1{,}0339 \cdot \left[\frac{R_x}{R_y} \right]^{0{,}636} \tag{3.30}$$

$$\frac{1}{R_x} = \pm \frac{1}{R_{1x}} \pm \frac{1}{R_{2x}} \quad ; \quad \frac{1}{R_y} = \pm \frac{1}{R_{1y}} \pm \frac{1}{R_{2y}}$$

E_1 şi E_2 sunt modulii de elasticitate pentru cele două elemente în contact, iar ν_1 şi ν_2 sunt coeficienţii Poisson.

Sub acţiunea forţei normale F_N, în interiorul semispaţiului elastic apare o stare spaţială de tensiuni caracterizată prin tensiunile normale ($\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$) şi tensiunile tangenţiale ($\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{xz}$), figura 3.10.

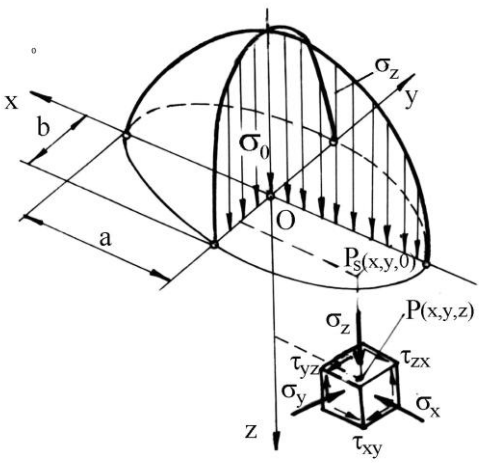


Fig. 3.10 Starea spaţială de tensiuni la contactul punctiform

Tensiunile normale $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ scad rapid pe măsura îndepărtării de suprafaţa de contact şi ating valorile maxime în centrul elipse de contact. Tensiunea de compresiune σ_z, pe suprafaţa elipsei de contact, prezintă importanţă în studiul proceselor de ungere şi de frecare şi are distribuţia paraboloidală reprezentată în figura 3.10. Pentru un punct de pe suprafaţa elipsei de contact $P_s(x,y)$, această tensiune normală are următoarea expresie:

$$\sigma_z(x,y) = \sigma_0\sqrt{1-\left(\frac{x}{a}\right)^2-\left(\frac{y}{b}\right)^2} \tag{3.31}$$

unde σ_0 este valoarea maximă a acestei tensiuni şi care apare în centrul elipsei de contact.

Tensiunea maximă de compresiune σ_0 se calculează cu relaţia:

$$\sigma_0 = \frac{3F_N}{2\pi ab} \tag{3.32}$$

Celelalte tensiuni tangenţiale normale σ_y şi σ_x de pe suprafaţa elipsei de contact variază în lungul celor două axe, predominând valori de compresiune, iar la capete apărând şi valori de tracţiune: σ_y în lungul axei Oy şi σ_x în lungul axei Ox, figura 3.11.

Tensiunile tangenţiale ortogonale $\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{xz}$, ating valori maxime sub suprafaţa de contact. Valoarea maximă a tensiunii τ_{yz} este notată cu τ_0 şi apare la o adâncime z_0 de suprafaţă, figura 3.11.

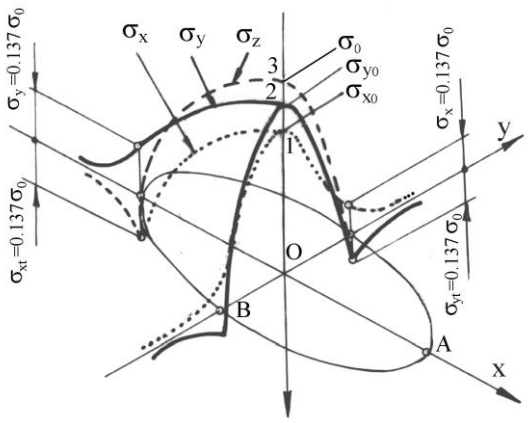


Fig. 3.11 Distribuţiile tensiunilor normale pe suprafaţa de contact

Determinarea tensiunii maxime τ_0 precum şi a adâncimii z_0 se face cu ajutorul relaţiilor:

$$\tau_0 = \sigma_0 \cdot \frac{\sqrt{2\cdot t-1}}{2\cdot t(t+1)} \tag{3.33}$$

$$z_0 = b \cdot \frac{1}{(t+1)\sqrt{2 \cdot t - 1}} \tag{3.34}$$

unde parametrul t rezultă din rezolvarea ecuaţiei:

$$\sqrt{(t^2 - 1)(2 \cdot t - 1)} = \frac{b}{a} \tag{3.35}$$

În timpul procesului de rostogolire în lungul axei Oy, tensiunile $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ şi τ_{xz} produc solicitări pulsatorii (rulmenţi, roţi dinţate, variatoare cu bile şi role, ghidaje cu role, etc.) în timp ce tensiunile τ_{xy}, τ_{yz} produc solicitări alternant simetrice.

Pentru cuplele de frecare cu contact liniar semilăţimea benzii de contact b rezultă din relaţia:

$$b = \sqrt{\frac{F_N}{\pi \cdot l} \cdot \frac{R'}{E'}} \tag{3.36}$$

unde:

$$\frac{1}{E'} = \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2}$$

iar tensiunea normală pe suprafaţa de contact σ_z are următoarea expresie:

$$\sigma_z(y) = \sigma_0 \sqrt{1 - \left(\frac{y}{b}\right)^2} \tag{3.37}$$

Tensiunea maximă în centrul contactului σ_0 se calculează cu relaţia:

$$\sigma_0 = \frac{2 \cdot F_N}{\pi \cdot b \cdot l} \tag{3.38}$$

Starea de tensiuni în substrat este importantă pentru declanşarea fenomenelor de uzare de oboseală de contact, diversele ipoteze admiţând ca tensiuni decisive σ_0, τ_0 sau mai recent, tensiunea echivalentă σ_E introdusă de Creţu Spiridon.

3.2. Creşterea siguranţei organelor de maşini prin considerarea fenomenelor tribologice

3.2.1. Frecarea uscată

Frecarea este un proces complex de natură moleculară, mecanică şi energetică, care apare între suprafeţele corpurilor cu mişcare relativă sau cu tendinţa de mişcare relativă [5,16,20,23,24,25,27,31,34].

Doua suprafeţe în contact, care se deplasează reciproc una faţă de cealaltă formează o cuplă de frecare. Cuplele de frecare se clasifică în patru clase:

- clasa I - cuple de frecare cu contact punctiform (ex. rulmenţi cu bile);
- clasa II - cuple de frecare cu contact liniar (rulmenţi cu role, angrenaje, mecanisme camă-tachet, etc.);
- clasa III - cuple de frecare cu contact pe suprafaţă (lagăre de alunecare cilindrice, ghidaje cilindrice, articulaţii sferice, etc.);
- clasa IV - cuple de frecare cu contact pe suprafeţe plane.

Cuplele de frecare **superioare** sunt cele de clasa I şi II, în timp ce cuplele de clasa a III-a şi a IV-a sunt cuple de frecare **inferioare**.

Fluxul de forţă se transmite prin intermediul suprafeţei de frecare, figura 3.12.

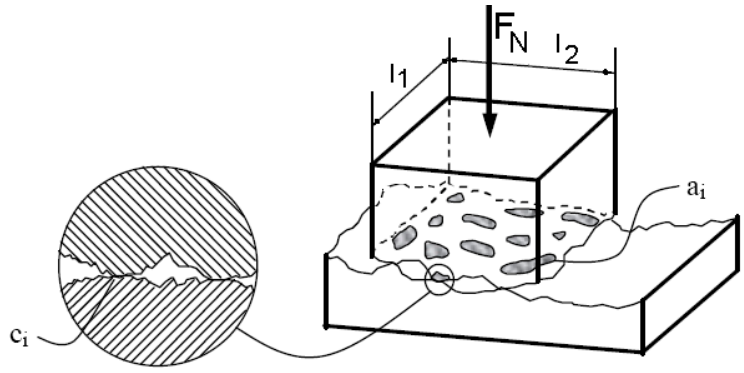


Figura 3.12.

Suprafaţa nominală de contact este caracterizată prin aria geometrica de contact:

$$A_n = l_1 \times l_2; \quad (3.39)$$

Suprafaţa aparentă de contact este suma petelor de contact, datorate ondulaţiilor suprafeţei în urma prelucrării şi are aria:

$$A_a = \sum a_i ; \quad (3.40)$$

Suprafaţa reală de contact este suma microsuprafeţelor obţinute prin deformarea reciprocă a asperităţilor de pe cele două suprafeţe, cu aria:

$$A_r = \sum c_i \; ; \qquad (3.41)$$

Sunt mai multe teorii care explică existenţa forţei de frecare dintre suprafeţele în contact. *Teoria mecanică* explică forţa de frecare prin energia consumată pentru escaladarea asperitaţilor. *Teoria adeziunii moleculare* consideră că frecarea apare ca urmare a necesităţii învingerii forţelor intermoleculare. *Teoria punţilor de sudură* consideră ca frecarea se datoreste ruperii punţilor de sudură care se formează instantaneu la temperaturi foarte mari între asperităţile suprafeţelor. *Teoria deformării elastice şi plastice* afirmă că se produc astfel de deformări ale asperităţilor în contact rezultând astfel frecarea. *Teoria energetică-cuantică* susţine că frecarea apare datorită schimburilor energetice de la nivel atomic şi subatomic, între materialele în contact. *Teoriile mixte molecular - mecanice* încearcă să abordeze complex apariţia frecării, prin considerarea simultană a mai multor teorii.

Coulomb a enunţat patru legi ale frecării uscate:

1. Forţa de frecare este proporţională cu sarcina normală aplicată pe suprafaţa de contact;
2. Forţa de frecare nu depinde decât foarte puţin de viteza relativă;
3. Forţa de frecare nu depinde de suprafaţa nominală de contact;
4. Forţa de frecare depinde de materialul cuplei şi de gradul lor de prelucrare.

Matematic forţa de frecare are expresia:

$$F_f = \mu_a \cdot F_N \; ; \qquad (3.42)$$

unde: μ_a este coeficientul de frecare la alunecare.

Folosind teoria microjoncţiunilor şi considerând contactul uscat a două suprafeţe metalice sub sarcina normală F_N, Bowden şi Tabor, au emis ipoteza că aria reală de contact, A_r se crează ca urmare a trecerii asperităţilor din regim de deformare elastică în regim plastic. Atunci, aria reală A_r este:

$$A_r = \frac{F_N}{\sigma_c} \; ; \qquad (3.43)$$

unde σ_c – tensiunea de curgere pentru materialul cel mai slab.

Deci, forţa de frecare este tocmai forţa de forfecare necesară forfecării microjoncţiunilor

$$F_f = A_r \cdot \tau_f \; ; \qquad (3.44)$$

unde τ_f – tensiunea de rupere prin forfecare a microjoncţiunilor.

Noua relaţie pentru coeficientul de frecare va fi:

$$\mu = \frac{\tau_f}{\sigma_c}; \qquad (3.45)$$

Deci, pentru a avea un coeficient redus de frecare trebuie ca τ_r să fie mic şi σ_c foarte mare, lucru imposibil la un material clasic.

La cuplele din materiale dure ambele materiale se uzează. În cazul cuplelor cu un material dur şi altul mai moale, se uzează materialul mai moale. O soluție mai bună este aceea, în care se folosesc două materiale dure, iar unul din ele este acoperit cu un strat moale.

În tabelul 3.5 sunt prezentate valori ale coeficientului de frecare pentru diferite cupluri de materiale.

Tabelul 3.5

Cuplul de materiale	μ_a	
	Frecare uscată	**Frecare limită**
Oţel - oţel	0,35-1,20	0,10-0,25
Oţel - fontă	0,18-0,60	0,10-0,20
Oţel - cupru cu strat de Sn	0,15-0,18	0,08-0,10
Oţel - ferodou	0,30-0,40	-
Oţel-PTFE	0,06-0,08	0,04-0,06
Oţel - oţel + MoS_2	0,04-0,00	-
Oţel - bronz sinterizat	0,26-0,31	0,11-0,25

3.2.2. Frecarea limită (la limită)

În condiţiile reale de funcţionare coeficientului de frecare de alunecare are valori mult mai mici faţă de regimul teoretic uscat, datorită prafului, oxizilor, a straturilor onctuoase, a apei etc. Sunt mai multe condiţii ce determină regimul de frecare la limită, acestea manifestându-se separat sau concomitent, cum ar fi:

1. Acoperirea cu *straturi subțiri moleculare de lubrifiant* absorbite sau chemisorbite (legături Van der Waals) a suprafeţelor în contact.

2. Suprafeţele sunt separate prin *substanțe solide (pulberi)* cu structura lamelară (grafit sau MoS_2 – bisulfură de molibden).

3. Lubrifierea de *extremă presiune* (EP) apare în cazul formării unui *strat solid* obţinut ca rezultat al reacţiei chimice dintre o substanţă anorganică şi metal (exemplu: clor, sodiu, fosfor).

4. Lubrifierea cu *strat metalic subţire* depus anterior exploatării (plumb, iridiu).

5. Lubrifierea cu *straturi de oxizi, sulfuri sau cloruri*.

Toate aceste aspecte apar ca regimuri de frecare *tehnic uscată*.

Efectul: - coeficientul de frecare scade doar de câteva ori şi uzura se reduce de mii de ori faţă de frecarea uscată, tabelul 3.6.

Tabelul 3.6

Cupla de frecare	Tipul stratului	Coeficientul de frecare
oţel / oţel oţel / fontă oţel / bronz	Molecular de ulei	0,1 ... 0,16
	Acizi graşi	0,05 ... 0,12
oţel / oţel	Acid stearic	0,1 ... 0,11
oţel / cupru	Acid stearic	0,09

3.2.3. Frecarea semifluidă sau mixtă

Frecarea semifluidă (mixtă) apare la limita frecării fluide, atunci când filmul de fluid se rupe şi se reface succesiv. În pungile dintre piese există ungere fluidă, iar pe vârfurile asperităţilor contact direct, figura 3.13. Regimul este specific pornirii şi opririi maşinilor sau în cazul cuplelor cu mişcare alternantă.

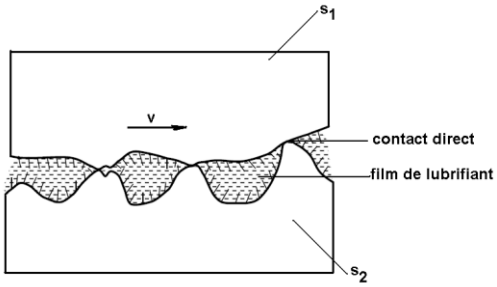


Figura 3.13

Regimului de funcţionare pentru un tribosistem dat, se poate stabili dacă se cunoaşte curba Stribeck, figura 3.14, adică evoluţia coeficientului de frecare cu variaţia unui parametru de comandă.

Pe curba Stribeck se disting trei regiuni:

III – regimul uscat, caracterizat prin valori mari ale coeficientului de frecare, în dreapta, continuând cu un regim limită;

II – regimul mixt (sau cu ungere mixtă) în care pelicula portantă se formează complet de abia când parametrul $\eta \cdot \omega / p$ ajunge aproape de punctul A, (valoarea minimă a coeficientului de frecare), dar de obicei funcţionarea în această zonă de minim este instabilă, pelicula având tendinţa să evolueze spre I sau III, funcţie de variaţii mici ale vitezei, sarcinii şi proprietăţilor lubrifiantului;

I – regimul cu peliculă portantă completă, la care creşterea coeficientului de frecare este explicată prin mărimea frecărilor interne în lubrifiant. Punctul A reprezintă începutul zonei în care funcţionarea tribositemului este destul de bine redată de modelul hidrodinamic, predominând influenţa calităţii lubrifiantului şi a parametrilor de lucru. Sub punctul B predomină ca importanţă, procesele chimice şi fizice ale materialelor în contact, regimul fiind de tip mixt sau limită.

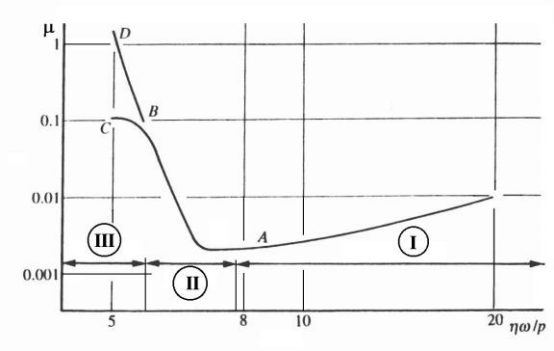


Figura 3.14[31]

În regim mixt, forţa de frecare are două componente:

$$F_f = F_{as} + F_\ell \ ; \qquad (3.46)$$

- F_{as} este forţa de frecare datorată contactului direct dintre asperităţi;
- F_ℓ este forţa de frecare din pelicula parţială de lubrifiant.

$$F_{as} = \alpha \cdot F_f \qquad \text{şi} \qquad F_\ell = (1-\alpha)F_f \qquad (3.47)$$

Valoarea coeficientului α este greu de estimat deoarece regimul mixt nu este foarte stabil, oscilând într-un interval destul de larg.

Dacă se consideră coeficienţii de frecare ai fiecărei componente ca fiind constanţi, coeficientul de frecare al regimului mixt se scrie:

$$\mu = \frac{F_f}{F_N} = \frac{F_{as}}{F_N} + \frac{F_\ell}{F_N} = \alpha \cdot \mu_{as} + (1-\alpha)\mu_\ell \qquad (3.48)$$

în care μ_{as} este coeficientul de frecare caracteristic contactului uscat dintre corpuri, iar μ_ℓ este coeficientul de frecare caracteristic regimului fluid de lucru.

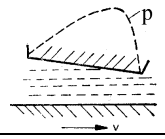
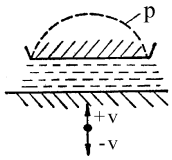
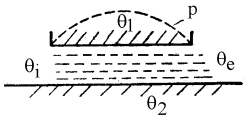
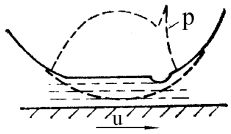
3.2.4 Regimul fluid de ungere

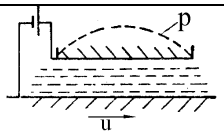
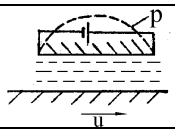
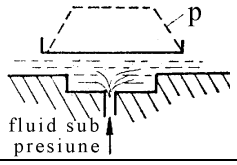
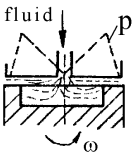
Generarea peliculei lubrifiante se poate face prin două mecanisme distincte:

- hidrostatic;
- hidrodinamic.

Tabelul 3.7 prezintă sintetic regimurile de ungere cu peliculă fluidă şi câteva din cele mai importante particularităţi ale fiecăruia.

Tabelul 3.7 [31]

Ungere hidrodinamică		
Modalitatea de realizare a filmului		Particularităţi ale modelului
hidrodinamică propriu-zisă (HD)		- intersiţiu convergent, - corpuri rigide, - fluid newtonian.
prin extrudare sau expulzare		- variaţie pe direcţie normală la suprafeţele de contact, a grosimii peliculei; poate fi o componentă a mecanismului de producere sau distrugere a peliculei în cazul suprapunerii vibraţiilor peste o mişcare principală a sistemului.
Termo - hidrodinamică		capacitatea portantă a peliculei depinde de formarea unei “pene” termice, care să modifice avantajos vâscozitatea lubrifiantului.
Elastohidrodinamică (EHD) cu varianta termoelasto-hidrodinamică (TEHD)		- corpuri deformabile elastic, - lubrifiant cu vâscozitate dependentă de presiune, - varianta TEHD ţine seama şi de dependenţa vâscozităţii de temperatură şi de generarea şi disiparea căldurii în lubrifiant, la interfeţe şi în corpurile solide.

Magneto-hidrodinamică		- pelicula se formează din două cauze combinate, efectul hidrodinamic al lubrifiantului lichid şi efectul de respingere a suprafeţelor, la situarea lor în câmp magnetic.
Magneto-gazodinamică		- se deosebeşte de varianta de mai sus prin faptul că lubrifiantul este un gaz.
Ungere hidrostatică		
propriu-zisă		- introducerea lubrifiantului sub presiune suficient de mare, creată de o pompă, pentru a separa cele două suprafeţe.
prin forţe de inerţie		- presiunea necesară separării suprafeţelor se creează din cauza forţelor centrifuge ce iau naştere în lubrifiant.

Ecuaţia diferenţială a lui Reynolds, dedusă în 1886, stă la baza modelelor de lubrifiere fluidă. Rezolvarea analitică a acestei ecuaţii, în ipoteze simplificatoare idealizate şi cu condiţii la limită realiste, conduce la determinarea distribuţiei de presiuni şi a grosimii minime a peliculei de lubrifiant.

3.2.5. Regimul de ungere hidrostatic (HS)

Cazul regimul hidrostatic pentru suprafeţe plane aflate în mişcare de translaţie, este unul specific [23].

În figura 3.15 se prezintă schematic o cuplă plană de translaţie adaptată pentru o funcţionare în regim hidrostatic.

Pentru o lăţime B de cuplă şi o presiune de intrare a uleiului p_0, debitul de lubrifiant care se scurge pe direcţia axei Ox, pe o singură parte se scoate din relaţia (3.49):

$$Q^* = \frac{1}{12 \cdot \eta} \cdot p_0 \cdot B \cdot \frac{h^3}{l_2 - l_1} \qquad (3.49)$$

Sarcina pe unitatea de lungime $\frac{F_N}{B}$ preluată de cuplă rezultă:

$$\frac{F_N}{B} = q = 2 \cdot p_0 \cdot l_1 + p_0 \cdot (l_2 - l_1) = p_0 \cdot (l_2 + l_1) \tag{3.50}$$

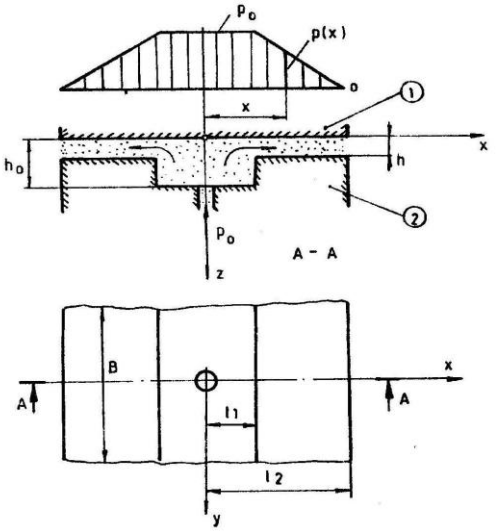


Figura 3.15 Cuplă plană de translaţie (regim hidrostatic)

Din relaţia 3.50 se poate scoate presiunea p_0:

$$p_0 = \frac{F_N}{B \cdot (l_2 + l_1)} = \frac{q}{(l_2 + l_1)} \tag{3.51}$$

Din relaţia debitului, în ipoteza unei alimentări a cuplei cu un debit constant şi neglijând curgerea pe direcţia axei Oy, se obţine grosimea minimă în interstiţiu:

$$h = \sqrt[3]{\frac{Q^* \cdot 12 \cdot \eta \cdot (l_2^2 - l_1^2)}{F_N}} \tag{3.52}$$

3.2.6. Regimul hidrodinamic de ungere

Se consideră două suprafeţe plane ce aparţin elementelor (1) şi (2), înclinate una faţă de cealaltă cu un unghi α şi care se deplasează cu vitezele v_1 şi v_2 în lungul axei Ox, figura 3.16. Pe direcţie transversală, cupla are lăţimea B mult mai mare decât lungimea L [23].

Între cele două suprafeţe se găseşte un lubrifiant fluid, cu o vâscozitate η şi o densitate ρ, iar mişcarea lubrifiantului se consideră că se realizează numai pe axa Ox.

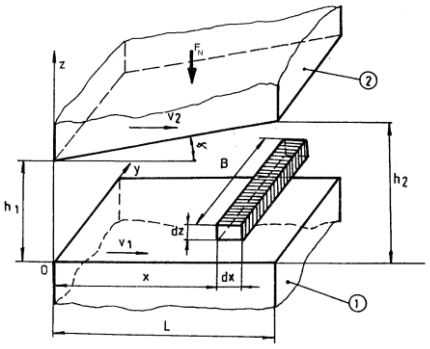


Figura 3.16 Ungere hidrodinamică

Pentru un element de volum de lubrifiant dv, figura 3.17, se poate scrie echilibrul forţelor pe direcţia axei Ox, luând în considerare variaţia presiunii pe direcţia de mişcare şi variaţia tensiunii tangenţiale pe direcţia Oz.

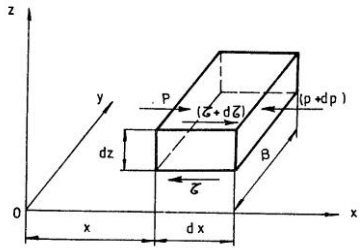


Figura 3.17 Echilibrul forţelor pe un element de volum

$$p \cdot dz \cdot B + (\tau + d\tau) \cdot dx \cdot B - \tau \cdot dx \cdot B - (p + dp) \cdot B \cdot dz = 0 \qquad (3.53)$$

Ţinând cont că $dp = \frac{\partial p}{\partial x} \cdot dx$ şi $d\tau = \frac{\partial \tau}{\partial z} \cdot dz$, relaţia (7.20) devine:

$$\frac{\partial \tau}{\partial z} - \frac{\partial p}{\partial x} = 0 \qquad (3.54)$$

În ipoteza unui fluid newtonian, tensiunea de forfecare în film este proporţională cu gradientul de viteză:

$$\tau = \eta \cdot \frac{\partial v_x}{\partial z} \tag{3.55}$$

Introducând relaţia(3.54) în relaţia (3.55), se obţine:

$$\frac{\partial 2 \cdot v_x}{\partial z^2} - \frac{1}{\eta} \cdot \frac{\partial p}{\partial x} = 0 \tag{3.56}$$

Întrucât presiunea nu variază pe grosimea filmului, ecuaţia (3.56) poate fi integrată în raport cu z şi rezultă:

$$v_x = \frac{1}{2 \cdot \eta} \cdot \frac{\partial p}{\partial x} \cdot z^2 + C_1 \cdot z + C_2 \tag{3.57}$$

Constantele C_1 şi C_2 se determină din condiţiile de contur:

– pentru z =0 $v_x = v_1$

(3.58)

– pentru z=h $v_x = v_2$

unde h este grosimea filmului de lubrifiant pentru un punct situat la distanţa x de originea sistemului de coordonate.

Rezultă:

$$C_1 = \frac{1}{h} \cdot (v_2 - v_1) - \frac{1}{2 \cdot \eta} \cdot \frac{\partial p}{\partial x} \cdot h \tag{3.59}$$

$$C_2 = v_1 \tag{3.60}$$

Expresia finală a vitezei de curgere a lubrifiantului este:

$$v_x = \frac{1}{2 \cdot \eta} \cdot \frac{\partial p}{\partial x} \cdot \left(z^2 - z \cdot h\right) + \frac{z}{h} \cdot (v_2 - v_1) + v_1 \tag{3.61}$$

Este evident că viteza de curgere a lubrifiantului variază pe grosimea interstiţiului după o lege parabolică, iar pe direcţia de mişcare are o variaţie mai complexă dată de presiune şi grosimea interstiţiului h.

Din punct de vedere practic, este necesar să se determine presiunea şi grosimea minimă h_1 pentru condiţii de funcţionare impuse (F_N, v_1, v_2, η).

Pentru determinarea presiunii se foloseşte expresia debitului de lubrifiant.

Astfel, pentru o secţiune în planul zOy, prin interstiţiu, debitul de lubrifiant este:

$$Q^* = \int_0^h v_x \cdot B \cdot dz \tag{3.62}$$

Utilizând expresia (3.61) pentru v_x, se obţine:

$$Q^* = -B \cdot \frac{h^3}{12 \cdot \eta} \cdot \frac{\partial p}{\partial x} + B \cdot (v_1 + v_2) \cdot \frac{h}{2} \tag{3.63}$$

Cum lubrifiantul este considerat incompresibil, rezultă că debitul este acelaşi în orice secţiune deci $\frac{\partial Q^*}{\partial x} = 0$.

Cu această condiţie, relaţia (3.63) devine:

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(\frac{h^3}{\eta}\cdot\frac{\partial p}{\partial x}\right) = 6\cdot\left(v_1 + v_2\right)\cdot\frac{\partial h}{\partial x} \tag{3.64}$$

Relaţia (3.64) reprezintă **ecuaţia Reynolds** pentru mişcarea unidirecţională.

Pentru două suprafeţe plane înclinate, ecuaţia Reynolds poate fi integrată, obţinându-se distribuţia de presiune prezentată în figura 3.18, în condiţiile în care presiunile la capete sunt p=0.

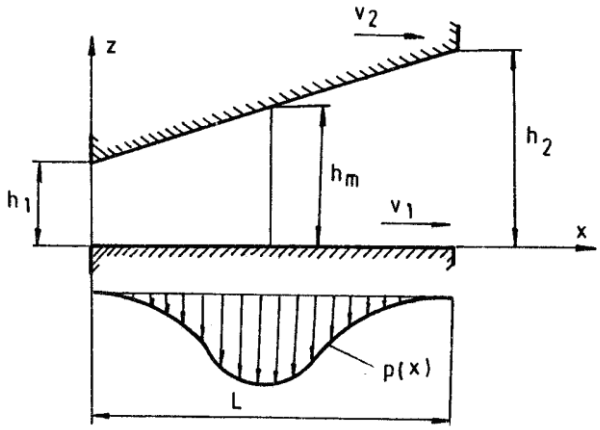


Figura 3.18 Variţia presiunii pe direcţia x

Condiţia de incompresibilitate impusă lubrifiantului permite obţinerea unor forme simplificate ale ecuaţiei Reynolds.

Astfel, punând condiţia ca debitul să fie constant în orice secţiune a cuplei, se poate scrie relaţia:

$$Q^* = Q^*_{\left(\frac{\partial p}{\partial x}=0\right)} \Rightarrow \frac{-B\cdot h^3}{12\cdot\eta}\cdot\frac{\partial p}{\partial x} + B\cdot\left(v_1 + v_2\right)\cdot\frac{h}{2} = B\cdot\left(v_1 + v_2\right)\cdot\frac{h_m}{2} \tag{3.65}$$

Rezultă din relaţia (3.65):

$$\frac{\partial p}{\partial x} = 6\cdot\eta\cdot\left(v_1 + v_2\right)\cdot\frac{\left(h - h_m\right)}{h^3} \tag{3.66}$$

Această formă simplificată a ecuaţiei Reynolds permite scoaterea în evidenţă a celor trei condiţii fundamentale pentru realizarea unui regim de ungere hidrodinamic:

– prezenţa lubrifiantului în cuplă, $\eta \neq 0$;
– existenţa mişcării suprafeţelor cuplei, $v_1 \neq 0$ şi $v_2 \neq 0$ sau $v_1 + v_2 \neq 0$;
– existenţa unui interstiţiu în formă de pană, $h - h_m \neq 0$, unde h_m este grosimea interstiţiului în zona presiunii maxime.

3.2.7 Regimul de ungere elastohidrodinamic (EHD) pentru contactul liniar

Determinarea grosimii filmului de lubrifiant precum şi a distribuţiei de presiune într-un contact liniar cu rostogolire este o problemă complexă şi presupune rezolvarea simultană a următoarelor categorii de ecuaţii [23]:

– ecuaţia Reynolds în forma generală:

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(\rho \cdot \frac{h^3}{\eta} \cdot \frac{\partial p}{\partial x}\right) = 12 \cdot \frac{\partial}{\partial x}\left[\rho \cdot h \cdot \left(\frac{v_1 + v_2}{2}\right)\right] \tag{3.67}$$

– ecuaţia deformaţiilor elastice în zona contactului şi în vecinătate (relaţia 3.68).
– ecuaţiile de variaţie ale vâscozităţii şi densităţii lubrifiantului cu presiunea şi temperatura:

$$\eta = \eta_0 \cdot e^{\alpha \cdot p - \beta \cdot (T - T_0)} \tag{3.68}$$

$$\rho = \rho_0 \cdot \left[1 + \frac{5.83 \cdot 10^{-10} \cdot p}{1 + 1.68 \cdot 10^{-10} \cdot p}\right] \tag{3.69}$$

– ecuaţia bilanţului energetic cu stabilirea distribuţiei temperaturii în filmul de lubrifiant, în corelaţie cu frecările din film.

Într-o primă fază, efectele termice au fost neglijate considerându-se un regim isotermic cu vâscozitatea dată de temperatura lubrifiantului la intrarea în contact.

O primă rezolvare a regimului de ungere EHD, în condiţii isotermice, a fost făcută de Grubin în 1949. Soluţia lui Grubin se bazează pe ipoteza menţinerii în zona hertziană a unui film constant de grosime h_0 în timp ce presiunea creşte în zona de intrare în contact după care urmează legea de variaţie hertziană. Soluţia lui Grubin este prezentată schematic în figura 3.19.

Grosimea filmului dedusă de Grubin pentru contactul liniar are expresia:

$$h_0 = 1.95 \cdot R \cdot (G \cdot U)^{0.727} \cdot W^{-0.091} \tag{3.70}$$

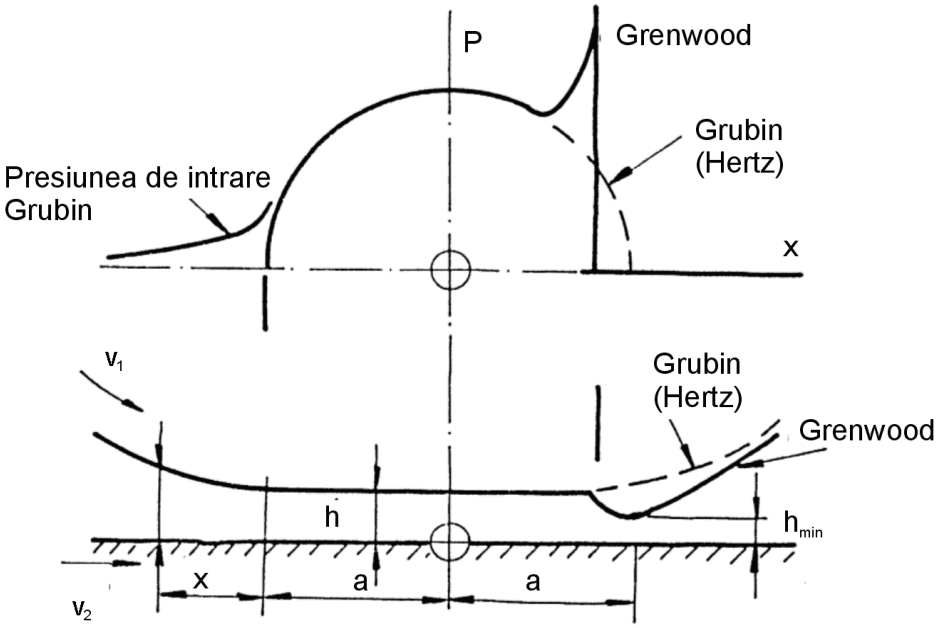


Figura 3.19 Distribuţia de presiune şi forma contactului pentru modelele Grubin şi Greenwood

unde:

– $R = \dfrac{R_1 \cdot R_2}{R_1 + R_2}$, raza cilindrului echivalent;

– $G = \alpha \cdot E'$, parametru de material;

– $U = \dfrac{\eta_0 \cdot v}{E' \cdot R}$, parametru de viteză;

– $W = \dfrac{F_N}{E' \cdot B \cdot R}$, parametru de sarcină;

– $v = \dfrac{v_1 + v_2}{2}$, viteza de intrare a lubrifiantului în zona de contact;

– $\dfrac{2}{E'} = \dfrac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \dfrac{1 - \nu_2^2}{E_2}$.

Ulterior Greenwood (1972) extinde analiza lui Grubin şi stabileşte prezenţa vârfului de presiune în zona de ieşire din contact, acest vârf precedând depresiunea în profilul filmului, la zona de ieşire din contact. Grosimea minimă corespunzătoare acestei depresiuni h_{min} este de (75 - 80) % din grosimea corespunzătoare zonei centrale.

Dowson şi Hamrock obţin o relaţie similară cu cea a lui Grubin însă cu unele modificări la nivelul exponenţilor şi a coeficienţilor:

$$h_0 = 2.65 \cdot R \cdot G^{0.54} \cdot U^{0.7} \cdot W^{-0.13} \qquad (3.71)$$

Din punct de vedere practic prezintă importanţă grosimea minimă sau centrală, ele comparându-se cu înălţimile rugozităţilor de pe cele două suprafeţe în contact.

Este evident că nu orice contact liniar, în mişcare de rostogolire şi în prezenţa lubrifiantului realizează un regim de ungere EHD cu utilizarea relaţiei (3.71). La începutul acestui capitol au fost evidenţiate cele patru regimuri de ungere care pot apare funcţie de material, lubrifiant, în condiţiile de lucru: (R-IV), (R-PV), (E-IV), sau (E-PV).

Pentru delimitarea acestor patru regimuri, Johnson (1970) introduce o monogramă în funcţie de doi parametri:

$$g_e = W \cdot U^{-0.5}, \text{ parametru de elasticitate,} \qquad (3.72)$$

$$g_v = W^{1.5} \cdot G \cdot U^{-0.5}, \text{ parametru de vâscozitate.} \qquad (3.73)$$

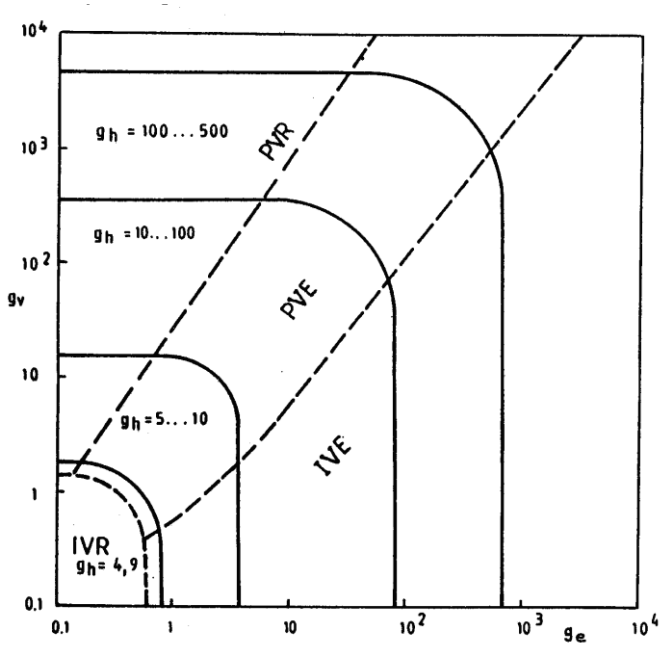


Figura 3.20 Diagrame de delimitare a regimurilor de ungere

În figura 3.20 se prezintă această monogramă şi limitele aproximative pentru cele patru regimuri.

Introducându-se şi al treilea parametru adimensional pentru grosimea minimă a filmului:

$$g_h = \frac{h_{min}}{R} \cdot W \cdot U^{-1} \tag{3.74}$$

relaţia dintre g_h, g_e, şi g_v este următoarea:

$$g_h = C \cdot g_v^m \cdot g_e^n \tag{3.75}$$

unde C, m şi n depind de regimul de ungere.

Relaţia (3.75) particularizată pentru cele patru regimuri devine:

a) Regim R-I

$$g_h = 2.45 \qquad h_{min} = 2.45 \cdot R \cdot U \cdot W^{-1} \tag{3.76}$$

b) Regim R-P

$$g_h = 1.05 \cdot g_v^{\frac{2}{3}} \qquad h_{min} = 1.05 \cdot R \cdot U^{\frac{2}{3}} \cdot G^{\frac{2}{3}} \tag{3.77}$$

c) Regim E-I

$$g_h = 2.45 \cdot g_e^{0.8} \qquad h_{min} = 2.45 \cdot R \cdot U^{0.6} \cdot W^{-0.2} \tag{3.78}$$

d) Regim E-P sau complet EHD

$$g_h = 2.654 \cdot g_v^{0.54} \cdot g_e^{0.06} \qquad h_{min} = 2.654 \cdot R \cdot U^{0.7} \cdot G^{0.54} \cdot W^{-0.13} \tag{3.79}$$

3.2.8. Tipuri de uzare a organelor de maşini

În funcţie de natura fenomenlor care stau la baza producerii ei se disting mai multe **tipuri de uzare**, prezentate în tabelul 3.8[31,34].

În funcţionarea cuplelor de frecare se întâlnesc, de cele mai multe ori doar câteva tipuri de uzare. Astfel, dacă la început se dezvoltă uzură adezivă, particulele ce rezultă pot constitui, în următoarea etapă, material abraziv interpus.

De asemenea, pe flancurile dinţilor angrenajelor predomină adeziunea şi oboseala de contact iar în cazul uleiului contaminat apare şi abraziunea.

Se pot da numeroase exemple în care diversele tipuri de uzare se dezvoltă simultan pe aceleaşi suprafeţe ale cuplelor de frecare.

Tabelul 3.8

Tipuri de uzare	Natura uzării	Cuple de frecare afectate de aceste tipuri de uzare
A. Tipuri fundamentale de uzare		
Uzare adezivă	Mecanică Metalurgică Termică	asamblări demontabile fus-cuzinet angrenaje ghidaje cilindru-segmenţi scule aşchietoare camă-tachet
Uzare abrazivă	Mecanică	Suprafeţe active ale utilajelor din mediu abraziv (brăzdare, sape de foraj, palete, transportoare etc.); Cuple ce lucrează în mediu deschis (angrenaje, lanţuri, rulmenţi etc.); Cuple insuficient protejate (cilindru-segmenţi, rulmenţi, angrenaje, ghidaje etc.);
Oboseală de contact	Mecanică	Cuple de clasa I şi a II-a cu solicitări de contact ciclice (rulmenţi, angrenaje, şuruburi cu bile, ghidaje cu role, camă-tachet etc.).
	Mecanică Termomecanică	Cuple de clasa I şI a II-a puternic solicitate şi funcţionând în condiţii uscate cu importante efecte termice (bandaj de roată-şină, angrenaje).
Uzare de coroziune; coroziune chimică	Chimică	Cuple supuse agenţilor chimici (acizi) sau cele supuse lubrifiantului degradat sau contaminat cu apă. Cuple neprotejate faţă de oxigenul şi vaporii de apă din atmosferă.
Tribocoroziune	Chimică Mecanică	Cuple de frecare unde stratul de oxizi format se distruge treptat prin efecte mecanice şi coroziunea progresează (lagăre, ghidaje, cilindru-segmenţi etc.)

Coroziune de fretaj	Chimică Mecanică	Cuple de frecare supuse coroziunii cu mişcări de mică amplitudine (rulmenţi, caneluri, asamblări filetate etc.)
Coroziune galvanică	Electrochimică	Cuple unse aflate sub acţiunea curentului electric (rulmenţi, angrenaje,lagăre de alunecare)
Ciupire electrică	Electrică	Cuple pe suprafaţa cărora se produc descărcări electrice (roţi-şină, rulmenţi etc.)
Biocoroziune	Biochimică	Cuple aflate sub acţiunea lichidelor de răcire-ungere degradate (ghidaje la maşini-unelte, conducte etc.)
B. Tipuri particulare de uzare		
Cavitaţie	Mecanică	Suprafeţele ce lucrează în medii fluide (palete de turbine, elicii, lagăre de alunecare, pompe etc.)
Uzare de impact	Mecanică	Cuple solicitate periodic de particule dure (utilaje de mărunţire, angrenaje solicitate la şoc etc.)
Uzare prin cojire superficială	Mecanică	Flancurile angrenajelor. Rulmenţi. Came.
Uzare prin rulare la rece	Mecanică	Suprafeţe solicitate puternic cu deformare plastică (angrenaje, rulmenţi, camă-tachet etc.)
Uzare prin încreţire	Mecanică	Flancurile unor angrenaje puternic solicitate
Uzare prin brinelare	Mecanică	Cuple puternic solicitate (rulmenţi, angrenaje)
Uzare prin fisurare termo-mecanică	Termo-mecanică	Fisurări în procesele de rectificare. Fisurări în urma tratamentelor termice şi accentuate de solicitări mecanice.
Uzare prin deformare la cald	Termică Mecanică	Suprafeţe la cuple ce prezintă deformaţii plastice ca urmare a solicitărilor şi a creşterilor locale ale temperaturii.

Uzare prin decolorare (pătare)	Termică	Cuple de frecare supraîncălzite (cămăşi de cilindru, segmenţi, discuri de frână, flancuri de angrenaje etc.).

Uzura, ca produs al fenomenului de uzare, se poate aprecia cantitativ, în principal sub trei aspecte:

a) **Uzura liniară U_h**, reprezintă adâncimea stratului uzat, măsurată cu instrumente diverse, funcţie de forma piesei. În general, uzura liniară nu este constantă pe toată suprafaţa în contact a cuplei de frecare, fie din cauza distribuţiilor diferite de presiune, fie din cauza lungimii de frecare diferite.

b) **Uzura volumetrică U_v**, reprezintă volumul de material îndepărtat prin uzare şi se determină atunci când măsurarea adâncimii stratului uzat nu este posibilă.

c) **Uzura masică U_m**, reprezintă masa de material îndepărtat prin uzare. Uzura masică poate fi utilizată relativ simplu, prin cântărirea pieselor care compun cupla, înainte şi după uzare.

Uzura mai poate fi determinată şi indirect prin utilizarea unor metode de analiză a uleiului contaminat cu particule abrazive.

În acest sens se utilizează **metoda magnetică** (în cazul cuplelor de frecare care conţin materiale feroase), **analiza spectroscopică**, **metoda ferografică** sau **metoda trasorilor radioactivi**.

Metodele indirecte prezintă avantajul că nu necesită oprirea utilajului, în schimb nu pot stabili cu exactitate uzura produsă de fiecare cuplă şi suprafaţă a cuplei din utilaj, analizele punând în evidenţă, mai pregnant, aspectele calitative ale uzurii.

Viteza de uzare are valori diferite corespunzător diverselor perioade de lucru a cuplelor de frecare. Urmărind evoluţia în timp a uzurii la nivelul unei cuple de frecare se constată o curbă caracteristică, în fig. 3.21.

Prin definiţie, viteza de uzare, reprezintă variaţia uzurii în timp şi se exprimă prin relaţia :

$$V_u = \frac{du}{dt} = \frac{\Delta U}{\Delta T} \qquad (3.80)$$

De pe diagrama din figura 3.21, se constată că viteza de uzare variază în timp. Într-o primă perioadă de timp, uzura are o creştere accentuată, cu o viteză de uzare mare (porţiunea OA). Aceasta este perioada de rodaj pentru o cuplă de frecare şi poate dura de la zeci de

minute până la sute de ore. În această perioadă au loc interacţiuni la nivelul rugozităţilor cu obţinerea unor rugozităţi minime.

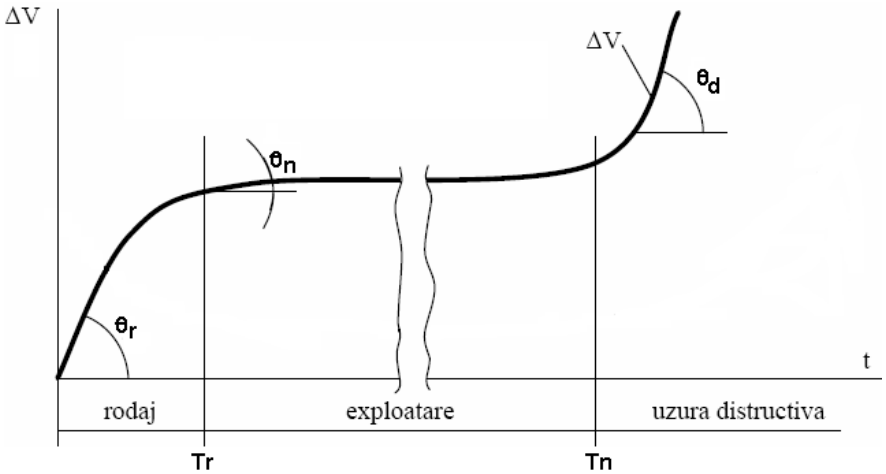


Figura 3.21[31]

Urmează o a doua zonă, AB, în care viteza de uzare este practic constantă (tangenta unghiului θ_n) şi are valori reduse. Aceasta este perioada de funcţionare normală a cuplei de frecare şi se poate pe perioade de timp de zeci de ore până la zeci de mii de ore.

Cea de-a treia perioadă, ce urmează după punctul B, se caracterizează printr-o creştere pronunţată a vitezei de uzare şi intrarea cuplei într-un regim de funcţionare periculos în care uzura poate duce la distrugerea cuplei sau la perturbarea funcţionării utilajului.

În funcţie de modul în care se estimează uzura, viteza de uzare se poate exprima în mm/oră, mm^3/oră, mg/oră.

3.2.9. Lubrifianţi

Uleiuri

Uleiurile sunt lubrifianţii lichizi care după natura chimică pot fi:
- *uleiuri minerale* – se obţin din ţiţei prin distilare; - *uleiuri sintetice*- sunt produse de sinteză;

Principalele proprietăţi fizico-chimice ale uleiurilor se referă la vâscozitate, densitate, onctuozitate, punct de inflamabilitate, procent de apă şi impurităţi, aciditate, cifra de cenuşă etc., proprietăţi ce sunt indicate în standarde sau normative. Dintre acestea, pentru utilizarea

uleiului în cuple de frecare, cea mai importantă proprietate este vâscozitatea[16,21,23,31].

Vâscozitatea este o măsură a frecării interne la nivelul moleculelor de ulei atunci când straturile de ulei sunt supuse forfecării.

Unitatea de măsură pentru vâscozitatea dinamică, în SI este:

$$[\eta]_{SI} = \frac{[\tau]_{SI}}{\left[\frac{dv}{dh}\right]_{SI}} = \frac{N}{m^2 \cdot \frac{m}{m \cdot s}} = \frac{N \cdot s}{m^2} = Pa \cdot s \qquad (3.81)$$

Legătura dintre (cP), unitatea de masură a vâscozităţii în vechiul sistem de masură şi $(Pa \cdot s)$ este dată de relaţia:

$1cP = 10^{-3} Pa \cdot s = 1mPa \cdot s$ (milipascal-secundă), sau $1Pa \cdot s = 10P$ (Poise)

Pentru uleiurile uzuale, vâscozitatea dinamică la 20^oC este cuprinsă în limitele $(0{,}002 \;....\; 1{,}5)\; Pa \cdot s$.

Raportând vâscozitatea dinamică la densitatea uleiului se obţine vâscozitatea cinematică ν:

$$\nu = \frac{\eta}{\rho}; \quad [\nu]_{SI} = \frac{[\eta]_{SI}}{[\rho]_{SI}} = \frac{N \cdot s}{m^2 \cdot \frac{kg}{m^3}} = \frac{m^2}{s} \qquad (3.82)$$

Uzual se foloseşte ca unitate de măsură pentru vâscozitatea cinematică centistokes (cSt) cu următoarea relaţie de transformare:

$$1cSt = 10^{-2} St = 10^{-6} m^2/s = 1\frac{mm^2}{s}$$

Relaţia de transformaredintre vâscozitatea dinamică şi vâscozitatea cinematică este următoarea:

$$\eta[Pa \cdot s] \cong 0.9 \cdot 10^{-3} \cdot \nu[cSt] \qquad (3.83)$$

în ipoteza că densitatea uleiului este de aproximativ $900 kg/m^3$.

Uleiurile minerale au o puternică dependenţă a vâscozităţii cu temperatura de lucru. Există diverse relaţii pentru estimarea variaţiei cu temperatura. Astfel, relaţia Walther-McCoull are următoarea expresie:

$$\lg[\lg(\nu + a)] = m \cdot \lg T + b \qquad (3.84)$$

unde :

- ν este vâscozitatea uleiului exprimată în cSt;
- a este o constantă egală cu 0,7 pentru uleiuri cu vâscozitate mai mare de 2 cSt;
- T este temperatura, în ^oK;

– m şi b sunt parametri ce caracterizează uleiul şi se determină prin utilizarea relaţiei (6.6) pentru două vâscozităţi stabilite experimental.

Aceste aspecte sunt prezentate şi sub formă de nomograme cum este cea prezentată în figura 3.22, [1].

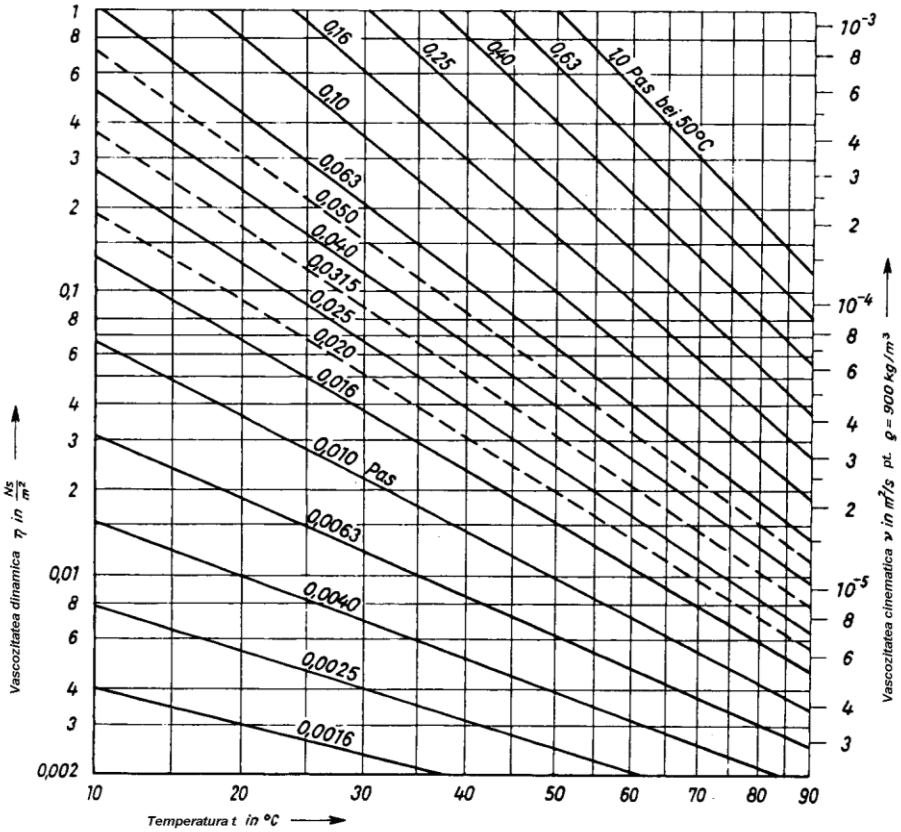


Figura 3.22 Relaţia vâscozitate, temperatură

Gradul de variaţie al vâscozităţii cu temperatura este exprimat şi prin indicele de vâscozitate Dean-Davis. Indicele Dean-Davis este o mărime adimensională, definită de relaţia:

$$\text{I.V.} = \frac{L - U}{L - H} \cdot 100 \qquad (3.85)$$

unde :

– U este vâscozitatea la 40 °C a uleiului, exprimată în cSt;

– L este vâscozitatea la 40 °C în cSt a unui ulei cu indicele de vâscozitate zero şi având aceiaşi vâscozitate la 100 °C cu uleiul considerat;

– H este vâscozitatea la $40\,^{o}C$, în cSt, a unui ulei cu indicele de vâscozitate 100 şi având aceiaşi vâscozitate la $100\,^{o}C$ cu uleiul considerat.

Pentru uleiuri cu indice de vâscozitate mai mare de 100 se utilizează relaţia:

$$I.V. = \frac{10^{N} - 1}{0.00715} + 100 \qquad (3.86)$$

unde :

$N = \dfrac{\lg\left(\dfrac{H}{U}\right)}{\lg \nu_{100}}$; iar ν_{100} este vâscozitatea uleiului, în cSt, la $100\,^{o}C$.

În cazul unor presiuni ridicate la nivelul cuplelor de frecare (cuple de clasa I şi a II-a) variaţia vâscozităţii cu presiunea este foarte importantă şi explică obţinerea unor pelicule capabile să separe suprafeţele elementelor în contact (regimul de ungere EHD).

Cea mai răspândită este relaţia lui Barrus :

$$\eta = \eta_0 \cdot e^{\alpha \cdot p} \qquad (3.87)$$

unde :

– η_0 este vâscozitatea dinamică a uleiului la presiunea normală;

– α este coeficientul de variaţie al vâscozităţii cu presiunea, în $(Pa)^{-1}$;

– p este presiunea din cupla de frecare, în Pa.

Coeficientul de variaţie al vâscozităţii cu presiunea are valori cuprinse în limitele $(0.5...3)\cdot 10^{-8}\,Pa^{-1}$, funcţie de vâscozitatea uleiului.

Alte proprietăţi fizico-chimice:- **densitatea,** este cuprinsă între $860\ kg/m^3$ până la $960\ kg/m^3$; - **onctuozitatea,** uleiul în contact cu o suprafaţă metalică aderă la această prin *adsorbţie* (forţa de atracţie de tip Van der Waals) şi *chimisorbţie* (reacţii chimice între acizii graşi şi metal sau oxizii de metal); **- punctul de inflamabilitate; - punctul de ardere; - punctul de aprindere; - punctul de congelare; - conţinutul de impurităţi; - conţinutul de cenuşă;**

Proprietăţile de performanţă ale uleiurilor urmăresc:

– rezistenţa la extremă presiune şi la uzare;
– rezistenţa la oxidare;
– protecţia anticorozivă;
– compatibilitatea cu elastomeri şi produsele de cauciuc utilizate în sistemele de etanşare;
– rezistenţa la forfecare mecanică;

– rezistenţa faţă de radiaţii;

Evaluarea acestor proprietăţi se ralizează prin încercări de laborator.

Clasificarea uleiurilor

Conform SR871:2001 uleiurile minerale se clasifică după domeniile de utilizare în zece clase:

I. Uleiuri pentru motoare termice;
II. Uleiuri pentru transmisii;
III. Uleiuri pentru utilaje industriale;
IV. Uleiuri pentru instalaţii hidraulice;
V. Uleiuri electroizolante;
VI. Uleiuri pentru prelucrarea metalelor;
VII. Uleiuri pentru tratamente termice;
VIII. Uleiuri pentru transfer de căldură;
IX. Uleiuri pentru fabricarea cauciucului;
X. Uleiuri pentru alte întrebuinţări.

Unsori consistente

Definiţia convenţională a unsorilor consistente publicată de AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM D 288) este: "O unsoare este un produs de consistenţă semifluidă spre solid, obţinută prin dispersia unui agent de îngroşare într-un lichid lubrifiant. Pentru a obţine proprietăţi speciale pot fi incluşi produşi de aditivare"[14,21].

Deci unsorile consistente sunt sisteme bifazice formate dintr-o fază lichidă şi o fază insolubilă, dispersată în cea lichidă.

Faza lichidă, care este şi faza continuă, poate fi un ulei mineral sau sintetic, iar faza solidă, numită şi agent de îngroşare poate fi de natură organică (uree), organo-metalică (săpunuri ale metalelor alcaline sau alcalino-pământoase), sau anorganică (silice, silico-aluminaţi).

Stabilitatea sistemului dispersat de tip coloidal creat de agentul de îngroşare insolubil, depinde de dimensiunile şi densitatea particulelor, de vâscozitatea mediului fluid şi de forţele intermoleculare, care permit menţinerea sistemului în echilibru.

Consistenţa unsorilor depinde de patru parametri principali: - *concentraţia agentului de îngroşare* care este în medie cuprinsă între 5% (pentru unsori cu grad de consistenţă mic) şi 40% (pentru unsori cu grad de consistenţă mare); - *dimensiunile particulelor elementare ale agentului îngroşător* care determină dimensiunile ochiurilor reţelei

tridimensionale, în tabelul 3.9, sunt date câteva exemple; - *capacitatea de solvare a lichidului lubrifiant* faţă de agentul de îngroşare; -*forţele de dispersie*;

Tabelul 3.9

Natura agentului de îngroşare	**Forma de cristalizare**	**Dimensiunea caracteristică**
Stearatul de sodiu cu fibre lungi	fibre plate	0,3×10μm
Stearatul de litiu sau calciu	fibre plate	0,1×1μm
Hidroxistearatul de litiu sau calciu	fibre răsucite	0,05×1μm
Bentone	lamele	0,5×0,5μm
Săpun complex de aluminiu	fibre	0,1μm
Silice	particule	10^{-4}μm

Formele acestor particule elementare pot fi observate în figurile: 3.23, 3.24, 3.25, 3.26.

Proprietăţile specifice unsorilor sunt:

1. Aspectul, textura şi adezivitatea, sunt proprietăţi care atestă:

- gradul de dispersie , prin transparenţă;
- gradul de rafinare a uleiului de bază, prin culoare;
- structura reţelei prin netezimea suprafeţei;
- capacitatea de aderare la suprafeţele metalice, prin lungimea firelor subţiri şi cantitatea de unsoare expulzată centrifugal;

2. Consistenţa - pusă în evidenţă prin adâncimea de pătrundere a unui con în masa unsorii în condiţii de masă, timp şi temperatură impuse (STAS 8946 – 71, ASTMD 217, NFT 60.132), gradele de consistenţă sunt prezentate în tabelul 3.10

3. Capacitatea reologică - caracterizează comportarea unsorilor consistente la curgere sub acţiunea tensiunilor tangenţiale. Unsorile consistente sunt medii ne-newtoniene la care tensiunea de forfecare variază în funcţie de viteza de forfecare, după o lege de forma, 3.88.

$$\tau = \tau_0^* + \eta_a \cdot \dot{\gamma} + F(\eta_a, \dot{\gamma}); \qquad (3.88)$$

unde: -τ_0^*- limita de curgere a unsorii; -η_a - vâscozitatea aparentă;

- $F(\eta_a, \dot{\gamma})$- o funcţie disipativă; -$\dot{\gamma}$ - viteza de forfecare; - τ-tensiunea din stratul de unsoare forfecat.

Fig. 3.23 Unsoare cu stearat de sodium (x15000)

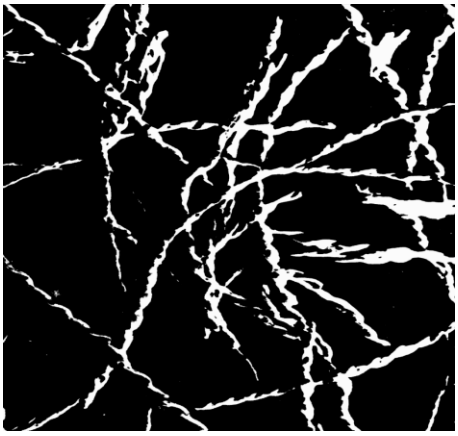


Fig. 3.24 Unsoare cu hidroxistearat de Li fibre lungi (x15000)

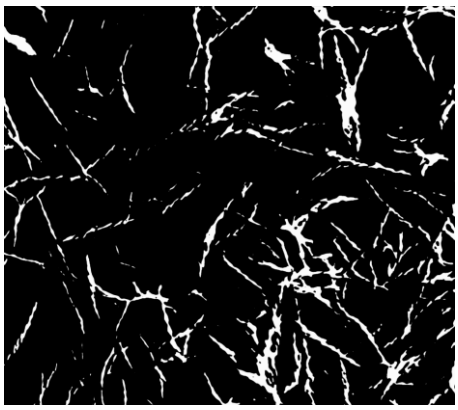


Fig. 3.25 Unsoare cu hidroxistearat de Li fibre scurte (x15000)

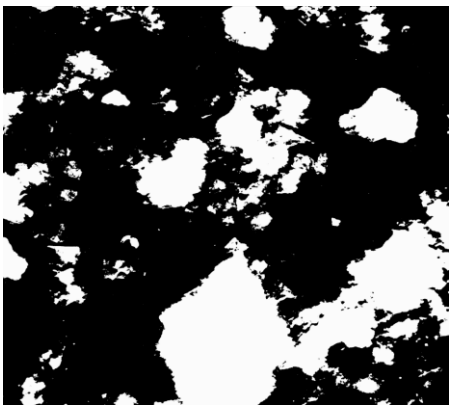


Fig. 3.26 Unsoare cu bentonită (x15000)

Caracterul ne-newtonian determină o comportare *tixotropică* – fenomen specific unsorilor consistente reprezentând capacitatea de refacere în timp a unsorilor deformate, după încetarea forţelor de deformare.

La temperaturi scăzute – apare o problemă reologică legată de demaraj şi momentul rezistent la pornire, precum şi de aspectele legate de curgerea prin conducte în cazul sistemelor de ungere centralizată.

4. Vâscozitatea aparentă - definită în STAS 9083 – 71 ca raportul dintre efortul de forfecare şi viteza de forfecare. Vâscozitatea aparentă a unei unsori scade când efortul de forfecare creşte, ca urmare a orientării unidirecţionale a fibrelor în sensul efortului de forfecare (forfecare temporară), figura 3.27[19]. Dacă efortul de forfecare este suficient de mare, se pot produce rupturi ale fibrelor elementare, ducând la o scădere ireversibilă a vâscozităţii aparente (forfecare definitivă).

A – unsoare cu săpun de Li, ulei mineral cu ν =70 cSt
B – unsoare cu săpun de Li, ulei mineral cu ν =150 cSt
C – unsoare cu săpun de calciu complex, ulei mineral cu ν =190 cSt

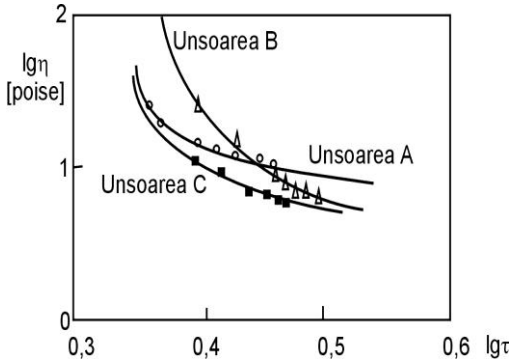


Figura 3.27 Variaţia vâscozităţii aparente cu efortul de forfecare

Tabelul 3.10 Gradele de consistenţă ale unsorilor (STAS 4951 – 84, ASTMD 217 şi NPT 60132)

Gradul de consistenţă	**Consistenţa**	**Penetraţia la 25° C şi 60 malaxări (10^{-1} mm)**
000	Foarte fluidă	445÷475
00	Fluidă	400÷430
0	Semifluidă	335÷385
1	Foarte moale	310 ÷ 340
2	Moale	265 ÷ 295
3	Medie	220 ÷ 250
4	Semitare	175 ÷ 205
5	Tare	130 ÷ 160
6	Foarte tare	85 ÷ 115
7	Extrem de tare	40 ÷ 70

5. Punctul de picurare - reprezintă temperatura la care unsoarea picură sub acţiunea propriei greutăţi şi este o proprietate care permite *evaluarea proprietăţilor reologice la temperaturi ridicate*. Depinde de natura îngroşătorului. Câteva exemple sunt prezentate în tabelul 3.11.

Tabelul 3.11 Puncte de picurare ale unsorilor cu diferiţi agenţi îngroşători

Nr. crt.	Tipul îngroşătorului	Punctul de picurare (° C)
1.	Stearat de calciu	80 ÷ 105
2.	Hidroxistearat de calciu	130 ÷ 150
3.	Hidroxistearat de litiu	190
4.	Stearat de sodiu	150 ÷ 200
5.	Săpun complex de aluminiu	220 ÷ 250

6. Tendinţa de separare (ressuage) - se exprimă în procente de ulei separat în raport cu greutatea iniţială a unsorii. Această tendinţă este cu atât mai mare cu cât spaţiile interfibre sunt mai mari şi vâscozitatea uleiului mai mică.

7. Rezistenţa la hidroliză (rezistenţa la apă) - se exprimă prin procente de unsoare pierdută prin spălare în apă, într-un rulment uns cu unsoare, în condiţii impuse.

8. Rezistenţa la oxidare - reprezintă cantitatea de oxigen absorbit în condiţii impuse. Utilizarea aditivilor antioxidanţi conduce la dublarea perioadei de inducţie a fenomenului de oxidare.

9. Rezistenţa la coroziune - aprecierea rezistenţei la coroziune se face prin încadrarea coroziunii obţinute pe inelul exterior al rulmentului şi respectiv a plăcuţelor supuse încercării, în clase de la 0 la 2.

10. Rezistenţa la încărcare - această proprietate este pusă în evidenţă cu ajutorul unor aparate numite tribometre, proprietarea se evaluează prin:

- sarcina maximă fără gripaj;
- sarcina minimă cu gripaj instantaneu;
- sarcina calculată pentru o întârziere a gripajului cu 2,5 sec.;
- sarcina la care se produce sudura;
- pata de uzură.

Clasificarea şi simbolizarea unsorilor se face conform STAS 4951-81, după domeniile de utilizare în:

– unsori lubrifiante;
– unsori pentru etanşare;
– unsori pentru protecţia suprafeţelor metalice;

Unsorile destinate ungerii (lubrifiante) cuprind:

– unsori de uz general;
– unsori pe bază de săpun de sodiu şi calciu pentru rulmenţi;

– unsori pentru lagăre deschise;
– unsori multifuncţionale;
– unsori pentru temperaturi scăzute;

Notarea unsorilor destinate ungerii se face prin una sau mai multe litere, funcţie de destinaţie: U, RUL, LD, UM, TJ, după care urmează punctul de picurare, în ^{o}C, simbolul săpunului de bază şi gradul de consistenţă.

Exemple de notare :

U 85 Ca 3 - unsoare de uz general, cu punctul de picurare de 85 ^{o}C, cu săpun de calciu şi gradul de consistenţă 3.

UM 170 Li 2 - unsoare multifuncţională, cu punctul de picurare de 170 ^{o}C, pe bază de săpun de litiu, cu gradul de consistenţă 2.

Lubrifianţi solizi

În categoria lubrifianţilor solizi sunt incluse atât straturile subţiri de oxizi ce se formează la suprafeţele cuplelor de frecare dar mai ales unele materiale ce au rolul de a reduce frecarea şi uzarea.

Din această ultimă categorie fac parte:

– Straturi de suprafaţă cu caracteristici de protecţie şi de frecare superioare care se leagă fizic sau chimic de suprafeţele metalice: grafitul, bisulfurile, sulfurile, nitrurile de bor, fluoruri, oxizi de Pb şi Cu, siliciuri etc..
– Materiale plastice depuse în straturi pe suprafeţe metalice: teflon (PTFE), nylon, polietilenă etc.
– Materiale metalice cu proprietăţi antifricţiune depuse pe suprafeţe metalice: argint, indiu, aur, unele aliaje antifricţiune utilizate în lagăre de alunecare.

Comportarea acestor materiale ca lubrifianţi este diferenţiată funcţie de temperatură, regimul de solicitări, viteze etc.

Coeficienţii de frecare ce-i caracterizează în combinaţie cu oţelul variază în limitele 0,04-0,15, iar temperaturile ce pot fi atinse acoperă următoarele valori: 350 ^{o}C la grafit în aer, 650 ^{o}C la MOS_2 în mediu cu vapori de apă şi azot, 1000 ^{o}C la nitrura de bor în aer, 280 ^{o}C la PTFE, 80-120 ^{o}C la materiale plastice.

Aditivi

Sunt substanţe chimice introduse în uleiuri sau unsori cu rolul de

a îmbunătăţi unele proprietăţi fizico-chimice sau de performanţă ale acestora.

Principalele tipuri de aditivi utilizaţi, efectul pe care-l produc şi destinaţia lubrifianţilor aditivaţi sunt prezintate în tabelul 3.12.

Tabelul 3.12

Tipul aditivului şi simbolul	**Efectul**	**Utilizarea lubrifiantului**
Ameliorator al indicelui de vâscozitate(AIV).	Îmbunătăţirea indicelui de vâscozitate.	Motoare cu ardere internă, motoare navale, acţionări hidraulice, uleiuri multigrade.
Anticoroziv (AC).	Prevenirea oxidării uleiurilor, a atacului coroziv asupra pieselor metalice.	Ghidaje, rulmenţi, turbine, motoare cu ardere internă, compresoare, turbocompresoare, transmisii automate etc.
Antioxidant (AO)	Prevenirea oxidării uleiurilor, a atacului coroziv asupra pieselor metalice.	Rulmenţi, angrenaje, lagăre, mecanisme, turbine hidraulice, compresoare, motoare cu ardere internă, trans. automate.
Antirugină (AR)	Protecţia suprafeţelor de oţel şi fontă contra ruginei.	Angrenaje, pompe, turbine hidraulice, turbine, compresoare de aer cu piston, perforatoare, prelucrarea metalelor.
Antispumant (AS)	Prevenirea formării de spumă.	Angr., lagăre, pompe, compres., motoare cu ardere internă, turbomotoare, etc.
Antiuzură (AU)	Reducerea frecării şi a uzurii normale şi de gripaj incipient.	Ghidaje maşini-unelte, lagăre, angrenaje, motoare cu aprindere prin scânteie, pompe, perforatoare, transmisii automate, servomotoare, etc.
Extremă presiune (EP)	Prevenirea formării de microsuduri la EP sau reducerea rezistenţei la forfecare a acestora.	Rulmenţi, angrenaje, amortizoare, ghidaje mobile, pompe cu angrenaje, prelucrarea metalelor etc.
Onctuozitate (OT)	Mărirea adsorbţiei molec., a îngroşării şi rezistenţei filmului, reduc. coef. de frecare.	Ghidaje, glisiere, mecanisme, perforatoare pneumatice etc.
Polifuncţional	Acţiuni multiple de AU, AO, EP etc.	Motoare cu ardere internă, angrenaje, lagăre etc.

3.3 Elemente de teoria fiabilităţii

Funcţia de fiabilitate R(t) exprimă matematic, probabilitatea funcţionării fără defectare a unui produs pe o durată de timp prestabilit, t, [11,12,30,32].

$$P(T > t) = R(t) \tag{3.89}$$

Se fac câteva ipoteze în vederea determinării expresiei analitice a fiabilităţii.

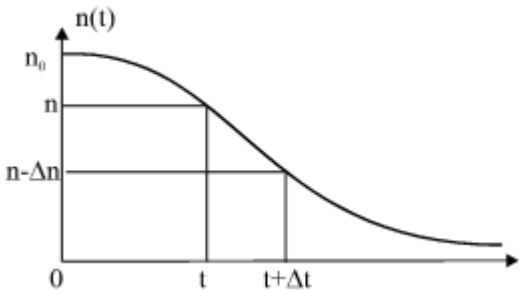


Figura 3.28

Se consideră că n_0 elemente, la timpul t = 0, se află în stare de funcţionare. La un moment dat t_1, aflat în intervalul $(t, t + \Delta t)$, se mai află în stare de funcţionare un număr de N elemente. Numărul de elemente care se defectează în intervalul Δt, este Δn, figura 3.28.

Dacă considerăm $\lambda > 0, \lambda = ct.$, se poate scrie că $\Delta n = -\lambda \cdot n \cdot \Delta t$. Semnul "-" arată că $n + \Delta n < n$.

În aceste condiţii, se poate scrie [32]:

$$\lim \frac{\Delta n}{\Delta t} = \frac{dn}{dt} = -\lambda \cdot n \tag{3.90}$$

La integrare, ecuaţia (3.90) prezintă soluţia:

$$\frac{n}{n_0} = e^{-\lambda \cdot t} \tag{3.91}$$

Raportul $\frac{n}{n_0}$ reprezintă proporţia de elemente în stare de funcţionare la momentul t, adică tocmai fiabilitatea:

$$R(t) = \frac{n}{n_0} = e^{-\lambda t} \tag{3.92}$$

În realitate, λ poate să varieze, caz în care relaţia generală a fiabilităţii, este:

$$R(t) = \frac{n}{n_0} = e^{-\int \lambda(t)dt} \tag{3.93}$$

Deci fiabilitatea R(t) este o funcţie de tip exponenţial, a cărei variaţie este prezentată în figura 3.29 şi are valorile extreme, $R(0) = 1$; $R(\infty) = 0$

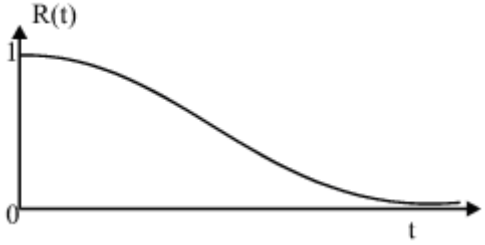


Figura 3.29

Dacă notăm: A = buna funcţionare la timpul t, $\overline{A}$ = defectarea, atunci se poate scrie:

$$P(\overline{A}) = 1 - P(A) = 1 - R(t) = F(t) \tag{3.94}$$

Funcţia *F(t)* se numeşte *funcţia căderilor* cu următoarea expresie:

$$F(t) = 1 - e^{-\int_0^t \lambda(t)dt} \tag{3.95}$$

sau:

$$F(t) = 1 - R(t) = 1 - \frac{n}{n_0} = \frac{n_0 - n}{n_0} = \frac{r}{n_0} \tag{3.96}$$

unde, $r = n_0 - n$ reprezintă numărul elementelor defecte.

În funcţie de densitatea de probabilitate, se poate scrie:

$$R(t) = 1 - F(t) = \int_0^{\infty} f(t)dt - \int_0^{t} f(t)dt = \int_t^{\infty} f(t)dt \qquad (3.97)$$

Sau

$$F(t) = 1 - R(t) = 1 - \int_t^{\infty} f(t)dt \qquad (3.98)$$

În aceste condiţii *densitatea de probabilitate a repartiţiei timpului* fără defecţiuni este:

$$f(t) = \frac{d(1-R)}{dt} = -\frac{dR}{dt} \qquad (3.99)$$

Densitatea de probabilitate pe un interval Δt se poate calcula cu relaţia următoare:

$$f(t) = \frac{F(t+\Delta t) - F(t)}{\Delta t} = \frac{\Delta n}{n_0} \cdot \frac{1}{\Delta t} \qquad (3.100)$$

În figura 3.30 sunt reprezentate grafic funcţiile R(t), F(t) şi f(t).

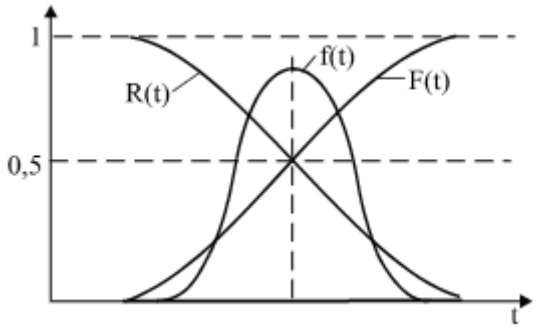


Figura 3.30

Factorul de proporţionalitate $\lambda(t)$ reprezintă unul dintre cei mai importanţi parametri ai fiabilităţii şi se numeşte *rata căderilor*.

$$\lambda(t) = \frac{f(t)}{R(t)} = \frac{\Delta n}{n} \cdot \frac{1}{\Delta t} \qquad (3.101)$$

Legi de repartiţie

Indicatorii teoretici ai variabilei cu repartiţie uniformă sunt daţi în tabelul 3.13.

Repartiţia exponenţială.

Variabila aleatoare continuă *x*, cu repartiţia exponenţială negativă, are densitatea de probabilitate :

$$f(x) = \lambda e^{-\lambda x}; \lambda > 0, 0 \le x \le \infty \qquad (3.102)$$

Funcţia de repartiţie este:

$$F(x) = 1 - e^{-\lambda x}, \text{pentru } x > 0$$
$$F(x) = 0 \qquad , \text{pentru } x < 0$$

Tabelul 3.13

Denumirea indicatorului	**Simbol**	**Relaţia de calcul**
Media	μ	$M[x] = \int_a^b \frac{xdx}{b-a} = \frac{b+a}{2}$
Dispersia	σ^2	$D[x] = \mu_2' - \mu_1'^2 = \frac{(a-b)^2}{12}$
Momente	μ_k	$\mu_1' = \mu$ $\mu_2' = \int_a^b \frac{x^2 dx}{b-d}$

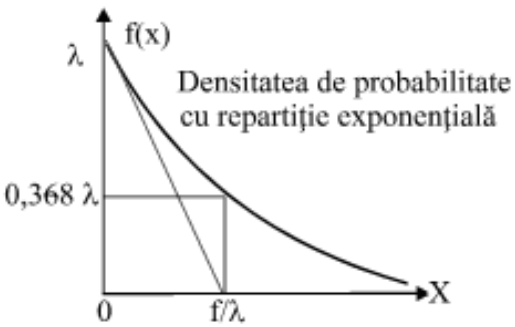


Figura 3.31

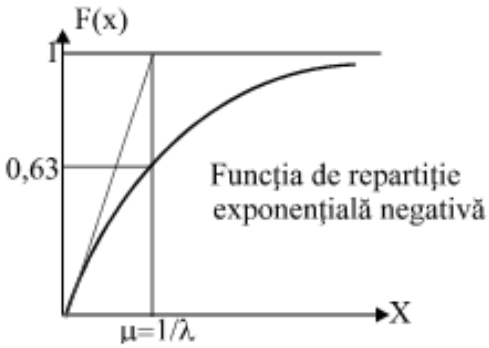


Figura 3.32

Graficele densităţii de probabilitate şi al funcţiei de repartiţie sunt prezentate în figurile 3.31 şi respectiv 3.32. În acest caz se constată egalitatea dintre media teoretică şi abaterea standard $\mu = \sigma = 1/\lambda$. Repartiţia exponenţială reprezintă cazul particular al repartiţiilor *Poisson* şi *Weibull*.

Repartiţia normală.

Densitatea de probabilitate are expresia:

$$f(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}} . \qquad (3.103)$$

Graficul densităţii de probabilitate are forma de clopot, figura 3.33:

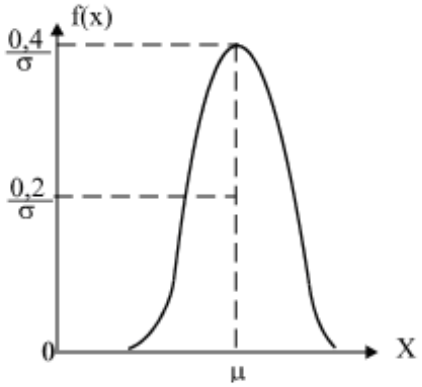


Figura 3.33

Are un maxim pentru $x = \mu$ şi scade continuu la dreapta şi la stânga.

Repartiţia Weibull

Profesorul suedez *Walloddi Weibull* a propus (în 1951) pentru rata căderilor următoarea funcţie:

$$\lambda(t) = \frac{d}{dt}\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^{\beta} = \frac{\beta}{\eta}\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^{\beta-1} , \qquad (3.104)$$

unde η, β, γ sunt parametri respectiv de scară, de formă şi de poziţie, care definesc *legea Weibull*.

Densitatea de probabilitate, figura 3.34, este:

$$f(t) = \frac{\beta}{\eta}\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^{\beta-1} e^{-\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^{\kappa}} = \lambda(t) e^{-\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^{\beta}} \tag{3.105}$$

Expresia fiabilităţii este:

$$R(t) = e^{-\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^{\beta}} \tag{3.106}$$

şi a funcţiei de repartiţie:

$$F(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^{\beta}} \tag{3.107}$$

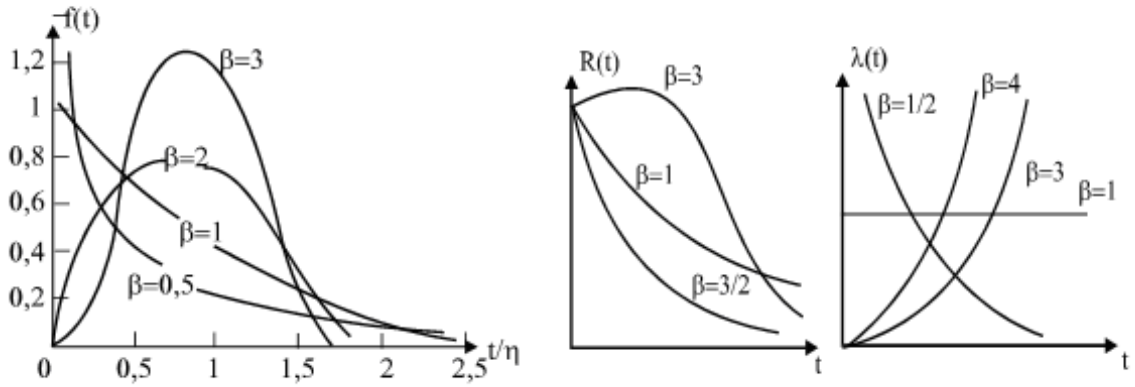


Figura 3.34 [32]

Cap. 4

PRECIZIA ORGANELOR DE MAŞINI

4.1 Precizia dimensională

Noţiuni fundamentale

Pentru a putea exprima precizia dimensională se definesc câteva noţiuni fundamentale [1, 7, 8, 9, 10, 26, 28].

Dimensiunea - exprimă, într-o unitate de măsură aleasă, valoarea numerică a unei caracteristici care determină mărimea unei piese (lungime, diametru, înclinare).

Dimensiunea nominală - reprezintă valoarea numerică a caracteristicii exprimate, stabilită de către proiectant şi indicată în desenul de execuţie.

Dimensiunea efectivă - reprezintă valoarea numerică a mărimii exprimate realizată de către executant şi stabilită prin măsurare.

Dimensiunile limită - maximă, respectiv ***minimă*** - sunt valorile extreme între care trebuie să se găsească dimensiunea efectivă.

Abaterile limită - superioară, respectiv ***inferioară*** - sunt diferenţele algebrice dintre dimensiunile limită şi dimensiunea nominală a mărimii exprimate.

Toleranţa - reprezintă diferenţa algebrică dintre dimensiunile limită, respectiv, dintre abaterile limită.

Domeniul de împrăştiere al diametrelor este proporţional cu rădăcina cubică din diametrul de reglaj. Această constatare practică a fost utilizată la alegerea mărimilor pentru toleranţe, cât mai aproape de domeniul de împrăştiere:

$$T_{D,d} = c \cdot \sqrt[3]{D, d}\ ; \qquad (4.1.)$$

unde: T – toleranţa piesei de diametru D, respectiv d şi cu c – constanta specifică procedeului tehnologic.

Pentru a se opera mai comod cu mărimile toleranţelor (similar cu măsurarea) s-a convenit ca toleranţele să se exprime ca multipli întregi de toleranţe mici numite **unităţi de toleranţă**. Relaţia 4.1. mai poate fi scrisă:

$$T_{D,d} = a \cdot \frac{c}{a} \cdot \sqrt[3]{D,d} = a \cdot i \qquad (4.2.)$$

unde: $c/a \cdot \sqrt[3]{D,d}$ se notează cu i şi se numeşte unitatea de toleranţă.

Unitatea de toleranţă , i, este caracteristică fiecărui interval de dimensiuni şi se determină cu relaţia empirică:

$$i = 0{,}45\sqrt[3]{D,d} + 0{,}001(D,d), [\mu m] \qquad (4.3.)$$

în care D, d este diametrul nominal al intervalului, în milimetri.

Câmpul de toleranţă - în reprezentările grafice, este zona cuprinsă între dimensiunile limită, respectiv între abaterile limită.

Dimensiunile, abaterile şi toleranţele, respectiv, câmpurile de toleranţă, se definesc faţă de linia zero, figura 4.1

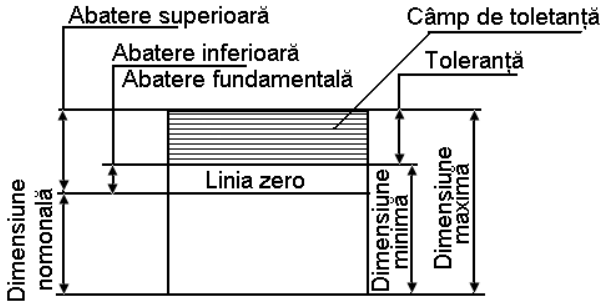


Figura 4.1

Abaterea fundamentală reprezintă abaterea limită aleasă, convenţional, pentru definirea câmpului de toleranţă în raport cu linia zero.

Arbore, alezaj - termeni utilizaţi pentru definirea oricărei dimensiuni exterioare, respectiv interioare, a unei piese, chiar dacă nu este cilindrică.

Ajustaj - relaţie rezultată din diferenţa dintre dimensiunile dinainte de asamblare a două piese.

Sistemul ISO de toleranţe şi ajustaje, adoptat în ţara noastră este reglementat printr-o serie standarde cum sunt: SR EN 20286-1:1997, SR EN 20286-2:1997 – Terminologie şi simboluri; SR EN 22768-1:1995, SR EN 22768-1:1995 – Clase de toleranţe de uz general pentru arbori şi alezaje; SRIS01 8291 997 - Selecţie a câmpurilor de tolerante pentru uz general; STAS 8100/5-90 - Sistemul de toleranțe și ajustaje pentru dimensiuni liniare. Toleranțe fundamentale, abateri fundamentale și clase de toleranțe pentru dimensiuni peste 3150 mm până la 10000 mm; STAS 8100/5-90 - Sistemul de toleranțe și ajustaje pentru dimensiuni liniare. Toleranțe fundamentale, abateri fundamentale și clase de toleranțe pentru dimensiuni peste 10000 mm până la 40000 mm; şi altele.

Pentru restrângerea valorilor de unităţi de toleranţă şi a toleranţelor, diametrele pieselor se împart în intervale de dimensiuni. Fiecare interval va fi delimitat de două margini sub forma “peste *d* până la *D*”.

Domeniul diametrelor de la 1 mm la 3150 mm este împărţit în 21 intervale principale. Fiecare interval îşi conţine limita superioară.

Se defineşte dimensiune nominală a intervalului *d...D*, media geometrică a marginilor şi cu aceasta se calculează unitatea de toleranţă, i din relaţia 4.3. Marginile sunt ordonate în serie geometrică, aşa cum se poate vedea în tabelele 4.2, 4.3, 4.4.

Orice interval de dimensiuni este definit de două margini şi de o unitate de toleranţă.

Treptele de precizie în sistemul ISO se numesc trepte de toleranţe. Între precizia cea mai mare ce poate fi obţinută şi cea mai scăzută s-au stabilit 20 trepte de precizie, simbolizate cu numere naturale: 01, 0, 1, 2, 3, … , 18.

Pentru dimensiuni până la 3150 mm sunt standardizate 20 trepte de toleranţe (1T01, IT0, IT1, ...IT18) şi câte 28 de abateri fundamentale pentru alezaje, respectiv arbori, simbolizate prin una sau două litere, figura 4.2:

- litere mari pentru alezaje (de la **A** la **Z** şi **ZA, ZB, ZC**, fără I, L, O, Q, W);
- litere mici pentru arbori (de la **a** la **z** şi z**a, zb, zc**, fără i, 1, o, q, w);

Clasa de toleranţe - este definită de o literă, care reprezintă abaterea fundamentală, urmată de un număr care reprezintă treapta de toleranţe standardizata (ex. H6; h7; ZA9).

Dimesiune tolerată - este dimensiunea nominală, urmată de simbolul clasei de toleranţe sau de valorile abaterilor limită (ex. ϕ 72 H7 sau $\phi\ 42^{+0.18}_{+0,08}$).

Ajustajele, în funcţie de poziţia câmpurilor de toleranţă ale alezajelor şi arborilor, pot fi:

- ***cu joc*** - la care câmpul de toleranţă al alezajului este în întregime deasupra câmpului de toleranţă al arborelui, figura 4.3;
- ***cu strângere***, la care câmpul de toleranţă al arborelui este în întregime deasupra câmpului de toleranţă al alezajului, figura 4.4;
- ***intermediare***, la care după asamblare poate rezulta fie un joc, fie o strângere, respectiv, câmpurile de toleranţă ale alezajului şi arborelui se suprapun parţial sau total, figura 4.5.

Din considerente funcţionale şi tehnologice, se utilizează ansamblări sistematice de ajustaje între alezaje şi arbori, numite *sisteme de ajustaje*.

Sistemul alezaj unitar (preferenţial) este un ansamblu de ajustaje realizate prin asocierea unor arbori din diferite clase de toleranţe cu alezaje unitare dintr-o clasă de toleranţe unică (în sistemul ISO, este caracterizat de un alezaj a cărui abatere limită inferioară este nulă, câmpul H).

Sistemul arbore unitar este un ansamblu de ajustaje realizate prin asocierea unor alezaje din diferite clase de toleranţe cu arbori unitari dintr-o clasă de toleranţe unică (în sistemul ISO, este caracterizat de un arbore a cărui abatere limită superioară este nulă, câmpul h). Se utilizează numai în cazuri când, din considerente tehnologice, sistemul alezaj unitar este neeconomic:

- ansambluri cu arbori lungi ce nu pot fi prelucraţi pe maşini unelte obinuite (în acest caz, arborii se execută din semifabricate laminate sau trase, alezajele prelucrându-se după arbori):
- ansambluri formate dintr-un arbore pe care se montează mai multe repere mobile sau fixe.

Ajustajele se simbolizează prin dimensiunea nominală comună urmată de simbolurile claselor de toleranţe ale alezajului şi arborelui (ex: ϕ 42 H7/h6; $\phi 44\frac{H7}{e8}$; ϕ 35 H7-h6).

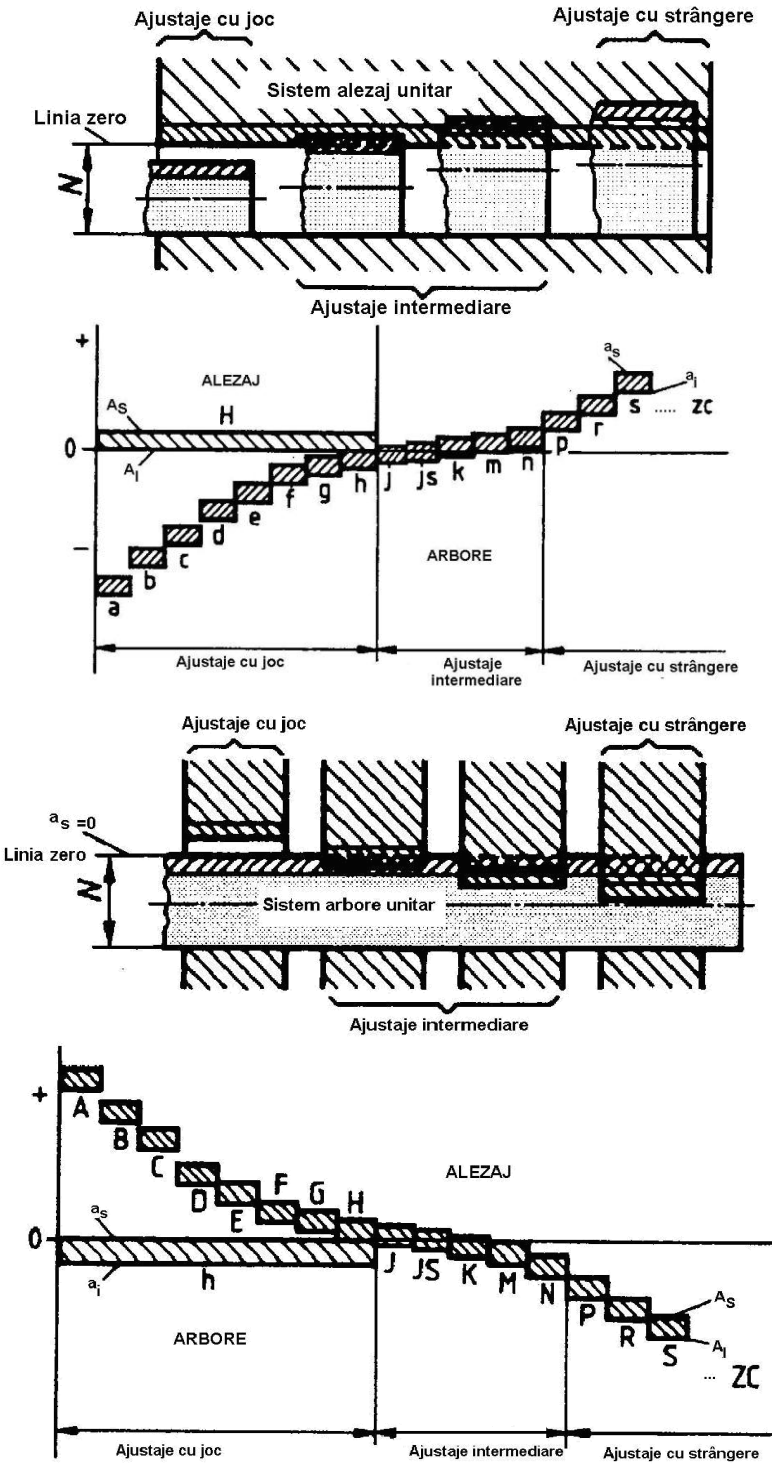

Ajustaje cu joc
Ajustaje cu strângere
Sistem alezaj unitar
Linia zero
N
Ajustaje intermediare
ALEZAJ
ARBORE
Ajustaje cu joc
Ajustaje intermediare
Ajustaje cu strângere
Ajustaje cu joc
Ajustaje cu strângere
as =0
Linia zero
N
Sistem arbore unitar
Ajustaje intermediare
ALEZAJ
ARBORE
Ajustaje cu joc
Ajustaje intermediare
Ajustaje cu strângere

Figura 4.2

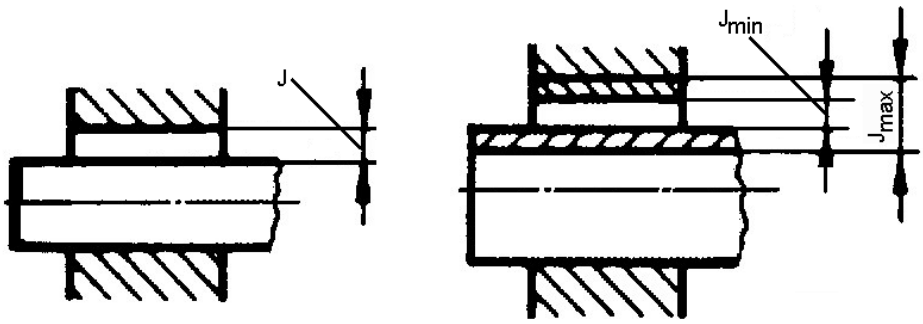


Figura 4.3

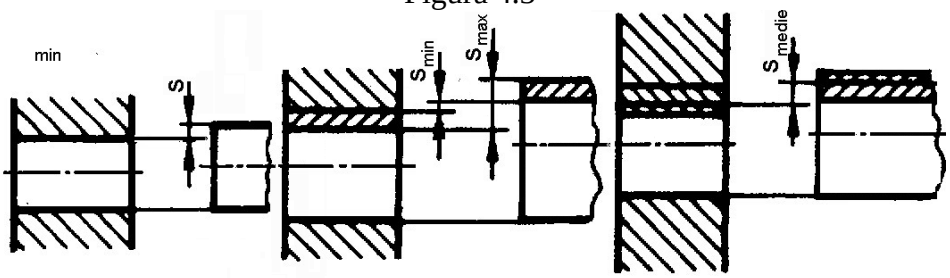


Figura 4.4

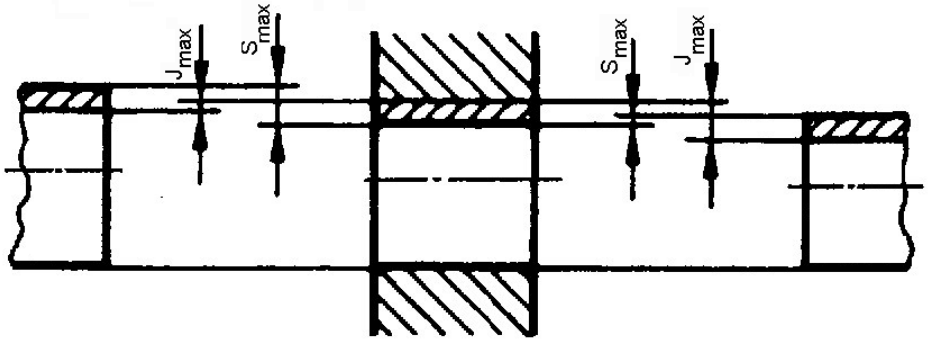


Figura 4.5

Alegerea treptelor de toleranţe şi ajustajelor se face considerând:

- destinaţia şi condiţiile de funcţionare ale ansamblului în componenţa căruia intră piesele care formează ajustajul, mediul de lucru, temperatura de funcţionare,condiţiile de montaj;
- costul prelucrării suprafeţelor care formează ajustajul.

În tabelul 4.1 sunt date unele recomandări privind alegerea ajustajelor, respectiv a treptelor de toleranţe.

În tabelele 4.2, 4.3, 4.4 sunt date câteva exemple de abateri limită corespunzătore claselor de toleranţe preferenţiale.

Toleranţele la dimensiunile liniare şi ajustajele se înscriu pe desenele de execuţie conform ISO 406-91, figura 4.6.

Tabelul 4.1

Ajustajul	Caracterul ajustajului	Domenii de aplicare. Exemple
H6/e7 H7/e8 H8/e9 H68/d9 H11/d11	Jocuri mijlocii	Asamblări mobile în maşini grele (roţi libere pe arbore, lagăre cu alunecare în turbine), arbori cu distanţa mare între lagăre cu lubrifiere abundentă sau sprijiniţi pe mai mult de două lagăre (arbori de distribuţie la motoare diesel, arbori pentru pompe centrifuge sau pentru motoare electrice mari)
H7/f7 H8/f8	Jocuri mici	Lagăre cu alunecare cu viteze mijlocii şi mari, cu lubrifiere normală (roţi dinţate libere pe ax, mecanisme de cuplare, lagăre pentru reductoare, pompe, motoare electrice mari)
H7/j6 H7/j7 H7/k6 H7/m6	Joc probabil foarte mic sau. strângere probabilă slabă	Asamblări fixe cu montare uşoară şi demontări dese (roţi melcate pe arbore, centrarea semicuplajelor, coroane de roţi dinţate montate cu şuruburi pe corpul roţii, rulmenţi pe arbori în cazul solicitărilor mici şi variabile)
H7/n6 H8/n7	Joc probabil extrem de redus strângere probabilă slabă	Asamblări foarte precise (ştifturi, şuruburi, alte elemente de fixare)
H7/r6	Strângeri mijlocii	Fixarea bucşelor în lagăre, rulmenţi pe arbori supuşi la solicitări mari şi şocuri
H7/s6	Strângeri mari	Asamblări permanente sau nepermanente; la dimensiuni mari, asamblarea face prin încălzirea alezajului sau răcirea arborelui (cămaşa cilindrului motoarelor, inele de contact *pe* arborii maşinilor electrice)
H7/t6	Strângeri foarte mari	Asamblări permanente care asigură fixarea fără măsuri suplimentare (semicuplaje fretaie pe arbore)

Tabelul 4.2

D. nom. [mm]		Clasa de toleranţe, abateri limită [μm]														
De la	Pana la	h5	h6	h7	h8	h9	k5	k6	k7	m5	m6	m7	n6	n7	p6	t5
10	18	0 -8	0 -11	0 -18	0 -27	0 -43	+9 +1	+12 +1	+19 +1	+15 +7	+18 +7	+25 +7	+23 +12	+30 +12	+29 +18	- -
18	30	0 -9	0 -13	0 -21	0 -33	0 -52	+11 +2	+15 +2	+23 +2	+17 +8	+21 +8	+29 +8	+28 +15	+36 +15	+35 +22	+50 +41
30	50	0 -11	0 -13	0 -25	0 -39	0 -62	+13 +2	+18 +2	+27 +22	+20 +9	+25 +9	+34 +9	+33 +17	+42 +17	+42 +26	+65 +54
50	80	0 -13	0 -19	0 -30	0 -46	0 -74	+15 +2	+21 +2	+32 +2	+24 +11	+30 +11	+41 +11	+39 +20	+50 +20	+52 +32	+88 +75
80	120	0 -15	0 -22	0 -35	0 -54	0 -87	+18 +3	+25 +3	+38 +3	+28 +13	+35 +13	+48 +13	+43 +23	+58 +23	+59 +37	+119 +104
120	180	0 -18	0 -25	0 -40	0 -63	0 -100	+21 +3	+28 +3	+43 +3	+33 +15	+40 +15	+55 + 15	+52 +27	+67 +27	+63 +43	+164 +146
180	250	0 -20	0 -29	0 -46	0 -72	0 -115	+24 +4	+33 +4	+50 +4	+37 +17	+46 +17	+63 +17	+60 +31	+71 +31	+79 +50	+304 +284
250	315	0 -23	0 -32	0 -52	0 -81	0 -130	+27 +4	+36 +4	+56 +4	+43 +20	+52 +20	+72 +20	+66 +34	+86 +34	+88 +56	+263 +240
315	400	0 -25	0 -36	0 -57	0 -89	0 -140	+29 +4	+40 +4	+61 +4	+46 +21	+57 +21	+78 +21	+73 +37	+94 +37	+98 +62	+319 +294

Tabelul 4.3

Dimensiunea nominală, [mm]		Clasa de toleranţe, abateri limită [μm]				
De la	Pana la	H6	H7	H8	H9	H10
10	18	+11 0	+18 0	+27 0	+43 0	+70 0
18	30	+13 0	+21 0	+33 0	+52 0	+84 0
30	50	+16 0	+25 0	+39 0	+62 0	+100 0
50	80	+19 0	+30 0	+46 0	+74 0	+120 0
80	120	+22 0	+35 0	+54 0	+87 0	+140 0
120	180	+25 0	+40 0	+63 0	+100 0	+160 0
180	250	+29 0	+45 0	+72 0	+115 0	+185 0
250	315	+32 0	+52 0	+81 0	+130 0	+210 0

Tabelul 4.4

Dimensiuni nominale, [mm]		Clasa de toleranţe, abateri limită [μm]							
Peste	Până la (inclusiv)	a11	bl l	e11	d9	d11	e8	f7	g6
	3	-270 -330	-140 -200	-60 -120	-20 -15	-20 -80	-14 -28	-6 -16	-2 -8
3	6	-270 -345	-150 -215	-70 -145	-30 -60	-30 -105	-20 -38	-10 -22	-4 -12
6	10	-280 -370	-150 -240	-80 -170	-10 -76	-40 -130	-25 -47	-13 -28	-5 -14
10	18	-290 -100	-150 -260	-95 -205	-50 -93	-50 -160	-32 -59	-16 -34	-6 -17
18	30	-300 -430	-160 -290	-110 -240	-65 -117	-65 -195	-10 -73	-20 -41	-7 -20
30	40	-310 -470	-170 -330	-120 -2S0	-80 -142	-80 -240	-50 -89	-25 -50	-9 -25
40	50	-320 -4S0	-180 -340	-130 -290					
50	65	-340 -530	-190 -380	-140 -330	-100 -174	-100 -290	-60 -106	-30 -60	-10 -29
65	80	-360 -550	-200 -390	-!50 -340					
80	100	-3S0 -600	-220 -140	-170 -390	-120 -207	-120 -340	-72 -126	-36 -71	-12 -34
100	120	-410 -630	-240 -460	-180 -100					
120	140	-460 -710	-260 -510	-200 -450	-145 -245	-145 -395	-85 -148	-43 -83	-14 -39
140	160	-520 -770	-280 -530	-210 -460					
160	180	-580 -830	-310 -560	-230 -480					
180	200	-660 -950	-340 -630	-240 -530	-170 -285	-170 -160	-100 -172	-50 -96	-15 -44

4.2 Precizia formei

Abaterile geometrice ale suprafeţelor sunt clasificate în mod convenţional în:

a. Abateri de ordinul I: - abateri de la forma geometrică.

b. Abateri de ordinul 2: - ondulaţii.

c. Abateri de ordinul 3 şi 4: - rugozitate.

Terminologia referitoare la abaterile de formă geometrică şi poziţie este reglementată prin STAS 7384-85, valorile toleranţelor prin STAS 7391/1-6-74, iar regulile pentru înscrierea pe desene prin STAS 7385/1-85.

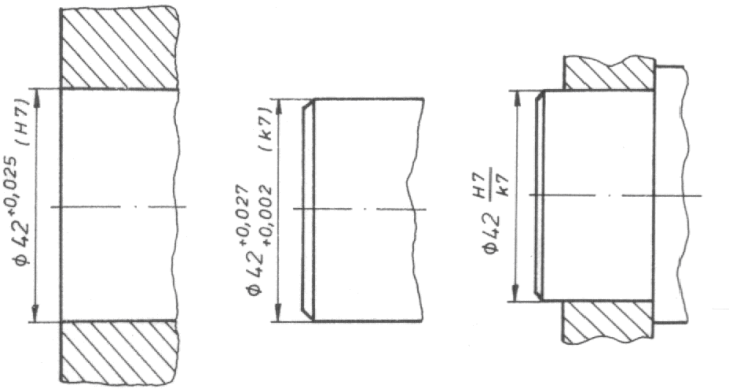


Figura 4.6

În figurile 4.7 şi 4.8 sunt exemplificate abaterile geometrice, simbolizarea lor şi modul de reprezentare pe desen.

În tabele 4.5, 4.6 şi 4.7 sunt prezentate valori recomandate pentru aceste abateri geometrice.

Tabelul 4.5 Toleranţe la rectinilitate TFr, planitate TFp, forma dată a profilului TFf, forma dată a suprafeţei TFs, paralelism TPI, perpendicularitate TPd, înclinare TPi, bătaia frontală TBf

Dimensiuni nominale, [mm]	TFr, TFp TFf, TFs	Clasa de precizie								
		IV	V	VI	VII	VIII	IX	X	XI	
	TPI, TPd TPi, TBf		IV	V	VI	VII	VIII	IX	X	XI
		Toleranţe, [μm]								
Pana la 10		1	1,6	2,5	4	6	10	16	25	40
Peste 10 pana la 16		1.2	2	3	5	8	12	20	30	50
Peste I6păn81a25		1.6	2,5	4	6	10	16	25	40	oC
Peste 25 pana la 40		7	3	5	8	12	20	30	50	80
Peste 40 până la 63		2,5	4	6	10	16	25	40	60	100
Peste 62 pAnâ la 100		3	6	8	12	20	30	50	80	120
Pcsic 100pânăla)60		4	6	10	16	25	40	60	100	160
Peste 160 pina la 200		5	8	12	20	30	50	80	120	200

Tabelul 4.6 Toleranţe la circularitate TFc şi cilindricitale TFI

Dimensiuni nominale, [mm]	Clasa de precizie							
	IV	V	VI	VII	VII	IX	X	XI
	Toleranţe, [μm]							
Până la 3	1,2	2	3	5	8	12	20	30
Peste 3 pâna la 6	1,6	2,5	4	6	10	16	25	40
Peste 6 până la 18	2	3	5	8	12	20	30	50
Peste 18 până la 50	2,5	4	6	10	16	25	40	60
Peste 50 până la 120	3	5	8	12	20	30	50	80
Peste 120 până la 200	4	6	10	16	25	40	60	100

Tabelul 4.7 Toleranţe la coaxialitate şi concentricitate TPc, simetrie TPs şi bătaia radială TBr

Dimensiuni nominale, [mm]	Clasa de precizie							
	IV	V	VI	VII	VIII	IX	X	XI
	Toleranţe, [μm]							
Până la 6	5	8	12	20	30	50	80	120
Peste 6 până la 18	6	10	16	25	40	60	100	160
Peste 18 până la 50	8	12	20	30	50	80	120	200
Peste 50 pănă la 120	10	16	25	40	60	100	160	250
Peste 120 pană la 200	12	20	30	50	80	120	200	300

Abaterile de ordinul al II-lea, denumite **ondulaţii,** provin din procesul de prelucrare, cauza este vibraţia ansamblului sculă-piesă-maşină;

Abaterile de ordinul al III-lea sunt **rugozităţile** de pe suprafeţe iar în cele de ordinul al IV-lea sunt incluse smulgerile de material, microfisurile, porii etc.

Pentru o suprafaţă plană, netedă din punct de vedere teoretic, cele patru clase de abateri se prezintă ca în schema din figura 4.9, în conformitate cu SR ISO 4287:2000[23,31].

Dacă se notează cu W şi S_w înălţimea respectiv pasul ondulaţiilor şi cu R şi S_R înălţimea şi pasul rugozităţilor, limitele uzuale ale acestor mărimi se încadrează în următoarele domenii[23,31]:

W = 2….800 μm; $S_w \cong 0.5$….8 mm;

R = 0.02….500 μm; $S_R \cong 0.05$….50 μm.

Rugozitatea suprafeţelor este caracterizată de o serie de parametrii caracteristici. O imagine a unei porţiuni dintr-o suprafaţă prelucrată prin aşchiere, mărită, este prezentată în figura 4.10.

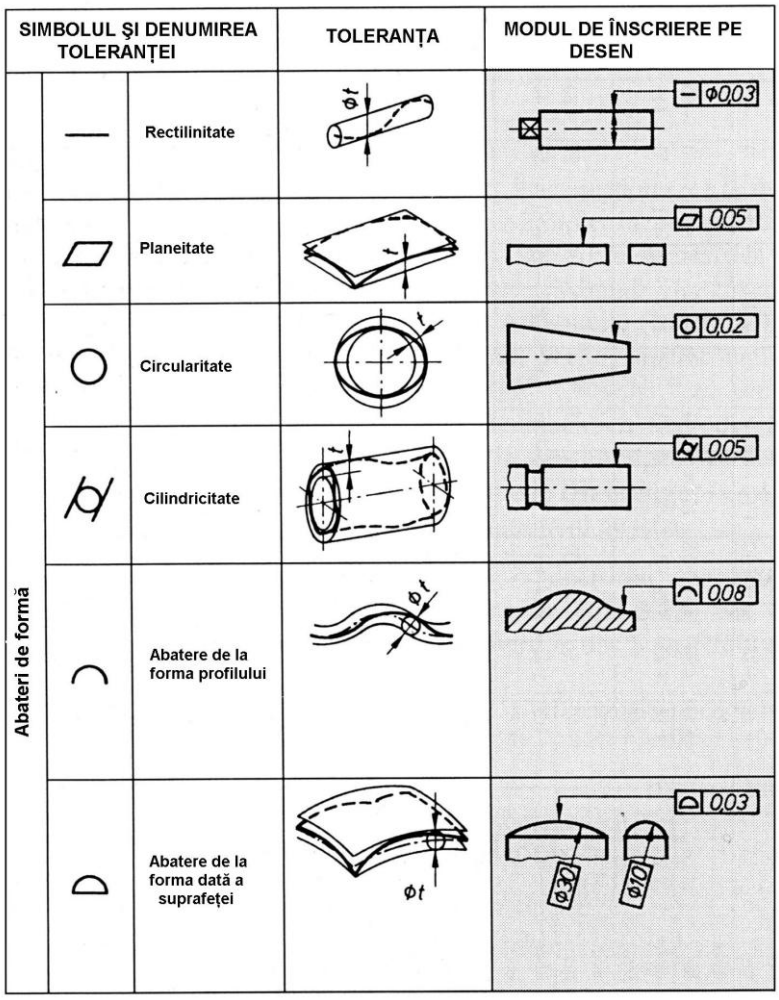


Figura 4.7[1]

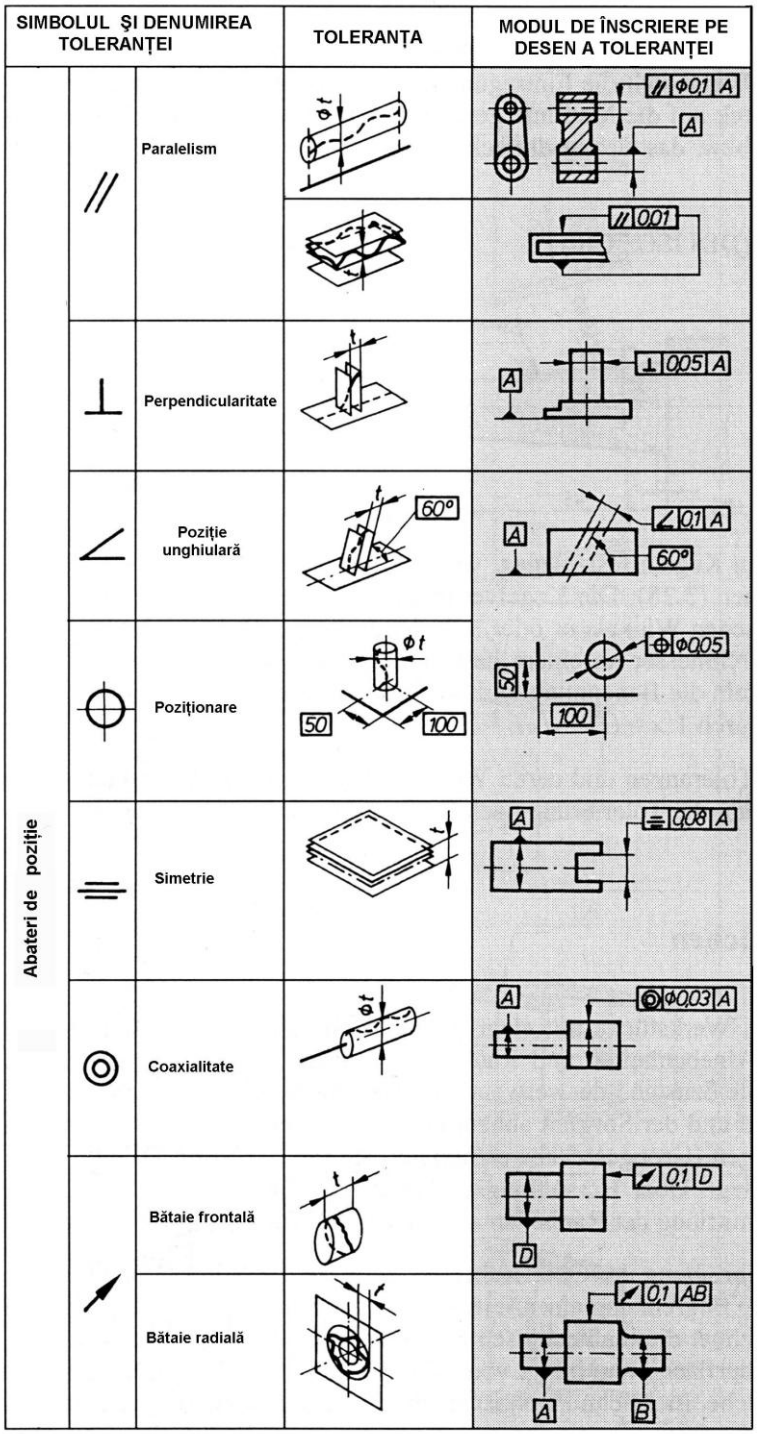

SIMBOLUL ŞI DENUMIREA TOLERANŢEI
TOLERANŢA
MODUL DE ÎNSCRIERE PE DESEN A TOLERANŢEI
Abateri de poziţie
Paralelism
Perpendicularitate
Poziţie unghiulară
Poziţionare
Simetrie
Coaxialitate
Bătaie frontală
Bătaie radială
60°
50
100
0,1 A
0,01
0,05 A
0,1 A
60°
Φ0,05
0,08 A
Φ0,03 A
0,1 D
0,1 AB

Figura 4.8[1]

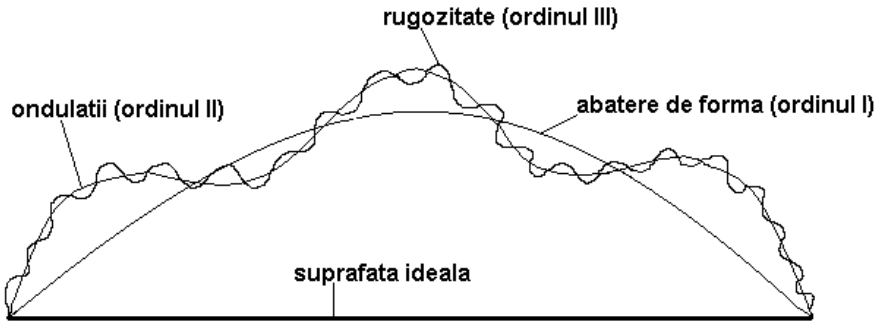


Figura 4.9

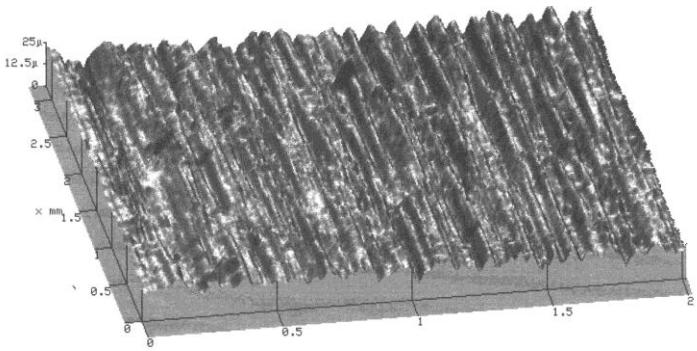


Figura 4.10[31]

Distribuţia rugozităţilor este predominantă pe o direcţie sau pe două direcţii, funcţie de procedeul de prelucrare.

Principalii parametri de caracterizare ai rugozităţilor definiţi în standardul SR ISO 4287-2:2000 sunt :

a) *Linia medie* este linia care are forma profilului nominal şi care, în limitele lungimii de referinţă, împarte profilul efectiv astfel încât suma pătratelor distanţelor de la linia medie la punctele situate pe profil să fie minimă, figura 4.11.

$$\int_0^L z^2(x)dx = \min . \qquad (4.4)$$

b) *Linia centrală* este linia care are forma profilului nominal şi care, în limitele lungimii de referinţă, împarte profilul efectiv astfel încât să fie îndeplinită condiţia

$$\int_0^L y(x)dx = 0 \qquad (4.5)$$

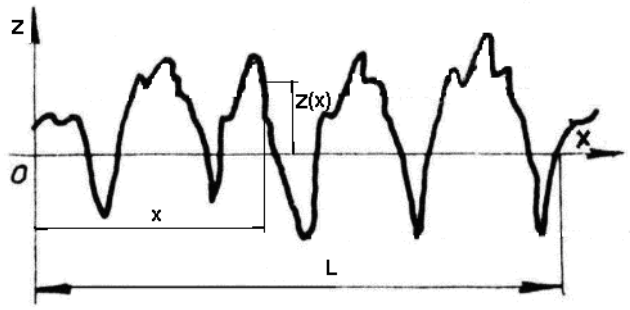


Figura 4.11

Condiţia de mai sus, (4.5), aplicată unui profil real, fig. 4.12, conduce la împărţirea profilului astfel încât suma ariilor cuprinse între linia centrală şi profilul situat deasupra acestei linii ($\sum A_{\oplus}$) să fie egală cu suma ariilor cuprinse între linia centrală şi profilul situat sub această linie ($\sum A_{-}$).

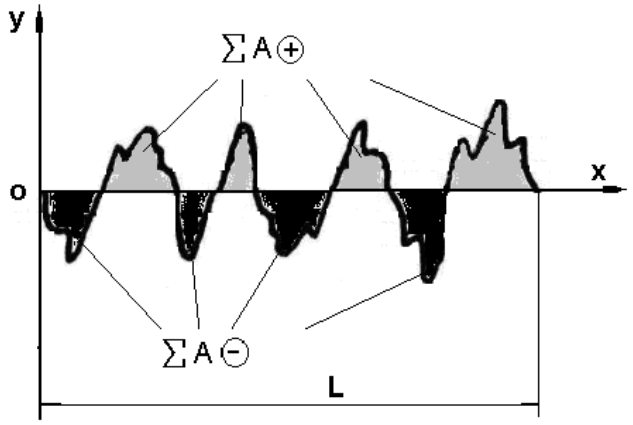


Figura 4.12

c) *Înălţimea maximă a rugozităţilor,* în limita lungimii de referinţă se stabileşte, conform figura 4.13 , cu relaţia:

$$R_{max} = z_{max} - z_{min} \quad (\mu m) \qquad (4.6)$$

În aplicaţiile practice R_{max} se măsoară direct pe profilogramă şi se împarte la scara K_V:

$$R_{max} = \frac{R_{max}(\text{masurat})}{K_V};[\mu m] \tag{4.7}$$

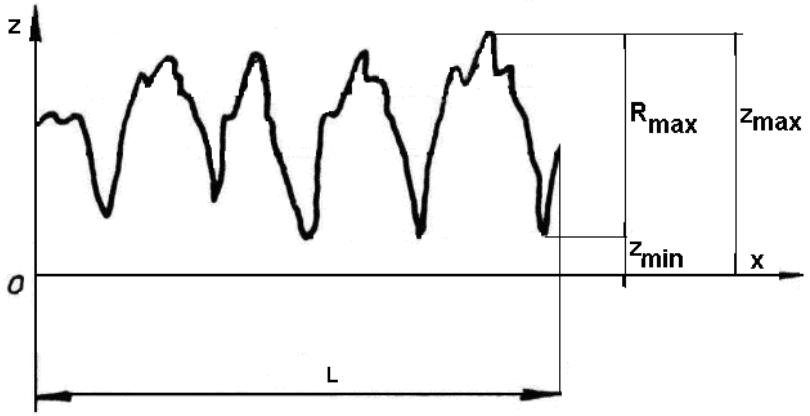


Figura 4.13

d) *Adâncimea de nivelare a rugozităţilor* este distanţa de la vârful cel mai înalt până la linia centrală, în limitele lungimii de referinţă.

Se calculează cu relaţia:

$$R_p = \frac{1}{L}\int_0^L z(x)dx \ (\mu m) \tag{4.8}$$

În figura 4.14, printr-un sistem de coordonate adecvat, relaţia (4.8) pune în evidenţă, cu uşurinţă, definiţia adâncimii de nivelare.

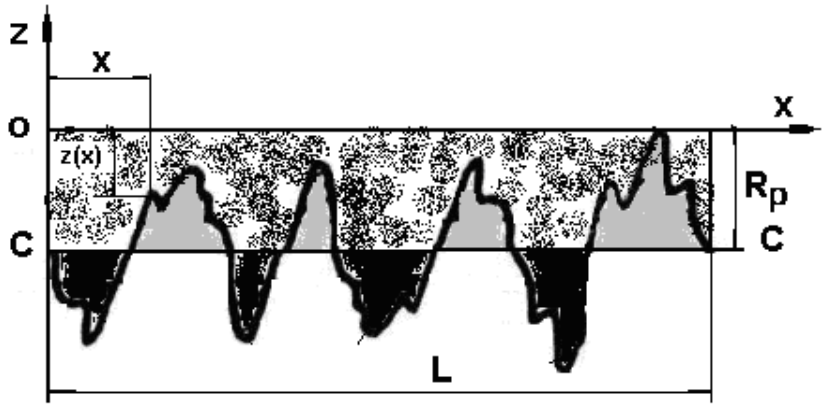


Figura 4.14

e) *Abaterea medie aritmetică a înălţimilor rugozităţilor* R_a se defineşte cu relaţia:

$$R_a = \frac{1}{L} \cdot \int_0^L \left| z(x) - R_p \right| \cdot dx \ (\mu m) \tag{4.9}$$

În practică R_a se stabileşte ca o valoare medie a abaterilor rugozităţilor faţă de linia centrală:

$$R_a = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^{n} \left| z_i \right| \quad (\mu m) \tag{4.10}$$

unde z_i sunt vârfurile abaterilor profilului faţă de linia centrală, figura 4.15

Între R_a şi R_{max} există următoarea legătură aproximativă:

$$R_a \cong \left(\frac{1}{3} \cdots \frac{1}{6} \right) \cdot R_{max} \tag{4.11}$$

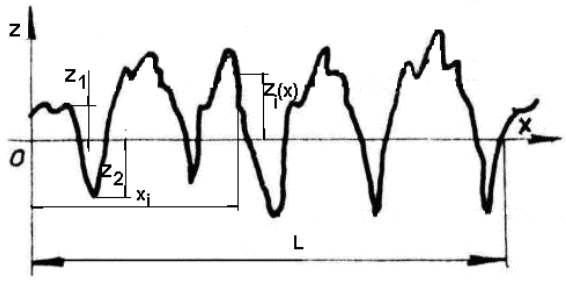


Figura 4.15

f) *Adâncimea medie în zece puncte a rugozităţilor R_z* definită prin relaţia:

$$R_z = \frac{1}{5} \cdot \left[\left(y_1 + y_3 + y_5 + y_7 + y_9 \right) - \left(y_2 + y_4 + y_6 + y_8 + y_{10} \right) \right] (\mu m) \tag{4.12}$$

unde: y_1, y_3, y_5, y_7, y_9 sunt cele mai înalte cinci vârfuri de rugozităţi iar y_2, y_4, y_6, y_8, y_{10} sunt cele mai joase vârfuri de rugozităţi, în limitele lungimii de referinţă.

Între R_z şi R_a poate fi folosită, cu aproximaţie, relaţia:

$$R_z \cong 4.4 \cdot R_a^{0.97} \tag{4.13}$$

Mărimea rugozităţii depinde de procedeul de prelucrare. În tabelul 4.8 sunt date valori ale abaterii medii aritmetice a înălţimilor rugozităţilor R_a pentru diferite procedee de prelucrare[8].

Tabelul 4.8

Procedeul tehnologic	Ra [μm]
Turnare -nisip - cochilă - coji de bachelită - sub presiune	25 ... 100 6,3 ... 25 12,5 ... 25 0,8 ... 6,3
Rabotare	1,6 ... 25
Mortezare	3,2 ... 50
Frezare cu freză cilindrică frontală	3,2 ... 25
Strunjire exterioară interioară	0,8 ... 100
Rectificare cilindrică plană	0,1 ... 6,3
Rodare	0,1 ... 3,2
Lustruire	0,05 ... 0,1
Superfinisare	0,012 ... 0,4
Filetare: exterioară interioară	 0,2 ... 6,3 0,8 ... 6,3

Înscrierea pe desene a rugozităţii suprafeţelor se face conform reglementarilor din SR ISO 1302-1995, utilizându-se un simbol de bază (figura 4.16, a) sau simbolurile derivate:

- pentru obligativitatea îndepărtării de material (figura 4.16, b);
- pentru menţinerea suprafeţei respective în starea obţinută prin procedeul de fabricaţie iniţial (figura 4.16, c).

Parametrul de profil se indica prin înscrierea valorii numerice a acestuia (în μm) precedată de simbolul respectiv, cu excepţia cazului în care parametrul ales este R_a(figura 4.16).

În cazul în care în afara parametrului de profil este necesară înscrierea unor date suplimentare referitoare la starea suprafeţei respective, simbolurile din figura 4.16 se completează conform figurii 4.17 în care: a - reprezintă parametrul de profil; b - valoarea numerică (în mm) a lungimii de bază (dacă diferă de cea indicată în SR ISO 4287-1:1993) sau alţi parametrii de profil; c - simbolul orientării neregularităţilor (= - paralelă; ⊥ - perpendiculară; X - încrucişată; M - în direcţii oarecare; C - circulară; R - radială), d - procedeul tehnologic; tratamentul termic; c - adaosul de prelucrare prescris (în mm).

În figura 4.18 sunt date exemple de notare a rugozităţii suprafeţelor pe desenele de execuţie.

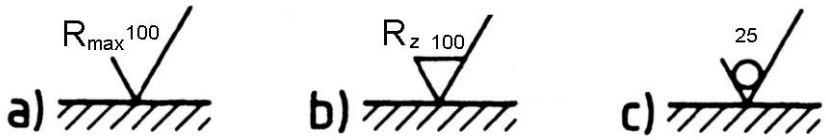


Figura 4.16

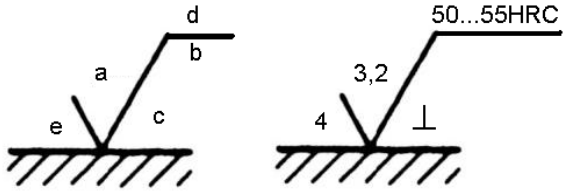


Figura 4.17

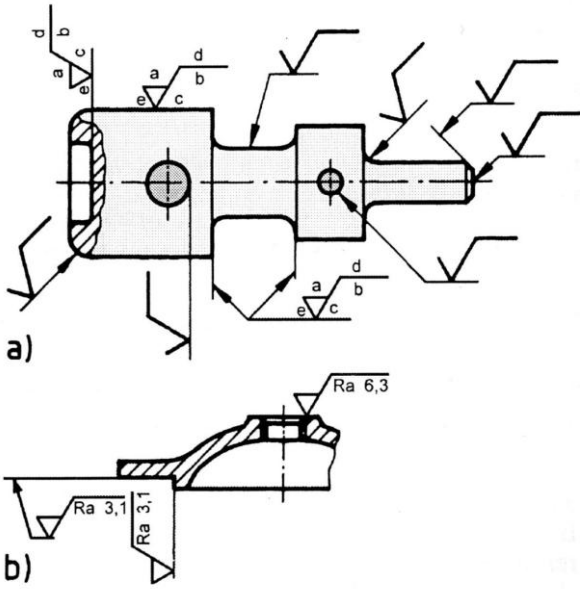


Figura 4.18

4.3 Aplicaţie

Să se determine ajustajul şi toleranţele unei îmbinări cilindrice cu diametrul ∅ 110 mm, cunoscând jocul maxim de 85 μm şi strângerea maximă de 40 μm.

Rezolvare

1.Se alege sistemului de toleranţă şi se desenează diagrama de toleranţă. În acest caz se alege sistemul alezaj unitar pentru avantajele care decurg din faptul că arborii se obţin cu cheltuieli mult mai mici decât alezajele la aceleaşi precizii şi dimensiuni din cauza procedeelor de execuţie mult mai ieftine şi măsurare simplă şi precisă.

Pot rezulta situaţiile prezentate în figura 4.19.

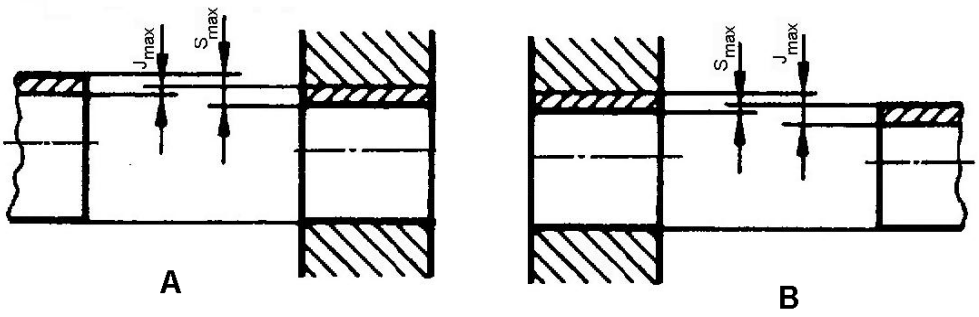


Figura 4.19.

Pentru exemplul considerat se alege varianta B pentru că $j_{max.} > s_{max.}$ (85 > 40).

2. Scrierea şi analiza relaţiilor prin care se exprimă datele problemei:

$$j_{max} = A_S - a_i \qquad (4.14)$$
$$s_{max} = a_s - A_I$$

Sistemul (4.14) este nedeterminat, conţine trei necunoscute, ($A_I = 0$) şi are doar două ecuaţii.

Toleranţa ajustajului va fi:

$$T_j = j_{max} + s_{max} = T_D + T_d = 125\ \mu m \qquad (4.15)$$

Relaţia 4.15 nu îndepărtează nedeterminarea, dar ea duce la o nouă interpretare practică a problemei: suma j_{max} + s_{max} trebuie repartizată celor două piese sub formă de toleranţe, T_D şi T_d.

Ridicarea nedeterminării se face exprimând mărimile toleranţelor în funcţie de treptele de precizie (factorul a) şi unitatea de toleranţă, i:

$$T_j = i\ .\ (a_d + a_D\ ),\ \text{dar};\ i=2{,}25\mu m;\ a_d = a_D=25 \qquad (4.16)$$

Folosind valorile *a* , *i* şi tabelul 4.3, găsim că alezajul are clasa de toleranţă H8 cu A_s= 54μm.

Pentru analiza combinaţii posibile pentru preciziile celor două piese prezentate la simbolizarea ajustajelor se completează tabelul următor:

Tabelul 4.9

Cazul		Precizia arborelui (a)	Precizia alezajului(a)	Ordinea preferinţelor
I	$a_d = a_D$	IT 8 (25)	IT 8 (25)	**2**
II	$a_d < a_D$	IT 7 (16)	IT 8 (25)	**3**
III	$a_d << a_D$	IT 7 (16)	IT 9 (40)	**1**

Soluţia optimă se obţine prin compararea celor trei soluţii în combinaţii de câte două, pe baza costurilor execuţiei pieselor.

Comparând cazurile I şi II se observă că alezajele au aceeaşi precizie 8, deci costuri egale, iar arborii în cazul I se pot realiza cu precizie mai scăzută, deci mai ieftin, rezultă că se preferă soluţia din cazul I. Aceasta se compară cu cea din cazul III. Se observă că la prelucrarea alezajelor se câştigă prin scăderea preciziei cu o treaptă, iar la arbori se pierde prin creşterea preciziei cu o treaptă în cazul III. Ştiind că arborii se execută la preţuri mult mai mici decât alezajele rezultă că pierderea este mai mică decât câştigul şi de aceea este preferabilă soluţia din cazul III. Ordinea preferinţelor se înscrie în ultima coloană.

Astfel:

Corespunzător clasei de toleranţă k7, pentru arbore a_i= +3 μm a_s= +38 μm (tabelul 4.2), iar pentru alezaj corespunzător clasei de toleranţă H9, A_S=87μm.

$$j_{max} = A_S - a_i = 87 - 3 = 84\mu m .$$

$$s_{max} = a_s - A_I = 38 - 0 = 38\mu m .$$

Ajustajul care se va înscrie pe desen va fi: $\phi 110 \frac{H9}{k7}$.

Cap. 5

ASAMBLĂRI NEDEMONTABILE

Asamblările nedemontabile sunt acele asamblări care nu pot fi demontate fară distrugerea a cel puţin uneia din părţile componente. Din această categorie fac parte: asamblările nituite, asamblările sudate, asamblările prin lipire, asamblările prin încleiere, asamblările prin coasere, ş.a.[1,7,8,9,10,13,26,28].

5.1 Asamblări nituite

Prin operaţia de nituire se realizează asamblarea rigidă a două sau mai multe table sau profile cu ajutorul unor piese intermediare numite nituri. Nitul are iniţial o formă cilindrică, la unul din capete un cap, iar cel de-al doilea cap se obţine prin deformare plastică folosind diverse procedee, figura 5.1, 5.2, 5.3[7,9,10].

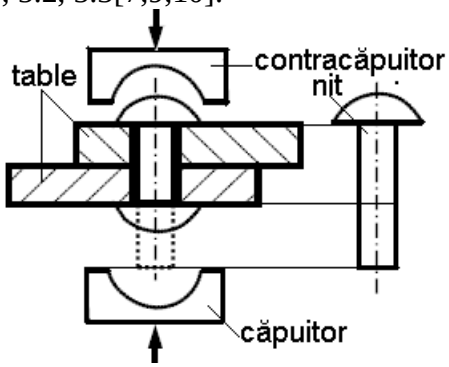


Figura 5.1

Sunt utilizate în special acolo unde din diverse motive nu sunt recomandate asamblările sudate: construcţia de avioane, poduri,

grinzi cu zăbrele, tinichigerie, vagoane etc..

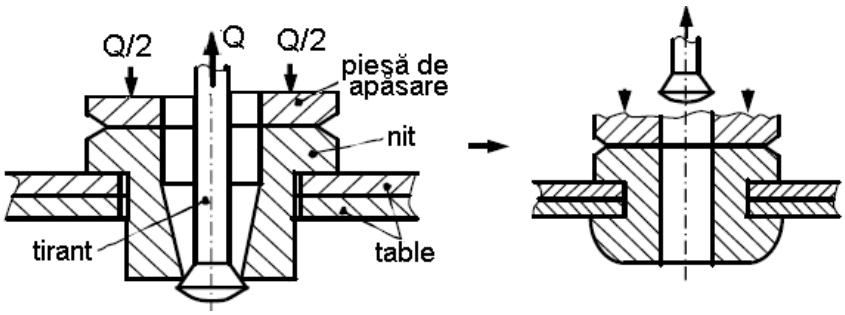


Figura 5.2

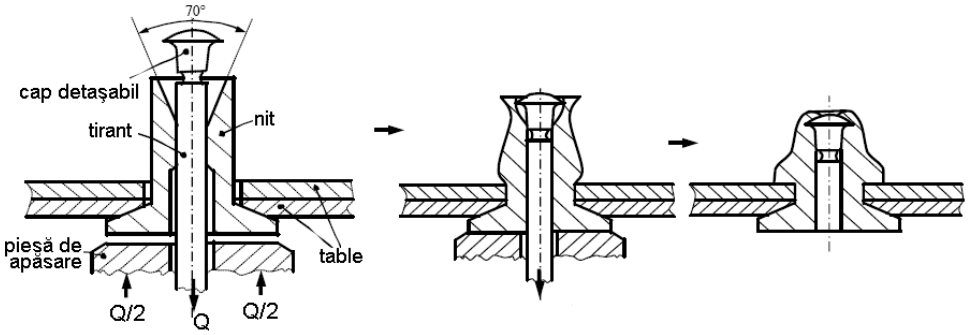


Figura 5.3

Al doilea cap al nitului, la niturile de dimensiuni mici, se formeză la rece, iar la cele de dimensiuni mari prin încălzire. Pentru diverse aplicaţii (în industria de aviaţie, în industria de autovehicule, etc.) se utilizează tehnologii mai noi, ca cele prezentate în figurile 5.2 şi 5.3.

Strângerea realizată la variantele prezentate este destul de puternică, încât să asigure şi etanşeitatea asamblării.

5.1.1. Materiale pentru nituri şi aspecte tehnologice

Materialele pentru nituri trebuie să îndeplinească mai multe cerinţe: - formare uşoară; - umplerea completă a găurii; - menţinerea strângerii în timp; - asigurarea strângerii în condiţii variate de temperatură (coeficient de dilatare apropiat de cel al tablelor asamblate); - nitul şi tablele asamblate trebuie sa fie apropiate ca natură, pentru a nu se produce curenti galvanici cu efect de coroziune.

Pentru asamblări obişnuite, se utilizează nituri din: oţeluri moi – uşor de deformat (OL 34, OL 37, STAS 1257- 80, STAS 252- 86, STAS

1987- 80), aliaje de aluminiu (nituri pline SR EN 2070-9:1997, nituri tubulare SR EN ISO 14588:2002), aliaje de cupru (STAS 8734- 80, SR EN ISO 16582:2003, SR EN ISO 16583:2003 SR EN ISO 16584:2003).

În tabelul 5.1 sunt prezentate câteva valori ale rezistenţelor admisibile folosite în calculele de proiectare[7,8].

Tabelul 5.1

Elementele îmbinării	Solicitarea	Simbol	Prelucrarea găurii	Valoarea rezistenţei admisibile pentru material [MPa]	
				OL 34	OL 37
Nituri	Forfecare	τ_{af}	Poansonare Găurire	110 120	110 140
	Strivire	σ_{as}	Poansonare Găurire	240 280	280 320
Table	Forfecare	τ_{af}	Poansonare Găurire	80 100	90 120
	Strivire	σ_{as}	Poansonare Găurire	210 240	240 280
	Tracţiune	σ_{at}	Poansonare Găurire	110 140	130 160

Pentru nituri din oţel cu diametrul mai mic de 12 mm, nituirea se poate face la rece. Pentru diametre mai mari de 12 mm se recomandă nituirea la cald. Operaţiile necesare sunt :

- pregătirea pieselor de asamblat (îndreptare, găurire, debavurare, poziţionarea găurilor);
- introducerea niturilor;
- căpuirea.

Pentru asamblările tablelor şi pieselor din aluminiu şi aliaje de aluminiu se fac următorele recomandări:

- găurirea cu burghiul pentru evitarea fisurării marginilor tablelor;
- nituirea la rece, pentru că la cald tablele din aluminiu îşi pierd din rezistenţă. Aliajele Al-Cu-Mg se durifică la temperatura camerei de la sine de aceea se recomandă ca înainte de nituire să fie depozitate la temperaturi joase sau tratate termic.

5.1.2. Forţe şi solicitări în asamblările nituite

În cazul asamblărilor de etanşare preluarea forţei F_1 se face de forţa de frecare dintre table asigurată de forţa de strângere N din tija nitului.

$$F_1 = \mu \cdot N; \qquad \mu \text{ - coeficientul de frecare dintre table} \qquad (5.1)$$

Solicitări:

- tija nitului este solicitată la întindere;
- capul nitului este solicitat la strivire pe suprafaţa de contact dintre nit şi tablă şi la forfecare pe direcţia înălţimii capului, figura 5.4 a.

Inconvenientul acestui tip de asamblare este că strângerea nitului nu este controlabilă suficient de precis de aceea nu este garantată această funcţionare.

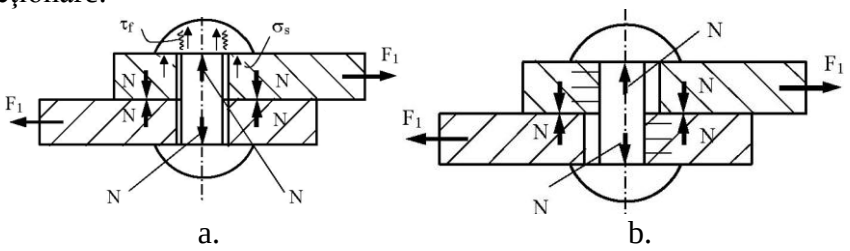


Figura 5.4

Dacă forţa $F_1 > \mu \cdot N$, figura 5.4b, are loc o deplasare a tablelor pe direcţia forţei F_1, în limita jocului dintre corpul nitului şi peretele găurii.

În acest caz *solicitările* vor fi:

- corpul nitului va fi solicitat, în domeniul elastic la strivire, forfecare şi încovoiere;
- tablele vor fi solicitate la strivire şi forfecare;

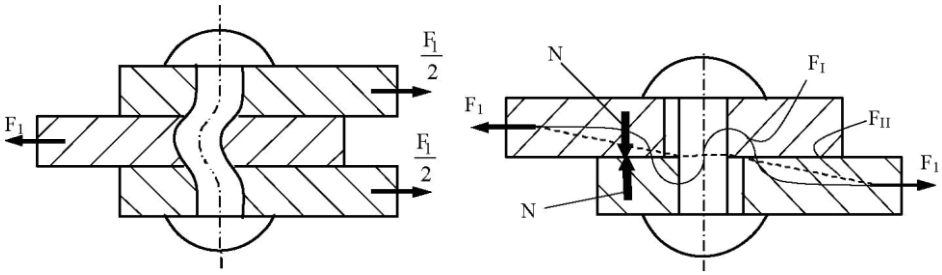
În cazuri extreme există pericolul ca atunci când tensiunile din tija nitului depăşesc limita de curgere nitul să se deformeaze plastic figura 5.5a.

Dacă $F_1 > \mu \cdot N$, o parte din solicitare este preluată de frecarea dintre table iar alta de solicitarea de forfecare a niturilor figura 5.5b, astfel:

$$F_1 = F_f + F_{st} = \mu \cdot N + \sigma_s \cdot A_s; \qquad (5.2)$$

unde: - σ_s tensiunea de strivire dintre nit şi tablă

- A_s aria secţiunii strivite;



a. b.

Figura 5.5

Deoarece atât valoarea valoarea strângerii N nu poat fi evaluată şi există riscul ca această strângere să dispară în timp, componenta $\mu \cdot N$ se neglijează în calcul.

În mod convenţional, pentru calculul asamblărilor nituite se fac următoarele ipoteze simplificatoare de calcul:

-forţa exterioară se repartizează uniform pe toate niturile;

-transmiterea parţială a forţei exterioare prin frecare nu se ia în considerare;

-transmiterea forţei ce revine unui nit se face prin solicitarea acestuia la forfecare;

-se presupune ca tija nitului umple complet gaura din table;

-se neglijează încovoierea nitului;

-tensiunile se repartizeaza uniform pe secţiunea transversală a corpului nitului.

În aceste condiţii, figura 5.6, solicitările nitului sunt:

- de forfecare a tijei nitului;
- de strivire a tijei nitului.

$$\tau_f = \frac{F_1}{\frac{\pi \cdot d_1^2}{4}} \leq \tau_{af} \qquad (5.3)$$

unde: - F_1 este forţa care revine unui nit, d_1 diametrul tijei nitului;

$$\sigma_s = \frac{F_1}{s_{min} \cdot d_1} \leq \sigma_{as}; \qquad (5.4)$$

unde: - σ_{as} rezistenţa admisibilă la strivire pentru materialul cel mai moale (nit sau tabla), s_{min} cea mai mică grosime de tablă din asamblare.

S-a considerat că tensiunea de strivire este distribuită uniform pe aria laterală a semicilindrului de înălţime s_{min} şi de diametru d_1.

Tablele din asamblare, figura 5.7a, sunt solicitate la:

- forfecare;

- tracţiune.

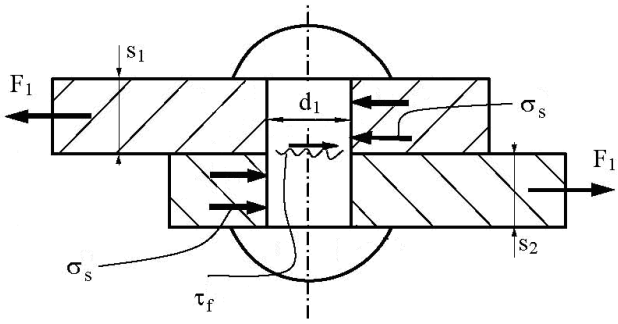


Figura 5.6

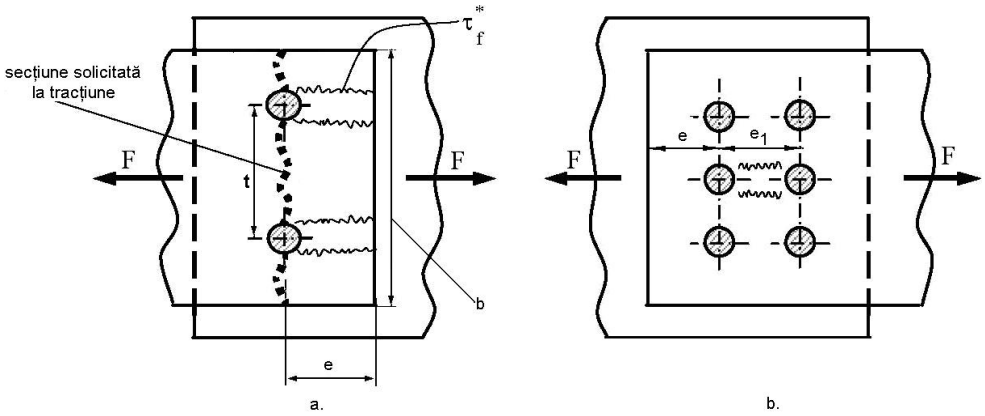


Figura 5.7

Forfecarea marginilor tablei:

$$\tau_f^* = \frac{F_1}{2 \cdot s_{min} \cdot \left(e - \frac{d_1}{2}\right)} \le \tau_{af}^* \text{; unde:} \qquad (5.5)$$

τ_{af}^* - tensiunea admisibilă la forfecare a tablei mai subţiri;

Tracţiunea tablelor în secţiunea slăbită:

$$\sigma_t^* = \frac{F_1}{(b - d_1)} \le \sigma_{at}^* ; \qquad (5.6)$$

unde:

σ_{at}^* tensiunea admisibilă de tracţiune a tablelor ;

Dacă există mai multe rânduri de nituri, poate apare forfecarea tablelor între rânduri, figura 5.7b şi atunci se impune verificarea tensiunii de forfecare a tablei între rândurile de nituri:

$$\tau_f^{**} = \frac{F_1}{2 \cdot s_{min} \cdot (e_1 - d_1)} \leq \tau_{af}^{**}; \qquad (5.7)$$

unde:

τ_{af}^{**} – tensiunea admisibilă de forfecare longitudinala a tablelor;

Cu relaţiile 5.3, 5.4, 5.5,5.6, 5.7, se pot face calcule de verificare a asamblărilor sau de dimensionare, determinând diametrul necesar pentru tija nitului, distanţa până la marginea tablelor, distanţa dintre nituri şi respectiv distanţa dintre rânduri.

Constructiv se fac următoarele recomandări dimensionale:

- d_1 = (1,5...2)s (se aleg valori standardizate) ;
- t = (2,5…3)d_1;e =(1,5... 2)d_1; şi e_1 = (2,5…3)d_1;
- diametrul găurii d_g= d_1+ 0,2 , pentru d_1<5mm, d_g= d_1+ 0,5 , pentru d_1<10mm, d_g= d_1+ 1, pentru d_1> 10mm, se recomandă de asemenea ca asamblarea sa fie realizată cu nituri multe şi de diametre mici (3 .. 6 mm).

5.1.3 Aplicaţie asamblări nituite

Două platbande cu lăţimea b =120 mm şi grosimea s=10 mm sunt nituite prin suprapunere, figura 5.8. Forţa care solicită platbandele are valoarea F =125 KN. Platbandele sînt confecţionate din OL 37 cu $\sigma_{at} = 130$ MPa, iar niturile, din OL 34 cu $\tau_{af} = 110$ MPa şi $\sigma_{ast} = 240$ MPa. Să se dimensioneze şi să se verifice asamblarea la strivire şi tracţiune, ştiind că se folosesc nituri cu diametrul iniţial al tijei d_1=19 mm,[6].

Rezolvare

a. În acest caz niturile au o singură secţiune de forfecare şi un nit va transmite forţa F_1.

Diametrul găurii în care se introduce nitul va fi:

d_g=d_1 + 1= 20mm;

După operaţia de nituire, conform ipotezelor de calcul diametrul tijei nitului se deformează şi va avea valoarea diametrului găurii.

$$F_1 = \frac{\pi d_1^2}{4} \cdot \tau_{af} = \frac{\pi \cdot 20^2}{4} \cdot 110 = 34557{,}5 \text{ N}; \qquad (5.8)$$

b. Numărul necesar de nituri va fi:

i= F/F_1=125.000/34.555,5=3,61, deci i=4 nituri

c. Verificarea platbandelor la tracţiune (platbanda superioară), se face în secţiunile slăbite. Se admite că niturile se încarcă egal, în acest caz, în secţiunea AB acţionează forţa întreagă şi atunci:

$$\sigma_t = \frac{F}{(b - d_g)\cdot s} = \frac{125.000}{(120 - 20)\cdot 10} = 125 \text{ MPa}; \qquad (5.9)$$

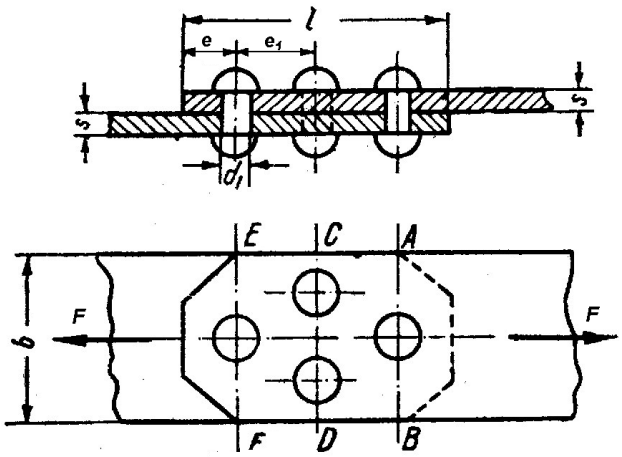


Figura 5.8

În secţiunea CD a platbandei superioare acţionează o forţă egală cu $\frac{3}{4}F$, deoarece, $\frac{1}{4}F$ s-a transmis prin nitul din secţiunea AB la platbanda inferioară, astfel pentru această secţiune:

$$\sigma_t = \frac{3F}{4(b - 2d_g)\cdot s} = \frac{3\cdot 125.000}{4(120 - 2\cdot 20)\cdot 10} = 117 \text{ MPa}; \qquad (5.10)$$

În secţiunea EF a platbandei superioare acţionează $\frac{1}{4}F$ şi atunci în această tensiunea va fi:

$$\sigma_t = \frac{F}{4(b - d_g)\cdot s} = \frac{125.000}{4(120 - 20)\cdot 10} = 31{,}3 \text{ MPa}; \qquad (5.11)$$

În toate secţiunile eforturile unitare sunt sub limita admisibilă (130MPa).

c. Verificarea la strivirea dintre nit şi platbandă:

$$\sigma_{st} = \frac{F}{i\cdot d_1\cdot s} = \frac{125.000}{4\cdot 20\cdot 10} = 156{,}25 \text{ MPa}; \quad \text{deci} \quad \sigma_{st} < \sigma_{ast} = 240 \text{ MPa}$$

(5.12) valoarea admisibilă pentru materialul nitului;

d. - Distanţa dintre rândurile de nituri e_1 = (2,5…3)d_1=3x20=60 mm;

- Distanţa până la margine e =(1,5... 2)d_1=2x20=40 mm;
- Distanţa dintre nituri t = (2,5…3)d_1=2,5x20=50 mm.

5.2. Asamblări sudate

5.2.1. Definire şi domenii de utilizare

Operaţia tehnologică prin care se asamblează nedemontabil două piese din acelaşi material sau materiale diferite dar având compoziţia chimică apropiată poartă denumirea de **sudare**. Pentru a putea fi realizată, este necesară aducerea în stare de topire sau cel puţin plasticizare a suprafeţelor ce urmează a fi sudate [1,7,8,9,10,13,26,28].

Sudarea se poate face:

- cu sau fără adaos de material pentru formarea cusăturii;
- cu sau fără intervenţia unor forţe de apăsare una asupra celeilalte suprafeţe de sudat.

Datorită efectului termic, zona sudată, figura 5.9, prezintă o structură eterogenă formată din următoarele componente:

1- cordon de sudură, având caracterul unei structuri de turnare, cu rezistenţă scăzută;

2- zona de aliere prin difuzie, cu compoziţia chimică între cea a cordonului de sudură şi cea materialului de bază;

3- zona influenţată termic, cu granulaţie grosolană datorată supraîncălzirii - fragilă;

4- materialul de bază cu structura practic nemodificată.

Caracterul eterogen al structurii este însoţit de proprietăţile fizico-mecanice diferite. Zonele influenţate termic, având o structură grosolană, prezintă rezistenţă mecanică scăzută şi fragilitate accentuată.

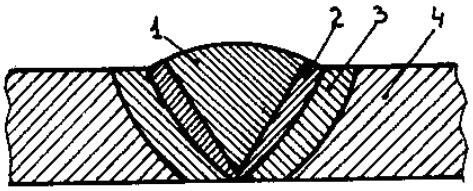


Figura 5.9

Omogenizarea structurală, având ca scop asigurarea aceleiaşi rezistenţe ca şi cea a materialului de bază, se obţine în urma tratamentului termic de normalizare, ulterior sudării. Se recomandă ca tratamentul termic Să urmeze rapid operaţiei de sudare, pentru a nu se manifesta efectele tensiunilor interne (deformaţii şi crăpături).

Avantajele procedeului de sudare:
- simplitate constructivă şi tehnologică; - păstrarea rezistenţei piesei;
- asigurarea etanşeităţii; - posibilitatea realizării pieselor cu geometrie complicată; - posibilitatea asamblării pe şantier; - economii de materiale, manoperă şi energie.

5.2.2. Clasificarea şi simbolizarea sudurilor

Asamblările sudate se pot clasifica după mai multe criterii [8,9,10]:

1. *După procedeul tehnologic* conform STAS 5555/2-80 în sudare:

a. prin topire:
• cu gaz;
• cu arc electric: (- descoperit;- acoperit; - în mediu cu gaz protector).
• turnare de metal topit;
• cu fascicol de electroni;
• cu fascicol de lumină.

b. prin presare:
• la rece;
• cu gaz;
• electrică: - prin suprapunere continuă; prin suprapunere în puncte; - cap la cap; - prin frecare; - prin forjare.

c. speciale: - cu jet de plasmă; - cu laser; - cu ultrasunete; - în vacuum.

2. *După forma cordonului de sudură,* figura 5.10.

3. *După poziţia reciprocă a tablelor,* figura 5.11.

Reprezentarea convenţională a îmbinărilor trebuie să furnizeze toate indicaţiile necesare referitoare la asamblarea ce urmează a fi realizată, fără ca prin aceasta să se supraâncarce desenul, figura 5.11.

Formele şi dimensiunile rosturilor la sudarea cu arc electric şi cu gaze sunt prezentate în SR EN 29692:1994, iar pentru sudarea oţelurilor sub strat de flux în STAS 6726-85.

Simbolurile asamblărilor sudate se plasează pe desen prin intermediul următoarelor elemente, figura 5.12: o linie de indicaţie 1, executată cu linie continuă subţire, care se sprijină într-o săgeată pe cordonul de sudură, 4, o linie de referinţă formată dintr-o linie continuă,

2a şi o linie întreruptă, 2b, subţiri şi paralele. Linia de indicaţie, 1, poate avea o poziţie oarecare faţă de asamblarea sudată. În cazul în care numai una dintre piese este prelucrată, linia de indicaţie, 1, trebuie să fie orientată obligatoriu spre aceasta. Linia de referinţă, 2, se trasează, de preferinţă, paralel cu baza desenului sau cu axa îmbinării sudate.

Simbolul, 3, se amplasează, în funcţie de spaţiul disponibil, fie deasupra, fie dedesubtul liniei de referinţă. Astfel, simbolul se amplasează: pe linia continuă de referinţă dacă suprafaţa exterioară a sudurii se află pe partea dinspre linia de indicaţie, pe linia întreruptă de referinţă dacă suprafaţa exterioară a sudurii se află pe partea opusă a liniei de indicaţie, simetric faţă de linia continuă de referinţă dacă sudura este simetrică.

Fiecare simbol este însoţit de cote care se dispun faţă de acesta astfel: la stânga, adică în faţa simbolului, se plasează cota referitoare la dimensiunea sudurii în secţiune transversală, iar în dreapta, adică după simbol se plasează cotele referitoare la dimensiunea longitudinală a sudurii. În cazul sudurilor de colţ, se indică două metode de cotare figura 5.13. Din această cauză valoarea numerică a cotei trebuie precedată, după caz, de simbolurile *a* (grosimea sudurii) sau z (cateta celui mai mare triunghi isoscel înscris în secţiune).

5.2.3. Consideraţii tehnologice

Aptitudinea materialelor de a putea fi sudate se numeşte ***sudabililate***. Este definită în STAS 7194-79 şi depinde de compoziţia chimică şi starea structurală. Oţelurile se sudează cu atât mai uşor cu cât sunt mai sărace în carbon şi în general în elemente de aliere, deoarece un oţel cu cât conţine mai mult carbon şi elemente de aliere, are tendinţa ca la răcirea din domenii supracritice să se călească[8,9].

Comportarea oţelurilor la sudare este apreciată prin valoarea coeficientului C_e - carbon echivalent. Carbonul echivalent reprezintă însumarea influenţelor clementelor de aliere, din compoziţia unui oţel, raportate la influenţa carbonului asupra caracterului structurii de răcire.

- pentru oţeluri carbon:

$$C_e = C + \frac{Mn + Si}{4} [\%]; \qquad (5.13)$$

- pentru oţeluri aliate:

$$C_e = \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} [\%]; \qquad (5.14)$$

În figura 5.14 este prezintă aptitudinea de sudabilitate pe o scară de la 1 la 10 funcţie de C_e. Oţelurile cu C_e<0,25 [%], au sudabilitatea bună, necondiţionată. Până la C_e = 0.45 [%], sudabilitatea se păstrează bună, dar condiţionat de controlul procesului de răcire pentru a obţine structuri de recoacere şi nu de călire (tensionate, dure şi fragile), de aceea se preîncâlzeşte zona sudurii la o temperatură care depinde de mărimea lui C_e. Controlul vitezei de răcire se face prin răcire în nisip sau în cuptoare cu reglaj programat al temperaturii.

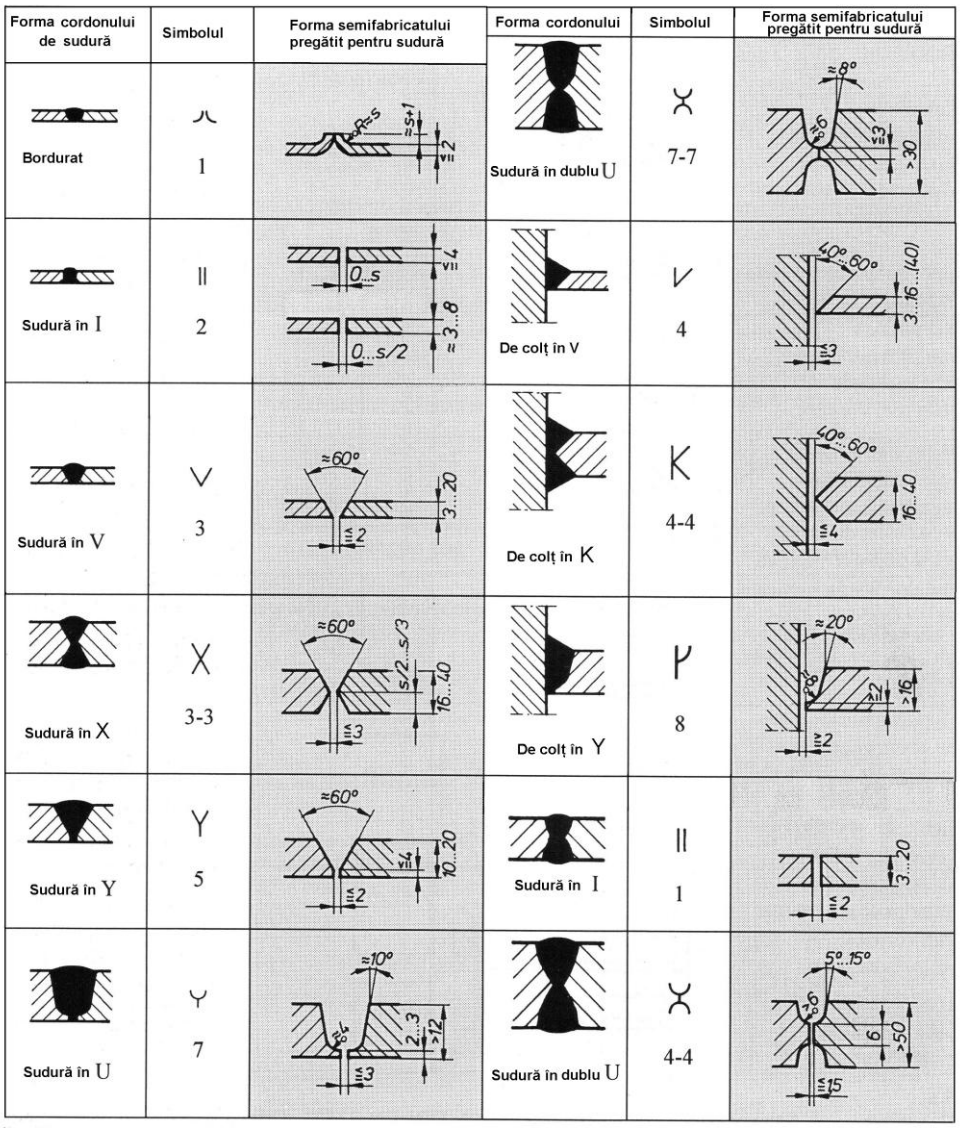


Figura 5.10[1]

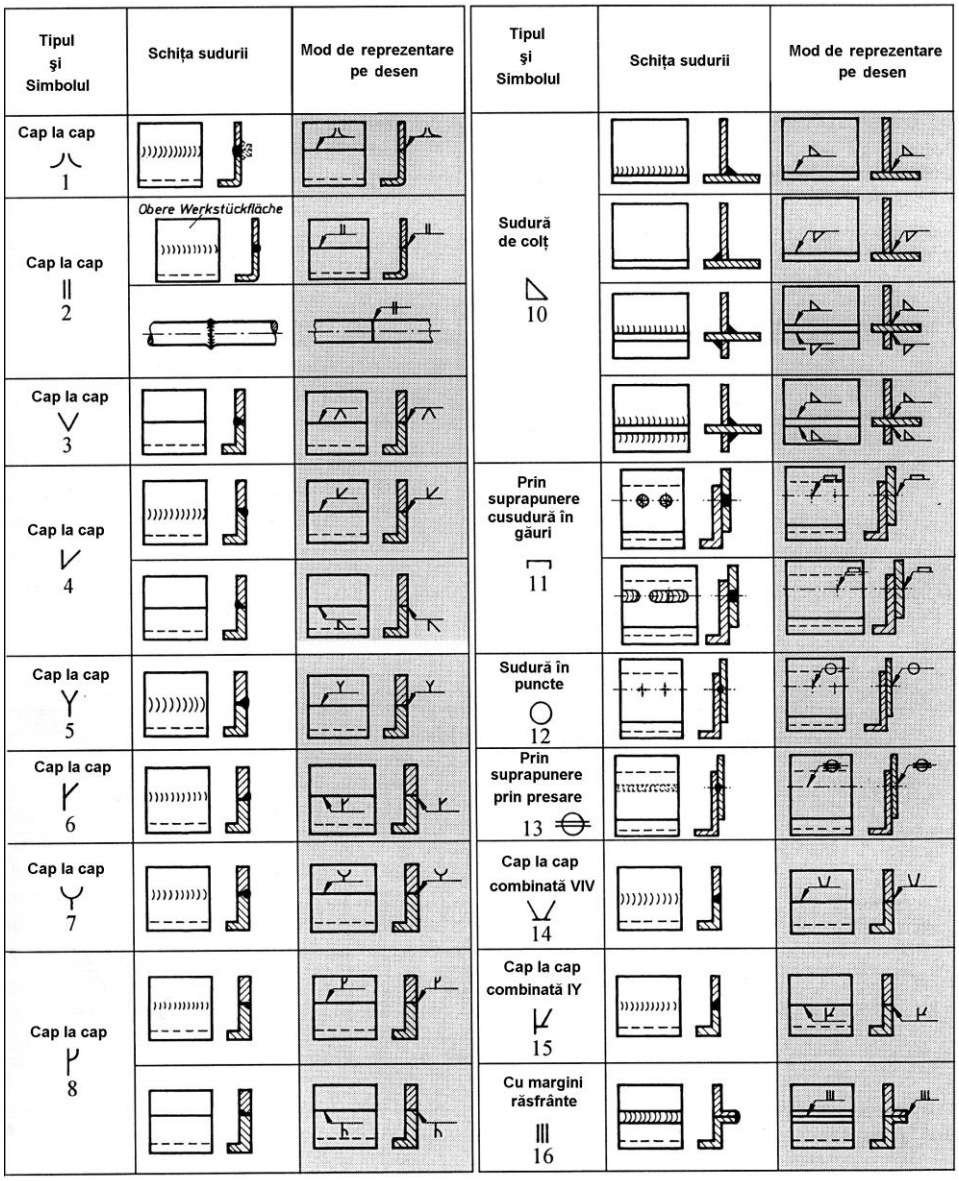


Figura 5.11[1]

Alegerea procesului de sudare se face funcţie de: material (marcă), grosimea materialului, forma cordonului de sudură, poziţia cordonului, scopul asamblării (de rezistenţă sau de rezistenţă–etanşare), caracterul producţiei, dotarea întreprinderii.

Materialul de aport trebuie să aibă compoziţia chimică şi structurală cât mai aproape de cea a metalului de bază. Materialul de aport se prezintă

sub formă de electrozi - în cazul sudării manuale, sau bobine din sârmă de sudură - în cazul sudării automate.

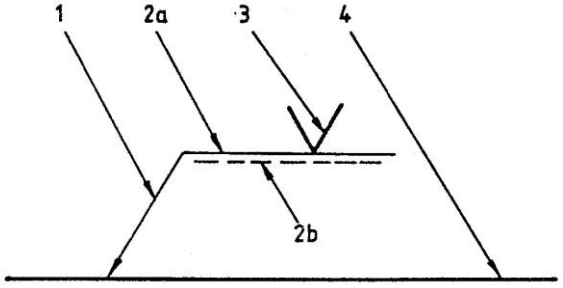


Figura 5.12

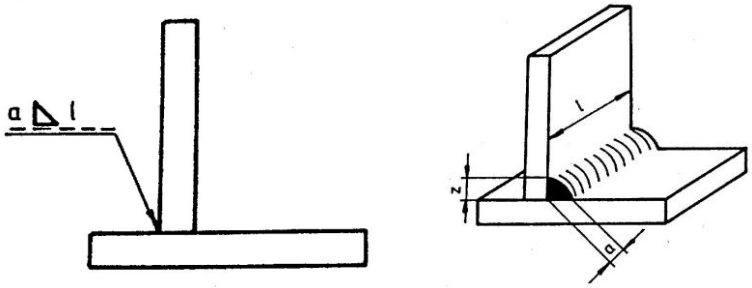


Figura 5.13

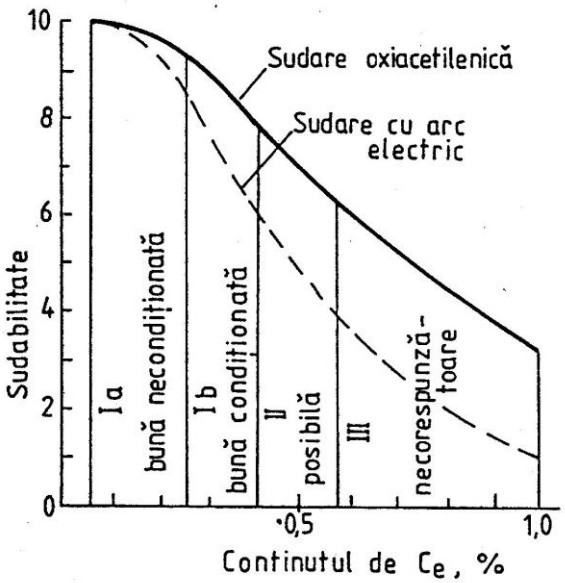


Figura 5.14

Violenţa procesului de sudare duce la modificarea compoziţiei chimice cât şi la antrenarea sau absorbţia de gaze (H_2 , N_2, O_2) în baia metalică, care produc tensiuni interne, fragilitate, microfisuri şi slăbirea rezistenţei la oboseală statică şi dinamică. Pentru a conserva compoziţia chimică şi caracteristicile fizico-mecanice ale cordonului de sudură se folosesc învelişuri pentru electrozi, sau fluxuri în cazul sudării automate. Învelişurile şi fluxurile sunt amestecuri de substanţe care prin topire, produc o zgură protectoare deasupra băii de metal lichid.

Materialele de aport pentru sudură sunt standardizate:

1. Pentru sudura manuală:

• electrozii înveliţi pentru sudarea oţelurilor SR EN 499:1997, SR EN 757: 1998;

• electrozi înveliţi pentru sudarea fontei SR EN ISO 1071:2004;

• electrozi înveliţi pentru sudarea aluminiului.

2. Pentru sudarea automată:

• sârmă din oţel pentru sudare;

• fluxuri topite pentru sudarea oţelurilor - SR EN 760:1997;

• sârmă de Al şi aliaje de Al pentru sudare - SR EN 759:1998.

Alegerea materialelor de aport se face ţinând seama de compoziţia chimică a metalului de bază, scopul sudurii, procedeul de execuţie al sudurii, poziţia de sudare, mărimea şi importanţa producţiei.

Pregătirea suprafeţelor constă din curăţirea suprafeţelor în contact şi realizarea marginilor sudurii în geometria adecvată, figura 5.10.

Execuţia sudurii impune aşezarea pieselor în poziţia de sudat în dispozitive, sau prinderea iniţială (de probă) prin câteva puncte de sudură şi respectarea materialul de aport, regimul de sudare (debit de gaze, tensiune-curent, mediu protector, viteză de înaintare, succesiunea depunerilor pentru evitarea de formaţiilor).

Pentru eliminarea tensiunilor remanente, imediat după terminarea sudurii, piesa trebuie supusă unor operaţii de detensionare termică sau mecanică.

Controlul sudurilor se poate realiza:

- Nedistructiv: cu gaze sau lichide penetrante, cu ultrasunete, cu raze X.
- Distructiv: prin încercări mecanice de rezistenţă, rezilienţă, îndoire.

5.2.4. Calculul asamblărilor sudate

Datorită complexităţii solicitărilor, calculul sudurilor este un calcul convenţional care are la bază următoarele ipoteze [1,8,9,15]:

1. Distribuţia uniformă a eforturilor unitare în cordonul sudat;
2. Neglijarea tensiunilor remanente rezultate după sudare;
3. Neglijarea relaţiei dintre calificarea sudorului şi calitatea sudurii.
4. Daca se consideră a - înălţimea secţiunii periculoase (de rupere) şi s - grosimea piesei celei mai subţiri, atunci, pentru sudura cap la cap a =s, iar pentru sudura de colţ a =0,7s;
5. Se acceptă ideea că la capete, cordonul sudat nu are aceeași calitate ca restul cordonului, de aceea lungimea de calcul $lc=l_s$ -2a, lc - lungimea de calcul cordonului de sudură, l_s – lungimea totală a sudurii;

Pentru a corecta aceste ipoteze se admite inegalitatea:

$$\sigma_{as} < \sigma_{ab}; \qquad (5.15)$$

σ_{as} - efortul unitar admisibil în cordonul sudat, σ_{ab} - efortul unitar admisibil al materialului de bază.

Etapele de calcul:

1. Calculul eforturilor unitare efective din cordonul sudat σ_s, τ_s cu relaţiile din figurile 5.15 şi 5.16.
2. Pentru solicitări compuse se calculează tensiunea echivalentă:

$$\sigma_{ech} = \sqrt{\sigma_s^{\,2} + 4\tau_s^{\,2}}; \qquad (5.16)$$

3. Calculul tensiunii unitare admisibile din cordonul sudat σ_{as}, τ_{as}:

$$\sigma_{as} = V \cdot K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \frac{\sigma_{cb}}{c}; \qquad (5.17)$$

$$\tau_{as} = V \cdot K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \frac{\tau_{cb}}{c}; \qquad (5.18)$$

unde :

V = 0,65 ...1, coeficient dependent de tipul solicitării şi al sudurii;

K_1= 0,8 ...1, coeficient dependent de precizia cunoaşterii încărcării exterioare;

K_2= 0,8, cînd nu se execută control riguros;

K_2= 1, cînd se execută control cu raze X;

K_3= 1, pentru solicitări fară şocuri;

K_3= 0,9... 0,3, pentru solicitări cu şocuri;

σ_{cb}, τ_{cb}, limitele de curgere ale materialului de bază;

c, coeficient de siguranţă al asamblării

La solicitări variabile:

Se calculează coeficientul de siguranţă la oboseală cu una din relaţiile, 3.11...3.14, sau pentru solicitări compuse, coeficientul de siguranţă global cu relaţia 3.15.

Verificarea se face comparând tensiunile efective cu cele admisibile sau coeficienţii de siguranţă efectivi cu cei admisibili.

La calculul de dimensionare se determină lungimea necesară a cordonului de sudură sau înălţimea necesară a cordonului de sudură considerând tensiunile efective egale cu tensiunile admisibile.

Tipul solicitării	Schiţa solicitării	Înălţimea cordonului de sudură	Calculul tensiunii efective	Aria secţiunii solicitate sau modulul de rezistenţă
Tracţiune Compresiune			$\sigma_t = \frac{F}{A_t}$ $\sigma_t = -\frac{F}{A_t}$	$A_t = a \cdot l_c$ $l_c = l - 2a$
Forfecare		$a = s$ $a = s_1$	$\tau_f = \frac{F}{A_f}$	$A_f = a \cdot l_c$ $l_c = l - 2a$
Încovoiere			$\sigma_î = \frac{M_î}{W_z}$	A $W_z = a \cdot l_c^2/6$ B $W_z = l_c a^2/6$ $l_c = l - 2a$
Tracţiune şi Încovoiere		$a = a_1 + a_2$	$\sigma_{res} = \sigma_t + \sigma_î$	
Forfecare şi Încovoiere			$\sigma_{ech} = 0{,}5 \cdot \left(\sigma_î + \sqrt{\sigma_î^2 + 4\tau_f^2}\right)$	

Figura 5.15[1]

5.3. Îmbinări prin lipire

Sunt îmbinări nedemontabile a pieselor metalice, la care legătura se realizează prin difuzia metalului de adaus - adus în stare lichidă, în structura metalul pieselor - aflat în stare solidă.

Ca şi la suduri, se foloseşte efectul termic pentru realizarea legăturii dintre materialul de lipit şi cel de adaus, dar metalul de bază nu

se topeşte, metalul de adaus este diferit de cel de bază (are punctul de topire mai scăzut), nu se modifică structural materialul de bază, dar rezistenţa mecanică este mai mică decât la suduri [1,7,8,9,10,13,26,28].

Tipul solicitării	Schiţa solicitării	Înălţimea cordonului de sudură	Calculul tensiunii efective	Aria secţiunii solicitate sau modulul de rezistenţă
Tracţiune Compresiune			tracţiune $\sigma_t = \pm \frac{F_1}{A_t}$ $F_1 = F_2 = F \cdot \cos 45^\circ$ încovoiere $\sigma_i = \frac{M_î}{W_z}$ $M_î = F_2 \cdot e$ forfecare $\tau_f = \frac{F_2}{A_f}$ conf. teoriei efortului unitar maxim $\sigma_{ech} = 0{,}5(\sigma + \sqrt{\sigma^2 + 4\tau_f^2})$ $\sigma = \sigma_t + \sigma_i$	$A_t = a \cdot l_c$ $l_c = l - 2a$ pt. mai multe cordoane $A_t = \Sigma\, a \cdot l_c$ $W_z = l_c a^2/6$ $A_f = a \cdot l_c$ pt. mai multe cordoane $A_f = \Sigma\, a \cdot l_c$
Forfecare			$\tau_f = \frac{F}{A_f}$	$A_f = a \cdot l_c$ $l_c = l - 2a$ pt. mai multe cordoane $A_f = \Sigma\, a_1 \cdot l_{c1} + \Sigma\, a_2 \cdot l_{c2}$
Încovoiere			$\sigma_i = \frac{M_î}{W_z}$	A $W_z = a \cdot l_c^2/6$ B $W_z = l_c a^2/6$ $l_c = l - 2a$
Forfecare şi Încovoiere			$\sigma_{ech} = 0{,}5(\sigma_î + \sqrt{\sigma_î^2 + 4\tau_f^2})$ $W_z = \frac{1}{6(h+2a)} \cdot [(s+2a)\cdot(h+2a)^3 - s \cdot h^3]$	
Torsiune			$\tau_f = \frac{M_t}{W_p}$	$W_p = \frac{\pi}{16} \cdot \frac{(d+2a)^4 - d^4}{(d+2a)}$
Torsiune şi Încovoiere			$\sigma_i = \frac{M_î}{W_z}$ $\sigma_{ech} = 0{,}5(\sigma_î + \sqrt{\sigma_î^2 + 4\tau_f^2})$	$W_z = \frac{\pi}{32} \cdot \frac{(d+2a)^4 - d^4}{(d+2a)}$

Figura 5.16[1]

5.3.1 Clasificarea îmbinărilor prin lipire, materiale şi tehnologia de execuţie

Clasificarea se face în funcţie de temperatura de topire a materialul de adaus:
• lipituri moi - la care $t_t < 500$ °C;
• lipituri tari - la care $t_t > 500$ °C.

Materiale şi tehnologie de execuţie

Materialele de adaus folosite în procesul de lipire, un material trebuie să îndeplinească următoarele condiţii:

• să aibă în stare o tensiunea superficială cât mai mică, pentru a acoperi materialul de bază cât mai bine;

• temperatura de topire cât mai scăzută, de aceea se folosesc aliaje a căror compoziţie este apropriată de cea eutectică sau eutectoidă;

• să aibă fluiditate cât mai mare în stare topită pentru ca materialul de adaus să pătrundă cât mai uşor în spaţiul dintre suprafeţele de lipit (cu cât grosimea stratului de lipitură este mai mică, cu atât ponderea de participare a forţelor de coeziune dintre atomii metalului de adaus şi atomii metalului de bază la preluarea sarcinii este mai mare) şi consumul de material de adaus să fie cât mai mic.

Aliaje pentru lipit:
• Aliaje Pb-Sn: folosite pentru lipituri moi;
• Aliaje Al-Si: folosite pentru lipirea aliajelor de Al;
• Aliaje Cu-Ph: folosite pentru lipirea aliajelor cu Cu;
• Aliaje Cu-Zn: SR EN 1044:2002 - folosite pentru lipirea oţelurilor, aliajelor de Ni, Cu-Ni şi alamelor;
• Aliaje Ni-Cr: folosite pentru lipirea oţelurilor inoxidabile;
• Aliaje Cu-Ag: folosite pentru realizarea contactelor în electrotehnică şi electronică, cât şi la fabricarea bijuteriilor;
• Aliaje Ag-Sn-Cu: folosite pentru realizarea contactelor în electrotehnică şi electronică, cât şi la fabricarea bijuteriilor;
• Aliaje Cu-Au: folosite pentru realizarea contactelor în electrotehnică şi electronică, cât şi la fabricarea bijuteriilor.

Operaţii tehnologice:

1. Curăţirea suprafeţelor în contact de orice urme de oxizi, grăsimi sau murdării. Se poate executa:

• mecanic prin, polizare, frecare cu peria de sârmă, bandă sau pastă abrazivă;
• chimic cu trietanolamină, metilcloroform, silicat de sodiu sau acizi.

2. Protejarea suprafeţelor de lipit împotriva oxidării cu ajutorul:
• fluxurilor - colofoniu, acid clorhidric sau clorură de zinc pentru lipitură moale şi azotat de amoniu sau compoziţii speciale pentru lipitură tare (pentru lipiturile a căror încălzire se face deschis);
• atmosferă controlată - amestec de gaze cu caracter uşor reducător;
• atmosferă rarefiată – vid, (atmosferele controlate sau vidul se folosesc pentru lipituri ce se execută în cuptor).

3. Aşezarea suprafeţelor de contact în poziţia de lipire. Dimensiunile rosturilor depind de calitatea materialului de bază şi aliajului de lipire, câteva recomandări sunt facute în tabelul 5.2.

Lipirea tablelor se face prin suprapunere. Lungimea de suprapunere l = (4...12)s. Lipirea ţevilor se face prin introducerea capătului ţevii cu diametrul mai mic în cea cu diametrul mai mare. Dispunerea suprafeţelor de lipit se alege astfel încât solicitarea principală să fie forfecarea[8].

Tabelul 5.2

Tipul aliajului de lipit	Materialul de bază, dimensiunea rostului [mm]		
	Oţel	Aliaje uşoare	Aliaje sinterizate
Al-Si	-	0,15-0,6	-
Cu	0,05-0,10	-	-
Cu	0,25-0,40	-	-
Alamă	0,10-0,25	-	0,10-0,40
Alpaca	0,20-0,30	-	0,10-0,40
Cu-Pb	-	-	0,10-0,30
Ag-Cu-Pb	-	-	0,05-0,20
Ag	0,005-0,20	0,15-0,65	0,05-0,25

4. Încălzirea zonei de lipit se poate face separat sau împreună cu materialul de adaus în două moduri:
• deschis - cu ciocanul de lipit, lampă de benzină, suflaiul aparatului de sudură oxigaz, contact etc;
• închis - în cuptoare etanşe cu atmosferă controlată sau rarefiată (vid).

5. Se preferă o răcire controlată pentru reducerea tensiunilor datorate diferenţei dintre coeficienţii de dilatare a pieselor şi aliajului de lipit.

5.3.2 Calculul asamblărilor lipite

De obicei asamblările lipite se folosesc acolo unde solicitările au valori reduse. Din acest motiv cele mai multe nu necesită un calcul de rezistenţă. Totuşi la lipiturile tari se efectuează calcule de rezistenţă.

Asamblarea prin suprapunere:

În fig. 5.18, este indicată o îmbinare prin suprapunere simplă a două table supuse la tracţiune cu forţa F.

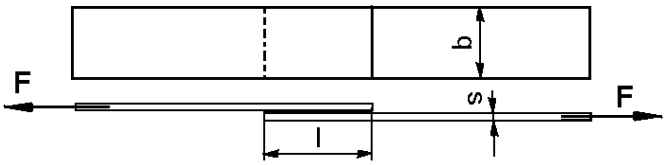


Figura 5.18

Tensiunea nominală de tracţiune din table, respectiv tensiunea nominală de forfecare din stratul de aliaj sunt :

$$\sigma_t = \frac{F}{sb} \le \sigma_{at} \tag{5.19}$$

$$\tau_f = \frac{F}{lb} \le \tau_{af} \tag{5.20}$$

unde *b* este lăţimea tablelor (lăţimea zonei lipite), iar σ_{at}, τ_{af} sunt tensiunile admisibile (de tracţiune a materialului tablelor, respectiv de forfecare a aliajului sau metalului de lipit).

Egalând forţa din relaţia 5.20 cu forţa din relaţia 5.21 se obţine lungimea necesară pentru zona lipită:

$$l = \frac{\sigma_{at}}{\tau_{af}} s \tag{5.21}$$

În cazul lipirii cap la cat a două bare circulare, figura 5.19, supuse la tracţiune, valoarea tensiunii nominale va fi dată de relaţia 5.22.

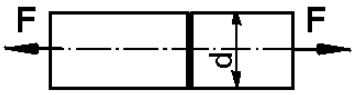


Figura 5.19

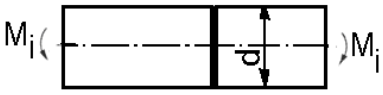


Figura 5.20

$$\sigma'_t = \frac{4F}{\pi d^2} \le \sigma'_{at} \tag{5.22}$$

σ'_{at} este rezistenţa admisibilă la tracţiune a aliajului de lipit.

Pentru îmbinarea cap la cap supusă la încovoiere, figura 5.20, valoarea tensiunii nominale este:

$$\sigma'_i = \frac{M_i}{W_z} \le \sigma'_{ai} \tag{5.23}$$

unde W_z este modulul de rezistenţă al secţiunii de îmbinare şi σ'_{ai} este rezistenţa admisibilă la încovoiere a aliajului de lipit.

Pentru îmbinarea cap la cap solicitată la momentul de torsiune M_t figura 5.21, tensiunea nominală de torsiune din lipitură este dată de relaţia:

$$\tau'_t = \frac{16M_t}{\pi d^3} \le \tau'_{at} \tag{5.24}$$

în care τ'_{at} este rezistenţa admisibilă la torsiune a materialului de lipit.

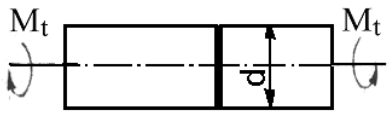


Figura 5.21

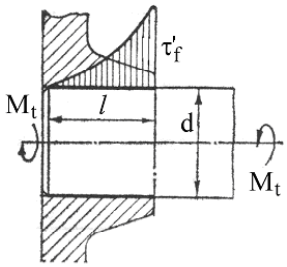


Figura 5.22

În cazul îmbinării arbore-butuc, figura 5.22, supusă acţiunii unui moment de torsiune, tensiunea nominală de torsiune din arbore, respectiv tensiunea nominală de forfecare din lipitură sunt date de relaţiile:

$$\tau_t = \frac{16M_t}{\pi d^3} \le \tau_{at} \tag{5.25}$$

$$\tau'_f = \frac{2M_t}{\pi d^2 l} \le \tau'_{af} \tag{5.26}$$

unde τ_{at}, τ'_{af} sunt rezistenţele admisibile la torsiune (pentru arbore), respectiv la forfecare (pentru materialul de lipit).

Egalând momentul de torsiune între cele două relaţii, rezultă relaţia pentru lungimea de lipire necesară:

$$\frac{l}{d} = \frac{\tau_{at}}{\tau'_{af}} \tag{5.27}$$

5.4 Asamblări prin încleiere

Asamblările prin încleiere se realizează cu ajutorul adezivilor pe bază de materiale sintetice şi sunt utilizate în construcţia de aparate, mecanica fină, dar şi în construcţia de maşini grele. Aproape toate metalele şi aliajele pot fi încleiate între ele sau cu aproape orice material nemetalic – lemn, cauciuc, sticlă, plută, materiale plastice, ceramică, beton. Îmbinările rezultate sunt impermeabile şi etanşe la presiune şi la vid, iar stratul intermediar de clei are proprietăţi de amortizare a vibraţiilor, de insonorizare şi de izolaţie electrică. Dacă este necesar, prin amestec cu pulbere de nichel sau de argint, asemenea straturi pot deveni bune conducătoare de electricitate[1,7,8,9,10,13,26,28].

Îmbinările prin încleiere sunt sensibile la încovoiere, şocuri, umiditate, radiaţii, temperatură, acţiunea unor agenţi chimici, „îmbătrânire”, ceea ce, în timp conduce la pierderea calităţilor mecanice ale îmbinării.

În componenţa cleiurilor intră următoarele tipuri de materiale:

- materiale de bază cu proprietăţi de lianţi;
- solvenţi;
- materiale de umplutură;
- catalizatori.

Materialele de bază asigură rezistenţa cleiului şi constituie partea principală a masei lui. Din această categorie fac parte:

- răşini termorigide sau duroplaste (răşini fenoil-formaldehidice, epoxidice, poliesteri nesaturaţi, resorcină), caracterizate prin reţeaua spaţială a moleculelor şi ireversibilitatea procesului de înmuiere-întărire la încălziri şi răciri repetate;
- răşini termoplastice (răşini vinilice, nylon), cu molecule dispuse în fibre liniare, formând „lanţuri” de molecule care suportă înmuieri şi întrăriri repetate în funcţie de variaţia temperaturii, trecând succesiv prin stările elastică, plastică sau vâscoasă;
- elastomeri (compuşi de tipul cauciucului natural sau sintetic), care au proprietăţi similare răşinilor termoplastice dar sunt mai elastice.

Solvenţii sunt materiale care modifică vâscozitatea cleiului în vederea aplicării sale sub forma unor straturi uniforme şi continue.

Materialele de umplutură (prafuri minerale, oxizi de metal, fibre), îmbunătăţesc calităţile fizico-mecanice ale cleiului, mărind rezistenţa şi vâscozitatea stratului dar micşorând contracţia şi dilatarea termică.

Catalizatorii (răşini termorigide, substanţe acide sau bazice, săruri, compuşi pe bază de sulf), au rolul de acceleratori ai procesului de solidificare.

În prezent există şi se utilizează cu bune rezultate o mare varietate de cleiuri cu proprietăţi fizico-mecanice foarte variate în funcţie de componenţa lor. Astfel, cleiurile duroplastice (din răşini sau din cauciuc şi răşini), au în general o bună rezistenţă la tracţiune, la forfecare, la oboseală prin încovoiere, dar au o slabă rezistenţă la desprindere (cojire). Cleiurile termoplastice (în unele compoziţii pe bază de răşini), dimpotrivă, au o slabă rezistenţă la oboseală, dar suportă pe perioade scurte de timp, solicitări mari de tracţiune şi de forfecare. Cleiurile termoplastice pe bază de cauciuc au rezistenţă redusă la tracţiune şi forfecare dar au rezistenţă ridicată la desprindere.

În principiu, la îmbinările prin încleiere cu adezivi trebuie avută în vedere rezistenţa redusă a cleiului faţă de cea a pieselor metalice la acelaşi tip de solicitare. De asemenea, se impune luarea unor măsuri constructive care să diminueze vârfurile de tensiuni ce pot apare în îmbinările prin încleiere.

Astfel, îmbinarea cap la cap a tablelor conform fig. 5.23a, nu este recomandabilă deoarece stratul de clei suportă o sarcină mult mai redusă decât metalul şi necesită mărirea substanţială a suprafeţei de contact.

Dintre îmbinările prin încleiere cu suprapunere simplă, varianta cu margini teşite (fig. 5.23.d), este superioară celei cu margini drepte (fig. 5.23c) deoarece favorizează trecerea mai lină a liniilor de forţă.

Dintre îmbinările cu eclise (fig. 5.23.e,f,g), varianta din fig. 5.23.g. este mai favorabilă din punct de vedere al rezistenţei mecanice deoarece elimină solicitările suplimentare la încovoiere şi reduce la minimum vârfurile de tensiuni. Îmbinarea cu o singură eclisă (fig. 5.23.e) introduce solicitări suplimentare datorită asimetriei, iar îmbinarea cu două eclise cu margini drepte (fig. 5.23.f) menţine efectele de concentrare a tensiunilor. Îmbinarea prin încleiere cu dublă suprapunere (fig. 5.23.h), pe lângă o simetrie a încărcării şi buna utilizare a materialului, asigură elasticitatea îmbinării şi un preţ scăzut[1,9].

Soluţiile constructive în trepte cu sau fără eclise (fig. 5.23.i,j) sunt mai scumpe, iar datorită pragurilor are loc o reducere importantă a capacităţii de încărcare la sarcină a îmbinării.

În fig. 5.24 sunt arătate variante constructive de îmbinare prin încleiere a tuburilor de grosimi egale sau diferite, supuse acţiunii forţelor axiale sau momentelor de răsucire.

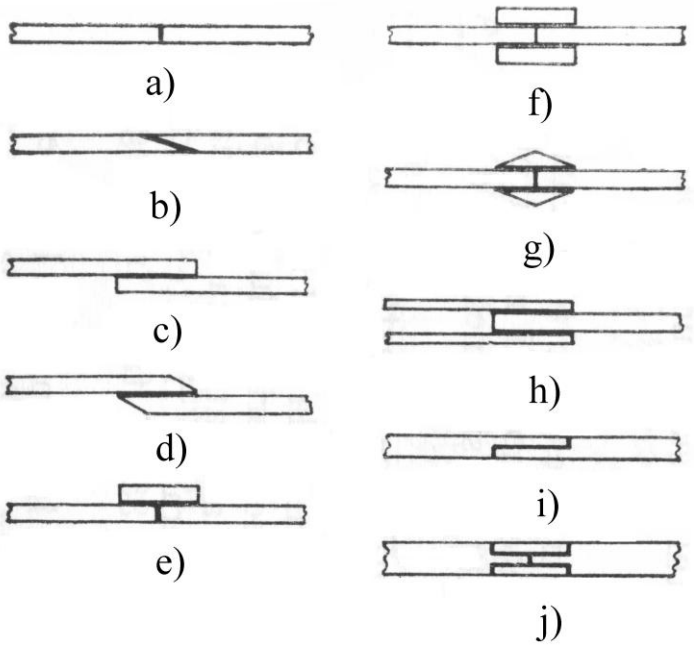


Figura 5.23[1]

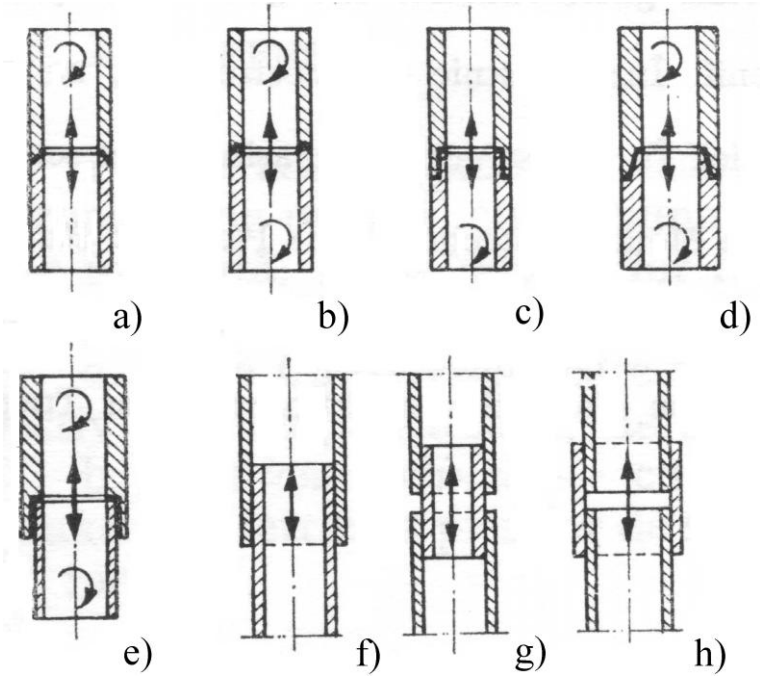


Figura 5.24[1]

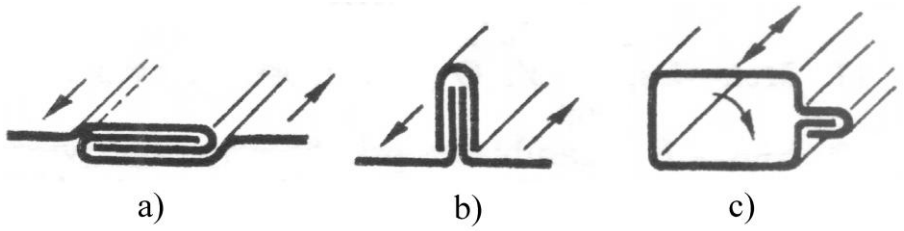


Figura 5.25[1]

Frecvent îmbinarea prin încleiere a tablelor subţiri este combinată cu fălţuirea acestora, în scopul îmbunătăţirii caracteristicilor de rezistenţă mecanică, etanşeitate, etc. În alte situaţii, se combină efectul îmbinării prin încleiere cu efectul îmbinării prin şanţ şi pană (fig.5.26), rezultând deasemenea o îmbunătăţire a caracteristicilor mecanice.

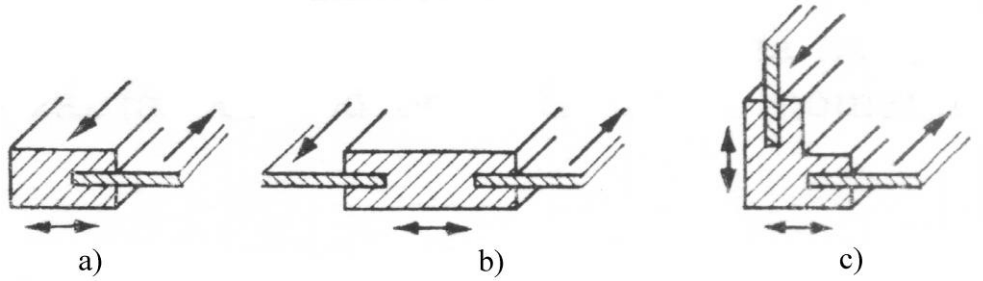


Figura 5.26[1]

Pentru preluarea solicitărilor de desprindere (cojire), uneori se combină îmbinările încleiate cu îmbinări realizate prin nituire, sudare prin puncte sau chiar asamblări cu şuruburi, ceea ce conduce la îmbunătăţirea caracteristicilor mecanice (prin creşterea rigidităţii îmbinării), dar şi la creşterea costurilor.

5.5. Aplicaţie

Să se verifice asamblarea din figura 5.17 ştiind că materialul tablelor este OL 37 cu σ_c= 370MPa, F_1=25000N şi F_2=15000 N, V = 0,8; K_1= 0,8 ; K_2= 0,8; K_3= 1; c =2,5,[15].

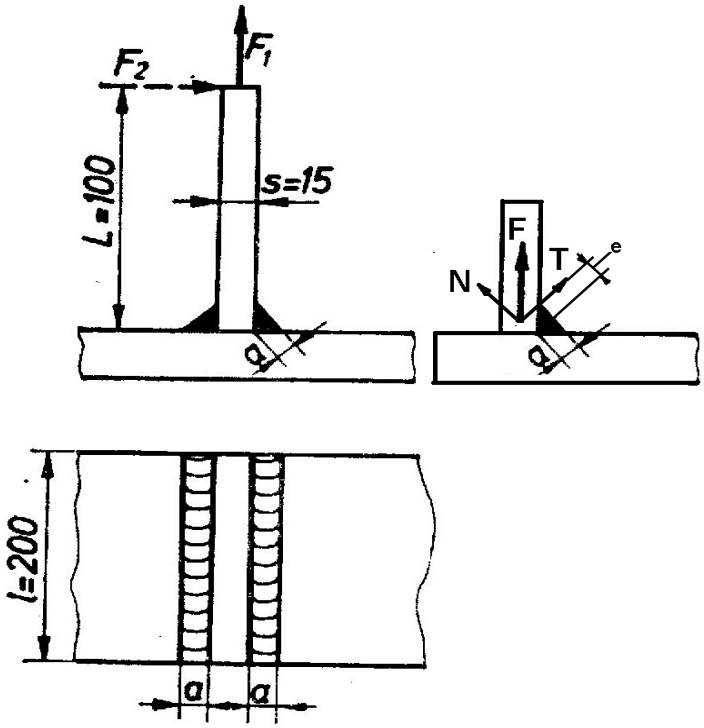


Figura 5.27

Rezolvare

1.Calculul tensiuni admisibile:

$$\sigma_{as} = V \cdot K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \frac{\sigma_{cb}}{c} = \frac{0{,}8 \cdot 0{,}80 \cdot 0{,}8 \cdot 1 \cdot 370}{2{,}5} = 75{,}8\text{MPa}; \quad (5.28)$$

2. Stabilirea solicitărilor:

Forţa F_1 se repartizează uniform pe cele două cordoane de sudură. Astfel pe fiecare cordon va acţiona o forţă $F = F_1/2$, care se descompune pe două direcţii, în componentele T care solicită cordonul de sudură la forfecare şi încovoiere şi N care solicită cordonul de sudură la tracţiune şi valoarea:

$$T = N = 0{,}7x\ F = 0{,}7x25000/2=8750\ N \quad (5.29)$$

Grosimea cordonului de sudură va fi a=0,7xs=0,7x15=10,5mm şi *excentricitatea* e =0,7xa =0,7x10,5=7,35 mm

3. Tensiunea datorată tracţiunii:

$$\sigma_t = \frac{N}{a \cdot l_c} = \frac{8750}{10{,}5 \cdot (200 - 2 \cdot 10{,}5)} = 4{,}65 \text{ MPa} \quad (5.30)$$

4. Tensiunea datorată forfecării:

$$\tau_f = \frac{T}{a \cdot l_c} = \frac{8750}{10{,}5 \cdot (200 - 2 \cdot 10{,}5)} = 4{,}65 \text{ MPa} \quad (5.31)$$

5. Tensiunea datorată încovoierii produsă de forţa T:

$$\sigma_î = \frac{T \cdot e}{\frac{a^2 \cdot l_c}{6}} = \frac{8750 \cdot 7{,}35}{\frac{10{,}5^2}{6} \cdot (200 - 2 \cdot 10{,}5)} = 19{,}55 \text{ MPa} \quad (5.32)$$

6. Tensiunea datorată încovoierii produsă de forţa F_2:

$$\sigma_{î2} = \frac{F_2 \cdot 200}{W_z} = \frac{15000 \cdot 200}{37069{,}37} = 80{,}92 \text{MPa} \quad (5.33)$$

$$W_z = \frac{l_c}{6 \cdot (s + 2a)} \left[(s + 2a)^3 - s^3 \right] = \frac{185}{6 \cdot 36} \left[36^3 - 15^3 \right] = 37069{,}375 \text{ mm}^3 \quad (5.34)$$

7. Calculul tensiunii echivalente:

- tensiunea normală totală:

$$\sigma = \sigma_t + \sigma_î + \sigma_{î2} = 4{,}65 + 19{,}55 + 80{,}92 = 105{,}12 \text{ MPa} \quad (5.35)$$

- tensiunea echivalentă:

$$\sigma_{ech} = \frac{1}{2}\sigma + \frac{1}{2}\sqrt{\sigma^2 + 4\tau^2} = 0.5 \cdot 105{,}12 + 0{,}5 \cdot \sqrt{105{,}12^2 + 4 \cdot 4{,}65^2} = 105{,}32 \text{ MPa} \quad (5.36)$$

$$\sigma_{ech} = 105{,}32 \text{MPa} > \sigma_{aî} = 75{,}8 \text{MPa}$$

Deci, asamblarea nu rezistă la solicitarea celor două forţe, este necesară creşterea grosimii tablei.

Cap. 6

ASAMBLĂRI DEMONTABILE FILETATE

6.1. Definire, clasificare şi domenii de utilizare

O asamblare filetată este formată din cel puţin două elemente: **şurubul şi piuliţa**. În multe cazuri piuliţa şi mai rar şurubul, pot face parte integrantă din alt organ de maşină, dar sunt materializate prin filetul interior sau exterior realizat pe una din suprafeţele piesei respective. Şurubul şi piuliţa sunt denumite **piese conjugate**. Pe lângă şurub şi piuliţă asamblarea conţine şi alte elemente de asigurare contra deşurubării. În figura 6.1 sunt date cîteva exemple de asamblări filetate. Elementul determinant al unei asamblări filetate este filetul[1,7,8,9,10,13,26,28].

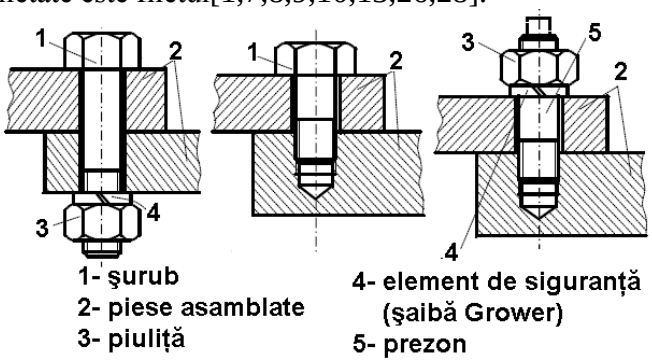


Figura 6.1

Filetul se obţine prin înfăşurarea unui profil (triunghiular, pătrat, trapezoidal s.a.) după o curbă numită elice, pe o suprafaţă cilindrică sau conică. *Elicea* este curba înfăşurată pe o suprafaţă de revoluţie (cilindrică, conică), la care tangenta în orice punct al ei, face acelaşi unghi cu o direcţie perpendiculară pe axa cilindrului sau conului, figura 6.2.

Dacă, d_2 este - diametrul cilindrului, α_2 - unghiul de înfăşurare al elicei, format între tangenta geometrică în orice punct al elicei şi baza cilindrului, atunci, *p* este – pasul elicei, ca distanţa dintre două puncte consecutive ale elicei situate pe aceeaşi generatoare a cilindrului, figura 6.2 a sa ale aceleaşi elici 6.2 b, în cazul în care sunt înfăşurate două sau mai multe elici pe acelaşi cilindru (filete cu mai multe începuturi), iar p_a este - pasul aparent, adică distanţa între două elici diferite, măsurată pe aceeaşi generatoare a cilindrului figura 6.2b.

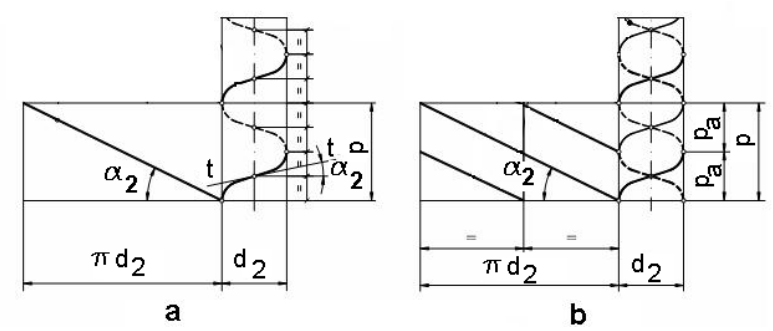


Figura 6.2

Considerând notaţiile făcute se poate scrie:

$$\text{tg}\ \alpha_2 = \frac{p}{\pi\ d_2}\ ; \qquad (6.1)$$

$$p = p_a\, i \qquad (6.2)$$

unde: d_2 este diametrul mediu al filetului şi i - numărul de începuturi.

Asamblările filetate se folosesc pentru strângere, reglaj, măsurare şi transformarea mişcării de rotaţie în mişcare de translaţie sau invers. Datorită acestor posibilităţi cât şi datorită construcţiei şi exploatării simple, asamblările filetate au o arie de aplicare deosebit de largă atât în construcţia de maşini, cât şi în alte industrii. Se poate afirma că nu există maşină care să nu cuprindă cel puţin o asamblare filetată. Larga aplicare a dus la diversificarea formelor filetelor şi elementelor componente ale asamblării, cât şi la standardizarea lor.

Utilizarea pe scară largă a asamblărilor filetate se justifică prin numeroasele **avantaje**:

- gabaritul redus, determinat de faptul că filetul este înfăşurat pe corpul de revoluţie;
- montări şi demontări comode manuale, dar care se pretează şi la automatizare;

- preţul de cost relativ scăzut, datorită posibilităţilor multiple de realizare a filetului (manuală, pe maşini unelte universale) şi prin tipizarea (normalizarea) pieselor filetate (care sunt produse în serie mare, deci mai ieftine);
- o varietate mare de piese filetate, care pot fi adaptate diverselor cerinţe.

Dezavantaje ale asamblărilor filetate constau în:
- existenţa concentratorilor de tensiuni determinaţi de filet, de aceea asamblările filetate sunt sensibile la solicitările variabile;
- la asamblările de fixare:
  - sarcina din asamblare care apare, nu poate fi stabilită cu precizie: ea poate fi fie preamică (deci insuficientă funcţionării), fie prea mare (provocând, astfel, suprasarcini);
  - este necesară aplicarea unor măsuri suplimentare de creştere a portanţei asamblărilor cu importanţă deosebită;
- la asamblările de mişcare:
  - randament scăzut;
  - apariţia rapidă uzurii, care afectează precizia de mişcare;
  - inexistenţa centrării filetelor conjugate prin forma acestora; se impun măsuri constructive speciale la asamblările de precizie.

În figura 6.3 este prezentată o clasificare a filetelor folosite în construcţia de maşini după mai multe criterii. În tabelul 6.1 este prezentat modul de simbolizare a principalelor tipuri de filete.

Filetul cilindric – realizat pe o suprafaţă de rostogolire cilindrică - are cea mai largă utilizare. **Filetul conic** – realizat pe o suprafaţă de rostogolire conică poate fi realizat în două variante: cu bisectoarea unghiului la vârf perpendiculară la axa conului sau cu bisectoarea unghiului la vârf perpendiculară pe generatoarea conului.

Filetul **exterior** are partea sa exterioară în afara suprafeţei de revoluţie. Spre deosebire, filetul **interior** are partea sa exterioară în interiorul suprafeţei de rostogolire.

Filetul metric, normalizat prin standardul SR ISO 724:1996, este cel mai utilizat la asamblările de fixare**.** Elementele caracteristice, profilurile nominale ale filetelor metrice, sunt prezentate în figura 6.4.

Este un filet de tip triunghiular cu unghiul profilului filetului $\beta = 60°$, (are la bază un triunghi echilateral) şi înălţimea profilului teoretic $H = 0{,}86603\ p$. Vârful filetului şurubului este tăiat la H/8, iar al piuliţei la H/4 din profilul teoretic. Filetul metric este prevăzut cu un joc $a = H/16$ între fundul filetului şurubului şi vârful filetului piuliţei. Se execută în

varianta cu pas normal sau fin. Seria de diametre şi paşi sunt prescrişi prin SR ISO 2904:1996, tabelul 6.2, în standard sunt date dimensiunile limită pentru organe de asamblare de uz general - ajustaj H6/G6. Filetul metric se poate executa teşit sau rotunjit pe fundul filetului. Construcţia normală este cea teşită.

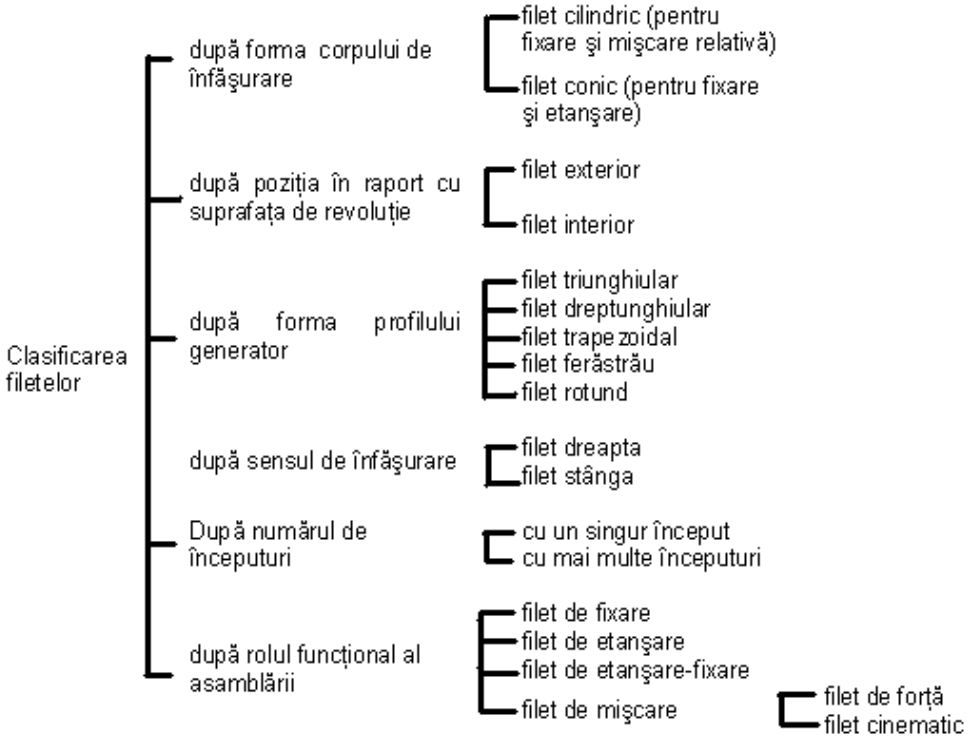


Figura 6.3

Varianta rotunjită se foloseşte pentru filetele intens solicitate la oboseală în scopul micşorării concentratorului de eforturi unitare. Filetele metrice exterioare se execută în majoritatea cazurilor prin deformare la rece.

Filetul Whitworth - este un filet triunghiular generat de un triunghi isoscel cu unghiul $\beta = 55°$ şi cu înălţimea teoretică $H = 0{,}960491\ p$. Filetul Whitworth are dimensiunile în ţoli (inch) şi este folosit în ţările anglo-saxone în paralel cu filetul metric. În ţara noastră filetul Whitworth este tolerat pentru piesele de schimb ale maşinilor provenite din ţările anglo-saxone. Profilul filetului şurubului şi piuliţei este teşit la $H/6$ de vârful teoretic şi rotunjit cu o rază $r = 0{,}137329\ p$. Nu prezintă joc de fund. Pentru filetul Whitworth pasul este definit ca numărul de spire pe ţol $p = 25{,}4/z$. Acest profil de filet este folosit la filetele realizate pe

suprafeţele ţevilor şi mufelor de îmbinare a ţevilor, numite şi filete Gas, a căror elemente geometrice sunt prezentate în tabelul 6.3.

Tabelul 6.1[8]

Tipul filetului	Simbol	ASRO	Diametrul care se indică şi unitatea de măsură	Modul de indicare al pasului	Exemple de notare
Metric	M	SR ISO 724-1996	Diametrul exterior [mm]	-	M10
Metric fin	M	SR ISO 724-1996	Diametrul exterior [mm]	[mm]	M 20x1,5
Metric conic	KM	-	Diametru] exicnor [mm] |	[mm]	KM 50x1.5
Whitworth	W	-	Diametrul exlerior [inch]	-	W1
Cilindric pt. ţevi	G	SR lSO D-1:2002	Diametrul nominal al ţevii [inch]	-	G2"
Conic pentru ţevi	KG	SR ISO D-1:2002	Diametrul nominal al ţevii [inch]	-	KG1/2
Conic în inci, cu unghiul între flan-curi de 60°(Brigss)	Br	-	Diametrul exterior [inch]	-	B1"
Trapezoidal	**Tr**	SR ISO 2901-1996	Diametrul exterior |rnm]	[mm]	Tr40x7
Ferăstrău	S	STAS 2234/2-75	Diameiml exterior [mm]	[mm]	S50x8
Rotund normal	Rd	STAS 668-86	Diametrul exterior [mm]	[inch]	Rd 75x1/6
Edison imund	E	-	Diametrul exterior [mml	-	E20
Pentru valve	V	-	Diametrul exterior [mm]	-	V20

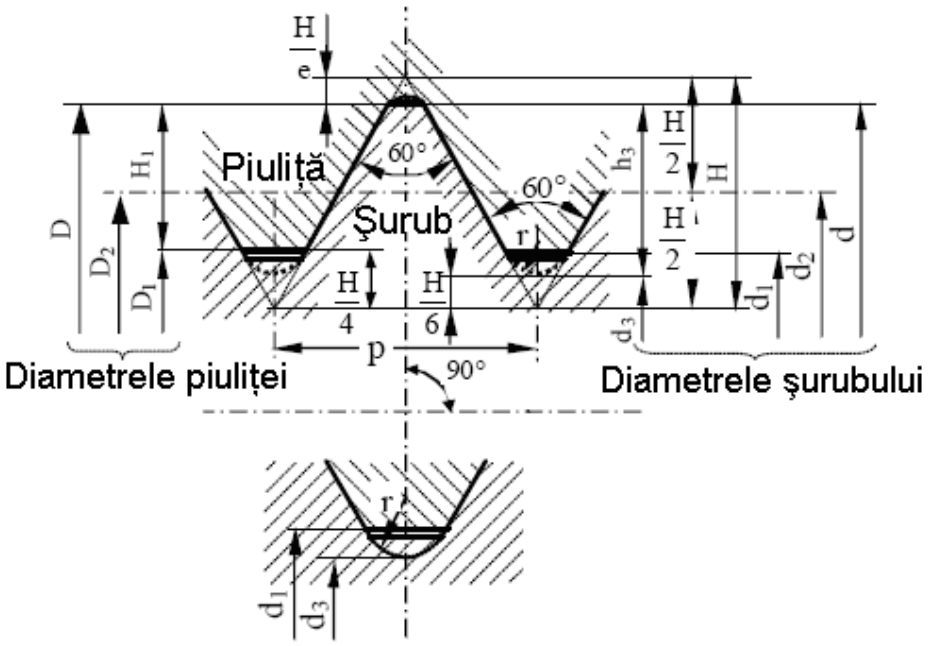


Figura 6.4

Tabelul 6.2[8]

Diametrul nominal al filetului d = D [mm]		Pasul filetului p [mm]		Diametrul nominal al filetului d = D [mm]		Pasul filetului p [mm]	
Şirul 1	Şirul 2	Normal	Fin	Şirul 1	Şirul 2	Normal	Fin
1; 1,2	1; 1,1; 1,2	0,25	-	12	12	1,75	1,25
1,2	1,2; 1,4	0,30	-	16	14; 16	2,00	1,50
1,6	1,6; 1,8	0,35	-	20	18; 20; 22	2,50	1,50
2	2	0,40	-	24	24; 27	3,00	2,00
2	2,2; 2,5	0,45	-	30	30; 33	3,5	2
3	3	0,5	-	36	36; 39	4	3
	3,5	0,6	-	42	42; 45	4,5	3
4	4	0,7	-	48	48; 52	5	3
	4,5	0,75	-	56	60	5,5	4
5	5	0,8	-	64	64; 68	6	4
6	6; 7	1	-	72	72; 76	-	6,4
8	8	1,25	1	80	80; 85	-	6,4
10	10	1,5	1,25	90	90; 95	-	6,4

Tabelul 6.3[8]

Simbolul filetului	Diametrele nominale ale ţevilor [mm]	Diametrul filetului [mm]			Pasul filetului p [mm]	Număr de paşi pe 25,4 [mm]
		Exterior d=D	Mediu $d_2 = D_2$	Interior $D_1 = d_1$		
Gl/8	6	9,728	9,147	8,566	0,907	28
Gl/4	8	13,157	12,301	11,445	1,337	19
G3/8	10	16,662	15,806	14,950	1,337	19
Gl/2	15	20,995	19,793	18,631	1,814	14
G3/4	20	26,441	25,270	24,157	1,814	14
Gl	25	33,249	31,770	30,291	2,309	11
G1 1/4	32	41,910	40,431	38,925	2,309	11
G1 1/2	40	47,803	46,324	44,845	2,309	11
G2	50	59,614	58,135	56,656	2,309	11
G2 1/2	65	75,184	73,705	72,226	2,309	11
G3	80	87,881	86,405	84,926	2,309	11

Filetul pătrat are elementele geometrice prezentate în figura 6.5. Caracteristic pentru filetul pătrat este profilul, la care înălţimea şi lăţimea filetului este 0,5p. La acest filet jocul radial este prevăzut între vârful

filetului şurubului şi fundul filetului piuliţei. Este utilizat ca filet de strângere sau mişcare. Datorită uzurii capătă un joc axial care nu poate fi eliminat. Este motivul pentru care nu mai este standardizat. Are pierderi prin frecare mai mici decât filetul triunghiular.

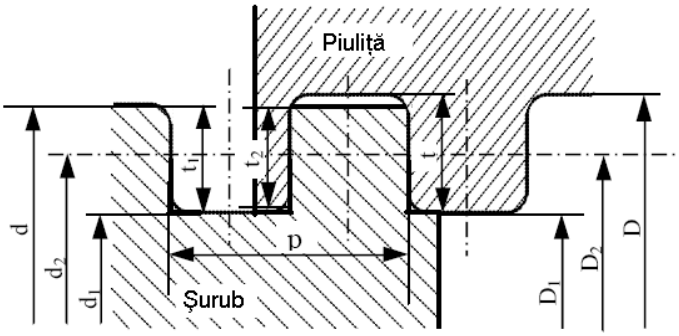


Figura 6.5

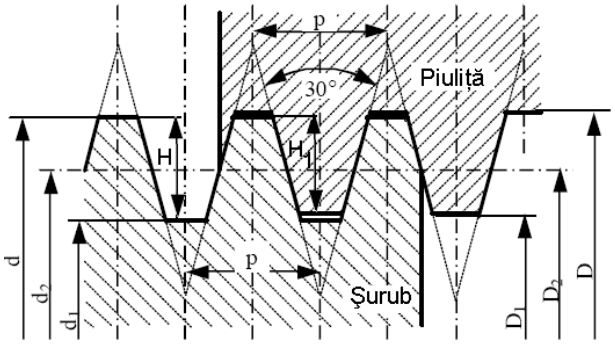


Figura 6.6

Filetul trapezoidal – este normalizat prin SR ISO 2901/1996 care prescrie profilul prezentat în figura 6.6. Profilul filetului trapezoidal este generat de un triunghi isoscel cu unghiul la vârf $\beta = 30°$ şi înălţimea teoretică H= 1,866p. Înălţimea efectivă a filetului (de contact) – H_1 = 0,5p. Filetul trapezoidal prezintă jocul - *a* - atât pe fundul filetului şurubului cât şi pe cel al piuliţiei. Geometria filetului trapezoidal permite folosirea unei piuliţe reglabile radial ce poate prelua uzura flancurilor. Are un randament mai bun ca filetele triunghiulare şi se foloseşte ca filet de mişcare.

Filetul fierăstrău - STAS 2234/1,2,3-75 - este o variantă a filetului de mişcare trapezoidal. Filetul fierăstrău, figura 6.7, este generat de un triunghi dreptunghic cu unghiul β =30°, cu înălţimea teoretică

t = 1,73205p. Înălţimea efectivă a filetului (de contact) t_2= 0,75p. Filetul fierăstrău preia sarcini numai într-un sens. Flancul activ al filetului prezintă o înclinaţie de 3°. Filetul fierăstrău prezintă joc pe flancurile inactive şi fundul filetului şurubului a cărui racordare *r* = 0,12427p. Filetul fierăstrău se foloseşte la preluarea sarcinilor axiale mari.

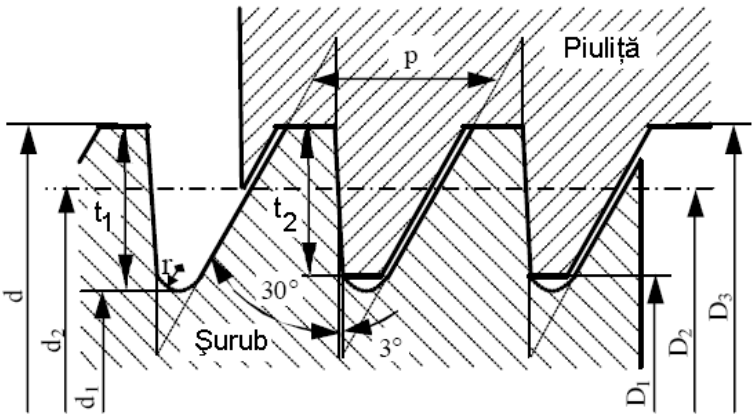


Figura 6.7

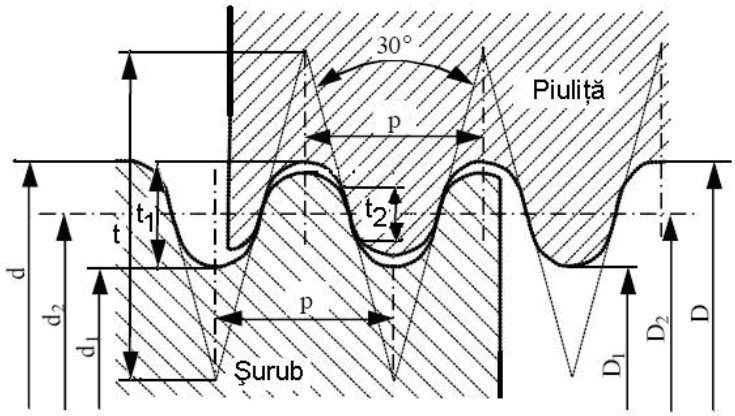


Figura 6.8

Filetul rotund - STAS 668-86 - provine dintr-un filet triunghiular având unghiul flancurilor β = 30° şi înălţimea teoretică t = 1,86603p, cu elementele geometrice prezentate în figura 6.8. Vârfurile triunghiului au fost racordate prin arce de cerc de rază r = 0,23851p, pentru şurub şi r_1 = 0,255579p, pentru piuliţă, astfel încât înălţimea de contact a rămas t_2 = 0,0835p. Filetul rotund prezintă joc atât pe fundul

filetului şurubului cât şi pe cel al piuliţei. Filetele rotunde asigură etanşarea pe flancuri şi se folosesc pentru lucrul în medii murdare, cu nămol, sau la tubulaturi etanşe. Pentru fiecare tip de filet standardul prezintă sistemul de toleranţe, dimensiunile limită şi clasele de precizie în care poate fi executat.

Pentru filetele de strângere SR EN ISO 4759-1:2003 recomandă ajustaje 6H/6g la execuţii precise sau semiprecise şi 7H/8g la execuţii grosolane. Pentru şuruburile de mişcare se prevăd ajustaje cu joc.

6.2. Organe de asamblare

Utilizarea pe scară largă a organelor de asamblare a condus la o mare diversitate a formelor constructive.

Datorită diversităţii lor organele de asamblare filetate sunt normalizate prin mai multe standarde:

- STAS 1450/1-89 Elemente constructive. Terminologie.
- STAS 1450/2-89- Cotare. Terminologie.
- STAS 1450/3-89 - Şuruburi, prezoane şi ştifturi filetate. Terminologie.
- STAS 1450/4-89- Piuliţe. Terminologie.
- STAS 1450/5-89- Şaibe. Terminologie.

În tabelul 6.4 sunt prezentate cîteva exemple de forme constructive la şuruburi. Şuruburie se execută în 3 serii de precizie: fină, mijlocie şi grosolană. Găurile de trecere pentru şuruburi se execută în clasa de toleranţă H12 pentru seria fină, în clasa de toleranţă H13 pentru seria mijlocie şi în clasa de toleranţă H14 pentru seria grosolană. Dimensiunile găurilor de trecere sunt reglementate prin SR ISO 276-1994.

Şuruburile autofiletante se folosesc în scopul ieftinirii asamblării. Aceste şuruburi au filetul durificat prin tratamente termice sau termochimice. Ele se montează în găuri de diametru mai mic decât cel nomonal al şurubului şi prin înşurubarea realizează filetarea acestora. Şuruburile autofilelante se folosesc în general, la asamblarea tablelor subţiri şi a pieselor din materiale moi.

Şuruburile cu filet conic se folosesc pentru realizarea asamblărilor filetate etanşe - la îmbinarea ţevilor sau la dopuri filetate.

Ştifturile filetate se folosesc de regulă pentru împiedicarea deplasărilor relative între două piese asamblate.

Piuliţa ca piesă conjugată a şurubului poate avea diverse forme constructive şi de aceea s-a impus normalizarea acestora în funcţie de

forma geometrică, modul de strângere, blocare şi întrebuinţare. Formele cele mai des utilizate sunt prezentate în tabelul 6.5.

Tabelul 6.4[8]

Forma capului		Execuţie	Figura
Hexagonal		- grosolană - semiprecisă - precisă	
Pătrat		- grosolană - precisă	
Ciocan		- grosolană	
Triunghiular		- grosolană	
Cilindric	Locaş hexagonal	- precisă	
	Locaş în cruce	- semiprecisă	
	Crestat	- semirecisă - precisă	
	Crenelat	- precisă	
Înecat	Crestat	- semirecisă - precisă	
	În cruce	- semiprecisă	
Semiînecat	Crestat	- semiprecisă	
	În cruce	- semiprecisă	

Cu ochi	- semiprecisă - precisă	
De fundaţie	- grosolană	
Fără cap: prezoane		

Cele mai utilizate sunt piuliţele hexagonale. Pentru acestea s-au adoptat reglementări privind înălţimea piuliţei astfel:

- piuliţe cu înălţimea normală,

$$m = 0{,}8\ d \tag{6.3}$$

- piuliţe înalte cu montări şi demontări frecvente,

$$m = (1.21 - 6)d \tag{6.4}$$

- piuliţe din aliaje uşoare sau mase plastice înălţimea piuliţei este,

$$m = (2\text{-}2{,}5)d \tag{6.5}$$

- piuliţe joase pentru asamblări uşor solicitate sau când piuliţa are rolul de contrapiuliţă,

$$m = (0.5\text{-}0{,}6)d \tag{6.6}$$

În cazul şuruburilor şi prezoanelor înfiletate direct în piesă lungimile minime de înşurubare se stabilesc în funcţie de limita de curgere a materialului piesei şi grupa de caracteristici mecanice a şurubului. STAS 9025-81 recomandă $l_p > 2d$. Strângerea piuliţelor se face utilizând chei de forme şi mărimi potrivite care depind de tipul şi mărimea piuliţei.

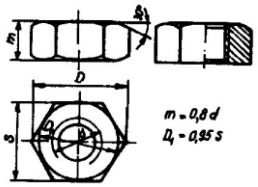
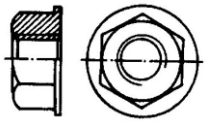
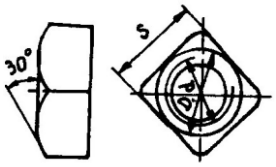
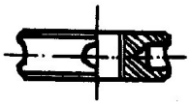
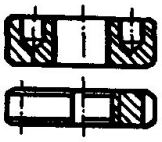
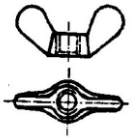
Pentru măsurarea forţei sau momentului de strângere se folosesc chei dinamometrice.

Asigurarea asamblărilor filetate împotriva deşurubării se face cu ajutorul şaibelor sau şpliturilor. Şaibele sunt piese metalice sub formă de discuri sau inele, care se aşează între piuliţă şi suprafaţa de strângere pentru următoarele scopuri:

a) Micşorarea efortului de strângere. În cazul rugozităţilor mari, între piuliţă şi suprafaţa de aşezare se plasează o şaibă plată în scopul micşorării frecării la strângere. Dacă piuliţa este prevăzută cu un alt

sistem de asigurare împotriva desfacerii, în timpul strângerii suprafaţa şaibei poate fi uşor unsă.

Tabelul 6.5 [8]

Forma piuliţei	Execuţie	Figura
Hexagonală	- uzuală - precisă	
	- precisă cu guler	
Pătrată	- uzuală	
Cu caneluri	- precisă	
Cu găuri laterale	- precisă	
Cu găuri frontale	- precisă	
Fluture	- uzuală - semiprecisă	

Pentru canale T	- semiprecisă	
Inel	- semiprecisă	
Crenelată	- semiprecisă - precisă	

b) Asigurarea unei suprafeţe de strângere perpendiculare pe axul şurubului.
c) Asigurarea piuliţei împotriva desfacerii. Pentru aceasta se folosesc următoarele tipuri de şaibe:
- şaibe de siguranţă STAS 2241/2-80;
- şaibe Grower STAS 7666/1,2-94;
- şaibe elastice cu dinţi STAS 10481-78;
- şaibe elastice cu crestături STAS 1 |OI2-78;
- şaibe elastice profilate STAS 11012-78;
- şaibe conice elastice

Pe lângă asigurarea împotriva desfacerii cu şaibe fig. 6.9j, sunt folosite şi alte soluţii prezentate în figura 6.9, cum sunt: utilizarea şplinturilor fig. 6.9a, utilizarea piuliţelor cu creneluri fig. 6.9b, şaibe deformabile fig. 6.9d, şaibe duble fig. 6.9c, legarea capurilor şuruburilor fig. 6.9e, piuliţe cu pas diferit fig. 6.9g, piuliţe cu inele din materiale plastice fig. 6.9i, contrapiuliţă fig. 6.9f, piuliţe elastice fig. 6.9h ş.a..

6.3. Materiale şi tehnologie

Materialele folosite pentru realizarea şuruburilor şi piuliţelor pot avea o mare diversitate, în funcţie de destinaţia scopul şi condiţiile de lucru la care sunt supuse organele de asamblare. Pentru pentru alegerea unui material se analizează caracteristicile materialului cum ar fi:

a.- limita de curgere σ_c;

b.- valoarea raportului σ_c / σ_r, deoarece odată cu scăderea acestui raport creşte aptitudinea de deformabilitate la rece;

c.- prelucrabilitate;

d.- proprietăţi speciale;

e.- preţ de cost.

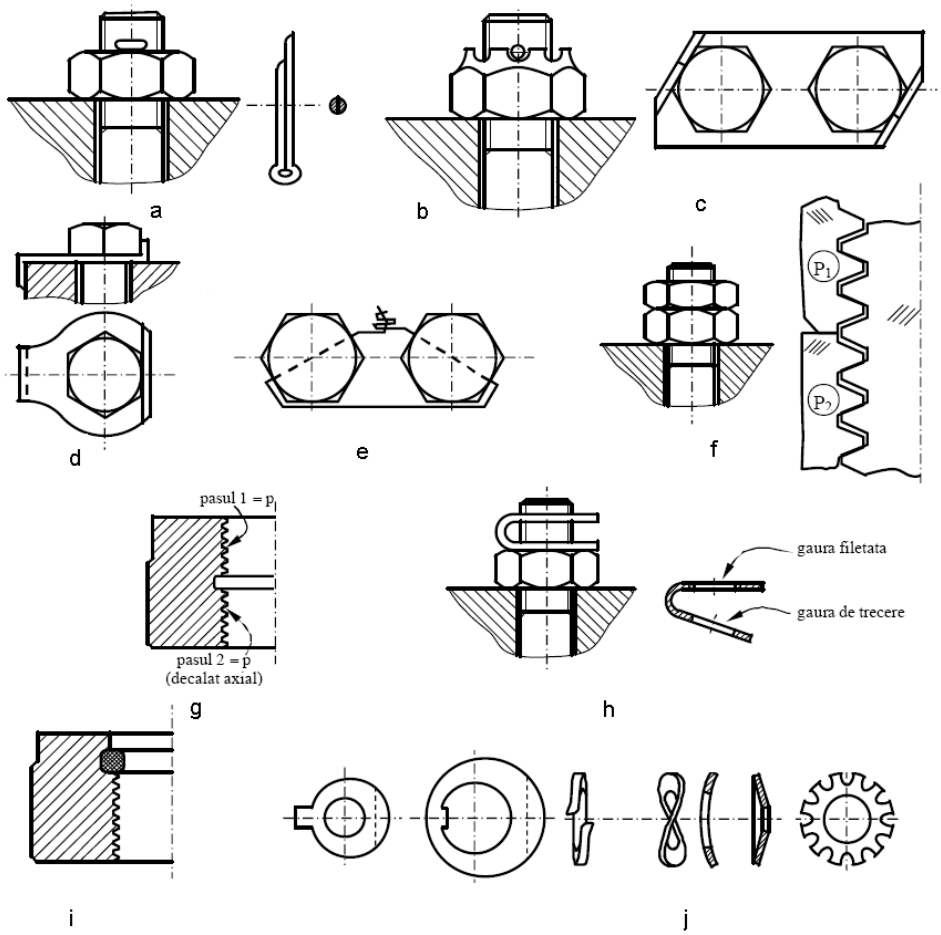


Figura 6.9[10]

În marea majoritate organele de asamblare se execută din oţeluri, dar pot fi executate şi din aliaje neferoase (alama, aliaje uşoare de Al, Mg sau Ti), metale greu fuzibile (W, Mo, Ni) sau materiale plastice. În cazul

organelor de asamblare de uz general executate din oţeluri nu interesează compoziţia chimică a mărcii respective, caracteristicile mecanice pe care le asigură. SR EN ISO 898-1:2002, SR EN ISO 898-2:1997, SR EN ISO 3269:2002 „Organe de asamblare filetate, Condiţii tehnice de calitate", cuprind în primul rând grupa de caracteristici mecanice minime şi numai informativ marca oţelului, tabelul 6.6, de aceea, în coloana de materiale a tabelului de componenţă a desenelor de şuruburi şi piuliţe se trece doar simbolul grupei de caracteristici mecanice - exemplu 6.8. Prima cifră reprezintă $\sigma_r/10^2$ şi a doua $(\sigma_c/\sigma_r)10$. La piuliţă se înscrie o singură cifră care indică $1/10^2$ din tensiunea de încercare. Execuţia organelor de asamblare filetate se poate face prin deformare plastică, aşchiere sau combinarea celor două procedee. Se preferă execuţia prin deformare plastică deoarece:

• asigură o rezistenţă sporită pieselor prin realizarea unui fibraj continuu şi micşorarea concentratorilor de eforturi unitare;

• este mai productivă şi deci mai ieftină.

Tabelul 6.6[8]

Simbolul grupei de caracteristici		Rezistenţa la rupere σ_r [MPa]	Limita de curgere σ_c [MPa]	Categoria de execuţie	Materiale posibile
Şurub	Piuliţă				
4.6	4	400	240	Precise, semiprecise, grosolane	Oţeluri de construcţie
4.8			320		
5.6	5	500	300	Precise	Oţeluri carbon de calitate
5.8			400		
6.6	6	600	360	Semiprecise	Oţeluri pentru călire şi revenire
6.8			480		
6.9			540		
8.8	8	800	640		
10.9	10	1000	900	Precise	Oţeluri pentru călire şi revenire
12.9	12	1200	1080		
14.9	14	1400	1260		

Prelucrarea prin deformare plastică se face la cald sau la rece. De obicei profilul filetului şuruburilor se realizează prin metoda rulării cu bacuri plane sau cu role pe maşini speciale şi este rentabilă numai la o producţie de serie.

Prin aşchiere, filetul se poate face prin strunjire, frezare sau manual cu ajutorul sculelor speciale, seturi de filiere pentru prelucrarea şuruburilor. Filetarea piuliţei poate fi făcută pe strung, maşini speciale de filetat, sau manual cu ajutorul setului de tarozi.

Geometria semifabricatelor, respectiv a degajărilor şi teşiturilor necesare pentru filetare, este prescrisă în STAS 3508/1.. .5-80 pentru filete metrice, filete pentru ţevi, filete metrice conice, filete conice în inchi (Briggs) şi filete trapezoidale.

6.4. Forţe şi momente în asamblări cu şuruburi. Randamentul asamblării

Se consideră cazul general în care sarcina din asamblare forţa axială F aplicată pe axa şurubului. Situaţie întâlnită atât la filetate de fixare figura 6.1, dar şi la asamblările filetate de mişcare.

Se consideră pentru început cazul filetului pătrat la care suprafaţa flancului filetului este perpendiculară pe axa şurubului, $\beta = 0$, figura 6.5.

Mişcarea relativă în sarcină dintre şurub şi piuliţă este asemănată cu mişcarea unui corp (piuliţa) pe un plan înclinat (şurubul), figura 6.10. Planul înclinat este chiar desfăşurata elicei medii, care face unghiul α_2 cu orizontala.

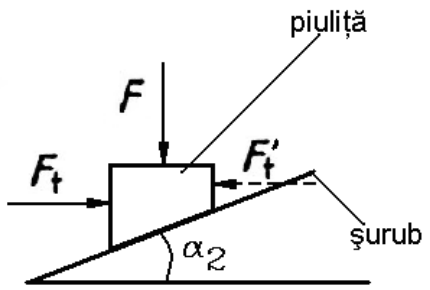


Figura 6.10

Se consideră cele două situaţii:

a) la urcarea corpului pe planul înclinat, corespunzătoare strângerii asamblării filetate de fixare;
b) la coborârea corpului pe planul înclinat, corespunzătoare deşurubării la aceeaşi asamblare filetată de fixare.

Există trei cazuri de echilibru figura 6.11:

- un caz pentru urcare figura 6.11a când asupra corpului acţionează forţa de strângere F, forţa de acţionare F_t perpendiculară pe axa asamblării, forţa de frecare F_f care se opune mişcării şi forţa de

reacţiune normală F_N perpendiculară pe suprafaţa filetului (a planului înclinat);

- două pentru coborâre (cu mari diferenţe de frecare, arătate de practică).

- În prima situaţie, figura 6.11b, corpul coboară sub acţiunea forţei de lucru F şi pentru echilibru este nevoie de o forţă de acţionare F_t, dar mult mai mică decât la strângere.
- A doua situaţie prezentată în figura 6.11c, când pentru desfacere este nevoie să se acţioneze cu o forţă de sens contrar celei de la strângere notată cu F'_t.

Se consideră în acest echilibru că forţa de frecare este conformă legii lui Amontons-Coulomb:

$$F_f = \mu N; \tag{6.7}$$

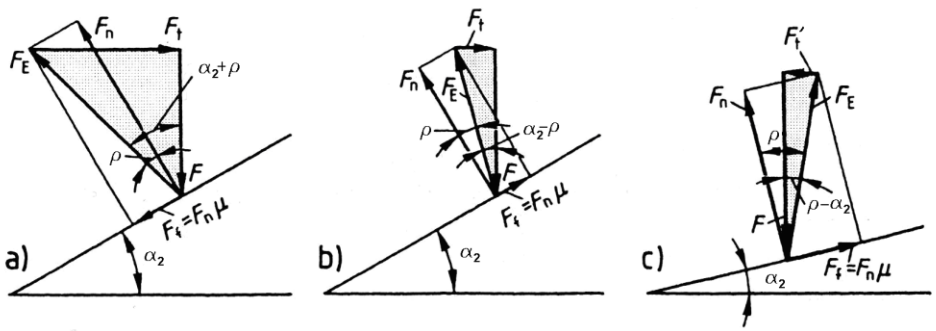


Figura 6.11[1]

Suma vectorială dintre reacţiunea normală $\vec{F}_N$ şi forţa de frecare $\vec{F}_f$ este rezultanta $\vec{F}_E$, care are direcţia bine definită de unghiul de frecare ρ în raport cu direcţia normală la planul înclinat. Acest unghi rezultă din expresiile:

$$\operatorname{tg} \rho = \frac{F_f}{F_N} = \frac{\mu\ F_N}{F_N} = \mu \tag{6.8}$$

$$\rho = \operatorname{arctg} \mu \tag{6.9}$$

unde: μ - este coeficientul de frecare dintre şurub şi piuliţă, tabelul 6.7.

Tabelul 6.7

Materialul şurubului şi piuliţei	Coeficientul de frecare	
	Uns	Uscat
Oţel pe oţel	0,11...0,15	0,15...0,35
Oţel pe fontă	0,1.....0,14	0,16...0,18
Oţel pe bronz	0,04...0,09	0,1...0,2

Ca urmare, se poate considera corpul încărcat de trei forţe: $\vec{F}$, $\vec{F}_E$ şi $\vec{F}_t$. Se utilizează ipoteza că aceste trei forţe sunt concurente (situaţie bine verificată în practică, considerând corpurile-model de mici dimensiuni). În acest caz, se evită folosirea ecuaţiilor de echilibru de moment şi se scrie doar ecuaţia de echilibru de forţe:

$$\vec{F} + \vec{F}_E + \vec{F}_t = 0. \tag{6.10}$$

Din poligoanele de forţe, figura 6.11 se determină mărimea forţei de acţionare $\vec{F}_t$, pentru următoarele situaţii:

- la înşurubare:

$$F_t = F\,tg(\alpha_2 + \rho) \tag{6.11}$$

- la deşurubare:

$$F_t = F\,tg(\alpha_2 - \rho) \tag{6.12}$$

atunci când forţa de frecare este redusă, sau $\alpha_2 > \rho$;

$$F'_t = F\,tg(\rho - \alpha_2) \tag{6.13}$$

atunci când forţa de frecare este mare, sau $\alpha_2 < \rho$.

Cum $F_t = -F'_t$ se poate considera o singură relaţie:

$$F_t = F\,tg(\alpha_2 \pm \rho) \tag{6.14}$$

în care semnul "+" reprezintă urcarea corpului-piuliţă (înşurubarea), iar semnul "-" – coborârea corpului-piuliţă (deşurubarea).

În cazul filetului cu profilul înclinat cu unghiul la vârful profilului β normala la profil va fi F'_N, ca în figura 6.12, iar unghiul dintre F_N şi F'_N, va fi $\beta/2$.

Astfel se poate scrie relaţia 6.15:

$$F'_N = \frac{F_N}{\cos(\beta/2)} \tag{6.15}$$

Forţa de frecare în acest caz va fi:

$$F_f = \mu\ F'_N = \mu\ \frac{F_N}{\cos(\beta/2)} = \frac{\mu}{\cos(\beta/2)} F_N = \mu' F_N \qquad (6.16)$$

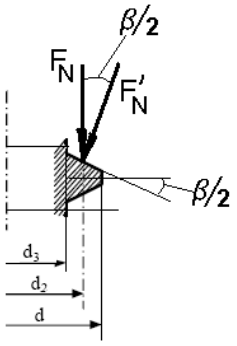


Figura 6.12

unde: μ' - coeficientul aparent de frecare:

$$\mu' = \frac{\mu}{\cos(\beta/2)} = \mathrm{tg}\ \rho' \qquad (6.17)$$

iar ρ' - unghiul de frecare aparent.

$$\rho' = \mathrm{arc\,tg}\ \mu' \qquad (6.18)$$

În aceste condiţii forţa de acţionare capătă forma generală:

$$F_t = F\ \mathrm{tg}(\alpha_2 \pm \rho') \qquad (6.19)$$

- "+" pentru urcarea corpului-piuliţă sau înşurubare;
- "-" coborârea corpului-piuliţă sau deşurubare.

Condiţia de autofrânare

În cazul tendinţei de coborâre a corpului-piuliţă, condiţia ca acesta să nu se deplaseze este ca mărimea algebrică a forţei de acţionare $\vec{F}_t$ - figura 6.11 – să fie negativă:

$$F_t = F\ \mathrm{tg}(\alpha_2 - \rho') \le 0 \qquad (6.20)$$

cum numai argumentul funcţiei poate fi negativ rezultă inegalitatea:

$$\alpha_2 \le \rho' \qquad (6.21)$$

Expresia 6.21 defineşte *condiţia de autofrânare.*

Momentul de frecare din filet

În asamblarea filetată apare forţa axială (centrală) $\vec{F}$. Piuliţa se va deplasarea pe şurub sub sarcina $\vec{F}$, datorită actiunii forţei $\vec{F}_t$ care acţionează perpendicular pe axa asamblării la distanţa $d_2/2$ faţă de axa asamblării. Ca urmare, această forţă determină momentul de torsiune:

$$M_{t1} = F_t \frac{d_2}{2} = F \frac{d_2}{2} \, tg(\alpha_2 \pm \rho') \qquad (6.21)$$

Acest moment este denumit **momentul de frecare din filet** deoarece trebuie să învingă frecarea dintre spirele piuliţei şi ale şurubului.

Momentul de frecare dintre piuliţă şi piesa de contact

Este un alt moment care apare la asamblările filetate de fixare. Se consideră reprezentarea din figura 6.13, pentru contactul piuliţei pe suprafaţa piesei strânse. Datorită rotunjirii conice a suprafeţelor frontale ale piuliţei, aceasta are o suprafaţă de contact inelară cu piesa de reazem, cu diametrele $d_w = 0{,}95 \cdot S$ (al cercului rezultat din rotunjire) şi d_g diametrul găurii.

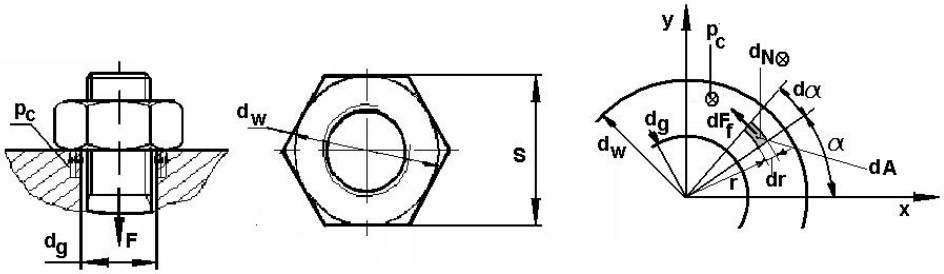


Figura 6.13

În ipoteza de calcul că, sarcina axială $\vec{F}$ care acţionează în şurub determină o distribuţie de presiuni uniformă pe suprafaţa de contact a piuliţei de diametre d_w şi d_g, la mişcarea relativă dintre piuliţă şi piesa de reazem, această distribuţie de presiuni determină forţe de frecare. Pe un element de suprafaţă acţionează o forţă normală elementară $\overrightarrow{dN}$, care determină o forţă de frecare elementară $\overrightarrow{dF_f}$, tangenţială la cercul cu raza curentă r. Folosind această forţă se poate deduce momentul de frecare dintre piuliţă şi piesa de reazem:

$$M_{t2} = \int dM_f = \int r \cdot dF_f = \int r \cdot \mu \cdot dN = \int r \cdot \mu \cdot p_c \cdot dA = \int r \cdot \mu \cdot p_c \cdot (r \cdot d\alpha) \cdot dr \qquad (6.22)$$

unde: dM_f - momentul de frecare elementar; dA – aria de suprafaţă elementară considerată de calcul. Prin impunerea limitelor corespunzătoare şi extragerea constantelor în afara integralelor, se obţine:

$$M_{t2} = \mu p_c \int_{d_g/2}^{d_w/2} r^2 dr \int_0^{2\pi} d\alpha = \mu\ p_c \left.\frac{r^3}{3}\right|_{d_g/2}^{d_w/2} \alpha \Big|_0^{2\pi} = \frac{1}{12}\pi\mu\, p_c (d_w^3 - d_g^3) \qquad (6.23)$$

Expresia anterioară poate fi exprimată şi în funcţie de mărimea forţei $\vec{F}$, şi utilizând presiunea:

$$p_c = \frac{F}{\frac{\pi}{4}(d_w^2 - d_g^2)} \qquad (6.24)$$

Rezultă:

$$M_{t2} = \frac{1}{3}\mu\ F\ \frac{d_w^3 - d_g^3}{d_w^2 - d_g^2} = \mu\ F\, r_m \qquad (6.25)$$

expresie în care a apărut raza medie de frecare:

$$r_m = \frac{1}{3}\ \frac{d_w^3 - d_g^3}{d_w^2 - d_g^2} \qquad (6.26)$$

Momentul aplicat la cheie

Momentul de acţionare aplicat la cheia cu care se acţionează capul şurubului sau piuliţa asamblării filetate va învinge o sumă de momente definite M_{t1} şi M_{t2} în lungul elementului acţionat prin cheie. Momentul total de acţionare la cheie este:

$$M_{ta} = M_{t1} + M_{t2} \qquad (6.27)$$

Prin utilizarea relaţiilor 6.21 şi 6.25, acest moment devine:

$$M_{ta} = F\left[\frac{d_2}{2}\ tg(\alpha_2 \pm \rho') + \frac{1}{3}\mu\ \frac{d_w^3 - d_g^3}{d_w^2 - d_g^2}\right] = F\, l_F \qquad (6.28)$$

Sau:

$$M_{ta} = F_a\, l_c \qquad (6.29)$$

în care: F_a este forţa de acţionare la cheie; l_c – braţul forţei, figura 6.14.

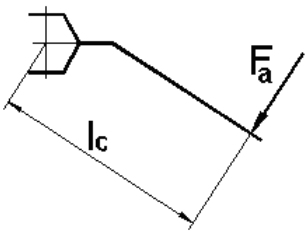


Figura 6.14

Folosind şi relaţia 6.28 expresia anterioară, se scrie:

$$M_{ta} = F\, l_F = F_a\, l_c \tag{6.30}$$

Se poate obţine acum expresia mărimii forţei F în funcţie de mărimea forţei F_a aplicată la cheie:

$$F = F_a \frac{l_c}{l_F}. \tag{6.31}$$

Atribuind valori celor două braţe, se poate observa că:

$$F = F_a \frac{l_c}{l_F} = F_a \frac{(12...15)d}{(0,15...0,2)d} = (60...100)\,F_a. \tag{6.32}$$

Analiza rezultatului de mai sus dă imaginea mărimii relative a forţei axiale F care apare în asamblare, în funcţie de forţa de acţionare la cheie F_a. Se poate concluziona că:

a) forţa axială care apare în tija şurubului este foarte mare în raport cu forţa aplicată la cheie, astfel se poate produce uşor ruperea şurubului, de aceea montajul trebuie să se realizeze cu o cheie dinamometrică la asamblările importante;

b) chiar dacă montajul este controlat, valoarea forţei F, se obţine într-o anumită plajă de eroare, deoarece frecările în filet şi pe suprafaţa de contact dintre piuliţă şi piesă se pot modifica în timpul strângerii:

- frecările pot fi diminuate datorită ungerii sau în urma tasării suprafeţelor de contact la funcţionare repetată;

- frecările pot să fie mai mari ca urmare a coroziunii.

6.5. Randamentul asamblărilor filetate

Prin definiţie, randamentul este raportul dintre lucrul mecanic util şi cel consumat. Considerând ca lucru mecanic util, deplasarea forţei axiale F cu un pas şi lucru mecanic consumat deplasarea forţei de acţionare F_t pe lungimea planului înclinat $\pi \cdot d_2$ atunci putem scrie:

$$\eta = \frac{F \cdot p}{F_t \cdot \pi \cdot d_2} = \frac{F \cdot \pi \cdot d_2 \cdot tg\alpha_2}{\pi \cdot d_2 \cdot F\ tg(\alpha_2 + \rho')} = \frac{tg\alpha_2}{tg(\alpha_2 + \rho')} \tag{6.33}$$

În figura 6.15 este reprezentată evoluţia randamentului funcţie de unghiul de înclinare a elicei filetului.

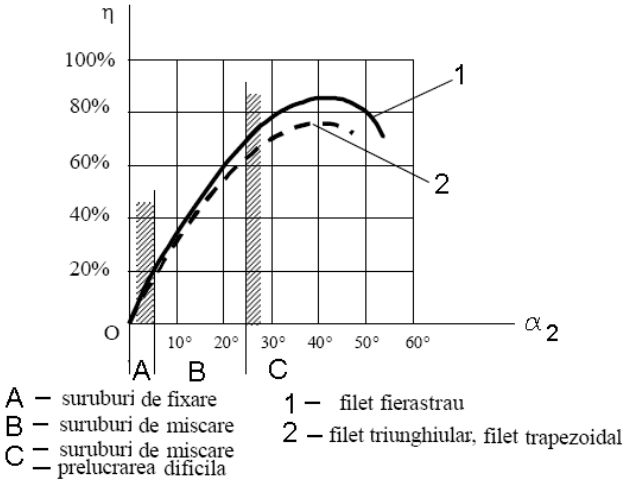


Figura 6.15

Datorită frecărilor mari dintre suprafeţele filetului piuliţei şi filetului şurubului valorile randamentului sunt mici. În cazul şuruburilor de mişcare sunt realizate şuruburi şi piuliţe speciale, la care mişcarea de alunecare este înlocuită cu mişcarea de rostogolire, numite şuruburi cu bile, figura 6.16, cu randamente apropiate de cele ale rulmenţilor.

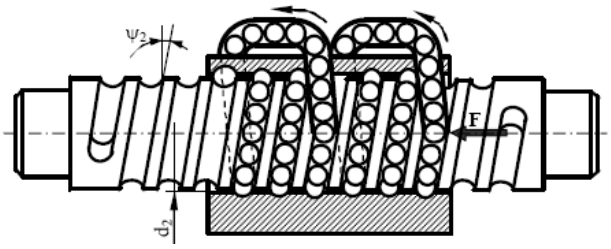


Figura 6.16

6.6. Solicitările asamblărilor cu şuruburi

Solicitări principale în tija şurubului

În cazul şuruburilor de strângere tija şurubului este solicitată, în principal, la tracţiune de forţa de strângere F. Pe lângă această solicitare de tracţiune se produce şi o solicitare de răsucire cu momentul M_{t1}. Relaţiile de verificare a tijei la solicitare compusă, statică, sunt:

a. tracţiune, la care tensiunea este:

$$\sigma_t = \frac{F}{A_{min}} = \frac{F}{\frac{\pi d_3^2}{4}} \le \sigma_{at}\,; \tag{6.34}$$

b. torsiune, cu tensiunea:

$$\tau_t = \frac{M_{t1}}{W_p} = \frac{F\frac{d_2}{2}\,tg(\alpha_2 + \rho')}{\frac{\pi d_3^2}{16}}\,; \tag{6.35}$$

Pentru calculul tensiuni echivalente se aplică o teoria efortului tangenţial maxim:

$$\sigma_e = \sqrt{\sigma_t^2 + 4\,\tau_t^2} \le \sigma_a = \frac{\sigma_c}{c} \tag{6.36}$$

Valori recomandate pentru coeficientului de siguranţă c:
c = 1,25…1,75 solicitări statice şi calcule făcute precis, c = 1,75…2,5 când d > 14 mm solicitări statice şi calcule făcute precis, c = 2,5…3,0,

când $d \leq 14$ mm pentru evitarea smulgerii şurubului la montaj, c = 2,5…4 pentru solicitări dinamice.

Pentru dimensionare se consideră din cazurile concrete studiate că:

$$\frac{\tau_t}{\sigma_t} \approx 0{,}355 \tag{6.37}$$

Şi atunci:

$$\sigma_e = \sqrt{\sigma_t^2 + 4\tau_t^2} = \sqrt{\sigma_t^2 + 4(0{,}355\sigma_t)^2} \approx 1{,}23\ \sigma_t = \gamma\,\sigma_t \tag{6.38}$$

expresie în care a intervenit factorul de sarcină γ.

Pentru a ţine seama de posibilitatea existenţei altor solicitări suplimentare ale şurubului (de încovoiere, de flambaj), se admite pentru filetul metric o valoare mărită a factorului de sarcină, şi anume $\gamma = 1{,}3$.

$$\sigma_e = \gamma\,\sigma_t = \frac{\gamma F}{\frac{\pi d_3^2}{4}} \leq \sigma_a = \frac{\sigma_c}{c} \tag{6.39}$$

Din această relaţie rezultă cea de dimensionare a şurubului:

$$d_3 \geq \sqrt{\frac{4 \cdot \gamma \cdot F}{\pi\,\sigma_a}} \tag{6.40}$$

Valoarea calculată d_3 se rotunjeşte la cea superioară din standard. *În cazul şuruburilor de miscare* pot să apară momente suplimentare de solicitare, cum este în cazul preselor - momentul de frecare dintre capul şurubului rotitor şi piesa presată. Dacă solicitările tijei sunt de compresiune, atunci se impune o verificare la flambaj, ca în exemplul prezentat în aplicaţii.

Solicitările filetului

Asamblările filetate sunt încărcate în mod normal cu o forţă axială. În această situaţie solicitările filetului sunt:

- de contact;
- de încovoiere;
- de forfecare.

Principala solicitare a filetului este cea de contact. Presiunea admisibilă de contact între spire are valori mult mai mici decât cele admise în mod normal între piesele fără mişcare relativă, pentru a evita uzarea prematură. În funcţie de destinaţia asamblării putem avea:

- în cazul asamblării de fixare dar cu tija şurubului prelucrată cu rol principal de poziţionare:

$$p_a \approx 0{,}8\ \sigma_c \tag{6.41}$$

- în cazul asamblării de fixare cu rol principal de strângere:

$$p_a \approx 0{,}2\ \sigma_c \tag{6.42}$$

- în cazul asamblării de mişcare

$$p_a \approx (7...13)\text{MPa} \tag{6.43}$$

Ipotezele de calcul general acceptate sunt:

- sarcina este repartizată uniform pe numărul z al spirelor în contact;
- sarcina este uniform repartizată în lungul unei spire;
- spira se consideră a fi o *placă plană* inelară încastrată în tija şurubului, sau în corpul piuliţei, fară a considera de înclinarea spirei cu unghiul α_2.

Suprafeţele şi secţiunile solicitate sunt prezentate în figura 6.17 pentru filetul triunghiular, luat ca exemplu.

Verificarea la strivire (presiune de contact) se face folosind relaţia:

$$p = \frac{\frac{F}{z}}{\frac{\pi}{4}(d^2 - D_1^2)} \le p_a \tag{6.44}$$

Verificarea la încovoiere se face calculând tensiunea de încovoiere după schema din figura 6.17:

$$\sigma_{î} = \frac{M_{î}}{W_z} = \frac{\frac{F}{z}\left(\frac{H}{2} + a\right)}{\frac{\pi d_3 \cdot h^2}{6}} \le \sigma_{aî}; \tag{6.45}$$

unde: $H = 0{,}541 \cdot p$, $a = 0{,}054 \cdot p$, $h = 0{,}85 \cdot p$.

Verificarea la forfecare se face calculând tensiunea de forfecare:

$$\tau_f = \frac{\frac{F}{z}}{\pi d_3 \cdot h} = \frac{F}{z \cdot \pi d_3 \cdot h} \le \tau_{aî}; \tag{6.46}$$

Determinarea înălţimii piuliţei

Notând cu z numărul de spire ale unei piulițe şi punând condiţia de egalitate a rezistenţei la tracțiunea tijei șurubului cu rezistenţa la strivire a flancurilor active ale spirelor, adică eliminând F, între relațiile (6.44) si (6.34) obţinem relaţia:

$$\frac{\pi d_3^{\,2}}{4}\cdot\sigma_{at}=\frac{\pi}{4}\left(d^2\text{-}D_1^2\right)z\cdot p_a=\pi d_2\cdot H\cdot z\cdot p_a \qquad (6.47)$$

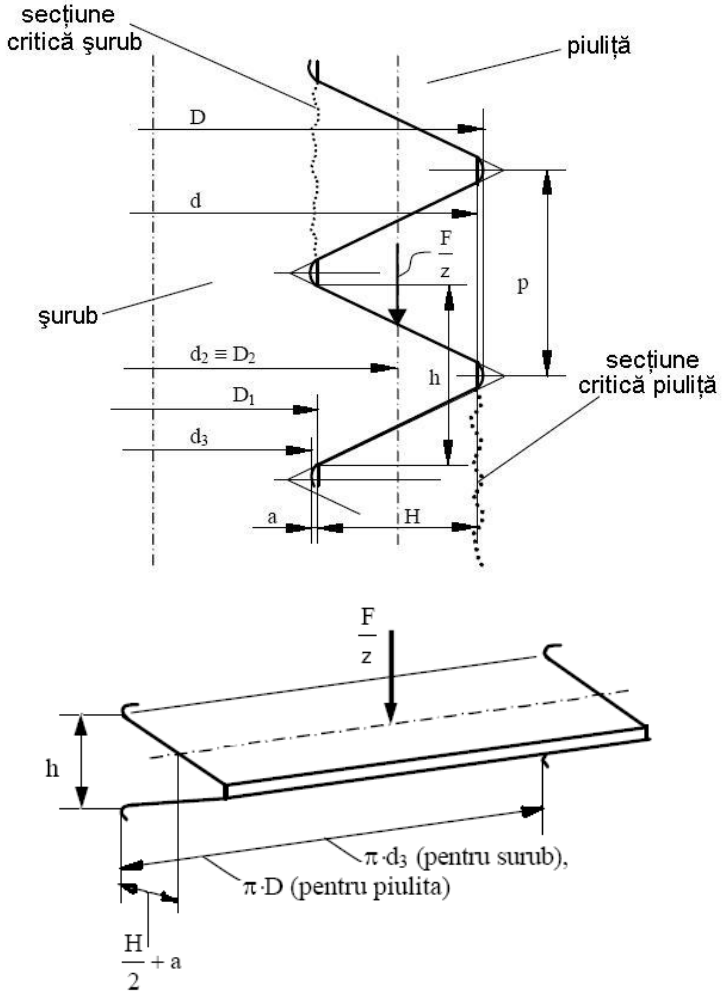


Figura 6.17

Pentru filetul metric D_1=0,8·d, d_2=0,9·d, H=0,54·p, pentru OL37 $\sigma_{at}=80[\mathrm{MPa}]$, $p_a=35[\mathrm{MPa}]$, înlocind în relaţia 6.47 obţinem:

m=0,75·d; (6.48)

Punând condiţia de egalitate a rezistenţei la tracţiunea tijei şurubului cu rezistenţa la încovoiere a spirelor, adică eliminând F, între relaţiile (6.45) şi (6.34) obţinem relaţia:

$$\frac{\pi d_3^{\,2}}{4}\cdot\sigma_{at}=\frac{\pi z d_3 h^2}{6\left(\frac{H}{2}+a\right)}\cdot\sigma_{aî}; \qquad (6.49)$$

Pentru filetul metric $d_3=0{,}8\cdot d$, $d_2=0{,}9\cdot d$, $H=0{,}54\cdot p$, pentru OL37 $\sigma_{at}=80[MPa]$, $p_a=35[MPa]$, înlocuind în relaţia 6.49 obţinem:

$$m=0{,}54\cdot d; \qquad (6.50)$$

Pentru piuliţele normale conform SRISO 724:1996 se adoptă:

$$m=0{,}8\cdot d; \qquad (6.51)$$

De aceea, pentru piuliţele normale standardizate nu se efectuează calcule de rezistenţă.

În calculele efectuate s-a considerat că forţa F este preluată uniform de toate spirele piuliţei. În realitate primele spire preiau cea mai mare parte a forţei. În figura 6.18a este ilustrată distribuţia forţei pentru o piuliţă cu 5 spite, respectiv cu 10 spire. Pentru îndepărtarea efectelor distribuţiei neuniforme sunt concepute diverse soluţii constructive pentru uniformizarea distribuţiei pe cele z spire ale piuliţei, ca cea prezentată în figura 6.18b[7, 9,10].

6.7. Asamblări cu şuruburi cu strângere iniţială

Asamblările filetate cu strângere iniţială se utilizează atunci când asupra acestora se acţionează în timpul funcţionării cu o forţă care tinde să desfacă cele două piese asamblate. Exemplul tipic este asamblarea cu flanşe dintre capacul şi corpul unui recipient în care se introduce un fluid sub presiune figura 6.19[1,7,8,9,10,13,26,28].

Cele i_s şuruburi sunt strânse iniţial cu o forţă axială de prestrângere F_0, care determină deformaţia de tracţiune a şurubului Δl_s şi deformaţia de compresiune a pieselor strânse Δl_p.

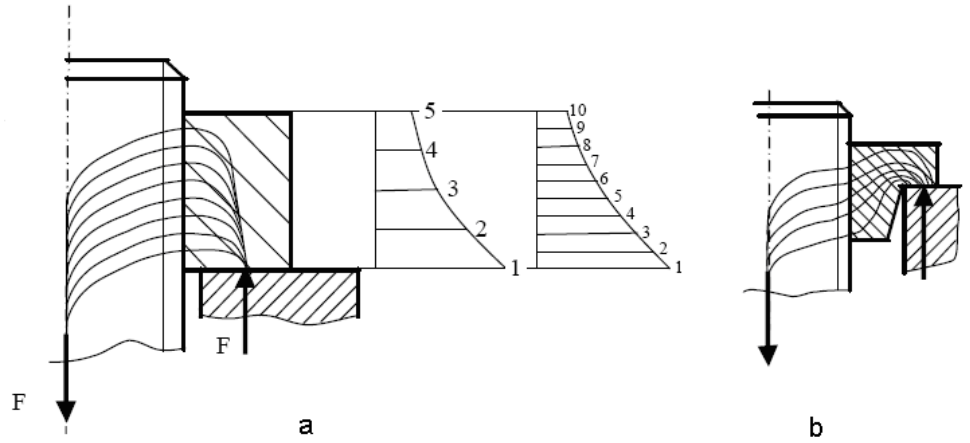


Figura 6.18

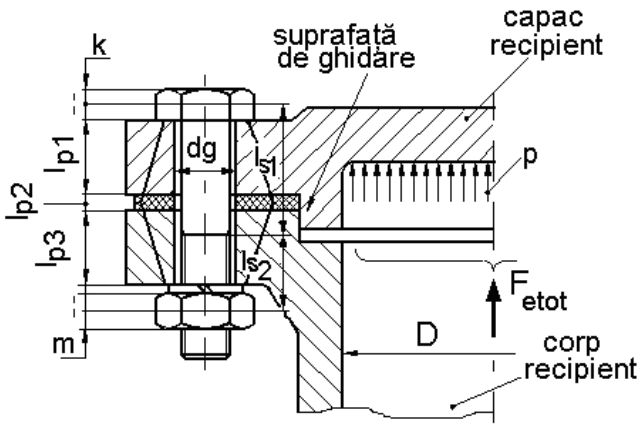


Figura 6.19

Fluidul sub presiune introdus în recipient determină forţa de exploatare:

$$F_{e\,tot} = \frac{\pi D^2 \cdot p}{4} \tag{6.52}$$

Care se distribuie pe cele i_s şuruburi:

$$F_e = F_{e\,tot} / i_s \tag{6.53}$$

Această forţă produce o deformaţie suplimentară la tracţiune $\Delta l'$ a şurubului şi o decomprimare a pieselor strânse cu aceeaşi valoare $\Delta l'$. În consecinţă, strângerea iniţială se modifică: şurubul devine mai întins,

iar piesele strânse se decomprimă. Acesta este motivul pentru care aceste asamblări filetate sunt denumite "cu prestrângere".

Aceste aspecte pot fi ilustrate în diagramele de caracteristici elastice ale acestor două elemente: şurubul şi piesele strânse. Se utilizează ipoteza că deformaţiile acestor elemente sunt numai elastice. În această ipoteză, diagramele caracteristicilor elastice sunt reprezentate în fig. 6.20 a. Dacă se consideră şi deformaţia suplimentară $\Delta l'$ pe aceste caracteristici, se stabilesc grafic noile forţe care acţionează în şurub pachetul de piese:

- F_t - forţa totală pe şurub;
- F_0' - forţa remanentă de strâgere a pachetului de piese.

Ţinând seama de observaţia că noile forţe se obţin pe caracteristicile elastice cu aceeaşi deformaţie $\Delta l'$, se poate face o reprezentare a celor două diagrame ca în figura 6.20 b, fără a considera un sens algebric pentru deformaţii. În noua diagramă se pot citi pe aceeaşi verticală forţa din şurub F_t şi respectiv din piesele strânse F_0', cu care rămân strânse piesele după aplicarea forţei de exploatare.

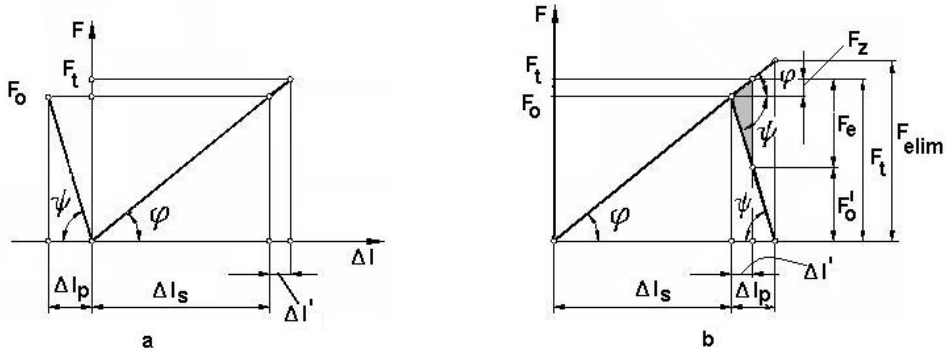


Figura 6.20

Folosind reprezentarea din figura 6.20 b, se deduc relaţiile următoare:

1. Din echilibrul forţelor axiale care acţionează în şurub după aplicarea forţei de exploatare F_e este dat de expresia:

$$F_t = F_e + F_0' \tag{6.54}$$

2. Se constată ca forţa remanentă de prestrângere a pieselor strânse F_0' se anulează când:

$$F_{t\,lim} = F_{e\,lim} \tag{6.55}$$

sau:

$$F_{t\ lim} = (\Delta l_s + \Delta l_p)\, tg\varphi = (\Delta l_s + \Delta l_p) c_s \qquad (6.56)$$

în care:

$$c_s = tg\varphi \qquad (6.57)$$

este rigiditatea şurubului.

3. Expresia forţei F_e este:

$$F_e = \Delta l'\, tg\varphi + \Delta l'\, tg\psi = \Delta l'(c_s + c_p) \qquad (6.58)$$

unde: $c_p = tg\psi$ şi se numeşte rigiditatea pachetului de piese.

Din relaţia 6.58 rezultă deformaţia suplimentară a şurubului sau pieselor strânse după aplicarea forţei de exploatare:

$$\Delta l' = \frac{F_e}{c_s + c_p} \qquad (6.59)$$

4. Forţa suplimentară care apare în şurub după aplicarea forţei de exploatare este:

$$F_z = \Delta l' \cdot tg\varphi = F_e \frac{c_s}{c_s + c_p} \qquad (6.60)$$

5. Forţa remanentă de prestrângere a pieselor are expresia:

$$F_0' = F_o - (F_e - F_z) = F_o - \left(F_e - F_e \frac{c_s}{c_s + c_p} \right) = F_o - F_e \frac{c_p}{c_s + c_p} \qquad (6.61)$$

Această forţă trebuie să fie suficient de mare, încât să asigure contactul permanent dintre piesele strânse, deci, menţinerea etanşeităţii dintre acestea la acţiunea sarcinilor variabile. Se constată că această forţă este mai mare atunci când piesele strânse sunt mai elastice în raport cu şurubul. Altfel spus, se impune prezenţa garniturii elastice pentru menţinerea prestrângerii.

Calculul rigidităţii şurubului şi pachetului de piese strânse

Se acceptă proporţionalitatea dintre forţe şi deformaţii, conform legii lui Hooke.

$$\Delta l_s = \sum_{i=1}^{n} \Delta l_{si} = \sum_{i=1}^{n} \frac{F_o\, l_{si}}{E_s\, A_{si}} = \frac{F_o}{E_s} \sum_{i=1}^{n} \frac{l_{si}}{A_{si}} \qquad (6.61)$$

în care: E_s este modulul de elasticitate longitudinală al şurubului; l_{si} – lungimea curentă a porţiunilor de şurub de diferite diametre; A_{si} – aria secţiunii de calcul curentă.

Observaţie:

Lungimile l_{s1} şi l_{s2}, figura 6.19, cuprind şi jumătate din înălţimea capului şurubului şi respectiv, a piuliţei, se ţine seama de participarea acestor porţiuni la transmiterea fluxului de forţe.

Arile secţiunilor pentru cazul din figura 6.19 vor fi:

$$A_{s1} = \frac{\pi d^2}{4} \; ; \qquad A_{s2} = \frac{\pi d_3^2}{4} \tag{6.62}$$

Din relaţia 6.61, se obţine rigiditatea şurubului:

$$c_s = \frac{F_o}{\Delta l_s} = \frac{E_s}{\sum_{i=1}^{n} \frac{l_{si}}{A_{si}}} \tag{6.63}$$

Pentru pachetul de piese strânse, determinarea rigidităţii se face utilizând de asemenea legea lui Hooke, astfel:

$$\Delta l_p = \sum_{i=1}^{m} \Delta l_{pi} = \sum_{i=1}^{m} \frac{F_o l_{pi}}{E_{pi} A_{pi}} \tag{6.64}$$

Se observă că în acest caz intervine problema precizării ariilor de secţiuni A_{pi}. Se admite ideea că fluxul de forţe se transmite în pachetul de piese printr-un volum de material tensionat dispus după două trunchiuri de con suprapuse pe baza mare la mijlocul înălţimii pachetului cu semiunghiul conului λ, figura 6.19. Acest semiunghi este recomandat de cercetări experimentale cu valori între 25°....45°. Se analizează, pentru început, piesa capac de grosime l_{p1}. Fie reprezentarea din figura 6.21. Pentru simplificarea calculelor, acest trunchi de con va fi înlocuit cu un cilindru echivalent, a cărui generatoare exterioară trece prin mijlocul generatoarei conului. Acest cilindru are diametrele d_g - al găurii – şi d_{p1}, calculat astfel:

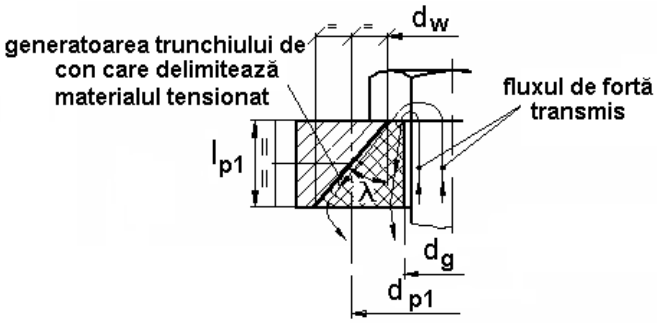


Figura 6.21

$$d_{p1} = d_w + 2\frac{l_{p1}}{2}\,tg\lambda = d_w + l_1\,tg\lambda \qquad (6.65)$$

Aria echivalentă pentru secţiunea piesei strânse de grosime l_{p1}:

$$A_{p1} = \frac{\pi}{4}(d_{p1}^2 - d_g^2) \qquad (6.66)$$

Se procedează în acelaşi mod şi pentru piesa-flanşă având lungimea l_{p3} obţinându-se:

$$d_{p3} = d_w + l_{p3}\,tg\lambda \qquad (6.67)$$

$$A_{p3} = \frac{\pi}{4}(d_{p3}^2 - d_g^2) \qquad (6.68)$$

Pentru garnitura de lungimea l_{p2} se consideră cilindrul echivalent cu diametrul exterior:

$$d_{p2} = d_w + 2(l_{p1} + \frac{l_{p2}}{2}\,tg\lambda) \qquad (6.69)$$

astfel că aria secţiunii este:

$$A_{p2} = \frac{\pi}{4}(d_{p2}^2 - d_g^2) \qquad (6.70)$$

Se poate scrie acum întreaga deformaţie a pieselor strânse utilizând relaţia 6.71, de unde se obţine rigiditatea căutată:

$$\frac{F_o}{\Delta l_p} = c_p = \frac{1}{\sum_i \frac{l_{pi}}{E_{pi}A_{pi}}} \qquad (6.71)$$

Metodologia de calcul a asamblărilor cu strângere iniţială

Etapele de lucru:

1) Se alege numărul de şuruburi, i_s.

2) Se calculează forţa de exploatare pentru un şurub:

$$F_e = \frac{F_{e\ tot}}{i_s} \qquad (6.72)$$

3) Se apreciază forţa remanentă de prestrângere:

- dacă solicitările sunt statice, această forţă poate fi mai redusă:

$$F_0' = (0{,}25...0{,}5)\,F_e \qquad (6.73)$$

- dacă solicitările sunt dinamice, forţa remanentă de prestrângere trebuie să fie mai mare:

$$F_0' = (0{,}5...0{,}8)\,F_e \qquad (6.74)$$

4) Forţa totală din şurub după aplicarea forţei de exploatare este:

$$F_t = F_e + F_0' \tag{6.75}$$

5) Se face dimensionarea şurubului în situaţia de exploatare, folosind expresia:

$$\sigma_t = \frac{F_t}{\frac{\pi d_3^2}{4}} \le \sigma_a = \frac{\sigma_c}{c} \tag{6.76}$$

unde: $c = 1,5....2,5$

Rezultă diametrul interior al filetului:

$$d_3 \ge \sqrt{\frac{4 F_t}{\pi \sigma_a}} \tag{6.77}$$

Se alege filetul cu $d_3 \ge d_3$ calculat.

6) Se desenează schiţa asamblării.

7) Se calculează rigidităţile c_s şi c_p ale celor două componente: şurubul şi pachetul de piese strânse.

8) Se face verificarea la solicitări compuse la montaj, dar numai la asamblările supuse la solicitări statice. Pentru aceasta, se calculează mai întâi forţa de prestrângere:

$$F_o = F_t - F_z = F_t - F_e \frac{c_s}{c_s + c_p} \ . \tag{6.78}$$

Se calculează tensiunile de tracţiune σ_t, de torsiune τ_t şi, în final, cea echivalentă σ_e şi se compară cu tensiunea echivalentă.

9) Se face verificarea la solicitărilor variabile în porţiunea filetată şi în porţiunea nefiletată. Dacă se utilizează metoda Soderberg, se calculează coeficientul de siguranţă pentru variaţia tensiunii normale:

$$c_\sigma = \frac{1}{\frac{\beta_{k\sigma}}{\varepsilon_\gamma}\frac{\sigma_v}{\sigma_{-1}} + \frac{\sigma_m}{\sigma_c}} \ge c_a = 1,5...2,5 \tag{6.79}$$

Se poate accepta cazul variaţiei periodice a acestei tensiuni. Forma de variaţie a tensiunii rezultă din cea de variaţie a forţei, când forţa de exploatare ia valori de la 0 şi valoarea sa maximă F_e, figura 6.22.

În acest caz forţa medie şi respectiv, amplitudinea forţei sunt date de relaţiile:

$$F_m = \frac{F_o + F_t}{2} \tag{6.80}$$

$$F_v = \frac{F_t - F_0}{2} \tag{6.81}$$

iar tensiunile vor fi:

$$\sigma_m = \frac{F_m}{A_{min}}; \ \sigma_v = \frac{F_v}{A_{min}}; \tag{6.82}$$

unde: A_{min} - secţiunea minimă a şurubului este:

- pentru porţiunea filetată:

$$A_{min} = \frac{\pi \ d_3^2}{4}; \tag{6.83}$$

- pentru porţiunea nefiletată:

$$A_{min} = \frac{\pi \ d^2}{4}; \tag{6.84}$$

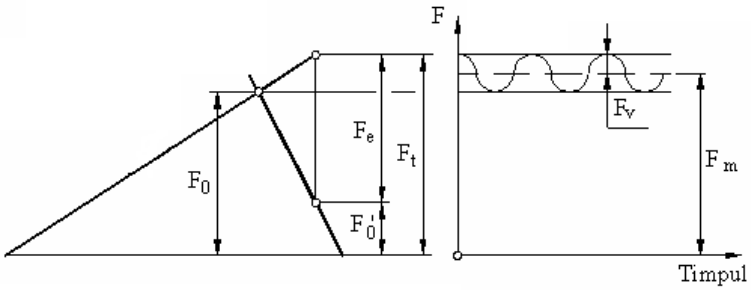


Figura 6.22

Factorii specifici care intervin, factorul concentratorului de tensiuni $\beta_{k\sigma}$, factorul de similitudine/dimensional ε şi factorul de stare/calitate a suprafeţei γ, sunt aleşi din literatura de specialitate pentru filet.

6.8. Calculul asamblărilor cu şuruburi solicitate la forţe transversale

6.8.1. Asamblări cu şuruburi montate cu joc

În cazul asamblării din figura 6.23, şurubul, piuliţa şi elementul de asigurare sunt standardizate. Asamblarea prezintă avantajul costului redus şi al facilităţii montării şi demontării. Prin strângerea piuliţei se realizează în asamblare forţa F care duce la întinderea tijei şurubului şi la comprimarea flanşelor. Condiţia de exploatare este aceea că piesele

strânse nu trebuie să se deplaseze sub efectul încărcării transversale T, adică:

$$F \cdot \mu \geq T \qquad (6.83)$$

Se impune un coeficient de siguranță la alunecarea dintre table, ß = 1,3 ... 1,5 - pentru solicitari statice şi ß = 1,8 ... 2 - pentru solicitări dinamice şi atunci:

$$T \cdot \beta = F \cdot \mu \qquad (6.84)$$

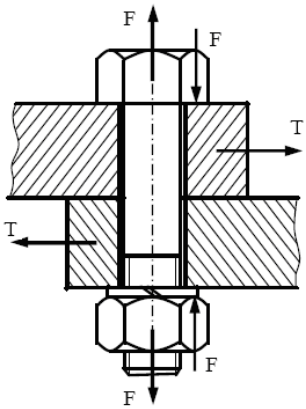


Figura 6.23

Cu valoarea Fs astfel obținută, se poate dimensiona diametrul tijei șurubului întindere cu relaţia 6.40.

6.8.2 Asamblări cu șuruburi montate fără joc (păsuite)

În acest caz, şuruburile nu sunt standardizate, sunt realizate în funcţie de dimensiunile cerute de calculul specific. Costul şuruburilor respective este mai ridicat decât în cazul variantei de montaj cu joc prezentată anterior, volumului mare de manoperă. De asemenea, găurile din piesele strânse trebuie să fie alezate, ceea ce implică un cost ridicat al prelucrării. La această variantă, nu este necesar ca strângerea să fie controlată şi nu există nici incertitudini privind modelul de calcul.

Şuruburile sunt montate cu o uşoară strângere în găurile alezate simultan în ambele piese, rezultă că tija şurubului este solicitată la forfecare, iar în zonele de contact cu piesele strânse apare tensiunea de strivire, figura 6.24.

Se face calculul de verificare la forfecare :

$$\tau_f = \frac{4T}{\pi d} \leq \tau_{af} \qquad (6.85)$$

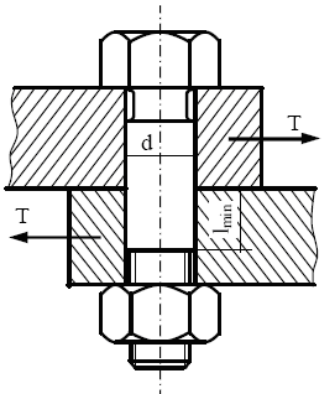


Figura 6.24

Verificarea la strivire, în ipoteza că tensiunea de contact este distribuită uniform pe suprafața laterală a semicilindrului, se face pentru tronsonul cel mai scurt din zona de asamblare, astfel:

$$\sigma_s = \frac{T}{l_{min} d} \leq \sigma_{as} \tag{6.86}$$

Pentru dimensionarea asamblării, se pornește de la solicitarea de strivire, urmând, apoi, verificarea la forfecare.

6.9. Calculul asamblărilor cu șuruburi solicitate la încovoiere

Solicitarea de încovoiere se poate produce datorită lipsei de paralelism ale suprafetelor pieselor strânse, figura 6.25. Încovoierea este, periculoasă, pentru că tija surubului are concentratori de tensiune importanţi. Această abatere de formă poate conduce uşor la ruperea şurubului, [7, 9].

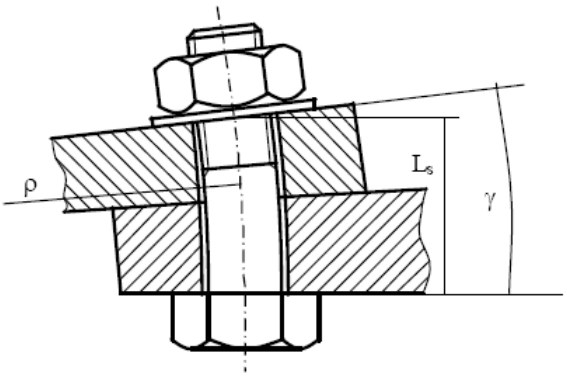


Figura 6.25

Calculul tijei șurubului:

$$\rho = \frac{L_s}{\gamma}; \quad M_{\hat{i}} = \frac{E \cdot I}{\rho} = W \cdot \sigma_{\hat{i}}; \Rightarrow \sigma_{\hat{i}} = \frac{\gamma \cdot E \cdot d_1}{2 \cdot L_s}; \qquad (6.87)$$

Exemplu de calcul pentru o abatere unghiulara de 1º:

$\gamma = \frac{1}{180}$ rad; E = 2,1·10^5 MPa; d_1 = 10 mm; Ls = 50 mm ⇒ σi =367 Mpa.

Rezultatul la care s-a ajuns este edificator pentru a impune condiții severe de execuție și de montaj pentru piesele strânse.

6.10. Calculul asamblărilor cu șuruburi solicitate solicitate prin şoc

O asemenea solicitare apare, de exemplu, la şuruburile care realizează asamblarea capetelor de bielă ale motoarelor cu ardere internă. În figura 6.26, este prezentată diagrama efort unitar– deformaţie relativă, liniară pe prima parte, reflectând legea lui Hooke. Aria de sub curba (σ - ε) reprezintă energia cumulată prin şoc pe unitatea de volum (Ws / V), în domeniul elastic de solicitare[1,7,28].

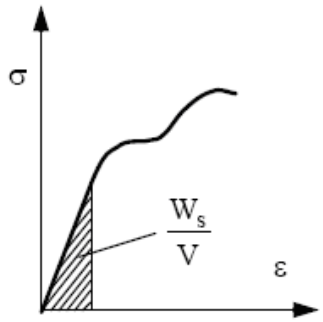


Figura 6.26

$$\frac{W_s}{V} = \frac{1}{2} \cdot \sigma \cdot \varepsilon; \quad \varepsilon = \frac{\sigma}{E}; \quad \frac{W_s}{V} = \frac{1}{2} \cdot \frac{\sigma^2}{E} \Rightarrow \sigma = \sqrt{\frac{2 \cdot W_s \cdot E}{V}}; \qquad (6.88)$$

unde σ reprezintă solicitarea de tracțiune în tija șurubului, iar V = ls·As este volumul tijei acestuia. Cu cât ls este mai mare, cu atât scade σ. Deci, şuruburile elastice rezistă la şoc.

6.11. Aplicaţii

1. Cricul din figura 6.23, reprezentat în poziţie maximă de ridicare, trebuie să preia o sarcină maximă de 50000 N. Coeficientul de frecare dintre cupă şi capul şurubului, precum şi din cupla elicoidală este $\mu = \mu_1 = 0{,}1$. Se cere: să se verifice la flambaj – şurubul cricului:

- să se verifice presiunea de contact dintre spirele şurubului şi piuliţei; să se determine randamentul şurubului şi să se verifice condiţia de auto-frînare; să se determine forţa necesară, care trebuie aplicată la braţul de acţionare ştiind că pentru filetul Tr 55x9, d_1 = 45 mm, d_2 = 50,5 mm şi p = 9 mm,[6].

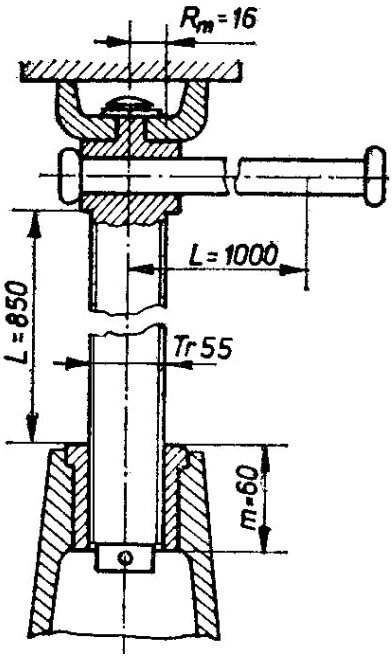


Figura 6.23

Rezolvare :

Pentru cazul cricului din figură, bara încastrată la un capăt şi liberă la celălalt, lungimea de flambaj $l_f = 2l = 2 \cdot 850 = 1700$ mm.
Coeficientul de zvelteţe se determină cu relaţia :

$$\lambda = \frac{l_f}{i} = \frac{1700}{11{,}25} = 151{,}11 \qquad (6.85)$$

$$i = \sqrt{\frac{I}{A_s}} = \sqrt{\frac{\pi d_1^4}{64}\frac{4}{\pi d_1^2}} = \sqrt{\frac{d_1^2}{16}} = \sqrt{\frac{45^2}{16}} = 11{,}25 \text{ mm.} \qquad (6.86)$$

unde:

Pentru OL 50 : $\lambda_0 = 89$, deci $\lambda > \lambda_0$ se aplică relaţia lui Euler pentru calculul forţei critice de flambaj, iar coeficientul de siguranţă c_f va fi:

$$c_f = \frac{\pi^2 EI}{Fl_f^2} = \frac{3{,}14^2 \cdot 2{,}1 \cdot 10^5 \cdot 20{,}13 \cdot 10^4}{50000 \cdot 1700^2} = 2{,}88 \qquad (6.87)$$

coeficientul se încadrează în limitele recomandate $c_{fa} = 2.. .4$.

Numărul de spire: (din înălţimea piuliţei scădem valoarea teşiturilor 4mm)

$$z = \frac{m}{p} = \frac{60-4}{9} = 6 \text{ spire,} \qquad (6.88)$$

iar presiunea de contact

$$p^* = \frac{4F}{\pi\left(d^2 - d_1^2\right)z} = \frac{4 \cdot 50000}{3{,}14\left(55^2 - 45^2\right)6} = 10{,}61 \text{ N/mm}^2, \qquad (6.89)$$

$p^*_a = 7.....13$ N/mm^2, pentru contactul oţel pe bronz, putem considera că se încadrează în limitele admisibile.

Randamentul transmisiei cu şurub

$$\eta = \frac{tg\alpha_2}{tg(\alpha_2 + \rho')} = \frac{0{,}05675}{0{,}156} = 0{,}36 \qquad (6.90)$$

unde : $\alpha_2 = 3°15'$, $\mu' = 0{,}1035$ şi $\rho' = 5°55'$, calculate folosind relaţiile:

$$tg\ \alpha_2 = \frac{p}{\pi\ d_2} = \frac{9}{3{,}14 \cdot 50{,}5} = 0{,}05675; \qquad (6.91)$$

$$\mu' = \frac{\mu}{\cos(\beta/2)} = tg\ \rho'\ ;\ \beta = 30^o \text{, pentru filetul trapezoidal,}$$

Prin urmare se verifică şi condiţia de autofrânare:

$\alpha_2 = 3°15' < \rho' = 5°55'$.

Se determină momentul care trebuie învins (momentul de frecare din filet la care se adună momentul de frecare dintre şurub şi cupă:

$$M_{tot} = F\left[\frac{d_2}{2}tg(\alpha_2 + \rho') + \mu_1 R_M\right] = 5 \cdot 10^4\left[\frac{50{,}5}{2} \cdot 0{,}161 + 0{,}1 \cdot 16\right] = 283262{,}5 \text{ Nmm;}$$

rezultând forţa cu care trebuie să se acţioneze cricul

$$Q = \frac{M_{tot}}{L} = \frac{283262{,}5}{1000} = 283{,}26 \text{ N.} \qquad (6.92)$$

2. Să se determine forţa maximă care poate fi preluată de şurubul principal al unui cric. Şurubul are dimensiunea Tr 40x6, fiind executat dintr-un material din grupa 5.6, piuliţa este din bronz şi are 10 spire, diametrul mediu de frecare dintre şurub şi cupă D_m=32 mm, d_1= 33 mm, d_2= 37 mm, p=6mm, coefivientul de siguranţă c=2,[6].

Rezolvare :

Efortul unitar echivalent se calculează conform teoriei efortului unitar tangenţial maxim: $\sigma_{ech} = \sqrt{\sigma^2 + 4 \cdot \tau^2}$, după înlocuiri se obţine:

$$\sigma_{ech} = \sqrt{\left(\frac{4F}{\pi d_1^2}\right)^2 + 4\left[\frac{F\left[\frac{d_2}{2}\,tg(\alpha_2 + \rho') + \mu_1 \frac{D_m}{2}\right]}{0{,}2 d_1^3}\right]^2} \le \sigma_{ac}, \qquad (6.93)$$

sau :

$$F = \frac{\sigma_{ac}}{\sqrt{\left(\frac{4}{\pi d_1^2}\right)^2 + 4\left[\frac{d_2 tg(\alpha_2 + \rho') + \mu_1 D_m}{0{,}4 d_1^3}\right]^2}}. \qquad (6.94)$$

Din caracteristicile grupei de material folosit obţinem:

$\sigma_{ac} = \sigma_c/c$= 300/2=150N/mm^2; μ = 0,1(pentru cuplul oţel/bronz);

Se obţine: $tg\,\alpha_2 = \frac{p}{\pi d_2}$=0,0516 şi α_2 = 2°55', iar $tg(\alpha_2 + \rho')$=0,1494; diametrul mediu al suprafeţei de contact dintre cupă şi capul şurubului D_m = 32 mm; μ_1 = 0,11 pentru cuplul oţel/oţel.

Rezultă:

$$F = \frac{150}{\sqrt{1{,}366 \cdot 10^{-6} + 1{,}56 \cdot 10^{6}}} = 87481{,}77 \text{ N}.$$

De asemenea, din condiţia de rezistenţă la contact dintre şurub şi piuliţă:

$$F = \frac{\pi}{4} z\left(d^2 - d_1^2\right) p_a^* = \frac{3{,}14}{4} \cdot 10 \cdot \left(40^2 - 33^2\right) 10 = 40113{,}5 \text{ N}, \qquad (6.95)$$

Presiunea admisibilă la contact p_a^* = 10 N/mm^2.

Se consideră ca admisibilă valoarea cea mai mică.

Cap. 7

ASAMBLĂRI ARBORE BUTUC

7.1. Definire şi clasificare

Asamblările de tip arbore - butuc sunt asamblări demontabile având rolul de a transmite mişcarea de rotaţie şi momentul de torsiune de la arbore la butuc sau invers şi de a permite sau nu deplasarea axială a butucului [1,7,8,9,10,13,26,28].

Clasificarea asamblărilor de tip arbore butuc
Se poate face după relaţia arbore butuc:

I. Asamblări fără strângere între arbore şi butuc:
- cu ştifturi cilindrice transversale;
- cu bolţuri;
- cu pene paralele;
- cu pene disc;
- cu pene cilindrice;
- cu caneluri;
- cu arbori profilaţi poligonali;
- cu inele elastice.

II. Asamblări prin strângere între arbore şi butuc cu elemente auxiliare:
- cu pene longitudinale cu strângere;
- cu pene transversale cu strângere
- conice
- cu inele tronconice
- cu brăţară

- cu strângere elastica prin inele sau bucse ondulate;

III. Asamblări prin strângere elastică proprie între arbore şi butuc:
- prin presare la rece;
- prin presare la cald;

7.2. Asamblări cu ştifturi şi bolțuri

Ştifturile şi bolţurile sunt piese cilindrice sau tronconice cu conicitate mică care au rolul de a poziţiona şi de a solidariza arborele de butucul unei roţi, în vederea transmiterii momentului de torsiune. Bolţurile sunt, de fapt, ştifturi dimensiuni mai mari.

Materialele din care sunt realizate ştifturile şi bolţurile sunt, de obicei: OL50, OL60, OLC35, OLC45.

Aceste organe de maşini sunt simple şi uşor de realizat tehnologic, permit montări repetate şi asigură centrarea şi poziţionarea butucului pe arbore.

De regulă, ştifturile sunt obținute prin tragere la rece sau prin matriţare şi când este cazul, sunt rectificate, iar găurile în care intră sunt alezate.

7.2.1 Asamblarea cu ştift transversal

Asamblarea este utilizată pentru cazul în care turaţia arborelui este redusă, pentru că la turaţii mari o uşoară excentricitate a ştiftului ar putea conduce la forţe centrifuge importante.

Ajustajele ansamblului pot fi:

a) ştift-arbore: ajustaj intermediar sau cu strângere;
ştift-butuc: ajustaj cu strângere.

b) ştift-arbore: ajustaj intermediar sau cu strângere;
ştift-butuc: ajustaj cu joc.

Prima variantă este varianta preferabilă, ca model de calcul, pentru o mai mare siguranță. Calculul pentru cazul se face aproximând distribuția trapezoidală de tensiuni cu una medie, σ_{s2m}, figura 7.1[1,8].

Ştiftul, arborele şi butucul sunt solicitate la strivire, iar tija ştiftului şi la forfecare.

$$\frac{1}{2}\cdot\sigma_{s1max}\cdot\frac{d}{2}\cdot d_s\cdot\frac{2}{3}\cdot d = M_{tc} \Rightarrow \sigma_{s1max} \le \sigma_{sa}(\text{ştift}-\text{arbore}) \qquad (7.1)$$

$$\sigma_{s2m}\cdot\frac{D-d}{2}\cdot d_s\cdot\frac{D+d}{2} = M_{tc} \Rightarrow \sigma_{s2m} \le \sigma_{sa}(\text{ştift}-\text{butuc}) \qquad (7.2)$$

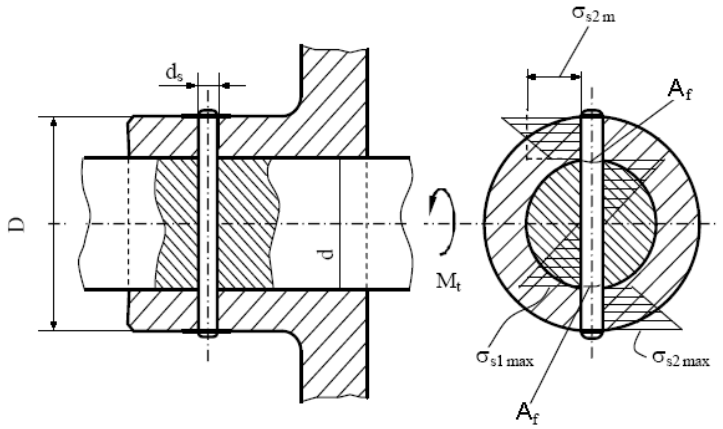


Figura 7.1

$$\tau_f \cdot \frac{\pi}{4} \cdot d_s^2 \cdot d = M_{tc} \Rightarrow \tau_f \le \tau_{af}\,(\textit{ştift}) \qquad (7.3)$$

Relaţiile se pot folosi pentru verificare sau pentru dimensionare.

Recomandări constructive:

$$\frac{d_s}{d} = 0{,}2...0{,}3;\ \frac{D}{d} = 2;\ (\text{oţel/oţel});\ \frac{D}{d} = 2{,}5;\ (\text{fontă/oţel})$$

7.2.2 Asamblarea cu bolţ de articulaţie

Bolţul se va monta în furca cu joc şi fără joc în tirant, sau invers. Între furcă şi tirant există joc lateral ceea ce face ca tirantul să se poată roti în jurul axei bolţului, obţinându-se astfel articulaţia dintre furcă şi tirant. În aceste condiţii bolţul este supus la solicitările de strivire şi încovoiere.

Pe baza schemei din figura 7.3 se pot calcula tensiunile de strivire şi de încovoiere [7,8,10].

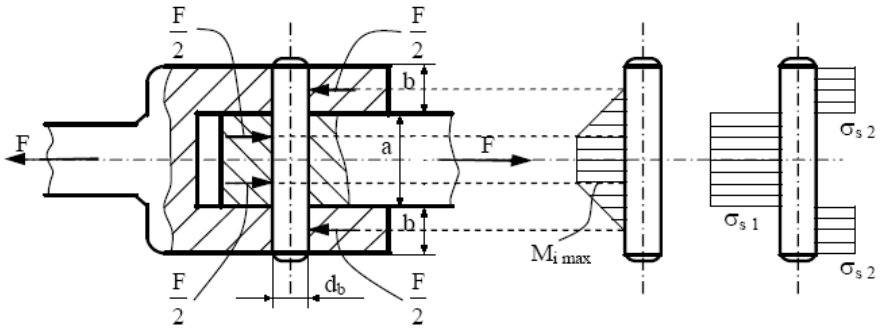


Figura 7.3

Strivirea dintre bolţ şi furcă:

$$2 \cdot \sigma_{s2} \cdot d \cdot b = F \Rightarrow \sigma_{s2} \leq \sigma_{s2a\,min} \tag{7.4}$$

Strivirea dintre bolţ şi tirant:

$$\sigma_{s1} \cdot d \cdot a = F \Rightarrow \sigma_{s1} \leq \sigma_{s1a\,min} \tag{7.5}$$

Încovoierea bolţului:

$$\frac{F}{2} \cdot \left(\frac{a}{4} + \frac{b}{2} \right) = M_{i\,max} \Rightarrow \sigma_i = \frac{M_{i\,max}}{\frac{\pi \cdot d_b^3}{32}} \leq \sigma_{ai} \tag{7.6}$$

Tensiunea de strivire admisibilă s_{s1amin}, respectiv s_{s2amin} este cea mai mică valoare dintre cele corespunzătoare materialului bolţului, respectiv al piesei conjugate.

7.3 Asamblarea cu pană paralelă

Asamblarea cu pană paralelă este una dintre cele mai cunoscute modalităţi de transmitere a momentului de torsiune. Sunt două tipuri de asamblări, figura 7.4:

- Fixe - care nu permit deplasarea axială a butucului la care pana paralelă se montează cu strângere laterală în canalul practicat prin frezare în arbore şi cu joc lateral în canalul butucului, în vederea montării şi demontării uşoare;
- Mobile - la care butucul se poate deplasa axial, iar penele sunt fixate de arbore cu şuruburi;

Dimensiunile penelor paralele sunt date în STAS 1004-81, un extras din acest standard este dat în tabelul 7.1, penele cu capete rotunjite prevăzute cu găuri pentru prinderea cu şuruburi pe arbore sunt standardizate în STAS 1006-90[9,10].

Canalul de pană din arbore este un puternic concentrator de tensiuni.

Formele constructive uzuale (pană cu capete rotunjite, respectiv cu capete drepte) sunt prezentate în figura 7.5.

Canalul de pană pentru penele cu capete rotunjite se execută cu freze deget, iar pentru cele cu capete drepte cu freză disc.

Penele sunt elemente puternic solicitate şi trebuiesc executate din oţeluri rezistente. Se obişnuieşte folosirea oţelurilor de construcţie, care asigură o rezistenţă σ_r =600-700MPa. Penele se execută din oţel laminat

sau tras la rece, prin frezare şi mortezare. Penele de dimensiuni mari se execută din semifabricate forjate. Pentru a uşura montajul toate muchiile penelor sunt teşite.

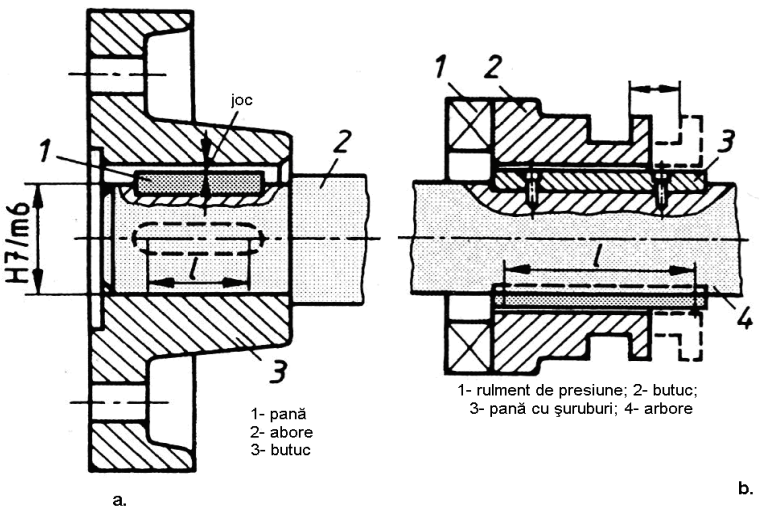


Figura 7.4

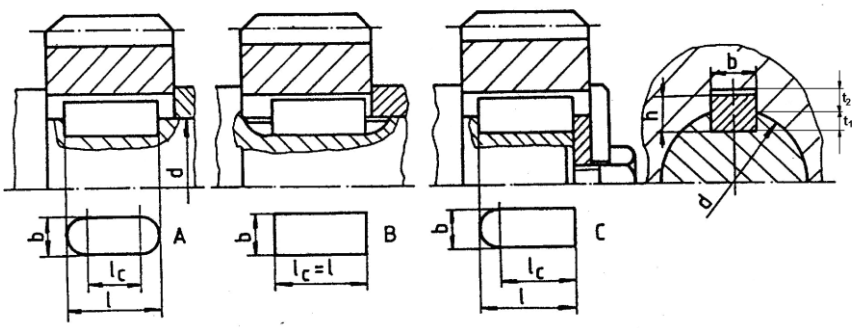


Figura 7.5

Sarcina exterioară se transmite de la arbore la pană şi în continuare la butuc prin contact pe feţele laterale ale penei. Ca urmare, solicitarea principală a asamblării este cea de strivire pe suprafeţele de contact, o altă solicitare, mai puţin importantă, fiind cea de forfecare a penei. Schema de calcul a asamblării prin pană paralelă este prezentată în figura 7.6.

Calculul se efectuează în următoarele ipoteze:

- presiunea pe feţele laterale, active, ale penei este uniform distribuită;
- pana este montată jumătate în arbore şi jumătate în butuc;
- braţul rezultantei F care acţionează pe fiecare din feţele active ale penei este egal cu *d*/2.

Verificarea la strivire a asamblării se efectuează cu relaţia:

$$\sigma_s = \frac{F}{A} = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{\frac{h}{2}l_c} = \frac{4M_t}{dhl_c} \le \sigma_{as} \tag{7.7}$$

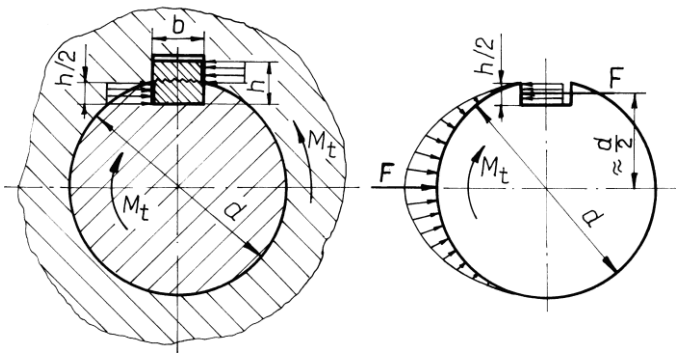


Figura 7.6

de unde rezultă lungimea de calcul necesară a penei:

$$l_c = \frac{4M_t}{dh\,\sigma_{as}} \tag{7.8}$$

Verificarea la forfecare a penei se efectuează cu relaţia:

$$\tau_f = \frac{F}{A} = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{bl_c} \le \tau_{af} \tag{7.9}$$

În relaţiile de mai sus s-au notat cu: M_t – momentul de torsiune transmis de asamblare; d – diametrul arborelui, b – lăţimea penei, h – înălţimea penei, l_c – lungimea de calcul a penei, σ_{as} – rezistenţa admisibilă la strivire a materialului mai slab (de regulă materialul penei, pentru ca să se evite deteriorarea arborelui sau butucului), τ_{af} – rezistenţa admisibilă la forfecare a materialului penei.

În cazul asamblărilor fixe, rezistenţa admisibilă la strivire recomandată este:

- σ_{as} = 100…120 MPa, pentru sarcină constantă, fără şocuri; σ_{as} = 65…100 MPa, pentru sarcini pulsatorii; σ_{as} = 35…50 MPa, pentru

sarcini alternante, cu şocuri. Se lucrează cu rezistenţe admisibile micşorate atunci când, datorită sarcinii variabile, există tendinţa ieşirii penei din locaş.

În cazul asamblărilor mobile, în locul tensiunii de strivire σ_s se calculează presiunea p care trebuie limitată la o presiune admisibilă p_a, pentru a se evita expulsarea lubrifiantului dintre suprafeţele în mişcare relativă. Se recomandă valori p_a = 10…30 MPa.

Pentru verificarea la forfecare se recomandă rezistenţe admisibile la forfecare τ_{af} = 100 MPa. Deoarece dimensiunile secţiunii transversale ale penei (b şi h) sunt standardizate astfel încât solicitarea de strivire să fie solicitarea principală, verificarea de forfecare nu este necesară.

7.4. Asamblarea cu pană disc

Penele disc au forma mărginită de trei feţe plane, două câte două perpendiculare între ele, închise de o suprafaţă cilindrică (segment de disc). Pana se montează în arbore cu faţa cilindrică într-un canal frezat, orientat axial. Faţa opusă celei cilindrice se montează cu joc în canalul practicat în butuc figura 7.7. Penele disc se folosesc pentru transmiterea momentelor de torsiune relativ mici, atunci când sunt posibile şi uşoare oscilaţii faţă de poziţia nominală. În tabelul 7.2 este dat un extras din STAS 1012-77 „Pene disc. Pene şi canale pentru pene. Dimensiuni"[7,8].

Verificarea la strivire a asamblării se efectuează cu relaţia:

$$\sigma_s = \frac{F}{A} = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{D \cdot c} = \frac{4M_t}{dhl_c} \le \sigma_{as} \quad \text{unde } c = h - t_1 ; \tag{7.10}$$

Verificarea la forfecare a penei se efectuează cu relaţia:

$$\tau_f = \frac{F}{A} = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{b \cdot D} \le \tau_{af} \tag{7.11}$$

În relaţiile de mai sus s-au notat cu: M_t – momentul de torsiune transmis de asamblare; d – diametrul arborelui, b – lăţimea penei, h – înălţimea penei, σ_{as} – rezistenţa admisibilă la strivire a materialului mai slab (de regulă materialul penei, pentru ca să se evite deteriorarea

Tabelul 7.1[8]

d		Pană								Canal								
		b		*h*		*l*		*c* sau r_1		*b*(în arbore şi butuc-ajustaj liber)			t_1 (în arbore)		t_2 (în arbore)		*r*	
Peste	Până la	Nominal	Abateri limită h9	Nominal	Abateri limită	De la	Până la	Max.	Min.	Nominal	Abateri H9 în arbore	Abateri D10 în butuc	Nominal	Abateri limită	Nominal	Abateri limită	Max.	Min.
6	8	2	0 -0,025	2	0 -0.09	6	20	0.25	0.16	2	+0.025 0	+0.060 +0.020	1.2	+0.10	1.0	+0.1	0.16	0.08
8	10	3		3		6	36			3			1.8		1.4			
10	12	4	0 -0.0305	4	0 -0.0305	8	45			4	+0.030 0	+0.078 +0.030	2.5		1.8			
						10	56	0.40	0.25	5			3.0		2.3		0.25	0.16
12	17	5		5						6			3.5		2.8			
						14	70			8	+0.036 0	+0.098 +0.040	4.0	+0.20	3.3	+0.2		
17	22	6		6														
22	30	8	0 -0.036	7	0 -0.090	18	90						5.0		3.3		0.40	0.25
30	35	10		8		22	110	0.60	0.40	10					3.3			
35	44	12	0 -0.043	8		28	140			12	+0.043 0	+0.120 +0.050	5.0		3.8			
44	50	14		9		36	160			14			5.5		4.3			
50	58	16		10		45	180			16			6.0		4.4			
58	65	18		11	0 -0.110	50	200			18			7.0		4.9		0.60	0.40
65	75	20	0 -0.052	12		56	220	0.80	060	20	+0.052 0	+0.149 +0.065	7.5		5. 4			
75	85	22		14		63	250			22			9.0					

arborelui sau butucului), τ_{af} – rezistenţa admisibilă la forfecare a materialului penei.

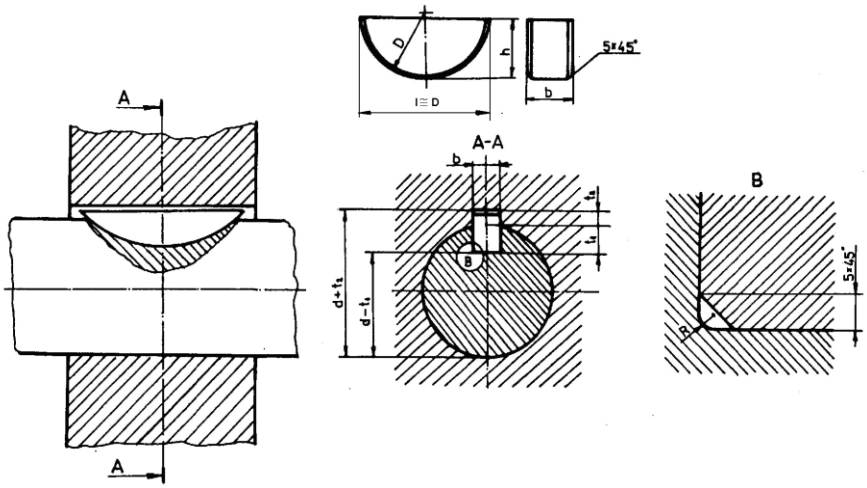


Figura 7.7

7.5 Asamblarea cu pene cilindrice

Tensiunea de strivire dintre pana cilindrică şi piesele conjugate este considerată ca cea reprezentată în figura 7.8b, dar pentru uşurinţa calculului se admite că distribuţia tensiunii de strivire este cea prezentată în figura 7.8a.

Verificarea la strivire a asamblării se efectuează cu relaţia:

$$\sigma_s \cdot \frac{d_s}{2} \cdot l \cdot \frac{d}{2} = M_{tc} \Rightarrow \sigma_s \le \sigma_{sa} \tag{7.12}$$

Verificarea la forfecare a penei se efectuează cu relaţia:

$$\tau_f \cdot d_s \cdot l \cdot \frac{d}{2} = M_{tc} \Rightarrow \tau_f \le \tau_{af} \tag{7.13}$$

Recomandări constructive: $\frac{d_s}{d} = 0{,}13...0{,}16$;

Tabelul 7.2 [8]

d		Pană								Canal								
		b		*h*		*D*		*c* sau *r*		*b*(în arbore şi butuc-ajustaj liber)			*t2* (în arbore)		t_2 (în butuc)		*r*	
Peste	**Până la**	**Nominal**	**Abateri limită h9**	**Nominal**	**Abateri limită**	**Nominal**	**Abateri h11**	**Max.**	**Min.**	**Nominal**	**Abateri N9**	**Butuc Js9**	**Nominal**	**Abateri limită**	**Nominal**	**Abateri limită**	**Max.**	**Min.**
4	5	1.5	0-0.025	2.6	0 -0.060	7	0 -0.15	0.25	0.16	1.5	-0.004 -0.029	+0.012 -0.012	2.0	+0.10	0.8	+0.1	0.16	0.08
5	6	2.0		2.6		7				2.0			1.8		1.0			
6	7	2.0		3.7	0 -0.075	10				2.0			2.9		1.0			
7	8	2.5		3.7		10				2.5			2.7		1.2			
8	10	3.0		5.0		13	0 -0.18			3.0			3.8	+0.20	1.4			
10	12	3.0		6.5	0 -0.090	16				3.0			5.3		1.5			
12	14	4.0	0 -0.030	6.5		16		0.40	0.25	4.0	0 -0.030	+0.015 -0.015	5.0		1.8		0.25	0.16
14	16	4.0		7.5		19	0 -0.21			4.0			6.0		1.8			
16	18	5.0		6.5		16	0 -0.18			5.0			4.5		2.3			
							0 -0.21			5.0			5.5		2.3			
18	20	5.0		7.5		19				5.0			7.0	+0.30	2.3			
20	22	5.0		9.0		22				6.0			6.5		2.8			
22	25	6.0		9.0		22				6.0			7.0		3.3	+0.2		
25	28	6.0		10.0	0 -0.110	25				8.0	0 -0.036	+0.018 -0.018	8.0		3.3			
28	32	8.0	0 -0.036	11.0		28	0 -0.25	0.60	0.40	10.0			10.0		3.3		0.40	0.25
32	35	10.0		13.0		32												

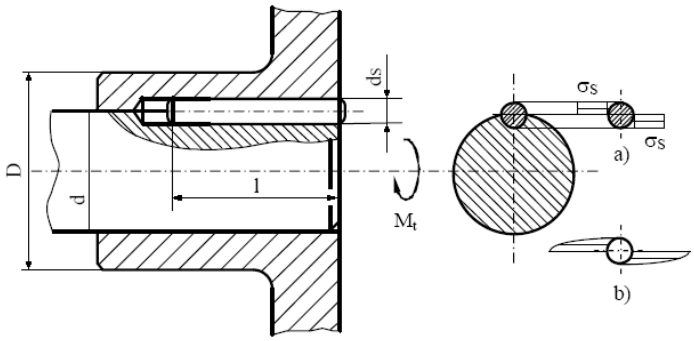


Figura 7.8

7.6. Asamblarea prin caneluri

7.6. 1. Formă, clasificare, dimensiuni

Asamblările prin caneluri sunt caracterizate de existenţa canalelor longitudinale profilate practicate pe toată suprafaţa de contact dintre arbore şi butuc, astfel încât proeminenţele rezultate pe suprafaţa arborelui pătrund în golurile butucului şi invers, figura 7.9[1,7,8,9,10,13,26,28].

Asamblările prin caneluri sunt asemănătoare ca funcţionare cu asamblările prin pene paralele multiple, cu deosebirea că preiau momente de torsiune mari în condiţiile unor presiuni specifice reduse, oferă posibilitatea de deplasare axială a butucului şi a unei centrări care asigură o bună coaxialitate asamblării, utilizate în mod special la cutii de viteză.

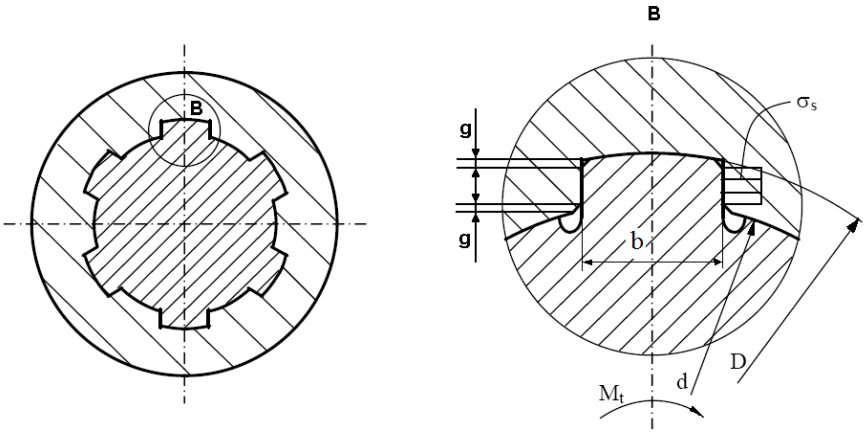


Figura 7.9

Clasificare

a. După forma canelurilor:

- dreptunghiulară-STAS 1768-86: 1769-86: 1770-86 ;
- triunghiulară - STAS 7346-83;
- evolventică - STAS 6858-85.

Cele mai des utilizate sunt canelurile dreptunghiulare datorită tehnologiei simple de execuţie. În tabelul 7.3 sunt date câteva exemple de dimensiuni pentru asamblări cu caneluri dreptunghiulare standardizate. Canelurile triunghiulare şi evolventice pot transmite momente alternative datorită efectului de centrare pe flancuri.

b. După modul de centrare centrare:

- pe diametrul interior, fig. 7.10c, (cea mai precisă centrare);
- pe diametrul exterior, fig. 7.10b;
- pe flancuri, fig. 7.10a, (folosită în cazul transmiterii momentelor de torsiune cu schimbare de sens).

c. După poziţia relativă a butucului faţă de arbore:

- asamblări fixe;
- asamblări mobile.

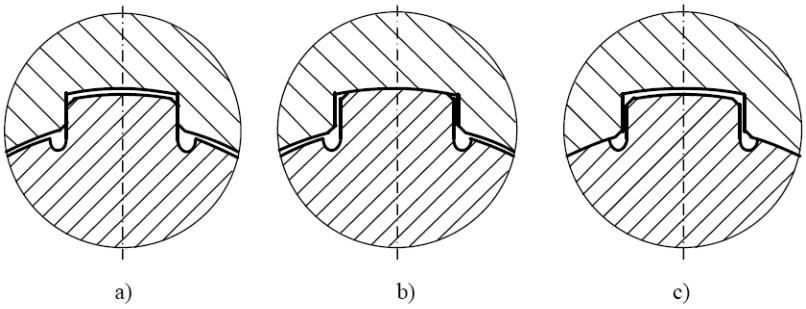


Figura 7.10

7.6.2. Materiale şi tehnologie de execuţie

De obicei asamblările canelate sunt mobile (cutii de viteze) sau oscilante (ex. asamblarea arborilor cardanici ai autocamioanelor). Acest specific funcţional impune necesitatea unor materiale ce prezintă rezistenţă înaltă la uzură.

Pentru execuţia arborilor canelaţi, manşoanelor canelate sau butucilor canelaţi, se folosesc oţeluri carbon şi aliate de îmbunătăţire ca: C 45, C 50, 40 Cr 10, 41MoCrl 1 etc. Catacteristicile acestor materiale se aduc la valori maxime prin îmbunătăţire, urmată de prelucrările

mecanice de finisare şi călire superficială în curenţi de înaltă sau medie frecvenţă a zonei profilate.

Tabelul 7.3

D	Seria uşoară STAS 1768-86				Seria mijlocie STAS 1769-86				Seria grea STAS 1770-86			
	D	b	z	Centrarea	D	b	z	Centrarea	D	b	z	Centrarea
11 13 16 18 21	- - - - -	- - - - -	- - - - -	- - - - -	14 16 20 22 25	3 3,5 4 5 5	6	Interioară	- - 20 23 26	- - 2,5 3 3	10	Interioară sau pe flancuri
23 26 28	26 30 32	6 6 7	6	Interioară	28 32 34	6 6 7			29 32 35	4 4 4		
32 36 42 46	36 40 46 50	6 7 8 9	8	Interioară sau pe flancuri	38 42 48 54	6 7 8 9	8	Interioară sau pe flancuri	40 45 52 56	5 5 6 7		
52 56 62	58 62 68	10 10 12			60 65 72	10 10 12			60 65 72	5 5 6	16	Pe flancuri
72	78	12	10		82	12	10		82	7		
82 92 102 112	88 98 108 120	12 14 16 18			92 102 112 125	12 14 16 18			92 102 115 125	6 7 8 9	20	

Prelucrarea canelurilor pe arbori se poate face prin:
- cu freză profilată şi divizare;
- cu freza melc folosind metoda rostogolirii;
- deformare plastică la rece.

Prelucrarea canelurilor din butuc se realizează prin:
- mortezare;
- broşare.

7.6.3. Calculul asamblărilor canelate

Calculul urmăreşte dimensionarea asamblării canelate.

Date iniţiale: puterea şi turaţia, sau momentul de torsiune şi condiţiile funcţionale.

Conform STAS 1767-67, calculul parcurge următoarele etape:

a) Considerând momentului de torsiune la care este supusă asamblarea se determină diametrul interior al arborelui canelat, d, din condiţia de rezistenţă la torsiune. Se consideră de concentratorul de tensiune β_K la baza canelurii:

$$\beta_k M_t = W_p \cdot \tau_{at} = 0{,}2d^3 \cdot \tau_{at} \tag{7.14}$$

$$d = \sqrt{\frac{5\beta_k M_t}{\tau_{at}}}[mm] \tag{7.15}$$

unde:

β_K = 2...3 pentru pene paralele; β_K = 3...5 pentru caneluri dreptunghiulare; β_K =2...2,5 pentru caneluri triunghiulare; β_K = 1,5...2 pentru caneluri în evolventă.

b) Se alege din STAS tipul de caneluri şi geometria asamblării canelate funcţie de condiţiile funcţionale şi diametrul arborelui.

c) Se alege materialul pe baza rezistenţei admisibile la strivire.

d) Se determină din condiţia de rezistenţă la strivire cu notaţiile din figura 7.9, suprafaţa portantă şi suprafaţa portantă specifică:

- suprafaţa portantă:

$$A = \frac{F_t}{\sigma_{as}} = \frac{4M_t}{(D+d)\sigma_{as}}[mm^2] \tag{7.16}$$

- suprafaţa portantă specifică:

$$A = k\left(\frac{D-d}{2} - 2g\right)z[mm^2/mm] \tag{7.17}$$

unde: k = 0,75 –coeficientul distribuţiei neuniforme a forţei tangenţiale F_t pe cele z caneluri; z - numărul de caneluri.

e) Se determină lungimea de calcul necesară a asamblării:

$$l_c = \frac{A}{A_{sp}}[mm] \tag{7.18}$$

f) Se execută calculul de verificare la forfecare a proeminenţelor:

$$\tau_f = \frac{4M_t}{(D+d)\cdot b \cdot l_c \cdot z \cdot k} \le \tau_{af} \tag{7.19}$$

g) Se determină lungimea butucului canelat după recomandările din tabelul 7.4

h) pentru asamblări mobile se determină lungimea canelată a arborilor:

$l = l_c + c$ [mm] unde: c - cursa [mm]. (7.20)

Tabelul 7.4

Seria	Domeniul de utilizare		Lungimea butucului
	Momentul transmis comparativ cu cel transmis de arborele de diametru (d)	Tipul Asamblării	
Uşoară STAS 1768-86	Inferior	Fixă	l=l,5d
Mijlocie STAS 1769-86	Egal	Fixă sau mobilă cu deplasarea butucului fără sarcină	l = (l,5...2,5)d
Grea STAS 1770-86	Egal	Mobilă cu deplasarea butucului sub sarcină	l = (1,5...2,5)d

7.7. Asamblări cu arbori poligonali

Spre deosebire de asamblarea prin caneluri, această modalitate de asamblare a butucului cu arborele nu prezintă concentratori de tensiune prea ridicaţi, pentru că în arbore nu mai există canale adânci ca în cazul penei paralele. De asemenea, prin forma asamblării este asigurată şi centrarea pieselor conjugate. Costul prelucrării este foarte ridicat, pentru că realizarea alezajului poligonal din butuc se face prin broşare, iar arborele se prelucrează prin frezare şi ulterior prin rectificare. Se realizează, în general, ajustaje cu joc mic, destul de scumpe $\frac{H7}{g6}$, $\frac{H7}{h7}$, $\frac{H7}{f7}$, mai ales, că asamblarea este destinată pentru transmiterea momentelor de torsiune foarte mari. Secţiunile transversale ale arborelui pot fi cele din figura 7.11: profil triunghiular, profil poligonal curb, profil pătrat sau profil hexagonal [1,7,8,9,10,13,26,28].

Exemplele din figura 7.12 sugerează că existenţa jocului dintre arbore şi butuc duce la o repartiţie asimetrică a tensiunii de strivire.

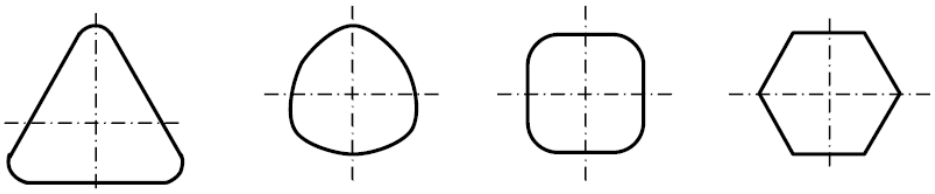


Figura 7.11

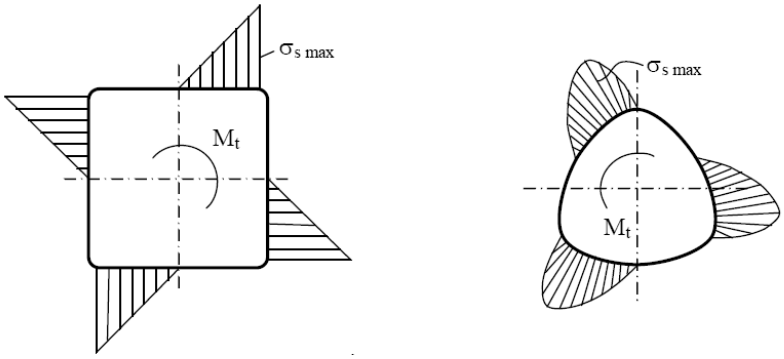


Figura 7.12

Pentru arborele cu sectiune patrata, calculul sumar este:

$$2\cdot\left(\frac{1}{2}\cdot\sigma_{s\,max}\cdot\frac{a}{2}\cdot l\cdot\frac{2}{3}\cdot a\right)=M_{tc}\Rightarrow\sigma_{s\,max}\le\sigma_{sa} \qquad (7.21)$$

unde: a - este latura pătratului; l- este lungimea asamblării.

Calculul complex trebuie să ia în considerare tensiunile compuse din arbore cât şi din butuc (σ_r şi τ_t).

Calculul depinde, însă, de ajustaj. În figura 7.13, sunt prezentate următoarele situaţii:

a) asamblarea este realizată cu ajustaj cu strângere, fară încărcare exterioară;

b) se aplică un mic moment de torsiune asamblării montate cu strângere;

c) momentul de torsiune are valoare ridicată;

d) în cazul montajului fară prestângere, cu joc, aplicarea momentului de torsiune mic sau mediu produce o distribuţie puternic asimetrică a trensiunilor de strivire;

e) când jocul dintre arbore şi butuc este mare, la aplicarea momentului de torsiune, tensiunea de strivire prezintă un maxim exterm de periculos.

Ca urmare, modelul de calcul este puternic influenţat de felul ajustajului.

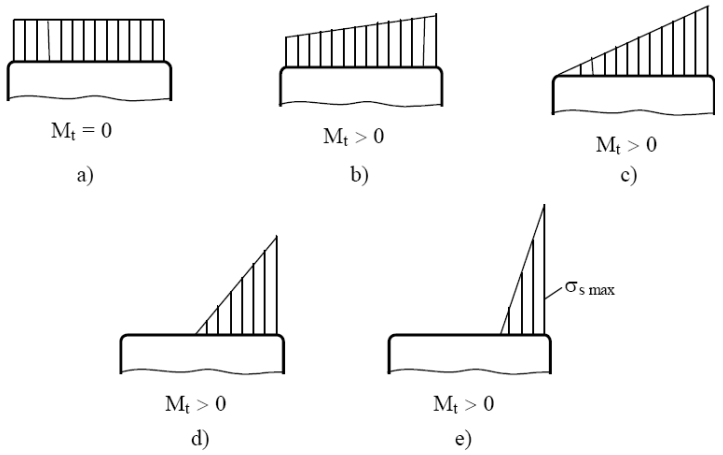


Figura 7.13

7.8. Asamblări prin inele elastice

7.8.1. Forme constructive şi domenii de utilizare

Inelele elastice sunt organe de maşini folosite la eliminarea deplasărilor axiale ale pieselor montate pe arbori sau în alezaje. Ele au varietate mare de forme constructive, o parte sunt prezentate în figura 7.14 [1,7,8,10].

Clasificarea inelelor elastice se poate face după forma constructivă:

a. Inele de siguranţă excentrice pentru arbori STAS 5848/2-88 (figura 7.14a).

b. Inele de siguranţă excentrice pentru alezaje STAS 5848/3-88 (figura 7.14b).

c. Inele de siguranţă din sârmă pentru arbori şi alezaje STAS 8436-88 (figura 7.14i,j).

d. Inele elastice speciale (figura 7.14 k,l,m,n,o,p,q).

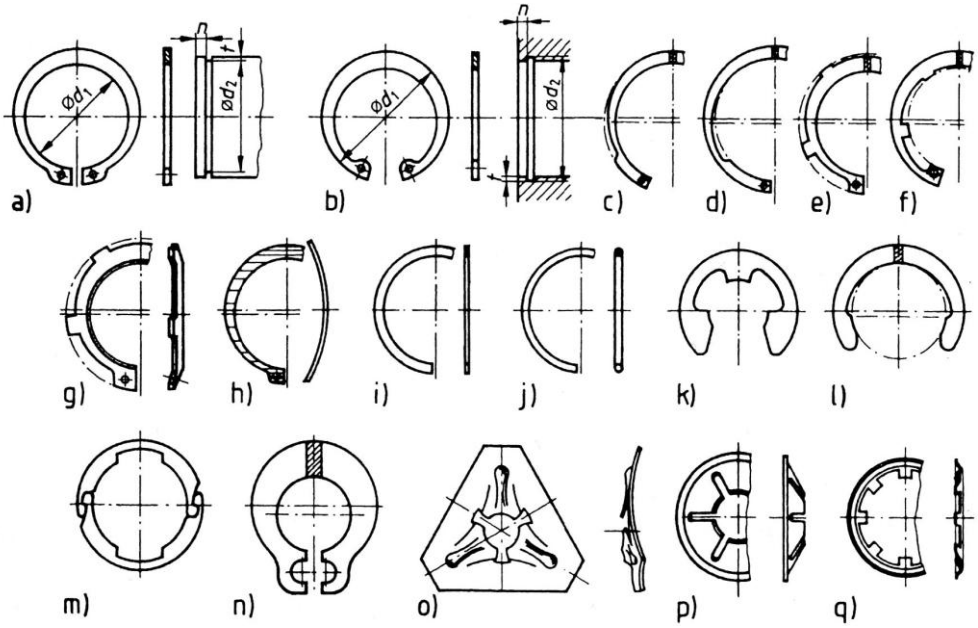


Figura 7.14

Tabelul 7.5

Inele pentru arbori STAS 8436-88 (N 471)										Inele pentru alezeje STAS 8436-88 (N 472)									
d_1	s	a	b	d_2	d_1	s	a	b	d_2	d_1	s	a	b	d_2	d_1	s	a	b	d_2
	h11	≤	≈			h11	≤	≈			h11	≤	≈			h11	≤	≈	
10	1	3,3	1,8	9,6	50	2	6,9	5,1	47	10	1	3,2	1,4	10,4	50	2	6,5	4,6	53
12	1	3,3	1,8	11,5	55	2	7,2	5,4	52	12	1	3,4	1,7	12,5	55	2	6,8	5	58
14	1	3,5	2,1	13,4	60	2	7,4	5,8	57	14	1	3,7	1,9	14,6	60	2	7,3	5,4	63
16	1	3,7	2,2	15,2	65	2,5	7,8	6,3	62	16	1	3,8	2	16,8	65	2,5	7,6	5,8	68
18	1,2	3,9	2,4	17	70	2,5	8,1	6,6	67	18	1	4,1	2,2	19	70	2,5	7,8	6,2	73
20	1,2	4	2,6	19	75	2,5	8,4	7	72	20	1	4,2	2,3	21	75	2,5	7,8	6,6	78
22	1,2	4,2	2,8	21	80	2,5	8,6	7,4	76,5	22	1	4,2	2,5	23	80	2,5	8,5	7	83,5
24	1,2	4,4	3	22,9	85	3	8,7	7,8	81,5	24	1,2	4,4	2,6	25,2	85	3	8,6	7,2	88,5
25	1,2	4,4	3	23,9	90	3	8,8	8,2	86,5	25	1,2	4,5	2,7	26,2	90	3	8,6	7,6	93,5
26	1,2	4,5	3,1	24,9	95	3	9,4	8,6	91,5	26	1,2	4,7	2,8	27,2	95	3	8,8	8,1	98,5
28	1,5	4,7	3,2	26,6	100	3	9,6	9	96,5	28	1,2	4,8	2,9	29,4	100	3	9	8,4	103,5
30	1,5	5	3,5	28,6	110	4	10,1	9,6	106	30	1,2	4,8	3	31,4	110	4	10,4	9,2	114
32	1,5	5,2	3,6	30,3	115	4	10,6	9,8	111	32	1,2	5,2	3,2	33,7	115	4	10,5	9,3	119
35	1,5	5,6	3,9	33	120	4	11	10,2	116	35	1,5	5,4	3,4	37	120	4	10,5	9,7	124
38	1,75	5,8	4,2	36	125	4	11,4	10,4	121	38	1,5	5,5	3,7	40	125	4	11	10	129
40	1,75	6	4,4	37,5	130	4	11,6	10,7	126	40	1,75	5,8	3,9	42,5	130	4	11	10,2	134
42	1,75	6,5	4,5	39,5	140	4	12	11,2	136	42	1,75	5,9	4,1	44,5	140	4	11,2	10,7	144
48	1,75	6,9	5	45,5	145	4	12,2	11,5	141	48	1,75	6,4	4,5	50,5	145	4	11,4	10,9	149

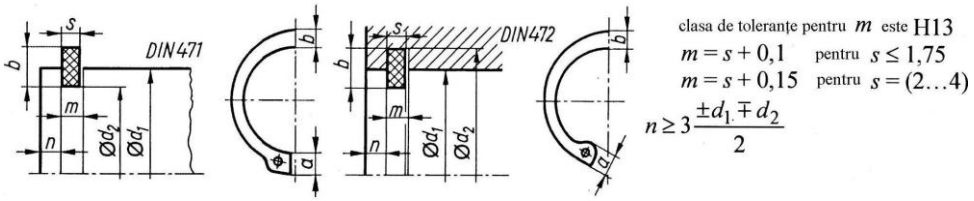


Figura 7.15

Cel mai des se folosesc inelele de siguranţă excentrice pentru arbori şi alezaje, a căror dimensiuni constructive pentru inel şi locaş sunt prezentate în tabelul 7.5 şi figura 7.15.

7.8.2. Materiale şi tehnologie de execuţie

Inelele elastice se execută din:

- Oţel de arc pentru inelele excentrice, inelele de siguranţă din sârmă şi o parte din inelele speciale;
- bronz fosforos, bronz cu beriliu şi aliaje de aluminiu pentru inelele elastice speciale.

Execuţia inelelor elastice excentrice şi speciale se face din tablă sau bandă, prin ştanţare. Inelele de siguranţă din sârmă se execută prin rulare. După execuţia formei inelele elastice sunt supuse tratamentelor termice de călire urmată de revenire, pentru dobândirea unei structuri elastice.

După tratamentul termic urmează finisarea feţelor active prin rectificare.

7.8.3. Calculul asamblărilor prin inele elastice

Dacă piesa fixată axial ar avea muchiile cu colţ la 90°, iar inelul nu ar prezenta joc în locaşul său, solicitarea ar fi forfecare pură. În realitate toate piesele montate pe arbori sau în alezaje au muchiile teşite sau rotunjite. În plus, între grosimea inelului şi lăţimea canalului din arbore sau alezaj există o diferenţă care determină un joc de 0,1-0,5 mm. Din aceste motive inelele elastice vor fi supuse la forfecare şi încovoiere, solicitarea principală fiind încovoierea (figura 7.16).

Din calcule se determină forţa axială maximă pe care o poate prelua inelul elastic.

$$M_{\hat{i}} = \frac{F_a \cdot b}{4} = w_z \cdot \sigma_{ai} = \frac{\pi \cdot d_1 \cdot s^2}{6} \sigma_{ai} \tag{7.22}$$

$$F_a = \frac{2\pi \cdot d_1 \cdot s^2}{3 \cdot b} \sigma_{ai} K_1 \cdot K_2 \tag{7.23}$$

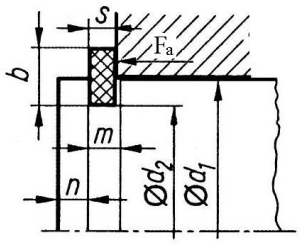


Figura 7.16

unde:

- K_1 = 0,5 - coeficient ce ţine seama de scăderea rigidităţii inelului din cauza formei;
- K_2 = 0,1 - 0,3 - coeficient de siguranţă împotriva smulgerii inelului din locaşul său.

În cazul sarcinilor axiale cu şoc, la forţa axială maximă calculată cu relaţia 7.23 se aplică coeficientul de impact.

7.9 Asamblări cu pene longitudinale cu strângere

7.9.1 Rol funcţional, formă, clasificare, materiale

Penele longitudinale montate cu strângere sunt folosite pentru asamblarea butucilor pe arbori fără a exista pericolul unui joc tangenţial la pornire sau oprire ca în cazul penelor paralele. Dar, prin baterea penei, apăsările pe feţele de contact ale arborelui şi butucului produc o dezaxare a asamblării, care conduce la efecte dinamice în timpul funcţionării. De aceea, folosirea asamblărilor cu pene longitudinale montate cu strângere este limitată la viteze de rotaţie relativ reduse. Au forma unor prisme cu una din feţe înclinată figura 7.17[1,7,8,9,10,13,26,28].

Se montează cu strângere prin batere în locaşul dintre arbore şi butuc, preluarea mişcării de rotaţie şi a momentelor de torsiune realizându-se prin intermediul forţelor de frecare dintre cele trei elemente aflate în contact.

Asamblările prin pene longitudinale montate cu strângere se pot clasifica după forma geometrică a penei:

1. cu pene înclinate înalte STAS 1007-81, figura 7.17 a,b,c. Penele au forma de prismă înclinată şi pot fi cu nas sau fără nas. În tabelul 7.6 se prezintă un extras din STAS 1007-81 cu dimensiuni pentru pene şi canal.

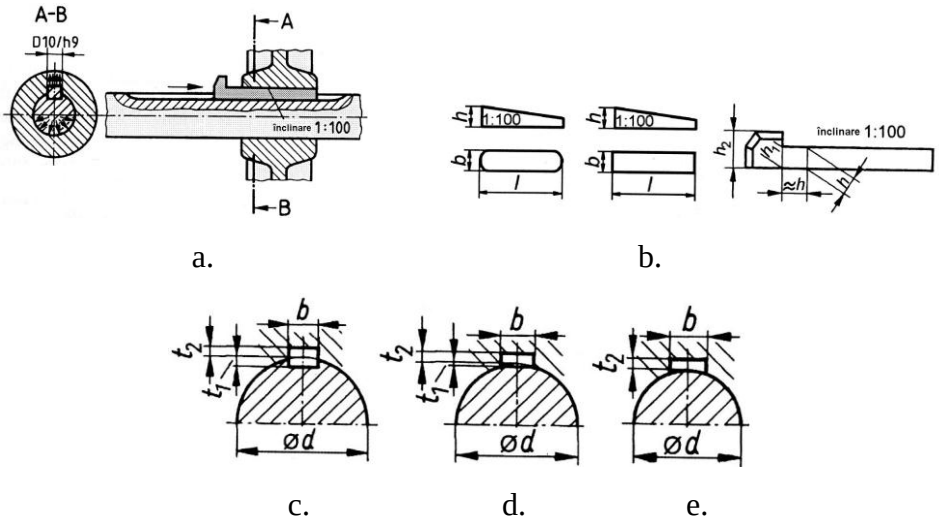


Figura 7.17

2. cu pene înclinate subţiri STAS 431-81 figura 7.17d. Penele înclinate subţiri au forma asemănătoare cu penele înclinate, dar înălţimea mai redusă. Se folosesc atunci când datorită dimensionării la limită a arborelui, nu se recomandă a realiza canal de pană în arbore Specific îmbinărilor prin pene înclinate subţiri este faptul că arborele nu mai prezintă canal de pană, ci numai o teşitură.

3. cu pene înclinate concave STAS 9234-73, figura 7.17e. Pana are faţa de contact cu arborele prelucrată cilindric, la aceeaşi rază ca acesta, iar faţa opusă înclinată. Prezintă pericolul alunecării între pană şi arbore la suprasarcini sau la slăbirea strângerii. Nu sunt folosite la transmiterea momentelor de torsiune mari (se limitează la arbori de max. 130 mm diametru).

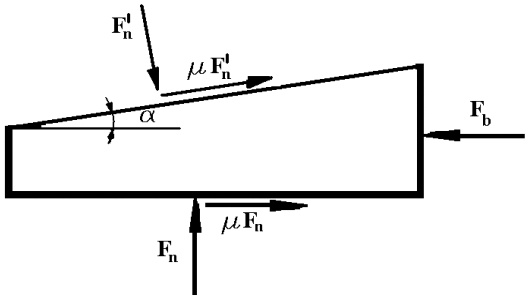
4. cu pene tangenţiale STAS 1010-80 care au forma de prismă înclinată şi se montează perechi aşezate în opoziţie, cu contactul pe feţele înclinate. Cele două pene se bat din direcţii opuse. Canalul de pană se

realizează tangenţial la arbore, astfel că locaşele din arbore şi butuc cuprind câte două laturi. Se folosesc pentru transmiterea momentelor de torsiune mari.

Penele sunt elemente puternic solicitate şi trebuiesc executate din oţeluri rezistente. În mod obişnuit se folosesa oţeluri de construcţie, care asigură o rezistenţă σ_r=600-700MPa. Penele se execută din semifabricate laminate sau trase la rece, prin frezare şi mortezare. Penele de dimensiuni mari se execută din semifabricate forjate.

7.9.2 Forţa de batere

Forţele care acţionează asupra unei pene înclinate sunt ilustrate în figura 7.18 [9,10].



F_b – forţa de batere;
F_n - rezultanta presiunilor pe faţa de contact dintre pană şi arbore;
F'_n -rezultanta presiunilor pe faţa de contact dintre pană şi butuc;.
μ - coeficientul de frecare.

Se scriu ecuaţiile de echilibru pe cele două direcţii principale, direcţia forţei F_n şi F_b :

$$F_n = F'_n \cos\alpha - \mu F'_n \sin\alpha \Rightarrow F'_n = \frac{F_n}{\cos\alpha - \mu\sin\alpha}; \qquad (7.24)$$

$$F_b = \mu F_n + F'_n \sin\alpha + \mu F'_n \cos\alpha \Rightarrow F_b = \mu F_n + F'_n(\sin\alpha + \mu\cos\alpha); \qquad (7.25)$$

Forţa de batere este suportată de pană, mărimea ei depinde de forţa F_n necesară pentru preluarea momentului de torsiune M_t. Se admite ca puterea se transmite datorită forţei de frecare dintre cele trei elemente, arbore, butuc pană, generată de forţa de apăsare datorată baterii penei.

Pentru cazul penelor înclinate, calculele de dimensionare consideră ipoteza cea mai defavorabilă, repartiţia triunghiulară a presiunilor pe lăţimea penei, figura 7.19. În această situaţie se pot scrie următorele relaţii:

1. Forţa F_n – de contact a penei:

$$F_n = \frac{b \cdot l \cdot p}{2} \tag{7.26}$$

unde: b - lăţimea penei [mm];
l - lungimea penei [mm];
p - presiunea de contact [MPa].

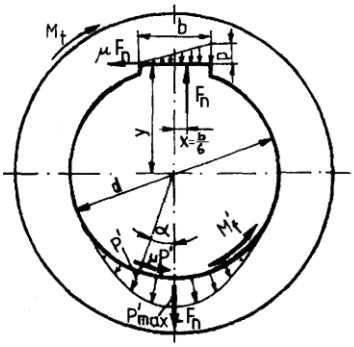


Figura 7.19

Punctul de aplicaţie forţei F_n se consideră în centrul de greutate al triunghiului presiunilor, adică la distanţa x =b/6, iar forţa de frecare μF_n la distanţa y=(d/2)+(t/2).

2. Forţa F_n de la contactul dintre arbore şi butuc în zona opusă penei, ca rezultat al presiunilor p' dispuse radial va fi:

$$F_n = 2\int_0^{\frac{\pi}{2}} p' \cdot \cos\alpha \cdot l \frac{d}{2} d\alpha \quad \text{dar } p' = p'_{max} \cdot \cos\alpha; \tag{7.27}$$

După înlocuire:

$$F_n = p'_{max} d \cdot l \int_0^{\frac{\pi}{2}} \cos\alpha^2 d\alpha \tag{7.28}$$

După integrare:

$$F_n = \frac{\pi}{4} p'_{max} d \cdot l \tag{7.29}$$

3. Momentul de torsiune ce trebuie transmis este notat cu M_t

4. Momentul de frecare datorat presiunii dintre arbore şi butuc M'_f va fi:

$$M'_f = 2\int_0^{\frac{\pi}{2}} \mu p' \cdot l \frac{d}{2} d\alpha \tag{7.30}$$

Înlocuind $p' = p'_{max} \cdot \cos\alpha$ şi integrând se obţine:

$$M'_f = \mu p'_{max} \cdot l \cdot \frac{d^2}{2}, \text{ dar } p'_{max} = \frac{4F_n}{\pi d \cdot l} = \frac{4 \cdot \frac{b \cdot l \cdot p}{2}}{\pi d \cdot l}; \tag{7.31}$$

Astfel se obţine:

$$M'_f = \frac{2}{\pi} \mu \cdot d \cdot F_n \tag{7.32}$$

Forţa de frecare care generează acest moment va fi:

$$F'_f = \frac{4}{\pi} \mu \cdot F_n \tag{7.33}$$

Scriind ecuaţia de echilibru a momentelor se obţine:

$$M_t = F_n \cdot x + \mu F_n \cdot y + M'_f \tag{7.34}$$

După înlocuiri se obţine:

$$M_t = F_n \left(\frac{b}{6} + \mu \cdot \frac{d+t}{2} + \frac{4}{\pi} \cdot \mu \cdot \frac{d}{2}\right) \tag{7.35}$$

Şi forţa de batere va avea expresia:

$$F_b = \mu \cdot \frac{M_t}{\left(\frac{b}{6} + \mu \cdot \frac{d+t}{2} + \frac{4}{\pi} \cdot \mu \cdot \frac{d}{2}\right)} + \frac{M_t}{\left(\frac{b}{6} + \mu \cdot \frac{d+t}{2} + \frac{4}{\pi} \cdot \mu \cdot \frac{d}{2}\right)} \cdot \frac{(\sin\alpha + \mu\cos\alpha)}{(\cos\alpha - \mu\sin\alpha)}; \tag{7.36}$$

7.9.3 Calculul asamblărilor cu pene longitudinale montate cu strângere

Date iniţiale de proiectare:

- *momentul de torsiune necesar a fi transmis M_t;*
- *informaţii asupra construcţiei pieselor ce urmează a fi asamblate.*

Etape de calcul :

a) Se alege materialul pentru arbore.
b) Se dimensionează arborele.
c) Pe baza considerentelor de funcţionare se alege tipul de pană.

d) Din STAS, pentru un anumit diametru al arborelui se determină secţiunea penei şi canalului de pană (geometria asamblării).
e) Se determină forţa normală F_n necesară pentru a transmite momentul de torsiune M_t astfel:

- pentru pene înalte:

$$F_n = \frac{M_t}{\left(\frac{b}{6} + \mu \cdot \frac{d+t}{2} + \frac{4}{\pi} \cdot \mu \cdot \frac{d}{2}\right)} \tag{7.37}$$

- pentru pene concave:

$$F_n = \frac{M_t}{\left(\frac{b}{6} + 1{,}14\mu \cdot d\right)} \tag{7.38}$$

- pentru pene tangenţiale:

$$F_n = \frac{M_t}{\left(\frac{d}{2} - \frac{t}{2} + \frac{4}{\pi} \cdot \mu \cdot \frac{d}{2}\right)} \tag{7.39}$$

f) Se alege materialul penei cu σ_{min} = 590 [MPa].
g) Se determină lungimea necesară a penei din condiţia de rezistenţă la strivire pe suprafaţa de contact:

- în cazul penelor înalte şi concave:

$$l > \frac{F_n}{b \cdot \sigma_{as}} \tag{7.40}$$

- în cazul penelor tangenţiale:

$$l > \frac{F_n}{t \cdot \sigma_{as}} \tag{7.41}$$

unde t- înălţimea penei tangenţiale, σ_{as} - tensiunea admisibilă la strivire pană – butuc sau pană- arbore(valoarea cea mai mică).

7.10. Asamblări cu pene transversale cu strîngere

7.10.1. Domeniul de utilizare

Penele transversale cu strîngere sunt utilizate destul de puţin în ultimul timp, deoarece nu sunt recomandate la transmiterea mişcării de

rotaţie, se folosesc în special pentru asamblarea a doi arbori solicitaţi dominant de forţe axiale, pentru reglări sau asigurări. Pot fi realizate cu una sau cu ambele feţe înclinate. Montajul se realizează prin batere. Prin efectul de pană, se asigură strîngerea între pană şi piesele îmbinate[9,10].

Ca materiale pentru execuţia penelor se recomandă oţelurile OL 50, OL 70, 2C 35 şi 2C 45.

Tehnologia de prelucrare este similară cu a penelor longitudinale înclinate.

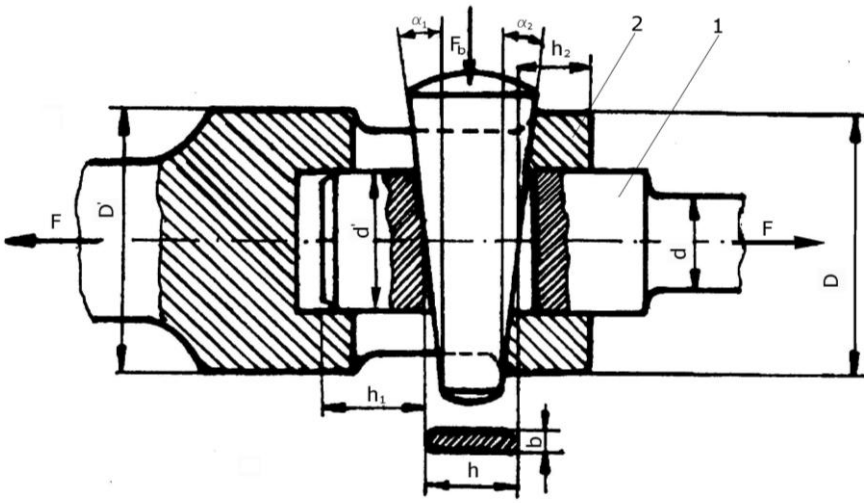


Figura 7.20 [8]

7.10.2. Forţa de batere

Pentru determinarea forţei de batere se consideră cazul general al unei pene transversale cu unghiuri de înclinare diferite a celor două feţe de lucru, figura 7.20.

Se consideră forţele normale care acţionează pe suprafeţele de lucru a penei în contactul cu tirantul 1, cât şi cu gulerul manşonului 2.

Se scrie ecuaţia de echilibru pe direcţia forţei de batere pentru cazul asamblării şi în final rezultă că forţa de batere are expresia:

$$F_b = F[tg(\alpha_1 + \rho_1) + tg(\alpha_2 + \rho_2)] \quad (7.42)$$

În cazul desfacerii asamblării cînd se schimbă sensul forşei de batere relaţia de calcul va fi:

$$F_d = F[tg(\alpha_1 - \rho_1) + tg(\alpha_2 - \rho_2)] \quad (7.43)$$

Condiţia ca pana să nu se desfacă sub sarcină este ca forţa de desfacere $F_d < 0$, sau $(\ ) < (\rho_1 + \rho_2)$ unde α_1 şi α_2 sunt unghiurile de

înclinare ale penei,carev de obicei sunt egale la penele cu ambele feţe înclinate. ρ_1 şi ρ_2 sînt unghiurile de frecare, care în mod obişnuit sunt egale, $\rho_1 = \rho_2 = \rho$, şi pentru frecarea oţel/oţel $tg\rho = \mu = 0,1 ... 0,2$.

Se fac următorele recomandări :

- pentru penele de fixare demontate des $tg\alpha = 1/20$, iar pentru cele demontate rar $tg\alpha = 1/50 ... 1/100$;
- pentru penele de reglare cu autofixare $tg\alpha = 1/50 ... 1/100$, iar pentru cele asigurate cu şuruburi $tg\alpha = 1/5 ... 1/10$.

7.10.3. Calculul penelor transversale

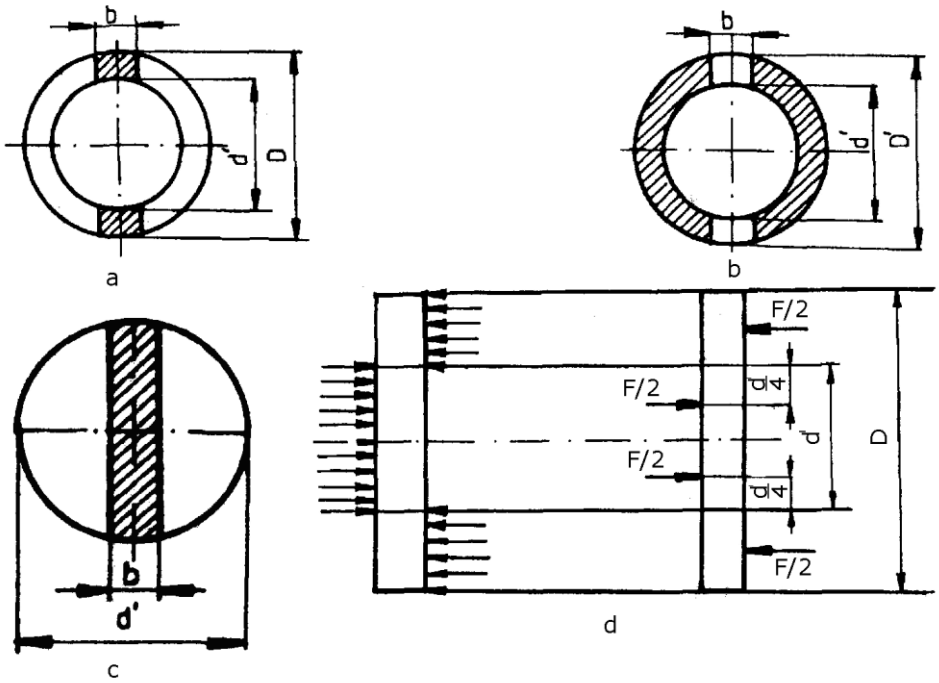


Figura 7.21[8]

Calculul asamblării cu pană transversală constă în determinarea dimensiunilor elementelor caracteristice care intră în structura asamblării şi constă în:

1.Dimensionarea diametrului d, din condiţia de rezistenţă la tracţiune:

$$d = \sqrt{\frac{4 \cdot F}{\pi \cdot \sigma_{at}}} \qquad (7.44)$$

2. Determinarea mărimii diametrului capului tijei d' şi grosimii penei b din condiţia de rezistenţă la strivire figura 7.21c.

Forţa F acţionează pe porţiunea haşurată:

$$F = b \cdot d' \cdot p_{adm} \tag{7.45}$$

unde: p_{adm} - presiunea admisibilă la strivire dintre pană şi tirant[MPa].

Din considerente constructive se admite raportul:

$$\frac{b}{d'} = \frac{1}{3} \div \frac{12}{4} \tag{7.46}$$

diametrul capului de arbore va fi dat de relaţia:

$$d' = \sqrt{\frac{(3 \div 4) \cdot F}{p_{adm}}} \tag{7.47}$$

Secţiunea slăbită a manşonului se verifică la tracţiune:

$$\sigma'_t = \frac{F}{\frac{\pi d'^2}{4} - bd'} \le \sigma_{at} \tag{7.48}$$

3. Dimensionarea diametrului manşonului D din condiţia de rezistenţă la strivire în zona contactului cu pana , figura 7.21a:

$$F = (D - d) b p_{adm} \tag{7.49}$$

unde: p_{adm}- presiunea admisibilă la strivire a materialului din care este confecţionat manşonul [MPa]. Din relaţia de mai sus se determină diametrul D.

4. Dimensionarea diametrului manşonului D' în condiţiile în care acesta diferă de D, din condiţia de rezistenţă la tracţiune, figura 7.21b:

$$F = [\frac{\pi}{4}(D' - d') - b(D' - d')]\sigma_{at} \tag{7.50}$$

unde: σ_{at} - rezistenţa admisibilă la tracţiune a materialului manşonului [MPa].

Din relaţia de mai sus se extrage valoarea D'.

5. Dimensionarea penei se face din condiţia de rezistenţă la încovoiere. Se consideră pana ca o grindă supusă la încovoiere conform schemei din figura7.21c.

Făcând echilibrul momentelor faţă de axa de simetrie se obţine:

$$M_i = \frac{F}{2}(\frac{D + d'}{4} - \frac{d'}{4}) = W\sigma_{ai} \tag{7.51}$$

Considerând: $W = \frac{bh^2}{6}$ şi $\frac{F \cdot D}{8} = \frac{bh^2}{6}\sigma_{ai}$ se determină h:

$$h = \sqrt{\frac{3}{4} \cdot \frac{FD}{b\sigma_{ai}}} \; [mm] \qquad (7.52)$$

Dimensiunile h_1 şi h_2 se aleg constructiv.

7.11. Asamblări prin strângere pe con

Sunt asamblări demontabile, care fac parte din categoria *asamblărilor prin strângere între arbore şi butuc cu elemente auxiliare*, cu rolul de transmitere a momentelor de torsiune prin intermediul forţelor de frecare existente pe întreaga suprafaţă de contact dintre cele două piese [1,7,8,9,10,13,26,28].

Asamblările prin forţe de frecare prezintă următoarele avantaje:

- simplitate constructivă;
- permit montări şi demontări repetate, majoritatea cu o deosebită uşurinţă;
- asigură centrarea perfectă a arborelui şi butucului;
- au posibilitatea ca din proiectare să se regleze mărimea forţei de strângere şi în consecinţă la depăşirea acesteia pot funcţiona ca elemente de siguranţă.

Dezavantaj:

- pretind respectarea cu stricteţe a condiţiilor de execuţie şi montaj.

În afară de asamblările prin strângere pe con din acestă categorie mai fac parte şi asamblările:

- cu inele tronconice,
- cu inele ondulate,
- cu brăţară.

La asamblările prin strângere pe con, presiunea necesară pe suprafaţa de contact pentru transmiterea momentului de torsiune M_t, se realizează prin intermediul forţei de strângere a piuliţei F_a, figura 7.22.

Datorită strângerii pe direcţie axială F_a, pe suprafaţa de contact apare forţa F_n şi respectiv forţa de frecare: $F_f = \mu F_n$, μ - coeficientul de frecare pe direcţie axială. Pe direcţie tangenţială forţa F_n determină o forţă de frecare notată cu F_u numită şi forţă utilă care generează un moment de frecare, $M_f = \mu_1 F_n \cdot \frac{d_m}{2} = F_u \cdot \frac{d_m}{2}$, μ_1 coeficientul de frecare pe direcţie tangenţială. Acest moment de frecare trebuie să satisfacă condiţia $M_f > M_t$, pentru ca asamblarea să poată funcţiona sau $M_f = c \cdot M_t$, unde, c este numit coeficient de siguranţă.

În figura 7.22 s-a notat cu $\frac{\alpha}{2}$ semiunghiul conului şi în tabelul 7.7 sunt prezentate valori recomandate, $\rho = \mathrm{arctg}\mu$ şi este numit unghiul

de frecare pe direcţie axială, F_w suma vectorială dintre F_n şi F_f şi are valoarea $F_w = F_n/\cos\rho = F_u/(\mu_1 \cos\rho)$.

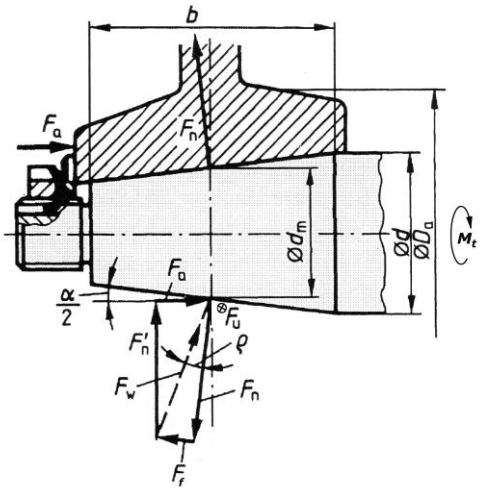


Figura 7.22

Pentru determinarea forţei de strângere axială realizată prin strângerea piuliţei se face echilibrul pe direcţia axului asamblării şi se consideră ultima expresie pentru F_w.

$$F_a = \frac{F_u}{\mu_1 \cdot \cos\rho} \cos[\left(90 - \frac{\alpha}{2}\right) - \rho]; \tag{7.53}$$

iar forţa minimă necesară pentru transmiterea momentului M_t va fi:

$$F_{a\,min} = \frac{2 \cdot c \cdot M_t}{d_m} \cdot \frac{\sin\frac{\alpha}{2} + \mu_1 \cdot \cos\frac{\alpha}{2}}{\mu}; \tag{7.54}$$

Sau o relaţie aproximativă de calcul:

$$F_{a\,min} \approx \frac{30 \cdot c \cdot M_t}{d_m} \tag{7.55}$$

Pentru determinarea lungimii tronsonului conic al arborelui, b, se determină presiunea normală pe suprafaţa de contact considerând suprafaţa cilindrică echivalentă cu diametrul d_m plecând de la expresia momentului de frecare:

$$M_f = \mu_1 F_n \cdot \frac{d_m}{2} = \mu_1 \cdot p \cdot \pi \cdot d_m \cdot b \cdot \frac{d_m}{2} = \mu_1 \cdot p \cdot \pi \cdot b \cdot \frac{d_m^2}{2} \tag{7.56}$$

Tabelul 7.7

	Asamblări fără autoblocare		Asamblări cu autoblocare	
Cuplul de materiale	Conicitatea	Unghiul înclinării $\frac{\alpha}{2}$	Conicitatea	Unghiul înclinării $\frac{\alpha}{2}$
Oţel pe oţel, oţel pe fontă sau fontă pe fontă	1: 1,866 1: 1,666 1: 1,207	15° 16°42' 22°30'	1:5 1: 10 1: 20 1: 30 1: 50	5°42'38" 2°51'45" 1°25'56" 57' 17" 34'23"
Oţel pe bronz	1: 1,866 1: 1,666 1: 1,207	15° 16°42' 22°30'	1:5 1: 10 1: 20 1: 30 1: 50	5°42'38" 2°51'45" 1°25'56" 57' 17" 34'23"
Oţel pe aliaj de aluminiu	1:5 1: 1,866 1: 1,666 1: 1,207	5°42'38" 15° 16°42' 22°30'	1: 10 1: 20 1: 30 1: 50	2°51'45" 1°25'56" 57' 17" 34'23"

Din această expresie rezultă:

$$p_{min\ necesar} = \frac{2 \cdot c \cdot M_t}{\mu_1 \cdot b \cdot \pi \cdot d_m^2} \leq p_a \qquad (7.57)$$

În aceste condiţii:

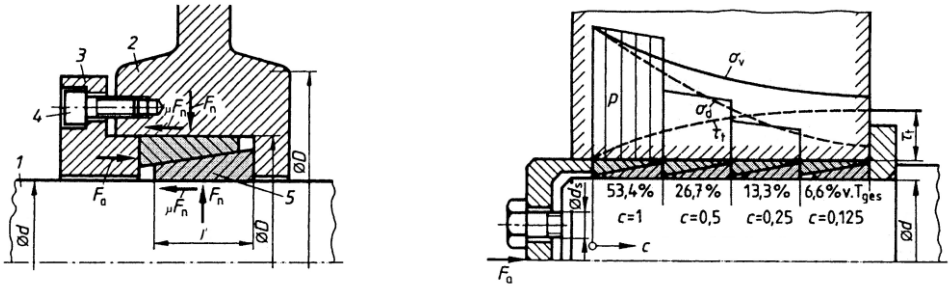
$$b = \frac{2 \cdot c \cdot M_t}{\mu_1 \cdot \pi \cdot d_m^2 \cdot p_a} \qquad (7.58)$$

unde p_a - presiunea admisibilă pe suprafeţele în contact[MPa].

Atât mărimea forţei axiale, cât şi lungimea asamblării sunt invers proporţionale cu coeficientul de frecare, acest aspect conduce la tendinţa ca aceasta să fie cât mai mare. Teoretic cu cât suprafeţele de contact sunt mai riguroase, cu atât forţa de strângere F_a poate fi mai mică. În realitate datorită şocurilor la pornire, oprire şi în funcţionare există tendinţa de forfecare a vârfurilor asperităţilor şi prin aceasta de slăbire a asamblării, de aceea se recomandă finisarea suprafeţelor în contact.

7.12. Asamblări cu inele tronconice

Asamblările cu inele tronconice, au rolul de a transmite momente de torsiune între un arbore şi un butuc prin intermediul setului de inele tronconice şi a forţelor de frecare ce acţionează la nivelul suprafeţelor de contact a arborelui şi butucului şi respecriv între inelele tronconice. Inelele tronconice - interioare şi exterioare - sunt montate în opoziţie, contactul făcându-se pe suprafaţa conică. O asamblare poate avea una sau mai multe perechi de inele tronconice montate în serie, figura 7.23a – asamblare cu o singută pereche de inele, figura 7.23b– asamblare cu patru perechi de inele [1,7,8,9,10,13,26,28].



a. b.

Figura 7.23

Forţa normală care acţionează pe suprafaţa arborelui,1 şi a butucului, 2, figura 7.23a, se realizează prin presarea pachetului de inele tronconice, 5 cu ajutorul presetupei, 3, prin acţionarea şuruburilor, 4. Între suprafaţa inelului interior şi arborelui, respectiv inelului exterior şi butucului şi între suprafeţele celor două inele apar forţe de frecare. Forţa de apăsare a presetupei F_a trebuie să asigure deformarea elastică a inelelor, întindere la cele exterioare şi comprimare cele interioare, până la contactul cu suprafaţa arborelui respectiv butucului - componenta F_0 şi strângerea necesară pe aceste suprafeţe - componenta F_1.

$$F_a=F_0 + F_l. \tag{7.59}$$

Forţa F_0 se determină din condiţia de anulare a jocurilor inelelor tronconice, confecţionate din oţel de arc, faţă de arbore, respectiv butuc:

$$F_0 = \frac{2 \cdot A \cdot j \cdot E}{d} tg(\alpha + \rho) \tag{7.60}$$

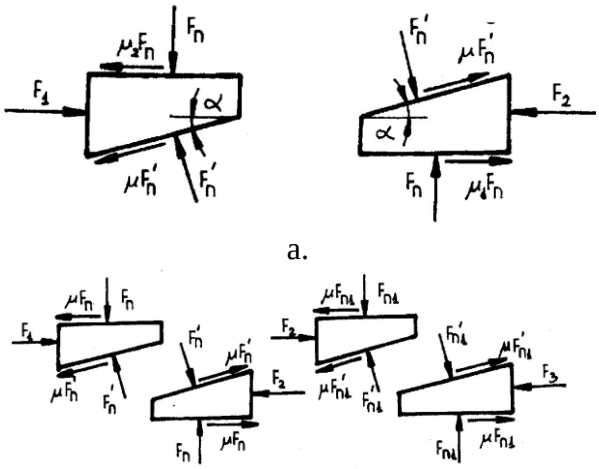
unde: - A - secţiunea unui inel,

- j - jocul radial la nivelul diametrului D, respectiv d, d_m =(D+ d)/2,

- ρ - unghiul de frecare pe suprafaţa conică de contact a inelelor,
- α - unghiul de înclinare al suprafeţelor conice.

Forţa F_1 se determină asimilând inelele conice cu nişte pene longitudinale cu strângere.

Pentru asamblarea cu o singură pereche de inele conice, figura 7.24a, echilibrul pe direcţia forţei de strângere conduce la relaţia 7.61:



a.

b.

Figura 7.24[8]

$$F_1 = F_n\,[\tan\rho_2 + \tan(\alpha + \rho_1)] \qquad (7.61)$$

unde:

- F_n - forţa normală pe suprafaţa de asamblare a arborelui şi butucului,
- ρ_2 - unghiul de frecare pe suprafaţa de contact a inelelor exterioare şi butucului,
- ρ_1 - unghiul de frecare pe suprafaţa de contact a inelelor interioare şi arborelui.

Deoarece elementele asamblării se execută de obicei toate din oţel:

$$\mu_1 = \mu_2 = \mu \text{ şi } \rho_1 = \rho_2 = \rho \qquad (7.62)$$

Astfel:

$$F_n = \frac{F_1}{tg\rho + tg(\alpha + \rho)} \qquad (7.63)$$

Momentul de frecare va fi:

$$M_f = \mu \cdot F_n \cdot \frac{d}{2} = \frac{\mu \cdot F_n \cdot d}{2[tg\rho + tg(\alpha + \rho)]} \tag{7.64}$$

Pentru ca asamblarea să funcţioneze este necesară condiţia:

$$M_f \geq c \cdot M_t \tag{7.65}$$

unde: c= 1,5 ... 3 - coeficient de siguranţă.

Considerând relaţia 7.65 se obţine:

$$F_1 = \frac{2 \cdot c \cdot M_t \cdot [tg\rho + tg(\alpha + \rho)]}{\mu \cdot d} \tag{7.66}$$

Pentru asamblarea cu mai multe perechi de inele, figura 7.23b şi figura 7.24b - forţa F_2 necesară celei de a doua perechi de inele este forţa cu care apasă inelul interior al primei perechi asupra inelului exterior al celei de doua perechi de inele. Această forţă va fi mult mai mică decât cea care apasă pe prima pereche de inele şi aşa mai departe, procentul de preluare a momentului de torsiune pe fiecare pereche este ilustrat în figura 7.23b. Forţele care acţionează pe fiecare inel sunt prezentate în figura 7.24b, astfel:

$$F_2 = F_n [\tan(\alpha + \rho) - \tan \rho] \tag{7.67}$$

$$F_{n1} = \frac{F_2}{tg\rho + tg(\alpha + \rho)} \tag{7.68}$$

$$F_{n1} = F_n \frac{tg(\alpha + \rho) - tg\rho}{tg(\alpha + \rho) + tg\rho} \tag{7.69}$$

Pentru trei perechi de inele se va obţine:

$$F_{n2} = \frac{F_3}{tg\rho + tg(\alpha + \rho)} = F_{n1} \frac{tg(\alpha + \rho) - tg\rho}{tg(\alpha + \rho) + tg\rho} = F_n \left[\frac{tg(\alpha + \rho) - tg\rho}{tg(\alpha + \rho) + tg\rho} \right]^2 \tag{7.70}$$

Expresia se poate generaliza pentru *n* perecchi de inele, iar momentul pe care poate să-1 transmită asamblarea cu n perechi de inele este:

$$M_f = \sum_1^n M_{fi} \tag{7.71}$$

Cum momentul de frecare preluat scade la fiecare pereche de inele se recomandă ca asamblările cu inele tronconice să cuprindă maxim

două perechi. În tabelul 7.8 sunt date dimensiunile inelelor tronconice normalizate.

Pentru asamblările cu inele tronconice este foarte importantă microgeometria de suprafaţă. O suprafaţă conică cu rugozitate mare, în timpul funcţionării poate să slăbească strângerea datorită deformării sau forfecării asperităţilor. De aceea pe suprafeţele conice se recomandă finisări ale suprafeţelor de contact.

Tabelul 7.8

d	D	l'	d	D	l'	d	D	l'
12	15	4.5	40	45	8	85	98	11
14	18	6.3	42	48	8	90	98	11
16	20	6.3	45	52	8	95	102	11
18	22	6.3	48	55	8	100	108	11
20	25	6.3	50	56	8	120	130	12
22	26	6.3	55	62	9	140	150	12
25	30	6.3	56	63	9	160	172	14
28	32	6.3	60	67	9	180	192	16
30	35	6.3	63	70	9	200	212	16
32	36	6.3	65	72	9	220	234	18
35	40	7	71	78	10	250	264	20
36	42	7	75	82	10	260	296	22
38	44	7	80	89	10	300	316	22

7.13 Asamblări cu brăţară

Asamblările prin strângere cu brăţară fac parte din categoria asamblărilor cu elemente auxiliare şi se folosesc pentru transmiterea unor momente de torsiune mici sau pentru poziţionarea unor piese montate pe arbori, conducte sau suporţi.

Forţa de frecare este realizată prin strângere cu ajutorul a două semibrăţări, figura 7.25a, sau al unei singure brăţări elastice figura 7.25b,c, pe o suprafaţă cilindrică netedă sau zimţată [1, 7, 8, 9, 10, 13, 26, 28].

Materialele folosite depind de destinaţia ansamblului, de mărimea solicitărilor şi mediul de lucru. Se poate folosi orice material elastic.

Presiunea pe suprafaţa de contact se realizează prin strângerea şuruburilor cu piuliţă executată direct în brăţară sau piuliţă independentă.

Momentul de torsiune necesar a fi transmis M_t determină mărimea asamblării, soluţia aleasă şi materialele folosite.

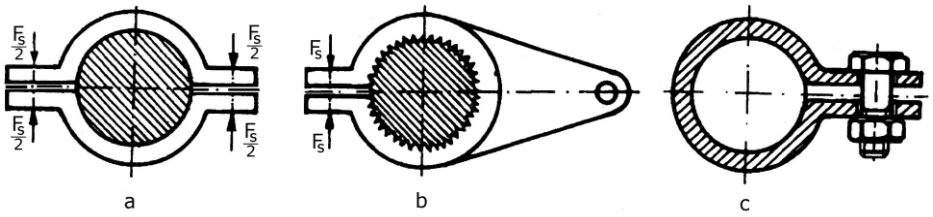


Figura 7.25

Calculul asamblării cuprinde următoarele etape:

a) Pe baza momentului de torsiune M_t şi a celorlalte solicitări la care este supus arborele se determină diametrul minim necesar al arborelui d.

b) Se determină momentul de calcul, adică momentul de frecare minim necesar în asamblare:

$$M_{tc} = M_f = c \cdot M_t = \mu \cdot F_n \cdot \frac{d}{2} \tag{7.72}$$

în care: - μ - coeficientul de frecare pentru cuplul de materiale arbore-brăţară;

- F_n- forţa normală (rezultanta presiunilor de strângere) care produce frecarea pe suprafaţa de contact;

c) Se calculează forţa de strângere F_s:

$$F_s = F_n = \frac{2M_{tc}}{\mu d} = d \cdot l \cdot p \tag{7.73}$$

unde: p – presiunea de contact dintre arbore şi brăţară.

d) Se determină lungimea necesară, l, a asamblării:

$$l = \frac{2M_{tc}}{\mu \cdot d^2 \cdot p_{adm}} \tag{7.74}$$

unde: p_{adm} - presiunea admisibilă de contact dintre arbore şi brăţară.

e) Se face dimensionarea şuruburilor de strângere din condiţia de rezistenţă la tracţiune. Pentru dimensionare se consideră o forţă remanentă de strângere $F_0' = 0.35 \cdot F_s$. Forţa totală pe şurub va fi:

$$F_{tot} = 1{,}35 \cdot F_s = i \frac{\pi d_1^2}{4} \sigma_{at} \tag{7.75}$$

Din relaţia anterioară se determină diametrul interior al filetului şurubului d_1 pentru un anumit număr de şuruburi i ales din considerente constructive.

7.14 Asamblări cu şaibe elastice conice şi bucşe ondulate

Aceste tipuri de asamblări se folosesc pentru transmiterea unor momente de torsiune mici. Prezintă avantajul unor montări şi demontări uşoare şi rapide. Forţa normală de strângere este realizată prin deformarea elastică a acestor elemente cu ajutorul şuruburilor de strângere, a presetupei figura 7.26b, d sau a piuliţei pe capătul filetat de arbore figura 7.26c, e [1,10].

Forma constructivă a şaibelor conice este prezentată în figura 7.26a. În cataloagele firmelor constructoare sunt date dimensiunile normalizate şi valoarea momentului nominal de torsiune pe care îl poate transmite fiecare tip de şaibă.

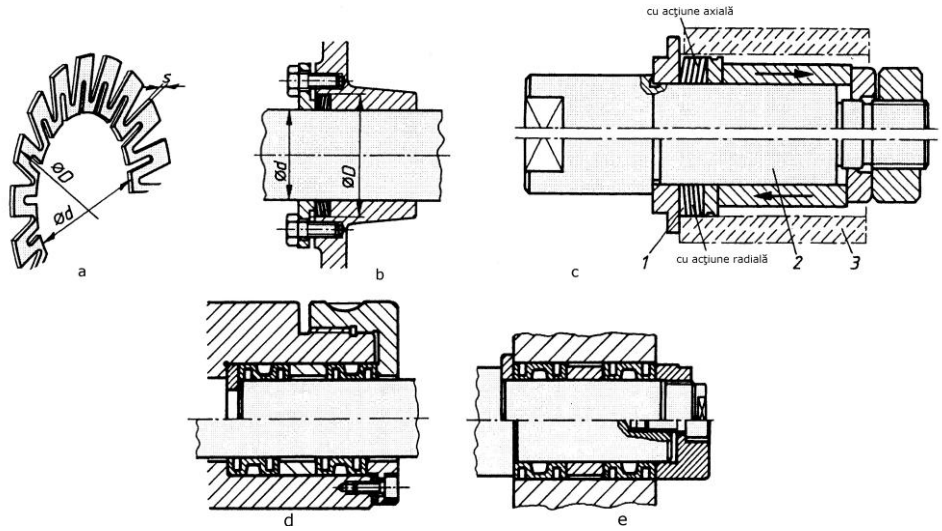


Figura 7.26[1]

Bucşele ondulate sunt realizate în diverse forme constructive în funcţie de producător. Câteva exemple şi caracteristicile lor de portanţă sunt prezentate în figura 7.27.

Atât în cazul şaibelor conice cât şi în cazul bucşelor ondulate, dimensionarea asamblării se face considerând un moment de calcul, M_{tc}, astfel încât:

$$M_{tc} = c \cdot M_t \leq i \cdot M_n \qquad (7.76)$$

unde: c= 1,5 ... 3 - coeficient de siguranţă,

M_t – momentul de transmis,

M_t – momentul nominal pe care îl poate transmite o şaibă sau o bucşă ondulată dat de catalog,

i - numărul de şaibe din pachet sau numărul de bucşe folosite în asamblare.

					ADK şi IDK		ADL şi IDL	
d_1 H 6	d_2 h 5	K	L	F N	Mn Nm	F_a N	Mn Nm	F_a N
10	15	12	19	18000	10	2350	18	4200
14	20	12	19	18000	18	3300	32	5900
16	22	12	19	18000	24	3750	43	6750
20	32	16	26	22000	65	7000	110	12600
25	37	16	26	22000	100	8700	180	15600
30	42	16	26	22000	150	10400	270	18700
35	52	21	35	32500	230	14100	410	25300
40	56	21	35	32500	290	15850	520	28500
45	68	26	42	60000	430	20800	770	37400
50	72	26	42	60000	520	22600	930	40600

clasa de toleranţe pt. butuc H 6 ... H 7
clasa de toleranţe pt. arbore h 5 ... h 6

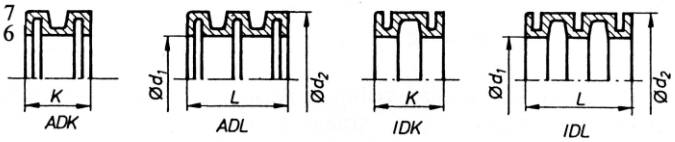


Figura 7.27[1]

7.15 Asamblări prin strângere elastică proprie (Asamblări presate)

7.15.1 Definire şi elemente caracteristice

Aceste asamblări pot transmite forţe axiale sau momente de torsiune prin intermediul forţelor de frecare ce iau naştere în ajustajul cu strângere dintre piesa cuprinsă, arbore şi cea cuprinzătoare, butuc. Ajustajul cu strângere se alege în clasele de toleranţe ISO, de preferinţă în sistemul alezaj unitar, diametrul arborelui d_a fiind mai mare decât diametrul suprafeţei cuprinzătoare a butucului, d_b, figura 7.28 [1, 7, 8, 9, 10, 13, 26, 28].

Montajul se poate realiza prin presare pe direcţie axială - la rece, sau radială - la cald. În urma montajului se produce lărgirea diametrului alezajului cu Δb şi micşorarea diametrului arborelui cu Δa astfel încât ajustajul va avea diametrul d. Deformaţiile arborelui şi butucului pot fi de natură elastică, elasto-plastică sau plastică. În urma montajului se realizează ajustajul în care $d_b<d<d_a$ şi care produce strângerea:

$$S = d_a-d_b=\Delta a + \Delta b. \qquad (7.77)$$

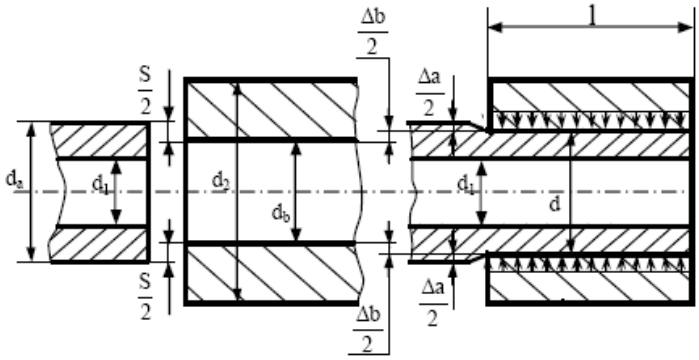


Figura 7.28

Asamblările presate au o largă aplicare datorită următoarelor **avantaje**:
- construcţie simplă,
- pot transmite forţe axiale sau momente de torsiune de valori mari, variabile şi chiar în condiţii de funcţionare cu şocuri;
- asigură o centrare perfectă, condiţie importantă pentru piesele în mişcare de rotaţie, în special la turaţii ridicate;
- concentrator de eforturi unitare mult mai mic decât asamblările prin pene longitudinale.

Dezavantaje:
- tehnologie specifică de montaj;
- demontări greoaie cu deteriorarea suprafeţelor de contact şi modificarea caracterului ajustajului atunci când nu se iau măsuri constructive (demontarea sub presiune de ulei);
- necesitatea selectării pieselor ce se împerechează în vederea realizării strângerii prescrise;
- posibilitatea slăbirii strângerii în timp datorită coroziunii de fretaj (aplatizarea vârfurilor microrizurilor de suprafaţă datorită solicitărilor ciclice şi şocurilor).

În cazul în care asamblarea se poate face prin presare longitudinală, pentru a evita producerea unor deformaţii plastice sau producerea unor fisuri la introducerea arborelui în butuc cu ajutorul preselor mecanice, hidraulice sau alte metode, se impun câteva operaţii pregătitoare:

- se teşesc piesele de asamblat sau se teşeşte butucul şi se rotunjeşte capul arborelui, exemple prezentate în figura 7.29;

- se ung suprafeţele spre a se micşora forţa axială necesară montării;

- se caută ca viteza de presare să fie suficient de mare (max. 5 mm/s), deoarece rezistenţa la alunecare scade cu creşterea vitezei.

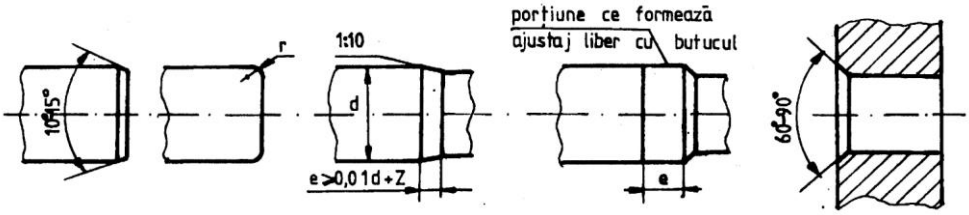


Figura 7.29

Asamblarea prin presare radială se poate realiza dilatând butucul prin încălzire sau contractând arborele prin răcire, caracterul ajustajului cu strângere se modifică devenind liber, ceea ce facilitează montajul. Dilatarea butucului prin încălzire la 200-250 °C, poate fi făcută prin diverse metode: în băi de ulei, încălzite cu flacără, electric sau în cuptor. Montajul prin contracţia arborilor la temperaturi negative se poate face în zăpadă carbonică (-72 °C), sau în aer lichid (-190 °C).

Prelucrarea pieselor ce urmează a realiza o asamblare presată se face cu rugozităţi mari în cazul presării radiale pentru a folosi efectul de împănare şi cu finisarea suprafeţelor în cazul presării axiale.

Demontarea asamblărilor fretate se face cu ajutorul preselor sau folosind lubrifiant sub presiune dacă în arbore au fost prevăzute canale cu acest scop.

7.15.2. Calculul asamblărilor presate

Prin teama de proiectare se specifică forţa axială, F_a, sau momentul de torsiune, M_t, care trebuie transmis prin asamblare. Calculul asamblării presate se face în ipoteza deformaţiilor elastice ale arborelui şi butucului.

În cazuri mai rare asamblarea fretată este solicitată în acelaşi timp de către o forţă axială şi un moment de torsiune.

Calculul parcurge următoarele etape:

1. *Determinarea presiunii minime necesare*

În tabelul 7.9 sunt date relaţiile de calcul în funcţie de tipul solicitării:

Tabelul 7.9

Solicitarea	Valoarea maximă a solicitării pe care o poate prelua asamblarea	Presiunea minimă necesară p_{min}
F_a	$F_{f\,max} = \mu\pi d l p_a$	$p_{min} = \frac{c \cdot F_a}{\mu\pi d l}$
M_t	$M_{f\,max} = \frac{\pi}{2}\mu d^2 l p_a$	$p_{min} = \frac{2 \cdot c \cdot M_t}{\mu\pi d^2 l}$
F_a şi M_t	$F_{fech\,max} = \sqrt{\left(\frac{2M_{t\,max}}{d}\right)^2 + F_{a\,max}^2} = \mu\pi d l p_a$	$p_{min} = \frac{\sqrt{\left(\frac{2 \cdot c \cdot M_t}{d}\right)^2 + c \cdot F_a^2}}{\mu\pi d l}$

μ - coeficientul de frecare pentru cuplul de materiale fus-butuc, exemple date în tabelul 7.10);
d - diametrul asamblării [mm];
l - lungimea asamblării [mm];
c - coefficient de siguranţă c=1,5...3

Tabelul 7.10

Materialul piesei		Modul de utilizare a asamblării						
		Presare axială				Presare radială		
Arbore	Butuc	Starea de ungere	μ	μ_p	μ_d	Starea de ungere	μ	μ_d
Oţel	Oţel	Ungere cu ulei la montare	0,09 ...0,17	0,06 ...0,22	0,08 ..0,2	Fără ungere la montare	0,14 ...0,16	0,14 ...0,16
Oţel	Fontă	Ungere cu ulei la montare	0,07 ...0,12	0,06 ...0,14	0,09 ...0,17	Fără ungere la montare	0,07 ...0,09	0,13 ...0,18
Oţel	Aliaje uşoare	Fără ungere la montare	0,02 ...0,06	0,02 ..0,08	0,03 ...0,08	Fără ungere la montare	0,05 ...0,06	0,1 ...0,15

După determinarea presiunii minime necesare pentru transmiterea forţei axiale şi/sau momentului de torsiune se calculează strângerea necesară.

2. *Calculul strângerii necesare*

Strângerea minimă teoretică se calculează cu ajutorul relaţiilor Lame din teoria elasticităţii, $S = d_a - d_b = \Delta a + \Delta b$:

$$\Delta a = p_{min} \cdot \frac{k_a}{E_a} \cdot d \cdot 10^3 [\mu m] \quad (7.78)$$

$$\Delta b = p_{min} \cdot \frac{k_b}{E_b} \cdot d \cdot 10^3 [\mu m] \quad (7.79)$$

unde: $k_a = \frac{d^2 + d_1^2}{d^2 - d_1^2} - \nu_a$; $k_b = \frac{d_2^2 + d^2}{d_2^2 - d^2} + \nu_b$; ν_a, ν_b - coeficienţii Poisson (de contracţie transversală) ai materialelor din care se confecţionează arborele şi butucul (pentru oţel: $\nu = 0,3$; fontă: $\nu = 0,25$; bronz: $\nu = 0,33$);

d_1 - diametrul interior al arborelui [mm];

d_2 - diametrul exterior al butucului [mm];

p - presiunea de strângere necesară în [MPa]

E_a, E_a - modulul de elasticitate al arborelui, respectiv al butucului E=(2,1...2,2)x10^5 [MPa] pt. oţel, E=(1,2...1,8)x10^5 [MPa] pt. fontă, E=(1...1,1)x10^5 [MPa] pt. Bronz.

Dacă butucul şi arborele sunt confecţionaţi din acelaşi tip de material atunci modulul de elasticitate al materialului arborelui şi respectiv butucului $E_a = E_b = E$, se poate scrie:

$$S = \Delta a + \Delta b = p_{min} \cdot \frac{(k_a + k_b)}{E} \cdot d \cdot 10^3 [\mu m] \quad (7.80)$$

La strângerea minimă teoretică se adaugă corecţia care ţine seama de aplatisarea rugozităţilor de suprafaţă în timpul asamblării(nu se face la asamblările fretate montate prin presare radială) şi corecţia datorată dilatărilor termice, astfel, $S_{min\ nec}$ se calculează cu relaţia:

$$S_{min\ nec} = S + S_R + S_t + S_d \quad (7.81)$$

unde: $S_R = 1,2(R_{a\ max} + R_{b\ max})[\mu m]$; - corecţia de rugozitate, $R_{a\ max}$ şi R_{bmax}, înălţimile maxime ale microrizurilor de suprafaţă depind de felul prelucrării, exemple date în tabelul 7.11;

$S_t = (\alpha_a - \alpha_b) \cdot (t_f - t_0) \cdot d \cdot 10^3 [\mu m]$ - corecţia datorată dilatărilor termice se face când asamblarea funcţionează la o temperatură diferită de temperatura t_0 la care s-a făcut montajul, α_a şi α_b - sunt coeficienţii de dilatare termică lineară ai materialelor din care se execută arborele, respectiv butucul;

S_d – corecţie care ţine seama de deformaţiile elastice radiale ale pieselor asamblate sub acţiunea sarcinilor exterioare, de obicei S_d=0.

Funcţie de mărimile strângerii minime şi maxime se calculează, ca în exemplul din capitolul 3, ajustajului şi toleranţele de execuţie a arborelui şi butucului ce compun asamblarea şi se calculează:

$$S_{max}=(d_{a\,max}-d_{b\,min})10^3\ [\mu m]; \quad (7.82)$$

$$S_{min}=(d_{a\,min}-d_{b\,max})10^3\ [\mu m]; \quad (7.83)$$

$$S_{med}=(S_{max}+S_{min})/2\ [\mu m]; \quad (7.84)$$

Se verifică dacă:

$$S_{med} \geq S_{min\ nec} \quad (7.85)$$

Tabelul 7.11

Prelucrare prin:	R_{max} [μm]	Prelucrare prin:	R_{max}[μm]
Strunjire:- grosolană	30...100	Alezare:	
- obişnuită	10...30	- obişnuită	4...10
- fină	2,5...10	- fină	1...4
- cu diamant	1,0...2,5	Broşare	2,5...10
		Rectificare:	
Frezare: - obişnuită	10...30	- obişnuită	4...10
- fină	4...10	- fină	1...4
		- foarte fină	0,1...1
Rabotare: - grosolană	30...100	Honuire	0,1...1
- obişnuită	10...30	Lustruire	0,1...0,4

3. *Calculul temperaturii de montaj*

Pentru asamblările presate radial este necesar acest calcul. Se face din condiţia asigurării prin dilatare a unui joc J care să acopere strângerea maximă S_{max} şi jocul de montaj J_{mont}:

$$J = S_{max} + J_{mont} = \alpha \cdot (t - t_0) \cdot d \cdot 10^3 [\mu m] \quad (7.86)$$

unde: t - temperatura piesei dilatate sau contractate termic [°C],

t_0-20°C,

α - coeficientul de dilatare liniară [1/°C],

În aceste condiţii rezultă:

$$t = \frac{J}{\alpha \cdot d \cdot 10^3} + t_0;\ [°C] \quad (7.87)$$

4. *Calculul eforturilor unitare datorate strângerii*

În condiţiile deformaţiilor elastice ale pieselor asamblate, calculul eforturilor unitare, se face cu relaţiile prezentate în tabelul 7.12 şi considerând distribuţia din figura 7.30.

Tabelul 7.12

Tensiunea tangenţială		Tensiunea radială	
Butuc	Arbore	Butuc	Arbore
$\sigma_{tdb} = p\dfrac{1+\left(\dfrac{d_b}{d_2}\right)^2}{1-\left(\dfrac{d_b}{d_2}\right)^2}$	$\sigma_{td1} = -p\dfrac{2}{1-\left(\dfrac{d_1}{d_a}\right)^2}$	$\sigma_{rdb} = -p$	$\sigma_{rd1} = o$
$\sigma_{td2} = p\dfrac{2\left(\dfrac{d_b}{d_2}\right)^2}{1-\left(\dfrac{d_b}{d_2}\right)^2}$	$\sigma_{tda} = -p\dfrac{1+\left(\dfrac{d_1}{d_a}\right)^2}{1-\left(\dfrac{d_1}{d_a}\right)^2}$	$\sigma_{rd2} = o$	$\sigma_{rda} = -p$
$\sigma_{tdb} = \sigma_{tb\,max} \le \sigma_{ab}$	$\sigma_{td1} = \sigma_{ta\,max} \le \sigma_{aa}$		
p - presiunea medie se va calcula cu relaţia: $p = \dfrac{S_{med} - S_R}{\left(\dfrac{K_a}{E_a} + \dfrac{K_b}{E_b}\right)\cdot d \cdot 10^3}$ [MPa]	$\sigma_{aa} = \dfrac{\sigma_{ca}}{c}$ şi $\sigma_{ab} = \dfrac{\sigma_{cb}}{c}$, în care: σ_{ca} - limita de curgere a materialului arborelui; σ_{cb} - limita de curgere a materialului butucului; c- coeficient de siguranţă c= 1,1... 1,3 pentru oţel, c= 2... 3 pentru fontă.		

5. *Calculul presiunii şi strângerii critice*

Pentru a se evita apariţia deformărilor plastice este necesar să calculăm valorile maxime ale presiunilor critice şi ale strângerilor critice:

Pentru arbore:

$$p_{cra} = \frac{1}{2}\sigma_{aa}\frac{d^2 - d_1^2}{d^2}\,[MPa] \tag{7.88}$$

$$S_{cra} = S\frac{p_{cra}}{p_{min}} + S_R \tag{7.89}$$

Pentru butuc:

$$p_{crb} = \frac{1}{2}\sigma_{ab}\frac{d_2^2 - d^2}{d_2^2}[MPa] \qquad (7.90)$$

$$S_{crb} = S\frac{p_{crb}}{p_{min}} + S_R \qquad (7.91)$$

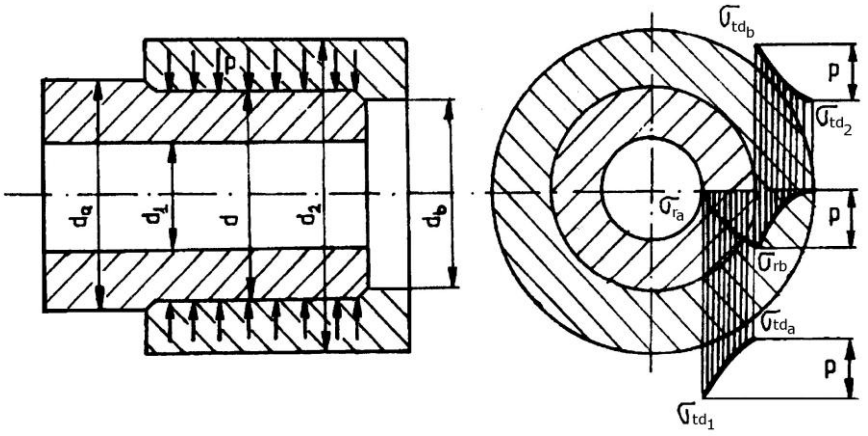


Figura 7.30

6. *Calculul deformaţiilor pentru suprafeţele cu dimensiunea d_1 şi d_2*

Mărimea acestor deformaţii se determină pe baza legii Hooke, cu cu presiunea p dată de relaţia din tabelul 7.12 şi relaţiile 7.92 şi 7.93:

$$\Delta 1 = 2p\frac{d_1 \cdot 10^3}{E_A\left[1 - \left(\frac{d_1}{d}\right)^2\right]}[\mu m] \qquad (7.92)$$

$$\Delta 2 = 2p\frac{d_2 \cdot 10^3}{E_b\left[\left(\frac{d_2}{d}\right)^2 - 1\right]}[\mu m] \qquad (7.93)$$

Aceste deformaţii pot influenţa buna funcţionare a ansamblului din care face parte această asamblare presată.

7. *Calculul forţei de presare, depresare*

$$F_p = \mu_p \cdot \pi \cdot d \cdot l \cdot p'_{med} \qquad (7.94)$$

$$F_d = \mu_d \cdot \pi \cdot d \cdot l \cdot p'_{med} \tag{7.95}$$

$$\text{unde: } p'_{med} = \frac{S_{med}}{\left(\frac{K_a}{E_a} + \frac{K_b}{E_b}\right) \cdot d \cdot 10^3} [MPa] \tag{7.96}$$

μ_p, μ_d, coeficientul de frecare la presare, respectiv depresare, tabelul 7.10.

7.16. Aplicaţie

Să se calculeze asamblarea presată dintre piuliţa şi corpul unui cric cu şurub figura 7.31. Se cunosc: momentul din cupla elicoidală şurub-piuliţă M_t= 300000 N·mm; d_2= 102 mm; d= 72 mm; d_1= 52 mm; l= 60 mm; materialul din care este executat corpul Fc 200, cu σ_{ab}= 200 N/mm^2; materialul din care este executată piuliţa CuAl 9T, cu σ_{aa}= 100 N/mm^2; μ= 0,05. Presarea se execută la rece, temperatura de exploatare fiind identică cu temperatura de montare[6].

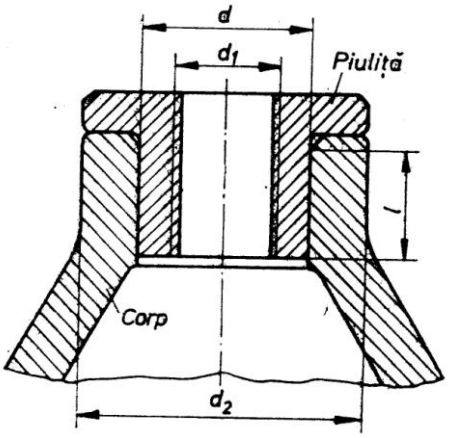


Figura 7.31

Rezolvare:

Se calculează presiunea de contact necesară:

$$p_{min} = \frac{2M_t}{\mu \pi d^2 l} = \frac{2 \cdot 300000}{0{,}05 \cdot 3{,}14 \cdot 72^2 \cdot 60} \approx 12{,}3 N/mm^2. \tag{7.97}$$

Se calculează strângerea teoretică necesară:

$$S = pd\left(\frac{K_a}{E_a} + \frac{K_b}{E_b}\right)10^3 = 12{,}3 \cdot 72\left(\frac{2{,}85}{1{,}05 \cdot 10^5} + \frac{3{,}24}{1{,}3 \cdot 10^5}\right)10^3 \approx 46\mu m, \quad (7.98)$$

unde:

$$K_a = \frac{d^2 + d_1^2}{d^2 - d_1^2} - \nu_a = \frac{72^2 + 52^2}{72^2 - 52^2} - 0{,}25 = 2{,}85 \quad (7.99)$$

$$Kb = \frac{d_2^2 + d^2}{d_2^2 - d^2} + \nu_b = \frac{102^2 + 72^2}{102^2 - 72^2} + 0{,}3 = 3{,}24 \quad (7.100)$$

Se calculează strângerea corectată:

$S_{min\ nec} = S + S_R = 46 + 24 = 70\ \mu m,$ (7.101)

unde: $S_R \approx 1{,}2(R_{amax} + R_{bmax}) = 1{,}2(10+10) = 24\ \mu m.$ (7.102)

Considerând că suprafeţele pieselor se realizează printr-o strunjire de finisare, rezultă: $R_{amax} = R_{bmax} = 10\ \mu m$; (v. tab. 7.11) corecţia $S_t = 0$, deoarece temperatura de lucru este cea a mediului ambiant $S_d = 0$.

În funcţie de strângerea corectată $S_{min\ nec}$ se alege ajustajul H6/t5, rezultând toleranţele pentru alezaj : $\Phi 72_0^{+0{,}019}$; pentru arbore : $\Phi 72_{+0{,}075}^{+0{,}088}$.

Strângerea maximă şi minimă a ajustajului ales :

$$S_{max} = (d_{a\,max} - d_{b\,min})103^3 = (72{,}088 - 72)10^3 = 88\mu m; \quad (7.103)$$

$$S_{min} = (d_{a\,min} - d_{b\,max})10^3 = (72{,}075 - 72{,}019)10^3 = 56\mu m, \quad (7.104)$$

Strângerea medie fiind

$$S_{med} = \frac{S_{max} + S_{min}}{2} = \frac{88 + 56}{2} = 72\mu m > S_{cor} = 71\mu m. \quad (7.105)$$

Se calculează presiunile critice de contact

$$p_{cra} = \frac{1}{2}\sigma_{aa}\frac{d^2 - d_1^2}{d^2} = \frac{1}{2}100\frac{72^2 - 52^2}{72^2} = 23{,}9\ N/mm^2 \quad (7.106)$$

$$p_{crb} = \frac{1}{2}\sigma_{ab}\frac{d_2^2 - d^2}{d_2^2} = \frac{1}{2}200\frac{102^2 - 72^2}{102^2} = 50{,}2\ N/mm^2 \quad (7.107)$$

şi strângerile critice corectate:

$$S_{cra} = S\frac{p_{cra}}{p_{min}} + S_n = 47\frac{23,9}{12,3} + 24 \approx 115\,\mu m; \quad (7.108)$$

$$S_{crb} = S\frac{p_{crb}}{p_{min}} + S_n = 47\frac{50,2}{12,3} + 24 \approx 216\,\mu m, \quad (7.109)$$

condiţia $S_{max} < S_{crmin}$ este îndeplinită.

Se calculează deformaţiile elastice ale pieselor asamblate:

$$\Delta_1 = 2p_{med}\frac{d^2}{d^2 - d_1^2}\cdot\frac{d_1}{E_a}\cdot 10^3 = 2\cdot 12,8\frac{72^2}{72^2 - 52^2}\cdot\frac{52}{1,05\cdot 10^5}\cdot 10^3 \approx 26,5\,\mu m; \quad (7.110)$$

$$\Delta_2 = 2p_{med}\frac{d^2}{d_2^2 - d^2}\cdot\frac{d_2}{E_b}\cdot 10^3 = 2\cdot 128\frac{72^2}{102^2 - 72^2}\cdot\frac{102}{1,3\cdot 10^5}\cdot 10^3 \approx 20\,\mu m, \quad (7.111)$$

cu:

$$p_{med}\frac{S_{med} - S_n}{d\left(\frac{K_a}{E_a} + \frac{K_b}{E_b}\right)\cdot 10^3} = \frac{72 - 24}{72\left(\frac{2,85}{1,05\cdot 10^5} + \frac{3,24}{1,3\cdot 10^5}\right)10^3} = 12,8\,N/mm^2. \quad (7.112)$$

Se calculează forţa necesară de presare

$$F_p = \mu_p \pi d l p'_{med} = 0,07\cdot 3,14\cdot 72\cdot 60\cdot 19,2 = 18230\,N; (\mu_p = 0,07 - v.tab.7.10); \quad (7.113)$$

$$p'_{med} = \frac{S_{med}}{d\left(\frac{K_a}{E_a} + \frac{K_b}{E_b}\right)\cdot 10^3} = \frac{72}{72\left(\frac{2,85}{1,05\cdot 10^5} + \frac{3,24}{1,3\cdot 10^5}\right)10^4} = 19,2\,N/mm^2. \quad (7.114)$$

Eforturile unitare maxime:

$$\sigma_{amax} = 2p_{med}\frac{d^2}{d^2 - d_1^2}\cdot = 2\cdot 12,8\frac{72^2}{72^2 - 52^2} = 53,5\,N/mm^2 < \sigma_{02a} = 100\,N/mm^2;$$

$$\sigma_{bmax} = p_{med}\frac{d_2^2 + d^2}{d_2^2 - d^2} = 12,8\frac{102^2 + 72^2}{102^2 - 72^2} = 38,2\,N/mm^2 < \sigma_{rb} = 200\,N/mm^2. \quad (7.115)$$

Cap. 8

ASAMBLĂRI ELASTICE

8.1. Definire, clasificare, materiale şi tehnologie

Asamblările elastice permit asamblarea diferitelor organe de maşini prin intermediul unor elemente elastice numite arcuri. Arcurile funcţionează prin acumulare şi redare de energie. Ele acumulează energie prin deformare sub acţiunea unei sarcini şi o cedează total sau parţial prin revenirea la forma iniţială la înlăturarea sarcinii care a produs deformarea. Forma constructivă şi materialul din care sunt confecţionate arcurile permit deformaţii mari [1, 7, 8, 9, 10, 13, 26, 28].

Scopul pentru care sunt utilizate arcurile:

-amortizarea şocurilor şi vibraţiilor (arcurile vehiculelor, arcurile montate sub fundaţii);

- acumularea energiei în vederea redării ei treptat sau în scurt timp (arcurile mecanismelor de ceasornic);

- exercitarea unor forţe elastice permanente (arcurile supapelor, arcurile cuplajelor cu fricţiune);

- reglarea şi limitarea forţelor (arcurile cuplajelor de siguranţă);

- măsurarea forţelor şi momentelor (dinamometre);

- modificarea pulsaţiei proprii a unor organe de maşini sau mecanisme.

Clasificarea arcurilor

a. După forma constructivă:

- arcuri lamelare, figura 8.1c;
- arcuri cu foi multiple, figura 8.1i;
- arcuri elicoidale, figura 8.1a,b;
- arcuri disc, figura 8.1c;
- arcuri inelare;
- arcuri spirală plană, figura 8.1e,f;

- arcuri bară de torsiune, figura 8.1d;
- arcuri speciale, figura 8.1g.

b. După direcţia şi sensul forţelor exterioare:
- arcuri de tracţiune, figura 8.1a;
- arcuri de compresiune, figura 8.1b;
- arcuri de torsiune, figura 8.1d;
- arcuri de încovoiere, figura 8.1c.

c. După secţiunea semifabricatului:
- arcuri cu secţiunea rotundă, figura 8.1a,b;
- arcuri cu secţiunea dreptunghiulară, figura 8.1c;
- arcuri cu secţiunea pătrată;
- arcuri cu secţiunea profilată.

d. După materialul din care sunt executate:
- arcuri din oţel, figura 8.1a, b, c, d;
- arcuri din materiale neferoase, figura 8.1g;
- arcuri din materiale nemetalice(cauciuc), figura 8.1j.

e. După rolul lor funcţional:
- arcuri de amortizare, figura 8.1j;
- arcuri de acumulare de energie;
- arcuri pentru exercitarea unei forţe permanente;
- arcuri de reglare;
- arcuri de măsurare.

f. După rigiditatea arcurilor:
- arcuri cu rigiditate constantă;
- arcuri cu rigiditate variabilă.

Materialele folosite pentru confecţionarea arcurilor trebuie să satisfacă anumite condiţii:
- să aibă proprietăţi elastice stabile în timp;
- rezistenţă mare şi plasticitate suficient de mare;
- rezistenţă la oboseală.

Între energia acumulată de arc şi pătratul rezistenţei admisibile este o dependenţă proporţională. Acest lucru impune utilizarea materialelor cu catacteristici mecanice ridicate.

Semifabricatele folosite la confecţionarea arcurilor pot fi sub formă de bare, bandă, tablă sau sârmă cum sunt:
- sârmă din oţel carbon de calitate, mărcile RR, RM, RS-STAS 893-89
- oţeluri aliate pentru arcuri SR EN 10089:2003;
- sârmă trasă din oţel aliat pentru arcuri STAS 892-89;
- oţel laminat-canelat pentru arcuri SR EN 10092-2:2004;
- oţel lat pentru foi de arcuri SR EN 10092-1:2004;

- bare din oţel cojit pentru arcuri de supape STAS 8371-80;
- aliaje speciale cu nichel;
- materiale neferoase (exemplu bronz cu beriliu);
- materiale nemetalice (exemplu cauciuc).

Exemple de oţeluri pentru arcuri precum şi câteva proprietăţi mecanice ale lor sunt prezentate în tabelul 8.1.

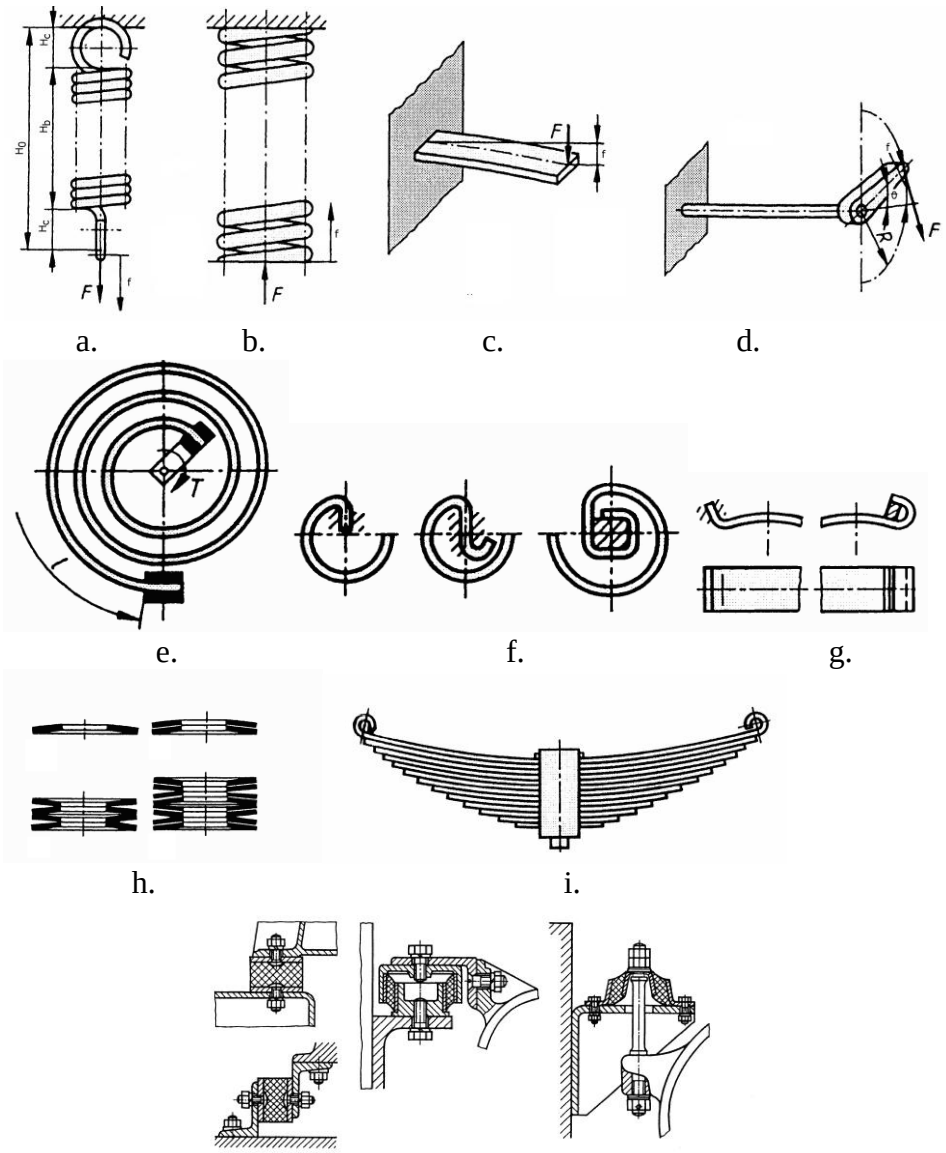


Figura 8.1

Tabelul 8.1[8]

Marca oţelului	Limita de curgere min. σ_c [MPa]	Rezistenţa de rupere la tracţiune min.σ_r [MPa]	Duritatea Brinell [MPa]		Indicaţii generale de utilizare
			Oţel laminat	Oţel recopt	
C55A	880	1080	285	229	Arcuri pentru solicitări mici, de tip spiral şi în foi.
C65A	780	980	285	229	Arcuri spirale elicoidale şi arcuri foi pentru solicitări mici.
C75A	880	1080	321	241	Arcuri foi, elicoidale, disc şi inelare pentru vehicule grele.
C85A	980	1130	363	229	
51Si17A	1080	1180	321	241	Arcuri foi şi elicoidale pentru vehicule de cale ferată.
51VCr11A	1180	1320	363	235	Arcuri foi şi elicoidale sau spirale puternic solicitate.
60Si15A	1270	1470	363	255	Arcuri foi, elicoidale, disc, inelare pentru vehicule grele.
56Si17A	1080	1270	321	235	Arcuri foi, elicoidale, plăci elastice, pentru solicitări medii.

Materialele metalice neferoase care se utilizează pentru execuţia arcurilor care trebuie să îndeplinească condiţiile de elasticitate şi caracteristici mecanice mai ridicate decât aliajele neferoase folosite în alte aplicaţii. Deoarece posibilităţile de creştere a acestor performanţe sunt limitate la aceste materiale, ele sunt folosite doar unde sunt impuse condiţii de conductibilitate electrică şi termică ridicată, rezistenţă la coroziune sau comportare antimagnetică.

În tabelul 8.2 sunt prezentate câteva materialele neferoase folosite la confecţionarea arcurilor.

Tabelul 8.2[8]

Material	Compoziţie chimică [%]	Limita de proporţionali-tate [MPa]	Limita de curgere σ_c[MPa]	Rezistenţa la rupere σ_r [MPa]	Modul de elastici-tate longitudional E X10^4[MPa]	Modul de elastici-tate transversal G X10^4[MPa]	Duritatea Brinell [HB]	Alungirea δ_5 [%]	Observaţii
Alamă specială	Cu 72 Ni 6 Al 1,5 Zn 20,5	400	700	850	11	4	157	20	Tratate termic. Arcuri cu proprietăţi anticorozive şi caracteristici mecanice bune.
Bronz cu crom	Cr 0,6...0,85 Cu 99...99,4	230 ... 400	555	555	12	4.5	150	10	Tratate termic.
Bronz cu aluminiu	Cu 88,9 Al rest	450	800	800	11.6	5	200	7	Tratate termic. Arcuri cu prorpietăţi anticorozive ieftine.
Bronz cu beriliu	Be 2 Co 0,5 Cu 97,5	750	1000	1160 ... 1400	11.6...13	5.5	350	10	Tratate termic. Arcuri cu proprietăţi anticorosive până la 150° C.
Monel K	Ni 66 Cu 29 Al 5	620	930 ... 1160	1160 ... 1300	16.8	6	330	-	Tratate termic.Arcuri cu rezistenţă înaltă. Proprietăţi anticorozive (rezistenţă la apa de mare, vapori supraîncălziţi, CO_2, Cl, substanţe alcaline, soluţii slab acide ale acidului sulfuric.)
Nichel z	Ni 98 Cu, Mn, Fe, Si2	730	1140	1400	21	5	-	-	Tratate termic. Păstrează proprietăţile mecanice şi elastice chiar şi la temperatură ridicată.
Alamă	Cu 70 Zn 30	310	545	680	9.5	3.25	180	20	Tras sau laminat la rece. Proprietăţi anticorosive(rezistenţă la vapori supraîncălziţi, CO_2). Nu rezistă la acid sulfuric.

Materialele nemetalice cele mai des utilizate la confecţionarea arcurilor sunt: cauciucul (natural şi sintetic), pluta şi masele plastice. Temperatura de lucru normală pentru arcurile de cauciuc este între -30 °C şi 60 °C. La confecţionarea unor arcuri de tip membrană şi burduf se utilizează materiale plastice care prezintă avantaje faţă de cauciuc privind rezistenţa la acizi şi medii oxidante. Dezavantajul maselor plastice constă în instabilitatea proprietăţilor mecanice în timp şi la variaţii ale temperaturii.

Rezistenţa la oboseală a arcurilor este foarte puternic influenţată de starea materialului folosit. Din acest motiv se acordată o atenţie deosebită stării suprafeţei semifabricantului. Aceasta trebuie să fie fără fisuri, netedă şi nedecarburată.

Arcurile elicoidale se execută din sârmă, prin înfăşurare. Înfăşurarea se poate executa la rece pentru dimensiuni ale semifabricatului până la 8-10 mm, sau la cald pentru dimensiuni mai mari.

Tratamentul termic conferă arcurilor proprietăţi elastice şi rezistenţa necesară în funcţionare. Pentru arcurile executate din sârmă şi care au diametre mai mici de 8 mm se procedează astfel:

1. Arcurile confecţionate din sârmă patentată, după înfăşurare se supun unui tratament termic de detensionare la temperatură de 250-300 °C.

2. Pentru celelalte materiale înaintea operaţiei de înfăşurare sârma este călită şi revenită la o duritate de 55-66 HRC pentru diametre ale sârmei de 0,2 mm şi 46 HRC pentru diametre ale sârmei de 7-8 mm.

3. După operaţia de înfăşurare se face o revenire la 400 °C iar după ecruisare cu jet de alice arcul este detensionat la 250 °C.

În cazul arcurilor cu diametrul sârmei sau grosimea materialului mai mare de 8 [mm] înfăşurarea se face la cald. Barele sunt încălzite la 850-920°C în cuptoare cu atmosferă neutră pentru evitarea decarburării. După înfăşurarea pe dorn, arcului i se aplică un tratament termic de călire urmată de revenire.

În tabelul 8.3 sunt date temperaturile pentru tratamente termice ale oţelurilor pentru arcuri.

După tratamentul termic arcurile de compresiune sunt rectificate frontal pentru obţinerea unor suprafeţe de reazem plane.

Supratensionarea este operaţia prin care arcul este supus la o sarcină alternantă sau este menţinut timp îndelungat (2...24 ore) la o sarcină ce depăşeşte cu 10...20% sarcina maximă de lucru. În urma

acestei operaţii arcul dobândeşte o deformare plastică, iar materialul se ecruisează mărindu-şi domeniul de elasticitate.

Protecţia anticorosivă se face prin acoperire galvanică sau vopsire. Controlul arcurilor presupune verificarea aspectului exterior, verificarea geometriei şi a caracteristicilor mecanice.

Tabelul 8.3[8]

Marca oţelului	Temperatura[°C]		
	Călire	Mediu de răcire	Revenire
C55A	830.....850	Ulei	400.....460
C65A	830..... 850	Ulei	450.....510
C75A	810.....830	Ulei	450.....510
C85A	810.....830	Ulei	450.....510
51Si17A	860.....880	Ulei sau apă	430.....490
51VCr11A	830.....850	Ulei	450.....520
56Si17A	860.....880	Ulei sau apă	430.....490
60Si15A	850.....870	Ulei	430.....490

După alegerea materialului, pentru calculul arcurilor este necesar să se aprecieze rezistenţa admisibilă. Ea depinde de limita de rupere, σ_r, de regimul de lucru, de tratamentul termic aplicat, de calitatea suprafeţei şi de gradul de decarburare a stratului superficial.

În condiţiile unei încărcări statice, STAS 7067 - 87 stabileşte pentru arcurile din oţel carbon de calitate înfăşurate la rece valori ale rezistenţei la rupere, prezentate în tabelul 8.4.

8.2 Caracteristica arcurilor

Relaţia dintre solicitarea şi deformaţia elastică a unui arc se reprezintă grafic şi se numeşte *curbă caracteristică*.

Forma caracteristicii depinde de proprietăţile fizice ale materialului din care este confecţionat arcul şi de construcţia acestuia.

Arcurile, confecţionate din materiale care respectă legea de proporţionalitate a lui Hooke şi care nu prezintă frecări interne sau între elementele componente, au caracteristica liniară, figura 8.2 curba a.

Pentru arcurile confecţionate din materiale ce prezintă fenomene de frecare internă cum sunt cele din cauciuc, masele plastice sau cele care au geometrie variabilă cum sunt arcurile conice, parabolice,

elicoidale cu secţiune variabilă, sau cele care din construcţie prezintă fenomene de frecare externă cum sunt pachetele de arcuri inelare sau disc, arcurile cu foi multiple, caracteristica se prezintă sub forma unei curbe progresive figura 8.2, curba b sau regresive figura 8.2, curba c1 sau c2.

Tabelul 8.4[8]

Diametrul nominal al sârmei [mm]	Marca sârmei(conform STAS 893-89)					
	RS		RM		RR	
	σ_r [MPa]	τ_a [MPa]	σ_r [MPa]	τ_a [MPa]	σ_r [MPa]	τ_a [MPa]
0,45	1700....2100	850	2100....2550	1050	2550....2900	1280
0,5			2100....2500		2500....2850	1250
0,55	1700....2050		2050....2500	1030		
0,6			2050....2450		2450....2800	1230
0,7	1650....2000	830	2000....2450	1000		
0,8			2000....2400		2400....2750	1200
0,9						
1	1600....1950	800	1950....2350	980	2350....2750	1180
1,1						
1,2	1550....1900	780	1900....2300	950	2300....2700	1150
1,3						
1,4						
1,5	1500....1900	750	1850....2200	930	2250....2700	1130
1,6	1500....1850				2250....2600	
1,8	1500....1800		1800....2200	900	2200....2600	1100
2	1450....1750	730	1750....2150	880	2150....2500	1080
2,2	1450....1700		1700....2100	850	2100....2500	1050
2,4	1400....1700	700	1700....2050		2050....2400	1030
2,5	1400...1650		1650....2000	830	2000....2350	1000
2,8						
3	1400....1600		1600....1900	800	1900....2300	950
3,5	1350....1550	680	1550....1800	780	1800....2150	900
4	1300....1550	650	1550....1750		1750....2100	880
4,5	1250....1500	630	1500....1700	750	1700....2050	850
5	1200....1450	600	1450....1650	730	1650....2000	830
5,5	1150....1400	580	1400....1600	700	1600....1950	800
6	1150....1350		1350....1550	680	1550....1850	780
7	1100....1300	550	1300....1500	650	1500....1800	750

La arcurile care sunt caracterizate de curba a, cu caracteristica liniară rigiditatea arcului va fi:

$$K_a = \frac{F_1}{f_1} = \frac{F_2}{f_2} = \cdots \frac{F_n}{f_n} = tg\alpha = ct. \quad (8.1)$$

Pentru cele solicitate la torsiune va fi:

$$K_a = \frac{M_{t1}}{\theta_1} = \frac{M_{t2}}{\theta_2} = \cdots \frac{M_{tn}}{\theta_n} = tg\alpha = ct. \quad (8.2)$$

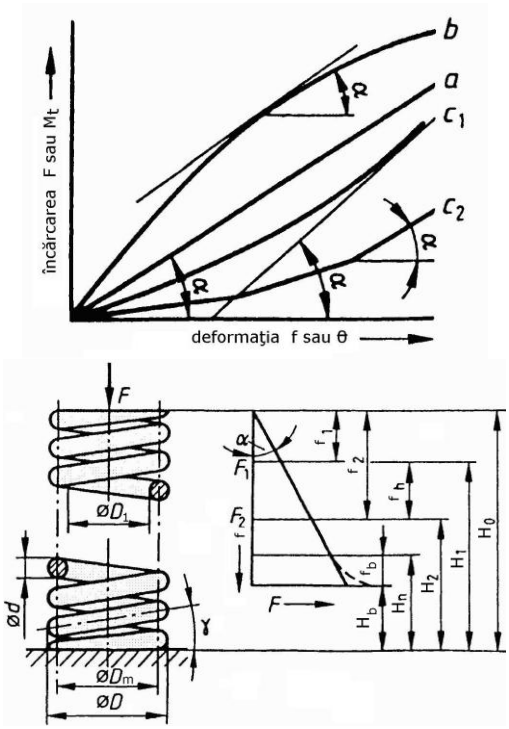


Figura 8.2

unde: F- forţa care solicită arcul, M_t – momentul de torsiune care solicită arcul, f - deformaţia liniară a arcului (săgeata arcului), θ - deformaţia unghiulară, k_a - reprezintă rigiditatea arcului, α - unghiul de înclinare al caracteristicii.

La arcurile care sunt caracterizate de curba b, c1 şi c2, cu caracteristica neliniară rigiditatea arcului este instantanee şi va fi dată de valoarea tangentei unghiului α:

$$K_a = \frac{dF}{df} = tg\alpha \neq ct. \quad (8.3)$$

Pentru cele solicitate la torsiune va fi:

$$K_a = \frac{dM_t}{d\theta} = tg\alpha \neq ct. \quad (8.4)$$

Rigiditatea se exprimă în N/mm pentru arcuri la care se măsoară săgeata în mm şi Nmm/rad pentru arcurile de torsiune. Inversul rigidităţii se numeşte flexibilitatea arcului.

Lucrul mecanic de deformare a arcului poate fi exprimt prin următoarele relaţii:

$$dL_d = F \cdot df \text{ ; sau } dL_d = M_t \cdot d\theta \qquad (8.5)$$

Prin integrarea relaţiilor, pentru arcurile cu caracteristica liniară se obţine:

$$L_d = \frac{1}{2} \cdot F \cdot f = \frac{1}{2} \cdot k_a \cdot f^2 \text{; sau } L_d = \frac{1}{2} \cdot M_t \cdot \theta = \frac{1}{2} \cdot k_a \cdot \theta^2 \qquad (8.6)$$

Iar pentru cele cu caracteristica neliniară lucrul mecanic de deformare va fi:

$$L_d = \int_0^{f_n} F \cdot df \text{ ; sau } L_d = \int_0^{\theta_n} M_t \cdot d\theta \qquad (8.7)$$

Între energia acumulată de arc prin deformare E_0 şi energia cedată de arc la destindere E, există o difrenţă notată cu E_f şi reprezintă energia pierdută prin frecare internă sau externă.

$$E_0 - E = E_f \qquad (8.8)$$

Acest aspect face ca să existe o diferenţă între caracteristica arcului la deformare şi cea de la revenire, rezultând pe diagramă un histerezis, figura 8.2 a,b.

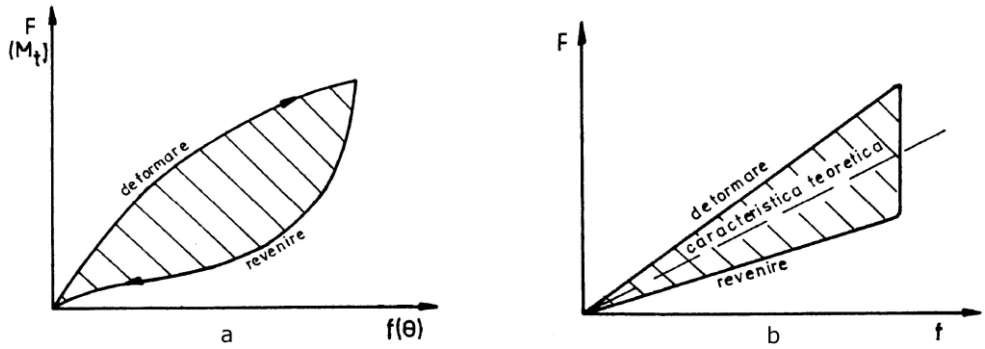


Figura 8.2

Pe diagramă se crează un contur închis numit histerezis. Suprafaţa cuprinsă în interiorul conturului închis reprezintă energia pierdută prin

frecare. Fenomenul este interesant în special la arcurile ce prezintă frecare externă, spre exemplu la arcurile cu foi multiple. Datorită frecării între lamele de arc, deformaţia este frânată. Caracteristica reală de încărcare, va fi deplasată faţă de cea teoretică figura 8.2b.

La descărcare forţele de frecare se opun revenirii foilor, fenomen ce deplasează caracteristica sub cea teoretică. Cu cât conturul închis este mai mare, cu atât pierderile energetice sunt mai importante. La unele tipuri de arcuri, spre exemplu cele inelare, interesează acest lucru.

Aceasta face ca la proiectare să se ia toate măsurile de intensificare a frecări. La arcurile lamelare în cele mai multe cazuri există interesul diminuării pierderilor prin frecare. Pentru aceasta se iau măsuri ca suprafeţele lamelor să fie cât mai netede, iar în construcţiile mai noi se introduc între lame folii de material plastic pentru a micşora frecarea.

Cantitatea de energie pe care o poate acumula un arc sub forma lucrului mecanic de deformaţie depinde de tipul arcului. Pentru arcuri cu caracteristica de forma prezentată în figura 8.2 b, relaţiile de calcul vor fi:

$$L_d = W = \frac{1}{2}\eta_w \frac{\sigma_{max}^2}{E} V; \text{ sau } L_d = W = \frac{1}{2}\eta_w \frac{\tau_{t\,max}^2}{G} V; \qquad (8.9)$$

unde: W- energia înmagazinată în arc;

σ_{max} - efortul unitar maxim de încovoiere;

$\tau_{t\,max}$ - efortul unitar maxim de torsiune;

E - modulul de elasticitate longitudinal al materialului din care se confecţionează arcul;

G - modulul de elasticitate transversal al materialului din care se confecţionează arcul;

η_W - coeficient de utilizare specifică - defineşte eficienţa folosirii materialului din care este confecţionat arcul privind acumularea energiei;

Combinarea arcurilor

Combinaţiile de arcuri se folosesc atunci când din anumite condiţii de gabarit, de montaj sau când se urmăreşte obţinerea unei anumite caracteristici, care nu se poate obţine cu un singur arc. Câteva modalităţi de combinare sunt prezentate în figura 8.3.

Pentru arcurile cuplate în paralel la care axele arcurilor coincid şi cu direcţia de acţiune a forţei, figura 8.3 a, b se poate scrie:

$$F - k_{a1} \cdot f - k_{a2} \cdot f = 0; \; F = (k_{a1} + k_{a2}) \cdot f = \sum (k_{an} \cdot f) \qquad (8.10)$$

$$k_{arez} = \frac{F}{f} = (k_{a1} + k_{a2}) = \sum k_{an} \qquad (8.11)$$

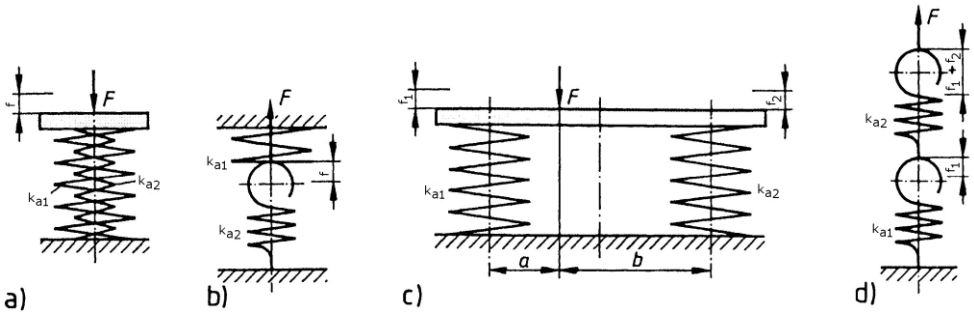


Figura 8.3

Pentru arcurile cuplate în paralel la care axele arcurilor nu coincid şi au caracteristici diferite, direcţia de acţiune a forţei, nu este la mijlocul distanţei dintre axele celor două arcuri, ci la distanţa a faţă de arcul 1 şi b faţă de arcul 2, figura 8.3 c, în condiţiile în care trebuie ca $f_1=f_2=f$, se poate scrie:

$$\frac{F \cdot b}{a+b} - k_{a1} \cdot f = 0; \tag{8.12}$$

$$\frac{F \cdot a}{a+b} - k_{a2} \cdot f = 0; \tag{8.13}$$

Cunoscând rigidităţile celor două arcuri, din relaţiile anterioare se pot determina valorile a şi b.

$$k_{arez} = \frac{F}{f} = (k_{a1} + k_{a2}) \tag{8.14}$$

Pentru arcurile cuplate în serie figura 8.3 d, se poate scrie:

$$f_{rez} = f_1 + f_2 = \frac{F}{k_{a1}} + \frac{F}{k_{a2}} \tag{8.15}$$

$$k_{arez} = \frac{F}{f_{rez}} = \frac{F}{f_1 + f_2} = \frac{F}{\frac{F}{k_{a1}} + \frac{F}{k_{a2}}} = \frac{k_{a1} \cdot k_{a2}}{k_{a1} + k_{a2}} \tag{8.16}$$

Pentru, n, arcuri se poate scrie:

$$f_{rez} = f_1 + f_2 \cdots f_n = \sum f_n \tag{8.17}$$

$$\frac{1}{k_{arez}} = \frac{1}{k_{a1}} + \frac{1}{k_{a2}} + \cdots \frac{1}{k_{an}} = \sum \frac{1}{k_{ai}} \tag{8.18}$$

8.3. Arcuri elicoidale

Arcurile elicoidale se realizează din sârmă sau bandă, cu secţiune rotundă, dreptunghiulară sau pătrată, prin înfăşurare pe o suprafaţă

generatoare cilindrică, conică, dubluconică, paraboloidală etc., câteva exemple sunt date în figurile 8.4, 8.5 [1, 7, 8, 9, 10, 13, 26, 28].

Arcurile elicoidale au o arie mare de răspândire şi de aceea sunt standardizate prin anumite standarde cum sunt:

- STAS 6917-88 - Arcuri elicoidale cilindrice de compresiune, tracţiune, torsiune. Reguli şi metode pentru verificarea calităţii;
- STAS 7066-87 - Arcuri elicoidale cilindrice de compresiune din oţel cu secţiune rotundă. Condiţii tehnice de calcul;
- STAS 7067-87 - Arcuri elicoidale cilindrice de compresiune şi tracţiune cu secţiune rotundă. Calculul arcurilor;
- STAS 8216-68 - Arcuri disc. Calculul arcurilor;
- STAS 8217-84 - Arcuri elicoidale cilindrice de tracţiune din oţel cu secţiune rotundă. Condiţii tehnice de calcul;
- STAS 8488-81 - Arcuri elicoidale cilindrice de torsiune din oţel cu secţiunea rotundă. Condiţii tehnice.

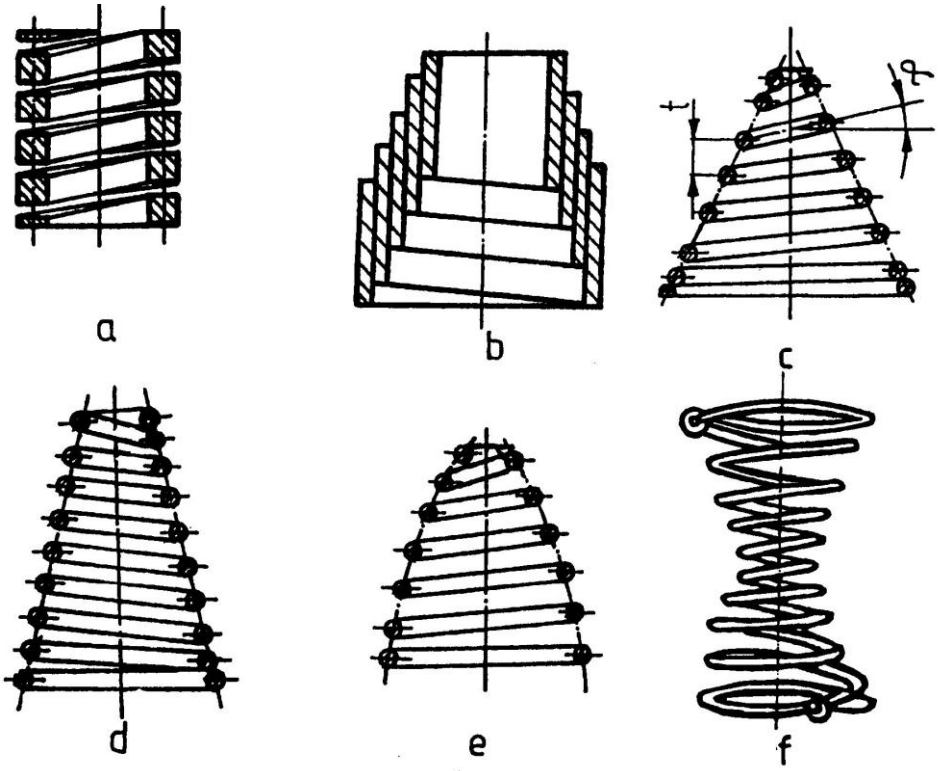


Figura 8.4

8.3.1. Elemente constructive

Elementele constructive pentru arcul elicoidal cilindric de compresiune cu secţiune circulară, sunt date în figura 8.5. Prelucrarea capetelor arcului îmbunătăţeşte centrarea sarcinii, micşorînd solicitările suplimentare ale spirelor. Numărul de spire de reazem (spire inactive) este, după STAS 7067-76, $n_r > 1,5$, recomandîndu-se: $n_r = 1,5$ pentru un număr activ de spire $n < 7$ şi $n_r = 1,5 ... 3,5$ pentru $n > 7$.

Numărul total de spire $n_1 = n - n_r$.

Pasul spirelor active în stare liberă t se ia astfel:

$$D_m/4 + 0,2 \leq t \leq 2/3\, D_m \quad \text{şi} \quad t > 1,5d. \tag{8.19}$$

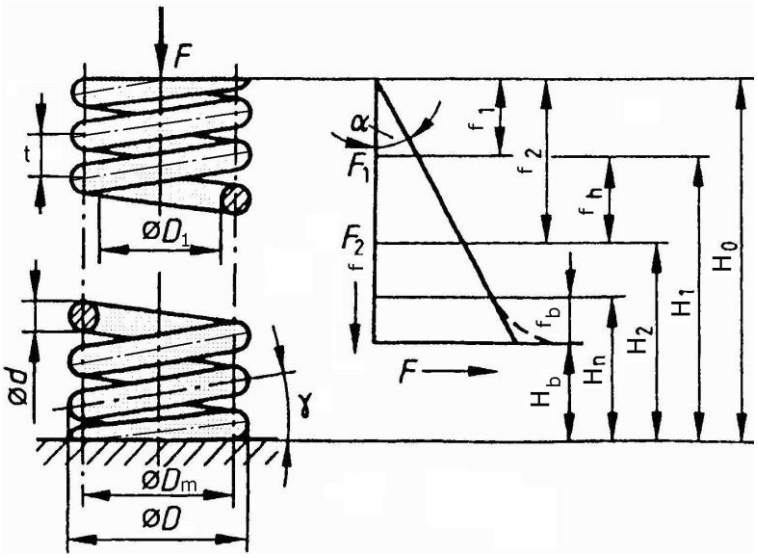


Figura 8.5

Înălţimea H_0 a arcului în stare liberă se determină în funcţie de tipul capătului, figura 8.8 astfel:

- la arcuri cu capete închise neprelucrate, $H_0 = tn + (n_r + 1)d$;
- la arcuri cu capete închise prelucrate, $H_0 = tn + (n_r - 0,5)d$;
- la arcuri cu capete deschise neprelucrate, $H_0 = tn + d$;

La blocare, înălţimea H_b şi diametrul exterior D_b sînt date prin relaţiile:

- la arcuri cu capete prelucrate, $H_b \approx n_1 d$;
- la arcuri cu capete neprelucrate $H_b \approx (n_1 + 1,5)d$.

$$D_b \approx \sqrt{D^2 + 0,1t^2}\,; \tag{8.20}$$

8.3.2. Solicitările arcului elicoidal

Pentru analiza solicitărilor care apar într-un arc elicoidal, datorită simetriilor, se consideră doar un sfert din spira unui arc elicoidal de compresiune, solicitată de o forţă axială F, figura 8.6 [1, 7, 8, 9, 10, 13, 26, 28].

Această forţă se reduce în centrul secţiunii normale a spirei, rezultând un torsor format dintr-o forţă paralelă cu axa arcului şi un vector moment perpendicular pe axă.

Se proiectează aceşti vectori pe direcţia axei spirei şi pe una perpendiculară pe ea, obţinându-se următoarele componente:

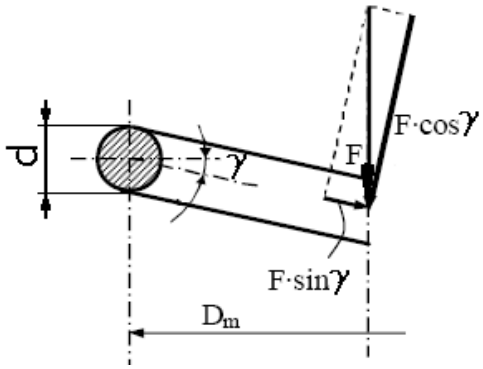


Figura 8.6

• momentul de torsiune

$$M_t = \frac{F \cdot D_m}{2} \cdot \cos\gamma \tag{8.21}$$

• momentul de încovoiere

$$M_i = \frac{F \cdot D_m}{2} \cdot \sin\gamma \tag{8.22}$$

• forţa tăietoare

$$F_T = F \cdot \cos\gamma \tag{8.23}$$

• forţa normală

$$F_N = F \cdot \sin\gamma \tag{8.24}$$

Se poate face o aproximare prin care se neglijează efectul curburii şi înclinării spirei arcului deoarece unghiul $\gamma = 6°...9°$ în stare destinsă a arcului şi scade odată cu comprimarea lui, astfel se pot neglija efectele momentului încovoietor M_i şi forţei normale F_N.

Se consideră de asemenea că la diametre mari ale spirei, când γ are valori foarte mici, spira se poate asimila cu o bară dreaptă supusă acţiunii momentului de torsiune:

$$M_t = \frac{F \cdot D_m}{2} \tag{8.25}$$

şi forţei tăietoare:

$$F_T = F \tag{8.26}$$

Cu aceste aproximări se poate scrie:

$$\tau_{t\,max} = \frac{M_t}{W_p} = \frac{8 \cdot F \cdot D_m}{\pi \cdot d^3} = \frac{8 \cdot F \cdot i}{\pi \cdot d^2}; \tag{8.27}$$

s-a notat $i = \frac{D_m}{d}$ - raportul de înfăşurare a arcului (indicele arcului), i=4...16 pentru arcuri înfăşurate la rece şi i=4...10 pentru arcuri înfăşurate la cald.

$$\tau_f = \frac{F}{A_s} = \frac{4 \cdot F}{\pi \cdot d^2} \tag{8.28}$$

efortul unitar total va fi:

$$\tau_{tot} = \tau_{max} + \tau_f = \frac{8 \cdot F(2i+1)}{\pi \cdot d^2} \tag{8.29}$$

De obicei se neglijează valoarea tensiunii τ_f pentru că este foarte mică în comparaţie cu τ_{max}, dar se corectează relaţia de calcul pentru τ_{max} astfel:

$$\tau_{t\,max} = \frac{8 \cdot c_f \cdot F \cdot i}{\pi \cdot d^2} \tag{8.30}$$

unde: c_f - este coeficientul de formă al arcului, dependent de indicele arcului, c_f=1+(1,6/i);

8.3.3. Deformaţia arcului

Arcul se comprimă cu săgeata f ca efect al deformaţiei unghiulare suferită de bară pe lungimea spirelor active, sub acţiunea forţei F. În figura 8.7 este reprezentată deformaţia unghiulară şi săgeata corespunzătore lungimii desfăşurate a sârmei arcului.

$$l = \pi \cdot D_m \cdot n \tag{8.31}$$

$$f = \frac{D_m}{2}\theta = \frac{D_m \cdot M_t \cdot l}{2 \cdot G \cdot I_p} = 8 \cdot F \cdot \frac{D_m^{\ 3}}{G \cdot d^4} \cdot n = 8 \cdot F \cdot \frac{i^3 \cdot n}{G \cdot d} \tag{8.32}$$

unde: l- lungimea desfăşurată a arcului [mm];
n - numărul de spire active;
G - modulul de elasticitate transversal [MPa].

Rigiditatea arcului, definită ca raportul dintre forţa care produce deformaţia şi această deformaţie va fi:

$$k_a = \frac{F}{f} = \frac{G \cdot d^4}{8 \cdot D_m^3 \cdot n} \tag{8.33}$$

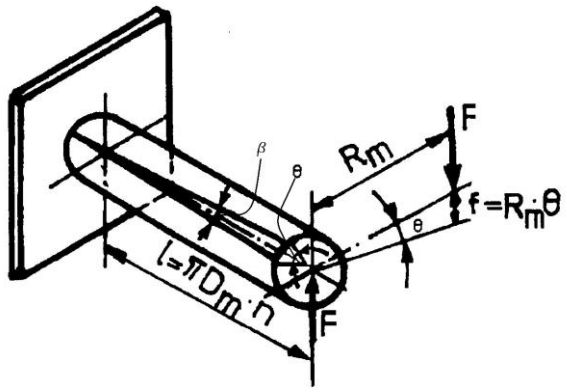


Figura 8.7

Lucrul mecanic de deformare va fi:

$$L_d = \frac{F \cdot f}{2} \tag{8.34}$$

După înlocuiri se obţine:

$$L_d = \frac{\pi^2 \cdot d^2 \cdot D_m \cdot \tau_{max}^2 \cdot n}{16 \cdot G} = \frac{\tau_{max}^2 \cdot V}{4 \cdot G} \tag{8.35}$$

unde: V – volumul materialului tensionat.

8.3.4. Elemente de calcul şi proiectare

Pentru proiectarea unui arc de compresiune se consideră ca elemente date în tema de proiectare[10]:

- rigiditatea arcului (forţa nominală sau maximă şi săgeata aferentă);
- condiţii de funcţionare (frecvenţa solicitărilor, temperatura mediului, nivelul vibraţiilor etc);
- condiţiile de gabarit sau montaj.

Proiectarea se face cu parcurgerea următoarelor etape:

a) Alegerea materialului funcţie de solicitări, condiţii de funcţionare, importanţa asamblării elastice, nivelul producţiei, condiţii speciale etc..

b) Se adoptă diametrul mediu D_m din condiţii constructive. Funcţie de acesta şi de modul de înfăşurare a arcului (la rece sau la cald), se va stabili şi valoarea coeficientului de înfăşurare, i. Se calculează diametrul necesar pentru sîrma din care se vaconfecţiona arcul:

$$d = \sqrt{i \cdot \frac{8 \cdot F_{max}}{\pi \cdot \tau_{ta}} c_f} \tag{8.36}$$

Valoarea obţinută se rotunjeşte la diametrul de sârmă standardizat, cel mai apropiat, tabelul 8.4. Cu valoarea standardizată pentru, d, se recalculează D_m.

c) Se determină numărul de spire active:

$$n = f_{max} \cdot \frac{G \cdot d^4}{8 \cdot F_{max} \cdot D_m^3} \tag{8.37}$$

d) Se alege tipul constructiv al arcului de compresiune. Arcurile pot fi cu capetele închise figura 8.8 c, d sau cu capetele deschise figura 8.8 a, b.

Capetele pot fi prelucrate figura 8.8 b, d sau neprelucrate figura 8.8 a, c.

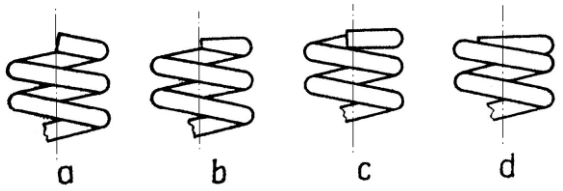


Figura 8.8

Se determină numărul total de spire ale arcului cu relaţia:

$n_1 = n + n_r$

unde: n_1 - numărul total de spire;

n_r - numărul spirelor de reazem.

e) Se determină pasul arcului cu relaţia:

$$t = d + \frac{f_{max}}{n} + \Delta; \quad \Delta > 0{,}1d \tag{8.38}$$

f) Se determină lungimile arcului: H_0 şi H_b cu relaţiile de la elemente constructive.

g) Unghiul de înclinare a spirei nedeformate:

$$tg\gamma = \frac{t}{\pi D_m} \tag{8.39}$$

h) Lungimea semifabricatului l_s (desfăşurata arcului):

$$l_s = \frac{\pi \cdot D_m \cdot n_1}{\cos\gamma} \tag{8.40}$$

i) Se verifică arcul la oboseală, flambaj şi vibraţii.

8.3.5. Verificarea la oboseală

Majoritatea arcurilor de compresiune funcţionează în condiţii de solicitări dinamice Dacă frecvenţa solicitărilor este redusă, arcul se calculează ca şi în cazul solicitărilor statice, cu o reducere corespunzătoare a rezistenţelor admisibile. Dacă frecvenţa solicitărilor este ridicată, spre exemplu la arcurile de supapă ale motoarelor cu combustie internă, este necesară verificarea la oboseală. Aceasta constă

în determinarea coeficientului de siguranţă cu ajutorul relaţiilor prezentate în capitolul 3. Valorile limită ale tensiunilor tangenţiale se aleg din diagramele recomandate de standardele în vigoare.

Valoarea coeficientului de siguranţă se face funcţie de:
- calitatea materialului şi tratamentului termic;
- volumul producţiei;
- importanţa arcului;
- fiabilitate.

8.3.6. Verificarea la flambaj

Verificarea la flambaj a arcurilor supuse la solicitatea de compresiune are o metodologie specifică. În cazul arcurilor elicoidale cilindrice cu secţiune circulară, dacă lungimea liberă a unui arc de compresiune depăşeşte de patru ori diametrul lui, stabilitatea sub sarcină devine critică, adică arcul poate flamba. Pe lîngă raportul dintre lungimea arcului şi diametrul mediu al său, raport numit coeficient de svelteţe, stabilitatea este dependentă de modul în care este fixat arcul, cu ghidare sau fără ghidare, cu axa geometrică pe direcţia forţei de încărcare sau nu. Verificarea la flambaj se face ajutorul diagramei prezentate în figura 8.9. Arcul nu va flamba dacă punctul definit de coordonatele, λ şi a, se află sub curba 1 pentru arcuri cu spire de capăt ghidate şi suprafeţele de reazem rectificate paralel sau sub curba 2, pentru alte arcuri. În cazul în care punctul efectiv, definit de coordonatele λ şi a, se găseşte deasupra curbei 1, respectiv 2, arcul va flamba pentru îmbunătăţirea rigidităţii se impune fie recalcularea arcului, fie ghidarea acestuia pe un dorn sau într-un tub.

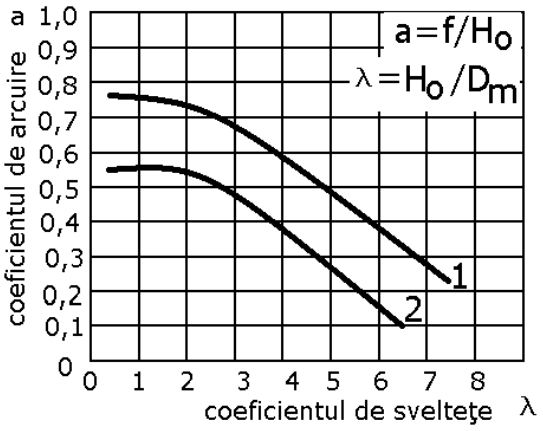


Figura 8.9

8.3.7. Verificarea la vibraţii

Prezintă importanţă vibraţiile longitudinale, la care mişcarea se execută pe direcţia axei arcului. Pentru determinarea pulsaţiilor proprii ale arcului elicoidal, considerat ca un sistem cu masă distribuită, se vor aplica metodele de calcul specifice vibraţiilor longitudinale ale barelor drepte. În acest scop arcul elicoidal cilindric este echivalat cu o bară dreaptă cu lungimea l_b, secţiunea A_b, densitatea ρ_b şi modulul de elasticitate E_b. Masa şi rigiditatea barei vor fi egale cu mărimile corespunzătoare arcului. Pentru obţinerea ecuaţiei de mişcare se separă din bară un element de lungime dx, limitat de două plane paralele A-A şi B-B, perpendiculare pe axa barei[10].

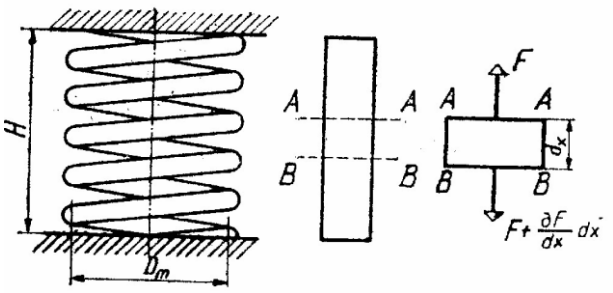


Figura 8.10

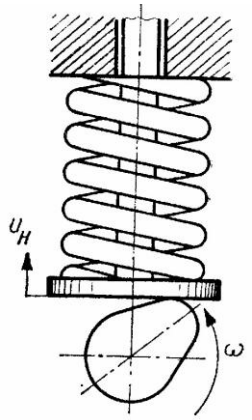


Figura 8.11

Bara executînd numai vibraţii longitudinale, pe faţa A-A acţionează o forţă F, iar pe faţa B–B forţa F + ($\partial dF/\partial x$)dx. Asupra întregului element acţionează şi forţa de inerţie $dF_i = -\rho_b dx A_b \partial^2 u/\partial^2 t$, unde u este deplasarea longitudinală a elementului. Aplicând principiul lui D'Alembert elementului dx, se obţine:

$$\frac{\partial F}{\partial x}dx - \rho_b A_b dx \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = 0 \qquad (8.41)$$

Exprimând forţa F în funcţie de deplasare, $F = A_b E_b \partial u/\partial x$ şi înlocuind, se obţine:

$$\frac{E_b}{\rho_b}\cdot\frac{\partial^2 u}{\partial x^2}=\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \tag{8.42}$$

Soluţia ecuaţiei 8.42 este o funcţie u de forma:

$$u(x, t) = X(x)\,T(t) \tag{8.43}$$

în care X(x) este o funcţie numai de x iar T{t} este o funcţie numai de t.

Înlocuind şi separînd variabilele, se obţine:

$$X = B\sin\frac{\omega_j}{\sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}}}x + C\cos\frac{\omega_j}{\sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}}}x \tag{8.44}$$

$$T = D\cos(\omega_j t+\theta_j) \tag{8.45}$$

Sistemul, fiind cu masă distribuită, are un număr infinit de pulsaţii proprii ω_j, soluţia completă a ecuaţiei 8.43 este:

$$u=\sum_{j=1}^{j=\infty}\left[B_j\sin\frac{\omega_j}{\sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}}}x + C_j\cos\frac{\omega_j}{\sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}}}x\right]\cos(\omega_j t+\theta_j) \tag{8.46}$$

Constantele se determină în funcţie de condiţiile la limită ale barei şi de condiţiile iniţiale ale mişcării vibratorii. De exemplu, în cazul unui arc fixat rigid, ce se echivalează cu o bară încastrată figura 8.10, condiţiile la limită sînt: pentru x = 0, u(0) =0 şi pentru x = l_b, u(l_b) = 0, care înlocuite în ecuaţia 8.44 conduc la:

$$C = 0 \quad \text{şi} \quad \sin\frac{\omega_j}{\sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}}}l_b = 0 \tag{8.46}$$

Din ultima ecuaţie se determină pulsaţiile proprii:

$$\omega_j = j\pi\frac{\sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}}}{l_b} \qquad j = 1, 2, 3 \ldots \tag{8.47}$$

Egalându-se rigiditatea k_b şi masa m_b a barei echivalente cu mărimile similare ale arcului (k_a şi respectiv m), se determină modulul de elasticitate E_b şi densitatea ρ_b. Lungimea barei echivalente se poate considera egală cu înălţimea liberă H_0 a arcului:

$$E_b A_b / H_0 = k_a; \quad E_b = k_a H / A_b; \tag{8.48}$$

$$A_b H \rho_b = m; \quad \rho_b = m / A_b H_0. \tag{8.49}$$

înlocuind mărimile E_b şi p_b în ecuaţia 8.47, rezultă:

$$\omega_j = j\pi\sqrt{\frac{k_a}{m}} \quad j = 1, 2, 3 \ldots \tag{8.50}$$

Pentru un arc liber la un capăt, analog se obţine:

$$\omega_j = (2j-1)\frac{\sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}}}{l_b} = (2j-1)\pi\sqrt{\frac{k_a}{m}}; \quad j = 1, 2, 3 \ldots \tag{8.51}$$

Vibraţii forţate.

Un caz tipic îl reprezintă arcurile supapelor de la motoarele cu ardere internă, figura 8.11, la care un capăt este fixat rigid, iar celălalt este acţionat de o camă ce execută o mişcare periodică, cu perioada T. Din punct de vedere practic sînt importante pulsaţiile la care apare fenomenul de rezonanţă mecanică. Deplasarea u_H se poate scrie ca o sumă de mişcări armonice:

$$u_H = C_0 + \sum_{q=1}^{n} C_q \sin(q\omega t + \varphi_q) \tag{8.52}$$

Înlocuind, ca în cazul vibraţiei libere, arcul cu o bară dreaptă echivalentă, se obţine pentru ecuaţia diferenţială a mişcării aceeaşi expresie, 8.42, soluţia fiind adusă la forma:

$$u = D_0 + \sum_{q=1}^{n} D_q \sin\left(\frac{q\omega}{\sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}}} x\right) \sin\left(q\omega t + \theta_q\right); \tag{8.53}$$

Luînd $x = H_0$ şi egalând 8.52 cu 8.53, rezultă

$$D_0 = C_0; \; D_q = \frac{C_q}{\sin\frac{q\omega H_0}{\sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}}}} = \frac{C_q}{\sin q\omega\sqrt{\frac{m}{k_a}}} \tag{8.54}$$

Rezonanţa are loc cînd pulsaţia, $q\omega$, a componentei armonice a excitaţiei are valoarea

$$q\omega = j\pi\sqrt{\frac{k_a}{m}} \qquad j= 1,2,3 \ldots \tag{8.55}$$

Pulsaţiile de rezonanţă coincid cu valori ale pulsaţiilor proprii ale arcului cu capetele fixe, relaţia 8.50.

8.3.8. Arcuri elicoidale cilindrice cu secţiune dreptunghiulară

Pentru creşterea gradului de utilizare a materialului, respectiv creşterea cantităţii de energie înmagazinată se utilizează arcuri elicoidale cilindrice cu secţiune dreptunghiulară, care permit introducerea unei cantităţi mari de material într-un volum dat. Ele se execută în două variante[10]:

a) cu latura mică paralelă cu axa folosite în cazurile în care se cere ca raportul săgeţii la înălţimea arcului să fie mare;

b) cu latura mare paralelă cu axa folosite atunci când se urmăreşte realizarea unei caracteristici elastice liniare.

Arcurile elicoidale cilindrice cu secţiune dreptunghiulară au aria de răspândire restrânsă datorită următoarelor dezavantaje:

- diagrama de variaţie a eforturilor unitare, τ_t, prezintă un maxim la nivelul diametrului mediu şi minime pe feţele laterale, ceea ce duce la un coeficient de utilizare a materialului scăzut;
- în timpul înfăşurării materialul se întinde pe diametrul exterior şi se comprimă pe cel interior de aceea trebuie folosită sârmă cu secţiunea trapezoidală.

8.3.9. Arcuri elicoidale de tracţiune

Arcurile elicoidale de tracţiune sunt realizate în două variante:

- Arcuri cu pretensionare, la care spirele din construcţie sunt apăsate una pe cealaltă, astfel incât pentru despridera lor este nevoie sa se acţioneze asupra arcului cu forţă F_0[10];
- Arcuri fără pretensionare, la care spirele sunt libere în starea iniţială.

Caracteristicile celor două tipuri de arcuri sunt prezentate în figura 8.12. Dacă asupra arcului cu pretensionare acţionează o forţă de întindere F lungimea H_0 nu se schimbă până când forţa F atinge valoarea F_0, în schimb se reduce apăsarea între spire.

Comportarea ulterioară a acestui arc este identică cu cea a unui arc fără tensionare iniţială.

Tehnologic este imposibil să se asigure o valoare constantă a apăsării pe toată lungimea arcului. Din acest motiv este posibil ca porţiunea iniţială a caracteristicii, la sarcini apropiate de F_0, să fie neliniară. Forţa F_0 se poate determina cu relaţia:

$$F_0 = \frac{\pi \cdot d^3}{8c_f D_m} \cdot \tau_0 ; \qquad (8.56)$$

pentru care STAS 7067-87 recomandă tensiunea tangenţială de pretensionare τ_0, în limitele:

$$\frac{30}{i} \le \tau_0 \le \left(\frac{30}{i} + 6\right) \text{ [MPa]}; \qquad (8.57)$$

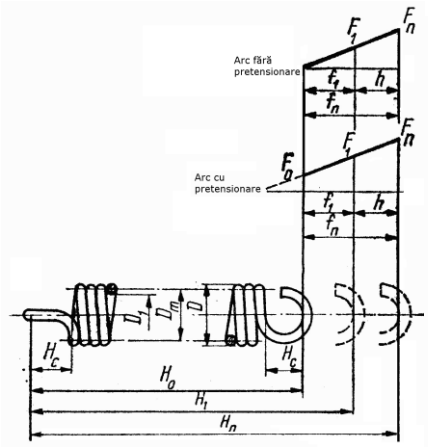


Figura 8.12

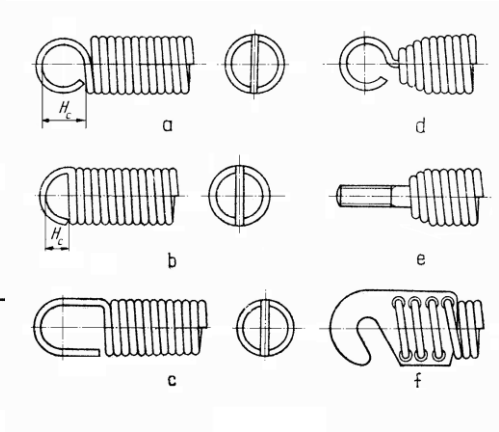


Figura 8.13

Pasul arcului pretensionat t=d, pe când la arcurile fără pretensionare t $\le$ 1,25 d. Calculul de rezistenţă al arcurilor elicoidale de tracţiune foloseşte aceleaşi relaţii ca şi arcurile elicoidale de compresiune.

Înălţimea liberă a arcului:

$$H_0=(n + l)d + 2H_c; \qquad (8.58)$$

unde: H_c - este înălţimea ochiului de prindere, figura 8.13.

Lungimea sârmei necesare execuţie arcului:

$$l_s = \frac{\pi \cdot D_m \cdot n_1}{\cos\gamma} + 2l_c \qquad (8.59)$$

unde: l_c - este lungimea desfăşurată a ochiului de prindere.

În figura 8.13 sunt prezentate câteva forme constructive de capete de prindere pentru arcurile elicoidale de tracţiune.

8.3.10. Arcuri elicoidale de torsiune

Arcurile elicoidale de torsiune sunt asemănătore ca şi construcţie cu cele de compresiune sau tracţiune, cu excepţia capetelor de prindere, care trebuie să asigure stabilitatea arcului. Spre deosebire de celelalte sunt solicitate de către un moment de torsiune, care tinde să rotească arcul în jurul axei sale, de aceea de obicei se montează pe un dorn care să nu vină în contact cu spirele, pentru a evita frecarea şi uzura suplimentară, figura 8.14 [8,10,].

Se pot confecţiona atât din semifabricate cu secţiunea rotundă cât şi dreptunghiulară sau pătrată.

Sunt folosite în special la mecanismele din sistemele de închidere, zăvorâre sau mecanisme de aducere la poziţia iniţială.

Caracteristica unui astfel de arc este prezentată în figura 8.15.
S-au făcut următorele notaţii:

M_{tmin} – momentul de torsiune minim introdus la montaj;

θ_1 - unghiul de torsiune produs de M_{tmin};

M_{tmax} momentul de torsiune maxim de calcul;

Momentul de torsiune M_t care solicită arcul la un moment dat, poate fi descompus la nivelul secţiunei transversale a sârmei în două componente, figura 8.16:

$$M_i = M_t \cos\gamma \tag{8.60}$$

$$M_T = M_t \sin\gamma \tag{8.61}$$

Cum unghiul γ are valori mici se pot face aproximările, $M_i = M_t$; $M_T = 0$.

Se poate astfel observa că principala solicitare a spirelor arcului elicoidal de torsiune este încovoierea, astfel:

- pentru sârmă cu secţiunea rotundă:

$$\sigma_i = \frac{M}{W} = \frac{32M_t}{\pi d^3} \tag{8.62}$$

- pentru sârmă cu secţiunea dreptunghiulară:

$$\sigma_i = \frac{M}{W} = \frac{6M_t}{hb^2} \tag{8.63}$$

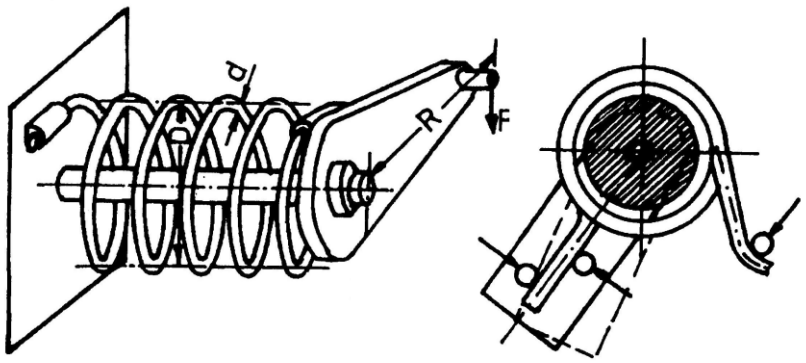
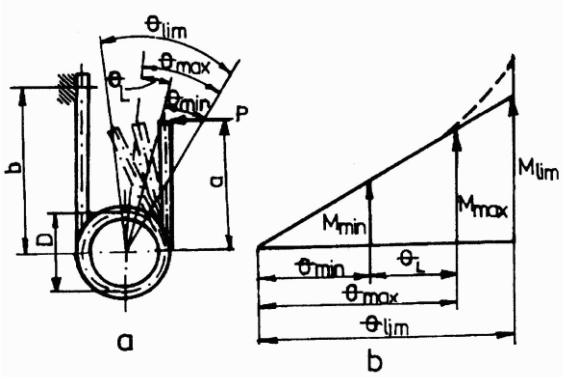


Figura 8.14



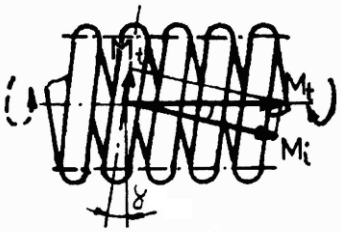


Figura 8.15 Figura 8.16

Tensiunea maximă, care are valori mai mari pe faţa interioară se calculează folosind un coeficient de corecţie:

$$\sigma_{max} = K_0 \cdot \sigma_i ; \qquad (8.64)$$

iar K_0=1,06.....1.6 în funcţie de raportul D/d sau D/h;

Unghiul de rotire la cald capătului arcului:

- pentru sârmă cu secţiunea rotundă:

$$\theta = \frac{M_t \cdot l}{E \cdot I} = \frac{W \cdot \sigma_i \cdot l}{E \cdot I} = 2\frac{\sigma_i}{E} \cdot \frac{l}{d} \qquad (8.65)$$

- pentru sârmă cu secţiunea dreptunghiulară:

$$\theta = 2\frac{\sigma_i}{E} \cdot \frac{l}{h} \qquad (8.66)$$

Înlocuind valoarea tensiunilor şi lungimea $l = \pi \cdot D_m \cdot n$, se obţine:

- sârma circulară:

$$\theta = 64 \cdot n \cdot \frac{M_t}{E} \cdot \frac{D_m}{d^4} \text{ [rad]} \tag{8.67}$$

- sârma dreptunghiulară:

$$\theta = 64 \cdot n \cdot \frac{M_t}{E} \cdot \frac{D_m}{hb^3} \text{ [rad]} \tag{8.68}$$

Lucrul mecanic de deformare pentru arcurile elicoidale de torsiune din:

- sârmă circulară:

$$L = \frac{1}{2} \cdot M_t \cdot \theta = \frac{1}{8} \cdot \frac{\sigma_i^2}{E} \cdot V \tag{8.69}$$

- sârmă dreptunghiulară:

$$L = \frac{1}{2} \cdot M_t \cdot \theta = \frac{1}{6} \cdot \frac{\sigma_i^2}{E} \cdot V \tag{8.70}$$

Se observă o utilizare mai eficientă a materialului în cazul folosirii sârmei cu secţiune dreptunghiulară.

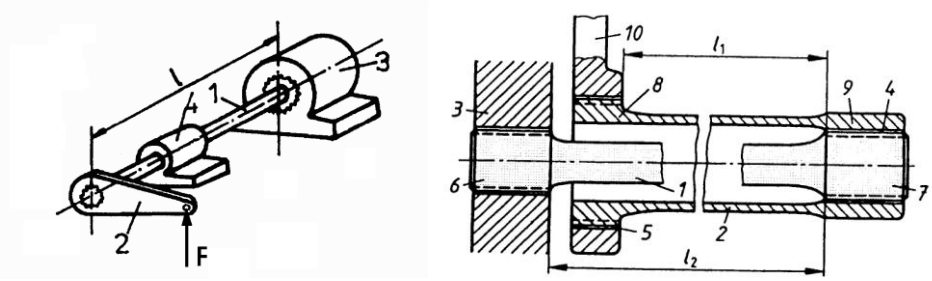
8.4. Arcul bară de torsiune

8.4.1. Definire, elemente constructive domenii de utilizare

Arcurile bară de torsiune sunt organe de maşini elastice formate din bare drepte, cu secţiune plină, figura 8.17a sau inelară figura 8.17b (arcul de lungime l_1), solicitate la torsiune[1,7,8,9,10,13,26,28].

În principiu barele de torsiune (exemplu din figura 8.17a) sunt formate din bara de torsiune propriu-zisă 1, pârghia de încărcare 2, dispozitivul de prindere la capătul fix 3 şi lagărul de susţinere 4.

În figura, figura 8.17b, este dat un exemplu de cuplare a două arcuri bară de torsiune, unul de lungime l_1 cu secţiune inelară şi unul de lungime l_2 cu secţiunea circulară plină. Se poate observa că în funcţie de soluţia constructivă aleasă, pot lipsi unele elemente ale structurii clasice a arcului bară de torsiune.



a. b.

Figura 8.17

Barele de torsiune prezintă următoarele ***avantaje:***

- gabarit redus;
- montaj şi întreţinere uşoară;
- lipsa frecărilor interne (se pretează la construcţii închise).

Au şi unele ***dezavantaje***:

- solicitări mari în dispozitivul de prindere al capătului fix;
- necesită cuplarea lor cu amortizoare în majoritatea aplicaţiilor.

Ca domenii de utilizare putem enumera:

- suspensii de autovehicule;
- la echipamentul mobil al aparatelor de măsură;
- chei dinamometrice;
- la construcţia unor cuplaje elastice cu jocuri torsionale etc.

Barele de torsiune se execută în general din oţel pentru arcuri călit şi revenit la 47-50 *HRC.*

8.4.2. Elemente de calcul

În general, pentru calculul barelor de torsiune se parcurge aceleaşi etape ca şi pentru calculul arcurilor elicoidale. În figura 8.18 este prezentată schema de calcul pentru acest tip de arc.

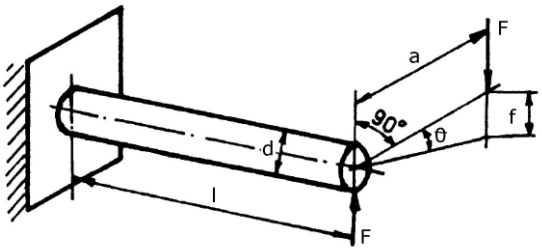


Figura 8.18

Asupra braţului de lungime a se aplică forţa F. În bara de lungime l şi diametru d se produce o tensiune de torsiune:

$$\tau_t = \frac{16 \cdot M_t}{\pi \cdot d^3} \le \tau_{at} \tag{8.71}$$

Relaţia 8.71, poate fi folosită atât pentru verificare, cât şi pentru dimensionare, calculând d necesar:

$$d = \sqrt[3]{\frac{16 \cdot M_t}{\pi \cdot \tau_{at}}}; \tag{8.72}$$

Deformaţia unghiulară:

$$\theta = \frac{l \cdot M_t}{G \cdot I_p}; \qquad \theta_{max} = 2\frac{l}{d} \cdot \frac{\tau_{at}}{k_a} \tag{8.73}$$

Barele de torsiune au caracteristica elastică liniară, rigiditatea va fi:

$$k_a = \frac{M_t}{\theta} = \frac{G \cdot I_p}{l} \tag{8.74}$$

Lucrul mecanic de deformare:

$$L = \frac{1}{2} M_t \theta = \frac{1}{4} \frac{\tau_{at}}{G} \cdot V \tag{8.75}$$

unde : V- este volumul activ al barei de torsiune.

8.5. Arcuri disc

8.5.1. Geometria şi caracteristica arcurilor disc

Arcurile disc au forma unor şaibe tronconice şi sunt confecţionate din tablă de arc prin ştanţare. Ele pot fi folosite individual, un singur arc (destul de rar) sau combinate în mai multe moduri de aşezare, funcţie de scopul urmărit. Arcul este supus la compresiune şi are loc o aplatizare şi respectiv o revenire la înllăturarea forţei[8,9,10].

Sunt standardizate două tipuri de arcuri disc: arcuri de tip A la care $D_e/s \approx 18$ şi $h/s \approx 0,4$, care au rigiditatea mare faţă de arcurile de tip B la care $D_e/s \approx 28$ şi $h/s \approx 0,75$.

Dimensiunile caracteristice arcurilor disc sunt grosimea s, înălţimea h, diametrul exterior D_e, diametrul interior D_i , figura 8.19.

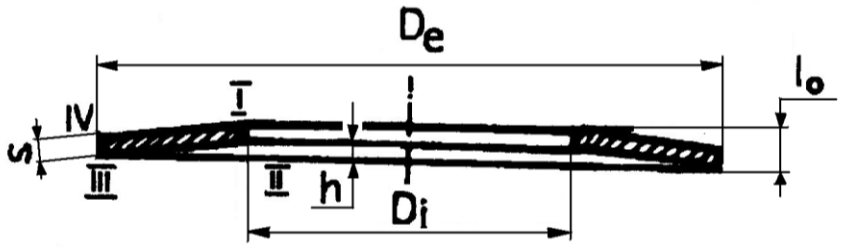


Figura 8.19

STAS 7215-96 prezintă valorile acestor dimensiuni funcţie de tipul de arc, pentru arcurile de tip A, în tabelul 8.5, pentru arcurile de tip B, în tabelul 8.6.

Tabelul 8.5

Grupa	D_e	D_i	s	h	l_0	F[daN]	f[mm]
						l_{af}= 0,75 h	
1	8	4,2	0,4	0,2	0,6	21	0,15
	10	5,2	0,5	0,25	0,75	34	0,19
	12,5	6,2	0,7	0,3	1	67	0,22
	14	7,2	0,8	0,3	1,1	81	0,22
	16	8,2	0,9	0,33	1,25	103	0,26
	18	9,2	1	0,4	1,4	128	0,30
2	20	10,2	1,1	0,45	1,55	155	0,34
	22,5	11,2	1,25	0,5	1,75	195	0,37
	25	12,2	1,5	0,55	2,05	298	0,41
	28	14,2	1,5	0,65	2,15	290	0,49
	31,5	16,3	1,75	0,7	2,45	398	0,52
	35,5	18,3	2	0,8	2,8	528	0,60
	40	20,4	2,25	0,9	3,15	600	0,67
	45	22,4	3	1	3,5	790	0,75
	50	25,4	3	1,1	4,1	1220	0,82

Tabelul 8.6

Grupa	D_e	D_i	s	h	l_0	F[daN]	f[mm]
						l_{af}= 0,75 h	
1	8	4,2	0,3	0,25	0,55	12	0,19
	10	5,2	0,4	0,3	0,7	21	0,22
	12,5	6,2	0,5	0,35	0,85	30	0,26
	14	7,2	0,5	0,4	0,9	28	0,30
	16	8,2	0,6	0,45	1,05	42	0,34
	18	9,2	0,7	0,5	1,2	58	0,37
	20	1,,2	0,8	0,55	1,35	76	0,41
	22,5	11,2	0,8	0,65	1,45	72	0,49
	25	12,2	0,9	0,7	1,6	88	0,52
2	28	14,2	1	0,8	1,8	113	0,60
	31,5	16,3	1,25	0,9	2,15	194	0,67
	35,5	18,3	1.25	1	2,25	173	0,75
	40	20,4	1,5	1,15	2,65	267	0,86
	45	22,4	1,75	1,3	3,05	372	0,97
	50	25,4	2	1,4	3,4	485	1,05

Caracteristica elastică a arcurilor disc depinde de raportul dintre înălţimea iniţială h şi grosimea s.

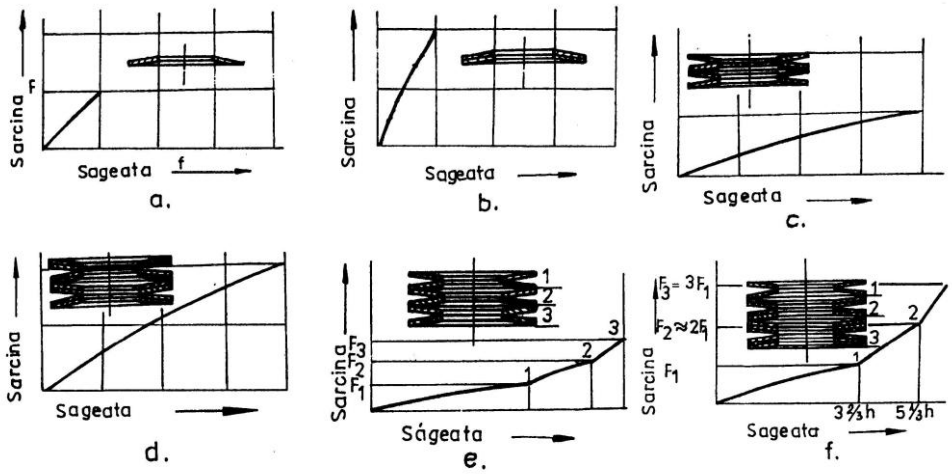


Figura 8.20

Caracteristica arcurilor disc depinde şi de combinaţiile de aşezare ale discurilor astfel:

a) Arcuri disc formate dintr-un singur disc figura 8.20 a - deformaţia este proporţională cu sarcina aplicată.

b) Arcuri disc în pachet formate din mai multe discuri aşezate în acelaşi sens figura 8.20b - la aceste arcuri sarcina la aceeaşi săgeată este proporţională cu numărul de discuri din pachet.

c) Arcuri disc în coloană de pachete, formate din mai multe pachete cu acelaşi număr de discuri aşezate alternativ în sensuri opuse figura 8.20 d. La aceste discuri sarcina este proporţională cu numărul de discuri din pachet, iar deformaţia este proporţională cu numărul de pachete din coloană.

d) Arcuri disc în coloană, formate din mai multe discuri aşezate alternativ în sensuri opuse figura 8.20c sarcina este proporţională cu numărul de discuri din coloană.

e) Arcuri disc în coloană cu discuri de grosimi variabile fig. 8.20e,

f) Arcuri în coloană de pachete cu număr variabil de discuri fig. 8.20f.

La aceste arcuri diagrama de sarcină prezintă discontinuităţi între porţiuni, cu forme corespunzătoare numărului de discuri intrate în acţiune.

La aşezarea discurilor în acelaşi sens trebuie luat în considerare forţa de frecare dintre discuri:

$$F_f = \pm c_f \cdot n \cdot F \qquad (8.75a)$$

unde: c_f = 0,02...0,03; valoarea 0,02 se introduce pentru n = 1, iar cea maximă pentru n=3, n - numărul de discuri suprapuse. Nu se recomandă pachete mai mari de trei discuri pentru a nu avea diferenţe prea mari faţă de portanta calculată a arcului.

8.5.2. Elemente de calcul şi proiectare

Arcurile disc preiau forţe pe direcţia axială, care teoretic se repartizează uniform pe diametrele D_e şi D_i. Materialul arcului este supus unor solicitări de compresiune la interior şi de întindere la exterior, figura 8.21, efortul unitar maxim fiind în punctul I.

Pentru calculul arcurilor disc se foloseşte metoda aproximativă standardizată şi bazată pe ipoteza că secţiunea radială a arcului nu se modifică în timpul deformaţiei. După această metodă forţa F care produce o deformaţie f este dată de relaţia:

$$F = \frac{4E}{1-\nu^2} \cdot \frac{s^4}{\alpha D_e^2} \cdot \frac{f}{s}\left[\left(\frac{h}{s}-\frac{f}{s}\right)\cdot\left(\frac{h}{s}-\frac{f}{2s}\right)+1\right] \qquad (8.75)$$

unde: ν - coeficientul lui Poisson;

E - modulul de elasticitate longitudinală al materialului;

α - coeficientul care ţine seama de raportul D_e/D_i , α =0,35...0,8

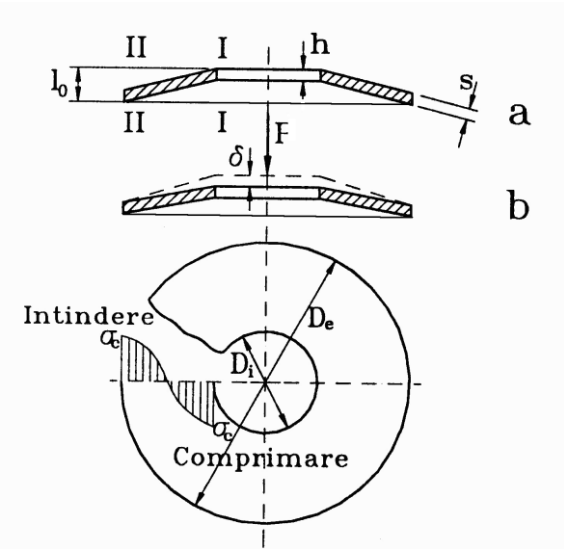


Figura 8.21

Forţa F_h aplicată arcului până la aplatisare:

$$F = \frac{4E}{1-\nu^2} \cdot \frac{s^3 \cdot h}{\alpha D_e^2} \tag{8.76}$$

Efortul unitar maxim σ_{max} corespunzător deformaţiei arcului cu săgeata f în punctele I, II:

$$\sigma_{I,II} = \frac{4E}{1-\nu^2} \cdot \frac{s^2}{\alpha D_e^2} \cdot \frac{f}{s}\left[-\beta \cdot \left(\frac{h}{s} - \frac{f}{2s}\right) \pm \gamma\right] \tag{8.77}$$

Coeficienţii $\beta = 1{,}0....1{,}7$ şi $\gamma = 1{,}05...2{,}3$, în funcţie de raportul D_e/D_i.

Lucrul mecanic de deformare:

$$L_d = \int_o^f F df = \frac{2E}{1-\nu^2} \cdot \frac{s^5}{\alpha D_e^2} \cdot \left(\frac{f}{s}\right)^2 \left[\left(\frac{h}{s} - \frac{f}{2s}\right) + 1\right] \tag{8.78}$$

Rigiditatea arcului:

$$k_a = \frac{dF}{df} = \frac{hE}{1-\nu^2} \cdot \frac{s^3}{\alpha D_e^2} \cdot \left[\left(\frac{f}{s}\right)^2 - 3\frac{hf}{s^2} + \frac{3}{2}\left(\frac{f}{s}\right)^2 + 1\right] \tag{8.79}$$

Pentru rezistenţele admisibile se recomandă:

- σ_a =(2000...2400) [MPa] pentru f= 0,75h;
- σ_a =(2600...3000) [MPa] pentru f= h.

8.6. Arcuri lamelare

Arcurile lamelare se utilizează ca elemente elastice de apăsare în construcţia mecanismelor, dispozitivelor şi aparatelor. Au o arie largă de răspândire în industria electrotehnică. Sunt formate dintr-o lamelă încastrată la un capăt şi solicitată de către o forţă la capătul opus. Arcurile lamelare pot avea fibra medie dreaptă sau curbă şi secţiunea constantă sau variabilă, câteva exemple sunt date în figura 8.22 [1, 7, 8, 9, 10, 13, 26, 28].

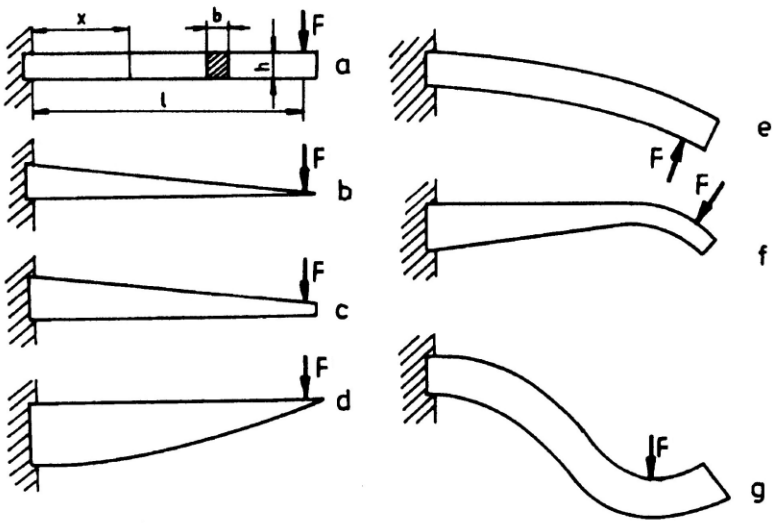


Figura 8.22

Arcurile lamelare sunt solicitate la încovoiere. Pentru calcul considerăm forma cea mai simplă, figura 8.22a. Efortul unitar într-o secţiune oarecare situată la distanţa x de încastrare va fi:

$$\sigma_{ix} = \frac{M_i}{W} = \frac{6 \cdot F \cdot l\left(1 - \frac{x}{l}\right)}{bh^2} \tag{8.80}$$

la limită:

$$x=0,\ \sigma_{i0} = \frac{M_i}{W} = \frac{6 \cdot F \cdot l}{bh^2} = \sigma_{i\,max} \tag{8.81}$$

$$x=l,\ \sigma_{il} = 0$$

Deoarece tensiunile variază de la zero la o valoare maximă folosirea secţiunii constante este neraţională. Folosirea raţională a materialului impune o grinda de egală rezistenţă, în scopul apropierii de aceasta se folosesc grinzi de secţiune variabilă figura 8.22 b, c, d, f.

Valoarea forţei maxime pe care o poate suporta arcul va fi:

$$F_{max} = \frac{bh^2}{6} \cdot \frac{\sigma_{i\,max}}{l} \tag{8.82}$$

La grinzile încastrate, săgeata va fi:

$$f = \frac{F \cdot l^3}{3 \cdot E \cdot I} \tag{8.83}$$

Sau după înlocuiri se obţine:

$$f = \frac{2}{3} \cdot \frac{\sigma_{i\,max} \cdot l^2}{E \cdot h} \tag{8.84}$$

Lucrul mecanic de deformare:

$$L_d = \frac{F \cdot f}{2} = \frac{1}{18} \cdot \frac{\sigma_{i\,max} \cdot bhl}{E} = \frac{1}{18} \cdot \frac{\sigma_{i\,max}}{E} \cdot V \tag{8.85}$$

În tabelul 8.7 sunt prezentate relaţiile de calcul pentru diferite forme de arcuri lamelare drepte, iar în tabelul 8.8 relaţiile de calcul pentru arcuri lamelare curbe dar având secţiunea constantă.

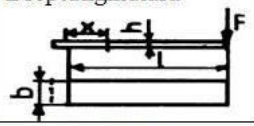
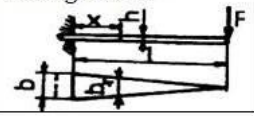
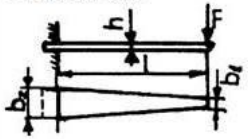
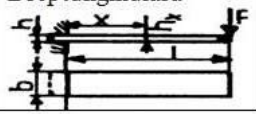
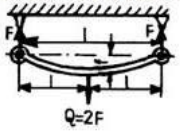
Din analiza relaţiilor cuprinse în aceste tabele se poate concluziona :

a) Arcul lamelar de formă triunghiulară are cel mai bun coeficient de utilizare a materialului, însă la aceleaşi valori l, h şi σ_{imax} prezintă o săgeată de 1,5 ori mai mare decât arcul lamelar dreptunghiular, prin urmare necesită un spaţiu de montaj sporit.

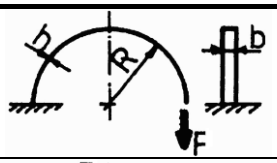
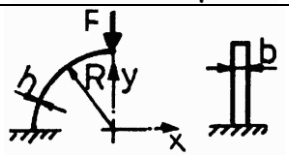
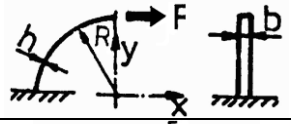
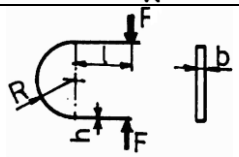
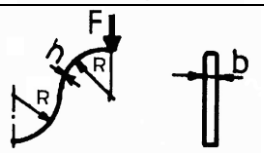
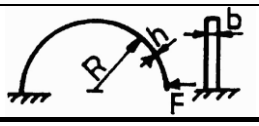
b) Arcul lamelar de formă dreptunghiulară şi cu secţiune constantă are caracteristica cea mai defavorabilă - dar este cel mai utilizat deoarece se confecţionează uşor.

c) Arcul lamelar de formă trapezoidală şi având secţiune constantă are caracteristici superioare celui de formă dreptunghiulară fiind destul de simplu de executat. Se foloseşte în cazul producţiilor de serie mare când un bun coeficient de utilizare a materialului aduce economii importante.

Tabelul 8.7[10]

Nr.crt.	Forma	Efortul unitar $\sigma_{i\max}$	Săgeata maximă	Lucrul mecanic de deformație	Coef. de utilizare specific
1	Dreptunghiulară 	$\frac{6Fl}{bh^2}$ pentru x= 0	$\frac{2}{3}\cdot\frac{\sigma_{i\max}}{E}\cdot\frac{l^2}{h}$	$\frac{1}{18}\cdot\frac{\sigma_{i\max}^2}{E}bhl=\frac{1}{18}\cdot\frac{\sigma_{i\max}^2}{E}V$	$\frac{1}{18}$
2	Triunghiulară 	$\frac{6Fl}{bh^2}$ Constant pe lungime	$\frac{2}{3}\cdot\frac{\sigma_{i\max}}{E}\cdot\frac{l^2}{h}$	$\frac{1}{12}\cdot\frac{\sigma_{i\max}^2}{E}bhl=\frac{1}{16}\cdot\frac{\sigma_{i\max}^2}{E}V$	$\frac{1}{6}$
3	Trapezoidală 	$\frac{6Fl}{b_2h^2}$	$\frac{2}{3}\cdot C_0\cdot\frac{\sigma_{i\max}}{E}\cdot\frac{l^2}{h}$ $C_0=C_0\left(\frac{b_1}{b_2}\right)\approx\frac{3}{2+\frac{b_1}{b_2}}$	$\frac{C_0}{18}\cdot\frac{\sigma_{i\max}^2}{E}b_2hl=\frac{C_0}{9}\cdot\frac{1}{1+\frac{b_1}{b_2}}\frac{\sigma_{i\max}^2}{E}V$	$\frac{1}{9}\cdot\frac{C_0}{1+\frac{b_1}{b_2}}$
4	Dreptunghiulară 	$\frac{6Fl}{bh^2}$	$\frac{4}{3}\cdot\frac{\sigma_{i\max}}{E}\cdot\frac{l^2}{h}$	$\frac{1}{9}\cdot\frac{\sigma_{i\max}^2}{E}bhl=\frac{1}{6}\cdot\frac{\sigma_{i\max}^2}{E}V$	$\frac{1}{6}$
5	Arc lamelar dublu 	$\frac{6Fl}{bh^2}=\frac{3Ql}{bh^2}$	$\frac{2}{3}\cdot\frac{\sigma_{i\max}}{E}\cdot\frac{l^2}{h}$	$\frac{1}{9}\cdot\frac{\sigma_{i\max}^2}{E}bhl=\frac{1}{18}\cdot\frac{\sigma_{i\max}^2}{E}V$	$\frac{1}{18}$

Tabelul 8.8[10]

Forma arcului	Tensiunea de încovoiere	Săgeata
	$\sigma_{\hat{i}} = \frac{12FR}{bh^2}$	$f = 56{,}5\frac{FR^3}{Ebh^3}$
	$\sigma_{\hat{i}} = \frac{6FR}{bh^2}$	$f_y = 7{,}4\frac{FR^3}{Ebh^3}$ $f_x = 6\frac{FR^3}{Ebh^3}$
	$\sigma_{\hat{i}} = \frac{12FR}{bh^2}$	$f_x = 4{,}27\frac{FR^3}{Ebh^3}$
	$\sigma_{\hat{i}} = \frac{6F(l-R)}{bh^2}$	$f = \frac{24F}{Ebh^3}\left[\frac{l^3}{3} + R\left(\frac{\pi}{2}\cdot l^2 + \frac{\pi}{4}R^2 + 2lR\right)\right]$
	$\sigma_{\hat{i}} = \frac{12FR}{bh^2}$	$f = 56{,}5\frac{FR^3}{Ebh^3}$
	$\sigma_{\hat{i}} = \frac{6FR}{bh^2}$	$f = 18{,}8\frac{FR^3}{Ebh^3}$

8.7. Arcurile cu foi multiple

Arcurile cu foi multiple sunt formate din mai multe arcuri lamelare suprapuse, care lucrează împreună. Scopul suprapuneri este asigurarea unei capacităţi de acumulare a energiei, la un volum minim de material. Arcurile cu foi multiple funcţionează ca idee în formă apropiată de grinda de egală rezistenţă. Acest lucru este posibil prin suprapunerea mai multor lame de lungimi şi chiar secţiuni diferite, strânse la mijloc cu ajutorul unor bride numite legături de arc. Din punct de vedere constructiv, arcurile cu foi multiple pot prelua sarcina pe un braţ, numit şi sfert de arc, figura 8.23a, pe două braţe, arcul pe jumătate, figura 8.23b, pe legături, figura 8.23d numit arc întreg, singur sau cuplat în paralel sau arcul cantilever, soluţia prezentată în figura figura 8.23c. Indiferent de

formele constructive arcurile cu foi au ca solicitare principală încovoierea [1,7,8,9,10,13,26,28].

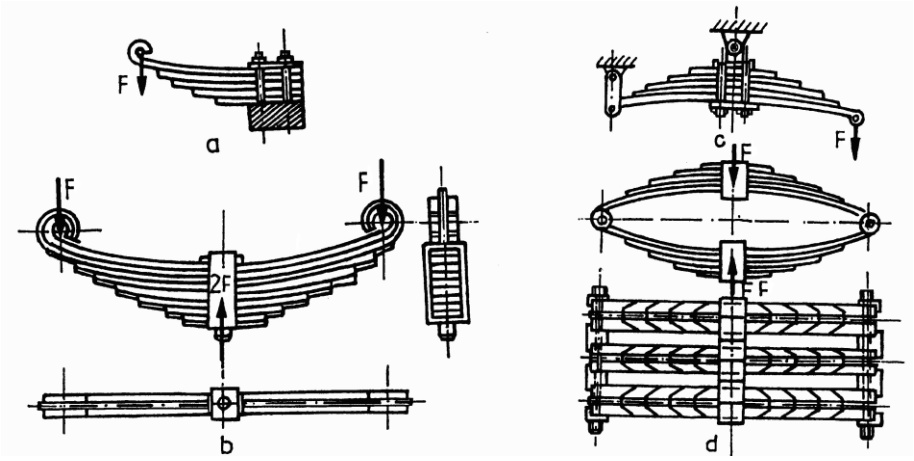


Figura 8.23

Funcţionarea arcurilor cu foi multiple depinde de forţa de încărcare. După ce aceasta depăşeşte forţa de frecare dintre foi, arcul începe să acumuleze lucrul mecanic prin deformare, în domeniul deformărilor caracteristica arcului este liniară.

Forţa de încărcare a foilor depinde de calitatea suprafeţelor şi starea de ungere dintre foi. Şocurile provocate de variaţia solicitării şi care sunt inferioare forţei de frecare nu sunt amortizate deorece până la acea forţă de încărcare, arcul se comportă ca un rigid. Pentru înlăturarea acestui neajuns se pot folosi următoarele soluţii:

a) Introducerea unui arc suplimentar mai mic în serie cu arcul principal.

b) Arc cu foi multiple cu cap alunecător sprijinit pe un arc suplimentar.

c) Arcuri cu foi având profil variabil.Asigurarea corpului de egală rezistenţă la aceste arcuri se face prin variaţia secţiunii fiecărei lame. Prin construcţie între lamele cu secţiune variabilă se introduc folii de plastic care micşorează valoarea forţei de frecare la cea. 20% faţa de arcurile obişnuite. Coeficientului înalt de utilizare a materialului la arcurile cu foi cu profil variabil determină ca greutatea lor sa fie de circa două ori mai mică la aceeaşi capacitate portantă decât la arcurilr clasice.

d) Arcuri lamelare formate dintr-o singură foaie cu profil variabil. Este o soluţie modernă.

Pentru calculul arcurilor cu foi multiple se întrebuinţează relaţiile deduse pentru arcurile lamelare la care se fac corecţii ce ţin seama de influenţa noilor condiţii: forma geometrică a foilor, prezenţa brăţării de strângere, frecare dintre foi etc.

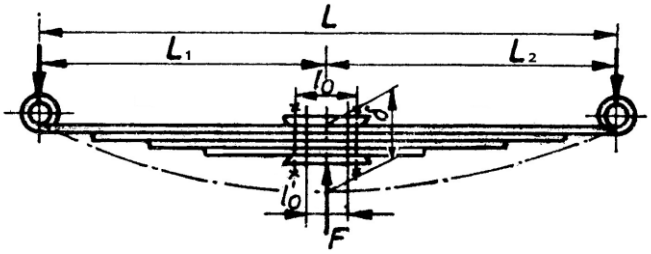


Figura 8.24

Făcând notaţiile din figura 8.24, în tabelul 8.9 sunt prezentate relaţiile de calcul pentru principalele tipuri de arcuri cu foi, în care: L, l_1, l_2 - lungimi [mm]; I_k - momentul de inerţie [mm^4], W_k - modulul de rezistenţă al secţiunii considerate [mm^3]; I_0 - momentul de inerţie global - în zona brăţării [mm^4]; n - numărul total de foi din componenţa arcului, l_0, $1'_0$, - lungimea respectiv lungimea efectivă a încastrărilor $1'_0 = 21_0/3$; L - lungimea efectivă a arcului L'= L - $1'_0$; l'_1,l'_2 – lungimea efectivă a braţelor, $l'_{1,2} = l_{1,2} - l_0^{1/2}$; F - sarcina [N]; χ - factor de corecţie funcţie de forma arcului; lăţimea b' a foii principale şi b - lăţimea celorlalte foi. Factorul de corecţie χ se exprimă şi funcţie de numărul foilor principale n' şi al foilor totale n, cu valori χ =1,0.....1,5.

Arcurile cu foi multiple cu secţiune variabilă urmăresc forma solidului de egală rezistenţă pentru fiecare foaie în parte. Neglijând forţele de frecare se poate spune că fiecare foaie preia în mod egal solicitarea. Dacă F reprezintă solicitarea totală şi n numărul foilor de arc, fiecare foaie preia F/n din solicitare, iar fiecare cap de foaie F/2n, o reprezentare schematică în figura 8.25.

Condiţia de egală rezistenţă pentru barele cu lăţime constantă solicitate la încovoiere este:

$$W_{(x)} = \frac{M_i(x)}{\sigma_a} \tag{8.86}$$

care pentru bara de secţiune dreptunghiulară având înălţimea (y) variabilă ia forma:

$$W_{(x)} = \frac{by^2}{6} = \frac{\frac{F}{2n} \cdot x}{\sigma_a} \tag{8.87}$$

de unde:

$$y = \sqrt{\frac{3 \cdot F \cdot x}{n \cdot b \cdot \sigma_{ai}}} \text{ [mm]} \tag{8.88}$$

Tabelul 8.9[10]

Tipul arcului	Sageată statică, [mm]	Rigiditatea[N/mm]	Efortul unitar maxim[MPa]
Semieliptic simetric:			
1	$f = \chi \frac{FL^3}{48EI_0}$	$k_a = \frac{48}{\chi} \frac{EI_0}{L^3}$	$\sigma_k = \frac{12}{\chi} \frac{EI_{kf}}{L^2 W_k}; \sigma_k = \frac{1}{4} \frac{FLI_{kf}}{W_k I_0};$
2	$f = \chi \frac{FL^3}{4Enbh}$	$k_a = \frac{4}{\chi} \frac{nbh^3E}{L^3}$	$\sigma_k = \frac{6}{\chi} \frac{Ehf}{L^2}; \sigma_k = \frac{3}{2} \frac{FL}{nbh^2};$
Semieliptic asimetric:			
1	$f = \chi \frac{Fl_1^2 l_2^2}{3ELI_0}$	$k_a = \frac{3}{\chi} \frac{EI_0 L}{l_1^2 l_2^2}$	$\sigma_k = \frac{3}{\chi} \frac{EI_{kf}}{l_1 l_2 W_k}; \sigma_k = \frac{Fl_1 l_2 I_{kf}}{LI_0 W_k};$
2	$f = \chi \frac{4Fl_1^2 l_2^2}{nbEh_0^3}$	$k_a = \frac{1}{4\chi} \frac{nbh^3EL}{l_1^2 l_2^3}$	$\sigma = \frac{3}{2\chi} \frac{Eh_0 f}{l_1 l_2}; \sigma = \frac{3}{2} \frac{FL}{Lnbh^2};$
Parabolic simetric	$f = \frac{\chi}{2} \frac{FL^3}{nbEh_0^3}$	$k_a = \frac{2}{\chi} \frac{nbh_0^3E}{L^3}$	$\sigma = \frac{3}{\chi} \frac{Eh_0 f}{L^2}; \sigma = \frac{3}{2} \frac{FL}{nbh_0^2};$
Parabolic asimetric	$f = 8\chi \frac{Fl_1^2 l_2^2}{nbEh_0^3 L}$	$k_a = \frac{1}{8\chi} \frac{nbh_0^3EL}{l_1^2 l_2^2}$	$\sigma = \frac{3}{4\chi} \frac{Eh_0}{l_1 l_2}; \sigma = \frac{6Fl_1 l_2}{Lnbh_0^2};$
Obseva**ţ**ie: S-au folosit rela**ţ**iile: 1. arcurile multilamelare executate din lamele diferite (ca dimensiuni şi ca formă a secţiunii); 2. arcurile multilamelare executate din lamele de aceeiaşi grosime cu secţiune dreptunghiulară.			

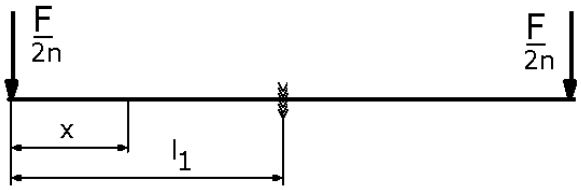


Figura 8.25

Deci înălţimea foii de arc necesită o variaţie parabolică. Deoarece pentru x = 0, $P_0 = 0$, rezultă $y_0 = 0$ trebuie să ţinem seama şi de forfecarea foii de arc. Considerând forfecarea se obţine pentru y_0 expresia:

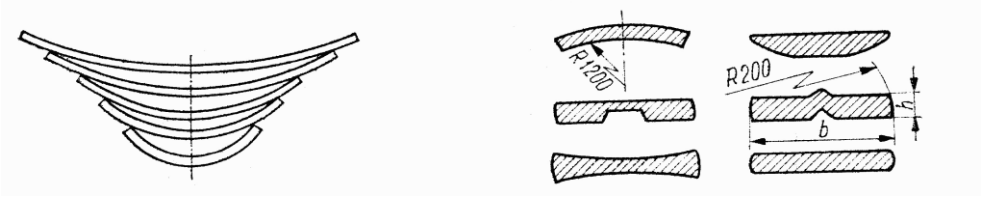
$$y_0 = \frac{F}{2n \cdot b \cdot \tau_{af}} \tag{8.89}$$

Forma parabolică a foii de arc porneşte de la grosimea y_0 corespunzătoare capătului şi creşte după o curbă de gradul doi până la valoarea maximă corespunzătoare lungimii libere a foii l_1.

Dacă se ţine seama că solicitarea arcului trebuie să învingă în primul rând forţele de frecare solicitarea reală a unei foi va fi:

$$F_1 = \frac{F}{2n}(1-\mu) \tag{8.90}$$

Capetele foilor de arc pot fi tăiate perpendicular sau prelucrate, rotunjite sau teşite. Pentru ca arcurile cu foi multiple să-şi păstreze contactul în timpul deformării, foile se montează pretensionat, de aceea foile se confecţionează cu curburi diferite; curbura va fi cu atât mai mare cu cât foaia este mai îndepărtată de prima figura 8.26a, iar pentru evitarea alunecării laterale sunt prevăzute proeminenţe pe una din suprafeţe şi goluri corespunzătore pe suprafaţa conjugată sau curburi ale celor două suprafeţe figura 8.26b. Capetele de prindere ale foii sau foilor principale se execută prin rulare sub formă de ochiuri, exemple în figura 8.27. Ochiurile se alezează şi se bucşează cu bucşe din bronz sau plastic pentru micşorarea frecării la preluarea sarcinii. Foile sunt menţinute în starea împachetată cu ajutorul legăturilor de ac, exemple în figura 8.28[10].



a. b.

Figura 8.26

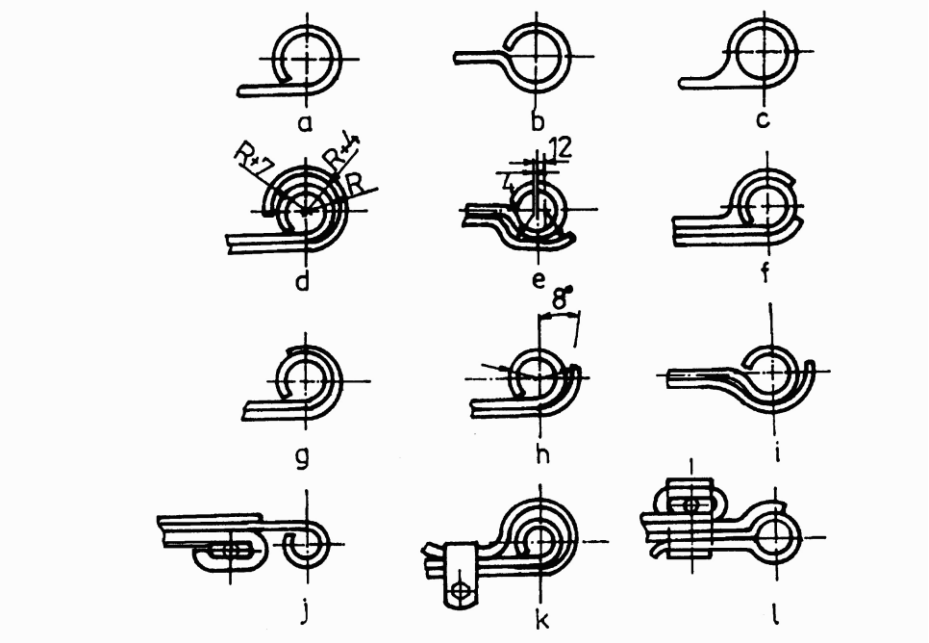


Figura 8.27[10]

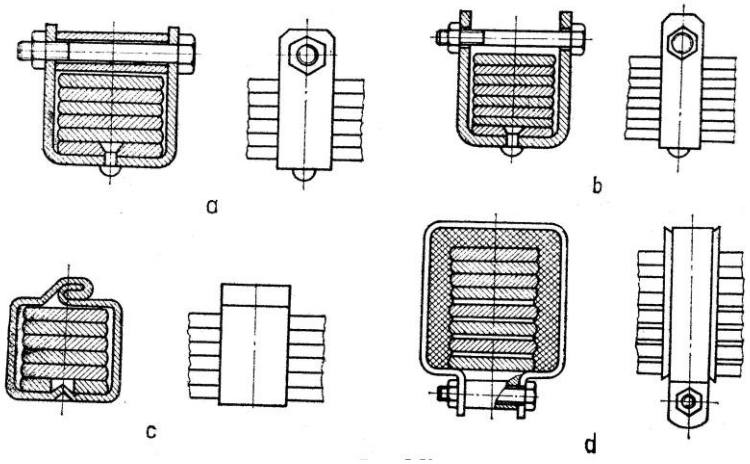
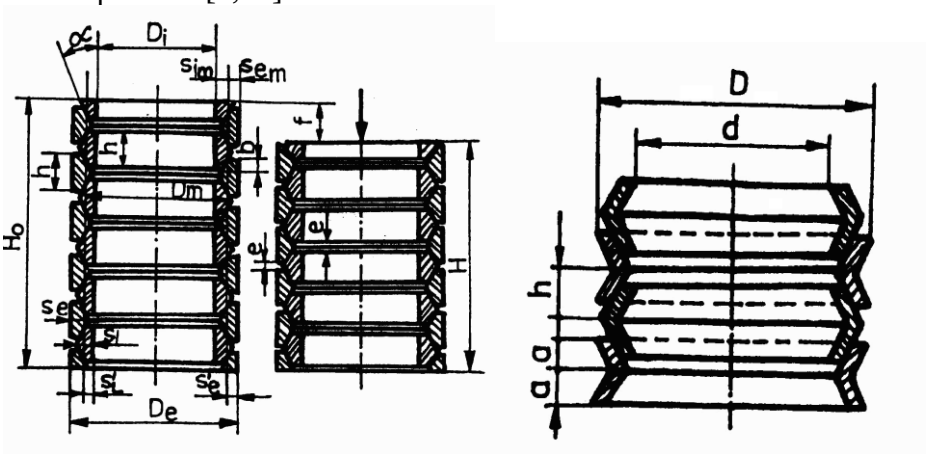


Figura 8.28[10]

8.8. Arcuri inelare

Arcurile inelare sunt formate dintr-o succesiune de inele exterioare şi interioare suprapuse axial alternant pe suprafeţele de contact conice. Pentru menţinerea stabilităţii se montează în carcase telescopice ce permit comprimarea şi destinderea axială. Se folosesc numai ca arcuri de compresiune[8,10].



a. b.

Figura 8.29

Comprimarea arcului se face prin alunecarea reciprocă a inelelor pe suprafeţele conice, figura 8.29, datorită deformării elastice a inelelor (compresiune cele interioare şi întindere cele exterioare). În acest proces de comprimare are loc un consum de energie datorită deformărilor elastice şi frecării uscate la deplasarea relativă pe suprafeţele de alunecare, pus în evidenţă prin histerezisul mare din diagrama de funcţionare, figura 8.30. Suprafaţa delimitată de cele două drepte reprezintă lucrul mecanic consumat în procesul de frecare. Datorită faptului că preiau o cantitate mare de energie la gabarit mic, arcurile inelare se utilizează la tampoanele vagoanelor de cale ferată, ca amortizoare mecanice la diferite instalaţii şi în general acolo unde se cere absorbirea unei mari cantităţi de energie mecanică, în scurt timp.

Arcurile inelare se realizează în două variante:

- cu o suprafaţă laterală cilindrică şi una dublu tronconică figura 8.29 a;
- cu ambele suprafeţe laterale dublu tronconice figura 8.29 b.

Inelele se execută prin forjare sau vălţuire la diametre mari, sau prin matriţare la diametre mici. Suprafeţele de contact se prelucrează prin aşchiere. Condiţia limită la funcţionarea arcurilor inelare este deformarea

până la suprapunerea inelelor interioare sau exterioare vecine, dar nu se recomandă ca această limită să nu fie atinsă nici accidental.

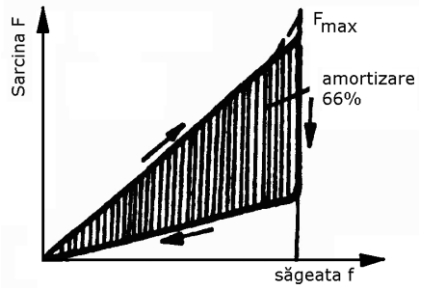


Figura 8.30

Pentru *calcul* se consideră inelul interior al arcului acţionat de forţa axială F, figura 8.31.

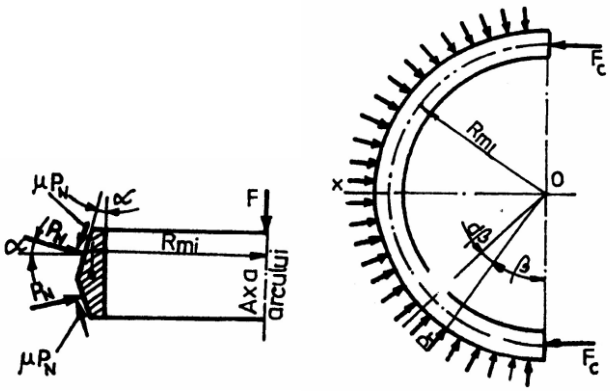


Figura 8.31

Pe suprafaţa conică a inelului acţionează forţa normală uniform distribuită F_n şi o forţă de frecare μF_n.

Deoarece inelele au grosimea redusă în raport cu diametrele lor se consideră o repartiţie uniformă a tensiunilor pe circumferinţă.

Forţa radială care acţionează asupra inelelor se obţine prin proiecţia pe o direcţie perpendiculară pe axa inelului:

$$F_r = 2F_n(\cos\alpha - \mu\sin\alpha) \tag{8.91}$$

unde: α - unghiul de înclinare a suprafeţei tronconice.

Sarcina radială fiind uniform distribuită pe circumferinţa inelului, pe o unitate de lungime a cercului de rază R_m va acţiona sarcina radială specifică:

$$F_{rs} = \frac{F_r}{2\pi R_{mi}} = \frac{F_n(\cos\alpha - \mu\sin\alpha)}{\pi R_{mi}} \tag{8.92}$$

Făcând suma proiecţiilor sarcinilor radiale specifice pe axa Ox se obţine sarcina F_c care dă naştere efortului unitar de compresiune:

$$2F_c = \int_o^{\frac{\pi}{2}} F_{rs}\sin\beta \cdot R_{mi} \cdot d\beta = 2p_r \cdot R_{mi} \tag{8.93}$$

Efortul unitar de compresiune va fi:

$$\sigma_c = \frac{F_c}{A_i} = \frac{F_{rs} \cdot R_{mi}}{A_i} \tag{8.94}$$

unde: A_i - este aria secţiunii inelului interior.

Pentru a obţine valoarea sarcinii radiale specifice se determină iniţial forţa normai proiectând pe direcţia axei longitudinale a arcului forţele care solicită inelul.

$$F = F_n(\sin\alpha + \mu\cos\alpha) \tag{8.95}$$

$$F_n = \frac{F}{(\mu\cos\alpha + \sin\alpha)} \tag{8.96}$$

Sarcina rădială specifică P_{rs}:

$$F_{rs} = \frac{F(\cos\alpha - \mu\sin\alpha)}{(\mu\cos\alpha + \sin\alpha)} \tag{8.97}$$

sau notând $\mu = tg\rho$:

$$\mathbf{F_{rs} = \frac{F}{tg(\alpha + \rho)}} \tag{8.98}$$

Efortul unitar de compresiune va fi:

$$\sigma_c = \frac{F}{\pi \cdot A_i \cdot tg(\alpha + \rho)}$$

Analog efortul unitar de întindere din inelul exterior:

$$\sigma_t = \frac{F}{\pi \cdot A_e \cdot tg(\alpha + \rho)} \tag{8.99}$$

unde: A_e - este aria secţiunii inelului exterior.

Datorită acţiunii eforturilor unitare, raza medie a inelului interior R_{mi} se va micşora, iar raza medie a inelului exterior se va mări cu valorile, deformaţia totală pe o pereche de inele (un element de arc) va fi:

$$\Delta R = \Delta R_{me} + \Delta R_{mi} = \frac{\sigma_t \cdot R_{me} + \sigma_c \cdot R_{mi}}{E} \quad (8.100)$$

Deformaţia axială a unui element de arc este:

$$f_0 = \frac{\sigma_t \cdot R_{me} + \sigma_c \cdot R_{mi}}{E \cdot tg\alpha} \quad (8.101)$$

Rigiditatea arcului inelar este:

$$k_a = \frac{2\pi \cdot E \cdot tg\alpha \cdot tg(\alpha + \rho)}{(z-1)\left(\frac{D_{me}}{A_e} + \frac{D_{mi}}{A_i}\right)} \quad (8.102)$$

Lucrul mecanic de deformare:

$$L_d = \frac{F \cdot f}{2} = \frac{(z-1) \cdot F^2}{4\pi \cdot E \cdot tg\alpha \cdot tg(\alpha + \rho)} \cdot \left(\frac{D_{me}}{A_e} + \frac{D_{mi}}{A_i}\right) \quad (8.103)$$

Elementele constructive pentru arcul inelar:

• înălţimea inelelor h = (0,15 ... 0,2) D_e;

• jocul între feţele frontale ale inelelor la arcul comprimat:

e= 0,005 (D_e +D_i) - pentru inele neprelucrate;

e= 0,0025 (D_e + Di) - pentru inele prelucrate;

• lungimea arcului blocat sub sarcina maximă:

H= $\frac{z-1}{2}(h+e)$, când arcul se termină în semiinele;

H= $\frac{z+1}{2}h + \frac{z-1}{2}e$, când arcul se termină cu inele întregi;

• lungimea arcului în stare liberă H_0 = H + f ;

• unghiul de înclinare:

- pentru inele prelucrate: α =12 ^{o}
- pentru inele neprelucrate: α =14°;

• unghiul de frecare:

- pentru inele masive, grele, neprelucrate: ρ = 9°;
- pentru inele masive, grele, prelucrate: ρ = 8°30';
- pentru inele uşoare, prelucrate: ρ = 7°.

8.9. Arcuri din cauciuc

Sunt elemente elastice sub formă de blocuri de cauciuc de diverse forme, supuse la solicitări de compresiune, torsiune, forfecare sau

tracţiune. Se folosesc în special, pentru amortizarea şocurilor şi vibraţiilor. Ca structură, sunt formate din elementul elastic şi armăturile metalice de legătură pe care se vulcanizează elementul elastic din cauciuc natural sau sintetic, figura 8.32 [1,8,9,10].

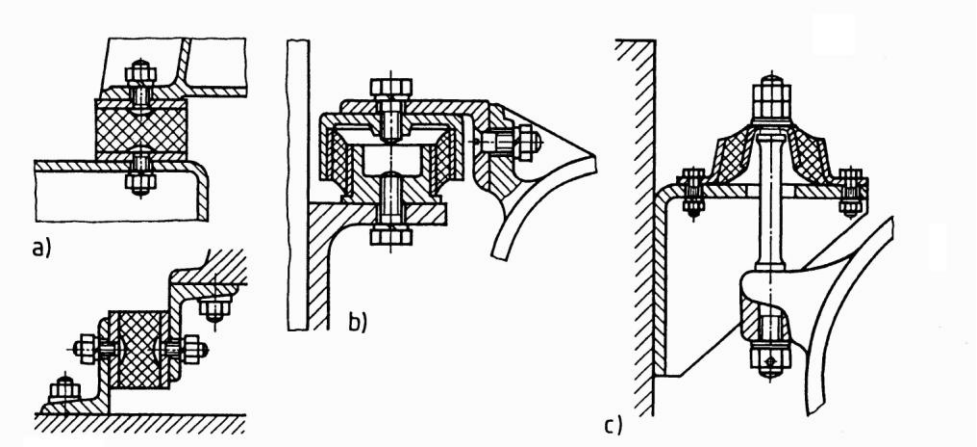


Figura 8.32

Arcurile din cauciuc au câteva *proprietăţi specifice*:

1. Au o caracteristică neliniară la care curba de încărcare şi descărcare închid o suprafaţă ce reprezintă energia consumată sub formă căldură datorită frecării interne, ponderea acesteia este de aproximativ 40% din energia de deformaţie figura 8.33a. Acest aspect induce o capacitate de amortizare mult mai mare decât arcurile metalice.

2. Acumularea de energie sub formă de căldură la încărcări şi descărcări repetate conduce la modificarea caracteriticii arcurilor de cauciuc, se produce o deplasare a curbelor caracteristice figura 8.33 b. La descărcare deformaţia nu dispare total la anularea sarcinii ci numai după un anumit timp.

3. Au o capacitate de deformare mare, care depinde de duritatea cauciucului, modulul de elasticitate transversal creste de la 0,4 la 2,2 la o creştere a durităţii de la 40 Shore la 80 Shore, figura 8.34. Modulul de elasticitate dinamic este mai mare decât modulul de elasticitate static de 1,1...1,4 ori la cauciucul natural şi 1,5 .... 2 ori la cauciucul sintetic.

4. Coeficientul de contracţie transversal (coeficientul lui Poisson) are valoarea $\nu = 0{,}5$.

5. La deformare volumul cauciucului rămâne constant. Această proprietate impune ca piesele de ghidare sau cele învecinate să fie astfel

plasate încât să permită dilatarea cauciucului pentru păstrarea volumului constant.

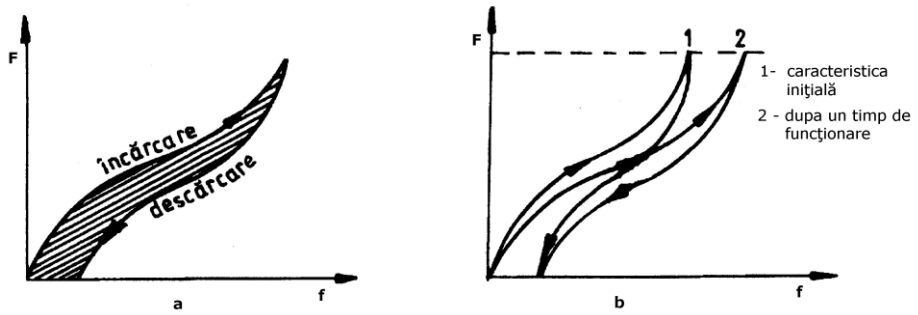


Figura 8.33

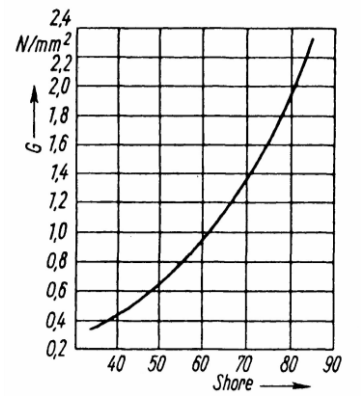


Figura 8.34

Armăturile nu participă la preluarea sarcinii ci numai la transmiterea ei spre elementul elastic. Acest principiu stă la baza proiectării formei tuturor arcurilor din cauciuc.

Dezavantajele arcurilor din cauciuc:

- pierderea calităţilor iniţiale prin îmbătrânire.
- proprietăţile arcului de cauciuc sunt influenţate puternic de condiţiile de lucru: temperatură, mediu de lucru (prezenţa hidrocarburilor, solvenţilor etc., umiditate)

Ca *material* se preferă cauciucul sintetic deoarece:

- prezintă rezistenţă mecanică şi la uzură superioară cauciucului natural;
- este mai rezistent la acţiunea hidrocarburilor.

Elemente de calcul şi proiectare

Arcurile de cauciuc pot avea o diversitate mare de forme, în funcţie de scopul şi locul de utilizare. Pentru câteva forme de bază

utilizate cel mai mult în construcţia de maşini relaţiile de calcul sunt prezentate în figura 8.35.

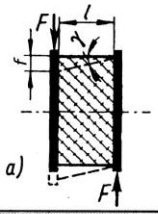
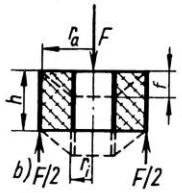
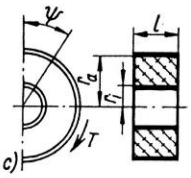
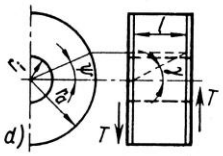
Solicitarea la forfecare		Solicitarea de torsiune şi încovoiere	
Arc bloc	arc bucşă	torsiune	încovoiere
			
$\tau = \gamma \cdot G = \frac{F}{A}$	$\tau = \gamma \cdot G = \frac{F}{A} = \frac{F}{2\pi \cdot r \cdot h}$ $\tau_{max} = \frac{F}{A_i} = \frac{F}{2\pi \cdot r_i \cdot h}$	$\tau = \gamma \cdot G = \frac{F}{A} = \frac{T/r}{2\pi \cdot r \cdot l}$ $\tau_{max} = \frac{T/r_i}{2\pi \cdot r_i \cdot l}$	$\tau = \gamma \cdot G = \frac{dF}{dA} = \frac{dT/r}{2\pi \cdot r \cdot dr}$
$f = \frac{l \cdot F}{A \cdot G}$ $\gamma \approx \frac{f}{l}$	$df = \frac{dr \cdot F}{A \cdot G} = \frac{dr \cdot F}{2\pi \cdot r \cdot h \cdot G}$ $f = \frac{F \cdot \ln(r_a/r_i)}{2\pi \cdot h \cdot G}$	$df = r \cdot d\varphi = \frac{dr \cdot F}{A \cdot G} = \frac{dr \cdot T}{r \cdot A \cdot G} = \frac{dr \cdot T}{2\pi \cdot r^3 \cdot l \cdot G}$ $d\psi = \frac{dr \cdot T}{2\pi \cdot r^3 \cdot l \cdot G} = \frac{T \cdot dr/r^3}{2\pi/G}$ $\psi = \frac{T}{4\pi \cdot l \cdot G}\left(\frac{1}{r_i^2} - \frac{1}{r_a^2}\right)$	$\gamma \cdot f \approx \varphi \cdot r$ $dT = 2\pi \cdot G \cdot \gamma \cdot r^2 \cdot dr$ $dT = \frac{2\pi \cdot G \cdot \psi \cdot r^3 \cdot dr}{f}$ $T = \frac{2\pi \cdot G \cdot \psi \cdot (r_a^3 - r_i^4)}{4 \cdot l}$ $\psi = \frac{2 \cdot l \cdot T}{\pi \cdot G \cdot (r_a^4 - r_i^4)}$
$\gamma < 20°$ $f/l < 35\%$	$\frac{f}{(r_a - r_i)} < 35\%$	$\psi < 40°$ $\psi^o = 57{,}3 \cdot \psi^{rad}$	$\psi < 20°$ $\psi^o = 57{,}3 \cdot \psi^{rad}$
$\tau_G \leq 1{,}5$ N/mm² $\tau_A \leq \pm 0{,}4$ N/mm²		$\tau_G \leq 2$ N/mm² $\tau_A \leq \pm 0{,}4$ N/mm²	$\tau_G \leq 1{,}5$ N/mm² $\tau_G \leq \pm 0{,}4$ N/mm²
F-forţa de încărcare	f – săgeata	h-înălţimea arcului	l lungimea arcului
r_a, r_i-razele bucşei de cauciuc		φ-unghiul de deformare axială	G-modulul de elasticitate transversal
γ-unghiul de deformare la forfecare			

Figura 8.35[1].

8.10. Amortizoare

Amortizoarele sînt subansamble ale maşinilor folosite pentru disiparea rapidă a energiei şocurilor şi vibraţiilor atunci cînd pierderile realizate prin frecare în elementul elastic nu sunt suficiente.

Amortizoarele sunt realizate cu destinaţie specifică: pentru suspensii de vehicule rutiere, feroviare, suspensii de maşini-unelte etc. [1, 7, 8, 9, 10, 13, 26, 28].

După principiul de funcţionare se deosebesc:

- amortizoare cu frecare în strat de fluid (amortizorul vâscos);
- amortizoare cu frecare uscată (coulombiană);
- amortizoare cu pierderi prin curenţi turbionari.

8.10.1 Amortizoare hidraulice vâscoase (cu frecare în strat de fluid)

Un astfel de amortizor realizează disiparea energiei prin frecarea produsă la forfecarea unui fluid vâscos aflat între două elemente solide cu viteze relative sau prin frecarea realizată la deplasarea fluidului printr-o conductă sau printr-un orificiu [8,10].

Vâscozitatea dinamică, η [Ns/m^2], este parametrul fizic fundamental în determinarea caracteristicilor amortizoarelor cu strat de fluid.

Forţa rezistenţă realizată la curgerea unui fluid printr-o conductă sau un orificiu poate fi exprimată sub forma generală:

$$F_f = c\, v^i; \qquad (8.104)$$

unde: c - este coeficientul de amortizare, v este viteza relativă a elementelor solide ale amortizorului legate rigid de masa care vibrează şi batiu, i-indice.

În funcţie de construcţia internă şi de vâscozitatea lichidului se pot considera diverse valori pentru indicele i, caracteristica externă putînd fi: liniară (i = 1), progresivă (i> 1) şi regresivă (i < 1), figura 8.36 a.

La scurgerea fluidului printr-o conductă, caracteristica externă este liniară dacă:

- regimul de curgere este laminar şi frecvente mici ale vibraţiilor determină:

$$Re = vD\rho/\eta < 2300; \qquad (8.105)$$

$$\sqrt{D^2\rho\omega/8\eta} < 2, \qquad (8.106)$$

unde: Re este numărul lui Reynolds; D - diametrul conductei, în m; ρ - densitatea lichidului, în kg/m^3; ω - pulsaţia vibraţiilor, în rad/s.

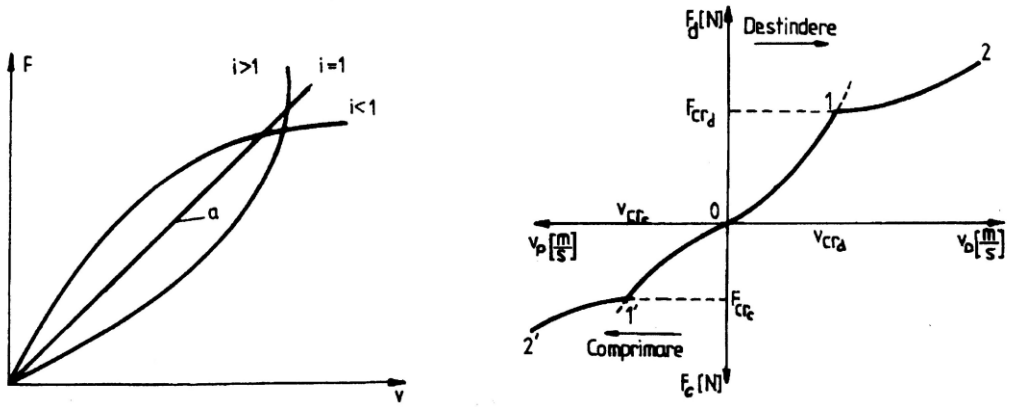
Atunci forţa rezistentă va fi:

$$F_f = 8\eta\pi l v / A \qquad (8.107)$$

Dacă radicalul din relaţia 8.106, depăşeşte valoarea 2, forţa rezistentă se multiplică cu un factor dependent de frecvenţă k_f =1...25 pentru valori ale $\sqrt{D^2\rho\omega/8\eta}$ =1...100. Deoarece forţa rezistentă care se poate obţine la curgerea unui fluid printr-o conductă este mică, se recurge la unele soluţii constructive ca cea din figura 8.37. Coeficientul de amotizare vîscoasă în acest caz va fi:

$$c = \eta \frac{8\pi}{A_c}\left(\frac{A_p}{A_c}\right)^2 \qquad (8.108)$$

unde: A_p şi A_c, sînt suprafeţele pistonului şi respectiv, a conductei.



a. b

Figura 8.36

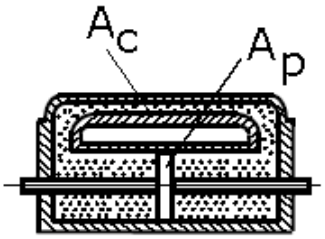


Figura 8.37

Amortizoarele telescopice constituie varianta constructivă, cea mai răspîndită de amortizoare hidraulice, la care forţa rezistentă se datorează frecării vîscoase care apare la trecerea fluidului prin orificii mici [1,8,10].

În funcţie de raportul dintre coeficienţii de rezistenţă pentru cursa de comprimare c_c şi pentru cursa de destindere c_d, amortizoarele hidraulice telescopice pot fi cu dublu sau simplu efect (c_c= 0). Amortizoarele cu dublu efect pot avea caracteristica simetrică (c_c=c_d) sau asimetrică ($c_c < c_d$) situaţie întîlnită la marea majoritate a amortizoarelor telescopice de automobile $c_d = (2...5)c_c$, figura 8.36 b.

Amortizoarele hidraulice telescopice se pot realiza în două variante constructive, bitubulare sau monotubulare.

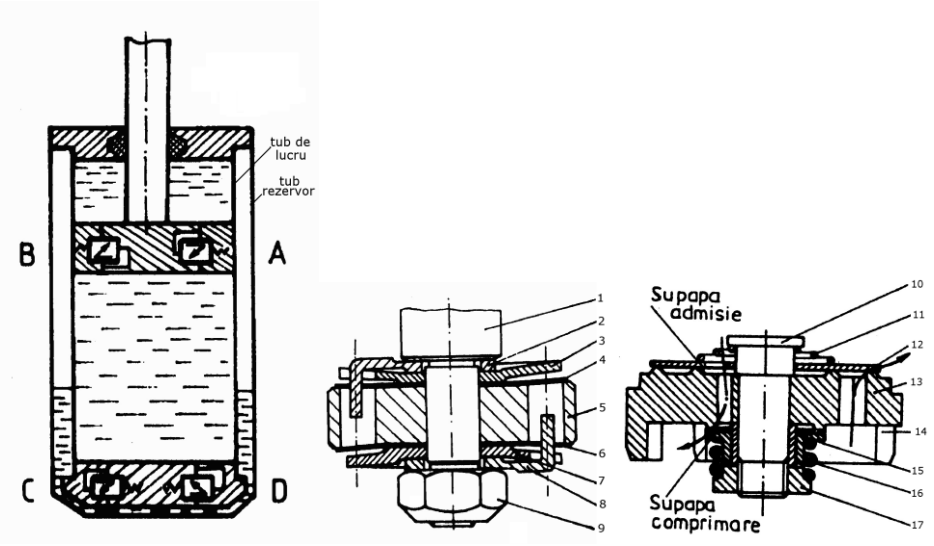
Amortizorul telescopic bitubular, comparativ cu amortizorul monotubular are o lungime mai mică şi inelul de etanşare nu este supus la presiunii ridicate a fluidului. Principiul de funcţionare al acestui amortizor este ilustrat în figura 8.38 a.

La deplasarea pistonului în jos (cursa de comprimare) suprapresiunea deschide supapa B şi permite trecerea uleiului dislocuit în spaţiul de deasupra. Volumul acestui spaţiu este mai mic decât volumul dislocuit de volumul tijei pistonului. Din acest motiv surplusul de ulei este refulat prin supapa C în spaţiul dintre cilindrul de lucru şi tubul rezervor. La deplasarea pistonului în sus (cursa de destindere), suprapresiunea de deasupra pistonului şi depresiunea de sub piston deschid supapele A şi D. Acestea permit revenirea uleiului în cavitatea de sub piston. Consumul de energie la amortizare provine din rezistenţa hidraulică a supapelor. Frecarea vâscoasă în supape consumă energia pe care o transformă în căldură. La mijloacele de transport disiparea căldurii spre mediul exterior este convecţia produsă de curentul de aer care spală în permanenţă amortizorul. La maşinile staţionare trebuie luate măsuri de asigurare a schimbului de căldură prin mărirea suprafeţei exterioare sau ventilare.

Un amortizor hidraulic este format în principiu din trei subansamble principale montate în tubul de lucru, respectiv în tubul rezervor: A- pistonul cu supapele de destindere şi comunicare, figura 8.38b; B - ansamblul supapei de comprimare cu supape de admisie, figura 8.38c; C - ghidajul cu sistemul de etanşare.

Amortizoarele telescopice monotubulare au dispusă camera de compensare axial, în prelungirea camerei funcţionale (în care acţionează pistonul cu supapele de descărcare), figura 8.39. Aerul din camera de compensare se poate găsi în contact direct cu lichidul amortizorului sau

cele două medii pot fi separate prin intermediul unei membrane de cauciuc (pentru înlăturarea fenomenului de emulsionare). În cazul amortizorului monotubular, pistonul separator, cu supapele de admisie şi de comunicare, are rolul de a asigura în mod permanent umplerea cu lichid a spaţiului din tubul principal, fiind astfel asigurată o funcţionare continuă, fără întreruperi a amortizorului.



a. b. c.

Figura 8.38

Amortizorul pneumatic, realizează disiparea energiei şocurilor şi vibraţiilor prin comprimarea şi destinderea volumelor de aer aflate de o parte şi de alta a pistonului. La construcţia clasică, figura 8.40, deplasarea pistonului sub acţiunea forţelor exterioare produce comprimarea gazului dintr-o cameră şi destinderea în cealaltă parte, cu revenire la dispariţia solicitări. În figura 8.41 sunt sunt prezentate variante de pistoane care permit şi trecerea gazului dintr-o cameră în cealaltă, cu creşterea capacităţii de amortizare.

Amortizorul telescopic hidropneumatic. Particularitatea esenţială a unui amortizor hidropneumatic constă în înlocuirea camerei de compensare cu o pernă elastică de gaz sub presiune. Se realizează astfel o construcţie mai simplă, care asigură o deplasare redusă lichidului, cu posibilitatea măririi diametrului pistonului din tubul principal, reducând presiunea fluidului şi oferind o funcţionare mai silenţioasă a supapelor. Lichidul din amortizor fiind permanent supus presiunii ridicate a gazului, este eliminată posibilitatea formării bulelor de gaz şi producerea

emulsiei. În figura 8.42a,b sunt prezentate variante constructive ale amortizorului hidropneumatic. Perna de gaz este separată de lichid de către un piston flotant. Ca urmare a mişcării pistonului, la cursa de comprimare se impune compensarea volumului, lucru care se obţine prin comprimarea pernei elastice de gaz şi deplasarea pistonului flotant. La cursa de destindere, volumul care se eliberează este ocupat de gazul din camera pneumatică care deplasează pistonul flotant în sens invers.

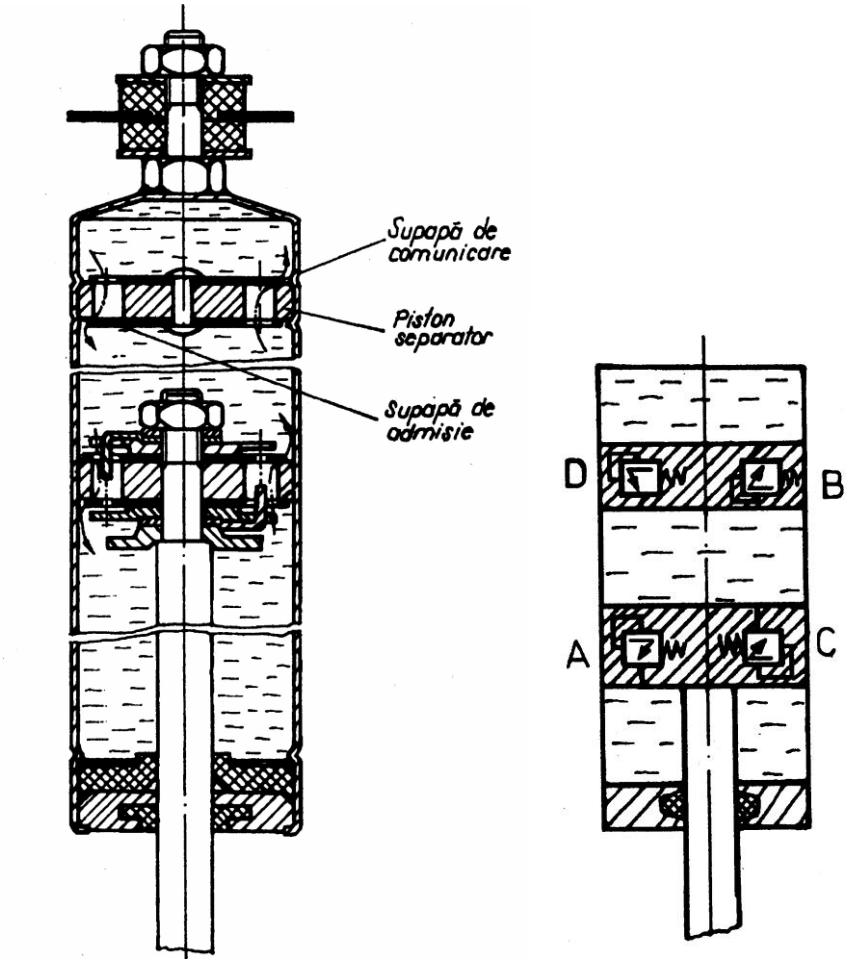


Figura 8.39

Elemente constructive ale amortizoarelor telescopice. Rondelele obturatoare ale supapelor de destindere şi comprimare sunt, prevăzute cu

orificii. Numărul de orificii calibrate sub formă de fante drosel şi dimensiunile acestora depind de caracteristica de amortizare impusă.

Rondelele obturatoare, rondelele supapelor de comunicare şi ale supapelor de admisie se execută din tablă de oţel de arc cu grosimea de 0,2—0,25 mm.

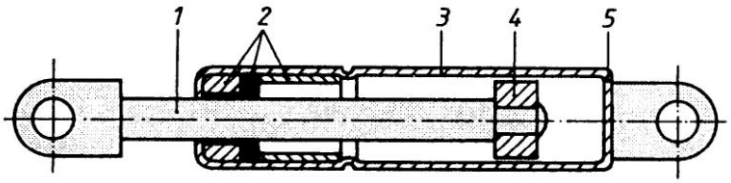


Figura 8.40

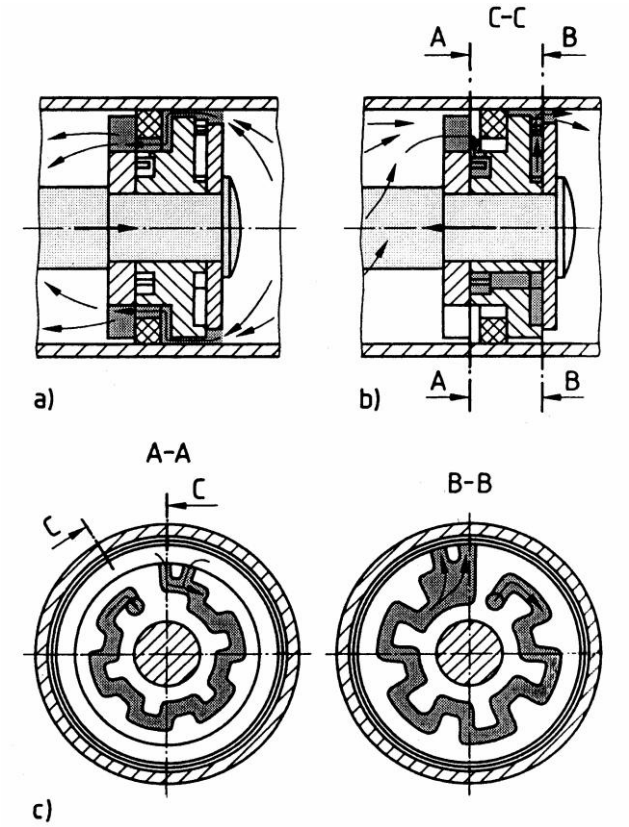


Figura 8.41

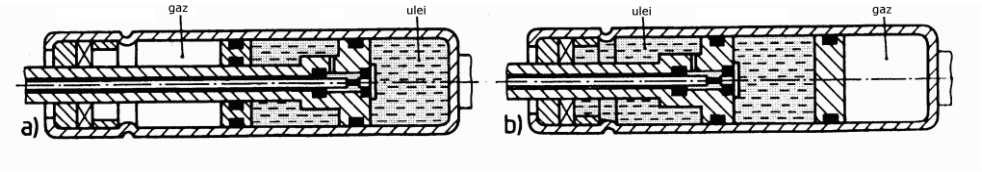


Figura 8.42

Pistoanele sînt executate din fontă sau materiale metalo-ceramice. Execuţia amortizorului este mai simplă dacă pistonul este prevăzut cu segmenţii executaţi din fontă sau materiale plastice.

Tijele amortizoarelor se execută din oţel cu duritate mare a suprafeţei (realizată prin cromare dură sau călire superficială).

Tuburile interioare sînt executate din ţevi de oţel, obţinute prin tragere sau sudare. Pentru reducerea scurgerilor necontrolate de lichid se impune ca jocurile dintre principalele piese ale amortizorului să fie cît mai mici; pe de altă parte, realizarea unor jocuri foarte mici scumpeşte considerabil execuţia.

Sistemul de etanşare este, în general, elementul care dictează calitatea şi durata de funcţionare a unui amortizor hidraulic. În majoritatea cazurilor pentru etanşarea tijei amortizorului se utilizează o etanşare specială, formată dintr-un inel de cauciuc cu zimţi interiori. Se foloseşte de asemenea şi soluţia clasică tip Simmering. Inelul de etanşare cu zimţi este executat din cauciuc rezistent la hidrocarburi, având în partea interioară nişte buzunăraşe speciale în care se adună lichidul ras de pe tijă în timpul deplasării acesteia în sus.

Prinderea amortizorului se face, în general, prin intermediul unui element de cauciuc care este solicitat variabil. Pentru asigurarea unei durate ridicate de funcţionare se impune ca tensiunea de compresiune din elementul de cauciuc să fie de 3-4 MPa. Valoarea medie a durităţii cauciucului utilizat este de 65°Sh.

Lichidul din amortizor trebuie să îndeplinească condiţii multiple: variaţie cît mai redusă a vâscozităţii cu temperatura; valori ridicate pentru temperaturile de fierbere şi de aprindere şi valori coborâte pentru punctul de congelare (-60°...-70°C); să nu provoace distrugerea prin coroziune a pieselor metalice; să prezinte calităţi de lubrifiant şi să nu formeze emulsii. Se recomandă ca vâscozitatea lichidului de amortizor să aibă următoarea variaţie: 3,6-3,9 cSt la 100°C, minimum 12 cSt la 50°C şi maximum 6500 cSt la - 40°C.

8.10.2. Elemente de calcul şi proiectare a amortizoarelor hidraulice telescopice.

Calculul şi proiectarea amortizoarelor trebuie corelate cu parametrii de calcul şi proiectare ai celorlalte elemente ale suspensiei. Prin calculul şi proiectare se urmăreşte [8,10]:

- stabilirea caracteristicii externe de amortizare;
- stabilirea dimensiunilor constructive de bază;
- determinarea parametrilor orificiilor de scurgere a supapelor.

1. Stabilirea caracteristicii externe, se realizează în funcţie de domeniul necesar de amortizare a vibraţiilor, care se calculează folosind iniţial relaţia caracteristicii liniare de amortizare

$$F_a = cV_p \qquad (8.109)$$

Coeficientul de rezistenţă c al amortizorului se determină pe baza fracţiunii din amortizarea critică ξ şi a coeficientului de amortizare critic c_c:

$$c = \xi c_c \qquad (8.110)$$

$$c_c = 2\sqrt{k_s m_s} \qquad (8.112)$$

unde: k_s este rigiditatea suspensiei, iar m_s, este masa aşezată pe suspensie.

Valoarea fracţiunii din amortizarea critică ξ se stabileşte în vederea asigurării condiţiilor necesare de siguranţă, transmisibilitate, confort, impuse de calitatea suspensiei. Din diagramele caracteristicilor în funcţie de domeniul de lucru se stabileşte tipul caracteristicii. Deoarece viteza de lucru a pistonului poate trece de 0,7 m/s, se ajunge în domeniul caracteristicii de amortizare pătratică. Creşterea exagerată a forţelor de amortizare este evitată prin intrarea în funcţiune, începînd de la o valoare V_{cr} - numită viteză critică - a supapelor de descărcare, asigurîndu-se o caracteristică regresivă. Deoarece iniţial se utilizează o caracteristică liniară, se impune determinarea raportului acestora. Raportul caracteristicilor se obţine dintro condiţie de egalitate a energiei disipate în cele două legi de amortizare a vibraţiilor. În cazul utilizării caracteristicii pătratice, notînd cu F'_{acr} forţa de amortizare corespunzătoare deschiderii supapelor şi cu c_1 coeficientul de rezistenţă corespunzător, se obţine:

$$c_1 = 1{,}5c / V_{cr} \qquad (8.113)$$

Deci, pînă la atingerea vitezei critice V_{cr}, caracteristica externă se defineşte prin relaţia:

$$F_a = c_1 V_p^2 \qquad (8.114)$$

pentru suspensiile auto V_{cr} = 0,2 ... 0,4 m/s.

2. Dimensiunile constructive de bază ale amortizorului se pot determina pe baza cataloagelor firmelor producătoare.

În cazul amortizoarelor care lucrează în incinte închise se impune o dimensionare pentru asigurarea capacităţii de evacuare a căldurii. Se scrie o relaţie de echivalenţă între lucrul mecanic disipat de amortizor în unitatea de timp şi cantitatea de căldură transmisă mediului ambiant, se determină valoarea necesară a suprafeţei exterioare a tubului rezervor. Dacă valoarea lungimii, l, a amortizorului este impusă atunci se determină D_e minim necesar:

$$D_2 \approx \frac{10}{2\pi}\frac{c \cdot v_m^2}{\alpha_{01} l \Delta T}[m] \qquad (8.115)$$

unde: α_{01}- este coeficientul global de transmitere a căldurii în W/m^2grd;

c - coeficientul mediu de rezistenţă al amortizorului în N.s/m.; v_m - viteza medie efectivă a vibraţiilor suspensiei; ΔT - diferenţa de temperatură admisă între temperatura peretelui şi temperatura mediului ambiant, în ^oC; l- lungimea tubului exterior al suspensiei în m.

3. *Dimensionarea canalelor circulare din piston* se realizează pe baza condiţiei de egalitate dintre debitul care se scurge prin aceste canale Q_{can} şi debitul deplasat de pistonul amortizorului Q_p:

$$Q_{can} = \mu_{can} z \frac{\pi d^2}{4}\sqrt{2g\frac{p}{\gamma}} = Q_p = S_p V_p \qquad (8.116)$$

unde: μ_{can} este coeficientul de pierderi la scurgerea prin canale (μ_{can} = 0,615); z - numărul canalelor; S_p - suprafaţa pistonului, în m^2; V_p- viteza pistonului, în m/s determinată în raport cu viteza vibraţiilor; g - acceleraţia gravitaţională, în m/s^2; γ - greutatea specifică a lichidului, N/m^3; p - presiunea admisibilă (p = 10 MPa).

Lungimea canalelor şi numărul acestora se alege constructiv, iar din ecuaţia, 8.116, se determină diametrul d al canalelor din piston.

4. *Determinarea parametrilor orificiilor drosel*. Caracteristica hidraulică totală a amortizorului este determinată de scurgerea lichidului prin întreg sistemul drosel format de orificiile calibrate şi supapele de descărcare. Debitul total de lichid care se scurge la un moment dat prin sistemul drosel este:

$$Q = Q_{cal} + Q_s + Q_j \qquad (8.117)$$

unde: Q_{cal} - este debitul prin orificiile calibrate, Q_s— debitul prin secţiunea supapei; Q_j — debitul realizat prin jocul existent între piston şi tubul principal şi care se poate considera orientativ, Q_j = (0,05—0,1)Q, putând fi neglijat în calculele de proiectare.

Suprafaţa orificiilor calibrate S_{cal} se determină din condiţia de egalitate între debitul de lichid Q_{cal} care se scurge prin acestea şi debitul Q_p realizat de mişcarea pistonului:

$$Q_{cal} = \mu_{cal} S_{cal} \sqrt{2g\frac{p}{\gamma}} = Q_p = S_p V_p \qquad (8.118)$$

unde pentru coeficientul μ_{cal}, se admite valoarea μ_{cal} = 0,75.

Presiunea p se determină din relaţia forţei de rezistentă a amortizorului, rezultând:

$$S_{cal} = \sqrt{S^3\gamma / C\mu_{cal}^2\, 2g}[m^2] \qquad (8.119)$$

Secţiunea S are valori diferite la cursa de destindere, S_d, si la cea de comprimare, S_c:

$$S_d = \frac{\pi}{4}(d_p^2 - d_t^2);\ S_c = \frac{\pi}{4} d_p^2; \qquad (8.120)$$

Cunoscând mărimea S_{cal}, se determină numărul n al orificiilor calibrate şi dimensiunile a şi b ale secţiunii unui orificiu:

$$S_{cal} = n\,(a\,b). \qquad (8.121)$$

Stabilirea intervalului de viteze la care regimul este efectiv pătratic necesită calcularea numărului lui Reynolds:

$$Re = \frac{4V_l\rho}{\nu} < 2320 \qquad (8.122)$$

unde: $V_l = Q_{cal}/S_{cal}$, este viteza medie a fluidului prin orificiul calibrat, iar ρ este raza hidraulică, care pentru orificii calibrate dreptunghiulare se calculează cu relaţia:

$$\rho = ab/2(a+b). \qquad (8.123)$$

Viteza pistonului rezultă din egalitatea debitelor:

$$V_p = V_l\, S_{cal}/S_p \qquad (8.124)$$

5. *Caracteristica hidraulică şi mecanică a supapelor.* Supapa de destindere este prezentată, într-o variantă uzuală, în figura 8.43, fiind alcătuită din două rondele elastice, încastrate în zona centrală pe tija pistonului şi rezemate elastic la periferie, prin intermediul unei bucşe, pe arcul elicoidal de apăsare.

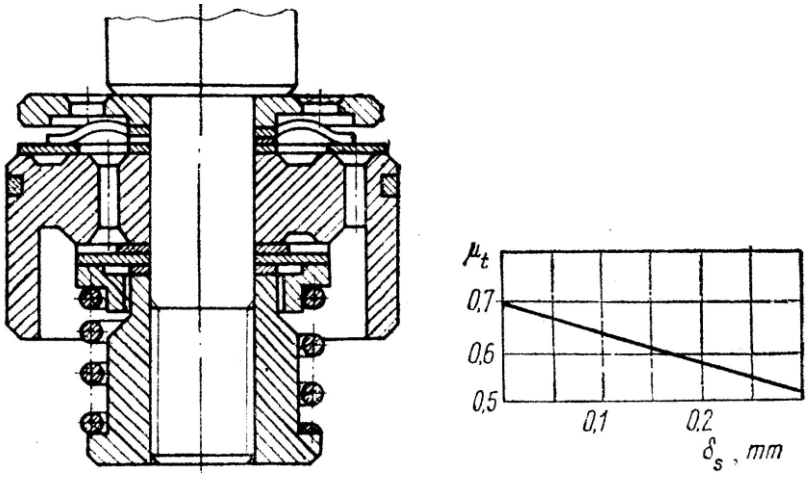


Figura 8.43

Pentru definirea scurgerii lichidului prin supape se foloseşte relaţia lui Bernoulli:

$$Q = \mu_t S_t \sqrt{2g\frac{p}{\gamma}} \qquad (8.125)$$

unde: μ_t - este coeficientul global de scurgere, iar S_t -suprafaţa totală a orificiilor calibrate şi a secţiunii de trecere prin supapă.

Pentru regimuri pătratice de scurgere

$\mu_t = \mu_s - 0{,}5\,\delta_s$; $0{,}05 < \delta_s \leq 0{,}4$ mm.

Coeficientul de scurgere prin supapă $\mu_s = 0{,}68.. . 0{,}72$, valoarea mai mică fiind pentru cazul orificiilor calibrate. Suprafaţa totală:

$$S_t = S_{cal} + 2\pi R\delta_s \qquad (8.126)$$

unde δ_s este deformaţia rondelelor, determinată ca săgeata acestora sub acţiunea sarcinilor produse de presiunea fluidului p şi forţa arcului F_0:

$$\delta_s = \frac{3}{4}\cdot\frac{1-\nu^2}{Es^3(p\chi_1 - F_0\chi_2)} \qquad (8.127)$$

$$\chi_1 = \frac{1}{4}\left\{\frac{R^6(7+3\nu)+r^6(1-\nu)-R^4r^2(1+7\nu)-R^2r^4(7-5\nu)}{R^2(1+\nu)+r^2(1-\nu)}\right\}-$$

$$\frac{1}{4}\left\{\frac{4R^2r^2[R^2(5-\nu)+r^2(1+\nu)\ln(R\ /r\ )]-16R^2r^2(1+\nu)(\ln(R\ /r\ ))^2}{R^2(1+\nu)+r^2(1-\nu)}\right\} \quad (8.128)$$

$$\chi_2 = \frac{1}{\pi}\left\{\frac{R^4(3+\nu)-r^2(1-\nu)-2R^2r^2(1+\nu)-8R^2r^2\ln(R/r)-4R^2r^2(1+\nu)(\ln(R/r))^2}{R^2(1+\nu)+r^2(1-\nu)}\right\} \quad (8.129)$$

s fiind grosimea totală a rondelelor, iar ν coeficientul lui Poisson (ν = 0,3 pentru oţel). Supapa trebuie să se deschidă la atingerea vitezei critice de amortizare. Din condiţia $\delta_s = 0$ se determină forţa F_0 de precomprimare a arcului supapei:

$$F_0 = \frac{\chi_1}{\chi_2} p \quad (8.130)$$

unde: presiunea p se înlocuieşte cu valoarea corespunzătoare forţei critice de amortizare $p = F_{cr}/A$.

În cazul supapei de comprimare debitul de fluid se calculează de asemenea cu relaţia 8.125, în care suprafaţa S_t şi coeficientul global de scurgere, μ_t, se determină cu următoarele relaţii valabile pentru legi de scurgere patratice:

$$S_t = S_{cal} + \pi d \delta_s \quad (8.130\ a)$$

$\mu_t = 0{,}5+0{,}3/\delta_s$; $0{,}5 \le \delta_s \le 2{,}5$ mm.

Înlocuind mărimile necesare în 8.125, 8.118 şi 8.117, se realizează trasarea caracteristicii hidraulice totale a amortizorului figura 8.44. Folosind relaţiile $F_a = pS$ şi $Q = V_pS$, se obţine, prin modificarea coordonatelor, trecerea la caracteristica externă.

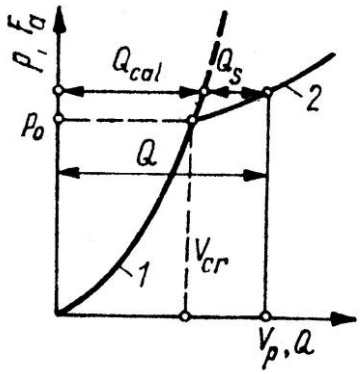


Figura 8.44

8.11. Amortizoare cu frecare uscată (coulombiană)

La acest tip de amortizoare forţa de amortizare va fi dată de relaţia [10]:

$$F_f = \mu \cdot F_N = \mu \cdot p \cdot A \qquad (8.131)$$

unde: F_N şi p sînt forţa normală şi respectiv presiunea pe suprafeţele în contact de arie A, iar μ este coeficientul de frecare, ale cărui valori depind de natura şi calitatea materialelor suprafeţelor între care există mişcare relativă.

În figura 8.45 este prezentată o construcţie tipică de amortizor coulombian unidirecţional. Amortizorul este compus dintr-un cap superior şi un cap inferior, fixate prin articulaţii sferice de elementele care se izolează. Fiecare cap conţine un număr de plăci între care se găsesc aşezate, alternant, plăcile celuilalt cap, realizându-se astfel un ansamblu de suprafeţe în contact. Forţa de apăsare este creată de arcuri elicoidale, transmisă prin intermediul a două plăci de presiune. Suprafaţa de contact A creşte cu numărul de plăci aflate în contact.

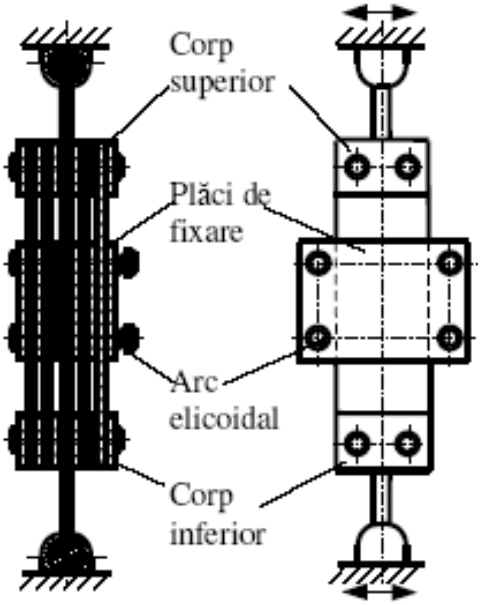


Figura 8.45

Valoarea coeficientului de frecare depinde de cuplul de materiale ales pentru cele două tipuri de plăci. Câteva valori sunt date în tabelul 8.10.

Tabelul 8.10

Cuplul de materiale în contact	Coeficientul de frecare μ
Oţel — Oţel	0,15
Alamă — oţel	0,15
Piele — oţel	0.35
Nylon — metal	0.30
Teflon (PTFE) - metal	0,05

8.12. Amortizoare cu curenţi turbionari

Amortizoarele cu curenţi turbionari sunt folosite pentru sisteme cu masă mică şi frecvenţă proprie mică. O schemă de principiu este dată în figura 8.46[10].

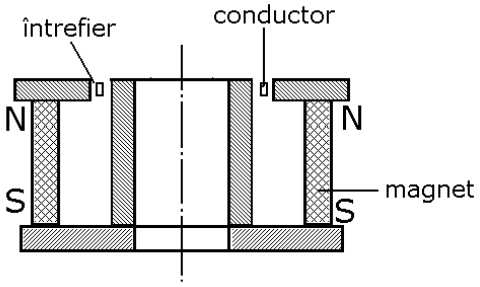


Figura 8.46

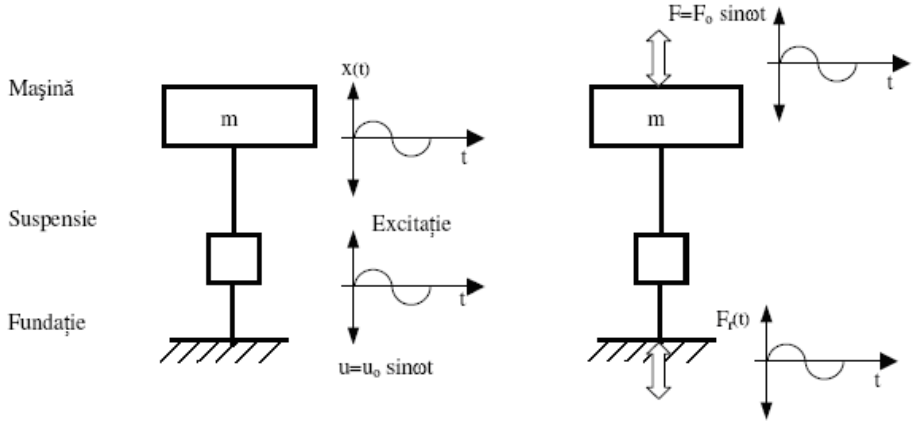
Un magnet cilindric creează un cîmp magnetic radial într-un întrefier circular în care se mişcă, în plan vertical, o bobină scurtcircuitată. Forţa rezistentă care se creează este direct proporţională cu viteza conductorului, coeficientul c de amortizare vîscoasă avînd expresia:

$$c = 10B^2 lA/\rho \text{ [N.s/m]} \qquad (8.131\ a)$$

în care: B este inducţia, în T; l - lungimea conductorului, în m; A - aria secţiunii transversale a conductorului, în m^2; p - rezistivitatea conductorului, în Ω.m.

8.13. Principii de proiectare a suspensiilor

Suspensia este un ansamblu de elemente interpuse între maşină şi fundaţie cu rolul de a reduce amplitudinea mişcării transmise de la maşină la fundaţie şi invers. Pentru un sistem cu un grad de libertate, funcţiile suspensiei sînt prezentate schematic în figura 8.47[10].



a. b

Figura 8.47

Componentele principale ale unei suspensii sînt: elementele elastice, care au rolul de susţinere a sarcinii şi elementele de disipare a energiei vibraţiilor, amortizoarele. Unele arcuri, care au pierderi însemnate prin frecare internă, pot îndeplini şi funcţia de disipare a energiei.

Mărimile care caracterizează o suspensie sînt: transmisibilitatea absolută T_A, transmisibilitatea relativă T_R şi răspunsul mişcării A_1.

Transmisibilitatea absolută T_A este definită, pentru cazul excitaţiei prin mişcare, figura 8.47a, ca raportul dintre amplitudinea vibraţiei maşinii şi amplitudinea vibraţiei fundaţiei.

Dacă excitaţia se realizează printr-o forţă care acţionează asupra maşinii figura 8.47b, transmisibilitatea absolută este raportul dintre amplitudinea forţei transmise fundaţiei şi amplitudinea forţei de excitaţie.

Transmisibilitatea relativă T_R este raportul dintre amplitudinea deformaţiei suspensiei şi amplitudinea vibraţiei fundaţiei. Această mărime se foloseşte în cazul caracterizării suspensiilor utilizate la sisteme cu excitaţie prin mişcare.

Răspunsul mişcării A_1, numit şi factor de amplificare, este definit ca raportul dintre amplitudinea deplasării şi deformaţia statică a sistemului sub acţiunea amplitudinii forţei de excitaţie.

Influenţa diferiţilor parametri asupra mărimilor caracteristice ale suspensiilor se va analiza prin considerarea cazului simplificat al sistemelor cu un grad de libertate, figura 8.48.

Pentru un astfel de sistem avînd amortizor de tip vîscos legat rigid şi excitat de o forţă armonică F_0 aplicată masei, m, ecuaţia diferenţială a mişcării este:

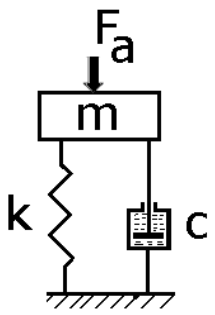


Figura 8.48

$$m\ddot{x} + c\dot{x} + kx = F_0 \sin \omega t \qquad (8.132)$$

Termenii care reprezintă vibraţia cu pulsaţie proprie sistemului, $\omega_0 = \sqrt{k/m}$, se amortizează rapid, rămânând numai soluţia staţionară, cu pulsaţia ω a forţei perturbatoare:

$$x = X_0 \sin(\omega t - \theta) \qquad (8.133)$$

Prin înlocuire în ecuaţia8.132, se obţine amplitudinea mişcării X_0 şi factorul de amplificare A_1:

$$X_0 = \frac{F_0 / k}{\sqrt{\left[1 - \omega^2 / \omega_0^2\right]^2 + \left[2\xi\omega / \omega_0\right]^2}}; \qquad (8.134)$$

$$A_1 = \frac{X_0}{X_{st}} = \frac{X_0}{F_0 / k} = \frac{1}{\sqrt{\left[1-\omega^2/\omega_0^2\right]^2 + \left[2\xi\omega/\omega_0\right]^2}}; \qquad (8.135)$$

unde ξ, este fracţiunea din amortizarea critică c_c:

$$\xi = c/c_c\ ;\quad c_c = \sqrt{km}\ ; \qquad (8.136)$$

Forţa se transmite fundaţiei prin arc şi amortizor, cele două componente fiind defazate cu 90°, amplitudinea forţei transmise se determină cu relaţia:

$$|F_T| = \sqrt{(kx)^2 + (c\dot{x})^2} \qquad (8.137)$$

Transmisibilitatea sistemului:

$$T_a = \frac{|F_T|}{F_0} = \sqrt{\frac{1+\left[2\xi\omega/\omega_0\right]^2}{\sqrt{\left[1-\omega^2/\omega_0^2\right]^2 + \left[2\xi\omega/\omega_0\right]^2}}}; \qquad (8.138)$$

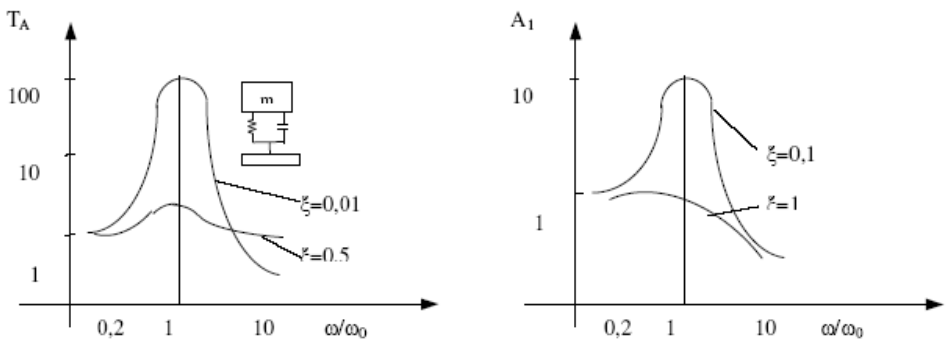
între forţa transmisă F_T şi forţa perturbatoare armonică F_0 există un defazaj:

$$\psi = \mathrm{arctg}\frac{2\xi(\omega/\omega_0)^3}{\left[1-\omega^2/\omega_0^2\right]^2 + \left[2\xi\omega/\omega_0\right]^2} \qquad (8.139)$$

În cazul suspensiei cu amortizor vâscos cuplat rigid, creşterea amortizării realizează micşorarea transmisibilităţii la rezonanţă, dar conduce la obţinerea unor valori mari ale transmisibilităţii absolute pentru valori ridicate ale pulsaţiei $\omega/\omega_0 > 1$. Amortizorul este eficient numai în zona rezonanţei, figura 8.49a. Factorul de amplificare A_1 este micşorat, pentru o valoare a pulsaţiei, de creştere a amortizării 8.49 b.

În cazul suspensiei cu amortizor coulombian legat rigid, se realizează o legătură rigidă prin blocarea amortizorului atunci cînd forţa de frecare este mare şi excitaţia se face cu pulsaţii foarte mici ($\omega << \omega_0$).

În aceste condiţii T_a=1. Creşterea coeficientului de amortizare coulombiană micşorează transmisibilitatea absolută la rezonanţă şi măreşte pulsaţiile la care aceasta se realizează.



a. b.

Figura 8.49

8.14. Aplicaţii

Problema 1

Să se dimensioneze arcul supapei cu bilă, figura 8.50, cunoscând că supapa trebuie să deschidă în intervalul presiunii p=0,3.....0,5 N/mm^2. Arcul trebuie astfel dimensionat încât la o rotaţie a piuliţei de reglaj să corespundă o variaţie a presiunii de 0,1 N/mm^2. Pasul filetului p_f= 1,25 mm, materialul arcului RM cu σ_r = 1900 N/mm^2, STAS 893-89[6].

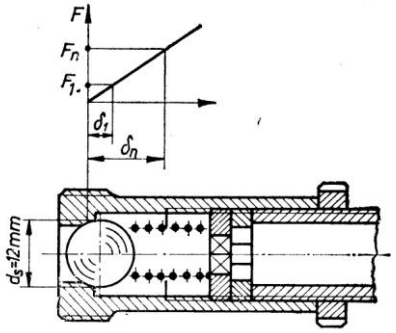


Figura 8.50

Rezolvare:

Se determină forţele care acţionează asupra arcului, corespunzătoare presiunilor p_{min} = 0,3 N/mm^2, şi p_{max} =0, 5 N/mm^2;

$$F_1 = p_{min}\frac{\pi d_s^2}{4} = 0{,}3\cdot\frac{3{,}14\cdot 12^2}{4} = 33{,}9\,N; \quad (8.140)$$

$$F_{max} = p_{max}\frac{\pi d_s^2}{4} = 0{,}5\cdot\frac{3{,}14\cdot 12^2}{4} = 56{,}5\,N. \quad (8.141)$$

Forţa corespunzătoare presiunii p =0, 4 N/mm^2 este:

$$F' = p\frac{\pi d_s^2}{4} = 0{,}4\cdot\frac{3{,}14\cdot 12^2}{4} = 45{,}2\,N. \quad (8.142)$$

Diametrul sârmei spirei

$$d = \sqrt{i\cdot\frac{8\cdot F_{max}}{\pi\cdot\tau_{ta}}c_f} \quad (8.143)$$

$$d = \sqrt{6\frac{8\cdot 56{,}5}{3{,}14\cdot 950}1{,}26} = 1{,}14\,mm\text{, se alege d=1,2mm} \quad (8.144)$$

unde: τ_{at} = 950 N/mm^2 ; $i = \frac{D_m}{d} = 6$; c_f=1+1,6/i=1,26, iar diametrul mediu de înfăşurare $D_m = id = 6\cdot 1{,}2 = 7{,}2$ mm.

Se determină rigiditatea arcului, ţinând seama de condiţia impusă prin enunţ:

$$k = \frac{\Delta F}{\Delta\delta} = \frac{F' - F_1}{p_f} = \frac{45{,}2 - 33{,}9}{1{,}25} = 9{,}04 \text{ N/mm.} \quad (8.145)$$

Săgeata corespunzătoare sarcinii maxime,

$$f_{max} = \frac{F_{max}}{k} = \frac{56{,}5}{9{,}08} = 6{,}2\,mm. \quad (8.146)$$

Se calculează numărul de spire active;

$$n = \frac{f_{max}Gd^4}{8F_nD_m^3} = \frac{6{,}2\cdot 0{,}85\cdot 10^5\cdot 1{,}2^4}{8\cdot 56{,}5\cdot 7{,}2^3} = 6{,}5\,spire, \quad (8.147)$$

numărul total de spire fiind

$n_t = n + n_r = 6,5 + 1,5 = 8$ spire. (8.148)

Lungimea arcului în stare blocată,

$H = n_t d = 8 \cdot 1,2 = 9,6$ mm. (8.149)

Lungimea arcului în stare liberă :

$H_0 = H + n(t-d) = 9,6 + 6,5(2,27 - 1,2) = 16,55$ mm, (8.150)

unde:

$$t = d + \frac{f_{max}}{n} + \Delta = 1,2 + \frac{6,2}{6,5} + 0,12 = 2,27\,\text{mm}; \quad (8.151)$$

$$\Delta = 0,1d = 0,1 \cdot 1,2 = 0,12\,\text{mm}.$$

Sarcina de blocare se calculează cu relaţia:

$$F_b = F_n \frac{f_b}{f_{max}} = 56,5 \frac{6,95}{6,2} = 63,33\,\text{N}, \quad (8.152)$$

în care:

$f_b = H_0 - H = 16,55 - 9,6 = 6,95$ mm. (8.153)

Unghiul de înclinare al spirei

$$tg\alpha_0 = \frac{t}{\pi D_m} = \frac{2,27}{3,14 \cdot 7,2} = 0,100356; \alpha_0 = 5,73^o. \quad (8.154)$$

Lungimea semifabricatului

$$l_s = \frac{\pi D_m n_t}{\cos \alpha_0} = \frac{3,14 \cdot 7,2 \cdot 8}{0,995} = 182\,\text{mm}. \quad (8.152)$$

Problema 2

Arcul multilamelar, din suspensia spate a unui autovehicul, este format din n=7 lamele, figura 8.51, de lăţime b=48 mm şi grosime h=8 mm, din 51VCr11A cu σ_{ai}=850N/mm^2. Arcul are două lamele principale, fiind solicitat de forţele F_1= 3000 N (autovehiculul fără încărcătură utilă) şi F_2= 5000N (autovehiculul cu încărcătură utilă). Să se

calculeze: efortul unitar maxim; rigiditatea arcului; săgeata corespunzătoare diferenţei de sarcină [6].

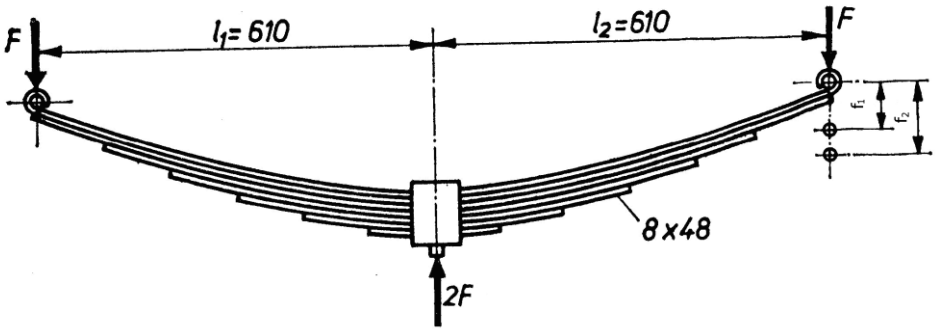


Figura 8.51

Rezolvare:

Conform tabelului 8.9, pentru arcul multilamelar semieliptic simetric se obţine:

$$\sigma_{max} = \frac{3}{2} \cdot \frac{F_2 L'}{nbh^2} = 1{,}5 \frac{5000 \cdot 1220}{7 \cdot 48 \cdot 8^2} = 425{,}5\,N/mm^2 < \sigma_{ai}, \qquad (8.153)$$

unde: $L = l_1 + l_2 = 610 + 610 = 1220$mm.

Din tabelul 8.9 rezultă

$$k = \frac{4}{\chi} \cdot \frac{nbh^3 E}{L'^3} = \frac{4}{1{,}25} \cdot \frac{7 \cdot 48 \cdot 8^3 \cdot 2{,}1 \cdot 10^5}{1220^3} = 6{,}366\,N/mm, \qquad (8.154)$$

factorul $\chi = 1{,}25$, conform recomandărilor.

Săgeata corespunzătoare diferenţei de încărcătură se determină cu relaţia:

$$f = f_2 - f_1 = \frac{F_2 - F_1}{2k} = \frac{5000 - 3000}{2 \cdot 6{,}366} = 15{,}7\,mm. \qquad (8.155)$$

Cap. 9

OSII ŞI ARBORI

9.1 Definire şi clasificare

Arborii sunt organe de maşini destinate să susţină alte organe de maşini, roţi dinţate, roţi de lanţ, roţi de curea, semicuplaje etc., în mişcare de rotaţie şi să transmită momente de torsiune în lungul axei lor [1, 7, 8, 9, 10, 13, 26, 28].

Osiile sunt organe de maşini, fixe sau rotative, destinate numai susţinerii unor organe de maşini în mişcare de rotaţie. Osiile nu transmit momente de torsiune.

Arborii şi osiile preiau sarcinile de la organele de maşini montate pe ele şi le transmit reazemelor (lagăre cu rostogolire sau cu lagăre alunecare).

La un arbore se pot distinge următoarele părţi componente (figura 9.1):

- corpul arborelui;
- tronsoane de calare;
- fusurile de reazem ale arborelui.

Corpul arborelui poate fi considerat arborele în întregul lui, pe el fiind prelucrate suprafeţele celorlalte tronsoane cu rol bine definit.

Tronsoanele de calare sunt zonele pe care se montează organele de maşini susţinute de arbore (în figura 9.1, roata dinţată şi semicuplajul).

Acestea se pot executa cu suprafeţe cilindrice sau conice. Cele mai utilizate sunt tronsoanele de calare cu suprafaţă cilindrică, sunt mai uşor de prelucrat. Suprafeţele conice se utilizează pentru tronsoanele de calare pe care au loc montări şi demontări frecvente ale organele de maşini susţinute de arbore (roţi de schimb etc.) şi când se impune o centrare foarte precisă şi rapidă a acestora.

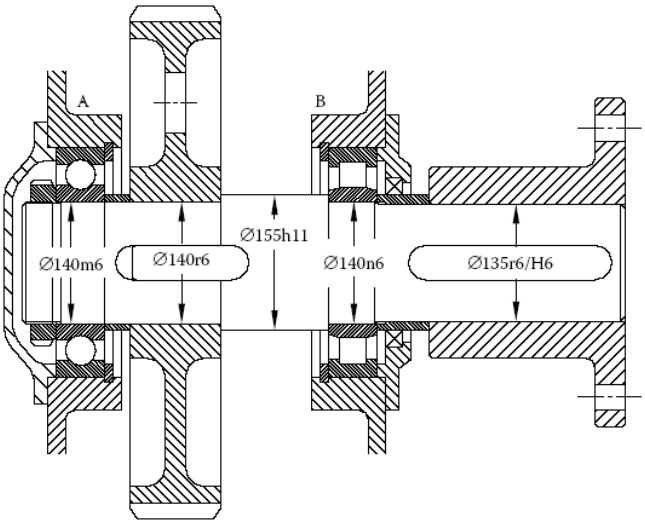


Figura 9.1[18]

Fusurile de reazem sunt zonele de sprijin ale arborelui în lagărele cu rostogolire sau cu alunecare (în figura 9.1, tronsoanele cu diametrul ϕ 140m6 şi ϕ 140n6). De regulă, acestea sunt dispuse în apropierea capetelor arborilor şi pot fi executate cu suprafeţe cilindrice, conice sau sferice.

Pentru lagărele cu rostogolire, fusurile se execută cilindrice cu lungimea dictată de lăţimea rulmentului sau a pachetului de rulmenţi folosiţi. Diametrele acestor fusuri se aleg în funcţie de diametrul interior al rulmentului şi sunt tolerate de obicei pentru obţinerea unor ajustaje cu strângere uşoară în sistemul alezaj unitar. Uneori, fusurile arborelui pot fi suprafeţe conice având conicitatea egală cu cea a alezajului rulmenţilor oscilanţi cu bile sau cu role butoi, rumenţilor cu role cilindrice de mărime mare etc.

Pentru lagărele cu alunecare, fusurile pot fi: cilindrice, conice sau sferice. Varianta cea mai utilizată, sunt fusurile cilindrice. De obicei se execută cu diametrul mai mic decât al treptei alăturate, pentru simplificarea montajului şi pentru obţinerea de umeri pentru sprijin pentru fixarea axială a lagărelor. Fusurile conice se folosesc pentru a avea posibilitatea reglării jocului din lagăr prin deplasarea axială a arborelui, iar cele sferice se folosesc doar în cazul unor arbori elastici, cu deformaţii de încovoiere foarte mari, pentru a oferi posibilitatea preluării acestor deformaţii.

Clasificarea arborilor şi osiilor, se poate realiza după mai multe criterii de clasificare. O astfel de clasificare este prezentată în tabelul 9.1 [1,7,8,9,10,13,26,28]

Tabelul 9.1

Criteriul de clasificare	**Tipul**
Arbori	
Forma geometrică a axei arborelui	Arbori drepţi, (figura 9.2 a,b,c,d) Arbori cotiţi (figura 9.2 g) Arbori flexibili (figura 9.2 f)
Destinaţia	Arbori de transmisie, (figura 9.2 a,b,c,d) Arbori de transformare a mişcării (figura 9.2 g) Arbori de susţinere (figura 9.2 c)
Variaţia secţiunii arborelui pe lungime	Arbori cu secţiune constantă (figura 9.2 a) Arbori cu secţiune variabilă în trepte (figura 9.2b) Arbori cu secţiune variabilă
Forma secţiunii transversale	Arbori cu secţiune plină (figura 9.2 a,b,c,) Arbori cu secţiune inelară (figura 9.2 d,3)
Forma suprafeţei exterioare	Arbori netezi (figura 9.2 a,b,) Arbori canelaţi (figura 9.2 c,d)
Rigiditatea	Arbori rigizi (figura 9.2 a,b,c,d) Arbori elastici (figura 9.2 e) Arbori flexibili (figura 9.2 f)
Numărul reazemelor	Arbori static determinaţi (cu două reazeme) Arbori static nedeterminaţi (cu mai mult de două reazeme)
Poziţia axei geometrice	Arbori orizontali Arbori înclinaţi Arbori verticali
Osii	
Natura mişcării	Osii fixe (figura 9.3 a) Osii rotitoare (figura 9.3 b)
Forma axei geometrice	Osii drepte (figura 9.3 b) Osii curbate(figura 9.3 a)
Forma secţiunii transversale	Osii cu secţiunea plină Osii cu secţiunea inelară
Numărul reazemelor	Osii static determinate (cu două reazeme) Osii static nedeterminate (cu mai mult de două reazeme)
Poziţia axei geometrice	Osii orizontale Osii înclinate sau verticale

Cei mai frecvent utilizaţi sunt *arborii drepţi*. Sunt folosiţi mai ales în transmisiile mecanice. Secţiunea transversală a acestora, pe lungime, poate fi constantă sau variabilă depinzând de încărcare, momente de torsiune, momente de încovoiere, forţe axiale ş.a., soluţia constructivă şi tehnologică aleasă, soluţii de asamblare adoptate. Arborii cu secţiune constantă se utilizează când sunt solicitaţi numai la torsiune, momentul de torsiune fiind constant pe întreaga lungime a arborelui. Când arborii sunt solicitaţi la torsiune şi încovoiere, se utilizează secţiunea variabilă în trepte, aceasta asigurând următoarele avantaje: apropierea arborelui de o grindă de egală rezistenţă la încovoiere, prezenţa unor umeri de sprijin pentru fixarea axială a organelor de maşini susţinute, montajul uşor al acestor organe de maşini fără deteriorarea altor suprafeţe ale arborelui.

În cazul arborilor de dimensiuni mari, unele trepte de trecere se execută conice, arborele apropiindu-se şi mai mult de o grindă de egală rezistenţă la încovoiere. Arborii netezi se folosesc de regulă în construcţia reductoarelor, iar arborii canelaţi în construcţia cutiilor de viteze, a cutiilor de distribuţie, a diferenţialelor autovehiculelor etc.

Arborii *tubulari* se folosesc când se impun condiţii severe de greutate (când diametrul interior al arborelui tubular este jumătate din cel exterior, greutatea acestuia se micşorează cu 25%, iar rezistenţa la încovoiere cu numai 6,25%), atunci când este necesară trecerea prin arbore a unui alt arbore (exemple: arborii coaxiali ai unor cutii de viteze planetare; arborii cutiilor de viteze cu axe fixe ale unor tractoare prin interiorul cărora trece arborele prizei de putere) sau prin interiorul arborelui circulă fluide.

Osiile fixe pot fi cu axa geometrică dreaptă sau curbată şi se întâlnesc la maşini de ridicat, la susţinerea roţilor intermediare, respectiv la punţile nemotoare ale autovehiculelor. Osiile rotitoare au, de obicei, axa geometrică dreaptă şi secţiunea aproape constantă pe toată lungimea şi se rotesc împreună cu organele de maşini susţinute.

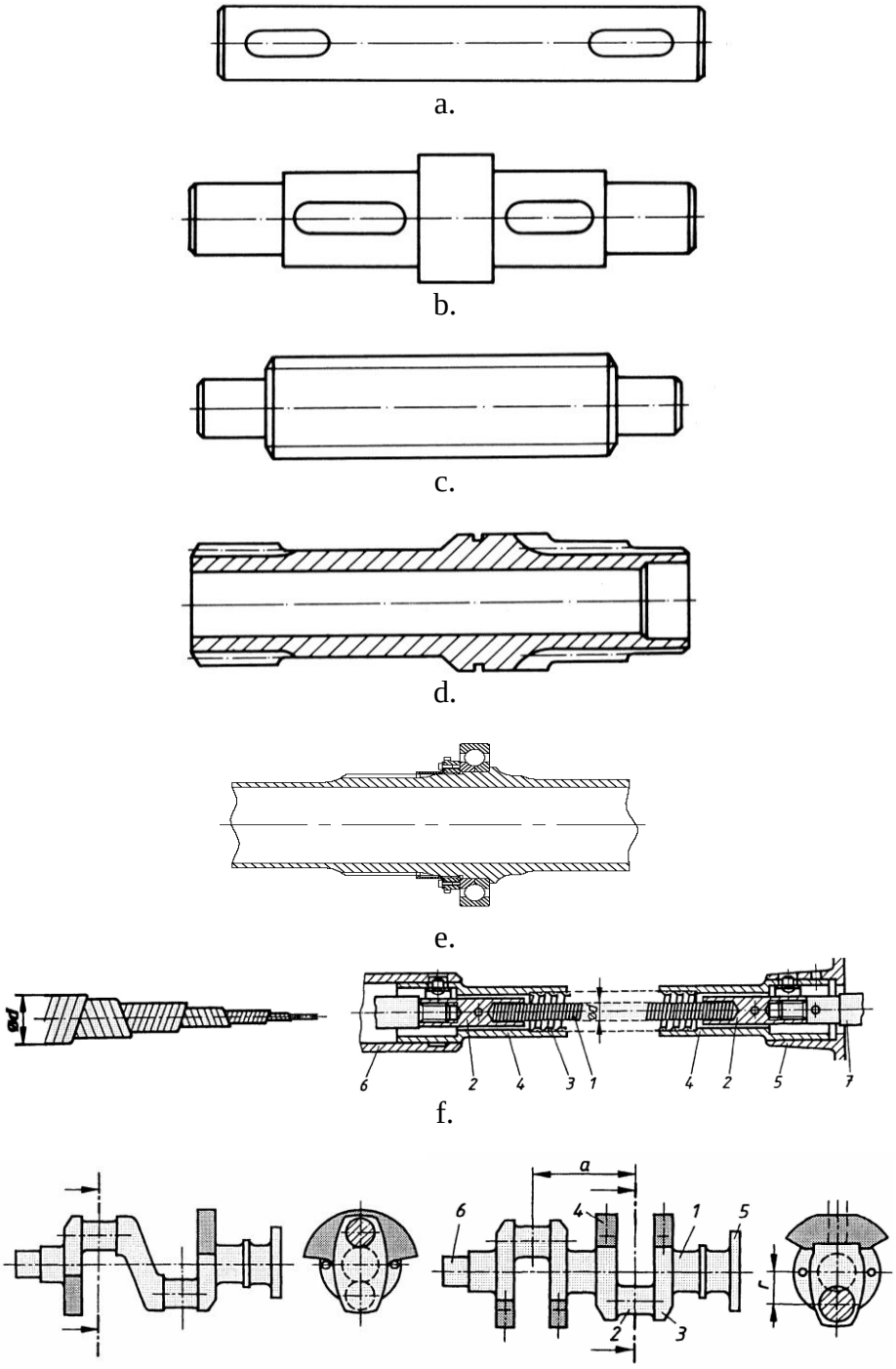
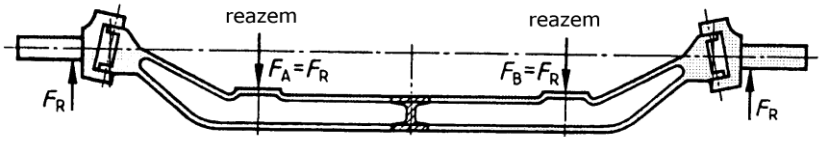
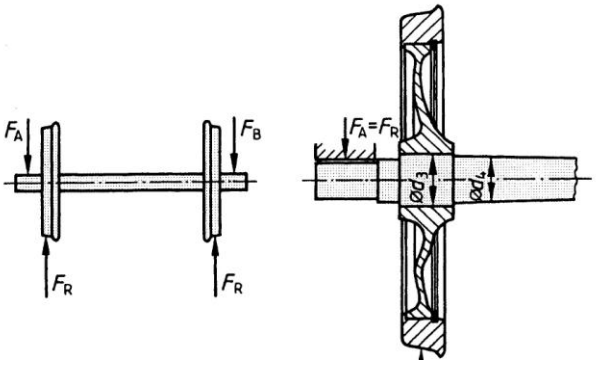


Figura 9.2



a.



b.

Figura 9.3

9.2. Materiale şi tehnologie

Materialele folosite la construcţia osiilor şi arborilor trebuie să îndeplinească următoarele condiţii [8,10]:

• rezistenţă mecanică mare la solicitările încovoiere pentru osii şi pentru arbori la torsiune şi încovoiere;
• rezistenţă la solicitări variabile;
• deformabilitate redusă;
• rezistenţă la uzură;
• bună aderenţă a lubrifianţilor mai ales în zona fusului;
• să fie uşor prelucrabil;
• să fie convenabil ca preţ.

Aceste condiţii pot fi satisfăcute în anumite proporţii de următoarele materiale:

a) Fonta cu grafit sferoidal prezintă o bună rezistenţă la torsiune şi încovoiere. Datorită cuiburilor de grafit are proprietatea de amortizare a vibraţiilor, proprietate deosebit de importantă în special în construcţia arborilor pentru autovehicule. Fonta prezintă şi calităţi antifricţiune care îmbunătăţesc funcţionarea fusurilor sau pivoţilor.

Dezavantajele fontei sunt legate de rezistenţa relativ scăzută la şocuri, torsiune şi încovoiere mai mici decât ale oţelului, fapt care implică creşterea greutăţii. Folosirea fontei cu grafit sferoidal este limitată şi de faptul că tehnologia de obţinere este relativ pretenţioasă. Cu toate acestea, ea este folosită cu succes de unele firme pentru execuţia arborilor cu came şi a arborilor cotiţi din construcţia autovehiculelor.

b) Oţelul carbon sau aliat turnat se foloseşte în general pentru execuţia arborilor de dimensiuni mari pentru ca, cu un minim de material arborele să rezulte la o formă apropiată de cea a solidului de egală rezistenţă. Arborii turnaţi necesită un tratament termic de normalizare pentru refacerea structurii. Pentru a se obţine proprietăţi uniforme în secţiune, arborii trebuiesc executaţi:

- prin turnare în poziţie verticală cu alimentarea formei la partea de jos;
- prin turnare centrifugală;
- prin turnare continuă în poziţie verticală.

c) Oţeluri carbon şi aliate laminate. Proprietăţile cerute unui arbore pot fi îndeplinite de următoarele calităţi de oţeluri:

- Oţeluri de uz general pentru construcţii SR EN 10025+A1:1994;
- Oţeluri pentru tratament termic destinate construcţiei de maşini: SR EN 10083–1+A1:2002; SR EN 10083-2+Al:1995; SREN 10083-3+Al:1998.

Din proiectare şi practică s-a constatat că este mai favorabil de a se mări rigiditatea arborilor prin creşterea uşoară a diametrului, decât prin folosirea unui oţel de calitate superioară. Datorită acestei constatări cât şi pentru a obţine o producţie în condiţii cât mai economice, pentru execuţia arborilor se preferă folosirea oţelurilor de uz general pentru construcţii sau eventual a oţelurilor carbon pentru tratament termic.

Folosirea oţelurilor slab sau înalt aliate cât şi a oţelurilor inoxidabile sau refractare se face numai când:

- condiţiile sunt cu totul speciale şi proiectantul nu îşi poate permite înlocuirea;
- din cauza siguranţei în funcţionare - de ex.: arborii motoarelor de avion se execută din oţeluri aliate de înaltă rezistenţă;
- din cauza condiţiilor funcţionale - de ex.: arborii ventilatoarelor pentru cuptoarele metalurgice trebuiesc executaţi din oţel refractar sau arborii amestecătoarelor ce lucrează în medii corozive trebuiesc executaţi din oţel anticorosiv.

Execuţia arborilor se poate face, prin prelucrări mecanice, prin forjare, prin matriţare. Alegerea tehnologiei de lucru depinde de tipul

producţiei, de precizia impusă arborilor, de materialele şi utilajele pe care le are la dispoziţie producătorul.

Execuţia arborilor din bare laminate prin prelucrări mecanice este neeconomică pentru producţia de serie deoarece:
- se pierde o mare cantitate de material prin aşchii;
- se consumă multă manoperă şi energie pentru execuţie;
- la execuţia arborilor în trepte se întrerupe fibrajul rezultat prin laminare şi prin aceasta scade rezistenţa mecanică a materialului.

Costurile pot fi reduse prin prelucrarea arborilor din tuburi cu pereţi groşi, când la o uşoară scădere a rezistenţei, corespunde o importantă scădere în greutate a arborelui.

Pentru arborii care nu prezintă variaţii prea mari de secţiune se preferă execuţia din bare trase la rece.

Execuţia arborilor prin forjare, la unicate sau serie mică, şi matriţare, la serie mare, prezintă următoarele avantaje:
- realizarea semifabricatului la o formă apropiată de cea a solidului de egală rezistenţă şi la cote apropiate de cele finale presupune o importantă economie de material, manoperă şi energie;
- deformarea plastică este însoţită de compactizarea materialului, de formarea fibrajului, cu consecinţe favorabile asupra creşterii rezistenţei.

Arborii prelucraţi la cald vor suferi în continuare un tratament termic de normalizare pentru obţinerea unei structuri fine, eventual urmat de o revenire înaltă pentru uşurarea prelucrabilităţii piesei. În continuare, arborii se supun prelucrării mecanice de strunjire şi frezare a canalelor, găurilor, etc..

Pentru arborii care urmează a fi rectificaţi se aplică tratamentele termice sau termochimice de călire şi revenire la duritatea finală prescrisă de proiectant. Pe porţiunile fusurilor sau pivoţilor, suprafeţele vor fi finisate prin rectificare.

Execuţia arborilor trebuie să respecte cotele, toleranţele şi abaterile indicate de proiectant funcţie de condiţiile în care va funcţiona. Arborii de mare turaţie vor fi supuşi echilibrării dinamice.

9.3. Calculul osiilor şi arborilor

Deoarece osiile pot fi considerate ca fiind cazuri particulare de arbori elementele principale de calcul vor fi dezvoltate pentru arbori şi sunt valabile şi pentru osii, fără a considera în calcule momentul de torsiune [8,10].

Pentru osiile fixe, care nu execută mişcarea de rotaţie, deci nu sunt supuse la solicitări variabile de rotaţie, coeficientul de siguranţă se va calcula funcţie de limita de curgere, $c=\sigma_c/\sigma_i$, iar la cele rotative se acceptă schematizarea Soderberg.

Şi la osii ca şi la arbori calculul parcurge următoarele etape:

a) stabilirea lungimii şi schemei de încărcare;
b) determinarea reacţiunilor;
c) trasarea diagramei de variaţie a momentelor încovoietoare;
d) alegerea materialului şi eventual tratamentului termic;
e) determinarea diametrelor caracteristice funcţie de mărimea momentului încovoietor la osii şi respectiv momentului echivalent la arbori extrase din diagrame şi rezistenţa admisibilă a materialului;
f) proiectarea formei funcţie de:
- rezultatele predimensionării;
- forma şi dimensiunile lagărelor;
- forma şi dimensiunile pieselor ce se montează pe osie sau arbore;
- alegerea procedeului tehnologic de execuţie;
g) verificarea deformaţiilor;
h) verificarea la oboseală;
i) verificarea la vibraţii (pentru arbori şi osiile rotitoare).

În cazul osiilor se permite alegerea din condiţii constrictive a lungimii osiei şi a distanţelor dintre reazeme şi punctele de aplicare a sarcinilor.

Pentru arbori este necesar a se face o predimensionare a arborelui. Predimensionarea are drept scop determinarea preliminară a diametrului arborelui, necesar la întocmirea schemei subansamblului arbore cu organele de maşini susţinute şi rezemare şi la întocmirea schemei de calcul la solicitări compuse. Predimensionarea se face din condiţia de rezistenţă la solicitarea de torsiune, utilizând o rezistenţă admisibilă convenţională, care prin valorile reduse acceptate evidenţiază faptul că arborele este solicitat şi la încovoiere.

În cazul arborilor plini, diametrul se determină cu relaţia

$$d=\sqrt[3]{\frac{16M_t}{\pi\tau_{at}}}\approx\sqrt[3]{\frac{M_t}{0{,}2\tau_{at}}}, \qquad (9.1)$$

iar în cazul arborilor tubulari, cu relaţia:

$$d=\sqrt[3]{\frac{16M_t}{\pi\left[1-\left(\frac{d_1}{d}\right)^4\right]\tau_{at}}}\approx\sqrt[3]{\frac{M_t}{0{,}2\left[1-\left(\frac{d_1}{d}\right)^4\right]\tau_{at}}}, \qquad (9.2)$$

alegându-se, iniţial, raportul dintre diametrul interior d_1 şi cel exterior d al arborelui din intervalul $d_1/d = 0{,}3...0{,}8$. Diametrele obţinute se rotunjesc la valori întregi.

Tensiunea admisibilă convenţională se alege din intervalul $\tau_{at} = 10...50$ MPa, valorile mai mari se recomandă în cazul arborilor scurţi, iar valorile mai mici în cazul arborilor lungi.

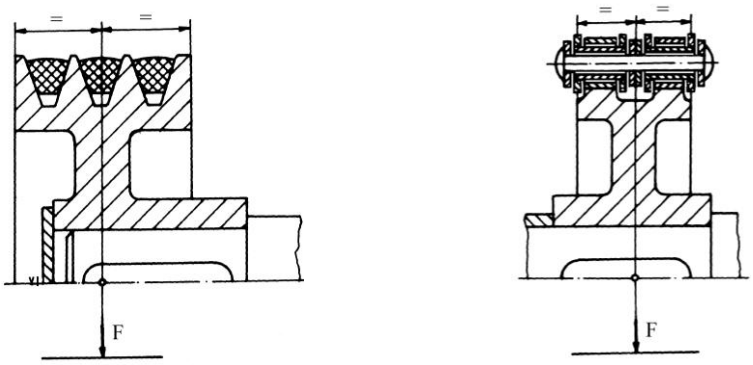
Următorul pas în stabilirea schemei de încărcare îl reprezintă identificarea solicitărilor externe.

Asupra unui arbore acţionează forţe şi momente externe, provenite de la organele de maşini montate pe acesta, roţi dinţate, roţi de curea, roţi de lanţ, manivelele unor mecanisme, etc.. Aceste forţe se consideră că acţionează în plane normale pe axa arborelui sau în plane axiale, dacă nu pentru calcule se descompun în două componente care acţionează în cele două plane V şi H, figura 9.12. Forţele normale sunt forţele tangenţiale şi radiale din angrenaje, forţele din transmisiile prin curele sau lanţ, forţele din manivelele mecanismelor etc. şi se transmit arborelui prin contactul dintre butuc şi arbore. Forţele axiale provin în general din angrenaje (forţele axiale care apar la angrenajele cilindrice cu dantură înclinată, conice, melcate etc.) şi se transmit arborelui prin intermediul umerilor sau a unor inele de sprijin.

Mărimea forţelor exterioare se calculează în funcţie de puterea şi turaţia transmisă ce relaţii de calcul specifice pentru fiecare tip de organ în parte. Pe lângă mărimea forţelor exterioare, pentru întocmirea schemei de calcul al arborelui trebuie stabilit punctul de aplicaţie al acestor forţe.

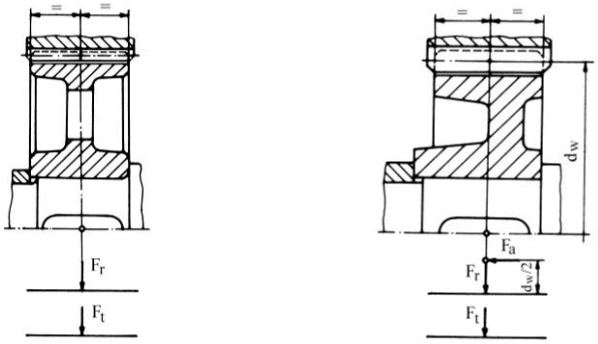
Forţele exterioare se transmit arborelui prin presiuni de contact, cu distribuţie neuniformă, între arbore şi organele de maşini susţinute de acesta. Pentru simplificarea calculelor, aceste presiuni se înlocuiesc cu forţe concentrate, care sunt chiar forţele exterioare. Modul de stabilire a punctelor de aplicaţie a sarcinilor exterioare, pentru calcule uzuale, este prezentat în figura 9.4a pentru o roată de curea, respectiv figura 9.4b pentru o roată de lanţ; figura 9.5a pentru roţi dinţate cilindrice cu dantură dreaptă, figura 9.5b pentru roţi dinţate cilindrice cu dantură înclinată; figura 9.6, pentru o roată cu dantură conică.

La fel de importante ca şi forţele exterioare sunt şi forţe de reacţiune din reazeme. Aceste forţe sunt, de fapt, rezultantele presiunii de contact, cu distribuţie neuniformă, dintre fusurile arborelui şi lagărele pe care se sprijină acestea. Pentru simplificarea calculelor, aceste presiuni se înlocuiesc cu forţe concentrate.



a. b.

Figura 9.4



a. b.

Figura 9.5

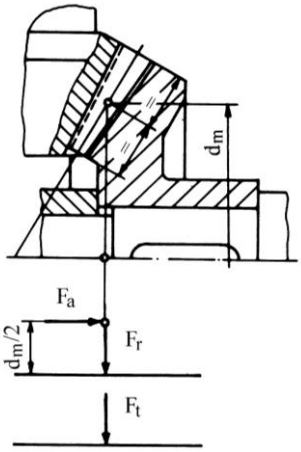


Figura 9.5a

Stabilirea punctelor de aplicaţie ale reacţiunilor se face în funcţie de tipul lagărului, cu rostogolire sau cu alunecare, câteva exemple sunt prezentate în figura 9.6, pentru rulmenţi radiali cu bile sau cu role cilindrice, dispuse pe un rând, figura 9.7, pentru rulmenţi radial-axiali cu bile sau cu role conice dispuse pe un rând, figura 9.8, pentru doi rulmenţi radiali cu bile montaţi în acelaşi lagăr, figura 9.9, pentru doi rulmenţi radiali-axiali cu bile sau cu role conice, dispuşi în "X", în "O" sau în tandem; fig. 9.10, pentru un lagăr cu alunecare [7,8,10].

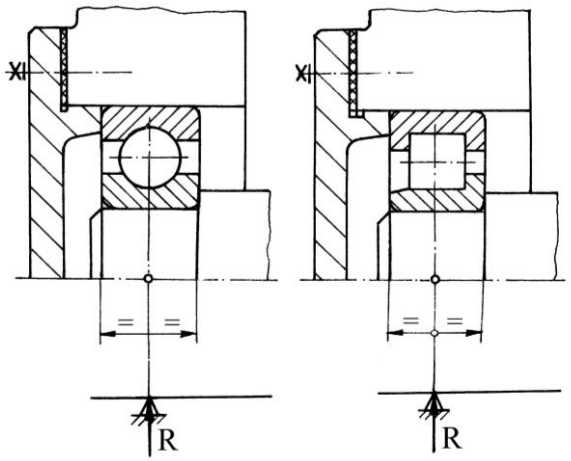


Figura 9.6

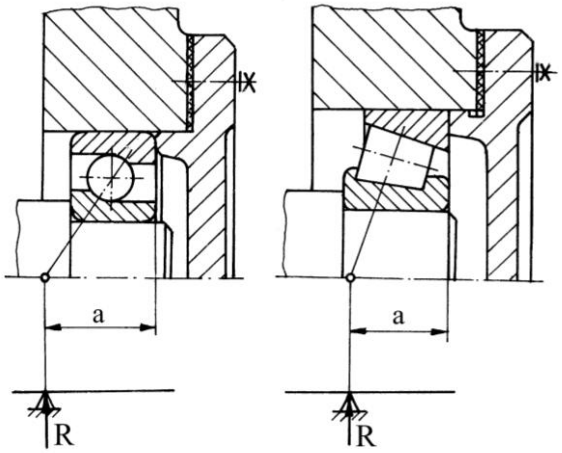


Figura 9.7

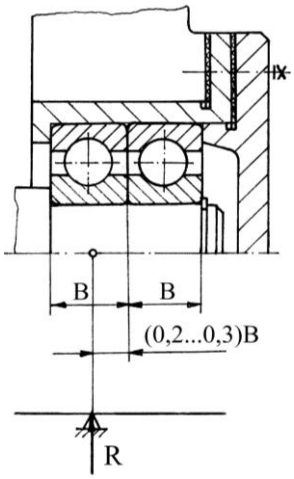
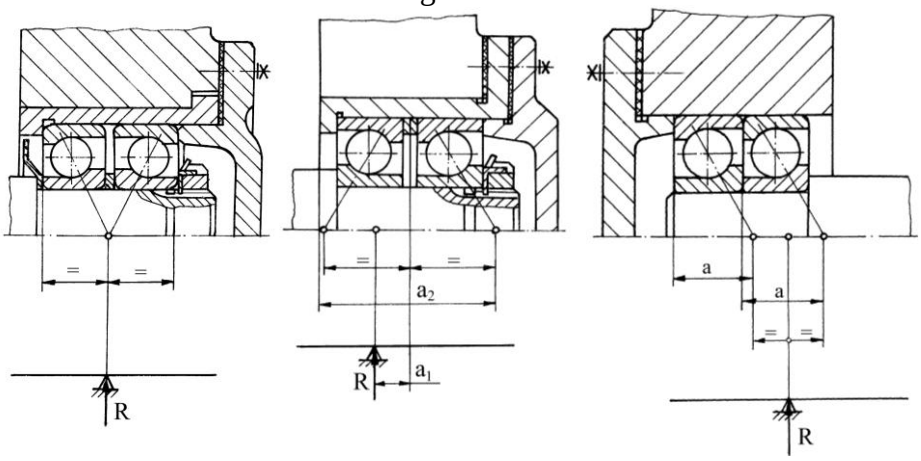


Figura 9.8



a. b. c.

Figura 9.9

Lăţimile rulmenţilor B şi distanţa de la marginea rulmentului la punctul de aplicaţie a reacţiunii, a , se iau din catalogul de rulmenţi, iar distanţa, a_2 se determină constructiv funcţie de distanţa a şi de lăţimea inelelor distanţiere dintre rulmenţi. Distanţa a_1, care stabileşte deplasarea axială a punctului de aplicaţie a reacţiunii, în cazul montării rulmenţilor radial-axiali cu bile sau cu role conice dispuşi în O, se determină, pe baza diagramei din figura 9.11, unde F_a forţa axială exterioară iar F_a' este forţa axială suplimentară din rulment [7,18].

Considerând cele prezentate mai sus, se trece la întocmirea schemei de încărcare a arborelui, pentru determinarea reacţiunilor din reazeme şi trasarea diagramelor de momente încovoietoare. În figura

9.12 este prezentat un exemplu de schemă de încărcare şi diagrame de momente.

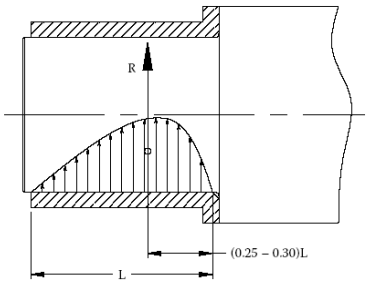


Figura 9.10

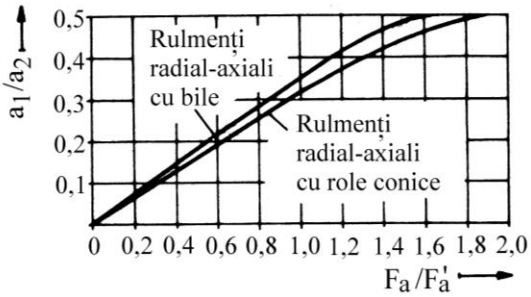


Figura 9.11

Pentru început *se stabilesc cele două plane principale "V","H"*, se reprezintă pe schemă toate forţele şi momentele exterioare care acţionează pe arbore, se stabilesc punctele critice şi se numerotează. Pe baza recomandărilor şi a dimensiunilor cunoscute ale organelor de maşini care se asamblează pe arbore *se calculează valorile lungimilor* dintre punctele critice. Se figurează pe schema de încărcare direcţia şi sensul considerat pentru reacţiunile din reazeme în cele două plane principale.

Determinarea reacţiunilor se face scriind ecuaţiile de echilibru pentru momentele încovoietoare faţă de fiecare reazem în parte. Dacă din calcule semnul este negativ pentru reacţiunile determinate, atunci sensul real este invers decât cel figurat. Se vor ridica nedeterminările, dacă există. Se trece la pasul următor:

Determinarea valorii momentelor încovoietoare date de componentele forţelor şi trasarea diagramelor lor de variaţie, pentru fiecare plan principal în parte.

Calculul momentului de încovoiere rezultant, se face folosind valorile calculate pentru cele două plane, în fiecare punct critic:

$$M_{rj} = \sqrt{M_{Hj}^2 + M_{Vj}^2} \qquad (9.3)$$

Acolo unde există salturi pe diagrame, date de momentele concentrate, se calculează valorile la stânga şi la dreapta punctului.

Se trasează diagrama de variaţie a momentului de torsiune de-a lungul arborelui.

Se determină momentul echivalent M_{echj} pentru fiecare punct critic la stânga şi la dreapta cu ajutorul valorilor momentului încovoietor

rezultant şi a momentului de torsiune, folosind una din cele cinci ipoteze de rupere acceptate în rezistenţa materialelor şi se trasează diagrama de variaţie. Uzual se aplică ipoteza a treia, a efortului tangenţial maxim:

$$M_{echj} = \sqrt{M_{rj}^2 + (\alpha M_{Vj})^2} \tag{9.4}$$

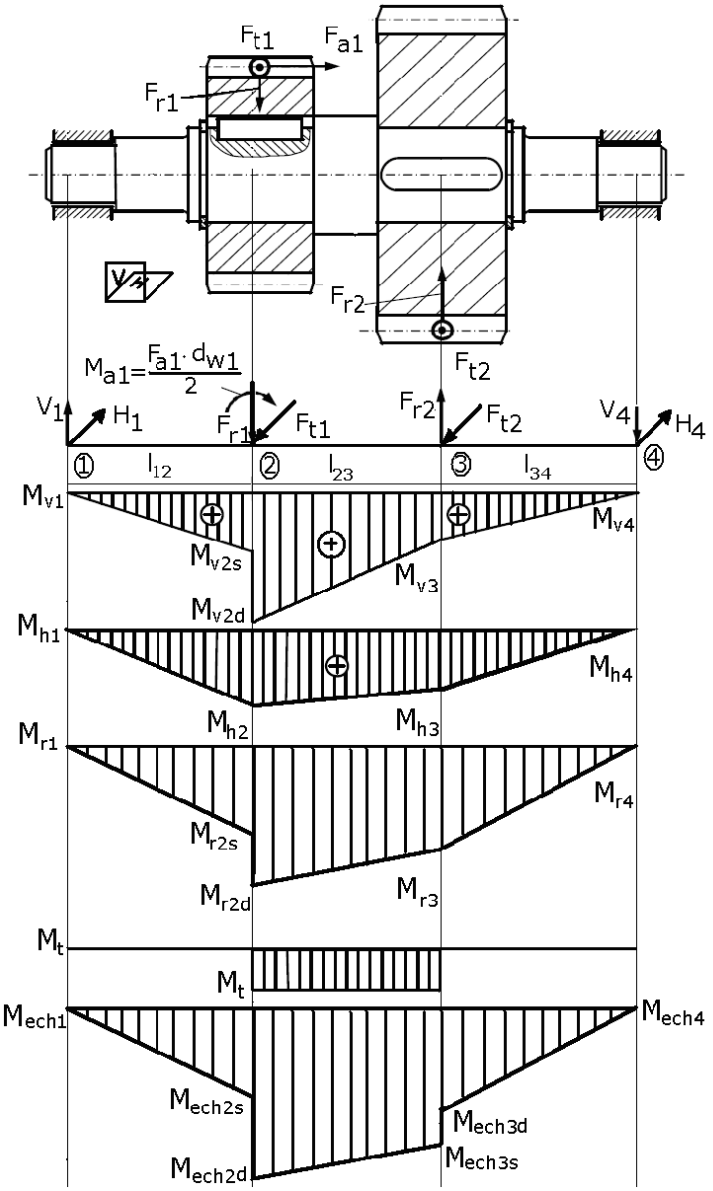


Figura 9.12

în care α este un coeficient care ia în considerare modul diferit de variaţie a tensiunilor corespunzătoare solicitărilor de încovoiere, respectiv torsiune. Valoarea coeficientului α este dată de raportul dintre rezistenţa admisibilă a materialului arborelui la oboseala de încovoiere pentru ciclul alternant simetric, σ_{aiII} şi una dintre rezistenţele admisibile ale materialului arborelui la solicitarea de încovoiere, σ_{aiI}, σ_{aiII} sau σ_{aiIII} după cum modul de variaţie al tensiunilor corespunzătoare solicitării de torsiune este static, pulsant, respectiv alternant simetric. Valori pentru aceste rezistenţe admisibile sunt date în tabelul 9.2. În mod frecvent, se foloseşte relaţia $\alpha = \sigma_{aiIII} / \sigma_{aiII}$.

Din tabelul 9.2 se alege tipul oţelului pentru confecţionarea arborelui, respectiv rezistenţa admisibilă la încovoiere pentru tipul de solicitare considerat.

Tabelul 9.2[8]

Material	Rezistenţa la rupere σ_r [MPa]	Rezistenţa admisibilă pentru regimul de solicitare corespunzător cazului I, II sau III [MPa]		
		σ_{aiI}	σ_{aiII}	σ_{aiIII}
Oţeluri carbon	400 500 600 700	130 170 200 230	70 75 95 110	40 45 55 65
Oţeluri aliate	800 900	270 330	130 150	75 90
Oţel turnat	400 500	100 120	50 70	30 40

Din condiţia de rezistenţă la încovoiere în secţiunile unde sunt momente echivalente maxime, secţiunile cele mai solicitate, se determină diametrele minime necesare:

$$d_j = \sqrt[3]{\frac{32M_{echj}}{\pi \cdot \sigma_{aiIII}}}; \qquad (9.5)$$

Valorile calculate ale diametrelor se rotunjesc la valori imediat superioare cuprinse în STAS 75-90.

Plecând de la aceste valori minime necesare se determină forma arborelui. În stabilirea formei finale a arborelui trebuie să se ţină seama de următorele aspecte [7,8,9,10]:

a) poziţia şi dimensiunile porţiunilor de arbore pe care se sprijină butucii organelor care se montează pe arbori (roţi dinţate, roţi de curea, roţi de fricţiune, came etc.)

b) forma şi mărimea canalelor sau găurilor practicate în arbore, pentru elementele de asamblare (pene, ştifturi, şuruburi) şi influenţa acestora asupra secţiunilor butucilor.

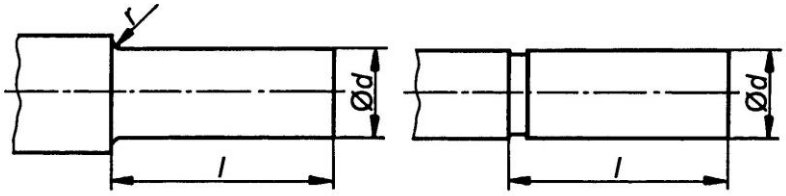
c) necesitatea restabilirii rezistenţei arborilor pentru porţiunile slăbite de canalele şi găurile practicate în arbore. În cazul în care asamblarea se face cu pene, acestea se dispun pe aceeaşi generatoare. În acest caz, diametrul arborelui se va mări cu:

- 5% - dacă se foloseşte o singură pană;
- 10% - dacă se folosesc două pene aşezate la 120°.

d) stabilirea dimensiunilor fusurilor în funcţie de tipul de lagăr folosit.

e) dimensionarea capetelor de arbore conform recomandărilor STAS 8724/1-4/71.

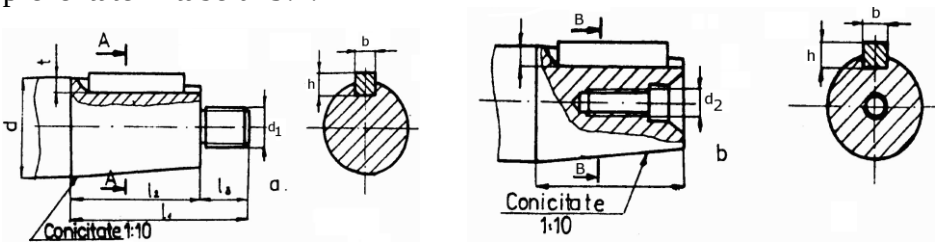
Dimensiunile capetelor cilindrice de arbori, figura 9.12 a, b, sunt prezentate în tabelul 9.3.



a. b.

Figura 9.12

Dimensiunile capetelor conice de arbori, figura 9.13, sunt prezentate în tabelul 9.4.



a. b.

Figura 9.13

Tabelul 9.3[8]

Nominal	Toleranta/ abateri	Serie lungă	Serie scurtă	Nominal	Toleranţa/ abateri	Serie lungă	Serie scurtă
10	$j6\begin{pmatrix}+0{,}007\\-0{,}002\end{pmatrix}$	23	20	50	$k6\begin{pmatrix}+0{,}018\\+0{,}002\end{pmatrix}$	110	82
11	$j6\begin{pmatrix}+0{,}008\\-0{,}003\end{pmatrix}$			55	$m6\begin{pmatrix}+0{,}030\\+0{,}011\end{pmatrix}$		
12		30	25	56			
14				60		140	105
16		40	28	63			
18				65			
19	$j6\begin{pmatrix}+0{,}009\\-0{,}004\end{pmatrix}$			70			
20		50	36	71			
22				75	$m6\begin{pmatrix}+0{,}035\\+0{,}013\end{pmatrix}$	170	130
24				80			
25		60	42	85			
28				90			
30		80	58	95			
32	$k6\begin{pmatrix}+0{,}018\\+0{,}002\end{pmatrix}$			100		210	165
15				110			
38				120			
40		110	82	125	$m6\begin{pmatrix}+0{,}040\\+0{,}015\end{pmatrix}$		
42	$k6\begin{pmatrix}+0{,}018\\+0{,}002\end{pmatrix}$			130		250	200
45				140			
48				150			

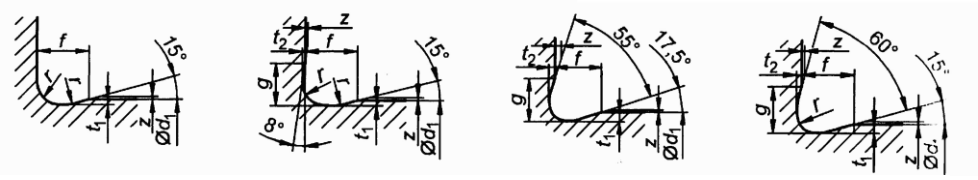
a. b.

Figura 9.14

Salturile de diametre necesare pentru montaj se fac prin intermediul razelor de racordare, figura 9.14 a,b sau cu canale de degajare pentru rectificare, figura 9.15a, b, c, d. În cazul arborilor puternic solicitaţi, se recomandă ca raza de racordare să fie minim de r=0,1d, unde d este diametrul treptei mai mici.

Tabelul 9.4[8]

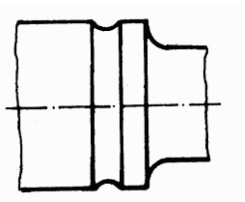
D_n	l_1[mm]		l_2[mm]		l_3 [mm]	Filet	Filet	b×h [mm]	t[mm]	
d[mm]	lung	lung	lung	scurt		d_1	d_2		lung	scurt
10 11	23	-	15	-	8	M6		2×2	1,6 1,7	-
12 14	30		18		12	M8×1	M4	3×3	2,3	2,2 2,5
16 18 19	40	28	28	16	12	M10×1,25	M5	4×4	3,4	3,1
20 22 24	50	36	36	22	14	M12×1,25	M6		3,9	
25 28	60	42	42	24	18	M16×1,5	M8	5×5	4,1 4,5	3,6 3,9
30 32 35 38	80	58	58	36	22	M20×1,5 M24×2	M10 M12	6×6	5,0	4,4
40 42 45 48	1110	82	82	54	28	M30×2	M16	10×8	7,1	6,4
50 55 56						M36×3		14×9	7,6	6,9
60 63 65 70	140	105	105	70	35	M42×3 M48×3	M20 M24	16×10 18×11	8,6 9,6	7,8 8,8



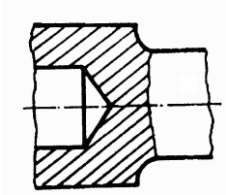
a. b. c. d.

Figura 9.15

Utilizarea degajărilor în construcţia arborilor, introduce un mare concentrator de tensiuni, prin aceasta micşorându-se rezistenţa la oboseală, de aceea, în zona racordată la nivelul diametrului mare se execută canale de descărcare sau găuri figura 9.16 [10]



a.



b.

Figura 9.16

La stabilirea formei finale a arborelui se urmăreşte ca forma să fie cât mai apropiată de cea a solidului de egală rezistenţă.

Se urmăreşte ca arborele să poată fi realizat prin procedee tehnologice care să conducă la cost minim, de aceea se reanalizează prima soluţie şi se îmbunătăţeşte.

Se definitivează desenul de execuţie prin prescrierea preciziei dimensionale în funcţie de recomandările pentru ajustajele folosite la asamblări, prescrierea abaterilor geometrice admise, a rugozităţilor suprafeţelor, a tratamentelor termice şi a condiţiilor tehnice impuse la prelucrare.

9.4 Verificarea arborilor drepţi

9.4.1. Verificarea la oboseală

Verificarea arborilor la oboseală se realizează calculând coeficientul de siguranţă în secţiunile periculoase şi compararea lui cu valorile admisibile recomandate.

Asa cum s-a prezentat în capitolul 3, pentru calculul coeficientului de siguranţă la oboseală se folosesc metodele Soderberg şi Serensen. Prin una din cele două metode se calculează coeficienţii de siguranţă c_σ, c_τ şi coeficientul global c, cu relaţiile din cap. 3 paragraful 3.5.

Pentru coeficientul de siguranţă se aleg valorile în funcţie de gradul de cunoaştere a stării de tensiuni cunoscute şi rigurozitatea calculilor:

- pentru cunoaşterea exactă a încărcării şi calcul riguros c_{adm}=1,3...1,5;

- în cazul în care solicitările nu sunt cunoscute şi calculele sunt aproximative c_{adm}=1,3...1,5;

Valorile rezistenţelor admisibile la oboseală şi limitele de curgere ale câtorva materiale utilizate în construcţia arborilor sunt prezentate în tabelele următoare:

Caracteristicile mecanice ale oţelurilor de uz general tabelul 9.5.

Tabelul 9.5[8]

Simbol	Caracteristici mecanice		Rezistenţa la oboseală					
	Rezistenţa la tracţiune	Limita de curgere	Încovoiere		Tracţiune-compresiune		Torsiune	
	σ_r [MPa]	σ_c [MPa]	C_s; σ_{-1} [MPa]	C_p; σ_0 [MPa]	C_s; σ_{-1} MPa]	C_p; σ_0 [MPa]	C_s; τ_{-1} [MPa]	C_p; τ_0 [MPa]
OL34	340-420	210-240	170	220	120	190	95	120
OL37	370-450	230-260	185	250	135	220	105	140
OL42	420-500	260-290	200	290	145	240	115	150
OL50	500-620	270-290	240	320	175	270	140	170
OL60	600-720	300-320	280	360	200	300	160	190
OL70	min.700	340-360	330	420	230	350	190	220
Cs = ciclu simetric; Cp = ciclu pulsator; Caracteristicile mecanice sunt determinate pe oţel în stare normalizată.								

Caracteristicile mecanice ale oţelurilor carbon de calitate conform SR EN 10083-2+A1:2002 în tabelul 9.6

Tabelul 9.6

Simbol	Caracteristici mecanice		Rezistenţa la oboseală					
	Rezist. la tracţiune	Limita de curgere	Încovoiere		Tracţiune-compresiune		Torsiune	
	σ_r [MPa]	σ_c [MPa]	C_s; σ_{-1} [MPa]	C_p; σ_0 [MPa]	C_s; σ_{-1} MPa]	C_p; σ_0 [MPa]	C_s; τ_{-1} [MPa]	C_p; τ_0 [MPa]
2C25	460	280	190-240	300	140-160	250	100-120	160
2C35	540	320	230-280	370	180-190	310	140-160	190
2C55	620	360	280-320	400	200-220	360	160-170	220
2C60	710	410	320-360	500	230-260	420	190-200	230
Cs = ciclu simetric; Cp = ciclu pulsator; Caracteristicile mecanice sunt determinate pe oţel în stare normalizată.								

Caracteristicile mecanice ale fontelor cenuşii sunt prezentate în tabelul 9.7.

Tabelul 9.7

Simbol fontă	Caracteristici mecanice		Rezistenţa la oboseală			
	R_t σ_r [MPa]	R_c σ_{rc} [MPa]	E x10^3[MPa]	Încovoiere σ_{-1} MPa]	Tr-c; σ_{-1} [MPa]	Torsiune τ_{-1} [MPa]
150	110-260	min.600	70-85	70	45	60
200	160-280	min.750	95-120	100	65	85
250	210-330	min.83	115-130	115	70	100
300	260-330	min.90	125-132	130	85	110
Rt = rezistenţa la tracţiune; Re = rezistenţa la compresiune; Tr-c = tracţiune-compresiune						

9.4.2. Verificarea la deformaţii

Deformaţiile arborilor pot fi flexionale, produse de momentele încovoietoare şi torsionale produse de momentele de torsiune.

În cazul osiilor, deformaţiile flexionale se calculează numai dacă se impune acest lucru, iar la arbori, intră în calculul obligatoriu.

Verificarea la deformaţii torsionale se face numai când există limite impuse de buna funcţionare a utilajului.

Deformaţii flexionale datorate încovoierii, se manifestă sub formă de săgeţi şi înclinări în reazeme. Pentru calculul acestora se fac următoarele ipoteze simplificatoare:

a) Forţele active şi reacţiunile din lagăre se consideră de obicei concentrate. Numai în cazuri speciale se consideră legea de distribuţie.

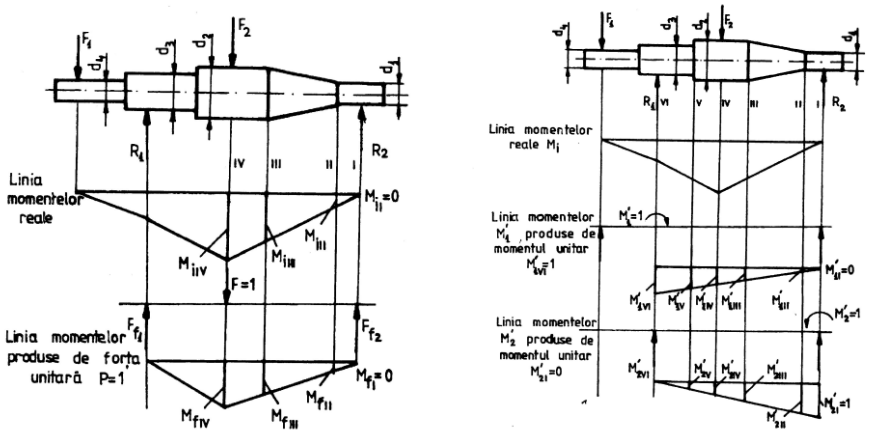
b) Nu se consideră creşterea rigidităţii arborilor datorită butucilor montaţi pe ei şi nici de reducerea valorii deformaţiilor datorită rezemării pe lagăre rigide.

Calculul deformaţiilor pentru arborii cu secţiune constantă se face după următorul algoritm:

- se întocmeşte schema solicitării considerând ipotezele simplificatoare;
- forţele situate în plane diferite, se descompun după două direcţii perpendiculare între ele;
- se calculează săgeata şi unghiul de înclinare în reazeme pentru fiecare componentă;
- pe baza principiului suprapunerii efectelor, se calculează săgeata şi înclinările în reazeme prin însumarea componentelor din cele

două plane. Relaţiile de calcul pentru ecuaţia fibrei medii, săgeţii şi înclinării în reazeme pentru diferite cazuri de solicitare sunt redate în tabelul 9.8.

În cazul arborilor cu profil complex, solicitaţi de un număr oarecare de forţe, determinarea mărimii deformaţiilor se face prin metoda integralelor lui Mohr. Etapele de lucru, figura 9.17a, sunt următoarele [10]:



a. b.

Figura 9.17

a) Se împarte arborele într-un număr de tronsoane delimitate de salturile de diametru;

b) Se trasează diagramamele de momente încovoietoare reale, M_i, datorate forţelor care încarcă arborele pentru fiecare plan principal;

c) în secţiunea care urmează să fie calculată săgeata f, se aplică o forţă unitară F = 1 şi se trasează diagrama de momente încovoietoare M_f produse de această forţă;

d) în secţiunea, j, aleasă se detremină momentele M_{ij} şi M_{fj};

e) Săgeata în secţiunea aleasă este dată de relaţia:

$$f_j = \sum_{i=1}^{n} \int_{(s)} \frac{M_{ij} \cdot M_{fj}}{E \cdot I} ds \qquad (9.6)$$

unde:

M_{ij} sunt momentele încovoietoare reale care acţionează în secţiunea, j, în planul respectiv produse de cele, n, sarcini;

M_{fj} - momentele încovoietoare produse de forţa unitară aplicată în secţiunea, j, de calcul a săgeţii;

I - momentul de inerţie;

E - modulul de elasticitate longitudinal.

f) Pentru a putea determina înclinările în reazeme, se aplică în fiecare punct unde se face determinarea câte un moment unitar şi se trasează linia de variaţie a momentelor încovoietoare şi figura 9.17b.

g) Se determină momentele M în dreptul secţiunilor care delimitează porţiunile de arbore – secţiunile I...VI.

Se poate calcula înclinarea în dreptul reazemelor R_1 şi R_2 cu relaţiile:

$$\alpha_1 = \sum_{i=1}^{n} \int_{(s)} \frac{M_i \cdot M_1'}{E \cdot I} ds \qquad (9.7)$$

$$\alpha_2 = \sum_{i=1}^{n} \int_{(s)} \frac{M_i \cdot M_2'}{E \cdot I} ds \qquad (9.8)$$

Pentru uşurarea calculului, în tabelul 9.9 sunt indicate valorile integralelor nedefinite din relaţiile, 9.7 şi 9.8, corespunzătoare celor mai uzuale forme utilizate în proiectarea arborilor cât şi pentru diverse curbe de variaţie ale momentelor încovoietoare, date de forţe concentrate [7, 8, 9, 10].

În cazul arborilor cu secţiune inelară cu diametrul interior, d_i, relaţiile din tabelul 9.9 se crectează astfel [7, 8, 9, 10]:

- pentru sectoare cilindrice: d^4 se înlocuieşte cu $(d^4 - d_i^4)$;
- pentru sectoare conice - valoarea integralei se înmulţeşte cu expresia:

$$1/[1-(2d_i/(d_1+d_2))]^4 \qquad (9.9)$$

În cazul în care curba momentelor încovoietoare taie axa absciselor se va ţine cont de semnul ordonatelor care dau mărimea momentelor.

În cazul în care raportul dintre lungimea arborelui şi diametrul lui este $l/d < 7... 8$, este indicat să se ia în considerare şi forţele tăietoare în calcul.

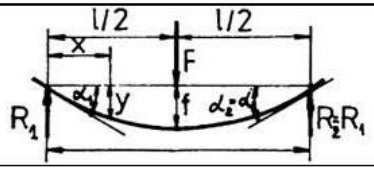
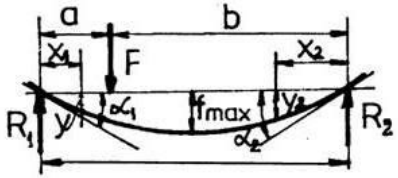
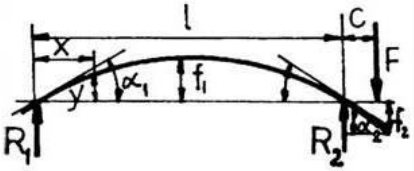
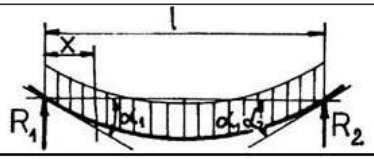
Valorile calculate ale deformaţiilor se compară cu valorile admisibile:

$$f_{a\,max} \le \frac{3}{10000} \cdot l \text{ [mm], în mod obişnuit} \qquad (9.10)$$

$$f_{a\,max} \le \frac{2}{10000} \cdot l \text{ [mm], pentru rigiditate crescută} \qquad (9.11)$$

unde: l- distanţa dintre rezeme

Tabelul 9.8

Cazul	Schema încărcării	Ecuaţia liniei elastice	Săgeata	Înclinarea în reazemeα
I		$y=\frac{Fl^3}{16EI}\left(\frac{x}{l}-\frac{4x^3}{3l^3}\right)$	$f=\frac{F}{48}\cdot\frac{l^3}{EI}$	$\alpha_1=\alpha_2=\frac{Fl^2}{16EI}$
II		În stânga forţei, respectiv în dreapta forţei: $y=\frac{F}{EI}\cdot\frac{a^2b^2}{6l}\left(2\frac{x_1}{a}+\frac{x_1}{b}-\frac{x_1^3}{a^2b}\right)$ $y=\frac{F}{EI}\cdot\frac{a^2b^2}{6l}\left(2\frac{x_1}{b}+\frac{x_1}{a}-\frac{x_1^3}{b^2a}\right)$	$f=\frac{F}{EI}\cdot\frac{a^2b^2}{3l}$ $f_{max}=\frac{F}{EI}\cdot\frac{a}{3l}\left(\frac{b^2+2ab}{3}\right)^{\frac{3}{2}}$	$\alpha_1=\frac{F}{EI}\cdot\frac{ab(a+2b)}{6l}$ $\alpha_2=\frac{F}{EI}\cdot\frac{ab(2a+b)}{6l}$
III		$y=\frac{F}{EI}\cdot\frac{l^2c}{6}\left(\frac{x}{l}-\frac{x^3}{l^3}\right)$	$f_1=\frac{F}{EI}\cdot\frac{lc}{93}$ $f_2=\frac{F}{EI}\cdot\frac{(l+c)c^3}{3}$	$\alpha_1=\frac{F}{EI}\cdot\frac{lc}{3}$ $\alpha_2=\frac{F}{EI}\cdot\frac{lc}{6}$ $\alpha_3=\frac{F}{EI}\cdot\frac{c(3c+2l)}{6}$
IV		$y=\frac{Fl}{EI}\cdot\frac{l^3}{24}\left(\frac{x}{l}-2\frac{x^3}{l^3}-\frac{x^4}{l^4}\right)$	$f=f_{max}=\frac{5}{384}\cdot\frac{Fl^3}{EI}$	$\alpha_1=\alpha_2=\frac{F}{EI}\cdot\frac{l}{24}$

Tabelul 9.9

Poziţia	Forma porţiunii de arbore	Forma liniei momentelor	$\int_{(s)} \frac{M_i \cdot M_f}{EI} ds$ respectiv $\int_{(s)} \frac{M_i \cdot M'}{EI} ds$
1a.	Cilindric cu diametrul *d*		$\frac{s}{0{,}294E \cdot d^4}\left[M_{i1}\left(2M_1' + M_2'\right) + M_{i2}\left(2M' + M_1'\right)\right]$
1b.	Tronconic cu diam. capetelor d_1 şi d_2		$\frac{s}{0{,}294E \cdot d_1^3 d_2^3}\left[2d_2^2 M_{i1}M_1' + d_1 d_2\left(M_{i1}M_2' + M_1'M_{i2}\right) + 2d_1^2 M_{i2}M_2'\right]$
2a.	Cilindric cu diametrul *d*		$\frac{s}{0{,}098\,E \cdot d^4}\left(M_1' + M_2'\right)M_i$
2b.	Tronconic cu diam. capetelor d_1 şi d_2		$\frac{s}{0{,}294E \cdot d_1^3 \cdot d_2^3}\left[2d_2^2 M_1' + 2d_1^2 M_2' + d_1 d_2\left(M_1' + M_2'\right)\right]M_i$
3a.	Cilindric cu diametrul *d*		$\frac{s}{0{,}294\,E \cdot d} M'\left(M_{i1}' + 2M_{i2}\right)$
3b.	Tronconic cu diam. capetelor d_1 şi d_2		$\frac{s}{0{,}294\,E \cdot d_1^2 d_2^3}\left[d_2 M_{i1}M' + 2d_1 M_{i2}M'\right]$
4a.	Cilindric cu diametrul *d*		$\frac{s}{0{,}147\,E \cdot d^4} M_i M'$
4b.	Tronconic cu diam. capetelor d_1 şi d_2		$\frac{s}{0{,}147\,E \cdot d_1 d_2^3} M_i M'$
5a.	Cilindric cu diametrul *d*		$\frac{s}{0{,}294\,E \cdot d^4} M_i M'$
5b.	Tronconic cu diam. capetelor d_1 şi d_2		$\frac{s}{0{,}294\,E \cdot d_1^2 d_2^2} M_i M_2'$

Pentru unghiul de înclinare în reazeme:

$$\alpha_{a\,max} \le \frac{1}{1000}\,[\text{rad}], \tag{9.12}$$

Din analiza relaţiilor din tabelul 9.8 se observă că săgeata este direct proporţională cu puterea a treia a lungimii dintre reazeme, iar unghiul de înclinare în reazeme cu puterea a doua, ambele fiind invers proporţionale cu momentul de inerţie. Deci, pentru micşorarea deformaţiilor şi creşterea rigidităţii se va acţiona astfel [7,8,9,10]:

a) Realizarea unei distanţe cât mai mici între lagăre;

b) O creştere uşoară a diametrului face să crească mult rigiditatea arborelui. Deci, se preferă o creştere mică de diametru în locul alegerii unor materiale cu caracteristici mecanice superioare, de aceea în general arborii se construiesc din oţel carbon şi numai în situaţii deosebite oţeluri aliate.

Deformaţiile torsionale sunt produse de momentele de torsiune şi se manifestă sub forma unor deformaţii unghiulare θ:

$$\theta_{rad} = \frac{M_t \cdot l}{G \cdot I_p} \tag{9.13}$$

Se observă că deformaţia unghiulară este direct proporţională cu lungimea l şi invers proporţională cu momentul de inerţie polar I_p, respectiv cu d. De obicei momentul de torsiune nu are o valoare constanta pe toată lungimea arborelui. În această situaţie, deformaţia torsională totală va fi egală cu suma deformaţiilor pentru porţiunile pe care momentul de torsiune are o anumită valoare:

$$\theta = \sum_{i=1}^{n} \theta_i \tag{9.14}$$

unde: n= numărul porţiunilor cu momentul de torsiune diferit.

Pentru arbori cu secţiune constantă valoarea totală a deformaţiei unghiulare va fi:

$$\theta_{rad} = \frac{1}{G \cdot I_p}\left[M_{t1} l_1 + (M_{t1} + M_{t2}) l_1 + \ldots + (M_{t1} + M_{t2} + \ldots + M_{tn}) l_n\right] \tag{9.15}$$

Pentru arborii cu secţiune variabilă - cazul cel mai des întâlnit - valoarea totală a deformaţiei torsionale va fi:

$$\theta_{rad} = \frac{1}{G}\left[\frac{M_{t1} l_1}{I_{p1}} + \frac{(M_{t1} + M_{t2}) l_1}{I_{p2}} + \ldots + \frac{(M_{t1} + M_{t2} + \ldots + M_{tn}) l_n}{I_{pn}}\right] \tag{9.16}$$

Dacă diferenţa dintre diametrele a două tronsoane cilindrice alăturate este mai mare $d_j/d_{j-1} > 1{,}3$, iar raza de racordare are valori mici $r/d_{j-1}<0{,}1$, fibrele exterioare ale diametrului mare nu lucrează pe toată

lungimea, reducându-se astfel rigiditatea. Pentru a putea lua în considerare influenţa acestui fapt în calculul deformaţiei torsionale, se măreşte lungimea treptei cu diametrul mai mic cu cantitatea l_s dependentă de raportul diametrelor treptelor, figura 9.18.

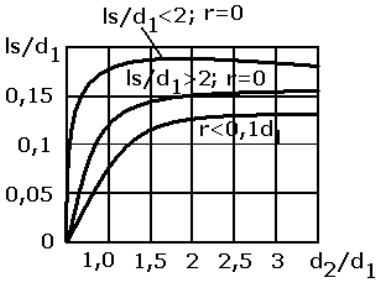


Figura 9.18

Butucii presaţi se consideră corp comun cu arborele astfel încât în calculul deformaţiei torsionale se ia diametrul butucului. Deoarece există diferenţe mari între diametrul butucului D şi diametrul arborelui d şi în acest caz se determină o lungime suplimentară l_s' care se adaugă lungimii tronsonului cu ajustaj presat:

$$l_s = \lambda\left(\frac{D^4}{d^4 - 1}\right) \tag{9.17}$$

Coeficientul λ se adoptă $\lambda = (0{,}24...0{,}33)d$, valorile mici se aleg pentru ajustaje cu strângere mai mare.

Valorile obţinute din calcule pentru deformaţia unghiulară, θ, se compară cu valorile admisibile impuse de buna funcţionare a maşinilor şi instalaţiilor. Valorile admisibile pot avea valori de la $\theta_a = 5['/m]$ pentru mişcări de precizie (arbori pentru mişcările de avans la maşini unelte) la $\theta_a = 13[^o/m]$, pentru arbori fără pretenţii deosebite.

9.4.3. Verificarea la vibraţii

Vibraţiile arborilor pot fi flexionale, torsionale sau longitudinale. Verificarea la vibraţii are drept scop evitarea fenomenelui de rezonanţă mecanică. Calculul constă în determinarea frecvenţelor proprii de vibraţie ale arborelui f_1, f_2, ... f_n şi compararea acestora cu frecvenţele f^*_1, f^*_2, ... f^*_n ale sarcinilor perturbatoare, figura 9.19 [10].

Cînd frecvenţa perturbatoare, reprezentată în figura 9.19 cu linie subţire, coincide cu una din frecvenţele proprii reprezentate cu linii groase, (cazul $f_3 = f^*_3$), amplitudinea vibraţiilor arborelui tinde să crească

la infinit. Practic, creşterea amplitudinii este limitată de amortizările interne sau de anumite fenomene neliniare. Vibraţiile cu amplitudini mari au un efect negativ asupra funcţionării maşinii, produc creşteri importante a sarcinilor dinamice, a zgomotului şi micşorează considerabil precizia.

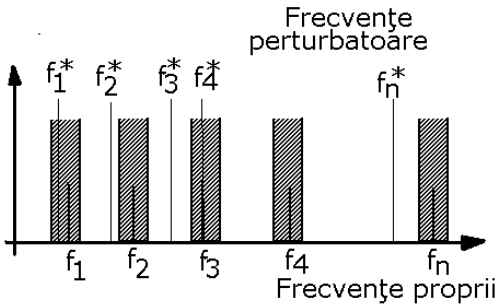


Figura 9.19

Sunt de asemenea periculoase frecvenţele perturbatoare f^*_i la care raportul f^*_i/f_i= 0,8 ... 1,2, zonele de frecvenţă haşurate în figura 9.19.

Frecvenţele perturbatoare se determină funcţie de natura acţionării şi de felul transmisiilor montate pe arbori.

Arborele are pentru fiecare din cele trei tipuri de vibraţii un număr infinit de frecvenţe proprii. În majoritatea cazurilor, arborii vibrează cu amplitudini apreciabile numai pentru un număr limitat de frecvenţe proprii, în special la frecvenţa minimă numită *frecvenţă proprie fundamentală*. Pentru acest motiv, calculele urmăresc determinarea numai a primelor frecvenţe proprii, în multe cazuri fiind suficientă numai determinarea frecvenţei proprii fundamentale f_0.

Pentru arborii de formă simplă determinarea frecvenţelor proprii se face folosind metode exacte, care principial constau în aflarea soluţiilor sistemului de ecuaţii diferenţiale obţinut prin aplicarea ecuaţiilor de mişcare. Pentru cazurile arborilor de formă complicată sau cu încărcări complexe se aplică metode aproximative.

Problema verificării arborilor la vibraţii a căpătat o importanţă deosebită pentru că, în majoritatea cazurilor, se realizează arbori elastici care funcţionează la turaţii peste frecvenţa fundamentală.

Verificarea la vibraţii flexionale a arborilor de secţiune constantă [10].

Determinarea frecvenţelor proprii ale unui arbore cu secţiune constantă care execută vibraţii flexionale se poate rezolva exact, soluţiile obţinute fiind utile şi în cazuri mai complicate, care se pot reduce la acesta prin introducerea de ipoteze simplificatoare acceptabile. Ecuaţia de mişcare se deduce prin considerarea forţelor care acţionează asupra unui element din arbore limitat de două plane normale pe axa longitudinală. Planele se consideră paralele, efectele lunecării şi rotirii neglijîndu-se, figura 9.20.

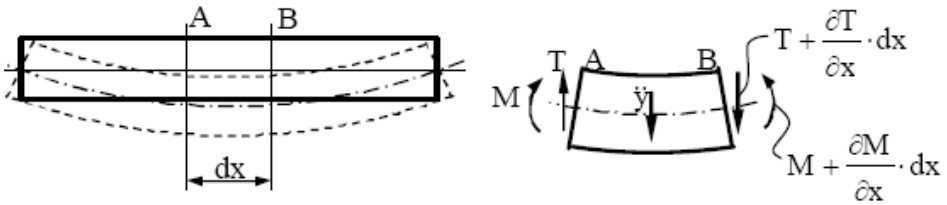


Figura 9.20

Forţele care acţionează în cele două secţiuni sunt: în secţiunea A -A forţa tăietoare este T, iar în secţiunea B - B este $T + \frac{\partial T}{\partial x} dx$. Partea din forţa tăietoare care este produsă de încărcarea statică echilibrează această sarcină şi nu mai este luată în considerare la scrierea ecuaţiei de mişcare (cu condiţia ca toate deplasările să fie măsurate de la poziţia de echilibru). Aplicând principiul lui D'Alembert, se obţine:

$$\frac{\partial T}{\partial x} dx + F_i = 0 \tag{9.18}$$

Dar:

$$T = \frac{\partial M(x)}{\partial x}; \; A_i = -A dx \cdot \rho \frac{\partial^2 y}{\partial t^2}; \tag{9.19}$$

Se obţine:

$$\frac{\partial^2 M(x)}{\partial x^2} = A \cdot \rho \frac{\partial^2 y}{\partial t^2} \tag{9.20}$$

Folosind ecuaţia fibrei medii deformate, $\frac{\partial^2 y}{\partial x^2} = -\frac{M(x)}{EI_{zz}}$, se determină momentul M(x), care se introduce în relaţia 6.20, rezultând ecuaţia de bază pentru studiul vibraţiilor transversale ale arborilor:

$$-\frac{\partial^2}{\partial x^2}\left[EI_{zz}\frac{\partial^2 y}{\partial x^2}\right] = A \cdot \rho \frac{\partial^2 y}{\partial t^2} \tag{9.21}$$

Pentru arborii de secţiune constantă soluţia ecuaţiei 9.21, se caută de forma:

$$y(x, t) = X(x)\cos(\omega_n t + \theta), \tag{9.22}$$

care înlocuită în 9.21 conduce la ecuaţia:

$$\frac{d^4 X}{dx^4} = k_4 X \tag{9.23}$$

unde:

$$k^4 = \frac{\rho A}{EI_{zz}}\omega_n^2 \tag{9.24}$$

Scrisă sub o formă convenabilă considerării condiţiilor la limită, soluţia ecuaţiei 9.23 este:

$$X = A[\cos(kx) + ch(kx)] + B[\cos(kx) - ch(kx)] + C[\sin(kx) + \\ + sh(kx)] + D[\sin(kx) - sh(kx)]. \tag{9.25}$$

Condiţiile la limită pentru determinarea constantelor A, B, C, D se pun considerând următoarele observaţii:

- săgeata este proporţională cu X şi este nulă pe reazem rigid;
- rotirea este proporţională cu X' şi este nulă pe reazem încastrat;
- momentul încovoietor este proporţional cu X" şi este nul pe capăt liber sau articulat;
- forţa tăietoare este proporţională cu X'" şi este nulă pe capăt liber.

Pentru condiţii la limită obişnuite, două dintre constantele A, B, C, D sunt nule, rămânând astfel în discuţie două ecuaţii omogene cu două

constante. Din condiţia de existenţă a unor soluţii diferite de cea nulă, se obţine o ecuaţie numită ecuaţia pulsaţiilor, conţinând drept necunoscută mărimea k. Soluţiile ecuaţiei în k introduse în ecuaţia 9.24 permit determinarea valorilor frecvenţelor proprii:

$$\omega_n = k^2 \sqrt{\frac{EI_{zz}}{\rho A}} \tag{9.26}$$

Fiecărei frecvenţe proprii îi corespunde o formă de vibraţie numită mod normal sau propriu de vibraţie. Orice vibraţie liberă posibilă a arborelui este formată din vibraţii în moduri normale suprapuse. Într-un punct oarecare, mişcarea rezultantă este suma mişcărilor vibraţiilor modurilor normale componente.

În tabelul 9.10 sunt prezentate, pentru arbori de secţiune constantă, modurile normale de vibraţie şi ecuaţia pulsaţiilor cu primele trei soluţii. Se observă că pentru ultimele două constante se precizează numai raportul acestora, una dintre constante rămânând astfel nedeterminată, putând fi evaluată numai în cazul cînd este cunoscută amplitudinea vibraţiei.

Arbore cu mase ataşate

Pentru determinarea frecvenţelor proprii de vibraţii ale arborilor ce au mase ataşate, figura 9.21, utilizarea metodei exacte, prezentate anterior, devine foarte dificilă[10].

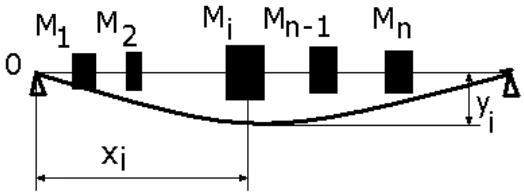
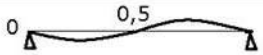
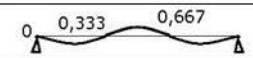
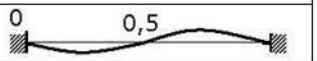
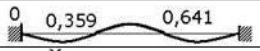
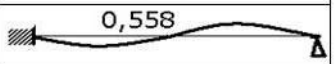
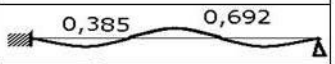
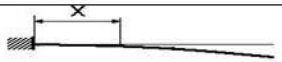
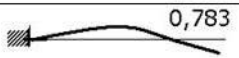


Figura 9.21

Pentru arbori cu secţiune constantă, dar în special pentru arbori cu secţiune variabilă, cu mase ataşate, se utilizează metode aproximative. La folosirea metodei Rayleigh[10], în calculul energiei cinetice maxime se

Tabelul 9.10

Felul rezemării	Modul de vibraţie	Forma modurilor normale şi poziţia nodurilor	Condiţii de limită pt. ec. 9.25	Ecuaţia pulsaţiilor	Constantele din ecuaţia 9.25	kl	Raportul constantelor nenule R
Articulaţie - articulaţie	1		pt. x=0 X=0 X"=0	sin kl= 0 kl = n π	A= 0 B= 0 C/D= R	3,1416	1,000
	2		pt. x=l X=0 X"=0			6.283	1,000
	3					9,425	1,000
încastrare - încastrare	1		pt. x=0 X=0 X′=0	$\cos kl \cdot ch kl = 1$ $kl = \frac{2n+1}{2}\pi$	A= 0 C=0 D/B= R	4,730	-0,9825
	2		pt. x=l X=0 X′=0			7,853	-1,0008
	3					10,996	-1,000
încastrare - articulaţie	1		pt. x=0 X=0 X′=0	tgkl=thkl $kl = \frac{4n+1}{4}\pi$	A= 0 C=0 D/B= R	3,927	-1,0008
	2		pt. x=l X=0 X″=0			7,069	-1,000
	3					10,210	-1,000
încastrare - capăt liber	1		pt. x=0 X=0 X′=0	$\cos kl \cdot ch kl = -$ $kl = \frac{2n-1}{2}\pi$	A= 0 C=0 D/B= R	1,875	-0,7341
	2		pt. x=l X″=0 X‴=0			4,694	-1,0185
	3					7,855	-0,9992

ia în considerare şi energia cinetică acumulată de masele ataşate şi în acest caz frecvenţa proprie fundamentală va fi dată de relaţia:

$$\omega_0^2 = \frac{E\int_0^l \left[\frac{d^2Y(x)}{dx^2}\right]^2 dx}{\rho\int_0^l A(x)Y^2(x)dx + \sum_{i=1}^{n_a} M_i Y^2(x_i)} \tag{9.27}$$

unde: n_a este numărul maselor M_i ataşate pe lungimea arborelui;

A(x)- aria secţiunii la distanţa x;

Y(x) – funcţia săgeţii (în mod frecvent se utilizează funcţia săgeţii statice a arborelui sub o sarcină uniform repartizată).

În cazul în care pe arbore se găseşte o singură masă, o valoare aproximativă, foarte apropiată de valoarea reală, se poate determina prin *metoda concentrării parametrilor*. La această metodă arborele este considerat ca un sistem cu un grad de libertate, cu rigiditatea k determinată ca un raport între forţa aplicată pe arbore în dreptul masei ataşate şi deformaţia produsă. Pentru calculul pulsaţiei proprii se foloseşte relaţia cunoscută de la vibraţiile sistemelor cu un grad de libertate:

$$\omega_0 = \sqrt{\frac{k}{m}} = \sqrt{\frac{k}{M_a + m_b/\beta}} \tag{9.28}$$

unde: masa m este o sumă între masa ataşată M_a şi un anumit raport $1/\beta$ din masa arborelui m_b. Dacă masa ataşată este între reazeme, $\beta = 2$, iar dacă este în consolă, $\beta = (3 \ldots 5)$

Pentru cazuri complicate se face apel la utilizarea unor metode aproximative de iteraţii.

Vibraţiile flexionale ale unui arbore vertical fără masa proprie cu un disc ataşat cu masă excentrică [7,10]

În figura 9.22, este reprezentat un arbore vertical pe care discul de masa m este montat accidental excentric, cu excentricitatea e. Forţa centrifugă duce la apariţia săgeţii dinamice, f_{din}, care este echilibrată de forţa elastică.

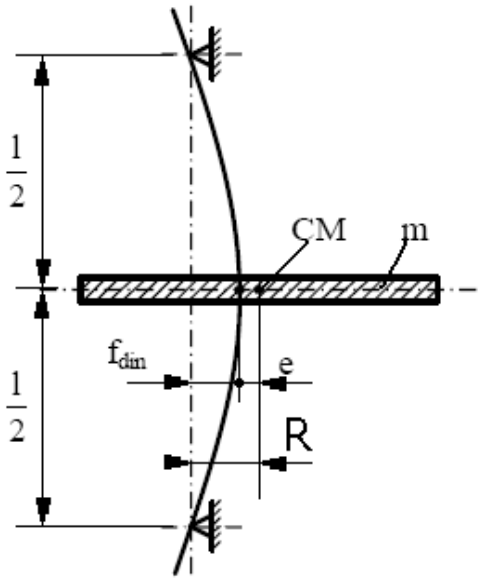


Figura 9.22

$$F_{cf} = m\omega^2 R = m\omega^2 (f_{din} + e) \tag{9.29}$$

$$F_{el} = c \cdot f_{din}; \quad c = \frac{48 \cdot E \cdot I}{l^3}; \tag{9.30}$$

în care c este rigiditatea flexională.

Egalând F_{cf} cu F_{el}, rezultă:

$$f_{din} = \frac{m\omega^2 e}{c - m\omega^2} \tag{9.31}$$

Atunci când $f_{din} \to \infty$; $\omega = \omega_{cr}$

Pulsația critică, la rezonanță va fi:

$$\omega_{cr} = \sqrt{\frac{c}{m}}; \tag{9.32}$$

Pentru arborii rigizi, săgeata dinamică relativă, crește odată cu creșterea turației, iar pentru arborii elastici aceasta scade odată cu

creşterea turaţiei, până la valoarea f_{din} = e, figura 9.23. Când raportul (f_{din}/e)=1 pentru arborii elastici, se produce autocentrarea.

Pentru evitarea fenomenului de rezonanţă se recomandă ca:

$$1{,}2 \le \frac{\omega}{\omega_{cr}} \le 0{,}8. \qquad (9.33)$$

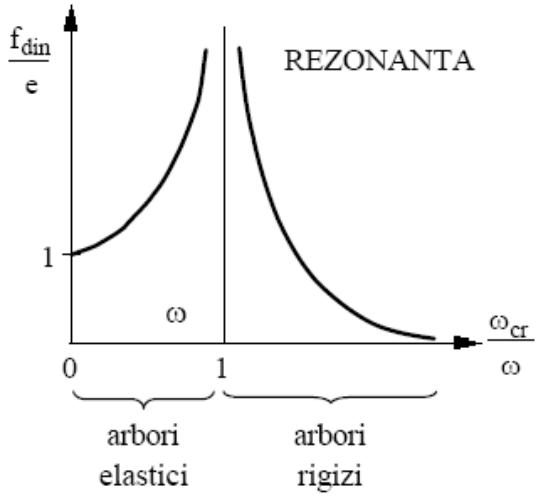


Figura 9.23

Masa arborelui poate fi distribuită uneori excentric şi produce acelaşi efect ca şi o masă ataşată. Săgeata dinamică depinde de excentricitate. Aceleaşi efecte pot apare şi la arborii orizontali.

9.5 Calculul fusurilor şi pivoţilor

Tronsoanele din osii şi arbori aflate în contact cu lagărele în scopul asigurării rezemării acestora se numesc fusuri sau pivoţi [7, 8, 9, 10].

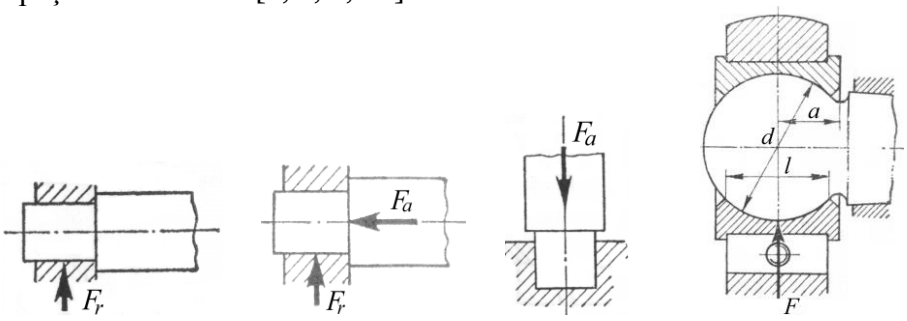
Fusurile şi pivoţii trebuie să satisfacă următoarele cerinţe:

- rezistenţă mare la rupere statică şi la oboseală;
- rezistenţă bună la uzură şi la coroziune;
- bună aderenţă la lubrifianţi;
- capacitate mare de cedare a căldurii spre exterior;
- microgeometrie corespunzătoare a suprafeţei.

În cazul lagărelor de alunecare, o atenţie deosebită trebuie acordată cuplului de materiale fus – cuzinet.

Calitatea suprafeţei fusului se asigură prin prelucrări corespunzătoare de finisare, care necesită asigurarea unei durităţi a

suprafeţei fusului de 3...5 ori mai mare decât cea a cuzinetului. Arborii care au fusurile solicitate la şocuri se recomandă a fi executate din oţel de cementare. În cazul fusurilor destinate unor condiţii grele de funcţionare, se recomandă utilizarea unor tratamente de suprafaţă termochimice doar pe poţiunea fusurilor [7, 8, 9, 10].



a. b. c d.

Figura 9.24

Clasificarea fusurilor şi pivoţilor se face după următoarele criterii:

- direcţia sarcinii preluate:
  - fusuri radiale (figura 9.24a);
  - fusuri radial - axiale (figura 9.24a);
  - fusuri axiale (figura 9.24a);
- poziţia pe arbore:
  - fusuri de capăt (figura 9.24);
  - fusuri intermediare;
- rolul avut:
  - fusuri de rezemare (figura 9.24a,b,c);
  - fusuri de articulaţie (figura 9.24d).

9.5.1. Fusuri radiale de capăt

Fusul de capăt, reprezentat în figura 9.25, este supus acţiunii unei sarcini radiale F aplicată la mijlocul lungimii fusului. Din condiţia de rezistenţă la încovoiere a fusului în zona saltului de diametru, se poate scrie relaţia [7, 8, 9, 10]:

$$\sigma_i = \frac{M_i}{W_z} = \frac{F\frac{l}{2}}{\frac{\pi d^3}{32}} \le \sigma_{ai} \qquad (9.34)$$

unde σ_{ai} este rezistenţa admisibilă la încovoiere.

Diametrul fusului este dat de relaţia:

$$d = \sqrt[3]{\frac{16Fl}{\pi\sigma_{ai}}} = \sqrt{\frac{16F}{\pi\sigma_{ai}}\beta} \qquad (9.35)$$

unde: $\beta = \frac{l}{d}$ este raportul lungime / diametru.

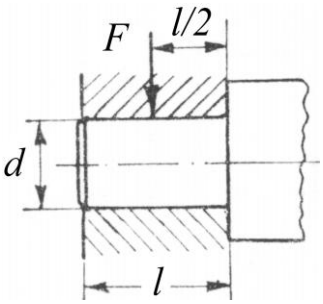


Figura 9.25

În mod obişnuit, $\beta = 0{,}3...1{,}8$, pentru lagăre scurte, iar dacă se impun rezemări autoreglabile, care să permită cuzinetului să urmeze înclinarea fusului rezultată din încovoierea arborelui, se adoptă $\beta = 1{,}8...2{,}5$, pentru lagăre lungi.

Pentru fusul radial fără joc figura 9.26, se consideră o distribuţie uniformă de presiune pe suprafaţa fusului. Forţa normală elementară dN echivalentă ca efect cu distribuţia de presiune pe suprafaţa elementară $dA = lrd\alpha$ este:

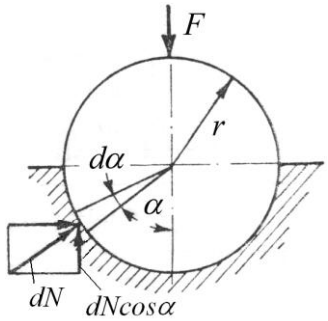


Figura 9.26

$$dN = pdA = plrd\alpha \qquad (9.36)$$

unde $d\alpha$ este unghiul la centru corespunzător suprafeţei elementare dA.

Din condiţia de echilibru pe direcţia forţei F rezultă:

$$\int_{-\frac{\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} \cos\alpha \cdot p\,lrd\alpha = 2\int_{0}^{\frac{\pi}{2}} \cos\alpha \cdot p\,lrd\alpha = F \qquad (9.37)$$

După integrare rezultă:

$$p\,ld = F \qquad (9.38)$$

Presiunea medie de contact dintre fus şi lagăr este dată de relaţia:

$$p_m = p = \frac{F}{dl} \le p_a \qquad (9.39)$$

unde p_a este presiunea admisibilă corespunzătoare cuplului de materiale aflate în contact.

Valorile admisibile p_a, se aleg funcţie de viteza periferică a fusului şi de frecvenţa, respectiv durata întreruperilor în exploatare, de felul ungerii şi de posibilităţile de răcire. Pentru transmisii mecanice cu funcţionare continuă, pentru cuplu de materiale oţel/fontă se recomandă $p_a = 0{,}3...5\,MPa$ iar pentru oţel/bronz $p_a = 5...15\,MPa$.

Relaţia de dimensionare va fi:

$$d_{min\,nec} = \sqrt{\frac{F}{p_a \beta}} \qquad (9.40)$$

În cazul fusului cu joc, figura 9.27, din condiţia de echilibru pe direcţia forţei F rezultă:

$$\int_{-\frac{\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} \cos\alpha \cdot dN = 2rlp_0 \int_{0}^{\frac{\pi}{2}} \cos^2\alpha \cdot d\alpha = F \qquad (9.41)$$

După integrare rezultă:

$$\frac{\pi}{4} p_0 ld = F \qquad (9.42)$$

Presiunea maximă de contact dintre fus şi lagăr este dată de relaţia:

$$p_0 = \frac{4F}{\pi dl} = \frac{4}{\pi} p_m \qquad (9.43)$$

În realitate se depăşeşte această valoare, ajungând la $p_0 > 2p_m$.

Pentru calculul de *verificare la încălzire a fusului* se admite ipoteza că întregul lucru mecanic de frecare se transformă în căldură, neglijându-se lucrul mecanic consumat în procesul de uzare a fusului, respectiv cuzinetului.

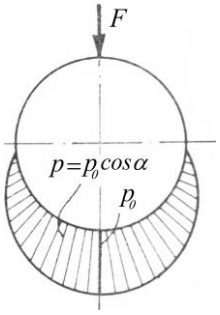


Figura 9.27

Puterea consumată prin frecare este dată de relaţia:

$$N_f = \mu F v \tag{9.44}$$

care raportată la unitatea de arie a proiecţiei fusului, conduce la expresia puterii specifice consumate prin frecare:

$$N_{f\,sp} = \frac{\mu F v}{dl} = \mu p_m v \tag{9.45}$$

unde μ este coeficientul de frecare dintre fus şi cuzinet iar v este viteza periferică a fusului.

Se consideră coeficientul de frecare independent de viteza periferică. Atunci, încălzirea fusului depinde de produsul $p_m v$, pentru care se impune limitarea dată de relaţia:

$$p_m v \le (p_m v)_a \tag{9.46}$$

Pentru arborii transmisiilor mecanice se recomandă $(p_m v)_a = 1{,}5...2{,}5[\mathrm{MPa \cdot m/s}]$, iar pentru arborii maşinilor-unelte se recomandă $(p_m v)_a = 1...4[\mathrm{MPa \cdot m/s}]$. Dacă nu este satisfăcută condiţia 9.46, se recomandă majorarea lungimii l a fusului.

9.5.2. Fusuri axiale (pivoţi)

Sunt valabile principiile aplicate în cazul fusurilor radiale, cu adaptările impuse de forma şi modul de lucru ale acestora [7, 8, 9, 10].

Pivoţii sunt solicitaţi la compresiune, presiune de contact şi încălzire. În cazul pivoţilor circulari plini, figura 9.28, dacă se consideră presiunea de contact constantă şi egală cu presiunea medie p_m, se poate scrie:

$$p = p_m = \frac{F}{\frac{\pi d^2}{4}} \le p_a \tag{9.47}$$

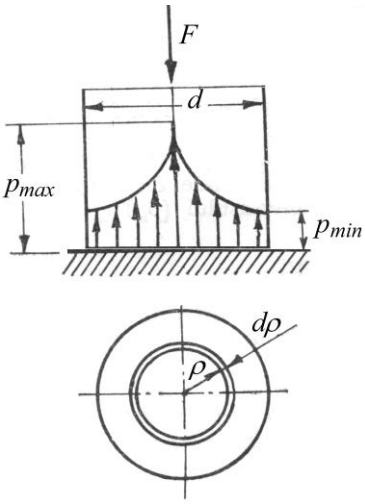


Figura 9.28

diametrul fusului va fi:

$$d = \sqrt{\frac{4F}{\pi p_a}} \tag{9.48}$$

unde p_a este presiunea admisibilă.

La pivoţi inelari, suprafaţa de contact este de formă inelară, cu diametrul interior d_1 şi diametrul exterior d_2:

$$p = p_m = \frac{4F}{\pi\left(d_2^2 - d_1^2\right)} \le p_a \tag{9.49}$$

$$d_2^2 - d_1^2 = \frac{4F}{\pi p_a} \tag{9.50}$$

În realitate, presiunea de contact este neuniformă, astfel încât pentru suprafaţa elementară de contact $dA = 2\pi\rho d\rho$ se poate scrie ecuaţia de echilibru:

$$dF = p\,dA = 2\pi p\rho d\rho \tag{9.51}$$

Se consideră produsul $p\rho = \text{const.}$ şi rezultă:

$$F = \int_0^{d/2} 2\pi p\rho d\rho = \pi d p\rho \tag{9.52}$$

Presiunea de contact este dată de relaţia

$$p = \frac{F}{\pi d\rho} \tag{9.53}$$

Se observă din relaţie ca p tinde să ia valori infinit de mari în centrul secţiunii şi valori minime pe conturul exterior al acesteia, când $\rho = d/2$:

$$p_{min} = \frac{2F}{\pi d^2} = \frac{p_m}{2} \tag{9.54}$$

Pentru a evita creşterea presiunii în zona centrală a suprafeţei de contact, se poate executa o degajare centrală a fusului, rezultând astfel o secţiune inelară de contact figura 9.29

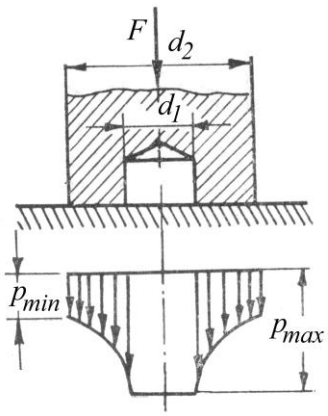


Figura 9.29

În acest caz, relaţia 9.52 ia forma:

$$F = \int_{d_1/2}^{d_2/2} 2\pi p \rho d\rho = \pi p \rho (d_2 - d_1) \tag{9.55}$$

iar presiunile minime, respectiv maxime în zona de contact sunt date de relaţiile:

$$p_{min} = \frac{2F}{\pi d_2 (d_2 - d_1)} \tag{9.56}$$

$$p_{max} = \frac{2F}{\pi d_1 (d_2 - d_1)} \tag{9.57}$$

Verificarea la încălzire a pivoţilor se face cu relaţia:

$$p_m v_m \le (p_m v_m)_a \tag{9.58}$$

unde: v_m – viteza medie

$$v_m = \frac{\pi (d_2 + d_1) n}{2 \cdot 60 \cdot 1000} \tag{9.59}$$

în care d_1, d_2 se exprimă în $[mm]$ iar turaţia n în $[rot/min]$.

Se recomandă $(p_m v_m)_a = 1{,}5...3(4) MPa$. Dacă pivoţii nu verifică condiţia 9.58, atunci se măreşte diametrul exterior d_2 sau se adoptă varianta de pivot multiinelar figura 9.30 .

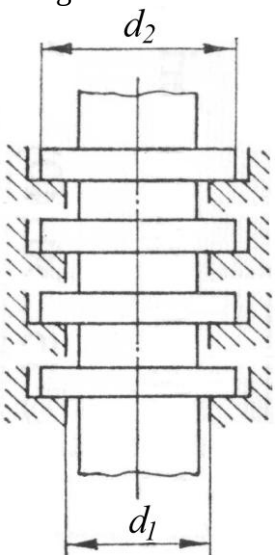


Figura 9.30

9.5.3. Fusuri sferice

Se recomandă numai acolo unde între fus şi lagăr apar mişcări relative oscilante în plane diferite, datorită costului ridicat de prelucrare figura 9.31 [7, 8, 9, 10].

Presiunea medie de contact se calculează cu relaţia:

$$p_m = \frac{F}{d_m l} \tag{9.60}$$

unde: $d_m \approx 0{,}9d$ reprezintă diametrul mediu de rezemare.

Dacă unghiul de contact în secţiune axială este:

$$\varphi = \frac{l}{d_m} \tag{9.61}$$

atunci:

$$d_m = \sqrt{\frac{F}{p_m \varphi}} \tag{9.62}$$

Datorită condiţionărilor geometrice, $l < d$ respectiv $\varphi < 1\text{rad}$. Lungimea relativ mică a fusului conduce la dimensiuni radiale mari ale acestuia. Se recomandă $\varphi \approx 0{,}7\text{rad}$.

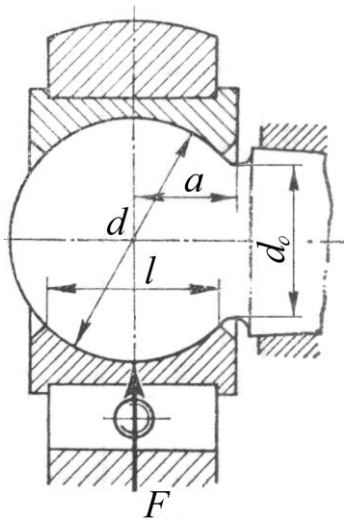


Figura 9.31

Din condiţia de rezistenţă la încovoiere se scrie:

$$\sigma_i = \frac{M_i}{W_z} = \frac{F \cdot a}{\frac{\pi d_0^3}{32}} \le \sigma_{ai} \tag{9.63}$$

d_0 - diametrul fusului sferic în zona de gâtuire;

- a distanţa de centrul fusului la d_0:

$$d_0 = \sqrt[3]{\frac{32F \cdot a}{\pi \sigma_{ai}}} \tag{9.64}$$

pentru care, în mod constructiv se adoptă $d_0 \approx 0{,}6d$.

Folosind relaţia 9.46, se face verificarea la încălzire cu v :

$$v = \frac{\pi d n}{60 \cdot 1000} \tag{9.65}$$

Dacă nu este satisfăcută condiţia impusă prin relaţia, 9.46, se măreşte diametrul d.

9.6. Aplicaţie

Să se dimensioneze arborele de intrare din reductorul conico-cilindric, reprezentat în figura 9.32, ştiind că se transmite o putere P = 90kW. Raportul de transmitere realizat de reductor este i= 6,25, turaţia la raportul de intrare n_1=1500rot/min, iar rapoartele parţiale de transmitere $i_1=i_2$= 2,5. Reductorul este antrenat de la un electromotor prin intermediul unui cuplaj. Materialul arborelui de 42MoCr11, s_{aIII}=90 [Mpa], s_{aII}=150 [Mpa], D_{m1}= 48 mm (diametrul de divizare al danturii conice a pinionului, pe conul suplimentar mediu)[6].

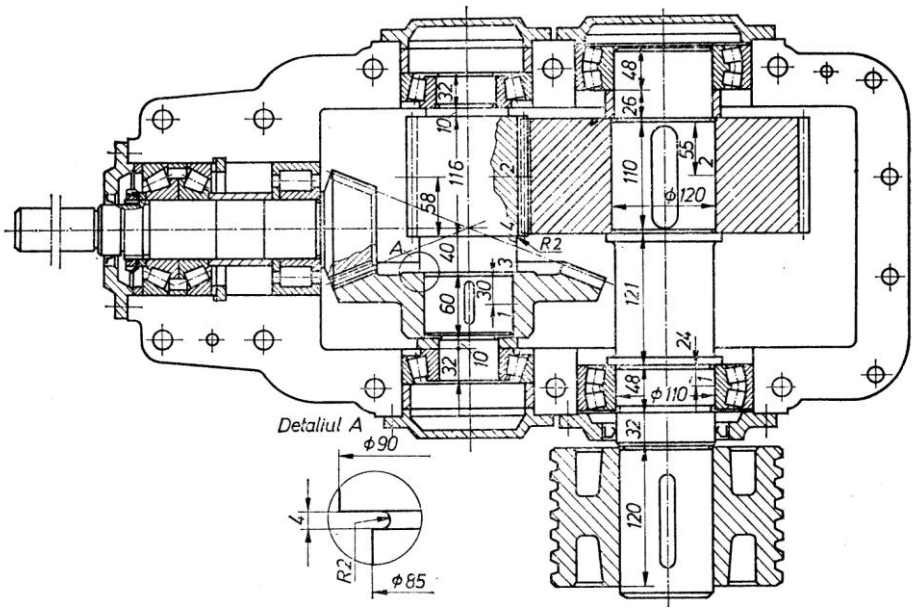


Figura 9.32

Rezolvare:

Momentul de torsiune

$$M_t = 9{,}55 \cdot 10^6 \frac{P}{n} = 9{,}55 \cdot 10^6 \frac{90}{1500} = 573000\,\mathrm{N \cdot mm}. \qquad (9.66)$$

Se predimensionează arborele la solicitarea de torsiune

$$W_{pnec} = \frac{\pi d^3}{16} = \frac{M_t}{\tau_{at}} = \frac{573000}{20} = 28650\,\mathrm{mm}^3, \qquad (9.67)$$

rezultând d=53 mm şi ţinând cont de canalele care trebuie să se prelucreze pe arbore şi de dimensiunile standardizate pentru rulmenţi se adoptă d = 60 mm.

Se întocmeşte schiţa arborelui, figura 9.33, stabilindu-se dimensiunile pe lungime ale arborelui.

Se calculează forţele care încarcă arborele cu relaţiile specifive:

$$F_t = \frac{2M_t}{D_{m1}} = \frac{2 \cdot 573000}{48} = 23875\,N; \qquad (9.68)$$

$$F_a = F_t tg\alpha \sin\delta_1 = 23875 tg20^\circ \sin 21^\circ 48' = 318\,daN \qquad (9.69)$$

$(\delta_1 = arcctgi_1 = arcctg2{,}5 = 21^\circ 48')$

$$F_r = F_t tg\alpha \cos\delta_1 = 23875 tg20^\circ \cos 21^\circ 48' = 8090\,N. \qquad (9.70)$$

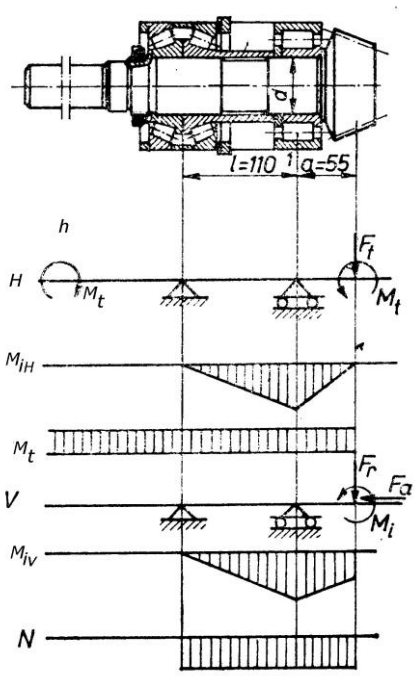


Figura 9.33

Pentru trasarea diagramelor de momente – în cele două plane – se calculează:

$$M_{iH1} = aF_t = 55 \cdot 23875 = 1313125\,N \cdot mm; \qquad (9.71)$$

$$M_{iV1} = M_i + aF_r = 76320 + 55 \cdot 8090 = 521270\,N \cdot mm; \quad (9.72)$$

$$M_i = F_a \frac{D_{m1}}{2} = 3180 \frac{48}{2} = 76320\,N \cdot mm; \quad (9.73)$$

$$M_{i1} = \sqrt{M_{iH1}^2 + M_{iV1}^2} = \sqrt{1313125^2 + 521270^2} = 1412805\,N \cdot mm; \quad (9.74)$$

$$M_t = 573000\,N \cdot mm; N = F_a = 3180\,N. \quad (9.75)$$

Secţiunea periculoasă este secţiunea *1*, pentru care eforturile unitare au valorile:

$$\sigma_{i1} = \frac{32M_{i1}}{\pi d^3} = \frac{32 \cdot 1412805}{3{,}14 \cdot 60^3} = 66{,}6\,N/mm^2; \quad (9.76)$$

$$\sigma_{t1} = \frac{N}{\frac{\pi d^2}{4}} = \frac{3180}{\frac{3{,}14 \cdot 60^2}{4}} = 1{,}125\,N/mm^2; \quad (9.77)$$

$$\sigma_1 = \sigma_{i1} + \sigma_{t1} = 66{,}6 + 1{,}1 = 67{,}7\,N/mm^2; \quad (9.78)$$

$$\tau_t = \frac{16M_t}{\pi d^3} = \frac{16 \cdot 573000}{3{,}14 \cdot 60^3} = 13{,}5\,N/mm^2. \quad (9.79)$$

Efortul unitar redus:

$$\sigma_{red} = \sqrt{\sigma_1^2 + 4(\alpha\tau)^2} = \sqrt{67{,}7^2 + 4(0{,}6 \cdot 13{,}5)^2} = 68{,}2\,daN/cm^2 < \sigma_{aiIII}, \quad (9.80)$$

unde:

$$\alpha = \frac{\sigma_{aiIII}}{\sigma_{aiII}} = \frac{90}{150} = 0{,}6\,n \quad (9.81)$$

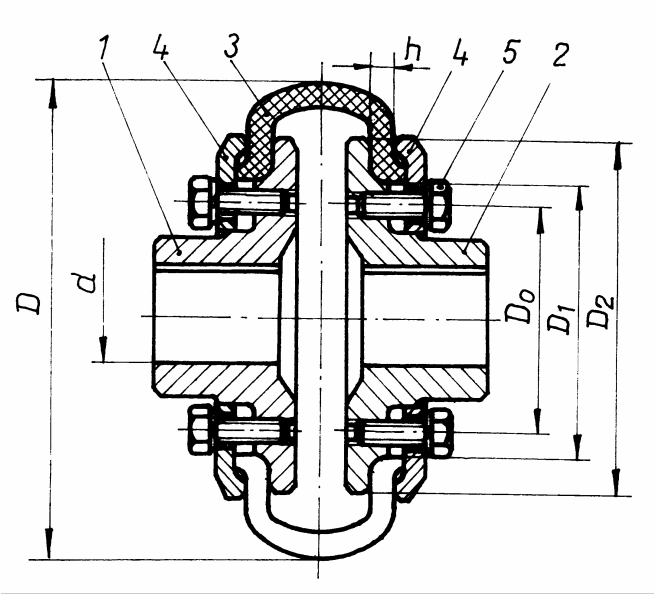
BIBLIOGRAFIE

1. Bernd K., *Kohler/Rognitz Maschinenteile 1,2,* B.G.Teubner Stuttgart – Leipzig – Weisbaden 2004
2. Buzdugan Gh., R*ezistenţa materialelor,* Bucureşti, Editura Tehnică, 1981.
3. Creţu Sp., *Contactul concentrat elastic-plastic,* Editura Politehnium, Iaşi, 2009
4. Creţu Sp., *Mecanica contactului* , Editura "Gheorghe Asachi" Iaşi, 2002
5. Crudu I., *Încercarea materialelor la uzură*, Vol. I, Editura tehnică, Bucureşti, 1983.
6. Drăghici I., ş.a., O*rgane de maşini - probleme,* Bucureşti, Editura Tehnică şi Pedagogică, 1980.
7. Filipoiu I. D., Raseev, M., Voica, I., *Organe de maşini, Vol. I,* Universitatea "Politehnica" Bucuresti, 1994.
8. Florea R., ş.a., O*rgane de maşini,* Bucureşti, Editura Tehnică 2007.
9. Gafiţanu M., ș.a. - *Organe de maşini, vol. I, II* - Ed. Tehnică, Bucureşti, 1999
10. Gafiţanu M., ș.a. O*rgane de maşini, vol. I şi vol.II.* Bucureşti, Editura Tehnică, 1981.
11. Gafiţanu M., Nastase, D., Creţu, Sp., Olaru, D., Racocea, C. - *Rulmenţi - vol. I, II,* Ed. Tehnică, Bucureşti, l985
12. Grigoraș Șt., *Ingineria fiabilității,* Iaşi, Editura Junimea, 2003-2007, Vol. 1 - 2.
13. Grigoraș Șt., Stirbu Cr., ș.a., *Bazele proiectării organelor de mașini,* Chișinău: Tehnica-Info, 2000 .- 2Vol.
14. Grigoraș Șt., ș.a. - *Calitate, fiabilitate, mentenabilitate: îndrumar de laborator,* Iași: Univ. Tehnică, 1999
15. Hostiuc L., Hanganu L. C., Bujoreanu C., *Culegere de probleme organe de maşini pentru Facultatea de textile,* I. P. Iaşi, 1993

16. Ianuş G., *Contribuţii la studiul influenţei lubrificaţiei asupra fiabilităţii rulmenţilor (lubrifianţi plastici),* Teză de doctorat, Conducător ştiinţific: prof. dr. ing. Mihai Gafiţanu, Iaşi, 2001
17. Jula A., ş.a., *Mecanisme şurub piuliţă - îndrumar de proiectare,* Braşov, Editura Lux Libris, 2000.
18. Klebanov M. B., Barlam M. D., Nystrom E.F., *Machine Elements Life and Design,* Taylor &, Francis Group Boca Raton London, New York, 2008.
19. Klimov K. I. - *Antifrictionnie plasticiniie cmazki* - Moscova, Himiia, 1988.
20. Kragelsky I. V., Alisin,V. V. – *Friction – Wear – Lubrication* - Ed. MIR., Moscova, 1981.
21. L'Institute Francais de Petrol - *Proprietes rheologiques des lubrifiants* - Edition Technip, Paris, 1985.
22. Manolescu N., Andrian A., Costinescu V., *Manualul inginerului mecanic,* Bucureşti, Editura Tehnică, 1976.
23. Olaru D., *Fundamente de Lubrificaţie,* Editura "Gheorghe Asachi" Iaşi, 2002.
24. Olaru D., *Tribologie*, Universitatea Tehnică Iaşi, 1993.
25. Pascovici M. D. şi Cicone Tr., *Elemente de tribologie,* Editura Bren, Bucureşti, 2001.
26. Pavelescu D., Radulescu Gh., Gafiţanu M., Gheorghiu N., O*rgane de maşini*, Bucureşti, Editura Tehnică şi Pedagogică, 1985.
27. Pavelescu D., Musat, M., Tudor, A., *Tribologie,* Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1977.
28. Pavelescu D., Radulescu, Gh., Gafitanu, M., Gheorghiu, N., *Organe de maşini,* Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1985.
29. Pavelescu D., *Tribotehnică,* Editura tehnică, Bucureşti, 1983.
30. Popinceanu N., Gafițanu M., Diaconescu E., Crețu S., Mocanu D. R., *Probleme fundamentale ale contactului cu rostogolire.* Editura tehnică, Bucureşti, 1985.
31. Rîpă M. şi Tomescu L, *Elemente de tribologie,* Editura Fundaţiei Universitare „Dunărea de Jos", Galaţi, 2004.
32. Simionescu C. S., Nastac S., *Mentenanța și fiabilitatea mașinilor* Editura Universității "Dunărea de Jos", Galați – 2003.
33. Stirbu Cr., *Prietenul SolidWorks al proiectantului*, Iași: Tehnopress, 2007.
34. Tudor, A., *Frecarea şi uzarea materialelor,* Ed. Bren, Bucureşti, 2002.

AUREL JULA MIHAI LATEŞ

ORGANE DE MAŞINI



EDITURA UNIVERSITĂȚII TRANSILVANIA

Braşov - 2004

CUPRINS

PREFAȚĂ.....3
1. INTRODUCERE.....9
1.1. OBIECTUL ŞI IMPORTANȚA DISCIPLINEI ORGANE DE MAŞINI.....9
1.2. SCURT ISTORIC AL DEZVOLTĂRII CONSTRUCȚIEI ŞI STUDIULUI ORGANELOR DE MAŞINI.....11
1.3. CONȚINUTUL DISCIPLINEI ORGANE DE MAŞINI.....13
2. ASAMBLĂRI.....15
2.1. ASAMBLĂRI FILETATE.....15
2.1.1. Caracterizare, domenii de folosire.....15
2.1.2. Filete. Mod de generare, elemente geometrice, clasificare, caracterizare.....16
2.1.2.1. Modul de generare al filetului.....16
2.1.2.2. Parametrii geometrici ai filetului.....17
2.1.2.3. Clasificarea filetelor.....17
2.1.2.4. Caracterizarea principalelor tipuri de filete.....18
2.1.3. Forțe şi momente în asamblările filetate.....20
2.1.3.1. Momentul la cheie.....20
2.1.3.2. Momentul de înşurubare – deşurubare.....21
2.1.3.3. Condiția de autofixare.....23
2.1.3.4. Momentul de frecare pe suprafața de aşezare a piuliței.....23
2.1.4. Materiale şi tehnologie.....24
2.1.5. Calculul asamblărilor filetate.....25
2.1.5.1. Forme şi cauze de deteriorare.....25
2.1.5.2. Calculul şuruburilor solicitate de o forță axială şi de un moment de torsiune..26
2.1.5.3. Calculul spirei filetului.....27
2.1.5.4. Calculul asamblărilor filetate încărcate transversal.....28
2.1.6. Elemente constructive.....30
2.1.6.1. Şuruburi, piulițe, şaibe.....30
2.1.6.2. Asigurarea asamblărilor filetate împotriva autodesfacerii.....33
2.2. ASAMBLĂRI PRIN PENE LONGITUDINALE.....36
2.2.1. Caracterizare, clasificare, domenii de folosire.....36
2.2.2. Asamblări prin pene paralele.....36
2.2.3. Asamblări prin pene disc şi cilindrice.....39
2.2.3.1. Asamblări prin pene disc.....39
2.2.3.2. Asamblări prin pene cilindrice.....40
2.3. ASAMBLĂRI PRIN CANELURI.....40
2.3.1. Caracterizare, clasificare, domenii de folosire.....40
2.3.2. Asamblări canelate cu profil dreptunghiular.....41
2.3.2.1. Caracterizare şi clasificare.....41
2.3.2.2. Materiale şi tehnologie.....42
2.3.2.3. Elemente de calcul.....42
2.3.2.4. Algoritm de proiectare.....43

2.4. ASAMBLĂRI PRIN ŞTIFTURI....44
2.4.1. Caracterizare, clasificare, domenii de folosire....44
2.4.2. Elemente de calcul....46
2.5. ASAMBLĂRI PRIN BOLȚURI....47
2.5.1. Caracterizare, clasificare, domenii de folosire....47
2.5.2. Elemente de calcul....47
2.5.3. Inele elastice de rezemare excentrice pentru arbori şi alezaje....48
2.6. ASAMBLĂRI PRIN STRÂNGERE PROPRIE....49
2.6.1. Asamblări presate....49
2.6.1.1. Modul de realizare....49
2.6.1.2. Elemente de calcul....50
2.6.2. Asamblări fretate....53
3. ARCURI....55
3.1. CARACTERIZARE, DOMENII DE FOLOSIRE, CLASIFICARE....55
3.2. MATERIALE ŞI ELEMENTE DE TEHNOLOGIE....56
3.3. CARACTERISTICA ARCURILOR....56
3.4. ARCURI ELICOIDALE....58
3.4.1. Arcuri elicoidale cilindrice de compresiune....59
3.4.1.1. Caracterizare, elemente geometrice, caracteristica elastică....59
3.4.1.2. Calculul de rezistență şi la deformații....60
3.4.2. Arcuri elicoidale cilindrice de tracțiune şi de torsiune....63
3.4.2.1. Arcuri elicoidale cilindrice de tracțiune....63
3.4.2.2. Arcuri elicoidale cilindrice de torsiune....63
3.5. ALTE TIPURI DE ARCURI....64
3.5.1. Arcuri bară de torsiune....64
3.5.2. Arcuri spirale plane....65
3.5.3. Arcuri lamelare....66
3.5.4. Arcuri inelare....67
3.5.5. Arcuri disc....68
3.5.6. Arcuri din cauciuc....69
4. ARBORI ŞI OSII....71
4.1. CARACTERIZARE, DOMENII DE FOLOSIRE, CLASIFICARE....71
4.2. MATERIALE ŞI TEHNOLOGIE....74
4.3. CRITERII DE CALCUL. SCHEME DE CALCUL. FORȚE CARE ÎNCARCĂ ARBORII ŞI PUNCTELE LOR DE APLICAȚIE. SOLICITĂRI ŞI CICLURILE LOR DE VARIAȚIE....75
4.3.1. Criterii de calcul....75
4.3.2. Scheme de calcul, forțe care încarcă arborii şi punctele lor de aplicație....75
4.3.3. Solicitări şi ciclurile lor de variație....77
4.4. CALCULUL DE PREDIMENSIONARE....79
4.5. CALCULUL LA SOLICITĂRI COMPUSE....80
4.6. CALCULUL LA SOLICITĂRI VARIABILE....82
4.7. CALCULUL LA DEFORMAȚII DE ÎNCOVOIERE....84
4.8. ELEMENTE CONSTRUCTIVE....86
5. CUPLAJE....89

5.1. CARACTERIZARE. FUNCȚII ÎNDEPLINITE. CLASIFICARE....89
5.2. SARCINA DE CALCUL....91
5.3. CUPLAJE PERMANENTE FIXE....91
5.4. CUPLAJE PERMANENTE MOBILE RIGIDE....95
5.4.1. Cuplaje pentru compensarea abaterilor axiale....95
5.4.2. Cuplaje pentru compensarea abaterilor radiale....95
5.4.3. Cuplaje pentru compensarea abaterilor unghiulare....96
5.4.4. Cuplaje pentru compensarea abaterilor combinate....97
5.5. CUPLAJE PERMANENTE MOBILE ELASTICE....99
5.5.1. Cuplaje elastice cu elemente intermediare nemetalice....100
5.5.2. Cuplaje elastice cu elemente intermediare metalice....104
5.6. CUPLAJE INTERMITENTE....109
5.6.1. Cuplaje intermitente comandate....109
5.6.2. Cuplaje intermitente automate....115
5.6.2.1. Cuplaje limitatoare de sarcină (de siguranță)....115
5.6.2.2. Cuplaje limitatoare de turație (centrifugale)....120
5.6.2.3. Cuplaje limitatoare de sens (unisens)....122
5.7. CUPLAJE COMBINATE ŞI CU FUNCȚII MULTIPLE....122
6. LAGĂRE CU RULMENȚI....125
6.1. CARACTERIZARE. DOMENII DE FOLOSIRE....125
6.2. CLASIFICAREA RULMENȚILOR. SIMBOLIZARE....126
6.3. CARACTERIZAREA PRINCIPALELOR TIPURI DE RULMENȚI....127
6.4. MONTAJE CU RULMENȚI....130
6.4.1. Scheme caracteristice de montaje cu rulmenți....130
6.4.2. Exemple de montaje cu rulmenți....131
6.5. MATERIALE ŞI ELEMENTE DE TEHNOLOGIE....134
6.6. CAUZELE IEŞIRII DIN FUNCȚIUNE ŞI CRITERIILE SIGURANȚEI ÎN FUNCȚIONARE ALE RULMENȚILOR....134
6.7. PROIECTAREA MONTAJELOR CU RULMENȚI....135
6.7.1. Alegerea şi verificarea rulmenților rotitori (n>10 rot/min), care funcționează la sarcină şi turație constante....135
6.7.2. Alegerea şi verificarea rulmenților nerotitori şi a celor care se rotesc foarte lent (n≤10 rot/min)....140
6.7.3. Fazele proiectării montajelor cu rulmenți rotitori (n>10 rot/min), care funcționează la sarcină şi turație constante....141
6.8. ELEMENTE CONSTRUCTIVE ŞI DE EXPLOATARE....141
6.8.1. Fixarea axială a inelelor rulmenților....141
6.8.2. Ajustaje şi toleranțe pentru lagărele cu rulmenți....142
6.8.3. Reglarea jocului în lagărele cu rulmenți....143
6.8.4. Ungerea lagărelor cu rulmenți....144
6.8.4.1. Ungerea cu ulei....144
6.8.4.2. Ungerea cu unsoare consistentă....145
6.8.5. Etanşarea lagărelor cu rulmenți....145
6.8.6. Montarea şi demontarea rulmenților....145
6.8.6.1. Montarea rulmenților....145

6.8.6.2. Demontarea rulmenților.....146
7. LAGĂRE CU ALUNECARE.....147
7.1. CARACTERIZARE. CLASIFICARE. DOMENII DE FOLOSIRE.....147
7.2. LAGĂRE RADIALE HIDRODINAMICE.....148
7.2.1. Realizarea filmului de lubrifiant autoportant.....148
7.2.2. Regimuri de frecare.....149
7.2.2.1. Tipuri de frecare.....149
7.2.2.2. Regimuri de funcționare pentru lagărele radiale hidrodinamice.....150
7.2.3. Elemente de calcul.....150
7.2.3.1. Cauzele ieşirii din funcțiune a lagărelor cu alunecare.....150
7.2.3.2. Calculul lagărelor cu frecare uscată, limită sau mixtă.....151
7.2.3.3. Elemente de calcul pentru lagărele cu frecare fuidă.....152
7.2.4. Elemente constructive şi de exploatare.....153
7.2.4.1. Corpul lagărului.....154
7.2.4.2. Fusurile arborilor.....154
7.2.4.3. Cuzinații.....155
7.2.4.4. Ungerea lagărelor cu alunecare.....156
7.2.4.5. Reglarea jocului radial din lagăr.....158
7.3. LAGĂRE AXIALE HIDRODINAMICE.....158
7.4. LAGĂRE HIDROSTATICE.....160
7.5. LAGĂRE HIBRIDE.....160
7.6. LAGĂRE CU LUBRIFIANȚI NECONVENȚIONALI.....161
7.6.1. Lagăre lubrifiate cu gaze.....161
7.6.2. Lagăre lubrifiate cu apă.....161
8. ETANŞĂRI.....163
8.1. CARACTERIZARE. DOMENII DE FOLOSIRE. CLASIFICARE.....163
8.2. ETANŞĂRI CU CONTACT.....164
8.2.1. Etanşări fixe.....164
8.2.1.1. Etanşări fixe fără elemente intermediare.....164
8.2.1.2. Etanşări fixe cu elemente intermediare.....164
8.2.2. Etanşări mobile radiale.....165
8.2.2.1. Etanşări mobile radiale pentru mişcarea de translație.....166
8.2.2.2. Etanşări mobile radiale pentru mişcarea de rotație.....167
8.2.3. Etanşări mobile axiale.....168
8.3. ETANŞĂRI FĂRĂ CONTACT.....169
8.4. ETANŞĂRI COMBINATE.....170
BIBLIOGRAFIE.....171

PREFAȚĂ

În procesul de formare a inginerilor, viitori specialişti de înaltă calificare, trebuie îmbinate armonios latura informativă cu cea formativă, un rol important în realizarea acestui deziderat revenind cursului de *Organe de maşini*. La acest curs, de cultură tehnică generală, pe lîngă cunoaşterea principalelor organe de maşini, ca părți componente ale maşinilor şi utilajelor tehnologice, studenții îşi însuşesc bazele proiectării, fiind primul curs la care se trece de la scheme teoretice de calcul la calculul şi proiectarea unor piese şi ansamble cu destinație concretă.

Pentru reducerea la minim a duratei de acomodare a absolvenților din învățământul superior tehnic la cerințele impuse de viitoarele locuri de muncă, se impune o solidă pregătire fundamentală şi în domeniul proiectării organelor de maşini. Totodată, disciplina de Organe de maşini trebuie să se axeze, pe cât posibil, pe problematica disciplinelor de specialitate specifice domeniilor în care studenții se pregătesc, această disciplină trebuind să conțină probleme specifice şi cât mai multe exemple constructive din domeniile de specializare cărora se adresează.

Cursul de Organe de maşini cuprinde, de fapt, două părți mari, şi anume: prima parte, în care sunt tratate organele de maşini universale, care face obiectul acestui volum; a doua parte, transmisii mecanice universale, care va fi tratată într-un alt volum.

Fiind un curs de sinteză, bazat pe cunoştințe deja însuşite de studenți la discipline ca mecanica, rezistența materialelor, desenul tehnic, mecanisme, tehnologia materialelor, studiul metalelor, cursurile tehnice de prelucrări la rece, toleranțe etc., în cadrul său se elaborează metodici de proiectare pentru principalele organe de maşini, în concordanță cu condițiile concrete de funcționare a acestora în cadrul maşinilor. Aceste metodici sunt valabile şi pentru organele de maşini din componența maşinilor şi utilajelor studiate la disciplinele tehnice de specialitate, la care se stabilesc regimurile de funcționare ale acestora şi, dependent de acestea, datele de proiectare.

Cursul conține o introducere, în care se prezintă obiectul şi importanța disciplinei în pregătirea studenților, un scurt istoric al dezvoltării construcției şi studiului organelor de maşini, precum şi conținutul cursului şi modul de structurare a diferitelor capitole.

În continuare, sunt prezentate asamblările demontabile (asamblările filetate, prin pene longitudinale, prin caneluri, prin ştifturi, prin bolțuri, prin strângere proprie), arcurile, arborii şi osiile, cuplajele, lagărele cu rulmenți, lagărele cu alunecare şi etanşările. La sfârşitul cursului, este indicată bibliografia care a stat la baza elaborării acestuia, care poate fi utilizată pentru aprofundarea studiului diverselor organe de maşini.

În tratarea laturii teoretice, s-a pus accentul pe înțelegerea fenomenelor, pe întocmirea schemelor de calcul – cu luarea în considerare a ipotezelor simplificatoare şi a factorilor de corecție, introduşi ca urmare a adoptării acestor ipoteze.

La elaborarea acestei variante a cursului, care se apropie mai mult de prelegerile ținute studenților, în conformitate cu numărul mai redus de ore de curs în comparație cu anii precedenți, au stat variantele anterioare ale cursului, la care primul autor a colaborat ca prim autor sau în calitate de coautor, precum

şi o îndelungată perioadă de predare a cursului, la diferite secții de specializare. O atenție deosebită a fost acordată rezultatelor cercetărilor efectuate în domeniu, în țară şi străinătate, inclusiv cele ale colectivului disciplinelor de Organe de maşini şi Mecanisme, de la Universitatea Transilvania din Braşov.

Un rol important în definirea obiectivelor şi structurarea diferitelor capitole au avut Seminariile Naționale de Organe de Maşini, inițiate de colectivul disciplinei Organe de maşini de la Braşov, şi care s-au desfăşurat anual, în diferite centre universitare, începând cu anul 1981.

Având în vedere bogata literatură în domeniu (culegeri de probleme, îndrumare de laborator, îndrumare de proiectare, monografii, culegeri de standarde şi norme, atlase – v. bibliografia suplimentară) elaborată de colectivul disciplinei Organe de maşini, de la Universitatea Transilvania din Braşov, pe parcursul câtorva decenii şi în special în ultimii ani, din curs lipsesc trimiterile la standarde, precum şi o serie de date numerice necesare proiectării, acesta fiind mult mai aerisit față de precedentele ediții.

1. INTRODUCERE

1.1. OBIECTUL ŞI IMPORTANȚA DISCIPLINEI ORGANE DE MAŞINI

Disciplina Organe de maşini – disciplină de cultură tehnică generală – îşi propune să contribuie la formarea inginerului, alăturând, în pregătirea tehnică a acestuia, aspectul informativ – de acumulare de cunoştințe – şi aspectul formativ – de punere în valoare a capacității lui creatoare, prin inițierea în probleme de concepție şi proiectare a organelor de maşini, ca părți componente ale maşinilor şi utilajelor.

Însuşirea cunoştințelor predate la disciplina Organe de maşini se bazează pe cunoştințele dobândite de studenți la discipline ca: matematica, fizica, mecanica, rezistența materialelor, mecanisme, desen tehnic, studiul metalelor, tehnologia materialelor, toleranțe şi măsurători tehnice, disciplinele tehnologice de prelucrare la rece etc. Ca disciplină de sinteză, face legătura cu disciplinele tehnice de specialitate, care preiau metodicile de proiectare deduse la această disciplină, stabilindu-şi datele de proiectare, pentru diversele maşini şi utilaje cu destinație concretă, în funcție de regimurile de funcționare ale acestora.

Organele de maşini sunt părți componente ale maşinilor şi utilajelor, care pot fi calculate, proiectate şi executate separat, ținându-se seama de condițiile de funcționare ale acestora în cadrul ansamblului din care fac parte.

Din punct de vedere al complexității, organele de maşini pot fi:

- *simple* – formate dintr-o singură piesă (exemple: şurubul, piulița, arborele etc.);
- *compuse* – formate din mai multe piese, care constituie un element unitar din punct de vedere constructiv şi funcțional (roți melcate, unele arcuri etc.).

Construcția organelor de maşini compuse este impusă de economia de materiale scumpe şi/sau deficitare, de posibilitățile de execuție, de condițiile de montaj sau transport etc.

Din punct de vedere al domeniului de folosire, organele de maşini pot fi:

- cu *destinație universală* - organele de maşini cu destinație universală se întâlnesc în majoritatea maşinilor şi utilajelor (exemple: şuruburi, piulițe, pene, arcuri, arbori, roți dințate etc.) şi, de regulă, sunt standardizate şi se execută de către firme specializate; cu studiul acestora se ocupă disciplina Organe de maşini;
- cu *destinație specială* - organele de maşini cu destinație specială se întâlnesc numai la anumite maşini (exemple: arbori cotiți, biele, pistoane etc.); cu studiul acestora se ocupă disciplinele tehnice de specialitate.

De regulă, maşinile şi utilajele sunt divizate, după anumite criterii, în *ansamble* şi *subansamble*, care – la rândul lor – sunt formate din organe de maşini.

Ansamblele reprezintă grupuri de mecanisme, cu rol funcțional bine determinat, reprezentând unități distincte din punct de vedere constructiv (exemple: cutiile de viteze, reductoarele de turație, diferențialele – din transmisiile autovehiculelor).

Subansamblele sunt complexe de organe de maşini, care păstrează anumite caracteristici de unitate funcțională, având un rol funcțional mai limitat decât ansamblele (exemplu: arborele unui reductor sau cutii de viteze, pe care sunt montate roțile dințate, rulmenții şi alte piese auxiliare, necesare fixării axiale).

Funcționarea sigură şi economică a unei maşini depinde de modul în care au fost calculate, proiectate şi executate organele de maşini componente. Calculul şi proiectarea acestora trebuie să se facă ținându-se seama de solicitările reale şi de condițiile reale de funcționare în cadrul maşinii respective, problemele ce trebuie rezolvate fiind multiple şi complexe. Din acest motiv, se va apela la ipoteze simplificatoare, prin care, însă, starea de încărcare acceptată în calcul trebuie să fie cât mai apropiată de cea reală, obținându-se schema de calcul; cu ajutorul acesteia, pe baza relațiilor de calcul din Rezistența materialelor – şi de la alte discipline – şi a metodicilor de calcul elaborate la disciplina Organe de maşini, se proiectează piesa, având în vedere şi posibilitățile de execuție a acesteia.

Erorile care se fac neglijând unii factori se compensează prin folosirea normelor şi standardelor existente, care reprezintă sintetizarea experienței de proiectare, execuție şi exploatare a maşinilor. Prin calcul, se determină dimensiunile principale ale piesei, care – de regulă – se rotunjesc la valori standardizate; celelalte dimensiuni se adoptă constructiv, ținând seama de criterii tehnologice, de montaj, economice etc.

Pentru o proiectare corectă, este necesar să se respecte anumite condiții generale pe care trebuie să le îndeplinească organele de maşini, cum ar fi:

- îndeplinirea rolului funcțional;
- siguranță în exploatare;
- durată de funcționare rațională;
- soluția constructivă să fie tehnologică şi economică;
- randament ridicat;
- silențiozitate în funcționare;
- respectarea standardelor în vigoare, a normelor de interschimbabilitate,
- unificare şi tipizare;
- respectarea normelor de protecția muncii,
- asigurarea esteticii etc.

Etapele care trebuie parcurse le proiectarea organelor de maşini sunt:

- întocmirea schemei de calcul (organul de maşină calculat se simplifică la maxim şi sarcinile exterioare şi de legătură se consideră concentrate sau distribuite după legi cunoscute sau alese convențional;
- stabilirea secțiunilor periculoase, a sarcinilor care acționează în aceste secțiuni şi a solicitărilor;
- alegerea materialului şi a semifabricatului;
- calculul de predimensionare şi standardizarea dimensiunilor rezultate;
- întocmirea desenului de execuție, care să corespundă, parțial, formei finale a piesei;

- calcule de verificare, în secțiunile periculoase;
- definitivarea desenului de execuție, conform normelor desenului tehnic, ținând seama şi de rezultatele calculelor de verificare.

În concluzie, disciplina Organe de maşini se ocupă cu elaborarea principiilor şi regulilor generale de proiectare a organelor de maşini, în concordanță cu principiile de proiectare a maşinilor. Rolul acestei discipline este de a forma, dezvolta şi stimula capacitatea de creație a studenților, de a-i învăța să formuleze soluții şi să-i facă să înțeleagă influența diferiților factori caracteristici ai maşinii asupra calculului, formei şi dimensiunilor fiecărui organ de maşină component.

1.2. SCURT ISTORIC AL DEZVOLTĂRII CONSTRUCȚIEI ŞI STUDIULUI ORGANELOR DE MAŞINI [2, 8, 10]

Formele constructive ale organelor de maşini cunoscute în prezent sunt rodul gândirii şi priceperii unor inventatori, de cele mai multe ori anonimi, şi a transformărilor şi perfecționărilor ce le-au fost aduse în diverse perioade istorice.

Prototipurile unor organe de maşini au fost cunoscute încă din antichitate. Dintre primele organe de maşini care au funcționat în condiții asemănătoare cu condițiile de funcționare din maşinile actuale pot fi amintite roata, osia şi lagărul de la primele care de luptă şi transport. Se cunoştea, de asemenea, folosirea scripetelui, în China antică şi Egiptul antic, la construire pagodelor, respectiv a piramidelor. Din operele învățaților antici, rezultă că în acele timpuri erau cunoscute şi folosite: pârghia, pana, manivelele, rolele şi palanele, şurubul, reductoarele cu roți dințate şi angrenajele melc – roată melcată.

În Evul mediu, o parte din realizările tehnice ale antichității au fost uitate, pentru ca în perioada Renaşterii să apară lucrări în care sunt amintite, din nou, mecanisme şi organe de maşini cunoscute mai înainte, precum şi altele mai noi. *Leonardo da Vinci* (1452 – 1519) a avut preocupări referitoare la şuruburi, roți dințate cu ştifturi rotative, angrenaje cu axe încrucişate, lagăre cu alunecare, lanțuri articulate etc. Există, de asemenea, date despre folosirea transmisiilor prin cabluri şi prin curele, a transportoarelor cu melc şi a cuplajelor.

Dezvoltarea construcției organelor de maşini a cunoscut un puternic avânt odată cu inventarea maşinii cu abur, la sfârşitul secolului al XVIII-lea, şi a locomotivei cu abur, la începutul secolului al XIX-lea, când şi-au găsit o largă întrebuințare îmbinările nituite; în prezent, locul acestora a fost luat de îmbinările sudate, ca urmare a avantajelor incontestabile pe care le prezintă.

Asamblările filetate s-au perfecționat continuu, elaborarea de către inventatorul englez *Whitworth*, în anul 1840, a filetului care îi poartă numele constituind prima încercare de standardizare în domeniul organelor de maşini.

Transmisiile prin curele şi cabluri s-au folosit, la început, ca transmisii universale, pentru distribuirea energiei de la maşina cu abur – plasată la subsol – la diferite etaje ale fabricii (transmisiile prin cabluri), la arborii de transmisie, şi de aici la diferitele maşini de lucru (transmisiile prin curele). În prezent, transmisiile prin cabluri nu se mai folosesc, iar cele prin curele se folosesc, pe scară largă, în special pentru acționarea maşinilor uşoare şi mijlocii, de la motoare electrice individuale.

Lagărele cu rostogolire (cu rulmenţi) au cunoscut o largă dezvoltare începând cu anul 1870, pe măsura dezvoltării construcţiei de biciclete.

Evoluţia roţilor dinţate este marcată de trecerea succesivă de la roţile cu ştifturi la roţi cu profil drept cu rotunjiri, profil înlocuit apoi cu profilul cicloidal, iar ulterior cu profilul evolventic. În locul roţilor din lemn, s-au folosit roţile cu dinţi din fontă împănaţi în roata din lemn (sau invers), apoi roţile din fontă cu dantura neprelucrată, pentru ca în prezent să se ajungă la roţile dinţate din oţel, cu dantura prelucrată mecanic, pe maşini unelte specializate, la pecizii foarte mari.

Datorită dezvoltării tehnicii mondiale, în prezent există o mare varietate de organe de maşini, executate de firme specializate, care se îmbogăţeşte şi se diversifică continuu.

Teoria şi calculul organelor de maşini au fost elaborate pe măsura apariţiei şi perfecţionării construcţiilor. Primul cercetătot în domeniu poate fi considerat *Leonardoi da Vinci*, de la care se cunosc studii referitoare la: roţi de curea, scripeţi, osii, lagăre, şuruburi, roţi dinţate, frecare şi uzare.

Prima încercare de descriere sistematică a organelor de maşini a fost făcută de *Leupold*.

Fenomenul de frecare a preocupat o serie de cercetători, ca: *Amontions*, *Coulomb*, *Stribek*, *Thomlinson*, iar mai recent *Vogelpohl*, *Bowden*, *Cameron*.

În secolul al XVIII-lea, marele matematician *Euler* a efectuat studii asupra angrenajelor, propunând introducerea danturii în evolventă. Tot *Euler* a stabilit relaţii între forţele din ramurile unui fir elastic înfăşurat pe un cilindru, luând în considerare şi frecarea, relaţii aplicabile şi în calculul transmisiilor prin curele şi a frânelor.

La sfârşitul secolului al XIX-lea, s-au pus bazele teoriei hidrodinamice a ungerii, cu aplicabilitate la studiul lagărelor cu alunecare, prin cercetările întreprinse de *Reynolds*, *Petrov*, *Tower*; contribuţii în domeniu au adus şi *Jukovski* şi *Ceaplâghin*, iar mai recent *Mitchell*, *Sommerfeld*, *Folz*, *Diacikov*, *Korovcinski*, *Kingsbury*, *Füller*, *Vogelpohl*, *Frössel*, iar studii importante asupra lagărelor cu rostogolire a elaborat *Palmgreen*.

Multiplele probleme ridicate de roţile dinţate au preocupat pe o serie de cercetători, printre care *Huygens*, *Willis*, *Lewis*, *Buckingham*, *Meritt*, *Thomas*, *Novikov*, *Kudriavţev*, *Petruşevici*, *Niemann*, *Fronius* ş.a.

Contribuţii importante în domeniul ruperii materialelor şi al comportării pieselor la oboseală şi-au adus *Wöhler*, *Serensen*, *Friedmann*, *Ujik*, *Davidenko*, *Thum*, *Wunderlick*, iar *K. Bach* are contribuţii în problema alegerii rezistenţei admisibile şi a calculului organelor de maşini.

În decursul timpului, prin eforturile cercetătorilor din întreaga lume, s-au obţinut rezultate remarcabile în teoria şi calculul majorităţii organelor de maşini.

Contribuţii însemnate la studiul organelor de maşini şi-au adus şi cercetători din ţara noastră, dintre care:

- *prof.dr.doc.şt.ing. Gheorghe Manea*, membru corespondent al Academiei Române, în domeniul lagărelor cu alunecare;
- *prof.dr.doc.şt.ing. Nicolae Popinceanu*, în domeniul calculului la contact;
- *prof.dr.doc.şt.ing. Dan Pavelescu*, în domeniul tribologiei;
- *prof.dr.ing. Gheorghe Rădulescu*, în domeniul angrenajelor;

- *prof.dr.ing. Nicolae Gheorghiu*, în domeniul transmisiilor mecanice;
- *prof.dr.ing. Ioan Drăghici*, în domeniul cuplajelor.

În prezent, se remarcă studiile în domeniile:

- **rulmenților**, *la Universitatea Tehnică Gh. Asachi din Iaşi* (prof.dr.ing. Mihai Gafițanu, prof.dr.ing. Spiridon Crețu ş.a.);
- **lagărelor cu alunecare**, la *Universitatea Politehnică din Bucureşti* (prof.dr.ing. Mircea Pascovici ş.a.);
- în domeniul **tribologiei**, la *Universitatea Dunărea de Jos din Galați* (prof.dr.ing. Ion Crudu ş.a.), la *Universitatea Politehnica din Bucureşti* (prof.dr.ing. Andrei Tudor şi prof.dr.ing. Mircea Pascovici) şi la *Universitatea Tehnică din Cluj-Napoca* (prof.dr.ing. Dorina Jichişan Mătieşan, prof.dr.ing. Dumitru Pop ş.a.);
- **angrenajelor** la *Universitatea Politehnica din Bucureşti* (prof.dr.ing. George Dobre ş.a.), la *Universitatea Transilvania din Braşov*, la *Universitatea Petru Maior din Târgu Mureş* (prof.dr.ing. Vasile Boloş şi prof.dr.ing. Codruța Boloş) şi în alte centre universitare;
- **cuplajelor**, la *Universitatea Transilvania din Braşov*;
- **transmisiilor mecanice,** la *Universitatea Politehnica din Timişoara*, la *Universitatea Transilvania din Braşov* şi din alte centre universitare.

1.3. CONȚINUTUL DISCIPLINEI ORGANE DE MAŞINI

În secolul al XIX-lea, când maşinile existau într-un număr mic şi calculele acestora aveau un caracter limitat şi bazat mai mult pe experiență, toate problemele construcției de maşini erau studiate într-un curs general de proiectare a maşinilor. Spre sfârşitul secolului respectiv, datorită dezvoltării construcției de maşini, a devenit necesară cunoaşterea tot mai aprofundată a elementelor componente ale maşinilor, dezvoltându-se rapid cercetările în acest domeniu.

Dezvoltarea teoriei şi calculului maşinilor a făcut nerațional sau chiar imposibil studiul general al maşinilor într-un singur curs. Din această cauză, cursul de proiectare a maşinilor a fost împărțit într-o serie de discipline tehnice generale şi de specialitate, printre care şi disciplina Organe de maşini. Primul curs de Organe de maşini a apărut în jurul anilor 1880, fiind elaborat de Bach, ediții succesive ale acestuia apărând până în primul deceniu al secolului al XX-lea.

Cercetările în domeniul organelor de maşini s-au materializat atât în practica construcției de maşini cât şi în literatura tehnică, apărând – de-a lungul timpului – numeroase lucrări ştiințifice, tratate, monografii, cursuri universitare, îndrumare de proiectare şi de laborator, standarde, brevete de invenție etc. Printre cele mai complete cursuri de Organe de maşini, apărute în țară şi străinătate, pot fi amintite cursurile profesorilor *G. Niemann* [11], *V. A. Dobrovolski*, *D. N. Reşetov* [14], *I. V. Kudreavțev*, *Gh. Manea* [10], *M. Gafițanu* ş.a.

Prezentul curs de Organe de maşini curprinde următoarele capitole:

- Asamblări.

- Arcuri.
- Arbori şi osii.
- Cuplaje.
- Lagăre cu rulmenți.
- Lagăre cu alunecare.
- Etanşări.

În tratarea fiecărui capitol, s-a urmărit – pe cât posibil – aceeaşi schemă de prezentare:

- caracterizare (definire, părți componente, avantaje şi dezavantaje);
- domenii de folosire;
- materiale, semifabricate şi elemente de tehnologie;
- elemente de teorie (stabilirea unor relații necesare calculului de proiectare);
- forme de distrugere şi criteriile siguranței în funcționare;
- elemente de calcul (principiul de lucru, schema de calcul, relații de calcul, metodica de proiectare);
- elemente constructive şi de exploatare.

2. ASAMBLĂRI [1, 2, 4, 6, 8, 10, 12, 14]

Asamblările se folosesc pentru legarea ansamblelor şi subansamblelor maşinilor şi utilajelor, pentru legarea elementelor componente ale ansamblelor şi subansamblelor, a pieselor componente ale organelor de maşini compuse sau ale construcţiilor metalice.

Asamblările folosite în construcţia de maşini se clasifică în asamblări nedemontabile (îmbinări) şi asamblări demontabile.

Îmbinările nu permit demontarea decât prin distrugerea parţială sau totală a pieselor componente şi pot fi obţinute prin intermediul mijloacelor mecanice (îmbinări nituite, îmbinări prin coasere) sau prin folosirea forţelor de coeziune sau a celor de aderenţă fizico-chimică (îmbinări sudate, prin lipire sau încleiere). Îmbinările sunt, în general, mai ieftine comparativ cu asamblările demontabile şi se folosesc, de regulă, când divizarea construcţiei este impusă de considerente tehnologice (posibilitatea, raţionalitatea şi economicitatea execuţiei).

Asamblările demontabile permit montarea şi demontarea ulterioară, fără distrugerea organelor de asamblare şi a pieselor asamblate, ori de câte ori este necesar. Deşi, în general, sunt mai scumpe decât asamblările nedemontabile, de multe ori, datorită condiţiilor impuse de realizarea pieselor compuse, a subansamblelor şi ansamblelor (de montare, de întreţinere, de deservire etc.), sunt folosite asamblările demontabile, care pot fi: filetate, prin pene longitudinale, prin caneluri, prin ştifturi, prin bolţuri, prin strângere proprie etc.

2.1. ASAMBLĂRI FILETATE

2.1.1. Caracterizare, domenii de folosire

Asamblările filetate sunt asamblări demontabile, realizate prin intermediul a două piese filetate, conjugate, una filetată la exterior (şurub), iar piesa conjugată, filetată la interior, poate fi o piuliţă sau o altă piesă cu rol funcţional de piuliţă.

Aceste asamblări sunt folosite pe scară largă în construcţia de maşini, datorită avantajelor pe care le prezintă:

- realizează forţe de strângere mari;
- sunt sigure în exploatare;
- sunt ieftine, deoarece se execută de firme specializate, în producţie de masă;
- sunt interschimbabile;
- asigură condiţia de autofixare.

Dezavantajele acestor tipuri de asamblări se referă, în principal, la:

- filetul, prin forma sa, este un puternic concentrator de tensiuni;
- nu se pot stabili cu precizie mărimile forţelor de strângere realizate;
- necesită asigurări suplimentare împotriva autodesfacerii.

Asamblările filetate dintre două sau mai multe piese se pot realiza în următoarele variante:

- cu şurub, montat cu joc, şi piuliţă (fig.2.1, *a*);

- cu şurub, montat fără joc, şi piuliță (fig.2.1, *b*);
- cu şurub înşurubat în una din piese (fig.2.1, *c*);
- cu prezon şi piuliță (fig.2.1, *d*).

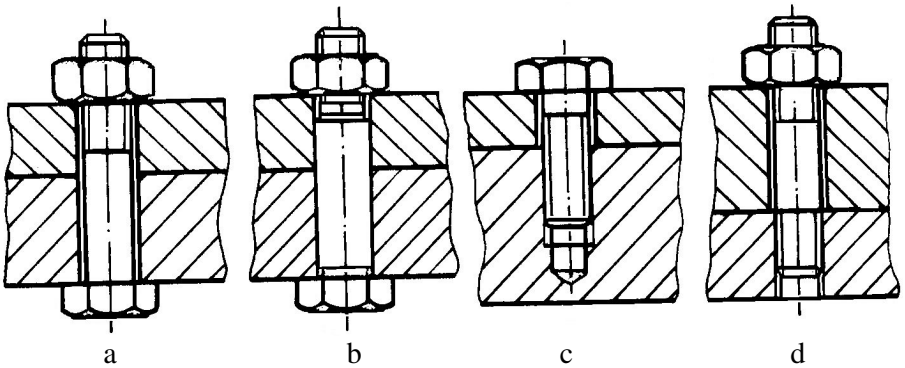


Fig. 2.1

Transmisiile şurub-piuliță sunt transmisii mecanice care transformă mişcarea de rotație în mişcare de translație, concomitant cu transmiterea unei sarcini. Acestea se folosesc în construcția maşinilor unelte şi la mecanismele de ridicat, datorită avantajelor pe care le prezintă:

- transmit sarcini mari;
- au funcționare silențioasă;
- îndeplinesc condiția de autofrânare.

Cele mai importante dezavantaje se referă la:

- randament redus;
- construcție complicată a piulițelor cu autoreglare, care preiau jocul dintre spire.

Elementul determinant al transmisiilor şurub-piuliță este cupla elicoidală, care poate fi cu frecare de alunecare sau cu frecare de rostogolire (transmisii prin şuruburi cu bile). Transmisiile prin şuruburi cu bile au randament ridicat, dar nu asigură autofrânarea, fiind utilizate la maşini unelte şi la unele mecanisme de direcție ale autovehiculelor.

Transformarea mişcării de rotație în mişcare de translație poate fi realizată prin:

- şurubul execută mişcarea de rotație, iar piulița mişcarea de translație (maşini unelte; cricuri cu pârghii etc.);
- şurubul execută ambele mişcări, de rotație şi de translație (cricul simplu; cricul telescopic; şurubul secundar al cricului cu dublă acțiune; presele cu şurub acționate manual etc.);
- piulița execută mişcarea de rotație, iar şurubul mişcarea de translație (cricul cu piuliță rotitoare; şurubul principal al cricului cu dublă acțiune etc.);
- piulița execută ambele mişcări, de rotație şi de translație (la construcții care necesită rigiditate mărită, obținută prin încastrarea şurubului).

2.1.2. Filete. Mod de generare, elemente geometrice, clasificare, caracterizare

Filetul reprezintă partea principală şi definitorie a şurubului şi piuliței.

2.1.2.1. Modul de generare al filetului

Dacă se înfăşoară, pe o suprafață directoare – cilindrică sau conică, exterioară sau interioară – un plan înclinat cu unghiul β, se obține, pe acea suprafață, o linie elicoidală, numită elice directoare

(fig.2.2, *a*). Dacă pe elicea directoare alunecă un profil oarecare, numit profil generator, urma lăsată de acesta defineşte spira filetului (fig.2.2, *b*).

Înşurubarea – deşurubarea constă, practic, în deplasarea piuliţei pe elicea directoare, care este, de fapt, un plan înclinat, înfăşurat pe o suprafaţă de revoluţie; rezultă, deci, analogia funcţională dintre înşurubare – deşurubare şi urcarea, respectiv coborârea unui corp pe un plan înclinat.

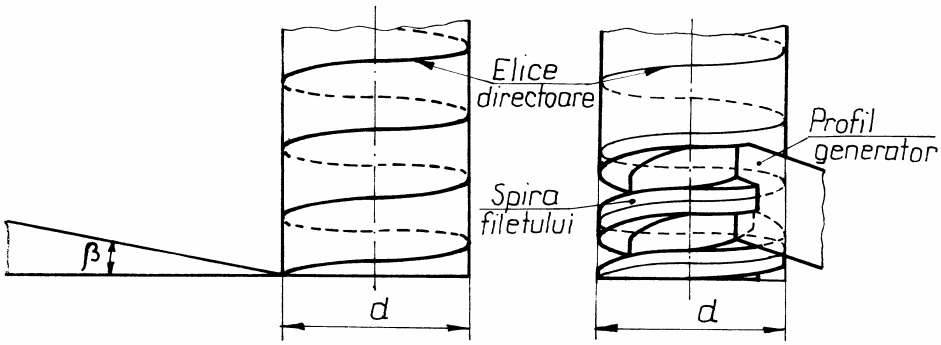


Fig. 2.2

2.1.2.2. Parametrii geometrici ai filetului

Parametrii geometrici ai filetelor sunt standardizaţi şi prezentaţi în fig.2.3 (pentru filetul triunghiular metric), semnificaţia acestora fiind următoarea: d, D – diametrul exterior (nominal) al filetului şurubului, respectiv al piuliţei; d_2, D_2 – diametrul mediu al filetului, adică diametrul cilindrului pe a cărui generatoare plinul şi golul sunt egale; d_1, D_1 – diametrul interior al filetului şurubului, respectiv al piuliţei; p - pasul filetului, adică distanţa dintre punctele omologe a două spire vecine; H – înălţimea profilului generator; H_1 – înălţimea efectivă a spirei filetului şurubului; H_2 – înălţimea utilă, adică înălţimea de contact dintre spirele filetelor şurubului şi piuliţei; α - unghiul profilului generator al filetului; β - unghiul de înclinare al spirei filetului; este variabil, fiind funcţie de cilindrul pe care se consideră, deoarece pasul filetului rămâne acelaşi, lungimea de înfăşurare modificându-se (fig.2.4).

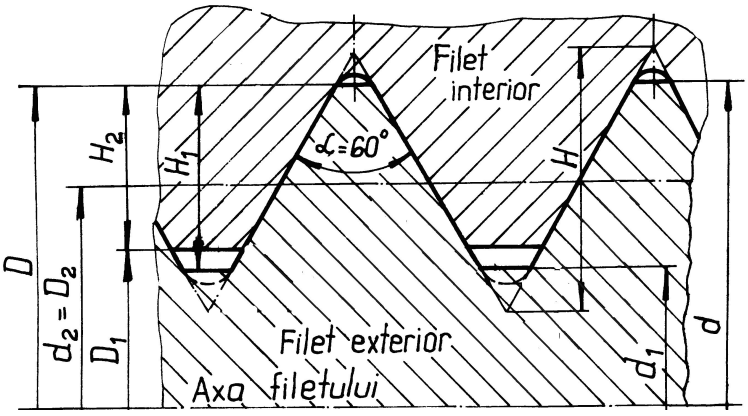


Fig. 2.3

În calcule, se consideră unghiul de înclinare corespunzător diametrului mediu d_2, determinat cu relaţia

$$\beta_2 = arctg\frac{p}{\pi d_2}. \qquad (2.1)$$

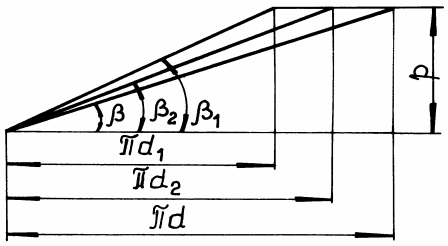


Fig. 2.4

2.1.2.3. Clasificarea filetelor

Clasificarea filetelor se face după o serie de criterii, prezentate în continuare:

- În funcţie de *destinaţie*, se deosebesc filete de fixare (la asamblări filetate), filete de mişcare (la transmisii şurub-piuliţă), filete de măsurare (la aparate de măsură) şi filete de reglare (pentru poziţionarea relativă a unor elemente).

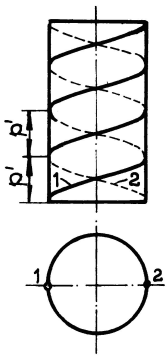


Fig. 2.5

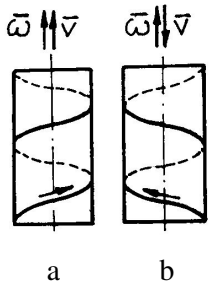


Fig.2.6

- În funcţie de *numărul de începuturi*, filetele pot fi cu un început (în general), cu două sau mai multe începuturi (la filetele de mişcare). Filetele cu mai multe începuturi (fig.2.5) au un randament mai ridicat, dar există pericolul neîndeplinirii condiţiei de autofrânare. În cazul filetelor cu mai multe începuturi, între pasul real p al unei spire şi pasul aparent p'al filetului (v. fig.2.5) există relaţia $p = i\,p'$, în care i reprezintă numărul de începuturi; la aceste filete, cursa (deplasarea corespunzătoare unei rotaţii complete) este mai mare.
- În funcţie de *sensul de înfăşurare al spirei*, se deosebesc filete obişnuite, cu sensul de înfăşurare dreapta (fig. 2.6, *a*) şi filete cu sensul de înfăşurare stânga (fig. 2.6, *b*), utilizate atunci când acest sens este impus de condiţiile de funcţionare.
- În funcţie de *sistemul de măsurare*, filetele pot avea dimensiunile măsurate în milimetri (de regulă, în construcţia de maşini) sau în ţoli (la maşini din import şi la ţevi).
- În funcţie de *forma suprafeţei directoare*, se deosebesc filete cilindrice şi filete conice (folosite când se impun condiţii de etanşare sau de compensare a jocurilor apărute datorită uzurii).
- În funcţie de *mărimea pasului filetului*, se deosebesc filete cu pas mare, cu pas normal şi cu pas fin. Filetele cu pas mare îmbunătăţesc viteza deplasării axiale la acţionare, dar există pericolul neîndeplinirii condiţiei de autofrânare. Filetele cu pas fin (utilizate ca filete de măsurare sau reglare şi la piese cu pereţi subţiri) măresc rezistenţa piesei filetate, asigură îndeplinirea condiţiei de autofixare, dar micşorează rezistenţa spirei.
- În funcţie de *profilul spirei filetului*, se deosebesc filete triunghiulare, filete pătrate, filete trapezoidale, filete rotunde şi filete ferăstrău.

2.1.2.4. Caracterizarea principalelor tipuri de filete

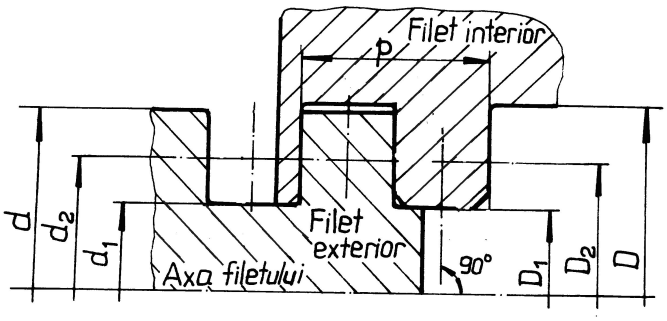


Fig. 2.7

Filetele triunghiulare sunt folosite ca filete de fixare, deoarece asigură o bună autofixare. Profilul filetului este un triunghiu echilateral (α=60°), pentru filete metrice (v. fig.2.3) şi un triunghi isoscel (α=55°), pentru filetul Witworth, măsurat în ţoli. Filetele metrice se pot executa cu pas normal

(simbolizate prin **M d**) sau cu pas fin (simbolizate prin **M dxp**). Forma fundului filetului şurubului poate fi dreaptă sau rotunjită (v. fig.2.3), rotunjire ce micşorează concentratorul de tensiuni, mai ales în cazul acționării unor sarcini variabile. Filetul în țoli – pentru țevi – care se execută cu pas fin, cu fundul şi vârful filetului rotunjite, fără joc la fundul filetului, este folosit pentru fixare – etanşare. Se notează prin **G** şi diametrul interior al țevii, în țoli (de exemplu, pentru o țeavă cu diametrul interior de 3/4", notația va fi **G 3/4**).

Filetul pătrat (fig.2.7) se utilizează ca filet de mişcare, profilul filetului fiind un pătrat ($\alpha=0^o$) cu latura egală cu jumătate din pasul filetului. Deşi are cel mai ridicat randament, se utilizează numai pentru transmiterea unor sarcini mici, deoarece spira are rigiditate şi rezistență reduse. Un alt dezavantaj al filetului pătrat îl constituie centrarea nu prea bună a piuliței față de şurub. Se execută numai prin strunjire, cu productivitate relativ scăzută; poate avea pas mare, normal sau fin (se simbolizează prin **Pt dxp**).

Filetul trapezoidal (fig.2.8) se utilizează ca filet de mişcare, profilul filetului fiind un trapez, obținut prin teşirea unui triunghi isoscel, cu unghiul $\alpha=30^o$. Are randamentul mai redus decât filetul pătrat şi se utilizează pentru transmiterea unor sarcini mari, spira filetului fiind mai rigidă şi mai rezistentă decât a filetului pătrat. Asigură o centrare mai bună între piuliță şi şurub, motiv pentru care acest profil este cel mai frecvent utilizat la transmisiile şurub-piuliță. Se execută cu pas mare, normal sau fin (se simbolizează prin **Tr dxp**), putând fi prelucrat şi prin frezare, cu productivitate mare.

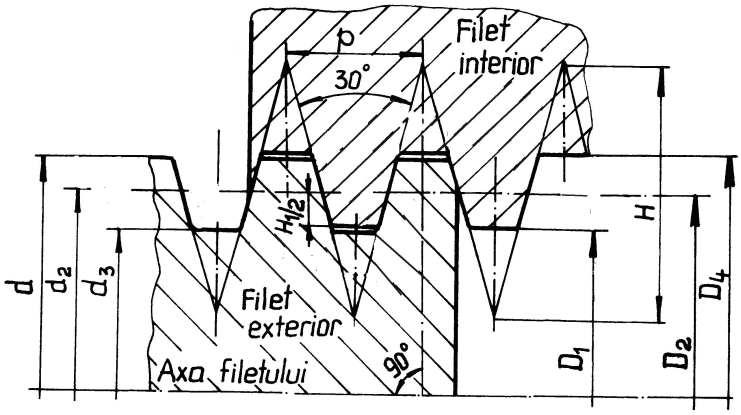


Fig. 2.8

Filetul rotund (fig.2.9) are profilul format din drepte racordate cu arce de cerc, fiind obținut din profilul trapezoidal ($\alpha=30^o$), prin rotunjirea vârfului şi fundului filetului. Acest profil asigură filetului o rezistență sporită la oboseală, fiind utilizat – datorită acestui avantaj – ca filet de mişcare, în cazul unor sarcini variabile, în condiții grele de exploatare (cuplele vehiculelor feroviare, armături hidraulice etc.). Se execută cu pas mare, normal sau fin, fiind simbolizat prin **R dxp**.

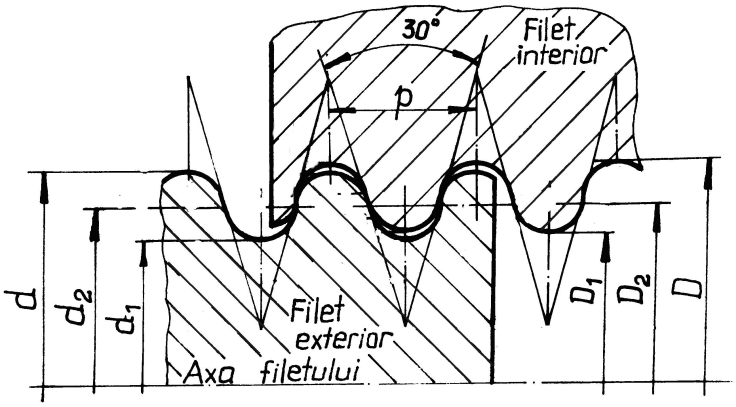


Fig. 2.9

Un caz particular al filetului rotund îl constituie *filetul Edison*, format numai din arce de cerc (lipsesc porţiunile rectilinii), al cărui profil are, comparativ cu al filetului rotund, înălţimea mai mică. Se obţine prin deformarea plastică a pieselor cu pereţi subţiri şi se utilizează la instalaţii electrice (becuri, siguranţe etc.).

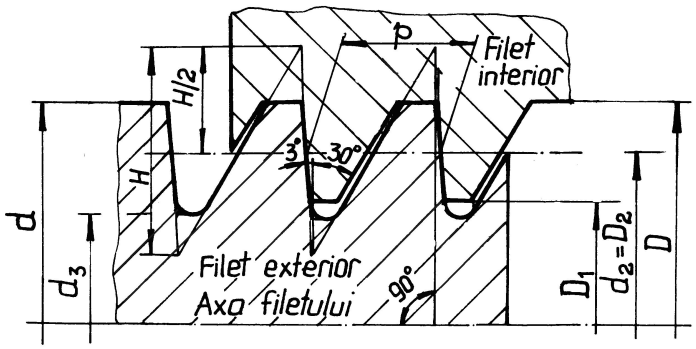


Fig.2.10

Filetul ferăstrău (fig.2.10) se utilizează ca filet de mişcare, profilul filetului fiind o combinaţie între profilul pătrat, trapezoidal şi rotund; cumulează avantajele acestora: randament relativ ridicat, spiră rigidă şi rezistentă, concentrator redus de tensiuni la baza spirei. Dezavantajul acestui filet constă în transmiterea sarcinii într-un singur sens. Se utilizează în cazul unor sarcini mari, cu şoc (dispozitive de strângere ale laminoarelor, în construcţia preselor etc.). Se execută cu pas mare, normal sau fin (se simbolizează prin **S dxp**), înclinarea de 3° a flancului activ al spirei permiţând executarea filetului şurubului prin frezare.

2.1.3. Forţe şi momente în asamblările filetate

2.1.3.1. Momentul la cheie

La strângerea sau desfacerea, cu cheia, a unei asamblări filetate (fig.2.11), asupra elementelor componente acţionează atât sarcini exterioare cât şi sarcini de legătură (reacţiuni în cuple). Sarcina exterioară este momentul la cheie (momentul motor) M_m, determinat cu relaţia

$$M_m = F_m L, \tag{2.2}$$

în care F_m reprezintă forţa exterioară, care acţionează la capătul cheii, de lungime L.

Ca urmare a strângerii piuliţei, în asamblarea filetată apare o forţă axială F, care întinde tija şurubului şi comprimă piesele asamblate.

Sub acţiunea forţei F, în asamblările filetate apar două momente rezistente: $M_{înş\ (deş)}$ - momentul de înşurubare sau deşurubare, care apare în cupla elicoidală; M_f - momentul de frecare (de pivotare), care apare între piesa rotitoare (capul şurubului sau piuliţa) şi suprafaţa pe care aceasta se sprijină. Momentul de înşurubare (deşurubare) acţionează asupra şurubului şi piuliţei, iar momentul de frecare acţionează asupra piuliţei (sau la unele asmblări asupra capului şurubului) şi asupra piesei pe care aceasta se sprijină.

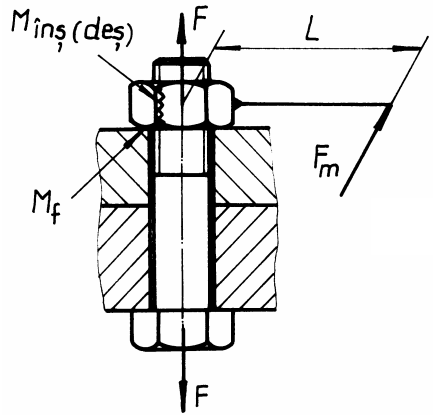


Fig. 2.11

Sub acţiunea momentului motor şi a momentelor rezistente, elementul motor (piuliţa) este în echilibru; se poate scrie, deci, relaţia de echilibru de momente

$$M_m = M_{înş\ (deş)} + M_f. \qquad (2.3)$$

2.1.3.2. Momentul de înşurubare – deşurubare

Din modul de generare al filetului, rezultă echivalența dintre fenomenele ce apar la înşurubare – deşurubare şi urcarea, respectiv coborârea unui corp pe un plan înclinat. Această analogie (fig.2.12) se face cu respectarea următoarelor condiții:

- unghiul planului înclinat este egal cu unghiul mediu de înclinare al spirei filetului β_2;
- greutatea corpului de pe planul înclinat este egală cu forța axială care încarcă asamblarea *F*.

Schema de calcul (v. fig.2.12) este întocmită pentru filetul pătrat ($\alpha=0^o$); forțele care acționează asupra elementului de piuliță, respectiv asupra corpului de pe planul înclinat au următoarele semnificații:

- *H*, *H'* - forța tangențială care, aplicată la brațul $d_2/2$, crează momentul de înşurubare, respectiv deşurubare şi este egală cu forța care urcă, respectiv care coboară corpul pe planul înclinat;
- *N* - reacțiunea normală a planului înclinat;
- F_f - forța de frecare, care se opune deplasării corpului pe planul înclinat ($F_f = \mu N$, μ fiind coeficientul de frecare);
- *R* - reacțiunea cu frecare $\left(\overline{R} = \overline{N} + \mu\overline{N}\right)$, care face unghiul φ cu normala, φ = arctg μ fiind denumit unghi de frecare.

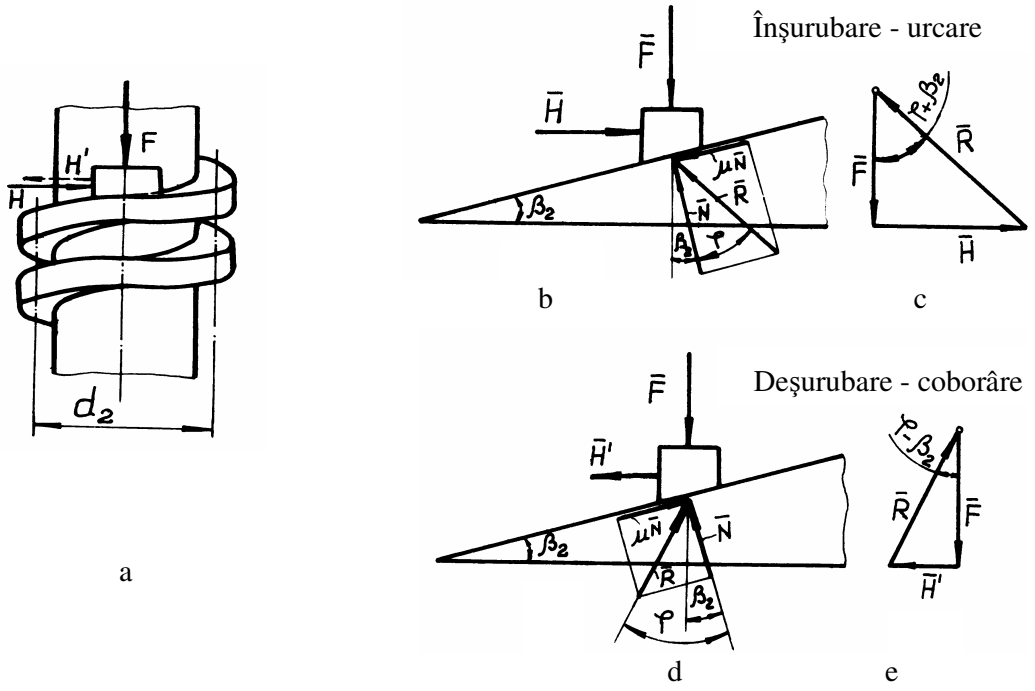


Fig. 2.12

Condiția de echilibru a corpului, în mişcarea uniformă de urcare pe planul înclinat (fig.2.12, *b*), este reprezentată de ecuația

$$\sum \overline{F} = \overline{0}\,;\ \overline{F} + \overline{H} + \overline{R} = \overline{0}\,. \tag{2.4}$$

Poligonul forţelor (fig.2.12, *c*), construit pe baza ecuaţiei (2.4), permite determinarea mărimii forţei de împingere a corpului pe planul înclinat

$$H = F\ \mathrm{tg}(\beta_2 + \varphi), \tag{2.5}$$

respectiv a momentului de înşurubare

$$M_{ins} = H\frac{d_2}{2} = F\frac{d_2}{2}\ \mathrm{tg}\ (\varphi + \beta_2). \tag{2.6}$$

Ecuaţia de echilibru a corpului, în mişcarea uniformă de coborâre pe planul înclinat (fig.2.12, *d*), este

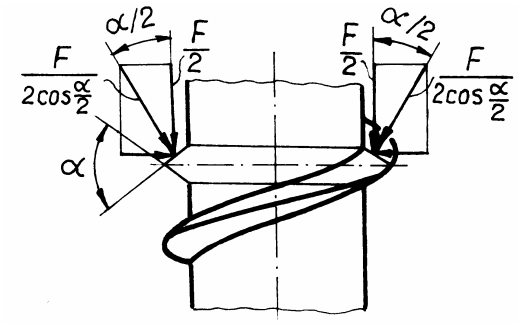


Fig. 2.13

$$\sum \overline{F} = \overline{0}\,;\ \overline{F} + \overline{H'} + \overline{R} = \overline{0}\,. \tag{2.7}$$

Pe baza acestei ecuaţii, s-a construit poligonul forţelor, prezentat în fig. 2.12, *e*. Mărimea forţei *H*' rezultă din poligonul forţelor

$$H' = F\ \mathrm{tg}\ (\varphi - \beta_2), \tag{2.8}$$

iar expresia momentului de deşurubare devine

$$M_{des} = H'\frac{d_2}{2} = F\frac{d_2}{2}\mathrm{tg}\ (\varphi - \beta_2). \tag{2.9}$$

În cazul filetelor cu unghiul dintre flancuri $\alpha \neq 0$, forţa axială F nu mai este normală la suprafaţa de contact dintre spire, ca în cazul filetului pătrat (caz pentru care s-au realizat calculele anterioare).

În această situaţie, forţa de frecare se determină în funcţie de forţa normală pe flancul spirei (fig.2.13), rezultând

$$F_f = 2\frac{F}{2\cos\frac{\alpha}{2}}\mu = \mu' F, \tag{2.10}$$

unde $\mu' = \dfrac{\mu}{\cos\frac{\alpha}{2}}$ reprezintă coeficientul de frecare aparent; valoarea acestuia creşte cu mărimea unghiului α. Acest fapt determină utilizarea filetelor metrice ($\alpha = 60^0$) ca filete de fixare.

Corespunzător coeficientului de frecare aparent μ', se defineşte şi unghiul de frecare aparent φ', care se determină cu relaţia

$$\varphi' = \mathrm{arctg}\ \mu' = \mathrm{arctg}\left(\mu / \cos\frac{\alpha}{2}\right). \tag{2.11}$$

Relaţiile (2.6) şi (2.9) pot fi generalizate pentru toate tipurile de filete, sub forma:

$$M_{ins} = F\frac{d_2}{2}\mathrm{tg}\ (\varphi' + \beta_2), \tag{2.12}$$

$$M_{des} = F\frac{d_2}{2}\mathrm{tg}\ (\varphi' - \beta_2). \tag{2.13}$$

Din relaţiile (2.6) şi (2.9), respectiv (2.12) şi (2.13), rezultă inegalitatea $M_{deş} < M_{înş}$.

2.1.3.3. Condiția de autofixare

Din punct de vedere fizic, condiția de autofixare este îndeplinită dacă asamblarea filetată nu se desface sub acțiunea forței axiale care o încarcă sau, în cazul planului înclinat, corpul nu coboară sub acțiunea propriei greutăți (v. fig.2.12, *d*). Deci, pentru a desface asamblarea, trebuie să se acționeze, din exterior, cu un moment de deşurubare.

Din punct de vedere matematic, acționarea din exterior cu un moment de deşurubare este echivalentă cu inegalitatea $M_{deş} > 0$. Impunând această condiție, în care se introduce expresia momentului de deşurubare, dată de relația (2.13), rezultă

$$M_{des} = F\frac{d_2}{2}\mathrm{tg}\left(\varphi' - \beta_2\right) > 0 \tag{2.14}$$

şi deci

$$\varphi' > \beta_2, \tag{2.15}$$

inegalitate care exprimă îndeplinirea condiției de autofixare.

Condiția (2.15) este valabilă doar în cazul unor solicitări statice; în cazul unor solicitări dinamice, chiar dacă este îndeplinită condiția de autofixare, se produce, în timp, autodesfacerea asamblării, ca urmare a unor fenomene complexe, cum ar fi: şocuri şi vibrații, micşorarea frecării între suprafețele în contact etc., motiv care impune o asigurare suplimentară a acestor asamblări împotriva autodesfacerii.

2.1.3.4. Momentul de frecare pe suprafața de aşezare a piuliței

Momentul de frecare este un moment de pivotare, suprafața de frecare fiind o coroană circulară, dimensiunile acesteia depinzând de soluția constructivă existentă: diametrul interior d_0 este egal cu diametrul găurii de trecere, iar diametrul exterior este egal cu deschiderea cheii *S*, ambele standardizate (fig.2.14).

Momentul de frecare se determină adoptând următoarele ipoteze simpificatoare:

- coeficientul de frecare este constant (μ_1=const.);
- presiunea se distribuie uniform pe suprafața de contact adică

$$p = \frac{F}{\frac{\pi}{4}\left(S^2 - d_0^2\right)} = \text{const.} \tag{2.16}$$

Momentul de frecare elementar dM_f rezultă, ținând seama de schema de calcul din fig.2.14, *b*, egal cu

$$dM_f = dF_f\, r = \mu_1 p\, dA\, r = \mu_1 p\, 2\pi r^2 dr. \tag{2.17}$$

Ținând seama de ipotezele adoptate, momentul de frecare se obține prin integrarea relației momentului de frecare elementar

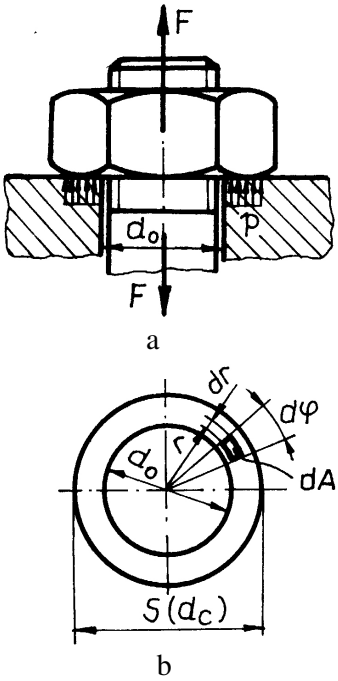


Fig. 2.14

$$M_f = \int_A dM_f = 2\pi\mu_1 p \int_{\frac{d_0}{2}}^{\frac{S}{2}} r^2 dr = \frac{\pi}{12}\mu_1 p\left(S^3 - d_0^3\right). \tag{2.18}$$

Înlocuind relaţia (2.16) în (2.18), se obţine

$$M_f = \frac{1}{3}\mu_1 F \frac{S^3 - d_0^3}{S^2 - d_0^2}. \tag{2.19}$$

Prin înlocuire în relaţia (2.3) a relaţiilor (2.2), (2.12), (2.13) şi (2.19), rezultă

$$M_m = F_m L = F\left[\frac{d_2}{2}\mathrm{tg}\left(\varphi' \pm \beta_2\right) + \frac{1}{3}\mu_1 \frac{S^3 - d_0^3}{S^2 - d_0^2}\right]. \tag{2.20}$$

Pentru valori medii statistice ale parametrilor din relaţia (2.20) şi utilizând chei standardizate ($L \approx 12d$), rezultă că $F \approx 80F_m$, adică la şuruburile de diametre mici există pericolul ruperii tijei şurubului, în timpul strângerii; în asemenea situaţii, se recomandă utilizarea cheilor dinamometrice sau a cheilor limitative, realizându-se – în acest fel – un control al momentului aplicat asupra piuliţei.

Relaţia (2.20) permite determinarea unuia din cei trei parametrii, F, F_m sau L, când se cunosc sau se impun ceilalţi doi: dacă se cunosc dimensiunile şi materialul şurubului de fixare, se poate determina, din condiţia de rezistenţă a acestuia, forţa F şi apoi forţa F_m, utilizând pentru strângere chei standardizate.

2.1.4. Materiale şi tehnologie

Materialele pentru organele de asamblare se aleg, în principal, în funcţie de condiţiile funcţionale. Şuruburile uzuale, la care nu se cunoaşte anticipat domeniul de folosire, se execută din OL 37 sau OL 42; pentru şuruburile la care este necesară o rezistenţă mai mare, se recomandă utilizarea oţelurilor OL 50, OLC 35, OLC 45 sau a oţelurilor pentru automate AUT 20, AUT 30 etc. Şuruburile puternic solicitate, precum şi cele de importanţă deosebită, se execută din oţeluri aliate, 40 Cr 10, 33 MoCr 11, 13 CrNi 30, tratate termic. În afară de oţeluri, şuruburile şi piuliţele se mai execută şi din metale uşoare, aliaje neferoase sau materiale plastice.

Oţelurile folosite în construcţia şuruburilor şi piuliţelor de fixare sunt împărţite, în funcţie de caracteristicile mecanice ale acestora, în mai multe grupe, fiecare grupă conţinând materiale cu caracteristici apropiate. Conform STAS, fiecare grupă de oţeluri pentru şuruburi este simbolizată prin două cifre, despărţie de un punct (de ex.: **4.8**; **6.6**; **8.8** etc), iar pentru piuliţe printr-o cifră (de ex.: **4**; **6**; **8** etc). De fapt, cifrele indică caracteristicile mecanice ale materialelor din grupa respectivă; astfel, prima cifră a grupei pentru şuruburi şi cifra grupei pentru piuliţe, înmulţite cu 100, dau rezistenţa limită de rupere a materialelor din grupa respectivă, iar înmulţind cu 10 produsul celor două cifre ale grupei pentru şuruburi, rezultă limita de curgere a oţelurilor din respectiva grupă (de ex., pentru grupa 6.8: $\sigma_{r\,min}$=6·100=600 MPa; σ_{02}=6·8·10=480 MPa).

Şaibele plate se execută din OL 34, AUT 08 etc., iar şaibele Grower şi alte şaibe elastice se execută din oţel de arc OLC65A.

Tehnologia de execuţie a filetelor se alege, în primul rând, în funcţie de seria de fabricaţie. În cazul unor unicate sau serii mici, se recomandă filetarea cu filiera pentru şurub şi cu tarodul pentru piuliţă sau filetarea ambelor piese prin strunjire, cu cuţit de filetat.

În cazul unor serii de fabricaţie mai mari, filetarea se poate face pe strung, cu scule speciale (cuţit pieptene sau cuţit disc), pe maşini automate sau prin rulare; rularea asigură o mare productivitate şi păstrează continuitatea fibrelor materialului.

Organele de asamblare filetate, cu destinaţie generală, se execută de firme specializate.

2.1.5. Calculul asamblărilor filetate

2.1.5.1. Forme şi cauze de deteriorare

Cercetările experimentale şi analiza asamblărilor filetate distruse au condus la concluzia că formele de deterioare a organelor de asamblare filetate sunt: ruperea tijei şurubului şi distrugerea filetului piuliţei sau şurubului. Cauza principală care conduce la ruperi este oboseala materialului, datorită acţiunii unor sarcini variabile şi este favorizată de existenţa unor puternici concentratori de tensiuni. În cazul unor sarcini statice, ruperile se produc mai rar şi apar, de regulă, ca urmare a prelucrării mecanice necorespunzătoare a pieselor filetate sau a montării şi demontării incorecte a acestora.

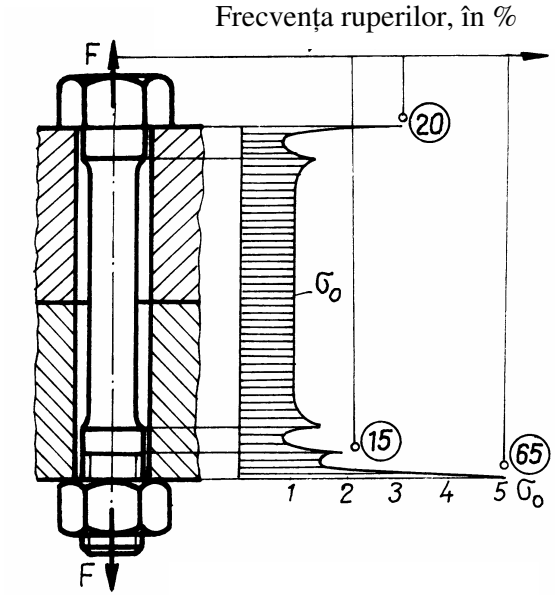


Fig. 2.15

În figura 2.15 este prezentată distribuţia tensiunilor, în lungul tijei şurubului unei asamblări filetate, şi – corespunzător acestei distribuţii neuniforme – frecvenţa ruperilor tijei şurubului, în diferitele secţiuni periculoase. Considerând ca tensiune de bază tensiunea σ_0 din tija nefiletată a şurubului, în secţiunile cu concentratori de tensiuni apar valori ale tensiunilor de până la 5 ori mai mari decât tensiunea de bază. Cea mai mare tensiune ($5\sigma_0$) şi, ca urmare, cea mai mare frecvenţă a ruperilor apare în zona primei spire a şurubului în contact cu piuliţa. Concentrarea tensiunilor în această zonă se explică prin distribuţia neuniformă a sarcinii între spirele în contact ale şurubului şi piuliţei comprimate, prima spiră preluând peste 1/3 din sarcină, iar a zecea spiră mai puţin de 1/100 din această sarcină. În plus, tensiunile care apar în tija şurubului au valori maxime în zona de la fundul filetului, acestea provocând şi ruperile spirelor filetului.

Alte zone cu frecvenţa ruperilor mare sunt: zona de trecere de la porţiunea filetată a tijei la porţiunea nefiletată, concentratorul de tensiuni fiind reprezentat de ieşirea filetului; zona de trecere de la tijă la capul şurubului, concentratorul de tensiuni din această zonă fiind tocmai diferenţa de dimensiuni.

Organele de maşini filetate se pot deteriora şi datorită unor sarcini suplimentare, cauzate de impreciziile de execuție şi montaj.

Pentru a se preîntâmpina deterioarea organelor de asamblare filetate, trebuie să se calculeze, conform regimului de solicitare, atât tija şurubului cât şi spirele filetului; în plus, trebuie luate măsuri tehnologice şi constructive pentru diminuarea concentratorilor de tensiuni.

2.1.5.2. Calculul şuruburilor solicitate de o forță axială şi de un moment de torsiune

Această situație de solicitare a şuruburilor, frecvent întâlnită în practică, cuprinde şuruburile de fixare montate cu joc – în timpul montajului (v. fig.2.15).

Tija şurubului este solicitată la tracțiune sau compresiune, de către forța din şurub şi la torsiune, de către momentul de torsiune, care poate fi moment de înşurubare sau momentul de frecare.

Tensiunea de tracțiune (compresiune) se stabileşte cu relația

$$\sigma_{t,\,c} = \frac{4F}{\pi d_1^2}, \tag{2.21}$$

iar tensiunea de torsiune cu relația

$$\tau_t = \frac{M_t}{W_p} = \frac{16M_t}{\pi d_1^3}. \tag{2.22}$$

Tensiunile de tracțiune (compresiune) şi torsiune apărând simultan, se determină o tensiune echivalentă, după teorei a III-a de rupere, rezultând

$$\sigma_e = \sqrt{\sigma_{t,\,c}^2 + 4\tau_t^2} = \sqrt{\left(\frac{4F}{\pi d_1^2}\right)^2 + 4\left(\frac{16M_t}{\pi d_1^3}\right)} = \frac{4F}{\pi d_1^2}\sqrt{1 + 4\left(\frac{4M_t}{F d_1}\right)^2} \tag{2.23}$$

sau

$$\sigma_e = \beta\frac{4F}{\pi d_1^2} = \beta\sigma_{t,\,c} \le \sigma_{at,\,c}. \tag{2.24}$$

În relația (2.24), coeficientul β indică aportul tensiunii de torsiune la tensiunea echivalentă, valoarea acestui coeficient depinzând de natura momentului de torsiune care solicită tija şurubului, după cum urmează:

- dacă momentul de torsiune este un moment de înşurubare, situație întâlnită în cazul şuruburilor de fixare montate cu prestrângere, valoarea coeficientului β este $\beta \approx 1{,}3$;
- dacă momentul de torsiune este un moment de frecare de alunecare sau de rostogolire, coeficientul β ia valori în intervalul $\beta = 1\ldots1{,}1$, cu valori minime în cazul frecării de rostogolire şi valori maxime în cazul frecării de alunecare.

Relația (2.24), cu luarea în considerare a valorii coeficientului β, pentru şuruburile de fixare montate cu prestrângere, permite ca tija acestora să fie calculată numai la tracțiune, dar cu o forță majorată – numită forță de calcul ($F_c = \beta F$) – rezultând

$$\sigma_t = \frac{4F_c}{\pi d_1^2} = \frac{4 \cdot 1{,}3F}{\pi d_1^2} \le \sigma_{at}, \tag{2.25}$$

pentru verificare şi

$$d_1 = \sqrt{\frac{4\beta F}{\pi \sigma_{at}}}\ , \tag{2.26}$$

pentru dimensionare.

Rezistența admisibilă σ_{at} se determină în funcție de materialul şurubului şi de importanța asamblării, cu relația

$$\sigma_{at} = \frac{\sigma_{02}}{c}, \tag{2.27}$$

în care σ_{02} este tensiunea limită de curgere a materialului şurubului, iar c este un coeficient de siguranță, dependent de mărimea şurubului (la şuruburi mari, valori mici, iar la şuruburi mici, valori mari) şi de importanța asamblării (cu atât mai mare cu cât importanța asamblării este mai mare) cu valori c = 1,2…5.

2.1.5.3. Calculul spirei filetului

Calculul spirei filetului are ca scop să preîntâmpine deterioarea spirelor filetului, datorită solicitărilor de strivire, încovoiere sau forfecare.

Calculul spirei filetului se face pe baza unor ipoteze simplificatoare:

- sarcina axială exterioară F acționează în axa şurubului;
- sarcina axială exterioară F se repartizează uniform pe spirele în contact dintre şurub şi piuliță;
- sarcina ce revine unei spire F/z se repartizează uniform pe suprafața de contact a acesteia;
- se neglijează unghiul de înclinare al spirei filetului ($\beta_2 = 0$);
- se neglijează unghiul profilului spirei filetului ($\alpha = 0$).

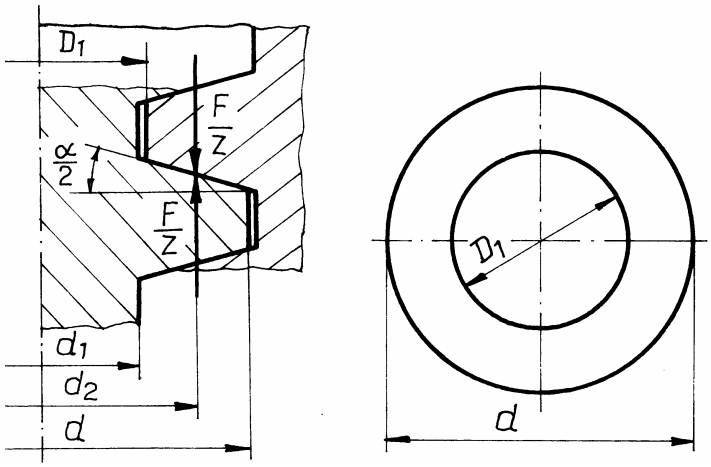


Fig. 2.16

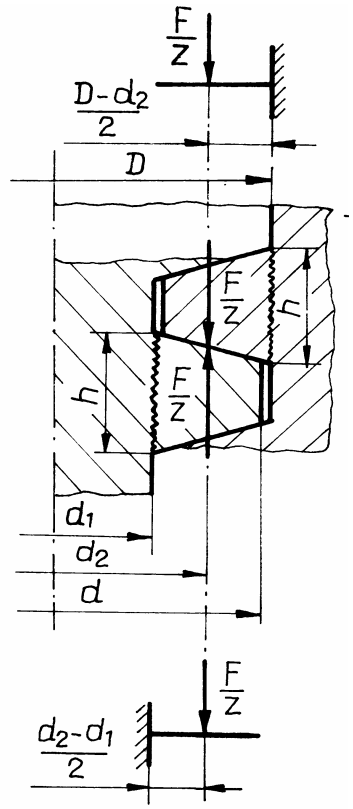
Solicitarea la strivire. Suprafața de strivire a unei spire este o coroană circulară, cu diametrul exterior egal cu diametrul nominal al şurubului d, iar diametrul interior egal cu diametrul interior al filetului piuliței D_1 (fig.2.16).

Tensiunea de strivire a spirei filetului se determină cu relația

$$\sigma_s = \frac{F/z}{\frac{\pi}{4}\left(d^2 - D_1^2\right)} = \frac{4F}{z\pi\left(d^2 - D_1^2\right)} \le \sigma_{as}\ . \tag{2.28}$$

Solicitarea la încovoiere. Pentru acest calcul, se consideră spira ca o grindă încastrată, cu sarcina în consolă (fig.2.17, *a*). Sarcina F/z este rezultanta presiunilor de contact şi se consideră concentrată la raza $d_2/2$, iar secțiunea periculoasă este secțiunea de încastrare a spirei pe tija şurubului sau în corpul piuliței (suprafața laterală a unui cilindru); prin desfăşurarea cilindrului corespunzător diametrului de încastrare a spirei, se obține un dreptunghi (fig.2.17, *b*).

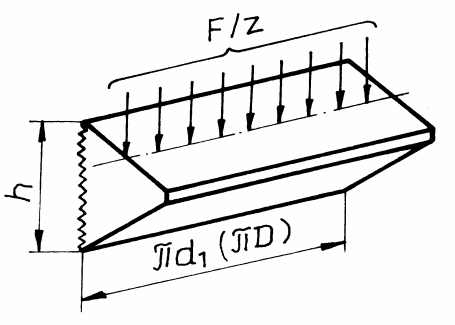
Dacă şurubul şi piulița sunt executate din acelaşi material, se verifică la încovoiere spira filetului şurubului, cu relația



a

$$\sigma_i = \frac{M_i}{W_z} = \frac{\frac{F}{z}\frac{d_2 - d_1}{2}}{\frac{\pi d_1 h^2}{6}} = \frac{3F\left(d_2 - d_1\right)}{\pi d_1 h^2 z} \le \sigma_{ai}. \qquad (2.29)$$

Dacă piulița se execută dintr-un material mai slab decât al şurubului, se verifică spira piuliței, cu relația



b

Fig.2.17

$$\sigma_i = \frac{M_i}{W_z} = \frac{\frac{F}{z}\frac{D - d_2}{2}}{\frac{\pi D h^2}{6}} = \frac{3F\left(D - d_2\right)}{\pi D h^2 z} \le \sigma_{ai}. \qquad (2.30)$$

Rezistența admisibilă la încovoiere depinde de materialul şurubului, respectiv piuliței, luând valorile σ_{ai} = 60…80 MPa - pentru oțel şi σ_{ai} = 40…45 MPa - pentru bronz sau fontă.

Solicitarea la forfecare este o solicitare de mică importanță. Tensiunea de forfecare, pentru spira filetului şurubului, se determină cu relația

$$\tau_f = \frac{F}{A} = \frac{F}{\pi d_1 h z} \le \tau_{af}. \qquad (2.31)$$

Pentru spira filetului piuliței, expresia tensiunii de forfecare este

$$\tau_f = \frac{F}{A} = \frac{F}{\pi D h z} \le \tau_{af}. \qquad (2.32)$$

Rezistența admisibilă la forfecare depinde de materialul şurubului, respectiv piuliței, luând valorile τ_{af} = 50…65 MPa - pentru oțel şi τ_{af} = 30…35 MPa - pentru bronz sau fontă.

2.1.5.4. Calculul asamblărilor filetate încărcate transversal

La aceste asamblări, sarcina exterioară acționează perpendicular pe axele şuruburilor. În funcție de modul de montare a şuruburilor, în practică se întâlnesc două cazuri distincte, şi anume:

- şuruburi montate cu joc;
- şuruburi montate fără joc (şuruburi de păsuire).

Asamblări filetate încărcate transversal, cu şuruburi montate cu joc. În cazul acestor asamblări (fig.2.18), sarcina exterioară Q se transmite de la o tablă la alta prin contact cu frecare. Asamblarea funcţionează corect dacă sub acţiunea forţei exterioare Q între table nu apare o deplasare relativă. Matematic, acest principiu de funcţionare se exprimă prin inegalitatea

$$F_f \geq Q, \tag{2.33}$$

în care F_f reprezintă forţa de frecare dintre table.

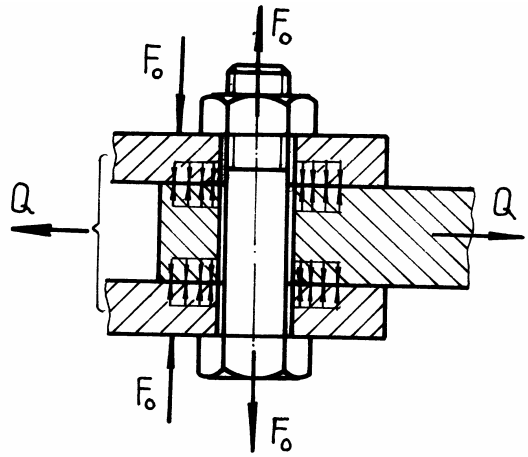


Fig. 2.18

Pentru îndeplinirea inegalităţii (2.33), şuruburile se montează cu prestrângere, în tija acestora apărând forţa de întindere F_0, iar în asamblare forţa de compresiune F_0.

În cazul unei asamblări realizate cu z şuruburi, fiecare prestrâns cu forţa F_0, rezultă pentru forţa de frecare relaţia

$$F_f = \mu F_0 z i, \tag{2.34}$$

în care μ este coeficientul de frecare dintre table, z este numărul de şuruburi şi i este numărul de perechi de suprafeţe de frecare ($i = 2$, pentru asamblarea din fig.2.18).

Introducând relaţia (2.34) în inegalitatea (2.33) şi impunând un coeficient de siguranţă la alunecarea tablelor β, rezultă forţa necesară de prestrângere pentru un şurub

$$F_0 = \beta \frac{Q}{\mu z i}. \tag{2.35}$$

Tija şurubului este solicitată la tracţiune, iar în timpul montajului şi la torsiune, de către momentul de înşurubare; relaţia de verificare este

$$\sigma_t = \frac{4 \cdot 1{,}3 F_0}{\pi d_1^2} \leq \sigma_{at}, \tag{2.36}$$

iar pentru dimensionare

$$d_1 = \sqrt{\frac{4 \cdot 1{,}3 F_0}{\pi \sigma_{at}}}. \tag{2.37}$$

Relaţia (2.35) permite tragerea unor concluzii deosebit de importante. Astfel, pentru $z = 1$, $i = 1$, $\beta = 1$ şi $\mu = 0{,}2$, rezultă $F_0 = 5Q$, adică forţa de prestrângere este mare comparativ cu sarcina de transmis, conducând la şuruburi de diametre mari, ceea ce reprezintă un dezavantaj al acestor asamblări; avantajul lor constă în faptul că necesită o precizie de prelucrare scăzută, datorită montajului cu joc al şuruburilor.

Pentru a preîntâmpina solicitarea suplimentară a şuruburilor la încovoiere, prin alunecarea relativă a tablelor, se iau unele măsuri constructive: montarea unei bucşe sau a unui inel, în alezajul pieselor de asamblat; montarea, în planul de separaţie al tablelor, a uni ştift sau a unei pene paralele; executarea, în planul de separaţie, a unui prag. La aceste construcţii, sarcina exterioară se transmite de la o tablă la cealaltă prin intermediul bucşei, inelului, ştiftului, penei paralele, respectiv pragului.

Asamblări filetate încărcate transversal, cu şuruburi montate fără joc. Şuruburile montate fără joc, numite şi şuruburi de păsuire, se caracterizează prin faptul că tija nefiletată a şurubului este mai mare în diametru decât tija filetată a acestuia. Sarcina exterioară Q se transmite, prin contact direct fără frecare, de la o tablă la tija nefiletată a şuruburilor şi, în mod similar, de la tija nefiletată a şuruburilor la cealaltă tablă (fig.2.19).

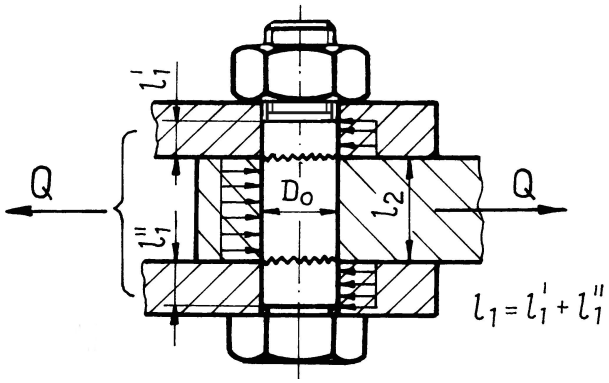


Fig. 2.19

Tija nefiletată a şuruburilor este solicitată la forfecare, iar suprafeţele de contact dintre şurub şi table sunt solicitate la strivire.

Solicitarea principală este solicitarea la forfecare; condiţia de rezistenţă la forfecare are expresia

$$\tau_f = \frac{Q}{A} = \frac{4Q}{\pi D_0^2 zi} \le \tau_{af}, \qquad (2.38)$$

în care z reprezintă numărul de şuruburi, iar i - numărul secţiunilor de forfecare (i = 2, pentru asamblarea din fig. 2.19).

Pentru dimensionare, din relaţia (2.38), rezută diametrul tijei nefiletate a şuruburilor

$$D_0 = \sqrt{\frac{4Q}{\pi z i \tau_{af}}}, \qquad (2.39)$$

în funcţie de care se alege un şurub standardizat.

Solicitarea la strivire este mai puţin importantă, efectuându-se doar un calcul de verificare la această solicitare. Relaţia de verificare este

$$\sigma_s = \frac{Q}{A} = \frac{Q}{D_0 l_{min}\, z} \le \sigma_{as}, \qquad (2.40)$$

unde l_{min} reprezintă lungimea minimă de contact dintre tija şurubului şi table ($l_{min} = \min(l_1, l_2)$).

Comparativ cu asamblările cu şuruburi montate cu joc, în cazul asamblărilor prin şuruburi montate fără joc, se obţin şuruburi de dimensiuni mai mici (fiind calculate doar la forţa Q), dar tehnologia este mai pretenţioasă (tijele şuruburilor se rectifică, iar găurile se alezează).

Rezistenţa admisibilă la forfecare τ_{af} se alege în funcţie de materialul şurubului. Astfel: τ_{af} = (0,2…0,3) σ_{02} – pentru sarcini variabile şi τ_{af} = 0,4 σ_{02} – pentru sarcini statice.

Rezistenţa admisibilă la strivire se alege în funcţie de materialul piesei mai puţin rezistente (şurub sau table) σ_{as} = (0,3…0,4) σ_{02}.

2.1.6. Elemente constructive

2.1.6.1. Şuruburi, piuliţe, şaibe

Şuruburile cu cap se pot clasifica după forma constructivă a capului, tijei şi vârfului.

Principalele forme constructive ale *capului şuruburilor* sunt prezentate în fig.2.20, cel mai frecvent utilizat fiind şurubul cu cap hexagonal (fig.2.20, *a*, *b*, *c*), deoarece necesită cel mai redus spaţiu pentru manevrare – cu cheia fixă – la montare, respectiv la demontare.

La montări şi demontări repetate se utilizează şuruburile cu cap pătrat (fig.2.20, *d*), deoarece suprafaţa de contact dintre capul şurubului şi cheie este mai mare şi se asigură o durabilitate ridicată a şurubului.

Capul şuruburilor poate fi prevăzut cu prag intermediar (v. fig.2.20, *b*), pentru micşorarea concentratorului de tensiuni reprezentat de trecerea de la diametrul tijei la capul şurubului sau cu guler (v. fig.2.20, *c*), în cazul asamblării unor piese din materiale moi (lemn, aluminiu etc.), pentru micşorarea presiunii pe suprafaţa de aşezare.

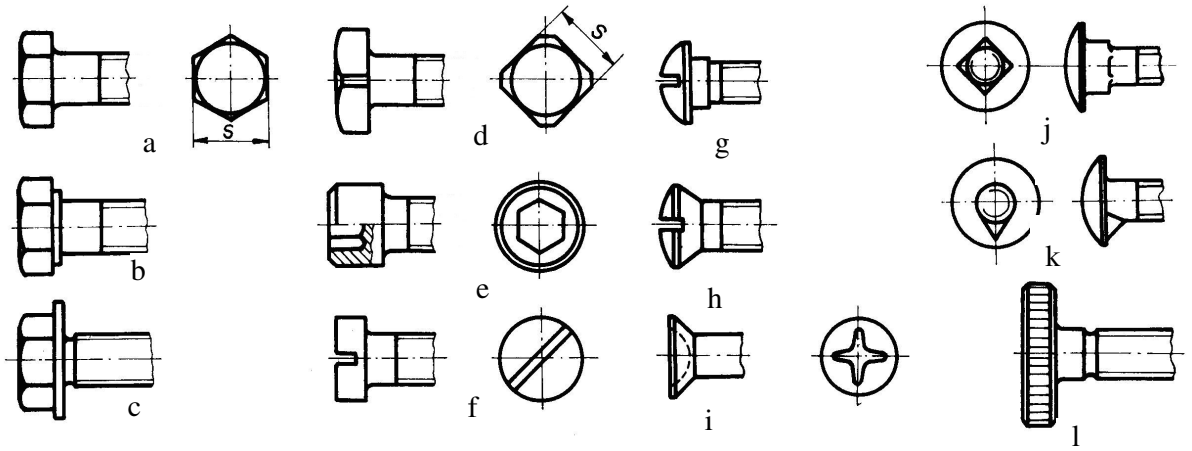


Fig.2.20

Când se impune un aspect exterior cât mai estetic al asamblării, se recomandă utilizarea şuruburilor cu cap cilindric (fig.2.20, *e* şi *f*), semirotund (fig.2.20, *g*), semiînecat (fig.2.20, *h*) sau înecat (fig.2.20, *i*), care se introduce, de regulă, parţial sau total, într-un locaş executat în piesa de asamblat. Şuruburile cu cap cilindric sunt prevăzute, pentru antrenare, cu hexagon interior (v. fig.2.20, *e*) – în cazul unor forţe de strângere mari – sau cu crestătură pentru şurubelniţă (v. fig.2.20, *f*) – în cazul unor forţe de strângere mici. La cele cu hexagon interior, rezistenţa cheii este mai redusă decât a tijei şurubului, eliminându-se astfel posibilitatea ruperii acestuia. Şuruburile cu cap semirotund, semiînecat şi înecat sunt prevăzute cu locaş (crestătură) pentru şurubelniţă obişnuită (v. fig.2.20, *g* şi *h*), iar în cazul unor montări şi demontări frecvente, cu locaş pentru şurubelniţă în formă de cruce (v. fig.2.20, *i*), acestea folosindu-se la dimensiuni mici şi la forţe de strângere mici. La automobile se folosesc şi şuruburi cu cap cilindric cu locaş pentru şurubelniţă cu şase crestături (la dispozitivele de închidere a uşilor).

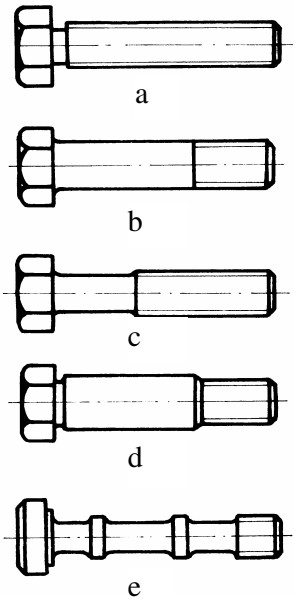


Fig. 2.21

Pentru a nu permite rotirea şurubului, la strângerea piuliţei cu cheia, şuruburile cu cap bombat sunt prevăzute cu o porţiune de formă pătrată (fig.2.20, *j*) sau cu o proeminenţă sub formă de nas (fig.2.20, *k*), care deformează materialul piesei asamblate.

La forţe de strângere mici, se folosesc şuruburile cu cap striat (fig.2.20, *l*), care se strâng cu mâna.

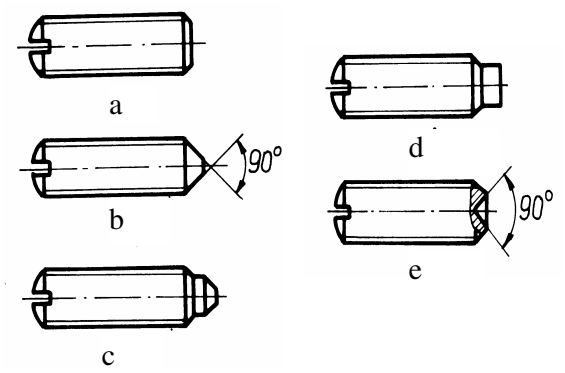


Fig. 2.22

Forma *tijei şuruburilor* depinde de modul de montare şi de felul solicitării acestora, principalele forme constructive fiind prezentate în fig. 2.21.

Tija şurubului (fig.2.21) poate fi: a - filetată pe toată lungimea; b - filetată pe o porţiune, cu tija nefiletată egală în diametru cu diametrul nominal al filetului; c - filetată pe o porţiune, cu tija nefiletată subţiată (şuruburi elastice); d - filetată pe o porţiune, cu tija nefiletată îngroşată (şuruburi de păsuire); e - filetată pe o porţiune, cu tija nefiletată subţire şi lungă, prevăzută cu porţiuni de ghidare.

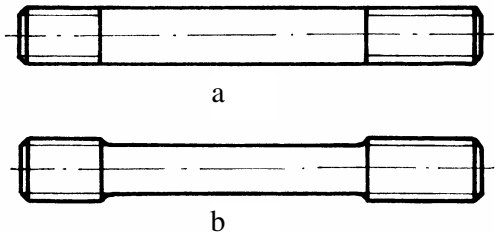


Fig. 2.23

Forma *vârfului şuruburilor* este aceeaşi cu a ştifturilor filetate, şi anume: a - drept; b - conic; c - cu cep şi vârf conic; d – cu cep cilindric; e – cu gaură conică (v. fig.2.22).

Ştifturile filetate au filet pe toată lungimea şi sunt folosite pentru a împiedica deplasarea relativă a două piese, ele fiind solicitate la compresiune (fig.2.22).

Prezoanele (fig.2.23) sunt şuruburi filetate la ambele capete şi se utilizează în cazul în care materialul piesei nu asigură o durabilitate suficientă filetului, la montări şi demontări repetate. Prezoanele pot avea tija nefiletată de acelaşi diametru cu tija filetată (fig.2.23, *a*) sau mai mică (fig.2.23, *b*), lungimea de înşurubare, în piesă, fiind funcţie de materialul piesei (oţel, fontă, aluminiu etc.).

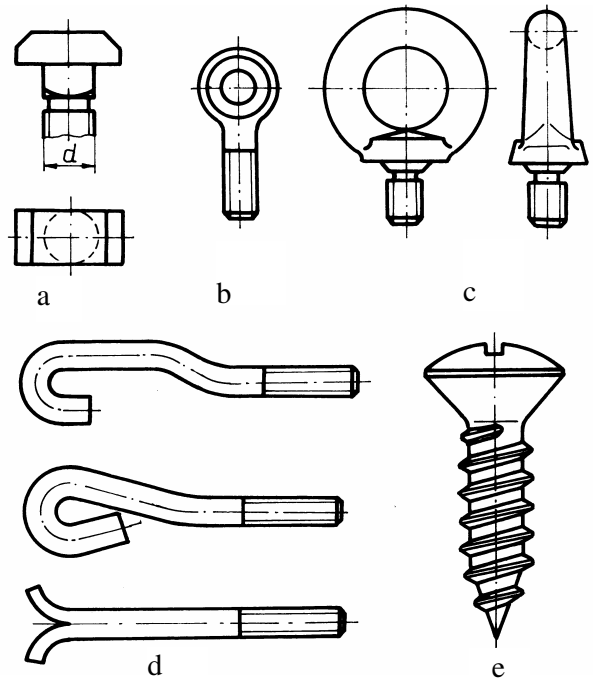


Fig. 2.24

Şuruburile speciale, destinate unor situaţii specifice, cuprind: şuruburile cu cap ciocan (fig.2.24, *a*) şi şuruburile cu ochi (fig.2.24, *b*), utilizate la dispozitive; inele şurub de ridicare (fig.2.24, *c*), utilizate la ridicarea şi manevrarea subansamblelor şi ansamblelor, cu ajutorul macaralelor; şuruburile pentru fundaţii (fig.2.24, *d*), utilizate pentru fixarea ansamblelor pe fundaţie, un capăt al acestora îngropându-se în betonul fundaţiei, iar celălalt fiind prevăzut cu filet, pentru montarea unei piuliţe; şuruburile autofiletante pentru lemn (fig.2.24, e).

Piulițele se execută într-o mare varietate de forme constructive, principalele fiind prezentate în fig. 2.25: a - hexagonale obişnuite; b - hexagonale cu guler; c - pătrate; d - crenelate, utilizate pentru asigurarea asamblării filetate cu şplinturi; e - înfundate, pentru protejarea filetului; f - cu suprafață de aşezare sferică, pentru autocentrarea piuliței pe şurub; g - canelate, pentru fixarea axială a inelelor de rulmenți; h - cu găuri axiale, pentru strângere cu chei speciale; i - cu găuri frontale, pentru strângere cu chei speciale; j - fluture, pentru strângere cu mâna; k - striate, pentru strângere cu mâna.

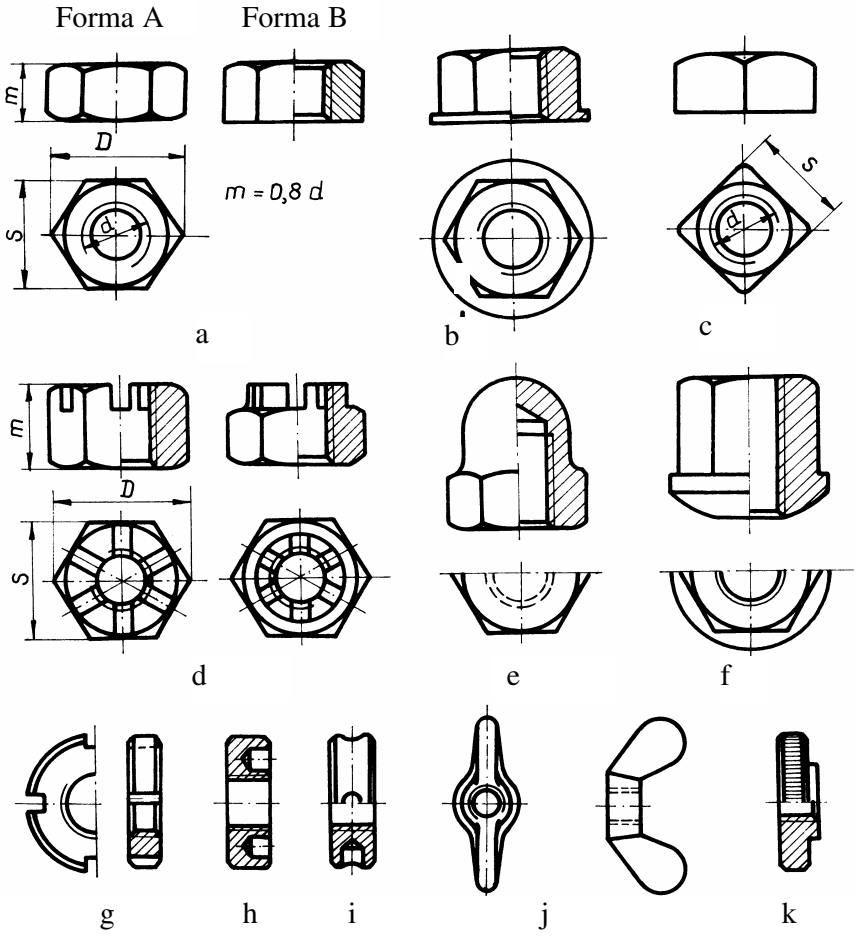


Fig. 2.25

Şaibele (fig. 2.26) se folosesc pentru micşorarea presiunii pe suprafața de sprijin a piuliței, respectiv a capului şurubului, sau pentru aşezarea corectă a acestora, când suprafața de sprijin nu este prelucrată corespunzător (fig.2.26, a) sau este înclinată (şaibe pentru profile I şi, respective, L) – fig.2.26 b şi c.

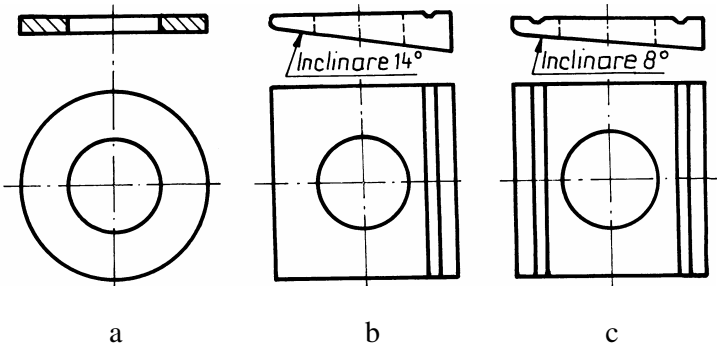


Fig.2.26

2.1.6.2. Asigurarea asamblărilor filetate împotriva autodesfacerii

Deşi filetele şuruburilor de fixare (metrice, cu profil triunghiular) îndeplinesc condiția de autofixare, sarcinile variabile şi cu şoc, vibrațiile şi diferențele de temperatură au ca efect reducerea frecării din asamblare şi autodesfacerea acesteia în timp; pentru a se evita acest fenomen, asamblările filetate se asigură suplimentar împotriva autodesfacerii.

La baza soluțiilor constructive de asigurări, utilizate în construcția de maşini, stau următoarele principii:

- mărirea forţei de frecare dintre elementele asamblării;
- utilizarea de elemente suplimentare, care împiedică rotirea piuliţei faţă de şurub;
- deformaţii locale ale materialului şurubului şi/sau piuliţei sau aplicarea de adaos de material (de regulă puncte de sudură).

Mărirea forţei de frecare dintre elementele asamblării poate fi obţinută prin mărirea forţei de apăsare axiale sau radiale, a coeficientului de frecare sau prin mărirea simultană a forţei de apăsare şi a coeficientului de frecare.

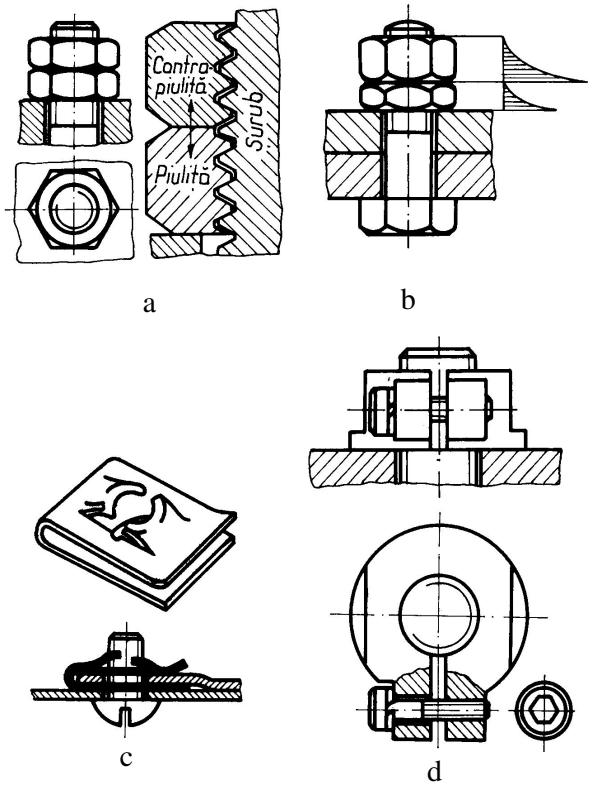


Fig.2.27

Unul din cele mai vechi mijloace de asigurare îl constituie folosirea unei contrapiuliţe rigide (fig.2.27, *a*) sau, în ultimul timp, a unei contrapiuliţe elastice. La strângerea cu cheia a contrapiuliţei, şurubul se alungeşte suplimentar, spirele piuliţei şi ale contrapiuliţei apăsând – în sensuri opuse – asupra spirelor şurubului (v. fig.2.27, *a*), mărindu-se, în acest fel, forţa axială din asamblare. Contrapiuliţa este mai încărcată decât piuliţa (fig.2.27, *b*), deci ar trebui să aibă o înălţime mai mare; pentru evitarea inversării lor la montaj, piuliţa şi contrapiuliţa se execută de înălţimi egale. Această asigurare este neeconomică, datorită dublării numărului de piuliţe şi a măririi lungimii şurubului. În cazul piuliţei elastice, executată din oţel de arc, forţa axială suplimentară este obţinută prin deformarea elastică a contrapiuliţei.

În cazul în care este necesară o forţă de strângere mică, de exemplu la asamblarea caroseriilor din tablă ale automobilelor, piuliţa şi contrapiuliţa se înlocuiesc cu o piuliţă din tablă, cu autoasigurare (fig.2.27, *c*). Acest tip de piuliţă,

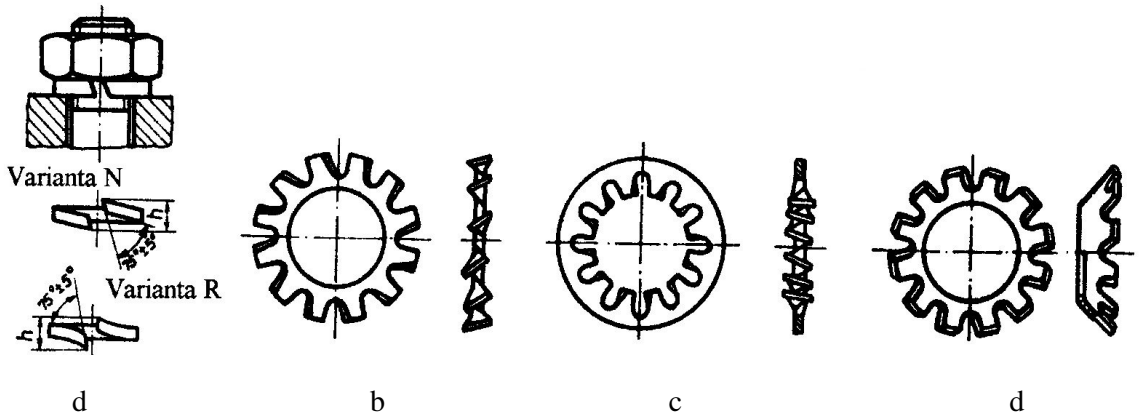


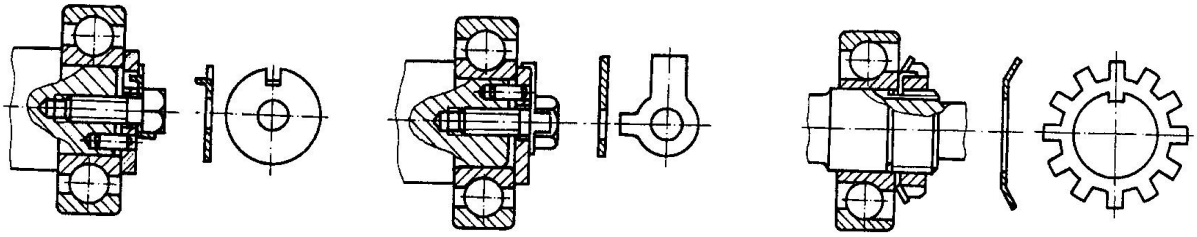
Fig.2.28

executată din oţel de arc, se deformează elastic la înşurubarea şurubului şi creează o forţă axială în tija acestuia; dinţii piuliţei, care îndeplinesc rolul de filet, se comprimă şi apasă pe filetul şurubului.

Mărirea frecării poate fi obţinută şi prin creşterea forţei radiale de apăsare a piuliţei pe şurub. O astfel de asigurare se obţine prin utilizarea unei piuliţe secţionate (fig.2.27, *d*), strânsă cu ajutorul unui şurub, sau prin utilizarea unei piuliţe care are la interior montat un inel din material plastic.

Mărirea concomitentă a forţei axiale şi a coeficientului de frecare dintre piuliţă şi piesa pe care aceasta se sprijină se obţine prin utilizarea şaibelor elastice. Cea mai uzuală şaibă elastică este şaiba Grower (fig.2.28, a), cu capete netede – varianta **N** – sau cu capete răsfrânte – varianta **R**. Şaibele elastice pot avea dinţi exteriori (fig.2.28, b) sau interiori (fig.2.28, c) şi pot fi plane (v. fig.2.28, b şi c) sau conice (fig.2.28, d).

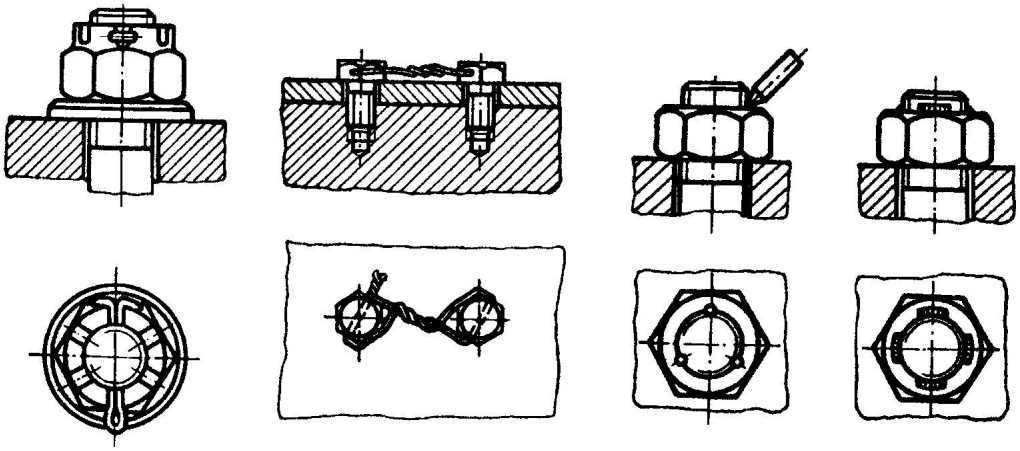
Utilizarea de elemente suplimentare, care împiedică rotirea piuliţei faţă de şurub (şaibe plate, şplinturi etc.). Şaibele plate de asigurare îşi realizează funcţia prin deformare (pentru fixarea şaibei în piesa pe care se sprijină şi pentru împiedicarea rotirii şurubului sau piuliţei faţă de şaibă),



a b c

Fig.2.29

fiind prevăzute cu nas sau aripioare (fig.2.29); piuliţele canelate, folosite la fixarea axială a inelelor de rulmenţi, se asigură cu o *şaibă specială* (fig.2.29, c). Asigurarea cu piuliţă crenelată şi *şplint* se



a b c d

Fig.2.30

bazează pe fixarea piuliţei pe şurub cu ajutorul unui şplint, care trece printr-o gaură transversală din

şurub şi printre crenelurile piuliţei (fig.2.30, a). Grupurile de şuruburi apropiate se pot asigura prin legare cu ajutorul unei sârme (fig.2.30, b).

Deformaţii locale ale materialului şurubului şi/sau piuliţei sau aplicarea de adaos de material. Filetul şurubului şi piuliţei se pot deforma local prin chernăruire, prin deformarea locală a materialului şurubului şi/sau piuliţei, sau prin aplicarea de adaos de material – piuliţa poate fi sudată de şurub; aceste metode se aplică atunci când asamblarea nu trebuie demontată ulterior, transformând asamblarea filetată demontabilă într-o asamblare nedemontabilă (fig.2.30, c, respectiv d).

2.2. ASAMBLĂRI PRIN PENE LONGITUDINALE

2.2.1. Caracterizare, clasificare, domenii de folosire

Penele longitudinale sunt organe de asamblare demontabile, utilizate în asamblări de tip arbore – butuc, cu scopul transmiterii unui moment de torsiune şi a unei mişcări de rotaţie şi uneori cu rolul de a ghida deplasarea axială a butucului faţă de arbore.

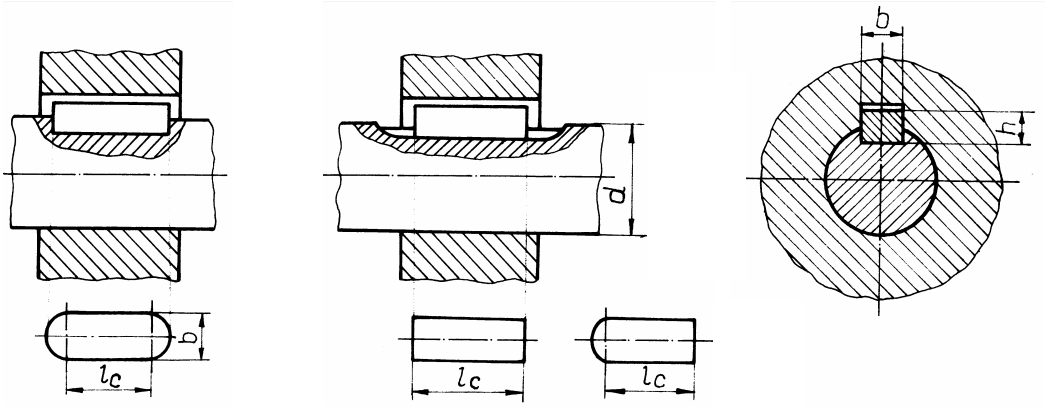
Penele longitudinale se montează în canale prelucrate numai în butuc sau parţial în butuc şi parţial în arbore, direcţia de montare fiind paralelă cu axa asamblării.

Asamblările prin pene longitudinale sunt utilizate la fixarea pe arbori a roţilor dinţate, a roţilor de lanţ sau de curea, a semicuplajelor etc.

În funcţie de modul de montare, se deosebesc pene longitudinale montate cu strângere şi pene longitudinale montate fără strângere (liber). Penele longitudinale montate cu strângere se folosesc rar, doar în cazul turaţiilor mici şi mijlocii, când nu se impun condiţii severe de coaxialitate. Penele longitudinale montate liber se folosesc pe scară largă în construcţia transmisiilor mecanice; din categoria asamblărilor prin pene longitudinale montate fără strângere fac parte asamblările prin pene paralele, prin pene disc şi prin pene cilindrice.

2.2.2. Asamblări prin pene paralele

Penele paralele au secţiunea dreptunghiulară, între faţa superioară a penei şi fundul canalului din butuc fiind prevăzut un joc radial, necesar realizării montajului (fig.2.31).



Forma A Forma B Forma C

Fig.2.31

Penele paralele sunt executate în trei variante constructive: cu capete rotunde – forma A; cu capete drepte – forma B; cu un capăt drept şi unul rotund – forma C (v. fig. 2.31), variantă utilizată doar pentru capetele de arbori.

Canalul din arbore se execută cu freză deget la penele paralele cu capete rotunde (forma A sau C) şi cu freză disc la penele cu capete drepte (forma B). Canalul din butuc – sub forma unui canal deschis – se execută prin mortezare sau prin broşare, când numărul pieselor justifică costul broşei.

După rolul funcțional, asamblările prin pene paralele se împart în asamblări fixe şi asamblări mobile. La asamblările fixe, se folosesc pene paralele obişnuite, iar la asamblările mobile, pene paralele cu găuri de fixare, care se execută în aceleaşi forme ca şi penele paralele obişnuite (fig.2.32). La asamblările mobile, penele se fixează pe arbori prin intermediul a două şuruburi, pentru a anihila tendința de smulgere a penei din locaşul executat în arbore. Lungimea acestor pene se alege în funcție de deplasarea necesară a butucului. Folosirea şuruburilor trebuie limitată la cazurile strict necesare, prezența găurilor micşorând rezistența la oboseală a arborelui.

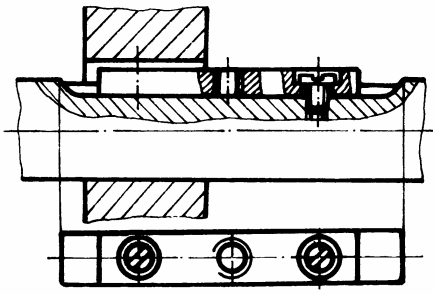


Fig. 2.32

Penele paralele se execută din OL60 sau din alte oțeluri, cu rezistența minimă la rupere de 590 MPa.

Sarcina exterioară (momentul de torsiune) se transmite prin contactul direct, fără frecare, dintre arbore şi pană, respectiv dintre pană şi butuc, contacte care se realizează pe fețele laterale ale penei. Ca urmare, suprafețele în contact sunt solicitate la strivire, iar pana la forfecare (solicitare mai puțin importantă).

Ipotezele utilizate pentru calculul asamblărilor prin pene paralele se referă la următoarele aspecte (fig.2.33):

- presiunea pe fețele active (laterale) ale penei este distribuită uniform;
- pana este montată cu jumătate din înălțimea sa în canalul din arbore şi cu cealaltă jumătate în canalul executat în butuc;

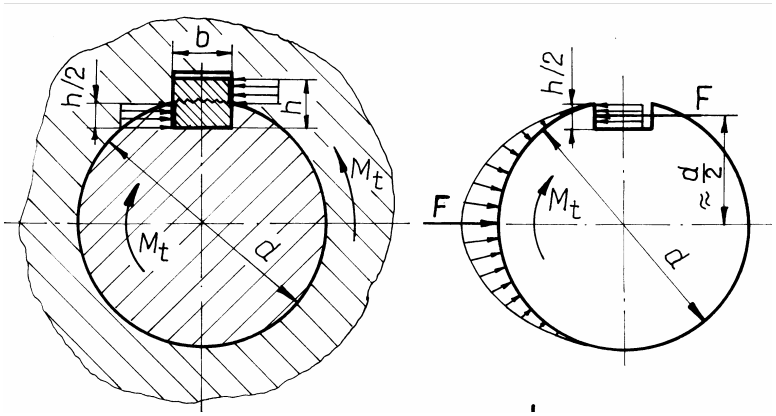


Fig. 2.33

- brațul forței rezultante F, care acționează asupra fețelor active ale penei, este egal cu $d/2$.

Condiția de rezistență la strivire este

$$\sigma_s = \frac{F}{A} = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{\frac{h}{2}l_c} = \frac{4M_t}{dhl_c} \le \sigma_{as} \quad , \tag{2.41}$$

de unde rezultă lungimea de calcul necesară a penei

$$l_c = \frac{4M_t}{dh\sigma_{as}}. \tag{2.42}$$

Verificarea penei la solicitarea de forfecare se efectuează cu relația

$$\tau_f = \frac{F}{A} = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{bl_c} \le \tau_{af} \ . \tag{2.43}$$

În relațiile (2.41)…. (2.43), s-au notat cu: M_t – momentul de torsiune transmis de asamblare; d – diametrul arborelui; b – lățimea penei; h – înălțimea penei; l_c – lungimea de calcul a penei; σ_{as} – rezistența admisibilă la strivire a materialului mai slab; τ_{af} – rezistența admisibilă la forfecare a materialului penei.

La asamblările fixe, rezistența admisibilă la strivire recomandată este: σ_{as} = 100…120 MPa, pentru sarcini constante, fără şocuri; σ_{as} = 65…100 MPa, pentru sarcini pulsatorii; σ_{as} = 35…50 MPa, pentru sarcini alternante, cu şocuri.

În cazul asamblărilor mobile, pentru a se evita expulzarea lubrifiantului dintre suprafețele în mişcare relativă, se recomandă valori ale presiunii admisibile p_a = 10…30 MPa.

Deoarece condiția de rezistență la forfecare a fost folosită la stabilirea lățimilor indicate în standard, iar lungimea penei se determină din condiția de rezistență la strivire, verificarea penei la forfecare nu mai este necesară.

Pentru micşorarea efectelor concentratorilor de tensiuni, penele se execută cu muchiile teşite, iar canalele de pană se execută cu racordări.

Algoritmul de calcul a unei asamblări prin pană paralelă, pentru care se cunosc sarcina exterioară (momentul de torsiune M_t) care încarcă asamblarea, caracterul sarcinii (statică sau variabilă), tipul asamblării (fixă sau mobilă) şi uneori diametrul arborelui d şi lungimea butucului, presupune următoarele următoarele etape:

- se detetermină, dacă nu se cunoaşte, din condiția de rezistență la torsiune, diametrul arborelui

$$d = \sqrt[3]{\frac{M_t}{0{,}2\tau_{at}}} \ , \tag{2.44}$$

  unde τ_{at} =15 … 55 MPa este rezistența admisibilă la torsiune, cu valori relativ mici, pentru a se ține seama de faptul că arborele este solicitat şi la încovoiere (se lucrează cu valori inferioare la arbori lungi, la care solicitarea de încovoiere este mai pronunțată şi cu valori superioare la arbori scurți şi rigizi);
- în funcție de diametrul d se aleg, din standardul de pene paralele, dimensiunile secțiunii transversale ale penei (b şi h);
- se calculează, din condiția de rezistență la strivire (v. relația (2.42)), lungimea de calcul necesară l_c şi apoi lungimea totală a penei ($l = l_c + b$ – pentru pana de forma A, $l = l_c$ – pentru pana de forma B, $l = l_c + b/2$ – pentru pana de forma C), alegându-se o lungime standardizată. Dacă lungimea de calcul rezultă mai mare decât lungimea butucului, se montează două pene identice, dispuse la 180°, cu lungimea l_c /2. Dacă lungimea l_c /2 este mai mare decât lățimea butucului, se aleg asamblări prin caneluri. Dacă este cunoscută

lungimea butucului, se alege o lungime standardizată a penei – în funcție de lungimea butucului – şi se verifică asamblarea la solicitarea de strivire, cu relația (2.41);

- în cazul în care arborele este executat dintr-un material mai rezistent decât pana, asamblarea se verificaă la forfecare, cu relația (2.43).

2.2.3. Asamblări prin pene disc şi cilindrice

2.2.3.1. Asamblări prin pene disc

Penele disc au forma unui segment de disc; partea inferioară a penei se introduce într-un canal, de acceaşi formă, executat în arbore, iar partea superioară, cu fața dreaptă, în canalul din butuc (fig.2.34).

Penele disc necesită executarea unui canal adânc în arbore (acesta ducând la micşoarea rezistenței la încovoiere a arborelui), fapt care determină utilizarea acestor tipuri de pene cu precădere la montarea roților pe capetele arborilor, deoarece aceste porțiuni sunt mai puțin solicitate la încovoiere; principalele domenii de utilizare se referă la: construcția de maşini unelte, de autovehicule, maşini gricole etc.

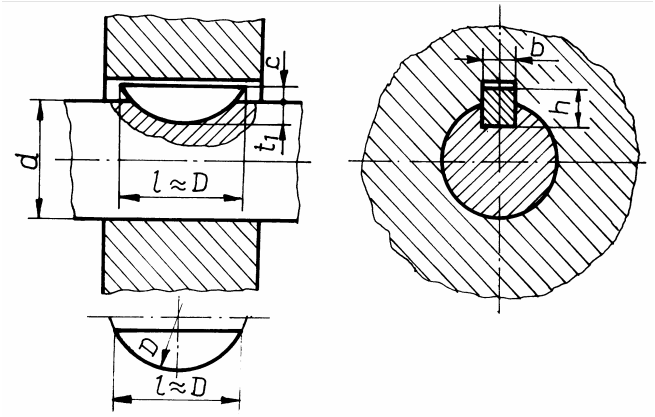


Fig. 2.34

Canalul de pană din arbore se execută prin frezare cu freză disc, iar canalul din butuc prin mortezare sau broşare, în cazul producțiilor de serie mare.

Sarcina exterioară (momentul de torsiune M_t) se transmite prin contactul direct, fără frecare, dintre pană şi arbore pe de o parte şi dintre pană şi butuc pe de altă parte. Ca urmare, ca şi în cazul asamblărilor prin pene paralele, suprafețele în contact sunt solicitate la strivire, iar pana la forfecare. În fig.2.35 este prezentată schema de calcul a asamblării prin pană disc.

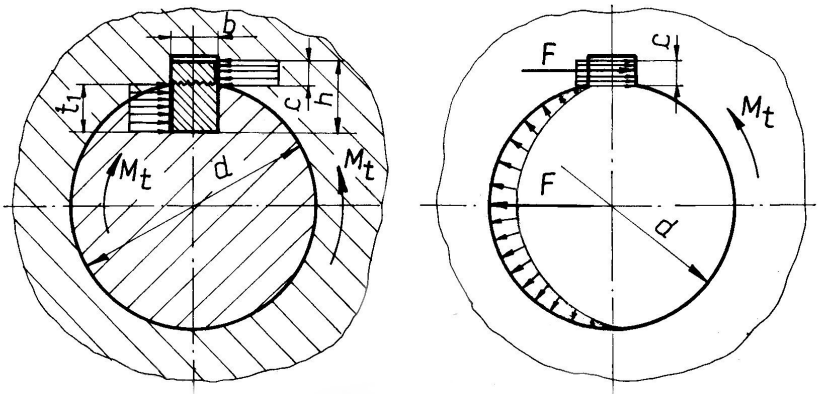


Fig. 2.35

Dimensiunile penei se aleg, din standardul pentru pene disc, în funcție de diametrul d al arborelui, iar asamblarea se verifică la solicitarea de strivire, cu relația

$$\sigma_s = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{lc} = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{D(h-t_1)} \le \sigma_{as} \ , \qquad (2.45)$$

iar la solicitarea de forfecare, cu relația

$$\tau_f = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{lb} = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{Db} \le \tau_{af} \quad . \qquad (2.46)$$

În relațiile (2.45) şi (2.46), s-au notat cu: M_t – momentul de torsiune transmis de asamblare; d – diametrul arborelui; b – lățimea penei; h – înălțimea penei; D – diametrul discului penei; t_1 – adâncimea canalului din arbore; σ_{as} – rezistența admisibilă la strivire a materialului mai slab; τ_{af} – rezistența admisibilă la forfecare a materialului penei.

Valorile rezistențelor admisibile sunt aceleaşi ca şi în cazul asamblărilor prin pene paralele.

2.2.3.2. Asamblări prin pene cilindrice

Penele cilindrice sunt ştifturi cilindrice montate longitudinal, locaşul pentru ştift fiind executat jumătate în arbore şi jumătate în butuc (fig.2.36). Domeniul utilizării asamblărilor prin pene cilindrice este limitat: în cazul amplasării butucilor pe capete de arbori, pentru momente de torsiune mici; în cazul ajustajelor presate, ca elemente de siguranță.

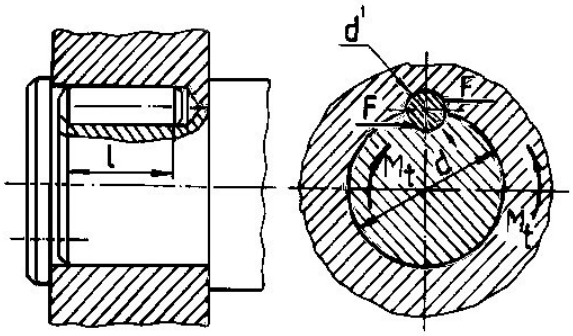


Fig. 2.36

Asamblările prin pene cilindrice se verifică la solicitarea de strivire şi de forfecare, conform schemei de calcul din fig.2.36, cu relațiile:

$$\sigma_s = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{\frac{d'}{2}l\,z} = \frac{4M_t}{d\,d'l\,z} \le \sigma_{as} \quad , \qquad (2.47)$$

$$\tau_f = \frac{2M_t}{d}\frac{1}{d'l\,z} \le \tau_{af} \quad , \qquad (2.48)$$

în care: M_t este momentul de torsiune transmis de asamblare; d – diametrul arborelui; d' – diametrul penei; l – lungimea penei: z – numărul de pene; σ_{as} – rezistența admisibilă la strivire a materialului mai slab; τ_{af} – rezistența admisibilă la forfecare a materialului penei.

2.3. ASAMBLĂRI PRIN CANELURI

2.3.1. Caracterizare, clasificare, domenii de folosire

Asamblările prin caneluri sunt asamblări de tip arbore-butuc, destinate transmiterii unui moment de torsiune şi a unei mişcări de rotație. Aceste asamblări pot fi considerate ca asamblări prin pene paralele multiple, solidare cu arborele şi uniform distribuite pe periferia acestuia.

În comparație cu asamblările prin pene paralele, asamblările prin caneluri prezintă o serie de avantaje:

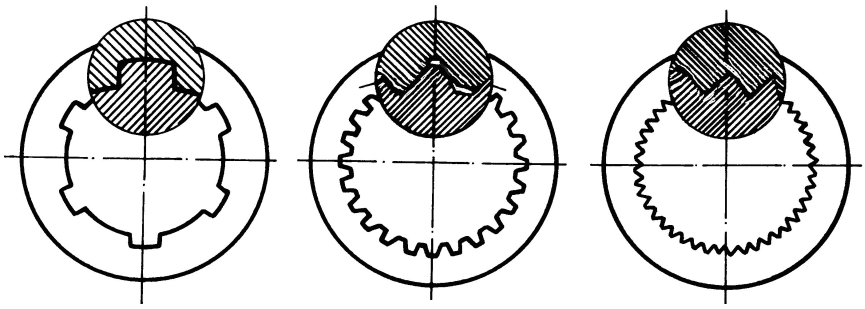
- capacitate de încărcare mai mare, la acelaşi gabarit, ca urmare a suprafeței de contact mult mai mare şi a repartizării mai uniforme a presiunii pe înălțimea flancurilor active;
- rezistență la oboseală mai mare, datorită reducerii concentratorilor de tensiune;
- centrare şi ghidare precisă a pieselor asamblate.

Dezavantajele asamblărilor prin caneluri constau în:

- tehnologie de execuție mai complicată;
- precizie de execuție mărită şi, implicit, cost mai ridicat.

Clasificarea asamblărilor prin caneluri se realizează după criteriile prezentate în continuare:

- Destinație: asamblări fixe sau mobile. Asamblările mobile permit deplasarea axială a butucului pe arbore şi se folosesc în cutiile de viteze cu roți baladoare.



a b c

Fig. 2.37

- Forma proeminențelor: cu profil dreptunghiular (fig.2.37, *a*), cu profil în evolventă (fig.2.37, *b*), cu profil triunghiular (fig.2.37, *c*). În cazul în care asamblările cu profil triunghiular au un număr mare de proeminențe, cu înălțime redusă, acestea se numesc asamblări cu dinți (zimți).

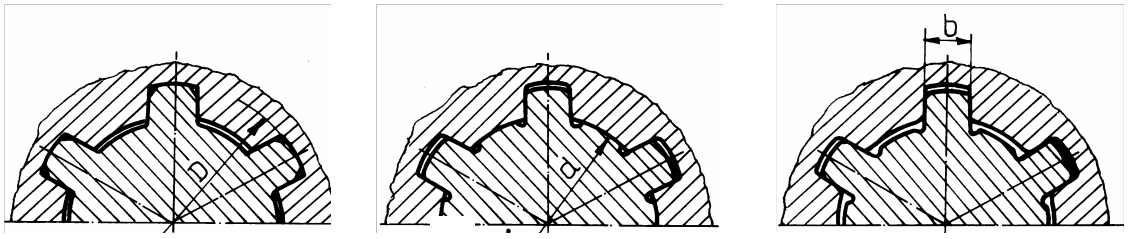
2.3.2. Asamblări canelate cu profil dreptunghiular

2.3.2.1.Caracterizare şi clasificare

Asamblările prin caneluri cu profil dreptunghiular – la care flancurile proeminențelor arborilor sunt paralele cu planul median al acestora – sunt cel mai frecvent folosite.

Asamblările prin caneluri cu profil dreptunghiular se împart, după modul de centrare, în trei categorii:

- cu centrare exterioară (pe diametrul exterior), la care contactul dintre butuc şi arbore are loc pe periferia proeminențelor arborelui, cu diametrul exterior *D*, între celelalte suprafețe existând mici jocuri (fig.2.38, *a*); se foloseşte în cazul în care butucul nu este tratat, rectificarea suprafețelor funcționale fiind uşor de realizat;



a b c

Fig. 2.38

- cu centrare interioară (pe diametrul interior), la care contactul dintre butuc şi arbore are loc pe periferia arborelui cu diametrul interior *d* (fig.2.38, *b*); este cea mai frecvent folosită, fiind şi cea mai precisă, însă rectificarea suprafețelor funcționale este mai greu de realizat;
- cu centrare pe flancuri, la care centrarea este realizată prin contactul dintre flancurile proeminențelor de lățime *b* (fig.2.38, *c*); nu asigură centrarea precisă a pieselor asamblate,

dar repartizarea sarcinii între proeminenţe este mai uniformă, folosindu-se în cazul momentelor de torsiune mari şi/sau la schimbarea sensului de rotaţie.

Standardele împart asamblările prin caneluri cu profil dreptunghiular după capacitatea de a transmite sarcina şi modul de cuplare, în trei serii.

- Seria uşoară include canelurile utilizate în cazul în care momentul de torsiune transmis de asamblare, în raport cu cel transmis de arborele cu diametrul *d*, este inferior. Canelurile din seria uşoară sunt destinate asamblărilor fixe.
- Seria mijlocie include canelurile utilizate în cazul în care momentul de torsiune transmis de asamblare, în raport cu cel transmis de arborele cu diametrul *d*, este egal. Canelurile din seria mijlocie sunt destinate asamblărilor fixe sau mobile, la care cuplarea se realizează în gol.
- Seria grea include canelurile utilizate în cazul în care momentul de torsiune transmis de asamblare, în raport cu cel transmis de arborele cu diametrul *d*, este egal. Canelurile din seria grea sunt destinate asamblărilor mobile, la care cuplarea se realizează sub sarcină.

2.3.2.2.Materiale şi tehnologie

Arborii şi butucii canelaţi se execută, de regulă, din oţel. În cazul asamblărilor mobile, aceştia se supun unui tratament termic sau termochimic, în vederea creşterii durităţii superficiale şi implicit a rezistenţei la uzură. După tratament, suprafeţele de centrare se rectifică.

Arborii canelaţi se execută prin frezare, prin metoda divizării (cu ajutorul capului divizor) sau prin rulare. Frezarea cu ajutorul capului divizor, din cauza erorilor de divizare şi a uzurii sculei, nu este indicată pentru fabricaţia precisă sau producţia de serie mare, întrucât şi productivitatea este scăzută. La procedeul de prelucrare prin rulare, scula este o freză melc; se obţin arbori canelaţi mai precişi şi într-un timp mai scurt.

Butucii canelaţi pot fi prelucraţi prin mortezare sau broşare (numai în cazul producţiei de serie mare, care să justifice costul ridicat al broşei).

2.3.2.3.Elemente de calcul

Sarcina exterioară (momentul de torsiune) se transmite de la arbore la butuc (sau invers) prin contactul direct, fără frecare, ce are loc pe feţele laterale ale proeminenţelor arborelui şi butucului canelat.

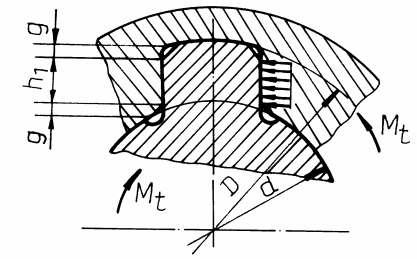


Fig. 2.39

Solicitările care apar în asamblarea canelată sunt: strivirea suprafeţelor în contact (flancurilor active), care este de fapt solicitarea principală; forfecarea proeminenţelor.

Calculul asamblărilor prin caneluri este standardizat, schema de calcul fiind prezentată în fig.2.39. Ca ipoteze de calcul se consideră:

- presiunea este repartizată uniform pe flancurile active;
- din cauza impreciziilor de execuţie, nu se poate realiza o distribuţie uniformă a sarcinii pe toate proeminenţele, fiind necesară introducerea unui coeficient de corecţie, denumit coeficient de reducere a suprafeţei portante; în majoritatea cazurilor, se adoptă pentru acest

coeficient valoarea 0,75, considerându-se că numai 75% din caneluri participă efectiv la transmiterea sarcinii.

Suprafața portantă necesară pentru transmiterea momentului de torsiune nominal M_{tn} se determină din condiția de rezistență la strivire

$$S' = \frac{M_{tn}}{r_m}\frac{1}{\sigma_{as}}, \tag{2.49}$$

unde raza medie are expresia

$$r_m = \frac{D+d}{4}. \tag{2.50}$$

Suprafața portantă efectivă a flancurilor tututror canelurilor, corespunzătoare unității de lungime de contact dintre arbore şi butuc, se determină cu relația

$$s' = 0{,}75zh_1 = 0{,}75z\left(\frac{D-d}{2} - 2c\right), \tag{2.51}$$

în care: 0,75 este coeficientul datorat neuniformității distribuției sarcinii pe cele z proeminențe; h_1 – înălțimea efectivă de contact; D – diametrul exterior; d – diametrul interior; c – înălțimea teşiturii ($c = g$ – conform notațiilor din standarde).

Lungimea minimă necesară a butucului canelat este

$$L_{nec} = \frac{S'}{s'}. \tag{2.52}$$

Valoarea rezistenței admisibile la strivire este indicată în standardul cu algoritmul de calcul, în funcție de felul asamblării, modul de cuplare şi condițiile de lucru; în cazul asamblărilor mobile, se pune problema strivirii peliculei de lubrifiant ($\sigma_s \rightarrow p$ şi $\sigma_{as} \rightarrow p_a$).

2.3.2.4. Algoritm de proiectare

Cunoscând momentul de torsiune nominal ($M_{tn} = M_t$), felul asamblării (fixă sau mobilă), modul de cuplare (în gol sau sub sarcină) şi condițiile de lucru (uşoare, mijlocii sau grele), calculul asamblărilor canelate presupune următoarele etape:

- deteterminarea, dacă nu se cunoaşte, a diametrului interior al arborelui canelat, din condiția de rezistență la torsiune

$$d = \sqrt[3]{\frac{M_t}{0{,}2\tau_{at}}}, \tag{2.53}$$

  unde τ_{at} =20 … 35 MPa este rezistența admisibilă la torsiune, convențională, mult micşorată, pentru a se ține seama de faptul că arborele este supus şi solicitării de încovoiere (se lucrează cu valori inferioare la arbori lungi, la care solicitarea de încovoiere este mai pronunțată şi cu valori superioare la arbori scurți şi rigizi);
- în funcție de felul asamblării (fixă sau mobilă) şi de modul de cuplare (în gol sau sub sarcină), se alege seria asamblării canelate;

- din standardul seriei alese, în funcţie de diametrul calculat d, se aleg: diametrul interior d, diametrul exterior D, lăţimea b, numărul de caneluri z, înălţimea teşiturii $c = g$ şi modul de centrare;
- se determină, în continuare, suprafaţa portantă necesară S', cu relaţia (2.49), suprafaţa portantă efectivă s', corespunzătoare unităţii de lungime de contact, cu relaţia (2.51) şi lungimea minimă necesară a butucului canelat L_{nec}, cu relaţia (2.52); dacă se cunoaşte lungimea butucului canelat, se efectuează un calcul de verificare, cu relaţia

$$\sigma_s = \frac{M_{tn}}{\frac{D+d}{4}} \frac{1}{0{,}75z\left(\frac{D-d}{2} - 2c\right)L} \le \sigma_{as} . \qquad (2.54)$$

2.4. ASAMBLĂRI PRIN ŞTIFTURI

2.4.1. Caracterizare, clasificare, domenii de folosire

Ştifturile sunt organe de asamblare demontabile, utilizate în următoarele scopuri:

- asigurarea poziţiei relative precise a două piese (ştifturile de centrare);
- transmiterea unor sarcini relativ mici (ştifturile de fixare);
- asigurarea elementelor componente ale unei transmisii mecanice împotriva suprasarcinilor (ştifturile de siguranţă); aceste ştifturi se foarfecă la o valoare stabilită a suprasarcinii, fiind întâlnite la cuplajele de siguranţă cu ştifturi de forfecare.

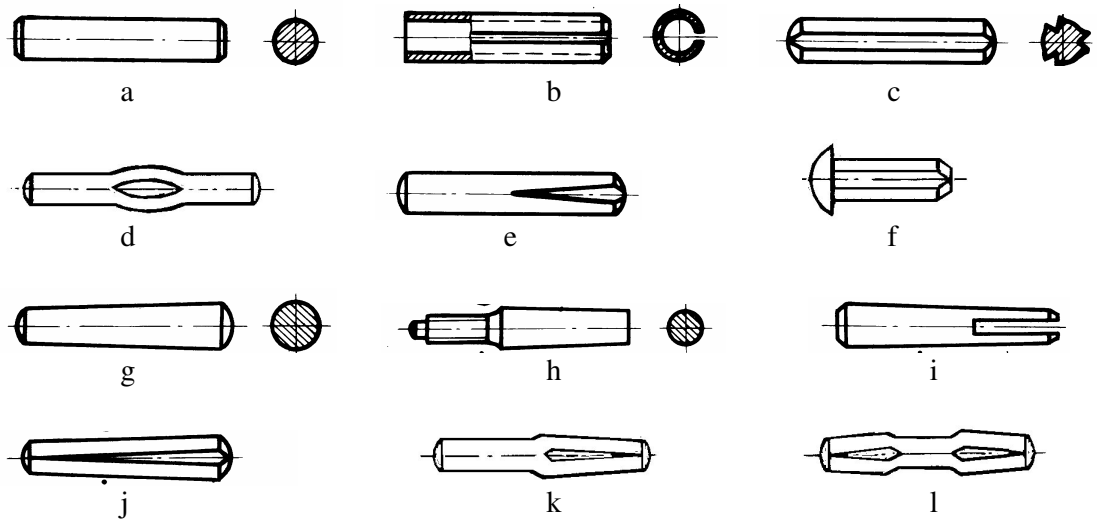


Fig. 2.40

Ştifturile se pot clasifica după formă, în ştifturi cilindrice, conice sau conico-cilindrice, iar după forma suprafeţei exterioare, în ştifturi cu suprafaţă netedă sau crestată.

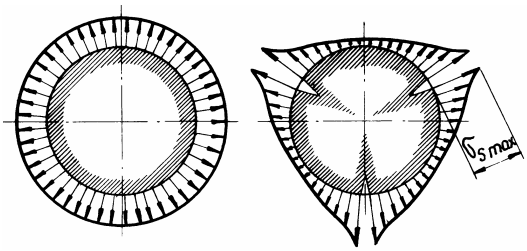
Principalele tipuri de ştifturi sunt prezentate în fig.2.40

Ştifturile cilindrice pline (fig.2.40, *a*) se montează cu strângere, domeniul de folosire al acestora fiind limitat, datorită micşorării strângerii – în urma montărilor şi demontărilor repetate – şi a

necesității unor precizii de execuție ridicate, atât la prelucrarea ştiftului cât şi a alezajului pieselor asamblate. Se folosesc pentru fixare şi mai rar pentru centrare. Se execută în trei variante: cu capete sferice, teşite sau drepte şi sunt standardizate.

Ştifturile cilindrice tubulare (fig.2.40, *b*) se execută din bandă de oțel de arc, prin rulare. Datorită elasticității mari, obținută prin călire, pot fi montate în găuri cu toleranțe mari, preluând bine sarcinile cu şoc şi rezistând la montări şi demontări repetate, fără ca strângerea să se micşoreze.

Ştifturile conice netede (fig.2.40, *g*) sunt folosite, în special, pentru centrare şi se execută cu capete sferice sau teşite, având conicitatea 1/50, şi sunt standardizate. În cazul găurilor înfundate, se folosesc ştifturile conice prevăzute cu cep filetat (fig.2.40, *h*), demontarea realizându-se cu ajutorul unei piulițe. Ştifturile conice permit montări şi demontări repetate, folosindu-se pentru centrarea carcaselor reductoarelor sau pentru transmiterea unor sarcini mici, în cazul asamblărilor de tip arbore-butuc.

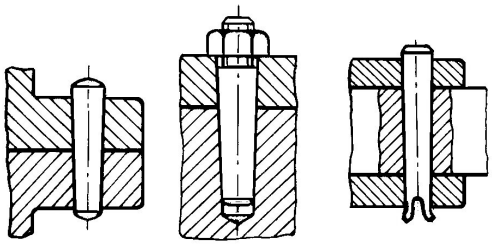


a b

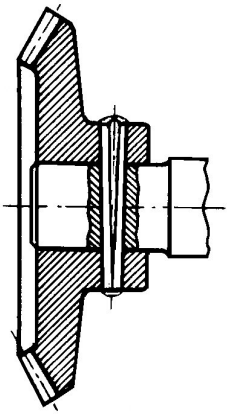
Fig. 2.41

Ştifturile conice cu capăt spintecat (fig.2.40, *i*) permit desfacerea uşoară a capătului spintecat, după montarea ştiftului, protejând, în acest fel, asamblarea împotriva ieşirii ştiftului. Se folosesc în cazul solicitărilor variabile, a vibrațiilor şi la asamblarea pieselor aflate în mişcare de rotație, la viteze mari.

Ştifturile crestate realizează o fixare sigură şi durabilă, putând prelua şi sarcini dinamice, fără ca strângerea să se micşoreze; nu necesită mijloace suplimentare de asigurare şi nici execuție foarte precisă, folosindu-se, în special, pentru transmiterea sarcinilor. Se execută cu trei crestături, dispuse la 120°, pe toată lungimea (fig.2.40, *c*, *j* şi *f*) sau numai pe o porțiune din lungime (fig.2.40, *d*, *k* şi *l*), crestăturile obținându-se prin refulare. La montaj, ştiftul se introduce forțat în alezajul pieselor care trebuie asmablate; materialul refulat la realizarea crestăturii se deformează elasto-plastic în sens invers, apăsând puternic asupra pereților găurii (fig2.41).



a b c



d

Fig. 2.42

În fig.2.42 sunt prezentate câteva exemple de utilizare a asamblărilor prin ştifturi: a – centrarea a două piese prin intermediul ştifturilor conice netede; b – asamblarea a două piese prin intermediul unui ştift conic cu cep filetat; c – asamblarea a două piese prin intermediul unui ştift conic spintecat la un capăt; d – asamblarea unei roți dințate conice pe arbore prin intermediul unui ştift conic crestat pe întreaga lungime.

Ştifturile se execută din OL 50, OL 60, OLC 15, OLC35, OLC 45 etc., uneori tratându-se termic, pentru mărirea durității superficiale.

2.4.2. Elemente de calcul

Dimensiunile ştifturilor se aleg constructiv, din gama de valori existentă în standarde. Pentru ştifturile de fixare, trebuie să se efectueze calculul de verificare la solicitări; schema de calcul este prezentată în fig.2.43 şi este întocmită în ipoteza montării ştiftului cu strângere în butuc şi cu joc în arbore. În acest sens, s-a admis distribuția uniformă a presiunii între ştift şi butuc şi distribuția triunghiulară a presiunii între ştift şi arbore.

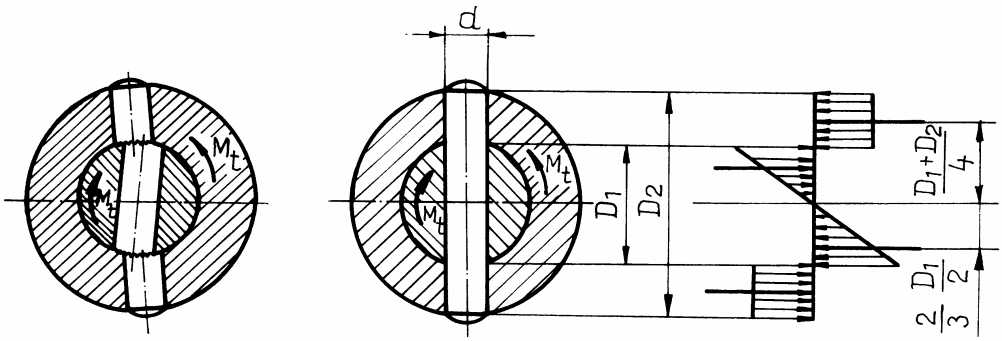


Fig. 2.43

Sarcina exterioară (momentul de torsiune M_t) se transmite prin contact direct, fără frecare, de la arbore la ştift şi de la ştift la butuc (sau invers), solicitările principale care apar în asamblare fiind forfecarea ştiftului şi strivirea suprafețelor în contact.

Verificarea ştiftului la forfecare se efectuează cu relația

$$\tau_f = \frac{F}{A} = \frac{2M_t}{D_1}\frac{1}{2\frac{\pi d^2}{4}} = \frac{4M_t}{\pi d^2 D_1} \le \tau_{af}. \tag{2.55}$$

Verificarea suprafețelor de contact dintre ştift şi butuc la strivire se efectuează cu relația

$$\sigma_s = \frac{F_2}{A} = \frac{M_t}{\frac{D_1+D_2}{4}}\frac{1}{2d\left(\frac{D_2-D_1}{2}\right)} = \frac{4M_t}{d\left(D_2^2-D_1^2\right)} \le \sigma_{as}. \tag{2.56}$$

Condiția de rezistență la strivire, a suprafețelor de contact dintre ştift şi arbore, ținând seama de distribuția triunghiulară a presiunii (în calcule se consideră o tensiune medie de strivire $\sigma_{s\,med} = \frac{\sigma_s + 0}{2}$), este

$$\sigma_s = \frac{F_1}{A} = 2\frac{M_t}{\frac{2}{3}\frac{D_1}{2}}\cdot\frac{1}{2\frac{d}{2}D_1} = \frac{6M_t}{dD_1^2} \le \sigma_{as}. \tag{2.57}$$

În relațiile (2.55), …, (2.57), s-au folosit notațiile: M_t - momentul de torsiune care solicită asamblarea; d - diametrul ştiftului; D_1 - diametrul arborelui; D_2 - diametrul exterior al butucului; τ_{af} - rezistența admisibilă la forfecare a ştiftului; σ_{as} - rezistența admisibilă la strivire a materialului mai slab.

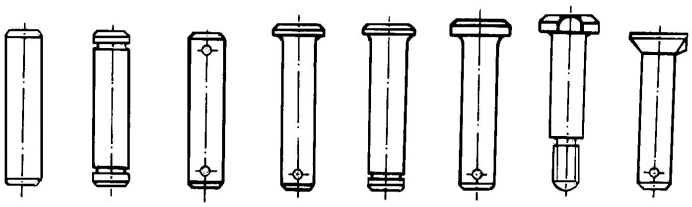
De regulă, diametrul ştiftului se alege constructiv, în funcţie de diametrul arborelui d=(0,2…0,3)D_1, iar apoi se verifică asamblarea la solicitări.

Rezistenţele admisibile recomandate sunt: $\sigma_{as} < 0{,}8\ \sigma_{02}$; $\tau_{af} = (0{,}2\ ...\ 0{,}3)\ \sigma_{02}$; $p_a = 10\ ...\ 13$ MPa (σ_{02} reprezintă limita de curgere a materialului).

2.5. ASAMBLĂRI PRIN BOLŢURI

2.5.1. Caracterizare, clasificare, domenii de folosire

Bolţurile sunt ştifturi cilindrice de dimensiuni mai mari, folosite ca elemente de legătură în articulaţii. Din punct de vedere constructiv, bolţurile pot fi: fără cap (fig.2.44, *a*, *b*, *c*); cu cap mic sau mare (fig.2.44, *d*, *e*, *f*, *g*, *h*); cu suprafaţa lisă (fig.2.44, *a*); cu găuri pentru şplinturi (fig.2.44, *c*, *d*, *f*, *h*); cu canale pentru inele elastice de rezemare excentrice pentru arbori (fig.2.44, *b*, *e*); cu cep filetat (fig.2.44, *g*).



a b c d e f g h

Fig. 2.44

Bolţurile se execută din OL 50, OL 60, OLC 15, OLC 35, OLC 45 etc., uneori tratându-se termic pentru mărirea durităţii superficiale; bolţurile sunt standardizate.

2.5.2. Elemente de calcul

Sarcina exterioară (forţa F) se transmite de la tirant la bolţ şi de la bolţ la furcă (sau invers) prin contact direct, fără frecare. Solicitările care apar în asamblare sunt: forfecarea şi încovoierea bolţului (în cazul unui joc radial mărit între bolţ şi tirant) şi strivirea suprafeţelor în contact; solicitarea de încovoiere este neimportantă şi, ca urmare, calculul se realizează pentru forfecare şi strivire. Schema de calcul este prezentată în fig.2.45, considerându-se ca ipoteze de calcul faptul că bolţul este montat cu strângere în furcă şi cu joc în tirant.

Condiţia de rezistenţă la forfecare se exprimă prin relaţia

$$\tau_f = \frac{F}{2\frac{\pi d^2}{4}} = \frac{2F}{\pi d^2} \le \tau_{af}. \qquad (2.58)$$

În relaţia (2.58), semnificaţia notaţiilor utilizate este: τ_f – tensiunea efectivă de forfecare; F – forţa din asamblare; d- diametrul bolţului; τ_{af} – rezistenţa admisibilă la forfecare.

Condiţiile de rezistenţă la strivire se referă la:

- strivirea suprafeţei de contact dintre bolţ şi furcă (în acest caz se striveşte materialul piesei mai slabe)

$$\sigma_s = \frac{F}{2bd} \le \sigma_{as}; \qquad (2.59)$$

- strivirea peliculei de lubrifiant dintre bolţ şi tirant (în scopul micşorării frecărilor şi uzurii, între bolţ şi tirant trebuie să existe o peliculă de lubrifiant)

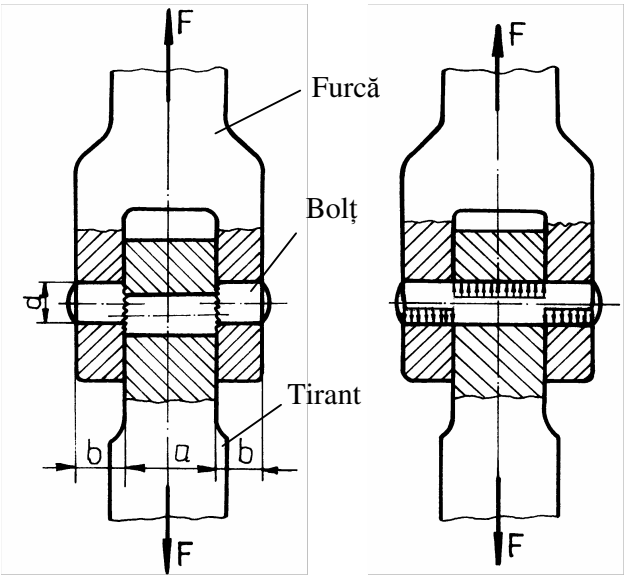


Fig. 2.45

$$p = \frac{F}{ad} \le p_a \,. \qquad (2.60)$$

În relaţiile (2.59) şi (2.60), semnificaţia notaţiilor utilizate este: σ_s – tensiunea efectivă de strivire; b – lăţimea ochiului furcii; a- lăţimea tirantului; σ_{as} – rezistenţa admisibilă la strivire; p – presiunea care apare în pelicula de lubrifiant; p_a – presiunea admisibilă a peliculei de lubrifiant.

Rezistenţele admisibile recomandate sunt: $\sigma_{as} < 0{,}8\ \sigma_{02}$; $\tau_{af} = (0{,}2 \ldots 0{,}3)\ \sigma_{02}$; $p_a = 10 \ldots 13$ MPa (σ_{02} reprezintă limita de curgere a materialului).

2.5.3. Inele elastice de rezemare excentrice pentru arbori şi alezaje

Inelele elastice de rezemare excentrice pentru arbori şi alezaje se folosesc pentru a împiedica deplasarea axială relativă a pieselor asamblate. În figurile 2.46 şi 2.47 sunt prezentate exemple de utilizare a inelelor elastice de rezemare execentrice pentru arbori şi, respectiv, alezaje.

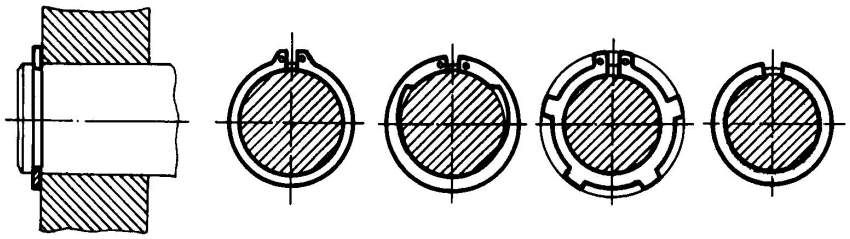


Fig. 2.46

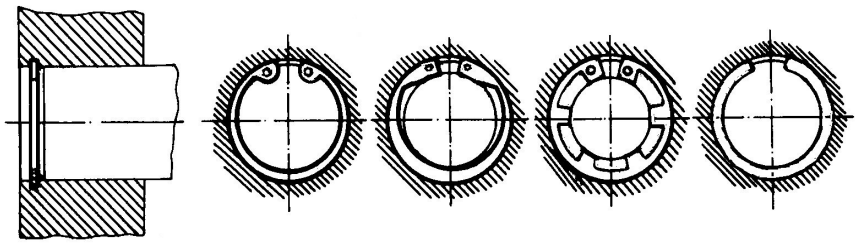


Fig. 2.47

Standardele prevăd variante constructive de inele elastice de rezemare excentrice pentru arbori şi, respectiv, alezaje, în variantele cu urechi (pentru diametre până la 165 mm) şi fără urechi (pentru diametre peste 165 mm); acestea sunt prezentate în fig.2.48 şi, respectiv, fig.2.49.

Inelele elastice se execută prin ştanţare, din tablă de oţel de arc, şi preiau forţe axiale relativ mari.

Valorile acestor forțe sunt indicate în standarde şi se aleg în funcție de tipodimensiunea inelului.

Pentru aplicații în care forțele axiale sunt neglijabile, se folosesc inele de siguranță din sârmă (fig.2.50)

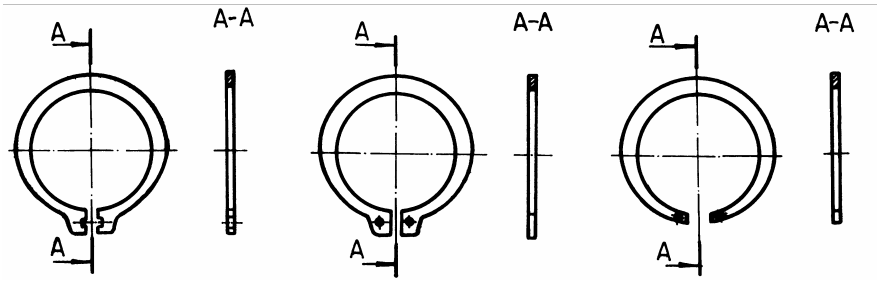


Fig. 2.48

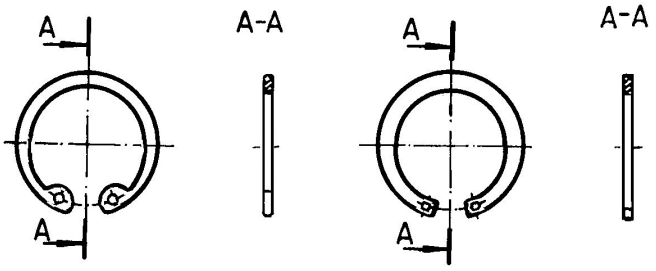


Fig. 2.49

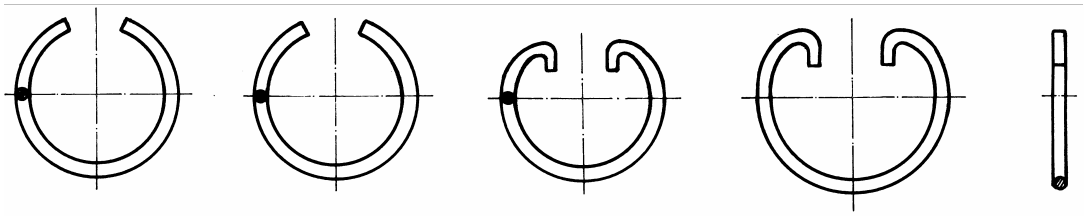


Fig. 2.50

2.6. ASAMBLĂRI PRIN STRÂNGERE PROPRIE

2.6.1. Asamblări presate

2.6.1.1. Modul de realizare

Asamblările presate sunt asamblări de tip arbore-butuc la care piesa cuprinsă (arborele) şi cea cuprinzătoare (butucul) formează un ajustaj presat, executat pe baza toleranțelor prevăzute în standarde.

În timpul procesului tehnologic de presare – la asamblarea dintre un manşon cilindric (butuc), având diametrul interior (inițial) d_b şi o bucşă cilindrică (arbore), cu diametrul exterior (inițial) $d_a > d_b$ – se produce o mărire a diametrului alezajului butucului, cu cantitatea Δb şi o micşorare a

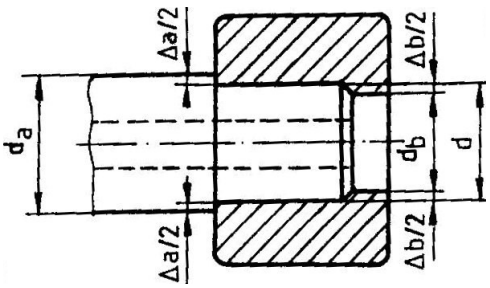


Fig. 2.51

diametrului arborelui, cu cantitatea Δa. După montare, se ajunge la un diametru final (comun) d al suprafeţelor de contact, mărimea acestuia fiind cuprinsă între cele două diametre iniţiale, $d_b<d<d_a$ (fig.2.51).

Strângerea se calculează ca diferenţa dintre diametrele iniţiale ale pieselor asamblate

$$S = d_a - d_b = \Delta a + \Delta b. \qquad (2.61)$$

În general, asamblările presate se obţin fără o încălzire prealabilă a pieselor, operaţia de presare executându-se cu ajutorul unor piese hidraulice – pentru piese mari, şi cu ajutorul unor prese manuale – în cazul pieselor de dimensiuni mici. Prin ungerea suprafeţelor de contact, se micşorează forţa axială necesară presării.

Piesele ce se asamblează sunt prevăzute cu rotunjiri, teşituri sau cu porţiuni cilindrice – care formează ajustaje libere – necesare pentru centrarea şi ghidarea acestora în timpul presării (fig.2.52).

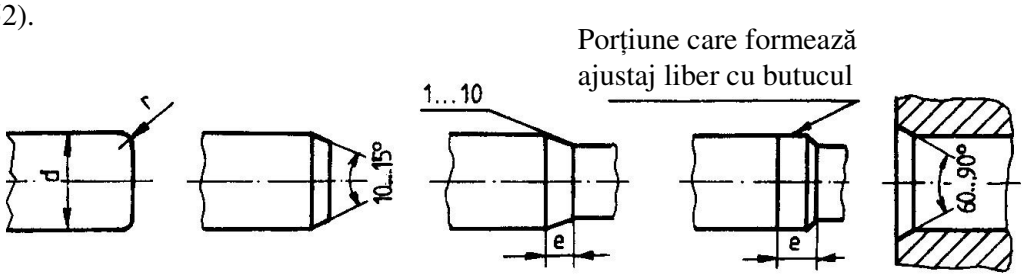
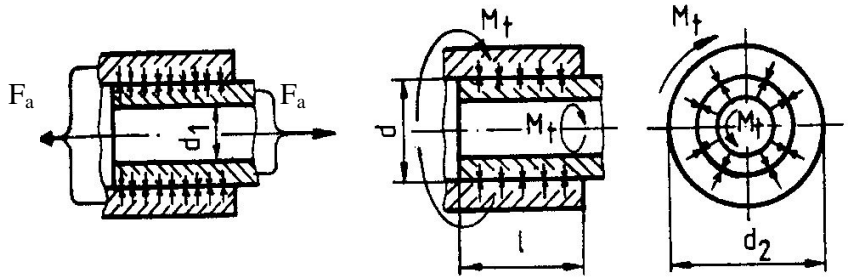


Fig. 2.52

Montarea se poate uşura prin încălzirea uşoară a piesei cuprinzătoare sau prin răcirea piesei cuprinse (presare mixtă), asamblările obţinute, în acest fel, fiind mai rezistente, deoarece suprafeţele în contact nu se distrug, la montaj, în aceeaşi măsură ca la presarea la rece.



a b

Fig. 2.53

2.6.1.2. Elemente de calcul

Calculul asamblărilor presate se efectuează, în ipoteza menţinerii materialului pieselor în domeniul elastic, într-o serie de etape; în fig. 2.53 este prezentată schema de calcul a unei asamblări presate solicitată: de o forţă axială (fig.2.53, *a*); de un moment de torsiune (fig.2.53, *b*).

Principiul de transmitere a sarcinii exterioare, în cazul asamblărilor presate, este acela al contactului direct cu frecare. Etapele de calcul a asamblărilor presate sunt prezentate în continuare.

Calculul presiunii necesare. Presiunea necesară p – care trebuie să ia naştere în urma deformaţiilor elastice ale pieselor, la montaj – se determină din condiţia ca sarcina exterioară să se transmită integral prin frecare:

- pentru asamblarea solicitată de forța axială F_a (v. fig.2.53, *a*)

$$F_a = \mu\pi d l p \quad \text{şi deci} \quad p \geq \frac{F_a}{\mu\pi d l}; \tag{2.62}$$

- pentru asamblarea solicitată de momentul de torsiune M_t (v. fig.2.53, *b*)

$$M_t \leq \mu\pi d l p \frac{d}{2} \quad \text{şi deci} \quad p \geq \frac{M_t}{\mu\pi d^2 l}. \tag{2.63}$$

În relațiile (2.62) şi (2.63), s-a notat cu: d – diametrul suprafețelor de contact ale pieselor asamblate; l – lungimea de contact dintre piese; μ - coeficientul de frecare de alunecare, a cărui valoare depinde de materialele pieselor asamblării şi de starea de ungere a suprafețelor.

Calculul strângerii teoretice necesare. Strângerea teoretică necesară se calculează cu relația lui Lamé, stabilită pentru suprafețe cilindrice netede,

$$S = p\left(\frac{K_a}{E_a} + \frac{K_b}{E_b}\right) d\, 10^3 \, [\mu\text{m}]. \tag{2.64}$$

Coeficienții adimensionali K_a şi K_b se determină cu relațiile:

$$K_a = \frac{d^2 + d_1^2}{d^2 - d_1^2} - \nu_a \; ; \tag{2.65}$$

$$K_b = \frac{d_2^2 + d^2}{d_2^2 - d^2} + \nu_b . \tag{2.66}$$

În relațiile (2.64) ... (2.66), s-a notat cu: d - diametrul nominal al ajustajului, d_1 - diametrul interior al piesei cuprinse; d_2 - diametrul exterior al piesei cuprinzătoare; $\nu_{a,b}$ - coeficientul de contracție transversală al materialului arborelui, respectiv butucului; $E_{a,b}$ – modulul de elasticitate longitudinală al materialului arborelui, respectiv butucului.

Calculul strângerii corectate necesare. Strângerea teoretică necesară trebuie corectată, pentru a ține seama de condițiile reale de execuție, montaj şi exploatare ale asamblării. Strângerea corectată necesară se determină cu relația

$$S_c = S + S_n + S_t + S_d, \tag{2.67}$$

în care:

- S_n ține seama de faptul că neregularitățile existente, inițial, pe suprafețele pieselor se distrug în timpul presării. Diametrele d'_a şi d'_b ale arborelui şi, respectiv, butucului, se măsoară peste vârfurile neregularităților; după distrugerea neregularităților, în timpul presării, aceste diametre vor avea mărimile d_a şi, respective, d_b (fig.2.54) Corecția S_n se calculează cu relația

$$S_n \approx 1{,}2\,(R_{a\,max} + R_{b\,max}) \quad [\mu\text{m}]\,, \tag{2.68}$$

în care $R_{a\,max}$ şi $R_{b\,max}$ reprezintă înălțimile maxime ale neregularităților suprafețelor arborelui, respectiv butucului, dependente de felul prelucrării suprafeței ($R_{max} = 6R_a$, unde

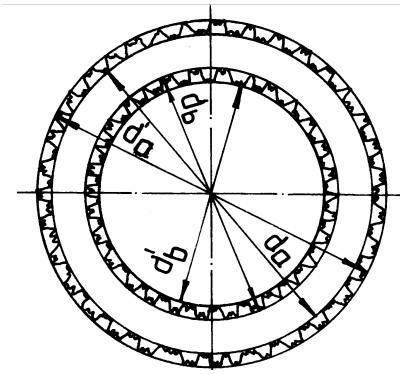


Fig. 2.54

R_a este rugozitatea suprafeței). Această corecție este foarte importantă pentru piese de diametere mici şi cu rugozități mari ale suprafețelor.

- S_t compensează efectul dilatațiilor termice diferite ale pieselor asamblate, care apar în timpul funcționării, şi se calculează cu relația

$$S_t = [\alpha_b (t_b - t_0) - \alpha_a (t_a - t_0))] d\, 10^3 \, [\mu m], \qquad (2.69)$$

în care: $\alpha_{a,b}$ sunt coeficienții de dilatare termică liniară ai materialului arborelui, respectiv butucului; $t_{a,b}$ - temperatura de funcționare a arborelui, respectiv butucului, t_0 - temperatura la care s-a făcut măsurarea diametrelor d_a şi d_b. Dacă temperatura în timpul funcționării asamblării este aceeaşi sau apropiată de temperatura la care s-a făcut măsurarea, S_t nu intervine în calcul.

- S_d ține seama de deformațiile elastice ale pieselor, sub acțiunea sarcinilor exterioare, iar valoarea ei este egală cu valoarea deformațiilor pieselor; de regulă se neglijează.

Alegerea ajustajului standardizat şi a toleranțelor de execuție ale pieselor. În funcție de valoarea strângerii corectate necesare S_c, se alege tipul ajustajului cu strângere, iar în funcție de acesta şi de diametrul nominal d al ajustajului, se aleg – din standarde – toleranțele de execuție ale celor două piese ce urmează să se asambleze.

Pentru realizarea asamblărilor presate, se recomandă următoarele câmpuri de toleranță, în sistemul alezaj unitar:

- *H6/s5*; *H7/s6*; *H8/s7* – pentru ajustaje cu strângeri mari;
- *H6/t5*; *H7/t6*; *H7/t7* – pentru ajustaje cu strângeri foarte mari;
- *H6/u5*; *H7/u6*; *H8/u7* – pentru ajustaje cu strângeri extrem de mari.

În urma prelucrării pieselor, pot rezulta diametre cuprinse între $d_{a\,min}$ şi $d_{a\,max}$, pentru arbore şi între $d_{b\,min}$ şi $d_{b\,max}$, pentru butuc. Strângerile maximă, minimă şi medie se determină cu relațiile (fig.2.55):

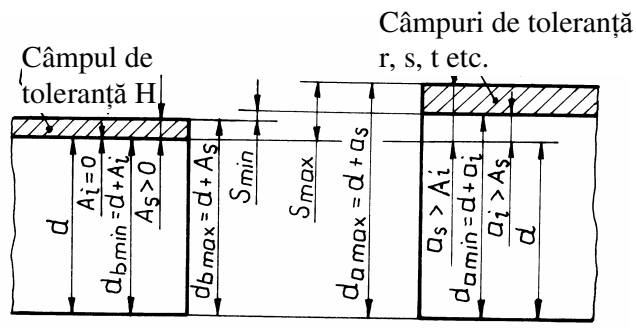


Fig. 2.55

$$S_{max} = (d_{a\,max} - d_{b\,min})\, 10^3 \, [\mu m], \qquad (2.70)$$

$$S_{min} = (d_{a\,min} - d_{b\,max})\, 10^3 \, [\mu m], \qquad (2.71)$$

$$S_{med} = \frac{S_{max} + S_{min}}{2}. \qquad (2.72)$$

Pentru ca toate asamblările realizate - dintr-un lot de piese (arbori şi butuci) executate în cadrul aceluiaşi câmp de toleranță – să fie bune, trebuie îndeplinită condiția $S_{min} \geq S_c$. De regulă, se admite ca strângerea minimă a ajustajului ales să fie mai mică decât strângerea corectată necesară, deoarece procentul asamblărilor cu strângere minimă este extreme de mic; întrucât predomină asamblările cu strângeri medii, condiția devine $S_{med} > S_c$. Dacă nu este îndeplinită condiția, se alege un alt ajustaj, cu strângere mai mare sau mai mică.

Verificarea asamblării la deformații plastice. Datorită unor strângeri prea mari, piesele asamblate se pot deforma plastic; din această cauză, se impune o verificare la deformații plastice a

celor două piese asamblate. Verificarea la deformații plastice are rolul de a asigura menținerea deformației pieselor asamblate în domeniul elastic şi constă în impunerea condiției ca tensiunile care apar în piesele asamblate să nu depăşească tensiunile de curgere ale materialelor.

Verificarea deformațiilor pieselor asamblate. Este necesar să se calculeze deformațiile elastice rezultate în urma presării – la interiorul piesei cuprinse şi la exteriorul piesei cuprinzătoare – deoarece aceste deformații pot provoca defecțiuni în funcționarea ansamblului din care face parte asamblarea presată. Astfel, la presarea rulmenților (inelelor interioare) pe fusurile arborilor, se modifică jocul radial din rulment, putându-se ajunge, în cazuri limită, la blocarea lagărului; acelaşi lucru se poate întâmpla şi la presarea inelului exterior al rulmentului în alezajul carcasei. Deformațiile elastice diametrale ale pieselor asamblate se calculează cu relația lui Hooke, din teoria elasticității.

Calculul forțelor axiale, necesare la presare şi la depresare. Forța necesară la presare se calculează cu relația

$$F_p = \mu_1 \pi l p , \tag{2.73}$$

iar forța necesară la depresare, cu relația

$$F_d = \mu_2 \pi l p , \tag{2.74}$$

în care, μ_1 şi μ_2 sunt coeficienții de frecare la presare, respectiv depresare, dependenți de cuplul de materiale al asamblării şi de starea de ungere a suprafețelor; au valori diferite şi diferite de valorile coeficientului de frecare de calcul μ.

2.6.2. Asamblări fretate

La asamblările fretate – realizate prin încălzirea piesei cuprinzătoare (butucul) sau prin răcirea piesei cuprinse (arborele) – se obțin strângeri sporite față de asamblările presate la rece, micşorându-se considerabil forțele axiale, necesare la montaj.

Temperatura de încălzire a butucului, respectiv de răcire a arborelui, se determină ținând seama de strângerea maximă S_{max} a ajustajului ales, de coeficientul de dilatare termică liniară $\alpha_{a,b}$, de diametrul nominal al ajustajului d şi de temperatura mediului ambiant t_0.

Dacă se consideră încălzirea butucului, condiția de montaj, fără necesitatea unei forțe axiale de presare, este

$$S_{max} + j = \alpha_b (t - t_0) d 10^3 , \tag{2.75}$$

temperatura necesară de încălzire a butucului rezultând

$$t = \frac{S_{\max} + j}{\alpha_b d} 10^{-3} + t_0 \left[{}^{\circ}\mathrm{C}\right]. \tag{2.76}$$

Dacă se consideră răcirea arborelui, condiția devine

$$S_{max} + j = \alpha_a (t_0 - t) d 10^3 . \tag{2.77}$$

respectiv

$$t = t_0 - \frac{S_{\max} + j}{\alpha_a d} 10^{-3} \left[{}^{\circ}\mathrm{C}\right]. \tag{2.78}$$

La valorile calculate ale temperaturilor se mai adaugă câteva zeci de grade, având în vedere răcirea, respectiv încălzirea piesei în timpul manipulării. În relațiile (2.75) ... (2.78), prin *j* s-a notat jocul care trebuie să existe între piese, în urma încălzirii butucului, respectiv răcirii arborelui.

3. ARCURI [1, 2, 4, 6, 8, 10, 14]

3.1. CARACTERIZARE, DOMENII DE FOLOSIRE, CLASIFICARE

Arcurile sunt organe de maşini care, prin forma lor şi prin proprietăţile elastice deosebite ale materialelor din care sunt executate, se deformează elastic, sub acţiunea unor sarcini exterioare, în limite relativ mari. În timpul deformării elastice, arcurile înmagazinează lucrul mecanic efectuat de sarcina exterioară sub formă de enrgie de deformaţie, având posibilitatea să-l restituie în perioada de revenire la starea lor iniţială.

Domeniile de folosire ale arcurilor sunt diverse şi se referă, în principal, la:

- *amortizarea şocurilor şi vibraţiilor* (suspensiile autovehiculelor, limitatoare de cursă, cuplaje elastice, cârlige de macara, fundaţii de maşini etc.);
- *acumularea de energie*, care urmează să fie restituită ulterior sistemului din care arcul face parte (ceasuri cu arc, arcuri motoare de la diverse mecanisme etc.);
- *exercitarea unei forţe elastice permanente* (cuplaje de siguranţă prin fricţiune, ambreiaje prin fricţiune, arcuri de întinzătoare etc.);
- *reglarea sau limitarea forţelor sau a debitelor* (prese, cuplaje de siguranţă, robinete de reglare etc.);
- *măsurarea forţelor şi momentelor*, prin utilizarea dependenţei dintre sarcină şi deformaţia arcului (chei dinamometrice, dinamometre, cântare, aparate de măsură, standuri de încercare etc.);
- *modificarea frecvenţei proprii* a unor organe de maşini sau a unor sisteme mecanice.

Clasificarea arcurilor se realizează după o serie de criterii, prezentate în continuare:

- după *forma constructivă*, se deosebesc: arcuri elicoidale, arcuri bară de torsiune, arcuri spirale plane, arcuri în foi, arcuri inelare, arcuri disc, arcuri bloc;
- după *modul de acţionare a sarcinii exterioare*, arcurile pot fi: de compresiune, de tracţiune, de încovoiere, de torsiune:
- după *solicitarea principală a materialului*, se deosebesc arcuri solicitate la: tracţiune-compresiune, încovoiere, torsiune;
- după *natura materialului* din care este executat arcul, se deosebesc: arcuri metalice, arcuri nemetalice;
- după *variaţia rigidităţii*, arcurile pot fi: cu rigiditate constantă, cu rigiditate variabilă (progresivă sau regresivă);
- după *forma secţiunii* arcului, se deosebesc arcuri cu secţiune rotundă, inelară, dreptunghiulară (sau pătrată), profilată.

3.2. MATERIALE ŞI ELEMENTE DE TEHNOLOGIE

Principalele calități ale materialelor din care se execută arcurile se referă, în principal, la: rezistență ridicată la rupere, limită ridicată de elasticitate, rezistență mare la oboseală. În unele domenii de folosire, materialelor pentru arcuri li se impun o serie de caracteristici speciale, ca: rezistență la temperaturi ridicate; rezistență la coroziune; lipsa proprietăților magnetice; dilatație termică redusă; comportare elastică independentă de temperatură etc.

Oțelurile folosite în construcția arcurilor pot fi oțeluri carbon de calitate (OLC 55A, OLC 65A, OLC 75A, OLC 85A) sau oțeluri aliate cu Cr, Mn, Si, V, W. Elementele de aliere îmbunătățesc rezistența şi tenacitatea (Si), călibilitatea şi rezistența la rupere (Mn, Cr), rezistența la oboseală (V). Mărcile de oțeluri pentru arcuri sunt cuprinse în standarde.

Materialele neferoase sunt utilizate, în special, pentru arcurile care lucrează în câmpuri electrice. Cele mai utilizate materiale neferoase pentru arcuri sunt alama şi bronzul, dar şi anumite aliaje speciale (Monel, Monel K, Inconel, Inconel X etc.).

Materialele nemetalice utilizate în construcția arcurilor sunt cauciucul, pluta etc.

Calitatea arcurilor este condiționată atât de material cât şi de tehnologia de execuție a acestora şi de tratamentul termic aplicat.

Ca semifabricate pentru arcurile elicoidale se folosesc sârme, bare, benzi etc. Arcurile cu secțiuni mici (diametrul sârmei până la 8 … 10 mm) se execută prin înfăşurare la rece, iar arcurile cu secțiuni mai mari, prin înfăşurare la cald. Majoritatea arcurilor înfăşurate la rece se execută din sârmă care a fost supusă tratamentului termic înainte de înfăşurare, iar după înfăşurare se supun numai unei operații de revenire. Arcurile înfăşurate la cald şi arcurile înfăşurate la rece dar mai puternic solicitate se călesc după înfăşurare.

Pentru arcurile supuse la solicitări variabile, calitatea suprafeței este un factor determinant în ceea ce priveşte durabilitatea. Mărirea rezistenței la oboseală se poate realize prin: evitarea decarburării stratului superficial, în timpul tratamentului termic; rectificarea fină a suprafeței, după tratamentul termic final, pentru eliminarea stratului de oxid; durificarea stratului superficial (când rectificarea nu este posibilă), cu jet de alice; protejarea arcului împotriva coroziunii, prin acoperiri.

3.3. CARACTERISTICA ARCURILOR

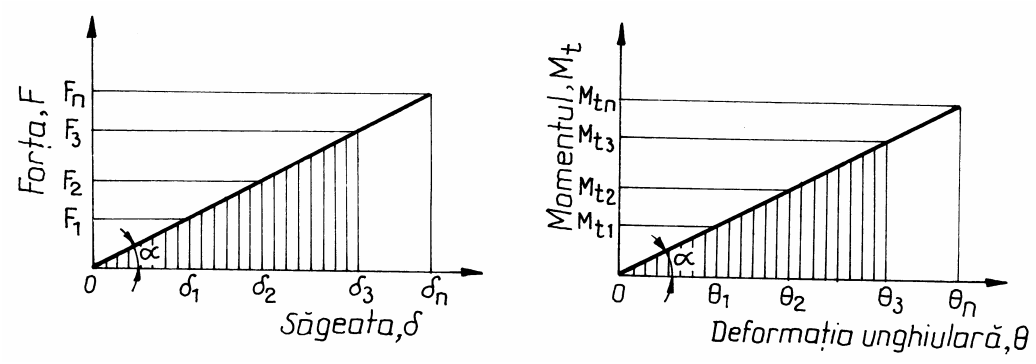
Caracteristica unui arc este curba care reprezintă dependența dintre sarcina care acționează asupra arcului (forță sau moment) şi deformația (săgeată sau unghi) produsă de aceasta, pe direcția de acțiune a sarcinii; în acest sens, caracteristica arcurilor poate fi exprimată prin relațiile:

$$F=F(\delta);\ \ M_t=M_t(\theta), \tag{3.1}$$

în care δ reprezintă deformația liniară a arcului pe direcția forței F (săgeata), iar θ – deformația unghiulară a arcului pe direcția momentului de torsiune M_t (rotirea). Graficul caracteristicii arcului (fig.3.1) redă imaginea variației rigidității c a unui arc, definită prin panta curbei care exprimă dependența sarcină – deformația, când sarcina este o forță (fig.3.1, *a*) sau un moment (fig.3.1, *b*):

$$c = \mathrm{tg}\alpha = \frac{F}{\delta};\ \ c' = \mathrm{tg}\alpha = \frac{M_t}{\theta}\ . \tag{3.2}$$

Caracteristica liniară (v. fig.3.1) este întâlnită la arcuri fără frecări (sau cu frecări neglijabile), executate din materiale care respectă legea lui *Hooke*. Aceste arcuri sunt caracterizate prin rigiditate constantă.



a b

Fig. 3.1

Ținând seama de faptul că lucrul mecanic elementar este determinat prin expresia dL=Fdδ, suprafața cuprinsă între caracteristica arcului şi abscisă reprezintă lucul mecanic de deformație al arcului, înmagazinat prin deformația sa. Astfel, în fig.3.1, a, suprafața haşurată este echivalentă cu lucrul mecanic de deformație al arcului supus acțiunii forței F_3. Rezultă că, în ipoteza caracteristicii liniare, expresia lucului mecanic de deformație – în cazul când sarcina exterioară este o forță – este

$$L = \frac{1}{2} F\delta = \frac{1}{2} c\delta^2 , \qquad (3.3)$$

iar pentru cazul în care sarcina exterioară este un moment de torsiune,

$$L = \frac{1}{2} M_t \theta = \frac{1}{2} c'\theta^2 . \qquad (3.4)$$

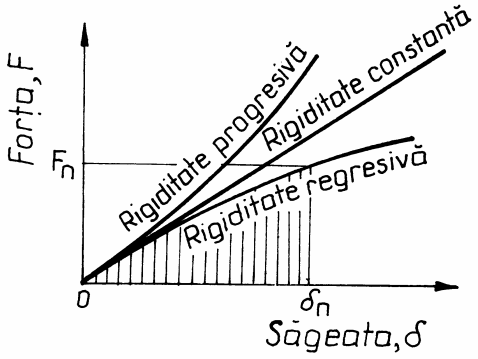


Fig. 3.2

Arcurile cu rigiditate constantă au cea mai largă utilizare în practică. Există, însă, şi arcuri cu rigiditate variabilă, la care caracteristica este o curbă (fig.3.2). În acest caz, rigiditatea arcului este dată de relația

$$c = \mathrm{tg}\,\alpha = \frac{\partial F}{\partial \delta} \neq \text{const.} \; ; \quad c' = \mathrm{tg}\,\alpha = \frac{\partial M_t}{\partial \theta} \neq \text{const.} \qquad (3.5)$$

La arcurile cu *rigiditate progresivă* (*arcuri tari*), panta curbei care reprezintă caracteristica este crescătoare (derivata a doua a curbei este pozitivă), iar la arcurile cu *rigiditate regresivă* (*arcuri moi*) această pantă este descrescătoare (derivata a doua a curbei este negativă).

Lucrul mecanic de deformare, înmagazinat de aceste arcuri, este dat de relațiile (în funcție de tipul sarcinii exterioare, forță sau moment de torsiune):

$$L = \int_0^{\delta_n} F d\,\delta \; ; \quad L = \int_0^{\theta_n} M_t d\,\theta . \qquad (3.6)$$

Dacă nu există frecări între elementele componente ale arcului sau frecări interioare ale materialului, caracteristica arcului la descărcare coincide cu cea de la încărcare.

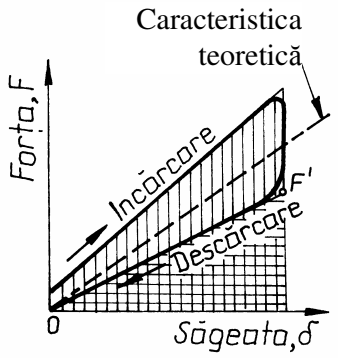


Fig.3.3

La arcurile compuse din elemente suprapuse (arcuri în foi, arcuri inelare), la încărcare trebuie învinsă, în primul rând, frecarea dintre elementele componente şi numai după aceea forţa provoacă deformaţia arcului (fig.3.3). Ca urmare, caracteristica de încărcare se situează deasupra caracteristicii teoretice. La descărcare, în primul moment, frecarea se opune revenirii arcului, forţa scăzând până la valoarea *F*', fără ca săgeata să se modifice. După ce forţa exterioară scade sub valoarea *F*', denumită *forţă de destindere*, arcul începe să îşi reducă săgeata, caracteristica de descărcare situându-se sub caracteristica teoretică. În acest caz, al existenţei frecărilor, caracteristica arcului este cu *buclă histerezis*.

Raportul dintre lucrul mecanic cedat de arc L_c (suprafaţa de sub caracteristica de descărcare, haşurată orizontal şi vertical în fig.3.3) şi lucrul mecanic absorbit de arc *L*, sub acţiunea forţei exterioare (suprafaţa de sub caracteristica de încărcare, haşurată vertical în fig.3.3), defineşte randamentul arcului, exprimat analitic prin raportul

$$\eta_a = \frac{L_c}{L}. \tag{3.7}$$

Suprafaţa închisă de bucla histerezis reprezintă *lucrul mecanic consumat prin frecare*, iar suprafaţa de sub caracteristica de descărcare reprezintă *lucrul mecanic de deformaţie*.

3.4. ARCURI ELICOIDALE

Arcurile elicoidale au o largă utilizare în construcţia de maşini şi se execută din sârmă sau bare de diferite secţiuni, înfăşurate după o elice, pe o anumită suprafaţă directoare.

Arcurile elicoidale se clasifică după o serie de criterii, prezentate în continuare:

- după *forma secţiunii spirei*, arcurile elicoidale pot fi: cu secţiune rotundă (fig.3.4, *a* şi *c*), cu secţiune pătrată (fig.3.4, *b*), cu secţiune dreptunghiulară (fig.3.4, *d*) sau cu secţiune profilată;
- după *forma suprafeţei directoare* (a corpului de înfăşurare), arcurile elicoidale pot fi: cilindrice (fig.3.4, *a* şi *b*), conice (fig.3.4, *c* şi *d*), dublu conice, paraboloidale, hiperboloidale, prismatice etc;
- după *modul de acţionare a sarcinii*, se deosebesc arcuri elicoidale de compresiune (fig.3.4, a, …, d), de tracţiune (fig.3.4, e) şi de torsiune (fig.3.4, f).

Sub acţiunea unei forţe axiale exterioare, spirele arcurilor elicoidale de compresiune sau de tracţiune sunt solicitate, în principal, la torsiune. Arcurile elicoidale de torsiune au un capăt fix şi sunt solicitate de un moment de torsiune; ca urmare, spira arcului este solicitată, în principal, la încovoiere.

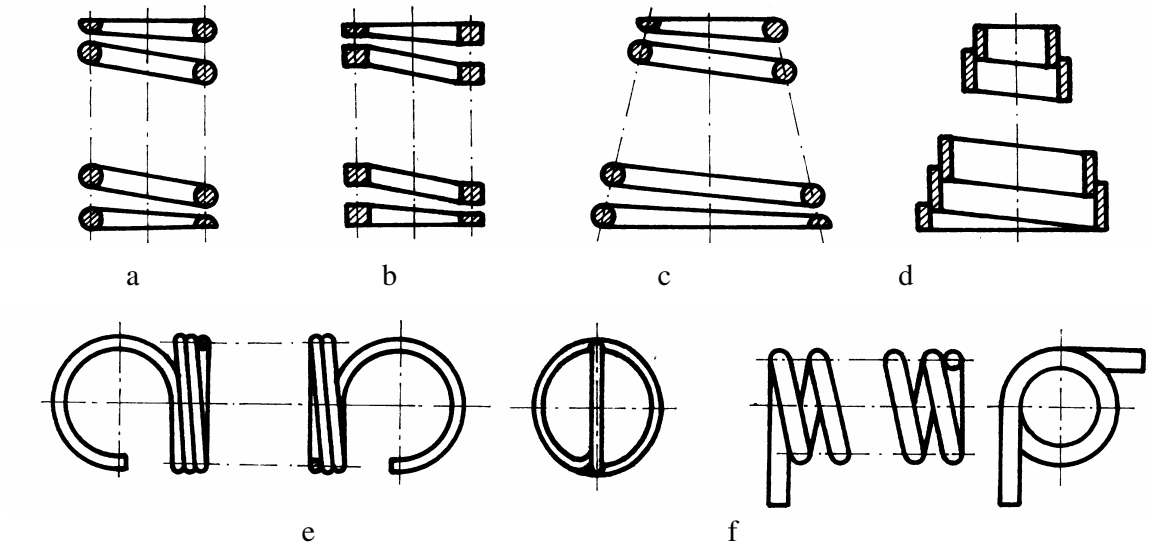


Fig.3.4

3.4.1. Arcuri elicoidale cilindrice de compresiune

3.4.1.1. Caracterizare, elemente geometrice, caracteristica elastică

Elementele geometrice caracteristice unui arc elicoidal cilindric de compresiune, cu secțiunea spirei rotundă, sunt prezentate în fig.3.5 şi se referă la:

- d - diametrul spirei;
- D_i - diametrul interior de înfăşurare;
- D_m - diametrul mediu de înfăşurare;
- D - diametrul exterior de înfăşurare;
- t - pasul spirei;
- H_0 - lungimea arcului în stare liberă;
- α_0 - unghiul de înclinare al spirei în stare liberă.

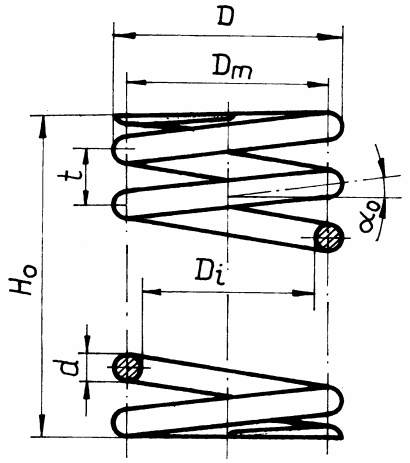


Fig.3.5

Unghiul de înclinare al spirei ia valori în intervalul 6 ... 9°, iar raportul $D_m/d=i$, denumit indicele arcului, are valorile:

- pentru arcuri înfăşurare la rece, în intervalul 4 ... 16;
- pentru arcuri înfăşurare la cald, în intervalul 4 ... 10.

Numărul total de spire n_t ale unui arc elicoidal de compresiune se determină cu relația $n_t = n + n_r$, în care n reprezintă numărul de spire active (care participă la deformația elastică a arcului), iar n_r este numărul spirelor de reazem (de capăt). Numărul spirelor de reazem se determină astfel:

- $n_r = 1{,}5$, dacă $n \leq 7$;
- $n_r = 1{,}5...3{,}5$, dacă $n > 7$.

Pentru dispunerea centrică a sarcinii, suprafața de aşezare a arcurilor elicoidale cilindrice de compresiune trebuie să fie perpendiculară pe axa de simetrie a arcului; în aceste sens, suprafețele de

aşezare ale arcurilor elicoidale de compresiune se prelucrează plan, perpendicular pe axa arcului; spirele de capăt, prelucrate astfel, nu se deformează elastic.

Caracteristica elastică a unui arc elicoidal cilindric de compresiune este prezentată în fig.3.6, utilizându-se notațiile:

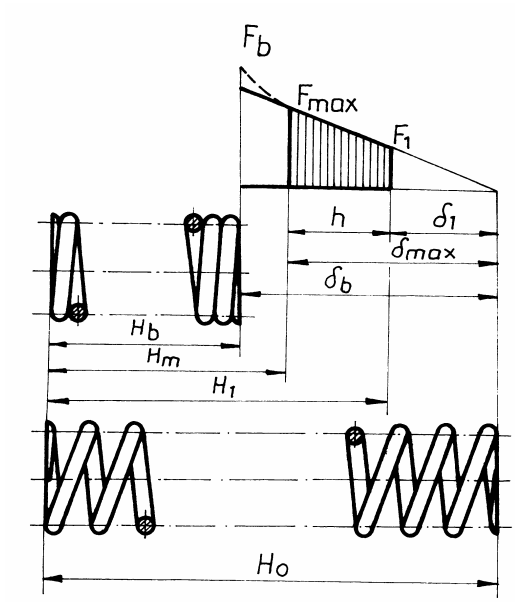


Fig.3.6

- H_0 – lungimea arcului în stare liberă;
- F_1 – forța inițială, de precomprimare (de montaj), care se alege în funcție de destinația arcului;
- δ_1, H_1 – săgeata, respectiv lungimea arcului montat pretensionat cu forța F_1;
- F_{max} – forța maximă de funcționare;
- δ_{max}, H_{max} – săgeata, respectiv lungimea arcului corespunzătoare forței F_{max};
- h – cursa de lucru a arcului;
- F_b – forța limită de blocare a arcului;
- δ_b, H_b – săgeata, respectiv lungimea arcului blocat (comprimat spiră pe spiră).

Ca urmare a neuniformității pasului spirelor, porțiunea finală a caracteristicii, la sarcini apropiate de F_b, poate deveni neliniară. Pentru a asigura arcului o caracteristică liniară, se recomandă ca $F_{max} \leq (0{,}8\ldots0{,}9)\ F_b$.

Ținând seama de toleranțele diametrului sârmei de arc, pentru a se evita contactul între spirele active, jocul Δ dintre spire, corespunzător sarcinii maxime de funcționare, trebuie să fie de cel puțin $0{,}1d$.

Pentru obținerea unei caracteristici elastice neliniare (progresive) a arcurilor elicoidale, sunt utilizate: arcuri elicoidale conice; arcuri elicoidale cilindrice cu pas variabil; arcuri elicoidale cilindrice cu pas variabil şi/sau diametrul sârmei variabil. Diametrul sârmei poate varia liniar (sârmă conică) sau parabolic, către ambele extremități ale sârmei sau numai către una din extremități.

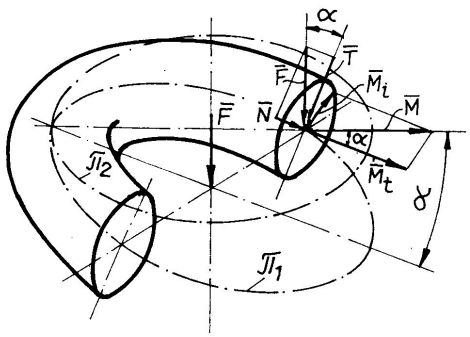


Fig.3.7

3.4.1.2. Calculul de rezistență şi la deformații

Calculul arcurilor, în general, se realizează parcurgându-se următoarele etape principale: *calculul de rezistență, calculul la deformații, calculul rigidității arcului, calculul lucrului mecanic de deformație*.

Schema pentru calculul de rezistență al arcului elicoidal cilindric de compresiune cu spira rotundă este prezentată în fig.3.7. Spira arcurilor elicoidale de compresiune (sau de tracțiune) este o bară curbă, solicitată de forța F, orientată după axa arcului (v. fig.3.7). Axa spirei este cuprinsă în planul π_1, înclinat față de planul perpendicular pe axa arcului π_2 cu unghiul α.

Forța axială F se reduce, în centrul unei secțiuni normale pe axa spirei, la torsorul format din vectorul forță F, paralel cu axa arcului şi vectorul moment M, perpendicular pe aceasta. Componentele acestor vectori, cuprinse în planul secțiunii normale şi cele cuprinse în planul perpendicular pe această secțiune, sunt:

- momentul de torsiune $M_t = F\cos\alpha\dfrac{D_m}{2}$;
- momentul de încovoiere $M_i = F\sin\alpha\dfrac{D_m}{2}$;
- forța tăietoare $T = F\cos\alpha$;
- forța normală $N = F\sin\alpha$.

Deoarece unghiul de înfăşurare are valori mici, iar tensiunea produsă de forța tăietoare T este neglijabilă, în calcule se poate considera spira ca fiind solicitată doar de momentul de torsiune

$$M_t = F\frac{D_m}{2}. \tag{3.8}$$

Neglijarea influenței unghiului de înfăşurare α echivalează cu tratarea arcului elicoidal ca o bară dreaptă, obținută prin desfăşurarea arcului, supusă acțiunii momentului M_t, care determină tensiunea

$$\tau_t = \frac{M_t}{W_p} = \frac{F\dfrac{D_m}{2}}{\dfrac{\pi d^3}{16}} = \frac{8FD_m}{\pi d^3}. \tag{3.9}$$

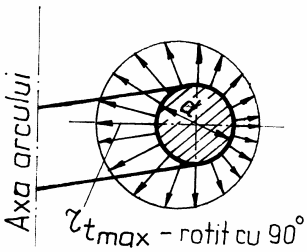


Fig.3.8

Datorită curburii spirei, tensiunea tangențială τ_t nu este uniform distribuită pe întreaga periferie a secțiunii acesteia; valoarea maximă τ_{tmax} apare în partea interioară a spirei (fig.3.8) şi se determină cu relația

$$\tau_{t\,max} = k\,\tau_t, \tag{3.10}$$

în care k reprezintă coeficientul de formă al arcului, dependent de indicele i al acestuia şi se poate determina cu relația

$$k = 1 + \frac{1{,}6}{i}, \tag{3.11}$$

sau alege din diagrame.

Ținând seama de relația (3.9), relația (3.10) devine

$$\tau_{t\,\max} = k\frac{8FD_m}{\pi d^3} = k\frac{8Fi}{\pi d^2} \le \tau_{at}. \tag{3.12}$$

Prin explicitarea mărimii d, relația (3.12) devine

$$d = \sqrt[3]{\frac{8kFD_m}{\pi\tau_{at}}} = \sqrt{\frac{8kFi}{\pi\tau_{at}}}, \tag{3.13}$$

această relație este utilizată în calculul de dimensionare al spirei arcului.

Rezistențele admisibile la torsiune τ_{at} se aleg în funcție de materialul arcului, tratamentul termic aplicat, caracterul sarcinii (statică sau oscilantă), condițiile de funcționare, importanța arcului în cadrul ansamblului din care face parte, având valori cuprinse în intervalul τ_{at} = 500…800 MPa.

Calculul la deformaţii constă în determinarea deformaţiei arcului, corespunzătoare unei anumite încărcări. Deformaţia arcului elicoidal cilindric de compresiune (săgeata) este reprezentată de spaţiul parcurs de forţa F (fig.3.9, a), ca urmare a răsucirii cu unghiul θ a barei de lungime $l = \pi D_m n$ (fig.3.9, *b*), care reprezintă arcul desfăşurat, n fiind numărul spirelor active. Răsucirea spirei arcului se calculează cu relaţia

$$\theta = \frac{M_t l}{GI_p} = \frac{F\frac{D_m}{2}\pi D_m n}{G\frac{\pi d 4}{32}} = \frac{16FD_m^2 n}{Gd^4}, \tag{3.14}$$

iar deformaţia arcului este egală cu

$$\delta = \theta\frac{D_m}{2} = \frac{8FD_m^3 n}{Gd^4}, \tag{3.15}$$

în care G reprezintă modulul de elasticitate transversal şi I_p – momentul de inerţie polar al secţiunii spirei arcului.

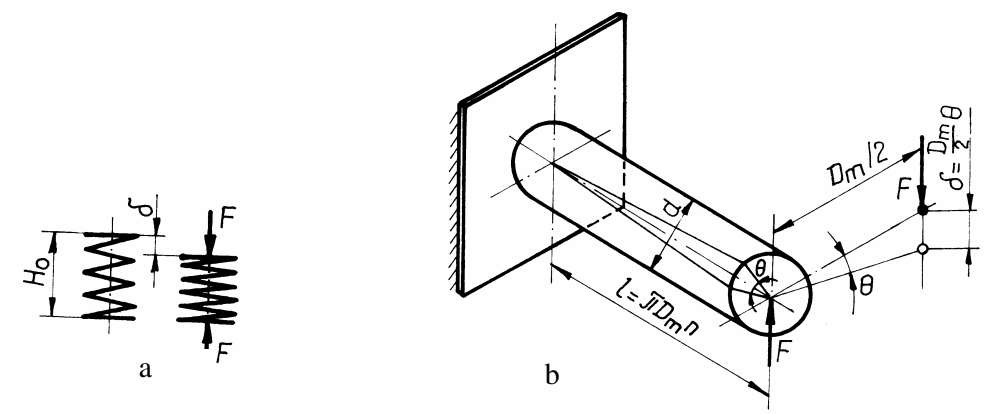


Fig. 3.9

Relaţia (3.15) se poate exprima sub forma

$$\delta = \frac{8F i^3 n}{Gd}. \tag{3.16}$$

Prin relaţia (3.16) se stabileşte influenţa hotărâtoare a indicelui arcului asupra săgeţii sale, arcurile cu indice mare fiind mai uşor deformabile.

Calculul rigidităţii arcului se realizează pornind de la relaţia generală (3.2). Prin particularizare, în cazul arcului elicoidal cilindric de compresiune, se obţine valoarea rigidităţii

$$c = \frac{Gd^4}{8D_m^3 n} = \frac{Gd}{8i^3 n}, \tag{3.17}$$

ceea ce înseamnă că rigiditatea arcului este dependentă doar de geometria acestuia şi de caracteristicile materialului din care este executat.

Caracteristica arcului fiind liniară, lucrul mecanic de deformaţie se exprimă prin relaţia

$$L = \frac{F\delta}{2} = \frac{4D_m^3 n}{Gd^4}F^2 = \frac{4i^3 n}{Gd}F^2, \tag{3.18}$$

δ fiind dat de relaţia (3.15), respectiv (3.16).

3.4.2. Arcuri elicoidale cilindrice de tracțiune şi de torsiune

3.4.2.1. Arcuri elicoidale cilindrice de tracțiune

La arcurile elicoidale cilindrice de tracțiune, sarcina se aplică prin intermediul ochiurilor de prindere, de forma unor cârlige (fig.3.10, *a* ... *d*) sau prin intermediul unor piese separate (fig.3.10, *e* şi *f*).

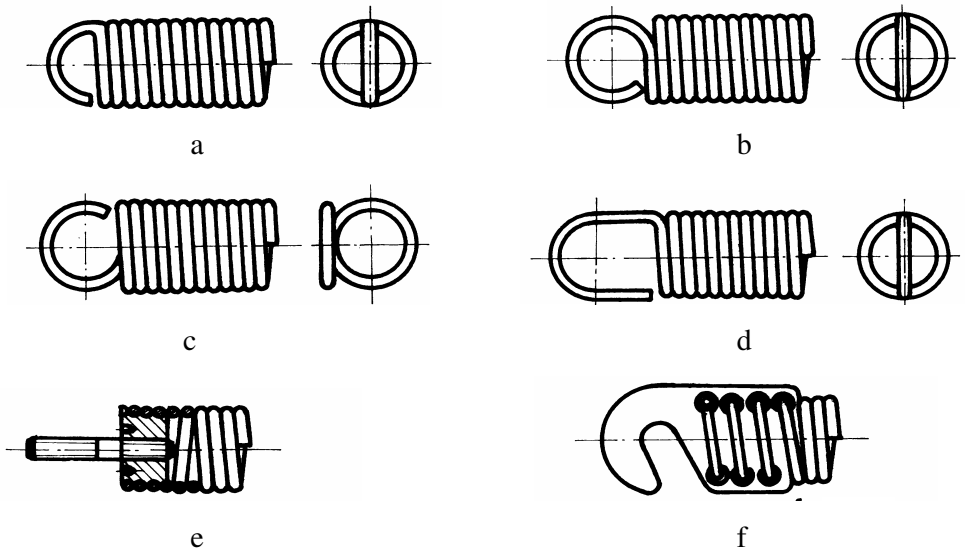


Fig. 3.10

Teoretic, arcurile elicoidale cilindrice de tracțiune au caracteristica elastică identică cu cea a arcurilor de compresiune. Aceste arcuri se înfăşoară strâns. Ca urmare, spirele nu numai că sunt în contact, ci uneori se şi apasă reciproc, datorită unei forțe inițiale de pretensionare F_0, care pentru a începe deformarea elastică a arcului trebuie depăşită de forța exterioară F.

Caracteristica elastică a unui arc elicoidal cilindric de tracțiune cu pretensionare este reprezentată în fig.3.11, notațiile utilizate având următoarele semnificații:

- H_0 – lungimea arcului în stare liberă;
- F_0 – forța de pretensionare;
- F_1 – forța de montaj;
- δ_1, H_1 – săgeata, respectiv lungimea arcului montat;
- F_{max} – forța maximă de funcționare;

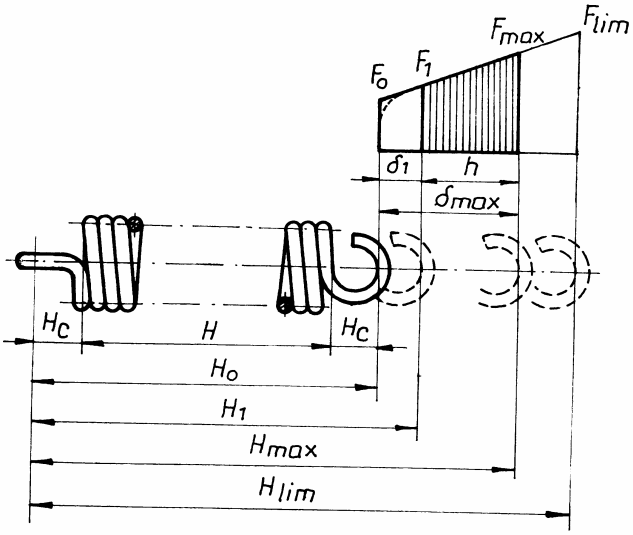


Fig.3.11

- δ_{max}, H_{max} – săgeata, respectiv lungimea arcului corespunzătoare forței F_{max};
- h – cursa de lucru a arcului;

- F_{lim} – forţa limită, la care tensiunile din arc se apropie de limita de curgere a materialului; deformarea ulterioară a arcului trebuie stopată prin limitatoare speciale;
- δ_{lim}, H_{lim} – săgeata, respectiv lungimea arcului corespunzătoare forţei F_{lim}.

Datorită imperfecţiunilor tehnologice, apăsarea iniţială dintre spire nu este uniformă. Ca urmare, este posibil ca la începutul încărcării caracteristica arcului să nu fie liniară. Calculul acestor arcuri este asemănător cu al arcurilor alicoidale cilindrice de compresiune.

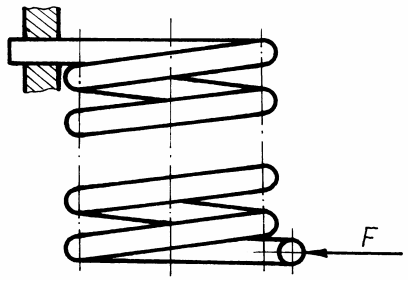


Fig. 3.12

3.4.2.2. Arcuri elicoidale cilindrice de torsiune

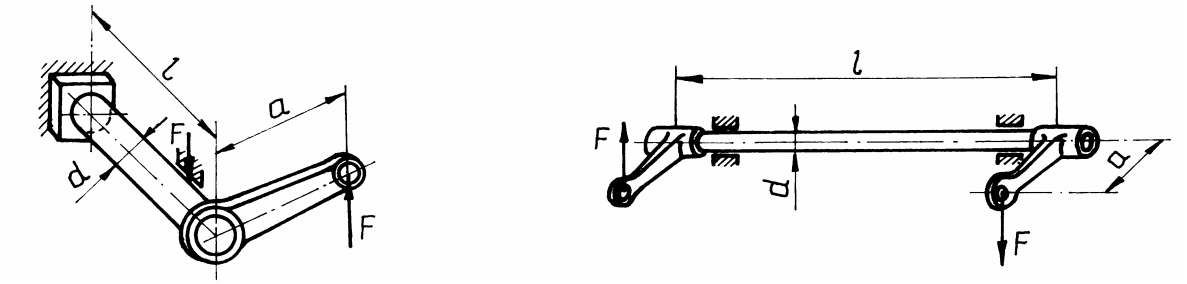
Arcurile elicoidale cilindrice de torsiune diferă ca formă de arcurile elicoidale cilindrice de tracţiune-compresiune doar prin spirele de capăt (fig.3.12), care sunt astfel construite încât permit încărcarea arcului cu momente de torsiune.

Deoarece spirele sunt solicitate – în principal – la încovoiere, arcurile elicoidale de torsiune se mai numesc şi *arcuri flexionale*. La aplicarea unui moment de torsiune, spirele au tendinţa de a-şi micşora diametrul de înfăşurare. Aceste arcuri sunt întâlnite la mecanismele de zăvorâre, la unele tipuri de cuplaje etc.

3.5. ALTE TIPURI DE ARCURI

3.5.1. Arcuri bară de torsiune

Arcul bară de torsiune are forma unei bare drepte, de secţiune constantă pe toată lungimea de lucru, solicitată de momente de torsiune, date de forţe aplicate la capetele levierelor (fig.3.13). Caracterul de arc al acestor bare este dat de proprietăţile elastice ale materialului din care sunt executate şi care asigură revenirea barei la starea iniţială, după încetarea acţiunii momentului de torsiune.



a b

Fig. 3.13

Secţiunea arcului bară de torsiune poate avea diferite forme geometrice, simple sau compuse. Secţiunea barelor simple poate fi rotundă, inelară, pătrată, dreptunghiulară, hexagonală etc. Barele compuse pot fi alcătuite din mai multe bare de secţiune rotundă sau dintr-un pachet de lamele cu secţiune dreptunghiulară. Cel mai frecvent se utilizează bara de torsiune cu secţiunea rotundă, care asigură utilizarea cea mai raţională a materialului (tensiunea tangenţială este distribuită uniform pe întregul contur al secţiunii). Secţiunea rotundă prezintă şi avantajul unei tehnologii de execuţie mai

simple, asigurând rectificarea cu uşurinţă a suprafeţei cilindrice, operaţie necesară pentru mărirea rezistenţei la oboseală.

Încărcarea barelor de torsiune se realizează cu ajutorul unor leviere (pârghii), dispuse la unul (v. fig.3.13, *a*) sau la ambele capete ale acestora (v. fig.3.13, *b*), asupra cărora acţionează forţa exterioară.

Capetele de încastrare şi cele pe care se asamblează levierele se pot realiza cu aplatisare, d_c = 1,6d şi d_1 = 1,2d (fig. 3.14, a), cu contur hexagonal (fig. 3.14, b), cu contur pătrat (fig. 3.14, c), canelate (fig. 3.14, d) etc. Între porţiunea de lucru - cu diametrul d - şi capetele barei, se prevăd raze de racordare mari ($r \approx 2d$), astfel încât să se micşoreze concentratorul de tensiune şi să se mărească rezistenţa la oboseală. În acelaşi scop, suprafaţa barei se rectifică şi se acordă o atenţie deosebită tratamentului termic.

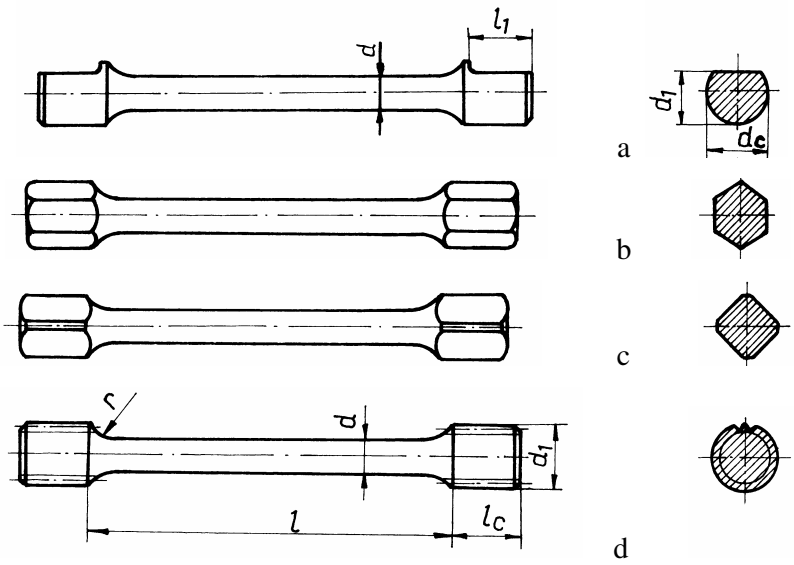


Fig.3.14

Pentru evitarea solicitării la încovoiere a barelor de torsiune, acestea se montează în reazeme (lagăre cu alunecare), amplasate cât mai aproape de levierele de acţionare.

Arcurile bară de torsiune prezintă o serie de avantaje: dimensiuni de gabarit relativ reduse; montaj şi întreţinere uşoare; lipsa frecărilor interioare; tehnologie de prelucrare relativ simplă; capacitate portantă mare. Ca urmare a acestor avantaje, arcurile bară de torsiune au utilizări multiple: la suspensia unor autovehicule; la cuplaje elastice; la chei dinamometrice; la aparate de măsură; la instalaţiile de încercare a diferitelor mecanisme etc.

Barele de torsiune se execută din oţeluri pentru arcuri, o atenţie deosebită acordându-se tratamentului termic şi rectificării. Calculul acestora se face la solicitarea de torsiune, după care se efectuează un calcul la deformaţii.

3.5.2. Arcuri spirale plane

Arcurile spirale plane se execută din panglică de oţel pentru arcuri, cu secţiunea constantă, de formă dreptunghiulară sau, mai rar, de altă formă. Panglica se înfăşoară după o spirală plană, în mod frecvent fiind folosită spirala lui *Arhimede* (fig.3.15). Capătul interior *A* al arcului *1* se încastrează în arborele de încărcare *2*, iar capătul exterior *B* se încastrează în carcasa *3* a aparatului. Antrenarea arcului se poate realiza de către arbore, când carcasa este fixă, sau invers.

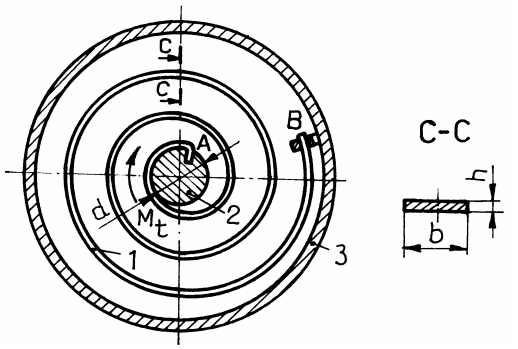


Fig.3.15

Arcul spiral plan acumulează energie la armare, pe care o poate reda ulterior, într-un anumit timp. Din acest motiv, acest arc este folosit ca element motor la mecanismele de ceasornic, la aparatele de măsură etc. Larga utilizare a arcurilor spirale plane se datoreşte elasticităţii mari a panglicii de oţel, care permite acumularea unei cantităţi relativ mari de energie.

În cazul fixării rigide a capetelor arcului, în arbore şi în carcasă, spira arcului (panglica elastică) este solicitată la încovoiere.

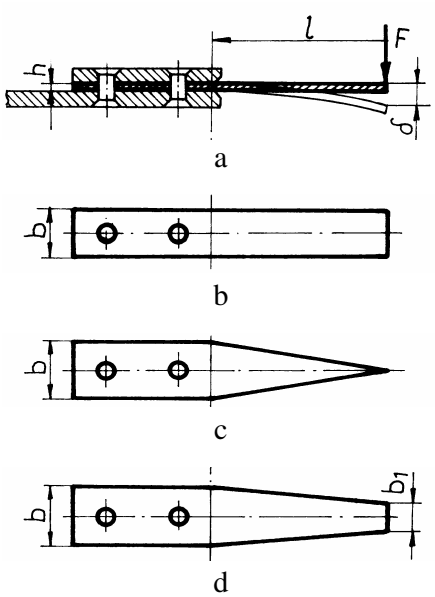


Fig.3.17

3.5.3. Arcuri lamelare

Arcurile lamelare pot fi alcătuite dintr-o singură lamelă (*arcuri monolamelare*) sau din mai multe lamele suprapuse, funcţionând simultan (*arcuri în foi*). Aceste arcuri sunt solicitate la încovoiere.

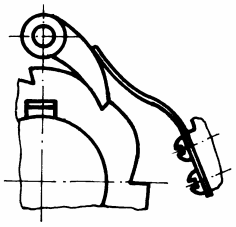


Fig.3.16

Arcurile monolamelare sunt alcătuite dintr-o singură lamelă (foaie), încastrată, de regulă, la un capăt şi liberă la celălalt capăt, unde este aplicată forţa exterioară. Aceste arcuri sunt folosite ca arcuri de apăsare, în construcţia aparatelor şi instrumentelor de măsură, a diferitelor mecanisme şi dispozitive, cum ar fi: unele mecanisme cu clichet (fig.3.16), mecanismele de zăvorâre etc. Mai des întâlnite sunt arcurile monolamelare dreptunghiulare, triunghiulare şi trapezoidale (fig.3.17, *b*, *c* şi *d*). Grosimea lamelei, de cele mai multe ori, este constantă. Fibra medie a lamelei poate fi o dreaptă sau o curbă.

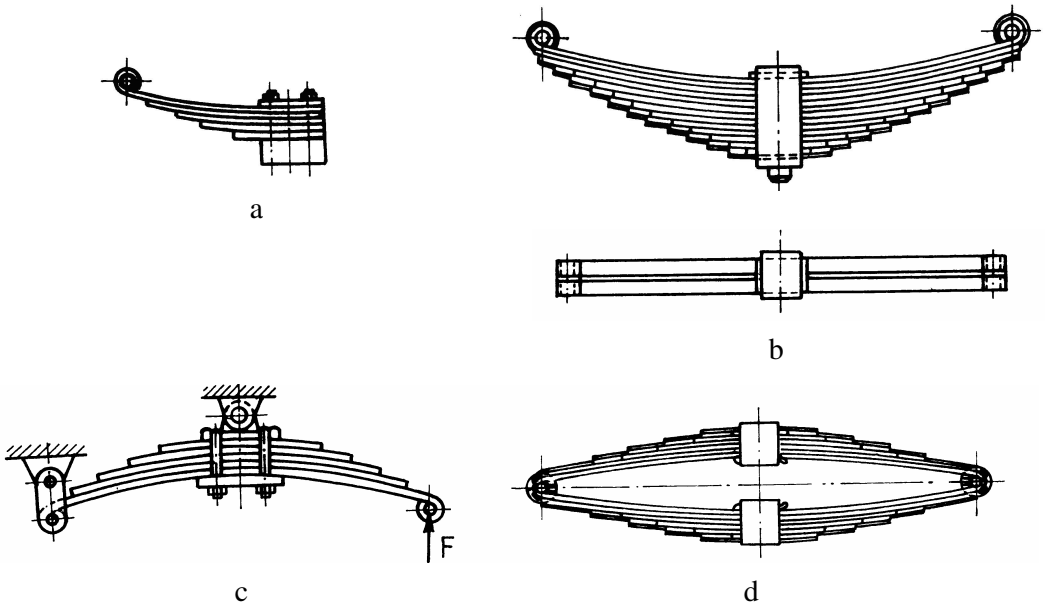


Fig.3.18

Arcurile monolamelare se execută din oţeluri pentru arcuri, laminate la cald.

Arcurile în foi sunt compuse din mai multe lamele, de lungimi diferite, suprapuse şi asamblate la mijloc cu o brăţară de strângere, denumită *bridă* sau *legătură de arc*, astfel încât toate lamelele participă simultan la preluarea sarcinii exterioare.

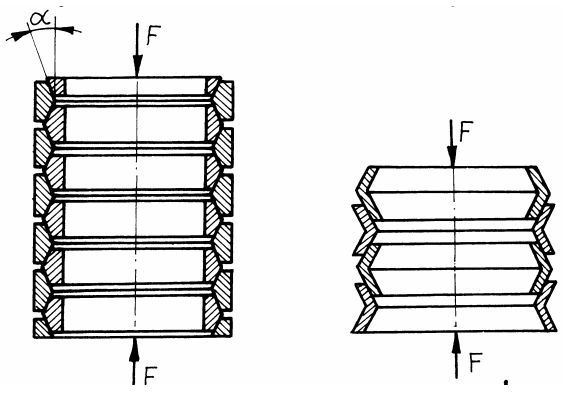
Ca urmare a tehnologiei de execuţie relativ simple, a montării uşoare şi a posibilităţii de a prelua, pe lângă sarcinile verticale, şi sarcini orizontale (longitudinale şi transversale), arcurile în foi sunt folosite în suspensia vehiculelor (automobile, tractoare, remorci, vagoane, locomotive etc.) sau ca elemente de amortizare la ciocanele mecanice de forjă, la tampoanele ascensoarelor etc.

Variantele uzuale de arcuri în foi sunt: *arcul cu un singur braţ* sau *sfertul de arc* (fig.3.18, *a*); *arcul cu două braţe* (fig.3.18, *b*), denumit şi *semieliptic*; *arcul cantilever* (fig.3.18, *c*), variantă a arcului cu două braţe, la care sarcina se transmite prin una din extremităţi; *arcul închis* sau *dublu* (fig.3.18, *d*), numit şi *eliptic*, format din două arcuri deschise suprapuse.

3.5.4. Arcuri inelare

Arcurile inelare se compun din mai multe inele exterioare şi interioare, suprapuse axial, alternant, cu contact pe suprafeţele conice (fig.3.19). Ansamblul de inele este montat într-o carcasă telescopică, care permite comprimarea şi destinderea axială a arcului.

Arcurile inelare lucrează numai la compresiune. Sub acţiunea forţei exterioare, inelele alunecă reciproc, pe suprafeţele conice de contact; inelele exterioare sunt întinse, iar cele interioare comprimate. Datorită deplasării relative a inelelor, între acestea apar forţe de frecare mari, lucrul mecanic de frecare putând să reprezinte 60 ... 70% din lucrul mecanic al forţei exterioare. Restul de 30 ... 40% din lucrul mecanic al forţei exterioare este înmagazinat sub formă de lucru mecanic de deformaţie, pe care arcul îl restituie la destindere. Din acest motiv, arcul inelar reprezintă soluţia optimă de arc tampon, având o capacitate mare de amortizare a şocurilor şi totodată o construcţie simplă, cu dimensiuni de gabarit reduse. Asemenea arcuri sunt utilizate la tampoanele vehiculelor de cale ferată, la tampoanele macaralelor, la amortizoarele ciocanelor mecanice etc.



a b

Fig. 3.19

Unghiul α de înclinare a suprafeţelor conice (fig.3.19, *a*) trebuie să fie mai mare decât unghiul de frecare, pentru a se evita înţepenirea arcului. Datorită frecării mari dintre inele, caracteristica arcului inelar conţine o buclă histerezis relativ mare.

Săgeata arcului este limitată de atingerea inelelor pe suprafeţele lor frontale, putând fi evitată, astfel, suprasolicitarea lor; se recomandă să nu se ajungă la această situaţie extremă. Săgeata totală reprezintă o însumare a deplasărilor inelelor în direcţie axială. Pentru mărirea elasticităţii, se folosesc arcuri inelare tronconice, de forma celor din figura 3.19, *b*.

Inelele se execută prin forjare, la dimensiuni mari, respectiv prin matrițare, la dimensiuni mici. Suprafețele funcționale ale inelelor (suprafețele conice de contact) se prelucrează prin aşchiere.

3.5.5. Arcuri disc

Arcurile disc sunt formate dintr-una sau mai multe plăci elastice inelare, de formă tronconică, supuse la sarcini axiale de compresiune (fig.3.20). Forma şi principalele dimensiuni ale unui arc disc sunt prezentate în figura 3.20, *a*.

Arcul disc este caracterizat, în stare nedeformată, prin parametrii:D_i – diametrul interior; D_e – diametrul exterior; *s* – grosimea plăcii; *h* – înălțimea arcului. Sub acțiunea forței exterioare *F*, arcul se deformează cu săgeata δ, în sensul micşorării înălțimii *h*.

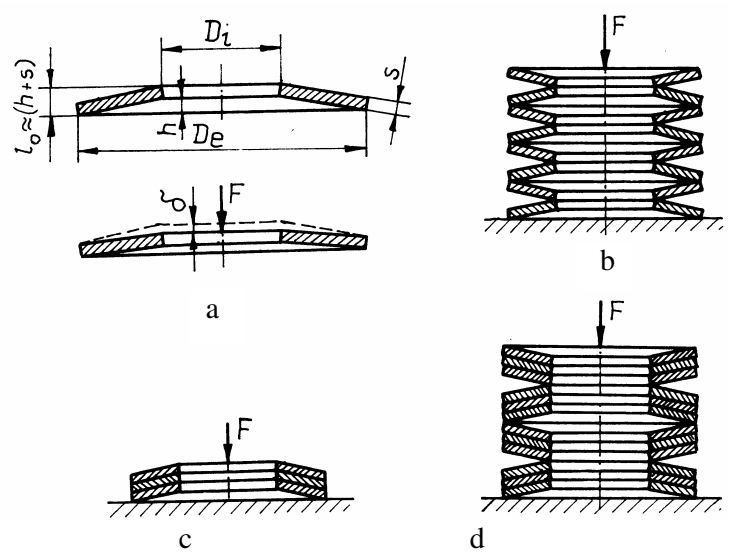


Fig.3.20

Caracteristica elastică a unui arc disc este, în general, neliniară şi depinde de raportul h/s şi de modul de combinare a discurilor în alcătuirea arcului. Montarea în grup a arcurilor disc permite atât preluarea de sarcini mari cât şi realizarea unor săgeți mai mari.

Pentru compunerea arcurilor, aşezarea discurilor se poate realize, conform STAS, în următoarele moduri:

- *în coloană*, prin aşezarea alternantă a discurilor (fig. 3.20 b), mărindu-se elasticitatea;
- *în pachete de discuri* suprapuse pe aceeaşi parte (fig. 3.20, c), rigiditatea obținută fiind mai mare şi frecările mai pronunțate;
- *în coloană de pachete* (fig. 3.20, d), cu rigiditate intermediară celor două moduri de compunere prezentate anterior.

Avantajele arcurilor disc se referă, în principal, la: dimensiuni de gabarit reduse; preiau sarcini mari, la săgeți relative mici; amortizează şocurile şi vibrațiile; rigiditatea poate fi modificată atât prin dimensiunile discurilor cât şi prin modul de aşezare a acestora; prezintă siguranță în exploatare (deteriorarea unui disc nu scoate arcul din uz, ci schimbă doar caracteristica).

Arcurile disc se utilizează ca arcuri tampon la instalațiile de matrițat sau ştanțat, la fundația maşinilor grele, la tampoanele unor vehicule etc., acolo unde trebuiesc preluate şocuri rare şi mari sau sarcini statice foarte mari, cu deformații relativ mici.

Discurile se execută prin ştanțare, din tablă de oțel de arc. Inițial, au forma unor discuri plane, iar ulterior sunt bombate conic, prin presare la cald, şi tratate termic.

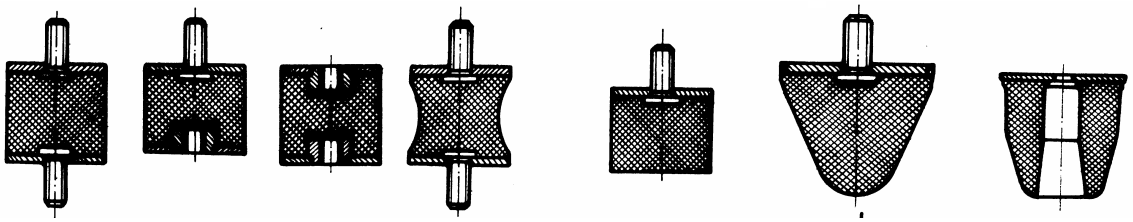
3.5.6. Arcuri din cauciuc

Arcurile din cauciuc sunt folosite pe scară largă în construcția de maşini, ca urmare a proprietăților deosebite pe care le au. Dintre aceste proprietăți, mai importante sunt: capacitate de amortizare mare; construcție şi tehnologie simple; cost redus; funcționare sigură şi silențioasă.

Aceste arcuri au o capacitate foarte mare de deformare elastică, ajungând să lucreze cu deformații la care legile liniare, caracteristice pieselor metalice, îşi pierd valabilitatea.

Materialul acestor arcuri este compus din cauciuc natural sau sintetic şi elemente de adaos, cum sunt: negrul de fum, agenți vulcanizatori etc.

Capacitatea mare de amortizare a arcurilor din cauciuc se datoreşte frecărilor interne care apar în



a b

Fig. 3.21

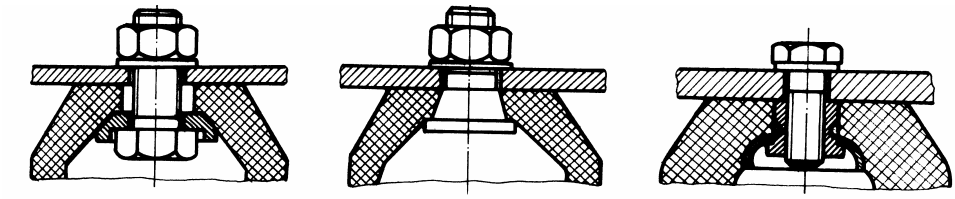
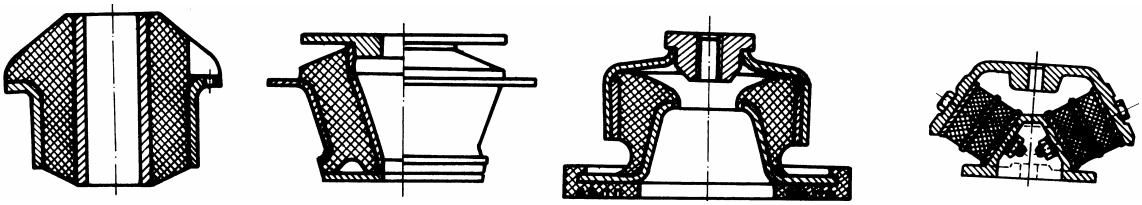


Fig. 3.22



a b c d

Fig. 3.23

masa cauciucului, aceste arcuri putând amortiza până la 40% din energia primită. Frecările interne determină o încălzire a arcului şi, în anumite situații, sunt necesare măsuri de evacuare a căldurii rezultate.

Proprietățile cauciucului sunt influențate de mediul ambiant (temperatură, radiații, umiditate, agenți chimici etc.); sub acțiunea acestora, în timp, cauciucul îşi înrăutățeşte proprietățile (îmbătrâneşte).

Datorită caracteristicii elastice neliniare, arcurile din cauciuc sunt folosite, în general, pentru amortizarea şocurilor şi vibrațiilor, la suspensiile maşinilor şi instalațiilor stabile, a vehiculelor rutiere sau feroviare, la schimbarea turației critice a unor organe de maşini, la compensarea erorilor unor lanțuri cinematice etc.

Pentru atenuarea efectelor şocurilor şi vibrațiilor, se folosesc diferite tipuri de tampoane (fig.3.21). Tampoanele din fig.3.21, *a* pot prelua sarcini verticale şi orizontale, iar cele din fig.3.21,*b* preiau numai sarcini verticale.

Fixarea arcului cav trebuie să asigure o solicitare perfect centrică a acestuia. Exemple de fixare a arcurilor cave sunt date în fig. 3.22.

Arcurile din cauciuc sunt folosite şi ca reazeme elastice vibroizolatoare, la suspensia elastică a maşinilor şi aparatelor. Reazemele din fig. 3.23, *a* şi *b* sunt utilizate pentru vibroizolarea maşinilor cu turații medii şi înalte, iar cel din fig.3.23, *c* este utilizat la montarea maşinilor fără fixare pe sol. Reazemul din fig.3.23, *d* este utilizat la fixarea motoarelor cu ardere internă.

4. ARBORI ŞI OSII [1, 2, 4, 6, 10]

4.1. CARACTERIZARE, DOMENII DE FOLOSIRE, CLASIFICARE

Arborii sunt organe de maşini cu mişcare de rotaţie, destinate să transmită un moment de torsiune în lungul axei lor şi să susţină piesele între care se transmite acest moment.

Osiile sunt organe de maşini rotitoare sau fixe, destinate numai să susţină piese aflate în mişcare de rotaţie.

Părţile componente ale arborelui sunt (fig.4.1): *corpul arborelui* (a); *porţiunile de calare* (b); *porţiunile de reazem* (c), *numite şi fusurile arborelui*.

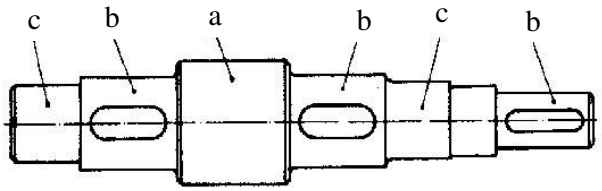


Fig. 4.1

Porţiunile de calare sunt reprezentate de tronsoanele pe care se montează piesele susţinute de arbore, care pot fi: roţi dinţate, roţi de curea, roţi de lanţ, semicuplaje etc. Aceste porţiuni se pot executa cilindrice şi mai rar conice; forma

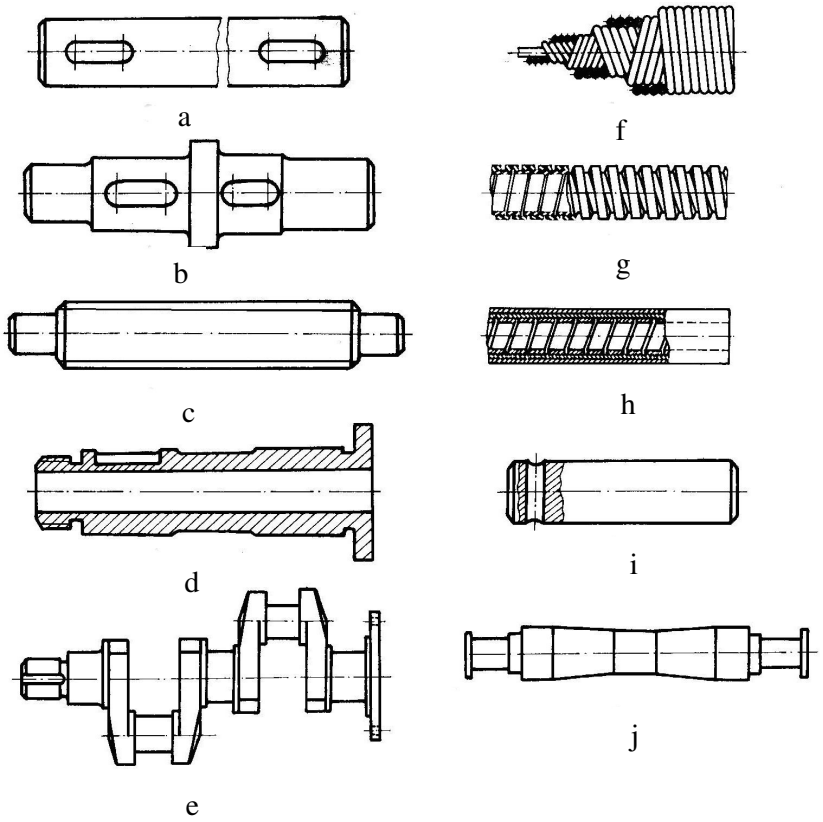


Fig. 4.2

conică este preferată în cazul montărilor şi demontărilor repetate sau atunci când se impune o centrare mai precisă a roții pe arbore.

Fusurile sunt materializate de părțile arborelui cu care acesta se reazemă în carcasă. În cazul lagărelor cu alunecare, se execută fusuri cilindrice, conice sau sferice; la lagărele cu rulmenți, fusul se execută sub formă cilindrică, diametrul fusului alegându-se în funcție de diametrul interior al rulmentului.

Clasificările arborilor şi osiilor, realizate după mai multe criterii, sunt prezentate în tabelul 4.1 şi, respectiv, tabelul 4.2.

Arborii drepți (fig.4.2, *a*, ..., *d*) sunt cel mai frecvent folosiți în transmisiile mecanice. Sunt utilizați ca arbori de transmisie, pentru fixarea organelor de transmisie (roți dințate, roți de curea, roți de lanț, semicuplaje etc.) sau ca arbori principali ai maşinilor unelte, unde servesc la fixarea organelor de lucru (sculelor).

Tabelul 4.1

Criteriul de clasificare	Felul arborilor		
Forma axei geometrice	Arbori drepți	Arbori cotiți	Arbori flexibili
Destinația	Arbori de transmisie	Arbori principali ai maşinilor unelte	
Secțiunea arborelui pe lungime	Cu secțiunea constantă	Cu secțiunea variabilă	
Forma suprafeței exterioare	Arbori netezi	Arbori canelați	
Forma secțiunii	Cu secțiunea plină	Cu secțiunea tubulară	
Rigiditatea	Arbori rigizi	Arbori elastici	
Numărul reazemelor	Cu două reazeme	Cu mai mult de două reazeme	
Poziția în spațiu a axei geometrice	Arbori orizontali	Arbori înclinați	Arbori verticali

Tabelul 4.2

Criterii de clasificare	Felul osiilor	
Natura mişcării	Osii fixe	Osii rotitoare
Forma axei geometrice	Osii drepte	Osii curbate
Forma secțiunii	Cu secțiunea plină	Cu secțiunea tubulară
Numărul reazemelor	Cu două reazeme	Cu mai mult de două rezeme
Poziția în spațiu a axei geometrice	Osii orizontale	Osii înclinate sau verticale

Secţiunea arborelui, pe lungime, care poate fi *constantă* sau *variabilă* în trepte, este determinată de repartiţia sarcinilor (momente de torsiune, momente de încovoiere, forţe axiale) de-a lungul axei sale şi de tehnologia de execuţie şi montaj. Pentru arborii care sunt solicitaţi numai la torsiune şi momentul de torsiune este distribuit pe toată lungimea acestora, se utilizează secţiunea constantă (fig.5.2, *a*). Pentru arborii solicitaţi la torsiune şi încovoiere, la care, de regulă, momentul de torsiune nu acţionează pe toată lungimea, iar momentul încovoietor este variabil pe lungimea acestora, fiind mai mic spre capete, se utilizează secţiunea variabilă în trepte (fig.4.2, *b*). Aceştia se apropie de grinda de egală rezistenţă, permit fixarea axială a organelor susţinute şi asigură un montaj uşor; se recomandă ca piesele montate pe arborii în trepte să treacă liber până la suprafeţele lor de montaj, pentru a se evita deteriorarea diferitelor suprafeţe şi slăbirea strângerii ajustajelor.

Suprafeţele exterioare ale arborilor pot fi *netede* (fig.4.2, a şi b) sau *canelate* (fig.4.2, c). Arborii netezi se folosesc, cu precădere, în construcţia reductoarelor, iar arborii canelaţi în construcţia cutiilor de viteze.

Arborii drepţi se execută, de regulă, cu *secţiunea plină*. Atunci când se impun condiţii severe de greutate sau atunci când este necesară introducerea prin arbore a unui alt arbore (arborii coaxiali ai cutiilor de viteze planetare sau arborii cutiilor de viteze cu axe fixe ale unor tractoare, prin interiorul cărora trece arborele prizei de putere), aceştia se execută *tubulari* (fig.4.2, *d*).

Domeniile de folosire a arborilor drepţi se referă la: reductoarele de turaţie de uz general, ansamblele transmisiei automobilelor şi tractoarelor (cutii de viteze, cutii de distribuţie, reductoare de turaţie, prize de putere etc.), utilajele tehnologice, arborii principali ai maşinilor unelte etc.

Arborii cotiţi (fig.4.2, *e*) se folosesc în construcţia mecanismelor de tip bielă-manivelă, pentru transformarea mişcării de translaţie în mişcare de rotaţie (la motoarele cu ardere internă) sau invers (la compresoare, prese, maşini de forjat). Aceştia au două sau mai multe fusuri paliere, dispuse pe lungimea arborelui, pentru a asigura o rigiditate mare construcţiei şi unul sau mai multe fusuri manetoane, de legătură cu biela (bielele mecanismului). Arborii cotiţi sunt prevăzuţi cu contragreutăţi, pentru echilibrarea statică şi dinamică, construcţia şi calculul lor fiind specifice domeniului de utilizare.

Arborii flexibili (fig.4.2, *f*, *g* şi *h*) formează o grupă specială de arbori, la care axa geometrică are o formă variabilă în timp. Aceştia se folosesc pentru transmiterea momentelor de torsiune între subansamble care îşi schimbă poziţia relativă în timpul funcţionării. Sunt confecţionaţi din câteva straturi de sârmă, înfăşurate strâns şi în sensuri diferite, sensul de înfăşurare al ultimului strat fiind invers sensului de rotaţie al arborelui, pentru a realiza, în timpul transmiterii mişcării, strângerea straturilor interioare de către stratul exterior (fig.4.2, *f*). Pentru protecţia arborelui împotriva deteriorării şi a murdăriei şi pentru menţinerea unsorii consistente între spire, arborele elastic se introduce într-o manta metalică (fig.4.2, *g*) sau executată din ţesătură cauciucată (fig.4.2, *h*). Arborele flexibil se racordează la elementele între care se transmite mişcarea cu ajutorul armăturilor de capăt.

Osiile (fig.4.2, *i* şi *j*) sunt de două feluri: *rotitoare* şi *fixe*. Osiile rotitoare au, în general, axa geometrică şi secţiunea constantă sau aproape constantă pe toată lungimea (fig.5.2, *j* – osia de la vagoanele de cale ferată). Osiile fixe au axa geometrică dreaptă sau crubată şi se întâlnesc la punţile nemotoare ale automobilelor.

4.2. MATERIALE ŞI TEHNOLOGIE

Alegerea *materialului* din care se execută arborii este determinată de: tipul arborelui, condițiile de rezistență şi rigiditate impuse, modul de rezemare (tipul lagărelor), natura organelor montate pe arbore (roți fixe, roți baladoare etc.).

Arborii drepți şi osiile se execută din oțeluri carbon obişnuite (pentru construcții) şi de calitate şi din oțeluri aliate. Oțelurile aliate se folosesc numai în cazuri speciale: când pinionul este confecționat din oțel aliat şi face corp comun cu arborele, la arbori puternic solicitați, la turații înalte, în cazul restricțiilor de gabarit, la osiile autovehiculelor etc; oțelurile aliate, tratate termic sau termochimic, se folosesc numai în măsura în care acest lucru este impus de durata de funcționare a lagărelor, canelurilor sau a altor suprafețe funcționale.

Pentru arborii drepți şi pentru osii, se recomandă:

- *oțeluri de uz general pentru construcții* (OL 42, OL 50, OL 60), pentru arborii şi osiile care nu necesită tratament termic;
- *oțeluri carbon de calitate de îmbunătățire* (OLC 45 etc.) şi *oțeluri aliate de îmbunătățire* (40 Cr 10, 41 CrNi 12 etc.), pentru arbori mediu solicitați şi durată medie de funcționare a fusurilor şi a canelurilor;
- *oțeluri carbon de calitate de cementare* (OLC 15, OLC 20) şi *oțeluri aliate de cementare* (13 CrNi 30 etc.), pentru arbori puternic solicitați şi pentru arborii care funcționează la turații înalte.

Ca semifabricate, pentru arborii de dimensiuni mici şi medii, se folosesc laminate rotunde, iar la producția de serie semifabricate matrițate; pentru arborii de dimensiuni mari se folosesc semifabricate forjate sau turnate.

Arborii drepți se prelucrează prin strunjire, suprafețele fusurilor şi ale canelurilor, urmând să se rectifice.

Arborii cotiți şi, în general, arborii grei se execută din *fontă cu grafit nodular* sau din *fontă modificată*, care conferă arborilor sensibilitate mai redusă la concentratorii de tensiuni, proprietăți antifricțiune şi de amortizare a şocurilor şi vibrațiilor, concomitent cu avantajul unor importante economii de material şi de manoperă; în alte cazuri se poate folosi *fonta maleabilă perlitică*, *fonta aliată* sau *oțelul turnat*.

Arborii cotiți se execută prin turnare sau forjare. Semifabricatele forjate se obțin prin forjare în mai multe treceri şi încălziri, în matrițe închise. Fusurile şi manetoanele se rectifică.

Arborii flexibili se confecționează din sârmă de oțel carbon, cu diametrul de 0,3 ... 3 mm, trasă la rece. Mantaua arborilor flexibili este metalică, putând fi prevăzută şi cu straturi de țesătură şi cauciuc. Mantaua metalică se realizează dintr-o platbandă de oțel zincată, cu secțiune profilată, înfăşurată, fiind etanşată cu şnur de bumbac (v. fig.4.2, *g*). Mantaua din țesătură cauciucată este formată dintr-un arc din bandă de oțel, tratat termic, şi dintr-o tresă de bumbac acoperită cu cauciuc cu inserții de țesătură (v. fig.4.2, *h*).

4.3. CRITERII DE CALCUL. SCHEME DE CALCUL, FORȚE CARE ÎNCARCĂ ARBORII ŞI PUNCTELE LOR DE APLICAȚIE. SOLICITĂRI ŞI CICLURILE LOR DE VARIAȚIE

4.3.1. Criterii de calcul

Pentru a preîntâmpina funcționarea defectuoasă a arborelui în cadrul transmisiei mecanice din care face parte, sau chiar a scoaterii din uz a acestuia, este necesar ca arborele să fie suficient de rezistent, pentru a putea prelua tensiunile de interior şi de suprafață, să aibe forme constructive care să împiedice oboseala materialului, să fie suficient de rigid, pentru a limita deformațiile de încovoiere şi torsionale şi să nu funcționeze în regim de rezonanță.

În consecință, calculul arborilor constă din:

- *calculul de rezistență* (calculul de predimensionare şi calculul la solicitări compuse);
- *calculul la solicitări variabile* (la oboseală);
- *calculul la deformații* (calculul săgeților şi a unghiurilor de înclinare din lagăre, calculul unghiului de răsucire);
- *calculul la vibrații* (calculul turației critice).

4.3.2. Scheme de calcul, forțe care încarcă arborii şi punctele lor de aplicație

În calcule, arborele este înlocuit cu o grindă pe două (cel mai frecvent) sau pe mai multe reazeme, asupra căreia acționează *forțe exterioare* – provenite de la roțile de transmisie montate pe acesta (roți dințate, roți de curea, roți de lanț etc.) şi *forțe de reacțiune* – reacțiunile din lagăre.

Forțele exterioare, considerate ca forțe concentrate, acționează în plane normale pe axa arborelui (forțele tangențiale şi radiale din angrenaje şi forțele tangențiale din transmisiile prin curea sau lanț) sau sunt paralele cu axa arborelui (forțele axiale din unele angrenaje). Acestea se transmit arborelui fie direct, prin contactul dintre butuc şi arbore, fie indirect, prin intermediul unui element suplimentar (pană pentru forțele tangențiale, inel de sprijin – pentru forțele axiale), sub forma unor presiuni, în general, neuniform distribuită pe suprafața de contact (fig.4.3, *a*).

Pentru simplificarea calculelor, acțiunea organului susținut asupra arborelui se înlocuieşte, în schema de calcul a acestuia, prin sarcini concentrate, obținute prin reducerea la axa arborelui a forțelor exterioare provenite de la roțile de transmisie. Reducerea se face în punctul de intersecție al planului normal la axă – planul în care acționează forțele exterioare radiale şi tangențiale – cu axa arborelui (punctul **C** – fig.4.3, *a*, *b* şi *c*). Pentru calcule mai precise, forțele exterioare normale pe axa arborelui se pot modela prin două sarcini concentrate, ca în figura 4.3, *a*, la distanța (0,2 ... 0,3)l_b față de marginea butucului; la această schematizare, forțele concentrate se vor considera mai aproape de margine în cazul butucilor rigizi şi montați cu strângere şi mai departe pentru butucii elastici şi montați cu joc.

Forțele exterioare care acționează asupra arborilor sunt dispuse după direcții diferite, fapt care duce la solicitarea arborelui la încovoiere în plane diferite. Pentru simplificarea stabilirii diagramelor de momente încovoietoare, se recomandă descompunerea tuturor forțelor în

componente care produc solicitarea arborelui la încovoiere în două plane perpendiculare (fig.4.3, *b* şi *c*).

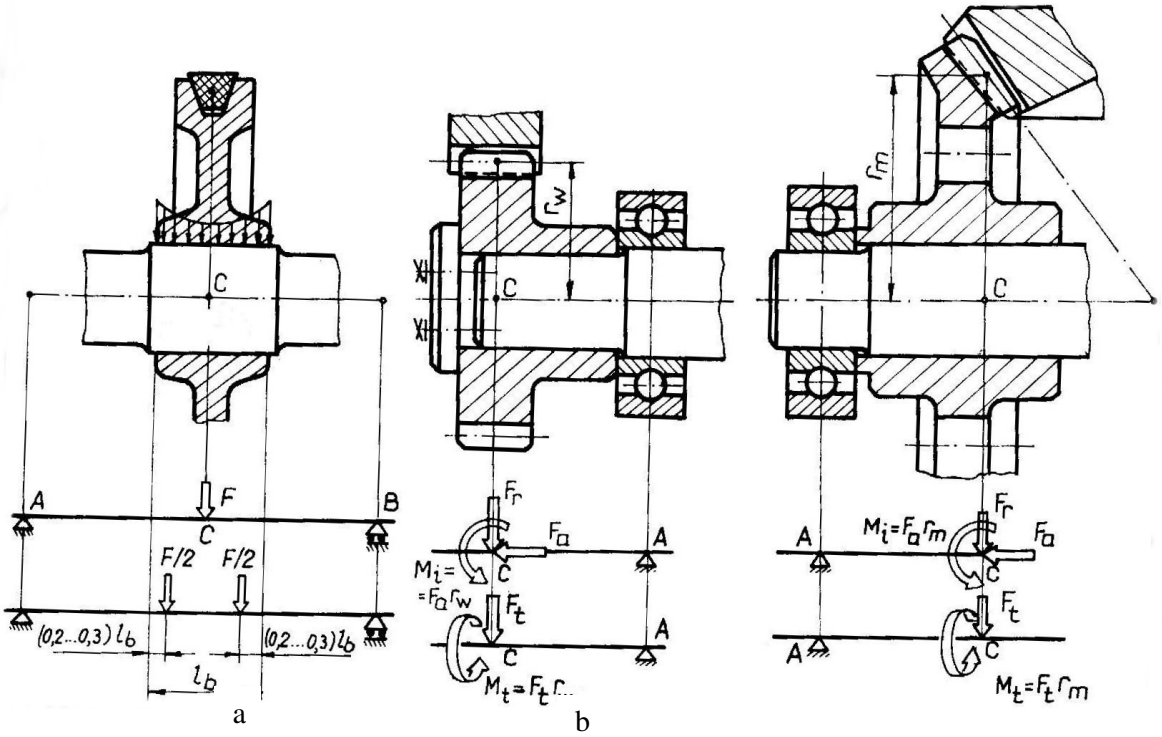


Fig. 4.3

Forţele de reacţiune din lagăre rezultă din interacţiunea arborelui cu organele pe care se reazemă. Acestea se consideră, de asemenea, în schemele de calcul, sub forma unor sarcini concentrate, aplicate în punctele de rezemare ale arborelui.

Poziţia reazemelor arborelui este funcţie de natura lagărului. Pentru lagăre cu alunecare, datorită presiunii neuniform distribuită dintre arbore şi lagăr – ca urmare a încovoierii arborelui – reazemul se consideră amplasat la distanţa (0,25 ... 0,3)*B* faţă de interiorul lagărului (fig.4.4, *a*). În cazul lagărelor cu rulmenţi, reazemele se consideră amplasate astfel:

- *la mijlocul lăţimii rulmentului*, pentru lagăre cu rulment radial cu bile sau role cilindrice (fig.4.4, *b*), cu rulment radial oscilant cu bile sau cu role butoi pe două rânduri sau cu rulment radial-axial cu bile pe două rânduri;
- *la intersecţia normalei la suprafaţa de contact dintre corpurile de rostogoliree şi inelul exterior al rulmentului cu axa arborelui*, pentru lagărele cu un rulment radial-axial cu bile sau cu role conice (fig.4.4, *c*); distanţa *a* este dată în catalogul de rulmenţi;
- *la mijlocul lăţimii rulmentului radial cu role cilindrice*, pentru lagărele cu doi rulmenţi (radial cu bile şi radial cu role cilindrice), la care rulmentul radial cu bile preia numai sarcina axială, iar rulmentul radial cu role cilindrice preia sarcina radială (fig.4.4, *d*);

- *într-un punct situat la cota* a *faţă de mijlocul distanţei dintre rulmenţi, spre rulmentul din interiorul lagărului*, pentru lagărele cu doi rulmenţi radial-axiali cu bile sau cu role conice, montaţi în O (fig.4.4, e); distanţa *a* este funcţie de forţele din lagăr;
- *la mijlocul distanţei dintre rulmenţi*, pentru lagărele cu doi rulmenţi radial-axiali cu bile sau cu role conice, montaţi în X (fig.4.4, *f*).

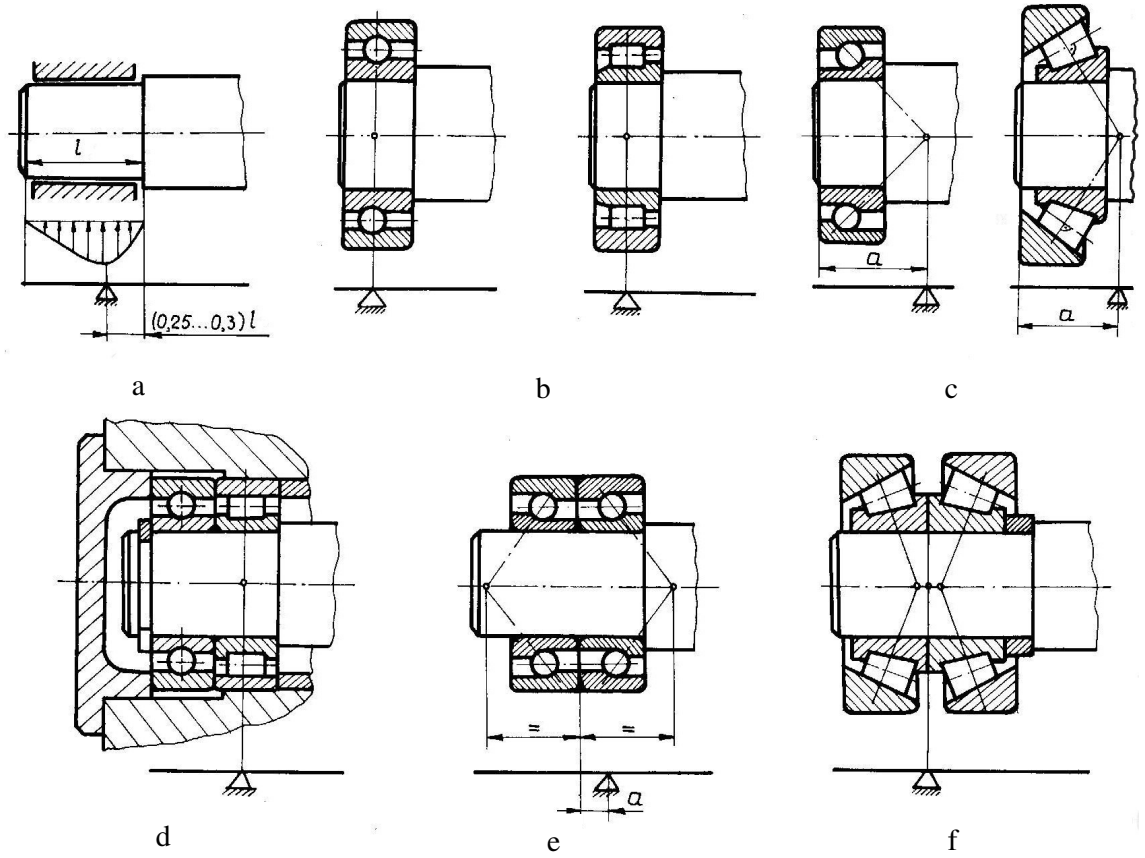


Fig. 4.4

În funcţie de diametrul obţinut la predimensionare, de numărul şi dispunerea roţilor de transmisie, de tipul lagărelor şi de modul de fixare axială a roţilor, se stabilesc diametrele diferitelor trepte şi lungimile acestora, distanţele dintre reazemele arborelui şi dintre punctele de aplicaţie ale forţelor exterioare şi de reacţiune, întocmindu-se *schiţa arborelui*, precum şi *schema de calcul* a acestuia. Un exemplu în acest sens, pentru arborele intermediar al unui reductor cilindric cu două trepte, este prezentat în figura 4.5.

4.3.3. Solicitări şi ciclurile lor de variaţie

Sub acţiunea forţelor exterioare, arborii sunt solicitaţi la *torsiune*, *încovoiere* şi *compresiune* sau *tracţiune*. Ponderea fiecărei solicitări, în cadrul tensiunii echivalente, este determinată de mărimea forţelor şi de poziţia acestora în raport cu reazemele arborelui.

Tensiunile care apar datorită acestor solicitări nu sunt constante, ele variind după cicluri de solicitare diferite. Astfel, *tensiunea de încovoiere variază după un ciclu alternant simetric*, deoarece – deşi sarcina care încarcă arborele rămâne constantă ca mărime, direcţie, sens şi punct de aplicaţie – prin rotirea arborelui, fibrele acestuia sunt supuse alternativ la compresiune (când se găsesc în partea de sus – punctul A, respectiv B, după o rotire cu 180°, din figura 4.6) şi la tracţiune (când se

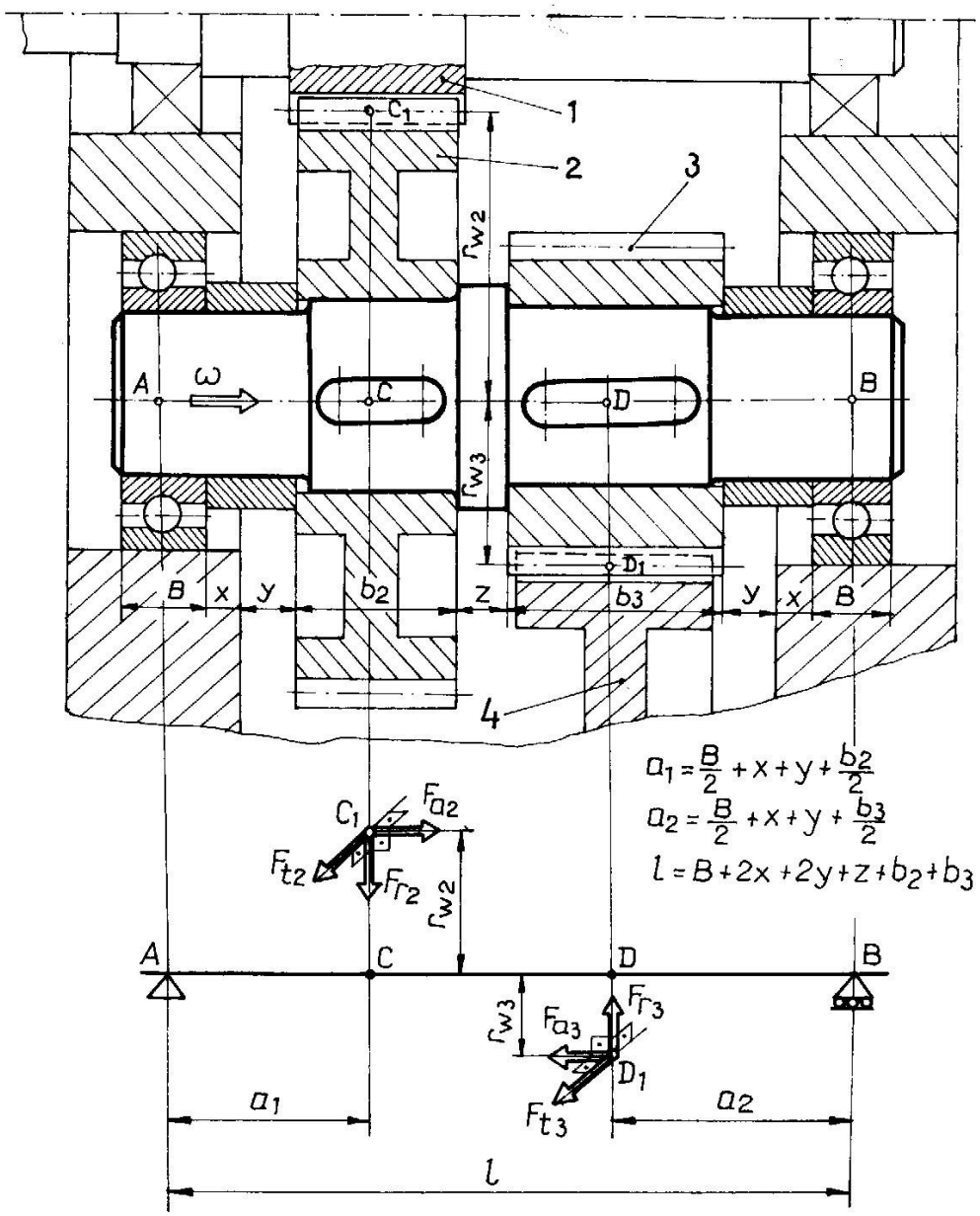


Fig. 4.5

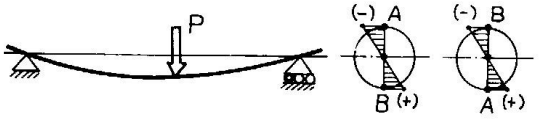
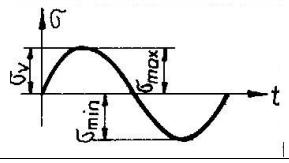
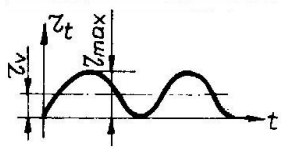
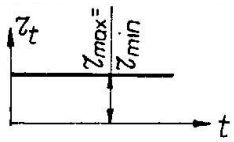


Fig. 4.6

găsesc în partea de jos – punctul B, respectiv A, după o rotire cu 180°, din figura 4.6). Schița ciclului alternant simetric şi caracteristicile acestuia sunt prezentate în tabelul 4.3.

Tensiunea de torsiune este constantă sau variabilă după un ciclu pulsator, în funcție de tipul maşinii de lucru, caracteristicile acestor cicluri fiind prezentate tot în tabelul 4.3.

Tabelul 4.3

Caracteristici	Tip ciclu		
	Alternant simetric	Pulsator	Constant
Schița ciclului			
Tensiunea maximă	σ_{max}	τ_{max}	τ_{max}
Tensiunea minimă	$\sigma_{min} = -\sigma_{max}$	$\tau_{min} = 0$	$\tau_{min} = \tau_{max}$
Tensiunea medie	$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} = 0$	$\tau_m = \frac{\tau_{max} + \tau_{min}}{2} = \frac{\tau_{max}}{2}$	$\tau_m = \frac{\tau_{max} + \tau_{min}}{2} = \tau_{max} = \tau_{min}$
Amplitudinea ciclului	$\sigma_v = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} = \sigma_{max}$	$\tau_v = \frac{\tau_{max} - \tau_{min}}{2} = \frac{\tau_{max}}{2}$	$\tau_v = \frac{\tau_{max} - \tau_{min}}{2} = 0$
Coeficientul de asimetrie	$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = -1$	$R = \frac{\tau_{min}}{\tau_{max}} = 0$	$R = \frac{\tau_{min}}{\tau_{max}} = 1$

4.4. CALCULUL DE PREDIMENSIONARE

Predimensionarea arborilor se realizează din condiția de rezistență la torsiune, folosind o rezistență admisibilă convențională, pentru a se ține seama, în acest fel, şi de existența altor solicitări (încovoiere, tracțiune sau compresiune).

Din relația care defineşte condiția de rezistență la torsiune, se obține diametrul arborelui

$$d = \sqrt[3]{\frac{16M_t}{\pi\tau_{at}}} \approx \sqrt[3]{\frac{M_t}{0{,}2\tau_{at}}}\,, \qquad (4.1)$$

unde: M_t este momentul de torsiune; τ_{at} – rezistența admisibilă la torsiune; d – diametrul arborelui.

Pentru oțelurile obişnuite, întrebuințate frecvent în construcția arborilor, se recomandă τ_{at} = 15 ... 45 MPa, valorile superioare alegându-se pentru arbori scurți (la care solicitarea de încovoiere are pondere mai mică), iar valorile inferioare pentru arborii mai lungi.

La întocmirea schiței arborelui, diametrul rezultat din calculul de predimensionare se consideră în dreptul porțiunii de calare a roții pe arbore (sau lângă pinion, dacă acesta este corp comun cu arborele).

4.5. CALCULUL LA SOLICITĂRI COMPUSE

Calculul la solicitări compuse reprezintă calculul de rezistenţă de bază al arborilor şi constă în verificarea (sau dimensionarea) acestora, în secţiunile cu solicitări maxime (secţiunile periculoase), în scopul evitării ruperii statice.

Pentru calculul la solicitări compuse, în cazul în care asupra arborelui acţionează forţe care îl solicită la încovoiere în plane diferite, se întocmesc scheme de calcul separate pentru cele două plane de solicitare. De regulă, cele două plane de solicitare perpendiculare sunt planul orizontal şi cel vertical.

Pe baza schemelor de calcul, se determină reacţiunile din reazeme, se trasează diagramele de variaţie ale momentelor încovoietoare, de torsiune şi a forţelor axiale şi se stabilesc secţiunile cu solicitări maxime, în care se calculează momentul încovoietor rezultant – prin însumarea vectorială a momentelor încovoietoare din cele două plane de solicitare.

Pentru exemplificare, în fig.4.7 sunt întocmite schemele de calcul ale arborelui intermediar al unui reductor cilindric cu două trepte (pentru arborele din fig.4.5).

Solicitările principale care se iau în considerare sunt solicitările de torsiune şi încovoiere, iar atunci când forţele axiale au valori însemnate (în cazul angrenajelor cilindrice cu dantură înclinată, a angrenajelor conice sau melcate), se consideră şi solicitarea de tracţiune – compresiune.

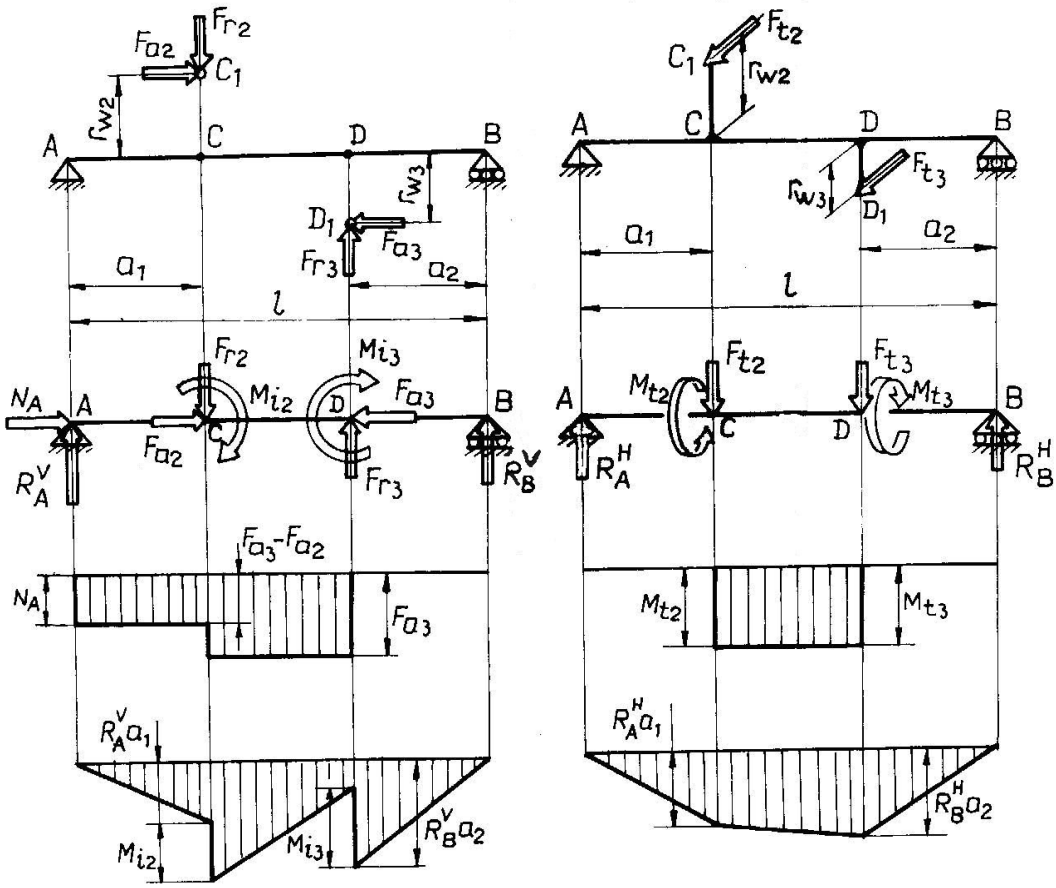
Tensiunile care apar datorită acestor solicitări – tensiuni σ_i şi $\sigma_{t,c}$, pentru încovoiere, respectiv tracţiune – compresiune şi tensiunea τ_t, pentru torsiune – se compun după una din teoriile de rupere (de regulă, teoria a III-a), tensiunea echivalentă σ_e – pentru secţiunea analizată – fiind dată de relaţia

$$\sigma_e = \sqrt{(\sigma_i + \sigma_{t,c})^2 + 4(\alpha\tau_t)^2}\ , \qquad (4.2)$$

în care α este un coeficient care ţine seama de modul de variaţie, după cicluri diferite, a tensiunilor de încovoiere şi torsiune, transformând solicitarea de torsiune, constantă sau pulsatorie, într-o solicitare alternant simetrică; valorile acestui coeficient se determină în funcţie de natura ciclurilor de variaţie a tensiunilor de încovoiere şi torsiune şi de rezistenţele admisibile la încovoiere ale materialului arborelui, corespunzătoare ciclurilor respective de solicitare, cu relaţiile din tabelul 4.4. Valori orientative ale rezistenţelor admisibile la încovoiere, pentru arborii executaţi din oţel, pentru diferite cicluri de solicitare, sunt date în tabelul 4.5.

Tabelul 4.4

Modul de variaţie a tensiunii de încovoiere	Modul de variaţie a tensiunii de torsiune	Relaţia pentru calculul coeficientului α
Alternant simetric	Constant	$\alpha = \dfrac{\sigma_{ai\,III}}{\sigma_{ai\,I}}$
	Pulsator	$\alpha = \dfrac{\sigma_{ai\,III}}{\sigma_{ai\,II}}$
	Alternant simetric	$\alpha = \dfrac{\sigma_{ai\,III}}{\sigma_{ai\,III}} = 1$



$M_{i2} = F_{a2} r_{w2}$; $M_{i3} = F_{a3} r_{w3}$;

$N_A = F_{a3} - F_{a2}$.

$$R_A^V = F_{r2}\frac{l-a_1}{l} - F_{r3}\frac{a_2}{l} - (M_{i2}+M_{i3})\frac{1}{l};$$

$$R_B^V = F_{r2}\frac{a_1}{l} - F_{r3}\frac{l-a_2}{l} + (M_{i2}+M_{i3})\frac{1}{l}.$$

Secțiunile periculoase : C și D

Solicitări :

- în secțiunea C : $F_{aC} = F_{a3}$;
  $M_{iC}^V = R_A^V a_1 + M_{i2}$;
- în secțiunea D : $F_{aD} = F_{a3}$;
  $M_{iD}^V = R_B^V a_2$.

$M_{t2} = F_{t2} r_{w2}$; $M_{t3} = F_{t3} r_{w3}$.

$$R_A^H = F_{t2}\frac{l-a_1}{l} + F_{t3}\frac{a_2}{l} ;$$

$$R_B^H = F_{t2}\frac{a_1}{l} + F_{t3}\frac{l-a_2}{l} .$$

Secțiunile periculoase : C și D .

Solicitări :

în secțiunea C : $M_t = M_{t2}$;
$M_{iC}^H = R_A^H a_1$;

în secțiunea D : $M_t = M_{t3}$;
$M_{iD}^H = R_B^H a_2$.

Reacțiunile totale : $R_A = \sqrt{(R_A^V)^2 + (R_A^H)^2}$; $R_B = \sqrt{(R_B^V)^2 + (R_B^H)^2}$.

Momentele încovoietoare maxime în secțiunile periculoase :

$$M_{iC} = \sqrt{(M_{iC}^V)^2 + (M_{iC}^H)^2} \; ; \; M_{iD} = \sqrt{(M_{iD}^V)^2 + (M_{iD}^H)^2} \; .$$

Verificarea la solicitări compuse se face în secțiunile C și D .

Fig. 4.7

Tabelul 4.5

Materialul arborelui	Rezistenţa la rupere σ_r, MPa	Rezistenţe admisibile la solicitarea de încoviere σ_{ai}, în MPa, pentru		
		Solicitarea statică	Solicitarea pulsatorie	Solicitarea alternant simetrică
		$\sigma_{ai\ I}$	$\sigma_{ai\ II}$	$\sigma_{ai\ III}$
Oţel carbon	400	130	70	40
	500	170	75	45
	600	200	95	55
	700	230	110	65
Oţel aliat	800	270	130	75
	1000	330	150	90
Oţel turnat	400	100	50	30
	500	120	70	40

Pentru verificarea arborelui la solicitări compuse, se calculează, în secţiunile periculoase, cu relaţiile cunoscute, tensiunile efective de încovoiere, tracţiune-compresiune şi, respectiv, torsiune, iar apoi se calculează tensiunea echivalentă, cu relaţia (4.2), şi se compară cu rezistenţa admisibilă la încovoiere, pentru ciclul alternant simetric, fiind necesar ca

$$\sigma_e \le \sigma_{ai\,III}\,. \tag{4.3}$$

Dacă în urma calculelor reiese că arborele nu rezistă la solicitări, se măresc diametrele acestuia şi se reia calculul sau se execută arborele dintr-un material cu proprietăţi mecanice superioare.

Pentru *dimensionarea arborelui la solicitări compuse*, se pune, condiţia

$$\sigma_e = \sigma_{ai\,III}\,, \tag{4.4}$$

din care, prin înlocuirea lui σ_e cu relaţia (4.2), se obţine expresia dimetrului necesar al arborelui

$$d_{nec} = \sqrt[3]{\frac{32M_{red}}{\pi\sigma_{ai\,III}}} \approx \sqrt[3]{\frac{M_{red}}{0{,}1\sigma_{ai\,III}}}\,, \tag{4.5}$$

unde momentul redus se calculează cu relaţia

$$M_{red} = \sqrt{M_i^2 + (\alpha M_t)^2}\,. \tag{4.6}$$

Diametrul rezultat se compară cu cel obţinut la predimensionare. Dacă diferenţele sunt mici, arborele poate rămâne aşa cum a fost schiţat după predimensionare; în caz contrar, se trece la modificarea dimensiunilor arborelui, în funcţie de rezultatele obţinute din calculul de dimensionare la solicitări compuse.

4.6. CALCULUL LA SOLICITĂRI VARIABILE

Calculul la solicitări variabile este un calcul de verificare, care constă în determinarea unui coeficient de siguranţă, în secţiunile în care exsită concentratori de tensiuni (canale de pană,

caneluri, salturi de diametre, găuri transversale, filet, ajustaje presate etc.), şi compararea acestuia cu valorile admisibile, determinate experimental; scopul acestui calcul constă în evitarea ruperii arborelui prin oboseala materialului.

Pentru arborii supuşi la solicitări compuse (torsiune şi încovoiere), coeficientul global de siguranță la solicitări variabile se calculează în funcție de coeficienții de siguranță parțiali – c_σ la solicitarea de încovoiere şi, respectiv, c_τ la solicitarea de torsiune – cu relația

$$c = \frac{c_\sigma c_\tau}{\sqrt{c_\sigma^2 + c_\tau^2}}. \tag{4.7}$$

Coeficienții de siguranță parțiali (c_σ şi c_τ) se calculează cu una dintre metodele date de *Rezistența materialelor* (metoda *Serensen*, metoda *Soderberg*, metoda *Buzdugan* etc.).

După metoda *Serensen*, aceşti coeficienți sunt dați de relațiile:

$$c_\sigma = \frac{\sigma_{-1}}{\frac{\beta_{K\sigma}}{\varepsilon_\sigma \gamma_\sigma}\sigma_V}, \tag{4.8}$$

$$c_\tau = \frac{\tau_{-1}}{\frac{\beta_{K\tau}}{\varepsilon_\tau \gamma_\tau}\tau_V + \psi_\tau \tau_m}, \tag{4.9}$$

în care

$$\psi_\tau = \frac{2\tau_{-1} - \tau_0}{\tau_0}. \tag{4.10}$$

Semnificația notațiilor din relațiile (4.8) ... (4.10): σ_{-1}, τ_{-1} – rezistența la oboseală pentru solicitarea de încovoiere, respectiv torsiune, pentru ciclul alternant simetric; τ_0 – rezistența la oboseală pentru solicitarea de torsiune, pentru ciclul pulsator; τ_m – tensiunea medie a ciclului de solicitare la torsiune; σ_v, τ_v – amplitudinile ciclurilor de solicitare la încovoiere, respectiv la torsiune; ψ_τ - factor dependent de natura materialului; $\beta_{\kappa\sigma}$, $\beta_{\kappa\tau}$ - coeficienți efectivi de concentrare a tensiunilor în secțiunea considerată, corespunzători solicitării de încovoiere, respectiv de torsiune; ε_σ, ε_τ - coeficienți dimensionali, corespunzători solicitării de încovoiere, respectiv de torsiune; γ_σ, γ_τ - coeficienți de calitate a suprafeței, corespunzători solicitării de încovoiere, respectiv de torsiune.

Coeficienții $\beta_{\kappa\sigma}$, ε_σ, γ_σ, $\beta_{\kappa\tau}$, ε_τ, γ_τ sunt coeficienți de corecție, care țin seama de faptul că încercările la oboseală se fac pe epruvete standard, ale căror dimensiuni şi prelucrări diferă de cele ale arborilor proiectați şi care se execută fără concentratori de tensiuni.

Coeficienții $\beta_{\kappa\sigma}$ şi $\beta_{\kappa\tau}$ se definesc ca raport între rezistența la oboseală a epruvetei lustruite, fără concentrator, şi rezistența la oboseală a epruvetei cu aceleaşi dimensiuni ca cea netedă dar prevăzută cu concentrator, pentru acelaşi ciclu de solicitare; valorile acestora se aleg din diagrame, în funcție de tipul şi caracteristicile concentratorului, fiind cuprinse între limitele indicate în tabelul 4.6.

Coeficienții ε_σ şi ε_τ țin seama de faptul că dimensiunile reale ale arborelui diferă de cele ale epruvetei, valorile acestora fiind date în diagrame şi sunt cuprinse în intervalul 1,4 ... 19.

Coeficienții γ_σ şi γ_τ se definesc ca raport între rezistența la oboseală a epruvetei cu suprafață rugoasă şi rezistența la oboseală a epruvetei cu suprafața lustruită. Aceştia depind nu numai de

netezimea suprafeței ci şi de rezistența la rupere a materialului arborelui şi de natura tratamentului superficial şi se prezintă, în literatura de specialitate, sub forma produsului a doi coeficienți $\beta_1 \cdot \beta_2$; coeficinetul β_1 alege din diagrame şi ține seama de calitatea suprafeței (β_1=0,1 ... 1), iar coeficinetul β_2 se alege din tabele şi ține seama de natura tratamentului superficial şi de rezistența la rupere a materialului arborelui (β_2=1,1 ... 2,8).

Tabelul 4.6

Tipul concentratorului	Coeficientul	
	$\beta_{K\sigma}$	$\beta_{K\tau}$
Racordare	1 ... 4	1 ... 3
Degajare	1,3 ... 3	1,1 ... 2,5
Canal de pană	1,4 ... 3	1,4 ... 3
Caneluri evolventice	1,3 ... 1,8	1,3 ... 1,6
Caneluri dreptunghiulare	2,1 ... 3	2,1 ... 3
Filet metric	1,4 ... 2,7	1,4 ... 2,7
Ajustaj presat	2 ... 6	1,5 ... 4

Coeficientul efectiv de siguranță la solicitări variabile, calculat cu relația (4.7), se compară cu un coeficient de siguranță admisibil c_a, trebuind ca, în secțiunile de calcul, să fie îndeplinită condiția

$$c \geq c_a . \tag{4.11}$$

Pentru coeficientul de siguranță admisibil, se recomandă valorile: c_a = 1,3 ... 1,5 – pentru arbori executați din material omogen, cu tehnologie de execuție corectă şi la care solicitările sunt precis stabilite; c_a = 1,5 ... 2,5 – pentru arbori executați din material neomogen şi la care solicitările sunt stabilite cu aproximație.

În cazul în care într-o anumită secțiune condiția (4.11) nu este îndeplinită, se iau măsuri constructive pentru îndeplinirea ei (v. subcap. 4.8).

4.7. CALCULUL LA DEFORMAȚII DE ÎNCOVOIERE

Calculul la deformații este, în general, un calcul de verificare, efectuat în scopul preîntâmpinării unei funcționări necorespunzătoare a organelor susținute- înspecial roți dințate - şi a lagărelor. La arborii obişnuiți (reductoare, cutii de viteze) interesează numai deformațiile de încovoiere.

Deformațiile arborilor influențează puțin funcționarea transmisiilor cu elemente elastice (transmisii prin curele şi prin lanț), dar în cazul angrenajelor, acestea duc la repartizarea neuniformă a sarcinii pe lungimea de contact a dinților şi la eventuale ruperi ale acestora.

În lagăre, deformațiile arborilor duc la micşorarea jocului funcțional, măresc frecările şi uzurile, putând produce, datorită încălzirii, griparea sau chiar blocarea lagărului.

Calculul la deformaţii de încovoiere constă în calculul săgeţilor sub organele susţinute (roţi dinţate) şi a deformaţiilor unghiulare din lagăre şi limitarea acestora la valori admisibile, date în literatura de specialitate sub formă de recomandări.

Calculul efectiv al deformaţiilor de încovoiere se face pe baza schemelor folosite la calculul la solicitări compuse, deformaţia rezultantă obţinându-se prin însumarea vectorială a deformaţiilor din cele două plane perpendiculare de solicitare a arborelui de către forţele exterioare.

În calculul la deformaţii de încovoiere, arborii cu diametrul variabil pot fi consideraţi ca arbori de diametru constant, atunci când diferenţele între diametrele treptelor sunt mici; se comsideră, în calcul, diametrul din dreptul roţii.

Calculul deformaţiilor se poate face prin una din metodele studiate la Rezistenţa materialelor. Dintre metodele energetice, se recomandă metoda grafo-analitică *Mohr-Maxwell*, metode bazate pe integrarea ecuaţiei diferenţiale a fibrei medii deformate sau metode energetice bazate pe expresiile energiei de deformaţie.

Metoda integrării ecuaţiei fibrei medii deformate este dificilă şi se recomandă atunci când este necesară cunoaşterea modului de variaţie a deformaţiei. Pentru cazurile simple, în literatura de specialitate, se dau ecuaţiile fibrei medii deformate şi expresiile săgeţilor maxime.

Conform *metodei grafo-analitice Mohr-Maxwell*, neglijând energia datorată forţelor axiale şi tăietoare, relaţiile de calcul a săgeţilor şi unghiurilor – în diferite secţiuni ale unui arbore – sunt:

$$\delta = \sum_{j=1}^{n} \int_{0}^{l_j} \frac{M\,M_f}{E\,I} dx_j \ , \tag{4.12}$$

$$\varphi = \sum_{j=1}^{n} \int_{0}^{l_j} \frac{M\,M_\varphi}{E\,I} dx_j \ , \tag{4.13}$$

unde: M este momentul încovoietor; M_f şi M_φ - momente încovoietoare create de o forţă unitară, respectiv de un moment unitar, aplicate în secţiunea în care se calculează deformaţia; l_j – porţiunea din lungimea arborelui pe care variaţia mărimilor M, M_f, M_φ şi $\boldsymbol{I}$ este continuă; n – numărul de porţiuni l_j; δ - săgeata; φ - unghiul de deformaţie.

Valorile admisibile ale deformaţiilor de încovoiere, recomandate în literatura de specialitate, sunt:

- pentru săgeţile de sub roţile dinţate montate pe arbore $\delta \leq (0{,}01 \ldots 0{,}03)m$, m fiind modulul angrenajului, în mm;
- pentru deformaţiile unghiulare, în radiani:
  - $\varphi \leq 8 \cdot 10^{-3}$ – pentru lagăre cu rulmenţi radiali cu bile;
  - $\varphi \leq 2{,}5 \cdot 10^{-3}$ – pentru lagăre cu rulmenţi radiali cu role cilindrice;
  - $\varphi \leq 1{,}7 \cdot 10^{-3}$ – pentru lagăre cu rulmenţi radial-axiali cu bile sau cu role conice;
  - $\varphi \leq 5 \cdot 10^{-2}$ – pentru lagăre cu rulmenţi radial oscilanţi cu bile sau cu role butoi pe două rînduri;
  - $\varphi \leq 10^{-3}$ – pentru lagăre cu alunecare.

Dacă deformaţiile efective nu sunt mai mici decât cele recomandate în literatura de specialitate, se măreşte rigiditatea arborelui la încovoiere, prin mărirea diametrului acestuia.

4.8. ELEMENTE CONSTRUCTIVE

La proiectarea arborilor, o atenție deosebită trebuie acordată formei constructive, care influențează rezistența la oboseală, corectitudinea fixării axiale a organelor susținute, tehnologicitatea şi costul acestora.

Rezistența la oboseală este influențată hotărâtor de concentratorii de tensiuni (coeficienții $\beta_{k\sigma}$ şi $\beta_{k\tau}$), care pot fi diminuați prin măsuri constructive, dependente de tipul concentratorului.

În continuare, se prezintă măsuri constructive pentru diminuarea concentratorilor de tensiuni, în funcție de tipul concentratorului.

- Concentratorul trecere de secțiune (salturile de diametre)
  - rază de racordare, în cazul când diferența între trepte este mică (fig.4.8, a);
  - două raze de racordare diferite (fig.4.8, b) sau racordare de formă eliptică, în cazul arborilor foarte solicitați (fig.4.8, c);
  - teşirea capătului treptei de diametru mare, pentru treceri mici de secțiune (fig.4.8, d);
  - teşirea capătului treptei de diametru mare, combinată cu racordare la treapta de diametru mic (fig.4.8, e), pentru treceri de secțiune mari;
  - rază de racordare, combinată cu canal de descărcare pe treapta de diametru mare (fig.4.8, f);
  - rază de racordare, combinată cu executarea unei găuri pe treapta de diametru mare (fig.4.8, g);
  - canale de trecere, executate la capătul treptei de diametru mic (fig.4.8, h); la arbori de dimensiuni mari, se recomandă soluția din fig.4.8, i;
  - degajare interioară, executată în treapta de diametru mare (fig.4.8, j);
  - canale de trecere, combinate cu degajare interioară (fig.4.8, k); soluția asigură creşterea rezistenței la oboseală, accesul pietrei de rectificat pe toată lungimea tronsonului de diametru mic şi un sprijin axial corect al organelor montate pe arbore;
  - rază de racordare, care necesită măsuri speciale: teşirea piesei susținute (fig.4.8, l); întrebuințarea de piese suplimentare (fig.4.8, m).
- Concentratorul canal de pană sau caneluri
  - canalele de pană se recomandă să se execute cu capetele rotunjite (fig.4.8, n), fiind preferate canalele executate cu freze disc (fig.4.8, o);
  - se preferă arborii canelați cu ieşirea canelurilor racordată, la care diametrul exterior al porțiunii canelate este egal cu diametrul arborelui (fig.4.8, p);
- Concentratorul presiune de capăt, din zonele de contact arbore – organe susținute
  - îngroşarea porțiunii de calare (fig.4.8, r);
  - teşirea sau rotunjirea muchiilor butucului (fig.4.8, s);
  - subțierea marginilor butucului (fig.4.8, t);
  - executarea canalelor de descărcare în arbore (fig.4.8, u) sau în butuc (fig.4.8, v).

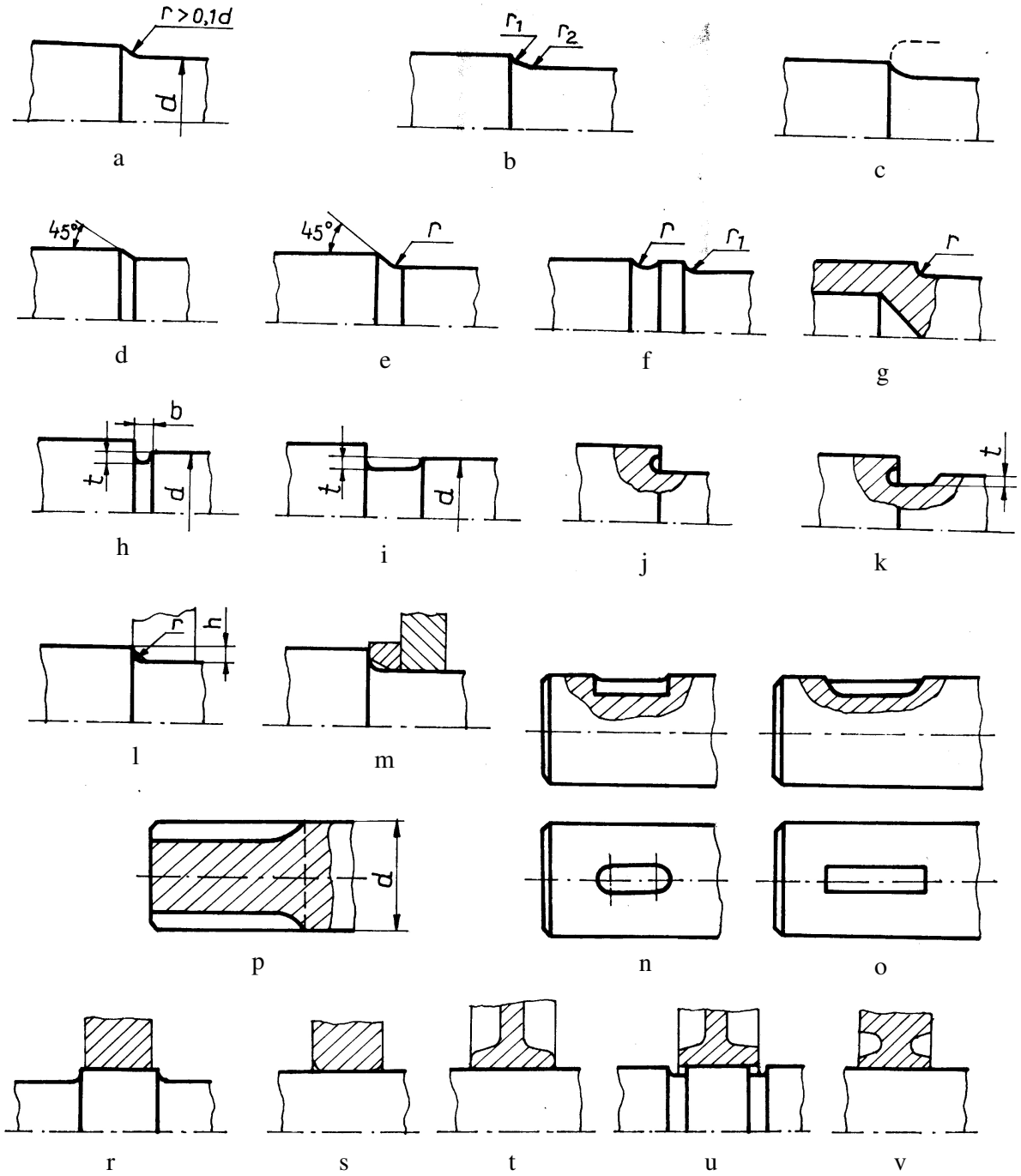


Fig.4.8

- Concentratorul filet
  - folosirea filetului numai la capete de arbori, unde momentele încovoietoare sunt reduse;
  - folosirea filetelor cu pas fin şi a celor cu fundul spirei racordat.

5. CUPLAJE [1, 3, 5, 7, 8, 12]

5.1. CARACTERIZARE. FUNCȚII ÎNDEPLINITE. CLASIFICARE

Cuplajele realizează legătura permanentă sau intermitentă între două elemente consecutive ale unei transmisii, în scopul transmiterii mişcării de rotație şi a momentului de torsiune, fără a modifica legea de mişcare.

Din modul de definire a cuplajelor, rezultă *funcția principală* a acestora: *transmiterea mişcării şi a momentului de torsiune*. Marea diversitate a domeniilor de folosire a cuplajelor a impus ataşarea acestora şi a altor funcții suplimentare:

- *compensarea abaterilor de poziție* a elementelor legate prin cuplaj (axiale, radiale, unghiulare sau combinate), datorate erorilor de execuție şi/sau montaj;
- *protecția împotriva şocurilor şi vibrațiilor*;
- *întreruperea legăturii dintre cele două elemente*;
- *limitarea sarcinii transmise*;
- *limitarea turației*;
- *limitarea sensului de transmitere a sarcinii*.

Plecând de la aceste funcții, în fig.5.1 este prezentată clasificarea cuplajelor.

Condițiile pe care trebuie să le îndeplinească cuplajele sunt: siguranță în funcționare; dimensiuni de gabarit reduse; montare şi demontare uşoare; să fie echilibrate static şi dinamic; să asigure durabilitate ridicată.

Pentru legarea fixă a doi arbori se folosesc *cuplajele permanente fixe*. Aceste cuplaje transmit şocurile şi vibrațiile, montajul realizându-se cu condiția respectării coaxialității arborilor.

Pentru cuplarea arborilor care, la montaj şi/sau în timpul funcționării, prezintă abateri de la coaxialitate, se folosesc *cuplaje permanente mobile rigide* – care transmit şocurile şi vibrațiile – sau *elastice* – care, datorită elementului elastic, amortizează şocurile şi vibrațile. Pe lângă preluarea, în anumite limite, a abaterilor, cuplajele elastice modifică şi frecvența proprie a sistemului, aducând această frecvență în afara turației de regim. În acest fel se micşorează efectul sarcinilor dinamice, energia dată de aceste sarcini fiind înmagazinată, temporar, sub forma unei energii potențiale, în elementul elastic, şi redată, la încetarea acțiunii sarcinii dinamice, sistemului din care face parte cuplajul.

În cazul în care este necesară cuplarea sau decuplarea , în repaus sau în mişcare, a celor două părți ale lanțului cinematic legate prin cuplaje, se folosesc *cuplajele intermitente comandate* (ambreiaje). Pentru limitarea sarcinii sau a turației şi pentru transmiterea mişcării într-un singur sens, se folosesc *cuplajele intermitente automate*.

În situații funcționale speciale, ca de exemplu şocurile multiple sau suprasarcini, se folosesc cuplaje cu funcții multiple (combinate), formate prin înserierea, într-o ordine, care să permită realizarea subansamblului funcțional, a cuplajelor cu funcții simple.

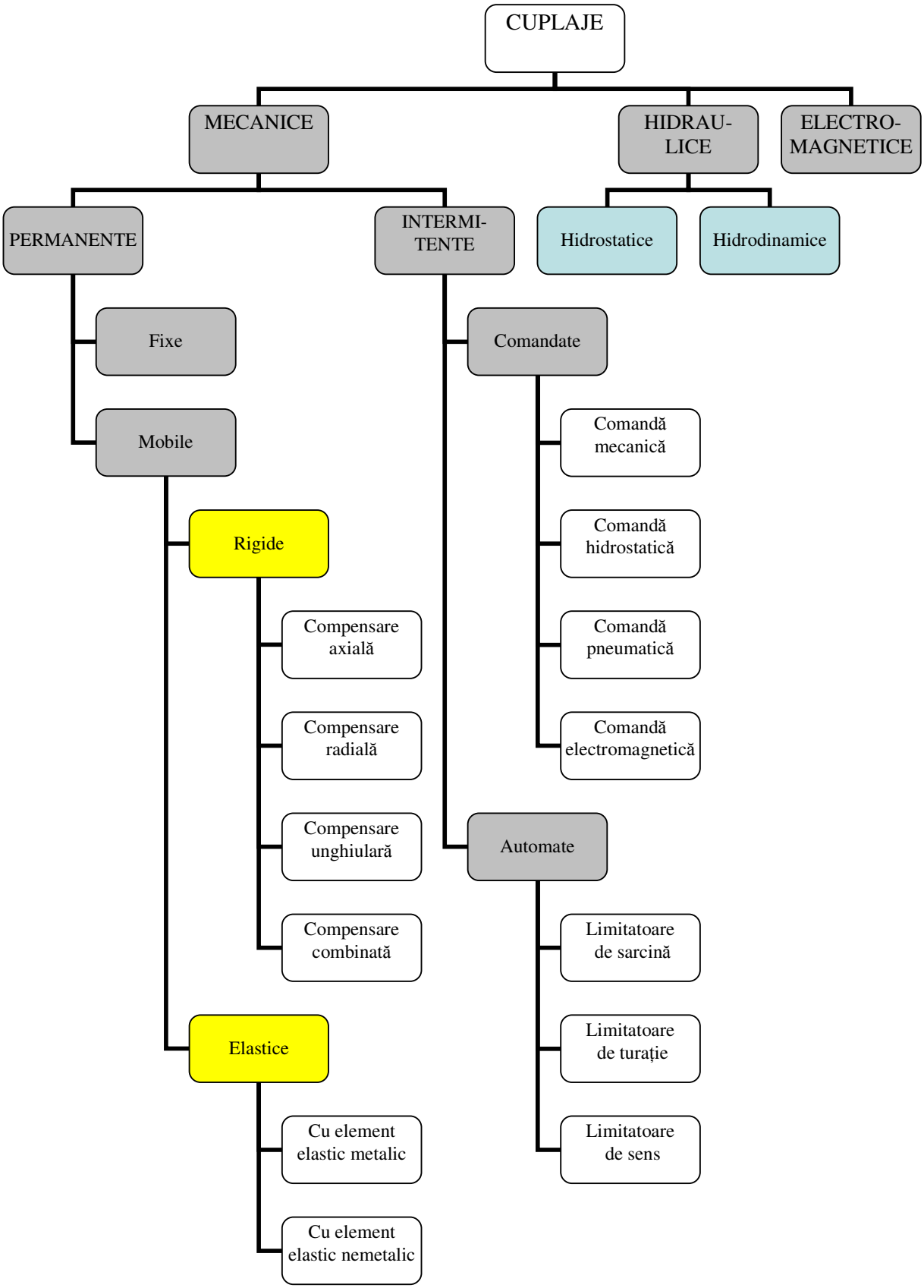

CUPLAJE
MECANICE
HIDRAU-LICE
ELECTRO-MAGNETICE
PERMANENTE
INTERMI-TENTE
Hidrostatice
Hidrodinamice
Fixe
Mobile
Comandate
Comandă mecanică
Comandă hidrostatică
Comandă pneumatică
Comandă electromagnetică
Rigide
Compensare axială
Compensare radială
Compensare unghiulară
Compensare combinată
Automate
Limitatoare de sarcină
Limitatoare de turație
Limitatoare de sens
Elastice
Cu element elastic metalic
Cu element elastic nemetalic

Fig.5.1

5.2. SARCINA DE CALCUL

În timpul funcționării, asupra elementelor cuplajelor acționează şi alte sarcini suplimentare, cum ar fi:

- *sarcinile de inerție*, care apar în regimul nestaționar de funcționare a transmisiei echipată cu cuplaj;
- *sarcinile de şoc şi vibratorii*, care apar atât în regim nestaționar cât şi în regim staționar de funcționare;
- *sarcinile datorate deformării* forțate a elementelor componente ale cuplajelor şi a elementelor sistemului de acționare, ca urmare a necoaxialității arborilor;
- *sarcinile datorate frecării* reciproce a elementelor mobile ale cuplajelor.

Mărimile sarcinilor care acționează asupra cuplajelor depind de: caracteristica maşinii motoare; regimul de funcționare al maşinii antrenate; influența cuplajului asupra momentului de inerție, rigidității şi comportării la vibrații a lanțului cinematic.

Datorită faptului că nu se poate cunoaşte cu exactitate variația momentului de torsiune pe întreaga durată de funcționare, calculul cuplajelor se efectuează la un *moment de torsiune de calcul*, dat de relația

$$M_{tc} = K_s M_{tn}, \tag{5.1}$$

în care M_t este momentul de torsiune, calculat în funcție de puterea motorului electric P şi turația corespunzătoare acesteia n, cu relația

$$M_{tn} = 9{,}55 \cdot 10^6 \frac{P[kW]}{n[rot/\min]} \quad [\mathrm{N\,mm}], \tag{5.2}$$

în care K_s este un coeficient de siguranță, determinat experimental, şi care depinde de tipul maşinii motoare şi al cuplajului, de tipul şi regimul de funcționare al maşinii antrenate, de importanța transmisiei etc. Acest coeficient se exprimă sub forma unui produs de coeficienți parțiali, dați în standarde sau cataloage de firmă.

Momentele nominale de torsiune M_{tn}, indicate în documentația tehnică a firmelor producătoare de cuplaje sau în standarde, corespund valorilor maxime care pot fi preluate de cuplaj, în regim static de funcționare. În regim dinamic, cuplajul trebuie să preia şi suprasarcinile care apar în timpul demarajului, precum şi şocurile care pot apare în timpul funcționării sistemului echipat cu cuplaj.

Cuplajele se aleg din standarde sau din cataloagele firmelor producătoare, în funcție de momentul de torsiune nominal M_{tn}, respectând condiția

$$M_{tn} \geq M_{tc}, \tag{5.3}$$

calculul acestora reducându-se la verificarea elementelor componente.

5.3. CUPLAJE PERMANENTE FIXE

Cuplajele permanente fixe realizează legătura permanentă rigidă a arborilor coaxiali, la care abaterile maxime de la coaxialitate nu trebuie să depăşească 0,002 … 0,05 mm, pentru a nu crea suprasolicitări în arbori şi lagăre. Se folosesc la arbori de transmisie lungi, formați din tronsoane, la

poduri rulante, macarale portal etc., la turații mici (n<200 … 250 rot/min) şi în transmisiile care lucrează cu turație variabilă sau în regim de cuplări repetate, unde momentul de inerție relativ mic al acestor cuplaje constituie un avantaj important.

Cuplajele cu manşon monobloc – formate dintr-o bucşă (manşon), montată pe capetele arborilor de asamblat – transmit momentul de torsiune prin intermediul unor organe de asamblare, cum ar fi: ştifturi cilindrice crestate; ştifturi conice netede; pene paralele (fig.5.2, a); pene disc; caneluri (fig.5.2, b). Fixarea axială a bucşei, în exemplele prezentate în fig.5.2, se realizează cu ajutorul unor ştifturi filetate.

Momentul de torsiune se transmite de la arborele conducător la manşon şi de la acesta la arborele condus, manşonul fiind solicitat la torsiune. De regulă, dimensiunile manşonului se adoptă constructiv:

$$D=(1{,}4 \ldots 1{,}8)\, d;\ L=(2 \ldots 4)d, \qquad (5.4)$$

unde d reprezintă diametrul capătului de arbore; valorile superioare ale diametrului D se recomandă pentru manşoane executate din fontă, iar valorile inferioare pentru manşoane executate din oțel.

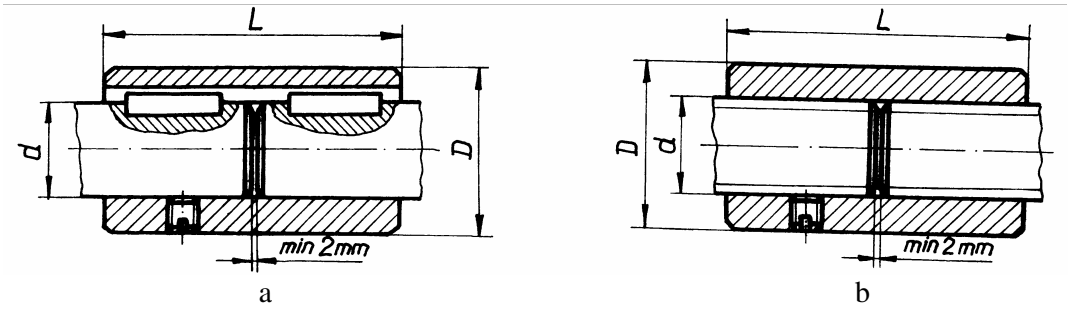


Fig. 5.2

Calculul cuplajelor cu manşon monobloc constă în alegerea şi verificarea elementelor asamblărilor dintre arbori şi manşon (ştifturi, pene, caneluri).

Cuplajele cu manşon monobloc se folosesc rar, acestea având gabarit mare în lungime şi necesitând, la montare şi demontare, deplasări axiale mari ale unuia din arbori.

Cuplajele manşon sunt formate dintr-un manşon secționat, montat pe capetele arborilor de asamblat prin intermediul şuruburilor, care asigură strângerea necesară transmiterii momentului de torsiune prin frecarea dintre manşon şi capetele celor doi arbori.

Cuplajele manşon sunt standardizate în două variante constructive: pentru arbori orizontali (fig.5.3, a) şi pentru arbori verticali (fig.5.3, b). Pentru siguranță în funcționare, se prevăd pene paralele – în cazul arborilor orizontali (v. fig.5.3, a) şi pană paralelă cu cep – în cazul arborilor verticali (v. fig.5.3, b).

Aceste cuplaje permit montarea şi demontarea fără deplasarea axială a arborilor, dar prezintă dificultăți la echilibrare şi necesită măsuri speciale de protecție (carcase de protecție).

Calculul cuplajului se reduce la alegerea acestuia şi verificarea şuruburilor montate cu prestrângere, forța de prestrângere determinându-se din condiția

$$M_f = M_{tc}\ , \qquad (5.5)$$

în care: M_f reprezintă momentul de frecare pe suprafețele de contact; M_{tc} - momentul de torsiune de calcul.

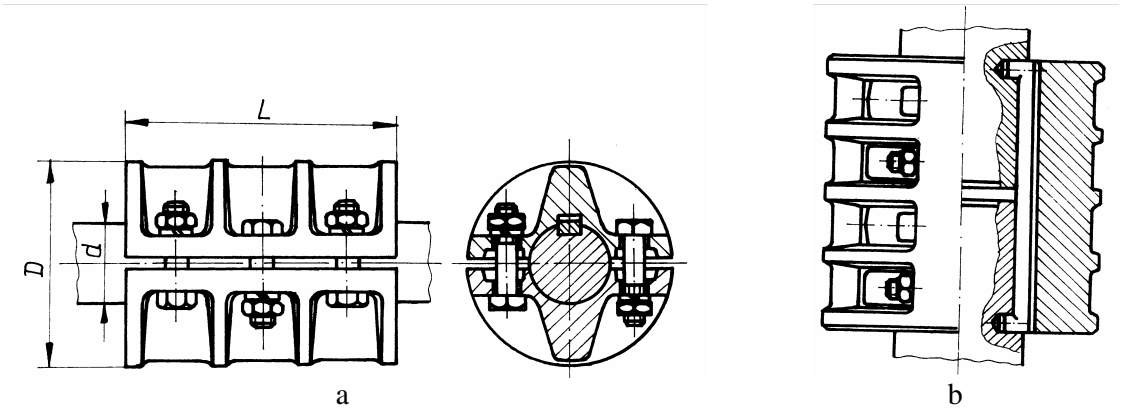


Fig. 5.3

Datorită dezavantajelor pe care le prezintă cuplajele permanente fixe în general şi a dezavantajelor specifice acestui tip de cuplaj, el se foloseşte pe scară redusă, în special la turații mici.

Cuplajele cu flanşe sunt formate din două semicuplaje – montate pe capetele arborilor de asamblat, de regulă, prin pene paralele – solidarizate prin şuruburi, montate cu joc sau fără joc. În cazul montajului cu joc, momentul de torsiune se transmite prin frecarea dintre suprafețele în contact ale flanşelor (fig.5.4, a) sau prin bucşe (fig.5.4, b), care descarcă şuruburile de solicitare. Cuplajele cu flanşe la care şuruburile sunt montate fără joc sunt standardizate în două variante constructive: pentru arbori orizontali şi pentru arbori verticali; acestea transmit momentul de torsiune prin tija şuruburilor.

Calculul acestor cuplaje constă în dimensionarea sau verificarea asamblării prin şuruburi – montate cu sau fără joc – sarcina ce revine unui şurub determinându-se corespunzător modului de transmitere a momentului de torsiune. În cazul montajului cu joc, plecând de la condiția transmiterii momentului de torsiune prin frecarea dintre flanşe

$$M_{tc} \le M_f = \mu F_{01} z \frac{D_0}{2}, \qquad (5.6)$$

forța care solicită şurubul se determină cu relația

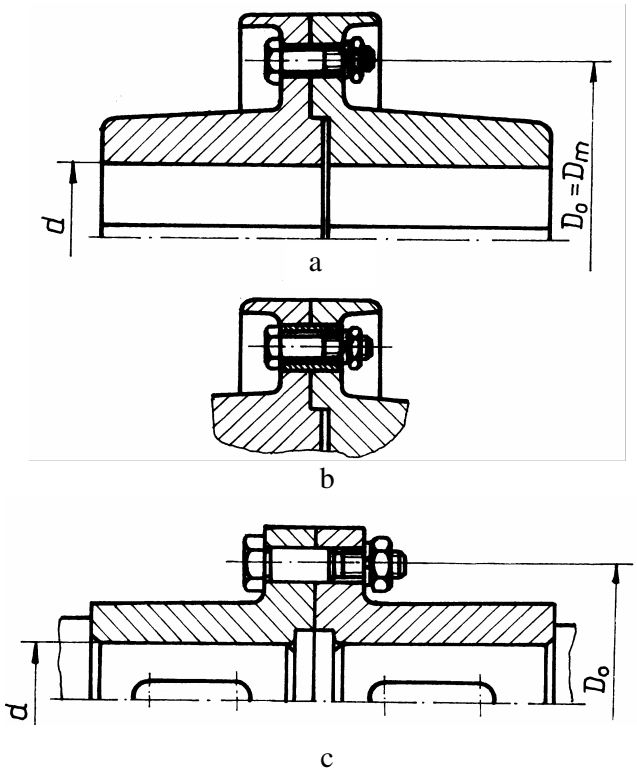


Fig. 5.4

$$F_{01} = \frac{2M_{tc}}{\mu z D_0}, \tag{5.7}$$

iar la montajul fără joc, când momentul de torsiune se transmite prin tija şurubului, forţa care solicită şurubul este

$$F_1 = \frac{2M_{tc}}{z D_0}. \tag{5.8}$$

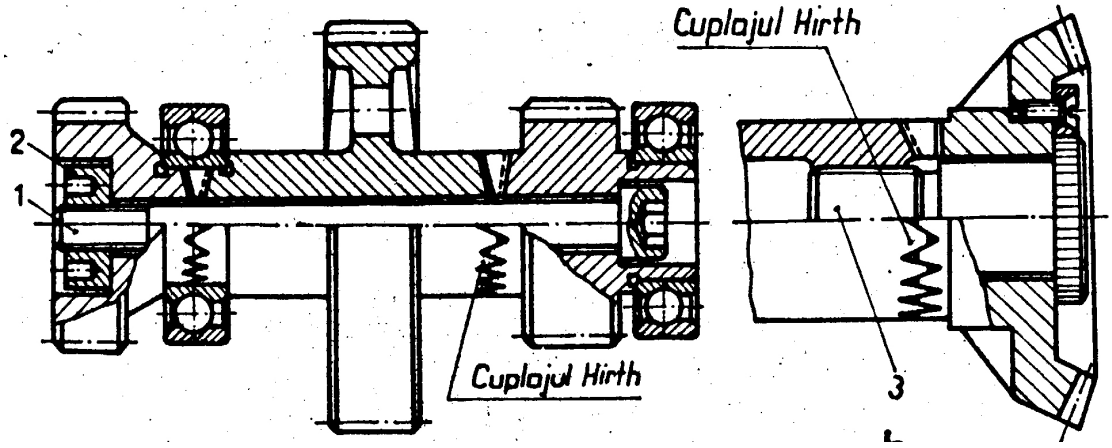
În relaţiile (5.6) ... (5.8), s-a notat cu: z - numărul de şuruburi; μ - coeficientul de frecare de alunecare pe suprafeţele în contact (μ = 0,2…0,3); D_0 - diametrul de dispunere a şuruburilor.

Şuruburile montate cu joc se calculează la tracţiune, cu o forţă de calcul F_c=1,3F_{01}, pentru a ţine seama şi de solicitarea la torsiune (momentul de înşurubare), care apare la montaj, iar cele montate fără joc se calculează la forfecare şi strivire, la forţa F_1.

Cuplajul cu flanşe şi şuruburi montate fără joc (fig.5.4, c), datorită dimensiunilor de gabarit mai mici decât în cazul cuplajului cu flanşe şi şuruburi montate cu joc şi a unei siguranţe în funcţionare ridicate, este mult mai frecvent folosit.

Cuplajele cu dinţi frontali (cuplaje tip *Hirth*) transmit momentul de torsiune prin intermediul dinţilor frontali, executaţi, de regulă, pe elementele care trebuie legate (roţi dinţate, arbori, flanşe, discuri etc.).

În fig.5.5 se prezintă exemple de folosire a cuplajului *Hirth*: la executarea unui tren de roţi dinţate din mai multe elemente (fig.5.5, a); la asamblarea unei roţi dinţate conice pe capătul unui arbore (fig.5.5, b). Menţinerea contactului dintre dinţii cuplajului se realizează cu ajutorul şurubului 1 şi a piuliţei 2 (v. fig.5.5, a) sau cu şurubul 3 (v. fig.5.5, b). Dantura cuplajului poate fi simetrică (v. fig.5.5, a) sau asimetrică (v. fig.5.5, b).



a b

Fig. 5.5

Dantura cuplajului este solicitată la strivire, încovoiere şi forfecare, calculul efectuându-se doar la încovoiere, considerând dintele o grindă încastrată, încărcată cu forţa tangenţială, aplicată pe diametrul mediu, la jumătatea înălţimii dintelui.

Aceste cuplaje se folosesc pe scară largă, datorită faptului că transmit momente de torsiune mari, în ambele sensuri, au dimensiuni de gabarit reduse, prezintă siguranţă mare în funcţionare, asigură o precizie mare la coaxialitatea arborilor, iar montarea şi demontarea se realizează uşor.

5.4. CUPLAJE PERMANENTE MOBILE RIGIDE

Aceste cuplaje permit legarea arborilor a căror coaxialitate nu poate fi riguros respectată la montaj şi a celor a căror poziţie relativă se modifică în timpul funcţionării.

Faţă de o poziţie de referinţă a doi arbori (fig.5.6, a), în funcţie de abaterile pe care le pot compensa, cuplajele permanente mobile cu elemente intermediare rigide se clasifică în cuplaje pentru compensarea abaterilor: axiale (fig.5.6, b); radiale (transversale, fig.5.6, c); unghiulare (fig.5.6, d); combinate (fig.5.6, e).

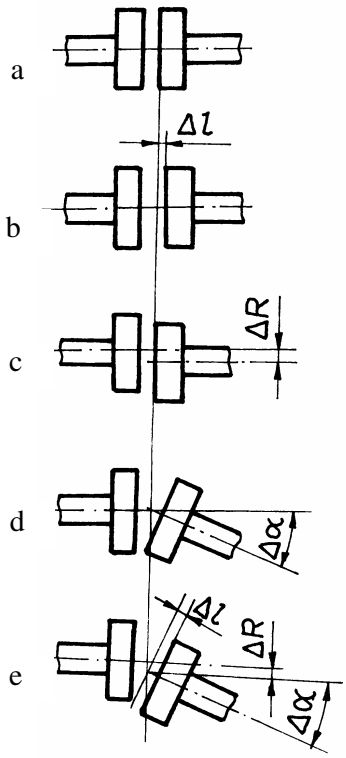


Fig. 5.6

5.4.1. Cuplaje pentru compensarea abaterilor axiale

Se folosesc pentru transmiterea momentului de torsiune între arbori coaxiali, a căror poziţie relativă axială este variabilă. Un exemplu de astfel de cuplaj este prezentat în fig.5.7 – *cuplajul cu ştift transversal*. Acest tip de cuplaj se execută în mai multe variante, fiind folosit pentru diametre de arbori $d \leq 30$ mm, pentru transmiterea momentelor de torsiune mici. Abaterile axiale pe care le pot compensa aceste tipuri de cuplaje se datoresc deformaţiilor termice. Calculul acestor cuplaje constă în verificarea ştiftului transversal la forfecare şi strivire.

5.4.2. Cuplaje pentru compensarea abaterilor radiale

Aceste cuplaje leagă arbori cu axele paralele, varianta cea mai răspândită, datorită simplităţii constructive şi structurale, constituind-o cuplajul Oldham. Diversele variante ale cuplajului Oldham se diferenţiază după forma cuplelor dintre elementul intermediar şi semicuplaje. La cuplajul prezentat în fig.5.8, cele două semicuplaje sunt prevăzute, pe feţele laterale, cu câte un canal diametral, de secţiune dreptunghiulară, în care pătrund nervurile decalate la 90° ale discului intermediar. Cuplajul permite compensarea abaterilor radiale şi a unor mici abateri axiale. Valorile maxime ale abaterilor radiale se limitează la 0,04*D*, *D* fiind diametrul exterior al cuplajului; funcţionarea cu excentricităţi mai mari, datorită alunecărilor mari, produce uzuri importante ale suprafeţelor în contact.

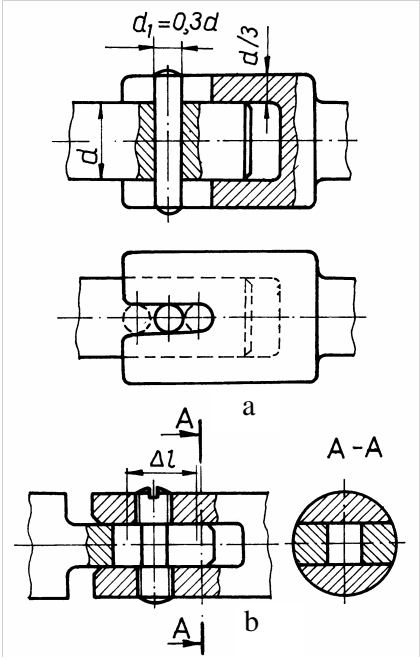


Fig. 5.7

În timpul funcționării, discul intermediar execută o mişcare planetară, centrul său deplasându-se pe un cerc cu diametrul egal cu excentricitatea e a arborilor ($e = \Delta R$).

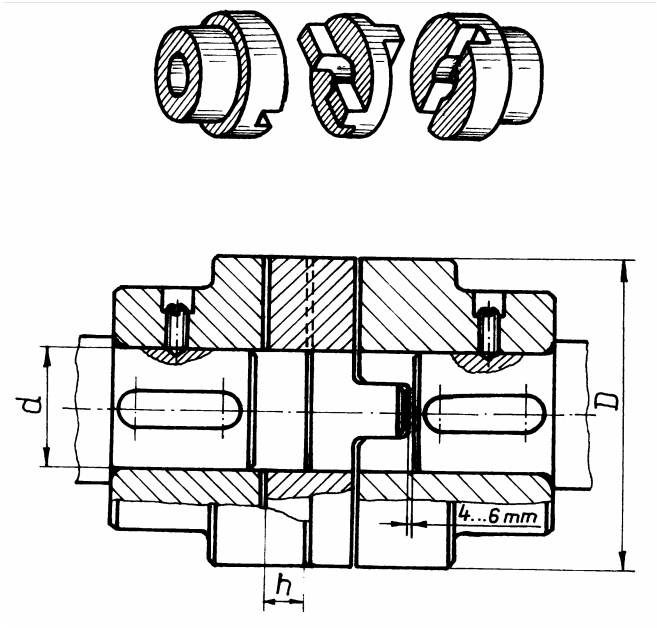


Fig. 5.8

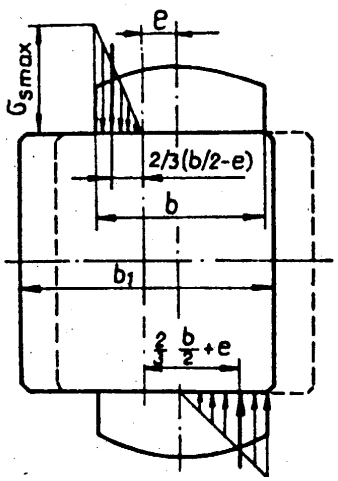


Fig. 5.9

Suprafețele funcționale sunt solicitate la strivire, calculul efecutându-se în ipoteza repartiției triunghiulare a presiunilor, în situația compensării abaterii axiale maxime, când lungimea de contact este minimă (fig.5.9). În această situație, tensiunea de strivire se determină cu relația

$$\sigma_s = \frac{12M_{tc}}{h(2D+d-e)(D-d-2e)} \le \sigma_{as}, \tag{5.9}$$

pentru tensiunea admisibilă la strivire adoptându-se următoarele valori: σ_{as}=15 ... 30 MPa – pentru cazul când elementul intermediar este executat din oțel; σ_{as}=7,5 ... 10 MPa – pentru cazul când elementul intermediar este executat din fontă, bronz sau textolit.

5.4.3. Cuplaje pentru compensarea abaterilor unghiulare

Aceste cuplaje realizează legătura dintre doi arbori concurenți, a căror poziție – în timpul funcționării – poate fi variabilă.

Sub diverse forme constructive, aceste cuplaje se folosesc în transmisiile autovehiculelor, la transmisiile maşinilor unelte, a maşinilor agricole, a maşinilor de ridicat şi transportat etc.

Cuplajul cardanic din fig.5.10 se compune dintr-un element conducător *1*, un element condus *2* – care au, în general, forma unor furci – şi un element intermediar *3*, de forma unei cruci.

Acest cuplaj este un mecanism heterocinetic, legătura dintre vitezele unghiulare ale elementelor conducător şi condus fiind funcție de unghiul de rotire φ_1 al elementului conducător şi de unghiul α dintre axele celor doi arbori. Heterocinetismul este exprimat prin parametrul

$$i = \frac{\omega_1}{\omega_2} = \frac{1-\sin^2\alpha\cos^2\varphi_1}{\cos\alpha}, \tag{5.10}$$

considerându-se α=const.

Legea de variație a momentului la arborele condus, pentru un moment la arborele conducător M_{t1} = const. şi unghiul α=const., este de forma

$$M_{t2} = M_{t1}\frac{1-\sin^2\alpha\cos^2\varphi_1}{\cos\alpha}. \qquad (5.11)$$

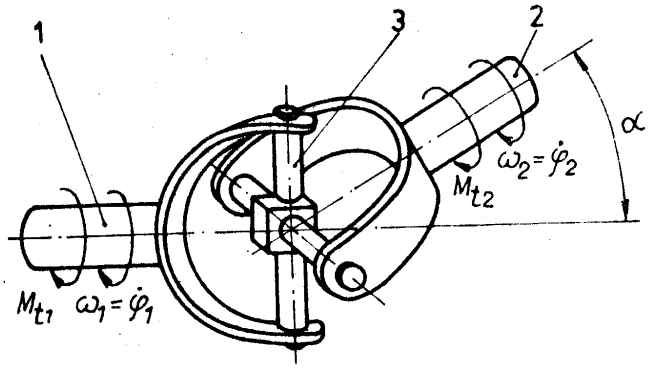


Fig. 5.10

Pentru realizarea homocinetismului (egalitatea dintre vitezele unghiulare ale arborelui conducător şi condus), se foloseşte soluția cu două cuplaje cardanice (bicardanică) şi arbore intermediar (fig.5.11). Transmisia bicardanică este homocinetică dacă sunt îndeplinite două condiții: axele furcilor de pe arborele intermediar sunt paralele şi unghiul α_1 dintre axele arborelui conducător şi cel intermediar este egal cu unghiul α_2 dintre axele arborelui intermediar şi cel condus.

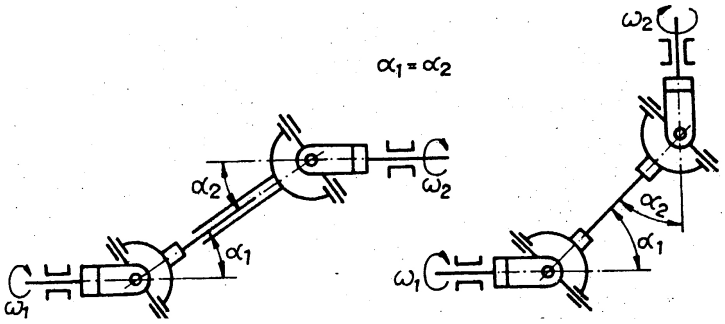


Fig. 5.11

Pe lângă legarea a doi arbori concurenți, transmisiile cardanice permit şi compensarea abaterilor axiale ce apar în timpul funcționării; deplasarea relativă dintre cuplajele transmisiei bicardanice este posibilă ca urmare a existenței unei cuple de translație (în general o asamblare prin caneluri – fig.5.12).

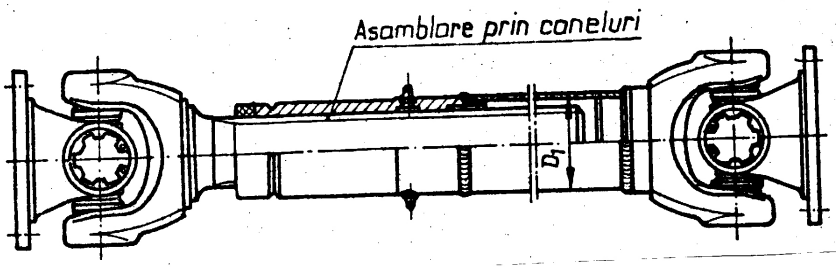


Fig. 5.12

Pe lângă soluțiile clasice de cuplaje cardanice, mai există şi alte soluții de cuplaje care permit compensarea abaterilor unghiulare: cuplaje podomorfe, *Weiss* şi *Rzeppa*.

5.4.4. Cuplaje pentru compensarea abaterilor combinate

Aceste cuplaje pot compensa abateri axiale, radiale (transversale) sau unghiulare ale arborilor cuplați sau combinații ale acestor abateri.

Din această categorie fac parte cuplajele dințate, care pot compensa, concomitent, toate tipurile de abateri. Se folosesc pe scară largă în construcția de maşini grele (laminoare, utilaje siderurgice, utilaje miniere, pompe, compresoare etc.), datorită capacității de a transmite momente de torsiune mari, la dimensiuni de gabarit reduse, şi a funcționării sigure, la viteze mari de rotație.

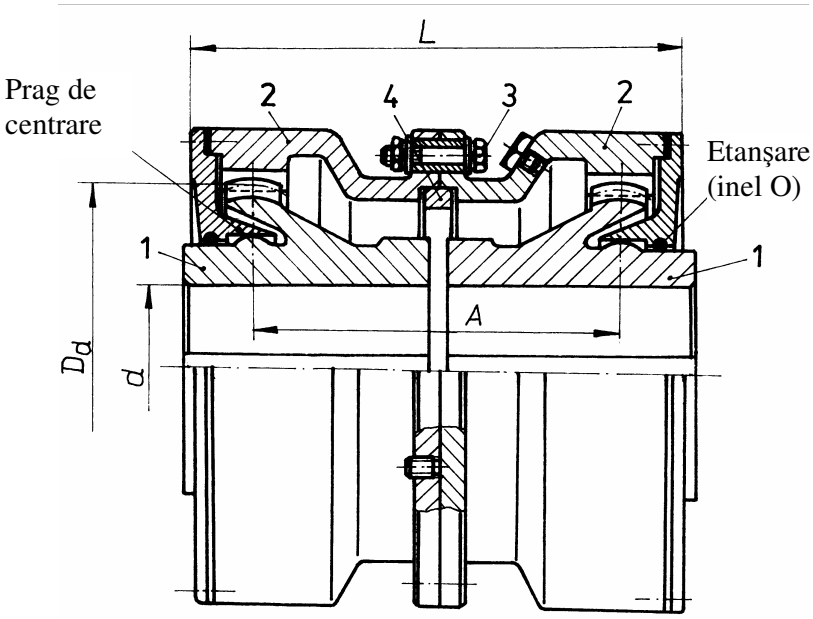
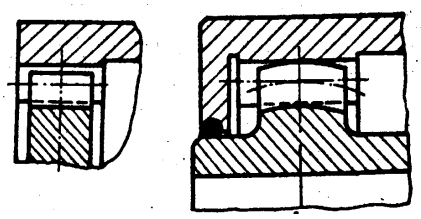


Fig. 5.13

Cuplajul prezentat în fig.5.13 este format din doi butuci *1*, cu dantură exterioară, montați pe capetele celor doi arbori, şi din două manşoane *2*, cu dantură interioară, solidarizate prin şuruburile *3*, centrarea manşoanelor realizându-se cu ajutorul inelului *4*. Deoarece cuplajul funcționează cu ungere, pentru micşorarea uzurii, sunt prevăzute etanşări cu inele O.

Momentul de torsiune se transmite de la butuc la manşon (sau invers) prin intermediul danturii (prin contact direct fără frecare), forma acesteia influențând atât capacitatea de transmitere cât şi pe cea de compensare a abaterilor.

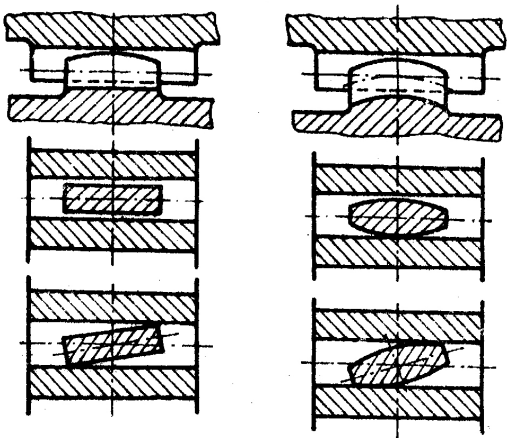


a b

Fig. 5.14

Profilul dinților se execută în evolventă, având, de regulă, unghiul profilului de referință $\alpha=20^o$; se întâlnesc şi cazuri cu $\alpha=25^o$ şi chiar cu $\alpha=30^o$, putându-se folosi şi dantura modificată.

În plan axial, forma dinților poate fi dreaptă sau curbă (fig.5.14, a, respectiv b), iar linia flancului dintelui, pe lungime, poate fi dreaptă sau bombată (fig.5.15, a, respectiv b). Din figurile 5.14 şi 5.15, rezultă că dantura curbă şi bombată este soluția optimă, deoarece, în comparație cu celelalte danturi, prezintă o serie de avantaje: creşte capacitatea



a b

Fig. 5.15

cuplajului de a compensa abateri unghiulare; se uniformizează repartiția sarcinii pe dinții cuplajului, datorită contactului mai corect dintre aceştia, ceea ce duce la micşorarea uzurilor; condițiile de ungere sunt superioare; se pot alege jocuri minime între flancuri, reducându-se astfel şocurile şi zgomotul.

Pentru funcționarea corespunzătoare a acestor cuplaje, este necesară o bună ungere, folosindu-se următoarele sisteme de ungere:

- *ungere cu unsoare consistentă*, la turații joase şi momente de torsiune mari; se asigură o bună ungere la pornire, deoarece unsoarea se menține uşor între dinți şi schimbarea ei se face cu uşurință;
- *ungere cu ulei staționar*, la temperaturi mici, turații sub 5500 rot/min şi diametre ale cuplajului sub 300 mm; uleiul, introdus inițial în carcasa cuplajului dințat, este centrifugat, în funcționare, între dinții în contact, asigurând o ungere corespunzătoare;
- *ungere cu circulație de ulei*, la temperaturi şi turații mari, acestea mărind foarte mult presiunea de centrifugare a uleiului.

Un calcul exact al danturii acestor cuplaje nu se poate face, datorită imposibilității luării în considerare, cu precizie şi în totalitate, a condițiilor reale de funcționare, fenomenele care intervin fiind multiple şi complexe. Printre altele, capacitatea portantă a danturii este influențată sensibil de înclinarea arborilor şi de precizia de execuție.

Cuplajele dințate se execută într-o mare varietate de forme constructive, putând fi adaptate tuturor cerințelor impuse transmisiei din care fac parte.

5.5. CUPLAJE PERMANENTE MOBILE ELASTICE

Aceste cuplaje, denumite în mod curent *cuplaje elastice*, se caracterizează prin existența unui element elastic (metalic sau nemetalic) între semicuplaje, care participă la transmiterea momentului de torsiune şi determină proprietățile cuplajului: *amortizarea şocurilor şi vibrațiilor torsionale*, prin acumularea temporară a lucrului mecanic şi redarea acestuia sistemului pe care îl echipează, printr-o revenire treptată a elementului elastic la forma şi poziția sa inițială; *limitarea vibrațiilor de rezonanță*, prin schimbarea frecvenței proprii a sistemului mecanic; *compensarea elastică a abaterilor de poziție a arborilor*, datorate impreciziilor de execuție şi montaj.

Cuplajele elastice sunt caracterizate prin *rigiditate* şi prin *capacitatea de amortizare*.

Caracteristica elastică a cuplajelor reprezintă dependența dintre unghiul de rotire relativă a celor două semicuplaje şi momentul de torsiune transmis de cuplaj; cuplajele pot fi cu rigiditate constantă, caracteristica acestora fiind liniară, şi cu rigiditate variabilă, caracteristica, în acest caz, fiind neliniară (v. fig.5.16, a).

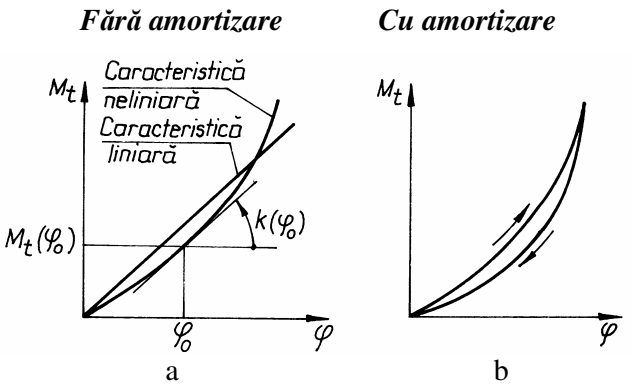


Fig. 5.16

Capacitatea de amortizare a şocurilor de torsiune este caracteristica cuplajelor elastice de a transforma în căldură o parte a

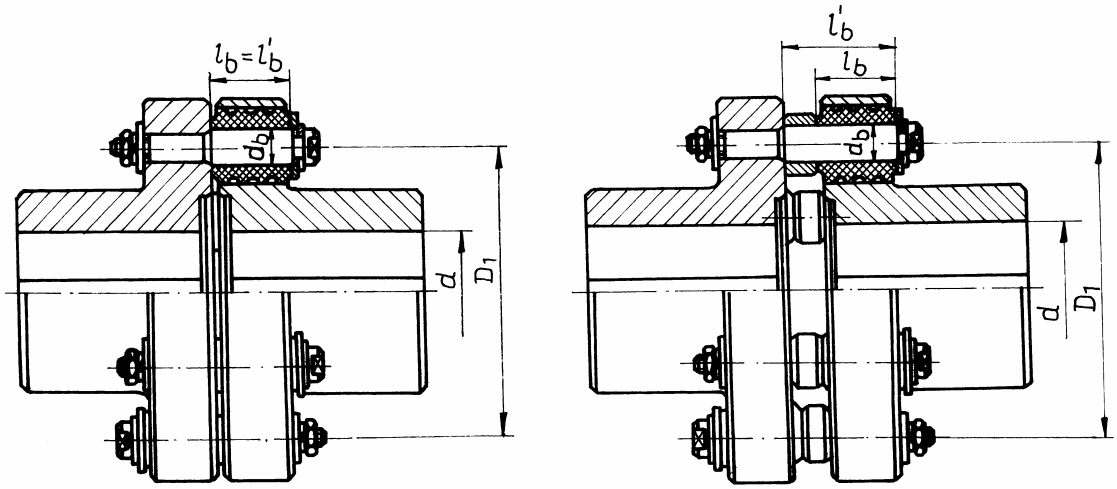
energiei acestora, restul fiind transformată în energie de deformaţie, care este redată sistemului în urma încetării acţiunii şocului. La cuplajele elastice cu elemente intermediare metalice, frecarea are loc între elementele elastice (frecare exterioară), iar la cele cu elemente intermediare nemetalice, frecarea are loc în interiorul elementului elastic (frecare interioară); *lucrul mecanic de frecare* este definit de suprafaţa cuprinsă între caracteristica de încărcare şi cea de descărcare (fig.5.16, b).

Existenţa cuplajelor elastice în sistemele mecanice influenţează favorabil comportarea acestora la solicitări oscilatorii, frecvent întâlnite în exploatare, valori mari ale gradului de amortizare ducând la o funcţionare mai liniştită a sistemelor mecanice echipate cu astfel de cuplaje.

5.5.1. Cuplaje elastice cu elemente intermediare nemetalice

Elementul intermediar elastic se execută, în cele mai multe cazuri, din cauciuc (mai rar se utilizează pielea, ţesăturile cauciucate sau masele plastice), datorită avantajelor pe care le prezintă, în comparaţie cu elementele intermediare metalice: *elasticitate mare*; *capacitate mare de amortizare*; *simplitate constructivă*; *cost redus*. Faţă de cuplajele elastice cu elemente intermediare metalice, au durabilitate şi capacitate de încărcare mai reduse, fapt pentru care se recomandă la transmiterea de momente de torsiune mici – medii. Aceste cuplaje asigură şi izolarea electrică a arborilor cuplaţi.

Cuplaje elastice cu bolţuri. Se execută într-o mare varietate de soluţii constructive, care se



a b

Fig. 5.17

deosebesc, în principal, prin forma elementului elastic. Două din aceste variante sunt standardizate: varianta N – normală (fig.5.17, a) şi varianta B – cu bucşe distanţiere (fig.5.17, b).

Cuplajele elastice cu bolţuri se compun din două semicuplaje – identice dacă bolţurile sunt montate alternativ (v. fig.5.17) sau diferite dacă bolţurile sunt montate doar pe un semicuplaj – legate elastic prin intermediul bolţurilor, pe care sunt montate manşoane (sau inele din cauciuc), de diferite forme. La toate variantele, trebuie să se asigure posibilitatea de deformare a elementului elastic.

Aceste cuplaje permit compensarea abaterilor radiale, în limitele ΔR=0,3 ... 0,6 mm, unghiulare $\Delta\alpha \leq 1^o$ şi a unor abateri axiale, în limitele menţinerii contactului dintre elementul elastic şi alezajul în care acesta este montat, pe o lungime suficient de mare.

Cuplajele se aleg din standarde sau din cataloagele firmelor producătoare – în funcţie de momentul de torsiune de calcul M_{tc} – calculul acestora reducându-se la verificarea elementelor componente. În ipoteza repartiţiei uniforme a sarcinii pe cele z bolţuri, forţa care revine unui bolţ este

$$F_1 = \frac{2M_{tc}}{zD_1}, \tag{5.12}$$

unde D_1 este diametrul de dispunere a bolţurilor.

Elementul elastic este solicitat la strivire, tensiunea maximă luând naştere pe suprafaţa de contact cu bolţul şi se calculează cu relaţia

$$\sigma_s = \frac{F_1}{d_b l_b} \leq \sigma_{as}, \tag{5.13}$$

în care σ_{as} este rezistenţa admisibilă la strivire a cauciucului, cu valori în intervalul 5 ... 7 MPa.

Bolţurile se verifică la încovoiere – considerându-se ca fiind grinzi încastrate, cu sarcina aplicată la braţul maxim l'_b, pentru a compensa eventualele abateri – cu relaţia

$$\sigma_i = \frac{F_1 l_b'}{\frac{\pi d_b^3}{32}} \leq \sigma_{ai}, \tag{5.14}$$

în care σ_{ai} este rezistenţa admisibilă la încovoiere, care se recomandă să se aleagă în limitele σ_{ai} = (0,25 ... 0,4) σ_{02}.

Cuplajul cu bolţuri şi disc elastic (tip *Hardy*). Este format din două semicuplaje, legate prin intermediul unui disc elastic, de cauciuc, cu ajutorul unor bolţuri, montate alternativ în cele două semicuplaje (fig.5.18). Pentru mărirea capacităţii portante şi a durabilităţii cuplajului, se folosesc armături metalice pentru găurile prin care se introduc bolţurile. Cuplajul se caracterizează prin elasticitate torsională şi deformabilitate mari. La transmiterea momentului de torsiune, porţiunile din discul elastic dispuse în faţa bolţurilor de pe semicuplajul conducător sunt supuse la compresiune, iar cele din spatele acestor bolţuri la tracţiune.

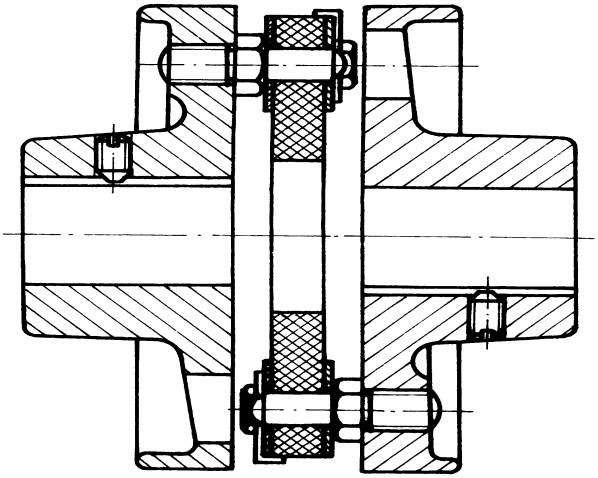


Fig.5.18

Cuplaje elastice de tip *Periflex*. Aceste tipuri de cuplaje se execută într-o mare varietate de forme constructive, care se deosebesc, în principal, prin forma elementului elastic, care impune şi forma semicuplajelor.

Cuplajul Periflex se compune din bandajul de cauciuc *3* – cu inserţii textile – montat pe semicuplajele *1* şi *2*, prin intermediul discurilor *4*, strânse cu şuruburile *5* (fig.5.19); bandajul poate fi continuu sau format din mai multe segmente.

Aceste cuplaje asigură o bună amortizare a şocurilor şi vibraţiilor, având o mare capacitate de acumulare a energiei de şoc, datorită volumului mare al elementului elastic. De asemenea, aceste cuplaje pot compensa abateri axiale Δl=3 ... 6 mm, radiale ΔR=2 ... 6 mm, şi unghiulare $\Delta\alpha$=2 ... 6°.

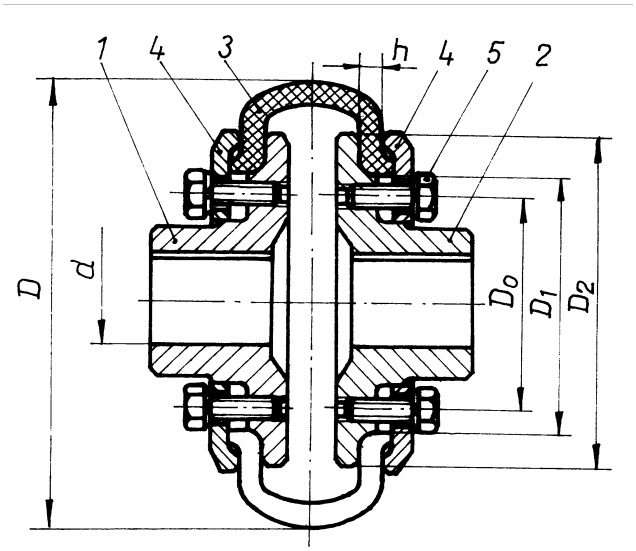


Fig.5.19

Momentul de torsiune se transmite prin frecarea dintre bandaj, pe de o parte, şi semicuplaje şi discuri, pe de altă parte, forţa de apăsare fiind creată prin strângerea şuruburilor la montaj. Forţa necesară de prestrângere a unuia din cele z şuruburi (montate pe un semicuplaj) se determină din condiţia ca întregul moment de torsiune să se transmită prin frecare

$$M_{tc} \le M_f = \mu z F_{01} \frac{D_1 + D_2}{4} i, \tag{5.15}$$

rezultând

$$F_{01} \ge \frac{4M_{tc}}{\mu z (D_1 + D_2) i}, \tag{5.16}$$

unde: μ este coeficientul de frecare dintre bandaj şi semicuplaj sau disc (μ=0,2 ... 0,5); D_1 şi D_2 – diametrele, minim şi maxim, ale suprafeţelor de frecare; i – numărul perechilor de suprafeţe de frecare (pentru cuplajul din fig.5.19, i=2).

De regulă, şuruburile se adoptă constructiv – atât numărul cât şi diametrul acestora – şi se verifică la solicitarea de tracţiune, produsă de forţa F_{01}, şi la cea de torsiune, produsă de momentul de înşurubare; de regulă, calculul se efectuează numai la tracţiune, cu o forţă de calcul F_c=1,3F_{01}.

Bandajul se verifică la strivire, cu relaţia

$$\sigma_s = \frac{zF_{01}}{\frac{\pi}{4}\left(D_2^2 - D_1^2\right)} \le \sigma_{as} \tag{5.17}$$

şi la forfecare, în secţiunea dispusă la diametrul D_2, cu relaţia

$$\tau_f = \frac{2M_{tc}}{\pi D_2^2 h} \le \tau_{af}\ ; \tag{5.18}$$

rezistenţa admisibilă la strivire σ_{as}=5 ... 7 MPa, iar rezistenţa admisibilă la forfecare τ_{af}=0,3 ... 0,5 MPa.

Bandajul din cauciuc este solicitat suplimentar la tracţiune, de către forţele centrifuge, solicitarea la tracţiune devenind periculoasă la viteze periferice mari. Din acest motiv, se limitează

viteza periferică a bandajului la valori v_a=17,5 ... 20 m/s, pentru care tensiunea efectivă de tracțiune nu depăşeşte rezistența admisibilă la tracțiune a cauciucului σ_{at}=0,5 MPa.

O altă variantă a cuplajului cu bandaj de cauciuc este prezentată în fig.5.20 (*cuplajul Vulkan*). La acest cuplaj, bandajul este secționat, execuția sa fiind mai uşoară şi, deci, costul acestuia este mai scăzut. Momentul de torsiune se repartizează uniform pe cele două jumătăți ale bandajului, montate în paralel, forțele centrifuge fiind preluate de prinderea superioară a acestora. Cuplajul transmite momente de torsiune mai mari decât cuplajul Periflex, la aceleaşi dimensiuni de gabarit.

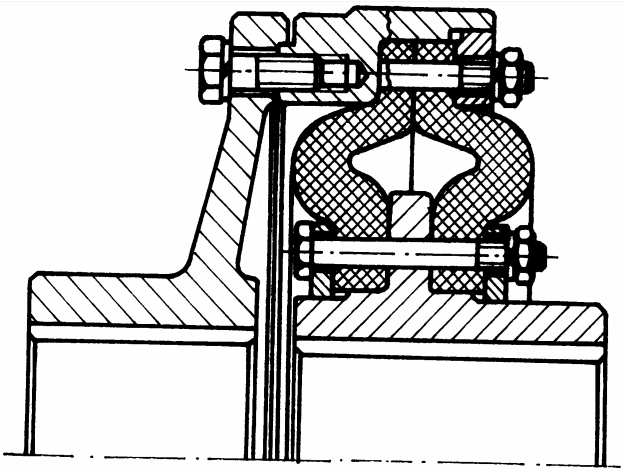


Fig.5.20

Ca şi la cuplajul Periflex, momentul de torsiune se transmite prin frecare şi prin urmare şuruburile de strângere şi bandajul se calculează în mod similar, calculul efectuându-se pentru o jumătate de bandaj, prin care se transmite jumătate din momentul de torsiune.

Cuplajul Vulkan, ca şi unele variante ale cuplajului Periflex, se poate utiliza şi la legarea arborilor de flanşe sau volanți, forma unuia din semicuplaje fiind adaptată acestui scop.

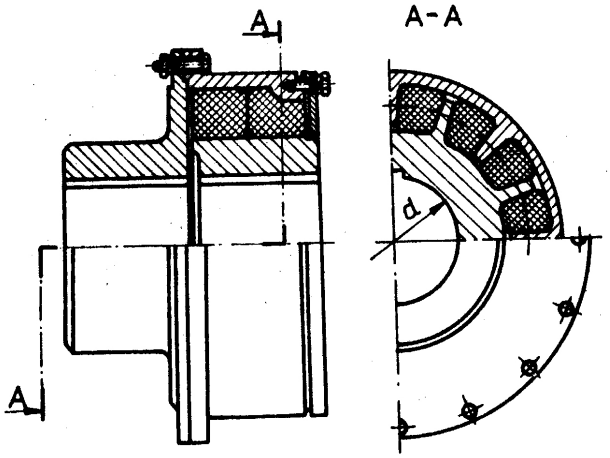


Fig.5.21

Cuplajul Holset face parte din categoria cuplajelor elastice cu gheare şi blocuri de cauciuc pe mai multe rânduri (fig.5.21). Între ghiarele radiale a celor două semicuplaje se montează blocuri de cauciuc de formă prismatică, solicitate, în timpul transmiterii momentului de torsiune, la compresiune. Blocurile se montează cu precomprimare, pentru a permite cuplajului transmiterea momentului de torsiune în ambele sensuri, fără şocuri.

Cuplajul Vibrostop este un cuplaj elastic cu element de cauciuc solicitat la torsiune (fig.5.22). Este alcătuit din elementul elastic *3*, vulcanizat pe inelele metalice tronconice *4* şi *5*, asigurându-se, astfel, o stare tensională uniformă a cauciucului. Legarea elementului elastic de cele două semicuplaje identice *1* şi *2* se face prin intermediul şuruburilor *6*.

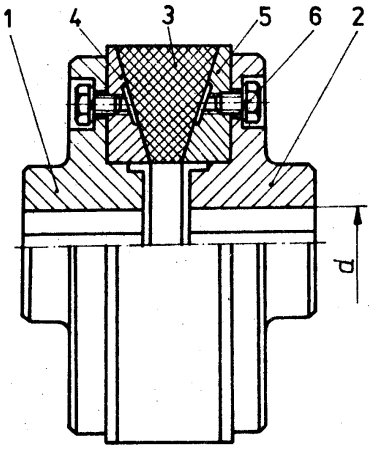


Fig.5.22

5.5.2. Cuplaje elastice cu elemente intermediare metalice

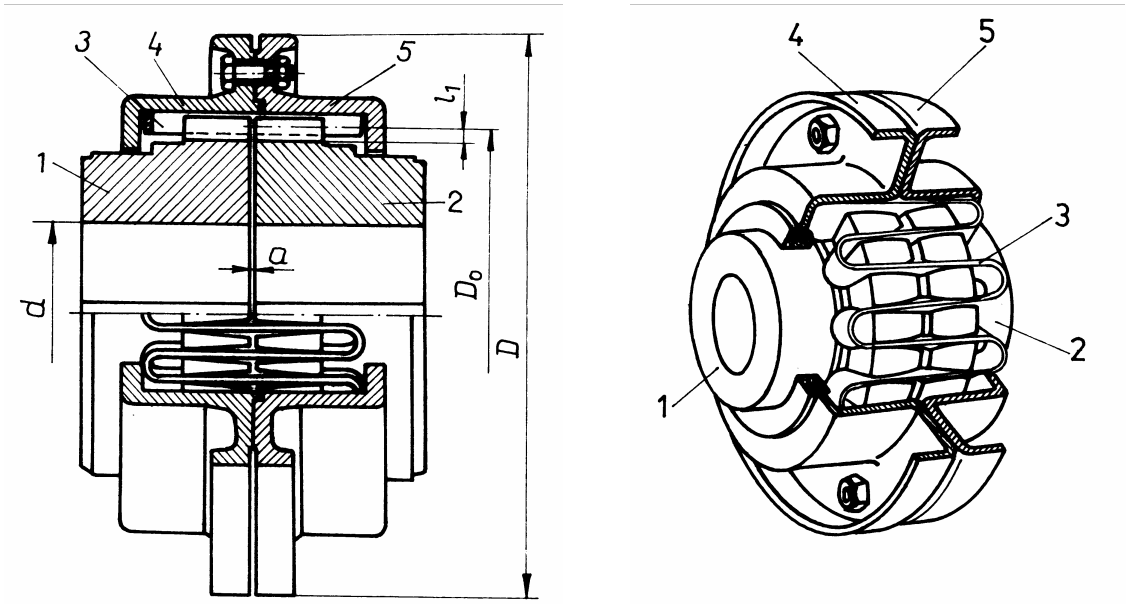
Elementul intermediar elastic se execută din oţel de arc, în diverse forme constructive, ca: arcuri bară, arcuri în foi (lamelare), arcuri elicoidale, arcuri manşon.

Aceste cuplaje se folosesc pentru transmiterea de momente de torsiune mari, la dimensiuni de gabarit reduse, de regulă în medii şi condiţii de funcţionare incompatibile cu elementele nemetalice (de cauciuc). Comparativ cu cuplajele elastice cu elemente nemetalice, au o durabilitate mai mare, în schimb gradul de amortizare al elementului elastic este mai redus. Se recomandă să se utilizeze în transmisiile de puteri mari ale utilajelor tehnologice (laminoare) etc.

Cuplajul cu arc şerpuit (de tip Bibby). Este format din două semicuplaje identice *1* şi *2*, cu dantură exterioară, de profil special, montate pe capetele celor doi arbori (fig.5.23). În golurile dintre dinţii celor două semicuplaje, plasate faţă în faţă, este montat arcul şerpuit *3*, de forma unei benzi cu secţiune dreptunghiulară. Carcasele *4* şi *5* au rol de protecţie a părţii active a cuplajului, în interiorul acestora introducându-se unsoare consistentă, pentru reducerea uzurii dinţilor şi a elementului elastic şi a micşorării zgomotului. Etanşarea carcasei se face fără contact (cu fantă, fig.5.23, a) sau cu contact (cu element din cauciuc, fig.5.23, b).

Cuplajul permite compensarea abaterilor combinate: axiale Δl=4 ... 20 mm, radiale ΔR=0,5 ... 3 mm şi unghiulare $\Delta\alpha_{max}=1{,}15^{o}$.

Cuplajele cu arc şerpuit pot avea caracteristică neliniară sau liniară, în funcţie de forma dinţilor



a b

Fig. 5.23

pe lungime. Pentru varianta la care flancurile dinţilor sunt curbilinii pe lungime, caracteristica este neliniară, datorită modificării distanţei dintre punctele de contact ale arcului cu dinţii semicuplajelor (fig.5.24). Pentru varianta la care flancurile dinţilor sunt rectilinii pe lungime, caracteristica este liniară, deoarece distanţa dintre punctele de contact ale arcului cu dinţii semicuplajelor este constantă, nedepinzând de valoarea momentului de torsiune transmis (fig.5.25, a).

În timpul funcționării cuplajului, sarcina preluată de elementul elastic este variabilă, cu posibile şocuri. Poziția benzii de oțel (a arcului şerpuit), la diferite încărcări ale cuplajului din fig.5.23, este prezentată în fig.5.24. Se observă că odată cu creşterea sarcinii arcul se aşează pe flancurile dinților celor două semicuplaje, luând forma acestora şi punctele de aplicație ale forțelor tangențiale se apropie.

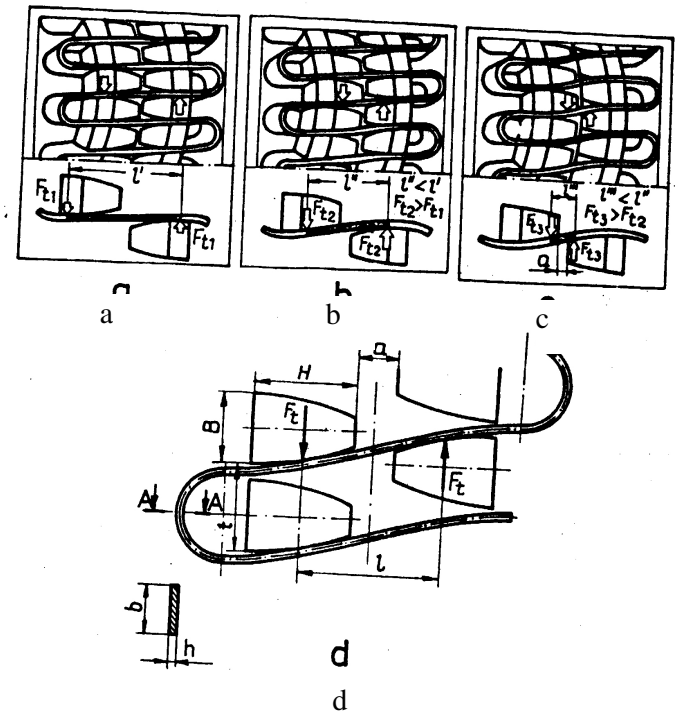


Fig. 5.24

La preluarea şocurilor mari, distanța dintre punctele de aplicație ale forțelor tangențiale, corespunzătoare acestor sarcini, este egală cu distanța *a* (v. fig.5.24 şi fig.5.25, c) dintre cele două semicuplaje situație în care rigiditatea cuplajului este maximă (porțiunea cuprinsă între φ_1 şi φ_{max} din caracteristica prezentată în fig.5.25, d).

La varianta cu caracteristică liniară, arcul se comportă ca o grindă încastrată, punctele de încastrare fiind punctele de contact ale arcului cu dinții (v. fig.5.25, a şi b), iar forța tangențială acționează la mijlocul grinzii; sub această forță, arcul se deformează liber până la apariția unor şocuri mari, când punctele de aplicație ale forțelor se află la o distanță egală cu distanța *a* dintre cele două semicuplaje (v. fig.5.25, c).

Calculul cuplajelor de tip Bibby cu caracteristică liniară se bazează pe cunoaşterea momentului de torsiune de calcul M_{tc}. De asemenea, se aleg: numărul de dinți, *z*; diametrul mediu al dinților D_0. Lățimea *b* a arcului se determină din condiția de rezistență la încovoiere, cu relația

$$b = \frac{3 F_t l}{h^2 \sigma_{ai}}, \tag{5.19}$$

în care, expresia forței tangențiale este

$$F_t = \frac{2M_{tc}}{zD_0}, \tag{5.20}$$

iar parametrii *l* şi *h* iau valorile:

$$l = 2{,}5\frac{\pi D_0}{z} \text{ şi, respectiv,} \tag{5.21}$$

$$h = (0{,}16...0{,}25)\frac{\pi D_0}{z}. \tag{5.22}$$

Valorile rezistenței admisibile la încovoiere se consideră în intervalul σ_{ai}=(0,5 ... 0,7) σ_{02}.

Grosimea dintelui *B* se determină tot din condiția de rezistență la încovoiere, cu relația

$$B \geq \sqrt[3]{1{,}71\frac{F_t\, l_1}{\sigma_{ai}}}\,, \tag{5.23}$$

în care l_1 este braţul forţei F_t, aplicată la diametrul D_0, faţă de secţiunea periculoasă de la baza dintelui ($l_1 \geq b/2$). Valoarea grosimii dintelui trebuie corelată cu valoarea pasului t, pentru a fi posibilă montarea benzii de oţel de grosime h ($B+h < t$ – v. fig.5.25,a, unde $t=\pi D_0/z$).

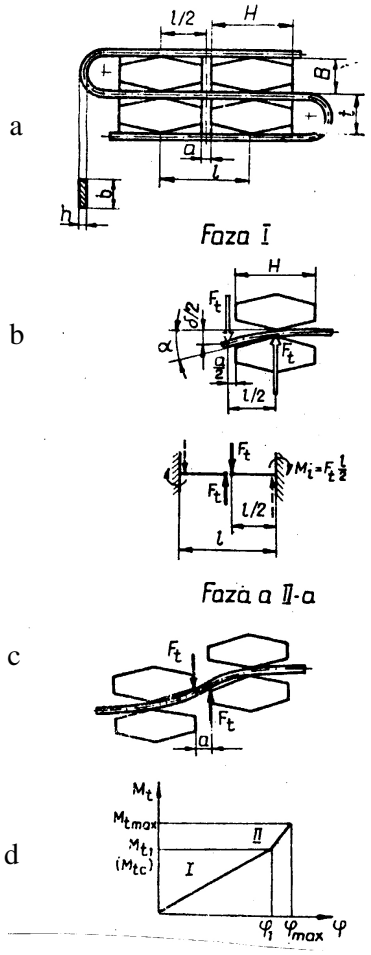


Fig. 5.25

În final, arcul se verifică la forfecare – cu forţa corespunzătoare momentului de şoc preluat de cuplaj – cu relaţia

$$\tau_{f\max} = \frac{3}{2}\frac{F_{t\,soc}}{bh} \leq \tau_{af}\,, \tag{5.24}$$

în care expresia forţei corespunzătoare momentului de şoc este

$$F_{t\,soc} = \frac{2M_{t\,soc}}{zD_0}\,. \tag{5.25}$$

Pentru rezistenţa admisibilă la forfecare se consideră valorile $\tau_{af}=(0{,}35 \ldots 0{,}5)\,\sigma_{02}$.

Săgeata arcului se determină cu relaţia

$$\delta = \frac{1}{3}\frac{l^2}{Eh}\sigma_i\,. \tag{5.26}$$

În funcţie de expresia săgeţii, se determină unghiul de rotire relativă a celor două semicuplaje

$$\varphi = \frac{\delta}{\frac{D_0}{2}} = \frac{M_{tc}l^3}{3zD_0^2EI_z}\,, \tag{5.27}$$

unde, I_z este momentul de inerţie axial şi are expresia $I_z=bh^3/12$.

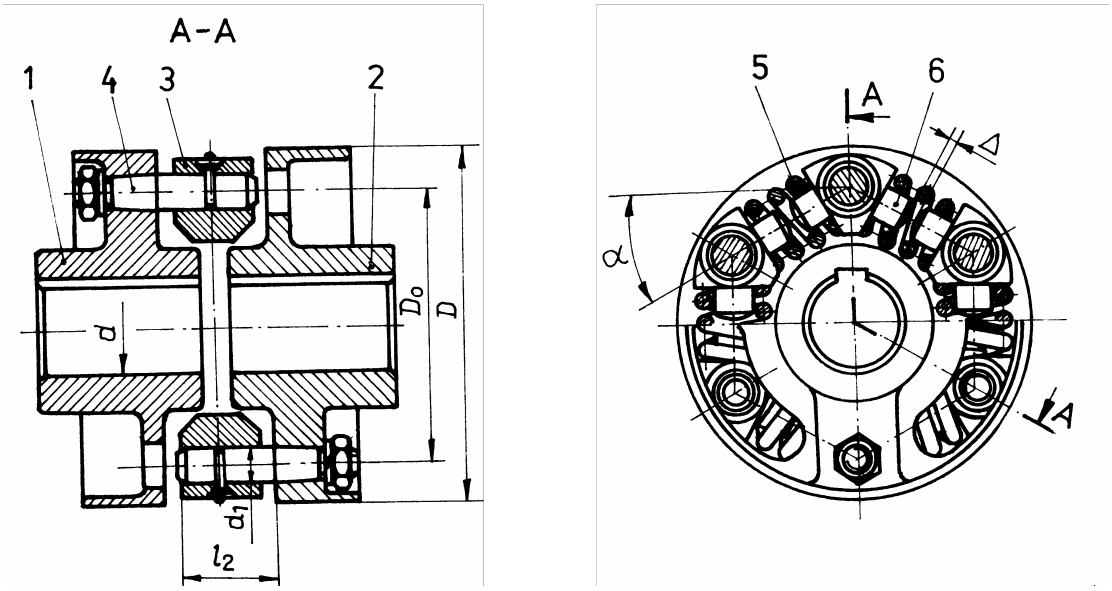
Rigiditatea cuplajului se scrie sub forma

$$k = \frac{M_t}{\varphi} = \frac{3zD_0^2EI_z}{l^3}\,. \tag{5.28}$$

Cuplajul cu arcuri elicoidale (de tip Cardeflex). Este format din semicuplajele *1* şi *2*, identice, pe care sunt montaţi, alternativ, segmenţii *3*, prin intermediul bolţurilor speciale *4*. Între segmenţi sunt montate, cu precomprimare, arcurile *5*, centrate pe segmenţii *3*, prin intermediul ştifturilor *6*, ce aparţin acestor segmenţi şi care limitează deformaţiile arcurilor (fig.5.26). Cuplajul transmite momentul de torsiune în ambele sensuri, fără şocuri, datorită pretensionării arcurilor. Deoarece în regim tranzitoriu sau la preluarea sarcinilor apare o rotire relativă între cele două semicuplaje ($\varphi \leq 5^o \ldots 10^o$), segmenţii prezintă (în timpul funcţionării) o mişcare oscilatorie, de mică amplitudine, fapt pentru care se recomandă ungerea zonei de contact cu bolţurile.

Cuplajul permite compensarea abaterilor combinate: axiale $\Delta l_{max}=0{,}05D$ mm, radiale $\Delta R=0{,}1D$ (D – diametrul exterior al cuplajului) şi unghiulare $\Delta\alpha_{max}=2^o$, valorile fiind acceptate pentru turaţii minime ale cuplajului; la turaţii mari, abaterile posibil a fi compensate, în condiţiile unei funcţionări corespunzătoare a cuplajului, sunt indicate de firmele constructoare de cuplaje.

Caracteristica cuplajelor cu arcuri elicoidale depinde de caracteristica arcurilor utilizate, în cazul arcurilor elicoidale cilindrice de compresiune fiind liniară. În funcționarea unui cuplaj Cardeflex, se întâlnesc următoarele etape (fig.5.27, c): o primă etapă (I) – fig.5.27, b), în care funcționează toate arcurile, arcurile din fața segmenților de pe semicuplajul conducător (în sensul mişcării)

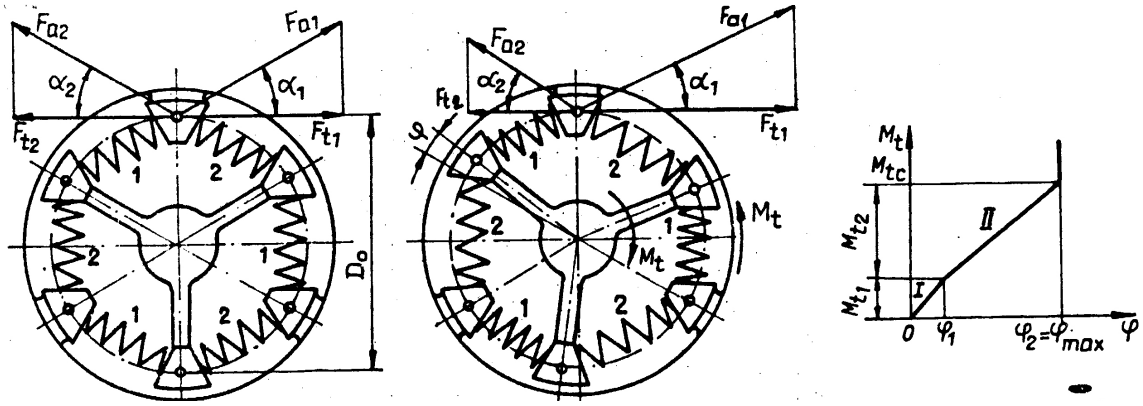


a b

Fig.5.26

comprimându-se, iar cele din spate destinzându-se; etapa se încheie atunci când aceste arcuri s-au destins complet, în cea de a doua etapă (II) funcționând numai arcurile dispuse în fața segmenților de pe semicuplajul conducător; etapa se încheie atunci când ştifturile pe care sunt centrate arcurile respective vin în contact, moment din care cuplajul devine rigid. Când nu se transmite moment (fig.5.27, a), pentru $\alpha_1 = \alpha_2$, $F_{a1}=F_{a2}$, respectiv $F_{t1}=F_{t2}$.

Stabilirea rigidităților cuplajului, pentru cele două etape de funcționare, pe baza schemei de calcul din fig.5.27, b, este prezentată în continuare.



a b c

Fig.5.27

Momentul de torsiune transmis de cuplaj are expresia

$$M_t = z\frac{D_0}{2}\left(F_{a1}\cos\alpha_1 - F_{a2}\cos\alpha_2\right), \tag{5.29}$$

în care: z reprezintă numărul segmenților de pe un semicuplaj; $F_{a1,2}$ – forțele corespunzătoare arcurilor *1* şi, respectiv, *2*; $\alpha_{1,2}$ – unghiurile dintre direcția forțelor $F_{a1,2}$ şi direcția componentelor tangențiale $F_{t1,2}$ ale acestor forțe; D_0 – diametrul cercului pe care sunt dispuse axele bolțurilor.

Forța uni arc, în funcție de deformația δ şi de rigidiatea acestuia c_a, se exprimă prin relația

$$F_{a1,2} = \delta_{1,2}c_a, \tag{5.30}$$

iar săgețile arcurilor, în funcție de săgeata de montaj δ_0 şi de săgeata datorată rotirii relative a celor două semicuplaje $\varphi D_0/2$, au expresiile

$$\delta_1 = \delta_0 + \varphi\frac{D_0}{2} \text{ şi } \delta_2 = \delta_0 - \varphi\frac{D_0}{2}. \tag{5.31}$$

• Considerând $\cos\alpha_1 = \cos\alpha_2 = \cos\alpha$, pentru unghiuri de rotație φ mici, din relațiile (5.29) ... (5.31), rezultă

$$M_t = \frac{1}{2}zc_a\varphi D_0^2\cos\alpha; \tag{5.32}$$

relația este valabilă pentru unghiuri de rotire relativă a celor două semicuplaje cuprinse în intervalul

$$0 < \varphi \le \varphi_1 = \frac{2\delta_0}{D_0}. \tag{5.33}$$

• La $\varphi=\varphi_1$, arcurile *2* sunt destinse complet, momentul transmis de cuplaj fiind

$$M_t = M_{t1} = zc_a\delta_0 D_0\cos\alpha, \tag{5.34}$$

iar rigiditatea corespunzătoare primei etape de lucru a cuplajului ($k_1=M_t/\varphi$) are expresia

$$k_1 = \frac{1}{2}zc_a D_0^2\cos\alpha. \tag{5.35}$$

• Pentru $M_t>M_{t1}$, deci pentru $\varphi>\varphi_1$, rămân în funcțiunore numai arcurile *1*, momentul transmis de cuplaj, în această etapă, având în vedere relațiile (5.29) ... (5.31), este

$$M_t = \frac{1}{4}zc_a D_0\left(2\delta_0 + \varphi D_0\right)\cos\alpha; \tag{5.36}$$

faza se încheie la valoarea maximă a unghiului de rotire relativă a semicuplajelor

$$\varphi_{\max} = \varphi_2 = 2\Delta / D_0, \tag{5.37}$$

Δ fiind jocul minim dintre ştifturi (v.fig.5.26). În această fază, rigiditatea cuplajului ($k_2=M_t/\varphi_{\max}$) are expresia

$$k_2 = \frac{1}{4}zc_a D_0^2\left(\frac{\delta_0}{\Delta}+1\right)\cos\alpha. \tag{5.38}$$

Momentul transmis de cuplaj, în situaia în care ştifturile vin în contact (situație în care cuplajul devine rigid), are valoare maximă, determinată de relația (5.36), în care se înlocuieşte φ prin $\varphi_{\max}$,

$$M_{t\max} = M_{t2} = \frac{1}{2}zc_a D_0\left(\delta_0 + \Delta\right)\cos\alpha. \tag{5.39}$$

Calculul de rezistență se reduce la dimensionarea arcurilor şi verificarea bolțurilor, acceptând valoarea momentului de calcul $M_{tc}=M_{t\max}$. Din relația (5.39), rezultă rigiditatea necesară a unui arc

$$c_a = \frac{2M_{tc}}{zD_0(\delta_0 + \Delta)\cos\alpha}, \tag{5.40}$$

iar din relaţia (5.29), pentru F_{a2}=0 (corespunzător fazei a doua de funcţionare, $\varphi>\varphi_1$), rezultă forţa pe un arc

$$F_{a1} = \frac{2M_{tc}}{zD_0\cos\alpha}. \tag{5.41}$$

Cu forţa F_{a1} se calculează arcurile. Bolţurile se verifică la încovoiere, în situaţia limită când forţa este aplicată la braţul l_2 (v. fig.5.26), cu relaţia

$$\sigma_i = \frac{2M_{tc}\, l_2}{zD_0 \dfrac{\pi d_1^3}{32}} \le \sigma_{ai} \tag{5.42}$$

şi la forfecare, cu relaţia

$$\tau_f = \frac{2M_{tc}}{zD_0 \dfrac{\pi d_1^2}{4}} \le \tau_{af}, \tag{5.43}$$

în care: d_1 este diametrul bolţurilor; σ_{ai}=(0,5 ... 0,7) σ_{02}; τ_{af}=(0,2 ... 0,3) σ_{02}.

5.6. CUPLAJE INTERMITENTE

Cuplajele intermitente realizează o legătură nepermanentă între două elemente succesive ale lanţurilor cinematice în care sunt înglobate. Aceste cuplaje trebuie să îndeplinească unele cerinţe funcţionale şi constructive, printre care: capacitate de transmitere a momentului de torsiune; realizarea cuplării/decuplării sigure, la comanda exterioară sau la atingerea valorii corespunzătoare a parametrului decizional; dimensiuni, greutate şi moment de inerţie minime; durabilitate corespunzătoare; construcţie simplă, întreţinere uşoară, cost redus etc.

5.6.1. Cuplaje intermitente comandate

Aceste cuplaje se folosesc mult în sistemele de acţionare care necesită cuplări şi decuplări repetate, modificarea regimurilor de funcţionare, schimbarea sensului de mişcare etc.

Cuplajele cu fricţiune intermitente comandate pot fi clasificate după:

- *forma suprafeţelor de frecare*: plane, conice;
- *natura frecării*: uscată sau cu ungere;
- *numărul suprafeţelor de frecare*: o suprafaţă sau mai multe.

În ceea ce priveşte natura frecării, ea este determinată de condiţiile de funcţionare (mediu, sistem de comandă etc.) şi determină, la rândul ei, natura materialelor de fricţiune utilizate. La frecarea în condiţii de ungere, deşi coeficientul de frecare – şi în consecinţă momentul de torsiune capabil al cuplajului – este mai mic, condiţiile de evacuare a căldurii rezultate în procesul de cuplare sunt favorabile, ceea ce este foarte important în cazul cuplajelor cu frecvenţă mare de lucru.

Numărul suprafeţelor de frecare influenţează direct capacitatea de transmitere a momentului de torsiune al cuplajelor cu fricţiune, utilizarea suprafeţelor multiple ducând la reducerea gabaritului diametral deci a momentului de inerţie şi, indirect, la reducerea costului cuplajului.

Asupra performanţelor cuplajelor cu fricţiune influenţează mult atât calitatea materialelor utilizate pentru materializarea suprafeţelor de frecare, prin care se transmite momentul de torsiune, cât şi geometria acestor suprafeţe.

Materialele folosite pentru realizarea suprafeţelor de frecare trebuie să răspundă unor cerinţe speciale:

- *coeficient de frecare cât mai mare* – valoarea coeficientului de frecare depinde de cuplul de materiale în contact, micro şi macrogeometria suprafeţelor, starea de mişcare relativă a suprafeţelor în contact şi, eventual, calităţile uleiului dintre suprafeţele care funcţionează cu ungere;
- *caracteristici stabile, în domenii largi de variaţie a condiţiilor de lucru* – coeficientul de frecare variază în funcţie de unii parametrii funcţionali (viteza relativă, temperatura şi presiunea pe suprafeţele de contact); se recomandă, pentru o bună funcţionare, utilizarea de materiale cu variaţii minime ale coeficientului de frecare;
- *durabilitate ridicată* – uzare redusă, la un număr mare de cicluri de funcţionare şi menţinerea caracteristicilor funcţionale iniţiale;
- *adaptare pe suprafaţa suport şi compatibilitate reciprocă* – asamblarea garnitură de fricţiune-piesă suport trebuie să reziste atât la solicitările mecanice cât şi la cele termice iar materialele aflate în contact nu trebuie să prezinte agresivitate chimică reciprocă sau cu mediul ambiant;
- *conductibilitate termică ridicată* – în special pentru cuplajele care funcţionează în regim de cuplări frecvente sau de patinare continuă;
- *greutate cât mai redusă şi cost scăzut.*

De regulă, una din suprafeţele de frecare se realizează din fontă sau oţel, cealaltă putând fi din acelaşi material sau o garnitură specială, care, de regulă, se realizează din materiale sinterizate sau din materiale metalo-ceramice.

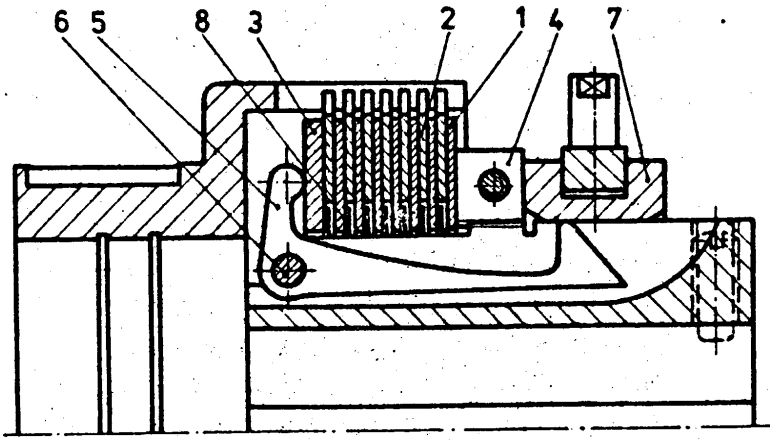


Fig.5.28

În fig.5.28 se prezintă un cuplaj cu fricţiune cu suprafeţe plane (multidisc), cu comandă mecanică. Pachetul de discuri conducătoare *1* şi conduse *2*, montate alternativ, având caneluri interioare, respectiv exterioare, este apăsat axial, între discul de presiune *3* şi discul de reazem *4*, de către pârghiile de comandă *5* (în număr de minim trei, dispuse echidistant), care pot oscila în jurul bolţurilor *6*; apăsarea pârghiilor se realizează prin deplasarea axială a mufei *7*. Pentru ca la decuplare discurile să se desprindă (momentul rezidual să fie cât mai redus), se utilizează arcurile de decuplare *8*. Discul de reazem *4*, filetat la interior, permite reglarea jocului în pachetul de discuri, astfel încât să poată fi compensată uzura ce apare în exploatare.

Un exemplu foarte răspândit de cuplaj monodisc comandat mecanic este ambreiajul principal al automobilului (fig.5.29). Discul de fricțiune 1, care constituie discul condus, este strâns între placa de presiune 2 şi volantul motorului 3, de către arcul diafragmă 4, articulat la carcasa ambreiajului 5; discul de fricțiune 1, prevăzut cu un amortizor pentru oscilații torsionale 6, este legat – prin caneluri – de arborele primar al cutiei de viteze.

Ambreiajul principal este un cuplaj normal cuplat, decuplarea lui reaalizându-se prin apăsarea şi deformarea arcului diafragmă *4*, de către rulmentul de presiune *7*, cu ajutorul unor pârghii de comandă, acționate de la pedala corespunzătoare.

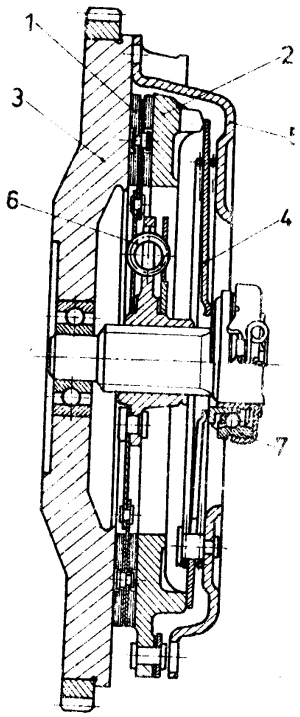


Fig.5.29

Dimensionarea cuplajelor cu fricțiune constă în stabilirea dimensiunilor principale, a numărului de discuri – conducătoare şi conduse – şi a forței de cuplare necesare, din condiția transmiterii fără patinare a momentului de torsiune de calcul M_{tc}. Pentru un cuplaj existent sau adoptat, se determină momentul capabil, fiind necesar ca valoarea acestuia să fie cel puțin egală cu aceea a momentului de torsiune de calcul.

Distribuția presiunii pe suprafețele de frecare (în contact) – esențială în calculul acestor cuplaje – nu poate fi riguros evaluată, motiv pentru care, de obicei, aceasta se admite, pe baza unor ipoteze: ipoteza distribuției uniforme a presiunii sau ipoteza uzării uniforme. Se pot însă stabili relații de calcul cu valabilitate generală, relații ce se vor particulariza atunci când se adoptă una sau cealaltă din ipotezele amintite.

Se consideră cazul general al unei suprafețe de frecare conice (fig.5.30). Ținând seama că uzura U este direct proporțională cu presiunea şi este dependentă de viteză

$$U = kpv^m = kp(\omega r)^m = Kpr^m, \tag{5.44}$$

rezultă, pentru uzura în direcție axială, expresia

$$U_{ax} = U \sin\alpha = Kpr^m \sin\alpha. \tag{5.45}$$

În relațiile de mai sus, k şi K sunt factori de proporționalitate, iar m – parametrul neuniformității distribuției presiunii.

Impunând condiția ca uzura axială să fie constantă, rezultă

$$p = \frac{U_{ax}}{Kr^m \sin\alpha} = \frac{c}{r^m \sin\alpha}, \tag{5.46}$$

unde $c=U_{ax}/K$ reprezintă o constantă de uzare.

Presiunea are valoarea maximă la raza minimă a suprafeței r_i

$$p_{\max} = \frac{c}{r_i^m \sin\alpha}. \tag{5.47}$$

Se observă că pentru m=0 se obține p=const., regăsindu-se situația în care se consideră presiunea uniform distribuită; pentru m=1, rezultă o distribuție a presiunii conformă cu ipoteza uzării uniforme.

Distribuția uniformă a presiunii se apropie de realitate doar în cazul suprafețelor de frecare în stare nouă sau în cazul construcțiilor la care există un element elastic ce menține – în tot timpul exploatării – presiunea uniform distribuită. Pentru cuplajele uzuale, pe măsura exploatării acestora, distribuția presiunii se modifică, de la cea uniformă către cea corespunzătoare uzării uniforme.

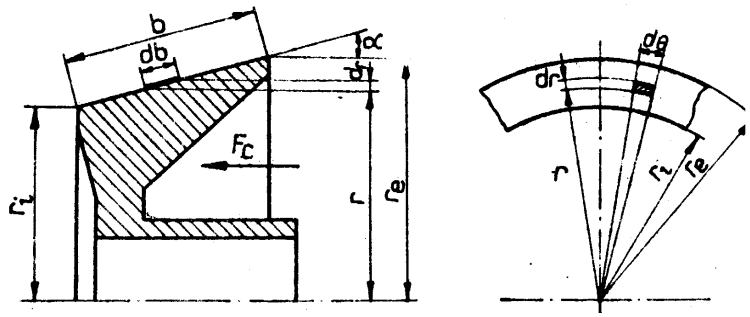


Fig.5.30

Pentru deducerea relațiilor – cu carcater general – referitoare la capacitatea de transmitere a momentului de torsiune de către cuplajele cu suprafețe de frecare conice sau plane, se utilizează schema de calcul din fig.5.30.

Elementul de arie al suprafeței de frecare se poate scrie sub forma

$$dA = r\,d\theta\,db = r\,d\theta\frac{dr}{\sin\alpha}, \tag{5.48}$$

momentul de torsiune transmis de cuplaj fiind, dacă se ține seama şi de relațiile (5.46) şi (5.47),

$$M_t = \int_A p\,dA\,\mu\,r = \iint p\,\mu\,r^2\,d\theta\,db = \mu\int_0^{2\pi} d\theta\int_0^b pr^2 db = 2\pi\mu\int_{r_i}^{r_e} pr^2\frac{dr}{\sin\alpha} =$$

$$= \frac{2\pi\,\mu\,c}{\sin^2\alpha}\int_{r_i}^{r_e} r^{2-m}dr = \frac{2\pi\,\mu\,p_{\max}r_i^m}{(3-m)\sin\alpha}\left(r_e^{3-m} - r_i^{3-m}\right);$$

$$M_t = \frac{2\pi\,\mu\,p_{\max}\,r_e^3}{(3-m)\sin\alpha}\left[\left(\frac{r_i}{r_e}\right)^m - \left(\frac{r_i}{r_e}\right)^3\right]. \tag{5.49}$$

Forța normală pe suprafețele de frecare, având în vedere relațiile (5.46) şi (5.47), este

$$F_n = \int_A p\,dA = \iint p\;r\,d\theta\,db = \mu\int_0^{2\pi} d\theta\int_{r_i}^{r_e}\frac{c}{r^m\sin\alpha}r\frac{dr}{\sin\alpha} =$$

$$= \frac{2\pi\,c}{\sin^2\alpha}\int_{r_i}^{r_e} r^{1-m}dr = \frac{2\pi\,p_{\max}r_i^m}{(2-m)\sin\alpha}\left(r_e^{2-m} - r_i^{2-m}\right);$$

$$F_n = \frac{2\pi\,p_{\max}\,r_e^2}{(2-m)\sin\alpha}\left[\left(\frac{r_i}{r_e}\right)^m - \left(\frac{r_i}{r_e}\right)^2\right]. \tag{5.50}$$

Forța de cuplare necesară se determină cu relația

$$F_c = F_n\sin\alpha = \frac{2\pi\,p_{\max}\,r_e^2}{2-m}\left[\left(\frac{r_i}{r_e}\right)^m - \left(\frac{r_i}{r_e}\right)^2\right]. \tag{5.51}$$

Relațiile (5.49), (5.50) şi (5.51) au caracter general, iar prin particularizarea lor, pentru m=0 se obțin relațiile ce corespund ipotezei distribuției uniforme a presiunii ($p_{\max}$=p):

$$M_t = \frac{2\pi\,\mu\,p}{3\sin\alpha}\left(r_e^3 - r_i^3\right); \tag{5.52}$$

$$F_n = \frac{\pi p}{\sin\alpha}\left(r_e^2 - r_i^2\right) ; \tag{5.53}$$

$$F_c = \pi p\left(r_e^2 - r_i^2\right) , \tag{5.54}$$

iar pentru m=1, cele valabile în cazul adoptării ipotezei uzării uniforme:

$$M_t = \frac{\pi \mu p_{\max} r_i}{\sin\alpha}\left(r_e^2 - r_i^2\right) ; \tag{5.55}$$

$$F_n = \frac{2\pi p_{\max} r_i}{\sin\alpha}\left(r_e - r_i\right) ; \tag{5.56}$$

$$F_c = 2\pi p_{\max} r_i\left(r_e - r_i\right) . \tag{5.57}$$

Relațiiile de mai sus se pot aplica atât pentru calculul cuplajelor cu suprafețele de frecare conice cât şi pentru cele cu suprafețe plane, prin particularizarea α=90°.

Relația generală (5.49) permite stabilirea valorii optime a raportului r_i/r_e, căruia îi corespunde momentul maxim transmis.

Notând $r_i/r_e=x$, valorile extreme ale funcției (5.49) rezultă din condiția

$$\frac{dM_t}{dx} = \frac{2\pi \mu p_{\max} r_e^3}{(3-m)\sin\alpha} x^2 \left(mx^{m-3} - 3\right) = 0 . \tag{5.58}$$

Se obține astfel

$$x_{opt} = \left(\frac{r_i}{r_e}\right)_{opt} = \sqrt[3-m]{\frac{m}{3}} . \tag{5.59}$$

Prin urmare, pentru m=0 se obține x_{opt}=0 şi deci $r_{i\,opt}$=0, iar pentru m=1 rezultă x_{opt}=0,577.

În mod obişnuit, la proiectare nu se cunoaşte mărimea parametrului m; se poate demonstra însă că în această situație este indicat ca proiectarea să se facă în ipoteza uzării uniforme. Pe lîngă faptul că această ipoteză este, în general, mai apropiată de fenomenele reale, în eventualitatea că totuşi cuplajul ar avea o distribuție uniformă a presiunii, abaterea care rezultă constă într-o supradimensionare în ce priveşte presiunea efectivă – deci o uzare mai redusă – şi o subdimensionare – de valoare mică – în ce priveşte momentul capabil, acoperită de coeficientul de siguranță adoptat uzual.

Proiectarea în ipoteza distribuției uniforme a presiunii poate duce, în exploatare, la deteriorarea rapidă a suprafețelor de frecare, în cazul în care această ipoteză nu corespunde fenomenelor reale, de exemplu în cazul cuplajelor cu garnituri rigide (caz cvasigeneral), deteriorarea datorându-se depăşirii presiunii admisibile între suprafețele în contact.

Ipoteza uzării uniforme fiind acoperitoare, apare rațional ca dimensionarea cuplajelor cu fricțiune să se facă pornind tocmai de la această ipoteză.

Pentru dimensionarea cuplajelor cu suprafețe plane, în faza inițială sunt cunoscute: momentul de torsiune de calcul M_{tc}; coeficientul de frecare între suprafețele în contact μ; presiunea admisibilă între aceste suprafețe p_a. Se adoptă: numărul suprafețelor de frecare i; coeficientul de lățime al suprafeței de frecare $\Psi=b/D_m$.

Cu notațiile din figura 5.31, relațiile de dimensionare se stabilesc pornind de la determinarea diametrului mediu $D_m=(D_e+D_i)/2$ al suprafețelor de frecare. Din relația (5.55), pentru α=90°, rezultă

$$M_t = \pi \mu p_{\max} r_i\left(r_e^2 - r_i^2\right) , \tag{5.60}$$

relaţie din care, înlocuind razele cu diametrele, presiunea maximă cu cea admisibilă şi multiplicând cu numărul suprafeţelor de frecare, se obţine

$$M_t = \pi\,\mu\,p_a\,i\,\frac{D_i}{2}\left(\frac{D_e^2}{4}-\frac{D_i^2}{4}\right) = \pi\,\mu\,p_a\,i\,\frac{D_i}{2}\,\frac{D_e-D_i}{2}\,\frac{D_e+D_i}{2} =$$

$$= \pi\,\mu\,p_a\,i\,\frac{D_i}{2}\,b\,D_m = \frac{1}{2}\pi\,\mu\,p_a\,i\,(D_m-b)\,b\,D_m$$

sau

$$M_t = \frac{1}{2}\pi\,\mu\,p_a\,i\,(1-\psi)\psi\,D_m^3. \qquad (5.61)$$

În condiţii limită, egalând momentul capabil cu momentul de torsiune de calcul M_{tc}, din relaţia (5.61) se obţine valoarea diametrului mediu

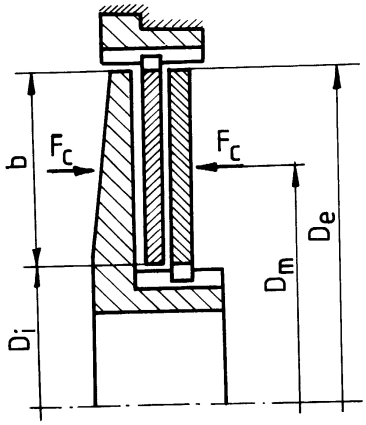


Fig.5.31

$$D_m = \sqrt[3]{\frac{2M_{tc}}{\pi\psi(1-\psi)\mu\,p_a i}}. \qquad (5.62)$$

Diametrele exterior şi interior se calculează cu relaţiile:

$$D_e = (1+\psi)D_m;\ D_i = (1-\psi)D_m. \qquad (5.63)$$

Numărul de discuri conduse, respectiv conducătoare, se determină cu relaţiile:

$$z_2 = \frac{i}{2};\ z_1 = z_2 + 1. \qquad (5.64)$$

Pentru dimensionarea sistemului de comandă, forţa de cuplare necesară se determină cu relaţia

$$F_c = \frac{2M_{tc}}{i\mu\,D_m}. \qquad (5.65)$$

Presiunea se verifică atât în ipoteza distribuţiei uniforme

$$p = \frac{4F_c}{\pi\left(D_e^2 - D_i^2\right)} \le p_a \qquad (5.66)$$

cât şi în ipoteza uzării uniforme

$$p = \frac{F_c}{\pi\,D_i b} \le p_a\ . \qquad (5.67)$$

Pentru parametrii adoptaţi, se consideră unele recomandări:

- coeficientul de lăţime ψ are o valoare optimă dependentă de valoarea x_{opt}, determinată cu relaţia (5.59), astfel că

$$\psi = \frac{b}{D_m} = \frac{(D_e-D_i)/2}{(D_e+D_i)/2} = \frac{r_e-r_i}{r_e+r_i} = \frac{1-x}{1+x}, \qquad (5.68)$$

  iar pentru x_{opt}=0,577, se obţine ψ_{opt}=0,27;
- pentru numărul de suprafeţe de frecare se recomandă i < 6 – pentru funcţionarea uscată şi i≤16- pentru funcţionarea cu ungere; aceste limite sunt impuse de faptul că forţele de frecare care apar între canelurile semicuplajelor şi cele ale discurilor diminuează forţa de apăsare între discuri, astfel că la un număr mai mare de discuri ultimele din ele sunt prea

puțin apăsate reciproc, aportul lor la transmiterea momentului de torsiune fiind mai mic decât influența lor asupra creşterii greutății cuplajului, dimensiunilor, a momentului său de inerție etc;

- când numărul de suprafețe de frecare se adoptă mai mare decât 1, se iau valori pare pentru *i*.

Datorită patinării suprafețelor în contact – în procesul de cuplare – momentul de frecare generează un lucru mecanic de frecare, care se transformă în căldură. Ținând seama de acest considerent, pentru cuplajele care transmit sarcina prin fricțiune se poate face şi un calcul termic.

5.6.2 Cuplaje intermitente automate

5.6.2.1. Cuplaje limitatoare de sarcină (de siguranță)

Aceste cuplaje îndeplinesc, pe lângă funcția principală de transmitere a momentului de torsiune, şi funcția de limitare a valorii acestuia. Se evită astfel suprasolicitarea elementelor lanțului cinematic echipat cu un astfel de cuplaj şi deterioarea acestor elemente.

Suprasarcinile care apar în transmisii pot fi dinamice (cu şoc), cu acțiune foarte scurtă (suprasarcini de scurtă durată), în regimurile tranzitorii de funcționare sau cvasistatice, cu acțiune îndelungată, ca urmare a încărcării prea mari a maşinii antrenate. Luarea în considerare, în totalitate, a acestor suprasarcini, la proiectarea transmisiilor, ar duce la o supradimensionare a acestora, iar neglijarea influențelor suprasarcinilor ar duce la scoaterea din funcțiune a transmisiilor. Montarea unor cuplaje de siguranță în transmisiile mecanice ar răspunde cerințelor impuse, maşina funcționând în deplină siguranță, elementele componenete ale transmisiei fiind dimensionate astfel încât să se utilizeze la maxim proprietățile mecanice ale materialelor din care sunt executate.

Utilizarea cuplajelor de siguranță este justificată în următoarele situații: în transmisiile maşinilor la care sarcina acționează cu şoc; în transmisiile cu mase inerțiale mari; în transmisiile maşinilor care prelucrează medii neomogene (exacavatoare, maşini agricole etc.); în transmisiile maşinilor automate; în lanțurile cinematice cu mai multe ramuri etc.

Condițiile pe care trebuie să le îndeplinească cuplajele de siguranță sunt: fiabilitate şi funcționare sigură; precizie de limitare a momentului de torsiune, la o anumită valoare impusă; sensibilitate la decuplare; posibilitatea reglării momentului de torsiune transmis; posibilitatea restabilirii automate a fluxului cinematic, după încetarea acțiunii suprasarcinii.

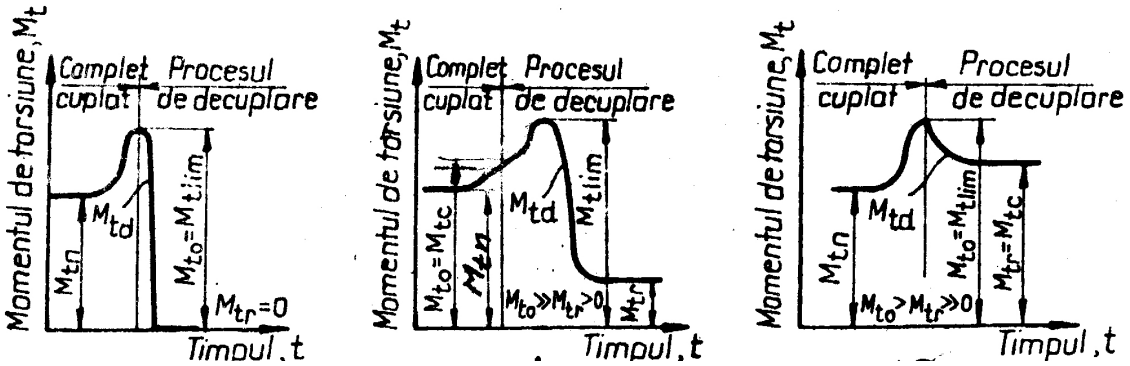
În funcționarea cuplajelor de siguranță, se deosebesc trei situații funcționale distincte:

- **situația de funcționare complet cuplat**, când momentul din transmisie $M_{t\ tr}$ este mai mic decât momentul de torsiune capabil a fi transmis de cuplaj: $M_t = M_{t\ tr} \leq M_{t0}$;
- **procesul de decuplare**, care începe când momentul de torsiune din transmisie $M_{t\ tr}$ depăşeşte momentul de torsiune M_{t0} şi între semicuplaje apare o mişcare relativă; momentul transmis de cuplaj $M_t = M_{td}$ variază după o anumită lege, care depinde de tipul cuplajului, stabilizându-se, la sfârşitul procesului, la o valoare M_{tr}, numit *moment de torsiune remanent*;
- **procesul de cuplare**, care se desfăşoară automat, prin egalizarea vitezelor unghiulare ale semicuplajelor, ca urmare a micşorării momentului de torsiune din transmisie sau printr-o intervenție exterioară – comandă de cuplare, înlocuirea ştiftului rupt etc.; la sfârşitul procesului de cuplare se obține, din nou, situația de funcționare complet cuplat.

În figura 5.32 se prezintă variația momentului de torsiune M_{td}, în procesul decuplării, în următoarele situații posibile: cu întreruperea transmisterii momentului de torsiune (fig.5.32, a); cu

întreruperea temporară a transmiterii momentului de torsiune (transmitere intermitentă – fig.5.32, b); cu transmiterea continuă a momentului de torsiune (fig.5.32, c).

Variaţia momentului de torsiune după diagrama din fig.5.32, a (cu întreruperea transmiterii momentului de torsiune) este caracteristică cuplajelor de siguranţă cu elemente de rupere (ştifturi solicitate la forfecare sau tracţiune) sau cuplajelor echipate cu sisteme de întrerupere a legăturii cinematice în cuplaj. La momentul când $M_{td} = M_{t0}$, se produce decuplarea legăturii între cele două semicuplaje (ruperea ştifturilor), iar momentul la semicuplajul condus devine $M_{td} = M_{tr} = 0$.



a b c

Fig.5.32

În cazul cuplajelor de siguranţă cu gheare frontale, cu galeţi şi cu bile (cu transmiterea intermitentă a momentului de torsiune), legea de variaţie a momentului M_{td} corespunde cu cea prezentată în fig. 5.32, b; în zona cuprinsă între M_{t0} şi valoarea maximă a momentului M_{td} există posibilitatea ca procesul de decuplare să se desfăşoare incomplet, fapt ce duce la o instabilitate în funcţionarea transmisiei, putând apărea cuplări şi decuplări incomplete. După depăşirea acestei zone, momentul de torsiune M_{td} scade la valoarea M_{tr}, valoare care se menţine până la o nouă cuplare (până când galeţii sau bilele pătrund în locaşurile active următoare celor din care au ieşit la decuplare).

Forma optimă de variaţie a momentului de torsiune, în procesul decuplării, caracteristică cuplajelor de siguranţă cu fricţiune, (cu transmiterea continuă a momentului de torsiune) este prezentată în fig.5.32, c. Valoarea mare a momentului M_{tr} explică utilizarea pe scară largă a acestor cuplaje.

Indiferent de legea de variaţie a momentului de torsiune M_{td}, cuplajele de siguranţă trebuie să asigure decuplarea la o anumită valoare impusă momentului de torsiune. Procesul de decuplare nu se desfăşoară însă la aceleaşi valori ale momentelor de torsiune M_{t0} şi M_{td}, aceste valori fiind cuprinse într-un domeniu (v. fig.5.32), datorită instabilităţii coeficienţilor de frecare, reducerii în timp a forţei arcului, ca urmare a obosirii materialului acestuia – în cazul cuplajelor cu gheare, galeţi , bile şi a celor care transmit sarcina prin frecare – precum şi datorită abaterilor dimensionale şi/sau a variaţiei caracteristicilor mecanice ale materialului ştifturilor – în cazul cuplajelor cu elemente de rupere.

Pentru calculul cuplajelor de siguranţă, valoarea momentului de torsiune se stabileşte ţinând seama de suprasarcinile care apar în transmisie, momentul astfel definit devenind moment de torsiune de calcul M_{tc}. Pentru a se evita funcţionarea instabilă a cuplajului – în zona de valori

apropiate de M_{tc} – dimensionarea cuplajelor de siguranță se face la un moment de torsiune limită M_{tlim}, determinat cu relația

$$M_{t\lim} = (1{,}15...1{,}25)M_{tc}\,. \tag{5.69}$$

Cuplaje de siguranță cu ştifturi de forfecare. Fac parte din grupa cuplajelor de siguranță care întrerup transmiterea momentului de torsiune (v. fig.5.32, a) şi se utilizează când suprasarcinile acționează rar, întâmplător, dar sunt de valori mari. Simplitatea constructivă şi gabaritul redus au determinat folosirea pe scară largă a acestor cuplaje, cu toate că pentru repunerea în funcțiune a cuplajului este necesară înlocuirea ştiftului forfecat.

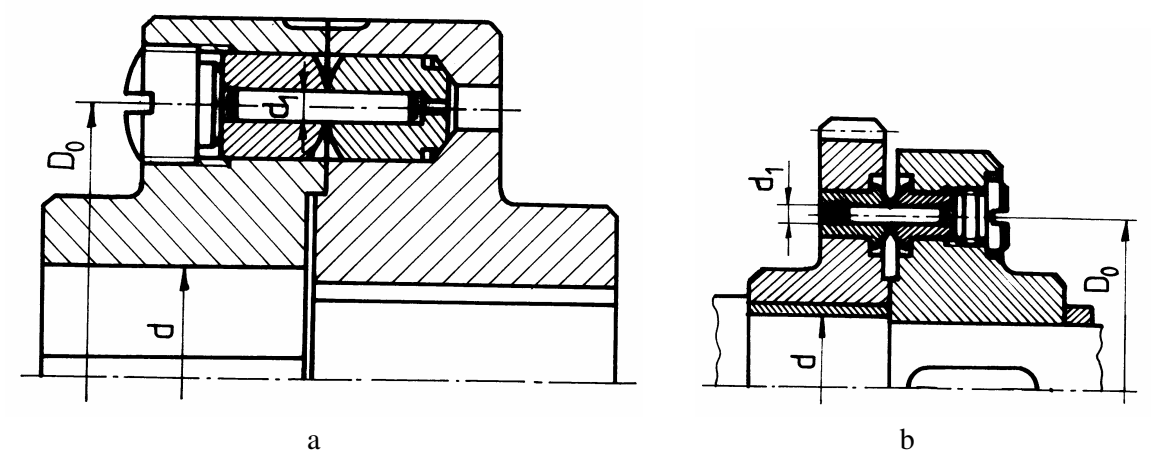


Fig.5.33

Soluțiile constructive existente pot realiza legătura între capetele a doi arbori (fig.5.33, a) sau între o roată dințată, de curea sau de lanț, şi arborele pe care aceasta este montată (fig.5.33,b).

Ştifturile, executate din oțel cu conținut mediu de carbon, pot fi lise (v. fig.5.33, a şi b), crestate (fig.5.34, a) sau crestate şi cu mai multe tronsoane (fig.5.34, b).

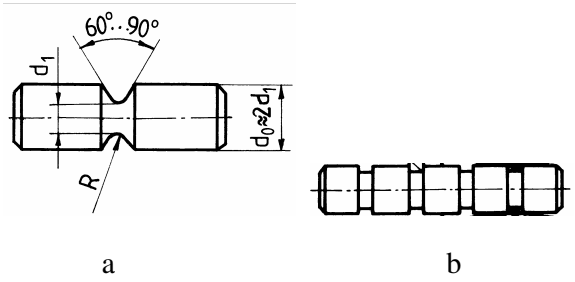


Fig.5.34

Ştifturile sunt montate în bucşe călite la 50 ... 60 HRC, evitându-se astfel solicitarea suplimentară a acestora la încovoiere. Se pot utiliza unul sau mai multe ştifturi, montate axial sau radial. Precizia de decuplare se măreşte prin utilizarea unui singur ştift, dar apare dezavantajul dezechilibrării cuplajului; de asemenea, precizia de decuplare se măreşte în cazul montării unor ştifturi crestate, comparativ cu situația montării ştifturilor lise.

Pentru calculul acestor cuplaje de siguranță, se pune condiția ca la atingerea valorii momentului de torsiune limită $M_{t\,\lim}$ ştifturile să se rupă prin forfecare, adică

$$\tau_f = \frac{2M_{t\,lim}}{zD_0}\frac{4}{\pi d_1^2} = \tau_{rf}\,, \tag{5.70}$$

unde: z reprezintă numărul ştifturilor de forfecare; D_0 – diametrul de dispunere a ştifturilor (D_0=(2,5, ... 3)d); $\tau_{rf} = \gamma\sigma_r$ – tensiunea de rupere prin forfecare; γ - coeficientul tensiunii de rupere prin forfecare, valoarea acestuia depinzând de diametrul ştiftului, de forma acestuia (neted sau crestat) şi de caracteristicile materialului (γ=0,7 ... 0,8 – pentru ştifturi netede; γ=0,85 – pentru ştifturi crestate); σ_r – tensiunea de rupere prin tracţiune a materialului ştiftului.

Pentru dimensionare, din relaţia (5.70) rezultă diametrul unui ştift de forfecare

$$d_1 = \sqrt{\frac{8M_{t\,lim}}{\pi\, zD_0\tau_{rf}}}\,. \qquad (5.71)$$

Diametrul obţinut pentru ştifturile de forfecare nu se va rotunji la valori standardizate, pentru a nu se modifica valoarea sarcinii la care ştiftul trebuie să se rupă.

Cuplaje de siguranţă cu galeţi. Aceste cuplaje fac parte din categoria cuplajelor de siguranţă cu transmiterea intermitentă a sarcinii. În procesul decuplării, transmit intermitent momentul de torsiune (v. fig.5.32, b) şi se utilizează, cu precădere, la maşini agricole, fiind încorporate în transmisia cardanică dintre tractor şi maşinile agricole.

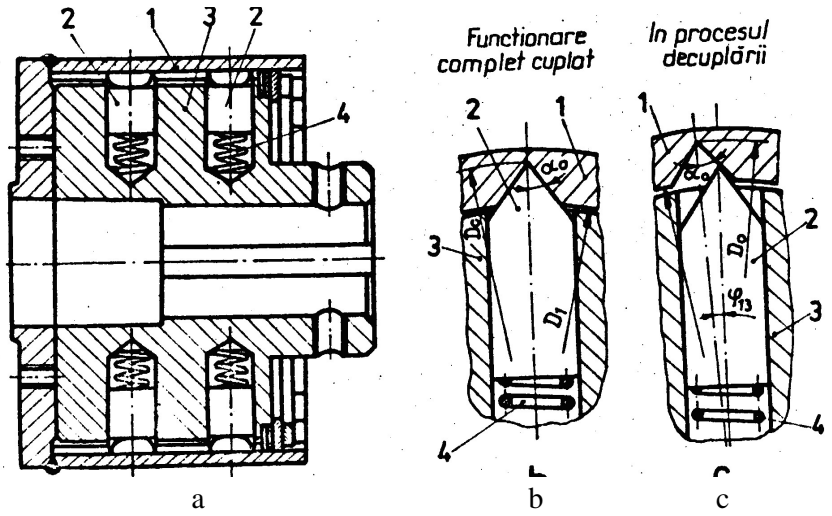


Fig.5.35

La aceste cuplaje, momentul de torsiune se transmite, între semicuplajele *1* şi *3*, prin intermediul galeţilor *2* (fig.5.35), dispuşi radial sau axial, pe unul sau mai multe rânduri. Construcţia acestor cuplaje nu permite reglarea continuă a valorii momentului de torsiune transmis, modificarea acestuia putându-se obţine doar prin schimbarea arcurilor *4* (v. fig.5.35, a).

Cuplaje de siguranţă cu fricţiune. Fac parte din categoria cuplajelor de siguranţă care transmit în mod continuu momentul de torsiune (v. fig.5.32, c). Se execută într-o multitudine de variante constructive, fiind folosite pe scară largă, datorită multiplelor avantaje pe care le au, comparativ cu alte tipuri de cuplaje de siguranţă; dintre acestea, cele mai importante sunt: transmit momente de torsiune mari, la gabarite relativ mici; au durabilitate ridicată; pot funcţiona uscat sau cu ungere; permit schimbarea garniturilor de fricţiune, în cazul uzării acestora.

Cuplajele de siguranţă cu fricţiune pot fi cu suprafeţe plane (cu discuri), cu suprafeţe conice, cu suprafeţe cilindrice sau cu suprafeţe combinate.

Materialele folosite pentru garniturile de fricţiune, prin calităţile pe care le posedă, determină, în principal, dimensiunile de gabarit ale cuplajelor. Dintre aceste calităţi, două sunt importante: coeficientul de frecare static şi durabilitatea.

Coeficientul de frecare static trebuie să fie cât mai mare şi mai stabil, în domenii largi de variaţie a condiţiilor de funcţionare, pentru mărirea preciziei şi sensibilităţii la decuplare a cuplajului.

Rezistenţa la uzură a elementelor de fricţiune trebuie să fie cât mai mare, asigurând, în acest fel, o durabilitate ridicată şi permiţând alegerea unor presiuni admisibile mari între suprafeţele de frecare.

Una din suprafeţele de fricţiune este, de obicei, din oţel călit sau fontă, iar cealaltă poate fi de aceeaşi natură sau formată dintr-o garnitură de fricţiune, executată din bronz sinterizat sau materiale metaloceramice.

Cuplajele de siguranţă cu discuri de fricţiune sunt utilizate în cazul turaţiilor şi momentelor de torsiune mari, în cazul acţionării unor suprasarcini de scurtă durată şi frecvenţă ridicată sau în cazul suprasarcinilor cu caracter de şoc.

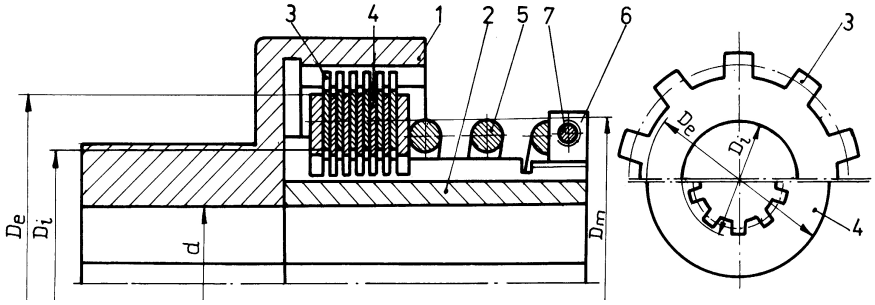


Fig.5.36

În figura 5.36 se prezintă un cuplaj de siguranţă cu discuri de fricţiune, compus din semicuplajul *1*, canelat la interior, semicuplajul *2*, canelat la exterior, discurile de fricţiune *3* – canelate la exterior şi solidarizate de semicuplajul *1* – şi discurile de fricţiune *4* – canelate la interior şi solidarizate de semicuplajul *2*. Apăsarea discurilor se realizează cu ajutorul arcului central *5*, a cărui forţă se poate regla cu ajutorul piuliţei secţionate *6*, asigurată împotriva autodesfacerii prin şurubul *7*.

Varianta reprezentată în figura 5.37 se foloseşte la momente de torsiune mari, forţa de apăsare fiind asigurată de mai multe arcuri, dispuse periferic.

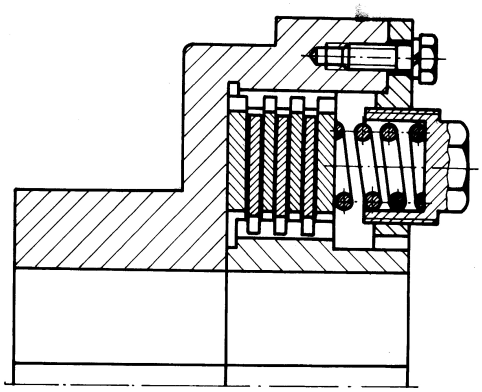


Fig.5.37

La aceste cuplaje, momentul de torsiune se transmite prin frecarea dintre suprafeţele discurilor, iar atunci când momentul de torsiune din transmisie depăşeşte valoarea momentului de torsiune limită $M_{t\,lim}$, discurile patinează, surplusul de moment transformându-se – prin frecarea dintre discuri – în căldură; se evită astfel deterioararea transmisiei în care este încorporat cuplajul.

Momentul de frecare – pentru *i* suprafeţe de frecare – în ipotezele că presiunea *p* este uniform distribuită şi coeficientul de frecare static μ este constant, se determină cu relaţia

$$M_f = \frac{1}{3}\mu F_{arc}\frac{D_e^3 - D_i^3}{D_e^2 - D_i^2} i . \qquad (5.72)$$

Exprimând forţa de apăsare F_{arc} în funcţie de presiunea admisibilă p_a pe suprafeţele în contact

$$F_{arc} = \frac{\pi}{4}\left(D_e^2 - D_i^2\right)p_a \qquad (5.73)$$

şi impunând condiţia transmiterii prin frecare a momentului de torsiune limită

$$M_{t\lim} = M_f\,, \tag{5.74}$$

rezultă numărul perechilor de suprafeţe de frecare

$$i = \frac{12M_{t\lim}}{\pi\mu\, p_a\left(D_e^3 - D_i^3\right)}. \tag{5.75}$$

Numărul perechilor de suprafeţe de frecarei se rotunjeşte la un număr par, rezultând numărul total de discuri

$$z = i + 1\,; \tag{5.76}$$

la un semicuplaj se adoptă $i/2$ discuri, iar la celălalt (pe care este montat sistemul de apăsare) se adoptă $i/2+1$ discuri.

Cuplajele de siguranţă cu discuri de fricţiune pot funcţiona cu ungere sau uscat, preferându-se cele cu funcţionare uscată, la care coeficientul de frecare este stabil. Datorită frecărilor din asamblările canelate discuri-semicuplaje, forţa de apăsare scade pe discurile mai îndepărtate de sistemul de apăsare, motiv pentru care se limitează numărul perechilor suprafeţelor de frecare la 6 – în cazul funcţionării uscate – şi, respectiv, la 16 – în cazul funcţionării cu ungere.

Forţa necesară de apăsare F_{arc} se determină din relaţiile (5.72) şi (5.74), rezultând

$$F_{arc} = \frac{3M_{t\lim}}{\mu i}\frac{D_e^2 - D_i^2}{D_e^3 - D_i^3}. \tag{5.77}$$

Calculul acestor cuplaje constă în alegerea dimensiunilor suprafeţelor de frecare (D_i şi D_e), determinarea numărului perechilor de suprafeţe de frecare i şi a numărului de discuri z, dimensionarea sistemului de apăsare – la forţa F_{arc} – verificarea asamblărilor canelate.

5.6.2.2. Cuplaje limitatoare de turaţie (centrifugale)

Aceste cuplaje fac parte din categoria cuplajelor intermitente automate, care realizează legătura între două elemente ale unui lanţ cinematic în momentul în care turaţia elementului conducător atinge o valoare (iniţial stabilită) la care, prin frecare, turaţia elementului condus, treptat şi fără şocuri, ajunge la turaţia elementului conducător, transmiţându-se integral momentul de tosiune.

Principiul de funcţionare al acestor cuplaje este asemănător cuplajelor intermitente (ambreiajelor), forţa de cuplare fiind dată de forţa centrifugă a elementelor centrifugate, motiv pentru care se mai numesc şi *ambreiaje centrifugale*. Se folosesc atât ca ambreiaje de pornire – situaţie în care, practic, motorul este accelerat în stare neîncărcată – cât şi ca ambreiaje de siguranţă, care protejează – prin alunecarea celor două semicuplaje, în condiţii de suprasarcină – atât maşina motoare cât şi cea antrenată.

Soluţiile constructive sunt multiple, elementul care, centrifugat, creează legătura cinematică între cele două semicuplaje putând fi: element (material) de umplere, sub formă de pulberi sau bile; saboţi, în diverse forme constructive.

Caracteristica principală a acestor cuplaje este turaţia – indicată în cataloagele firmelor – la care cuplajul transmite o anumită valoare a momentului de torsiune, în funcţie de natura elementului centrifugat şi de masa acestuia.

Una din variantele constructive de cupaj centrifugal este prezentată în fig.5.38. Varianta de cuplaj centrifugal cu saboţi se execută într-o mare diversitate de soluţii constructive. De regulă,

odată cu creşterea forţei centrifuge, saboţii se rotesc în jurul unei articulaţii, materializată printr-un bolţ sau printr-un punct de reazem între semicuplajul conducător şi saboţi (v. fig.5.38), readucerea saboţilor în poziţia decuplat putându-se realiza prin greutatea proprie a acestora sau cu ajutorul unor arcuri elicoidale de tracţiune, ca în fig.5.38.

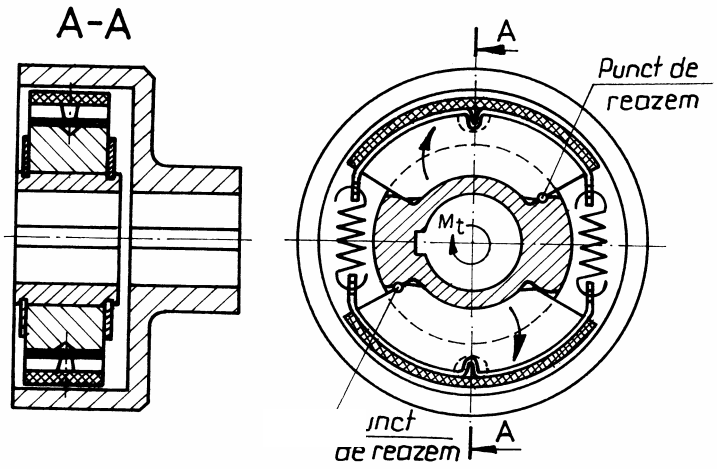


Fig.5.38

Calculul acestor cuplaje se reduce la stabilirea forţei cu care un sabot acţionează asupra carcasei, în funcţie de forţa centrifugă a acestuia şi (dacă este cazul) de forţa arcurilor de readucere. Această forţă serveşte la dimensionarea suprafeţelor în contact. Arcurile se dimensionează la o forţă stabilită funcţie de turaţia la care se doreşte a fi realizată cuplarea (arcuri moi pentru turaţii mici şi arcuri tari pentru turaţii mari).

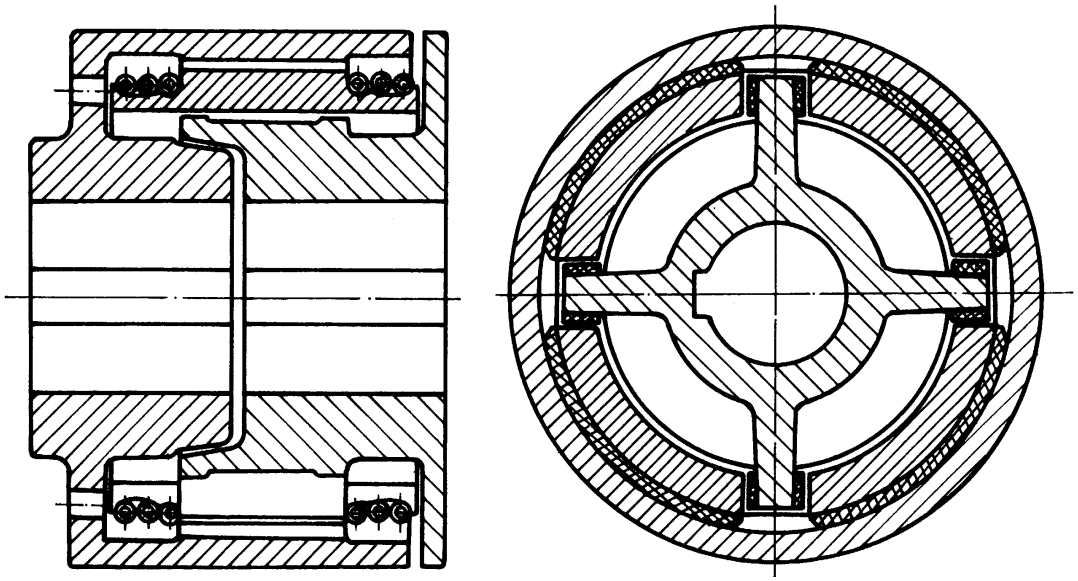
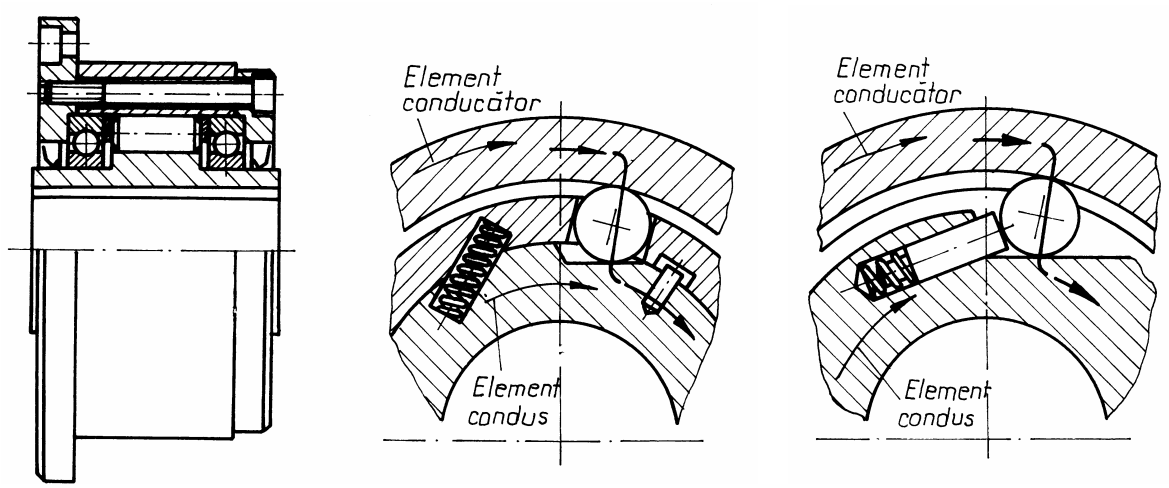


Fig.5.39

La varianta de cuplaj centrifugal cu saboţi, prezentată în figura 5.39, segmentele de saboţi sunt menţinute în poziţia decuplat de arcuri elicoidale de tracţiune. La turaţia de lucru impusă, forţa centrifugă învinge forţa arcurilor, saboţii deplasându-se radial vin în contact cu semicuplajul condus, realizându-se – prin frecare – transmiterea momentului de torsiune. Aceste cuplaje au un domeniu larg de utilizare.

5.6.2.3. Cuplaje limitatoare de sens (unisens)

Cuplajele unisens sunt cuplaje intermitente ce transmit mişcarea într-un singur sens, intrând în acţiune automat, prin intermediul corpurilor de blocare, care realizează legătura între cele două semicuplaje – de fapt două inele – ca urmare a formei de pană a spaţiului dintre acestea; în urma blocării, cele două părţi ale cuplajului se rotesc sincronizat.



a b c

Fig. 5.40

Corpurile de blocare pot fi executate sub forma unor role cilindrice sau sub forma unor piese profilate. De regulă, corpurile de blocare sunt montate în colivii, excepţie făcând corpurile de blocare sub forma rolelor cilindrice, care pot funcţiona în colivii (fig.5.40, b) sau individual (fig.5.40, c).

Cel mai frecvent se folosesc cuplajele unisens cu role cilindrice (fig.5.40, a), de fapt role de rulmenţi, spaţiul în formă de pană realizându-se prin intermediul unor suprafeţe profilate, executate pe unul din cele două inele.

Aceste cuplaje – transmiţând mişcarea într-un singur sens – au un domeniu de folosire limitat: transmisii ale laminoarelor; transportoare cu role; transmisii ale meselor rotitoare şi instalaţiilor de ridicat; sisteme de avans pentru presele de debitat; cutii de viteze pentru autovehicule, când este necesară cuplarea automată a unei trepte de viteză, la decuplarea alteia, într-o situaţie cinematică în care este satisfăcută condiţia intrării în funcţiune a cuplajului; transmisii faţă ale autovehiculelor cu două punţi motoare, în scopul evitării circulaţiei parazite de putere etc.

De regulă, cuplajele unisens se aleg din cataloagele firmelor producătoare, verificându-se la contact suprafeţele funcţionale şi la solicitări compuse inelul exterior.

5.7. CUPLAJE COMBINATE ŞI CU FUNCŢII MULTIPLE

Rolul funcţional complex impus transmisiilor a dus la realizarea de cuplaje cu funcţii multiple, cuplaje care, constructiv, se obţin prin legarea, într-un anumit mod, a două sau mai multe cuplaje simple. Funcţiile cuplajelor combinate rezultă prin reuniunea funcţiilor cuplajelor simple componente.

Legarea în serie sau în paralel a două cuplaje de acelaşi tip nu duce la mărirea numărului de funcţii pe care ansamblul de cuplaje, astfel obţinut, le poate realiza, influenţând însă caracteristicile transmisiei. Astfel, legarea în serie a două cuplaje elastice identice duce la dublarea unghiului de rotire între arborele de intrare şi cel de ieşire. Legarea acestora în paralel are drept efect dublarea momentului de torsiune transmis şi mărirea rigidităţii transmisiei; acest mod de legare poate duce la micşorarea diametrului cuplajului.

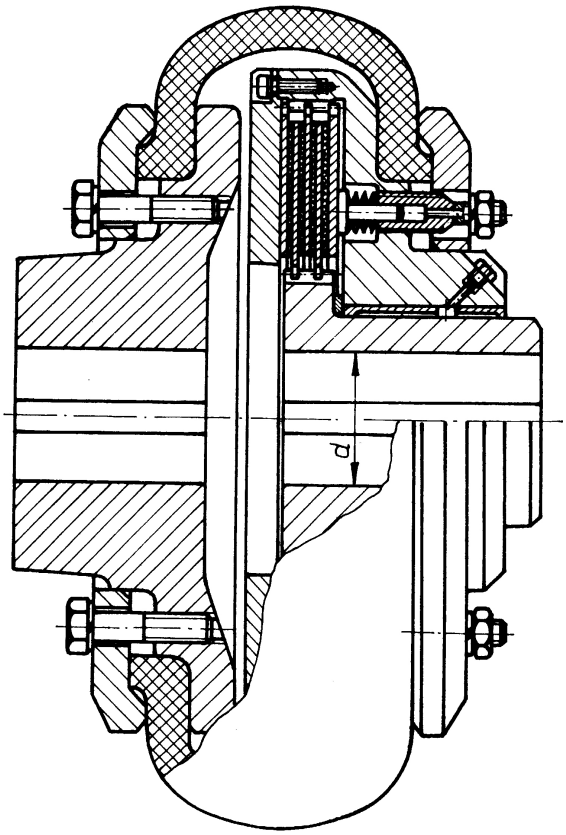


Fig. 5.41

În practică, cel mai frecvent de întâlneşte combinaţia cuplaj limitativ-elastic, cuplajul limitativ alegându-se dintre un cuplaj de siguranţă cu ştifturi de forfecare şi unul intermitent cu fricţiune – comandat sau automat – iar cuplajul elastic fiind cu elemente metalice sau nemetalice, alegera acestuia făcându-se în funcţie de mărimea momentului de transmis şi de mărimea necesară a rigidităţii; cuplajul astfel obţinut cumulează funcţiile celor două cuplaje componente. În acest sens, este prezentat cuplajul combinat din fig.5.41 la care, partea limitativă este de tip cu discuri de fricţiune şi arcuri disc dispuse periferic, iar partea elastică este de tip Periflex.

În fig.5.42 este prezentat un cuplaj elastic şi de siguranta cu elemente intermediare elastice metalice, fără posibilitatea reglării momentului de torsiune transmis. Cuplajul este compus din

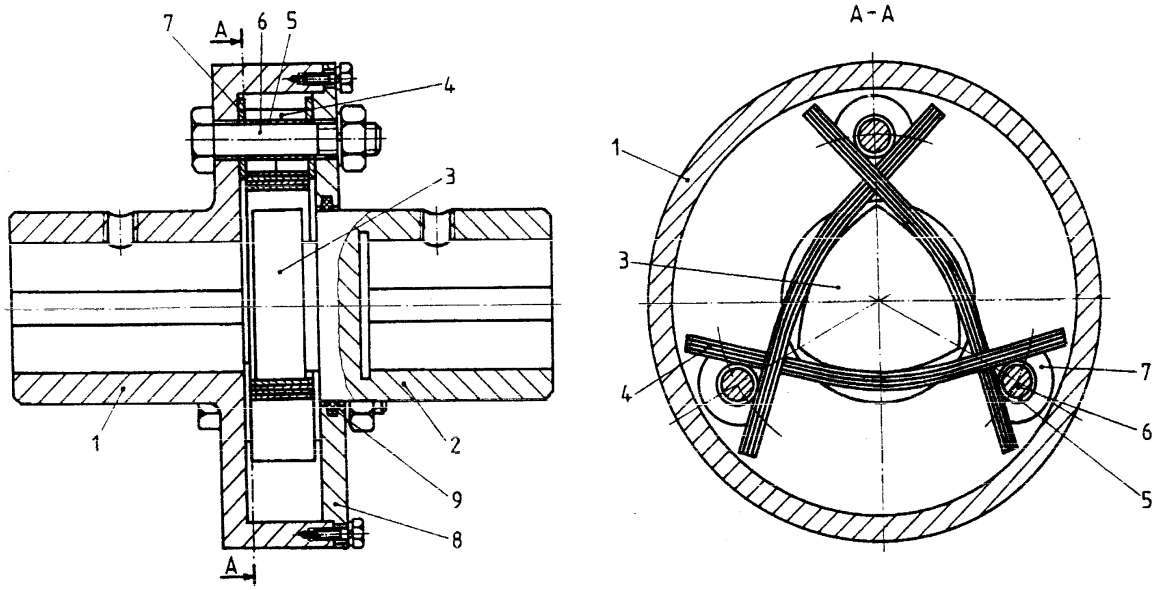


Fig. 5.42

semicuplajele *1* şi *2*, cama echiungiulară *3*, montată pe semicuplajul *2*, trei pachete de lamele din oțel de arc *4*, trei bucşe *5*, montate pe trei şuruburi de fixare *6*, dispuse la 120°, şase şaibe distanțiere *7* şi un capac de inchidere *8*, prevăzut cu sistemul de etanşare *9*.

Sarcina se transmite prin intermediul pachetelor de lamele *4*, aflate în contact cu cama echiunghiulară *3*, cu profil în arc de cerc, solidară cu semicuplajul *2*. Se pot utiliza came cu mai mult de trei fețe şi cu diferite forme ale profilului. Lamelele de arc pot avea diferite grosimi şi lățimi, funcție de momentul de torsiune ce trebuie transmis. Cama echiunghiulară poate fi prelucrată direct pe arbore sau prelucrată din alt material şi asamblată pe arbore. Forma curbă a suprafețelor de contact ale camei permite şi compensarea de abateri unghiulare, în limite relativ mari.

6. LAGĂRE CU RULMENȚI [1, 3, 7, 8, 11, 13, 14]

Lagărele servesc la susținerea arborilor, osiilor sau a altor organe de maşini cu mişcare de rotație şi sunt capabile să preia forțele care acționează asupra acestora.

6.1. CARACTERIZARE. DOMENII DE FOLOSIRE

Lagărele cu rostogolire sunt realizate cu ajutorul rulmenților şi se caracterizează prin existența frecării de rostogolire. Rulmenții sunt ansambluri independente (fig.6.1), formate din inelul exterior *1*, inelul interior *2* – ambele având căi de rulare – corpurile de rostogolire *3* şi colivia *4*, care asigură dispunerea uniformă a corpurilor de rostogolire şi împiedică contactul dintre acestea. În cazul unor dimensiuni radiale limitate, poate lipsi inelul interior sau ambele inele, căile de rulare fiind executate pe arbore, respectiv în carcasă. Ansamblul lagărului cu rostogolire cuprinde – pe lângă rulment (rulmenți) – fusul arborelui, carcasa şi organe pentru fixarea axială a inelelor rulmentului, precum şi dispozitive de ungere şi etanşare.

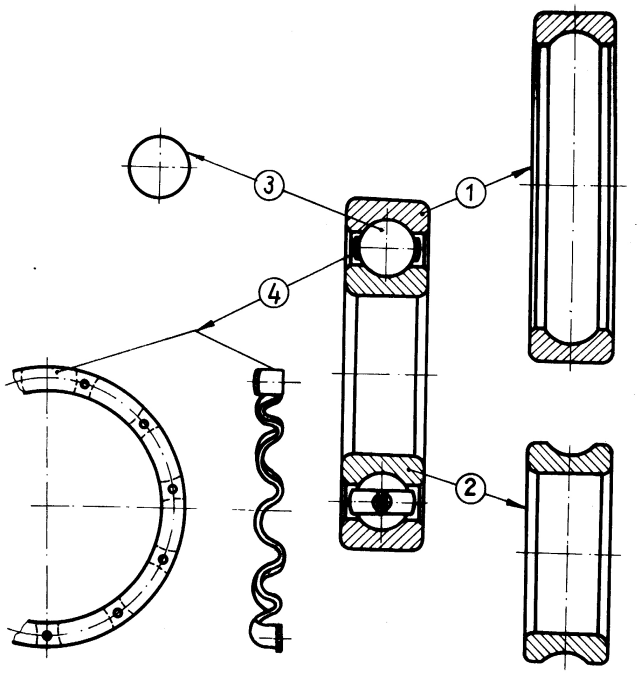


Fig.6.1

Avantajele lagărelor cu rulmenți constau în: pierderi prin frecare reduse; gabarit axial redus; consum de lubrifiant mic; întreținere uşoară; standardizarea pe scară internațională a rulmenților, prin care se asigură interschimbabilitatea acestora.

Dezavantajele lagărelor cu rulmenți constau în: dimensiuni mari în direcție radială; durată de funcționare redusă în cazul vitezelor mari; comportare nesatisfăcătoare în cazul şocurilor şi vibrațiilor; necesitatea unei precizii de execuție ridicate şi a unor condiții severe de montaj.

Lagărele cu rulmenți constituie principalul tip de lagăr folosit în construcția de maşini. Nu se recomandă folosirea acestora la turații foarte mari, în cazul sarcinilor dinamice, în cazul vibrațiilor, la lagărele foarte mari şi care funcționează la turație joasă, la lagărele axiale greu încărcate etc.

6.2. CLASIFICAREA RULMENȚILOR. SIMBOLIZARE

- După *forma corpurilor de rostogolire*, rulmenții pot fi cu bile sau cu role; la rândul lor, rulmenții cu role pot fi cu role cilindrice, cu ace, cu role conice, cu role butoi simetrice sau asimetrice (fig.6.2).
- După *numărul de rânduri* pe care sunt dispuse corpurile de rostogolire, rulmenții pot fi cu corpuri de rostogolire dispuse pe un singur rând, pe două sau mai multe rânduri.
- După *capacitatea de adaptare a inelului interior la direcția fusului*, rulmenții pot fi obişnuiți sau oscilanți, aceştia permițând deformații de încovoiere relativ mari ale arborilor.

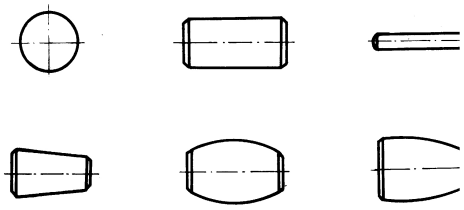


Fig.6.2

- După *valoarea jocului radial*, rulmenții pot fi cu joc radial normal, mărit sau micşorat; jocul se obține prin sortarea şi împerecherea corespunzătoare a pieselor la montaj.
- După *direcția forței principale preluată*, rulmenții pot fi radiali, axiali, radial-axiali sau axial-radiali.
- După *dimensiunile de gabarit* în direcție radială, rulmenții se împart în serii de diametre, iar după dimensiunile de gabarit în direcție axială, în serii de lățimi (fig.6.3), adică în serii de dimensiuni; încărcarea rulmenților este dependentă de dimensiunile acestora.

Simbolizarea rulmenților (fig.6.3, b) se compune dintr-un simbol de bază şi un simbol suplimentar. Simbolul de bază se compune din două grupe de litere sau cifre: prima grupă reprezintă forma constructivă a rulmentului şi, în anumite cazuri, seria de diametre şi de lățimi; a doua grupă reprezintă diametrul interior al rulmentului (prin multiplicarea simbolului cifric cu 5, se obține diametrul alezajului inelului interior, în mm, pentru rulmenții cu diametrul interior cuprins în domeniul 20 ... 480 mm). Simbolul suplimentar se foloseşte pentru rulmenții care au o construcție modificată şi se compune din prefixe – folosite pentru desemnarea elementelor detaşabile ale rulmentului – şi sufixe – folosite pentru indicarea variantelor constructive ale rulmentului sau pentru modificări ale construcției interioare.

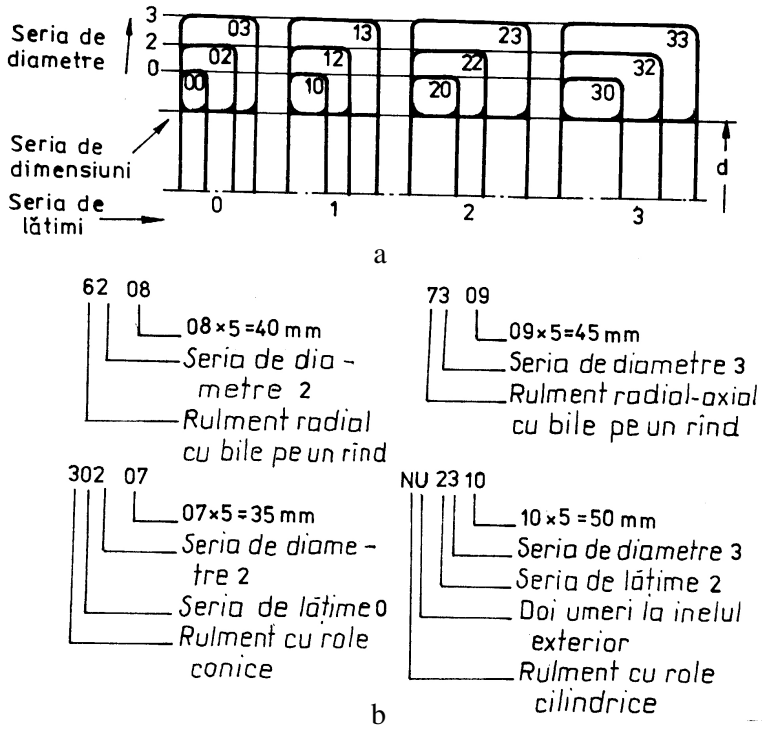


Fig.6.3

6.3. CARACTERIZAREA PRINCIPALELOR TIPURI DE RULMENŢI

Rulmenţii radiali cu bile pe un rând, cu inele prevăzute cu căi de rulare adânci, sunt capabili să preia sarcini radiale medii şi sarcini axiale mai mici şi să împiedice deplasarea axială a arborelui în ambele sensuri, înclinarea între cele două inele fiind de până la 8'. Aceşti rulmenţi, cel mai mult folosiţi în aplicaţii practice, se execută în mai multe variante: normală (fig.6.4, a); cu capace de protecţie pe o parte (-Z) sau pe amble părţi (-2Z) – fig.6.4, b; cu capace de etanşare pe o parte (-RS) sau pe ambele părţi (-2RS) – fig.6.4, c; cu canal pe inelul exterior, pentru fixarea axială (**N**) sau cu canal şi capac de protecţie pe o parte (-ZN) – fig.6.4,d; tip magnetou (fig.6.4,e), capabil să preia sarcini axiale mici, într-un singur sens, având inelul exterior demontabil (se montează perechi); tip Y, care permit o abatere de la coaxialitate mare, datorită suprafeţei sferice a inelului exterior (fig.6.4, f), şi care se execută şi etanşaţi pe ambele părţi.

Rulmenţii radiali cu role cilindrice se execută pe un rând sau pe două rânduri. Cei pe un rând se execută în următoarele variante: cu un inel având două gulere- ce definesc calea de rulare, celălalt inel fiind fără gulere (tipurile N şi NU – fig.6.5, a); cu un singur guler pe al doilea inel (tip NJ) sau cu un inel de sprijin pe inelul interior (tipul NU+HJ – fig.6.5,b); cu guler şi inel de sprijin pe inelul interior (tipurile NUP şi NJ+HJ – fig.6.5, c). Datorită contactului liniar dintre corpurile de rostogolire şi căile de rulare ale inelelor, aceşti rulmenţi preiau sarcini radiale mai mari decât rulmenţii radiali cu bile de aceleaşi dimensiuni de gabarit, dar necesită arbori rigizi, înclinările inelului interior, ca urmare a deformaţiilor de încovoiere ale arborelui, provocând concentrări puternice de presiuni la capetele rolelor. Tipurile N şi NU nu fixează axial arborii, montându-se în combinaţie cu alte tipuri de rulmenţi, care realizează fixarea axială, excepţie făcând arborii reductoarelor cu dantură în V sau cu trepte bifurcate, care sunt fixaţi axial prin intermediul danturii. Rulmenţii de tip NJ sau NU+HJ fixează axial arborii într-un singur sens, pot prelua sarcini axiale de valori

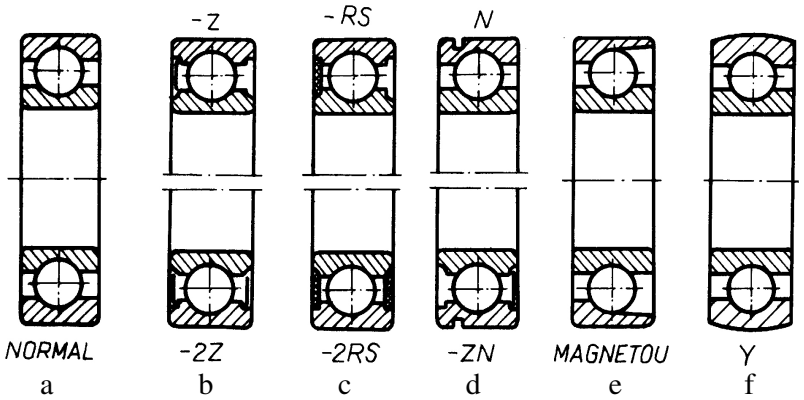


Fig.6.4

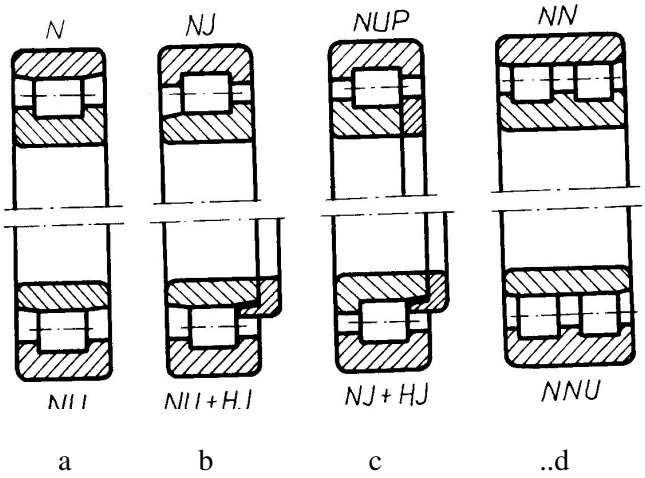
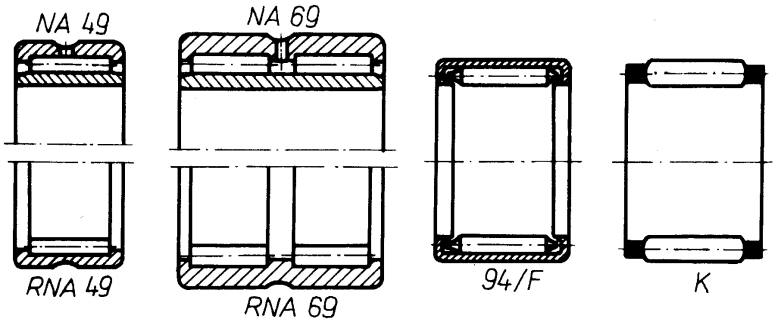


Fig.6.5

neglijabile şi se montează perechi. Rulmenţii de tip NUP şi NJ+HJ fixează axial arborele şi pot prelua sarcini axiale mici, în ambele sensuri. Rulmenţii radiali cu role cilindrice pe două rânduri (tipurile NN şi NNU – fig.6.5, d) preiau sarcini radiale mult mai mari decât cei pe un singur rând, fiind şi mai sensibili la deformaţiile de încovoiere ale arborilor şi sunt destinaţi, în special, pentru maşini unelte.

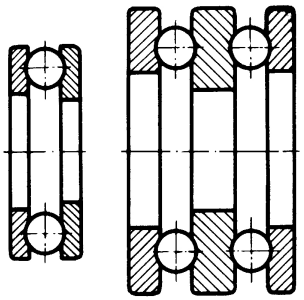
Rulmenţii cu ace se execută în următoarele variante: pe un rând (fig.6.6, a); pe două rânduri (fig.6.6, b); bucşă cu ace (fig.6.6, c); colivie cu ace (fig.6.6, d). Rulmenţii cu ace sunt rulmenţi cu role cilindrice de diametre mici (cuprinse între 1,6 şi 6 mm) şi lungimi mari (lungimea este de 4 ... 10 ori mai mare decât diametrul acelor), care preiau sarcini radiale mari, dar nu preiau sarcini axiale şi deci nu fixează axial arborii, fiind sensibili la deformaţiile de încovoiere ale acestora. Se folosesc la transmisiile cardanice, la unele cutii de viteze cu trei arbori şi la mecanismele planetare.



a b c d

Fig.6.6

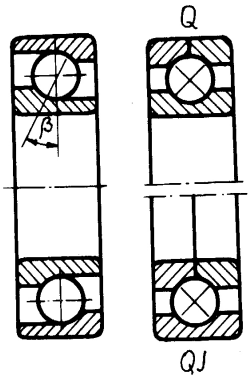
Rulmenţii axiali cu bile pot prelua numai sarcini axiale, într-un singur sens (cei cu simplu efect – fig.6.7, a) sau în ambele sensuri (cei cu dublu efect – fig.6.7, b). Aceşti rulmenţi, nefixând radial arborii, se montează în combinaţie cu rulmenţi radiali; sunt sensibili la deformaţiile de încovoiere ale arborelui şi la viteze ridicate, ca urmare a forţelor centrifuge care iau naştere. Se folosesc la cârligele macaralelor, la cricuri şi prese cu şurub, la fixarea arborelui melcului, în cazul reductoarelor melcate, la cilindrii de laminor etc.



a b

Fig.6.7

Fig.6.8



a b

Fig.6.9

Rulmenţii axiali cu ace (fig.6.8) sunt, de fapt, colivii cu ace, care preiau numai sarcini axiale, într-un singur sens; funcţionează bine la turaţii reduse şi necesită precizii de execuţie şi montaj ridicate.

Rulmenţii radial-axiali cu bile pe un rând au inelele executate cu umăr doar într-o parte (fig.6.9, a), putând prelua sarcini radiale şi axiale de valori medii, care acţionează simultan. Aceşti rulmenţi fixează axial arborele într-un singur sens, motiv pentru care se montează perechi, în X sau O, în acelaşi lagăr sau în lagăre diferite, jocul din rulment reglându-se prin deplasarea relativă a inelelor. Unghiul de contact $\beta=12^o$ ... 14°, la rulmenţii cu β mare predominând sarcina axială, iar la cei cu β mic predominând sarcina radială. Rulmenţii radial-axiali cu bile pe un rând se folosesc la reductoarele cu angrenaje cilindrice cu dinţi înclinaţi sau cu angrenaje conice, la reductoare melcate, la diferenţiale de autovehicule etc. Rulmenţii cu

contact în patru puncte (fig.6.9, b) sunt demontabili şi preiau sarcini radiale mici şi axiale medii, în ambele sensuri, fiind sensibili la abateri de la coaxialitate.

Rulmenţii radial-axiali cu bile pe două rânduri (fig.6.10) preiau sarcini radiale mari şi sarcini axiale medii, în ambele sensuri, fiind de fapt doi rulmenţi radial-axiali cu bile pe un rând, la care inelele interioare şi, respectiv, exterioare au fost reunite. Se folosesc la transmisiile centrale ale autovehiculelor, la arborii principali ai unor maşini unelte, la scripeţii maşinilor de ridicat etc.

Rulmenţii radial-axiali cu role conice (fig.6.11) preiau sarcini radiale şi axiale, într-un singur sens, care acţioonează simultan şi au valori mai mari decât la rulmenţii radial-axiali cu bile pe un rând; se montează perechi, în X sau în O, în acelaşi lagăr sau în lagăre diferite. Atât căile de rulare ale inelelor cât şi rolele sunt conice, vârfurile conurilor respective plasându-se în acelaşi punct de pe axa rulmentului, pentru a nu apărea alunecări geometrice. Rulmenţii cu unghiul de contact mare sunt indicaţi pentru lagăre în care predomină sarcina axială, iar cei cu unghiul de contact mic în cazul când predomină sarcina radială. Aceşti rulmenţi necesită arbori rigizi şi se folosesc la reductoare, cutii de viteze, transmisii centrale, diferenţiale şi roţi ale autovehiculelor. Se execută şi rulmenţi radial-axiali cu role conice cu două rânduri (fig.6.12) sau cu patru rânduri de role, folosiţi cu precădere la utilajele tehnologice.

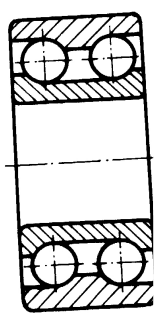


Fig.6.10

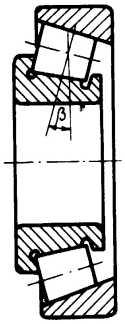


Fig.6.11

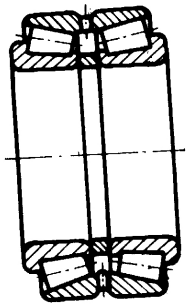
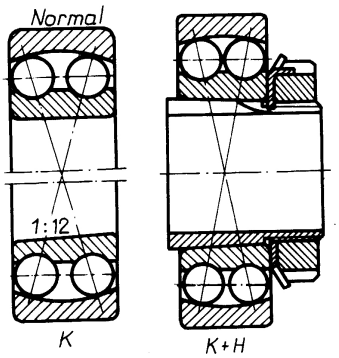


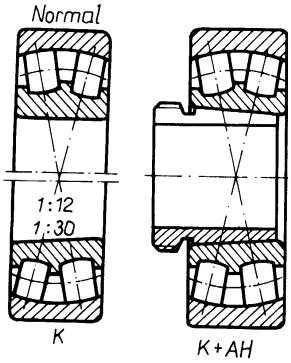
Fig.6.12

Rulmenţii radiali oscilanţi cu bile pe două rânduri (fig.6.13) au calea de rulare a inelului exterior sferică, lucru ce permite ca inelul interior, împreună cu bilele şi colivia, să oscileze în jurul centrului rulmentului; rulmentul funcţionează normal la înclinări între axele celor două inele de până la 2,5° ... 3°, înclinările fiind datorate încovoierii arborelui sau necoaxialităţii alezajelor celor două lagăre. Aceşti rulmenţi preiau sarcini radiale mari şi sarcini axiale mici – medii, în ambele sensuri. Se recomandă folosirea lor la arbori cu deformaţii mari de încovoiere, la arbori cu distanţe mari între reazeme şi în cazul în care coaxialitatea alezajelor lagărelor este greu de realizat (cazul carcaselor care trebuie prelucrate din două părţi). Se execută şi în varianta cu alezaj conic (tipul K – fig.6.13, a) sau cu bucşă de strângere (tipul K+H – fig.6.13, b); ultimii permit o înclinare a celor două inele de cel mult 1,5°, folosindu-se la fusurile cilindrice la care nu se pot executa umeri de sprijin sau precizia de prelucrare este redusă.



a b

Fig.6.13



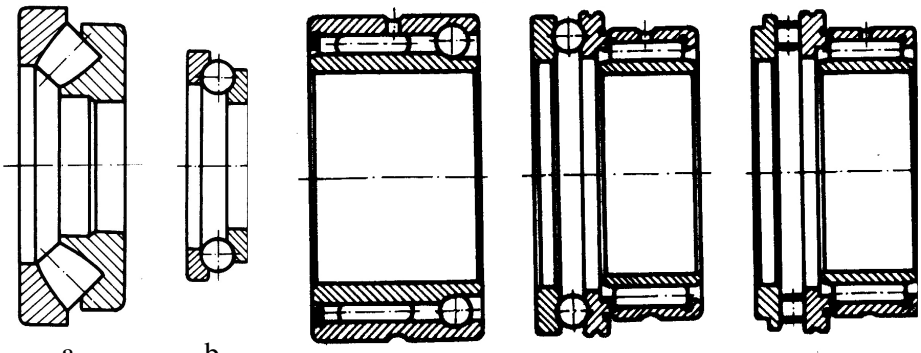
a b

Fig.6.14

Rulmenţii radial oscilanţi cu role pe două rânduri sunt asemănători rulmenţilor oscilanţi cu bile, dar sunt superiori din punct de vedere al capacităţii de încărcare. Se execută în varianta

normală sau cu alezaj conic la inelul interior (tipul K – fig.6.14, a), precum şi cu bucşă de extracţie (tipul K+AH – fig.6.14, b). Se folosesc la reductoare mari, la laminoare etc.

Rulmenţii axial-radiali preiau sarcini radiale şi sarcini axiale mari şi foarte mari şi se execută în varianta axial-oscilanţi cu role (fig.6.15, a) şi în varianta axial-radiali cu bile (fig.6.15, b).



a b a b c

Fig.6.15 Fig.6.16

În construcţia diferitelor maşini, se folosesc şi combinaţii dintre un rulment cu ace şi un rulment radial cu bile pe un rând (fig.6.16, a) sau un rulment axial cu bile cu simplu efect (fig.6.16, b) sau un rulment axial cu role cilindrice (fig.6.16, c).

6.4. MONTAJE CU RULMENŢI

Montajul cu rulmenţi este un subansamblu format dintr-un arbore, pe care sunt montate roţi dinţate, roţi de curea sau de lanţ, semicuplaje etc., rulmenţii – prin intermediul cărora arborele se sprijină în elementul fix (carcasă, batiu etc.) – şi diferite piese care fixează axial inelele rulmenţilor (bucşe distanţiere, inele de siguranţă, piulişe, capace etc.).

Montajul cu rulmenţi trebuie să realizeze fixarea radială şi axială, în ambele sensuri, a arborelui, fără să se introducă forţe suplimentare în rulmenţi, atunci când arborele se dilată termic şi/sau se încovoaie sub acţiunea forţelor exterioare.

6.4.1. Scheme caracteristice de montaje cu rulmenţi

După modul cum este realizată fixarea axială a arborilor, se disting două scheme de montaje cu rulmenţi: *cu fixarea axială a arborelui, în ambele sensuri, într-un singur lagăr; cu fixarea axială a arborelui în ambele lagăre, fiecare realizând fixarea în câte un sens.*

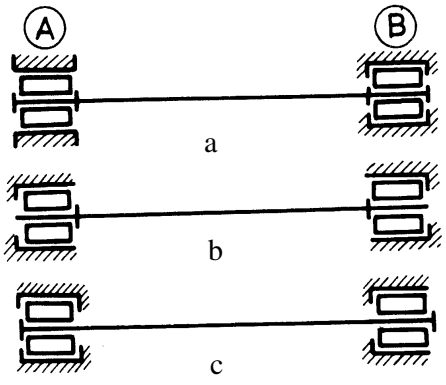


Fig.6.17

După schema din fig.6.17, a, fixarea axială a arborelui, în ambele sensuri, se realizează în lagărul *B*, lagărul *A* fiind mobil axial. Acest montaj permite dilataţii termice ale arborelui, precum şi deformaţii de încovoiere, în limitele admise de rulmenţii utilizaţi. Se recomandă pentru arbori lungi şi/sau care funcţionează la temperaturi ridicate, precum şi în cazul arborilor sprijiniţi pe mai mult de două lagăre. Deplasarea axială se realizează prin deplasarea rulmentului în alezajul carcasei şi mai rar pe

fusul arborelui sau prin deplasarea dintre corpurile de rostogolire şi unul din inele, în cazul rulmenților radiali cu role cilindrice de tip N sau NU şi a rulmenților cu ace. Se recomandă ca lagărul care fixează axial arborele să fie cel mai puțin încărcat radial, pentru uniformizarea încărcării celor două lagăre.

După schema prezentată – în două variante – în fig.6.17, b şi c, la fixarea axială a arborelui participă ambele lagăre, fiecare în câte un sens.

Schema din fig.6.17, b, la care fixarea axială se realizează dinspre exterior, se recomandă în cazul arborilor cu deformații termice neînsemnate, deformațiile de încovoiere ale arborilor fiind admise. În cazul folosirii rulmenților radial-axiali, se obține montajul în X, la care distanța dintre punctele de aplicație ale reacțiunilor este mai mică decât distanța dintre punctele ce definesc mijlocul lățimii rulmenților. În cazul utilizării rulmenților radiali cu bile pe un rând sau a celor cu role cilindrice de tip NJ, în funcție de mărimea rulmentului şi de temperatura de funcționare, între inelul exterior al unui rulment şi capacul de închidere se lasă un joc axial de 0,5 ... 1 mm.

Schema din fig.6.17, c, la care fixarea axială se realizează dinspre interior, se recomandă în cazul arborilor scurți şi rigizi, la care deformațiile de încovoiere sunt neînsemnate, fiind permise dilatațiile termice. În cazul folosirii rulmenților radial-axiali, se obține montajul în O, la care distanța dintre punctele de aplicație ale reacțiunilor este mai mare decât distanța dintre punctele ce definesc mijlocul lățimii rulmenților; în acest caz, rulmenții se montează cu o anumita precomprimare, pentru ca dilatațiile termice să nu modifice jocul funcțional şi să înrăutățească funcționarea acestora.

Tipurile de rulmenți care se folosesc pentru cele două scheme de montaj trebuie să răspundă, individual sau în combinație, cerințelor fixării radiale şi axiale a arborelui.

6.4.2. Exemple de montaje cu rulmenți

Montajele cu rulmenți prezentate în figurile 6.18 ... 6.21 sunt realizate după schema cu fixare axială, în ambele sensuri, într-un singur lagăr (v. fig.6.17, a) şi sunt caracteristice arborilor

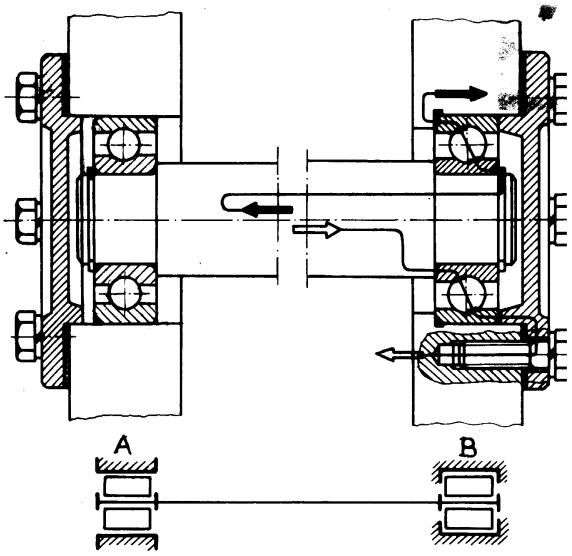


Fig.6.18

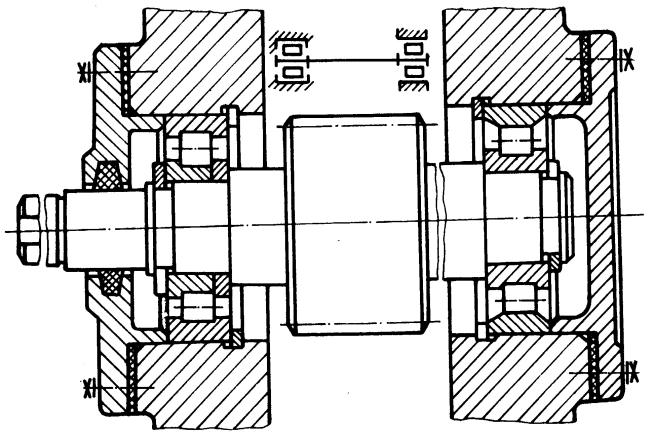


Fig.6.19

reductoarelor de turație, ai transmisiilor automobilelor şi tractoarelor şi ai utilajelor tehnologice.

Montajul din fig.6.18, realizat cu rulmenţi radiali cu bile pe un rând, este capabil să preia sarcini radiale mici-medii şi sarcini axiale mici, în ambele sensuri. Îm figură este indicat şi fluxul forţelor axiale – existente sau întâmplătoare – de la arbore la carcasă, forţe ce traversează rulmentul din lagărul *B*.

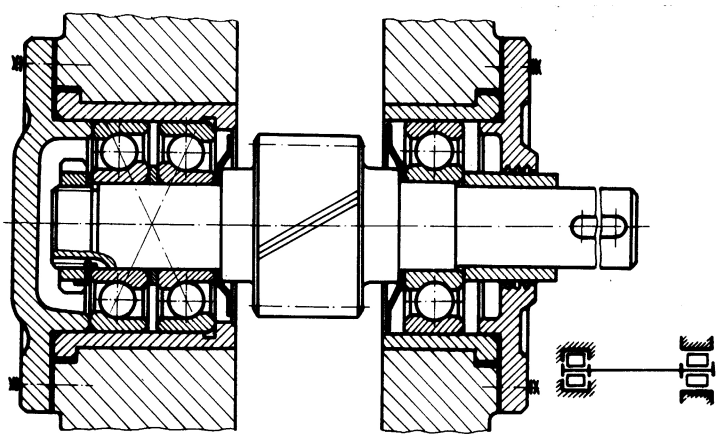


Fig.6.20

Montajul din fig.6.19 este realizat cu rulmenţi radiali cu role cilindrice – tip NUP în lagărul care realizează fixarea axială şi N în lagărul mobil în direcţie axială – fiind recomandat pentru sarcini radiale mari şi sarcini axiale neînsemnate.

În fig.6.20 este prezentat montajul realizat cu doi rulmenţi radial-axiali cu bile – montaţi în X – în lagărul care fixează axial arborele şi un rulment radial cu bile, în lagărul mobil în direcţie axială. Acest montaj este recomandat în cazul unor sarcini radiale şi axiale medii; pentru sarcini radiale şi axiale mari, se folosesc rulmenţi radial-axiali cu role conice, respectiv rulment radial cu role cilindrice, tip N sau NU.

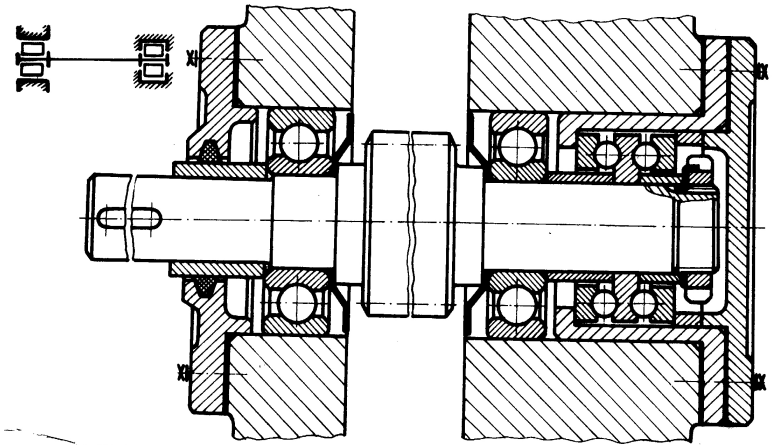


Fig.6.21

Montajul din fig.6.21 utilizează, pentru fixarea axială a arborelui, un rulment axial cu bile cu dublu efect, iar pentru preluarea forţelor radiale, rulmenţi radiali cu bile; în cazul unor forţe radiale mari, se folosesc rulmenţi radiali cu role cilindrice, tipurile N sau NU.

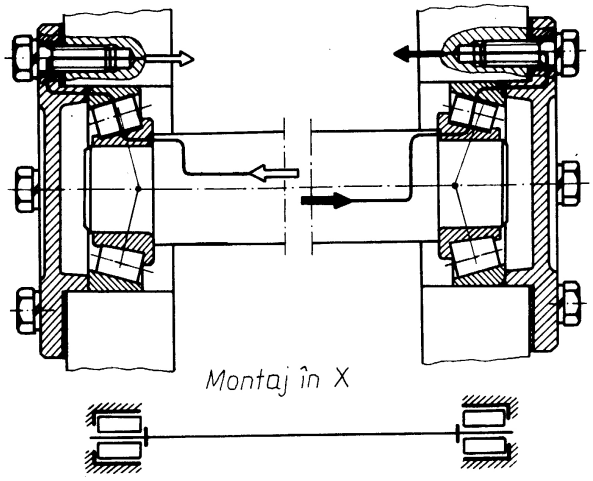


Fig.6.22

În figurile 6.22 ... 6.24 sunt prezentate montaje cu rulmenţi realizate după schema cu fixarea axială la ambele capete, dinspre exterior (v. fig.6.17, b), utilizate în transmisiile cu roţi dinţate ale reductoarelor, autovehiculelor şi utilajelor tehnologice.

Montajul din fig.6.22, realizat cu rulmenţi radial-axiali cu role conice, este capabil să preia sarcini radiale şi axiale mari; în cazul unor forţe

radiale şi axiale medii, se folosesc rulmenți radial-axiali cu bile. În figură este prezentat şi fluxul forțelor axiale, de la arbore la carcasă, precum şi punctele de aplicație ale reacțiunilor – la intersecția normalelor la suprafețele de contact ale rolelor cu căile de rulare ale inelelor exterioare şi axa arborelui.

Montajul prezentat în fig.6.23 este realizat cu rulmenți radiali cu bile şi este capabil să preia forțe radiale mici-medii şi forțe axiale mici. În cazul unor sarcini radiale mari şi a unor sarcini axiale neînsemnate, se folosesc rulmenți radiali cu role cilindrice de tip NJ (fig.6.24).

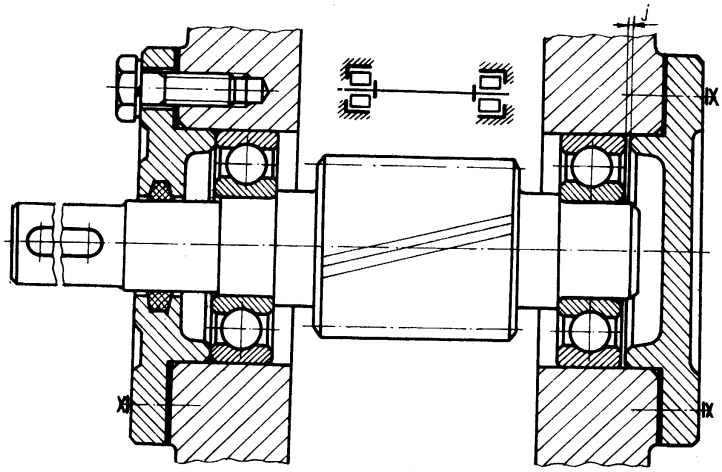


Fig.6.23

În figurile 6.25 şi 6.26 sunt prezentate montaje cu rulmenți de la arborii de intrare ai reductoarelor conice, similare celor de la transmisiile centrale ale autovehiculelor.

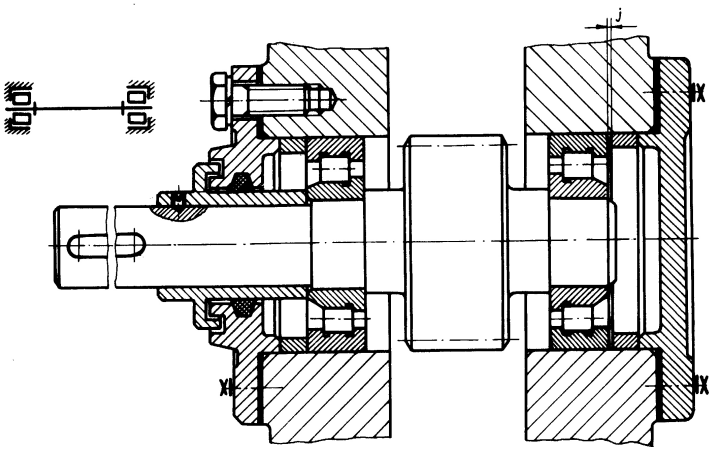


Fig.6.24

Montajul din fig.6.25, realizat cu rulmenți radial-axiali cu role conice, montați în X (v. fig.6.17, b), se recomandă în cazul sarcinilor radiale şi axiale mari şi când nu există restricții de gabarit axial. Reglarea jocului din rulmenți se realizează prin deplasarea inelului exterior, cu ajutorul garniturilor de reglare intercalate între flanşa paharului în care sunt montați rulmenții şi capacul de închidere, iar reglarea jocului din angrenajul conic se realizează cu ajutorul garniturilor de reglare montate între flanşa paharului şi carcasă.

Montajul din fig.6.26, realizat cu rulmenți radial-axiali cu bile, montați în O – după schema de montaj din fig.6.17, c, cu fixare axială la ambele capete, dinspre interior – preia sarcini radiale şi axiale medii şi se recomandă când există restricții de gabarit axial. În figură este prezentat şi fluxul forțelor axiale, de la arbore la carcasă, precum şi punctele de aplicație ale reacțiunilor. Reglarea jocului în rulmenți se efectuează prin

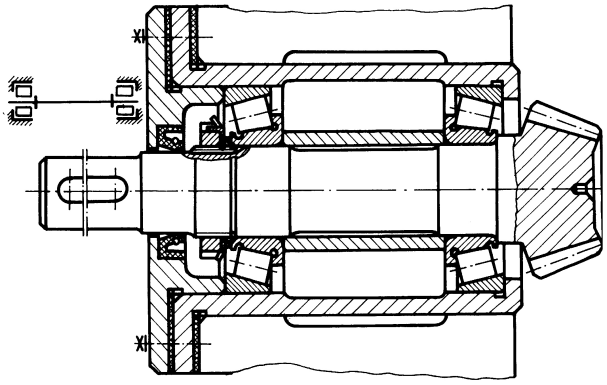


Fig.6.25

deplasarea inelului interior, cu ajutorul piuliţei canelate, înşurubată pe arbore.

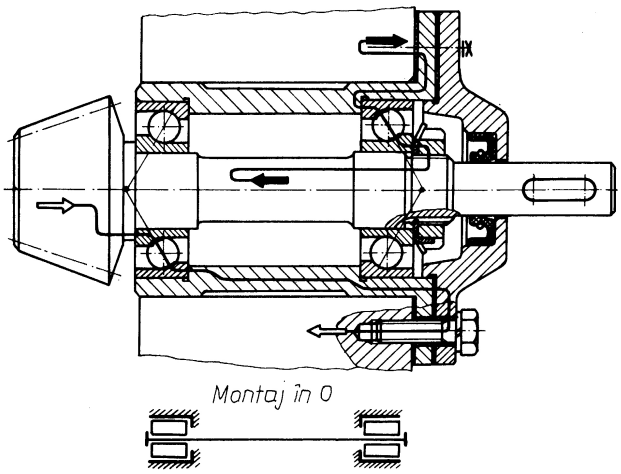


Fig.6.26

6.5. MATERIALE ŞI ELEMENTE DE TEHNOLOGIE

Inelele şi corpurile de rostogolire se execută din oţel, care trebuie să prezinte următoarele proprietăţi: rezistenţă la solicitarea de contact, pentru a preveni distrugerea suprafeţelor funcţionale prin apariţia de ciupituri; rezistenţă la uzură, pentru a limita uzarea suprafeţelor funcţionale; tenacitate, pentru a rezista la sarcini dinamice. Aceste condiţii sunt îndeplinite de oţelurile aliate cu crom, simbolizate prin RUL1 şi RUL2, care conţin aproximativ 1% carbon şi 1,3 ... 1,65% crom, celelalte elemente de aliere fiind manganul şi siliciul; duritatea superficială, după călire, este de 62 ... 65 HRC.

Unele firme producătoare de rulmenţi utilizează oţeluri de cementare, care au o comportare bună la solicitările cu şoc. Pentru rulmenţii care lucrează la temperaturi înalte sau în mediu umed, se folosesc oţeluri speciale, înalt aliate.

Materialele pentru confecţionarea coliviilor trebuie să prezinte calităţi antifricţiune şi capacitate de a amortiza vibraţiile. Pentru coliviile executate din tablă ştanţată, se foloseşte oţelul carbon moale, iar pentru coliviile masive, folosite la rulmenţii pentru turaţii mari, alama, bronzul, textolitul, nylonul etc.

Tehnologia de fabricaţie a rulmenţilor este complexă, aceştia executându-se de către firme specializate.

6.6. CAUZELE IEŞIRII DIN FUNCŢIUNE ŞI CRITERIILE SIGURANŢEI ÎN FUNCŢIONARE ALE RULMENŢILOR

Principalele forme de deteriorare ale rulmenţilor sunt: formarea de adâncituri pe căile de rulare ale inelelor; apariţia de ciupituri pe suprafeţele funcţionale; uzura abrazivă a inelelor şi corpurilor de rostogolire; griparea; distrugerea coliviei, a inelelor sau a corpurilor de rostogolire.

Formarea de adâncituri pe căile de rulare ale inelelor este forma principală de deteriorare a rulmenţilor încărcaţi în stare de repaus, a rulmenţilor care funcţionează la turaţii foarte mici (sub 10 rot/min) şi la rulmenţii care execută mişcări pendulatorii lente. Adâncituri le, care sunt deformaţii locale remanente, se datoresc depăşirii locale a limitei de curgere a materialului. Criteriul siguranţei în exploatare a rulmenţilor cu $n \leq 10$ rot/min este calculul după capacitatea statică de încărcare.

Apariţia de ciupituri pe suprafeţele funcţionale ale rulmentului este principala formă de deteriorare a rulmenţilor rotitori (n >10 rot/min), bine unşi şi bine etanşaţi. Rularea corpurilor de

rostogolire pe căile de rulare ale inelelor provoacă, în straturile superficiale, tensiuni de contact variabile în timp. Primele semne de oboseală apar sub forma unor microfisuri de suprafață, care se măresc în timp, iar pătrunderea uleiului sub presiune în acestea produce desprinderea unor particule de material. Ciupiturile apar pe căile de rulare ale inelului interior, la majoritatea rulmenților, şi ale inelului exterior, la rulmenții oscilanți, iar la bile în zona ieşirii fibrelor la forjare. Prin apariția ciupiturilor, se măreşte jocul în rulment şi se înrăutățeşte funcționarea acestuia. Criteriul siguranței în funcționare a rulmenților rotitori (n>10 rot/min) este calculul după capacitatea de încărcare dinamică.

Uzarea abrazivă apare la rulmenții maşinilor de transport, agricole, de construcții etc. şi poate fi limitată prin îmbunătățirea sistemelor de ungere şi etanşare.

Griparea – sudarea locală între corpurile de rostogolire şi inele sau colivie – apare la rulmenții care funcționează la temperaturi ridicate şi încărcări mari, iar ungerea este insuficientă. Aceasta poate fi evitată printr-o ungere şi răcire corespunzătoare.

Distrugerea coliviei, a inelelor sau a corpurilor de rostogolire, apare accidental, la o execuție, montare sau exploatare incorectă a rulmenților.

Semnele exterioare ale ieşirii din funcțiune a rulmenților sunt pierderea preciziei la rotire, zgomot în funcționare şi creşterea rezistenței la rotire.

6.7. PROIECTAREA MONTAJELOR CU RULMENȚI

Proiectarea montajelor cu rulmenți se face în funcție de mărimea turației arborelui: după *capacitatea de încărcare dinamică*, pentru rulmenții cu n>10 rot/min, numiți şi *rulmenți rotitori*; după *capacitatea de încărcare statică*, pentru rulmenții cu $n \leq 10$ rot/min, numiți şi *rulmenți nerotitori*. Calculul rulmenților rotitori, la rândul său, se face în funcție de caracterul sarcinii şi turației – constante sau variabile în trepte.

6.7.1. Alegerea şi verificarea rulmenților rotitori (n>10 rot/min), care funcționează la sarcină şi turație constante

Rulmenții de aceeaşi tipodimensiune, încercați în condiții identice, au durate de funcționare foarte diferite, datorită diferențele dimensionale ale inelelor şi corpurilor de rostogolire şi a diferențelor dintre caracteristicile mecanice ale materialelor.

Durata de funcționare a rulmenților rotitori este limitată de apariția de ciupituri pe căile de rulare ale inelelor sau pe corpurile de rostogolire, ca urmare a obosirii straturilor superficiale ale materialului. Pentru evitarea acestei forme de deteriorare, rulmenții rotitori se calculează la durabilitate, relațiile de calcul fiind determinate pe baza unui număr mare de determinări experimentale, deoarece duratele de funcționale prezintă o repartiție statistică.

Pentru calculul acestor montaje cu rulmenți, este necesară definirea unor noțiuni specifice, lucru prezentat în continuare.

Fiabilitatea unui rulment este probabilitatea ca acesta să atingă sau să depăşească, în anumite condiții de încărcare şi funcționare, o durată de funcționare determinată.

Durabilitatea unui rulment, considerat separat, reprezintă numărul de rotaţii efectuate de inelul rotitor până la apariţia primelor semne de oboseală a materialului. La turaţie constantă, durabilitatea se poate măsura şi în ore.

Fiabilitatea unui lot de rulmenţi, consideraţi identici, care funcţionează în condiţii identice, reprezintă procentul din numărul total de rulmenţi ai lotului care probabil vor atinge sau depăşi durata de funcţionare de bază. Convenţional, s-a considerat ca *durată de funcţionare de bază* cea corespunzătoare unei fiabilităţi de 90%, deci cea pe care o pot atinge sau depăşi 90% din rulmenţii lotului supus încercărilor. Din cauza dispersiei duratelor de funcţionare, nu se poate stabili cu exactitate dacă un rulment va atinge durata de funcţionare impusă, ci numai cu o probabilitate de 90%.

Durabilitatea de bază sau **durabilitatea unui lot de rulmenţi** reprezintă numărul de rotaţii efectuate sau depăşite de 90% din rulmenţii lotului supus încercărilor, fără să apară semne de oboseală a materialului. Pe baza curbei de împrăştiere a durabilităţii rulmenţilor lotului încercat (fig.6.27), se constată că 50% din rulmenţi depăşesc de aproximativ 5 ori durabilitatea de bază, iar 10% de aproximativ 14 ori, deşi toţi rulmenţii lotului sunt aparent identici şi sunt încărcaţi în aceleaşi condiţii.

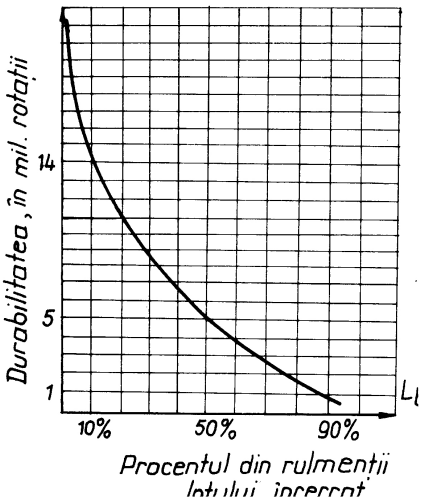


Fig.6.27

Capacitatea de încărcare dinamică de bază reprezintă sarcina radială în cazul rulmenţilor radiali, respectiv axială în cazul rulmenţilor axiali, de valoare şi direcţie constante, care acţionând asupra unui lot de rulmenţi aparent identici asigură acestuia durabilitatea de bază de un milion de rotaţii, când inelul interior este rotitor, iar cel exterior fix.

Între capacitatea de încărcare dinamică C, durabilitatea de bază L_b=1 milion de rotaţii, sarcina P ($P=F_r$ – pentru rulmenţii radiali şi $P=F_a$ – pentru rulmenţii axiali) care încarcă rulmentul şi durabilitatea acestuia L, s-a stabilit următoarea dependenţă experimentală

$$P^p L = C^p L_b , \tag{6.1}$$

care reprezintă ecuaţia curbei de oboseală şi în care p reprezintă gradul curbei de oboseală (p=3 – pentru rulmenţii cu bile; p=10/3 – pentru rulmenţii cu role).

Calculul rulmenţilor rotitori se poate efectua în două moduri, după cum urmează:

- dacă se cunoaşte sarcina care încarcă rulmentul P, turaţia inelului rotitor n şi durata de funcţionare impisă $L_{h\,impus}$, rulmentul se calculează după capacitatea de încărcare dinamică

$$C_{nec} = P\sqrt[p]{L} \le C_{catalog} , \tag{6.2}$$

unde

$$L = \frac{60 n L_{h\,impus}}{10^6} ; \tag{6.3}$$

- pentru un rulment existent, cu capacitatea de încărcare dinamică $C=C_{catalog}$, al cărui inel rotitor are turaţia n şi care este încărcat cu o sarcină P, calculul se efectuează după criteriul durabilităţii, cu relaţiile:

$$L = \left(\frac{C_{catalog}}{P} \right)^p , \tag{6.4}$$

$$L_h = \frac{10^6 L}{60n} \geq L_{h\,impus} ; \tag{6.5}$$

relațiile (6.4) şi (6.5) se folosesc şi în cazul în care nici un rulment nu rezistă pe întreaga durată de funcționare impusă şi trebuie schimbat după un anumit număr de ore.

■ **Cazul lagărelor în care acționează forțe combinate**. În acest caz, forțele radiale F_r şi axiale F_a se înlocuiesc cu o sarcină dinamică echivalentă P.

Sarcina dinamică echivalentă este sarcina radială pentru rulmenții radiali şi radial-axiali, de valoare şi direcție constante, sub acțiunea căreia un rulment cu inelul interior rotitor şi cel exterior fix atinge aceeaşi durabilitate ca şi în condițiile reale de încărcare, cu forțe combinate.

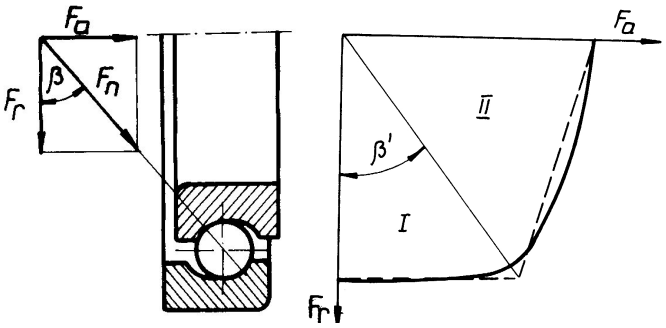


Fig.6.28

Diagrama experimentală din fig.6.28 reprezintă corelația dintre forța radială care solicită rulmentul – reacțiunea radială totală din lagăr F_r – şi forța axială care revine lagărului F_a, pentru o sarcină dinamică echivalentă P=const. În diagramă apar două zone, delimitate de dreapta înclinată cu unghiul β'=arctg e, unde e este o constantă a rulmentului, a cărei valori sunt date în catalogul de rulmenți.

● Zona I este caracterizată prin forțe axiale mici, neglijabile în calculul rulmentului; pentru această zonă, în care

$$\frac{F_a}{F_r} = tg\beta \leq tg\beta' = e ,$$

sarcina dinamică echivalentă se calculează cu relația

$$P = f_p V F_r . \tag{6.6}$$

● Zona II se caracterizează prin forțe axiale mari, de care se ține seama în calculul rulmentului; pentru această zonă, în care

$$\frac{F_a}{F_r} = tg\beta > tg\beta' = e ,$$

sarcina dinamică echivalentă se calculează cu relația

$$P = f_p \left(V X F_r + Y F_a \right). \tag{6.7}$$

Semnificația parametrilor din relațiile (6.6) şi (6.7) este următoarea: β - unghiul dintre componenta radială F_r şi forța rezultantă F_n (v. fig.6.28); X şi Y – factori de echivalare a sarcinii radiale F_r, respectiv axiale F_a, dați în cataloagele de rulmenți; V – factor care ține seama de inelul care se roteşte; f_p – factor de corecție global, care ține seama de condițiile concrete de funcționare a lagărului.

La rotirea inelului interior faţă de sarcină, încărcarea acestuia – care este cea mai slabă piesă a rulmentului din punct de vedere al rezistenţei la solicitarea de contact – este periferică, deci mai puţin periculoasă decât încărcarea locală, care apare, pe acelaşi inel, la rotirea inelului exterior. Din acest motiv, V =1 când se roteşte inelul interior faţă de sarcină, respectiv V=1,2 când se roteşte inelul exterior, excepţie făcând rulmenţii oscilanţi cu bile, la care probabilitatea de distrugere a celor două inele este aceeaşi şi ca atare se consideră V=1 în ambele cazuri.

Factorul de corecţie global se calculează cu relaţia

$$f_p = f_z\, f_d\, f_v\, f_s \,/\, f_t\,,$$

în care: f_z este un factor ce depinde de precizia danturii, luat în considerare în cazul montajelor cu rulmenţi de la transmisiile cu roţi dinţate; f_d – factor de regim, dependent de tipul maşinii din care face parte montajul cu rulmenţi; f_v – factor care apare la montajele cu rulmenţi ale arborilor antrenaţi prin curele sau lanţ; f_s – factor de şoc, care apare numai la montajele cu rulmenţi supuse sarcinilor cu şocuri; f_t – factor dependent de temperatura de regim a lagărului.

■ **Forţe axiale suplimentare şi totale, în cazul montajelor cu rulmenţi radial-axiali**. În acest caz, în calculul forţelor axiale din lagăr intervin, pe lângă forţa axială exterioară – provenită de la roţi cilindrice cu dinţi înclinaţi, roţi conice, melci sau roţi melcate – şi forţele axiale suplimentare, apărute ca urmare a faptului că reacţiunile din lagăre sunt normale la suprafeţele de contact dintre corpurile de rostogolire şi inelele exterioare ale rulmentului, deci înclinate faţă de perpendiculara pe axa arborelui (fig.6.29, a); excepţie fac lagărele cu doi rulmenţi radial-axiali, la care forţele axiale suplimentare se anulează reciproc.

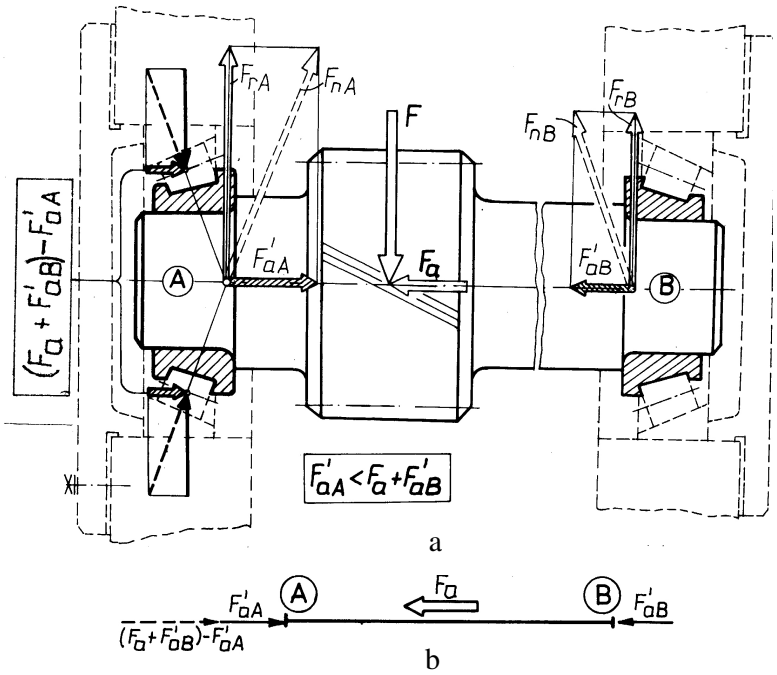


Fig.6.29

Componentele reacţiunilor normale F_{nA} şi F_{nB}, din cele două lagăre, sunt forţele radiale F_{rA}, respectiv F_{rB} şi forţele axiale suplimentare F'_{aA} şi F'_{aB} (v. fig.6.29, a), care se calculează cu relaţiile:

$$\begin{cases} F'_{aA} = 0{,}5\dfrac{F_{rA}}{Y}, \\ F'_{aB} = 0{,}5\dfrac{F_{rB}}{Y}. \end{cases} \qquad (6.8)$$

Forțele axiale totale, preluate de cele două lagăre, se determină în funcție de rezultanta forțelor axiale exterioare care încarcă arborele şi de forțele axiale suplimentare F'_{aA} şi F'_{aB}.

Ca exemplu, se consideră cazul când arborele este încărcat cu o forță axială exterioară F_a îndreptată spre lagărul A şi între forțele axiale există relația $F'_{aA} < F_a + F'_{aB}$. Diferența dintre aceste forțe, $(F_a + F'_{aB}) - F'_{aA}$, tinde să deplaseze arborele spre lagărul A şi generează în acesta o reacțiune egală şi de sens contrar cu această diferență, asigurând echilibrul axial al arborelui (fig.6.29, b).

Forțele axiale totale preluate de cele două lagăre – egale şi de sens contrar cu forțele de reacțiune axiale – se determină cu relațiile:

$$F_{aAt} = F'_{aA} + \left(F_a + F'_{aB} - F'_{aA}\right) = F_a + F'_{aB}\,, \qquad F_{aBt} = F'_{aB}\,. \tag{6.9}$$

Sarcina dinamică echivalentă, în acest caz, se calculează cu relația

$$P = f_p\left(V\,X\,F_r + Y\,F_{at}\right). \tag{6.10}$$

În literatura de specialitate, sunt date, tabelar, relațiile pentru calculul forțelor axiale totale din lagărele cu rulmenți radial-axiali, pentru montajul în X sau O şi pentru toate situațiile ce pot fi întâlnite în proiectare.

Observații:

- La rulmenții radiali cu bile încărcați numai cu sarcini radiale, precum şi la rulmenții radiali cu role cilindrice, indiferent de felul încărcării, sarcina dinamică echivalentă se calculează cu relația

  $$P = f_p\,V\,F_r\,, \tag{6.11}$$

  iar la rulmenții axiali, cu relația

  $$P = f_p\;F_a\,. \tag{6.12}$$

- În cazul lagărelor cu doi rulmenți, capacitatea de încărcare nu se dublează, deoarece rulmentul mai apropiat de sarcina exterioară este solicitat mai mult. În aceste cazuri

  $$C_{total} = f_i\;C_{catalog}\,, \tag{6.13}$$

  unde: f_i=1,625 – pentru lagăre cu doi rulmenți radiali sau radial-axiali cu bile pe un rând, f_i=1,715 – pentru lagăre cu doi rulmenți radial-axiali cu role conice pe un rând.

- La rulmenții rotitori, trebuie verificată şi turația de funcționare a lagărului – de fapt viteza, care provoacă forțe centrifuge importante – cu relația

  $$n < n_{\lim} = f \cdot n_{\lim catalog}\,, \tag{6.14}$$

  în care: f este factorul de turație, dat în funcție de raportul F_a/F_r, respectiv de diametrul mediu al rulmentului $d_m=(D+d)/2$ şi de durata de funcționare impusă $L_{h\ impus}$, în cazul rulmenților radial oscilanți cu bile pe două rânduri; $n_{\lim\ catalog}$ – turația limită, indicată în cataloagele de rulmenți, pentru fiecare tipodimensiune în parte, atât pentru ungerea cu ulei cât şi pentru ungerea cu unsoare consistentă.

- Rulmenții rotitori, care funcționează la sarcină şi turație variabile în trepte, din transmisiile automobilelor şi tractoarelor, se calculează la fel ca cei care funcționează la sarcină şi turație constante, dar la o turație medie echivalentă şi la o sarcină dinamică echivalentă medie.

6.7.2. Alegerea şi verificarea rulmenților nerotitori şi a celor care se rotesc foarte lent (n≤10 rot/min)

Încărcarea rulmenților care nu se rotesc şi a celor care se rotesc lent (n≤10 rot/min) sau execută mişcări pendulatorii lente este limitată de formarea de adâncituri pe căile de rulare ale inelelor. Evitarea acestei forme de deteriorare, care măreşte jocul în rulment şi înrăutățeşte funcționarea acestuia, se face printr-un calcul după capacitatea de încărcare statică.

Capacitatea de încărcare statică este sarcina radială pentru rulmenții radiali, respectiv axială pentru rulmenții axiali, care produce, în locul de contact dintre corpul de rostogolire cel mai încărcat şi calea de rulare a inelului interior, o deformație remanentă de 0,0001 din diametrul corpului de rostogolire.

Sarcina care acționează asupra rulmentului se repartizează neuniform pe corpurile de rostogolire, la preluarea sarcinii participând corpurile de rostogolire dispuse pe un arc de cerc de maxim 180°, când nu există joc radial în rulment; în cazul existenței jocului radial, numărul corpurilor de rostogolire care participă la preluarea sarcinii este şi mai mic. Corpul de rostogolire cel mai încărcat se găseşte pe direcția sarcinii, corpurile de rostogolire dispuse simetric față de acesta încărcându-se în mod egal (fig.6.30).

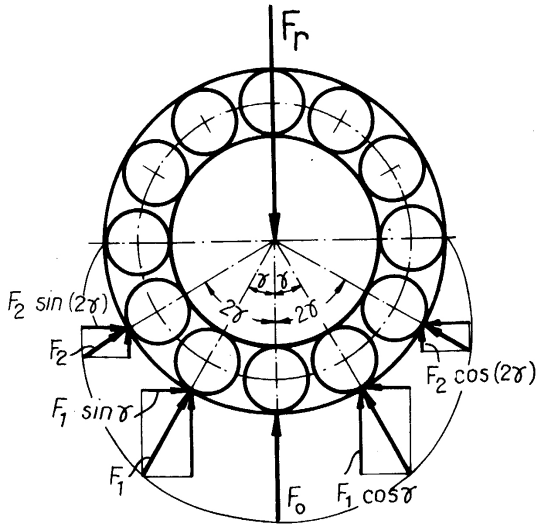


Fig.6.30

Calculul acestor rulmenți constă în compararea capacității de încărcare statică necesară $C_{0\ nec}$ cu capacitatea de încărcare statică a rulmentului preconizat $C_{0catalog}$, indicată în cataloagele de rulmenți, pentru fiecare tipodimensiune în parte,

$$C_{0nec} = s_0 P_0 \le C_{0catalog}, \qquad (6.15)$$

s_0 fiind factor de siguranță, care ține seama de condițiile de funcționare ale lagărului.

În cazul în care rulmenții sunt încărcați cu forțe combinate – radiale F_r şi axiale F_a – acestea se înlocuiesc cu o sarcină statică echivalentă.

Sarcina statică echivalentă reprezintă sarcina radială pentru rulmenții radiali şi radial-axiali, respectiv axială pentru rulmenții axiali, care ar produce aceeaşi deformație remanentă maximă – în locul de contact dintre cel mai încărcat corp de rostogolire şi calea de rulare a inelului interior – ca şi sarcinile reale care încarcă rulmentul şi se calculează cu relația

$$P_0 = X_0 F_r + Y_0 F_a, \qquad (6.16)$$

în care X_0 şi Y_0 reprezintă factorii de echivalență, pentru încărcarea radială F_r, respectiv axială F_a, a căror valori sunt date în cataloagele de rulmenți.

În cazul rulmenților radial-axiali, pe lângă forța axială exterioară, intervin şi forțele axiale suplimentare. Forțele axiale totale, care intervin în calculul sarcinii statice echivalente, se determină în acelaşi mod ca la rulmenții rotitori.

6.7.3. Fazele proiectării montajelor cu rulmenți rotitori (*n*>10 rot/min), care funcționează la sarcină şi turație constante

Date de proiectare: tipul şi mărimea sarcinilor care acționează în lagăre (F_{rA}, F_{rB}, F_a); turația arborelui *n*; durata de funcționare impusă lagărelor $L_{h\ impus}$; precizări privind lungimea şi rigiditatea arborelui, mărimea dilatațiilor termice, precizia de execuție şi montaj, abaterea de la coaxialitate a alezajelor carcasei, temperatura de funcționare a lagărelor, construcția carcasei (cu sau fără plan de separație), condițiile de funcționare în cadrul maşinii sau utilajului din care face parte montajul.

Fazele proiectării, corelate cu probleme ce trebuie rezolvate, sunt prezentate în continuare.

- *Alegerea schemei de montaj* (v. subcap. 6.4.1), în funcție de numărul lagărelor arborelui, lungimea acestuia, mărimea dilatațiilor termice, rigiditatea arborelui, precizia de execuție şi montaj etc.
- *Alegerea tipului rulmenților* din fiecare lagăr (v. subcap. 6.3), în funcție de natura şi mărimea forțelor care acționează în lagăre, de schema de montaj aleasă, de rigiditatea arborelui şi de mărimea abaterilor de la coaxialitate a alezajelor carcasei.
- *Alegerea seriei rulmenților* şi a caracteristicilor acestora, din catalogul de rulmenți, în funcție de diametrul fusului arborelui.
- *Verificarea rulmenților* aleşi după capacitatea de încărcare dinamică (v. subcap. 6.7.1.). Dacă rumenții aleşi nu verifică sau sunt supradimensionați, există următoarele posibilități: se alege un rulment cu diametrul exterior şi/sau lățimea mai mari, respectiv mai mici; se alege alt tip de rulment, cu capacitatea de încărcare dinamică mai mare, respectiv mai mică; se montează doi rulmenți în acelaşi lagăr sau un rulment pe două rânduri; se micşorează durata de funcționare, urmând ca după un anumit număr de ore de funcționare rulmenții să fie înlocuiți cu alții de aceeaşi tipodimensiune.
- *Se aleg soluțiile de fixare axială* a inelelor rulmenților (v. subcap. 6.8.1.).
- *Se aleg ajustajele de montaj*, toleranțele de execuție şi rugozitățile pentru fusul arborelui şi pentru alezajul carcasei (v. subcap. 6.8.2.).
- *Se alege lubrifiantul* şi sistemul de ungere a lagărelor, inclusiv perioadele de schimbare a lubrifiantului (v. subcap. 6.8.4.).
- *Se alege dispozitivul de etanşare* a lagărelor (v. cap. 8).
- *Se prevăd măsuri constructive* în vederea demontării inelelor montate cu strângere (v. subcap. 6.8.6.).

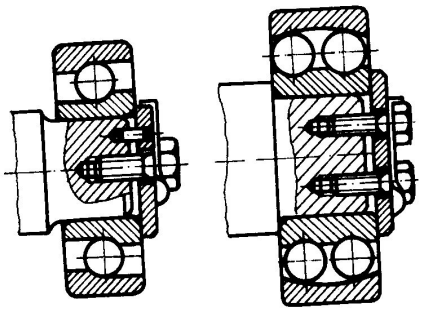
6.8. ELEMENTE CONSTRUCTIVE ŞI DE EXPLOATARE

6.8.1. Fixarea axială a inelelor rulmenților

Modul de fixare axială a inelelor rulmenților depinde de mărimea forțelor axiale ce trebuie preluate şi de inelul care se fixează axial (interior sau exterior).

În absența forțelor axiale, pentru fixarea în direcție axială a inelului unui rulment este suficient ajustajul cu strângere dintre inelul respectiv şi piesa conjugată. În celelalte cazuri, este necesară fixarea axială a inelelor de rulmenți, într-un sens sau în ambele sensuri, în funcție de schema de montaj aleasă, cu ajutorul unor piese suplimentare.

Fixarea axială a inelului interior, într-un sens, se realizează cu ajutorul unui umăr de sprijin, executat pe arbore (v. fig.6.18 ... fig.6.24) sau cu o bucşă distanțieră, montată între inelul interior şi o altă piesă montată pe arbore. În sens opus, fixarea axială a inelului interior, dacă este necesar, se poate realiza cu inel elastic de rezemare excentric pentru arbori (v. fig.6.18 şi fig.6.19), cu o piuliță canelată (v. fig.6.20, fig.6.21, fig.6.25 şi fig.6.26), mai rar crenelată, cu plăcuță de fixare prinsă cu un şurub (fig.6.31, a) sau cu două şuruburi (fig.6.31, b), de capătul arborelui.



a b

Fig.6.31

Inelele exterioare ale rulmenților se fixează axial, într-un sens, cu ajutorul capacelor de închidere (v. fig.6.18 ... 6.25) sau cu inele filetate, înşurubate în carcasă sau în capacul de închidere. În sens opus, fixarea axială, dacă este necesar, se poate realiza cu ajutorul unui umăr de sprijin, executat în carcasă (v. fig.6.18) sau în paharul de rulment (v. fig.6.20, fig.6.21 şi fig.6.26), cu ajutorul unui inel elastic de rezemare excentric pentru alezaje (v. fig.6.19) sau a unui inel de oprire – pentru carcase cu plan de separație.

6.8.2. Ajustaje şi toleranțe pentru lagărele cu rulmenți

Toleranțele alezajelor inelelor interioare şi cele ale diametrelor exterioare ale inelelor exterioare ale rulmenților sunt standardizate pe plan internațional, fapt pentru care rulmenții se montează pe arbore în sistemul alezaj unitar, iar în carcasă în sistemul arbore unitar. Ajustajul dorit se realizează prin alegerea corespunzătoare a câmpurilor de toleranțe pentru arbore, respectiv pentru alezajul din carcasă.

Alegerea ajustajelor pentru lagărele cu rulmenți este condiționată de o serie de factori, prezentați în continuare:

- *tipul încărcării inelelor* – inelul rotitor, având o încărcare periferică, se montează cu strângere, iar inelul nerotitor, având o încărcare locală, se montează liber;
- *tipul şi mărimea sarcinilor* – la sarcini mari şi cu şocuri pe inelul încărcat periferic, se recomandă strângeri mai mari, pentru evitarea rotirii inelului respectiv față de piesa conjugată;
- *tipul şi mărimea rulmentului* – pentru rulmenții cu role se recomandă strângeri mai mari ca la cei cu bile şi, de asemenea, la rulmenții de dimensiuni mari se recomandă strângeri mai mari decât la cei de dimensiuni mici;
- *condițiile de temperatură* – la temperaturi mari de funcționare, strângerea ajustajului dintre fusul arborelui şi inelul interior trebuie mărită, iar jocul ajustajului dintre inelul exterior şi carcasă trebuie, de asemenea, mărit, pentru a împiedica rotirea inelului interior, respectiv a asigura mobilitatea rulmentului în direcție axială;

- *construcția şi materialul arborelui şi carcasei* – pentru arbori tubulari şi carcase cu pereți subțiri sau carcase din materiale uşoare se recomandă strângeri mărite; la carcase cu plan de separație, nu se aleg ajustaje cu strângere, iar în cazul încărcării periferice a inelului exterior, se evită carcasele cu plan de separație sau se folosesc pahare de rulmenți;
- *montarea şi demontarea rulmenților* – când ambele inele se montează cu strângere, se recomandă folosirea rulmenților demontabili, a rulmenților cu alezaj conic şi bucşă de strângere sau de extracție;
- *deplasarea rulmentului mobil în direcție axială* – se realizează prin alegerea unui ajustaj liber pentru inelul încărcat local; pentru rulmenții radiali cu role cilindrice de tip N sau NU, se pot alege ajustaje cu strângere pentru ambele inele, deplasarea axială realizându-se în interiorul rulmentului.

Câmpurile de toleranțe – pentru arbori şi alezajele carcaselor – date în tabelul 6.1, se aleg în funcție de condițiile prezentate.

Tabelul 6.1

Pentru arbori	g6	h5	h6	j5	j6	k5	k6	m5	m6	n6
Pentru alezajele carcaselor	H6	H7	J6	J7	K6	K7	M6	M7	N6	N7

Rugozitatea suprafețelor pe care se montează rulmenții (fusul arborelui, respectiv alezajul carcasei) trebuie să fie redusă, pentru menținerea caracterului ajustajului la montare şi demontare; suprafețele de montaj se rectifică, respectiv se alezează.

6.8.3. Reglarea jocului în lagărele cu rulmenți

La rulmenții radiali nu se poate regla jocul în direcție radială, aceştia fiind aleşi cu joc normal, mărit sau micşorat, în funcție de condițiile de montare şi exploatare. La unul şi acelaşi rulment, jocul radial este diferit în stare nemontată şi montată, în stare montată acesta micşorându-se, ca urmare a ajustajelor cu strângere şi a dilatațiilor termice. La rulmenții radiali cu bile, se recomandă ca jocul radial, în timpul funcționării, să fie nul sau să existe o mică pretensionare, iar la rulmenții radiali cu role se recomandă să existe un mic joc radial, cu excepția celor de la arborii principali ai maşinilor unelte şi ai pinioanelor transmisiilor centrale ale autovehiculelor, la care este necesară o anumită pretensionare. În cazul unor ajustaje cu strângeri mari la ambele inele şi/sau a unor temperaturi de funcționare ridicate, se recomandă rulmenți cu joc radial mărit în stare nemontată.

La rulmenții radial-axiali şi axiali, jocul se reglează la montaj, astfel încât – în condițiile de exploatare – să se asigure o rotire uşoară şi să se evite blocarea lagărului, în urma dilatațiilor termice, valori pentru aceste jocuri fiind date în literatura de specialitate; şi la alegerea valorilor jocurilor la montaj, la aceşti rulmenți, se ține seama de dilatațiile termice care apar în timpul funcționării.

La montajul în X, reglarea jocului se realizează prin deplasarea inelului exterior, cu ajutorul unui pachet de garnituri de reglare, executate din alamă, de grosimi cuprinse între 0,5 şi 1 mm, intercalate între carcasă şi capacul de închidere (v. fig.6.20, fig.6.22 şi fig.6.25).

La montajul în O, reglarea jocului se realizează cu ajutorul unei piulițe înşurubate pe arbore (v. fig.6.26) – prin deplasarea inelului interior.

Jocul în rulmenții axiali se reglează tot cu ajutorul garniturilor intercalate între carcasă şi capacul de închidere (v. fig.6.21).

6.8.4. Ungerea lagărelor cu rulmenți

Scopurile ungerii sunt: micşorarea frecării dintre elementele în mişcare relativă ale rulmentului; asigurarea protecției anticorozive; uniformizarea şi evacuarea căldurii degajate; micşorarea zgomotului produs în timpul funcționării.

Lubrifianții folosiți sunt uleiurile minerale de calitate superioară, unsorile consistente, iar în cazuri speciale lubrifianți solizi. Calitatea lubrifiantului şi intervalele de schimbare a acestuia se aleg în funcție de mărimea rulmentului, de turația arborelui, de sarcină şi de temperatura de funcționare a lagărului.

6.8.4.1. Ungerea cu ulei

Ungerea cu ulei se recomandă în următoarele cazuri: lagărele ai căror rulmenți funcționează într-un spațiu închis, în care se foloseşte ulei pentru ungerea altor organe de maşini în mişcare de rotație (reductoare de turație, cutii de viteze etc.); ungerea lagărelor la care temperatura de funcționare este ridicată şi este necesară evacuarea căldurii degajate; lagărele la care este necesar un control continuu al ungerii; lagărele care necesită înlocuirea uşoară a lubrifiantului; lagărele arborilor de turație ridicată.

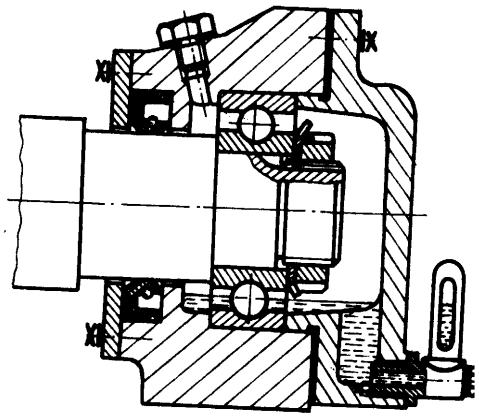


Fig.6.32

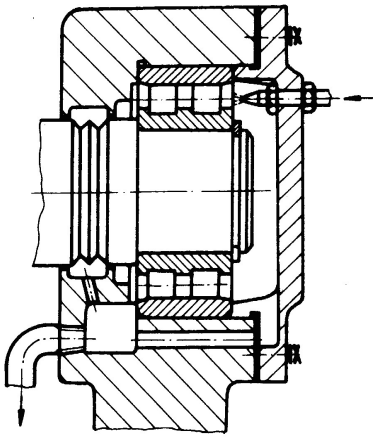


Fig.6.33

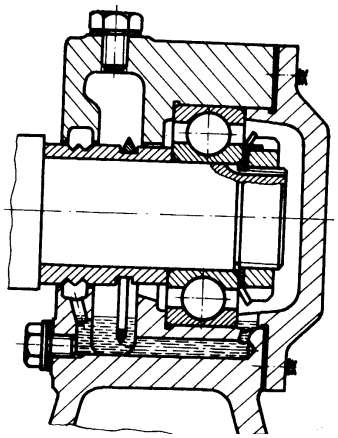


Fig.6.34

Ungerea cu ulei a lagărelor cu rulmenți se poate realiza prin următoarele sisteme de ungere:

- *cu baie proprie* (fig.6.32), în cazul rulmenților mari, ce funcționează la turații reduse, nivelul uleiului nedepăşind jumătatea corpului de rostogolire inferior; baia trebuie prevăzută cu accesorii necesare alimentării, evacuării şi controlului nivelului de ulei;
- *cu circulație de ulei* (fig.6.33), realizată cu ajutorul unei pompe, uleiul fiind pulverizat direct pe corpurile de

rostogolire, prin intermediul unor duze; se recomandă la turații şi sarcini mari, când este necesară o răcire intensă a lagărului, controlul ungerii realizându-se cu un vizor montat pe capătul lagărului;

- *prin stropire*, în cazul rulmenților reductoarelor, cutiilor de viteze etc., stropii de ulei fiind produşi de piese în mişcare de rotație – roți dințate, discuri sau inele de ungere (fig.6.34) – introduse parțial în baia de ulei;
- *prin picurare*, cu ajutorul unui ungător cu fitil (fig.6.35), în cazul arborilor verticali sau oblici, care funcționează la turații mari;
- *cu ceață de ulei*, realizată prin antrenarea uleiului de către un jet de aer, dirijat spre locurile de ungere greu accesibile.

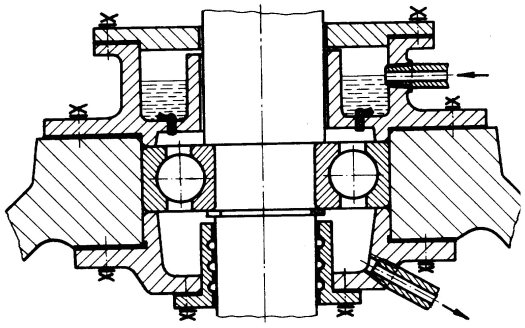


Fig.6.35

6.8.4.2. Ungerea cu unsoare consistentă

Se recomandă pentru condiții normale de funcționare, la rulmenții montați în locuri în care nu există ulei pentru ungerea altor organe de maşini, când uleiul din baie nu ajunge prin stropire la unii rulmenți sau când angrenajele funcționează cu uzuri mari.

Unsoarea îmbătrâneşte în timp, pierde proprietățile de ungere, prin cedarea lentă şi continuă a uleiului pe care îl conține, periodic trebuind completată, iar la intervale mai mari de timp înlocuită complet.

6.8.5. Etanşarea lagărelor cu rulmenți

Rolul dispozitivului de etanşare este să protejeze lagărul împotriva pătrunderii din exterior a unor corpuri străine (praf, particule metalice, apă etc.) şi să împiedice scurgerea lubrifiantului din corpul lagărului.

Dispozitivul de etanşare se alege în funcție de: felul lubrifiantului (unsoare consistentă sau ulei mineral); sistemul de ungere (cu baie de ulei proprie, cu circulație de ulei, prin stropire, prin picurare, cu ceață de ulei); condițiile de mediu (curat şi uscat, impur şi/sau umed); viteza periferică a fusului arborelui (mică sau mare); temperatura de regim (normală sau ridicată); construcția şi poziția lagărului în cadrul ansamblului.

Conform acestor cerințe, se pot alege dispozitive de etanşare cu contact sau fără contact (v. cap. 8), iar în cazul în care spațiul nu permite folosirea unuia din aceste dispozitive de etanşare, se folosesc rulmenți autoetanşați – cu capac de protecție sau de etanşare.

6.8.6. Montarea şi demontarea rulmenților

6.8.6.1. Montarea rulmenților

Montarea rulmenților se realizează cu scule şi dispozitive speciale, care trebuie să fie uşor de mânuit, să nu deterioreze rulmenții şi să nu prezinte pericole de accidentare.

Montarea rulmenților de dimensiuni mici se realizează prin baterea axială – cu un ciocan dintr-un material moale – a unei bucşe cilindrice, ghidată pe arbore sau în carcasă, în funcție de inelul montat cu strângere; dacă ambele inele formează ajustaje cu strângere, bucşa se sprijină pe ambele inele (fig.6.36).

La producția de serie şi când sunt necesare strângeri mari, se utilizează prese, iar rulmenții cu alezaj mai mare de 50 mm se încălzesc în prealabil, în baie de ulei, dulap de încălzire sau pe o plită electrică, la temperaturi care nu trebuie să depăşească 120°C, pentru a nu deteriora rulmentul; la rulmenții demontabili, se încălzeşte numai inelul care se presează.

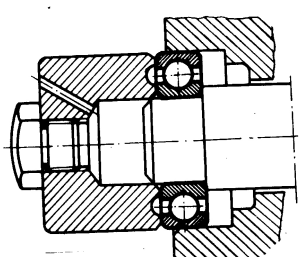
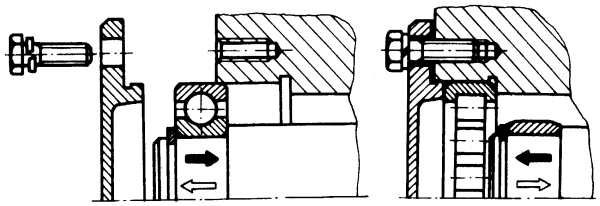


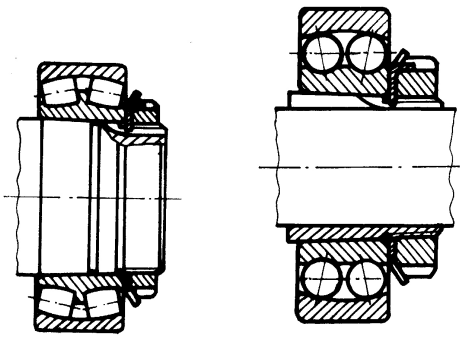
Fig.6.36



a b

Fig.6.37

Ordinea de montare pentru rulmenții nedemontabili este prezentată în fig.6.37, a, iar pentru rulmenții demontabili în fig.6.37, b, cu săgeți cu linie groasă.



a b

Fig.6.38

Rulmenții cu alezaj conic se pot monta direct pe arbore (fig.6.38, a) sau prin intermediul unor bucşe de strângere (fig.6.38, b) sau de extracție, cei montați pe fusuri conice sau pe bucşe de extracție fiind presați cu ajutorul piuliței arborelui, iar cei montați pe bucşe de strângere se presează cu ajutorul piuliței bucşei.

După montare, rulmenții se supun unei probe de verificare, examinându-se zgomotul în funcționare şi variația de temperatură.

6.8.6.2. Demontarea rulmenților

Ordinea de demontare pentru rulmenții nedemontabili este prezentată în fig.6.37, a, iar pentru rulmenții demontabili în fig.6.37, b, prin săgeți cu linie subțire.

Demontarea rulmenților nedemontabili se realizează cu ajutorul preselor cu şurub (fig.6.39), care acționează pe fața frontală a inelului ce trebuie demontat; la fel se extrag şi inelele rulmenților demontabili.

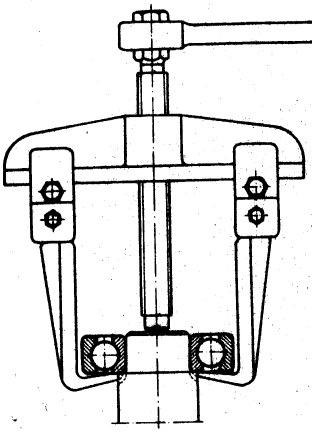


Fig.6.39

7. LAGĂRE CU ALUNECARE [1, 3, 5, 7, 9, 11, 13, 14]

7.1. CARACTERIZARE. CLASIFICARE. DOMENII DE FOLOSIRE

Lagărele cu alunecare reprezintă organe de maşini care asigură rezemarea pieselor cu mişcare de rotație, de regulă arbori sau osii rotitoare, preiau forțele care încarcă piesele respective şi lucrează în condițiile unei alunecări relative a suprafeței fusului arborelui pe suprafața lagărului (cuzinetului), cele două suprafețe fiind separate printr-o peliculă de lubrifiant.

Clasificarea lagărelor cu alunecare se face după mai multe criterii, prezentate în continuare:

- *după regimul de frecare* (uscată, limită, mixtă, fluidă);
- *după direcția forței preluate* (radială, axială, axial-radială, radial-axială);
- *după forma suprafeței de frecare* (cilindrică, conică, sferică);
- *după modul de realizare a frecării fluide* (hidrodinamice (HD), elastohidrodinamice (EHD), gazodinamice (GD), hidrostatice (HS), gazostatice (GS), hibride (hidrostatico-hidrodinamice));
- *după poziția pe arbore* (de capăt, intermediare);
- *după felul mişcării de rotație* (completă, oscilantă).

Avantajele lagărelor cu alunecare se reduc la următoarele:

- ghidare mai precisă a arborilor față de carcase, datorită numărului mai mic de piese față de lagărele cu rostogolire;
- filmul de lubrifiant preia, în mare măsură, şocurile şi vibrațiile şi contribuie la reducerea zgomotului;
- au dimensiuni de gabarit radiale mai reduse decât lagărele cu rostogolire;
- au durate de funcționare mai mari decât lagărele cu rostogolire şi pot funcționa la turații mari şi foarte mari.

Dezavantajele acestor lagăre constau în:

- coeficienți de frecare (pierderi prin frecare) mai mari decât la lagărele cu rostogolire;
- gabarit în direcție axială mare;
- grad de standardizare mai redus decât în cazul rulmenților şi consum de lubrifiant mare.

Domeniile de folosire ale lagărelor cu alunecare este mai redus decât al lagărelor cu rulmenți şi se recomandă în acele cazuri în care lagărele cu rostogolire nu pot fi utilizate: la turații foarte mari, la care durabilitatea rulmenților este redusă; la arborii care trebuie ghidați foarte precis; în cazul lagărelor supuse şocurilor şi vibrațiilor; în cazul când se impun dimensiuni de gabarit radiale foarte mici; la dimensiuni de gabarit foarte mari, pentru care nu se execută rulmenți în serie şi la care lagărele cu alunecare sunt mai ieftine; în condiții de umiditate şi mediu agresiv, în care lagărele cu rostogolire nu pot fi folosite; la mecanismele cu funcționare lentă şi puțin solicitate, la care costul unui lagăr cu alunecare este mai redus decât al unui rulment.

7.2. LAGĂRE RADIALE HIDRODINAMICE

7.2.1. Realizarea filmului de lubrifiant autoportant

Pentru funcționarea corectă a lagărelor cu alunecare, fără o uzură sistematică a suprafețelor fusului şi cuzinetului, acestea trebuie să fie separate printr-o peliculă de lubrifiant suficient de groasă, care să excludă complet contactul direct al celor două suprafețe în mişcare relativă.

La lagărele radiale hidrodinamice, pentru realizarea filmului de lubrifiant autoportant, care să învingă forța care încarcă fusul arborelui şi să întrerupă contactul direct dintre fus şi cuzinet, trebuie îndeplinite următoarele condiții:

- să existe, între fus şi cuzinet, un interstițiu (joc) în formă de pană (convergent);
- să existe o mişcare relativă între fus şi cuzinet, în sensul convergenței interstițiului;
- să existe în lagăr o cantitate suficientă de lubrifiant, cu proprietățile de aderență şi vâscozitate (*aderența* – proprietatea lubrifiantului de a forma pe suprafețele fusului şi cuzinetului pelicule foarte subțiri; *vâscozitatea* – rezistența la alunecarea relativă între două straturi vecine de lubrifiant, ea caracterizând frecarea interioară a lubrifiantului).

Stratul de lubrifiant în contact cu cuzinetul are viteza zero, iar cel în contact cu fusul are viteza acestuia *v*; straturile intermediare de lubrifiant au viteze diferite, cuprinse între zero şi *v*. La rotirea fusului, lubrifiantul este antrenat (deplasat) în interstițiul dintre fus şi cuzinet, în zona care se îngustează treptat, mărindu-şi presiunea; rezultă o forță hidrodinamică (autoportantă), care întrerupe contactul direct dintre fus şi cuzinet, învingând forța *F* care încarcă arborele.

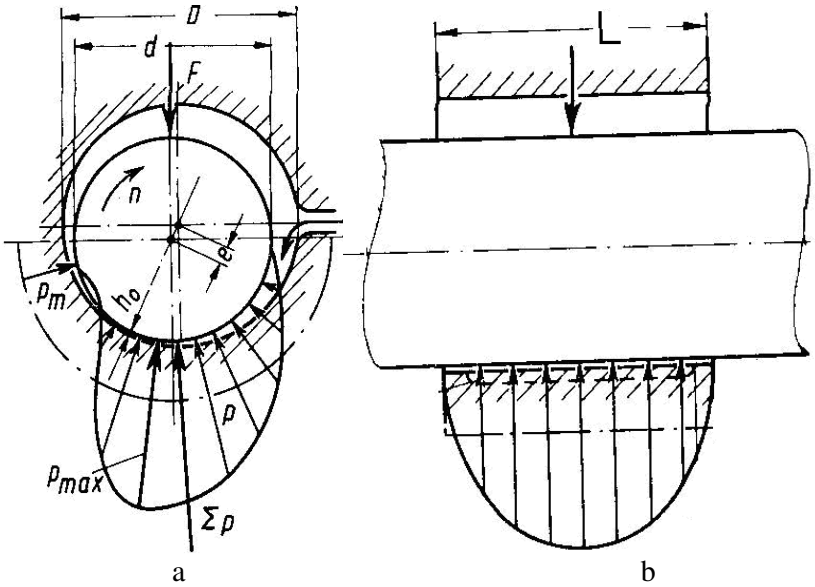


Fig.7.1

În fig.7.1, a este prezentată distribuția presiunii pe circumferința cuzinetului, iar în fig.7.1, b se prezintă distribuția presiunii pe lungimea lagărului. În plan radial, presiunea maximă este plasată înaintea punctului de joc minim, situat pe linia centrelor fusului şi cuzinetului; punctul de început al

filmului de lubrifiant autoportant depinde de construcția cuzinetului şi de locul de introducere a lubrifiantului, iar cel de sfârşit este situat după jocul minim, în apropiere de acesta. În plan axial, presiunea are o distribuție parabolică asimetrică, fiind zero la capetele lagărului, iar valoarea maximă este deplasată spre interior, din cauza deformațiilor de încovoiere ale arborelui.

7.2.2. Regimuri de frecare

7.2.2.1. Tipuri de frecare

Frecarea reprezintă interacțiunea unui corp în mişcare cu alt corp, iar forța de frecare reprezintă rezistența opusă mişcării sau tendinței de mişcare dintre cele două corpuri, lucrul mecanic al forțelor de frecare fiind transformat în căldură.

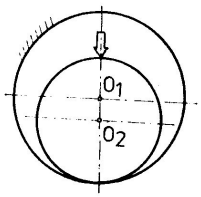
Tipurile frecării de alunecare sunt următoarele: *uscată*, *limită*, *fluidă*, *mixtă*.

- *Frecarea riguros uscată* se realizează în condiții de laborator (în vid), adică în condițiile absenței oricărei contaminări a suprafețelor în contact cu medii fluide sau solide şi se caracterizează prin pierderile cele mai mari de energie.
- *Frecarea tehnic uscată* este frecvent întâlnită în tehnică şi se caracterizează prin prezența unui mediu gazos şi o contaminare redusă a suprafețelor în contact, cu corpuri străine. Aceasta se caracterizează prin coeficienți de frecare mari şi uzuri importante, legile sale fiind prezentate în continuare: forța de frecare F_f este direct proporțională cu forța normală F_n la suprafețele în contact ($F_f = \mu F_n$); coeficientul de frecare μ nu depinde nici de mărimea suprafeței de contact şi nici de viteza relativă de alunecare ci numai de cuplul de materiale în contact. Frecarea uscată se datoreşte angrenării microasperităților suprafețelor celor două piese şi punctelor de adeziune moleculară; microasperitățile sunt supuse la strivire şi forfecare.
- *Frecarea limită* se caracterizează prin prezența pe suprafețele pieselor în contact a unui strat foarte subțire (10^{-3} ... 10^{-2} μm), dar puternic ancorat,de corpuri străine, care împiedică formarea punctelor de adeziune moleculară, dar nu înlătură angrenarea microasperităților. Forțele de frecare, în condițiile frecării limită, pot fi de 2 ... 3 ori mai mici decât la frecarea uscată, respectiv uzurile sunt mult mai mici.
- *Frecarea fluidă* apare atunci când între suprafețele pieselor este interpus un strat (film) de lubrifiant suficient de gros, astfel că este exclus contactul direct dintre suprafețele celor două piese. Frecarea are loc numai între straturile de lubrifiant, pierderile prin frecare fiind foarte mici, iar uzura este practic inexistentă. Acesta este regimul ideal, al cărui studiu se face pe baza legilor mecanicii fluidelor (hidrodinamicii fluidelor vâscoase). Pentru frecarea fluidă se defineşte un coeficient de frecare convențional $\mu = \eta v / p_m h$, unde η este vâscozitatea dinamică a lubrifiantului, v – viteza fusului, p_m – presiunea medie, iar h – grosimea stratului de lubrifiant.
- *Frecarea mixtă* apare atunci când grosimea filmului de lubrifiant este prea mică sau suprafețele pieselor sunt prelucrate grosolan, astfel că unele microasperități ajung în contact, rupând – din loc în loc – filmul de lubrifiant. Pierderile prin frecare sunt mai mari ca la frecarea fluidă.

7.2.2.2. Regimuri de funcţionare pentru lagărele radiale hidrodinamice

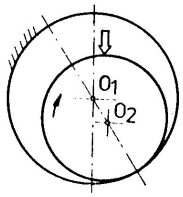
Toate tipurile de frecări prezentate pot fi întâlnite la diferitele regimuri de funcţionare ale lagărelor cu alunecare radiale hidrodinamice (fig.7.2).

- În repaus (fig.7.2, a), fusul se sprijină pe cuzinet şi lubrifiantul dintre cele două suprafeţe în contact este expulzat.
- În momentul demarajului (fig.7.2, b), datorită frecării foarte mari dintre fus şi cuzinet (uscată sau limită), fusul se deplasează în sensul rotirii şi ajunge într-o zonă lubrifiată, creându-se condiţiile necesare realizării ungerii hidrodinamice.
- La turaţie redusă (fig.7.2, c), grosimea minimă a filmului de lubrifiant h_{min} este mai mică decât suma înălţimilor maxime ale microasperităţilor suprafeţelor celor două piese în mişcare relativă (fus şi cuzinet), astfel că regimul de frecare realizat este mixt.



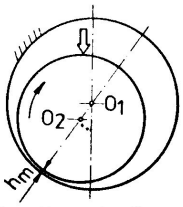
a

Repaus (n=0)



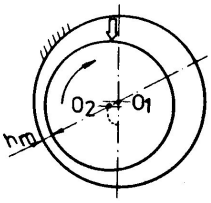
b

Demaraj cu frecare uscată



c

Turaţie redusă, frecare mixtă



d

Turaţie mare, frecare fluidă

Fig.7.2

Fig.7.3

- La creşterea turaţiei, de la o anumită valoare a acesteia, se realizează un joc minim optim, necesar obţinerii regimului de frecare fluidă (fig.7.2, d).

Unele lagăre cu alunecare, de la maşini şi utilaje care funcţionează la turaţii reduse, funcţionează în regim de frecare mixt.

Regimurile de frecare întâlnite în funcţionarea unui lagăr cu alunecare radial hidrodinamic pot fi urmărite şi cu ajutorul curbelor *Stribeck* (fig.7.3), care reprezintă variaţia coeficientului de frecare μ cu turaţia n. Curba *1* este obţinută experimental, iar curba *2* reprezintă variaţiile calculate ale coeficientului de frecare fluidă; curbele au fost trasate pentru un anumit lagăr cu alunecare şi pentru anumite condiţii de funcţionare.

7.2.3. Elemente de calcul

7.2.3.1. Cauzele ieşirii din funcţiune a lagărelor cu alunecare

Uzura abrazivă apare datorită pătrunderii în lagăr a unor particule dure, ale căror dimensiuni sunt mai mari decât grosimea minimă a stratului de lubrifiant.

Griparea constă în sudarea locală între fus şi cuzinet, mai ales în cazul unor jocuri mici. Se datoreşte pierderii de către filmul de lubrifiant a capacităţii sale de protecţie, ca urmare a temperaturii şi presiunii ridicate. Fenomenul este mai frecvent la fusuri necălite în cuzineţi din bronzuri dure şi apare în special la lagărele lubrifiate necorespunzător. Griparea este favorizată de deformaţia elastică a arborelui şi de dilataţiile termice ale fusului, în anumite cazuri putându-se ajunge la blocarea completă a fusului în lagăr, ca urmare a reducerii jocului radial la zero.

Oboseala de contact (*pitting*) apare la lagărele solicitate de sarcini variabile în timp.

7.2.3.2. Calculul lagărelor cu frecare uscată, limită sau mixtă

Pentru efectuarea acestui calcul, se consideră următoarele *ipoteze simplificatoare*:

- presiunea din lagăr este uniform distribuită;
- coeficientul de frecare este considerat constant şi cunoscut;
- căldura degajată în lagăr este evacuată în totalitate prin corpul lagărului.

În aceste condiţii, calculul lagărelor cu frecare uscată, limită sau mixtă urmăreşte următoarele *obiective*:

- limitarea presiunii medii din lagăr;
- verificarea lagărului la durabilitate (uzare);
- limitarea temperaturii medii din lagăr.

♦ **Determinarea presiunii medii din lagăr**

$$p_m = \frac{F}{BD} \le p_a, \qquad (7.1)$$

unde: D este diametrul fusului arborelui; B – lungimea de contact dintre fus şi cuzinet; p_a – presiunea admisibilă (fig.7.4).

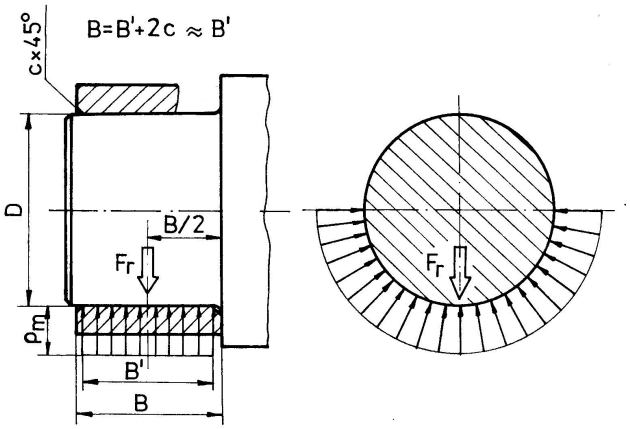


Fig.7.4

Diametrul fusului D se adoptă în funcţie de diametrul arborelui obţinut din calculul de rezistenţă; se recomandă limitarea raportului lăţime/diametru la valori $B/D<1{,}2$, rapoarte mai mari conducând la creşterea neuniformităţii repartiţiei presiunii în direcţie axială.

Valorile presiunii admisibile p_a sunt dependente de materialul cuzinetului şi sunt prezentate în literatura de specialitate.

♦ **Calculul la durabilitate (uzare)**

Volumul de material îndepărtat prin uzare

$$V_u = kF\,l, \qquad (7.2)$$

unde: l este lungimea parcursă, în mişcarea relativă a fusului faţă de cuzinet, în perioada de funcţionare impusă L_h; k – coeficient de proporţionalitate, dependent de cuplul de materiale şi de condiţiile de ungere.

Exprimând forţa (radială) în funcţie de presiunea medie (v. relaţia (7.1))

$$F = p_m BD \tag{7.3}$$

şi lungimea parcursă în funcţie de viteza fusului $v=\pi Dn$ (n – turaţia fusului)

$$l = vL_h, \tag{7.4}$$

se ajunge la relaţia

$$V_u = kp_m BD\, vL_h = K^* p_m v, \tag{7.5}$$

în care $K^*=kBDL_h$.

Pentru un volum de uzare V_u acceptat şi o durabilitate L_h impusă, rezultă valoarea admisibilă a produsului $(p_m v)_a$.

Calculul la durabilitate (uzare) constă în compararea produsului $p_m v$ efectiv cu cel considerat admisibil.

$$p_m v \le (p_m v)_a. \tag{7.6}$$

Valorile produsului $(p_m v)_a$, exprimate în MPa·m/s, sunt date în literatura de specialitate, în funcţie de materialul cuzinetului.

Produsul $p_m v$ se regăseşte şi în relaţia puterii consumate prin frecare şi ca atare se poate admite şi o semnificaţie termică a acestui calcul.

- **Calculul temperaturii medii**

Temperatura medie, în regim staţionar, se calculează pe baza egalităţii dintre puterea consumată prin frecare şi cantitatea de căldură transferată lagărului şi apoi mediului ambiant

$$F_f v = \mu F v = KA(t - t_0), \tag{7.7}$$

rezultând relaţia

$$t = t_0 + \frac{\mu F v}{KA} \le t_a. \tag{7.8}$$

Parametrii din relaţiile de mai sus au următoarele semnificaţii: K – coeficient global de transfer de căldură prin corpul lagărului; A – suprafaţa exterioară a corpului lagărului, în contact cu aerul; t_0 – temperatura mediului ambiant; t_a – temperatura admisibilă; μ - coeficientul de frecare. Valorile lui μ şi t_a sunt date, în literatura de specialitate, în funcţie de materialul cuzinetului.

7.2.3.3. Elemente de calcul pentru lagărele cu frecare fuidă

Esenţa calculului lagărelor radiale hidrodinamice constă în proiectarea filmului de lubrifiant autoportant, care trebuie să prezinte următoarele calităţi:

- să aibă o grosime minimă h_{min} suficient de mare, pentru a asigura frecarea fluidă ($h_{min} \ge h_a$);
- să funcţioneze la o temperatură inferioară celei admisibilie ($t < t_a$);
- să fie stabil, pentru ca să nu se rupă în cazul sarcinilor cu şoc.

Aceste cerinţe pot fi asigurate pe baza teoriei hidrodinamice a lubrificaţiei, care permite cunoaşterea dependenţelor forţei portante, debitului de scăpări şi a puterii consumate prin frecare, în funcţie de poziţia fusului în cuzinet.

Pentru generalizarea rezultatelor, se utilizează următorii *coeficienţi caracteristici*, adimensionali:

- *coeficientul de portanţă* C_p;
- *coeficientul de debit hidrodinamic* C'_Q;
- *coeficientul de debit hidrostatic* C''_Q;
- *coeficientul puterii consumate prin frecare* C_F.

Funcţiile care definesc aceşti coeficienţi sunt reprezentate grafic în literatura de specialitate.

Datorită variaţiei cu temperatura a vâscozităţii lubrifiantului, *calculul parametrilor carateristici* ai filmului de lubrifiant se va efectua în două etape:

⇒ în prima etapă se determină *temperatura medie*, de echilibru termic a filmului, pentru un lubrifiant ales;

⇒ în o a doua etapă se determină, în funcţie de temperatura medie de echilibru termic a filmului, *ceilalţi parametri* caracteristici.

Determinarea temperaturii medii a filmului de lubrifiant, în regim staţionar, se face pe baza ecuaţiei globale a conservării energiei

$$W_F = W_C + W_L, \tag{7.9}$$

în care: W_F este energia pierdută prin frecare; W_C – căldura evacuată prin corpul lagărului; W_L – căldura evacuată prin lubrifiant.

Din punct de vedere al ungerii şi răcirii, există două tipuri de lagăre:

- lagăre cu sistem de ungere propriu şi răcire prin corpul lagărului;
- lagăre unse printr-un circuit exterior şi răcire prin lubrifiant.

Temperatura filmului de lubrifiant se determină grafic sau analitic; cu valorile stabilite pentru temperatura de echilibru t_i şi energia consumată prin frecare W_{Fi}, se determină:

- vâscozitatea dinamică a lubrifiantului η_i;
- coeficientul de portanţă C_{Pi};
- grosimea minimă relativă δ_i;
- excentricitatea relativă ε_i;
- grosimea minimă $h_{min\ i}$;
- coeficienţii de debit C'_{Qi} şi C''_{Qi};
- debitul de lubrifiant Q_i;
- unghiul de altitudine φ_i.

În cazul calculului de verificare, valorile rezultate trebuie comparate cu cele admisibile: $h_{min\ i} \geq h_a$=3 ... 18 μm (valorile admisibile se aleg în funcţie de diametrul fusului şi de viteza acestuia); $t_i \leq t_a$=50 °C ... 90 °C (valorile admisibile se aleg în funcţie de domeniul de utilizare al lagărului); $\varepsilon_i > \varepsilon_a$= 0,2 ... 0,3.

Pentru calculele de proiectare, se pleacă de la datele impuse (F, D, B, n, uleiul ales, temperatura de intrare t_{in}) şi rezultă ajustajul fus-cuzinet şi valorile extreme ale parametrilor caracteristici (t, h_{min}, ε, Q, W_F). La alegerea ajustajului trebuie să se ţină seama şi de variaţia jocului datorită dilataţiilor diferite ale fusului, cuzinetului şi corpului lagărului.

La lagărele cu ungere proprie, la care răcirea prin corp este nesatisfăcătoare, se poate apela la o răcire forțată cu un ventilator sau la o răcire printr-o serpentină cu apă de răcire introdusă în baia de lubrifiant.

7.2.4. Elemente constructive şi de exploatare

Un lagăr cu alunecare este compus din: *corpul lagărului*, *cuzinet*, *fusul arborelui*, *sistem de ungere*, *sistem de etanşare*.

7.2.4.1. Corpul lagărului

Corpul lagărului poate fi executat corp comun cu batiul maşinii sau cu o piesă mobilă (cazul bielelor de la motoarele cu ardere internă) sau ca piesă separată, asamblată pe batiul maşinii prin şuruburi.

Corpurile lagărelor cu alunecare radiale hidrodinamice pot fi monobloc sau cu capac (demontabile în plan diametral).

Corpurile monobloc (fig.7.5) sunt mai simple şi mai rigide, însă necesită montarea axială a arborelui. Se recomandă numai pentru arbori de diametre mici.

Fig.7.5

Corpurile demontabile în plan diametral (cu capac - fig.7.6) se caracterizează printr-o complexitate mai ridicată şi o rigiditate mai redusă decât la cele monobloc. Avantajele acestora constau într-o montare uşoară a arborelui şi posibilitatea reglării jocului radial din lagăr prin apropierea relativă a capacului de corp. Centrarea

Fig.7.6

capacului pe corp se poate realiza fie prin executarea planului de separație în trepte fie prin ştifturi

de centrare. Asamblarea dintre capac şi corp se face prin şuruburi, montate cu joc. Corpurile se execută turnate din fontă sau în construcţuie sudată, din oţel.

7.2.4.2. Fusurile arborilor

Fusurile sunt executate din acelaşi material cu osia sau arborele de care aparţin, adică din oţeluri de cementare sau îmbunătăţire.

De regulă, fusurile se tratează termic sau termochimic, pentru mărirea rezistenţei la uzură şi se rectifică fin. Se recomandă ca duritatea fusului să fie de 3 ... 5 ori mai mare decât a cuzinetului, fiind preferabil să se uzeze cuzinetul.

7.2.4.3. Cuzineţii

Cuzineţii se execută dintr-un material antifricţiune, deoarece la porniri-opriri şi la suprasarcini regimul de frecare poate fi uscat, limită sau mixt; în plus este uşurată reparaţia lagărului, după uzare, prin înlocuirea cuzinetului, al cărui cost este mai redus decât al arborelui.

Pentru lagărele monobloc, cuzineţii au forma unor bucşe, iar pentru lagărele demontabile în plan diametral (cu capac), se execută din două jumătăţi (semicuzineţi).

În producţia de serie mică şi individuală, se folosesc cuzineţi executaţi integral din materiale antifricţiune, cu rezistenţă medie şi mare.

De regulă, cuzineţii se execută bimetalici; stratul subţire de material antifricţiune se depunde prin turnare pe o bază (suport) de oţel sau fontă, iar la lagărele puternic solicitate pe o bază de bronz.

În producţia de serie mare sau de masă, cuzineţii se ştanţează dintr-o platbandă pe care este placat materialul antifricţiune.

Cuzineţii se montează în corpul lgărului cu strângere şi se asigură împotriva rotirii, prin ştift sau pinten de fixare.

Materialele pentru cuzineţi trebuie să prezinte o serie de proprietăţi: *mecano-tribologice*, *termice*, *tehnologice*, *economice*.

- **Proprietăţi mecano-tribologice**: coeficient de frecare cu materialul fusului cât mai mic; rezistenţă la uzare; rezistenţă la oboseala de contact; conformabilitate – proprietatea de a îngloba particule dure; rezistenţă la gripare şi coroziune; aderenţă cu lubrifiantul.
- **Proprietăţi termice**: conductibilitate termică mare, pentru evacuarea căldurii produse prin frecare; coeficient de dilataţie termică apropiat de cel al oţelului, pentru a evita variaţii mari ale jocului din lagăr.
- **Propietăţi tehnologice şi economice**: costuri de execuţie şi asamblare mici; deoarece materialele antifricţiune metalice sunt scumpe şi deficitare, se impune aplicarea acestora în straturi cât mai subţiri, cu o bună aderenţă la materialul de bază.

Materialele antifricţiune pentru cuzineţi pot fi: *aliaje feroase*, *aliaje neferoase*, *materiale sinterizate*, *materiale nemetalice*.

Materialele feroase (fonta cenuşie – Fc, fonta cu grafit nodular – Fgn, fonta maleabilă – Fma şi Fmn) se recomandă pentru cuzineţi monolit, în cazul vitezelor şi presiunilor reduse; se impune ca fusurile arborilor să fie cementate şi rectificate. În cazul solicitărilor dinamice, se recomandă oţelul grafitizat.

Materialele neferoase cuprind, în principal, bronzuri şi compoziţii pentru lagăre. Bronzurile pentru lagăre (pe bază de Cu-Sn, Cu-Pb, Cu-Pb-Sn, Cu-Al), turnate, se recomandă la cuzineţi monolit şi multistrat, la presiuni şi viteze ridicate. Compoziţiile pentru lagăre (aliaje Y-Pb-Sn), turnate, se recomandă la presiuni şi viteze ridicate, iar cele pe bază de aluminiu (Al-Sn, Al-Pb, Al-Pb-Cu), placate, se recomandă la cuzineţi subţiri, la viteze şi presiuni ridicate şi sunt rezistente la solicitări variabile; alte aliaje (pe bază de Ag, Zn, Mg,) au utilizări restrânse.

Materialele sinterizate moi (pe bază de Fe-C, Fe-Cu, Cu-Pb, Cu-Pb-Sn) se recomandă pentru cuzineţi masivi (poroşi – autolubrifianţi) şi multistrat subţiri, placaţi (neautolubrifianţi).

Carburile metalice dure se recomandă la lagăre cu gaze.

Materialele nemetalice pot fi: lemn (esenţe tari), materiale plastice (termorigide sau termoplaste), cauciuc, grafit, ceramică, pietre preţioase sau semipreţioase (în mecanica fină); unele sunt destinate lubrifierii cu apă sau gaz.

7.2.4.4. Ungerea lagărelor cu alunecare

Scopul ungerii lagărelor cu alunecare este multiplu: micşorarea pierderilor prin frecare; reducerea uzurii; evacuarea căldurii degajate ca urmare a frecării; asigurarea protecţiei anticorozive; amortizarea şocurilor şi vibraţiilor.

Lubrifianţii, după starea fizică, pot fi: lichizi (uleiuri minerale); consistenţi (unsori consistente); solizi (grafit coloidal, bisulfură de molibden etc.), cele mai folosite fiind uleiurile minerale şi unsorile consistente.

Uleiurile minerale sunt cele mai importante materiale de ungere, datorită înlocuirii frecării dintre fus şi cuzinet prin frecarea interioară a uleiului, coeficientul de frecare putând fi redus de până la 100 de ori şi în plus uleiul transportă căldura degajată în lagăr.

Cele mai importante proprietăţi ale uleiului sunt: *vâscozitatea* – proprietatea de a se opune deplasării unui strat de ulei în raport cu altul; *onctuozitatea* – capacitatea uleiului de a adera la suprafeţele pieselor şi de a forma pe acestea pelicule subţiri. Vâscozitatea caracterizează frecările interne din filmul de ulei şi depinde de temperatură şi presiune.

Unsorile consistente sunt dispersii de săpunuri metalice în uleiuri minerale, cele mai importante proprietăţi ale acestora fiind: *penetrarea* – proprietatea de a circula prin sistemul de alimentare cu lubrifiant; *punctul de picurare* – temperatura la care unsoarea începe să picure sub acţiunea greutăţii proprii (caracterizează rezistenţa termică a unsorii); *stabilitatea la umiditate* – menţinerea proprietăţilor în contact cu apa.

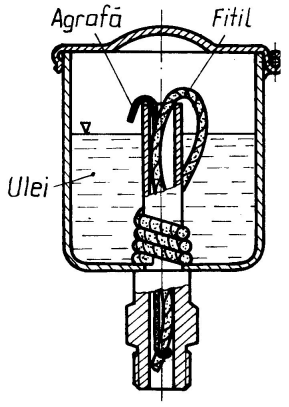


Fig.7.7

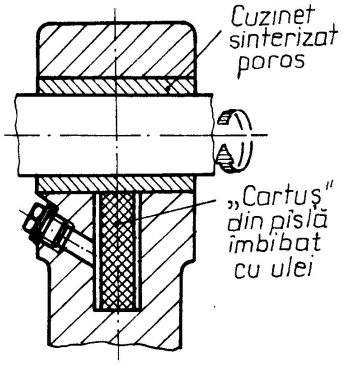


Fig.7.8

Unsorile consistente se recomandă la lagărele supuse unor sarcini reduse, cu funcţionare lentă, la care nu se degajă o cantitate mare de căldură, unsorile netransportând căldura degajată în lagăr.

Unsorile pe bază de calciu sunt rezistente la apă, cele pe bază de natriu au punct de picurare ridicat, iar cele pe bază de litiu sunt rezistente la apă şi se pot folosi într-o plajă mare de

temperaturi (-60 °C ... 200 °C).

Sistemul de ungere are rolul de a alimenta lagărul cu alunecare cu debitul de lubrifiant stabilit prin calcul şi se alege funcţie de tipul lubrifiantului folosit (ulei mineral sau unsoare consistentă).

Ungerea cu ulei se poate realiza prin mai multe sisteme:

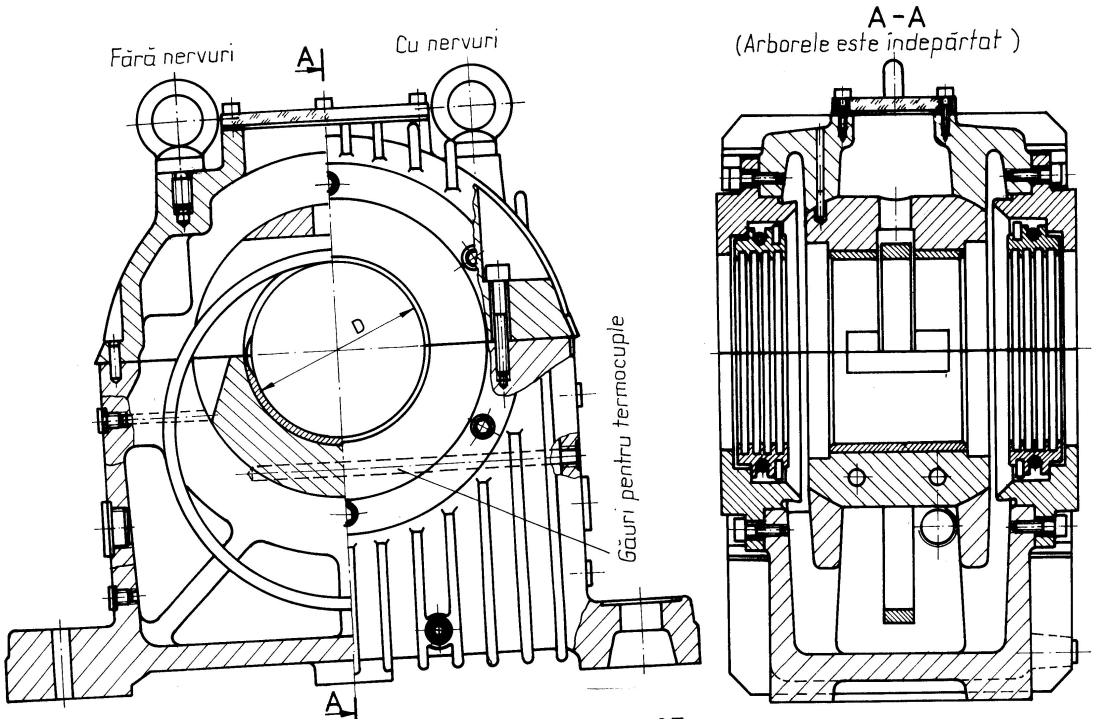


Fig.7.9

- *prin introducerea periodică a uleiului în lagăr*, prin orificiile de ungere (v. fig.7.6); se aplică la lagărele cu funcţionare periodică;
- *prin picurare*, cu ajutorul unui rezervor şi a unui fitil (fig.7.7);
- *prin capilaritate*, cu ajutorul unui cartuş din pâslă îmbibat cu ulei (fig.7.8);
- *prin intermediul unui inel de ungere* (fig.7.9), cufundat parţial în baia de ulei şi care transportă, prin aderenţă, uleiul în zona dintre fus şi cuzinet;
- *prin circuit exterior* (fig.7.10), în cazul unor viteze mari (până la 100 m/s);
- *prin pulverizare*, în cazul vitezelor foarte mari.

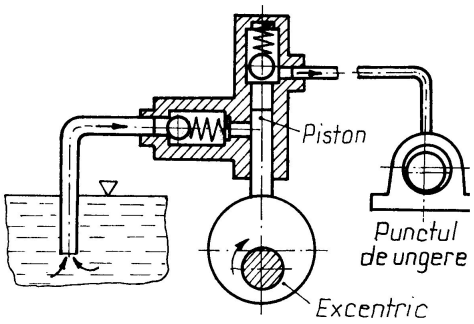


Fig.7.10

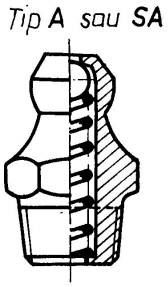


Fig.7.11

Introducerea uleiului în lagăr se face în zona jocului maxim, iar distribuţia acestuia pe lungimea lagărului se face cu ajutorul unor canale de ungere (buzunăraşe), plasate în zona neîncărcată a lagărului monobloc, la care cuzineţii sunt dintr-o bucată (v. fig.7.5), respectiv în planul de separaţie, la lagărele cu capac, la care cuzineţii sunt din două bucăţi (v. fig.7.6). Forma canalelor diferă

de la o construcție la alta, putând fi longitudinale, circulare sau combinate.

Ungerea cu unsoare consistentă se realizează cu ajutorul unui ungător cu bilă (fig.7.11) şi a unei pompe acționate manual (fig.7.12) sau cu ajutorul unui ungător cu pâlnie (fig.7.13).

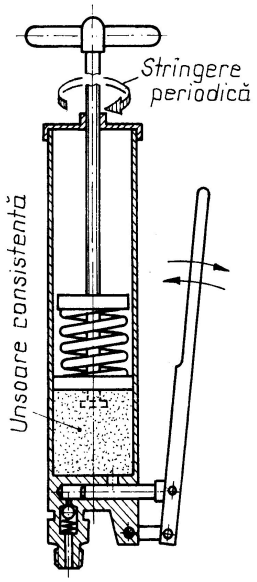


Fig.7.12

7.2.4.5. Reglarea jocului radial din lagăr

La lagărele cu capac, jocul radial se reglează prin apropierea relativă a capacului de corpul lagărului, fie prin prelucrarea suprafețelor de contact, fie prin intermediul unor garnituri de reglare.

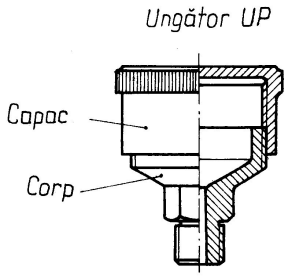


Fig.7.13

La lagărele monobloc, jocul radial se reglează prin deformarea radială a cuzinetului, care se execută la exterior conic şi este deplasat în direcție axială. Uneori fusul arborelui şi alezajul cuzinetului se execută conice şi reglarea jocului se realizează prin deplasarea axială relativă a celor două piese.

La lagărele monobloc, ca urmare a reglării jocului prin deformarea radială a cuzinetului sau prin deplasarea relativă dintre fus şi cuzinet – în cazul fusurilor conice – se obține o micşorare uniformă a jocului radial, iar la cele cu capac, reglarea se realizează numai în direcția deplasării. Şi într-un caz şi în celălalt, forma suprafeței uzate nu se corijează prin reglare, fiind necesară o strunjire interioară a cuzinetului.

7.3. LAGĂRE AXIALE HIDRODINAMICE

Lagărele cu alunecare axiale sunt destinate să preia forțele axiale care acționează asupra arborilor şi să realizeze fixarea axială a acestora. La forțe axiale mici, este suficient ca gulerele arborilor să se sprijine pe suprafețele frontale ale cuzineților lagărelor cu alunecare radiale.

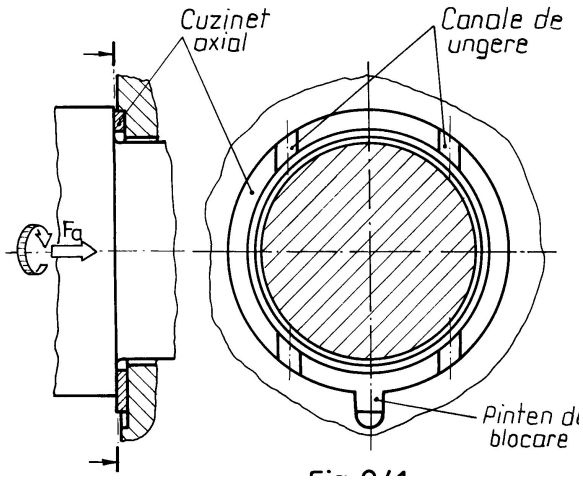


Fig.7.14

În fig.7.14 este prezentat un lagăr axial, la care cuzinetul are formă inelară şi este capabil să preia forțe axiale într-un singur sens.

Deoarece la aceste lagăre una din condițiile necesare formării filmului de lubrifiant autoportant nu este îndeplinită – lipseşte spațiul care se îngustează în mod treptat dintre fus şi cuzinet – acesta se creează în mod artificial, prin profilarea corespunzătoare a cuzinetului (executarea unor şanțuri şi teşituri pe suprafața cuzinetului – pe o singură parte sau pe două părți, în funcție de sensurile de rotație ale arborelui). Pentru obținerea ungerii hidrodinamice, se recomandă sectorizarea cuzinetului (fig.7.15, a) şi realizarea unor zone portante, prin profilarea

sectoarelor (fig.7.15, b) sau prin asigurarea mobilității acestora: sectoare oscilante (fig.7.15, c); sectoare rezemate elastic (fig.7.15, d).

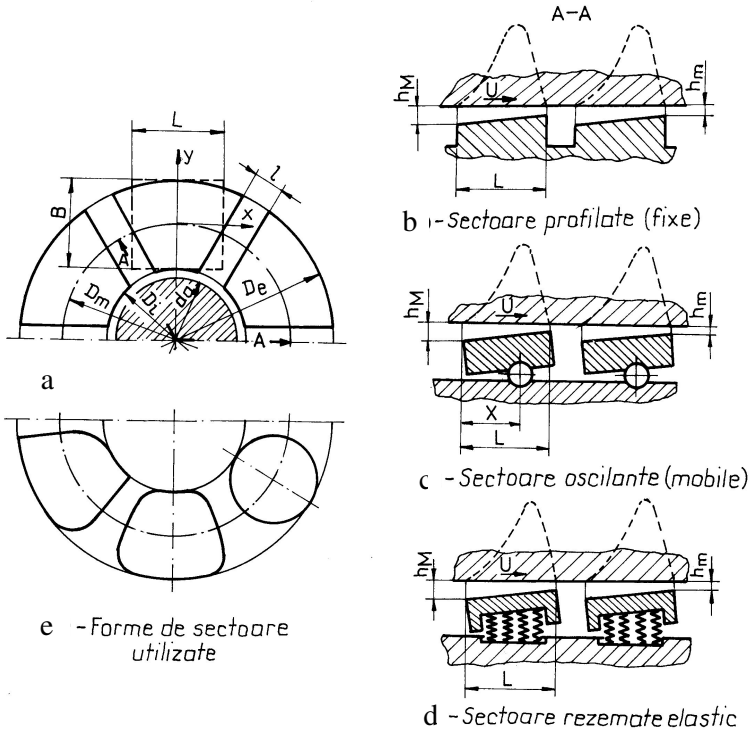


Fig.7.15

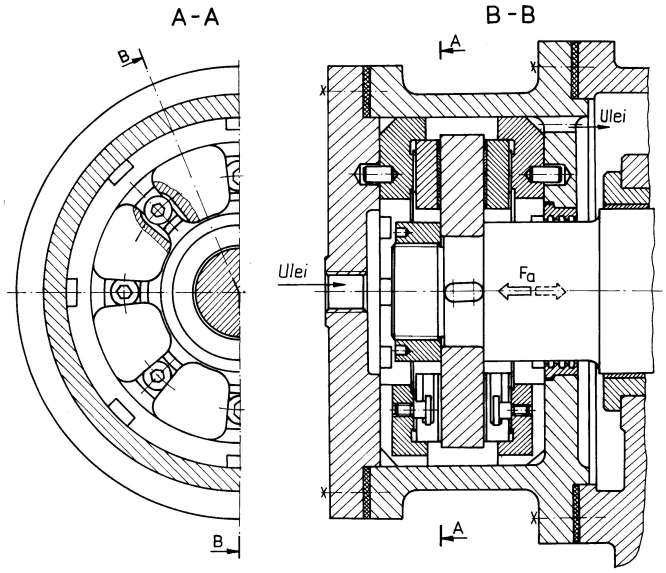


Fig.7.16

Segmenții cu autoreglare se așează automat sub un unghi optim, în funcție de regimul de lucru.

Lagărele axiale cu segmenți autoreglabili au capacitatea portantă de 6 ... 8 ori mai mare și pierderile prin frecare de 10 ... 20 ori mai mici decât cele cu segmenți cu suprafețe plane.

În fig.7.16 se prezintă desenul de construcţie al unui lagăr axial hidrodinamic bilateral – preia forţe axiale în ambele sensuri – pentru un abore orizontal, care lucrează la turaţii mari (pompe, turbine, compresoare etc.), cu ungere prin circuit exterior. Patina este fixată pe arbore printr-o pană paralelă şi o piuliţă, cuzineţii fiind executaţi sub formă de sectoare.

7.4. LAGĂRE HIDROSTATICE

La încărcări mari şi viteze reduse ale arborelui, nu se poate realiza filmul de lubrifiant autoportant care să poată prelua sarcina din lagăr şi apare pericolul unor uzuri mari.

În aceste cazuri, se recomandă folosirea lagărelor hidrostatice, la care lubrifiantul este introdus sub presiune, într-o cavitate specială, executată în mijlocul zonei solicitate a lagărului, iar de aici, prin nişte găuri de diametre mici (tuburi capilare), ajunge în nişte buzunăraşe longitudinale, executate în cuzinet, şi se repartizează pe toată lungimea acestuia. Între buzunăraşe există şanţuri pentru scurgerea lubrifiantului, executate paralel cu acestea. Presiunea lubrifiantului din buzunăraşe este inferioară celei din reţea.

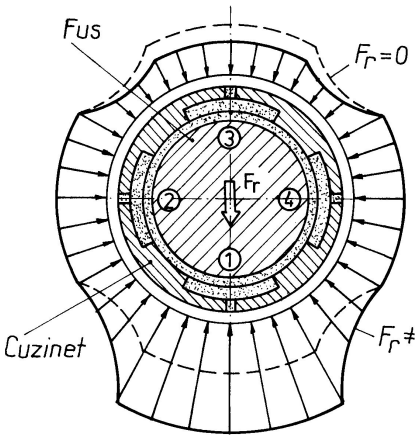


Fig.7.17

Avantajele lagărelor hidrostatice pot fi sistematizate astfel: coeficientul de frecare la pornire – oprire şi la viteze mici este apropiat de zero; posibilitatea reglării grosimii minime a filmului de lubrifiant, prin reglarea presiunii din reţeaua de alimentare; o bună răcire; precizie ridicată de poziţionare a fusului în cuzinet.

Pierderile totale de putere în lagărele hidrostatice de mare viteză, inclusiv consumul pompei de alimentare, sunt echivalente cu pierderile din lagărele hidrodinamice.

Lagărele radiale hidrostatice se execută cu patru sau şase buzunăraşe. În fig.7.17 este prezentată secţiunea printr-un lagăr radial hidrostatic prevăzut cu patru buzunăraşe, fiind reprezentată şi distribuţia circumferenţailă a presiunii pe suprafaţa fusului, atât pentru cazul lagărului încărcat ($F \neq 0$ – cu linie continuă) cât şi pentru cazul lagărului descărcat ($F=0$ – cu linie întreruptă). În cazul lagărului încărcat, presiunile din cele patru buzunăraşe sunt diferite, forţa portantă rezultând din însumarea vectorială a forţelor date de fiecare buzunăraş.

7.5. LAGĂRE HIBRIDE

Din dorinţa de a cumula avantajele diferitelor tipuri de lagăre, s-a ajuns la soluţia lagărului hibrid, la care portanţa este realizată pe mai multe căi.

Unul dintre acestea este lagărul hibrid hidrodinamico-hidrostatic. Pentru a micşora frecarea şi a evita uzarea la pornire şi la oprire, acesta funcţionează în regim hidrostatic. De la o anumită turaţie, la care sunt create condiţiile formării filmului de lubrifiant autoportant hidrodinamic, se opreşte pompa şi funcţionarea lagărului trece pe regim hidrodinamic.

Există o mare varietate de soluţii constructive de lagăre hibride, unele fiind preponderent hidrostatice, altele preponderent hidrodinamice.

7.6. LAGĂRE CU LUBRIFIANŢI NECONVENŢIONALI

7.6.1. Lagăre lubrifiate cu gaze

La viteze mari, pierderile prin frecare sunt foarte mari şi trebuie prevăzute instalaţii speciale de răcire. Există deci o viteză limită peste care folosirea lagărelor cu alunecare nu este raţională.

Mărirea vitezei limită a unui lagăr cu alunecare se realizează prin micşorarea vâscozităţii lubrifiantului, adică prin folosirea lubrificaţiei cu gaze, vâscozitatea acestora fiind de 100 ... 10000 de ori mai mică decât a lichidelor şi în plus acestea sunt compresibile, spre deosebire de lichide, care sunt practic incompresibile.

Reducerea vâscozităţii conduce la micşorarea frecărilor şi la scăderea nivelului termic, lagărele lubrifiate cu gaze putând lucra la turaţii de până la 600000 rot/min, în cazul frezelor dentare şi a aparaturii de precizie, dar vâscozitatea scăzută conduce la o capacitate portantă redusă, mai ales în cazul lagărelor gazodinamice.

O altă particularitate a gazelor este aceea că sunt stabile fizico-chimic în condiţii foarte diferite din punct de vedere termic, radioactiv etc., lubrificaţia cu gaze putând fi folosită în tehnica nucleară, construcţii aerospaţiale şi în alte domenii de vârf.

Cele mai întâlnite sunt lagărele lubrifiate cu aer, care pot fi gazodinamice sau gazostatice şi care se caracterizează prin simplitatea sistemului de alimentare.

Lagărele gazodinamice se alimentează din mediul ambiant. Aerul intră în interstiţiul fus-cuzinet în zona descărcată şi iese în zona încărcată, distribuţia presiunii în filmul de aer autoportant diferind mult de distribuţia presiunii în filmul de lubrifiant lichid, datorită existenţei unei zone de depresiune şi datorită compresibilităţii aerului.

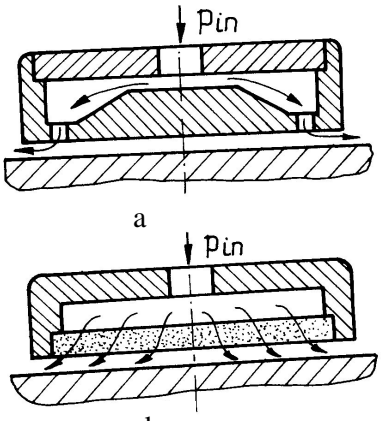


Fig.7.18

Lagărele gazostatice se caracterizează prin pomparea continuă a aerului, din exterior, în corpul lagărului. Din cauza compresibilităţii aerului, variaţia debitelor de intrare şi de ieşire nu mai este sincronă, ca în cazul lubrificaţiei hidrostatice, fiind necesară reducerea volumului buzunăraşelor sau înlocuirea lor prin canale şi orificii de alimentare (fig.7.18, a), în scopul evitării unor instabilităţi în funcţionarea lagărului; se mai poate alege alimentare aprin medii poroase (fig.7.18, b), echivalentă cu alimentarea printr-un număr foarte mare de orificii.

Siguranţa în funcţionare este legată de precizia de execuţie şi de netezimea suprafeţelor de lucru. Cuzineţii sunt executaţi dintr-un material antifricţiune, care permite funcţionarea lagărului şi în cazul când stratul de aer s-a distrus.

7.6.2. Lagăre lubrifiate cu apă

În cazul unor pompe care funcţionează în mediu umed sau sunt imersate în apă, folosirea lubrifianţilor convenţionali (uleiuri, unsori consistente) este dificilă şi uneori imposibilă.

În aceste situații se recurge la lubrificația cu apă, în regim hidrostatic. În acest caz, lagărul este format din doi semicuzineți din cauciuc, aplicați pe o bază metalică, care îmbracă fusul arborelui. Semicuzineții au la interior buzunăraşe longitudinale, în care se pompează apă sub presiune.

8. ETANŞĂRI [1, 3, 5, 8, 13]

8.1. CARACTERIZARE, DOMENII DE FOLOSIRE, CLASIFICARE

Etanşările sunt organe de maşini folosite pentru asigurarea etanşeităţii asamblărilor fixe sau mobile sau a subansamblelor maşinilor şi utilajelor, în vederea funcţionării acestora în condiţii optime.

Scopurile urmărite prin etanşare sunt: închiderea ermetică a unui spaţiu conţinînd un mediu sub presiune; separarea unor spaţii aflate sub presiuni diferie; protecţia unor spaţii conţinând lubrifianţi împotriva scurgerii acestora şi/sau împotriva pătrunderii unor corpuri străine din exterior.

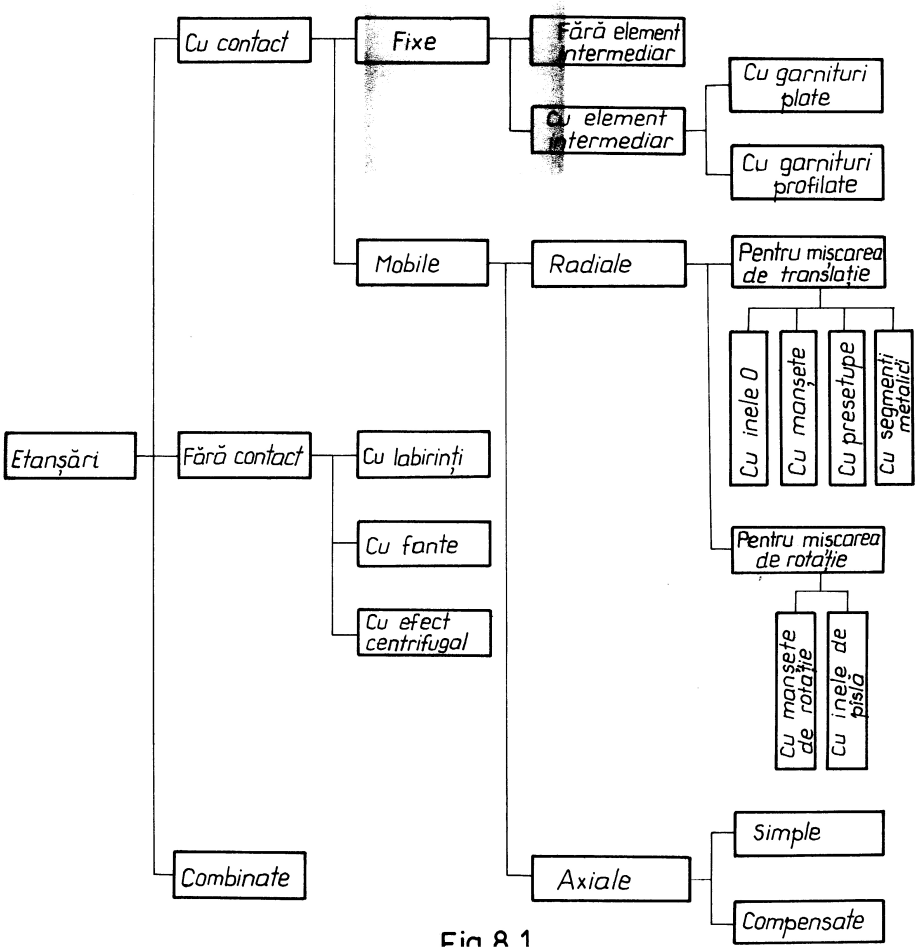


Fig.8.1

Principalele condiţii pe care trebuie să le îndeplinească un sistem de etanşare sunt: realizarea etanţeităţii; să fie fiabil; să aibă durabilitate ridicată; montarea şi demontarea să se facă uşor; întreţinerea să fie simplă; pierderile prin frecare să fie reduse; să aibă rezistenţă mecanică şi

chimică; să prezinte conductibilitate termică bună, pentru evacuarea căldurii degajate; să fie compatibil cu mediul etanşat.

Etanşările se folosesc: în construcţia recipienţilor, la sistemele hidraulice şi pneumatice de comandă şi acţionare ale maşinilor; în cadrul transmisiilor mecanice, la etanşarea lagărelor cu rulmenţi şi cu alunecare. O clasificare a etanşărilor, având în vedere particularităţile funcţionale şi constructive ale acestora, este prezentată în fig.8.1

8.2. ETANŞĂRI CU CONTACT

Sunt etanşările la care efectul de etanşare se realizează prin contactul direct dintre elementul elastic al etanşării şi suprafeţele de etanşat şi pot fi fixe sau mobile.

8.2.1. Etanşări fixe

Realizează etanşarea elementelor componente ale subansamblelor sau ansamblelor între care nu există mişcare relativă şi pot fi realizate fără sau cu elemente intermediare.

8.2.1.1. Etanşări fixe fără elemente intermediare

Etanşarea se realizează prin contactul direct al pieselor asamblate, suprafeţele ce vin în contact trebuind prelucrate foarte fin. Contactul are loc după o suprafaţă plană sau conică sau poate fi contact liniar (fig.8.2).

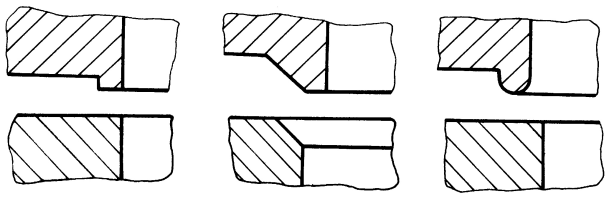


Fig.8.2

Forţa de apăsare a pieselor în contact trebuie să asigure, în exploatare, o presiune mai mare decât presiunea lichidului atanşat. Etanşările pe supafeţe conice se folosesc la organele de închidere a fluidelor (robineţi – fig.8.3) sau la fitingurile pentru asamblarea conductelor (fig.8.4).

8.2.1.2. Etanşări fixe cu elemente intermediare

Se folosesc la etanşarea conductelor, cazanelor, capacelor de reductoare etc., elementul intermediar fiind o garnitură

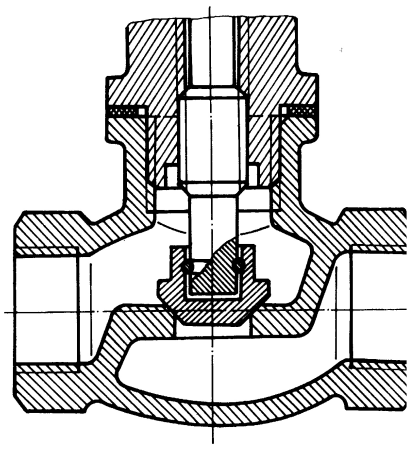


Fig.8.3

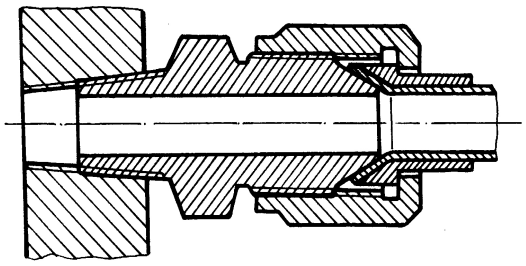
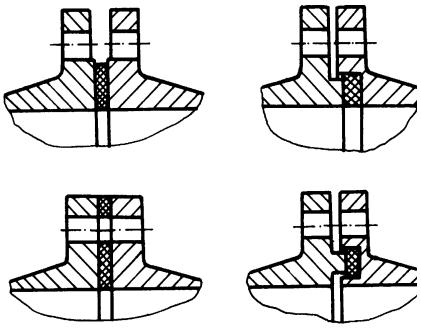


Fig.8.4

plată sau profilată. Aceasta se strânge între elementele etanşate, astfel ca în exploatare să rămână pe garnitură o presiune suficientă pentru păstrarea etanşeităţii.

Etanşarea cu garnituri plate. Garniturile se montează liber între suprafeţele etanşate (fig.8.5, a) – în cazul presiunilor mici ale fluidului etanşat sau a lipsei presiunii – sau în canale (fig.8.5, b) – în cazul presiunilor mari, când apare pericolul expulzării garniturii. În cazul rulmenţilor, aceste etanşări se întâlnesc la asamblarea dintre capacele de rulment şi carcasă (fig.8.6). Materialele pentru garnituri pot fi materiale elastice (cauciuc, aluminiu, cupru, oţel etc.) sau materiale care se deformează plastic (plută etc.).



a b

Fig.8.5

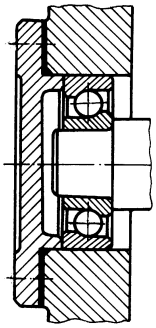


Fig.8.6

Etanşări cu garnituri profilate. Se pot executa din materiale moi sau dure, alegerea materialului făcându-se ţinând seama de natura fluidului etanşat, de presiunea şi temperatura de lucru a acestuia şi de durabilitatea necesară.

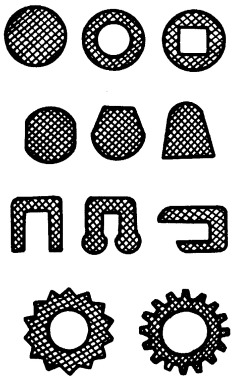
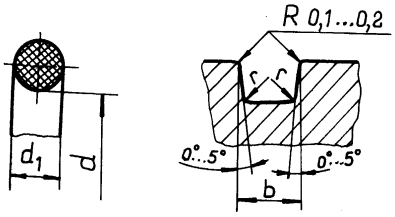
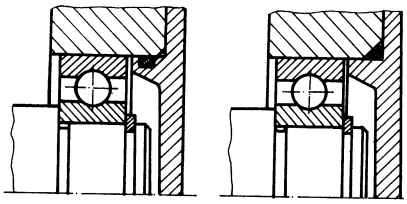


Fig.8.7



a b

Fig.8.8



a b

Fig.8.9

Garniturile profilate din materiale moi asigură etanşarea prin deformare elastică şi se execută sub formă de şnururi de secţiuni diferite (fig.8.7), care se montează în canale cu adâncimi mai mici decât dimensiunea garniturii pe direcţia de strângere, dar cu lăţimi mai mari, pentru a asigura spaţiul necesar deformării garniturii. Cele cu profil deschis se folosesc ca etanşări de protecţie (etanşarea geamurilor la autovehicule). Mult folosite sunt inelele O (fig.8.8, a), montate în locaşuri de formă dreptunghiulară (fig.8.8, b), ca în exemplul din fig.8.9, a; uneori se montează în locaşuri cu secţiune triunghiulară, ca în exemplul din fig.8.9, b.

Garniturile profilate din materiale dure asigură etanşarea prin deformarea elasto-plastică a materialului garniturii şi se folosesc la etanşarea suprafeţelor în cazul funcţionării la presiuni şi temperaturi mari sau în cazul unor medii speciale. În fig.8.10 este prezentată asamblarea dintre două flanşe, la care etanşarea se realizează cu garnitură metalică profilată.

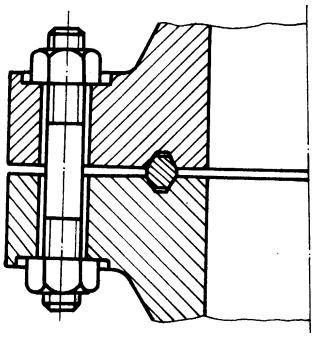


Fig.8.10

8.2.2. Etanşări mobile radiale

Realizează etanşarea la nivelul suprafeţei de contact dintre arbore sau alezaj şi elementul elastic al etanşării.

8.2.2.1. Etanşări mobile radiale pentru mişcarea de translaţie

Etanşări cu inele O. Inelele O se montează în locaşuri de secţiune dreptunghiulară – executate în arbore sau alezaj – cu o precomprimare, care asigură etanşarea ansamblului până la intrroducerea fluidului (fig.8.11, a); după introducerea fluidului, inelul se deformează şi se creează un contact sigur cu suprafeţele etanşate (fig.8.11, b). Pentru evitarea extrudării inelului (fig.8.11, c), la presiuni mari, se folosesc inele laterale de reazem (fig.8.11, d), confecţionate din teflon sau cauciuc dur. Aceste etanşări asigură etanşarea în ambele sensuri şi se recomandă la diametre mici, curse scurte şi presiuni medii, fiind folosite la acţionările pneumatice sau hidraulice.

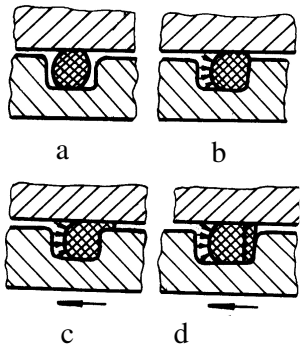


Fig.8.11

Etansări cu manşete. Realizează etanşarea prin contactul dintre buza de etanşare a elementului elastic şi suprafaţa etanşată. Forţa de apăsare, din zona de contact, obţinută la montaj, prin deformarea elastică a garniturii, este majorată, în timpul funcţionării, de presiunea fluidului de etanşat. Muchia buzei de etanşare trebuie să fie îndreptată spre mediul etanşat, aflat sub presiune.

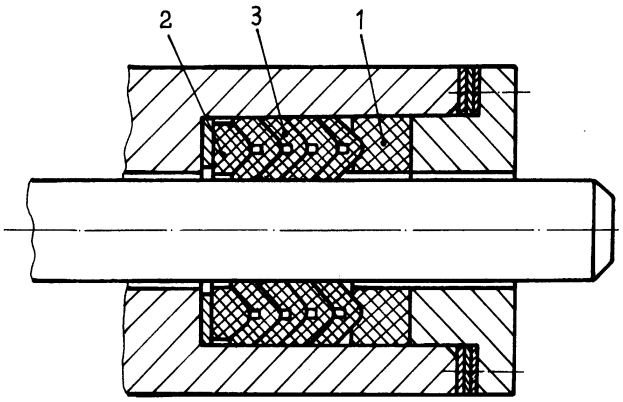


Fig.8.12

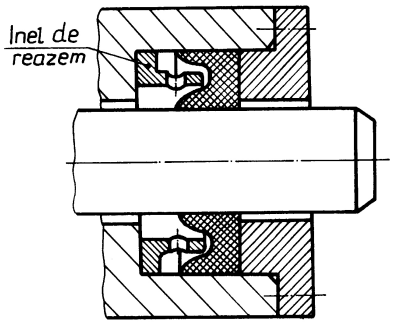


Fig.8.13

• *Garniturile manşetă cu profil V* se folosesc pentru etanşarea mediilor cu presiuni mari şi viteze de deplasare mici, la etanşarea pistoanelor pompelor cu dublă acţiune şi la cilindrii de lucru ai preselor. Sistemul de etanşare conţine (fig.8.12) un inel de presare *1*, un inel de reazem *2* şi un pachet de manşete *3*, cu profil V, cu buze de etanşare interioare şi exterioare.

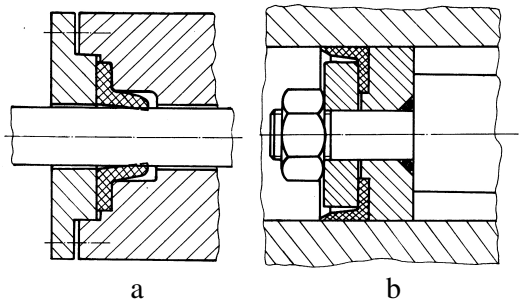
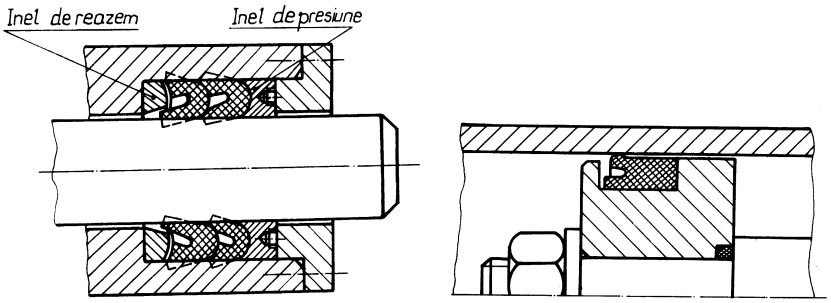


Fig.8.14

• *Garniturile manşetă cu profil* U se montează singure, nefiind presate axial, şi se recomandă la etanşarea pistoanelor, tijelor sau plunjerelor. Pe partea buzelor de etanşare, se montează un inel de reazem, prevăzut cu găuri radiale, pentru egalizarea presiunii pe cele două buze de etanşare (fig.8.13).

• *Garniturile manşetă cu profil* L au o singură buză de etanşare şi pot fi de tip LI (fig.8.14, a), în cazul etanşării tijelor, sau de tip LE, în cazul etanşării pistoanelor (fig.8.14, b).

• *Garniturile manşetă cu profil* J au o buză de etanşare lungă şi elastică şi o porţiune mai scurtă şi mai rigidă, în formă de cârlig. La etanşarea spre interior, se folosesc garnituri de tip JI (fig.8.15, a), care se montează în seturi şi mai cuprind un inel de presiune şi altul de reazem; la etanşarea spre exterior, se folosesc garnituri de tip JE (fig.8.15, b). Acest tip de garnituri se folosesc în condiţiile unor interstiţii mari, a unor solicitări importante şi când se impun durate mari de funcţionare.



a b

Fig.8.15

Etanşările cu presetupe se folosesc în cazul armăturilor, pentru etanşarea fluidelor (fig.8.16). Prin strângerea piuliţelor, bucşa presează garnitura, care îmbracă tija, realizând între acestea un contact intim. În timp, garniturile se uzează, fiind necesară strângerea piuliţelor, pentru refacerea etanşării. Garniturile se execută din şnur de cânepă, impregnat cu unsoare, ţesături cauciucate, fibră de sticlă, inele de cauciuc etc.

Etanşările cu segmenţi metalici se folosesc în cazul presiunilor şi temperaturilor mari, când nu pot fi folosite alte tipuri de etanşări (la etanşarea pistoanelor de la motoarele termice sau compresoare etc.). Segmenţii se execută din fontă cenuşie, eventual cu adaos de siliciu.

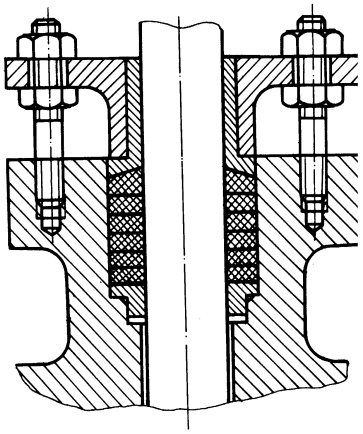
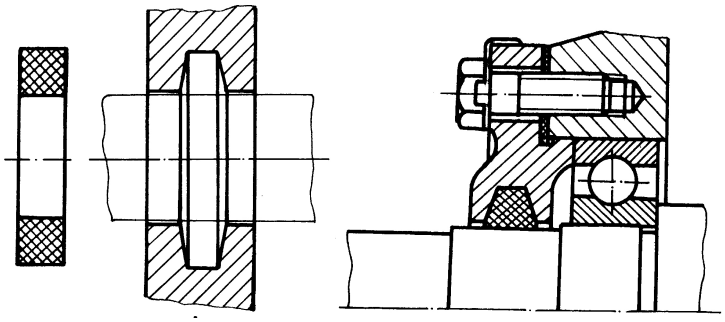


Fig.8.16

8.2.2.2. Etanşări mobile radiale pentru mişcarea de rotaţie

Etanşările cu inele de pâslă se folosesc în condiţii normale de lucru, fiind simple şi ieftine. Acestea se recomandă la viteze periferice ale arborelui, în dreptul inelului, sub 5 m/s, iar în cazul suprafeţelor lustruite şi inele executate din pâslă de calitate superioară, se poate ajunge la 7 ... 9 m/s, temperatura de lucru nedepăţind 90°C. Înainte de montare, inelul de pâslă se îmbibă într-o soluţie fierbinte de ulei şi parafină, pentru a micşora frecarea pe suprafaţa arborelui şi a reduce uzura acestuia. Se recomandă ca porţiunea respectivă de arbore să fie cromată dur şi

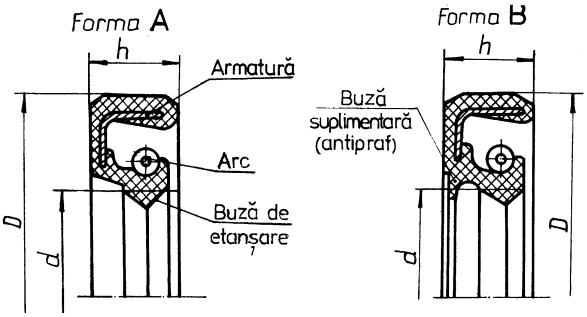


a b c

Fig.8.17

lustruită sau să aibă duritatea de cel puţin 45 HRC, iar bătaia radială să nu depăşească 0,1 mm, la viteze periferice de până la 5 m/s şi 0,06 mm, la viteze periferice cuprinse în intervalul 5 ... 9 m/s. Inelele, de secţiune dreptunghiulară (fig.8.17, a), se montează cu strângere, într-un canal cu secţiune trapezoidală (fig.8.17, b), după montare inelul luând forma canalului (fig.8.17, c).

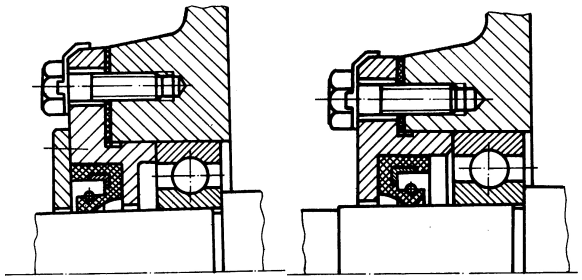
Etanşările cu garnitură manşetă de rotaţie se folosesc în condiţii de etanşare mai severe, la viteze periferice până la 10m/s, temperaturi de funcţionare cuprinse între -30°C şi 200°C şi diferenţe de presiuni sub 0,05 MPa. Ele se execută în forma A şi forma B – cu buză suplimentară pentru reţinerea prafului (fig.8.18, a şi, respectiv, b). Diferenţa dintre diametrul arborelui şi cel al buzei de etanşare face ca în stare montată buza de etanşare să exercite o anumită apăsare pe suprafaţa de contact cu arborele, iar pentru menţinerea acestei apăsări, în jurul buzei de etanşare se montează un arc elicoidal.



a b

Fig.8.18

Există o mare diversitate de forme constructive de manşete de rotaţie, atât pentru etanşări de tip arbore cât şi pentru etanşări de tip alezaj, cele cu etanşare în ambele sensuri şi cele cu buză auxiliară antipraf recomandându-se numai când mediul de lucru impune neapărat folosirea lor, din cauza forţelor de frecare mari.



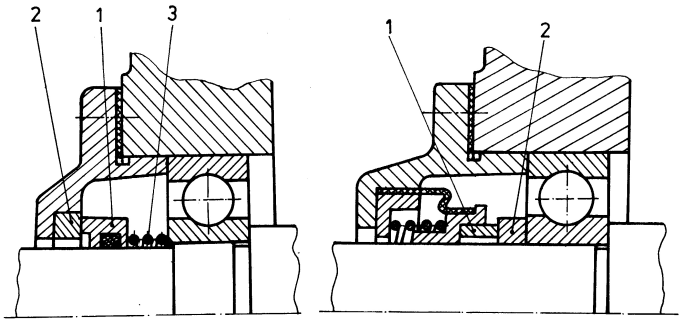
a b

Fig.8.19

Manşetele de rotaţie sunt confecţionate din cauciuc sintetic şi se recomandă atât în cazul ungerii cu ulei cât şi cu unsoare consistentă, suprafaţa fusului arborelui trebuind să fie prelucrată fin şi să aibă o duritate minimă de 45 HRC.

În fig.8.19 se prezintă exemple de folosire a manşetelor de rotaţie împotriva pătrunderii impurităţilor din exterior (fig.8.19, a), respectiv a scurgerii lubrifiantului din lagăr (fig.8.19, b).

8.2.3. Etanşări mobile axiale



a b

Fig.8.20

Se folosesc în condiţii extreme: temperaturi între -200°C şi 650°C, presiuni până la 50 MPa, viteze până la 200 m/s, etanşarea fluidelor corozive.

Etanşarea se realizează prin contactul dintre piesele *1* şi *2* ale etanşării prezentate în fig.8.20, a. Inelul rotitor *1*, deplasabil axial, este apăsat pe inelul fix *2*, de către arcul *3*, împiedicându-se scurgerea fluidului printre cele două

suprafeţe în contact. Inelul deplasabil axial este prevăzut la interior cu o etanşare cu inel O şi este executat dintr-un material antifricţiune, iar inelul fix este executat dintr-un material dur. La varianta din fig.20, b, inelul fix *1* este etanşat faţă de capac printr-un burduf de cauciuc.

În fig.8.21 se prezintă etanşarea axială cu inele NILOS, folosită la etanşarea rulmenţilor. Inelul, confecţionat din tablă subţire şi elastică, are un capăt fixat de unul din inelele rulmentului, celălalt capăt fiind în contact elastic cu cel de-al doilea inel.

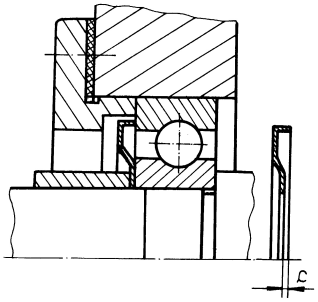


Fig.8.21

8.3. ETANŞĂRI FĂRĂ CONTACT

Se folosesc în cazurile în care etanşările cu contact nu pot fi folosite din cauza vitezelor şi/sau temperaturilor mari, având avantajul de a lucra fără frecări şi fără uzuri. Etanşarea se obţine prin realizarea unui interstiţiu, de dimensiuni mici, între piesele în mişcare relativă – care să împiedice scurgerea lubrifiantului – sau a unui sistem de canale – care să micşoreze energia cinetică a lubrifiantului, care tinde să se scurgă din lagăr. Interstiţiile şi canalele se umplu, la montaj, cu unsoare consistentă, indiferent de natura lubrifiantului folosit pentru ungere.

Etanşarea simplă cu fantă (fig.8.22) se recomandă în cazul ungerii cu unsoare consistentă. Eficacitatea etanşării creşte cu lungimea fantei, rugozitatea fantei alegându-se mai mare de 12,5 μm.

Etanşarea simplă cu fantă şi canale circulare (fig.8.23) realizează o creştere a eficacităţii etanşării, datorită canalelor circulare.

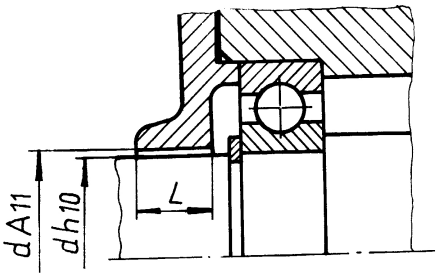


Fig.8.22

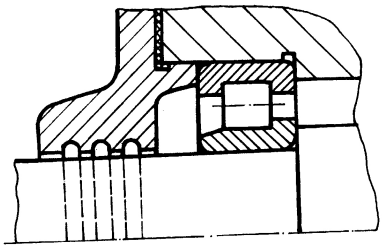


Fig.8.23

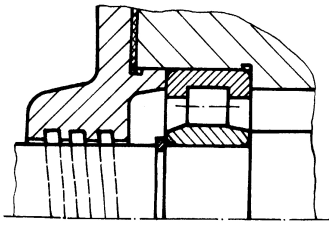
Etanşarea cu fantă şi canale elicoidale (fig.8.24) se recomandă în cazul ungerii cu ulei. Sensul canalelor elicoidale se alege astfel încât lubrifiantul care ajunge în dreptul canalelor să fie dirijat spre interiorul lagărului. Canalele pot fi realizate în interiorul capacului (fig.8.24, a) sau pe arbore (fig.8.24, b).

Etanşările simple cu fante sau cu fante şi canale circulare se recomandă în cazul unor medii curate şi uscate.

Etanşările cu labirinţi se folosesc la funcţionarea în medii impure. Etanşarea se realizează prin intermediul unui spaţiu sub formă de labirint, creat între piesele rotitoare şi cele fixe, labirintul fiind format dintr-o serie de ştrangulări, urmate de spaţii care se lărgesc brusc (fig.8.25). Etanşarea se datoreşte faptului că viteza fluidului se micşorează prin turbioanele care se creează în spaţiul lărgit, ce urmează după ştrangulare, astfel că în dreptul ştrangulării următoare viteza lubrifiantului este mult mai mică. Cu cât numărul ştrangulărilor şi spaţiilor lărgite este mai mare, cu atât eficacitatea etanşării creşte.

Pentru a împiedica pătrunderea impurităţilor din exterior, în labirint se introduce unsoare consistentă, rugozitatea suprafeţelor labrintului trebuind să fie mai mare de 12,5 μm, pentru a se asigura menţinerea unsorii.

Etansările cu labirinţi pot fi: cu labirinţi axiali (v. fig.8.25), dispuşi paralel cu axa arborelui, folosiţi atât la carcasele cu plan de separaţie cât şi la cele fără plan de separaţie; cu labirinţi radiali, dispuşi perpendicular pe axa arborelui, folosiţi numai în cazul carcaselor cu plan de separaţie.



a

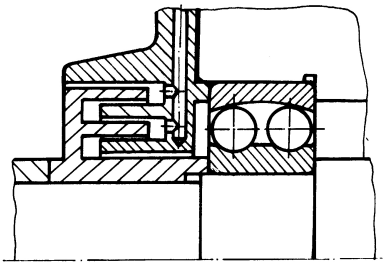
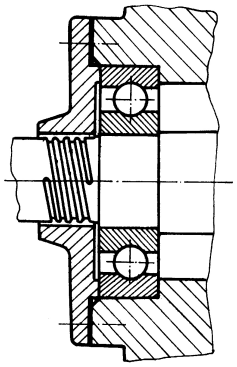


Fig.8.25



b

Fig.8.24

Etanşările cu şaibe de reţinere (fig.8.26) împiedică pătrunderea uleiului în corpul lagărului şi scurgerea unsorii consistente – folosite la ungerea rulmentului – din lagăr în baia transmisiei. Şaibele de reţinere, denumite şi deflectoare, se execută din tablă, prin ştanţare, sau se obţin prin prelucrări mecanice.

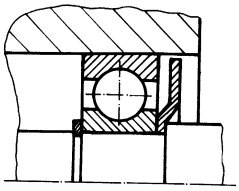


Fig.8.26

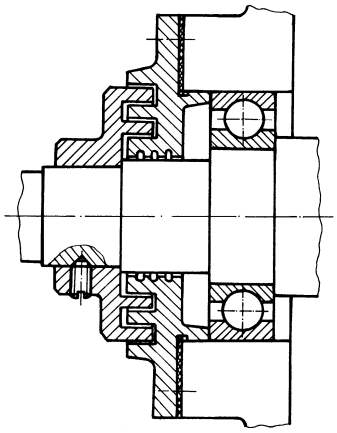


Fig.8.27

8.4.ETANŞĂRI COMBINATE

Sunt combinaţii de etanşări cu contact şi/sau fără contact, folosite atunci când se urmăreşte creşterea eficacităţii etanşării sau realizarea unei bune etanşări în ambele sensuri. În fig.8.27 este prezentată o etanşare combinată, compusă dintr-o etanşare simplă cu fantă şi canale circulare şi o etanşare cu labirint axial. Etanşarea cu fantă şi canale circulare împiedică scurgerea lubrifiantului din lagăr, iar etanşarea cu labirint axial împiedică pătrunderea impurităţilor în lagăr; se recomandă pentru lagăre care funcţionează la viteze şi/sau temperaturi mari, în medii impure.

BIBLIOGRAFIE

- **Bibliografie de bază**

1. Chişiu, A. ş.a. Organe de maşini. Bucureşti, Editura Didactică şi Pedagogică, 1981.
2. Drăghici, I., Jula, A., Rădulescu, C. D., Chişu, E. Organe de maşini, vol.I. Universitatea din Braşov, 1980.
3. Drăghici, I., Jula, A., Rădulescu, C. D., Chişu, E., Achiriloaie, I., Ciobotă, M., Bejan, C., Moldovean, Gh. Organe de maşini, vol.II. Universitatea din Braşov, 1980.
4. Gafiţanu, M. ş.a. Organe de maşini, vol.I. Bucureşti, Editura Tehnică, 1981.
5. Gafiţanu, M. ş.a. Organe de maşini, vol.II. Bucureşti, Editura Tehnică, 1983.
6. Gafiţanu, M., Bostan, I., Racocea, C., Dulgheru, V., Hagiu, Gh., Jula, A., Chişu, E., Moldovean, Gh. Organe de maşini, vol.I. Bucureşti, Editura Tehnică, 1999.
7. Gafiţanu, M., Bostan, I., Racocea, C., Dulgheru, V., Hagiu, Gh., Jula, A., Chişu, E., Moldovean, Gh. Organe de maşini, vol.II. Bucureşti, Editura Tehnică, 2002.
8. Jula, A., Chişu, E., Moldovean, Gh., Velicu, D., Achiriloaie, I., Vişa, I., Marin, Gh. Organe de maşini, vol.I. Universitatea din Braşov, 1986.
9. Jula, A., Chişu, E., Moldovean, Gh., Pascovici, M., Velicu, D., Cârciumaru, Gh., Marin, Gh., Vişa, I., Ciobanu, M., Radu, A., Diaconescu, D. V. Organe de maşini, vol.II. Universitatea din Braşov, 1989.
10. Manea, Gh. Organe de maşini, vol.I. Bucureşti, Editura Tehnică, 1970.
11. Niemann, G. Maschinenelemente, Brand I. Berlin – Heidelberg – New York, Springer Verlag, 1975.
12. Rădulescu, C. D. ş.a. Organe de maşini, vol.I. Universitatea din Braşov, 1981.
13. Rădulescu, C. D. ş.a. Organe de maşini, vol.II. Universitatea din Braşov, 1981.
14. Reşetov, D. N. Machine design. Moscova, Mir publishers, 1978.

- **Bibliografie suplimentară**

1. Chişu, E., Moldovean, Gh., Velicu, D., Mogan, Gh., Jula, A., Florea, V., Eftimie, E., Velicu, R., Stroe, I. Cuplaje mecanice intermitente. Braşov, Editura Lux Libris, 1998.
2. Chişu, E., Moldovean, Gh., Velicu, D., Mogan, Gh., Jula, A., Florea, V., Eftimie, E., Velicu, R., Stroe, I., Lateş, M. Cuplaje mecanice intermitente şi cu contacte mobile. Braşov, Editura Lux Libris, 1999.
3. Drăghici, I., Chişu, E., Jula, A., Preda, L. Organe de maşini. Culegere de probleme. Bucureşti, Editura Tehnică, 1975.
4. Drăghici, I. ş.a. Calculul şi construcţia cuplajelor. Bucureşti. Editura Tehnică, 1978.

5. Drăghici, I., Jula, A., Chişu, E., Rădulescu, C. D., Alexandru, P., Apetrei, Gh., Tănăsescu, I., Achiriloaie, I., Moldovean, Gh., Ciobotă, M., Cismaru, I. Organe de maşini. Probleme. Bucureşti, Editura Didactică şi Pedagogică, 1980.
6. Drăghici, I., Pascovici, M., Jula, A., Rădulescu, C. D., Bejan, C., Chişu, E., Ciobanu, M., Moldovean, Gh., Petrescu, N., Ciobotă, M., Cernahoschi, M., Lichitiu, D. Îndrumar de proiectare în construcția de maşini, vol.I. Bucureşti, Editura Tehnică, 1981.
7. Drăghici, I. ş.a. Îndrumar de proiectare în construcția de maşini, vol.II. Bucureşti, Editura Tehnică, 1982.
8. Jula, A., Moldovean, Gh., Rădulescu, C. D., Chişu, E., Vişa, I., Voicu, L., Tănăsescu, I., Ciobanu, M. Montaje cu rulmenți. Îndrumar de proiectare. Universitatea din Braşov, 1979.
9. Jula, A., Chişu, E., Moldovean, Gh., Rădulescu, C. D., Tănăsescu, I., Radu, A, Săvescu, D., Mogan, Gh., Ciobotă, M., Marin, Gh., Stroe, I., Vântu, M., Apetrei, Gh., Oprean, D., Velicu, R., Bârsan, A., Cozma, R., Talabă, D. Organe de maşini. Îndrumar pentru lucrări de laborator. Universitatea Transilvania din Braşov, 1992.
10. Jula, A., Chişu, E., Moldovean, Gh., Velicu, D., Săvescu, D., Mogan, Gh., Velicu, R., Eftimie, E., Pozna, C., Oprean, D., Lateş, M. Mecanisme şurub-piuliță. Îndrumar de proiectare. Braşov, Editura Lux Libris, 2000.
11. Jula, A., Mogan, Gh., Dudiță, Fl., Diaconescu, D. V., Chişu, E., Moldovean, Gh., Stroe, I., Eftimie, E., Lateş, M., Budală, A., Cristescu, R., Radu, M. Cuplaje mecanice cu contacte mobile. Braşov, Editura Universității Transilvania, 2003.
12. Moldovean, Gh., Bostan, I., Jula, A., Chişu, E., Vişa, I., Velicu, D., Velicu, R., Oprean, D., Eftimie, E. Proiectarea arborilor drepți din transmisiile mecanice. Universitatea Transilvania Braşov, 1995.
13. Moldovean, Gh., Chişu, E., Jula, A., Velicu, R., Vişa, I., Eftimie, E., Velicu, D., Oprean, D., Vântu, M. Calculul şi proiectarea formei arborilor drepți. Braşov, Editura Lux Libris, 1998.

Universitatea Tehnică Gheorghe Asachi din Iași

Facultatea de Știința și Ingineria Materialelor

Materiale avansate şi tehnici de analiză experimentală

MATERIALE CERAMICE AVANSATE

Note de curs

Nicanor Cimpoeșu

Domeniul materialelor ceramice structurale avansate este recunoscut pe scară largă ca fiind un domeniu din ce în ce mai important pentru oamenii de știință din aria ingineriei materialelor, tehnologiilor spațiale, al ingineriei mecanice și tribologice, biotehnologii, chimiei și al domeniului medical. Evoluțiile recente în ceea ce privește înțelegerea noțiunilor fundamentale ale științei materialelor au permis un progres impresionant în încercările de a dezvolta materialele ceramice structurale inteligente și foarte dure. Progresul în domeniul materialelor ceramice structurale avansate necesită în mod clar o înțelegere aprofundată a mai multor discipline, precum și dezvoltarea de noi metodologii de proiectare pentru a obține proprietăți noi și mai bune în termeni de performanță fizică, tribologică, comportament la temperaturi ridicate și chiar în medii biologice. Din această perspectivă, acest curs a fost structurat în diverse secțiuni tematice, fiecare dintre ele conținând un număr de subcapitole.

Prima secțiune a acestui curs a fost concepută pentru a facilita înțelegerea acestui domeniu cititorilor care nu au cunoștințe în domeniul procesării și al proprietăților materialelor ceramice structurale. Concepând conținutul acestui curs, dorim să motivăm studenții și tinerii cercetători, dar și să oferim experților din domeniu un echilibru normal de subiecte pentru activitățile didactice și academice. Este de așteptat ca de acest curs, dacă este folosit ca text, să beneficieze studenții din anii superiori de la ciclurile de licență și de master dar și cei din primul an al ciclului de pregătire doctorală.

Acest curs ilustrează câteva exemple recente ale dezvoltării de noi compoziții a materialelor ceramice sau a ceramicilor cu microstructură fină și proprietăți pentru diverse aplicații inginerești, acoperind în același timp elementele fundamentale necesare pentru a înțelege progresul realizat în știința materialelor ceramice. În acest curs sunt descrise în mod adecvat elementele fundamentale ale proprietăților mecanice și ale prelucrării materialelor ceramice, subliniind în același timp unele dintre progresele recente în instrumentele de prelucrare pentru fabricarea materialelor ceramice masive sau sub formă de straturi subțiri pentru acoperire.

În plus, autorii consideră de o importanță deoasebită materialele ceramice foarte dure (faze MAX, zirconia [ZrO_2] și ceramică pe bază de SiAlON) proiectate pentru aplicații structurale. Utilizarea ceramicii avansate sub forma de acoperiri pentru aplicații de înaltă temperatură este, de asemenea, abordată. În plus, această carte tratează în mod pertinent o nouă și atrăgătoare zonă, respectiv cea a compozitelor și a biomaterialelor nanoceramice. O caracteristică importantă a acestui curs este aceea că două secțiuni revizuiesc și reîmprospătează familiarizarea cititorului cu fundamentele corelației structură-proprietate, precum și cu aspectele de bază ale procesării, iar secțiunile ulterioare care acoperă domeniile tematice încep,

de asemenea, cu un capitol general pentru o înțelegere mai ușoară a întregului conținut al cursului. Fiecare zonă tematică acoperă, de asemenea, cele mai importante sisteme ceramice.

CUVÂNT ÎNAINTE

Materialele ceramice sunt recunoscute de mult timp ca materiale fragile, ceea ce la rândul său le-a limitat aplicațiile. Cu apariția ceramicilor mai dure, totuși, utilitatea lor a crescut concomitent. Acest curs explică cum și de ce materialele ceramice structurale avansate reprezintă astăzi o industrie de miliarde de dolari care este încă în creștere. Ceramica este din ce în ce mai utilizată atât sub formă monolitică și sub formă compozită, în aplicații avansate aerospațiale, auto, biomedicale, industriale și de consum. Marea majoritate a cărților care tratează subiectul ceramicii structurale și a utilizărilor lor sunt compilații editate sau lucrări de la conferințe, care sunt de puțin folos pentru cineva care încearcă să obțină o abordare mai bună a subiectului. Deoarece sunt orientate către cercetători și oameni de știință care sunt mai mult sau mai puțin familiarizați cu subiectele la îndemână, aceste compilații nu încearcă să explice știința fundamentală din spatele subiectelor pe care le discută. Acest curs încearcă să reducă decalajul de la elementele de bază la aplicațiile care folosesc materiale ceramice.

Acest curs este împărțit în șapte secțiuni. Prima, introduce ceramica și elementele de bază din spatele formării lor, precum și proprietățile lor mecanice și modul în care sunt cuantificate. A doua secțiune tratează sinteza pulberilor ceramice, compactarea și sinterizarea acestora pentru obținerea produselor finale. Al treilea trece în revistă acoperirile și pulverizarea termică a materialelor ceramice. Secțiunea IV se referă la durificarea zirconiului, a SiAlON-urilor și a fazelor MAX. Secțiunea V are în vedere ceramicele folosite la temperaturi ultra-ridicate și prelucrarea lor, proprietățile mecanice și rezistența la oxidare. Penultima secțiune trece în revistă lucrările privind ceramica nanostructurată, atât sub formă monolitică, cât și sub formă compozită. Ultima secțiune tratează bioceramica și utilizările acestora.

CAPITOLUL 1.
FUNDAMENTELE NATURII ȘI A CARACTERISTICILOR MATERIALELOR CERAMICE

MATERIALELE CERAMICE: DEFINIȚIE ȘI CARACTERISTICI

În acest capitol, sunt discutate proprietățile generale ale materialelor ceramice cu referire la alte clase primare de materiale. Mai mult, este abordată necesitatea dezvoltării ceramicilor de înaltă rezistență, cu duritate ridicată, rezistență mecanică și rezistență la uzură. Sunt discutate și teme legate de dezvoltarea materialelor ceramice pentru aplicații la temperaturi ridicate.

1.1. CLASIFICAREA MATERIALELOR

Există un consens general legat de faptul că materialele tehnice pot fi clasificate în trei clase principale: metale și aliaje; ceramice și sticle, și polimeri. Dintre aceste trei clase primare, metalele, aliajele metalice și polimerii sunt, de departe cele mai utilizate pe scară largă în comparație cu materialele ceramice și sticlele pentru diverse aplicații structurale și inginerești. Cu toate acestea, ceramicele au atras atenția în comunitatea științifică în ultimele trei decenii cu dimensiuni și forme diferite folosind tehnici de fabricație reproductibile [1-4]. În mod similar, polimerii au avantaje distincte în ceea ce privește densitatea lor scăzută, flexibilitatea ridicată și capacitatea de a fi modelate în diferite forme și dimensiuni. Cu toate acestea, materialele polimerice au punct de topire scăzut (mai puțin de 400 °C), precum și rezistență foarte mică și modul elastic mare. Comparativ cu ceramica, metalele au o duritate mult mai mică și multe materiale metalice utilizate în mod obișnuit au un punct de topire mult mai mic (< 2000 °C). Din această perspectivă, ceramica și sticlele au proprietăți avantajoase, inclusiv refractaritatea (capacitatea de a rezista la temperaturi ridicate), rezistența la temperaturi ridicate, punctul de topire ridicat și proprietăți mecanice bune (duritate, modulul de elasticitate și rezistență la compresiune). Având în vedere o combinație atât de atractivă de proprietăți, ceramica este considerată un material potențial pentru aplicațiile structurale la temperaturi ridicate și diverse aplicații tribologice care necesită o duritate ridicată și o rezistență bună la uzură.

În ciuda unor astfel de aplicații potențiale, utilizarea pe scară largă a ceramicilor a fost limitată, din cauza fragilității lor (rezistență slabă la solicitare) și a variabilității proprietăților

mecanice. Pentru a combina diferite proprietăți avantajoase ale celor trei clase de materiale primare, se dezvoltă o clasă de materiale derivate - adică materialele compozite. Compozitele sunt, în general, definite ca o clasă de materiale care cuprind cel puțin două faze microstructurale strâns legate între ele pentru a oferi proprietăți superioare (de exemplu: modulul de elasticitate, duritatea și rezistența mecanică) adaptate pentru aplicații specifice; este de așteptat ca o proprietate specifică a unui compozit să fie mai bună decât simpla adăugare a acelei proprietăți la fazele constitutive. În funcție de faptul că metalele, ceramica sau polimerii cuprind mai mult de 50 % în volum dintr-un compozit, acesta poate fi clasificat în continuare ca un compozit cu matrice metalică (MMC), un compozit cu matrice ceramică (CMC) sau respectiv un compozit cu matrice polimerică (PMC). Din punct de vedere microstructural, un compozit conține o matrice (metal, ceramică, polimer) și o fază de armare. Faza matricei cristaline poate avea o structură echiaxată sau alungită de grăunți; faza de armare poate avea diferite forme, de exemplu particule, fire și fibre. Formele de armare pot fi distinse în ceea ce privește raportul de aspect: particulele pot fi sferoidale; firele au un raport mai mare (> 10); fibrele au cel mai mare raport în materialele compozite. Este recunoscut faptul că utilizarea fibrelor sau a firelor poate duce la obținerea unor materiale compozite cu proprietăți anizotrope (proprietăți diferite în direcții diferite).

În ceea ce privește nomenclatura, este o practică obișnuită să fie desemnat un compozit ca M-R_p, M-R_w sau M-R_f, unde M și R sunt matricea și, respectiv, ranforsantul și indicii (p, w, f) indică în esență prezența armăturilor sub formă de particule (p), fire (w) sau, respectiv, fibre (f). Un MMC larg cercetat este Al-SiCp compozit; Mg – SiCp este dezvoltat ca un compozit ușor; mai multe MMC-uri sunt utilizate ca piese auto și componente structurale. Unele exemple populare de CMC includ Al_2O_3-ZrO_2 și Al_2O_3-SiCw; aceste CMC sunt de obicei utilizate ca piese de uzură și inserții pentru unelte de tăiat. Pentru aplicații aerospațiale sunt utilizate diverse PMC-uri legate cu rășină.

1.2. PERSPECTIVA ISTORICĂ: DEFINIȚIE ȘI CLASIFICAREA MATERIALELOR CERAMICE

În ceea ce privește istoria ceramicii, cuvântul „ceramică” este derivat din cuvântul grecesc *keramikos*, care înseamnă literalmente "pământul olarului". Din punct de vedere istoric, utilizarea argilei arse, a ceramicii comerciale și a industriilor ceramice existente poate fi datată din 14.000 î. Hr., 4000 î. Hr. și, respectiv, 1500 î. Hr. Dovezile timpurii ale utilizării materialelor pe bază de argilă sau ceramică au fost găsite în Harappan, în China, în Grecia și în multe alte

zone cu civilizații. Un număr mare de elemente din ceramică tradițională a fost produs folosind tehnologia ceramică convențională. Formele timpurii ale glazurilor decorative colorate datează din 3500 î. Hr. Roata olarului, inventată în jurul anului 2000 î. Hr., a revoluționat fabricarea olăritului; porțelanul a apărut în China în jurul anului 600 d. Hr. Plăcile vitrate au fost folosite pentru decorarea pereților celebrului Turn Babel și a Porții Ishtar din vechiul oraș Babilon (562 î. Hr.). În figura 1.1. este indicată creșterea tehnologiei ceramice de la epocile preistorice până la secolul al XX-lea. Este clar că, odată cu dezvoltarea tehnologică, sunt posibile acum câteva aplicații mai noi în domeniile de înaltă tehnologie, de exemplu industriile biomedicale și cele electronice.

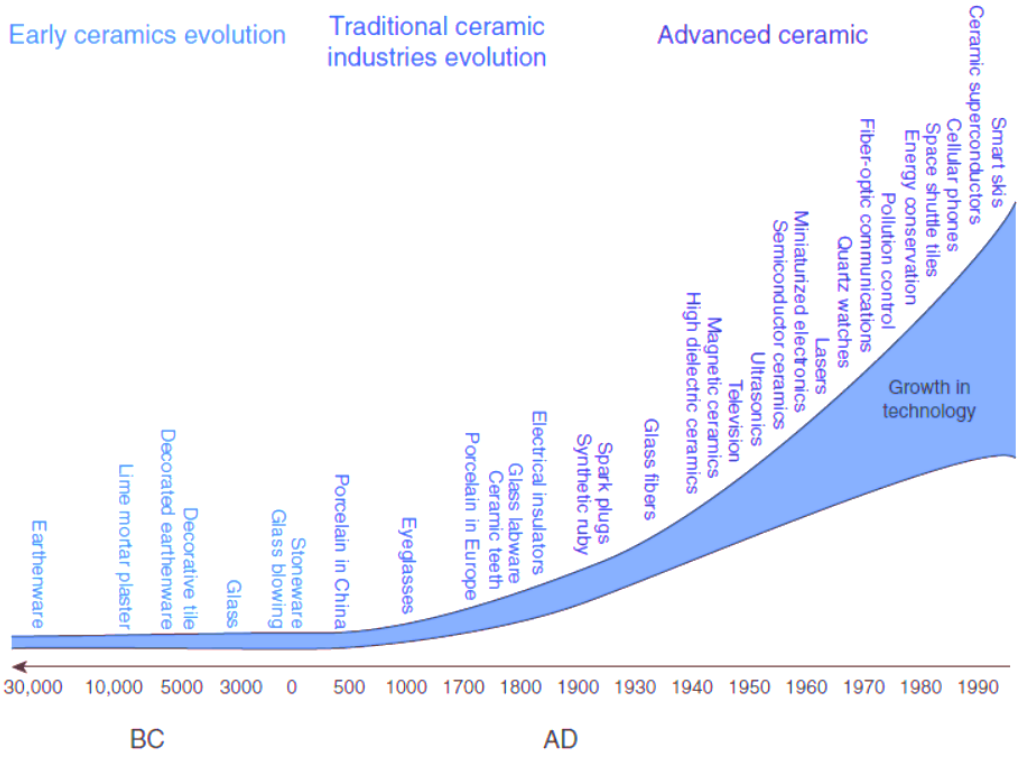


Figura 1.1. Evoluția istorică care ilustrează creșterea aplicațiilor și a industriei materialelor ceramice [30]

O definiție corectă și exactă a ceramicii este foarte dificilă. În general, ceramica poate fi definită ca o clasă de materiale anorganice nemetalice [5] care au legături ionice și/sau covalente și care sunt fie prelucrate, fie utilizate la temperaturi ridicate. Figurile 1.1. - 1.4. ilustrează două aspecte diferite: (1) evoluția istorică a dezvoltării ceramicii chiar de la ceramica tradițională la cea mai avansată ceramică folosită la compozite și (2) ilustrarea diferitelor utilizări actuale ale ceramicii și a compozitelor acestora.

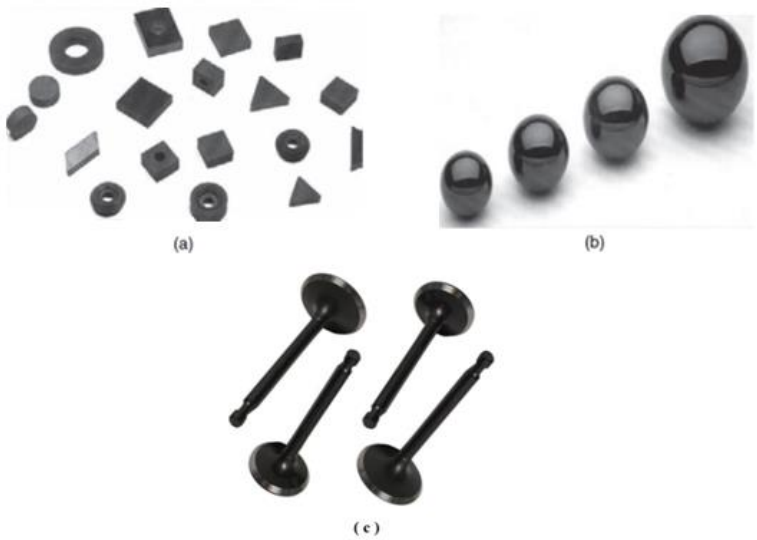


Figura 1.2. Exemplele ilustrative ale utilizării ceramicii tehnice: inserții și componente pentru sculele ceramice de nitrură de siliciu (Si_3N_4) (a), bile de supapă pentru reținere din nitrură de siliciu cuprinse între aproximativ 20 mm și 40 mm în diametru (b) și o supapă experimentală pentru automobile bazată pe nitrura de siliciu (c) [30].

Pentru un învățător „ceramica" înseamnă o ceașcă de cafea sau un obiect sanitar - produse ceramice tradiționale. Deși utilizarea principală a ceramicii din ultimele decenii s-a concentrat pe domenii precum materiale de construcții, veselă și articole sanitare, progresul științei ceramicii de la începutul anilor 1990 a permis aplicarea acestei clase de materiale să evolueze de la domenii tradiționale la tehnologii de vârf, precum cel aerospațial, nuclear, electronic și biomedical, printre altele [6]. Acesta este motivul pentru care, în multe manuale, ceramica este clasificată în ceramică tradițională și ceramică pentru inginerie.

Figura 1.3. Utilizarea garniturilor de carbură de siliciu ca componente structurale [30]

Ceramica tradițională se bazează în mare parte pe siliciu sau argilă și implică de obicei procese de fabricare cu costuri reduse. O mare secțiune transversală de oameni din lumea în curs de dezvoltare este încă familiarizată cu utilizarea ceramicii tradiționale. Pe de altă parte, ceramica tehnică este fabricată din pulberi ceramice de înaltă puritate, iar proprietățile lor pot fi manipulate prin variația parametrilor procesului de obținere și, prin urmare, a microstructurii.

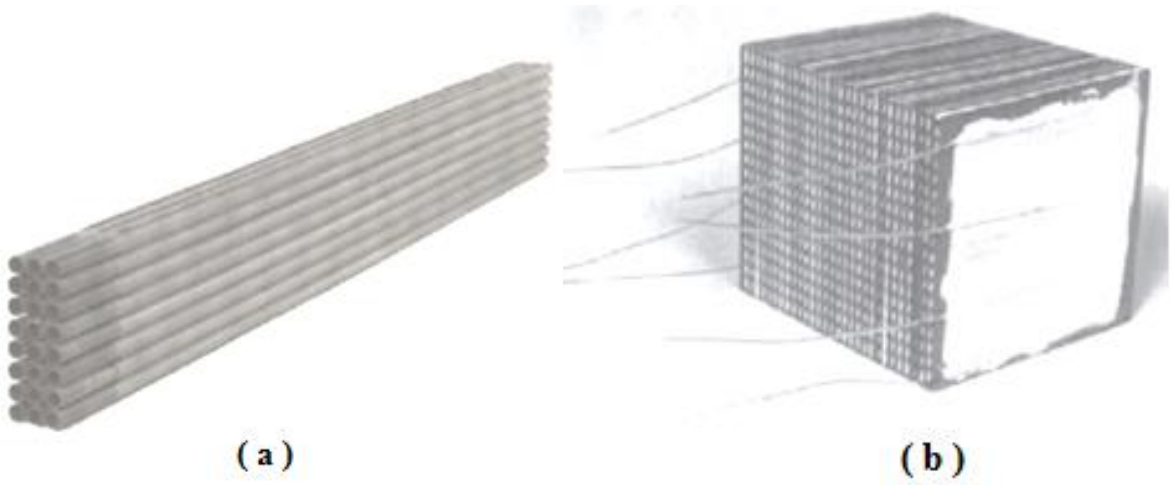


Figura 1.4. O altă zonă emergentă a ceramicii oxidice este prezentată: modulul celular de combustibil cu oxid solid tubular (a) și modulul SOFC planar experimental (b) [30].

De asemenea, ceramica tehnică este, de departe, mai scumpă decât ceramica tradițională. În acest curs, accentul se pune pe discutarea structurii, prelucrării, proprietăților și aplicațiilor sistemelor ceramice de inginerie, în special asupra corelațiilor structură-proprietate. Pe baza aplicațiilor lor, ceramica tehnică este de obicei clasificată în două clase majore: ceramică structurală și ceramică funcțională. În timp ce aplicațiile ceramicii structurale necesită optimizarea rezistenței mecanice, durității, și a rezistenței la uzură [7], performanța ceramicii funcționale este controlată de proprietățile electrice, magnetice, dielectrice, optice și de altă natură [6].

În general, ceramica structurală poate fi clasificată, în continuare, în două clase:

(1) ceramică oxidică (Al_2O_3, ZrO_2, SiO_2 etc.) și

(2) ceramică neoxidică (SiC, TiC, B_4C, TiB_2, Si_3N_4, TiN etc.).

Diverse capitole din acest curs se concentrează asupra mai multor materiale ceramice structurale. Cu toate acestea, structura cristalină a unor ceramice funcționale importante este discutată în capitolul 2.

1.3. PROPRIETĂȚILE CERAMICILOR STRUCTURALE

În general, ceramica are multe proprietăți utile, cum ar fi duritatea ridicată, rigiditatea și modulul de elasticitate, rezistența la uzură, rezistența mare la temperaturi ridicate și rezistența la coroziune asociată cu inerția chimică [7]. Progresia temporală a dezvoltării ceramicilor avansate este prezentată în Figura 1.1. S-a raportat că o rezistență la flexiune mai mare de 1 GPa poate fi atinsă acum în cazul ceramicelor oxidice și că o rezistență specifică (raportul rezistență-densitate) mai mare de 2 poate fi obținut în unele compozite. În general, o creștere de 50 de ori a rezistenței specifice este acum realizabilă cu ceramice avansate, comparativ cu cea din ceramica primitivă tradițională. În timp ce diverse industrii folosesc în continuare majoritatea oțelurilor de scule de mare viteză, se poate obține o creștere de 10 ori a vitezei de tăiere cu ajutorul inserțiilor de scule ceramice sau Cermet. În ceea ce privește temperatura maximă de funcționare, superaliajele pe bază de Ni sunt de obicei utilizate la 1000° C. În schimb, unele nitruri și unele ceramice oxidice pot fi utilizate la temperaturi de aproape 1500° C. Deși polimerii au cea mai mică densitate, multe dintre ceramice (alumină, SiC) au jumătate din densitatea materialelor pe bază de oțel.

Prin urmare, operațiile de strunjire sau tăiere de mare viteză sunt posibile cu inserții de scule pe bază de ceramică sau cermet. Mai des, densitatea devine o limitare sau o cerință în selectarea ceramicii pentru aplicații structurale, de apărare, biomedicale și de altă natură: implanturile osoase necesită o densitate similară cu cea a osului; aplicațiile aerospațiale necesită o densitate minimă, cu o rezistență excepțională la fluaj; și penetratorii cu energie ridicată vizează omologii lor cu o densitate mare. În ceea ce privește modulul de elasticitate sau duritatea, ceramica este mult mai bună decât toate metalele refractare. Ca exemplu al durității ceramicii cunoscute în mod obișnuit, cea a Al_2O_3 este în jur de 19 GPa, care este aproape de 3 ori mai mare decât valoarea durității oțelului martensitic complet durificat (~ 7 GPa). După cum este discutat în acest curs, numeroase materiale ceramice, cum ar fi TiB_2, pot avea o duritate de aproximativ 28 GPa sau mai mare. De asemenea, modulul elastic al Al_2O_3 este în jur de 390 GPa, care este aproape dublu față de cel al oțelurilor (210 GPa). Modulul elastic superior al ceramicii le oferă o bună rezistență la deteriorarea prin contact. În plus, multe materiale ceramice, cum ar fi SiC și Si_3N_4, pot prezenta o rezistență la temperaturi ridicate în intervalul de temperatură, unde aliajele metalice se înmoaie și nu pot fi utilizate pentru aplicații structurale. Multe dintre aceste proprietăți sunt realizate în multe dintre aplicațiile hi-tech ale ceramicii, care includ duze de rachete, piese de motor, bioceramică pentru implanturi medicale,

plăci rezistente la căldură pentru navete spațiale, materiale nucleare, dispozitive de stocare și energie regenerabilă și elemente pentru electronicele integrate precum sistemele microelectromecanice (MEMS).

În ciuda faptului că au multe proprietăți atractive, așa cum am menționat, limitările majore ale ceramicii pentru aplicații structurale și unele nestructurale este rezistența lor slabă la fracturare. De-a lungul anilor, s-a realizat că este necesară o combinație optimă între rezistența ridicată a materialului și duritate și rezistență ridicată pentru majoritatea aplicațiilor actuale și viitoare ale ceramicii structurale, inclusiv a biomaterialelor. Pentru a răspunde acestei nevoi, dezvoltarea compozitelor ceramice cu combinații optime de proprietăți mecanice este în centrul comunității dezvoltării materialelor ceramice.

1.4. APLICAȚIILE MATERIALELOR CERAMICE STRUCTURALE

După cum s-a menționat mai devreme, ceramica este un exemplu de material utilizat la temperaturi ridicate, care au aplicații în mod special pentru rezistența la temperaturi ridicate, eroziunea la cald și rezistența la coroziune sau oxidare la temperaturi peste 500° C. Necesitatea utilizării materialelor la temperaturi ridicate a fost realizată în diferite sectoare ale industriei, inclusiv prelucrarea la temperaturi ridicate, producția și prelucrarea materialelor, ingineria chimică, reactoare nucleare cu utilizare la temperaturi înalte, industria aerospațială, generarea de energie și transport, printre altele.

Exemple tipice de domenii în care materialele ceramice inginerești au găsit aplicații sunt ilustrate în figurile 1.2. - 1.4. Figura 1.2. prezintă materialele pe bază de Si_3N_4 ca rulmenții cu bile, supape de automobile și inserții de tăiere; Figura 1.3. prezintă SiC utilizat ca etanșări ale lagărelor. În Figura 1.4., este prezentat un modul cu pilă de combustibil cu oxid solid (SOFC); ceramica cu oxid, cum ar fi zirconia, este utilizată pe scară largă în SOFC. Există o cerere clară de materiale care pot rezista la peste 1500° C; astfel de aplicații includ duze de reintrare în rachete sau vehicule spațiale hipersonice. În acest scop, se dezvoltă materialele ceramice pentru temperaturi ultra-înalte (UHTC) pe bază de boruri. Datorită punctului lor de topire ridicat, a durității ridicate, a conductivității electrice și termice și a rezistenței ridicate la uzură, borurile metalelor de tranziție, cum ar fi TiB_2, sunt utilizate pentru o varietate mare de aplicații tehnologice [8]. TiB_2 monolitic, adică fără adăugarea unei a doua faze, are o duritate excelentă (≈ 25 GPa la temperatura camerei), o conductivitate termică bună (≈ 64 W/m °C), o conductivitate electrică ridicată (rezistivitate electrică ≈ 13×10^{-8} Ω m) și o stabilitate chimică considerabilă [9]. Unele dintre aceste proprietăți atractive sunt ideale pentru a fi exploatate

pentru aplicații tribologice. Cu toate acestea, rezistența la fracturare care este relativ scăzută (~ 5 MPa $m^{1/2}$) și rezistența modestă la încovoiere (~ 500 MPa), împreună cu sinterabilitatea slabă a TiB_2 monolitic limitează utilizarea sa în multe aplicații inginerești [10]. În domeniul materialelor, TiB_2 este adesea utilizată ca o fază de armare nu numai pentru materialele ceramice, ci și pentru aliajele metalice, cum ar fi oțelurile inoxidabil [11] și aliajele pe bază de Al [12], pentru a dezvolta compozite cu o rezistență îmbunătățită la uzură. Adăugarea componentei de TiB_2 la o matrice Al_2O_3 sau B_4C îi mărește duritatea, rezistența mecanică și rezistența la rupere [13]. Mai mult, se utilizează TiB_2, precum și TiN sau TiC nu numai pentru a întări matricile Al_2O_3 și Si_3N_4, ci și pentru a obține materiale electro-conductive cu încorporarea unei cantități optime de fază electro-conductivă [14]. Aceste ceramice întărite electroconductiv pot fi modelate prin prelucrarea electrodescărcării (EDM) pentru a fabrica componente complexe, crescând mult numărul aplicațiilor industriale ale acestor materiale ceramice. Relațiile de procesare-proprietate ale borurilor sunt discutate într-una din secțiunile din această carte și este ilustrat modul în care ajutoarele de sinterizare și condițiile de sinterizare pot fi optimizate pentru a dezvolta boruri cu densitate mare de sinterizare și o mai bună combinație de proprietăți fizice și mecanice.

O aplicație care a atras multă atenție este rulmenții cu bile (vezi Fig. 1.2). Bilele ceramice închise într-o carcasă de oțel, adică rulmenții hibrizi, sunt acum utilizate în turbopompe ale motorului principal al navetelor spațiale. Proprietățile de frecare și uzură ale aluminei, zirconiei și SiC în mediile criogenice sunt cercetate, deoarece astfel de studii sunt relevante pentru aplicațiile crio-tribologice [15-17]. Aceste bile ceramice sunt disponibile comercial cu diametre de la 4 mm până la 20-30 mm și sunt fabricate din Al_2O_3, ZrO_2, SiC, Si_3N_4 sau SiAlON ($Si_{6-z}Al_zO_zN_{8-z}$, z fiind nivelul de substituție). Sunt disponibile, de asemenea, arcuri comerciale din materiale pe bază de nitrură de siliciu. Într-una din secțiunile acestui curs, sunt discutate microstructura și proprietățile mecanice ale acestor materiale ceramice.

Există o nevoie industrială extraordinară de materiale tribologice noi. Această nevoie este dată de industriile de formare a metalelor, rulmenți, roți dințate, ghidaje de supape și robinete la motoare, garnituri și rulmenți care implică transportul fluidelor și gazelor, adesea în condiții corozive etc.

Majoritatea acestor aplicații sunt deservite în prezent de oțelurile durificate și de metalele dure pe bază de WC cu sau fără acoperiri la suprafață. Cu toate acestea, sunt necesare materiale noi sau materiale existente îmbunătățite pentru a satisface cererea în creștere din lumea tribologică. Ceramicile, datorită legăturilor lor ionice și / sau covalente, au o combinație

utilă de proprietăți fizico-mecanice (modul de elasticitate, duritate și rezistență) dar și rezistență la coroziune. În multe aplicații structurale și tribologice, ceramica este recunoscută ca având un mare potențial de a înlocui materialele existente pentru o serie de perechi la frecare, cum ar fi inelele de etanșare, suporții supapelor, matrițele de extrudare, uneltele de tăiere, rulmenții și căptușelile cilindrilor [18]. În continuare interesul va trebui să combine duritatea ridicată, rezistența mecanică, rezistența la coroziune, modulul de elasticitate și rezistența la uzură, împreună cu o densitate relativ scăzută, obținându-se o inerție scăzută la solicitări alternative. Mai mult, înțelegerea fundamentală a relației dintre compoziția chimică, microstructură, traseul de procesare, proprietățile mecanice, comportamentul la uzură și performanța ar trebui clarificată pentru a utiliza în mod optim materialele proiectate în aplicații tribologice.

Dezvoltarea de noi materiale tribologice se desfășoară în două direcții principale: utilizarea acoperirilor pe substraturi metalice convenționale și utilizarea ceramicii monolitice și a compozitelor ceramice.

Acoperirile sunt frecvent carburi dure, nitruri sau boruri, cu dezvoltare recentă a straturilor cu diamante sau diamante monobloc (C–H) la capătul mai exotic al scării durității - cost invers [19]. Grosimea acoperirilor este în mod normal între 1 și 50 μm, în funcție de procesul de depunere (depunerea fizică a vaporilor [PVD], depunerea chimică a vaporilor [CVD] sau electrolitică), care prezintă limitări în durata de viață a straturilor sau influențează proprietățile substratului relativ moale. Acoperirile mai groase pot fi aplicate prin pulverizare termică (în intervalul milimetric), dar sunt limitate în compoziția chimică, compatibilitatea cu proprietățile substratului (dilatare termică etc.) și coeziune.

Materialele ceramice monolitice, în special cele cu rezistență îmbunătățită, au fost primordiale în dezvoltare pentru diverse laboratoare și industrii de cercetare din anii 1970 [20]. Cu toate acestea, ceramica monolitică nu este optimă pentru toate aplicațiile inginerești.

Compozitele ceramice, cum ar fi matricea metalică și PMC, sunt acum abordările stabilite pentru proiectarea materialelor structurale [21]. Armăturile ceramice sunt disponibile comercial sub diferite forme, cum ar fi fire, particulele și fibre. Două clase majore de compozite ceramice sunt compozitele ceramice armate cu fibre și cele armate cu particule sau fire. Un exemplu popular al primei clase de compozite ceramice este sticla ceramică armată cu fibre de carbură de siliciu [22]. Compozitele armate cu fire de alumină și siliciu sunt fabricate comercial pentru a fi utilizate ca componente pentru industria extractivă. Patru dezavantaje majore restricționează în mod normal utilizarea pe scară largă a acestei clase de materiale pentru aplicațiile structurale: costul ridicat al fibrelor ceramice; metodologia costisitoare de producție a compozitului; compatibilitatea chimică a fibrei cu matricea și oxidarea fibrelor de SiC la

temperaturi ridicate. În acest scop, CMC-urile cu particule oferă o opțiune viabilă și relativ rentabilă pentru dezvoltarea de materiale cu combinații îmbunătățite și optime de proprietăți mecanice (duritate, rigiditate și rezistența mecanică).

În domeniul materialelor ceramice, zirconia dopată cu yttria, în special ceramica policristalină zirconia tetragonală cu yttria-stabilizată (Y-TZP), este considerată un candidat important pentru aplicațiile structurale datorită unei îmbunătățiri excelente a rezistenței mecanice (~700–1200 MPa) și a rezistenței la fracturare (2-10 MPa $m^{1/2}$) pe lângă o inerție chimică bună [23, 24]. Rezistența ridicată a monoliților de zirconia provine din transformarea indusă prin tensiune a fazei tetragonale (t) în faza monoclinică (m) în câmpul de tensiuni ale fisurilor de propagare, concept cunoscut pe scară largă sub denumirea de durificare a transformării de fază [25].

De la descoperirea conceptului de durificare a transformării în urmă cu aproximativ două decenii [26], această abordare a fost utilizată cu succes pentru a durifica mai multe microstructuri intermetalice [27], de sticlă [28], și ceramice [29]. Mai recent, s-au depus eforturi extinse pentru creșterea durității aluminei prin adăugarea de zirconiu, o clasă de materiale cunoscută sub numele de alumină durificată cu zirconiu (ZTA) [17,19]. Influența materialului inițial (adică puritatea pulberii, dimensiunea, forma etc.) urmată de parametrii de sinterizare optimă (timp, temperatură, presiune și mediu pentru a controla mărimea și densificarea granulelor) sunt folosite pentru a obține proprietățile adecvate. Aceste aspecte necesită ca cercetătorii să ia în considerare interacțiunea dintre selecția - prelucrarea și proprietatea materialului adică tetraedrul aplicației, așa cum se arată în Figura 1.5.

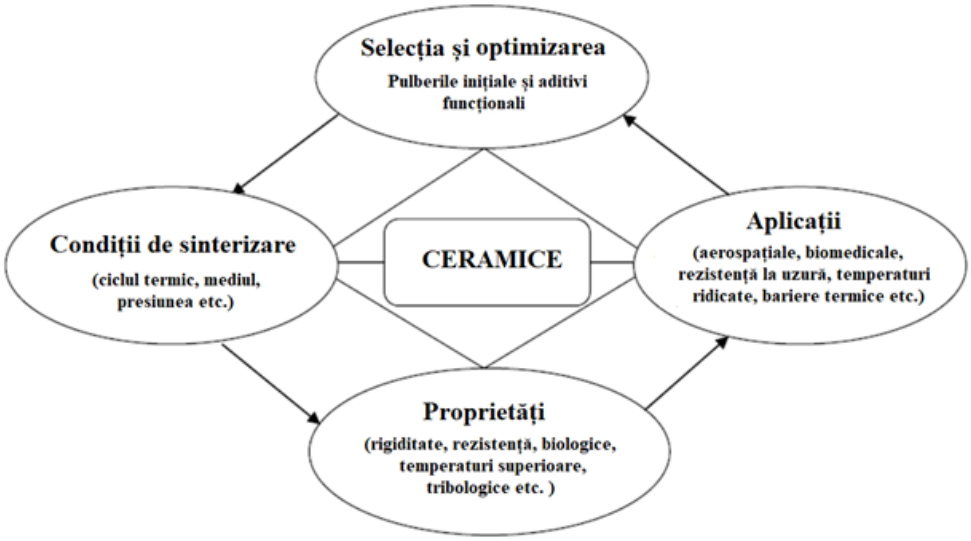


Figura 1.5 Tetraedrul materialelor ceramice pentru : selecție-prelucrare-proprietate

BIBLIOGRAFIE:

[1] M. W. Barsoum. Fundamentals of Ceramics. Taylor & Francis, Boca Raton, FL, 2003.

[2] C. B. Carter and M. G. Norton. Ceramic Materials. Springer, New York, 2007.

[3] Y. M. Chiang, D. P. Birnie, and W. D. Kingery. Physical Ceramics. John Wiley & Sons, New York, 1997.

[4] D. W. Richerson. Modern Ceramic Engineering: Properties, Processing, and Use in Design. CRC Press, Salt Lake City, UT, 1992.

[5]W. D. Kingery, C. R. Bowen, and A. Uhlman. Introduction to Ceramics, 2nd ed. John Wiley & Sons, New York, 1976.

[6] H. Yanagida, K. Koumoto, and M. Miyayama. The Chemistry of Ceramics. John Wiley & Sons, New York, 1995.

[7] R. W. Davidge. Mechanical Behavior of Ceramics. Cambridge University Press, Cambridge, UK, 1979.

[8] R. A. Cutler. Engineering Properties of Borides, in Engineered Materials Handbook, Vol. 4, Ceramics and Glasses. ASM International, The Materials Information Society, Materials Park, OH, 1991.

[9] J. M. Sánchez, M. G. Barandika, J. G. Sevillano, and F. Castro. Consolidation, microstructure and mechanical properties of newly developed TiB2-based materials. Scr. Metall. Mater. 26 (1992), 957–962.

[10] J.-H. Park, Y.-H. Koh, H.-E. Kim, and C. S. Hwang. Densification and mechanical properties of titanium diboride with silicon nitride as a sintering aid. J. Am. Ceram. Soc. 82(11) (1999), 3037–3042.

[11] S. C. Tjong and K. C. Lau. Abrasion resistance of stainless-steel composites reinforced with hard TiB2 particles. Comp. Sci. Technol. 60 (2000), 1141–1146.

[12] C. F. Feng and L. Froyen. Microstructures of the in-situ Al/TiB2-MMCs prepared by a casting route. J. Mat. Sci. 35 (2000), 837–850.

[13] G. Van De Goor, P. Sägesser, and K. Berroth. Electrically conductive ceramic composites. Solid State Ionics 101–103 (1997), 1163–1170.

[14] A. Bellosi, G. De Portu, and S. Guicciardi. Preparation and properties of electroconductive Al2O3- based composites. J. Eur. Ceram. Soc. 10 (1992), 307–315.

[15] T. K. Guha and B. Basu. Microfracture and limited tribochemical wear of silicon carbide during high speed sliding in cryogenic environment. J. Am. Ceram. Soc. 93(6) (2010),

1764–1773.
[16] R. Khanna and B. Basu. Sliding wear properties of self-mated yttria-stabilised tetragonal zirconia ceramics in cryogenic environment. J. Am. Ceram. Soc. 90(8) (2007), 2525–2534.
[17] R. Khanna and B. Basu. Low Friction and Severe wear of Alumina in cryogenic environment: A first report. J. Mat. Res. 21(4) (2006), 832–843.
[18] K. H. Zum Gahr. Sliding wear of ceramic-ceramic, ceramic-steel and steel-steel pairs in lubricated and unlubricated contact. Wear 133 (1989), 1–22.
[19] E. Vancoille. A materials oriented approach to the wear testing of titanium nitride based coatings for cutting tools. Ph. D. Thesis, Katholieke Universiteit Leuven, May, 1993.
[20] J. D. Cawley and W. E. Lee. Oxide ceramics, in Structure and Properties of Ceramics, Materials Science and Technology, Vol. 11, R. W. Cahn, P. Haasen, and E. J. Kramer (Eds.). VCH, Weinheim, Germany, 1994, 101–114.
[21] M. Rühle and A. G. Evans. High toughness ceramics and ceramic composites. Prog. Mater. Sc. 33 (1989), 85.
[22] A. G. Evans. Perspective on the development of high-toughness ceramics. J. Am. Ceram. Soc. 73(2) (1990), 187–206.
[23] R. H. J. Hannink, P. M. Kelly, and B. C. Muddle. Transformation toughening in zirconiacontaining ceramics. J. Am. Ceram. Soc. 83(3) (2000), 461–487.
[24] (a) P. F. Becher and M. V. Swain. Grain size dependent transformation behavior in polycrystalline tetragonal zirconia ceramics. J. Am. Ceram. Soc. 75 (1992), 493. (b) J. B. Wachtman, W. R. Cannon, and M. J. Matthewson. Mechanical Properties of Ceramics. John Wiley & Sons, New York, 1996, 391–408.
[25] D. J. Green, R. H. J. Hannink, and M. V. Swain. Microstructure—Mechanical behavior of partially stabilised zirconia (PSZ) materials, chapter 5, in Transformation Toughening of Ceramics, CRC Press, Boca Raton, FL, 1989, 157–197.
[26] R. C. Garvie, R. H. J. Hannink, and R. T. Pascoe. Ceramic steel? Nature 258 (1975), 703.
[27] D. Ostrovoy, N. Orlovskaya, V. Kovylyaev, and S. Fristov. Mechanical properties of toughened Al2O3-ZrO2-TiN ceramics. J. Eur. Ceram. Soc. 18 (1998), 381.
[28] T. Höche, M. Deckwerth, and C. Rüssel. Partial stabilisation of tetragonal zirconia in oxynitride glass-ceramics. J. Am. Ceram. Soc. 81(8) (1998), 2029–2036.
[29 B.-T. Lee, K.-H. Lee, and K. Hiraga. Stress-induced phase transformation of ZrO2 (3â•›mol % Y2O3)-25 vol.% Al2O3 composite studied by transmission electron microscopy. Scr. Mater. 38 (1998),(7)1101.

[30 D. W. Richerson. Magic of Ceramics. Wiley–American Ceramic Society, Westerville, OH, 2000.

CAPITOLUL 2.
SINTERIZAREA, STRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE FIZICE ALE MATERIALELOR CERAMICE

În acest capitol se discută caracteristicile de lipire a pulberilor ceramice și menționează modul de prezicere a proprietăților fizice, cum ar fi punctul de topire și modulul de elasticitate, din calculele primelor principii. O mare parte a acestui capitol descrie caracteristicile unui număr important de materiale ceramice. Utilizarea actuală a materialelor ceramice se extinde de la aplicațiile sub forma de ceramică la cele refractare, abrazive, cimenturi, fero-electrice, ceramice de sticlă, magneți etc.. Ceramica este adesea definită ca oxizii anorganici, borurile, nitrurile, siliciurile, carburile etc., având un punct de topire ridicat, ductilitate redusă, densitate scăzută, rezistență ridicată la coroziune, rezistență superioară la uzură și abraziune etc.. Legătura puternică dintre diferite molecule depășește efectele termice în organizarea unui aranjament ordonat de atomi pentru a forma cristale. Pentru a înțelege proprietățile materialelor ceramice, devine esențial să înțelegem structura lor atomică.

Percepția înțelegerii atomului ca un grup de nucleoni (nucleul) înconjurat de un nor de electroni nu a putut explica liniile spectrale observate, emisia fotoelectrică sau chiar dependența termică a radiației pe baza modelului atomic clasic. Emisia de cuante de energie sub formă de fotoni a fost stabilită de Planck în 1900, care a fost completată de explicația lui A. Einstein a efectului fotoelectric în 1905. Deși modelul atomic propus de Bohr, în care se presupunea că electronii orbitează în jurul nucleului într-o manieră specificată, ar putea explica liniile spectrale, numărul cuantic principal, după cum se dovedește în modelul atomic al lui Bohr, a condus la dezvoltarea numerelor cuantice: orbital (l), magnetic (m) și spin (s) pentru a explica pe deplin structura atomică. Restricția impusă de principiul de excludere a lui Pauli a fost inclusă pentru a interzice ca doi electroni să dețină în același timp aceleași numere cuantice.

În consecință, dualitatea luminii atât ca particule, cât și undă a fost postulată de De Broglie în 1924 pentru a defini lungimea de undă $\lambda = h/m\upsilon$, unde h este constanta lui Planck (6.623×10^{-34} Js), m este masa și υ este viteza particulei. Ecuația undei Schrödinger a încorporat restricțiile impuse de Broglie pentru a descrie mișcarea undei ca:

$$\frac{h^2}{8\pi^2 m}\left(\frac{\partial^2\psi}{\partial x^2}+\frac{\partial^2\psi}{\partial y^2}+\frac{\partial^2\psi}{\partial z^2}\right)-P\psi=\frac{h}{2\pi i}\frac{\partial\psi}{\partial t} \tag{2.1}$$

unde ψ este funcția de undă care descrie modelul unei unde, P este energia potențială, iar magnitudinea $|\psi|^2$ oferă probabilitatea de a găsi un electron. Interacțiunea sarcinilor electronice duce la conectare, care poate fi (1) primară, unde electronii sunt transferați (sau împărțiți) între atomi și (2) secundară, unde sarcinile locale creează o atracție cu un atom din apropiere fără a transfera efectiv sau partajarea electronilor între atomi. Legarea atomilor este explicată în secțiunea 2.1.

2.1. LEGĂTURA PRIMARĂ

Legăturile din materialele ceramice sunt de obicei ionice și de natură covalentă. Prin urmare, legătura metalică nu este discutată în această secțiune.

2.1.1. Legătura ionică

Legătura ionică se caracterizează prin transferul de electroni de la un atom la altul. Acest tip de legătură este foarte favorizat în rândul speciilor ionice, unde un atom are tendința de a dona electroni, iar celălalt are tendința de a accepta electroni pentru a obține o configurație atomică stabilă, cu un strat extern plin de electroni. Sodiul are 11 electroni, cu o configurație electronică $1s^2\ 2s^2\ 2p^6\ 3s^1$ cu 1 electron în învelișul său exterior. Distribuirea electronului învelișului exterior ($3s^1$) va schimba configurația Na^+ în $1s^2\ 2s^2\ 2p^6$, ceea ce va face atomul mai stabil deoarece va avea învelișul exterior completat cu electroni. Specia donatoare (Na) are o natură electro-pozitivă, deoarece odată ce dă un electron din partea exterioară, materialul a pierdut o sarcină negativă și, prin urmare, a devenit un ion electro-pozitiv (de exemplu, un atom de Na neutru devine un ion Na^+ sau cation). Rețineți că Na a devenit Na^+ după donarea electronului și a dobândit o sarcină pozitivă. Astfel, Na va avea tendința de a-și dona electronul învelișului exterior pentru a deveni mai stabil ca Na^+. Dimpotrivă, Cl are 17 electroni, cu configurație electronică $1s^2\ 2s^2\ 2p^6\ 3s^2\ 3p^5$ cu 5 electroni în învelișul său exterior. Este nevoie de încă un electron pentru a-și umple complet învelișul exterior. Astfel, la acceptarea unui electron dintr-un material electropozitiv, Cl poate deveni stabil ca ion de Cl^- cu configurația $1s^2\ 2s^2\ 2p^6\ 3s^2\ 3p^6$, umplându-și orbitalul electronic. Cl este o specie acceptoare (sau electronegativă) deoarece acceptă un electron și capătă o sarcină negativă suplimentară, devenind astfel un ion Cl^- (sau anion) din atomul inițial de Cl. Prin urmare, Cl va avea tendința de a accepta un electron pentru a deveni mai stabil. Ionizarea atomului de Na va necesita ceva energie (să zicem, cantitatea *x*), iar adăugarea unui electron la Cl^- va elibera o anumită energie (să zicem, cantitatea *y*). În plus, interacțiunea dintre ionii pozitivi și negativi va induce atracția

coulombică. Deoarece forța Coulomb crește pe măsură ce ionii se apropie unul de altul, forța respingătoare din cauza suprapunerii orbitalilor electronici apare astfel încât să rămână un singur electron pe starea cuantică.

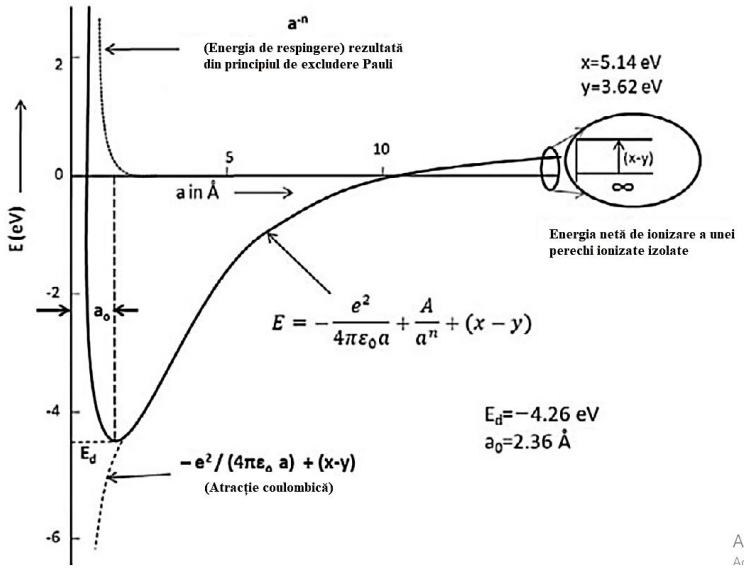


Figura 2.1. Graficul energiei potențiale inter-atomice (E) vs. distanța de separare (a) pentru atracția și repulsia dintre ioni din cristalul de NaCl. (Adaptat din Referința [1]).

Deoarece forța de respingere este proporțională cu distanța dintre ioni ca a^{-n}, energia totală necesară pentru a crea legătura Na-Cl este dată (vezi Fig. 2.1) ca:

E = energie atractivă + energie de respingere + energie de ionizare netă,

$$E = -\frac{e^2}{4\pi\varepsilon_0 a} + \frac{A}{a^n} + (x - y) \tag{2.2}$$

unde e este sarcina electronică, ε_0 este permitivitatea spațiului liber, A este o constantă empirică, iar exponentul n este de ordinul 10 [1]. Efectul combinat al repulsiei și al atracției Coulombiene rezultă o energie netă E_d (vezi Fig. 2.1) pentru perechea NaCl.

De asemenea, trebuie remarcat faptul că acest schimb va avea loc atunci când atât atomii electro-pozitivi (Na), cât și atomii electro-negativi (Cl) sunt prezenți unul în celălalt. În plus, legăturile ionice sunt nondirecționale, deoarece un ion electropozitiv va atrage orice ion electronegativ în mod egal în toate direcțiile. Atracția coulombiană dintre speciile atomice duce la formarea unei legături ionice (pentru a forma NaCl). Forța de atracție dintre atomi crește pe măsură ce distanța dintre ei scade (Fig. 2.1), dar forțele de respingere care apar între câmpul încărcat negativ al electronilor și între nucleii pozitivi (Fig. 2.1) contracarează lungimea

legăturii de la micșorare la zero. Lungimea legăturii de echilibru (a_0) este dată atunci când forțele de atracție și respingere (F) se echilibrează reciproc pentru a rezulta o moleculă stabilă (vezi Fig. 2.2). În mod corespunzător, energia este minimă pentru legătură (adică, atunci când F= 0) și este legată de forță prin:

$$E = \int F \cdot da \tag{2.3}$$

unde *a* este distanța de separare între ioni. Această ecuație este foarte importantă în știința materialelor, deoarece pentru lucrul mecanic realizat prin comprimare (scăderea lungimii legăturii) sau rezistența la deteriorarea materialelor (creșterea lungimii legăturii pentru a provoca desfacerea legăturilor) trebuie furnizată o anumită cantitate de energie. În mod automat, ionizarea atomilor modifică razele speciilor ionice; adică pierderea de electroni (la speciile electropozitive) scade razele ionice, în timp ce câștigul de electroni (la speciile electronegative) mărește razele ionice.

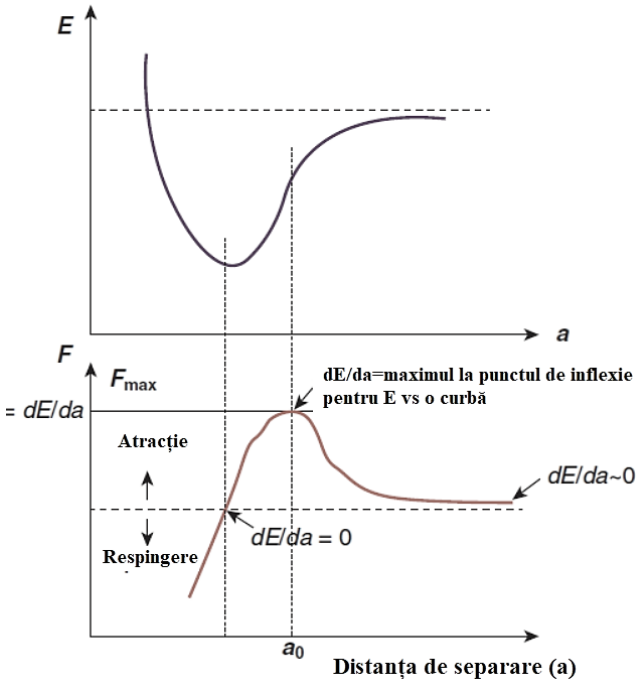


Figura 2.2. Energia potențială interatomică (sus), forța interatomică (jos) în funcție de separare, care poate fi utilizată în prezicerea proprietăților materialului (cum ar fi punctul de topire, coeficientul de expansiune termică și modulul lui Young).

Aici, conceptul de număr de coordonare apare în funcție de gradul de electronegativitate sau valența speciei atomice. Numărul de coordonare (CN) este numărul de

atomi sau ioni adiacenți care înconjoară atomul sau ionul specific. CN se caracterizează prin raportul razei (= r/R, raportul dintre raza atomului sau ionului mai mic și raza atomului sau ionului mai mare); acest lucru este esențial deoarece, în funcție de mărime, un număr care depășește CN ar necesita suprapunerea atomilor mai mari și ar face structura instabilă. Când raportul razei r/R se află într-un interval dat, valoarea corespunzătoare a CN este după cum urmează:

(1) între 0 și < 0,155, CN = 2;

(2) între 0,155 și < 0,225, CN = 3;

(3) între 0,225 și < 0,414, CN = 4;

(4) între 0,414 și < 0,732, CN = 6;

(5) între 0,732 și < 1,0, CN = 8; și

(6) dacă r / R = 1, atunci CN = 12.

În mod corespunzător, când CN = 2, specia mai mică se află între speciile mai mari dintr-o linie (geometrie liniară), care se transformă în specii mai mici așezate după cum urmează:

(1) într-un triunghi când CN = 3;

(2) într-un tetraedru (un poligon cu patru fețe triunghiulare) când CN = 4;

(3) într-un octogon (un poligon cu opt fețe triunghiulare, adică patru atomi într-un plan pătrat și ceilalți doi situați deasupra și sub planul pătrat, al cărui centru este ocupat de specia centrală mai mică) atunci când CN = 6;

(4) în centrul corpului unei rețele de tip cub atunci când CN = 8; și

(5) în centrul unei rețele de tip închis hexagonal / centrat pe față atunci când CN = 12.

De asemenea, trebuie precizat că natura curbei graficului forței versus separarea interatomică decide unele dintre proprietățile materiale. De exemplu, ceramica este caracterizată de obicei printr-o energie potențială interatomică profundă și, prin urmare, posedă un punct de topire ridicat, adică reflectarea unei energii de legătură ridicate. În plus, valoarea energiei potențiale interatomice a multor materiale ceramice are o curbură destul de ascuțită la separarea de echilibru (a_0) și acest lucru are ca rezultat ca ceramica să prezinte un modul Young (Y) mai mare, care este dat ca

$$Y = c\frac{dF}{da} = c\frac{d^2E}{da^2} \tag{2.4}$$

unde *c* este o constantă. Aici, se poate menționa că, de obicei, multe metale sunt caracterizate de o energie potențială interatomică care are o curbură superficială destul de plană la distanța de separare a echilibrului. Acest lucru explică punctul de topire relativ mai scăzut și modulul Young mai mic al metalelor, în comparație cu cele ale ceramicii.

2.1.2. Legătura covalentă

Legătura dintre doi atomi creați prin împărțirea electronilor se numește legătură covalentă. Densitatea electronică se concentrează între cele două nuclee, conferind acestei legături o direcționalitate. Speciile implicate nu sunt mai puternic electropozitive sau electronegative una față de alta și ambele necesită electroni de la celălalt atom pentru a se stabiliza. Prin urmare, auto-similitudinea dintre atomi necesită împărțirea electronilor între ei. Având în vedere exemplul moleculei de hidrogen (H_2), electronii tind să se concentreze între protoni pentru a-și reduce energia, crescând probabilitatea de a găsi un electron între protoni. În plus, electronii tind să aibă o energie minimă atunci când sunt situați între protoni și tind să-i atragă pe cei doi protoni. Cu toate acestea, forța de respingere dintre protoni echilibrează forța de atracție contribuită de atracția electron-proton similară cu cea a separării nucleilor ionici într-o legătură ionică (Fig. 2.3).

Legătura covalentă este foarte răspândită în cazul compușilor organici, deoarece cei patru electroni de valență din carbon se orientează într-un tetraedru (structură diamantată) prin hibridizare sp^3. Legăturile duble de carbon (cum ar fi în C_2H_4) se pot rupe pentru a crea lanțuri lungi de polietilenă (unitate C_2H_4-mer). Energia de legătură crește atunci când legătura se schimbă de la o legătură simplă la o legătură dublă sau triplă (de exemplu, energiile legăturii C – C sunt 370, 680 și 890 kJ/mol corespunzătoare legăturilor simple, duble și, respectiv, triple) [2]. Direcționalitatea a unei legături covalente, prin urmare, induce un „unghi de legătură” caracteristic, care corespunde unei valori de 109,5 ° pentru configurația tetraedrică.

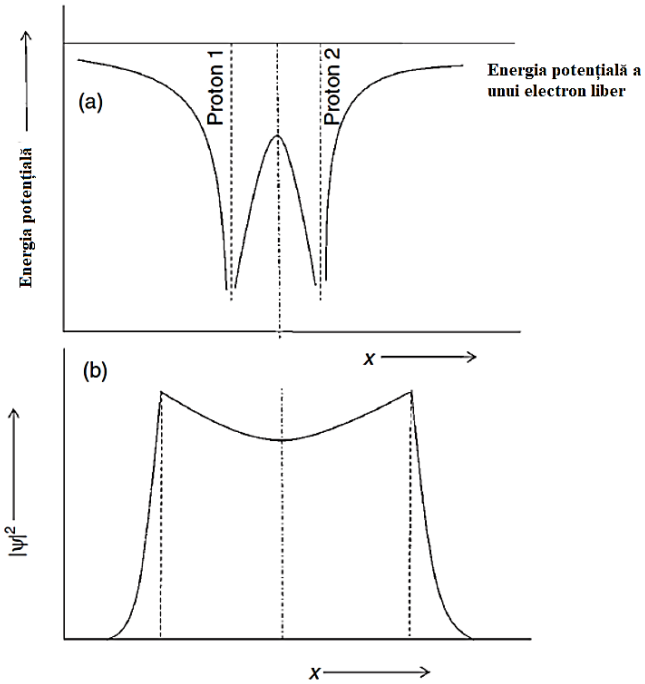


Figura 2.3. Schemă care arată (a) energia potențială și (b) probabilitatea de a găsi electroni departe și aproape de protoni în molecula H_2 [1].

De asemenea, trebuie subliniat faptul că natura legăturii poate fi parțial ionică și parțial covalentă [cum ar fi structura $(SiO_4)^{4-}$]. De asemenea, trebuie remarcat faptul că legătura covalentă nu urmează relația raportului razelor ionice pentru a decide numărul de coordonare. Chiar și atunci când raportul r / R este 1, CN poate fi doar 4 (structură tetraedronă) mai degrabă decât 12.

2.1.3. Regulile lui Pauling

Regula lui Pauling prezice probabilitatea obținerii unei structuri cristaline stabile. Acest model presupune modelul sferei dure, unde raza ionică este constantă pentru o anumită stare de valență și un număr de coordonare din vecinătatea cea mai apropiată (CN). Raza ionică crește pe măsură ce scade valența și crește numărul celor mai apropiați vecini. S-a afirmat că raportul cation-anion este un factor determinant în ceea ce privește CN probabil. Pentru multe structuri stabile, energia electrostatică minimă este atinsă atunci când atracțiile cationo-anionice sunt maximizate și repulsia electrostatică cu ioni similari este minimizată. Regulile lui Pauling se bazează pe stabilitatea geometrică a ambalării pentru ioni de diferite dimensiuni, combinate cu argumente de stabilitate electrostatică.

Regula 1: Fiecare cation va fi coordonat de un poliedru de anioni, unde numărul de ioni este determinat de dimensiunile relative ale cationului (r_c) și anionului (r_a). Când anionii formează un poliedru regulat, o singură dimensiune caracteristică a cationului va umple interstițiile. Cationii mai mici decât această dimensiune a particulelor vor face întreaga structură instabilă; adică, un anumit raport r_c/ r_a va decide cel mai mare poliedru pentru care cationul poate umple complet interstițiul. Când r_c/r_a este mai mic decât o anumită valoare critică, este preferată următoarea coordonare mai mică. Acest lucru este valabil pentru structura în care cationul este mai mic decât anionii (de exemplu, NaCI). Pentru poliedrul cationic ca unitate structurată, utilizarea raportului anion-cation trebuie determinată pentru a prezice numărul de coordonare al cationilor din jurul anionilor. O excepție de la regula lui Pauling este că ionii nu sunt cu adevărat sfere dure, ci sunt oarecum deformabili.

Regula 2: Structura asigură faptul că poliedrele CN de bază sunt dispuse în așa fel încât să se păstreze neutralitatea sarcinii locale. Cu alte cuvinte, pentru A–C–A, forța legăturii = (valența ionului) / CN. De exemplu, într-un oxid MgO coordonat octaedric, Mg^{2+}→rezistența la legătură = 2/6 = 1/3. CN-ul cationilor din jurul anionilor, precum și al anionilor din jurul cationilor este foarte important.

Regula 3: Poliedrele CN preferă legăturile în care împart colțuri mai degrabă decât margini și margini mai mult decât fețe. Raționalizarea se realizează deoarece cationii preferă întotdeauna să își maximizeze distanța față de alți cationi pentru a minimiza respingerea electrostatică.

Regula 4: Regula 3 devine importantă atunci când CN este mică și valența cationică este mare, ca în SiO_2- SiO_4^{4-} , la care este preferată partajarea la colțuri.

Regula 5: Structurile simple sunt de obicei preferate în comparație cu aranjamentele mai complicate, mai ales atunci când sunt încorporați mai mulți cationi de dimensiuni similare și valență identică. Aceștia ocupă același tip de dimensiune a rețelei, dar se distribuie la întâmplare, formând o soluție solidă. Când cationii devin din ce în ce mai diferiți, poate apărea o tendință de a forma un aranjament ordonat sau o super-rețea. Prin urmare, numărul de constituenți diferiți într-o structură stabilă tinde să fie minim.

Razele cristalelor ionice (în nanometri) pentru CN = 6 sunt după cum urmează:

O^{2-} →r_-= 0.14;

Fe^{2+} →r_+= 0.098;

Mg^{2+} →r_+= 0.072;

Ni^{2+} →r_+= 0.069;

$Ca^{2+} \rightarrow r_{+} = 0.100$;

$Mn^{2+} \rightarrow r_{+} = 0.083$;

2.1.4. Legătura secundară

Sursa principală a rezistenței materialelor ceramice este dată de legăturile lor ionice sau a celor covalente. Cu toate acestea, legătura secundară dintre atomi poate fi obținută și fără transfer de electroni, cum ar fi atracția dintre speciile încărcate în mod opus (legătura van der Waals). Acest tip de legătură apare datorită generării de dipoli rezultați din anizotropia cristalului, indiferent dacă este indusă sau permanentă. Dipolii induși (separarea sarcinilor) se pot forma prin schimbarea câmpului electric sau magnetic din jurul atomului altfel nepolar. Schimbarea densității electronilor sau excitația orbitalilor de electroni poate provoca apariția dipolului indus. Pe de altă parte, dipolii permanenți (cum ar fi o moleculă polară de H_2O) conduc la colectarea sarcinilor pozitive (ale atomului de H) în apropierea sarcinilor negative (ale atomului de O). Această punte de hidrogen determină separarea sarcinilor prin creșterea momentului dipolar, ceea ce sporește energia legăturii prin interacțiunea dintre speciile încărcate cu semn opus. Absența legăturilor secundare și prezența legăturilor primare, păstrează stabilitatea unei structuri la temperaturi mult mai ridicate (și, prin urmare, rezultă un punct de topire foarte ridicat al materialelor ceramice).

2.2. STRUCTURA MATERIALELOR CERAMICE

În concluzie, structura legăturii dominate ionic (cu natură parțial covalentă) este descrisă de regulile lui Pauling:

1. Raportul razei dintre cation și anion decide poliedrul de coordonare. În mod corespunzător, cationul trebuie să rămână în contact cu anionul pentru o structură stabilă.

2. Neutralitatea electrică este asigurată de echilibrul sarcinilor anionice și cationice. Rezistența sarcinii adusă de un cation este egală cu sarcina sa împărțită la CN (de exemplu, pentru Al^{3+} cu CN = 6, rezistența legăturii = 3/6 = 0,5). Prin urmare, fiecare Al trebuie echilibrat cu șase încărcături de forță 0,5.

3. Legătura la un colț este preferată în fața marginii și a suprafeței. Partajarea muchiei și a fețelor crește distanța dintre cationi.

4. Numărul scăzut de coordonare și cationul cu încărcare ridicată sunt împărțite în mod favorabil la colțuri.

5. Componentele de dimensiuni diferite nu se împachetează eficient ca o singură structură.

În cazul materialelor ceramice, structura rețelei este dictată de anionii mai mari, cu cationi așezați la interstiții. Diverse structuri ceramice sunt explicate pe baza combinațiilor strânse ale ceramicii.

2.2.1. Structură de sare de tip NaCl

În structura de tip rocăde sare, anionii mari ocupă structura cubică simplă și toate pozițiile interstaționale octaedrice sunt ocupate de cationii mici. Mai mulți oxizi, cum ar fi MgO (Fig. 2.4), CaO, BaO, FeO, NiO, KF, NaCl, LiF, MgS și CaS, urmează această structură cu un număr de coordonare CN = 6. Astfel, raportul r/R se încadrează, de asemenea, în intervalul 0,414-0,732.

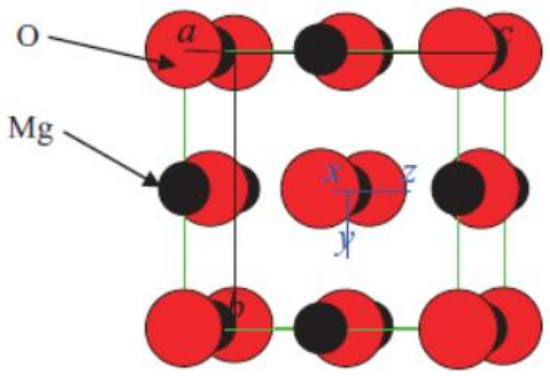


Figura 2.4. Rocă de sare (structura de tip NaCl a MgO-ului).

2.2.2. Structura Wurtzite de tip ZnS

Coordonarea tetraedrică a patru anioni distribuie rezistența legăturii la 1/4 și necesită un număr de coordonare de patru, iar sarcina dublă (+2) redă rezistența legăturii 1/2. Prin urmare, acest lucru necesită împachetarea hexagonală (Fig. 2.5) a anionilor mari cu jumătate din posturile vacante tetraedrice umplute cu cationi. Exemplele includ următoarele materiale: SiC, ZnO și ZnS.

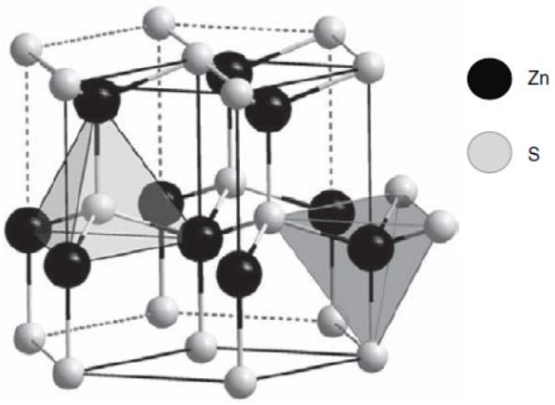


Figura 2.5. Structura wurtzitei ZnS.

2.2.3. Structura Blendei de Zinc de tip ZnS

Structura blendei de zinc (Fig. 2.6) se bazează pe structura pachetului cubic închis (ccp) al anionilor cu coordonare tetraedrică; BeO și SiC afișează, de asemenea, o structură similară.

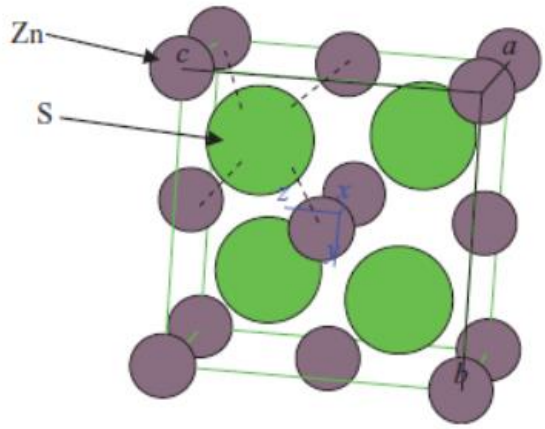


Figura 2.6. Structura ZnS (blendă de zinc) care prezintă atomii Zn și S.

2.2.4. Structura clorurii de cesiu CsCl

Numărul de coordonare opt necesită o rețea cubică simplă cu o rezistență a legăturii de 1/8 pentru partajarea Cs^+ cu fiecare ion de Cl^- (Fig. 2.7). Prin urmare, anionii ocupă colțurile unei rețele cubice simple cu cationi care umplu toate interstițiile octaedrice.

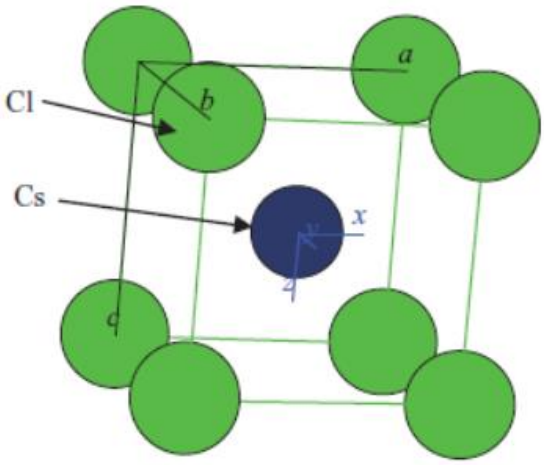


Figura 2.7. Structura CsCl care prezintă Cs^+ la locația interstițială în rețeaua cubică simplă Cl^-.

2.2.5. Structura fluoritei CaF_2

Mărimea cationică mare necesită un număr de coordonare de 8, iar valența ridicată de 4+ (de Th, Zr, Te, U etc.) are ca rezultat o rezistență a legăturii de 1/2. Prin urmare, rețeaua cubică simplă completată cu anioni permite umplerea cationilor în doar jumătate din siturile octaedrice disponibile (similar cu structura CsCl), dar aici doar jumătate din siturile octaedrice sunt completate. Acest lucru are ca rezultat împachetarea fcc a cationilor, așa cum se vede în Figura 2.8. Acest tip de împachetare induce, de asemenea, un gol în centrul celulei unității.

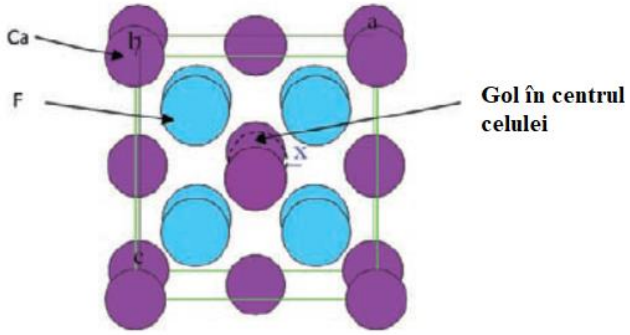


Figura 2.8. Structura CaF_2 care prezintă rețeaua fcc a Ca^+ cu doar jumătate din situri completate în rețeaua cubică F^- simplă. De asemenea, este reprezentat golul generat în celula unității.

2.2.6. Structura antifluorită

În structura antifluorită, structura fluoritei este inversată; adică anionii sunt aranjați în matricea cubică strânsă, iar cationii sunt în siturile tetraedrice. Exemplele includ Li_2O, Na_2O și K_2O.

2.2.7. Structura rutilei

În TiO_2, numărul de coordonare al Ti este 6 cu o valență de 4^+, ceea ce duce la o rezistență a legăturii de 2/3, care necesită un număr de coordonare a ionului de oxigen de 3. Prin urmare, cationii ocupă jumătate din siturile octaedrice așa cum se arată în Figura 2.9 pentru structura MnO_2. Cu toate acestea, apropierea cationilor conduce la distorsiuni și are ca rezultat o rețea foarte bine împachetată. Exemplele includ SnO_2, MnO_2 și PbO_2.

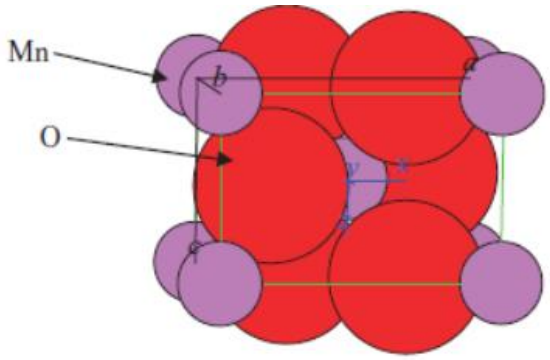


Figura 2.9. Structura rutilică MnO_2 care arată Mn la centrul corpului octaedric al sitului rețelei anionului de oxigen.

2.2.8. Structura corindonului Al_2O_3

În structura corindonului, Al are o valență de 3^+ cu numărul de coordonare 6, rezultând o rezistență a legăturii de 1/2. Acest lucru are ca rezultat necesitatea ca patru ioni de Al^{3+} să rămână în jurul fiecărui O^{2-} prin împachetarea hexagonală strânsă a O^{2-}, Al^{3+} ocupând două treimi din siturile octaedrice (Fig. 2.10).

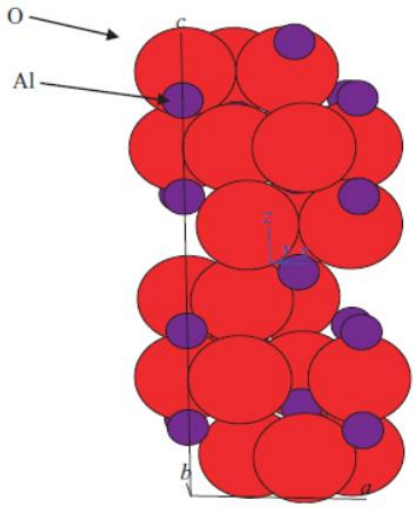


Figura 2.10. Structura cristalină a Al_2O_3 (a = b = 4.7564Å, c = 12.9894Å și $\alpha = \beta = 90°$, $\gamma = 1200°$).

2.2.9. Structura spinelului

Structura spinelului este definită de $AO \cdot B_2O_3$ (sau AB_2O_4, unde A și B sunt metale), cum ar fi $FeO \cdot Al_2O_3$, Fe_3O_4. Oxigenul ocupă pozițiile de rețea fcc, care rezultă în general în patru atomi de oxigen într-o unitate celulară, rezultând patru interstiții octaedrice și opt tetraedrice. Există doi cationi trivalenți și un cation divalent. Modul în care cationii ocupă site-ul are ca rezultat următoarele variante:

1. Spinelul normal, în care cationul divalent ocupă situl tetraedric (din opt disponibile, deci este umplut doar un site opt) și doi anioni trivalenți care ocupă jumătate din siturile octaedrice (din cele patru disponibile), Figura 2.11 a. Această structură este prezentată de oxizii $ZnFe_2O_4$, $FeAl_2O_4$ și $ZnAl_2O_4$ și așa mai departe.

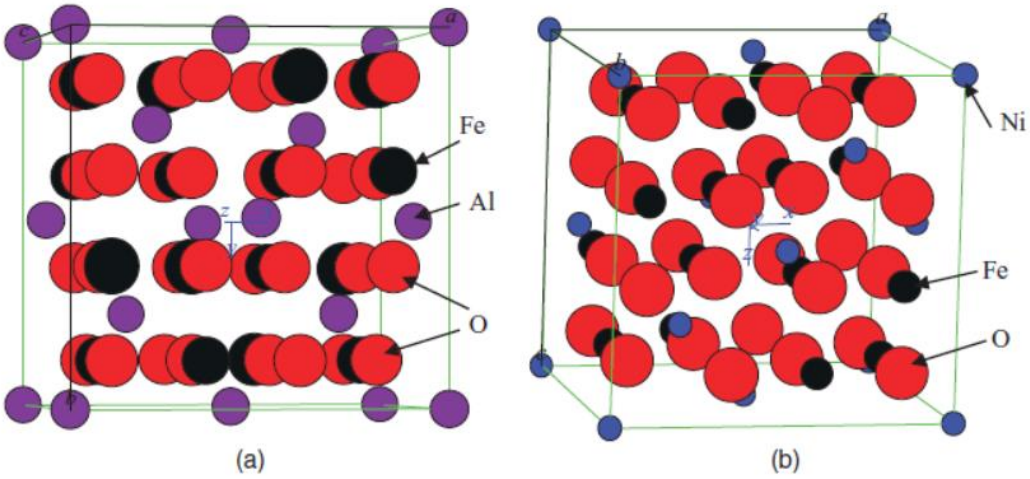


Figura 2.11. (a) Spinelul normal $FeAl_2O_4$ (oxigen în rețea fcc, cu Fe în situri tetraedrice și Al în situri octaedrice). (b) Spinelul invers $FeNiFeO_4$ care prezintă oxigen în rețeaua fcc cu Ni în situri octaedrice, iar jumătate din Fe ocupă octaedrul și cealaltă jumătate ocupă interstițiile tetraedrice.

2. Spinelul invers, unde un anion divalent și unul trivalent (din cei doi disponibili) ocupă siturile octaedrice, iar celula cationică trivalentă rămasă ocupă situl tetraedric, Figura 2.11b. Spinelul invers este mai frecvent și mai important datorită proprietăților magnetice ale materialelor: Fe_3O_4, $FeTiFeO_4$, $FeNiFeO_4$ și așa mai departe.

2.2.10. Structura perovskită

Cationii mari de dimensiuni similare cu cei ai anionilor au ca rezultat o structură combinată închisă ABO_3, ambalată, denumită structură perovskită: un cation mai mic încărcat ocupă situl octaedric, iar cationul mai mare încărcat inferior împarte rețeaua cu oxigenul. De

exemplu, în $CaTiO_3$, Ti^{4+} ocupă poziția centrală a corpului coordonată cu 6 O^{2-}, iar Ca^{2+} este coordonat cu 12 O^{2-} fiecare dintre acestea fiind coordonat cu 4 Ca^{2+} și 8 O^{2-} (Fig. 2.12). $YAlO_3$, $SrZrO_3$, $SrSnO_3$ și așa mai departe împărtășesc aceeași structură.

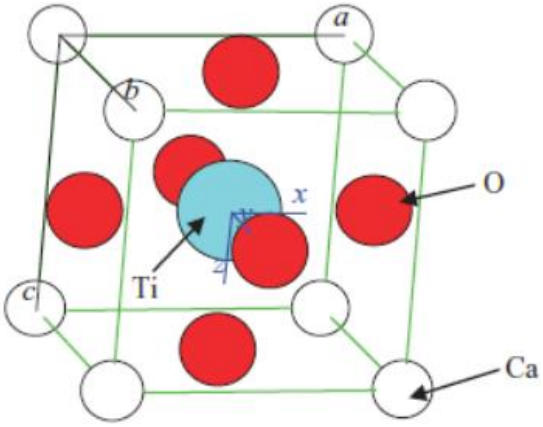


Figura 2.12. Structura $CaTiO_3$ (Ca^{2+} la colțurile cubului, Ti^{4+} la centrul corpului și O^{2-} la centrul feței). Ti^{4+} este exagerat pentru a-și arăta prezența în centrul rețelei fcc.

2.2.11. Structura limonitei

Structura limonitei de tip ABO_3 implică stratificarea alternativă a tipurilor de atomi A și B, unde jumătate din siturile cationice sunt ocupate de A și cealaltă jumătate de B. Această ordonare cu fiecare strat de A și B o face diferită de Al_2O_3 și de structurile perovskite. Exemplele includ $FeTiO_3$, $MgTiO_3$ și $NiTiO_3$.

2.2.12. Structuri de silicat

Raportul r/R de 0,29 pentru Si/O indică coordonarea tetraedrică (Fig. 2.13a). Prin urmare, silicații $(SiO_4)^{4-}$ implică o rezistență a legăturii de 1 (unul), conducând la patru O^{2-} coordonate cu fiecare Si^{4+}, dar numai două Si^{4+} sunt coordonate cu fiecare O^{2-}. O structură tipică de silicat de cristobalit cristalin este prezentată în Figura 2.13b; o structură de silicat amorf este prezentată în Figura 2.13d.

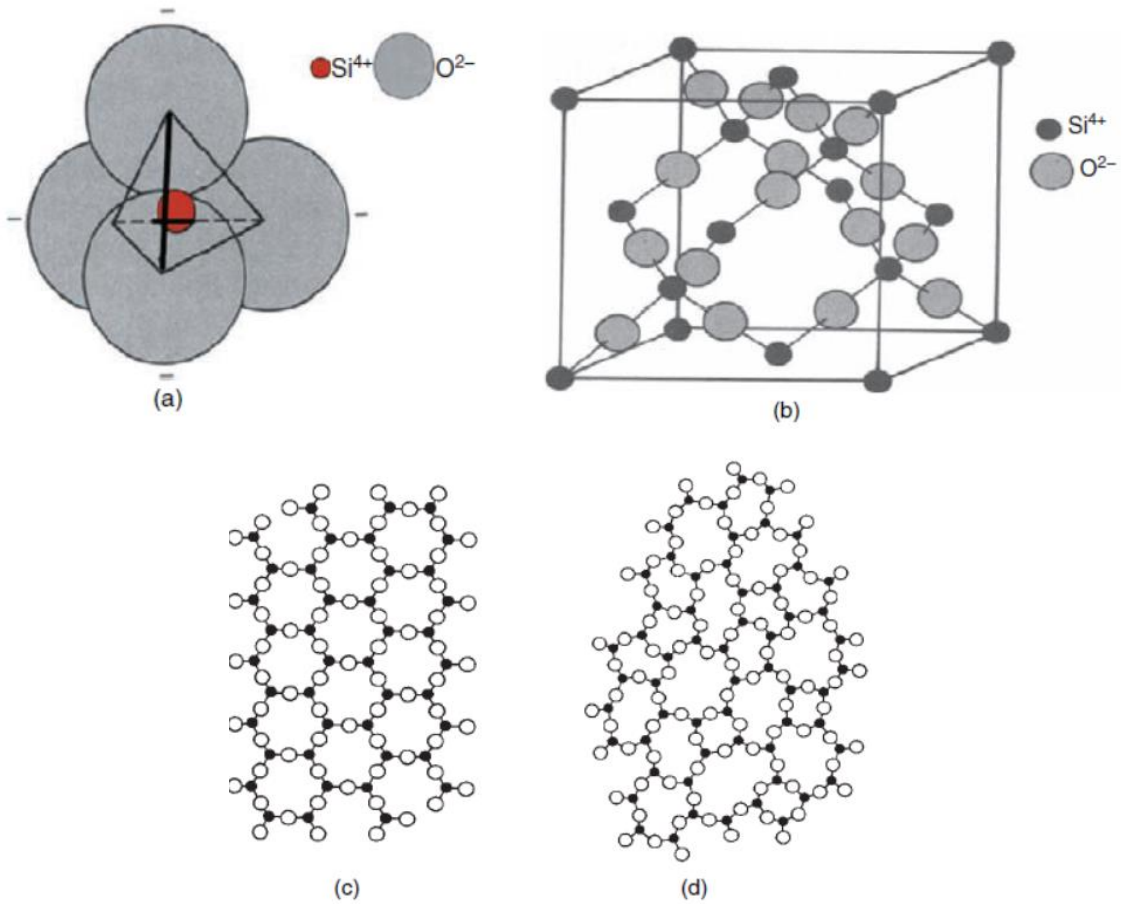


Figura 2.13. Structuri de silicat care prezintă (a) coordonare tetraedrică, (b) structură de cristobalit și (c) cristalină și (d) silice amorfă.

Silica (SiO_2) există sub forma a trei polimorfi, și anume, cuarț (846 K), tridimit (846–1140 K) și cristobalit (1140–1983 K) cu densitățile corespunzătoare 2,65, 2,26 și respectiv 2,32. Structura silicei este caracterizată de lanțurile conectate ale tetraedrelor de silice. Ortosilicații includ minerale de olivină (A_2SiO_4), granate și aluminosilicați (cum ar fi kianitul și mullitul). Ionii de oxigen sunt în formă hexagonală restrânsă cu Mg^{2+} în octaedru și Si^{4+} în siturile tetraedrice, rezultând coordonarea oxigenului cu un Si^{4+} și trei Mg^{2+} sau cu doi Si^{4+}, care pot fi priviți ca $(SiO_4)^{4-}$ tetraedri cu Mg^{2+} în site-ul octaedru. Pirosilicații implică o geometrie de tip $(Si_2O_7)^{6-}$ cu o structură $(SiO_4)^{4-}$ care împarte un oxigen comun la colț. Metasilicații pot fi aranjamente ciclice sau în lanț cuprinzând $(SiO_3)_n^{2n-}$. Aranjamentul lanțului de metasilicați este construit pe legături Si-O, de exemplu, piroxeni (cu lanțuri simple), cum ar fi $MgSiO_3$ și $MgCa(SiO_3)_2$, sau amfiboli (cu lanțuri duble), cum ar fi $(OH)_2Ca_2Mg_5(Si_4O_{11})_2$ și azbest. Structura silicatului ciclic include $CaSiO_3$, $BeAl_2Si_6O_{18}$ etc. În plus, cadrul tridimensional al familiei de silicat include feldspatul, care implică Al^{3+} înlocuirea Si^{4+} și echilibrarea încărcării suplimentare cu un atom mai greu în interstiții (de exemplu, ortoclasa $KAlSi_3O_8$). Trebuie

remarcat faptul că ioni mari pozitivi intră în interstițiale, în timp ce cationii mai mici intră în coordonare octaedrică, rezultând lanțuri sau structuri de silicat stratificate. Pe de altă parte, zeoliții, o altă familie de silicați care formează o structură tridimensională sunt mult mai deschiși (Fig. 2.14), făcându-i un site excelent molecular. Mai mult, metalele alcaline și alcalino-pământoase prezente în zeoliți pot fi schimbate într-o soluție apoasă îndepărtând clorurile pentru a înmuia apa tare.

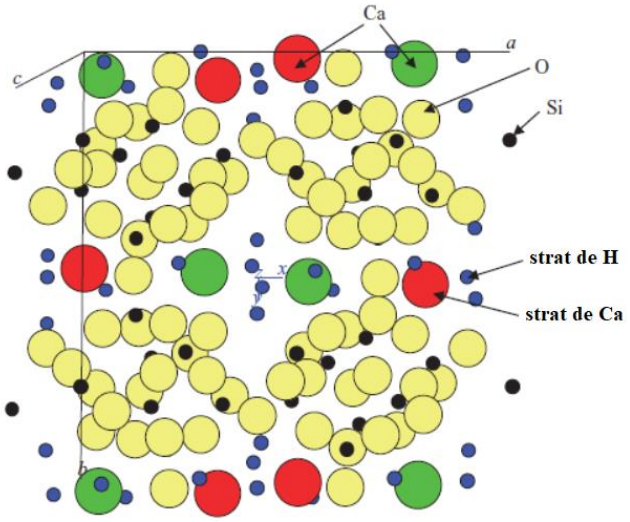


Figura 2.14. Structura zeolitului care prezintă spații deschise în celula unității.

2.3. MATERIALELE CERAMICE OXIDICE

Oxidul de aluminiu (Al_2O_3, cunoscut și sub denumirea de alumină) este o ceramică de oxid alb și fără miros, cu o structură cristalină hexagonală, așa cum s-a aratat în figura 2.10. În natură, Al_2O_3 este cel mai dur mineral după diamant, cu o duritate de 18-20 GPa. Datorită durității sale ridicate și naturii refractare, Al_2O_3 este utilizat pe scară largă în căptușelile termice, instalațiile de barieră termică, sistemele de izolare la temperatură ridicată, creuzetele, plăcile și consolele ceramice, încălzitoarele etc. Oxidul de aluminiu are mai multe stări polimorfe, printre care α-Al_2O_3 (cu grupul spațial R3c) este forma cea mai stabilă termodinamic. Alte faze metastabile pot fi clasificate după cum urmează:

(1) fcc ambalare cubică (γ, η), monoclinică (θ) și tetragonal sau ortorombic (δ);

(2) ambalare închisă hexagonal (hcp), romboedru (α), ortorombic (κ) și hexagonal (χ). Alte faze monoclinice sunt identificate ca θ', θ'' și λ [3].

Oxidul de zirconiu (ZrO_2, cunoscut și sub numele de zirconia) are o structură cristalină monoclinică la temperatura camerei, care se transformă în tetragonală și cubică (Fig. 2.15) la temperaturi mai ridicate (± 1170° C și respectiv 2370° C) [4-6].

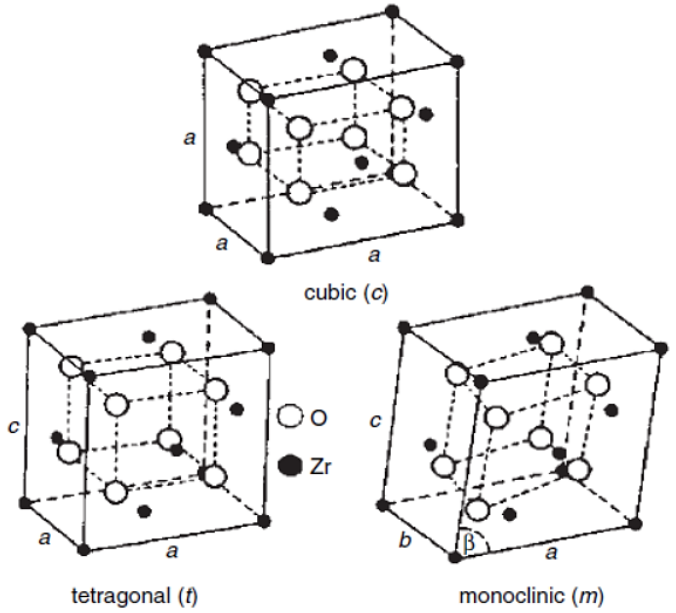


Figura 2.15. Polimorfi de zirconiu, adică faza cubică, tetragonală și monoclinică.[8]

În mod corespunzător, expansiunea volumului (3-5%) cauzată de transformarea de la structura tetragonală la cea monoclinică induce tensiuni foarte mari și va provoca fisurarea ZrO_2 pur la răcirea de la temperaturi ridicate [7]. Cu toate acestea, păstrarea fazei tetragonale la temperaturi ridicate va permite absorbția energiei care poate restricționa creșterea fisurilor. În timpul propagării fisurii, câmpul de tensiuni prezent înaintea vârfului fisurii poate induce transformarea zirconiului din fază tetragonală spre monoclinică. Deoarece această transformare de fază indusă de tensiunea de forfecare are loc cu o expansiune de volum de 4% –5% în zirconiu, poate suprima propagarea fisurilor sau poate conduce chiar la închiderea fisurilor

Oxidul de titan (TiO_2) apare cel mai frecvent sub formă de rutil, alte structuri fiind anataza, brookitul și alte faze cu formare la o temperatură ridicată. Titania (TiO_2) are și proprietăți fotocatalitice, care permit îmbunătățirea generării de radicali în prezența luminii. În plus, TiO_2 este utilizat pe scară largă la marcarea benzilor de circulație pe drumuri, la ochelarii superhidrofobi și cu autocurățare, la generarea de energie și așa mai departe. În plus, natura inertă a TiO_2 îl face un material biocompatibil excelent, care este extrem de eficient pentru osteointegrare între stratul său (ca acoperire pe un implant de titan) și os.

Printre diferiți oxizi, câțiva oxizi tipici foarte utilizați și proprietățile lor fizice sunt furnizate în Tabelul 2.1.

Tabelul 2.1. Proprietățile fizice ale unor materiale ceramice oxidice

Materialul ceramic	Structura	Parametrii de rețea	Densitatea g/cm^3	Vol. Mol cm^3/mol	Masa mol. g/mol	Punct de topire K
Al_2O_3	Hexagonal	a =b=4.7564 Å, c=12.9894 Å	3.99	25.554	101.96	2327
ZrO_2	Monoclinic	a=5.142, b=5.205, c=5.313 Å, și β=99.31	5.68	21.69	123.22	2988
TiO_2	Tetragonal	a=b=4.5937 Å, c=2.9581 Å	4.24	18.84	79.87	2116

2.4. MATERIALELE CERAMICE NEOXIDICE

Materialele ceramice neoxidice includ: borurile, nitrurile, siliciurile și carburile. Avantajul oxizilor este că sunt stabili în condiții de oxidare și, prin urmare, nu se degradează. Avantajul carburilor este densitatea lor mai mică și punctele de topire mai mari în comparație cu cele ale oxizilor. Carburile formează materiale ceramice cu cele mai ridicate temperaturi de topire cunoscute (cum ar fi HfC și TaC). Cu toate acestea, transformările de fază în stare solidă sunt deseori predominante și conduc la exfolierea ceramicilor din carburi. Borurile sunt, de asemenea, mai ușoare (densitate scăzută), dar se formează un strat de suprafață B_2O_3 care se sublimează la 1500° C și limitează utilizarea structurilor de boruri la aprox. 1200° C. Nitrurile și silicidele sunt adesea foarte fragile și sunt, de asemenea, omologii mai grei ai oxizilor lor. O comparație a proprietăților fizice ale câtorva materiale ceramice neoxidice este prezentată în Tabelul 2.2.

Tabelul 2.2. Proprietățile fizice ale diferitelor materiale ceramice neoxidice

Materialul ceramic	Structura	Parametrii de rețea Å	Densitatea g/cm^3	Vol. Mol cm^3/mol	Masa mol. g/mol	Punct de topire K
HfB_2	hexagonal	a=b=3.03 Å, c=3.232 Å,	11.1	18.03	200.11	3523
TiB_2	hexagonal	a=b=3.02 Å, c=3.220 Å,	4.52	15.37	69.49	3503

Si_3N_4	hexagonal	a=b=7.753 Å, c=5.618 Å	3.44	40.78	140.28	2173
B_2C	hexagonal	*a*=*b*=5.633 Å, *c*=12.164 Å	2.52	21.93	55.26	2718
$MoSi_2$	tetragonal	*a*=b=3.206 Å, *c*=7.848 Å	6.25	24.34	152.11	2303

Refractaritatea excelentă a materialului ceramic HfB_2 extinde utilizarea sa în acoperiri rezistente la uzură, dar aplicarea sa este limitată la temperaturi sub 1500° C datorită sublimării stratului de B_2O_3. Prin urmare, HfB_2 este adesea folosit ca armătură compozită, cum ar fi în matricea de SiC. Diborura de titan (TiB_2) are o structură cristalină hexagonală (Fig. 2.16); are o rezistență excelentă la uzură la temperaturi ridicate și se încadrează în categoria materialelor ceramice pentru temperaturi ultra-ridicate (UHTC, cu o temperatură de funcționare mai mare de 1600° C). Materialul ceramic TiB_2 este utilizat în principal în plăcile de armură balistică, acoperiri rezistente la uzură, unelte de tăiere etc.

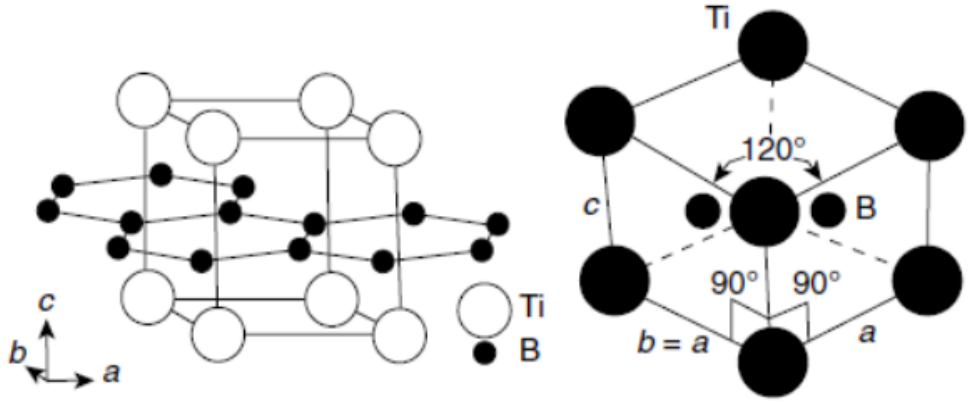


Figura 2.16. Structura cristalină hexagonală a ceramicii TiB_2.

Materialul ceramic B_4C are o duritate excepțională, o densitate redusă, o rezistență ridicată la uzură și solicitări tribologice, conductivitate termică ridicată și o capacitate de absorbție a neutronilor pentru a putea fi folosite ca placaje de blindaj, duze balistice, componente rezistente la uzură, unelte de șlefuit și de tăiat etc. [9,10]. Structura sa implică carbonul încorporat în interstiții, metalele de tranziție posedând structura de împachetare închisă. Natura legăturii intermediare (între ionică și covalentă) rezultă adesea între metalele de tranziție și carbon, dar legătura tinde să fie complet covalentă atunci când celălalt element are aceeași electro-negativitate (cum ar fi legătura în SiC), Figura 2.17.

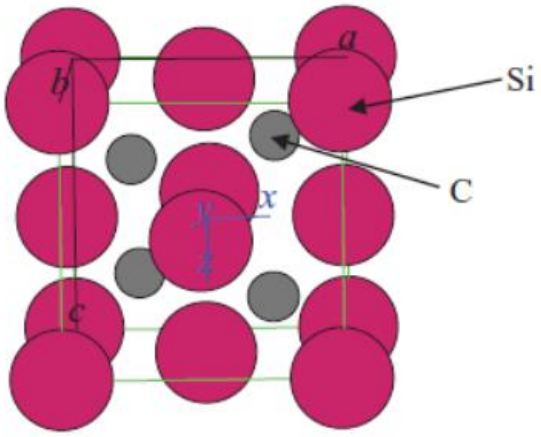


Figura 2.17. Structura cristalină a SiC care arată C așezat în siturile interstițiale.

Structurile de nitruri sunt similare cu cele ale carburilor, dar prezintă o legătură metalică mai slabă decât carburile. Si_3N_4 are o structură cristalină hexagonală (Fig. 2.18) și este o ceramică de înaltă temperatură cu rezistență excelentă, densitate scăzută și o bună rezistență la șoc termic [11].

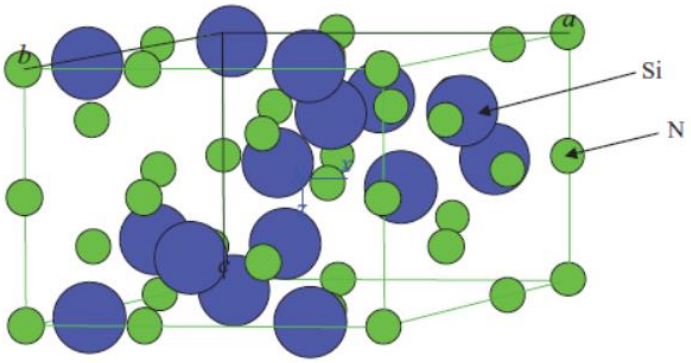


Figura 2.18. Structura cristalină a Si_3N_4 intermetalice.

Materialul ceramic Si_3N_4 prezintă o rezistență tribologică excelentă, iar duritatea sa superioară și modulul de elasticitate îi extind utilizarea la aplicații precum rulmenții hibrizi, turbinele cu gaz, turbocompresoare, manipularea metalelor fierbinți și tăierea metalelor [11]. Materialul ceramic $MoSi_2$ are o rezistență excelentă la oxidare, densitate scăzută și conductivitate electrică ridicată și, prin urmare, este utilizat ca element de încălzire pentru temperaturi de până la 1800° C. Structura cristalină (Fig. 2.19) cu Mo ocupând pozițiile de colț și de rețea ale structurii. Proprietățile fizice ale diferitelor materiale ceramice neoxidice sunt furnizate în Tabelul 2.2.

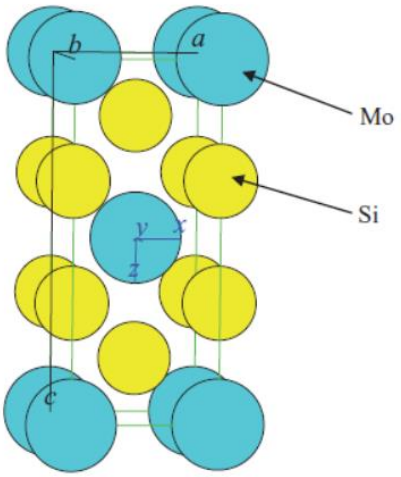


Figura 2.19. Structura cristalină tetragonală a $MoSi_2$ cu Mo ocupând colțul și poziția rețelei structurii.

În plus, structura grafitică posedă legături puternic covalente între atomii de carbon pe un plan bazal stratificat (Fig. 2.20). Cu toate acestea, aceste straturi sunt reținute de forțe van der Waals slabe și astfel structura grafitică prezintă proprietăți foarte anizotrope (adică rezistență ridicată și alunecare ușoară de-a lungul planurilor bazale).

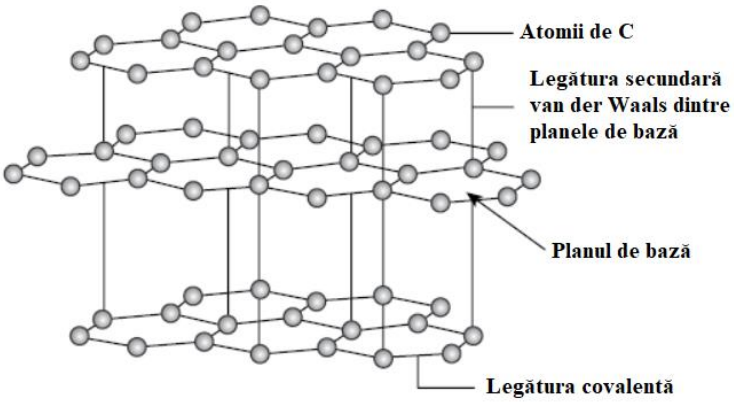


Figura 2.20. Structura grafitică a carbonului.

Legătura, structura și proprietățile fizice sunt esențiale în stabilirea naturii și performanței aparente a componentelor structurale ceramice. Legătura oferă o perspectivă asupra energiei necesare separării ionilor și atomilor, în timp ce structura determină modul în care va avea loc o anumită separare. În plus, proprietățile fizice conferă statutul de materiale „masive” ale ceramicii structurale. Prin urmare, o combinație a acestor proprietăți va ajuta la obținerea unei înțelegeri detaliate a comportamentului și a performanțelor materialelor ceramice [13–15].

BIBLIOGRAFIE

[1] W.D. Kingery, K.K. Bowen and D.R. Uhlmann, *Introduction to Ceramics*, Wiley, New York, 2004.

[2] J.F. Shackelford and M.K. Muralidhara, *Materials Science for Engineers*, Pearson Education, Upper Saddle River, NJ, USA, 2009.

[3] I. Levin and D. Brandon, *Metastable alumina polymorphs: Crystal structures and transition sequences*, J. Am. Ceram. Soc. 81(8) (1998), 1995–2012.

[4] W. Córdova-Martínez, E.D. Rosa Cruz, A.D. la Torres, P. Salas, A. Montoya, M. Avendano, R.A. Rodriguez and O.B. Garcia, *Nanocrystalline tetragonal zirconium oxide stabilization at low temperatures by using rare earth ions: Sm3+ and Tb3+*, Opt. Mate. 20(4) (2002), 263–271.

[5] V.Y. Gertsman, *Twin junctions in monoclinic zirconia*, Interface Sci. 7(3–4) (1999), 1573–2746.

[6] M.A. Choudhry and M.Z. Javed, *Screw twinning in monoclinic zirconia*, Indian J. Pure & Appl. Phy. 47 (2009), 506–510.

[7] Q. Fang, P.S. Sidky and M.G. Hocking, *Erosion and corrosion of PSZ-zirconia and the t–m phase transformation*, Wear. 233–235 (1999), 615–622.

[8] D.P. Burke and W.M. Rainforth, *Intermediate rhombohedral (r-ZrO2) phase formation at the surface of sintered Y-TZP's*, J. Mat. Sc. Lett. 16 (1997), 883–885.

[9] L.Z. Pei and H.N. Xiao, *B4C/TiB2 composite powders prepared by carbothermal reduction method*, J. Mater. Process. Tech. 209 (2009), 2122–2127.

[10] D. Jianxin and S. Junlong, *Sand erosion performance of B4C based ceramic nozzles*, Intl. J. Refract. Metal & Hard Matls. 26 (2008), 128–134.

[11] P. Rendtel, A. Rendtel, H. Hubner, H. Klemm and M. Herrmann, *Effect of long-term oxidation on creep and failure of Si3N4 and Si3N4/SiC nanocomposites*, J. Eur. Ceram. Soc. 19 (1999), 217–226.

[12] J. Xu, H. Zhang, G. Jiang, B. Zhang and W. Li, *SiC whisker reinforced MoSi2 composite prepared by spark plasma sintering from COSHS-ed powder*, Trans. Nonferrous Met. SOC. China. 16 (2006), s504–s507.

[13] C.B. Carter and M.G. Norton, *Ceramic Materials*, Springer, New York, 2007.

[14] M.W. Barsoum, *Fundamentals of Ceramics*, Taylor & Francis, London, 2003.

[15] Y.M. Chiang, D.P. Birnie and W.D. Kingery, *Physical Ceramics*, John Wiley & Sons, New York, 1997.

CAPITOLUL 3.
COMPORTAMENTUL MECANIC AL MATERIALELOR CERAMICE

O combinație de duritate ridicată, rezistență la compresiune ridicată, modul de elasticitate ridicat și rezistență redusă la fracturare este ceea ce definește în general un material ceramic. Prin urmare, aceste proprietăți mecanice sunt printre cerințele critice (cea mai critică fiind rezistența la rupere) pentru a evalua performanța ceramicii în ceea ce privește aplicațiile lor.

După ce am menționat pe scurt câteva teorii timpurii propuse pentru fragilitate, se discută teoria Griffith a fracturii fragile, precum și a crăpăturilor induse de indentare în solidele fragile. Se arată cum fizica comportamentului fracturii poate fi corelată cu lungimea critică a fisurii și aplicarea tensiunilor externe. Din conceptul de concentrație de tensiune la vârful fisurii, se definește rezistența la fractură. După discutarea teoriilor fracturii, se discută despre variabilitatea proprietăților de rezistență. În cele din urmă, sunt discutate diverse tehnici de măsurare a rezistenței la solicitări externe. La final, este menționată pe scurt fizica diferitelor mecanisme de durificare.

3.1. TEORIA FISURĂRII LA FRAGILITATE

Materialele ceramice sunt cunoscute popular pentru comportamentul lor fragil. Este probabil adevărat că ceramica este, probabil, cel mai bine cunoscută pentru fragilitate, mai degrabă decât pentru unele dintre proprietățile sale remarcabile, care includ păstrarea rezistenței unor ceramice (SiC, Si_3N_4) la temperatură ridicată și biocompatibilitatea sau bioactivitatea extrem de bune ale altora (hidroxiapatita). În această secțiune, sunt trecute în revistă câteva dintre teoriile importante care explică fractura fragilă a materialelor ceramice și din sticlă.

3.1.1. Forța teoretică de coeziune

Pe baza calculelor primelor principii, puterea de coeziune teoretică poate fi determinată prin considerarea valorilor maxime ale forței interatomice totale sub tensiune [1]. Prin urmare, teoria inițială a fracturii fragile se bazează pe ruperea legăturii interatomice sau teoria rupturii, producând două suprafețe suplimentare.

De asemenea, se presupune că se urmărește o relație elastică liniară între tensiune și deformare în fisura legăturii care duce la eșecul probei. Cu astfel de ipoteze, se poate ajunge la următoarea expresie pentru rezistența teoretică de coeziune, σ_{th}:

$$\sigma_{th} = \left(\frac{E\gamma}{a_0}\right)^{1/2}$$

unde E este modulul elastic, γ este energia de suprafață și a_0 este distanța interatomică la echilibru în condiții neîntrerupte.

În cazul solidelor fragile clasice, cum ar fi sticla, valoarea rezistenței la coeziune (σ_{th}) poate fi determinată ca 10-15 GPa, presupunând γ = 1 J/m^2, a_0= 3×10^{-10} și E= 10 GPa.

Cu toate acestea, o estimare teoretică arată o valoare mult mai mare pentru rezistență decât valorile măsurate experimental (< 1 GPa pentru sticle) [1]. Aproape un ordin de mărime mai mic decât rezistența teoretică poate fi atribuit prezenței unui număr mare de fisuri și defecte de diferite dimensiuni, care se propagă cu severitatea variabilă ducând la fractură. Așa cum se explică în acest capitol, fisurile acționează ca și concentratoare de tensiuni sau care cresc tensiunile într-un solid fragil, reducând astfel capacitatea maximă de încărcare a materialului.

3.1.2. Teoria Inglis

Inglis a luat în considerare acest aspect și a propus o teorie bazată pe concentrația de tensiune la vârful fisurii [2]. Având în vedere o gaură eliptică sau o cavitate cu axe majore și minore *a* și respectiv *b*, într-un continuu solid sub tensiune aplicată extern σ, tensiunea la ambele margini ale cavității vor fi mai mari decât tensiunea nominală și pot fi exprimate ca:

$$\sigma_{max} = \sigma(1 + 2a/b) \tag{3.1}$$

La vârful sau marginea cavității este prezent un câmp de tensiuni; pe suprafața superioară, relativ plană a fisurii, apare un câmp de tensiuni de compresie. Pentru a >> b, orificiul sau cavitatea pot fi considerate în mod realist ca o fisură de lungime 2c (adică o semifisură de lungime c) în continuum (a se vedea Fig. 3.1) și raza de curbură la vârful fisurii este:

$$\rho = \frac{b^2}{a} = \frac{b^2}{c}$$

În consecință, ecuația 3.1 poate fi rescrisă ca:

$$\sigma_{max} = \sigma\left(1 + 2\sqrt{\frac{c}{\rho}}\right) \tag{3.2}$$

Din considerații geometrice, este evident că c >>> ρ și, prin urmare, tensiunea maximă la marginea vârfului fisurii este:

$$\sigma_{max} = 2\sigma\sqrt{\frac{c}{\rho}} \quad (3.3$$

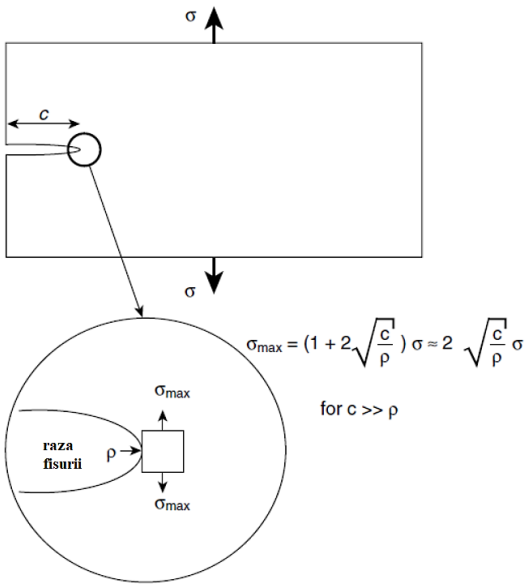


Figura 3.1. Ilustrație schematică care prezintă concentrația de solicitare la marginea vârfului fisurii.

Din această expresie, ar trebui să fie clar că tensiunea maximă la vârful fisurii este σ_{max} >> σ și aceasta va fi redusă odată cu îndepărtarea de marginea vârfului fisurii. Prin urmare, un câmp de tensiuni mult mai mare decât solicitarea aplicată extern se va realiza la vârful fisurii. Potrivit Inglis, fractura va avea loc atunci când tensiunea de la vârful fisurii este suficient pentru a rupe legăturile interatomice înaintea vârfului fisurii. Combinând ecuația 3.2 cu 3.3, se obține:

$$\sigma_{max} = \sigma_{th},$$

$$2\sigma\sqrt{\frac{c}{\rho}} = \left(\frac{E\gamma}{a_0}\right)^{1/2}, \tag{3.4}$$

$$\sigma_c = \left(\frac{E\gamma\rho}{4a_0c}\right)^{1/2}.$$

Ulterior, Orowan a aproximat raza de curbură a vârfului fisurii la aproximativ aceeași magnitudine ca distanța interatomică (a_0) ([3]), adică $\rho=a_0$. Acest lucru ne conduce la următoarea expresie pentru tensiunea critică la fracturare:

$$\sigma_{inglis} = \left(\frac{E\gamma}{4c}\right)^{1/2} \tag{3.5}$$

3.1.3. Teoria lui Griffith

De departe, cea mai larg acceptată teorie a fracturării fragile este teoria lui Griffith [4], care se bazează pe schimbarea totală a energiei potențiale a unui solid fragil în timpul propagării fisurilor sub sarcina externă de tracțiune. Având în vedere o placă dreptunghiulară cu o gaură centrală a grosimii traversante încărcată cu tensiune, schimbarea totală a energiei pentru sistem poate fi exprimată ca:

$$\Delta u - -\Delta u_{el} + \Delta u_s \tag{3.6}$$

unde Δu_{el} este energia de deformare elastică eliberată în jurul găurii eliptice și Δu_s este schimbarea energiei de suprafață pe măsură ce cavitatea se extinde perpendicular pe direcția de solicitare a tracțiunii. Presupunând că placa are grosimea t care este mult mai mică decât lățimea sa w, t >> w, se pot găsi în continuare expresiile pentru Δu_{el} și Δ_{us} considerând că o gaură eliptică ascuțită cu lungimea axei majore *c* este în esență echivalentă cu o fisură „reală” cu lungimea fisurii *c* într-o ceramică fragilă. Griffith a mai propus ca energia elastică a deformării să fie eliberată pe un volum eliptic în jurul fisurii, axa majoră fiind de două ori lungimea fisurii și axa mică fiind lungimea fisurii (vezi Fig. 3.2a). Având în vedere legea elasticității a lui Hooke în derivarea modificării energiei de deformare elastică (o cantitate negativă) și a contribuției pozitive suplimentare a modificării energiei de suprafață datorită creării a două suprafețe de fisură, modificarea totală a energiei potențiale a corpului fisurat poate fi exprimată ca :

$$\Delta u = \frac{-a^2}{2E}\pi \times 2c \times c \times t + 2c \times t \times 2\gamma$$

Prin urmare, modificarea totală a energiei pe unitate de grosime poate fi exprimată ca:

$$\Delta u = \frac{-\sigma^2}{2E}\pi \times 2c^2 + 4c\gamma$$

Variația diferiților termeni energetici cu lungimea fisurii este prezentată schematic în Figura 3.2b. La maximul curbei Δ_{u-c}, prima derivată a lui Δ_u față de c va fi zero și tensiunea critică de fractură sau lungimea critică corespunzătoare a fisurii poate fi derivată ca:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi c^*}}$$

sau

$$c^* = \frac{2\gamma E}{\pi \sigma^2} \tag{3.7}$$

Pe baza acestei teorii, se poate spune că fractura va apărea dacă una dintre următoarele condiții este îndeplinită:

(a) Tensiunea externă $\sigma \geq \sigma_c$

(b) Dimensiunea defectului intrinsec $c \geq c^*$

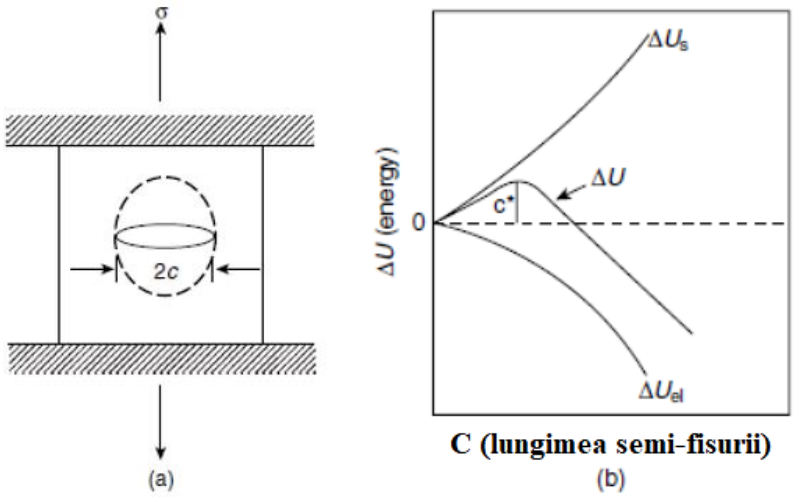


Figura 3.2. (a) Schemă care ilustrează o placă dreptunghiulară care conține o cavitate în formă eliptică și (b) energia implicată în teoria lui Griffith a fracturii fragile.

Se poate spune în continuare că fisurile de dimensiuni mai mici de c* nu vor crește la o anumită solicitare externă, deoarece orice creștere infinitesimală a fisurii va conduce la o creștere globală a energiei sistemului. Atunci când avem cazul $c \geq c^*$, orice creștere infinit de mică a lungimii fisurii poate conduce la o scădere globală a energiei de-a lungul curbei Δ_{u-c}. Cu

o creștere a tensiunilor externe, curba Δ_{u-c} va fi deplasată spre stânga și, prin urmare, c* în consecință va scădea. Aceasta implică faptul că fisurile critice de dimensiuni mai fine vor putea crește la o solicitare mai mare, ducând la fracturarea timpurie a solidelor fragile. În acest moment, trebuie menționat un punct. La materialele sticloase și la unele ceramice (de exemplu, Si_3N_4), fisurile cu dimensiuni mai mici decât dimensiunea critică a fisurii (c<c*) pot crește instabil la un anumit nivel de solicitare într-un mediu umed sau apos, conducând la fracturi [5,6]. Acest fenomen este cunoscut sub numele de creștere a crăpăturilor subcritice și este atribuit interacțiunii de mediu, conducând la un atac chimic la vârful fisurii, ducând la ruperea facilă a legăturii.

3.1.4. Teoria lui Irwin

Irwin a propus ulterior că fracturarea solidelor fragile va depinde de doi termeni, rata de eliberare a energiei de deformare (G) și forța de rezistență la fisuri (R), care sunt definite după cum urmează:

Rata de eliberare a energiei deformate, $G = \frac{\partial \Delta U_{el}}{\partial A} = \frac{\pi \sigma^2 c}{E}$

unde A este suprafața fisurii (2c × t).

Forța de rezistență la fisuri, $R = \left(\frac{\partial \Delta U_s}{\partial A}\right) = 2\gamma$

Potrivit lui Irwin, fractura va apărea atunci când G≤R. La criticitate, $G = R;\ \ \sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi c}}$.

3.1.5. Conceptul de rezistență la fracturare

Din discuția precedentă, este foarte clar că fracturarea solidelor fragile nu depinde doar de un parametru, ci depinde de o combinație a parametrilor σ_c și c*. Prin urmare, este evident că o combinație între dimensiunea fisurii și solicitarea externă va determina fracturarea materialelor fragile. Pe baza acestei observații, factorul de intensitate a tensiunii este definit ca $K = Y\sigma\sqrt{\pi c}$, unde Y este un factor dependent de locația și orientarea fisurii și de starea de încărcare a materialului.

În teoria mecanicii clasice a fracturilor, sunt recunoscute diferite moduri de încărcare a fețelor fisurii (a se vedea Fig. 3.3) - modul de întindere sau deschidere a fisurilor (modul I), modul de forfecare (modul II) și modul de rupere (modul III). Corespunzător celor trei moduri diferite, factorul de intensitate a stresului poate fi definit ca K_I, K_{II} și K_{III}. Dintre cele trei moduri, modul de tracțiune este cel mai periculos, iar cele mai multe defecțiuni ale solidelor fragile sunt în mare parte datorită eșecului modului I. Din acest motiv, ne vom ocupa doar de

K_I. În starea critică, modul critic I, factorul de intensitate a solicitării vârfului fisurii este definit ca:

$$K_{Ic} = Y\sigma_c\sqrt{\pi a_c} \tag{3.9}$$

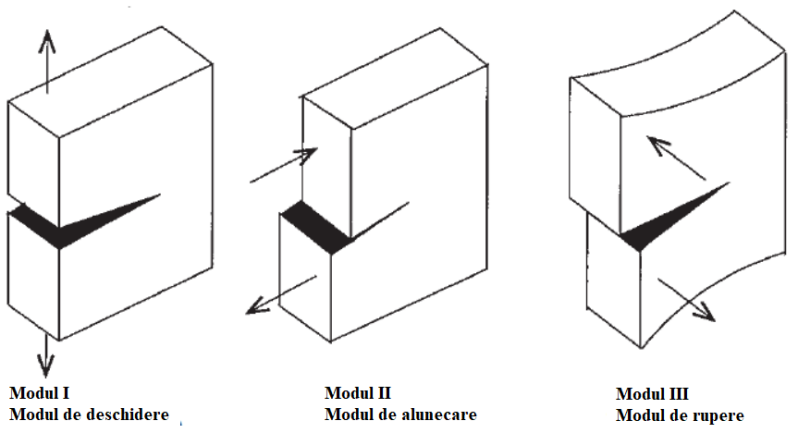


Figura 3.3. Trei moduri de încărcare a feţelor fisurii. Modul I (tracţiunea sau deschiderea fisurilor în modul) este cel mai observat mod de fractură, în timp ce modul II (modul de forfecare) şi modul III (modul de rupere) nu sunt atât de frecvent observate.

Valoarea lui Y variază între 1 şi 1.1. Coeficientul K_{Ic} definit în ecuaţia 3.9 este, de asemenea, cunoscut ca un parametru pentru a descrie rezistenţa la fractură.

3.2. FRACTURAREA ÎN MATERIALELE FRAGILE (CASANTE)

După cum s-a menţionat mai devreme şi se va discuta şi mai târziu, prezenţa defectelor preexistente şi creşterea lor sub aplicarea solicitărilor externe limitează rezistenţa solidelor fragile. Prin urmare, este important să cunoaştem natura fisurării şi cum se dezvoltă fisurile în timpul încărcării externe. Natura fisurării depinde de tipul de încărcare. În cazul încărcării contondente sau distribuite, de exemplu sub indentaje sferice, se formează fisuri de con în ceramică aşa cum se arată în Figura 3.4. În timpul încărcării continue, fisurile se formează iniţial la marginile indentării şi apoi se propagă într-un unghi în jos. Întregul model al fisurilor dezvoltă o geometrie conică în timpul descărcării, aşa cum se arată în cazul sticlelor transparente de var sodic (a se vedea Fig. 3.4).

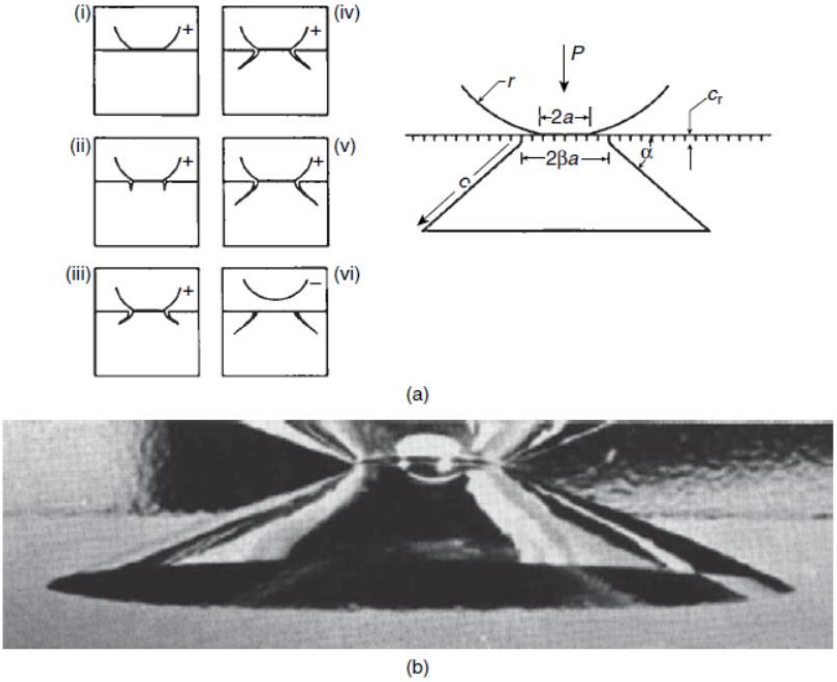


Figura 3.4. Schemă care prezintă dezvoltarea unei fisuri de con în timpul încărcării-descărcării unei indentări contondente sferice pe o suprafață plană a unui material fragil (stânga în [a]) și parametrul geometric asociat configurației fisurii conului (dreapta în [a]) . Formarea fisurilor de con în sticla de var sodic este, de asemenea, prezentată (b) .[6]

Un tipar de fisurare diferit în solidele fragile, cum ar fi ceramica și sticlele, este observat sub încărcarea concentrată printr-o indentare ascuțită (de exemplu, indentare Vickers). Se dezvoltă două tipare distincte de fisuri: fisuri radiale – mediane și fisuri laterale. În timpul încărcării inițiale, fisurile radial-mediane se dezvoltă din zona foarte deformată de sub indentări. Aceste fisuri cresc cu timpul pe parcursul întregului proces de încărcare. La descărcare, se dezvoltă un model de fisură laterală, fisurile începând să se propage de-a lungul direcției transversale. O dată cu descărcarea completă, fisurile laterale complet dezvoltate întâlnesc suprafața liberă a solidului fragil (vezi Fig. 3.5).

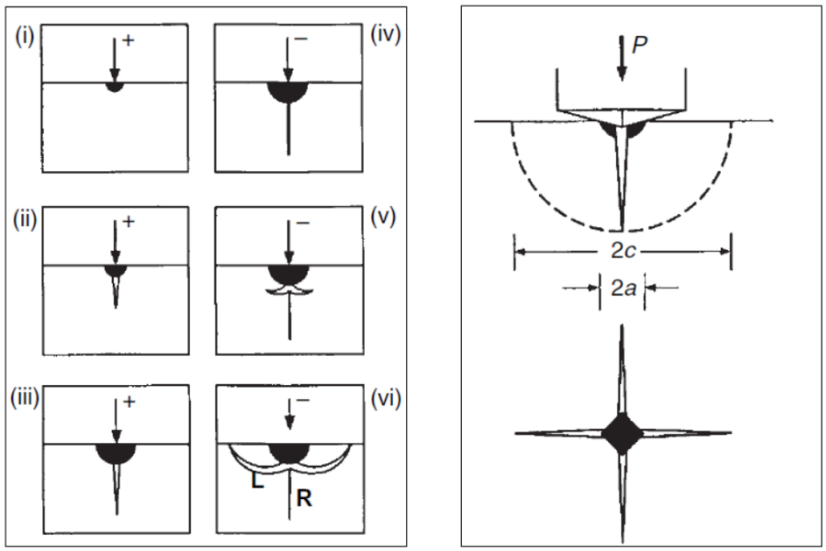


Figura 3.5. Schemă care arată dezvoltarea radial-mediană (marcată ca „R”) și fisura laterală (marcată ca „L”) în timpul încărcării și descărcării unei indentări ascuțite pe o suprafață plană a unui material fragil, respectiv (stânga) și parametru geometric care ilustrează dimensiunea zonei foarte deformate și lungimea fisurii (dreapta). [6]

În timpul unui proces de abraziune, caracterizat printr-o alunecare solidă mai dură pe o suprafață relativ mai moale, interacțiunea mecanică dintre două solide este echivalentă cu multiple procese de indentare suprapuse sub încărcare concentrată. Prin urmare, mai multe crăpături laterale generate de astfel de regiuni suprapuse asemănătoare cu indentarea se vor intersecta reciproc, precum și intersectarea suprafețelor libere. Astfel de fenomene fizice vor conduce în cele din urmă la îndepărtarea materialului, adică la uzură, a suprafeței materialului mai moale. În 2009, Tiwari a propus cum poate fi determinată pierderea tribo-mecanică a uzurii ceramicii [7].

Având în vedere discuția precedentă, ar trebui să fie clar că lungimile fisurilor ar determina gradul de deteriorare a uzurii în ceramică. Pe baza teoriei mecanicii fracturilor fundamentale, [6] Lawn a demonstrat relația dintre sarcina de indentare (P) și lungimea fisurii ca:

$$P \propto c_l^{3/2} \;\; or \;\; P \propto c_c^{3/2} \tag{3.10}$$

unde c_l și c_c sunt lungimea fisurii laterale și respectiv a conului. O astfel de relație liniară a fost stabilită după măsurători experimentale extinse în cazul sticlelor transparente de var sodic într-un mediu inert. O astfel de relație implică, de asemenea, că severitatea deteriorării

mecanice a uzurii va crește odată cu creșterea sarcinii de indentare. Un tratament detaliat, bazat pe mecanica fracturilor, a fisurării în solidele fragile poate fi găsit în altă parte, referința [6].

3.3. VARIAȚIA REZISTENȚEI MATERIALELOR CERAMICE

În această secțiune, este discutată una dintre problemele fundamentale legate de materialele ceramice, adică fiabilitatea rezistenței, cu o referire specială la statisticile pentru cele mai slabe legături. Fiabilitatea rezistenței, unul dintre factorii critici care restricționează utilizarea mai largă a materialelor fragile în diferite aplicații structurale, este caracterizată de obicei printr-o funcție de distribuție a rezistenței Weibull. Diversi parametri de rezistență sunt corelați cu fizica proceselor de fracturare în solidele fragile. Utilizarea diferitelor funcții de distribuție, adică o distribuție gamma sau logaritmică normală, arată că aceastea pot caracteriza proprietățile de rezistență ale unor solide fragile.

Materialele fragile, precum cele ceramice, au multe proprietăți utile: duritate ridicată, rigiditate și modul de elasticitate; rezistenta la uzură; retenție de rezistență ridicată la temperaturi ridicate; rezistență la coroziune asociată cu inerția chimică etc. [1] Se poate reitera aici că progresul științei materialelor ceramice din ultimele decenii a permis utilizarea acestei clase de materiale să evolueze din aplicații tradiționale (articole sanitare, ceramică etc.) la tehnologii de ultimă oră, inclusiv duze pentru motoarele pentru rachete, piese de motor, materiale pentru implanturi pentru aplicații biomedicale, plăci rezistente la temperaturi foarte ridicate, de exemplu pentru navetele spațiale, materiale nucleare, dispozitive de stocare și energie regenerabilă, fibră optică pentru comunicații de mare viteză, elemente pentru sistemele electronice integrate, cum ar fi sistemele micro-electro-mecanice (MEMS).

În multe aplicații inginerești care necesită capacitate portantă, adică aplicații structurale, s-a realizat de-a lungul anilor că este necesară o combinație optimă de rezistență ridicată cu duritate ridicată și fiabilitate ridicată [2]. În ciuda faptului că are o duritate mult mai bună în comparație cu materialele metalice convenționale, una dintre limitările majore ale ceramicii pentru aplicații structurale și specifice nestructurale este rezistența lor slabă și fiabilitatea redusă a rezistenței [3], forma și orientarea față de axa de încărcare la întindere[4]. În consecință, rezistența materialelor ceramice identice în condiții de încărcare identice este diferită pentru un anumit material ceramic.

3.4. FIZICA FRACTURĂRII SOLIDELOR FRAGILE

Variabilitatea rezistenței materialelor ceramice se datorează în primul rând sensibilității extreme la prezența fisurilor cu diferite dimensiuni. Se poate observa că rezistența la curgere și rezistența la rupere sau fracturare a metalelor policristaline sunt deterministe și independente de volum, atunci când caracteristica microstructurală determinantă (mărimea grăunților) rămâne aceeași pentru probele metalice testate. Cu toate acestea, rezistența la rupere a unui material fragil este, în special, determinată de lungimea critică a fisurii conform teoriei lui Griffith [8]:

$$\sigma_f = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{\pi c}} \tag{3.11}$$

unde σ_f este eșecul sau rezistența la rupere, K_{IC}, este factorul de intensitate a solicitării critice (o măsură a rezistenței la rupere) sub încărcarea în modul I (la întindere) și c este jumătate din dimensiunea critică sau cea mai mare a fisurii. Din această expresie, este clar că cu cât lungimea critică a fisurii este mai mare, cu atât valorile de rezistență vor fi mai mici. Multitudinea observațiilor experimentale pe probe ceramice poate fi rezumată după cum urmează:

(a) Materialele fragile conțin defecte sau fisuri, iar aceste fisuri le împiedică să-și atingă rezistența potențială.

(b) Dispersia rezultatelor testelor se datorează dispersiei în dimensiunile defectelor.

(c) Rezistența medie determinată dintr-o multitudine de teste similare depinde de mărimea epruvetelor și de natura încărcării

(d) Rezistența nu este aceeași pentru exemplarele nominal identice în condiții experimentale presupuse similare.

(e) Cu cât volumul materialelor testate este mai mare, cu atât valoarea rezistenței este mai mică. Acest lucru se datorează faptului că cu cât volumul testat este mai mare, cu atât este mai mare probabilitatea de a găsi o dimensiune critică a fisurii.

(f) Rezistența medie scade pe măsură ce volumul specimenului crește.

Aceste observații implică faptul că (1) ar trebui să existe o relație clară între probabilitatea eșecului materialelor fragile și nivelul de solicitare la care este supus și (2) materialele fragile nu au o valoare de rezistență deterministă, care să fie dependentă de volum.

Pentru un anumit material ceramic, distribuția și dimensiunea fisurii, fa ormei și a orientării diferă de la eșantion la eșantion. Se raportează experimental că rezistența ceramicii

variază imprevizibil, chiar dacă exemplarele identice sunt testate în condiții de încărcare identice. [4] În general, forța medie determinată dintr-o multiplicitate a testelor similare depinde de volumul de material solicitat, de forma specimenului de testare și de natura încărcării. Se recunoaște că rezistența trebuie analizată folosind diferite abordări probabilistice, în mare parte deoarece probabilitatea de eșec sau fractură a unei probe ceramice date depinde în mod critic de prezența unei fisuri potențial periculoase de dimensiuni mai mari decât o dimensiune caracteristică a fisurii critice. Probabilitatea de a găsi dimensiunea critică a fisurii este mai mare la specimenele de testare cu volum mai mare; în consecință, materialele fragile nu au nicio proprietate de rezistență deterministă. Deoarece materialele fragile prezintă un comportament de rezistență dependent de volum, rezistența medie scade pe măsură ce volumul specimenului crește. Din observațiile experimentale inițiale, a fost evident că ar trebui să existe o relație clară între probabilitatea ca un specimen să se fractureze și solicitarea la care este supus.

3.4.1. Determinarea statistică a celei mai slabe legături a materialelor ceramice

Cea mai slabă legătură determinată statistic a fracturii unui material ceramic se bazează pe faptul că, dacă cea mai puțin rezistentă parte a unui material ceramic cedează din cauza creșterii instabile a unei fisuri critice, atunci întregul material ceramic va eșua. Acesta este echivalentul eșecului unui lanț lung datorat eșecului celei mai slabe părți a acestuia în orice parte de-a lungul lungimii lanțului. Teorie celei mai slabe zone de legătură se bazează pe teoria probabilității faptului că probabilitatea apariției a două evenimente este produsul probabilității ca fiecare eveniment să aibă loc independent. Referindu-ne la Figura 3.6, dacă presupunem că o probă de testare a unui material fragil cu volumul total V conține un număr N de volume unitare mici, fiecare având volumul egal cu V_0, atunci $V = NV_0$. Când întregul eșantion de testare este încărcat cu o tensiune aplicată extern, adică modul I la un nivel de solicitare σ, atunci fiecare dintre elementele de volum va experimenta un nivel de solicitare identic σ. Într-o astfel de condiție, dacă vreunul dintre elementele de volum N ar eșua, acest lucru ar duce la eșecul întregului material fragil.

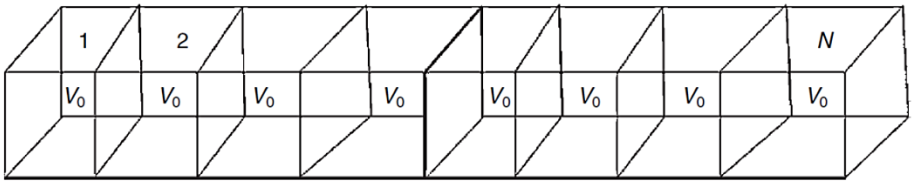


Figura 3.6. Schemă care ilustrează faptul că un eșantion lung de ceramică cu secțiune transversală dreptunghiulară poate fi considerat a conține un număr N de cuburi unitare având fiecare un volum egal cu V_0.

Fiecare dintre elementele mici de volum poate conține fisuri de diferite dimensiuni și acest concept este utilizat în dezvoltarea „teoriei celei mai slabe legături”.

Conform teoriei fizicii fracturii va eșua acel element de volum care conține cea mai mare și critică fisură orientată favorabil pe direcția tensiunii de solicitare în așa fel încât astfel de fisuri în acel element de volum dat să poată crește instabil, ducând la eșecul întregului eșantion de testare. Dacă probabilitatea de supraviețuire la un anumit nivel de solicitare (σ) a fiecărui element de volum V_0 este S_0 (σ), atunci probabilitatea de eșec este:

$$F_0(\sigma) = 1 - S_0(\sigma)$$

Pe baza teoriei probabilității, proprietatea de supraviețuire a două elemente de volum împreună ar fi $S_2(\sigma) = S_0(\sigma) \bullet S_0(\sigma)$. Extinzând această logică, probabilitatea de supraviețuire a N elemente de volum ar fi împreună:

$$S(\sigma) = S_0[(\sigma)]^n = [S_0(\sigma)]^{V/V_0}$$

În ceea ce privește probabilitatea de eșec total a N elemente de volum, expresia precedentă poate fi scrisă ca:

$$1 - F(\sigma) = [S_0(\sigma)]^{V/V_0}$$

$$\Rightarrow ln[1 - F(\sigma)] = \frac{V}{V_0} ln[S_0(\sigma)] = \frac{V}{V_0} g(\sigma)$$

unde g (σ) = - ln [1 − F_0(σ)], adică legea generică de distribuție a rezistenței fără a presupune nicio distribuție a rezistenței:

$$F(\sigma) = 1 - exp\left[-\frac{V}{V_0} g(\sigma)\right] \qquad 3.12$$

Definiția lui g(σ) cere ca g(σ)>0 și g(σ) să fie o funcție monotonă, adică dg(σ)/dσ> 0. În 1951, Weibull [8] a propus o funcție de distribuție cu doi parametri pentru a caracteriza rezistența materialelor fragile:

$$g(\sigma) = \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m$$

unde m este modulul Weibull și σ_0 este puterea de referință pentru un volum de referință dat V_0. Parametrul caracteristic de distribuție a rezistenței, m, indică natura, severitatea și dispersia defectelor. o distribuție uniformă a defectelor foarte omogene cu o distribuție a rezistenței mai îngustă. De obicei, pentru ceramica structurală, m variază între 3 și 12, în funcție de condițiile de prelucrare.

Funcția de distribuție Weibull este utilizată pe scară largă pentru modelarea sau caracterizarea rezistenței la rupere a diferitelor materiale fragile, cum ar fi Al_2O_3, Si_3N_4.[2,10,11]. Pe baza discuției precedente, legea generală a distribuției rezistenței poate fi dată de următoarea expresie:

$$F(\sigma) = 1 - exp\left[-\frac{V}{V_0}\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right] \qquad 3.13$$

unde F(σ) este probabilitatea de eșec la un anumit nivel de solicitare σ, V este volumul materialului testat și V_0 este volumul de referință. În cele ce urmează, sunt descrise câteva cazuri speciale. În cazul în care puterea este controlată de defecte de suprafață, atunci probabilitatea totală de supraviețuire este:

$$S(\sigma) = [S_0(\sigma)]^{A/A_0}$$

Prin urmare, probabilitatea totală de eșec ar fi:

$$F(\sigma) = 1 - exp\left[-\frac{A}{A_0}\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right] \qquad 3.14$$

.

unde A este suprafața totală și A_0 este suprafața de referință. Pentru a caracteriza proprietățile de rezistență ale ceramicii, este necesară o analiză statistică. Pe baza celor mai slabe statistici de fracturare a legăturii, rezistența medie poate fi exprimată ca:

$$\bar{\sigma} = \int_0^\infty \sigma F(\sigma) d\sigma \qquad (3.15)$$

$$\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_0} = \left(\frac{L}{L_0}\right)^{-1/m} \Gamma(1 + 1/m) \qquad (3.16)$$

unde funcția gamma este definită ca:

$$\Gamma(\gamma) = \int_0^\infty x^{\gamma-1} e^{-x} dx$$

Din cele de mai sus, se poate spune că atunci când m = ∞, puterea medie va avea o valoare unică, adică o valoare de rezistență definită poate fi prezisă pe măsură ce valoarea lui

m devine mare și tinde spre infinit. De asemenea, puterea mediană ($\sigma_{0,5}$) poate fi exprimată ca nivelul de rezistență corespunzător probabilității totale de eșec de 0,5, adică:

$$F(\sigma_{0.5}) = 0.5$$

$$\Rightarrow 0.5 = 1 - exp\left[-\frac{L}{L_0}\left(\frac{\sigma_{0.5}}{\sigma_0}\right)\right]^m$$

$$\Rightarrow \frac{\sigma_{0.5}}{\sigma_0} = \left(\frac{L}{L_0}\right)^{-1/m} (ln2)^{1/m}$$

Abaterea standard (S) poate fi descrisă ca valori care apar la 66% din populația totală,

$$\frac{S}{\sigma_0} = \left(\frac{L}{L_0}\right)^{-1/m} \{\Gamma(1 + 2/m) - \Gamma^2(1 + 1/m)\} \qquad 3.17$$

Coeficientul de variație (COV) μ al funcției de distribuție a forței precedente este:

$$\mu \equiv \frac{S}{\sigma} = \frac{\Gamma(1 + 2/m) - \Gamma^2(1 + 1/m)}{\Gamma(1 + 1/m)} \qquad 3.18$$

În toate expresiile de mai sus, L și L_0 reprezintă lungimea eșantionului probă în modul flexor și, respectiv, lungimea de referință. Pentru a obține valoarea modulului Weibull, m din experimente, pot fi urmăriți pașii:

(a) Măsurați rezistența la eșec (σi) a numărului N de probe (N≤50).

(b) Aranjați valorile rezistenței la eșec în ordine crescătoare și clasificați fiecare dintre valorile rezistenței ca $N_f(\sigma)$

(c) Pentru o populație mare de valori ale rezistenței, probabilitatea de eșec a eșantionului la orice valoare dată a rezistenței poate fi estimată ca:

$$F(\sigma) = \frac{N_f(\sigma) - 1/2}{N} \qquad (3.19)$$

Din ec. 3.13, se poate rescrie ca:

$$ln\left[-ln\left(1 - F(\sigma)\right)\right] = ln\frac{V}{V_0} + m\, ln\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right) \qquad (3.20)$$

Se poate folosi ecuația 3.20 și se trasează graficul ln [ln (1 − F (σ))] versus ln (σ) pentru a obține valoarea modulului Weibull, m (panta).

Deși teoria lui Weibull a fost utilizată de câteva decenii acum pentru a caracteriza rezistența materialelor fragile, unele studii recente au indicat că pot fi luate în considerare și alte funcții de distribuție. De exemplu, Lu și colab.[12] au analizat statisticile privind fracturile materialelor fragile utilizând distribuțiile Weibull și normale. Au luat în considerare datele privind rezistența a trei materiale ceramice diferite, adică nitrură de siliciu (Si_3N_4), carbură de siliciu (SiC) și oxid de zinc (ZnO). Au folosit trei parametri Weibull, Weibull cu doi parametri și distribuții normale pentru a analiza aceste date. S-a observat că, pe baza criteriului informației Akaike (AIC), distribuția Weibull cu doi parametri sau distribuția normală se potrivește mai bine decât distribuția Weibull cu trei parametri. Deși distribuția Weibull cu doi parametri a fost utilizată pe scară largă în practică pentru modelarea datelor de rezistență, Lu și colab. [12] au pus sub semnul întrebării utilizarea necritică a distribuțiilor Weibull în general.

Într-o lucrare din 2009, au fost luate în considerare mai multe funcții de distribuție statistică, cu scopul de a analiza în mod critic datele de rezistență ale materialelor fragile, cum ar fi ceramica [13]. și distribuții exponențiale generalizate, au fost utilizate. Datele de rezistență măsurate experimental, obținute cu ceramică densă presată la cald, cum ar fi compozite monolitice ZrO_2 și ZrO_2 – TiB_2, precum și datele de rezistență din literatură ale ceramicii și sticlei Si_3N_4 au fost utilizate pentru validarea analizei statistice. S-a observat că distribuțiile Weibull și cele normale adaptate s-au comportat destul de apropiat, în timp ce distribuțiile gamma potrivite, logaritmice normale și generalizate au fost de natură similară.

Pe baza setului limitat de date de rezistență și folosind mai multe criterii statistice, cum ar fi Chi-pătrat minim, distanța minimă Kolmogorov și valoarea maximă a probabilității logaritmului, funcția de distribuție gamma sau log-normală a fost raportată a fi o funcție de distribuție statistică mai adecvată pentru a caracteriza proprietățile de rezistență ceramică.

Rezultatul major a fost că se poate evita utilizarea necritică a distribuției Weibull și, prin urmare, utilizarea modulului Weibull ca parametru de fiabilitate a rezistenței ar trebui făcută după o analiză detaliată a parametrului fiabilității rezistenței [13]. Similar cu datele privind rezistența, parametrii dimensiunilor granulelor, cum ar fi mărimea medie a granulelor și lățimea distribuției mărimii granulelor, sunt factori la fel de importanți în determinarea proprietăților critice ale materialului. Într-un alt studiu, [14] mai multe funcții de distribuție statistică, cum ar fi cea normală, logaritmică-normală și Gumbel (valoare extremă de tip 1), au fost utilizate pentru a evalua funcția de distribuție adecvată pentru descrierea microstructurală

a ceramicii sinterizate, cum ar fi ZrO_2. Din acest studiu s-a concluzionat că distribuția Gumbel ar putea descrie mult mai bine (statistic) distribuția mărimii grăunților. Cu toate acestea, în multe studii, utilizarea necritică a distribuției gaussiene sau normale a fost făcută pentru a găsi parametrii de distribuție a mărimii grăunților pentru mai multe metale și materiale ceramice.

Discuțiile precedente plasează evident importanța analizei statistice detaliate în evaluarea proprietăților materialelor pe o scară mai mare, adică în domeniul științei materialelor.

3.5. PROPRIETĂȚILE MECANICE DE BAZĂ ALE MATERIALELOR CERAMICE

3.5.1. Duritatea Vickers

În mod convențional, duritatea este definită ca rezistența la deformarea permanentă. Această proprietate se măsoară făcând indentări pe suprafețe plan lustruite. Pentru majoritatea materialelor ceramice, duritatea se măsoară folosind tehnica de indentare Vickers și se folosește următoarea expresie:

$$H_v = 1.854\left(\frac{P}{d^2}\right) \tag{3.21}$$

unde H_v este duritatea lui Vickers, P este sarcina aplicată și d este lungimea medie a celor două diagonale. Următoarele trei aspecte trebuie luate în considerare pentru a obține valori fiabile și reale, corecte ale durității pentru ingineria ceramicii:

(a) Sarcina de indentare trebuie aplicată în așa fel încât să nu provoace fisuri de la colțuri sau margini de indentare și astfel încât să se dezvolte o indentare stabilă, bine dezvoltată, fără nici o scindare sau deteriorare în jurul acesteia.

(b) Se sugerează ca duritatea unei noi compoziții ceramice sau a unei ceramice prelucrate utilizând o nouă cale de sinteză (sinterizare) să fie măsurată folosind diverse sarcini de indentare. Acest lucru poate dezvălui orice „efect de mărime a indentării” și se poate obține o estimare conservatoare a „durității adevărate”.

(c) Pentru a obține o măsură fiabilă a durității, se recomandă utilizarea microscopiei electronice pentru a măsura diagonalele indentate (scala lungimii în micrometri), deoarece orice eroare, oricât de mică, la măsurarea lungimii diagonalei va apărea ca eroare considerabilă în

duritate, care are magnitudinea în gigapascali. Acest lucru reiese clar din expresia durității Vickers.

3.5.2. Măsurători de indentare

În măsurătorile convenționale de duritate, sarcina în timp real versus adâncimea de indentare nu este înregistrată. Într-o metodă relativ nouă, valorile durității au fost calculate de la adâncimea de penetrare folosind indentare instrumentată (Fig. 3.7). Conform modelului lui Oliver și Pharr (O-P) [15], care este metoda cea mai frecvent utilizată pentru evaluarea răspunsului de indentare a unui material prin indentare instrumentată, duritatea (H) este exprimată ca:

$$H = \frac{P_{max}}{A_{cr}} \tag{3.22}$$

unde P_{max} este sarcina maximă aplicată și A_{cr} este zona reală de contact dintre indentator și material. După modelul Oliver – Pharr, forma polinomială a A_{cr} poate fi exprimată ca [15]: $A_{cr} = 25.504h_c + C_1h_c + C_2h_c^{1/2} + C_3h_c^{1/4} + \cdots + C_8h_c^{1/128}$

unde C_1, ..., C_8 sunt constante și pot fi determinate prin metode standard de calibrare, iar h_c este adâncimea de penetrare, determinată din următoarea expresie [16]:

$$h_c = h_{max} - \varepsilon(P_{max}/S) \tag{3.24}$$

unde ε≈0,75 pentru un indenter Vickers [17]. Rigiditatea contactului, S, poate fi calculată din panta primei treimi a răspunsului liniar, înregistrată în timpul ciclului de descărcare, a ariei de sarcină față de adâncimea de penetrare utilizând următoarea expresie [18]:

$$S = \left(\frac{dp}{dh}\right)_{h=h_{max}} = \beta C_A E^* \sqrt{A_{cr}} \tag{3.25}$$

unde β = 1.034 și $C_a = 2/\sqrt{\pi}$ pentru un indenter Vickers [15, 16, 18] și E* este modulul efectiv al lui Young al sistemului compozit care cuprinde indenterul și proba. După modelul O-P, E* poate fi exprimat ca [15]: $\frac{1}{E^*} = \frac{(1-v_i^2)}{E_i} + \frac{(1-v_s^2)}{E_s}$

unde E și ν sunt modulul lui Young și, respectiv, raportul lui Poisson, iar indicii i și s denotă indentatorul și respectiv eșantionul. În general, pentru un indentator de diamant Vickers, valorile E_i și ν_i au fost considerate a fi 1140 GPa și, respectiv, 0,07. [15, 16, 18]

Prin urmare, punând valorile lui S, β, CA și Acr în ecuația 3.25, se poate calcula cu ușurință valoarea lui E*. Modulul elastic al probei, E_s, poate fi apoi obținut din ecuația 3.26. Astfel, se poate înțelege că, cu excepția unui material complet și perfect elastic, zona de solicitare în funcție de adâncimea de penetrare va consta din două părți separate. Zona de sub curba de descărcare (de exemplu, zona neumbrită din Fig. 3.7) este cantitatea de energie de deformare inversă eliberată (We) atunci când sarcina de testare este retrasă.

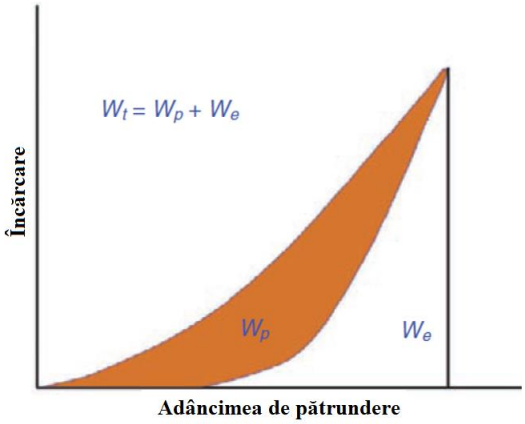


Figura 3.7. Graficul tipic al variației de sarcină în funcție de adâncimea de penetrare, după cum se poate înregistra folosind indentarea instrumentată a unei suprafețe ceramice. Calculul lucrului mecanic de deformare plastică (Wp) și al deformării totale (We) se poate face din graficul sarcinii în funcție de adâncimea de penetrare.

Cu toate acestea, aria cuprinsă de curba de încărcare-descărcare (adică zona umbrită din Fig.3.7) este cantitatea de lucru mecanic de deformare plastică (Wp) efectuat în timpul testului de indentare. Astfel, pentru un material elastic, avem $W_e >> W_p$. Cu toate acestea, pentru un material plastic, Wp ar trebui să fie mult mai mare decât energia de deformare inversă. Suma acestor două se numește lucrul mecanic total al indentării, W_t, care poate fi exprimat ca:

$$W_t = W_e + W_p \tag{3.27}$$

Analiza menționată mai sus a indentării instrumentate a fost utilizată cu succes pentru a caracteriza proprietățile mecanice ale multor sisteme ceramice, inclusiv ceramica dură pe bază de TiB_2 [19], precum și materialele compozite bioceramice pe bază de hidroxiapatită. [20]

3.5.3. Rezistența la compresiune

Deși materialele ceramice au o rezistență extrem de slabă, acestea au proprietăți superioare de compresie. Deosebirea poate fi atribuită diferenței de rezistență microstructurală în evoluția creșterii fisurilor și a naturii propagării fisurilor sub două tipuri diferite de încărcări. Un grafic tipic de răspuns solicitare-tensiune la compresie este prezentat în Figura 3.8.

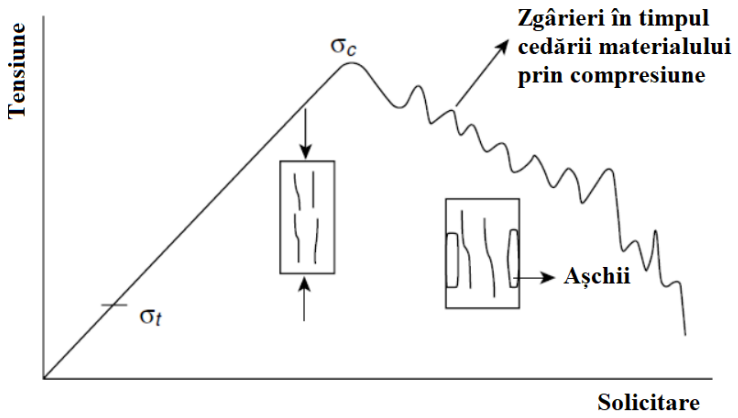


Figura 3.8. Comportamentul tensiune-solicitare al unui materiale ceramic fragil în timpul comprimării, cu σ_c indicând rezistența la compresiune. Pentru comparație, graficul tensiune-deformare este suprapus pentru a ilustra rezistența la compresiune de opt ori mai mare decât rezistența la tracțiune (σ_t) al unui material ceramic fragil. De asemenea, sunt prezentate mecanismele de deteriorare prin compresie.

În timp ce materialele ceramice se comportă ca un material elastic perfect liniar până la fracturare, aceeași clasă de materiale se comportă neliniar după atingerea unei sarcini de vârf (mult mai mare decât cea dată de tensiuni) în cazul încercării de compresie. Spre deosebire de creșterea fisurilor la întindere, fisurile se extind vertical de-a lungul direcției de încărcare la compresie. Zimțarea în răspunsul la o solicitare de compresie se datorează în esență scăderii unui volum mic de testare, deoarece fisurile în creștere fie se unesc între ele, fie întâlnesc o suprafață liberă sau neîngrădită a materialului. În mod evident, un comportament de fracturare întârziată se realizează la compresiune și, de obicei, rezistența la compresiune este de aproximativ opt ori mai mare decât rezistența la tracțiune în cazul acestor materiale.

Rezistența la compresiune poate fi măsurată folosind un echipament de testare universal (UTM). În acest scop, se folosește în mod normal o probă cilindrică cu un raport înălțime-diametru de 1,0 sau mai mare. Eșantioanele sunt plasate între două plăci paralele ale mașinii și forța se aplică pe eșantioanele aliniate corespunzător cu o viteză constantă a capului încrucișat (de obicei în jur de 0,05 mm/s). În timpul testului de compresie, răspunsul încărcare-

deplasare poate fi înregistrat folosind un computer atașat la UTM. Rezistența la compresiune (σ_{cs}) a probelor poate fi calculată din sarcina de fracturare și dimensiunea probelor utilizând formula simplă:

$$\sigma_{cs} = \frac{P}{A} \tag{3.28}$$

unde P este sarcina maximă (sarcina de fracturare) și A este aria secțiunii transversale.

3.5.4. Rezistența la încovoiere a materialelor ceramice

Având în vedere dificultatea de a efectua teste de tracțiune pe materialele ceramice cu o geometrie dog-bone (os de câine), rezistența materialelor ceramice poate fi măsurată în modul de flexare (încovoiere), fie printr-o configurație de încovoiere în trei puncte, fie printr-o configurație de îndoire în patru puncte. În acest scop, eșantioanele cu geometrie de bare și secțiune transversală dreptunghiulară sau circulară sunt plasate într-un dispozitiv de îndoire. Fie o sarcină concentrată este aplicată în configurația în trei puncte, fie o sarcină distribuită este aplicată în două locuri diferite în configurația în patru puncte (vezi Fig. 3.9).

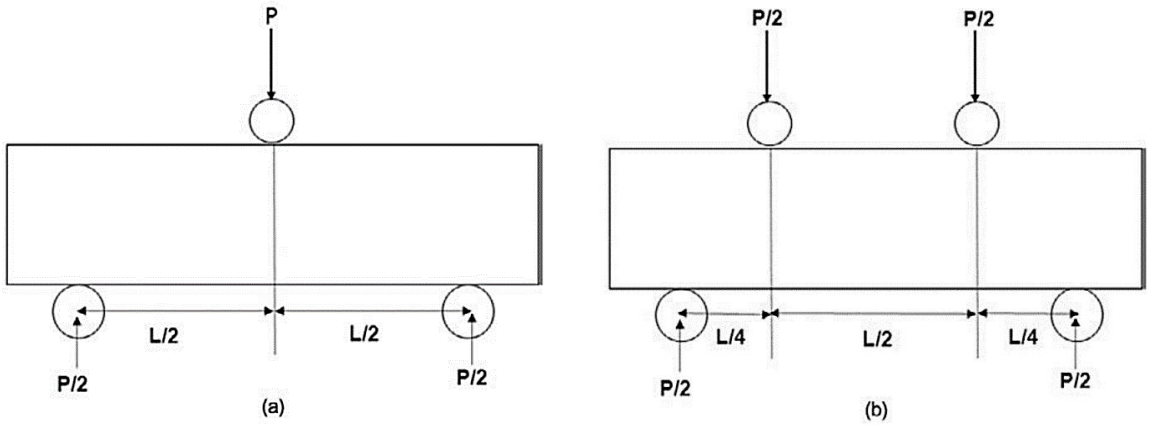


Figura 3.9. Ilustrația schematică a măsurării rezistenței la încovoiere (flexiune) în trei puncte (a) și în patru puncte (b) a barei ceramice cu secțiune transversală dreptunghiulară.

Rezistența la flexiunea ulterioară este calculată pe baza sarcinii de fracturare măsurate și de dimensiunea probei de testare. Pentru încărcarea în trei puncte, rezistența la fracturare poate fi calculată din următoarea expresie:

$$\sigma_f = \frac{3PL}{2bd^2} \tag{3.29}$$

unde σ_f este rezistența la flexiune a materialului, P este sarcina de fracturare, L este lungimea întinderii, b este lățimea eșantionului și d este grosimea eșantionului.

În mod similar, rezistența la flexiune pentru configurația de îndoire în patru puncte poate fi obținută din expresia:

$$\sigma_f = \frac{3PL}{4bd^2} \tag{3.30}$$

În timpul testării prin îndoire, suprafața de încărcare este plasată în compresie, în timp ce suprafața opusă este plasată sub tensiune. De asemenea, valoarea tensiunii scade liniar de-a lungul grosimii (direcția z) a eșantionului. În cazul încărcării în patru puncte, tensiunea maximă la tracțiune este distribuită pe o suprafață mai mare a eșantionului spre deosebire de modul flexural în trei puncte și, prin urmare, o estimare mai mică și conservatoare a rezistenței este obținută în testele flexurale în patru puncte.

3.5.5. Modulul de elasticitate al materialelor ceramice

Modulul elastic poate fi obținut folosind un analizor dinamic (DMA) al proprietăților elastice, care măsoară modulul Young al probei prin metoda excitației prin impuls a vibrațiilor. Probele dreptunghiulare sunt solicitate de o tijă de oțel lângă senzorul de înaltă frecvență al instrumentului. Valorile modulului Young sunt apoi calculate de software comercial folosind următoarea formulă [21]:

$$E = 0.9465\left(\frac{mf_f^2}{b}\right)\left(\frac{L^3}{t^3}\right)T \tag{3.31}$$

unde :

$T = 1 + 6.858\left(\frac{t}{L}\right)$

E este modulul lui Young, m este masa, f_f este frecvența naturală în modul de încovoiere, b este lățime, t este grosime și L este lungime.

Această tehnică a fost utilizată pe scară largă în măsurarea modulului elastic și a proprietăților de amortizare a diferitelor materiale ceramice structurale [22, 23]. Modulul elastic, E și raportul lui Poisson, ν, pot fi, de asemenea, evaluate cu ultrasunete, metoda folosind cristale de niobat de litiu pentru reutilizarea semnalelor de transmisie și recepție, care sunt de obicei generate la o frecvență de rezonanță de 10 MHz. Viteza undelor longitudinale și de forfecare poate fi calculată din grosimea eșantioanelor și timpul de deplasare al undelor pe grosimea sau înălțimea eșantioanelor. Următoarele relații pot fi utilizate pentru a determina proprietățile modulului:

$$E = \frac{(1+v)(1-2v)}{1-v}(\rho C_L) \tag{3.32}$$

$$v = \frac{1/2(C_1/C_s)^2 - 1}{(C_L/C_s)^2 - 1} \tag{3.33}$$

unde ν=raportul lui Poisson, ρ=densitatea specimenului (g/cm^3), C_L = viteza undei longitudinale (m / s), C_s = viteza undei de forfecare (m / s) și E = modulul elastic (GPa).

3.5.6. Rezistența la fracturare (fisurare) a materialelor ceramice

În ceea ce privește măsurarea rezistenței, trebuie remarcat faptul că rezistența materialelor fragile depinde de tehnica de testare, care sunt clasificate pe scară largă în: metodele pentru fisurarea lungă și cele pentru fisurarea scurtă.

Metodele de analiză cu fisurare lungă includ tehnica fasciculului cu o muchie simplă (SENB) și a fasciculului cu o singură margine cu crestătură V (SEVNB). Tehnicile scurte de fisurare implică măsurarea lungimilor fisurilor (radial – mediană) în jurul indentațiilor de duritate, de la care datele de duritate pot fi aproximate folosind diferite modele raportate. Este disponibil un volum semnificativ de literatură de specialitate despre descrierea mecanicii și fenomenologia crăpării prin indentare a materialelor fragile, cum ar fi ceramica și materialele pe bază de sticlă, [24-29].

În timp ce studiul privind comportamentul de deteriorare indus de indentare are relevanță pentru proprietatea de rezistență la uzură, tehnica de indentare este adesea utilizată pentru a evalua rezistența sau proprietățile de rezistență la creșterea fisurilor din ceramică. Se poate observa aici că valorile de rezistență absolută ale materialelor fragile nu pot fi măsurate prin tehnici de indentare, pentru care trebuie să se adopte tehnicile de măsurare a rezistenței la

fracturi lungi, de exemplu SENB, SEVNB, chevron notch beam (CNB). Cu toate acestea, pentru a compara proprietățile de rezistență ale compozitelor nou dezvoltate, se utilizează adesea tehnica de indentare. În plus, este acum recunoscut pe scară largă că o utilizare atentă poate oferi rezultate reproductibile pentru măsurătorile de rezistență la indentare. Ar trebui menționat aici că metoda de indentare este acum utilizată în mod obișnuit pentru comoditate pentru a calcula rezistența la rupere a specimenelor mici și relativ fragile, care altfel sunt greu de prelucrat în probe standard de testare (de exemplu: SENB, SEVNB). În linii mari, există două modalități stabilite de a evalua rezistența la fracturare a materialelor fragile. Una este utilizarea evaluării rezistenței materialelor cu fisuri mari, iar cealaltă este evaluarea prin metode pentru fisuri scurte.

3.5.6.1. Metode de analiză a materialelor cu fisuri lungi

Principala dificultate în efectuarea testelor clasice de rezistență la rupere pentru materialele ceramice prin diverse metode pentru fisurile lungi este de a pregăti o crăpătură ascuțită în fața crestăturii.

(a) Metoda SENB. În acest caz, sarcinile ciclice de compresiune sunt aplicate unui specimen SENB cu o crestătură tăiată. Acest lucru duce la acumularea de daune care conduce la creșterea fisurilor în zona din fața crestăturii, atunci când proba este încărcată în modul de flexare.

Geometria testării, precum și diverși parametri sunt prezentate în Figura 3.10.

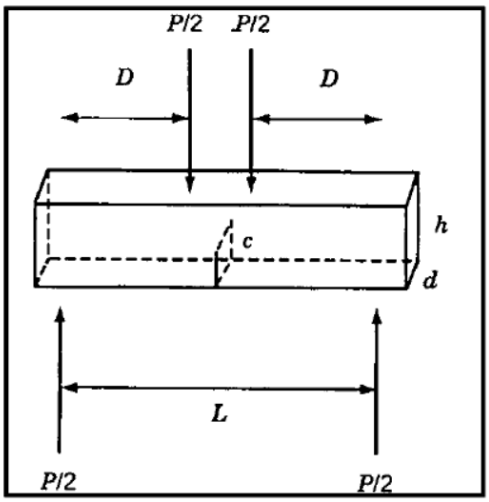


Figura 3.10. Geometria tipică și configurația de încărcare implicată în testarea SENB pentru a evalua rezistența la fractură

Evaluarea factorului de intensitate a tensiunilor critice (K_{Ic}) de modul I de către SENB urmează expresia clasică: $K_{Ic} = Y(3Pc/h^2d)c^{1/2}$

Unde: $Y = 1.99 - 2.47(c/h) + 12.97(c/h)^2 - 23.17(c/h)^3 + 24.8(c/h)^4$

(b) Metoda SEVNB. Aceasta este o versiune mai evaluată a metodei SENB în care se produce o crestătură ascuțită „V" prin lustruirea rădăcinii crestăturii cu o lamă de ras impregnată cu pastă de diamant. În metoda SEVNB, probele dreptunghiulare, preparate prin metoda descrisă anterior, sunt utilizate pentru a determina rezistența la rupere a materialelor. O crestătură în formă de V a fost introdusă de-a lungul înălțimii specimenului folosind ferăstrăul diamantat și lamă de ras cu pastă abrazivă de diamant pe un echipament comercial de pregătire a crestăturii în V (fabricat de Scientific Testing Devices, Frankfurt, Germania).

Sarcina fracturii este înregistrată și rezistența la fractură poate fi calculată din următoarea ecuație [30, 31]:

$$K_{Ic} = \frac{P_f(L_0 - L_i)}{BW^{3/2}} \frac{3\alpha^{1/2}}{2(1-\alpha)^{3/2}} f(\alpha) \tag{3.35}$$

unde P_f, L_0, L_i, B și W sunt sarcina de fractură, întinderea exterioară, întinderea interioară, lățimea eșantionului și, respectiv, grosimea eșantionului, α = a/W cu a dimensiunea pre-fisurii și f(α) este:

$$f(\alpha) = 1.9887 - 1.326\alpha - \frac{\alpha(1-\alpha)(3.49 - 0.68\alpha + 1.35\alpha^2)}{(1+\alpha)^2} \tag{3.36}$$

Raza crestăturii poate fi mai mică de 10 μm. Probele sunt apoi fracturate folosind un set de îndoire în patru puncte pe un UTM. Forma unei crestături tipice este prezentată în Figura 3.11.

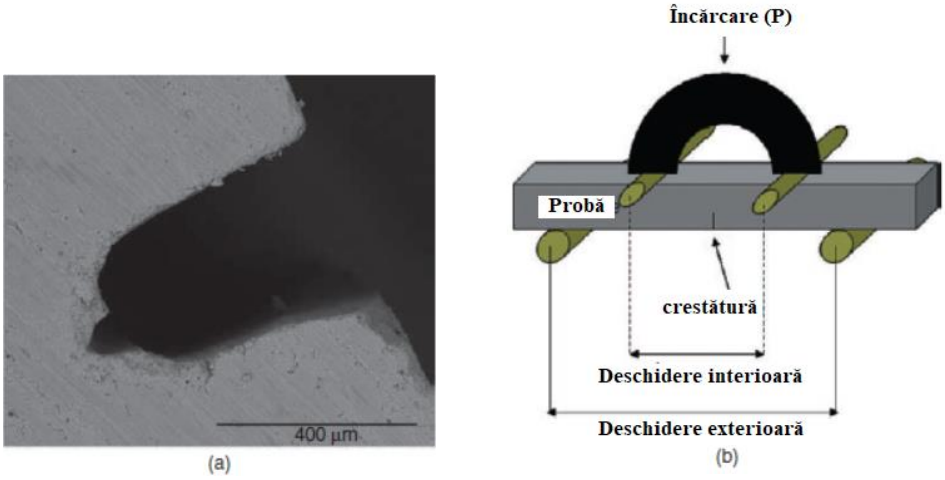


Figura 3.11. (a) O crestătură tipică V creată pe o probă ceramică (raza crestăturii este de <10 µm). (b) configurație flexurală în patru puncte pentru testarea SEVNB a măsurării rezistenței la fractură.

3.5.6.2. Evaluarea rezistenței la fractură utilizând fisura de indentare

Fisurile mici de suprafață controlate pot fi induse în materialele fragile, cum ar fi ceramicile, prin indentare pentru determinarea durității (Fig. 3.12).

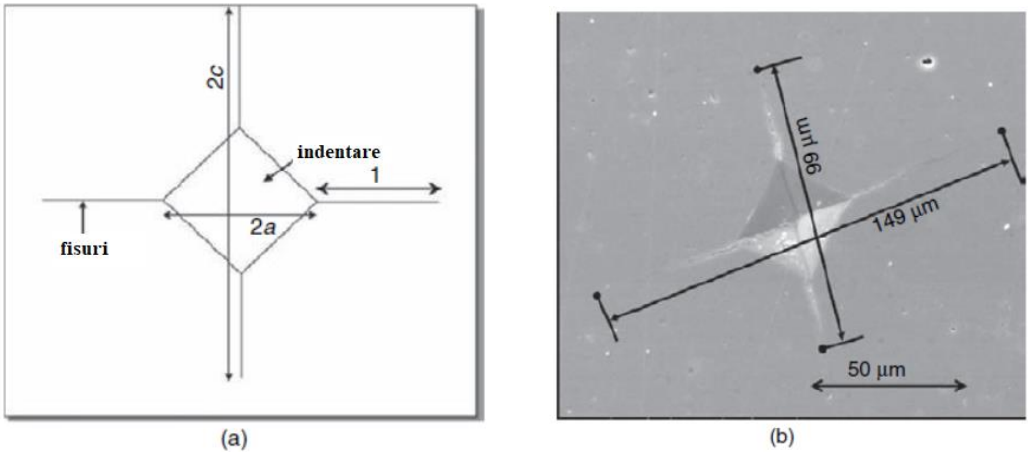


Figura 3.12. (a) Schema fisurării induse prin indentare și (b) observarea urmei de indentare Vickers prin microscopie electronică de baleiaj (SEM) , precum și fisurarea asociată unei suprafețe ceramice.

Acest lucru este deosebit de relevant pentru aplicațiile tribologice ale ceramicii, caz în care rezistența la rupere a crăpăturilor scurte va avea o influență mai mare asupra comportamentului la uzură [32]. De asemenea, se recomandă ca rezistența ceramicii cu compoziție nouă să fie măsurată la diferite sarcini pentru a verifica dacă rezistența crește odată cu lungimea fisurii, conducând la un comportament în curbă „R”.

(a) Metoda micro-fracturii de indentare (IM). Fisurile mediane (indicate prin „mc” în Fig. 3.13) care radiază din colțurile unei indentări Vickers sunt blocate atunci când forța reziduală de antrenare (K_{res}) la vârful fisurii este în echilibru cu rezistența la fractură [6]:

$$K_{Ic} = A(E/H)^n * \left(P/c^{3/2}\right) = \chi\left(P/c^{3/2}\right) = K_{res} \tag{3.37}$$

unde K_{Ic} este rezistența la rupere de indentare (Pa $m^{1/2}$), E este modulul elastic (GPa), H este duritatea Vickers (GPa), P este sarcina de indentare (N), χ este factorul de solicitare reziduală și c este lungimea fisurii (m) măsurată din centrul amprentei de indentare.

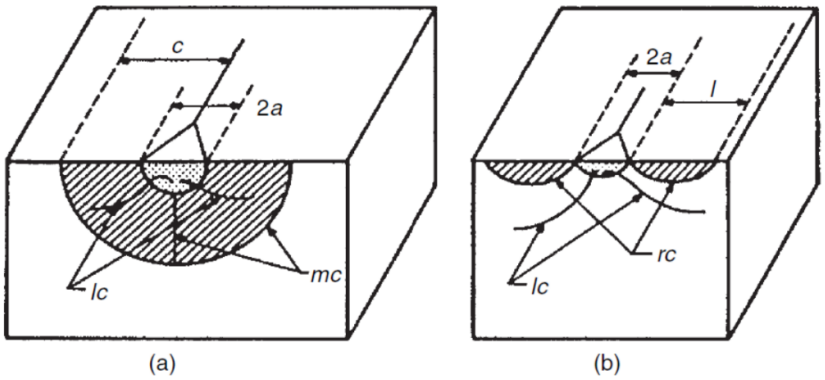


Figura 3.13. Vedere în secțiunea transversală a suprafeței materialului în jurul indentărilor Vickers care arată formarea fisurilor laterale (l_c) și a fisurilor mediane (m_c) în regim de sarcină mare (a) și fisuri radiale (r_c) și fisuri laterale în regim de sarcină redusă (b). (Reimprimat cu amabila permisiune de la Springer Science + Business Media: Journal of Materials Science, Evaluarea KIc a solidelor fragile prin metoda de indentare cu rapoarte mici de fisurare la indentare, vol. 1, 1982, pp. 13-16, K. Niihara și colab.)

Mai mult, valorile rezistenței la fractură (K_{Ic}) la diferite sarcini de indentare pot fi calculate din măsurarea fisurilor radiale (indicate prin „r_c” în Fig. 3.13) în jurul indentărilor Vickers, conform formulei propuse de Anstis și colab. [33]:

$$K_{Ic} = 0.016(E/H)^{1/2}P/c^{3/2} \tag{3.38}$$

Expresia pentru estimarea durității, așa cum a propus Anstis și colab. [33] a fost modificat de Kaliszewski și colegii [25] pentru a explica efectul tensiunilor de compresiune datorate zonei de transformare înconjurătoare:

$$K_{Ic} = 0.019(E/H)^{1/2}P/c^{3/2} \tag{3.39}$$

Evans și Wilshaw [34] au confirmat că pentru un număr de materiale fragile s-au format fisuri Palmqvist în regimul de sarcină redusă. Dimensiunile fisurilor Palmqvist și mediane sunt legate de:

$$l/a = c/a - 1 \tag{3.40}$$

Pentru fisurile Palmqvist (0,25 <a <2,5), rezistența la fractură (K_{Ic}) poate fi obținută din expresia dată de Niihara și colab. [35]:

$$\left(K_{Ic}\varphi/Ha^{1/2}\right) * (H/E\varphi)^{2/5} = 0.035(l/a)^{-1/2} \tag{3.41}$$

unde φ = 3 și l = lungimea fisurii Palmqvist pentru fisurile mediane. Pentru fisurile mediane (c/a≥2,5), expresia corespunzătoare este:

$$\left(K_{Ic}\varphi/Ha^{1/2}\right) * (H/E\varphi)^{2/5} = 0.129(l/a)^{-3/2} \tag{3.42}$$

Shetty la el. [36] a modificat ecuația lui Niihara și colab. [35] și a propus următoarea expresie pentru determinarea durității:

$$K_{Ic} = 0.025(E/H)^{0.4}(HW)^{1/2} \tag{3.43}$$

unde W = P/4a (P este sarcina de indentare, 2a este diagonala Vickers).

(b) Metoda de îndoire a forței de indentare (ISB). În această metodă, o indentare Vickers este plasată în centrul suprafeței de tracțiune a unui specimen de grindă, care este testată ulterior până la eșecul acesteia la îndoire (Fig. 3.14). [27] Dimensiunile fisurii radiale sunt măsurate optic.

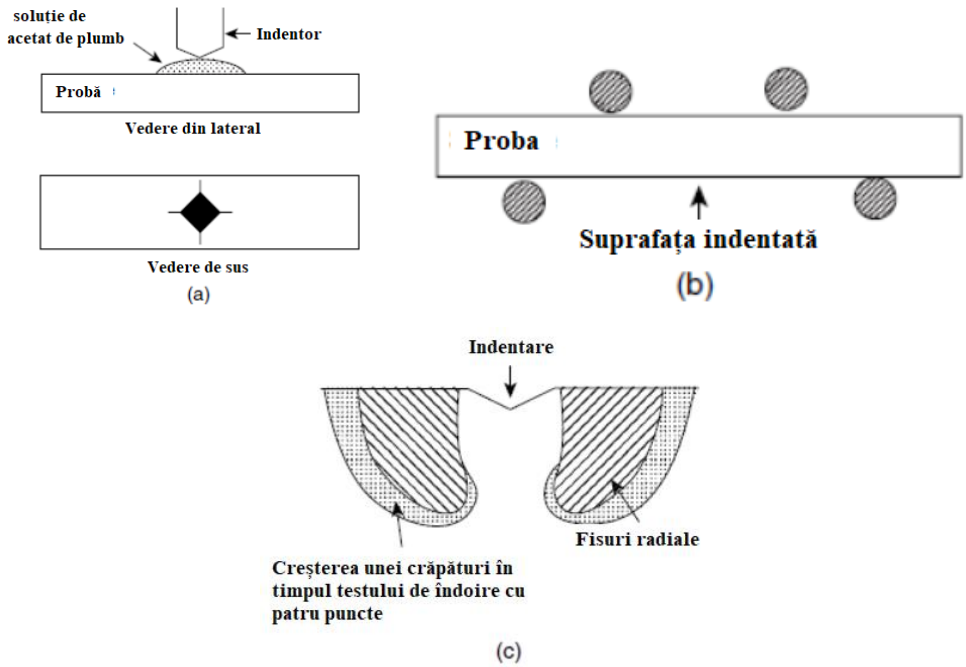


Figura 3.14. Forța de indentare în metoda de îndoire pentru a evalua rezistența la rupere a materialelor fragile: (a) indentarea suprafeței de tracțiune, (b) măsurarea tensiunilor de defecțiune în configurația de flexiune în patru puncte și (c) suprafața fracturii care dezvăluie propagarea fisurii pe suprafața indentată.

O picătură de ulei de siliciu a fost plasată pe liniuță pentru a minimiza creșterea subcritică asistată de mediu. Suprafețele specimenului cu microfisuri sunt încărcate pe suprafața de întindere. Rezistența la fracturare este estimată din rezistența și sarcina de indentare utilizând metoda Chantikul și colab. [37]:

$$K_{Ic} = \eta(E/H)^{1/8}\left(\sigma P^{1/3}\right)^{3/4} \tag{3.44}$$

unde η = 0,59 (o constantă) și σ este forța de distrugere a materialului.

O estimare a rezistenței poate fi făcută, de asemenea, utilizând tehnica de indentare fictivă a Cook și Lawn [38]. Crăpătura extinsă (c_m) care este pornită din indentare este măsurată și K_{Ic} este determinat din următoarea expresie:

$$K_{Ic} = A\sigma c_m^{1/2} - B \tag{3.45}$$

unde A = 2.02 și B = 0.68MPa $m^{1/2}$ sunt constante.

Într-o metodă mai rafinată, eșantioanele indentate sunt recoapte la o temperatură mai mică decât temperatura de sinterizare pentru a elimina atât tensiunile reziduale de rupere induse de indentare, cât și tensiunile de compresie induse de transformare. Lungimile fisurilor sunt măsurate înainte și după recoacere, iar rezistența este determinată printr-un test de flexie. Rezistența la fractură se calculează conform următoarei expresii:

$$K_{Ic} = \psi \sigma c^{1/2} \tag{3.46}$$

unde ψ este factorul de geometrie al fisurii și 2c este lungimea fisurilor radiale. Analiza fractografică a ceramicii policristaline tetragonale (Y-TZP) cu zirconia tetragonală stabilizată cu o granulație fină a relevat faptul că profilurile fisurilor erau semieliptice și erau identice cu cele observate de Kaliszewski și colab[25]. Factorul de formă ψ = 1,025 poate fi utilizat.

3.6. MECANISMELE DE DURIFICARE

Înainte de discutarea diferitelor posibile mecanisme de durificare a materialelor ceramice, este important să se revizuiască problema fragilității în materialele ceramice. S-a recunoscut pe scară largă că fragilitatea ceramicii se datorează unei multitudini de factori [6].

În cazul ceramicii cu legături predominante ionice, dislocațiile nu pot aluneca pe toate planurile de alunecare posibile ca deplasări ale ionilor, așa cum se arată schematic în Figura 3.15a , poate duce la încălcarea condiției de neutralitate a sarcinii electrice locale. Prin urmare, dislocațiile pot fi lăsate să alunece numai pe planuri specifice orientate la un unghi de 45°, ceea ce poate restabili starea electro-neutralității.

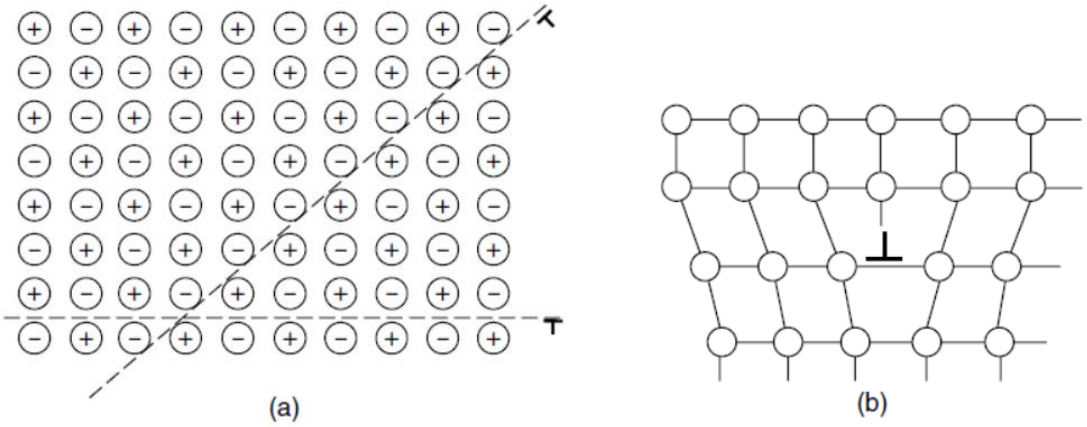


Figura 3.15. Ilustrație schematică care arată (a) posibilitatea alunecării dislocațiilor la planuri specifice într-o ceramică ionică și (b) dificultatea în alunecarea dislocațiilor datorită rețelei de legătură rigidă într-o ceramică covalentă.

Pentru ceramica cu legături predominant covalente, mișcarea dislocațiilor este destul de dificilă din cauza proprietăților direcționale și a rețelei de legături inerente rigide, deoarece o astfel de mișcare necesită spargerea și refacerea legăturilor, precum și distorsionarea unghiurilor de legătură (vezi Fig. 3.15b). Multe ceramice nu au cinci sisteme de alunecare active independente și, prin urmare, nu este posibilă o deformare omogenă fără fractură localizată. Lățimea miezului dislocației ceramicii este mai îngust decât cea din metale, ceea ce duce la cerința existenței unui set de tensiuni Pierls-Nabarro ridicat pentru alunecarea dislocațiilor.[1]

Toți factorii anteriori, adesea în combinație, fac dificilă acomodarea unui grăunte de ceramică într-o microstructură constrânsă să-și schimbe forma; în caz contrar, aceasta duce la incompatibilități de deformare la limita grăunților conducând la fisurare. Odată ce începe fisurarea, este destul de ușor să crească fisurile în materialul ceramic. În cazul metalelor, are loc plasticitatea localizată datorită mișcării dislocațiilor în câmpul de solicitare al vârfului fisurii. Aceasta absoarbe o fracțiune de energie disponibilă la vârful fisurii, reducând astfel forța motrice totală pentru propagarea în continuare a fisurilor în metale. Având în vedere lipsa alunecării dislocațiilor în ceramică, un astfel de fenomen este exclus; prin urmare, fisurile, odată ce ating dimensiunea critică, pot crește adesea într-un mod instabil, ducând la fracturarea sau defectarea componentei ceramice.

Având în vedere lipsa oricărei ductilități la temperatura camerei, în domeniul materialelor ceramice a fost depus un efort continuu pentru a descoperi modelele microstructurale mai noi pentru a spori rezistența la creșterea fisurilor. Din punct de vedere fundamental, dacă orice interacțiune între o fisură în creștere și microstructură poate absorbi o fracțiune din energia disponibilă în câmpul de solicitare al vârfului fisurii, atunci forța motrice

pentru propagarea fisurilor va fi redusă. Cu alte cuvinte, deplasarea deschiderii fisurii va fi redusă în consecință și, ca rezultat, vârful fisurii va fi tocit. Astfel de mecanisme de îmbunătățire a rezistenței la creșterea fisurilor, adică mecanisme de durificare, pot fi clasificate în general în două tipuri generice (a se vedea Fig. 3.16):

1. Mecanisme de procesare zonală. Rezistența sporită la dezvoltarea și creșterea fisurilor sau a microfisurilor se realizează prin expansiunea volumului indusă de transformarea fazelor cu devierea fisurilor din zona vârfului fisurii. Deoarece toate aceste mecanisme vor fi discutate mai detaliat în capitolele ulterioare ale acestui curs, aici vor fi rezumate doar conceptele fundamentale. În cazul durificării induse de transformarea fazei (cunoscută popular ca durificare prin transformare), de exemplu trecerea de la sistemul tetragonal la cel monoclinic al zirconiului, în câmpul de solicitare al vârfurilor fisurilor implică expansiunea volumului materialului. Într-o microstructură constrânsă, aceasta va duce la apariția tensiunilor de compresie pe fețele fisurii, ducând la închiderea vârfului fisurii. Deflexia fisurilor se observă în cea mai mare parte în compozitele care conțin particule, fire sau fibre ca a doua fază. În esență, complexitatea traseului fisurii este mai mare pe măsură ce fisura ocolește a doua fază, mai dură sau mai rigidă, iar modelul Faber și Evans [39, 40] prezice că creșterea maximă a durificarii induse de deformarea fisurii poate fi realizată în materialele compozite cu aproximativ 30% vol. armare a particulelor. Dimensiunea și forma particulelor, precum și distribuția particulelor din faza a doua au, de asemenea, o influență asupra creșterii durabilității realizabile.

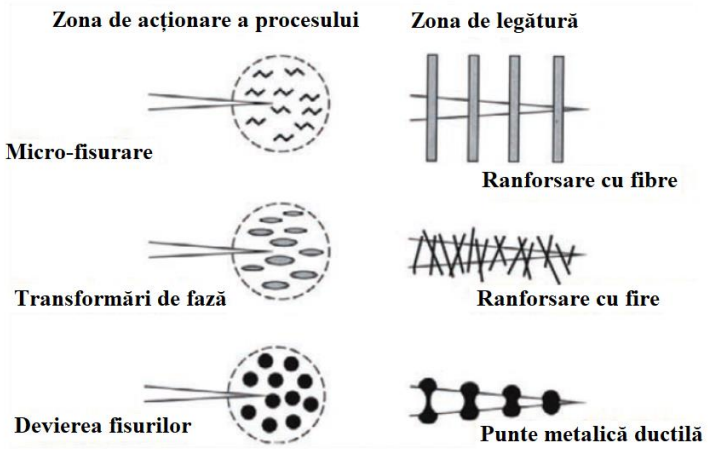


Figura 3.16. Rezumatul diferitelor mecanisme de durificare în materialele ceramice ([6]).

2. Mecanisme de creare a punților în zonele cu fisuri. Acest tip de durificare este realizat în materialele compozite armate cu fibre sau armate cu fire. De exemplu, atât matricea

de SiC, cât și fibrele de SiC sunt inerent fragile. Cu toate acestea, rezistența compozitelor de SiC /SiC_f poate fi foarte mare, iar mecanismele implică repararea fisurilor datorită interacțiunii fibrelor cu fisurile apărute. O astfel de interacțiune în materialele compozite aflate sub tensiunile date de solicitarea de tracțiune aplicată extern implică în esență deconectarea matricei-fibre sau micro-fisurarea matricei în urma fisurii modului I, devierea fisurii la interfață, extragerea fibrelor și, în cele din urmă, unirea și dispariția fisurilor. Combinația acestor mecanisme are ca rezultat, în esență, răspunsul la tensiunea neliniară tensiune-deformare a compozitului, ceea ce conduce la un comportament tolerant la daune, spre deosebire de fractura elastică liniară a monoliților ceramici (vezi Fig. 3.17) [41].

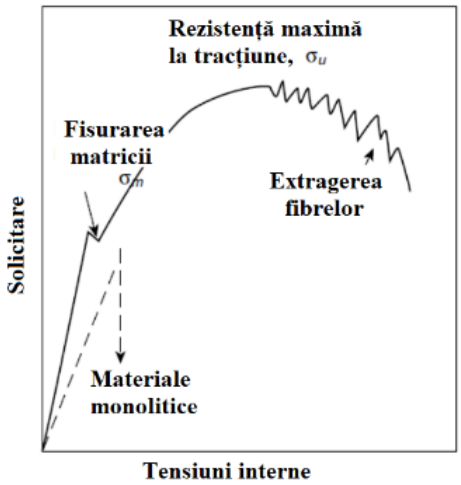


Figura 3.17. Ilustrație schematică a răspunsului la solicitarea de întindere solicitare-tensiune a compozitelor ceramice întărite cu fibre ceramice față de răspunsul ceramicii monolitice.

Proprietățile interfeței matrice - fibră determină puternic valorile durității. Durificarea fibrelor este, de asemenea, însoțită de îmbunătățirea modulului și acest lucru este guvernat de regula amestecurilor. Cu toate acestea, compozitele durificate cu fibre au propriile lor limitări, care includ ciclul de producție costisitor, proprietățile anizotrope cu proprietăți mai mari de-a lungul direcției fibrelor și așa mai departe.

Dintre diversele armături, fibrele au cel mai mare raport de ranforsare, urmate de fire și apoi de particule. În compozitele armate cu fire, cu alinierea aleatorie a acestora, are loc și o îndepărtare a fisurilor dar într-o măsură mai mică decât procesul de durificare a compozitelor care folosesc fibre. Un astfel de proces implică, de asemenea, extragerea firelor iar durificarea materialului depinde de fracțiunea de volum a firelor utilizate în compozite. Un al treilea tip de durificare apare în general într-o clasă importantă de materiale cunoscută sub numele de *Cermete* și care se caracterizează prin dispersia unei faze ceramice într-o matrice metalică, de

exemplu WC-Co. În câmpul de solicitare al vârfurilor fisurilor, fluxul ductil al particulelor metalice care duce la punerea față în față a fețelor fisurii reduce forța motrice disponibilă pentru propagarea fisurilor. Rezistența cermetului WC–Co este, prin urmare, redusă cu scăderea conținutului de Co. Din punct de vedere al dezvoltării materialului, este necesară o cantitate critică de Co pentru a facilita sinterizarea fazei lichide, iar echilibrul dintre duritate și rigiditate necesită adaptarea conținutului de Co.

Ca o concluzie, diferite proprietăți mecanice relevante pentru aplicațiile structurale ale materialelor ceramice sunt rezumate în Figura 3.18, iar mai multe descrieri ale comportamentului mecanic al ceramicilor sunt disponibile în diverse materiale bibliografice [42-49].

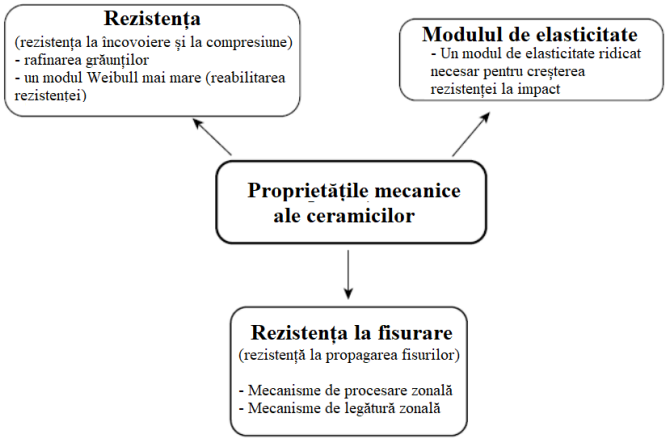


Figura 3.18. Schema diferitelor proprietăți relevante pentru comportamentul mecanic al ceramicii structurale.

În timp ce un modul elastic ridicat ar asigura o rezistență mai bună la deteriorarea la contact, adică rezistența la uzură, în aplicații tribologice, o scară microstructurală mai fină (mărimea granulelor) sau lungimea critică a fisurilor poate conduce la proprietăți de rezistență mecanică mai bune. După cum s-a discutat în acest capitol, se dorește o valoare mai mare a modulului Weibull (m) pentru o mai bună fiabilitate a rezistenței mecanice a materialelor ceramice. O problemă importantă în dezvoltarea ceramicilor structurale este îmbunătățirea proprietăților de rezistență la rupere. Confecționarea microstructurală sau armarea cu o fază ceramică mai puternică (mustăți, fibre) pot fi adoptate pentru a spori rezistența la rupere prin zona procesului sau mecanismele zonei de punte în ceramica structurală.

BIBLIOGRAFIE

[1] G.E. Dieter and D. Bacon. *Mechanical Metallurgy*, McGraw Hill, New York, 1988.

[2] C.E. Inglis, *Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners*, Trans. Inst. Nav. Archit. 55 (1913), 219–241.

[3] E. Orowan, *Fatigue and Fracture of Metals*, Symposium at Massachusetts Institute of Technology. John Wiley & Sons, NewYork, 1952.

[4] A.A. Griffith, *The phenomena of rupture and flow in solids*, Philos. Trans. R Soc London 221A (1920), 163–198.

[5] S.M. Wiederhorn, *Moisture assisted crack growth in ceramics*, Int. J. Fracture Mech. 4(2) (1968), 171–177.

[6] B.R. Lawn, *Fracture of Brittle Solids*, Cambridge University Press, Cambridge, 1993.

[7] A. Tiwari, B. Basu and R. Bordia, *Model for fretting wear of brittle ceramic*, Acta Mater. 57 (2009), 2080–2087.

[8] W. Weibull, *A statistical distribution function of wide applicability*, J. Appl. Mech. 18 (1951), 293–305.

[9] R.W. Davidge, *Mechanical Behavior of Ceramics*, Cambridge University Press, Cambridge, 1979.

[10[Z.P. Bazant, *Probability distribution of energetic-statistical size effect in quasibrittle fracture*, Probabilistic Eng. Mech. 19 (2004), 307–391.

[11[R. Danzer, T. Lube and P. Supancic, *Monte Carlo simulations of strength distributions of brittle materials—Type of distribution, specimen and sample size*, Z. Metallkd. 92 (2001), 773–783.

[12] C. Lu, R. Danzer and D. Fishcer, *Fracture statistics of brittle materials: Weibull or normal distribution*, Phys. Rev. E 65 (2002), 067102.

[13] B. Basu, D. Tiwari, D. Kundu and R. Prasad, *Is Weibull distribution the most appropriate statistical strength distribution for brittle materials?* Ceram. Int. 35 (2009), 237.

[14] D. Dierickx, B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Statistical extreme value modelling of particle size distributions: Experimental grain size distribution type estimation and parameterisation of sintered zirconia*, Mater. Characterisation 45 (2000), 61–70.

[15] W. C. Oliver and G. M. Pharr, *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*, J. Mater. Res. 7 (1992), 1564–1583.

[16] Z. Ling and J. Hou, *A nanoindentation analysis of the effects of microstructure on elastic properties of Al_2O_3/SiC composites*, Compo. Sc. Tech. 67 (2007), 3121–3129.

[17] M. Kanari, K. Tanaka, S. Baba and M. Eto, *Nanoindentation behavior of a two-dimensional carbon-carbon composite for nuclear applications*, Carbon 35 (1997), 1429–1437.

[18] S. Guicciardi, A. Balbo, D. Sciti, C. Melandri and G. J. Pezzotti, *Nanoindentation characterization of SiC-based ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 27(2–3) (2007), 1399–1404.

[19] A. Mukhopadhyay, G.B. Raju, B. Basu and A.K. Suri, *Correlation between phase evolution, mechanical properties and instrumented indentation response of TiB2-based ceramics*, J. Eur. Cer. Soc. 29 (2009), 505–516.

[20] S. Nath, A. Dey, A.K. Mukhopadhyay and B. Basu, *Nanoindentation response of novel hydroxyapatite-mullite composites*, Mat. Sci. Eng. A 513–514 (2009), 197–201.

[21] Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus and Poisson's Ratio for Advanced Ceramics by Impulse Excitation of Vibration ASTM Designation, June, 1995, C1259-95, 375.

[22] G. Roebben, B. Basu, J. Vleugels, J. Van Humbeeck and O. Van Der Biest, *The innovative impulse excitation technique for high temperature mechanical spectroscopy*, J. Alloys Com. 310(1–2) (2000), 284–287.

[23] B. Basu, L. Donzel, J. Van Humbeeck, J. Vleugels, R. Schaller and O. Van Der Biest, *Thermal expansion and damping characteristics of Y-TZP*, Scr. Mater. 40(7) (1999), 759–765.

[24] S. Palmqvist, *Occurrence of crack formation during Vickers indentation as a measure of the toughness of hard materials*, Arch Eisenhuettenwes 33 (1962), 629–633.

[25] M.S. Kaliszewski, G. Behrens, A.H. Heuer, M.C. Shaw, D.B. Marshall, G.W. Dransmann and R.W. Steinbrech, *Indentation studies on Y2O3-stabilized ZrO2: I, development of indentationinduced cracks*, J. Am. Ceram. Soc. 77 (1994), 1185–1193.

[26] G.D. Quinn and R.C. Bradt, *On the Vickers Indentation Fracture Toughness Test*, J. Am. Ceram. Soc. 90(3) (2007), 673–680.

[27] B.R. Lawn, *Indentation of ceramics with spheres: a century after Hertz*, J. Am. Ceram. Soc. 81(8) (1998), 1977–1994.

[28] B.R. Lawn, N.P. Padture, H. Cait and F. Guiberteau, *Making ceramics "ductile"*, Science 263 (1994), 1114–1116.

[29] J.B. Quinn and G.D. Quinn, *Indentation brittleness of ceramics: a fresh approach*, J. Mater. Sci. 32 (1997), 4331–4346

[30] H. Tada, *The Stress Analysis of Cracks Handbook, 2nd edition*, Paris Productions Inc., St. Louis, MO, 1985.

[31] Standard Test Methods for the Determination of Fracture Toughness of Advanced Ceramics at Ambient Temperatures, ASTM Provisional Standard Designation No. PS070-97. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.

[32] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Microstructure-toughness-wear relationship of tetragonal zirconia ceramics*, J. Eur. Cer. Soc. 24(7) (2004), 2013–2040.

[33] G.R. Anstis, P. Chantikul, B.R. Lawn, and D.B. Marshall, *A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, direct crack measurements*, J. Am. Cer. Soc. 64 (1981), 533–538.

[34] A.G. Evans and T.R. Wilshaw, *Quasi-static solid particle damage in brittle solids—I. Observations analysis and implications*, Acta Metallurgica 24(10) (1976), 939–956.

[35] K. Niihara, R. Morena, and D.P.H. Hasselman, *Evaluation of KIc of brittle solids by the indentation method with low crack-to-indent ratios*, J. Mater. Sci. Lett. 1 (1982), 13–16.

[36] D.K. Shetty, I.G. Wright, P.N. Mincer and A.H. Heuer, *Indentation fracture toughness of WC–Co ceramics*, J.Mater. Sc. 20 (1985), 1873–1882.

[37] P. Chantikul, G.R. Anstis, B.R. Lawn and D.B. Marshall, *A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: II, Strength method*, J. Am. Ceram. Soc. 64(9) (1981), 539–543.

[38] R.F. Cook and B.R. Lawn, *A modified indentation toughness technique*, J. Am. Cer. Soc. 66(11) (1983), C200–C201.

[39] K.T. Faber and A.G. Evans, *Crack deflection processes—I. Theory*, Acta Metallurgica 31(4) (1983), 565–576.

[40] K.T. Faber and A.G. Evans, *Crack deflection processes—II. Experiment*, Acta Metallurgica 31(4) (1983), 577–584.

[41] A.G. Evans and R.M. McMeeking, *On the toughening of ceramics by strong reinforcements*, Acta Metallurgica 34(12) (1986), 2435–2441.

[42] C.B. Carter and M.G. Norton, *Ceramic Materials*, Springer, New York, 2007.

[43] M.W. Barsoum, *Fundamentals of Ceramics*,Taylor & Francis, London, 2003.

[44] W.D. Kingery, H.K. Bowen and D.R. Uhlmann, *Introduction to Ceramics*, 2nd ed. John Wiley and Sons, New York, 1976.

[45] D.J. Green, *An introduction to the Mechanical Properties of Ceramics*, Cambridge University, Cambridge, 1998.

[46] J.B. Wachtman, W.R. Cannon and M. John Matthewson, *Mechanical Properties of Ceramics*, John Wiley & Sons, NewYork, 2009.

[47] K.K. Chawla, *Ceramic Matrix Composites*, Chapman and Hall, New York, 2003.

[48] I.J. McColm, *Ceramic Hardness*, Plenum Publishing Corporation, New York, 1990.
[49] D.J. Green, R.H.J. Hannink and M.V. Swain, *Transformation Toughening of Ceramics*, CRC Press, Boca Raton, FL, 1989.

SECȚIUNEA A DOUA
PRELUCRAREA MATERIALELOR CERAMICE

CAPITOLUL 4.
SINTEZA PULBERILOR CERAMICE DE ÎNALTĂ PURITATE

Metodele convenționale de procesare ale materialelor de sinteză (în special polimerii și metalele) nu funcționează pentru materialele ceramice. Acest lucru se datorează punctelor lor de topire ridicate și a fragilității extreme a acestora. Topirea ar necesita un recipient în care ceramica topită să acționeze ca un creuzet pentru turnarea metalului lichid. Deci nu pot fi folosite pentru:

(1) a topi o ceramică asemănătoare,

(2) ar putea conține o ceramică topită și supraîncălzită pentru turnare și

(3) pentru a solidifica un material ceramic într-o piesă turnată pentru a rezulta o componentă finală.

În plus, ductilitatea și maleabilitatea lor extrem de slabă le restrânge formabilitatea prin procese precum laminarea, extrudarea la temperatură scăzută și îndoirea. În mod inerent, procesarea ceramicii necesită tehnologia de sinterizare pentru a realiza densificarea completă (sau controlată) fără a atinge punctul de topire al ceramicii. În plus, se poate adopta o combinație viabilă de temperatură și presiune pentru compactarea cu succes a materialelor ceramice.

Este acceptat în mod obișnuit faptul că pulberea de pornire este extrem de importantă pentru fabricarea materialelor ceramice avansate cu proprietăți mecanice și fiabilitate îmbunătățită, precum și un comportament reproductibil. În special, se observă că rezistența mecanică și rezistența la rupere sunt puternic dependente de mărimea particulelor, chimia pulberilor inițiale și parametrii procesului de sinterizare.

4.1. SINTEZA PULBERILOR DE ZrO_2

În ultimii ani, au fost dezvoltate mai multe tehnologii noi pentru producerea de pulberi cu dimensiuni submicronice, ultra-pure, cu o distribuție a dimensiunilor cât mai mică și dedicată, cantitatea și distribuția oxizilor stabilizatori (yttria [Y_2O_3], calcia etc.), o geometrie uniformă a particulelor și un conținut scăzut de impurități. Diferitele căi de prelucrare a materialelor pentru obținerea pulberilor de pornire cu zirconiu includ co-precipitarea

hidroxidului sau hidroliza alcoolului, precipitarea gelului, tehnici de micro-emulsie, sinteza sol-gel, reacția în fază gazoasă și sinteza hidrotermală [3-6]. Doar prima și ultima dintre aceste metode sunt exploatate în producția comercială de pulberi de zirconiu pentru fabricarea ceramicii de zirconiu tetragonale. Pe calea co-precipitării, 6 pulberi dopate cu yttria sunt obținute prin levigarea amoniacului a soluției $ZrOCl_2$ și YCl_3 / $Y(NO_3)_3$. În pulberile obținute, dopantul yttria este distribuit omogen între particulele de zirconiu. Pe ruta de acoperire cu plasmă, yttria este co-măcinată cu pulberi pe bază de ZrO_2 produse prin descompunerea în plasmă a compusului $ZrCl_4$. Mai recent, cercetătorii belgieni au dezvoltat o nouă cale de sintetizare a pulberilor dopate cu Y_2O_3 folosind o metodă de „uscare în suspensie" [7,8], a pulberilor și ulterior este măcinat cu bile de frezat Y-TZP și calcinat în aer la 800 °C timp de 1 oră pentru a obține pulberi de zirconia (Y-ZrO_2) de dimensiuni submicronice. Conținutul de impurități (% în greutate) a pulberilor de pornire Y-ZrO_2 de înaltă puritate include: Al_2O_3 (0,005), SiO_2 (<0,002), Fe_2O_3 (0,004) și Na_2O (<0,01). Principalii producători comerciali și furnizori de pulberi de zirconia de înaltă puritate sunt companiile japoneze precum Tosoh, Nikkato, Toyo Soda, Daiichi și Tioxide din Marea Britanie.

4.2. SINTEZA PULBERILOR TiB_2

Pulberea de diborură de titan (TiB_2) poate fi preparată printr-o varietate de metode la temperaturi ridicate peste 1000 °C, cum ar fi reacțiile directe ale titanului sau ale oxizilor sau hidrurilor acestuia cu bor elementar, reducerea carbotermică a oxidului de titan și a oxidului de bor; sau reducerea hidrogenului halogenurilor de bor în prezența metalului sau a halogenurilor acestuia. Printre diversele căi de sinteză s-au dezvoltat sintezele electrochimice și reacțiile în stare solidă pentru prepararea diborurii de titan fine în cantități mari. Un exemplu de reacție în stare solidă este reducerea borotermică, care poate fi ilustrată prin următoarea reacție:

$$2TiO_2 + B_4C + 3C \rightarrow 2TiB_2 + 4CO \tag{4.1}$$

Conținutul tipic de oxigen și carbon în compusul TiB_2 sintetizat este de aproximativ 0,5 și respectiv 0,6% în greutate. Se observă că pulberea de TiB_2 sintetizată are dimensiuni mai fine, cu D_{50} în jur de 1,1 μm (vezi Fig. 4.1).

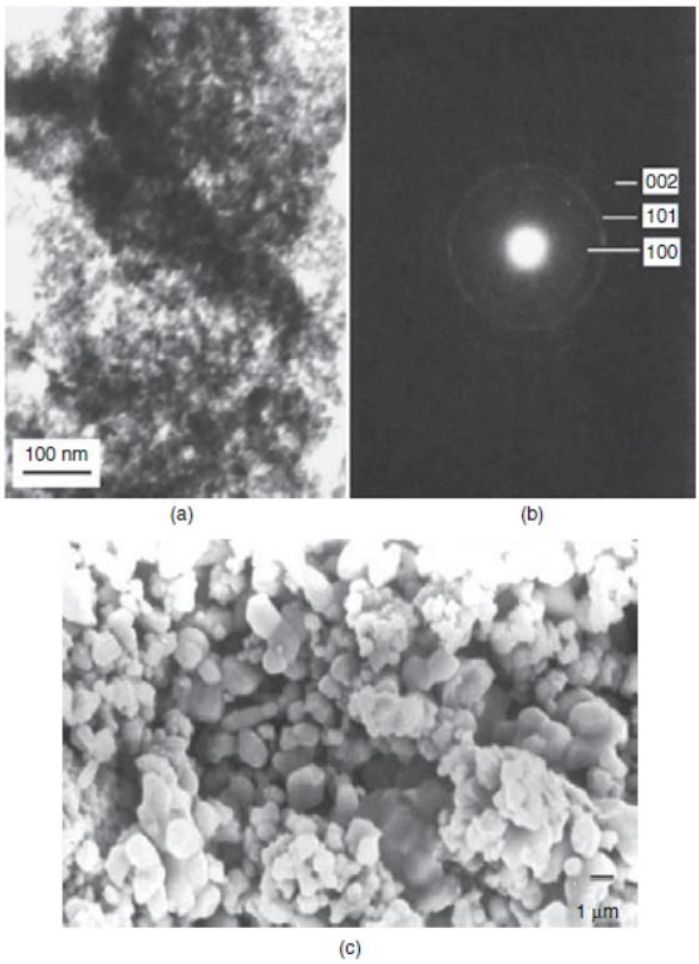


Figura 4.1. (a) Imaginea microscopiei electronice de transmisie (TEM) și (b) modelul de difracție al zonei selectate (SADP) al pulberilor nanocristaline TiB_2, sintetizate prin reacția între $TiCl_4$ și $NaBH_4$ timp de 12 ore la 600 °C.[11] și (c) Imaginea SEM a pulberii de TiB_2 cu dimensiuni micronice, produse prin reacție borotermică dintre TiO_2, B_4C și C.

Merită menționat aici că acum a devenit posibil să se producă cantități mari (scara în kilograme) de pulberi de TiB_2 cu fază pură, atât la scară de laborator, cât și la scară comercială, utilizând procesul de reducere borotermică. Cu toate acestea, căile de sinteză a pulberilor menționate anterior nu pot produce pulberi de dimensiuni nanometrice. Bates și colegii [9] au preparat pulberi de TiB_2 nanocristalin cu dimensiuni de 5 până la 100 nm folosind o reacție de fază de soluție de $NaBH_4$ și $TiCl_4$, urmată de recoacerea precursorului amorf obținut la 900-1100 °C. Axelbaum și colab. [10] au dezvoltat un proces de ardere în fază gazoasă, care a produs direct nanoparticule de TiB_2 neaglomerate, cu conținut scăzut de oxigen, prin reacția vaporilor de sodiu cu $TiCl_4$ și BCl_3. Cu toate acestea, produsele au fost raportate a fi contaminate cu titan metalic și oxid de titan.

O altă cale potențială de a produce pulbere de TiB_2 de dimensiuni submicrometrice este alierea mecanică a amestecului de pulberi elementare de Ti și B. Nu s-a raportat că apare

nicio amorfizare în timpul procesului, din cauza căldurii negative de formare a TiB_2. S-a constatat că pulberile elementare reacționează pentru a forma compusul TiB_2 stabil. S-a observat că dimensiunea metalului de tranziție și căldura de formare a borurilor au afectat foarte mult timpul de aliere mecanică, producând în același timp TiB_2 de dimensiuni mai fine. Pulberea ultrafină (nanometrică) de TiB_2 ar putea fi, de asemenea, produsă printr-un proces de sinteză la temperatură înaltă (SHS) cu auto-propagare care implică adăugarea de cantități variate de NaCl. Pe măsură ce cantitatea de NaCl (diluant) a crescut, s-a constatat că dimensiunea particulelor de TiB_2 scade, ajungând la o dimensiune de 26 nm în cazul adiției de NaCl pentru 20% din greutate. Temperatura de aprindere pentru amestecul stoichiometric de TiO_2, H_3BO_3 și Mg s-a dovedit a fi de până la 685 °C [11]. Într-un efort de a sintetiza diborura de titan nanocristalin, Gu și colegii [12] au dezvoltat o nouă cale folosind reacția solvotermică a sodiului metalic cu pulbere de bor amorf și $TiCl_4$ la 400 °C. O astfel de cale de sinteză poate fi reprezentată prin următoarea reacție:

$$TiCl_4 + 2B + 4Na \xrightarrow{Benzen\ in\ 400^oC} TiB_2 + 4NaCl \tag{4.2}$$

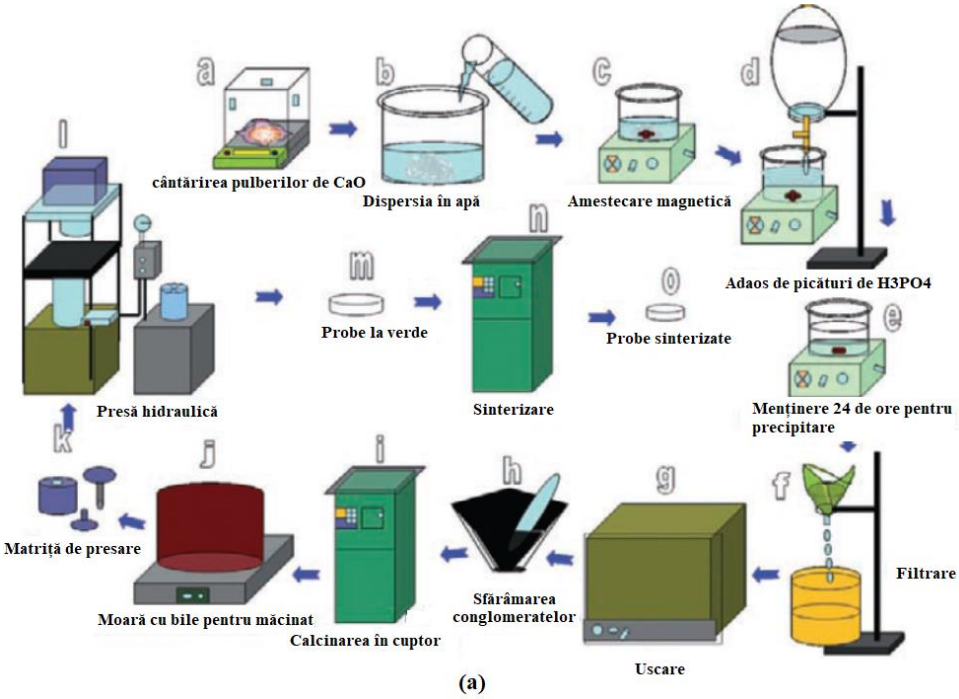
S-a raportat că titanul activ, generat de reducerea $TiCl_4$ utilizând sodiu metalic, ajută la formarea compusului TiB_2 nanocristalin. Benzenul servește ca mediu de reacție pentru a controla viteza de reacție și mărimea particulelor. Într-o altă lucrare, Chen și colab. [13] au pregătit, de asemenea, TiB_2 nanocristalin prin reacția $TiCl_4$ cu $NaBH_4$ în intervalul de temperatură de 500-700 °C timp de 12 ore într-o autoclavă. Așa cum se arată în Figura 4.1, TiB_2 nanocristalin prezintă o gamă de dimensiuni de 10-20 nm.

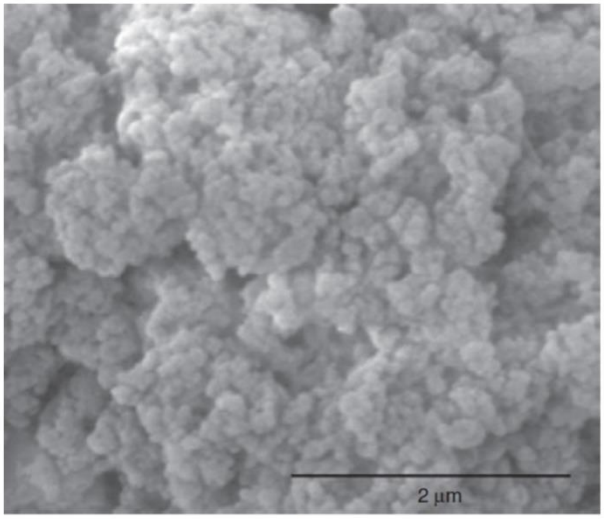
Din discuția precedentă, ar trebui să fie evident că o serie de căi de sinteză la nivel de laborator au fost dezvoltate cu succes pentru a sintetiza pulberi de TiB_2 de dimensiuni micronice sau submicronice. Totuși, un astfel de succes este limitat în ceea ce privește producția la scară industrială a unor cantități mari de TiB_2. Din punct de vedere al sinterizării și consolidării, trebuie pus accentul pe obținerea pulberilor mai fine TiB_2 cu o distribuție îngustă de dimensiuni, precum și cu o aglomerare limitată. Din legea de scalare clasică a lui Herring, se poate prezice teoretic că o scădere a mărimii particulelor cu un ordin de mărime poate determina o reducere de trei până la patru ordine de mărime a timpului de sinterizare, în funcție de mecanismul de densificare dominant (cum ar fi difuzia rețelei, difuzia la limita granulelor). Prezența aglomeratelor în pulberile inițiale determină o scădere a sinterizabilității și formarea de microfisuri și macrofisuri în ceramica sinterizată. Prin urmare, problema aglomerării a fost

recunoscută ca o problemă importantă în sinteza pulberilor ceramice cu dimensiuni nanometrice. Pe lângă dimensiunea pulberii inițiale de TiB_2, puritatea acesteia, în ceea ce privește conținutul de oxigen, influențează în mare măsură sinterizarea. De exemplu, pulberile de TiB_2 care conțin ≥1% în greutate oxigen ar putea fi densificate doar până la 90% din densitatea teoretică, chiar și la o temperatură de sinterizare mai mare.

4.3. SINTEZA PULBERILOR DE HIDROXIAPATITĂ

Se raportează că hidroxiapatita (HAp) este sintetizată pe scară largă utilizând o cale de suspensie - precipitare. În faza inițială, CaO este dispersat în apa prelucrată cu concentrația de 18,6 g/L. Mediul dispersat trebuie păstrat pe o placă fierbinte și trebuie agitat cu ajutorul unui agitator magnetic. După aceasta, o cantitate echivalentă (menținând raportul Ca/P la fel ca HAp) de soluție H_3PO_4 (0,17 M) se adaugă sub forma de picături la mediul de CaO dispersat. Soluția totală trebuie agitată la aproximativ 80 °C timp de 3-4 ore pentru a permite ca reacția să aibă loc până la finalizare. Apoi, se adaugă prin picurare NH_4OH concentrat (amoniac lichior) până când pH-ul soluției crește la 10. Ulterior, soluția este menținută la temperatura camerei timp de o zi pentru a facilita precipitarea produsului de reacție, care este colectat cu ajutorul unei hârtiei de filtru. După uscare la 100 °C timp de o zi, bucata trebuie zdrobită folosind un mortar de agat pentru a transforma materialul în formă de pulbere. Această metodă este capabilă să producă pulbere de HAp pură. Pulberile calcinate au dimensiunea medie a particulelor D_{50} de 1,3 μm (determinată cu un analizor de dimensiune a particulelor cu laser). Analiza spectroscopiei de emisie atomică cuplată inductiv (ICP-AES) utilizând o tehnică de complexometrie a indicat faptul că ruta de sinteză menționată mai sus poate produce pulberi de HAp cu un raport Ca/P de 1,64, după calcinare la 800 °C. O ilustrare schematică a sintezei de pulberi de HAp, așa cum a fost descrisă anterior, este prezentată în Figura 4.2a, iar o imagine cu microscopia electronică de baleiaj (SEM) a pulberii sintetizate este prezentată în Figura 4.2b.





(b)

Figura 4.2. (a) Ilustrația sintezei pulberilor de HAp și a presării ulterioare la rece pentru a obține pelete verzi (vezi inserția de culoare) și (b) Imaginea SEM a pulberilor de HAp ca sintetizate după 16 ore de măcinare cu bile.

4.4. SINTEZA PULBERILOR DE PURITATE ÎNALTĂ DE CARBURI DE TUNGSTEN

Carbura de tungsten (WC), un membru important al familiei de carburi dure și, în special, cermetul WC-Co este utilizat pe scară largă datorită durității sale relativ ridicate și a modulului elastic ridicat, rezistenței la rupere și umectabilității la cobalt [15-17]. Datorită descompunerii înainte de topire, carbura de W nu poate fi produsă prin topire. În mod

convențional, pulberile de WC sunt produse prin reacția directă a W pur cu carbonul [18]. În această metodă, dimensiunea particulelor pulberilor de WC poate varia în intervalul de 0,15-12μm, în funcție de dimensiunea inițială a pulberii de W pur și de temperatura de carburare. Pulberea grosieră (dimensiunea> 2 μm) de WC poate fi produsă folosind pulberea de W grosieră și temperatura mare de carburare.

În mod similar, pulberea submicronică de W este necesară pentru a obține o dimensiune cuboidă a WC mai mică de un micron la temperatura de carburare 1350-1400 °C. O diagramă schematică care ilustrează relația dintre temperatura de carburare și dimensiunea WC este prezentată în Figura 4.3. Pulberea de W utilizată în tehnologia carburii cimentate este de obicei produsă prin reducerea trioxidului de tungsten WO_3, a acidului tungstenic hidratic (H_2WO_4), oxidului de tungsten albastru (W_4O_{11}) sau paratungstenatului de amoniu ($5NH_3 \cdot 12WO_3 \cdot 5H_2O$). Pentru a oferi un exemplu ilustrativ, imaginile SEM ale pulberilor tipice de W și WC sunt prezentate în Figura 4.4.

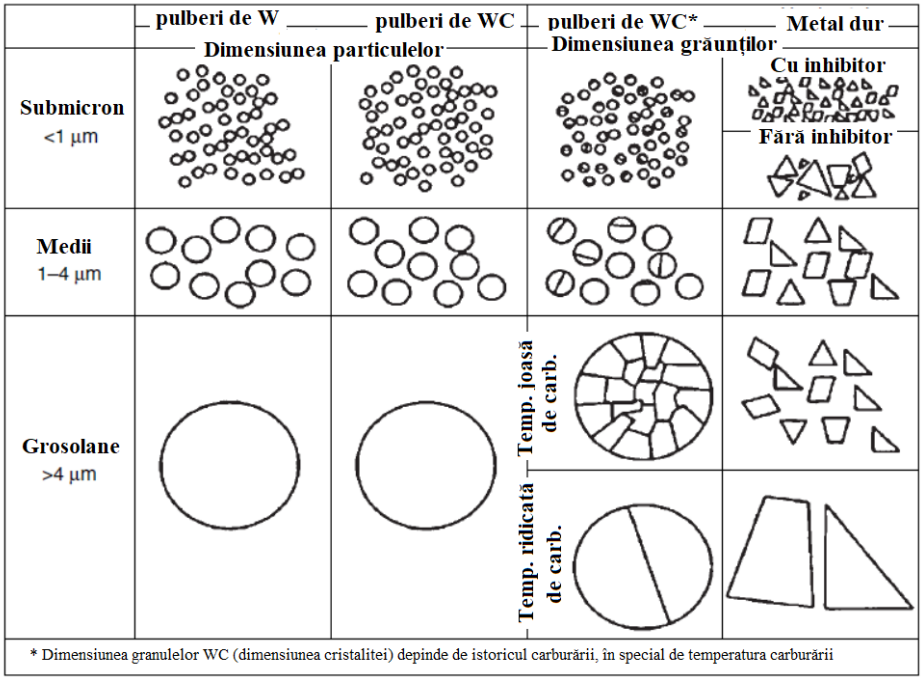


Figura 4.3. Dimensiunea carburilor de W în funcție de temperatura de carburare și dimensiunea inițială a pulberii de W. [17]

Pentru a obține materiale WC-Co, carbura de tungsten este amestecată cu cobalt și ulterior sinterizată la densitatea maximă utilizând tehnici metalurgice convenționale pentru prelucrarea pulberilor. Au fost dezvoltate mai multe metode pentru a sintetiza cuboizi de WC mai mici și produse de WC sinterizate. Sinteza WC prin reacția gaz-solid este metoda utilizată

pentru a obține particule mai fine de WC. Alte metode includ sinteza prin ardere încălzită prin inducție de înaltă frecvență (HFIHCS), sinterizarea cu scânteie a plasmei (SPS), sinteza de ardere activată în câmp și presiune asistată (FAPACS), depunerea chimică a vaporilor îmbunătățită cu plasmă, schimbul cu arc ionic.

Eskandarany și colab. [19] au preparat pulberi pure de WC (dimensiunea ~7-nm) prin reducerea mecanică a stării solide a WO_3 și Mg, urmată de reacția în stare solidă a W și C folosind frezarea cu bile de mare energie (HEBM). Aceste pulberi au fost consolidate la 1690 °C prin PAS. S-a raportat că WC-ul consolidat avea o mărime a granulelor de aproximativ 25 nm, ceea ce a dus la o duritate extrem de mare de aproximativ 23 GPa. Eskandarany și colab. [19] au fabricat, de asemenea, pulberi de WC nanocristaline în vrac (mărimea granulelor ~95 nm) prin presare la cald (1690 °C, 1,5 GPa) pulberi nanocristaline de WC (~7 nm), produse de HEBM din pulberi elementare de W și C la temperatura camerei. Nanoceramica de WC, la fel de consolidată, a prezentat o duritate de GP21 GPa. O imagine SEM de W și WC pur este prezentată în Figura 4.4.

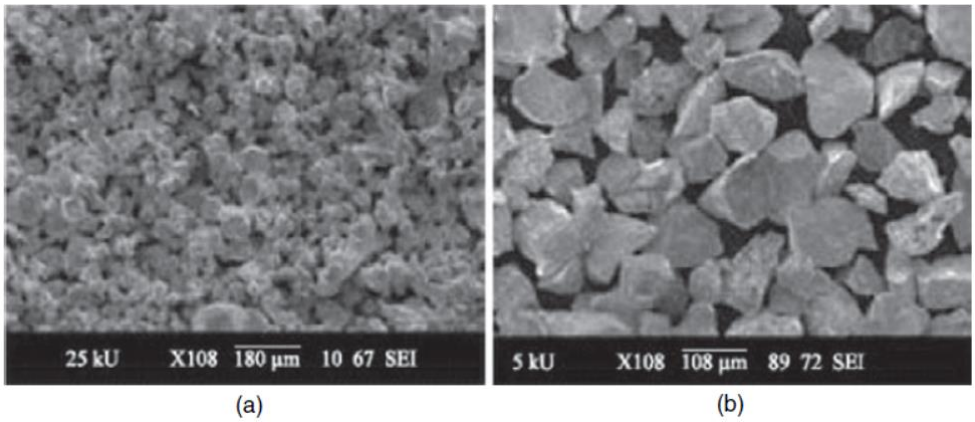


Figura 4.4. Imaginea SEM a pudrei de W (a) și a pudrei de WC (b). [24]

Ca o concluzie finală, trebuie subliniate următoarele puncte în ceea ce privește prelucrarea ceramicii. Acest lucru va duce în cele din urmă la degradarea parțială a materialelor în etapele de fabricație și post-procesare. În al doilea rând, dimensiunile și distribuția mărimii trebuie să fie fine și, respectiv, uniforme, pentru a obține consolidarea și densificarea omogenă. În cazul unei distribuții bimodale cu o fracțiune mare de particule mai grosiere, sinterabilitatea regiunilor cu particule grosiere va fi inferioară celei a regiunilor cu particule mai fine. Astfel de diferențe de densificare conduc la porozitate reziduală, care poate provoca eventuale fisuri în timpul încărcării mecanice. În ceea ce privește morfologia pulberii, umplerea corectă a unei cavități de presare necesită bune caracteristici de curgere (fluiditate), care pot fi obținute prin

utilizarea particulelor de pulbere de formă sferică. Particulele cu formă neregulată provoacă proprietăți de compactare inferioare și duc la eventualele fisuri în timpul sinterizării.

BIBLIOGRAFIE

[1] A.J.A. Winnubst and M.M. Boutz, *Sintering and densification; new techniques sinter forging*, Key Eng. Mater. 301 (1998), 153–154.

[2] M.J. Mayo, *Processing of nanocrystalline ceramics from ultrafine particles*, Int. Mater. Rev. 41(3) (1996), 85–115.

[3] M.M.R. Boutz, R.J.M. Olde Scholtenhuis, A.J.A. Winnubst and A.J. Burggraaf, *British ceramic proceedings, in Nanoceramics*, Vol. 51, R. Freer (Ed.). The Institute of Materials, London, 1993, 75–86.

[4] J. Tartaj, J.F. Fernandez, C. Moure and P. Duran, *Effects of seeding on the crystallisation kinetics of air-calcined yttria-doped hydrous zirconia*, J. Eur. Ceram. Soc. 18 (1998), 229–235.

[5] D. Burgard, C. Kropf, R. Nass and H. Schmidt, *Better ceramics through chemistry*, MRS 346, (1994), 101–107.

[6] G. Dell'Agli and G. Mascolo, *Hydrothermal synthesis of ZrO_2–Y_2O_3 solid solutions at low temperature*, J. Eur. Ceram. Soc. 20 (2000), 139–145.

[7] R. Singh, C. Gill, S. Lawson and G.P. Dransfield, *Sintering microstructure and mechanical properties of commercial Y-TZPs*, J. Mat. Sc. 31 (1996), 6055.

[8] W. Burger, H.G. Richter, C. Piconi, R. Vatteroni, A. Cittadini and M. Boccalari, *New Y-TZP powder for medical grade*, J. Mat. Sc. Mater. Med. 8 (1997), 113.

[9] S.E. Bates, W.E. Buhro, C.A. Frey, S.M.L. Sastry and K.F. Kelton, *Synthesis of titanium boride $(TiB)_2$ nanocrystallites by solution-phase processing*, J. Mater. Res. 10 (1995), 2599.

[10] R.L. Axelbaum, D.P. DuFaux, C.A. Frey, K.F. Kelton, S.A. Lawton, L.J. Rosen and S. M. L. Sastry, *Gas-phase combustion synthesis of titanium Boride [TiB_2] nanocrystallites*, J. Mater. Res. 11 (1996), 948–954.

[11] A.K. Khanra, L.C. Pathak, S.K. Mishra and M.M. Godkhindi, *Effect of NaCl on the synthesis of TiB_2 powder by a self-propagating high-temperature synthesis technique*, Materials Letters 58 (2004), 733–738.

[12] Y. Gu, Y. Qian, L. Chen and F. Zhou, *A mild solvothermal route to nanocrystalline titanium boride*, J. Alloys Comp. 352 (2003), 325–327.

[13] L. Chen, Y. Gu, Y. Qian, L. Shi, Z. Yang and J. Ma, *A facile one step route to nanocrystalline TiB2 powders*, Mater. Res. Bull. 39 (2004), 609–613.

[14] M.H. Santos, M. Oliveira, L.P.F. Souza, H.S. Mansur and W.L. Vasconcelos, *Synthesis control and characterization of hydroxyapatite prepared by wet precipitation process*, Mater. Res. 7 (2004), 625–630.

[15] H.E. Exner, *Physical and chemical nature of cemented carbides*, Int. Mat. Rev. 4 (1979), 149–173.

[16] H.J. Scussel, *Friction and Wear of Cemented Carbides*, Vol. 18. ASM Handbook, ASM Int., Metals Park, OH, 1992, 795.

[17] E. Lassner and W.D. Schubert, *Tungsten—Properties, Chemistry, Technology of the Element, Alloys and Chemical Compounds.* Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, 1999.

[18] B. Aronsson, *Influence of processing on properties of cemented carbide*, Int. Powder Met. 30(3) (1987), 175.

[19] M.S.E. Eskandarany, A.A. Mahday, H.A. Ahmed and A.H. Amer, *Synthesis and characterizations of ball-milled nanocrystalline WC and nanocomposite WC-Co powders and subsequent consolidations*, J. Alloys Comp. 312 (2000), 315–325.

[20] J.S. Reed, *Introduction to the Principles of Ceramic Processing*, John Wiley & Sons, New York, 1988.

[21] C.B. Carter and M.G. Norton, *Ceramic Materials*, Springer, New York, 2007.

[22] M.W. Barsoum, *Fundamentals of Ceramics*, Taylor & Francis, London, 2003.

[23] L.S.-J. Kang, *Sintering*. Elsevier, Burlington, VT, 2005.

[24] M. Tata, D. Miroud, S. Lebaili and T. Cutard, *The study of properties of WC-based and W-based composites fabricated by infiltration with liquid Cu-Mn binder*, Asian J. Sci. Res. 2 (2009), 76–86.

CAPITOLUL 5.
SINTERIZAREA MATERIALELOR CERAMICE

În acest capitol sunt discutate aspectele termodinamice și cinetice ale sinterizării materialelor ceramice în procesul de obținere a unui produs final. Mecanismele de sinterizare în stare solidă și în fază lichidă (LPS) sunt analizate cu accent pe ilustrarea modului în care diferiți parametri pot fi optimizați pentru a realiza densificarea fără creștere a granulelor. Una dintre tehnicile avansate de sinterizare, de exemplu sinterizarea cu microunde (MW), este de asemenea prezentată pe scurt.

5.1. INTRODUCERE

Sinterizarea se referă la procesul de ardere și consolidare a pulberilor la o temperatură $T > 0{,}5T_m$ (Tm: temperatura de topire), unde transportul de masă difuzional conduce la formarea unui corp dens. Este o tehnică bazată pe metalurgia pulberilor și produce materiale și componente de înaltă densitate din pulberi metalice sau ceramice prin aplicarea energiei termice și/sau a presiunii mecanice. De obicei, sinterizarea, o variantă a procesului metalurgiei pulberilor, implică prepararea unui amestec de pulbere (pulbere + liant sau aditiv de sinterizare) urmată de compactare și consolidarea la o temperatură ridicată (vezi Fig. 5.1).

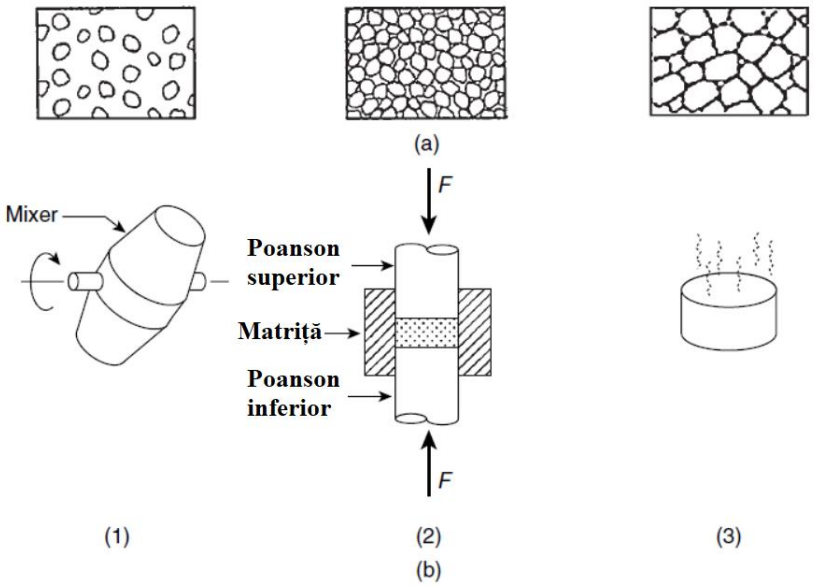


Figura 5.1. Etape implicate în procedura convențională de sinterizare: (a) amestecare, (b) compactare și (c) sinterizare.

Sinterizarea implică un proces de transformare dintr-o stare poroasă într-o stare de material dens și trebuie să implice procesul de formare și de gâtuire. Așa cum se arată în Figura 5.2, procesul de sinterizare implică în esență schimbarea dinamică și continuă a dimensiunii și a formei porilor. După cum se explică mai târziu, îndepărtarea porozității poate avea loc prin transportul în masă de la particulele de pulbere la regiunea poroasă fie prin difuzia rețelei (adică din volumul de pulbere), fie prin difuzia limită a granulelor (GB) (limita particulelor).

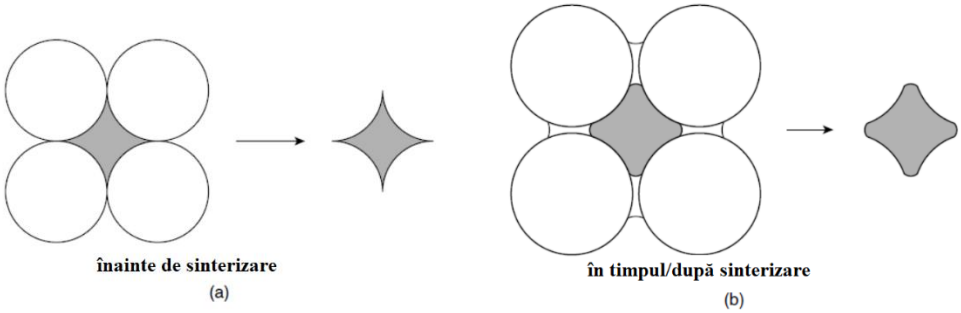


Figura 5.2. Ilustrarea dimensiunii porilor și a modificării formei în timpul sinterizării fără presiune: (a) etapa inițială și (b) etapa intermediară.

Acum este larg recunoscut faptul că sinterizarea este singura cale de prelucrare a metalelor și a ceramicilor refractare. Acest lucru se datorează următorilor factori:

(1) Calea convențională de topire-solidificare, așa cum este utilizată pe scară largă pentru metale, nu poate fi aplicată în cazul materialelor ceramice. Acest lucru se datorează faptului că punctele de topire ale majorității acestor materiale se situează în intervalul 2000–3500 °C, necesitând astfel utilizarea cuptoarelor capabile să funcționeze în astfel de condiții extreme. Aceasta nu este o soluție inginerească rentabilă.

(2) Materialele ceramice sunt în esență fragile și nu au ductilitate la temperatura camerei. Prin urmare, procesele convenționale de formare a metalelor, de exemplu forjarea și laminarea, nu pot fi adoptate pentru a produce produse cu formele dorite în cazul metalelor și a ceramicilor refractare.

(3) Conductivitatea termică scăzută a ceramicii (2–50 W/m·K), spre deosebire de conductivitatea metalelor, provoacă gradienți mari de temperatură, rezultând tensiuni termice și șocuri în timpul topirii și solidificării materialelor ceramice.

5.2. CLASIFICARE

Sinterizarea poate fi clasificată în două categorii:

(a) Sinterizarea în fază lichidă (LPS);

(b) Sinterizare în stare solidă (SSS).

În cazul sinterizării în fază lichidă, se formează o fază lichidă fie înainte de atingerea temperaturii de sinterizare, fie la temperatura de sinterizare, iar faza lichidă îmbunătățește transportul de masă necesar sinterizării. LPS este un proces eficient în cazul metalelor refractare (W, Ta etc.) sau al ceramicii neoxidice (SiC, Si_3N_4 etc.). În cazul sinterizării în stare solidă, faza lichidă nu se formează și întreaga zonă interfață solid-solid (S/S) și solid-vapor (S/V) este înlocuită doar de zone interfaciale S/S. Procesul de sinterizare în stare solidă are loc pur prin procesul difuzional indus de formarea și creșterea gâtului. Acest lucru este în contrast cu LPS, care implică topirea fazei lichide urmată de transportul rapid de masă difuzional. Un al treilea tip, deși nu este listat în clasificarea convențională, este sinterizarea reactivă. Aceasta implică reacția de sinterizare in situ între pulberile de pornire și transportul de masă îmbunătățit în prezența fazei produsului, care este în mod necesar o fază lichidă la temperatura de sinterizare. De multe ori sinterizarea reactivă este considerată sinonimă cu LPS. Cu toate acestea, diferența fundamentală este că LPS implică în mod obișnuit formarea unui lichid rezultat dintr-un strat de oxid pe suprafața pulberii sau reactivitatea acestuia cu dopanții, materialele ajutătoare de sinterizare sau atmosfera de sinterizare.

5.3. FORȚA TERMODINAMICĂ DE PROMOVARE A PROCESELOR DE SINTERIZARE

În termeni simpliști, sinterizarea este descrisă ca un proces de transformare a unei pulberi poroase compacte într-un solid dens. Din punct de vedere termodinamic, toate interfețele S/V din compactul poros sunt în esență înlocuite cu interfețe S/S. Forța motrice totală pentru sinterizare este, prin urmare, reducerea energiei de suprafață a sistemului și orice proces ireversibil cu reducerea energiei totale a sistemului este preferat termodinamic. Termodinamic, acest lucru poate fi exprimat ca:

$$d(\gamma A) = Ad\gamma + \gamma dA < 0 \tag{5.1}$$

De obicei, suprafața S/S sau S/V este înlocuită numai cu S/S în timpul etapei inițiale sau a doua de sinterizare și, prin urmare, domină termenul (Adγ). În etapa finală a sinterizării,

are loc îngroșarea grăunților (dacă timpul de sinterizare sau timpul de păstrare nu sunt optimizate) și, prin urmare, termenul (γdA) domină în ultima etapă a sinterizării. În mod ideal, sinterizarea pulberii compacte ar trebui să conducă doar la densificarea în cel mai închis aranjament al unei matrice hexagonale de grăunți și ar trebui să evolueze în mod ideal dintr-o stare de particule sferice de pulbere în mare măsură libere (vezi Fig. 5.3).

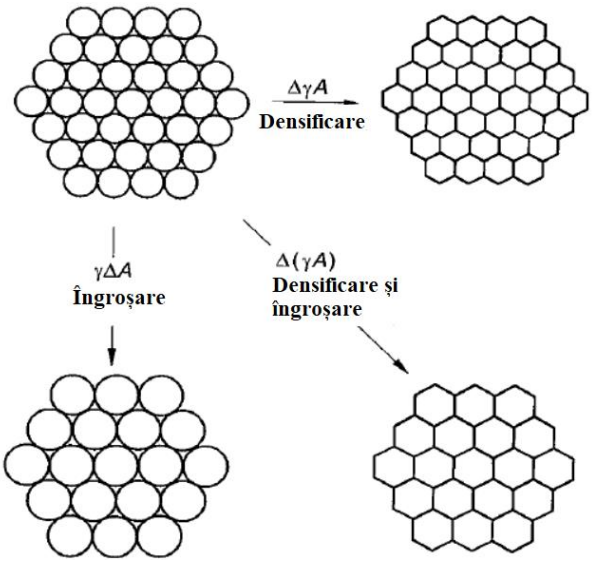


Figura 5.3 Fenomene de bază care apar în timpul sinterizării sub forța motrice pentru sinterizare (adaptat din Referința 1).

Se poate reitera aici că procesul de sinterizare este asociat cu modificările dinamice ale mărimii și formei porilor. De exemplu, un canal cilindric interconectat al porilor este dezvoltat în timpul etapei intermediare a sinterizării. Odată ce contracția acestor pori are loc într-o măsură semnificativă (rezultând o creștere a densității relative cu ~ 30%), începe etapa finală de sinterizare. Porii izolați pot fi acum îndepărtați numai prin difuzie în rețea. Transformarea unui material compact poros într-un solid dens, precum și modificarea dimensiunii și formei porilor în timpul sinterizării pot fi analizate din calculele primelor principii, care se bazează pe faptul că presiunea aplicată solidului de suprafața curbată crește potențialul chimic a constituenților și al presiunii fazei de vapori în echilibru cu aceștia. Creșterea potențialului chimic poate fi derivată luând în considerare transferul a 1 mol de material de pe suprafața plană prin vapori sau lichid pe suprafața sferică. Având în vedere această condiție și din calculele primului principiu, poate fi analizat transportul de masă care duce la îndepărtarea regiunii poroase interparticulare implicate în sinterizare; o astfel de analiză, așa cum este descris în continuare, conduce la derivarea ecuației Thompson-Freundlich (TFE).

Aceasta oferă, de asemenea, o estimare a presiunii de vapori de echilibru într-un compact de pulberi.

Din concepte termodinamice fundamentale, munca depusă în extinderea unei sfere de rază r împotriva constrângerii externe este egală cu creșterea în energia de suprafață; acest lucru poate fi scris ca $-\Delta p \cdot dV = \gamma dA$. Acest scenariu este realizat pentru o particulă de pulbere individuală într-o pulbere compactă. Pentru o particulă sferică $dA = 8\pi r dr$ și $dV = 4\pi r^2 dr$ și, prin urmare,

$$\Delta p = \gamma \left(\frac{2}{r}\right) \tag{5.2a}$$

unde γ este energia suprafeței, $r > 0$ pentru suprafețele convexe, $r = \infty$ pentru suprafețele plane și $r < 0$ pentru suprafețele concave. Pentru particulele neregulate de dimensiunile r_1 și r_2, ecuația 5.2a poate fi scrisă ca:

$$\Delta p = \gamma \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2}\right) \tag{5.2b}$$

Acum, pentru suprafețele curbate la echilibru, diferența de potențial chimic poate fi realizată prin munca făcută pentru a obține 1 mol de material de la interfața plană la interfața curbată. La temperatură și presiune constante, acest lucru poate fi exprimat ca:

$$\Delta\mu = RTlnC - RTlnC_0 = RTln(C/C_0) = RTln(p/p_0) \tag{5.3}$$

= munca depusă pentru creșterea suprafeței,

unde C și p sunt concentrația și respectiv presiunea vaporilor la interfața curbată, iar C0 și p0 sunt concentrația și respectiv presiunea vaporilor la interfața plană. Din punct de vedere termodinamic, potențialul chimic pentru specia i poate fi exprimat ca:

$$\mu_i = \left(\frac{\partial G}{\partial n_i}\right)_{T,P,n_1,n_2,\cdots,n_{i-1},n_{i+1},\cdots} \tag{5.4}$$

unde schimbarea de energie liberă (dG) a sistemului poate fi exprimată ca:

$$dG = VdP - SdT + \Delta\mu \quad (5.5)$$

Din ecuația 5.4, potențialul chimic poate fi descris ca schimbarea energiei libere a sistemului datorită adăugării a 1 mol din specia *ith*, când temperatura (T), presiunea (P) și cantitatea tuturor celorlalte componente rămân constante . Pentru 1 mol de transfer de material, dV = V_m = volum molar = $4\pi r^2 dr$. Prin urmare, dr = V_m / $4\pi r^2$ și dA=$8\pi r V_m$/ $4\pi r^2$ = $2V_m/r$. Cu temperatura, presiunea și compoziția generală rămânând constante, activitatea depusă este echivalentă cu schimbarea potențialului chimic; prin urmare, din setul precedent de ecuații, rezultă următoarele,

$$RTln(C/C_0) = \gamma dA = \gamma(2V_m/r) \quad (5.6)$$

Care este:

$$C = C_0 exp[(\gamma V_m/RT)(2/r)] \quad (5.7)$$

În mod similar, se poate scrie și următoarea expresie:

$$p = p_0 exp[(\gamma V_m/RT) * (2/r)] \quad (5.8)$$

Deoarece, e^x =1+x (aproximativ pentru x mic),

$$C = C_0[1 + (\gamma V_m/RT) * (2/r)] \quad (5.9a)$$

Sau

$$p = p_0[1 + (\gamma V_m/RT) * (2/r)](TFE) \quad (5.9b)$$

Din TFE, presiunea vaporilor de echilibru pe o suprafață de curbură pozitivă o depășește pe cea de pe o suprafață plană și pe o suprafață de curbură negativă. Un rezultat al diferenței de presiune pe o suprafață curbată este o modificare a solubilității sau a presiunii vaporilor în comparație cu o suprafață plană. De la TFE, modificarea solubilității sau a presiunii vaporilor este aproximativ invers proporțională cu dimensiunea particulelor. Prin urmare, este obișnuit în cadrul procesului de procesare a materialelor ceramice să se realizeze sintetizarea pulberilor de dimensiuni submicronice, care dau naștere forțelor capilare de magnitudine

apreciabilă (2-5 MPa). Regiunea gâtului poate fi descrisă printr-o curbură cu dimensiunea gâtuirii x și ρ (mică și negativă), așa cum se arată în Figura 5.4.

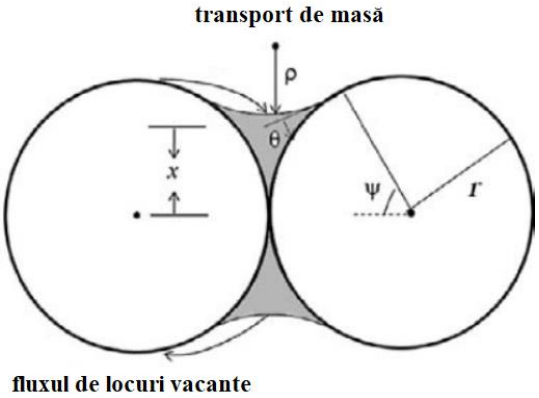


Figura 5.4. Schema contactului dintre două particule sferice în timpul sinterizării în stare solidă; x, ρ și r se referă la dimensiunea gâtului, raza de gâtuire și, respectiv, dimensiunea particulelor.

Presiunea aplicată planului GB datorită curburii caracteristice a gâtuirii este compresivă și poate fi exprimată prin următoarea relație empirică:

$$\Delta P = \gamma(1/\rho + 1/x) \approx \gamma\left(\frac{1}{\rho}\right) \qquad (5.9\ a)$$

Aproximarea în ecuația 5.9a se datorează faptului că x >> ρ și, prin urmare, celălalt termen poate fi neglijat. Pentru sinterizarea asistată sub presiune, ecuația 5.9a poate fi modificată cu presupunerea că ρ ~ r (dimensiunea particulelor),

$$\Delta P = \gamma/r + P_{ext}\, f(r, geometry) \qquad (5.9\ b)$$

unde P_{ext} este presiunea aplicată extern și f(r, geometrie) este o funcție care ilustrează schimbarea densității și geometriei porilor în timpul sinterizării. Presiunea indusă de curbura gâtului cu sau fără presiune externă va influența transportul de masă și transportul liber între planul GB și regiunea gâtului în timpul proceselor de sinterizare. Se poate realiza acest lucru dacă se ia în considerare următoarea expresie, corelând schimbarea concentrației vacanței cu tensiunea (σ):

$$C_v(\sigma = \sigma) = C_v(\sigma = 0)exp[\sigma\Omega/KT] \qquad (5.10a)$$

unde Ω = volumul locului vacant. Având în vedere valoarea mică a termenului (σΩ / KT), se poate scrie:

$$C_v(\sigma = \sigma) = C_v(\sigma = 0)[1 + \sigma\Omega/KT] \qquad (5.10\ b)$$

Datorită diferenței de presiune, C_v este mai mare în regiunea gâtului și difuzia locului liber apare în gradientul de concentrație a locului vacant. Din contextul matematic precedent, ar trebui să fie clar acum că posturile vacante curg din regiunea gâtului în planul GB și acest lucru este echivalent cu transportul material din planul GB în regiunea gâtului. În plus, trebuie remarcat faptul că presiunea, așa cum se estimează din ecuația 5.9a, este tensiunea negativă și de compresiune pe planul GB va duce la interpenetrarea particulelor sferice, ducând la contracția generală a unui compact de pulbere. Din Figura 5.4, se poate spune că, dacă se aplică P_{ext}, ΔP crește. Prin urmare, concentrația locurilor vacante crește, ducând la un transport mai mare. Aceasta este baza pentru o densificare mai bună în cazul presării la cald sau a altor procese de sinterizare asistată de presiune.

5.4. SINTERIZAREA ÎN STAREA SOLIDĂ

În această secțiune, sunt discutate mecanismele de sinterizare a pulberilor în stare solidă. Se pune accent pe ilustrarea modului în care creșterea gâtuirii spațiilor libere dintre particule va varia în funcție de timpul de sinterizare. Modificarea densității relative cu timpul de sinterizare este prezentată schematic în Figura 5.5.

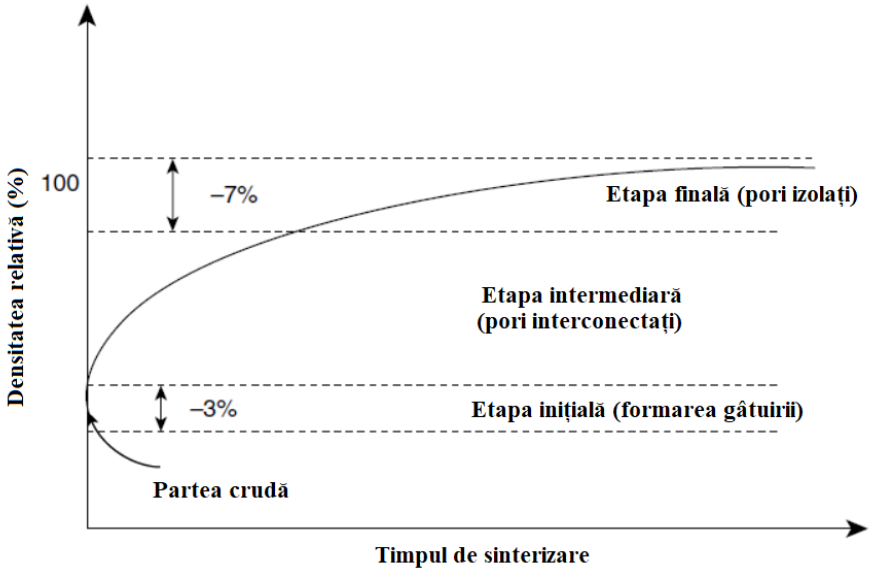


Figura 5.5. Ilustrația schematică a trei etape în sinterizarea în stare solidă a unor pulberi compacte [1].

Se pot identifica trei etape distincte:

(1) stadiul inițial, caracterizat prin formarea gâtuirii în regiunea dintre particule;

(2) etapa intermediară, caracterizată prin creșterea gâtuirii care conduce la formarea canalului porilor interconectați și la îndepărtarea dinamică a porilor, ducând la defalcarea canalului continuu al porilor; și

(3) etapa finală, caracterizată prin atingerea densității teoretice a porilor izolați.

În etapa inițială de sinterizare, are loc transportul atomilor în fază de vapori prin difuzie la suprafață. Dacă este ținut mai mult timp în stadiul inițial, în loc de contractare are loc o îngroșare a pulberii compacte (vezi Fig. 5.6).

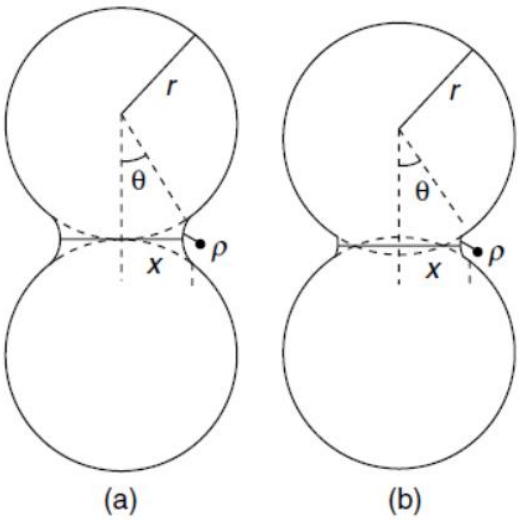


Figura 5.6. Model cu două particule pentru sinterizarea în fază inițială (a) fără contracție și (b) cu contracție; x, ρ și r sunt dimensiunea gâtuirii, raza de curbură a gâtuirii și, respectiv, dimensiunea particulelor [1]

În timpul încălzirii continue până la temperatura de sinterizare, are loc o creștere eficientă a gâtuirii în timpul sinterizării în stadiul intermediar prin difuzie GB, precum și prin difuzie în rețea în etapa finală de sinterizare. Din Figura 5.5 este clar că densificarea maximă are loc în etapa intermediară. Prin urmare, se acordă prea multă atenție dezvoltării unei înțelegeri a modului în care dimensiunile gâtuirii cresc cu timpul în etapa intermediară a sinterizării. Urmând modelul clasic de sinterizare cu două particule, creșterea gâtuirii în cazul sinterizării în stare solidă poate fi explicată prin următoarele relații:

$$\left(\frac{x}{r}\right)^6 = \left[\frac{192\delta\gamma D_b\Omega}{KT}\right]\frac{t}{r^4} \tag{5.11}$$

$$\left(\frac{x}{r}\right)^5 = \left[\frac{80\delta\gamma D_l\Omega}{KT}\right]\frac{t}{r^3} \tag{5.12}$$

unde D_l este coeficientul de autodifuzie a rețelei pentru speciile difuzoare care limitează randamentul, D_b este coeficientul de autodifuziune la limită pentru speciile difuzoare care limitează procentul, δ este grosimea limitei, K este constanta Boltzmann, Ω este volumul elementului vacant, x este dimensiunea gâtuirii, t este timpul de sinterizare, T este temperatura de sinterizare, γ este energia de suprafață și r este dimensiunea particulelor pulberilor. În timp ce ecuația 5.11 a fost derivată pentru etapa intermediară a sinterizării, în care creșterea gâtuirii este controlată prin difuzia GB, ecuația 5.12 este legată de procesul de creștere controlată a

gâtuirii prin difuzie în rețea, care are loc în etapa finală a sinterizării. Din ecuațiile 5.11 și 5.12, este evident că randamentul de creștere a gâtuirii crește semnificativ odată cu reducerea dimensiunii particulelor. Dependența cineticii de sinterizare de dimensiunea particulelor pulberilor poate fi descrisă pe baza ecuațiilor 5.11 și 5.12. Pe baza ecuațiilor 5.11 și 5.12, creșterea gâtuirii la o anumită temperatură de sinterizare poate fi exprimată prin următoarea ecuație generică: $(x/r)^n$ = constantă*(t / r^p), unde n=2, ...,6 și p=2, ..., 4. De asemenea, dacă dimensiunea relativă a gâtuirii în raport cu dimensiunea particulelor rămâne similară pentru un anumit mecanism de densificare la o anumită temperatură de sinterizare, atunci se poate scrie:

$$\frac{t(r_2)}{t(r_1)} = \left[\frac{(r_2)}{(r_1)}\right]^p \tag{5.13}$$

unde p = 2, ..., 4, *t(r)* este timpul necesar pentru a sinteriza un compact de dimensiune uniformă a particulelor *r* și r_1, r_2 sunt două dimensiuni diferite ale particulelor. Ecuația 5.13 este cunoscută sub numele de legea de scalare a lui Herring și această lege afirmă în esență că pulberile mai fine vor sinteriza la o viteză mult mai mare, adică într-un timp de sinterizare mai scurt, comparativ cu pulberile mai grosiere [2]. De exemplu, pulberile cu dimensiunea de 10 nm vor fi densificate la temperatura de sinterizare într-un timp cu șase ordine de mărime mai mic decât pulberile de dimensiuni de 10 μm cu aceeași compoziție la aceeași temperatură de sinterizare. Acest lucru stabilește baza pentru interesul de cercetare mai larg în sintetizarea pulberilor ceramice mai fine (de dimensiuni nano) [3].

5.5. CONCURENȚA ÎNTRE DENSIFICARE ȘI CREȘTEREA GRĂUNȚILOR

Din Figura 5.5, se poate observa clar că densificarea devine mai lentă și, de obicei, se poate aștepta o creștere a densității relative de aproximativ 5-7% în etapa finală a sinterizării. În ceea ce privește energia de activare a difuziei, difuzia rețelei poate avea loc în mod favorabil în etapa finală a sinterizării (vezi Fig. 5.7).

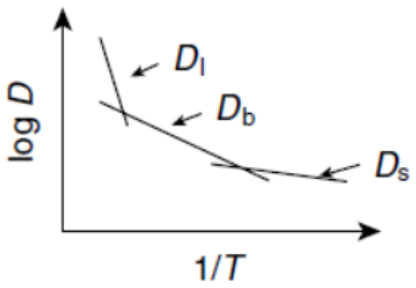


Figura 5.7. Variația coeficienților de difuzie cu temperatura. Coeficient de difuzie D_l, rețea (sau în vrac); D_b, coeficient de difuzie la limită (sau interfață); D_s, coeficient de difuzie a suprafeței

Porii închisi sau chiar porii desprinși de GB sunt observați experimental în etapa finală a sinterizării. Din punct de vedere cinetic, atât creșterea grăunților, cât și creșterea porilor are loc simultan în etapa finală. Prin urmare, optimizarea temperaturii și a timpului de sinterizare este importantă pentru a evita ambele procese, asigurând în același timp eliminarea porozității închise.

Procesul de creștere a grăunților poate fi analizat prin obținerea expresiei matematice pentru mobilitatea GB (limitelor dintre grăunți) în funcție de parametrii de legătură. Viteza la care se mișcă fiecare GB în timpul procesului de creștere a grăunților poate fi descrisă ca:

V = termenul de mobilitate × forța motrice.

Forța motrice pentru creșterea grăunților provine din reducerea energiei globale a suprafeței, precum și din efectul de curbură al fiecărei limite. Într-un solid policristalin dens, efectul de curbură este de șase ori mai mare decât cel al particulelor sferice cu microstructură echivalentă. Pentru particulele sferice, forța motrice $F = \gamma * S_v = \gamma * (3/g)$, unde g este mărimea grăuntelui și S_v este raportul dintre suprafață și volum. Având în vedere că fiecare limită este împărțită de doi grăunți vecini, mobilitatea GB poate fi exprimată ca:

$$V = M_b * 2 * F$$

Sau:

$$V = M_b * 2 * \gamma * (3/g) \tag{5.14}$$

Ținând cont de efectul de curbură pentru un solid policristalin,

$$V = dg/dt = M_b * \gamma/g \tag{5.15}$$

Integrând ecuația 5.15 și presupunând o mărime inițială a grăuntelui g_0 la t=0, se ajunge la

$$g^2 - g_0^2 = 2M_b\gamma t \tag{5.16}$$

unde *t* este timpul total de sinterizare în etapa finală a sinterizării sau timpul de menținere la temperatura de sinterizare. Pentru a determina creșterea grăunților în timpul sinterizării, este, prin urmare, important să cunoaștem valorile „mobilității la limita grăuntelui" (M_b). Există trei cazuri diferite, care pot fi utilizate pentru a determina termenul M_b.

Cazul I: M_b depinde de difuzivitatea intrinsecă a atomilor de gazdă (matrice), ducând la salturi atomice între GB în mișcare:

$$M_b = D_b\Omega/\delta KT \tag{5.17}$$

unde:

D_b = difuzivitatea în masă a atomului gazdă,

δ = grosimea stratului limită, ~0,5 nm și

Ω = volumul locului vacant.

La determinarea difuzivității D_b a ceramicii ionice, ar trebui luată în considerare difuzivitatea mai lentă a cationilor sau anionilor de-a lungul unei căii mai rapide.

Cazul II: În prezența unui film lichid la GB, se poate utiliza următoarea expresie:

$$M_b = D_1C_1\Omega/\delta KT \tag{5.18}$$

unde

D_l = difuzivitatea atomilor prin filmul lichid,

C_l = solubilitatea solidului gazdă în pelicula lichidă și

δ = grosimea filmului lichid.

Cazul III: Cazul de rezistență a solutului, adică redistribuirea solutului în apropierea regiunii GB, are loc datorită efectului cuplat al interacțiunii inerente a solutului segregat cu planul GB și a mobilității GB. Redistribuirea solutului în timpul creșterii granulelor are ca rezultat o forță de tracțiune pe GB și aceasta poate fi exprimată ca:

$$M_b = D_s\Omega/[(2\delta)KTC_s exp(U/RT)] \quad (5.19)$$

unde:

D_s = difuzivitatea solutului;

δ = regiunea de segregare a solutului;

C_s = concentrația totală a substanței dizolvate în volumul de grăunți, departe de GB;

U = energia de interacțiune între solut și planul GB; și

$C_s$exp (U/RT) = concentrație separată de solut în regiunea GB.

Prin urmare, mobilitatea netă a GB poate fi scrisă ca:

$$M_{net} = \left[1/M_{b(intrinsic)} + 1/M_{b(solute\ drag}\right]^{-1}$$

Exemplele de caz III includ dopajul MgO în Al_2O_3 sau dopajul Nb în $BaTiO_3$. În timpul sinterizării, astfel de dopanți tind să se separe în apropierea regiunii GB (regiunea cu tulburări superioare) și să influențeze mobilitatea GB.

Cazul IV: Porii atașați la GB pot exercita o rezistență a porilor, iar mobilitatea porilor se datorează în esența difuziei materialelor în pori prin difuzie rețea-GB. Termenul de mobilitate a porilor poate fi exprimat ca:

$$M_p = Aexp(-Q/RT)/r^n \quad (5.20)$$

unde n = 3 pentru difuziunea rețelei și n = 4 pentru difuzia GB, Q = energia de activare pentru procesul de limitare al vitezei (difuzie rețea-GB), r = raza porilor și A = constantă.

În condiția precedentă, termenul net de mobilitate poate fi exprimat ca:

$$M_{net} = M_b M_p/\left(NM_b + M_p\right) \quad (5.21)$$

unde M_p = mobilitatea porilor, M_b = mobilitatea intrinsecă în absența porilor și N = numărul de pori pe unitatea de suprafață a regiunii GB.

Acum, vor fi discutate două scenarii extreme care pot apărea în etapa finală a sinterizării. Când densitatea porilor este mare sau mobilitatea la limită (M_b) este mare, atunci $NM_b >> Mp$. Prin urmare, mobilitatea netă a granițelor poate fi aproximată ca $M_{net} = M_p/N$. Când numărul de pori pe unitate de suprafață este mic, atunci $NM_b << M_p$ și, prin urmare, $M_{net}=M_b$ (controlul migrației la graniță). Pe baza analizei precedente și a verificărilor

experimentale, în figurile 5.8 și 5.9 sunt reprezentate două relații importante - una între mărimea grăunților și mărimea porilor și cealaltă între mărimea grăuntelui și ansamblul. În ambele diagrame, regiunea separării porilor a fost identificată clar.

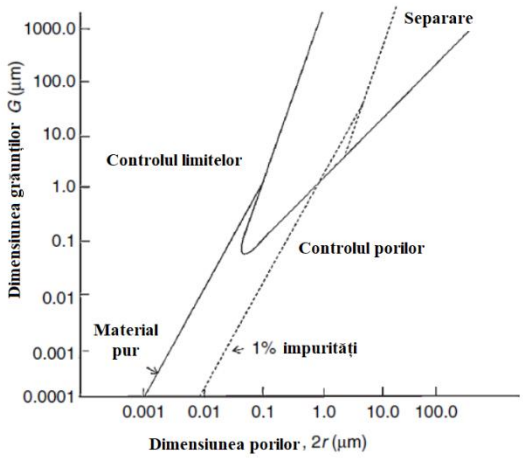


Figura 5.8 Separarea porilor în timpul sinterizării ([2]).

O observație importantă este că o cantitate mică de dopaj, de exemplu dopajul de MgO în Al_2O_3, poate deplasa regiunea de separare a porilor pe diagonală în sus, astfel încât intrarea în această regiune poate fi în mare măsură evitată în timpul proceselor de sinterizare. În Figura 5.8, pe lângă regiunea de separare a porilor, încă două regiuni sunt controlul limitelor dintre grăunți și controlul porilor.

Odată cu adăugarea unui material dopant, limita dintre aceste două regiuni se deplasează, de asemenea, spre dreapta. Aceasta înseamnă că, la o anumită mărime a granulelor, tranziția către regiunea de control a porilor va avea loc la o dimensiune mai mare a porilor în ceramica dopată, în comparație cu ceramica nedopată. În Figura 5.9, se poate observa că, la un anumit nivel de densificare, creșterea grăunților poate fi restricționată într-o ceramică dopată.

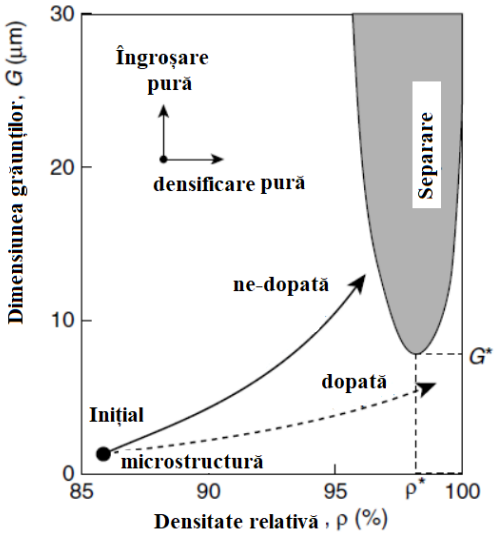


Figura 5.9 Schema dezvoltării microstructurii în termeni de diagramă a mărimii grăunților în funcție de densitate ([1]).

Din Figura 5.9, se poate identifica o dimensiune critică a grăunțilorr pentru separarea porilor la un anumit nivel de densificare (P*, G*) pentru a evita separarea porilor. Acest lucru se datorează în primul rând faptului că dopanții, deși sunt atașați de limitele grăunților, vor reduce forța motrice pentru mobilitatea GB. Din discuția precedentă, ar trebui să fie clar că următoarele două moduri previn separarea porilor în etapa finală a sinterizării și, prin urmare, permit realizarea unei densificări complete fără creșterea grăunților:

(a) utilizarea tipului adecvat de dopant în cantitatea necesară și

(b) adaptarea temperaturii și timpului de sinterizare, astfel încât creșterea grăunților să poată fi limitată.

5.6. SINTERIZAREA ÎN FAZE LICHIDE

După cum s-a menționat mai devreme, procedeul LPS implică formarea unei faze lichide, constituind în primul rând componenta cu punct de topire mai scăzut în timpul sinterizării. Componenta topită înconjoară particulele care nu s-au topit și, datorită difuziei sporite prin faza lichidă, densitatea compactă ridicată poate fi atinsă rapid în materialele dificil de sinterizat. Variabile importante care sunt luate în considerare sunt natura aliajului, componentul topit - umectarea particulelor și acțiunea capilară a lichidului. Formarea lichidului de sinterizare are loc prin reacția matricei ceramice cu ajutorul instrumentului de sinterizare. De exemplu, reacția Y_2O_3, SiO_2 și Al_2O_3 cu Si_3N_4 duce la Y-SiAlON la GB. În unele sisteme ceramice, faza lichidă este adesea o fază amorfă sau sticloasă. Prezența unei faze de sticlă

induce fragilitate în materialele LPS. De exemplu, în materialele pe bază de Si_3N_4, faza de sticlă intergranulară poate fi cristalizată prin asigurarea unui tratament termic post-sinterizare, adică încălzirea la o temperatură mai mică decât temperatura inițială de sinterizare. În comparație cu sinterizarea materialului solid, faza lichidă îmbunătățește transportul de masă, deoarece faza lichidă pătrunde în limita interparticulelor. Cu toate acestea, dacă LPS nu este optimizat cu atenție, faza lichidă îmbunătățește, de asemenea, creșterea granulelor (grosiere), ducând la degradarea proprietăților materialului.

Cerințele esențiale ale LPS sunt următoarele:

(a) o bună umectabilitate, adică o cantitate apreciabilă de formare de lichid cu o bună combinație de unghi de contact și unghi de umectare, astfel încât lichidul să ude regiunea GB și regiunea de gâtuire;

(b) solubilitatea componentei ceramice principale în lichidul de umectare (cantitate adecvată de aditiv necesară); și

(c) lichid cu vâscozitate redusă, astfel încât să permită cinetica de difuzie rapidă.

O ilustrare tipică care arată principiile LPS este prezentată în Figura 5.10. Unghiul de contact la interfața S/L/V și unghiul de umezire la interfața S/L sunt factorii cheie în determinarea umectabilității particulelor solide de către lichid. Prezența filmului lichid aplică în esență o forță de compresie, $\Delta P = -2\gamma_{LV}/\rho$, unde ρ este raza meniscului lichid așa cum este indicat în figura 5.10. Creșterea gâtului în timpul LPS poate fi descrisă prin următoarea expresie:

$$(x/r)^6 = 768\delta D_{liq} C_0 \gamma_{LV} \Omega / KT * (t/r^4) \quad (5.22)$$

unde r = dimensiunea particulelor, x = dimensiunea gâtuirii și δ = distanța dintre interfețele a doi grăunți. În ecuația 5.22, termenul de energie interfazică (γ) este dependent de mărimea particulelor (r) și este direct dependent de difuzivitatea lichidului (D_{liq}). Cu cât este mai mare D_{liq} sau cu cât este mai mare solubilitatea particulelor în faza lichidă, cu atât creșterea gâtuirii va fi mai rapidă.

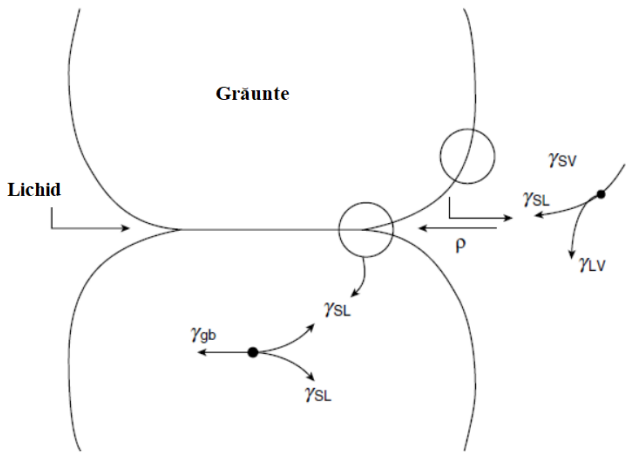


Figura 5.10. Diferite energii interfazice implicate în sinterizarea în fază lichidă. Indicele S, L și V indică solid, lichid și respectiv vapori ([2]).

Trei etape suprapuse sunt utilizate pentru a descrie fenomenologia LPS:

(a) Rearanjarea particulelor. Această etapă are loc în aproximativ 10 minute de la formarea lichidului de sinterizare cu vâscozitate scăzută și este condusă de presiunea capilară de atracție, formată din cauza unghiului de contact mai mic (<60°) la interfața S/L.

(b) Dizolvare – Reprecipitare. Această etapă este mai rapidă pentru particulele sferice mai fine și cu un unghi diedru redus la interfața S/L (<50°). Acest lucru poate fi limitat fie prin reacția la interfața S/L, fie prin transportul de masă (difuzie) prin faza lichidă.

(c) Sinterizare în stare solidă și îngroșare microstructurală. Această etapă apare atunci când contactul S/S este stabilit în ultima etapă a LPS.

5.7. FACTORI IMPORTANȚI CARE INFLUENȚEAZĂ PROCESUL DE SINTERIZARE

Procesul de sinterizare depinde de diverși parametri, care pot fi clasificați în variabile intrinseci sau extrinseci, cum ar fi:

(a) **Caracteristicile pulberii**: dimensiunea pulberii, distribuția mărimii, forma și aglomerarea sunt toate variabile importante legate de pulbere. În funcție de dimensiunea particulelor, gradul de spațiere intern poate fi controlat, în timp ce distribuția dimensiunii pulberilor poate conduce la umplerea spațiilor interne prin introducerea particulelor mai mici care se potrivesc în spațiile dintre particulele mai mari, reducând astfel porozitatea generală și rezultând un grad de densificare mai mare. Acest lucru necesită prezența distribuției de particule „bimodale” (adică două tipuri de pulberi, primul creând spații, iar cel de-al doilea umplând

spațiile). Forma particulelor de pulbere deține, de asemenea, o importanță mare, deoarece particulele sferice posedă cea mai mică suprafață și, prin urmare, necesită energii mai mari pentru difuzia de masă. În plus, ele redau contacte punctuale cu particulele adiacente, limitând canalul (sau calea) de difuzie. Astfel, particulele de formă neregulată creează o rugozitate mai mare și introduc mai multe căi de contact, sporind difuzia masei. Este posibil ca aglomerarea pulberii să nu fie apreciată atunci când este nevoie de un material compact dens după sinterizare. Aglomerarea particulelor elimină controlul din procesare, deoarece transferul de căldură și presiune este blocat de spațiile dintre particulele aglomerate spongioase. În plus, aglomerarea blochează generarea de proprietăți uniforme pentru materialul sinterizat și are ca rezultat o structură anizotropă. Prin urmare, proprietățile materialelor vor varia în funcționare, anumite zone devenind slabe din cauza concentrației de solicitare și a proprietăților mecanice slabe sau a sinterizării necorespunzătoare pe secțiuni localizate.

După cum s-a menționat în secțiunile anterioare, modificarea curburii suprafeței dictează schimbarea energiei libere (sau a potențialului chimic); astfel poate altera și termodinamica și cinetica sinterizării. Diferența de presiune (proporțională cu $2\gamma/r$) pe o suprafață curbată creează un scenariu diferit de sinterizare față de cel pe care o face cu o suprafață plană. În ceea ce privește dependența de dimensiunea particulelor, ecuația 5.13 este un rezultat semnificativ, deoarece stabilește dependența dimensiunii particulelor de cinetica lor. În general, dimensiunea, forma și distribuția pulberilor devin variabile extrem de importante datorită modului în care densificarea și creșterea granulelor pot fi afectate de o selecție adecvată dintre aceste variabile ale pulberii.

(b) **Chimia pulberii**: Omogenitatea compozițională a pulberii, conținutul de impurități, de materiale de sinterizare sau a unor aditivi de sinterizare (conținut și tip), prezența oricărei scări de suprafață (de exemplu, stratul de SiO_2 pe suprafața SiC sau TiO_2 pe suprafața pulberii TiB_2) sunt variabile conexe care țin de compoziția chimică a pulberii. Cantitățile optime de liant sau aditivi de sinterizare ar trebui adăugate în cazul metalelor refractare sau ale materialelor ceramice pentru a asigura formarea unei cantități suficiente de lichid de sinterizare care să ude granulele matricei.

Puritatea pulberii este, de asemenea, una dintre cele mai importante preocupări în domeniul pulberilor de sinterizare, deoarece prezența fazelor secundare tinde să modifice răspunsul unui material (schimbare de energie liberă proporțională cu $d\gamma$) la o anumită temperatură și o anumită presiune. În plus, formarea și distribuția fazelor modifică și modul în care ar putea apărea densificarea sau creșterea granulelor. În consecință, aplicarea finală a unei componente depinde de proprietățile fizice, mecanice, chimice și alte proprietăți (cum ar fi

izolatoare), care sunt direct dictate de dezvoltarea fazelor (inclusiv conținutul și distribuția porozității, dimensiunea fazelor, fracția și distribuția acestora), și tensiunile reziduale care sunt induse în timpul prelucrării. Prin urmare, chimia particulelor de pulbere utilizate ca materie primă inițială reprezintă un parametru foarte important, deoarece creșterea grăunților este ghidată de stabilitatea fazei, dictând astfel schimbarea energiei libere globale în reducerea zonei interfazice și/sau a energiei de suprafață.

(c) **Condițiile de sinterizare**: temperatura de sinterizare, timpul de sinterizare (timpul de reținere), atmosfera de sinterizare și viteza de încălzire sunt toți parametrii importanți legați de procesul de sinterizare. La momentul actual este necesară optimizarea condițiilor de sinterizare (temperatură, timp, atmosferă, viteză de încălzire). Pentru materialul monolitic, temperatura de sinterizare trebuie să fie mai mare de jumătate din temperatura de topire pentru sinterizarea în stare solidă ($T > 0{,}5T_m$). Pentru LPS, temperatura trebuie să fie peste temperatura de topire a fazei liant. De exemplu, temperatura de topire a cobaltului este de 1400 °C și cermetele WC-Co sunt sinterizate în mod convențional la 1500 °C. Timpul de sinterizare, adică timpul de menținere la temperatura de sinterizare, ar trebui optimizat astfel încât să aibă loc o difuzie suficientă, care să ducă la îndepărtarea porilor închiși sau un transport de masă suficient în faza lichidă, fără a promova creșterea grăunților.

În ceea ce privește atmosfera de sinterizare, este în general cunoscut și urmat în realitate că ceramica oxidică este sinterizată în aer, în timp ce ceramica neoxidă, cum ar fi borurile și carburile, sunt densificate în vid. Cu toate acestea, se recomandă sinterizarea nitrurilor în atmosferă de N_2. Pentru probele metalice (Cu, Ni, oțel), se utilizează atmosferă de H_2 sau argon/H_2. În timp ce argonul oferă o atmosferă inertă, oxizii din pulberile metalice sunt reduși printr-o reacție generică, care are loc în etapa inițială sau în cea intermediară de sinterizare: $MO_x + xH_2 \rightarrow xH_2O + [M]$.

Condițiile de sinterizare în cazul compozitelor depind în mod critic de tipul și cantitatea celei de-a doua faze. De exemplu, în cazul compozitelor A – B cu B având T_m mai mare decât A, densificarea devine mai dificilă odată cu creșterea cantității de B; creșterea gâtuirii pentru particulele B ar fi dificilă, în timp ce matricea A poate fi sinterizată cu ușurință. Din acest motiv, adăugarea celei de-a doua faze este limitată la aproximativ 20-30 % wt pentru a realiza o densificare mai bună. Acest lucru va necesita optimizarea adăugării de element B. La o temperatură de sinterizare $T > 0{,}5\ T_m$ A, granulele matricei de material A se vor densifica, în timp ce densificarea regiunilor cu particule B, ar fi dificilă, ducând la desinterizare.

5.8. PROCESE METALURGICE DE SINTERIZARE

În această secțiune, sunt analizați diferiți pași din procesul de sinterizare implicați în obținerea unor materiale ceramice dense folosind procesele metalurgice standard ale pulberilor, inclusiv procesele de sinterizare convenționale și pe cele avansate. În urma analizelor din capitolul precedent, este necesar să se repete aici că, pentru a asigura o densificare mai rapidă, este important să se utilizeze pulberi ceramice de înaltă puritate, fără aglomerate, cu dimensiuni mai fine ale particulelor. Pentru a îmbunătăți sinterizarea, se utilizează adesea o cantitate și un tip dorit de liant sau de sinterizare. Acest lucru necesită o frezare eficientă, care, de altfel, este utilizată din două motive: (1) pentru a reduce dimensiunea particulelor inițiale în materia primă de pulberi și (2) pentru a amesteca a doua fază cu compoziție chimică diferită cu faza matricei.

5.8.1. Măcinarea cu bile

Măcinarea cu bile utilizează amestecarea de pulberi elementare și prealiate împreună cu bilele de măcinare pentru a provoca măcinarea pulberilor, așa cum se arată schematic în Figura 5.11.

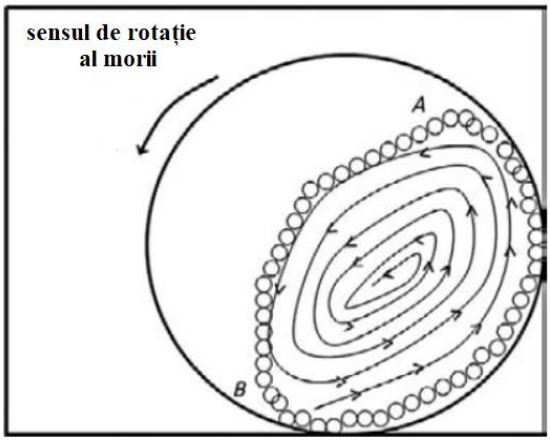


Figura 5.11. Ilustrație schematică în care se prezintă mișcarea bilelor și a pulberilor într-o moară cu bile.

De obicei, bilele din oțel inoxidabil, WC sau alte bile ceramice (Al_2O_3, ZrO_2) sunt utilizate pentru amestecarea și omogenizarea pulberilor ceramice. Acest proces duce la reducerea dimensiunii particulelor prin mărunțire datorită zdrobirii repetate a particulelor de pulbere între bilele care se mișcă la viteze mari. Mecanismele fizice includ deformarea extinsă (pentru pulberile metalice) și fracturarea ulterioară. În etapa inițială, particulele se fracturează datorită impactului bilelor, precum și datorită fricțiunii dintre bile și particule. În a doua etapă, are loc sudarea la rece, ceea ce face ca particulele să adere la alte suprafețe ale particulelor. În

consecință, particulele devin sferice și dimensiunea lor se reduce. Pe măsură ce măcinarea cu bile progresează, pulberile se aplatizează în mod repetat, se sudează la rece, se fracturează și se re-sudează. Aplatizarea particulelor are loc în primul rând pentru metalele ductile, care, prin urmare, se întăresc și devin fragile. Astfel, impacturile succesive fragmentează particulele. În mod similar, în cazul pulberilor fragile (pulberea ceramică), particulele suferă fracturi repetate.

Trebuie remarcat faptul că cea mai eficientă măcinare necesită o viteză critică, care este invers proporțională cu diametrul interior al morii. Dacă viteza unei mori cu bile este mai mică decât viteza critică, atunci impactul bilelor, care determină măcinarea, este minim; orice viteză mai mare decât viteza critică determină rotirea mingii cu containerul datorită forței centrifuge. Prin urmare, numai viteza critică provoacă cascadarea (măcinarea prin frecare) și impactul (măcinarea prin impact) a mediului de pulbere. O mișcare ideală de bile și pulbere este prezentată în Figura 5.11. De asemenea, trebuie menționat faptul că raportul bilă-pulbere (BPR) este esențial pentru obținerea rezultatelor dorite. În mod ideal, valoarea BPR este 4: 1 pentru o frezarea eficientă. Creșterea diametrului bilei sau a densității bilelor duce, de asemenea, la creșterea BPR. BPR decide timpul de măcinare, care trebuie optimizat pentru a economisi energie și costuri.

După cum s-a menționat mai devreme, măcinarea eficientă cu bile poate rafina dimensiunea particulelor de pulbere. Timpul de frezare trebuie optimizat cu atenție pentru a economisi energie și pentru a optimiza timpul total de producție. S-a raportat că o durificare a dimensiunii particulelor în stare stabilă este atinsă la durate mai mari de măcinare (24 sau 48 de ore), în funcție de tipul de material. Orice timp suplimentar de măcinare determină adesea aglomerarea pulberilor și, prin urmare, nu este dorit. În concluzie, variabilele de măcinare cu bilă sunt raportul pulbere-bilă (de preferat 1: 4), tipul de bilă (mai dur decât pulberile), mediu lichid (acetonă, toluen) sau mediu uscat (aer, vid, gaz inert) și viteza morii. Contaminarea din bilele de măcinat, precum și din flacoanele de măcinat este, de asemenea, de controlat, deoarece bilele cu duritate mai mică decât pulberile pot duce la uzura bilelor. Frezarea uscată în cazuri specifice este preferată. În cazul frezării de mare viteză, la interfețele dintre particule sunt generate temperaturi ridicate, ceea ce duce la creșterea localizată a temperaturii sau la oxidare în cazul pulberilor metalice. Mediul de măcinare (uscat sau umed), precum și timpul de măcinare ar trebui optimizate pentru a asigura o bună amestecare omogenă a liantului sau a sinterului-aditiv cu faza matricială. Există o tendință sporită de a forma aglomerate și este necesară manipularea în vid sau în condiții de gaz inert și tratamente chimice speciale. Unele probleme tipice cu care se confruntă manipularea nanopulberilor implică formarea de

aglomerate, deoarece forța de atracție este de tip van der Waals, fiind mai mare pentru nanopulberi, determină o porozitate inter-aglomerată mai mare, așa cum se arată în Figura 5.12.

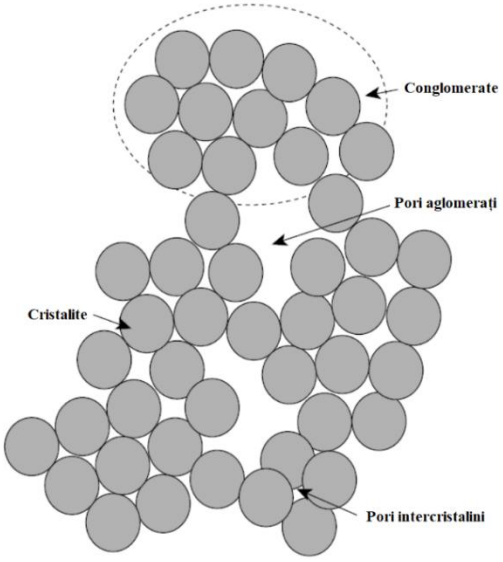


Figura 5.12. Ilustrație schematică care prezintă problemele asociate pulberilor de dimensiuni nanometrice - porozitate interparticulă-intercristalită cu dimensiuni mici și porozitate interaglomerată cu dimensiuni mai mari.

Deoarece dimensiunile porilor intercristalitici sunt mai mici, ele pot fi îndepărtate în timpul procesului de sinterizare. Cu toate acestea, ar fi dificil ca porii interaglomerați să fie îndepărtați complet din cauza dimensiunilor lor mari. Orice porozitate reziduală din ceramica sinterizată ar acționa ca situri potențiale pentru concentrarea tensiunilor ducând la fisurare și, prin urmare, la degradarea proprietăților mecanice.

5.8.2. Compactarea

Al doilea pas, după măcinarea cu bile, este compactarea, în care pulberile sunt presate în forma și dimensiunea dorite folosind o presă hidraulică sau mecanică pentru a obține „materialul compact verde”. Compactarea poate fi efectuată la temperatura camerei fără a încălzi pulberile și se numește presare la rece. În schimb, compactarea la temperaturi ridicate se realizează la o temperatură peste temperatura de recristalizare pentru a realiza densificarea ridicată a elementului. Procesele de compactare la rece sunt discutate în continuare, în timp ce procesele termomecanice (compactarea la temperaturi ridicate prin deformare mecanică) sunt detaliate într-un capitol ulterior al acestui curs.

5.8.2.1. Presare la rece

Presarea la rece implică compactarea pulberilor într-o matriță de oțel cu o presiune aplicată uniaxial. Presarea la rece implică îmbunătățirea ambalării pulberilor libere (densitate aparentă) prin menținerea lor în matrițe sau perforatoare și aplicarea unei presiuni pentru a atinge densitatea lor la verde. Aici, are loc rearanjarea pulberilor, urmată de deformarea mecanică, rezultând compactarea, așa cum se vede în Figura 5.13.

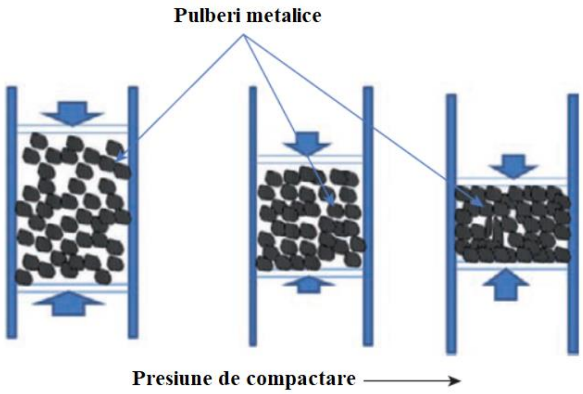


Figura 5.13. Compactare tipică în timpul presării la rece.

În consecință, peletele presate la rece pot fi densificate în continuare la densitatea lor completă (sau densitate teoretică 100%) prin sinterizare la o temperatură înaltă. Un ciclu tipic de compactare la rece implică umplerea matriței cu pulberi libere (Fig. 5.14).

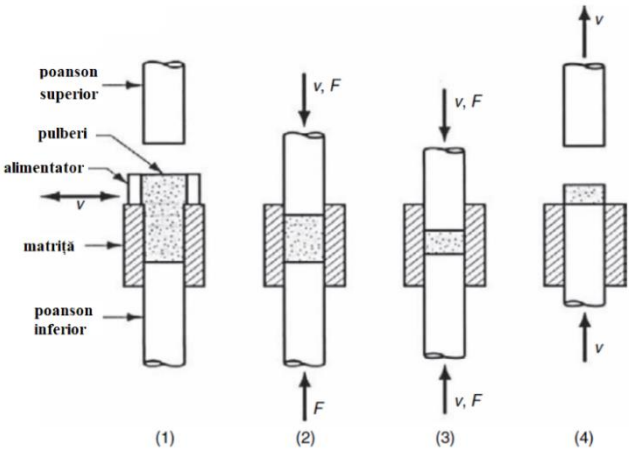


Figura 5.14. Metoda convențională de compactare: (a) umplerea cavității matriței cu pulbere prin sistemul automat de alimentare, (b) pozițiile inițiale și (c) finale ale ștanțelor superioare și inferioare și (d) ejectarea probei

Acest lucru se poate face prin alimentarea automată, în cazul în care partea compactată anterior este îndepărtată și cavitatea matriței este umplută de o pâlnie înainte ca etapa de

compactare să se producă pentru partea ulterioară. Apoi, presiunea este aplicată printr-o lovitură aplicată uniaxial pentru a compacta pulberile cu scopul de a obține un corp verde. În mod corespunzător, una dintre matrițe poate împinge piesa în afară pentru a o scoate după compactarea la rece. Aceste piese pot fi proiectate pentru a atinge porozitatea controlată a materialului, cum este necesar pentru filtre, pentru plăcuțele de frână, pentru menținerea lubrifierii în serviciu și așa mai departe.

5.8.2.2. Presarea izostatică la rece

Problema de bază a presării la rece este variația densității aparente pe grosimea sa. Deoarece încărcarea este aplicată uniaxial, materialul compact este mai dens de-a lungul direcției de solicitare decât în direcția transversală. Prin urmare, pentru a obține o parte compactă mai uniformă, presarea izostatică la rece (CIP) devine extrem de utilă. Aici se aplică o presiune de ~ 300 MPa, în timp ce se scufundă recipientul sigilat de pulbere în apă sau ulei (Fig. 5.15).

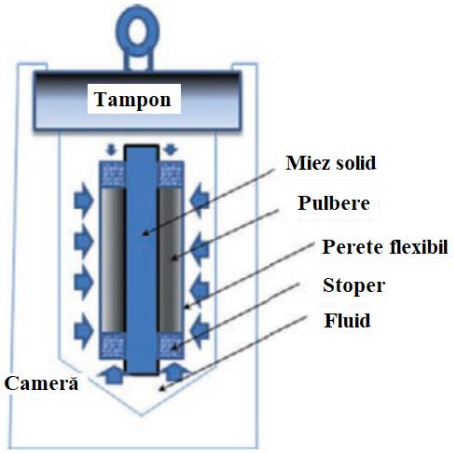


Figura 5.15. Ilustrația schematică a presării izostatice la rece a pulberilor ceramice.

CIP-ul este utilizat pentru a obține piese cu formă complicată la care se evită gradientul de densitate. Pulberea ceramică este sigilată într-un ambalaj flexibil (cum ar fi un recipient metalic) și scufundată într-un fluid pentru a obține o presiune hidrostatică uniformă în toate direcțiile. În consecință, presiunea este aplicată pentru a obține o densitate mai mare în starea verde. Aici, densitatea este uniformă din cauza presiunii hidrostatice. Procesul CIP poate fi clasificat în două scheme: procese cu saci umezi și saci uscați. Într-un proces cu pungi umede, pulberea ceramică este umplută într-o matriță de cauciuc, iar apoi acest sac este scufundat într-un fluid pentru compactare. Aici, presiunea izostatică este realizată printr-un transfer de la

presurizarea fluidului (legea lui Pascal), care apoi îl transmite matriței de cauciuc pentru a provoca compactarea pulberilor ceramice. În procesul cu sac uscat, numai presiunea radială (de-a lungul direcției orizontale) este aplicată între matrița flexibilă și o carcasă rigidă, în timp ce sacul se poate așeza pe suprafața sa superioară sau inferioară. Acest lucru devine esențial pentru a obține o finisare a suprafeței de o calitate mai bună și pentru a manipula piese complicate.

5.8.3. Procesul de sinterizare fără presiune

În procesul de sinterizare fără presiune, un material compact din pulbere este încălzit la temperatura de sinterizare într-un cuptor și nu este prevăzută o presiune externă a gazului sau o presiune mecanică. În funcție de faptul că materialul compact trebuie densificat prin sinterizare în stare solidă sau LPS, atât temperatura cât și timpul de sinterizare trebuie selectate pentru o compoziție compactă de pulbere dată. Un ciclu tipic de încălzire urmat în producția la scară industrială a pieselor ceramice este furnizat în Figura 5.16.

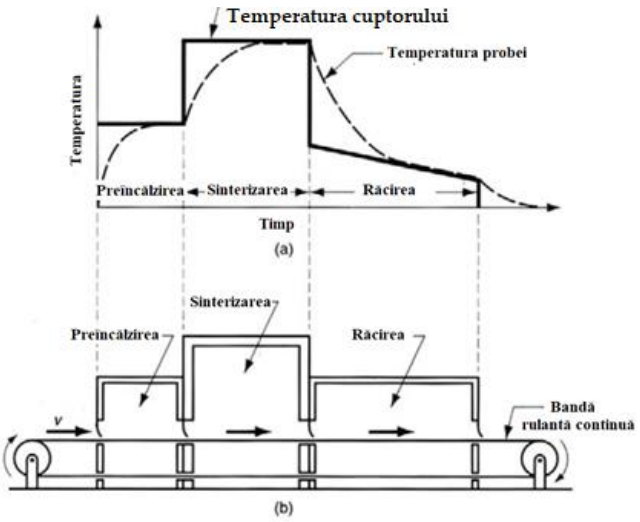


Figura 5.16. (a) Ciclu tipic de tratament termic de sinterizare. (b) Schema cuptorului de sinterizare continuă. (Reeditat din M. P. Groover, Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Procese și sisteme. Copyright 2010, retipărit cu permisiunea lui John Wiley & Sons, Inc.)

După cum se observă în Figura 5.16a, un ciclu tipic de tratament termic include o primă etapă de preîncălzire pentru a permite atingerea echilibrului de omogenizare fără a induce tensiuni termice drastice în material. Această etapă este urmată de cea de sinterizare, în care componenta ceramică este menținută la temperatura de sinterizare pentru o perioadă specificată de timp. Acesta este cel mai critic parametru, deoarece selectarea temperaturii și a timpului de

sinterizare și a mediului de sinterizare la care este expusă componenta ceramică, decide evoluția microstructurii (conținutul de fază), eliminarea porozității, gradul de omogenizare al fazei și creșterea grăunților. Perioada de sinterizare este urmată de etapa de răcire a componentei ceramice. O răcire rapidă ar putea permite rafinarea grăunților, dar poate induce tensiuni termice în componenta finală. Tensiunile termice ridicate pot duce, de asemenea, la fisurarea componentelor ceramice; prin urmare, controlul adecvat al ciclului de răcire devine, de asemenea, esențial. De obicei, răcirea cuptorului este adoptată pentru a minimiza tensiunile termice interne. În industriile în care cuptorul nu poate fi blocat pentru sinterizarea unei singure componente la un moment dat, poate fi adoptat un cuptor de sinterizare continuu (Fig. 5.16b). Aici, probele sunt alimentate dintr-o parte, iar viteza benzii transportoare este menținută în așa fel încât componentele să fi primit ciclul exact de sinterizare de încălzire, menținere și răcire, atunci când componenta iese prin partea de ieșire. Se poate întâmpla, în anumite condiții, ca sinterizarea fără presiune să nu densifice complet materialul, caz în care sinterizarea sub presiune devine esențială.

Presarea la cald este potrivită doar pentru formele relativ simple, componentele care necesită de obicei șlefuire cu pastă diamantată pentru a atinge toleranțele finite. Procedeul HIP are ca rezultat o bună legătură metalurgică între particule și se obține o rezistență mecanică foarte bună. Exemple sunt componentele din superaliaje (aplicații aerospațiale), uneltele de tăiere din WC și metalurgia pulberilor oțelurilor pentru scule.

Condițiile de funcționare pentru HIP includ o presiune de gaz inert de 100 MPa la T> 1100 °C. Alte tehnici de presare la temperaturi ridicate, precum presarea la cald și extrudarea la temperaturi ridicate, sunt prezentate în capitolul următor.

În acest capitol, alte tehnici de sinterizare precum tehnicile reactive și MW sunt prezentate în subsecțiunile următoare.

5.8.4. Sinterizarea reactivă

Reacția sau sinterizarea reactivă implică inițierea unei reacții combinând pulberile ceramice inițiale și rezultând intensificarea densificării în prezența unei a treia faze. Fazele secundare generate (ale compoziției ceramice inițiale) sunt prinse în matrice. Sinterizarea reactivă trebuie abordată ca o combinație de procese izolate: (1) reacție și (2) densificare. Prin urmare, este necesar un echilibru pentru a realiza densificarea înainte ca reacția să interfereze cu procesul de densificare (Fig. 5.17). În mod ideal, volumele molare ale fazelor inițiale și finale ar trebui să se potrivească; în caz contrar, reacția continuă poate duce la fisurări interfazice datorită schimbării volumului în timpul sinterizării reactive.

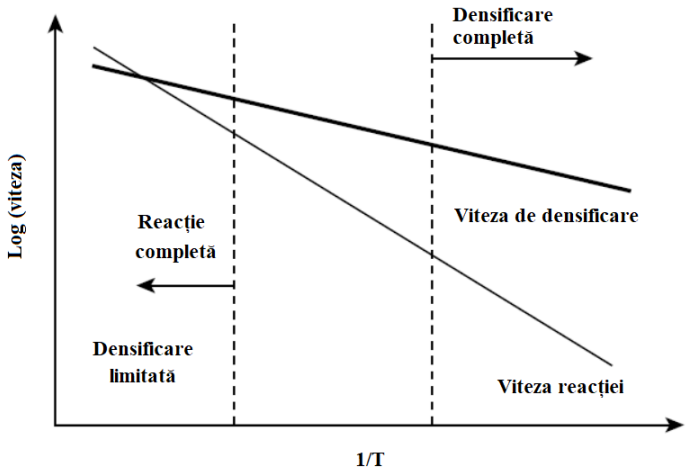


Figura 5.17. Echilibrul dintre densificare și reacția de sinterizare în timpul procesului de sinterizare reactivă.

Când viteza de reacție este mai mare, atunci procesul se va finaliza înainte de a se realiza densificarea. Prin urmare, sinterizarea la temperaturi mai scăzute permite realizarea densificării complete înainte ca reacția să interfereze cu procesul de densificare. Când volumul molar al reacției și al produsului este similar, se poate realiza densificarea compactă. Distrugerea GB (creșterea grăunților) și reducerea energiei de suprafață (densificarea) sunt principalii factori de decizie în alegerea temperaturii și a timpului de sinterizare. Selectarea temperaturii joacă un rol esențial în crearea unui echilibru între densificare și cinetica reacției. Pe de o parte, când creșterea temperaturii începe să mărească viteza de reacție, densificarea crescută nu are o proporționalitate directă cu creșterea temperaturii. Creșterea temperaturii favorizează formarea unei faze lichide (asistată și de dimensiunea particulelor), permițând LPS să domine și, prin urmare, reactivitatea ridicată a lichidului ajută la tranziția fazei, rezultând în același timp densificarea. Datorită schimbării mai mari a energiei libere asociate cu particulele ceramice ultrafine (<1 μm), crește cinetica reactivității, care, la rândul său, suplimentează reactivitatea ridicată în timpul sinterizării reactive. Prin urmare, conținutul de ceramică ultrafină trebuie luat în considerare și în estimarea temperaturii și timpului de sinterizare reactivă. Aceste considerații secundare fac procesul extrem de complicat, deoarece reacția ar trebui să se încheie numai după ce a avut loc densificarea completă; astfel, sinterizarea la o temperatură joasă devine adecvată atunci când parametrii de sinterizare sunt necunoscuți pentru sinterizarea reactivă a ceramicii. Aluminiul este adăugat ca un instrument de sinterizare pentru a duce la densificarea tungstenului, precum și ca agent de reducere la trioxidul de tungsten liber [4]. Aluminiul se topește și acționează ca un adeziv care ține particulele de tungsten pentru a realiza densificarea (Fig. 5.18).

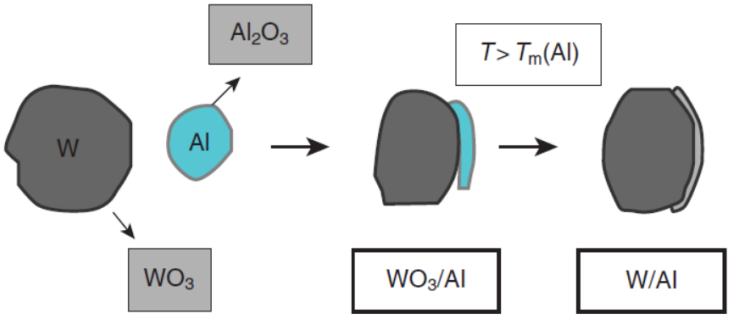


Figura 5.18. Sinterizarea reactivă a tungstenului cu adăugarea de aluminiu [4]

Figura 5.19 prezintă diferențele dintre un material cu densitatea de 80% și tungstenul sinterizat convențional (Fig. 5.19a), tungsten MW (Fig. 5.19b) și tungstenul sinterizat în fază reactivă (Fig. 5.19c).

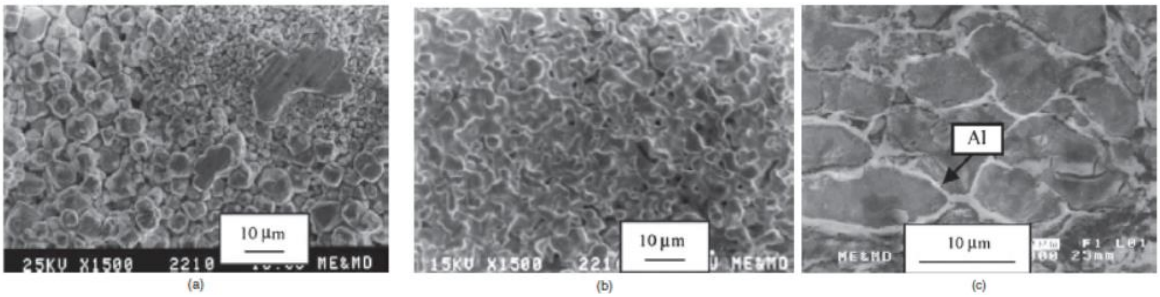


Figura 5.19. Imagine SEM a unui material ceramic siterizat cu presare 80% (a) sinterizare convențională, (b) tungsten sinterizat cu microunde și (c) tungsten reactiv sinterizat care prezintă aluminiu la limitele grăunților. Eticheta A1 indică prezența fazei reactive în jurul limitelor grăunților [4]

Se poate observa că sinterizarea reactivă oferă o structură a materialului sinterizat foarte densă, în care limitele grăunților sunt combinate cu o fază de aluminiu cu un punct de topire scăzut cu rol de liant. Astfel, sinterizarea reactivă a tungstenului provoacă sinterizarea cu un aditiv de compactizare la o temperatură scăzută de topire care servește și ca agent reactiv pentru creșterea procentajului de densificare.

5.8.5. Sinterizarea cu microunde

Microundele inițiază încălzirea uniformă a întregului volum al unei pulberi compacte prin oscilația electronilor liberi și a ionilor (frecvența ~2,5–85 GHz). Devine mai ușor să se realizeze încălzirea volumetrică chiar și în formele complicate, cu viteze de încălzire de ordinul

1000 °C/min. Pulberea ceramică compactă este conținută în cavitatea cuptorului cu microunde pentru sinterizare și densificare (Fig. 5.20).

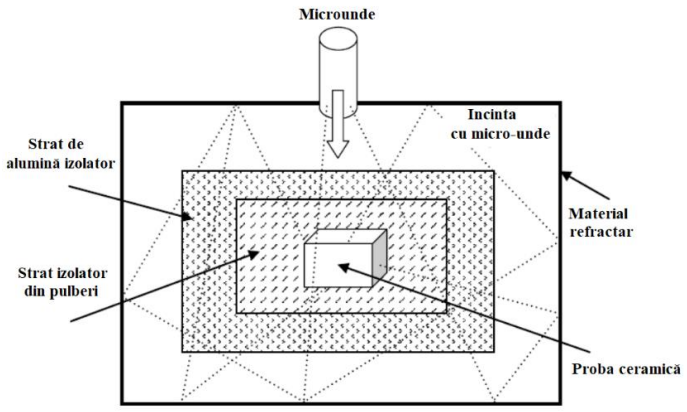


Figura 5.20. Schema de configurare a sinterizării cu microunde.

Deoarece microundele cu frecvență înaltă provoacă diverse efecte asupra suprafeței, adică încălzirea preferențială a suprafeței, o combinație de frecvențe joase și înalte în timpul procesului de MW poate fi necesară pentru a realiza o încălzire uniformă. În caz contrar, gradienții termici puternici pot fi generați în corpul sinterizatului și pot cauza fracturi imediate ale materialului. Prin urmare, trebuie luat în considerare controlul gradului de interacțiune cu microundele specific absorbției materialului. În plus, materialele ceramice necesită un înveliș dintr-un material neabsorbant pentru a crea o izolație și pentru a limita pierderile termice (Fig. 5.21a).

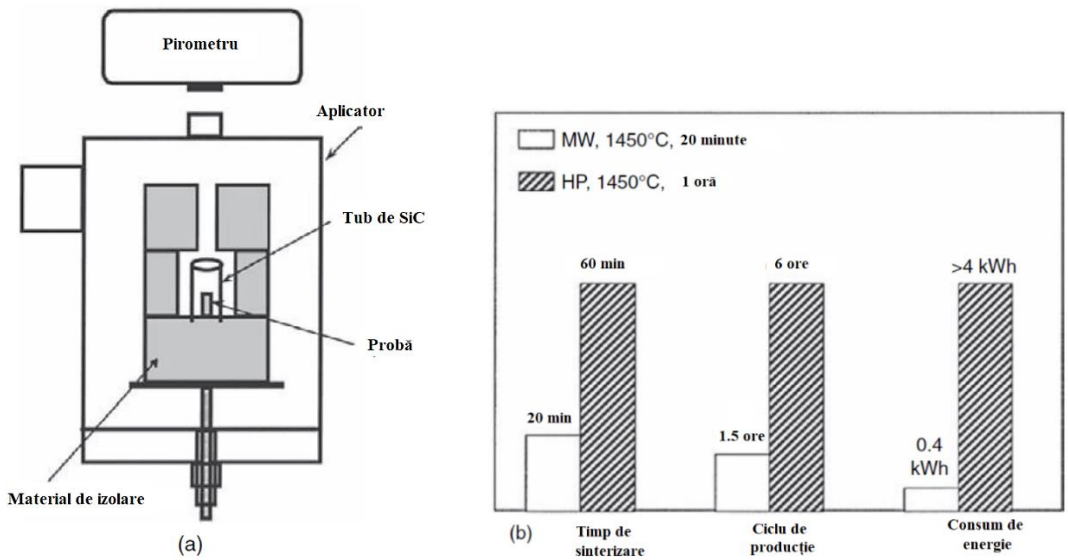


Figura 5.21. (a) Ilustrație schematică a sinterizării hibride într-o cavitate pentru sinterizarea cu microunde și (b) o comparație în ceea ce privește timpul total de sinterizare, ciclul procesului de sinterizare și consumul de energie înregistrat în presarea la cald (HP) și sinterizarea cu microunde (MW) a unui material ceramic izolator de zirconiu. [13]

Un avantaj asociat cu MW este ciclul scurt de încălzire și răcire, adică încălzirea volumetrică rapidă, care restricționează creșterea grăunților în timpul sinterizării. În plus, încălzirea uniformă a materialului nu permite generarea de gradienți termici mari față de suprafață, care sunt predominante în procesele convenționale de sinterizare. Avantajele specifice ale procesului MW față de sinterizarea convențională în ceea ce privește timpul total al ciclului de proces și consumul de energie sunt prezentate în Figura 5.21b.

Câteva lucrări timpurii care au analizat eficiența încălzirii cu microunde pentru realizarea densificării unor sisteme diferite de materiale ceramice, precum și pentru a înțelege mecanismul de densificare într-un câmp electromagnetic pot fi găsite în Referințele [5-12].

Mecanismul fundamental al MW implică cuplarea microundelor cu materialele, absorbția volumetrică a energiei electromagnetice și transformarea ulterioară în energie termică. Proprietatea materialului primar care determină eficacitatea cuplării cu microunde este factorul dielectric de pierdere. Deoarece multe materiale ceramice sunt izolatoare, conceptul de sinterizare hibridă a fost propus ulterior pentru a realiza mai eficient sinterizarea MW a ceramicii izolante, cum ar fi zirconia [13,14].

Conceptul de sinterizare hibridă utilizează doi factori:

(1) Factorul de pierdere dielectric care crește exponențial cu temperatura și

(2) unele materiale ceramice, cum ar fi SiC, prezintă factori de pierdere mari chiar și la temperatura camerei.

Acest lucru i-a motivat pe cercetători să utilizeze un susceptor de SiC în cavitatea cuptorului cu microunde pentru a permite încălzirea rapidă inițială la un nivel de temperatură la care capacitatea de absorbție a energiei electromagnetice a ceramicii, chiar izolante, este suficientă pentru a provoca încălzirea volumetrică a ceramicii, care în alt mod este transparentă la microundele din cameră. Termenul „hibrid” se referă în esență la combinația de încălzire pură cu microunde și încălzirea convențională de către susceptor. Tehnologia sinterizării hibride rezolvă problema de lungă durată a obținerii ceramicilor izolatoare la temperatura camerei într-o cavitate cu microunde. Depunerea electroforetică urmată de sinterizarea MW este utilizată pentru a obține materialele fără microstructuri și a proprietăților proiectate, de exemplu, acoperirile poroase din titan și compozitele pe bază de oxid clasificate funcțional [15, 16] .

Ca o concluzie finală, diferitele aspecte legate de consolidarea ceramicii prin stare solidă și LPS sunt rezumate în Figura 5.22.

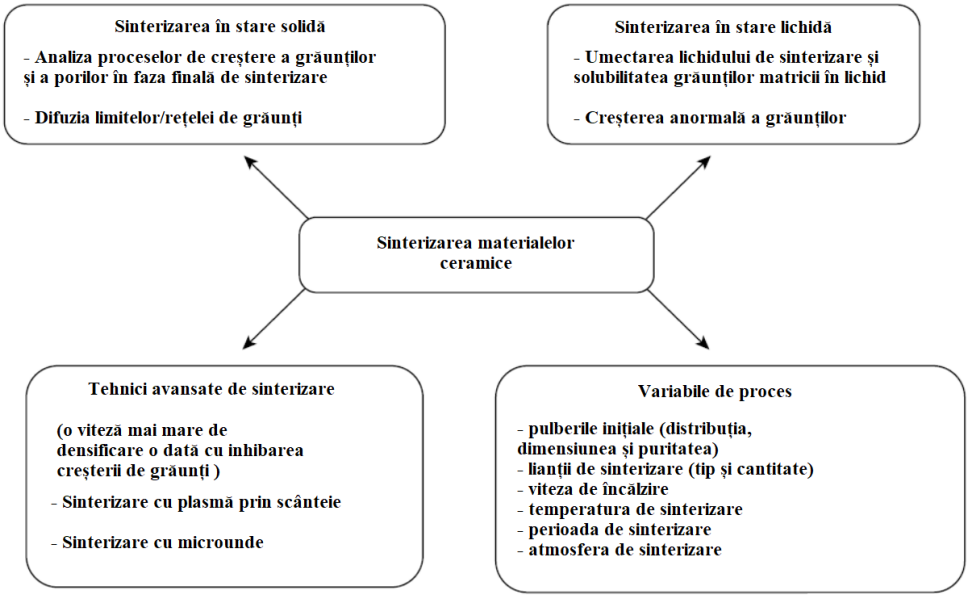


Figura 5.22. Rezumatul diferiților factori care controlează sinterizarea ceramicii, precum și problemele legate de sinterizarea în stare solidă și în fază lichidă. De asemenea, sunt menționate câteva tehnici avansate de sinterizare.

De asemenea, diferiții factori care determină sinterizarea ceramicii sunt menționați în figura 5.22; acești parametri trebuie luați în considerare cu atenție, optimizând procesul de consolidare pentru o nouă compoziție ceramică. Unele tehnici avansate de sinterizare, cum ar fi SPS și MW, utilizate pentru densificarea ceramicii la o viteză mult mai mare decât sinterizarea convențională sunt, de asemenea, menționate în Figura 5.22. Mai multe detalii ale diferitelor tehnici convenționale și avansate de prelucrare a ceramicii pot fi găsite în diverse manuale ceramice [17-22].

BIBLIOGRAFIE

[1] S.-J.L. Kang, *Sintering: Densification, Grain Growth and Microstructure*, Elsevier, London, 2005.

[2] Y.-M. Chiang, D.P. Birnie and W.D. Kingery, *Physical Ceramics*, John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, 1997.

[3] D. Sarkar, M.C. Chu, S.-J. Cho, Y.I. Kim and B. Basu, *Synthesis and morphological analysis of titanium carbide nanopowder*, J. Am. Ceram. Soc. 92(12) (2009), 2877–2882.

[4] C. Selcuk and J.V. Wood, *Reactive sintering of porous tungsten: A cost effective sustainable technique for the manufacturing of high current density cathodes to be used in flash lamps*, J. Mater. Process. Tech. 170 (2005), 471–476.

[5] R. Roy, D. Agrawal, J. Cheng and S. Gedevanishvili, *Full sintering of powdered-metal bodies in a microwave field*, Nature. 399 (1999), 668.

[6] D.K. Agrawal, Microwave processing of ceramics: A review, Curr. Opin. Solid State Mat. Sci. 3(5) (1998), 480–486.

[7] J. Majling, P. Znasik, J. Cheng, D. Agrawal and R. Roy, *Conventional and microwave sintering of condensed silica fume*, J. Mat. Res. 10(10) (1995), 2411–2414.

[8] Y. Fang, D.K. Agrawal, D.M. Roy and R. Roy, *Microwave sintering of hydroxyapatite*, J. Mater. Res. 9(1) (1994), 180–187.

[9] Y. Fang, D.K. Agrawal, D.M. Roy and R. Roy, *Fabrication of porous hydroxyapatite ceramics by microwave processing*, J. Mater. Res. 7(2) (1992), 490–494.

[10] R. Roy, D.K. Agrawal and J. Cheng. *Process for Sintering Powder Metal Components*, U.S. Patent #6,183,689 (issued February 6, 2001).

[11] J. Cheng, R. Roy and D. Agrawal, *Microwave processing in pure H fields and pure E-Fields*, U.S. Patent #6,365,885, Issued April 2, 2002. 42.

[12] J. Cheng, D. Agrawal, Y. Zhang, B. Draw and R. Roy, *Fabricating transparent ceramics by microwave sintering*, Am. Cer. Soc. Bull. 79(9) (2000), 71–74.

[13] C. Zhao, J. Vleugels, O. Van Der Biest, C. Groffils and C.P.J. Luypaert, *Hybrid sintering with a tubular susceptor in a cylindrical single mode microwave furnace*, Acta Mater. 48(14) (2000), 3795–3801.

[14] S.G. Huang, L. Li, O. Van der Biest and J. Vleugels, *Microwave sintering of CeO2 and Y_2O_3 co-stabilised ZrO_2 from stabiliser-coated nanopowders*, J. Eur. Ceram. Soc. 27 (2007), 689–693.

[15] B. Neirinck, T. Mattheys, A. Braem, J. Fransaer, O. Van der Biest and J. Vleugels, *Porous titanium coatings obtained by electrophoretic deposition (EPD) of Pickering emulsions and microwave sintering*, Adv. Eng. Mater. 10(3) (2008), 246–249.

[16] C. Zhao, J. Vleugels, L. Vandeperre, B. Basu and O. Van Der Biest, *Y-TZP/Ce-TZP functionally graded composite*, J. Mat. Sc. Lett. 17 (1998), 1453–1455.

[17] C.B. Carter and M.G. Norton, *Ceramic Materials*, Springer, New York, 2007.

[18] M.W. Barsoum, *Fundamentals of Ceramics*, Taylor & Francis, Boca Raton, FL, 2003.

[19] W.D. Kingery, H.K. Bowen and D.R. Uhlmann, *Introduction to Ceramics*, 2nd ed. John Wiley and Sons, New York, 1976.

[20] M.N. Rahaman, *Ceramic Processing and Sintering*, CRC Press, Boca Raton, FL, 2003.

[21] D.W. Richerson, *Modern Ceramic Engineering: Properties, Processing, and Use in Design*, CRC Press, Boca Raton, FL, 1992.

[22] J.S. Reed, *Introduction to the Principles of Ceramic Processing*, John Wiley & Sons, New York, 1988.

[23] M.P. Groover, *Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems*, John Wiley and Sons Inc., Hoboken, NJ, 2010.

CAPITOLUL 6.
METODE DE SINTERIZARE TERMO-MECANICĂ A MATERIALELOR CERAMICE

Tratamentul termo-mecanic cuprinde o combinație de tratamente termice și mecanice aplicate pentru a conferi proprietăți superioare unui material. De multe ori există un procent de deformare plastică limitat în cazul materialelor ceramice; prin urmare, prelucrarea la temperaturi ridicate poate induce o anumită înmuiere în timpul procesării materialelor ceramice. În plus, temperatura ridicată asistată de o rafinare mecanică poate induce transformări ale fazelor, ceea ce poate produce anumite defecte cristaline în material. În practică se ține seama de două grade de libertate, și anume: presiunea și temperatura, care sunt, în general, variate pentru a se obține componente ceramice de înaltă densitate și cu proprietăți deosebite (Fig. 6.1).

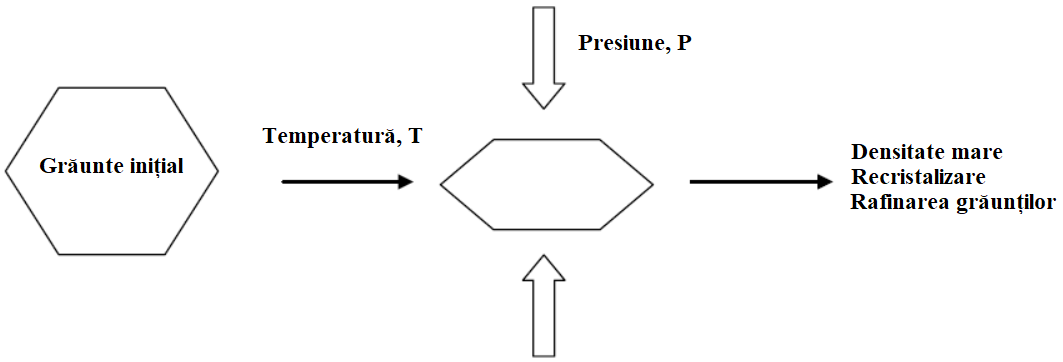


Figura 6.1. Schema aportului căldurii și al presiunii în tratamentul termo-mecanic pentru a obține grăunți fini și o structură densă a materialelor ceramice

Tehnici diferite sunt aplicate în domeniul procesării termo-mecanice, cum ar fi laminarea la cald, forjarea materialelor sinterizate, presarea la cald, presarea izostatică la cald (HIP) sau extrudarea. Acestea sunt discutate în continuare în următoarele secțiuni.

6.1. PRESAREA LA CALD A PULBERILOR CERAMICE

Presarea la cald este un proces convențional de compactare care utilizează aplicarea simultană a presiunii în timp ce materialul este încălzit la temperaturi ridicate (peste temperatura de recristalizare). O schemă a procesului și a unității de presare la cald este prezentată în Figurile 6.2(a) și respectiv (b).

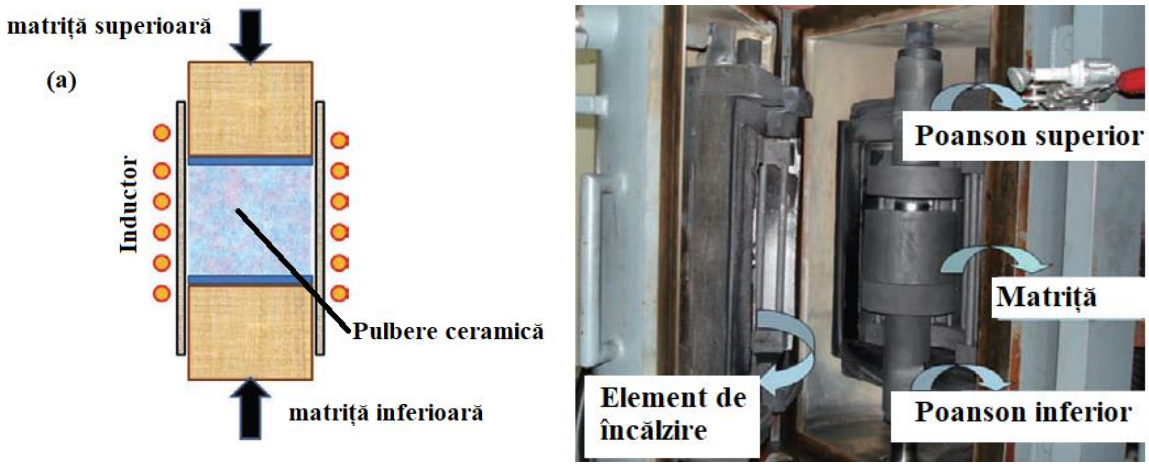


Figura 6.2. Procesul de presare la cald (a) configurare schematică și (b) presare la cald industrială

Presarea la cald diferă de tehnica metalurgiei pulberilor prin aceea că există aplicarea simultană a căldurii și a presiunii (pentru a induce sinterizarea și fluidizarea) spre deosebire de tehnicile metalurgice de sinterizare în care aplicarea căldurii este independentă de ciclul de aplicare al presiunii. Pulberile ceramice sunt introduse într-o matriță și sunt presate la ~ 10-50 MPa la temperaturi cuprinse între 1000-2200 °C pentru o anumită perioadă de timp (de la câteva minute la câteva ore) pentru a obține un material ceramic cât mai dens. Compozitele ceramice pot atinge teoretic o densitate de până la 100% și, adesea, densitățile sunt mai mari de ~ 95% din densitatea teoretică. Presiunea ridicată și temperatura permit în mod sinergic rearanjarea particulelor, permit fluxul plastic atât din cauza temperaturii ridicate, cât și a presiunii aplicate și sintetizează materialul ceramic prin eliminarea porozității (cu aplicarea unei presiuni ridicate) într-un mediu vidat sau într-o atmosferă inertă. Timpii tipici de presare la cald, temperaturile și presiunile pentru diferite materiale ceramice sunt prezentate în Tabelul 6.1.

Tabelul 6.1. Temperaturi, presiuni și timpi de presare la cald pentru diferite materiale ceramice

Material	Temperatură (ºC)	Presiune (MPa)	Timp	Altele	Referințe
ZrB_2	1000-1600	40	2-60 min	$5x10^{-5}$ Torr Densitate Aprox. 98%	[1]
TiB_2	1600-1900	30	30-120 min	Densitate Aprox. 99%	[2]
Si_3N_4	1750	30	24 ore	-	[3]
TiO_2	1100	5000 kg aplicată uniaxial	2 ore	~ 91%	[4]

AlN	1400-1700	20	30 min	~ 100%	[5]
B_4C	2000	30	60 min	~ 99% în atmos. de Ar	[6]

Punctul esențial al selectării materialului constă în alegerea unei matrițe care poate rezista la temperaturi și presiuni atât de ridicate fără a reacționa cu materialul ceramic. Cel mai adesea grafitul este utilizat ca material pentru matrițe pentru susținerea pulberii și rezistență la temperaturi ridicate și, prin urmare, compactarea pulberilor ceramice la presiuni ridicate. Mecanismele de sinterizare sunt difuzia standard a suprafeței, migrarea locurilor vacante și difuzia în masă.

Încălzirea unei pulberi ceramice compacte poate fi realizată prin una dintre următoarele metode:

1. Încălzirea inductivă. Încălzirea inductivă este generată prin aplicarea unui câmp electro-magnetic de înaltă frecvență utilizând o bobină de inducție. Deoarece presiunea și temperatura pot fi controlate independent, faza lichidă poate fi, de asemenea, menținută prin utilizarea presiunilor mici. Un cuplu inductiv bun, avantajat de matrița din grafit poate permite pătrunderea câmpului magnetic până la câțiva milimetri. Cu toate acestea, diferența neuniformă a spațiilor cu aer dintre matriță și bobina inductivă poate conduce la încălzirea neuniformă a matriței (și, prin urmare, a materialului ceramic). De asemenea, viteza de încălzire trebuie controlată, deoarece o viteză de răcire extrem de lentă va duce la creșterea grăunților, în timp ce vitezele de răcire extrem de mari vor genera solicitări termice și vor deteriora matrița însăși.

2. Încălzirea cu rezistență indirectă. La încălzirea cu rezistență indirectă, matrița care conține materialul ceramic este plasată într-o incintă, iar aceasta este încălzită rezistiv printr-un element separat introdus în cameră. Curentul electric este trecut prin elementul de încălzire și, prin urmare, efectul I^2R permite încălzirea elementului iar fluxul de temperatură transmis prin convecție încălzește matrița. Deoarece materialul ceramic din matriță este încălzit indirect, adică de la elementul de încălzire înapoi la matriță, acest tip de încălzire se numește încălzire cu rezistență indirectă. Deoarece încălzirea este indirectă, temperaturile ridicate pot fi atinse fără a avea grijă la conductivitatea matriței. Cu toate acestea, durează în general mai mult, deoarece încălzirea este indirectă, iar de la început camera atinge o temperatura vizată și apoi doar suprafața matriței atinge temperatura necesară pentru sinterizarea ceramicii asistată de presiune.

3. Încălzire directă. La încălzirea directă, matrița este conectată la sursa de alimentare și este încălzită direct prin încălzirea rezistivă atunci când curentul este trecut prin ea. Contactul direct permite încălzirea rapidă a matriței și îmbunătățește activitatea de realizare a sinterizării

pe durate scurte și la temperaturi mai scăzute. Avantajul constă în faptul că golurile de aer locale dintre particulele de pulbere oferă o posibilitate de îmbunătățire a rezistenței la valori mai ridicate, prin urmare încălzirea este mai mare (datorită efectului I^2R) și, prin urmare, un flux mai mare de căldură înmoaie materialul și asigură o densificare uniformă. Timpii de sinterizare sunt reduși la doar câteva minute pentru temperaturi de aproximativ 200-500 °C sub temperaturile convenționale de sinterizare. Prin urmare, încălzirea directă oferă o reducere a costurilor de procesare prin (1) scăderea timpului de procesare, (2) scăderea temperaturii de procesare și (3) durată de viață îmbunătățită a matriței.

Rangaraj [1] a prezentat o microstructură foarte densă a materialului ceramic ZrB_2 presat la cald și armat cu 25 wt % SiC și 1 wt % Ni (Fig. 6.3).

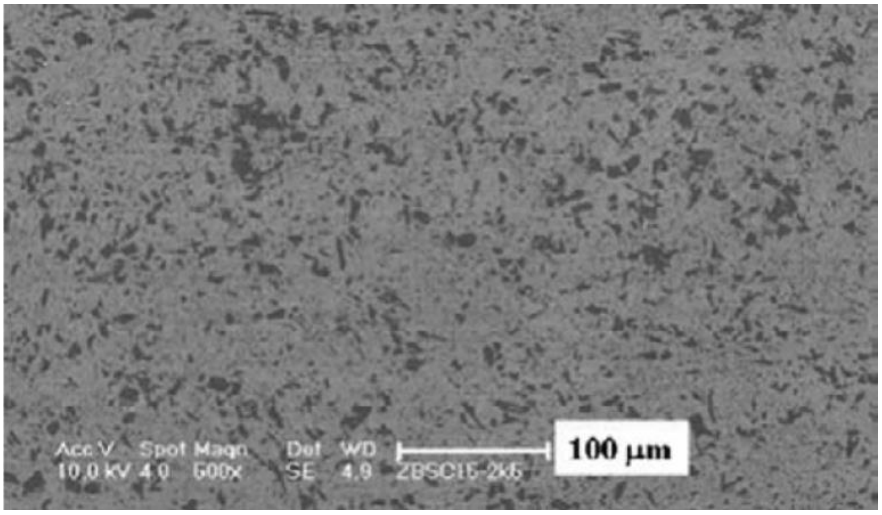


Figura 6.3. Microstructura densă cu distribuția uniformă a SiC este observată în compozit ZrB_2 armat cu 25% vol SiC și 1% wt Ni produs la 40 MPa, 1600 °C timp de 30 de minute [1].

Densitatea s-a apropiat de aproape 98% când ZrB_2– (25 % de masă) SiC a fost durificat cu 1 wt% Ni datorită densificării tranzitorii a fazei lichide. Sinterizarea conduce adesea la creșterea grăunților cu timpul de staționare, care poate fi exprimat ca:

$$G = G_0 + kt^n \tag{6.1}$$

unde G este dimensiunea medie a grăunților, G_0 este dimensiunea inițială a grăunților, k este o constantă, t reprezintă timpul de staționare în procesul de sinterizare și n este coeficientul de creștere.

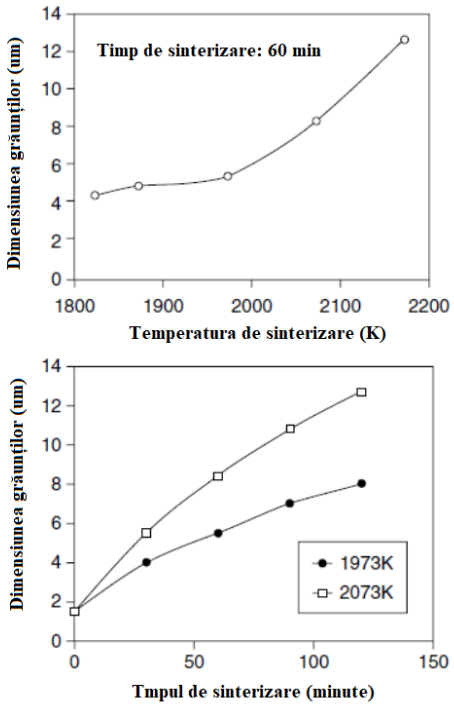


Figura 6.4. Efectul timpului și a temperaturii de sinterizare asupra mărimii grăunților de TiB_2. [2]

Teoretic *n* este ~0,5, dar impuritățile și porii împiedică creșterea grăunților și coeficientul de creștere al grăunților scade. Efectul timpului și al temperaturii de sinterizare asupra mărimii grăunților de TiB_2 este prezentat în Figura 6.4.

6.2. EXTRUDAREA

Extrudarea este un proces în care o placă ceramică este împinsă prin matriță pentru a obține bare, plăci, tuburi și așa mai departe cu secțiune transversală fixă (Fig. 6.5a).

Presele de extrudare orizontale cu capacitate de 200–12.000 tone sunt frecvente, presiunile mergând de la 30 la 1000 MPa. Lubrifierea este asigurată în general cu materiale sticloase pentru prelucrarea la temperaturi ridicate. Avantajul inerent al extrudării este că geometria complexă a secțiunii transversale poate fi atinsă chiar și pentru materialele fragile, deoarece materialul prezintă forțe de compresie sau forfecare.

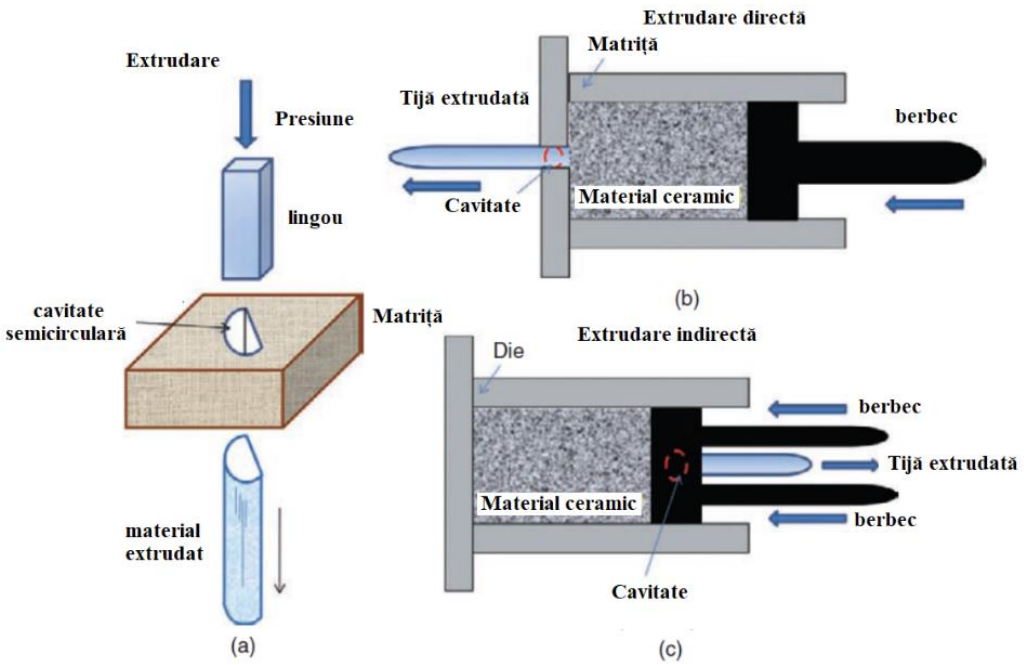


Figura 6.5. Schema (a) procesului de extrudare, (b) extrudarea directă și (c) extrudarea indirectă pentru a produce tije ceramice.

Acest proces este analog stoarcerii unui tub de pastă de dinți pentru a obține o secțiune transversală uniformă a pastei de dinți prin lungimea sa. În extrudare, materialele ceramice sunt presate împotriva (1) a unei matrițe al cărei capăt este ținut deschis (care este secțiunea transversală necesară) și (2) se folosește un poanson pentru a o împinge prin deschiderea matriței. Această configurație este clasificată fie ca extrudare directă, fie extrudare indirectă:

1. Extrudarea directă. În această configurație, direcția de curgere a materialului și deplasarea sunt pe aceeași direcție, adică materialul este strâns între berbec și matriță cu o deschidere în partea matriței, astfel încât paleta de ieșire (tub sau bară) trece în aceeași direcție cu cea a berbecului care împinge (Fig. 6.5b). Un dezavantaj inerent al extrudării directe este că forțele de frecare mai mari suportate pe întreaga suprafață a plăcii trebuie depășite în momentul împingerii plăcii prin deschiderea matriței la capătul opus. Prin urmare, sunt necesare presiuni foarte mari la începutul procesului de extrudare. Deși necesarul de presiune scade pe măsură ce materialul este deformat, din nou, în timpul finalizării deformării când alimentarea cu material ceramic este aproape de sfârșit, materialul va trebui să traverseze radial pentru a alimenta cavitatea și a ieși. Acest lucru, din nou, necesită o cantitate de energie ridicată pentru a-l împinge prin deschidere.

2. Extrudarea inversă. În această configurație, direcția de curgere a materialului și deplasarea sunt opuse una față de alta, adică materialul este strâns între berbec și matriță cu o deschidere în partea berbecului, astfel încât paleta de ieșire (tub sau bară) trece în direcția opusă

celei de împingere a berbecului (Fig. 6.5c). Aici avantajul constă în faptul că materialul iese în timp ce berbecul este împins. Deci, numai forțele de frecare ale materialului care ies trebuie depășite. Acest lucru permite extrudarea secțiunilor transversale mai mari, sporind viteza de extrudare și cu o încălzire mai mică datorită frecării mai reduse. Prin urmare, și durata de viață a matriței este substanțial îmbunătățită. De asemenea, defectele periferice (apărute din neaprovizionarea cu material datorate umplerii radiale, ca și în extrudarea directă) nu mai limitează procedeul. Dezavantajul inerent al extrudării înapoi este limitarea lungimii materialului extrudat dictată de lungimea maximă a tijei de împingere. În plus, impuritățile de suprafață ale plăcii inițiale pot afecta suprafața materialului extrudat și îi pot strica estetica. În afară de producerea structurilor dense, extrudarea poate fi utilizată și pentru a proiecta materiale ceramice care necesită o porozitate continuă. Pentru a prepara un compozit poros SiC-Si_3N_4, materialul ceramic SiC este extrudat cu un agent formator de pori și un miez polimeric, care, prin urmare, se alungește și se subțiază o dată cu numărul trecerilor de extrudare (Fig. 6.6), în acest fel se produce un compozit ceramic continuu poros [7].

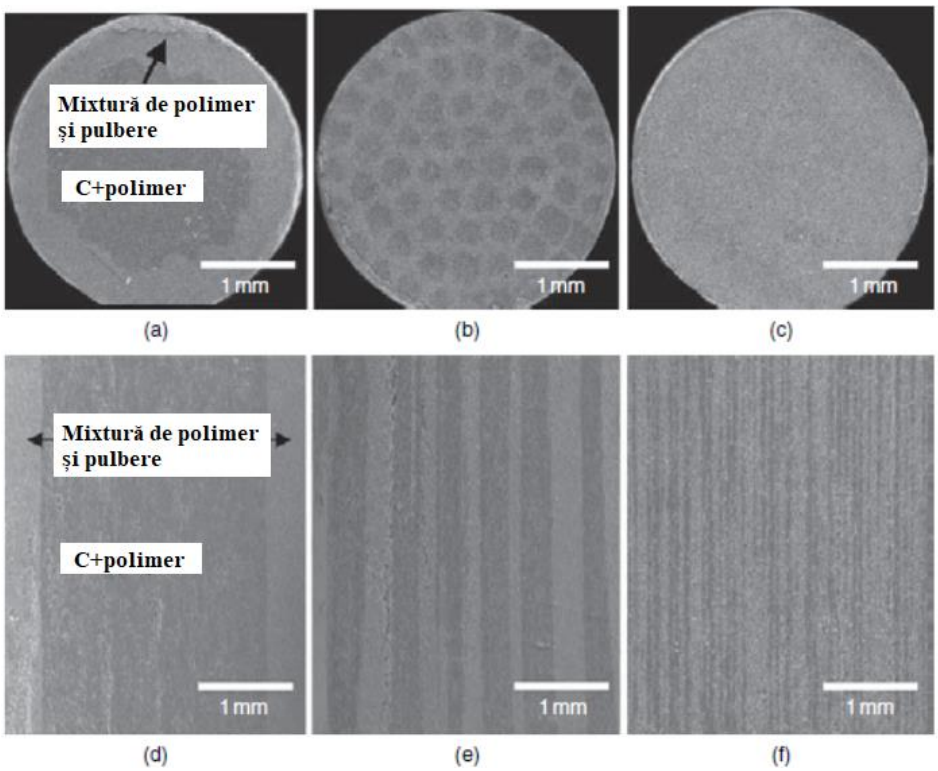


Figura 6.6. Micrografiile SEM ale secțiunii extrudate transversale (a) prima trecere, (b) a doua trecere și (c) a treia trecere și micrografia SEM a lungimii (d) primului pas, (e) a doua trecere și (f) corpuri extrase de SiC. [7] trecute ulterior. Acest polimer de umplutură poate fi îndepărtat prin ardere sau oxidare, rezultând o ceramică continuu poroasă [7].

6.3. PRESAREA ISOSTATICĂ LA CALD A MATERIALELOR CERAMICE

Adesea, presarea uniaxială comprimă suprafața pe unde se aplică presiunea, iar forța trebuie apoi să traverseze de-a lungul axei de aplicare a sarcinii. Acest lucru aduce un dezavantaj prin faptul că suprafețele superioare și inferioare ale elementului ceramic din pulberi se comprimă mai mult în comparație cu miezul și părțile laterale ale probei. Prin urmare, termenul „HIP sau HIPing" evoluează din presiunea statică „similară" care rezultă dintr-un fluid (gaz/lichid) în jurul unui material ceramic pentru a aplica o aceeași presiune în jurul suprafeței probei (Fig. 6.7a).

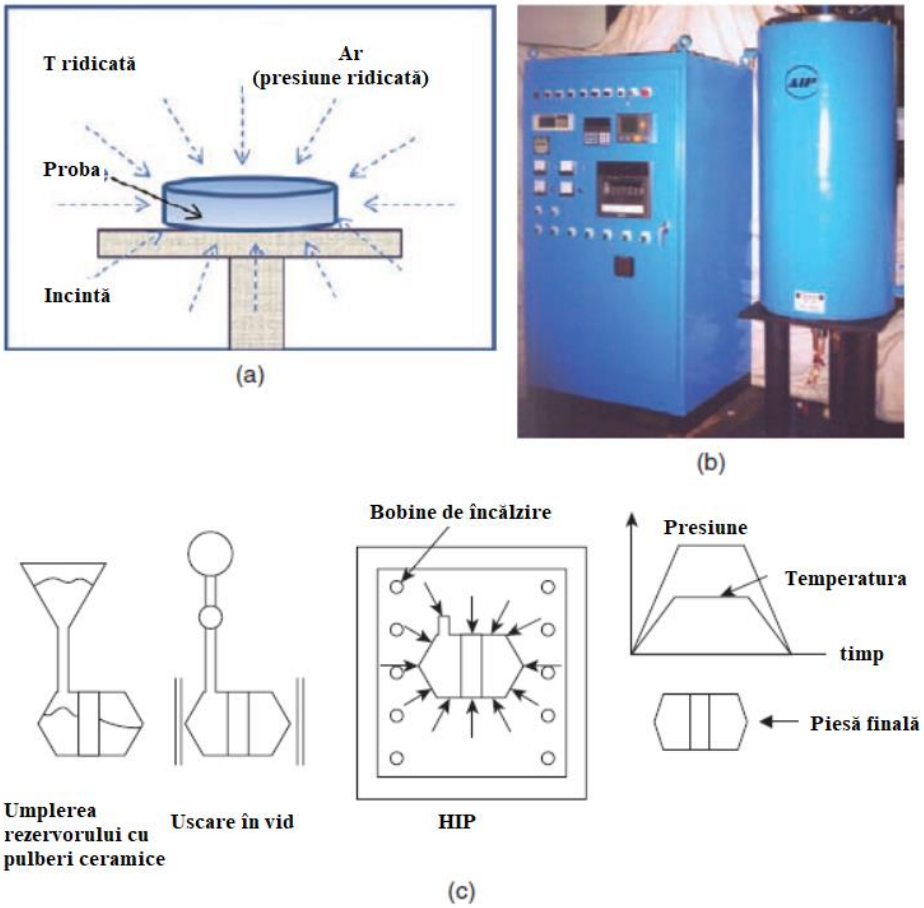


Figura 6.7. Schema care arată (a) principiul de bază, (b) o unitate comercială pentru presarea izostatică la cald (HIP) și (c) secvențaprocesului HIP

O unitate tipică HIPing este prezentată în Figura 6.7b. Corpul ceramic este scufundat în cameră la temperaturi ridicate și un gaz inert de înaltă presiune comprimă ceramica pentru a sinteriza uniform ceramica. Prin urmare, o ceramică consolidată de înaltă densitate poate fi ușor obținută, prezentând o microstructură omogenă. Reducerea porozității, rezistența și duritatea

crescute și microstructura uniformă sunt frecvente în HIP. HIPing folosește un vas care acționează ca o cameră și un o probă ceramică verde este poziționată în centru (Fig. 6.7c).

În consecință, camera este etanșată și presiunea gazului crește la valoarea necesară la temperatura de sinterizare selectată. Materialul nu este încapsulat într-un vas flexibil, iar densificarea poate apărea chiar și atunci când porozitatea este închisă în material. Un ciclu implică umplerea cutiei cu pulbere ceramică, coacerea în vid pentru a îndepărta umezeala și aplicarea consecventă a presiunii la temperatură ridicată pentru a obține o parte complet densă.

Presarea la cald a SiC întărit cu Al_2O_3 la 1850 °C timp de 1 oră la 200 MPa a dus la o creștere substanțială a rezistenței la fracturare (de la 3,1–4,3 MPa $m^{1/2}$ la 4,3–5,8 MPa $m^{1/2}$). [8] Acest lucru este atribuit propagării fisurilor de-a lungul limitelor pulberilor care capătă o rezistență superioară de la densitate mai mare a zonei limită a pulberilor. O fractografie prin microscopie electronică de baleiaj (SEM) a compozitului este prezentată în Figura 6.8a) [8].

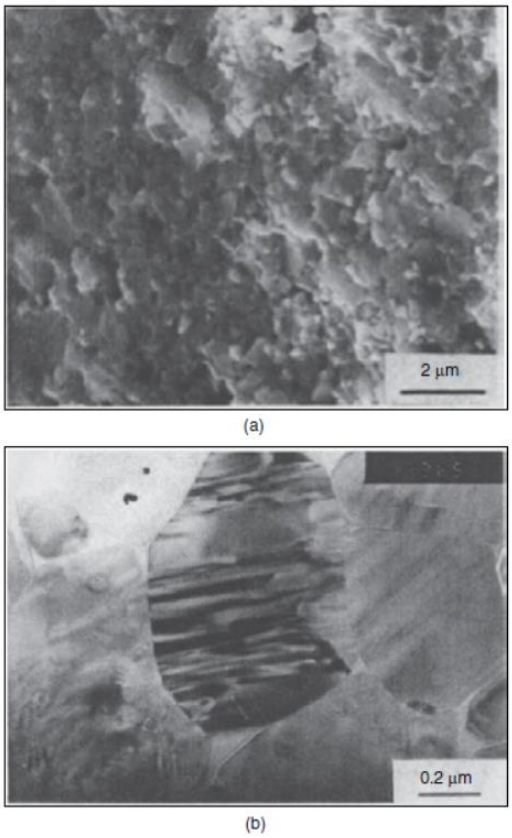


Figura 6.8. (a) Imagine SEM și (b) micrografie TEM de Al_2O_3 dopat cu 2% wt% SiC. Fractografia prezintă o structură cu o granulație fină, iar micrografia TEM arată formarea eutecticului la o temperatură scăzută la joncțiunea triplă a grăunților. [8]

În plus, datorită temperaturii ridicate de sinterizare, formarea lichidului eutectic a fost inevitabilă și se observă că se aglomerează la joncțiunea a trei grăunți, așa cum se arată în imagistica prin microscopie electronică de transmisie (TEM) (Fig. 6.8b) [8].

6.4. LAMINAREA LA CALD A MATERIALELOR CERAMICE

Laminarea la cald este procesul de trecere a unei plăci printr-un set de role (la temperaturi ridicate) pentru a atinge textura și secțiunea transversală redusă și o formă necesară (Fig. 6.9).

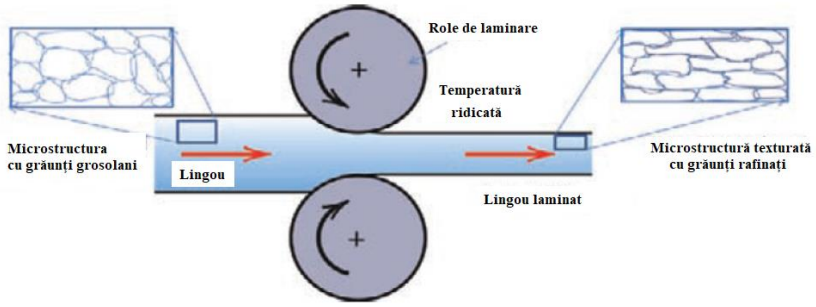


Figura 6.9. Schema procesului de laminare la cald.

Doi sau mai mulți cilindri de rotație orizontali se rotesc în direcții opuse și permit lingoului să treacă printr-o secțiune transversală care este redusă de la secțiunea transversală originală a lingoului. Prin urmare, paleta ceramică este supusă unor forțe de compresie perpendiculare pe direcția de rulare. În consecință, materialul este împins înainte datorită eforturilor de compresie, iar forțele de frecare induc forfecarea și ajută la rafinarea grăunților. Laminarea la cald se efectuează la o temperatură peste temperatura de recristalizare a materialului. Doi cilindri de rulare comprimă placa ceramică și conduc la o prelucrare mecanică a acesteia, în timp ce recristalizarea care are loc la temperaturi ridicate pentru reducerea dimensiunii grăunților în timpul prelucrării la cald a materialelor ceramice; ceea ce poate duce, de asemenea, la o structură echiaxală. Laminarea la cald permite deformarea și subțierea mai ușoară a ceramicilor datorită plasticității induse acestora la temperaturi ridicate.

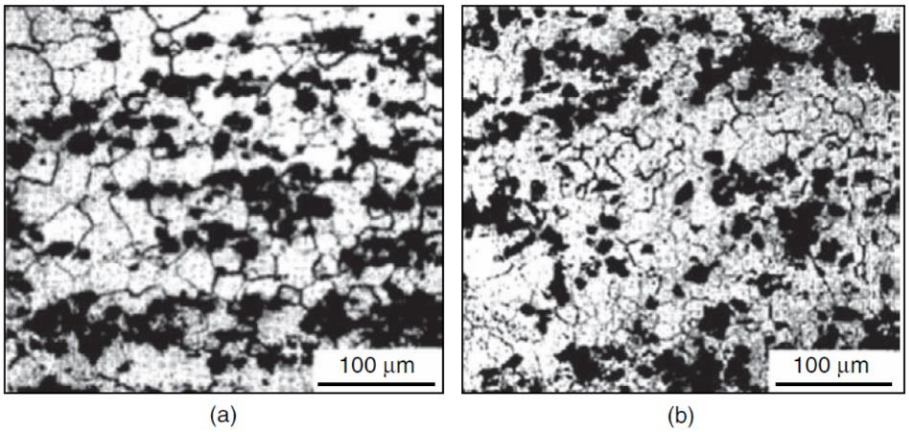


Figura 6.10. Materiale compozite ceramice (a) aglomerarea de Al_2O_3 în matricea Al. (b) distribuția de Al_2O_3 în matricea de Al după laminare la cald

Laminarea la cald oferă o densitate sporită, în special datorită structurii rafinate a grăunților, se poate obține o rezistență mecanică ridicată, ductilitate ridicată, rezistență ridicată la compresiune și performanțe îmbunătățite ale materialului laminat. Laminarea la cald a Al_2O_3 durificate s-a realizat folosind o rolă de 10 cm la o viteză de 8 m/min cu o reducere de 10% a grosimii pe trecere până la o reducere totală de 70% la o temperatură de 530 °C [9]. Compozitul laminat a fost încălzit la 590 °C timp de 2-3 minute și între fiecare trecere. Aglomerarea de Al_2O_3 în matricea de Al este vizibilă (Fig. 6.10 a), și se distribuie datorită laminării la cald (Fig. 6.10b).

6.5. FORJAREA MATERIALELOR CERAMICE SINTERIZATE

Forjarea materialelor sinterizate implică presarea materialelor la temperaturi ridicate pentru a realiza deformarea, consolidarea și densificarea simultană a unor materiale ceramice. Temperaturile sunt mai mici decât cele utilizate în procesul HIP (cu ∼200-300 °C), astfel dimensiunea inițială a grăuntelui poate fi ușor de menținut în timpul procesului de forjare a materialelor sinterizate. O schemă a forjării materialelor sinterizate este furnizată în Figura 6.11.

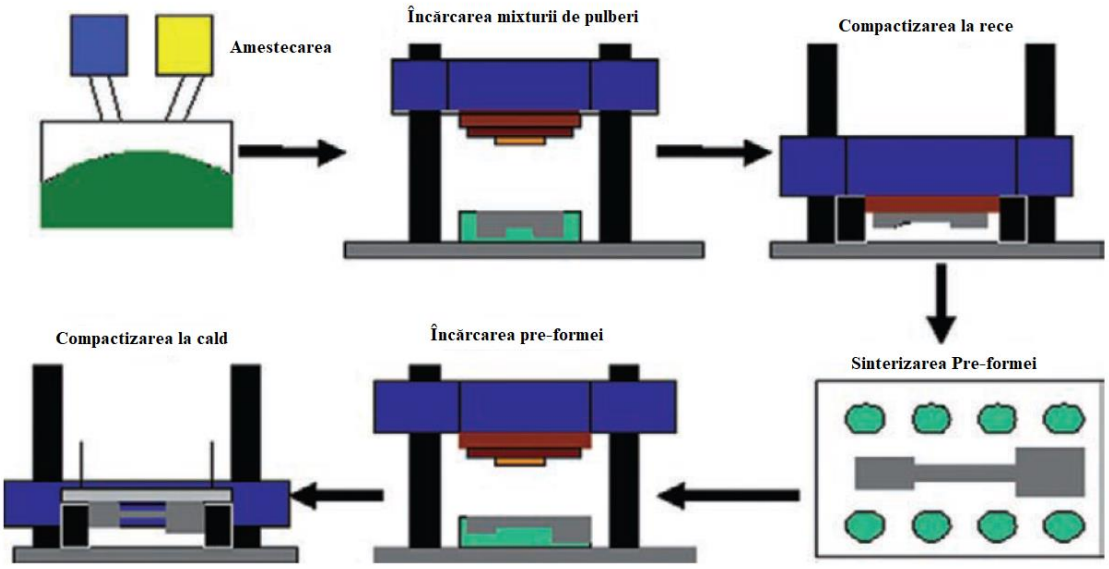


Figura 6.11. Schema procesului de forjare a materialelor sinterizate [13].

Presiunile ridicate induc tensiuni de forfecare ridicate în deformarea materialului, ceea ce permite reducerea rapidă a volumului porilor și creșterea contactelor de suprafață pentru a

spori difuzia atomică pentru realizarea unei densificării mai mari. În Tabelul 6.2 sunt prezentate cerințele tipice pentru temperatură și presiune în cazul prelucrării unor materiale ceramice diferite. La rândul său, presiunea ridicată restricționează creșterea grăunților.

Tabelul 6.2. Presiunea și temperaturile necesare pentru forjarea la cald a unor materiale ceramice

Material	Temperatură (ºC)	Presiune (MPa)	Timp/atmosferă	Referințe
Si_3N_4	1850	30	30-120 min Atm. N2 Porozitate ~40%	[10]
Al_2O_3-ZrO_2(Y_2O_3)- sticlă	1250	50	60 min	[11]
3-YTZ	1300-1400	10, 16, 26	variabil	[12]

Temperaturile mai scăzute utilizate în forjarea materialelor sinterizate limitează oxidarea suprafeței și, prin urmare, includerea oxidului, transformările compoziționale, solicitările reziduale, crăparea sau fisurarea și așa mai departe sunt foarte restrânse în timpul procesării materialelor ceramice. Curbura superioară a suprafeței porilor (sau a porilor mai mici) (= $2\gamma/r$, unde γ este energia suprafeței și r este raza porilor) necesită presiuni ridicate pentru anihilarea lor; prin urmare, acest proces servește ca o tehnică adecvată pentru realizarea materialelor ceramice foarte dense. Inducerea deliberată a porozității poate fi atinsă în ceramica forjată prin sinterizare.

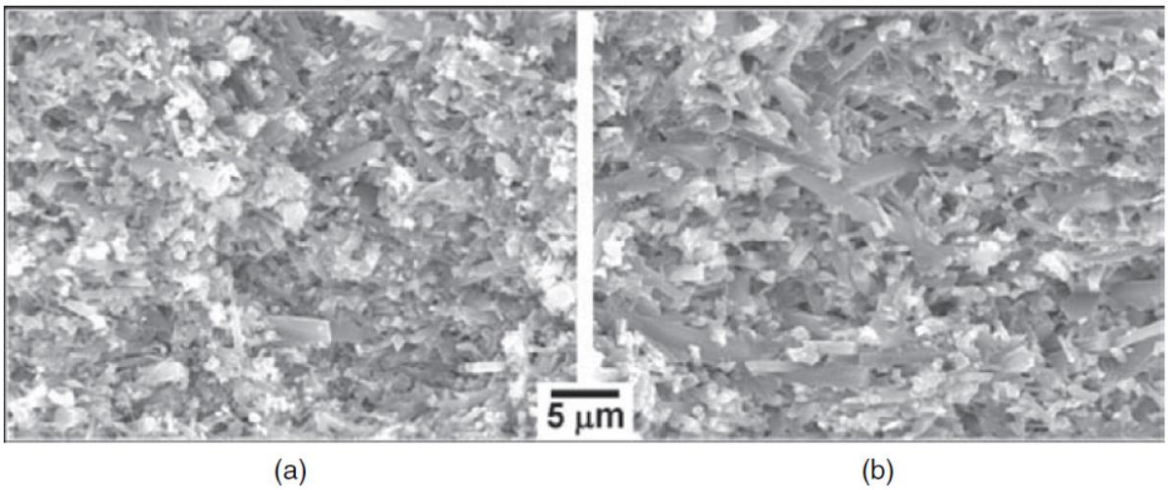


Figura 6.12. Suprafața fracturată a materialului ceramic Si_3N_4 forjat prin sinterizare cu menținere timp de 30 de minute fiecare, cu un timp total de sinterizare de (a) 3 ore și respectiv (b) 8 ore. [10]

S-a demonstrat de Kondo și colab. [10] că porozitatea crește odată cu creșterea timpului de menținere pentru materialele ceramice (Fig. 6.12). Creșterea porozității cu timpul de înmuiere este atribuită dificultății densificării prin îngroșarea grăunților în timpul înmuierii (prin formarea de Si_3N_4 asemănător cu tija). [10]

6.6. SINTERIZAREA CU PLASMĂ CU SCÂNTEIE A MATERIALELOR CERAMICE

Sinterizarea cu plasmă cu scânteie (SPS) utilizează eliberarea de energie electrică prin arc în regiunile poroase dintre pulberi pentru a crea plasmă locală și pentru a permite un transport de masă îmbunătățit în regiunea de gâtuire cu scopul de a realiza o densificare completă. Echipamentul SPS cuprinde o matriță de grafit în care se păstrează pulberea și apoi curentul electric este trecut prin matrița de grafit (Fig. 6.13).

Curentul traversează (1) matrița de grafit până la pulberea în vrac (1-1), (2) interfața de pulbere de grafit și ceramică și (3) grafit-grafit (Fig. 6.13).

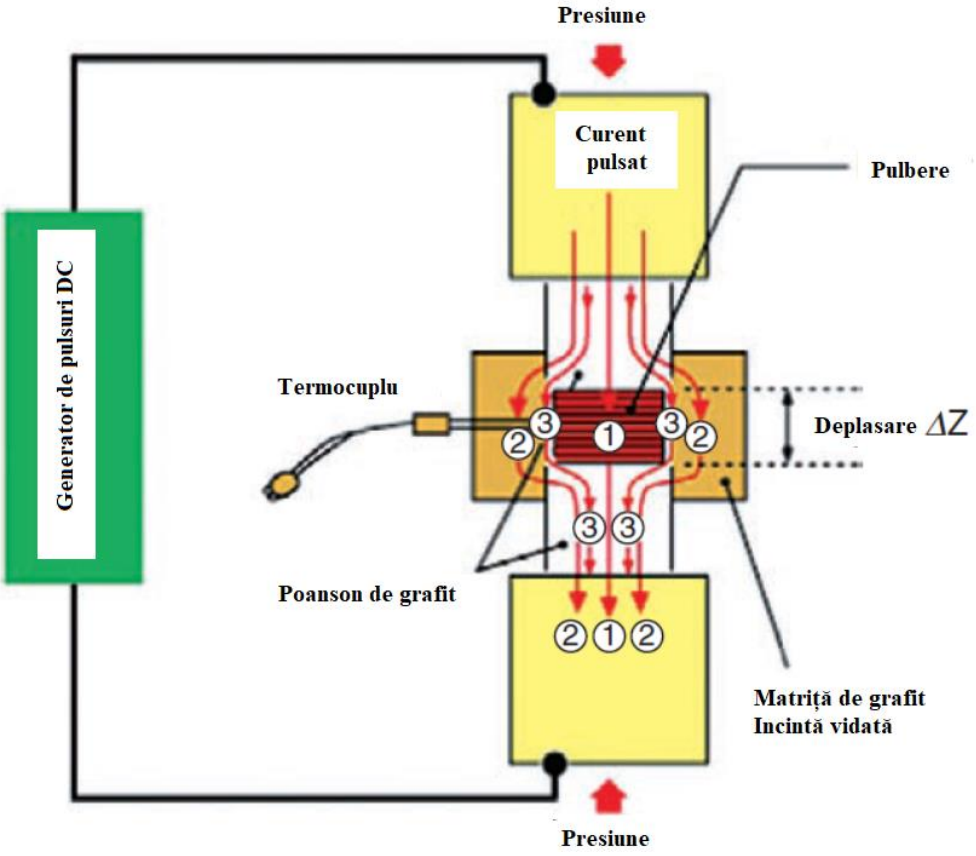


Figura 6.13. Schema sinterizării cu plasmă din scânteie

Încălzirea localizată a particulelor are loc din cauza descărcării electrice care conduce la încălzirea și curățarea suprafețelor. În plus, pulberile compactate utilizând presiunea exercitată de matriță (~ 15-100 MPa) ajută fluxul de masă în plus față de difuzia în regiunile gâtuirii datorită încălzirii prin efect Joule, rezultând o sinterizare rapidă (Fig. 6.14).

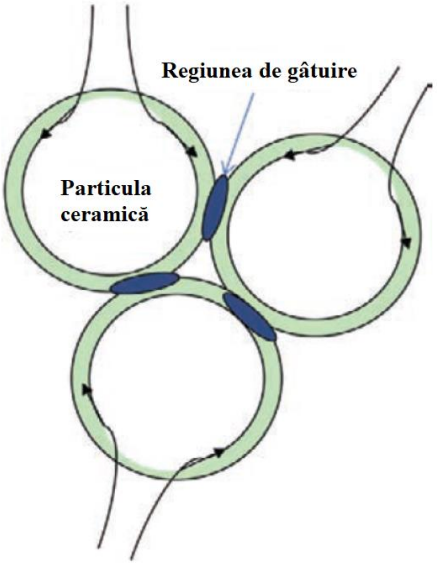


Figura 6.14. Schema efectului de încălzire Joule în sinterizarea pulberilor rezultată în timpul sinterizării cu plasmă prin scânteie.

Gradientul de temperatură din pulberi este mare și influențat de (1) curentul de intrare, cât și (2) de conductivitatea termică a pulberii. Folosind simularea cu elemente finite, s-a demonstrat analitic că există o diferență în temperatura experimentată de pulberile ceramice din centrul matriței și cele de la suprafața matriței, în funcție de conductivitatea termică și puterea totală a curentului de intrare [14]. Cu cât conductivitatea termică este mai mare, cu atât este mai mic gradientul de temperatură pe pulberea compactă, așa cum se arată în Figura 6.15. Cu toate acestea, nu se așteaptă un gradient de temperatură semnificativ, atunci când conductivitatea termică a elementului compact de pulbere este mai mare de 40 W/m·K.

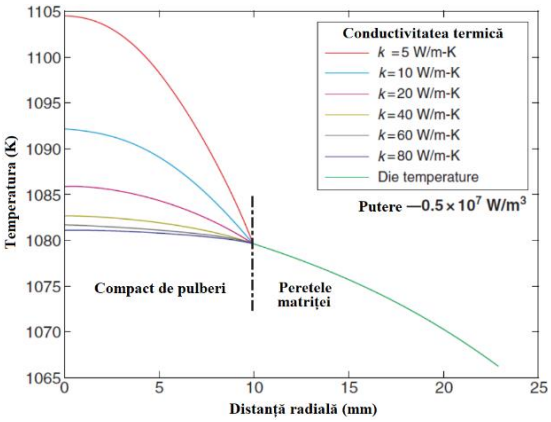


Figura 6.15. Efectul conductivității termice în generarea gradientului de temperatură de la suprafață la miezul pulberilor ceramice din interiorul unei matrițe de grafit.

Câteva eșantioane forjate de materiale sinterizare necesită timpi de procesare destul de scurți, așa cum se arată în Tabelul 6.3.

Tabelul 6.3. Timpul de sinterizare, temperatura și presiunea necesare pentru câteva exemple de materiale ceramice

Materiale	Temperatură (ºC)	Presiune (MPa)	Timp (min)	Densitate (%)	Referințe
AlN	1500–1600	30–40	15–30	~100	[15]
Al_2O_3	1150	63	3	~100	[16]
TiO_2	1150	63	3	~100	[15]
Si_3N_4	1500	20	5	>98	[17]
TiB_2/ZrB_2	1200-1500	40	10-15	>95	[18]

Duan și colab. au lucrat cu pulberi nano consolidate de Al_2O_3 și TiO_2 folosind tehnica SPS la 63 MPa timp de 3 minute la 1150 °C [15]. O imagine tipică de înaltă densitate este prezentată în Figura 6.16 în care este prezentată densificarea realizată.

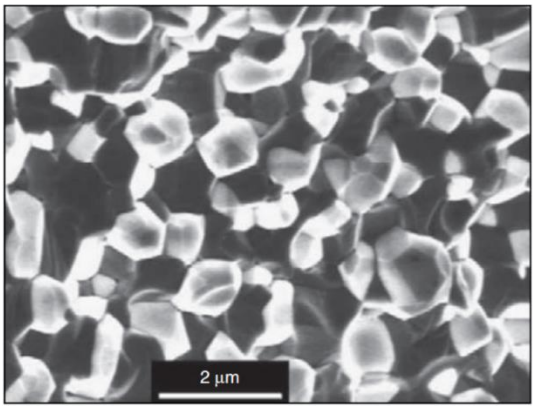


Figura 6.16. Densificarea ridicată a pulberilor nano de Al_2O_3 și TiO_2 este observată prin procesarea SPS. [15]

Utilizarea SPS pentru obținerea ceramicii nanostructurate va fi descrisă în capitolele ulterioare ale acestui curs, iar mai multe detalii despre diverse tehnici de sinterizare pot fi găsite în unele manuale, precum și în lucrările [19–23].

Prelucrarea termo-mecanică ajută la ușurarea sinterizării materialului sub o expunere termică redusă. În plus, metodele de sinterizare termo-mecanică oferă un parametru de control avansat pentru a adapta densificarea prin presiune, păstrând în același timp sau reducând mărimea grăunților ceramicii structurale. Astfel, rolul de a controla parametrii de procesare poate susține obținerea unor proprietăți mecanice superioare, deoarece piesele sinterizate cu densitate teoretică de ± 100% pot fi realizate cu ușurință în condiții optimizate.

BIBLIOGRAFIE

[1] L. Rangaraj, C. Divakar and V. Jayaram, *Fabrication and mechanisms of densification of ZrB_2-based ultra high temperature ceramics by reactive hot pressing*, J. Eur. Ceram. Soc. 30(1) (2010), 129–138.

[2] W. Wang, Z. Fu, H. Wang and R. Yuan, *Influence of hot pressing sintering temperature and time on microstructure and mechanical properties of TiB_2 ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2002), 1045–1049.

[3] K. Rajan and P. Sajgalik, *Local chemistry changes in Si_3N_4 based ceramics during hot-pressing and subsequent annealing*, J. Eur. Ceram. Soc. 19 (1999), 2027–2032.

[4] A. Weibel, R. Bouchet, R. Denoyel and P. Knauth, *Hot pressing of nanocrystalline TiO_2 (anatase) ceramics with controlled microstructure*, J. Eur. Ceram. Soc. 27 (2007), 2641–2646.

[5] P. Boch, J. C. Glandus, J. Jarrige, J. P. Lecompte and J. Mexmain, *Sintering, oxidation and mechanical properties of hot pressed aluminium nitride*, Ceram. Intl. 8(1) (1982), 34–40.

[6] Q. C. Ma, G. J. Zhang, Y. M. Kan, Y. B. Xia and P. L. Wang, *Effect of additives introduced by ball milling on sintering behavior and mechanical properties of hot-pressed B_4C ceramics*, Ceram. Int. 36 (2010), 167–171.

[7] A. K. Gain, J. K. Han, H. D. Jang and B. T. Lee, *Fabrication of continuously porous SiC–Si_3N_4 composite using SiC powder by extrusion process*, J. Eur. Ceram. Soc. 26 (2006), 2467–2473.

[8] S. Jihong, G. Jingkun and J. Dongliang, *Hot isostatic pressing of alpha-silicon carbide ceramics*, Ceram. Intl. 19 (1993), 347–351.

[9] J.C. Lee and K.N. Subramanian, *The tensile properties of hot-rolled ($A1_2O_3$)p-Al composites*, Mat. Sci. Eng. A 196 (1995), 71–78.

[10] N. Kondo, Y. Inagaki, Y. Suzuki and T. Ohji, *Fabrication of porous anisotropic silicon nitride by using partial sinter-forging technique*, Mat. Sci. Eng. A 335 (2002), 26–31.

[11] S. Balasubramanian, H. Keshavan and W. R. Cannon, *Sinter forging of rapidly quenched eutectic Al_2O_3–$ZrO_2(Y_2O_3)$-glass powders*, J. Eur. Ceram. Soc. 25 (2005), 1359–1364.

12 D. M. Owen and A. H. Chokshi. Final stage free sintering and sinter forging behavior of a yttriastabilized tetragonal zirconia. Acta Mater. 46(2) (1998), 719–729.

[13] V. Viswanathan, T. Laha, K. Balani, A. Agarwal and S. Seal, *Challenges and advances in nanocomposite processing techniques*, Mat. Sci. Eng. R 54 (2006), 121–285.

[14] D. Tiwari, B. Basu and K. Biswas, *Simulation of Thermal and electric field evolution during spark plasma sintering*, Ceram. Int. 35 (2009), 699.

[15] X. Du, M. Qin, A. Rauf, Z. Yuan, B. Yang and X. *QuStructure* and properties of AlN ceramics prepared with spark plasma sintering of ultra-fine powders, Mat. Sci. Eng. A 496 (2008), 269–272.

[16] R. G. Duan, G. D. Zhan, J. D. Kuntz, B. H. Kear and A. K. Mukherjee, *Spark plasma sintering (SPS) consolidated ceramic composites from plasma-sprayed metastable Al_2TiO_5 powder and nano-Al_2O_3, TiO_2, and MgO powders,* Mat. Sci. Eng. A 373 (2004), 180–186.

[17] L. Bai, M. Xiaodong, S. Weiping and G. Changchun, *Comparative study of β-Si_3N_4, powder prepared by SHS sintered by spark plasma sintering and hot pressing*, J. Uni. Sci. Tech. Beijing 14(3) (2007), 271–275.

[18] T. Venkateswaran, B. Basu, G. B. Raju and D.-Y. Kim, *Densification and properties of transition metal borides-based cermets via spark plasma sintering*, J. Eur. Ceram. Soc. 26 (2006), 2431–2440.

[19] L. S.-J. Kang. Sintering. Elsevier, Burlington, VT, 2005.

[20] W. D. Kingery, H. K. Bowen and D. R. Uhlmann, *Introduction to Ceramics,* 2nd ed. John Wiley and Sons, New York, 1976.

[21] Y. M. Chiang, D. P. Birnie and W. D. Kingery, *Physical Ceramics*, John Wiley & Sons, New York, 1997.

[22] M. N. Rahaman, *Ceramic Processing and Sintering*, CRC Press, Boca Raton, FL, 2003.

[23] A. Mukhopadhyay and B. Basu, *Consolidation-microstructure-property relationships in bulk nanoceramics and ceramic nanocomposites: A review*, Int. Mater. Rev. 52(5) (2007), 257–288.

SECȚIUNEA A TREIA
ACOPERIRI PE SUPRAFAȚĂ

CAPITOLUL 7.
MEDIUL ȘI INGINERIA MATERIALELOR CERAMICE

Acest capitol are două scopuri: în primul rând, să prezinte diverse proprietăți necesare pentru a asigura o aplicare mai lungă și fiabilă a ceramicilor structurale în diverse medii; în al doilea rând, pentru a oferi un scurt rezumat al unora dintre cele mai importante materiale ceramice oxidice sau/și nonoxidice, cu un accent deosebit pe combinația de proprietăți realizabile cu acestea.

Pentru majoritatea aplicațiilor practice, compozitele omogene nu se pot diferenția macroscopic cu ochiul liber. Cu toate acestea, compozitele au în principal două componente: o matrice (ceramică, metal sau polimer) și armătura (fibre, particule, plăci, fire etc.). Fiecare categorie poate fi clasificată în general sub forma de:

- compozite cu matrice polimerică (PMC),
- compozite cu matrice metalică (MMC) și
- compozite cu matrice ceramică (CMC).

Fiecare clasă de compozite este recunoscută prin principalul material constitutiv prezent în componenta fabricată [1,2]. Materialele PMC pot fi adaptate la aplicații specifice utilizând proprietățile lor de neegalat de a fi mai ușoare, mai puternice și mai rigide decât polimerii neranforțați sau metalele convenționale. Datorită temperaturilor de fabricație mai scăzute, PMC-urile sunt mai ușor de fabricat în comparație cu MMC-urile și CMC-urile. Polimerii de cristal lichid (LCP), fibrele de carbon, fibrele de kevlar, fibrele de aramidă și fibrele de polietilenă cu greutate moleculară foarte mare (UHMWPE) sunt utilizate pe scară largă în aplicații militare și aerospațiale ca fibre de întărire în matricea polimerică. MMC-urile sunt folosite pentru rezistența la temperaturi ridicate în piese precum manșoanele cilindrului, burghiele din carburi, armura rezervorului, rotoarele, trenul de aterizare cu jet și etrierele de frână pe disc [2]. MMC-urile sunt superioare PMC-urilor în ceea ce privește rezistența la foc, rezistența la absorbția umezelii, funcționarea pe o gamă largă de temperaturi, rezistență la radiații, absența degajării și conductivitate electrică și termică superioară. Cu toate acestea, MMC-urile tind să fie mai scumpe, mai grele și necesită metode speciale de fabricare. CMC-urile afișează o rezistență sporită la uzură, duritate, rezistență la coroziune și rezistență la

temperatură. Aplicațiile CMC-urilor care sunt pe piață de câțiva ani includ sculele de tăiat și piesele de uzură, celulele de propulsare a motorului navetei spațiale, clapete ale duzelor de evacuare, etanșări, propulsoare și componente ale supapelor de gaz fierbinte, arzătoare pentru motoare cu turbină și unități de propulsie cu ioni de xenon .[2] Cu toate acestea, însăși natura ceramicii - fragilitatea lor - oprește utilizarea potențială exhaustivă a CMC-urilor.

Clasa de „nanocompozite" cuprinde acele compozite - adică acele materiale care sunt combinații utile de două sau mai multe materiale distincte fizic și/sau chimic - în care dimensiunea uneia dintre faze este mai mică de o sută de nanometri [3]. Materialele constitutive își mențin identitatea chiar și după ce compozitul este complet format. Avantajul utilizării nanocompozitelor constă în realizarea unor elemente cu cele mai bune calități ale materialului constituit (Fig. 7.1) și adesea unele care sunt chiar superioare celor ale materialelor constituente.

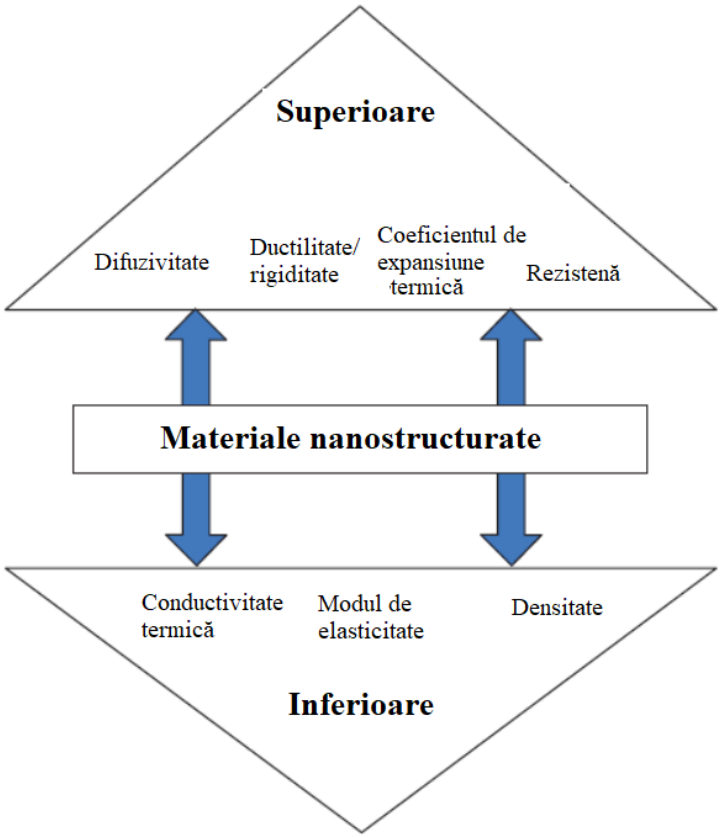


Figura 7.1. Avantajele compozitelor nanostructurate

Unele îmbunătățiri obținute în utilizarea materialelor nanocompozite includ, dar nu se limitează la, rezistență mecanică, rezistența la rupere, rezistența la coroziune, conductivitatea termică, reducerea greutății, rigiditatea și rezistența la uzură.

7.1. INFLUENȚA MEDIULUI ASUPRA PROPRIETĂȚILOR CERAMICILOR INGINEREȘTI

Materialele ceramice sunt materiale preferate pentru aplicații ce implică condiții severe, cum ar fi cele pentru protecția împotriva unui mediu puternic coroziv sau pentru a oferi o rezistență deosebită la temperaturi ridicate sau rezistență la uzură la temperaturi ridicate sau o izolație electrică în aplicațiile cu circuite. Prin urmare, spectrul global al ceramicii și proprietățile acestora recomandă utilizarea materialelor ceramice în mediile inginerești cu solicitări extreme. Anumite medii și proprietăți importante sunt luate în considerare în acest capitol, împreună cu explicațiile detaliate:

1. Rezistență la temperaturi ridicate (industria aerospațială, căptușeli, materiale refractare etc.)
2. Greutate redusă (industria aerospațială, auto, economie de material / combustibil etc.)
3. Rezistența la uzură (industria aerospațială, roți dințate, suprafețe articulare etc.)
4. Rezistența la coroziune (industria biologică, chimică etc.)
5. Rezistență la uzură la temperaturi ridicate (industria aerospațială, palete ale turbinei, elemente pentru motoare, bariere termice etc.)
6. Izolație electrică (căptușeli, încălzitoare, dielectrice etc.)
7. Rezistență la oxidare la temperaturi ridicate (aerospațială, auto, încălzitoare, acoperiri etc.)
8. Rezistență la eroziune la temperaturi ridicate (inserții de duze pentru rachete, lame pentru turbine etc.)

Problema fundamentală a ceramicii rezidă din natura lor fragilă. Materialele ceramice se sparg adesea ca sticla la impact și nu prezintă nicio deformare plastică. Acest lucru poate conduce la deteriorări catastrofale ale materialelor fără niciun avertisment prealabil. Prin urmare, acest lucru limitează utilizarea materialelor ceramice în componentele tehnice care au aplicații în susținerea impacturilor. În ciuda rezistenței la fluaj la temperaturi ridicate, superioară celei a metalelor, condițiile critice ale componentelor aerospațiale, cum ar fi motoarele cu reacție, limitează utilizarea ceramicii. Deoarece eficiența se îmbunătățește odată cu creșterea temperaturii de funcționare a componentelor, este necesară o căptușeală ceramică izolatoare pentru îmbunătățirea eficienței combustiei. În plus, prezența solicitărilor, a crestăturilor, a impurităților din materiale, a unui mediu coroziv sau oxidativ, procesarea

materialului, microstructura existentă, tensiunile reziduale și așa mai departe pot conferi o natură complicată modului final de fracturare sau modului de acumulare a defectelor.

Fracturarea materialelor ceramice are loc din cauza inițierii fisurilor la locul defectelor, cum ar fi porii, impuritățile, crestăturile și fisurile; încărcarea rapidă extinde zona de influență a acestor defecte și provoacă defectarea componentei. O fisură instabilă se declanșează atunci când dimensiunea defectului devine mai mare decât dimensiunea critică; sub încărcare (ciclică sau constantă), acest lucru poate cauza fracturi în timpul funcționării materialului. Anumite proprietăți la temperatură ridicată, cum ar fi refractatea ridicată, inerție chimică, rezistență la uzură, rezistență la eroziune la temperaturi ridicate, rezistență bună la oxidare, coeficient scăzut de expansiune termică, conductivitate termică ridicată sau scăzută și proprietăți bune de fluaj sunt inerent necesare pentru materialele ceramice cu aplicații la temperaturi foarte înalte proiectate pentru vehicule spațiale de reintrare în atmosferă [5]. Cu toate acestea, datorită fragilității ceramicii, devine imperativ să le îmbunătățim rezistența la rupere și rezistența la încovoiere pentru a se încadra în realizarea aplicațiilor lor nelimitate [5-11]. Procesarea, microstructura și mediul înconjurător al unei componente inginerești dețin cheia pentru a decide ce pagube va avea o componentă ceramică în timpul funcționării sale. Aici, considerăm doar efectul mediului.

7.1.1. Rezistența la oxidare

Oxidul este, în general, cea mai stabilă fază a oricărui element. Prin urmare, membrii spectrului ceramic de boruri, carburi, nitruri, silicide și așa mai departe tind să se oxideze atunci când sunt expuși la o atmosferă oxidantă. Aici, ceramica cu oxid este cea mai stabilă. În general, ceramica este mai stabilă decât metalele în ceea ce privește oxidarea lor. Rezistența la oxidare este necesară atunci când o suprafață este expusă în atmosferă la temperaturi ridicate.

Câteva exemple de materiale rezistente la oxidare includ următoarele:

• Oxid de aluminiu,

• Oxid de crom,

• Oxid de zirconiu.

7.1.2. Rezistența la coroziune

În general, se știe că ceramica are o bună rezistență la coroziune atunci când este expusă substanțelor chimice. Tacâmurile de uz casnic, ceramica, vazele seculare și așa mai departe sunt fabricate din ceramică. Rezistența la coroziune apare datorită stabilității lor

chimice și legăturii covalente tipice ceramicii. Adesea HF, una dintre cele mai puternice substanțe chimice, este necesară pentru gravarea microstructurii ceramicii tehnice.

7.1.3. Rezistența la fluaj

Datorită punctelor lor de topire ridicate, ceramica are adesea o rezistență ridicată la fluaj. Materialele ceramice își păstrează rezistența la fluaj până la valori mai mari de 0,6 T_m, iar izolația termică protejează materialul de bază și oferă rezistență și la temperaturi mai ridicate. Deoarece punctele de topire (T_m) ale materialelor ceramice se apropie de 2300 K (comparativ cu cele ale metalelor la aproximativ 1300 K), se poate preconiza o rezistență crescută pentru materialele ceramice în comparație cu a metalelor. În plus, materiale ceramice au un modul de elasticitate mai mare în comparație cu metalele și, prin urmare, rămân rigide și introduc o dimensiune suplimentară de reținere a rezistenței chiar și la temperaturi mai ridicate (> 1300 °C).

7.1.4. Suprafețe cu rezistență foarte mare

În locurile în care materialul însuși trebuie să suporte uzura pe suprafața sa cu o lubrifiere minimă pentru a îndepărta căldura și a reduce frecarea suprafețelor de lucru, aplicarea materialului ceramic este oportună în astfel de aplicații inginerești. În plus, ceramica pulverizată termic este benefică datorită porozității interlamelare, care poate conține lubrifianți. Exemplele includ următoarele materiale ceramice:

- Oxidul de aluminiu,
- Oxidul de crom,
- SiC și
- Aliajele WC/Co/Cr

7.1.5. Izolație termică și electrică

De obicei, materialele ceramice oxidice posedă o conductivitate termică și electrică slabă, iar utilizarea lor ca izolație electrică în liniile de transmisie de înaltă tensiune (~ 20 kV) nu este nouă. Structura pulverizată cu plasmă induce adesea porozitatea materialului, ceea ce se adaugă naturii izolatoare termice a unui strat. Aceste materiale sunt în mod special avantajoase ca straturi de barieră termică (Thermal Barier Coatings - TBC) aplicate pe paletele turbinelor, astfel încât lamele pot prelua sarcina, iar izolația termică este asigurată de TBC, astfel încât lamele pot experimenta o atmosferă cu temperatură mai scăzută și pot păstra rezistența la temperatura de lucru. Exemplele includ următoarele:

• Zirconiu stabilizat cu Yttria (YSZ),
• Oxid de aluminiu.

7.1.6. Materiale ceramice rezistente la abraziune

Materialele ceramice sunt considerate excelente și pentru rezistența la abraziune, în principal datorită durității ridicate. Odată ce duritatea unui material este mai mare decât suprafața sa de contact cu care se regăsește în timpul funcționării, poate oferi o rezistență sporită la uzură. Următoarele materiae ceramice au o rezistență excelentă la uzură:
• oxidul de aluminiu,
• oxidul de crom,
• carbura de crom,
• carbura de siliciu și
• borură de titan

7.1.7. Rezistența la uzură la frecare, oboseala suprafeței, rezistența la impact

Acoperirile necesită adesea o rezistență ridicată la: alunecarea repetată, rulare, impact sau vibrații în piese angrenate în mișcare în diverse dispozitive mecanice. O bună rezistență la uzură la frecare necesită o combinație de rezistență ridicată și prezența unor solicitări de compresiune, care restricționează inițierea fisurilor, împiedică propagarea fisurilor și tolerează deteriorarea fisurilor prin tocirea vârfului fisurii. De obicei, o armare dură (de obicei din metal) este necesară în ceramică pentru a obține și o rezistență ridicată la impact, cum ar fi:
• Acoperirile Cermet WC/Co,
• CoCr/Ni-Cr și
• Al_2O_3/Al.

7.1.8. Rezistența la eroziune și cavitație

Eroziunea este un proces foarte complicat, deoarece unghiul de lovire a materialului abraziv pe suprafața din material ceramic este extrem de importantant chiar critic. Pentru atacul cu unghi de contact superficial (paralel cu suprafața), este preferată o duritate mai mare a materialului ceramic, deoarece pierderea materialului este similară cu cea a abraziunii. Cu toate acestea, atunci când unghiul de atac este de ~ 90° (perpendicular pe suprafață), transferul de impact dăunează materialului și, prin urmare, rezistența materialului este mai importantă. În afară de aceasta, rezistența la cavitație și impactul cu un lichid pe o suprafață ceramică necesită

o bună rezistență la oboseală a suprafeței, deoarece explozia bulelor conduce la o stare ciclică de compresie și tensiune. Exemplele includ următoarele:

• WC/Co

• Carbura de crom

• Oxidul de aluminiu, oxidul de crom.

Se remarcă faptul că mecanismele de pierdere a materialului sunt definite la nano-scară și micro-scară, care ulterior se acumulează ca efect la întreg materialul vrac. În plus, anumite mecanisme de pierdere prevalente la scări de lungime mică se combină cu mecanismele de contrast la scară mai mare și conduce la deteriorarea generală a materialului masiv, în vrac. Pe de o parte, scalele de lungime mică implică interacțiuni simple prin asperități sau câteva (sau suprafață) contacte; pe de altă parte, macro-deteriorarea implică contacte cu asperități multiple sau interacțiuni în bloc. În consecință, devine esențial să se reducă distanța dintre diferite scări de lungime atunci când se estimează daunele.

7.2. CLASIFICAREA ȘI INGINERIA MATERIALELOR CERAMICE

Materialele ceramice structurale pot fi clasificate, în linii mari, în ceramice neoxidice și oxidice. În consecință, proprietățile asociate diferitelor clase de materiale ceramice de inginerie decid, de asemenea, performanța lor în aplicații strict particularizate.

7.2.1. Materiale ceramice neoxidice

Materialele ceramice, în primii ani de dezvoltare, au implicat diverse tehnici de adăugare a diferitelor elemente, compuși și oxizi de elemente pământoase rare pentru a obține anumite proprietăți, cum ar fi o combinație de duritate și rezistență pentru aplicații în uneltele de tăiere, de exemplu, AlN în SiC, Ni sau Mo la TiB_2 și Co în WC. Cu toate acestea, în anii următori, utilizarea tehnicilor de presare și sinterizare (termică, fără presiune, fază lichidă) și dezvoltarea ceramicii dure în fază MAX (vezi capitolul 12) pentru manipularea microstructurii, de exemplu, în ZrB_2-$MoSi_2$, SiC și SiAlON-SiC, au creat o schimbare de paradigmă în realizarea ceramicii pentru aplicații structurale [10,12–20].

Borurile, carburile, nitrurile și silicurile constituie clase de materiale ceramice neoxidice. Materialele ceramice cu aplicații la temperaturi foarte (ultra) înalte (UHTC), cum ar fi HfC, TaC, ZrB_2, BN, HfN, TiN/TiB_2, și compozitele acestora au fost utilizate pentru aplicații dezvoltate în cadrul științei rachetelor și aplicații inginerești care necesită o integritate structurală ridicată la temperaturi mai mari de 1800 °C [21]. Tăierea materialelor ceramice

neoxidice poate fi realizată prin rafinarea grăunților, adăugarea de armături secundare, densificarea ridicată și agenți de reparare a fisurilor (cum ar fi utilizarea unei faze sticloase sau amorfă, transformarea fazei sau prezența microporozității) [16,19]. Un rezumat al mecanismelor de durificare în cadrul materialelor non-oxidice ceramice structurale este prezentată în Tabelul 7.1. Se poate observa că cea mai mare parte a activității de cercetare și dezvoltare comercială a ceramicilor neoxidice a fost limitată la SiC și Si_3N_4 [13,17,19,20].

Tabelul 7.1. Creșterea rezistenței la fracturare a materialelor ceramice structurale neoxidice

Compoziția materialului ceramic	Mecanismul de durificare	Rigiditatea la fracturare	Alte caracteristici/ comentarii	Referințe bibliografice
SiAlON–SiC	Sinterizare în fază lichidă	~6.0 MPa $m^{1/2}$	Grăunți echiaxiali și o structură densă	[13]
SiC+AlN+elemente pământoase rare	Cationii mici de pământuri rare conduc la obținerea unor limite curate	~6.5MPa $m^{1/2}$	Compoziția și microstructura aditivilor de sinterizare afectează rezistența	[17]
WC–(0.5wt%) Co−(0.25wt%) VC	Creșterea anormală a grăunților Ranforsare	7.34 MPa $m^{1/2}$	Durificarea prin reducerea fisurilor și a grăunților	[18]
Si_3N_4/SiC (5wt% Y_2O_3 până la 13wt% SiC)	Nanoincluziuni inter și intra- elementelor matricii de SiC	5.8MPa $m^{1/2}$ (la 8wt% SiC)	Duritatea crește odată cu creșterea conținutului de SiC	[20]
ZrB_2–$MoSi_2$	Microstructură uniformă și fină	~2.6MPa $m^{1/2}$	Rezistența la încovoiere ~655 și 500 MPa la 1200 și, respectiv, 1500 °C.	[15]
C/SiC	Prezența microfisurilor, extragerea fibrelor de carbon, omogenitatea și nedescompunerea matricei	-	Rezistență la încovoiere ~124–287 MPa	[22, 23]

Compozitele din Si_3N_4 cu incluziuni inter și intra de SiC în matricea ceramică pentru tăierea lemnului au oferit îmbunătățirea proprietăților mecanice (rezistența la rupere a crescut de la 5,1 la 5,8 MPa $m^{1/2}$ și micro-duritatea a crescut de la 16 la 19 GPa) [20]. În plus, tehnicile

de presare și sinterizare (fază lichidă termică, fără presiune) utilizate pentru manipularea microstructurii în ceramica ZrB_2 – $MoSi_2$, SiC și SiAlON – SiC s-au dovedit a fi semnificative în realizarea compozitelor ceramice durificate [13,15,17]. Rolul utilizării creșterii anormale a grăunților în materialul WC și dezvoltarea ceramicii dure în faza ternară a carburii au fost următoarele realizări mari în domeniul ceramicii neoxidice [10,12–20]. Materialele compozite C/SiC fabricate prin depunere chimică de vapori sau infiltrare și tehnici sol-gel au apărut pentru aplicații precum frânarea aeronavelor, scuturi de reintrare în atmosferă și duze pentru rachete [22,23]. În Figura 7.2 este arătată modificarea durității materialelor ceramice în timpul sinterizării prin adăugarea de oxizi ai elementelor pământoase rare la o matrice de SiC [17].

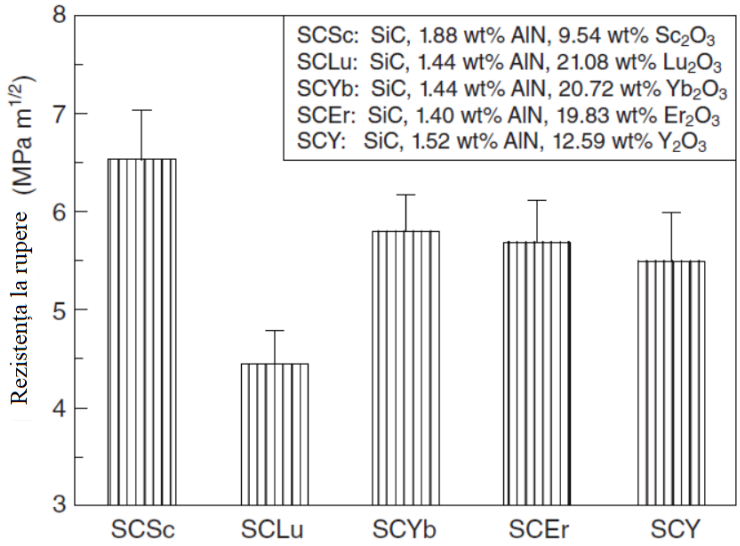


Figura 7.2. Rezistența la rupere a materialelor ceramice SiC sinterizate cu Re_2O_3 și AlN. [17]

Limitele curente interfazice fără o fază intergranulară amorfă, așa cum se observă în Figura 7.3, rezultă din adăugarea de cationi mai mici de pământuri rare. [17] Compoziția și microstructura aditivilor de sinterizare contribuie mult la durificarea și creșterea rezistenței materialelor ceramice de SiC.

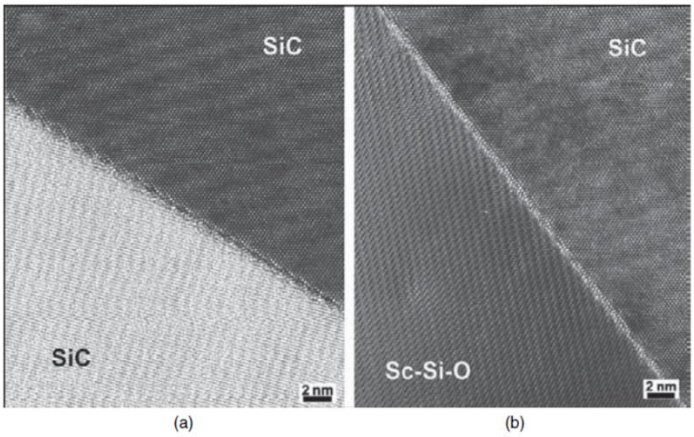


Figura 7.3. Micrografii TEM de înaltă rezoluție care dezvăluie interfețe curate fără faza intergranulară amorfă în SiC – AlN – Sc_2O_3: (a) limita SiC – SiC și (b) joncțiunea la limita fazei SiC [17]

Figura 7.4a prezintă o duritate crescândă a nanocompozitului Si_3N_4/SiC cu creșterea conținutului de SiC [20].

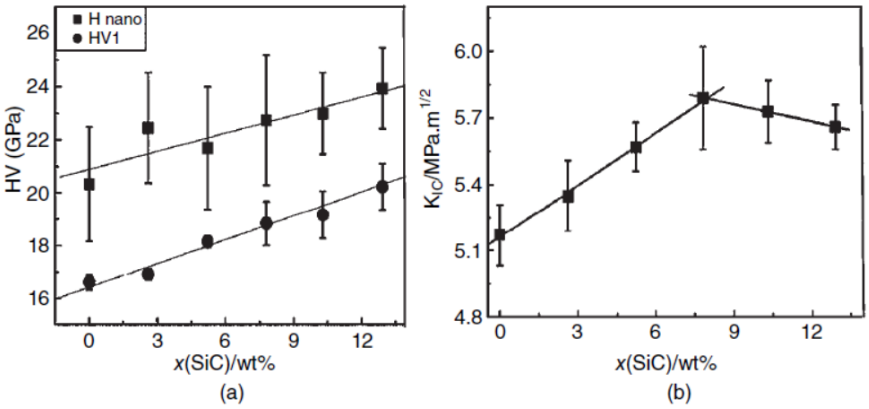


Figura 7.4. Comparație între (a) nano-duritate și macro-duritate și (b) rezistența la rupere a nanocompozitelor Si_3N_4 SiC. [20]

În afară de creșterea conținutului de SiC, rafinarea microstructurii împiedică mișcarea dislocațiilor în matricea Si_3N_4, sporind duritatea. Sinterizarea în fază lichidă a dus la percolarea nanoincluziunilor de SiC în regiunile intergranulare, sporind rezistența la rupere (Fig. 7.4b).

Figura 7.5 prezintă indentarea Vickers generând fisuri radiale în cermetul WC-Co. Fisurile Vickers sunt generate datorită ameliorării tensiunilor reziduale la descărcarea solicitării; relația de echilibrare a intensității tensiunii înainte de vârful fisurii cu terminarea fisurii poate ajuta indirect la evaluarea rezistenței la rupere a materialului.

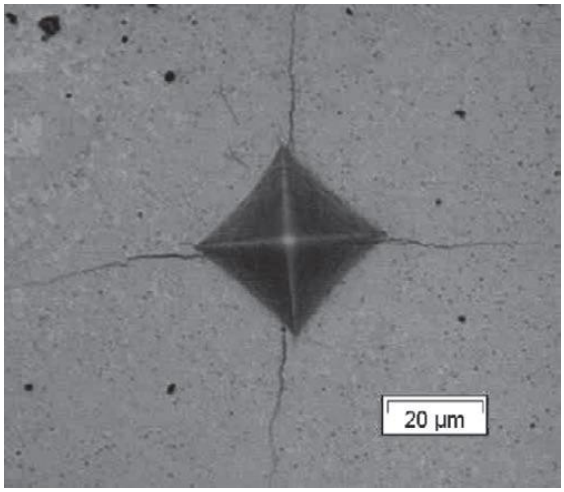


Figura 7.5. Indentare Vickers pe ceramică WC reprezentând originea fisurilor radiale .[18]

Când se cunoaște modulul Young pentru materialul ceramic (luat ca 390 GPa pentru Al_2O_3 masiv), rezistența la rupere a indentării (K) poate fi calculată prin formula semi-empirică dată de Anstis, ecuația 7 [124]:

$$K = \chi \left(\frac{E}{H_v}\right)^{1/2} \left(\frac{P}{c}\right)^{3/2} \tag{7.1}$$

unde χ = 0,016 este o constantă independentă de material, E este modulul lui Young, HV este duritatea Vickers, P este sarcina aplicată și c este lungimea fisurii. Pentru materialele ceramice oxidice și mecanismele de durificare ale acestora sunt revizuite în următoarea subsecțiune.

7.2.2. Materialele ceramice oxidice

Materialele ceramice oxidice sunt cele mai utile și mai obișnuite materiale datorită ușurinței de fabricație și a stabilității lor la temperaturi ridicate în comparație cu cele ale nitrurilor, carburilor, sulfurilor și borurilor [21, 25]. Materialele ceramice oxidice, cum ar fi Al_2O_3, ZrO_2, TiO_2, Cr_2O_3, SiO_2 , și Y_2O_3, oferă aplicații tehnologice avansate datorită durității ridicate, rezistenței la coroziune și refractarității ridicate, în afară de rezistența ridicată la uzură, frecare, cavitație și eroziune și modulul lor dinamic ridicat [6, 26-29]. Deși materialele ceramice non-oxidice afișează proprietăți unice și sunt considerate potențiali candidați pentru mediile extreme, adesea necesită un strat de oxid de protecție pentru a crea o barieră de difuzie în cazul protecției la oxidare. În mod adecvat, materialele ceramice oxidice apar ca materiale structurale rezistente la oxidare [21,31,32]. Aplicațiile la temperaturi ridicate introduc transformări mari de fază volumetrică care duc la o instabilitate structurală. De asemenea, fragilitatea inerentă a

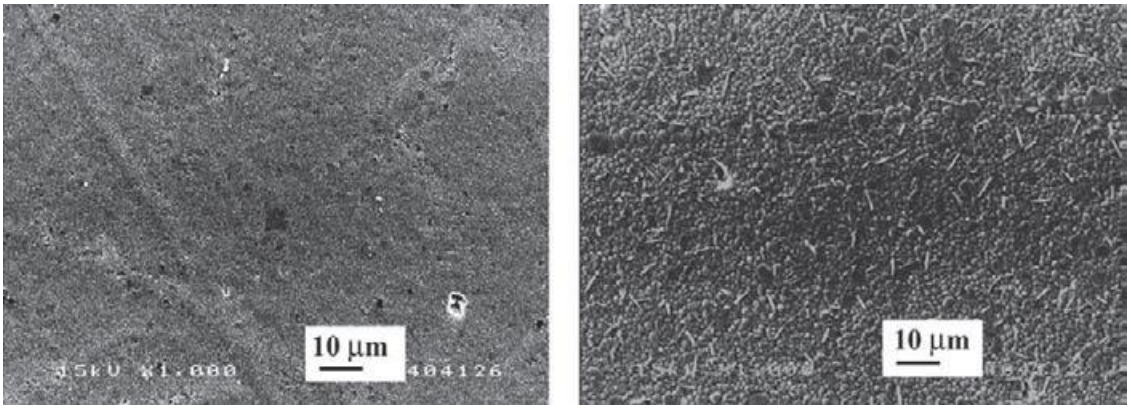
oxizilor ceramici îi face mai sensibili la șocurile termice. Astfel, durificarea materialelor ceramice oxidice devine o condiție prealabilă în aplicațiile lor structurale.

În mod convențional, îmbunătățirea rezistenței la rupere a materialelor ceramice oxidice a fost realizată prin transformarea fazelor sau prin introducerea microstructurii controlate [33-36]. Incorporarea fazelor secundare pentru restricționarea propagării fisurilor și structura nanocristalină pentru sporirea alunecării grăunților au prezentat, de asemenea, rezultate promițătoare pentru îmbunătățirea rezistenței la rupere a materialelor ceramice sau a nanocompozitelor ceramice [37–40]. În Tabelul 7.2 se raportează diferite mecanisme de creștere a rezistenței la rupere a materialelor ceramice oxidice.

Tabelul 7.2. Rezistența la rupere și mecanismele de durificare pentru materialele ceramice oxidice

Compoziția materialului ceramic	Mecanismul de durificare	Rigiditatea la fracturare	Alte caracteristici/ comentarii	Referințe bibliografice
YSZ (yttria stabilizată în zirconia tetragonală)	Creșterea rezistenței prn transformarea în stare solidă (ZrO_2 de la sistemul tetragonal la monoclinic)	4.5 MPa $m^{1/2}$	Creșerea suplimentară a rezistenței prin faza $ZrTiO_4$	33
Nano-TiO2	Blocarea fisurilor prin zone nanostructurate	~27MPa $m^{1/2}$	Propagarea și distribuția fisurilor izotrope a nanoparticulelor aglomerate	37
SiO2	Restricționarea cristobalitelor de particulele de AlN	Până la 2.96 MPa $m^{1/2}$ at 1400°C	Devierea și divergența micro-fisurilor	41
MgAl2O4	Restricționarea creșterii grăunților prin nano-Al_2O_3	7.79MPa $m^{1/2}$	Fluaj difuziv la temperatură scăzută, deformare activată termic	38
ZrO2	Creșterea rezistenței prin transformare	10.1 MPa $m^{1/2}$	Adăugare de susținere secundară prin WC pentru devierea fisurilor	34

Materialul compozit Y-ZrO_2 – TiO_2 șlefuit, lustruit și gravat termic fără adaos de TiO_2 (Fig. 7.6a) și cu adaos de 10% vol. (Fig. 7.6b) la 1400 °C timp de 4 ore a crescut numărul de defecte și de pori din compozitul ceramic [33].



a b

Figura 7.6. Micrografii SEM ale suprafețelor gravate termic ale compozitelor Y– ZrO_2-$ZrTiO_4$ sinterizate la 1400 °C cu (a) 0 vol% și (b) 10 vol% TiO_2 [33].

Creșterea omogenității și porozității rezultă din tendința de aglomerare a particulelor de TiO_2. Deși conținutul crescut de TiO_2 a dus la deteriorarea proprietăților mecanice, s-a observat o creștere a durității și a rezistenței la rupere pentru temperaturi mai mari de sinterizare [33].

Figura 7.7 prezintă duritatea și rezistența la propagarea fisurilor în cazul acoperirilor TiO_2 pulverizate cu oxi-combustibil de mare viteză (HVOF) și cu jet pulverizat cu plasmă (APS).

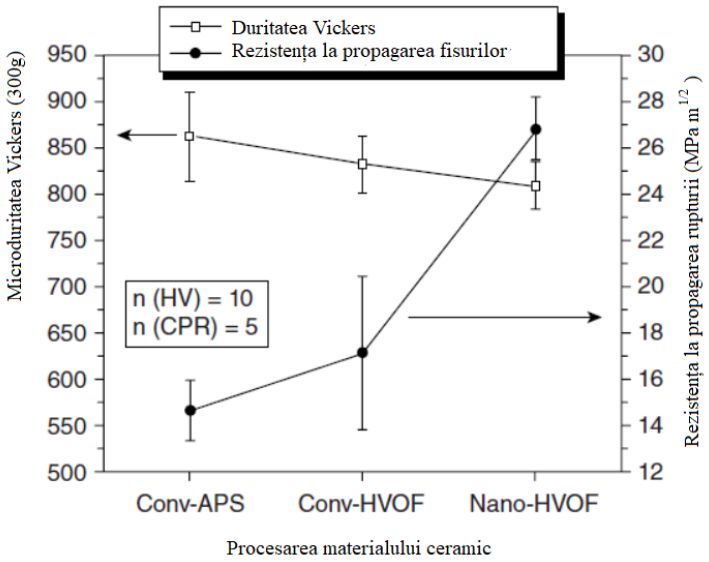
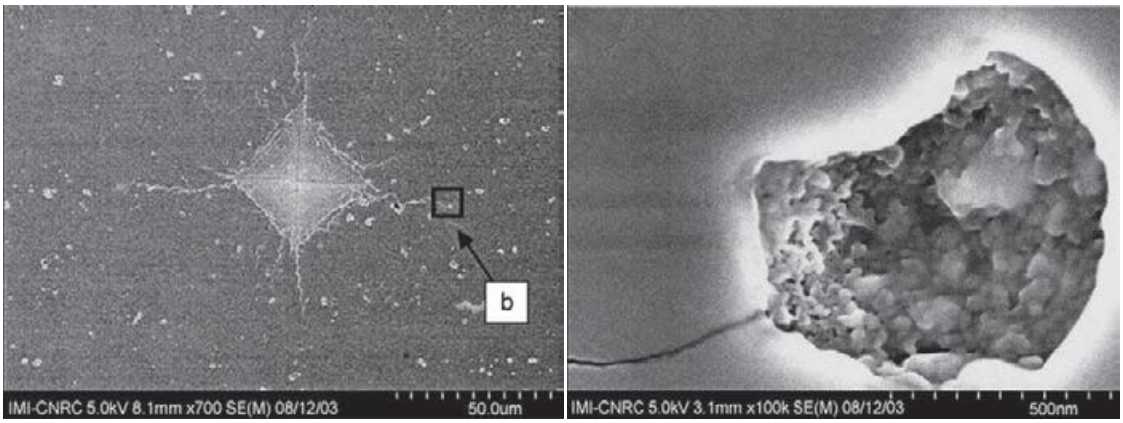


Figura 7.7. Duritatea Vickers și rezistența la propagarea fisurilor a acoperirilor realizate din materii prime nanostructurate și convenționale din TiO_2 pulverizate prin HVOF și APS. HV, duritate Vickers; CPR, rezistență la propagarea fisurilor [37].

Deși duritatea tuturor celor trei acoperiri procesate (și anume plasmă în aer și HVOF pentru pulverizarea bulberilor de TiO_2 și HVOF cu pulverizare de pulberi nano-TiO_2) este similar, straturile obținute din pulberi nano-TiO_2 au demonstrat o rezistență la rupere extrem de ridicată în comparație cu procesarea convențională (Fig. 7.7; vezi și Tabelul 7.2) a fisurilor din zonele nanostructurate, așa cum se observă în Figura 7.8 [37].



a b

Figura 7.8. Amprenta de indentare Vickers (1 kgF) în secțiunea transversală a (a) acoperirii nano-structurate cu TiO_2 pulverizate prin HVOF și (b) vârful fisurii de indentare fiind oprit de o zonă de particule nanostructurate [37].

Zonele de procesare cu dimensiuni nano împiedică fisurarea materialelor și restricționează extinderea fisurii prin absorbția energiei de propagare a fisurilor și oprirea fisurii, rezultând o rezistență sporită la fracturare.

Ingineria materialelor ceramice necesită o cunoaștere aprofundată a mediului în care va fi utilizată componenta ceramică. Prin urmare, devine esențial să participăm și să înțelegem punctele forte ale ceramicii, adică densitate scăzută în comparație cu metalele, rezistență ridicată la oxidare și coroziune, rezistență la uzură și eroziune la temperaturi ridicate, rezistență ridicată la rupere și proprietăți bune de izolare termică. Cu toate acestea, limitarea majoră a aplicării ceramicii este fragilitatea lor. Prin urmare, înțelegerea diferitelor căi de disipare a energiei în timpul fracturării devine esențială pentru a face ceramica mai dură!

BIBLIOGRAFIE

[1] R.M. Jones, *Mechanics of Composite Materials*, Taylor & Francis Inc., Philadelphia, PA, 1999.

[2] D.B. Miracle and S.L. Donaldson, *ASM Handbook: Composites*, Vol. 21. ASM International, Materials Park, OH, 2001, 3.

[3] C. Suryanarayana and C.C. Koch, *Nanostructured materials, in Non-Equilibrium Processing of Materials*, C. Suryanarayana (Ed.). Pergamon, Oxford, UK, 1999, 313–372.

[4] M. M. Schwartz, *Composite Materials: Processing, Fabrication and Application*, Prentice Hall PTR, Englewood Cliffs, NJ, 1997, 572.

[5] K. Balani, A. Agarwal and T. McKechnie, *Near net shape fabrication via vacuum plasma spray forming*, Trans. Indian Inst. Met. 59(2) (2006), 237–244.

[6] G.R. Karagedov and N.Z. Lyakhov, *Preparation and sintering of nanosized alpha-Al_2O_3 powder*, Nanostruct. Mater. 11 (1999), 559–572.

[7] Y. Katsuda, P. Gerstel, J. Narayanan, J. Bill and F. Aldinger, *Reinforcement of precursorderived Si-C-N ceramics with carbon nanotubes*, J. Eur. Ceram. Soc. 26 (2005), 3399–3405.

[8] K. Balani, G. Gonzalez, A. Agarwal, R. Hickman, J.S. O'Dell and S. Seal. Synthesis, *Microstructural characterization and mechanical property evaluation of vacuum plasma sprayed tantalum carbide*, J. Am. Ceram. Soc. 89(4) (2006), 1419–1425.

[9] K. Balani, R. Anderson, T. Laha, M. Andara, J. Tercero, E. Crumpler and A. Agarwal, *Plasma-sprayed carbon-nanotube reinforced hydroxyapatite coatings and their interaction with human osteoblasts in vitro*, Biomaterials 28(4) (2007), 618–624.

[10] M. Gu, C. Huang, B. Zou and B. Liu, *Effect of (Ni, Mo) and TiN on the microstructure and mechanical properties of TiB2 ceramic tool materials*, Mater. Sci. Eng. A 433 (2006), 39–44.

[11] E. Turunen, T. Varis, T.E. Gustafsson, J. Keskinen, T. Fältc and S.-P. Hannula, *Parameter optimization of HVOF sprayed nanostructured alumina and alumina-nickel composite coatings*, Surf. Coat. Technol. 200 (2006), 4987–4994.

[12] C. H. Chen and H. Awaji, *Temperature dependence of mechanical properties of aluminum titanate ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 27 (2007), 13–18.

[13] J.V.C. Souza, C. Santos, C.A. Kelly and O.M.M. Silva, *Development of α-SiAlON-SiC ceramic composites by liquid phase sintering*, Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 25 (2007), 77–81.

[14] T. Zhang, Z. Zhang, J. Zhang, D. Jiang and Q. Lin, *Preparation of SiC ceramic by aqueous gel casting and pressureless sintering*, Mater. Sci. Eng. A 443 (2007), 257–261.

[15] D. Sciti, F. Monteverde, S. Guicciardi, G. Pezzotti and A. Bellosi, *Microstructure and mechanical properties of ZrB2-MoSi2 ceramic composite produced by different sintering techniques*, Mater. Sci. Eng. A 434 (2006), 303–309.

[16] F. Monteverde, *Ultra-high temperature HfB2-SiC ceramics consolidated by hot-pressing and spark plasma sintering*, J. Alloys Comp. 428 (2007), 197–205.

[17] Y.W. Kim, Y.S. Chun, T. Nishimura, M. Mitomo and Y.H. Lee, *High temperature strength of silicon carbide ceramics sintered with rare-earth oxide and aluminum nitride*, Acta Mater. 55 (2007), 727–736.

[18] T. Li, Q. Li, J.Y. H. Fuh, P.C. Yu, L. Lu and C.C. Wu, *Effects of AGG on fracture toughness of tungsten carbide*, Mater. Sci. Eng. A 445–446 (2007), 587–592.

[19] F. Eblagon, B. Ehrle, T. Graule and J. Kuebler, *Development of silicon nitride/silicon carbide composites for wood-cutting tools*, J. Eur. Ceram. Soc. 27 (2007), 419–428.

[20] M. Balog, J. KeČkéš, T. Schöberl, D. Galusek, F. Hofer, J. KŘestan, Z. LenČéš, J.-L. Huang and P. Šajgalík, *Nano/macro-hardness and fracture resistance of Si3N4/SiC composites with upto 13 wt.% of SiC nano-particles*, J. Eur. Ceram. Soc. 27 (2007), 2145–2152.

[21] K. Upadhya, J.M. Yang and W.P. Hoffman, *Materials for ultrahigh temperature structural applications*, Am. Ceram. Soc. Bull. 76(12) (1997), 51–56.

[22] K. Krnel, Z. Stadler and T. Kosmac, *Preparation and properties of C/C-SiC nano-composites*, J. Eur. Ceram. Soc. 27 (2007), 1211–1216.

[23] Y. Xu, Y. Zhang, L. Cheng, L. Zhang, J. Lou and J. Zhang, *Preparation and friction behavior of carbon fiber reinforced silicon carbide matrix composites*, Ceram. Int. 33 (2007), 439–445.

[24] G. R. Anstis, P. Chantikul, B.R. Lawn and D.B. Marshall, *A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, direct crack measurements*, J. Am. Ceram. Soc. 64(9) (1981), 533–538.

[25] M. Miyayama, K. Koumoto and H. Yanagida, *Engineering Properties of Single Oxides*, Engineered Materials Handbook, Vol. 4: Ceramics and Glasses. ASM International, Materials Park, OH, 1991, 748–757.

[26] Y. Wang, S. Jiang, M. Wang, S. Wang, T.D. Xiao and P.R. Strutt, *Abrasive wear characteristics of plasma sprayed nanostructured alumina/titania coatings*, Wear 237 (2000), 176–185.

[27] H. Z. Wang, L. Gao, L. H. Gui and J.K. Guo, *Preparation and properties of intragranular Al_2O_3-SiC nanocomposites*, Nanostruct. Mater. 10(6) (1998), 947–953.

[28] W.Q. Li and L. Gao, Processing, *Microstructure and mechanical properties of 25%vol YAG-Al_2O_3 nanocomposites*, Nanostruct. Mater. 11 (1999), 1073–1080.

[29] Y.Yu, Y. Ma, C. Zhou and H. Xu, *Damping capacity and dynamic mechanical characteristics of the plasma-sprayed coatings*, Mater. Sci. Eng. A A408 (2005), 42–46.

[30] C.B. Bargeron, R.C. Benson, A.N. Jette and T.E. Phillips, *Oxidation of hafnium carbide in the temperature range 1400 to 2060 C*, J. Am. Ceram. Soc. 76(4) (1993), 1040–1046.

[31] J.B.B. Mattuck, *High temperature oxidation*, J. Electrochem. Soc. 114(10) (1967), 1030–1033.

[32] M.W. Barsoum and T. El-Raghy, *The MAX phases: Unique new carbide and nitride materials*, Am. Sci. 89 (2001), 334–343.

[33] X. Miao, D. Sun, P.W. Hoo, J. Liu, Y. Hu and Y. Chen, *Effect of titania addition on yttria-stabilised tetragonal zirconia ceramics sintered at high temperatures*, Ceram. Int. 30 (2004), 1041–1047.

[34] G. Anné, S. Put, K. Vanmeensel, D. Jiang, J. Vleugels and O. Van der Biest. Hard, *Tough and strong ZrO_2-WC composites from nanosized powders*, J. Eur. Ceram. Soc. 25(1) (2005), 55–63.

[35] L. Xu, Z. Xie, L. Gao, X. Wang, F. Liana, T. Liu and W. Li, *Synthesis, evaluation and characterization of alumina ceramics with elongated grains*, Ceram. Int. 31 (2005), 953–958.

[36] K.A. Khor, Z.L. Dong and Y.W. Gu, *Plasma sprayed functionally graded thermal barrier coatings*, Mater. Lett. 38 (1999), 437–444.

[37] R.S. Lima and B.R. Marple, *From APS to HVOF spraying of conventional and nanostructured titania feedstock powders: A study on the enhancement of the mechanical properties*, Surf. Coat. Technol. 200 (2006), 3248–3437.

[38] S. Bhaduri and S.B. Bhaduri, *Microstructural and mechanical properties of nanocrystalline spinel and related composites*, Ceram. Int. 28 (2002), 153–158.

[39] H.V. Swygenhoven and J.R. Weertman, *Deformation in nanocrystalline metals*, Mater. Today 9 (2006), 24–31.

[40] P. Bansal, N.P. Padture and A. Vasiliev, *Improved interfacial mechanical properties of Al_2O_3 13wt%TiO_2 plasma-sprayed coatings derived from nanocrystalline powders*, Acta Mater. 51 (2003), 2959–2970.

[41] J. Wu, B. Li, and J. Guo, *The influence of addition of AlN particles on mechanical properties of SiO_2 matrix composites doped with AlN particles*, Mater. Lett. 41 (1999), 145–148.

CAPITOLUL 8.
PULVERIZAREA TERMICĂ A MATERIALELOR CERAMICE

Pulverizarea termică este definită ca sinteza unei acoperiri sau a unei structuri independente printr-un flux de mare viteză a unor pulberi de ceramică sub formă topită sau semi-topită. Contrar proceselor de deformare plastică la temperatura camerei, materialul curge din cauza vâscozității sale reduse la temperaturi ridicate și nu din cauza solicitării mecanice aplicate. Materialul este transportat forțat, cu o viteză mare, către un substrat la temperaturi foarte ridicate unde pulberile ceramice vor lua forma dorită. Adesea, pulberi fine sau fire sunt utilizate ca material de bază pentru prelucrare; acestea se separate în picături foarte fine în timpul pulverizării și sunt depuse ca strat de acoperire. Ulterior, acoperirea poate fi separată de substrat și poate servi ca o structură independentă. Există mai multe tehnici care pot fi adoptate pentru separarea substratului de acoperire și acestea sunt discutate separat.

Pulverizarea termică a fost utilizată pe scară largă în principal pentru recuperarea și repararea suprafețelor uzate, deoarece pulverizarea termică poate furniza depuneri groase într-un timp foarte scurt. Grosimile de ordinul câtorva milimetri pot fi ușor reparate prin pulverizare termică. Prin urmare, pulverizarea termică a ceramicii este foarte utilizată pentru protecția împotriva uzurii, izolarea termică, protecția împotriva coroziunii și oxidării, repararea sau recuperarea suprafețelor, izolarea electrică și, mai recent, pentru acoperirile biomedicale. O diagramă detaliată a aplicațiilor acoperirilor prin pulverizare termică este prezentată în Tabelul 8.1.

Tabelul 8.1. Pulverizarea termică a diferitelor materiale ceramice

Proprietati	Exemple	Detalii
Rezistență la uzură/abraziune	Al_2O_3,WC–Co, Cr_2C_3–Ni–Cr, TiO_2, Al_2O_3–TiO_2,TiC, Mo, ZrO_2, SiC,	Rezistență la abraziune, eroziune, frecare, uzură, alunecare
Acoperiri cu rol de barieră termică	MCrAlY (M=Fe, Co, Ni), ZrO_2, Al_2O_3, YSZ	Oxidare, izolare termică
Izolație electrică	Al2O3,Al2O3+TiO2	Proprietăți izolatoare
Electronice	TaN, In_2O_3, WN_2, TiN, WSi_2, YSZ, Co-fired ceramics (HTCC, LTCC)	Ceramică conductivă
Biocompatibilitate	TiO_2, acoperiri cu hydroxiapatită (HA), porțelan	Înclinația de creștere a țesuturilor

Estetică	TiN, Al_2O_3	Bijuterii, gresie, acoperiri, pietre pretioase
Rezistență la oxidare / coroziune	Ti_3SiC_2, Al_2O_3, ZrO_2, SiO_2, SiO_2, MgO, Cr_2O_3	Rezistenta la oxidare/ coroziune
Rezistență la temperaturi ultra ridicate	W, W–Re, HfC, Al2O3, TaC	Rezistență la înmuiere și uzură la temperaturi ultra-înalte

8.1. MECANISMELE PULVERIZĂRII TERMICE

Pulverizarea termică implică doi parametri: energia termică a penei și energia cinetică a particulelor accelerate. Căldura pentru înmuierea materialului este adăugată la impulsul materialului prin intermediul gazului forțat purtător care transportă particulele semimolte sau topite. Impacturile succesive ale particulelor semimolte sau topite creează depozite strat cu strat care formează acoperirea pe substrat. Acest fenomen de depunere poate fi descris în trei etape:

Etapa 1: Un pistol de acoperire încălzește materialul sursă (cum ar fi pulbere sau sârmă) și face ca materialul să fie plastic (stare topită sau semi-topită). Acum materialul devine ușor deformabil din punct de vedere plastic.

Etapa 2: Acum aceste picături topite sau semimolte sunt accelerate la viteze mari spre substrat. Acest lucru oferă impuls fluxului de particule.

Etapa 3: Particulele topite sau semimolte au impact asupra substratului pentru a forma acoperirea. Depunerea are loc datorită impactului succesiv al particulelor. Depunerea poate fi integrată mecanic sau lipită metalurgic.

Trebuie remarcat faptul că materialul de acoperire nu trebuie să se descompună sau să fie sublimat în timpul prelucrării și trebuie să rămână în stare plastică. Impactul cinetic (viteza gazului purtător și masa particulelor) și vâscozitatea rezultată (datorită temperaturii și naturii inerente a materialului) și caracteristicile termice (datorită dimensiunii și naturii inerente a particulelor și conductivității termice a substratului) decid depunerea stratului de acoperire și evoluția microstructurii. Conectarea consecventă între straturi este adesea mecanică, dar poate fi metalurgică dacă materialul este supraîncălzit și/sau dacă sunt prevăzute tratamente termice secundare postdepunere. Pulverizarea termică are ca rezultat obținerea unor acoperiri mai mari de 50μm în grosime.

Pulverizarea termică este un proces foarte complex, cu o complexitate care rezultă din următorii parametri:

(i) compoziția chimică inițială, dimensiunea și morfologia materialului,

(ii) profilurile termice și cinetice ale particulelor din plasmele termice și

(iii) interacțiunea dintre materialul topit/particulele semi-topite și substratul.

În plus, selectarea geometriei duzei, selectarea gazelor portante, puritatea acestora și puterea afectează, de asemenea, calitatea depunerii ceramice. O complexitate foarte mare este asociată cu pulverizarea termică (vezi Fig. 8.1), care rezultă din cele trei etape ale pulverizării termice:

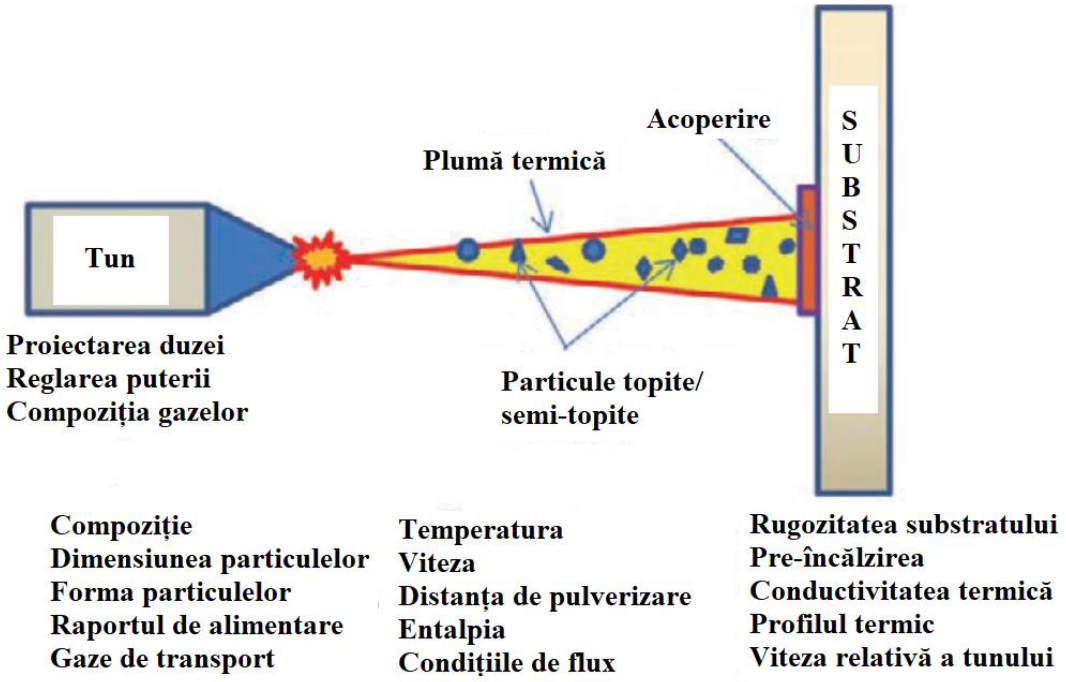


Figura 8.1. Complexitatea asociată cu pulverizarea termică a materialelor ceramice.

Complexitatea procesului de depunere asociată cu prima etapă de depunere. Anumiți parametri care afectează complexitatea procesului provin din selectarea materialului în sine: compoziția materialului, dimensiunea și forma pulberilor sau a firelor, viteza de alimentare, densitatea și tipul de gaz purtător dar și debitul acestora, presiunea și viteza acestora afectează modul în care materialul este alimentat și modul în care interacționează cu zona termică în următoarea etapă.

Complexitatea procesului asociată cu a doua etapă. Majoritatea parametrilor care afectează complexitatea în această etapă sunt legați de temperatura și viteza fluxului de particule topite sau semi-topite. În plus, distanța de pulverizare decide timpul de staționare al particulelor din plasmă. Entalpia gazului purtător decide temperatura generată, în timp ce conductivitatea termică a particulelor decide gradul de supraîncălzire al acestora. În plus,

turbulențele la curgerea gazului purtător dictează încălzirea particulelor de material. Mediul fluxului termic restricționează sau ajută la oxidarea materialului la temperaturi ridicate.

Complexitatea procesului asociată cu a treia etapă. Aici, substratul pe care urmează să se facă depunerea este vital. Pregătirea suprafeței (în termeni de rugozitate) și puritatea materiei prime, conductivitatea termică, temperatura de pre-încălzire și distanța de separare a suprafeței decid tipul și calitatea acoperirilor care vor fi depuse. În plus, pentru a îndepărta substratul de pe acoperire, trebuie adoptate mai multe tehnici (cum ar fi levigarea chimică a substratului, separarea termică a substratului sau pur și simplu prelucrarea substratului). Prin urmare, devine extrem de important să se adopte parametrii care sunt necesari pentru a realiza o depunere perfectă.

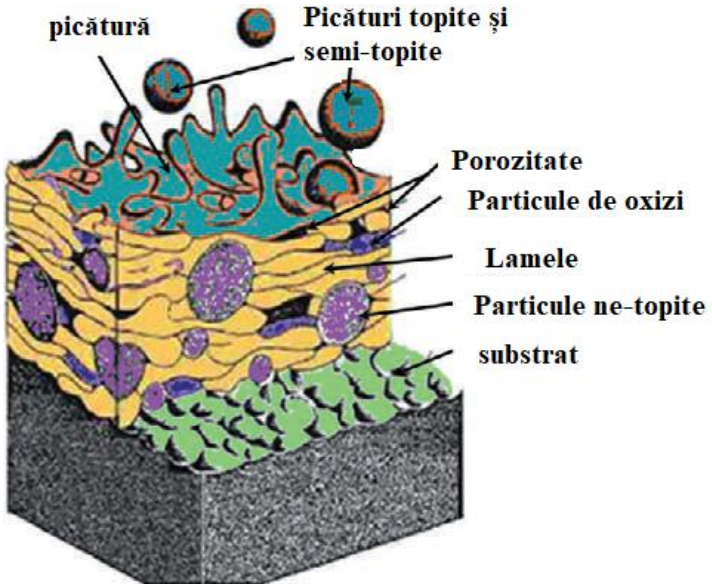


Figura 8.2. Microstructura tipică termică a acoperirilor pulverizate (adaptată din [1]).

Acoperirea prin pulverizare termică este un proces de depunere stratificat, în care straturile se acumulează prin impactul succesiv al particulelor solide sau al picăturilor topite cu substratul așa cum se arată în Figura 8.2. Procesul de depunere stratificată poate, de asemenea, să cuprindă porii, oxizii și particulele netopite (Fig. 8.2), iar straturile suprapuse se blochează unul pe celălalt pentru a forma un strat de acoperire continuu. Microstructura straturilor rezultate afectează în cele din urmă proprietățile acoperirii. Mai mult, anumiți parametri incontrolabili, cum ar fi fluctuațiile electrice, uzura tunului, blocarea pulberilor în timpul alimentării, neomogenitatea distribuției pulberii, densitatea materialelor și impuritatea gazelor purtătoare, pot induce, de asemenea, o complexitate suplimentară în controlul microstructurii

finale și a proprietăților straturilor ceramice depuse așa cum se menționa mai devreme în Figura 8.1.

8.1.1. Avantajele utilizării procesului de depunere prin pulverizare termică

Pulverizarea termică este o tehnică extrem de versatilă, deoarece nu necesită un recipient convențional sau un creuzet pentru a „ține" materialul. Prin urmare, devine mai ușor să topească materialul cu un anumit punct de topire în aer și să-l lase să aibă un impact asupra substratului pentru a forma o acoperire sau o structură independentă. Cuprinde diverse clase de tehnici de depunere, cum ar fi pulverizarea cu plasmă, pulverizarea cu combustie, depunerea arcului electric, pulverizarea cu oxi-gaz de alimentare de mare viteză (HVOF) și pulverizarea la rece. Avantajele includ următoarele:

• Se poate depune o mare varietate de materiale (metale, ceramice, compozite etc.).

• Se obține un procentaj mai mare de depunere a materialului decât în cazul proceselor convenționale de acoperire.

• Se produc deteriorări minime ale substratului; adică acoperirea se poate face chiar și pe un măr cu un sistem de răcire extern.

• Este posibilă alierea materialului.

• Pot fi produse materiale poroase.

Aplicațiile depunerilor prin pulverizare termică sunt limitate doar de imaginație.

8.1.2. Dezavantajele pulverizării termice

Deși selectarea unui proces se poate baza pe economia sa și pe anumite proprietăți ale tehnicilor de prelucrare, există anumite dezavantaje inerente asociate procesului de pulverizare termică, cum ar fi următoarele:

• Este un proces de vizualizare.

• Procesul este foarte complex, iar repetabilitatea necesită un control adecvat.

• Nu se pot depune acoperiri subțiri, cu excepția pulverizării termice a precursorului soluției.

• Produce o structură lamelară.

• Anumite limitări privind oxidarea sau deformarea ar putea restricționa utilizarea unor materiale în unele atmosfere controlate.

8.2. CLASIFICAREA PROCESELOR DE PULVERIZARE TERMICĂ

După cum se prezintă în Figura 8.3, procesele de pulverizare termică pot fi clasificate în câteva categorii:

(1) combustie, unde sursa de energie este combustia gazelor;

(2) arc electric, unde energia este generată prin crearea unui arc electric;

(3) pulverizare la rece, unde transformarea materialului este realizată prin transmiterea unei viteze mari printr-un gaz; și

(4) plasmă, unde energia de recombinare a ionizării este utilizată pentru a realiza o temperatură ridicată pentru topirea materialului și este alimentată cu gaz purtător de mare viteză pentru a conferi o anumită cantitate de energie cinetică pentru depunere.

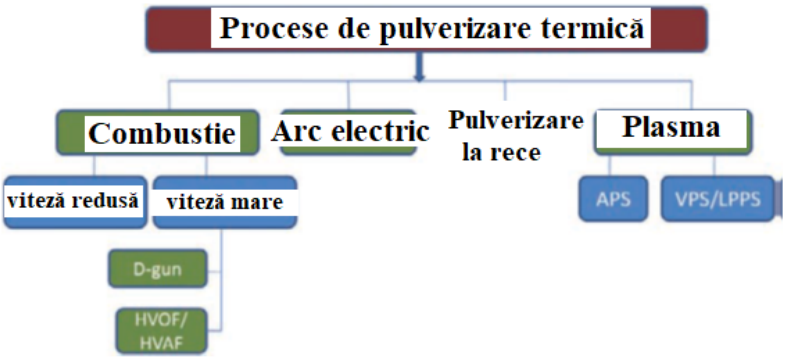


Figura 8.3. Clasificarea proceselor de pulverizare termică. APS, pulverizare atmosferică cu plasmă; VPS, pulverizare cu plasmă în vid; LPPS, pulverizare cu plasmă la presiune joasă; HVOF, oxi-combustibil de mare viteză; HVAF, combustibil aer de mare viteză.

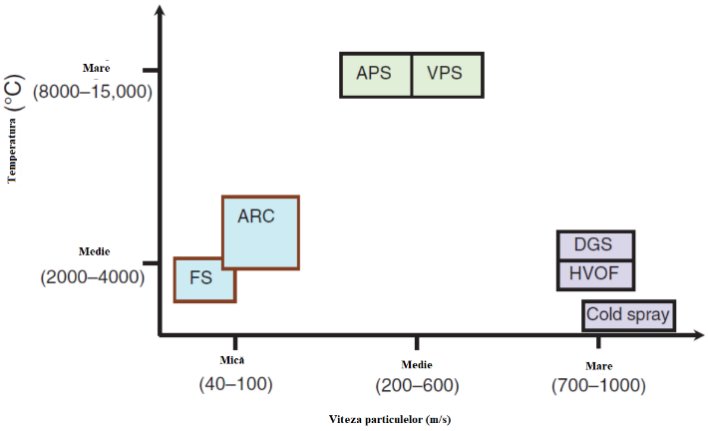


Figura 8.4. Schema temperaturilor și vitezei obținute de obicei în diferite procese de pulverizare termică. ARC, pulverizare cu arc; FS, pulverizare cu flacără; DGS, pulverizare D-gun.

Diferiți parametri (temperatura și viteza) obținuți în procesele de pulverizare termică sunt prezentați schematic în Figura 8.4. Trebuie remarcat faptul că selectarea unui proces de

pulverizare termică pentru un anumit material depinde în mare măsură de: (1) proprietățile inerente ale materialului, (2) de performanțele care sunt urmărite, (3) disponibilitatea oricărei metode alternative de formare și (4) accesabilitatea costurilor și avantajele economice. Clasificarea proceselor de pulverizare termică pe baza diferitelor mecanisme de furnizare a căldurii este prezentată în secțiunile 8.2.1–8.2.4.

8.2.1. Pulverizarea termică cu combustie

8.2.1.1. Pulverizare cu flacără (pulbere sau fir)

Pulverizarea cu flacără (materia primă: pulbere sau sârmă) sau pulverizarea prin ardere este una dintre tehnicile de acoperire de la începutul dezvoltării tehnicii utilizate la scară industrială, care este încă utilizată pe scară largă datorită costului redus și a flexibilității sale. Materialul care trebuie depus este sub formă de sârmă sau pulbere, iar arderea unui amestec de gaz oxi-ardere (OF) asigură temperatura ridicată pentru topirea acestuia; pulberea topită sau semi-topită rezultată este transportată de un gaz purtător comprimat pentru a ajunge la suprafața finală de depunere. Temperaturile obținute cu flacără sunt limitate la 3000 °C și se pot obține viteze de zbor de 50 m/s [1]. Această tehnică de acoperire se încadrează între procesele cu pulverizare termică cu ardere cu viteză mică. În cazul unor lucrări limitate pe loturi și în cazurile în care nu se poate forma un fir dintr-un material, o incintă este atașată în partea de sus a flacărei pentru alimentarea gravitațională a pulberii (Fig. 8.5a). În unele cazuri, pulberea fină poate fi, de asemenea, conținută în tuburi de plastic și poate fi alimentată sub formă de sârmă (Fig. 8.5b). În cazul flacărei de pulverizare a firului, acesta este introdus treptat în flacăra unei duze special concepute - vârful firului se topește continuu și o cantitate de aer comprimat pulverizează vârful topit pentru a produce un flux fin de metal topit care este apoi depus pe substrat (Fig. 8.5b).

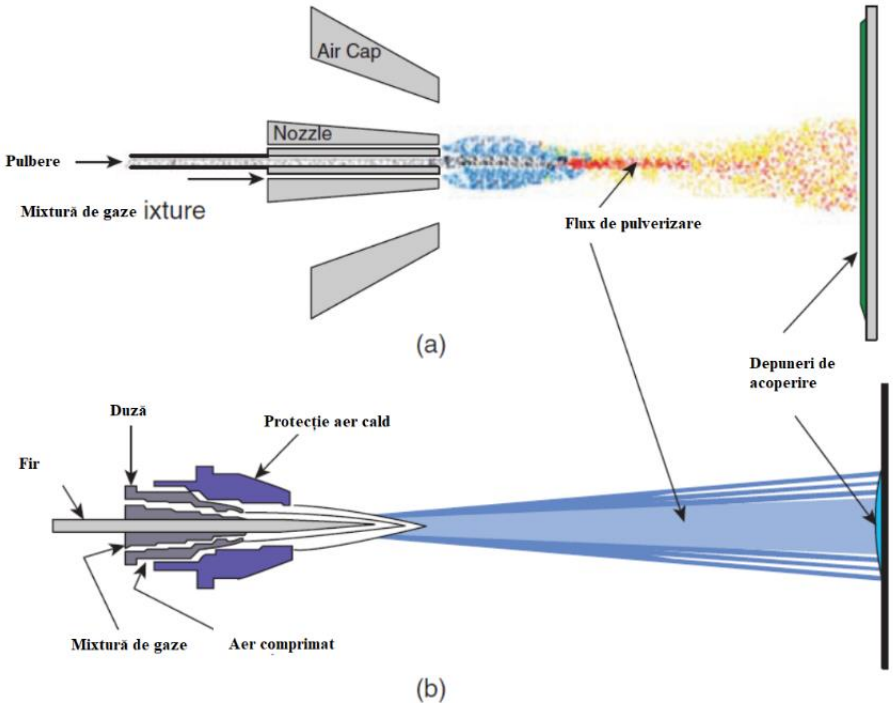


Figura 8.5. Schema pulverizării cu flacără de ardere: (a) pulbere și (b) sârmă (adaptat de la http://www.indiamart.com/plasmaapplication-processor-s/thermal-spraying.html).

Avantajele tehnicii:

• Simplitate și economie. Unitatea de pulverizare cu flacără de ardere este extrem de simplă și acest lucru se traduce printr-un echipament considerabil mai ieftin și investiții de capital mai mici.

• Parametrii de procesare limitați.

• Calitatea acoperirii în pulverizarea cu flacără de ardere depinde în principal de variabilele legate de pulbere, procesul de injecție de pulbere și de distanța de la tun la locul de poziționare a substratului.

• Profiluri termice și cinetice. Mai mult, profilurile de viteză și temperatură din flacăra de ardere nu variază nici pe departe la fel de drastic cu distanța axială ca în cazul unei flăcări cu plasmă; acest lucru face ca întregul proces de pulverizare să fie mult mai ușor de controlat în ceea ce privește reproductibilitatea calității acoperirii.

Dezavantajele tehnicii:

• Temperatura flăcării limitată. O limitare majoră a tehnicii de ardere a flăcării este că temperatura maximă disponibilă a flăcării este de numai aproximativ 3000 °C, ceea ce nu este suficient pentru a topi complet pulberile grosiere ale multor materiale refractare și a materialelor ceramice, dar este suficient pentru a topi pulberile fine de metale refractare metalice.

• Distorsiunea piesei de prelucrat. Flacăra lungă tinde să încălzească substratul - pe lângă faptul că provoacă o posibilă distorsiune a piesei de prelucrat, aceasta exclude utilizarea substraturilor cu punct de topire scăzut, cum ar fi materialele plastice.

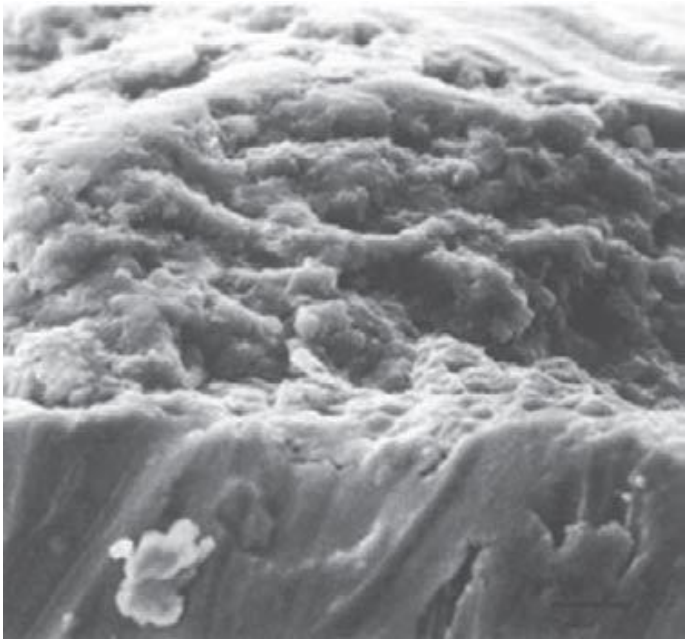


Figura 8.6. Hidroxiapatită pulverizată cu flacără pe substrat Ti–6Al–4V care prezintă un strat poros și stratificat de hidroxiapatită.

• Foarte poros cu incluziuni oxidate. Particulele pulverizate sunt accelerate la o viteză de impact de numai aproximativ 100 m/s; datorită naturii oxidante a flăcării, această metodă poate produce învelișuri cu un conținut ridicat de oxid și un nivel ridicat de porozitate, care poate fi sau nu acceptabil pentru aplicarea intenționată a oricărui strat propus. Cu toate acestea, utilizarea aerului comprimat ca agent de propulsie poate reduce substanțial porozitatea. În unele cazuri, utilizarea torței pentru a fuziona depozitul dezvoltat poate crește, de asemenea, rezistența la aderență și densitatea acoperirii.

O flacără tipică de mare viteză care utilizează propilena drept combustibil și oxigen ca oxidant a fost utilizată pentru pulverizarea hidroxiapatitei pe un substrat [3] din aliaj de titan (Ti–6Al–4V); temperatura flăcării a fost <3000 °C. Acoperirea poroasă corespunzătoare hidroxiapatitei este prezentată în Figura 8.6.

8.2.1.2. Pulverizarea cu oxi-combustibil de mare viteză

Pulverizarea termică cu oxi-combustibil de mare viteză (HVOF) este considerată drept cea mai semnificativă dezvoltare în industria pulverizării termice, deoarece pistolul cu plasmă

a fost folosit pentru prima dată în acest caz pentru aplicațiile de acoperire. Creșterea acestei tehnologii de la introducerea sa în 1982 a primului proces HVOF, numit JETKOTE (o marcă înregistrată a Stoody Delero Stellite, Inc., San Diego, CA), a fost fenomenală și numeroase sisteme de ardere hipersonice sunt acum disponibile comercial.

Procesele HVOF se bazează pe arderea internă continuă a unui combustibil gazos în același timp cu oxigenul pentru a produce fluxul de gaze de alimentare la o temperatură ridicată (3000 °C), cu viteză mare (~700– 2000 m/s) esențial pentru aplicațiile de acoperire. Propanul și hidrogenul sunt gazele combustibile cele mai utilizate. În timp ce temperatura flăcării este aproape de aproximativ 3000 °C, viteza flăcării este hipersonică (în intervalul 1500-2000 m/s), ceea ce provoacă o deformare plastică severă (în metale) și rafinează mărimea grăunților. Se raportează că intrarea și accelerarea uniformă a căldurii sunt disponibile pe o distanță de aproape 300 mm. Materialul pulbere care urmează să fie utilizat pentru acoperire este injectat într-un gaz purtător (N_2, He sau Ar) și, datorită presiunilor de presiune ridicate create de procesul de ardere, este necesar un alimentator de pulbere sub presiune. În Figura 8.7 este prezentată diagrama schematică a proiectului camerei cu tun care a fost adoptată comercial.

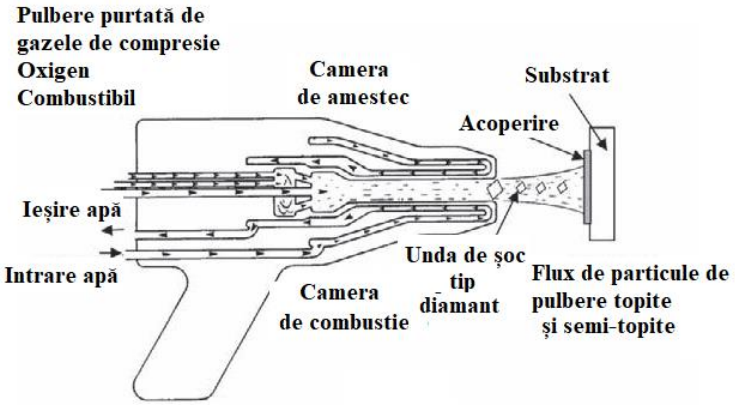


Figura 8.7. Diagrama schematică a procesului HVOF.

Avantaje:

• Acoperiri dense. Pulberea este topită sau semi-topită și este propulsată de gazele de ardere pentru a fi depusă pe substrat la viteze foarte mari, asigurând acoperiri foarte aderente și dense.

• Microstructură cu granulație fină. Datorită impactului ridicat, microstructura acoperirilor depuse este adesea cu granulație fină. Acest proces este similar cu lucrul mecanic în ceea ce privește rafinarea mărimii grăunților.

Dezavantaje:

• Temperaturile relativ scăzute ale gazelor disponibile în tehnica HVOF exclud utilizarea unor metale refractare și a multor materiale ceramice pentru pulverizare, ceea ce reprezintă un neajuns semnificativ în comparație cu sistemele de pulverizare detonante.

• Impacturile severe inerent dominante în procesul de depunere creează tensiuni reziduale în acoperire.

• Pentru atingerea vitezei supersonice este necesar un consum ridicat de gaze purtătoare.

8.2.1.3. Tehnica de pulverizare prin detonare

Este cunoscut faptul că tehnica de pulverizare cu pistol de detonare (D-Gun) produce straturi de calitate superioară pentru aplicații în diverse industrii [4,5]. În special, pulverizarea prin detonare a fost utilizată cu succes pentru a obține acoperiri de WC-12Co și, într-un studiu recent, un parametru important al procesului, adică raportul OF (oxy-fuel), a fost variat [4]. S-a constatat că măsura decarburării WC depinde puternic de raportul OF și gradul de decarburare variază de la 4,4 la 45%, când raportul OF este variat între 1,16 și respectiv 2,0. Valoarea mai mare a durității a fost determinată pentru acoperirile depuse la un raport OF de 1,50 (11,2 GPa) sau 2,0 (11 GPa), comparativ cu acoperirile depuse la un raport OF de 1,16 (9,2 GPa). De asemenea, a fost înregistrată o rezistență ridicată la fractură (3-6 $MPa \cdot m^{1/2}$) cu acoperirile depuse la un raport OF de 1,50. Au fost, de asemenea, investigate proprietățile de abraziune ale acestor acoperiri [5]. Echipamentul de acoperire detonant cu pulverizare a fost inițial dezvoltat și brevetat în Statele Unite de către Union Carbide Corporation în 1955 și independent în 1969 la Institutul de Știința Materialelor (Kiev, Ucraina) în laboratoare industriale șide cercetare. Un proces tipic de acoperire prin detonare constă din următoarele etape:

1. Amestecul de gaze inflamabile (de exemplu, oxigen și acetilenă) este alimentat într-o incintă tubulară închisă la un capăt.

2. În același timp, o pulbere de material pulverizat este injectată printr-un alimentator de pulbere înainte ca explozia să fie declanșată de o bujie.

3. Unda de detonare, formată instantaneu după aprindere, obține o viteză de aproximativ 2600–3500 m/s și o temperatură de aproximativ 3500 °C [6,7].

4. Această undă, urmată de o expansiune rapidă a produselor gazoase reacționate, accelerează particulele de pulbere astfel încât acestea să părăsească partea deschisă a butoiului cu o viteză de 700-1000 m/s și să interacționeze cu suprafața acoperită [6,7].

În consecință, acoperirile sunt dense și prezintă o rezistență ridicată la aderență. După fiecare detonare, incinta este purjată cu azot gazos și procesul se repetă de mai multe ori pe secundă. Purjarea cu azot evită arderea în sistem, deoarece unda de detonare tinde să se propage în toate direcțiile. Astfel, procesul de detonare a gazelor oferă unde de șoc intermitente, care permit o temperatură mai mică de depunere la capătul substratului și evită deformarea termică nedorită a substratului. Unitățile de pulverizare cu gaz de detonare pot oferi un număr de impulsuri de până la 10 cicluri pe secundă. Geometria camerei de detonare trebuie să permită o detonare constantă, care de asemenea depinde de compoziția amestecului, temperatură și presiune. Nu există o limită superioară pentru diametrul cilindrului; cu toate acestea, este necesar un diametru minim critic pentru o acoperire eficientă a presiunii și a capacității de transportare a particulelor. Cel mai utilizat design pentru explozia amestecului de gaze este un tub de oțel închis cu un singur capăt, cu un diametru interior aproximativ de 25 mm și o lungime de 1350 mm (Fig. 8.8). Aspectele fundamentale ale acestei tehnologii sunt limitate parțial din cauza fenomenului de detonare a gazelor și a propagării undelor de șoc neechilibrate la scara de timp de milisecunde. Acest lucru complică studiul cineticii și interacțiunii termodinamice dintre particula și unda de detonare atât prin teorie, cât și prin experimente. Observațiile cheie sunt rezumate după cum urmează:

• Viteza undei de detonare variază între 1000 și 3000 m/s (~3-10 Mach), în funcție de compoziția amestecului de gaze.

• Viteza detonării este aproape complet independentă de materialul incintei, de grosimea pereților și de diametrul său, cu condiția să depășească diametrul critic.

• Viteza detonării nu depinde de condițiile din spatele undei de detonare; adică nu contează dacă aprinderea are loc la capătul deschis al butoiului sau la capătul închis.

• Viteza detonării depinde ușor de temperatura amestecului gazos.

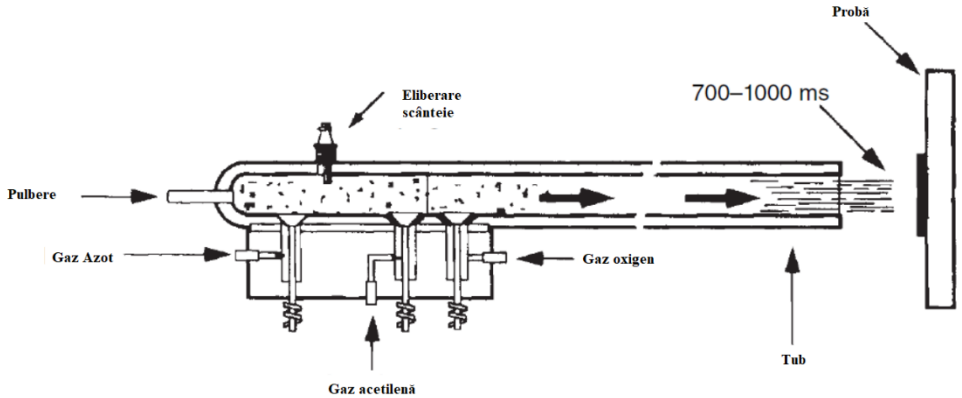


Figura 8.8. Schema procesului de pulverizare prin detonare

• Presiunea (densitatea) crescută a amestecului de gaze crește viteza undei de detonare; această creștere este mică la presiuni scăzute și devine mai mare la presiuni mai mari.

• Fiecare amestec de gaze are o compoziție optimă care corespunde vitezei maxime a undei de detonare.

• Cinetica accelerării particulelor de către o undă de detonare este distinct diferită de accelerarea particulelor în alte metode de pulverizare, cum ar fi plasma și HVOF [6,7].

Pentru un amestec pur de oxigen/acetilenă, viteza de detonare crește cu o cantitate crescută de acetilenă; totuși, prezența altor gaze (de exemplu, azot) reduce viteza undei de detonare. În timpul acoperirii prin pulverizare prin detonare, reacția de ardere completă în condiții stoichiometrice între acetilenă și oxigen are ca rezultat formarea de CO_2 și H_2O, care decid temperatura rezultată și viteza consecventă a exploziei. Disocierea apei crește, în timp ce formarea CO reduce viteza și temperatura detonării.

Avantajele procesului de detonare includ următoarele:

1. Acoperirile sunt extrem de dense și lipsite de porozitate.

2. Undele de șoc rafinează grăunții și microstructura devine foarte fină.

Cu toate acestea, procesul suferă și de unele **dezavantaje** inerente:

1. Materialul depus ar trebui să poată realiza impactul cu substratul fără fracturarea acestuia sau fisurarea la scară macro. Prin urmare, materialele fragile sunt adesea dificil de sintetizat.

2. Necesită o aprindere controlată pentru propagarea undelor de șoc, altfel purjarea nesincronizată și aprinderea pot conduce la explozie.

8.2.2. Pulverizarea cu arc electric

Un arc electric este generat într-un circuit DC prin scurtcircuitarea a doi electrozi; în consecință, pulverizarea cu arc se realizează într-un mod similar cu cel al pulverizării prin ardere. Diferența apare datorită sursei de căldură care este mult mai intensă, iar temperaturile atinse în arcul electric depășesc 5000 °C. Materialul care trebuie pulverizat este alimentat sub formă de tijă sau sârmă, care formează electrozii consumabili ai pistolului.

Ca și în cazul pulverizării cu sârmă de flacără de ardere, vârfurile topite ale electrozilor sunt atomizate și suflate spre substrat printr-o explozie de aer comprimat. Figura 8. [9] prezintă schematic un echipament reprezentativ cu arc. Gradienții de temperatură în pulverizarea cu arc sunt extrem de scăzuți pe măsură ce particulele topite sau semi-topite se abat de la traiectoria axială. Cu toate acestea, transferul eficient de căldură din arc pentru a topi electrodul permite

depunerea unor acoperiri marginal mai dense comparativ cu cele ale metodei cu flacără de ardere. În plus, temperatura și puterea mai ridicate disponibile pentru supraîncălzirea particulelor (> 5000 °C) permit utilizarea unor procentaje de pulverizare ridicate și depunerea de acoperiri cu diferite grosimi.

Avantaje:

1. Se pot realiza rapoarte mari de depunere de până la 40 kg/h.

2. Aliajul poate fi realizat in situ deoarece mai mult de doi electrozi pot fi utilizați pentru depunerea acoperirilor.

3. Se pot atinge temperaturi extrem de ridicate, iar viteza mare permite acoperiri dense.

4. În plus, pulverizarea cu arc nu încălzește prea mult substratul.

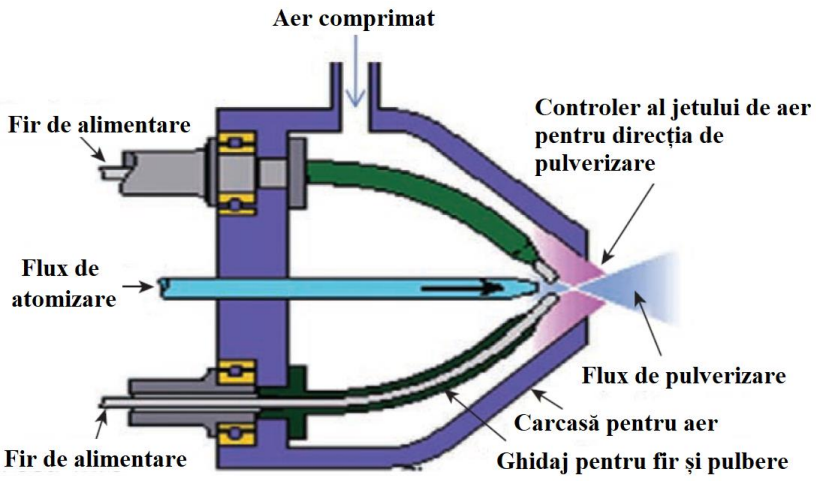


Figura 8.9. Schema procesului de pulverizare cu arc electric (adaptat de la http://www.twi.co.uk/content/ksrdh002.html).

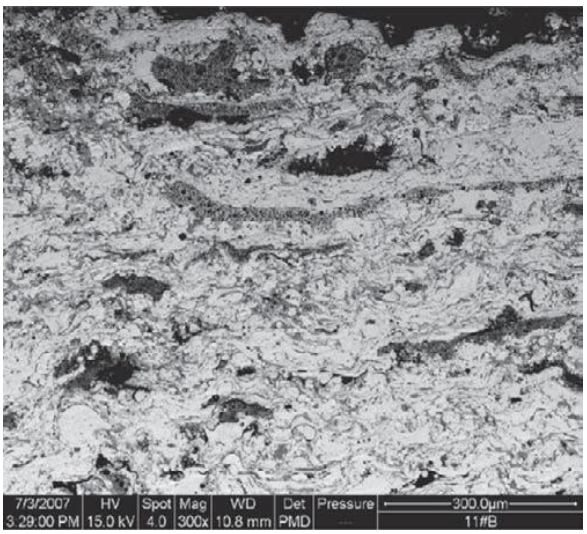


Figura 8.10. Acoperire cu flacără de TiB2 pulverizată cu flacără depusă folosind un fir cu miez Ni (Cr)

Dezavantaje:

1. Depunerea este limitată la metalele conductoare, deoarece electrozii transportă curent și, în cele din urmă, se depun ca acoperiri.

2. Materialele ceramice nu pot fi pulverizate (deoarece sunt non-conductive).

Pulverizarea cu sârmă cu arc electric utilizează particule ceramice de învelire (cum ar fi TiB_2 în acest caz) într-un fir cu miez (cum ar fi Ni [Cr] și oțelul 304) [8]. Acoperirea este densă și petele întunecate văzute în Figura 8.10 corespund oxidului Al_2O_3.

8.2.3. Pulverizarea la rece

Pulverizarea la rece implică accelerarea particulelor de pulberi la viteze supersonice și temperaturi mult sub punctul de topire al materialului (Fig. 8.11). O duză de tipul Laval (contractantă-extinsă) este utilizată pentru a accelera particulele de pulbere la viteze supersonice. Prin urmare, depunerea are loc prin instabilitatea Helmholtz de-a lungul interfeței particulelor, urmată de o simplă deformare plastică. Încălzirea gazului purtător este, de asemenea, adesea realizată (până la 500 K), astfel încât componenta energiei termice nu este puternică, iar vitezele supersonice atinse de materialele ușor deformabile (cum ar fi Al, Cu) permit particulelor să fie depuse cu ușurință în starea lor solidă. Gazele purtătoare mai ușoare (cum ar fi He) pot reda viteze sonore mai mari în comparație cu gazele mai grele (cum ar fi N_2).

Avantaje:

1. Depunerea în stare solidă elimină oxidarea la temperatură ridicată, evaporarea, topirea, cristalizarea, eliberarea gazelor și alte fenomene care pot influența calitatea depunerilor.

2. Este de obicei realizată o densitate ridicată a acoperirilor.

3. Se realizează o microstructură fină, prelucrată la rece, care are adesea o duritate mai mare.

4. Pot fi, de asemenea, pulverizate materialele sensibile la oxigen.

5. Procesul poate funcționa cu materiale diferite.

6. Poate folosi particule fine (~ 5-10 μm) și depune acoperiri cu grosimea mai mică de 25 μm.

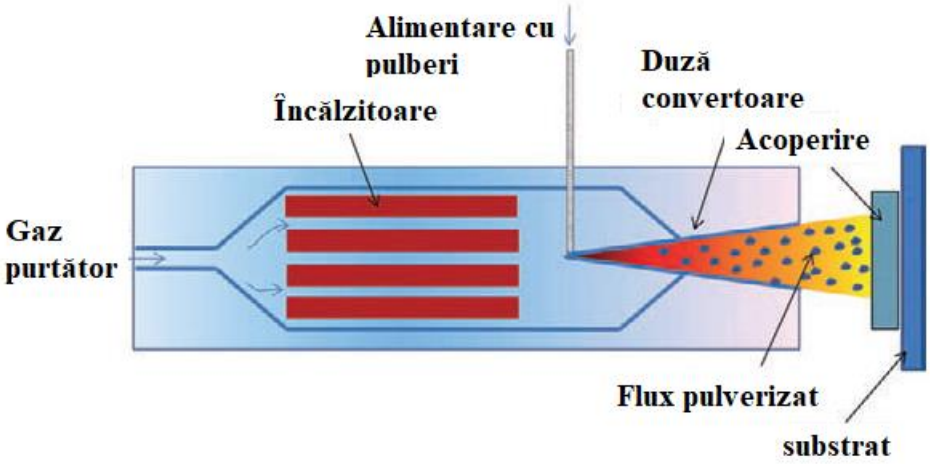


Figura 8.11. Schema procesului de pulverizare la rece.

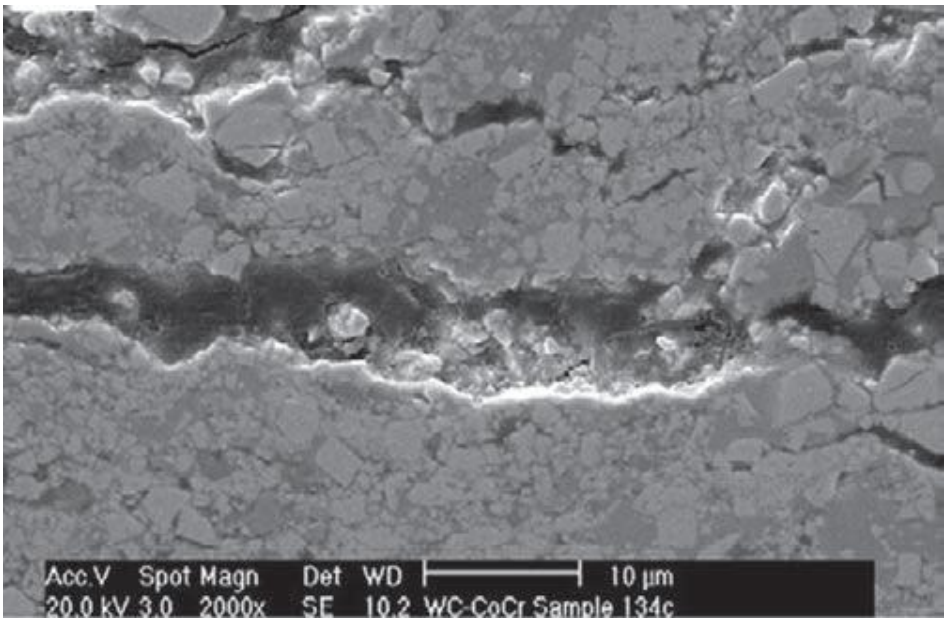
Dezavantaje:

1. Materialele fragile nu pot fi pulverizate la rece.

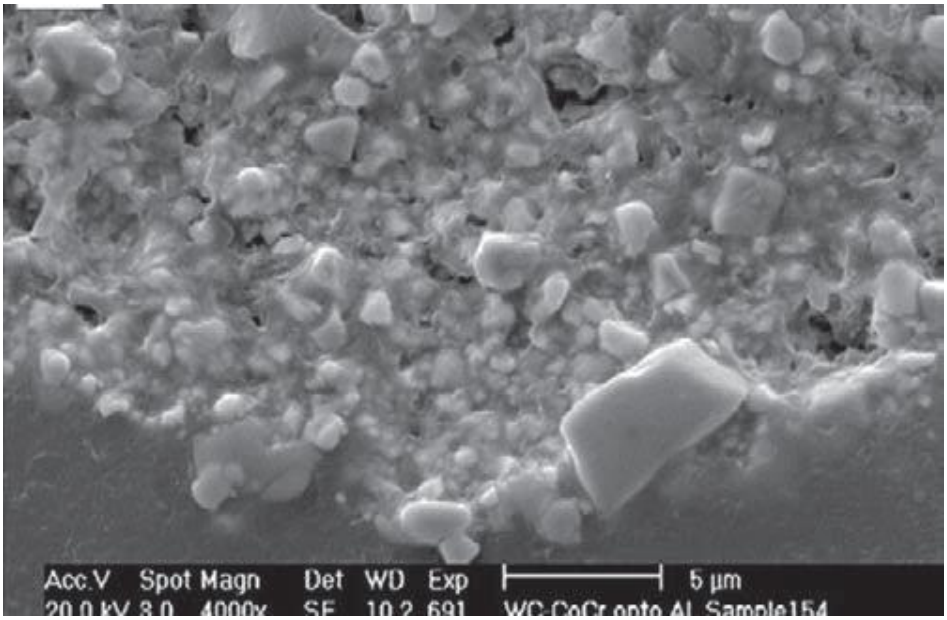
2. Tensiunile reziduale pot fi inerente deoarece acoperirile sunt depuse în principal prin deformare plastică.

3. Eroziunea duzei este rapidă datorită vitezei supersonice inerente a pulverizării la rece.

4. Procesul are un consum ridicat de gaze purtătoare, deoarece acestea trebuie introduse la viteze de alimentare foarte ridicate.



a)



b)

Figura 8.12. Acoperire WC-Co depusă prin (a) pulverizare la rece și (b) pulverizare dinamică cu gaz pulsat. [9]

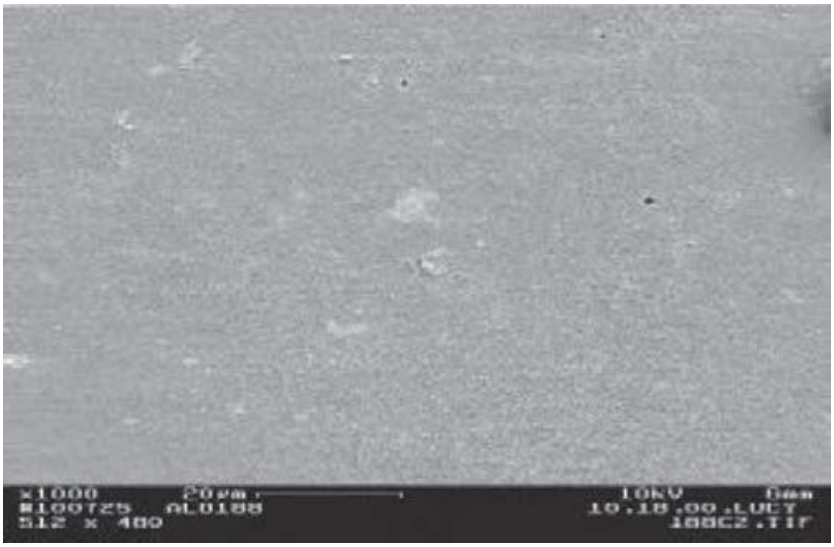
Acoperirea WC-Co depusă prin pulverizare la rece prezintă un strat foarte dens în Figura 8.12a [9]. Heliul a fost folosit ca purtător la o presiune de 1,7 MPa la o temperatură de 823 K. Deși apariția fisurilor se observă datorită tensiunilor reziduale generate, nano-acoperirile și utilizarea pulverizării dinamice cu gaz pulsat a fost demonstrată în continuare pentru a reduce efectul de fisurare în straturile de WC-Co depuse (Fig. 8.12b) [9].

8.2.4. Pulverizarea cu plasmă

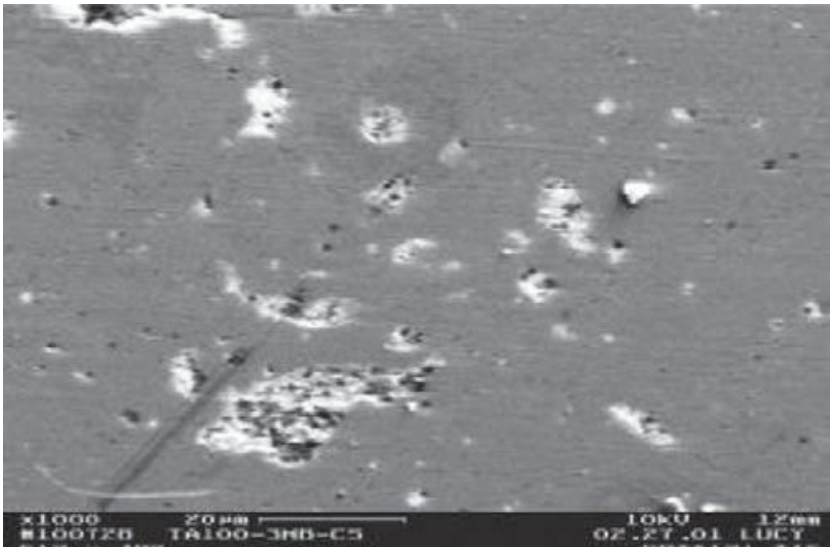
Un dispozitiv de pulverizare cu plasmă constă de obicei dintr-un anod cilindric (de obicei din cupru) și un catod în formă de con (de obicei din tungsten toriat). Un arc de înaltă intensitate se formează între cei doi electrozi răciți cu apă și ionizează gazul primar (cum ar fi Ar) pentru a forma o plasmă. Plasma este produsă fie prin trecerea unui gaz generator de plasmă (cum ar fi Ar) printr-un arc de intensitate ridicată format între doi electrozi (plasmă cu arc), fie prin excitație de înaltă frecvență radio a gazului plasmatic (plasmă RF). Plasma cu arc DC netransferată a fost, de asemenea, utilizată în mod convențional pentru acoperiri și este cea mai larg utilizată în industria pulverizărilor termice. Într-o torță cu plasmă cu arc DC, arcul este forțat printr-o duză prin constricția sa, îmbunătățind astfel pentru ambele arcuri temperatura și viteza gazului plasmatic. Pulberile sunt alimentate în fluxul de plasmă printr-un gaz purtător, care accelerează particulele la viteze de 100-500 m/s [10,11]. Impacturile succesive ale

particulelor topite sau semi-topite asupra substratului duc la depunerea unui strat gros de material (> 25 μm).

Azotul, hidrogenul, argonul și heliul sunt gazele plasmatice utilizate în comerț. În general, argonul este cel mai potrivit pentru aplicații de rutină, hidrogenul fiind de obicei adăugat pentru a spori entalpia gazului plasmatic și a îmbunătăți astfel transferul de căldură gaz-particule pentru a ajuta la topirea particulelor. Deoarece plasma poate atinge temperaturi mai mari de 12.000 °C, pulverizarea cu plasmă poate topi orice material cunoscut cu temperatură de topire ridicată și îl poate depune ca strat de acoperire.



a)



b)

Figura 8.13. Imagini în secțiune transversală a particulelor pulverizate cu Al_2O_3 – TiO_2 (a) HVOF și (b) pulverizate cu plasmă [12].

Pentru densificarea comparativă a acoperirilor cu Al_2O_3 – TiO_2, temperaturile particulelor ating peste 2400 K la viteze de 800 m/s în pulverizarea HVOF la 15-18 cm distanță de duză, în timp ce temperaturile la pulverizarea cu plasmă depășesc 10.000 K cu viteze mult mai mici. Prin urmare, acoperirea este foarte densă în HVOF, prezentat în Figura 8.13a, în comparație cu acoperirea cu pulverizare cu plasmă văzută în Figura 8.13b [12].

8.2.4.1. Pulverizarea cu plasmă atmosferică

În pulverizarea cu plasmă atmosferică, mediul de depunere este atmosfera. Pulverizarea cu plasmă atmosferică depune particule topite sau semi-topite folosind plasma; depunerea are loc similar cu cea a altor procese de pulverizare termică. Nu există un mediu special pentru eliminarea efectelor negative ale gazelor atmosferice. Gazele primare și secundare sunt singurele gaze de acoperire pentru depunere. O diagramă schematică a pulverizării cu plasmă atmosferică este prezentată în Figura 8.14.

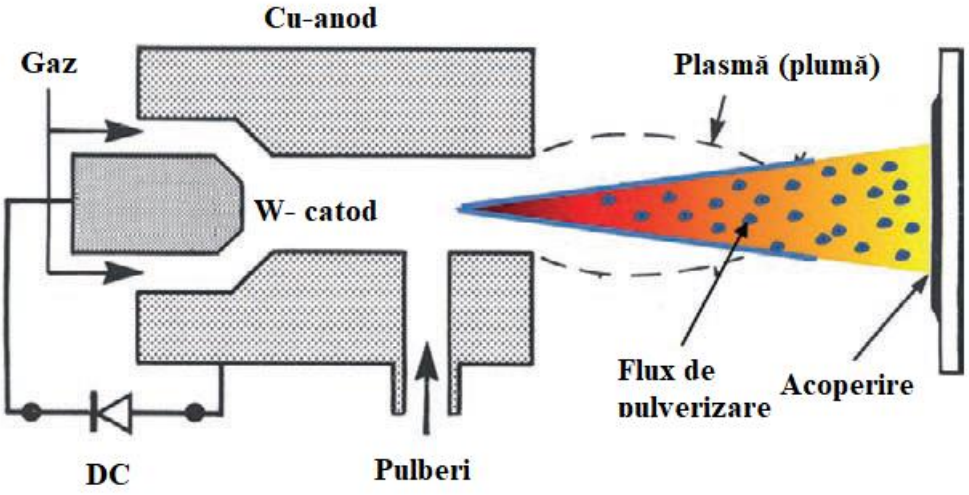


Figura 8.14. Reprezentarea schematică a procesului de pulverizare cu plasmă atmosferică.

Plasma are gradienți mari de temperatură: temperatura chiar la ieșirea din duză este mai mare de 15.000 K și scade rapid de la ieșirea din duză către substrat. De obicei, pulberile ceramice sunt introduse în această parte, mai fierbinte a flăcării, în timp ce materialele cu temperatură scăzută de topire sunt introduse mai departe. Materia primă, pulberile, are particule cuprinse între 10–40 μm în diametru pentru a permite topirea cu ușurința dar și facilitarea transportului lor. Particulele mai fine (<1-2 μm) sunt mai ușor de topit, dar nu pot rezista șocului arcului când ajung lângă substrat pentru a realiza un strat de acoperire și acestea sunt îndepărtate printr-o pulverizare excesivă. Pe de altă parte, particulele mai mari (> 150 μm) nu se topesc și

sunt reflectate înapoi fără a se depune pe substrat. Viteza particulelor este de obicei cuprinsă între 100-300 m/s. Pulverizarea cu plasmă este o tehnică de solidificare rapidă, unde vitezele de răcire sunt de obicei de ordinul a 10^6 K/s.

Avantaje:

1. Microstructura are granulație fină și se observă grăunți cu microstructură columnară submicronică.

2. Depunerile sunt destul de uniforme în compoziție de-a lungul grosimii.

3. Materialele clasificate funcțional (cu compoziție variabilă) pot fi depuse folosind procesul de pulverizare cu plasmă.

4. Se pot atinge viteze mari de depunere de până la 4 kg/h.

5. Acoperirile prin pulverizare cu plasmă sunt dense (> 90% densitate) și curate.

6. Procesele de pulverizare termică sunt extrem de versatile.

Dezavantaje:

1. Complexitatea procesării (fluctuația de putere, degradarea electrodului, fluiditatea pulberilor etc.) face dificilă repetarea depunerii chiar și cu aceiași parametri.

2. Costul echipamentului este ridicat.

8.2.4.2. Pulverizarea cu plasmă sub vid

Pulverizarea cu plasmă sub vid (VPS) este tehnica de procesare a plasmei (realizată în vid sau presiune scăzută) în care pulberile metalice sau ceramice (cu diametrul de 10-50 μm) sunt introduse într-un val de plasmă (~ 10.000 K), iar particulele topite sau semi-topite rezultate sunt accelerate pentru a avea un impact mai mare asupra substratului pentru a forma un strat de acoperire (Fig. 8.15).

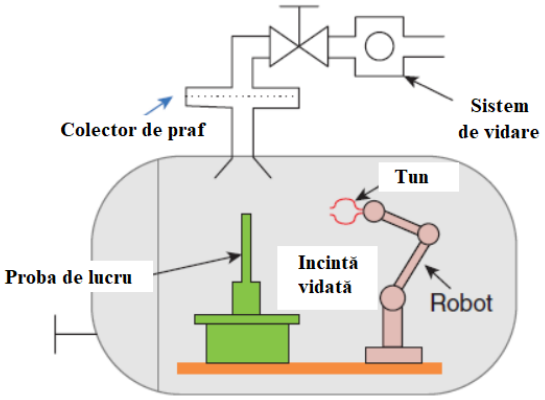


Figura 8.15 Schema sistemului de pulverizare cu plasmă în vid.

Camera de pulverizare este umplută cu gaz inert și menținută la presiune scăzută (± 100 mbar) în timpul pulverizării, ceea ce permite prelucrarea materialelor reactive fără oxidare. În plus, se depun acoperiri 100% dense datorită vitezei mari de impact și a plasmei mai lungi (datorită rezistenței neglijabile a aerului). Deoarece depunerea se face la presiuni scăzute (și este protejată de atmosferă), oxidarea acoperirilor este de obicei limitată [13].

Avantaje:

1. Plasma este mai lungă și mai fierbinte și, prin urmare, pot fi depuse acoperiri foarte dense. În plus, particulele netopite pot fi total absente.

2. Presiunile scăzute evită includerea oxizilor și pulverizarea materialelor sensibile la oxigen poate fi realizată cu ușurință.

Dezavantaje:

1. Întreaga prelucrare se face sub vid, astfel încât costurile sunt în mod automat foarte mari.

2. Dimensiunea piesei poate fi limitată datorită dimensiunii limitate a camerei de vid.

3. Procesul consumă mult timp, deoarece camera trebuie evacuată înainte de depunere.

O acoperire tipică TiC sintetizată utilizând VPS pe substrat de grafit este prezentată în Figura 8.16 [14]. Acoperirea realizată este foarte densă.

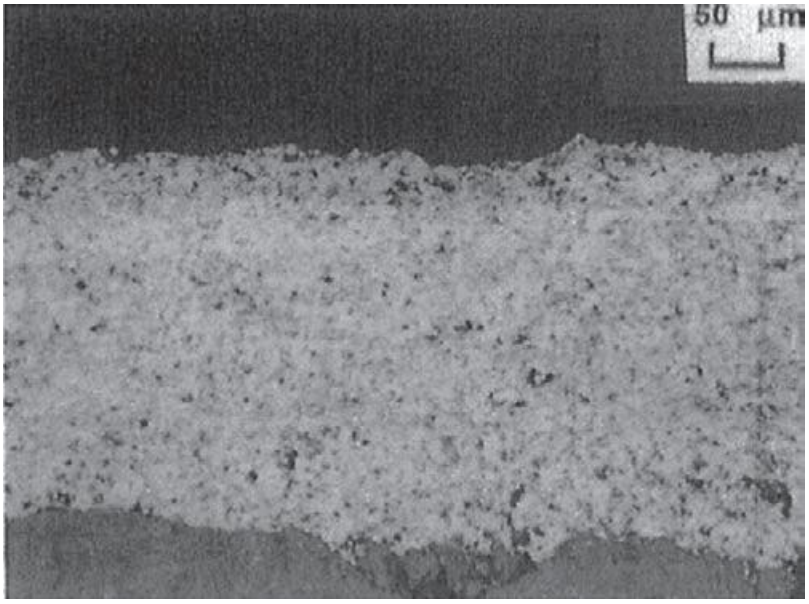


Figura 8.16 Pulverizarea cu plasmă sub vid a depus acoperirea TiC pe substratul de grafit [14].

8.3. FORMAREA ȘI DISTRIBUIREA MATERIALULUI PE SUPRAFAȚA SUBSTRATULUI

Materialul din care se alcătuiește stratul se formează inerent pe măsură ce picăturile topite sau semi-topite au impact asupra substratului. Formarea miezului și a marginii stratului, prezentată în Figura 8.17, depinde foarte mult de istoricul termic al particulelor în timpul transportării acestora în aer/incintă controlată etc., de cinetica pulverizării termice, de conductivitatea termică a substratului, de punctul de topire al particulei și de proprietățile termice sau de curgere a acestora.

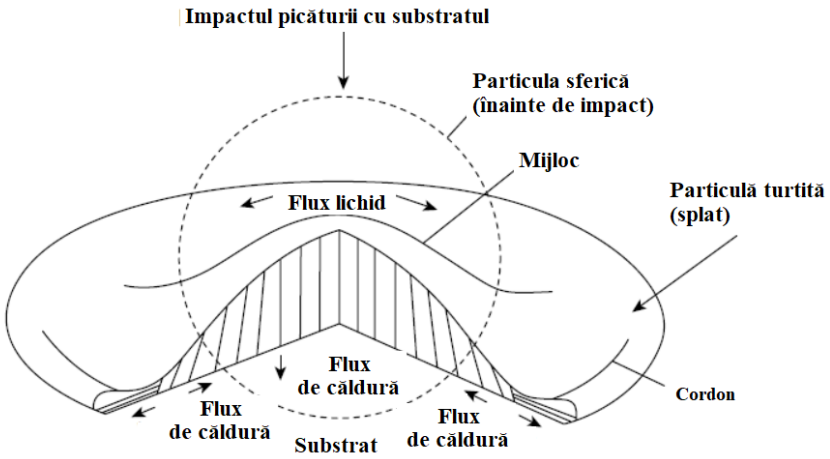


Figura 8.17. Se formează splat la impact cu substrat (modificat de la [15]).

Prin urmare, următorii parametri sunt de ajutor în distribuirea omogenă a stratului:

1. Temperatura mai mare a plasmei (plumei) de material. Temperatura mai ridicată a plumei conduce la supraîncălzirea particulelor de pulverizare și scade vâscozitatea materialului.

2. Timp mai lung de menținere a particulelor în zbor. Mai mult timp în zbor permite particulelor să atingă temperaturi mai ridicate.

3. Absența rezistenței la aer. Rezistența mai mică permite fluxul liber al materialului și evită transferul termic slab (care este altfel prezent în cazul aerului izolator) între plasmă și material.

4. Conductivitate termică scăzută a substratului. Răcirea bruscă a substratului înghețță picătura la contact; prin urmare, conductivitatea termică slabă a substratului va permite o mai mare răspândire a picăturii de solidificare.

5. Conductivitate termică mai mare a materialului pulverizat. Odată ce picătura se subțiază, începe să piardă căldură mai mult pe măsură ce suprafața sa crește. Dacă miezul

materialului poate continua să furnizeze căldură datorită conductivității termice mai mari a materialului, va avea loc o răspândire mai mare.

6. Impacturi succesive ale particulelor. Dacă se produce un impact succesiv al particulelor peste un strat solidificat, creșterea ulterioară a stratului va fi împiedicată, iar stratului îi va fi greu să se răspândească în continuare.

„Efectul de ciupercă” (îngroșarea miezului fără a se răspândi prea mult marginile) apare, de asemenea, atunci când rezistența mai mare a aerului nu permite ca picătura topită să se răspândească și picătura îngheață pe substrat. Răspândirea unei picături este mult mai mare în VPS comparativ cu pulverizarea cu plasmă cu aer (APS), datorită rezistenței sale scăzute la aer și a plasmei mai lungi și mai fierbinți. Răspândirea unei picături depinde și de viteza de răcire, deoarece aceasta decide timpul disponibil pentru răspândirea unei picături. În plus, vitezele de răcire și cele de solidificare sunt critice în evoluția microstructurii. Mărimile de grăunți foarte rafinați apar adesea în structurile pulverizate cu plasmă, deoarece vitezele de răcire depășesc $\sim 10^6$ K / s. Viteza de răcire (Q) pentru răcirea newtoniană (adică se formează și se solidifică un strat subțire de fluid stabil) este dată ca:

$$Q = h(T_t - T_s)/(\rho C_p s) \tag{8.1}$$

unde h este coeficientul de transfer de căldură ($W/m^2 \cdot K$), T_s este temperatura substratului, ρ este densitatea stratului, T_t este punctul de topire al stratului, C_p este capacitatea termică specifică a stratului (J/kg·K), și s este grosimea stratului (în metri). În mod corespunzător, viteza de solidificare (R) este dată ca:

$$R = h(T_t - T_s)/(\rho L_f) \tag{8.2}$$

unde L_f este căldura latentă de fuziune.

8.4. PARAMETRI PENTRU OBȚINEREA UNUI STRAT NETED

Formarea unui strat aproape neted (NNS) este capacitatea unei tehnici de procesare de a sintetiza componente tehnice gata de utilizat. Pulverizarea termică poate fi adaptată pentru a produce o componentă tehnică care poate fi pusă în funcțiune direct, cu o prelucrare finală minimă sau deloc. Prin urmare, NNS a câștigat popularitate, deoarece operațiunile de procesare

secundară pot fi evitate și timpul și costul de realizare pentru realizarea componentei pot scădea. Cu toate acestea, există anumite provocări asociate cu NNS:

1. Prelucrarea formelor negative. Prima provocare este aceea că trebuie creată o formă negativă, pe care trebuie să se depună acoperirea pentru a produce forma pozitivă. Prin urmare, este necesară prelucrarea asistată de computer pentru a dezvolta o matriță negativă pe care se poate face pulverizarea termică. Prin urmare, este introdus un pas suplimentar pentru a realiza o componentă NNS.

2. Selectarea materialului pentru matriță. Selecția matriței este critică, deoarece aceasta trebuie să fie ușor de prelucrat, ar trebui să poată supraviețui la o temperatură ridicată de pulverizare, nu ar trebui să reacționeze chimic cu materialul pulverizat și, în cele din urmă, ar trebui să fie separabilă de acoperire, în cazul în care acest lucru este necesar.

3. Tensiuni termice și contracție. Tensiunile termice trebuie să fie în limite, deoarece grosimea mai mare a acoperirii poate duce la fisurarea acoperirii. Aspectul contracției termice trebuie, de asemenea, să fie conceput pentru realizarea NNS. Pulverizarea la temperaturi ridicate poate produce un diametru interior mai mare al orificiului și caneluri de suprafață mai mici.

4. Îndepărtarea matriței. Dacă este necesară o componentă NNS, ar putea deveni necesară îndepărtarea substratului sau a matriței pe care s-a format acoperirea. Îndepărtarea matrițelor este una dintre cele mai mari provocări după ce s-a făcut pulverizarea termică pentru a obține o acoperire dorită. Există anumite metode prin care un dorn poate fi îndepărtat: dornul poate fi prelucrat; poate fi gravat chimic sau poate fi separat prin inducerea deliberată a tensiunilor termice și diferența de coeficient de dilatare termică între dorn și acoperire, care la un control atent poate conduce la îndepărtarea dornului.

8.5. CONCLUZII PARȚIALE

Procesele de pulverizare termică pot avea o varietate de caracteristici în ceea ce privește (1) temperatura și viteza atinsă, (2) procentajele de depunere pentru productivitate, (3) densificarea pentru o calitate mai bună, (4) aderența la substrat și (5) relativitatea costului prelucrării. O comparație a acestor parametri este prezentată în Tabelul 8.2.

Astfel, se poate observa că o multitudine de tehnici de pulverizare termică sunt disponibile pentru a depune acoperiri ceramice. În plus, structurile NNS pot fi, de asemenea, proiectate folosind metode de pulverizare termică. Tehnicile de depunere prin pulverizare

termică elimină cerința topirii ceramicii într-un recipient și, prin urmare, reduc și costul procesării materialelor ceramice.

Tabelul 8.2. Caracteristicile diferitelor procese de pulverizare termică

Parametri	Pulverizarea prin ardere	HVOF	Tun-D	Pulverizare cu arc	APS	VPS
Temperatura (°C)	3000	3000	4000	5000	>12000	>12000
Viteza particulelor (m/s)	40	800	800	100	200-400	300-600
Aderența (MPa)	8	>70	>70	12	60-80	>70
Conținut de oxizi (%)	10-15	1-5	1-5	10-20	2-3	ppm
Porozitatea (%)	10-15	1-2	1-2	10	2-3	<0.5
Viteze de depunere (kg/oră)	2-6	3-8	1	10-25	2-10	3-15
Costuri relative [a]	redus	moderat	ridicat	corect	mare	Foarte mare

[a] Cost: scăzut <corect <moderat <mare <foarte mare.

Complexitățile sunt introduse în procesarea materialelor ceramice de la materia primă (pulberi) prin puritatea pulberii, dimensiunea particulelor și distribuția, urmată de parametrul de pulverizare și interacțiunea picăturilor topite sau semi-topite cu substratul. De obicei, structurile lamelare sunt observate în straturile acoperite prin pulverizare termică, densificarea diferind de gradul de încălzire (temperatură), deformare (viteză) și mediu. În plus, proprietățile substratului, condițiile de preîncălzire sau postîncălzire, distanța de depunere, debitul gazelor purtătoare și alți parametri afectează, de asemenea, microstructura dezvoltată în cele din urmă.

BIBLIOGRAFIE

[1] H. Herman and S. Sampath, *Thermal spray coatings, in Metallurgical and Ceramic Protective Coatings*, K. H. Stern (Ed.). Chapman & Hall, London, 1996, 261–289.

[2] P. Fauchais, A. Vardelle and B. Dussoubs, *Quo vadis thermal spraying*? J. Therm. Spray Tech. 10(1) (2001), 44–66.

[3] H. Oguchi, K. Ishikawa, S. Ojima, Y. Hirayama, K. Seto and G. Eguchi, *Evaluation of high-velocity flame spraying technique for hydroxyapatite*, Biomaterials 13(7) (1992), 471–477.

[4] P.S. Babu, B. Basu and G. Sundararajan, *Processing-structure-property correlation and decarburization phenomenon in detonation sprayed WC-12Co coatings*, Acta Mater. 56(18) (2008), 5012–5026.

[5] P.S. Babu, B. Basu and G. Sundararajan, *Abrasive wear behavior of detonation sprayed WC–12Co coatings: Influence of decarburization and abrasive characteristics*, Wear 268 (2010), 1387–1399.

[6] E. Kadyrov and V. Kadyrov, *Gas dynamical parameters of detonation powder spraying*, J. Therm. Spray Tech. 4(3) (1995), 280–286.

[7] E. Kadyrov, *Gas-particle interaction in detonation spraying systems*, J. Therm. Spray Tech. 5(2) (1996), 185–195.

[8] J.J. Fang, Z.X. Li and Y.W. Shi, *Microstructure and properties of TiB2-containing coatings prepared by arc spraying*, Appl. Surf. Sci. 254 (2008), 3849–3858.

[9] M. Yandouzi, E. Sansoucy, L. Ajdelsztajn and B. Jodoin, *WC-based cermet coatings produced by cold gas dynamic and pulsed gas dynamic spraying processes*, Surf. Coat. Tech. 202 (2007), 382–390.

[10] K. Balani, R. Anderson, T. Laha, M. Andara, J. Tercero, E. Crumpler and A. *Agarwal, Plasma-sprayed carbon nanotube reinforced hydroxyapatite coatings and their interaction with human osteoblasts in vitro*, Biomaterials 28 (2007), 618–624.

[11] K. Balani, S. R. Bakshi, D. Lahiri and A. Agarwal, *Grain growth behavior of aluminum oxide reinforced with carbon nanotube during plasma spraying and postspray consolidation*, Int. J. Appl. Ceram. Tech. 7(6) (2010), 846–855.

[12] Y. Liu, T.E. Fischer and A. Dent, *Comparison of HVOF and plasma-sprayed alumina/titania coatings—Microstructure, mechanical properties and abrasion behavior*, Surf. Coat. Tech. 167 (2003), 68–76.

[13] K. Balani, G. Gonzalez and A. Agarwal, *Synthesis, microstructural characterization, and mechanical property evaluation of vacuum plasma sprayed tantalum carbide*, J. Am. Ceram. Soc. 89(4) (2006), 1419–1425.
[14] D.J. Varacalle Jr., L.B. Lundberg, H. Herman and G. Bancke, *Titanium carbide coatings fabricated by the vacuum plasma spraying process*, Surf. Coat. Tech. 86–87 (1996), 70–74.
[15] S. Sampath and H. Herman, *Rapid solidification and microstructure development during plasma spray deposition*, J. Therm. Spray Technol. 5(4) (1996), 445–456.

CAPITOLUL 9.
ACOPERIRI ȘI PROTECȚII A MATERIALELOR CERAMICE STRUCTURALE

Acoperirile contribuie ca una dintre măsurile importante pentru a oferi rezistență la suprafață (la uzură, coroziune, oxidare, eroziune), izolație (termică, electrică), citocompatibilitate (bioactivă, bioinertă), estetică, defecțiune (fractură, oboseală) și așa mai departe, după cum este rezumat în Figura 9.1. Prin urmare, pentru a proteja materialul de bază de contactul direct al suprafeței cu mediul, cea mai bună alternativă este acoperirea acestuia cu un material superior pentru a face față mediului dur.

9.1. ACOPERIRI

Din contextul pulverizării termice ca tehnică primară a acoperirilor comerciale de suprafață, pulverizarea termică a fost practicată încă de la începutul anilor 1900, când flacăra a fost utilizată ca sursă de căldură pentru topirea materialului. [1] De la dezvoltarea pistolului de pulverizare cu plasmă de către Thermal Dynamic Corp. în 1957, pulverizarea cu plasmă s-a stabilit în depunerea acoperirilor ceramice groase (> 50μm). Pulverizarea cu oxi-combustibil de mare viteză (HVOF), pulverizarea cu plasmă în vid (VPS), pulverizarea cu detonare (D-gun) și pulverizarea la rece sunt alte procese din familia pulverizării termice. HVOF utilizează gaz purtător de mare viteză (3-5 Mach) și folosește combustia ca sursă de energie termică. Depunerea acoperirilor în pulverizarea HVOF și D-gun este realizată prin deformare plastică cu asistență secundară din energie termică. Prin urmare, se observă, de obicei, că microstructura are o porozitate minimă (și o densitate ridicată) în acoperirile pulverizate HVOF și D-gun. Pulverizarea cu plasmă utilizează energia termică ca sursă primară de căldură pentru a topi pulberile și a depune acoperiri consolidate.

Pulverizarea termică a evoluat ca un instrument de procesare eficient pentru a sintetiza acoperirile ceramice cu proprietăți îmbunătățite, cum ar fi rezistența la rupere, rezistența la fisuri de indentare, rezistența la spalare împotriva unui test de îndoire și cupă, rezistența la aderență, rezistența la uzură la abraziv și rezistența la uzură la alunecare. [11] Tabelul 9.1 prezintă o listă de ceramica produsă prin procedee de pulverizare termică. Procesele convenționale de pulverizare termică, cum ar fi pulverizarea cu arc de sârmă și pulverizarea cu oxi-combustibil cu flacără, nu sunt luate în considerare aici, dar aceste câteva exemple specifice

oferă cititorului o idee despre popularitatea aplicațiilor de acoperire în mediul academic, cercetare și industrie.

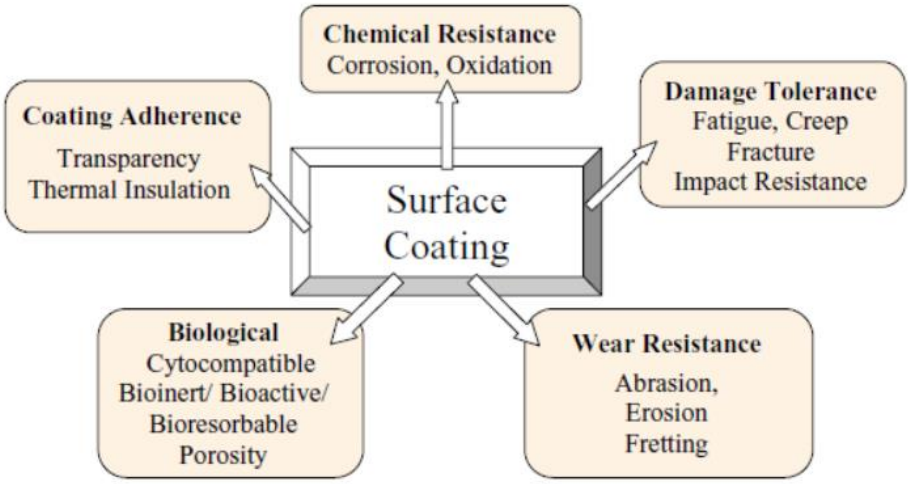


Figura 9.1. Rolul acoperirilor de suprafață în redarea protecției suprafeței.

Tabelul 9.1. Fabricarea straturilor ceramice prin pulverizare termică

STRATURILE CERAMICE	METODA DE PULVERIZARE TERMICĂ	REFERINȚE BIBLIOGRAFICE
Non-oxidice		
$MoSi_2$–Si_3N_4	VPS	12
TiC–Ni	HVOF	13
TaC	VPS	14
SiC/ZrB2	APS	15
W	VPS	16
Oxidice		
Al_2O_3	APS	17
Al_2O_3/SiC	HVOF, APS	18
Mo-MoO_2	APS	19
ZrO_2-Al_2O_3	APS	20
Al_2O_3-TiO_2	APS	21
TiO_2	HVOF, VPS	22-25
ZrO_2	APS	26
Al_2O_3-Ni	HVOF	27
Hap-ZrO2	HVOF	28
Hap-CNT	APS	29
HAp	VPS, tun-D	30

VPS, pulverizare cu plasmă în vid; APS, plasmă aer / atmosferică pulverizare; HVOF, oxi-combustibil de mare viteză; D-gun, detonation-gun.

Pulverizarea cu plasmă a fost utilizată de mai mulți cercetători pentru a sintetiza acoperiri ceramice nanocristaline. [2,31,32] Cu cerințe stricte de material, nanocompozite ceramice (cum ar fi WC – Co, Mo – Si – B, hidroxiapatit [HAp], FeAl, Y_2O_3–ZrO_2, ZrO_2–

Al_2O_3, Al_2O_3– TiO_2) au fost pulverizate cu plasmă pentru a îmbunătăți frecarea, uzura, biocompatibilitatea, rezistența la oxidare și așa mai departe [8,17,31,33-39]. Acoperirile nanostructurate oferă, de asemenea, o soluție pentru îmbunătățirea rezistenței la rupere a ceramicii. Rafinarea mărimii cerealelor asigură rezistența necesară și rezistența îmbunătățită datorită relației Hall-Petch [40,41].

9.2. ACOPERIRI DE PROTECȚIE

9.2.1. Aplicații biologice

Sunt necesare biomateriale bune care pot interacționa cu mediul biologic și pot ajuta la buna funcționare a corpului pentru a oferi un stil de viață mai bun. Acestea includ stenturi pentru valvele cardiace, lentile oculare, implanturi osoase și dentare și schele structurale de susținere, printre altele. Având în vedere exemplul de implanturi osoase, adesea se aplică un ciment osos peste implantul metalic pentru a-l uni cu osul înconjurător in vivo, așa cum se arată în Figura 9.2.

Dar acest ciment osos se degradează cu timpul și permite slăbirea implantului corporal. În consecință, întregul implant se relaxează și necesită o intervenție chirurgicală suplimentară pentru a remedia această problemă. În plus, durata de viață a implanturilor este adesea de aproximativ 10-15 ani, astfel încât un pacient tânăr ar necesita astfel de operații de două ori sau de trei ori în timpul vieții. Prin urmare, situația necesită utilizarea unor materiale mai bune și a unor acoperiri mai bune - cele care pot avea o viață de aproape 40 de ani.

Prima strategie este ca implantul să fie capabil să preia sarcinile și impacturile întâlnite de obicei în viața de zi cu zi. Metalele și aliajele (de exemplu, Ti – 6Al – 4V) servesc drept cei mai buni candidați. Dar slaba lor compatibilitate cu corpul provoacă iritații; uneori, eliberarea ionilor metalici poate fi, de asemenea, toxică. Prin urmare, suprafața implantului are nevoie de o acoperire. Deoarece știm că cimentul osos nu este capabil să servească scopului, este necesară o acoperire critică pentru a lega implantul de os.

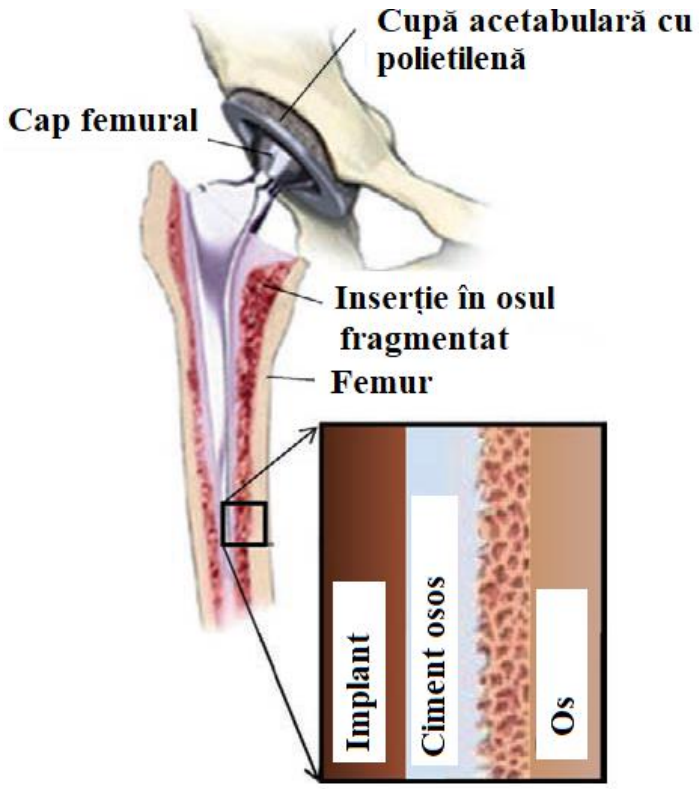


Figura 9.2. Incorporarea cimentului osos pentru a uni un implant cu os natural. Adaptat de la: http://www.zimmerindia.com/z/ctl/op/global/action/1/id/368/template/PC/prcat/P2/prod/y.

Deci, ideea este de a crea un strat biocompatibil care să poată fi depus pe materialul implantului; suprafața stratului de acoperire trebuie să aibă următoarele calități:

1. Chimic similar. Astfel încât corpul să nu diferențieze suprafața ca material străin și să ofere un răspuns ostil. Diferența în natura chimică inițiază un răspuns al corpului străin în corp.

2. Bioactiv. Pentru a permite creșterea osoasă pe suprafața sa și să acționeze ca suprafață pe care celulele osoase se pot nuclea. Acest aspect întărește și mai mult integritatea dintre implant și țesuturile înconjurătoare.

3. Porozitate. Astfel, celulele osoase se pot ancora pe suprafața de acoperire și pot forma o legătură puternică. Acest lucru va face implantul o parte inerentă a osului nou format și nu se va relaxa cu timpul.

4. Permeabilitate. Pentru a permite nutrienților să ajungă la celulele osoase nou formate, astfel încât acestea să supraviețuiască și să nu dispară în procesul de creștere osoasă.

5. Inert din punct de vedere chimic. Pentru a rezista mediului coroziv al corpului. Prin urmare, materialul nu trebuie să se degradeze necontrolat în mediul in vivo.

6. Rezistent la uzură. Pentru a prelungi durata de viață a implantului. În plus, acoperirea nu trebuie să se degradeze mecanic și nu trebuie să înceapă să elibereze resturi în sânge.

În ceea ce privește considerațiile de mai sus, HAp a apărut ca un material ideal datorită compoziției sale chimice similare cu cea a osului și a dentinei minerale (raport Ca / P de 1,67). Metoda convențională de depunere a HAp pe o suprafață a implantului a fost pulverizarea cu plasmă, deoarece procesul are un randament ridicat și poate asigura porozitatea structurală necesară pentru o astfel de aplicație.

9.3. DUZE CU APLICAȚII LA RACHETE

Cerințele stricte ale aplicațiilor aerospațiale necesită materiale din ce în ce mai bune pentru a permite o utilizare optimă a combustibilului, obținerea unei sarcini utile maxime și oferirea unei forțe maxime a aeronavei. Prin urmare, combustibilul trebuie să fie ars cu eficiență maximă și la cea mai mare rată. Particulele gazelor de propulsie din motorul rachetei asigură o astfel de forță prin oxidare (Fig. 9.3). Cu toate acestea, temperaturile gazului de ieșire depășesc 2000 ° C, cu viteze care ajung la 2-3 Mach. Această clasă de materiale care necesită rezistență la temperaturi mai mari de 1800-2000 °C se numește ceramică pentru temperatură ultra-înaltă (UHTC).

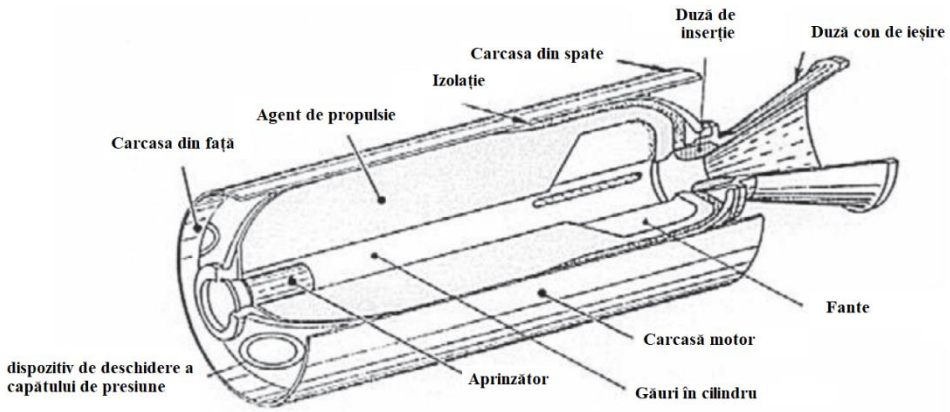


Figura 9.3. O vedere în secțiune a unui motor de rachetă cu combustibil solid cu duză de ieșire conică. [42]

Aceste materiale acționează ca protectori de suprafață pentru materialul de bază subiacent în ceea ce privește coroziunea, oxidarea, uzura, eroziunea, expunerea la temperaturi ridicate etc. Prin urmare, sunt necesare inserții de duze de ieșire pentru a proteja conul duzei de

ieșire de căldură excesivă și eroziune la temperaturi ridicate. Expunerea la temperaturi ridicate duce, de asemenea, la unele probleme grave:

1. Oxidarea ușoară a materialului în atmosferă deschisă
2. Material care se confruntă cu fluide și își pierde rezistența la temperaturi ridicate
3. Material care suferă transformări de fază și perturbarea integrității structurale
4. Expansiunea termică și extinderea
5. Daune cauzate de gazele de ieșire cu viteză mare
6. Deteriorarea materialului de bază prin neasigurarea izolației termice

Prin urmare, selectarea materialului ar trebui să apară din posesia materialului de calitățile dorite:

(1) cel mai înalt punct de topire pentru rezistența la fluare,

(2) rezistența la temperaturi ridicate pentru stabilitate,

(3) duritatea la temperaturi ridicate pentru a rezista la uzura la temperaturi ridicate,

(4)) lipsa transformării fazelor pentru integritate structurală,

(5) nepotrivire minimă a coeficientului de dilatare termică cu materialul de bază pentru reducerea tensiunilor interfațiale,

(6) conductivitate termică scăzută pentru a oferi izolație materialului de dedesubt,

(7) rezistență la oxidare și

(8) rezistența la șoc termic.

O condiție suplimentară impusă acestor materiale este densitatea redusă. În general, materialele cu temperatură de topire ridicată au densități foarte mari (cum ar fi W, 3683 K, 19,25 g/cm^3 și Re, 3453K, 21,04g/cm^3). Cu toate acestea, avantajele carburilor ceramice sunt densitatea comparativ mai mică și punctele de topire chiar mai mari decât elementele de bază sau oxizii lor compatrioți. O schemă comparativă a densităților și a punctelor de topire a diferitelor ceramice la temperatură înaltă este furnizată în Figura 9.4.

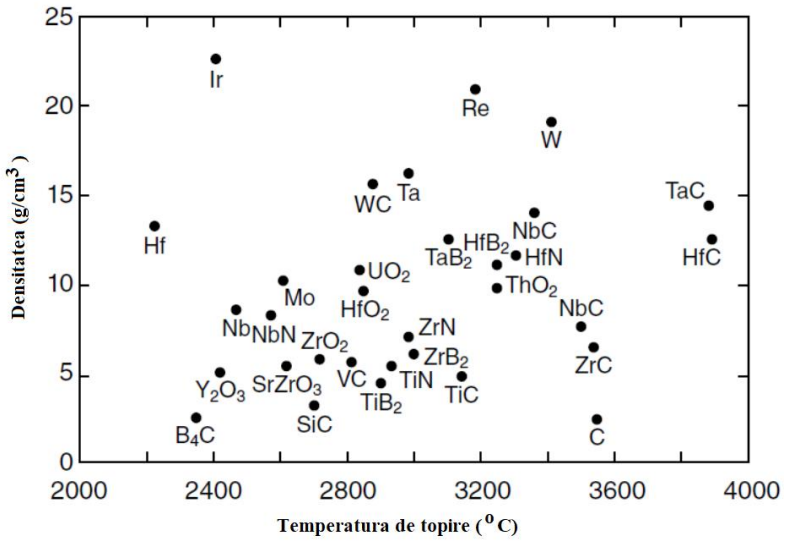


Figura 9.4. Puncte de topire și densitate a diferitelor materiale cu temperatură foarte înaltă

Câteva materiale candidate sunt W, Re, SiC, ZrO2, TaB2, HfB2, ThO2, WC, C, ZrC, TiB2, TiN, HfC și TaC. Problema de bază a elementelor este rezistența lor scăzută la oxidare. Prin urmare, stabilitatea lor este o problemă în condiții oxidative. În consecință, oxizii sunt foarte fragili și au un comportament slab sub șoc termic. Borurile se confruntă cu problema oxidării la B_2O_3, care se topește la ± 500 °C și se evaporă la ± 1500 °C, rezultând astfel pierderea rapidă a rezistenței și stabilității. Nitrurile sunt, de asemenea, foarte fragile. Prin urmare, carburile apar ca materiale potențiale pentru aplicații la temperaturi ultra-ridicate ale inserțiilor de duze datorită punctelor lor de topire ridicate și densităților mai mici.

9.4. ACOPERIRI CU MATERIALE CERAMICE PENTRU BARIERE TERMICE

Acoperirile cu barieră termică (TBC), așa cum sugerează și numele, oferă protecție materialelor împotriva expunerii la temperaturi ridicate. Deoarece funcționarea la temperaturi mai ridicate crește eficiența de conversie a energiei unui sistem, aplicațiile inginerești preferă conversia energiei într-un mediu extrem de eficient. Cu toate acestea, pe măsură ce temperatura de funcționare crește, proprietățile materialului se degradează, iar materialul își pierde rezistența și nu mai poate suporta sisteme de conversie de înaltă eficiență. Prin urmare, un material TBC este dat materialului (cum ar fi superaliajul într-o pală de turbină), care restricționează expunerea termică a materialului de bază. Acum baza superaliajului nu vede temperatura de funcționare ridicată și are temperaturi de lucru mult mai scăzute

(> 200–300 °C) decât cea a mediului imediat și, astfel, își păstrează puterea. În plus, superaliajul este protejat de alte aspecte, cum ar fi (1) oxidarea din mediu, (2) coroziunea din fluidul care curge și gazele și (3) uzura din fluidul de mare viteză care conține murdărie.

TBC-urile utilizează adesea depunere de zirconiu stabilizat prin yttria (YSZ) pe suprafața lor datorită următoarelor calități ale materialelor YSZ:

1. Punct de topire ridicat
2. Densitate mai mică
3. Coeficient de conductivitate termică mai mic
4. Coeficient similar de expansiune termică
5. Bună rezistență la coroziune și oxidare
6. Rezistență bună la uzură

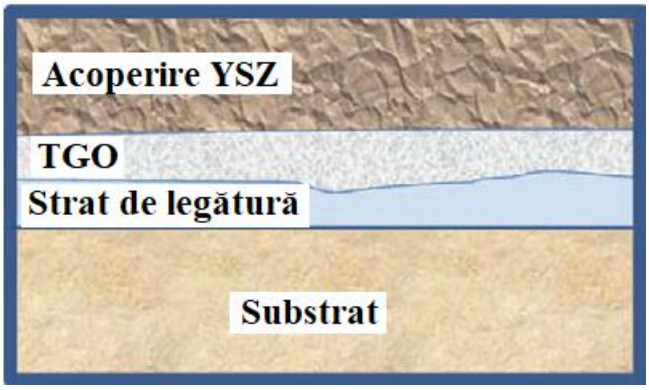


Figura 9.5. Schema acoperirilor cu materiale utilizate ca barieră termică.

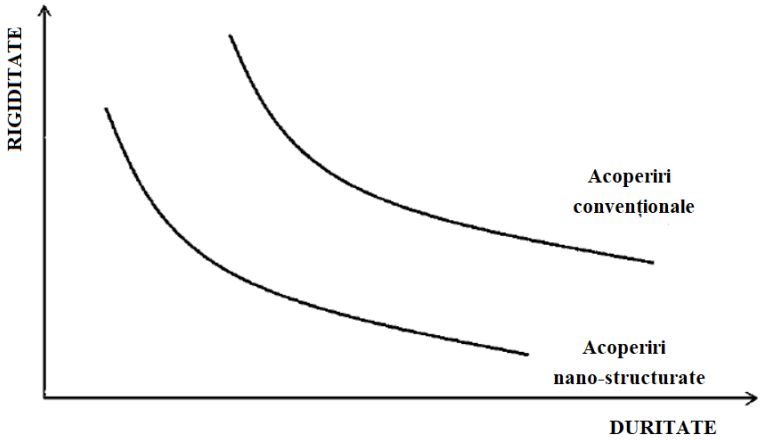


Figura 9.6. Diagrama comparativă de durificare cu nano-acoperiri în funcție de acoperirile convenționale.

De obicei, TBC este format din patru straturi: (1) substratul metalic, (2) un strat de legătură metalică, (3) un oxid crescut termic (TGO) și (4) un strat de acoperire din ceramică, de

obicei din YSZ, așa cum se arată în figura 9.5. Incorporarea dimensiunilor particulelor nano-YSZ poate avea un efect valoros asupra rezistenței la fractură (Fig. 9.6). Materialul ceramic YSZ nanostructurat permite eliminarea fisurilor, deoarece energia de propagare a fisurilor poate fi eliberată în regiunile nanocluster sinterizate în stare solidă.

9.5. REZISTENȚA LA UZURĂ

Orice structură mecanică în contact cu o suprafață de împerechere suferă uzură. Materialul mai dur mușcă în material mai moale și creează pierderi de volum, ducând la instabilitatea structurii. Ceramica este adesea foarte dură; prin urmare, prevenirea abraziunii suprafețelor ceramice este una dintre fațetele principale în îmbunătățirea protecției structurale.

Complexitatea ridicată a abraziunii este asociată cu următoarele:

1. Interacțiunea cu suprafața de împerechere
2. Rugozitatea suprafeței
3. Tipul și natura încărcării
4. Ungere disponibilă
5. Proprietățile materialului și geometria suprafețelor

Trebuie remarcat faptul că mecanismele de pierdere a materialului sunt definite la nanoscale și microscale, care ulterior se acumulează ca macrowear al componentei în vrac. În plus, anumite mecanisme de pierdere prevalente la scări de lungime mică se combină cu mecanisme de contrast la scări mari și duc la deteriorarea generală a materialului în vrac. Pe de o parte, scalele de lungime mică implică interacțiuni prin asperitate simplă sau câteva contacte; pe de altă parte, macrowear implică contacte de asperitate multiple. În consecință, devine esențial să se reducă distanța dintre diferite scale de lungime atunci când se estimează uzura. Un model de uzură pe scară largă a fost dezvoltat de Balani și colab. Unde proprietățile în vrac, cum ar fi duritatea (H) și rezistența la rupere (K), pot fi corelate cu volumul macrowear; în consecință, poate fi estimată presiunea critică necesară pentru a declanșa o fisură în timpul uzurii.44 Volumul Macrowear (Wv) care rezultă din abraziune cu presiunea aplicată (p) și duritatea corespunzătoare pot fi utilizate pentru a evalua constanta de uzură (k) ca 45:

$$k = \frac{W_v H}{p} \tag{9.1}$$

Constanta k poate fi calculată prin ajustarea sarcinii aplicate în vrac, impresionată de un știft de abrazare, la pierderea de volum de uzură rezultată. Valoarea lui k reprezintă dependența presiunii aplicate în pierderea de uzură rezistată de duritatea inerentă a materialului. Dependența K și H la macroscală cu Wv poate fi descrisă în continuare printr-o ecuație modificată, din care exponentul de rezistență la fractură (a) poate fi calculat ca 46:

$$a = \frac{-ln(W_v + H^b)}{\ln K} \tag{9.2}$$

unde b ~1.5 pentru ceramică. [47] În consecință, exponentul de rezistență la fractură a, determinat din pierderea volumului de uzură poate fi montat parametric pentru a se potrivi dependenței menționate anterior în ecuația 9.2. Mai târziu, rezistența la rupere (K) poate fi cuplată cu fricțiunea (f) care apare la asperitate locală pentru a scala o presiune critică de contact (Pcr), care inițiază crăparea în acoperire în timpul machetei sau nano-uzurii. Corelația presiunii de contact cu proprietățile materialului calculate anterior (k și a) este apoi prezentată ca [48]:

$$P_{cr} = \frac{4.5}{1 + 10f} \frac{\left(k\, p\, W_p^{-\frac{b+1}{b}}\right)^{\frac{b}{a}}}{\sqrt{\pi a_0}} \tag{9.3}$$

unde a0 a fost luat ca dimensiune a resturilor uzate. În funcție de rezistența la fractură (K, macroproprietatea), duritatea (H, macroproprietatea) și coeficientul de frecare, f (nanoproprietatea) și inserarea parametrilor calculați (k și a) din ecuațiile 9.1 și 9.2, presiunea critică (Pcr) că inițiază crăparea poate fi calculată. În consecință, o analogie similară poate fi trasă cu privire la conceperea unei hărți a mecanismelor de întărire (în termeni de E și H) la nivel multi-scară.

9.6. PROTECȚIA CERAMICĂ CONTRA COROZIUNII

Coroziunea este una dintre cele mai frecvente modalități prin care metalele și aliajele se degradează. Dar materialele ceramice, fiind forma stabilă a elementelor (cum ar fi oxidul, carbura, nitrura, borura), formează o fază stabilă cu energie scăzută. Plăcile ceramice sunt adesea utilizate ca mese de lucru pentru a rezista la deteriorarea cauzată de scurgerile chimice pe o suprafață. Sunt rezistente și la coroziune la temperaturi ridicate. Temperatura joacă un rol

critic în controlul vitezei de reacție și se observă că fiecare creștere a temperaturii de 10 ° C dublează cinetica unei reacții chimice controlate prin difuzie.

În consecință, prezența parametrilor secundari (cum ar fi umiditatea, mediul salin sau cuplarea galvanică) poate modifica din nou comportamentul de coroziune al materialelor de bază. Cu toate acestea, rezistența ceramicii apare din natura lor neconductivă electrică, care nu permite formarea unei celule galvanice complete. Literatura conține o mulțime de date despre rezistența acidă a ceramicii, în timp ce datele privind rezistența ceramicii în medii alcaline sunt limitate. Pierderea în greutate a Al2O3 și a SiC în diferite medii acide și alcaline este prevăzută în Tabelul 9.2.

Tabelul 9.2. Pierderea în greutate a ceramicii Al_2O_3 și SiC în diverse medii acide și alcaline [49]

Reactant	Conținut de masa (%)	Temperatura tratamentului (°C)	Pierderea de greutate (mg/(cm^3 an))		
			SiC recristalizată	SiC (12%wt Si)	Alumină sinterizată (99%wt Al_2O_3)
H_2SO_4	98	100	1,8	55	65
HNO_3	70	100	<0.2	0,5	7
H_3PO_4	85	100	<0.2	8,8	<1000
HCl	25	70	<0.2	0,9	72
HF	53	25	<0.2	7,9	20
HF+HNO_3	10+57	25	<0.2	<1000	16
NaOH	50	100	2,5	<1000	75
KOH	45	100	<0.2	<1000	6

Adesea, măsurarea pierderii în greutate de către diferiți cercetători se bazează pe substanțele chimice disponibile (de puritate și concentrație diferite). În al doilea rând, diferite metode de măsurare și condiții de mediu diferite adaugă la complexitatea măsurării pierderii în greutate 48. Rezistența chimică a diferitelor alte ceramice este prezentată în Tabelul 9.3.

Tabelul 9.3. Rezistența chimică a diferitelor materiale ceramice [48]

Material	Standard de referință	Pierderea de masă, %	
		Rezistență la acid	Rezistență la baze
Corundum topit electric	TU 3988-064-00224450-94	99,79	99,99
Periclaz topit electric	TU 14-8-448-83	52,87	97,55
Mulit topit electric	TU 14-8-450-83	98,53	98,23
Zirconia topit electric	TU 48-4-489-87	83,54	99,99

Cuartz topit (99,9%SiO2)	TU-14-8-487-85	99,27	82,27
Carbură de Si	GOST 3647-80	99,99	98,62

În mod ideal, punctul de topire mai ridicat al ceramicii face o difuzie ionică scăzută. Compoziția chimică a ceramicii este foarte stabilă, iar condițiile corozive sunt bine suportate de ceramică. Rezistența chimică a ceramicii permite utilizarea lor în pardoseli chimice, cuțite de tăiere chimice, implanturi corporale rezistente la medii ostile (cum ar fi HAp, Al_2O_3, ZrO_2) și TBC. Acest lucru le permite să fie în contact cu mediile agresive și să supraviețuiască expunerii pe perioade prelungite, fără a fi deteriorate.

9.7. MATERIALE CERAMICE OPTIC TRANSPARENTE

Ceramica transparentă se încadrează în clasa aplicațiilor avansate pentru crearea de panouri și lentile fără zgârieturi pentru telescoape, armuri și alte materiale rezistente la impact, dispozitive optice rezistente la uzură, ferestre cu izolație termică la temperaturi ridicate pentru cuptoare etc. Modulul elastic ridicat, rezistența și rezistența ridicată la uzură pot rezista la impacturi și daune mari. Transmitanța lor poate fi utilizată în dezvoltarea de lasere, scintilatoare, ochelari, izolații, imagistică medicală și așa mai departe. Răspândirea luminii prin caracteristici microstructurale (cum ar fi porozitatea și limitele grăunților) limitează traversarea luminii prin materiale. Lumina este împrăștiată atunci când întâlnește un obstacol a cărui dimensiune este similară cu lungimea de undă a luminii. Pentru vizibil, lumina (lungimi de undă de 400–700 nm), caracteristicile submicronice apărute la locurile de porozitate și limitele grăunților împrăștiază incoerent lumina fie la interfețe, fie la suprafețe de porozitate deschise.

Cristalitele fine dintr-o ceramică policristalină nu permit împrăștierea coerentă; astfel lumina nu iese coerent și este absorbită prin pierderi de dispersie inelastice. Cu toate acestea, atunci când aceste caracteristici sunt reduse la niveluri mult sub dimensiunea de 100 nm, împrăștierea luminii nu are loc deoarece lumina nu mai poate întâlni aceste caracteristici ca obstacole, rezultând o ceramică transparentă.

9.8. VESELĂ ȘI SCULTURĂ CERAMICĂ

Ceramica a fost folosită mult timp în istoria antică pentru fabricarea olăritului. Natura lor chimică inertă și întreținerea fără griji au atras oamenii să le arhiveze ca vaze, plăci, figuri, sculpturi și așa mai departe, originea lor datând din 30.000 î.Hr. Ceramica chineză a căpătat

importanță încă din anul 400 d.Hr., iar frumoase sculpturi ceramice sunt observate și în istoria modernă europeană (din 1700 d.Hr.). Acestea includ diverse culori obținute pe suprafața ceramicii prin aplicarea de pelicule subțiri de interferență sau diferite straturi compoziționale, care oferă culori diferite suprafeței. Astfel, aceste suprafețe pot rămâne mii de ani fără oxidarea suprafeței și își pot păstra calitatea.

În rezumat, acoperirile ceramice sunt utilizate pe scară largă, în principal pentru rezistența la oxidare la temperatură înaltă, coroziune și uzură și pentru toleranță la deteriorare. Mai mult, acoperirile ceramice sunt de asemenea utilizate pentru o durată de viață îmbunătățită a componentelor datorită durității superioare și rezistenței la uzură în comparație cu metalele și polimerii. Acoperirile biologice au devenit, de asemenea, utilizate pe scară largă într-o varietate de aplicații, iar apariția unor aplicații mai noi pentru materiale optice, dielectrice, estetice, de izolare și așa mai departe a îmbunătățit și utilizarea materialelor ceramice.

Cheia utilizării acoperirilor ceramice este expunerea suprafeței unui component la condiții extreme, în timp ce structura subterană se bucură de condiții de lucru. Astfel, acoperirile ceramice sporesc valoarea și durata de viață a componentelor structurale, păstrând în același timp funcționalitatea întregului sistem.

BIBLIOGRAFIE

[1] P. Fauchais, A. Vardelle and B. Dussoubs. *Quo vadis thermal spraying?* J. Therm. Spray Technol. 10(1) (2001), 44–66.

[2] L.L. Shaw, D. Goberman, R. Ren, M. Gell, S. Jiang, Y. Wang, T. D. Xiao and P.R. Strutt. *The dependency of microstructure and properties of nanostructured coatings on plasma spray conditions,* Surf. Coat. Technol. 130 (2000), 1–8.

[3] E.H. Jordan, M. Gell, Y. H. Sohn, D. Goberman, L. Shaw, S. Jiang, M. Wang, T.D. Xiao, Y. Wang and P. Strutt, *Fabrication and evaluation of plasma sprayed nanostructured alumina-titania coatings with superior properties,* Mater. Sci. Eng. A 301 (2001), 80–89.

[4] L.T. Kabacoff, *Nanoceramic coatings exhibit much higher toughness and wear resistance than conventional coatings,* AMPTIAC Newsl. 6 (2002), 37–42.

5 H. Chen and C.X. Ding. Nanostructured zirconia coating prepared by atmospheric plasma spraying. Surf. Coat. Technol. 150 (2002), 31–36.

[6] A. Kulkarni, Z. Wang, T. Nakamura, S. Sampath, A. Goland, H. Herman, J. ALlen, J. Ilavsky, G. Long, J. Frahm and R.W. Steinbrech, *Comprehensive microstructural characterization and predictive property modeling of plasma sprayed zirconia coatings,* Acta Mater. 51 (2003), 2457–2475.

[7] J. Gang, J.P. Morniroli and T. Grosdidier, *Nanostructures in thermal spray coatings,* Scr. Mater. 48 (2003), 1599–1604.

[8] Y.C. Zhu, K. Yukimura, C.X. Ding and P.Y. Zhang, *Tribological properties of nanostructured and conventional WC-Co coatings deposited by plasma spraying,* Thin Solid Films 388 (2001), 277–282.

[9] J. He, M. Lee, J.M. Schoenung, D.H. Shin and E.J. Lavernia, *Thermal stability of nanostructured Cr3C2-NiCr coatings,* J. Therm. Spray Technol. 10(2) (2001), 293–300.

[10] J. Karthikeyan, C.C. Berndt, J. Tikkanen, J.Y. Wang, A.H. King and H. Herman. *Nanomaterial powders and deposits prepared by flame spray processing of liquid precursors,* Nanostruct. Mater. 8(1) (1997), 61–74.

[11] A. Jadhav, N.P. Padture, F. Wu, E.H. Jordan and M. Gell, *Thick ceramic thermal barrier coatings with high durability deposited using solution-precursor plasma spray,* Mater. Sci. Eng. A A 405 (2005), 313–320.

[12] S.J. Hong, V. Viswanathan, K. Rea, S. Patil, S. Deshpande, P. Georgieva, T. McKechnie and S. Seal, *Plasma spray formed near-net-shape MoSi2–Si3N4 bulk nanocomposites—structure property evaluation*, Mater. Sci. Eng. A 404 (2005), 165–172.

[13] N. Eigen, F. Gartner, T. Klassen, E. Aust, R. Bormann and H. Kreye, *Microstructures and properties of nanostructured thermal sprayed coatings using high-energy milled cermet powders*, Surf. Coat. Technol. 195 (2005), 344–357.

[14] V. Viswanathan, T. Laha, K. Balani, A. Agarwal and S. Seal, *Challenges and advances in nanocomposite processing techniques*, Mat. Sci. Engg. R 54 (2006), 121–285.

[15] M. Tului, G. Marino and T. Valente, *Plasma spray deposition of ultra high temperature ceramics*, Compos. Sci. Technol. 201 (2006), 2103–2108.

[16] H. Greuner, H. Bolt, B. Boswirth, S. Lindig, W. Kuhnlein, T. Huber, K. Sato and S. Suzuki, *Vacuum plasma-sprayed tungsten on EUROFER and 316L: Results of characterisation and thermal loading tests*, Fus. Eng. Des. 75–79 (2005), 333–338.

[17] A. Agarwal, T. McKechnie and S. Seal, *Net shape nanostructured aluminum oxide structures fabricated by plasma spray forming*, J. Therm. Spray Technol. 12 (2003), 350–359.

[18] U. Devi, *Microstructure of Al2O3–SiC nanocomposite ceramic coatings prepared by high velocity oxy-fuel flame spray process*, Scr. Mater. 50(7) (2004), 1073–1078.

[19] R. Goswami, H. Herman, S. Sampath, X. Jiang, Y. Tian and G. Halada, *Plasma sprayed Mo–Mo oxide nanocomposites: Synthesis and characterization*, Surf. Coat. Technol. 141 (2001), 220–226.

[20] B. Liang, H. Liao, H. Ding and C. Coddet, *Nanostructured zirconia–30 vol.% alumina composite coatings deposited by atmospheric plasma spraying*, Thin Solid Films 484 (2005), 225–231.

[21] D. Goberman, Y.H. Sohn, L. Shaw, E. Jordan and M. Gell, *Microstructure development of Al2O3-13wt.%TiO2 plasma sprayed coatings derived from nanocrystalline powders*, Acta Mater. 50, (2002), 1141–1152.

[22] R.S. Lima and B.R. Marple, *High Weibull modulus HVOF titania coatings*, J. Therm. Spray Technol. 12 (2002), 240–249.

[23] R.S. Lima and B.R. Marple, *Optimized HVOF titania coatings*, J. Therm. Spray Technol. 12 (2003), 360–369.

[24] R.S. Lima and B.R. Marple, *From APS to HVOF spraying of conventional and nanostructured titania feedstock powders: A study on the enhancement of the mechanical properties*, Surf. Coat. Technol. 200 (2006), 3248–3437.

[25] Y.C. Zhu and C.X. Ding, *Plasma spraying of porous nanostructured TiO2 film*, Nanostruct. Mater. 11(3) (1999), 319–323.

[26] R.S. Lima, A. Kucuk and C.C. Berndt, *Integrity of nanostructured partially stabilized zirconia after plasma spray processing*, Mater. Sci. Eng. A 313 (2001), 75–82.

[27] E. Turunen, T. Varis, S.-P. Hannula, A. Vaidya, A. Kulkarni, J. Gutleber, S. Sampath and H. Herman, *Parameter optimization of HVOF sprayed nanostructured alumina and alumina-nickel composite coatings*, Surf. Coat. Technol. 200 (2006), 4987–4994.

[28] H. Li, K. A. Khor, R. Kumar and P. Cheang, *Characterization of hydroxyapatite/nano-zirconia composite coatings deposited by high velocity oxy-fuel (HVOF) spray process*, Surf. Coat. Technol. 182 (2004), 227–236.

[29] K. Balani, R. Anderson, T. Laha, M. Andara, J. Tercero, E. Crumpler and A. Agarwal, *Plasma-sprayed carbon nanotube reinforced hydroxyapatite coatings and their interaction with human osteoblasts in vitro*, Biomaterials 28 (2007), 618–624.

[30] H.C. Gledhill, I.G. Turner and C. Doyle, *In vitro fatigue behaviour of vacuum plasma and detonation gun sprayed hydroxyapatite coatings*, Biomaterials 22(11) (2001), 1233–1240.

[31] M. Gell, E. H. Ordan, Y. H. Sohn, D. Godberman, L. Shaw and T.D. Xiao, *Development and implementation of plasma sprayed nanostructured ceramic coatings*, Surf. Coat. Technol. 146–147 (2001), 48–54.

[32] Y. Wang, S. Jiang, M. Wang, S. Wang, T.D. Xiao and P.R. Strutt, *Abrasive wear characteristics of plasma sprayed nanostructured alumina/titania coatings*, Wear 237 (2000), 176–185.

[33] P. Bansal, N.P. Padture and A. Vasiliev, *Improved interfacial mechanical properties of Al2O3-13wt%TiO2 plasma-sprayed coatings derived from nanocrystalline powders*, Acta Mater. 51 (2003), 2959–2970.

[34] K.A. Khor, Y.W. Gu, D. Pan and P. Cheang, *Microstructure and mechanical properties of plasma sprayed HA/YSZ/Ti-6Al-4V composite coating*, Biomaterials 25 (2004), 4009–4017.

[35] G. Skandan, *Processing of nanostructured zirconia ceramics*, Nanostruct. Mater. 5 (1995), 111–126.

[36] Z. Mohannadi, A.A.Z. Moayyed and A.S.M. Mesgar, *Adhesive properties by indentation method of plasma-sprayed hydroxyapatite coatings*, Appl. Surf. Sci. 253 (2007), 4960–4965.

[37] N. Nomura, T. Suzuki, K. Yoshimi and S. Hanada, *Microstructure and oxidation resistance of a plasma sprayed Mo-Si-B multiphase alloy casting*, Intermetallics 11 (2003), 735–742.

[38] T. Grosdidier, G. Ji and N. Bozzolo, *Hardness, thermal stability and yttrium distribution in nanostructured deposits obtained by thermal spraying from milled-Y2O3 reinforced- or atomized FeAl powders*, Intermetallics 14 (2006), 715–721.

[39] A.L. Vasiliev, N.P. Padture and X. Ma, *Coatings of metastable ceramics deposited by solution precursor plasma spray: I. binary ZrO2-Al2O3 system*, Acta Mater. 54 (2006), 4913–4920.

[40] K.J. Hemker, *Understanding how nanocrystalline metals deform*, Science 304 (2004), 221–222.

[41] J.R. Vassen, *Densification and grain growth of nano-phase ceramics*, DKG 76(4) (1999), 19–22.

[42] G.P. Sutton and O. Biblarz, *Rocket Propulsion Elements*, 7th ed. John Wiley & Sons, New York, 2001.

[43] K. Upadhya, J.-M. Yang and W. Hoffman, *Materials for ultrahigh temperature structural applications*, Am. Ceram. Soc. Bull. 76(12) (1997), 51–56.

44 K. Balani and A. Agarwal. Multiscale wear of plasma sprayed carbon nanotube reinforced aluminum oxide nanocomposite coating. Acta Mater. 56(20) (2008), 5984–5994.

[45] S.D. Heintze, G. Zellweger and G. Zappini, *The relationship between physical parameters and wear of dental composites*, Wear 263 (2007), 1138–1146.

[46] G. Bolelli, V. Cannillo, L. Lusvarghi and T. Manfredini, *Wear behavior of thermally sprayed ceramic oxide coatings*, Wear 261 (2006), 1298–1315.

[47] K.H.Z. Gahr, *Microstructure and Wear of Materials*, Elsevier, Amsterdam, 1987.

[48] H. Kong and M. F. Ashby, *Wear mechanisms in brittle solids*, Acta Metall. Mat. 40 (1992), 2907.

[49] B.L. Krasnyi, V.P. Tarasovskii, E.V. Rakhmanova and V. V. Bondar, *Chemical resistance of ceramic materials in acids and alkalis*, Sci. Ceram. Prod. 61(9–10) (2004), 337–339.

SECȚIUNEA A PATRA

PRELUCRAREA ȘI PROPRIETĂȚILE MATERIALELOR CERAMICE DURIFICATE

CAPITOLUL 10.
OPTIMIZAREA REZISTENȚEI MATERIALELOR CERAMICE PE BAZĂ DE ZIRCONIU

Acest capitol sunt discutate mecanismele majore de durificare în materialele ceramice de zirconiu (ZrO2) cu o atenție deosebită la întărirea prin transformare. Împreună cu fizica și mecanica întăririi transformării, este oferită o înțelegere cuprinzătoare a ZrO2 tetragonal în contextul întăririi transformării indusă de stres. Sunt discutate și alte mecanisme de întărire, de exemplu, microfisurarea și întărirea feroelastică. Este de asemenea abordată cuplarea diferitelor mecanisme de întărire.

10.1 INTRODUCERE

În literatura ceramică, mecanismele de întărire1 au fost clasificate în general în două categorii: una care implică o zonă de proces în jurul vârfului fisurii, cealaltă legată de punerea în funcțiune a fețelor fisurilor prin întăriri (fibre, mustăți). Mecanismul zonei procesului este raportat pentru a spori rezistența intrinsecă a materialului; exemple includ întărirea transformării2 și microfisurarea. Al doilea mecanism, adică punerea fisurilor, este util în întărirea compozitelor cu matrice ceramică (CMC). Printre diverse ceramice tehnice, ZrO2 este cunoscut pentru o combinație excelentă de rezistență ridicată (până la 1 GPa) și rezistență bună la rupere (până la 10 MPa $m^{1/2}$), iar astfel de proprietăți excelente sunt atribuite mecanismului de întărire a transformării. Prin urmare, întărirea transformării a atras o atenție considerabilă în ultimele decenii. Rezistența obținută cu mecanismul de întărire prin transformare este superioară celei a compozitelor armate cu particule (Al_2O_3 [ZTA] întărit cu ZrO_2) sau mustăți (de exemplu, compozite Al2O3 / SiCW) .3 Diverse materiale ceramice pe bază de ZrO_2, inclusiv zirconiu parțial stabilizat (PSZ), policristalele de zirconia tetragonală (TZP) și zirconia complet stabilizată (FSZ), precum și ceramica zirconiatură / dispersată (ZTC/ZDC) sunt acum

considerate ca materiale potențiale pentru aplicații structurale, tribologice și biomedicale. în această perspectivă, progresul este realizat atât în ceea ce privește înțelegerea fizicii transformării întăririi 3,4,8-14, cât și exploatarea acesteia pentru a dezvolta materiale întărite.

Restul acestui capitol este organizat în opt secțiuni diferite. Caracteristicile transformării fazei zirconiului tetragonal (t-ZrO2) - zirconiului monoclinic (m-ZrO2) sunt discutate în secțiunea 10.2. Aceasta este urmată de o scurtă descriere a echilibrelor de fază în sistemul zirconia-yttria din secțiunea 10.3. Secțiunea 10.4 discută în mare măsură despre micromecanica întăririi transformării. Unele teorii care explică stabilizarea t-ZrO2 sunt rezumate în secțiunea 10.5. Secțiunea 10.6 discută despre producția și proprietățile ceramicii Y-TZP. În secțiunea 10.7, rolul a diverselor variabile microstructurale în întărirea transformării este discutată. În secțiunea 10.8, sunt menționate mecanisme suplimentare de întărire. În cele din urmă, cuplarea diferitelor mecanisme de întărire este abordată în secțiunea 10.9.

10.2. CARACTERISTICI DE TRANSFORMARE ALE ZIRCONIEI TETRAGONALE

Structurile cristaline ale celor trei faze majore de zirconiu au fost prezentate mai devreme în capitolul 2 (Fig. 2.15), iar informațiile cristalografice detaliate despre diferiți polimorfi ZrO2 pot fi găsite în Ref. [15]. Se poate reitera aici că zirconia cubică are fluorita ideală structură, în timp ce celelalte polimorfe (tetragonale și monoclinice) au o structură de fluorit distorsionată.16 Se știe că zirconia nedopată prezintă următoarele tranziții de fază:

$$monoclinic(m\text{-}ZrO_2) \underset{950^\circ C}{\overset{1170^\circ C}{\rightleftarrows}} tetragonal(t\text{-}ZrO_2)$$
$$\xrightarrow{2370^\circ C} cubic(c\text{-}ZrO_2) \xrightarrow{2680^\circ C} liquid$$

Transformările dintre cele trei polimorfe trebuie luate în considerare în ceea ce privește procesarea și proprietățile mecanice (rezistență, rezistență etc.) ale ceramicii de zirconiu. Se recunoaște 3,4,6 că transformarea t → m în zirconiu este o transformare martensitică termică reversibilă și o astfel de transformare implică o istereză de temperatură mare (~200 ° C), o modificare a volumului (4-5%) și o cantitate considerabilă a solicitării de forfecare (14-15%). Mai mulți dopanți, de exemplu, yttria și ceria, sunt adăugați pentru a stabiliza faza tetragonală și / sau cubică la temperatura camerei (RT) .[4] Deși c-ZrO_2, t-ZrO2 și m-ZrO2 sunt fazele raportate frecvent, alte zirconii fazele, de exemplu, tetragonal netransformabil (t'-ZrO2) 17 și

romboedru (r-ZrO_2), 16,18 pot fi găsite în anumite condiții. Stabilitatea extremă a fazei t′-ZrO_2 este legată atât de un conținut mai ridicat de dopant, cât și de o dimensiune mai fină a domeniului (~0,1μm). Important, nu se raportează că t′-ZrO_2 suferă transformări de fază în m-ZrO_2; în schimb, întărirea în prezența t′-ZrO_2 este atribuită comutării domeniului feroelastic, așa cum este discutat mai târziu. Se știe că transformarea martensitică a t-ZrO_2 în m-ZrO_2 este indusă fie în timpul răcirii termice, fie prin aplicarea solicitărilor externe. [3,4] Transformarea martensitică indusă de stres a t-ZrO_2 îmbunătățește rezistența, iar acest fenomen este cunoscut sub numele de transformare întărire. Din punct de vedere mecanic, transformarea t→m ZrO_2 are loc de obicei în două etape majore.16 În prima etapă, tranziția de la tetragonal la monoclinică are loc prin deplasarea prin forfecare a ionilor de zirconiu, iar în a doua etapă migrația difuzivă a ionilor de oxigen către respectivii lor locurile din simetria monoclinică au loc.

Deplasarea ionilor de oxigen din pozițiile ideale de fluorită a fost confirmată experimental prin difracție de raze X (XRD). [19] Tranziția inversă a structurii rețelei de la simetria m la simetria t și migrarea Zr^{+4} și O^{-2} ionii la pozițiile lor respective sunt controlați de deplasările difuzive ale ionilor respectivi [20].

10.3. ECHILIBRUL DE FAZE ȘI MICROSTRUCTURA

O caracteristică importantă a echilibrelor de fază ZrO2 – Y2O3 este stabilizarea fazelor cubice și tetragonale la temperatură ridicată. Duwez și colab. a făcut o încercare inițială de a investiga echilibrele de fază în sistemul zirconia-yttria.21 O evaluare critică termodinamică și o diagramă de fază modificată au fost ulterior propuse de Srivastava și colab.22 Relațiile de fază larg acceptate au fost furnizate de Scott în 1975.20 -experimentul XRD de temperatură (HTXRD), s-a confirmat că faza tetragonală ar putea fi reținută la răcirea rapidă și în ceramica ZrO2 cu o mărime a grăuntelui mai fină decât o valoare critică (așa cum se va discuta mai târziu). Partea bogată în zirconiu a diagramei de fază este prezentată în Figura 10.1.

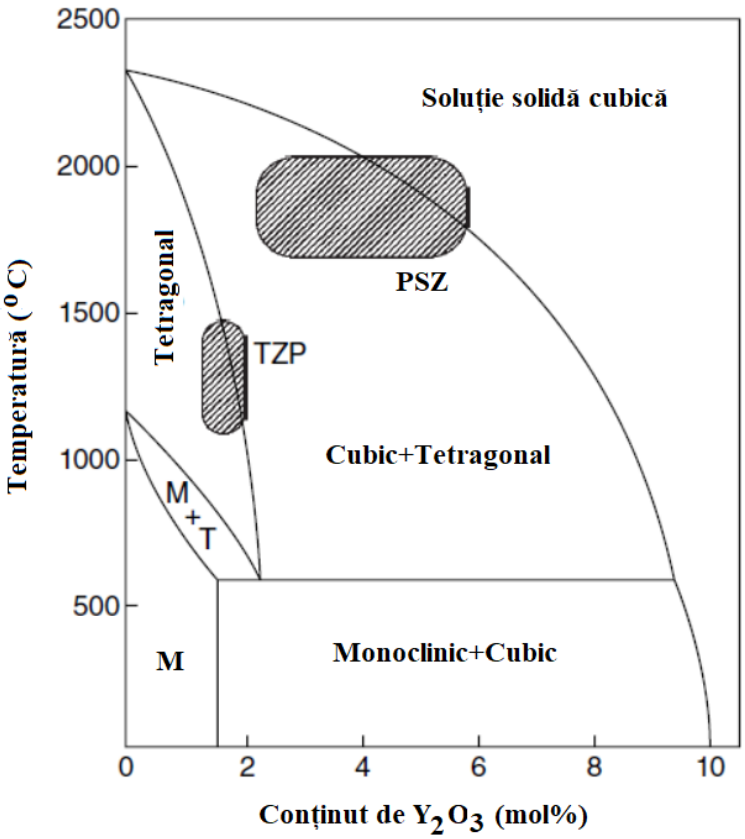
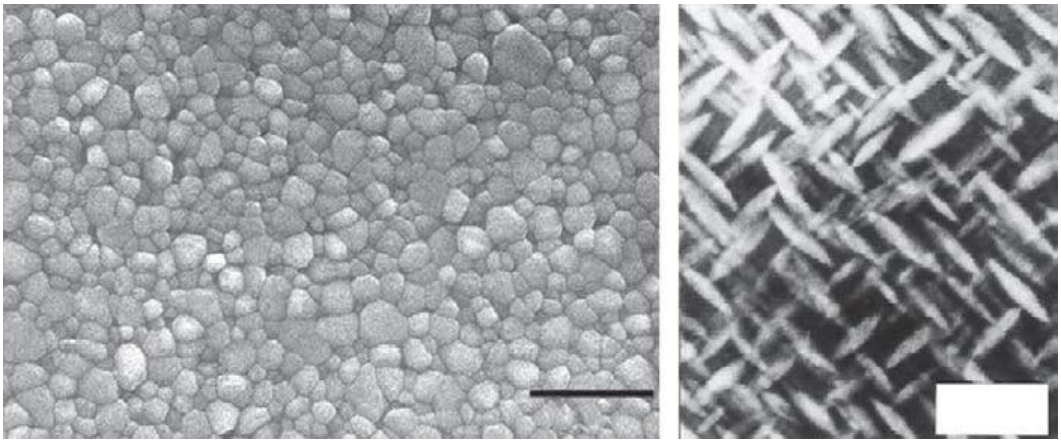


Figura 10.1. Partea bogată în ZrO2 a diagramei de fază din sistemul ZrO2 – Y2O3 (după Scott20). Regiunile umbrite indică compozițiile și temperaturile de sinterizare utilizate în mod obișnuit pentru Y-TZP și Y-PSZ.

Compoziția tipică și intervalul de temperatură de sinterizare pentru Y-TZP și Y-PSZ sunt, de asemenea, ilustrate în Figura 10.1. Datele termodinamice măsurate experimental, precum și o analiză mai bună a stabilității fazei în sistemul ZrO2 – Y2O3 sunt raportate în altă parte.23-25

Microstructura și proprietățile TZP, PSZ și ZTC pot fi găsite în altă parte.26-29 TZP conține aproape 100% fază ZrO2 tetragonală stabilizată prin adăugări de yttria sau ceria (Fig. 10.2a).



a b

Figura 10.2. Microstructuri reprezentative care arată distribuția și morfologia fazei de zirconiu tetragonal: (a) particule tetragonale echiaxate poligonale într-un 3Y-TZP102; (b) zirconia tetragonală în formă lenticulară precipită într-o matrice cubică a unei ceramice Mg-PSZ 5.

Dimensiunea tipică a grăunților TZP este de aproximativ 0,2-1 μm. 7 În ceea ce privește nomenclatura, ceramica TZP este adesea prefixată cu „Ce-” sau „CeO2-” pentru a indica ceramica stabilizată cu ceria sau cu „Y-” sau „Y2O3-” pentru a indica ceramica stabilizată prin yttria. De asemenea, un număr din fața acronimului înseamnă în general procentul molar de dopant. De exemplu, 3Y-TZP este acronimul pentru ceramică de zirconiu 3% • mol% yttriastabilizată.

Cele două materiale TZP cele mai cercetate sunt Y-TZP și Ce-TZP, stabilizate de yttria și, respectiv, ceria. În comparație cu TZP, PSZ se caracterizează printr-o microstructură cu granulație grosieră cu precipitatele t-ZrO2 încorporate în matricea c-ZrO2. faza tetragonală în formă de lentilă este precipitată într-o matrice de zirconiu cubică (vezi Fig. 10.2b).

10.4. TRANSFORMAREA LA DURIFICARE

Întărirea transformării se referă la fenomenul conform căruia faza t-ZrO_2 suferă o tranziție de fază la simetria monoclinică stabilă (Fig. 10.3a) în câmpul de tensiune de tracțiune din jurul unei fisuri de propagare [4]. Expansiunea volumului concomitent (4-5%) implicată în astfel tranziția de fază introduce o tensiune netă de compresiune în zona procesului din jurul vârfului fisurii [30]. Aceasta reduce în esență factorul de intensitate a tensiunii locale a vârfului fisurii, precum și forța motrice pentru propagarea fisurii. Rezultatul net este o creștere a rezistenței (vezi Fig. 10.3b).

Mecanismul de durificare a transformării poate fi descris printr-o modificare a factorului de intensitate a solicitării externe,

$$\Delta K = K_{tip} - K_{\infty} \tag{10.1}$$

Protecția vârfului fisurii are loc numai atunci când factorul de intensitate a tensiunii vârfului fisurii (K_{tip}) este mai mic decât cel care apare datorită tensiunii aplicate (K_{∞}), adică $\Delta K<0$. Întărirea este, prin urmare, exprimată prin parametrul ΔKc, care nu este altceva decât ($-\Delta K$).

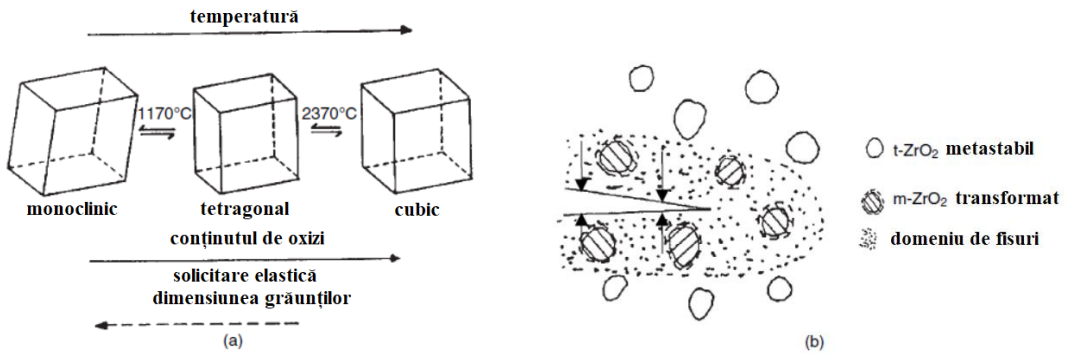


Figura 10.3. (a) Transformarea fazei în zirconiu indusă de încălzirea și răcirea termică, adăugarea de oxizi dopanți sau prin constrângeri elastice și mărimea grăunților. (b) Schemă care arată transformarea de fază indusă de stres a particulelor de zirconii tetragonale metastabile în câmpul de solicitare al vârfului fisurii Săgețile din (b) indică generarea de tensiune reziduală de compresiune datorată expansiunii volumului indusă de transformare și constrângerii microstructurale. [150]

Pentru contribuția eficientă a durificării transformării, este necesară păstrarea cantității maxime de t-ZrO_2 la RT sau la temperatura de aplicare cu transformabilitate optimă. În literatura de întărire a transformării, transformabilitatea [3,4,12,16,17] este înțeleasă ca ușurința cu care t-ZrO_2 se transformă în m-ZrO_2 în câmpul de solicitare a vârfurilor fisurilor.

10.4.1. Termodinamica transformării

O scurtă analiză termodinamică este prezentată în continuare pentru a descrie fenomenul de întărire a transformării. Abordarea termodinamică a fost propusă mai întâi de Lange 31 și ulterior modificată de Becher [32]. Schimbarea totală a energiei libere pe unitate de volum ($\Delta Gt \rightarrow m$) pentru transformarea constrânsă poate fi descrisă prin următoarea expresie:

$$\Delta G_{t\rightarrow m} = -\Delta F_{CH} + \Delta U_e + \Delta U_s - \Delta U_I \quad (10.2)$$

unde ΔF_{CH} este schimbarea energiei fără substanțe chimice, ΔU_e este schimbarea energiei fără solicitare asociată cu transformarea, ΔU_S este modificarea energiei libere de suprafață și ΔU_I este densitatea energiei de interacțiune (legată de aplicarea stresului extern). Din aceasta, este clar că schimbarea totală a energiei libere de transformare poate fi mărită și t-ZrO_2 poate fi reținut în oricare sau în toate modurile următoare (a se vedea Fig. 10.3a):

(a) O scădere a schimbării energiei libere de substanțe chimice de către dopanți adecvați (yttria, ceria, calcia, magnezia etc.)

(b) O creștere a schimbării energiei fără solicitare prin dispersarea fazei tetragonale într-o matrice elastică constrângătoare (cum ar fi alumina, zirconia cubică etc.)

(c) O creștere a schimbării energiei libere de suprafață, de exemplu, prin reducerea dimensiunii grăunților tetragonale

Abordarea echilibrului energetic relevă în esență că transformarea t → m a particulelor constrânse de t-ZrO2 este posibilă atunci când densitatea energiei de interacțiune echilibrează doar suma tensiunii, a energiei de suprafață și a energiei libere chimice. Astfel, se poate ajunge la următoarea definiție a stresului critic de transformare (σ_c):

$$\sigma_c = \Delta S \frac{(M_s - T)}{\varepsilon^t} \quad (10.3)$$

unde ΔS este modificarea entropiei asociate, M_S este temperatura de transformare martensitică, T este temperatura de interes și ε_t este solicitarea de transformare. În urma relației din ecuația precedentă, stresul critic, la care începe transformarea indusă de stres, este redus pe măsură ce temperatura M_s se apropie de temperatura de interes.

10.4.2. Modelare micro-mecanică

În ultimele decenii, s-au depus eforturi extinse în dezvoltarea unui cadru teoretic pentru a prezice creșterea durității datorită transformării induse de stres [4,17,33–37]. Există două abordări echanistice: abordarea intensității stresului și abordarea integrală de conservare. Un tratament matematic detaliat al acestor abordări este dat în altă parte [5,6,37]. Așa cum s-a menționat mai devreme, întărirea îmbunătățită a transformării se realizează numai în timpul creșterii fisurilor, adică pe măsură ce zona de transformare se dezvoltă în jurul vârfului fisurii

(vezi Fig. 10.4) - un fenomen demonstrat în curba de rezistență (cunoscută popular cu denumirea de Curba R). Evoluția unei curbe R poate fi descrisă prin trei etape consecutive: zona frontală, zona parțială și zona extinsă. Dacă câmpul de deformare pe distanțe lungi este pur dilatator, nu s-ar putea realiza nicio contribuție din zona frontală la creșterea durității ($\Delta K = 0$). În zona parțială, în care se transformă doar o fracțiune finită a fazei tetragonale transformabile, are loc ecranarea vârfului fisurii. În cele din urmă, ecranarea vârfurilor de fisuri atinge valoarea stabilă în zona extinsă complet dezvoltată, în interiorul căreia cantitatea maximă de particule tetragonale a fost deja transformată în fază monoclinică.

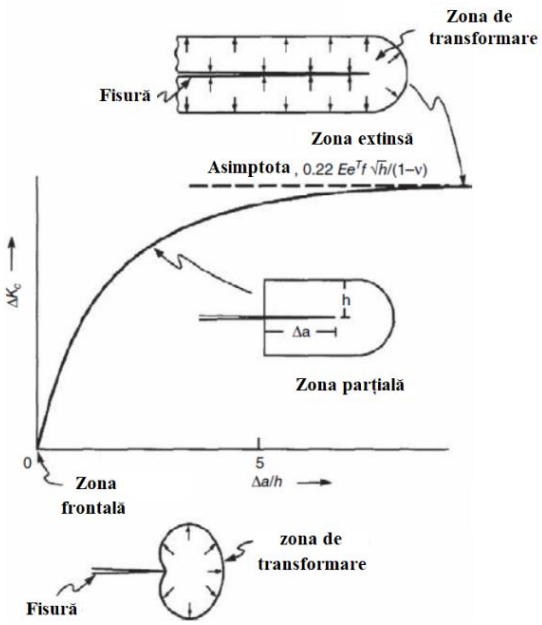


Figura 10.4. Reprezentarea schematică a evoluției unei curbe R pentru materialele ceramice durificate prin transformare [3].

McMeeking și Evans 12 și Budiansky și colab.33 au evaluat dimensiunea zonei de transformare cu propagarea crack-ului Mode I, presupunând că toate particulele din zona procesului se transformă ireversibil. Budiansky și colab.33 au venit cu următoarea expresie pentru dimensiunea zonei de transformare (h):

$$h = \frac{\sqrt{3}(1+v)^2}{12\pi}\left(\frac{K_\infty}{\sigma_c}\right)^2 \tag{10.4}$$

unde ν este raportul lui Poisson, K_∞ este factorul de intensitate a stresului datorat stresului aplicat, iar σ_c este stresul de transformare critic. Din această relație, este clar că o mare zonă de transformare se poate dezvolta atunci când stresul critic de transformare este scăzut.

Ambele modele analitice formulate de McMeeking și Evans 12 și Budiansky și colab. 33 poate prezice o creștere a durității tensiunii plane supercritice aproape similare (ΔKc),

$$\Delta K_c = 0.22 f E \varepsilon^t \sqrt{h}/(1-v) \tag{10.5}$$

unde f este fracția de volum a fazei tetragonale transformată în zona de transformare, E este modulul compozit, iar εt este solicitarea de dilatație implicată în transformare. Prin urmare, nivelul de protecție a vârfurilor fisurilor datorită transformării induse de stres poate fi legat de dimensiunea zonei de transformare și fracția de volum a particulelor transformabile de t-ZrO2. În majoritatea modelelor micromecanice, se presupune că transformarea indusă de stres este controlată pur de stresuri hidrostatice. Cu toate acestea, transformarea fiind de natură martensitică, tensiunile de forfecare ar trebui să joace un rol important atunci când transformarea implică în special fenomene de înfrățire induse de deformare. [34–36] Evans și Cannon [2] au considerat posibila influență a forței de forfecare și au oferit următoarea expresie pentru îmbunătățirea rezistenței:

$$\Delta K_c = 0.38 f E \varepsilon \sqrt{h}/(1-v) \tag{10.6}$$

Această expresie indică faptul că se poate prezice un nivel mai ridicat de întărire a transformării atunci când sunt luate în considerare atât componentele de forfecare, cât și cele dilatatorii ale solicitării de transformare.

10.5. STABILIZAREA ZIRCONIEI TETRAGONALE

În contextul general al întăririi transformării, transformabilitatea fazei tetragonale stabilizate joacă un rol important 12,16,17 și, prin urmare, transformabilitatea t-ZrO2 ar trebui discutată mai detaliat. Subbarao a sugerat că dimensiunea, încărcătura, și cantitatea de cationi dopanți influențează stabilizarea.38 În experimentele cu diferite adăugări stabilizatoare, Kim a observat39 că tetragonalitatea, exprimată prin raportul „c / a”, este considerabil modificată prin adăugarea dopantului. Morinaga și colab.40 au postulat că deplasarea anionilor de oxigen din

pozițiile lor ideale în structura fluorită influențează stabilitatea. Yoshimura a studiat stabilitatea fazelor de zirconiu la temperaturi ridicate, atât din punct de vedere termodinamic, cât și din aspect cinetic. 41 Din aspectul termodinamic, energia liberă a t-ZrO2 scade odată cu creșterea conținutului de dopant. Alternativ, faza metodabilă termodinamic poate fi reținută la RT, dacă nu este disponibilă suficientă energie de activare (ΔG *) pentru a depăși bariera energiei de activare a transformării.

Hillert [42] și alții [43] au raportat că locurile libere de oxigen joacă, de asemenea, un rol important în stabilizarea fazei tetragonale. Adoptând notația Kröger – Vink [1], reacția de defect pentru dopajul zirconiului dopat cu yttria poate fi scrisă ca:

$$Y_2O_3 \xrightarrow{ZrO_2} 2Y'_{Zr} + 3O_O^x + V_O^{\cdot\cdot} \tag{10.7}$$

unde Y_{Zr}' indică faptul că un atom Y înlocuiește și ocupă situl Zr-zăbrele, O_O^x reprezintă un atom de oxigen care ocupă un sit zăbrele normal și $V_O^{\cdot\cdot}$ exprimă formarea locului liber în situl zăbrelei de oxigen. Creșterea numărului de locuri libere de oxigen crește tulburarea sistemului $ZrO_2 – Y_2O_3$ și crește stabilitatea fazei tetragonale. 44 S-a recunoscut pe scară largă că t-ZrO_2 poate fi stabilizat la RT numai dacă se păstrează o dimensiune critică a grăunților în microstructurile sinterizate. Din aspectul termodinamic, 45 se poate ajunge în cele din urmă la condiția în care t-ZrO_2 cu o mărime a grăuntelui d <dc se va transforma în câmpul de solicitare a vârfului fisurii:

$$-\Delta U_l = 6\Sigma\Delta S\left(\frac{1}{d} - \frac{1}{d_c}\right) \tag{10.8}$$

unde ΣΔS denotă suma tuturor termenilor de energie interfațială, adică $\Delta U_e + \Delta U_s$.

Garvie a propus, de asemenea, că există un interval de dimensiuni critice (d_{cl}–d_{cu}), în cadrul căruia particulele reținute de t-ZrO_2 se pot transforma în câmpul de solicitare aplicat. sub care o particulă nu se poate transforma chiar dacă densitatea energiei de interacțiune depășește densitatea de energie a tensiunii dilatative legată de transformare. Limita superioară a intervalului (d_{cu}) implică în esență faptul că, atunci când particulele sunt mai mari decât dcu, ele se vor transforma spontan în m-ZrO_2 în timpul răcirii de la temperatura de sinterizare. Acest lucru ar duce la scăderea proprietăților mecanice - în special a rezistenței.

În cele din urmă, factorii critici, în contextul stabilității t-ZrO2 încorporat într-o matrice ceramică (Mg-PSZ, ZTA etc.), includ constrângerea matricei, tensiunea reziduală termică, compoziția chimică și bariera de transformare a nucleației. [47] Garvie a raportat că gama de dimensiuni critice pentru compozitele Ca-PSZ și Al_2O_3 – ZrO_2 este de 62-95 nm și respectiv 0,38-0,45 μm. [45]

10.6. PRODUCȚIA ȘI PROPRIETĂȚILE MATERIALULUI CERAMIC Y-TZP

Este bine cunoscut faptul că rezistența și rezistența la rupere a ceramicii structurale depinde puternic de mărimea particulelor, chimia pulberii de pornire și parametrii de sinterizare. [48] De la mijlocul anilor 1990, au fost dezvoltate mai multe tehnologii noi pentru producerea pulberi submicronice, ultra-ZrO_2 cu o distribuție redusă a mărimii [49]. Diferitele metode de prelucrare a pulberii includ coprecipitarea hidroxidului sau hidroliza alcoolului, [46] precipitarea gelului, [50] tehnici de microemulsie, [51] sinteză sol-gel, [50] sinteză hidrotermală, [52] și reacție în fază gazoasă - acoperire cu plasmă , [53,54]. Doar prima și ultima metodă sunt utilizate în producția la scară largă de pulberi de zirconiu pentru fabricarea ceramicii t-ZrO_2. În metoda de coprecipitare, [55] pulberile dopate cu yttria sunt obținute prin levigarea cu amoniac a soluției de ZrOCl2 și YCl3 / Y (NO3) [3]. Pe ruta de acoperire cu plasmă, yttria este măcinată împreună cu pulberile de bază ZrO_2 produse prin descompunerea plasmatică a $ZrCl_4$. Mai recent, cercetătorii belgieni au dezvoltat o nouă cale de sintetizare a pulberilor dopate cu Y_2O_3 folosind o metodă de „uscare în suspensie” [55,56].

Metoda de sinterizare de ultimă generație și noile căi de procesare pentru ceramica pe bază de zirconiu au fost raportate într-o lucrare din 1996.53 De obicei, ceramica Y-TZP poate atinge densitatea maximă prin sinterizare în intervalul de temperatură 1400-1600. ° C timp de 1-2 ore în aer. În acest caz, timpul și temperatura de sinterizare trebuie optimizate pentru a limita creșterea grăunților pentru a obține o dimensiune critică a grăunților (dcl <d <dcu). Pentru a atinge microstructura complet tetragonală în ceramica 3Y-TZP, mărimea critică a grăunților trebuie să fie sub 0,8â • ›μm.31 Paek și colab. a studiat influența atmosferei de sinterizare (O2, N2) asupra densificării 3Y-TZP.57 Y-TZP-urile pot fi sinterizate prin presare la cald (1400-1500 ° C timp de 1 oră în vid) sau prin sinterizare-presare izostatică la cald (sinterizare) HIPing) pentru a atinge densitatea maximă.53 Utilizarea tehnicilor avansate de densificare, cum ar fi sinterizarea cu microunde (MW) 58 și sinterizarea cu plasmă scânteie (SPS), 59-62 permite densificarea Y-TZP-urilor cu microstructură mai fină și proprietăți îmbunătățite. În ruta de

sinterizare MW, utilizarea tijelor de SiC (constantă dielectrică ridicată) ca susceptori într-o cavitate MW este adoptată pentru a facilita absorbția energiei MW de către ZrO2 (constantă dielectrică scăzută), ceea ce duce ulterior la densificarea de obicei la aproximativ 1400 ° C în 15–20 minute. Traseul SPS este utilizat pe scară largă pentru a produce ceramică nanostructurată.63 Ceramica Y-TZP cu mărimea grăunților de ~100-nm a fost raportată că este sinterizată la o temperatură mai mică de 100-200 ° C și într-un timp mai scurt (~5 minute) decât sinterizarea convențională traseu. [63]

În ceea ce privește proprietățile mecanice, duritatea Y-TZP se situează în intervalul 11-13 GPa. Într-un studiu experimental, Hannink a măsurat o rezistență mai mare de 1300-1500 MPa pentru probele Y-TZP HIPed (1400 °C, 150 MPa). după HIPing la 1500 ° C timp de 0,5 ore în 150 MPa.

Datele de rezistență din literatură, măsurate de mai mulți cercetători, sunt rezumate în Tabelul 10.1. Rezistența raportată, variind între 2 și 20MPa m1 / 2, depinde de parametrii de sinterizare și de variabilele microstructurale. Valorile de rezistență măsurate sunt, de asemenea, dependente de tehnicile de măsurare, care pot fi clasificate în general în (a) fisuri lungi și (b) metode de fisurare scurte. Singurele tehnici cu grindă cu muchie crestată (SENB) și grindă cu crestătură V cu crestătură simplă (SEVNB) sunt clasificate în prima categorie, ale cărei detalii pot fi găsite în Ref.63. o indentare este măsurată pentru a determina rezistența prin adoptarea formulărilor stabilite propuse de Anstis și colab., 65 Kaliszewski și colab., 66 Niihara și colab., 67 sau Shetty și colab. (ISB), o probă indentată este fracturată la îndoire și KIc este măsurată din rezistența la eșec urmând metoda propusă de Chantikul69 sau Cook și Lawn.70 Evaluând datele din Tabelul 10.1, se poate observa că metoda de indentare a fost utilizată de mulți cercetători în măsurarea rezistenței ceramicii durificate prin transformare.

Table 10.1 Rezumatul rezultatelor literaturii care raportează rezistența ceramicii ZrO2, stabilizată cu conținut variabil de Yttria

Ytria (mol%)	Procesare	Faze	Dimensiune Grăunți (μm)	K_{Ic} (MPa $m^{1/2}$)	Rigiditatea	Ref.
2.0	PS, 1500^0C, 1 ora	Monoclinc 10%	0.51	5.0	ISB	80
	PS, 1500^0C, 10 ore	Monoclinc 15%	0.89	6.8		
	PS, 1500^0C, 80 ore	Monoclinc 20%	1.87	12.4		
2.5	PS, 1400^0C, 30 min (pulbere nemăcinată)	78% monoclinc	0.29±0.1	4.8±0.36	Indentare	85
		60% monoclinc	0.35±0.15	4.2±0.32	Indentare	

	PS, 1400^{0}C, 30 min (măcinat la 1 ora)					
1.8	HP	-	-	13.5±0.5	Indentare	94
3.0	-	-	-	11.6	-	9
2.0	- -	- -	1.5 0.5	12 7		152
2.6	- -	- -	- -	9.5 5.6	SENB SENB	140
2.0	- - -	- - -	1.4 1.4 1.3	17.2 11.2 12.3	SENB (250 μm lățimea crestăturii) SENB (93 μm lățimea crestăturii) SENB (130 μm lățimea crestăturii)	141
3.0	PS, 1400^{0}C, aer, 15 min)	-	-	6	Indentare	142
3.0	-	-	-	10.6	SENB	143
3.0	-	-	-	4.5 (K_{platou}	Indentare	144
4.0	-	-	-	3.1 (K_{platou}	Indentare	
2.0	-	-	-	4.4	SCF	145
2.0	Presinterizare la 1200°C, 12 ore Presinterizare la 1250°C, 12 ore 1200°C, 12 ore și HP 1450°C, 2 ore 1250°C, 12 ore și HP 1450°C, 2 ore	~ 35% tetragonal ~ 55% tetragonal ~ 99% tetragonal ~ 100% tetragonal	- - - -	5.0 5.5 11.0 11.0	Indentare Indentare Indentare Indentare	146
3.0	1450°C, 2 ore	$25\% ZrO_2, 75\% t-ZrO_2$	0.3±0.1	5.0		79
3.0	1650°C, 3 ore, aer, PS	Tetragonal	0.9	4.8±0.2	Indentare	147

2.8	HP, 1400°C, 40 min, Ar, 40MPa	-	-	4.6±0.2	Indentare	148
2.0	HP, 1450°C, 1 ora, vac	-	0.4	5.9±0.1	Indentare	59
3.0		-	0.3	2.5±0.1		
3.0	PS, 1500°C, aer	- - - -	0.83 0.62 0.86 1.14	6.34 5.05 5.8 6.30 8.2	Indentare SENB Indentare Indentare Indentare	149
2.0	PS, 1500°C, 2 ore, aer	-	-	6.1±0.2 K_{platou}	-	153
1.5	1150°C, 2-5 ore, aer	Complet tetragonal	-	11.9-13.9	Indentare	101
2.0			-	13.6-14.8		
3.0	HP, 1450°C, 1 ora, vac	Complet tetragonal	0.3	3.5±0.1	Indentare	104, 105
2.8			0.19	8.7±0.3		
2.0			0.49	10.2±0.5		
0	PS, 1100^0C, 1 ora	~92.2% monoclinic	0.133±0.014	2.06±0.04	SCF	151
0	PS, 1105^0C, 5 ore	~91.1 monoclinic	0.163±0.022	2.00±0.13		

10.7. DIFERIȚI FACTORI CARE INFLUENȚEAZĂ TRANSFORMĂRILE DE DURIFICARE A MATERIALELOR CERAMICE

Diversi parametri diferiți care influențează transformabilitatea t-ZrO2 sunt prezentați schematic în Figura 10.5. În subsecțiunile următoare, influența unora se discută parametri microstructurali importanți asupra proprietăților t-ZrO2 și a rezistenței.

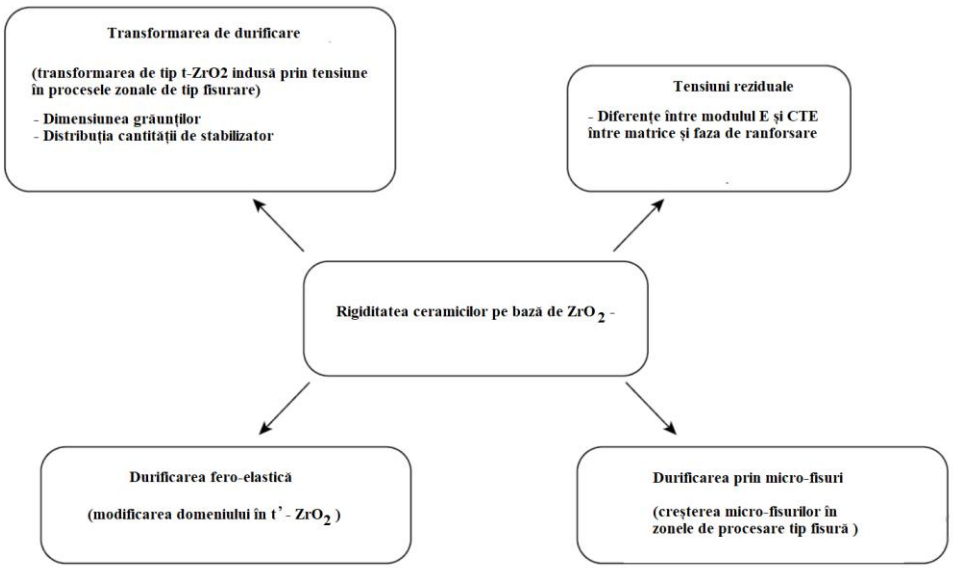


Figura 10.5. Rezumatul diferiților parametri care influențează transformarea de durificare și rezistența generală a ceramicii monolitice de zirconiu.

10.7.1. Dimensiunea grăunților

Așa cum s-a menționat mai devreme, mărimea grăunților influențează transformabilitatea și rezistența ceramicii tetragonale-zirconii. [71] Creșterea stabilității t-ZrO_2 cu dimensiunea scăzută a grăunților se datorează eficienței crescute a graniței grăuntelui (GB) în limitarea formei schimbări care însoțesc o transformare martensitică. [72]

O altă posibilă explicație este că numărul unităților de martensită care se pot forma scade pe măsură ce mărimea grăuntelui părinte scade.73 Astfel, pot fi permise mai puține variante de acomodare în interiorul grăunților t-ZrO2 mai fine. Odată cu scăderea mărimii particulelor, domină componenta puternică de forfecare, pe lângă expansiunea izotropă, spre transformarea generală a formei. Dificultatea crescută pentru ca matricea de constrângere să acomodeze ambele solicitări de transformare explică stabilitatea mai mare a grăunților tetragonale mai mici.

Evans și colab. a raportat că microstructura înfrățită a m-ZrO_2 transformat a fost originea acestui efect de dimensiune.[74] Solicitarea de forfecare implicată în transformările martensitice poate fi grealizată prin unul dintre cele două procese de deformare ale rețelei invariante, înfrățire sau alunecare.

În mod clar, cu cât densitatea dublă este mai mare, cu atât este mai mică schimbarea energiei de deformare (ΔUe)* sau cu atât este mai mare schimbarea energiei interfațiale (ΔUs). 75 „Efectul de dimensiune” ar putea fi explicat în continuare prin luarea în considerare a termodinamicii transformării (ec. 10.2).

* Energia de deformare este dată de $Ue = 0.4\mu V (t)^2$., unde μ este modulul de forfecare, γt este energia de deformare, V este volumul particulelor și η este densitatea dublă, adică numărul de gemeni din particula transformată (vezi Ref. [75]).

Concurența dintre cei doi factori de influență (ΔUs și ΔUe) impune existența unui interval de dimensiuni optim în care se păstrează t-ZrO_2. În acest interval de dimensiuni optime, o fracțiune de volum maxim din faza tetragonală poate fi stabilizată cu o dimensiune specială a grăunților. În plus, toți termenii de energie din ecuația 10.9 depind de volumul particulei tetragonale, cu excepția termenului de energie de suprafață interfacială (ΔUs), care depinde de suprafața particulei. Din considerente simple de energie, se poate prevedea, prin urmare, dependența de mărime a transformării fazei tetragonale.

Ruiz și colab. a raportat influența tratamentului termic asupra rezistenței 3Y-TZP și a explicat rezultatele în termeni de mărime a grăuntelui.[76] Prin recoacerea unei ceramice 2Y-TZP la 1500 °C pentru o gamă de timp variabilă, Swain a obținut o gamă de mărimi tetragonale ale grăunților între 0,4 și 1,9 μm. [77] Rezistența la transformare a crescut liniar cu mărimea grăunților, cu cea mai mare rezistență de aproximativ (12 MPa $m^{1/2}$) măsurată la mărimea tetragonală a grăuntelui de 1,9 μm. În timp ce evaluează influența conținutului de yttria asupra mărimii critice a grăuntelui de curent continuu, Lange a observat că mărimea critică a grăuntelui a crescut de la 0,2 la 1 μm, pe măsură ce conținutul de yttria a crescut de la 2 la 3% mol, respectiv [78].

Lange a constatat, de asemenea, dependența compozițională a mărimii tetragonale a grăunților în materialele Y-TZP cu un conținut variabil de yttria de 0,8-6,6 mol% .[78] În tabelul 10.1, sunt rezumate datele din literatura de specialitate care dezvăluie relația duritate-granulometrie. În general, rezistența la fractură crește odată cu mărimea grăuntelui. O observație importantă este că rezistența SENB ridicată de 17 MPa $m^{1/2}$ poate fi obținută cu mărimea grăunților 2Y-TZP de 1,4 μm. 75 măsurată la o mărime a grăuntelui de 1,14 μm.[79]

10.7.2. Forma grăunților și fazele de la limita acestora

În plus față de mărimea grăunților, morfologia grăunților influențează transformabilitatea t-ZrO_2. Morfologia grăunților depinde de compoziția pulberii inițiale, tipul de stabilizator, atmosfera de sinterizare și așa mai departe. -Granuri TZP fără o a doua fază adăugată intenționat.81 După cum se discută mai târziu, fațetele grăunțelor asigură situsuri de nucleație eterogene pentru transformări martensitice. Astfel, particulele bine fațetate pot avea

ca rezultat transformabilitate și rezistență sporite. În contrast, prezența unei faze sticloase amorfe are ca rezultat colțuri rotunjite (vezi Fig. 10.6).

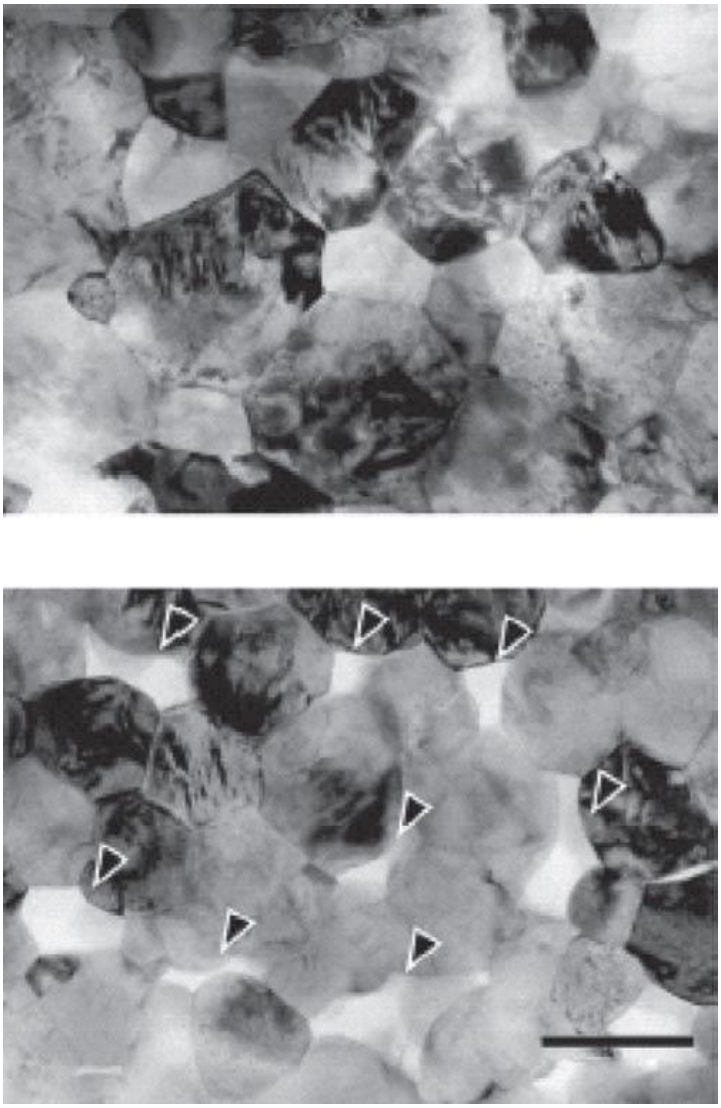


Figura 10.6. Imagini TEM cu câmp luminos care ilustrează schimbarea formei de particule a grăunților tetragonali în 3Y-TZP procesate din pulberi de pornire care conțin cantități variabile de adăugare de SiO2: (a) fațete ascuțite (0% în greutate SiO2) la (b) particule cu margini rotunjite (2,5% în greutate SiO2). 85 Prezența unei faze sticloase intergranulare este indicată de săgețile din (b).

Formarea unui aluminosilicat sau a unei faze sticloase bogate în silice este favorizată în prezența unor cantități mai mari de Al2O3 [86] sau respectiv SiO2 [86] în pulberile de pornire. Analiza microscopiei electronice cu transmisie de înaltă rezoluție - spectrul de pierdere de energie electronică (TEM-EELS) a confirmat prezența unei faze amorfe distincte în ceramica Y-TZP sinterizată în fază lichidă. [83,86] Tsubakino și colab. a demonstrat că utilizarea pulberilor de 3mol% Y-ZrO_2 cu 5,12% în greutate Al_2O_3 și 0,13% în greutate SiO_2 duce la

formarea fazei de alumină-silicat cu MgO dizolvat la GB, precum și la joncțiunile triple ale grăunților.86

Se raportează că lățimea fazei GB crește de la 2 nm la 50 nm cu creșterea temperaturii de sinterizare de la 1550 la 1650 ° C. Într-un alt studiu, Morita și colegii săi 85 au obținut 2Y / 3Y-TZP dens folosind pulbere Tosoh grad 3YZrO2 (Al2O3 <50ppm) cu adaos intenționat de SiO2 (0-2,5% în greutate) (Fig. 10.7).

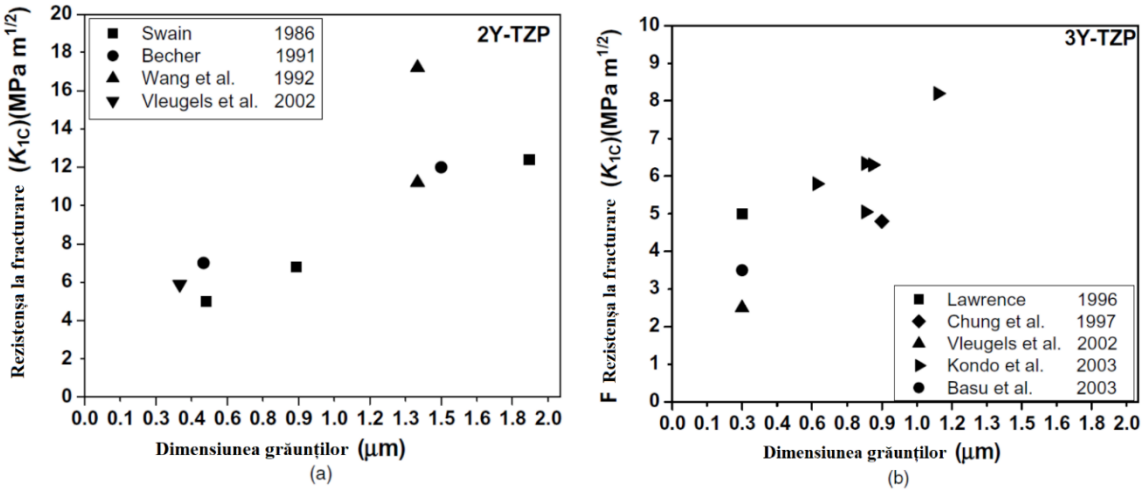
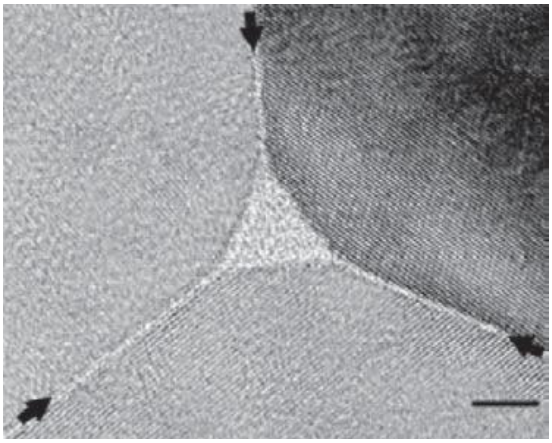
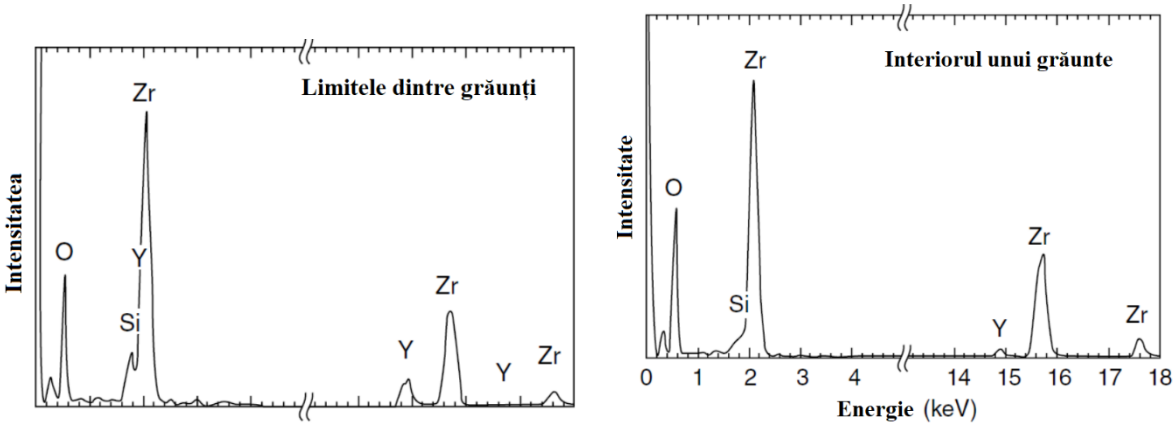


Figura 10.7. Rezumatul datelor din literatură care ilustrează dependența de duritate a mărimii grăunților pentru ceramica 2Y-TZP (a) și 3Y-TZP (b)

Imaginile TEM care arată existența unei faze sticloase bogate în SiO2 amorfe la GB și buzunare triple sunt ilustrate în Figura 10.8. Se poate observa schimbarea formei grăuntelui de la fațete ascuțite (0% în greutate SiO2) la margini rotunjite ale grăuntelui (2,5% în greutate). Analiza prin spectrometrie cu raze X (EDS) dispersivă a energiei a indicat în plus prezența fazei sticloase bogate în SiO2, împreună cu segregarea yttriei la buzunarele triple.



a)



b) c)

Figura 10.8. (a) Imagine HRTEM a unui buzunar triplu la graniță de grâu care dezvăluie formarea fazei de sticlă în 3YTZP dopat cu 0,3% în greutate SiO2, sinterizat la 1673 K timp de 3 ore în aer. Existența fazei sticloase de-a lungul limitei de cereale ca fază continuă este indicată de săgeți. Spectrele EDS obținute (b și c) confirmă formarea fazei sticloase bogate în SiO2 și segregarea yttriei la buzunarele triple. [85]

Cu toate acestea, proprietatea mecanică (rezistența) nu este măsurată în niciunul dintre studiile menționate anterior. Stemmer și colab. reconfirmat că formarea fazei GB amorfe este dependentă de conținutul de impurități ale pulberilor de pornire ZrO_2. [83] O altă observație este că o puternică segregare a yttriei la limitele grăunților este înregistrată în [3] YTZP sinterizat, indiferent de mărimea grăunților și de nivelul de impuritate.

Umectarea grăunților de zirconiu printr-o fază subțire GB duce la formarea unei rețele intergranulare. Prezența unei faze amorfe continue este îmbunătățită pentru sinterizare prin sinterizare în fază lichidă.88 Repartiția fazei lichide între limitele grăunților și buzunarele multiple de joncțiune a fost legată de temperatura de sinterizare.89 Datele experimentale pentru a arăta influența GB faza de sticlă la rezistența TZP-urilor este totuși limitată. Într-un studiu, 86 s-a raportat că 3Y-TZP-uri sinterizate folosind pulberi de pornire cu un conținut mai mare de impuritate (grad Daiichi, Al2O3, 0,72% în greutate; și SiO2, 0,08% în greutate) prezintă o rezistență mai mare la indentare (3,5 MPa m1 / 2) comparativ cu rezistența (2,5 MPa m1 / 2) măsurată cu 3Y-TZP prelucrate din pulberi de pornire foarte pure (grad Tosoh, Al2O3, <0,005% în greutate; și SiO2, 0,007% în greutate). În viitor, trebuie realizat un set planificat de experimente pentru a confirma influența variației cantității de adaos de alumină sau silice asupra rezistenței Y-TZP-urilor.

10.7.3. Conținutul de Yttria

Eficacitatea întăririi transformării este determinată de natura și cantitatea de cationi dopanți.87-94 Schubert și Petzow au menționat că conținutul de yttria influențează termenul de energie chimică liberă în două moduri independente.În primul rând, subrăcirea necesară stabilizării scade odată cu creșterea conținut de yttria (660 °C pentru 2Y-TZP și 360 ° C pentru 3Y-TZP). În al doilea rând, coeficientul de expansiune termică (CTE) - tensiunile reziduale induse de nepotrivire cresc puternic cu un conținut redus de yttria.

În căutarea unei rezistențe sporite la fracturi, Sakuma și colab. a măsurat o rezistență maximă de 15 MPa m1 / 2 într-o probă cu 1,8â • ›mol% yttria.93 Sakuma și colab. a măsurat, de asemenea, rezistența în funcție de conținutul de yttria obținut în ceramica Y-TZP prelucrată prin sinterizare convențională și topire cu arc. Vârful durității se află la aproximativ 2 mol% yttria. Masaki și colab. ceramică de zirconiu procesată stabilizată cu niveluri de yttria între 1,5 și 5,0 mol% folosind calea de presare izostatică la cald (HIP) 95. Rezistența la fractură a ceramicii obținute a crescut neliniar cu scăderea conținutului de yttria de la 2,5 la 2,0 mol%, cu un maxim de 20 MPa $m^{1/2}$ pentru 2Y-TZP. Important, valorile de rezistență măsurate prin indentarea Vickers și metodele ISB au fost comparabile.

Matsui și colab. a raportat că diferența de comportament mecanic a ceramicii Y-TZP cu mărimea medie a grăuntelui echivalentă poate fi atribuită existenței unui conținut critic de yttria (Xcr) .92 % conținut yttria. Pentru ZrO2 tetragonal cu conținut de yttria mai mic decât Xcr, va fi disponibilă o forță motrice mare pentru transformarea tetragonală în monoclinică în timpul răcirii de la sinterizare. Ca urmare, microcrackarea ar rezulta din cauza transformării spontane tetragonale induse termic. Gao și colab. rezistență ridicată măsurată de 1 GPa cu o rezistență de 14MPa m1 / 2 într-un Y-TZP de 2,1mol%, cu o dimensiune a grăuntelui de 2 μm și 70% retenție t-ZrO2.96 În mod similar, este necesară o dimensiune critică a grăuntelui pentru a reține 90 % faza tetragonală.94 De exemplu, mărimea critică a grăunților pentru 2Y-TZP este de aproximativ 0,25 μm. Această dimensiune critică a grăunților crește și odată cu conținutul stabilizatorului. Datele de rezistență la fracturi, preluate din rapoartele din literatură, sunt reprezentate grafic în funcție de conținutul de yttria din Figura 10.9. În general, tendința este că rezistența crește odată cu scăderea conținutului de yttria. Răspândirea maximă în rezistență se măsoară atât la stabilizarea yttriei la 3 mol%, cât și la 2 mol%. Variația de rezistență este în mare parte legată de variația mărimii grăuntelui și de utilizarea diferitelor tehnici de măsurare a rezistenței. Se poate obține o rezistență ridicată la indentare mai mare de 10 MPa $m^{1/2}$ la un conținut mai mic de yttria mai mic de 2% mol. O observație importantă a fost că rezistența la

indentare de până la 14 MPa $m^{1/2}$ se poate obține cu nanoceramică 1,5Y-TZP, sinterizată la 1150 ° C. [97]

10.7.4. Distribuția Yttriei

În afară de mărimea grăunților și conținutul de yttria, rezultatele experimentale indică faptul că distribuția yttriei este un alt factor cheie care influențează transformarea t-ZrO_2 [98] și rezistența la fractură a monolitilor Y-TZP.[31,91,93,95,99-103] Se raportează că Y - Materialele TZP, prelucrate din pulberi ZrO_2 acoperite cu yttria (pulbere de oxid de titan, clasa TiO_3) și pulberi coprecipitate Y-ZrO_2 prezintă tendințe diferite de rezistență la fractură. Particulele de t-ZrO_2 se obțin prin sinterizare la temperatură ridicată sau prin recoacere post-sinterizată pentru perioade mai lungi la temperatură ridicată. [79,80]

Van Der Biest și colegii săi au raportat o abordare interesantă pentru ingineria microstructurii și adaptarea rezistenței ceramicii Y-TZP prin amestecarea pulberilor de zirconiu cu conținut variabil de yttria (3 și 0mol%). 99-103 Pe această cale, este posibil ca rezistența TZP-urilor poate fi îmbunătățită considerabil (până la 10MPa m1 / 2) în comparație cu ceramica coprecipitată 3Y-TZP prin reglarea compoziției de pulbere de pornire. Analiza microstructurală detaliată a sugerat că diferența dintre mărimea medie a grăunților 3Y-TZP coprecipitat (gradul Tosoh, mărimea grăunților de 0,3 μm) și 2Y-TZP pe bază de amestec de pulbere (denumită în continuare ceramică de grad TM2, mărimea grăunților de 0,5 μm) ceramica este limitată la mai puțin de 200nm.103 Cu toate acestea, a fost măsurată o diferență semnificativă de rezistență între 3Y-TZP coprecipitat (2,5MPa $m^{1/2}$) și ceramica TM2 (10MPa $m^{1/2}$). Toate aceste ceramice Y-TZP au fost presate la cald la 1450 °C timp de 1 oră în vid.

Datele din literatură 80 arată că rezistența la fractură pentru o ceramică Y-TZP pe bază de pulbere coprecipitată cu o mărime medie a grăunților în jur de 0,5 μm este de aproximativ 6MPa $m^{1/2}$. Pentru Y-TZP coprecipitate, întărirea crescută a transformării este exprimată, de asemenea, într-o temperatură Ms crescută, deoarece temperaturile Ms ale ceramicii 2Y-TZP coprecipitate și a ceramicii mixte 2Y-TZP (TM2) au fost măsurate la 390 și respectiv 312 ° C. [103] Pe baza teoriei acceptate, temperatura M_s pentru ceramica 2Y-TZP (TM2) cu conținut global de yttria de 2 mol% ar fi trebuit să fie mai mare datorită mărimii mai mari a grăunților. O altă observație cheie este că ceramica TiO_3 prezintă o rezistență excelentă la rupere de 9MPa $m^{1/2}$ la o dimensiune medie a grăunților de t-ZrO_2 de 0.19 μm (Fig. 10.10), o dimensiune a grăunților la care particulele de t-ZrO_2 coprecipitate sunt greu susceptibile la transformare. Acest lucru indică faptul că Y-TZP bazate pe amestecarea pulberilor 3Y-ZrO_2 cu ZrO_2 nedopărat prezintă un comportament de întărire diferit.

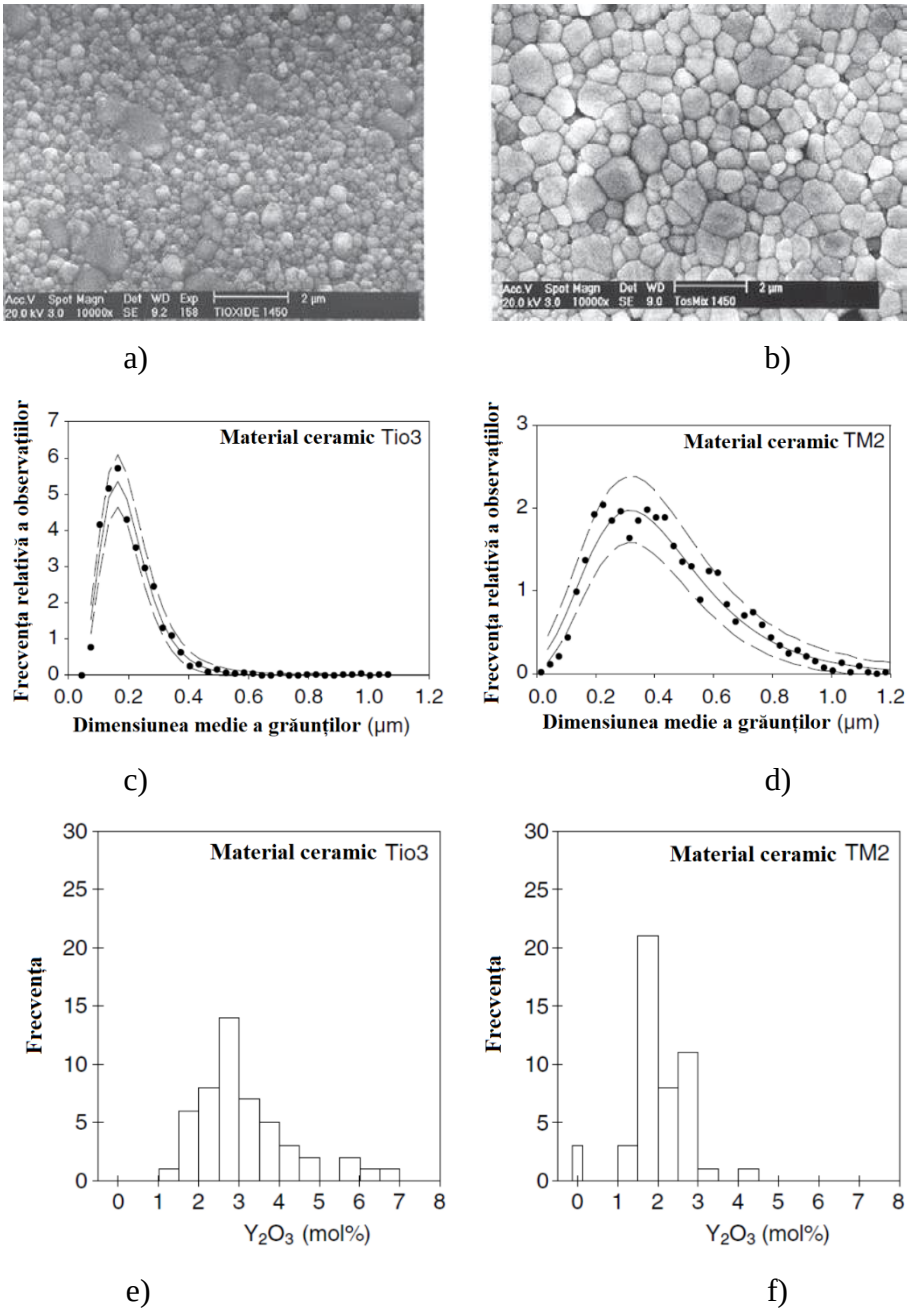


Figura 10.10. Microstructurile sinterizate (a și b), distribuția mărimii grăunților (c și d) și distribuția yttria EPMA (e și f) a două Y-TZP de înaltă rezistență procesate de la 2,8 mol% pornire acoperită cu Y pulbere (Tio3mic) și amestec de 3 și 0 mol% pulberi care conțin Y (ceramică TM2) .[103]

Distribuția Yttriei în ceramica TiO_3 (Fig. 10.10 e) este largă și simetrică în jurul valorii de 3mol% yttria. Cu toate acestea, un număr considerabil de zone analizate cu un microanalizator de sondă electronică (EPMA) au fost înregistrate cu un conținut de yttria sub 3mol%. Aceste particule cu conținut scăzut de yttria ar putea fi susceptibile la transformare, deoarece transformabilitatea crește odată cu scăderea conținutului de yttria. Într-adevăr,

observațiile experimentale anterioare au relevat o microstructură miez-coajă (Fig. 10.11) în pulberea yttriacoată pe bază de Y-TZP106 (ceramică TiO_3) și s-a propus că transformabilitatea sporită datorită microstructurii caracteristice miez-coajă este responsabilă pentru rezistența ridicată a acoperirilor de Y-TZP [104].

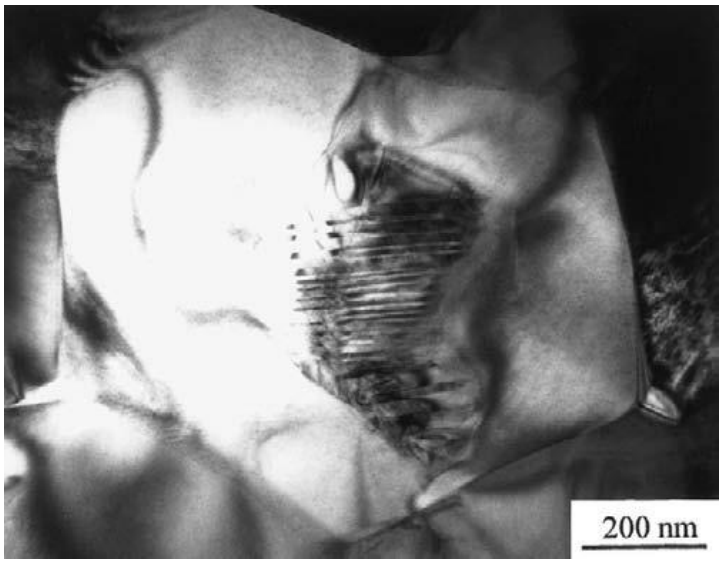


Figura 10.11. Imagine TEM care dezvăluie microstructura caracteristică miez-jantă într-o ceramică Y-TZP, procesată din pulberi de pornire acoperite cu yttria (după Bowen și colab. [106]). Prezența miezului sărac în yttria duce la transformabilitate și rezistență ridicate.

În 2000, Vleugels și colegii săi au raportat o rezistență ridicată la ceramica TZP procesată din pulberi acoperite cu yttria (metoda „uscării în suspensie”) .[58, 59]

În schimb, ceramica TM2 prezintă o microstructură mai grosieră cu dimensiuni medii ale grăunților în jur de 0,5 μm (Fig. 10.10b, d). Deși distribuția yttriei în ceramica TM2 este caracterizată printr-o frecvență majoră la 2% mol yttria, au fost înregistrate, de asemenea, o serie de zone analizate EPMA cu mai puțin de 2mol% yttria. Observația indică clar că yttria este redistribuită în timpul sinterizării, rezultând o microstructură cu distribuție eterogenă a yttriei. Mai mult, rezistența ridicată a ceramicii TM2 poate fi atribuită transformabilității sporite cauzate de particulele mai mari cu un conținut mai mic de yttria (2% mol sau mai puțin). Se poate observa aici că ceramica coprecipitată 3Y-TZP prezintă o distribuție mai mică de yttria cu cea mai mare frecvență a conținutului de yttria în jur de 3 mol% .93,103,105 Prin urmare, diferența de distribuție a yttriei poate explica variația durității observată.

Ideea interesantă de a amesteca pulberile ZrO2 cu conținut variabil de yttria este adaptată în continuare în îmbunătățirea durității ceramicii 8Y-TZP.105 Basu și colegii săi au măsurat rezistența ridicată până la [9-10] MPa $^{1/2}$ prin amestecarea pulberilor 8Y-ZrO_2 cu o

cantitate suficientă de ZrO_2 nedopat pentru a obține un conținut global de yttria de 2 mol% .99–103 În plus, măsurătorile EPMA au stabilit distribuția neomogenă a yttriei în ceramica cu rezistență ridicată. Din observațiile precedente, o distribuție neomogenă a yttriei, observată prin utilizarea pulberilor cu conținut de yttria foarte diferit, este identificată ca unul dintre parametrii cheie în realizarea Y-TZP-urilor cu rezistență ridicată. Pe baza acestor observații, este explicată influența mărimii grăunților și a distribuției yttriei asupra transformabilității t-ZrO_2 (vezi Fig. 10.12).

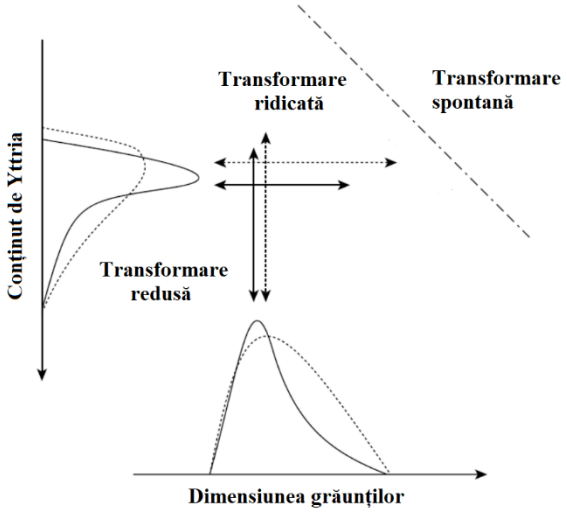


Figura 10.12. Ilustrație schematică care arată influența combinată a mărimii grăunților și a distribuției yttriei asupra transformabilității t-ZrO2 în ceramica Y-TZP.

Prezența Yttriei mai largi și a distribuției mărimii grăunților duce la transformabilitate ridicată și la ceramică Y-TZP mai dură. Partuiculele cu conținut de yttria inferior cu dimensiuni mai mari ale grăunților tetragonale, din cauza forței motrice mai mari, se transformă în faza monoclinică și ulterior transformarea în particulele cu conținut de yttria mai mare are loc într-o manieră autocatalitică, o caracteristică a transformării martensitice. Mai multe discuții despre această explicație plauzibilă cu privire la modul în care distribuția yttriei și a mărimii grăunților pot contribui la o rezistență sporită pot fi găsite în Refs. [59, 93, 103, 107].

10.7.5. Temperatura M_s

Temperatura de debut pentru transformarea martensitică t - m la răcire este definită ca temperatura M_s. Deoarece transformarea martensitică în zirconiu implică o tensiune de dilatare finită, cercetătorii au folosit măsurători de dilatometrie pentru a detecta temperatura M_s. [108-110]. Experimentele de dilatometrie105 pot fi efectuate pentru a studia dependența de

granulație a temperaturii Ms în Ce-TZP și cinetica transformării martensitice în 2Y -Ceramică TZP. Suresh și colab. a observat că mărimea grăunților are o influență semnificativă asupra temperaturii de transformare t - m.

Datele de temperatură de [107] M_s, rezumate din literatura de specialitate, sunt reprezentate în funcție de mărimea grăunților în Figura 10.13. Tendința generală este că Ms crește odată cu mărimea grăuntelui, independent de conținutul de yttria. O altă observație importantă este că Ms crește odată cu scăderea conținutului de yttria (Fig. 10.13).

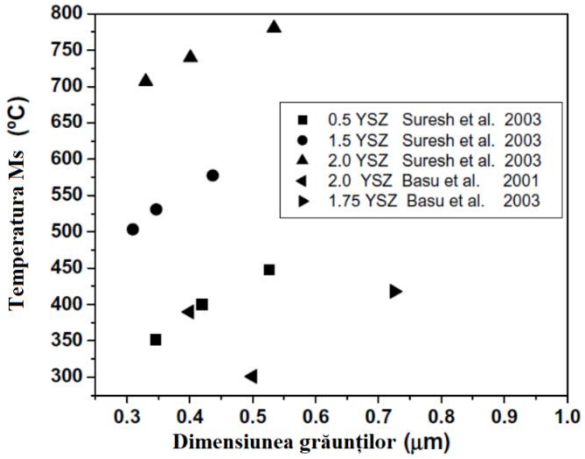


Figura 10.13. Dependența mărimii cerealelor de temperatura de pornire a transformării martensitice pentru ceramica Y-TZP dopată cu conținut variabil de yttria. [1]

Următoarea expresie analitică poate fi realizată, ilustrând dependența întăririi de temperatura Ms:

$$\Delta K_c = 0.08 f E \varepsilon^2 (1+v) K_\infty / \Delta S (M_s - T)(1-v) \qquad (10.9)$$

Această expresie implică faptul că cu cât este mai mare ($M_s - T$), cu atât este mai redusă rezistența la transformare. În mod clar, se dorește ca temperatura M_s să fie aproape de RT sau de temperatura de aplicare, astfel încât contribuția la întărirea transformării să fie maximizată.

10.7.6. Dimensiunea și forma zonei de transformare

Mărimea zonei de transformare este utilizată ca variabilă de intrare în teoriile analitice pentru a modela rezistența indusă de transformare. Rose a luat în considerare atât tensiunile de dilatare, cât și cele de forfecare în timp ce investiga evoluția formei și dimensiunii zonei de

transformare.111 Presupunerea condițiilor de solicitare plană are ca rezultat o lățime a zonei mai mică decât luând în considerare atât componentele de forfecare, cât și cele de dilatație ale câmpului de solicitare a vârfurilor fisurilor. Bazându-se pe modelul de transformare supercritică, Stump și Budiansky au propus un model rafinat pentru a explica creșterea fisurilor. de dimensiunea fisurii în timpul creșterii inițiale a fisurilor, cu întărirea transformării crescută realizată numai cu creșterea ulterioară a fisurilor, adică cu fisuri lungi (curba R).

Evans și Heuer 112 au propus o relație analitică între dimensiunea zonei de transformare (h) și stresul critic de transformare (σ_c):

$$h = \left[\frac{mK_o}{\sigma_c}\right]^2 \tag{10.10}$$

unde m este o constantă empirică și K_0 este rezistența matricei. Astfel, creșterea dimensiunii zonei de transformare (h) cu scăderea corespunzătoare a tensiunii critice de transformare (σ_c) este baza pentru obținerea unei contribuții sporite de la întărirea transformării. Diferite tehnici experimentale, de exemplu, XRD, 113 microscopie electronică de transmisie, 114 spectroscopie Raman, 115 emisie acustică, 116 microscopie cu forță atomică, 117 și microscopie cu interferență optică, 118 au fost utilizate pentru a caracteriza zona de transformare. Clarke și Adar115 au raportat o dimensiune a zonei de transformare de 5â • ›µm într-o monofază 3.5Y-TZP.

În Figura 10.14, sunt prezentate datele din literatură, 111 care dezvăluie rezistența transformării în funcție de un parametru microstructural compozit (produsul fracției de volum a t-ZrO2 transformabil [Vf] și rădăcina pătrată a dimensiunii h a zonei de transformare). Toate ceramica investigată (Ce-TZP, Y-TZP și Mg-PSZ) au prezentat o relație liniară. Cu toate acestea, pantele sunt diferite, dezvăluind diferența în relația liniară dependentă de dopant între KCT și Vfh1/2.

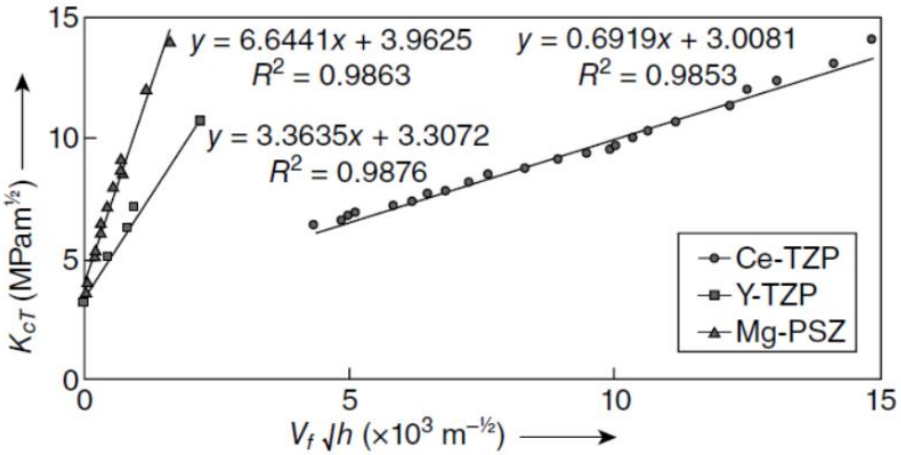


Figura 10.14. Interdependența dimensiunii zonei de transformare, fracția de volum a fazei tetragonale transformabile și rezistența ceramicii de zirconiu stabilizate.

10.7.7. Tensiunile reziduale

Stresul rezidual este raportat a fi un parametru important în optimizarea rezistenței materialelor pe bază de Y-TZP. Numeroase investigații92.118.119 au cercetat influența tensiunilor reziduale asupra transformabilității fazei t-ZrO2 și rezistența concomitentă a ceramicii TZP. În monolitii TZP, tensiunile reziduale termice (σr) apar din cauza a doi factori. Primul se datorează anizotropiei în CTE a fazei t-ZrO2 (αc = 11,4 × 10−6 ° C − 1 și αa = 7,1 × 10−6 ° C − 1). 120 Pe baza parametrului rețelei de raze x măsurători, Krell și colab. a raportat o tensiune reziduală de 20-60 MPa în ceramica 3Y-TZP cu mărimi de grăunte în intervalul 0,5-1,0 μm.121 Schubert a determinat CTE a ceramicii Y-TZP în funcție de conținutul de yttria.119 un 2Y-TZP (αc / αa = 1,48) este raportat a fi mai mare decât cel al unui 3Y-TZP (αc / αa = 1,18). Calculele modelării elementelor finite (FEM) au arătat că anizotropia CTE mai mare în 2Y-TZP are ca rezultat un stres rezidual mai mare, precum și o transformabilitate crescută și, apoi, o rezistență sporită.) de t-ZrO2 și se raportează că o tranziție are loc la aproximativ 4,5 mol% yttria cu stabilizarea structurii cubice. 120

Al doilea factor care influențează stresul rezidual este nepotrivirea CTE între faza GB (amorfă / cristalină) și matrice. Faza intergranulară (cristalină / amorfă) formată la GB sau la buzunarul triplu are de obicei un CTE mai mic decât zirconia în vrac. Acest lucru duce la stres rezidual de tracțiune în particulele tetragonale. Formarea fazei GB poate fi evitată cu utilizarea pulberilor inițiale de zirconiu de înaltă puritate, în special cu un conținut mai mic de siliciu și alumină. Astfel, este evident că numai primul factor, adică stresul rezidual indus de CTE-nepotrivire (αc / αa) va juca un rol important în monolitii TZP sinterizați din pulberile de pornire

de înaltă puritate. Influența stresului rezidual indus de nepotrivire CTE asupra transformării fazei tetragonale în TZP cu particule tetragonale poligonale este prezentată în Figura 10.15.

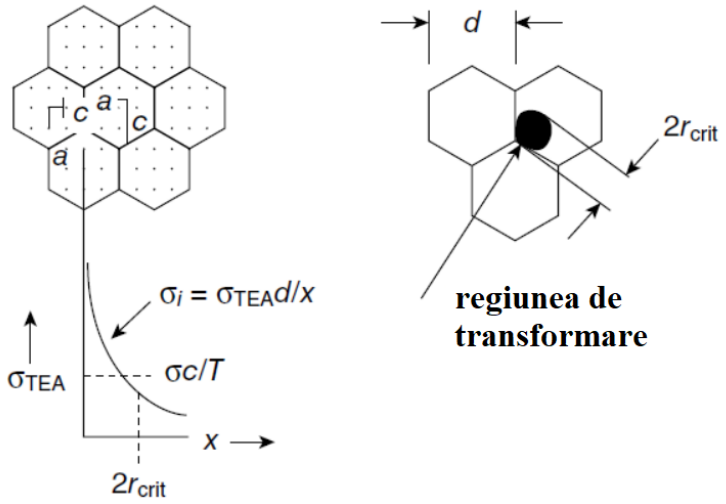


Figura 10.15. Prezentare schematică care ilustrează nucleația fazei de zirconiu monoclinice indusă de concentrațiile de stres rezidual local la colțurile grăunților tetragonale poligonale. Stresul rezidual (σTEA) se dezvoltă datorită anizotropiei în coeficientul de expansiune termică (αc / αa) a fazei de zirconiu tetragonal. Rețineți că tensiunea reziduală scade odată cu distanța (x) de la limita grăuntelui într-un grăunte tetragonal (d este mărimea grăuntelui). Concentrația mai mare de stres la fațetele grăunților declanșează transformarea fazei tetragonale, așa cum este ilustrat prin dezvoltarea unei zone transformate (rcrit) în apropierea graniței grăunților.

Stresul rezidual indus de nepotrivire prin dilatare termică scade sistematic odată cu creșterea distanței față de GB și este de obicei proporțional cu raportul „d / x” (d este mărimea grăuntelui și x este distanța de GB). Tensiunile mai mari de la fațetele sau colțurile grăunților favorizează nucleația eterogenă a m-ZrO2.

În ceea ce privește limitările întăririi prin transformare, se poate comenta că eficacitatea întăririi prin transformare depinde puternic de stabilitatea fazei t-ZrO2. Rezultatele experimentale arată că contribuția la întărirea transformării scade liniar odată cu creșterea temperaturii. 4

10.8. MECANISME SUPLIMENTARE DE DURIFICARE

Mecanismele suplimentare de întărire, de exemplu, microfisurarea și întărirea feroelastică, nu sunt sensibile la temperatură și oferă întărire utilă la temperatură ridicată, unde întărirea prin transformare nu mai este eficientă. În subsecțiunile următoare, aceste mecanisme

de întărire sunt prezentate cu o referire specială la contribuția lor la rezistența monolitilor de zirconiu.

10.8.1. Micro-fisurarea indusă de tensiuni

Conceptual, întărirea microfisurilor implică disiparea energiei pe măsură ce microfisurile se nuclează și cresc în zona procesului vârfului de fisură.120-138 Întărirea microfisurării se realizează și în prezența tensiunilor reziduale, dacă tensiunea locală de tracțiune asociată cu transformarea t-m zirconiu este suficient de mare. Tensiunea de forfecare implicată în transformarea martensitică t-ZrO2 este acomodată sub formă de gemeni și / sau microfisuri, așa cum se arată în Figura 10.16.

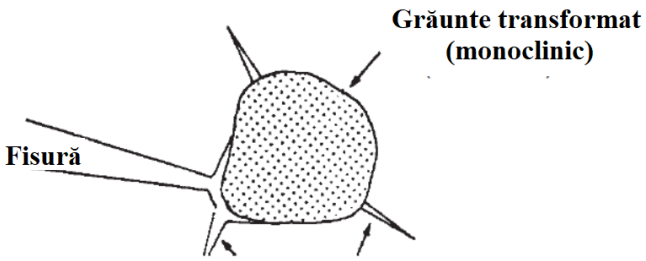


Figura 10.16. întărirea microfisurilor induse în ceramica de zirconiu ca urmare a formării și creșterii ulterioare a microfisurilor, ca o consecință a transformării fazei t-ZrO2 indusă de stres în zona procesului.

Ruhle și colab. cu toate acestea, a argumentat că microfisurarea radială ar putea să nu însoțească transformarea ZrO2 indusă de stres (47). De asemenea, au comentat că un anumit grăunte tetragonal fie se poate transforma, fie, dacă este deja transformat, poate provoca microfisurare. În prezența microfisurilor în jurul unei fisuri primare, rezistența este sporită de creșterea microfisurilor (disiparea stresului vârfului fisurilor) și interacțiunea lor cu câmpul de tensiune a vârfului fisurii. Cu toate acestea, prezența microfisurilor are ca rezultat o reducere a rigidității (modul elastic eficient).

După o abordare continuă, Hutchinson a investigat efectul microfisurării asupra reducerii intensității stresului vârfului fisurilor sau al ecranării.[123] S-a observat că contribuția ecranării microfisurilor este mai mare pentru fisurile în creștere constantă decât pentru fisurile staționare. Comportamentul puternic al curbei de rezistență (R) asociat cu microfisurarea apare în principal din eliberarea stresului rezidual. Pe baza acestei lucrări teoretice, [123], jumătatea lățimii zonei microcrack în jurul unei fisuri în creștere constantă este:

$$h = 0.311\left(\frac{K}{\sigma_c}\right)^2 \tag{10.11}$$

iar raportul de rezistență este:

$$\frac{K_{tip}}{K} = 1 - 1.42\varepsilon_s - 0.348E\theta\frac{\sqrt{h}}{K} \tag{10.12}$$

unde σ_c este stresul critic pentru nucleația microfisurilor, θ este tensiunea de dilatație implicată în microfisurarea indusă de stres, ε_s este tensiunea reziduală la nivelul saturat de microfisurare, E este modulul elastic compozit, K_{tip} este stresul vârfului fisurii factorul de intensitate, iar K este factorul de intensitate a stresului aplicat. S-a raportat că, pentru $\varepsilon_s = 0.4$, s-ar putea realiza o reducere cu 50% a K_{tip}. Este evident că tensiunea reziduală experimentală este mare în prezența unei densități mai mari de microfisuri, ceea ce va duce evident la o scădere considerabilă a modulului elastic. Prin urmare, o contribuție mai mare din stabilizarea microfisurilor poate fi realizată numai în detrimentul reducerii modulului de elasticitate.

Faber [138] a raportat o analiză teoretică pentru a evalua durificarea micro-fisurilor ceramicii pe bază de zirconiu. Faber a formulat creșterea durității ca o consecință a transformării fazei de zirconiu indusă de stres:

$$\Delta K^M = 0.25fE\theta\varepsilon_s\sqrt{h} \tag{10.13}$$

unde f este densitatea microcrack și explicațiile pentru ceilalți termeni ar putea fi găsite cu ecuația 10.13. Cuantificarea îmbunătățirii rezistenței relevă faptul că rezistența poate fi crescută doar ca o consecință a transformării t-ZrO2 indusă de stres, iar amploarea unei astfel de creșteri depinde puternic de creșterea relativă a deformării permanente (datorită deschiderii fisurilor dilatative) în comparație cu scăderea modulului.

10.8.2. Durificarea ferroelastică

Comutarea domeniului ferroelastic este raportată ca un mecanism suplimentar de întărire la ceramica de zirconiu care conține faza netransformabilă t′-ZrO_2[124–130]. Faza tetragonală, formată ca produs de transformare a c-ZrO_2, este netransformabilă și este cunoscută sub numele de t′-ZrO_2 (vezi și Secțiunea 10.2). Investigația microstructurală a arătat că t′-ZrO_2 are o structură polidomenială, în care fiecare domeniu are o simetrie tetragonală cu axele c de-

a lungul uneia dintre cele trei direcții reciproc ortogonale. Întărirea ferroelastică diferă de transformarea indusă de stres prin aceea că prima nu implică nicio modificare a structurii cristaline, ci o reorientare a domeniilor feroelastice. Sub stres, aceste domenii sunt reorientate de-a lungul axelor c pentru a acomoda tensiunile. Abilitatea de a prezenta o tensiune permanentă și comutarea acesteia au ca rezultat o buclă de histerezis între solicitare (ε) și tensiunea aplicată (σ), așa cum este ilustrat în Figura 10.17.

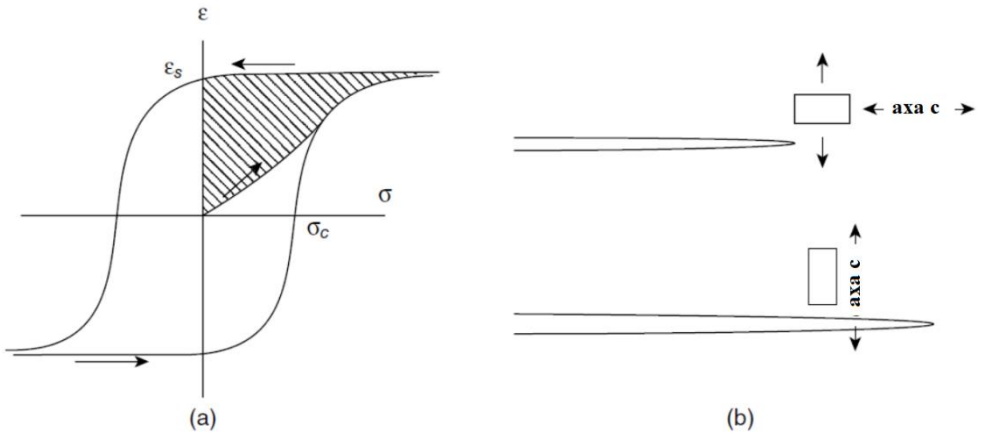


Figura 10.17. O schemă care arată bucla de histerezis tensiune-deformare (a) și apariția comutării domeniului feroelastic, după cum reiese din reorientarea axei C în zirconia tetragonală în câmpul de solicitare a vârfului fisurii (b), legat de fenomenul de întărire feroelastică (după Virkar și Matsumoto). Zona umbrită în (a) este energia mecanică absorbită din cauza comutării domeniului fazei tetragonale de zirconiu. Doi parametri importanți, stresul coercitiv (σ_c) și solicitare spontană (ε_s), sunt, de asemenea, indicați în (a).

Doi parametri importanți relevanți în descrierea mecanismelor de durificare feroelastică sunt stresul coercitiv σc și tensiunea spontană εs (Fig. 10.17). Zona buclei de histerezis este o măsură a energiei mecanice disipate într-un singur ciclu. Energia disipată duce în cele din urmă la întărirea microstructurii. Aplicarea unei solicitări de tracțiune pe un grăunte t′-ZrO2 care depășește σc de-a lungul uneia dintre axele a o va întinde în axe c și invers (a se vedea Fig. 10.17b). În mod similar, aplicarea unei solicitări de compresiune mai mari decât σc de-a lungul axei c o va reorienta în axa a și una dintre axele a devine axa c. Virkar și Matsumoto au formulat contribuția trecerii domeniului feroelastic la rezistență, [131].

$$K_c = K_0 \left[1 + \frac{2hE}{(1-v^2)K_0^2} \oint \sigma_c d\varepsilon \right]^{0.5} \tag{10.14}$$

unde K_0 este rezistența în absența comutării domeniului, E este modulul lui Young, h este înălțimea zonei de proces în jurul fisurii unde are loc comutarea domeniului feroelastic în faza tetragonală și ν este raportul Poisson. Integrala din ecuația precedentă este zona umbrită prezentată în Figura 10.17a. Similar mecanismului de întărire a transformării, înălțimea zonei de proces h în acest caz este invers proporțională cu σ_c^2 și direct proporțională cu K_c^2.

Primele dovezi experimentale de întărire feroelastică a t-ZrO_2 au fost raportate de Virkar și Matsumoto. [127,131] Studiile XRD detaliate asupra materialelor TZP au arătat că măcinarea suprafeței a indus inversarea intensităților de vârf de (002), (200) și / sau (113)) și (131) sunt o dovadă a fenomenului feroelastic [129,131]. Virkar și Matsumoto au fabricat, de asemenea, o ceramică de zirconiu dopată ceria cu rezistență ridicată (rezistență 16MPa $m^{1/2}$ măsurată prin tehnica fasciculului cu consolă dublă) [131]. Difracție neutronică in situ pe Materialele 12Ce-TZP au confirmat natura reversibilă a procesului de întărire feroelastică [130]. Srinivasan și colegii săi au studiat fenomenul feroelastic în cristale unice de zirconiu dopate cu 4 moli% yttria atât la RT, cât și la temperaturi ridicate [124]. Măsurătorile experimentale la 1000 °C au arătat o valoare de rezistență de până la 8 MPa $m^{1/2}$ și un comportament substanțial de comutare a domeniului t-ZrO_2, după cum se dovedește în studiul XRD. Observații microstructurale detaliate ale schimbării domeniului de către Chan et al. a indicat reorientarea domeniului în jurul suprafeței fracturii absoarbe energia din sistemul de încărcare și astfel îmbunătățește rezistența la rupere a materialelor de zirconiu.129 Experimentele de deformare in situ cu temperatură ridicată pe un TEM de înaltă tensiune au furnizat dovezi ale tortuozității fisurilor de către limitele domeniului faza polidomeniu t′-ZrO_2, care este un factor cheie care are ca rezultat întărirea feroelastică [134–138].

10.9. RĂSPUNSUL MATERIALELOR LA DURIFICAREA COMBINATĂ

În secțiunile precedente, au fost discutați factorii microstructurali în raport cu mecanismele individuale de întărire. Observațiile experimentale și analiza teoretică au confirmat că combinația mai multor mecanisme de întărire are ca rezultat materiale mai dure decât cele realizate prin suma proceselor individuale [132-138]. Au fost făcute încercări de explorare a transformării concomitente și a întăririi microfisurilor, care indică faptul că cuplarea poate într-adevăr duce la creșterea durității.

10.10. OPTIMIZAREA DURIFICĂRII ÎN COMPOZITELE Y-TZP

S-a raportat optimizarea rezistenței zirconii tetragonale stabilizate prin yttria (Y-TZP) prin adaptarea distribuției yttriei.137 În această secțiune, se arată că o strategie similară poate fi utilizată pentru a dezvolta compozite Y-TZP de înaltă rezistență armate cu TiB_2 dur. particule. Rezultatele experimentale au confirmat că compozitele Y-TZP complet dense cu 30 vol% TiB2 pot fi obținute cu o duritate moderată de 13 GPa, o rezistență ridicată de până la 1280MPa și o rezistență excelentă de indentare de până la 10 MPa $m^{1/2}$, când toate au fost presat la cald la 1450 °C timp de 1 oră în vid.139 Rezistența poate fi adaptată între 4 și 10 MPa m1/2 prin reglarea atentă a conținutului de stabilizator de yttria al matricei ZrO2 între 3 și 2% mol. După cum se menționează mai târziu, ceramica Y-TZP sinterizată de la puteri de pornire care conțin un conținut global de yttria de 2,5 mol% va fi denumită grad TM2.5 și compozitul procesat cu matrice TM2.5 și TiB_2 (Starck grad E) va fi desemnat ca Grad TM2.5E. Micrografiile TEM reprezentative pe câmp luminos care dezvăluie morfologia și dimensiunea grăunților de zirconiu și faza TiB_2 în compozitul TM2.5E sunt prezentate în Figura 10.18a. Grăunților ZrO_2 sunt reținute cu o dimensiune de 0,3-0,4 μm. Ocazional, unele particule m-ZrO_2 prezintă straturi tipice de martensită, așa cum se arată în Figura 10.18b.

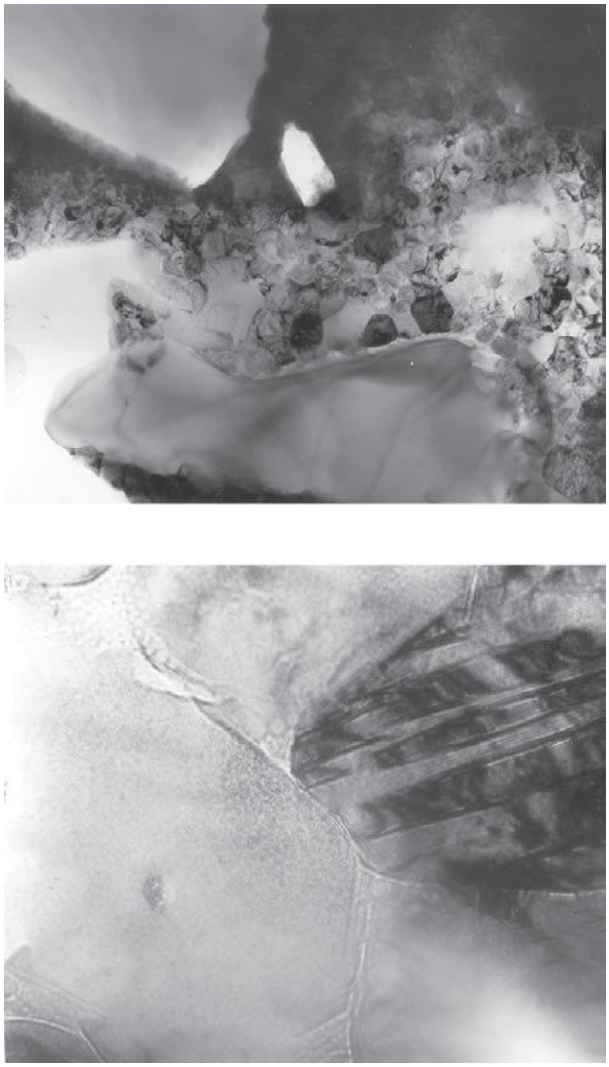


Figura 10.18. Imagini TEM cu câmp luminos care dezvăluie microstructura de 2,5 Y-TZP– (30%) TiB2 și mai grosiere (2–3 μm) de particule de TiB_2 observate într-o matrice ZrO_2 de dimensiunea particulei submicrometrice (a). Straturi tipice de martensită sunt observate în particulele de ZrO_2 monoclinice transformate (b).

Transformarea parțială a t-ZrO_2 este cauzată fie de solicitarea mecanică din timpul pregătirii subțiri a foliei, fie din cauza tensiunii termice dezvoltate în timpul iradierii cu fascicul de electroni de înaltă tensiune.

În ZrO_2-TiB_2 presat la cald, particulele de borură contribuie la mecanismul de întărire a devierii fisurilor. Modelul de deformare a fisurilor de la Faber și Evans138 prezice o creștere a rezistenței de aproximativ 15% pentru compozitele ceramice cu 30% vol volum de fază secundară, presupunând un raport de aspect de 2. Privind îmbunătățirea relativă a rezistenței în compozit în raport cu matricea rezistență, ΔKIc / Km, dată în Figura 10.19 și având în vedere estimarea anterioară că devierea fisurilor reprezintă doar o creștere de 15% a rezistenței

compozitelor, este clar că întărirea îmbunătățită prin transformare contribuie semnificativ la rezistența generală a 3Y-TZP și compozite bazate pe 2.5Y-TZP.

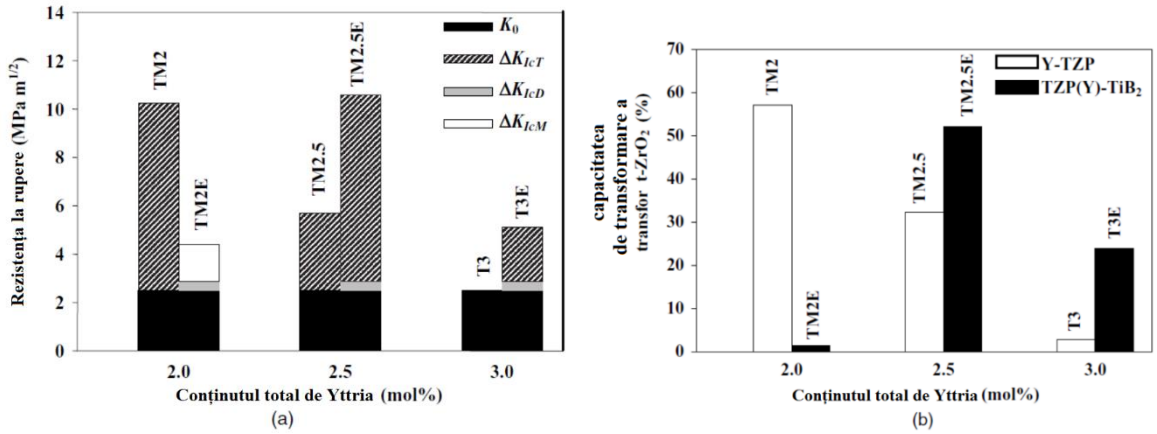


Figura 10.19. Transformabilitate de fază Tetragonal ZrO2 determinată de diferența de conținut de m-ZrO2 între suprafețele fracturate și lustruite (a) și contribuția diferitelor mecanisme de întărire la rezistența generală a monolitilor Y-TZP și ZrO2 – TiB2 (70/30) compozite (b). K0 este rezistența inerentă a matricei, ΔKIcT este contribuția de întărire a transformării, ΔKIcM este contribuția de la întărirea microcrack și ΔKIcD este contribuția de la devierea fisurilor [139].

Rezistența generală a unui compozit întărit cu zirconiu poate fi descrisă prin următoarea expresie:

$$K_{lc} = K_0 + \Delta K_{lcT} + \Delta K_{lcM} + \Delta K_{lcD} \tag{10.15}$$

unde K_0 este rezistența inerentă a matricei, adică matricea de zirconiu fără sau cu întărire neglijabilă a transformării, ΔK_{IcT} este contribuția de întărire a transformării, ΔK_{IcM} este contribuția de la întărirea microcrack și ΔK_{IcD} este întărirea datorată deformării fisurilor de către faza TiB2 . În următoarea analiză, rezistența inerentă a matricei, K0 este luată ca 2,5 MPa m1 / 2. Având în vedere transformabilitatea ridicată a fazei t-ZrO2 în materialul 2Y-TZP, adăugarea TiB2 facilitează transformarea spontană a fazei t-rO2, rezultând compozite 2Y-TZP – TiB2 micro-fisurate. Acest lucru indică, de asemenea, că întărirea microfisurilor ar trebui luată în considerare ca mecanism activ de întărire în aceste compozite. O comparație cu Figura 10.19a, b relevă faptul că datele de transformabilitate t-ZrO2 se corelează bine cu rezistența la transformare atât în ambii monoliți Y-TZP cât și în compozite. Cu cât este mai mare transformabilitatea t-ZrO2, cu atât este mai mare contribuția la întărirea transformării. Așa cum este discutat în secțiunea următoare, contribuția la întărirea transformării la rezistența generală

a compozitelor depinde puternic de compoziția matricei ZrO2 și de stresul rezidual datorat prezenței TiB2.

10.10.1. Influența tensiunilor termice reziduale

Mărimea stresului rezidual este determinată de nepotrivirea în CTE și modulul elastic. Dacă stresul rezidual este compresiv, stresul critic necesar pentru inițierea transformării fazei t-ZrO2 va crește. În contrast, existența tensiunilor reziduale de tracțiune va facilita transformarea t-ZrO2 la o tensiune aplicată mult mai mică, deoarece solicitările de tracțiune activează transformarea t-ZrO2 în fisură câmpul stresului vârfului.3 Datorită CTE mai scăzut al TiB2 ($\alpha_{300–800K} = 5x10^{-6}$ K^{-1} și $\alpha_{950–2000K} = 9 \times 10^{-6}$ K^{-1}) [139] în comparație cu Y-TZP ($\alpha_{300–1000K} = 10 \times 10^{-6}$ K^{-1}), [139] solicitări reziduale de tracțiune în matricea ZrO2 sunt produse în timpul răcirii de la temperatura de presare la cald. În literatura de specialitate au fost raportate mai multe modele teoretice de estimare a tensiunilor reziduale în compozite ceramice multifazice. [140,141] Stresul rezidual de tracțiune estimat în matricea de zirconiu este de 263 MPa. Datele de rezistență în cazul compozitelor ZrO2 – TiB2 relevă influența tensiunilor reziduale de tracțiune din matricea ZrO2 asupra transformabilității. De fapt, întărirea transformării matricei ZrO2 este puternică în cazul compozitelor pe bază de 3Y-TZP și 2,5Y-TZP, contribuind în mod eficient la o rezistență la transformare crescută, așa cum se arată în Figura 10.19.

În prezența tensiunii reziduale de tracțiune (σr), tensiunea critică (σc) pentru a inția transformarea indusă de tensiune în vârful fisurii ar fi redusă (σ_c^m):

$$\sigma_c^m = \sigma_c - \sigma_r \tag{10.16}$$

Reducerea stresului critic are ca rezultat o zonă de transformare mai mare (h) conform formulei propuse de Budiansky și colab.: 134

$$h = \frac{\sqrt{3}(1+v)^2}{12\pi}\left(\frac{K_\infty}{\sigma_c}\right)^2 \tag{10.17}$$

unde ν este raportul lui Poisson, K_∞ este factorul de intensitate a stresului datorat stresului aplicat (extern), iar σ_c este stresul de transformare critic. Dimensiunea crescută a zonei de transformare poate duce la o contribuție sporită de întărire a transformării conform formulei stabilite de Evans și Cannon2:

$$\Delta K_{lcT} = 0.38 f E \varepsilon^{t} \sqrt{h}/(1-v) \quad (10.18)$$

unde f este fracțiunea de volum a fazei t-ZrO2 transformată în zona de transformare, ν este raportul lui Poisson, E este modulul elastic și εt este solicitarea de transformare.

Datele experimentale din Figura 10.19 arată că transformabilitatea matricei ZrO2 ar trebui să fie afectată în prezența stresului rezidual. Transformabilitatea suplimentară datorată tensiunilor reziduale la tracțiune într-o matrice 2Y-TZP cu rezistență ridicată (cea mai mare transformabilitate tetragonală dintre monoliti) provoacă spontan transformarea matricei t-ZrO2 în timpul răcirii postinterinante, rezultând formarea de microfisuri și o degradare a proprietăților mecanice. Influența stresului rezidual se reflectă și într-o temperatură de debut mai mare (Ms) pentru transformarea t-ZrO2 în m-ZrO2. Datele de transformare ale tuturor compozitelor sunt raportate în detaliu în altă parte.142–153 Temperatura Ms a compozitului TM2.5E este măsurată la 330 ° C, în timp ce cea a monolitului TM2.5 este sub RT. Creșterea temperaturii Ms arată clar că prezența TiB2 relevă transformabilitatea fazei t-ZrO2 în compozitele investigate.

10.10.2. Influența stabilizării matricei de zirconiu

Datele privind creșterea durității (ΔKIc / Km) prezentate în Figura 10.19 relevă faptul că compozitele TZP – TiB2 (70/30) pot fi întărite prin scăderea conținutului global de yttria prin adaptarea compoziției matricei ZrO2. În compoziția 2-3% mol% yttria sticloasă,,, cea mai mare rezistență se măsoară la un conținut global de yttria de 2,5 mol%, obținut prin adăugarea de m-ZrO2 pur la o pulbere de ZrO2 coprecipitată cu 3mol% Y2O3. Rezultatele experimentale sugerează faptul că conținutul global de yttria și stresul rezidual joacă un rol predominant în optimizarea durității TZP-TiB2 compozite. Se poate menționa că distribuția yttria poate fi adaptată pentru a dezvolta compozite ZrO2 – Al2O3, ZrO2 – ZrB2 și ZrO2 – WC cu rezistență ridicată de până la 9 MPa m1 / 2. [146–153]

10.11. PERSPECTIVE

Majoritatea lucrărilor experimentale s-au concentrat în mare parte pe „efectul mărimii grăuntelui” și, prin urmare, acest factor este considerat în mod critic în dezvoltarea materialelor pe bază de zirconiu. Modelele micromecanice existente au considerat, de asemenea, efectul mărimii grăuntelui. Cu toate acestea, distribuția yttria este, de asemenea, concentrată ca unul

dintre factorii cruciale care influențează transformabilitatea și rezistența t-ZrO2 a monolitilor și compozitelor Y-TZP. Această observație sugerează cu tărie că lucrările de modelare micromecanică viitoare, în viitor, trebuie să ia în considerare acest aspect compozițional prin stabilirea unui cadru matematic în care transformabilitatea este legată de parametrii de distribuție ai stabilizator yttria și mărimea grăunților.

De asemenea, se sugerează lucrări suplimentare privind evaluarea critică a stabilității particulelor de t-ZrO2. Deoarece transformabilitatea t-ZrO2 este guvernată de mulți parametri, un algoritm de rețea neuronală poate fi dezvoltat pentru a modela stabilitatea tetragonală reținută. Rețelele neuronale sunt modele neliniare parametrizate utilizate pentru regresia empirică, unde se constată că abordările convenționale sunt slabe. Prin urmare, se sugerează o implementare a analizei rețelei neuronale pentru a dezlega relația complexă dintre diferitele intrări (conținutul și distribuția yttriei, mărimea și distribuția grăunților, stresul rezidual etc.) și ieșirile (transformabilitatea t-ZrO2, rezistența). O astfel de analiză ar putea fi utilizată pentru a prezice potențialul de transformare al t-ZrO2 pentru diferite microstructuri.

Deoarece se constată că distribuția yttriei este un factor cheie suplimentar care controlează rezistența monolitilor Y-TZP, distribuția altor stabilizatori, cum ar fi ceria, calcia sau magnezia, se așteaptă, de asemenea, să joace un rol semnificativ în optimizarea microstructurii și rezistența Ce-TZP, Ca-PSZ sau, respectiv, Mg-PSZ. Pot fi planificate în viitor experimente atente pentru a examina această problemă. În ciuda faptului că îmbunătățirea considerabilă a înțelegerii întăririi prin transformare a fost realizată încă din anii 1980, rămâne un aspect important al utilizării eficiente a întăririi prin transformare pentru a dezvolta componente ceramice mai puternice și mai dure pentru aplicații structurale. În acest scop, cuplajul sau interacțiunea de întărire a transformării cu armături de mustăți și fibre poate fi explorată în sistemele ceramice importante din punct de vedere tehnologic și rezultatele analizate critic pentru a ne îmbunătăți înțelegerea mecanismului de interacțiune.

BIBLIOGRAFIE

[1] B. Basu, *Toughening of Y-stabilized tetragonal zirconia ceramics*, Int. Mater. Rev. 50(4) (2005), 239–256.

[2] A.G. Evans and R.M. Cannon, *Toughening of brittle solids by martensitic transformations*, Acta Mater. 34(5) (1986), 761–800.

[3] M. Rühle and A.G. Evans, *High toughness ceramic and ceramic composites*, Prog. Mater. Sci. 33 (1989), 85.

[4] R.C. Garvie, R.H. Hannink and R.T. Pascoe. *Cer. steel?* Nature 258 (1975), 703.

[5] R.H.J. Hannink, P.M. Kelly and B.C. Muddle, *Transformation toughening in zirconiacontaining ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 83(3) (2000), 461–487.

[6] (a) L.L. Hench. Bioceramics. J. Am. Ceram. Soc. 81 (1998), 1705–1728.(b) C. Piconi and G. Maccauro. Zirconia as a ceramic biomaterial. Biomaterials 20 (1999), 1-25.

[7] T.E. Fischer, M.P. Anderson and S. Jahanmir, *Influence of fracture toughness on the wear reduction of yttria doped zirconium oxide*, J. Am. Ceram. Soc. 72 (1989), 252–257.

[8] R.H.J. Hannink and M.V. Swain, *Progress in transformation toughening of ceramics,* Annu. Rev. Mater. Sci. 24 (1994), 359–408.

[9] I.-W. Chen, *Model of transformation toughening in brittle materials*, J. Am. Ceram. Soc. 74(10) (1991), 2564–2572.

[10] I.-W. Chen, *Model of transformation toughening in brittle materials*, J. Am. Ceram. Soc. 74(10) (1991), 2564–2572.

[11] J.B. Watchman, *Mechanical Properties of Ceramics: Chapter 11*, John Wiley & Sons, New York, 1996, 391–408.

[12] R.M. Mcmeeking and A.G. Evans, *Mechanics of transformation-toughening in brittle materials*, J. Am. Ceram. Soc. 65(5) (1982), 242–246.

[13] D.M. Stump and B. Budiansky, *Crack-growth resistance in transformation toughened ceramics*, Int. J. Solids Struct. 25 (1989), 635–646.

[14] (a) P.M. Kelly and C.J. Wauchope. The tetragonal to monoclinic martensitic transformation in zirconia. Key Eng. Mater. 153–154 (1998), 97–124.(b) R.P. Ingel and D. Lewis III. Lattice parameters and density for Y2O3-stabilized ZrO2. J. Am. Ceram. Soc. 69(4) (1986), 325–332. (c) I.R. Gibson and J.T.S. Irvine. Qualitative X-ray diffraction analysis of metastable tetragoal (t′) zirconia. J. Am. Ceram. Soc., 84(3) (2001), 615–18.

[15] E.H. Kisi and C.J. Howard, *Crystal structures of zirconia phases and their inter-relation*, Key Eng. Mater. 153–154 (1998), 1–36.

[16] D.P. Burke and W.M. Rainforth, *Intermediate rhombohedral (r-ZrO2) phase formation at the surface of sintered Y-TZP's*, J. Mater. Sci. Lett. 16 (1997), 883–885.

[17] A.H. Heuer, R. Chaim and V. Lanteri, *The displacive cubic → tetragonal transformation in ZrO2 alloys*, Acta Mater. 35(3) (1987), 661–666.

[18] N. Mitra, K. Vijayan, B.N. Pramila Bai and S.K. Biswas, *Phase transformation induced by mechanical and chemical surface preparation of tetragonal zirconia polycrystals*, J. Am. Ceram. Soc. 76 (1993), 533–535.

[19] D.G. Lamas and N.E.W.D. Reca, *Oxygen ion displacement in compositionally homogeneous, nanocrystalline ZrO2–12 mol% Y2O3 powders*, Mater. Lett. 41 (1999), 204–208.

[20] H.G. Scott, *Phase relationships in zirconia-yttria system*, J. Mater. Sci. 10 (1975), 1527–1535.

[21] P. Duwez, F.H. Brown Jun and F. Odell, *Zirconia-yttria system*, J. Electrochem. Soc. 98 (1951), 356–362.

[22] K.K. Srivastava, R.N. Patil, C.B. Choudhury, K.B.G.K. Gokhale and E. C. Subbarao, *Revised phase diagram of the system ZrO2-YO1.5*, Trans. J. Br. Ceram. Soc. 73 (1974), 85–91.

[23] T. Tojo, T. Atake, T. Mori and H. Yamamura, *Heat capacity and thermodynamic functions of zirconia and yttria-stabilised zirconia*, J. Chem. Thermodyn. 31 (1999), 831–845.

[24] J. Katamura, T. Seki and T. Sakuma, *The cubic-tetragonal phase equilibria in the ZrO2-R2O3 (R=Y, Gd, Sm, Nd) systems*, J. Phase Equilib. 16(4) (1995), 315–319.

[25] (a) M. Hillert and T. Sakuma. Thermodynamic modeling of the c → t transformation in ZrO2 alloys. Acta Mater. 39(6) (1991), 1111–1115. (b) H.M. Ondik and H.F. McMurdie (Eds.), Phase Diagrams for Zirconia and Zirconia System. American Ceramic Society, Westerville, OH, 1998, 35–66, 100–140, 249–277.

[26] N. Claussen, *Science and Technology of Zirconia II*, Advances in Ceramics, Vol. 12, N. Claussen, M. Rühle, and A.H. Heuer (Eds.). American Ceramic Society, Columbus, OH, 1984, 325–351.

[27] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Development of ZrO2-ZrB2 composites*, J. Alloys Compd. 334(1–2) (2002), 200–204.

[28] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Development of ZrO2-TiB2 composites: Role of residual stress and starting powders*, J. Alloys Compd. 365(1–2) (2004), 266–270.

[29] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *ZrO2-Al2O3 composites with tailored toughness*, J. Alloys Compd. 372 (2004), 278–284.

[30] D.J. Green, R.H.J. Hannink and M. V. Swaini, *Transformation Toughening of Ceramics*, CRC Press, Boca Bacon, FL, 1989.

[31] F.F.Lange, *Transformation toughening: Part 1—Size effects associated with the thermodynamics of constrained transformations*, J. Mater. Sci. 17 (1982), 225–234.

[32] P.F. Becher, *Toughening behavior in ceramics associated with the transformation of tetragonal ZrO2*, Acta Metall. 34 (1986), 1885.

[33] B. Budiansky, J.W. Hutchinson and J. C. Lambropoulos, *Continuum theory of dilatant transformation toughening in ceramics*, Int. J. Solids Struct. 19 (1983), 337.

[34] J.C. Lambropoulos, *Shear, shape, and orientation effect in transformation toughening*, Int. J. Solids Struct. 22 (1986), 1083.

[35] A.G. Evans and A.H. Heuer, *Review—Transformation toughening in ceramics: Martensitic transformations in crack-tip stress fields*, J. Am. Ceram. Soc. 63 (1980), 241.

[36] I.W. Chen and P. E. Royes Morel, *Implications of transformation plasticity in ZrO2-containing ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 69(3) (1986), 181–189.

[37] P.E. Royes Morel and I.W. Chen, *Transformation plasticity of Ce2O3-stabilised tetragonal zirconia polycrystals: I, Stress assistance and autocatalysis*, J. Am. Ceram. Soc. 71 (1988), 343.

[38] (a) E.C. Subbarao. Zirconia—An overview, in Advances in Ceramics 3, Science and Technology of Zirconia, A.H. Heuer and L.W. Hobbs (Eds.). American Ceramic Society, Columbus, OH, 1981, 1–24. (b) E.C. Subbarao, H.S. Maiti and K.K. Srivastava. Martensitic transformation in zirconia. Phys. Status Solidi A 21(9) (1974), 9–40.

[39] D.-J. Kim, *Effect of Ta2O5, Nb2O5, and HfO2 alloying on the transformability of Y2O3-stabilised tetragonal ZrO2*, J. Am. Ceram. Soc. 73(1) (1990), 115–120.

[40] M. Morinaga, H. Adachi and M. Tsukada, *Electronic structure and phase stability of ZrO2*, J. Phys. Chem. Solids 44(4) (1983), 301–306.

[41] M. Yoshimura, *Phase stability of zirconia*, Am. Ceram. Soc. Bull. 67(12) (1988), 1950–1955.

[42] M. Hillert, *Thermodynamic model of the cubic–tetragonal transition in nanostoichiometric zirconia*, J. Am. Ceram. Soc. 74(8) (1991), 2005–2006.

[43] S.P.S. Badwal and N. Nardella, *Formation of monoclinic zirconia at the anodic face of tetragonal zirconia polycrystalline solid electrolytes*, Appl. Phys. A49 (1989), 13–24.

[44] P. Kountouros and G. Petzow, Advances in Ceramics 3, Science and Technology of Zirconia, A. H. Heuer and L. W. Hobbs (Eds.). American Ceramic Society, Columbus, OH, 1981, 202–216.

[45] R.C. Garvie, *Thermodynamic analysis of the tetragonal to monoclinic transformation in a constrained zirconia monocrystal: Part 2: In the presence of an applied stress*, J. Mater. Sci. 20 (1985), 3479–3486.

[46] M.M.R. Boutz, R.J.M. Olde Scholtenhuis, A. J. A. Winnubst and A. J. Burggraaf, British Ceramic Proceedings: Vol. 51: Nanoceramics, R. Freer (Eds.). The Institute of Materials, London, 1993, 75–86.

[47] A.H. Heuer, N. Claussen, W.M. Kriven and M. Rühle, *Stability of tetragonal ZrO2 particles in ceramic matrices*, J. Am. Ceram. Soc. 65(12) (1982), 642–650.

[48] A.J.A. Winnubst and M. M. R. Boutz, *Sintering and densification: New techniques: Sinter forging*, Key Eng. Mater. 153–154 (1998), 301.

[49] M.J. Mayo, *Processing of nanocrystalline ceramics from ultrafine powders*, Int. Mater. Rev. 41(3) (1996), 85–115.

[50] D. Burgard, C. Kropf, R. Nass and H. Schmidt, MRS Symposium Proceedings, Vol. 346, A. K. Cheetham, C. J. Brinker, M. L. Mecartney and C. Sanchez (Eds.). The Materials Research Society, Pittsburg, CA, 1994, 101–107.

[51] J. Tartaj, J. F. Fernandez, C. Moure and P. Duran, *Effects of seeding on the crystallisation kinetics of air-calcined yttria-doped hydrous zirconia*, J. Eur. Ceram. Soc. 18 (1998), 229.

[52] G. Dell'Agli and G. Mascolo, *Hydrothermal synthesis of ZrO2–Y2O3 solid solutions at low temperature*, J. Eur. Ceram. Soc. 20 (2002), 139–145.

[53] R. Singh, C. Gill, S. Lawson, and G.P. Dransfield, *Sintering, microstructure and mechanical properties of commercial Y-TZPs*, J. Mater. Sci. 31 (1996), 6055.

[54] W. Burger, H. G. Richter, C. Piconi, R. Vatteroni, A. Cittadini and M. Boccalari, *New Y-TZP powders for medical grade zirconia*, J. Mater. Sci. Mater. Med. 8 (1997), 113–118.

[55] J. Vleuges, Z.X. Yuan and O. Van Der Biest, *Mechanical properties of Y2O3/Al2O3-coated Y-TZP ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 22(6) (2002), 873–881.

[56] Z.X. Yuan, J. Vleuges and O. Van Der Biest, *Preparation of Y2O3-coated ZrO2 powder by suspension drying*, J. Mater. Sci. Lett. 73(19) (2000), 359–361.

[57] Y.K. Paek, J.H. Ahn, G.H. Kim and S.J.L. Kang. *Effect of nitrogen atmosphere on the densification of a 3-mol%-yttria-doped zirconia*, J. Am. Ceram. Soc. 85(6) (2002), 1631–1633.

[58] C. Zhao, J. Vleugels, O. Van Der Biest, C. Groffils and C. P. J. Luypaert, *Hybrid sintering with a tubular susceptor in a cylindrical singular mode microwave furnace*, Acta Mater. 48(14) (2000), 3795–3801.

[59] W. Li and L. Gao, *Rapid sintering of nanocrystalline ZrO2(3Y) by spark plasma sintering*, J. Eur. Ceram. Soc. 20 (2000), 2441.

[60] B. Basu, J.-H. Lee and D.-Y. Kim, *Development of nanocrystalline wear resistant Y-TZP ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 87(9) (2004), 1771–1774.

[61] M. Yoshimura, T. Ohji, M. Sando and K. Niihara, *Rapid rate sintering of nano-grained ZrO2- based composites using pulse electric current sintering method*, J. Mater. Sci. Lett. 17 (1998), 1389–1391.

[62] M. Yoshimura, T. Ohji, M. Sando, Y.-H. Choa, T. Sekino and K. Niihara, *Synthesis of nanograined ZrO2-based composites by chemical processing and pulse electric current sintering*, Mater. Lett. 38 (1999), 18–21.

[63] B. Lawn, *Fracture of Brittle Solids*, 2nd ed. Cambridge Univ. Press, Cambridge, UK, 1992.

[64] R.H.J. Hannink, *Significance of microstructure in transformation toughening zirconia ceramics*, Mater. Forum 11 (1988), 43–60.

[65] G.R. Anstis, P. Chantikul, B.R. Lawn and D.B. Marshall, *A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, Direct crack measurements*, J. Am. Ceram. Soc. 64 (1981), 533–538.

[66] M.S. Kaliszewski, G. Behrens, A.H. Heuer, M.C. Shaw, D.B. Marshall, G.W. Dransmann and R. W. Steinbrech, *Indentation dtudies on Y2O3-stabilized ZrO2: I, Development of indentationinduced cracks*, J. Am. Ceram. Soc. 77(5) (1994), 1185–1193.

[67] K. Niihara, R. Morena and D.P.H. Hasselman, *Evaluation of KIC of brittle solids by the indentation method with low crack-to-indent ratios*, J. Mater. Sci. Lett. 1 (1982), 13–16.

[68] D.K. Shetty, I.G. Wright, P.N. Mincer and A.H. Clauer, *Indentation fracture of WC-Co cermets*, J. Mater. Sci. 20 (1985), 1873–1882.

[69] P. Chantikul, G.R. Anstis, B.R. Lawn and D.B. Marshall, *A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: II, Strength method*, J. Am. Ceram. Soc. 64(9) (1981), 539–543.

[70] R.F. Cook and B.R. Lawn, *A modified indentation toughness technique*, J. Am. Ceram. Soc. 66(11) (1983), 200–220.

[71] R.C. Garvie and M.F. Goss, *Intrinsic size dependence of the phase transformation temperature in zirconia microcrystals*, J. Mater. Sci. 21 (1986), 1253–1257.

[72] W.C. Jeong, D.K. Matlock and G. Krauss. Mater. Sci. Eng. A165 (1993).

[73] E. Girault, *Bainitic transformation in TRIP-assisted steels and its influence on mechanical properties*, PhD thesis, KU Leuven, Belgium, March, 1999.
[74] A.G. Evans, N. Burlingame, M. Drory and W.M. Kriven, *Martensitic transformations in Zirconia—Particle size effects and toughening*, Acta Metall. 29 (1981), 447–456.
[75] J. Wang, W.M. Rainforth, T. Wadsworth and R. Stevens, *The effects of notch width on the SENB toughness for oxide ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 10 (1992), 21–31.
[76] L. Ruiz and M.J. Ready, *Effect of heat treatment on grain size, phase assemblage, and mechanical properties of 3 mol% Y-TZP*, J. Am. Ceram. Soc. 79(9) (1996), 2331–2340.
[77] M. V. Swain, *Grain-size dependence of toughness and transformability of 2 mol% Y-TZP*, J. Mater. Sci. Lett. 5 (1996), 1159–1162.
[78] F.F. Lange, *Transformation-toughened ZrO2: Correlations between grain size control and composition in the system ZrO2-Y2O3*, J. Am. Ceram. Soc. 69(3) (1986), 240–242.
[79] H. Kondo, T. Sekino, T. Kusunose, T. Nakayama, Y. Yamamoto, M. Wada, T. Adachi and K. Niihara, *Solid-solution effects of a small amount of nickel oxide addition on phase stability and mechanical properties of yttria-stabilized tetragonal zirconia polycrystals*, J. Am. Ceram. Soc. 86(3) (2003), 523–525.
[80] C. Zhao, *Functionally graded Ce-ZrO2 based composites*, PhD thesis, Katholieke Universiteit Leuven, Belgium, 1999.
[81] M.L. Mecartney, *Influence of an amorphous second phase on the properties of yttria-stabilised tetragonal zirconia polycrystals (Y-TZP)*, J. Am. Ceram. Soc. 70(1) (1987), 54–58.
[82] T. Masaki, *Mechanical properties of Y-PSZ after aging at low temperature*, Int. J. High Tech. Ceram. 2 (1986), 85–98.
[83] S. Stemmer, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Grain boundary segregation in high-purity, yttriastabilized tetragonal zirconia polycrystals (Y-TZP)*, J. Eur. Ceram. Soc. 18 (1998), 1565–1570.
[84] H. Tsubakino, T. Fujiwara, K. Satani and S. Ioku, *Composition of grain boundary phase formed in zirconia-3 mol% yttria containing alumina*, J. Mater. Sci. Lett. 16 (1997), 1472–1475.
[85] K. Morita, K. Hiraga and B.-N. Kim, *Effect of minor SiO2 addition on the creep behavior of superplastic tetragonal ZrO2*, Acta Mater. 52 (2004), 3355–3364.
[86] B. Basu, *Zirconia-Titanium boride composites for tribological applications*, PhD thesis, K. U. Leuven, Belgium, 2001.

[87] S. Ramesh, C. Gill and S. Lawson, *The effect of copper oxide on sintering, microstructure, mechancial properties and hydrothermal aging of coated 2.5Y-TZP ceramics*, J. Mater. Sci. 34 (1999), 5457–5467.

[88] R.M. German, *Liquid Phase Sintering*, Plenum Press, New York, 1985, 43.

[89] S. Lawson, *The sintering, mechanical and aging properties of transition metal-oxide doped yttriatetragonal zirconia polycrystals (Y-TZP),* PhD thesis, University of Sunderland, UK, 1993.

[90] H. Schubert and G. Petzow, *Microstructural investigations on the stability of yttria-stabilised tetragonal zirconia in Science and Technology of Zirconia III*, Edited by S. Somiya, N. Yamamoto and H. Yanagida. Adv. Ceram. 24A (1988), 21–28.

[91] K. Tsukuma, Y. Kubota and T. Tsukidate, *Science and Technology of Zirconia II. Advances in Ceramics*, Vol. 12, N. Claussen, M. Rühle, and A. H. Heuer (Eds.). American Ceramic Society, Columbus, OH, 1984.

[92] M. Matsui, T. Soma and I. Oda, *Stress-induced transformation and plastic deformation for Y2O3- containing zirconia polycrystals*, J. Am. Ceram. Soc. 69(3) (1986), 198–203.

[93] T. Sakuma, H. Eda and H. Sato, *Science and technology of Zirconia III* edited by S. Somiya, N. Yamamoto and H. Yanagida. Adv. Ceram. 24A (1988), 357–363.

[94] F.F. Lange and D.J. Green, *Science and Technology of Zirconia V*, S. P. S. Badwal, M. J. Bannister, and R. H. J. Hannink (Eds.), American Ceramic Society, Columbus, OH, 1981, 217–225.

[95] T. Masaki and K. Sinjo, *Mechanical properties of highly toughened ZrO2-Y2O3*, Ceram. Int. 13 (1987), 109–112.

[96] L. Gao, T.S. Yen and J.K. Guo, *Science and technology of Zirconia III* edited by S. Somiya, N. Yamamoto and H. Yanagida. Adv. Ceram. 24A (1988), 405–414.

[97] O. Vasylkiv, Y. Sakka and V.V. Skorokhod, *Low-temperature processing and mechanical properties of zirconia and zirconia–alumina nanoceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 86(2) (2003), 299–304.

[98] T.C. Lei, G.Y. Lin, Q.L. Ge, Y. Zhou and X.J. He, *Morphologies of monoclinic phase in ZrO2 (2 mol% Y2O3) revealed by TEM in situ continuous observations*, J. Mater. Sci. 32 (1997), 1105–1111.

[99] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Toughness tailoring of yttria-doped zirconia ceramics*, Mater. Sci. Eng. A 380 (2004), 215–221.

[100] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Transformation behaviour of yttria stabilized tetragonal zirconia polycrystal-TiB2 composites*, J. Mater. Res. 16(7) (2001), 2158–2169.

[101] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, Y-*TZP ceramics with tailored toughness*, Key Eng. Mater. 206–213 (2002), 1185–1188.

[102] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Microstructure-toughness-wear relationship of tetragonal zirconia ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 24(7) (2004), 2031–2040.

[103] (a) B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Transformation behaviour of tetragonal zirconia: Role of dopant content and distribution*, Mater. Sci. Eng. A 366(2) (2004), 338–347. (b) B. Basu, *Zirconia-titanium boride composites for tribological applications*, Ph.D thesis, Kuleuven, Belgium, March 2001.

[104] P. Liang, H.L. Lukas, S.G. Fries, H.J. Seifert and F. Aldinger, *Thermodynamic assessment of the Zr-O binary system*, Proceedings of the 28th CALPHAD held at Grenoble, France, 2–7 May, 1999.

[105] N. Gupta, P. Mallik and B. Basu, *Y-TZP ceramics with optimised toughness: New results*, J. Alloys Compd. 379 (2004), 228–232.

[106] C.R. Bowen, A.W. Tavernor, J. Luo and R. Stevens, *Microstructural design of sensor materials using the core-shell concept*, J. Eur. Ceram. Soc. 19 (1999), 149–157.

[107] A. Suresh, M. J. Mayo, W. D. Porter and C. J. Rawn, *Crystallite and grain-size-dependent phase transformations in yttria-doped zirconia*, J. Am. Ceram. Soc. 86(2) (2003), 360–362.

[108] P.F. Becher and M.V. Swain, *Grain-size-dependent transformation behavior in polycrystalline tetragonal zirconia*, J. Am. Ceram. Soc. 75(3) (1992), 493–502.

[109] W.Z. Zhu and M. Yan, *Effect of grain size on the kinetics of isothermal tetragonal to monoclinic transformation in ZrO2 (2 mol%)*, J. Eur. Ceram. Soc. 17 (1997), 1729–1739.

[110] P.F. Becher, M.V. Swain and M.K. Ferber, *Relation of transformation temperature to the fracture toughness of transformation toughened ceramics*, J. Mater. Sci. 22 (1987), 76–84.

[111] L.R.F. Rose, *The mechanics of transformation toughening*, Proc. R. Soc. Lond. A 412 (1987), 169–197.

[112] A.G. Evans and A.H. Heuer, *Review—Transformation toughening in ceramics: Martensitic transformations in crack-tip stress fields*, J. Am. Ceram. Soc. 63 (1980), 241–248.

[113] J.-D. Lin and J.-G. Duh, *The use of X-ray line profile analysis to investigate crystallite size and microstrain for zirconia powders*, J. Mater. Sci. 32 (1997), 4901–4908.

[114] D.L. Porter and A.H. Heuer, *Mechanisms of toughening partially stabilised zirconia (PSZ)*, J. Am. Ceram. Soc. 60(3–4) (1977), 183–184.

[115] D.R. Clarke and F. Adar, *Measurement of the crystallographically transformed zone produced by fracture in ceramics containing tetragonal zirconia*, J. Am. Ceram. Soc. 65(6) (1982), 284–288.

[116] A. Tiefenbach, S. Wagner, R. Oberacker and B. Hoffmann, *The use of impedence spectroscopy in damage detection in tetragonal zirconia polycrystals (TZP)*, Ceram. Int. 26 (2000), 745–751.

[117] H. Tsubakino, Y. Kuroda and M. Niibe, *Surface relief associated with isothermal martensites in zirconia-3 mol% yttria ceramics observed by Atomic Force Microscopy*, J. Am. Ceram. Soc. 82 (1999), 2921.

[118] S. Schmauder and H. Schubert, *Significance of internal stresses for the martensitic transformation in yttria-stabilised tetragonal zirconia polycrystals during degradation*, J. Am. Ceram. Soc. 69(7) (1986), 534–540.

[119] H. Schubert, *Aniostropic thermal expansion coefficients of Y2O3-stabilised tetragonal zirconia*, J. Am. Ceram. Soc. 69(3) (1986), 270–271.

[120] J.W. Hutchinson, *Crack tip shielding by micro-cracking in brittle solids*, Acta Metall. 35(7) (1987), 1605–1619.

[121] A. Krell, A. Teresiak and D. Schläfer, *Grain size dependent residual microstresses in submicron Al2O3 and ZrO2*, J. Eur. Ceram. Soc. 16 (1996), 803–811.

[122] D.L. Porter and A.H. Heuer, *Science and Technology of Zirconia II, Advances in Ceramics*, Vol. 12, N. Claussen, M. Rühle and A. H. Heuer (Eds.). American Ceramic Society, Columbus, OH, 1984, 653–662.

[123] J.W. Hutchinson, *Crack tip shielding by micro-cracking in brittle solids*, Acta Metall. 35(7) (1987), 1605–1619.

[124] G.V. Srinivasan, J.-F. Jue, S.-Y. Kuo and A. V. Virkar, *Ferroelastic domain switching in polydomain tetragonal zirconia polycrystals*, J. Am. Ceram. Soc. 72(11) (1989), 2098–2103.

[125] A.V. Virkar, *Role of ferroelasticity in toughening of zirconia ceramics*, Key Eng. Mater. 153–154 (1998), 183–210.

[126] E.H. Kisi, S.J. Kennedy and C.J. Howard, *Neutron diffraction observations of ferroelastic domain switching and tetragonal-to-monoclinic transformation in Ce-TZP*, J. Am. Ceram. Soc. 80(3) (1997), 621–628.

[127] A.V. Virkar and R.L.K. Matsumoto, *Ferroelastic domain switching as a toughening mechanism in tetragonal zirconia*, J. Am. Ceram. Soc. 69(10) (1986), C-224–C-226.

[128] G.A. Gogotsi, V.P. Zavada and M.V. Swain, *Mechanical property characterisation of 9 mol% Ce-TZP ceramic material-II. Fracture toughness*, J. Eur. Ceram. Soc. 16 (1996), 545–551.

[129] C.J. Chan, F.F. Lange, M. Rühle, J.-F. Jue and A.V. Virkar, *Ferroelastic domain switching in tetragonal zirconia single crystals—Microstructural aspects*, J. Am. Ceram. Soc. 74(4) (1991), 807–813.

[130] L.S. Pan and S. Horibe, *Anelastic behavior of zirconia ceramics under monotonic and cyclic loadings*, Acta Mater. 45(2) (1997), 463–469.

[131] A.V. Virkar and R.L.K. Matsumoto, *Toughening mechanism in tetragonal zirconia polycrystalline (TZP) ceramics, in Advance in Ceramics*, Vol. 24B, Science and Technology of Zirconia III, S. Somiya, N. Yamamoto and H. Yanagide (Eds.), American Ceramic Society, Westerville, OH, 1998, 653–662.

[132] N. Claussen and G. Petzow, *In Tailoring of Multiphase and Composite Ceramics*, Vol. 20, MRS, R. E. Tressler, G. L. Messing, C. G. Pantano and R. E. Newnham (Eds.). Plenum, New York, 1986.

[133] Y.L. Cui, *Interaction of fiber and transformation toughening*, J. Mech. Phys. Solids 40 (1992), 1837–1850.

[134] Y.L. Cui and B. Budiansky, *Steady-state matrix cracking of ceramics reinforced by aligned fibers and transforming particles*, J. Mech. Phys. Solids 41(4) (1993), 615–630.

[135] P.F. Becher and T.N. Tiegs, *Toughening behavior involving multiple mechanisms: Whisker reinforcement and zirconia toughening*, J. Am. Ceram. Soc. 70(9) (1987), 651–654.

[136] W.-H. Tuan and R.-Z. Chen, *Interactions between toughening mechanisms: Transformation toughening versus plastic deformation*, J. Mater. Res. 17(11) (2002), 2921–2928.

[137] B. Basu, J. Vleugels and O. Van der Biest, *Toughness tailoring of yttria-doped zirconia ceramics*, Mater. Sci. Eng. A380 (2004), 215–221.

[138] K.T. Faber and A.G. Evans, *Crack deflection processes-II. Experiment*, Acta Metall. 31 (1983), 565–576.

[139] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Processing and Mechanical properties of ZrO2-TiB2 composites*, J. Eur. Ceram. Soc. 25 (2005), 3629–3637.

[140] G.A. Gogotsi, A.V. Drozdov, V.P. Zavata and M.V. Swain, *Comparison of the mechanical behaviour of zirconia partially stabilized with yttria and magnesia*, J. Aust. Ceram. Soc. 27 (1991), 37–49.

[141] J. Wang, W. M. Rainforth, T. Wadsworth and R. Stevens, *The effects of notch width on the SENB toughness for oxide ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 10 (1992), 21–31.

[142] M. Taya, S. Hayashi, A.S. Kobayashi and H. S. Yoon, *Toughening of a particulate-reinforced ceramic-matrix composite by thermal residual stress*, J. Am. Ceram. Soc. 73(5) (1990), 1382–1391.

[143] G.A. Gogotsi, E.E. Lomonva and V.G. Pejchev, *Strength and fracture toughness of zirconia crystals*, J. Eur. Ceram. Soc. 11 (1993), 123–132.

[144] G.W. Dransman, R.W. Steinbrech, A. Pajares, F. Guiberteau, A.D. Rodriguez and A.H. Heuer, *Strength and fracture toughness of zirconia crystals*, J. Am. Ceram. Soc. 77(5) (1994), 1194–1201.

[145] G.D. Quinn, R. . Gettings and J.J. Kubler, *Indentation studies on Y2O3-stabilized ZrO2: II, Toughness determination from stable growth of indentation-induced cracks*, Ceram. Eng. Sci. Proc. 15 (1994), 252–257.

[146] S. Lawson, K. Sing Tan, H. Gill and P. Dransfield, *Sintering Technology*, R. M. German, G. L. Messing, and R. G. Cornwall (Eds.). Marcel and Dekker, USA, 1996, 473–480.

[147] T.-J. Chung, H. Song, G.-H. Kim and D.-Y. Kim, *Microstructure and phase stability of yttria-doped tetragonal zirconia polycrystals heat treated in nitrogen atmosphere*, J. Am. Ceram. Soc. 80(10) (1997), 2607–2612.

[148] Z. Pedzich, K. Haberko, J. Piekarczyk, M. Farina and L. Litynska, *Zirconia matrix—tungsten carbide particulate composites manufactured by hot-pressing technique*, Mater. Lett. 36 (1998), 70–75.

[149] H. Kondo, T. Sekino, T. Kusunose, T. Nakayama, Y. Yamamoto, M. Wada, T. Adachi and K. Niihara, *Solid-solution effects of a small amount of nickel oxide addition on phase stability and mechanical properties of yttria-stabilized tetragonal zirconia polycrystals*, J. Am. Ceram. Soc. 86(3) (2003), 523–525.

[150] Engineered Materials Handbook, Vol. 4, Ceramics and Glasses, ASM International. The Materials Information Society, Materials Park, OH, 1991.

[151] J. Eicher, U. Eisele and J. Rodel, *Mechanical properties of monoclinic zirconia*, J. Am. Ceram. Soc. 87(7) (2004), 1401–1403.

[152] P.F. Becher, *Microstructural design of toughened ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 74(2) (1991), 255–269.

[153] A.H. De Aza, J. Chevalier and G. Fantozzi, *Slow-crack-growth behavior of zirconia-toughened alumina ceramics processed by different methods*, J. Am. Ceram. Soc. 86(1) (2003), 115–120.

CAPITOLUL 11. CERAMICĂ SIALON FAZA -S: MICROSTRUCTURĂ ȘI PROPRIETĂȚI

În acest capitol, sunt discutate microstructura și proprietățile ceramicii S-SiAlON aproape monofazice dezvoltate recent, pe baza compoziției $Ba_2Si_{12-x}Al_xO_{2+x}N_{16-x}$ ($x = 2 \pm 0,2$). Se arată că mecanismul de sinterizare se bazează pe sinterizarea în fază lichidă cu formarea unui silicat Ba-Al lichid (< 5%) la buzunarele intergranulare. De asemenea, va fi discutat mecanismul de formare a morfologiei plachetare alungite a SiAlON în faza S. Un alt obiectiv al acestui capitol este de a analiza și interpreta proprietățile mecanice ale ceramicii S-SiAlON dopate la cald presate la cald. Deflecția fisurilor prin grăunții alungiți în fază S în combinație cu punerea fisurilor prin ace β-Si_3N_4 a contribuit la rezistența ridicată observată.

11.1. INTRODUCERE

Având în vedere rezistența moderată bună și rezistența la temperaturi ridicate, ceramica pe bază de nitrură de siliciu (Si_3N_4) a fost investigată ca potențial candidat pentru diferite aplicații inginerești, cum ar fi inserțiile pentru instrumentele de tăiere, etanșări ale supapelor, inele de etanșare și căptușeli ale cilindrilor, precum și în ceea ce privește o varietate de componente structurale de înaltă eficiență motoare și alte sisteme mecanice [1]. Dintre ceramica pe bază de nitrură de siliciu, ceramica SiAlON a fost dezvoltată pentru aplicații structurale, datorită procesabilității lor mai ușoare și a rezistenței ridicate la oxidare [1-8]. În literatura materialelor ceramice, soluțiile solide ale α-Si_3N_4 și β-Si_3N_4 cu Al și O sunt cunoscute pe scară largă ca α-SiAlON și, respectiv, β-SiAlON. Dintre aceste două variante, ceramica α-SiAlON se caracterizează printr-o microstructură aproape monofazată cu o rezistență mai bună la șoc termic, stabilitate chimică și duritate ridicată într-un domeniu de temperaturi ridicate. Acest lucru, combinat cu o densitate mai mică (3,2 gm/cm^3), fac din aceste materiale un potențial candidat pentru aplicații ca rulmenți. Cu toate acestea, rezistența mai mică și rezistența la fracturare rămân blocajele principale pentru aplicarea lor cu succes la nivel industrial. Dintre numeroasele abordări încercate până în prezent, „materialul ceramic α-SiAlON monofazat durificat in situ” a fost raportat ca o combinație optimizată de duritate și rezistență la fractură [9-14].

În mod interesant, o lucrare din 2007 a raportat o citocompatibilitate bună a ceramicii SiAlON dopată cu oxizi din pământuri rare, indicând o potențială aplicare biomedicală a materialelor SiAlON [7]. Multe dintre aplicațiile tehnice ale ceramicii β'/α' rămân în regim de

temperatură scăzută (în general mai mică de 1000 °C) și o incursiune mai mare pe piață este restricționată în mare parte de factorii economici. Din această perspectivă există o căutare continuă a ceramicii noi SiAlON care ar putea fi sinterizată la temperaturi mai scăzute și ar putea fi mai tolerantă la pulberile de pornire mai puțin costisitoare. În sistemele M – Si – Al – O – N (unde M este un cation din grupa II a tabelului periodic), multe faze au raporturi oxigen-azot comparativ ridicate, cu covalență redusă și proprietăți intrinseci, iar fazele cu mare conținutul de azot este dificil de obținut cu un conținut de fază controlată [15, 16]. O fază relativ nouă de SiAlON este „faza S", având compoziția $M_2Al_xSi_{12-x}N_{16-x}O_{2+x}$ cu $x \approx 2$ [17, 18]. Ceramica cu fază S care conține Ba este raportat în acest capitol cu scopul de a ilustra principalele caracteristici ale evoluției microstructurale, deoarece poate fi ușor sinterizat la starea aproape pură de fază și este mai puțin susceptibil la pierderea evaporativă a cationului stabilizator. Un accent major este de a discuta relația dintre microstructură și proprietățile mecanice ale ceramicii S-SiAlON.

11.2. PRELUCRAREA MATERIALELOR CERAMICE

Pentru sinterizarea ceramicii S-SiAlON s-au folosit pulberi comerciale de înaltă puritate (> 99%): $BaCO_3$ (Aldrich), Si_3N_4 (grad Ube SNE10), AlN (Starck grad C) și Al_2O_3 (Alcoa). Pulberile precursoare cu o compoziție vizată a fazei S de BaAlSi5O2N7 au fost măcinate cu bile în medii Si_3N_4 timp de 24 de ore și amestecul de pulbere uscată a fost presat la cald în matrițe de grafit acoperite cu BN în intervalul de temperatură 1600–1750° C timp de 2 ore în azot. mediu inconjurator. Densitatea, măsurată prin metoda arhimedeană, a fost > 97% din densitatea teoretică pentru toate temperaturile de sinterizare; microstructura a fost examinată folosind difracția de raze X (XRD) și un microscop electronic cu scanare (SEM) și un microscop electronic de transmisie (TEM) echipat cu spectrometre de analiză cu raze X cu dispersie energetică (SEM-EDS și TEM-EDS).

Pentru toate ceramica presată la cald, modulul elastic a fost măsurat utilizând o tehnică cu ecou cu ultrasunete. Duritatea și rezistența la rupere la indentare a materialelor S-SiAlON au fost determinate cu un tester de duritate Vickers. Trebuie remarcat aici că utilizarea măsurătorilor de micro-duritate ar provoca o variație mare a proprietății de duritate observate a materialelor S-SiAlON (în funcție de locația indentelor). De fapt, Krell a observat că trebuie evitată utilizarea microcărcilor pentru a determina proprietățile de duritate ale diferitelor ceramice structurale cu microstructuri complexe [19].

K_{IC} de rezistență la rupere la indentare (MPa · $m^{1/2}$) a fost estimată utilizând formula propusă de Niihara și colab [20] pentru fisurile mediane (l/a ≥ 1,5):

$$K_{IC} = 0.0667(l + a)^{-3/2} \times P \times (E/H)^{2/5} \quad (11.1a)$$

Cu toate acestea, pentru tipul de fisură Palmqvist (0,25 ≤ l/a ≤ 2,5), a fost utilizată o formulare diferită [21]:

$$K_{IC} = \left(0.0181/\sqrt{l}\right)(P/a)(E/H)^{2/5} \quad (11.1b)$$

unde P este sarcina de indentare (N), 2a este lungimea medie diagonală a indentării (μm), 2c este lungimea fisurii (de la un vârf de fisură la altul), *l* este diferența de *c* și *a* (μm), E este elasticul modul (GPa), iar H este duritatea (GPa).

11.3. DEZVOLTAREA MICROSTRUCTURALĂ A MATERIALELOR CERAMICE

Proprietățile ceramicii presate la cald S-SiAlON sunt prezentate în Tabelul 11.1. Rețineți că cea mai mare densitate a sinterului (3,65g/cm^3) a fost măsurată după presare la cald la 1750° C timp de 2 ore.

Tabelul 11.1. Rezumatul datelor de indentare - Lungimea fisurii (l), Lungimea diagonală a indentării (2a) - pentru ceramica S-SiAlON presată la cald [41]

Încărcare	**100N**			**200N**			**300N**		
Material	l (μm)	a (μm)	l/a	l (μm)	a (μm)	l/a	l (μm)	a (μm)	l/a
S1600	-	61	-	275	81	3.4	376	93.6	4.0
S1700	135	55.5	2.4	201	83.5	2.4	206	94.5	2.2
S1750	84	57	1.5	137	81	1.7	191	95.5	2.0

În timp ce densitatea teoretică (~3,6g/cm^3) este atinsă în condiții de presare la cald relativ scăzute (1600° C, 2 ore), urmele XRD (Fig. 11.1) arată că reacția soluție-reprecipitare

pentru recristalizarea fazei S rămâne incompletă. Spectrele XRD arată, de asemenea, o cantitate mică de β'-SiAlON și cristalizarea parțială a lichidului rezidual în $BaAl_2SiO_6$.

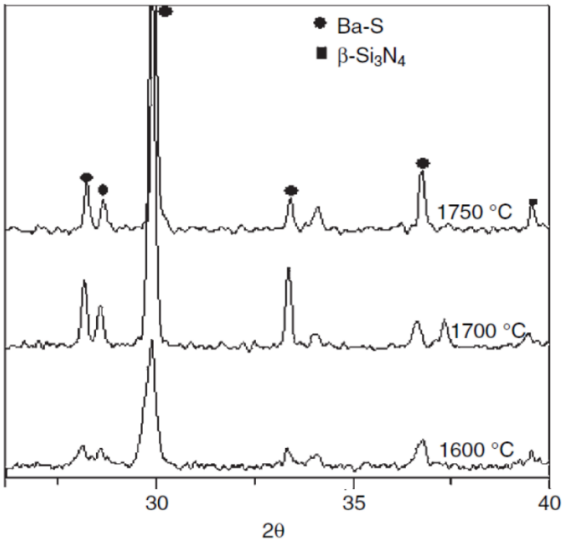


Figura 11.1. Spectre XRD care arată cristalizarea fazei S într-un interval de temperatură de presare la cald. Timpul de sinterizare la fiecare temperatură este de 2 ore. [40]

Faza β′aciculară și faza de sticlă silicatică reziduală într-o ceramică S-SiAlON (presată la cald la 1700° C timp de 2 ore) se pot distinge în mod clar în imaginile SEM ale electronilor retrodifuzate (ESB) (Fig. 11.2) în culori mai întunecate și mai deschise contrast, respectiv. Faza S are un conținut intermediar de Ba, ceea ce duce la contrastul numărului atomic. Analiza atentă a fazelor (semicantitative) utilizând SEM-EDS relevă faptul că microstructura presată la cald conține (4-5%) sticlă reziduală și (6-8%) α/β-Si_3N_4, pe lângă faza S caracteristică.

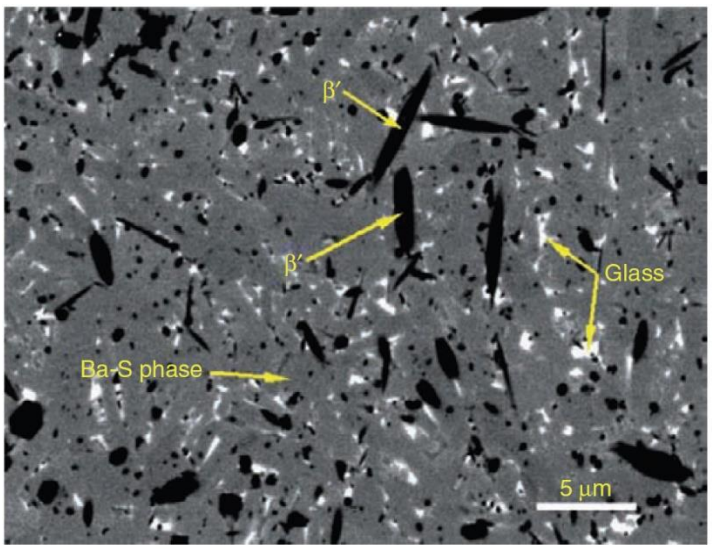


Figura 11.2. Imagine electronică retrodifuzată (SEM) care prezintă faze minore (β′ și sticlă reziduală) în contrast întunecat și luminos față de faza S majoră într-o ceramică S-SiAlON, presată la cald la 1700° C timp de 2 ore [40]

Pentru a investiga caracteristicile importante ale evoluției microstructurale, a fost selectată o ceramică S-SiAlON, presată la cald la 1700° C, pentru analiza TEM detaliată. Așa cum se arată în Figurile 11.3 și 11.4, imaginile TEM cu câmp luminos afișează o microstructură dominată de o serie contiguă de cristale de trombocite alungite în fază S cu un reziduu lichid intercristalin minor la canalele de joncțiune triplă. Prezența cristalelor β′ fine în faza S este sugestivă că acestea se formează timpuriu prin reacția de sinterizare și, ulterior, acționează ca nucleanți eterogeni pentru faza S. Rapoartele de aspect (RA) ale grăunților de fază S se situează în intervalul 3.1–4.3, cu o valoare medie de 3,4. Lățimea grăunților în fază S (axa minoră) variază în intervalul 0,6-1,4 μm, în timp ce lungimea (axa majoră) variază în intervalul 1-5 μm. Lățimea medie și AR ale acelor β-Si_3N_4 au fost estimate la 0,57 μm și respectiv 7. În Figura 11.2, este prezentată o fază tipică β-Si_3N_4 aciculară, cu un AR de 7-8.

Analiza modelelor de difracție a zonei selectate (SADP) relevă faptul că cristalele din faza S prezintă o creștere preferată în axa ortorombică [001] cu fațete primare paralele cu planurile (010) și (100) (Fig. 11.3). Analiza TEM-EDS confirmă o compoziție medie pentru faza S ca $Ba_2Si_{12-x}Al_xO_{2+x}N16–x$ (x = 2,0 ± 0,2), dar sunt posibile presări la cald cu variații mai mari în x în amestecul inițial de pulbere.

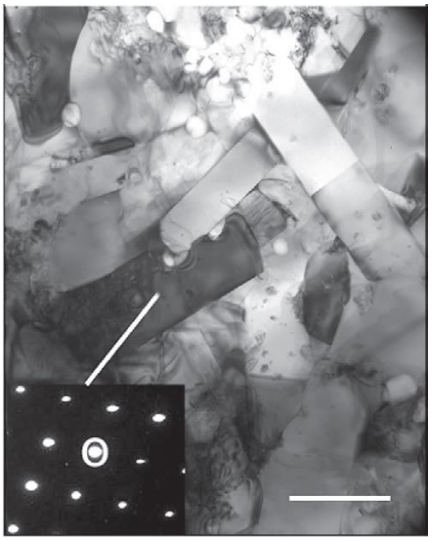
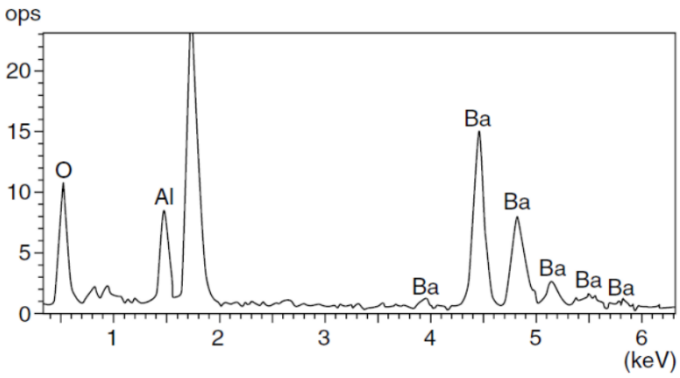


Figura 11.3. Imagine TEM cu câmp luminos care ilustrează morfologia plachetară alungită a fazei S într-o ceramică S-SiAlON, presată la cald la 1700° C timp de 2 ore. Un model selectat de difracție a zonei (SADP) și un spectru de raze X dispersive de energie (EDX) preluate din faza S sunt, de asemenea, prezentate în inserții [40]

Prezența fazei sticlei reziduale poate fi observată în mod clar în Figura 11.4a. Analiza TEM-EDS a sticlei, așa cum se arată în Figura 11.4b, arată că faza de sticlă este aluminosilicat bogat în Ba.

a)



b)

Figura 11.4. (a) Imagine TEM cu câmp luminos a cristalelor în fază S cu sticlă intercristalină reziduală, incluse limitele β′ și antifazice (APB) într-o ceramică S-SiAlON presată la cald la 1700° C timp de 2 ore. (b) Analiza TEM-EDS a fazei de sticlă [40]

Pe baza analizei noastre, gama de compoziție posibilă a sticlei cu triplu buzunar este prezentată în Figura 11.5.

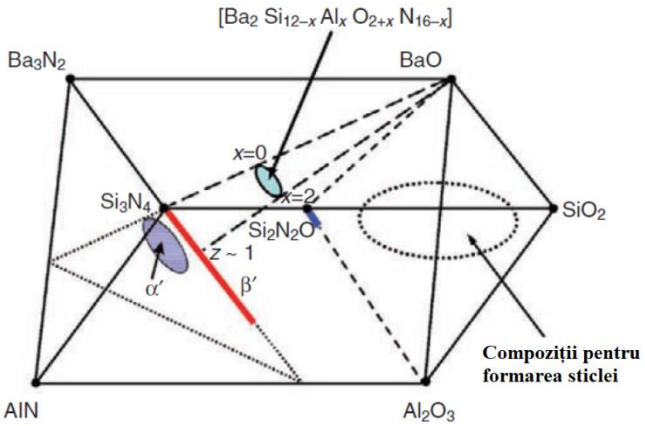
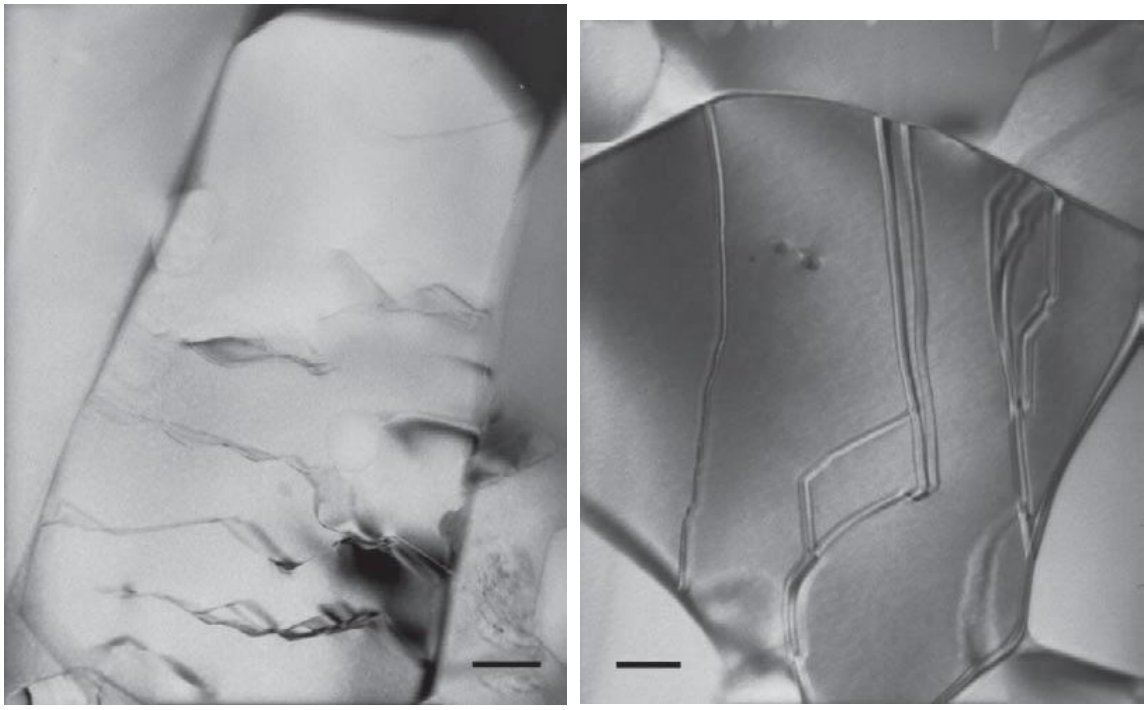


Figura 11.5. Echilibrele fazei de interes care prezintă gama posibilă de compoziție a fazei lichide reziduale, formată la buzunarul triplu în timpul presării la cald a ceramicii S-SiAlON investigate [40]

Multe dintre cristalele din faza S sunt caracterizate prin defecte de stivuire, imaginate cu contrast caracteristic de franjuri, care au o preferință cristalografică slabă (Fig. 11.4). Este posibil ca defectele de stivuire să apară în timpul procesului de creștere și astfel de defecte se termină fie pe luxații parțiale, fie pe suprafața cristalină. Unele imagini reprezentative ale câmpului luminos TEM care dezvăluie structura defectului în ceramica S-SiAlON sunt furnizate în figurile 11.6 și 11.7.

Figura 11.6. Imagine TEM cu câmp luminos a fazei S, dezvăluind prezența unei rețele de luxații parțiale într-o ceramică S-SiAlON presată la cald la 1700° C timp de 2 ore [40]



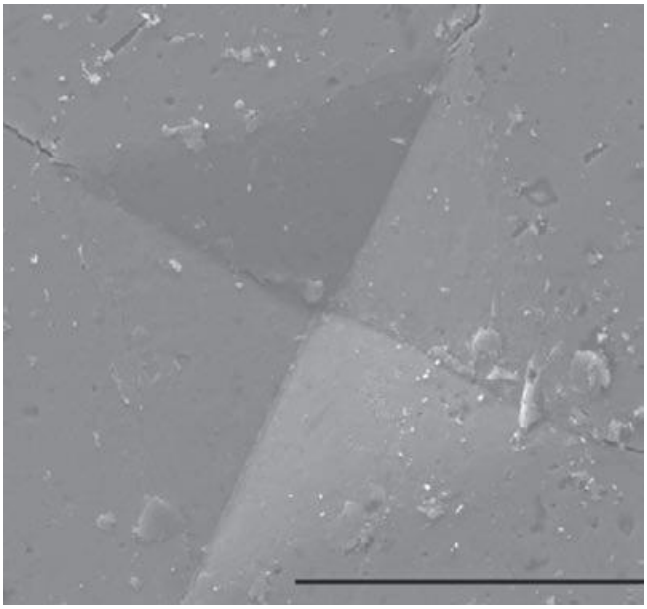
a) b)

Figura 11.7. Imagini TEM cu câmp luminos care dezvăluie detaliile structura defectului într-un grăunte de fază S într-o ceramică S-SiAlON presată la cald la 1700°C timp de 2 ore. Structura defectelor este caracterizată de APB-uri (formate din cauza defecțiunilor în structura cadrului), rareori observate că se termină la luxația parțială (a) și, de asemenea, prin prezența APB-urilor care se extind între fațetele unui cristal „S" (b) [40]

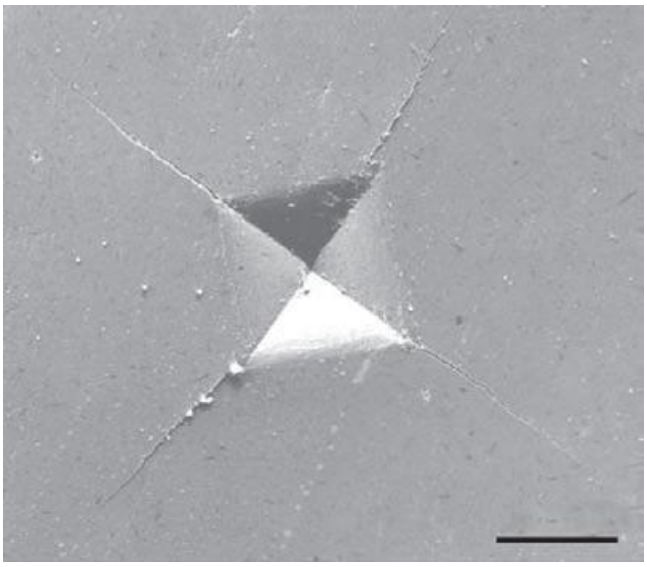
Rețeaua de luxații parțiale, care apare în margini, este observată în Figura 11.6. În multe dintre grăunții de S-SiAlON investigate, pot fi observate limite antifazice (APB) distanțate (Fig. 11.7).

11.4. PROPRIETĂȚI MECANICE

Modulul elastic, așa cum este prevăzut în Tabelul 11.1, arată o valoare în intervalul 210-230 GPa, cu cel mai mare modul de 228 GPa măsurat cu ceramica presată la cald la 1700° C. Unele imagini SEM reprezentative ale suprafețelor SiAlON indentate sunt prezentate în Figura 11.8. O imagine SEM cu mărire mare (Fig. 11.8a) nu a dezvăluit nicio fisurare semnificativă la marginile indentării. Figura 11.8b ilustrează, de asemenea, morfologia bine dezvoltată a fisurilor radiale-mediane, iar fisurarea multiplă dintr-un singur colț de indentare nu este în general observată.



a)



b)

Figura 11.8 Imagini de topografie SEM ale indentărilor Vickers și modelul de fisurare radială indusă de indentarea în materialele ceramice Ba-S-SiAlON presată la cald la 1750° C și indentată la sarcini variabile: 100 N (a) și 300 N (b) [41]

După cum se vede în Tabelul 11.2, valorile aparente ale durității se situează în intervalul 8,6-16 GPa la sarcini variabile de 50-300 N.

Tabelul 11.2. Rezumatul proprietăților mecanice de bază ale S-SiAlON, presat la cald la 1600° C (S1600), 1700° C (S1700) și 1750° C (S1750), când se indentează cu o sarcină de indentare de 100, 200 și 300 N [41]

Încărcare	Densitate (gm/cm^3)	*E* (GPa)	Indentare la 50N		Indentare la 100N		Indentare la 200N		Indentare la 300N	
Material			Hv (GPa)	KIC (MPa·m$^{1/2}$)	Hv (GPa)	KIC (MPa·m$^{1/2}$)	Hv (GPa)	KIC (MPa·m$^{1/2}$)	Hv (GPa)	KIC (MPa·m$^{1/2}$)
S1600	3.62	215	8.6±0.1	2.4±0.2	12.6±0.8	-7.4±0.2	13.7±0.9	5.9±0.03	16.0±2.0	5.5±0.3
S1700	3.63	228	12.7±0.4	3.9±0.3	15.1±1.3		13.2±0.8	8.5±0.3	15.5±0.2	11.1±0.6
S1750	3.65	212	12.5±0.4	3.7±0.1	14±0.7	11.6±0.6	14.1±1.0	12.0±0.8	15.3±1.8	11.6±0.2

O curbă duritate versus sarcină, reprezentată în Figura 11.9a, indică faptul că duritatea aparentă crește modest cu liniuța sarcină; o astfel de observație poate fi atribuită comportamentului numit efectul mărimii de indentare inversă (RISE) [18, 22]. Spre deosebire de efectul de mărime a indentării normale (ISE), materialul indentat suferă relaxare, ceea ce implică formarea fisurilor, activitate de dislocare și / sau deformarea elastică a vârfului indentatorului [18, 22].

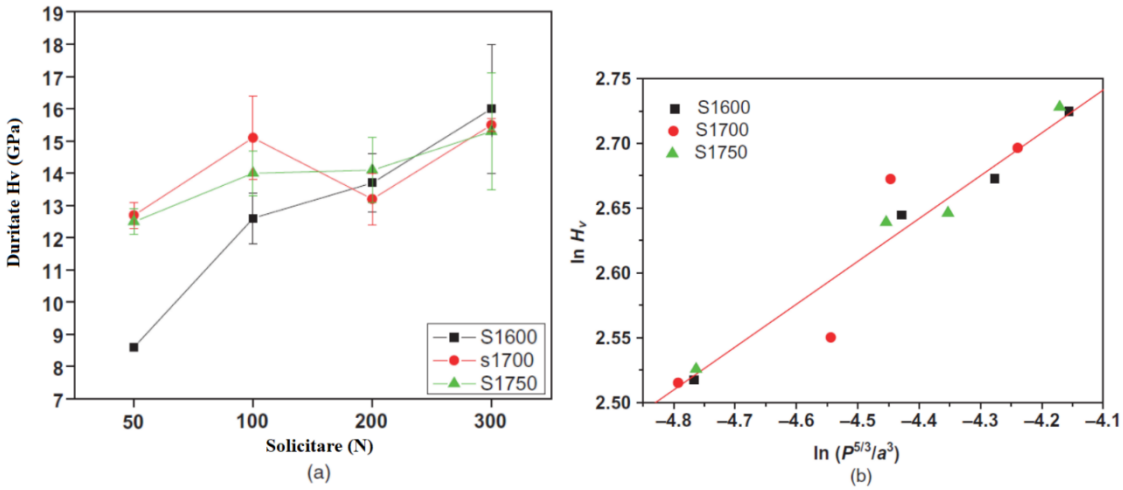


Figura 11.9. Diagrama durității versus sarcină (a) și ln H_v împotriva ln ($P^{5/3}$ / a^3) (b), ilustrând efectul de mărime a indentării inverse (RISE) prezentat de ceramica S-SiAlON când este indentată cu o sarcină variabilă de 50–300 N [41].

Prin urmare, se poate argumenta că, la sarcină redusă, plasticitatea dislocării poate duce la o deformare mai mare și, prin urmare, duce la o duritate redusă în materialele S-SiAlON. În schimb, răspunsul la indentare la o sarcină mai mare a implicat crăparea. Se poate observa aici că RISE este observată la o sarcină foarte mică (în timpul microindentației și nanoindentației) pentru materialele semiconductoare, cum ar fi Si (111), GaAs (100), GaP (111) și InP (1000) [22-26]. De asemenea, fenomenul RISE caracteristic a fost raportat și pentru cermetele pe bază de TiCN cu mărimi variabile ale grăunților de TiCN la regimul de sarcină redusă (1.47-40.67 N) [27].

În Figura 11.10, un grafic de rezistență la rupere împotriva lungimii fisurilor relevă faptul că, pentru S1600, rezistența este scăzută la o sarcină de indentare mică și valori de rezistență relativ mai mari sunt măsurate la 200 N sau mai mult. Atinge o duritate aproape stabilă de 5,5–5,9 MPa·m$^{1/2}$ (curba R plană).

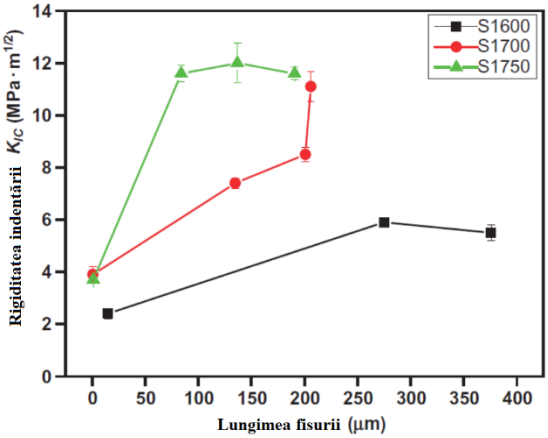


Figure 11.10. Plot of indentation toughness versus crack length for investigated S-SiAlON ceramics. A characteristic and a systematic increase in fracture toughness can be noted for all the investigated S-SiAlON ceramics [41].

Rezistența la starea de echilibru relativ mai scăzută a S1600 este atribuită prezenței fazei de nitrură de siliciu nereacționată, așa cum sa observat în Figura 11.1a. În schimb, S1700 prezintă o creștere puternică a rezistenței de la 8,5 la 11,1 MPa·m$^{1/2}$. Mai important, o creștere sistematică a K_c de la 3,7 la 11,6 MPa·m$^{1/2}$ cu creșterea lungimii fisurii (comportamentul crescător al curbei R) este măsurată în S1750. Din Figura 11.10, este evident că comportamentul pronunțat al „curbei R" (creșterea sistematică a rezistenței cu extinderea fisurii) este prezentat atât de ceramica S1700, cât și de S1750, pe lungimi de fisură de până la 200 μm. În special, un comportament stabil al curbei R și proprietăți de rezistență mai bune sunt realizabile cu ceramica S1750.

11.4.1. Proprietățile de duritate dependente de sarcină

În cazul ceramicii fragile, energia de indentare poate fi împărțită la deformarea plastică și fracturarea materialului indentat. La sarcini mai mari, plasticitatea gradientului de deformare și efectele de recuperare elastică pot fi neglijate în comparație cu deformarea plastică și fractura. În cazul crăpării indentării, duritatea aparentă (H_{app}) poate fi exprimată analitic ca [25, 26]:

$$H_{app} = \lambda_1 k_1 (P/a^2) + k_2 \left(P^{5/3}/a^3\right) \quad (11.2)$$

unde a este diametrul de indentare, P este sarcina de indentare, iar λ_1, k_1 și k_2 sunt constante. Pentru un solid fragil elastic elastic,

$$\lambda_1 = 0 \ \ and \ \ H_{app} = K_2 \left(p^{5/3}/a^3\right) \quad (11.3)$$

După o analiză extinsă a unui număr mare de date de duritate măsurate experimental (0,4-22 GPa), Sangwal [23] a propus o relație modificată:

$$H_v = K \left(p^{5/3}/a^3\right)^m \quad (11.4)$$

În ecuația 11.4, atât K cât și m sunt constante, iar valoarea lui m este în jur de 0,5-0,55 [24]. Deși deformarea a dominat răspunsul de duritate la sarcină mai mică, observarea fisurării radiale induse de indentare se poate face la sarcini intermediare și mai mari. În cazul ceramicii S-SiAlON, valorile durității aparente măsurate sunt reprezentate în funcție de $P^{5/3}/a^3$ pe o scară log, în Figura 11.9b. Este clar din Figura 11.9b că datele măsurate pot fi echipate îndeaproape cu o valoare m de 0,494, ceea ce este similar cu un raport anterior [24]. Aici, se poate observa că efectul RISE mai devreme a fost observat la sarcini extrem de mici (< 1N) [22–24] și în cazul cermetelor TiCN la indentare cu sarcini mai mici decât 40N [27]. În cazul ceramicii S-SiAlON, deformarea plastică este predominantă la sarcini mai mici; ca rezultat, o mare parte din energia de indentare este utilizată în fluxul și deplasarea materialului, ceea ce reduce duritatea aparentă. La o sarcină mai mare, fisurile domină, în comparație cu deformarea plastică; în consecință, se consumă mai multă energie pentru inițierea și propagarea fisurilor. Acest lucru este susținut de schimbarea bruscă a raportului *l/a* de la o sarcină mai mică la una mai mare. Variația *l/a* cu sarcină sugerează dominanța fisurării asupra deformării și este, de asemenea, o măsură indirectă a partiționării energiei relative pentru fisurare și deformare. Faptul că caracteristicile nucleației și propagării fisurilor par a fi dependente de sarcină sugerează în esență că fisurarea și deformarea la sarcină mai mică sunt oarecum diferite de cele cu sarcină mai mare. De asemenea, implică faptul că distribuția relativă a energiei pentru deformare și fracturare este dependentă de sarcină.

11.4.2. Comportamentul curbei R

În analiza datelor de rezistență prezentate în tabelele 11.1 și 11.2, precum și în figura 11.10, apar câteva observații interesante care implică o dependență puternică a rezistenței la fractură de microstructură. Se poate aminti aici că curbele R sunt evaluate din fisurile de indentare Vickers pentru alumină, [28].Y-TZP, [29] Si_3N_4, [30] și materiale pe bază de SiC [31]. Deși a fost criticată utilizarea tehnicii de indentare pentru a analiza comportamentul curbei R a ceramicii structurale într-un articol de revizuire din 2007, [32] s-a raportat că curbele R determinate de fisurile de indentare urmează îndeaproape cu cele din tehnica cu fascicul dublu în consolă (DCB) pentru ceramica cu nitrură de siliciu [33]. Rezultate similare au fost înregistrate și pentru ceramica cu alumină [34].

Din Figura 11.10, pot fi discutate trei aspecte ale comportării curbei R a ceramicii S-SiAlON: (1) duritatea inițierii (K_0), (2) rezistența la starea de echilibru și (3) lungimea caracteristică a punții (l_c), adică lungimea critică a fisurii necesare pentru a atinge rezistența constantă. În ceea ce privește prelucrarea, S-SiAlON sinterizat la 1600° C are cel mai mic K_0, iar valorile K_0 ale altor ceramice S-SiAlON sunt comparabile. În ceea ce privește al treilea aspect, lungimea caracteristică a punții pentru S1600 este de 97 μm, în timp ce cea pentru ceramica S1700 și S1750 este de aproximativ 200 μm.

Pentru a analiza mecanismele de întărire funcționale, interacțiunea microstructurii fisurilor este studiată folosind modul de imagine SEM-BSE. Un caz tipic, deși nu este reprezentativ, al fisurării cu indentare multiplă este prezentat în Figura 11.11 pentru a oferi dovezi ale unor aspecte importante ale interacțiunii fisură-microstructură.

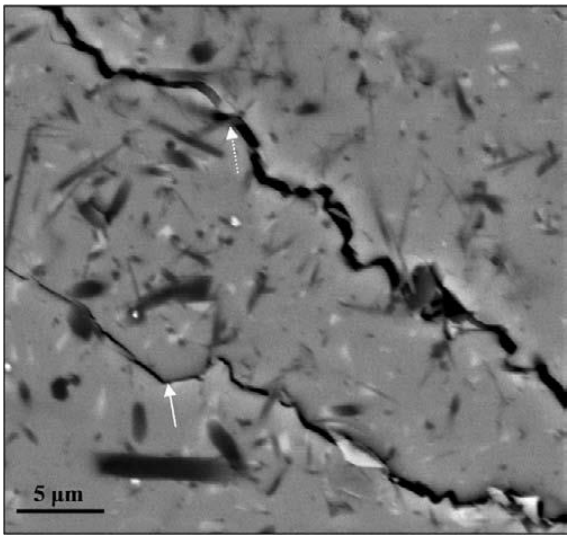


Figura 11.11. Imagine SEM care ilustrează interacțiunea fisură-microstructură în ceramica S1750. Săgeata cu un singur punct indică interacțiunea tipică a fisurii-fazei S; săgeata punctată indică extragerea acelor β-Si_3N_4.

[41]

Câteva observații importante pot fi rezumate după cum urmează: (1) traseul fisurii tortuoase, indicând o rezistență mai bună la creșterea fisurilor; (2) dovezi ale legăturii și extragerii grăunților; și (3) apariția frecventă de dezlipire a grăunților de fază S alungite în urma crăpăturii. O interacțiune similară între fisuri și microstructuri este raportată în mod obișnuit pentru alte variante de ceramică SiAlON [2, 8]. Rezistența crescută a S1700 și S1750 la fisura de propagare, adică comportamentul crescător al curbei R, este, prin urmare, atribuită prezenței grăunților alungiți de fază S și a grăunților de β-Si_3N_4 asemănătoare mușchilor, rezultând devierea fisurilor și, respectiv, punerea fisurilor. Raportul mare de aspect al grăunților de fază S care se blochează (Fig. 11.2 și 11.3), în combinație cu acele β-Si_3N_4 aciculare, pot provoca interblocarea mecanică și fricțională între suprafețele separate de fractură prin devierea fisurii. Prin urmare, este necesară mai multă energie pentru a separa suprafețele fracturate, ceea ce duce în termeni macroscopici la o rezistență crescută.

Din discuția anterioară, se poate afirma că punerea fisurilor și extragerea grăunților contribuie la rezistența moderat ridicată a ceramicii Ba-S-SiAlON. Această observație poate fi analizată în lumina unui model raportat care corelează rezistența la fractură cu grăunților ceramice alungite. De asemenea, puntea elastică a vârfului apropiat este ignorată. O altă presupunere este că decoeziunea unui grăunte în formă de trombocite, înainte de extragere, apare preferențial prin fractură intergranulară. Pe baza acestor ipoteze, Becher și colegii săi [35] au propus următoarea expresie:

$$K = C\sqrt{\sum_i V_i W_i (AR_i)^2} \tag{11.5}$$

unde V este fracția de volum a grăunților alungiți , W este lățimea grăunților, K este rezistența la fractură, AR este raportul de aspect al grăunților alungiți, iar sufixul *i* denotă un grup de grăunți alungiți de tip *i*th. De asemenea, valoarea lui C este considerată aceeași pentru diferite faze alungite. Întrucât ceramica S-SiAlON dopată cu Ba este caracterizată prin două tipuri de faze alungite: faza S și ace β-Si_3N_4; Ecuația 11.5 poate fi adaptată în mod corespunzător ca

$$K = C\sqrt{V_s W_s (AR_s)^2 + V_\beta W_\beta \left(AR_\beta\right)^2} \tag{11.6}$$

unde sufixele s și b denotă faza S și respectiv β-Si_3N_4. Urmând modelul original [35], constanta parametrului de ajustare C din ecuația 11.5 sau ecuația 11.6 poate fi găsită ca:

$$C = \sqrt{\frac{E\tau}{6(1-\nu^2)}} \tag{11.7}$$

unde E este modulul elastic, ν este raportul lui Poisson, iar τ este fricțiunea interfațială. Este, de asemenea, evident din ecuațiile 11.5 și 11.7 că AR din faza trombocitară, în comparație cu lățimea sau fracția de volum, ar trebui să aibă o influență dominantă asupra rezistenței. Setul de ecuații 11.5-11.7 a fost utilizat în continuare pentru ceramica S1700, pentru a ilustra caracterul adecvat al modelului de întărire. AR-urile medii de 3,44 și 7,0 și lățimile (W) de 1,14 și 0,57 μm pentru grăunții în fază S și respectiv β-Si_3N_4 au fost măsurate din imagini SEM. Având în vedere prezența a 85% (Vs = 0,85) grăunți de fază S și 9% a acelor β-Si_3N_4 (Vβ = 0,09), valoarea fricțiunii interfațiale (τ) din ecuațiile 11.6 și 11.7 a fost calculată ca fiind 203,8 MPa. În calculul nostru, ν este considerat 0,3 și rezistența la o sarcină de 300 N (K = 11,1 MPa · $m^{1/2}$) a fost luată în considerare. Chen și colegii săi au estimat τ ca 108 MPa în cazul materialelor α-SiAlON (morfologia grîunților alungiți) [3]. Prin urmare, calculul precedent oferă estimări ale fricțiunii interfațiale (τ) pentru ceramica S-SiAlON, care este în acord rezonabil cu alte Ceramica SiAlON.

Următoarea discuție evaluează modul în care proprietățile mecanice ale ceramicii S-SiAlON sunt comparabile cu SiAlON-urile existente. La fel ca alte ceramice structurale, proprietățile diferitelor ceramice SiAlON sunt puternic dependente de caracteristicile microstructurale, în special forma granulelor și raportul de aspect, faza intergranulară, cantitatea de cristale de semințe, raportul fazelor α-β și așa mai departe (de exemplu, consultați [35-39]). Tabelul 11.3 rezumă datele proprietății mecanice ale unor ceramice SiAlON selectate și astfel de date relevă o mare variație a durității aparente și a proprietăților de rezistență.

Tabelul 11.3. Un studiu comparativ al ceramicii S-SiAlON, presat la cald la 1750° C, cu materiale bazate pe Si_3N_4 concurente cercetate anterior, în termeni de duritate și proprietăți de rezistență la indentare

Materialul analizat	Material de pornire și / sau metodă de fabricație	Duritatea *Hv*10 (GPa)	Rigiditatea la rupere K_c (MPa·$m^{1/2}$)
Y-α-SiAlON ($Y_{0.5}Si_{9.3}Al_{9.3}O_{1.2}N_{14.8}$)	α-Si_3N_4, AlN, Al_2O_3, Y_2O_3: HP la 1900° C timp de 1 oră, în N_2	21	12

Nb-Stabilizat α-SiAlON	β-Si_3N_4, AlN, Al_2O_3, Si_3N_4: HP la 1950° C și tratat termic 12 ore la 1650° C	21.7	6.3
Lu+5% Lu_2SiO_5	α-Si_3N_4, Al_2O_3, AlN, SiO2, Lu_2O_3: HP la 1950° C timp de 2 ore în N_2	18.9	4.4
Dy-α-SiAlON	α-Si_3N_4, AlN, Al_2O_3, Dy_2O_3: PLS at 1800° C și apoi GPS la 1900° C pentru 1 oră.	18.8	6.3
Y-α-SiAlON	Prin post-sinterizare a compactului nitrurat la 1900° C timp de 3 ore	18.5	5.1
Si_3N_4+20 vol% (9:1 AlN/Y_2O_3)	α-Si_3N_4, cu 20% AlN, Al_2O_3 , AlN:Y_2O_3 in 9:1 molar ratio: GPS at 1900° C, 2 ore în N_2	18.5	5.1
Y-Yb-α-SiAlON	α-Si_3N_4, AlN, (Y, Yb)O_3: HP la 1600–1750° C in vid	18.9	4.6
		17	6
Si_3N_4	HIPed Si_3N_4 + MgO	14	11.6
S-SiAlON	α-Si_3N_4, AlN, Al_2O_3, $BaCO_3$: HP la 1750° C, 2 ore în atmosferă de N_2		
β-SiAlON	$Si_{6-z}Al_zO_zN_{8-z}$, z=0.3	15.5	4.7
(Ce-Y) α-SiAlON	α-Si_3N_4, AlN, Al_2O_3 cu CeO_2 (SHS-ed) CeO_2:Y_2O_3 în 1:0:0.375 procent molar: HPat 1750° C, pt 1 oră în N_2	15.2	4.9
α-SiAlON−(10%)β-SiAlON	α-SiAlON 76.92wt% Si_3N_4, 13.46wt% AlN, 5.77wt%, Y_2O_3, 3.85 Al_2O_3, ranforsat cu fibre 10% β-SiAlON	14.8	5.9
α-SiAlON (equiaxial)	Pulberi folosite α-Si_3N_4, Al_2O_3, AlN, și Y_2O_3	22	3
Y_2O_3–Si_3N_4	Presare la cald (1650° C, 1 oră)	15.2	7.1-8.1
Yb_2O_3–Si_3N_4	Presare la cald (1650° C, 1 oră)	13.9	7.4-8.5

Diferite căi de procesare menționate: HP, presat la cald; PLS, sinterizare fără presiune; HIP, presare izostatică la cald; GPS, sinterizarea presiunii gazului; SHS, sinteză auto-propagată la temperatură înaltă [41].

Un spectru atât de larg de proprietăți poate fi descris în mod unic de doi membri finali, adică materialul α-SiAlON echiaxat cu duritate ridicată (H_v10 = 22 GPa) și rezistență scăzută K_c = 3MPa·$m^{1/2}$), 11 și β-SiAlON ceramică cu rezistență ridicată (> 6 MPa·$m^{3/2}$) și duritate scăzută (~15 GPa). Avantajele asociate cu fazele α și β au fost utilizate în dezvoltarea „structurii α − β multifazate auto-întărite in situ”. Deși, rezistența S1750 (11,6 MPa·$m^{1/2}$) este mult mai mare decât cea a mai multor ceramice derivate din Si_3N_4 [6, 8, 12]; duritatea aparentă a S-SiAlON (15,3 GPa) este mult mai mică decât cea a multor ceramici bazate pe Si_3N_4 [5,8,13]. Cu toate acestea, duritatea ceramicii S-SiAlON dopate cu Ba este comparabilă cu unele nitruri de siliciu concurente [35, 37].

Pe scurt, ceramica S-SiAlON reprezintă o nouă variantă a materialelor SiAlON care pot prezenta combinații benefice de modul E (mai mult de 200 GPa), duritate aparentă (până la 16 GPa) și rezistență (până la 12 MPa · $m^{1/2}$) proprietăți. În plus, ceramica S-SiAlON procesată optim poate prezenta un comportament în curba R. Aceasta se poate observa că curbele R sunt prezentate de o gamă largă de materiale SiAlON, de exemplu, Y-α-SiAlON, 2 Y-α-SiAlON întărite in situ și Ca-α-SiAlON [39]. În funcție de cantitatea de cristale de semințe , o rezistență maximă de 10 MPa · $m^{1/2}$ a fost măsurată în aceste ceramice. Având în vedere observațiile precedente, ceramica S-SiAlON pare să aibă potențial pentru aplicații structurale, cu condiția ca combinația dintre proprietățile de duritate și rezistență să poată fi îmbunătățită și mai mult prin adaptarea microstructurală, de exemplu, prin încorporarea semințelor Si_3N_4. Se dorește un echilibru optim între cantitatea de grăunți alungiți în fază S și faza β-Si_3N_4. Ca o notă suplimentară, studiul nostru tribologic din 2007 asupra uneia dintre ceramica S-SiAlON dopată cu Ba investigată (S1750) dezvăluie proprietăți de frecare și uzură care sunt comparabile cu alte ceramice concurente SiAlON; mai multe detalii pot fi găsite în altă parte.36 Având în vedere aceste observații, ceramica S-SiAlON dopată Ba nou dezvoltată poate fi considerată o compoziție potențială competitivă de SiAlON pentru diverse aplicații inginerești. În viitor, sinterizarea presiunii gazelor cu azot gazos sau sinter-HIPing poate fi utilizată pentru a investiga fezabilitatea la scară industrială pentru producerea de ceramică nitrură, cum ar fi ceramica α-SiAlON. O descriere detaliată a microstructurii și proprietăților S-SiAlON poate fi găsită în altă parte [40, 41].

11.5 OBSERVAȚII ȘI CONCLUZII

O microstructură tipică presată la cald a ceramicii S-SiAlON se caracterizează prin trombocitele anizotrope din faza S, sticla reziduală (4-5%) și α / β-Si_3N_4 (6-8%). Analiza TEM-EDS sugerează că compoziția fazei S este ușor bogată în Al $Ba_2Si_{12-x}Al_xO_{2+x}N_{16-x}$ (x = 2 ± 0,2). Analiza detaliată TEM a sugerat că „S” este creșterea anizotropă preferată a direcției fazei de-a lungul axei c a celulei ortorombice, iar fațetele trombocitelor au o orientare cristalografică de-a lungul planurilor cristaline primare (100) și / sau (010). Analiza atentă a datelor de indentare relevă creșterea ceramicii S-SiAlON. Efectul RISE a fost discutat în termeni de predominanță a crăpăturilor asupra deformării la sarcină mai mare, rezultând o creștere a durității aparente comparativ cu cea la sarcină mai mică. Un alt rezultat important a fost că ceramica S-SiAlON presată la cald afișează un comportament pronunțat al curbei R - o creștere sistematică a rezistenței cu creșterea lungimii fisurilor. O rezistență maximă de 11-12 MPa·$m^{1/2}$ a fost

înregistrată pentru S-SiAlON, presată la cald la 1750° C. Rezistența crescută provine din contribuția vizibilă a deformării fisurilor, a punții fisurilor și a ramificării fisurilor, conferită de grîunți alungiți în fază S, precum și de ace β-Si_3N_4. Utilizarea unui model teoretic de întărire bazat pe întărirea predominantă de către grăunții în formă de trombocite în formă de S și ace β-Si_3N_4 a furnizat o estimare a fricțiunii interfațiale de aproximativ 200 MPa, ceea ce este în acord rezonabil cu alte ceramice SiAlON concurente.

BIBLIOGRAFIE

[1] S. Kurama, M. Herrmann and H. Mandal, *The effect of processing conditions, amount of additive and composition on the microstructures and mechanical properties of α-SiAlON ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2003), 109–119.

[2] M. Zenotchkine, R. Shuba, J.-S. Kim and I.-W. Chen, *Effect of seeding on the microstructure and mechanical properties of alpha-SiAlON: I, Y-SiAlON, J.* Am. Ceram. Soc. 85(5) (2002), 1254–1259.

[3] M. Zenotchkine, R. Shuba and I.-W. Chen, *Effect of seeding on the microstructure and mechanical properties of alpha-SiAlON: III comparison of modifying cations*, J. Am. Ceram. Soc. 86 (2003), 1168–1175.

[4] Y. Kaga, M. I. Jones, K. Hirao and S. Kanzaki, *Fabrication of elongated α-SiAlON via a reactionbonding process*, J. Am. Ceram. Soc. 87(5) (2004), 956–959.

[5] C. Santos, K. Strecker, S. Rebeiro, J. V. C. de Souza, O. M. M. Silva and C. R. M. da Silva, *α-SiAlON ceramics with elongated grain morphology using an alternative sintering additive*, Mater. Lett. 58 (2004), 1792–1796.

[6] J. Jiang, P. Wang, W. He, W. Chen, H. Zhuang, Y. Cheng and D. Yan, *Study on the stability of Ce α-Sialon derived from SHS-ed powder*, J. Eur. Ceram. Soc. 24 (2004), 2853–2860.

[7] C. Santos, S. Ribeiro, J. K. M. F. Daguano, S. O. Rogero, K. Strecker and C. R. M. Silva, *Development and cytotoxicity evaluation of SiAlON ceramics*, Mater. Sci. Eng. C 27 (2007), 148–153.

[8] H. Mandal, *New developments in α-Sialon ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 19 (1999), 2349–2350.

[9] S. Turan, F. Kara and H. Mandal, *Transmission electron microscopy of SrO containing Multi-Cation doped α-SiAlON ceramics*, Mater. Sci. Forum 383 (2002), 37–42.

[10] N. Acikbas Calis, E. Suvaci and H. Mandal, *Fabrication of functionally graded SiAlON ceramics by tape casting*, J. Am. Ceram. Soc. 89 (2006), (10)3255–3257.

[11] I. Wei-Chen and A. Rosenflanz, *A tough SiAlON ceramic based on α-Si3N4 with a whisker like microstructure*, Nature 389 (1997), 701.

[12] F. Ye, M. J. Hoffmann, S. Holzer, Y. Zhou and M. Iwasa, *Effect of amount of additives and post heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Yttrium α-SiAlON ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 86 (2003), (12)2136–2142.

[13] C. Zhang, K. Komeya, J. Tatami and T. Meguro, *Inhomogeneous grain growth and elongation of Dy-α-SiAlON ceramics at temperatures above 1800°C*, J. Eur. Ceram. Soc. 20 (2000), 939–944.

[14] C. J. Hwang, D. W. Susintzky and D. R. Beaman, *Preparation of multication α-SiAlON containing strontium*, J. Am. Ceram. Soc. 78(3) (1995), 588–592.

[15] J. Grins, Z. Shen, M. Nygren and T. Ekstrom, *Preparation and crystal structure of LaAl(Si6−z Alz) N10−z Oz*, J. Mater. Chem. 5 (1995), 2001–2005.

[16] M. H. Lewis, C. J. Reed and N. D. Butler, *Pressureless-sintered ceramics based on the compound Si2N2O*, Mater. Sci. Eng. 71 (1985), 87–94.

[17] Z. Shen, J. Grins, S. Esmaeilzadeh and H. Ehrenberg, *Preparation and crystal structure of a new Sr Containing SiAlON phase Sr2AlxSi12−xN16−xO 2+x (x∼2)*, J. Mater. Chem. 9 (1999), 1019–1022.

[18] C. J. Hwang, D. W. Susnitzky and D. R. Beaman, *Preparation of multication {alpha}-SiAlON containing strontium*, J. Am. Ceram. Soc. 78 (1995), 588–592.

[19] A. Krell, *A new look at the influences of load, grain size, and grain boundaries on the room temperature hardness of ceramics*, Int. J. Refractory Met. Hard Mater. 16 (1998), 331–335.

[20] K. Niihara, R. Morena, and P. H. Hasselman, *Evaluation of KIc of Brittle solids by the indentation methods with low crack to indent ratios*, J. Mater. Sci. Lett. 1 (1982), 13–16.

[21] S. Palmqvist, *Occurrence of crack formation during Vickers indentation as a measure of the toughness of the hard materials*, Arch. Eisenhuttenwesen 33 (1962), 629–633.

[22] N. K. Mukhopadhyay and P. Paufler, *Micro- and Nano-indentation techniques for Mechanical characterization of materials*, Int. Mater. Rev. 51(4) (2006), 1–37.

[23] K. Sangwal, *On the reverse indentation size effect and microhardness measurement of solids*, Mater. Chem. Phys. 63 (2000), 145–152.

[24] K. Sangwal and B. Surowska, *Study of indentation size effect and microhardness of SrLaAlO4 and SrLaGaO4 single crystals*, Mater. Res. Innov. 7 (2003), 91–104.

[25] H. Li and R. C. Bradt, *The effect of indentation induced cracking on apparent microhardness*, J. Mater. Sci. 31 (1996), 1065–1070.

[26] C. Hays and E. G. Kendall, *An analysis of knoop microhardness*, Metallography 6 (1973), 275–282.

[27] J. Gong, H. Miao, Z. Zhao and Z. Guan, *Load-dependence of the measured hardness of Ti(C, N)- based cermets*, Mater. Sci. Eng. A303 (2001), 179–186.

[28] A. M. Thompson, H. M. Chan, M. P. Harmer, R. E. Cook, *Crack Healing and Stress Relaxation in Al2O3-SiC "Nanocomposites"*, J. Am. Ceram. Soc. 78 (1995), 567–571.

[29] R. M. Anderson and L. M. Braun, *Technique for the R-curve Determination of Y-TZP using indentation technique*, J. Am. Ceram. Soc. 73 (1990), 3059–3062.

[30] C. W. Li, D. J. Lee and S. C. Lui, *R-curve and strength for in-situ reinforced silicon nitrides with different microstructures*, J. Am. Ceram. Soc. 75 (1992), 1777–1785.

[31] R. Choi and J. A. Salem, *Strength, toughness and R-Curve behavior of SiC Whisker-reinforced composite Si3N4 with reference to monolithic Si3N4*, J. Mater. Sci. 27 (1992), 1491–1498.

[32] D. Munz, *What can we learn from R-Curve measurements?*, J. Am. Ceram. Soc. 90(1) (2007), 1–15.

[33] C. W. Li and J. Yamanis, *Super tough silicon nitride with R curves behavior*, Ceram. Eng. Sci. Proc. 10 (1989), 632–645.

[34] R. F. Cook, E. R. Liniger, R. W. Steinbrech and F. Deuerler, *Sigmoidal indentation strength characteristics of polycrystalline alumina*, J. Am. Ceram. Soc. 77 (1994), 303–314.

[35] P. F. Becher, H. T. Lin, S. L. Hwang, M. J. Hoffmann and I.-W. Chen, *The influence of microstructure on the mechanical behavior of silicon nitride ceramics*, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 287 (1993), 147–158.

[36] Manisha and B. Basu, *Tribological properties of a hot pressed Ba-doped S-Phase SiAlON ceramic*, J. Am. Ceram. Soc. 90(6) (2007), 1858–1865.

[37] Y. S. Zheng, K. M. Knowles, J. M. Vieira, A. B. Lopes and F. J. Oliveira, *Microstructure, toughness and flexural strength of self-reinforced silicon nitride ceramics doped with yttrium oxide and ytterbium oxide*, J. Microsc. 201 (2001), 238–249.

[38] Z. Y. Deng, Y. Inagaki, J. She, Y. Tanaka, Y. F. Liu, M. Sakamoto and T. Ohji, *Long crack R-curve of aligned porous silicon nitride*, J. Am. Ceram. Soc. 88(2) (2005), 462–465.

[39] M. Zenotchkine, R. Shuba, J. S. Kim and I. W. Chen, *R-curve behavior of in situ toughened α-SiAlON ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 84(4) (2001), 884–886.

[40] B. Basu, M. Lewis, M. E. Smith, M. Bunyard and T. Kemp, *Microstructure development and properties of novel Ba-doped S-phase sialon ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 26 (2006), 3919–3924.

[41] B. Basu, Manisha and N. K. Mukhopadhyay, *Understanding the mechanical properties of hot pressed Ba-doped S-phase sialon ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 29 (2009), 801–811.

CAPITOLUL 12. REZISTENȚA ȘI PROPRIETĂȚILE TRIBOLOGICE ALE FAZELOR MAX

Ceramica este partea de sus a graficului atunci când vine vorba de aplicații cu temperatură ridicată cu greutate redusă. Acestea sunt extrem de robuste datorită rezistenței excelente la oxidare și coroziune, păstrării rezistenței la temperaturi ridicate și rezistenței la uzură și eroziune chiar și la temperaturi ridicate, oferind în același timp avantajul densității lor scăzute. Dar, din cauza fragilității ceramicii, a devenit o provocare în ingineria ceramică îmbunătățirea rezistenței unui material de câteva ori. În plus, rezistența slabă la șoc termic și rezistența ceramicii limitează de obicei utilizarea lor în aplicații tehnice obișnuite.

12.1. URGENȚA REALIZĂRII UNOR FAZE MAX

Un material de inginerie care prezintă o rezistență superioară la uzură la temperatură ridicată și coroziune similară cu cea a unei ceramice în timp ce prezintă o rezistență similară cu cea a metalelor este adesea căutat pentru performanțe sporite în timpul service-ului. Așa-numitele faze MAX prezintă o structură nanolaminată în timpul deformării și posedă o rezistență și o rezistență la uzură mai bune în comparație cu cele ale ceramicii convenționale. Stoichiometria lor tipică este de forma fazelor $M_{n+1}AX_n$ (denumită MAX pe scurt), unde M = metale (metale de tranziție timpurie), A = elemente din grupa A și X = carbon și / sau azot. Materialele din faza MAX sunt prezentate în Figura 12.1.

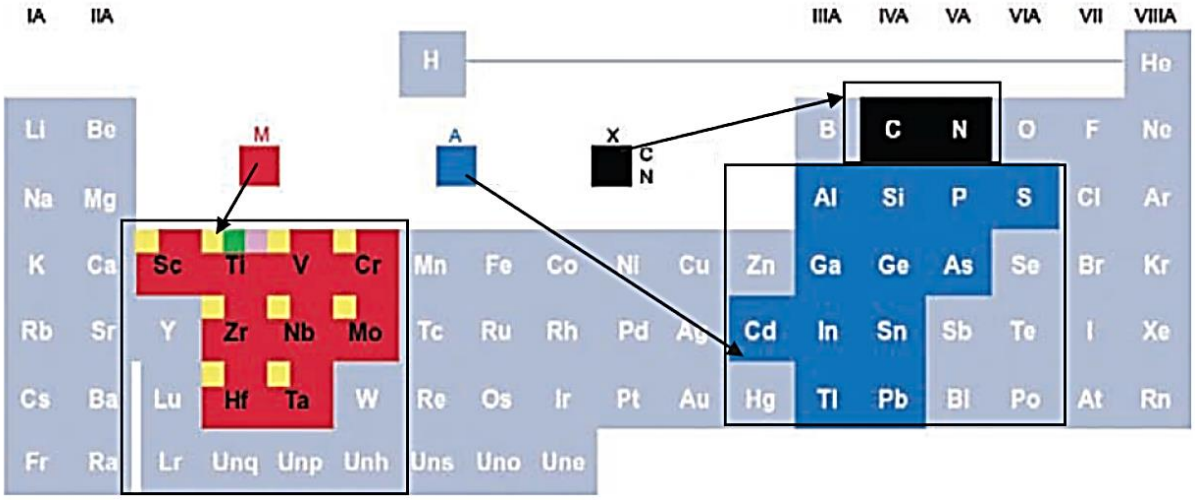


Figura 12.1. Faza MAX descrisă de metalele de tranziție timpurie (M), elementele grupei A (A) și C și N (X) în tabelul periodic (adaptat din Referința [3]).

Aceste materiale vor permite dezvoltarea de noi tehnologii care implică motoare și motoare de înaltă eficiență, durabilitate în condiții extreme de conductivitate termică, sisteme de protecție termică tolerante la daune, rezistență sporită la oboseală și menținerea rigidității la temperaturi ridicate. Recent, această clasă de ceramică structurală nanolaminată a fost proiectată de cercetători.

O simplă creștere de 1° a temperaturii de lucru a motoarelor cu reacție ar putea economisi 1 miliard de dolari într-un an, iar o creștere slabă de 3 mi/gal (± 1,3 km/L) a eficienței consumului de combustibil al automobilelor ar putea economisi un milion de barili de petrol pe zi. Dar problema constă în faptul că nu există niciun material care să supraviețuiască căldurii funcționării la temperaturi ridicate în timp ce se rotește la mii de rotații pe minut (rpm). În mod similar, dacă camerele ceramice sunt capabile să reziste la căldură, răcirea radiativă poate fi aruncată (împreună cu ventilatoarele, apa de răcire etc.) pentru a obține o structură mai ușoară care ar merita mai mulți kilometri în fiecare galon de combustibil.

Fiabilitatea ridicată a fazelor MAX, împreună cu rigiditatea și conductivitatea electrică și termică ridicată, le face o clasă extrem de atractivă de ceramică. Unele dintre fazele MAX sunt tolerante la daune și pot rezista șocurilor termice ridicate, menținând în același timp o rezistență ridicată la oxidare, coroziune și fluare [1,2]. O diagramă care compară fazele MAX cu alte aliaje tehnice este prezentată în Figura 12.2 [3].

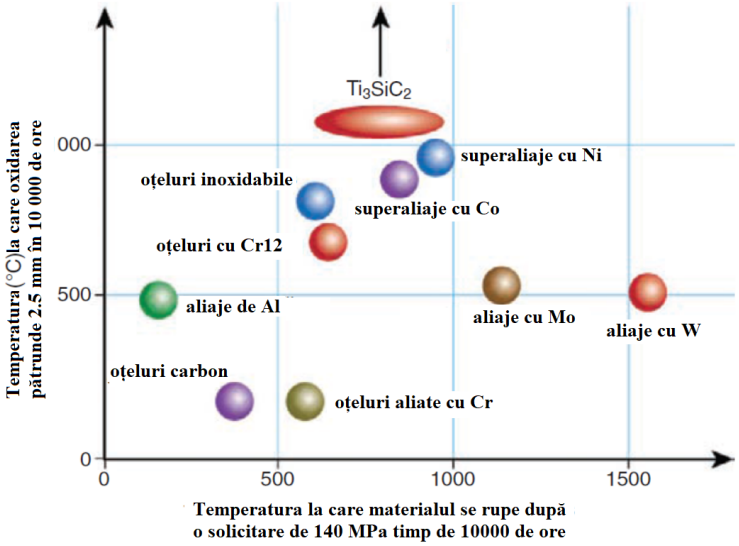


Figura 12.2. Poziția Ti_3SiC_2 care arată oxidarea la temperaturi ridicate și retenția rezistenței. Materialele de pe partea superioară pot susține un mediu de oxidare mai ridicat înainte de a fi rupte la temperaturi ridicate. Carbura de siliciu de titan pare a fi superioară, în comparație cu superaliajele de nichel, în rezistența la oxidare și se comportă similar în condițiile de rezistență la temperaturi ridicate [3].

12.2. CLASIFICAREA FAZELOR MAX

Fazele MAX sunt clasificate pe baza raportului stoichiometric al fiecărei faze M, A, X care constituie ceramica dură, și anume 211, 312 și 413. Această clasă de materiale formează în mod natural trei grupuri (pe baza stoichiometriei elementelor MAX): 211, 312și 413 materiale (Figura 12.3).

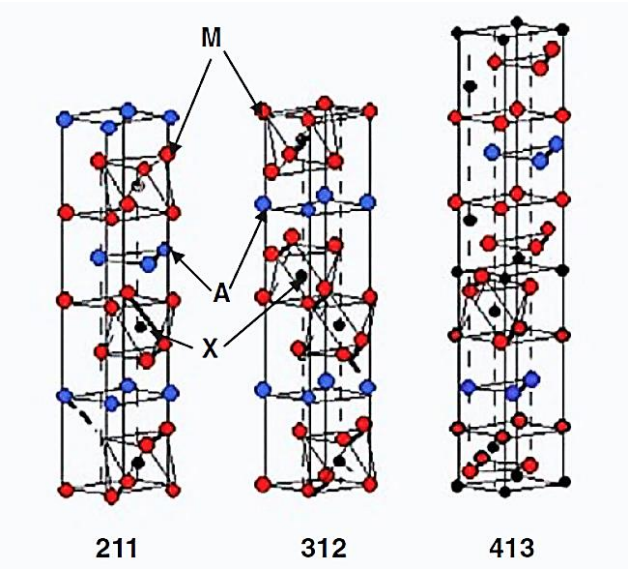


Figura 12.3. Clasificarea fazelor MAX (adaptat din Referința 3).

Carburile MAX posedă adesea o structură cristalină hexagonală (grupul spațial $P6_3/mmc$) cu două unități de formulă pe unitate de celulă care prezintă straturi de M aproape strânse, cu straturi intermediare de atomi A și C care umplu siturile octaedrice din straturile M. Fiecare categorie conține un set de compuși, a căror clasificare se face pe baza raportului fiecărui element din compus. Până în prezent, sunt cunoscute peste 50 de faze MAX. O listă cu câteva faze MAX bazate pe elementele Grupului A este prezentată în Tabelul 12.1.

Tabelul 12.1. Diverse faze MAX pe baza elementelor grupului A[a]

Al Ti_2AlC, Ti2AlN, $Ti_2Al(C_{0.5}, N_{0.5})$, Nb_2AlC, (Nb,Ti)AlC, Ta_2AlC, V_2AlC, Cr_2AlC, Ti_4AlN_3, Ti_3AlC_2	**Si** Ti_3SiC_2	**P** V_2PC, Nb_2PC	**S** Ti_2SC, Zr_2SC, Nb_2SC, Hf_2SC
Ga Ti_2GaC, V_2GaC, Cr_2GaC, Nb_2GaC, Mo_2GaC, Ta_2GaC, Ti_2GaN, Cr_2GaN, Cr_2GaN	**Ge** Ti_2GeC, V_2GeC, Cr_2GeC, Ti_3GeC_2	**As** V_2AsC, Nb_2AsC	**Se**

In Sc_2InC, Ti_2InC, Zr_2InC, Nb_2InC, Hf_2InC, Ti_2InN, Zr_2InN	**Sn** Ti_2SnC, Zr_2SnC, Zr_2SnC, Hf_2SnC, Hf_2SnN	**Sb**	**Te**
Tl Ti2TlC, Zr2TlC, Hf2TlC, Zr2TlN	**Pb** Ti_2PbC, Zr_2PbC, Hf_2PbC	**Bi**	**Po**

[a] http://www.materials.drexel.edu/max/MAX%20properties/properties.html.

În plus, proprietățile mecanice ale câtorva faze MAX sunt enumerate în Tabelul 12.2.

Tabelul 12.2. Proprietăți mecanice ale câtorva faze MAX [1, 2, 2, 23 - 25]

Compus	Modul de elasticitate (GPa)	Modulul de îndoire (GPa)	Coeficientul Poisson	Modulul materialului M (GPa)	Modulul materialului C (GPa)
Ti_2AlC	277	118	0,19	144	186
V_2AlC	235	116	0,20	152	201
Cr_2AlC	245	102	0,20	138	166
Nb_2AlC	286	117	0,21	165	208
Ti_3AlC_2	297	124	0,20	165	226
Ti_4AlN_3	310	127	0,22	185	216
Ti_3SiC_2	339	139	0,20	190	206
Ti_3GeC_2	340	142	0,19	169	179

Diferența în modulul masiv apare datorită diferenței de densitate atomică în structura laminatului și a diferiților parametri de rețea (de-a lungul direcțiilor a și c) ale fazei MAX (Tabelul 12.3).

Tabelul 12.3. Parametrii rețelei și densitatea diferitelor faze MAX [1-3, 8]

Compuși	Parametrul de rețea a	Parametrul de rețea c	Densitate (g/cm^3)
Ti_2AlC	3.056	13.623	4.11
V_2AlC	2.916	13.13	4.07
Cr_2AlC	2.860	12.82	5.24
Hf_2SnC	3.320	14.388	11.8
Nb_2AlC	3.103	13.83	6.5
Nb_2GaC	3.13	13.56	7.73
Nb_2InC	3.17	14.37	8.3
Ta_2AlC	3.07	13.80	11.82
Ti_2GaC	3.07	13.52	5.53
Ti_3AlC_2	3.08	18.58	4.5
Ti_4AlN_3	2.99	23.37	4.76
Ti_2GeC_2	3.07	12.93	5.68

Ti_3SiC_2	3.07	17.67	4.52
Ti_3GeC_2	3.09	17.76	5.55
V_2PC	3.08	10.91	5.38
Zr_2InC	3.34	14.91	7.10

O combinație de C și N poate modifica parametrul rețelei fazei MAX, în funcție de concentrația lor, după cum urmează [4]:

$$a(\text{Å}) = 3.074 - 0.07\frac{[N]}{[N]+[C]} \tag{12.1}$$

cu coeficient de corelație de 0,98. În mod similar,

$$c(\text{Å}) = 18.537 - 0.245\frac{[N]}{[N]+[C]} \tag{12.2}$$

cu coeficient de corelație de 0,79.

Înlocuirea lui C cu N în fazele MAX (Ti_2AlC și Ti_3AlC_2) are ca rezultat o scădere a modulului în vrac (de la 185 GPa în TiAlC la un estimat ~175 GPa în Ti_3Al (CN) și de la 230 GPa în Ti_3AlC_4 la 220 GPa în $Ti_3AlC_2N_2$). Această scădere este contrară faptului că volumele de celule unitare au scăzut cu adăugarea de N în fazele MAX [4]. O tranziție simplă de la Ti_3SiC_2 la TiC se poate face prin înlocuirea Si cu atomi de C, așa cum se arată în Figura 12.4. Cu toate acestea, înlocuirea Si cu C are ca rezultat o înfrățire ridicată a regiunilor (Fig. 12.4a), iar stratul C inserat devine un plan oglindă al regiunii înfrățite (Fig. 12.4b) [5].

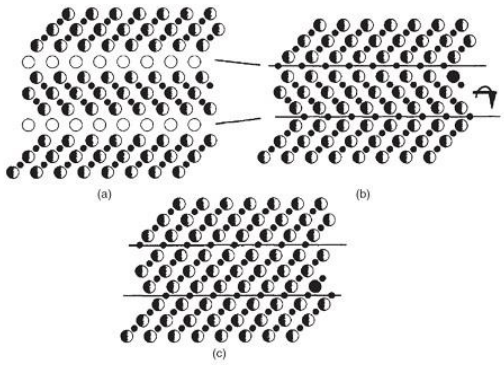


Figura 12.4. (a) Schema planului (110) în Ti_3SiC_2. (b) Maclare în structura TiC prin înlocuirea Si cu atomi de C. (c) Relaxare în TiC prin rotație în jurul axei (b) (retipărită cu permisiunea din Referința [5]).

Detwinning necesită rotația stratului C pentru a produce planul (110) al TiC (Fig. 12.4c). Deoarece transformarea Ti_3SiC_2 are loc cu o contracție a volumului de 15%, acest proces devine extrem de interesant pentru inginerii care lucrează la utilizarea contracției cu microfisuri și tulpini din matrice în aceste ceramice de fază MAX proiectate.

12.3. TOLERANȚA DAUNELOR PENTRU FAZELE MAX

Duritatea redusă (H~4 GPa), modulul elastic ridicat (E~320 GPa) și prelucrarea ușoară a Ti_3SiC_2 îl fac o ceramică foarte atractivă. Alunecarea bazală asistată cu flambarea și alunecarea grăunților este redată în Ti3SiC2 datorită raportului său scăzut H/E (~0.013), mai reprezentativ pentru metalele moi. Duritatea depinde puternic de sarcina de indentare (pe măsură ce dimensiunea de contact crește) din cauza rezistenței de la grăunți. Pe măsură ce dimensiunea de contact crește cu mai mult decât mărimea granulelor, planurile de alunecare bazale se aliniază și produc deformări sporite și valori reduse ale durității (Fig. 12.5) [6].

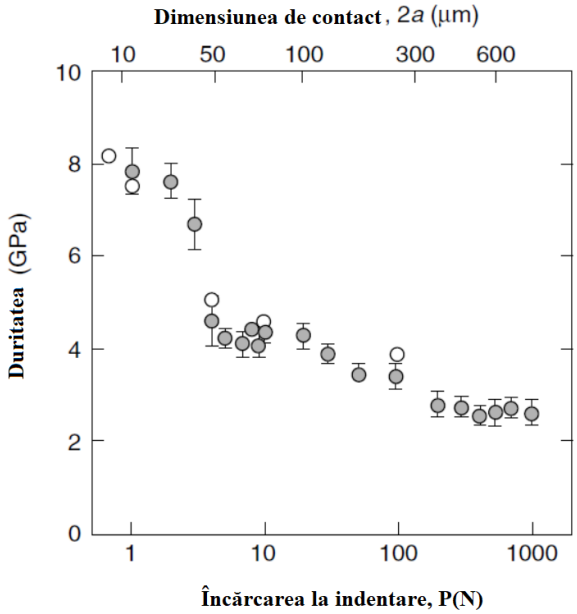
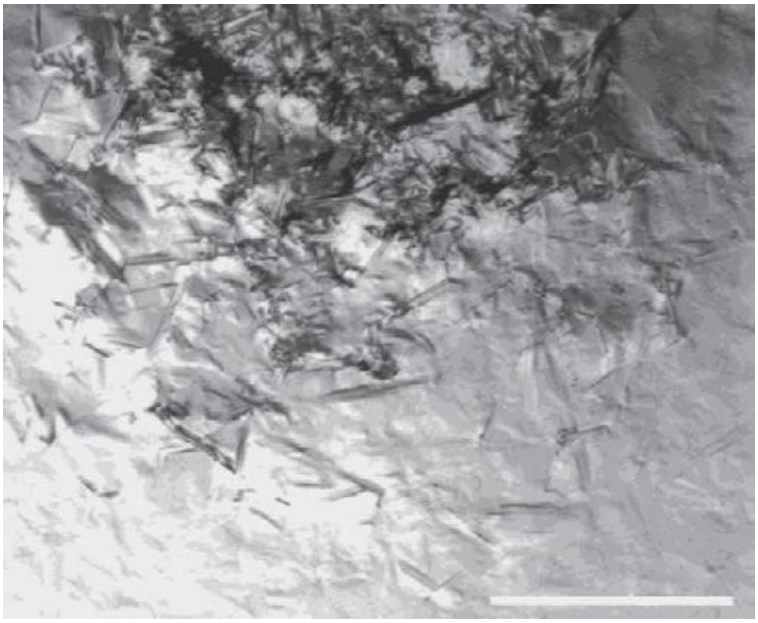


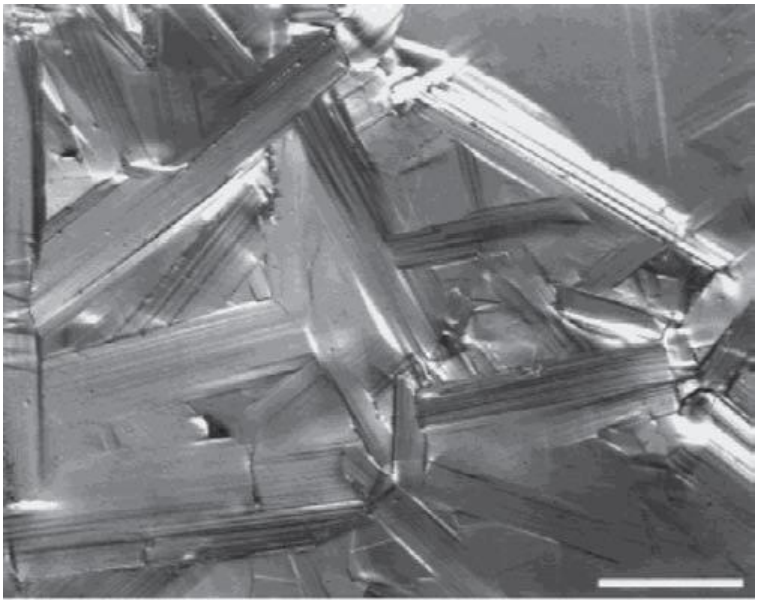
Figura 12.5. Duritatea Ti_3SiC_2 în funcție de solicitare

Indentarea hertziană produce o depresiune de suprafață distinctă, coroborând gradul mai mare de deformare fiind găzduit în ceramica MAX-fază. Deformarea de la suprafață se extinde cu mult sub zona de contact, iar zona deteriorată este prezentată în Figura 12.6a [6]. Prezența structurii lamelare care prezintă alunecări de-a lungul planurile bazale și deformarea

de-a lungul limitelor granulelor sunt confirmate prin imagini de microscopie electronică cu scanare (SEM) (Fig. 12.6b). un pachet de cărți sub presiuni extreme (Fig. 12.7b) [3].



a)



b)

Figura 12.6. Daune micro-mecanice care arată (a) daune dincolo de regiunea de contact și (b) deformare lamelară de-a lungul limitelor granulelor din regiunea de sub suprafață [6].

a) b)

Figura 12.7. (a) Deformarea fazei MAX. (b) Deformarea reprezentativă a fazei MAX prezentată ca fiind similară cu cea a unui pachet de cărți [3].

Odată ce clasa dură a ceramicii nanolaminate este atinsă, rezistența caracteristică a acestora trebuie evaluată prin intermediul curbelor de rezistență (curbe R). O curbă tipică R a ceramicii întărite este prezentată în Figura 12.8, prezentând o zonă de proces care se dezvoltă în jurul frontului fisurii [7].

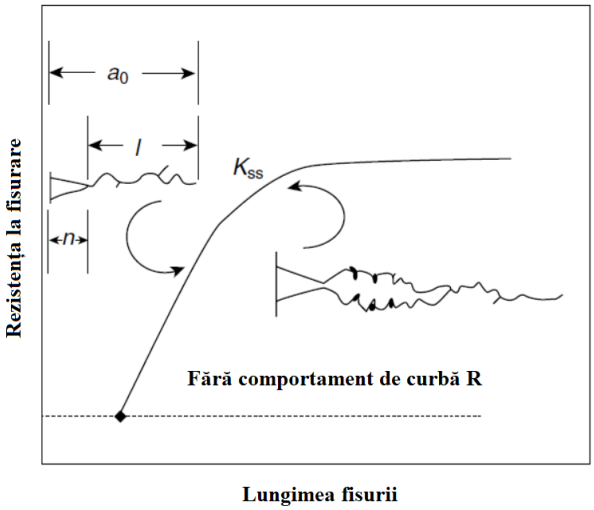
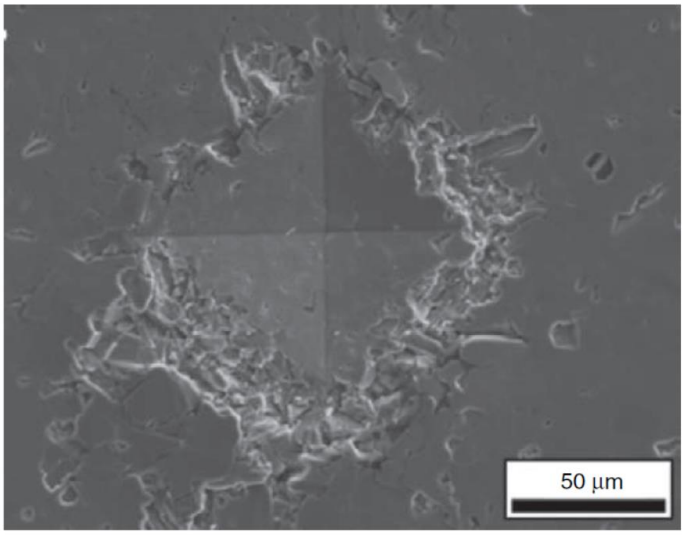


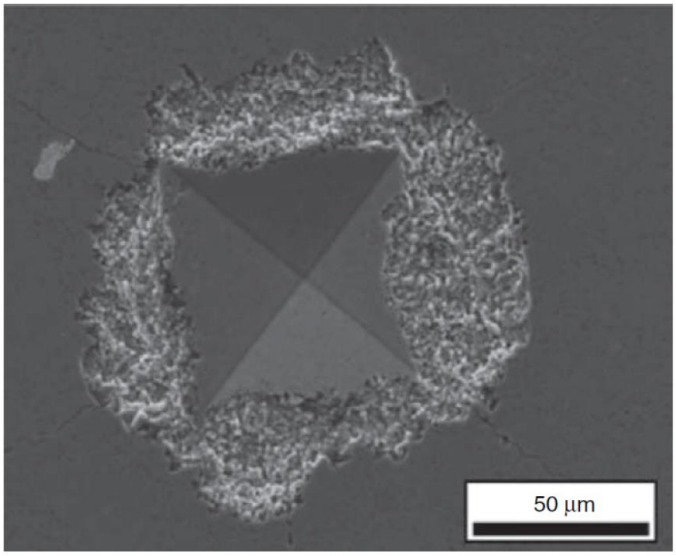
Figura 12.8. Dependența funcțională a rezistenței la fisurare cu lungimea frontului fisurii. Curba R prezintă o toleranță mai mare la deteriorare decât materialele care nu prezintă un comportament al curbei R [7].

Activarea planurilor de alunecare bazală în fazele MAX are ca rezultat toleranța la daune, așa cum se observă în indentarea Vickers, care arată absența fisurării chiar și la o sarcină

de 50-N (Fig. 12.9a). în comparație cu cea de 10-20 μm în faza MAX cu granulație grosieră, au apărut fisuri de indentare Vickers. Emanația fisurilor implică faptul că disiparea energiei are loc în principal prin îndoire de laminate, urmată de flambaj în probe cu granulație grosieră, în timp ce această înclinare se limitează în faza MAX cu granulație fină și duce la crăparea (Fig. 12.9b) [8].



(a)



(b)

Figura 12.9. Micrografii cu microscop electronic cu scanare (SEM) micrografii ale indentărilor Vickers ale (a) cu granulație grosieră și (b) cu Ti_3SiC_2 cu granulație fină, Vickers indentate la o sarcină de 50 N [8].

Un aspect important al comportamentului mecanic al ceramicii Ti_3SiC_2 este acela că Ti_3SiC_2 prezintă un comportament în curbă R. Precracking pentru testul de îndoire în patru puncte poate avea, de asemenea, implicații puternice pentru rezistența la fractură rezultată a

fazei Ti_3SiC_2 MAX. În consecință, efectul precracking-ului arată o variație a rezistenței la fractură, indicând faptul că Ti_3SiC_2 urmează comportamentul caracteristic al curbei R (Fig. 12.10) .7

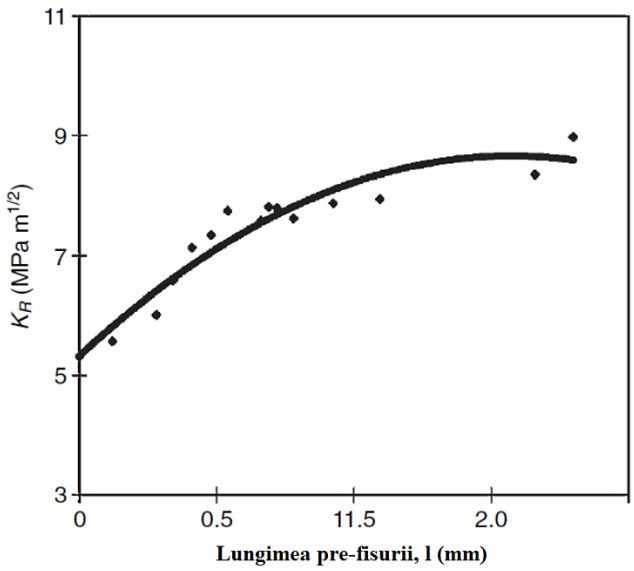


Figura 12.10. Comportamentul curbei R a Ti_3SiC_2 care arată schimbarea rezistenței la fractură cu modificarea lungimii precrack. [7].

Valorile măsurate experimental ale factorului de intensitate a stresului critic (K_{IC}) în modul I, o măsură a rezistenței la fractură, rezumate în Figura 12.10 au fost obținute folosind următoarele ecuații 12.3, 12.4:

$$K_{IC} = g \cdot \frac{P_{max}S}{BW^{3/2}} \frac{3(a/w)^{1/3}}{2(1-a/w)^{3/2}} \qquad 12.3$$

Unde:

$$g = \frac{1.99 - (a/W)(1-a/W)[2.15 - 3.93(a/W) + 2.7(a/W)^2]}{1 + 2(a/W)} \qquad 12.4$$

unde a = lungimea medie a precarcei, W = grosimea grinzii (nominal 4 mm), g este un factor geometric bazat pe lungimea medie a fisurii și grosimea eșantionului, P_{max} = sarcina maximă necesară pentru fractură, S = ($S_0 - S_i$), cu lungimea de deschidere exterioară S_0 = 30mm și lungimea de deschidere interioară Si = 10mm, B = lățimea fasciculului (nominal 3 mm). Trebuie remarcat faptul că ecuațiile 12.3 și 12.4 sunt valabile pentru raportul (S/W) de 4-5 și

raportul (a / W) variind între 0,35 și 0,70. În urma unei analize teoretice, comportamentul curbei R 11 poate fi descris prin următoarea dependență funcțională a rezistenței la dimensiunea fisurii:

$$K_R(c) = K_{IO} + A\left[1 - exp\left\{\frac{-(c - c_0)}{B}\right\}\right] \qquad 12.5$$

în cazul în care K_R (c) este rezistența la creșterea fisurilor cu o anumită lungime precrack (MPa $m^{1/2}$), K_{IO} este rezistența la rupere fără o precrack (MPa $m^{1/2}$), A și B sunt constante pentru un anumit sistem, cu A având unități de MPa $m^{1/2}$ și B în milimetri, c_0 = 0 (dimensiunea inițială a defectului, numai crestătura în V, fără nicio lungime de prescripție, adică n) și c este lungimea de prescripție (l), în milimetri.

În cazul Ti_3SiC_2 presat la cald, comportamentul curbei R poate fi descris ca fiind:

$$K_R(c) = 5.32 + 3.186\left[1 - exp\left\{\frac{-(c - c_0)}{0.56}\right\}\right] \qquad 12.6$$

Se așteaptă un efect semnificativ de punte în structura Ti_3SiC_2 cu granulație grosieră, ceea ce duce la o rezistență mai mare a platoului. pentru granule fine (3-10 μm) și grosiere (50-200 μm), Ti_3SiC_2, respectiv [12]. Comportamentul curbei R rezultă din interacțiunea unică dintre o fisură în creștere și caracteristicile microstructurale. Ti_3SiC_2 se caracterizează printr-o legătură relativ slabă între stratul de siliciu și octaedrul TiC de-a lungul planului bazal. De obicei, luxațiile Ti_3SiC_2 sunt raportate ca fiind mobile și se înmulțesc la temperatura camerei. În general, comportamentul de deformare Ti_3SiC_2 este neobișnuit pentru carburi și este cauzat în principal de structura stratificată și de natura metalică a lipirii [13]. Pe lângă alunecarea regulată, mecanismele pentru deformarea plastică la temperatura camerei în Ti_3SiC_2 implică reajustarea tensiunii locale. câmpuri de la formarea benzii de îndoire (limite), flambarea și delaminarea grăunților individuali. în consecință, deformarea și distorsiunea unor astfel de lamine contribuie la întărire.

Comportamentul caracteristic al fisurării curbei R implică în esență faptul că o cale de fisurare are o natură foarte sinuoasă și permite devierea fisurilor de-a lungul interfeței slabe (Fig. 12.11a). cale, rezultând o absorbție ridicată a energiei de fractură. În plus, flambarea planurilor bazale permite ruperea câtorva caracteristici asemănătoare plăcilor pentru a bloca

complet fisura, ca în Figura 12.11b, [7] și pentru a genera o fisură complet nouă din acea regiune [7].

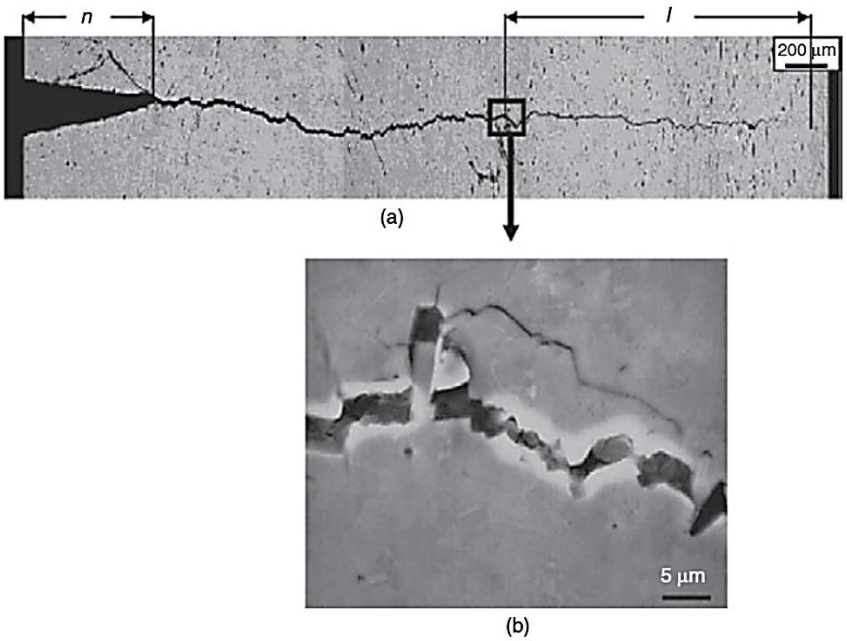


Figura 12.11. Suprafața de fractură a Ti_3SiC_2 după îndoire în patru puncte, arătând (a) calea de fisurare tortuoasă și (b) bifurcația și impedimentul fisurii [7].

Prin urmare, rezistența la fractură a Ti_3SiC_2 este îmbunătățit și din cauza bifurcației căii fisurii. În plus, energia fracturii este absorbită și din cauza ramificării fisurilor și a delaminării fisurilor la interfața slabă. Acest lucru relaxează stresul de la vârful fisurii și îmbunătățește rezistența la fractură, precum și rezistența la deteriorare. Astfel de procese de legătură oferă dovezi atât pentru legarea elastică a ligamentului, cât și pentru extragerea prin frecare, similar proceselor de legare observate în compozite Al_2O_3/SiCw. În special, acest lucru diminuează grav înclinația pentru punerea în legătură a grăunților în urma crăpăturii în microstructura cu granulație fină (5-20 µm). Această rezistență sporită la creșterea fisurilor poate fi atribuită naturii metalice a lipirii și absenței legăturilor puternice de Si-Si în plan în cazul Ti_3SiC_2 [1]. Această caracteristică de lipire este extrem de neobișnuită în sistemele ceramice și reprezintă o fractură la starea de echilibru ridicată rezistență prin promovarea punții de fisură.

12.4. UZAREA FAZEI MAX Ti_3SiC_2

Proprietățile tribologice ale Ti_3SiC_2 au fost evaluate într-o măsură limitată. Myhra și colab., [14] utilizând microscopie de forță laterală, au înregistrat un coeficient de frecare cinetic (μ) extrem de scăzut de 0,002-0,005 la 1000–20,000 nN forță normală pentru planurile bazale ale monocristalului Ti_3SiC_2. Barsoum și colegii săi au măsurat un coeficient de fricțiune (COF) destul de ridicat de 0,8 pentru un tribuplu Ti_3SiC_2/oțel la sarcină 5-N. mărimea grăuntelui (5–100 μm). Zhang și colab. [16] au investigat comportamentul de frecare și uzură al unui tribuplu Ti_3SiC_2 auto-împerecheat și a perechii Ti_3SiC_2/diamant folosind un tribometru pin-pe-plat. COF al primului este de 1,16-1,43, dar cel al celui de-al doilea este sub 0,1 pentru sarcini variabile de 0,49-9,8 N. COF scăzut al Ti_3SiC_2 împotriva diamantului a fost atribuit formării unui film lubrifiant. Chen și colab. [17] au raportat că o silicură metalică ternară, $Cr1_3Ni_5Si_2$, aliajul ar putea prezenta o rezistență excelentă la uzură în comparație cu oțelul întărit și oțel de scule cu conținut de 1,0% C – 1,5% Cr la sarcini de 98–196 N, măsurat cu ajutorul unei bile. - tribometru pe roți. Studiul tribologic al fazelor MAX în contact cu aliajul de Ni a raportat COF de .50.5–0.6.18 Sa constatat că o rată ridicată de uzură se datorează eliberării particulelor masive de uzură în timpul abraziunii [18]. Se pare că nu există prea multe diferențe în COF raportat pentru diferite faze MAX (vezi Tabelul 12.4 și Fig. 12.12) [18].

În timpul uzurii la temperaturi ridicate (550° C), se formează tribofilme pe ambele suprafețe de contact. Se raportează că acest tribofilm este amorf sau nanocristalin, compus din superaliaj parțial oxidat, care pete peste suprafețele MAX, făcându-l rezistent la uzură în comparație cu fenomenele care apar la temperatura camerei [19].

Tabelul 12.4. Rata de uzură (WR) și coeficientul de frecare (Î¼) al diferitelor faze MAX în ceea ce privește Ni-superaliajul la o sarcină de 3 N în mediul ambiant 18

Proba	Partea dinamică	Viteza de uzare ($mm^3/N\cdot m$)	Coeficient de frecare mediu
Ti_2AIC	Inc718	$\approx 5.5\times10^{-4}$	0.5±0.1
Ti_2AIN	Inc718	$\approx 3\times10^{-2}$	0.8±0.15
Ti_4AIN_3	Inc718	$\approx 3\times10^{-2}$	0.8±0.15
Ti_3SiC_2	Inc718	$\approx 2.5\times10^{-2}$	0.6±0.15
Cr_2AIC	Inc718	$\approx 1.2\times10^{-3}$	0.6±0.1
Ta_2AIC	Inc718	$\approx 1.5\times10^{-2}$	0.5±0.1
Cr_2GeC	Inc600	$\approx 1.2\times10^{-3}$	0.5±0.1
Cr_2GaC	Inc600	$\approx 4\times10^{-3}$	0.4±0.1
Ti_2SnC	Inc600	$\approx 8\times10^{-3}$	0.63±0.1
Nb_2SnC	Inc600	$\approx 1.5\times10^{-2}$	0.63±0.1

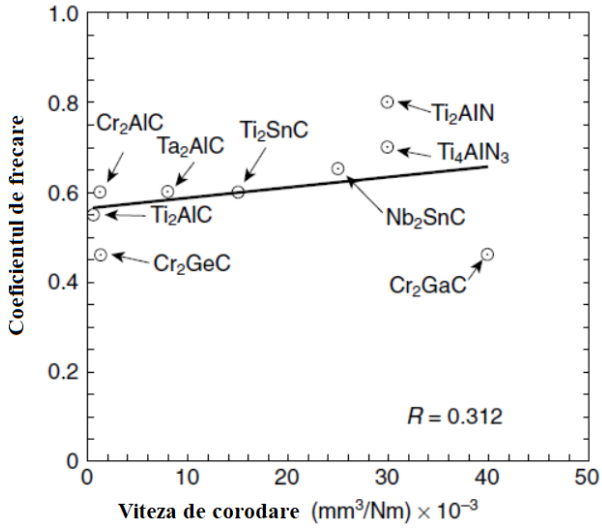


Figura 12.12. Rata de uzură a fazelor MAX cu o linie de regresie liniară montată (R = 0,312) [18].

Acest fenomen reduce frecarea și frecvența de uzură, așa cum se arată în Tabelul 12.5 [18]. Suprafața mai netedă a suprafeței post-îmbrăcăminte (testată la 550° C) este prezentată în Figura 12.13 [18].

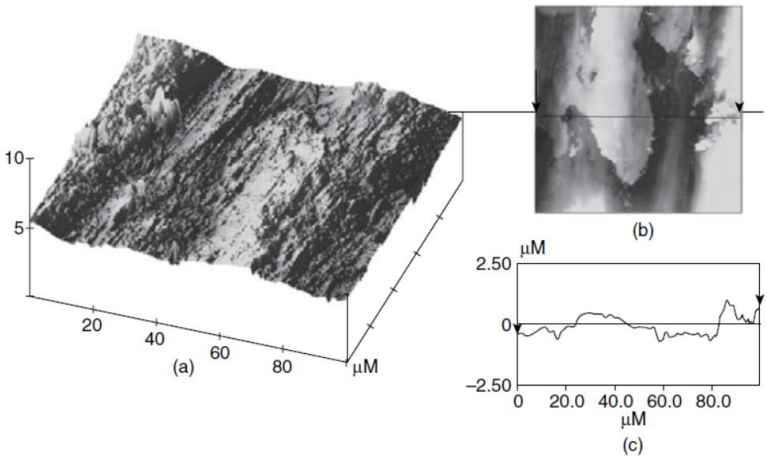


Figura 12.13. Analiza microscopiei de forță atomică post-uzură (AFM) a suprafeței 100 × 100μm Ta_2AlC împotriva Inconel 718 pentru alunecare de 2 km la 550° C: (a) vedere izometrică 3D, (b) vedere de sus și (c) profil de vedere laterală a regiunea marcată de săgeți în vedere de sus [18].

În mod similar, rugozitatea post-uzură a suprafețelor Cr_2AlC, Ti_3SiC_2 și Ti_2AlC (nereprezentate) au fost de 325, 540 și respectiv 272 nm. Din rezultatele precedente, se pare că Ti_3SiC_2 poate fi utilizat la temperaturi moderat ridicate. Toate rezultatele menționate anterior au fost obținute folosind un tester de uzură pin-on-disk. Deoarece mecanismele de uzură și datele tribologice depind de obicei de configurația de contact, unele studii au fost efectuate și

cu ajutorul unui tester de uzură de frecare, care poate oferi posibilitatea de a studia proprietățile de frecare și uzură sub mișcare reciprocatoare oscilatorie de mică amplitudine. În cele ce urmează, sunt rezumate rezultatele la uzura de frecare [20] obținute cu Ti_3SiC_2 dens presat la cald (densitate ~99%). În experimentele de frecare, lungimea cursei, frecvența de oscilație și numărul total de cicluri de frecare au fost fixate la 100 μm, 8Hz și, respectiv, 100.000 (Fig. 12.14). și deteriorarea fazei MAX.

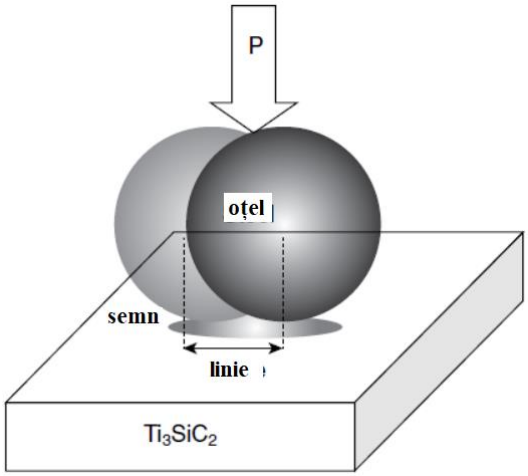


Figura 12.14. Schema configurației de frecare bilă pe plat. [20]

S-a observat că viteza de uzură crește cu sarcina de la 1 la 2N (~10 × 10−5 mm^3 / N·m), în timp ce a apărut constantă pentru intervalul de sarcină 2-6N (Fig. 12.15) [20].

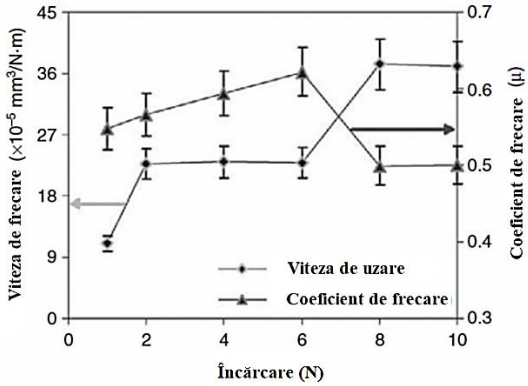


Figura 12.15. Rata de uzură și coeficientul de frecare pentru Ti3SiC2 fretat cu oțel [20].

Cu toate acestea, o tranziție a fost observată în rata de uzură (de la 25 × 10−5mm^3/ N·m la ~37 × 10mm^3/N·m) atunci când sarcina a crescut de la 6 la ~8N [20]. O ilustrare tipică

a daunelor în creștere cu sarcina în creștere este prezentată în Figura 12.16 [20]. La o sarcină de 10 N, diametrul cicatricii de uzură transversală este maxim și în jur de 500-510 μm.

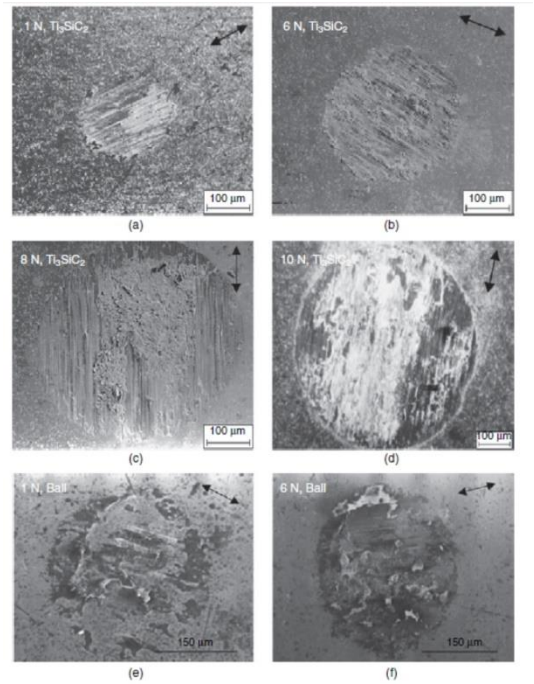


Figura 12.16. Topografie de uzură postfreturare a Ti_3SiC_2 plat (a-d), precum și a corpului din oțel (e și f), pentru 100.000 de cicluri la sarcini variate. Săgeata cu două puncte indică direcția de alunecare (adaptat din Reference [20]).

Pentru a vedea caracteristicile topografice ale suprafețelor uzate după frecare în regimul de încărcare redusă, unele imagini reprezentative ale cicatricilor de uzură sunt prezentate în Figura 12.17 [20].

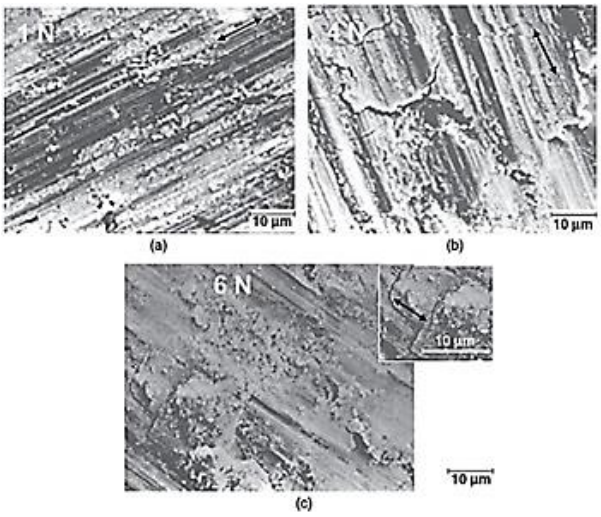


Figura 12.17. Imagini SEM care prezintă zgârieturi abrazive mai adânci cu lățimea canelurii în jurul a 2-3 μm (a), scindarea stratului tribochimic neprotector datorită propagării fisurilor (b și c) pe suprafața uzată Ti_3SiC_2 după frecare împotriva oțelului rulment pentru 100.000 de cicluri sub sarcini variabile , așa cum este indicat pe micrografiile individuale [20].

Zgârieturile abrazive mai profunde cu lățimea canelurii în jurul valorii de 2-3 μm sunt observate chiar și la cea mai mică sarcină (1 N). Prezența unui strat de transfer și a uzurii particulelor de resturi (contrast mai puternic) se aderă la zgârieturile abrazive (Fig. 12.17a). Formarea unui strat tribochimic este semnificativă la sarcina 4-N, așa cum se arată în Figura 12.17b. Cu toate acestea, stratul tribochimic nu este protector și se extinde datorită propagării fisurilor, în principal în direcția perpendiculară pe mișcarea de frecare. De asemenea, la sarcină 6-N, un strat deformat plastic contribuie la îndepărtarea materialului (Fig. 12.17c). O schimbare clară a topografiei suprafeței uzate este observată la sarcini mai mari de 8 și 10 N (vezi Fig. 12.18 [20]).

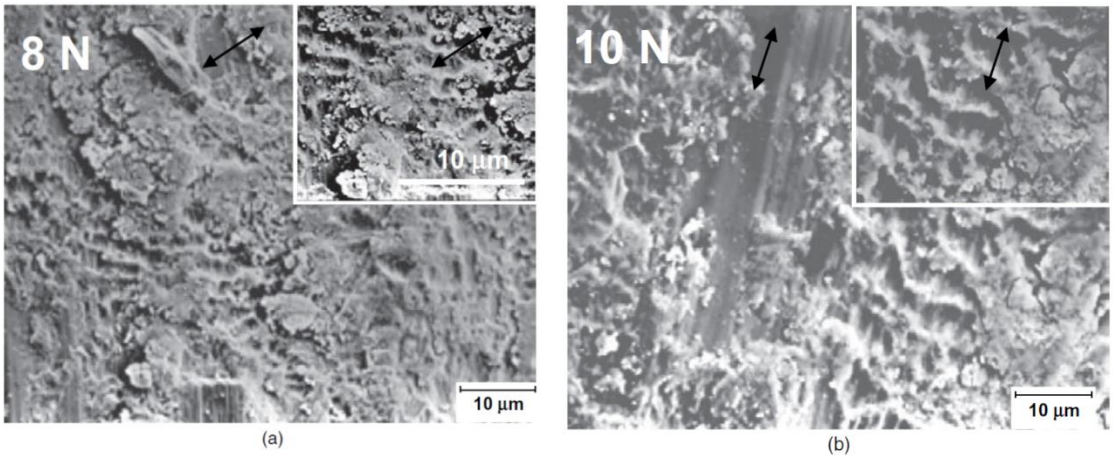


Figura 12.18. Imagini SEM care prezintă o deformare plastică extinsă (a și b) pe suprafața freată a Ti_3SiC_2 după frecare împotriva oțelului timp de 100.000 de cicluri la sarcini mari (8 și 10 N). Detaliile stratul de strat deformat sunt, de asemenea, prezentate în inserția din (a) și (b). Săgeata cu două puncte indică direcția de alunecare [20].

Dovezile unei deformări plastice extinse sunt clare la 8-N sarcină (Fig. 12.18a), iar caracteristicile topografice sunt mai asemănătoare cu cele ale suprafeței uzate, observate în mod obișnuit la materialele metalice. Se observă, de asemenea, fractura grăunților alungiți Ti_3SiC_2 pe suprafața fretată și fisurile se propagă de-a lungul marginilor grăunților alungiți. La sarcina cea mai mare, 10 N, contribuția deformării plastice este semnificativă și se observă și prezența fisurilor (Fig. 12.18b).

Pentru a caracteriza stratul tribochimic, analiza spectroscopiei Raman a Ti_3SiC_2 uzat este prezentată în Figura 12.19 [20]. O comparație cu rapoartele din literatura de specialitate [19, 21] relevă formarea Fe_2O3, TiO_2 și SiO_2. Prin urmare, este evident că bila de oțel este puternic oxidată și transferul de resturi metalice oxidate are loc în timpul frământării. De asemenea, se crede că TiC rezidual este oxidat la TiO_2 în timpul frământării și Ti_3SiC_2 se oxidează pentru a forma TiO_2 și SiO_2. Prin urmare, reacția de oxidare tribochimică poate fi exprimată după cum urmează:

$$2Fe + (3/2)O_2 = Fe_2O_3 \qquad 12.7$$

$$TiC + 2O_2 = TiO_2 + CO_2(g) \qquad 12.8$$

$$Ti_3SiC_2 + 6O_2 = 3TiO_2 + SiO_2 + 2CO_2(g) \qquad 12.9$$

Raportul din literatura de specialitate [22] confirmă faptul că reacțiile 12.7-12.9 se inițiază la 900° C, iar comportamentul de oxidare parabolică în aer între 900 și 1400° C facilitează formarea de straturi distincte de rutil și silice. Energia de activare a acestor reacții este de 370 ± 20 kJ/mol. Din discuția precedentă, mecanismele majore care contribuie la procesul de frecare și uzură a Ti_3SiC_2 pot fi rezumate ca:

(1) abraziune,

(2) formarea stratului tribochimic și

(3) deformare plastică.

Înainte de a discuta mecanismele de îndepărtare a materialului de pe suprafețe tribale, este imperativ să se facă distincția între abraziune și uzura tribochimică. Atunci când asperitățile de suprafață (protuberanțele neregulate ale profilului de suprafață) ale solidului solid de împerechere alunecă pe o suprafață mai moale, deteriorarea materialului mai moale cauzată de deformare sau arare este cunoscută sub numele de abraziune. În cazul contactului dintre două solide de împerechere, este cunoscut sub numele de abraziune cu două corpuri.

Alternativ, dacă particulele de resturi cu uzură mai puternică degradează mai moale solidele de împerechere, atunci este cunoscută sub numele de abraziune cu trei corpuri. În schimb, uzura tribochimică este descrisă ca un proces de îndepărtare a materialelor datorită reacțiilor chimice fie între un solid alunecător și mediul înconjurător, fie între două solide în mișcare, rezultând în formarea unui strat strat distinct. Reacțiile chimice sunt declanșate la

contactele tribologice din cauza energiei de frecare. Fricțiunea și uzura cu formarea stratului tribochimic depind în mare măsură de stabilitatea sau proprietățile stratului în sine.

După cum s-a raportat [11], COF în stare stabilă a unui cuplu Ti_3SiC_2/oțel a crescut de la 0,55 la 0,6, deoarece sarcina a crescut de la 1 N la 6 N. Creșterea COF se datorează probabil unei abraziuni mai severe cu sarcină crescută, după cum se arată în figura 12.17. Cu toate acestea, s-a înregistrat o scădere a COF de la 0,62 la 0,5 cu sarcina crescută de la 6 la 8 N și COF rămâne constantă (~ 0,5) la sarcina de 10-N (Fig. 12.15). Această scădere a COF poate fi explicată după cum urmează. La sarcina mai mare (> 6 N), formarea produselor de reacție tribochimice și a resturilor de uzură are loc într-o măsură mai mare. Aceste particule de resturi (al treilea corp), în timp ce sunt prinse între Ti_3SiC_2 și oțel (primele două corpuri), tind să se rostogolească în timpul mișcării de alunecare, reducând astfel frecarea.

Prin urmare, o tranziție de la abraziune cu două corpuri la trei corpuri are loc la o sarcină mai mare (> 6 N), așa cum se observă și în figura 12.15.

O altă observație interesantă este că Ti_3SiC_2, în ciuda faptului că are o structură celulară unitară asemănătoare lanțului, are COF mai mare (0,5-0,6), în comparație cu alte ceramice cu structuri stratificate. De obicei, lubrifianții solizi, cum ar fi grafitul și $MoSi_2$, sunt puternic anizotropi în proprietățile lor mecanice, cu o rezistență mai mică la deformarea forfecării în planurile bazale decât în alte direcții. Deplasarea straturilor are loc prin alunecare ușoară, ducând la COF scăzut sub umiditatea ambientală (~ 40-50% umiditate relativă [RH]) și temperatură (23-25° C). De exemplu, grafitul și $MoSi_2$ au COF scăzut de ~ 0,2 la temperatura camerei, iar COF crește la 0,8 între 400 și 600° C [26]. De asemenea, se raportează că h-BN are în mod similar

COF scăzut (0,2), care se menține chiar și la temperaturi mai ridicate (850° C). Faptul că Ti_3SiC_2 are COF mai mare indică faptul că nu funcționează un mecanism similar de lubrifiere. Acest lucru se datorează în esență structurii inerente a legăturii, așa cum se arată în Figura 12.3. S-a raportat [27] că lungimea legăturii interatomice în Ti (1) –Si este în jur de 2,69Å, care este mai mică decât lungimea legăturii interplanar van der Waals în grafit (3,40Å). Datorită lungimii mai mici a legăturii, rezistența la legătură este de așteptat să fie mai mare în Ti_3SiC_2 decât în alte solide lamelare (MoS_2, grafit), iar acest lucru determină dificultatea alunecării în rețeaua Ti – C – Ti – C – Ti – Si. Acest lucru contribuie, de asemenea, la un COF rezonabil mai mare (0,5-0,6) al Ti_3SiC_2. Se poate menționa aici că mica, având o structură lamelară caracteristică, nu se deformează ușor sub forța de forfecare și Ti_3SiC_2 prezintă, de asemenea, COF mai mare decât alți lubrifianți solizi (WS2, grafit, MoS_2 și politetrafluoretilenă [PTFE]) [28]. În ceea ce privește caracteristicile comportamentului la uzură Ti_3SiC_2 sunt în cauză,

abraziunea severă pe Ti_3SiC_2, chiar și la cea mai mică sarcină (1N), se datorează în primul rând diferenței de duritate între contrafețele de împerechere. La sarcini intermediare (4 și 6 N), crăparea stratului strat este semnificativă, iar caracterul neprotector al stratului stratificativ crește uzura Ti_3SiC_2. O schimbare a mecanismului de uzură este înregistrată la sarcini mari (8-10 N). Trebuie remarcat aici că, deși uzura tribochimică rămâne un mecanism de uzură activ la sarcină > 6 N, deformarea plastică pare a fi semnificativă. La încărcarea 8-N, deformarea plastică severă contribuie la creșterea ratei de uzură. Deformarea Ti_3SiC_2, așa cum este explicată în literatura existentă [2, 4, 8, 12], poate fi utilizată pentru a elucida uzura indusă de deformare observată. În Ti_3SiC_2, două lanțuri de legături covalente adiacente ale Ti – C – Ti – C – Ti – Si formează un cuplu de lanț cu lungimea egală cu dimensiunea celulei în direcția c (vezi figurile 12.3 și 12.4). Lanțurile sunt legate împreună cu straturi metalice puternice de Ti, care s-au dovedit a fi neomogene în distribuțiile de densitate a sarcinii libere de-a lungul axei c. Prin urmare, deformarea Ti_3SiC_2 la suprafețele uzate poate fi, de asemenea, de așteptat din natura metalică a legăturilor sale. De asemenea, interacțiunea dintre planurile Ti este mediată de straturi hexagonale de atomi de C și Si. Investigațiile anterioare au raportat că interacțiunea Ti (1, 2) -C are o natură p-d covalentă mai puternică în comparație cu interacțiunea Ti (1) -Si. Cu toate acestea, există o interacțiune rigidă între atomii de Si – Si din interiorul monostraturilor de Si [8, 12]. În plus, caracterul polar al legătura direcțională relevă prezența legăturii ionice în interacțiunile Ti-C și Ti-Si. Această anizotropie a legăturii metalice-covalente-ionice a fost considerată a fi responsabilă pentru plasticitatea Ti_3SiC_2. Este demn de remarcat aici faptul că, deși modulul lui Young (E) al Ti_3SiC_2 policristalin investigat este destul de ridicat (316 GPa), raportul dintre modul și duritate (~ 63) se află în regimul materialelor ductile.12 Potrivit lui Barsoum și co- muncitori, deformarea plastică a Ti_3SiC_2 a fost atribuită delaminării și formării benzii de îndoire la temperaturi de peste 1200° C și la temperatura camerei, dacă grăunții sunt orientați. De asemenea, deformarea plastică care apare doar la o sarcină mai mare (8 N) indică faptul că plasticitatea structurii asemănătoare lanțului sub mișcare de frecare necesită o presiune critică de contact. Presiunea de contact hertziană calculată la o sarcină de 8 N este de aproximativ 800 MPa. De asemenea, o fracțiune considerabilă de energie de frecare este disipată ca energie termică, care este partiționată la contactul de frecare dintre două solide de împerechere. Acest lucru crește evident temperatura de contact. Prin urmare, efectul combinat al presiunii de contact ridicate (la sarcină ≥ 8 N) și a temperaturii ridicate are ca rezultat plasticitatea observată pe suprafețele uzate ale Ti_3SiC_2.

12.5 OBSERVAȚII ȘI CONCLUZII

Rezumând discuția acestui capitol, este clar că carburile ternare, cum ar fi Ti_3SiC_2, sunt, probabil, printre puținele ceramice monolitice (cum ar fi SiAlONs) care pot prezenta o rezistență puternică la creșterea fisurilor. S-a argumentat că structura stratificată caracteristică a Ti_3SiC_2 este originea comportamentului ascendent al curbei R. Acesta a fost confirmat în continuare de protecția vârfului fisurii prin punerea granulelor în trezire. Interesant este faptul că Ti_3SiC_2 prezintă un comportament tribologic interesant la sarcini variabile sub contactele de frecare. O tranziție în frecarea și frecvența uzurii de frecare este observată în mod critic în regiunea cu sarcină redusă (< 10N). O astfel de tranziție este rezultatul interacțiunii dintre abraziune (două corpuri vs. trei corpuri), reacții tribochimice și uzura de deformare. Introducerea specială a evaluării rezistenței și a proprietăților tribologice ale fazelor MAX este esențială ca secțiune separată, deoarece eșecul lor este mai mult în forma laminată (cum ar fi compresia unui pachet de cărți de-a lungul direcției sale longitudinale), oferindu-le un anumit grad de rezistență. Această natură de placare a fazelor MAX le separă de alte ceramice, deoarece își păstrează rezistența ridicată la uzură și abraziune, demonstrând în același timp o rezistență mai mare. În plus, prelucrarea fazelor MAX s-a dovedit a fi destul de ușoară, după cum a raportat grupul Barsoum ceramică pentru anumite aplicații.

BIBLIOGRAFIE

[1] M. W. Barsoum, D. Brodkin and T. El-Raghy, *Layered machinable ceramics for high temperature applications*, Scrip. Met. Mater. 36 (1997), 535–541.

[2] M. W. Barsoum and T. El-Raghy, *Synthesis and characterization of a remarkable ceramic: Ti3SiC2*, J. Am. Ceram. Soc. 79 (1996), 1953–1956.

[3] M. W. Barsoum and T. E. Raghy, *The MAX phases: Unique new carbide and nitride materials*, Am. Sci. 89 (2001), 334–343.

[4] B. Manoun, S. K. Saxena, G. Hug, A. Ganguly, E. N. Hoffman and M. W. Barsoum, *Synthesis and compressibility of Ti3(Al,Sn0.2)C2 and Ti3Al(C0.5,N0.5)2*, J. Appl. Phys. 101 (2007), 113523.

[5] M. W. Barsoum, The MN+1AXN phases: *A new class of solids: Thermodynamically stable nanolaminates*, Prog. Solid State Chem. 28 (2000), 201–281.

[6] I. M. Low, S. K. Lee, B. R. Lawn and M. W. Barsoum, *Contact damage accumulation in Ti3SiC2*, J. Am. Ceram. Soc. 81(1) (1998), 225–228.

[7] D. Sarkar, B. Basu, M. C. Chu and S. J. Cho, *R-curve behavior of Ti3SiC2*, Ceram. Int. 33 (2007), 789–793.

[8] S. Amini, M. W. Barsoum and T. El-Raghy, *Synthesis and mechanical properties of fully dense Ti2SC*, J. Am. Ceram. Soc. 90(12) (2007), 3953–3958.

[9] H. Tada, *The Stress Analysis of Cracks Handbook*, 2nd ed. Paris Productions Inc, St Louis, MO, 1985.

[10] Standard test methods for the determination of fracture toughness of advanced ceramics at ambient temperatures. ASTM Provisional Standard Designation No. PS070-97. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.

[11] B. R. Lawn, *Fracture of Brittle Solids*, 2nd. Edition. Cambridge University Press, Cambridge, UK, 1998.

[12] D. Chen, K. Shirato, M. W. Barsoum, T. El-Raghy and R. O. Ritchie, *Cyclic fatigue-crack growth and fracture properties in Ti3SiC2 ceramics at elevated temperatures*, J. Am. Ceram. Soc. 84(12) (2001), 2914–2920.

[13] M. W. Barsoum, L. Farber, T. El-Raghy and I. Levin, *Dislocations, kink bands and room temperature plasticity of Ti3SiC2*, Metall. Mater. Trans. A 30 (1999), 1727–1738.

[14] S. Myhra, J. W. B. Summers and E. H. Kisi, *Ti3SiC2—A layered ceramic exhibiting ultra-low friction*, Mater. Lett. 39 (1999), 6–11.

[15] T. E. Raghy, P. Blau and M. W. *Barsoum, Effect of grain size on friction and wear behavior of Ti3SiC2,* Wear 238 (2000), 125–130.

[16] Y. Zhang, G. P. Ding, Y. C. Zhou and B. C. Cai, *Ti3SiC2—A self-lubricating ceramic*, Mater. Lett. 55 (2002), 285–289.

[17] M. Chen, K. Kato and K. Adachi, *Friction and wear of selfmated SiC and Si3N4 sliding in water,* Wear 250 (2001), 246–255.

[18] S. Gupta, D. Filimonov, V. Zaitsev, T. Palanisamy and M. W. Barsoum, *Ambient and 550°C tribological behavior of select MAX phases against Ni-based superalloys*, Wear 264 (2008), 270–278.

[19] U. Serincan, G. Kartopu, A. Guennes, T. G. Finstad, R. Turan, Y. Ekinci and S. C. Bayliss, *Characterization of Ge nanocrystals embedded in SiO2 by Raman spectroscopy*, Semicond. Sci. Technol. 19 (2004), 247–251.

[20] D. Sarkar, B. V. M. Kumar and B. Basu, *Understanding the fretting wear of Ti3SiC2*, J. Eur. Ceram. Soc. 26 (2006), 2441–2452.

[21] S. C. Tjong, *Electron microscope and Raman characterization of the surface oxides formed on the Fe–Cr alloys at 400–850°C*, Mater. Character. 26 (1991), 29.

[22] M. W. Barsoum, T. E. Raghy and L. Ogbuji, *Oxidation of Ti3SiC2 in Air*, J. Electrochem. Soc. 144 (1997), 2508–2516.

[23] T. E. Raghy, A. Zavaliangos, M. W. Barsoum and S. R. Kalidindi, *Damage mechanisms around hardness indentation in Ti3SiC2*, J. Am. Ceram. Soc. 80 (1997), 513–516.

[24] J. Etzkorn, M. Ade, D. Kotzott, M. Kleczek and H. Hillebrecht, *Ti2GaC, Ti4GaC3 and Cr2GaC—Synthesis, crystal growth and structure analysis of Ga-containing MAX-phases Mn+1GaCn with M ¼ Ti, Cr and n ¼ 1.3,* J. Solid State Chem. 182 (2009), 995–1002.

[25] A. Onodera, H. Hirano, T. Yuasa, N. F. Gao and Y. Miyamoto, *Static compression of Ti3SiC2 to 61 GPa*, Appl. Phys. Lett. 74 (1999), 3782–3784.

[26] R. Deacon, *Lubrication by lamellar solids*, Proc. Roy. Soc. 243A (1957), 464–482.

[27] N. I. Medvedeva, D. L. Novikov, A. L. Ivanovsky, M. V. Kuznetsov and A. J. Freeman, *Electronic properties of Ti3SiC2-based solid solutions*, Phys. Rev. B, 58 (1998), 16042–16050.

28 B. Bhushan, *Principles and Applications of Tribology*, John Wiley & Sons 1999, 413.

SECȚIUNEA CINCI

MATERIALE CERAMICE PENTRU TEMPERATURI RIDICATE

CAPITOLUL 13. PREZENTARE GENERALĂ: CERAMICĂ LA TEMPERATURI RIDICATE

Ultimele decenii au asistat la dezvoltarea diverselor materiale pe bază de boruri și eforturi atât de largi se datorează în special combinației lor de proprietăți, care includ duritate ridicată, modul elastic, rezistență la abraziune și conductivitate termică și electrică superioară. Aplicațiile vizate includ temperatură înaltă materiale structurale, unelte de tăiat, material de armură, materiale pentru electrozi în topirea metalelor și piese de uzură. În acest capitol de prezentare generală, este prezentată o revizuire a stării actuale a cunoștințelor în dezvoltarea materialelor pe bază de boruri în vrac, cu accent deosebit pe relațiile de consolidare - microstructură - proprietate.

13.1. INTRODUCERE

Ceramica structurală pe bază de boruri, datorită refractarității și rezistenței la temperatură ridicată, sunt potrivite pentru aplicații la temperatură ridicată.1 Dintre ceramica structurală, diborura de titan (TiB_2) este considerată ca material de bază pentru o gamă de aplicații de înaltă tehnologie [2, 3]. TiB_2 este un material refractar cu o combinație de proprietăți atractive, inclusiv duritate excepțională (≈ 25-35 GPa la temperatura camerei, de peste trei ori mai dură decât oțelul structural întărit complet), care este păstrată până la temperaturi ridicate. Are un punct de topire ridicat (> 3000° C), o bună rezistență la fluaj, o conductivitate termică bună (~ 65 W/m·K), o conductivitate electrică ridicată și o stabilitate chimică considerabilă. TiB2 are, de asemenea, proprietăți similare cu TiC, un important material de bază pentru cermets și multe dintre proprietățile sale, și anume duritatea, conductivitatea termică, conductivitatea electrică și rezistența la oxidare, sunt mai bune decât cele ale TiC [4-7]. Combinația unică de proprietăți permite TiB2 va fi un material candidat pentru aplicații de uzură grele, în special la temperaturi ridicate.

În ceea ce privește stabilitatea chimică, relevantă în aplicațiile de prelucrare la temperaturi ridicate, TiB_2 este mai stabil în contact cu fierul pur decât sunt WC și Si_3N_4 și, prin urmare, materialele pe bază de TiB_2 pot fi preferate față de materialele pe bază de WC pentru

aplicații la temperaturi ridicate. Conductivitatea electrică bună a TiB_2 (rezistivitatea electrică ≈ $13 \times 10^{-8}\ \Omega \cdot m$) îl face un candidat excelent pentru aplicații electrice speciale, de exemplu, catodii utilizați în electro-topire aluminiu sau elemente de vaporizare pentru instalațiile de depunere a metalelor în vid. rezistența la rupere a TiB_2 monolitic (≈ $5MPa \cdot m^{1/2}$) este blocajul pentru aplicațiile inginerești [9]. Acesta a fost un factor major pentru eforturile considerabile de cercetare pentru îmbunătățirea atât a durității, cât și a sinterizabilității este folosit pentru a obține materiale voluminoase dense [12-14]. De exemplu, cermetele pe bază de TiB_2 conțin de obicei o fază de liant metalic (Co, Ni) (teoretic, toate materialele ceramice cu un liant metalic sunt clasificate ca cermete, inclusiv carburi cimentate. Cu toate acestea, industria sculelor de tăiere consideră că numai materialele pe bază de TiC-, Ti (C, N) - și TiB_2 sunt cermete, în timp ce materialele pe bază de WC sunt clasificate drept carburi cimentate). Borurile cimentate sunt dezvoltate în sistemul TiB_2 – Fe [15]. Aceste materiale ar putea fi un nou substitut de densitate mai mică (având o duritate potențial mai mare) pentru sistemul WC / Co. Într-o abordare diferită, adăugarea TiB_2 la o matrice Al_2O_3 sau Si_3N_4 crește considerabil duritatea, rezistența, rezistența la rupere și conductivitatea electrică [16, 17]. Astfel de compozite au găsit aplicații ca piese de uzură, unelte de tăiere și schimbătoare de căldură. În plus, aceste ceramice întărite electroconductiv pot fi modelate în mod adecvat prin prelucrarea electrodescărcării (EDM) pentru a obține componente de formă complexă, crescând mult numărul aplicațiilor industriale ale acestor materiale ceramice.

13.2. DIAGRAMA DE FAZE ȘI STRUCTURA CRISTALELOR MATERIALELOR CERAMICE PENTRU TEMPERATURI ÎNALTE

Diborura de titan este un compus intermetalic stabil în sistemul Ti-B (vezi Fig. 13.1). Sistemul binar Ti – B este caracterizat prin trei faze intermetalice: TiB ortorombic; Ti_3B_4 ortorombic; și TiB_2 hexagonal, care are un domeniu de compoziție stoichiometrică de 28,5–30,0% greutate bor.

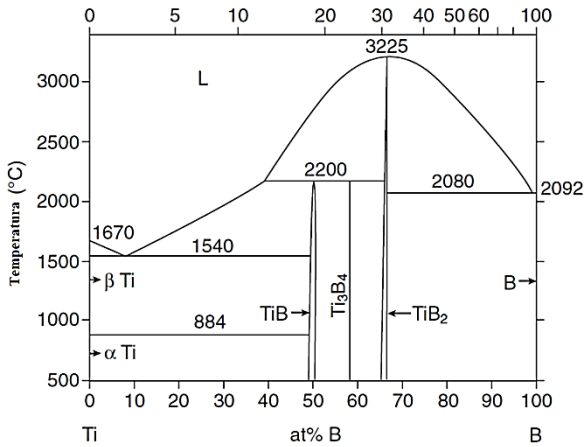


Figura 13.1. Diagrama fazei de echilibru binar Ti – B, indicând posibilitatea formării a trei compuși intermetalici, adică TiB, Ti_3B_4 și TiB_2. Rețineți că TiB_2 are cel mai înalt punct de topire (3225° C) și o variație compozițională puțin stoichiometrică.

Datorită stabilității și a punctului de topire ridicat, TiB_2 este un material candidat pentru aplicații structurale la temperaturi ridicate. Într-o rețea TiB_2, atomii de Ti formează o structură hexagonală închisă (HCP) în TiB_2. Celula unitară hexagonală din TiB_2 monocristal, având grupul de spațiu P6 / mmm (a = b = 3.029Å, c = 3,229 Å; α = β = 90 °, γ = 120 °) este ilustrată în Figura 13.2a. Atomii de bor (B) sunt localizați interstițial între straturile A, ducând la o structură puternică a rețelei (vezi Fig. 13.2b). Duritatea ridicată și modulul elastic al TiB_2, precum și rezistența sa chimică se datorează în primul rând structurii sale cristaline inerente și legăturii atomice.

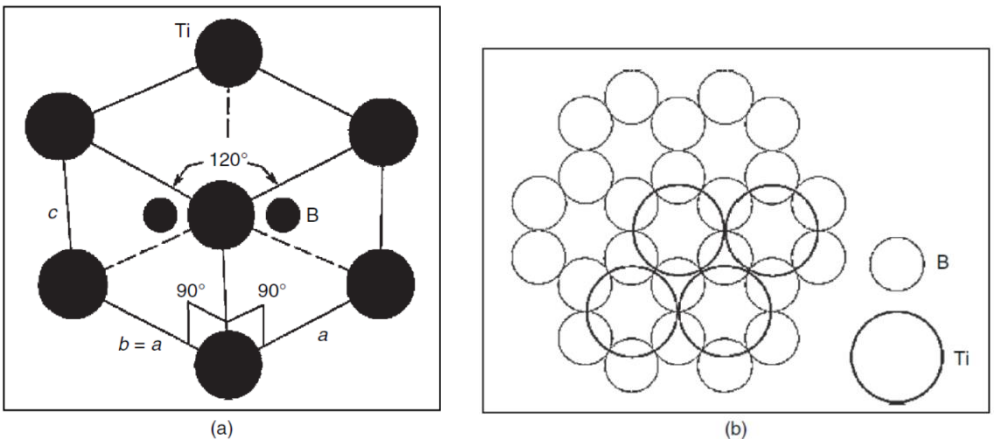


Figura 13.2. (a) Celula unitară hexagonală a cristalului unic TiB_2, a = b ≠ c (a = b = 3.029 Å, c = 3.229Å), α = β = 90o, γ = 120o, 1 unitate de formulă pe celulă la (0,0,0) și B la (1 / 3,2 / 3,1 / 2) și (2 / 3,1 / 3,1 / 2). (b) Ilustrația rețelei hexagonale de atomi de bor; atomii de Ti sunt situați la jumătatea axei c deasupra și sub rețeaua de bor. Axa c este perpendiculară pe hârtie

Tabelul 13.1. rezumă proprietățile fizice și mecanice importante ale diferitelor ceramice tehnice cu cele ale TiB_2. Din tabelul 13.1, TiB_2 este superior altor ceramice structurale avansate, cum ar fi Al_2O_3, B_4C și SiC, în ceea ce privește duritatea și rezistența mai bune și conductivitatea electrică și termică.

Tabelul 13.1. Rezumatul proprietăților fizice și mecanice importante ale TiB_2 și ale altor ceramice importante

Proprietate	TiB2	ZrB_2	B_4C	SiC	WC	TiC	Si_3N_4	Al_2O_3	$MoSi_2$
Structura cristalină	Hex	Hex	Romb	Hex	Hex	Fcc	Hex	Hex	Tet
Punct de topire (°C)	3225	3000	2450	2200	2600	3067	1900	2043	2050
Densitatea (g/cm^3)	4,52	6.1	2.52	3.2	15.7	4.93	3.44	3.99	6.3
Coef. de exp. term. lin., α (10^{-6}/K),	α_a 6.6 α_c 8,6	6,83	4.5	5.68	5.2-7.3	7.42	2.4	8.0	8.4
Conductivitate termică (W/m·K)	60-120	23.03	27,63	15-155	29-121	17-32	20-24	30.1	50-221
Electrical resistivity (10^{-6} Ω·cm)	10-30	9.2	10^{6}	$>10^5$	17	52	10^{18}	10^{20}	21
Rigid. la fracturare, KIC (MPa·m$^{1/2}$)	5-7	-	3-3,5	2.5-6	-	4	4-6	2.5-4	2-2.5
Modul de elasticitate (GPa)	560	350	450	480	720	400	210	400	384
Duritate (GPa)	25-35	22-26	37-47	20-35	20-24	24-32	14-25	18-21	13
Rez. la flexare în trei puncte (MPa)	700-1k	-	300	300-800	480-830	240-270	1k-1200	323	-
Entalpia (kJ/m)	324.1	326,6	72	71.6	35.2	183.8	750.5	1580	108.9
Rezistența la oxidare (°C)	1100	1100	1100	1400	800	1200	1200	>1700	1700

În special, în ceea ce privește duritatea, TiB_2 (35 GPa) este mai bun decât TiC (32 GPa), WC (24 GPa) și Si_3N_4 (25 GPa), cu excepția B_4C (47 GPa). Deoarece densificarea TiB_2 rămâne o provocare majoră, sinterizarea borurilor monolitice va fi discutată în secțiunea următoare.

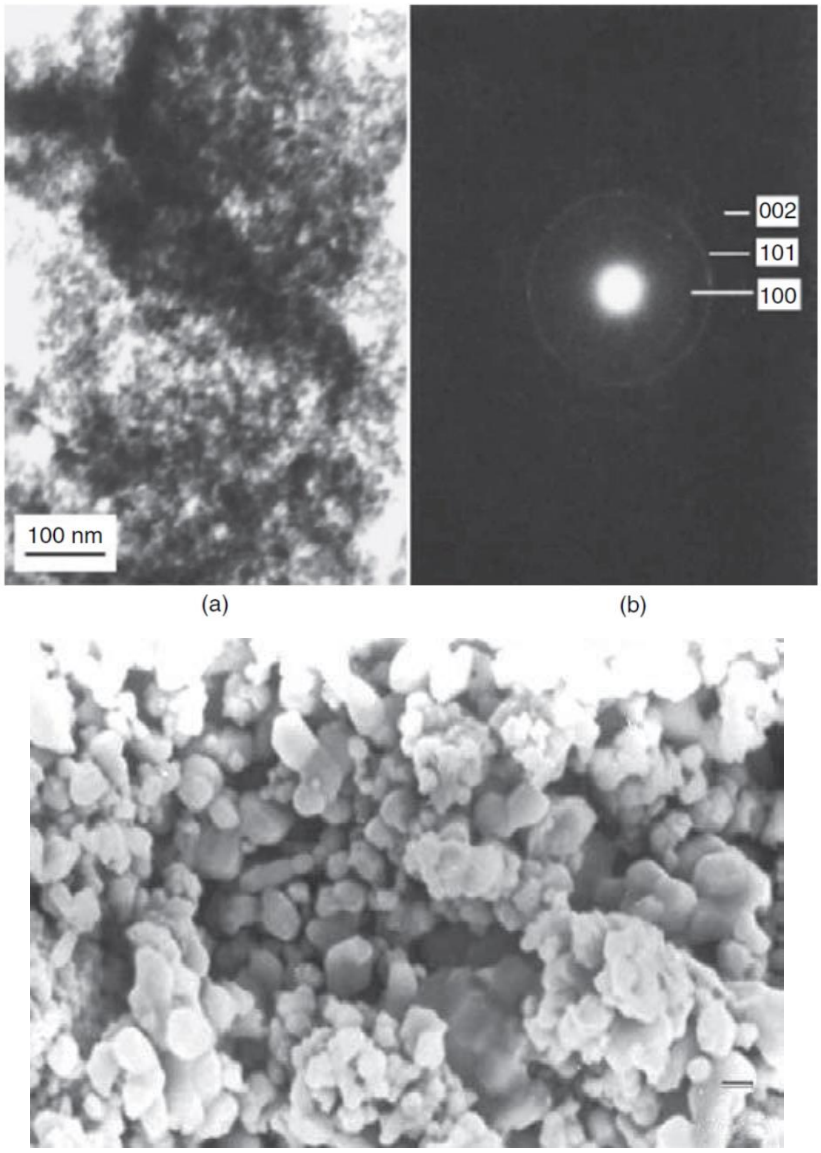
13.3. PRELUCRAREA, MICROSTRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE BULK TiB_2

13.3.1. Pregătirea pulberii TiB_2

Pulberea de diborură de titan poate fi sintetizată folosind o varietate de metode la temperaturi ridicate, cum ar fi reacțiile directe ale titanului sau ale oxizilor sau hidrurilor acestuia, cu bor elementar peste 1000° C; reducerea carbotermică a oxidului de titan și a oxidului de bor; sau reducerea hidrogenului halogenurilor de bor în prezența metalului sau a halogenurilor acestuia. Printre diversele căi de sinteză, sinteza electrochimică și reacțiile în stare solidă18 sunt utilizate pe scară largă pentru a obține diborură de titan mai fină în cantitate mare. Un exemplu de reacție în stare solidă este reducerea borotermică:

$$2TiO_2 + B_4C + 3C \rightarrow 2TiB_2 + 4CO \qquad 13.1$$

Conținutul tipic de oxigen și carbon al TiB_2 sintetizat optim este de aproximativ 0,5 și respectiv 0,6% în greutate. Pulberile sintetizate TiB_2 sunt caracterizate de dimensiuni mai fine, cu D50 în jur de 1,1 μm (vezi Fig. 13.3).



c)

Figura 13.3. (a) Imaginea TEM și (b) modelul de difracție a zonei selectate (SADP) al pulberilor nanocristaline TiB_2, sintetizate prin reacție între $TiCl_4$ și $NaBH_4$ timp de 12 ore la 600°C. (c) Imagine cu microscopie electronică de scanare (SEM) a pulberilor TiB_2 de dimensiuni micronice, produse prin reacție borotermică între TiO_2, B_4C și C [1].

Este important de menționat că este posibil să se producă cantități mari (scară în kilograme) de pulberi de TiB_2 cu fază pură, atât la scară de laborator, cât și la scară comercială,

utilizând procesul de reducere borotermică. Cu toate acestea, căile de sinteză menționate mai sus nu pot produce pulberi nanosized. Bates și colegii [19] au produs TiB_2 nanocristalin de dimensiuni 5–100nm folosind o reacție în fază soluție de $NaBH_4$ și $TiCl_4$, urmată de recoacerea precursorului amorf obținut la 900–1100° C. Axelbaum și colab. a raportat un proces de combustie în fază gazoasă care a produs în mod direct nanoparticule de TiB_2 neaglomerate, cu conținut scăzut de oxigen, prin reacția vaporilor de sodiu cu $TiCl_4$ și BCl_3 [20]. Cu toate acestea, pulberile as-sintetizate au fost raportate ca fiind contaminate cu titan metalic și oxid de titan. O altă abordare de sinteză pentru obținerea pulberii de TiB_2 de dimensiuni submicrometrice este alierea mecanică a amestecului de pulberi elementare de Ti și B [21]. Nu se produce amorfizare în timpul procesului, din cauza căldurii negative de formare a TiB_2. S-a raportat că dimensiunea metalului de tranziție și căldura de formare a borurilor au influențat timpul de aliere mecanică, producând în același timp TiB_2 de dimensiuni mai fine. Pulberea ultrafină TiB_2 ar putea fi, de asemenea, produsă utilizând un proces de sinteză cu auto-propagare a temperaturii înalte (SHS), care implică adăugarea unor cantități variabile de NaCl. Adaos de NaCl. Temperatura de aprindere pentru amestecul stoichiometric de TiO_2, H_3BO_3 și Mg a fost de până la 685° C.

Într-un efort de a sintetiza diborură de titan nanocristalin, Gu și colegii săi [23] au folosit reacția solvotermică a sodiului metalic cu pulbere de bor amorf și $TiCl_4$ la 400° C. O astfel de cale de sinteză poate fi descrisă prin următoarea reacție:

$$TiCl_4 + 2B + 4Na \xrightarrow{Benzene\ at\ 400\ ^\circ C} TiB_2 + 4NaCl \qquad 13.2$$

Benzenul este utilizat ca mediu de reacție pentru a controla viteza de reacție și mărimea particulelor. Chen și colab. [24] au pregătit, de asemenea, TiB_2 nanocristalin prin reacția $TiCl_4$ cu $NaBH_4$ la 500-700° C timp de 12 ore într-o autoclavă. Așa cum se arată în Figura 13.3, nanocristalinul TiB_2 avea un interval de dimensiuni de 10-20 nm. Din discuția precedentă, ar trebui să fie evident că sunt disponibile câteva căi de sinteză la scară de laborator pentru a sintetiza pulberi de TiB_2 de dimensiuni micronice sau submicronice. Din punct de vedere al sinterizării-consolidării, este necesar să se obțină pulberi TiB_2 mai fine, cu o distribuție de dimensiuni înguste, precum și cu aglomerare limitată. Din legea de scalare clasică a lui Herring, se poate prezice teoretic că o scădere a dimensiunii particulelor cu un ordin de mărime poate reduce timpul de sinterizare cu trei până la patru ordine de mărime. Prezența aglomeratelor determină o scădere a sinterizabilității împreună cu microfisurile și macrofisurile. Pe lângă dimensiunea pulberilor de pornire TiB_2, puritatea lor, în ceea ce privește conținutul de oxigen,

controlează în mare măsură sinterizarea. De exemplu, pulberile TiB_2 care conțin ≥ 1% în greutate oxigen pot fi sinterizate până la 90% din densitatea teoretică (ρth), chiar și la o temperatură mai mare de sinterizare [25].

13.3.2 Densificarea și microstructura materialului ceramic TiB_2 obținut fără liant

Se poate reitera aici că densificarea ceramicii în fază pură a borurilor metalelor de tranziție, cum ar fi TiB2, este inerent dificilă din cauza a trei caracteristici ale acestor compuși: punct de topire ridicat, coeficient redus de auto-difuzie și presiunea de vapori relativ ridicată a constituenții. Pentru a obține o densificare optimă, în timpul consolidării se aplică temperaturi de sinterizare care depășesc 70% din temperatura de topire (în Kelvin). Acest lucru implică faptul că TiB_2 (Tm ~ 3250° C) necesită temperaturi de sinterizare de 1800–2300° C, astfel încât limita de grăunți apreciabilă și transportul materialului indus de difuzia volumului pot permite atingerea a peste 95% densitate teoretică. Cu toate acestea, borurile suferă o creștere anormală a granulelor la temperaturi ridicate [2]. Chiar și la temperaturi relativ mai scăzute, evaporarea-condensarea induce creșterea cristalelor fațetate. Apariția microfisurării la limitele grăunților este favorizată odată cu creșterea dimensiunii grăunților. Astfel, este extrem de dificil să se obțină TiB_2 dens neîmpărțit prin sinterizare fără presiune, deoarece nu există acomodare de formă în absența presiunii externe și porii mari tind să se înrăutățească în timpul sinterizării la temperaturi ridicate [2].

S-a menționat mai devreme că oxigenul din pulberile de pornire TiB_2 este un factor important în ceea ce privește sinterizarea lor. S-a raportat că un strat subțire bogat în oxigen (în principal TiO_2 și B_2O_3) este prezent pe suprafața pulberii TiB_2, indiferent de calea de sinteză a pulberii. Baik și Becher [25] au investigat efectul advers al contaminarea cu oxigen, care se introduce în timpul sintezei și / sau procesării ulterioare, pe densificarea TiB_2. Pentru a obține o densitate mai mare în timp ce inhibă creșterea anormală a grăunților, s-a sugerat că conținutul total de oxigen al pulberii trebuie limitat la mai puțin de 0,5% în greutate sau trebuie folosiți aditivi puternic reducători pentru a îndepărta TiO_x sub 1600° C.

Tabelul 13.2 rezumă datele privind densitatea sinterului și proprietățile materialului, obținute cu TiB_2 monolitic (fără nici un aditiv de sinterizare). O variație a stării de sinterizare poate produce în mod evident proprietăți materiale variabile. Cu excepția B_4C, alte ceramice au o duritate mai mică decât TiB_2. De asemenea, rezistența la rupere a TiB_2 este comparabilă cu sau mai bună decât alte ceramice la temperatură înaltă, cu excepția WC-ului. Din tabelul 13.2, este clar că, în timp ce presarea la cald la 1800° C sau mai mare poate produce mai mult de 95% densitate teoretică, presarea izostatică la cald (HIPing) la 1500–1600° C permite obținerea

unei densități similare cu proprietăți mecanice bune (duritatea ~26 GPa și rezistența la flexiune în trei puncte ~450 MPa). În plus, sinterizarea la presiune înaltă (HPS) la o temperatură mai mare de 1900° C și la o presiune de 3 GPa și-a demonstrat capacitatea de a produce 95% sau densitate mai mare TiB_2 cu o duritate bună (vezi Tabelul 13.2). După cum se menționează în Tabelul 13.2, amestecul de pulbere elementară de Ti și B în raport de greutate 1:2 poate fi utilizat pentru a obține densitate teoretică de 95% sau mai mare printr-o cale de sinteză de auto-combustie la presiune înaltă (HPCS) cu adaos de carbon.

Tabelul 13.2. Rezumatul proprietăților ceramicii pe bază de TiB_2, sinterizate fără niciun aditiv de sinterizare în diferite condiții de procesare

Compoziția materialului (wt%)	Condiții de procesare	Densitatea sinterizatului (%)	Faze micro-structurale	Microduritate (GPa)	Rigiditate la rupere *K*1C (MPa·m1/2)	Rezistență la încovoiere (MPa)
TiB_2 0%	PS la 2150 °C, Ar	93.1	TiB2	-	5.4	-
Sinterizare	HIP la 1500 °C,	97.6	Gr. echi. de 1,8μm	-	37	650
aditivă	196MPa, 2 ore, Ar					450
	HIP la 1600 °C, 200	-	creșterea gr. de la 2	26	35	
	MPa, 2 ore, Ar		la 4 μm	-		
	HP,1600 °C,1h, Ar	91	gr. echi. de 4.8μm	-	4.1	305
	HP,1700 °C, 1h, Ar	95	gr. echi. de 5μm	-	4.3	498
	HP,1800 °C, 0.5h, Ar	96	gr. echi. de 5.3μm	-	5.3	545
	HP,1800 °C, 1h, Ar	97	gr. echi. de 8.1μm	-	5.7	558
	HP,1800 °C, 1.5h, Ar	-	gr. de 10.5μm	-	6.3	538
	HP,1800 °C, 2h, Ar	-	gr. de 12.7μm	-	6.8	475

Figura 13.4. ilustrează influența temperaturii de sinterizare asupra densității relative și a mărimii grăuntelui de TiB_2. Odată cu creșterea temperaturii de sinterizare, densitatea crește rapid la densitatea teoretică la 2173 K.

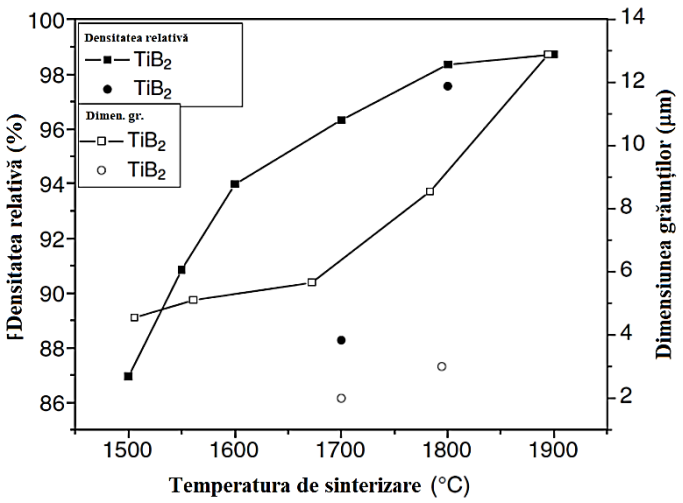


Figura 13.4. Grafic care prezintă influența temperaturii de sinterizare asupra densității relative și a mărimii medii a grăuntelui de TiB_2 monolitic, sinterizat fără nici un aditiv de sinterizare [1].

La temperatura ridicată de sinterizare, grăunților de TiB_2 cresc rapid. O ilustrare a creșterii mărimii grăuntelui de TiB_2 cu creșterea timpului de presare la cald este prezentată în Figura 13.5.

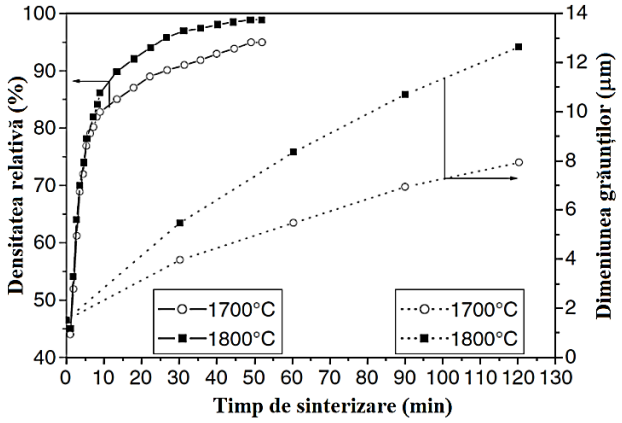


Figura 13.5. Cinetica densificării și creșterii grăuntelui TiB_2 monolitic (fără niciun ajutor de sinterizare) în funcție de timpul de sinterizare la 1700 și 1800 ° C. Se poate observa aici că mărimea granulelor > 15µm poate promova apariția microfisurării în timpul răcirii postfabricare [1].

Datele experimentale din Figura 13.5 indică faptul că temperatura de sinterizare mai scăzută în combinație cu un timp de sinterizare mai scurt poate fi utilizată pentru a limita creșterea grăuntelui de TiB_2. Fluxul de plastic și fluajul de difuzie sunt principalele mecanisme de sinterizare în etapele inițiale și, respectiv, finale ale sinterizării. Parametrii de presare la cald trebuie adaptați pentru a preveni creșterea anormală a grăunților [26]. Într-o lucrare importantă, Baumgartner și Steiger [27] au raportat densificarea aproape completă (99% pth) a pulberii de

diborură de titan prin sinterizare fără presiune. Pulberea de diborură de titan de dimensiuni micronice de înaltă puritate a fost sintetizată în prezența excesului de hidrogen în încălzirea cu plasmă cu arc, conform următoarei reacții:

$TiCl_4(g) + 2BCl_3(g) + 5H_2(g) - TiB_2(s) + 10HCl(g)$	13.3

Se poate menționa aici că dificultățile de realizare a diborurii de titan complet dense prin sinterizarea fără presiune a pulberii carbotermice sunt atribuite creșterii rapide a granulelor (energie de activare ~1,02 MJ/mol, adică 244 kcal/mol) înainte de densificarea completă.

13.4 UTILIZAREA ADITIVILOR METALICI DE SINTERIZARE PENTRU DENSIFICARE ȘI PROPRIETĂȚI

În această secțiune, este discutată influența lianților metalici asupra densificării și proprietăților TiB_2. Materiale pe bază de TiB_2. Este evident din Tabelul 13.3 că TiB_2 cu densitate mare (> 99% ρ_{th}) poate fi sinterizat cu utilizarea unor cantități mai mici (1-2% în greutate sau chiar cantități mai mici) de lianți metalici, cum ar fi Fe, Cr și Ni. De asemenea, duritatea foarte mare (23-31 GPa) poate fi atinsă în combinație cu o duritate moderată (4-6 MPa · $m^{1/2}$).

Tabelul 13.3. Rezumat general care ilustrează influența aditivilor metalici asupra microstructurii și a proprietăților mecanice

Compoziția materialului (în wt%)	Condiții de procesare	Dens. de sinterizare (%)	Microstructură	Duritatea Vickers, Hv (GPa)	Duritatea indentării (MPa m1 / 2)	Rezistență la încovoiere (MPa)
TiB_2–(0.014%)Ni	HP,225°C,30MPa,20 min	97.9	TiB_2 cu Ni_4B_3, Ni_3B	23.3	5.8	716
TiB_2–(0.7%)Ni	HP, 1550°C, 1h, vid	97.9	-	23.3	5.1	716
TiB_2–(1.4%)Ni	HP la 1425 °C	>99	-	-	6.4	670
TiB_2–(7.9%)Ni	HP la 1425 °C	>99	-	-	4	420
TiB_2–(0.017%)Fe	HP la 1700 °C, 1h, Ar	99	TiB_2 (6.4 µm)	-	6.6	520
TiB_2–(0.5%)Fe–(0.5%)Cr	PS la 1800°C, 2h, Ar	97.6	-	27	6.2	506
TiB_2–(0.5%)Fe–(0.5%)Cr	PS la 1900°C, 2h, Ar	98.6	-	31.3	5.9	262
TiB_2–Ti	HP la 1900°C, 2h, Ar	99.6	Fibre ace TiB_2	19	4.5	360
TiB_2–(14.4%)Fe–(6.1%) Ni-(8%)TiAl3	Sinter-HIP la 1500°C,Ar	-	TiB_2 (5 µm)	17.8	9.2	1019
ZrB2–(4.0%)Ni	HP la 1850°C, 30min	98	-	14.4	2.8	371
WC–(6.5%)Co	PS la 1550°C, 4h	-	2.5 µm	15.8	10	-
TiC–(10%)Mo_2C–(25%)Ni	PS la 1550°C, 4h	-	4.2 µm	15.1	6.1	-
TiC–(10%)TiN–(10%) Mo_2C–(25%)Ni	PS la 1550°C, 4h	-	2.4 µm	12.7	10	-

În plus, trebuie remarcat faptul că o valoare modestă a rezistenței la flexiune în patru puncte (> 500 MPa) a fost măsurată pentru TiB_2 dens, sinterizat utilizând un liant metalic; în comparație cu cermetele, duritatea TiB_2 (sinterizată cu aditiv metalic) este mai bună decât 18 GPa, în timp ce duritatea materialelor pe bază de ZrB_2-, TiC- și WC este modestă (14 GPa sau mai mică). De asemenea, un cermet bazat pe TiB_2 are rezistență ridicată de 9,2 MPa · $m^{1/2}$, care este comparabilă cu cermetele pe bază de TiC.

Experimentele anterioare de sinterizare, folosind aditivi metalici precum nichel, fier, cobalt, oțel inoxidabil și mangan, au indicat că 99% din densitatea teoretică poate fi atinsă prin sinterizarea în fază lichidă (LPS). Mai mult de 99% densitate teoretică a fost obținută în TiB_2 – Ni pe o cale de presare la cald (1425° C). S-a propus ca metalele de tranziție (Ni, Co, Cr) să reacționeze cu TiB_2, formând diverse boruri metalice cu un punct de topire scăzut (aproximativ 900–1100° C) și aceste boruri prezintă, de asemenea, un comportament bun de umectare. În cazul TiB_2 legat de Ni, se formează o $Ni_{21}Ti_2B_6$ în fază τ ternară prin dizolvarea TiB_2. Conținutul tipic de metal utilizat pentru a obține LPS optim de TiB_2 este de 5-25% în greutate (2-12%) fie din Ni, fie din Co. În utilizarea aditivilor metalici, temperaturile de sinterizare au scăzut de la 2100 la 1400° C.

În LPSed TiB_2, particulele de borură formează un schelet rigid de cristale fațetate, ca rezultat al reacției cu materiale de sinterizare, cum ar fi fierul, nichelul sau cobaltul. aproape de joncțiuni triple. Mai mult decât atât, evaporarea Fe-, Co- sau Ni-boruri are ca rezultat porii de gaz prinși. Prin urmare, presarea la cald este necesară pentru o distribuție omogenă a fazei lichide, rearanjarea particulelor și îndepărtarea completă a porozității reziduale. Spre deosebire de metalele dure bazate pe Co, faza matricială este fragilă; de exemplu, $K_{IC\text{-}ul}$ Ni_3B este de 1,4-1,9 MPa · $m^{1/2}$, [2] și, prin urmare, rezistența borurilor, sinterizate folosind aditivi metalici, rămâne inferioară.

Au fost de asemenea încercate experimente de sinterizare fără presiune cu nichel, borură de nichel și aditivi de fier. Adăugările relativ mici (1-5% în greutate) de nichel, borură de nichel (NiB) și fier au facilitat LPS de diborură de titan (TiB_2). Densitatea mare (> 94% din densitatea teoretică) a fost înregistrată la temperaturi mai mari sau egale cu 1500° C. Creșterea exagerată a grăunților a fost observată în TiB_2 sinterizat cu lianți precum Ni, NiB și Fe în timpul sinterizării la 1700° C și acest lucru a fost strâns legat de conținutul de oxigen al probelor și de temperatura de sinterizare. Un exemplu de microstructură LPSed (TiB_2– (1,5 % în greutate) Ni) este prezentat în Figura 13.6a. Deși grăunții de TiB_2 sunt în jur de 4-5 μm sau mai grosiere, majoritatea buzunarelor triple par să conțină reziduuri lichide de sinterizare.

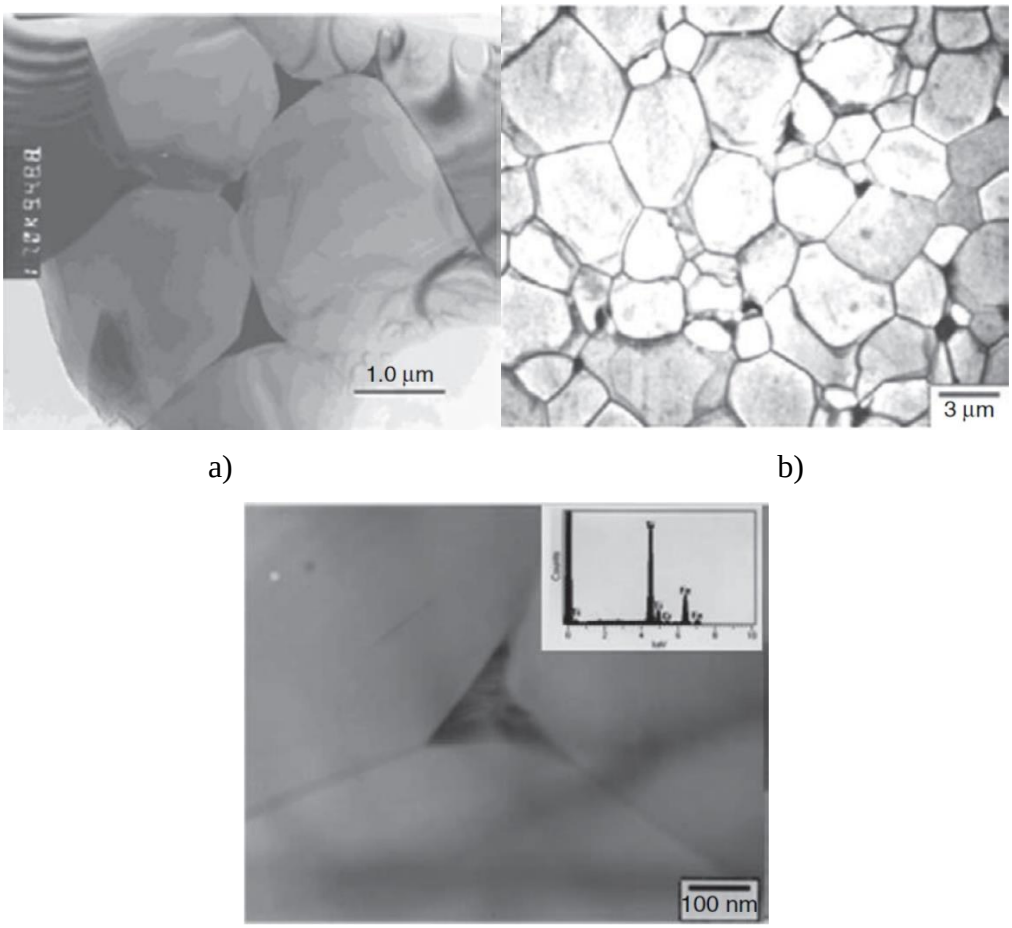
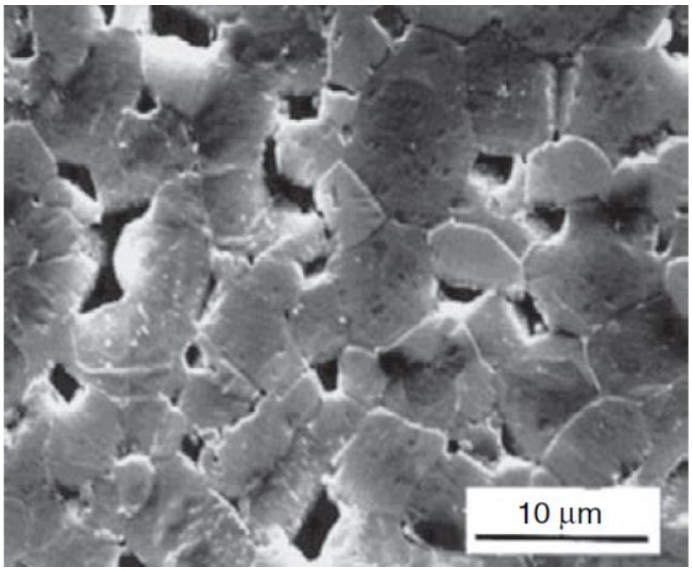


Figura 13.6. (a) Imagine TEM cu câmp luminos (BF) care arată comportamentul de udare a fazei lichide în TiB_2– (1,5% în greutate) Ni, sinterizat fără presiune la 1700° C timp de 1 oră în atmosferă de argon; (b) Imaginea SEM a TiB_2– (0,5% în greutate) Fe– (0,5% în greutate) Cr, sinterizată fără presiune la 1800° C timp de 2 ore; și (c) imaginea BF TEM împreună cu analiza de spectrometrie cu raze X (EDS) cu dispersie energetică care relevă prezența Fe, Cr în sinterizarea reziduurilor lichide la buzunarul triplu într-un TiB_2 sinterizat (0,5%) Fe– (0,5%) Cr [1]

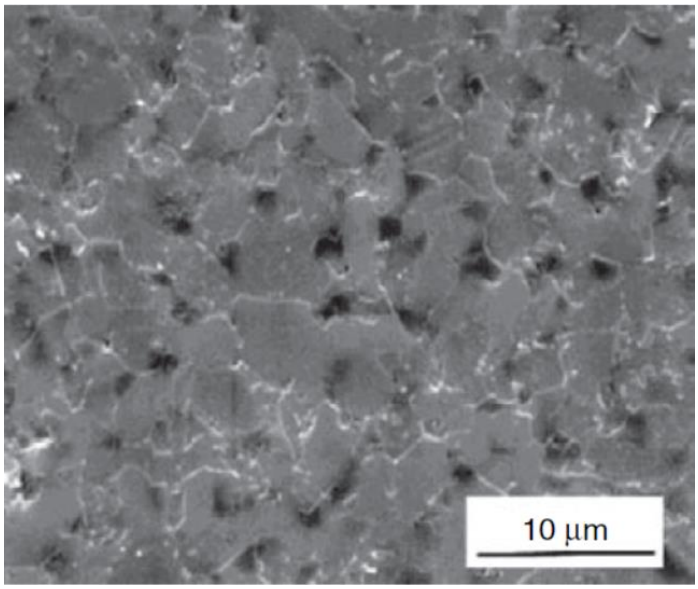
Într-o abordare diferită, adăugarea simultană de 0,5% în greutate Cr și Fe ar putea spori densificarea TiB_2 până la 98,8% [29]. Microstructura tipică a TiB_2– (0,5%) Cr– (0,5%) Fe prezintă morfologie a grăuntelui echiaxată cu dimensiuni TiB_2 între 2 și 10 µm (vezi Fig. 13.6b). În Figura 13.6c, o imagine de microscopie electronică cu transmisie de înaltă rezoluție (TEM) relevă existența unui lichid de sinterizare bogat în (Fe, Cr). În cazul adăugării de B_4C împreună cu 0,5% în greutate Fe, creșterea anormală a granulelor a fost restrânsă remarcabil și a fost înregistrată o creștere a densității sinterizate până la 95% [30]. Observațiile microstructurale au relevat existența fazei bogate în Fe la joncțiunea triplă și la limitele dintre grăunți. Din perspectiva aplicațiilor la temperaturi ridicate, aditivii nemetalici sunt preferați pentru îmbunătățirea sinterizabilității TiB_2 fără a promova creșterea granulelor.

13.5. INFLUENȚA ADDITIVILOR NEMETALLICI PE DENSIFICARE ȘI PROPRIETĂȚI

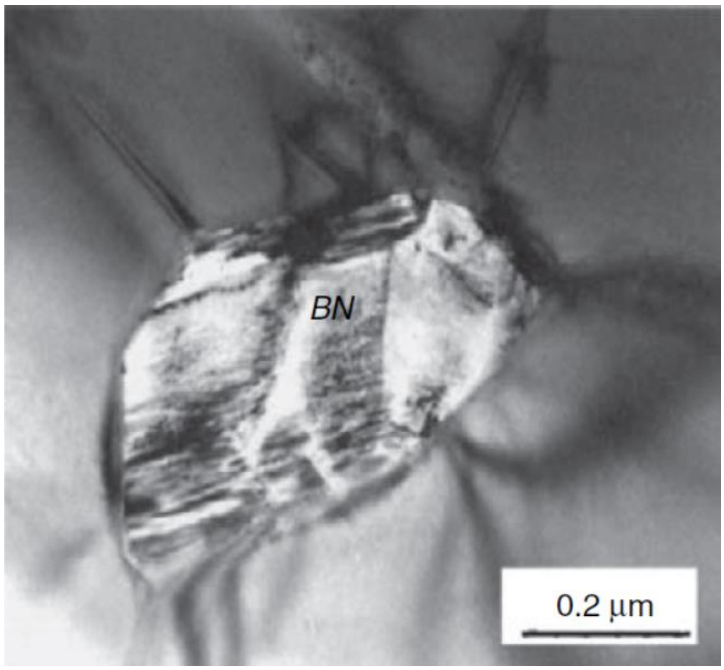
Diferenți aditivi nemetalici, cum ar fi nitrura de aluminiu (AlN), SiC, Si_3N_4, CrB_2, B_4C și TaC, au fost folosiți ca ajutor de sinterizare pentru a atinge densificarea TiB_2 cu proprietăți mecanice bune [31-49]. Tabelul 13.4 prezintă un rezumat al literaturii rezultatele pentru a arăta influența unor cantități minore de aditivi nemetalici asupra densificării și a proprietăților mecanice. O comparație critică a tabelelor 13.3 și 13.4 indică faptul că o cantitate relativ mai mare de aditiv nemetalic, mai mare de 5-10% în greutate, este de obicei adăugată pentru densificarea TiB_2, în timp ce o cantitate mult mai mică de aditiv metalic, chiar mai mică de 2% în greutate, este folosită pentru obțineți TiB_2 dens. O astfel de comparație relevă, de asemenea, că, similar cu utilizarea liantului metalic, se poate realiza o combinație de duritate ridicată (~ 20-27 GPa) și rezistență moderată (~ 4-7MPa · $m^{1/2}$) cu utilizarea unei mari varietăți de materiale nemetalice sinter-aditiv (adăugat într-o cantitate adecvată). Se poate observa în Figura 13.7a că vracul monolitic TiB_2, fără nici un sinteradditiv, se caracterizează prin grăunți grosieri de aproximativ 10 μm. Porii au dimensiuni reduse cu adăugarea a 2,5% în greutate Si_3N_4 (Fig. 13.7b).



a)



b)



c)

Figura 13.7. Imagini SEM ale probelor TiB_2, presate la cald la 1800° C timp de 1 oră conținând (a) 0% în greutate sinter-aditiv, (b) 2,5% în greutate Si_3N_4 și (c) imagine BF-TEM care dezvăluie prezența fazei BN, formată datorită reacției de sinterizare, când se adaugă 5%wt AlN ca element de sinterizare-aditivă pentru densificarea TiB_2 [1].

S-a raportat o microstructură aproape complet densă cu mărimi mai fine de grăunți de TiB_2 de 5 µm sau mai puțin atunci când AIN a fost utilizat ca sinter-aditiv, cu o cantitate optimă de% în greutate (Fig. 13.7c). În mod similar, Torizuka și colab. [33,34] au raportat formarea fazei lichide de graniță a granulelor (SiO_2 amorf), când SiC a fost utilizat ca aditiv. Conform Murata

și colab.[37], TaC și TaN pot fi destul de eficiente pentru densificarea TiB_2. În munca lor, (Ti, Ta) B_2 și (Ta, Ti) Soluțiile solide (C, N) au fost identificate în microstructuri sinterizate după presare la cald la 2000° C, când TaC a fost adăugat la TiB_2.

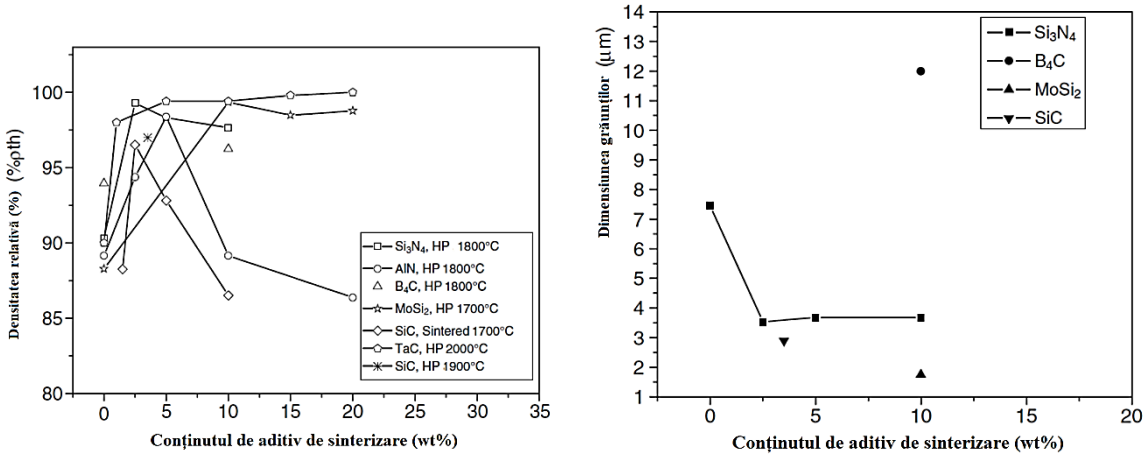
Tabelul 13.4. Rezumatul rezultatelor cercetării care ilustrează efectul diferiților sinter-aditivi nemetalici asupra microstructurii și a proprietăților mecanice ale TiB_2

Compoziția materialului (în wt%)	Condiții de procesare	Dens. de sint. (%)	Microstructură	Duritatea Vickers, Hv (GPa)	Duritatea indentării (MPa $m^{1/2}$)	Rezistență la încovoiere (MPa)
TiB_2–(0%)AlN	HP,1800°C,1h,30MPa, Ar	89	doar TiB_2	12.5	4.5	360
TiB_2–(2.5%)AlN	HP,1800°C,1h,30MPa, Ar	94	TiB_2,BN,TiN	16.1	5	500
TiB_2–(5.0%)AlN	HP,1800°C,1h,30MPa, Ar	98	TiB_2,BN,TiN	22	6.8	650
TiB_2–(10.0%)AlN	HP,1800°C,1h,30MPa, Ar	88,5	TiB_2,BN,TiN	14	5.2	500
TiB_2–(20.0%)AlN	HP,1800°C,1h,30MPa, Ar	87,5	TiB_2,BN,TiN	12	4.6	400
TiB_2–(0%)SiC	PS, 1700°C, Vid	62	Doar TiB_2	-	3.3	450
TiB_2–(2.5%)SiC	PS, 1700°C, Vid	99	SiO_2 amorf	-	4.3	660
TiB_2–(5.0%)SiC	PS, 1700°C, Vid	93	TiB_2, SiC, TiC	-	4.9	850
TiB_2–(0%)TaC	HP la 2000 °C, 0.5h	90	-	96	-	-
TiB_2–(1.0%)TaC	HP la 2000 °C, 1h	98	(Ti, Ta)B_2 ss	97.8	-	-
TiB_2–(5.0%)TaC	HP la 2000 °C, 0.5h	99,4	(Ti,Ta)B_2 ss	98,2	-	-
TiB_2–(0%)Si_3N_4	HP la 1800 °C, 1h, Ar	90	Gr TiB_2 (3-7μm)	23	5.8	380
TiB_2–(2.5%)Si_3N_4	HP la 1800 °C, 1h, Ar	99	TiB_2,TiN,BN	27	5.1	810
TiB_2–(5.0%)Si_3N_4	HP la 1800 °C, 1h, Ar	97,5	TiB2,TiN,BN	21	4.8	510
TiB_2–(5.0%)Si_3N_4	HP la 2000 °C, 0.5h, Ar	86	-	87	4.4	400
TiB_2–(10.0%)Si_3N_4	HP la 1800 °C, 1h, Ar	96	TiB_2,TiN,BN	20	-	-
TiB_2–(0%) sinter-additive	HP la 2000 °C, 0.5h, Ar	90	-	96	-	-
TiB_2–(5.0%)TaN	HP la 2000 °C, 0.5h, Ar	96,8	-	98,2	-	-
TiB_2–(5.0%)TiC	HP la 2000 °C, 0.5h, Ar	96,5	-	98	-	-
TiB_2–(5.0%)WC	HP la 2000 °C, 0.5h, Ar	95,9	-	94,3	-	-
TiB_2–(10.0)	PS la 2000 °C, 0.5h, Ar	95	-	5,5	-	-
B_4C– (0.5)Fe TiB2	HP la 1850°C, 1h	96,8	-	24,4	5,4	-
TiB_2–(10vol%)	HP la 1600°C, 15 min	97,9	-	19,3	6,2	-
TiB_2–(20vol%)	HP la 1600°C, 20 min	97,9	-	27,7	6,4	-
TiB_2–(10vol%) B_4C– (10 vol%) 2Y–ZrO_2–(0.7vol%)	HP la 1650°C, 1h	95.6	-	15.9	5.7	-
TiB_2–(10vol%) B_4C– (10vol%)2Y–ZrO_2–(1.2vol%)	HP la 1750°C, 20 min	97	-	15	6.8	-
TiB_2–(5.0%)TiN	HP la 2000 °C, 0.5h,	95	-	98.1	-	-
TiB_2–(5.0%)ZrN	HP la 2000 °C, 0.5h,	83.9	-	92.8	-	-
TiB_2–(5.0%)ZrB_2	HP la 2000 °C, 1h,	79.6	-	88.4	-	-
TiB_2–(5%)ZrO_2	HIP la 1600 °C	98	SiC inhibator	23.1	5.2	1280
TiB_2–(3%)CrB_2	MW, 1900°C, 0.5h, Ar	95	-	28.9	6.2	-
TiB_2–(3%)CrB_2	MW, 2100°C, 0.5h, Ar	98	-	27	6.1	-

HP, presare la cald; HIP, presare izostatică la cald; HPCS, sinteză de auto-combustie de înaltă presiune; HPS, sinterizare de înaltă presiune; MW, sinterizare cu microunde; 4-P, îndoire în patru puncte; 3-P, îndoire în trei puncte; HV, duritate Vickers; RN, Rockwell superficial (scara N); Ar, atmosferă de argon (preluată din [1]).

Influența conținutului sinter-aditiv asupra densității relative, mărimii granulelor și proprietăților mecanice (duritate, rezistență la rupere și rezistență la flexiune) este demonstrată în figurile 13.8-13.10. În cele ce urmează, sunt sintetizate observațiile experimentale importante. Prezența diferiților produse de reacție, cum ar fi TiN și BN, a fost raportată pentru

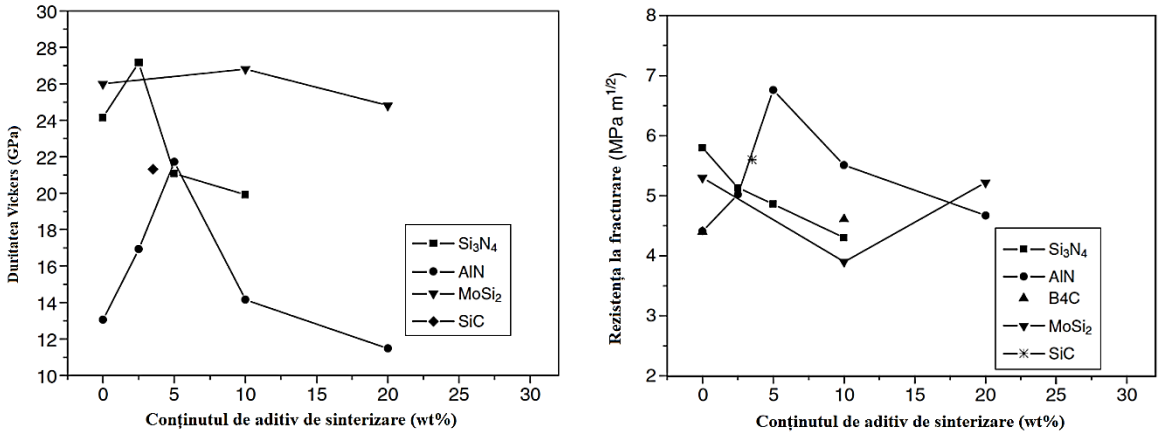
sistemul compozit TiB_2 – Si_3N_4 [38]. Densitatea relativă a TiB_2 pur a fost de numai 90% ρ_{th} cu mărimea medie a granulelor de ~7μm, așa cum se arată în Figura 13.8a.



a) b)

Figura 13.8. Grafic care dezvăluie influența diferiților aditivi de sinterizare, în cantități variabile, asupra (a) densității sinterizate și (b) dimensiunii granulelor ceramicii TiB_2 presate la cald.

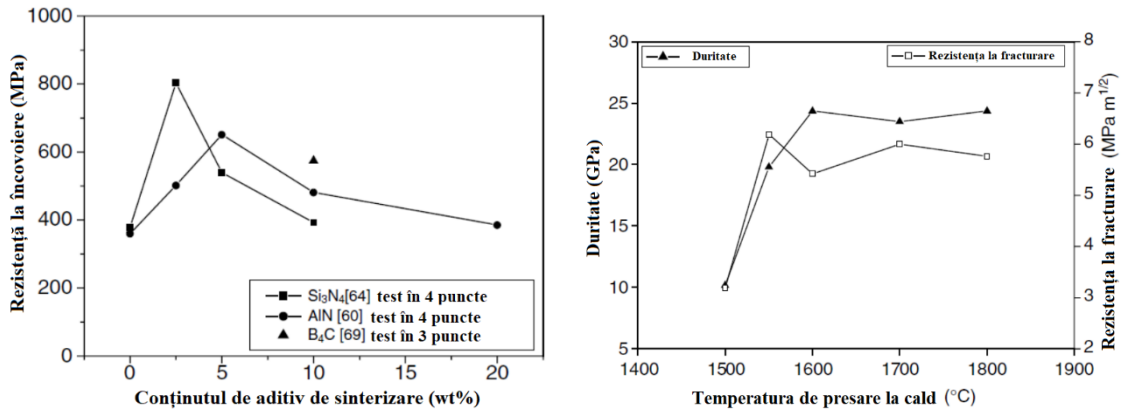
Densitatea sinterizată a crescut remarcabil la > 99% ρ_{th} și s-a înregistrat microstructură fină (~ 3μm), când s-a adăugat 2,5% în greutate Si_3N_4. Duritatea TiB_2 poate fi crescută cu adăugarea a 2,5% în greutate Si_3N_4, așa cum se arată în Figura 13.9a. Spre deosebire de rezistență sau duritate, rezistența la fracturare a scăzut constant cu o creștere a cantității de Si_3N_4 (Fig. 13.9b). În special, s-a raportat că devierea fisurilor de-a lungul limitelor granulelor contribuie la rezistența ridicată la fracturare.



a) b)

Figura 13.9. Variația proprietăților mecanice la temperatura camerei a TiB_2 presat la cald cu aditivi de sinterizare: (a) Duritatea Vickers; (b) rezistența la fractură

Într-o altă lucrare, Park și colab. [38] au investigat efectul temperaturii de presare la cald (1500-1800° C) în cazul compoziției de TiB_2– (2,5% în greutate) Si_3N_4. Spre deosebire de densitate, mărimea medie a grăuntelui a crescut constant odată cu temperatura de sinterizare. În densificarea TiB_2, îndepărtarea stratului de oxid de suprafață este necesară și formarea unei faze lichide în timpul sinterizării este extrem de importantă.



a) b)

Figura 13.10. (a) Rezistența la flexiune la temperatura camerei a ceramicii TiB_2 presate la cald conținând diferite cantități de aditivi de sinterizare și (b) Duritatea Vickers și rezistența la rupere - ambele măsurate la temperatura camerei - ale ceramicii TiB2– (2,5) Si_3N_4 (% în greutate) , presat la cald la diferite temperaturi [1]

Duritatea și rezistența la rupere a eșantioanelor, prezentate în Figura 13.10b, ilustrează faptul că TiB_2 cu o combinație bună de proprietăți mecanice poate fi densificat la temperaturi de până la 1600° C, cu adăugarea unei cantități mici de sinter-aditiv Si_3N_4. AlN [32] un alt aditiv sinter nemetalic, atunci când este adăugat într-o cantitate mică (≤ 5% în greutate), a eliminat faza rutilă (TiO_2), prezentă pe pulberile TiB_2, prin următoarea reacție cu AlN pentru a forma TiN și Al_2O_3:

$$3TiO_2(s) + 4AlN(s) \rightarrow 3TiN(s) + 2Al_2O_3(s) + (1/2)N_2\,(g) \qquad 13.4$$

$$TiB_2(s) + (3/2)N_2(g) \rightarrow TiN(s) + 2BN(s) \qquad 13.5$$

Eliminarea TiO_2 a sporit sinterizarea și, în consecință, proprietățile mecanice ale TiB_2. Dovada formării BN la buzunarele triple de grăunți este prezentată în Figura 13.7c. Cu toate acestea, când s-a adăugat o cantitate mare de AlN (≥ 10% în greutate), sinterabilitatea și proprietățile mecanice s-au degradat, aparent din cauza rămânerii AlN nereacționate. Efectul

SiC și ZrO_2 asupra proprietăților mecanice ale nitrurii de titan, carbonitrurii de titan și diborurii de titan a fost raportat de Torizuka și colab. densitate. De exemplu, densitatea TiB_2– (19,5%) ZrO_2– (2,5%) SiC a fost de 97% ρ_{th}. S-a raportat că TiO_2 reacționează cu SiC și a format TiC și SiO_2, în conformitate cu următoarea reacție:

$$TiO_2 + SiC \rightarrow TiC + SiO_2 \qquad 13.6$$

În cazul TiB_2– (2,5% în greutate) SiC compacte sinterizate, s-a raportat că s-au format aproximativ 3,5% din volumul de SiO_2 ca urmare a reacției 13.6. Existența fazei amorfe de SiO2 în microstructură sugerează că densificarea este îmbunătățită de LPS [44].

Pe lângă presarea la cald și sinterizarea fără presiune, s-au investit eforturi limitate în utilizarea tehnicilor de sinterizare avansate, cum ar fi sinterizarea cu microunde [41]. Folosind un cuptor cu microunde de 2,45 GHz, 6 kW adaptat pentru sinterizarea gazelor inerte, diborura de titan (TiB_2) a fost rapid sinterizată > 90% densitate teoretică la 1900–2100° C cu timp de înmuiere de 30 minute sau mai puțin. O comparație cu sinterizarea convențională a arătat că sinterizarea cu microunde a TiB_2– (3% în greutate) CrB_2 a avut loc la o temperatură mai scăzută cu 200° C și a dat un material cu duritate semnificativ îmbunătățită, mărimea grăuntelui și rezistența la rupere.

13.6. APLICAȚII IMPORTANTE A MATERIALELOR BAZATE PE TiB2

Cerințele de proprietate pentru aplicațiile de blindaj includ densitate redusă, duritate superioară și rezistență ridicată la compresiune, care permit „înfrângerea proiectilelor”. rezistență ridicată la fractură și raport ridicat al lui Poisson. Rezistența la spall a unui material de armură poate fi definită în moduri diferite. Stresul sau tensiunea la care o creștere suplimentară a stresului sau tensiunii determină materialul să se deformeze inelastic este limita elastică Hugoniot (HEL), o măsură a rezistenței la spall. Alternativ, rezistența la spall poate fi descrisă ca stresul la care un material își pierde coeziunea atunci când este plasat sub tensiune indusă de șoc.

Din 1980, a fost studiată performanța balistică a diferitelor ceramice (AlN, Al_2O_3, B_4C, SiC, TiB_2, WC și ZrO_2). pentru tranziția locuință-penetrare și întărirea indusă de deformare. Dandekar și colab.[51] au raportat proprietățile de rezistență ale TiB_2 sub încărcarea undelor de șoc plane în ceea ce privește pragul său de scădere și tensiunea de forfecare sub aplicarea unei solicitări de compresie de șoc de 60 GPa. Valoarea HEL pentru TiB_2 este de 13–17 GPa.

Rezistența la scăpare a TiB_2 scade odată cu creșterea stresului de impact și devine neglijabilă la HEL. Mai recent, au fost dezvoltate ceramice în două faze ale diborurii și aluminei de titan. [52]. Pentru aplicații de blindaj, aceste materiale au prezentat o gamă largă de valori de rezistență la rupere, mai mari decât monolitic TiB_2/Al_2O_3.

În ceea ce privește alte aplicații, TiB_2 este un material atractiv pentru industria aluminiului, datorită umectabilității sale mai ușoare și a solubilității scăzute în aluminiu topit, precum și a conductivității electrice bune [55-57] Watson și Toguri [58] au raportat umectabilitatea TiB_2 pur și TiB_2/compozite de carbon de aluminiu în topituri criolitice. Umectabilitatea materialului compozit a crescut odată cu conținutul de TiB_2. TiB_2 presat la cald a fost raportat a fi complet ud de aluminiu cu unghi de contact zero într-o topitură de criolit la 980° C. Fang și Knodler [59] electrozi TiB_2 porosi fabricați pentru convertorul termoelectric din metale alcaline (AMTEC). Performanța electrică a acestor noi electrozi a fost superioară celei altor electrozi, cum ar fi

TiN sau Mo. Au fost raportate și alte aplicații importante ale TiB_2, de exemplu, ca barieră electrică de contact pentru Si în industria semiconductoarelor [60]. Cu toate acestea, difuzia borului din TiB_2 în siliciu subiacent a fost observată la peste 1000° C, restricționând aplicarea sa mai largă.

13.7. CONCLUZII PARȚIALE

Ca o concluzie finală, în Figura 13.11 este prezentat un rezumat al diferitelor aspecte și aspecte referitoare la dezvoltarea ceramicii ultra-ridicate. În timp ce stabilitatea microstructurală este o problemă majoră în ceea ce privește asigurarea unei bune combinații de rezistență la temperaturi ridicate și proprietăți de duritate, oxidarea rezistența controlează performanța la temperatură ridicată.

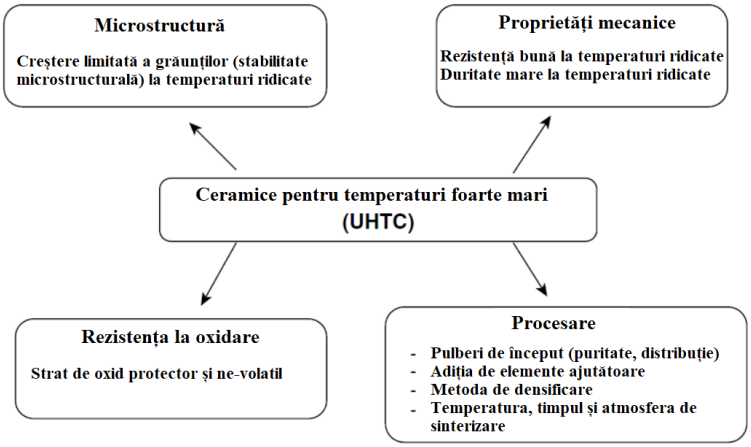


Figura 13.11. Diverse aspecte ale procesării și proprietățile ceramicii la temperaturi ultra-ridicate.

Tipul și cantitatea de sinterizare, în combinație cu adaptarea parametrilor de sinterizare, trebuie luate în considerare în timpul dezvoltării ceramicii bazate pe boruri, la temperatură înaltă. Ar trebui să fie evident din discuțiile din acest capitol că s-a investit o activitate extinsă de cercetare în utilizarea mai multor aditivi de sinterizare și optimizarea condițiilor de sinterizare pentru a îmbunătăți sinterizarea și proprietățile mecanice ale TiB_2 în vrac. Densificarea TiB_2, cu peste 99% densitate teoretică (ρ_{th}), a fost realizată de LPS în prezența ajutorului de sinterizare metalic. Mai multe ajutoare de sinterizare ceramice, cum ar fi AlN, SiC, Si_3N_4, CrB_2, B_4C și TaC, au fost de asemenea utilizate pentru a obține TiB_2 dens cu proprietăți mecanice mai bune. În ceea ce privește căile de fabricație, s-a observat că presarea la cald și sinterizarea fără presiune sunt utilizate pentru densificarea borurilor. Lucrările viitoare pot fi urmărite pentru a utiliza tehnici avansate de procesare, cum ar fi sinterizarea cu scânteie cu plasmă (SPS) pentru a dezvolta materiale pe bază de TiB_2 cu microstructură rafinată și proprietăți îmbunătățite. Ar fi interesant să se evalueze influența sinterizării asistate de câmp electric asupra creșterii grăunților ceramicii conductoare, cum ar fi TiB_2.

Având în vedere oxidarea la temperatură ridicată, rezistența la oxidare a TiB_2 ar putea fi îmbunătățită prin acoperirea unui strat protector de SiO_2 amorf pe suprafața borurilor [61]. Deoarece materialele TiB_2 pot experimenta cicluri termice în timpul temperaturii ridicate.
Aplicații, viitoarele studii ar trebui să se concentreze asupra comportamentului rezistenței la oxidare în ceea ce privește stabilitatea și protecția scării oxidului în timpul comportamentului de oxidare ciclic Studiul comportamentului de coroziune apoasă a TiB_2 necesită, de asemenea, atenție. Deși ceramica este în general cunoscută a fi rezistentă la coroziune, prezența unui liant metalic poate degrada proprietățile de rezistență la coroziune ale TiB_2. Pentru a produce materiale cu formă aproape netă, EDM poate fi utilizat pentru a produce forme complexe și

complicate de TiB_2. Deși TiB_2 în vrac cu puțin sinter-aditiv are potențialul de a fi utilizat ca instrument de electrozi în EDM, trebuie efectuat un studiu suplimentar de EDM pentru a evalua rata de îndepărtare a materialului (MRR), procentul de uzură a instrumentului (TWR) și rugozitatea suprafeței (R_a) de instrumente EDMed. Ar trebui subliniat aici că rezultatele unui astfel de studiu ar lărgi domeniul de aplicare al unui TiB_2 EDMable mai bun în diferite dimensiuni și forme.

BIBLIOGRAFIE

[1] B. Basu, G. B. Raju and A. K. Suri, *Processing and properties of TiB2-based materials: A review*, Int. Mater. Rev. 51(6) (2006), 352–374.

[2] R. Telle, *Boride and carbide ceramics*, in Materials Science and Technology, Vol. 11, R. W. Cahn, P. Haasen and E. J. Kramer (Eds.). Structure and Properties of Ceramics. Ed. M. Swain. VCH, Weinheim, Germany, 1994, 175.

[3] G. V. D. Goor, P. Sägesser and K. Berroth, *Electrically conductive ceramic composites*, Solid State Ionics 101–103 (1997), 1163–1170.

[4] P. Ettmayer, H. Kolaska, W. Lengauer and K. Dreyer, *Ti(C,N) cermets—Metallurgy and properties*, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 13 (1995), 343–351.

[5] G. E. D'Errico, S. Bugliosi and E. Gugliemi, *Tool-life reliability of cermet inserts in milling tests*, J. Mater. Proc. Technol. 77 (1998), 337–343.

[6] D. Moskowitz and M. Humenik Jr., *Cemented titanium carbide cutting tools*, Mod. Dev. Powder Metall. 3 (1966), 83–94.

[7] S. Put, J. Vleugels, G. Anne and O. Van Der Biest, *Functionally graded ceramic and ceramic– metal composites shaped by electrophoretic deposition*, Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects 222(1–3) (2003), 223–232.

[8] Y. Liu, X. Liao, F. Tang and Z. Chen, *Observations on the operating of TiB2-coated cathode reduction cells*, in Light Metals, E. Cutshall (Ed.). The Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, PA, 1991, 427–429.

[9] F. De Mestral and F. Thevenot, *Ceramic composites: TiB2–TiC-SiC—Part I properties and microstructures in the ternary system*, J. Mater. Sci. 26 (1991), 5547–5560.

[10] (a) B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Toughness tailoring of yttria-doped zirconia ceramics*, Mater. Sci. Eng. A 380 (2004), 215–221.

[10] (b) B. Basu, J.-H. Lee and D.-Y. Kim, *Development of nanocrystalline wear resistant Y-TZP ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 87(9) (2004), 1771–1774.

[11] (a) B. Basu, *Toughening of yttria-stabilised tetragonal zirconia ceramics*, Int. Mater. Rev. 50(4) (2005), 239–256.

[11] (b) B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Processing and mechanical properties of ZrO2-TiB2 composites*, J. Eur. Ceram. Soc. 25 (2005), 3629–3637.

[12] S. Zang, *Titanium carbonitride–based cermets: Processes and properties*, Mater. Sci. Eng. A 163 (1993), 141–148.

[13] W. D. Schubert, A. Bock and B. Lux, *General aspects and limits of conventional ultrafine WC powder manufacture and hard metal production*, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 13 (1995), 281–296.

[14] T. Yamamoto, A. Jaroenworaluck, Y. Ikuhara and T. Sakuma, *Nanoprobe analysis of core–rim structure of carbides in TiC–20 wt% Mo2C–20 wt% Ni cermet*, J. Mater. Res. 14 (1999), (11)4129–4131.

[15] L. S. Siegl and K. A. Schwetz, TiB2-based cemented borides. A new generation of hardmetals, Powder Metall. Int. 23 (1991), 221.

[16] A. Bellosi, G. De Portu and S. Guicciardi, *Preparation and properties of electroconductive Al2O3- based composites*, J. Eur. Ceram. Soc. 10 (1992), 307–315.

[17] A. H. Jones, C. Trueman, R. S. Dobedoe, J. Huddleston and M. H. Lewis, *Production and EDM of Si3N4-TiB2 ceramic composites*, Br. Ceram. Trans. 100(2) (2001), 49–54.

[18] L. Rao, E. G. Gillan and R. B. Kaner, *Synthesis of refractory ceramics via rapid metathesis reactions between solid state precursors*, J. Mater. Res. 10 (1995), 333.

[19] S. E. Bates, W. E. Buhro, C. A. Frey, S. M. L. Sastry and K. F. Kelton, *Synthesis of titanium boride (TiB2) nanocrystallites by solution phase processing*, J. Mater. Res. 10 (1995), 2599.

[20] R. L. Axelbaum, D. P. DuFaux, C. A. Frey, K. F. Kelton, S. A. Lawton, L. J. Rosen and S. M. L. Sastry, *Gas-phase combustion synthesis of titanium boride [TiB2] nanocrystallites*, J. Mater. Res. 11 (1996), 948–954.

[21] A. Y. Hwang and J. K. Lee, *Preparation of TiB2 powders by mechanical alloying*, Mater. Lett. 54 (2002), 1–7.

[22] A. K. Khanra, L. C. Pathak, S. K. Mishra and M. M. Godkhindi, *Effect of NaCl on the synthesis of TiB2 powder by a SHS technique*, Mater. Lett. 58 (2004), 733–738.

[23] Y. Gu, Y. Qian, L. Chen and F. Zhou, *A mild solvothermal route to nanocrystalline titanium diboride*, J. Alloys Compd. 352 (2003), 325–327.

[24] L. Chen, Y. Gu, Y. Qian, L. Shi, Z. Yang and J. Ma, *A facile one-step route to nanocrystalline TiB2 powders*, Mater. Res. Bull. 39 (2004), 609–613.

[25] S. Baik and P. F. Becher, *Effect of oxygen contamination on densification of TiB2*, J. Am. Ceram. Soc. 70(8) (1987), 527–530.

[26] W. Wang, Z. Fu, H. Wang and R. Yuan, *Influence of hot pressing sintering temperature and time on microstructure and mechanical properties of TiB2 ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2002), 1045–1049.

[27] H. R. Baumgartner and R. A. Steiger, *Effects of the sintering atmosphere and Ni content on the liquid-phase sintering of TiB2-Ni*, J. Am. Ceram. Soc. 67(3) (1984), 207–212.

[28] S. H. Kang, D. J. Kim, E. S. Kang and S. S. Baek, *Pressureless sintering and properties of titanium diboride ceramics containing chromium and iron*, J. Am. Ceram. Soc. 84(4) (2001), 893–895.

[29] E. S. Kang, C. W. Jang, C. H. Lee, C. H. Kim and D. K. Kim, *Effect of iron and boron carbide on the densification and mechanical properties of titanium Di-boride ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 72 (1989), (10)1868–1872.

[30] M. Einarsrud, E. Hagen, G. Pettersen and T. Grande, *Pressureless sintering of titanium boride (TiB2) with nickel, nickel boride and iron additives*, J. Am. Ceram. Soc. 80 (1997), (12)3013–3020.

[31] L. H. Li, H. E. Kim and E. S. Kang, *Sintering and mechanical properties of titanium diboride with aluminum nitride as a sintering aid*, J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2002), 973–977.

[32] S. Torizuka and T. Kishi, *Effect of SiC on sinterability and mechanical properties of titanium nitride, titanium carbide and titanium diboride*, Mater. Trans. JIM 37 (1996), 782–787.

[33] S. Torizuka, K. Sato, J. Harada, H. Yamamoto and H. Nishio, *Microstructure and sintering mechanism of TiB2-ZrO2-SiC composite*, J. Ceram. Soc. Jpn. 100 (1992), 392–397.

[34] R. Telle, S. Meyer, G. Petzow and E. D. Franz, *Sintering behaviour and phase reactions of TiB2 with ZrO2 additives*, Mater. Sci. Eng. A 105/106 (1988), 125–129.

[35] S. Torizuka, J. Harada and H. Nishio, *High strength TiB2*, Ceram. Eng. Sci. 11 (1989), 1454–1457.

[36] Y. Murata, H. P. Julien and E. D. Whitney, *Densification and wear resistance of ceramic systems: I. Titanium diboride*, Ceram. Bull. 46(7) (1967), 643–648.

[37] J. H. Park, Y. H. Koh, H. E. Kim, C. S. Hwang and E. Kong, *Densification and mechanical properties of titanium diboride with silicon nitride as sintering aid*, J. Am. Ceram. Soc. 82 (1999), (11)3037–3042.

[38] J. H. Park, Y. H. Lee, Y. H. Koh, H. E. Kim and S. S. Baek, *Effect of hot-pressing temperature on densification and mechanical properties of titanium diboride with silicon nitride as a sintering aid*, J. Am. Ceram. Soc. 83(6) (2000), 1542–1544.

[39] Y. Muraoka, M. Yoshinaka, K. Hirota and O. Yamaguchi, *Hot isostatic pressing of TiB2-ZrO2(2â•›mol% Y2O3) composite powders*, Mater. Res. Bull. 31(7) (1996), 787–792.

[40] C. E. Holcombe and N. L. Dykes, *Microwave sintering of titanium diboride*, J. Mater. Sci. 26 (1991), 3730–3738.

[41] H. Itoh, S. Naka, T. Matsudaira and H. Hamamoto, *Preparation of TiB2 sintered compacts by hot pressing*, J. Mater. Sci. 25 (1990), 533–536.

[42] T. Graziani and A. Bellosi, *Sintering and characterization of TiB2-B4C-ZrO2 composites*, Mater. Manuf. Process. 9(4) (1994), 767–780.

[43] S. Torizuka, K. Sato, H. Nishio and T. Kishi, *Effect of SiC on interface reaction and sintering mechanism of TiB2*, J. Am. Ceram. Soc. 78(6) (1995), 1606–1610.

[44] E. S. Kang and C. H. Kim, *Improvements in mechanical properties of TiB2 by the dispersion of B4C particles*, J. Mater. Sci. 25 (1990), 580–584.

[45] S. K. Bhaumik, C. Diwakar, A. K. Singh and G. S. Upadhyaya, *Synthesis and sintering of TiB2 and TiB2–TiC composite under high pressure*, Mater. Sci. Eng. A 279 (2000), 275–281.

[46] H. J. Kim, H. J. Choi and J. G. Lee, *Mechanochemical synthesis and pressureless sintering of TiB2–AIN composite*, J. Am. Ceram. Soc. 85(4) (2002), 1022–1024.

[47] A. S. Nakane, Y. Takano, M. Yoshinaka, K. Hirota and O. Yamaguchi, *Fabrication and mechanical properties of titanium boride ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 82(6) (1999), 1627–1628.

[48] G. Ivaldi, S. Tuffe, J. Dubois, G. Fantozzi and G. Barbier, *Densification, microstructure and mechanical properties of TiB2–B4C based composites*, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 14 (1996), 305–310.

[49] (a) T. S. R. Ch. Murthy, B. Basu, R. Balasubramaniam, A. K. Suri, C. Subramonian and R. K. Fotedar, *Processing and properties of TiB2 with MoSi2 sinter-additive: A first report*, J. Am. Ceram. Soc. 89(1) (2006), 131–138.

[49] (b) K. Biswas, B. Basu, A. K. Suri and K. Chattopadhyay, *A TEM study on TiB2–20% MoSi2 composite: Microstructure development and densification mechanisms*, Scr. Mater. 54 (2006), 1363–1368.

[50] G. Kennedy, L. Ferranti, M. Zhou and N. Thadhani, *Dynamic high-strain-rate mechanical behavior of microstructurally biased two-phase TIB2â•¯+â•¯AL2O3 ceramics*, J. Appl. Phys. 91(4) (2002), 1921–1927.

[51] D. P. Dandekar and D. C. Benfanti, *Strength of titanium diboride under shock wave loading*, J. Appl. Phys. 73(2) (1993), 673–679.

[52] A. R. Keller and M. Zhou, *Effect of microstructure on dynamic failure resistance of titanium diboride/alumina ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 86(3) (2003), 449–457.

[53] C. Roberson and P. J. Hazell, *Resistance of four different ceramic materials to penetration by a tungsten carbide cored projectile*, Ceramic Armor Materials by Design (Ceramic Transactions, Volume 151) Edited by Eugen Medvedovski. The American Ceramic Society, Nashville, TN, 2003.

[54] A. Krell and E. Strassburger, *High-purity submicron α-Al2O3 armor ceramics—design, manufacture and ballistic performance*, Ceramic Armor Materials by Design (Ceramic Transactions, Volume 134) Edited by W. McCauley, A. Crowson, W.A. Gooch Jr., A. M. Rajendra, S. J. Bless, K. V. Logan, M. Normandia and S. Wax. The American Ceramic Society, Nashville, TN, 2002.

[55] M. Dionne, G. L'esperance and A. Mirchi, *Microscopic characterization of a TiB2-carbon material composite: Raw materials and composite characterization*, Metall. Mater. Trans. A 32 (2001), 2649–2656.

[56] E. W. Dewing, *The solubility of titanium diboride in aluminum*, Metall. Mater. Trans. A 20 (1989), 2185–2187.

[57] A. A. Abdel-Hamid and F. Durand, *Discussion of "the grain refining of aluminum and phase relationships in the Al-Ti-B system"*, Metall. Mater. Trans. A 17 (1986), 349–351.

58 K. D. Watson and J. M. Toguri, *The wettability of carbon/TiB2 composite materials by aluminum in cryolite metals*, Metall. Mater. Trans. B 22 (1991), 617–621.

[59] Q. Fang and R. Knodler, Porous TiB2 electrodes for the alkali metal thermoelectric convertor, J. Mater. Sci. 27 (1992), 6725–6729.

[60] C. S. Choi, Q. Wang, C. M. Osburn, G. A. Ruggles and A. S. Shah, *Electrical characteristics of TiB2 ULSI applications*, IEEE Trans. Electron Devices 39 (1992), (10)2341–2345.

[61] Y. H. Koh, H. W. Kim and H. E. Kim, *Improvement in oxidation resistance of TiB2 by formation of protective SiO2 layer on surface*, J. Mater. Res. 16(1) (2001), 132–137.

CAPITOLUL 14. PRELUCRAREA ȘI PROPRIETĂȚILE TIB2 ȘI ZRB2 CU SINTER-ADDITIVES

În cazul ceramicii neoxidice, cum ar fi diborura de titan (TiB_2), tipul și cantitatea de sinter ajută la dezvoltarea microstructurală și, în consecință, la proprietățile mecanice. În acest capitol sunt rezumate rezultatele experimentale obținute cu ajutorul sinterizării silicidei către TiB_2. Este ilustrat modul în care adăugarea $MoSi_2$ duce la formarea $TiSi_2$ prin reacții de sinterizare și modul în care acest lucru i-a motivat pe cercetători să evalueze dacă adăugarea $TiSi_2$ poate reduce în continuare temperatura de sinterizare pentru a obține TiB_2 dens. Acest capitol arată, de asemenea, modul în care adăugarea silicidei, dacă nu este adaptată într-o fereastră îngustă, poate duce la degradarea proprietăților materialelor pe bază de TiB_2. Spre sfârșitul capitolului, sunt discutate rezultatele sinterizării cu scânteie cu plasmă (SPS) la optimizarea densificării și proprietăților mecanice ale compozitelor ceramice ZrB_2–18SiC – $XTiSi_2$ (X = 0, 2,5, 5).

14.1. INTRODUCERE

Din perspectiva aplicațiilor la temperatură ridicată, diferite boruri metalice de tranziție cu puncte de topire mai mari de 3000° C au atras atenția mai largă pentru o gamă largă de aplicații tehnologice. sunt cunoscute sub numele de ceramică ultra-înaltă temperatură (UHTC) [6,7]. A existat un interes tot mai mare pentru UHTC, datorită cererii tot mai mari de vehicule aerospațiale hipersonice și vehicule de intrare atmosferică reutilizabile pentru aplicații spațiale, care necesită capacități de temperatură mai mari de 1800° C. a metalelor de tranziție, cum ar fi zirconiul, titanul și hafniul, sunt materiale candidate pentru diverse aplicații structurale, inclusiv elemente de cuptor, electrozi la temperatură înaltă, căptușeli refractare, microelectronică și unelte de tăiere, pe lângă aplicațiile aerospațiale [1,2,8– 11]. Dintre UHTC, diborura de zirconiu (ZrB_2) este un material promițător datorită combinației de rezistență la temperaturi ridicate și o bună rezistență la oxidare și coroziune. Dintre boruri, diborura de titan (TiB_2) este unul dintre materialele preferate pentru catodii din electro-topirea aluminiului, componentele de armură, uneltele de tăiere, piesele rezistente la uzură și alte aplicații la temperaturi ridicate. de TiB_2 este limitat din cauza dificultăților în obținerea densității totale. TiB_2 este dificil de sinterizat, în principal datorită legăturii covalente și a coeficientului redus de autodifuziune [1, 6]. În general, sunt necesare sinterizarea asistată sub presiune și temperaturi ridicate de sinterizare (≥ 1800° C) pentru a atinge densificarea completă a borurilor monolitice (TiB_2, ZrB_2 , etc.)[6]. Prin

urmare, utilizarea ajutoarelor de sinterizare este necesară pentru a depăși sinterizarea intrinsec scăzută a ceramicii ZrB_2. Aditivii metalici și tehnicile de sinterizare în fază lichidă (LPS) au fost utilizate pentru a spori densificarea. Cu toate acestea, fazele secundare reziduale degradează proprietățile borurilor. Începând cu anul 2000, s-au încercat utilizarea diferiților aditivi nemetalici (cum ar fi SiC, ZrC, HfN, AlN, Y_2O_3, $TaSi_2$, Si_3N_4 și $MoSi_2$), adesea în combinație cu tehnici avansate, cum ar fi SPS și presarea reactivă la cald (HP) [14–32].

Prima parte a acestui capitol arată cum optimizarea temperaturilor HP și a conținutului sinter-aditiv poate duce la dezvoltarea TiB_2 dens. Rezultatele experimentale publicate în altă parte sunt rezumate [27-31]. În a doua parte, sunt prezentate rezultatele experimentelor SPS pe materiale bazate pe ZrB_2. Un studiu al literaturii existente indică faptul că compozitele ZrB_2 – SiC au proprietăți bune de oxidare la temperaturi ridicate [7,11–13]. Cu toate acestea, duritatea, rezistența și rezistența compozitelor ZrB_2-SiC necesită îmbunătățiri. La dezvoltarea ceramicii bazate pe TiB_2 cu proprietăți mai bune [32], s-a demonstrat că $TiSi_2$ ar putea fi utilizat ca un instrument de sinterizare eficient pentru TiB_2. Având în vedere acest lucru, o cantitate mică de $TiSi_2$ (0-5% în greutate), pe lângă 18% în greutate SiC, a fost adăugată la ZrB_2 pentru a spori densificarea la temperaturi mai mici de sinterizare și timp de sinterizare mai scurt utilizând SPS.

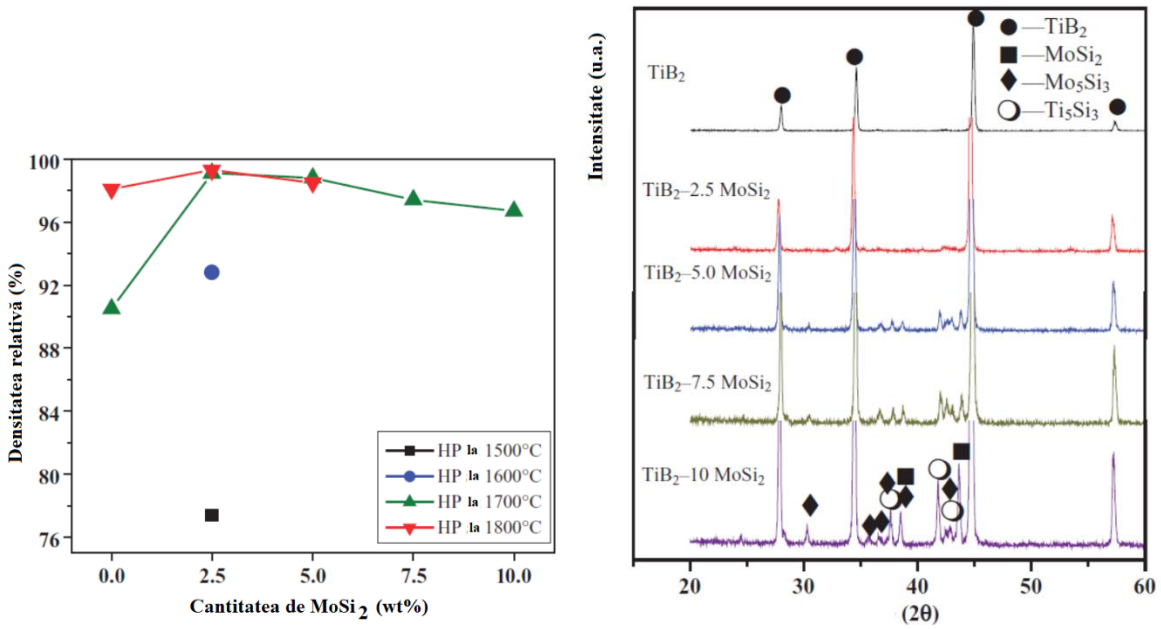
14.2. PRELUCRAREA MATERIALELOR

Toate compozițiile TiB_2 – $TiSi_2$ și TiB_2 – $MoSi_2$ au fost presate la cald în intervalul de temperatură 1400–1800° C timp de 1 oră. Pulberea TiB_2 a fost caracterizată printr-o dimensiune mediană a particulelor (D50) de 1,2 μm și o suprafață specifică 1,49 m^2/g. Pulberea $MoSi_2$ a fost utilizată ca ajutor de sinterizare și pulberile au avut D50 de 3,4 μm și o suprafață de 0,29 m^2 / g. Pulberile disponibile în comerț de ZrB_2, SiC și $TiSi_2$ au fost utilizate ca materii prime în dezvoltarea compozitelor pe bază de ZrB_2, care au fost sinterizate folosind SPS la o temperatură de 1600 °C timp de 10 minute, cu o presiune aplicată de 50MPa, la un vid de 6 Pa . Selecția acestor condiții SPS sa bazat pe lucrările noastre anterioare, unde am demonstrat o bună densificare a cermetelor de ZrB_2– (6% în greutate) cu procesate la 1600° C timp de 10 minute [33]. Deoarece punctul de topire al aditivului de sinterizare $TiSi_2$ este de aproximativ 1540° C , temperatura SPS selectată de 1600° C era de așteptat să provoace topirea $TiSi_2$ în compozite ZrB_2.

14.3. SISTEMUL TiB_2 – $MoSi_2$

14.3.1. Densificarea, microstructura și reacțiile de sinterizare

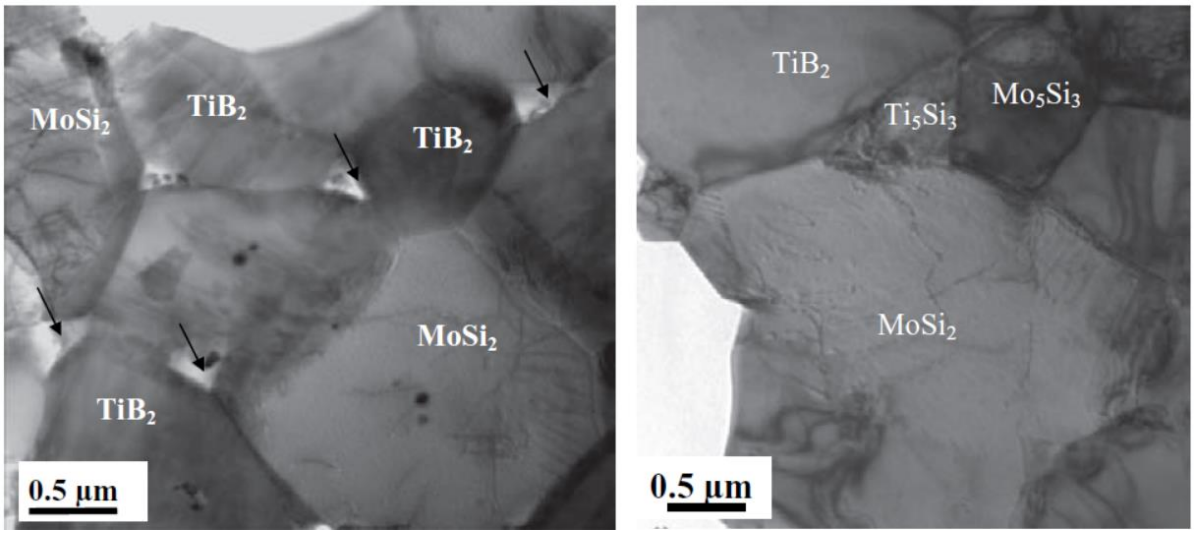
Datele privind densitatea sinterului TiB_2 în funcție de temperatură și conținutul de $MoSi_2$ sunt reprezentate grafic în Figura 14.1a.



a) b)

Figura 14.1. (a) Densitatea relativă a probelor de TiB_2 în funcție de conținutul de $MoSi_2$ la diferite temperaturi după presarea la cald timp de 1 oră, în vid; (b) modelele XRD ale probelor TiB2 – $MoSi_2$ presate la cald la 1700 ° C timp de 1 oră [31].

La 1700° C, densitatea relativă scăzută (~ 91% ρ_{th}) a fost înregistrată cu TiB_2 monolitic, în timp ce ~ 98% ρth a putut fi atinsă prin creșterea temperaturii de presare la 1800 °C. În schimb, densificarea aproape completă (> 99% ρ_{th}) a fost atinsă la o temperatură de presare la cald de 1700° C pentru compozitele TiB_2 care conțin 2,5% în greutate $MoSi_2$ sinter-aditiv. Aceasta implică faptul că o cantitate mică de ajutor de sinterizare $MoSi_2$ mărește densificarea TiB_2 la temperatura de presare la cald mai mică, în comparație cu TiB_2 fără liant. Cu toate acestea, adăugarea suplimentară de $MoSi_2$ (> 5% în greutate) scade densitatea datorită fracției de volum crescut a diferitelor faze secundare (Mo_5Si_3 și Ti_5Si_3). Din observațiile cu difracție de raze X (XRD), creșterea observabilă a intensităților relative ale vârfului de raze X ale fazelor Ti_5Si_3 și Mo_5Si_3 cu o creștere a cantității de $MoSi_2$ este indicativă a creșterii concomitente a fracției de volum a fazelor secundare (a se vedea figura 14.1 b). Imaginea microscopului electronic de transmisie cu scanare cu câmp luminos (STEM) a TiS_2 presat la cald (10% în greutate) $MoSi_2$ relevă prezența grăunților poligonali de TiB_2 (contrast mai întunecat) și a grăunților de $MoSi_2$ (contrastul gri) (vezi Fig. 14.2a).



a) b)

Figura 14.2. Imaginea cu câmp luminos STEM (a) și imaginea convențională cu câmp luminos TEM (b) prezintă ansamblul de fază și structura grăuntelui TiB_2– (10% în greutate) $MoSi_2$ presat la cald la 1700° C timp de 1 oră. Săgețile cu un singur cap indică fazele de limitare a granulelor [31]

Mărimea grăuntelui de TiB_2 variază în intervalul 1,0-1,5 µm, în timp ce cea a $MoSi_2$ variază în intervalul 3-4-4 µm. Figura 14.2b ilustrează o micrografie convențională cu microscopie electronică cu transmisie în câmp luminos (TEM) și analiza modelelor de difracție a zonei selectate (SAD) confirmă prezența Mo_5Si_3 și Ti_5Si_3 la joncțiunea triplă. Posibilele căi de reacție care pot explica produsele de reacție sinterizate sunt după cum urmează:

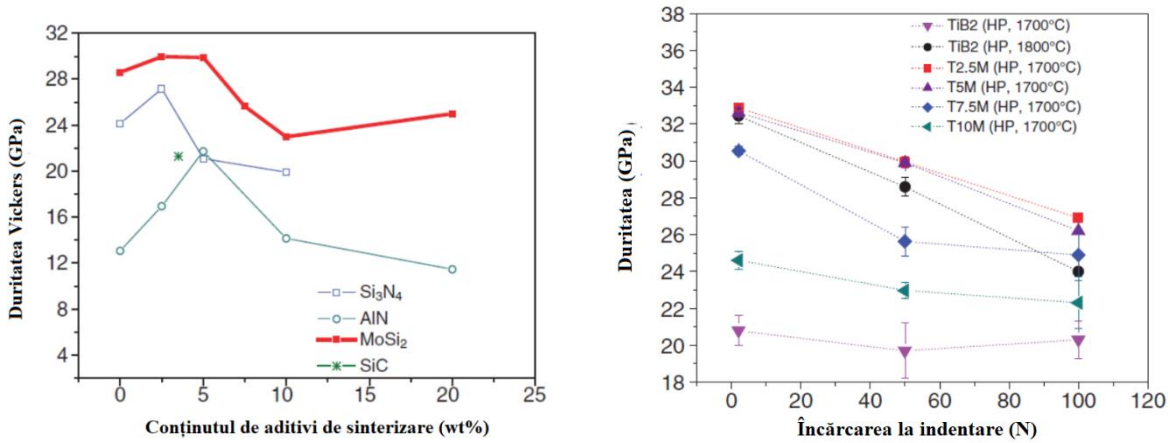
$$5TiO_2 + 5.714MoSi_2 \rightarrow 1.143Mo_5Si_3 + Ti_5Si_3 + 5SiO_2 \qquad 14.1$$

$$2.5Ti_3O_2 + 5MoSi_2 \rightarrow Mo_5Si_3 + 1.5Ti_5Si_3 + 2.5SiO_2 \qquad 14.2$$

Calculele termodinamice estimează că modificările de energie liberă (ΔG^o) sunt −53,67 kcal și −76,17 kcal la 1700° C (temperatura de presare la cald) pentru reacțiile 14.1 și respectiv 14.2, 34, indicând astfel fe zabilitatea lor termodinamică la sau sub 1700° C . Un alt motiv posibil pentru îmbunătățirea densificării poate fi corelat cu activitatea de dislocare (Fig. 14.2a), deoarece luxațiile pot acționa ca căi de difuzie de scurtcircuit pentru transportul de masă în timpul sinterizării.

14.3.2. Proprietăți mecanice

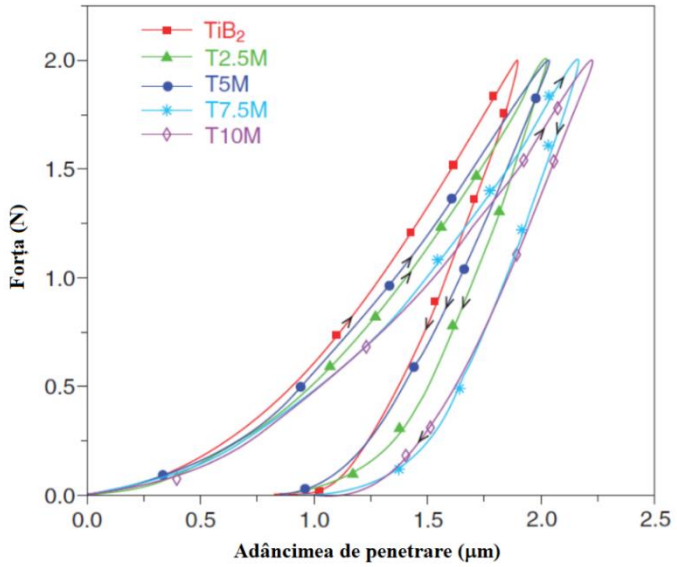
O comparație a durității pe care o posedă ceramica pe bază de TiB_2 este prezentată în Figura 14.3a. Important, adăugarea de $MoSi_2$, în comparație cu alți aditivi de sinterizare ceramică, are ca rezultat o duritate considerabil mai mare a ceramicii pe bază de TiB_2. Un grafic care arată variația durității cu sarcina de indentare este prezentat în Figura 14.3b. Se poate observa că compozițiile pe bază de TiB_2 monolit (HP, 1800° C) și compozițiile pe bază de TiB_2 întărite cu $MoSi_2$ (HP, 1700° C) prezintă o duritate relativ mai mare.



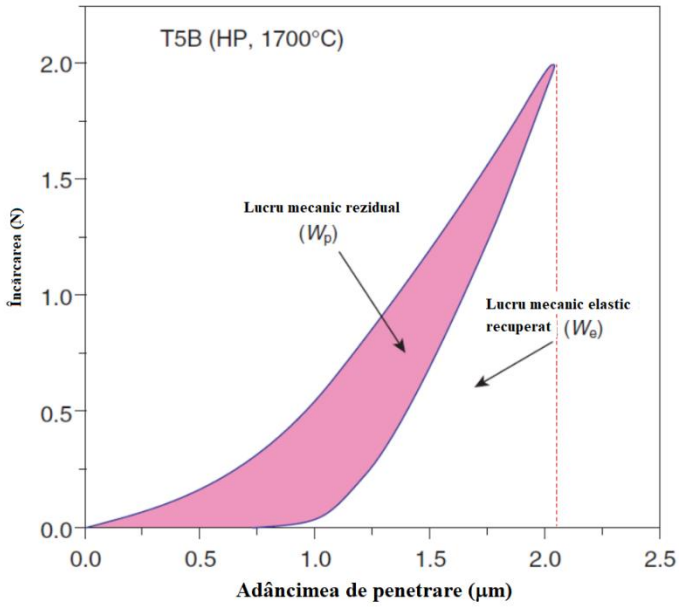
a) b)

Figura 14.3. (a) Variația durității Vickers a ceramicii pe bază de TiB_2 durificată cu o cantitate variabilă de diferiți aditivi de sinterizare ceramică.12 (b) Variația durității Vickers cu sarcină de indentare pentru TiB_2 monolitic (HP, 1800° C), precum și TiB_2 monolitic și Ceramică pe bază de TiB_2, întărită cu diferite cantități de $MoSi_2$ (HP, 1700 °C) [29]

Cu toate acestea, TiB_2 monolitic, presat la cald la 1700° C, se măsoară cu duritate scăzută la toate sarcinile de indentare. Astfel de observații interesante împreună cu rezultatele instrumentate de indentare (Fig. 14.4) sunt analizate critic într-o secțiune ulterioară.



a)



b)

Figura 14.4. (a) Ploturi de sarcină versus adâncime de penetrare (P-d), înregistrate pentru compozite monolitice TiB_2 (HP, 1800° C) și TiB_2 (HP, 1700° C) în timpul indentării Vickers instrumentate la o sarcină maximă de 2N (vezi inserția de culoare). (b) Zonele corespunzătoare muncii elastice recuperabile (W_e) și masei plastice reziduale (W_p) efectuate în timpul indentării instrumentate sunt indicate într-un grafic tipic P-d [29]

Rezultatele rezistenței la fractură, obținute printr-o metodă de fisurare scurtă [24], din ceramica pe bază de TiB_2 sunt prezentate în Figura 14.5.

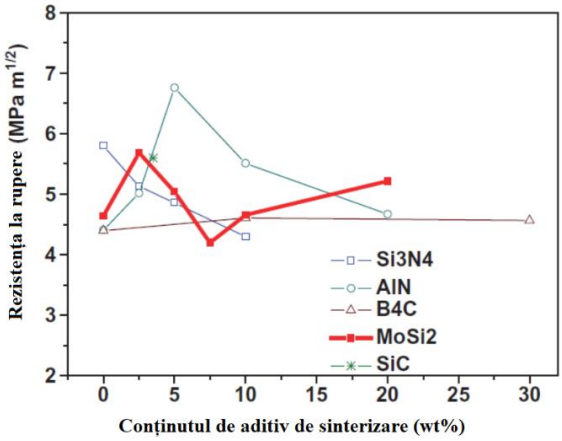


Figura 14.5. Comparație între rezistența la rupere obținută la utilizarea cantităților variate de $MoSi_2$ și a altor aditivi ceramici ca întăriri pentru TiB_2 [12]

S-a obținut o creștere modestă a rezistenței la rupere (până la MP6MPa·$m^{1/2}$) a ceramicii TiB2 nominal fragile cu o cantitate mică de $MoSi_2$ adăugat (2,5% în greutate). Cu toate acestea, rezistența la fractură se reduce odată cu creșterea suplimentară a conținutului de $MoSi_2$. Comparând aceste valori de rezistență la rupere cu cele obținute anterior folosind alți aditivi ceramici [7,14-17], s-a observat că îmbunătățirea rezistenței poate fi realizată la un conținut optim de armare, dincolo de care rezistența se deteriorează în general, indiferent de sinter-aditiv.

14.3.3. Indentare instrumentată de detectare a adâncimii

Răspuns O analiză critică a răspunsului la indentare poate fi extrasă din măsurătorile sarcinii versus adâncimea de penetrare, utilizând un indenter Vickers instrumentat (vezi Fig. 14.4a). În cazul materialelor TiB_2, variația adâncimilor de indentare reziduală, după finalizarea ciclului de descărcare, se corelează bine cu variația durității măsurate cu conținutul de $MoSi_2$. În mod convențional, duritatea este o indicație a cantității de deformare plastică din volumul indentat la o anumită sarcină de indentare. Prin urmare, folosind curbele de încărcare versus penetrare (curbele P – d), corelația dintre valorile de duritate Vickers determinate experimental ($H_{v0.2}$); se poate face măsurarea lungimilor diagonalei de liniuță și a lucrărilor plastice estimate realizate. În urma lucrărilor efectuate de Chollacoop și colegii săi [35], zona de sub curba de încărcare este definită ca lucrarea totală efectuată în timpul indentării (W_t), zona de sub curba de descărcare fiind munca elastică recuperată (W_e). La orice sarcină de indentare dată, lucrarea plastică netă (W_p) poate fi obținută ca:

$$W_p = W_t - W_e \qquad 14.3$$

Zonele caracteristice corespunzătoare W_e și W_p sunt prezentate în Figura 14.4b, iar valorile corespunzătoare pentru ceramica bazată pe TiB_2 sunt raportate în Tabelul 14.1. Valorile modulelor elastice (E), derivate din modulul sistemului estimat prin măsurarea pantei părții inițiale a curbelor de descărcare (Oliver și Pharr [36,37]) sunt rezumate în Tabelul 14.1, presupunând un raport Poisson de 0,2 pentru TiB_2- pe bază de ceramică. Valoarea modulului elastic de ~500 GPa, estimată din datele de indentare instrumentate, pentru TiB2 monolitic (HP, 1800° C), este de acord cu valorile raportate anterior folosind tehnici mai convenționale [2,17,26]. Mai mult, modulul E scade odată cu sinterul-aditiv $MoSi_2$, ceea ce poate fi așteptat în lumina rigidității mai mici a $MoSi_2$ și a celorlalte faze secundare, comparativ cu TiB_2 [2].

14.3.4.Proprietăți provocate de tulpini reziduale

Degradare Din Tabelul 14.1, se poate observa că, odată cu adăugarea $MoSi_2$, munca totală efectuată (W_t; estimată din curbele de încărcare versus penetrare) în timpul indentării crește. Acest lucru poate fi atribuit rigidității și durității mai mici a fazelor secundare ($MoSi_2$, Mo_5Si_3 și Ti_5Si_3), care ajută la creșterea elasticității, respectiv a deformării plastice. Cu toate acestea, Tabelul 14.1 arată că cantitatea de lucru plastic permanent (W_p) este mai mică pentru compozitele $MoSi_2$ TiB_2– (2,5%) $MoSi_2$ sau TiB_2– (5%) $MoSi_2$ decât pentru TiB_2 monolitic.

Tabelul 14.1. Valorile lucrului realizat (W_t, W_e și W_p), duritatea ($H_{v0.2}$) și modulul elastic (E), ale ceramicii densificate pe bază de TiB_2, determinate din experimentele de indentare instrumentate, efectuate la o sarcină maximă de 2 N [29]

Compoziția	Temperatura de presare la cald (°C)	Lucru mecanic rezidual (*W*p)(×10−6J)	Lucrul mecanic recuperat (*W*e) (×10−6J)	Lucru mecanic total (*W*t) (×10−6J)	Duritatea (*Hv*0.2) (GPa)	Modul de elasticitate (*E*) (GPa)
TiB_2	1800	0,701	0,688	1,369	32,44	497
TiB_2–(2.5)MoSi2	1700	0,664	0,721	1,385	32,89	486
TiB_2–(5)MoSi2	1700	0,688	0,727	1,415	32,63	479
TiB_2–(7.5)MoSi2	1700	0,789	0,728	1,516	30,55	464
TiB_2–(10)MoSi2	1700	0,894	0,731	1,625	24,61	459

Astfel de observații sunt proporționale cu îmbunătățirea densificării și durității la armare cu cantități mici (2,5 și 5,0% în greutate) de $MoSi_2$. Dimpotrivă, o cantitate semnificativ mai mare de lucrări plastice efectuate a fost înregistrată în timpul indentării compozitelor cu armături mai mari de $MoSi_2$ (> 5% în greutate). Un alt motiv pentru deformarea permanentă în

compozite cu un conținut mai mare de $MoSi_2$ ar putea fi o fracțiune mai mare a fazelor fragile ale produsului de reacție (Ti_5Si_3 și Mo_5Si_3), care ar fi putut duce la eliberarea unei cantități considerabile de energie elastică a deformării prin fractură fragilă (microcracking) în zona de deformare. Acest lucru ar restricționa recuperarea elastică la eliberarea sarcinii de indentare, ceea ce ar contribui la creșterea semnificativă a masei plastice reziduale măsurate și, prin urmare, la reducerea durității (H_v), pentru astfel de materiale. Degradarea proprietății cu adaos mare de $MoSi_2$ poate fi explicată după cum urmează. Tulpina diferențială (ε_{gb}) stabilită lângă o limită a grăuntelui poate fi exprimată ca [38]

$$\varepsilon_{gb} = \Delta\alpha T/(1-v) \qquad 14.4$$

unde ΔT este intervalul de temperatură peste care se dezvoltă tulpina și ν este raportul lui Poisson (~ 0.2). În cazul sistemului TiB_2 – $MoSi_2$, Δα între TiB_2 și Ti_5Si_3 este $\sim 12 \times 10^{-6}$ K $^{-1}$ și cel dintre TiB_2 și Mo_5Si_3 este ~ $5x10^{-6}$ K $^{-1}$; tulpinile elastice dezvoltate la interfețele respective sunt ~24.9 × 10−3 și $\sim 10.4 \times 10^{-3}$. De asemenea, Δα între TiB_2 și $MoSi_2$ este $\sim 2 \times 10^{-6}$ K $^{-1}$, ceea ce duce la dezvoltarea unei tulpini comparativ mai mici ($\sim 4.2 \times 10^{-3}$) la interfața dintre TiB_2 și $MoSi_2$. Urmând modelul propus de Clarke [39], tulpina elastică critică (ε_{gbc}), stabilită lângă o graniță a grăuntelui, rezultând fracturi spontane este dată de

$\varepsilon_{gbc} = \left(24\gamma_{gb}/El_b\right)^{1/2}$	14.5

unde γ_{gb} este energia de fractură a graniței, E este modulul elastic, iar l_b este lungimea interfeței comune dintre cele două faze. La o observare atentă a diferitelor micrografii care prezintă asamblarea fazelor în compozite bazate pe TiB_2, scala lungimii medii (l_b) a interfeței comune dintre fazele TiB_2 și Ti_5Si_3/Mo_5Si_3 sau $MoSi_2$ este de aproape ~1μm. Presupunând γ_{gb} a fi ~1 J/m^2, ε_{gbc} poate fi aproximativ estimat a fi $\sim 7{,}2 \times 10^{-3}$, care este mai mic decât tulpinile elastice posibil dezvoltate la interfețele TiB_2/Ti_5Si_3 și TiB_2/Mo_5Si_3. Prin urmare, tulpinile reziduale relativ mai mari de-a lungul interfețelor TiB_2 / Ti_5Si_3 și TiB_2/Mo_5Si_3 pot duce la microfisurare, în special la câmpul de stres de indentare. Astfel de fisuri interfaciale vor avea o influență considerabilă asupra comportamentului mecanic al compozitelor pe bază de TiB_2 – $MoSi_2$.

14.3.5. Relația dintre indentarea realizată și asamblarea fazelor

Valorile durității Vickers măsurate experimental cu sarcini de indentare variabile (2-100 N) au relevat variații considerabile cu sarcina de indentare pentru toate materialele (vezi Fig. 14.3b). Scăderea durității odată cu creșterea încărcăturii de indentare sugerează un „efect de mărime a indentării”. Astfel de efecte dimensiune versus sarcină pentru diferite materiale ceramice au fost raportate mai devreme, [40-42] și astfel de observații au fost atribuite apariției procesului mai ușor de multiplicare a unui număr suficient de elemente preexistente de plasticitate (luxații, gemeni) la sarcini mai mari. Deși nu este prezentat aici, cu excepția fisurilor radiale care provin din colțul unor astfel de linii, nu se poate observa nici o fisurare suplimentară în vecinătatea regiunii deformate „plastic”. Cu toate acestea, pe lângă astfel de crăpături radiale, s-au observat o serie concentrică de crăpături în crestături (la fețe) obținute la o sarcină de indentare de 100 N. Mai mult, crăparea laterală care duce la așchiere a materialului a fost observată în unele dintre crestături obținută la cea mai mare sarcină de 100 N. Observațiile precedente indică severitatea crescută a crăpăturii de la suprafață și a suprafeței cu creșterea încărcăturii de indentare. Trebuie remarcat faptul că astfel de deschideri considerabile de fisuri (la fețele de indentare) duc la deplasări suplimentare, iar acest lucru se manifestă la nivel macroscopic ca o deformare permanentă (plastică). De asemenea, trebuie menționat aici că Richter și Ruthendorf [42] au făcut o observație similară la sarcini mai mari cu carburi metalice de tranziție.

14.4. SISTEMUL TiB_2 – $TiSi_2$

14.4.1. Reacții de sinterizare și mecanisme de densificare

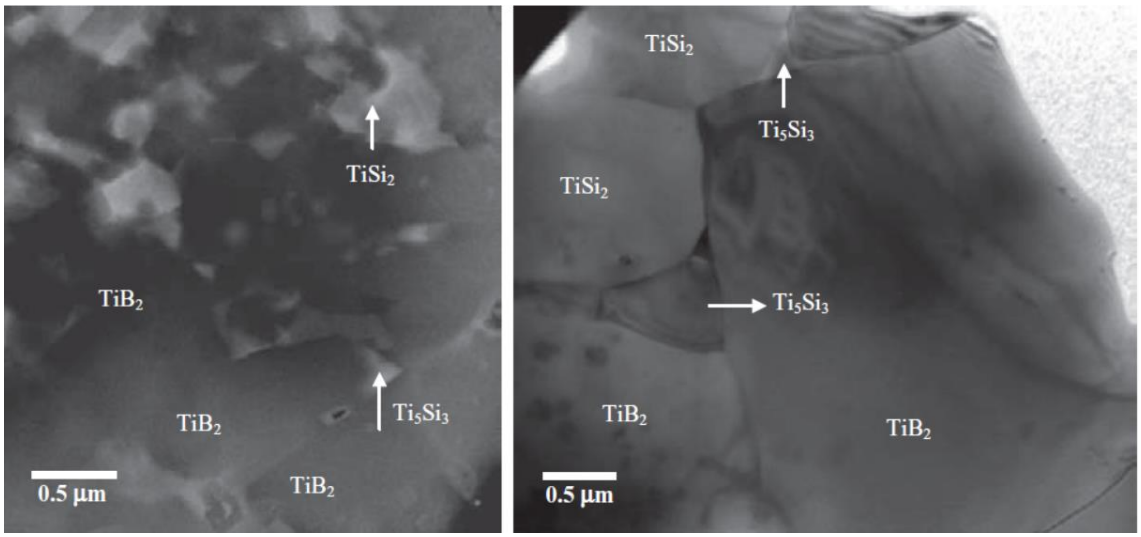
Datele de densificare a ceramicii presate la cald TiB_2 - $TiSi_2$ sunt furnizate în Tabelul 14.2. Observația critică a datelor prezentate în tabelul 14.2 relevă faptul că densitatea de sinterizare crește odată cu cantitatea de sinterizare-aditiv $TiSi_2$ și maximul de ~99,6% ρ_{th} poate fi obținut cu adaos de $TiSi_2$ (5-10% în greutate) atunci când toate probele sunt presate la cald la 1650° C.

Tabelul 14.2. Date de densificare și proprietăți ale materialelor ceramice dezvoltate, care au fost presate la cald timp de 1 oră în Argon [29–31]

Compoziție	Procesare	Densitate relativă (% ρth)	Modul de elasticitate (GPa)	Duritate Vickers *Hv* (GPa)	Rigiditate la indentare (*K*IC), MPa·m$^{1/2}$	Rezistența la flexiune în patru

						puncte (GPa)
TiB_2–(2.5)TiSi2	HP 1600°C	95,52	-	22,8	-	-
TiB_2–(5.0)TiSi2	HP 1600°C	95,58	-	22,1	-	-
TiB_2	HP 1650°C	94,45	434,9	18,3	3,8	365
TiB_2–(2.5)TiSi2	HP 1650°C	98,77	509,2	24,8	4,3	380,9
TiB_2–(5.0)TiSi2	HP 1650°C	99,61	517,9	25,2	5,8	425,7
TiB_2–(10.0)TiSi2	HP 1650°C	99,60	470,3	23,5	4,2	337,9
TiB_2	HP 1800°C	97,50	-	26	5,1	-
TiB_2	HP 1700°C	88,1	-	-	-	-
TiB_2–(10)MoSi2	HP 1700°C	99,30	-	27	4,0	-

Din aceste observații, ar trebui să fie clar că, prin optimizarea „ferestrei de procesare și compoziție”, se poate obține o densitate ridicată a sinterului de 99% p_{th} prin calea de presare la cald. Rezultatele XRD (neafișate) au indicat formarea $TiSi_3$ când 5% sau mai mult $TiSi_2$ a fost adăugat la TiB_2. În Figura 14.6a, o imagine TEM cu câmp negru inelar cu unghi înalt (HAADF) relevă existența diferitelor faze în TiB2– (10% în greutate) $TiSi_2$.



a) b)

Figura 14.6. (a) Imaginea reprezentativă HAADF TEM dezvăluie diferite faze contrastante în ceramica TiB_2–(10% în greutate) $TiSi_2$ presată la cald. (b) O imagine convențională cu câmp luminos TEM care arată morfologia granulelor diferitelor faze constitutive

Prezența diferitelor faze, adică TiB_2, $TiSi_2$ și Ti_5Si_3, a fost confirmată prin analiza modelelor de difracție a zonei selectate (SADP). Dimensiunea medie a grăunților de TiB_2 a variat între 2 și 3 µm, în timp ce dimensiunea grăunților de Ti_5Si_3 a variat de la 100 la 150 nm. O imagine TEM convențională cu câmp luminos, așa cum se arată în Figura 14.6b, arată că faza Ti_5Si_3 se observă a fi localizată la buzunarul triplu și înconjurată de grăunții de TiB_2 și $TiSi_2$.

Morfologia grăunților de Ti_5Si_3 în punctele triple este o semnătură clară a sinterizării în fază lichidă. Obținerea densității mari a sinterului în TiB_2 întărit cu $TiSi_2$ la o temperatură atât de scăzută de presare la cald poate fi atribuită LPS, deoarece experimentele de presare la cald au fost efectuate peste punctul de topire (1540° C) al $TiSi_2$.

Pe lângă reacția directă dintre TiB_2 și $TiSi_2$, căile de reacție care explică formarea Ti_5Si_3 ar putea fi următoarele:

$$3TiB_2 + 2TiSi_2 \quad Ti_5Si_3 + SiB_6 \qquad 14.6$$

$$2TiO_2 + TiB_2 + 2TiSi_2 \quad Ti_5Si_3 + SiO_2 + B_2Oi_2 \qquad 14.7$$

$$7TiO_2 + 8TiSi_2 \quad 3Ti_5Si_3 + 7SiO_2 \qquad 14.8$$

$$5TiO_2 + 5TiSi_2 + 2C \quad 2Ti_5Si_3 + 4SiO_2 + 2CO\ (g) \qquad 14.9$$

$$Ti_3O_2 + 2TiSi_2 \quad Ti_5Si_3 + SiO_2 \qquad 14.10$$

$$2.8TiO + 2TiSi_2_Ti_5Si_3 + 1.4SiO_2 \qquad 14.11$$

În acest set de reacții, TiO_2 și diferiți suboxizi, TiO_x, sunt considerați prezenți, deoarece particulele de TiB_2 sunt cunoscute a fi acoperite cu oxizi de suprafață. Important, calculele termodinamice arată că schimbarea energiei libere nete pentru a treia reacție posibilă (ec. 14.8), adică ΔG_3, este negativă într-un interval larg de temperatură (până la temperatura de sinterizare). De exemplu, ΔG_3 este −74.727 kcal/mol la 1923 K. Energia liberă a reacției Gibbs este pozitivă până la 1323 K și devine negativă ($\Delta G4$ = −56.95 kcal/mol) la 1923 K. ΔG_5 este relativ moderată (−30.24 kcal/mol) și ΔG_6 este foarte scăzut (-4,49 kcal/mol) la 1923 K. Din analiza termodinamică detaliată, se realizează că reacțiile 14.8−14.10 sunt căi de reacție mai probabile pentru formarea Ti_5Si_3.

14.4.2. Proprietăți mecanice

Tabelul 14.2. arată că adăugarea a 2,5% în greutate $TiSi_2$ nu a cauzat o îmbunătățire semnificativă a rezistenței la temperatura camerei, în timp ce adăugarea a 5% în greutate $TiSi_2$ a crescut rezistența la ~ 426 MPa datorită densificării ridicate și a microstructurii uniforme cu grăunți mai fini de TiB_2. Cea mai mică rezistență (~ 338 MPa), totuși, a fost înregistrată cu TiB_2– (10% în greutate) $TiSi_2$, din cauza cantității mari de formare a doua fază. Similar

rezistenței la flexiune, modulul E maxim de ~ 518 GPa a fost măsurat cu compozitul TiB2– (5% în greutate) $TiSi_2$. În mod similar, TiB_2– (5% în greutate) $TiSi_2$ a prezentat o duritate ridicată de 25 GPa. Cu toate acestea, adăugarea suplimentară de $TiSi_2$ a redus duritatea la 23,5 GPa în compozite $TiSi_2$ TiB_2– (10% în greutate). Se poate observa aici că au fost raportate valori ridicate ale durității de 19, 22-23 și 28 GPa pentru TiB_2– (10% vol.) B_4C, [15] TiB_2– (15% greutate) TiC, [17] și TiB_2– (3% în greutate) CrB_2 [19] respectiv. Rezistența măsurată a materialelor investigate variază în intervalul 3,8 - 5,8 MPa · $m^{1/2}$. Datele privind proprietățile mecanice implică faptul că adăugarea $TiSi_2$ la TiB_2 trebuie limitată la 5% în greutate și orice adăugare suplimentară degradează proprietățile.

14.4.3. Tensiunile reziduale sau solicitările și proprietatea de degradare

Din Tabelul 14.2., este clar că adăugarea $TiSi_2$ are o influență evidentă asupra proprietăților mecanice ale materialelor TiB_2. În diverse ceramice necubice (cum ar fi TiB_2), dependența de mărimea granulelor a rezistenței la fractură este corelată cu stresul rezidual, introdus de anizotropia coeficientului de expansiune termică (CTE). –$TiSi_2$. Se știe că tulpina reziduală poate fi generată datorită modulului elastic și / sau nepotrivirii de expansiune termică între matrice și a doua fază, precum și a anizotropiei de expansiune termică în materiale necubice. Prin urmare, tensiunile radiale sau compresive rezultate în jurul unei particule se pot dezvolta printr-o alegere adecvată a matricei cu expansiune redusă și un aditiv cu expansiune ridicată. S-a observat că devierea fisurilor apare din cauza unui câmp rezidual de deformare. În calcularea tensiunii reziduale, coeficientul de expansiune termică de-a lungul axelor cristalografice a și c pentru TiB_2 este $\alpha a = 6{,}4 \times 10^{-6}\ K^{-1}$ și $\alpha c = 9{,}2 \times 10^{-6}\ K^{-1}$ și modulul elastic al TiB_2 este ~ 565 GPa [3]; pentru Ti_5Si_3, au fost luate în considerare $\alpha a = 5{,}1 \times 10^{-6} K^{-1}$, $\alpha c = 22{,}2 \times 10^{-6}\ K^{-1}$ și modulul elastic ~156 GPa [30]. Sunt disponibile mai multe modele pentru calcularea eforturilor reziduale din compozite ceramice armate cu particule [43– 45]. Tulpina reziduală din compozitele TiB_2 – $TiSi_2$ este estimată dintr-un model propus de Taya și colab [44]:

$$\alpha_1^* = \int_{T_p}^{T_R} (\alpha_p - \alpha_m)\delta dT \qquad 14.12$$

unde α_p și αm sunt CTE ale fazelor particulelor și respectiv ale matricei, δ este tensorul izotrop (delta Kronecker), iar T_p este temperatura de sinterizare de la care compozitul ceramic

este răcit la T_R, temperatura camerei. Câmpurile izotropi de solicitare medie din particule și din matrice sunt date de ⟨σ⟩ p și ⟨σ⟩ m, pentru o fracție dată de volum de particule (fp):

$$\frac{\langle\sigma\rangle_p}{E_m} = \frac{-2(1-f_p)\beta\alpha_1^*}{A} \qquad 14.13$$

și:

$$\frac{\langle\sigma\rangle_m}{E_m} = \frac{2f_p\beta\alpha_1^*}{A} \qquad 14.14$$

unde:

$$A = (1-f_p)(\beta+2)(1+v_m) + 3\beta f_p(1-v_m) \qquad 14.15$$

si

$\beta = \left(\frac{1+v_m}{1+v_p}\right)\left(\frac{E_p}{E_m}\right)$	14.16

ν_m și ν_p sunt raportul lui Poisson dintre matrice și particule, iar E_m și E_p sunt modulul elastic al matricei și, respectiv, al particulelor. Pe baza setului precedent de ecuații, tulpina nepotrivită (α_1 *) din particule este estimată a fi în jur de -5,645 × 10^{-3} și ⟨σ⟩ = −112,2 MPa și ⟨σ⟩ p = 1444,6 MPa. Kang și colab. [46] au raportat stresul la interfața dintre particulele B_4C și TiB_2 ca -260 MPa. Blugan și colab. [47] au estimat ⟨σ⟩ m = -490 MPa și ⟨σ⟩ p = 1080 MPa pentru compusul Ti_3N_4– (30% în greutate) TiN. În cazul compozitelor TiB_2 – $TiSi_2$, dacă tensiunea ridicată la tracțiune depășește rezistența de legătură a interfeței matrice-particule, atunci interfața va fi dezactivată. Stresul rezidual de compresiune din matricea TiB_2 poate duce la o creștere a rezistenței compozitelor TiB_2 – $TiSi_2$.

14.5. COMPOZITE ZrB_2 – SiC – $TiSi_2$

Densitatea și proprietățile mecanice ale probelor SPSed ZrB_2 – SiC – $TiSi_2$ sunt prezentate în Tabelul 14.3. Se poate observa că densitatea ZrB_2 – SiC crește de la 97,8% ρ_{th} la ~100% ρ_{th} cu adăugarea $TiSi_2$ până la 5% în greutate, atunci când toate sunt plasmă sinterizată

la 1600° C, timp de 10 minute, la 50 MPa. Se poate observa atât de sus temperaturile de sinterizare (peste 1800° C) sunt imperative pentru densificarea completă (> 99% ρ_{th}) a ZrB_2 în ciuda utilizării diferitelor căi de procesare. Prin urmare, aceste rezultate indică faptul că $TiSi_2$ ajută la îmbunătățirea sinterizabilității ZrB_2-SiC. Acest lucru poate fi atribuit LPS ceramicii ZrB_2 în prezența $TiSi_2$. Wang și colab. [48] au raportat că ajutoarele de sinterizare joacă un rol vital în îmbunătățirea densificării ZrB_2.

Tabelul 14.3. Rezumatul proprietăților mecanice ale ZrB_2 sinterizat cu diferiți aditivi de sinterizare

Compoziția materialului (wt%)	Procesare	Densitatea relativă (%ρ_{th})	Duritate Vickers H_v (GPa)	Rigiditate la indentare (K_{IC}), MPa·$m^{1/2}$	Bibl.
ZrB2	PS, 2150 °C, 9h	98	14,5	-	23
ZrB2–(20)MoSi2	PS, 1850 °C, 0.5h	99,1	16,1	2,3	24
ZrB2–(30)SiC	RHP, 1800 °C	99	27	2,1	25
ZrB2–(15)TaSi2	HP, 1900 °C	99	17,8	3,8	26
ZrB2–(18.5) SiC– (3.7)Si3N4–(1) Al2O3–(0.5)Y2O3	HP, 1760 °C, 10 min	98	14,2	4,6	9
ZrB2–(25.2)SiC	SPS, 1400 °C, 30MPa, 12 min	98,3	17,3	5,3	52
ZrB2–(40)ZrC–(12)SiC	SPS,1800 °C, 20MPa, 10 min	99,5	16,9	5,9	53
ZrB2–(60)SiC	SPS, 2100 °C, 20MPa, 3 min	99	26,8	3,5	54
ZrB2–(6)Cu	SPS,1500 °C, 15min	95	19,1	7,4	33
ZrB2–(18)SiC–(0)TiSi2	-	97,8	21	3,2	55
ZrB2–(18)SiC–(2.5)TiSi2	-	98,2	25,6	4,1	55
ZrB2–(18)SiC–(5) TiSi2	-	100	26,4	5,1	55

HP, presare la cald; PS, sinterizare fără presiune; RHP, presare reactivă la cald; SPS, sinterizare cu scânteie în plasmă.

Guo și colab. [49] a raportat că rata de contracție crește cu creșterea ratei de încălzire a ZrB_2. În timpul încălzirii, vârful ratei de contracție este mutat la o temperatură mai scăzută și crește odată cu creșterea ratei de încălzire. Având în vedere astfel de observații, este posibil ca rata ridicată de încălzire în SPS să fi dus la realizarea densificării complete la temperaturi mai mici de sinterizare. Pentru a evalua potențialul materialelor ZrB_2 – SiC – $TiSi_2$ nou dezvoltate, detaliile de procesare, împreună cu datele privind densitatea sinterului și proprietățile mecanice ale diferitelor materiale ZrB_2 sunt rezumate în Tabelul 14.3. Se poate observa că densificarea completă a materialelor pe bază de ZrB_2 printr-o cale de presare la cald este posibilă numai la temperatura ≥ 1800° C. Duritatea materialelor ZrB_2 dezvoltate anterior variază de la 14 la 27

GPa și rezistența la indentare de la 2,1 la 7,4MPa · $m^{1/2}$. O observație interesantă este că materialele care prezintă cea mai mare duritate (27 GPa) au fost măsurate pentru a avea o rezistență redusă la fractură (aproximativ 2 MPa · $m^{1/2}$). Compusul dens ZrB_2– (18) SiC– (5) $TiSi_2$ procesat cu SPS a prezentat, de asemenea, o combinație excelentă de proprietăți cu duritate maximă de 26,4 GPa și rezistență la rupere de indentare de .15,1 MPa · $m^{1/2}$. Măsurătorile de rezistență la încovoiere arată o rezistență moderată de 497 MPa pentru ZrB_2– (18) SiC– (5) $TiSi_2$ și 373 MPa pentru ZrB_2– (18) SiC– (0) $TiSi_2$ compozite. O astfel de îmbunătățire modestă a rezistenței poate fi atribuită fie densității mai bune, adică absenței defectelor sau porilor care inițiază fisuri, fie adaosului de silicură. Valorile de rezistență măsurate ale materialelor ZrB_2 investigate au variat în intervalul 3.2–5.1 MPa·$m^{1/2}$ (vezi Tabelul 14.3). Într-o recenzie recentă, Guo și colab. a raportat că rezistența la fractură (măsurată prin indentare) a sistemelor ZrB_2 – SiC – $MoSi_2$ și ZrB_2– $ZrSi_2$ 50,51 a variat în intervalul 2,6–3,7MPa·$m^{1/2}$ și respectiv 3,8–4,8MPa·$m^{1/2}$. Din aceste rezultate, adăugarea $TiSi_2$ pare să aibă efecte benefice în îmbunătățirea proprietăților de rezistență. O rezistență mai bună în ZrB_2 – SiC – $TiSi_2$ se datorează în principal deformării fisurilor în câmpul de solicitare reziduală (vezi Fig. 14.7). Crăpătura indusă de indentare pare să se propage de-a lungul grăunților de ZrB_2 și s-a observat, de asemenea, punerea fisurilor. Tensiunea reziduală din interfețele compozite și / sau matrice slabă - a doua fază, așa cum am menționat mai devreme, poate duce la devierea fisurilor. În compozitele ZrB_2, deformarea reziduală poate fi generată din cauza modulului elastic și / sau a nepotrivirii de dilatare termică între matricea ZrB_2 și fazele secundare (SiC și $TiSi_2$).

14.6. CONCLUZII FINALE

Ca o concluzie finală, rezultatele experimentale rezumate în acest capitol consolidează ideea că reacțiile de sinterizare joacă un rol important în determinarea comportamentului de densificare și a proprietăților materiale ale ceramicii neoxidice. Pe baza experimentelor de presare la cald pe sistemele TiB_2 – $MoSi_2$ și TiB_2 – $TiSi_2$, se realizează că, chiar și în situații în care LPS poate fi promovat la temperatură mai mică, densificarea completă a TiB_2 necesită în continuare o temperatură de presare la cald, care depășește 1600° C. Un alt mesaj interesant este că adăugarea ajutorului de sinterizare trebuie optimizată într-o fereastră închisă și chiar și adăugările mici (≤5% în greutate) pot promova reacții de sinterizare în cazul materialelor pe bază de TiB_2. Având în vedere proprietățile favorabile la temperaturi ridicate ale Ti_5Si_3, prezența Ti_5Si_3 în ceramica TiB_2 – $TiSi_2$ ar fi cu siguranță benefică pentru aplicațiile la

temperaturi ridicate, deoarece Ti_5Si_3 are un punct de topire relativ ridicat (2130° C) și proprietăți mecanice mai bune. Se observă că combinația de proprietăți mecanice obținută cu ZrB_2– (18) SiC– (5) $TiSi_2$ este mult mai bună decât pentru materialele bazate pe ZrB_2 dezvoltate anterior. Cu toate acestea, corelația structură-proprietate în acest sistem material trebuie stabilită.

BIBLIOGRAFIE

[1] W. G. Fahrenholtz, G. E. Hilmas, I. G. Talmy and J. A. Zaykoski, *Refractory diborides of zirconium and hafnium*, J. Am. Ceram. Soc. 90(5) (2007), 1347–1364.

[2] J. R. Ramberg and W. S. Williams, *High temperature deformation of titanium diboride*, J. Mater. Sci. 22 (1987), 1815–1826.

[3] J. J. Melendez-Martinez, A. Dominguez-Rodriguez, F. Monteverde, C. Melandri and G. de Portu, *Characterisation and high temperature mechanical properties of zirconium boride-based materials*, . J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2002), 2543–2549.

[4] F. Peng and R. F. Speyer, *Oxidation resistance of fully dense ZrB2 with SiC, TaB2 and TaSi2 additives*, J. Am. Ceram. Soc. 91(5) (2008), 1489–1494.

[5] R. A. Cutler, *Engineering Properties of Borides*, Engineering Materials Handbook, Ceramic and Glasses, ASM International, Vol. 4, Metals Park, OH, 1991, 787–803.

[6] F. Monteverde and L. Scatteia, *Resistance to thermal shock and to oxidation of metal diborides–SiC ceramics for aerospace application*, J. Am. Ceram. Soc. 90(4) (2007), 1130–1138.

[7] R. G. Munro, *Material properties of titanium diboride*, J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol. 105(5) (2000), 709–720.

[8] A. K. Kuriakose and J. L. Margrave, *The oxidation kinetics of zirconium diboride and zirconium carbide at high temperatures*, J. Electrochem. Soc. 111(7) (1964), 827–831.

[9] F. Monteverde, S. Guicciardi and A. Bellosi, *Advances in microstructure and mechanical properties of zirconium diboride based ceramics*, Mater. Sci. Eng. A 346 (2003), 310–319.

[10] Y. Yan, Z. Huang, S. Dong and D. Jiang, *Pressureless sintering of high-density ZrB2-SiC ceramic composites*, J. Am. Ceram. Soc. 89(11) (2006), 3589–3592.

[11] F. Monteverde, C. Melandri and S. Guicciardi, *Microstructure and mechanical properties of an HfB2â•¯+â•¯30â•›vol% SiC composite consolidated by spark plasma sintering*, Mater. Chem. Phys. 100 (2006), 513–519.

[12] B. Basu, G. B. Raju and A. K. Suri, *Processing and properties of monolithic TiB2 based materials*, Int. Mater. Rev. 51 (2006), 352–374.

[13] W. Wang, Z. Fu, H. Wang and R. Yuan, *Influence of hot pressing sintering temperature and time on microstructure and mechanical properties of TiB2 ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2002), 1045–1049.

[14] J. J. Melendez-Martinez, A. Dominguez-Rodriguez, F. Monteverde, C. Melandri and G. de Portu, *Characterisation and high temperature mechanical properties of zirconium diboride-based materials*, J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2002), 2543–2549.

[15] F. Monteverde and A. Bellosi, *Effect of the addition of silicon nitride on sintering behavior and microstructure of zirconium diboride*, Scr. Mater. 46 (2002), 223–228.

[16] F. Monteverde and A. Bellosi, *Beneficial effects of AIN as sintering aid on microstructure and mechanical properties of hot pressed ZrB2*, Adv. Eng. Mater. 5 (2003), 508–512.

[17] F. Monteverde and A. Bellosi, *Efficacy of HFN as sintering aid in the manufacturing of ultra high temperature metal diboride-matrix ceramics*, J. Mater. Res. 19 (2004), 3576–3585.

[18] F. Monteverde and A. Bellosi, *Development and characterization of metal-diboride-based composites toughened with ultra-fine SiC particulates*, Solid State Sci. 7 (2005), 622–630.

[19] S. S. Hwang, A. L. Vasiliev and N. P. Padture, *Improved processing and oxidation resistance of ZrB2 ultra-high temperature ceramics containing SiC nanodispersoids*, Mater. Sci. Eng. A 464 (2007), 216–224.

[20] S. Zhu, W. G. Fahrenholtz and G. E. Hilmas, *Influence of silicon carbide particles size on the microstructure and mechanical properties of zirconium diboride-silicon carbide ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 27 (2007), 2077–2083.

[21] L. Rangaraj, C. Divakar and V. Jayaram, *Fabrication and mechanisms of densification of ZrB2-based ultra high temperature ceramics by reactive hot pressing*, J. Eur. Ceram. Soc. 30 (2010), 129–138.

[22] Z. Wang, S. Wang, X. Zhang, P. Hu, W. Han and C. Hong, *Effect of graphite flake on microstructure as well as mechanical properties and thermal shock resistance of ZrB2–SiC matrix ultrahigh temperature ceramics*, J. Alloys and Comp. 484 (2009), 390–394.

[23] A. L. Chamberlain, W. G. Fahrenholtz and G. E. Hilmas, *Pressureless sintering of zirconium diboride*, J. Am. Ceram. Soc. 89(2) (2006), 450–456.

[24] D. Sciti, S. Guicciardi, A. Bellosi and G. Pezzotti, *Properties of a pressureless-sintered ZrB2-MoSi2 cermic composite*, J. Am. Ceram. Soc. 89(7) (2006), 2320–2322.

[25] A. L. Chamberlain, W. G. Fahrenholtz and G. E. Hilmas, *Low-temperature densification of zirconium diboride ceramics by reactive hot pressing*, J. Am. Ceram. Soc. 89(12) (2006), 3638–3645.

[26] D. Sciti, L. Silvestroni, G. Celotti, C. Melandri and S. Guicciardi, *Sintering and mechanical properties of ZrB2-TaSi2 and HfB2-TaSi2 ceramic composites*, J. Am. Ceram. Soc. 91(10) (2008), 3285–3291.

[27] G. Brahma Raju and B. Basu, *Thermal and electrical properties of TiB2-MoSi2*, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 28 (2010), 174–179.

[28] G. Brahma Raju, K. Biswas and B. Basu, *Microstructural characterization and isothermal oxidation behavior of hot-pressed TiB2-10â•›wt% TiSi2 composite*, Scr. Mater. 61 (2009), 674–677.

[29] A. Mukhopadhyay, G. B. Raju, A. K. Suri and B. Basu, *Correlation between phase evolution, mechanical properties and instrumented indentation response of TiB2-based ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 29 (2009), 505–516.

[30] G. Brahma Raju and B. Basu, *Densification, sintering reactions, and properties of titanium diboride with titanium disilicide as a sintering aid*, J. Am. Ceram. Soc. 90(11) (2007), 3415–3423.

[31] G. Brahma Raju, K. Biswas, A. Mukhopadhyay and B. Basu, *Densification and high temperature mechanical properties of hot pressed TiB2-(0–10â•›wt. %) MoSi2 composites*, Scr. Mater. 61 (2009), 674–677.

[32] G. Brahma Raju, B. Basu, N. H. Tak and S. J. Cho, *Temperature dependent hardness and strength properties of TiB2 with TiSi2 sinter-aid*, J. Eur. Ceram. Soc. 29(10) (2009), 2119–2128.

[33] T. Venkateswaran, B. Basu, G. B. Raju and D.-Y. Kim, *Densification and properties of transition metal borides-based cermets via spark plasma sintering*, J. Eur. Ceram. Soc. 26 (2006), 2431–2440.

[34] A. Roine, *Chemical reaction and equilibrium software with extensive thermochemical database*, Outokumpu HSC Chemistry for Windows (version 5.1). Pori, Finland.

[35] N. Chollacoop, M. Dao and S. Suresh, *Depth-sensing instrumented indentation with dual sharp indenters*, Acta Mater. 51 (2003), 3713–3729.

[36] W. C. Oliver and G. M. Pharr, *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*, J. Mater. Res. 7(6) (1992), 1564–1583.

[37] G. M. Pharr, W. C. Oliver and F. R. Brotzen, *On the generality of the relationship among contact stiffness, contact area, and elastic modulus during indentation*, J. Mater. Res. 7(3) (1992), 613–617.

[38] R. W. Davidge, *Mechanical behaviour of ceramics*, In Cambridge Solid State Science Series, ed. R. W. Cahn, M. W. Thompson and I. M. Ward. University Press, Cambridge, UK, 1979.

[39] F. J. P. Clarke, *Residual strain and the fracture stress-grain size relationship in brittle solids*, Acta Metall. 12 (1964), 139–143.

[40] A. Krell, *A new look at grain size and load effects in the hardness of ceramics*, Mater. Sci. Eng. A. 245 (1998), 277–284.

[41] A. Carpinetri and S. Puzzi, *A fractal approach to indentation size effect*, Eng. Fract. Mech. 73(15) (2006), 2110–2122.

[42] V. Ritcher and M. V. Ruthendorf, *On hardness and toughness of ultrafine and nanocrystalline hard materials*, Int. J. Ref. Met. Hard. Mater. 17 (1999), 141–152.

[43] A. G. Evans and K. T. Faber, *Toughening of ceramics by circumferential microcracking*, J. Am. Ceram. Soc. 64 (7) (1981), 394–398.

[44] M. Taya, S. Hayashi, A. S. Kobayashi and H. S. Yoon, *Toughening of a particulate-reinforced ceramic–matrix composite by thermal residual stress*, J. Am. Ceram. Soc. 73(6) (1990), 1382–1391.

[45] K. T. Faber and A. G. Evans, *Crack deflection processes I. Theory*, Acta Metall. 31(4) (1983), 565–576.

[46] S. H. Kang, D. J. Kim, E. S. Kang and S. S. Baek, *Pressureless sintering and properties of titanium diboride ceramics containing chromium and iron*, J. Am. Ceram. Soc. 84(4) (2001), 893–895.

[47] G. Blugan, M. Hadad, J. Janczak-Rusch, J. Kuebler and T. Graule, *Fractography, mechanical properties, and microstructure of commercial silicon nitride–titanium nitride composites*, J. Am. Ceram. Soc. 88(4) (2005), 926–933.

[48] H. Wang, C. A. Wang, X. Yao and D. Fang, *Processing and mechanical properties of zirconium diboride-based ceramics prepared by spark plasma sintering*, J. Am. Ceram. Soc. 90(7) (2007), 1992–1997.

[49] S. Q. Guo, T. Nishimura, Y. Kagawa and J. M. Yang, *Spark plasma sintering of zirconium diborides*, J. Am. Ceram. Soc. 91(9) (2008), 2848–2855.

[50] S. Q. Guo, Y. Kagawa and T. Nishimura, *Mechanical behavior of two step hot-pressed ZrB2-based composites with ZrSi2*, J. Eur. Ceram. Soc. 29(4) (2009), 787–794.

[51] S. Q. Guo, T. Nishimura, T. Mizuguchi and Y. Kagawa, *Mechanical properties of hot-pressed ZrB2–MoSi2–SiC composites*, J. Eur. Ceram. Soc. 28(9) (2008), 1891–1898.

[52] Y. Zhao, L. J. Wang, G. J. Zhang, W. Jiang and L. D. Chen, *Effect of holding time and pressure on properties of ZrB2–SiC composite fabricated by the spark plasma sintering reactive synthesis method*, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 27 (2009), 177–180.

[53] R. Licheri, R. Orru, C. Musa and G. Cao, *Combination of SHS and SPS techniques for fabrication of fully dense ZrB2-ZrC-SiC composites*, Mater. Lett. 62(3) (2008), 432–435.

[54] I. Akin, M. Hotta, F. C. Sahin, O. Yucel, G. Goller and T. Goto, *Microstructure and densification of ZrB2–SiC composites prepared by spark plasma sintering*, J. Eur. Ceram. Soc. 29(2009), 2379–2385.

[55] K. Pavani, K. Madhav Reddy and B. Basu, *Unpublished work*, 2010.

CAPITOLUL 15. PROPRIETĂȚI MECANICE ȘI DE OXIDARE LA TEMPERATURI RIDICATE

Acest capitol discută influența adăugării $TiSi_2$ / $MoSi_2$ (până la 10% în greutate) și a temperaturii asupra durității și rezistenței TiB_2. Un alt aspect important al discuției din acest capitol este de a evalua modul în care prezența sinterului ajută la rezistența la oxidare. Rezultatele testelor de oxidare izotermă pe compozitele TiB_2– (x% în greutate) $MoSi_2$ / $TiSi_2$ ($x \leq 10$) sunt de asemenea analizate în acest scop.

15.1 INTRODUCERE

Se poate reafirma aici că ceramica din ultimele decenii a apărut ca materiale de înaltă temperatură pentru industria aerospațială și alte aplicații structurale. În acest context, sunt disponibile foarte puține rapoarte cu privire la proprietățile mecanice la temperaturi ridicate ale materialelor TiB_2 [1]. Sunt necesare măsurători ale durității la cald pentru a evalua comportamentul mecanic la temperatură ridicată a diferitelor ceramice, inclusiv boruri [1-5]. Proprietăți de rezistență mecanică la temperatură ridicată unele dintre compozitele ceramice avansate sunt, de asemenea, investigate [1, 6-19]. Proprietățile de rezistență la temperaturi ridicate sunt sensibile la asamblarea fazelor microstructurale sau la conținutul sinter-aditiv. În ceea ce privește, majoritatea investigațiilor cu privire la proprietățile la temperatură ridicată ale TiB_2 sunt legate de TiB_2 monolitic. În capitolele precedente, este discutată dezvoltarea compozitelor TiB_2 – silicid. Acest capitol prezintă duritatea la temperaturi ridicate și proprietățile de rezistență ale acestor materiale.

Un alt domeniu de discuție în acest capitol este proprietățile de oxidare ale ceramicii de înaltă temperatură. Oxidarea la temperaturi ridicate este o formă de coroziune care nu necesită prezența unui electrolit lichid și, prin urmare, este cunoscută sub numele de coroziune uscată sau detartraj. Tabelul 15.1 compară proprietățile de oxidare ale diferitelor ceramice potențiale la temperatură ridicată. Deși constanta ratei de oxidare a materialelor pe bază de TiB_2 este comparabil cu cel al altor ceramice, expunerea prelungită a TiB_2 peste 1000 °C în aer degradează rezistența la oxidare, în timp ce SiC și $MoSi_2$ au o bună rezistență la oxidare datorită formării scării de oxid de protecție.

Tabelul 15.1. Rezumatul rezultatelor cercetării care ilustrează efectul temperaturii asupra rezistenței la flexiune a ceramicii TiB2 – $MoSi_2$ / $TiSi_2$

Compoziția wt%	Condiții de sinterizare (°C, min, MPa)	Dens. relativă (% ρth)	Dim. Grău. (μm)	Condițiile testului de încovoiere	Rezistența la încovoiere (MPa)			Ref.
					TC	500 °C	1000 °C	
TiB2–(0)MoSi2	HP, 1800, 60, 30	98	1.5	4-P,aer,3×4×40mm^3	387	422	546	28
TiB2–(2.5)MoSi2	HP, 1700, 60, 30	99	1.2	4-P,aer,3×4×40mm^3	391	442	503	28
TiB2–(10.0)MoSi2	HP, 1700, 60, 30	97	1.3	4-P,aer,3×4×40mm^3	268	312	261	28
TiB2–(2.5)TiSi2	HP, 1650, 60, 30	99	2.3	4-P,aer,3×4×40mm^3	381	-	433	31
TiB2–(5.0)TiSi2	HP, 1650, 60, 30	99	3	4-P,aer,3×4×40mm^3	426	479	314	31
TiB2–(10.0)TiSi2	HP, 1650, 60, 30	99	3.5	4-P,aer,3×4×40mm^3	345	375	325	31

Investigațiile experimentale au arătat că mecanismul de oxidare al TiB_2 a fost influențat de presiunea parțială a oxigenului, timpul de expunere, porozitatea și natura aditivilor de sinterizare. Kulpa și Trocszynski [20] au raportat că oxidarea pulberii TiB_2 începe sub 400° C odată cu formarea $TiBO_3$. Au propus următoarele reacții:

$$4TiB_2 + 9O_2 - 4TiBO_3 + 2B_2O_3 \quad (< 400\ ℃\ and\ 0.05\ ppm\ of\ O_2) \qquad 15.1$$

$$4TiBO_3 + O_2 - 4TiO_2 + 2B_2O_3 \quad (< 400 - 900\ ℃\ and\ 10\ ppm\ of\ O_2) \qquad 15.2$$

S-a observat experimental că ambele reacții de oxidare pot avea loc concomitent în intervalul de temperatură de 400-900° C. O comparație a rezistenței la oxidare a diferitelor materiale pe bază de TiB_2 indică faptul că TiB_2 monolitic (fără sinter-aditiv) are o rezistență slabă la oxidare, comparativ cu compozitele din TiB_2 cu aditivii de sinterizare pe bază de Si sau Al. Acești aditivi pot facilita formarea de un strat de SiO_2 [21] sau Al_2O_3 [22] pe suprafața compozită. Koh și colab [23] au raportat rezistența îmbunătățită la oxidare a TiB_2 datorită acoperirii stratului de SiO_2 amorf protector pe suprafață.

Într-un efort de a evalua caracteristicile de oxidare, constantele ratei de oxidare la diferite temperaturi pentru materialele pe bază de TiB_2 și TiB_2 monolitice sunt rezumate în Figura 15.1. Până la 900° C, toate materialele, cu excepția cermetului TiB_2, au prezentat o cinetică controlată prin difuzie, adică o lege a ratei parabolice: $(\Delta W/s)^2 \approx K_{pt}$, unde K_p este constanta ratei de oxidare parabolică, ΔW este creșterea în greutate după timpul t = t, și s este suprafața materialului expus mediului oxidant.

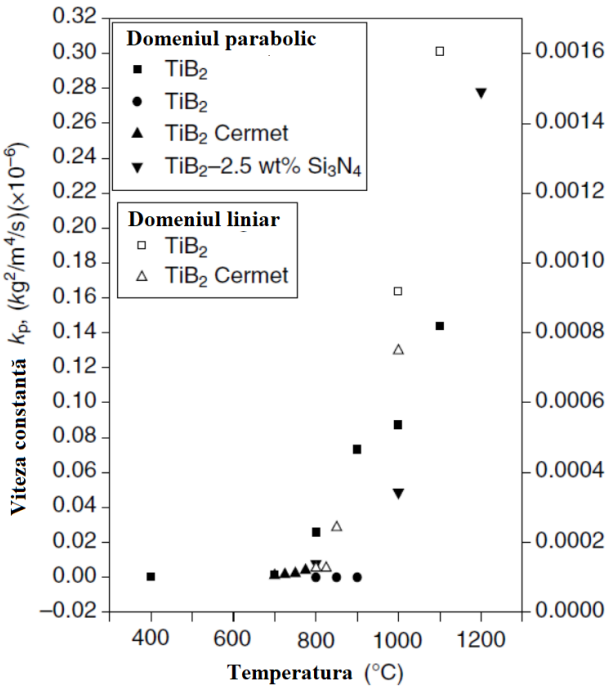


Figura 15.1. Constanta ratei de oxidare în diferite regiuni de temperatură, înregistrată pentru TiB_2 monolitic (sinterizat fără nici un ajutor de sinterizare), TiB_2 sinterizat cu sinter-aditiv nemetalic (Si_3N_4) și TiB_2 sinterizat cu liant metalic (10,54 % Fe) .[1]

O creștere notabilă a valorilor K_P a fost măsurată experimental la T > 900° C. În intervalul de temperatură de 800–1000° C, oxidarea urmează un comportament liniar (ΔW / s $\approx K_{Lt}$), unde K_L este constantă a ratei de oxidare liniară. Un comportament similar de oxidare liniară a fost de asemenea înregistrat cu TiB_2 monolitic. Interesant este faptul că comportamentul de oxidare parabolică a fost înregistrat și cu materiale TiB_2 – (2,5% în greutate) Si_3N_4 până la 1200° C. S-a raportat că TiB_2 începe să se oxideze în aer la 400-500° C și procesul de oxidare a fost controlat de un mecanism controlat prin difuzie până la 900° C [24].

Koh și colab. [25] au studiat comportamentul de oxidare al TiB_2– (2,5% în greutate) Si_3N_4 la 800–1200° C timp de până la 10 ore în aer. Au raportat că TiB_2– (2,5% în greutate) Si_3N_4 ar putea prezenta o rezistență mai bună la oxidare la temperaturi ridicate (sub 1000° C) datorită formării unui strat de oxid de protecție la suprafață. La temperaturi sub 1000° C, creșterile în greutate parabolice au fost măsurate ca urmare a formării TiO_2 și $B2O_3$ (*l*) la suprafață. La temperaturi peste 1000° C, s-a observat TiO_2 cristalin împreună cu B_2O_3 volatil și suprafața a fost acoperită doar cu un strat gros de TiO_2 cristalin. Graziani și colab. a raportat cinetica de oxidare parabolică a HP TiB_2 – (12,1% în greutate) B_4C – (2,1% în greutate) material Ni. [26]. În ceea ce privește cinetica, s-a observat inițial formarea produsului oxidic B_2O_3, din cauza razei mici a atomului de bor [27]. Difuzia borului la suprafață este mai intensă decât difuzia

atomului metalic al borurii și acest lucru are ca rezultat formarea unor cantități mari de B_2O_3. Natura sticloasă a filmului B_2O_3 prezintă o barieră de difuzie suplimentară pentru oxigenul atmosferic în timpul oxidării. În timp ce au fost efectuate studii de oxidare pe câteva materiale pe bază de TiB_2, s-au făcut câteva încercări de îmbunătățire a rezistenței la oxidare. Într-o abordare inovatoare, materialele TiB_2 au fost acoperite cu un strat de SiO_2 prin plasarea lor într-un pat de pulbere de SiC în H_2 care curge conținând 0,1% H_2O la 1450 ° C timp de 2 ore [23]. Stratul de acoperire sa dovedit a fi eficient în limitarea oxidării de TiB_2. Rata de oxidare a TiB_2 acoperit a scăzut cu aproximativ un factor de 10, în primul rând din cauza transportului redus de oxigen prin stratul de acoperire, precum și a consumului de oxigen prin reacția cu $Ti2O_3$ pentru a forma TiO_2. Oxidarea TiB_2 poate exercita o influență negativă asupra performanței mecanice a componentelor. S-a măsurat rezistența la flexiune a probelor TiB_2 fără și cu stratul de acoperire (după tratament într-un pat de pulbere de SiC) [23], iar datele sunt rezumate în Figura 15.2.

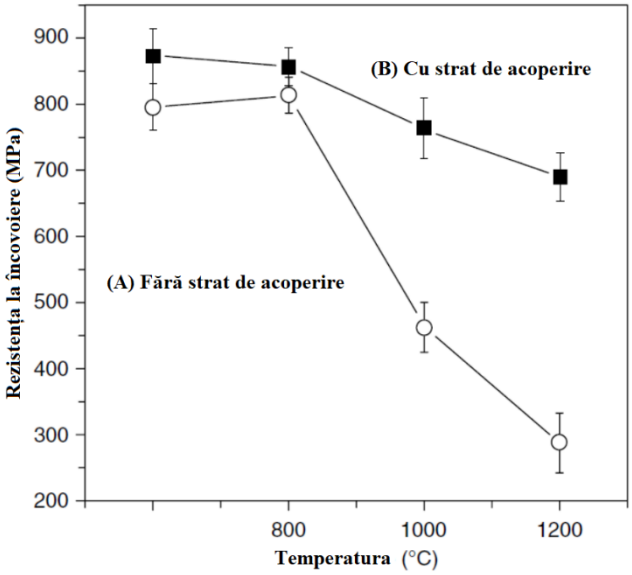


Figura 15.2. Rezistența la îndoire a probelor TiB_2 după oxidarea în aer timp de 10 ore la diferite temperaturi (A) fără și (B) cu strat de acoperire [23]. Scăderea mult mai mică a rezistenței cu TiB_2 acoperit arată o rezistență mai bună la degradarea proprietății materialului indusă de oxidare.

Fără stratul de acoperire, rezistența a fost redusă remarcabil după oxidare la 1000° C timp de 10 ore. S-a observat că formarea unui strat gros de oxid și prezența fisurilor au contribuit la o reducere a rezistenței. Cu toate acestea, când specimenul TiB_2 a fost acoperit cu un strat de SiO_2, rezistența a scăzut într-o măsură mai mică și acest lucru s-a datorat tocirii fisurilor de suprafață cu stratul de acoperire.

De fapt, când specimenul acoperit a fost oxidat la 800° C timp de 10 ore, reducerea rezistenței a fost minimă. În acest capitol, sunt rezumate proprietățile mecanice la temperatură ridicată, precum și proprietățile de oxidare ale materialelor TiB_2 – $MoSi_2$ și TiB_2 – $TiSi_2$ [28–31]. O comparație cu rezultatele publicate este de asemenea furnizată pentru a ilustra performanța relativă a acestor materiale nou dezvoltate.

15.2. MĂSURĂTORI ALE PROPRIETĂȚILOR LA TEMPERATURI ÎNALTE

Prelucrarea TiB_2 – $MoSi_2$ / TiB_2 – $TiSi_2$ este descrisă în Capitolul 14, iar datele de densificare a probelor HP sunt prezentate în Tabelul 15.2. Se știe că anizotropia structurii cristaline hexagonale are ca rezultat tensiuni interne dăunătoare și apariția microfisurării spontane în timpul răcirii, dacă mărimea grăuntelui de TiB_2 depășește dimensiunea critică a grăuntelui de 15 μm [9]. TiB_2 – $TiSi_2$ (≤ 3,6 μm) este mult sub dimensiunea critică a grăunților. Probele (5 mm × 5 mm × 10 mm) pentru măsurarea durității la cald au fost indentate la temperatura camerei (RT, 23° C) și la 300, 600 și 900° C cu o sarcină de 9,8 N folosind un tester de duritate la temperatură ridicată într-un vid mai mic de 5×10^{-3}Pa.

Tabelul 15.2. Valori de duritate la cald ale ceramicii TiB_2 – $MoSi_2$ / $TiSi_2$

Materials (wt%)	Duritate la cald (GPa) la diferite temperaturi (° C)						Ref.
	23	200	300	600	800	900	
TiB_2–(0)$MoSi_2$	25.6	–	15.1	11.5	-	8.5	28
TiB_2–(2.5)$MoSi_2$	27.6	-	18.9	13.6	-	10.5	28
TiB_2–(2.5)$TiSi_2$	27	-	15.1	11.5	-	8.9	31
TiB_2	25	14.7	12.8	-	5.3	-	31
TiB_2–(5)$TiSi_2$	27	-	13.3	11		7	31
TiB_2–(10)$TiSi_2$	24	-	13	10		5	31
TiB_2	28	24	18	14	8	7	56
ZrB_2	20	-	12	9	7	7	56
HfB_2	27	26	16	10	9	6	56

Eșantioanele pentru măsurători de rezistență au fost obținute de pe discurile HP și prelucrate în forme de bare cu dimensiuni de 3 × 4 × 40 mm. Rezistența la flexiune a fost înregistrată pe o configurație de îndoire în patru puncte utilizând un dispozitiv de fixare din carbură de siliciu, cu o viteză a capului încrucișat de 0,5mm/min și întinderile interioare și exterioare de 10 și respectiv 30 mm. Au fost efectuate teste de oxidare pe termen scurt (12 ore)

pe cupoane ceramice de 3 × 4 × 10 mm la 1200° C în atmosferă de aer uscat cu o rată de încălzire de 30° C/min.

15.3. PROPRIETĂȚILE MECANICE LA TEMPERATURI ÎNALTE

15.3.1. Rezistența la încovoiere la temperaturi ridicate

Rezistența la flexiune la temperatură ridicată a probelor HP TiB_2 – $MoSi_2$ este prezentată în Tabelul 15.1. La RT, valorile rezistenței la flexiune în patru puncte ale compoziției $MoSi_2$ monolitice TiB_2 și TiB_2– (2,5% în greutate) au fost măsurate pentru a fi ~ 390 MPa. De obicei, rezistența la flexiune a HP TiB_2, așa cum a raportat alții, a variat în intervalul 300 – 400 MPa [5]. Adăugarea de 2,5% în greutate $MoSi_2$ nu degradează proprietățile de rezistență ale TiB_2. Cu toate acestea, rezistența cea mai mică (~268 MPa) a fost înregistrată cu compozitul pe bază de TiB_2 densificat folosind 10% în greutate $MoSi_2$ sinter-aditiv. Rezistența la rupere a TiB_2, indiferent de conținutul de $MoSi_2$, crește cu temperatura de până la 500 ° C. Într-un studiu anterior, Baumgartner și Steiger [32] au raportat o creștere a rezistenței monolitului TiB_2 cu temperatura și au atribuit-o ușurării tensiunilor interne reziduale. De fapt, proprietățile de rezistență măsurate cu TiB_2– (x) $MoSi_2$ (x ≤ 2,5% în greutate) sunt relativ ridicate, comparativ cu alte TiB_2 (vezi Tabelul 15.1). Rezistența ridicată a ceramicii TiB_2 – $MoSi_2$ se datorează mărimii mai fine a grăuntelui de TiB_2. La 1000° C, rezistența la flexiune a compozitului TiB_2 cu 10% în greutate $MoSi_2$ sinter-aditiv este redusă (~261MPa), comparativ cu rezistența la 500° C (~312MPa). Compozitele cu conținut mai mare de $MoSi_2$ ar putea păstra puterea RT până la 1000° C. Dintre toate compozițiile TiB_2 – $TiSi_2$, TiB_2– (5% în greutate) $TiSi_2$ a prezentat cea mai mare rezistență la temperatura camerei (~426 MPa; vezi Tabelul 15.1). Până la 500° C, rezistența la fractură crește pentru toate compozițiile TiB_2, care au fost densificate la peste 97% din densitatea teoretică (ρth). Atât ceramica TiB_2 monolitică de bază, cât și TiB_2– (2,5% în greutate), ceramica $TiSi_2$ ar putea păstra rezistența la flexiune mai mare de 400 MPa până la 1000° C, în timp ce rezistența la flexiune a celorlalte eșantioane monolitice de TiB_2 (HP la 1650° C) și TiB_2 cu $TiSi_2$ conținutul de 5% în greutate sau mai mult a scăzut odată cu creșterea temperaturii. Cu toate acestea, a fost măsurată o rezistență RT de minimum 79% pentru toate compozițiile TiB_2-$TiSi_2$.

La 1000° C, se observă că rezistența la flexiune a referinței TiB_2 este mai mare decât toate compozițiile TiB_2 – $TiSi_2$. Aceasta implică faptul că la o temperatură ridicată, limita granulei alunecând la interfețele TiB_2 / Ti_5Si_3 și TiB_2 / $TiSi_2$ are ca rezultat fracturarea la sarcini reduse pentru compozitele TiB_2. Deoarece temperatura de tranziție fragilă-ductilă a $TiSi_2$ este

de 800° C și se situează în intervalul 1000–1200° C pentru Ti_5Si_3, aceste faze ar putea prezintă plasticitate la 800 °C sau peste cu aplicarea sarcinii [33–37]. Prin urmare, deformarea plastică a $TiSi_2$ și Ti_5Si_3 la temperatură ridicată poate duce la degradarea rezistenței în compozițiile TiB_2.

Discuția anterioară implică faptul că este avantajos să utilizați $TiSi_2$ / $MoSi_2$ ca ajutor de sinterizare pentru a păstra rezistența la temperaturi ridicate și proprietățile de duritate. Pentru a obține densitate mare (> 97% ρth) cu TiB_2 monolitic, este necesară o temperatură ridicată de presare la cald de 1800° C. S-ar putea atinge densitatea maximă de 99% ρth la o temperatură mai mică de presare la cald de 1650° C cu utilizarea $TiSi_2$ ca ajutor de sinterizare. De asemenea, reținerea rezistenței la temperaturi ridicate este posibilă numai cu o densitate mai bună și o cantitate minimă de sinter-aditiv. Compozitul TiB_2– (2,5% în greutate) $TiSi_2$ a prezentat o combinație mai bună de duritate și valori de rezistență la temperaturi ridicate.

15.3.2. Proprietatea duritate la cald a materialelor ceramice

Pentru măsurătorile de duritate la cald, a fost selectat compusul TiB_2– (2,5% în greutate) $MoSi_2$ care posedă densitatea maximă a sinterului între compozitele HP la 1700° C, împreună cu TiB_2 monolitic (HP, 1800° C). Valorile măsurate ale durității la cald sunt furnizate în Tabelul 15.2. Duritatea TiB_2 a scăzut de la ~ 26 GPa la RT la ~ 8.5 GPa la 900° C, în timp ce duritatea măsurată a scăzut de la ~ 28 GPa la RT la ~ 10.5 GPa la 900° C pentru compoziția $MoSi_2$ TiB_2– (2,5% în greutate). Se știe că materialele fragile pot fi deformate plastic chiar și la temperaturi sub 0,5 T_{mp} (temperatura de topire) [38]. Cu toate acestea, duritatea maximă a compozitului TiB_2 poate fi atribuită unei densități mai bune a sinterului (~ 99% ρth). Chiar dacă $MoSi_2$ este mai moale (Hv ~ 9 GPa) în comparație cu TiB_2, adăugarea unor cantități mici de $MoSi_2$ la TiB_2 nu a avut niciun efect negativ asupra durității [14].

S-a raportat în literatură că duritatea cermetelor TiB_2 este mult mai mică decât atât monolitic TiB_2, cât și TiB_2 armat cu aditivi ceramici. Duritatea cermetelor pe bază de TiB_2 a variat între 7,3 GPa (pentru TiB_2– (5%%) [Fe-Fe_2B]) și 4,8 GPa (pentru TiB_2– (20%%) [Fe-Cr-Ni-Fe_2B]) la 800° C [39]. De asemenea, TiB_2 monolitic ar putea păstra duritatea maximă de ± 5 GPa la 800° C [7]. În comparație cu valorile raportate anterior, materialele TiB_2 – $MoSi_2$ au avut valori de duritate mai mari de peste 10 GPa la 900° C.

Dintre toate probele TiB_2 – $TiSi_2$, duritatea a variat de la 27 GPa la RT la 8,9 GPa la 900° C pentru TiB_2– (2,5% în greutate) $TiSi_2$ (vezi Tabelul 15.2). La RT, TiB_2 monolitic (HP la 1800°C) prezintă o duritate puțin mai mică decât TiB_2– (5% în greutate) $TiSi_2$. Cu toate acestea, duritatea TiB_2 monolitic este comparabilă cu alte probe de TiB_2 (conținând ≥ 5% în

greutate $TiSi_2$) la temperaturi ridicate. De exemplu, duritatea TiB2 și TiB_2– (5% în greutate) $TiSi_2$ monolit au fost înregistrate ca 8,2 și respectiv 7,8 GPa la 900° C.

Duritatea RT a ceramicii TiB_2 – $TiSi_2$ variază de la 21 la 27 GPa (vezi Tabelul 15.2). O astfel de variație de duritate poate fi atribuită diferențelor în densitatea sinterului și cantitatea de sinter-aditiv. Duritatea a crescut odată cu adăugarea $TiSi_2$ (până la 5% în greutate $TiSi_2$), creșterea suplimentară a conținutului de $TiSi_2$ la 10% în greutate scade duritatea (24 GPa) a TiB_2 în ciuda densificării sale complete (99,6% ρ_{th}). Deși compozitele TiB_2 constau din faze relativ mai moi, cum ar fi $TiSi_2$ (8.7 GPa) și Ti_5Si_3 (9.8 GPa), [40] adăugarea unor cantități mici de $TiSi_2$ (≤ 5% în greutate) nu degradează duritatea TiB_2.

15.4. COMPORTAMENTUL la OXIDARE A TiB_2 – $MoSi_2$

Rezultatele testului de oxidare, adică variația creșterii în greutate pe unitate de suprafață (ΔW / s) cu timpul t au fost analizate pentru a determina parametrii cinetici, și anume, exponentul de oxidare (n), constanta de rată (k) și parabolica constantă de rată (k_p) conform următoarei expresii:

$$(\Delta W/s)n = k_p t \qquad 15.3$$

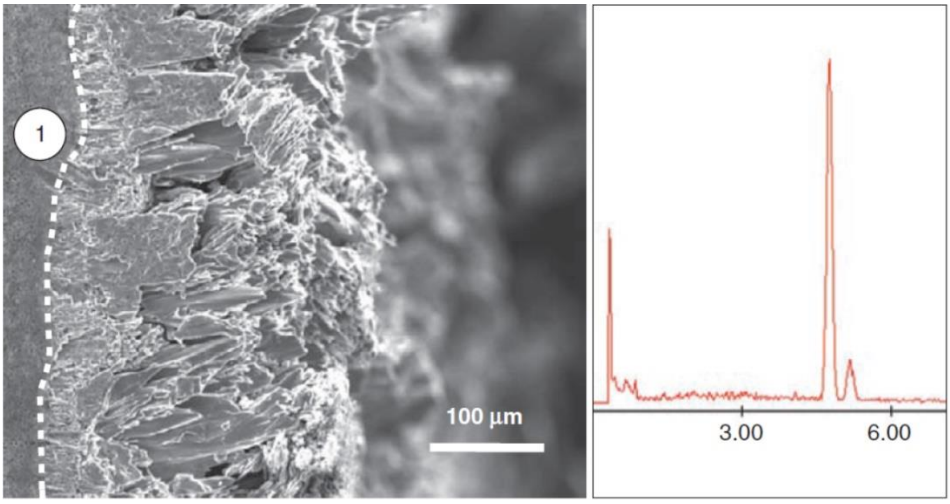
Constanta ratei parabolice (k_p) este, în general, determinată de panta liniei de regresie liniară $(\Delta W/s)^2$-versus grafice (nu este prezentată). Tabelul 15.3 arată că adăugarea $MoSi_2$ (până la 10% în greutate) la TiB_2 scade cinetica oxidării.

Tabelul 15.3. Comparația creșterii în greutate, a grosimii stratului de oxid și a ratei de oxidare constantă a diferitelor materiale pe bază de TiB_2-, ZrB_2- și HfB_2 la temperatură ultra-înaltă (din referința 30)

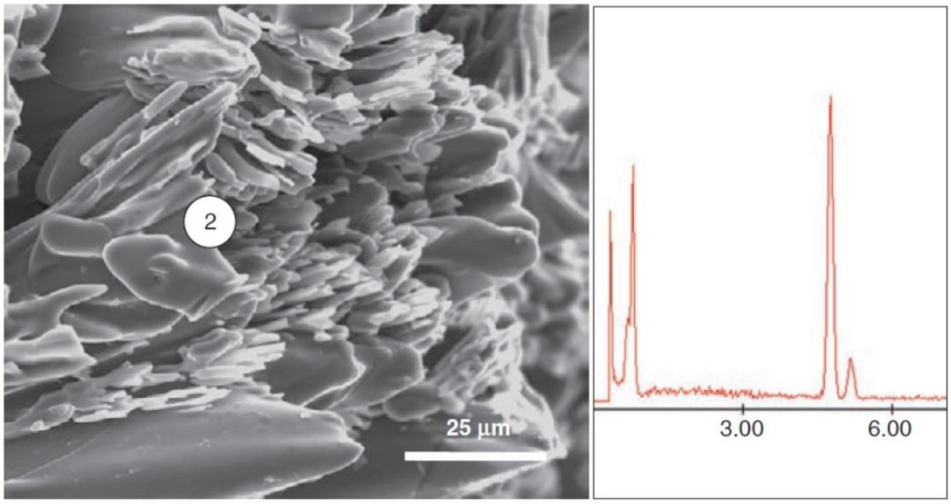
Compoziția materialului (wt%)	Condiții de oxidare (°C, timp)	Masa adăugată (mg/cm^2)	Grosimea stratului de oxid (μm)	Viteza de oxidare parabolică kp ($mg^2/cm^4 \cdot s$)
TiB_2	1100°C, 15 ore	8.8	–	–
TiB_2–(20)B_4C–(1)Ni	1300°C, 30 ore	34	-	–
TiB_2–(2.5)Si_3N_4	1200°C, 10 hours	11	-	–
ZrB_2–(20)$MoSi_2$	1200°C, 30 hours	0.7	< câțiva μm	0.95×10^{-5}
ZrB_2–(20)$MoSi_2$	1300°C, 30 hours	2.5	100	0.67×10^{-5}

ZrB_2–(41)TiB_2–(4)Ni	1000°C, 30 hours	20	-	–
ZrB_2–(15)SiC	1450°C, 20 hours	3.4	50	–
ZrB_2	1300°C, 2 hours	10	160	–
ZrB_2–(5)Si_3N_4	1300°C, 2 hours	15	140	–
ZrB_2–(15)Ti_5Si_3	1400°C, 2 hours	8	115	–
HfB_2–(19)SiC–(5.8)Si_3N_4	1250°C, 1 hours	0.5	-	$0.69x10^{-4}$
HfB_2–(22.1)SiC–(5.9)HfC	1450°C, 20 hours	1.5	20	–
TiB_2–(0)$MoSi_2$	1200°C for 12 hours	45	286	$4.9x10^{-2}$
TiB_2–(2.5)$MoSi_2$	1200°C for 12 hours	44.1	273	$4.6x10^{-2}$
TiB_2–(10)$MoSi_2$	1200°C for 12 hours	28.8	235	$2.1x10^{-2}$

S-a analizat suprafața oxidată a probelor de TiB_2, expuse la 1200° C în aer timp de 12 ore folosind difracție de raze X (XRD), microscopie electronică de scanare cu spectrometrie de raze X dispersivă cu energie (SEM-EDS) și cartografiere cu raze X. Figura 15.3a prezintă caracteristicile scalei de oxid pe TiB_2– (0%) $MoSi_2$ și grosimea sa este măsurată la aproximativ 286 μm.



a)



b)

Figura 15.3. (a) Imagine SEM din secțiunea transversală a probei TM0 (TiB_2– (0%) $MoSi_2$) după oxidare la 1200° C timp de 12 ore. (b) Imaginea mărită a stratului de oxid arată cristalele de TiO_2 foarte texturate. Modelele de spectrometrie cu raze X dispersive din punct de vedere energetic (EDS) înregistrate din diferitele faze microstructurale corespund (1) materialului de bază neoxidat și (2) scării de oxid (reprodus din [30]).

Măsurătorile grosimii stratului de oxid ale altor probe de TiB_2 sunt prezentate în Tabelul 15.3. Cristalele de TiO_2 foarte texturate pot fi văzute în scara de oxid (Fig. 15.3b). Apoi, comportamentul de oxidare este discutat cu referire la rezultatele din literatură. Tampieri și Bellosi au raportat cinetica de oxidare a TiB_2 monolitic, atunci când au fost testate la T ≥ 1100° C [24]. Când TiB_2 este oxidat în aer la temperaturi ridicate, se așteaptă să apară următoarele reacții:

$$TiB_2 + (5/2)O_2 \rightarrow TiO_2 + B_2O_3 \qquad 15.4$$

$$B_2O_3 \rightarrow B_2O_3(g) \qquad 15.5$$

La 800° C, scara de oxid a TiB_2 este raportată a fi formată atât din fazele TiO_2, cât și din fazele B_2O_3 [24]. Coeficientul de difuzie al oxigenului în B_2O_3 la 900° C este de aproximativ $10^{-11}m^2$ / s; în timp ce pentru TiO_2, difuzivitatea oxigenului la 1000° C este de $10^{-18}m^2/s$. La temperaturi ridicate (1000–1200° C), B_2O_3 se evaporă datorită volatilității mari [23–25]. La peste 1000° C, oxidarea TiB_2 este controlată prin următoarea reacție:

$$TiB_2(s) + (5/2)O_{2\,(g)} \rightarrow TiO_{2\,(s)} + B_2O_{3\,(g)} \left(\Delta G = -288.12\frac{kcal}{mol} at\ 1200^0 C\right) \qquad 15.6$$

Din imaginea de microscopie electronică cu scanare în secțiune transversală (SEM), se constată că la suprafață se formează o scală groasă de oxid dens de ~ 286 μm (vezi Fig. 15.3a). Koh și colab. de asemenea, a observat un strat gros de oxid (~ 170 μm) pe suprafața TiB_2 după oxidarea în aer la 1200° C timp de 10 ore [23, 25]. Când un eșantion TiB_2– (2,5% în greutate) Si_3N_4 a fost testat la 1200° C timp de 2 ore a fost înregistrat un singur strat de oxid de TiO_2 de 100 μm [25]. Morfologia scării de oxid pe TiB_2 constă din cristale de rutil cu textură înaltă (Fig. 15.3b). Caracteristici similare ale cristalelor de rutil texturate au fost observate și de Tampieri și colab., Și este atribuită creșterii epitaxiale a cristalelor de rutil în direcțiile [2 1 1] și [1 0 1] [24]. TiO_2 este un oxid de tip n și conține atât ioni interstițiali de titan, cât și locuri libere de oxigen. TiO_2 este, de asemenea, predispus la oxidare prin difuzia atât a cationilor, cât și a anionilor [25]. Prin urmare, se observă o scală groasă de oxid de TiO_2 împreună cu cinetica de oxidare parabolică. Următoarele reacții de oxidare pot avea loc și în cazul TiB_2 – $TiSi_2$ / TiB_2 – $MoSi_2$:

$$5MoSi_2 + 7O_2 \;\; Mo_5Si_3 + 7SiO_2 \;\; (G = -1029.43\, kcal/mol\ at\ 1200°C) \qquad 15.7$$

$$2Mo_5Si_3 + 21O_2 \;\; 10MoO_3 + 6SiO_2 \;\; (G = -1728.88\, kcal/mol\ at\ 1200°C) \qquad 15.8$$

$$Ti_5Si_3 + 8O_2 \;\; 5TiO_2 + 3SiO_2 \;\; (G = -1135.96\, kcal/mol\ at\ 1200°C) \qquad 15.9$$

La 1200° C, reacțiile 15.6–15.9 sunt fezabile termodinamic în conformitate cu calculele energiilor libere prin software HSC [41]. De asemenea, TiO_2, B_2O_3, MoO_3 și SiO_2 sunt produsele de oxidare așteptate; cu toate acestea, fazele B_2O_3 și MoO_3 se pot evapora la temperaturi peste 1000° C. Din tabelul 15.3, creșterea în greutate, grosimea stratului de oxid și valorile constante ale ratei parabolice scad toate odată cu creșterea cantității de sinter-aditiv $MoSi_2$. De asemenea, o scădere a ratei de oxidare a TiB_2– (10%) $MoSi_2$ poate fi atribuită formării unui strat protector de SiO_2 în plus față de TiO_2, care acționează ca o barieră pentru difuzia oxigenului. Se pare că este necesar cel puțin 10% $MoSi_2$ pentru a forma SiO_2 protector pentru îmbunătățirea rezistenței la oxidare a TiB_2.

Proprietățile de oxidare ale diferitelor ceramice ultra-ridicate, în special diborurile metalelor de tranziție, sunt rezumate în Tabelul 15.3 în vederea comparării performanței materialelor TiB_2 – $MoSi_2$ cu alte materiale concurente. Se poate observa că materialele pe bază de TiB_2 au o rezistență slabă la oxidare (valori ale ordinii de mărime mai mari k_p, vezi Tabelul

15.3), comparativ cu ZrB_2 și HfB_2 la temperaturi ridicate. În general, materialele TiB_2 experimentează câștiguri de masă mari, grosimea stratului de oxid și o rată parabolică ridicată, reflectând astfel proprietățile lor slabe de oxidare. Kaufman și Clougherty au raportat că rezistența la oxidare crește în ordinea $TiB_2 > ZrB_2 > HfB_2$ [42]. Formarea produselor de oxidare (ZrO_2, HfO_2 și B_2O_3) poate oferi o bună rezistență la oxidare la ZrB_2 pur și HfB_2 până la 1200° C [43]. Efort mult mai mare de cercetare a fost, de asemenea, îndreptat spre studiul proprietăților de oxidare la temperaturi ridicate ale acestor boruri [1, 2, 7, 44-50]. În general , aditivii de sinterizare modifică compoziția chimică a stratului de oxid și scad difuzia spre interior a oxigenului la temperaturi foarte ridicate. Din Tabelul 15.3, este clar că cantități mai mari (15-25 % din volumul) de aditivi de sinterizare pe bază de siliciu ar trebui utilizate cu ceramica ZrB_2 și HfB_2. Astfel de cantități mari de aditivi de sinterizare formează silice de protecție bună sau straturi de sticlă oxid de borosilicat pentru a asigura rezistența la oxidare. De exemplu, prezența particulelor de SiC are ca rezultat formarea unei acoperiri sticloase de borosilicat de protecție în compusul HfB_2– (19 % vol) SiC– (5,8 vol%) Si_3N_4 la 1400° C [51]. Pentru ZrB_2 sinterizat fără presiune (20 vol%) $MoSi_2$ compozit, Sciti și colab. a comentat că silica rezultată din $MoSi_2$ a facilitat rezistența la oxidare la 1200° C [51]. Aceste compozite ZrB_2 ar putea păstra rezistența la flexiune în patru puncte de 500 MPa până la 1500° C [51].

15.5. COMPORTAMENTUL LA OXIDARE A CERAMICELOR TiB_2 – $TiSi_2$

15.5.1. Cinetica oxidării

În această secțiune, rezultatele oxidării sunt discutate pentru a ilustra influența adăugării $TiSi_2$ asupra rezistenței la oxidare a TiB_2. Figura 15.4a oferă un grafic tipic care arată variația creșterii în greutate (ΔW) per unitate de suprafață (S) în funcție de temperatură (T). Pentru comparație, datele despre creșterea în greutate a TiB_2 monolitic (HP, 1800° C timp de 1 oră) sunt, de asemenea, reprezentate grafic în Figura 15.4a, b. Analiza datelor privind modificarea greutății produce n = 1,8 pentru TiB_2 monolitic și n = 1,9 pentru TiB_2– (10% în greutate) $TiSi_2$.

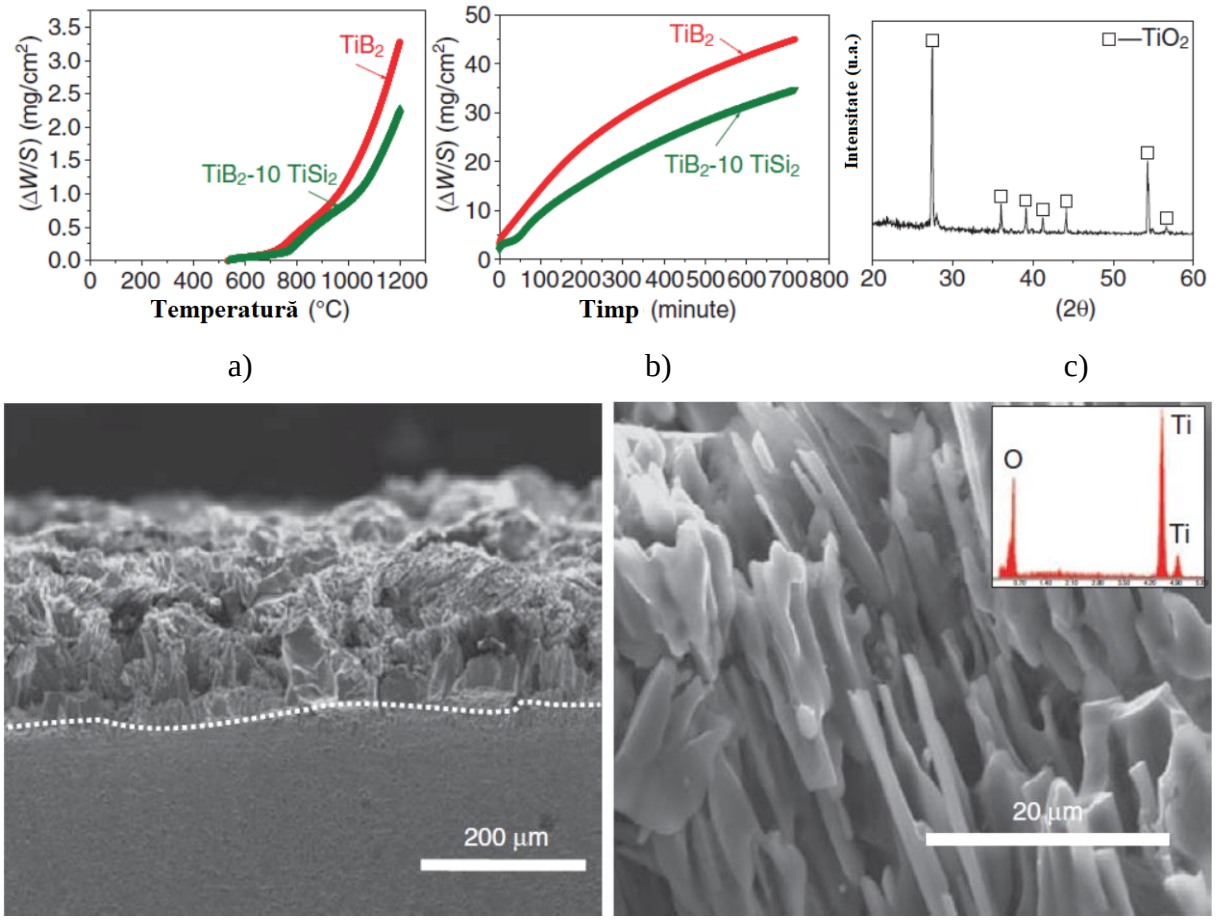


Figura 15.4. Date termogravimetrice ale TiB_2 monolitic (presat la cald la 1800° C timp de 1 oră) și TiB_2– (10% în greutate) $TiSi_2$ compozit (presat la cald la 1650° C timp de 1 oră): (a) schimbarea greutății pe unitatea de suprafață (ΔW/s) versus temperatură și (b) schimbarea greutății pe unitate de suprafață (ΔW/s) în funcție de timp (c) Analiza XRD a suprafeței oxidate a probei compozite TiB_2– (10% în greutate) $TiSi_2$ arată prezența fazei cristaline de TiO_2 (rutilă). Imaginea SEM preluată din secțiunea transversală a compozitului TiB_2– (10% în greutate) $TiSi_2$ după oxidare la 1200° C timp de 12 ore (d) și o imagine mărită a stratului de oxid prezintă cristalele TiO_2 (e) foarte bine texturate. Modelul EDS (e, inserat) înregistrat de la scara oxidului prezintă dovezi ale prezenței Ti și O (reprodus din Ref. [29]).

Prin urmare, constanta ratei parabolice $k_p \sim 4{,}9 \times 10^{-2}$ $mg^2/cm^4 \cdot s$ pentru TiB_2 monolitic și $k_p \sim 2{,}9 \times 10^{-2}$ $mg^2 / cm^4 \cdot s$ pentru TiB_2– (10% în greutate) $TiSi_2$ compozit) poate fi determinată din panta liniei de regresie liniară ajustată a graficului $(\Delta W/s)^2$ versus timp. La 1200° C, este interesant de observat că cinetica de oxidare a TiB_2– (10%) $TiSi_2$ este relativ mai mică decât cea a TiB_2 monolitic. Creșterea în greutate a compozitului TiB_2– (10% în greutate) $TiSi_2$ este relativ mai mică decât TiB_2 monolitic. În general, creșterea în greutate arată o tendință de creștere odată cu temperatura. Oxidarea lentă peste 750° C se datorează în principal formării de B_2O_3 topit, care inhibă difuzia oxigenului. Cu toate acestea, o creștere accentuată a oxidării

peste 1000° C este atribuită unei creșteri rapide a ratei de evaporare a B_2O_3. S-a raportat pe scară largă că oxidarea TiB_2 este guvernată în principal de un mecanism de difuzie până la 900° C [24, 52, 53]. Din punct de vedere mecanic, oxidarea TiB_2 depinde fie de difuzia interioară a ionilor O_2^-, fie de difuzia exterioară a ionilor Mn^{n+}.

Tampieri și colab. a raportat că cinetica de oxidare a TiB_2 a fost controlată prin difuzia oxigenului la 1100° C până la aproximativ 500 de minute și printr-o lege liniară la temperatură mai mare [22]. Rata parabolică constantă k_p a TiB_2 monolitic în timpul oxidării la 1100° C a fost înregistrată ca $\sim 0.14 \times 10^{-2}$ $mg^2/cm^4 \cdot s$. Cermetele TiB_2 care conțin liant bogat în Fe au prezentat un comportament de oxidare parabolică ($k_p \sim 0{,}02 \times 10^{-2} mg^2/cm^4 \cdot s$) sub 750° C și o cinetică de oxidare liniară peste 750° C [54, 55]. Constanta ratei parabolice $k_p \sim 0{,}51 \times 10^{-2} mg^2/cm^4 \cdot s$, a fost măsurat pentru TiB_2– (2,5% în greutate) Si_3N_4 compozit după oxidarea izotermă la 1200° C timp de 2 ore [25]. Din observațiile precedente, rata de oxidare constantă măsurată pentru TiB_2– (10% în greutate) $TiSi_2$ este sa dovedit a fi cu un ordin de mărime mai mare.

15.5.2. Caracteristicile morfologice ale suprafețelor oxidate

Analiza XRD a suprafeței TiB_2– (10%) $TiSi_2$ oxidată relevă prezența doar a fazei cristaline de rutil (TiO_2), așa cum se arată în Figura 15.4c. Figura 15.4d prezintă o imagine electronică secundară la scară de oxid gros. Scara de oxid se caracterizează prin cristale de rutil alungite, asemănătoare cu bastonul, cu textură (Fig. 15.4e). Cartografierea cu raze X a suprafeței oxidate a suprafeței TiB_2– (10% în greutate) a suprafeței TiSi2 relevă distribuția Ti, B, O și respectiv Si (vezi Fig. 15.4). Din analiza microstructurală, este, prin urmare, evident că stratul de oxid este format din SiO_2 și TiO_2, care trebuie să fi rezultat din oxidarea TiB_2, $TiSi_2$ și Ti_5Si_3. Următoarele reacții sunt cel mai probabil să apară termodinamic, deoarece schimbarea energiei standard Gibbs la temperatura de oxidare este măsurată ca fiind negativă, utilizând software-ul bazei de date termochimice chimice HSC [41]:

$$TiB_2 + (5/2)O_2 \rightarrow TiO_2(s) + B_2O_{3\,(s)}(\Delta G^0 = -288.12\ kcal/mol\ at\ 1200^oC) \qquad 15.10$$

$$5TiSi_2 + 7O_2 \rightarrow TiO_2 + 7SiO_2(\Delta G^0 = -1029.43\ kcal/mol\ at\ 1200^oC) \qquad 15.11$$

$$Ti_5Si_3 + 8O_2 \rightarrow 5TiO_2 + 3SiO_2(\Delta G^0 = -1135.96\ kcal/mol\ at\ 1200^oC) \qquad 15.12$$

La temperatura de oxidare de 1200° C, ecuațiile 15.10-15.12 sunt dovedite a fi fezabile termodinamic și, prin urmare, aceste reacții explică formarea oxizilor pe suprafețele ceramice.

15.6. CONCLUZII PARȚIALE

Pe baza rezultatelor experimentale prezentate în acest capitol, se poate afirma că este esențial să se optimizeze adăugarea de sinter într-o fereastră îngustă (0-10% în greutate); de fapt, rezultatele demonstrează, de asemenea, că poate avea loc o reducere considerabilă a rezistenței la 1000° C dacă adăugarea silicidei este crescută de la 2,5 la 5,0 sau 10,0% în greutate. Rezistența mare la flexiune de 550 MPa la 1000° C poate fi atinsă atât pentru TiB_2 monolitic, cât și pentru TiB_2– (2,5% în greutate) $MoSi_2$. Dintre toate compozițiile, TiB_2– (2,5% în greutate) TiSi2 a fost măsurat pentru a avea proprietăți de duritate mai bune (27 GPa la RT și 9 GPa la 900° C) și TiB_2– (5% în greutate) $TiSi_2$ a prezentat proprietăți de rezistență mai bune (~ 479 MPa) datorită densitate mare a sinterului și mod intergranular de fractură la 500 ° C.

Rezultatele experimentale relevă în mod clar avantajele adăugării $MoSi_2$ în ceea ce privește rezistența la oxidare. Constanta ratei parabolice a TiB_2 scade odată cu creșterea adaosului de $MoSi_2$ și acest lucru indică importanța adaosului de $MoSi_2$ în conferirea unei rezistențe sporite la oxidare a TiB_2. Morfologia scării oxidului se caracterizează prin cristale de rutil alungite, asemănătoare cu tija. La temperaturi mai ridicate, creșterea scării de oxid de TiO_2 rezultă din difuzia atât a cationilor, cât și a anionilor. În ceea ce privește cinetica de oxidare a TiB_2– (10% în greutate) $TiSi_2$, observarea unei legi a ratei parabolice în timpul oxidării timp de 12 ore la 1200° C este un rezultat promițător. De asemenea, adăugarea de sinter-aditiv $TiSi_2$ îmbunătățește atât sinterizarea, cât și rezistența la oxidare a TiB_2. Din perspectiva aplicațiilor ultra-înalte, materialele pe bază de TiB_2 se găsesc, totuși, inferioare ZrB_2 și HfB_2, având în vedere rezistența inferioară la oxidare.

BIBLIOGRAFIE

[1] B. Basu, G. B. Raju and A. K. Suri, *Processing and properties of TiB2-based materials: A review*, Int. Mater. Rev. 51(6) (2006), 352–374.

[2] H. L. Wang and M. H. Hon, *Temperature dependence of ceramics hardness*, Ceram. Int. 25 (1999), 267–271.

[3] R. D. Koester and D. P. Moak, *Hot hardness of selected borides, oxides and carbides to 1900°C*, J. Am. Ceram. Soc. 50(6) (1967), 290–296.

[4] W. A. Sanders and H. B. Probst, *Hardness of five borides at 1625°C*, J. Am. Ceram. Soc. 49(4) (1966), 231–232.

[5] K. Nakano, H. Matsubara and T. Imura, *High temperature hardness of titanium diboride single crystal*. Jpn. J. Appl. Phys. 13(6) (1974), 1005–1006.

[6] S. Maloy, A. H. Heuer, J. Lewandowski and J. Petrovic, *Carbon additions to molybdenum disilicide: Improved high-temperature mechanical properties*, J. Am. Ceram. Soc. 74(10) (1991), 2704–2706.

[7] X. Zhong and H. Zao, *High temperature properties of refractory composites*, Am. Ceram. Soc. Bull. 60 (1999), 98–101.

[8] L. A. Pierce, D. M. Mieskowski and W. Sanders, *Effect of grain-boundary crystallization on the high-temperature strength of silicon nitride*, J. Mater. Sci. 21 (1986), 1345–1348.

[9] M. Keppeler, H. G. Reichert, J. M. Broadley, G. Thurn, I. Wiedmann and F. Aldinger, *High temperature mechanical behavior of liquid-phase-sintered silicon carbide*, J. Eur. Ceram. Soc. 18, (1998), 521–526.

[10] D. Chen, M. E. Sixta, X. F. Zhang, L. C. De Jonghe and R. O. Ritchie, *Role of the grain-boundary phase on the elevated temperature strength, toughness, fatigue, and creep resistance of silicon carbide sintered with Al, B, and C*, Acta Mater. 48 (2000), 4599–4608.

[11] G. Rixecker, I. Wiedmann, A. Rosinus and F. Aldinger, *High-temperature effects in the fracture mechanical behavior of silicon carbide liquid-phase sintered with AlN-Y2O3*, Addit. J. Eur. Ceram. Soc. 21 (2001), 1013–1019.

[12] J. J. Melendez-Martinez, A. Dominguez-Rodriguez, F. Monteverde, C. Melandri and G. De Portu, *Characterization and high temperature mechanical properties of zirconium boride-based materials*, J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2002), 2543–2549.

[13] S. Guo, N. Hirosaki, Y. Yamamoto, T. Nishimura and M. Mitomo, *Improvement of hightemperature strength of hot-press sintering silicon nitride with Lu2O3 addition*, Scr. Mater. 45 (2001), 74–86.

[14] D. S. Park, B. D. Hahn, B. C. Bae and C. Park, *Improved high-temperature strength of silicon nitride toughened with aligned whisker seeds*, J. Am. Ceram. Soc. 88(2) (2005), 383–389.

[15] Q. Zhu and K. Shobu, *High-temperature mechanical properties of SiC-Mo5(Si,Al)3C composites*, J. Am. Ceram. Soc. 84(2) (2001), 413–419.

[16] Y. W. Kim, M. Mitomo and T. Nishimura, *High-temperature strength of liquid-phase-sintered SiC with AlN and RE2O3 (REâ•›=â•›Y, Yb)*, J. Am. Ceram. Soc. 85(4) (2002), 1007–1009.

[17] H. Shimizu, M. Yoshinaka, K. Hirota and O. Yamaguchi, *Fabrication and mechanical properties of monolithic MoSi2 by spark plasma sintering*, Mater. Res. Bull. 37 (2002), 1557–1563.

[18] G. M. Song, Y. J. Wang and Y. Zhou, *Thermomechanical properties of TiC particle-reinforced tungsten composites for high temperature applications*, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 21 (2003), 1–12.

[19] G. W. Wen and X. X. Huang, *Increased high temperature strength and oxidation resistance of Al4SiC4 ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc. 26 (2006), 1281–1286.

[20] A. Kulpa and T. Troczynski, *Oxidation of TiB2 powders below 900°C*, J. Am. Ceram. Soc. 79(2) (1996), 518–520.

[21] S. Torizuka and T. Kishi, *Effect of SiC and ZrO2 on sinterability and mechanical properties of titanium nitride, titanium carbonitride and titanium diboride*, Mater. Trans. JIM 37(4) (1996), 782–787.

[22] A. K. Khanra, L. C. Pathak, S. K. Mishra and M. M. Godkhindi, *Effect of NaCl on the synthesis of TiB2 powder by a self-propagating high-temperature synthesis*, Mater. Lett. 58 (2004), 733–738.

[23] Y. H. Koh, H. W. Kim and H. E. Kim, *Improvement in oxidation resistance of TiB2 by formation of protective SiO2 layer on surface*, J. Mater. Res. 16(1) (2001), 132–137.

[24] A. Tampieri and A. Bellosi, *Oxidation of monolithic TiB2 and of Al2O3-TiB2 composite*, J. Mater. Sci. 28 (1993), 649–653.

[25] Y. H. Koh, S. Y. Lee and H. E. Kim, *Oxidation behavior of titanium boride at elevated temperatures*, J. Am. Ceram. Soc. 84(1) (2001), 239–241.

[26] T. Graziani, E. Landi and A. Bellosi, *Oxidation of TiB2–20 vol.% B4C composite*, J. Mater. Sci. Lett. 12 (1993), 691–694.

[27] V. A. Lavrenko, S. S. Chuprov, A. P. Umanskii, T. G. Protsenko and E. S. Lugovskaya. *Hightemperature oxidation of composite materials based on titanium diboride*, Powder Metall. Met. Ceram. (Engl. transl.), 26(9) (1987), 761–762.

[28] G. Brahma Raju, K. Biswas, A. Mukhopadhyay and B. Basu, *Densification and high temperature mechanical properties of hot pressed TiB2-(0–10â•›wt. %) MoSi2 composites*, Scr. Mater. 61 (2009), 674–677.

[29] G. Brahma Raju, K. Biswas and B. Basu, *Microstructural characterization and isothermal oxidation behavior of hot-pressed TiB2-10â•›wt% TiSi2 composite*, Scr. Mater. 61 (2009), 674–677.

[30] G. Brahma Raju, B. Basu and A. K. Suri, *Oxidation kinetics and mechanisms of hot pressed TiB2-MoSi2 composites*, J. Am. Ceram. Soc. 91(10) (2008), 3320–3327.

[31] G. Brahma Raju, B. Basu, N. H. Tak and S. J. Cho, *Temperature dependent hardness and strength properties of TiB2 with TiSi2 sinter-aid*, J. Eur. Ceram. Soc. 29(10) (2009), 2119–2128.

[32] H. R. Baumgartner and R. A. Steiger, *Sintering and properties of TiB2 made from powder synthesized in a plasma-arc heater*, J. Am. Ceram. Soc. 67(3) (1984), 207–212.

[33] R. Mitra, Mechanical behavior and oxidation resistance of structural silicides, Int. Mater. Rev. 51(1) (2006), 13–64.

[34] H. Inui, M. Moriwaki, N. Okamoto and M. Yamaguchi, *Plastic deformation of single crystals of TiSi2 with the C54 structure*, Acta Mater. 51 (2003), 1409–1420.

[35] J. Li, D. Jiang and S. Tan, *Microstructure and mechanical properties of in situ produced SiC/TiSi2 nanocomposites*, J. Eur. Ceram. Soc. 20 (2000), 227–233.

[36] J. Li, D. Jiang and S. Tan, *Microstructure and mechanical properties of in situ produced Ti5Si3/TiC nanocomposites*, J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2002), 551–558.

[37] R. Rosenkranz and G. Frommeyer, *Microstructures and properties of high melting point intermetallic Ti5Si3 and TiSi2 compounds*, Mater. Sci. Eng. A 152 (1992), 288–294.

[38] H. L. Wang and M. H. Hon, *Temperature dependence of ceramics hardness*, Ceram. Int. 25 (1999), 267–271.

[39] T. Jungling, L. S. Sigl, R. Oberacker, F. Thummler and K. A. Schwetz, *New hardmetals based on TiB2*, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 12 (1993), 71–88.

[40] G. Berg, C. Friedrich, E. Broszeit and C. Berger, *Data collection of properties of hard materials*, in Handbook of Ceramic Hard Materials, Vol. 2, R. Riedel (Ed.). Wiley-VCH Verlag GmbH, Weinheim, Germany, 2000, 965–990.

[41] A. Roine, *Chemical reaction and equilibrium software with extensive thermochemical database*, Outokumpu HSC Chemistry for Windows (version 5.1). 2002.

[42] L. Kaufman and E. V. Clougherty, *Investigation of boride compounds for very high temperature applications*, ManLabs Report RTD-EDR-63-4096, Part I USA, December, 1963.

[43] I. G. Talmy, J. A. Zaykoski and M. M. Opeka, *High-temperature chemistry and oxidation of ZrB2 ceramics containing SiC, Si3N4, Ta5Si3, and TaSi2*, J. Am. Ceram. Soc. 91(7) (2008), 2250–2257.

[44] J. B. Berkowitz-Mattuck, *High-temperature oxidation III. Zirconium and hafnium diborides*, J. Electrochem. Soc. 113(9) (1966), 908–914.

[45] W. G. Fahrenholtz, *Thermodynamic analysis of ZrB2-SiC oxidation: Formation of a SiC-depleted region*, J. Am. Ceram. Soc. 90(1) (2007), 143–148.

[46] F. Peng and R. F. Speyer, *Oxidation resistance of fully dense ZrB2 with SiC, TaB2, and TaSi2 additives*, J. Am. Ceram. Soc. 91(5) (2008), 1489–1494.

[47] F. Monteverde, A. Bellosi and S. Guicciardi, *Processing and properties of zirconium diboridebased composites*, J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2002), 279–288.

[48] F. Monteverde and L. Scatteia, *Resistance to thermal shock and to oxidation of metal diborides-SiC ceramics for aerospace application*, J. Am. Ceram. Soc. 90(4) (2007), 1130–1138.

[49] F. Monteverde and A. Bellosi, *The resistance to oxidation of an HfB2-SiC composite*, J. Eur. Ceram. Soc. 25 (2005), 1025–1031.

[50] M. M. Opeka, I. G. Talmy and J. A. Zaykoski, *Oxidation-based materials selection for 2000°C hypersonic aerosurfaces: Theoretical considerations and historical experience*, J. Mater. Sci. 39 (2004), 5887–5904.

[51] D. Sciti, S. Guicciardi, A. Bellosi and G. Pezzotti, *Properties of a pressureless-sintered ZrB2- MoSi2 ceramic composite*, J. Am. Ceram. Soc. 89(7) (2006), 2320–2322.

[52] V. B. Voitovich, V. A. Lavrenko and V. M. Adejev, *High-temperature oxidation of titanium diboride of different purity*, Oxidation Metals 42(1/2) (1994), 145–161.

[53] R. J. Irving and I. G. Worsley, *The oxidation of titanium diboride and zirconium diboride at high temperatures*, J. Less-Common Metals 16 (1968), 103–112.

[54] M. G. Barandika, J. J. Echeberria and F. Castro, *Oxidation resistance of two TiB2-based cermets*, Mater. Res. Bull. 34 (1999), 1001–1011.

[55] M. G. Barandika, J. J. Echeberria, J. M. Sanchez and F. Castro, *Oxidation resistance and microstructure of the oxide layers for TiB2-based cermets*, J. Mater. Chem. 8(8) (1998), 1851–1857.
[56] R. D. Koester and D. P. Moak, *Hot hardne*, J. Am. Ceram. Soc. 50(6) (1967), 290–296.

SECȚIUNEA ȘASE
COMPOZITE NANOCERAMICE

CAPITOLUL 16. PREZENTARE GENERALĂ: RELEVANȚĂ, CARACTERISTICI ȘI APLICAȚII ALE CERAMICILOR NANOSTRUCTURATE

În ultimele câteva decenii, materialele nanoceramice în vrac, caracterizate prin mărimi de grăunți mai mici de 100 nm și cu unele proprietăți mecanice, fizice și tribologice atrăgătoare, au atras o atenție mai largă în comunitatea ceramică. Unul dintre principalele focusuri în cercetarea ceramicii nanostructurate în vrac cuprinde în special provocările legate de procesare. Acest capitol aruncă o lumină asupra unora dintre problemele restante implicate în prelucrarea nanoceramicilor și a nanocompozitelor ceramice și analizează critic modificările proprietăților rezultate din rafinamentul microstructural. După menționarea câmpurilor potențiale de aplicare pentru nanomaterialele ceramice, acest capitol se încheie cu unele dintre problemele nerezolvate legate de nanoceramica în vrac, împreună cu menționarea domeniului de aplicare pentru cercetări viitoare.

16.1. INTRODUCERE

În mod convențional, materialele nanostructurate sunt definite în general ca materiale compuse din unități structurale cu o scală de dimensiuni mai mică de 100 nm în orice dimensiune [1]. Scara caracteristică a lungimii se referă la diametrul particulelor, mărimea granulelor, grosimea stratului sau chiar lățimea unei conductoare. linie pe un cip electronic. Pe baza dimensiunilor, materialele nanostructurate pot fi clasificate în diferite categorii, inclusiv zerodimensionale (pulberi nanosized), unidimensionale (multistrat nanocristalin), bidimensionale (tije filamentare cu grosime nanoscalată) și tridimensionale (materiale în vrac cu cel puțin una) 2 fază nanocristalină) [2]. O mare varietate de aplicații sunt proiectate pentru nanoceramice în vrac și compozite nanoceramice, cum ar fi piese ceramice durabile pentru motoare auto, scule de tăiere, componente pentru motoare termice, piese rezistente la uzură, aplicații industriale legate de industria aerospațială, filtre ultrafine, flexibile sârmă supraconductoare și componente ale conectorului din fibră optică. În ciuda unei game atât de apreciabile de aplicații proiectate de nanoceramice în vrac și nanocompozite ceramice, acestea nu au pătruns încă pe piața comercială în mare măsură. Provocarea majoră constă în

restricționarea creșterii grăunților în timpul prelucrării, lucru dificil de realizat folosind tehnici convenționale de sinterizare. În acest context, adoptarea unor tehnici avansate de procesare a făcut obiectul unor cercetări aprofundate în ultimele decenii. Tehnicile avansate de sinterizare - în special sinterizarea cu plasmă scânteie (SPS), forjarea sinterizării și presarea izostatică la cald (sinterizarea-HIPing) - sunt unele dintre procesele de succes la scară de laborator pentru sintetizarea nanomaterialelor în vrac. Dintre acestea, SPS este în prezent una dintre cele mai testate căi de procesare pentru dezvoltarea ceramicii nanostructurate în vrac sau a compozitelor cu matrice ceramică (CMC).

Pentru a furniza câteva exemple de ceramică și compozite nanostructurate, în tabelul 16.1 este prezentat un rezumat al datelor privind dimensiunea granulelor sinterizate față de datele inițiale privind dimensiunea particulelor de pulbere. Ar trebui să fie evident din Tabelul 16.1 că, cu excepția unuia sau a două sisteme ceramice, este posibil să se păstreze mărimea granulelor sub 100 nm.

Tabelul 16.1. Retenția dimensiunilor de grăunți nanocristaline prin sinterizarea cu scânteie în plasmă a monolitului nanocristalin și a pulberilor compozite (preluată din referința [1])

Material ceramic	Dimensiunea inițială a particulelor pulberilor (nm)	Dimensiunea finală a grăunților în matricea ceramică (nm)
ZrO_2 (3 mol% yttria)	27	70-80
ZrO_2 (3 mol% yttria)	60	100
TiN	70	90-100
ZnO	20	100
TiO_2	20	200
WC	7	25
γ-Al_2O_3–(20vol%)SiC_w	32	118
WC–(12 wt%)Co (process: PPS)	60	50
ZrO_2–(10 mol%)Al_2O_3	10	100
3Y-TZP–(40 vol%)Hap	10	50
Si3N4–(30 vol%)TiN	5-20	50
Mullite–(10 vol%)SiC	100	240

La nivel microscopic, dimensiunile granulelor ultrafine și creșterea corespunzătoare a ariei interfaciale duc la prezența unei fracțiuni semnificative de atomi la sau în apropierea regiunii limită a granulelor în nanomateriale în vrac. S-a raportat că aproximativ 14-27% din toți atomii locuiesc într-o regiune aflată la 0,5-1 nm de limita de grăunți pentru o mărimea

granulelor de ~10nm [3]. În plus față de avantajele obținute datorită rezistenței superioare, o altă proprietate unică a nanomaterialelor în vrac este aceea că acestea pot fi deformate superplastic la temperaturi relativ mai scăzute, în principal prin alunecarea graniței granulelor. Această proprietate poate fi exploatată pentru ușurarea procesării materialelor fragile, cum ar fi ceramică și intermetalice.

Printre alte ceramice, policristalele de zirconia tetragonală stabilizate cu yttria (YTZP) prezintă o superplasticitate considerabilă la dimensiunile granulelor ultrafine și nanocristaline [4]. În plus, nanocompozitele bazate pe ZrO_2 / Al_2O_3 se raportează că se comportă superplastic la rate de deformare relativ mai mari ($0,4s^{-1}$) [5]. După cum a fost inițiat de Niihara, [6] îmbunătățirea semnificativă a rezistenței, durității și rezistenței la rupere poate fi realizată în ceramică prin designul nanocompozit. Nanocompozitele ceramice pot fi, de asemenea, clasificate, în funcție de matricea sau armătura sau ambele sunt nanocristaline și de distribuția armăturii nanocristaline (Fig. 16.1).

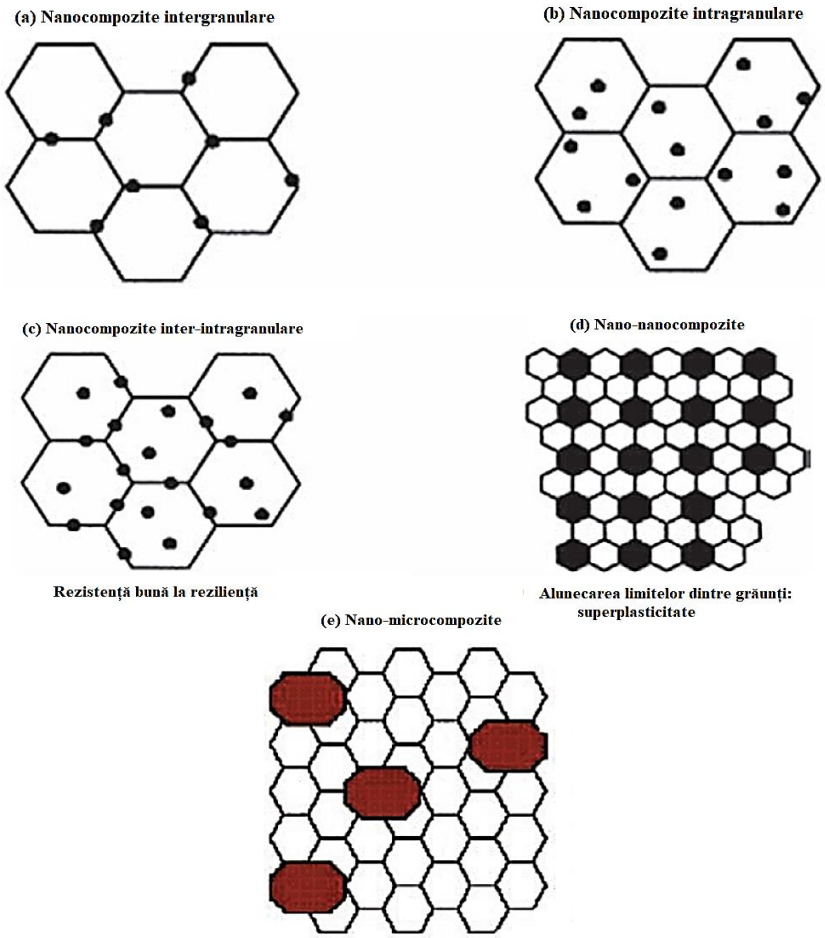


Figura 16.1. Reprezentarea schematică a caracteristicilor microstructurale ale diferitelor nanocompozite, precum și nano / nanocompozite și nano / microcompozite [1] GB, limita granulelor.

În consecință, pot fi prezise îmbunătățiri specifice ale proprietăților mecanice, așa cum se menționează în Figura 16.1. În afară de îmbunătățirea proprietăților mecanice la temperatura camerei, cum ar fi duritatea și rezistența, unele compozite nanoceramice pot prezenta proprietăți mecanice mai bune la temperatură ridicată, cum ar fi duritatea fierbinte, reținerea rezistenței la temperaturi ridicate, rezistența la fluaj și rezistența la rupere la oboseală.

16.2. PROBLEME ASOCIATE SINTEZEI PULBERILOR CU DIMENSIONI NANOMETRICE

În linii mari, abordările de prelucrare pe bază de pulberi sunt utilizate în cea mai mare parte pentru prelucrarea nanoceramicilor masive.

Cei trei pași de bază implicați în astfel de etape de procesare includ:

(1) obținerea pulberilor cu dimensiuni nanometrice neaglomerate și cu o distribuție uniformă a dimensiunii,

(2) compactarea la rece pentru a obține probe inițiale fără fisuri și

(3) sinterizarea la densitate aproape teoretică fără creșterea particulelor ceramice de material.

În revizuirea bazei de literatură existente, se constată că eforturile de cercetare abundente au produs pulberi ceramice nanocristaline în cantități de gram [8].

16.2.1. Metode de sinteză a pulberilor ceramice nanoscalate

Sinteza pulberilor nanocristaline este un prim pas în procesarea nanomaterialelor ceramice în vrac. Diverse căi de sinteză, adoptate pentru sintetizarea pulberilor ceramice nanofazate, sunt clasificate ca metode chimice și metode fizice. Principalele avantaje ale metodelor de sinteză chimică includ capacitatea de a produce o mare varietate de compoziții și amestecarea omogenă (la nivel atomic) a particulelor constitutive [9]. Depunerea chimică a vaporilor (CVD), în care un precursor este transformat în gaz, este unul dintre tehnici convenționale de sintetizare a nanopulberilor ceramice. În afară de pulberile nanoceramice sintetizate în mod obișnuit, CVD este utilizat și pentru sinteza unui material important din punct de vedere tehnologic - nanotuburile de carbon [10]. Un proces similar, tehnica de condensare a gazelor inerte dezvoltată pentru metale de către Gleiter, [11] a fost modificată pentru a produce oxizi la scară nanometrică. reacții. De exemplu, pulberile nanozizate TiO_2 au fost sintetizate printr-un proces de condensare a gazului inert în doi pași [12]. De asemenea, pulberile nanosizate TiCN sunt sintetizate prin condensarea rapidă a precursorilor din faza gazoasă folosind plasma

de înaltă frecvență [13]. Ar trebui menționat aici că vaporii tehnicile de condensare au avantaje distincte în ceea ce privește controlul bun asupra dimensiunilor particulelor, producerea unei distribuții de dimensiuni înguste, lipsit de aglomerare și niveluri mai scăzute de contaminare. Piroliza chimică, care implică descompunerea precursorilor chimici pentru a obține un nou compus în condiții termice adecvate, a fost utilizată pentru a sintetiza pulberi nanoceramice. Acest proces permite, de asemenea, un control bun asupra producției de pulberi de înaltă puritate. Cu toate acestea, provocarea majoră rămâne aglomerarea particulelor și lărgirea distribuției dimensiunii particulelor datorită temperaturilor ridicate de sinteză [14]. Pentru a depăși aceste dificultăți, se utilizează dispersanți și atomizarea soluțiilor precursoare. Mai mult, lasere, plasmă și microunde sunt utilizate pentru a genera un profil de temperatură favorabil în timpul sintezei pulberii. Tehnica pirolizei polimerice permite dezvoltarea nanopulberilor amoroase de Si – C – N, care sunt utilizate ulterior pentru a produce nanocompozite Si_3N_4 – SiC [15]. În procesele de precipitare chimică, o soluție care conține hidroxid sau acid oxalic este adăugată la soluția care conține cationi din dorința dorită. oxid; aceasta este urmată de arderea precipitatelor (oxalați sau hidroxizi). Folosind o cale de coprecipitare, zitconia tetragonală nanocristalină (< 30 nm) (t-ZrO_2) a fost produsă prin tratamentul hidrotermal al zirconiului amorf [16]. De fapt, pulberile nanozizate ZrO_2, sintetizate prin tehnici de coprecipitare, sunt utilizate în mod regulat în dezvoltarea nanoceramicii în vrac [17] și nanocompozite [18]. Reacția chimică dintre precursorii în stare gazoasă este utilizată și pentru sinteza nanopulberilor. De exemplu, pulberile de SiC nanozizate (dimensiunea particulelor ∼15 nm) sunt sintetizate prin inducerea reacției dintre SiH_4 gazos și C_2H_4 folosind un laser CO_2 [19]. Dintre diversele căi de sinteză, procesarea sol-gel implică gelificarea precursorilor organici sau anorganici pentru a forma un trei interconectat. -rețea dimensională după hidroliză și policondensare în solvenți organici, care este urmată de deshidratare și calcinare a gelului pentru a forma nanopulberi. Controlul simultan asupra dimensiunii particulelor, morfologiei și chimiei suprafețelor este cel mai important avantaj al utilizării proceselor sol-gel pentru formarea nanoclusterului [20]. Cu toate acestea, costurile ridicate ale precursorilor de alcool limitează utilizarea mai largă a proceselor sol-gel.

Dintre metodele fizice de preparare a nanopulberii, uzura mecanică sau frezarea cu bile cu energie ridicată (HEBM) a câștigat o acceptare majoră, datorită coliziunilor de înaltă energie dintre bilele dure și pulberile precursoare în timpul mișcării vibraționale a fiolei de frezare. Chiar dacă nanopulberile sintetizate prin HEBM suferă de contaminare și distribuții mari ale dimensiunii particulelor, randamentul ridicat al metodei a dus la acceptabilitatea sa

largă. Până în prezent, o mare varietate de nanocompozite ceramice au fost produse folosind nanopulberi produse prin HEBM [21–24].

HEBM are o limitare importantă: există o limită inferioară, sub care dimensiunea particulelor sau dimensiunea cristalitului nu poate fi redusă în continuare. Această limită inferioară corespunde punctului în care probabilitatea de a găsi orice defect intern sau crestături de suprafață în pulberile măcinate devine neglijabilă. Lucrările experimentale, precum și analiza teoretică, au condus la prezicerea că HEBM nu poate reduce dimensiunile particulelor sub 25-50 nm [25, 26].

16.2.2. Provocări prezentate de proprietățile tipice ale pulberilor de dimensiuni nano

Pulberile ceramice ultrafine au un raport suprafață-volum foarte ridicat. Suprafața mare oferă o forță puternică de conducere pentru ca particulele de pulbere să formeze aglomerate sau bulgări. Datorită unor astfel de probleme, este necesar un control adecvat împotriva aglomerării în timpul etapelor de sinteză a particulelor, uscare și sinterizare. Utilizarea agenților tensioactivi și a repulsiei electrostatice, care induc sarcini de suprafață, sunt aplicate în general pentru a preveni aglomerarea particulelor în timpul etapei de sinteză. S-a raportat că introducerea unor încărcături mari de suprafață asupra particulelor de zirconiu la pH scăzut scade înclinația spre aglomerare [27]. Un aspect important care trebuie reținut este că moleculele organice trebuie să fie mult mai scurte decât cele utilizate convențional [28]. Metoda pulberile precursoare de uscare în timpul sintezei sunt, de asemenea, importante în ceea ce privește controlul aglomerării. Uscarea prin congelare [29], precum și înlocuirea apei cu solvenți organici înainte de uscare [30] este, în general, utilizată pentru a evita formarea de aglomerate. Centrifugarea, ultrasonicarea și măcinarea cu bile sunt utilizate în general ca tehnici de dezaglomerare post-sinteză. O altă caracteristică esențială este distribuția mărimii înguste. O distribuție mai largă a dimensiunii particulelor are ca rezultat creșterea anormală a granulelor în timpul sinterizării, ceea ce este extrem de dăunător consolidării cu succes în nanoceramice în vrac. În plus față de efectele legate de dimensiune, pulberile nanocristaline suferă de contaminare cu adsorbați atmosferici. Acest lucru provoacă dificultăți în timpul compactării și densificării. De exemplu, testele de oxidare la temperatura camerei pe pulberile de SiC de 20 nm relevă o rată semnificativ ridicată de captare a oxigenului [7]. Prin urmare, se recomandă ca prelucrarea completă, precum și manipularea intermediară să fie efectuate în condiții de gaz inert. În mod similar, se poate observa că aplicarea unor tehnici chimice speciale, cum ar fi spălarea pulberii de SiC bogate în

oxigen (50 nm) cu acid fluorhidric concentrat, poate reduce conținutul de oxigen de la 10% în greutate la mai puțin de 1% în greutate [31].

16.3. PROVOCĂRI APĂRUTE ÎN TIMPUL PRELUCRĂRII

16.3.1. Probleme tehnologice apărute la obținerea pulberilor fine

Din aspectul consolidării, este dificil să se obțină un compact verde de pulberi precurse ultrafine la presiunile aplicate (~200 MPa), utilizate în mod obișnuit pentru pulberile convenționale. Numărul total de contacte interparticulare devine din ce în ce mai mare pe măsură ce dimensiunile particulelor devin progresiv mai fine. Numărul sporit de contacte are ca rezultat o creștere a rezistenței la frecare la presiunea aplicată în timpul compactării [32]. Prin urmare, este necesară o presiune mai mare pentru compactarea pulberilor ceramice nanocristaline. În cazul nanopulberilor 3Y-TZP, o presiune de compactare de aproximativ 480 MPa în presarea uniaxială a dus la densitatea verde de aproximativ 45% [33]. De asemenea, aplicarea presiunii în domeniul gigapascal (~ 1 GPa) poate duce la 51 și 62% verde densificarea pentru particulele de ZrO_2 (~10 nm) [34] și respectiv a particulelor TiO_2 (~15 nm) [35]. S-a raportat că a fost necesară o presiune izostatică „super-mare" a 3 GPa pentru a obține densificarea verde de 60% a nanopulberilor 3Y-TZP (~10 nm) [36]. Prelucrarea materialelor nanocristaline necesită minimizarea creșterii granulelor în etapa finală de densificare. Se recunoaște că rata de creștere a grăunților pentru un material policristalin este dată de:

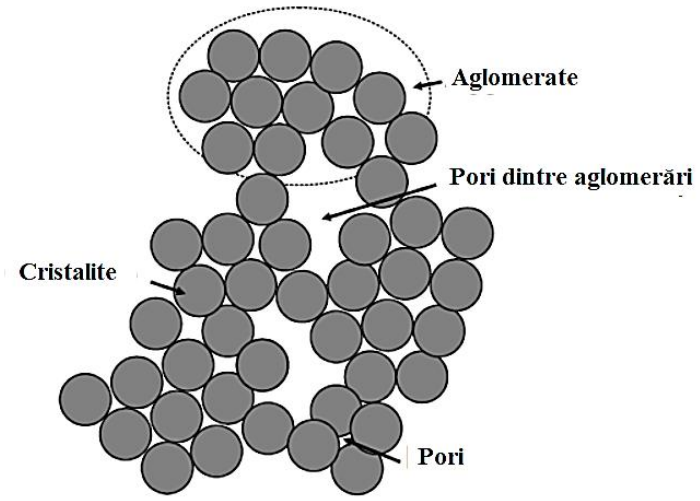
$$\frac{dg}{dt} = 2M_b\gamma(3/g) \qquad 16.1$$

unde g este mărimea grăuntelui, M_b este mobilitatea la limita grăuntelui și γ este energia interfazică. Se poate concepe cu ușurință, din ecuația 16.1, că cu cât mărimea grăuntelui este mai mică, cu atât creșterea grăuntelui este mai rapidă. Prin urmare, datorită creșterii mai rapide a grăunților în timpul sinterizării pulberilor nanocristaline, reținerea grăunților nanocristaline în microstructuri sinterizate devine extrem de dificilă. Din acest motiv, sunt necesare temperaturi mai mici de sinterizare și timpi de sinterizare mai scurți pentru producerea de materiale ceramice nanocristaline în vrac. Problema creșterii grăunților poate fi rezolvată și de unele tehnici inovatoare. De exemplu, formarea stratului de Si_3N_4 pe particulele nano-SiC prin tratamentul termic în azot poate împiedica creșterea granulelor de SiC nanozizat [37]. Deoarece pulberile cu particule mai mici (nanocristaline) pot fi densificate la o viteză mai mare decât

pulberile microcristaline, devine evidentă densificarea neomogenă. atunci când sinterizează la viteze de încălzire mai rapide [38]. Acest lucru poate fi mai semnificativ în nanoceramică, în special pentru materialele nanoceramice cu conductivitate termică foarte scăzută (ZrO_2, Al_2O_3). Compactul în vrac are un gradient termic datorită vitezei de încălzire mai mari, suprafața exterioară fiind densificată la o viteză mai mare decât regiunea de control. Astfel, la suprafața exterioară se formează o coajă tare, care restricționează miezul probei de a se micșora la maxim. Prin urmare, fisurile și porii sunt produse din cauza incompatibilității tulpinilor. De asemenea, modificările mărimii grăuntelui au loc simultan cu gradientul de densitate.

16.3.2.Provocări cu care se confruntă pulberile aglomerate

În plus față de problemele care decurg din pulberile mai fine, o altă problemă majoră apare din tendința sporită a pulberilor de a forma aglomerate. O reprezentare schematică, împreună cu micrografiile tipice de microscopie electronică de transmisie (TEM), a pulberilor aglomerate nanocristaline este ilustrată în Figura 16.2. În cazul pulberilor aglomerate, dimensiunile aglomeratului și nu dimensiunile cristalitului influențează în mare măsură comportamentul de densificare. Cu cât dimensiunile aglomeratului sunt mai mari, cu atât dimensiunile porilor interaglomerate vor fi mai grosiere. Dimensiunile mai mari ale porilor cresc distanța de difuzie, rezultând scăderea ratei de densificare (deoarece $d\rho/dt \propto 1/r$; unde r este dimensiunea porilor). Pentru a compensa acest lucru, devine necesară o temperatură mai mare de sinterizare. Cu toate acestea, temperatura de sinterizare mai ridicată duce la creșterea sporită a granulelor, ceea ce pune dificultăți în menținerea dimensiunilor granulelor nanocristaline în materialul vrac as-sinterizat.



a)

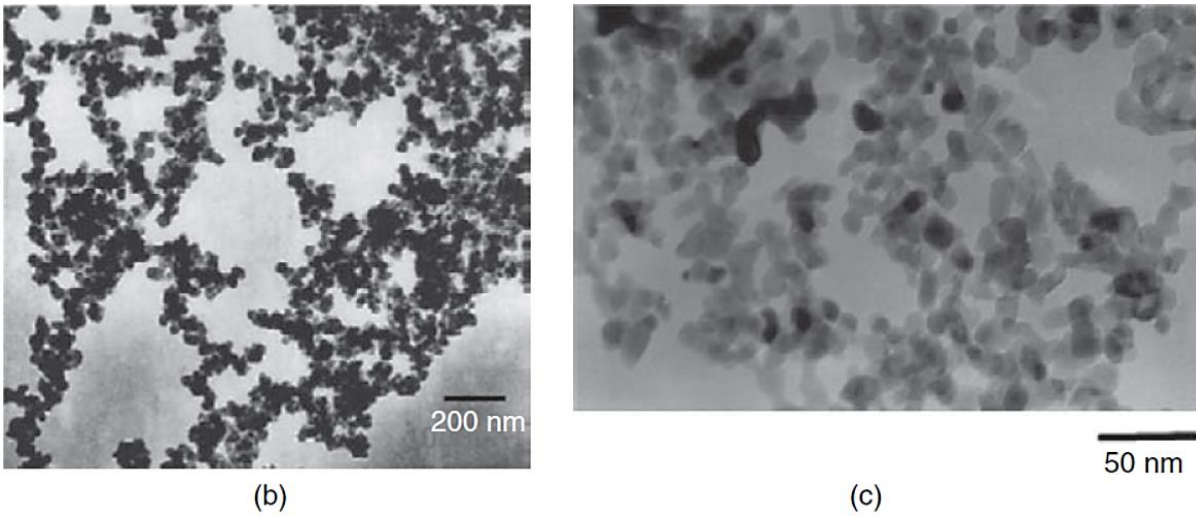


Figura 16.2. (a) O ilustrare schematică a aglomerării particulelor, o problemă inerentă legată de nanopulberi, (b) imaginea TEM a nanopulberilor SiC [7], și (c) imaginea TEM a nanopulberilor ZrO_2 (3Y) [35] care prezintă rețeaua de pulbere asemănătoare aglomerare.

Un alt motiv pentru creșterea sporită a grăunților provine din distribuția mărimii porilor bimodali, caracteristică pulberilor aglomerate.

Cu toate acestea, dimensiunile porilor intercristalit-intraaglomerate sunt mult mai mici decât dimensiunile porilor interaglomerate. În timpul sinterizării, porii intercristalitici / intra-aglomerați mai mici sunt îndepărtați cu o rată mult mai rapidă decât porii interaglomerați mai mari, datorită forță motrice pentru anihilare. Aici, trebuie remarcat faptul că o anihilare timpurie a porilor intercristalit / intra-aglomerat va reduce constrângerea pentru creșterea grăunților. Prin urmare, în etapa finală de sinterizare, grăunții pot crește în absența tragerii porilor, până când se întâlnesc cu porii interaglomerați mai distanțați. Acest lucru are ca rezultat grosimea grăunților în ceramica densă. Se poate menționa aici că aglomerarea nu este totuși o problemă atât de mare în consolidarea metalelor nanocristaline în vrac, datorită capacității unice a pulberilor metalice de a stoarce porii interaglomerați mai mari prin deformare plastică.

16.4. PRELUCRAREA CERAMICII NANOCRISTALINE BULK

16.4.1. Procese utilizate pentru dezvoltarea ceramicii nanocristaline în vrac

După cum sa menționat în secțiunea anterioară, consolidarea nanopulberilor pentru a obține nanocompozite în vrac necesită un control precis al concurenței de grosire-densificare în timpul procesului de sinterizare, adică, îmbunătățirea grosirii în timp ce suprimarea densificării (vezi și capitolul 5, secțiunea 5.5). O combinație de sinterizare mult mai mică

temperatura cu un timp de sinterizare mai scurt, pe scurt „sinterizarea activată”, a fost utilizată în ultimul deceniu pentru a realiza visul dezvoltării cu succes a nanocompozitelor. În principiu, sinterizarea activată implică fie creșterea forței motrice pentru sinterizare, fie permite procesul de sinterizare să devină cinetic mai rapid prin tratament fizic sau chimic. În cazul sinterizării convenționale fără presiune, din cauza absenței oricărei forțe de acționare externe, sunt necesare temperaturi mai ridicate și timp mai mare pentru a obține densitatea aproape teoretică. Se știe că sinterizarea fără presiune are ca rezultat o creștere semnificativă a granulelor, în special în ultima etapă a sinterizării [39]. Cu toate acestea, aplicarea unui proces de sinterizare în doi pași, care implică scăderea temperaturii după atingerea temperaturii maxime de sinterizare, demonstrează fezabilitatea prelucrarea nanoceramicii prin sinterizare fără presiune. Conform explicațiilor furnizate de Chen și Wang [40], cinetica mobilității la limita grăunților este redusă la temperatura de reținere mai mică, menținând în același timp suficientă cinetică de difuzie a limitei grăunților pentru a asigura eliminarea porilor reziduali. Aici, se poate observa că sinterizarea fără presiune, atunci când este utilizată împreună cu aplicarea presiunii „super-mari” (~3 GPa) în timpul compactării verzi, poate duce și la dezvoltarea nanoceramicii în vrac în unele sisteme ceramice, cum ar fi 3Y-TZP (~80-nm dimensiunea cristalitului) [36]. Creșterea vitezei de densificare la temperatura și timpul de sinterizare mai mici poate fi totuși realizată prin aplicarea presiunii externe în timpul sinterizării (presare la cald, forjare sinterizare, sinterizare-HIPing și SPS). Densificarea aproape teoretică a fost înregistrată prin presare la cald uniaxială pentru pulberile γ-Al_2O_3, menținând în același timp o mărime a granulelor de ~50nm [41]. Uchic și colab. 0,5 T_m) prin forjare sinterizată și, important, grăunți nanocristalini reținuți (50-60 nm). HIPing poate duce, de asemenea, la o densificare mai mare de 98% a nanocompozitelor Si_3N_4 – SiC, dimensiunea granulelor SiC în compactul sinterizat fiind mai mică de 30 nm. Presiunea de 350 MPa [44]. Succesul sinterizării asistate sub presiune în procesarea ceramicii nanocristaline în vrac, în unele sisteme ceramice, a fost atribuit transformărilor de fază asistate de presiune. Consolidarea puterilor ceramice metastabile la presiuni ridicate și temperaturi mai scăzute poate favoriza nucleația mai rapidă a fazei produsului, suprimând în același timp rata de creștere. Optimizarea atentă a presiunii și temperaturii de consolidare permite reținerea grăunților nanocristaline cu dimensiuni chiar mai mici decât cele ale pulberilor de pornire. Acest proces este cunoscut sub numele de consolidare asistată prin transformare (TAC) [45]. O altă variantă de sinterizare activă este cunoscută sub numele de tehnica de sinterizare asistată pe teren (FAST), care îmbunătățește densificarea cu aplicarea simultană a unui câmp electric și a presiunii. FAST este cunoscut sub diferite denumiri, cum ar fi SPS, sinterizarea activată cu plasmă (PAS), sinterizarea impulsului de

curent electric (PECS) [22], și compactarea presiunii plasmatice (PPC) [46]. În capitolul 6, este prezentată o scurtă descriere a procesului SPS și următoarele două capitole (capitolele 17 și 18) arată cum să optimizăm parametrii procesului SPS pentru a densifica nanoceramica și compozitele nanoceramice. Folosind procesul SPS, s-a demonstrat (în 2010) că se poate obține ceramică oxidică (Al_2O_3, ZrO_2) și neoxidă (TiB_2) cu proprietăți mecanice uniforme, adaptând cu atenție programul de încălzire cu mai multe etape [47–49].

16.4.2. Mecanisme care conduc la o cinetică îmbunătățită de sinterizare la aplicarea presiunii

Toate procesele menționate anterior sunt capabile să conducă la densificarea aproape teoretică a compactei cu pulbere ceramică, cu modificări microstructurale minime nedorite. Se știe că presiunea aplicată crește fluxul de vacanță de la pori (surse de vacanță) la limitele granulelor (chiuvete de vacanță). În cazul nanocristalinului ceramică, stresul intrinsec de sinterizare este mai mare datorită dimensiunilor inițiale foarte mici ale particulelor și dimensiunilor extrem de mici ale porilor:

$$\sigma = -2\gamma/r \qquad 16.2$$

unde σ este tensiunea de sinterizare, γ este tensiunea superficială și r este raza porilor. Stresul de sinterizare estimat este în general de ordinul a 500 MPa, comparativ cu cel de of 5 MPa pentru un compact convențional de pulbere de dimensiunea micronilor. Prin urmare, presiunea aplicată extern (30–100 MPa) în timpul unui proces de densificare asistată de presiune nu reușește să îmbunătățească în continuare cinetica de sinterizare a pulberii nanocristaline compacte, într-un grad apreciabil. Cu toate acestea, un motiv plauzibil al creșterii observate a cineticii de densificare la aplicarea presiunii externe constă în prezența porilor interaglomerați mai mari, ceea ce reduce de fapt stresul intrinsec de sinterizare.

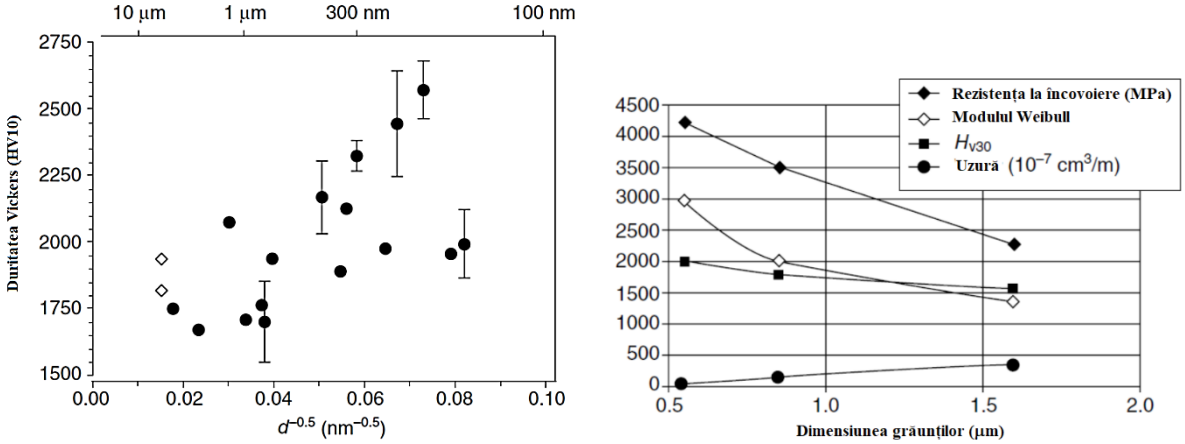
Aplicarea sub presiune facilitează spargerea aglomeratelor și, prin urmare, accelerează procesul de densificare. Mecanismul de contracție a porilor în timpul sinterizării asistate de presiune a ceramicii nanocristaline se datorează capacității acestor materiale cu granulație fină de a suferi deformări plastice la $T/T_m \approx 0{,}5$. Acest tip de deformare a fost raportat la ceramica nanocristalină [3,50-53] Prin urmare, deformarea plastică permite închiderea porilor, ceea ce duce la eliminarea chiar și a porilor foarte mari [26]. Prin urmare, aplicarea presiunii externe în timpul sinterizării are ca rezultat o mai rapidă eliminarea porilor, chiar și a porilor interaglomerați mai

mari dăunători, ceea ce are ca rezultat o cinetică sporită de densificare cu o creștere minimă a granulelor.

16.5. PROPRIETĂȚI MECANICE ALE NANOMATERIALELOR CERAMICE MASIVE

16.5.1. Proprietăți mecanice

În această subsecțiune, literatura existentă este revizuită pentru a ilustra cât de diferit este comportamentul mecanic al ceramicii nanofazice, comparativ cu ceramica convențională. Figura 16.3 prezintă un rezumat al rezultatelor experimentale pentru ceramică SiC și carburi cimentate WC-Co; o analiză a figurii 16.3 relevă faptul că, în afară de creșterea rezistenței și durității, modulul Weibull este, de asemenea, îmbunătățit datorită rafinării grăunților, care indică fiabilitatea îmbunătățită a ceramicii cu granulație fină comparativ cu omologii lor cu granulație mai grosieră. Acest lucru poate fi atribuit omogenității îmbunătățite a microstructurii și reducerii dimensiunii și densității critice a defectelor.



a) b)

Figura 16.3. Rezultatul literaturii, arătând (a) variația măsurată experimental a durității cu scăderea grăuntelui de SiC cu granulație fină și (b) duritatea, rezistența la îndoire, modulul Weibull și variația rezistenței la uzură la abraziv cu dimensiunile granulelor pentru carburile cimentate WC-Co [7].

16.5.1.1. Duritatea și rezistența la rupere

Se poate aminti aici că o creștere a rezistenței și durității randamentului urmează relația Hall-Petch:

$$H_d = H_o + const/d^{0.5} \quad 16.3$$

unde H_d este duritatea la mărimea grăuntelui d, H_0 este duritatea cristalului unic din același material și d este diametrul grăuntelui. În relația Hall-Petch, duritatea (H_v) și rezistența la randament (σ) sunt utilizate în mod interschimbabil. În urma acestei relații, se așteaptă ca duritatea și rezistența să continue să crească odată cu scăderea mărimea grăunților și atinge un nivel extrem de ridicat. Cu toate acestea, creșterea rezistenței pentru materialele nanocristaline scade sub previziunea teoretică bazată pe ecuația Hall-Petch. De fapt, rafinamentul mărimii grăunților, dincolo de o mărime critică a acestora, duce adesea la o relație inversă Hall-Petch. Pe lângă TiAl [54, 55], a fost raportată și o scădere a durității și rezistenței cu rafinarea grăunților sub un anumit nivel nanocristalin pentru anumite sisteme ceramice, cum ar fi TiO_2 [56]. Așa cum a fost analizat pe larg de Ovidko [57], mai multe mecanisme, bazate pe mișcarea dislocării și difuzarea interfeței, pot explica acest comportament tipic al materialelor nanocristaline. S-a propus ca mecanismul de deformare din ceramica nanocristalină să poată fi corelat cu o difuzie sporită de-a lungul limitelor granulelor și ale joncțiunilor triple ale graniței granulelor. De exemplu, coeficientul de difuzie a joncțiunii triple (D_{tj}) este mai mare (cu trei sau mai multe ordine) decât coeficientul de difuzie la granița granulei. Având în vedere faptul că materialele nanocristaline se caracterizează prin prezența unei fracțiuni de volum foarte ridicat de joncțiuni triple, contribuția difuziei triplului joncțiune la deformarea ceramicii vrac nanocristaline ar fi trebuit să fie considerabilă. Chokshi și colab. [58] au propus că, în regimul inferior al mărimii granulelor (<20 nm), fluirea la temperatura camerei Coble (rezultată din difuzia la granița granulelor) este mecanismul de deformare dominant. Conform unui model [59] bazat pe două mecanisme de deformare (alunecare de dislocare a grilei vs limita granulației - difuzie triplă a joncțiunii), deformarea prin alunecare de dislocare a grilei este dominantă la dimensiuni mai mari de grăunți (20-200 nm). Alunecarea la limta grăunților este predominantă la dimensiuni mai fine ale granulelor, în special în materialele nanocristaline. De asemenea, alunecarea la limita granulelor, adaptată prin difuzie (fluaj Ashby – Verrall) a fost atribuită relației inverse Hall-Petch pentru TiAl nanocristalin [63]. Cu toate acestea, acest fenomen necesită confirmare în cazul sistemelor ceramice. S-a raportat experimental că materialele fragile suferă o microfisurare considerabilă la limita granulelor sub sarcină de indentare. Potrivit lui Ovidko [57], relația Hall-Petch trebuie îmbunătățită pentru a încorpora un termen negativ (σ_{GB}) legat de rezistența la granița granulelor,

$$\sigma_f(d) = \sigma_f(d = \alpha) - \sigma_{GB}(D/d) + A^*\Phi(D/d)^* d^{-1/2} \qquad 16.4$$

unde σ_f (d) este tensiunea de curgere a unui policristal cu mărimea granulei d, σ_f (d = α) este tensiunea de curgere a unui policristal cu granule foarte mari, D este o dimensiune tipică a zonei indentate și $A^*\Phi(D/d)^* d^{-1/2}$ este un termen legat de dislocarea acumulării la limitele granulelor. Se poate presupune că, din moment ce la cele mai fine mărimi de grăunți în regimul nanocristalin contribuția mișcării dislocării la deformarea plastică este încă neglijabilă, impactul termenului $A^*\Phi(D/d)^* d^{-1/2}$ asupra Prin urmare, σ_f (d) poate fi neglijat. Prin urmare, odată cu reducerea suplimentară a mărimii granulelor, întărirea indusă de acumulare a dislocării devine nesemnificativă. Prin urmare, la cele mai fine mărimi de grăunți, când fracțiunea de volum a limitelor grăunților devine foarte mare, crește cantitatea de deformare din ceramică datorată crăparii. Mai mult, din ecuația 16.4, se poate observa că, atunci când D >> d, termenul negativ σ_{GB} (D/d) are o contribuție semnificativă la σ_f (d) global. Astfel, acest model oferă, de asemenea, o perspectivă asupra relației negative Hall-Petch, așa cum se observă la cele mai fine mărimi de grăunți.

Cu toate acestea, luarea în considerare a unui model similar cuplat cu teoria lui Griffith a propagării fisurilor în materiale fragile [64] duce la o predicție a comportamentului complet opus pentru materialele nanocristaline. Din criteriul lui Griffith, stresul necesar propagării fisurilor este proporțional cu rădăcina pătrată inversă a dimensiunii critice a defectului. Deoarece dimensiunea defectului este redusă odată cu reducerea dimensiunii granulelor, este necesară o solicitare semnificativ mai mare pentru propagarea fisurilor la cele mai fine mărimi ale grăunților. Mai mult, așa cum s-a menționat anterior, la cele mai mici dimensiuni ale granulelor, deformarea plastică nu este posibilă prin mișcare de dislocare și numai microcracarea poate duce la deformare. Acestea implică faptul că cantitatea de deformare, posibilă la o solicitare dată, ar trebui să scadă odată cu rafinarea grăunților și, prin urmare, duritatea ar trebui să crească în continuare la cele mai fine dimensiuni ale grăunților. De fapt, Veprek și colab. [65] au observat experimental o creștere a durității cu rafinarea grăunților de până la 3,5 nm în nanocompozitele TiN-Si_3N_4 și W_2N-Si_3N_4. Aceasta dovedește valabilitatea ipotezei precedente.

16.5.1.2. Rezistența la fractură și rezistența la fractură

Creșterea considerabilă a rezistenței la fractură datorată rafinamentului microstructural poate fi corelată cu efectele sinergice ale reducerii dimensiunilor defectelor cu scară

microstructurală redusă [66, 67] și cu scăderea tensiunilor reziduale termice care rezultă din structura cristalină anizotropă și coeficientul de nepotrivire a expansiunii termice asamblarea fazei microstructurale [68]. Este un fapt stabilit că rezistența la rupere a materialelor fragile este determinată de mărimea și distribuția defectelor critice. Prin urmare, datorită ameliorării dimensiunilor defectelor prin menținerea microstructurii nanocristaline, rezistența la fractură poate fi îmbunătățită semnificativ. Mai mult, așa cum a prezis Gao și colab. [69] sub o anumită scară de lungime critică (h*), rezistența la fractură a unui cristal fisurat poate fi comparată cu cea a unui cristal perfect. Rezistența la fractură (σ_m^f) a unui cristal care conține defectele poate fi descrisă de criteriul lui Griffith:

$$\sigma_m^f = \alpha E_m \Psi \qquad 16.5$$

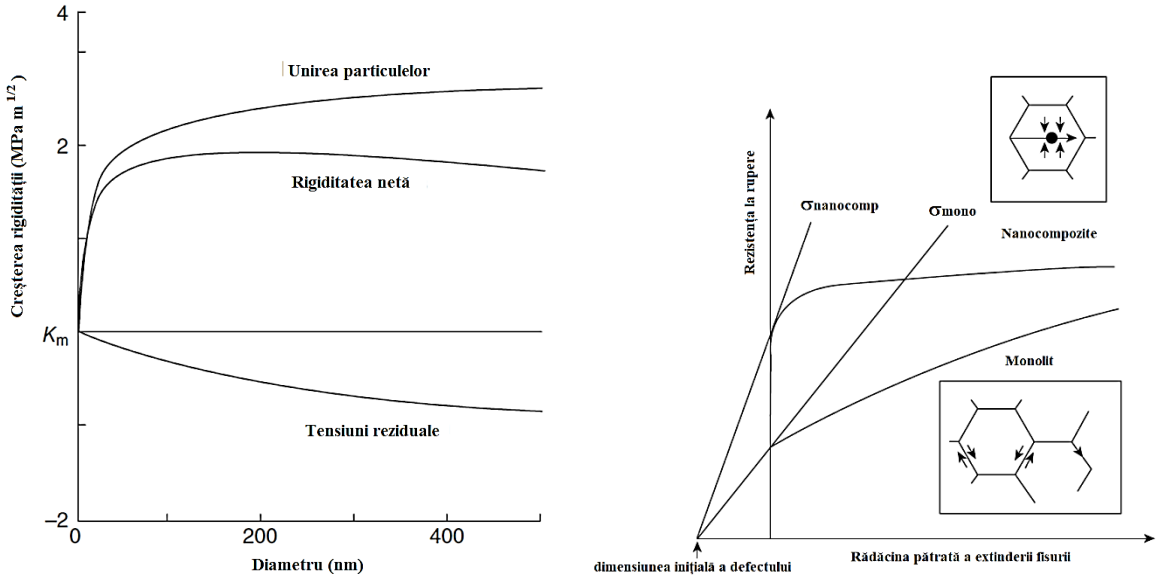
unde $\Psi = \sqrt{(\gamma/E_m h}$, E_m este modulul elastic, γ este energia de suprafață, h este dimensiunea cristalului, iar α este un parametru care depinde de geometria fisurii. Folosind ecuația 16.5, o comparație a creșterii puterii la reducerea lui h prezice că există o dimensiune critică (h*) (dată de ecuația 16.6) la care puterea reală (din ecuația 16.5) devine egală cu cea teoretică puterea cristalului perfect:

$$h^* \approx \alpha^2 \frac{\gamma E_m}{\sigma_{th}^2} \qquad 16.6$$

Peste această dimensiune critică, puterea cristalului este controlată de prezența defectelor. Cu toate acestea, sub această dimensiune critică, puterea ar fi insensibilă la defecte; adică puterea ar fi limitată de puterea teoretică a cristalului impecabil „perfect”. Un complot empiric care ilustrează o astfel de predicție remarcabilă este prezentat în Figura 16.4. Un alt motiv citat pentru rezistența îmbunătățită la fractură este prezența unei tensiuni reziduale mai mici [70]. O astfel de solicitare reziduală este generată în timpul răcirii de la temperatura de sinterizare și se datorează structurii cristaline anizotrope, precum și neconcordanței coeficientului de expansiune termică între diferitele faze microstructurale. Cu toate acestea, temperaturile de sinterizare sunt, în general, mai mici pentru nanoceramice decât pentru omologii lor convenționali. Se raportează, de asemenea, că stresul rezidual poate fi ameliorat într-o măsură mai mare în nanoceramice [71]. În ciuda îmbunătățirii semnificative a rezistenței la fractură, s-a observat experimental că rezistența la fractură a nanoceramicii monolitice nu

este îmbunătățită prin reducerea dimensiunilor granulelor la niveluri nanocristaline [71, 72]. Rezistența la fractură este, totuși, îmbunătățită într-o măsură moderată prin proiectarea nanocompozitelor [5]. Afirmând acest concept într-un mod larg, încorporarea armăturilor într-o matrice ceramică convențională sau nanostructurată (nanocompozite ceramice) ar putea duce la creșterea rezistenței și rezistența la fractură. Niihara și Nakahira au raportat o creștere a rezistenței la flexiune a ceramicii fragile de aproape trei ori prin design nanocompozit [73, 74]. Rezistența la fractură a fost atribuită dezvoltării tensiunilor reziduale localizate în interiorul și în jurul întăririlor datorită neconcordanței coeficientului de expansiune termică între fazele constitutive. Tensiunile reziduale compresive din cadrul armăturilor nanocristaline provoacă întărirea deformării fisurilor și schimbarea modului de fractură de la intergranular la transgranular [63, 75]. Pe de altă parte, tensiunile generate în apropierea interfețelor de armare-matrice, deschid microfisuri sau nanofisuri la nivelul vârful fisurii unei fisuri propagatoare. Microcraparea sau nanocraparea extinde dimensiunea zonei de proces fractal (FPZ), rezultând îmbunătățirea rezistenței la fractură [76]. În plus, punerea fisurilor de către nanodispersoizi a dus și la o îmbunătățire modestă a rezistenței la fractură [77]. O astfel de îmbunătățire a rezistenței la propagarea fisurilor conduce la îmbunătățirea semnificativă a rezistenței la fractură la formarea nanocompozitelor.

Aici trebuie remarcat faptul că, deși efectele benefice ale solicitărilor reziduale sunt prezente și în compozitele ceramice convenționale, totuși îmbunătățirea proprietății mecanice care rezultă din astfel de efecte va fi mai mare în nanocompozitele ceramice. Potrivit lui Niihara și colegilor săi [77], trebuie luate în considerare trei efecte ale întăririlor nanosized. În primul rând, tensiunile reziduale au ca rezultat o competiție între întărirea de la punerea particulelor și reducerea rezistenței la fractură datorită tracțiunii reziduale în matrice. Ambele efecte depind de dimensiunea medie de armare, care este reprezentată grafic în Figura 16.5a.



a) b)

Figura 16.5. (a) Grafic care descrie modul în care dimensiunea armăturii influențează creșterea durității fracturii induse de punte, reducerea rezistenței la rezistență la fractură indusă de tensiune reziduală și (b) rezistența la fractură netă combinată și o comparație a comportamentului curbei R a ceramicii monolitice și nanocompozite ceramice [1]

Figura 16.5a arată că rezistența la fractură crește abrupt până la dimensiunea particulelor de ∼100 nm și apoi se aplatizează considerabil. În schimb, reducerea rezistenței la fractură datorită tracțiunii reziduale a matricei crește monoton cu creșterea dimensiunii armăturii. În conformitate cu observația precedentă făcută de Niihara, Levin și colab. [78] au folosit modelarea calculațională pentru a demonstra cum dimensiunea mai mică a armăturii ar reduce efectul negativ al tensiunii reziduale a matricei de tracțiune asupra rezistenței la fractură. În al doilea rând, s-a observat că propagarea fisurilor în multe dintre nanocompozitele ceramice (de exemplu, nanocompozit Al_2O_3 – SiC) se realizează prin fractura interfeței matrice-armare. Prin urmare, o creștere a rezistenței interfațiale poate duce la împiedicarea propagării fisurilor. De asemenea, o reducere a dimensiunii de armare la nanoscala duce la o creștere a rezistenței interfațiale datorită unor potriviri mai bune de zăbrele observate în nanocompozitele ceramice, comparativ cu cele din microcompozitele convenționale. O potrivire mai bună a rețelei este rezultatul efectului nanosize, deoarece difuzia atomică pe distanțe mult mai mici poate duce la o structură aproape echilibrată. În al treilea rând, pentru o fracție de volum de armare dată, distanța dintre particule (λ) se reduce cu dimensiunea particulelor. Considerând punerea fisurilor ca mecanism major de întărire, frecvența interacțiunii fisurilor cu armătura nanosized crește considerabil datorită unei reduceri a λ. Natura tortuoasă a fisurilor și obstrucția frecventă a propagării fisurilor are ca rezultat o pantă mai abruptă a curbei R (curba rezistenței la creșterea

fisurilor) în nanocompozite, comparativ cu cea din microcompozite sau ceramică monolitică (Fig. 16.5b). Un alt efect care poate duce la o rezistență sporită la fracturi este acela că, la o anumită fracție de volum de întărire, numărul de particule crește la reducerea dimensiunii particulelor. Acest lucru duce la o distribuție mai uniformă a stresului între particule și o astfel de distribuție a stresului ar reduce înclinația spre fractură la o anumită sarcină aplicată și, prin urmare, ar crește rezistența.

16.5.1.3. Superplasticitate

O caracteristică remarcabilă a nanoceramicii este capacitatea lor de a suferi deformări superplastice la temperaturi relativ mai scăzute. Deși superplasticitatea la temperaturi extrem de scăzute (< 500°C) pentru diferite sisteme ceramice este încă așteptată, totuși un număr de nanoceramice prezintă cu succes superplasticitate la temperaturi moderat mai scăzute. care rezultă din creșterea considerabilă a zonei interfațiale (limita granulației și joncțiunile triple) sunt mecanismele de bază ale superplasticității. Se raportează că fluirea Coble implică o deformare la temperatură ridicată la o tensiune relativ mai mică ($\sigma/G < 10^{-4}$) prin difuzia la graniță a atomilor sau a posturilor libere. cinetica solicitării de fluaj Coble (ε_{Co}) poate fi descrisă prin următoarea expresie:

$$\varepsilon_{Co} = A_{Co} \frac{D_{gb} G b}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^3 \frac{\sigma}{G} \qquad 16.7$$

unde A_{Co} este un coeficient adimensional (~ 66), σ este tensiunea aplicată, G este modulul de forfecare, b este vectorul Burgers al dislocărilor mobile la temperatura T (în Kelvin), D_{gb} este coeficientul de difuzie a graniței granulelor și d este mărimea grăuntelui. Din ecuația 16.7, se poate sublinia că reducerea mărimii grăunților poate duce la o rată de fluaj apreciabilă. Extrapolarea acestui concept la materiale cu grăunți nanocristalini poate conduce la realizarea unei îmbunătățiri semnificative a ratei de fluare Coble ($\propto d^{-3}$) și, prin urmare, la o predicție a eventualei apariții de superplasticitate. Având în vedere această posibilitate, cercetătorii au depus eforturi pentru a spori deformabilitatea materialelor fragile în mod tradițional, cum ar fi ceramica și intermetalicele, prin rafinarea grăunților până la nivelul nanoescală. Karch și colab. [79] au observat posibilitatea ca materialele fragile să prezinte deformabilitate la temperatura camerei la rafinarea grăunților până la 100 nm. Cu toate acestea, cercetările ulterioare nu au putut stabili această așteptare în ceramica nanocristalină. Acest lucru a fost atribuit în mod provizoriu faptului că coeficientul de difuzie a limitei grăunților la

temperatura camerei (D_{gb}) este de până la $10^{-30}cm^2$ / s pentru ceramică cu un punct de topire peste 1500°C [80]. deformare la temperaturi de aproximativ 1000°C. Superplasticitatea la rate de deformare de ordinul $10^{-4}s^{-1}$ este observată experimental pentru nanoceramice, pe baza TiO_2 [50], TiAl [52], Si_3N_4 [83], Y-TZP [3, 4, 84] și SiC [85]. De asemenea, rata de deformare de $10^{-4}s^{-1}$ observat pentru nanocristalin (~ 80 nm) 3Y-TZP este de aproximativ 34 de ori mai mare decât ratele de deformare observate în timpul deformării superplastice a zirconiei submicronice (0,3 μm). Foarte important, s-a observat, de asemenea, deformarea superplastică, care rezultă într-o alungire la tracțiune de până la 1050% la o rată de deformare relativ mai mare de $0,4s^{-1}$ pentru nanocompozite de zirconiu, alumină și spinele [4]. Trebuie subliniat faptul că deformarea superplastică a nanoceramicele la temperaturi mai scăzute și rate de deformare mai mari pot fi avantajoase în scăderea temperaturilor de sinterizare și în procesele de plasare aproape netă.

16.6. APLICAȚIILE NANOCERAMICII

Îmbunătățirea proprietăților mecanice, în special a rezistenței și durității, poate duce la o performanță mai bună a ceramicii nanocristaline în aplicații de inginerie, deservite în prezent de ceramica convențională și microcristalină. Mai mult, uniformitatea microstructurii și reducerea dimensiunilor defectelor de prelucrare duc la o fiabilitate mecanică sporită, îmbunătățind astfel fezabilitatea în aplicații critice de inginerie. Datorită rezistenței mai mari la uzură [16, 22], aceste materiale noi sunt, de asemenea, candidați pentru aplicații de uzură grele. În special, o performanță tribologică mai bună conferă o durată de viață mai lungă componentelor unelte nanostructurate. De exemplu, nanocompozitele Al_2O_3 – SiC pot fi aplicate ca granule abrazive, cu performanță și cost intermediar între Al_2O_3 utilizat în mod obișnuit și diamantul BN superabrasiv [28]. Trebuie menționat, de asemenea, că încorporarea materialelor de umplutură ceramice nanosizate, cum ar fi nano-Al_2O_3 (chiar și în cantități foarte mici ~ 1–5% în greutate) îmbunătățește semnificativ (de peste 3000 de ori) rezistența la uzură a politetrafluoretilenei (PTFE) [86]. Unul dintre cele mai semnificative beneficii ale ceramicii nanocristaline este capacitatea lor de a suferi deformări superplastice la temperaturi mai scăzute și rate de deformare mai mari [3, 4, 51, 59, 83-86]. Superplasticitatea permite modelarea aproape netă a ceramicii nanocristaline și, în viitor, ar putea fi chiar posibilă modelarea lor comercială prin tehnici convenționale de formare. De exemplu, comportamentul superplastic al tuburilor de zirconii tetragonale stabilizate cu 3 mol% nanocristalin (~ 150 nm), la 1550°C, a fost exploatat cu succes pentru aplicații de modelare a rețelei (Fig. 16.6a). Se realizează prin nanoceramică,

dar cele mai mari rate de deformare posibile până în prezent sunt mult mai lente decât se dorește pentru formarea economică a nanoceramicii la scară comercială.

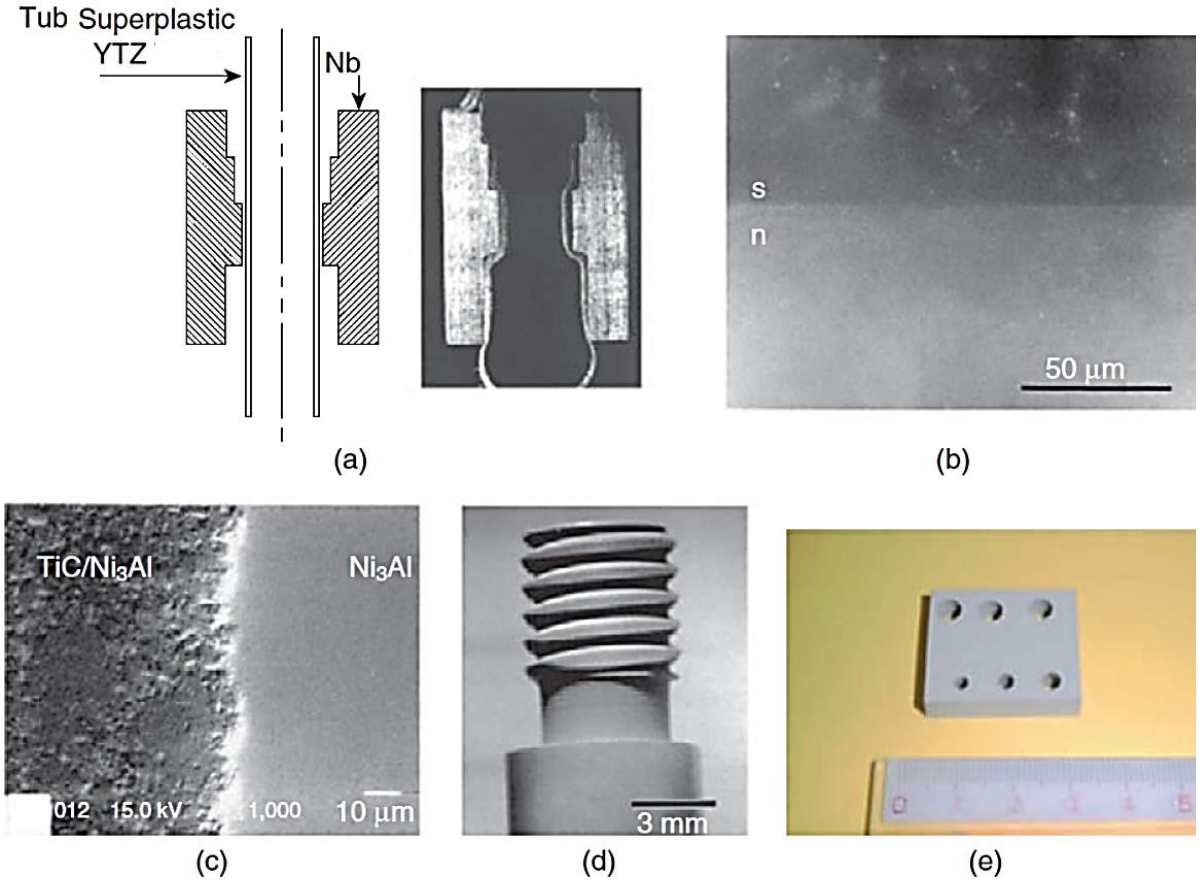


Figura 16.6. (a) Diagrama schematică a unui experiment de extindere a tubului Y-TZP superplastic într-o carcasă rigidă Nb (stânga); secțiunea transversală după formare la 1550°C (dreapta) [51]; (b) interfață impecabilă produsă prin îmbinarea 3Y-TZP nanocristalină și microcristalină la o temperatură mai mică de 1150°C (s înseamnă submicron și n denotă nanocristalin); (c) interfața dintre TiC – Ni_3Al nanocristalin și Ni_3Al formate in situ prin SPS; (d) și (e) nanocompozit Si3N4 – BN prelucrabil [1]

Aplicarea comercială cu succes a compozitelor nanoceramice mari sau complexe necesită și adaptarea tehnicilor de îmbinare. Fluxul superplastic și difuzivitatea sporită a nanoceramicii sunt benefice pentru îmbinarea mai ușoară. Mai mult, atunci când este utilizat ca strat intermediar, diferența de mărime a granulelor dintre componentele ceramice convenționale și stratul intermediar nanocristalin poate duce la creșterea grăunților. Acest lucru poate facilita legarea chimică, împreună cu blocarea mecanică între interfețe. Mayo și colab. au reușit să unească două ceramice nanocristaline 3Y-TZP direct la 1090°C la 10-MPa presiune [39]. De asemenea, o îmbinare puternică și impecabilă ar putea fi obținută prin punerea în strat a unui strat nanocristalin Y-TZP între două submicron 3Y-TZP la 1150°C , care a fost cu 200°C mai

mică decât cea necesară pentru a produce o îmbinare similară fără stratul nanocristalin Y-TZP [87]. Pentru a furniza astfel de dovezi, Figura 16.6b ilustrează o interfață comună între componenta submicronă și stratul de zirconiu nanocristalin. Liu și Naka [88] au încercat cu succes unirea in situ a Ni_3Al și Ni_3Al – TiC nanocristaline în nanocompozite prin SPS la 1100°C. Chiar și după finalizarea procesului de îmbinare, Ni_3Al monolitic a avut o dimensiune a granulelor de 96 nm, în timp ce Ni_3Al și TiC au avut dimensiuni ale granulelor de ~ 60 nm. Cel mai important, fisurile sau golurile nu au fost detectate pe suprafața articulației (Fig. 16.6c), iar rezistența la forfecare a fost de aproximativ 765 MPa. Așa cum s-a menționat în secțiunea anterioară, nanocompozitele Si_3N_4 – BN prelucrabile, pe lângă proprietățile mecanice superioare, au și o prelucrare mai bună. Exemple ilustrative de piese găurite sunt prezentate în Figura 16.6d, e. În ceea ce privește calitatea suprafețelor prelucrate, suprafețele găurite ale nanocompozitelor au o finisare mai bună a suprafeței (rugozitate mai mică; $R_{max} \sim 2$ μm pentru nanocompozit vs. 4μm pentru microcompozit). Trebuie remarcat, de asemenea, că combinația dintre conductivitatea termică mai mică, rezistența la șoc termic mai mare [7], și proprietățile mecanice superioare permite nanoceramicii să fie utilizate în aplicații care implică izolație termică (acoperiri de barieră termică). Potențialul ceramicii nanostructurate pentru aplicații biomedicale trebuie investigat mai mult în viitor. De fapt, proprietățile mecanice îmbunătățite și biocompatibilitatea ar trebui să facă în mod ideal ceramica nanostructurată ca potențiali candidați pentru aplicații biomedicale portante. De exemplu, nanoceramica și compozitele nanoceramice pe bază de materiale bioactive, cum ar fi hidroxiapatita (HAp) sunt considerate a fi superioare pentru implanturile dentare și ortopedice datorită posibilității mai bune de a controla compozițiile, suprafața și proprietățile mecanice, pentru a le face similare cu cele de os fiziologic. Important, Webster și colab. a raportat că unele ceramici nanostructurate susțin o funcționalitate mai bună a celulelor osoase (de exemplu, osteoblastul) și, prin urmare, ceramica nanofazică poate avea o eficacitate mai bună în aplicațiile ortopedice [89, 90].

16.7. CONCLUZIi ȘI PERSPECTIVE

După cum s-a menționat în acest capitol de prezentare generală, cercetări ample privind prelucrarea, microstructura și proprietățile nanoceramicii și compozitelor nanoceramice au furnizat informații considerabile și înțelegere a acestor materiale noi. O astfel de perspectivă poate fi utilă în modularea proprietăților printr-o selecție atentă a tehnicilor și parametrilor de procesare, cu controlul concomitent al microstructurilor și proiectarea compozițională. Este util să reiterăm aici că aglomerarea și contaminarea în timpul manipulării nanopulberii și creșterea

considerabilă a granulelor prin sinterizare convențională cauzează adesea probleme în menținerea grăunților nanocristalini. Deși încă provocatoare, sunt dezvoltate diverse tehnici pentru a reduce la minimum problema aglomerării și contaminării pulberilor ceramice. Trebuie menționat faptul că pulberile nanosizate neaglomerate sunt produse la nivel comercial (Nanophase Technologies, Tosoh). Adaptarea tehnicilor avansate de prelucrare, în special a „tehnicilor de sinterizare activată", a avut succes pentru dezvoltarea nanomaterialelor ceramice în vrac. Printre acestea, SPS a fost un succes major. Oferind o rată ridicată de încălzire, temperaturi mai mici de sinterizare și timpi scurți de păstrare, SPS este capabil să limiteze creșterea granulelor în timpul densificării la densitate aproape teoretică. Cu toate acestea, prelucrarea SPS a nanoceramicii a fost limitată la sinteza la scară de laborator. Este o problemă interesantă dacă prelucrarea componentelor mai mari poate suferi un gradient de densificare. Mai mult, SPS se limitează doar la producerea de forme simple (cilindrice, pătrate). Mai mult, cercetările viitoare ar trebui să răspundă la câteva întrebări cheie cu privire la mecanismele care stau la baza proceselor SPS. Cu o mai bună înțelegere a mecanismelor de densificare subiacente ale SPS, ar fi posibil să reglați îndeaproape parametrii SPS pentru a dezvolta materiale nanostructurate dense într-un număr mare de sisteme ceramice. Este un fapt stabilit că reducerea scării microstructurale duce la creșterea durității și rezistenței. Cu toate acestea, este fascinant măsura în care o astfel de creștere este posibilă pentru ceramica caracterizată prin cele mai mici mărimi de grăunți posibile (< 20 nm). De asemenea, s-a observat că, sub o dimensiune critică a granulelor, are loc înmuierea.

Unul dintre dezavantajele cercetării de dezvoltare a nanoceramicii pare a fi incapacitatea de a spori rezistența la fractură la un nivel satisfăcător cu rafinarea grăunților în materialele ceramice monofazate. Se poate observa că rezistența la rupere este un criteriu important pentru diferite aplicații (inclusiv aplicații tribologice) ale ceramicii. Cu toate acestea, problema rezistenței ar putea fi abordată într-o anumită măsură prin încorporarea judicioasă a armăturilor nanocristaline din a doua fază. Posibilitatea îmbunătățirii rezistenței la fractură în ceramică printr-o abordare nanocompozită, încorporarea unor armături mai dure, nanoparticule piezoelectrice sau feroelectrice și reglarea corectă a compozițiilor este deja explorată. Un avantaj notabil este că încorporarea unei cantități considerabile dintr-o fază mai moale pentru întărire este posibilă fără a compromite duritatea într-o măsură considerabilă. Astfel, nanoceramicele în vrac și nanocompozitele ceramice posedă o combinație superioară de proprietăți mecanice. De asemenea, studiile teoretice privind comportamentul mecanic al compozitelor nanoceramice au fost realizate pe baza rezultatelor experimentale ale sistemelor ceramice limitate precum Al_2O_3 – SiC [75–79] și Si_3N_4 – SiC [28].

Comportamentul mecanic îmbunătățit datorat nanocristalinității a deschis noi perspective pentru aplicații, inclusiv formarea în formă de aproape a rețelei, aplicații tribologice solicitante, acoperiri cu bariere termice și aplicații care necesită o prelucrare mai bună și o biocompatibilitate îmbunătățită. Sunt necesare cercetări suplimentare asupra efectelor benefice ale nanocristalinității asupra aspectelor comerciale ale unor astfel de aplicații pentru a asigura mai multe aplicații ale nanoceramicii. În cele din urmă, în ciuda stării actuale de dezvoltare a procesării și proprietăților nanoceramicii în vrac, acesta este încă un domeniu emergent. Sunt necesare cu siguranță mai multe cercetări pentru a optimiza parametrii de procesare, a dezvolta tehnici de procesare pentru producția pe scară largă, a îmbunătăți înțelegerea comportamentului mecanic al acestora, a îmbunătăți rezistența la rupere și a le face utile în aplicații comerciale. Ca o concluzie finală, problemele majore legate de dezvoltarea nanoceramicii și a compozitelor nanoceramice sunt rezumate în Figura 16.7.

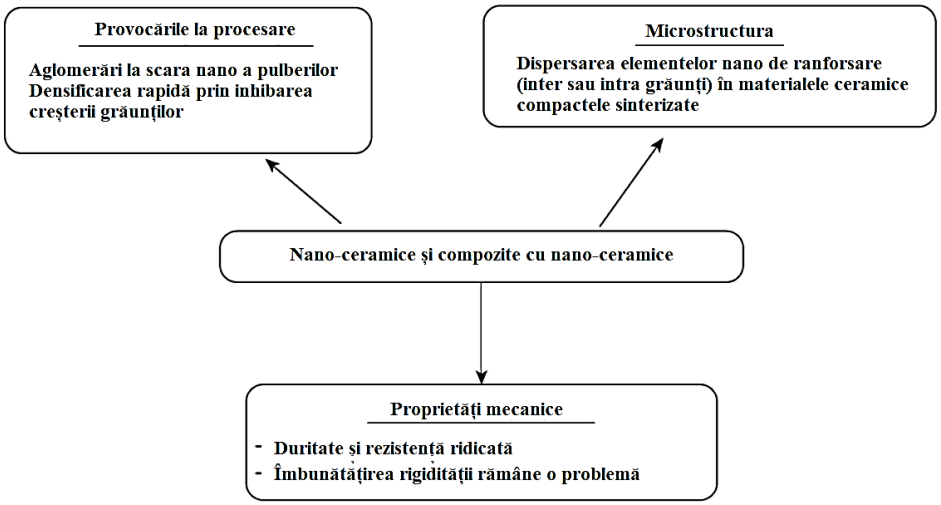


Figura 16.7. Schemă care ilustrează problemele majore cu dezvoltarea ceramicii nanostructurate.

Provocările majore legate de procesare includ sinteza pulberilor ceramice nanosizate neaglomerate, precum și adoptarea unei căi de densificare adecvate, cu capacitatea de a permite sinterizarea la o rată mult mai rapidă, în timp ce inhibă creșterea granulelor în etapa finală a sinterizării. În ceea ce privește proprietățile mecanice, în timp ce duritatea și rezistența mai bune pot fi obținute în ceramica nanostructurată în comparație cu ceramica convențională, îmbunătățirea rezistenței la rupere rămâne de realizat în multe sisteme ceramice importante din punct de vedere tehnologic. Această problemă necesită o atenție suplimentară.

BIBLIOGRAFIE

[1] A. Mukhopadhyay and B. Basu, *Consolidation-microstructure-property relationships in bulk nanoceramics and ceramic nanocomposites: A review*, Int. Mater. Rev. 52(5) (2007), 257–288.

[2] H. Gleiter, *Nanocrystalline materials*, Prog. Mat. Sci. 33 (1989), 223–315.

[3] K. S. Kumar, H. V. Swygenhoven and S. Suresh, *Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys*, Acta Mater. 51 (2003), 5743–5774.

[4] T. G. Nieh and J. Wadsworth, *Superelastic behaviour of a fine-grained, yttria-stabilized, tetragonal zirconia polycrystal (Y-TZP)*, Acta Metal. Mater. 38 (1990), 1121–1133.

[5] B. N. Kim, K. Hiraga, K. Morita and Y. Sakka, *A high-strain-rate superplastic ceramic*, Nature 413 (2001), 288.

[6] K. Niihara, *New design concept for structural ceramics—Ceramic nanocomposites*, J. Ceram. Soc. Jpn 99(10) (1991), 974–982. The Centennial Memorial Issue.

[7] K. Niihara and Y. Suzuki, *Strong monolithic and composite MoSi2 materials by nanostructured design*, Mater. Sci. Eng. A 261 (1999), 6–15.

[8] R. Vaben and D. Stover, *Processing and properties of nanophase ceramics*, J. Mater. Process. Tech. 92–93 (1999), 77–84.

[9] H. S. Nalwa, *Handbook of Nanostructured Materials and Nanotechnology*, Vol. 1. Synthesis and Processing, Academic Press, San Diego, CA, 2002.

[10] S. Lijima, *Helical microtubules of graphitic carbon*, Nature 354 (1991), 56–58.

[11] H. Gleiter, *Nanostructured materials: basic concepts and microstructure*, Acta Materialia 48(1) (2000), 1–29.

[12] R. W. Siegel, S. Ramasamy, H. Hahn, L. Zongquan, L. Ting and R. Gronsky, *Synthesis, characterization, and properties of nanophase TiO2*, J. Mater. Res. 3 (1988), 1367–1372.

[13] I. Zalite, S. Ordanyan and G. Korb, *Synthesis of transitionmetal nitride/carbonitride nanopowders and their application for modification of structure of hardmetals*, Powder Metall. 46 (2003), 143–147.

[14] Z. L. Wang (Ed.). Nanophase and Nanostructured Materials. Kluwer Academic Press, Beijing, 2002, 37.

[15] J. Wan, R. G. Duan and A. K. Mukherjee, *Spark plasma sintering of silicon nitride/silicon carbide nanocomposites with reduced additive amounts*, Scr. Mater. 53 (2005), 663–667.

[16] E. Tani, M. Yoshimura and S. Somiya, *Formation of ultrafine tetragonal ZrO2 powder under hydrothermal conditions*, J. Am. Ceram. Soc. 66 (1983), 11–14.

[17] B. Basu, J.-H. Lee and D.-Y. Kim, *Development of nanocrystalline wear resistant Y-TZP ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 87(9) (2004), 1771–1774.

[18] B. Basu, T. Venkateswaran and D.-Y. Kim, *Microstructure and properties of spark plasma sintered ZrO2-ZrB2 nanoceramic composites*, J. Am. Ceram. Soc. 89(8) (2006), 2405–2412.

[19] J. S. Haggerty and W. R. Cannon, *Chapter 3, in Laser Induced Chemical Processes*, J. I. Steinfeld (Ed.). Plenum Press, New York, 1981, 165–241.

[20] E. A. Barringer and H. K. Bowen, *Formation, packing, and sintering of monodisperse TiO2 powders*, J. Am. Ceram. Soc. 65 (1982), C199–C201.

[21] G. D. Zhan, J. Kuntz, J. Wan, J. Garay and A. K. Mukherjee, *A novel processing route to develop a dense nanocrystalline alumina matrix (< 100 nm) nanocomposite material*, J. Am. Ceram. Soc. 86(1) (2003), 200–202.

[22] G. D. Zhan, J. D. Kuntz, R. G. Duan and A. K. Mukherjee, *Spark plasma sintering of silicon carbide whiskers (SiCw) reinforced nanocrystalline alumina*, J. Am. Ceram. Soc. 87(12) (2004), 2297–2300.

[23] M. Yoshimura, O. Komura and A. Yamakawa, *Microstructure and tribological properties of nanosized Si3N4*, Scr. Mater. 44 (2001), 1517–1521.

[24] Y. Zhang, L. Wang, W. Jiang, L. Chen and G. Bai, *Microstructure and properties of Al2O3-TiC nanocomposites fabricated by spark plasma sintering from high-energy ball milled reactants*, J. Eur. Ceram. Soc. 26 (2006), 3393–3397.

[25] D. L. Zang, J. Liang and J. Wu, *Processing Ti3Al0SiC nanocomposites using high energy mechanical milling*, Mater. Sci. Eng. A 375–377 (2004), 911–916.

[26] Y. D. Kim, S. T. Oh, K. H. Min, H. Jeon and I. H. Moon, *Synthesis of Cu dispersed Al2O3 nanocomposites by high energy ball milling and pulse electric current sintering*, Scr. Mater. 44 (2001), 293–297.

[27] M. J. Mayo, *Grain growth and the processing of nanocrystalline ceramics*, Mater. Sci. Forum 204–206 (1996), 389–398.

[28] R. Nass, S. Albayrak, M. Aslan and H. Schmidt, *Proceedings of the Topical Symposium VII on Advanced Materials in Optics, Electro-Optics and Communications Technologies of the Eighth CIMTEC-World Ceramic Congress and Forum on New Materials*, TECHNA, Faenza, Italy, P. Vincenzini and G. C. Righini (Eds.). 1995, 47.

[29] M. Sternitzke, *Structural ceramic nanocomposites*, J. Eur. Ceram. Soc. 17 (1997), 1061–1082.

[30] D. L. Chen and M. J. Mayo, *Densification and grain growth of ultrafine 3 mol % Y2O3-ZrO2 ceramics*, J. Nanostructured Mater. 2 (1993), 469–478.

[31] K. Wetzel, G. Rixecker, G. Kaiser and F. Aldinger, *Preparation of dense nanocrystalline silicon carbide ceramics by sinter forging in the presence of a liquid phase*, Adv. Eng. Mater. 7 (2005), 520–524.

[32] A. O. Boschi and E. Gilbart, *Wet forming processes as a potential solution to agglomeration problems, in Advanced Ceramic Processing and Technology*, Vol. 1, J. G. P. Binner (Ed.). Noyes Publications, Park Ridge, NJ, 1990, 73–93.

[33] W. H. Rhodes, *Agglomeration and particle size effects on mixing yttria stabilized zirconia*, J. Am. Ceram. Soc. 64 (1981), 19–22.

[34] G. Skandan, *Processing of nanostructured zirconia ceramics*, Nanostructured Mater. 5 (1995), 111–126.

[35] W. Wagner, R. S. Averbach, H. Hahn, W. Petry and A. Wiedenmann, *Sintering characteristics of nanocrystalline TiO2—A study combining small angle neutron scattering and nitrogen absorption–BET*, J. Mater. Res. 6 (1991), 2193–2198.

[36] L. Gao, W. Li, H. Z. Wang, J. X. Zhou, Z. J. Chao and Q. Z. Zai, *Fabrication of nano Y–TZP materials by superhigh pressure compaction*, J. Eur. Ceram. Soc. 21 (2001), 135–138.

[37] A. Kaiser, R. Vassen and D. Stover, *Grain growth of dense Si-C-N/additive and SiC at high temperatures*, J. Mater. Sci. Lett. 15 (1996), 1960–1962.

[38] W. Li and L. Gao, *Rapid sintering of nanocrystalline ZrO2(3Y) by spark plasma sintering [J]*, J. Eur. Ceram. Soc. 20 (2000), 2441–2445.

[39] M. J. Mayo, D. C. Hague and D. J. Chen, *Processing nanocrystalline ceramics for applications in superplasticity*, Mater. Sci. Eng. A 166 (1993), 145–159.

[40] I. W. Chen and X. H. Wang, *Sintering dense nanocrystalline oxide without final stage grain growth*, Nature 404 (2000), 168–171.

[41] S. C. Liao, Y. J. Chen, B. H. Kear and W. E. Mayo, *High pressure low temperature sintering of nanocrystalline Al2O3*, Nanostructured Mater. 10 (1998), 1063–1079.

[42] M. Uchic, H. J. HoÈfler, W. J. Flick, R. Tao, P. Kurath and R. S. Averback, *Sinter-forging of nanophase TiO2*, Scr. Metall. Mater. 26 (1992), 791–796.

[43] R. Vaßen, A. Kaiser, J. Förster, H. P. Buchkremer and D. Stöver, *Densification of ultrafine SiC powders*, J. Mater. Sci. 31 (1996), 3623–3637.

[44] R. Vassen and D. Stover, *Processing and properties of nanograin silicon carbide*, J. Am. Ceram. Soc. 82 (1999), 2585–2593.

[45] B. H. Kear, J. Colaizzi, W. E. Mayo and S. C. Liao, *On the processing of nanocrystalline and nanocomposite ceramics*, Scr. Mater. 44 (2001), 2065–2068.

[46] S. H. Yoo, T. S. Sundarshan, K. Sethuram, G. Subhash and R. J. Dowding, *Consolidation and high strain rate mechanical behavior of nanocrystalline tantalum powder*, Nanostructured Mater. 12 (1999), 23–28.

[47] K. Madhav Reddy, A. Mukhopadhyay and B. Basu, *Microstructure-mechanical-tribological property correlation of multistage spark plasma sintered tetragonal ZrO2*, J. Eur. Ceram. Soc. 30 (2010), 3363–3375.

[48] K. Madhav Reddy, N. Kumar and B. Basu, *Innovative multi-stage spark plasma sintering to obtain strong and tough ultrafine grained ceramics*, Scr. Mater. 62 (2010), 435–438.

[49] D. Jain, K. Madhav Reddy, A. Mukhopadhyay and B. Basu, *Achieving uniform microstructure and superior mechanical properties in ultrafine grained TiB2-TiSi2 composites using innovative multi stage spark plasma sintering*, Mater. Sci. Eng. A 528 (2010), 200–207.

[50] M. Mitomo, H. Hirotsuru and Y.-W. Kim, *Superplastic silicon carbide sintered body*, U.S. Patent 5,591,685, January 7, 1997. Japan Patent 2,671,945, July 11, 1997.

[51] H. Hahn, J. Logas, H. J. HoÈfler, P. Kurath and R. S. Averback, *Low Temperature Sintering and Deformation of Nanocrystalline TiO2*, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 196 (1990), 71.

[52] J. Wittenauer, V. A. Ravi, T. S. Srivatsan and J. J. Moore, *In Processing and Fabrication of Advanced Materials III*, (Ed.). The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, 1994, 197.

[53] K. Ameyama, A. Miyazaki and M. Tokizane, *Superplasticity in advanced materials*, in S. Hori, M. Tokizane, and N. Furushiro (Eds.). Japanese Society of Research on Superplasticity, 1991, 317.

[54] H. Chang, C. J. Alstetter and R. S. Averback, *Characteristics of nanophase TiAl produced by inert gas condensation*, J. Am. Ceram. Soc. 74 (1991), 2672.

[55] R. S. Averback, H. J. Hofler and R. Tao, *Processing of nano-grained materials*, Mater. Sci. Eng. A 166 (1993), 169–177.

[56] M. Guermazi, H. J. Hofler, R. Hahn and R. S. Averback, *Temperature dependence of the hardness of nanocrystalline titanium dioxide*, J. Am. Ceram. Soc. 74 (1991), 2672.

[57] I. A. Ovidko, *Deformation and diffusion modes in nanocrystalline materials*, Int. Mater. Rev. 50(2) (2005), 65–82.

[58] A. H. Chokshi, A. Rosen, J. Karch and H. Gleiter, *Influence of grain size on the mechanical behaviour of some high strength materials*, Scr. Metall. 23 (1989), 1679–1683.

[59] R. A. Masumura, P. M. Hazzledine and C. S. Pande, *Yield stress of fine grained materials*, Acta Mater. 46 (1998), 4527–4534.

[60] F. A. Mohamed and Y. Li, *Creep and superplasticity in noanocrystalline materials: Current understanding and future prospects*, Mater. Sci. Eng. A 298 (2001), 1–15.

[61] R. Z. Vailev and I. V. Alexandrov, *Nanostructured Materials Prepared by Severe Plastic Deformation*, Logos, Moscow, 2000.

[62] M. Y. Gutkin, I. A. Ovid'ko and C. S. Pande, *Yield stress of nanocrystalline materials: Role of grain-boundary dislocations, triple junctions and coble creep*, Phil. Mag. 84 (2004), 847.

[63] Y. Xu, A. Zangvil and A. Kerberb, *SiC nanoparticle-reinforced Al2O3 matrix composites: Role of intra- and intergranular particles*, J. Eur. Ceram. Soc. 17 (1997), 92l–928.

[64] R. W. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, Wiley, New York, 1898.

[65] S. Veprek, M. Haussmann, S. Reiprich, L. Shizhi and J. Dian, *Novel thermodynamically stable and oxidation resistant superhard coating materials*, Surf. Coating Technol. 86/87 (1996), 394–401.

[66] R. W. Rice, *Proceedings: Strength and fracture of hot-pressed MgO*, Br. Ceram. Soc. 20 (1972), 329–363.

[67] R. W. Rice, *Effect of hot extrusion, other constituents and temperature on the strength and fracture of polycrystalline MgO*, J. Am. Ceram. Soc. 76(12) (1993), 3009–3018.

[68] R. W. Rice, S. W. Freiman and P. F. Becher, *Grain-size dependence of fracture energy in ceramics: II, A model for noncubic materials*, J. Am. Ceram. Soc. 64(6) (1981), 350–354.

[69] H. Gao, B. Ji, I. L. Jäger, E. Arzt and P. Fratzl, *Materials become insensitive to flaws at nanoscale: Lessons from nature*, Proc. Natl. Acad. Sci. U.S.A. 100 (2003), 5597–5600.

[70] M. J. Mayo, *Synthesis and applications of nanocrystalline ceramics*, Mater. Des. 14(6) (1993), 323–329.

[71] R. S. Mishra, C. E. Leshier and A. K. Mukherjee, *High pressure sintering of nanocrystalline Y-Al2O3*, J. Am. Ceram. Soc. 79(11) (1996), 2989–2992.

[72] R. Vaben and D. Stover, *Properties of silicon-based ceramics produced by hot isostatic pressing ultrafine powders*, Phil. Mag. B76(4) (1997), 585–591.

[73] K. Niihara and A. Nakahira, *Particulate strengthened oxide ceramics—nanocomposites, in Advanced Structural Inorganic Composites*, P. Vincenzini (Ed.). Elsevier, Amsterdam, 1991, 637–644.

[74] K. Niihara and A. Nakahira, *Strengthening of oxide ceramics by SiC and Si3N4 dispersions. Proceedings of the Third International Symposium on Ceramic Materials and Components for Engines*, American Ceramic Society, Westerville, OH, 1988, 919–926.

[75] D. Galusek, J. Sedlacek, P. Svancarek, R. Riedel, R. Satet and M. Hoffmann, *The influence of post sintering HIP on the microstructure hardness, and indentation fracture toughness of polymer derived Al2O3–SiC nanocomposites*, J. Eur. Ceram. Soc. 27 (2007), 1237–1245.

[76] H. Awaji, S. M. Choi and E. Yagi, *Mechanisms of toughening and straightening in ceramic-based nanocomposites*, Mech. Mater. 34 (2002), 411–422.

[77] T. Ohji, Y. K. Jeong, Y. H. Choa and K. Niihara, *Strengthening and toughening mechanisms of ceramic nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 81(6) (1998), 1453–1460.

[78] I. Levin, W. D. Kaplan and D. G. Brandon, *Effect of SiC submicron particle size and content on fracture toughness of alumina-SiC nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 78(1) (1995), 254–256.

[79] J. Karch, R. Birringer and H. Gleiter, *Ceramics ductile at low temperature*, Nature 330 (1987), 556–558.

[80] W. D. Kingery, H. K. Bowen and D. R. Uhlmann, *Introduction to Ceramics*, Wiley, 2nd ed. New York, 1976, 231–232.

[81] U. Betz, G. Scipione, E. Bonetti and H. Hahn, *Low-temperature deformation behavior of nanocrystalline 5 mol% yttria stabilized zirconia under tensile stresses*, Nanostructured Mater. 8(7) (1997), 845–853.

[82] H. Hahn and R. S. Averback, *Low-temperature creep of nanocrystalline titanium(IV) oxide*, J. Am.Ceram. Soc. 74 (1991), 2918.

[83] X. Xu, T. Nishimura, N. Hirosaki, R. J. Xie, Y. Yamamoto and H. Tanaka, *Superplastic deformation of nano-sized silicon nitride ceramics*, Acta Mater. 54 (2006), 255–262.

[84] M. J. Mayo, *In Superplasticity in Advanced Materials*, S. Hori, M. Tokizane and N. Furushiro (Eds.). Japan Society for Research on Superplasticity, Osaka, 1991, 541.

[85] M. Mitomo, H. Hirotsuru and Y. Kim, *Superplastic silicon carbide sintered body*, U.S. Patent No. 5,591,685, 1995, 1997.

[86] D. L. Burris and W. G. Sawyer, *Improved wear resistance in alumina-PTFE nanocomposites with regular shaped nanoparticles*, Wear 260 (2006), 915–918.

[87] F. G. Mora, A. D. Rodriguez, J. L. Routbort, R. Chaim and F. Guiberteau, *Joining of yttriatetragonal stabilized zirconia polycrystals using nanocrystals*, Scr. Mater. 41(5) (1999), 455–460.

[88] W. Liu and M. Naka, *In situ joining of dissimilar nanocrystalline materials by spark plasma sintering*, Scr. Mater. 48 (2003), 1225–1230.

[89] T. J. Webster, C. Ergun, R. H. Doremus, R. W. Siegel and R. Bizios, *Enhanced functions of osteoblasts on nanophase ceramics*, Biomaterials 21(17) (2000), 1803–1810.

[90] L. Zhang, S. Sirivisoot, G. Balasundaram and T. J. Webster, *Nanomaterials for improved orthopedic and bone tissue engineering applications*, In Advanced Biomaterials: Fundamentals, Processing, and Applications, ed. B. Basu, D. S. Katti, and A. Kumar. John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, 2009, 205–244.

CAPITOLUL 17. COMPUȘI NANOCERAMICI OXIDICI

Acest capitol trece în revistă mai întâi evoluțiile recente în domeniul nanocompozitelor ceramice pe bază de Al_2O_3 și ZrO_2. Ca studiu de caz, se discută în continuare optimizarea prelucrării și proprietăților nanoceramicelor ZrO_2 și ale compozitelor nanoceramice ZrO_2–ZrB_2.

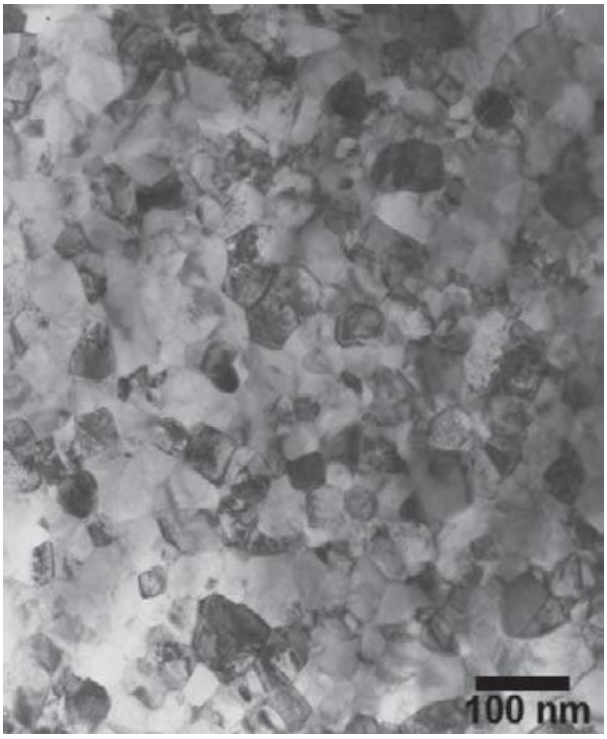
17.1. PREZENTARE GENERALĂ

În eforturile de a confirma superioritatea postulată a nanomaterialelor ceramice în ceea ce privește proprietățile materiale mai bune, s-au investit eforturi considerabile pentru prelucrarea și caracterizarea acestor materiale. În special, sinterizarea cu plasmă cu scânteie (SPS) a permis sinteza cu succes a multor ceramici nanocristaline în vrac și compozite cu matrice ceramică (CMC). În discuțiile care urmează, materialele cu dimensiuni ale granulelor, a cel puțin uneia dintre faze, mai mici de aproximativ 100â•›nm sunt denumite materiale nanocristaline.

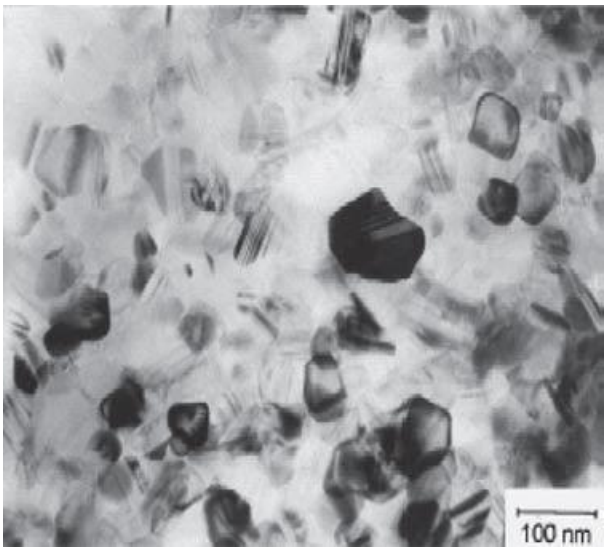
Printre diverse materiale de oxid, 3mol% ZrO_2 dopat cu ytria [ZrO_2(3Y)/3Y-TZP] poate fi sinterizat la o densitate aproape teoretică (ρth) prin SPS la 1200°C sub presiune de 30-MPa din pulberi de dimensiunea de 27 nm [1]. Dimensiunile granulelor ale compactului final au fost mai mici de 90 nm (Fig. 17.1a) și nanoceramicele au prezentat o duritate mai mare (~14,5 GPa), în comparație cu cea a ZrO_2 monolitic sinterizat convențional (~11 GPa). Important, duritatea zirconiei nanocristaline este superioară celor obținute de compozitele convenționale de zirconiu cu armături cu 30% vol. mai dure, cum ar fi ZrB_2 [2, 3], TiB_2 [4] și WC [5]. În experimentele SPS la 1100°C sub presiune de 50 MPa, Nygren și Shen [6] au densificat pulberi nanocristaline (20 nm) de zirconiu tetragonal stabilizat cu ytriu până la o densificare aproape teoretică, menținând în același timp dimensiunea finală a granulelor sub 100 nm.

Într-o altă lucrare, sinterizarea fără presiune la o temperatură mai scăzută de 1150°C a pulberilor de policristal de zirconiu tetragonal (Y-TZP) stabilizate cu ytriu, preparate printr-o tehnică coloidală, a permis reținerea mărimii granulelor nanocristaline (~110 nm) [7].

Pentru 2Y-TZP s-au obținut o duritate maximă de ~13 GPa și o duritate la rupere de ~14 MPa $m^{1/2}$. Pentru comparație, se poate observa că ceramica convențională Y-TZP cu granulație submicronică (<1 μm) (presată la cald, 1450°C) prezintă o duritate de ~11 GPa și o duritate maximă la rupere de ~10 GPa [8].



a)



b)

Figura 17.1. Imagini TEM în câmp luminos reprezentative pentru diferite nanoceramice dense: (a) nanoceramică 3Y-TZP, plasmă scânteie sinterizată la 1200°C timp de 5 minute [1]; (b) mărimea granulelor la scară nanometrică a SiC (~70 nm) după HIPing de SiC [11].

α-Al_2O_3 nanocristalin cu dimensiuni ale granulelor de ~150 nm, dezvoltat prin sinterizare la presiune înaltă (~1 GPa, ~1000°C), a prezentat o duritate excelentă de ~25 GPa, iar această valoare este mai mare decât cea a aluminei monolitice convenționale (~20 GPa) [9]. SPS a fost, de asemenea, utilizat pentru a dezvolta ceramică nanocristalină β-Si_3N_4 la 1600°C [10].

Dimensiunea granulelor nanoceramice a fost de ~68 nm, ceea ce a dus la o duritate mare de 18 GPa, mai bună decât ceramica convențională β-Si_3N_4 (~16 GPa). Sinter-forging a fost, de asemenea, utilizat pentru a dezvolta SiC nanocristalin dens (~97% ρth), cu dimensiunea granulelor de ~60 nm [11]. O imagine de microscopie electronică cu transmisie în câmp luminos (TEM) care dezvăluie microstructura la scară mai mică a nanoceramicului SiC dezvoltat este prezentată în Figura 17.1b.

Din discuția anterioară, este evident că dezvoltarea ceramicii nanocristaline în vrac, fără armătură în faza a doua, poate fi realizată cu succes prin tehnici avansate de sinterizare, cum ar fi presarea izostatică la cald sinter (sinter-HIPing) și SPS. De asemenea, combinația judicioasă a noii preparate de pulbere cu tehnici de sinterizare ajută la menținerea grăunților nanocristalini în produsele densificate. După cum am menționat mai devreme, nanoceramicile au avantaje distincte în ceea ce privește duritatea și rezistența superioară. Cu toate acestea, nu a fost raportată nicio îmbunătățire semnificativă a tenacității la fractură la monoliții nanocristalini. Pentru a cupla îmbunătățirea tenacității la fractură cu alte beneficii, se recomandă proiectarea nanocompozitului [12]. Următorul capitol (Capitolul 18) arată cum optimizarea atentă a procesării și a ajutoarelor de sinterizare poate duce la dezvoltarea de nanocompozite ceramice pe bază de WC cu rezistență la rupere destul de mare.

17.2. NANOCOMPOZITE PE BAZĂ DE Al_2O_3

În comparație cu alte ceramice oxidice, densificarea aluminei monolitice până la o densitate aproape teoretică, cu microstructură la scară nanometrică este dificilă, chiar și folosind unele dintre tehnicile avansate de sinterizare. Acest lucru se datorează faptului că alumina (în special, γ-alumina) necesită o temperatură de sinterizare comparativ mai mare, din cauza densificării lente a γ-aluminei - și acest lucru poate fi atribuit transformării de fază controlată de nucleare de la γ- la α-alumină. O astfel de tranziție de fază duce, de asemenea, la formarea unei structuri vermiculare interblocate, care este dăunătoare densificării [13, 14].

Odată cu apariția SPS, densificarea γ-aluminei cu duritate mai bună a fost posibilă la temperaturi mai mici decât temperatura de transformare γ-la-α (1200°C) [15]. Cu toate acestea, orice îmbunătățire vizibilă a tenacității la rupere și a rezistenței la rupere nu se măsoară cu alumină monolitică nanocristalină. Un rezumat al condițiilor de procesare este prezentat în Tabelul 17.1. Zhan și colab. [16] au raportat o duritate modestă la rupere de ~3,30 MPa $m^{1/2}$ pentru alumina monolitică (dimensiunea granulelor ~350 nm). Tenacitatea la rupere încă mai

mică de ~3,03 MPa $m^{1/2}$, în alumină nanocristalină (~150 nm), a fost măsurată de Mishra și Mukherjee [13].

Pentru a obține ceramică pe bază de alumină cu rezistență mai mare la rupere și duritate la rupere, abordarea nanocompozitului a fost raportată a fi destul de reușită. Printre diferitele nanocompozite de alumină, nanocompozitele Al_2O_3–SiC, caracterizate prin dispersii uniforme de nano-SiC într-o matrice submicroană de Al_2O_3, au fost investigate pe scară largă. a dus la o creștere semnificativă a rezistenței la rupere (chiar >1 GPa, în comparație cu ~350 MPa pentru Al_2O_3 monolitic) împreună cu o îmbunătățire modestă a tenacității la rupere (~4 MPa $m^{1/2}$, comparativ cu ~3 MPa $m^{1/2}$ pentru alumina monolitică).).

Deformarea fisurilor și a legăturii fisurilor prin armături nano-SiC au fost atribuite proprietăților de fractură îmbunătățite ale nanocompozitelor. Reducerea mărimii și densității defectelor datorită rafinamentului microstructural a fost identificată ca un alt motiv major pentru rezistența sporită la rupere. Sunt disponibile mai multe publicații de cercetare și articole de revizuire, care demonstrează îmbunătățirea proprietăților mecanice ale aluminei armate cu nano-SiC [12, 18, 19, 21, 22]. alte mecanisme de întărire, cum ar fi întărirea prin transformare ca pentru ZrO_2 [22], comutarea domeniului feroelastic ca pentru $BaTiO_3$ [23] și ZrO_2 [24] și întărirea piezoelectrică pentru $Nd_2Ti_2O_7$ [16].

Tabelul 17.1. Proprietăți mecanice ale nanocompozitelor ceramice Al2O3 procesate prin SPS și tehnici convenționale de sinterizare [55]

Sistem (material)	Conditii de prelucrare	Viteza de încălzire (K/min)	Dimensiunea grăunților (nm)	Duritate (GPa)	Rezistența la rupere (KIC) (MPa m1/2)	Rezistența la încovoiere (îndoire în trei puncte) (MPa)	Remarci
Alumină monolitică	SPS la 1150–1300 °C timp de 3 minute	370	600	21-22	3.5	-	Microstructura a conținut granule submicronice și a dat o duritate mai mare decât
Alumină monolitică	HPS	-	152	25	3.0	-	

							alumina microcristalină
γ-Al2O3–(20vol%) 3Y-TZP	SPS la 1100 °C timp de 3 minute	500	α-Al2O3: 96 ZrO2: 265	15.2	8.9	-	Alumina monolitică nanocristalină arată mai jos tenacitatea la fractură.
γ-Al2O3–(20vol%) SiCw	SPS la 1125 °C timp de 3 minute	500	γ-Al2O3: 500	26.1	6.2	-	
Al2O3–(5vol%)SiC	SPS la 1450 °C fără timp de menținere	600	nano-SiC	19	4.0	980	Încorporarea de zirconiu aproape nanocristalin are ca rezultat o creștere mare a tenacității la fractură. Granulele nanocristaline de alumină măresc duritatea, în timp ce întărirea mustaților îmbunătățește duritatea la rupere. Dispersiile nano-SiC intragranulare au condus la o creștere extraordinară a rezistenței.

Zhan et al. [24] au dezvoltat nanocompozit Al_2O_3 durificat cu ZrO_2 printr-o cale SPS. Nanocompozitul, densificat la 1100°C (viteza de încălzire de 500°C/min), a avut o microstructură mai fină cu dimensiunea granulelor matricei de alumină de 96 nm și armăturile din zirconiu având o dimensiune de 265 nm. O combinație de proprietăți mecanice, în special, duritate de aproximativ 15,2 GPa și duritate la rupere de aproximativ 8,9 MPa $m^{1/2}$ au fost înregistrate cu nanocompozitul dezvoltat Al_2O_3–(20vol%) ZrO_2. S-a constatat că creșterea tenacității se datorează comutării domeniului feroelastic al zirconului tetragonal ultrafin (t-

ZrO_2). Trebuie remarcat faptul că, în ciuda prezenței unei cantități semnificative de fază ZrO_2 mai moale, duritatea ridicată a fost măsurată ca o consecință directă a rafinamentului microstructural până la regimul nanocristalin.

În ceea ce privește nanocompozitele Al_2O_3–SiC, SPS de pulberi de Al_2O_3–(5 vol%) SiC la 1450°C a dus la un nanocompozit ceramic intragranular complet densificat [20, 21]. Nanocompozitele au prezentat o rezistență superioară de aproximativ 980 MPa, ceea ce este mult mai mare decât cei 350 MPa măsurați în mod normal cu Al_2O_3 monolitic. Îmbunătățirea proprietăților este în consens cu descoperirile anterioare ale lui Niihara, pentru nanocompozitele Al_2O_3–(5–10 vol%) SiC presate la cald [12]. Gao și colab. de asemenea, a fabricat nanocompozite Al_2O_3–SiC–ZrO_2(3Y) prin SPS în condiții similare și a obținut o rezistență chiar superioară de ~1,2 GPa [20]. În ciuda încorporării de ZrO_2, nanocompozitul a prezentat o duritate modestă la rupere de aproximativ 4 MPa $m^{1/2}$ (puțin superioară celei a aluminei monolitice ~3,5 MPa $m^{1/2}$).

Cu toate acestea, a fost măsurată o duritate ridicată de aproximativ 19 GPa, similară cu cea a aluminei pure. O metodă nouă de preparare a nanocompozitelor Al_2O_3–SiC utilizează infiltrarea matricei poroase de alumină de către precursor de policarbosilan, urmată de sinter-HIPing ulterioară [25]. Sinterizarea la 1800°C, urmată de HIPing la 1700°C, a permis densificarea aproape teoretică a Al_2O_3. (vol%) nanocompozite SiC (~3–8). Nanocompozitele au avut o duritate de ~5 MPa $m^{1/2}$, indiferent de conținutul de armătură. Un nanocompozit pe bază de alumină, care conține $Ti(C_{0.7}N_{0.3})$ nanocristalin (30% în greutate și nano-SiC (5%) ca faze secundare, a fost, de asemenea, obținut prin presare la cald la 1650°C (30 MPa) [26]. Nanocompozitul obținut a prezentat o rezistență ridicată la rupere de ~8 MPa $m^{1/2}$, împreună cu o rezistență îmbunătățită considerabil de ~800 MPa. În conformitate cu modelele de întărire disponibile [17, 27], modificarea modului de fractură și obstrucția propagării fisurilor de către nanoreintarituri au fost identificate drept posibile motive pentru proprietățile de fractură îmbunătățite. O altă abordare de procesare a dezvoltării nanocompozitelor Al_2O_3–(18vol%) SiC a fost presarea reactivă la cald a unui amestec de pulbere, care conține mulit, aluminiu și carbon. Investigația TEM a constatat prezența particulelor de SiC nanocristaline în granulele de alumină ale matricei, în timp ce armăturile de SiC submicronice au fost localizate în regiunile intergranulare (Fig. 17.2a). Nanocompozitul a prezentat o rezistență bună de ~800 MPa, cu o tenacitate moderată la rupere de ~3,1 MPa $m^{1/2}$ [28].

Printre diferitele nanocompozite pe bază de Al_2O_3, combinația de măcinare cu bile de înaltă energie (HEBM) și SPS (1480°C, 4 minute) de amestec de pulbere de Ti, grafit și Al_2O_3 a permis obținerea nanocompozitului Al_2O_3–(35 vol%) TiC (mărimea granulelor: Al_2O_3, 400

nm și TiC, 200 nm; vezi Fig. 17.2b). S-a raportat că nanocompozitele in situ Al_2O_3–TiC au avut o rezistență la rupere mai bună de ~950 MPa, în comparație cu cea a compozitelor microni Al_2O_3–TiC presate la cald (~800 MPa). Cu toate acestea, duritatea (~20 GPa) și duritatea la rupere (~4 MPa $m^{1/2}$) au fost comparabile, indiferent de calea de prelucrare [29]. Rafinamentul microstructural a dus la creșterea rezistenței.

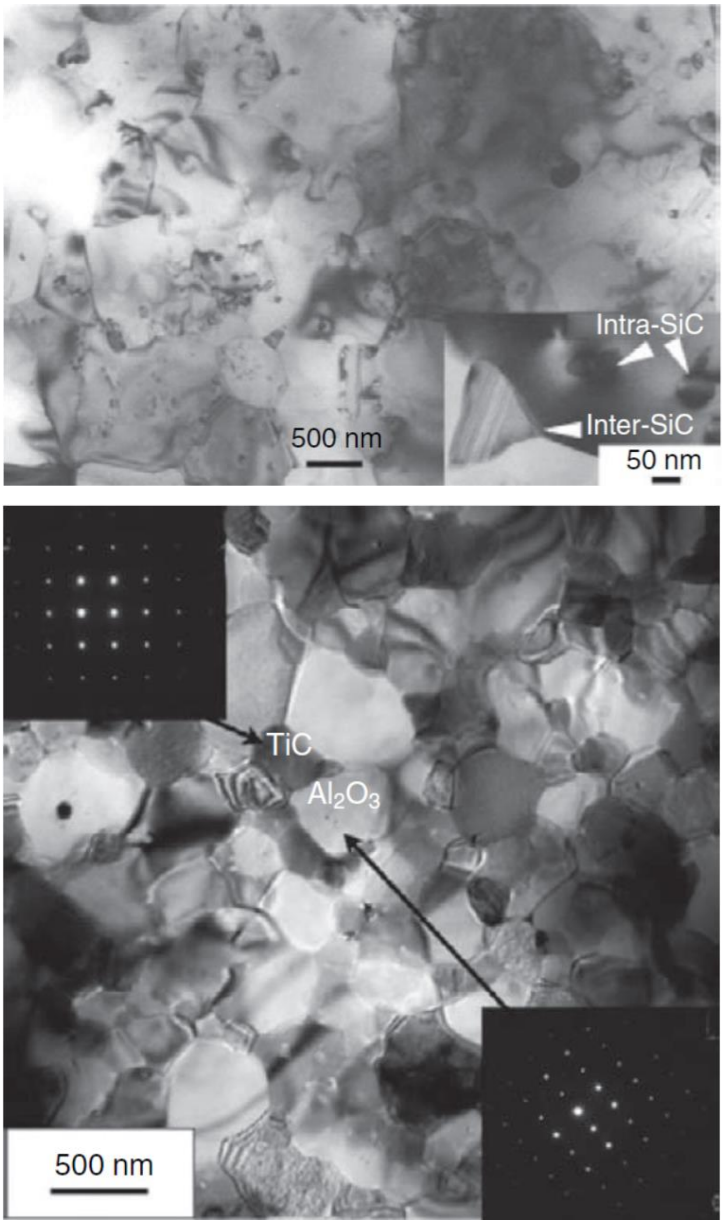


Figura 17.2. Microstructuri ale nanocompozitelor ceramice care arată (a) micrografie TEM a nanocompozitelor alumină-carbură de siliciu consolidate prin presare la cald reactivă [20]; (b) Imaginea TEM și modelele de difracție ale zonei selectate (SADP) ale nanocompozitului Al_2O_3-TiC, dezvoltate in situ printr-o combinație de frezare cu bile de înaltă energie (HEBM) și SPS [29]

Într-o abordare diferită s-a încercat încorporarea fazei ceramice piezoelectrice la scară nanometrică în matricea de alumină. Zhan și colab. [16] au dezvoltat nanocompozit Al_2O_3–$Nd_2Ti_2O_7$ prin SPS la 1000–1150°C. Nanocompozitele Al_2O_3–(9vol%) $Nd_2Ti_2O_7$ au avut o duritate mai bună la rupere de 5,7±0,4 MPa $m^{1/2}$. Creșterea tenacității la rupere, față de duritatea scăzută la rupere a α-Al_2O_3 pur (3,30±0,14 MPa $m^{1/2}$), a fost atribuită conversiei energiei mecanice în energie electrică în timpul deformării localizate în prezența fazei a doua piezoelectrice ($Nd_2Ti_2O_7$). În munca lor ulterioară, nanocompozitul dens de γ-Al_2O_3 – (7,5 vol%) $BaTiO_3$ a fost densificat prin SPS în condiții similare. Dimensiunea medie a granulelor a matricei de alumină a fost menținută la 190 nm, cu dimensiunea $BaTiO_3$ sub 100 nm. Duritatea la rupere a fost crescută în mod apreciabil la 5,3±0,3 MPa $m^{1/2}$ datorită efectului de schimbare a domeniului [30, 31].

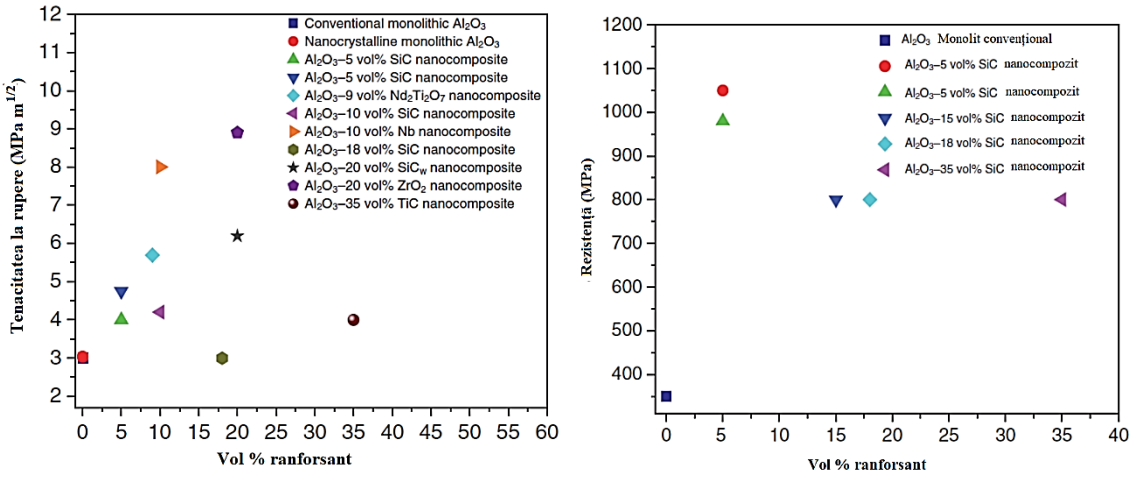
Nanocompozitul Al_2O_3–(10vol%) Nb a fost densificat prin sinterizare de înaltă presiune (2 GPa) la 900°C [32]. Încorporarea unei faze metalice (Nb) a dus la obținerea unei tenacități mai mari la rupere (~8 MPa $m^{1/2}$). Interesant este că încorporarea unei faze metalice nu a redus duritatea excelentă a ceramicii de alumină, iar compozitul poseda o duritate de 20-23 GPa. Această proprietate mecanică superioară a fost atribuită granulelor de matrice nanocristaline (~40 nm). Mishra și Mukherjee [32] au raportat, de asemenea, prepararea nanocompozitului de diamant Al_2O_3–(6 vol%) (matrice cu grăunți de ~100 nm grăunți), care poseda duritate mare de 32 GPa.

Se poate concluziona din literatura de specialitate privind relațiile procesare-microstructură-proprietate ale nanocompozitelor pe bază de alumină că apariția SPS a declanșat și a ajutat dezvoltarea nanocompozitelor cu granulație ultrafine pe bază de alumină.

Cel mai semnificativ progres a fost o creștere de trei ori a durității la fractură. În plus, încorporarea unei faze mai moale pentru a spori duritatea la rupere a fost realizată fără a compromite duritatea. O comparație a proprietăților mecanice ale diferitelor nanoceramice și nanocompozite pe bază de alumină cu alumina convențională este rezumată în Figura 17.3.

La observarea critică a figurii 17.3, zenitul în rezistență poate fi văzut la o armătură de 5 vol% SiC. Nanocompozitele prezintă întotdeauna o rezistență mai mare în comparație cu cea a ceramicii convenționale de alumină. O observație similară, în ceea ce privește doar armarea cu SiC, a fost făcută inițial de către Niihara [12]. În plus, Sun și colab. au raportat nanoparticule de SiC 5vol% ca armătură optimă pentru a obține întărirea maximă a nanocompozitului Al_2O_3–SiC [21]. Un comportament similar, în ceea ce privește tenacitatea la fractură, a fost prezis pe baza unui studiu de modelare teoretică realizat de Levin și colaboratorii [33]. În plus, reducerea rezistenței cu conținut crescut de aditiv a fost atribuită efectelor de aglomerare. Cu toate acestea,

trebuie subliniat aici că nu a apărut niciun motiv universal acceptat pentru a explica această variație a proprietății de fractură cu conținut de armătură.



a) b)

Figura 17.3. Comparația proprietăților mecanice ale diferitelor nanoceramice și nanocompozite pe bază de alumină [55]

17.3. NANOCOMPOZITE PE BAZĂ DE ZrO2

Printre diferitele ceramice structurale, policristalele de zirconiu tetragonal (TZP), având în vedere rezistența ridicată la rupere, au fost investigate pe scară largă. Rezistența ridicată la rupere a Y-TZP (2–20 MPa $m^{1/2}$) provine din ecranarea vârfului fisurii prin creșteri de volum datorită transformării induse de stres a t-ZrO_2 metastabil în zirconiu monoclinic stabil (m-ZrO_2) în vârful fisurii. câmpul de stres, un fenomen cunoscut sub numele de întărire prin transformare [22]. În ciuda faptului că au o duritate ridicată la rupere și o rezistență excelentă (700–200 MPa), monoliții convenționali TZP posedă o duritate mai mică (10–11 GPa), în comparație cu alte ceramice structurale, cum ar fi Si_3N_4 sau Al_2O_3. În lumina acestei limitări, s-a încercat încorporarea armăturilor dure (cum ar fi ZrB_2, TiB_2) și, în special, dezvoltarea de nanoceramice și nanocompozite pe bază de TZP.

Yoshimura și colab. [34] de nanocompozite ZrO_2–Al_2O_3 sinterizate folosind calea SPS, iar microstructura este caracterizată prin granule de matrice nanodimensionate (~50 nm) (ZrO_2). Jiang și colegii [35] au fabricat nanocompozite ZrO_2 (2Y)–(5–40 vol%) WC prin presare la cald la 1450°C (1 oră). Nanocompozitele (cu 40 vol% nano-WC) posedă o combinație excelentă de proprietăți mecanice, cum ar fi rezistența de ~2 GPa, duritatea de ~15 GPa și tenacitatea la rupere de ~9 MPa $m^{1/2}$. Valorile rezistenței și durității au fost mai bune decât compozitele

convenționale monolitice ZrO_2/ZrO_2–WC, care conțin procente similare în volum de WC de dimensiuni micron [5].

Hirvonen și colab. [36] au obținut nanocompozit zirconiu-zircon ($ZrSiO_4$) prin adoptarea reacției dintre zirconiu și cordierit prin sinterizarea convențională fără presiune. Microstructura a fost caracterizată prin granule submicronice de ZrO_2 (~200 nm) și o fază sticloasă intergranulară de zircon. O observație interesantă a fost scăderea semnificativă a conductibilității termice, când s-a folosit 15 vol% cordierit în pulberile precursoare. Cu 20 vol% cordierit, compozitele sinterizate la 1500°C au prezentat o conductivitate termică chiar mai mică de 2 W/m·K. Aceste rezultate indică cumva că conductivitatea termică scăzută observată poate fi corelată cu microstructura ultrafină.

În încercările de a dezvolta materiale prelucrabile pe bază de ZrO_2, Li și colab. [37] au fabricat nanocompozite ZrO_2 prin dispersarea particulelor de BN în matricea de ZrO_2. Experimentele lor au demonstrat că nanocompozitele ZrO_2(3Y)-BN pot fi sinterizate prin presarea la cald a particulelor de ZrO_2 acoperite cu BN nanocristaline la 1400°C. Au fost dezvoltate nanocompozite ceramice intergranulare cu dispersie de h-BN nanocristalin la granițele matricei submicronice ZrO_2. S-a observat că, deși proprietățile mecanice s-au degradat într-o oarecare măsură cu adăugarea de BN (până la 30% vol.), totuși proprietățile au fost cu mult superioare celor ale microcompozitelor din compozițiile corespunzătoare. De exemplu, la adăugarea a 30 vol% BN, nanocompozitele au prezentat o rezistență ridicată de ~ 800 MPa și o tenacitate la rupere de ~ 8 MPa $m^{1/2}$, în timp ce microcompozitele de compoziție similară au avut o rezistență moderată de ~ 500 MPa și o tenacitate la rupere mai mică de ~ 500 MPa. ~5 MPa $m^{1/2}$.

17.4. STUDIU DE CAZ

17.4.1. Nanoceramice policristale de zirconiu tetragonal stabilizate cu yttria

Această secțiune rezumă rezultatele experimentale pentru a ilustra modul în care nanoceramica policristal de zirconiu tetragonal (Y-TZP) stabilizat cu ytria cu duritate mare (~14,5 GPa) poate fi obținută la o temperatură de sinterizare mai mică de 1200°C folosind o cale SPS. Pentru a optimiza condițiile de procesare, pulberile ZrO_2 coprecipitate cu ytria 3 mol% disponibile comercial (clas Tosoh TZ-3Y) au fost sinterizate la o viteză mare de încălzire de aproximativ 600°C/min la diferite temperaturi în intervalul 1100-1300°C.

Privind Tabelul 17.2, se poate observa superioritatea rutei SPS față de ruta convențională de presare la cald (HP). Li și Gao au putut atinge densitatea completă după

tratamentul SPS (viteză de încălzire 600°C/min) la 1400°C timp de 3 minute, în timp ce aceiași autori au obținut densitatea completă la 1180°C cu un timp de menținere de 9 minute [38]. De menționat că avantajul specific al procesului SPS nu este trecerea generală la o temperatură de sinterizare mai scăzută (1200°C), ci timpul de sinterizare mai scurt (5 minute) datorită mecanismelor de densificare mai rapide.

Imaginea TEM în câmp luminos (Fig. 17.1) confirmă prezența unor granule mai fine de zirconiu tetragonal (70–80 nm). Cu toate acestea, se observă, de asemenea, prezența granulelor de t-ZrO_2 mai grosiere (110–130 nm). Evaluând critic datele prezentate în Referința [1], se observă că mărimea granulelor 3Y-TZP sinterizat fără presiune, densificat la 1200°C timp de 2 ore, se află în jurul valorii de 240–280 nm. Observarea unor granule mult mai fine (~100 nm) poate fi atribuită vitezei de încălzire extrem de ridicate (650°C/min) și timpului de menținere mai mic (5 minute). În plus, având în vedere dimensiunea cristalului pulberii de pornire (27 nm), Figura 17.1 indică clar că densificarea completă fără a promova creșterea semnificativă a grăunților este fezabilă pe ruta SPS.

Observând datele prezentate în Tabelul 17.1, se obține o duritate considerabil mai mare, de aproximativ 14,5 GPa, în nanoceramica TZP procesată cu SPS, în contrast cu duritatea mai mică (12 GPa) în Y-TZP presat la cald. Se poate observa că duritatea ceramicii Y-TZP în intervalul 12-13 GPa este raportată în mod obișnuit în literatură [8]. Figura 17.4 prezintă grafic duritatea în funcție de dimensiunea granulelor pentru ZrO_2 monolitic (3Y), precum și pentru compozitele ZrO_2–ZrB_2. Pe baza discuției anterioare și a figurii 17.4, se poate concluziona că dezavantajul ZrO_2, în ceea ce privește duritatea mai mică, poate fi ocolit prin rafinarea grăunților până la nivel nanocristalin. Datele de duritate la rupere sunt rezumate în Tabelul 17.2 și reprezentate grafic în Figura 17.5. Diferența în datele de duritate pot fi interpretate în termeni de diferență în stabilizarea matricei ZrO_2. O scădere a conținutului total de ytriu de la 3 la 2 mol% îmbunătățește considerabil duritatea la rupere de la 6,9 la 10,0 MPa $m^{1/2}$.

17.4.2. Compozite nanoceramice ZrO_2–ZrB_2

Rezultatele experimentale obținute cu nanocompozite ZrO_2–ZrB_2 sinterizate cu plasmă scânteie sunt prezentate în această secțiune, pentru a aborda unele probleme specifice, inclusiv (1) dacă compozitele pe bază de ZrO_2 cu armături ZrB_2 pot fi densificate în condițiile SPS optime pentru TZP, (2) dacă se poate obține o duritate îmbunătățită în compozite atunci când se încorporează 30 vol% ZrB_2 și (3) dacă duritatea poate fi adaptată prin variarea stabilizării matricei ZrO_2, precum și prin reținerea granulelor mai fine de ZrO_2. Pentru a dezvolta compozite nanoceramice ZrO_2–ZrB_2, experimentele SPS au fost efectuate în condiții

optime de densificare pentru 3Y-ZrO_2 (1200°C, 5 minute); S-a folosit 30 vol% 5 ZrB_2 ca armătură și toate compozitele pe bază de ZrO au fost sinterizate la mai mult de 97% ρth după SPS la 1200°C timp de 5 minute. Rezultatele sunt prezentate în detaliu în altă parte [39].

Tabelul 17.2. Proprietăți mecanice ale nanocompozitelor ceramice ZrO_2 procesate prin SPS și tehnici convenționale de sinterizare (luat din referința [55])

Sistem (material)	Metoda de obținere	Viteza de încălzire (K/min)	Dimensiunea grăunților (nm)	Duritate (GPa)	Tenacitatea la rupere (KIC) (MPa $m^{1/2}$)	Rezistența la încovoiere (îndoire în trei puncte) (MPa)	Remarci
ZrO_2 (3Y)	SPS la 1200 °C pentru 5 minute	600	70-80	14.5	-	-	Duritate ridicată datorită microstructurii nanocristaline
ZrO_2–(30 vol%) ZrB2	SPS la 1200 °C pentru 5 minute	600	ZrO_2: 100–300 ZrB_2:2000–3000	14	9.9	-	Prezența granulelor de matrice nanodimensionate și a armăturilor dure îmbunătățesc duritatea
ZrO_2–(40vol%) WC			WC nanocristalin, în matrice de microcristalin ZrO2	14.8	9.4	2	Proprietăți îmbunătățite în raport cu compozițiile similare care conțin WC microcristalin

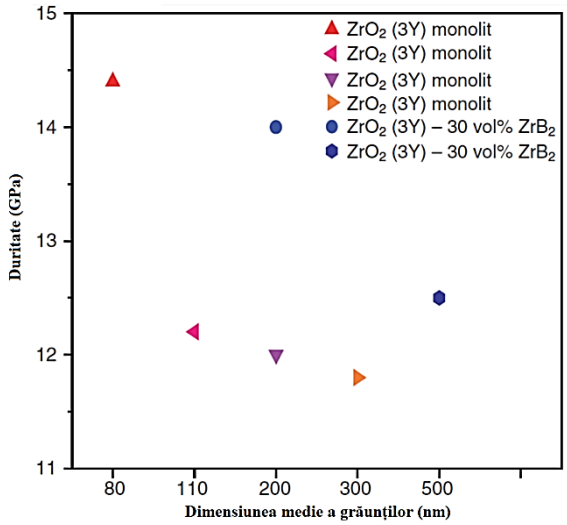


Figura 17.4. Variația durității compozitelor monolitice ZrO_2 (3Y) precum și ZrO_2–(30 vol%) ZrB_2 în funcție de dimensiunea granulelor. Observați întărirea semnificativă cu reducerea mărimii granulelor sub 100 nm [55].

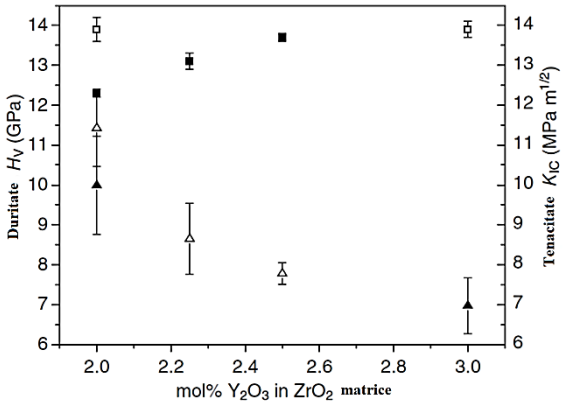


Figura 17.5. Variația durității și tenacității la indentare față de stabilizarea ytriei matricei ZrO_2 pentru nanocompozitele ZrO_2–(30%) ZrB2 sinterizate cu plasmă scânteie. Diferite simboluri reprezintă proprietățile mecanice măsurate cu diferite compozite bazate pe matrice ZrO_2 prelucrată din pulberi de ZrO_2 coprecipitate sau mixte: ■, H_{v10} ale gradelor mixte; □, Hv10 a gradelor coprecipitate; ▲, KIC a gradelor coprecipitate (folosind formulele Palmqvist); Δ, KIC al gradelor mixte (folosind formulele Palmqvist) [39].

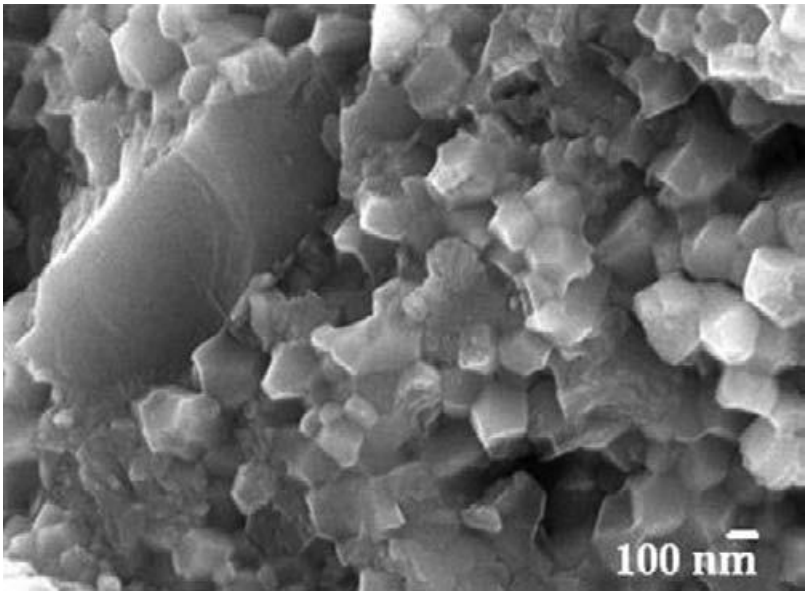


Figura 17.6. Fractograf de microscopie electronică cu scanare (SEM) al nanocompozitelor ZrO_2–(30vol%) ZrB2 dezvoltate prin SPS [39]

Microstructurile compozitelor procesate cu SPS au fost caracterizate de particule ZrB_2 mai grosiere tabulare alungite (~2–3 μm) și granule echiaxiale ale matricei nano-ZrO_2 (~100–200 nm). Având în vedere un astfel de asamblare de fază, aceste compozite au fost denumite compozite nano/microcristaline (Fig. 17.6). Nanocompozitele ZrO_2–ZrB_2 au prezentat o duritate superioară de ~14 GPa, duritatea la rupere variind între 4 și 10 MPa $m^{1/2}$, în funcție de stabilizarea Y_2O_3. Întărirea prin transformare a fost identificată ca principalul mecanism de întărire, împreună cu contribuția limitată a deformarii fisurilor de către armăturile ZrB_2 dure.
Datele de proprietăți mecanice, prezentate în Figura 17.4 și Tabelul 17.2, dezvăluie câteva fapte interesante privind comportamentul mecanic al compozitelor nanoceramice de zirconiu dezvoltate. Datele E-modulus, așa cum sunt prezentate în Tabelul 17.2, arată că adăugarea de ZrB_2 a crescut valorile modulului până la ~266 GPa. În ceea ce privește duritatea (vezi Tabelul 17.2), compozitele nanoceramice procesate cu SPS sunt caracterizate de duritate moderată variind în intervalul 12-14 GPa. Este important că nu a fost înregistrată nicio îmbunătățire observabilă a durității, în ciuda faptului că s-au încorporat 30% vol de particule mai dure de ZrB_2.

Astfel de observații pot fi raționalizate pe baza unor observații similare făcute în alte sisteme ceramice [40–42]. Într-un studiu anterior, Green a măsurat duritatea mai mică de 10–12 GPa în compozitele Al2O3–(10 vol%) ZrO_2 [40]. O astfel de observație a fost atribuită prezenței microfisurilor, formate din cauza răcirii postfabricare. Într-o altă lucrare, Chamberlain și colab. [41] au obținut o duritate mai mică de 14,5 GPa într-un ZrB_2 monolitic sinterizat fără presiune

(2150°C, 9 ore, atmosferă de heliu). În contrast, duritatea mult mai mare de 23 GPa a fost înregistrată cu ZrB_2 monolitic presat la cald (1900°C, 45 ›minute, vid). O astfel de diferență semnificativă de duritate a fost atribuită diferențelor în dimensiunile ZrB_2, care sunt mai mari în materialul sinterizat fără presiune (dimensiune medie ~ 9,1 μm). Observație similară au făcut-o și Lee și Speyer [42], care au înregistrat o scădere a durității de la 18,3 GPa la 16,5 GPa, ca urmare a creșterii granulei de la 2,2 μm la 3,1 μm, respectiv, în cazul sinterului fără presiune (90% densitate teoretică) monolitic B_4C. Din punct de vedere mecanic, frecvența cu care este împiedicată mișcarea luxațiilor va scădea odată cu creșterea mărimii granulelor, iar aceasta poate scădea solicitarea necesară deformării [41, 42].

Absența oricărei creșteri observabile a durității în compozitele SPSed poate fi atribuită în plus atât efectului de microcracare, cât și dimensiunii mai grosiere a particulelor de ZrB_2. În materialele ZrO_2–ZrB_2 dezvoltate, tensiunea reziduală termică este dezvoltată din cauza a doi factori, așa cum s-a discutat în capitolele anterioare [43, 44]. Din cauza tensiunii reziduale de tracțiune din ZrO_2, microfisurarea poate apărea fie în timpul răcirii postfabricare, fie în regiunea indentată. Pe lângă posibila contribuție de la microcracare, particulele mai grosiere de ZrB_2, ca în alte sisteme ceramice [45–47], pot provoca scăderea durității compozitelor nanoceramice ZrO_2–ZrB_2. În ceea ce privește măsurarea tenacității, duritatea materialelor fragile este raportată a fi dependentă de tehnicile de testare,45–51 care sunt clasificate pe scară largă în metode de fisurare lungă și fisurare scurtă. În estimarea valorilor de duritate ale nanocompozitelor ZrO_2–ZrB_2, sunt utilizate diferite modele de mecanică a fracturii de indentare:

a) Modelul lui Anstis[48] pentru fisuri radial-mediane ($l/a > 2,5$),

$$K_{IC} = \eta (E/H)^{1/2} P/c^{3/2} \qquad 17.1$$

unde E este modulul elastic, H este duritatea Vickers, P este sarcina indentată și c este jumătate din lungimea fisurii;

b) ecuația de duritate pentru fisuri de tip Palmqvist ($0,25 < l/a < 2,5$) [47],

$$K_{IC} = \eta (E/H)^{2/5} P/\left(al^{1/2}\right) \qquad 17.2$$

where 2a is the average indent diagonal length, 2c is the crack length, and l=c−a.

Kaliszewski și colegii de muncă [50] au raportat că poate fi utilizată o valoare adecvată de η=0,019. Într-o lucrare anterioară, Niihara și colab. [51] au determinat experimental valoarea lui η să fie 0,0089 și 0,0122 pentru rapoarte *l/a* variind în intervalul 0,25–2,5 și, respectiv, 1–2,5. Folosind η=0,0089, duritatea nanocompozitelor ZrO_2–ZrB_2 a fost estimat. O scădere a conținutului total de Y de la 3 la 2% mol crește duritatea de la 6,9 la 11,4 MPa $m^{1/2}$. Din cauza unei creșteri mai mari a tenacității prin scăderea conținutului de Y de la 2,5 la 2,0 mol% mai degrabă decât prin scăderea conținutului de Y de la 3,0 la 2,5 mol%, a fost dezvoltat și un compozit cu matrice ZrO_2 având 2,25 mol% Y-stabilizare. Estimarea tenacității pentru compozitul TM2.25B a indicat o îmbunătățire moderată a tenacității, așa cum au relevat datele KIC: 8,7 MPa $m^{1/2}$ pentru gradul TM2.25B, comparativ cu 7,8 MPa $m^{1/2}$ pentru gradul TM2.5B. În general, datele de duritate indică faptul că duritatea poate fi adaptată prin optimizarea cu atenție a stabilizării Y a matricei ZrO_2.

În ceea ce privește relația microstructură-tenacitate, trebuie luat în considerare efectul mărimii granulelor asupra tenacității. În nanocompozitele SPSed ZrO_2–ZrB_2, granulele t-ZrO_2 mai fine (100–300 nm) sunt păstrate și astfel de granule mai fine sunt, de asemenea, capabile să se transforme în câmpul de stres la vârful fisurii, ceea ce duce la o duritate mai mare de transformare a nanocompozitelor. O astfel de microstructură mai fină din zirconiu (în cazul monoliților Y-TZP) ar trebui să fie extrem de stabilă și să nu sufere transformare la vârful fisurii, conform rapoartelor anterioare din literatura de specialitate [8, 13, 52, 53].

Un alt factor important, în afară de conținutul de ytriu și dimensiunea granulelor, este stresul rezidual. Din cauza nepotrivirii coeficientului de dilatare termică, așa cum sa menționat mai devreme, grăunții de ZrO_2 sunt supuși unei tensiuni reziduale și, prin urmare, solicitarea critică necesară pentru a induce transformarea granulelor de ZrO2 în vârful fisurii ar fi mai scăzută conform literaturii stabilite [51–53]. Aceasta crește transformabilitatea t-ZrO_2.

Interacțiunea calea fisurii-microstructură în nanocompozitele SPSed este prezentată în Figura 17.7. Figura 17.7 dezvăluie creșterea sinuozității traiectoriei fisurii (mai mult ca o cale de fisurare sinusoidală) din cauza deflexiunii fisurii de către particulele de ZrB_2. O observare mai atentă a figurii 17.7 indică, de asemenea, dezlegarea fisurii a ZrB_2, în jurul interfeței ZrO_2/ZrB_2. Toate aceste observații indică faptul că atât deformarea fisurii, cât și deconectarea crack wake contribuie, de asemenea, la obținerea unei tenacități ridicate de indentare în nanocompozitele ZrO_2–ZrB_2 procesate cu SPS.

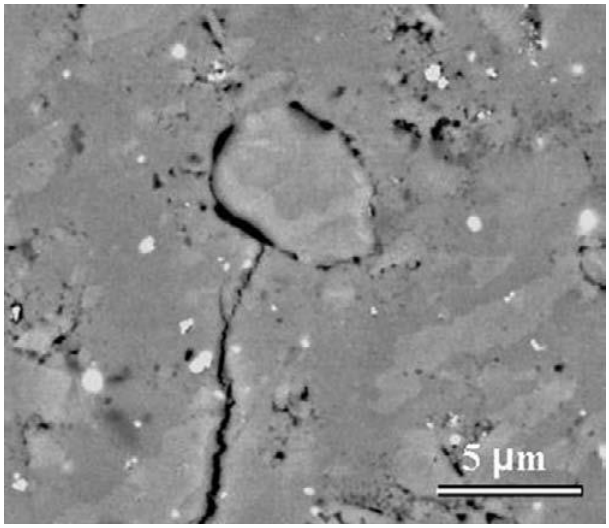


Figura 17.7 Imagine SEM care dezvăluie deconectarea crack-wake a particulelor mai grosiere de ZrB_2 la interfața în nanocompozit T2B, SPSed la 1200°C timp de 5 minute (viteza de încălzire 600 K/min) [39]

Rezumând, densitatea aproape teoretică a nanocompozitelor de zirconiu tetragonal stabilizat cu ytriu, întărite cu 30% vol de ZrB_2 printr-o cale SPS poate fi atinsă la 1200°C cu un timp de menținere de 5 minute și o viteză de încălzire de 600 K/min. Temperatura de sinterizare este cu 200–250°C mai mică, iar timpul total de procesare (~20–25 minute) este considerabil mai mic, în comparație cu procesele de densificare stabilite, cum ar fi presarea la cald sau sinterizarea. Materialele nanocompozite prezintă o microstructură mai fină, cu dimensiuni ZrB_2 de 2–3 μm și ZrO_2 în intervalul 100–300 nm. Duritatea compozitelor dezvoltate rămâne moderată, variind în intervalul 12-14 GPa. Utilizarea atentă a datelor de indentare oferă o estimare a tenacității în intervalul 6-11 MPa $m^{1/2}$, în funcție de nivelul de stabilizare Y_2O_3 al matricei ZrO_2. O observație importantă a fost că întărirea transformării cu o matrice ZrO_2 având granule tetragonale mai fine (100–300 nm) are loc în nanocompozitele care conțin ZrB_2.

BIBLIOGRAFIE:

[1] B. Basu, J.-H. Lee and D.-Y. Kim, *Development of nanocrystalline wear resistant Y-TZP ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 87(9) (2004), 1771–1774.

[2] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Development of ZrO2-ZrB2 composites*, J. Alloys Comp. 334(1–2) (2002), 200–204.

[3] A. Mukhopadhyay, B. Basu, S. Das Bakshi and S. K. Mishra, *Pressureless sintering of ZrO2-ZrB2 composites: Microstructure and properties*,. Int. J. Refract. Metals Hard Mater. 25 (2007), 179.

[4] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Development of ZrO2-TiB2 composites: Role of residual stress and starting powders*, J. Alloys Comp. 365(1–2) (2004), 266–270.

[5] G. Anne, S. Put, K. Vanmeensel, D. Jiang, J. Vleugels and O. VanderBiest, *Hard, tough and strong ZrO2-WC composites from nanosized powders*, J. Eur. Ceram. Soc. 25 (2005), 55–63.

[6] M. Nygren and Z. Shen, *On the preparation of bio-, nano- and structural ceramics and composites by spark plasma sintering*, Solid State Sci. 5 (2003), 125–131.

[7] O. Vasylkiv, Y. Sakka and V. V. Skorokhod, *Low temperature processing and mechanical properties of zirconia and zirconia alumina nanoceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 86(2) (2003), 299–304.

[8] B. Basu, J. Vleugels and O. Van Der Biest, *Microstructure-toughness-wear relationship of tetragonal zirconia ceramics*, J. Eur. Cer. Soc. 24(7) (2004), 2031–2040.

[9] R. S. Mishra, C. E. Leshier and A. K. Mukherjee, *High pressure sintering of nanocrystalline y-Al2O3*, J. Am. Ceram. Soc. 79(11) (1996), 2989–2992.

[10] X. Xu, T. Nishimura, N. Hirosaki, R. J. Xie, Y. Zhu, Y. Yamamoto and H. Tanaka, *New strategies for preparing nanosized silicon nitride ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 88(4) (2005), 934–937.

[11] R. Vaben and D. Stover, *Processing and properties of nanophase non-oxide ceramics*, J. Mater. Process. Tech. 92–93 (1999), 77–84.

[12] K. Niihara, *New design concept for structural ceramics–ceramic nanocomposites*, J. Ceram. Soc. Jpn. 99(10) (1991), 974–982. The Centennial Memorial Issue.

[13] R. S. Mishra and A. K. Mukherjee, *Electric pulse assisted rapid consolidation of ultrafine grained alumina matrix composites*, Mater. Sci. Eng. A 287 (2000), 178–182.

[14] F. W. Dynys and J. W. Halloran, *Alpha alumina formation in alum-derived gamma alumina*, J. Am. Ceram. Soc. 65 (1982), 442–448.

[15] G. D. Zhan, J. D. Kuntz, R. G. Duan and A. K. Mukherjee, *Spark-plasma sintering of silicon carbide whiskers (SiCw) reinforced nanocrystalline alumina*, J. Am. Ceram. Soc. 87(12) (2004), 2297–2300.

[16] G. D. Zhan, J. Kuntz, J. Wan, J. Garay and A. K. Mukherjee, *Alumina-based nanocomposites consolidated by spark plasma sintering [J]*, Scr. Mater. 47 (2002), 737–741.

[17] M. Sternitzke, *ChemInform abstract: Structural ceramic nanocomposites*, J. Eur. Ceram. Soc. 17 (1997), 1061–1082.

[18] T. Ohji, Y. K. Jeong, Y. H. Choa and K. Niihara, *Strengthening and toughening mechanisms of ceramic nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 81(6) (1998), 1453–1460.

[19] J. L. O. Merino and R. I. Todd, *Relationship between wear rate, surface pullout and microstructure during abrasive wear of alumina and alumina/SiC nanocomposites*, Acta Mater. 53(12) (2005), 3345–3357.

[20] L. Gao, H. Z. Wang, J. S. Hong, H. Miyamoto, K. Miyamoto, Y. Nishikawa and S. D. D. L. Torre, *Mechanical properties and microstructure of nano-SiC-Al2O3 composites densified by spark plasma sintering*, J. Eur. Ceram. Soc. 19 (1999), 609–613.

[21] X. Sun, J. G. Li, S. Guo, Z. Xiu, K. Duan and X. Z. Hu, *Intragranular particle residual stress strengthening of Al2O3–SiC nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 88(6) (2005), 1536–1543.

[22] B. Basu, *Toughening of Y-stabilized tetragonal zirconia ceramics*, Int. Mater. Rev. 50(4) (2005), 239–256.

[23] G. D. Zhan, J. Kuntz, J. Wan, J. Garay and A. K. Mukherjee, *Spark plasma sintered BaTiO3/Al2O3Al2O3 nanocomposites*, Mater. Sci. Eng. A 356 (2003), 443–446.

[24] G. Zhan, J. Kuntz, J. Wan, J. Garay and A. K. Mukherjee, *A novel processing route to develop a dense nanocrystalline alumina matrix (<100›nm) nanocomposite material*, J. Am.Ceram.Soc. 86(1), (2003), 200–202.

[25] D. Galuseka, J. SedláČeka, P. ŠvanČáreka, R. Riedel, R. Satet, and M. Hoffmann, *The influence of post-sintering HIP on the microstructure, hardness, and indentation fracture toughness of polymer-derived Al2O3–SiC nanocomposites*, J. Eur. Ceram. Soc. 27(2–3) (2007), 1237–1245.

[26] H. Liu, C. Huang, J. Wang and X. Teng, *Fabrication and mechanical properties of Al2O3/Ti(C0.7N0.3) nanocomposites*, Mater. Res. Bull. 41 (2006), 1215–1224.

[27] W. Zhang, M. Sui, Y. Zhou, Y. Zhong and D. Li, *Orientated nanometer-sized fragmentation of TiC particles by electropulsing*, Adv. Eng. Mater. 4 (2002), 697–700.

[28] G. J. Zhang, J. F. Yang, M. Ando and T. Ohji, *Reactive hot pressing of alumina-silicon carbide nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 87 (2004), 299–301.

[29] Y. Zhang, L. Wang, W. Jiang, L. Chen and G. Bai, *Microstructure and properties of Al2O3–TiC nanocomposites fabricated by spark plasma sintering from high-energy ball milled reactants*, J. Eur. Ceram. Soc. 26 (2006), 3393–3397.

[30] G. Winfield, F. Azough and R. Freer, *DiP224: Neodymium titanate (Nd2Ti2O7) ceramics*, Ferroelectrics 133 (1992), 181–186.

[31] G. H. Haertling, *Ferroelectric ceramics: History and technology*, J. Am. Ceram. Soc. 82 (1999), 797–818.

[32] R. S. Mishra and A. K. Mukherjee, *Processing of high hardness-high toughness alumina matrix nanocomposites*, Mater. Sci. Eng. A 301 (2001), 97–101.

[33] I. Levin, W. D. Kaplan and D. G. Brandon, *Effect of SiC submicrometer particle size and content on fracture toughness of alumina-SiC nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 78(1) (1995), 254–256.

[34] M. Yoshimura, M. Sando, Y. H. Choa, T. Sekino and K. Niihara, *Fabrication of dense ZrO2-based nano/nano type composites by new powder preparation method and controlled sintering process*, Key Eng. Mater. 161–163 (1999), 423–426.

[35] D. Jiang, O. VanderBiest and J. Vleugels, *ZrO2–WC nanocomposites with superior properties*, J. Eur. Ceram. Soc. 27(2–3) (2007), 1247–1251.

[36] A. Hirvonen, R. Nowak, Y. Yamamoto, T. Sekino and K. Niihara, *Fabrication, structure, mechanical and thermal properties of zirconia-based ceramic nanocomposites*, J. Eur. Ceram. Soc. 26(8) (2005), 1497–1505.

[37] Y. Li, J. Zhang, G. Qiao and Z. Jin, *Fabrication and properties of machinable 3Y–ZrO2/BN nanocomposites*, Mater. Sci. Eng. A 397 (2005), 35–40.

[38] W. Li and L. Gao, *Rapid sintering of nanocrystalline ZrO2 (3Y) by spark plasma sintering*, J. Eur. Ceram. Soc. 20 (2000), 2441.

[39] B. Basu, T. Venkateswaran and D.-Y. Kim, *Microstructure and properties of spark plasma sintered ZrO2-ZrB2 nanoceramic composites*, J. Am. Ceram. Soc. 89(8) (2006), 2405–2412.

[40] D. J. Green, *Critical Microstructures for Microcracking in Al2O3-ZrO2 composites*, J. Am. Ceram. Soc. 65(12) (1982), 610–614.

[41] L. Chamberlain, W. C. Fahrenholtz and G. E. Hilmans, *Pressureless sintering of zirconium Diboride*, J. Am. Ceram. Soc. 89(2) (2006), 450–456.

[42] H. Lee and R. F. Speyer, *Hardness and fracture toughness of pressureless-sintered boron carbide (B4C)*, J. Am. Ceram. Soc. 85(5) (2002), 1291–1293.

[43] S. Schmauder and H. Schubert, *Significance of internal stress on the martensite transformation in yttria-stabilised tetragonal zirconia polycrystals during degradation*, J. Am. Ceram. Soc. 69(7) (1986), 534–540.

[44] R. N. L. Okamoto, M. Kusakaari, K. Tanaka, H. Inui and S. Otani, *Temperature dependence of thermal expansion and elastic constants of single crystals of ZrB2 and the suitability of ZrB2 as a substrate for GaN film*, J. Appl. Phys. 93(1) (2003), 88–93.

[45] D. K. Shetty, I. G. Wright, P. N. Mincer and A. H. Clauer, *Indentation fracture of WC-Co cermets*, J. Mater. Sci. 20 (1985), 1873–1882.

[46] P. Chantikul, G. R. Anstis, B. R. Lawn and D. B. Marshall, *A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness*, J. Am. Ceram. Soc. 64(9) (1981), 539–543.

[47] S. Palmqvist, *Occurrence of crack formation during Vickers indentation as a measure of the toughness of hard materials*, Arch. Eisenhuettenwes. 33 (1962), 629–333.

[48] G. R. Anstis, P. Chantikul, B. R. Lawn and D. B. Marshall, *A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness*, J. Am. Ceram. Soc. 64 (1981), 553–557.

[49] B. R. Lawn, *Fracture of Brittle Solids*, 2nd ed. Cambridge University Press, Cambridge, UK, 1992.

[50] M. S. Kaliszewski, G. Behrens, A. H. Heuer, M. C. Shaw, D. B. Marshall, G. W. Dransmann and R. W. Steinbrech, *Indentation studies on Y2O3-stabilized ZrO2: I, development of indentationinduced cracks*, J. Am. Ceram. Soc. 77 (1994), 1185–1193.

[51] K. Niihara, R. Morena and D. P. H. Hasselman, *Evaluation of KIC of brittle solids by the indentation method with low crack-to-indent ratios*, J. Mater. Sci. Lett. 1 (1982), 13–16.

[52] B. Budiansky, J. W. Hutchinson and J. C. Lambropoulos, *Continuum theory of dilatant transformation toughening in ceramics*, Int. J. Solids Struct. 19 (1983), 337.

[53] A. G. Evans, *Perspective on the development of high-toughness ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. 73(2) (1990), 187–206.

[54] A. G. Evans and R. M. Cannon, *Toughening of brittle solids by martensitic transformations*, Acta Mater. 34(5) (1986), 761–800.

[55] A. Mukhopadhyay and B. Basu, *Consolidation-microstructure-property relationships in bulk nanoceramics and ceramic nanocomposites: A review*, Int. Mater. Rev. 52(4) (2007), 1–31.

CAPITOLUL 18. DEZVOLTAREA MICROSTRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILE NANOCOMPOZITELOR CERAMICE NON-OXIDATE

Proprietățile îmbunătățite, precum și cele noi, care pot fi obținute cu nanocompozitele ceramice în raport cu materialele convenționale au inspirat activități de cercetare semnificative privind sinteza compozitelor nanoceramice în sisteme ceramice importante din punct de vedere tehnologic [1–8]. Aceste nanocompozite pot fi clasificate în linii mari în două categorii [9]: (1) nanocompozite, fabricate prin dispersia particulelor de dimensiuni nanometrice în granule de matrice de dimensiuni micron sau la limitele de granule ale matricei și (2) nano/nanocompozite, în care granulele de matrice sunt, de asemenea, la scara nanocompozite. După o revizuire a dezvoltării nanocompozitelor pe bază de Si_3N_4, rapoartele privind dezvoltarea altor compozite sunt rezumate pe scurt. Important, acest capitol discută dezvoltarea nanocompozitelor pe bază de carbură de tungsten (WC) cu ZrO_2 și Co ajutoare de sinterizare și arată modul în care compoziția sistemului WC–ZrO_2–Co poate fi optimizată pentru a obține o combinație superioară de rezistență și tenacitate.

18.1. NANOCOMPOZITE PE BAZĂ DE Si_3N_4

Având în vedere proprietățile lor termomecanice excelente, materialele pe bază de Si_3N_4 sunt potențiali candidați pentru aplicații la temperaturi înalte. Cu toate acestea, s-a recunoscut pe scară largă că prezența fazelor amorfe ale granulelor, formate ca urmare a reacției cu aditivii utilizați pentru facilitarea sinterizării în fază lichidă, limitează într-o oarecare măsură aplicabilitatea acestora la temperatură ridicată. Această limitare poate fi depășită fie prin creșteri de rezistență datorate reducerii mărimii granulelor matricei, fie prin dispersia fazei cristaline ultrafine de-a lungul limitelor granulelor. În Tabelul 18.1, sunt rezumate proprietățile mecanice ale diferitelor nanocompozite pe bază de Si_3N_4.

Tabelul 18.1. Proprietăți mecanice ale nanoceramicelor și nanocompozitelor procesate prin SPS și tehnici convenționale de sinterizare (luat din referința [79])

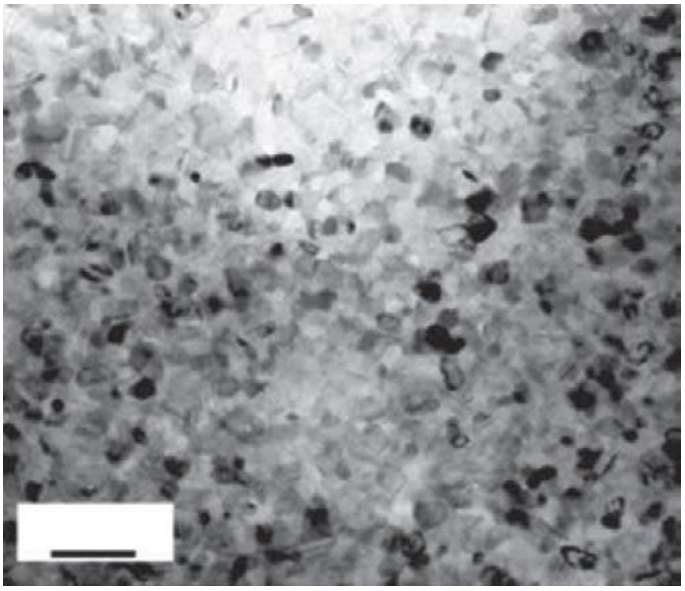
Sistem (material)	Metoda de obținere	Viteza de încălzire (K/min)	Dimensiunea grăunților (nm)	Duritate (GPa)	Tenacitate a la rupere (KIC) (MPa $m^{1/2}$)	Rezistența la încovoiere (îndoire în trei puncte) (MPa)	Remarci
WC fără liant	SPS la 1900 °C		$1x10^6$	24	-	1000	Conține grăunți foarte mari și prezintă o rezistență extrem de slabă la fisurare.
WC fără liant	PAS la 1963K Timp de 0.18 Ks		25	23	4	-	Creștere extraordinară a durității datorită prezenței grăunților nanocristalini
WC–(6%) Co	PS		Microcristalin (1–2μm) WC și submicron (<1μm) ZrO2	18	14		Prezența liantului metalic sporește rezistența la rupere, dar reduce duritatea
WC–(10%) Co	SPS la 1000 °C pentru 510 min.	100	Matrice: <300 nm	18	12	-	Dimensiunea grăunților nanocristalini are ca rezultat creșterea durității
WC–(18%) MgO	PAS at 1963 K for 0.18Ks		MgO: 50 nm	15	14	-	Combinație de duritate ridicată (datorită microstructurii nanocristaline) și a rezistenței la rupere (datorită MgO)
Si3N4–(20vol%)SiC	HP la 1800 °C Pt 2h	-	-	-	-	1150, menținută până la 1200 °C	Dispersii intragranulare de SiC au inhibat creșterea grăunților și au condus, de asemenea, la la creșterea rezistenței

Park et al. [10] au raportat microstructura și proprietățile nanocompozitelor Si_3N_4–SiC prin presarea la cald a unui amestec de Si_3N_4 și β-SiC la 1800°C timp de 2 ore. Ei au raportat că tratamentul termic la 1500°C înainte de densificare a dus la dezvoltarea unei microstructuri caracterizată prin prezența particulelor nanocristaline de SiC la limitele granulelor ale matricei Si_3N_4 cu granulație fină. Nanocompozitul dezvoltat, cu armături nano-SiC de 20% vol, a avut o rezistență ridicată la încovoiere (~1150 MPa) la temperatura camerei, care a fost menținută până la 1200°C. Nanocompozitele Si_3N_4–SiC presate la cald, așa cum au fost dezvoltate de Oh și colab. [11] sunt caracterizate prin SiC nanocristalin intergranular și intragranular. Astfel de nanocompozite au prezentat, de asemenea, o rezistență superioară la temperatura camerei de ~1100 MPa și ~800 MPa la 1400°C. Hirano și Niihara [12] au raportat, de asemenea, că nanocompozitele Si_3N_4–(30 vol%) SiC (presate la cald la 1850°C, 1 oră, 30 MPa) au menținut o rezistență de ~ 1100 MPa la 1400°C, în timp ce pentru Si_3N_4 monolitic, rezistența a scăzut odată cu creșterea temperatura (~900 MPa la 1400°C). Într-o lucrare diferită cu nanocompozite monolitice Si_3N_4 și Si_3N_4–SiC presate la cald, s-a confirmat că nanocompozitele prezintă o

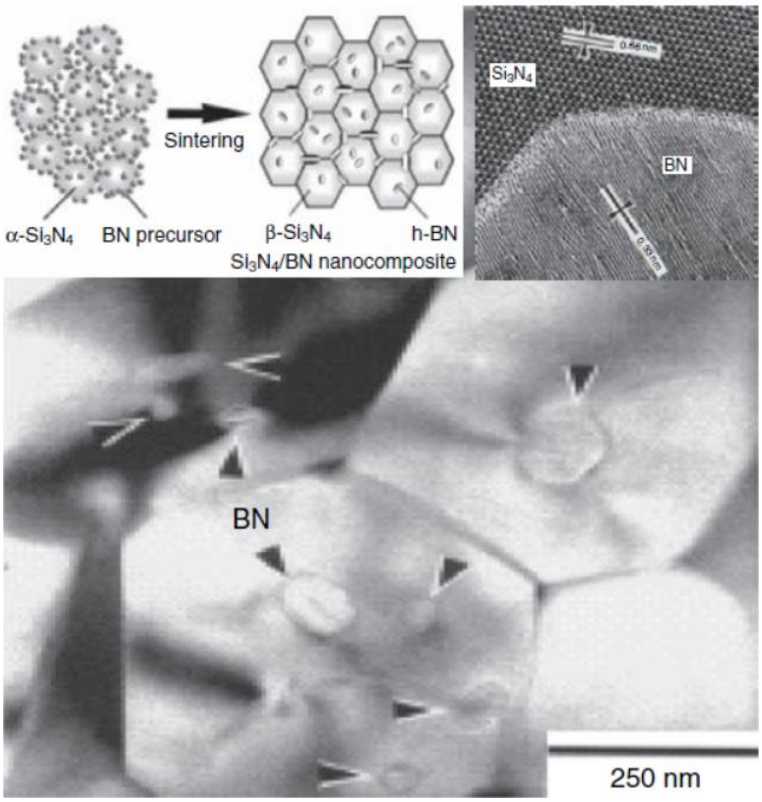
rezistență și rezistență la rupere mult îmbunătățite la temperatura camerei, precum și la temperatură ridicată [13]. Rezultatele experimentale indică, de asemenea, că limitările impuse rezistenței la temperatură ridicată de faza limită a granulelor amorfe pot fi atenuate prin reducerea conținutului de aditiv [14, 15]. SPS a permis densificarea Si-amorfă - C–N, cu conținut redus de aditiv (~1% în greutate ytrie), la o temperatură nominală de 1600°C [14]. Predominant, sinterizarea în stare solidă a limitat creșterea granulelor de Si_3N_4 și SiC și a dus la un compozit nano/nanoceramic (Fig. 18.1). A).

Pentru a dezvolta ceramica pe bază de Si3N4 cu o mai bună prelucrabilitate, se adaugă h-BN ca a doua fază [16, 17]. Cu toate acestea, rezistența la rupere scade considerabil odată cu adăugarea de BN de dimensiunea micronului. Astfel, pentru a atinge un echilibru între proprietățile mecanice și prelucrabilitate, se dezvoltă nanocompozite Si_3N_4–BN [18–20]. Rugozitatea suprafeței forate a nanocompozitelor (R_a~0,37 μm) a fost mai netedă decât cea a microcompozitelor (R_a). ~0,65 μm). Rezistența acestor nanocompozite (~800 MPa pentru 15% în greutate BN) s-a dovedit a fi superioară celei a compozitelor convenționale Si_3N_4-BN. Figura 18.1b prezintă o imagine de microscopie electronică cu transmisie (TEM) a unui nanocompozit Si_3N_4–BN prelucrabil, cu o imagine de microscopie electronică cu transmisie (HRTEM) de înaltă rezoluție a graniței Si_3N_4–BN ca inserție.

Discuția anterioară arată că proprietățile mecanice, în special rezistența, ale ceramicii pe bază de Si_3N_4 pot suferi îmbunătățiri potențiale prin proiectarea nanocompozitului. De fapt, Niihara [9,12], în timp ce a analizat îmbunătățirea proprietăților ceramicii prin proiectarea nanocompozitelor, a raportat că rezistența Si_3N_4-materialele pe bază pot fi îmbunătățite de la ~850 MPa, pentru Si3N4 monolitic, la o valoare ridicată de ~1500 MPa pentru nanocompozitele Si_3N_4–SiC. De asemenea, caracteristicile de prelucrabilitate și rezistența la uzură sunt îmbunătățite pentru nanocompozite. Formarea nanocompozitelor este utilă în ceea ce privește necesarul redus de aditiv de sinterizare și, în același timp, cantitatea mai mică de formare a fazei de grani amorfe. Mai multe grupuri de cercetare au raportat că nanocompozitele bazate pe Si_3N_4 prezintă o retenție ridicată a rezistenței la temperatură ridicată [10–12, 14, 15, 17–23]. Având în vedere rezistența mai bună la temperatură ridicată, temperatura de aplicare poate fi crescută de la maximum 1200°C pentru ceramica convențională Si_3N_4 la aproximativ 1400°C pentru nanocompozitele pe bază de Si_3N_4.



a)



b)

Figura 18.1. Microstructuri ale nanocompozitelor ceramice care arată (a) imaginea TEM a nano/nanocompozitului Si_3N_4/SiC dezvoltat de SPS de pulberi amorfe Si–C–N (1% în greutate aditiv de ytriă) [86]; (b) Micrografie TEM (cu inserții care arată schematica distribuției de pornire a pulberii și HRTEM a nanocompozitului) a nanocompozitului Si_3N_4 – (15 vol.%) BN prelucrabil prin presare la cald prelucrat prin calea chimică [8]

18.2. ALTE NANOCOMPOZITE AVANSATE

În afară de nanocompozitele menționate mai sus, SPS și tehnicile conexe au fost utilizate pentru a dezvolta o varietate de materiale ceramice importante din punct de vedere tehnic, având microstructuri la scară nanometrică. Câteva astfel de exemple sunt citate în următoarele subsecțiuni.

18.2.1. Mullit–SiC

Gao și colab. [21] au obținut nanocompozite de mulită complet densă–(5 și 10 vol%) SiC, după SPS la 1500°C, în timp ce sinterizarea convențională a mulitei necesită temperaturi de consolidare de 1600–1700°C. S-a descoperit că particulele nano-SiC sunt situate în granulele matricei. Rezistența la încovoiere (466 și 454 MPa pentru armăturile cu 5 și, respectiv, 10 vol% SiC) au fost mai bune decât cele ale monoliților de mullit (200–300 MPa). S-a propus că tensiunile reziduale din nanocompozite pot explica creșterea rezistenței. Cu toate acestea, duritatea la rupere (2,2–2,3 MPa $m^{1/2}$) a rămas scăzută (vezi Tabelul 18.1).

18.2.2. Ytriu Aluminiu Granat–SiC

S-a raportat că adăugarea de particule de SiC nanodimensionate în granatul de ytriu-aluminiu (YAG) îmbunătățește proprietățile mecanice. De exemplu, nanocompozite YAG–(5 vol%) SiC [22], complet densificat prin SPS (1550°C), avea o rezistență mare la încovoiere de 565 MPa, care este considerabil mai mare decât cea a YAG pur procesat cu SPS (348 MPa) (vezi Tabelul 18.1). Dispersiile de SiC nanodimensionate au fost localizate în mare parte în regiunile intragranulare. Modul de fractură transgranulară a fost atribuit întăririi tensiunii reziduale a limitelor granulelor.

18.2.3. SiC–TiC

Nanocompozitele pe bază de SiC, care conțin dispersii de 30 vol% TiC, au fost obținute cu o densitate aproape teoretică prin SPS la 1800°C [23]. Nanocompozitele au prezentat o combinație bună de duritate la rupere (6,2 MPa $m^{1/2}$) și rezistență la îndoire (~650 MPa) (vezi Tabelul 18.1). S-a raportat că fractura transgranulară are ca rezultat îmbunătățirea rezistenței la îndoire.

18.2.4. Nanobiocompozite hidroxiapatită–ZrO2

În încercarea de a dezvolta nanocompozite bioactive, care pot prezenta o biocompatibilitate mai bună decât biomaterialele convenționale [24–29], a fost sinterizat un

nanocompozit policristalin tetragonal de zirconiu (Y-TZP), 3Y-TZP–(40 vol%) hidroxiapatită (HAp), sinterizat. prin SPS (1150°C, 3 minute) [30]. Microstructura densă a nanocompozitului a fost caracterizată prin prezența ZrO_2 nanocristalin (~50 nm) și HAp (~100 nm). Absența fosfatului tricalcic a fost atribuită timpului scurt de sinterizare în SPS.

18.2.5. Nanocompozite cu senzori de stres

Capacitatea de detectare a stresului în ceramica structurală a fost demonstrată în materiale cu proprietăți magnetice și magnetomecanice bune. Nakayama și colab. [31] au dezvoltat nanocompozite pe bază de MgO care conțin Fe-FeCo nanocristalin folosind sinterizarea cu curent electric pulsat (1473°C, minute). Astfel de nanocompozite au prezentat feromagnetism și forță coercitivă mare (Hc), cu aproximativ două ordine de mărime mai mare decât cea pentru fierul pur. Important, s-a constatat că Hc este dependent de mărimea granulelor și densitatea de dislocare [32, 33]. Din punct de vedere fenomenologic, odată cu reducerea dimensiunii particulelor, structura magnetică caracteristică variază de la o stare multidomeniu la una cu un singur domeniu, reducând astfel totalul pierderea de energie în timpul unui ciclu de magnetizare – demagnetizare. Astfel, dispersoizii nanocristalini din MgO-Fe sau MgO-FeCo au dus la valori extrem de mari ale Hc. Mai mult, răspunsul magnetostrictiv invers la solicitarea uniaxială aplicată poate permite utilizarea lor ca senzori de stres.

18.3. NANOCOMPOZITE PE BAZĂ DE WC

18.3.1. Context

Datorită combinației atractive de duritate ridicată, modul elastic ridicat, rezistență superioară la uzură, conductivitate termică bună și coeficient de dilatare termică scăzut, cermeturile pe bază de WC sunt utilizate în mod convențional ca scule de tăiere, piese de uzură, scule și matrițe. WC-urile monolitice în vrac, în ciuda faptului că posedă proprietățile atractive menționate mai sus, nu sunt utile în aplicațiile tehnologice, din cauza dificultăților de procesare și a fragilității inerente. Adăugarea de cobalt a fost folosită în mod tradițional pentru a îmbunătăți sinterizarea și rezistența la rupere. Carburele cimentate sinterizate în fază lichidă, care sunt caracterizate prin particule WC legate într-o matrice Co/Ni, își derivă proprietățile din fazele constitutive - carbura fragilă și liantul ductil. Se poate menționa aici că carburile cimentate sunt din punct de vedere comercial unul dintre cele mai vechi și de succes produse din metalurgia pulberilor.

Carburele cimentate convenționale având compoziția WC–(6wt%)Co prezintă o duritate mare la rupere de aproximativ 14 MPa $m^{1/2}$, care este semnificativ mai mare decât duritatea la rupere a WC monolitic (~4 MPa $m^{1/2}$). Cu toate acestea, duritatea (~16 GPa) este scăzută și acest lucru este atribuit prezenței liantului metalic mai moale [34]. Pentru a obține carburi cimentate cu o combinație mai bună de proprietăți, s-au făcut încercări de a dezvolta carburi cimentate nanocristaline folosind o combinație de conversie prin pulverizare. procesare pentru sinteza pulberilor la scară nanometrică [35] și consolidarea ulterioară prin tehnici avansate de sinterizare. Creșterea grăunților a fost restricționată prin adăugarea de inhibitori ai creșterii grăunților, cum ar fi VC-TaC, în timp ce densificarea prin tehnica convențională de sinterizare. S-a raportat că o reducere a mărimii granulelor WC la intervalul ultrafin la scară nanometrică a îmbunătățit drastic duritatea și rezistența.

În plus, întărirea în soluție solidă a fazei de liant datorită dizolvării W și C în liantul Co a dus la îmbunătățirea în continuare a proprietăților mecanice. Sivaprahasam și colab. [36] au dezvoltat carburi cimentate WC–(12% în greutate Co) cu duritate mai mare (~15,2 GPa) prin SPS, în comparație cu sinterizarea convențională fără presiune (PS) (~13,8 GPa). Rafinamentul microstructural a fost, de asemenea, raportat de Cha et al. [37] în nanomaterial WC–(10% în greutate Co) procesat SPS (1000°C, 10 minute, 50–100 MPa), care poseda o duritate de ~18 GPa, în timp ce sinterizat convențional (1100°C) compozițiile similare au avut o duritate maximă de ~16 GPa. O duritate mai bună de peste 20 GPa pentru nanomaterialele în vrac WC–Co a fost înregistrată și de către Jia și colab. [38] si Richter și Ruthendorf [39] au observat că duritatea ceramicii nanocristaline pe bază de WC poate atinge o valoare apropiată sau chiar depășind, cel al WC monocristal.

În ciuda durității excelente, duritatea la rupere a carburilor cimentate nanocristaline este inferioară celei a carburilor cimentate cu granule de mărime micron. Potrivit lui Richter și Ruthendorf [39] duritatea la fractură a WC-Co ultrafin și nanocristalin a rămas la 5–6 MPa $m^{1/2}$. Duritatea inferioară la rupere a fost atribuită unei creșteri a constrângerii la deformarea plastică înaintea vârfului fisurii care se propagă. S-a emis chiar ipoteza că faza Co metalică se comportă de fapt într-un mod fragil sub o cale liberă medie critică, deoarece calea liberă medie în faza de liant este redusă odată cu scăderea dimensiunii WC. Un alt motiv posibil pentru tenacitatea la fractură mai scăzută este reducerea raportului hcp/fcc (hexagonal strâns împachetat/față centrată strâns împachetat) al fazei de liant datorită concentrației crescute de solut (W,C) [40]. Acest lucru limitează întărirea, care apare de la transformarea hcp-la-fcc a fazei de liant Co. În comparație cu carburile cimentate convenționale, duritatea la rupere a WC-Co nanocristalin nu este afectată în nicio măsură observabilă de creșterea durității (scăderea mărimii granulelor)

(vezi Fig. 18.2). Astfel, constrângerea crescândă la deformarea plastică a fazei de liant, cu reducerea mărimii granulelor în domeniul nanocristalin, nu influențează duritatea la rupere în vrac. Jia și colab. [38] au observat că duritatea la rupere a WC-Co nanocristalin ar putea crește moderat odată cu creșterea durității în vrac (cu reducerea mărimii granulelor). Această variație a tenacității la fractură cu dimensiunea granulelor nanocristaline indică faptul că puntea metalului ductil, și nu deformarea plastică a liantului, este mecanismul dominant de întărire în cermeturile nanostructurate [28]. Spre deosebire de constatările lui Jia și colab. [38] și Ritcher și Ruthendorf [39] un studiu al lui Kim et al. [41] a arătat că duritatea la rupere crește semnificativ odată cu scăderea durității, chiar și pentru WC-Co nanocristalin/ultrafin procesat cu SPS. În aceeași lucrare [41] a fost măsurată o tenacitate la rupere de ~12 MPa $m^{1/2}$ pentru WC–(10% wt%) Co (dimensiunea granulelor WC ~ 350 nm), care este superioară celei de 6 MPa $m^{1/2}$ raportată de Ritcher și Ruthendorf39 pentru aceeași compoziție cu granule similare (~400 nm). În plus, în lucrarea lui Michalski și colab. [42], nanomateriale procesate cu sinterizare cu plasmă cu impulsuri (PPS) WC–(12% în greutate) Co (~ 50 nm) au prezentat o duritate superioară la fractură de ~ 15 MPa $m^{1/2}$. În această etapă, nu există nicio teorie acceptată care să explice aceste discrepanțe în comportamentul mecanic al nanomaterialelor WC-Co în vrac. De asemenea, s-a afirmat că, prin creșterea conținutului de liant în WC-Co nanocristalin, duritatea la rupere poate fi atinsă aproape de cea a carburilor cimentate convenționale, fără a compromite duritatea datorită rafinamentului mărimii granulelor.

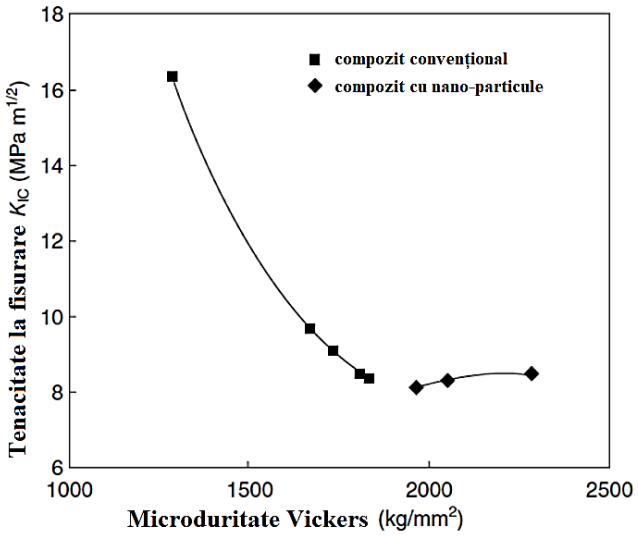


Figura 18.2. Variația durității la fractură prin indentare cu duritatea Vickers pentru carburile cimentate WC-Co convenționale și nanocristaline [79]

Eskandarany [43] nanocompozite sinterizate WC–(18% în greutate MgO) folosind sinterizarea asistată cu plasmă (PAS) la 1690°C. Microstructura a fost caracterizată prin dispersia MgO (<50 nm) în matrice WC nanocristalină. Acest nanocompozit a prezentat o duritate mare la rupere de aproximativ 14 MPa $m^{1/2}$, împreună cu duritate moderată (15 GPa) și modul elastic (413 GPa). Duritatea la rupere este mult mai bună decât cea a WC nanocristalin fără liant (4 MPa $m^{1/2}$), sintetizat folosind aceeași tehnică (vezi Tabelul 18.1). Duritatea obținută cu diferite nanoceramice și nanocompozite pe bază de WC este prezentată în Figura 18.3. Important, prezența MgO relativ mai moale nu degradează proprietatea de duritate. Astfel, nanocompozitul WC-MgO dezvoltat poate înlocui cermeturile convenționale pe bază de WC în multe aplicații existente, precum și futuriste.

Rezumând beneficiile nanocompozitelor pe bază de WC, apar următoarele puncte: (1) carburile cimentate nanocristaline WC-Co prezintă o duritate mult îmbunătățită față de omologii lor convenționali, ceea ce ar trebui să aibă o eficiență mai bună în aplicațiile de tăiere și rezistente la uzură; (2) înlocuirea aditivilor metalici cu aditivi ceramici a fost posibilă fără nicio reducere semnificativă a durității în comparație cu carburile cimentate convenționale WC-Co. Se poate reitera aici că cermeturile au fost utilizate pe scară largă de zeci de ani în diverse aplicații de inginerie, cum ar fi scule de tăiere, vârfuri de foraj, scule și matriță, precum și piese de uzură generală [35–38, 40, 44–54]. Pentru mai multe îmbunătățirea performanței în aplicațiile structurale și tribologice, ultimele decenii au fost martorii unei creșteri crescânde către dezvoltarea cermeturilor WC-Co cu microstructură la scară nanometrică. În plus, odată cu apariția sinterizării cu plasmă cu scânteie (SPS), dezvoltarea de cermeturi dense pe bază de WC care posedă granule WC de dimensiuni submicronice a fost urmărită în diferite laboratoare de cercetare [8–13].

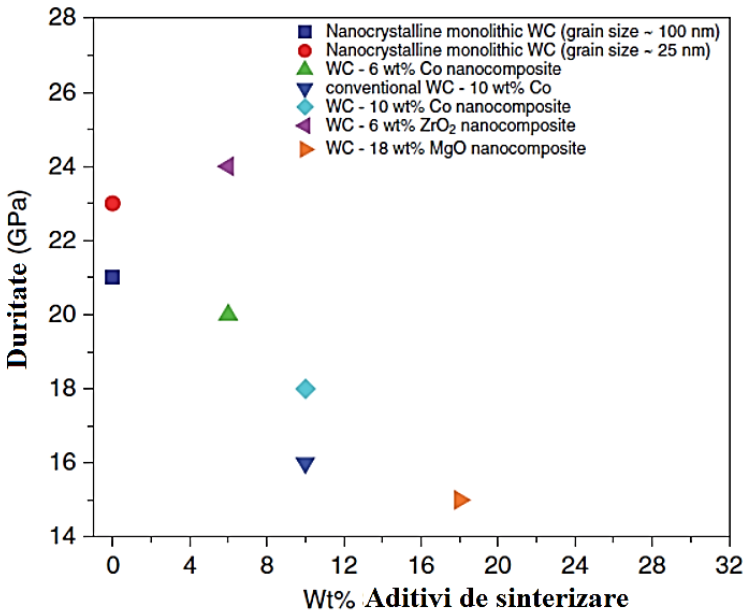


Figura 18.3 Comparația durității deținute de diferite nanoceramice și nanocompozite pe baza WC [79]

Una dintre aplicațiile industriale majore ale cermeturilor WC-Co este inserțiile de tăiere a sculelor [55]. Cu toate acestea, WC-Co are limitări inerente din cauza prezenței fazei de liant, care duce la defecțiuni la temperatură ridicată din cauza înmuierei și, de asemenea, la defecțiunea la schimbarea bruscă. în încărcare. Pentru a depăși această lacună, cercetătorii au încercat diferite combinații de lianți metalici pentru a obține proprietăți fizico-mecanice îmbunătățite. defecțiuni, [14–16, 59–62] limitând astfel durata de viață și performanța cermeturilor în medii predispuse la coroziune. Pentru a depăși astfel de dezavantaje, câțiva cercetători au urmărit dezvoltarea WC monolitic fără liant folosind SPS. [11, 18–20]. Cu toate acestea, sunt necesare temperaturi de sinterizare extrem de ridicate (1700–1900°C) pentru a obține densitate (~97–98% ρth) WC în vrac chiar și cu utilizarea SPS. În plus, ceramica WC monolitică prezintă o tenacitate la fractură semnificativ inferioară (~5–6 MPa $m^{1/2}$) în comparație cu cermeturile care conțin co (~12 MPa $m^{1/2}$) [11, 18, 19].

18.3.2. Compozite nanoceramice WC–ZrO_2

Pentru a aborda problemele menționate mai sus, a fost explorată posibilitatea înlocuirii lianților metalici cu aditivi ceramici de sinterizare pentru a obține nanocompozite dense pe bază de WC folosind tehnici SPS. Strack, Germania) și pulberi Y-ZrO_2 (dimensiunea cristalitului primar 27 nm, grad Tosoh) au fost utilizate în procesarea compozitelor WC-ZrO_2. Diferite grade de ZrO_2 stabilizat cu ytria, adică 2Y-ZrO_2 (2 mol% Y_2O_3-stabilizat), 3Y-ZrO_2 (3 mol% Y_2O_3-stabilizat) și ZrO_2 nedopat, au fost utilizate ca armătură. Urmând un traseu tradițional de

prelucrare metalurgică a pulberilor, pulberile uscate au fost compactate folosind presare izostatică la rece la 275 MPa timp de 5 minute pentru a obține compacte verzi (10 mm diametru, 2 mm înălțime) cu o densitate verde de ~55% densitate teoretică. Sinterizarea compactelor de pulbere a fost efectuată pe o cale PS cu temperatură variind în intervalul 1500–1700°C pentru perioade de timp diferite (1–3 ore) la vid înalt (6×10^{-2} torr). Într-un alt set de experimente, amestecurile de pulbere WC–(6% în greutate ZrO_2) au fost sinterizate cu plasmă scânteie la 1300°C timp de 5 minute cu o viteză de încălzire de 600°C/min.

Pentru comparație, s-au obținut materiale WC-(6% în greutate Co) complet dense la 1500°C cu sinterizare de 1 oră. În cazul WC– (6% în greutate ZrO_2(2Y), densificarea completă necesită o temperatură de sinterizare puțin mai mare (1600°C) și un timp de sinterizare mai lung (3 ore). Când se utilizează aditiv de sinterizare 3Y-ZrO_2 (6% în greutate), este necesară o temperatură de sinterizare mai mare de 1700°C (timp de înmuiere de 1 oră) pentru a obține materiale WC dense (~99,5% ρth). Eficacitatea aditivului ZrO_2 în realizarea densificării compozitelor WC este, prin urmare, mai mică decât atunci când este utilizat liantul de Co. Trebuie realizat că liantul Co facilitează sinterizarea în fază lichidă la temperatură mai scăzută, în timp ce adăugarea de ZrO_2 duce la sinterizarea în stare solidă. Datele de densitate ale probelor SPS sunt comparate cu materialul sinterizat convențional din Tabelul 18.2. În normalizarea densității sinterizate în raport cu densitatea compozitului (14,26 g/cm^3), densitatea teoretică (ρth) a WC și ZrO_2 este luată ca 15,26 și, respectiv, 6,1 g/cm^3. Datele, așa cum se arată în Tabelul 18.2, arată că compozitele WC complet dense (98–99% densitate teoretică) armate cu 6% în greutate ZrO_2 sunt obținute după sinterizarea la 1300°C timp de 5-minute prin

Ruta SPS. Obținerea unei astfel de densități mari prin procesarea SPS este independentă de conținutul de dopant Y_2O_3 (0, 2 și 3 mol%) din particulele de ZrO_2. Privind Tabelul 18.2, este evident că este necesară o temperatură SPS mai scăzută (1300°C) pentru a obține densificarea completă a materialelor WC cu aditiv ZrO_2 în comparație cu liantul metalic (Co) (1400°C). Acest lucru arată, de asemenea, eficacitatea ajutorului de sinterizare cu ZrO_2 în realizarea unei densificări mai rapide a compozitelor WC decât cu utilizarea liantului de Co. Având în vedere că sinterizarea convențională (viteza de încălzire 5–10°C/min) necesită o temperatură de densificare destul de mai mare de 1500 °C (1 oră) pentru WC–6% în greutate Co cermets (vezi Tabelul 18.1), procesarea SPS (viteza de încălzire 600 °C/min) conduce la densificarea mai rapidă a compozițiilor similare la temperatura mai scăzută de 1400 °C (5 minute). Probabil, topirea incipientă a fazei de Co în jurul particulelor de WC începe la aproximativ 1400 °C în timpul SPS și conduce la o viteză mai rapidă de densificare. În plus, PS de WC–ZrO_2(3Y) necesită o temperatură de sinterizare de 1700 °C (viteza de încălzire 5–

10 °C/min) cu un timp de sinterizare de 1 oră. Prin urmare, procesarea SPS oferă un avantaj destul de moderat în cazul sinterizării în fază lichidă (reducere de aproximativ 100 °C), comparativ cu materialele sinterizate în stare solidă (temperatura de sinterizare mai mică cu aproximativ 300–400 °C).

O tendință opusă este observată în cazul probelor procesate cu SPS [1]. O temperatură SPS mai scăzută de 1300 °C este necesară pentru a obține un compozit complet dens WC–(6% în greutate ZrO_2(3Y), în timp ce cermetele WC–(6% Co) pot fi complet densificat la 1400 °C în procesarea SPS. Diferența observată în comportamentul de densificare a probelor SPS și PS poate fi atribuită faptului că viteza de încălzire rapidă și influența câmpului electric contribuie în mod semnificativ la o cinetică mai rapidă a creșterii gâtului în procesarea SPS.

Investigarea prin difracție de raze X (XRD) a probelor sinterizate convenționale (1700 °C) a indicat prezența t-ZrO_2 și WC. Rezultatele XRD au confirmat, de asemenea, prezența zirconiei tetragonale împreună cu WC (fază majoră) în probele SPSed. Dimensiunea medie a granulelor WC a fost de ~1–2 μm, iar cea a ZrO_2 a fost <1 μm. Având în vedere dimensiunea inițială a particulelor de WC (medie ~200 nm), observația microstructurală indică faptul că prezența ZrO_2 restricționează creșterea granulelor de WC.

Proprietățile mecanice ale compozitelor WC–ZrO_2, densificate în diferite condiții de sinterizare, sunt rezumate în Tabelul 18.2. Datele din Tabelul 18.2 arată că noul compozit WC–(6% în greutate ZrO_2) are un modul elastic ridicat (~500 GPa). Această proprietate poate fi utilă pentru a conferi o rezistență mai mare la daunele de contact hertziene. Din Tabelul 18.2, se poate observa că o duritate mai mare (~23 GPa) este realizabilă cu compozitul WC–ZrO_2(3Y), sinterizat la 1700 °C timp de 1 oră. În ciuda durității ridicate, tenacitatea la rupere a fost de până la 4 MPa $m^{1/2}$ în WC sinterizat fără presiune – (6%) ZrO_2. Duritatea mai mare poate fi corelată cu observarea unei mărimi mai fine a granulelor.

Privind la Tabelul 18.1, duritatea crește considerabil de la 21,5 GPa pentru compozitul WC-nestabilizat-ZrO_2 la aproximativ 24 GPa pentru compozitele WC cu armături ZrO_2 stabilizate cu 2 și 3 mol% Y. În timp ce creșterea durității este considerabilă, variația durității la indentare este surprinzător de neglijabilă. O mică îmbunătățire a tenacității de la 5,8 MPa $m^{1/2}$ (nestabilizat) la aproximativ 6 MPa $^{m1/2}$ a fost măsurată cu stabilizarea Y a armăturii cu ZrO_2. O imagine TEM reprezentativă în câmp luminos (Fig. 18.4a) a nanocompozitului WC–ZrO_2 sinterizat cu plasmă scânteie dezvăluie o microstructură fină generală cu granule WC variind în intervalul 0,3–0,5 μm împreună cu particulele de ZrO_2. Imagini TEM cu mărire mai mare, prezentate în Figura 18.4, dezvăluie distribuția particulelor de ZrO_2 în matricea WC. Prezența particulelor de ZrO_2, cu dimensiunea de 60–90 nm, este de asemenea observată la

joncțiunile triple WC și la granițele granulelor (Fig. 18.4). Una dintre trăsăturile caracteristice este morfologia fațetată a acestor particule de ZrO_2 nanodimensionate.

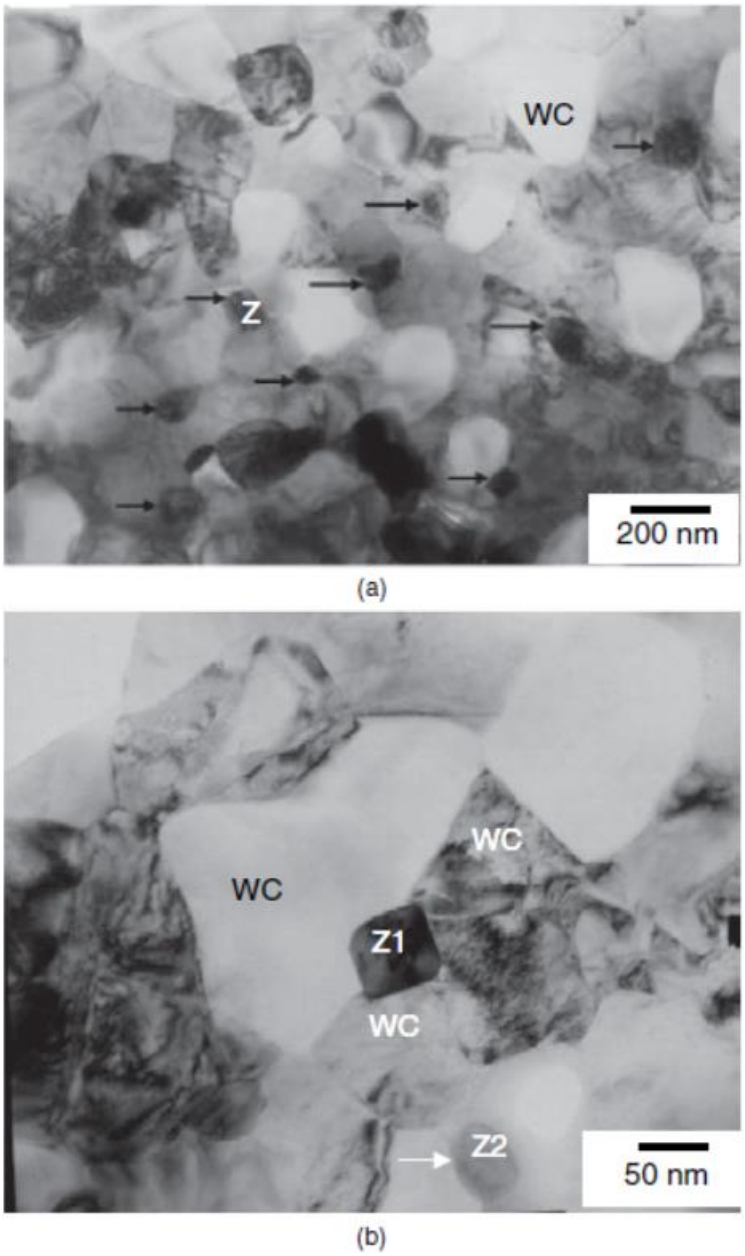


Figura 18.4. Imagine TEM în câmp luminos a nanocompozitului WC–ZrO_2 (plasmă cu scânteie sinterizată timp de 5 minute la 1300 °C) care arată distribuția particulelor nanocristaline de ZrO_2 (indicate prin săgeți) în matricea WC submicronică (a). Particulele de ZrO_2 sunt distribuite în matricea WC la joncțiunea triplă (Z1) și la limita granulelor (Z2) (b) și în interiorul unui granu WC (d). Inserturile din (b) și (c) arată modele de microdifracție obținute din grăunții de WC (Z reprezintă ZrO_2) [63]

O micrografie reprezentativă în câmp luminos a nanocompozitului WC–ZrO_2, SPSed la 1300 °C timp de 20 de minute, este prezentată în Figura 18.5. Majoritatea grăunților de WC au 0,4–0,5 μm.

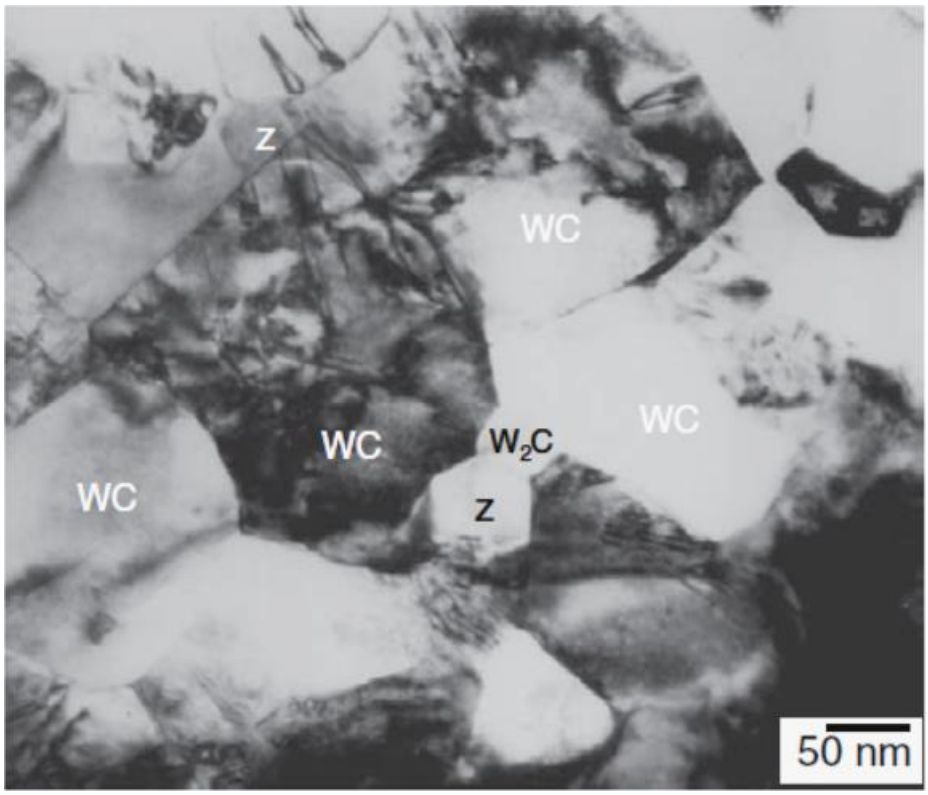


Figura 18.5. Micrografie TEM în câmp luminos a nanocompozitului WC–(6% în greutate ZrO_2), eșantion sinterizat cu plasmă cu scânteie timp de 20 de minute. Regiunile microstructurale (particule din a doua fază) corespunzătoare ZrO_2 sunt marcate cu Z. Săgețile indică gruparea particulelor de ZrO_2 [63]

Această observație indică faptul că creșterea grăunților este limitată chiar și la sinterizare pentru o durată mai lungă de 20 de minute. Acest lucru este în contrast cu Omori [65], care a raportat o creștere anormală a granulelor (aproximativ 1 mm dimensiunea granulelor) a WC fără liant la menținerea timp de puțin peste 1 minut, deși la o temperatură de sinterizare cu scânteie mai mare de 1900 °C. O observație a probelor de nanocompozit WC-ZrO_2 sinterizate cu scânteie indică, de asemenea, că creșterea anormală a granulelor de WC este limitată considerabil, în contrast cu cea din WC fără liant raportată de Cha și Hong [62]. Prin urmare, particulele de ZrO_2 sunt eficiente în inhibarea creșterii grăunților chiar și după perioade mai lungi de păstrare. În plus, se observă prezența α-W_2C la limita dintre WC și ZrO_2 (Fig. 18.5). Formarea W_2C rezultă dintr-o posibilă reacție între WC și ZrO_2 la interfața [63]:

$ZrO_{2-x} + 2yWC = yW_2C + ZrO_{2-x-y} + yCO$	18.1

unde x este concentrația de oxigen liber în ZrO_2 ca rezultat al concentrației de dopant și y este concentrația suplimentară de vacanță creată în ZrO_2 datorită reacției cu WC.

Reacția anterioară creează locuri libere suplimentare de oxigen și formează un strat de W_2C. Disponibilitatea unor locuri libere suplimentare de oxigen poate spori difuzivitatea într-o anumită măsură, rezultând un transport de masă mai rapid și, prin urmare, o cinetică de sinterizare crescută.

În urma observațiilor critice ale imaginilor TEM (vezi Fig. 18.4), o parte semnificativă a particulelor nanocristaline de ZrO_2 este prezentă de-a lungul granițelor WC. Aceste particule intergranulare de zirconiu pot limita potențial mobilitatea graniței matricei WC în timpul sinterizării. Un astfel de efect de fixare datorat particulelor de ZrO_2 poate explica inhibarea considerabilă a creșterii granulelor a WC în timpul sinterizării prin scânteie la 1300 °C. Deoarece limita granulelor oferă o cale de difuzie mai rapidă, creșterea ariei graniței datorită nano-ZrO_2 poate duce la un transport de masă mai rapid.

Fracția de volum a ZrO_2 este de ~14%, iar particulele de ZrO_2 nanodimensionate sunt bine dispersate în matricea WC (Fig. 18.4). Prezența zirconiei poate duce efectiv la o creștere locală a temperaturii în jurul unui număr de interfețe WC/ZrO_2. Un astfel de fenomen poate avea ca rezultat o îmbunătățire a transportului de masă cu creșterea concomitentă a gâtului și, prin urmare, cinetica de sinterizare rezultată. Proprietățile mecanice ale compozitelor WC–ZrO_2 prelucrate cu SPS sunt comparate cu materialele sinterizate fără presiune din Tabelul 18.2. Valorile durității și tenacității sunt comparabile, independent de ruta de prelucrare. În plus, valorile durității materialelor WC–ZrO_2 (21–24 GPa) sunt mult superioare materialelor WC–Co (15,5 GPa) cu același conținut de liant (6 % în greutate). Duritatea măsurată nu este potrivită pentru aplicații tribologice, iar acest lucru a motivat dezvoltarea unei a doua generații de nanocompozite pe bază de WC.

18.3.3. Nanocompozite WC–ZrO_2–Co

Se arată în această secțiune cum înlocuirea parțială sau completă a Co (fază metalică) cu ZrO_2 (fază ceramică) în sistemul WC – Co, împreună cu SPS, permite dezvoltarea de nanocompozite ceramice de înaltă performanță pe bază de WC [66]. Au fost investigate cinci compoziții nanocompozite diferite: WC– (6% în greutate Co (W6Co), WC– (6%) ZrO_2 (W6Zr), WC– (10%) ZrO2 (W10Zr), WC– (5%) ZrO2– (1%) Co (W5Zr1Co) și WC– (4%) ZrO2– (1%)

Co (W4Zr2Co). Experimentele SPS au fost efectuate la 1300 °C timp de 0 minute cu o viteză de încălzire de ~ 175 K / min.

Toate nanocompozitele ar putea fi densificate la mai mult de 97% ρth chiar și în absența Co (vezi Tabelul 18.3). În special, înlocuirea Co cu ZrO_2 nu pare să aibă nicio influență semnificativă asupra densificării sistemului WC-ZrO_2-Co. Analiza XRD nu a detectat prezența W_2C etc. în nanocompozitele WC–ZrO_2–Co procesate cu SPS. În 2009, lucrările lui Malek și colab. [67], densitatea aproape teoretică pentru compozitele WC–(5/10 vol%) ZrO_2 prin SPS a fost obținută după menținerea timp de 2–5 minute la o temperatură mult mai mare (1700 °C), ceea ce a rezultat în formarea fazelor de produs de reacție, cum ar fi ZrC și W_2C. O altă observație importantă este prezența t-ZrO_2 în toate compozitele WC–ZrO_2–Co. Majoritatea grăunților de WC din cermeturile W6Co au fost observate a fi fațetate, cu prezența fazei Co de-a lungul limitelor de grăunți (Fig. 18.6). Dezvoltarea granulelor WC în formă de prismă triunghiulară, așa cum se observă în Figura 18.6a, este observată în mod obișnuit în cermeturile pe bază de WC și este considerată a fi dăunătoare proprietăților mecanice [9–13, 68–71]. Dimensiunea medie a granulelor matricei în W6Co Cermetul a fost estimat la 0,4 μm. În schimb, mulți grăunți de WC par a fi echiaxiali în W6Zr procesat cu SPS (Fig. 18.6). Prin urmare, adăugarea de ZrO_2 suprimă formarea granulelor WC în formă de „prismă trigonală trunchiată” dăunătoare. Se poate observa mai clar din Fig. 18.6 că particulele de ZrO_2 prezente de-a lungul granițelor matricei sunt puțin mai grosiere decât cele din interiorul granulelor. Mai precis, particulele intragranulare de ZrO_2 au dimensiuni cuprinse între 10 și 40 nm (dimensiune medie, 28 nm), în timp ce dimensiunile majorității particulelor intergranulare sunt cuprinse între 60 și 80 nm (dimensiune medie, 71 nm).

Tabelul 18.3. Proprietăți mecanice ale nanocompozitelor pe bază de WC dezvoltate prin sinterizarea cu plasmă Spark la 1300 °C timp de 0 minute [66]

Denumire	Compoziție chimică	Densități de sinterizare % ρ_{th}	Indentare Vickers		Rezistența la încovoiere (încovoiere în patru puncte) (GPa)	Rezistența la rupere (SEVNB) (MPa m $^{1/2}$)
			$H_{v0.1}$ (GPa)	K_{IC}(10kg) (MPa m$^{1/2}$)		
W6Co	WC–(6wt%)Co	98,8	20,7±0.3	12,4± 0,3	1.1±0.6	12.7±0.6
W6Zr	WC–(6wt%) ZrO_2	97,1	20,5±0,8	10,9± 0,4	1.3±0.4	9.8±0.7

W10Zr	WC– (10wt%) ZrO_2	98,4	23,2±0,2	10,1± 0,3	0.9±0.8	9.3±0.8
W5Zr1Co	WC–(5wt%) ZrO_2– (1wt%)Co	98,2	22,5±0.6	6,8± 0,3	1.2±0.5	7.1±0.6
W4Zr2Co	WC–(4wt%) ZrO_2– (2 wt%)Co	98,7	22.5±0.3	10,7± 0,4	1.2±0.6	10.1±0.5

Pe baza observațiilor TEM, WC–ZrO_2–Co procesat cu SPS poate fi descris ca un nanocompozit inter/intragranular. Figura 18.6c prezintă microstructura ultrafină a nanocompozitelor WC–(10% în greutate ZrO_2). Deși distribuția dimensiunii ZrO_2 este similară cu cea a nanocompozitului W6Zr, gruparea particulelor de ZrO_2 poate fi observată în multe locații în întreaga microstructură. O astfel de aglomerare a nanoparticulelor de ZrO_2 nu a fost observată în cazul nanocompozitelor WC–(6% în greutate) (Fig. 18.4 și 18.6). În plus față de particulele ZrO_2 intergranulare, precum și intragranulare nanodimensionate, prezența unei faze de Co împreună cu câteva granule de WC fațetate a fost observată în imaginile TEM, corespunzătoare nanocompozitelor W5Zr1Co și W4Zr2Co (vezi Fig. 18.6).

Duritatea, duritatea la rupere prin indentare, duritatea la rupere în vrac (măsurată prin grinda cu crestătură în V cu o singură muchie [SEVNB]) și rezistența la încovoiere (măsurată prin îndoire în patru puncte) a nanocompozitelor WC–ZrO_2–Co sunt prezentate în Tabelul 18.3. Proprietățile de tenacitate au fost estimate cu atenție folosind atât o tehnică de indentare (rezistență la fisura scurtă), cât și traseul SEVNB (rezistență la fisura lungă). Este cunoscut faptul că traseul SEVNB oferă valori mai fiabile ale tenacității la rupere a ceramicii, spre deosebire de tehnica de indentare, care deseori supraestimează valorile de duritate. . Deoarece rapoartele c/a (unde c este jumătate din lungimea fisurii unei fisuri radiale și a este jumătate din lungimea diagonalei unei indentări) sunt mai mici de 3, sistemul de fisuri dezvoltat poate fi clasificat ca fisuri Palmqvist [17, 18, 73, 74].

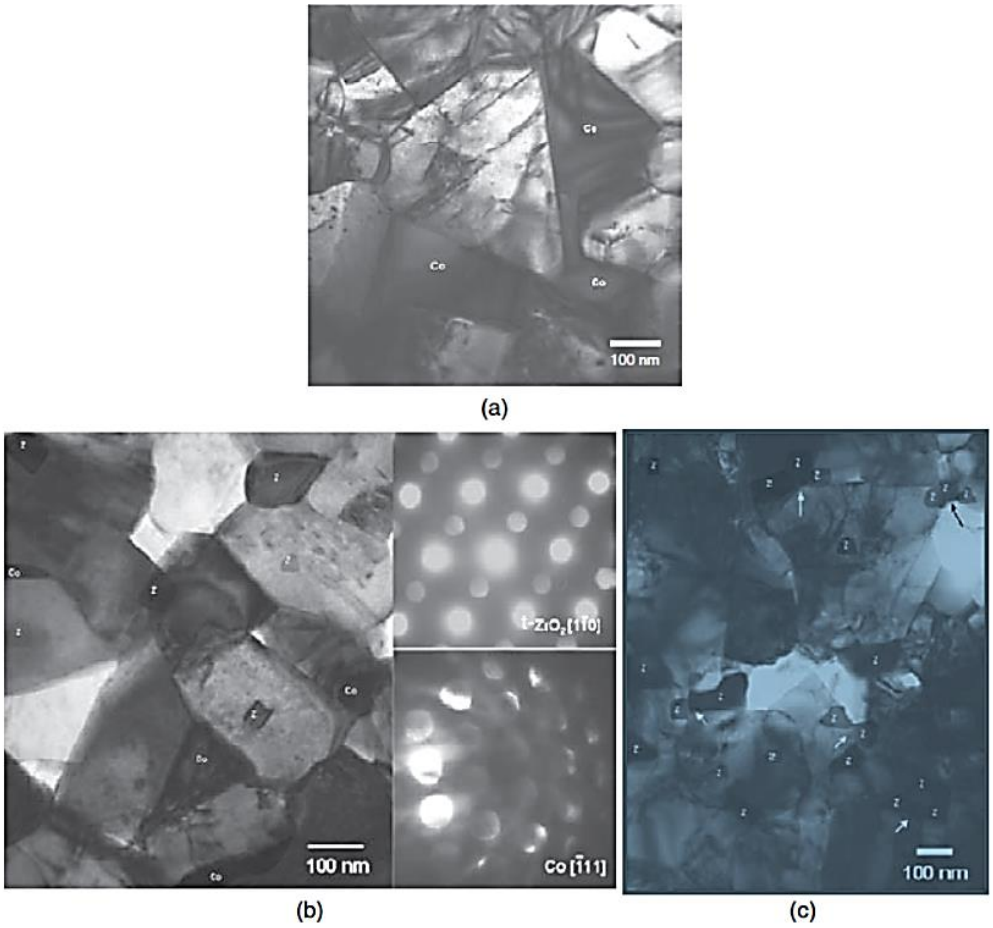


Figura 18.6. (a) Imagine TEM în câmp luminos a WC – (6% în greutate) Co procesat cu SPS. Regiunile microstructurale (fază secundară) corespunzătoare cobaltului sunt marcate ca Co. (b) Imagine TEM cu câmp luminos cu mărire mai mare a nanocompozitului WC–(4% ZrO_2–(2%%Co) procesat cu SPS. Regiunile microstructurale corespunzătoare particulelor de ZrO_2 și cobalt sunt marcate ca Z și, respectiv, Co. De asemenea, sunt prezentate modelele de difracție de electroni convergenți (CBED) obținute din diferite faze (WC, ZrO_2 și Co). (c) Imaginea TEM cu câmp luminos cu mărire mai mică a nanocompozitului WC-(10% în greutate ZrO_2) procesat cu SPS. Regiunile microstructurale (particule de a doua fază) corespunzătoare ZrO_2 sunt marcate cu Z. Săgețile indică gruparea particulelor de ZrO_2 [66]

De fapt, fisurarea Palmqvist a fost observată în timpul indentării Vickers pe cermetele WC-Co.19 Următoarea relație a fost utilizată pentru a estima duritatea indentării din lungimile fisurilor măsurate:

$$K_{IC} = 0.018Ha^{1/2}(E/H)^{0.4}(c/a-1)^{-0.5} \qquad 18.2$$

unde E este modulul elastic compozit (estimat folosind legea amestecului), H este duritatea Vickers, c este jumătate din lungimea medie a fisurii și a este jumătate din lungimea medie a diagonalei indentării.

Pentru măsurătorile rezistenței la încovoiere și tenacității la rupere (SEVNB), dimensiunile probei au fost 13,0 × 2,0 × 2,5 mm. Pentru SEVNB, raporturile dintre adâncimile crestăturii și grosimea probei sunt în jur de 0,2–0,3. Crestăturile au fost ascuțite cu o lamă de ras, folosind pastă de diamant, până la 1 μm, iar razele vârfului crestăturilor au fost de ~ 10 μm. Rezistența la încovoiere și tenacitatea la rupere au fost măsurate ambele folosind o configurație de încovoiere în patru puncte, cu o rată de încărcare a capului transversal de 5 N/min și deschideri interioare și exterioare de 5,8 și, respectiv, 10,0 mm. Pentru estimarea tenacității la rupere s-au folosit următoarele relații [75]:

$$K_{IC} = \frac{P_f(L_0 - L_i)}{BW^{3/2}} \frac{3\alpha^{1/2}}{2(1-\alpha)^{3/2}} f(\alpha) \qquad 18.3$$

$$f(\alpha) = 1.9887 - 1.326\alpha - \frac{\alpha(1-\alpha)(3.49 - 0.68\alpha + 1.35\alpha^2)}{(1+\alpha)^2} \qquad 18.4$$

unde P_f, L_o, L_i, B și W sunt sarcina de fractură măsurată experimental, deschiderea exterioară, deschiderea interioară, lățimea probei și, respectiv, lățimea probei. Dimensiunea prefisurarii (adâncimea crestăturii, a) intră în ecuația 18.4 prin parametrul α, unde α = a/W.

Se poate observa că atât tenacitatea la indentare, cât și valorile rezistenței la rupere SEVNB sunt similare pentru nanocompozitele investigate. Cermetul WC–(6%) Co a prezentat o duritate mai mare la rupere (~12,5 MPa $m^{1/2}$) printre toate materialele investigate. Valori similare de duritate la rupere (~11–12 MPa $m^{1/2}$) pentru cermetele WC–Co prelucrate SPS au fost, de asemenea, raportate anterior. cu nanoparticule de ZrO_2 (6 % în greutate). Cu toate acestea, nu s-a observat o îmbunătățire a tenacității nici la înlocuirea unei părți din conținutul de ZrO_2 cu Co (până la 2% în greutate, nici la creșterea conținutului de ZrO_2 la 10% în greutate).

Spre deosebire de reducerea modestă a tenacității la rupere, a fost măsurată o îmbunătățire a rezistenței de ~18% pentru nanocompozitul ceramic WC–(6% în greutate ZrO_2) (~1,3 GPa), în raport cu WC–(6% în greutate) Co cermet (~1,1 GPa). Printre alte nanocompozite care conțin ZrO_2, W5Zr1Co și W4Zr2Co posedă și o rezistență la încovoiere mai mare (~1,2 GPa) în raport cu cermetul W6Co de referință. O astfel de îmbunătățire poate fi așteptată din cauza rafinamentului la scară microstructurală și a absenței granulelor matricei trunchiate în formă de prismă trigonală în prezența particulelor de ZrO_2 nanodimensionate. Cu toate acestea, o reducere considerabilă a rezistenței la încovoiere (~0,9 GPa) a fost măsurată prin încorporarea a 10% în greutate ZrO_2 (W10Zr). Prin prezența aglomeratelor și, eventual, a

defecte de procesare (vezi Fig. 18.6) se crede că reprezintă o rezistență atât de inferioară a nanocompozitului W10Zr. Chiar dacă valorile raportate sunt reprezentative pentru proprietățile nanocompozitului, natura variabilă a proprietăților de rezistență a materialelor fragile pe bază de ceramică și erorile în măsurători (vezi Tabelul 18.3) pot fi luate în considerare atunci când se utilizează valorile rezistenței. Majoritatea nanocompozitelor care conțin ZrO_2 (W5Zr1Co, W4Zr2Co, W10Zr) au prezentat o duritate superioară (~23 GPa), cu excepția W6Zr. Desi microstructura la scară nanometrică este considerată a fi motivul durității și rezistenței superioare, se așteaptă ca o investigare sistematică a efectului variației dimensiunii granulelor ZrO_2 și WC asupra proprietăților mecanice să elucideze în continuare relațiile microstructură-proprietăți mecanice pentru această nouă clasă de materiale. .

18.3.4. Duritatea compozitelor nanoceramice pe bază de WC–ZrO_2

În nanocompozitele WC–ZrO_2, ZrO_2 are un coeficient de dilatare termică mai mare ($\alpha_p \sim 11\times10^{-6}$ K^{-1}; vezi referințele 10 și 15) în raport cu cel al matricei (WC, $\alpha m \sim 5\times10^{-6}$ K^{-1}, [10, 76 și 77]). Nepotrivirea coeficienților de dilatare termică (CTE) este probabil să aibă ca rezultat dezvoltarea unor tensiuni de compresiune reziduale în matrice în timpul răcirii de la temperaturile de sinterizare. Conform unui model propus de Taya et al., tulpinile neadaptate (ε) care sunt dezvoltate în particule din cauza unei astfel de nepotriviri CTE pot fi exprimate ca:

$$\varepsilon = \int_{T_p}^{T_r} (\alpha_p - \alpha_m) dT \qquad 18.5$$

unde T_p este temperatura (~1000 °C) sub care plasticitatea este considerată neglijabilă, iar T_R este temperatura camerei. Câmpurile izotrope medii de stres din particule și matrice sunt desemnate ca $< \sigma >_p$ și, respectiv, $< \sigma >_m$, care sunt definite pentru o anumită fracțiune de volum a particulelor din a doua fază (f_p) conform următoarelor ecuații:

$$\frac{\langle\sigma\rangle_p}{E_m} = \frac{-2(1 - f_p)\beta\varepsilon}{A} \qquad 18.6$$

si:

$$\frac{\langle\sigma\rangle_m}{E_m} = \frac{2 f_p \beta\varepsilon}{A} \qquad 18.7$$

unde:

$$A = \left(1 - f_p\right)(\beta + 2)(1 + v_m) + 3\beta f_p(1 - v_m) \qquad 18.8$$

$$\beta = \left(\frac{1 + v_m}{1 + v_p}\right)\left(\frac{E_p}{E_m}\right) \qquad 18.9$$

unde ν_m și E_m sunt raportul lui Poisson (~0,2) și modulul de elasticitate (~700 GPa) al matricei (WC) [10, 24, 25] și ν_p și E_p sunt raportul lui Poisson (~0,2) și modulul elastic (~210 GPa) a particulelor din a doua fază (ZrO_2) [10, 15]. Pentru nanocompozitul WC–(6% în greutate ZrO_2), fracția de volum a nanoparticulelor de ZrO_2 (f_p) este ~0,14. Prin urmare, ecuațiile precedente prezic o tensiune reziduală de compresiune de $< \sigma >_m$~−0,2 GPa în matrice, în timp ce particulele de t-ZrO2 sunt supuse unei tensiuni de tracțiune reziduale de $< \sigma >_p$~+1,2 GPa.

Creșterea tenacității compozitelor ceramice armate cu particule este atribuită tensiunilor reziduale induse de nepotrivire CTE [26, 65, 79–81]. Conform Taya și colab. [78] existența unor astfel de tensiuni reziduale de compresiune în matrice are ca rezultat scăderea tensiunii. factor de intensitate, care este dat de:

$$\Delta K_1 = 2\langle\sigma\rangle_m \sqrt{\frac{2(\lambda - d)}{\pi}} \qquad 18.10$$

unde λ este distanța dintre particule și d este diametrul mediu al particulelor din a doua fază. Distanța interparticule (λ) pentru particulele echiaxiale din a doua fază cu diametrul d și fracțiunea de volum fp poate fi determinată prin următoarea relație:

$$\lambda = d \times f_p^{-1/2} \qquad 18.11$$

Considerând că d este de 50 nm (vezi Fig. 18.6), distanța dintre particule în nanocompozitul W6Zr este estimată la ~150 nm. Prin urmare, ecuația 18.10 prezice o creștere a tenacității de ΔK_1~0,1 MPa $m^{1/2}$, față de cea a WC nearmat. O astfel de îmbunătățire neglijabilă a tenacității la rupere din cauza tensiunii reziduale induse de nepotrivire CTE nu poate explica valorile ridicate ale tenacității (vezi Tabelul 18.3). Prin urmare, alte mecanisme de întărire trebuie să fie responsabile pentru duritatea generală la rupere a acestor

nanocompozite pe bază de WC armate cu nanoparticule ZrO_2 recent dezvoltate. Prezența ZrO_2 oferă o posibilitate puternică de contribuție a întăririi transformării în nanocompozitele WC–ZrO_2. Prezența unui vârf puternic de zirconiu monoclinic (m-ZrO_2), împreună cu vârful t-ZrO_2 cu intensitate redusă a fost identificată în modelul XRD înregistrat de la suprafața fracturii. O astfel de observație indică faptul că t-ZrO_2 s-a transformat parțial în m-ZrO_2 în timpul ruperii nanocompozitelor WC-ZrO_2. Așa cum este estimat folosind modelul propus de Taya și colab. [78], un CTE mai mic al WC, în comparație cu cel al ZrO_2, are ca rezultat dezvoltarea tensiunii reziduale de tracțiune (~1,2 GPa) în ZrO_2. Se crede că prezența unei astfel de tensiuni reziduale de tracțiune (σ_r) ajută la creșterea transformabilității t-ZrO_2 prin scăderea tensiunii critice (σ_c) necesare transformării. Întărirea prin transformare în prezența ZrO_2 contribuie semnificativ la creșterea tenacității la rupere a nanocompozitelor. Pentru alte ceramice fragile care au coeficienți de dilatare termică mai mici decât ZrO_2, prezența t-ZrO_2 are ca rezultat îmbunătățiri ale tenacității la rupere [82, 83].

În plus față de întărirea prin transformare, deformarea și formarea de punte a fisurilor de către particulele din a doua fază (ZrO_2), după cum se poate observa din Figura 18.7, contribuie, de asemenea, la rezistența ridicată la rupere a nanocompozitelor WC-ZrO_2 investigate. Un model propus de Faber și Evans [84] estimează că deformarea fisurii duce la o creștere a tenacității la rupere cu un factor de ~1,12 peste duritatea matricei pentru o fracțiune de volum de particule din a doua fază între 0,1 și 0,3.

18.3.5. Comparație cu alte nanocompozite ceramice

Într-un efort de a compara proprietățile mecanice ale WC–ZrO_2–Co cu diferite alte nanocompozite ceramice, Tabelul 18.4 rezumă cele mai bune rezultate raportate în literatură pentru diferite sisteme de nanocompozite ceramice. În linii mari, sunt dezvoltate șase sisteme de nanocompozite ceramice diferite, adică WC–ZrO_2, ZrO_2–WC, Al_2O_3–SiC, Si_3N_4–SiC, Al_2O_3–ZrO_2 și MgO–SiC [8, 22, 27, 36–41, 85]. Trebuie avut în vedere că diferența de proprietăți mecanice între diferitele sisteme nanocompozite depinde nu numai de scara microstructurală a armăturii nanodimensionate și de răspunsul mecanic al fazelor individuale, ci și de tehnica și parametrii de măsurare. În ceea ce privește sistemul WC–ZrO_2, duritatea excelentă (~25 GPa) și rezistența la încovoiere (~1,5 GPa) au fost măsurate cu nanocompozite WC–(10 vol%) ZrO_2 în lucrarea lui Malek și colegii [22]. Printre alți factori, prezența faza suplimentară de ZrC și W_2C în aceste compozite ar putea fi motivul pentru duritatea la rupere mai scăzută, ceea ce pune în lumină faptul că condițiile de procesare SPS pot influența

considerabil proprietățile materialelor asdensificate. Se observă, de asemenea, că variațiile conținutului de SiC și ale dimensiunii particulelor au ca rezultat diferite combinații de proprietăți mecanice pentru nanocompozitele Al_2O_3–SiC. Cu toate acestea, duritatea la fractură rămâne modestă și mai mică de 5 MPa $m^{1/2}$ în sistemul nanocompozit Al_2O_3-SiC. Deși în sistemul ZrO_2–WC au fost înregistrate rezistențe ridicate de 10 MPa $m^{1/2}$ și rezistență de 2 GPa, duritatea a rămas considerabil mai mică (~15 GPa). Prin urmare, reiese clar din Tabelul 18.4 că nanocompozitele WC–ZrO_2–Co demonstrează o combinație superioară de duritate la rupere SEVNB, rezistență la încovoiere și duritate, decât a fost raportată vreodată mai devreme [27].

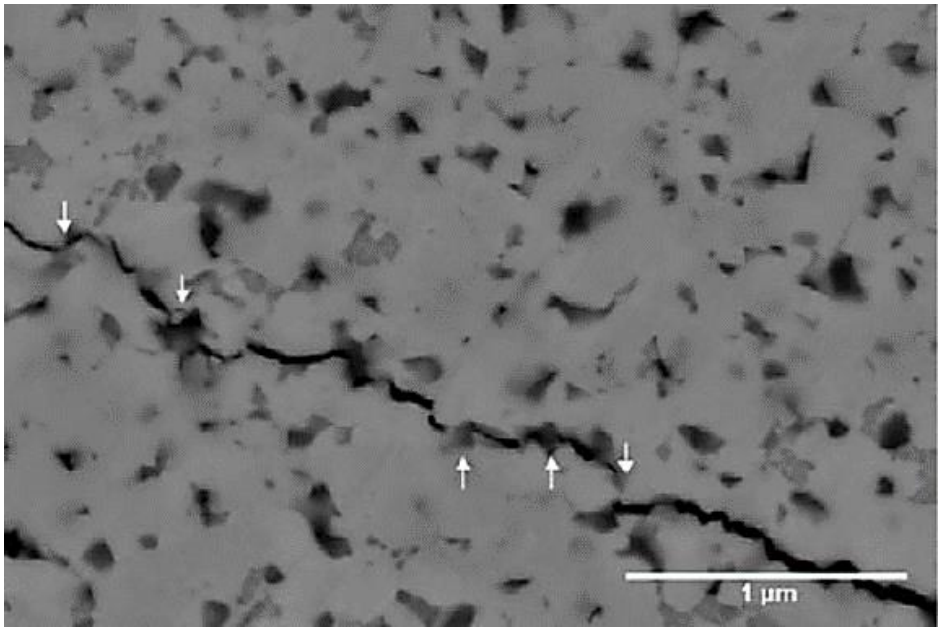


Figura 18.7. Imagini SEM ale fisurilor din jurul indentărilor Vickers pe nanocompozite WC–(4%)ZrO_2–(2%)Co. Săgețile indică trecerea și deformarea fisurii de către particulele din a doua fază [66]

În rezumat, înlocuirea parțială a Co metalic cu ZrO_2 ceramic, în același timp cu obținerea unei densificări similare și menținerea unei tenacități similare la fractură, este o realizare semnificativă în sistemul nanocompozit WC-ZrO_2-Co și rezolvă problema de lungă durată aferentă la înmuierea și coroziunea fazei metalice în timpul aplicațiilor solicitante ale cermeturilor pe bază de WC.

Tabelul 18.4. Rezumatul celor mai bune rapoarte din literatură pentru proprietățile mecanice (duritate, rezistență la rupere și rezistență la încovoiere) ale diferitelor nanocompozite ceramice, împreună cu cele obținute pentru nanocompozitele WC–ZrO_2–Co

Sistem de nanocompozit ceramic	Duritate (GPa)	Rigiditate la fisurare (MPa $m^{1/2}$)	Rezistența la încovoiere (GPa)
WC–(6wt%)ZrO2 (3mol% Y2O3)	21	10	1,3
WC–(4wt%)ZrO2(3mol%Y2O3)–(2wt%)Co	23	10	1,2
WC–(10vol%)ZrO2 (2mol% Y2O3)	25	6	1.5
WC–(10wt%)Co	18	12	-
ZrO2–(40vol%)WC	15	10	2
Al2O3–(5vol%)SiC	- 20 19	5 3 4	1.5 1 1
Al2O3–(20vol%)ZrO2	15	9	-
Al2O3–(15vol%)	18	5	1.2
ZrO2–(5vol%)SiC			
Si3N4–(25vol%)SiC	-	8	1.5
MgO–(10vol%)SiC	-	4.5	0.7

Rețineți că valorile obținute pentru tenacitatea și rezistența la rupere depind și de tehnica de încercare utilizată în lucrarea corespunzătoare [66].

BIBLIOGRAFIE

[1] B. Basu, J. H. Lee and D. Y. Kim, *Development of WC-ZrO2 nanocomposites by spark plasma sintering*, J. Am. Ceram. Soc. 87(2) (2004), 317.

[2] M. Sternitzke, *Review: Structural ceramic nanocomposites*, J. Eur. Ceram. Soc. 17 (1997), 1061.

[3] R. D. Shull, *View point: Nanocrystalline and nano phase materials*, Nano Struct. Mater. 2 (1993), 213.

[4] R. S. Averbek, H. J. Holfer and R. Tao, *Processing of nano-grained materials*, Mater. Sci. Eng. A 66 (1993), 169.

[5] S. Komarneni, *Nanocomposites*, J. Mater. Chem. 2(12) (1992), 1219–1230.

[6] C. Suryanarayana, *Nanocrystalline materials*, Int. Mater. Rev. 40 (1995), 41–64.

[7] H. Gleiter, *Nanostructured materials: State of the art and perspectives*, Z. Metallkd. 86 (1995), 78.

[8] T. Kusunose, T. Sekino, Y. H. Choa and K. Niihara, *Machinability of silicon nitride/boron nitride nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 85(11) (2002), 2689–2695.

[9] K. Niihara, *New design concept of structural ceramics—Ceramic nano composites*, J. Ceram. Soc. Jpn. 99(10) (1991), 974. The Centennial Memorial Issue.

[10] H. Park, H. E. Kim and K. Niihara, *Microstructure and high-temperature strength of Si3N4-SiC nanocomposite*, J. Eur. Ceram. Soc. 18 (1998), 907–914.

[11] Y. S. Oh, C. S. Kim, D. S. Lim and D. S. Cheong, *Fracture strengths and microstructures of Si3N4/SiC nanocomposites fabricated by in-situ process*, Scr. Mater. 44 (2001), 2079–2081.

[12] T. Hirano and K. Niihara, *Microstructure and mechanical properties of Si3N4/SiC composites*, Mater. Lett. 22 (1995), 249–255.

[13] Y. H. Koh, H. W. Kim and H. E. Kim, *Mechanical properties and oxidation resistance of Si3N4-SiC nanocomposites*, Scr. Mater. 44 (2001), 2069–2073.

[14] A. Tsuje, K. Nishida and M. Komatsu, *Effect of crystallizing the grain-boundary glass phase on the high-temperature strength of hot-pressed Si3N4 containing Y2O3*, J. Am. Ceram. Soc. 58 (1975), 323–326.

[15] M. Mitomo, *Pressure sintering of Si3N4*, J. Mater. Sci. 11 (1976), 1103–1107.

[16] T. Funahishi, K. Isomura, A. Harita and R. Uchimura, *In Ceramic Materials and Components for Engines*, V. J. Tenney (Ed.). American Ceramic Society, Las Vegas, NV, 1989, 968–976.

[17] K. Isomura, T. Fukuda, K. Ogasahara, T. Funahashi and R. Uchimura, *Machinable Si3N4-BN composite ceramics with high thermal shock resistance, high erosion resistance*, In UNITECR'89 Proceedings. L. J. Trostel Jr. (Ed.). American Ceramic Society, Westerville, OH, 1989, 624–634.

[18] T. Kusunose, T. Sekino, Y. H. Choa and K. Niihara, *Fabrication and microstructure of silicon nitride/boron nitride nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 85 (2002), 2678–2688.

[19] T. Kusunose, T. Sekino, Y. H. Choa and K. Niihara, *Machinability of silicon nitride/boron nitride nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 85 (2002), 2689–2695.

[20] L. Gao, X. Jin, J. Li, Y. Li and J. Sun, *BN/Si3N4 nanocomposite with high strength and good machinability*, Mater. Sci. Eng. A 415 (2006), 145–148.

[21] L. Gao, X. Jin, H. Kawaoka, T. Sekino and K. Niihara, *Microstructure and mechanical properties of SiC-mullite nanocomposite prepared by spark plasma sintering*, Mater. Sci. Eng. A 334 (2002), 262–266.

[22] L. Gao, H. Wang, H. Kawaoka, T. Sekino and K. Niihara, *Fabrication of YAG–SiC nanocomposites by spark plasma sintering*, J. Eur. Ceram. Soc. 22 (2002), 785–789.

[23] Y. Luo, S. Li, W. Pan and L. Li, *Fabrication and mechanical evaluation of SiC–TiC nanocomposites by SPS*, Mater. Lett. 58 (2003), 150–153.

[24] S. J. Kalita, A. Bhardwaj and H. A. Bhatt, *Nanocrystalline calcium phosphate ceramics in biomedical engineering*, Mater. Sci. Eng. C 27 (2007), 441–449.

[25] J. L. Xu, K. A. Khor, Z. L. Dong, Y. W. Gu, R. Kumar and P. Cheang, *Preparation and characterization of nanosized hydroxypatite powders product in a radio frequency(rf) thermal plasma*, Mater. Sci. Eng. A 374 (2004), 101.

[26] G. Wei and P. X. Ma, *Structure and properties of nano-hydroxyapatite/polymer composite scaffolds for bone tissue engineering*, Biomater 25 (2004), 4749–4757.

[27] C. Du, F. Z. Cui, X. D. Zhu and K. D. Groot, *Three-dimensional nanoHAp/collagen matrix loading with osteogenic cells in organ culture*, J. Biomed. Mater. Res. 44 (1999), 407–415.

[28] T. J. Webster, R. W. Siegel and R. Bizios, *Nanoceramic surface roughness enhance osteoblast and osteoclast functions for improved orthopedic/dental implant efficacy*, Scr. Mater. 44 (2001), 1639–1642.

[29] S. Best and W. Bonfield, *Processing behaviour of hydroxyapatite powders with contrasting morphology*, J. Mater. Sci. Mater. Med. 5 (1994), 516–521.

[30] W. Li and L. Gao, *Fabrication of HAp ZrO2(3Y) nanocomposites by SPS*, Biomaterials 24 (2003), 937–940.

[31] T. Nakayama, B. S. Kim, H. Kondo, Y. H. Choa, T. Sekino, M. Nagashima, T. Kusunose, Y. Hayashi and K. Niihara, *Fabrication of MgO based nanocomposites with multifunctionality*, J. Eur. Ceram. Soc. 24(2) (2004), 259–264.

[32] F. E. Luborsky, L. I. Mendelsohn and T. O. Paine, *Reproducing the properties of alnico permanent magnet alloys with elongated single-domain cobalt-iron particles*, J. Appl. Phys. 28 (1957), 344–351.

[33] F. E. Luborsky and T. O. Paine, *Angular variation of the magnetic properties of elongated singledomain iron particles*, J. Appl. Phys. 31, (1960), S66–S68.

[34] T. Venkateswaran, D. Sarkar and B. Basu, *WC-ZrO2 composites: Processing and unlubricated tribological properties*, Wear 260(1–2) (2006), 1–9.

[35] B. K. Kim, G. H. Ha and D. W. Lee, *Sintering and microstructure of nanophase WC/Co hard metals*, J. Mater. Process. Technol. 63 (1997), 317–321.

[36] D. Sivaprahasam, S. B. Chandrasekar and R. Sundaresan, *Microstructure and mechanical properties of nanocrystalline WC–12Co consolidated by spark plasma sintering*, Int. J. Ref. Met. Hardn Mater. 25(2) (2007), 144–152.

[37] S. I. Cha, S. H. Hong and B. K. Kim, *Spark plasma sintering behavior of nanocrystalline WC–10Co cemented carbide powders*, Mater. Sci. Eng. A 351 (2003), 31–38.

[38] K. Jia, T. E. Fischer and B. Gallois, *Microstructure, hardness and toughness of nanostructured and conventional WC-Co composites*, Nanostructured Mater. 10(5) (1998), 875–891.

[39] V. Richter and M. V. Ruthendorf, *On hardness and toughness of ultrafine and nanocrystalline hard materials*, Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 17 (1999), 141–152.

[40] S. I. Cha, S. H. Hong, G. K. Ha and B. K. Kim, *Microstructure and mechanical properties of nanocrystalline WC-10Co cemented carbides*, Scr. Mater. 44 (2001), 1535–1539.

[41] H. C. Kim, I. J. Shon, J. K. Yoon and J. M. Doh, *Consolidation of ultrafine WC and WC–Co hard materials by pulsed current activated sintering and its mechanical properties*, Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 25(1) (2007), 46–52. in press.

[42] A. Michalski and D. Siemiaszko, *Nanocrystalline cemented carbides sintered by the pulse plasma method*, Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 25(2) (2007), 153–158.

[43] M. S. E. Eskandarany, *Fabrication of nanocrystalline WC and nanocomposite WC–MgO refractory materials at room temperature*, J. Alloys Comp. 296 (2000), 175–182.

[44] V. K. Sarin, *Cemented carbide cutting tools, in Advances in Powder Technology*, D. Y. Chin (Ed.). ASM, Metals Park, OH, 1981, 253–287.

[45] H. Kolaska, *The dawn of the hard metal age*, Powder Metal. Int. 24(5) (1992), 311–314.

[46] A. Bock, W. D. Schubert and B. Lux, *Inhibition of grain growth on submicron cemented carbides*, Powder Metall. Ind. 24(1) (1992), 20–26.

[47] F. V. Lenel, *Powder Metallurgy Principles and Applications*, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, 1980, 383.

[48] S. Berger, R. Porat and R. Rosen, *Nanocrystalline materials: A study of WC-based hard metals*, Prog. Mater. Sci. 42(1–4) (1997), 311–320.

[49] X. L. Shi, G. Q. Shao, X. L. Duan, R. Z. Yuan and H. H. Lin, *Mechanical properties, phases and microstructure of ultrafine hard metals prepared by WC-6.29Co nanocrystalline composite powder*, Mater. Sci. Eng. A 392 (2005), 335–339.

[50] H. C. Kim, I. J. Shon, J. K. Yoon and J. M. Doh, *Consolidation of ultra fine WC and WC-Co hard materials by pulsed current activated sintering and its mechanical properties*, Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 25(1) (2007), 46–52.

[51] H. C. Kim, I. K. Jeong, I. J. Shon, I. Y. Ko and J. M. Doh, *Fabrication of WC–8â•›wt.% Co hard materials by two rapid sintering processes*, Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 25(4) (2007), 336–340.

[52] H. Suzuki, *Cemented Carbide and Sintered Hard Materials*, Maruzen, Tokyo, Japan, 1986, 262.

[53] (a) H. Suzuki, K. Hayashi, T. Yamamoto and N. J. Nakajo, *Relations between some properties of sintered WC-10%Ni alloy and its binder phase composition*, Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy 13 (1966), 290–295. (b) ASM International Handbook Committee. Metals Handbook, 9th ed., Vol. 13. Corrosion, Metals Park, OH, 1987, 855–857.

[54] Y. Masumoto, K. Takechi and S. Imasato, *Corrosion resistance of cemented carbide*, Nippon Tungsten Rev. 19 (1986), 26–33.

[55] L. J. Prakash, *Application of fine grained tungsten carbide based cemented carbides*, Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 13 (1995), 257–264.

[56] A. Parasiris, K. T. Hartwig and M. N. Srinivasan, *Formation/consolidation of WC-Co cermets by simple shear*, Scr. Mater. 42 (2000), 875–880.

[57] H. K. Tonshoff and C. Blawit, *Development and evaluation of PACVD coated cermet tools*, Surf. Coat. Technol. 99 (1997), 119–127.

[58] P. Ettmayer, H. Kolaska, W. Lengauer and K. Drever, *Ti (C,N)—Metallurgy and properties*, Int. J Ref. Mat. Hard Meter. 13 (1995), 343–351.

[59] S. Imasato, K. Tokumoto, T. Kitada and S. Sakaguchi, *Properties of ultra-fine grain binderless cemented carbide "RCCFN"*, Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 13 (1995), 305–312.

[60] H. C. Kim, I. J. Shon, J. E. Garay and Z. A. Munir, *Consolidation and properties of binderless sub-micron WC by field activated sintering,* Int. J. Ref. Metal. Hard Mater. 22 (2004), 257–264.

[61] H. C. Kim, I. J. Shon, J. K. Yoon, S. K. Lee and Z. A. Munir, *One step synthesis and densification of ultra-fine WC by high-frequency induction combustion*, Int. J. Ref. Metal. Hard Mater. 24 (2006), 202–209.

[62] S. I. Cha and S. H. Hong, *Microstructures of binderless tungsten carbides sintered by spark plasma sintering process,* Mater. Sci. Eng. A 356 (2003), 381–389.

[63] K. Biswas, A. Mukhopadhyay, B. Basu and K. Chattopadhyay, *Densification and microstructure development in spark plasma sintered WC–6â•›wt.% ZrO2 nanocomposites*, J. Mater. Res. 22(6) (2007), 1491–1501.

[64] T. Venkateswaran, D. Sarkar and B. Basu, *Tribological properties of WC-ZrO2 nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 88(3) (2005), 691–697.

[65] M. Omori, *Sintering, co nsolidation, reaction and crystal growth by the spark plasma system (SPS)*, Mater. Sci. Eng. A 287 (2000), 183–188.

[66] A. Mukhopadhyay, D. Chakrabarty and B. Basu, *Spark plasma sintered WC-ZrO2-Co nanocomposites with high fracture toughness and strength*, J. Am. Ceram. Soc. 93(6) (2010), 1754–1763.

[67] O. Malek, B. Lauwers, Y. Perez, P. D. Baets and J. Vleugels, *Processing of ultrafine ZrO2 toughened WC composites*, J. Eur. Ceram. Soc. 29 (2009), 3371–3378.

[68] A. V. Shatov, S. A. Firstov and I. V. Shatova, *The shape of WC crystals in cemented carbides*, Mater. Sci. Eng. A 242 (1998), 7–14.

[69] R. P. Herber, W. D. Schubert and B. Lux, *Hard metals with "rounded" WC grains*, Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 24(5) (2006), 360–364.

[70] P. Klaer, F. Kiefer, K. Stjernberg and J. J. Oakes, *The influence of binder constitution on the shape of WC grains,* Adv. Powder Metall. Part. Mater. 3 (1999), 10/51–10/61.

[71] H. E. Exner, *Physical and chemical nature of cemented carbides*, Int. Mater. Rev. 4 (1979), 149–173.

[72] G. D. Quinn and R. C. Bradt, *On the vickers indentation fracture toughness test*, J. Am. Ceram. Soc. 90(3) (2007), 673–680.

[73] M. T. Laugier, *Palmqvist cracking in WC-Co composites*, J. Mater. Sci. Lett. 4 (1985), 207–210.

[74] K. Niihara, R. Morena and D. P. H. Hasselmann, *Evaluation of K1c of brittle solids by the indentation method with low crack-to-indent ratios*, J. Mater. Sci. Lett. 1(1) (1982), 13–16.

[75] M. Mizuno and H. Okuda, *VAMAS round robin on fracture toughness of silicon nitride*, J. Am. Ceram. Soc. 78 (1995), 1793–1801.

[76] ASM Engineered Materials Reference Book. ASM International, Materials Park, OH, 1989, 182.

[77] H. J. Scussel, *Friction and Wear of Cemented Carbides*, ASM Handbook 18. ASM Int., Metals Park, OH, 1992, 795.

[78] M. Taya, S. Hayashi, A. S. Kabayashi and H. S. Yoon, *Toughening of a particulate-reinforced ceramic-matrix composite by thermal residual stresses*, J. Am. Ceram. Soc. 73 (1990), 1382–1391.

[79] A. Mukhopadhyay and B. Basu, *Consolidation-microstructure-property relationships in bulk nanoceramics and ceramic nanocomposites: A review*, Int. Mater. Rev. 52(5) (2007), 257–288.

[80] A. Mukhopadhyay, *Fabrication and properties of oxide nanocomposites containing uniformly dispersed second phases*, PhD thesis, Oxford University, Oxford, UK, 2009.

[81] T. Ohji, Y. K. Jeong, Y. H. Choa and K. Niihara, *Strengthening and toughening mechanisms of ceramic nanocomposites*, J. Am. Ceram. Soc. 81(6) (1998), 1453–1460.

[82] J. Wang and R. Stevens, *Zirconia-toughened alumina (ZTA) ceramics*, J. Mater. Sci. 24(10) (1989), 3421–3440.

[83] T. Watanabe and K. Shoubu, *Mechanical properties of hot-pressed TiB2–ZrO2 composites*, J. Am. Ceram. Soc. 68(2) (1985), C34–C36.

[84] K. T. Faber and A. G. Evans, *Crack deflection processes—I. Theo*,y. Acta Metall. 31(4) (1983), 565–576.

[85] D. Jiang, O. VanderBiest and J. Vleugels, *ZrO2-WC nanocomposites with superior properties*, J. Eur. Ceram. Soc. 27(2–3) (2006), 1247–1251.

[86] J. Wan, R. G. Duan and A. K. Mukherjee, *Spark plasma sintering of silicon nitride/silicon carbide nanocomposites with reduced additive amounts*, Scr. Mater. 53 (2005), 663–667.

SECȚIUNEA A ȘAPTEA
MATERIALE BIOCERAMICE ȘI BIOCOMPOZITE

CAPITOLUL 19. PREZENTARE GENERALĂ: INTRODUCERE ÎN DOMENSIUL BIOMATERIALELOR CERAMICE

În ultimele decenii, dezvoltarea de noi materiale pentru a obține performanțe mai bune în aplicații biomedicale a atras o atenție mai largă. Succesul unor astfel de eforturi pe scară largă necesită o mai bună înțelegere a diferitelor concepte, de exemplu, biocompatibilitate, răspunsul gazdei și interacțiunea celulă-biomaterial. În acest capitol de prezentare generală, trecem în revistă înțelegerea fundamentală care este necesară pentru dezvoltarea biomaterialelor în contextul înlocuirii țesuturilor dure. Ca exemplu ilustrativ, posibilitatea utilizării materialelor vitroceramice SiO_2–MgO–Al_2O_3–K_2O–B_2O_3–F pentru aplicații ortopedice și dentare este revizuită împreună cu rezultatele cercetării.

19.1. INTRODUCERE

Unul dintre domeniile majore de cercetare emergente în știința materialelor se referă la aplicarea materialelor în îngrijirea sănătății și, în special, la chirurgia reconstructivă. În Statele Unite, cheltuielile totale pentru îngrijirea sănătății în anul 2000 au fost de aproximativ 14 miliarde de dolari, în timp ce piața americană pentru biomateriale în 2000 a fost de 9 miliarde de dolari. S-a estimat că va atinge 904 de miliarde de dolari până în anul 2015. Se mai poate remarca aici că cheltuielile anuale respective în alte țări în curs de dezvoltare pot fi de aproximativ două până la trei ori mai mari decât cheltuielile SUA [1]. Prin urmare, dezvoltarea biomaterialelor și a dispozitivelor aferente este important.

S-a recunoscut pe scară largă faptul că domeniul biomaterialelor este multidisciplinar și, prin urmare, proiectarea biomaterialelor necesită interacțiunea sinergică dintre știința materialelor, știința biologică, știința chimică, știința medicală și știința mecanică. O astfel de interacțiune este ilustrată schematic în Figura 19.1. De asemenea, Figura 19.1 relevă necesitatea adoptării unei abordări transdisciplinare, la proiectarea de noi biomateriale.

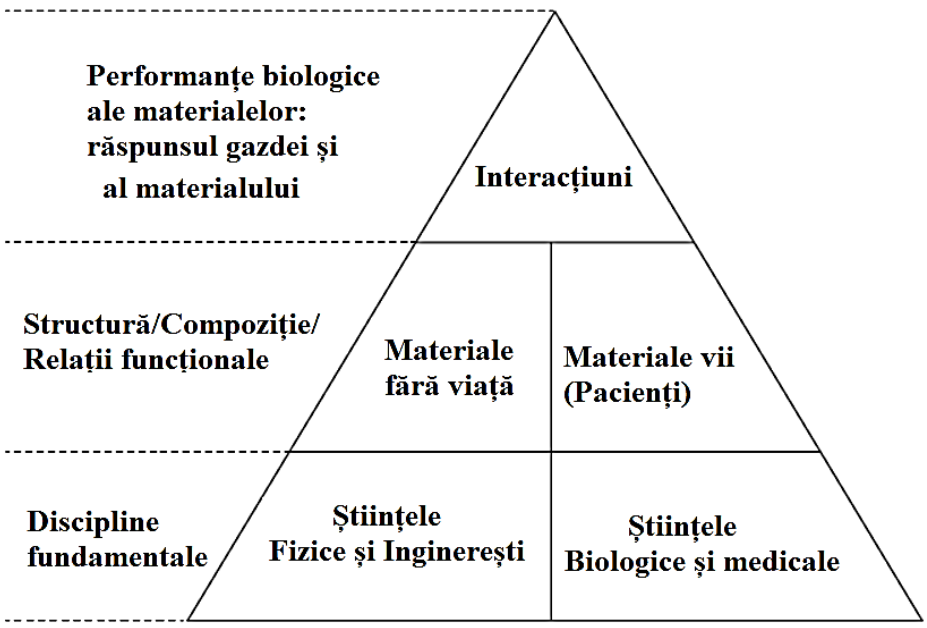


Figura 19.1. Triunghi conceptual care ilustrează interacțiunea sinergică a disciplinelor de inginerie și științe biologice implicate în proiectarea biomaterialelor. Schema demonstrează și abordarea multidisciplinară a științei și tehnologiei biomaterialelor [1]

Printre diversele biomateriale, metalele și aliajele sunt utilizate în ortopedie, stomatologie și alte aplicații portante; ceramica este folosită pentru natura lor inertă din punct de vedere chimic sau pentru bioactivitatea lor ridicată; polimerii sunt utili pentru aplicațiile de înlocuire a țesuturilor moi. În linii mari, toate biomaterialele sunt dezvoltate pentru a atinge un echilibru între proprietățile fizice ale țesuturilor înlocuite și efectele biochimice ale materialului asupra țesutului. Cu toate acestea, pentru majoritatea aplicațiilor biomedicale, este necesară o serie de proprietăți, de exemplu, activitate biologică, rezistență mecanică și durabilitate chimică. Prin urmare, o nevoie clinică poate fi satisfăcută doar de un material proiectat care prezintă o combinație personalizată de mai multe proprietăți, cum ar fi cele menționate aici. Figura 19.2 prezintă diferitele organe ale unui corp uman viu care pot fi înlocuite cu diverse biomateriale.

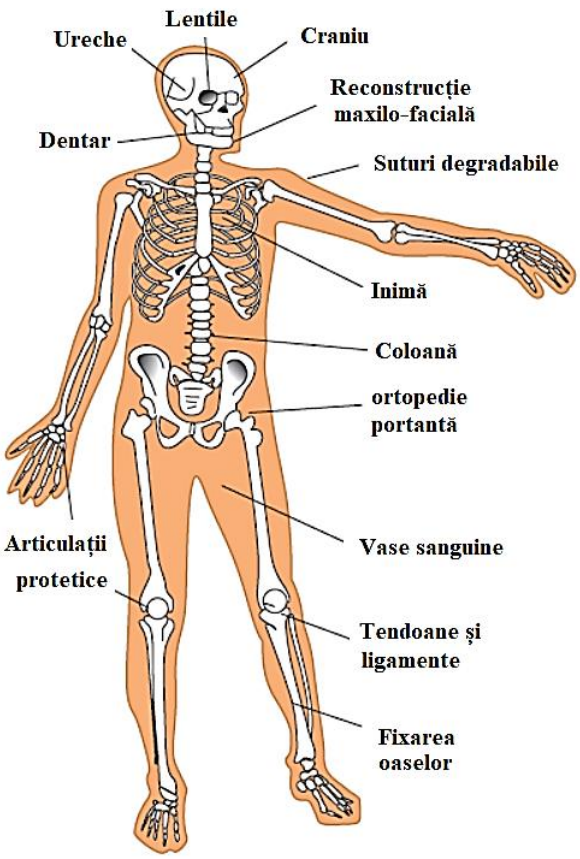


Figura 19.2. O reprezentare schematică a diferitelor părți ale corpului uman care pot fi potențial înlocuite cu biomateriale sintetice [1]

În Figura 19.3 sunt rezumate diverse probleme care determină cercetarea continuă asupra biomaterialelor – și în special a materialelor de implant bioceramice. În ciuda cercetărilor semnificative asupra biomaterialelor, s-a realizat că materialele sintetice nu pot imita structura extrem de complexă a osului în toate aspectele și dezavantajul major al materialelor sintetice este că nu se pot repara singure așa cum o face osul viu.

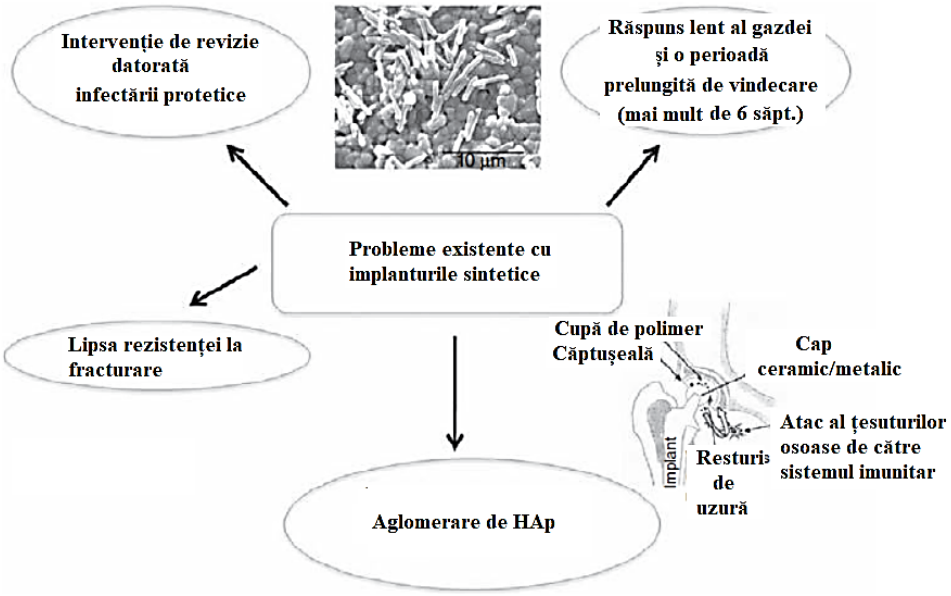


Figura 19.3. Ilustrare schematică a diferitelor probleme legate de biomateriale și, în special, implanturi bioceramice.

La un om viu, înlocuirile articulare și restaurările dentare necesită utilizarea de materiale analoge de țesut dur și oase corticale, cum ar fi metale de înaltă rezistență și ceramică de înaltă duritate, iar astfel de materiale de înlocuire a osului trebuie să aibă combinația dorită de în proprietăți de biocompatibilitate in vitro și in vivo. Cea mai mare parte a acestui capitol de prezentare generală discută acest aspect.

19.2. ȚESUTURI DURE

Țesuturile dure, caracterizate prin duritatea lor mare și modulul elastic (E), includ oasele și dinții corpului uman și animal. Osul poate fi clasificat ca os spongios și os cortical. Osul spongios (numit și os trabecular sau spongios) are o structură poroasă caracteristică; în contrast, osul cortical are o microstructură foarte anizotropă care prezintă o rezistență mai mare în direcția de încărcare [2]. Proprietățile mecanice ale țesuturilor dure sunt rezumate în Tabelul 19.1. Osul cortical are cea mai bună combinație de rezistență și modul, urmat de osul cancellus, dentina și smalț. Cu toate acestea, trebuie amintit că proprietățile osoase sunt sensibile la locația anatomică. Toate țesuturile dure sunt în general formate din patru faze: fibre de colagen, minerale (hidroxiapatită [HAp]), substanțe organice și apă. Fracția relativă a fiecărei faze variază între tipurile de oase și dinți; compoziția tipică a osului este prezentată în Tabelul 19.2. În cazul smalțului dinților, conținutul de minerale (adică HAp) este de aproximativ 95%.

Tabelul 19.1. Proprietăți mecanice ale diferitelor țesuturi dure ale sistemului uman

Țesut	Modulul de elasticitate (GPa)	Rezistenta la tractiune (MPa)
Osul cortical	17,7	133
Os spongios	12,8	52
Smalț	0,4	7,4
Dentina	11	39,3

Tabelul 19.2. Compoziția osului

Organice – fibre de colagen (tip 1)	16%
Minerale—hidroxiapatită [HAp, Ca10(PO4)6(OH)2]	60%
Substanță fundamentală	2%
Apă	23%

Excluzând masa organică și apa, osul natural poate fi descris ca un nanocompozit natural care conține nanoparticule de HAp și fibre de colagen. Fibrele de colagen oferă rezistență osului, particulele de HAp fiind situate între fibre. Proteinele, polizaharidele și mucopolizaharidele, în combinație, acționează ca ciment.

19.3. UNELE DEFINIȚII UTILE ȘI IMPLICAȚIILE LOR

19.3.1 Biomaterial

În linii mari, biomaterialele sunt definite ca materiale sintetice care sunt concepute pentru a induce o activitate biologică specifică [3]. Diferența majoră dintre biomateriale și alte clase de materiale este capacitatea lor de a funcționa într-un mediu biologic fără a deteriora mediul înconjurător și fără a fi deteriorat în acest proces [4]. Trebuie trebuie subliniat aici că proprietățile biologice și răspunsul unui material în mediul fiziologic sunt factorii determinanți pentru selectarea și definirea biomaterialelor. Cel mai important aspect este, așadar, modul în care un biomaterial interacționează atunci când este implantat într-un corp uman sau animal.

19.3.2. Biocompatibilitate

Cerința fundamentală a oricărui biomaterial se referă la capacitatea materialului de a funcționa eficient cu un răspuns adecvat al gazdei pentru o aplicație vizată; adică materialul și mediul țesut al corpului ar trebui să coexiste fără a avea niciun efect nedorit unul asupra celuilalt. Acest lucru este menționat în Figura 19.1. O astfel de cerință este cunoscută în linii mari sub numele de biocompatibilitate [5]. În linii mari, biocompatibilitatea este definită ca

„abilitatea unui material de a funcționa cu un răspuns adecvat al gazdei într-o anumită aplicație”. O definiție mai recentă a fost propusă de DF Williams [6]: „Biocompatibilitatea se referă la capacitatea unui biomaterial de a-și îndeplini funcția dorită în raport cu o terapie medicală, fără a provoca niciun efect local sau sistemic nedorit la beneficiarul sau beneficiarul terapiei respective, dar generarea celui mai adecvat răspuns celular sau tisular benefic în acea situație specifică și optimizarea performanței relevante din punct de vedere clinic a terapiei respective”. Din punct de vedere biologic, biocompatibilitatea provine din acceptabilitatea unui biomaterial sintetic neviu la mamifere și oameni vii. Trei aspecte importante ale biocompatibilității pe care un biomaterial candidat trebuie să le atingă în diverse medii, cum ar fi oasele, vasele de sânge și ochiul, sunt următoarele: (1) Ar trebui să fie compatibil biochimic, netoxic, neiritant, nonalergenic și necarcinogen; (2) ar trebui să fie compatibil biomecanic cu țesuturile din jur; și (3) trebuie să se stabilească un contact bioadeziv între material și țesuturile vii. Trebuie subliniat aici că biocompatibilitatea unui material depinde de locul de aplicare; de exemplu, un anumit material de înlocuire osoasă poate să nu fie biocompatibil într-o aplicație care implică contact direct cu sânge. După cum se discută mai târziu, o serie de teste in vitro și in vivo sunt sugerate pentru a descrie complet proprietățile de biocompatibilitate ale unui material.

19.3.3. Răspunsul gazdei

Când se dezvoltă noi biomateriale, este de dorit să se înțeleagă răspunsul gazdei in vivo al diferitelor biomateriale. Un scenariu ideal ar fi formarea unei legături structurale și biologice între materialul implantului și țesuturile gazdă. Adesea, materialele provoacă reacții tisulare, care pot fi sistemice sau locale. În funcție de persistența efectelor sistemice ale unui biomaterial într-un sistem osos, efectul sistemic poate fi clasificat în patru categorii conform standardelor ISO 10993-11:

(1) acută, dacă este observată în 24 de ore de la implantare; (2) subacută, dacă este observată în 14-28 de zile de la implantare; (3) subcronic, dacă este observat în termen de până la 90 de zile de la implantare sau în termen de 10% din durata de viață a animalului; și (4) cronică, dacă este observată după mai mult de 90 de zile postimplantare sau mai mult de 10% din durata de viață a animalului. În funcție de biocompatibilitate și răspunsul gazdei, biomaterialele pot fi clasificate pe scară largă în trei categorii principale [7]:

(a) Bioinert și Biotolerant.Materialele bioinerte nu pot induce nicio legătură biologică interfacială între implanturi și os, de exemplu, Al_2O_3 și ZrO_2.

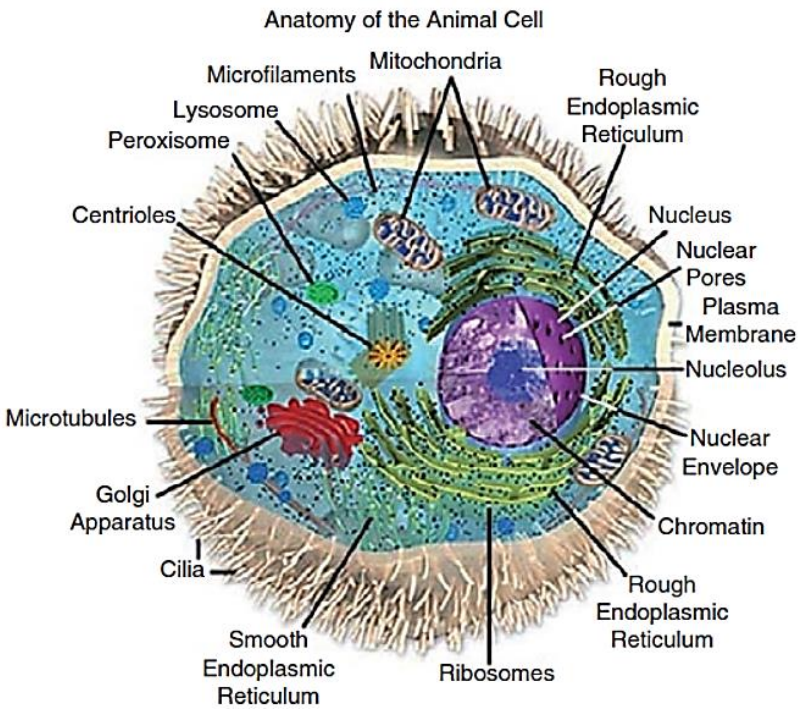
(b) Bioactiv. Materialele bioactive se pot atașa direct la țesuturile corpului și pot forma o legătură chimică-biologică în timpul stadiului incipient al implantării, de exemplu, 45S5 biosticlă și fosfați de calciu (HAp).

(c) Bioresorbabil. Materialele bioresorbabile sunt treptat resorbite și în cele din urmă înlocuite cu noi țesuturi in vivo, de exemplu, fosfat tricalcic (TCP) și ciment osos.

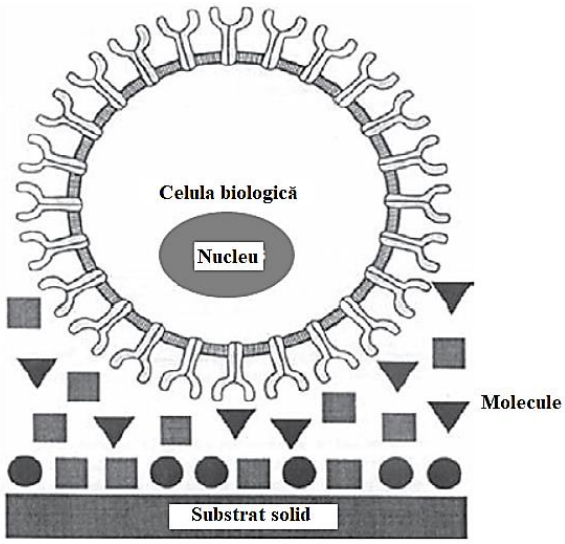
19.4. INTERACȚIUNEA CELULA-MATERIAL

Ar trebui să fie evident că citocompatibilitatea, adică compatibilitatea materialelor cu celule biologic-animale, este unul dintre criteriile definitorii în dezvoltarea biomaterialelor. Din punct de vedere biologic, o celulă poate fi descrisă ca o unitate auto-duplicată, având în vedere nutrienții și mediul adecvat. În Figura 19.4a, a fost prezentată anatomia unei celule eucariote. Diverse organite importante, așa cum sunt identificate în Figura 19.4a, includ mitocondria (depozitul de energie), aparatul Golgi și reticulul endoplasmatic (ER). Structura citoscheletului este de asemenea vizibilă; citoscheletul este compus din trei structuri proteice: filament de actină, microtubuli și filamente intermediare. În înțelegerea interacțiunii biomaterialelor într-un corp uman, este important să menționăm condițiile fizico-chimice ale mediului înconjurător al corpului uman. De exemplu, valorile pH-ului nominal se află într-un interval larg de la 1,0 (conținut gastric) la 7,4 (sânge) [8]. În plus, valorile pH-ului se pot schimba în funcție de condițiile de sănătate. Temperatura normală a miezului corpului uman este în jur de 37,4 °C; cu toate acestea, abaterile într-un interval de temperaturi, 20,0–42,5 °C, sunt raportate și pentru pacienții bolnavi [8]. De asemenea, încărcarea totală a corpului de ioni de Ca, Na și Cl este mult mai mare și urme de Mg, Fe, Zn, Cu, Al și așa mai departe, se găsesc în citoplasmă.

Este esențial ca orice material de implant în general, chiar dacă într-o măsură minimă, să nu provoace un răspuns toxic care ucide celulele din țesuturile înconjurătoare sau să elibereze substanțe chimice care pot migra în fluidele tisulare pentru a provoca modificări sistemice în mediul fiziologic in vivo. Prin urmare, este important să înțelegeți interacțiunea biomaterial-celulă. O ilustrare schematică a fenomenologiei interacțiunii biomaterial-celulă este prezentată în figurile 19.4b și 19.5.



a)



b)

Figura 19.4. (a) Ilustrație schematică care arată anatomia unei celule animale eucariote (vezi insertul color); (b) mecanismele fundamentale implicate în interacțiunea biomaterial-celulă, stabilite de proteinele adsorbite (cercuri, cutii și triunghiuri) cu proteinele integrinei unei celule biologice [1]

Se poate aminti aici că, la implantarea unui material, un număr mare de molecule de proteine sunt adsorbite pe suprafața biomaterialului. Acest lucru se datorează faptului că numărul de molecule de proteine per celulă eucariotă este estimat la aproximativ 10^9, iar un calcul simplu arată de ordinul a 10^{14} celule eucariote la un om sănătos. Adsorbția proteinelor acționează ca un precursor al interacțiunii celulă-material. O schemă a fenomenului de adsorbție

a proteinelor este prezentată în Figura 19.6. Important este că o celulă nu aderă direct la o suprafață materială și interacțiunea inițială este stabilită prin interacțiunea receptorilor de suprafață celulară cu liganzii proteici adsorbiți. O astfel de legare de proteină la proteină facilitează răspândirea unei celule pe suprafața materialului. Răspândirea ulterioară pentru a acoperi suprafața biomaterialului este promovată de reorganizarea citoscheletică, așa cum se arată schematic în Figura 19.5.

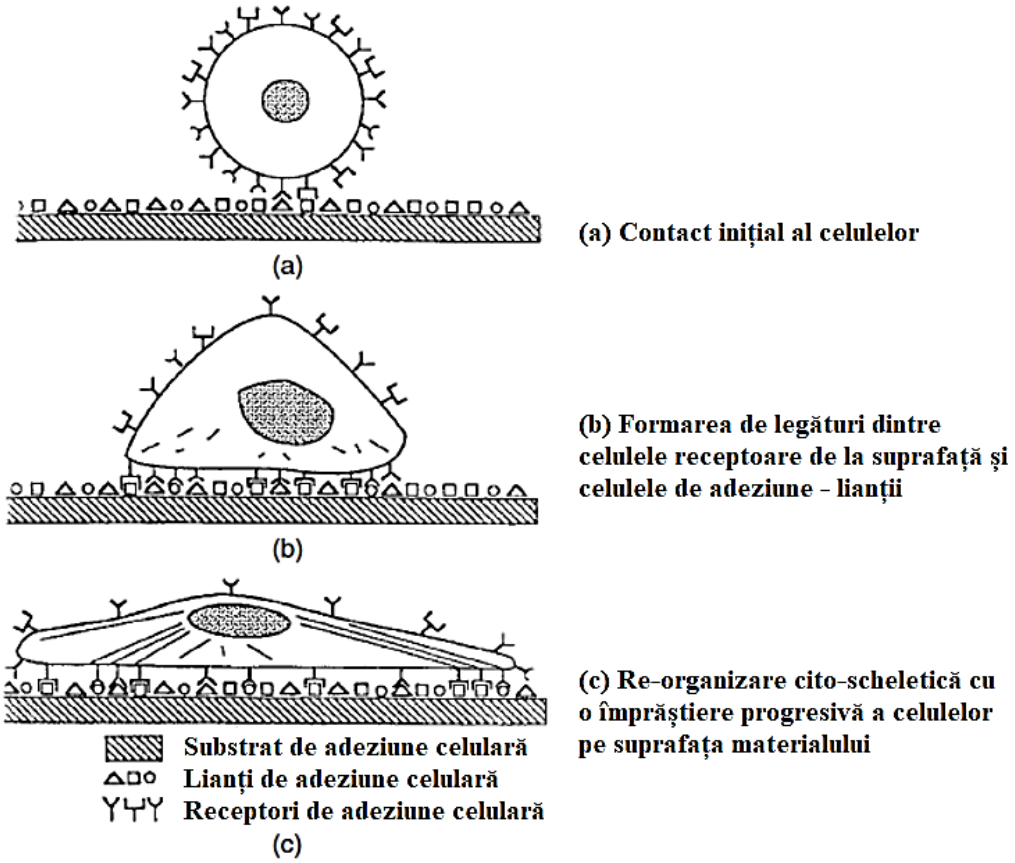


Figura 19.5. Fizica procesului de atașare a celulei pe o suprafață de biomaterial: (A) abordarea inițială a celulei de un material implantat; (B) formarea legăturii chimico-fizice între suprafața celulei și proteina aderată; și (C) răspândirea celulei pe suprafața materialului [1]

Ulterior, transportul diferitelor tipuri de celule către suprafața biomaterialului are loc prin procese de semnalizare celulară și se stabilește interacțiunea proteinelor integrinei cu proteina absorbită de pe suprafața biomaterialului. Secreția de enzime celulare formează o matrice extracelulară (ECM).

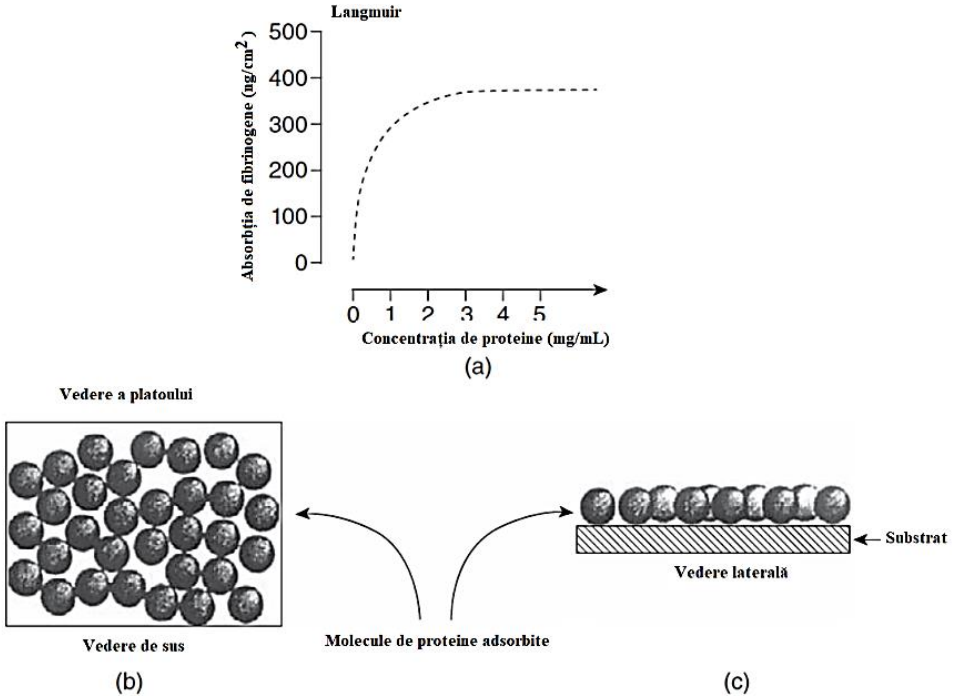


Figura 19.6. (A) Cinetica absorbției proteinelor pe suprafața biomaterialului cu concentrația de proteine. (B) Proteina adsorbită la suprafață (vedere de sus). (C) Proteine la suprafață (vedere laterală) [1]

Diverse tipuri de celule care aderă într-o manieră auto-organizată formează un țesut. Formarea vaselor de sânge mici (angiogeneza), precum și a vaselor de sânge mari (vasculogeneza) are loc în cele din urmă în stratul de țesut nou format, iar acest lucru este necesar pentru furnizarea locală de nutrienți diferitelor tipuri de celule, precum și pentru îndepărtarea deșeuri de la ECM.

19.5. INFECȚIE BACTERIANĂ ȘI FORMAREA BIOFILMULUI

Infecția protetică rămâne o provocare majoră pentru utilizarea pe termen lung a multor dispozitive implantate sau intravasculare, cum ar fi protezele articulare, valvele cardiace, catetere vasculare, lentile de contact și proteze dentare [9]. Aderența bacteriană la suprafețele biomaterialului este un pas esențial în patogeneza aceste infectii. Frecvent, eșecul implanturilor medicale este raportat a fi cauzat de acumularea de biofilm bacterian. Biofilmul constă dintr-o comunitate de microorganisme ținute împreună printr-o matrice, în care microorganismele cooperează și interacționează unele cu altele. Biofilmul poate conține un singur organism sau o varietate de microorganisme diferite. Unitatea principală a biofilmului este microcolonia, care conține grupuri de microorganisme. Microcoloniile sunt situate în întreaga matrice și conțin canale pentru transportul oxigenului, nutrienților, deșeurilor și a altor particule. În unele situații,

straturile la microscală dintr-un biofilm conțin celule din aceeași specie care prezintă fenotipuri diferite. Gradienții de concentrație de oxigen, diferențele de pH și alte variații de mediu sunt create de aceste straturi la microscală.

Un microorganism sau un microb este un organism viu care este microscopic (prea mic pentru a fi văzut cu ochiul uman). Microorganismele sunt foarte diverse și includ bacterii, ciuperci, arhee și protisti. Bacteriile sunt microorganisme procariote unicelulare sau simple asociații de celule similare. De obicei, au câțiva micrometri lungime și au o gamă largă de forme, de la sfere la tije și spirale. Înmulțirea celulelor se realizează de obicei într-o fisiune binară. Celula bacteriană este înconjurată de o membrană lipidică sau membrană celulară, care înglobează conținutul celulei și acționează ca o barieră pentru a reține nutrienții, proteinele și alte componente esențiale ale citoplasmei în interiorul celulei. Deoarece sunt procariote, bacteriile nu tind să aibă organele legate de membrană în citoplasmă și, astfel, conțin puține structuri intracelulare mari. Prin urmare, le lipsește un nucleu, mitocondrii, cloroplaste și celelalte organite prezente în celulele eucariote, cum ar fi aparatul Golgi și ER. Bacteriile nu au un nucleu legat de membrană, iar materialul lor genetic este de obicei un singur cromozom circular situat în citoplasmă într-un corp cu formă neregulată numit nucleoid. Nucleoidul conține cromozomul cu proteine asociate și ARN. Flagelii sunt structuri proteice rigide, de aproximativ 20 nm în diametru și până la 20 μm în lungime, care sunt utilizate pentru motilitate. Flagelii sunt conduși de energia eliberată prin transferul ionilor pe un gradient electrochimic prin membrana celulară. Fimbriile sunt filamente fine de proteine, cu doar 2–10 nm în diametru și până la câțiva micrometri în lungime (vezi Fig. 19.7a). Ele sunt distribuite pe suprafața celulei și seamănă cu firele de păr fine când sunt văzute la microscopul electronic. Se crede că fimbriile sunt implicate în atașarea la suprafețele solide sau la alte celule și sunt esențiale pentru virulența unor agenți patogeni bacterieni. Pili (singular, pilus) sunt anexe celulare, puțin mai mari decât fimbriile, care pot transfera material genetic între celulele bacteriene într-un proces numit conjugare. Aderența bacteriană poate fi descrisă ca interacțiuni fizico-chimice prin care bacteriile aderă ferm la un substrat material sau la o suprafață biologică (celulă sau țesuturi). A fost descrisă ca echilibrul dintre interacțiunile fizico-chimice atractive și respingătoare dintre bacterii și suprafețe. Adeziunea bacteriană și creșterea ulterioară a celulelor pe o suprafață au roluri importante într-o varietate de sisteme, inclusiv dezvoltarea de biomateriale și sistemele de livrare bacteriană utilizate pentru bioremediere [10, 11].

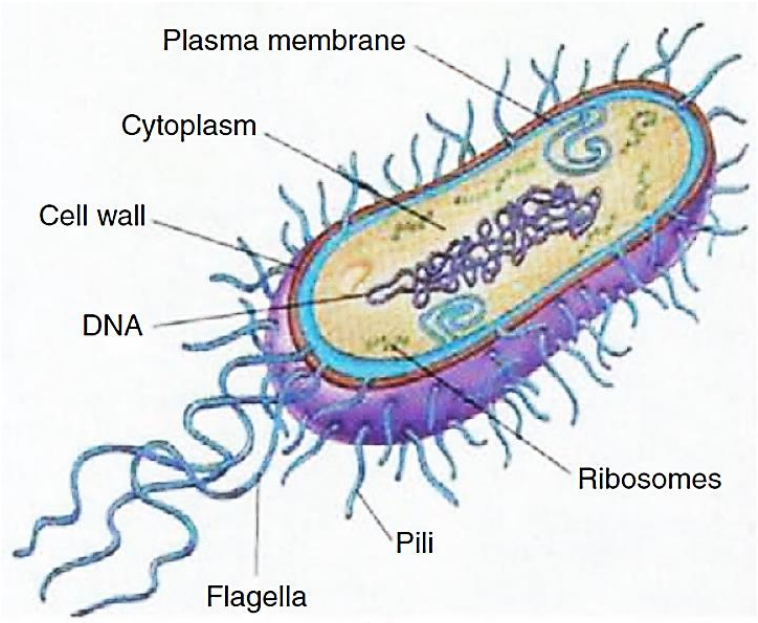
Precursorul aderenței bacteriene este formarea slimei, iar consecința unui număr mare de celule bacteriene este formarea biofilmului. Slime este definită ca o substanță extracelulară (exopolimeri formați în principal din polizaharide) produsă de bacterii care poate fi parțial

lipsită de bacterii după dispersare într-un mediu lichid (solubil în apă) și poate fi îndepărtată din celulele bacteriene prin spălare. Biofilmul este o biomasă acumulată de bacterii și materiale extracelulare (practic slime) pe o suprafață solidă. Substratul este o suprafață solidă la care poate adera un microorganism. Orice structură responsabilă de activitățile adezive poate fi numită adezine. Bacteriile pot avea adezine multiple pentru diferite suprafețe (receptori diferiți) [12]. Un receptor este o componentă (cunoscută și presupusă) de pe suprafețele biomaterialelor sau țesutului gazdă care este legată de situsul activ sau de adezină în timpul procesului de aderență specifică.

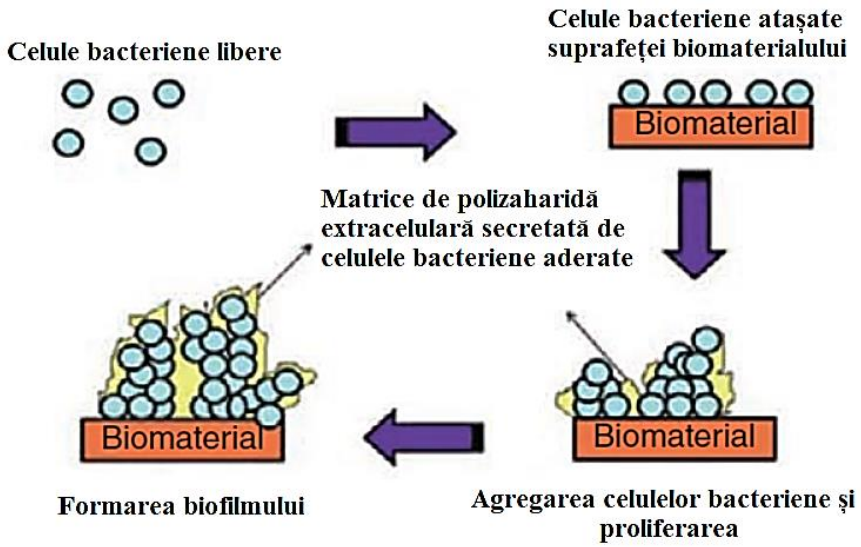
Formarea biofilmului începe cu aderarea unui microorganism la o suprafață. Interacțiunea inițială dintre celulele microbiene și suprafață este slabă. În această perioadă biofilmele sunt cele mai fragile, celulele care se atașează și se detașează frecvent de suprafața biofilmului. Odată ce celulele s-au atașat, ele produc o matrice de polizaharidă extracelulară (EPS), care oferă stabilitate biofilmului prin permițând interacțiunile celulă-suprafață și celulă-celulă. După atașarea stabilă, biofilmul se dezvoltă într-un mediu mai complex; celule planctonice suplimentare aderă, se dezvoltă microcolonii și se formează o arhitectură complexă a biofilmului (vezi Fig. 19.7b, c).

19.6 FACTORI DIFERIȚI CARE INFLUENȚEAZĂ ADEZIUNEA BACTERIANĂ

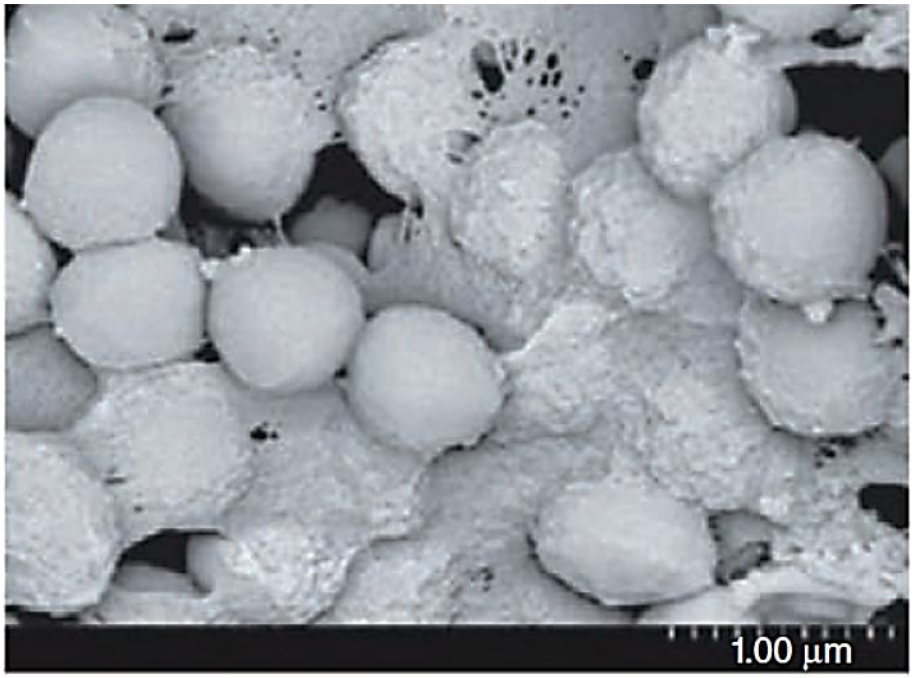
Adeziunea bacteriană pare a fi pasul inițial pentru infecția bacteriană și depinde de diverși factori, așa cum se discută în următoarele subsecțiuni.


Plasma membrane
Cytoplasm
Cell wall
DNA
Ribosomes
Pili
Flagella

(a)


Celule bacteriene libere
Celule bacteriene atașate suprafeței biomaterialului
Biomaterial
Matrice de polizaharidă extracelulară secretată de celulele bacteriene aderate
Biomaterial
Biomaterial
Formarea biofilmului
Agregarea celulelor bacteriene și proliferarea

(b)



(c)

Figura 19.7. (a) Strictura caracteristică a unei celule de bacterii gram-negative, E. coli. (b) Reprezentare schematică a formării biofilmului pe substratul material (vezi insertul color). (c) Imagine SEM care ilustrează formarea tipică a unui biofilm stafilococic. Rețineți că straturile multiple de bacterii sunt acoperite cu o matrice polizaharidă.[54]

19.6.1 Factori datorați materialelor

a) Compoziția suprafeței materialului. Compoziția suprafeței materialului guvernează în mare măsură aderența bacteriană [13]. În grupul suturilor absorbabile, suturile cu polidioxanone prezintă cea mai mică afinitate față de aderența atât a Escherichia coli, cât și a Staphylococcus aureus. Un studiu realizat de Sugarman și Musher [14] a raportat că aderența bacteriilor la intestin a fost de până la 100 de ori mai mare decât la nailon, iar aderența la acidul poliglicolic sau mătasea a fost intermediară. Conform lui Gristina et al. [15], Staphylococcus epidermidis aderă preferenţial la polimeri, iar S. aureus la metale. Dacă chimia suprafeței este schimbată sau modificată, cum ar fi cu o acoperire cu peptide antimicrobiene, aderența bacteriană la aceste suprafețe este descurajată [16].

b) Proprietățile suprafeței materialului. Configurația fizică a suprafeței materialului este un alt factor de bază care influențează aderența bacteriilor pe suprafața biomaterialului. Este practic o descriere morfologică a modelului unei suprafețe de material, cum ar fi o suprafață monofilament, o suprafață împletită, o suprafață poroasă sau o suprafață asemănătoare grilei și este un parametru tridimensional. Merritt et al. [17] au descoperit că ratele de infectare

a locului de implant sunt în mod evident diferite între materialele dentare poroase și cele dense, unde materialele poroase au o rată mult mai mare. Aceasta implică faptul că bacteriile aderă de preferință și colonizează suprafața poroasă.

c) Rugozitatea suprafeței. Rugozitatea suprafeței este un parametru bidimensional al suprafeței unui material și se presupune că acest parametru influențează aderența bacteriană. Este o măsurătoare a distanței dintre părțile de vârf și de vale pe o suprafață materială și nu reprezintă configurațiile morfologice ale suprafeței. McAllister et al. [18] au descoperit că neregularitățile suprafețelor polimerice promovează aderența bacteriană și depunerea de biofilm. Baker și Greenham [19] au descoperit că asprurea suprafeței fie a sticlei, fie a polistirenului cu o piatră de șlefuit a crescut foarte mult rata de colonizare bacteriană într-un mediu fluvial. Cauzele acestui fenomen pot include faptul că o suprafață rugoasă are o suprafață mai mare și depresiunile din suprafețele rugoase oferă locuri mai favorabile pentru colonizare. Din punct de vedere clinic, diferite proteze sau dispozitive de implantare au diferite rugozități ale suprafeței, care pot juca un rol în aderența bacteriană și în infecția implantului.

d) Hidrofobicitatea sau hidrofilitatea de suprafață. Suprafețele metalice au o energie de suprafață mare și sunt încărcate negativ. Prin urmare, suprafețele metalice sunt hidrofile, așa cum arată unghiurile de contact cu apa. În schimb, polimerii precum polietilena cu greutate moleculară ultra-înaltă (UHMWPE) sau politetrafluoretilena (PTFE; Teflon) au energie de suprafață scăzută. Suprafețele polimerice sunt mai puțin încărcate electrostatic și sunt hidrofobe. În funcție de hidrofobicitatea atât a bacteriilor, cât și a suprafețelor materialelor, bacteriile aderă diferit la materialele cu hidrofobicități diferite [20]. Materialele hidrofile sunt mai rezistente la aderența bacteriană decât materialele hidrofobe. Fletcher și Loeb [21] au investigat atașarea unui Pseudomonas sp. pe o varietate de suprafete. Un număr mare de bacterii s-au putut atașa de materialele plastice hidrofobe cu încărcătură de suprafață mică sau deloc (teflon, PE, polistiren și tereftalat de PE); numere moderate atașate la metale hidrofile cu o sarcină de suprafață pozitivă sau neutră; și foarte puține atașate de substraturi hidrofile, încărcate negativ (sticlă, mică, materiale plastice oxidate). Satou et al. [22] au studiat aderența a două tulpini de Streptococcus sanguis și a două tulpini de Streptococcus mutans la patru lame de sticlă modificate la suprafață cu hidrofobicitate diferită. Tulpinile de Streptococcus sanguis (cu suprafețe mai hidrofobe) au aderat mai mult la lamele de sticlă hidrofobă decât altele.

19.6.2. Interacțiunea dintre materialele ceramice și bacterii

(a) Caracteristicile bacteriilor. Pentru o anumită suprafață de material, diferite specii și tulpini bacteriene aderă diferit. Acest lucru poate fi explicat fizico-chimic, deoarece caracteristicile fizico-chimice ale bacteriilor sunt diferite între specii și tulpini.

(b) Hidrofobicitatea bacteriană. Hidrofobia suprafeței bacteriilor este un factor fizic important pentru aderență, mai ales atunci când suprafețele substratului sunt fie hidrofile, fie hidrofobe. Hidrofobia bacteriilor poate fi determinată prin măsurători ale unghiului de contact, cum ar fi metoda picăturii sesile [23]. Hidrofobicitatea bacteriilor variază în funcție de speciile bacteriene și este influențată de mediul de creștere și structura suprafeței bacteriene. Krekeler et al. [24] au trecut în revistă acești factori. În general, bacteriile cu proprietăți hidrofobe preferă suprafețele materialelor hidrofobe; cei cu caracteristici hidrofile preferă suprafețele hidrofile; de asemenea, bacteriile hidrofobe aderă într-o măsură mai mare decât bacteriile hidrofile. Hogt și colab. [20] au descoperit că o tulpină de S. epidermidis cu caracteristici hidrofobe a arătat o aderență semnificativ mai mare la etilen propilenă fluorurată hidrofobă (FEP) decât S. saprophyticus. Satou și colab. [22] au mai descoperit că tulpinile de Streptococcus sanguis cu suprafețe hidrofobe au aderat mai mult la lamele de sticlă hidrofobă decât altele cu un caracter mai puțin hidrofob.

(c) Sarcina de suprafață bacteriană. Încărcarea de suprafață a bacteriilor poate fi un alt factor fizic important pentru aderența bacteriană [20, 25]. Majoritatea particulelor capătă o sarcină electrică în suspensie apoasă datorită ionizării grupărilor lor de suprafață. Sarcina de suprafață atrage ioni cu sarcină opusă în mediu și are ca rezultat formarea unui strat dublu electric. Sarcina de suprafață este de obicei caracterizată de punctul izoelectric [26], potențialul electrocinetic (sau potențialul zeta). Bacteriile în suspensie apoasă sunt întotdeauna încărcate negativ [19]. O sarcină de suprafață mare este însoțită de un caracter hidrofil al bacteriilor, dar o bacterie hidrofobă poate avea totuși o sarcină de suprafață destul de mare. Sarcina de suprafață a bacteriilor variază în funcție de speciile bacteriene și este influențată de mediul de creștere, vârsta bacteriilor și structura suprafeței bacteriene [24]. Forțele electrostatice cu rază lungă de acțiune pot influența faza inițială a aderenței bacteriene pe suprafețele solide.

19.6.3. Factori externi

(a) Proteine de suprafață. Rolul adsorbției proteinelor pe suprafața materialului sau membrana exterioară a bacteriilor este crucial pentru aderența bacteriană. În micromediu, sinteza proteinelor și a enzimelor înrudite poate influența echilibrul electrochimic al mediului, ceea ce poate afecta comportamentul de aderență al acestuia. Multe proteine (proteine serice sau tisulare) au fost studiate pentru efectele lor asupra aderenței bacteriene la suprafețele

materialelor, inclusiv albumină, fibronectină, fibrinogen, laminină, colagen denaturat și multe altele. Ele promovează sau inhibă aderența bacteriană fie prin legarea de suprafețele substratului, fie prin legarea de suprafața bacteriană, fie prin prezenta în mediul lichid în timpul perioadei de adeziune. În paragrafele următoare se discută rolul unor proteine tipice.

(b) Fibronectină. Fibronectina (F_n), care este recunoscută pentru capacitatea sa de a media adeziunea la suprafață a celulelor eucariote, s-a dovedit, de asemenea, că se leagă de S. aureus [27]. Fibronectina promovează în mod clar aderența S. aureus la suprafața substratului. Kuusela et al. [28] au demonstrat o aderență dependentă de timp și F_n concentrație a S. au reus la lamele acoperite cu F_n. Stafilococii pot fi saturați cu F_n la un nivel care sugerează prezența unor receptori specifici (molecule de legare a F_n-ului stafilococic) pe celulele bacteriene, iar această moleculă de legare a F_n a fost donată în E. coli și purificată [29]. Domeniul de legare a S. aureus. de F_n a fost găsit și în molecula F_n [30].

(c) Albumină. Albumina, adsorbită pe suprafețele materialelor, a demonstrat efecte inhibitorii evidente asupra aderenței bacteriene la suprafețele ceramice [31]. Mecanismul efectului inhibitor al albuminei nu este clar. Albumina poate reduce aderența bacteriană prin modificarea hidrofobiei suprafeței substratului, deoarece în prezența albuminei serice bovine (BSA) dizolvate și adsorbite, s-a dovedit că suprafețele substratului devin mult mai puțin hidrofobe [32].

(d) Fibrinogen. Fibrinogenul este o altă proteină serică importantă care mediază aderența bacteriană la biomateriale și la țesuturile gazdă. Cele mai multe studii au arătat că fibrinogenul adsorbit promovează aderența bacteriilor, în special a stafilococilor, la biomateriale. În studiul lui Herrmann et al. [33], fibrinogenul a promovat în mod semnificativ aderența tuturor tulpinilor de S. aureus, dar doar a câtorva tulpini coagulazo-negative. Ultima constatare a fost susținută de studiul lui Muller și colab. [34]. Fibrinogenul legat de lamelele de acoperire a crescut, de asemenea, aderența streptococică [27]. Într-un alt studiu in vitro, pretratarea bacteriilor sau atât a bacteriilor, cât și a suprafețelor cateterului PE cu fibrinogen a îmbunătățit aderența bacteriană, sugerând prezența liganzilor pentru fibrinogen pe suprafața celulelor stafilococice [35].

19.7. EVALUAREA EXPERIMENTALĂ A BIOCOMPATIBILITĂȚII

Standardul internațional de testare a biocompatibilității, proiectul ISO-10993, clasifică dispozitivele pe baza naturii contactului lor cu organismul:

(a) Dispozitive care conțin suprafață, de exemplu, electrozi, bandaje compresive, lentile de contact și catetere urinare

(b) Dispozitive de comunicare externă, de exemplu, cimenturi dentare, artroscoape, catetere intravasculare și tuburi de dializă

(c) Dispozitive de implant, de exemplu, proteze de șold și genunchi, stimulatoare cardiace, tendoane artificiale și valve cardiace

Orice program de cercetare asupra biomaterialelor noi trebuie să includă o serie de teste in vitro și in vivo, așa cum se precizează în ISO-10993. Sunt respectate ghidurile ISO pentru a selecta testele utilizate pentru evaluarea biologică a materialelor și a dispozitivelor medicale și dentare. Merită menționată diferența dintre testele in vitro și in vivo. Testele in vitro sunt experimente simulate de laborator, care sunt obligatorii ca teste de screening inițiale. Cu toate acestea, nu pot fi obținute informații despre inflamația și răspunsul imun al materialelor din testele in vitro. De asemenea, majoritatea experimentelor in vitro folosesc o singură linie celulară, care nu simulează interacțiunile reale țesut-material care apar in vivo. Cu toate acestea, testele in vitro sunt eficiente ca prim pas al evaluărilor de biocompatibilitate. Este important că testele in vivo oferă interacțiuni ale materialelor cu ECM, celulele din sânge, proteinele și moleculele. Aceste experimente sunt considerate a doua etapă înainte de utilizarea clinică. Deoarece atât cultura celulară pentru evaluarea citotoxicității, cât și cultura bacteriilor pentru evaluarea proprietăților antimicrobiene sunt utilizate în mod semnificativ în cercetarea biomaterialelor pentru înlocuirea țesuturilor dure, atât protocoalele de cultură, cât și testele biochimice aferente sunt descrise în detaliu în următoarea discuție.

a) Cultura celulară. Acesta este un test in vitro pentru evaluarea toxicității celulare. Experimentele de citotoxicitate sunt efectuate în laborator, folosind linii celulare relevante, iar celulele sunt însămânțate pe materiale. Prima etapă presupune sterilizarea probelor pentru a îndepărta alte microorganisme de la suprafață. Sterilizarea se realizează în general într-o autoclavă la 15 psi și 121 °C, iar pentru unele materiale sterilizarea se realizează folosind expunerea la raze ultraviolete sau oxidul de etilenă (EtO). Mediul de cultură este Dulbecco's Modified Eagle's Medium (DMEM), care conține 10% ser, 1% cocktail de antibiotice. Probele sunt incubate timp de 24 de ore la 37,4 °C (temperatura corpului uman) pentru scala de timp dorită (24 de ore sau mai mult). Ulterior, celulele sunt fixate în glutaraldehidă/formaldehidă, iar creșterea-proliferarea-aderența celulelor este studiată folosind un microscop cu fluorescență sau microscopie electronică cu scanare (SEM). În Figura 19.8, pașii experimentali urmați în cultivarea celulelor de mamifere pe substraturi materiale sunt prezentate schematic.

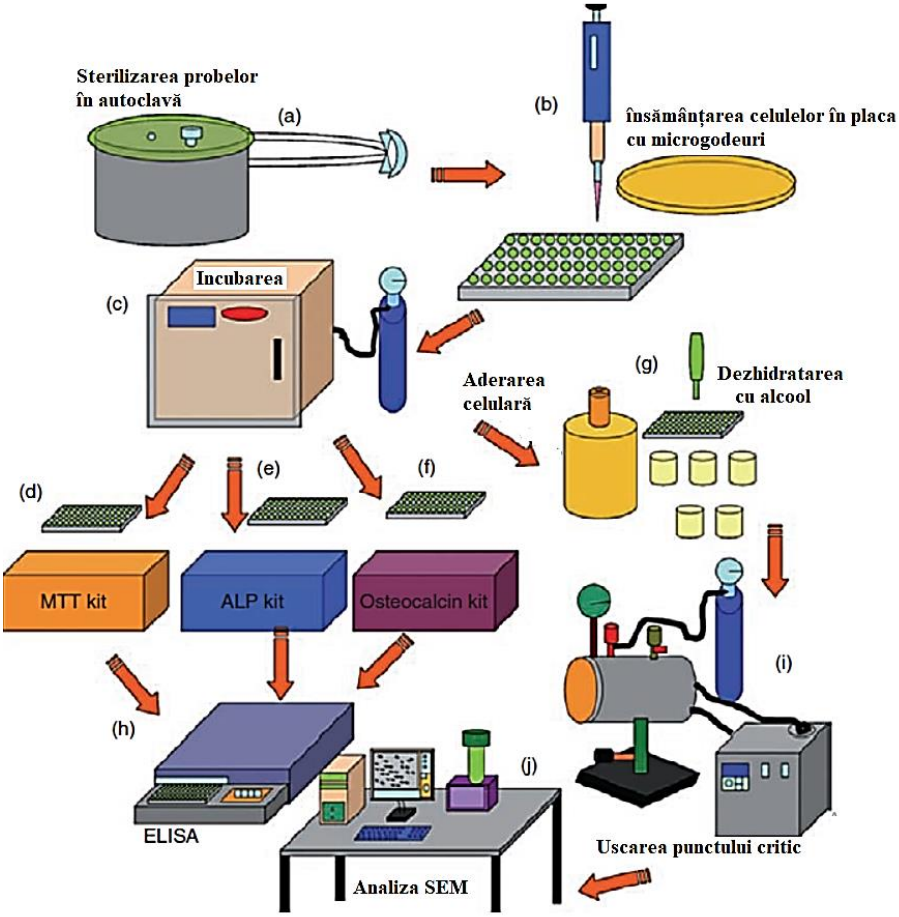


Figura 19.8. Rezumatul pașilor experimentali și al protocolului biologic implicat în protocolul de cultură celulară pentru a observa aderența celulară pe biomateriale, precum și diverse teste de biomineralizare pentru a investiga viabilitatea celulelor și diferențierea osteoblastului în stadiu incipient versus ultim, în contact cu suprafața biomaterialului [55]. Imunosorbent legat de enzime. testul (ELISA) furnizează valori cuantificate ale densității optice (OD). ALP, fosfatază alcalină.

(b) Test de citotoxicitate. Testul MTT este un test colorimetric utilizat pe scară largă (un test care măsoară schimbările de culoare) pentru măsurarea cantitativă a celulelor biologice mitocondriale active. MTT (adică, bromura de 3-(4,5-dimetiltiazol-2-il)-2,5-difeniltetrazolium, un tetrazol) formează produsul formazan albastru închis format prin reducerea inelului de tetrazoliu al MTT de către enzima mitocondrială succinat dehidrogenaza . Prin urmare, reducerea MTT va fi mai mare dacă este prezent un număr mai mare de celule viabile. În timpul unui test MTT, o soluție de solubilizare (de obicei fie dimetil sulfoxid, fie o soluție de detergent dodecil sulfat de sodiu în acid clorhidric diluat) este adăugată la mediul de cultură pentru a dizolva produsul formazan violet insolubil într-o soluție colorată. Absorbanța soluției tratate poate fi cuantificată folosind măsurători la o anumită lungime de undă (de obicei între 500 și

600 nm) cu ajutorul unui spectrofotometru. Această reducere este asociată cu activitatea enzimelor reductazei mitocondriale și, prin urmare, conversia este direct legată de numărul de celule viabile (vii).

Principiul implicat în testul MTT pentru investigarea viabilității celulare este ilustrat în Figura 19.9.

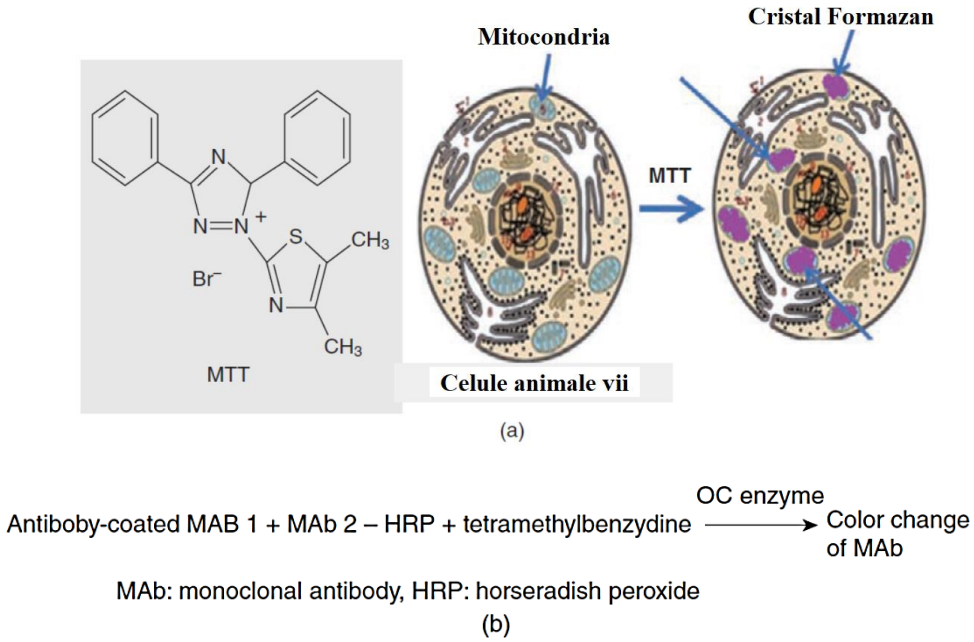


Figura 19.9. (a) Structura chimică a MTT (stânga, preluată de la http://en.wikipedia.org/wiki), precum și principiul fundamental implicat în testul MTT pentru a investiga viabilitatea celulelor (vezi insertul de culoare) și (b) reacția biochimică implicat în testul osteocalcinei (OC).

Un alt test biochimic, testul fosfatazei alcaline (ALP), este considerat ca un marker de diferențiere în stadiu incipient pentru diferențierea celulelor osoase, cum ar fi osteogeneza, care este utilizat pentru a examina osteogeneza asociată cu exprimarea crescută a ALP. Enzima ALP este legată de membrana celulară a osteoblastelor și funcționează pentru a promova osteogeneza prin degradarea pirofosfaților. Testul osteocalcinei (OC) este util în evaluarea capacității de diferențiere a osteoblastelor în stadiu avansat a unui biomaterial. OC este cunoscut a fi o proteină noncolagenă. Gena OC codifică o polipeptidă de 6 kDa, una dintre cele mai abundente proteine osoase necolagenoase. În principiu, o placă cu microgodeuri preacoperită cu un anticorp policlonal conjugat cu biotină specific pentru OC reacționează cu un substrat biomaterial. Se adaugă avidină conjugată cu peroxidază de hrean (HRP) în fiecare godeu de microplăci și se incubează. În fiecare godeu se adaugă o soluție de OC și 3,3′,5,5′-tetrametil-benzidină (TMB); pentru un godeu care conține enzimă OC, anticorpul HRP prezintă o

schimbare în culoare (vezi Fig. 19.9b). Schimbarea culorii este măsurată spectrofotometric la o lungime de undă de 450 nm.

(c) Teste antimicrobiene. În cele ce urmează, este prezentat protocolul pentru cultura unei bacterii model, E. coli. Înainte de însămânțare pe suprafața probei, bacteriile E. coli sunt incubate peste noapte într-un bulion nutritiv suplimentat cu drojdie și extract de carne de vită, la 37 °C într-un incubator. Cultura în suspensie pură cu densitate bacteriană de 5 x 10^7 este în mod normal recomandată să fie însămânțată pe un biomaterial și incubată timp de 4 ore la 37 °C. Urmând protocolul standard, celulele bacteriene sunt deshidratate și apoi uscate cu 100% hexametildisilazan (HMDS) timp de 10 minute. Pentru a evalua proprietățile antimicrobiene ale biomaterialelor, atât calitativ, cât și cantitativ, poate fi urmată o metodă de numărare directă pe imaginile SEM și o metodă indirectă de numărare, cum ar fi numărul de plăci de unitate formatoare de colonii (CFU). Pentru a studia morfologia bacteriană și aderența acesteia pe suprafață, se utilizează în mod normal analiza SEM. Un protocol similar poate fi urmat pentru bacteriile gram-pozitive S. aureus și S. epidermidis folosind bulion Luria-Bertani. Întregul protocol de cultură a bacteriilor este prezentat schematic în Figura 19.10a.

Un număr de plăci CFU este una dintre metodele de bază pentru cuantificarea aderenței bacteriene pe biomateriale. Testul se efectuează prin luarea unei concentrații de pulbere de 50 mg/mL din proba de testat. Se prepară o suspensie bacteriană de 0,1 absorbanță folosind un spectrofotometru ultraviolet-vizibil; principiul fundamental de funcționare este prezentat în figura 19.10b. După aceea, suspensia bacteriană este adăugată în flacoane și incubată la 37 °C timp de 4 ore împreună cu agitare continuă. Plăcile de agar sunt în mod normal preparate prin împrăștierea soluțiilor de agar în cutii Petri sterile după incubare. Ulterior, fiecare soluție incubată poate fi răspândită pe plăcile de agar într-un număr egal de linii. În cele din urmă, acele plăci sunt incubate timp de 24 de ore la 37 °C și se numără coloniile bacteriene de pe fiecare placă.

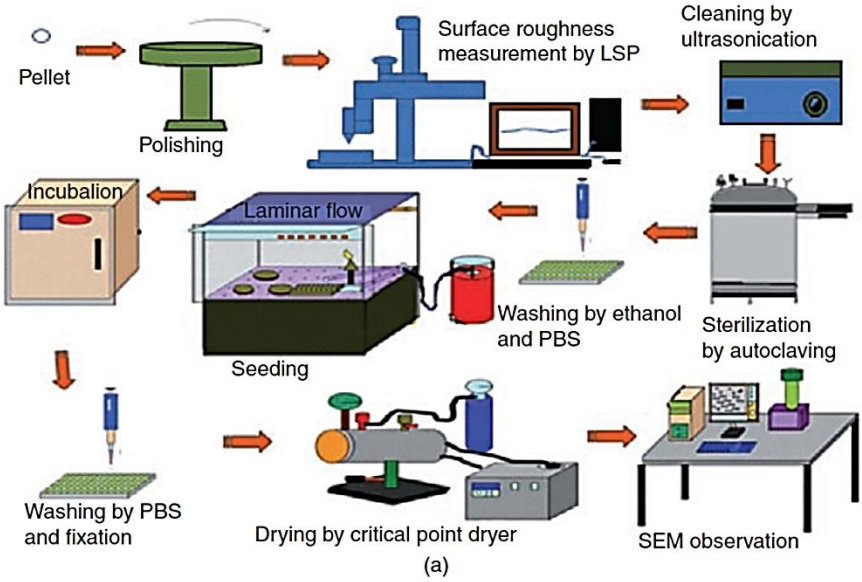
(d) Genotoxicitate. În acest experiment in vitro, capacitatea de deteriorare a ADN-ului a unui eluat de biomaterial este evaluată utilizând electroforeza pe gel cu o singură celulă (SCGE; cunoscută și sub numele de testul cometei) și un test de micronucleu.

(e) Hemocompatibilitate. Hemocompatibilitatea semnifică compatibilitatea unui material cu celulele roșii din sânge. în particular, proprietatea trombogenă a unui material este evaluată într-un flux sanguin care curge peste biomaterial; un material mai bun ar trebui să prezinte în mod ideal o formare limitată de trombi. O astfel de evaluare este necesară pentru materialele pentru implanturi cardiovasculare. Exemple de materiale hemocompatibile includ PTFE (Teflon) și carbon asemănător diamantului (DLC).

(f) Sensibilizare. Acesta este un test in vivo în care materialele sunt păstrate în regiunea subcutanată a unui animal și se observă periodic modificarea culorii pielii, efectul alergic sau alte iritații.

(g) Carcinogenitate. Carcinogenitatea este un experiment in vivo pe termen lung care determină orice efect canceros al eluatului biomaterial asupra celulelor. Exemple de materiale cancerigene includ Pb și Sn.

(h) Investigarea implantării și histopatologice.Implantarea este un experiment in vivo important în care o probă cu o formă predefinită este plasată în defectul osos al unui mamifer (iepure, șobolan sau șoarece); după perioada de timp dorită, probele și țesuturile înconjurătoare sunt examinate histopatologic pentru a investiga răspunsul in vivo al materialelor. În general, testele de implantare pe termen scurt sunt efectuate până la 12 săptămâni și testele pe termen lung până la 78 de săptămâni. Deoarece animalele sunt sacrificate la sfârșitul testelor de implantare, numărul de animale este limitat la un număr minim din punct de vedere al bunăstării animalelor.



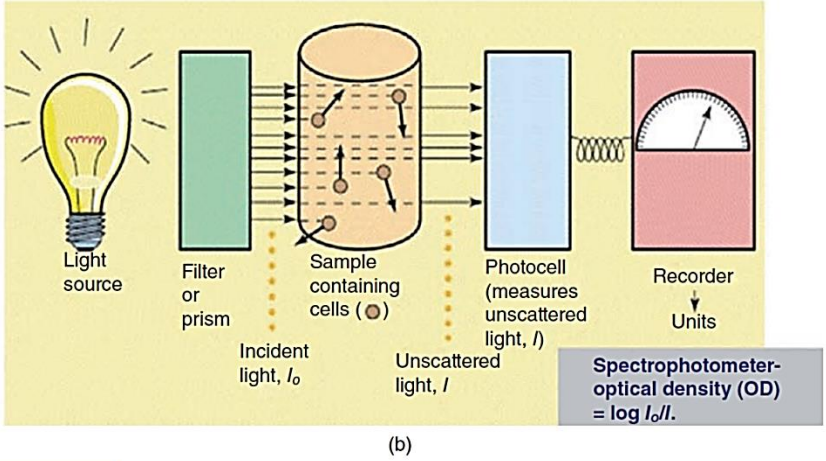


Figura 19.10. (a) Rezumatul etapelor experimentale și protocolului biologic implicat în protocolul de cultură a bacteriilor pentru a evalua proprietățile antimicrobiene ale suprafeței biomaterialului. (b) Principiu fundamental, aplicat spectrofotometrului ultraviolet-vizibil, pentru cuantificarea numărului de celule bacteriene [54]. LSP, profilometru de suprafață cu laser; PBS, soluție salină tamponată cu fosfat.

În ceea ce privește procedura aprobată de ISO, toate probele de biomaterial sunt curățate cu ultrasunete și sterilizate cu oxid de etilenă (ETO). Probele de control, de exemplu, HAp sau UHMWPE, sunt utilizate pentru comparație. Un exemplu de implantare a probelor bioceramice în femurul unui iepure este dat în Figura 19.11. Procedura de implantare se desfășoară în mod necesar în condiții curate și aseptice. Animalele de experiment sunt premedicate cu atropină (0,15 mg/kg) și diazepam (3,0 mg/kg). Ulterior, animalele sunt anesteziate cu xilaxină (5 mg/kg) și ketamină (90 mg/kg) prin injecție intramusculară. Pieile iepurilor anesteziați sunt tratat cu alcool 70% urmat de soluție de Betadină (povidonă-iod). În timpul operației, pe femur se fac găuri cilindrice și se implantează probe de testare în găuri; ulterior, rana este închisă cu cusături. Radiografiile cu raze X sunt efectuate în mod regulat pentru a monitoriza implanturile in situ. Locurile de implantare sunt examinate macroscopic pentru orice semn de răspuns al gazdei și oasele femurului împreună cu materialele de testare sunt îndepărtate și fixate în formol tamponat 10%.

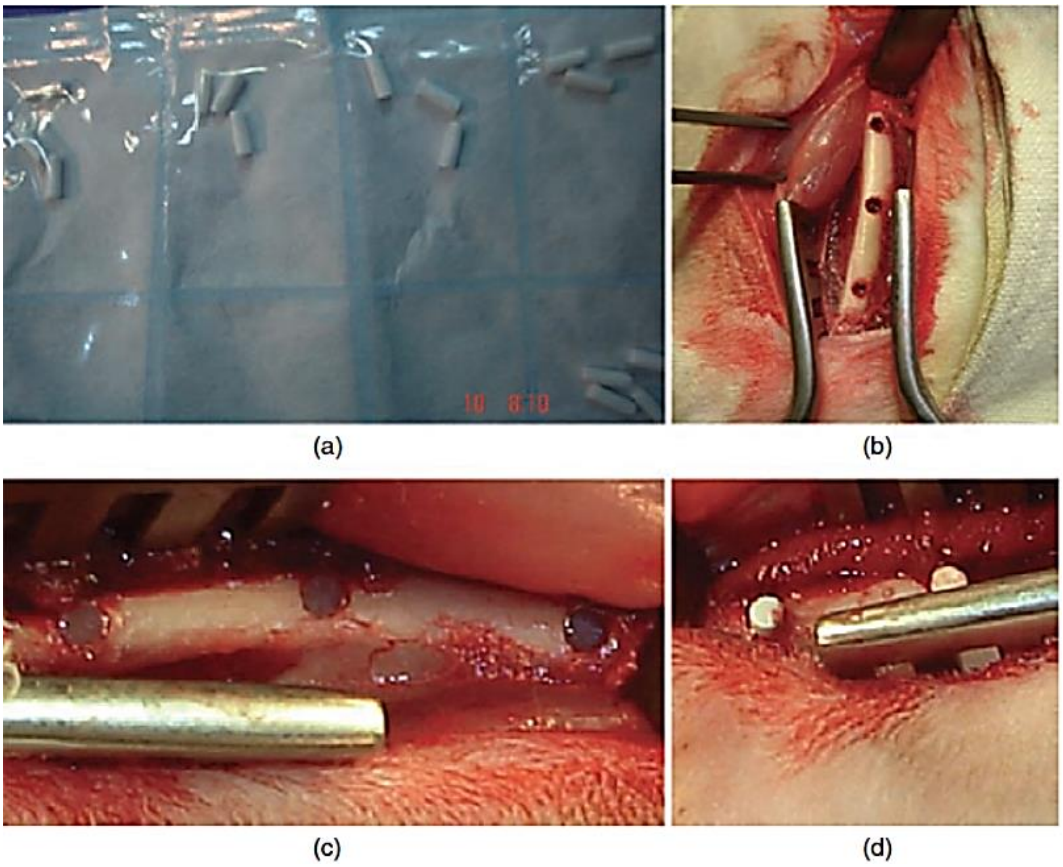


Figura 19.11 Imagini ale camerei digitale care arată (a) implantul bioceramic în formă de ac (2 mm diametru și 6 mm lungime), înainte de implantare, (b) femurul iepurelui înainte de implantare, care arată locurile de implantare (găuri), (c) probe de control introduse în interiorul găurilor și (d) probe de mulit HAp–(20% în greutate), implantate în interiorul găurilor [55]. Vezi insertul color.

Urmând protocoalele standard, secțiunile subțiri ale implantului cu os înconjurător sunt colorate cu albastru Stevenel și contracolorate cu picrofuchsină Van Gieson. Ulterior, probele uscate pot fi investigate folosind SEM și microscopie de forță atomică (AFM). Întreaga procedură de pregătire a probelor pentru analiza histopatologică este ilustrată schematic în Figura 19.12.

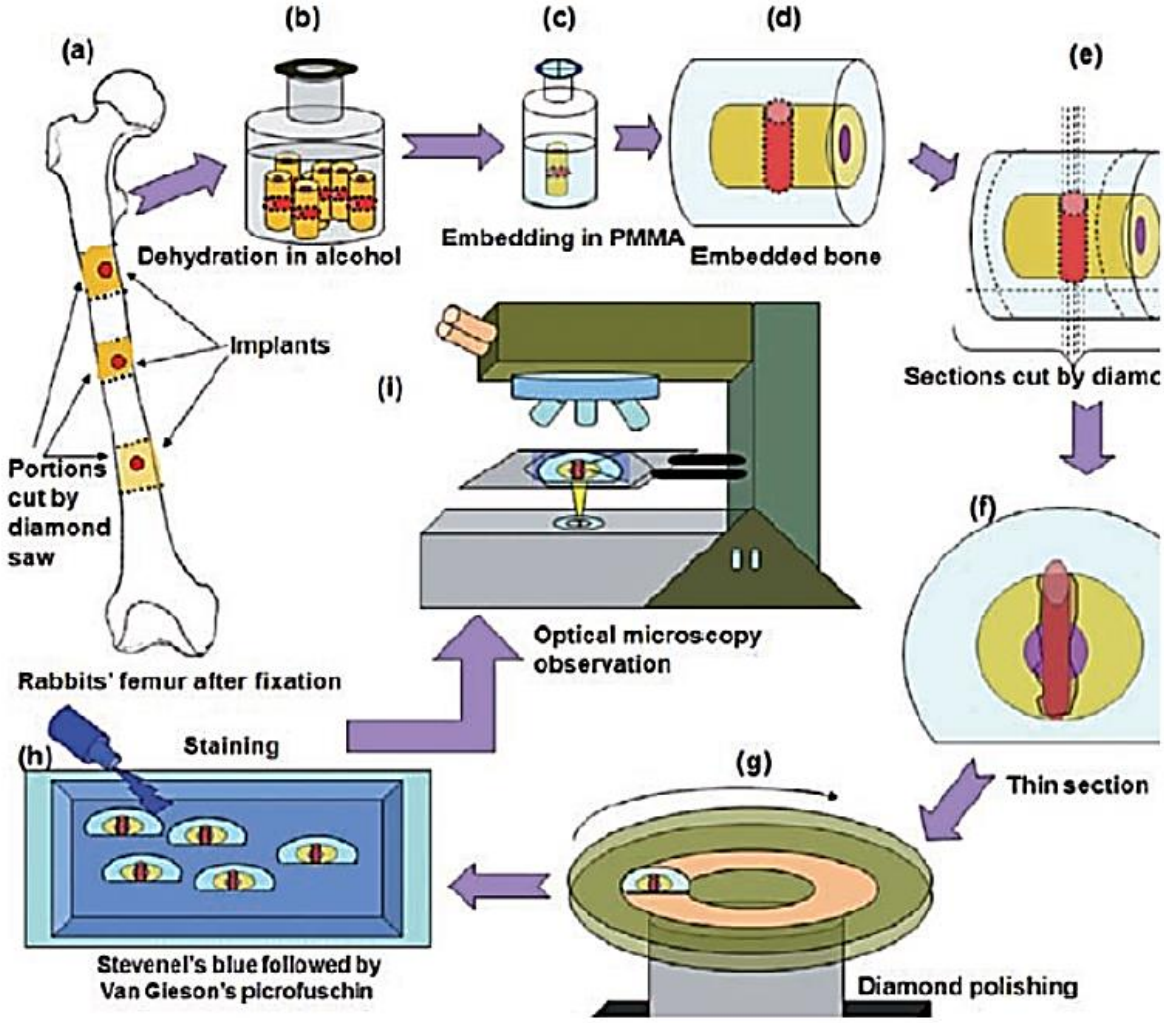


Figura 19.12. Etapele majore implicate în timpul pregătirii probei pentru analiza histopatologică: (a) femurul iepurelui după fixare, unde cercurile roșii indică implanturi; (b) deshidratarea osului piese împreună cu implanturi; (c) încorporarea în polimer poli(metacrilat de metil) (PMMA); (d) bucată de os încorporată în PMMA, după îndepărtarea din sticlă; (e) tăierea secțiunilor subțiri prin ferăstrău cu diamant, unde liniile punctate subțiri indică calea de tăiere; (f) secțiune subțire care arată osul (galben) și măduva osoasă (roz) încorporate în matricea PMMA; (g) lustruirea secțiunii subțiri folosind pastă de diamant; (h) colorare în albastrul lui Stevenel; (i) observarea la microscopie optică [55]. Vezi insertul color.

Mai mult, documentul ISO-10993 clasifică implanturile în funcție de durata interacțiunii lor cu organismul: expunere limitată (<24 ore), expunere prelungită (>24 ore și <30 de zile) sau contact permanent (>30 de zile). Durata interacțiunii și tipul de contact dintre dispozitiv și țesuturi influențează, de asemenea, selecția testului utilizat pentru a evalua compatibilitatea dispozitivului.

19.8. PREZENTARE GENERALĂ A PROPRIETĂȚILOR UNOR BIOMATERIALE

19.8.1. Acoperirea pe metale

După cum sa menționat mai devreme, o abordare alternativă a utilizării biomaterialelor în vrac sunt acoperirile. Forța motrice pentru dezvoltarea diferitelor acoperiri este aceea că proprietățile bioimplanturilor acoperite vor combina proprietățile avantajoase atât ale materialelor de acoperire, cât și ale substratului. De exemplu, acoperirile ceramice bioactive pe implanturi metalice pot prezenta o rezistență bună (datorită metalului), precum și o bună bioactivitate (datorită acoperirii ceramice). Aderența acoperire-substrat influențează proprietățile fizice ale acoperirilor. De exemplu, un strat de sticlă care conține HAp pe un implant dentar de titan poate prezenta o aderență mai bună decât acoperirile HAp pulverizate cu flacără. Straturile de sticlă care conțin HAp au proprietăți avantajoase, care includ rezistență crescută la abraziune, estetică îmbunătățită (culoare etc.) și bioactivitate îmbunătățită. Un studiu in vitro a fost utilizat pentru a investiga răspunsul biologic al acoperirilor compozite HAp/Ti–6Al–4V în soluții de fluid corporal simulat (SBF) [36]. S-a raportat că acoperirile suferă două procese de biointegrare, adică dizolvarea în primele 4 săptămâni de înmuiere în SBF și precipitarea ulterioară a cristalelor de apatită asemănătoare. Acoperirile au prezentat o stabilitate mecanică superioară acoperirilor HAp pure, indicând o stabilitate mult mai bună pe termen lung a acoperirilor compozite într-un mediu fiziologic. Prin interpunerea unui strat de liant compozit (50 vol% HAp și 50 vol% TiO_2), a fost sintetizată o acoperire compozită pe substrat de titan prin pulverizare cu plasmă; nu a fost observată nicio reacție chimică între HAp și TiO2 și s-a constatat că duritatea a crescut odată cu adăugarea de TiO_2 [37].

Godley și colaboratorii 38 au propus că condiția esențială pentru ca un biomaterial să se lege de osul viu este formarea unei apatite biologic active asemănătoare osului pe suprafața sa. În munca lor, s-a demonstrat că tratamentul chimic este util în crearea unui strat de suprafață de fosfat de calciu (CaP), care ar putea oferi metalului Nb tratat alcalin capacitatea de legare osoasă. Formarea unui strat similar de CaP la implantarea de Nb tratat cu alcali în corpul uman este de așteptat să îmbunătățească legarea implantului de osul înconjurător. Pajamaki et al. [39] au investigat efectul unei acoperiri vitroceramice asupra implanturilor de titan. Ei au raportat rezultatele cu Ti neacoperit și au arătat că, după 52 de săptămâni, metalul acoperit a prezentat o creștere a osului de 78%, în timp ce în cazul metalului neacoperit, acoperirea osoasă a fost de numai 37%. Munting [40] a discutat despre avantajele și dezavantajele acoperirii HAp pe implanturi metalice. Rezultatele utilizării acoperirilor HAp pentru fixarea implantului sunt discutate în urma unui studiu histomorfologic de 5 ani al încorporării osoase a hemiartroplastiilor macroporoase fără tulpină la câini. Munting a arătat că, în mod important,

acoperirile HAp au prezentat rezistență limitată și rezistență slabă la oboseală [40]. De asemenea, HAp este dizolvată in vivo într-un mediu acid, creat de macrofage. Creșterile osoase sunt totuși observate în contact cu suprafața de rezecție. De asemenea, grosimea stratului de acoperire este un parametru cheie, deoarece un strat mai gros are șanse să se delamineze, iar un strat mai subțire are o durată de viață mai scurtă. Se raportează că o grosime de acoperire de 40-60 μm este ideală. Wang şi colab. [41] au comparat histocompatibilitatea in vivo a acoperirilor HAp pulverizate cu plasmă și depozitate electrochimic pe aliajul Ti–6Al–4V cu aliajul Ti–6Al–4V neacoperit. S-a raportat că straturile de HAp pulverizate cu plasmă aveau un raport de apoziție osoasă mai mare decât cele prezentate de Ti–6Al–4V goale și straturile de HAp depuse electrochimic după 7 zile. Cu toate acestea, după 14 zile de implantare, ambele materiale acoperite au prezentat rapoarte similare de apoziție osoasă, mult mai mari decât cele pentru Ti–6Al–4V neacoperite. Figura 19.13 prezintă interacțiunea țesutului cu straturile pulverizate cu plasmă și depuse electrochimic.

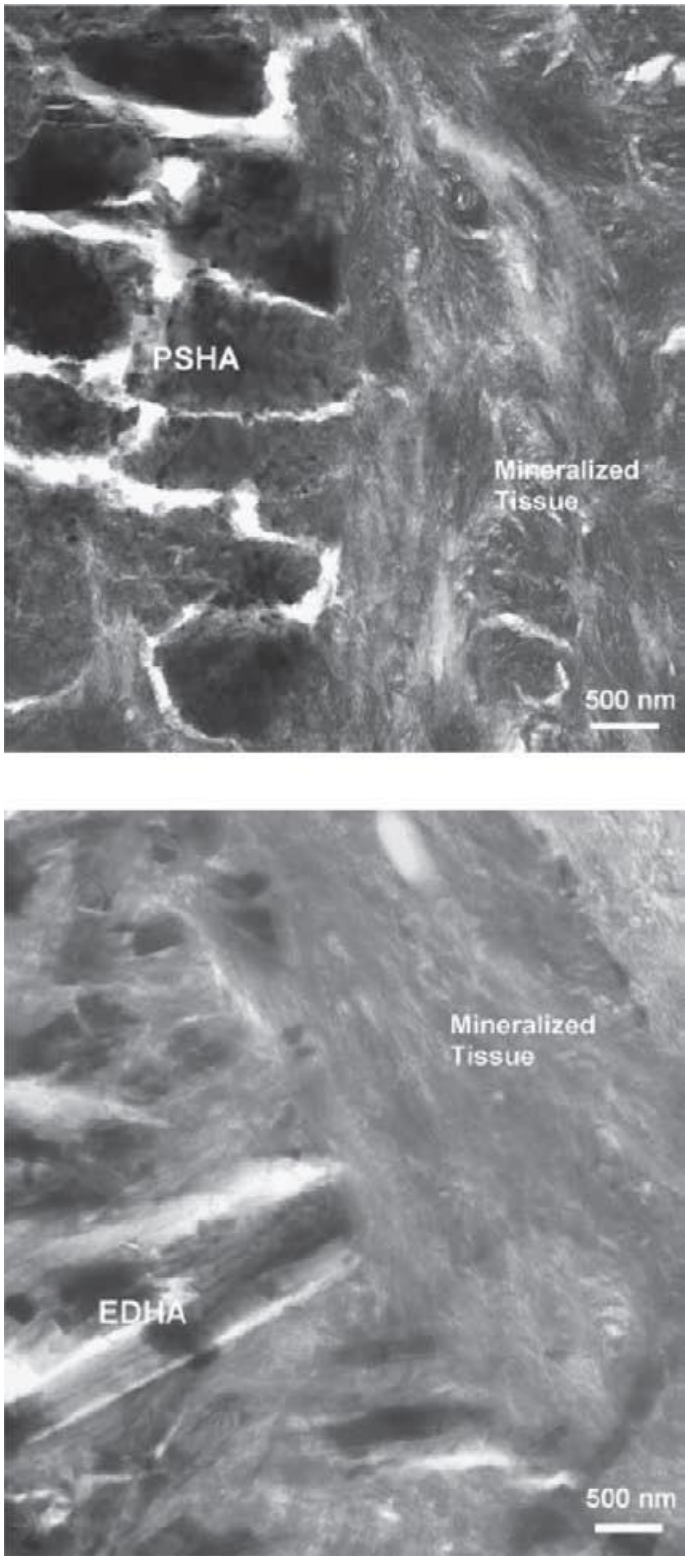


Figura 19.13. Micrografii TEM în secțiune transversală ale probelor de diferite materiale implantate timp de 14 zile la iepuri: (a) hidroxiapatită pulverizată cu plasmă (PSHA) și (b) acoperiri cu hidroxiapatită depusă electrochimic (EDHA); secţiunile subţiri au fost colorate cu acetat de uranil şi citrat de plumb [41].

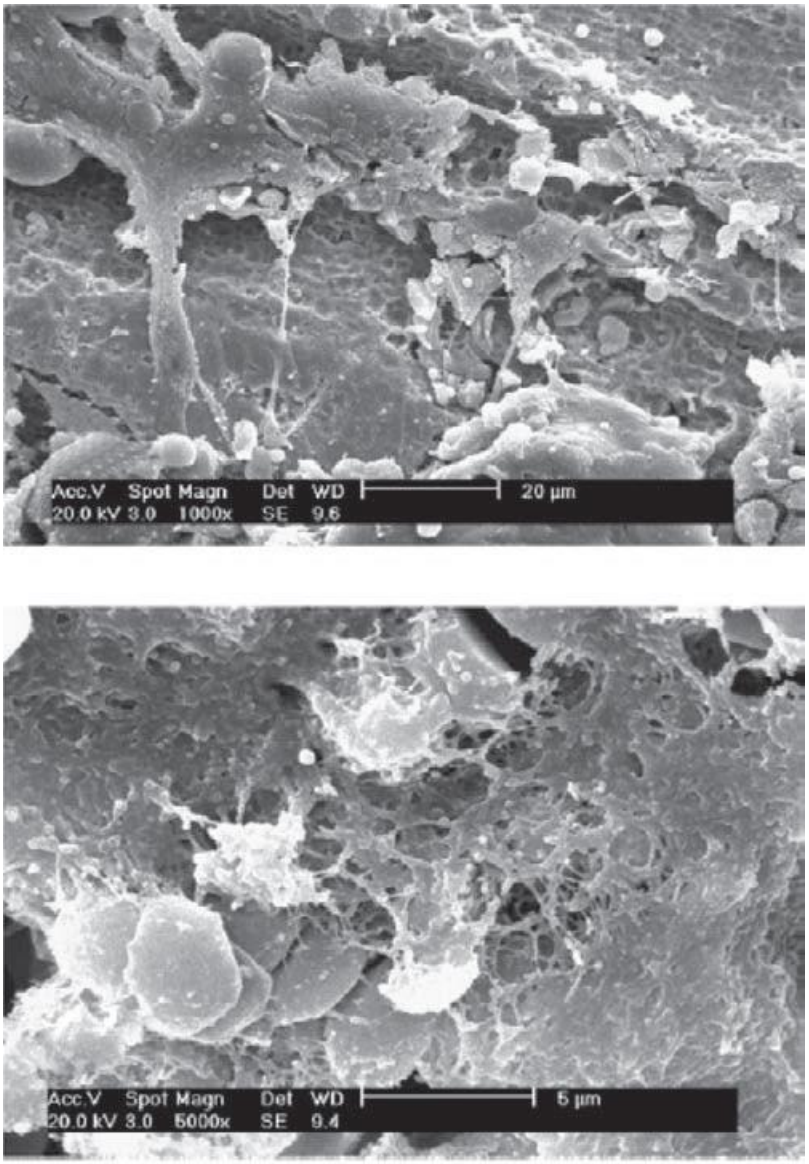


Figura 19.14. Morfologiile suprafeței implanturilor după 13 săptămâni de implantare: (a) o celulă puțin bombată și o rețea fibroasă de colagen pe implantul NiTi neacoperit; (b) un număr mare de celule osoase și structuri fibroase de colagen pe implant NiTi acoperit [42].

În munca lor, Chen et al. [42] au pregătit o suprafață bioactivă prin scufundarea unui aliaj cu memorie de formă în SBF. S-a constatat că un strat de HAp se poate forma cu ușurință pe suprafața aliajului NiTi după scufundarea timp de 48 de ore în SBF. Implanturile cilindrice de NiTi modificate la suprafață și primite au fost implantate în femuri de iepure. S-a raportat că o acoperire HAp poate facilita proliferarea rapidă a osteoblastelor. După 13 săptămâni de implantare, interfața dintre implantul acoperit și osul natural a evidențiat osteobonding. În schimb, interfața dintre implantul neacoperit și os are goluri, arătând o interfață os-implant slabă (Fig. 19.14). Într-o altă lucrare, Choubey și colab. [43] au raportat comportamentul tribologic, sub contacte de fretting, al aliajelor Co–Cr–Mo acoperite prin depunerea chimică în vapori a

carbonului asemănător diamantului (CVD-DLC). Ei au efectuat experimentele pe materiale acoperite în soluția de sare echilibrată a lui Hank pentru a evalua performanța in vitro în soluția SBF (fiziologică). În soluția SBF, aliajele Co-Cr-Mo acoperite cu DLC au prezentat un coeficient de frecare (COF) scăzut de 0,07-0,10, în timp ce un COF ridicat (0,4) a fost măsurat pentru Co-Cr-Mo neacoperit, în condiții de fretting identice. Mecanismul de uzură a fost guvernat în principal de uzura ușoară, fără o schimbare semnificativă a morfologiei suprafeței în materialul plat acoperit cu DLC. Rezultatele cercetării obținute au confirmat performanța tribologică superioară a acoperirilor DLC în comparație cu Co-Cr-Mo neacoperite aliaje. Într-un articol de recenzie, Hanawa [44] a raportat efectul eliberării de ioni metalici din implanturile metalice in vivo. Filmele de oxid, care s-au format pe suprafața materialelor metalice, au protejat suprafața de eliberarea de ioni. Concentrația scăzută de oxigen dizolvat, ioni anorganici, proteine și celule pot accelera eliberarea ionilor metalici. De asemenea, formarea și descompunerea, precum și timpul de regenerare a stratului de oxid de pe suprafața implantului metalic determină viteza de eliberare. În unele aplicații specifice, ionii și resturile sunt de asemenea eliberate din cauza unor acțiuni mecanice, cum ar fi uzura și fretarea. S-a ajuns la concluzia că există o șansă mică ca ionii metalici în combinație cu biomoleculele să poată provoca citotoxicitate, alergie și alte influențe biologice.

19.8.2. Biomateriale pe bază de sticlă-ceramică

Ceramica vitroasă este prelucrată folosind un tratament termic prelungit al sticlei la temperatură ridicată (peste temperatura de tranziție vitroasă, Tg). În funcție de condițiile de prelucrare, cantitatea de fază ceramică cristalină poate varia între 50 și 99 vol%. Din anul 2000, mai multe sisteme vitroceramice au fost cercetate pentru aplicațiile lor biomedicale, în special, restaurarea dentară. Se poate aminti aici că dinții umani acționează ca dispozitive mecanice în timpul proceselor masticatorii, iar materialul dentar este deteriorat sau uzat odată cu vârsta și, prin urmare, este necesară înlocuirea parțială sau totală a dinților umani cu un material biocompatibil adecvat.

Dintre diferitele compoziții vitro-ceramice, sticla 45S5, inventată de Hench și colaboratorii, este considerată cel mai bun material de sticlă bioactivă (BG) [45]. O compoziție tipică [46] este SiO_2, 46,1; P_2O_5, 2,6; CaO, 26,9; Na_20, 24,4. Un studiu realizat de Chevalier și colegii [47] a raportat cinetica de cristalizare a sticlei 45S5. Rezultatele indică faptul că sticla 45S5 suferă o serie de transformări structurale, ducând la formarea de cristale de $Na_2CaSi_2O_6$ la 610 °C. Cu toate acestea, proprietățile mecanice slabe și lipsa de prelucrabilitate rămân o preocupare majoră pentru sticla 45S5. Prin urmare, aceste materiale nu sunt potrivite pentru

aplicații stomatologice sau orice aplicații biomedicale care necesită o formă complexă. Pe lângă sticla 45S5, sticla de bază Bioverit®I are aplicații mai largi, inclusiv posibilitatea de a utiliza sticla de bază Bioverit II ca matrice pentru acoperirile compozite armate cu particule de Ti [48]. Acoperirile au fost fabricate printr-o metodă de pulverizare cu plasmă cu vid într-o singură etapă pe substraturi Ti–6Al–4V. Caracterizare mecanică a dezvăluit o bună aderență a acoperirilor la substrat și un efect de întărire al particulelor de Ti dispersate. Într-un alt studiu, compozitele din sticlă de bază Bioverit III și matrice vitroceramică cu armare cu particule de Ti au fost prelucrate folosind o metodă simplă de sinterizare fără presiune [49]. Procesul de sinterizare a fost optimizat cu atenție utilizând calorimetria cu scanare diferențială (DSC) și microscopia în etapă caldă. Creșterea celulelor fibroblaste pe suprafața compozitului cu matrice vitroceramică confirmă biocompatibilitatea acestora. Într-un sistem diferit, s-au raportat că au loc reacții complexe între titan și HAp în timpul sinterizării compozitelor Ti/HAp/BG [50]. Compozitele sinterizate fără presiune din matricea vitroceramică Bioverit III [51] cu zirconiu parțial stabilizat cu ytriu (Y- Armatura cu particule PSZ) a confirmat, de asemenea, efectul de întărire al particulelor Y-PSZ. În mod similar, compozitul Si_3N_4-biosticlă [52] foarte dens (>98% din densitatea relativă) are avantajul potențial al fiecărui constituent, adică rezistența ridicată la rupere a Si_3N_4 cu bioactivitatea unui biosticlă. Cea mai semnificativă caracteristică privind proprietățile mecanice ale acestui biocompozit este îmbunătățirea tenacității la rupere (4,4 MPa $m^{1/2}$) și a rezistenței la încovoiere (383± 47 MPa) față de sticla și vitroceramica utilizate în prezent pentru aplicații portante. da Rocha Barros et al. [53] au raportat răspunsul țesutului osos in vivo al unei alte canazite vitroceramice care conține fluor ($0,47K_2O$–$0,94Na_2O$–$1,42CaO$–$5,67SiO_2$–$1,5CaF_2$). HAp a fost folosit ca probă martor pentru acest experiment. În mod interesant, formula de canasite evaluată nu a fost osteoconductivă și sa raportat că se degradează în mediul biologic.

19.9. PERSPECTIVE

Ca o notă de încheiere, un rezumat al combinației de aspecte legate de prelucrare, precum și de proprietățile biologice fizice care trebuie luate în considerare la dezvoltarea materialelor analoge osoase este prezentat în Figura 19.15. Printre proprietățile fizice, modulul E, rezistența și duritatea sunt parametri importanți și astfel de proprietăți sunt determinate de microstructura materialelor procesate.

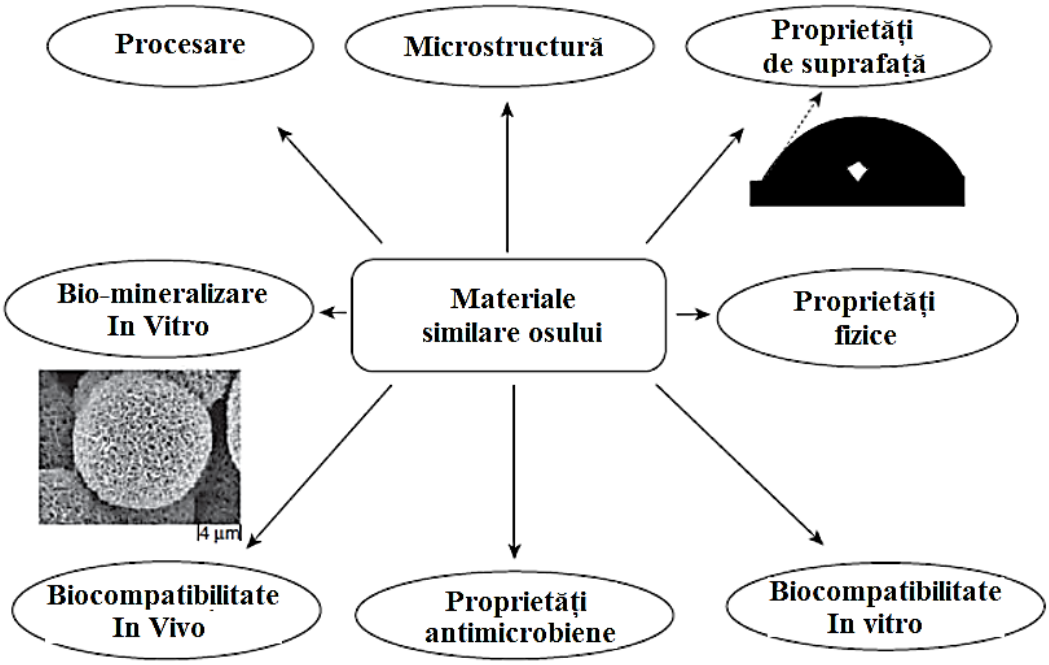


Figura 19.15. Ilustrare schematică a diferitelor aspecte care trebuie luate în considerare la dezvoltarea unui material de implant.

Printre proprietățile biologice, funcționalitatea celulară și procesele de soartă celulară, precum și proprietățile antimicrobiene și osteointegrarea in vivo sunt importante pentru aplicațiile de înlocuire a țesuturilor dure. Este imposibil să optimizați gama de proprietăți într-o compoziție unică de material. Acest lucru se datorează faptului că osul natural are o compoziție și proprietăți unice, iar multe materiale sintetice nu pot imita nici măcar îndeaproape structura și proprietățile osului natural. Prin urmare, o abordare sinergică pentru combinarea diferitelor proprietăți în materialele compozite proiectate este posibil singura soluție.

BIBLIOGRAFIE

[1] B. D. Ratner, A. S. Hoffman, F. J. Schoen and J. E. Lemons, *Biomaterials Science—An Introduction to Materials in Medicine*, 2nd ed. Academic Press, New York, 2004, 526.

[2] J. Black, *Orthopaedic Biomaterials: Research and Practice*, Churchill Livingstone, New York, 1988.

[3] D. F. Williams, *Consensus and Definitions in Biomaterials: Advances in Biomaterials*, Elsevier Publishers, Amsterdam, The Netherlands, 1988.

[4] M. S. Valiathan and V. K. Krishnan, *Biomaterial: An overview*, Natl. Med. J. Ind. 12(6) (1999), 270–274.

[5] D. F. Williams, *Definitions in Biomaterials*, Progress in Biomedical Engineering. Elsevier Publishers, Amsterdam, The Netherlands, 1987.

[6] D. F. Williams, *On the mechanisms of biocompatibility*, Biomaterials 29 (2008), 2941–2953.

[7] B. Basu, D. Katti and A. Kumar, *Advanced Biomaterials: Fundamentals*, Processing and Applications. John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, 2009.

[8] F. H. Silver and D. L. Christiansen, *Biomaterials Science and Biocompatibility*. Springer, London, 1999.

[9] M. Katsikogianni and Y. F. Missirlis, *Concise review of mechanisms of bacterial adhesion to biomaterials and of techniques used in estimating bacteria material interactions*, Eur. Cell Mater. 8 (2004), 37–57.

[10] Y. L. Ong, A. Razatos, G. Georgiou and M. M. Sharma, *Adhesion forces between E. coli bacteria and biomaterial surfaces*, Langmuir 15 (1999), 2719–2725.

[11] L. M. Schmidt, J. J. Delfino, J. F. Preston and G. St Laurent, *Biodegradation of low aqueous concentration pentachlorophenol (PCP) contaminated groundwater*, Chemosphere 38 (1999), 2897–2912.

[12] D. L. Hasty, I. Ofek, H. S. Courtney and R. J. Doyle, *Multiple adhesins of streptococci*, Infect. Immun. 60 (1992), 2147–2152.

[13] Y. H. An, R. J. Friedman, R. A. Draughn, E. Smith, C. Qi and J. F. John, *Staphylococci adhesion to orthopaedic biomaterials*, Trans. Soc. Biomater. 16 (1993), 148.

[14] B. Sugarman and D. Musher, *Adherence of bacteria to suture materials*, Proc. Soc. Exp. Biol. Med. 167 (1981), 156–160.

[15] A. G. Gristina, C. D. Hobgood and E. Barth, *Biomaterial specificity, molecular mechanisms, and clinical relevance of S. epidermidis and S. aureus infections in surgery, in Pathogenesis and Clinical Significance of Coagulase-Negative Staphylococci*, G. Pulverer, P. G. Quie, and G. Peters (Eds.). Gustav Fischer Verlag, Stuttgart, 1987, 143–157.

[16] L. W. Duran, J. A. Pietig and J. E. Driemeyer, *Prevention of microbial colonization on medical devices by photochemical immobilization of antimicrobial peptides*, Trans. Soc. Biomater. 16 (1993), 35.

[17] K. Merritt, J. W. Shafer and S. A. Brown, *Implant site infection rates with porous and dense materials*, J. Biomed. Mater. Res. 13 (1979), 101–108.

[18] E. W. McAllister, L. C. Carey, P. G. Brady, R. Heller and S. G. Kovacs, *The role of polymeric surface smoothness of biliary stents in bacterial adhesion, biofilm deposition, and stent occlusion*, Gastrointest. Endosc. 39 (1993), 422–425.

[19] A. S. Baker and L. W. Greenham, *Release of gentamicin from acrylic bone cement: Elution and diffusion studies*, J. Bone Joint Surg. 70 (1998), 1551–1557.

[20] A. H. Hogt, J. Dankert, J. A. de Vries and J. Feijen, *Adhesion of coagulase-negative staphylococci to biomaterials*, J. Gen. Microbiol. 129 (1983), 1959–1968.

[21] M. Fletcher and G. I. Loeb, *Influence of substratum characteristics on the attachment of a marine pseudomonad to solid surfaces*, Appl. Environ. Microbiol. 37 (1979), 67–72.

[22] N. Satou, J. Satou, H. Shintani and K. Okuda, *Adherence of streptococci to surface-modified glass*, J. Gen. Microbiol. 134 (1988), 1299–1305.

[23] H. J. Busscher, A. H. Weerkamp, H. C. van der Mei, A. W. J. van Pelt, H. P. de Jong and J. Arends, *Measurement of the surface free energy of bacterial cell surfaces and its relevance for adhesion*, Appl. Environ. Microbiol. 48 (1984), 980–983.

[24] C. Krekeler, H. Ziehr and J. Klein, *Physical methods for characterization of microbial cell surfaces*, Experientia 45 (1989), 1047–1054.

[25] J. Dankert, A. H. Hogt and J. Feijen, *Biomedical polymers: Bacterial adhesion, colonization, and infection*, CRC Crit. Rev. Biocompat. 2 (1986), 219–301.

[26] V. P. Harden and J. O. Harris, *The isoelectric point of bacterial cells*, J. Bacteriol. 65 (1953), 269–271.

[27] P. Kuusela, *Fibronectin binds to Staphylococcus aureus*, Nature 276 (1978), 718–720.

[28] P. Kuusela, T. Vartio, M. Vuento and E. B. Myhre, *Attachment of staphylococci and streptococci on fibronectin, fibronectin fragments, and fibrinogen bound to a solid phase*, Infect. Immunol. 50 (1985), 77–85.

[29] J. I. Flock, G. Fröman and K. Jönsson, *Cloning and expression of the gene for a fibronectin-binding protein from Staphylococcus aureus*, EMBO J. 6 (1987), 2351–2357.

[30] D. F. Mosher and R. A. Proctor, *Binding and factor XIII amediated cross-linking of a 27 kilodalton fragment of fibronectin to Staphylococcus aureus*, Science 209 (1980), 927–929.

[31] R. J. Gibbons and I. Etherden, *Comparative hydrophobicities of oral bacteria and their adherence to salivary pellicles*, Infect. Immunol. 41 (1983), 1190–1196.

[32] E. C. Reynolds and A. Wong, *Effect of adsorbed protein on hydroxyapatite zeta potential and Streptococcus mutans adherence*, Infect. Immunol. 39 (1983), 1285–1290.

[33] M. Herrmann, P. E. Vaudaux and D. Pittit, *Fibronectin, fibrinogen, and laminin act as mediators of adherence of clinical staphylococci isolates to foreign material*, J. Infect. Dis. 158 (1988), 693–701.

[34] E. Muller, S. Takeda, D. Goldmann and G. B. Pier, *Blood proteins do not promote adherence of coagulase-negative staphylococci to biomaterials*, Infect. Immunol. 59 (1991), 3323–3326.

[35] P. Brokke, J. Dankert, J. Carballo and J. Feijen, *Adherence of coagulase-negative staphylococci onto polyethylene catheters in vitro and in vivo: A study on the influence of various plasma proteins*, J. Biomater. Appl. 5 (1991), 204–226.

[36] Y. W. Gua, K. A. Khora and P. Cheang, *In vitro studies of plasma-sprayed hydroxyapatite/Ti-6Al-4V composite coatings in simulated body fluid (SBF)*, Biomaterials 24 (2003), 1603–1611.

[37] Y. PengLu, M. S. Li, S. T. Li, Z. G. Wang and R. F. Zhu, *Plasma sprayed hydroxyapatiteâ•¯+â•¯titania composite bond coat for hydroxyapatite coating on titanium substrate*, Biomaterials 25 (2004), 4393–4403.

[38] R. Godley, D. Starosvetsky and I. Gotman, *Bonelike apatite formation on niobium metal treated in aqueous NaOH*, J. Mater. Sci. Mater. Med. 15 (2004), 1073–1077.

[39] J. Pajamaki, S. Lindholm, O. Andersson, K. Karlsson, A. Yli-Urpo and R. R. Happonen, *Glass-ceramic-coated titanium hip endoprosthesis experimental study in rabbits*, Arch. Orthop. Trauma Surg. 114 (1995), 119–122.

[40] E. Munting, *The contributions and limitations of hydroxyapatite coatings to implant fixation: A histomorphometric study of load bearing implants in dogs*, Int. Orthop. (SICOT) 20 (1996), 1–6.

[41] H. Wang, N. Eliaz, Z. Xiang, H. P. Hsu, M. Spector and L. W. Hobbs, *Early bone apposition in vivo on plasma-sprayed and electrochemically deposited hydroxyapatite coatings on titanium alloy*, Biomaterials 27(23) (2006), 4192–4203.

[42] M. F. Chen, X. J. Yang, R. X. Hu, Z. D. Cui and H. C. Man, *Bioactive NiTi shape memory alloy used as bone bonding implants*, Mater. Sci. Eng. C 24 (2004), 497–502.

[43] A. Choubey, A. Dorner-Reisel and B. Basu, *Friction and wear behaviour of DLC coated biomaterials in simulated body fluid solution at fretting contacts*, Key Eng. Mater. 264–268(3) (2004), 2115–2118.

[44] T. Hanawa, *Metal ion release from metal implants*, Mater. Sci. Eng. C 24 (2004), 745–752.

[45] D. C. Clupper, J. E. Gough, P. M. Embanga, I. Notingher, L. L. Hench and M. M. Hall, *Bioactive evaluation of 45S5 bioactive glass fibres and preliminary study of human osteoblast attachment*, J. Mater. Sci. Mater. Med. 15(7) (2004), 803–808.

[46] K. D. Lobel and L. L. Hench, *In-vitro protein interactions with a bioactive gel-glass*, J. Sol-Gel Sci. Technol. 7 (1996), 69–76.

[47] L. Lefebvre, J. Chevalier, L. Gremillard, R. Zenati, G. Thollet, D. Bernache-Assolant and A. Govin, *Structural transformations of bioactive glass 45S5 with thermal treatments*, Acta Mater. 55 (2007), 3305–3313.

[48] E. VerneÂ, M. Ferraris, C. Jana and L. Paracchini, *Bioverit1 I base glass/Ti particulate biocomposite: "in situ" vacuum plasma spray deposition*, J. Eur. Ceram. Soc. 20 (2000), 473–479.

[49] E. VerneÂ, M. Ferraris and C. Jana, *Pressureless sintering of bioverit1 III/Ti particle biocomposites*, J. Eur. Ceram. Soc. 19 (1999), 2039–2047.

[50] C. Q. Ninga and Y. Zhoub, *On the microstructure of biocomposites sintered from Ti, HA and bioactive glass*, Biomaterials 25 (2004), 3379–3387.

[51] C. Fernandeza, E. Verne, J. Vogel and G. Carlb, *Optimisation of the synthesis of glass-ceramic matrix biocomposites by the "response surface methodology"*, J. Eur. Ceram. Soc. 23 (2003), 1031–1038.

[52] M. Amarala, M. A. Lopesb, R. F. Silva and J. D. Santos, *Densification route and mechanical properties of Si3N4–bioglass biocomposites*, Biomaterials 23 (2002), 857–862.

[53] V. M. da Rocha Barros, L. A. Salata, C. E. Sverzut, S. P. Xavier, R. van Noort, A. Johnson and P. V. Hatton, *In vivo bone tissue response to a canasite glass-ceramic*, Biomaterials 23 (2002), 2895–2900.

[54] N. Saha, *Development of hydroxyapatite-ZnO biocomposites with antimicrobial property. MTech thesis*, Indian Institute of Technology, Kanpur, India, May, 2010.

[55] S. Nath, *Development of novel calcium phosphate-mullite composites for orthopedic application*, PhD thesis, Indian Institute of Technology, Kanpur, India, September, 2008.

CAPITOLUL 20. COMPOZITE BIOCERAMICE PE BAZĂ DE FOSFAT DE CALCIU

În comunitatea biomaterialelor, hidroxiapatita (HAp) și alți fosfați de calciu (CaPs) sunt investigate pe scară largă pentru aplicații de înlocuire a țesuturilor dure, deoarece HAp are o proximitate chimică strânsă cu compoziția anorganică a osului natural și are proprietăți bune de biocompatibilitate. În ciuda acestor avantaje, trei limitări majore limitează utilizarea mai largă a HAp monolitic în aplicații biomedicale:

(1) fragilitate extremă (rezistență la fractură <1 MPa $m^{1/2}$), (2) absența proprietăților antimicrobiene și (3) contact limitat cu țesuturile gazdă. Prin urmare, dezvoltarea de noi compozite pe bază de HAp necesită îmbunătățiri ale proprietăților fizice (rezistență, tenacitate) fără a compromite aspectul de biocompatibilitate.

Din această perspectivă, acest capitol prezintă rezultatele obținute cu sistemele HAp-titan și HAp-mullit pentru a demonstra modul în care compoziția materialului poate fi optimizată pentru a îmbunătăți funcționalitatea celulară, îmbunătățind în același timp proprietățile fizice și mecanice. Rezultatele cercetării obținute cu sistemele HAp–Ag și HAp–ZnO sunt, de asemenea, discutate pentru a demonstra modul de optimizare a funcționalității celulare, îmbunătățind în același timp proprietățile antimicrobiene ale HAp. În cele din urmă, rezultatele experimentelor in vivo la iepuri sunt prezentate pentru a ilustra histocompatibilitatea bună a compozitelor CaP-mullit nou dezvoltate.

20.1. INTRODUCERE

În căutarea unui material ideal de înlocuire a osului, s-au investit eforturi semnificative în dezvoltarea compozitelor în vrac pe bază de HAp sau CaP, cu diverse armături [1]. Din perspectiva aplicațiilor biologice, compozitele pe bază de HAp sunt o alegere rezonabilă pentru înlocuirea țesuturilor dure, în comparație cu ceramica bioinertă, metalele sau aliajele metalice. Deoarece osul natural este un compozit hibrid de diferite minerale și compuși organici [2], o abordare nouă ar trebui să conducă în mod ideal la dezvoltarea unui material compozit multifuncțional, în care fiecare element va îndeplini o funcție diferită. Deoarece HAp este componenta anorganică majoră a osului natural, prezența HAp face compozitul bioactiv. Cu toate acestea, CaP-urile și ochelarii bioactivi (BG) sunt în mod inerent fragili, afectând utilizarea lor în aplicații portante și îngreunând manipularea de către chirurg. O abordare mai bună pentru a obține înlocuitori de oase mai puțin fragile este utilizarea materialelor intrinsec mai dure, de exemplu, compozite ceramică-polimer. Cu toate acestea, ceramica pe bază de CaP,

printre diferitele bioceramice, este investigată pe scară largă pentru aplicații biomedicale, în special pentru înlocuirea țesuturilor dure, datorită biocompatibilității lor acceptabile [3–5] - deoarece osul natural conține HAp ca fază minerală primară. Amintiți-vă că este foarte de dorit ca materialele pentru ingineria țesutului osos să aibă o combinație de proprietăți, inclusiv osteoinductive (capate de a promova diferențierea celulelor progenitoare pe o descendență osteoblastică), osteoconductoare (capabile să susțină creșterea osoasă și să încurajeze creșterea în interior a osului înconjurător) și proprietățile de osteointegrare (capabil să se integreze în osul din jur).

În proiectarea materialelor pe bază de HAp pentru a depăși diferitele limitări, o serie de grupuri de cercetare au făcut mai multe încercări de a încorpora metale [6], ceramică [7–9] și polimeri [10]. În mod ideal, orice încercare de a îmbunătăți proprietățile fizice (rezistența la fractură, rezistență) sau pentru a induce efect bactericid nu ar trebui să compromită funcționalitatea celulară în ceea ce privește viabilitatea celulară, osteoinducția sau proprietățile de mineralizare osoasă. Prin urmare, îmbunătățirea proprietăților fizice fără a compromite biocompatibilitatea necesită utilizarea unei cantități optime de armătură, precum și adaptarea parametrilor de procesare. Rețineți că condițiile de procesare influențează combinația fazelor de HAp și fosfat tricalcic (TCP) într-un compozit, precum și interacțiunile termochimice ale fazelor CaP cu armare. Acest aspect trebuie urmărit ținând cont de faptul că biocompatibilitatea generală nu este compromisă. În acest context, o parte importantă a cercetării pentru dezvoltarea de noi materiale biocompatibile implică și caracterizarea proprietăților in vitro ale biomaterialelor, în condiții controlate științific. De exemplu, metodele de testare a culturilor de țesuturi sunt utilizate ca teste de screening acute pentru testarea biocompatibilității materialelor [11, 12].

Cu toate acestea, HAp are problema proprietăților slabe de biodegradare, care împiedică creșterea naturală a oaselor pentru perioade îndelungate. De asemenea, rezistența sa scăzută și duritatea la rupere au redus domeniul de aplicații posibile doar la acelea în care implantul va fi supus la solicitări scăzute. Pentru a depăși diversele limitări ale HAp [13-16], cercetătorii au folosit amestecuri de materiale HAp-TCP împreună cu armarea în a doua fază pentru a realiza compozite cu proprietăți dezirabile. Într-un studiu asupra ceramicii HAp-TCP, MgO a fost utilizat ca aditiv de sinterizare; testele de cultură celulară in vitro pe aceste compozite folosind fibroblaste L929 au confirmat o bună biocompatibilitate și proprietăți bune de biodegradare [17]. Într-un alt studiu, adăugarea de HAp la nanocompozite cu zirconiu-alumină a crescut semnificativ biocompatibilitatea acestora, așa cum este evident din rezultatele testelor in vitro. folosind celule osteoblastice MG63 [18]. În unele cazuri, compozitele pe bază de HAp

au prezentat o biocompatibilitate mai bună in vitro decât HAp pur. De exemplu, Boanini et al. [19] au studiat soarta celulelor de tip osteoblast pe nanocompozite de HAp cu acid aspartic și acid glutamic. Rezultatele lor au arătat că nanocompozitele pe bază de HAp ar putea prezenta o proliferare celulară mai bună, activitate de fosfatază alcalină (ALP) și expresie a genei osteocalcinei (OC) decât HAp pur. Într-un studiu diferit, răspunsul celulelor osteoblastice la o peliculă subțire de cristale de apatită de fosfat de calciu slab cristalin a fost investigat in vitro. Celulele osteoblastice au prezentat activitate celulară ridicată, cum ar fi aderența și proliferarea. De fapt, celulele formatoare de oase s-au atașat mai rapid la filmul subțire de apatită decât la vasele de control [20]. Studiile efectuate pe trei pahare sol-gel bioactive atât cu cât și fără un strat de hidroxicarbonat apatită (HCA) au confirmat că formarea stratului de HCA a îmbunătățit atașarea celulelor la suprafață [21]. Într-un studiu de evaluare a biocompatibilității in vitro a acoperirilor HAp fluorurate, Wang și colab. [22] au testat răspunsul celulelor osteoblastice folosind linii celulare MG63; în timp ce au evaluat biocompatibilitatea in vitro a unor astfel de compozite, au analizat morfologia celulară, proliferarea și diferențierea (activitatea ALP și expresia genei OC). Shu et al. [23] au raportat rolul HAp asupra diferențierii și creșterii celulelor osteoblastice MC3T3-E1, confirmând că HAp îmbunătățește diferențierea osteoblastelor. În contrast, Alliot-Licht și colab. [24] au demonstrat că, datorită fagocitozei particulelor de HAp, celulele osteoblastice au prezentat o creștere celulară redusă și activitate ALP. Într-un alt studiu, Ogata și colab. [25] au comparat răspunsurile osteoblastelor la HAp cu compozite HAp/fosfat de calciu solubil (SCaP). Rezultatele lor au arătat că compozitele HAp/SCaP ar putea prezenta o capacitate mai mare în osteogeneză decât HAp, prin creșterea sintezei de colagen și calcificarea matricei extracelulare.

20.2. CERAMICE BIOINERTE

În cele ce urmează, sunt prezentate pe scurt materialele bioinerte și domeniile lor de aplicare. Utilizarea fibrelor de carbon și de sticlă inertă, având în vedere proprietățile lor anizotrope tipice, au câteva aplicații importante [26]. Aceste fibre de inginerie pot fi folosite ca întăriri în dispozitivele ortopedice, cum ar fi tulpini femurale de șold, proteze de genunchi și plăci de fixare a fracturilor. De asemenea, compozitele pe bază de carbon, folosite pentru articularea suprafețelor, au tendința de a provoca probleme inflamatorii din cauza pierderii particulelor de carbon [27].

O potențială ceramică bioinertă, alumina (Al_2O_3), a prezentat performanțe bune in vivo, deși rezistența sa scăzută la rupere (3–4 MPa $m^{1/2}$) limitează de obicei utilizarea sa în

aplicații solicitante. În acest sens, ceramica cu zirconiu tetragonal (t-ZrO_2) (8–11 MPa $m^{1/2}$) are o margine peste alumină. Sunt urmărite diferite încercări de întărire a Al_2O_3 prin adăugarea de zirconiu monoclinic (m-ZrO_2), ZrO_2 parțial stabilizat (PSZ) și așa mai departe, ducând la dezvoltarea aluminei întărite cu zirconiu (ZTA) [28]. Sa raportat că ZTA dens are o tenacitate [29] și rezistență la uzură [30, 31] considerabil mai bună decât alumina monolitică. Deși materialele compozite ceramice pot fi utilizate potențial în aplicații ortopedice portante, foarte puține materiale au fost testate clinic până acum. Într-un studiu important, Hayashi et al. [32] au investigat răspunsul in vivo al ceramicii bioinerte, cum ar fi ceramica de alumină (99,5% pur Al_2O_3), ceramica de zirconiu (5% în greutate ZrO_2 stabilizat cu ytria) și oțelul inoxidabil SUS316L (Fe, 65% Cr, 18%, Ni, 13%, MO, 2%, Mn, 2%). Rezultatele in vivo au fost comparate cu cele ale HAp sinterizat dens. S-a ajuns la concluzia că ceramica bioinertă nu este ideală ca materiale pentru lipirea oaselor, ci ca materiale pentru suprafețele articulare. Colon și colab. [33] au raportat funcția osteoblastelor și a Staphylococcus epidermidis pe bioceramica inertă ZnO și TiO_2 în nanofază. Din rezultatele lor a fost evident că nanofaza ZnO și TiO_2 au scăzut aderența S. epidermidis și au crescut aderența osteoblastului în comparație cu materialele macrofazice.

Lucrări mai recente [34, 35] asupra zirconiei dopate cu Ca și Mg au indicat că ceramica PSZ dopată cu oxid de calciu (CaO) 8% poseda 97,5% din densitatea teoretică (ρ_{th}) și 16 moli% ceramică cu zirconiu complet stabilizat (FSZ) dopată cu CaO poseda doar 91,6% ρ_{th}, în timp ce mai mult de 95% ρth atât în Mg-PSZ cât și în Mg-FSZ ar putea fi obținute, când toate sunt sinterizate la microunde (MW) la 1585 °C timp de 1 oră. Microstructura ceramicii Ca-PSZ prezintă o distribuție bimodală a mărimii granulelor a granulelor mai grosiere de m-ZrO_2 încorporate într-o matrice cubică. Microstructura optimizată a ambelor probe de Mg-PSZ și Mg-FSZ a dezvăluit prezența granulelor mai grosiere cu dimensiunea în intervalul 5-10 μm. Este important că microstructura obținută a fost superioară în comparație cu calea convențională de densificare, care are ca rezultat în mod normal dimensiuni ale granulelor de 20-50 μm. Analiza de difracție cu raze X (XRD) a confirmat prezența fazei predominant de zirconiu cubic (c-ZrO_2) în Ca-FSZ sinterizat MW, în timp ce m-ZrO_2 a fost o fază predominantă în probele de Mg-PSZ. Ceramica optimizată Ca-PSZ și Ca-FSZ a prezentat o duritate Vickers de aproximativ 10 și, respectiv, 9 GPa, în timp ce duritatea a fost înregistrată ca 6 MPa m0,5 pentru Ca-PSZ. În mod similar, ceramica Mg-PSZ, MW sinterizată la 1585°C, poseda o combinație bună de duritate (10,6 GPa) și duritate la rupere (6,8 MPa $m^{0,5}$).

20.3. BIOMATERIALE PE BAZĂ DE FOSFAT DE CALCIU

După cum sa menționat mai devreme, HAp, alte CaP și compozitele lor sunt materiale potențiale pentru implanturi, în special pentru aplicațiile de înlocuire a țesuturilor dure [36]. Cel mai popular material bioactiv CaP este HA sau HAp (cu compoziție chimică $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$), care are o compoziție minerală asemănătoare cu cea a oaselor și a dinților naturali. În Figura 20.1, este prezentată regiunea de stabilitate a HAp în sistemul ternar $CaO–P_2O_5–H_2O$. O serie de compuși cu raport variabil Ca/P, aparținând familiei CaP, sunt relevanți pentru aplicațiile biomedicale. Acești compuși CaP sunt fosfat octacalcic (OCP, Ca/P=1,33), TCP (Ca/P=1,5), HAp (Ca/P=1,67) și fosfat tetracalcic (TTCP, Ca/P=2). De asemenea, un raport Ca/P mai mic de 1,0 nu este important din punct de vedere biomedical. Deși TCP și HAp sunt fazele raportate frecvent, formarea in vitro sau in vivo a OCP sau a altor faze este, de asemenea, raportată într-o măsură limitată [37, 38]. TCP există în două polimorfe: α-TCP și β-TCP. Dintre acestea două, α-TCP se formează la temperatură ridicată. Este important de remarcat aici că o serie de rapoarte din literatură subliniază faptul că HAp nestoichiometrică promovează o mai bună osteoconducție [39].

Până în prezent, au fost urmărite mai multe încercări de a dezvolta compozite bioceramice pe bază de HAp în diferite sisteme, inclusiv compozite HAp–alumină, HAp–zirconiu, HAp–biosticlă, HAp–HAp-whisker (HAp_w) și compozite $HAp–TiO_2$ [7, 8, 40, 41]. În cele mai multe cazuri, apar două fenomene comune majore: (1) disocierea HAp la TCP (α/β) și (2) reacții interfațiale între HAp și armătura ceramică (de exemplu, $CaZrO_3$ în cazul $HAp–ZrO_2$ [42]). Pe lângă armăturile ceramice, s-au făcut încercări limitate de a utiliza armături metalice, cum ar fi titanul, pentru a fabrica biocompozite. Atât Ti, cât și TiO_2 sunt biocompatibile și pot fi utilizate ca fază de armare în compozitele pe bază de CaP. O problemă comună în utilizarea Ti este oxidare la temperaturi de sinterizare, formând TiO_2 și alți produși de oxid. De asemenea, s-a raportat că disocierea HAp de alte faze CaP (în principal TCP) are loc la temperaturi mai mari de 900 °C, în funcție de deficitul de calciu [43].

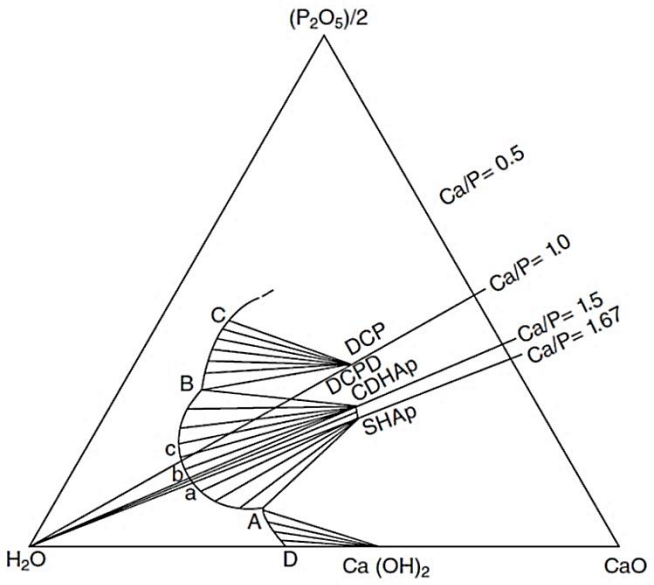


Figura 20.1. Diagrama de fază ternară a sistemului ternar $CaO–P_2O_5–H_2O$ care arată regiunea de stabilitate a diferitelor faze CaP împreună cu hidroxiapatită [92]. SHAp, hidroxiapatită stoichiometrică; DCP, fosfat dicalcic; DCPD, fosfat dicalcic dihidrat; CDHAp, hidroxiapatită cu deficit de calciu.

Au fost făcute, de asemenea, diverse încercări de a evalua experimental citocompatibilitatea materialelor pe bază de CaP. De exemplu, Suzuki et al. [44] au raportat că proteina serică adsorbită pe suprafața ceramicii TCP-Ap este eficientă în prevenirea rupturii celulare prin funcționarea ca strat intermediar. Chen și colab. [45] au raportat mecanismul de legare osoasă a HAp cristalin in vivo. Inițial, pe suprafața implantului HAp s-a format un strat de HAp amorf. După 3 luni, între implantul sintetic și țesutul osos natural sa format un strat de apatită asemănător osului. După 6 luni, s-a constatat că contactul direct os-implant HAp a fost stabilit și fibra de colagen a intrat în interiorul implantului. Ca rezultat, regiunea de interfață a prezentat o rezistență mecanică bună cu noua apoziție osoasă.

În compozitele presate la cald HAp–ZrO_2, zirconia [46] nu a facilitat descompunerea matricei HAp. Într-un alt studiu, s-a raportat că compozitele HAp/Al_2O_3 cu structură unică gradată funcțional pot fi fabricate prin tehnica de compactare sub apă prin șoc fără utilizarea vreunui ajutor de sinterizare [47]. Hill și Clifford au descoperit că HAp se descompune la 950 °C[48] și, în consecință, experimentele de sinterizare au fost efectuate folosind fluorohidroxiapatită (FHA), în timp ce s-a înlocuit HAp. S-a descoperit că FHA cu 40% ZrO_2 poate fi sinterizat la 1400 °C[49] fără disociere. Important este că biocompatibilitatea FHA este comparabilă cu cea a HAp pur.

Un alt studiu [18] a raportat formarea fosfatului de calciu bifazic (BCP) în nanocompozite HA–ZrO_2–Al_2O_3, atunci când sunt presate la cald la 1400 °C. În ultimele două decenii, ceramica

BCP a atras o atenție mai largă ca substitut ideal al osului datorită degradabilității lor controlate [50]. Se poate aminti aici că orice compozit cu proprietăți fizice și de biocompatibilitate superioare ar fi materialul de alegere în viitorul apropiat. Un raport a indicat că este posibil să se modifice raportul HAp/TCP pentru a forma BCP-uri cu proprietățile dorite [50]. Într-un studiu anterior, sa raportat că adăugarea de sticlă fosfatată de 10% în greutate la un compozit HAp a condus la disocierea parțială a HAp la TCP [51]. Odată cu variația cantității de sticlă adăugată, resorbția TCP poate fi controlată. Suchanek și colegii [52] au observat că duritatea HAp–HApw (adăugare 10%) ar putea fi crescută la 1,1 MPa $m^{0,5}$ în condiții optime de procesare (presare la cald la 1000–1100 °C).

Xin și colab. [53] au investigat capacitatea de biomineralizare a câtorva solide poroase sinterizate bioceramice, inclusiv biosticlă, sticlă-ceramică, HAp, α-TCP și β-TCP atât în condiții de fluid corporal simulat (SBF) in vitro, cât și în mediu fiziologic in vivo. Prezența fosfatului octacalcic a fost observată în toate suprafețele bioceramice investigate, cu excepția uneia (β-TCP), in vitro și in vivo. O concluzie importantă a fost că formarea CaP pe suprafețele bioceramice este mai dificilă in vivo decât in vitro. Într-un studiu interesant, Dong și colab. [54] au sondat formarea osoasă a unui compozit osteoblast/HAp poros in vivo. Folosind observațiile microscopiei electronice cu scanare (SEM) (Fig. 20.2), matricea extracelulară colagenă mineralizată, precum și osteoblastul activ au fost confirmate pe compozit pe bază de HAp după 2 săptămâni de implantare. S-a ajuns la concluzia că aplicarea sistemului de joasă presiune la subcultivarea celulelor osoase pe blocuri poroase HAp poate crește formarea de țesut osos in vivo.

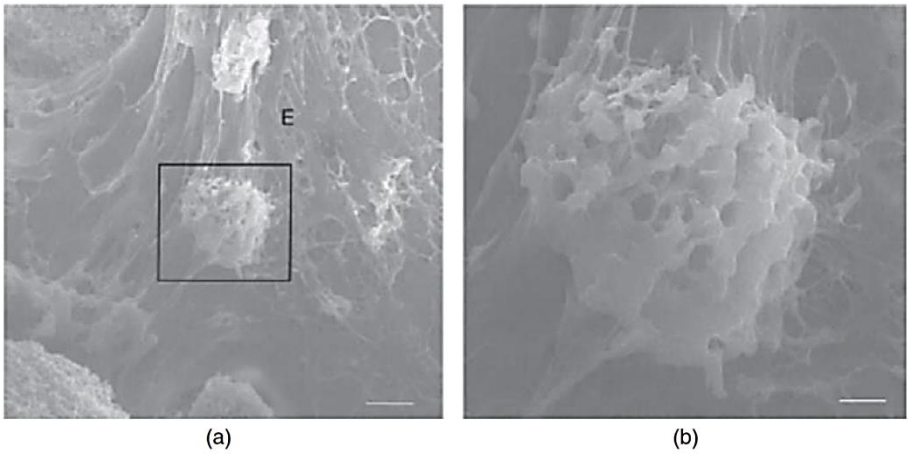


Figura 20.2. Imagini SEM ale secțiunilor transversale ale compozitelor osteoblast-HAp după două săptămâni de implantare: (A) Suprafața porilor este acoperită de celule rotunde, precum și de matrice extracelulară colagenă; E indică matricea extracelulară colagenă; bara=37,5 mm. (B) Mărire mai mare a zonei dreptunghiulare mari în (A). O celulă rotundă, care pare a fi un osteoblast activ, poate fi văzută pe suprafața HAp; bar=5 μm [54].

Gatti și colab. [55] au comparat comportamentul de creștere a osului la implantarea granulelor de HAp și TCP. Ei au descoperit că granulele TCP au indus creșterea totală a osului după 4 luni de implantare, în timp ce granulele HAp nu au putut induce niciun os nou chiar și după 12 luni de implantare. Balcik și colab. [56] au efectuat un studiu cu greutate al ceramicii poroase HAp/TCP (60/40), implantate ca fixare intramedulară în defecte osoase segmentare în osul de iepure. Ei au raportat că aceste ceramice sunt limitate în capacitatea lor de a trata defectele osoase segmentare portante, dar nu au eșuat în stadiile incipiente ale implantării. S-a sugerat că ar trebui utilizată o fixare internă suplimentară atunci când este necesară mobilizarea imediată și suportarea sarcinii. Fini et al. [57] au raportat efectul câmpurilor electromagnetice pulsate (PEMF) asupra osteointegrării implanturilor HAp în osul spongios. Ei au descoperit că PEMF-urile ar putea îmbunătăți osteointegrarea precoce a HAp în osul trabecular al iepurilor sănătoși. Histocompatibilitatea mai rapidă a fost asociată cu un grad mai mare de mineralizare și maturare osoasă, care a fost menținută în perioadele de 6 și 3 săptămâni de nestimulare.

Se știe că microstructura joacă un rol important în determinarea proprietăților mecanice; prin urmare, a fost efectuat un studiu pentru a evalua influența microstructurală asupra materialului implantat in vivo. Okuda et al. [58] au raportat efectul microstructurii β-TCP asupra metabolismului neobonului. Comparând particulele în formă de tijă și particulele globulare, s-a susținut că β-TCP în formă de tijă poate stimula activitatea osteoblastică. Au existat unele rapoarte, în mare parte din cercetările lui Webster și colab. [59], că prezența unei zone crescute de graniță promovează aderența celulelor osteoblastice. Tsai et al. [60] au efectuat un studiu pentru a investiga comportamentul de bioresorbție al cimentului CaP derivat din TTCP implantat în femurul de iepure. Rezultatele lor au indicat că cimentul CaP nu a evocat răspuns inflamator, necroză sau încapsulare fibroasă în țesuturile osoase din jur. După 24 de săptămâni de implantare, toate materialele de ciment CaP investigate au fost resorbite. Similar cu TTCP, TCP a fost, de asemenea, raportat a fi un material biocompatibil foarte util pentru aplicațiile de înlocuire osoasă [61]. În secțiunea următoare, rezultatele cercetării obținute cu unele sisteme reprezentative de biomateriale sunt rezumate.

20.4. COMPOZITE FOSFAT DE CALCI-MULIT

Din discuția anterioară, este evident că HAp, TCP și alte faze CaP sunt bioactive. Preocuparea majoră în adăugarea unei a doua faze la o matrice HAp este că biocompatibilitatea acesteia poate fi foarte afectată. $2SiO_2$) compozite [9] sunt în curs de dezvoltare. Se știe că

mulitul este o soluție solidă de alumină (Al_2O_3) și silice (SiO_2). Formula chimică pentru soluția solidă de mulit este $Al_{(4+2x)}Si_{(2-2x)}O_{(10-x)}$, unde x=0,17–0,59. În rezultatele experimentale prezentate mai târziu în această secțiune, formula pentru ceramica mulită este luată ca $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$. Mullitul este inert din punct de vedere chimic și utilizat în principal ca material refractar în cuptoarele cu temperatură înaltă [70]. De asemenea, mulitul are o densitate mai mică (~3,05 g/cm^3) decât Al_2O_3 (~3,95 g/cm^3) și ZrO_2 (~6,1 g/cm3). Are o combinație bună de proprietăți mecanice, cum ar fi duritate mai mare (~15 GPa), modul elastic mai mare (~240 GPa) și tenacitate moderată la rupere (~3 MPa m ^{0,5}) [71]. În ceea ce privește procesarea, pulberea de HAp poate fi sintetizată folosind substanțe chimice disponibile comercial, cum ar fi CaO și acid fosforic (H_3PO_4), urmând o cale suspensie-precipitare bine stabilită [72, 73]. Pentru a obține o combinație mai bună de proprietăți fizice, cantități diferite de mulit (10-30% în greutate) au fost amestecate cu HAp și pulberile au fost sinterizate în mod convențional. Sinterizarea peletelor compozite a fost efectuată la 1350 °C timp de 2 ore, în timp ce sinterizarea HAp pur a fost efectuată la 1200 °C timp de 2 ore, ambele într-un cuptor de sinterizare convențional fără presiune.

Un studiu din 2010 [74] a demonstrat că compozitele HAp-mullit cu o densitate teoretică mai mare de 90% pot fi obținute folosind sinterizarea fără presiune la 1300–1350 °C. Combinând rezultatele XRD, microscopiei electronice cu transmisie (TEM) și dilatometriei, s-a ajuns la concluzia că densificarea compozitelor CaP-mullit are loc inițial prin sinterizare în stare solidă până la o temperatură de 1150 °C, urmată de sinterizarea în fază lichidă la temperatură mai mare. În microstructurile sinterizate au putut fi observate prezența acelor de mulit și microporozitatea reziduală (vezi Fig. 20.3). Pe baza analizei atente a cineticii contracției, s-a confirmat că trebuie adăugată o cantitate optimă de mulit pentru a permite sinterizarea în fază lichidă a compozitelor. O concluzie importantă a fost că disocierea HAp la TCP depinde atât de conținutul de mulit, cât și de temperatura de sinterizare. De exemplu, compozitele cu conținut mai mare de mulit sunt mai sensibile la disociere la β- și α-TCP.

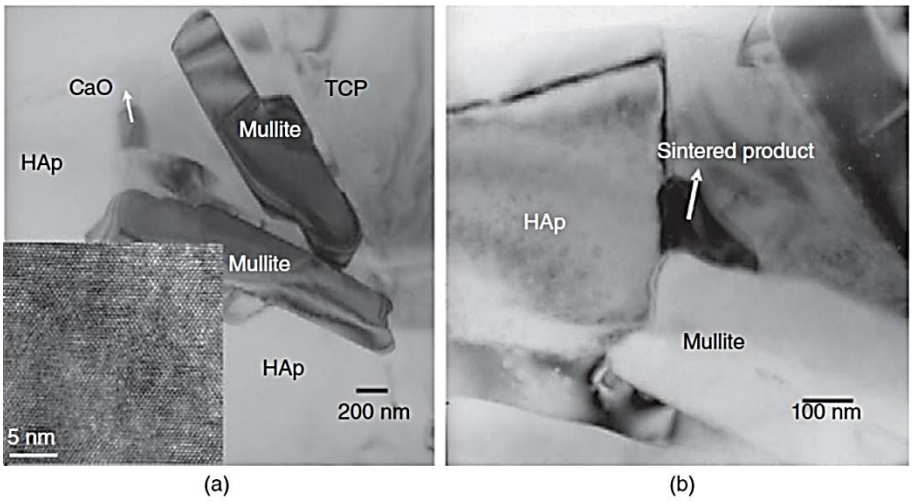


Figura 20.3. (a) Micrografia TEM cu mărire redusă a HAp–(10% în greutate) mulit sinterizat la 1350 °C arată ace tipice de mulit împreună cu faza HAp. (b) Imagine cu mărire mai mare care arată prezența produsului sinterizat la interfața mullit–Hap [9]

20.4.1. Proprietăți mecanice

Un raport detaliat asupra proprietăților mecanice ale sistemului CaP-mullit este prezentat într-o lucrare din 2010 [75]. Valorile modulului elastic al compozitelor sinterizate măsurate prin excitație de impuls și o tehnică de indentare instrumentată arată rezultate comparabile. Valorile modulului elastic al compozitelor sinterizate CaP-mullit au fost în intervalul 60-80 GPa. Toate compozitele au prezentat valori de duritate mai mici decât HAp monolitic (~6 GPa) și a fost înregistrat și efectul mărimii indentării. Duritatea măsurată cu încărcare de indentare de 5-N, folosind o metodă de indentare instrumentată, a compozitelor CaP cu conținut de mulită de 20–30% în greutate se află în intervalul 4–5 GPa (Fig. 20.4). Au fost înregistrate, de asemenea, valori mai mici de duritate (~3,5 GPa) folosind indentarea Vickers la o sarcină de 10 kg. Răspunsul de nanoindentare al compozitelor CaP-mullit a fost raportat într-o lucrare din 2009 [76]. Analiza critică a măsurătorilor instrumentate de indentare relevă că duritatea, estimată utilizând munca totală efectuată (suma recuperării elastice și a lucrului plastic), urmărește îndeaproape valorile durității obținute prin metoda de penetrare în adâncime (Oliver și Pharr). Tenacitatea la rupere măsurată prin metoda grinzii în V cu o singură muchie (SEVNB) oferă o estimare mai mică decât metoda de fisurare prin indentație, iar tenacitatea maximă de 1,5 MPa $m^{0,5}$ a fost înregistrată pentru compozite cu 20-30% în greutate adaos de mulit. Important este că aceste valori de duritate sunt de 2,5 ori mai mari decât pentru HAp monolitic pur. S-a sugerat că prezența acelor de mullit în formă de mustăți în compozitele sinterizate este responsabilă pentru o rezistență mai bună. Rezistența la compresiune a

compozitelor CaP (până la 350 MPa) cu adăugare de mulită de 30% în greutate este de departe mai bună decât HAp pur.

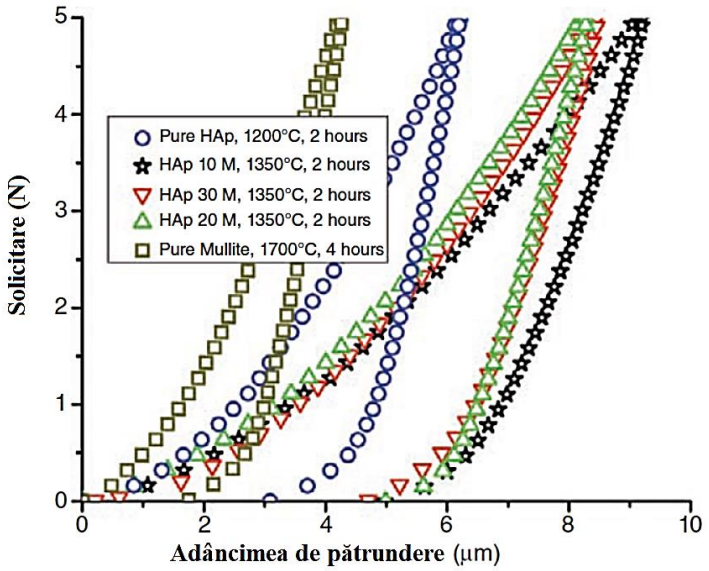


Figura 20.4. Răspunsul instrumentat de indentare al compozitelor CaP-mullit. Pentru comparație, sunt prezentate și răspunsul HAp monolitic și al mulitei [76]

Rezistența la încovoiere în trei puncte de 70~80 MPa a fost măsurată pentru compozitele CaP–(20% în greutate mullit) și CaP–(30% în greutate).

20.4.2. Biocompatibilitate (in vitro și in vivo)

A fost raportată evaluarea in vitro a biocompatibilității folosind teste biochimice multiple pentru o serie de compozite CaP-mullit (până la 30% în greutate) folosind linii celulare MG63 asemănătoare osteoblastelor umane și fibroblast de șoarece L929 [77]. Observația a fost că CaP- ca sinterizat. Compozitele de mullit care conțin cantități mai mari de β-TCP pot fi utilizate ca substraturi adecvate pentru atașarea celulară și proliferarea liniei celulare osoase umane funcționale (MG63 asemănător osteoblastului) și a celulelor fibroblaste de șoarece L929 in vitro (vezi Fig. 20.5). În ceea ce privește citotoxicitatea, rezultatele testelor MTT cu fibroblaste și celule asemănătoare osteoblastelor nu au indicat nicio variație semnificativă statistic în ceea ce privește numărul de celule active metabolic pentru compozitele care conțin mulit în comparație cu HAp pur. Este important, rezultatele atât ale testului fosfatazei alcaline, cât și ale osteocalcinei demonstrează că compozitele pe bază de BCP cu substraturi de mulită 20% sau 30% au capacitatea de a susține o osteoconducție mai bună decât ceramica HA monolitică de bază. Prezența predominantă a fazei β-TCP în compozitele BCP-mullit are ca

rezultat o bună funcție osteoblastică și o expresie fenotipică. Pe baza tuturor analizelor biomedicale in vitro, biocompozitele CaP care conțin 20 sau 30% mulit pot fi considerate materiale analoge osoase.

Într-un studiu separat [78], pe baza analizei calitative a observațiilor histologice, radiografice, SEM și microscopiei cu forță atomică (AFM) ale interfeței os-implant după un studiu de implantare pe termen scurt (până la 12 săptămâni) la iepuri, a fost a concluzionat că biocompozitul CaP-mullit investigat ar putea prezenta o concordanță model în depunerea de neobon, care pare să se remodeleze în perioada de supraviețuire. Este evident că, deși formarea osoasă nouă este prezentă în jurul HAp-mullit la 12 săptămâni (Fig. 20.6), foarte puține zone de interfață directă material-os au fost observate în comparație cu polietilena cu greutate moleculară ultraînaltă (UHMWPE), care a fost utilizată. ca control. Figura 20.6 a–d afișează interfața dintre os și materialul compozit CaP-mullit. Nu au fost observate modificări degenerative, necrotice sau inflamații la locul implantului. Neovascularizarea nu a fost observată la interfața os-material. Fibroza minimă cu fibrocite și macrofage ocazional distinge noua interfață os-material. Colagen cu focare de condrogeneză, iar la interfață au fost observate și osteocite. Observații similare au fost făcute în jurul implanturilor UHMWPE cu contact direct implant-os (Fig. 20.6 e, f). Figura 20.7 prezintă o imagine SEM reprezentativă a interfeței os-material după 4 săptămâni de implantare. Remodelarea osoasă cu formarea canalelor Havers a putut fi observată la interfața implantului. Nu a fost găsit niciun decalaj între implantul os natural/HAp-mullite. Cu toate acestea, un decalaj vizibil de mai puțin de 2 μm lățime a fost raportat la interfața os-Ti, în timp ce interfața os-HAp a fost complet mineralizată [79]. Pe baza absenței inflamației, precum și a prezenței formării osoase noi și a colagenului minim la interfață, adecvarea compozitului HAp-mullit ca material de înlocuire osoasă pentru aplicații ortopedice poate fi stabilită în continuare.

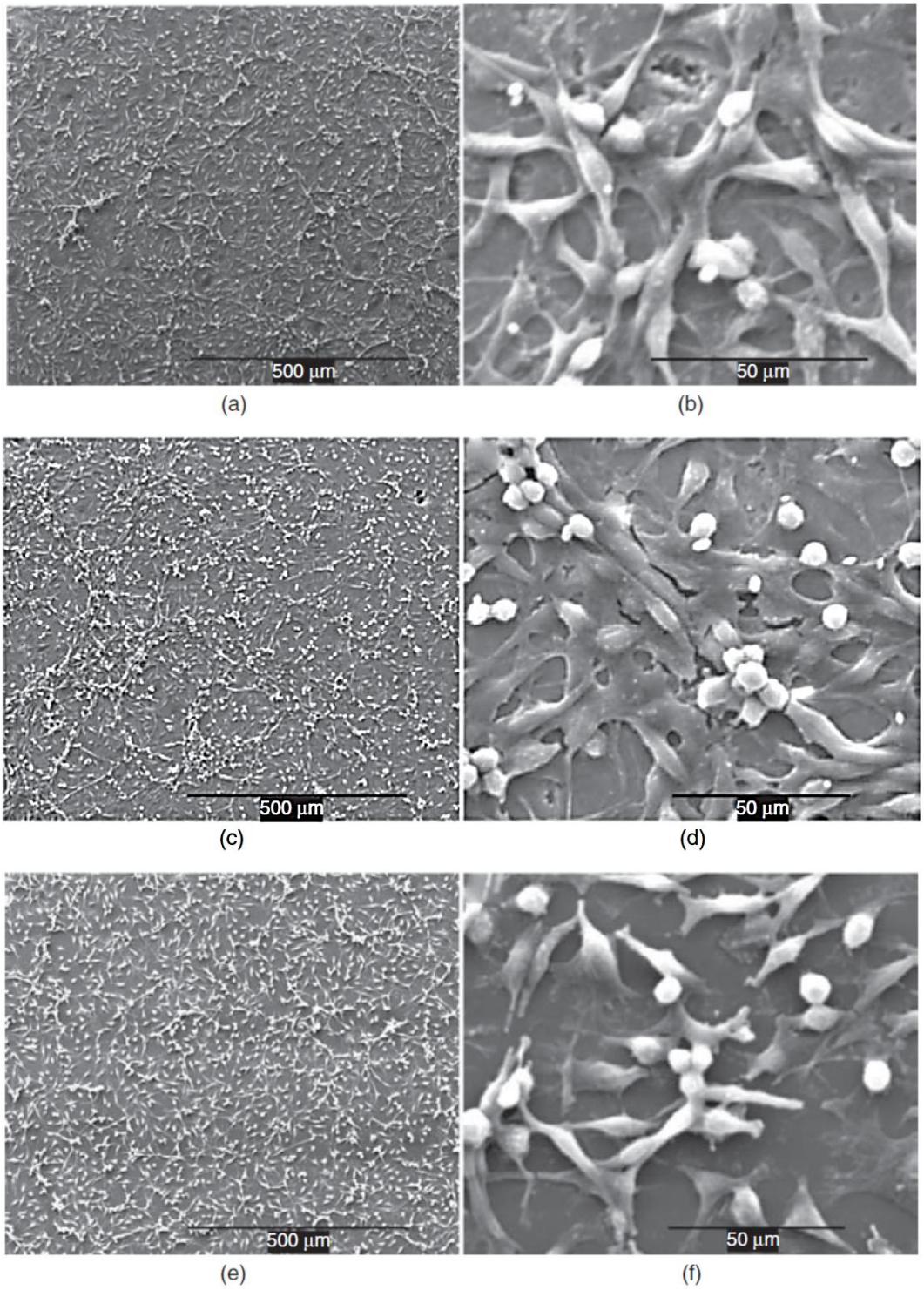


Figura 20.5. Imagini SEM selectate care ilustrează aderența celulelor fibroblaste de șoarece L929 pe diferite suprafețe de material - BCP – (20% în greutate mulită (a și b); BCP–(30% în greutate mulită (c și d); iar proba martor (e şi f) după 24 de ore de cultură [77].

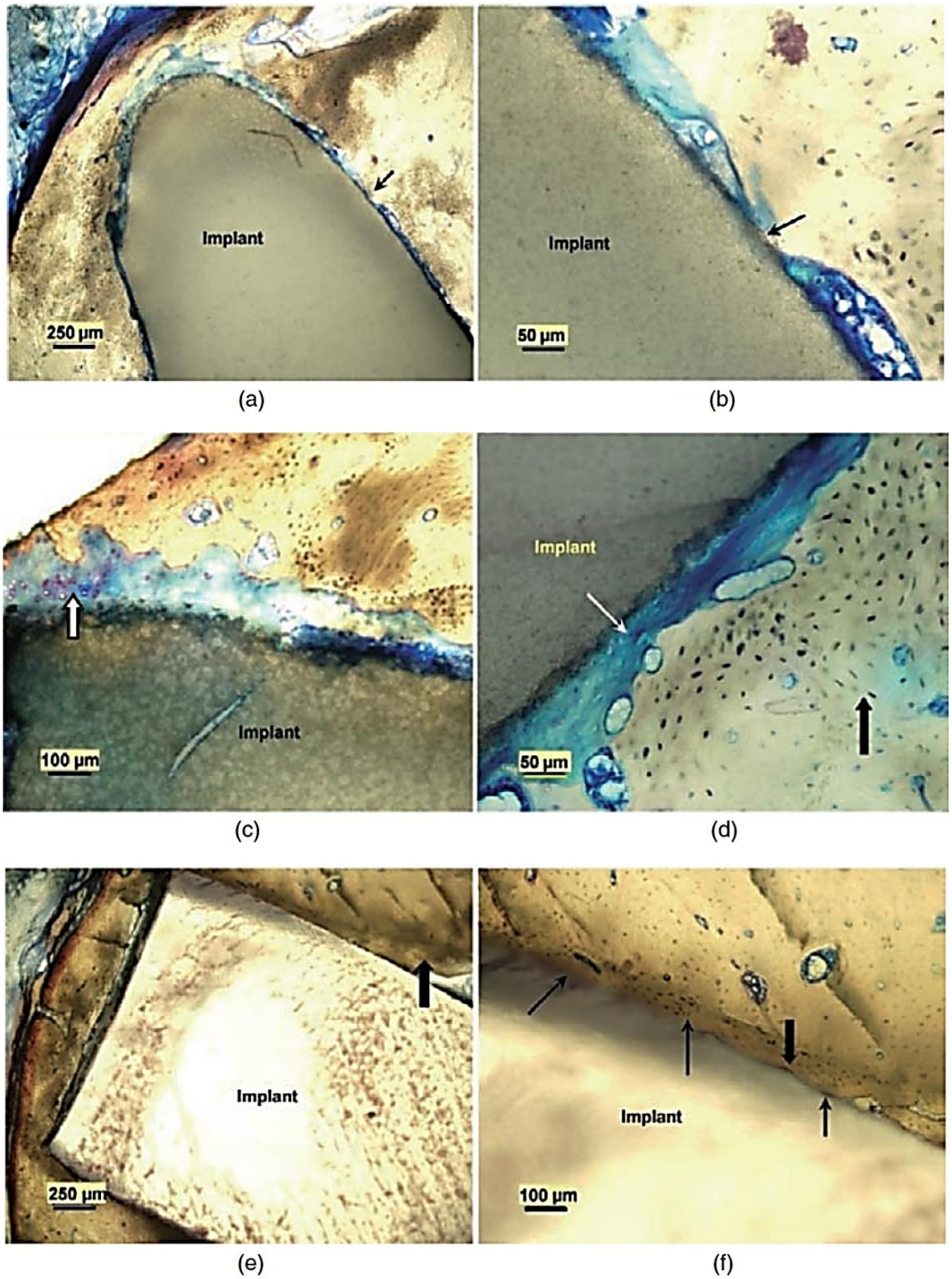


Figura 20.6. Fotomicrografii ale interfeței os-implant gazdă (a–d) BCP–(20% în greutate mullit și (e și f) UHMWPE după 12 săptămâni postimplantare: (a) formarea osoasă în jurul implantului cu contact direct focal (săgeată) cu implantul ; (b) mărire mai mare a contactului focal os-implant; (c) condrogeneza focală (săgeată) la interfață; (d) osteocite (săgeata albă) la interfața implant-gazdă os nou (săgeata neagră); (e) formarea osoasă (săgeată) în jurul implantului; (f) os țesut (săgeată groasă) la interfața implantului (săgeți subțiri) [78]. A se vedea insertul de culoare.

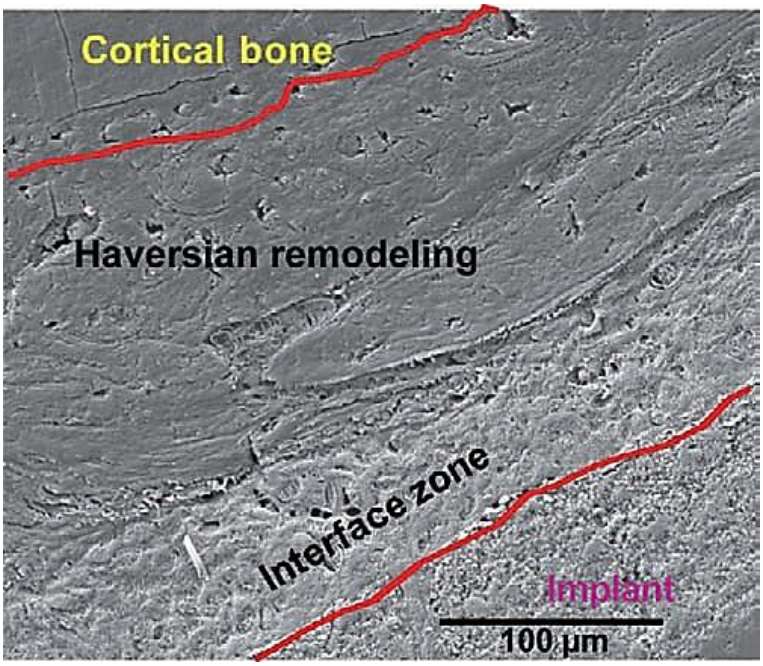


Figura 20.7. Imaginea SEM a zonei de contact a implantului de mulit os – BCP – (20% în greutate) care arată zona de interfață, remodelarea Haversiană și formarea de nou după 4 săptămâni de implantare [78].

20.5 SISTEMUL HIDROXIAPATIT–Ti

Înainte de prezentarea rezultatelor asupra sistemului HAp-Ti, se poate aminti aici că problemele importante în dezvoltarea compozitelor pe bază de CaP includ compatibilitatea termochimică, disocierea și influența asupra proprietăților de biocompatibilitate. Într-un studiu din 2009 [6], un set planificat de experimente de sinterizare a fost efectuat pe diferite amestecuri de pulbere de pornire HAp–titan (10–40% în greutate Ti) în intervalul de temperatură 1000–1400 °C în atmosfera ambiantă. Rezultatele experimentelor de sinterizare arată că, deși HAp monolitic complet dens (~99% ρth) a putut fi obținut după sinterizare la 1200 °C, apariția reacțiilor de sinterizare extinse și disocierea de fază a HAp a dus la compozite TCP-TiO_2 cu densitate scăzută. . În toate probele sinterizate, fosfatul tricalcic β (β-TCP) și rutilul (TiO_2) sunt fazele cristaline majore cu alți produși de reacție, cum ar fi $CaTiO_3$ și CaO (vezi Fig. 20.8). Experimentele de cultură celulară folosind celule fibroblaste L929 confirmă aderența celulară și proliferarea celulară pe compozite. Observarea punților celulare, adică interacțiunea celulă-celulă, precum și aplatizarea celulelor, indică o bună citocompatibilitate a compozitului dezvoltat (vezi Fig. 20.9).

20.6. ÎMBUNĂTĂRIREA PROPRIETĂȚILOR ANTIMICROBIENE ALE HIDROXIAPATITULUI

Se poate reitera acum că infecția asociată implanturilor este considerată pe scară largă a fi o preocupare majoră în aplicațiile biomedicale și aceasta a fost forța motrice pentru dezvoltarea biomaterialelor pe bază de HAp cu aditivi antibacterieni pentru o posibilă utilizare în dispozitive protetice. În acest scop, particulele metalice (Ag) sau ceramice (ZnO) pot fi încorporate într-o matrice HAp. Un avantaj important al argintului este că poate spori duritatea și rezistența printr-un mecanism de punte din metal ductil [80, 81]. Pe lângă îmbunătățirea proprietăților mecanice, argintul oferă o inerție biochimică avantajoasă, precum și proprietăți antibacteriene [82, 83]. Zhang și colab. [81] au fabricat compozite HAp–Ag din pulbere de HAp și Ag_2O. O combinație bună de rezistență și tenacitate de 80 MPa și, respectiv, 2,45 MPa $m^{0,5}$, a fost măsurată pentru 30 vol% Ag, deși modulul elastic a fost scăzut odată cu creșterea adăugării de argint. Principalul mecanism de întărire a fost crearea de punte a fisurilor și lucrul plastic al Ag. Chaki și Wang [82] au obținut o rezistență la încovoiere de ~ 75 MPa în biocompozitul HAp–(10% în greutate Ag).

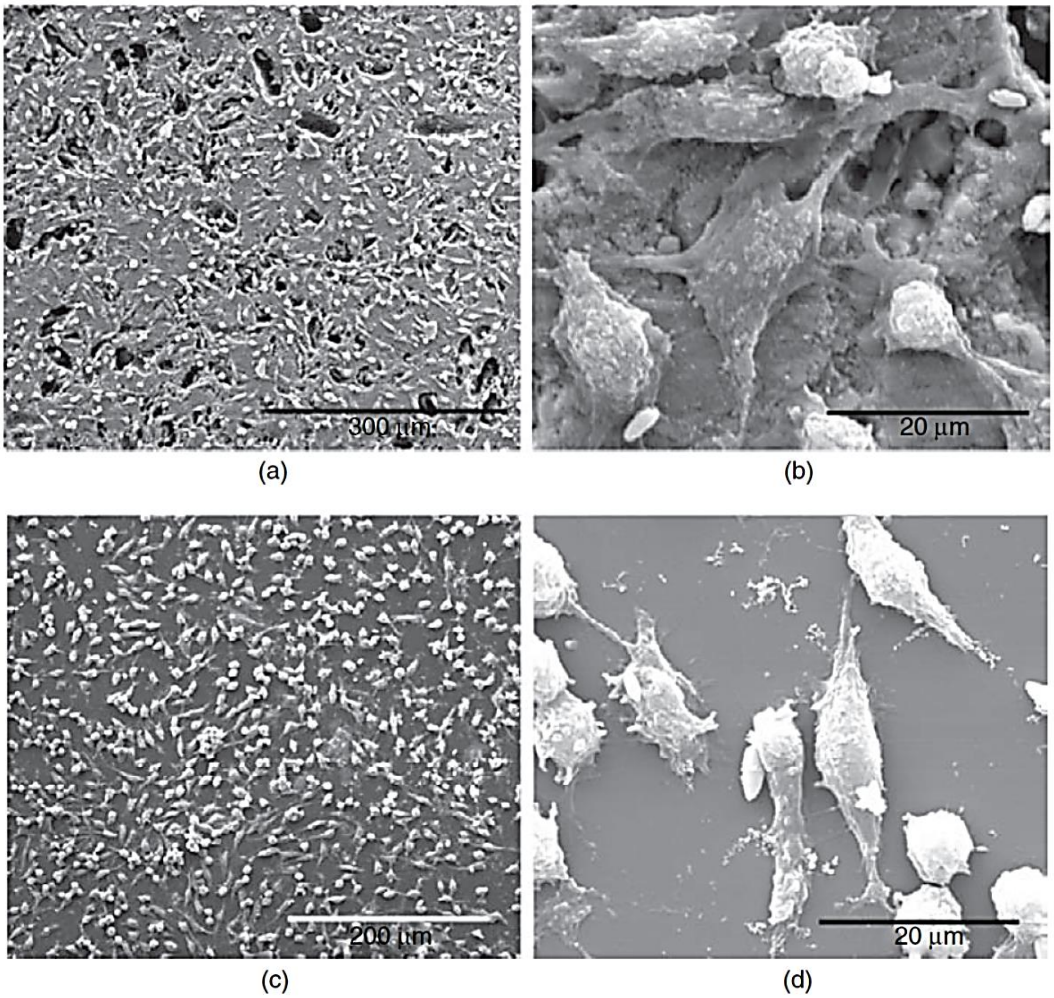


Figura 20.9. Imagini SEM, care dezvăluie aderența celulelor fibroblaste de șoarece L929 însămânțate timp de 24 de ore pe BCP–(30% în greutate Ti (a și b) și eșantion de control (c și d) [6]

Feng et al.84 au raportat efectul antimicrobian al filmelor subțiri Ag-HAp pe substratul de alumină. Ei au înmuiat probele de alumină acoperite cu HAp în soluții de $AgNO_3$, iar rezultatele lor arată că probele tratate cu $AgNO_3$ pot prezenta efecte antimicrobiene împotriva diferitelor celule bacteriene, inclusiv Escherichia coli, Pseudomonas aeruginosa, Staphylococcus aureus și S. epidermidis.

A existat un consens general că lipsa proprietăților bactericide duce la infecția protetică pentru multe implanturi pe bază de HAp. Potrivit mai multor studii, o astfel de infecție nu numai că duce la eșecul artroplastiei și îndepărtarea chirurgicală a dispozitivului, dar impune și un traumatism fizic și psihologic semnificativ pentru pacient [85, 86]. În timp ce mecanismul exact al infecției protetice rămâne neclar, mai multe studii au raportat că formarea biofilmului microbian joacă un rol cheie pentru majoritatea infecțiilor protetice. O serie de cercetători au urmărit multe modalități diferite de a preveni formarea biofilmului, cum ar fi prin utilizarea unui film protector de agenți antibacterieni pe suprafața implantului sau prin dezvoltarea unei noi compoziții de material. O altă modalitate de a restricționa creșterea biofilmului este utilizarea unui material care are proprietăți antimicrobiene in situ pentru a ucide microorganismele înainte ca acestea să crească.

În acest context, mai multe ceramice, cum ar fi CaO, CuO, MgO și ZnO, au demonstrat o activitate antibacteriană considerabilă în diferite studii în ultimii câțiva ani. Printre acești oxizi CaO/MgO poate fi dizolvat în mediu de creștere, rezultând o creștere a pH-ului soluției la 12,0-12,5. Un astfel de nivel crescut de pH nu permite creșterea celulelor bacteriene. Studiile anterioare au arătat că ZnO poate prezenta, de asemenea, un comportament antibacterian puternic [87]. Principalul avantaj al ZnO, cu excepția producerii de H_2O_2, este că nu crește pH-ul mediului biologic, ceea ce poate fi dăunător țesuturilor osoase. Potrivit unor studii, oxidul de zinc din apă produce radical hidroxil (OH^-), care oferă o proprietate antimicrobiană prin distrugerea membranelor celulelor procariote [88]. În schimb, un alt raport a menționat că peroxidul de hidrogen generat de la suprafața ZnO este cheia inhibării bacteriilor. creștere. Într-un alt studiu, Stoimenov și colab. a susținut că legarea particulelor de pe suprafața bacteriană din cauza forțelor electrostatice este posibilul mecanism responsabil pentru activitatea antimicrobiană a ZnO. Totuși, un alt studiu a raportat că acea prezență a ionului Zn^{2+}, în soluție, nu are niciun efect asupra creșterii celulelor bacteriene.89 În următoarele subsecțiuni, este prezentat un rezumat al rezultatelor cercetării obținute cu sistemele HAp–Ag și HAp–ZnO.

20.6.1. Sistemul hidroxiapatită–Ag

O lucrare din 2010 [90] a raportat că sinterizarea fără presiune a pulberilor amestecate mecanic poate fi folosită pentru a dezvolta compozite bioceramice HAp-Ag cu combinații superioare de proprietăți fizice (duritate, tenacitate), noncitotoxicitate, citocompatibilitate și antimicrobiene. O observație importantă este că disocierea fazei HAp poate fi limitată în mare măsură la sinterizarea compozitelor HAp–(10% în greutate Ag la 1300 °C timp de 2 ore. O astfel de stabilitate ar putea fi explicată prin încorporarea Ag în rețeaua HAp și a fost propus un mecanism bazat pe reacții defect, precum și pe formarea HAp nestoichiometrică. În ciuda adăugării de particule de Ag 10% în greutate, duritate mare de aproximativ 6,5 GPa ar putea fi înregistrate în compozitele HAp–(10%) Ag, atunci când sunt sinterizate la 1200 °C. De asemenea, a fost măsurată o tenacitate modestă la indentare de aproximativ 1 MPa $m^{1/2}$, iar ramificarea fisurilor a fost identificată ca singurul mecanism de întărire. Rezultatele experimentelor de cultură celulară cu celule fibroblaste de șoarece L929 au arătat că adăugarea de 10% Ag la matricea HAp nu degradează atașarea totală a celulelor, formarea punții celulare și comportamentul de proliferare celulară, cu referire la HAp pur. De fapt, HAp–(10%) Ag susține favorabil proliferarea celulară a celulelor fibroblaste de șoarece L929 in vitro (vezi Fig. 20.10). În ceea ce privește citotoxicitatea, rezultatele testului MTT cu celule fibroblaste nu dezvăluie nicio diferență semnificativă statistic cu HAp pur. Combinația dintre activitatea ALP și rezultatele expresiei OC indică faptul că compozitele HAp–(10% în greutate Ag pot prezenta o diferențiere comparabilă sau mai bună a celulelor osoase și proprietăți de mineralizare osoasă mai bune decât ceramica HAp de bază. Un rezultat important a fost că adăugarea de 10% Ag poate oferi o proprietate antimicrobiană excelentă în ceea ce privește activitatea bactericidă împotriva bacteriilor E. coli fără a compromite citocompatibilitatea in vitro a HAp (vezi Fig. 20.11).

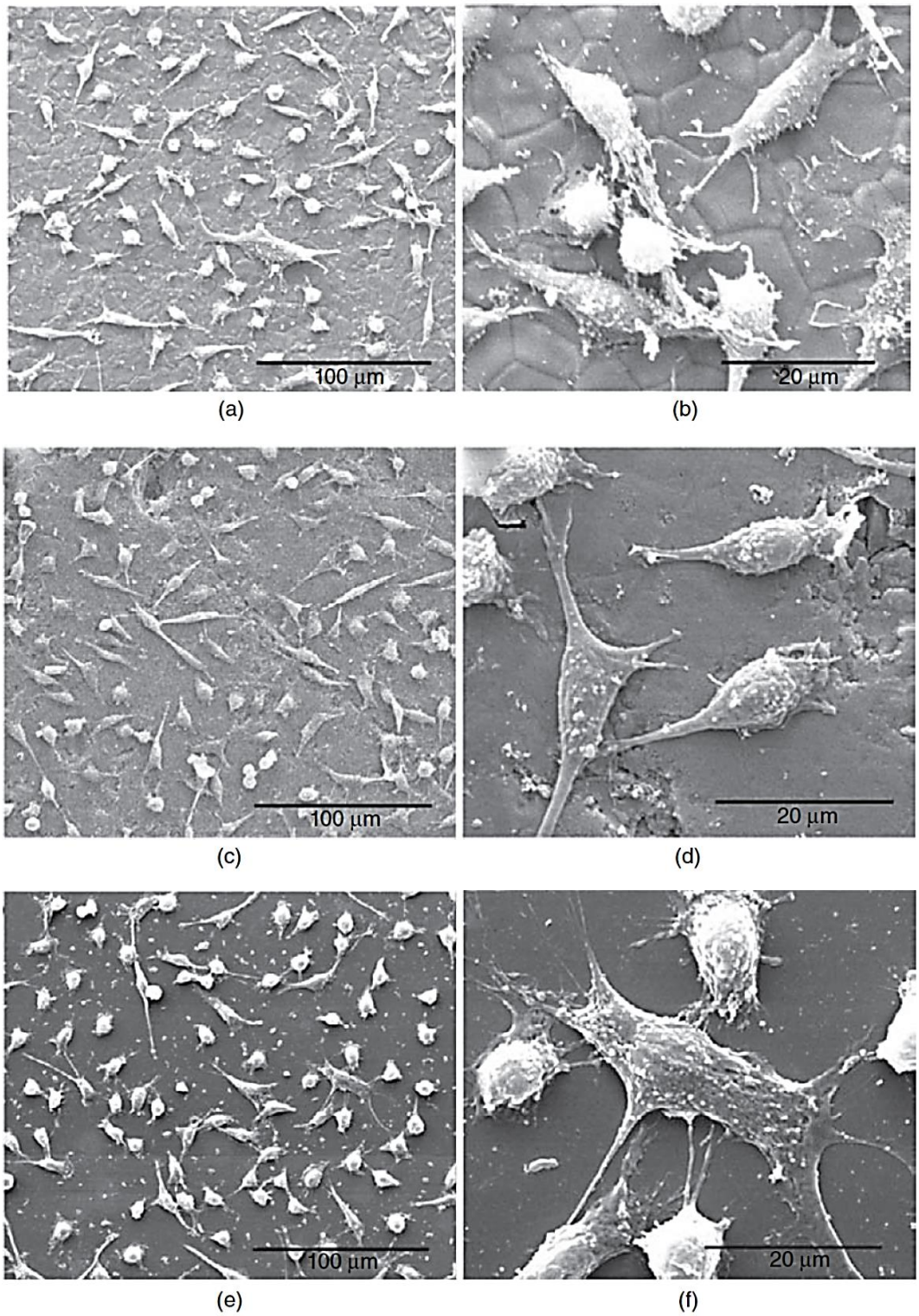


Figura 20.10. Imagini SEM ale celulelor L929 aderate pe HAp pur (a și b), pe HAp–10Ag sinterizat la 1200 °C timp de 2 ore (c și d) și pe probele de control negative (e și f). Rezultatele au fost obţinute după 48 de ore de cultură. Densitatea celulelor însămânțate a fost de 5 x 10^5 celule/ml [90].

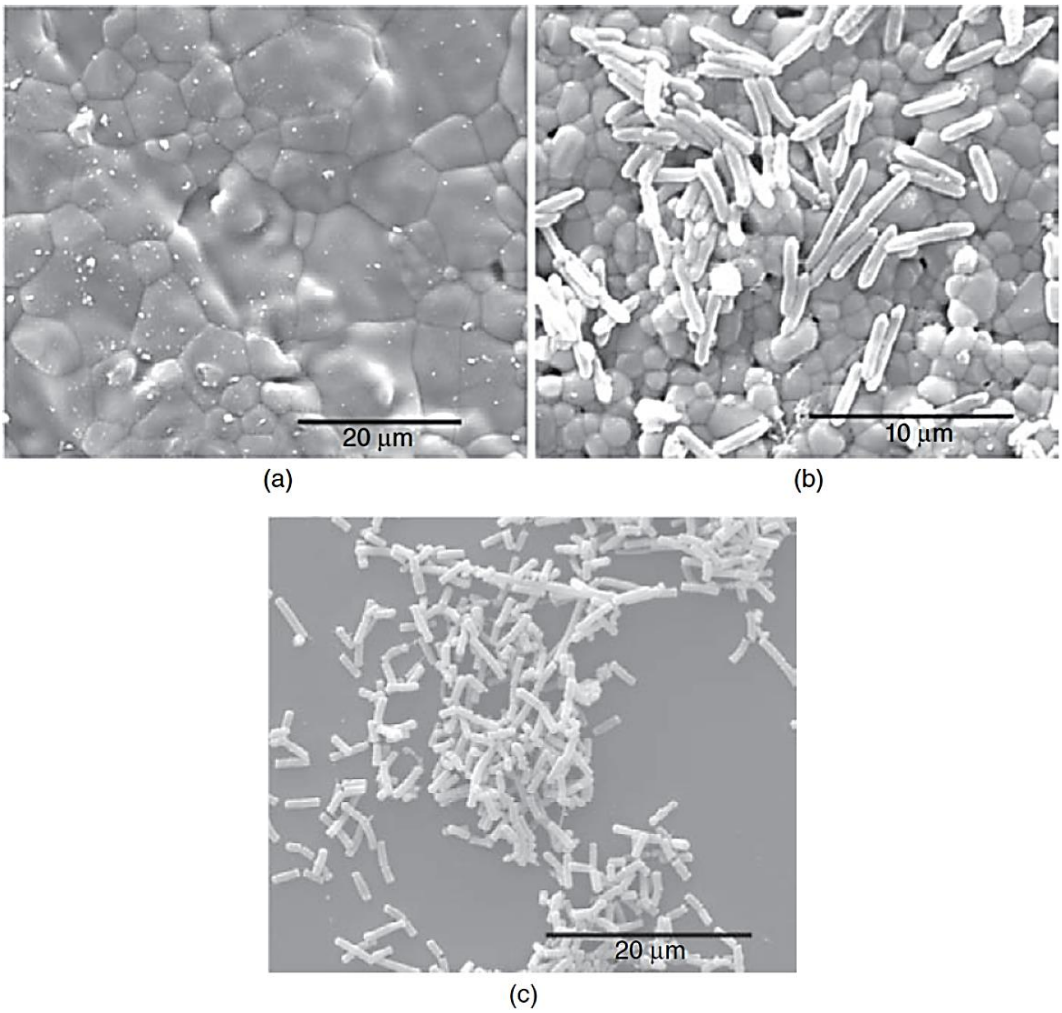


Figura 20.11. Imagini SEM care dezvăluie aderența celulelor bacteriene E. coli pe (a) compozit HAp–(10% în greutate Ag (sinterizat la 1200 °C), (b) HAp pur (sinterizat la 1200 °C) și (c) negativ disc polimer de control la 4 ore după inoculare [90]

20.6.2. Sistemul hidroxiapatită–ZnO

În lucrările publicate în 2010 [91] de mostre de HAp cu diferite cantități de microtire de oxid de zinc (ZnO) au fost sinterizate la 1250 °C pentru a produce biocompozite HAp–ZnO (HZ). Atât bacteriile gram-pozitive (S. aureus, S. epidermidis) cât și gram-negative (E. coli) au fost folosite pentru a înțelege cum adăugarea de ZnO (până la 30% în greutate la HAp duce la îmbunătățirea proprietăților bacteriostatice și bactericide (vezi Figurile 20.12–20.14).

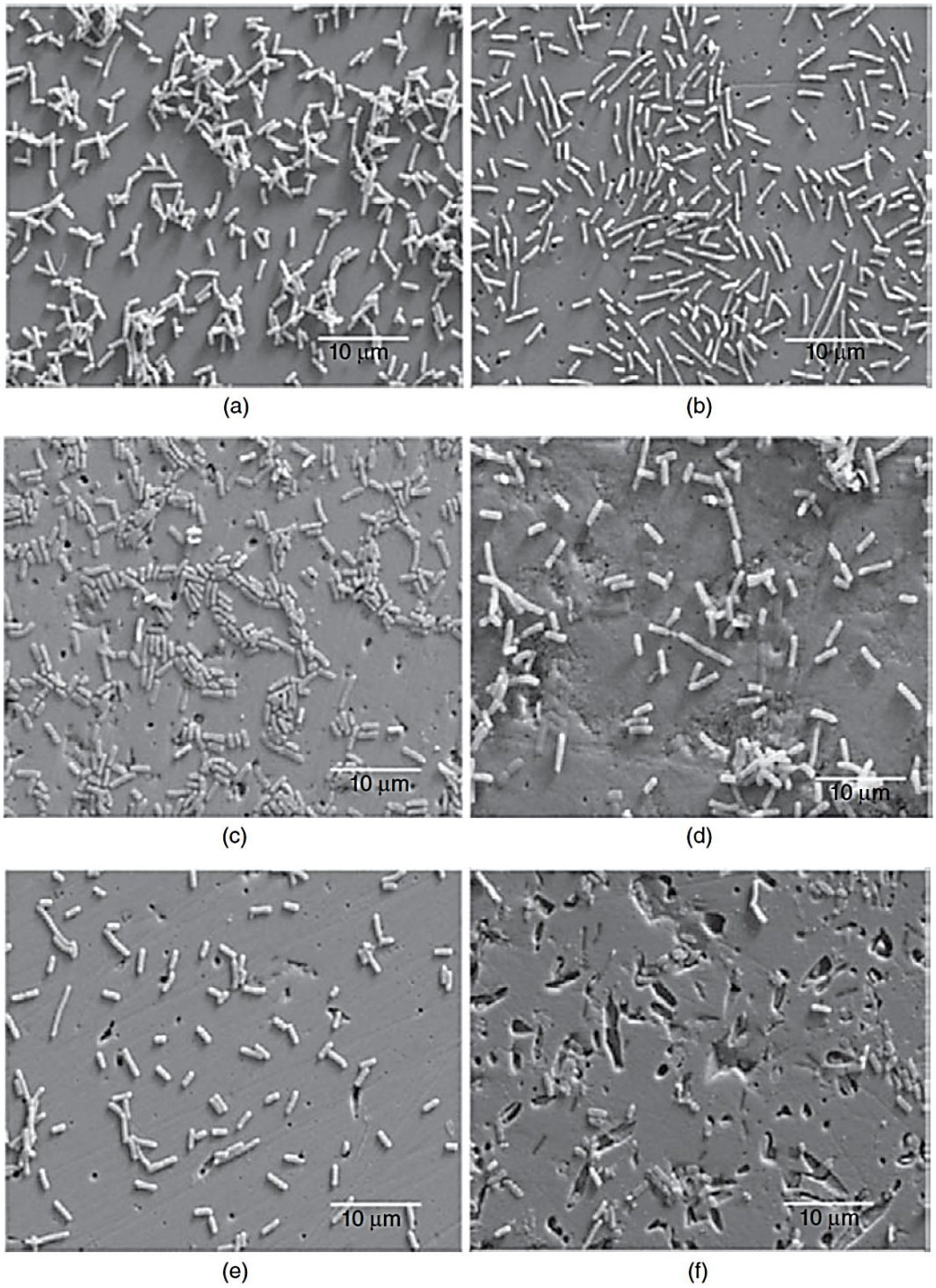


Figura 20.12. Imagini SEM reprezentative ale bacteriilor E. coli aderate la (a) martor, (b) HAp pur, (c) HZ 5, (d) HZ 10, (e) HZ 20 și (f) HZ 30 [91]

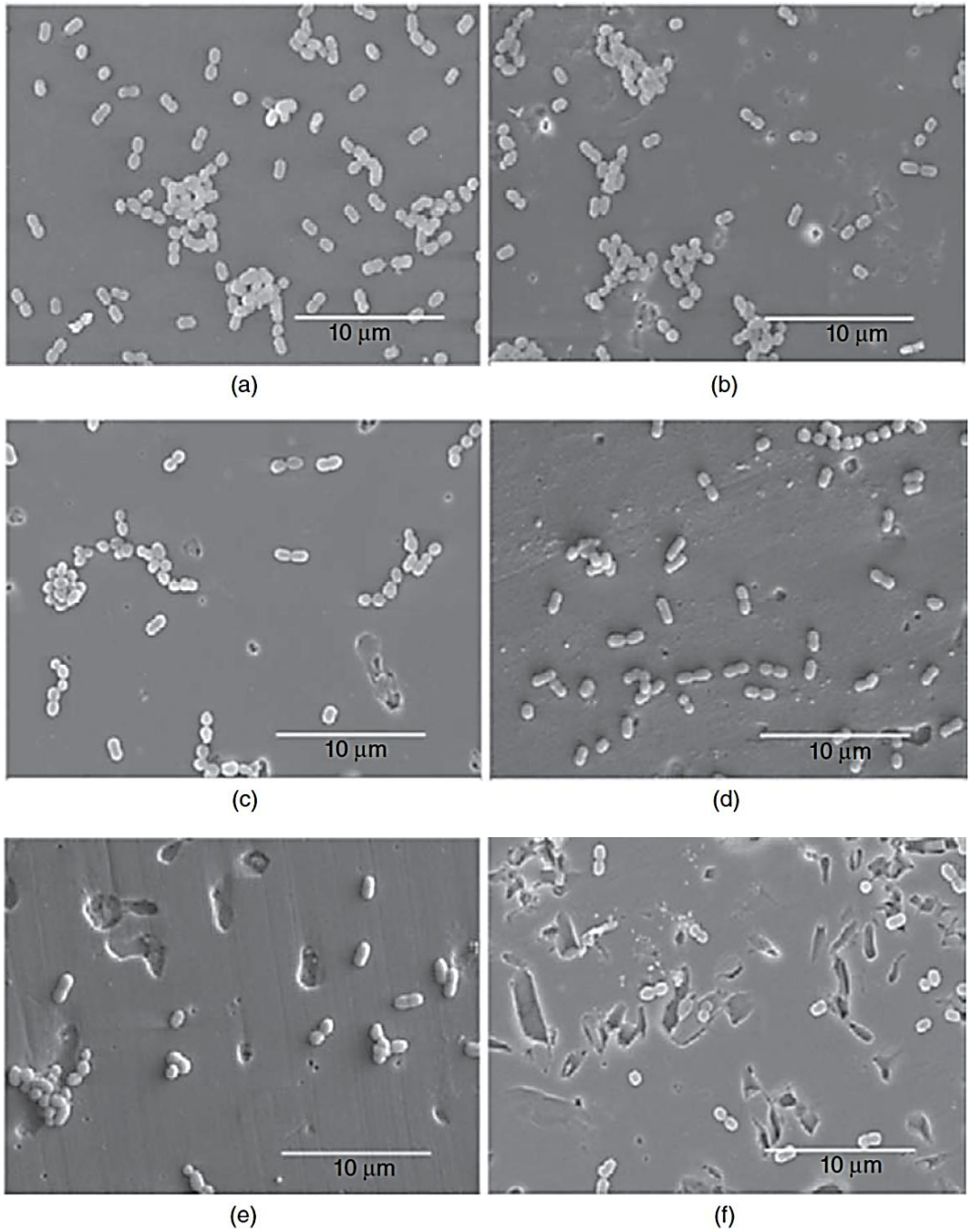


Figura 20.13. Imaginile SEM selectate ale bacteriilor S. epidermidis au aderat la probele (a) martor, (b) HZ 1,5, (c) HZ 5, (d) HZ 7,5, (e) HZ 10 și (f) HZ 20 [91].

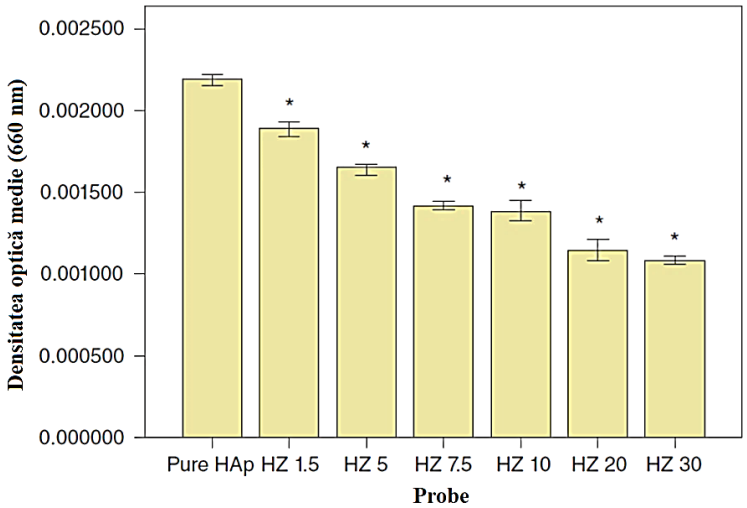


Figura 20.14. Datele densității optice medii după 4 ore de incubare a bacteriilor E. coli pe probe de peleți pur HAp, HZ 1,5, HZ 5, HZ 7,5, HZ 10, HZ 20 și HZ 30. Inoculul bacterian inițial conținea 1 x 10^7 CFU/mL. Asteriscurile (*) reprezintă o diferență semnificativă la $p<0,05$ față de HAp pur, iar barele de eroare corespund la ±1,00 SE [91].

Tabelul 20.1. Numărul de colonii individuale observate pentru bacteriile E. coli Gram-negative după 24 de ore de incubație pe diferite compozite HAp–ZnO [91]

Compoziția materialelor	Utilitatea probelor	Concentrația de ZnO (mg/mL)	Numărul aproximativ de colonii
HAp	Hap pur	0	73
HAp-(1.5wt%)ZnO	HZ 1.5	0.75	54
HAp-(5wt%)ZnO	HZ 5	2.5	49
HAp-(7.5wt%)ZnO	HZ 7.5	3.75	46
HAp-(10 wt%)ZnO	HZ 10	5	47
HAp-(20wt%)ZnO	HZ 20	10	31
HAp-(30wt%)ZnO	HZ 30	15	29

Observarea SEM și analiza turbidometrică au confirmat comportamentul antimicrobian al compozitului HAp-ZnO împotriva bacteriilor E. coli gram-negative. S-a raportat că creșterea concentrației de ZnO a redus cantitativ formarea de colonii și aderența bacteriană. Acțiune antimicrobiană semnificativă a fost înregistrată și atunci când aceste biocompozite au fost testate împotriva S. aureus și S. epidermidis gram-pozitive, deoarece o reducere semnificativă a numărului de bacterii de pe suprafața probei a fost observată în mod

obișnuit cu adăugarea de ZnO de peste 7,5% în greutate, indicând comportamentul bacteriostatic. (vezi Fig. 20.14 și Tabelul 20.1).

În ciuda îmbunătățirii menționate mai sus a proprietăților antimicrobiene, o creștere a adăugării de ZnO a demonstrat o influență modestă asupra durității sau durității la fractură. Densificarea și duritatea maximă pentru compozitul HAp-ZnO ar putea fi atinse pentru 5% în greutate adiție de ZnO. În biocompozite HAp-ZnO s-au măsurat o duritate maximă la rupere prin indentare de până la 1,7 MPa $m^{1/2}$ și o duritate de până la 6,8 GPa. S-a sugerat că aproximativ 7,5-10,0% în greutate din adăugarea de ZnO ar putea prezenta un echilibru între proprietățile mecanice și antimicrobiene ale compozitului HAp-ZnO. Ca o notă de încheiere, trebuie menționat aici că se fac mai multe încercări în comunitatea biomaterialelor pentru a aborda probleme specifice de îmbunătățire a proprietăților fizice (rezistență, tenacitate) a compozitelor bioceramice, împreună cu efectul bactericid, biocompatibilitatea in vitro și in vivo și curând. Cu toate acestea, rămâne un vis să se dezvolte un biomaterial ideal - unul care are combinația dorită de biocompatibilitate excelentă cu o combinație bună de proprietăți fizice, precum și proprietăți antibacteriene - pentru a imita proprietățile oaselor naturale.

BIBLIOGRAFIE

[1] S. Nath and B. Basu, *Designing materials for hard tissue replacements*, J. Kor. Ceram. Soc. 45 (2008), 1–29.

[2] J. Black, *Orthopaedic Biomaterials: Research and Practice*, Churchill Livingstone, New York, 1988.

[3] H. Oonishi, *Orthopedic application of hydroxyapatite*, Biomaterials 12 (1991), 171–178.

[4] M. Wang, *Developing bioactive composite materials for tissue replacement*, Biomaterials 24 (2003), 2133–2151.

[5] B. Basu, D. Katti and A. Kumar, *Advanced Biomaterials: Fundamentals*, Processing and Applications. John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, 2009.

[6] S. Nath, R. Tripathi and B. Basu, *Understanding phase stability, microstructure development and biocompatibility in calcium phosphate–titania composites, synthesized from hydroxyapatite and titania powder mix*, Mater. Sci. Eng. C 29 (2009), 97–207.

[7] R. Rao and T. S. Kannan, *Synthesis and sintering of hydroxyapatite–zirconia composites*, Mater. Sci. Eng. C 20 (2002), 187–193.

[8] S. Gautier, E. Champion and D. B. Assollant, *Processing, microstructure and toughness of Al2O3 platelet-reinforced hydroxyapatite*, J. Eur. Ceram. Soc. 17 (1997), 1361–1369.

[9] S. Nath, K. Biswas and B. Basu, *Phase stability and microstructure development in hydroxyapatitemullite system*, Scr. Mater. 58 (2008), 1054–1057.

[10] N. Ignjatovic and D. Uskokovic, *Synthesis and application of hydroxyapatite/polylactide composite biomaterial*, Appl. Surf. Sci. 238 (2004), 314–319.

[11] F. J. Schottler, *Tissue culture methods for determining biocompatibility*, ASTM STP 810 (1983), 19–24.

[12] Y. M. Kong, C. J. Bae, S. H. Lee, H. W. Kim and H. E. Kim, *Improvement in biocompatibility of zirconia-alumina nanocomposite by addition of HA*, Biomaterials, 26 (2005), 509–517.

[13] H. S. Ryu, K. S. Hong, J. K. Lee, D. J. Kim, J. H. Lee, B. S. Chang, D. H. Lee, C. K. Lee and S. S. Chang, *Magnesia-doped HA/TCP ceramics and evaluation of their biocompatibility*, Biomaterials, 25 (2004), 393–401.

[14] E. Adolfson, P. A. Henning and L. Hermannson, *Phase analysis and thermal stability of hot isostatically pressed zirconia-hydroxyapatite composites*, J. Am. Ceram. Soc. 83 (2000), 2798–2802.

[15] H. W. Kim, Y. M. Kong, Y. H. Koh and H. E. Kim. *Pressureless sintering and mechanical and biological properties of flour-hydroxyapatite composites with zirconia*, J. Am. Ceram. Soc. 86 (2003), 2019–2026.

[16] A. Clifford and R. Hill, *Apatite-mullite glass ceramics*, J. Non-Crys Sol. 196 (1996), 346–351.

[17] H. S. Ryu, K. S. Hong, J. K. Lee, D. J. Kim, J. H. Lee, B. S. Chang, D. H. Lee, C. K. Lee and S. S. Chung, *Magnesia-doped HA/β-TCP ceramics and evaluation of their biocompatibility*, Biomaterials, 25 (2004), 393–401.

[18] Y. M. Kong, C. J. Bae, S. H. Lee, H. W. Kim and H. E. Kim, *Improvement in biocompatibility of ZrO2–Al2O3 nano-composite by addition of HA*, Biomaterials 26 (2005), 509–517.

[19] E. Boanini, P. Torricelli, M. Gazzano, R. Giardino and A. Bigi, *Nanocomposites of hydroxyapatite with aspartic acid and glutamic acid and their interaction with osteoblast-like cells*, Biomaterials, 27 (2006), 4428–4433.

[20] J. Y. Hong, Y. J. Kim, H. W. Lee, W. K. Lee, J. S. Ko and H. M. Kim, *Osteoblastic cell response to thin film of poorly crystalline calcium phosphate apatite formed at low temperatures*, Biomaterials, 24 (2003), 2977–2984.

[21] N. Olmo, A. I. Martin, A. J. Salinas, J. Turnay, M. V. Regi and M. A. Lizarbe, *Bioactive sol-gel glasses with and without a hydroxycarbonate apatite layer as substrates for osteoblast cell adhesion and proliferation*, Biomaterials 24 (2003), 3383–3393.

[22] Y. Wang, S. Zhang, X. Zeng, L. L. Ma, W. Weng, W. Yan and M. Qian, *Osteoblastic cell response on fluoridated hydroxyapatite coatings*, Acta Biomater. 3 (2007), 191–197.

[23] R. Shu, R. McMullen, M. J. Baumann and L. R. McCabe, *Hydroxyapatite accelerates differentiation and suppresses growth of MC3T3-E1 osteoblasts*, J. Biomed. Mater. Res. A. 67 (2003), 1196–1204.

24 B. Alliot-Licht, M. Gregoire, I. Orly, and J. Menanteau. Cellular activity of osteoblasts in the presence of hydroxyapatite: An in vitro experiment. Biomaterials 12 (1991), 752–756.

[25] K. Ogata, S. Imazato, A. Ehara, S. Ebisu, Y. Kinomoto, T. Nakano and Y. Umakoshi, *Comparison of osteoblast responses to hydroxyapatite and hydroxyapatite/soluble calcium phosphate composites*, J. Biomed. Mater. Res. A 72 (2005), 127–135.

[26] G. Zhang, R. A. Latour Jr., J. M. Kennedy, H. D. Schutte Jr. and R. J. Friedman, *Long-term compressive property durability of carbon fibre-reinforced polyetheretherketone composite in physiological saline*, Biomaterials 17(8) (1996), 781–789.

[27] T. R. Martin, S. W. Meyer and D. R. Luchtel, *An evaluation of the toxicity of carbon fiber composites for lung cells in vitro and in vivo*, Environ. Res. 49 (1989), 246–261.

[28] J. Wang and R. Stevens, *Zirconia-toughened alumina (ZTA) ceramics*, J. Mater. Sci. 24 (1989), 3421–3440.

[29] A. H. D. Aza, J. Chevalier, G. Fantozzi, M. Schehl and R. Torrecillas, *Crack growth resistance of alumina, zirconia and zirconia toughened alumina ceramics for joint prostheses*, Biomaterials 23(3) (2002), 937–945.

[30] B. Kerkwijk, L. Winnubst, E. J. Mulder and H. Verweij, *Processing of homogeneous zirconiatoughened alumina ceramics with high dry-sliding wear resistance*, J. Am. Ceram. Soc. 82(8) (1999), 2087–2093.

[31] C. He, Y. S. Wang, J. S. Wallace and S. M. Hsu, *Effect of microstructure on the wear transition of zirconia-toughened alumina*, Wear 162–164 (1993), A 314–A 321.

[32] K. Hayashi, T. Inadome, H. Tsumura, T. Mashima and Y. Sugioka, *Bone-implant interface mechanics of in vivo bio-inert ceramics*, Biomaterials 14 (1993), 1173–1179.

[33] G. Colon, B. C. Ward and T. J. Webster, *Increased osteoblast and decreased Staphylococcus epidermidis functions on nanophase ZnO and TiO2*, J. Biomed. Mater. Res. A 78A(3) (2006), 595–604.

[34] S. Nath, N. Sinha and B. Basu, *Microstructure, mechanical and tribological properties microwave sintered of Ca-stabilised ZrO2 ceramics*, Ceram. Int. 34 (2008), 1509.

[35] S. Nath, S. Bajaj and B. Basu, *Microwave-sintered MgO-doped zirconia with improved mechanical and tribological properties*, Int. J. Appl. Ceram. Technol. 5(1) (2008), 49–62.

[36] S. Yu, K. P. Hariram, R. Kumar, P. Cheang and K. K. Aik, *In vitro apatite formation and its growth kinetics on hydroxyapatite/polyetheretherketone biocomposites*, Biomaterials 26 (2005), 2343–2352.

[37] R. Z. LeGeros, *Preparation of octacalcium phosphate (OCP): A direct fast method*, Calcif. Tissue Int. 37 (1985), 194–197.

[38] W. E. Brown, N. Eidelman and B. Tomazic, *Octacalcium phosphate as a precursor in biomineral formation*, Adv. Dent. Res. l(2) (1987), 306–313.

[39] F. Betts, N. C. Blumenthal and A. S. Posner, *Bone mineralization*, J. Crys. Grow. 53 (1981), 63–73.

[40] J. Li, B. Fartash and B. L. Hermansson, *Hydroxyapatite–alumina composites and bone-bonding*, Biomaterials. 16 (1995), 417–422.

[41] V. V. Silva, R. Z. Domíngues and F. S. Lameiras, *Microstructural and mechanical study of zirconiahydroxyapatite (ZH) composite ceramics for biomedical applications*, Composites Science and Technology. 61 (2001), 301–310.

[42] H. W. Kim, Y. J. Noh, Y. H. Koh, H. E. Kim and H. M. Kim, *Effect of CaF2 on densification and properties of hydroxyapatite–zirconia composites for biomedical applications*, Biomaterials 23(20) (2002), 4113–4121.

[43] N. Y. Mostaf, *Characterization, thermal stability and sintering of hydroxyapatite powders prepared by different routes*, Mat. Chem. Phys. 94 (2005), 333–341.

[44] T. Suzuki, R. Ohashi, Y. Yokogawa, K. Nishizawa, F. Nagata, Y. Kawamoto, T. Kameyama and M. Toriyama, *Initial anchoring and proliferation of fibroblast L-929 cells on unstable surface of calcium phosphate ceramics*, J. Biosci. Bioeng. 87(3) (1999), 320–327.

[45] Q. Z. Chen, C. T. Wong, W. W. Lu, K. M. C. Cheung, J. C. Y. Leong and K. D. K. Luk, *Strengthening mechanisms of bone bonding to crystalline hydroxyapatite in vivo*, Biomaterials 25 (2004), 4243–4254.

[46] A. Rapacz-Kmita, A. Slosarczyk and Z. Paszkiewicz, *Mechanical properties of HAp–ZrO2 composites*, J. Eur. Ceram. Soc. 26(8) (2006), 1481–1488.

[47] A. Chiba, S. Kimura, K. Raghukandan and Y. Morizono, *Effect of alumina addition on hydroxyapatite biocomposites fabricated by underwater-shock compaction*, Mater. Sci. Eng. A 350 (2003), 179–183.

[48] R. Hill and A. Clifford, *Apatite-mullite glass-ceramics*, J. Non-Cryst. Sol. 196 (1996), 346–351.

[49] C. M. Gorman and R. G. Hill, *Heat-pressed ionomer glass-ceramics. Part I: An investigation of flow and microstructure*, Dent. Mater. 19(4) (2003), 320–326.

[50] I. Manjubala and M. Sivakumar, *In-situ synthesis of biphasic calcium phosphate Ceramics using microwave irradiation*, Mater. Chem. Phys. 71 (2001), 272–278.

[51] D. C. Tancred, B. A. O. McCormack and A. J. Car, *A quantitative study of the sintering and mechanical properties of hydroxyapatite/phosphate glass composites*, Biomaterials 19(19) (1998), 1735–1743.

[52] W. Suchanek, M. Yashima, M. Kakihana and M. Yoshimura, *Hydroxyapatite/hydroxyapatitewhisker composites without sintering additives: Mechanical properties and microstructural evolution*, J. Am. Ceram. Soc. 80(11) (1997), 2805–2813.

[53] R. Xin, Y. Leng, J. Chen and Q. Zhang, *A comparative study of calcium phosphate formation on bioceramics in vitro and in vivo*, Biomaterials 26 (2005), 6477–6486.

[54] J. Dong, T. Uemura, H. Kojima, M. Kikuchi, J. Tanaka and T. Tateishi, *Application of lowpressure system to sustain in vivo bone formation in osteoblast-porous hydroxyapatite composite*, Mater. Sci. Eng. C 17 (2001), 37–43.

[55] A. M. Gatti, D. Zaffe and G. P. Poli, *Behaviour of tricalcium phosphate and hydroxyapatite granules in sheep bone defects*, Biomaterials 11 (1990), 513–517.

[56] C. Balcik, T. Tokdemir, A. Senkoylu, N. Koc, M. Timucin, S. Akin, P. Korkusuz and F. Korkusuz, *Early weight bearing of porous HA/TCP (60/40) ceramics in vivo: A longitudinal study in a segmental bone defect model of rabbit*, Acta Biomat. 3 (2007), 985–996.

[57] M. Fini, R. Cadossi, V. Cane, F. Cavani, G. Giavaresi, A. Krajewski, L. Martini, N. N. Aldin, A. Ravaglioli, L. Rimondini, P. Torricelli and R. Giardino, *The effect of pulsed electromagnetic fields on the osteointegration of hydroxyapatite implants in cancellous bone: A morphologic and microstructural in vivo study*, J. Ortho. Res. 20 (2002), 756–763.

[58] T. Okuda, K. Ioku, I. Yonezawa, H. Minagi, G. Kawachic, Y. Gonda, H. Murayama, Y. Shibata, S. Minami, S. Kamihira, H. Kurosawa and T. Ikeda, *The effect of the microstructure of β tricalcium phosphate on the metabolism of subsequently formed bone tissue*, Biomaterials 28 (2007), 2612–2621.

[59] T. J. Webster, R. W. Siegel and R. Bizios, *Nanoceramic surface roughness enhances osteoblast and osteoclast functions for improved orthopaedic/dental implant efficacy*, Scr. Mater. 44(8–9) (2001), 1639–1642.

[60] C. H. Tsai, R. M. Lin, C. P. Jua and J. H. C. Lin, *Bioresorption behavior of tetracalcium phosphatederived calcium phosphate cement implanted in femur of rabbits*, Biomaterials 29 (2008), 984–993.

[61] H. E. Koepp, S. Schorlemmer, S. Kessler, R. E. Brenner, L. Claes, K. P. Gunther and A. A. Ignatius, *Biocompatibility and Osseointegration of β-TCP: Histomorphological and Biomechanical Studies in a Weight-Bearing Sheep Model*, J. Biomed. Mater. Res. B Appl. Biomater. 70B (2004), 209–217.

[62] V. V. Silva, F. S. Lameiras and R. Z. Domínguez, *Microstructural and mechanical study of zirconiahydroxyapatite (ZH) composite ceramics for biomedical applications*, Comput. Sci. Technol. 61 (2001), 301–310.

[63] G. Gollera, H. Demirkıran, F. N. Oktar and E. Demirkesen, *Processing and characterization of bioglass reinforced hydroxyapatite composites*, Ceram. Int. 29 (2003), 721–724.

[64] S. Nath, S. Bodhak and B. Basu, *Tribological investigation of Novel HDPE-HAp-Al2O3 hybrid biocomposites against steel under dry and simulated body fluid condition*, J. Biomed. Mater. Res. A 83A (2007), 191–208.

[65] S. Nath, N. Sinha and B. Basu, *Microstructure, mechanical and tribological properties of microwave sintered Ca-stabilized zirconia for biomedical applications*, Ceram. Int. 34 (2008), 1509–1520.

[66] S. Bodhak, S. Nath and B. Basu, *Understanding the fretting wear properties of HAp, Al2O3 containing HDPE biocomposites against ZrO2*, J. Biomed. Mater. Res. A 85A (2008), 83–98.

67 S. Nath, S. Bajaj, and B. Basu. Microstructure, mechanical and tribological properties of microwave sintered Mg-doped zirconia. Int. J. Appl. Ceram. Technol. 5 (2008), 49–62.

[68] S. Nath, S. Bodhak and B. Basu, *HDPE-Al2O3-HAp composites for biomedical applications: Processing and characterization*, J. Biomed. Mater. Res. B Appl. Biomater. 88 (2009), 1–11.

[69] S. Bodhak, S. Nath and B. Basu, *Friction and wear properties of novel HDPE -HAp-Al2O3 composites against alumina counterface*, J. Biomater. Appl. 23 (2009), 407.

[70] H. Schneider, K. Okada and J. Pask, *Mullite and Mullite Ceramics*, John Wiley & Sons, New York, 1994.

[71] S. Kanzaki, H. Tabata, T. Kumazawa and S. Ohta, *Sintering and mechanical properties of stoichiometric mullite*, J. Am. Ceram. Soc. 68 (1984), C6–C7.

[72] W. Rathje, *Zur Kentnis der phosphate: I. Über hydroxyapatite*, Bodenk Pflernah. 12 (1939), 121–128.

[73] M. H. Santos, M. Oliveira, L. P. F. Souza, H. S. Mansurand and W. L. Vasconcelos, *Synthesis control and characterization of hydroxyapatite prepared by wet precipitation process*, Mater. Res. 7 (2004), 625–630.

[74] S. Nath, B. Basu, K. Biswas, K. Wang and R. K. Bordia, *Sintering, phase stability and properties of calcium phosphate-mullite composites*, J. Am. Ceram. Soc. 93(6) (2010), 1639–1649.

[75] S. Nath, A. Dubey and B. Basu, *Hardness, compressive strength and toughness properties of novel hydroxyapatite-mullite composites*, J. Biomed. Appl. Published online before print February 22, 2011, (doi: 10.1177/0885328210393292).

[76] S. Nath, A. Dey, A. K. Mukhopadhyay and B. Basu, *Nanoindentation response of novel hydroxyapatite-mullite composites*, Mater. Sci. Eng. A. 513–514 (2009), 197–201.

[77] S. Nath, *Development of novel calcium phosphate-mullite composites for orthopedic application*, Ph.D. thesis, IIT Kanpur, India, 2008.

[78] S. Nath, B. Basu, M. Mohanty and P. V. Mohanan, *In vivo response of novel hydroxyapatitemullite composites: Results up to 12 weeks of implantation*, J. Biomed. Mater. Res. B 90B (2009), 547–557.

[79] J. Li, *Behaviour of titanium and titania-based ceramics in vitro and in vivo*, Biomaterials 14 (1993), 229–232.

[80] P. Ducheyne and L. L. Hench, *The processing and static mechanical properties of metal fibre reinforced bioglass*, J. Mater. Sci. 17 (1982), 595–606.

[81] X. Zhang, G. H. M. Gubbels, R. A. Terpstra and R. Metselaar, *Toughening of calcium hydroxyapatite with silver particles*, J. Mater. Sci. 32 (1997), 235–243.

[82] T. K. Chaki and P. E. Wang, *Densification and strengthening of silver-reinforced hydroxyapatitematrix composite prepared by sintering*, J. Mater. Sci. Mater. Med. 5 (1994), 533–542.

[83] S. M. F. Asmus, S. Sakakuoorand and G. Pezzotti, *Hydroxyapatite toughened by silver inclusions*, J. Comput. Math. 37 (2003), 2117–2129.

[84] Q. L. Feng, T. N. Kim, J. Wu, E. S. Park, J. O. Kim, D. Y. Lim and F. Z. Cui, *Antibacterial effects of Ag-HAp thin films on alumina substrates*, Thin Solid Films 335 (1998), 214–219.

[85] N. Saha, A. K. Dubey and B. Basu, *Cellular proliferation, cellular viability and in vivo biocompatibility of HA-ZnO composites*, Journal of Biomedical Materials Research B (2011), in press.

[86] S. D. Gittard, J. R. Perfect, N. A. Monteiro-Riviere, W. Wei, C. Jin and R. J. Narayan, *Assessing the antimicrobial activity of zinc oxide thin films using disk diffusion and biofilm reactor*, Appl. Surf. Sci. 255 (2009), 5806–5811.

[87] O. Yamamoto, M. Komatsu, J. Sawai and Z. Nakagawa, *Effect of lattice constant of zinc oxide on antibacterial characteristics*, J. Mater. Sci. Mater. Med. 15 (2004), 847–851.

[88] G. Applerot, A. Lipovsky, R. Dror, N. Perkas, Y. Nitzan, R. Lubart and A. Gedanken, *Enhanced antibacterial activity of nanocrystalline ZnO due to increased ROS-mediated cell injury*, Advanced Functional Materials 19(6) (2009), 842–852.

[89] J. Sawai, *Quantitative evaluation of antibacterial activities of metallic oxide powders (ZnO, MgO and CaO) by conductimetric assay*, J. Microb. Methods 54 (2003), 177–182.

[90] S. Nath, S. Kalmodia and B. Basu, *Densification, phase stability and in vitro biocompatibility property of hydroxyapatite-10›wt% silver composites*, J. Mater. Sci. Mater. Med. 21 (2010), 1273–1287.

[91] N. Saha, K. Keskinbora, E. Suvaci and B. Basu, *Sintering, microstructure, mechanical properties and antimicrobial property of HAp-ZnO biocomposites*, Journal of Biomedical Materials Research 95B (2010), 430–440.
[92] P. W. Brown, *Phase relationships in the ternary system CaO-P2O5-H2O at 25°C*, J. Am. Ceram. Soc. 75(1) (1992), 17–22.

CAPITOLUL 21. PROPRIETĂȚILE TRIBOLOGICE ALE BIOCOMPOZITELOR CERAMICE

Tribologia este de o importanță capitală pentru evaluarea proprietăților mecanice ale unui implant. În mod ideal, odată ce un implant este inserat chirurgical in vivo, acesta ar trebui să fie suficient pentru durata de viață rămasă a persoanei și să nu necesite înlocuire din cauza eșecului. Prin urmare, anumite măsuri, atât la scară subgranulară, cât și la scară macro, trebuie avute în vedere pentru a caracteriza performanța tribologică a unui implant.

21.1. INTRODUCERE

Știința tribologiei poate fi descrisă pe baza interacțiunii sinergice între concepte extrase din mai multe discipline, inclusiv fizică, chimie, metalurgie, știința materialelor și ingineria mecanică (vezi Fig. 21.1). În esență, tribologia cuprinde uzura, frecarea și lubrifierea. Se poate menționa aici că mai multe aliaje metalice, ceramice și polimeri noi, precum și compozitele acestora au fost dezvoltate în ultimele decenii folosind corelația procesare-structură-proprietate, un concept fundamental utilizat în ingineria materialelor. În disciplina ingineriei mecanice, mai multe grupuri de cercetare au contribuit în mare măsură la aspectul de lubrifiere al tribologiei. În linii mari, răspunsul tribologic al oricărei combinații de materiale de împerechere depinde atât de proprietățile suprafeței, cât și de interacțiunea tribologică cu mediul, care depinde de mecanica la interfața tribologică. Acest lucru are ca rezultat frecarea și uzura ambelor suprafețe de împerechere. Prin urmare, înțelegerea modului în care două materiale de împerechere vor răspunde la un contact încărcat, în timp ce experimentează mișcare relativă, este importantă în evaluarea potențialului materialelor nou dezvoltate pentru aplicații tribologice.

Frecarea este în general descrisă ca rezistența la mișcare care apare din interacțiunile cu suprafața solidă în zona reală de contact. Frecarea scăzută este de dorit pentru anumite aplicații, cum ar fi balamalele, niturile, rulmenții și articulațiile șoldurilor umane. În schimb, aplicațiile precum frânele, ambreiajele și anvelopele pe drumuri necesită frecare mult mai mare. În orice caz, realitatea controlului frecării optime pentru o anumită aplicație depinde de înțelegerea performanței materialelor și a proprietăților lor de suprafață.

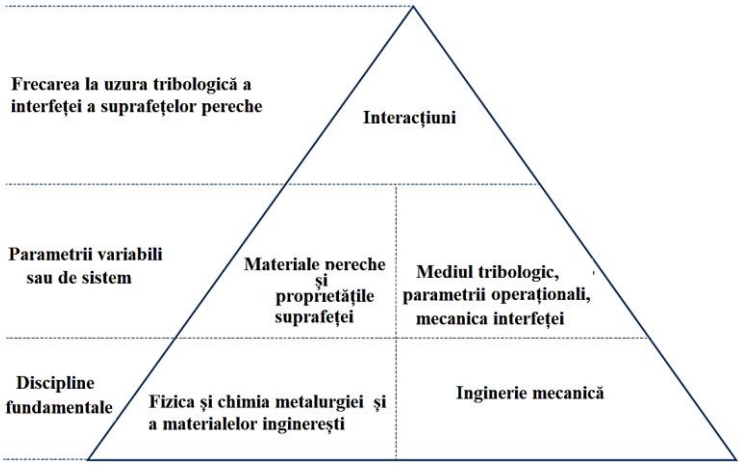


Figura 21.1. Concept triunghi care ilustrează interacțiunea dintre știința de bază și disciplinele de inginerie și parametrii multipli, așa cum sunt implicați în știința tribologiei.

Pierderea progresivă a materialelor de împerechere la interfețele de contact sub mișcare relativă este definită ca uzură. Variantele de uzură includ alunecarea, rularea, eroziunea, impactul și cavitația, printre altele, în diferite condiții atmosferice. Purtarea poate cauza eșec catastrofal a diferitelor implanturi, necesitând în final o intervenție chirurgicală de înlocuire. Totuși, la fel ca și în cazul frecării, controlul și predicția uzurii materialelor pentru o anumită aplicație este importantă și, prin urmare, este cheia succesului fiecărei aplicații tribologice. Se știe că frecarea și uzura sunt proprietăți dependente de sistem [1]. Prin urmare, este esențial să înțelegem și să luăm în considerare natura și răspunsurile materialelor de împerechere, iar acest lucru este foarte important pentru selectarea materialelor adecvate, oferind în același timp servicii satisfăcătoare în condițiile cerute de frecare si uzura. În acest scop, scopul oamenilor de știință din materiale este de a controla proprietățile unei componente specifice prin încorporarea unor modificări compoziționale adecvate la nivel microstructural în timpul etapei de prelucrare, dar ținând cont de cerințele tribologice. Acest lucru este deosebit de important pentru multe materiale avansate, cum ar fi bioceramica și biocompozitele.

21.2. TRIBOLOGIA BIOCOMPOZITELOR CERAMICE

Hidroxiapatită (HAp) și diverse materiale pe bază de fosfat de calciu (CaP) sunt investigate pe scară largă ca biomateriale potențiale, dar aplicarea materialelor monolitice CaP este limitată de duritatea lor slabă la rupere [2–7]. Un CaP superior cu mulit ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$) s-a raportat armătura care s-a dovedit a avea o rezistență la rupere sporită a fasciculului cu crestătură în V (SEVNB) cu o singură muchie (1,5 MPa $m^{0,5}$), prezentând în același timp o

rezistență la compresiune de ~ 300 MPa. Studiile in vitro și in vivo asupra fosfatului de calciu întărit cu mulită (până la 30% în greutate) au arătat că biocompatibilitatea compozitului este similară cu cea a HAp pur [8, 9]. Pentru evaluarea performanței generale, este imperativ să se includă tribologic răspunsul compozitelor HAp-mullit în evaluarea potențialului lor ca biomateriale.10 Prin urmare, răspunsul lor tribologic (uzura prin fretare) este evaluat în Secțiunea 21.3 pentru a ilustra rezistența lor la abraziune în contact cu o suprafață de împerechere.

21.3. PROPRIETĂȚI TRIBOLOGICE ALE MULLITEREINFORȚATE HIDROXIAPATIT

Este adesea raportat că biomaterialele ar experimenta un coeficient de frecare (COF) mai scăzut în condițiile de lubrifiere în fluidul corporal simulat (SBF). Fu şi colab. a raportat că o acoperire HAp pulverizată termic a prezentat COF de 0,2–0,3 în prezența lubrifierii cu albumină bovină, în timp ce uzura nelubrifiată a produs un are valoarea COF între 0,7 și 0,8 [11]. Principalele mecanisme de uzură includ delaminarea, fracturarea, pitting și uzura abrazivă. Eșecul indus de uzură a biomaterialelor a necesitat studii detaliate de uzură și tribologice ale diverselor materiale de implant, atât în condiții uscate, cât și în condiții de lubrifiere umedă a unui mediu simulat de fluid corporal (SBF). -30 gr%) Compozitele CaP au fost sinterizate fără presiune la 1350 °C timp de 2 ore; pentru comparație, HAp pur și mullita pură au fost sinterizate la 1200 °C timp de 2 ore și, respectiv, 1700 °C timp de 4 ore. Densitatea sinterului și asamblarea fazelor sunt rezumate în Tabelul 21.1.

Tabelul 21.1. Densificarea, condițiile de sinterizare și fazele prezente după sinterizare sunt menționate față de denumirea probei

Probe	Densitatea de sinterizare (%ρ_{th})	Condiții de sinterizare	Faze prezente
HAp pur	99.17	1200 °C, 2 ore	HAp-ss
HAp-10M	94	1350 °C, 2 ore	α-TCP-ss, HAp-ss, β-TCP-w, mulit-ww, CaO-ww
HAp-20M	98.1	1350 °C, 2 ore	α-TCP-s, β-TCP-ss, HAp-ww, mulit-w, gelenit-ww, CaO-ww, alumina-ww
HAp-30M	95.6	1350 °C, 2 ore	β-TCP-ss, HAp-ww, mulit-s, gelenit-ww, CaO-ww, alumina-s
Mulit pur	98.7	1700 °C, 4 ore	mulit-ss

Fazele prezente în corpul sinterizat sunt rezumate pe baza intensităților de vârf XRD. ss, foarte puternic; s, puternic; ww, foarte slab; w, slab [21]

21.3.1. Materiale și experimente

Bilele de zirconiu disponibile comercial au fost folosite ca contracorp pentru evaluarea uzurii prin frecare (atât în condiții uscate, cât și în condiții de lubrifiere SBF) a peletelor HAp sinterizate care conțin mulită. Testele de fretting au fost efectuate la frecvența de 5 Hz, schimbând o distanță liniară de 80 μm la o sarcină normală de 10 N, pe un total de 100.000 de cicluri; răspunsul a fost monitorizat in situ pentru a evalua rezistența la uzură la fretting a compozitelor HAp-mullite. După frecare, suprafața uzată poate fi scanată tridimensional pentru a estima pierderea de material din cauza fretting. Un profilometru de suprafață cu laser poate face treaba de a scana zona uzată și de a calcula volumul de uzură. Volumul de uzură obținut pentru diferite probe poate produce rezistența comparativă la uzură. COF pentru diferite probe este reprezentat grafic în Figura 21.2. Performanța diferitelor probe de HAp armate cu mulit în medii uscate și SBF sunt prezentate în Figura 21.2a, respectiv b.

Din figura 21.2a, este evident că HAp pur a prezentat un COF de 0,35, în timp ce COF maxim de 0,62 a fost observat pentru ceramica mullit pură. Toate celelalte compozite HAp-mullit au prezentat un COF în acest interval (~0,5) în condiții de stare staționară. Cu toate acestea, în timpul frecării au fost observate și anumite fluctuații în probele care ar putea apărea din cauza uzurii cu trei corpuri sau prin captarea particulelor de resturi în timpul frecării. Similar cu valorile COF observate în condiții uscate (Fig. 21.2a), cel mai scăzut COF (0.3) a fost experimentat de probele de HAp pur în condiții umede (Fig. 21.2b).

21.3.2. Efectul lubrifierii asupra rezistenței la uzură a hidroxiapatitei armate cu mulit

Rata de uzură a diferitelor compozite HAp armate cu mulită este reprezentată în Figura 21.3, în care duritatea corespunzătoare a probelor nu se corelează cu rata de uzură a acestora în condiții uscate, dar există o proporționalitate inversă a ratei de uzură cu duritatea în condiții de lubrifiere. Rata maximă de uzură ($8{,}54\times10^{-6}$ $mm^3/N\cdot m$) a fost măsurată cu ceramică HAp–10M, în timp ce mullita pură a prezentat cea mai mică rată de uzură ($1{,}22\times10^{-6}$ $mm^3/N\cdot m$). HAp pur, HAp–20M și HAp–30M au prezentat rate de uzură de $4{,}2 \times 10^{-6}$, $1{,}62 \times 10^{-6}$ și, respectiv, $1{,}39 \times 10^{-6}$ $mm^3/N\cdot m$, în condiții uscate.

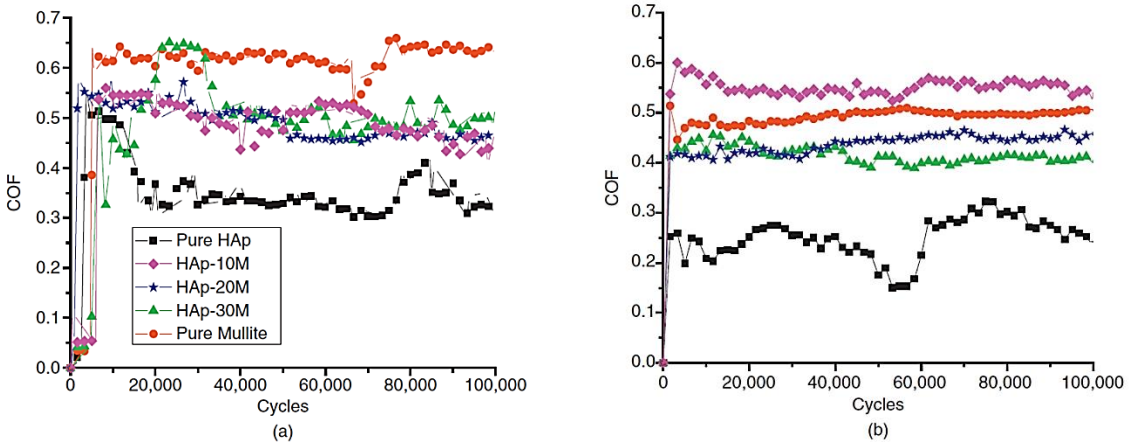


Figura 21.2. Grafice ale coeficientului de frecare (COF) în funcție de numărul de cicluri de fretting pentru compozitele HAp-mullit în două medii: (a) starea mediului uscat; (b) fluid corporal simulat cu proteină albumină [21].

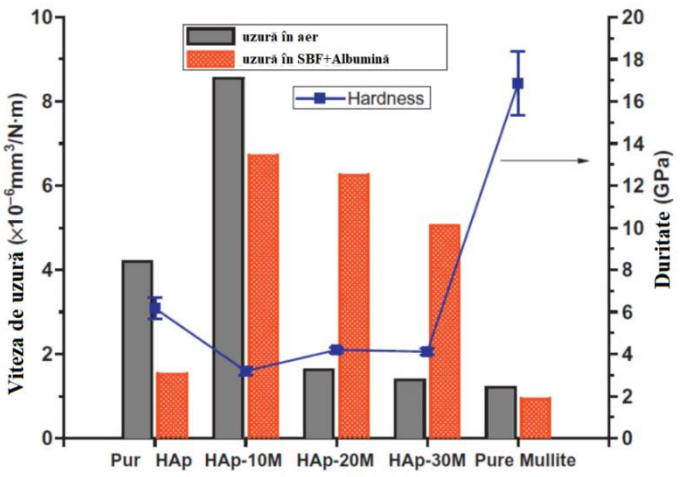


Figura 21.3. Ratele de uzură ale diferitelor eșantioane (compozite HAp pur, compozite HAp-mullit și mullit pur) sunt reprezentate atunci când sunt fretate în medii uscate și SBF+albumină. În experimente a fost măsurată o abatere de aproximativ 10% a ratei medii de uzură [21].

Similar cu condițiile uscate, mullita pură a prezentat din nou cea mai mică rată de uzură ($0{,}94 \times 10^{-6}$ $mm^3/N{\cdot}m$) în condițiile SBF. O scădere a ratei de uzură nu a fost semnificativă: de la $1{,}22\times10^{-6}$ $mm^3/N{\cdot}m$ (în condiții uscate) la $0{,}94\times10^{-6}$ $mm^3/N{\cdot}m$ (în condiții umede [SBF]). În schimb, scăderea ratei de uzură în condițiile de lubrifiere SBF a fost dramatică pentru probele HAp pure și HAp–10M, arătând rate de uzură de $1{,}53\times10^{-6}$ $mm^3/N{\cdot}m$ și, respectiv, $6{,}72\times10^{-6}$ $mm^3/N{\cdot}m$. În mod surprinzător, ratele de uzură ale probelor HAp–20M și HAp–30M au fost mai mari ($6{,}25 \times 10^{-6}$ $mm^3/N{\cdot}m$ și, respectiv, $5{,}06 \times 10^{-6}$ $mm^3/N{\cdot}m$) în mediul SBF, în comparație cu cea a HAp -10 milioane. Profilele de adâncime bidimensionale din centrul

cicatricii de uzură au fost înregistrate folosind un profilometru de suprafață cu laser după fretting în condiții uscate și SBF (Fig. 21.4a și, respectiv, b).

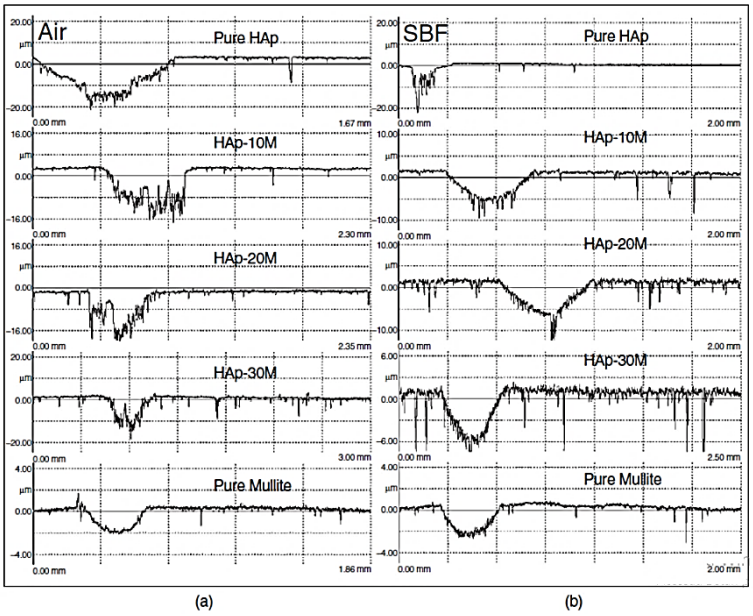


Figura 21.4. Profile bidimensionale de adâncime a uzurii pentru HAp pur, HAp–30M și mulită pură după testele de uzură prin fretting în condiții (a) uscate și (b) SBF [21].

Figura 21.4 arată că suprafața uzată HAp este aspră, iar uzura pare să fie independentă de condițiile uscate sau lubrifiate, în timp ce adăugarea de mulită la HAp dă un aspect neted al suprafeței în condiții de lubrifiere, în comparație cu cea în condiții uscate. Adâncimea maximă de uzură corespunde bine cu deteriorarea prin frecare a diferitelor mostre de HAp și mullit. Pure HAp prezintă o adâncime maximă de uzură de 20 μm; adâncimea de uzură se reduce la ~2,5 μm în cazul mulitului pur după frecare în condiții uscate. O observație comună a fost că fretting-ul a dus la adâncimi de uzură mai mari în condiții uscate, comparativ cu cele în mediu SBF.

21.3.3. Topografia suprafeței armatei cu mulit Hidroxiapatită după uzura prin fretting

Caracteristicile topografice ale probelor pure de HAp, HAp–20M și HAp–30M sunt prezentate în Figura 21.5a–f, respectiv, arătând daune cauzate de fretting în condiții ambientale. Regiunea deteriorată este identificată prin cercurile punctate din figurile 21.5a,c și e. Delaminarea de pe stratul de suprafață HAp uzat (Fig. 21.5a) indică daune severe datorate arăturii și formării de microfisuri (Fig. 21.5b). Au fost observate fisuri de oboseală în proba HAp–20M din cauza abraziunii în timpul frecării (Fig. 21.5c, d), dar a fost observată o tendință

redusă de fisurare în proba HAp–30M (Fig. 21.5f). Materialul de abraziune ZrO_2 a fost absent pe suprafața plată uzată (Fig. 21.5d,f). În ceea ce privește proba HAp–10M, s-au observat fisuri severe (nu sunt prezentate aici), în timp ce doar zgârieturi abrazive au putut fi observate pentru proba de mulită pură. Fretting în SBF a produs abraziunea ca mecanism dominant de uzură. Pentru probele HAp–10M și HAp–20M (Fig. 21.6a,b), s-au observat zgârieturi abrazive împreună cu fisuri ușoare de oboseală pe suprafața uzată. În schimb, arătura și extragerea grăunților au fost mecanismele de uzură dominante în compozitul HAp–30M (Fig. 21.6c).

Datele privind adâncimea uzurii, așa cum sunt prezentate în Figura 21.3, nu se corelează cu tendința ratei de uzură, deoarece rata uzurii depinde atât de adâncimea, cât și de diametrul cicatricii de uzură. Pentru probele HAp–20M și HAp–30M, valorile ratei de uzură au fost măsurate a fi mai mari datorită diametrului mai mare al cicatricii de uzură (Tabelul 21.2), în ciuda faptului că prezintă o adâncime mai mică de uzură în SBF decât în mediul uscat. O comparație a datelor tribologice disponibile ale compozitelor pe bază de HAp este furnizată în Tabelul 21.3 [21–28]. O analiză a Tabelului 21.3 arată că uzura compozitelor pe bază de HAp variază între 10^{-5} și 10^{-9} $mm^3/N \cdot m$, în funcţie de mediul tribologic şi de materialul de împerechere. De asemenea, abraziunea ușoară, fracturile și uzura prin oboseală au fost raportate a fi mecanisme majore de uzură.

21.4. PROPRIETĂȚI TRIBOLOGICE ALE PLASMEI PULVERIZATE HIDROXIAPATIT INFORTAT CU NANOTUBURI DE CARBON

21.4.1. Rezistența la uzură în vrac a hidroxiapatitei armate cu nanotuburi de carbon

Uzura masivă a HAp a arătat performanțe mult superioare în comparație cu cea a unui implant metalic Ti–6Al–4V. Figura 21.7 arată rata de uzură și pierderea cumulativă de greutate a substratului Ti–6Al–4V (bază) în comparație cu acoperirile HAp armate cu HAp și nanotuburi de carbon (CNT). Îmbunătățirea rezistenței la uzură de până la 1,5 ori a fost raportată cu acoperirea HAp pulverizată cu plasmă pe o suprafață Ti–6Al–4V [29]. În plus, acoperirea HAp armată cu CNT a arătat o reducere a pierderii în greutate cumulative de 2,3 ori comparativ cu aceea. a substratului Ti–6Al–4V.

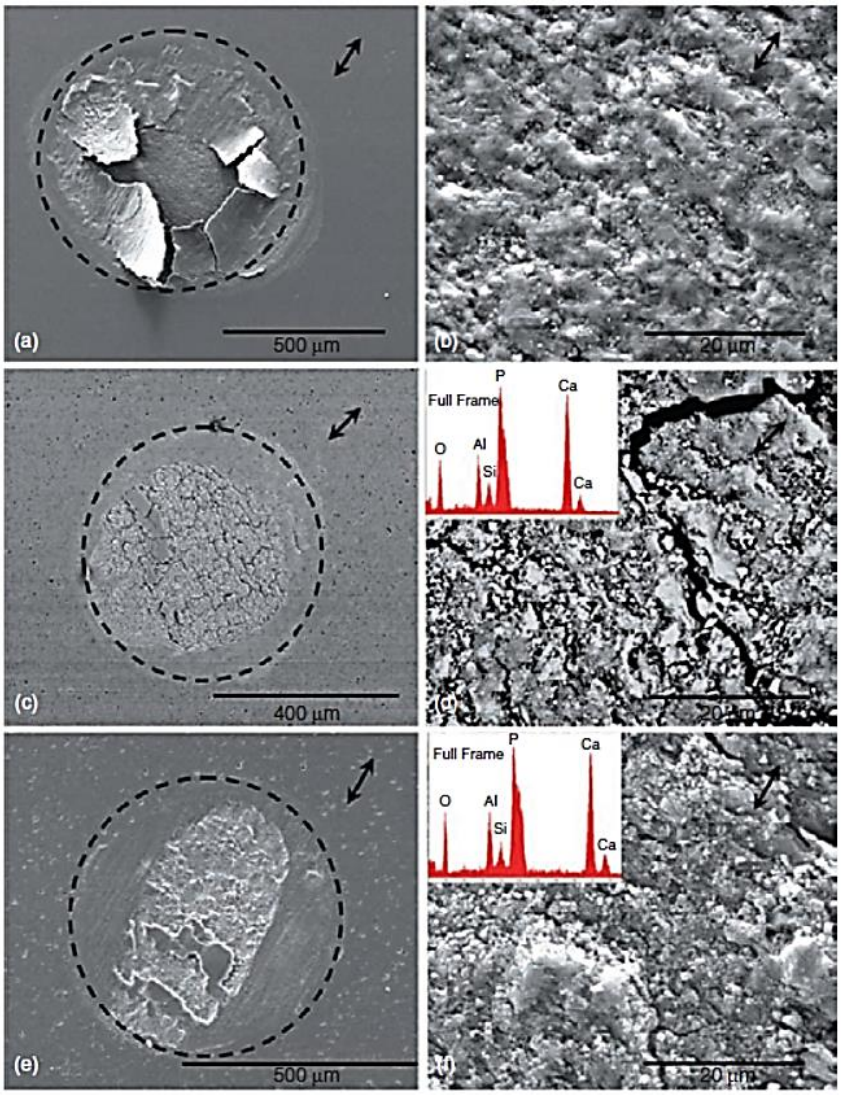


Figura 21.5. Imagini SEM ale suprafețelor uzate ale (a și b) HAp pur sinterizat la 1200 °C, (c și d) HAp–20M sinterizat la 1350 °C și (e și f) HAp–30M sinterizat la 1350 °C, după testarea împotriva zirconiei în aer. Săgeata cu două vârfuri indică direcția de frecare [21].

Această îmbunătățire dramatică a rezistenței la uzură se observă în același timp cu păstrarea biocompatibilității [23]. Îmbunătățirea inițială a rezistenței la uzură obținută prin acoperirea cu HAp se datorează pur și simplu adăugării acoperirii ceramice pe o suprafață metalică a implantului. Deoarece ceramica posedă o rezistență superioară la abraziune, în consecință, pierderea materialului reprezentată de rata de uzură scade și ea. Îmbunătățirea rezistenței la uzură a HAp armat cu CNT este atribuită ancorării de către CNT-uri, care păstrează splaturile împreună. În plus, carbonul grafitic ajută la lubrifiere și, de asemenea, reduce COF. Prin urmare, performanța generală a HAp armat cu CNT a arătat proprietăți tribologice superioare.

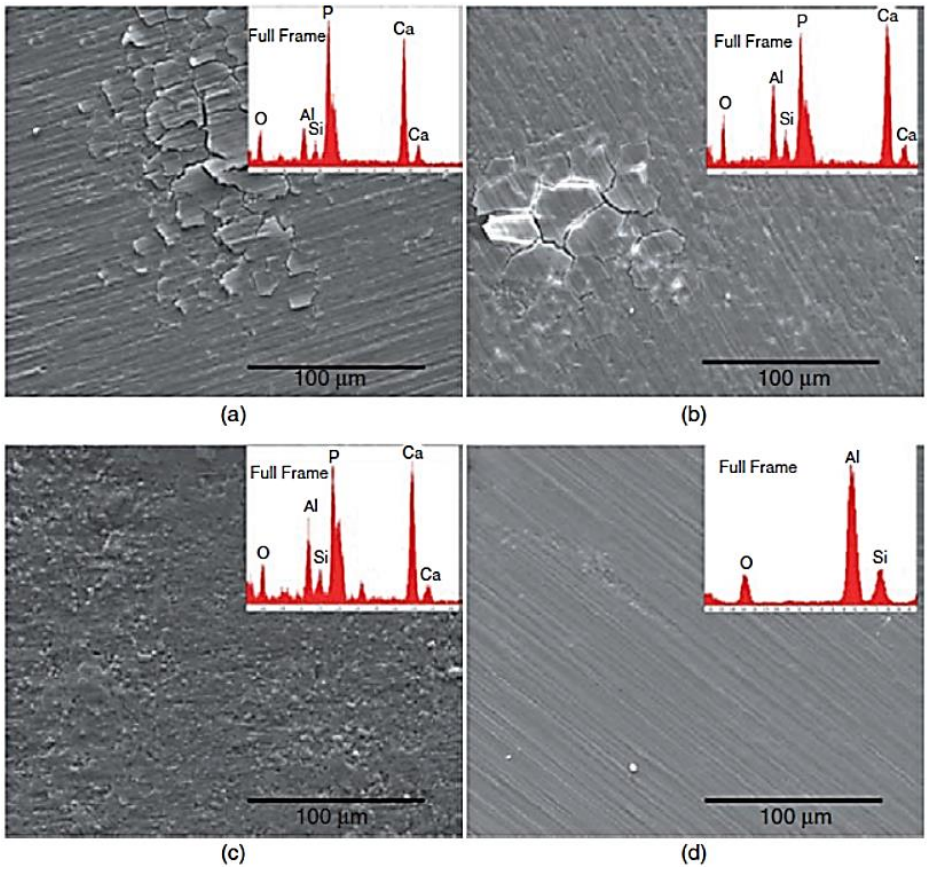


Figura 21.6. Imagini SEM ale suprafețelor uzate ale (a) HAp–10M sinterizat la 1350°C, (b) HAp–20M sinterizat la 1350 °C, (c) HAp–30M sinterizat la 1350 °C și (d) mulită pură sinterizat la 1700 °C, după testarea împotriva zirconiei în mediu SBF care conține albumină. Săgeata cu două vârfuri indică direcția fretting [21].

Trebuie remarcat faptul că interacțiunea daunelor în vrac începe la un nivel de subgranul localizat; adică, la contact, câțiva atomi de suprafață sunt cei care cuprind mai întâi deteriorarea și duc la crăparea matricei [24]. Prin urmare, devine esențial să observați deteriorarea de contact pe măsură ce un vârf de nanoindentor interacționează cu materialul. S-a subliniat de către cercetători că dispersia CNT este, de asemenea, unul dintre parametrii cheie în rezistența la uzură, deoarece o microstructură omogenă obținută prin intermediul CNT-urilor distribuite uniform conferă un efect puternic de întărire [24].

Tabelul 21.2. Presiunile de contact hertziene maxime și medii, precum și diametrul herțian de contact inițial pentru cuplul de fretting investigat (conținând compozite HAp pur, Mullit pur și HAp–Mullit) sunt prezentate împreună cu Diametrul Cicatricii de uzură măsurat [21]

Material	Mediul	Presiunea de contact maxima (inițial - MPa)	Presiunea de contact medie (inițial - MPa)	Diametrul inițial de contact (μm)	Diametrul de uzură măsurat (μm)	Modulul de elasticitate E (GPa)
HAp pur	Uscat SBF	809 809	540 540	153.7 153.7	767 377	120
HAp-10M	Uscat SBF	521 521	347 347	191.6 191.6	801 671	45
HAp-20M	Uscat SBF	621 621	414 414	175.4 175.4	564 636	72
HAp-30M	Uscat SBF	597 597	398 398	178.9 178.9	563 614	68
Mulit pur	Uscat SBF	1038 1038	692 692	135.7 135.7	530 344	240

CNT-urile tind să densifice matricea la interacțiunea cu știftul de abraziune (Fig. 21.8a) și să mărească rezistența materialului prin compactare [24]. În plus, straturile grafitice asigură lubrifiere (Fig. 21.8b) și tind să reducă frecarea cu știftul abraziv, minimizând astfel deteriorarea suprafeței [24]. După cum sa observat mai devreme, conținutul și dispersia de CNT dețin o cheie pentru obținerea proprietăților tribologice superioare ale bioceramicelor.

21.4.2. Proprietăți nanomecanice ale hidroxiapatitei armate cu nanotuburi de carbon

La scară nanometrică, interacțiunea matricei cu vârful indentorului (raza vârfului de ~ 100 nm) devine dependentă de (1) microstructura și (2) topografia suprafeței care afectează adâncimea normală atinsă pe măsură ce vârful intră în contact cu suprafața [24]. La contactul atomic niveluri, forțele van der Waals devin dominante și, prin urmare, aceste forțe atractive anulează efectele de lubrifiere ale CNT-urilor. Prin urmare, efectele de lubrifiere CNT pot deveni neglijabile chiar și cu conținut și dispersie variate de CNT [24].

Tabelul 21.3. Rezumatul rezultatelor literaturii de specialitate privind diferitele materiale pe bază de HAp care suferă deteriorări cauzate de uzură în diferite medii

Material	Aplicație	Mediul de testare	Condiții experimentale	COF	Viteza de uzare mm^3/Nm	Mecanisme de uzare	Ref. bibliog.

HAp-PSZ	UFMWPE	Plasma umană	Pin pe disk cu încărcarea de 4.3N	0.04-0.06	$5.9 \pm 0.7 \times 10^{-9}$	Uzură prin frecare	28
HAp-colagen cu 10% acid hialuronic	Oțel inox	Soluție de celuloză carboximetil cu ser bovim	Pin pe disk cu încărcarea de 10-70N	0.01-0.04 0.01-0.03	4.1×10^{-5}	Deform. Și fisurarea stratului de HAp	26
HAp-CNT	ZrO_2	c-SBF	Pin pe disk cu încărcarea de 8.8N	-	$38.9\ g/m^2 \cdot 10^4$ revoluții	Abrasie, fractură, deformare plastică, fragmentare, ciobire și arare	29
HAp-NFSS	Necunoscut	Aer	Pin pe disk cu încărcarea de 15, 45N	0.5-0.85 (15N) 0.35-0.75 (45N)	-	Uzură abrazivă la sarcină redusă; abrazive, adezive și al treilea mecanism al corpului la sarcină mai mare	27
HDPE-HAp-Al_2O_3	Oțel inox	HBSS (soluție salină Hank)	Bilă pe placă (frecare) Încărcare 10N	0.07-0.11	$2.3 \pm 0.7 \times 10^{-6}$	Uzură abrazivă ușoară și deformare plastică limitată	16
HDPE-HAp-Al_2O_3	Al2O3	SBF	Bilă pe placă (frecare) Încărcare 10N	0.11	$5.9 \pm 0.9 \times 10^{-7}$	Uzură abrazivă ușoară și deformare plastică limitată	20

HDPE-HAp-Al_2O_3	ZrO_2	SBF	Bilă pe placă (frecare) Încărcare 10N	0.05	1.1 ± 0.7 x 10^{-6}	Uzură abrazivă ușoară și deformare plastică limitată	18
Hap-(30%) mulit	ZrO_2	SBF	Bilă pe placă (frecare) Încărcare 10N	0.4	5 x 0.7 x 10^{-6}	Aratura usoara	21

Sunt indicate și condițiile de testare. UHMWPE, polietilenă cu greutate moleculară ultra-înaltă; NFSS, oțel inoxidabil fără nichel; CNT, nanotub de carbon; PSZ, ZrO_2 parțial stabilizat.

În plus, citocompatibilitatea HAp întărită cu Al_2O_3 și CNT a fost confirmată în timp ce prezintă proprietăți mecanice îmbunătățite [22]. Duritatea la rupere a fost mărită de 1,5 ori (la 1,8 MPa $m^{1/2}$, comparativ cu 0,7 MPa $m^{1/2}$ pentru HAp pur) cu adăugarea de 20% în greutate Al_2O_3, în timp ce tenacitatea la rupere a crescut cu un factor de 3 (la 2,9, comparativ cu cu 0,7 MPa $m^{1/2}$) cu adăugarea a 18,4% în greutate Al_2O_3 și 1,6% în greutate CNT-uri în matricea Hap [22]. Acest studiu a întărit reținerea citocompatibilității în timp ce a îmbunătățit proprietățile mecanice ale biocompozitelor HAp.

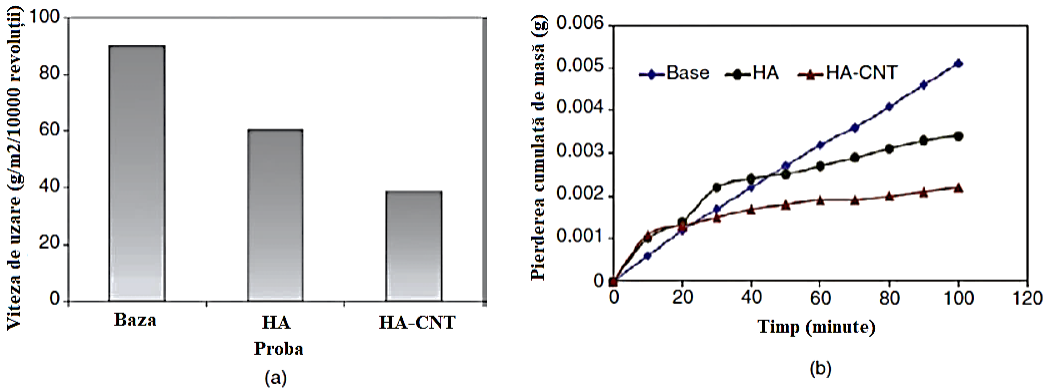


Figura 21.7. (a) Rata de uzură și (b) pierderea cumulativă de uzură a Ti–6Al–4V (bază) și a probelor acoperite. Acoperirea cu hidroxiapatită (HA) și HAp întărită cu nanotuburi de carbon (HA-CNT) arată o rezistență superioară la uzură. Reproducere cu permisiunea de la Referința [29].

În mod corespunzător, proprietățile tribologice ale HAp (HA), HAp–Al_2O_3 (HA–A) și HAp–Al_2O_3–CNT (HA–A16C) au fost evaluate utilizând nanoscratching [25]. O curbă tipică sarcină-adâncime (curba P–h), prezentată în Figura 21.9, a fost obținută prin nanoindentație și

au fost evaluate proprietățile mecanice (modulul de elasticitate și duritatea) ale probelor [25]. Proprietățile mecanice superioare ale acoperirilor HA–A16C au fost atribuite armăturilor Al_2O_3 și CNT, oferind în același timp un indice de plasticitate ridicat.

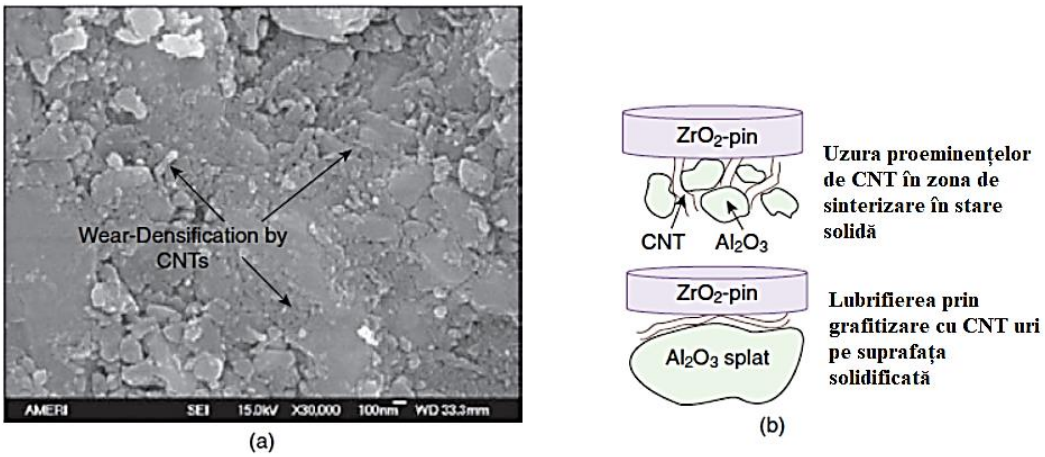


Figura 21.8. (a) Densificarea CNT-urilor la interacțiunea cu știftul abraziv; (b) schema de lubrifiere furnizată de CNT. Retipărit cu permisiunea de la Referința [24].

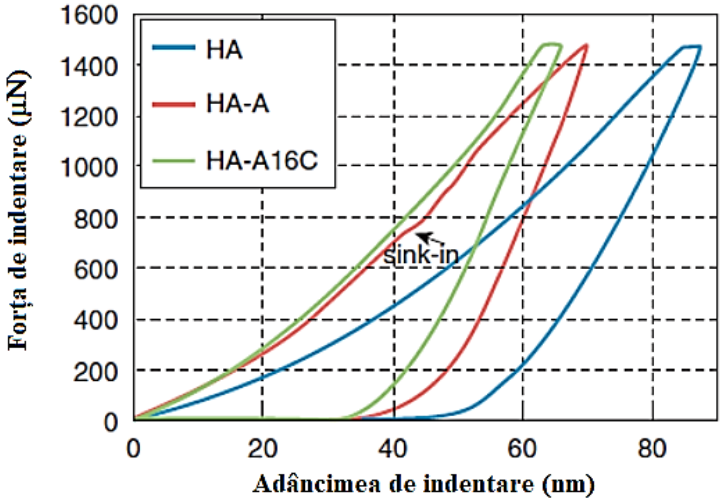


Figura 21.9. Curba încărcare-adâncime a acoperirilor monolitice HAp (HA), HAp–Al2O3 (HA–A) și HAp–Al_2O_3–CNT (HA–A16C). Retipărit cu permisiunea de la Referința [25]. A se vedea insertul de culoare.

Tabelul 21.4 arată că proprietățile mecanice au fost îmbunătățite cu armarea Al_2O_3 în matricea HAp (duritatea a crescut de la 2,52 la 3,52 GPa, în timp ce modulul elastic a crescut de la 68,1 la 94,1 GPa). Întărirea suplimentară CNT (în HAp–Al_2O_3–CNT (HA–A16C) a suplimentat creșterea durității (de la 3,52 la 4,17 GPa) și a modulului elastic (de la 94,1 la 102,4 GPa) în comparație cu cea a acoperirii HAp–A [25].

Tabelul 21.4. Proprietăți mecanice (duritate, tenacitate și modul elastic) ale acoperirilor monolitice pulverizate cu plasmă HAp (HA), HAp–Al_2O_3 (HA–A) și HAp–Al_2O_3–CNT (HA–16C) (reprodus cu permisiunea de la referința [25]))

Acoperiri	Duritate (GPa)	Rezistența la fractură (MPa $m^{1/2}$)	Modul elastic (GPa)	Adâncimea urmei (nm)	Indicele de plasticitate
HAp monolitic (HA)	2.52 ± 0.40	0.71 ± 0.19	68.1 ± 6.3	86.7 ± 6.8	0.49
HAp–Al2O3(HA–A)	3.52 ± 0.33	1.83 ± 0.11	94.1 ± 2.1	70.8 ± 2.4	0,51
HAp–Al2O3–CNT(HA–A16C)	4.17 ± 0.40	2.92 ± 0.23	102.4 ± 7.4	65.2 ± 1.9	0.54

21.4.3. Nano-zgârierea hidroxiapatitei armate cu nanotuburi de carbon

Acoperirile monolitice HAp (HA), HAp–Al_2O_3 (HA–A) și HAp–Al_2O_3–CNT (HA–A16C) au fost zgâriate folosind un vârf de diamant Berkovich de 100 nm la o sarcină în rampă de 1000μN (la 33,3μN/s).). Profilele topografice tipice ale suprafețelor nanoszgâriate sunt prezentate în Figura 21.10. Neomogenitatea volumului de uzură a rugozității suprafeței (Wv) al acoperirilor pulverizate cu plasmă este evaluată folosind următoarea ecuație [24]:

$$W_v = \frac{1}{2} cos(70.3) d_n^2 \cdot l \qquad 21.1$$

unde 70,3° este jumătatea unghiului inclus al vârfului Berkovich, dn este adâncimea pistei de uzură a rasterului vârfului Berkovich la sarcina în rampă și l este lungimea pistei de uzură. Volumul de uzură al acoperirilor monolitice HAp (HA), HAp–Al_2O_3 (HA–A) și HAp–Al_2O_3–CNT (HA–A16C) evaluat prin nanoscratching este prezentat în Tabelul 21.5. Rezistența la uzură îmbunătățită de peste 13 ori a fost observată cu armarea cu ceramică Al_2O_3 mai dură și mai dură în matricea HAp. Suplimentarea acestui lucru cu efectele de lubrifiere și de întărire ale CNT-urilor a îmbunătățit dramatic îmbunătățirea rezistenței la uzură de peste 65 de ori în acoperirea HAp-Al_2O_3-CNT (HA-A16C).

21.5. TRATAMENTUL DE SUPRAFAȚĂ LASER AL BIOCOMPOZITURILOR DE FOSFAT DE CALCIU

Compozitele de fosfat de calciu adaptate au fost depuse folosind un laser Nd-YAG pe un substrat de titan (Ti-6Al-4V). În consecință, diferențele rezultate în morfologia suprafeței, rugozitatea suprafeței și proprietățile mecanic-tribologice indică faptul că tratamentul suprafeței cu laser poate fi proiectat pentru a manipula acoperirile cu fosfat de calciu. Parametrii laser utilizați sunt prezentați în Tabelul 21.6. Variația vitezei laserului a fost concepută pentru a modifica timpul de rezidență al punctului laser, modificând astfel densitatea de energie disponibilă pentru depunerea acoperirii.

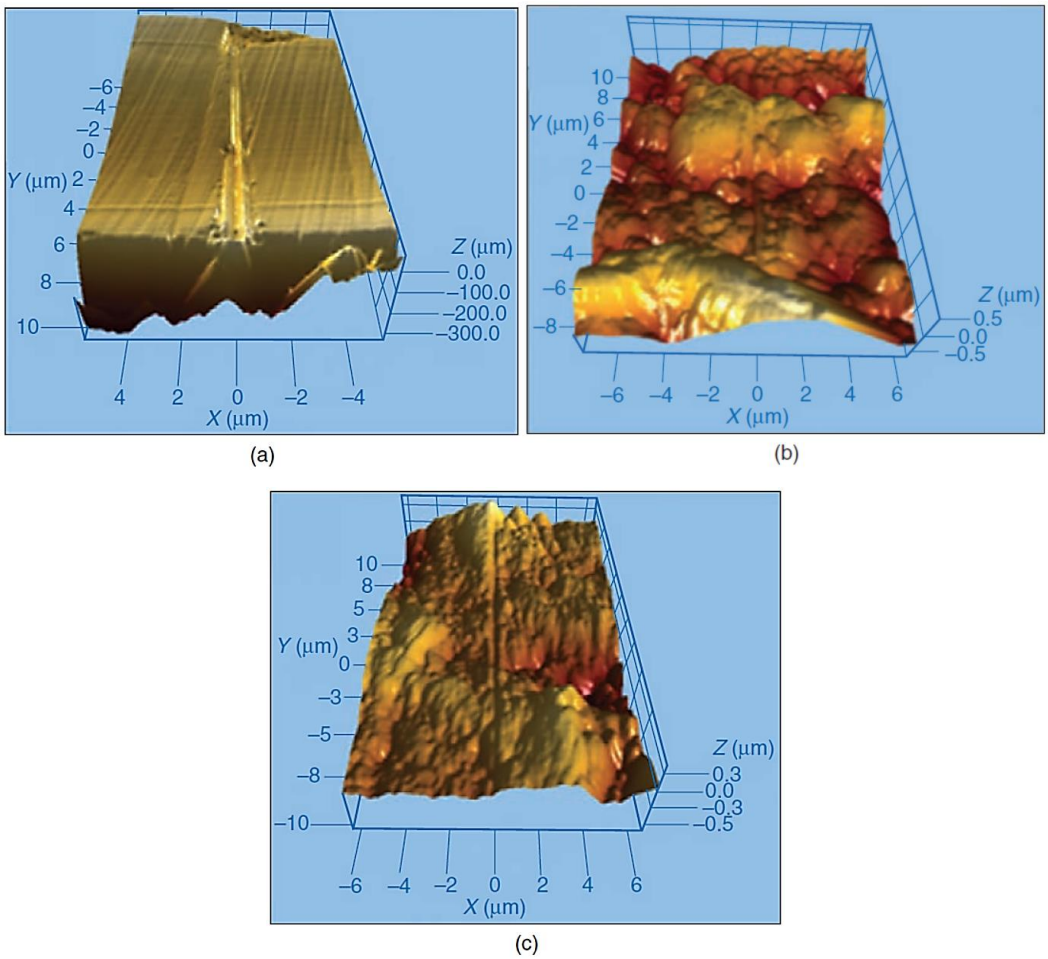


Figura 21.10. Topografia suprafeței nanoscratched a acoperirilor pulverizate cu plasmă (a) monolitice HAp (HA), (b) HAp–Al_2O_3 (HA–A) și (c) HAp–Al_2O_3–CNT (HA–A16C). Retipărit cu permisiunea de la Ref. [25]. Vezi insertul de culoare.

Tabelul 21.5. Efectul rugozității suprafeței asupra coeficientului de frecare și îmbunătățirea rezistenței la uzură a acoperirilor monolitice HAp (HA), HAp–Al_2O_3 (HA–A) și HAp–Al_2O_3–CNT (HA–16C) (retipărit cu permisiunea de la referința [25])

Acoperiri	Rugozitatea suprafeței, Ra (nm)	Coeficient de frecare	Adâncimea maximă a zgârieturii (nm)	Volumul de uzură (10^{-21} m^3)	Îmbunătățirea rezistenței la uzură
Hap	5	0.12 ± 0.01	644.2	177.7 ± 1.1	1
HAp-A	26	0.18 ± 0.11	101.9	13.1 ± 0.2	13.5 ori
HAp-A16C	35	0.13 ± 0.02	67.3	2.6 ± 0.02	68.3 ori

Tabelul 21.6. Parametrii laser pentru depunerea de acoperiri Ca-P pe substrat Ti–6Al–4V [30]

Lățimea impulsului	0.5 ms
Energia pulsului	4J
Frecvența de repetiție a pulsului	20 Hz
Putere medie	80W
Viteza de scanare laser	36, 48, 66, 78, 102 cm/min
Poziția de focalizare	0.8 mm deasupra suprafeței probei
Diametrul spotului pe suprafață	900 μm
Densitatea energiei de intrare	1887, 1415, 1029, 871, 666 j/cm^2
Înălțimea pulsului	94% din curentul lămpii maxim
Forma pulsului	Rectangulară

Tribologia diferitelor depuneri tratate cu laser a fost testată într-un mediu SBF utilizând o configurație pin-on-disk. Ca cap de ac a fost folosit un știft de alumină cu diametrul de 3 mm (Fig. 21.11), deoarece învelișul de fosfat de calciu este un material potențial pentru utilizare la înlocuirea capului femural și ar intra în contact cu o componentă acetabulară ceramică, care este adesea făcută din ceramică de alumină. Testele de uzură au fost făcute cu o sarcină normală de 8,8 N, la o viteză de rotație de 100 rpm (sau o viteză liniară de 32 m/min), cu scăderea în greutate fiind măsurată la fiecare 10 minute.

Acoperirile rezultate au afișat o interfață aderentă cu substratul, cu grosimea acoperirii de ~ 600 μm, așa cum se observă sub imaginea în secțiune transversală prezentată în Figura 21.12a. Cu toate acestea, suprafața superioară a arătat o topografie rugoasă cu distribuție largă a porilor (Fig. 21.12b). S-a observat că creșterea vitezei de scanare laser a dus la o scădere a

rugozității medii generale (R_a, de la ~29 μm la viteza de scanare laser de 36 cm/min la ~20 μm la viteza de scanare laser de 102 cm/min), așa cum prezentat în Figura 21.13. Concomitent, rugozitatea maximă (R_{max}) a acoperirilor a scăzut de la ~38 μm la o viteză de scanare laser de 36 cm/min la ~33 μm la o viteză de scanare laser de 102 cm/min (Fig. 21.13).

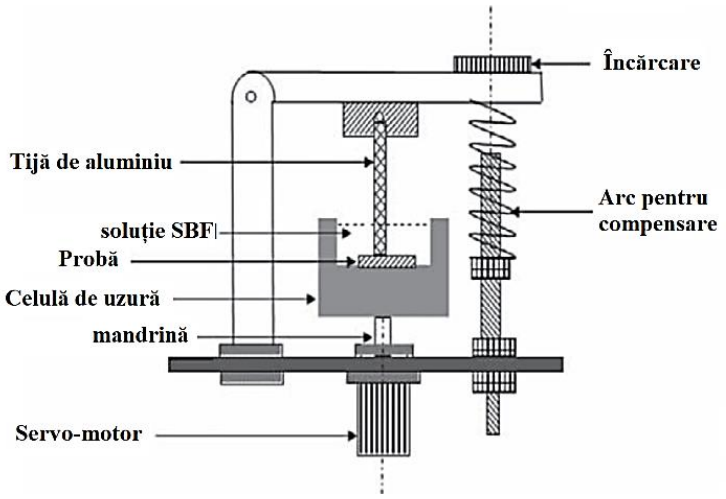


Figura 21.11. Schema unui tester de uzură pin-pe-disc. Adaptat după referința [29].

Caracterizarea de fază a straturilor de fosfat de calciu prelucrate cu laser este evidențiată în spectrele de difracție de raze X (XRD) prezentate în Figura 21.14. Se observă că α-TCP, TiO_2, Ti și Al sunt fazele majore prezente. Vârfurile caracteristice ale Ti și Al apar datorită penetrării laserului și topirii substratului împreună cu pulberea de suprafață de fosfat de calciu și solidificarea ulterioară. Prezența TiO_2 este atribuită oxidării substratului de Ti. TiO_2 este o fază stabilă din punct de vedere chimic, cu rezistență sporită la coroziune și uzură. Rezulta formarea α-TCP datorită deshidratării HAp în timpul procesării cu laser. În plus, degradarea HAp și interacțiunea cu TiO_2 la viteze mari ale laserului (102 cm/min) au dus, de asemenea, la formarea fazei $CaTiO_3$. Cu o viteză redusă a laserului, expunerea termică globală este îmbunătățită, datorită căreia dehidroxilarea formează o barieră în calea nucleării fazelor cristaline și determină o reducere a fazelor cristaline la densitate mare de energie.

Nanoindentarea straturilor de fosfat de calciu prelucrate cu laser a demonstrat modulul elastic îmbunătățit (~145 ± 20 GPa) și duritatea (~4,4 ± 0,59 GPa) în comparație cu cele ale materialului substratului (modul elastic de 120 GPa și duritate 2,20 GPa). Curbele lor tipice P–h (sarcină-adâncime) sunt prezentate în Figura 21.15.

Deoarece bioceramica este de așteptat să reziste la uzură în plus față de rezistența mediului sever al fluidelor corporale, testele de uzură pe disc au fost efectuate pe probele scufundate în soluție SBF. Evaluarea testelor de uzură cu soluție SBF permite analizarea

rezistenței acoperirii la osteoliză și limitarea afânării implantului prin selectarea unei acoperiri optimizate. Răspunsul la uzura pin-pe-disc al diferite acoperiri de fosfat de calciu prelucrate cu laser sunt prezentate în Figura 21.16. Se poate observa că substratul Ti–6Al–4V a prezentat cea mai mare pierdere de greutate cumulată (0,0035 g, sau rezistență minimă la uzură). În mod corespunzător, acoperirile cu fosfat de calciu prelucrate cu laser au prezentat o rezistență la uzură îmbunătățită de 3-10 ori (pierdere în greutate între 0,00034 și 0,00098 g) în comparație cu cele ale substratului neacoperit.

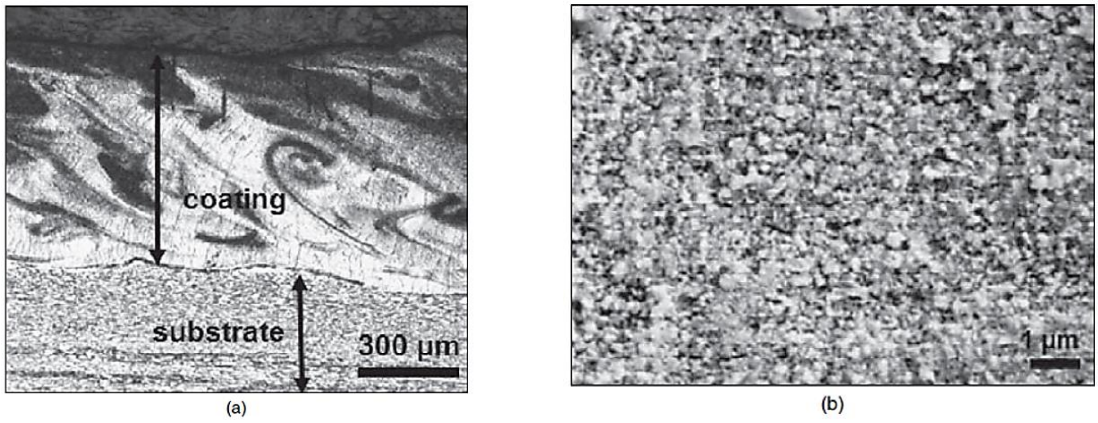


Figura 21.12. (a) Imagine în secțiune transversală și (b) suprafața superioară a acoperirii cu fosfat de calciu procesat cu laser la viteza laserului de 36 cm/min. [30].

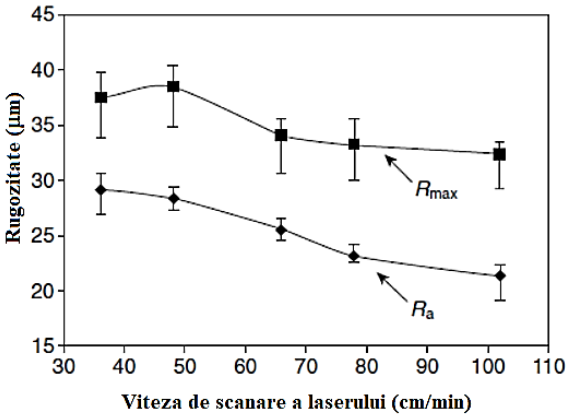


Figura 21.13. Rugozitatea medie (Ra) și rugozitatea maximă (Rmax) ale straturilor de fosfat de calciu sintetizate cu laser [30]

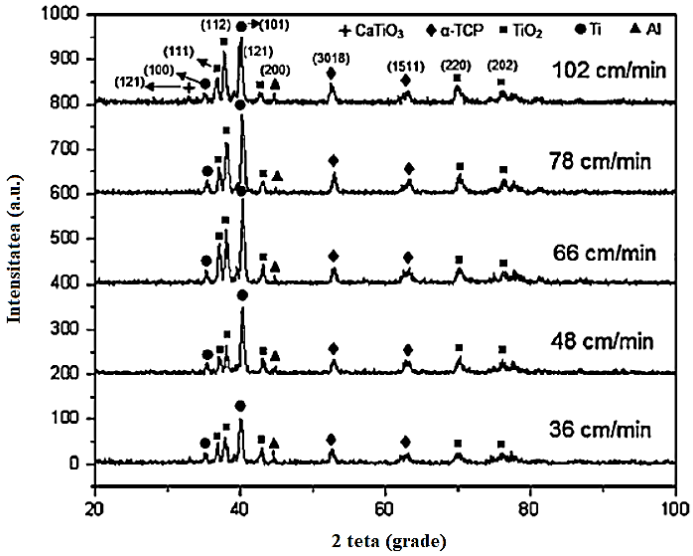


Figura 21.14. Spectrele de difracție de raze X ale acoperirilor de fosfat de calciu sintetizate cu laser la diferite viteze de scanare [30].

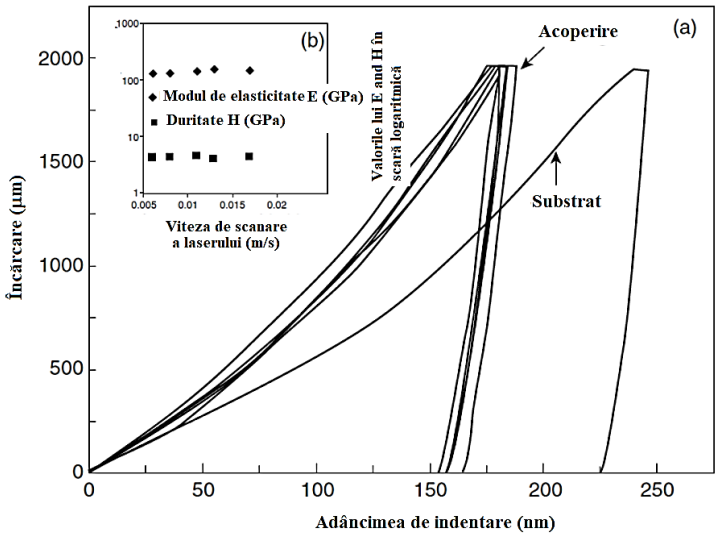


Figura 21.15. (a) Curbele de încărcare-indentație (P–h) și (b) variația modulului elastic și a durității acoperirilor de fosfat de calciu prelucrate cu laser și a substratului de Ti [30].

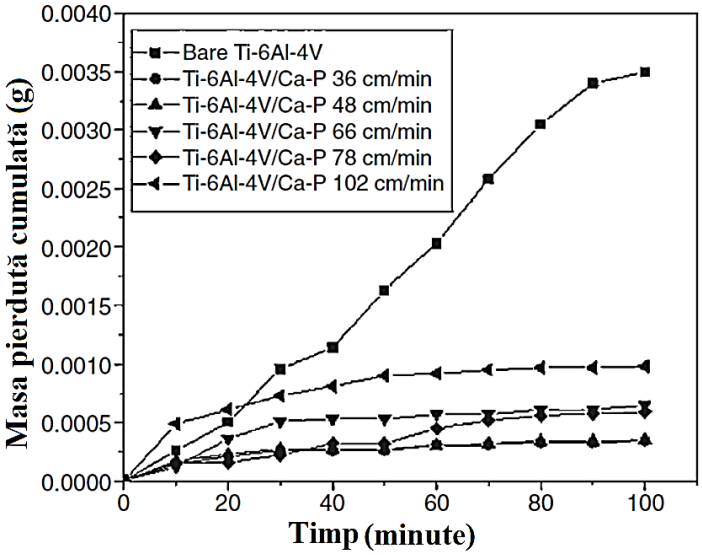
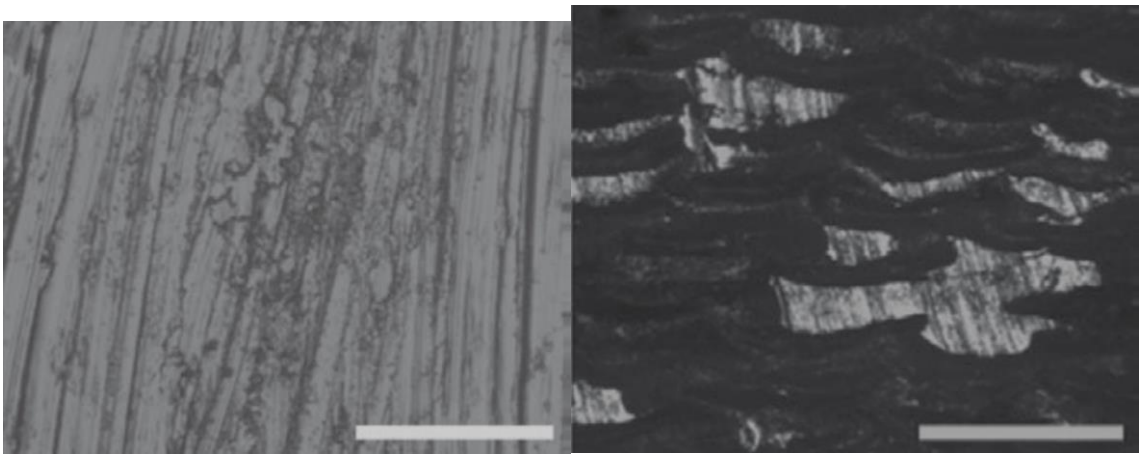


Figura 21.16. Răspunsul la uzura pin-pe-disc al diferitelor acoperiri de fosfat de calciu prelucrate cu laser [30].



a) b)

Figura 21.17. Suprafața pistei de uzură pin-pe-disc a (a) substratului Ti–6Al–4V și (b) acoperirii CaP procesate la o viteză de scanare laser de 102 cm/min [30].

Urmele de uzură pin-pe-disc de pe aliajul de Ti (Fig. 21.17a) arată că a avut loc o pierdere excesivă de material în comparație cu acoperirea cu fosfat de calciu prelucrată cu laser (Fig. 21.17b). O combinație deteriorată de uzură abrazivă și adezivă pe substratul Ti–6Al–4V este motivul pentru rezistența slabă la uzură. De asemenea, influența dominantă a arăturii prin transferul particulelor legate adeziv pe suprafața știftului a dus la o îndepărtare îmbunătățită a materialului. Cu toate acestea, suprafața de uzură a acoperirilor cu fosfat de calciu prezintă o suprafață de abraziune tipică - faza ceramică dură rezistă la uzură la împerecherea cu o altă suprafață ceramică (știft de abraziune).

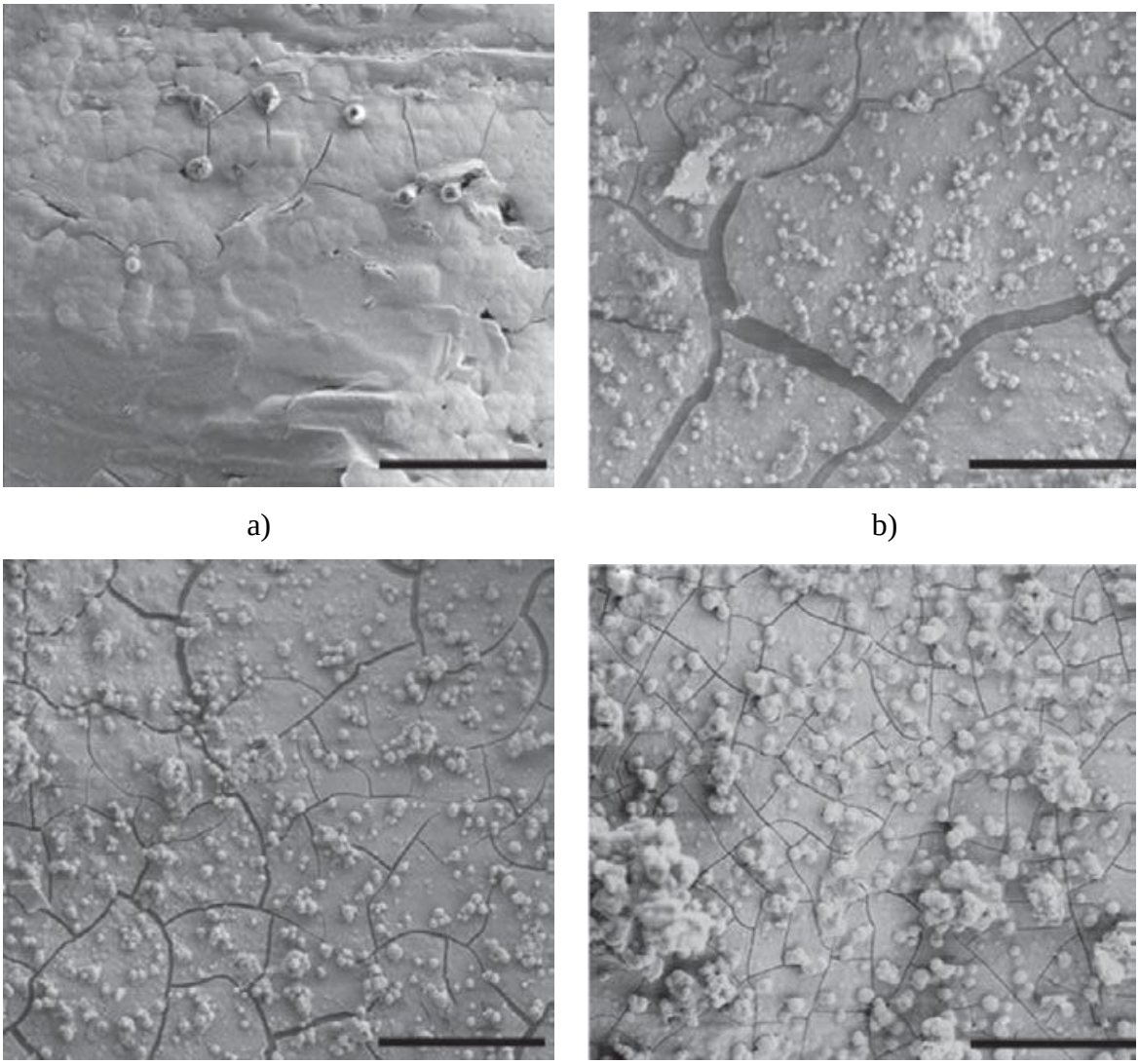


Figura 21.18. Micrografie SEM a stratului asemănător apatitei după imersarea în SBF a acoperirii procesate cu laser (la viteza de scanare laser de 102 cm/min) la (a) 24 de ore, (b) 48 de ore, (c) 72 de ore și (d) 96 de ore [30].

Formarea unui strat asemănător apatitei a fost inerentă tuturor suprafețelor prelucrate cu laser (Fig. 21.18). O evoluție succesivă a precipitării apatitei în diferite momente (24–96 ore) arată natura citocompatibilă a suprafeței fosfatului de calciu prelucrat cu laser. Fisurarea stratului de suprafață este atribuită uscării, care elimină umezeala de pe suprafață. Mai mult, spectrele XRD ale suprafeței biomineralizate confirmă precipitarea apatitei pe suprafața acoperirilor cu fosfat de calciu (Fig. 21.19). Comparația dintre intensitatea integrată normalizată a HAp cu cea a Ti (Fig. 21.19) a confirmat, de asemenea, precipitarea sporită a apatitei cu durata crescută de imersare a probei în SBF.

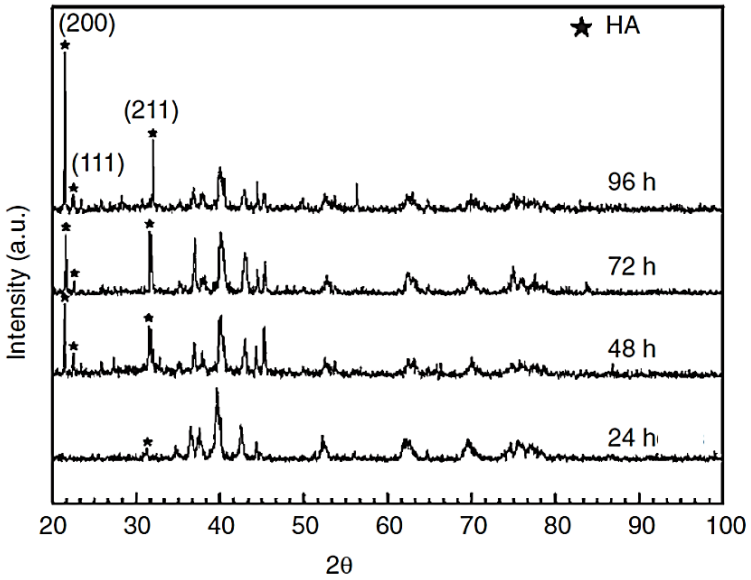


Figura 21.19. Difracția cu raze X a stratului de fosfat de calciu prelucrat cu laser (viteză de scanare de 102 cm/min) la diferite intervale de timp de imersare sub SBF [30].

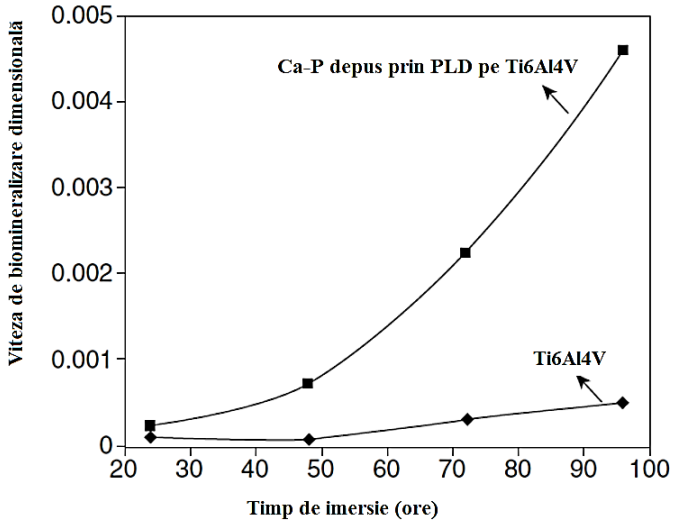


Figura 21.20. Biomineralizarea stratului de fosfat de calciu procesat cu laser (viteza de scanare de 102 cm/min) în comparație cu cea a substratului Ti–6Al–4V [30].

Pentru a cuantifica biocompatibilitatea probelor de fosfat de calciu prelucrate cu laser, bioactivitatea a fost evaluată prin biomineralizare, care a fost cuantificată prin precipitarea apatitei după imersarea probelor în SBF pentru intervalele de timp prevăzute. Soluţia a fost menţinută la pH 7,4 şi temperatura 37 °C, iar SBF a fost reîmprospătat la fiecare 24 de ore. În mod corespunzător, rata de biomineralizare (BR) a fost cuantificată astfel:

$$BR = \frac{W_f - W_i}{W_i}$$

unde W_f este greutatea finală după imersarea în SBF și W_i este greutatea inițială înainte de imersarea în SBF. Ratele de biomineralizare ale Ti–6Al–4V și ale acoperirii cu fosfat de calciu prelucrate cu laser (la viteza de scanare 102â•›cm/min) sunt prezentate în Figura 21.20 pentru o durată de 24, 48, 72 și 96 de ore. Este clar indicat de creșterea ratei de biomineralizare că precipitarea apatitei domină (creștere de aproximativ opt ori) în acoperirile de fosfat de calciu prelucrate cu laser în comparație cu substratul Ti–6Al–4V.

În concluzie, proprietățile tribologice dictează durata de viață și răspunsul la mediul pe care un implant corporal îl prezintă in vivo. Astfel, evaluarea pierderilor de uzura (greutate sau volum) cu incarcare devine esentiala. În plus, COF decide și reacția normală a interfețelor adiacente. Astfel, proiectarea suprafețelor de împerechere este extrem de critică în proiectarea implanturilor osoase. Deoarece funcționalitatea biocompozitelor depinde în mare măsură de performanța lor structurală împreună cu citocompatibilitatea suprafețelor, îmbinarea celor două cerințe necesită optimizare. Prin urmare, echilibrul de potrivire a rezistenței mecanice a unui implant cu cea a piesei originale și obținerea funcției necesare de la implant necesită inginerie. În plus, eliberarea de particule de reziduuri de uzură (care apar din cauza pierderii materialului de implant in vivo) în fluxul sanguin poate cauza probleme grave, care trebuie luate în considerare pentru utilizarea în siguranță a acestuia. Prin urmare, evaluarea proprietăților tribologice este urmată de o analiză in vitro a citocompatibilității implantului pentru a prevedea potențialul său suplimentar pentru studii clinice înainte de a putea fi utilizat in vivo.

BIBLIOGRAFIE

[1] K.-H. Zum Gahr, *Microstructure and Wear of Materials*, Elsevier, Oxford, 1987.

[2] S. Gautier, E. Champion and D. B. Assollant, *Processing, microstructure and toughness of Al2O3 platelet-reinforced hydroxyapatite*, J. Eur. Ceram. Soc. 17 (1997), 1361–1369.

[3] J. Li, B. Fartash and L. Hermansson, *Hydroxyapatite–alumina composites and bone-bonding*, Biomaterials 16 (1995), 417–422.

[4] R. R. Rao and T. S. Kannan, *Synthesis and sintering of hydroxyapatite–zirconia composites*, Mater. Sci. Eng. C 20 (2002), 187–193.

[5] V. V. Silva, F. S. Lameiras and R. Z. Domínguez, *Microstructural and mechanical study of zirconiahydroxyapatite (ZH) composite ceramics for biomedical applications*, Compost. Sci. Technol. 61 (2001), 301–310.

[6] G. Gollera, H. Demirkıran, F. N. Oktar and E. Demirkesen, *Processing and characterization of bioglass reinforced hydroxyapatite composites*, Ceram. Int. 29 (2003), 721–724.

[7] W. Suchanek, M. Yashima, M. Kakihana and M. Yoshimura. *Hydroxyapatite/hydroxyapatitewhisker composites without sintering additives: Mechanical properties and microstructural evolution*, J. Am. Ceram. Soc. 80 (1997), 2805–2813.

[8] S. Nath, *Development of novel calcium phosphate-mullite composites for orthopedic applications*, Ph.D. thesis, IIT Kanpur, India, 2008.

[9] S. Nath, B. Basu, M. Mohanty and P. V. Mohanan, *In vivo response of novel hydroxyapatite–mullite composites: Results up to 12 weeks of implantation*, J. Biomed. Mater. Res. B Appl. Biomat. 90B (2009), 547–557.

[10] P. Schaaff, *The role of fretting damage in total hip arthroplasty with modular design hip joints— Evaluation of retrieval studies and experimental simulation methods*, J. Appl. Biomater. Biomech. 2 (2004), 121–135.

[11] Y. Fu, A. W. Batchelor and K. A. Khor, *Fretting wear behavior of thermal sprayed hydroxyapatite coating lubricated with bovine albumin*, Wear 230 (1999), 98–102.

[12] A. Choubey, B. Basu and R. Balasubramaniam, *Tribological behavior of Ti-based alloys in simulated body fluid solution at fretting contacts*, Mater. Sci. Eng. A 379 (2004), 234–239.

[13] D. Sheeja, B. K. Tay, S. P. Lau and L. N. Nung, *Tribological characterization of diamond-like carbon coatings on Co–Cr–Mo alloy for orthopedic applications*, Surf. Coat. Technol. 146–147 (2001), 410–416.

[14] D. Sheeja, B. K. Tay and L. N. Nung, *Tribological characterization of surface modified UHMWPE against DLC-coated Co–Cr–Mo*, Surf. Coat. Techol. 190 (2005), 231–237.

[15] R. Hauert and U. Müller, *An overview on tailored tribological and biological behavior of diamondlike carbon*, Diamond Relat. Mater. 12 (2003), 171–177.

[16] S. Nath, S. Bodhak and B. Basu, *Tribological investigation of novel HDPE-HAp-Al2O3 hybrid biocomposites against steel under dry and simulated body fluid condition*, J. Biomed. Mater. Res. A 83 (2007), 191–208.

[17] S. Nath, N. Sinha and B. Basu, *Microstructure, mechanical and tribological properties of microwave sintered Ca-stabilized zirconia for biomedical applications*, Ceram Int. 34 (2008), 1509–1520.

[18] S. Bodhak, S. Nath and B. Basu, *Understanding the fretting wear properties of HAp, Al2O3 containing HDPE biocomposites against ZrO2*, J. Biomed. Mater. Res. A 85A (2008), 83–98.

[19] S. Nath, S. Bajaj and B. Basu, *Microstructure, mechanical and tribological properties of microwave sintered Mg-doped zirconia*, Int. J. Appl. Ceram. Technol. 5 (2008), 49–62.

[20] S. Bodhak, S. Nath and B. Basu, *Friction and wear properties of novel HDPE-HAp-Al2O3 composites against alumina counterface*, J. Biomater. Appl. 23 (2009), 407–433.

[21] S. Nath, U. Raghunandan and B. Basu, *Fretting wear behavior of calcium phosphate-mullite composites in dry and albumin containing simulated body fluid conditions*, J. Mater. Sci. Mater. Med. 21 (2010), 1151–1161.

[22] J. E. Tercero, S. Namin, D. Lahiri, K. Balani, N. Tsoukias and A. Agarwal, *Effect of carbon nanotube and aluminum oxide addition on plasma-sprayed hydroxyapatite coating's mechanical properties and biocompatibility*, Mater. Sci. Eng. C 29 (2009), 2195–2202.

[23] K. Balani, R. Anderson, T. Laha, M. Andara, J. Tercero, E. Crumpler and A. Agarwal, *Plasma-sprayed carbon nanotube reinforced hydroxyapatite coatings and their interaction with human osteoblasts in vitro*, Biomaterials 28 (2007), 618–624.

[24] K. Balani, S. P. Harimkar, A. Keshri, Y. Chen, N. B. Dahotre and A. Agarwal, *Multiscale wear of plasma sprayed carbon nanocomposites reinforced aluminum oxide nanocomposite coating*, Acta Mater. 56 (2008), 5984–5994.

[25] K. Balani, D. Lahiri, A. K. Keshri, S. R. Bakshi, J. E. Tercero and A. Agarwal, *The nanoscratch behavior of biocompatible hydroxyapatite reinforced with aluminum oxide and carbon nanotubes*, J. Miner. Met. Mater. 61 (2009), 63–66.

[26] S. K. R. Chowdhury, A. C. Kulkarni, A. Basak and S. K. Roy, *Wear characteristic and biocompatibility of some hydroxyapatite-collagen composite acetabular cups*, Wear 262 (2007), 1387–1398.

[27] M. Younesi and M. E. Bahrololoom, *Optimizations of wear resistance and toughness of HA/NFSS new bio-composites for using in total joint replacement*, Mater. Des. 31 (2009), 234–243.

[28] Q. Wang, S. Ge and D. Zhang, *Nano-mechanical properties and biotribological behaviors of nanosized HA/partially-stabilized zirconia composites*, Wear 259 (2005), 952–957.

[29] K. Balani, Y. Chen, S. P. Harimkar, N. B. Dahotre and A. Agarwal, *Tribological behaviour of plasma-sprayed carbon nanotube-reinforced hydroxyapatite coating in physiological solution*, Acta Biomater. 3 (2007), 944–951.

[30] S. R. Paital, K. Balani, A. Agarwal and N. B. Dahotre, *Fabrication and evaluation of a pulse laser-induced Ca–P coating on a Ti alloy for bioapplication*, Biomed. Mater. 4 (2009), 015009.

Adrian Alexandru

METALURGIE FIZICĂ I

note de curs

CUPRINS

CAPITOLUL 1. METODE DE CERCETARE ALE METALURGIEI FIZICE 4
1.1. Metode de analiză macroscopică 4
1.1.1. Analiza macroscopică pe suprafeţele nepregătite 4
1.1.1.1. Cercetarea suprafeţelor de solidificare 4
1.1.1.2. Cercetarea suprafeţelor de rupere 5
1.1.2. Analiza macroscopică pe suprafeţe pregătite 6
1.2. Metode de analiză microscopică 7
l.2.l. Pregătirea probelor în vederea analizei microscopice 10
1.3 Metode de cercetare submicroscopice 12
1.3.1. Cercetarea metalografică cu ajutorul microsondei electronice 12
1.3.2. Autoradiografia 12
1.3.3. Metalografia magnetică 13
1.4. Metalografia cantitativă 13
1.5. Cercetarea microstructurală la temperaturi diferite de temperatura mediului ambiant . 15
1.6. Metode de cercetare submicroscopică 16
1.6.1. Metoda Laue 17
1.6.2. Metoda Debye-Scherrer. 18
1.7. Metode fizice de determinare a punctelor de transformare 19
l.7.1. Analiza termică 19
1.7.2. Analiza termică diferenţială 20
1.7.3.Analiza dilatometrică 21
1.7.4. Analiza magnetică a transformărilor fizice de natură magnetică 23
CAPITOLUL 2. STRUCTURA ATOMICĂ A MATERIALELOR METALICE 25
2.1. Teoria lui Bohr – Rutherford asupra electronilor 26
2.2. Teoria ondulatorie a electronilor 28
2.3. Teoria zonelor de energie 31
2.4. Interacţiunea dintre atomi. 33
2.4.1. Natura forţelor şi energiilor de interacţiune dintre atomi 33
2.4.2. Tipuri de legături interatomice în corpurile solide 35
2.4.2.1. Legătura ionică 36
2.4.2.2. Legătura covalentă 37
2.4.2.3. Legătura metalică 38
CAPITOLUL 3. STRUCTURA CRISTALINĂ A METALELOR 42
3.1.1. Reţele cristaline şi tipuri de reţele cristaline 42
3.1.2. Plane şi direcţii cristalografice 45
3.1.3. Distanţa dintre planele cristalografice 47
3.1.4. Relaţii cristalografice 48
3.1.6. Reţele reciproce 51
3.2. Structura cristalelor 53
3.2.1. Caracteristicile structurii cristaline 54
3.2.2 Anizotropia cristalelor 55
3.3. Structura reală a cristalelor 56
3.3.1. Defecte punctiforme 56
3.3.2. Defecte liniare 59
3.3.2.1. Proprietăţile dislocaţiilor 61
3.3.2.2. Punerea în evidenţă a dislocaţiilor 64
3.3.3. Defecte de suprafaţă 65

NOTE DE CURS

3.3.4. Defecte electronice 66
CAPITOLUL 4. SOLIDIFICAREA METALELOR 68
4.1. Proprietăţile şi structura metalelor lichide 68
4.2. Curbe de răcire - încălzire. Grad de subrăcire 69
4.3. Termodinamica cristalizării primare a metalelor 71
4.3.2. Energiile de activare la solidificare şi topire 72
4.3.2. Viteze de solidificare-topire 74
4.3.3. Mecanismul solidificării 75
4.3.3.1. Germinarea omogenă 76
4.3.3.2. Germinarea eterogenă 79
4.4. Creşterea germenilor cristalini 81
4.5. Cinetica procesului de solidificare 83
4.6. Forma cristalelor obţinută la solidificare 84
CAPITOLUL 5. FAZE ŞI CONSTITUIENTI IN SISTEMELE DE ALIAJE 86
5.1. Faze solide în aliaje metalice 86
5.1.1. Compuși chimici 87
5.1.1.1. Compuşi electrochimici 88
5.1.1.2. Compuşi de tip geometric 89
5.1.1.3. Compuşi de interstiţie 90
5.1.1.4. Compuşi electronici 90
5.1.2. Soluţii solide 91
5.1.2.1. Faze Kurnakov 94
5.1.3. Componente pure 95
5.2. Constituenți polifazici în aliajele metalice 96
CAPITOLUL 6. ECHILIBRUL ÎN SISTEMELE DE ALIAJE METALICE 99
6.1. Energia liberă minimă a sistemelor, condiţii de echilibru termodinamic 99
6.1.1. Energia internă a soluţiilor solide 100
6.1.2. Entropia soluţiilor solide 101
6.1.3. Variaţia energiei libere a aliajelor cu concentraţia 103
6.2. Echilibrul sistemelor polifazice. Legea fazelor 105
6.2.1. Exemple practice de aplicare a legii fazelor 108
6.3. Ecuaţia echilibrului de faze 108
6.4. Variaţia solubilităţii în stare solidă cu temperatura 109
CAPITOLUL 7. DIAGRAME DE ECHILIBRU 113
7.1. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje binare cu transformări primare 114
7.1.1. Construirea diagramelor de echilibru ale sistemelor binare 114
7.1.2. Clasificarea diagramelor de echilibru ale sistemelor de aliaje binare 114
7.1.3. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje cu solubilitate totală a componentelor în stare lichidă şi solidă (b_2) 116
7.1.3.2. Solidificarea aliajelor cu solubilitate totală în stare de echilibru 119
7.1.4. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje cu solubilitate totală în stare lichidă şi insolubilitate totală a componentelor în stare solidă (b_1) 121
7.1.4.1. Solidificarea aliajelor cu formare de eutectic 124
7.1.4.2. Regula pârghiei aplicată la aliajele cu formare de eutectic 124
7.1.4.3. Diagrama de faze şi de constituenți 125
7.1.5. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje binare cu solubilitate totală în stare lichidă şi solubilitate parţială în stare solidă (b_3) 126
7.1.5.1. Diagrame ale sistemelor de aliaje cu solubilitate parţială în stare solidă cu transformare eutectică 127
7.1.5.2. Diagrame ale sistemelor cu solubilitate parţială în stare solidă cu transformare peritectică 130

NOTE DE CURS

7.1.6. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje cu solubilitate totală în stare lichidă cu formare de compuşi chimici 132
7.1.6.1. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu compuşi ce se topesc congruent 132
7.1.6.2. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu compuşi ce se topesc incongruent 133
7.1.7. Diagrame ale sistemelor cu solubilitate parţială în stare lichidă şi insolubilitate totală în stare solidă (b_5)..... 134
7.1.8. Diagrame de echilibru ale sistemelor binare cu solubilitate parţială atât în stare lichidă cât şi în stare solidă a componentelor (b_6) 135
7.1.9. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu insolubilitate totală atât în stare lichidă cât şi solidă (b_4)..... 136
7.2. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje binare cu transformări secundare 137
7.2.1. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu transformări secundare datorate variaţiei solubilităţii 137
7.2.2. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu transformări polimorfe 140
7.2.3. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu transformări secundare datorate atât alotropiei unui component cât şi variaţiei solubilităţii componentelor..... 143
7.3. Transformări invariante în sistemele de aliaje binare..... 144
7.4. Dependenţa proprietăţilor fizico-mecanice şi tehnologice de forma diagramei de echilibru a sistemelor de aliaje binare (Legea lui Kurnakov)..... 144
7.5. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje ternare 147
7.5.1. Diagrame de echilibru ale sistemelor ternare de aliaje cu solubilitate în stare lichidă şi insolubilitate totală a componentelor în stare solidă 149
7.5.2. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje ternare cu solubilitatea totală a componentelor în stare lichidă şi în stare solidă..... 152
7.6. Stări în afară de echilibru ale sistemelor de aliaje metalice..... 155
7.6.l. Stări în afară de echilibru obţinute în urma transformărilor primare..... 155
7.6.2. Stări în afară de echilibru obţinute în urma transformărilor secundare..... 157
7.7. Diagrama de echilibru a sistemului de aliaje fier-carbon (Fe-C) 157
7.7.l. Faze şi constituenţi în sistemele de aliaje Fe-C 158
7.7.2. Tipuri de transformări în diagrama de echilibru Fe-C 161
CAPITOLUL 8. SOLIDIFICAREA ALIAJELOR METALICE..... 163

FĂ DE CURS

CAPITOLUL 1. METODE DE CERCETARE ALE METALURGIEI FIZICE

Materialele metalice care la prima vedere par a fi constituite dintr-o masă uniformă, la o cercetare mai aprofundată se observă că sunt compuse din formaţii cristaline denumite cristalite sau grăunţi cristalini vizibili la microscopul metalografic sau uneori în casuri cu ochiul liber sau cu lupa.

Formaţiunile cristaline granulare vizibile la microscopul metalografic sau cu ochiul liber formează structura materialelor metalice iar formaţiile respective se numesc constituenți structurali.

Metodele de cercetare ale metalurgiei fizice în funcţie de scopul urmărit se clasifică în:

- metode de punere în evidenţă a structurii metalografice (analiză macroscopică, analiză microscopică şi analiză submicroscopică).
- metode de punere în evidenţă a transformărilor structurale (analiză termică, analiză dilatometrică şi analize magnetică).

1.1. Metode de analiză macroscopică

Sunt cele mai simple şi expeditive metode de cercetare metalografică și constau în observarea cu ochiul liber sau cu aparate optice cu puteri măritoare de cel mult 50 ori a suprafeţelor materialelor metalice.

1.1.1. Analiza macroscopică pe suprafeţele nepregătite

Urmărește evidenţierea unor aspecte legate de solidificare sau de ruperea materialelor metalice în scopul obţinerii de informaţii privind componenţa structurală, natura prelucrărilor suportate cât şi pentru aprecierea unor proprietăţi mecanice şi tehnologice ale acestora, legate direct de mărimea şi forma grăunţilor cristalini.

1.1.1.1. Cercetarea suprafețelor de solidificare

Constă în observarea suprafeţelor de formare sau a cavităţilor retasurilor (goluri de contracţie în partea de sus a lingourilor) în scopul evidenţierii fenomenului de solidificare şi de formare a dendritelor (formaţiuni arborescente cu care începe solidificare a materialelor metalice). Dacă se toarnă într-o formă o placă de Pb sau de Sn lăsându-se să se răcească lent şi după un anumit timp se scurge topitura rămasă nesolidificată pe suprafaţa plăcii se vor observa formaţii arborescente tridimensionale care reprezintă scheletul solidificării ulterioare, figura1.1.

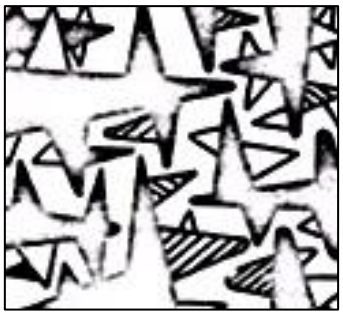


Figura1.1. Formarea scheletului dendritic la solidificare

1.1.1.2. Cercetarea suprafeţelor de rupere

Studiul unui material metalic în casură proaspătă, permite obţinerea unor date informative privind natura materialului metalic, natura ruperii, mărimea grăunţilor şi tipul de prelucrări termice, mecanice sau chimice la care acesta a fost supus.

Aspectul suprafeței de rupere indică natura ruperii: ductilă, fragilă sau la oboseală. Ruperea ductilă se observă pe probe din materiale plastice rupte la tracţiune care prezintă două suprafeţe conjugate de tip cupă-con situate în dreptul unei gâtuiri. În general ruperea ductilă este o rupere intracristalină. Dacă proba ruptă nu prezintă gâtuire atunci ruperea este fragilă producându-se intercristalin. Tot rupere intercristalină prezintă şi probele din materiale metalice plastice solicitate la tracțiune, la temperaturi apropiate de punctul de fuziune. În suprafeţele de rupere intercristalină se pot aprecia mărimea şi forma grăunţilor cristalini, care dau indicaţii utile atât despre proprietăţile mecanice şi tehnologice ale materialelor metalice cât şi despre tipul de prelucrări suportate de acestea. Astfel materialele metalice ce posedă în casură grăunţi grosolani echiaxiali sau columnari obţinuţi direct din turnare, figura 1.2, vor prezenta slabe proprietăţi şi mecanice de rezistenţă, în timp ce o casură ce conţine grăunţi cu dimensiuni mici, globulari şi uniformi, figura 1.3, aparţine unui material metalic prelucrat prin deformare plastică sau tratamente termice care posedă proprietăţi mecanice superioare.

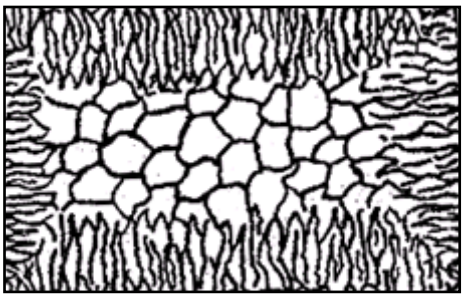


Figura 1.2. Casură într-un material cu structură eterogenă obţinută prin turnare

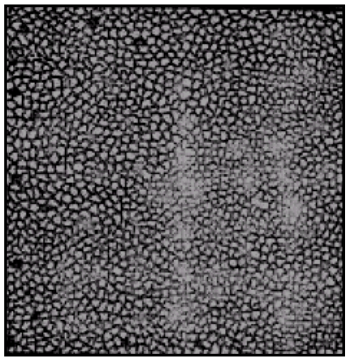


Figura 1.3. Casură într-un material cu structură omogenă obţinută prin deformare plastică

Suprafeţele de rupere prin oboseală au un aspect caracteristic fiind formate din două zone: o zonă netedă lucioasă, zona de propagare a fisurii în timp şi o zonă cu aspect grăunţos, zona de rupere bruscă a materialului metalic, figura 1.4.

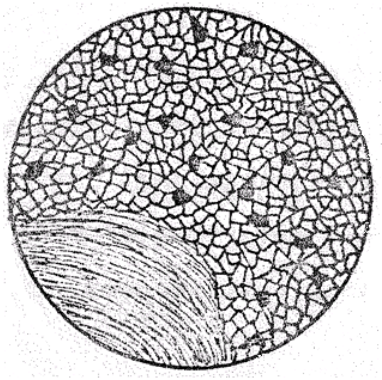


Figura 1.4. Casura unei ruperi prin oboseală

Cercetarea macroscopică a casurilor poate să evidenţieze de asemenea și prezenţa unor defecte de material cum sunt: pori, sufluri, fulgi etc. Culoarea casurii proaspete dă indicaţii cu privire la natura materialului metalic, astfel se pot deosebi cu uşurinţă, după culoare, oţelurile de fontele albe sau de fontele cenuşii.

1.1.2. Analiza macroscopică pe suprafeţe pregătite

Se efectuează pe epruvete prelevate din diverse zone ale materialelor metalice ale căror suprafeţe se supun unor operaţii de pregătire prealabilă: planarea suprafeţei (prin polizare, pilire, strunjire, frezare), şlefuire grosieră şi fină folosind abrazivi pe suport de hârtie sau pânză, lustruire şi atac cu reactivi chimici (soluţii de acizi în apa sau alcool).

Cercetarea macroscopică pe suprafeţe pregătite reliefează aspecte legate de eterogenitatea structurală, chimică şi mecanică a materialelor metalice. Astfel, pe suprafeţele pregătite pot fi puse în evidenţă: structura primară dendritică, variaţii de compoziţie chimică la suprafaţa şi în interiorul pieselor ca efect al încălzirii în aer (decarburări în oţeluri, oxidări) sau al tratamentelor termochimice. De

asemenea, pot fi evidenţiate aspecte legate de fibrajul (textura) materialelor metalice deformate plastic la rece sau la cald, figura 1.5.

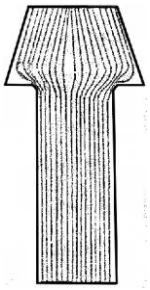


Figura 1.5. Nit din oţel deformat plastic la cald (fibrele urmăresc conturul piesei).

Deasemenea, pot fi observate în secţiuni transversale zonele de solidificare a lingoului şi tot în secţiuni transversale, zonele din secţiunea unui cordon de sudură: zona materialul de adaos, zona influenţată termic şi zona materialul de bază. Pe suprafeţele pregătite se pot vedea diferite defecte interioare cum sunt: fisuri, fulgi, segregaţii, pori, incluziuni etc.

1.2. Metode de analiză microscopică

Cercetarea structurii metalografice prin analiză microscopică se efectuează cu ajutorul microscopului metalografic optic și are drept scop evidenţierea naturii, numărului, formei, mărimii şi gradului de dispersie a constituenţilor structurali, a defectelor microscopice şi a incluziunilor nemetalice din interiorul masei metalice folosind probe cu suprafaţa pregătită în prealabil.

Microscopul metalografic optic reprezintă un sistem optic format din obiectiv, ocular, sursă de iluminare şi dispozitive de fixare şi deplasare a probei, al cărui principiu de funcţionare este cel al reflexiei luminii de către suprafața probei din material metalic, opacă.

Schema optică a microscopului metalografic cu iluminare oblică este dată în figura 1.6. Razele de lumină ce pornesc divergent de la sursa (S) sunt transformate în fascicul paralel de către o lentilă colector (C) şi deviate de oglinda circulară înclinată la un unghi de 45 ^{o} pe o oglindă parabolică şi apoi pe suprafaţa epruvetei de cercetat. Epruvetele reflectă razele incidente prin obiectiv şi ocular la ochiul omenesc dând imaginea respectivă.

Caracteristicile microscopului metalografic optic sunt: puterea de mărire, puterea de separaţie sau rezoluţia, apertura şi adâncimea de pătrundere sau puterea de separaţie verticală. Puterea de mărire a microscopului reprezintă raportul dintre valoarea reală a detaliilor cercetate şi imaginea acestora, ea se obţine ca produsul dintre puterea de mărire a obiectivului şi puterea de mărirea ocularului.

$$M_m = \frac{AB}{A''B''} = M_{ob} \cdot M_{oc} = \frac{L \cdot 250}{F_{ob} \cdot F_{oc}} \qquad (1.1)$$

unde: - L este lungimea tubului microscopului, fiind cuprinsă între 160 şi 250 mm; F_{ob} şi F_{oc} reprezintă distanţele focale ale obiectivului respectiv ocularului, iar 250 reprezintă distanţa în mm a vederii normale a ochiului omenesc, figura1.7.

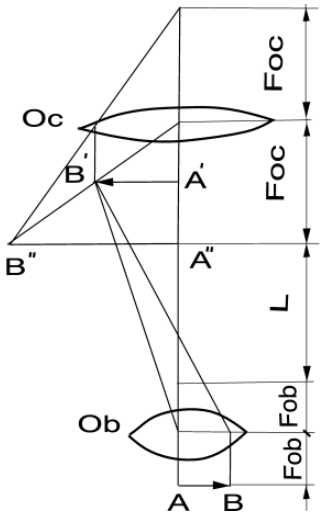


Figura 1.6. Schema optică a microscopului optic metalografic

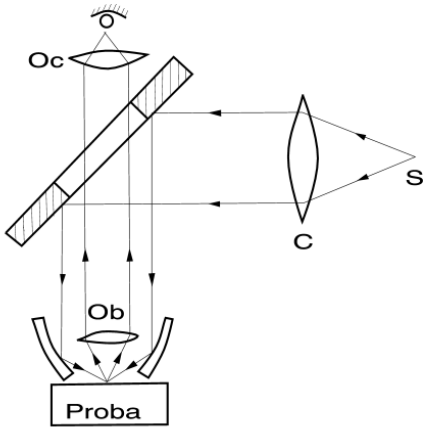


Figura 1.7. Formarea imaginii la microscopul optic

Astfel, pentru cele mai mici distanţe focale ale obiectivelor (F_{ob}=1,5 mm) şi ocularelor (F_{oc}= 10 mm) se obţin măriri de:

$$M = \frac{250 \cdot 250}{1{,}5 \cdot 10} = 4165 \text{ x} \qquad (1.2)$$

În mod curent microscoapele măresc de până la circa 2000 de ori. Apertura sau deschiderea numerică a obiectivelor reprezintă capacitatea acestora de a strânge razele de lumină în cantitate cât mai mare, putând fi exprimată prin produsul dintre indicele de refracţie al mediului situat între obiectiv şi suprafaţa epruvetei şi sinusul semiunghiului format între două raze marginale ce intră în obiectiv (conul de lumină) figura1.8.

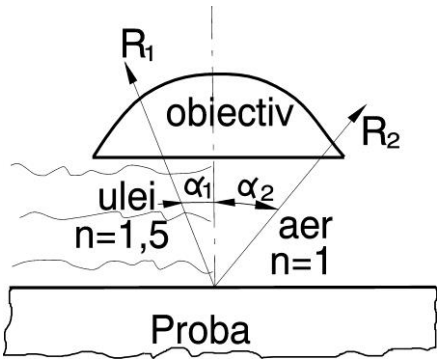


Figura 1.8. Apertura obiectivului: a = nsin α

Cantitatea de lumină care intră în obiectiv, apertura, de care depinde în ultimă instanţă posibilitatea microscopului de redare a detaliilor, este cu atât mai mare cu cât indicele de refracţie al mediului este mai mare (pentru aer, n =1, pentru ulei de cedru, n = 1,5, iar pentru monobromnaftalină, n = 1,66) şi cu cât unghiul conului lumină este mai mare (teoretic $2\alpha = 180^0$, însă practic $2\alpha = 144^0$).

Puterea de separaţie sau fineţea redării detaliilor de pe suprafaţa de cercetat reprezintă capacitatea microscopului (obiectivului) de a separa două puncte alăturate aflate pe suprafaţa de cercetat, fiind egală cu distanţa minimă dintre cele două puncte vecine văzute distinct. Puterea de separare „d" este cu atât mai bună cu cât lungimea de undă (λ) a razelor de lumină este mai mică şi cu cât apertura obiectivului este mai mare:

$$d = \frac{\lambda}{n \cdot \sin\alpha}$$ - pentru iluminarea perpendiculară (1.3)

$$d = \frac{\lambda}{2 \cdot n \cdot \sin\alpha}$$ - pentru iluminarea oblică (1.4)

Un microscop cu iluminare oblică care foloseşte lumină albă ($\lambda = 0{,}6 \cdot 10^{-3}$ mm), aer între obiectiv şi suprafaţa de cercetat (n=1) şi considerând unghiul conului lumină maxim $\alpha=90^0$, are puterea de separare:

$$d = \frac{0{,}6 \cdot 10^{-3}}{2 \cdot 1 \cdot 1} = 0{,}3 \cdot 10^{-3}\text{mm} \quad (1.5)$$

deci de o mie de ori mai mare decât puterea de separare a ochiului omenesc care este: d_1=0,3 mm.

Puterea de mărire a microscoapelor optice poate fi calculată şi ca raportul dintre puterea de separare a ochiului omenesc (d_1) şi puterea de separare a microscopului (d).

$$M_m = \frac{d_1}{d} \quad (1.6)$$

Puterea de mărire a microscoapelor optice este limitată de posibilităţile constructive ale obiectivelor; pentru a realiza măriri mai puternice se foloseşte lumina ultravioletă ($\lambda = 0{,}0275 \cdot 10^{-3}$ mm) iar între obiectiv şi obiect se interpune un mediu format din ulei de cedru (n=1,5) sau monobromnaftalină (n=1,66).

Adâncimea de pătrundere sau puterea de separate pe verticală este proprietatea obiectivelor de a distinge clar imaginea unor puncte situate în plane diferite; ea variază invers proporţional cu puterea de mărire şi de separare pe orizontală.

Pentru a realiza puteri măritoare de peste 4000 x se înlocuieşte fascicolul de raze luminoase sau ultraviolete cu un fascicol de electroni acceleraţi într-un câmp electric care posedă lungimi de unda foarte mici (λ= 0,05 Å). Conform dualismului undă-particulă, unul fascicol de electroni de masă m emişi de un filament încălzit şi acceleraţi la viteza v de o diferenţă mare de potenţial (U= 50000 - 100 000 volţi) i se poate asocia o lungime de undă:

$$\lambda = \frac{h}{mv} \quad (1.7)$$

unde h este constanta lui Plank.

Ştiind că energia cinetică a electronilor accelerați este:

$$E_C = \frac{mv^2}{2} = eU \qquad (1.8)$$

unde e este sarcina electronului, iar U este diferenţa de potenţial aplicată, se poate calcula lungimea de undă a fascicolului de electroni folosind relaţia:

$$\lambda = \sqrt{\frac{150}{U}}\,[Å] \qquad (1.9)$$

În calcul s-a luat: $m=9{,}108 \cdot 10^{-28}$g; $g=4{,}802 \cdot 10^{-10}$ u·e·s; $h=6{,}625 \cdot 10^{-27}$ erg·s.

Se observă că în cazul folosirii unei diferenţe de potenţial de 100 000 de volţi se obţine o lungime de undă λ = 0,039 Å, o putere de separare de 3-5 Å (ochiul doar 700 000 Å, iar microscopul optic 1900 Å) şi o putere de mărire de $(250 – 600) \cdot 10^3$x.

În cazul microscoapelor electronice, lentilele sunt înlocuite cu bobine şi condensoare care formează câmpuri magnetice respectiv câmpuri electrice ce deviază radiaţiile de materie încărcate electric (electronii) realizând mărirea obiectului prin care acestea trec. Fascicolul de electroni accelerați într-un spaţiu vidat (10^{-5} mm Hg) emis de un filament încălzit traversează proba de cercetat (replică cu diametrul de 2-3 mm groasă de ordinul a zeci sau sute de Å) ajunge în bobina obiectiv, respectiv în condensorul obiectiv producând o imagine intermediară, care este preluată de bobina de proiecţie, respectiv condensorul de proiecţie şi mărită în final pe un ecran.

I.2.I. Pregătirea probelor în vederea analizei microscopice

Materialele metalice sunt corpuri opace care reflectă într-o cantitate mai mică sau mai mare lumina, în funcţie de calitatea suprafeţelor.

În scopul cercetării metalografice la microscopul optic, din materiale metalice se prelevează probe prismatice sau cilindrice din diverse zone caracteristice, care urmează să fie supuse unei succesiuni de operaţii de pregătire care constă din planarea suprafeţei (la utilizarea microscoapelor optice cu masă inferioară se planează două suprafeţe plan paralele opuse) prin polizare, pilire, strunjire, frezare etc. şlefuire grosieră, medie, fină şi extrafină cu abrazivi pe suport de hârtie (60, 100, 180, 280, 300, 400, 500, 600, 700 şi 800 granule pe ţolul liniar), lustruire cu micropulberi în suspensie (oxid de aluminiu, oxid de magneziu, oxid de crom etc.), spălare, uscare, atac cu reactivi chimici (soluţii slabe de acizi în apă sau alcool), spălare şi din nou uscare.

Probele astfel pregătite prezintă pe suprafața lor un microrelief care redă structura internă a materialului metalic cercetat la microscopul optic.

Reactivii chimici reliefează structura internă în trei moduri: corodează selectiv constituenții metalografici, colorează selectiv suprafeţele constituenților metalografici, sau corodează limitele dintre constituenţi.

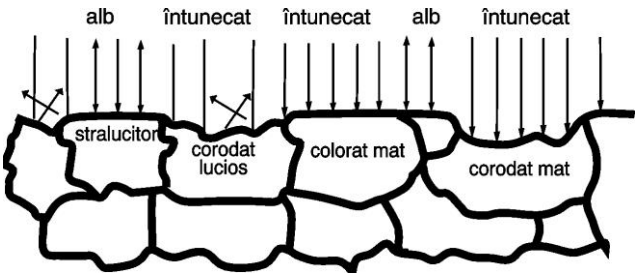
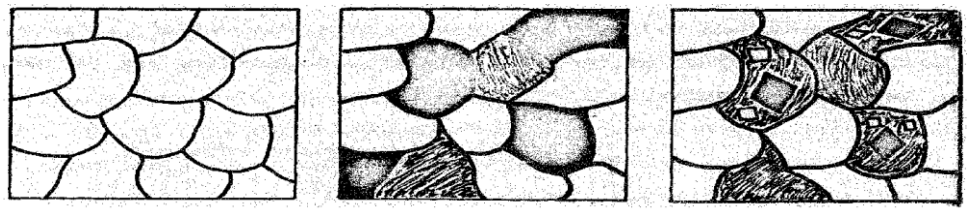


Figura 1.9. Evidenţierea structurii la microscopul optic după atacul chimic

Razele de lumină ce cad pe un grăunte strălucitor vor fi reflectate, iar grăuntele se va vedea alb, în timp ce razele ce cad pe grăunţii a căror suprafaţa a fost corodată, vor fi reflectate în altă direcţie, în afara obiectivului (unghiul de incidenţă este egal cu unghiul de reflexie) dacă suprafaţa corodată rămâne strălucitoare sau vor fi absorbite dacă suprafaţa corodată rămâne mată. Razele de lumină ce cad pe grăunţii coloraţi cu nuanţe diferite vor fi absorbite mai mult sau mai puţin, la microscop observându-se nuanţa acestora.



a. b. c.

Figura 1.10. Fazele atacului chimic la un material metalic omogen

În cazul în care un material metalic omogen (format din acelaşi fel de grăunţi) este atacat uşor, la microscop se vor observa grăunţii delimitaţi între ei de o linie întunecată continuă ca în figura 1.10.a. Dacă atacul se prelungeşte atunci unii grăunţi a căror orientare cristalografică favorizează coroziunea, se vor coroda şi la microscop apar întunecaţi, figura1.10.b, iar dacă atacul se prelungeşte mai mult, atunci pe suprafeţele unor grăunţi apar figuri de atac, figura1.10.c, rezultate din dizolvarea materiei cristaline formându-se goluri cu forme regulat geometrice.

În scopul cercetării metalografice la microscopul electronic prin transmisie, probele se pregătesc ca şi in cazul anterior, uneori se recomandă lustruire şi atac electrolitic pentru a elimina stratul ecruisat rămas de la lustruirea mecanică) după care se realizează replici, ce constituie un mulaj (amprentă) a suprafeţei probei pregătite dintr-un film subţire (100 - 300 Å) realizat prin întinderea pe suprafaţa probei a unei soluţii diluate de masă plastică (colodiu în acetat de amil) şi evaporarea ulterioară a solventului.

După uscarea filmului de masă plastică se depune pe suprafaţa probei o grilă suport cu un diametru de 2-3 mm, se acoperă cu o soluție de gelatină, iar după uscare se taie filmul suport şi se detaşează de pe suprafaţa probei obținându-se astfel o replică într-o singură treaptă care reproduce negativul suprafeţei de studiat. Pentru a se realiza un contrast mai accentuat, replicile astfel obţinute se

supun umbririi ce se realizează prin evaporarea şi depunerea pe replică a unui metal greu, în vid (crom, paladiu, germaniu, platină, aur, uraniu) sub un unghi de 15 - 20° la o distanţă de replică de 10 - 12 cm.

Cercetările metalografice la microscopul optic şi electronic permit obţinerea de informaţii precise despre natura componenţilor structurali, numărul, forma şi modul de distribuţie a acestora fără a putea pune în evidenţă unele aspecte ale structurii fine, ale compoziției chimice în microvolume, aspecte legate de difuzie, de distribuţia componentelor în faze etc.

1.3. Metode de cercetare submicroscopice

1.3.1. Cercetarea metalografică cu ajutorul microsondei electronice

Microsonda electronică este un instrument folosit în scopul investigării compoziţiei chimice în microvolume, determinării structurii fine a materialelor metalice, determinării repartiţiei elementelor chimice în materiale neomogene cu compoziţie chimică globală cunoscută şi stabilirii orientării structurii şi compoziţiei materialelor supuse anumitor procese fizico-chimice.

Principiul de funcţionare al microsondei electronice constă în iradierea unei suprafeţe foarte mici din proba de cercetat (câţiva microni) cu un fascicol fin de electroni şi măsurarea lungimilor de undă şi intensităţilor radiaţiilor X caracteristice emise de atomii elementelor chimice ce intră în constituţia materialului cercetat. Este posibilă obţinerea unei imagini electronice pe un ecran fluorescent a suprafeţei măturate de fascicolul de electroni prin electronii retrodifuzaţi de suprafaţa respectivă şi a unei imagini röntgenografice pe care se poate detecta repartiţia unui anumit element chimic pe suprafaţa cercetată formată prin emisia de raze X.

1.3.2. Autoradiografia

Este o metodă de cercetare metalografică care permite determinarea neuniformităţilor de distribuţie ale componenţilor în interiorul fazelor, bazată pe proprietăţile atomilor marcaţi (radioactivi) de a emite radiaţii penetrante α, β şi γ care impresionează o peliculă fotografică în contact cu suprafaţa cercetată. Marcarea radioactiva a unui element aste posibilă fie prin alierea cu elementul respectiv radioactiv fie prin activarea în reactor a acelui element din aliaj.

Comparând imaginea obţinută pe pelicula fotografică (autoradiografia) cu micrografia aceleiaşi suprafeţe se poate determina cu precizie distribuţia unui element chimic în structura aliajului cercetat.

Probele din materiale metalice ce se supun autoradiografiei au o grosime în funcţie de tipul şi energia radiaţiei utilizată, α, β sau γ, şi de puterea de absorbţie a materialului metalic cercetat. În scopul obţinerii radiografiei, probele din materialele metalice se pregătesc pe o suprafaţă prin şlefuire şi lustruire foarte fină, apoi pe suprafaţa lor se presează o peliculă sensibilă cu emulsie, se lasă un timp de 24 h după

care pelicula se developează şi se compară cu micrografia suprafeţei respective permițând astfel cercetarea modului de distribuţie a elementului radioactiv în fazele şi constituenţii materialului metalic.

1.3.3. Metalografia magnetică

Permite evidenţierea structurii metalografice a materialelor metalice care conţin faze feromagnetice cu ajutorul câmpurilor magnetice de dispersie existente pe suprafaţa probelor cercetate.

Metoda metalografiei magnetice constă în depunerea pe suprafaţa probei de cercetat a unui coloid cu particule magnetice în suspensie, care sub acţiunea câmpurilor magnetice de dispersie se vor separa la pereţii domeniilor feromagnetice şi la limitele dintre grăunţi, incluziuni etc. Este necesar ca dimensiunile pulberilor magnetice în suspensie (Fe_3O_4) să fie mai mici decât dimensiunile constituenților cercetaţi. Metalografia magnetică se aplică unor probe demagnetizate, dar uneori probele sunt supuse unui câmp magnetic exterior, fiind suficientă magnetizarea spontană pentru a crea câmpuri magnetice de dispersie, sau probele sunt aduse în stare de magnetizare remanentă sau chiar aplicarea coloidului poate să se facă în prezenţa unui câmp magnetic exterior.

Prin metalografia magnetică poate fi cercetată atât microstructura cât şi macrostructura probelor din materiale feromagnetice omogene sau eterogene. De asemenea, pot fi determinate incluziunile nemetalice şi porii din interiorul materialelor metalice feromagnetice. Incluziunile nemagnetice şi porii pot forma sarcini magnetice sau în jurul lor poate să aibă loc o abatere de la direcţia de magnetizare, fapt ce permite reliefarea lor.

1.4. Metalografia cantitativă

Numărul şi mărimea cristalitelor ca de altfel şi forma şi modul de distribuire al lor au o foarte mare însemnătate pentru proprietăţile fizico-mecanice şi tehnologice ale materialelor metalice.

Mărimea grăunţilor unul material metalic poate fi modificată prin mijloace termice (dirijarea solidificării sau tratamente termice) şi mijloace mecanice (deformare plastică la rece şi la cald).

Mărimea medie a grăunților măsurată într-o secţiune a epruvetei nu corespunde mărimii reale a acestora. Măsurând suprafeţele grăunţilor într-o secţiune, nu se poate calcula volumul lor real, deoarece secţiunea respectivă taie grăunţii prin diferite locuri situate la marginea sau în mijlocul grăunţilor globulari sau poliedrici.

În mod convenţional se consideră mărimea grăuntelui unui material metalic, mărimea medie a suprafeţelor secţiunilor prin cristalitele care apar pe suprafaţa probei metalografice.

Metalografia cantitativă se ocupă cu determinarea suprafeţei medii a grăunţilor, a masei lor, a numărului de grăunţi pe unitatea de suprafaţă şi a cantității de faze existente pe suprafaţa atacată a probei metalografice.

Măsurarea suprafeţei medii a grăuntelui se poate face măsurând diametrele cu un ocular micrometric direct la microscopul metalografic, prin fotografierea structurii şi efectuarea măsurătorilor pe copia fotografică, prin compararea mărimii grăunţilor văzuţi la microscopul optic la puterea de mărire de 100:1 cu scări etalon standardizate și, mai nou, cu soft-uri specializate de analiză de imagine.

Determinarea suprafeţei medii a grăuntelui poate fi făcută trasând pe copia fotografică a structurii efectuată la puterea de mărire (M) un cerc de suprafaţă cunoscută,

$$S_c = \frac{\pi r^2}{2}\ [mm^2] \qquad (1.10)$$

se numără grăunţii ce se găsesc integral în interiorul cercului (z) apoi grăunţii secționați de circumferinţa cercului (n), iar datele obţinute se înlocuiesc în relaţia:

$$S_m = \frac{S_c 10^6}{(0{,}67n+z)M^2}\ [\mu m^2] \qquad (1.11)$$

unde: S_m - este suprafaţa medie a grăuntelui, iar 0,67 este coeficientul lui Oertel care înseamnă că 67% din grăunţii secţionaţi se află integral în suprafaţa cercului.

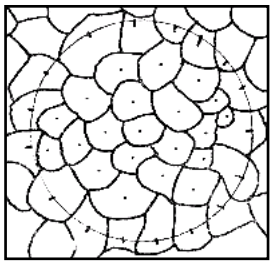


Figura 1.11. Determinarea suprafeţei grăuntelui

De exemplu, în figura 1.11 ce reprezintă copia fotografică la puterea de mărire de 100:1 a unui oţel moale, s-a trasat un cerc cu diametrul de 51 mm, deci suprafaţa S_C = 1135 mm^2, în interiorul cercului se află z=21 grăunţi (punctaţi), iar secţionaţi de circumferinţa cercului un număr de n = 17 grăunţi (tăiaţi cu linie scurtă); suprafaţa medie a grăuntelui în acest caz este:

$$S_m = \frac{1135 \cdot 10^6}{(0{,}67 \cdot 17+21) \cdot 100^2} = 3500\ \mu m \qquad (1.12)$$

Diametrul mediu al grăuntelui (D_m) poate fi determinat trasând pe copia fotografică a structurii efectuată la puterea de mărire M, un număr p = 5…10 linii paralele de o anumită lungime L (mm), apoi se numără grăunţii secţionaţi de cele p linii, considerându-se primul grăunte secţionat parţial și eliminându-se ultimul, pentru compensare, folosind relaţia:

$$D_m = \frac{L \cdot p \cdot 10^3}{z \cdot M} \ [\mu m] \qquad (1.13)$$

Când se impun determinări precise ale mărimii grăuntelui, se recurge la izolarea cristalitelor pe cale chimică sau electrochimică din masa materialului metalic şi cercetarea lor prin metode microscopice, chimice sau fizice.

Pentru cercetările metalografice cantitative în serie se apelează la determinarea mărimii grăuntelui folosind scări structurale etalon, standardizate, când cercetarea este foarte expeditivă. Aceste metode se bazează pe proprietatea ochiului omenesc capabil să stabilească cu mai multă precizie deosebiri decât valori absolute. Metoda constă în compararea vizuală a structurilor ce trebuie cercetate, cu imagini etalon, executate în prealabil, stabilindu-se punctajul N al scării etalon cu care structura cercetată se aseamănă cel mai mult. Între punctajul (N) şi numărul de grăunţi (n) ce se află într-o suprafaţă de 1 mm^2 există următoarea relaţie: $n = 8 \cdot 2^N$.

Pentru determinarea mărimii grăuntelui de austenită din oţeluri există standardizate 18 punctaje: N = -3; -2; -1; 0; 1; 2; 3; 4; 5; 6; 7; 8; 9; 10; 11; 12; 13; 14, cărora le corespunde numărul de grăunţi n = 1, 2, 4, 8, 16, 1 … 131072, şi numai 8 scări etalon de la 1 la 8. Punctajele, -3 … 0 corespund unor grăunţi foarte mari ce aparţin unor structuri în general defectuoase, iar punctajele 9 … 14 corespund unor grăunţi foarte fini, cu proprietăţi mecanice excelente, însă foarte greu de obţinut în materialele metalice.

Pentru fiecare punctaj standardul indică următorii indici ce caracterizează mărimea grăuntelui, numărul mediu de grăunţi pe suprafaţa de 1 mm^2 numărul mediu de grăunţi în volumul de 1 mm^3, suprafaţa medie a grăuntelui în mm^2 şi diametrul mediu al grăuntelui în mm. De asemenea, există scări etalon pentru determinarea următoarelor caracteristici metalografice ale structurii: mărimea grăuntelui în ruptură, raportul de alungire al grăuntelui din materialele deformate plastic la rece, mărimea, forma şi distribuţia grafitului în fontele cenuşii, cantitatea şi modul de repartiţie al eutecticului fosforos în fontele cenuşii, segregaţia carburilor în oţelurile rapide, gradul de fineţe al cementitei secundare globulare, cantitatea, forma şi repartiţia incluziunilor nemetalice din oţeluri etc.

1.5. Cercetarea microstructurală la temperaturi diferite de temperatura mediului ambiant

Toate metodele de investigare a structurii materialelor metalice prezentate până acum se referă la determinări efectuate la temperatura mediului ambiant. Uneori se impune cercetarea structurii direct la temperatura de formare a acesteia, care poate fi situată la valori imediat inferioare temperaturii de solidificare sau mult sub valoarea temperaturii ambiante.

O metodă simplă de punere în evidenţă a structurii la temperaturi înalte constă în încălzirea probei cu o suprafaţă şlefuită şi lustruită, în vid la temperatura dorită şi tratarea ei cu gaze sau săruri topite care vor oxida diferenţiat fazele existente la temperatura respectivă. Cercetarea se face la temperatura ambiantă, când stratul de oxizi pune în evidenţă structura existentă la temperatura de oxidare, cu toate că proba, la temperatura ambiantă prezintă o altă structură.

Această metodă este utilizată la punerea în evidenţă a formei şi mărimii grăunţilor de austenită în oţelurile carbon, austenită ce există doar la temperaturi mai mari de 732°C. În acest scop proba din oţel se încălzeşte în vid la 950 °C, apoi se tratează cu aer care oxidează limitele grăunţilor de austenită. După răcire, proba se şlefuieşte fin, se lustruieşte şi se atacă chimic obişnuit, reliefându-se astfel limitele de oxizi formaţi la temperatura înaltă, în jurul grăunţilor de austenită.

Cercetarea directă a structurii şi a formării acesteia la temperaturi înalte se poate realiza folosind microscoape optice vacutermice dotate cu mese speciale ce permit fixarea, încălzirea în vid a probei metalografice şi atacul cu gaze adecvate în scopul reliefării structurii la temperatura respectivă.

Uneori este necesară punerea în evidenţă a unor structuri ce se formează la temperaturi negative. În acest caz, pentru cercetarea directă a fenomenelor de transformare se utilizează camere de răcire a probei metalografice, ataşate la microscoapele optice.

1.6. Metode de cercetare submicroscopică

Cercetarea aspectelor legate de structura atomo-cristalină a materialelor metalice nu este posibilă prin metodele microscopice prezentate, de aceea se recurge la metode de analiză röntgenostructurale, care folosesc fenomenul de difracţie a razelor X pe planele cristalografice ale materialelor metalice.

În timp ce prin metalografia microscopică se stabileşte constituţia structurală a materialelor metalice (natura, forma, mărimea, numărul şi modul de distribuţie a constituenților structurali) prin analiza röntgenostructurală se cercetează structura atomică, adică modul de dispunere al atomilor în constituenții structurali.

Razele X sunt radiaţii de natură electromagnetică ca şi lumina sau undele radio cu $\lambda = 0{,}01\ldots100$ Å, cele utilizate în cercetarea structurii fine având lungimea de undă $\lambda = 1\ldots2$ Å, de acelaşi ordin de mărime ca şi distanţele interatomice din interiorul materialelor metalice.

Radiaţiile X sunt produse prin frânarea de către o substanţă (anod) a unor electroni acceleraţi emişi de un catod încălzit într-un tub röntgen.

Dacă un fascicul de raze X monocromatic de intensitate I_o şi lungime de undă λ_o, întâlneşte un atom izolat la distanţa r acesta va emite un fascicul de unde electromagnetice ca şi cum radiaţiile incidente ar fi difractate sub unghiul 2φ; intensitatea acestor unde emise de atom poate fi calculată cu formula:

$$I = f_\lambda^2 \cdot 7{,}94 \cdot 10^{-26} \cdot \frac{I_0}{r^2} \cdot \frac{1+\cos^2 2\varphi}{2} \qquad (1.14)$$

f_λ^2 este un factor caracteristic atomului radiat, denumit factor de structură al atomului; el este egal cu numărul atomic când $\varphi = 0$ şi descreşte când raportul $\frac{\sin\varphi}{\lambda}$ creşte.

Dacă atomul izolat este înlocuit cu un edificiu atomic (material cristalin), atunci fiecare atom întâlnit de fascicolul de raze X incidente devine o sursă de unde electromagnetice difractate, coerente, susceptibile să interfereze.

Acest principiu stă la baza determinării parametrului reţelei cristaline (a) sau a distanţei dintre două plane cristalografice vecine folosind relaţia lui Bragg.

Un fascicul de raze X AB, paralel şi monocromatic, de lungime de undă λ, ce cade sub unghiul φ_1 asupra unei reţele cristaline, reprezentate în figura 1.12 printr-un plan reticular, va fi difractat de atomii situaţi în nodurile reţelei Aceştia sub influenţa razelor X incidente intră în vibraţie devenind surse de energie şi emit unde electromagnetice A′, B′ sub unghiul φ_2.

Dacă undele emise de doi atomi vecini (m şi n) sunt în fază (unghiul $\varphi_1=\varphi_2=\varphi$ şi diferenţa de drum este un număr întreg de λ: $np + nq = 2k\frac{\lambda}{2}$), undele emise interferează, efectul lor însumându-se formând un maxim de intensitate, iar în caz contrar, când $\varphi_1 \neq \varphi_2$ şi $np + nq = (2k+1)\frac{\lambda}{2}$ spectrul se stinge formând minime de intensitate. Deci toate undele emise de atomii excitaţi se vor stinge cu excepţia celor care sunt în fază $\varphi_1=\varphi_2=\varphi$ şi care satisfac o anumită relaţie între λ, φ şi a, relaţie dată de legea lui Bragg: $a = \frac{k\lambda}{2\sin\varphi}$ (1.15) obţinută din condiţia de însumare a efectului undelor electromagnetice emise.

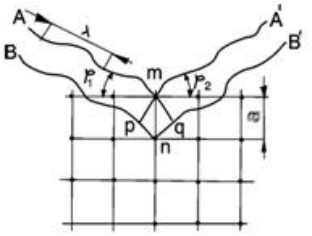


Figura 1.12. Difracţia razelor X pe planele cristalografice

$$np + nq = 2\,a\sin\varphi = k\lambda \qquad (1.16)$$

Luându-se în considerare difracţiile de prin ordin k=1 rezultă relaţia lui Bragg simplificată:

$$a = \frac{\lambda}{2\sin\varphi} \qquad (1.17)$$

Determinarea parametrului reţelei cristaline deci a sistemelor de cristalizare a materialelor metalice se poate face prin două metode: metoda iradierii cu raze x policromatice a unui monocristal fix (metoda Laue) şi metoda iradierii cu raze X monocromatice a unui agregat policristalin rotitor (metoda Debye-Scherrer).

1.6.1. Metoda Laue

Această metodă se foloseşte, în scopul determinării parametrului reţelei cristaline, bombardarea unui monocristal fix cu un fascicul de raze X cu lungimea de undă cunoscută, care vor fi difractate de atomii monocristalului şi vor impresiona o placă fotografică aşezată în spatele acestuia, figura 1.13.

Cu ajutorul fotogramelor obţinute se poate calcula unghiul de difracţie care introdus în relaţia lui Bragg face posibilă determinarea parametrului reţelei cristaline:

$t\varphi = \frac{OA}{O}$ iar $a = \frac{\lambda}{2\sin\varphi}$ [Å] (1.18)

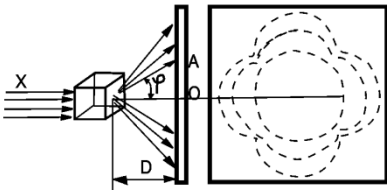


Figura 1.13. Difracţia razelor X prin metoda Laue

1.6.2. Metoda Debye-Scherrer.

Metoda utilizează în scopul determinării parametrului reţelei cristaline bombardarea cu un fascicul de raze X monocromatice cu lungimea de undă bine definită, a unui agregat policristalin sau conglomerat de pulberi metalice aflat în mişcare rotativă. Razele X vor întâlni întotdeauna un număr suficient de cristalite a căror orientare se pretează la difracţia razelor incidente, care vor forma spectre de difracţie cu zone luminoase alternate cu zone întunecate pe un film circular ce înconjoară agregatul policristalin rotitor, numit debyegramă, figura 1.14.

Măsurând diametrul primului cerc pe debyegramă (D), cunoscându-se distanţa la care se află agregatul policristalin faţă de film (R) şi considerându-se că pentru unghiuri mici tangenta unghiului este aproximativ egală cu valoarea unghiului respectiv se poate scrie:

D= 4Rφ, de unde se scoate valoarea unghiului φ şi se introduce în relaţia lui Bragg calculându-se parametrul reţelei $a = \frac{\lambda}{2\sin\varphi}$ [Å] (1.19)

Cu cât diametrul D citit pe debyegramă este mai mare, cu atât mai mare va fi unghiul de difracţie φ, iar parametrul reţelei va fi în consecinţă mai mic. Fiecărei celule elementare îi corespunde o anumită debyegramă.

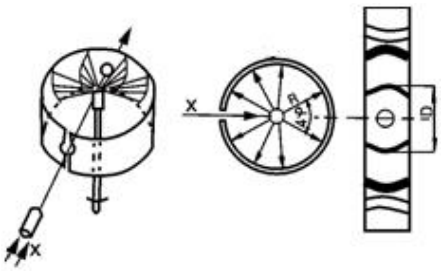


Figura 1.14. Difracţia razelor X prin metoda Debye-Scherrer

Cu ajutorul metodei Debye-Scherrer de cercetare a substructurii pot fi puse în evidenţă în afară de parametrul reţelei şi deci a sistemului de cristalizare, următoarele aspecte:

a) Calculul numărului de atomi din celula elementară (N) folosind relaţia:

$N = \frac{\rho \cdot V}{A \cdot M_H}$ (1.20) unde: ρ - este densitatea materialului, V – volumul celulei elementare, A – greutatea atomică, iar $M_H = 1,66 \cdot 10^{-27}$ kg, masa atomului de hidrogen; sau invers: cunoscând sistemul de cristalizare şi parametrul reţelei se poate afla densitatea de atomi din probă. De exemplu: Cuprul are ρ = 8,93 g/cm^3; V = a^3 = (3,61 · 10^{-8})^3, cm^3; A = 63,54 de unde rezultă N = 3,98 =4.

b) Determinarea mărimii şi formei grăuntelui. Astfel dacă mărimea grăuntelui se află între 10^{-3} şi 10^{-4} mm pe debyegramă se obţin inele cu contururi clare, acestea lățindu-se pe măsura micşorării grăunţilor iar dacă grăunţii sunt mari de 10^{-3} mm, inelele de interferenţă se descompun în puncte de interferenţă separate.

c) Textura materialelor metalice. Variaţia înnegririi în lungul unui inel de interferenţă este cauzată de o amplasare regulată a grăunţilor, în timp ce o înnegrire uniforma aparţine unui material recopt în care grăunţii sunt amplasaţi fără nicio ordine.

d) Identificarea amestecurilor de cristale se bazează pe faptul că nu există două substanţe diferite care să prezinte exact aceeaşi amplasare sub toate detaliile a atomilor. Astfel se poate determina dacă materialul metalic conţine acelaşi tip da cristalite (este omogen) sau este format din cristale diferite (este eterogen) în acest din urmă caz putându-se calcula raportul cantitativ dintre diferitele cristale pe baza raportului intensităţilor inelelor de interferenţa.

De asemenea, cercetarea röentgenografică structurală permite determinarea prezenţei tensiunilor interne, a maclelor de recoacere, a impurităţilor şi incluziunilor nemetalice a modificărilor reţelei cristaline prin procesele de deformare la rece şi recoacere, linie de solubilitate a soluţiilor solide etc.

1.7. Metode fizice de determinare a punctelor de transformare

Structura internă a materialelor metalice nu este întâmplătoare, ea apare ca rezultat al compoziţiei chimice al prelucrărilor termice, chimice şi mecanice la care materialele sunt supuse. Structura metalografică existentă la temperatura mediului ambiant poate fi cea obţinută direct din solidificarea materialului metalic sau poate fi obţinută în urma unor transformări ce au avut loc după solidificarea acestuia.

Metodele fizice de determinare a punctelor de transformare din materialele metalice se bazează pe faptul că orice modificare structurii interne este însoţită de modificări bruşte ale proprietăţilor fizice şi mecanice ale materialelor metalice, modificări ce pot fi reliefate şi măsurate studiind modul lor de variaţie odată cu creşterea sau descreşterea temperaturii. Pentru una şi aceeaşi structură proprietăţile fizice variază continuu odată cu variaţia temperaturii, însă la apariţia unei transformări apar discontinuităţi pe curba de variaţie a proprietăţilor fizice cu temperatura.

Metodele fizice de determinare a punctelor de transformare cel mai des utilizate în metalurgia fizică sunt analiza termică, analiza dilatometrică şi analiza magnetică.

l.7.1. Analiza termică

Constă în determinarea punctelor critice (valori ale temperaturii la care au loc transformări interne) folosind trasarea curbelor de răcire sau încălzire a materialelor metalice. Curba de răcire a unui material metalic în care nu se produce nici un tip de transformare (de stare de agregare, structurală sau fizică) este o curbă exponenţială continuă.

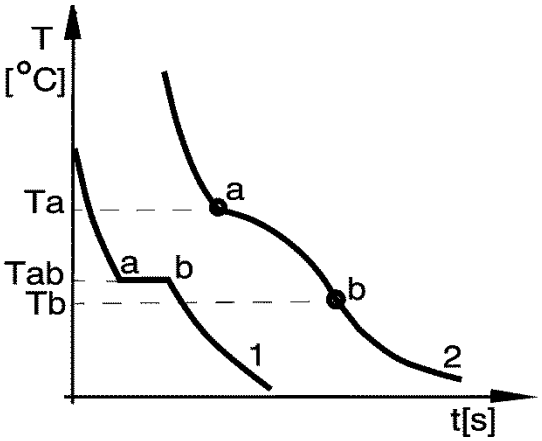


Figura 1.15. Curbe de răcire

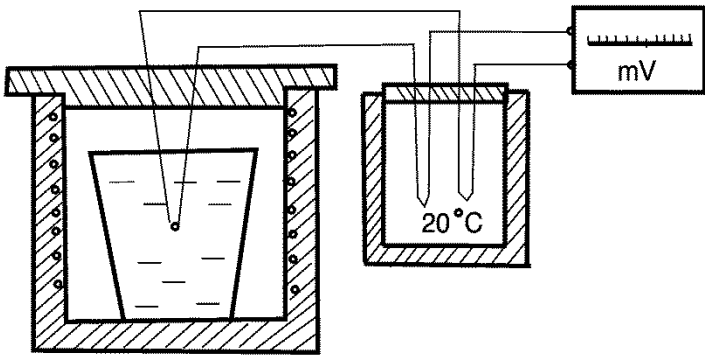


Figura 1.16. Instalaţie pentru analiza termică

Dacă în interiorul materialului metalic au loc transformări, atunci pe curba de răcire apar abateri de la funcţia exponenţială sub forma unor paliere când transformarea are loc la temperatură constantă sau puncte de inflexiune când transformarea are loc într-un interval de temperatură. Aceastea marchează valoarea temperaturii izoterme T_{ab} la care are loc transformarea sau începutul T_1, respectiv, sfârşitul T_2 al transformării, figura1.15.

Analiza termică constă în măsurarea temperaturii măsurând tensiunea termoelectromotoare din timp în timp ce ia naştere la capătul rece al unui termocuplu ce are capătul cald în contact cu materialul metalic ce se încălzeşte sau se răceşte figura 1.16.

Termocuplul este un traductor energie termică – energie electrică, format din două fire metalice diferite (cupru-constantan, cromel-alumel, platin-rodiu platin etc.) sudate la un capăt ce se aşează în contact nemijlocit cu corpul studiat, iar capetele opuse se leagă la un milivoltmetru gradat direct în grade Celsius.

1.7.2. Analiza termică diferenţială

Pentru determinarea punctelor de transformare cu efecte termice mici care nu pot fi evidenţiate precis prin analiza termică simplă, se compară variaţia temperaturii probei (ΔT_p) cu a unui etalon (ΔT_e) în care nu au loc niciun fel de transformări interne. Analiza termică diferenţială se efectuează pe o instalaţie ce permite încălzirea simultană la aceleaşi temperaturi a probei (P) şi etalonului (E) figura 1.17.

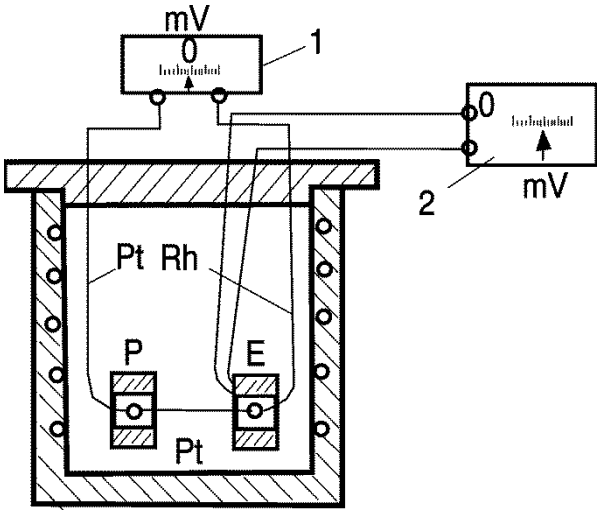


Figura 1.17. Instalaţie pentru analiza termică diferenţială

Un termocuplu diferenţial cu două puncte calde situate unul în contact cu proba şi unul în contact cu etalonul, iar capetele opuse ambele din acelaşi material: Pt-Rh, legate la un milivoltmetru de zero (1) măsoară diferența de temperatură dintre etalon şi probă când în aceasta din urmă au loc transformări.

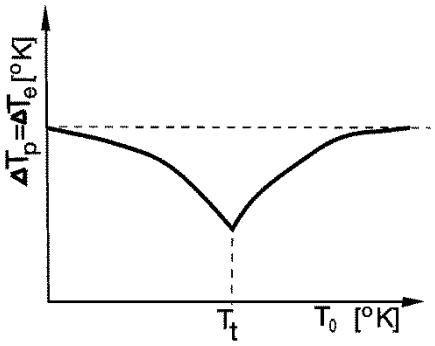


Figura 1.18. Curba de răcire diferenţială

Trasând graficul variaţiei diferenţei de temperatură între etalon şi probă (ΔT_p - ΔT_e) funcţie de temperatura etalonului (T_e) citită la milivoltmetrul 2 se obţine o curbă diferenţială pe care se determină valoarea punctului de transformare (T_t), figura 1.18.

1.7.3.Analiza dilatometrică

Permite determinarea cu o mare precizie a punctelor de transformare structurală în corpurile solide şi mersul în timp al acestor transformări, măsurând variaţia volumului specific al materialului metalic în funcţie de temperatură. Transformările sunt reliefate prin discontinuităţi ale curbei de dilatare situate în dreptul temperaturii respective.

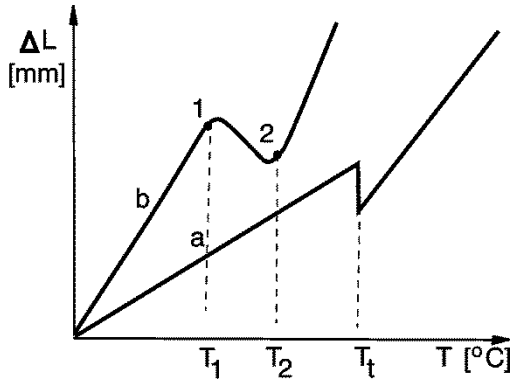


Figura 1.19. Curbe dilatometrice simple

Dacă în interiorul materialelor metalice nu apar transformări structurale (de faze sau alotropice) variaţia dilataţiei este proporţională eu temperatura, curba de dilatare fiind o dreaptă.

Pentru materialele metalice, mai ales cele cristalizate în sistem cubic, coeficientul de dilataţie volumică (γ) este proporţional cu coeficientul de dilataţie liniară (β): $\gamma = 3\beta$, de aceea în practică se determină variaţia dilataţiei liniare cu temperatura care este mai simplu de măsurat:

$$\beta = \frac{1}{L_1} \cdot \frac{L_2 \cdot L_1}{T_2 - T_1} = \frac{1}{L_1} \cdot \frac{\Delta L}{\Delta T} \qquad (1.22)$$

unde: L_1 este lungimea probei la temperatura T_1, iar L_2 este lungimea mai mare la temperatura mai mare T_2.

Curbele de dilataţie liniară simplă pentru un material în care se produc transformări sunt prezentate în figura1.19: a - material metalic ce prezintă o transformare la temperatură constantă (T_t) şi b – material metalic ce prezintă o transformare într-un interval de temperatură (T_1 – începutul transformării, iar T_2 – sfârşitul transformării).

Un dilatometru constă dintr-un tub de cuarţ (1) introdus într-un cuptor (2) în care se introduce proba de cercetat (3), care îşi transmite dilataţia liniară prin intermediul unei tije de cuarţ (4), (care nu se dilată şi rezistă la temperatura de cercetare) unui mecanism de înregistrare a dilatării cu fascicul de lumină şi oglindă (5), figura 1.20.

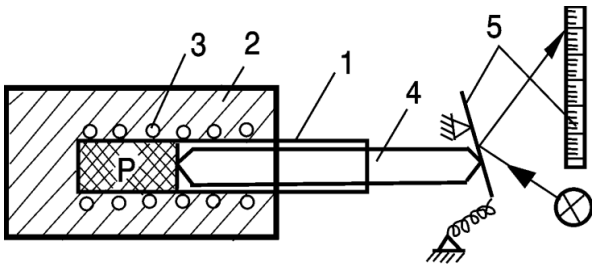


Figura 1.20. Schema dilatometrului

Analiza dilatometrică diferenţială constă în compararea dilataţiei liniare a probei în care se produc transformări, cu cea a unui etalon (în care nu se produc transformări) încălzite la aceeaşi

temperatură. Trasând grafic variaţia diferenţei de dilatare a etalonului (ΔL) şi a probei (ΔL_p) funcţie de temperatura etalonului se obţine curba de dilataţie diferenţială, figura 1.21, (curba de jos). Pe curba diferenţială, o transformare izotermă A_1B_1 ce are loc la T_1 se reprezintă printr-un segment de dreaptă înclinat (ab); punctul ″b″ marchează temperatura etalonului (T_2) la timpul când transformarea izotermă a probei la temperatura T_1, corespunzătoare punctului a, s-a terminat. Instalaţia de cercetare dilatometrică diferenţială este asemănătoare cu cea prezentată în figura 1.20. Ea se compune din două tuburi de cuarţ paralele în care se află proba şi etalonul care îşi transmit dilatările prin tije de cuarţ şi printr-un sistem de pârghii la mecanismul de înregistrare a diferenţei între dilataţia probei şi a etalonului.

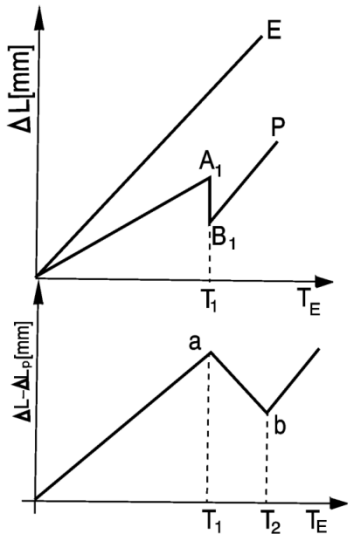


Figura 1.21. Curbe dilatometrice diferenţiale

De asemenea, folosind metoda analizei dilatometrice la încălzirea şi răcirea probelor, se poate determina cantitatea constituenţilor structurali formaţi la temperatura de transformare, figura 1.22.

Volumul procentual al fazei noi formate se calculează cu relaţia:

$V = \frac{ab}{ac} \cdot 100$ [%] unde ab şi ac sunt segmente determinate de curba dilatometrică la încălzire (linia de sus) şi la răcire (linia de jos) pe ordonata temperaturii de transformare şi care reprezintă: ac - cantitatea fazei formate şi ab - cantitatea fazei noi obţinută după transformare.

1.7.4. Analiza magnetică a transformărilor fizice de natură magnetică

Metalele feromagnetice la temperatura mediului ambiant Fe, Co şi Ni precum şi majoritatea aliajelor acestora îşi pierd capacitatea de magnetizare odată cu creşterea temperaturii: la o anumită temperatura (punct Curie) feromagnetismul dispare complet şi materialele respective devin paramagnetice. Pe curbele dilatometrice sau pe curbele de încălzire-răcire se pot recunoaşte cu mare greutate valorile punctelor Curie (768°C pentru Fe, 1130°C pentru Co şi 370°C pentru Ni) de aceea,

pentru evidenţierea lor precisă se foloseşte o balanţă termomagnetică care permite măsurarea variaţiei magnetizării odată cu variaţia temperaturii.

Metoda de cercetare magnetică are aplicaţii valoroase în studiul transformării austenitei la răcirea oţelurilor. Austenita, o fază paramagnetică la temperaturi înalte se transformă la răcire în faze feromagnetice şi anume: ferită, perlită, bainită, sorbită, trostită sau martensită, temperatura de transformare putând fi determinată cu precizie folosind metoda de cercetare magnetică.

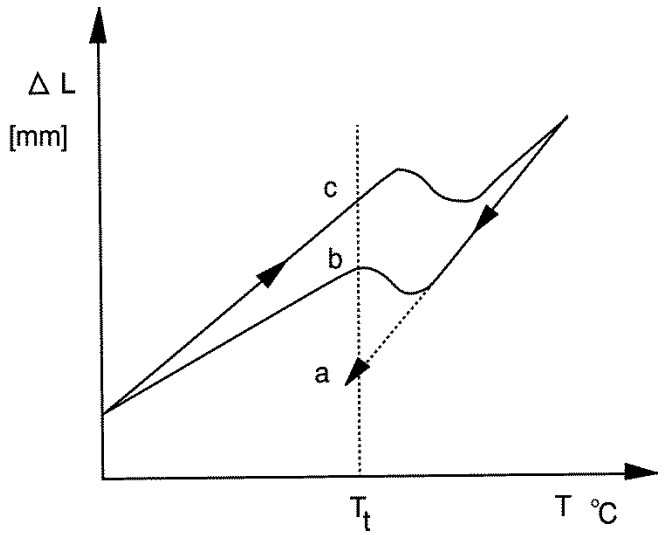


Figura 1.22. Determinarea cantităţii de fază nouă

CAPITOLUL 2. STRUCTURA ATOMICĂ A MATERIALELOR METALICE

Materialele metalice sunt corpuri cristaline, care prin proprietăţile lor specifice se deosebesc net de celelalte materiale existente în natura. Din categoria materialelor metalice fac parte metalele şi aliajele metalice.

Metalele sunt corpuri simple alcătuite dintr-o singură specie de atomi cu un caracter pronunţat electropozitiv, care la temperatură normală se află în stare de agregare solidă (excepţie Hg) şi care posedă anumite proprietăţi caracteristice: luciu metalic, opacitate, structură cristalină, rezistenţă mecanică mare plasticitate, conductibilitate electrică şi termică mari, formează oxizi bazici şi hidroxizi etc.

Definirea metalelor numai prin caracteristicile amintite nu este satisfăcătoare, deoarece există multe materiale care nu sunt metale şi totuşi posedă asemenea caracteristici: unele sulfuri (sulfura de fier, sulfura de plumb, sulfura de fier şi de cupru) precum şi unele carburi şi nitruri prezintă luciu metalic, opacitate, rezistenţă mecanică, conductibilitate electrică şi termică. De aceea pentru a defini starea metalică se recurge la proprietatea specifică numai metalelor, de creştere a rezistivităţii electrice (scăderea conductibilităţii electrice) odată cu încălzirea acestora, deci coeficientul de temperatură al rezistivităţii la metale, este pozitiv în timp ce la nemetale este negativ.

$\frac{d\rho}{dT} \cdot \frac{1}{\rho} > 0$ la metale şi $\frac{d\rho}{dT} \cdot \frac{1}{\rho} < 0$ la metale

Starea metalică caracterizată prin aceste proprietăţi, este specifică numai stării de agregare lichidă şi solidă a metalelor.

De asemenea materialele metalice se deosebesc de nemetale şi prin structura straturilor de electroni ai atomilor. Astfel în structura atomilor metalelor, în stratul exterior (de valenţă) se află întotdeauna un număr mic de electroni: unul, doi sau trei electroni.

De exemplu, magneziul cu numărul de ordine 12 şi configuraţia electronică $1s^2\ 2s^2\ 2p^6\ 3s^2$ în stratul exterior electroni, aluminiul cu numărul de ordine 13 şi configuraţia electronică $ls^2 2s^2 2p^6 3e^2 3p^l$ are în stratul de valenţă 3 electroni, fierul cu numărul de ordine 26 şi configuraţia electronică $1s^2\ 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^6 4s^2$, are în stratul de valenţă 2 electroni etc.

Numărul mic de electroni prezenţi în stratul de valenţă al atomilor metalelor face ca aceştia să fie slab legaţi în nucleu, iar potenţialele de ionizare să fie mici.

Nemetalele posedă în stratul exterior un număr mare de electroni de valenţă, de la 4 până la 8 electroni care sunt puternic legaţi de nucleu, la care sunt necesare potenţiale mari de ionizare.

Metalele ce posedă în stratul de valenţa un singur electron (sodiul, cuprul, aurul, argintul etc.) au cele mai mici potenţiale de ionizare şi cele mai mari valori ale proprietăţilor metalice spre deosebire de metalele care au doi electroni în stratul de valenţă (zincul, cadmiul, fierul, magneziul etc.) sau trei electroni (galiul, iridiul şi taliul) la care potenţialele de ionizare sunt mai mari, iar valorile proprietăţilor metalice sunt mal mici.

Proprietăţile metalice scad la metale pe măsura parcurgerii tabelului lui Mendeleev de la stânga la dreapta.

2.1. Teoria lui Bohr – Rutherford asupra electronilor

Proprietăţile diferite ale metalelor se datoresc structurii metalice diferite a acestora. La baza edificiului cristalin al materialelor metalice stau atomii şi moleculele.

Atomul, considerat iniţial ca particulă indivizibilă reprezintă cea mai mică particulă care păstrează caracteristicile individuale ale unui element chimic.

Atomul, conform teoriei lui Rutherford este alcătuit asemenea unui sistem planetar, dintr-un nucleu care este purtătorul masei atomului şi care conţine protoni, neutroni etc. în jurul căruia se rotesc pe orbite circulare sau eliptice electronii.

Masa nucleului este de aproape 1340 ori mai mare decât masa electronului ($m = 9{,}108 \cdot 10^{-28}$g), iar sarcina electrică pozitivă a nucleului dată de sarcina protonilor, este compensată de sarcina electrică a electronilor egală şi de sens contrar cu a nucleului $e = 4{,}802 \cdot 10^{-10}$ C, u.e.s. = $1{,}6 \cdot 10^{-19}$ C, astfel că atomul este neutru din punct de vedere electric. Neutralitatea electrică a atomului poate fi distrusă prin adiţionare sau pierdere de electroni (prin ionizare) când atomii devin ioni negativi (anioni) sau ioni pozitivi (cationi). Faptul că masa atomului cu dimensiunile de 10^{-10} m este concentrată în nucleu cu dimensiunile de 10^{-14} m determină ca atomul să formeze un sistem lacunar.

Atomii care au acelaşi număr de protoni (Z) egal cu numărul de electronii, dar au masă diferită datorită numărului diferit de alte particule din nucleu, se numesc izotopi; ei ocupă acelaşi loc în tabelul lui Mendeleev.

Conform teoriei lui Bohr poziţia unui electron de masă m_o şi sarcină electrică e în mişcare de rotaţie cu viteza V în jurul nucleului la distanţa r, este dată de egalitatea dintre forţa centrifugă ce tinde să depărteze electronul de nucleu şi forţa electrostatică de atracţie ce tinde să apropie electronul de nucleu:

$$\frac{m_o v^2}{R} = \frac{-e^2}{r^2} \qquad (2.1)$$

Energia cinetică a electronului în mişcare pe o orbită in turul nucleului este:

$$U_C = \frac{m_o V^2}{2} = \frac{e^2}{2r} \qquad (2.2)$$

Deci energia cinetică a electronului este funcţie de sarcina electrică şi de raza de rotaţie în jurul nucleului acest lucru înseamnă că atunci când electronul îşi modifică orbita de rotaţie prin trecerea de la orbita (starea staţionară) m la orbita k, energia cinetică variază, iar sistemul absoarbe sau emite o radiaţie electromagnetică de frecvenţă ν.

$$\Delta U = U_m - U_k = h\nu \qquad (2.3)$$

unde h este constanta lui Planck $h = 6{,}625 \cdot 10^{-27}$ erg.sec.

Conform teoriei lui Rutherford, în jurul nucleului există o infinitate de orbite formând o serie continuă a energiilor, deci electronul putându-se deplasa continuu pe orice orbită ar emite continuu radiaţii, acest lucru nu este posibil deoarece pierderea de energie prin emisie de radiaţii ar duce la căderea electronului pe nucleu.

Niels Bohr anunţă câteva restricţii cuantice (postulatele lui Bohr) care limitează numărul de orbite pe care se poate deplasa electronul în atomul de hidrogen, denumindu-le stări staţionare, şi care corespund egalităţii:

$$m_o \cdot \upsilon \cdot r = n\frac{h}{2\pi} \qquad (2.4)$$

$m_o\nu r$ - reprezintă momentul unghiular al electronului, h - constanta lui Planck, iar n este un număr întreg pozitiv (l, 2, 3 … n) denumit număr cuantic principal.

Bohr admite că trecerea unui electron de pe orbită staţionară (nivel de energie staţionar) pe alta se face printr-un salt, fiind însoţiţi de emisie sau absorbţie de energie sub forma de radiaţie electromagnetică a cărei frecvenţă este dată de relaţia $\Delta U = U_m - U_k = h\nu$.

Eliminând viteza electronului din relaţiile de mai sus se obţine raza orbitei permise:

$$r_n = \frac{n^2 \cdot h^2}{4\pi^2 m_o \cdot e^2} \qquad (2.5)$$

Pentru numărul cuantic n = 1, rezultă că raza cea mai mică a orbitei pe care este posibil să se rotească electronul este $r = 5{,}8 \cdot 10^{-1}$, m.= 0,53 R, aceasta se notează cu a_o şi se numeşte raza lui Bohr (unitate de referinţă pentru distanţe interatomice).

Energia totală U_n a electronului în mişcarea sa pe orbite permise de raza r_n este formată din suma energiei cinetice U_c şi energia potenţială U_p:

$$U_n = U_c + U_p = \frac{e^2}{2\,r_n} - \frac{e^2}{r_n} = -\frac{e^2}{2\,r_n} = -\frac{2\pi^2 m_o e^4}{h^2} \cdot \frac{1}{n^2} \qquad (2.6)$$

Un electron dintr-un atom are deci o energie care depinde de numărul cuantic n şi care nu poate lua orice valorii energiile posibile ale electronului formează o seria discreta. Starea cu cea mai mică energia în care se află în mod obişnuit electronul se numeşte stare fundamentală şi are loc pentru n=l, iar starea de energie în care se află electronul în urma primirii unui surplus de energie din afară (acţiune termică, mecanică etc.) se numeşte stare excitată, această stare este instabilă şi electronul revine spontan la starea fundamentală eliberând sub formă de radiaţii electromagnetice surplusul de energie. Când electronul primeşte o cantitate de energie mare corespunzătoare pentru n= ∞ atunci el părăseşte atomul căruia îi aparţinea, acesta devenind ion pozitiv: energia respectivă numindu-se potenţial de ionizare.

Teoria lui Bohr s-a dovedit nesatisfăcătoare în explicarea unor fenomene la atomii cu un număr mai mare da electroni,

Sommerfield perfecţionează modelul atomic al lui Bohr afirmând că orbitele pe care se deplasează electronii sunt eliptice şi introduce un al doilea număr cuantic secundar sau azimutal "1" ce poate lua valori între 0 şi n-l. Cu toate că s-au mai introdus două numere cuantice suplimentare numărul cuantic magnetic m_1 şi numărul cuantic de spin m_s care ia în considerare modificarea mișcării unghiulare a electronului de către câmpul magnetic ce însoțește orice particulă încărcată electric, totuşi nu s-au putut pune în acord toate aspectele obţinute din experienţă cu datele teoretice.

2.2. Teoria ondulatorie a electronilor

Cercetările efectuate de Broglie, Schrödinger, Heisenberg, Dirac, Born, Pauli și alții asupra formei drumului străbătut de electroni în jurul nucleului au permis explicarea multor fenomene legate de poziţia electronilor în jurul nucleului apelând la mecanica ondulatorie (cuantică).

Orbitele de electroni sunt înlocuite ca nori de sarcini în care poziţia, impulsul şi modul de mişcare a electronului rămân nedeterminate.

Asociindu-i electronului de masă m_o aflat în mişcare cu viteza v, o lungime de unda λ, conform dualismului undă-particulă legat de caracterul corpuscular şi ondulatoriu al materiei descoperit de Broglie în 1924 se poate scrie:

$$\lambda = \frac{h}{m_o \cdot v} \qquad (2.7)$$

Lungimea de undă atribuită electronului este de ordinul a 10^{-10}m egală cu distanţele interatomice şi este staţionară în tot timpul mişcării electronului în jurul nucleului la distanţa r, deci:

$$2\pi r = n\lambda \quad \text{cu: } n = 1, 2, 3 \ldots n \qquad (2.8)$$

Din relaţiile de mai sus înlocuind pe λ obţinem:

$$2\pi r = n \cdot \frac{h}{m_o \cdot v} \quad (2,9) \text{ sau}$$

$$m_o \cdot v \cdot r = n \cdot \frac{h}{2} \qquad (2.10)$$

adică primul postulat al lui Bohr, care reprezintă condiţia de cuantificare a electronilor în stări staţionare pornind de la caracterul ondulatoriu al electronilor.

Luând în considerare asemănarea electronului în mişcare cu o coardă de lungime L fixată la ambele capete care vibrează, se poate scrie cea mai simplă ecuaţie care descrie o mişcare ondulatorie de viteză v şi care dă deplasarea u în funcţie de distanţa x în timpul t:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial_x 2} = \frac{1}{v^2} \cdot \frac{\partial^2 u}{\partial + 2} \quad (2.11)$$

Soluţia ecuaţiei de mai sus poate fi scrisă ca produsul a două funcţii, una numai de coordonate şi una numai de timp: y = f(x) şi Asin2πνt. Deci: u = yAsin2πνt, din care prin derivare se obţine:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial_t 2} = -4\pi^2 \nu^2 y \cdot A\sin 2\pi\nu t \quad (2.12)$$

$$\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 y}{\partial x^2} A\sin 2\pi\nu t \quad (2.13)$$

care înlocuite în relaţia de mai sus obţinem:

$$\frac{\partial^2 y}{\partial x^2} A\sin 2\pi\nu t + \frac{4\pi^2 \cdot \nu^2 \cdot y}{\nu^2} A\sin 2\pi\nu t = 0 \quad (2.14)$$

sau

$$\frac{\partial^2 y}{\partial x^2} + \frac{4\pi^2 \cdot \nu^2}{\nu^2} \cdot y = 0 \quad (2.15)$$

Ţinându-se seama de egalitatea v = λ·ν şi înlocuind $\frac{2\pi}{\lambda}$=K

$$\frac{\partial^2 y}{\partial x^2} + K^2 \cdot y = 0 \quad (2.16)$$

Ecuaţia de mai sus s-a obţinut prin eliminarea timpului din ecuaţia coardei vibrante şi se numeşte ecuaţia undelor staţionare ce se formează pe coardă (care nu depind de timp) şi are soluţia generală de forma: y = A sinKx + B cosKx (2.17)

Punând condițiile de limită ale coardei vibrante pentru: x=0, y=0, iar pentru x = L, y = 0 se obţine: B = 0 respectiv y = AsinK·L = 0 (2.18)

Ecuaţie a cărei soluţie dă valoarea lui K:

KL = n·π

sau

$K = \frac{n \cdot \pi}{L}$ unde n = 1, 2, 3 … n.

În acest caz soluţia ecuaţiei 2.16 devine:

$$y = A\sin\frac{n \cdot \pi}{L} \cdot x \quad (2.19)$$

Deci, undele date de ecuaţia y = A sinKx + B cosKx sunt diferite de o, numai pentru valori întregi ale numărului cuantic n. Lungimile de undă corespunzătoare undelor staţionare de pe coarda vibrantă au

valoarea:

$$\lambda = \frac{2\,L}{n} \tag{2.20}$$

Aplicând ecuaţia coardei vibrante la mişcarea electronului în jurul nucleului prin înlocuirea deplasării y cu o funcţie ψ care dă poziţia electronului se obţine ecuaţia lui Schrödinger pentru cazul monodimensional, ecuaţie ce poate fi extinsă tuturor particulelor din atom:

$$\frac{\partial^2\psi}{\partial x^2} + \frac{4\pi^2}{\lambda^2}\psi = 0 \tag{2.21}$$

Înlocuind pe λ cu valoarea sa dată de relaţia $\lambda = \frac{h}{m_o \cdot v}$ se obţine

$$\frac{\partial^2\psi}{\partial x^2} + \frac{4\pi^2 m_o^2 v^2}{h^2} \cdot \psi = 0 \tag{2.22}$$

în care înlocuind produsul $m_o \cdot v^2 = 2U_o = 2(U-U_p)$ se obţine ecuaţia lui Schrödinger

$$\frac{\partial^2\psi}{\partial x^2} + \frac{8\pi^2 m_o}{h^2}(U - U_p)\,\psi = 0 \tag{2.23}$$

Pentru electronii care se mişcă într-un câmp de potenţial U_p constant sau nul, ecuaţia Schrödinger devine:

$$\frac{d^2\psi}{dx^2} + \frac{8\pi^2 m_o}{h^2} U \cdot \psi = 0 \tag{2.24}$$

notând: $\frac{8\pi^2 m_o \cdot U}{h^2} = K^2$ se obţine:

$$U = \frac{h^2 \cdot K^2}{8\pi^2 \cdot m_o} \tag{2.25}$$

Din relaţia de mai sus rezultă faptul că energia este o funcţie continuă parabolică de numărul de undă K, figura 2.1.

Dacă se înlocuieşte derivata $\frac{\partial^2\psi}{\partial x^2}$ prin suma derivatelor parţiale ale funcţiei ψ pe cele trei direcţii ale spaţiului se obţine ecuaţia lui Schrödinger pentru cazul tridimensional:

$$\frac{\partial^2\psi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2\psi}{\partial y^2} + \frac{\partial^2\psi}{\partial z^2} + \frac{8\pi^2 \cdot m_o}{h^2}(U - U_p)\,\psi = 0 \tag{2.26}$$

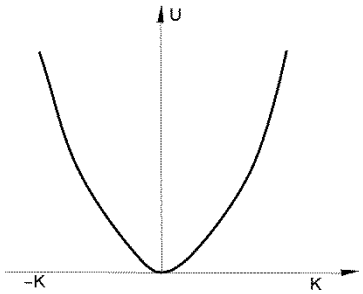


Figura 2.1. Variația energiei funcţie de numărul de undă

Ecuaţia lui Schrödinger aplicată atomului de hidrogen ($U_p = \frac{-e^2}{r}$) va admite soluţii staţionare ψ_1 ψ_2 … ψ_n numai pentru anumite valori ale energiei U, formând o serie discretă pentru care este satisfăcută relaţia:

$$U_n = \frac{2\pi^2 m_o e^4}{n^2 h^2} \qquad (2.27)$$

unde n este un număr întreg şi pozitiv egal cu 1, 2, 3, … n.

Se vede că relaţia de mai sus este identica eu relaţia (2.26); deci cu ajutorul teoriei cuantice s-a ajuns la aceeaşi concluzie ca şi cu teoria lui Bohr fără însă a recurge la vreun postulat suplimentar.

Valorile funcţiei ψ corespunzătoare unor energii posibile se numesc funcţii de undă iar în cazul electronilor se numesc funcţii orbitale unde densitatea de sarcină electronică este maximă. Probabilitatea de prezenţa a unui electron într-un volum dV este proporţională cu densitatea medie de sarcină electronică în acel loc $|\psi|^2 \cdot d \cdot V$. Conform teoriei ondulatorii electronii nu se deplasează riguros pe orbite circulare sau elipticei orbitele în acest caz reprezintă doar locurile unde probabilitatea prezenţei electronului este maximă.

2.3. Teoria zonelor de energie

Este o completare a teoriei ondulatorii a electronilor. Teoria zonelor de energie elimină uniformitatea câmpului electrostatic al reţelei atomice care în realitate prezintă un caracter periodic datorat influenţei nucleelor asupra electronilor. Pentru a arăta că energia electronilor nu este uniformă ci formează un spectru discret se rezolvă ecuaţia lui Schrödinger în care coeficientul $\frac{8\pi^2 m_o U}{h^2}$ s-a notat cu K^2. Punând condiţia de limită la rezolvarea ecuaţiei Schrödinger cunoscută sub numele de condiţie ciclică

$$\psi(x) = \psi(x+L) \qquad (2.28)$$

unde L - lungimea coardei vibrante (lungimea corpului) se obţin soluţii de forma:

$$\psi(x) = e^{ikx} = \cos Kx \qquad (2.29)$$

Din condiţia ciclică rezultă:

$$e^{ikx} = e^{ik}(x+L) = e^{ikx} \cdot e^{iKL} \quad (2.30)$$

care este adevărată numai dacă $e^{iKL} = 1$. Deci $KL = 2n\pi$, $n = 1, 2 \ldots n$ sau

$$K = \frac{2n\pi}{L} \quad (2.31)$$

Substituind valoarea lui K din relaţia de mai sus în valoarea energiei electronului pentru cazul monodimensional se obţine:

$$U_n = \frac{n^2 \cdot h^2}{2m_o \cdot L^2} \quad (2.32)$$

iar pentru cazul unui corp tridimensional relaţia devine:

$$U_n = \frac{h^2}{2m_o \cdot L^2}(n_x^2 + n_y^2 + n_z^2) \quad (2.33)$$

Această relaţie arată că electronii liberi din metale nu pot avea decât energii care formează un spectru discret deci energia electronilor corpurilor metalice este cuantificată pe un nivel energetic există cel mult 2 electroni, figura 2.2. Nivelele energetice ele electronilor sunt grupate în benzi (zone) de energie permise (zone Brillouin) şi zone interzise deplasării electronilor delimitate de suprafeţe Fermi, unde energia este maximă, E_o figura 2.3.

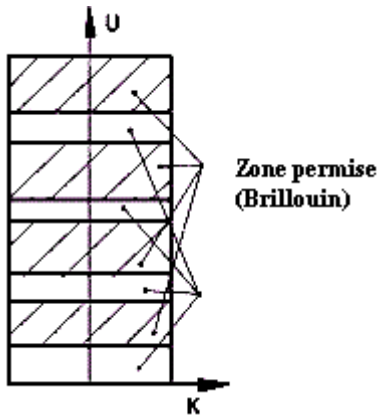


Figura 2.2. Discontinuitatea energiei funcţie de numărul de undă

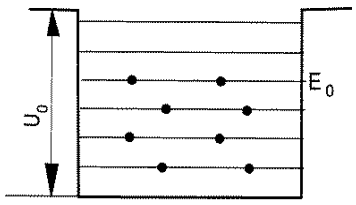


Figura 2.3. Nivele energetice ocupate de electroni

Dacă în zonele permise toate nivelele energetice sunt ocupate de electroni, atunci prin aplicarea unui câmp electrostatic electronii nu se vor deplasa iar corpul respectiv este un izolator sau dielectric. Când în zonele permise există nivele energetice neocupate de electroni, aceştia pot fi acceleraţi prin aplicarea unei diferenţe de potenţial formând curentul electric iar corpul respectiv este un bun conducător de electricitate (cazul metalelor). La metale, zonele permise sunt limitate de discontinuităţi foarte mici ca stare zonele permise se suprapun. În cazul metalelor, conductibilitatea electrica creşte odată cu scăderea temperaturii datorită scăderii amplitudinii agitaţiei termice a ionilor care măreşte regularitatea reţelei

făcând să scadă probabilitatea ciocnirii dintre electronii accelerați de câmpul electrostatic și ionii pozitivi ai metalului. La unele metale (plumbul și taliul) rezistența electrică care este dată de frânarea electronilor care în deplasare se ciocnesc de ionii pozitivi scade brusc la 0 când temperatura tinde spre 0 °K, fenomen denumit supraconductibilitate.

2.4. Interacțiunea dintre atomi.

Edificiul atomic corpurilor solide, care este format din atomi aflați la distanțe mici de cca, 10^{-10}m, este menținut datorită forțelor de interacțiuni ce iau naștere între atomii corpului. Distanțele mici între atomii corpurilor solide sunt determinate de forței de interacțiune care codifică configurația electronilor și determină compactitatea acestor corpuri.

Energia necesară desfacerii unui corp solid în atomii liberi (gaz) se numește energie (căldură) de sublimare Q_s și este o măsură a energiei de legătură dintre atomii crapului solid, respectiv:

$$Q_s = 0{,}0235 \cdot T_{ev}, \text{ (Kcal/mol)} \qquad (2.34)$$

unde: T_{ev} – temperatura de evaporare la presiune atmosferică. Energia totală de legătură dintre atomi este:
$U = Q_s + I$, (Kcal/mol)
unde: I - energia de ionizare a atomilor. Energia totală de legătură este de ordinul a sute de Kcal/mol.
De exemplu Na are U = 142,5 Kcal/mol; Mg are U = 507,3 Kcal/mol, etc.

2.4.1. Natura forțelor și energiilor de interacțiune dintre atomi

Natura forțelor de interacțiune ce mențin edificiul atomic în corpurile solide poate fi gravitațională, magnetică și electrică. Energia gravitațională care acționează asupra atomilor este neglijabilă în comparație cu energia de sublimare. Energia potențială dintre doi atomi aflați la distanța r cu greutatea atomică A care se atrag după legea atracției universale (gravitaționale) se calculează cu relația:

$$U_{grav.} = \frac{K \cdot (m_H \cdot A)^2}{r} \qquad (2.35)$$

unde K – constanta gravitației universale egală cu $6{,}7 \cdot 10^{-11} \frac{N \cdot m^2}{kg^2}$, iar m_H este masa atomului de hidrogen egală cu $1{,}66 \cdot 10^{-27}$ kg.

Energia de interacțiune magnetică dintre doi atomi, aflați la distanța r, considerați fiecare ca un mic dipol magnetic egal cu un magneton Procopiu-Bohr ($\mu_{PB} = 9{,}28 \cdot 10^{-24}$ J $\cdot T^{-1}$) și este egală cu:

$$U_{mag.} = -\frac{\mu_o}{4\pi} \cdot \frac{2\,\mu_{PB}^2}{r^3}, \text{ J} \qquad (2.36)$$

unde μ_o este permeabilitatea vidului egală cu $4\pi \cdot 10^{-7}$ H/m.

Energia magnetică de interacţiune ca şi energia gravitaţională au valori foarte mici şi joacă un rol neînsemnat în cadrul energiei totale de interacţiune dintre atomi. Astfel pentru 2 atomi cu greutatea atomică A=250 aflaţi la distanţă interatomică $r = 3 \cdot 10^{-10}$ m se obţine:

$U_{grav} = -3{,}9 \cdot 10^{-51}$J = $-0{,}57 \cdot 10^{-30}$ kcal/mol = $-2{,}4 \cdot 10^{-32}$ ev

şi

$U_{mag} = -11{,}4 \cdot 10^{-25}$J = $-7 \cdot 10^{-6}$ ev

Energia potenţială determinată de atracţia electrostatică între *două* sarcini electrica elementare aflate la distanţa r în vid, este:

$$U_e = -\frac{e^2}{4\pi\,\epsilon_o' r}, \text{ J} \qquad (2.37)$$

Pentru doi atomi aflaţi la distanţa $r = 3 \cdot 10^{-10}$m, se găseşte: $U_e = -8 \cdot 10^{-19}$ J = - 116,5 kcal/mol, deci o energie de acelaşi ordin de mărime cu energia de sublimare. De aici se trage concluzia că forţele de interacţiune dintre atomi sunt de natură electrică.

Forţele de interacţiune de natură electrică reprezintă suma forţelor de atracţie şi de respingere dintre atomi:

$$F_{(r)} = F_a + F_r = \frac{A}{r^M} + \frac{B}{r^N} \qquad (2.38)$$

unde A, B, M, M sunt constante ce depind de tipul legăturii dintre atomi. Forţele de atracţie sunt predominante când distanţa dintre atomi este mare, iar forţele de respingere devin predominante când distanţa dintre atomi se micşorează. La o anumită distanţă r_o între atomi, forţele de atracţie şi de respingere sunt egale iar atomii se află în poziţie de echilibru, figura 2.4.a. La distante de echilibru forţa totală de interacţiune este nulă; din această condiţie se calculează valoarea distanţei de echilibru r_o:

$$r_o = \left(\frac{B}{A}\right)^{\frac{1}{N-M}} \qquad (2.39)$$

Când atomii se află în echilibru (la distanţa r_o) energia de interacţiune este minimă, figura 2.4.b. Prin integrarea funcţiei F(r) se obţine energia potenţială de interacţiune:

$$U_p = \int F dr = \int \left(-\frac{A}{r^M} + \frac{B}{r^N}\right) dr = -\frac{A}{M-1} \cdot \frac{1}{r^{M-1}} + \frac{B}{N-1} \cdot \frac{1}{r^{N-1}} + C \qquad (2.39)$$

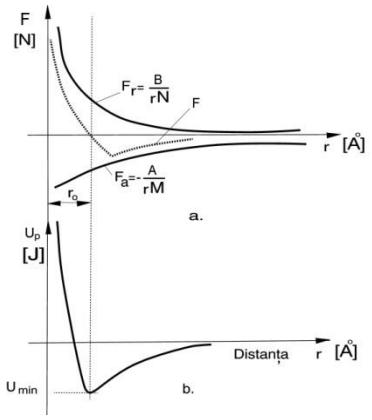


Figura 2.4. Variaţia forţelor de interacţiune şi a energiei cu distanţa între atomi.

La r = ∞, $U_p = 0$ deci C = 0

Notând $\frac{A}{M-1} = a$; $\frac{B}{N-1} = b$; m=M-1; n=N-1, se obţine relaţia energiei potenţiale de legătură a cărei formă, este dată în figura2.4.b:

$$U_p = \frac{a}{r^m} + \frac{b}{r^n} \tag{2.40}$$

Minimul energiei potenţiale de interacţiune, care este energia de coeziune, se obţine derivând în raport cu distanţa r, relaţia (2.40) şi egalând-o cu zero.

$$\left(\frac{dU_p}{dr}\right)_{r=r_0} = \frac{m_a}{r_o^{m+1}} - \frac{n_b}{r_o^{n+1}} = 0 \tag{2.41}$$

de unde:

$$b = \frac{m}{n} \cdot s \cdot r_o^n = m \tag{2.42}$$

înlocuind valoarea lui b din relaţia (2.42) în relaţia (2.40) se obţine valoarea energiei de coeziune corespunzătoare distanţei de echilibru r_o şi care este egală cu energia de sublimare.

$$U_{p(r_o)} = U_C = -\frac{a}{r_o^m}\left(1 - \frac{m}{n}\right) \tag{2.43}$$

2.4.2. Tipuri de legături interatomice în corpurile solide

În funcţie de natura atomilor ce formează corpurile solide (după polaritatea lor) legăturile interatomice pot fii: heteropolare, când se realizează între atomi cu polaritate diferită, metal-metaloid

(metalele dând ioni pozitivi sunt electropozitive,iar metaloizii formând ioni negativi sunt electronegativi) şi când se mai numesc legături ionice: homopolare, când se realizează între atomi de acelaşi semn (cu aceeaşi polaritate); metaloid - metaloid, numite legături covalente şi metal - metal numite legături metalice. În afară de aceste tipuri de legături principale interatomice, caracterizate prin energii de interacţiune de valori mari 1 … 10 eV, între atomi mai există şi legături secundare de tip Van der Waals (forţe de dipol, forţe de inducţie, forţe de dispersie) şi legături de hidrogen, caracterizate prin energia de legătură mici de ordinul a (0,01…0,l) eV. În cadrul legăturilor heteropolare acţionează forţe electrostatice coulombiene (în timp ce în cadrul legăturilor homopolare) acţionează forţe electrice de schimb de natură cuantică.

2.4.2.1. Legătura ionică

Se întâlnește la moleculele formate din ioni şi la cristale ionice; impulsul legăturii ionice constă în tendinţa de completare a octetului electronic în stratul de valenţă al atomilor, care în această stare au o energie minimă şi sunt foarte stabili. Legătura ionică este determinată de forţele de atracţie electrostatice. Astfel, molecula clorurii de sodiu se formează prin cedarea cu uşurinţă de către atomul de Na, cu configuraţia: $1s^2 2s^2 2p^6\ 3s^1$, a electronului 3s, devenind ion pozitiv de Na, atomului de Cl cu configuraţia $1s^2 2s^2 2p^6\ 3s^2 3p^5$ care-şi completează octetul de electroni pe stratul de valenţă devenind ion negativ de Clor; între aceşti ioni, unul negativ de Cl şi unul pozitiv de Na apar forţe coulombiene de atracţie care realizează unirea lor în molecula de NaCl.

Energia totală de interacţiune care este egală cu energia de coeziune, în cadrul legăturii ionice, este suma energiilor de atracţie electrostatică, de respingere şi de formare a ionilor:

$$U = U_c = U_{at} + U_r + U_f \qquad (2.44)$$

În comparaţie cu energie de atracţie electrostatică, energiile de respingere şi de ionizare sunt neglijabile. Astfel, pentru molecula de KCl la R_o = 2,79 Å, valorile acestor energii sunt:
$(U_{at})_{r=r_o} = 5{,}16$ eV; $(U_r)_{r=r_o} = 0{,}24$ eV ; U_f = 0,52 eV.

Energia de atracţie coulombiană dintre doi ioni cu sarcinile z_1e şi respectiv z_2e la distanţa e este:

$$U_{at} = -\frac{e^2 z_1 z_2}{4\pi\varepsilon_o' r}\ J = -\frac{e^2 z_1 z_2}{4\pi\varepsilon_o' r}\ (eV) \qquad (2.45)$$

unde: ε_o' - permitivitatea electrică a vidului egală cu $1/4\pi 9 \cdot 10^9$ (F/m). În cadrul reţelei cristaline ionice un ion interacţionează cu toţi ceilalţi ioni ai reţeleli cristaline. Pentru a calcula energia potenţială de legătură între ionii unui cristal ionic se foloseşte o relaţie similară cu cea valabilă pentru o moleculă (2.40).

$$U = -\alpha\frac{a}{r^m} + \beta\frac{b}{r^n} \quad (2.46)$$

unde α şi β sunt constante ce compensează energia dintre ionul respectiv şi ceilalţi ioni ai cristalului. Dacă în cristal există 2N ioni de acelaşi fel, relaţia (2.46) devine:

$$U(r) = N(-\alpha\frac{a}{r^m} + \beta\frac{b}{r^n}) \quad (2.47)$$

Anulând derivata relaţiei (2.47) $(\frac{dU}{dr})_{r=r_o} = 0$ se obţine:

$$\frac{m\cdot N\cdot\alpha\cdot a}{r_o^{m+1}} = \frac{n\cdot N\cdot\beta b}{r_o^{n+1}} \quad \text{de unde } \beta\cdot b = \frac{m\cdot\alpha\cdot a}{n}\cdot r^{n-m} \quad (2.48)$$

Din înlocuirea acestei valori în relaţia (2.47) rezultă energia de coeziune (minimă):

$$U_c = -\frac{N\cdot\alpha\cdot a}{r^m}(1-\frac{m}{n}) \quad (2.49)$$

Când ionii din cristal sunt monovalenţi energia de atracţie este

$$\frac{a}{r^m} = \frac{e^2}{4\pi\varepsilon_o'}(1-\frac{1}{n})\,(\frac{J}{mol}) \quad (2.50)$$

În cazul când cristalul este format din ioni diferiţi, cu valenţele $z_1\cdot z_2$:

$$U_c = -\frac{N\cdot\alpha\cdot z_1\cdot z_2\cdot e^2}{4\pi\varepsilon_o' r_o}(1-\frac{m1}{n}) \quad (2.51)$$

Coeficientul n din relaţiile de mai sus este funcţie de coeficientul de compresibilitate K, care este egal cu descreşterea volumului V al unui corp, când presiunea P creşte la temperatura T constantă:

$$K = \frac{1}{V}(\frac{dV}{dP})_T \quad (2.52)$$

Astfel pentru cristalul de NaCl care are parametrul reţelei egal o cu 5,63 Å, deci distanţa de echilibru între atomii de Na şi Cl, r_o =2,81 Å, iar coeficientul de compresibilitate K = 3,3· 10^{-12} n^2/N, valoarea coeficientului n din relaţiile (2.50) şi (2.51) este 9,4.

2.4.2.2. Legătura covalentă

Se întâlnește la molecule formată din atomi neutri (H_2, O_2, N_2 etc.) şi la cristalele de valenţă (bor, diamant, etc.). La baza legăturii covalente stă realizarea stratului de valenţă stabil (octet electronic) prin punerea în comun de către atomii respectivi a unor electroni de valenţă care circulă de le un atom la altul aparţinând simultan celor doi atomi (electroni colectivizaţi). Numărul de legături covalente într-o moleculă este egal cu numărul de electroni necesar completării octetului electronic. Caracterul forţelor de interacţiune între atomi, la legătura covalentă nu a putut fi determinat aplicând teoria mecanicii clasice ci

numai cu ajutorul mecanicii cuantice, cu care se află funcţia de undă care să reflecte distribuţia electronilor în moleculă. Aplicând teoria cuantică moleculelor cu legături covalente, se obţin ecuaţii Schrödinger foarte complexe care nu pot fi rezolvate nici pentru cea mai simplă moleculă (H_2) de aceea se recurge la metode de calcul aproximativ care permit determinarea energiei legăturii covalente şi a probabilităţii de prezenţă în jurul nucleului. Forţele de interacţiune în cadrul legăturii covalente sunt forţe de schimb de aceeaşi natură cu cele coulombiene. Legătura covalentă în cristale de valenţă este foarte puternică (diamantul este foarte dur şi se topeşte la temperaturi foarte mari). În schimb moleculele formate prin legături covalente sunt slab legate între ele. Legătura covalentă determină în corpurile respective o conductibilitate electrică nulă; corpurile respective fiind izolatoare electric.

2.4.2.3. Legătura metalică

Se întâlnește la cristale metalice. Metalele au în stratul de valenţa un număr mic de electroni (Sodiul are un electron, Mg - are doi electroni, Al - trei electroni, etc.) slab legaţi de nucleu, iar pentru a-şi forma un octet electronic stabil trebuiesc amplasaţi un număr mare de electroni din straturile inferioare, ori acest lucru nu este posibil, deoarece electronii din straturile inferioare sunt puternic legaţi de nucleu. Legătura metalică este realizată prin punerea în comun a unor electroni de valenţă de către toţi atomii corpului. În metale, electronii de valență sunt slab legaţi de nucleul atomului, deoarece se pot considera că aparţin simultan mai multor atomi deoarece se afla sub influența simultană a mai multor nuclee. Electronii de valenţă din metale se pot deplasa liber printre atomii care au cedat electroni şi au devenit ioni pozitivi, formând un gaz (nor) electronic. Astfel, se poate considera că metalul este format dintr-un schelet de ioni în care se deplasează liber norul electronic, figura 2.5.

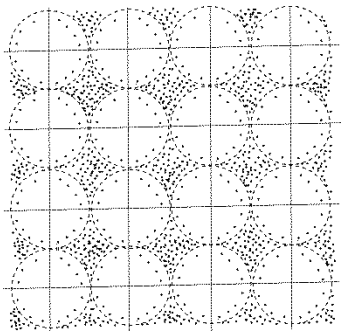


Figura 2.5. Structura metalică

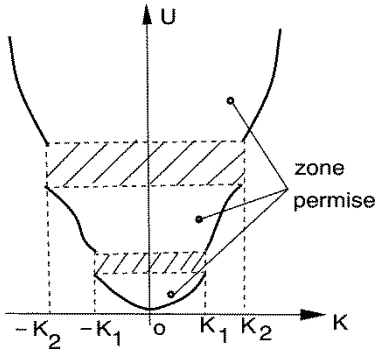


Figura 2.6. Variaţia discontinuă a energiei cu numărul de undă

Electronii din gazul electronic al corpurilor metalice conform teoriei cuantice, nu pot avea orice energie, ci energia lor, formează un spectru discret (energie cuantificată), vezi relaţiile (2.27 şi 2.32), ei putând exista numai în zonele permise: energia funcţie de numărul de undă K este o parabolă ce prezintă discontinuităţi, figura 2.6. Dacă gazul de electroni liberi din metale conţine N electroni, aceştia se vor dispune doi câte doi pe cele mai jos N/2 nivele energetice. Figura 2.5, existând la temperatura 0°K o

limită netă între nivelele ocupate cu electroni şi nivelele libere, limită denumită suprafaţă Fermi, căreia îi corespunde o energie maximă (Fermi) E_o dată de relaţia:

$$E_o = \frac{h^2}{2m_o}\left(\frac{-3N}{8\pi V}\right)^{2/3} \tag{2.53}$$

care se demonstrează considerând că gazul de electroni ocupă o incintă cubică cu latura L şi volumul V. Împărţind spaţiul impulsului p, care este un spaţiu paralel cu spaţiul obişnuit în care poziţia unui electron se dă printr-un vector egal ca mărime şi orientare cu impulsul electronului, în celula de volum $\frac{h^3}{V}$, care reprezintă stări cuantice ocupate de maxim 2 electroni. Dacă numărul de electroni este N, atunci gazul de electroni va ocupa în spaţiul impulsurilor N/2 stări cuantice, deci un volum egal cu $\frac{N}{2} \cdot \frac{h^3}{V}$.

Cele N/2 stări cuantice se distribuie simetric în jurul originii spaţiului p formând o sferă cu raza p_{max}, unde p_{max} este impulsul electronilor ce ocupă stările cuantice cu cea mai mare energie (E_o). Astfel volumul ocupat de cei N electroni în spaţiul impulsurilor $\frac{N}{2} \cdot \frac{h^3}{V}$ este egal cu volumul sferei de rază p_{max}, care este: $\frac{4}{3}\pi p_{max}^3$, de unde rezultă că impulsul maxim este:

$$p_{max} = h\sqrt[3]{\frac{3N}{8\pi V}} \tag{2.54}$$

Înlocuind în formula energiei cinetice $E = \frac{mv^2}{2}$ pe v cu impulsul ($p = m_o v$) se obţine:

$$E_o = \frac{p_{max}^2}{2m_o} = \frac{h^2}{2m_o}\left(\frac{-3N}{8\pi V}\right)^{2/3} \tag{2.55}$$

(Energia Fermi este de $8{,}83 \cdot 10^{-19}$ J pentru Ag; $11{,}36 \cdot 10^{-19}$ J pentru Cu). Raportul N/2V reprezintă numărul de stări energetice (cuantice) n din unitatea de volum:

$$n = \frac{N}{2V} = \frac{4\pi}{3h^3}(2m_o \cdot E_o)^{3/2} \tag{2.56}$$

Numărul de stări energetice din unitatea de volum cuprins între E şi E + dE, reprezintă densitatea de distribuţie a stărilor energetice după energii şi se obţine prin derivarea relaţiei (2.56) în raport cu energia:

$$d_n = \frac{2\pi}{h^3}(2m_o)^{3/2} \cdot E^{1/2} \cdot dE = N(E)dE \tag{2.57}$$

Reprezentând grafic factorul N(E) (densitatea de distribuţie a stărilor cuantice) în funcţie de energie, se obţine un arc de parabolă figura 2.7.

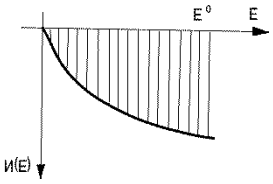


Figura 2.7. Variaţia densităţii stărilor energetice cu energia

Energia tuturor celor N electroni liberi la 0 °K este:

$$E_T = \frac{3}{5} N E_o \tag{2.58}$$

Ca urmare, presiunea gazului de electroni la 0 °K (p_o) se determină, derivând relaţia (2.58) în raport cu volumul:

$$p_o = \frac{\partial E_T}{\partial V} = \frac{2}{3} \cdot \frac{E_T}{V} \tag{2.59}$$

Această presiune este foarte mare (10 atm) fiind cauzată de energia cinetică mare a gazului de electroni şi ea determinând apariţia forţelor de respingere din metale. Forţele de atracţie din metale sunt cauzate de energia de schimb ca şi la legăturile covalente. Dacă atomii în stare liberă (aflaţi la distanţe mari unul de altul), conform teoriei cuantice,au electronii, caracterizaţi prin spectre discrete de energie, prin comprimarea lor (micşorarea distanţei r dintre ei) nivelele lor de energie încep să se lăţească devenind benzi de energie, figura 2.8.

Cu cât electronii se află mai depărtaţi de nucleu cu atât spectrele lor discrete, se transformă în benzi de energie începând de la distanţe mari.

Energia de coeziune U_c a metalelor este energia necesară separării atomilor din corpul solid (energia de sublimare – Q_s) sau diferenţa dintre energia unui atom în stare liberă (energia fundamentală E_f şi energia aceluiaşi atom legat într-un cristal (energia lui medie E_m), ea dă compactitatea şi stabilitatea metalelor:

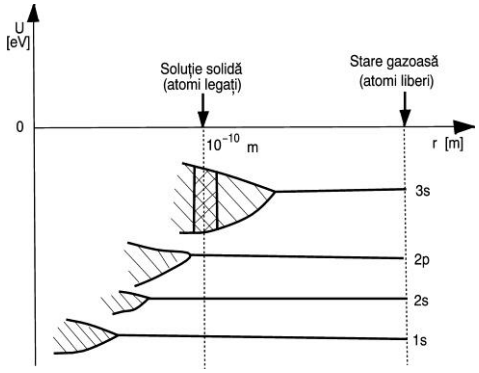


Figura 2.8. Spectre discrete şi benzi de energie într-un atom.

$U_c = E_f - E_m$

Pentru a exemplifica calculul energiei de coeziune a metalelor se ia un atom de sodiu în stare liberă (când distanţa între atomi este mare) şi în stare legată în cristal, figura 2.9.

Odată cu micşorarea distanţei, în apropiere de $r = 10^{-10}$ m, nivelul de energie discret de valenţă 3s trece în banda de energie a electronilor din nivelul 3s limitată de energia minimă U_o. Electronii din banda 3e vor ocupa nivele energetice ale acestei benzi doi câte doi pe fiecare nivel cuprins între U_o şi E_o (energie Fermi).

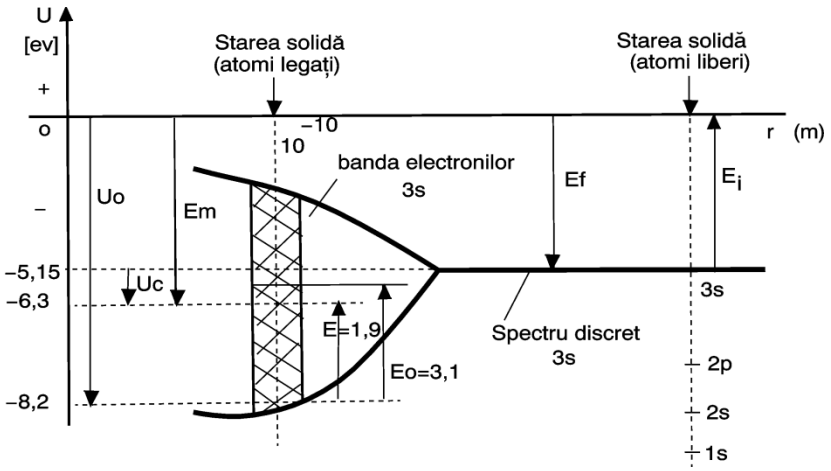


Figura 2.9. Spectru de energie al atomului de sodiu

Folosind notaţiile din figură: U_c – energia de coeziune, U_o – energia minimă a benzii de energie, E_i - energia de ionizare, E_f – energia fundamentală (atomului liber), E_o – energia Fermi, $\overline{E} = 3/5\, E_o$ - energia medie ce revine pe un electron (conform relaţiei 2.58), $E_m = U_o + \overline{E}$ - energia medie a atomului legat în cristal, se calculează energia de coeziune cu relaţia:

$$U_c = -(E_i + U_o + \overline{E}) \qquad (2.60)$$

Electronul de sodiu are: U_o = - 8,2 eV; E_f = - 5,15 eV; Ei = 5,15 eV; E_o = 3,1 eV; E_m =-6,3 eV; $\overline{E}$ = 1,9 eV de unde rezultă

U_c = - (5,15 – 8,2 + 1,9) = - 1,15 eV

Valoarea aproximativă egală cu energia de sublimare calculată cu relaţia (2.34): $Q_s = 0{,}0235 \cdot 1165 = 1{,}17$ eV.

CAPITOLUL 3. STRUCTURA CRISTALINĂ A METALELOR

3.1. Reţele cristaline spaţiale

Forţele de natură electrostatică dintre atomii metalelor determină ca edificiul atomic să prezinte simetrie şi periodicitate în spaţiu, formând reţea spaţială cristalină, figura 3.1, în care atomii ocupă poziţii de echilibru bine stabilite.

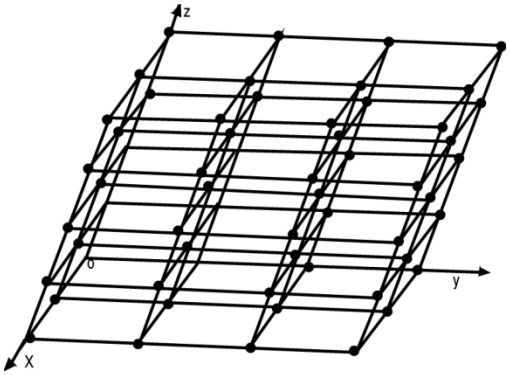


Figura 3.1. Reţea spaţială

Nodurile reţelei cristaline pot fi ocupate de atomi singulari (cazul majorităţii metalelor) sau de grupări identice de atomi). Pentru ca un nod să facă parte dintr-o reţea spaţială el trebuie să aibă o orientare şi o compoziţie identică cu oricare alt nod al reţelei şi să aibă acelaşi număr de noduri vecine distribuite similar.

Poziţia oricărui nod al unei reţele cristaline spaţiale poate fi obţinută alegându-se ca origine a spaţiului un nod al reţelei, folosind relaţia:

$$\vec{r}_{u,v,w} = u \cdot \vec{a} + v \cdot \vec{b} + w \cdot \vec{c} \qquad (3.1)$$

unde: $\vec{r}_{u,v,w}$ este vectorul de poziţie al nodului considerat, $\vec{a}$, $\vec{b}$, $\vec{c}$, sunt vectori de translaţie fundamentală, iar u, v, w sunt numere întregi ce reprezintă coordonatele nodului respectiv.

3.1.1. Reţele cristaline şi tipuri de reţele cristaline

Reţeaua cristalină spaţială poate fi formată prin reproducerea în spaţiu a unei grupări riguroase de atomi sau molecule, denumită bază sau motiv şi care este o caracteristică fundamentală a cristalului. Configuraţia spaţială cea mai simplă de atomi sau molecule care păstrează toate proprietăţile reţelei cristaline se numeşte celulă elementară. Forma şi mărimea unei celule elementare sunt date cu ajutorul parametrilor sau constantelor reţelei: lungimile a, b, c ale vectorilor $\vec{a}$, $\vec{b}$, $\vec{c}$, şi unghiurile dintre vectorii respectivi α, β, γ, figura 3.2.

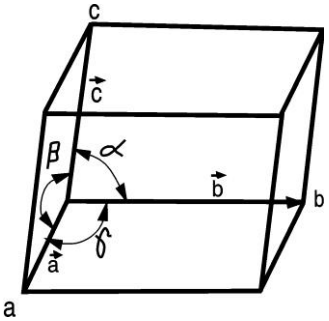


Figura 3.2. Celulă elementară

Dispunerea nodurilor în spaţiu nu este posibilă decât în 14 moduri distincte, corespunzătoare la 14 tipuri de reţele cristaline (reţele Bravais). Cele 14 tipuri de reţele cristaline, în funcţie de raportul dintre lungimile a, b, c şi de valoarea unghiurilor α, β, γ, pot forma 7 sisteme cristaline date în tabelul 3.1 şi în figura 3.3. Celulele elementare simple, care au noduri numai în colţuri se numesc celule primitive având simbolul P (excepţie face celula romboedrică cu simbolul R) iar cele care conţin noduri în centrul volumului, în centrul feţelor sau în centrul bazelor se numesc celule neprimitive având simbolurile I, F respectiv C.

Numărul de noduri N ce-i revin unei celule elementare se calculează cu relaţia:

$$N = N_i + \frac{N_f}{2} + \frac{N_c}{8} \qquad (3.2)$$

unde N_i este numărul de noduri conţinute în interiorul celulei; N_f este numărul de noduri aflate pe feţele celulei; N_c este numărul de noduri situate în colţurile celulei. Astfel, celulele primitive conţin câte un nod, celulele cu volum centrat şi baze centrate câte două noduri, iar celulele cu feţe centrate câte patru noduri.

Tabelul 3.1.

Sistemul cristalin	Valoarea parametrilor	Reţeaua Bravais	Simbol
Cubic	a=b=c; α=β=γ=90°	Simplu Cu volum centrat Cu feţe centrate	P I F
Tetragonal	a=b≠c; α=β=γ=90°	Simplu Cu volum centrat	P I
Ortorombic	a≠b≠c; α=β=γ=90°	Simplu Cu volum centrat Cu feţe centrate Cu baze centrate	P I F C
Romboedric	a=b=c; α=β=γ≠90°	Simplu	R
Hexagonal	a=b≠c; α=β=90°; γ=120°	Simplu	P
Monoclinic	a≠b≠c; α=β=90°; γ≠90°	Simplu Cu baza centrată	P C
Triclinic	a≠b≠c; α≠β≠γ≠90°	Simplu	P

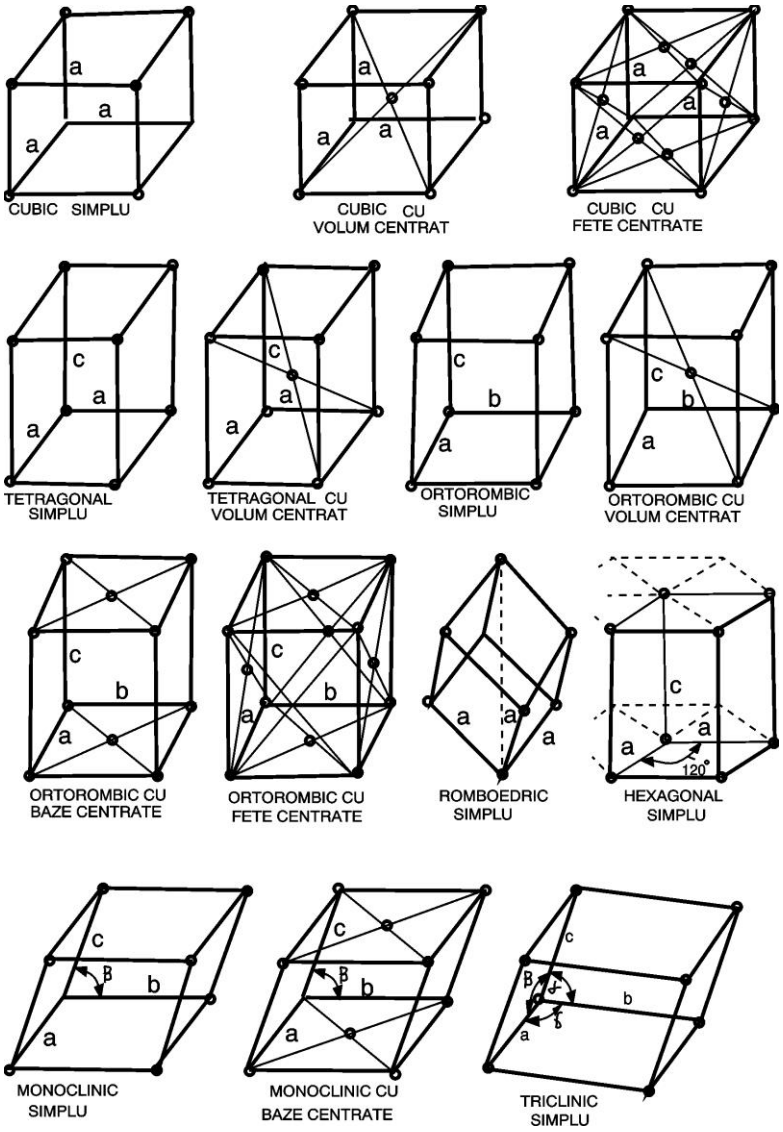


Figura 3.3. Reţele Bravais

Într-o reţea cristalină, celula primitivă poate fi aleasă în mai multe moduri: astfel, într-o reţea bidimensională (planul reticular) figura 3.4, dintre perechile de vectori , $\vec{a}_1\,\vec{b}_1$; $\vec{a}_2\vec{b}_2$; $\vec{a}_3\vec{b}_3$; $\vec{a}_4\vec{b}_4$ care sunt vectori de translaţie numai primele trei au arii egale şi pot forma o celulă primitivă. Vectorii $\vec{a}_4\vec{b}_4$ nu pot forma o celulă primitivă deoarece nu se poate reproduce reţeaua cristalină prin translaţia acestora.

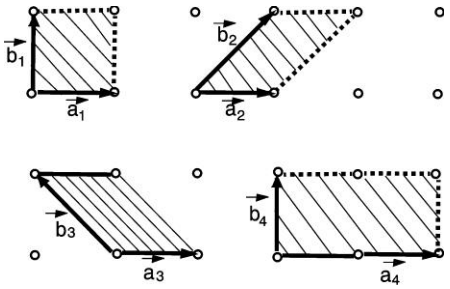


Figura 3.4. Formarea celulelor primitive

3.1.2. Plane şi direcţii cristalografice

Într-o reţea cristalină spaţială, prin însăşi situarea nodurilor, pot fi imaginate o serie de plane cristalografice şi de direcţii cristalografice deosebite între ele prin orientare şi densitatea nodurilor.

Poziţionarea unui plan cristalografic se face cu ajutorul a trei numere întregi sau fracţionare scrise în paranteză rotundă (h, k, l) numite indici cristalografici sau indicii Miller şi care reprezintă valorile inverse a segmentelor tăiate de planul cristalografic pe cele trei axe ale spaţiului măsurate în parametrii de reţea. Planul cristalografic din figura 3.5 care intersectează axele de coordonate în punctele A, B, C la distanţele de origine a, 2a, respectiv 4a, se notează cu indicii: h = 1/a; k = 2a; l = 1/4a ($\frac{1}{a}, \frac{1}{2a}, \frac{1}{4a}$).

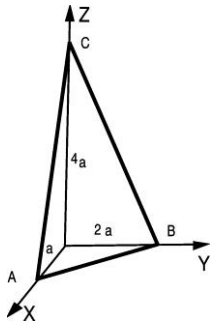


Figura 3.5. Indicarea unui plan cristalografic (jkl)

Întrucât a este parametrul reţelei egal cu unitatea, indicii cristalografici ai planului cristalografic respectiv se scriu: $(1, \frac{1}{2}, \frac{1}{4})$ sau prin înmulţirea cu 4 se obţine simbolul echivalent (4, 2, 1).

Dacă planul cristalografic este paralel cu o axă de coordonate, atunci indicele Miller respectiv se notează cu zero deoarece planul cristalografic taie axa la infinit.

Când planul cristalografic taie o axă de coordonate în sensul ei negativ, atunci indicele lui Miller respectiv se scrie barat. De exemplu, planul cristalografic notat cu (I 0 2) taie axa 0x în sensul negativ, la distanţa egală cu unitatea, este paralel cu axa 0z şi taie axa 0z la distanţa 1/2. În figura 3.6 sunt date câteva plane cristalografice în celula cubică. Planele cristalografice legate prin relaţii de simetrie se notează în mod generic cu indicii unuia dintre ele scrişi în acoladă. De exemplu, planele cristalografice ce corespund feţelor cubului (1 0 0), (0 1 0), (0 0 1), (I 0 0), (0 I 0) şi (0 0 I) sau cele paralele cu acestea se notează generic cu {100}. Planele cu cea mai mare densitate de noduri din toate reţelele cristaline sunt planele {111} din reţeaua cubică cu feţe centrate.

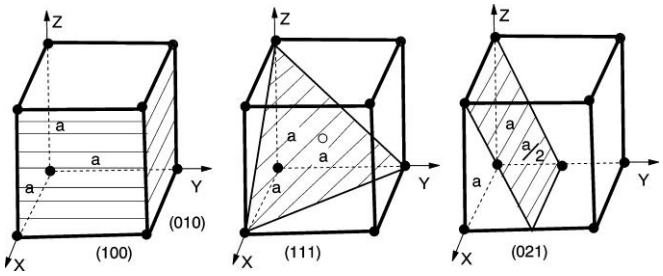


Figura 3.6. Plane cristalografice în sistemul cubic

În reţeaua cubică cu volum centrat planele cu densitate maximă de noduri atomi) sunt {110}.

Poziţionarea planelor cristalografice în sistemul hexagonal se face cu ajutorul a patru indici cristalografici (h, k, i, l) ce corespund celor patru axe de coordonate: trei axe, în planul bazei la unghiuri de 120 º (a_1, a_2, a_3) şi o axă perpendiculară pe planul bazei, c, figura 3.7.

Între indicii h, k, i ai sistemului hexagonal există relaţia:

$$i = -(h+k) \tag{3.3}$$

Deoarece de foarte multe ori indicele cristalografic i se poate determina uşor cu relaţia (3.3) indicele i se înlocuieşte cu un punct (hk.l). Direcţia unei drepte dintr-o reţea cristalină se indică de asemenea, cu ajutorul a trei cifre scrise în paranteză pătrată [u, v, w] carereprezintă coordonatele punctului prin care dreapta ce pleacă din origine sau orice dreaptă paralelă cu acesta.

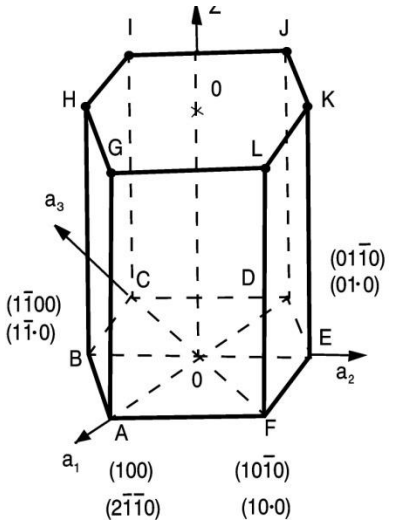


Figura 3.7. Indicarea planelor şi direcţiilor cristalografice în sistemul hexagonal

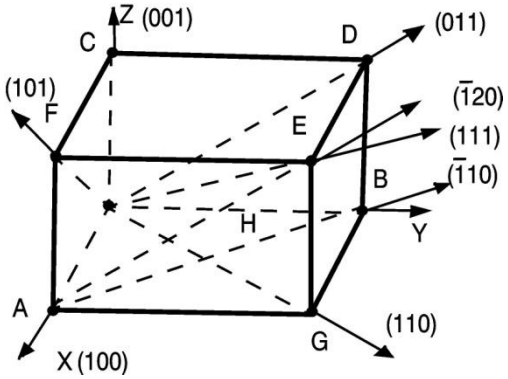


Figura 38. Direcţii cristalografice în celula cubică

Ca şi în cazul planelor cristalografice, indicii fracţionari ai direcţiilor cristalografice pot fi transformaţi în indici întregi prin înmulţirea lor cu numere judicios alese. Astfel, indicii [$\frac{1}{2}$,$\frac{1}{4}$ 1], [2 1 4], şi [428] reprezintă una şi aceeaşi direcţie cristalografică: se preferă forma [2 1 4] care conţine cele mai

mici numere întregi posibile. Indicii corespunzători coordonatelor negative se notează barat. În figura 3.9 sunt date câteva direcţii cristalografice: dreapta ce pleacă din A şi trece prin B se notează cu [I 1 0] deoarece este paralelă cu dreapta ce pleacă din origine şi trece prin punctul de coordontate -1, 1, 0, etc.

O familie de direcţii cristalografice reprezintă direcţiile din reţeaua cristalină legate între ele prin relaţii de simetrie şi se notează prin indicii uneia din direcţiile respective în paranteză unghiulară. Astfel, cele patru diagonale spaţiale ale cubului [1 1 1], [I11], [1I1], [11I] se notează cu <1 1 1>.

Direcţiile cu densitate maximă de noduri în sistemul cubic sunt: la sistemul cubic simplu (c.s) <1 0 0>, la sistemul cubic cu volum centrat (c.v.c) <1 1 1>, iar la sistemul cubic cu feţe centrate (c.f.c) <1 1 0>, o direcţie cristalografică are aceiaşi indici ca şi planul cristalografic perpendicular pe ea.

Direcţiile cristalografice în sistemul hexagonal se notează cu ajutorul a trei coordonate a_1a_2c, însă se pot folosi şi patru coordonate $a_1a_2a_3c$. De exemplu, în figura 3.7, direcţia OA se poate nota cu [1 0 0] deoarece trece prin punctul A de coordonate 1, 0, 0 sau poate fi notată cu paranteze pătrate astfel [2 I I 0] deoarece dreapta OA este perpendiculară pe planul BFLH notat cu (2 I I O) în sistemul cu patru indici.

3.1.3. Distanţa dintre planele cristalografice

Distanţa dintre planele cristalografice reprezintă distanţa dintre două plane din cristal paralele şi vecine: ea reprezintă lungimea perpendicularei din origine pe cel mai apropiat plan al familiei de plane care interesează.

Pentru un plan cristalografic (hkl) din sistemul ortorombic, figura 3.9, distanţa d egală cu OK se determină calculând valoarea cosinusurilor directoare ale normalei la plan folosind relaţia:

$$\cos^2\alpha+\cos^2\beta+\cos^2\gamma=1$$

unde $\cos\alpha = \frac{OK}{OA} = \frac{d}{OA}$; $\cos\beta = \frac{OK}{OB} = \frac{d}{OB}$; $\cos\gamma=\frac{OK}{OC} = \frac{d}{OC}$ (3.5)

Notând OA=m·a; OB=n·b; OC=p·c în care m=1/h, n=1/k şi şi p=1/1 sunt numere întregi ce exprimă lungimea segmentelor OA, OB, OC tăiate de planul cristalografic (hkl) pe axele de coordonate.

Înlocuind relaţiile (3.5) în ecuaţia (3.4) se obţine:

$$d = \frac{1}{\sqrt{(\frac{h}{a})^2+(\frac{k}{b})^2+(\frac{l}{c})^2}} \quad (3.6)$$

Pentru sistemul tetragonal a=b≠c relaţia (3.6) devine:

$$d = \frac{1}{\sqrt{(\frac{h^2+k^2}{a^2})+(\frac{l}{c})^2}} \quad (3.7)$$

iar pentru sistemul cubic a=b=c relaţia (3.6) devine:

$$d=\frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}}$$

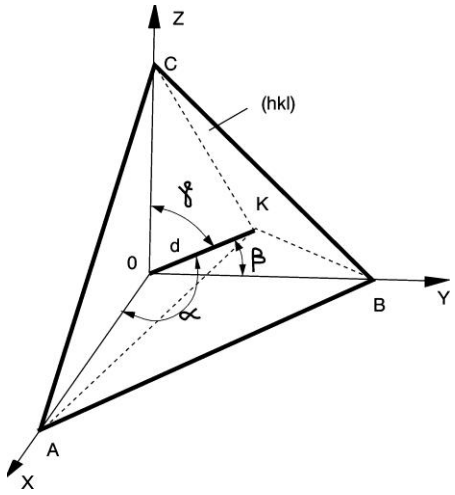


Figura 3.9. Cosinusurile directoare ale normalei la planul (hkl)

Planele cristalografice pentru care distanţa d este mică sunt plane cu indici cristalografici mari şi cu densitate de noduri de reţea mare şi invers. Acest lucru se observă într-o reţea bidimensională, figura 3.10; distanţa cea mai mare corespunde planelor (1 0), iar distanţa cea mai mică corespunde planelor (4 1).

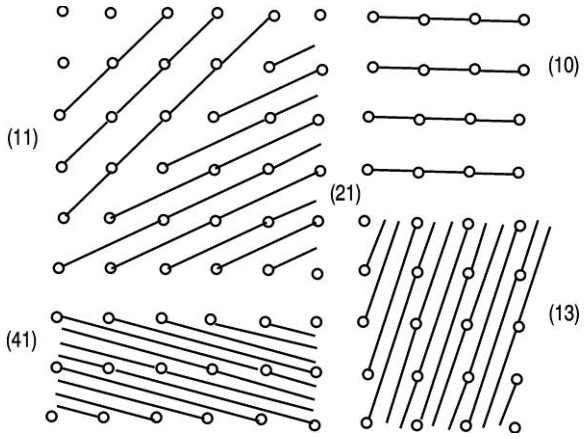


Figura 3.10. Densitatea planelor cristalografice într-o reţea bidimensională

3.1.4. Relaţii cristalografice

Poziţionarea planelor şi direcţiilor cristalografice se poate face atât prin indici cristalografici cât şi analitic exprimând cosinusurile directoare ale normalei la un plan în funcţie de indicii planului (hkl) şi de parametrii a, b, c, ai reţelei cristaline.

Pentru a scrie cosinusurile directoare în funcţie de indicii unui plan şi de parametrii reţelei

sistemului rombic (a≠b≠c) se pleacă de la relaţiile:

$$\cos\alpha = A\cdot M,\ \cos\beta = B\cdot M,\ \cos\gamma = C\cdot M \tag{3.9}$$

unde:

$$M = \frac{1}{\sqrt{A^2+B^2+C^2}} \tag{3.10}$$

iar A,B, C sunt coeficienţii din ecuaţia generală a planului în sistem cartezian:

$$Ax + By + Cz + D = O \tag{3.11}$$

Considerând OA, OB, OC segmentele determinate de plan pe cele trei axe de coordonate, ecuaţia planului (3.11) devine:

$$\frac{x}{OA} + \frac{y}{OB} + \frac{z}{OC} = 1 \tag{3.12}$$

care este planul ecuaţiei planului funcţie de tăieturile sale.

Aşa cum s-a văzut OA = m·a; OB = n·b; OC=p·c unde m=1/h, n=1/k, p=1/l. Introducând aceste valori în ecuaţia planului (3.12) se obţine:

$$\frac{h}{a}x + \frac{k}{b}y + \frac{l}{c}z = 1 \tag{3.13}$$

Din compararea ecuaţiei (3.13) cu ecuaţia (3.11) se observă că A = h/a, B = k/b, C = l/c, iar prin înlocuire în ecuaţia (3.9) se obţine:

$$\cos\alpha = \frac{\frac{h}{a}}{\sqrt{(\frac{h}{a})^2+(\frac{h}{b})^2(\frac{l}{c})^2}};\ \cos\beta = \frac{\frac{k}{b}}{\sqrt{(\frac{h}{a})^2+(\frac{h}{b})^2(\frac{l}{c})^2}};\cos\gamma = \frac{\frac{l}{c}}{\sqrt{(\frac{h}{a})^2+(\frac{h}{b})^2(\frac{l}{c})^2}} \tag{3.14}$$

unde α, β, γ sunt unghiurile ce le face normala la plan cu axele de coordonate; a, b, c sunt constantele reţelei, iar, hkl sunt indicii planului cristalografic considerat.

Pentru sistemul cubic a=b=c relaţia (3.14) devine:

$$\cos\alpha = \frac{h}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}};\ \cos\beta = \frac{k}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}};\cos\gamma = \frac{l}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \tag{3.15}$$

Cosinusurile directoare ale unei direcţii cristalografice de indici [u v w] din sistemul rombic se calculează cu relaţiile:

$$\cos\alpha = \frac{x}{\sqrt{x^2+y^2+z^2}} = \frac{ua}{\sqrt{(ua)^2+(vb)^2+(wc)^2}} \tag{3.16}$$

$$\cos\beta = \frac{y}{\sqrt{x^2+y^2+z^2}} = \frac{vb}{\sqrt{(ua)^2+(vb)^2+(wc)^2}}$$

$$\cos\alpha = \frac{z}{\sqrt{x^2+y^2+z^2}} = \frac{wc}{\sqrt{(ua)^2+(vb)^2+(wc)^2}}$$

Relaţii care pentru sistemul cubic devin:

$$\cos\alpha = \frac{u}{\sqrt{u+v^2+w^2}};\ \cos\beta = \frac{v}{\sqrt{u+v^2+w^2}};\ \cos\gamma = \frac{w}{\sqrt{u+v^2+w^2}}; \qquad (3.17)$$

Pe cale analitică se pot determina unghiurile dintre două direcţii cristalografice din reţeaua cristalină. Pentru calculul unghiul φ dintre direcţiile L_1 cu indicii $[u_1v_1w_1]$ şi L_2 cu indicii $[u_2v_2w_2]$, figura 3.11, utilizează relaţia:

$$\cos\varphi = \cos\alpha_1 \cdot \cos\alpha_2 + \cos\beta_1 \cdot \cos\beta_2 + \cos\gamma_1 \cdot \cos\gamma_2 \qquad (3.18)$$

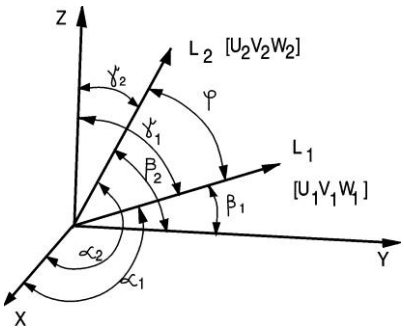


Figura 3.11. Unghiul dintre după direcţii cristalografice

Unde cosα, cosβ, cosγ, au valori date în relaţiile (3,16):

$$\cos\varphi = \frac{u_1u_2a^2+v_1v_2b^2+w_1w_2c^2}{\sqrt{u_1^2a^2+v_1^2b^2+w_1^2c^2}\cdot\sqrt{u_2^2a^2+v_2^2b^2+w_2^2c^2}} \qquad (3.19)$$

Cu ajutorul relaţiei (3.15) se poate determina unghiul dintre două plane cristalografice care este egal cu unghiul dintre normalele la cele două plane. De asemenea, folosind relaţia (3.15) se poate determina unghiul format între un plan cristalografic (hkl) şi o direcţie cristalografică [u v w] (φ), determinând unghiul dintre direcţia cristalografică respectivă şi normala la planul cristalografic (φ_1), deci unghiul format de două drepte ($\cos\varphi_1 = \sin\varphi$ deoarece ($\varphi + \varphi_1 = \overline{90}^o$):

$$\sin\varphi = \frac{hu+kv+lw}{\sqrt{\frac{h^2}{a^2}+\frac{k^2}{b^2}+\frac{l^2}{c^2}}\cdot\sqrt{a^2u^2+b^2v^2+c^2w^2}} \qquad (3.20)$$

Relaţiile (3.19) şi (3.20) se referă la sistemul ortorombic a≠b≠c.

3.1.5. Zonele cristalografice

Planele cristalografice care se intersectează după drepte paralele formează o zonă cristalografică. Planele zonei cristalografice pot avea aceeaşi indici sau indici diferiţi Dreapta cu care sunt paralele dreptele de intersecţie a planelor din zona cristalografică se numeşte axa zonei şi ea defineşte zona cristalografică. Un plan cristalografic (hkl) aparţine zonei [uvw] dacă este satisfăcută relaţia: $\sin\varphi = 0$, care înseamnă:

$$hu+kv+lw=0 \qquad (3.21)$$

Dacă planele $(h_1k_1l_1)$ şi $(h_2k_2l_2)$ aparţin zonei cristalografice [uvw], indicii axei zonei se pot calcula cu relaţiile:

$$\begin{aligned} u &= k_1l_2 - k_2l_1 \\ v &= l_1h_2 - l_2h_1 \\ w &= h_1k_2 - h_2k_1 \end{aligned} \qquad (3,22)$$

3.1.6. Reţele reciproce

O reţea reciprocă reprezintă o reţea de puncte reale sau fictive unde fiecare punct reprezintă un plan din cristal numit plan de reflexie (deoarece aceste plane reflectă radiațiile X). Fiecare punct din reţeaua reciprocă se poziţionează, cu aceiaşi indici cristalografiei ai plenului de reflexie. Planele de reflexie ale unei reţele reciproce sunt atât plane reale, cu indicii (hkl) şi distanţa între plane d, cât şi planele fictive cu distanţele între plane $d^1 = \frac{d}{n}$ (unde n este un număr întreg egal cu 2, 3…) şi indici cristalografiei multipli si indicilor (hkl), deoarece planele fictive corespund reflexiilor de ordin superior ale planului (hkl). Pentru a obţine din reţeaua directă reţeaua reciprocă se alege un punct 0 ca origine trasându-se din acest punct câte o perpendiculară la fiecare plan al reţelei directe. Astfel, planul (hkl) din reţeaua directă se reprezintă în reţeaua reciprocă printr-un punct la distanţa $d^*_{hkl} = \frac{\lambda}{d_{hkl}}$ aflat pe perpendiculara din origine pe planul respectiv, unde λ este lungimea de undă a radiaţiei folosite la difracţie. În acest mod, se pot reprezenta toate planele unui cristal printr-o reţea spaţială de puncte care reprezintă reţeaua reciprocă a cristalului considerat, figura 3.12.

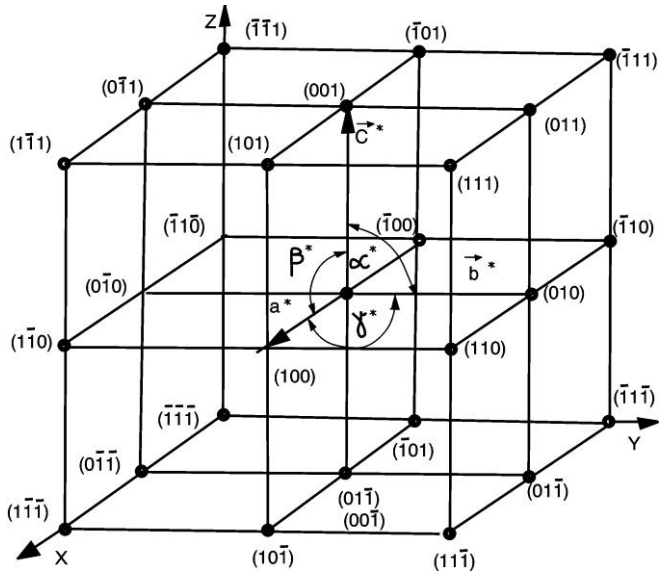


Figura 3.12. Reţea spaţială reciprocă

De asemenea, punctul de coordonate 1,0,0 corespunde planului (1 0 0). Între vectorii celulei primitive ai rețelei directe $\vec{a}$ $\vec{b}$ $\vec{c}$ şi vectorii reţelei reciproce $\vec{a}^*$ $\vec{b}^*$ $\vec{c}^*$ există următoarele relaţii:

$$\vec{a}^* = \frac{\vec{b}x\vec{c}}{(\vec{a},\vec{b},\vec{c})};\ \vec{b}^* = \frac{\vec{c}x\vec{a}}{(\vec{a},\vec{b},\vec{c})};\ \vec{c}^* = \frac{\vec{a}x\vec{b}}{(\vec{a},\vec{b},\vec{c})} \qquad (3.22.a)$$

$$\vec{a}\cdot\vec{a}^* = \vec{b}\cdot\vec{b}^* = \vec{c}\cdot\vec{c}^* = 1$$

$$\vec{a}\cdot\vec{b}^* = \vec{a}\cdot\vec{c}^* = \vec{b}\cdot\vec{a}^* = \vec{b}\cdot c^* = \vec{c}\cdot\vec{a}^* = \vec{c}\cdot\vec{b}^* = 0 \qquad (3.22.b)$$

Relaţiile (3.22.a) definesc vectorii reţelei reciproce funcţie de vectorii reţelei direct, unde: $(\vec{a},\vec{b},\vec{c}) = V = (\vec{a}x\vec{b})\vec{c} = (\vec{b}x\vec{c})\vec{a} = (\vec{c}x\vec{a})\vec{b}$ reprezintă volumul celulei elementare.

De asemenea, între unghiurile reţelei directe α, β, γ şi unghiurile reţelei reciproce α*, β*, γ*, există relaţiile:

$$\cos\alpha^* = \frac{\cos\beta\cos\gamma-\cos\alpha}{\sin\beta\sin\gamma};\ \cos\beta^* = \frac{\cos\alpha\cos\gamma-\cos\beta}{\sin\alpha\sin\gamma};\ \cos\gamma^* = \frac{\cos\alpha\cos\beta-\cos\gamma}{\sin\alpha\sin\beta} \qquad (3.23)$$

Relaţiile (3.23) ce definesc vectorii celulei reţelei reciproce, sub formă scalară devin:

$$a^* = \frac{b\cdot c}{V}\cdot\sin\alpha;\ b^* = \frac{c\cdot a}{V}\cdot\sin\beta;\ c^* = \frac{a\cdot b}{V}\cdot\sin\gamma; \qquad (3.24)$$

De unde rezultă că volumul celulei elementare din reţeaua reciprocă este egal cu inversul volumului celulei elementare din reţeaua directă:

$$V^* = (\vec{a}^* x \vec{b}^*)\vec{c}^* = \frac{1}{(\vec{a} x \vec{b})\cdot\vec{c}} = \frac{1}{V} \quad (3.25)$$

Folosind reţelele reciproce se obţin simplificări considerabile în rezolvarea multor probleme egate de proprietăţile şi geometria cristalelor. Astfel, pentru a determina condiţia ca un plan (hkl) să aparţină unei zone cristalografice dată de relaţia (3.21) se pune condiţia de perpendicularitate dintre vectorii axei zonei şi normalei la planul (hkl):

$\vec{r}^*_{uvw} = u \cdot \vec{a}^* + v \cdot \vec{b}^* + w \cdot \vec{c}^*$ respectiv $\vec{r}^*_{hkl} = h \cdot \vec{a}^* + k \cdot \vec{b}^* + l \cdot \vec{c}^*$ care constă în egalarea cu zero a produsului scalar al celor doi vectori: $(u \cdot \vec{a}^* + v \cdot \vec{b}^* + w \cdot \vec{c}^*)\,(h \cdot \vec{a}^* + k \cdot \vec{b}^* + l \cdot \vec{c}^*) = 0$ de unde: $h \cdot u + k \cdot v + l \cdot w = 0$.

Din cele arătate decurge că reţeaua reciprocă a reţelei cubice simple este tot o reţea cubică, simplă, iar reţeaua reciprocă a unei reţele cubice cu volum centrat este o reţea cubică cu feţe centrate şi invers.

3.2. Structura cristalelor

Între reţeaua spaţială şi structura cristalină există deosebiri: în timp ce reţeaua spaţială reprezintă schema de reproducere a cristalului în spaţiu, structura cristalină reprezintă aranjamentul real al atomilor în cristale. În nodurile unei reţele spaţiale pot fi dispuşi câte un singur atom când formează o structură cristalină simplă sau pot fi dispuşi mai mulţi atomi cu aceiaşi compoziţie, aranjament sau orientare şi când formează structuri cristaline complexe. Structura cristalină se formează prin ataşarea unei baze compusă dintr-un atom sau mai mulţi atomi fiecărui nod al reţelei spaţiale. Metalele care au o structură cristalină simplă, în fiecare nod al reţelei existând câte un atom, sunt cele cristalizate în sistemul cubic simplu (poloniu α), cubic cu volum centrat (titan, molibden, crom, fier, carbon, diamant etc.), cubic cu feţe centrate (cupru, nichel, platină, fier γ, iridiu etc.), iar metalele cu structuri complexe, care au în nodurile reţelei doi sau mai mulţi atomi, sunt de exemplu cele cristalizate în sistemul hexagonal compact (titan α, zinc, zirconiu α, magneziu, cobalt α, beriliu etc.). Pentru a evidenţia diferenţa dintre reţelele spaţiale şi structura cristalelor să luăm de exemplu, structura sistemului hexagonal compact figura 3.13. Această structură nu poate forma o reţea spaţială deoarece atomul din interiorul celulei de coordonate $(\frac{2}{3}, \frac{1}{3}, \frac{1}{2})$) nu este identic cu atomii din colţurile celulei şi deci nu poate fi reprodusă în spaţiu pentru a forma reţeaua spaţială hexagonală. Pentru ca din structura sistemului hexagonal compact să se obţină o celulă primitivă (fără nici un atom în interior) care să poată fi reprodusă în spaţiu pentru a forma o reţea spaţială, se deplasează originea celulei astfel ca ea să ajungă la jumătatea distanţei dintre atomul din interior şi atomul din fosta origine a celulei, figura 3.13.b, obţinându-se o nouă celulă elementară care în fiecare nod are ataşaţi câte doi atomi.

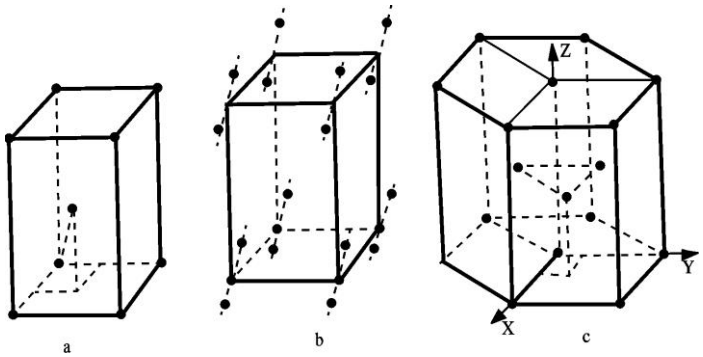


Figura 3.13. Structura sistemului hexagonal compact

Obişnuit, structura hexagonal compactă se reprezintă printr-o celulă elementară neprimitivă hexagonală care are trei atomi în interior situaţi într-un plan orizontal la mijlocul înălţimii celulei, la 120° între ei, figura 3.13.c, proiecţia celor trei atomi din interior cade în centru triunghiurilor echilaterale ale bazei.

3.2.1. Caracteristicile structurii cristaline

Dacă reţelele spaţiale sunt caracterizate prin parametrii reţelei *a, b, c; α, β, γ* şi prin numărul de noduri ce-i revin fiecărei celule, structura cristalelor se caracterizează prin grad de compactitate şi număr de coordinaţie, caracteristici ce definesc compactitatea şi stabilitatea cristalelor.

Gradul de compactitate sau gradul de umplere al celulei elementare cu atomi constituie raportul dintre volumul părţilor din atomi ce participă la formarea unei celule şi volum total al celulei:

$$\eta = \frac{V_a}{V_c} < 1 \qquad (3.26)$$

Cu cât o celulă elementară conţine mai mulţi atomi cu atât compactitatea este mai mare.

Astfel, pentru sistemul cubic simplu care are:

$V_A=4/3\pi r^3$, iar $V_c=a^3=8r^3$ (unde r este raza atomilor din nodurile reţelei) compactitatea este η = 0,52. În acelaşi mod se calculează compactitatea pentru sistemul cubic cu volum centrat: η= 0,68; pentru sistemul cubic cu feţe centrate: η = 0,74 şi pentru sistemul hexagonl compact car are c/a =1,633: η = 0,74.

Numărul de coordinaţie reprezintă numărul de atomi la distanţă egală şi cea mai mică de un atom dat. Fiecare atom din sistemul cubic simplu se află egal depărtat (distanţa minimă fiind a) de şase atomi vecini, deci are numărul de coordinaţie 6 în sistemul cubic cu volum centrat un atom se află egal depărtat la distanţa $\frac{a\sqrt{3}}{2}$ de câte opt atomi deci are numărul de coordinaţie 8 iar în sistemul cubic cu feţe centrate fiecare atom are 12 atomi vecini depărtaţi la distanţa $\frac{a\sqrt{2}}{2}$, deci are numărul de coordinaţie 12. Metalele în

general cristalizează în sisteme cu compactitate mare: în sistem cubic cu volum centrat, cubic cu feţe centrate şi hexagonal compact. Cu cât compactitatea metalelor este mai mare cu atât stabilitatea şi plasticitatea lor sunt mai mari.

3.2.2 Anizotropia cristalelor

Distribuţia atomilor în reţeaua spaţială este diferită pentru diferite plane şi direcţii cristalografice. Proprietăţile fizice şi mecanice măsurate pe diferite direcţii şi plane cristalografice vor fi diferite în funcţie de densitatea în atomi a respectivelor plane sau direcţii. Astfel, sistemul cubic cu volum centrat conţine în planul (1 0 0), cu suprafaţa a^2, un singur atom (cei 4 atomi din colţurile feţei aparţin simultan la 4 celule vecine), iar planul (1 1 0), cu suprafaţa $a^2 \cdot \sqrt{2}$, doi atomi; deci dacă în planul (1 0 0) densitatea în atomi, pe suprafaţa a^2, este egală cu unu, palnul (1 1 0) cu densitatea în tomi pe aceeaşi suprafaţă $\frac{a^2\sqrt{3}}{2}$, din sistemul cubic cu feţe centrate, cărora le revin $\frac{4}{\sqrt{3}}$ atomi, este egală cu 2,3 atomi, deci aceste plane au cea mai mare densitate în atomi. Dacă atomii dintr-un plan (1 1 1) cu densitate maximă de atomi ocupă poziţiile A, figura 3.14, atunci atomii din palnul următor vor ocupa poziţiile B, iar atomii celui de al treilea plan vor ocupa poziţiile C şi aşa mai deprte, realizându-se ordinea de împachetare ABCABC… corespunzătoare structurii cubice cu feţe centrate.

Oricare altă distribuţie în succesiunea planelor de densitate maximă în atomi ABCA, CABC… se numeşte defect de împachetare. De asemena, şi direcţiile cristalografice diferă prin densitatea de atomi: în sistemul cubic cu volum centrat, direcţia [1 0 0], pe distanţa egală cu a, conţine un atom (câte o jumătate de atom din fiecare colţ), în timp ce direcţia [1 1 1], pe aceeaşi distanţă, conţine $\frac{2}{\sqrt{3}}$ atomi.

Deci cristalele sunt anizotrope, adică au proprietăţi diferite măsurate pe plane şi direcţii diferite, spre deosebire de corpurile amorfe care au o distribuţie dezordonată a atomilor şi care sunt izotrope.

De exemplu, modulul lui Young, (E) al unui cristal de fier α, măsurat pe direcţia [1 0 0], este 13.500 daN/mm^2, iar măsurat pe direcţia [1 1 1] este 29.000 daN/mm^2.

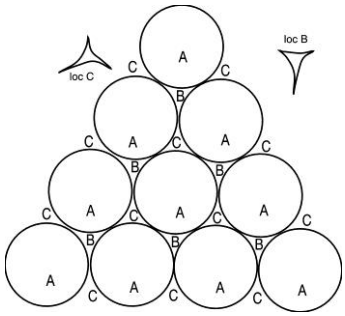


Figura 3.14. Ordinea de împachetare a atomilor pe planul (1 1 1)

Corpurile metalice fiind formate din grăunţi cristalini a căror orientare este întâmplătoare, prezintă o cvasiizotropie: cu toate că fiecare cristal ce compune corpul metalic este anizotrop, corpul

metalic luat ca un agregat policristalin este izotrop, el posedând proprietăţi egale cu media proprietăţilor măsurate pe diferite direcţii ale cristalelor ce-l compun. În cazul când printr-un procedeu oarecare (solidificare dirijată, deformare plastică, tratament termic etc.) se realizează o orientare comună a grăunţilor cristalini din corpul metalic, atunci aceasta devine în ansamblu anizotrop.

3.3. Structura reală a cristalelor

Spre deosebire de structura cristalină perfectă, prezentată până acum, corpurile cristaline din natură sunt formate din cristale reale a căror structură se abate de la forma ideală. Cristalele reale prezintă unele abateri de la distribuţia riguros ordonată a atomilor, abateri numite imperfecţiuni sau defecte reticulare. Defectele de reţea determină valorile multor proprietăţi sensibile structural cum sunt: forţa coercitivă, limita de curgere, limita de rupere, a căror natură nu poate fi explicată fără considerarea acestor defecte.

Defectele de reţea sunt cauzate de deplasări ale atomilor. Când defectele au un caracter permanent (deplasările de atomi se menţin timp îndelungat) se numesc defecte statice iar când defectele se modifică în timp se numesc defecte dinamice.

Defectele statice, produc distrugeri în structura cristalelor modificând distanţele interatomice, a densităţii atomilor cât şi a distribuţiei acestora, în comparaţie cu defectele dinamice, care, prin caracterul lor variabil nu produc asemenea distrugeri în reţeaua cristalelor. În general, defectele dinamice sunt provocate de agitaţia termică a ionilor în jurul poziţiei de echilibru în reţeaua cristalină. Vibraţiile termice ale ionilor se propagă în spaţiu sub forma unor unde elastice, numite unde termice sau fononi (conform dualismului undă-particulă, undelor termice li se atribuie câte o particulă fictivă numită fonon). În deplasarea lor, fononii se ciocnesc între ei sau cu ionii reţelei cristaline determinând creşterea amplitudinii de vibraţie a ionilor, creştere care este considerată un defect de reţea dinamic.

Defectele statice de reţea se clasifică în defecte punctiforme, defecte liniare sau dislocaţii şi defecte de suprafaţă, în funcţie de dimensiunile defectelor.

3.3.1. Defecte punctiforme

Se caracterizează prin dimensiuni de acelaşi ordin de mărime cu distanţele interatomice. Defectele punctiforme pot fi: vacanţe, atomi interstiţiali şi atomi străini (interstiţiali sau de substituţie) figura 3.15.a, b, c.

Vacanţele sunt locuri libere în reţeaua cristalină neocupate de atomi, figura 3.15.a. Acest defect ia naştere prin deplasarea unui atom din interiorul corpului spre suprafaţa sa. La metale, în jurul vacanţelor cristalele rămân neutre din punct de vedere electric. Vacanţele în cristale mai sunt numite şi defecte Schotky.

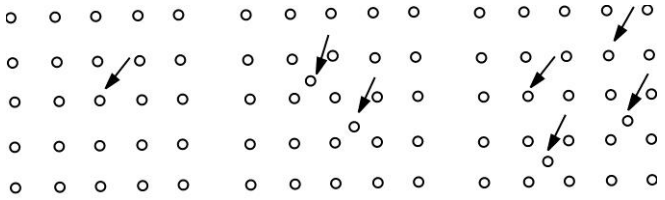


Figura 3.15. Imperfecţiuni punctiforme: a. vacanţă; b. atomi interstiţiali; c. atomi străini

Atomii interstiţiali sunt atomi de aceeaşi natură cu atomii din nodurile reţelei cristaline care ocupă poziţii în spaţiile dintre atomi, figura 3.15.b. La metale, în jurul atomilor interstiţiali cristalul este neutru din punct de vedere electric, însă în cristalele ionice pentru a se păstra neutralitatea electrică apariţia unei vacanţe este însoţită de apariţia unui atom interstiţial, astfel de perechi de defecte numindu-se defecte Frenkel.

Atomii de impurităţi sunt atomi străini care substituie unii atomi din nodurile reţelei cristaline sau care pătrund în interstiţiile reţelei respective figura 3.15.c.

Defectele punctiforme simple se întâlnesc mai rar în cristale; defectele, ele interacţionează unele cu altele formând defecte punctiforme complexe care sunt mai stabile în timp.

Aglomerările de vacanţe şi de atomi interstiţiali formează colonii când defectele sunt distribuite liniar şi clustere când defectele ocupă o porţiune din cristal figura 3.16.

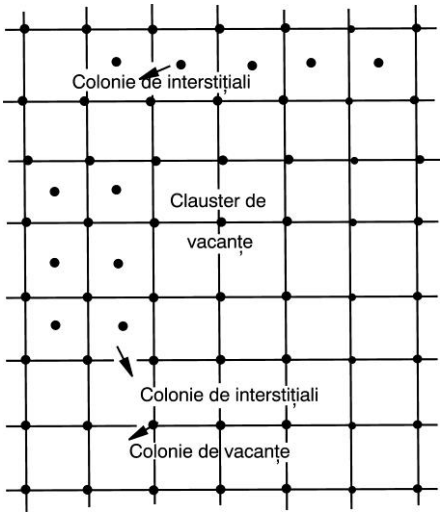


Figura 3.16. Defecte complexe colonii, clustere de vacanţe şi atomi interstiţiali

Interstiţialul despicat sau split interstiţial este un defect punctiform complex format în reţelele cubice cu feţe centrate când în locul unui atom din centrul feţelor există doi atomi interstiţiali în centrul celulelor distribuiţi pe direcţia [1 0 0] figura 3.17, această configuraţie este mai stabilă. Formarea defectelor punctiforme este însoţită de deformarea reţelei cristaline, ele constituind centre de contracţie şi

dilatație. De asemenea, formarea defectelor punctiforme este însoţită de creşterea energiei interne a corpului. Cu toate acestea, defectele punctiforme prezintă o mare stabilitate în timp explicată prin faptul că, creşterea energiei interne la formarea defectelor este compensată de creşterea entropiei de configuraţie, astfel că în final energia liberă a corpului se micşorează. Odată cu extragerea unui ion dintr-o reţea şi deplasat pe suprafaţa cristalului ar trebui ca volumul cristalului să crească cu volumul unui atom, însă datorită faptului că reţeaua cristalină din jurul vacanţei formate se relaxează elastic, atomii în jurul vacanţei se deplasează din poziţiile lor de echilibru micșorând volumul vacanței, iar în final variaţia volumului cristalului este mai mică decât volumul unui atom.

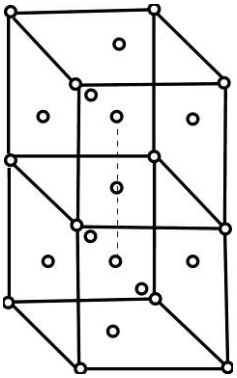


Figura 3.17. Defect complex: split interstiţial

Intr-un cristal metalic, în stare de echilibru, există întotdeauna la o anumită temperatură un număr bine determinat de vacanţe. Pentru a calcula numărul de vacanţe existent într-un cristal în echilibru, la o temperatură dată, se pleacă de la variaţia energiei libere a cristalului (F) produsă de vacanţă:

$$F = U - T \cdot S \tag{3.27}$$

und U reprezintă variaţia enegiei interne produsă de un număr n_v de vacanţe:

$$U = n_v \cdot U_f \tag{3.28}$$

U_f fiind energia necesară pentru a se forma o vacanţă: de a extrage din corp un atom şi a-l deplasa la suprafaţa corpului), T este temperatura absolută, iar S este entropia de configuraţie a reţelei cu N locuri, determinată de n_v vacanţe:

$$S = K \cdot \ln \frac{N!}{(N-n_v)! \cdot n_v!} \tag{3.29}$$

Prin înlocuirea termenilor U şi S în relaţia (3.27) se obţine:

$$F = n_v \cdot U_f - KT \ln \frac{N!}{(N-n_v)! \cdot n_v!} \tag{3.30}$$

sau folosind aproximaţia lui Stirling valabilă pentru numere mari, ln N!=N lnN – N se obţine:

$$F = n_v U_f - KT\,(N \ln N - (N-n_v)\ln(N-n_v) - n_v \ln n_v) \qquad (3.31)$$

Anulând derivata energiei libere în raport cu numărul de vacanţe se obţine în final numărul de vacanţe din cristalul în echilibru sau concentraţia acestora:

$$\frac{dF}{dn} = U_f - KT\ln\frac{N - n_v}{n_v} = 0 \qquad (3.32)$$

$$-\frac{U_f}{KT} = \ln\frac{N - n_v}{n_v} \qquad (3.33)$$

dar $n_v \ll N$ iar ecuaţia devine:

$$\frac{n_v}{N} = e^{-\frac{U_f}{KT}} \qquad (3.34)$$

Din calcule rezultă că la temperatura de 1000° K la aproximativ 100 000 de poziţii atomice una este vacanţă: cu toate acestea într-un atom gram de corp cristalin există aproximativ 10^{18} vacanţe (U_f fiind egală cu 1 eV).

Se observă din relaţiile de mai sus, că numărul de vacanţe creşte odată cu temperatura, de asemenea, concentraţia vacanţelor creşte prin deformări plastice la rece prin încălziri şi răciri, bruşte prin bombardarea cristalelor cu particule nucleare cu energii de cca. 1 MeV.

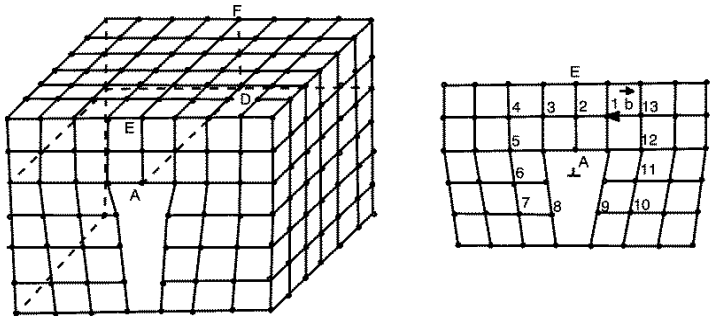
Vacanţele, ca şi toate defectele punctiforme se pot deplasa prin salturi în interiorul cristalului, în scopul realizării fenomenului de difuzie sau pentru ajungerea la starea de echilibru a cristalului când numărul, de vacanţe corespunde relaţiei (3.34).

3.3.2. Defecte liniare

Se formează prin gruparea mai multor defecte punctiforme după o direcţie sau plan cristalografic. Defectele liniare au două dimensiuni aproximativ egale cu o distanţă interatomică, iar a treia dimensiune este mult mai mare. Cele mai importante defecte liniare sunt dislocaţiile, care joacă un rol mare în transformările de faze, creşterea cristalelor şi explicarea proprietăţilor sensibile structural.

Dislocaţiile pot fi marginale (liniare) şi elicoidale (în şurub).

Dislocaţia marginală poate fi imaginată ca fiind formată prin introducerea unui semiplan atomic suplimentar (extraplan) ADEF într-o reţea spaţială perfectă, figura 3.18.a.



a. b.

Figura 3.18. Formarea unei dislocaţii marginale

Dislocaţia marginala sau inima (axa) dislocaţiei este reprezentată de linia da atomi AD care separa spre interiorul cristalului un plan de atomi incomplet. În figura 3.18.b este dată o secţiune verticală prin reţeaua spaţială ce prezintă o dislocaţie marginală AD. Pe asemenea o dislocaţie marginală poate fi imaginată ca fiind formată prin alunecarea unei părţi din cristal figura 3.19.

Dacă în dislocaţiile marginale, extraplanul se află în partea superioară a cristalului, dislocaţia se numeşte pozitivă notându-se cu semnul ⊥, iar dacă extraplanul se află în partea inferioară a cristalului, dislocaţia se numeşte negativă şi se notează cu semnul T.

Dislocaţiile creează în cristale deformaţii elastice puternice, atomii din zona în care se află extraplanul fiind mai înghesuiţi decât cei din zona opusă, astfel că dislocaţia marginală nu este reprezentată numai de inima sau axa dislocaţiei ci de întreaga zonă din jurul axei dislocaţiei puternic deformată elastic.

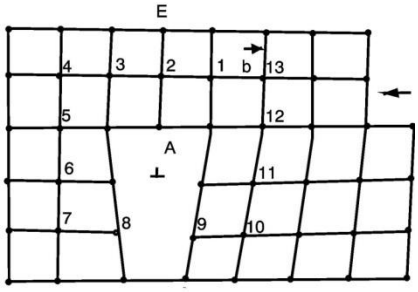


Figura 3.19. Formarea unei dislocaţii marginale prin alunecare

Deformarea elastică a reţelei este definită cantitativ prin vectorul Burgers $\vec{b}$, care indică direcţia şi mărimea alunecării care produce o dislocaţie. El este definit cu ajutorul circuitului Burgers, fiind vectorul necesar închiderii circuitului 1 – 13 din figura 3.18.b şi figura 3.19. Circuitul Burgers se obţine plecând dintr-o poziţie atomică din vecinătatea dislocaţiei parcurgând m distanţe interatomice spre stânga, n distanţe atomice în jos, m distanţe la dreapta şi n distanţe în sus. Într-un cristal perfect un astfel de circuit se închide de la sine, în timp ce în cristalul care are o dislocaţie, acest circuit rămâne deschis, iar pentru a-l închide se foloseşte vectorul Burgers care este paralel cu direcţia de alunecare.

În cazul dislocaţiilor marginale vectorul Burgers este perpendicular pe inima dislocaţiei.

Dislocaţiile elicoidale sau în şurub sunt dislocaţiile la care atomii din jurul inimii dislocaţiei sunt distribuiţi după o spirală, în aceste dislocaţii vectorul Burgers (necesar închiderii circuitului 1 -19) este paralel cu axa dislocaţiei şi paralel cu direcţia de alunecare, figura 3.20.

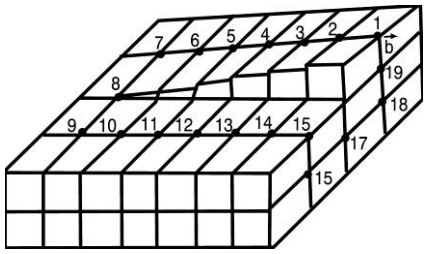


Figura 3.20. Dislocaţie elicoidală

Mărimea absolută a vectorului Burgers care dă intensitatea dislocaţiei, nu depinde de punctul de plecare în circuitul Burgers, însă sensul lui depinde de sensul de rotaţie în circuitul Burgers şi de poziţia observatorului faţă de cristal.

Corpurile metalice conţin întotdeauna un număr mai mic sau mai mare, de dislocaţii cu diverse orientări, care se intersectează rezultând în final o reţea tridimensională de dislocaţii, Cantitatea de dislocaţii dintr-un corp metalic se determină cu relaţia:

$$\rho = \frac{\sum l}{V} (m^{-2}) \qquad (3.35)$$

unde ρ - reprezintă densitatea în dislocaţii care ce defineşte ca lungimea totală a dislocaţiilor $\sum l$ raportată la unitatea de volum sau numărul de dislocaţii ce intersectează unitatea de suprafaţă.

Dislocaţiile se formează în procesul solidificării corpurilor cristaline, ca efect al propagării dislocaţiilor existente deja în particulele de corpuri străine din baia topită, creşterii întâmplătoare a cristalelor etc. Numărul lor poate fi crescut prin deformări plastice, prin tratamente termice etc. Astfel, într-un material metalic recopt, densitatea de dislocaţii este de ordinul $10^8...10^{12}$ iar în acelaşi material metalic deformat plastic, densitatea de dislocaţii creşte până la 10^{16}.

3.3.2.1. Proprietăţile dislocaţiilor

- Dislocaţiile într-un cristal încep şi se termină întotdeauna la suprafaţa cristalului. Când o dislocaţie marginală sa termină într-un punct din interiorul cristalului, atunci în acel punct ia naştere o dislocaţie elicoidală care iese la suprafaţă şi invers. În general, în cristale, dislocaţiile nu sunt niciodată numai marginale sau numai elicoidale ci sunt dislocaţii mixte care au componente marginale şi elicoidale, în care vectorul Burgers nu este nici perpendicular şi nici paralel cu inima dislocaţiei ci are o orientare intermediară.

- Orice dislocaţie este înconjurată de un câmp de tensiuni elastice: de compresie - întindere la

dislocaţiile marginale şi de forfecare la dislocaţiile elicoidale. Tensiunile din jurul unei dislocaţii sunt cauzate de deformarea elastică a reţelei din zona respectivă, ele putând fi calculate cu ajutorul teoriei elasticităţii.

- Energia unei dislocaţii, constă în lucrul mecanic cheltuit pentru introducerea ei în cristal sau lucrul mecanic de deformare elastică a unei reţele din zona dislocaţiei. Energia dislocaţiilor este proporţională cu lungimea lor. Corpurile cristaline tind spre echilibru, când energia liberă este minimă, iar dislocaţiile tind să devină rectilinii, (cu densitate minimă). Deci, asupra oricărei dislocaţii acţionează o tensiune liniară T care tinde să-i micşoreze lungimea aşa cum asupra suprafeţei unui lichid acţionează tensiunea superficială care tinde să micşoreze suprafaţa acestuia. Tensiunea liniară T se poate calcula cu relaţia:

$$T = \frac{G \cdot b^2}{2} \tag{3.36}$$

unde G reprezintă modulul transversal de elasticitate, iar b este mărimea vectorului Burgers.

- Dislocațiile se pot deplasa prin cristale cu uşurinţă sub acţiunea forţelor exterioare producând deformarea plastică a acestora. Mişcarea dislocaţiilor se realizează prin alunecare sau difuzie (căţărare) şi este însoţită totdeauna de transport de masă.

Deformația plastică medie a cristalului, ε, în volumul V, când o dislocaţie de lungime l parcurge distanţa x, este:

$$\varepsilon = \frac{x \cdot l}{V} b = \rho \cdot x \cdot b \tag{3.37}$$

unde b este mărimea vectorului Burgers iar ρ este densitatea de dislocaţii.

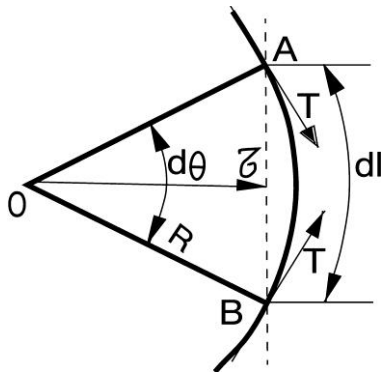


Figura 3.21. Curbarea unei dislocaţii

- Dislocaţiile se pot multiplica prin aplicarea unor tensiuni tangenţiale τ mai mari decât tensiunea liniară T care determină creşterea lungimii dislocaţiei prin curbarea acesteia. Considerând că asupra unei dislocaţii AB fixată la capete acţionează o tensiune τ>T, figura 3.21, aceasta îşi măreşte lungimea curbându-se în jurul punctului 0, cu raza de curbură R. Acţiunii de curbare (de creştere a lungimii) a

dislocaţiei cauzată de τ, i se opune tensiunea liniară T care tinde să micşoreze lungimea dislocaţiei, condiţia de echilibru fiind:

$$\tau \cdot b \cdot dl = 2T \cdot \sin\frac{d\theta}{2} \qquad (3.38)$$

pentru unghiuri mici: $\sin\frac{d\theta}{2} = \frac{d\theta}{2}$ şi dl = R·dθ; înlocuind se obţine:

$$\tau = \frac{T}{R \cdot b} = \frac{G \cdot B}{2 \cdot R} \qquad (3.39)$$

Astfel, orice dislocaţie de lungime 1 fixată la capetele AB de către diverse obstacole asupra căreia acţionează o tensiune superficiala = $\frac{G \cdot b}{l}$ paralelă eu vectorul Burgers, devine o sursă dislocaţii Frank-Read. Dislocația se curbează mărindu-şi lungimea prin rotirea ei în jurul capetelor AB până când cele două părţi se unesc şi se anulează reciproc formând o buclă de dislocaţie şi o nouă dislocaţie AB, care reia procesul de la început figura 3.22 permițând multiplicarea dislocaţiilor.

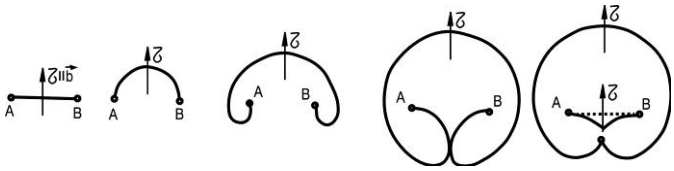


Figura 3.22. Sursă de dislocaţii Frank-Read (SFR)

- Dislocaţiile existente într-un cristal interacţionează între ele atrăgându-se sau respingându-se. Între dislocaţiile paralele de acelaşi semn forţa de interacţiune este pozitivă şi dislocaţiile se resping, iar între dislocaţiile de semn opus forţa este negativă, dislocațiile atrăgându-se. Forţa de interacţiune şi energia de interacţiune între două dislocaţii paralele una marginală şi una elicoidală sunt nule.

- La intersectarea a două dislocaţii aflate în mişcare în plane de alunecare diferite, fiecare dislocaţie se frânge, formându-se aşa numitele trepte în dislocaţii. Treptele ce se formează la intersectarea dislocaţiilor elicoidale sunt trepte imobile ce frânează mişcarea dislocațiilor în cristale, în timp ce treptele formate la intersectarea dislocațiilor marginale sunt trepte mobile ce nu frânează deplasarea dislocaţiilor. Treptele în dislocaţii se pot forma atât prin alunecare la intersectarea dislocaţiilor ce se mişcă în plane de alunecare concurente cât şi prin activare termică când numărul de trepte formate variată exponenţial cu temperatura. Barierele Cottrell-Lomer sunt trepte sub forma unui grup rigid de dislocaţii formate din intersecţia a trei dislocaţii parţiale, care neputându-se deplasa prin cristal, constituie o barieră în calea deplasării altor dislocaţii.

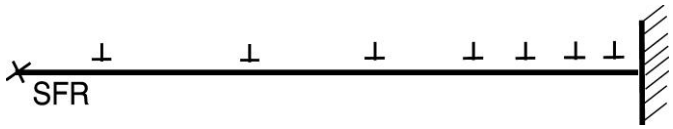


Figura. 3.23. Gruparea dislocațiilor la obstacole

- O succesiune de dislocaţii (de exemplu cele date de o sursă Frank-Read) în deplasarea lor pe un plan de alunecare, când întâlnesc un obstacol (barieră Cottrell-Lomer, treaptă imobilă, precipitate, limite între grăunţi etc.) se opresc, formând o grupare de dislocaţii, figura 3.23. Frânarea mişcării dislocaţiilor în cristale are drept efect durificarea cristalului.

- Dislocaţiile existente într-un cristal interacţionează cu defectele punctiforme existente (mai ales cu atomii străini interstiţiali sau de substituţie). Interacţiunea dintre dislocaţii şi atomii străini (de impurităţi) poate fi: interacţiune elastică, interacţiune chimică, interacţiune electrică şi interacţiune geometrică.

Cea mai importantă interacţiune între dislocaţii şi atomii de impurităţi este interacţiunea elastică, care se caracterizează prin aglomerarea datorită forţelor de interacţiune, atomilor de impurităţi în jurul dislocaţiilor, formând astfel o segregaţie a atomilor străini în dislocaţii. Regiunile din jurul dislocaţiilor bogate în atomi străini se numesc atmosfere de impurităţi sau atmosfere Cottrell, formarea acestor atmosfere fiind însoţită de micşorarea energiei libere a cristalului.

Atmosferele de impurităţi fixează dislocaţiile. Deplasarea unei astfel de dislocaţii este posibilă numai după ruperea dislocaţiei de atmosferă prin aplicarea unei tensiuni foarte mari sau prin mişcarea simultană a dislocaţiei şi atmosferei de impurităţi, lucru ce se face mai greu.

Prezenţa dislocaţiilor în cristalele metalice este principala cauză a micşorării rezistenţei la rupere de până la 1000 de ori faţă de rezistenţa la rupere calculată pe cristalele perfecte.

3.3.2.2. Punerea în evidenţă a dislocaţiilor

Prezenţa dislocaţiilor în cristalele metalice poate fi pusă în evidenţă prin metode de analiză microscopice (optice şi electronice) şi prin metode fizice (dilatometrice, calorimetrice, magnetice, electrice, cu ajutorul razelor X).

Cu ajutorul microscopului optic, reliefarea dislocaţiilor este posibilă în urma unui atac chimic special, pentru figuri de atac. În acest caz reactivul chimic aplicat pe o suprafaţa ce conţine dislocaţii va ataca de preferinţă locurile unde dislocaţiile ies la suprafaţă (acestea fiind deformate, se vor ataca mai uşor).

De asemenea, dislocaţiile pot fi reliefate şi prin metoda decorării care constă în formarea unui precipitat vizibil de-a lungul liniilor dislocaţiilor.

La microscopul electronic, pot fi evidenţiate dislocaţii numai în cristale cu distanţa între planele cristaline mai mare de 10 Å.

Mai uşor, dislocaţiile pot fi observate direct cu ajutorul microscoapelor ionice, care permit chiar evidenţierea atomilor din reţeaua cristalină.

În mod obişnuit dislocaţiile în cristale se reliefează cu ajutorul difracţiei razelor X, cercetând efectele produse de deformarea reţelei cristaline asupra röentgenogramelor.

3.3.3. Defecte de suprafaţă

Sunt defecte care au o dimensiune de acelaşi ordin de mărime cu o distanţă interatomică, iar celelalte două sunt mult mai mari şi reprezintă suprafeţe din interiorul cristalului care separă porţiuni ce se deosebesc între ele prin structură cristalografică, orientare cristalografică, orientare a magnetizării spontane etc.

Limitele de separaţie dintre grăunţi se numesc limite la unghiuri mari, deoarece grăunţii au orientări cristaline diferite: unghiul o dintre un plan al unui grăunte şi un plan identic din alt grăunte vecin, numit unghi de dezorientare este mai mare de 30°.

Grosimea liniilor la unghiuri mari este egală cu câteva distanţe interatomice, având interstiţii mai mari decât grăunţii. Dispunere atomilor în limite la unghiuri mari se poate face în trei moduri:

1. Cristalele vecine sunt perfecte până la suprafaţa de contact (fără zona de trecere figura 3.24.a;
2. Atomii din zona de trecere ocupă poziţii intermediare reţelelor cristaline vecine, figura 3.24.b;
3. Atomii din limită formează un aranjament propriu diferit de al reţelelor vecine (striat amorf) figura 3.24.c.

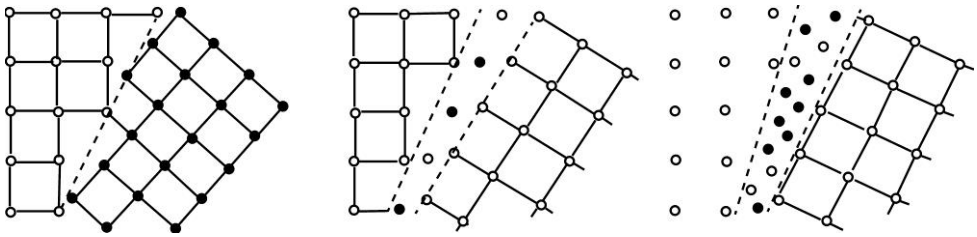


Figura 3.24. Defecte de suprafaţă - limite la unghiuri mari

Limitele la unghiuri mari sunt zone cu maximă energie, deoarece atomii nu se află în poziţie de echilibru şi de aceea limitele dintre grăunţi sunt locuri preferenţiale al începutului transformărilor de faze şi al precipitărilor de faze, având o influenţă deosebită asupra proprietăţilor mecanice.

Limitele dintre grăunţi care au o diferenţă de orientare cristalografică mai mică de 20° se numesc limite la unghiuri mici. Tipic pentru limita la unghiuri mici este limita înclinată care este formată dintr-un şir de dislocaţii paralele, aflate în echilibru situate unele sub altele la distanţa D, figura 3.25.

Sublimitele sunt defecte de suprafaţă ce apar în interiorul aceluiaşi grăunte cristalin, în care reţeaua cristalină se abate pe porţiuni mici de la forma ei ideală, formând mici blocuri $10^{-6}\ldots10^{-8}$) a căror diferenţă de orientare cristalografică este de ordinul minutelor. Aceasta structură se numeşte structură în mozaic sau substructură, figura 3.26.

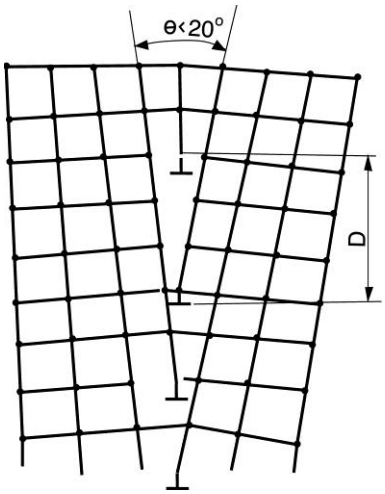


Figura 3.25. Limita înclinată (limită la unghiuri mici)

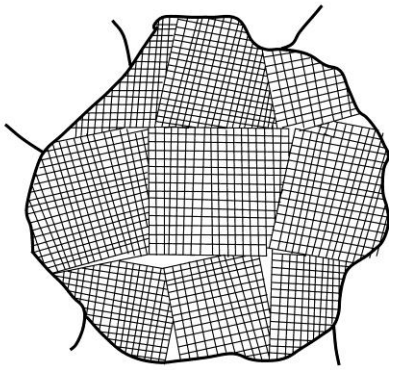


Figura 3.26. Substructură (structură în mozaic)

Sublimitele pot fi considerate ca fiind formate din serii de dislocaţii situate unele sub altele (pereţi de dislocaţii). O metodă simplă de a produce o reţea de sublimite (substructură sau structură în mozaic) constă în deformarea plastică la rece a unui metal cu un grad critic de deformare (1 - 10%), când se formează un număr mare de dislocaţii, urmată de o încălzire a metalului în timpul căreia dislocaţiile se dispun unele sub altele formând configuraţii de echilibru (sublimite). Acest proces de formare a sub-limitelor se numeşte poligonizare. În figura 3.27 se observă distribuţia dislocaţiilor în urma deformării plastice la rece (a) şi distribuţia dislocaţiilor după poligonizare (b).

Din categoria defectelor de suprafaţă mai fac parte: limitele de maclă, limitele dintre domeniile magnetice, defecte de împachetare etc.

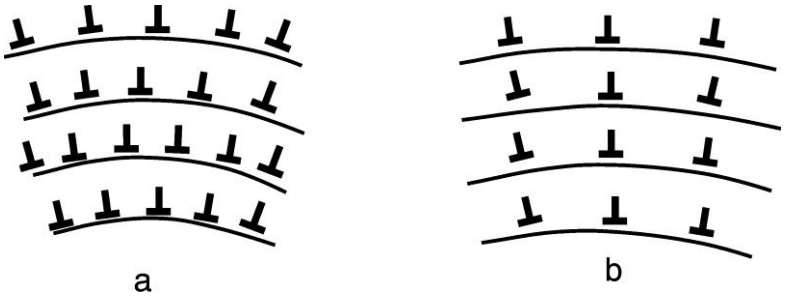


Figura 3.27. Formarea sublimitelor prin poligonizare

3.3.4. Defecte electronice

Sunt abateri de la distribuţia sarcinilor electrice din interiorul cristalelor. La ciocnirea unui electron cu un fonon din cristal, electronul poate absorbi suficientă energie pentru a părăsi zona permisă, în care se află şi să sară peste zona de energii interzise, în zona superioară de energie care este liberă. Astfel, în zona permisă din care electronul a plecat, se creează un gol care se comportă ca o sarcina pozitivă, iar electronul din banda superioară constituie un electron excitat.

Perechea formată dintre un gol şi un electron excitat formează un defect electronic. Defectele electronice pot interacționa între ele sau cu alte imperfecţiuni din cristale. Prezenţa acestor defecte la seară subatomică permite explicarea multor fenomene din fizica corpului solid.

CAPITOLUL 4. SOLIDIFICAREA METALELOR

Aşa cum s-a văzut, metalele sunt corpuri simple, formate din atomi de aceeaşi speţă care se topesc şi solidifică întotdeauna la aceeaşi temperatură şi presiune. Topirea metalelor este rezultatul înmagazinării de energie termică, care intensifică agitaţia termică a ionilor până la învingerea coeziunii dintre atomi şi distrugerea edificiului cristalin. Energia necesară învingerii coeziunii dintre atomi şi distrugerii aspectului cristalin la trecerea din starea de agregare solidă în starea de agregare lichidă apare sub forma căldurii latente de topire şi are aceeaşi valoare cu energia eliberată de atomi la formarea cristalelor. În timpul topirii, temperatura rămâne constantă deoarece căldura primită din exterior este consumată pentru distrugerea edificiului cristalin. Valoarea căldurii latente de topire (de solidificare) cât şi temperatura de fuziune variază de la metal la metal, fiind funcţie de valoarea forţelor de atracţie dintre atomii cristalelor metalice.

4.1. Proprietăţile şi structura metalelor lichide

Topirea metalelor este însoţita de dispariţia în parte a proprietăţilor caracteristice stării cristaline de creştere în volum de 2 - 4 % (excepţie făcând bismutul şi galiul, care prin topire se contractă) de apariţia fluidităţii, a tensiunii superficiale şi a izotropiei. Starea de agregare lichidă prin proprietăţile ei, se află mai apropiată de starea cristalină decât este starea gazoasă. Faptul că dilatarea prin topire este redusă înseamnă că distanţele interatomice în metalele lichide sunt cu puţin mai mari decât în cristale. De asemenea, energia consumată pentru topire (căldură latentă) este doar 5-10 % din energia de sublimare. Deci între atomii unui metal topit există forţe de interacţiune ce se păstrează la valori ridicate realizând o ordine apropiată între aceştia (ordinea ce se păstrează pe distanţe mici).

Cercetând cu ajutorul razelor X un metal topit la o temperatură imediată celei de topire, se poate pune în evidenţă caracterul „ordonat” al atomilor în topitură asemănător celui din cristal. În figura 4.1.a şi b este arătată distribuirea ordonată a atomilor în cristale formând o „ordine îndepărtată”, figura 4.1.a şi în lichide unde formează o „ordine apropiată”, figura 4.1.b.

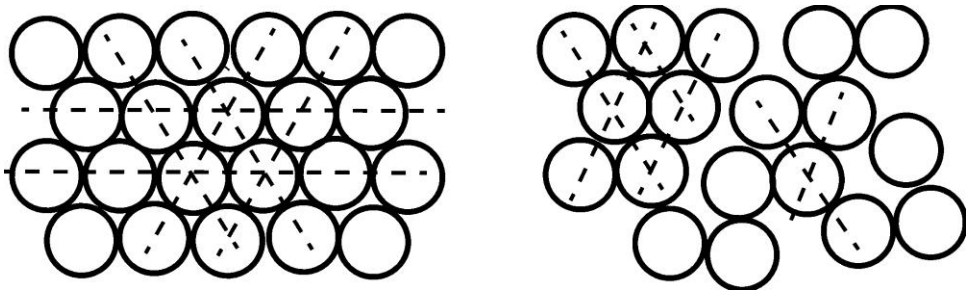


Figura 4.1. Aranjamentul atomilor în metale.
a) ordine îndepărtată în cristale; b) ordinea apropiată în lichide

Datorită agitaţiei termice mari a atomilor din metalele lichide (amplitudinea oscilaţiilor este de două-trei ori mai mare ca în cristale) aceştia îşi modifică continuu locul şi orientarea spaţială, motiv pentru care lichidele metalice sunt izotrope.

Densitatea mai mică a lichidelor metalice este determinată de prezenţa unui număr sporit de defecte punctiforme şi liniare în masa acestora. Forţele de legătură între atomii metalelor topite sunt tot de natură metalică, iar rezistivitatea electrică creşte de două ori la topirea metalelor şi continua să crească prin supraîncălzirea topiturii.

4.2. Curbe de răcire - încălzire. Grad de subrăcire

Obţinerea materialelor metalice în stare solidă este posibilă prin mai multe căi: solidificare din topituri, condensare din stare gazoasă, reducere din stare solidă, pe cale electrolitică etc. Însă în mod curent materialele metalice se obţin prin solidificare din topituri (cristalizare primară).

Urmărind variaţia temperaturii în timp la răcirea unui metal în care nu are loc nici o transformare se obţine o curbă continuă exponenţială, numită viteza de răcire, figura 4.2.

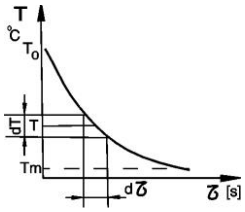


Figura 4.2. Curbă de răcire

Presupunând că răcirea metalului se face într-un mediu cu temperatura constantă Tm, pierderea de căldură este proporţională cu diferenţa de temperatură dintre temperatura la care se află corpul,T şi temperatura mediului de răcire, într-un interval de timp dτ.

$$dQ = -KTd\tau \qquad (4.1)$$

Semnul minus se datorează faptului că variaţiile timpului şi a căldurii au semne contrare. De asemenea, pierderea de căldură este proporţională cu pierderea de temperatură:

$$dQ = C\,dT \qquad (4.2)$$

unde C reprezintă căldura specifică.

Egalând relaţiile (4.1) şi (4.2) se obţine o ecuaţie diferenţială cu variabile separabile care se rezolvă prin integrare:

$$-K\,T\,d\tau = C\,dT \qquad (4.3)$$

$$\int_{T_o}^{T} \frac{dT}{T} = \frac{K}{C}\int d\tau \qquad (4.4)$$

$$\ln T\begin{cases} T \\ T_o \end{cases} = -\frac{K}{C}\tau \rightarrow \ln\frac{T}{T_o} = \frac{K}{C}\tau \qquad T = T_o e^{-\frac{K}{C}\tau} \qquad (4.5)$$

Se observă că soluţia ecuaţiei (4.3) este o funcţie exponenţială. Analog se arată că, curba de încălziră este o funcţie logaritmică.

Când în interiorul corpului metalic se produce o transformare (de stare de agregare, structurală, etc.) curba de răcire se abate de la aspectul ei exponenţial prezentând paliere egale cu căldura latentă de transformare.

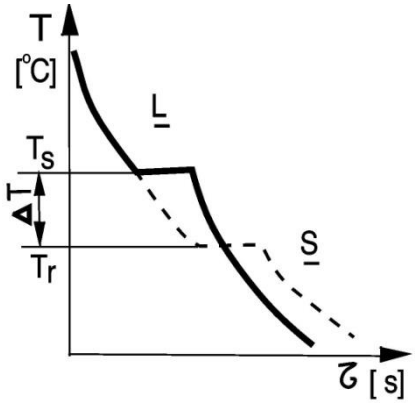


Figura 4.3. Curba de răcire la solidificare

Astfel curba de răcire la solidificarea unui metal pur are aspectul din figura 4.3 (cu linie plină). Temperatura T_s care corespunde palierului, reprezintă temperatura de solidificare a metalului respectiv. În cazul ideal, când răcirea şi încălzirea se realizează cu viteze infinit mici, temperatura de solidificare coincide cu temperatura de topire, $T_s=T_t$, însă la viteze de răcire concrete, datorită inerţiei fenomenelor, punctul critic de solidificare se obţine la o temperatură inferioară, $T_r<T_s$ (curba punctată). De asemenea, punctul critic de topire la încălzirea cu viteze concrete se obţine la o temperatură mai ridicată decât temperatura de solidificare, diferenţa dintre aceste valori reprezentând histerezisul termic, figura 4.4.

Menţinerea unei stări (de agregare sau structurale) sub valoarea temperaturii de transformare se numeşte subrăcire, valoarea subrăcirii depinzând de puritatea metalului şi de valoarea vitezei de răcire. Cu cât metalul este mai pur şi viteza de răcire mai mare, cu atât mai mare este şi subrăcirea. Gradul de subrăcire la solificare se defineşte ca diferenţa dintre temperatura ideală de solidificare T_s şi temperatura reală de solidificare T_r figura 4.3:

$$\Delta T=T_s - T_r \qquad (4.6)$$

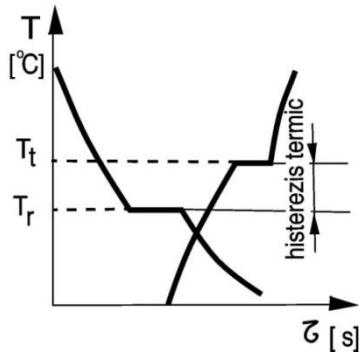


Figura 4.4. Curbe de răcire – încălzire. Histerezis termic

Astfel subrăcire maximă obţinută la răcire unor metale este: 76 °C la Sn; 80 °C la Pb; 130 °C la Al; 230 °C la Au; 319 °C la Ni; 330 °C la Co; 295 °C la Fe etc. Fenomenul de supraîncălzire, fenomen opus celui de subrăcire, însoţeşte numai transformările solid – solid ce au loc la încălzirea metalelor.

4.3. Termodinamica cristalizării primare a metalelor

Energia liberă care defineşte echilibrul şi caracterizează starea unui sistem în anumite condiţii de temperatură şi presiune este dată de relaţia lui Gibbs:

$$G = U + PV - TS \tag{4.7}$$

unde U este energia internă a sistemului, P – presiunea, V = volumul, T – temperatura, S – entropia.

Din punct de vedere termodinamic, starea cea mai stabilă a unui sistem este corespunzătoare energiei minime libere, care se găseşte anulând derivata relaţiei (4.7):

$$dU + PdV - TdS = 0 \tag{4.8}$$

La presiunea atmosferică, termenul PdV este neglijabil, iar relaţiei energiei liberă minimă devine.

$$F = U - TS \tag{4.9}$$

Toate stările care provin din transformări ce decurg spontan (solidificare, topire, transformări alotropice etc.) sunt caracterizate prin energii libere mai mici decât stările din care se obţin. Ca atare, forţa motrice a unei transformări de la o stare la alta, (de la o fază la alta) o constituie diferenţa dintre energiile libere ale celor două stări. Astfel, forţa motrice a solidificării o constituie diferenţa ΔF dintre energiile libere ale metalului lichid şi metalului solid figura 4.5.

$$\Delta F = F_l - F_s \tag{4.10}$$

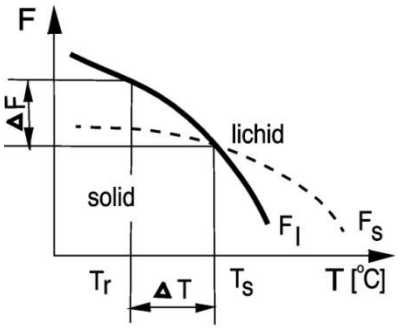


Fig. 4.5. Variaţia energiei libere cu temperatura

Potrivit figura 4.5 la temperatura de solidificare T_s energiile libere ale lichidului şi solidului sunt egale, dar, aşa cum s-a văzut, pentru a se produce transformarea lichid-solid, este necesar să existe o diferenţă între energiile respective, lucru ce este realizat la temperatura de subrăcire $T_r < T_s$. Conform relaţiei (4.9) se poate scria relaţia (4.11)

$$(\Delta F)_{Tr} = (F_l - F_s) = (U_l - U_s)_{Tr} - T_r - T_r \cdot (S_l - S_s)_{Tr} = \Delta U_s - T_r \cdot \Delta S_S$$

unde ΔU_s reprezintă variaţia de energie internă la temperatura de subrăcire, T_r, iar ΔS_s reprezintă variaţia entropiei la solidificare.

La temperatura teoretică de solidificare T_s, variaţia energiei este nulă $\Delta F_s=0$, iar:

$$\Delta U_s = T_r \cdot \Delta S_S = Q_s = Q_{lichid} - Q_{solid} \qquad (4.12)$$

unde: Q_s este căldura latentă de solidificare iar Q_{lichid} şi O_{solid} sunt conţinuturile calorice ale lichidului şi solidului.

Scoţând ΔS_s şi Q_s din relaţia (4.12) şi introducându-le în relaţia (4.11) se obţine:

$$(\Delta F)_{Tr} = Q_s - T_r \frac{Q_s}{T_s} = Q_s \cdot \frac{\Delta T}{T_s} \qquad (4.13)$$

Din relaţia (4.13) rezultă că diferenţa energiilor libere la temperatura de subrăcire variază direct proporţional cu căldura latentă de solidificare Q_s şi cu gradul de subrăcire ΔT.

4.3.2. Energiile de activare la solidificare şi topire

Orice transformare în interiorul materialelor metalice, pentru a se produce, trebuie amorsată sau activată. Pentru ca solidificarea să se producă este necesar ca lichidul să fie subrăcit la o temperatură inferioară temperaturii teoretice de solidificare $T_r<T_s$ astfel ca $F_s < F_l$. Solidificarea începe numai în

condiţiile de activare. În lichide, atomii ocupă poziţii de echilibru date de egalitatea forţelor de atracţie şi respingere şi de minimul energiei de interacţiune dintre ei. Variaţia energiei de interacţiune dintre atomii unui metal lichid în funcţie de distanţa x dintre atomi, este o curbă cu un minim de energie, similară cu variaţia energiei de interacţiune între atomii metalelor solide. Urmărind variaţia energiei de interacţiune U în funcţie de distanţa x dintre atomii aceluiaşi metal în stare solidă şi lichidă ($x_l > x_s$) se obţine o curbă cu două minime energetice corespunzătoare stării solide U_s respectiv stării lichide U_l, figura 4.6.

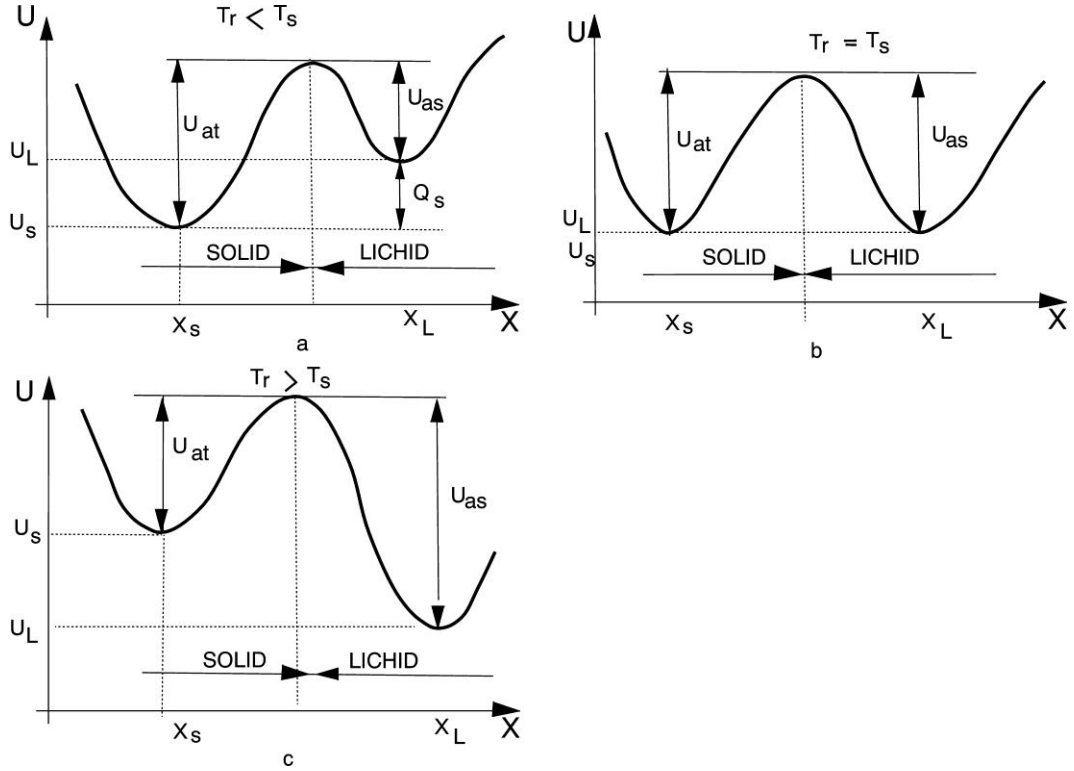


Figura 4.6. Variaţia energiei de interacţiune cu distanţa dintre atomi

a) $T_r<T_s$; $U_s<U_l$

b) $T_r=T_s$; $U_l = U_s$

c) $T_r>T_s$; $U_s>U_l$

Solidificarea este posibilă numai în condiţiile unei subrăciri a topiturii: $T_r<T_s$ când starea energetică a solidului dată de minimul energiei de interacţiune U_s este mai mică decât starea energetică a lichidului dată de minimul energiei de interacţiune U_l: $U_s<U_l$, figura 4.6.a. Deci, pentru ca solidificarea să înceapă este necesar ca atomii lichidului să primească o energie de activare egală cu U_{as}, mai mică decât energia de activare pentru topire U_{at}, pentru a putea depăşi bariera de energie (maximul curbei) ce separă cele două minime ale energiei de interacţiune (separă lichidul de solid). Se observă că energia de activare necesară trecerii atomilor din lichid în solid U_{as} în acest caz este mai mică decât în cazul când nu există un grad de subrăcire $T_r= T_s$; $U_l = U_s$ şi $U_{as}= U_{at}$, figura 4.6.b sau când $T>T_s$, $U_s>U_l$ şi $U_{as}>U_{at}$, figura 4.6.c.

Energia de activare pentru solidificare se defineşte ca fiind energia necesară pentru ca un atom sau un mol de corp să treacă din stare lichidă în stare solidă, deci să depăşească interfaţa dintre metalul

lichid şi metalul solid, figura 4.7.

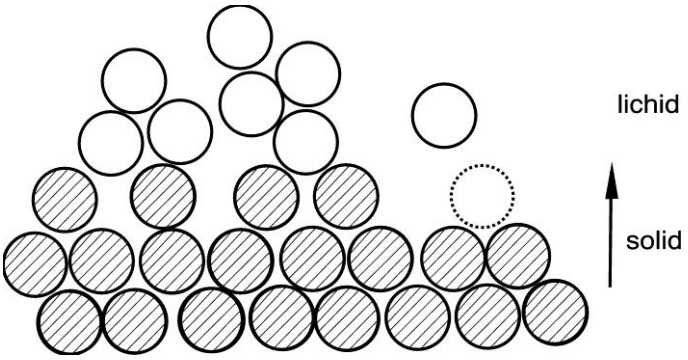


Figura 4.7. Interfaţa între solid şi lichid

Activarea transformărilor este cauzată de fluctuaţiile energiei în microvolumele materialelor metalice; orice surplus de energie existent într-un microvolum, dacă are o anumită valoare, poate fi suficient pentru activarea transformării.

4.3.2. Viteze de solidificare-topire

Solidificarea este un proces continuu de deplasare a atomilor din starea lichidă în starea solidă. Interfaţa care separă zona solidă de zona lichidă în timpul solidificării se deplasează continuu dinspre solid spre lichid sub influenţa gradientului de temperatură, prin ataşarea de noi atomi pe interfaţa respectivă. Viteza cu care se deplasează interfaţa solid-lichid în timpul solidificării reprezintă viteza de solidificare V_s iar în timpul topirii reprezintă viteza de topire V_t. Aceste viteze sunt direct proporţionale cu probabilitatea ca un atom să treacă din stare lichidă în stare solidă sau invers. Vitezele de solidificare, respectiv de topire pot fi exprimate conform termodinamicii statistice prin relaţiile:

$$V_s = V_{os} \cdot e^{-\frac{U_{as}}{R \cdot T}}$$

$$V_t = V_{ot} \cdot e^{-\frac{U_{at}}{R \cdot T}} \qquad (4.14)$$

unde V_{os} şi V_{ot} sunt constante ce depind de probabilitatea ca un atom ce trece din lichid în solid să găsească un loc liber în reţeaua solidului în care să se situeze cu energie minimă (factor de acomodare), iar U_{as} şi U_{at} sunt energiile de activare pentru solidificare respectiv pentru topire.

În timpul solidificării atomii nu se deplasează numai dinspre lichid spre solid ci şi dinspre solid spre lichid, solidificarea fiind rezultatul acestor două procese, iar viteze efectivă de solidificare este:

$$V_{es} = V_s - V_t \qquad (4.15)$$

Variaţia vitezei efective de solidificare cu temperatura şi cu gradul de subrăcire calculată cu relaţiile (4.14) este dată în figura 4.7.

În timpul solidificării planele cristalografice cresc cu vitezele diferite în funcţie de densitatea lor în atomi. Astfel, cu cât un plan are o densitate mai mică în atomi cu atât atomii ce trec din lichid în solid se vor situa în locuri libere (sa vor acomoda) mai uşor şi solidul va creşte mai repede.

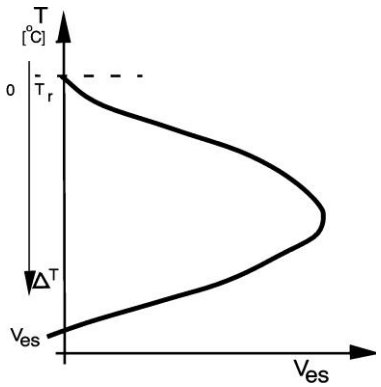


Figura 4.8. Variația vitezei efective de solidificare cu temperatura şi gradul de subrăcire

4.3.3. Mecanismul solidificării

Procesul de solidificare este rezultatul final a două procese elementare: de germinare şi de creştere a germenilor formaţi până la dimensiunile grăunţilor cristalini.

Micşorând temperatura unei topituri, în masa acesteia iau naştere fluctuaţii de energie în microvolume în urma cărora mici grupări de atomi se ordonează în spaţiu ocupând poziţii caracteristice stării cristaline. Aceste grupări de atomi se numesc centre de cristalizare și sunt instabile în lichid datorită marii mobilităţi a atomilor, de aceea centrele de cristalizare reprezintă posibilitatea solidificării. La răcirea în continuare, centrele de cristalizare devin stabile în masa de lichid formând germeni sau nuclee de cristalizare capabile să se dezvolte până la dimensiunile finale ale grăunţilor. Germenii de cristalizare reprezintă realitatea cristalizării. Germenii de cristalizare reprezintă mici grupări de atomi ce au un aranjament şi simetrie intermediare între ordinea apropiată ce caracterizează lichidul şi ordinea îndepărtată ce caracterizează solidul.

Procesul de solidificare depinde de viteza de formare a germenilor de cristalizare n, denumită viteză de germinare sau capacitate de cristalizare şi de viteza de creştere a acestor germeni V_c denumită viteză de cristalizare.

Viteza de germinare (n) reprezintă numărul de germeni ce apar în unitatea de timp şi în unitatea de volum şi se măsoară în: $m^{-3}s^{-1}$.

Viteza de creştere a germenilor (Vc) reprezintă variaţia dimensiunilor liniare ale unui germen în unitatea de timp şi se măsoară în $m \cdot s^{-1}$. Germenii formaţi din atomi proprii capabili de dezvoltare se

numesc germeni omogeni iar germinarea respectivi se numeşte germinare omogenă, în timp ce germenii constituiţi din particule de atomi străini se numesc germeni eterogeni iar germinarea respectivă se numeşte germinare eterogenă.

4.3.3.1. Germinarea omogenă

Pentru ca un germene omogen să devină stabil şl capabil să crească el trebuie ca la temperatura de subrăcire T_r să posede dimensiunea critică r_{cr} care se defineşte ca dimensiunea minimă pentru care un germene devine stabil putând să crească. Germenii care au dimensiuni subcritice sunt instabili şi se retopesc.

Apariţia germenilor de solidificare înseamnă apariţia unei interfeţe solid-lichid pentru care este necesară o energie egală cu $S\cdot\sigma$ (S este suprafaţa ce separă germenul de lichid şi σ tensiunea superficială solid-lichid). Notând cu $V\cdot\Delta F$ variaţia energiei libere la solidificarea volumului V, se poate scrie variaţia totală a energiei libere:

$$\Delta\phi = -V\cdot\Delta + S\cdot\sigma \qquad (4.16)$$

Pentru formarea unor germeni de formă sferică relaţia (4.16) devine:

$$\Delta\phi = -4/3\pi r^3 m\Delta F + 4\pi r^2 m\cdot\sigma \qquad (4.17)$$

unde m - numărul de germeni de fază solidă şi r reprezintă raza acestor germeni. În relaţia (4.17) m, σ, ΔF şi π sunt constante, deci variaţia energiei libere la formarea germenilor este în funcţie de dimensiunile acestora. Reprezentându-se grafic cei doi termeni din relaţia (4.17) şi însumându-i se obţine curba de variaţie a energiei libere $\Delta\phi$ în funcţie de raza germenilor, figura 4.9.

Se observă, că variaţia energiei libere prezintă un maxim pentru valoarea critică a razei particulelor r_{cr}. Valoarea dimensiunii critice a germenilor se calculează anulând prima derivată a funcţiei (4.17):

$$\frac{d(\Delta\emptyset)}{dr} = -4\pi m\Delta F\cdot r^2 + 8\pi m\pi r = 0 \qquad (4.18)$$

de unde:

$$r_{cr} = 2\frac{\sigma}{\Delta F} \qquad (4.19)$$

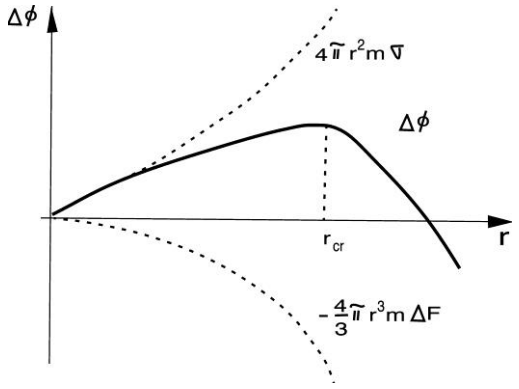


Figura 4.9. Variaţia energiei libere în funcţie de raza germenilor formaţi

Din aspectul curbei din figura 4.9, rezultă că sunt stabili şi vor creşte numai germenii care au dimensiunea mai mare decât cea critică $r>r_{cr}$; restul germenilor se vor redizolva în topitură. Pentru $\Delta F = 0$ ($T_r = T_s$) se obţine $r_{cr} = \infty$, deci imposibilitatea solidificării spontane fără subrăcire. Înlocuind în relaţia (4.19) variaţia energiei libere ΔF cu cea dată de relaţia (4.13) se obţine:

$$r_{cr} = \frac{2\sigma T_s}{Q_s \Delta T} \tag{4.20}$$

De unde se observă că dimensiunile critice ale particulelor se micşorează la creşterea gradului de subrăcire. Cu cât dimensiunile critice ale germenilor sunt mai mici cu atât mai uşor se vor forma şi vor fi mai stabili, înlocuind valoarea dimensiunii critice date de relaţia (4.19) în relaţia (4.17) se obţine variaţia energiei libere totale pentru formarea unor germeni cu dimensiuni critice:

$$\Delta\phi_{cr} = -\frac{2}{3} \cdot 16\frac{\pi m \sigma^3}{\Delta F^2} + 16\frac{\pi m \sigma^3}{\Delta F^2} = 16\frac{\pi m \sigma^3}{3\Delta F^2} = \frac{16\pi m \sigma^3 T_s^2}{3\Delta T^2 Q_s^2} \tag{4.21}$$

sau considerând şi relaţia (4.20) rezultă:

$$\Delta\phi_{cr} = \frac{4}{3}\pi m \sigma r_{cr}^2 \tag{4.22}$$

Din relaţiile (4.21) şi (4.22) rezultă următoarele:

- micşorarea energiei libere la trecerea atomilor din lichid în solid nu compensează decât 2/3 din energia necesară formării suprafeţelor germenilor stabili, restul energiei fiind dat de către fluctuaţiile de energie.

- germenii cristalini stabili se formează în acele microvolume unde energia este mai mare decât energia medie.

- creşterea gradului de subrăcire, care însoţeşte scăderea razei critice, determină micşorarea

energiei libere necesară formării germenilor de dimensiuni critice, figura 4.10.

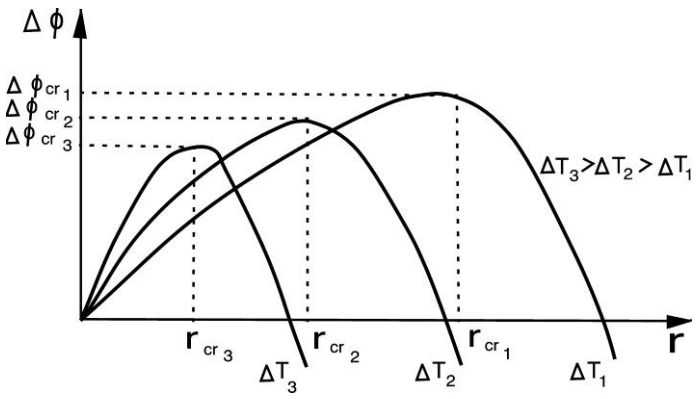


Figura 4.10. Variaţia energiei libere în funcţie de raza germenilor şi de gradul de subrăcire

Din figura 4.9, reiese faptul că cu cât dimensiunea critică a germenului este mai mică cu atât mai mică este variaţia energiei libere necesare formării germenului respectiv sau cu cât este mai mică raza germenului cu atât mai mare este probabilitatea (W_1) de formare a acestui germen:

$$W_l = C_l e^{-\frac{\Delta\phi_{cr}}{K \cdot T}} \tag{4.23}$$

unde C_l este constantă: T este temperatura absolută, iar K este constanta lui Boltzmann.

De asemenea probabilitatea (W_2) a formării germenilor care implică energia de activare a solidificării U_{as}, scade cu creşterea subrăcirii:

$$W_2 = C_2 e^{-\frac{U_{as}}{KT}} \tag{4.24}$$

Reprezentând grafic relaţiile (4.23) şi (4.24),figura 4.11 se obţine rezultanta W, a influenţei contrare a celor două probabilităţi, care reprezintă tocmai viteza de germinare n:

$$n = W = W_1 \cdot W_2 = C \cdot e^{-\frac{\Delta\phi_{cr}+U_{as}}{K \cdot T}} \tag{4.25}$$

Deci, viteza de germinare creşte cu creşterea gradului de subrăcire ΔT până la o anumită maximă după care scade.

Rezultă că pentru a se produce germinarea omogenă sunt necesare energii de activare mari pentru formarea interfeţelor între germen şi topitură și subrăciri foarte mari.

Înlocuind relaţie (4.22) în relația (4.25) se obţine viteza de germinare:

$$n = C \cdot e^{-\frac{4\pi m \sigma r_c^2 + 3U_{as}}{3 \cdot K \cdot T}} \tag{4.26}$$

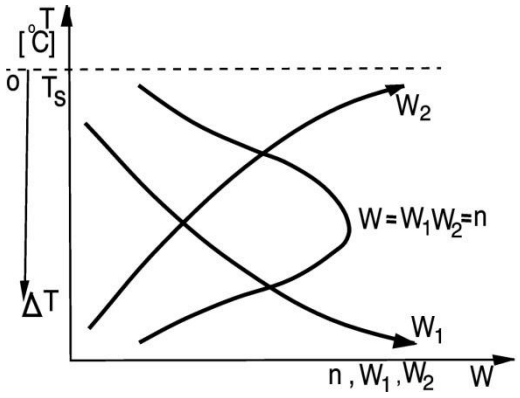


Figura 4.11. Variaţia vitezei de germinare cu temperatura şi gradul de subrăcire

Deci viteza de germinare omogenă creşte odată cu scăderea razei critice r_{cr} şi a tensiunii superficiale σ dintre solid şi lichid.

4.3.3.2. Germinarea eterogenă

Din cele de mai sus rezultă că germinarea omogenă este un proces dificil din punct de vedere energetic, necesitând energii de activare şi grade de subrăcire exagerat de mari cauzate de valorile mari ale tensiunilor superficiale ale suprafeţelor de separare germen-lichid.

Tensiunea superficială σ se poate reduce simţitor prin introducerea în topitură a unor impurităţi insolubile care se concentrează prin adsorbţie pe suprafeţele de separaţie solid-lichid.

Germinarea eterogenă are loc pe suprafeţe de solid preexistente în topitură (suprafeţele formei de turnare, incluziuni etc.) când lucrul mecanic (energia) necesar formării suprafeţelor noi ale germenului critic $\Delta\phi_{cr}^*$ în raport cu $\Delta\phi_c$ la germinarea omogenă este mult mai mic.

Considerând o suprafaţa plană S preexistentă care are tensiunea superficială dintre ea şi lichid σ_{SI}, pe care se formează un germene, figura 4.12, la care tensiunea superficială lichid-germene este σ_{LO} şi tensiunea superficială germene-suprafaţă preexistentă $\sigma_{S\cdot G}$ făcând între ele unghiul θ se poate calcula folosind relaţia (4.16), variaţia energiei libere de formare a unui germene eterogen:

$$\Delta\phi^* = V\Delta F + S_{GL} \cdot \sigma_{GL} + S_{GS} \cdot \sigma_{GS} \qquad (4.27)$$

Având loc inegalitatea: $S_{GL} \cdot \sigma_{GL} + S_{GS} \cdot \sigma_{GS} < S\sigma$, rezultă că variaţia energiei la formarea unui germen eterogen este mai mică decât la formarea unui germen omogen.

Din figura 4.12. rezultă că la echilibru are loc relaţia:

$$\sigma_{SL} = \sigma_{GL} + \sigma_{LG} \cos\theta \qquad (4.28)$$

Înlocuind termenii din relaţia (4.27) în raport de raza germenului şi de unghiul θ se obţine relaţia:

$$\Delta\phi^* = -\pi r^2(1-\cos^2\theta\cdot\cos\theta\sigma_{GL} + 2\pi r^2(1-\cos\theta)\sigma_{LG} - \frac{\pi}{3}(2+\cos\theta)(1-\cos\theta)^2\Delta F \qquad (4.29)$$

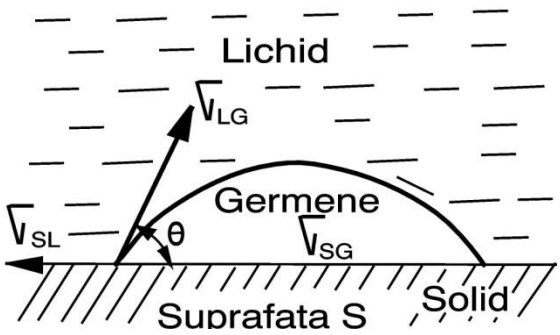


Figura 4.12. Germinarea eterogenă

Derivând şi anulând „O" derivata variaţiei energiei libere se obţine dimensiunea critică a germenului eterogen:

$$r^*_{cr} = \frac{2\sigma_{LG}}{\Delta F} \qquad (4.30)$$

care prin înlocuire în relaţia (4.29), se obţine variaţia energiei libere necesară pentru formarea unui germen stabil (cu dimensiuni critice) eterogen:

$$\Delta\phi^*_{cr} = \frac{16\pi}{3}\cdot\frac{\sigma^3_{LG}}{\Delta F^2}\cdot\frac{(2+\cos\theta)(1-\cos\theta)^2}{4} = \Delta\phi_{cr}\cdot f(\theta) \qquad (4.31)$$

Când $\theta = 180^{o}$, $f(\theta) = 1$, iar $\Delta\phi^*_{cr} = \Delta\phi_{cr}$, deci suprafeţele preexistente în topitură în acest caz nu influenţează pozitiv germinarea, în schimb θ tinde la 0 grade, funcţia f(θ) tinde la 0, iar $\Delta\phi^*_{cr} \ll \Delta\phi_{cr}$, deci în acest ultim caz germinarea se produce foarte uşor chiar la valori mici ale gradului de subrăcire. Pentru ca unghiul θ să tindă la 0° este necesar ca $\sigma_{SG} < \sigma_{SL} + \sigma_{LG}$.

Viteza de germinare eterogenă se calculează ca şi în cazul germinării omogene, ca fiind:

$$r = c' \cdot e^{-\frac{\Delta\phi^*_{cr}+U_{as}}{K\cdot T}} \qquad (4.32)$$

Atât germinarea omogenă cât şi germinarea eterogenă prezentate până acum s-au calculat în condiţiile statice de desfăşurare a proceselor.

Germinarea în prezenţa unor stimulatori dinamici cum ar fi: vibraţii sonice şi ultrasonice, presiune, fricţiune, câmp electric sau câmp magnetic, se produce cu o viteză accelerată.

4.4. Creşterea germenilor cristalini

Creşterea germenilor stabili la dimensiuni din ce în ce mai mari determină în continuare scăderea energiei libere totale a sistemului.

Creşterea germenilor se face prin depunere de noi atomi din lichid pe suprafeţele gemenilor formaţi. Pentru ca un atom din topitură să se poate depune pe suprafaţa unui germene şi ca să poată contribui la creşterea acestuia, este necesar ce această depunere să se facă cu cea mai mare scădere de energie, ceilalţi atomi, care nu îndeplinesc această condiţie, vor fi îndepărtaţi de pe suprafaţa germenului de către agitaţia termică şi vor trece în topitură.

De exemplu, un germene tridimensional cu un plan atomic incomplet va creşte prin depunerea de atomi (simbolizaţi prin mici cuburi), figura 4.13 de planul atomic incomplet. Din cele şase poziţii posibile de depunere a atomilor, cea mai stabilă este poziţia 1, deoarece în această poziţie atomul eliberează cea mai mare cantitate de energie sub formă de căldură latentă de solidificare, apoi în ordine descrescătoare a stabilităţii sunt atomii: 2, 3, 4, 5, 6.

Viteza de creştere a cristalelor (V_c), ca şi viteza de germinare (n) este reprezentată tot printr-o curbă cu maxim, figura 4.14.

Variaţia vitezei de creştere a cristalelor (V_c) odată cu gradul de subrăcire prezintă un maxim situat la valori mai mici decât maximul vitezei de germinare (n).

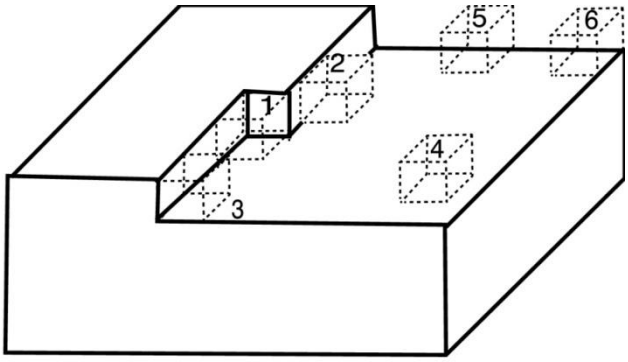


Figura 4.13. Creşterea unui germene tridimensional

Variaţia vitezei macroscopice de solidificare $\frac{dv}{d\tau}$ cu gradul de subrăcire, care reprezintă rezultatul însumării vitezelor de germinare (n) şi de creştere a cristalelor (V_c), este dată cu linie plină în figura 4.14. Maximul variaţiei vitezei macroscopice de solidificare se obţine pentru volumul de 50% din lichid solidificat până la această valoare, creşterea vitezei de solidificare se datorează creşterii suprafeţelor de separaţie lichid-solid, între care se face schimbul de atomi, iar după această valoare, viteza macroscopică de solidificare scade deoarece se micşorează numărul de germeni ce se formează şi se frânează creşterea cristalelor datorită întâlnirii limitelor acestora.

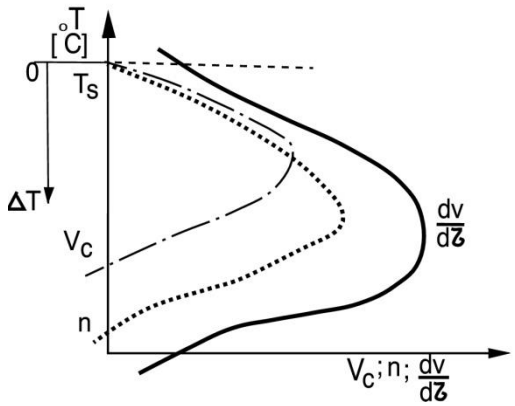


Figura 4.14. Variaţia vitezei de creştere a cristalelor şi vitezei de germinare cu temperatura şi gradul de subrăcire

Mecanismul de creştere al cristalelor constă din formarea unui germene bidimensional pe suprafaţa cristalului, care se va dezvolta prin depunere de atomi până la completarea întregului strat atomic, după care procesul este reluat de la început formându-se noi straturi atomice.

Formarea germenilor bidimensionali şi creşterea acestora până la completarea straturilor de atomi se face la subrăciri relativ mari, deci, constituie o creştere dificilă. Mult mai uşor, cristalele pot creşte prin intermediul dislocaţiilor elicoidale existente pe suprafaţa acestora. Spre exemplu, o treaptă formată de o dislocaţie elicoidală pe suprafaţa unui cristal, figura 4.15.a, permite depunerea de atomi mult mai convenabil din punct de vedere energetic, aceasta deplasându-se continuu prin completarea straturilor atomice în spirală, figura 4.15.b.c.d.e.

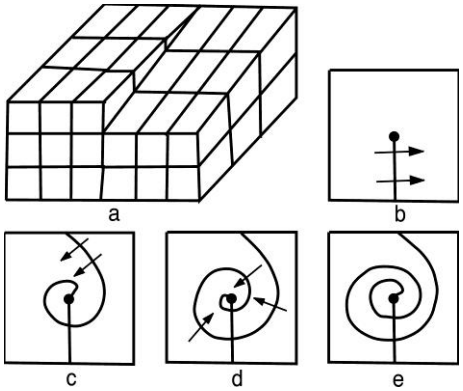


Figura 4.15. Creșterea unui germene tridimensional prin dislocaţii elicoidale

Mărimea cristalelor depinde de numărul de grăunţi N care se formează la solidificarea în unitatea de volum şi care depinde de raportul $\frac{n}{V_c}$ conform relaţiei:

$$N = a\left(\frac{n}{V_c}\right)^{\frac{3}{4}} \qquad (4.33)$$

unde a este a constantă adimensională.

Cu cât mărimea grăunţilor este mai mică, cu atât proprietăţile mecanice ale materialelor metalice sunt mai bune.

La viteze mici de răcire a topiturii, valoarea subrăcirii fiind mică, viteza da germinare (n) este redusă iar viteza da creştere a cristalelor (V_c) creşte mai repede decât n. În acest caz se obţine un număr N mic de cristale echiaxiale, cu dimensiuni mari rezultând un material metalic cu proprietăţi mecanice slabe. La creșterea vitezei de răcire, viteza de germinare (n) creşte mai repede decât viteza de creştere a cristalelor (V_c) obținându-se în acelaşi volum un număr mai mare de cristale echiaxiale cu dimensiuni mai mici. Când viteza de creştere liniară a cristalelor aste maximă iar viteza de germinare este medie, cristalele se vor dezvolta rapid pe direcţia gradientului de temperatură obținându-se cristale columnare (alungite).

O metodă eficace de creştere a vitezei de germinare, deci de micşorare a dimensiunilor grăunţilor constă în adăugarea în topitură a unor particule solide ce constituie germeni străini (eterogeni) care accelerează solidificarea. Acest lucru se obţine prin modificare (adăugare de modificatorii: silico-calciu, fero-siliciu etc.) sau prin aliere, când se obţin compuşi chimici insolubili (oxizi, nitruri, carburi) care dau un unghi de contact θ mic asigurând o germinare eterogenă cu viteză mare şi ducând în final la finisarea structurii.

4.5. Cinetica procesului de solidificare

Desfăşurarea solidificării aşa cum s-a văzut este determinată de viteza de germinare (n) şi de viteza de creştere a cristalelor (V_c).

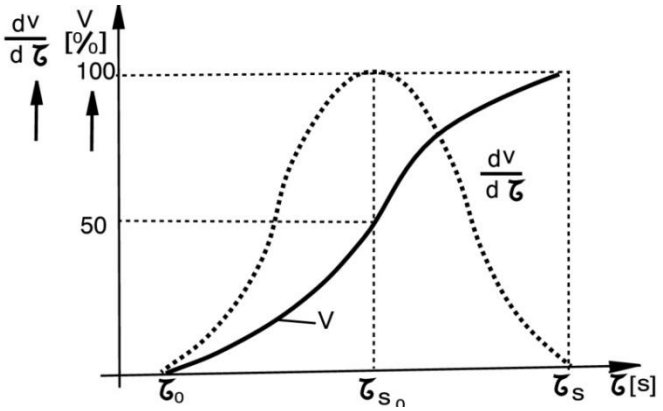


Figura 4.16. Variaţia volumului de metal solidificat în timp

Variaţia vitezei macroscopice de solidificare $\frac{dv}{d\tau}$ prezintă un maxim pentru τ_{50} când 50% din volumul de lichid s-a solidificat şi este dată de curba punctată din figura 4.16. În această figură, cu linie plină este dată variaţia volumului solidificat V în timpul solidificării: $\tau_0 \ldots \tau_s$. Se observă că solidificarea începe după scurgerea unei perioade de timp τ_0 numită perioadă de incubaţie necesară stabilirii uni anumit grad de subrăcire. Schema procesului de solidificare, începând de la formarea germenilor şi până la creşterea lor sub formă de grăunţi cristalini, este dată în figura 4.17.

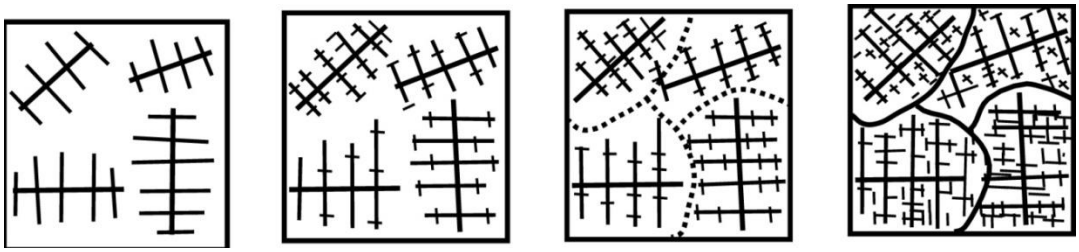


Figura 4.17. Formarea grăunţilor cristalini din topitură

4.6. Forma cristalelor obţinută la solidificare

Forma cristalelor care se dezvoltă liber corespunde unei energii superficiale minime şi satisface relaţia de echilibru dată de Curie-Wulff:

$$\sum \sigma_i s_i = \min. \qquad (4.34)$$

unde σ_i este tensiunea superficială a feţei i, iar s_i este suprafaţa feţei respective.

Tensiunea superficială a unei feţe (plan atomic) este cu atât mai mică cu cât densitatea de atomi este mai mare, acest lucru înseamnă că viteza maximă de creştere a cristalelor corespunde direcţiilor perpendiculare pe planele cu cea mai mică densitate de atomi. Rezultă că feţele cu densitate mică în atomi se micşorează treptat până la dispariţie, rămânând să crească încet mai departe feţele cu densitate maximă în atomi, figura 4.18. Viteza de creştere a cristalelor este anizotropă. Astfel în figura 4.18 viteza de creştere a cristalului este maximă pe direcţia I perpendiculară pe un plan cu densitate minimă în atomi şi este minimă pe direcţiile II perpendiculare pe plane cu densitate maximă în atomi.

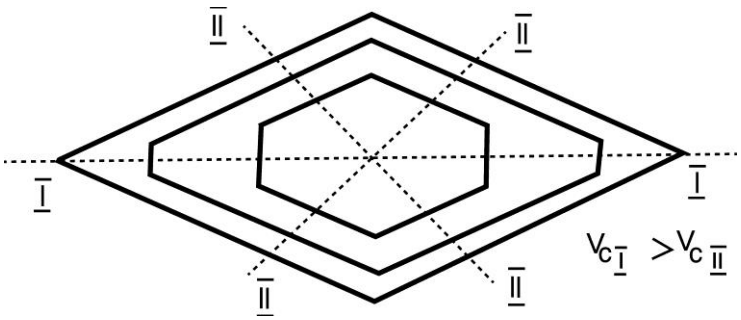


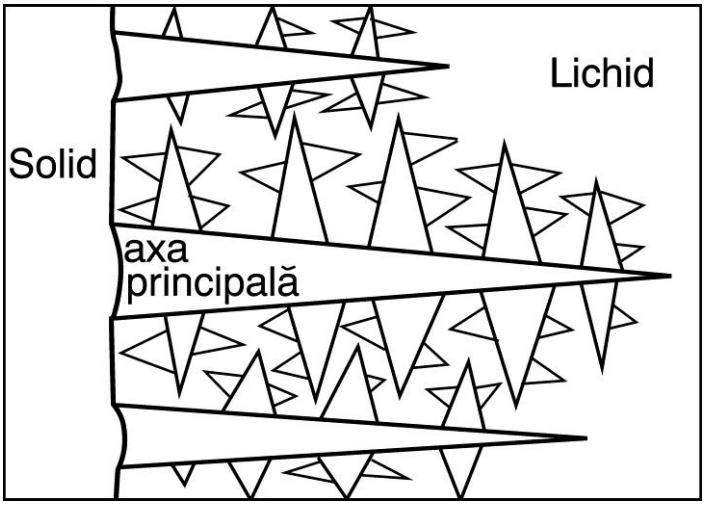
Figura 4.18. Anizotropia vitezei de creştere a cristalelor

Acest lucru explică de ce la dezvoltarea liberă a cristalelor metalelor cristalizate în sistem cubic cu feţe centrate nu se obţin cristale cubice ci octaedrice, octaedrul este limitat de planele {1 1 1} cu densitate maximă (tensiune superficială mică). În timp ce cubul este limitat de planele {1 0 0} cu densitate minimă în atomi (tensiune superficială mare).

La metalele pure (germinare omogenă), în cazul unor subrăciri mici, cristalele cresc liber

obținându-se forme exterioare regulat geometrice, în timp ce la metale impurificate, la grade mari de subrăcire, apar abateri de la creşterea normală a cristalelor. Forma cristalelor este influenţată atât de viteza lor de creştere cât şi de condiţiile de eliminare a căldurii de pe suprafaţa cristalelor în creştere.

Considerând existenţe unei suprafeţe cu denivelări ce separă solidul de lichid vârfurile acestor denivelări se află într-un lichid mai subrăcit decât restul lichidului situat la baza denivelărilor, ca atare vârfurile vor creşte mai rapid decât restul interfeţei formând ramuri foarte lungi numite axe principale. Pe suprafeţele laterale ale axelor principale există de asemenea, denivelări a căror vârfuri cresc cu viteză mai mare formând axe secundare şi aşa mai departe, în final obținându-se o formaţie arborescentă sau dendritică, figura 4.19. Solidificarea continuă până ce toate spaţiile dintre axele principale, secundare şi de ordin superior se umplu cu metal solid formând grăunţi cristalini cu formă exterioară neregulată, figura 4.17. Când cantitatea de lichid este insuficientă pentru a umple toate spaţiile interdendritice, acestea rămân goale putându-se reliefa astfel modul de creştere dendritic al cristalelor lucru ce se poate observa în retasurile lingourilor pe suprafeţele de solidificare etc.



4.19. Dezvoltarea axelor dendritice în lichid

CAPITOLUL 5. FAZE ŞI CONSTITUIENTI IN SISTEMELE DE ALIAJE

Aliajele metalice sunt corpuri cristaline complexe, obţinute din mai multe corpuri simple din care cel puţin unul este metal. Aliajele metalice în stare solidă se pot obţine prin topire, prin difuzie în stare solidă, prin condensare în stare de vapori, prin depunere electrochimică sau prin sinterizare. În mod obişnuit, aliajele metalice se obţin prin topirea împreună a corpurilor simple şi apoi solidificarea lor, când rezultă corpuri de o singură natură.

Corpurile simple care concură la formarea aliajelor metalice se numesc componente. Astfel, componentele oţelului sunt fierul şi carbonul, ale bronzului cuprul şi staniul, ale alamei sunt cuprul şi zincul etc.

Sistemul de aliaje reprezintă totalitatea aliajelor formate din aceleaşi componente în toate proporţiile posibile, izolate imaginar de mediul înconjurător. În funcţie de numărul de componente, sistemele de aliaje pot fi simple când sunt formate dintr-un singur component şi compuse când sunt formate din două, trei sau mai multe componente putând fi binare, ternare, respectiv polinare. În interiorul sistemelor simple (de exemplu un metal pur) nu pot exista decât transformări fizice cum sunt transformări polimorfe, transformări de stare de agregare, transformări magnetice etc. Aceste sisteme sunt omogene, adică prezintă în orice punct al lor aceeaşi stare fizică. În interiorul sistemelor compuse se pot produce atât transformări fizice cât şi transformări chimice. Aceste sisteme pot fi omogene şi eterogene când conţin părţi omogene diferite, separabile vizual la microscopul metalografic şi prin mijloace mecanice.

Constituenții structurali reprezintă părţi atomo-cristaline ce formează structura microscopică a aliajelor metalice. Constituenții structurali (grăunţii cristalini care se văd la microscopul metalografic optic) pot fi omogeni când conţin o singură fază şi când se numesc chiar faze şi eterogeni când conţin mai malte faze (constituenți polifazici).

Faza reprezintă acea parte dintr-un sistem, omogenă (cu aceeaşi structură şi compoziţie în orice punct al său) ce nu poate fi împărţită în elemente de alta natură pe cale fizică şi care este mărginită de suprafeţe nete, unde proprietăţile fizico-mecanice variază brusc, de restul sistemului. Numărul fazelor existente într-un sistem, nu depinde de numărul componentelor ce formează sistemul. Astfel, sistemul format din apă şi gheaţă este un sistem simplu (are un singur component - apa) şi eterogen, conținând două faze apă lichidă şi gheaţă.

Oţelul este un aliaj compus din două componente: fier şi carbon în care se pot forma patru faze: ferită, austenită, cementită şi soluţie lichidă.

5.1. Faze solide în aliaje metalice

În funcţie de modul de interacţiune dintre atomii componentelor în diverse domenii de temperatură şi concentraţie, fazele din sistemele de aliaje pot fi compuşi chimici, soluţii solide sau lichide iar la limită, componente pure.

Metalele, fiind formate din aceeaşi specie de atomi, sunt constituite dintr-o singură fază, grăunţi de metal pur cu diverse orientări cristalografice care determină proprietăţi de rezistenţă (duritate, rezistenţa la rupere, rezistenţă la curgere) mici şi proprietăţi fizice cu valori ridicate (conductibilitate termică şi electrică, plasticitate etc.).

Formarea fazelor diferite în stare solidă, presupune ca atomii componentelor în stare lichidă să se amestece intim şi să formeze astfel o soluţie lichidă. În cazul în care atomii componentelor nu formează o singură soluţie lichidă, ei se separă în straturi după greutatea specifică rezultând după solidificară un material metalic stratificat.

În funcţie de poziţia fazelor pe axa de concentraţie, acestea pot fi marginale când se află la extremităţile axei concentraţiei (soluţii solide sau componente pure) şi intermediare când se află în poziţii intermediare pe axa concentraţiilor (faze intermediare). De asemenea, în funcţie de constanţa compoziţiei chimice, fazele pot fi: cu compoziţie constantă (elemente pure, compuşi chimici definiţi) şi cu compoziţie variabilă (soluţii solide şi compuşi chimici cu compoziţie variabilă, care se mai numesc soluţii solide secundare).

5.1.1. Compuși chimici

Sunt faze intermediare pe axa concentraţiei. Compuşii chimici sunt formaţii atomo-cristaline în care atomii componentelor A şi B se află legaţi in molecule într-un raport cantitativ bine definit exprimat prin formula A_mB_n .

Compuşii chimici posedă însuşiri diferite de ale elementelor componente: prezintă structură cristalină proprie, diferită de a componentelor, temperatură fixă de solidificare şi topire, au o duritate mare decât a componentelor etc.

Pentru ca elementele A şi B să formeze un compus chimic, este necesar ca atomii diferiţi de A şi B să se atragă mai puternic între ei decât atomii de aceeaşi speţă ai componentelor A sau B. De asemenea, este necesar ca un element să fie net electronegativ, încât să se formeze între atomi legături chimice.

Compuşii chimici se pot clasifica după mai multe criterii:

- după modul de respectare a legilor valenţei: sunt compuşi chimici definiţi care respectă raportul stoechiometric între atomi (Mg_2Si, Mg_3Bi_2, MgFe etc.) şi compuşi chimici intermetalici sau electronici în care nu se respectă raportul stoechiometric între atomi (CuBe, CuZn etc.).

- după domeniul ocupat pe axa concentraţiei: sunt compuşi care există ca faze unice numai pentru o anumită concentraţie, când se numesc compuşi cu compoziţie constantă şi compuşi chimici care există ca faze într-un domeniu de pe axa concentraţiilor (domeniul de omogenitate) când se numesc compuşi chimici cu compoziţie variabilă sau soluţii solide secundare.

- după modul de variaţie a proprietăţilor fizico-mecanice pe axa concentraţiei, compuşii chimici sunt: daltonide când domeniul de existenţă a compusului ca fază unică proprietăţile prezintă un punct singular (figura 5.1, domeniul haşurat) corespunzător unei compoziţii stoechiometrice, curba „a” din

figura 5.1 şi bertholide la care proprietăţile variază continuu în domeniul de existenţă al compusului chimic (domeniul de omogenitate) curba „b” din figura 5.1. Din categoria daltonide fac parte compuşi chimici definiţi ca Mg_2Sn, soluţiile solide formate pe baza acestor compuşi chimici şi unii compuşi intermetalici (electronici) NiAl, AuZn, CoAl, iar din categoria bertholide fac parte compuşii electronici din aliajele Cu-Zn Cu-Sn, Cu-Al şi Ag-Cd, şi unii compuşi chimici definiţi din aliajele Pb-Na, Fe-Sb, Te-Bi.

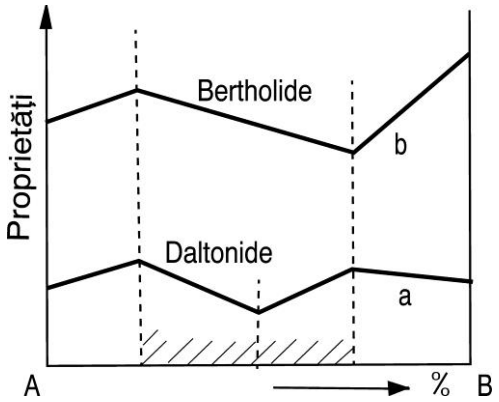


Figura 5.1. Variaţia unei proprietăţi cu concentraţia: a) Daltonide; b) Bertholide

- după comportarea la topire, compuşii chimici se împart în faze cu topire congruentă şi faze cu topire incongruentă. O fază cu topire congruentă este atunci când compusul chimic este stabil până la temperatura de topire (NiAl), iar o fază cu topire incongruentă este atunci când compusul chimic este instabil, el se descompune în faze diferite, în general un lichid şi un solid, înainte de a ajunge la punctul de topire (NiAl3,Ni_2Al_3, Ni_3Al).

- după tipul structurii cristaline şi tipul legăturii interatomice care este o funcţie de factorii determinanţi ai energiei libere a aliajelor (factorul electrochimic, factorul geometric şi concentraţia electronică) compuşii chimici pot fi: compuşi electrochimici, compuşi de tip geometric şi compuşi electronici. Legăturile interatomice în cadrul compuşilor chimici prezintă o mare diversitate: sunt compuşi chimici cu legătură pur ionică, covalentă sau metalică, însă în general compuşii chimici prezintă legături interatomice hibride ce îmbină caracterele a două sau trei legături pure.

5.1.1.1. Compuşi electrochimici

Sunt compuşi în care tipul legăturii interatomice este ionică sau covalentă; majoritatea acestor compuşi chimici se formează la compoziţii determinate strict de legile valenţei. Sunt compuşi cu compoziţie constantă, stabili, cu temperaturi ridicate de topire. Structura cristalină a compuşilor electrochimici poate fi tip NaCl, tip CaF_2, tip ZnS sau tip NiAs.

Compuşii electrochimici tip NaCl sunt compuşi ionici la care în reţeaua cristalină cubică simplă alternează ionii pozitivi cu cei negativi (MgSe, SnTe, PbTe, CaTe etc.).

Compuşii electrochimici cu structura tip CaF_2 pot fi izomorfi ($PtAl_2$, $PtSn_2$, $CoSi_2$, $AuGa_2$ etc.)

sau anti-izomorfi (Mg_2Si, Mg_2Ge, Mg_2Pb, Na_2S, Cu_2S, Mg_2Sn, Be_2C). Aceşti compuşi au legături de tip ionic AB, reţeaua lor cristalină putând fi imaginată ca fiind formată din interpătrunderea unei reţele cubice simple ce conţine ioni B şi a unei reţele cubice cu feţe centrate ce conţine ioni A care are un parametru de reţea dublu decât prima. Compuşii izomorfi au ionii pozitivi plasaţi în nodurile A şi ionii negativi plasaţi în nodurile B, prezentând un caracter predominant metalic (coeficientul de temperatură al rezistivităţii pozitivi Mg2Pb), în timp ce compuşii anti-izomorfi prezintă o aşezare a ionilor inversă, prezentând un caracter intermediar între ionic şi metalic (coeficientul de temperatură al rezistivității electrice negativ) cu proprietăţi semiconductoare: Mg_2Si, Mg_2Ge, Mg_2Sn.

Compuşii cu structura ZnS (blendă) sunt compuşi covalenţi, cu proprietăţi semiconductoare, formaţi între componente aşezate simetric faţă de grupa IV A din tabelul periodicităţii elementelor.

Compuşii electrochimici cu structura arseniurii de nichel (NiAs), sunt compuşi chimici formaţi între metalele de tranziţie cu elemente electronegative din grupele IV, V şi VI din tabelul periodic (FeS, CoS, NiS, FeSe, CoSe, CrTe, MnTe, MnSb,FeSb, NiSb etc.). Structura cristalină a acestor compuşi este hexagonal compactă cu atomii metaloidului în noduri şi atomii metalului în interstițiile octaedrice a celulei. Aceşti compuşi chimici pot avea compoziţie variabilă, existând în domenii de omogenitate ca soluţii solide secundare.

5.1.1.2. Compuşi de tip geometric

Sunt compuşi chimici ce se formează după criteriul dimensiunilor atomilor componentelor. Altfel, când atomii au raze atomice foarte diferite se formează compuşi chimici de interstiție, iar când razele atomice sunt apropiate ca dimensiuni, se formează compuşi chimici de substituţie| din grupul fazelor Leaves şi Sigma.

Fazele Leaves sunt compuşi intermetalici cu raport stoechiometric AB_2, cu raport între diametrele atomilor d_A/d_B=1,225, cristalizaţi în reţelele asemănătoare cu a compuşilor $MgCu_2$, $MgZn_2$, $MgNi_2$ şi care prezintă un caracter predominant metalic ($CuBe_2$, $CeMg_2$, $BiAu_2$, $BaMg_2$, $MoFe_2$, $NbFe_2$, HFe_2, $NbZn_2$, $MgNi_2$, etc.).

Fazele Sigma sunt compuşi intermetalici cristalizaţi într-o reţea complexă cu 30 de atomi în celula unitară, dispuşi în straturi asemănătoare reţelei hexagonale, ce se formează între metalele de tranziţie din grupele V şi VI ale tabelului periodic şi metalele de tranziţie din grupei, VII şi VIII, cristalizate în c.v.c sau c.f.c. şi a căror diferenţă dintre razele atomice nu depăşeşte 8% (VMn,VFe, Nb Ni, NbPt, MoCo, MoMn, CrCo, CrFe, CrMn, etc.). Fazele Sigma au un caracter metalic, prezentând domenii largi de omogenitate unde există sub formă de compuşi cu compoziţie variabilă (soluţii, solide secundare). Precipitarea acestor faze la încălzirea aliajelor metalice are un efect fragilizant.

5.1.1.3. Compuşi de interstiţie

Se mai numesc şi faze de pătrundere sau faze Hägg şi sunt compuşi chimici formați între metalele de tranziţie (W, Cr, Mo, Mn, V, T, Fe) şi metaloizii cu raze atomice mici (H, N, C, S) rezultând hidruri, nitruri, carburi, boruri, a căror reţea cristalină este compactă, proape toate interstiţiile reţelei fiind ocupate de atomii metaloidului. Raportul dintre razele atomice ale metaloidului şi cele ale metalului sunt mai mici de 0,59. Fazele de pătrundere au un raport determinat între atomi, au o reţea cristalină proprie şi o aşezare ordonată a atomilor, însă au o lipsă de metaloid în reţeaua cristalină. Aceste faze prezintă un domeniu de omogenitate a cărui centru corespunde formulelor M_4x, M_2x, Mx şi Mx_2 (Fe_4N, Mn_4N, W_2N, Mo_2N, WO, Mo_2C, ZrN_2).

Când raportul $r_x/r_M>0,59$, interstiţiile reţelei nu mai pot cuprinde atomii de metaloid fără distorsionări puternice ale reţelei cristaline. Astfel, carbura de fier Fe_3C prezintă raportul $r_C/r_{Fe}=0,63$ lucru ce face ca atomii de carbon să nu se acomodeze în reţeaua cubică a fierului, dând în final o structură cristalină complexă cu o reţea cristalină ortorombică. Legătura interatomică în cadrul fazelor de pătrundere are o componentă covalentă şi o componentă metalică care conferă acestor compuşi duritătţi mari şi temperaturi înalte de topire (TIC are microduritatea de 3200 daN/mm^2 şi se topeşte la 3250°C, WC - 1800 daN/mm^2 şi 2600°C etc.).

Cu toate acestea fazele de pătrundere au un caracter metalic.

5.1.1.4. Compuşi electronici

Sunt compuşi intermetalici ce corespund unui raport stoechiometric, însă nu au o aranjare ordonată a atomilor. Atomii compuşilor electronici, la temperaturi ridicate sunt aşezaţi statistic în reţeaua cristalină iar în timpul răcirii la anumită temperatură se produce reordonarea atomilor în reţea. Se întâlnesc foarte des în aliajele CuZn (alame), Cu-Sn (bronzuri), Cu-Al, Cu-Si (bronzuri speciale) etc.

La formarea compuşilor electronicii criteriul principal îl reprezintă factorul concentraţia electronică definit ca raportul dintre numărul electronilor liberi şi numărul atomilor, notat cu (c.e). Pentru c.e=3/2 se formează compuşi electronici asemănători fazei, beta din alame cu reţea c.v.c. (CuZn, CU_3Al, CoAl, NiAl, ACd) la c.e = 21/13 se formează compuşi asemănători fazei gama din alame, cu reţea cubică complexă Cu_5Zn_8, Cu_9A1_4, Ag_5Cd_8, Mn_5Zn_{21} iar la c.e. = 7/4 se formează compuşi electronici asemănători fazei epsilon din alame cu reţea hexagonală compactă $CuZn_3$, Cu_3Sb, Ag_3Sn, Au_3Sn. Compuşii electronici se formează între metalele de tranziţie monovalente sau zero valente (Cu, Ag, Au, Co, Ni, Pd) şi metale de valenţă superioară: bivalente: Zn, Cd, Mg, trivalente: Al, Ga, In şi tetravalente: Si, Ge, Sn.

Compuşii electronici pot exista în domenii de omogenitate ca soluţii solide secundare (compuşi chimici cu compoziţie variabilă) iar legăturile interatomice au un caracter metalic. Compuşii β şi ε cristalizaţi în c.v.c. sau h.c, au proprietăţi metalice ridicate: maleabilitate şi conductibilitate electrică

ridicate, iar compuşii γ cu reţele cristaline, complexe sunt duri şi fragili. Compuşii electronici care nu respectă legile valenţei numesc faze Hume-Rothery şi sunt formaţi între elementele grupei I cu metalele de tranziţie. De asemenea, în aliajele metalice mai pot fi întâlnite şi fazele intermediare cunoscute, sub denumirea de faze Kurnakov sau suprastructuri, foarte apropiate de soluţiile solide.

În general, compuşii chimici sunt faze dure şi fragile, ca atare vor influenţa mult caracteristicile mecanice, mărind rezistenţa şi micşorând plasticitatea aliajelor în care se află. Curbele de răcire la solidificare a compuşilor chimici prezintă un palier. La microscop, compuşii chimic apar sub formă sferică sau alungită de cele mai multe ori strălucitori.

5.1.2. Soluţii solide

Soluţia reprezintă o formaţie în care atomii componentelor se află într-un amestec intim, fără a forma molecule de o anumită compoziţie. Componentul ce se află în soluţie în cantitate mai mare se numeşte solvent sau dizolvant, iar celelalte componente se nuntesc solvite sau dizolvate.

Compoziţia soluţiei se determină prin concentraţia sa (conţinutul cantitativ al componenţilor exprimaţi în procente din greutatea soluţiei). Compoziţia soluţiilor variază continuu cu temperatura. În funcţie de starea de agregare soluţiile pot fi lichide, solide şi gazoase.

Soluţia lichidă reprezintă un lichid omogen format din două sau mai multe componente într-un amestec intim al atomilor.

Soluţiile pot fi cu solubilitate nelimitată, când componentele sunt solubile unele în altele în orice proporţie şi cu solubilitate limitată, când componentele sunt solubile unele în altele numai în anumite proporţii. Soluţiile cu solubilitate limitată pot fi saturate, când corespund limitei de solubilitate, nesaturate, când conţin o cantitate inferioară de dizolvat faţă de cea necesară saturării, şi suprasaturate când conţin o cantitate mai mare de dizolvat decât cea necesară saturării. Soluţiile solide se formează între componente în stare solidă după aceleaşi reguli ca şi soluţiile lichide. Structura cristalină a soluţiilor solide se păstrează aceeaşi cu cea a solvenţilor.

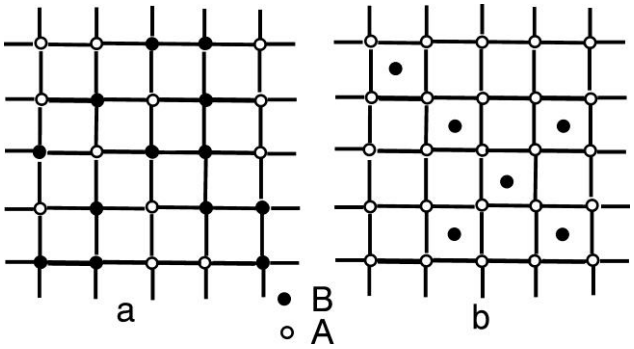


Figura 5.2.Reţele bidimensionale ale soluţiilor solide: a) de substituţie; b) de interstiţie

Soluţiile solide se obţin prin solidificarea într-un interval de temperatură a soluţiilor lichide. Soluţiile solide se formează prin pătrunderea unor atomi de altă natură (atomi străini sau de aliere) în reţeaua

cristalină a unui metal pur, pătrundere ce se poate realiza fie prin substituirea unor atomi de bază din reţeaua metalului, fie prin pătrunderea în interstiţiile reţelei, soluţiile respective numindu-se soluţii solide de substituţie respectiv soluţii solide de interstiţie, figura 5.2, unde sunt date reţelele bidimensionale ipotetice ale acestor soluţii. În figura 5.3.a este dată celula soluţiei solide de substituţie a atomilor de nichel în cupru, iar în figura 5.3.b este dată celula soluţiei solide de interstiţie a carbonului în fier gama, (austenita).

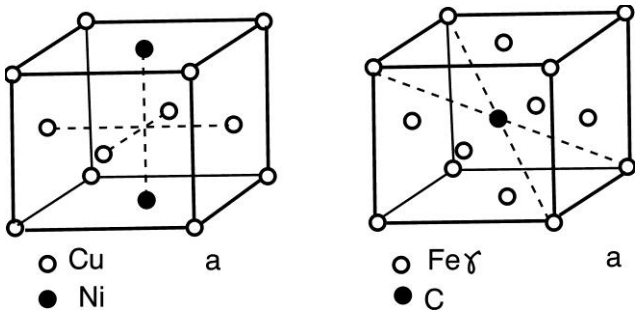


Figura 5.3. Celule elementare ale soluţiilor solide: a) de substituţie, Cu-Ni; b) de interstiţie, Feγ-C

La formarea soluţiilor solide se păstrează reţeaua cristalină a solventului, însă aceasta se deformează puternic atunci când atomii solviţilor au dimensiuni diferite de cele ale solventului.

La formarea unei soluţii solide de substituţie creşterea parametrilor reţelei cristaline este proporţională cu concentraţia elementului dizolvat exprimată în procente atomice (n atomi B la 100 atomi A+B). În figura 5.4, linia dreaptă plină reprezintă variaţia teoretică a parametrului de rețea (a) cu concentrația, cunoscută sub denumirea de legea lui Vegard. În realitate se constată o abatere de la această proporţionalitate parametrii reţelei aliajelor Fe-Cr variază cu concentraţia după o linie punctată, figura 5.4.

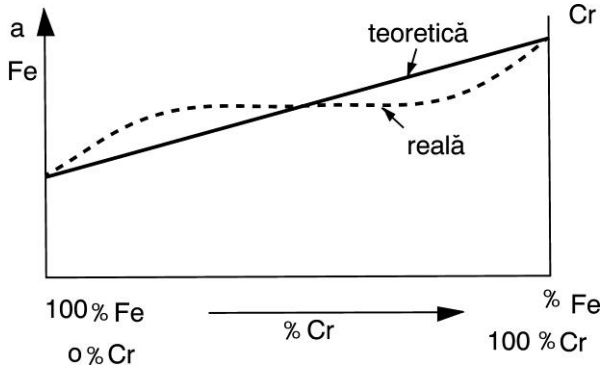


Figura 5.4. Variaţia parametrilor reţelei cristaline cu concentraţia dizolvantului. Legea lui Vegard

La formarea soluţiilor solide de interstiţie are loc întotdeauna o creştere a parametrilor reţelei, deoarece atomii ce pătrund în interstiţii au diametrul întotdeauna mai mare decât dimensiunile interstiţiilor.

Pentru ca două componente A şi B să formeze o soluţie solidă nelimitată, când componentele se dizolvă în orice concentraţie de la 0% până la 100% (serii continui de soluţii solide), trebuie să

îndeplinească următoarele condiţii: atomii componentelor diferite A şi B să se atragă indiferent ca şi atomii de acelaşi fel A sau B, să posede aceeaşi structură cristalină, să aibă un factor geometric favorabil adică să posede o diferenţă mică între razele atomice (în fier sub 8%, în Cu sub 10-11%, iar în elemente uşor fuzibile, ca seleniul şi telurul sub 17%) să fie cât mai apropiate în tabelul lui Mendeleev (factorul electrochimie să fie cât mai favorabil), să nu depăşească o anumită concentraţie electronică.

Structura cristalină a unui metal cu o valenţă mai mică dizolvă mai uşor metale cu valenţă mai mare decât invers, deci soluţiile solide se formează mai uşor atunci când concentraţia electronică scade decât atunci când aceasta creşte. Deci solubilitatea unul element în altul este limitată de concentraţia electronică.

Concentraţia electronică se calculează cu relaţia:

$$c.e. = \frac{V(100-x)+v\cdot x}{100} \qquad (5.1)$$

unde V este valenţa dizolvantului (componentului de bază), v este valenţa dizolvatului (elementului de aliere), iar x este concentraţia în element de aliere exprimată in atoni de element de aliere la 100 atomi de soluţie solidă.

Hume-Rothery a calculat concentraţia electronică critică şi a găsit pentru metalele cristalizate în c.f.c. valoarea de 1,36 electroni pe atom, la metalele cristalizate în c.v.c. l,48 electroni pe atom, la reţelele complexe (fazele γ) 21/13 electroni pe atom, iar la reţelele h.c. (faze ε) 7/4 electroni pe atom.

Influenţa concentraţiei electronice asupra solubilităţii componentelor monovalente, bivalente, trivalente, tetravalente şi pentavalente într-un metal monovalent c.f.c. este dată în figura 5.5.

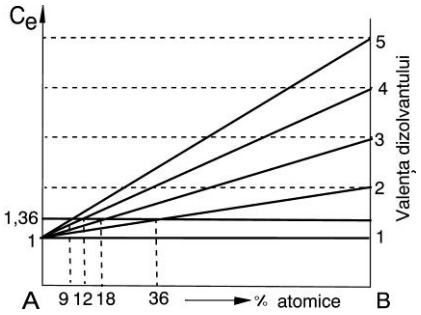


Figura 5.5 Variaţia concentraţiei electronică cu concentraţia unor elemente mono, bi, tri, tetra şi pentavalente într-un metal monovalent c.f.c.

Liniile 1-1; 1-2; 1-3; 1-4 şi 1-5 indică variaţia concentraţiei electronice la formarea soluţiei solide între metalul de bază monovalent c.f.c. cu un component monovalent, bivalent, trivalent etc. Soluţiile solide formate între componente monovalente 1-1 nu ating concentraţia electronică critică (1,36) şi prezintă solubilitate nelimitată.

La alierea cu elemente bivalente concentraţia critică este de 36 procente atomice, la alierea cu elemente trivalente este obţinută la 18 procente atomice etc; ca atare aceste elemente vor forma soluţii

solide cu solubilitate limitată până la 36%, 18% etc.

Atomii componentelor dizolvate în soluţiile de substituţie sau de interstiţie ocupă poziţii întâmplătoare în reţeaua componentului de bază, din această cauză aceste soluţii solide se numesc soluţii solide neordonate.

Soluţiile solide se pot forma nu numai între elementele chimice ci şi între elemente chimice şi compuşi chimici, când nu se respectă legile valenţei şi când se păstrează reţeaua cristalină a compuşilor chimici având un surplus de atomi ai elementelor dizolvate. De exemplu, compusul chimic $CuAl_2$ nu poate exista decât sub formă de soluţie solidă apropiată de raportul stoechiometric.

De asemenea, sunt soluţii solide formate între componenţi care au un raport fix între atomi, ca şi compuşii chimici, dar păstrează reţeaua cristalină a unuia dintre componenţi. Ele se numesc faze intermediare sau soluţii solide ordonate (prezentate în subcapitolul 5.1.1).

Soluţiile solide influenţează în special proprietăţile fizice ale aliajelor metalice; ele prezintă plasticitate şi rezistivitate electrică mari. Curbele de răcire la solidificarea soluţiilor solide prezintă două puncte de inflexiune: de început şi de sfârşit de solidificare.

5.1.2.1. Faze Kurnakov

Sunt compuşi cu reţele cristaline ordonate născute din soluţii solide neordonate. Se mai numesc și suprastructuri. În general, atomii în soluţiile solide au o distribuire neordonată însă în anumite condiţii, pentru anumite concentraţii, este posibil să se ordoneze, formând o soluţie solida ordonată. Astfel, aliajele Cu-Au între temperaturile de 400°C şi 900°C formează o soluţie solide neordonată care se conservă prin răcire bruscă (călire) la temperatura ambiantă. La răcirea cu viteză mică (recoacere) aliajele cu concentraţii atomice 25% şi 50% Au suferă o reordonare a atomilor în reţeaua cristalină, aliajul cu 25% Au şi 75% Cu după reordonare la temperatura 380 - 400°C are o reţea ordonată c.f.c. care are în nodurile reţelei atomi de aur, iar în centrele feţelor atomi de cupru ce corespund formulei Cu_3Au, figura 5.6, în timp ce aliajul cu 50% Cu şi 50% Au prezintă, sub temperatura de 350°C o reţea ordonată tetragonală în care atomii de Au ocupă colţurile şi centrele bazelor celulei tetragonale, iar atomii, de Cu ocupă centrele feţelor laterale corespunzând formulei CuAu, figura 5.6.

Ordonarea reţelei cristaline la aliajele cu concentraţiile 25% şi 50% Au, restul cupru (şi a celor din jurul acestor concentraţii) în stare recoaptă, determină modificarea bruscă a rezistivităţii electrice (curba b) faţă de starea călită (curba a).

Gradul de ordonare notat cu α reprezintă numărul atomilor ordonaţi raportat la numărul total al atomilor din reţea. Gradul de ordonare este egal cu 1 la o ordonare totală şi egal cu 0 la soluţii solide neordonate, el putând fi determinat pe cale roentgeno-structurală măsurând intensitatea liniilor de difracţie. Ordonarea soluţiilor solide are loc în general la temperatură scăzută. Temperatura minimă la care gradul de ordonare devine 0 se numeşte temperatură critică de ordonare (380°C pentru aliajul Cu-Au).

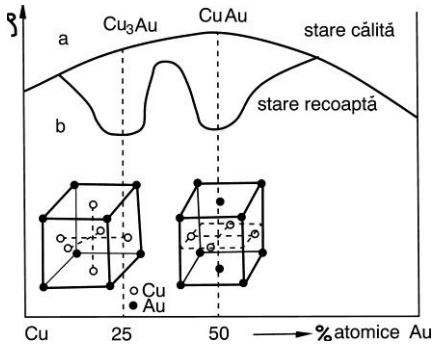


Figura 5.6. Variaţia rezistivităţii electrice la aliajele Cu-Au în urma călirii şi în urma recoacerii

La microscopul metalografic optic soluţiile solide omogene apar sub forma unor grăunţi separaţi între ei prin limite de culoare închisă, figura 5.7. La un atac chimic prelungit, unii grăunţi cu orientare cristalografică favorabilă, apar coloraţi.

Soluţiile solide neomogene obţinute direct din solidificare apar la microscopul metalografic optic sub formă dendritică când se observă axele principale, secundare, terţiare... de dezvoltare a cristalelor, figura 5.8.

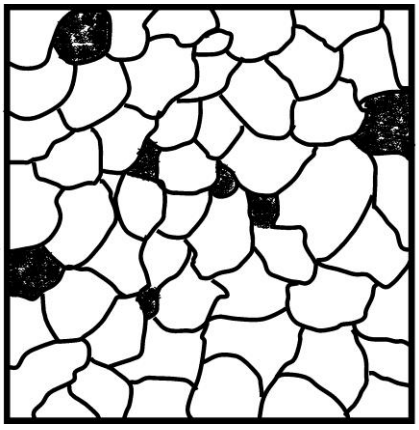


Figura 5.7. Microstructura unei soluţii solide omogene

Figura 5.8. Microstructura unei soluţii solide neomogene

5.1.3. Componente pure

Elementele pure apar foarte rar în aliajele metalice (carbonul grafit în fonte), deoarece prezenţa lor ar presupune ca în stare solidă componentele aliajului să fie perfect insolubile, ori acest lucru nu este posibil decât teoretic. Practic toate componentele prezintă o mai mare sau mai mică solubilitate unele în altele în stare solidă. În mod convenţional, soluţiile solide care au dizolvate cantităţi infime de alte componente se consideră elemente pure. Acestea se întâlnesc în componenţa aliajelor cu „insolubilitate" în stare solidă Pb-Sb, Al-Be, Si-Cu etc. Faza metal pur conţine o singură specie de atomi, având o structură cristalină specifică. Pe curbele de răcire la solidificare şi la transformările polimorfe există paliere. Faza metal pur prezintă proprietăţi fizice şi mecanice specifice. Astfel, are conductibilitate electri-

că şi termică ridicate, proprietăţi scăzute de rezistenţă şi plasticitate ridicată. La microscop, metalele pure ca şi soluţiile solide omogene, prezintă grăunţi poliedrici separaţi prin limite.

5.2. Constituenţi polifazici în aliajele metalice

Constituenții metalografici sau structurali sunt elementele formative ale microstructurii materialelor metalice. Aceştia pot fi omogeni (soluţii solide, compuşi chimici sau metale pure) şi eterogeni când conţin mai multe faze.

La formarea aliajelor metalice atomii componentelor pot să nu se lege chimic între ei formând compuşi chimici şi nici să se amestece intim pentru a forma soluţii solide, ci se pot separa şi grupa astfel încât să formeze amestecuri mecanice de tip eutectic când se formează dintre o soluţie lichidă (transformare primară), sau de tip eutectoid, când iau naştere dintr-o soluţie solidă (transformare secundară). Astfel, în structura metalografică microscopică a aliajelor metalice, pot să apară pe lângă cele trei tipuri de faze caracteristice materialelor monofazice şi un amestec intim de două sau mai multe faze denumit amestec mecanic. În figura 5.9 se observă microstructura unui asemenea aliaj, formată din cristale regulate albe de component pur A şi un amestec mecanic eutectic (obţinut din solidificare) de A+B, sub formă lamelară sau globulară. Forma exterioară a cristalelor de component A sau de un compus chimic, care s-a format din lichid înainte de formarea amestecului mecanic, este regulată deoarece feţele cristalelor s-au putu dezvolta în lichid nestingherite de alţi constituenți.

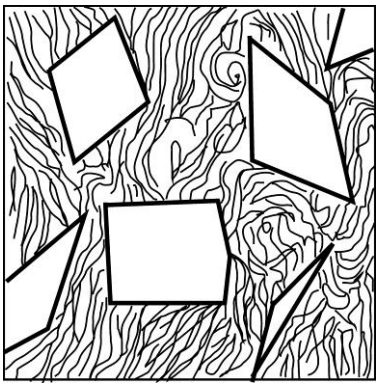


Figura 5.9. Microstructura unui aliaj polifazic: grăunţi de compus chimic într-o masă de eutectic lamelar

Amestecurile mecanice sunt constituenți metalografici eterogeni formaţi la temperatură constantă, inferioară temperaturii de topire a celor două componente, din două sau mai multe faze, ce pot fi separate pe cale mecanică şi distinse separat la microscopul metalografic. Amestecurile mecanice se pot forma din următoarele faze: componente pure şi compuşi chimici ($A+A_mB_n$), soluţii solide ($\alpha+\beta$), o soluţie solidă şi unul sau mai mulţi compuşi chimici ($\alpha+A_mB_n$). Pentru ca două componente A şi B să formeze un amestec mecanic este necesar ca atomii de aceeaşi specie A sau B să se atragă mai puternic între ei decât atomii de specii diferite A şi B respectiv B şi A.

Amestecurile mecanice sunt constituenți fragili, ce imprimă aliajelor proprietăţi bune de turnare,

plasticitate scăzută şi fragilitate accentuată.

Aliajele polifazice nu sunt doar cele care conţin amestecuri mecanice simple sau pe lângă cele trei tipuri de faze prezentate ci mai pot fi formate din:

a) cristale secundare de metal, soluţie solidă sau compus chimic pe lângă o mică cantitate de amestec mecanic;

b) cristale primare poliedrice de soluţie solidă, pe lângă cristale secundare de altă soluţie solidă sau compus chimic sub formă aciculară, lamelară sau globulară, figura 5.10.a.b.

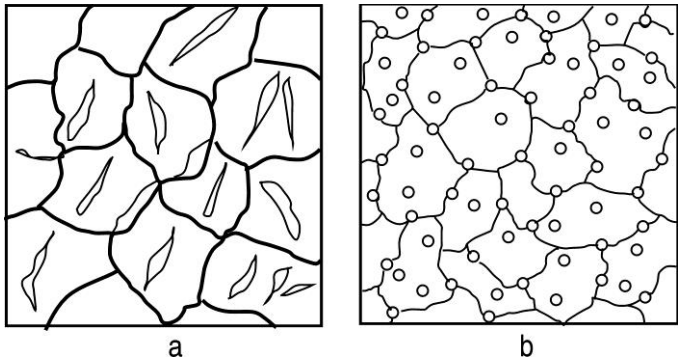


Figura 5.10. Microstructura unui aliaj polifazic (eterogen) format dintr-o soluţie solidă primară şi o soluţie solidă secundară sau compus chimic sub formă aciculară (a) şi sub formă globulară (b).

De asemenea, aliajele ternare sau polinare prezintă o structură polifazică formată din constituenții prezentaţi mai sus.

Curbele de răcire (încălzire) obţinute prin metoda analizei termice dau indicaţii precise prin forma lor asupra naturii constituenților ce formează structura aliajelor cercetate.

Prezenţa unui palier pe curba de răcire ce marchează trecerea din starea de agregare lichidă în starea solidă (solidificare), indică cristalizarea primară a unui metal pur, a unui compus chimic sau a unui amestec mecanic, ce are loc la temperatură constantă figura 5.11.a.

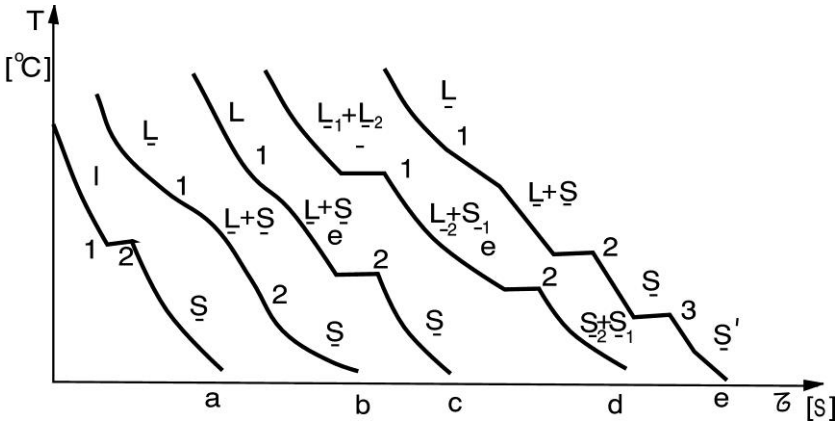


Figura 5.11. Curbe de răcire ale aliajelor metalice: a*)* metal pur, compus chimic sau amestec mecanic; b) soluţie solidă; c*)* aliaj eterogen a unei soluţii solide + amestec mecanic; d) material stratificat (insolubil); e) aliaj cu transformări secundare

Prezenţa unui punct de inflexiune pe curba de răcire indică începutul sau sfârșitul solidificării unei soluţii solide. Deci, o curbă de răcire care prezintă două puncte de inflexiune aparţine solidificării

unui aliaj ce conţine o soluţie solidă ce solidifică într-un interval de temperatură, figura 5.11.b. Curba de răcire, figura 5.11.c, care are un punct de inflexiune şi un palier situat la o temperatură inferioară aparţine solidificării unui aliaj eterogen (polifazic) la care solidificarea începe cu formarea unei soluţii solide sau la limită cu un component pur şi se termină cu solidificarea unui amestec mecanice de tip eutectic, la temperatura constantă. Curba de răcire, figura 5.11.d, care la solidificare are două paliere la temperaturi diferite, aparţine unui sistem care nu formează soluţii nici în stare lichidă nici în stare solidă (cu insolubilitate în stare lichidă şi solidă). După solidificare rezultă un material metalic stratificat. Dacă pe curba de răcire sub temperatura care marchează sfârșitul solidificării (punct de inflexiune sau palier) mai există puncte de inflexiune sau paliere, acestea indică transformări secundare de natură alotropică sau datorate variaţiei solubilităţii (puncte de inflexiune) sau formarea unui amestec mecanic tip eutectoid la temperatură constantă (palier) figura 5.11.e. Temperaturile la care se produc transformări fizice sau fazice în interiorul aliajelor metalice se numesc puncte critice.

Astfel, punctele critice notate cu „1" pe curbele de răcire din figura 5.11 indică temperatura începutului solidificării, iar punctele critice notate cu „2" indică temperatura sfârșitului solidificării.

CAPITOLUL 6. ECHILIBRUL ÎN SISTEMELE DE ALIAJE METALICE

Materialele metalice în care atomii se ordonează spontan la o anumită temperatură şi presiune în structuri corespunzătoare care nu se modifică în timp (atomi de K, Ce, Cr, Mo, Feα etc. în structuri c.v.c; atomii de Zn, Cd, Se, Te etc. în structuri h.c. etc.), se află în stare de echilibru. Din multitudinea de configuraţii posibile de aranjare a atomilor din materialele metalice în diferite structuri: soluţii solide, compuşi chimici, amestecuri mecanice, aceştia se vor dispune în configuraţia care corespunde echilibrului (stare cu energie libera minimă) în anumite condiții de temperatură şi presiune.

Se spune că un sistem se află în stare de echilibru termodinamic în anumite condiţii de temperatură şi presiune dacă în interiorul său au încetat orice reacţii şi transformări, starea respectivă putându-se menţine un timp nelimitat în condiţii neschimbate.

6.1. Energia liberă minimă a sistemelor, condiţie de echilibru termodinamic

Pentru un sistem de aliaje metalice neizolat, starea lui din punct de vedere termodinamic este definită de energia liberă Gibbs:

$$G = U - TS + pV = H - TS \qquad (6.1)$$

unde G este energie liberă sau potenţial izobar; U este energia internă; S este entropia; T este temperatura; p este presiunea; V este volumul; H este entalpia.

În procesele izobare şi izoterme (p=ct; T= ct) variaţia energiei libere este:

$$dG = dU - TdS + pdV \qquad (6.2)$$

însă pentru corpurile solide şi lichide aflate la presiune atmosferică constantă, termenul pdV este neglijabil, ca atare variaţia energiei libere devine:

$$dG \cong dU - TdS \qquad (6.3)$$

Funcţia care corespunde variaţiei dU – TdS se numeşte energie liberă Helmholtz:

$$F = U - TS \qquad (6.4)$$

Pentru corpurile solide neizolate, aflate în contact cu mediul înconjurător, condiţia de echilibru este dată de minimul energiei libere Helmholtz:

F = min.

care are loc când energia internă U este cât mai mică şi entropia de configuraţie S cât mai mare.

6.1.1. Energia internă a soluţiilor solide

Energia internă U a unui corp, a unui sistem, ca şi entalpia H este o funcţie de stare, adică depinde numai de stare iniţială şi finală a sistemului. Pornind de la relaţia de definire a căldurii specifice sau a capacităţii calorice C_v într-un proces izocor V = ct; pdV=0

$$C_v = \left(\frac{\partial Q}{\partial T}\right)_v = \left(\frac{\partial U}{\partial T}\right)_v \tag{6.5}$$

se poate calcula, prin integrarea relaţiei (6.5), energia internă:

$$U = U_o + \int_o^T C_v dT \tag{6.6}$$

Unde U_o este energia la 0 [K], determinată de interacţiunea dintre atomi, iar $\int_o^T C_v dT$ reprezintă creşterea energiei interne a corpului la încălzirea lui de la 0 la T[K]. Pornind de la definiţia căldurii specifice C_v în procesele izobare p = ct se poate determina funcţia de stare numită entalpie:

$$C_p = \left(\frac{\partial Q}{\partial T}\right)_p = \left(\frac{\partial U + pdV}{\partial T}\right)_p = \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_p \tag{6.7}$$

de unde se scoate entalpia absolută la temperatura T[K]:

$$H = H + \int_o^T C_p dT \tag{6.8}$$

în care H_o este entalpia la 0[K], iar $\int_o^T C_p dT$ reprezintă creşterea entalpiei de la 0 [K] la T [K], care este aproximativ egală cu energia de vibraţie termică a ionilor din reţeaua cristalină şi care se numeşte conţinut caloric Q_T, deoarece este egală cu căldura necesară pentru a ridica temperatura sistemului de la 0[K] la T[K] la presiune constantă. Pentru corpurile solide, la temperaturi joase, căldurile specifice determinate în procesele izocore şi izobare sunt aproximativ egale. La temperaturi ridicate diferenţa dintre căldurile specifice respective se calculează cu relaţia:

$$c_p - c_v = \frac{9\alpha^2 VT}{\rho} \tag{6.9}$$

unde α este coeficientul de dilatare liniară; ρ este coeficientul de compresibilitate, iar V este volumul unui atom gram.

Ţinând cont de egalitatea căldurilor specifice în procesele izobare şi izocore pentru corpurile

solide ecuaţia (6.6) devine:

$$U = U_o + \int_o^T C_p dT \qquad (6.10)$$

Conţinutul caloric Q_T la t° C, determinat pentru câteva metale la 100°C, are valorile: 5,78 kcal/kg pentru staniu; 22,40 kcal/kg pentru Al; 9,31 kcal/kg pentru Cu; 11,1 kcal/kg pentru Fe; 3,10 kcal/kg pentru Au, etc.

La metalele pure U_o este determinat numai de interacţiunea dintre atomi, în timp ce la soluţiile solide în termenul U_o intră şi energia de deformare elastică a reţelei. Această energie este foarte mică când diametrele atomilor ce intră în soluţie sunt aproximativ egale. Considerând o soluţie solidă dezordonată formată din N_1 atomi de A şi $N-N_1$ atomi de B, în care $x_A = N_1/N$ reprezintă fracţia molară a componentului A, iar $x_B=1-x_A= (N-N_1)/N$ reprezintă fracţia molară a componentului B şi Z fiind numărul de coordinaţie se poate scrie energia internă U_o ca fiind egali cu suma energiilor de interacţiune dintre atomii perechi AA sau BB şi energia de interacţiune dintre atomii unei perechi AB.

$$U_o= N_{AA}\cdot U_{AA}+N_{BB}\cdot U_{BB} +N_{AB}\cdot U_{AB} \qquad (6.11)$$

unde U_{AA}, U_{BB} şi U_{AB} reprezintă energiile de interacţiune respective, iar N_{AA}, N_{BB}, N_{AB} reprezintă numărul de atomi AA, BB, respectiv AB. Deoarece în soluţia solidă există $N \cdot x_A$ atomi de A având $Z \cdot x_A$ atomi vecini de A şi $Z(1- x_A)$ atomi vecini de B; N atomi de B având $Z(1- x_A)$ atomi vecini de B relaţia (6.11) devine:

$$U_o = \frac{Nx_A^2\cdot Z}{2}\cdot U_{AA} + \frac{N(1-x_A)^2 Z}{2}\cdot U_{BB} + N\cdot x_A(1-x_A)\cdot Z\cdot U_{AB} = \frac{N\cdot Z}{2}[x_A\cdot U_{AA} + (1-x_A)\cdot U_{BB} + x_A(1-x_A)\cdot(2U_{AB} - U_{AA} - U_{BB})] \qquad (6.12)$$

Primii doi termeni dau energia interna a componentelor A şi B înainte de a forma soluţia. S-a împărţit cu 2 pentru ca aceleaşi perechi AA şi BB de atomi, să nu se numere de două ori. Termenul $2(U_{AS}-U_{AA}-U_{BS})$ dă diferenţa dintre energia necesară formării soluţiei solide, iar $2U_{AA}$ dă energia necesară formării la 0[K] a unui amestec mecanic de cristale A şi B. Când $2\ U_{AB} < U_{AA} + U_{BB}$ soluţiile solide sau compuşii chimici sunt mai stabili decât amestecurile mecanice şi invers.

6.1.2. Entropia soluţiilor solide

Entropia defineşte gradul de dezordine al unei configuraţii, (aranjament de atomi), fiind determinată atât de agitaţia termică (entropie de vibraţie) cât şi de prezenţa atomilor străinii (entropie de configuraţie sau de amestec). La temperatura 0[K],vibraţia atomilor fiind considerată nulă entropia de

vibraţie este 0. Pe măsura creşterii temperaturii, amplitudinile de vibraţie ale ionilor în reţea cresc deci şi entropia de vibraţie creşte.

Considerând relaţia de definiţie a capacităţii calorice specifice la presiune constantă (6.7) şi relaţia de definiţie a entropiei la echilibru dS = dQ/T (6.13)
unde s-a considerat dU = dQ , se poate calcula entropia de vibraţie:

$$S_{vib} = \int_0^T C_p \frac{dT}{T} \quad (6.14)$$

Dizolvarea atomilor străini în reţeaua cristalină a unui metal pur micşorează gradul de ordine al reţelei respective şi determină creşterea entropiei metalului pur cu o cantitate ce se numeşte entropie de configuraţie sau de amestec. Pentru a calcula entropia de configuraţie a unei soluţii solide se pleacă de la faptul că gradul de dezordine al unei soluţii solide este dat de numărul distribuţiilor posibile W ale atomilor în reţeaua cristalină şi este numită probabilitate termodinamică de stare. Probabilitatea termodinamică de stare e unei soluţii solide cu N noduri în reţea din care N_1 noduri sunt ocupate de atomi A, iar $N-N_1$ sunt ocupate de atomi B, se calculează cu relaţia:

$$W = \frac{N!}{N_1!\,(N-N_1)!} \quad (6.15)$$

(pentru un metal pur $N_1 = N$, iar W = 1) . Entropia de configuraţie a unei asemenea soluţii solide se determină cu relaţia:

$$S_{conf.} = K\ln W = K\ln\frac{N!}{N_1!\,(N-N_1)!} \quad (6.16)$$

unde K este constanta lui Boltzmann, iar N este numărul lui Avogadro. Folosind relaţia lui Stirling ln N! = NlnN – N valabilă pentru numere mari relaţia (6.16) devine:

$$S_{conf.} = K[N\ln N - N_1\ln N_1 - (N - N_1)\ln(N - N_1)] \quad (6.17)$$

înlocuind în relaţia (6.17) pe N_1/N cu fracţia molară x_A a componentului A, iar $(N-N_1)/N$ cu fracţia molară $(1-x_A)$ a componentului B, se obţine formula finală a entropiei de configuraţie.

$$S_{conf.} = -KN\,[x_A\ln x_A + (1 - x_A)\ln(1 - x_A)] \quad (6.18)$$

a cărei reprezentare grafică este dată în figura 6.1. Pentru un mol de substanţă KN = R = 1,987 cal/gmol pentru $x_A = 0{,}5$ se obţine maximul entropiei de configuraţie egal cu 1,38 cal/grdmol. Entropia totală a unei soluţii solide la temperatura T este dată de suma entropiei de vibraţie şi a entropiei de configuraţie:

$$S = \int_0^T C_p \frac{dT}{T} - KN\,[x_A\ln x_A + (1 - x_A)\ln(1 - x_A)] \quad (6.19)$$

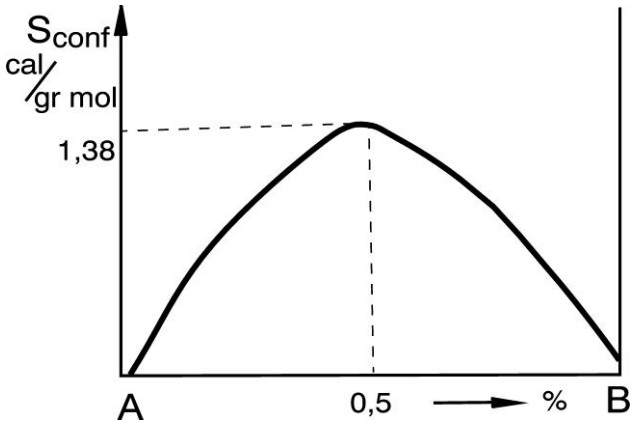


Figura 6.1. Variaţia entropiei de configuraţie cu concentraţia soluţiei solide

Înlocuind în relaţia (6.4) relaţiile (6.12) şi (6.18) se obţine energia liberă a unei soluţii solide:

$$F = U_o + \int_0^T C_p \frac{dT}{T} - TS_{conf.} - T\int_0^T C_p \frac{dT}{T} \qquad (6.20)$$

6.1.3. Variaţia energiei libere a aliajelor cu concentraţia

Energia liberă a unui sistem binar de aliaje cu solubilitate nelimitată în stare solidă (cu formare de soluţie solidă), variază după o curbă convexă la axa absciselor odată cu variaţia concentraţiei, figura 6.2, în timp ce pentru un sistem de aliaje cu solubilitate totală în stare lichidă şi insolubilitate totală în stare solidă a componentelor (cu formare de amestec mecanic de două faze tip eutectic) energia liberă variază liniar cu concentraţia figura 6.3. Pentru sistemele binare cu solubilitate totală în stare lichidă şi solubilitate parţială în stare solidă a componentelor, curba de variaţie a energiei libere cu concentraţia prezintă două minime în punctele A şi B şi două puncte de inflexiune în punctele E şi F, figura 6.4.

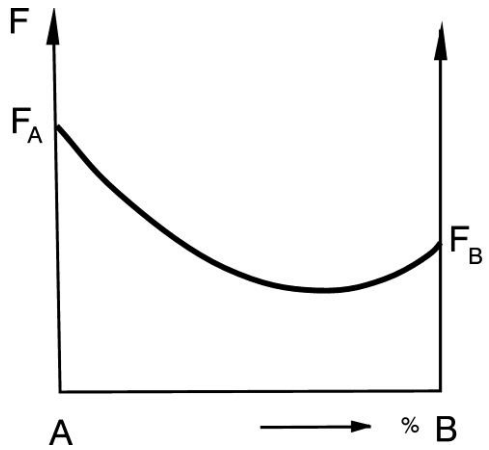


Figura 6.2. Variaţia energiei libere cu concentraţia aliajelor soluţii solide

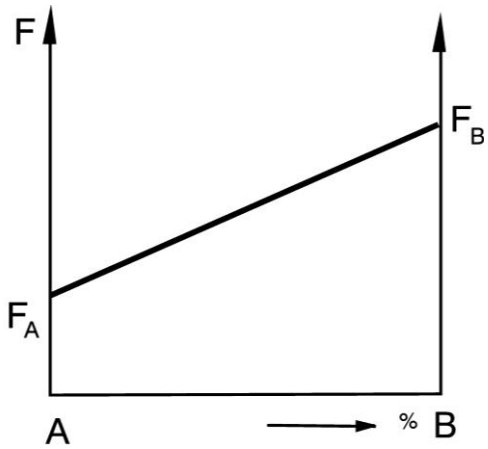


Figura 6.3. Variaţia energiei libere cu concentraţia a aliajelor amestecuri mecanice

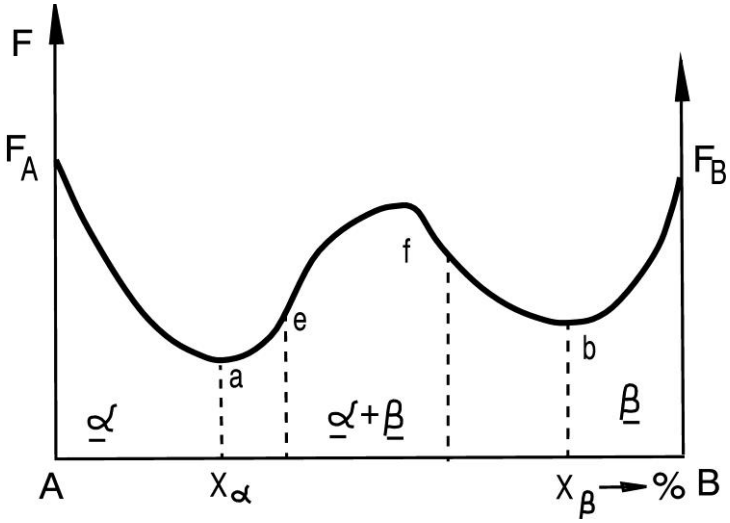


Figura 6.4. Variaţia energiei libere cu concentraţia aliajelor cu solubilitate parţială în stare solidă

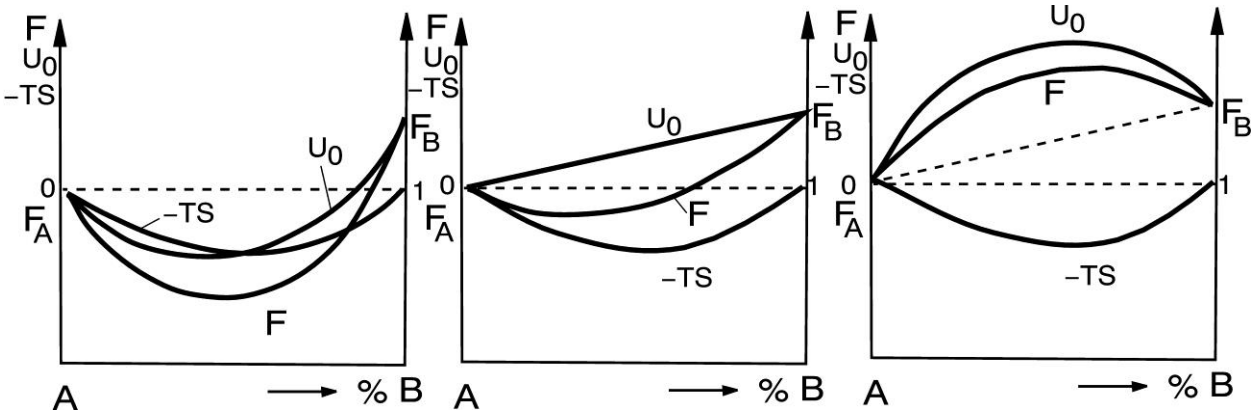


Figura 6.5. Variaţia termenilor ecuaţiei energiei libere cu concentraţia. a) aliaje soluţie solidă; b); c) aliaje cu amestecuri mecanice

În domeniul concentraţiilor A…x_α şi x_β…B vor fi stabile soluţiile solide α respectiv β, iar în domeniul de concentraţie cuprins între x_α şi x_β va fi stabil amestecul mecanic de faze α + β,care

corespund unei energii libere mai mici. Reprezentând grafic termenii din ecuaţia (6.4) în funcţie de concentraţia aliajului şi ţinând cont de relaţia (6.12) există trei posibilităţi de variaţie a energiei libere cu concentraţia dată în figura 6.5.a.b.c, corespunzătoare următoarelor trei cazuri:

$2U_{AB}<U_{AA}+U_{BB}$

$2U_{AB}=U_{AA}+U_{BB}$

$2U_{AB}>U_{AA}+U_{BB}$

Primul caz corespunde formării unei soluții solide iar ultimele două cazuri corespund formării unui amestec mecanicde două faze. Când $2U_{AB}>U_{AA}+U_{BB}$ se formează aliaje polifazice în care componentele sunt insolubile în stare solidă, însă pe măsura creșterii temperaturii este posibil ca între cele două componente să apară solubilitate parțială. În acest caz variațiile energiei libere și a termenilor ecuaţiei (6.4), funcţie de concentraţie este dată în figura 6.6. Variaţia energiei libere cu concentraţia fazelor intermediare (compuşi chimici, faze de pătrundere, compuşi intermetalici, compuşi electronici etc.) este reprezentă de o curbă sub formă de U, deoarece energia liberă a acestor faze intermediare este mai mică decât energia liberă a componentelor, figura 6.7. Când faza intermediară este o soluţie ordonată curba de variaţie a energiei libere este lată (fazele α, β, γ din figura 6.7) iar când faza intermediară este un compus cu compoziţie constantă, curba de variaţie a energiei libere este îngustă (faza δ din figura 6.7).

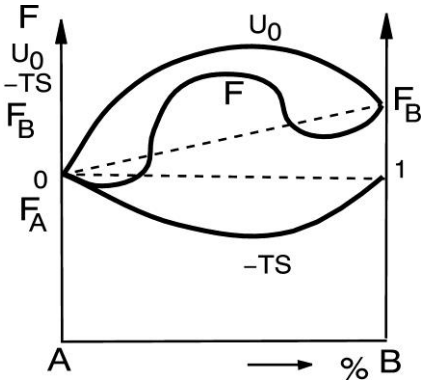


Figura 6.6. Variaţia termenilor energiei libere cu concentraţia aliajelor cu solubilitate parţială

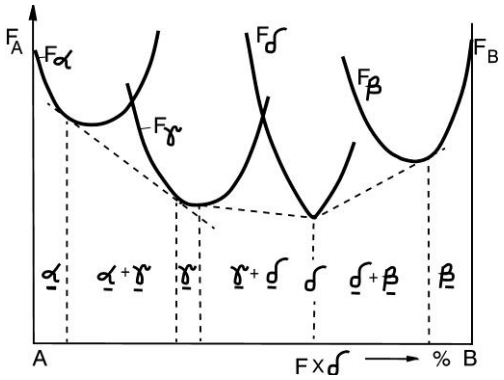


Figura 6.7. Variaţia energiei libere a aliajelor cu faze intermediare (compuşi chimici)

6.2. Echilibrul sistemelor polifazice. Legea fazelor

Un sistem de aliaje se poate găsi în echilibru atunci când, dacă factorii fizici (temperatura, presiunea etc) rămân constanţi starea lui nu se modifică în timp.

Factorii care prin variaţia lor produc reacţii şi transformări în interiorul sistemelor se numesc factori de echilibru: temperatura, presiunea, concentraţia etc. Un sistem îşi poate păstra starea de echilibru şi atunci când factorii de echilibru variază între anumite limite.

Numărul factorilor de echilibru ce pot varia fără a distruge echilibrul sistemului (fără să modifice numărul de faze existent în sistem) dă varianţa sistemului sau numărul gradelor de libertate ale sistemului.

Legătura între varianța sistemelor (V), numărul componenţilor (n), numărul maxim de faze (f) şi factorii de echilibru (p=2) este dată de legea fazelor enunţată de J.W. Gibbs în 1875.

$V = n - f + 2$

În funcţie de valoarea varianței, sistemele pot fi: invariante (V=0) când nu poate fi modificat nici un factor fără a se distruge echilibrul sistemelor (numărul gradelor de libertate este nul), monovariante (V=l), când este posibil să se varieze un factor fără să se afecteze numărul de faze existente în sistem (numărul gradelor de libertate este 1): bivariante (V=2) când pot fi modificaţi doi factori de echilibru putându-se păstra echilibrul sistemelor etc.

Numărul total de variabile ce caracterizează un sistem format din n componenţi şi f faze în care intră toţi componenţii luându-se în considerare şi factorii de echilibru (presiunea, temperatura şi concentraţia) este: $n \cdot f + 2$, unde $n \cdot f$ reprezintă numărul de variabile legate de concentraţie iar 2 reprezintă cei 2 factori de echilibru rămaşi: temperatura şi presiunea.

Pentru a demonstra legea fazelor se pleacă de la faptul că variabilele sistemelor de aliaje polifazice sunt legate între ele prin două tipuri de ecuaţii. Primul tip de ecuaţii arată că pentru fiecare fază, suma fracţiilor molare ale tuturor componenţilor este egală cu unitatea. Astfel, considerând că sistemul conţine N^i moli de fază i şi N_A^i, N_B^i, N_C^i, etc. moli de component A, B,C … existenți în faza i, se poate scrie:

$N_A^i, N_B^i, N_C^i + \cdots + N_j^i + \cdots = N^i$

sau împărţind N^i şi notând rapoartele N_j^i / N^i cu n_j^i se obţine:

$$n_A^i + n_B^i + n_C^i + \cdots + n_j^i + \cdots = 1 \qquad (6.21)$$

unde n_j^i reprezintă fracţia molară a componentului j în faza i. Întrucât i se poate lua valori între l şi f, rezultă că există f ecuaţii de forma (6.21).

Al doilea tip de ecuaţii se obţine considerând că variaţia energiei libere la transferul componenţilor dintr-o fază în alta în condiţii de echilibru termodinamic este nulă.

Notând cu N_j^i numărul molilor de component în faza j în faza i, cu δG_i energia liberă a faze i, atunci variaţia δG_i a energiei libere a fazei i la transferul unei cantităţi mici δN_j^i de component j din faza i este:

$$\delta G_i = \frac{\partial G_i}{\partial N_j^i} \cdot \delta N_j^i \qquad (6.22)$$

Dacă toată cantitatea δN_j^i se transferă din faza i în faza k, atunci: $\delta N_j^i = \delta N_j^k = \delta N$. Variaţia totală a energiei la transferul componenţilor dintr-o fază, i, în alta k, fiind nulă se poate scrie:

$$\delta_G = \delta G_i + \delta G_k = (\frac{\partial G_i}{\partial N_j^i} + \frac{\partial G_K}{\partial N_j^K}) \cdot \delta N_j = 0 \qquad (6.23)$$

din care rezultă condiţia de echilibru pentru un sistem bifazic:

$$\frac{\partial G_i}{\partial N_j^i} = \frac{\partial G_k}{\partial N_j^k} \qquad (6.24)$$

În acest mod se pot scrie ecuaţiile complete de echilibru pentru toate cele f faze şi n componente prezente în aliajul polifazic:

$$\frac{\partial G_1}{\partial N_A^1} = \frac{\partial G_2}{\partial N_A^2} = \ldots = \frac{\partial G_f}{\partial N_A^f}$$
$$\frac{\partial G_1}{\partial N_B^1} = \frac{\partial G_2}{\partial N_B^2} = \cdots = \frac{\partial G_f}{\partial N_B^f} \qquad (6.25)$$
$$\frac{\partial G_1}{\partial N_n^1} = \frac{\partial G_2}{\partial N_n^2} = \cdots = \frac{\partial G_f}{\partial N_n^f}$$

În cele (f-1)n ecuaţii (n coloane cu f - 1 ecuaţii pe fiecare orizontală) termenul $\frac{\partial G_i}{\partial N_j^i}$ reprezintă viteza de variaţie a energiei libere a fazei i, la modificarea numărului de moli de component j când toate celelalte variabile T, *p*, N_A, N_B, … sunt constante. Acest termen sa numeşte potenţialul chimic al componentului j în faza i şi se notează cu μ.

Condiţia de echilibru a unui sistem de aliaje polifazic constă în egalitatea potenţialelor chimice ale fiecărui component în toate fazele:

$$\mu_A^1 = \mu_A^2 = \mu_A^3 = \cdots . \mu_A^f$$
$$\mu_B^1 = \mu_B^2 = \mu_B^3 = \cdots . \mu_B^f$$
.
. (6.26)
.
$$\mu_n^1 = \mu_n^2 = \mu_n^3 = \cdots . \mu_n^f$$

nf + 2 variabile sunt legate î*ntre* ele prin f ecuaţii de forma (6.21) şi n(f-l) ecuaţii de forma (6.25) sau (6.26).

Întrucât într-un sistem de ecuaţii numărul de variabile| independente, care reprezintă numărul gradelor de libertate sau varianta sistemului V, rezultă din diferenţa numărului total de variabile şi numărul total de ecuaţii:

$$V = nf + 2 - f - (f - 1)n = n + 2 - f \qquad (6.27)$$

relaţie care reprezintă legea fazelor.

Procesele metalurgice având loc la presiune constantă numărul factorilor de echilibru este unu, iar legea fazelor, care reprezintă condiţia de echilibru a sistemelor de aliaje metalice, este:

$$V = n - f + 1 \qquad (6.28)$$

Sistemele de aliaje în echilibru au întotdeauna varianța pozitivă V≥0; când varianța este negativă sistemul este în afara de echilibru. Astfel, sistemele simple (formate dintr-un singur component) pot să aibă la echilibru un număr maxim de două faze pentru care varianța este nulă (V = 1 + 1 -2= 0); sistemele de aliaje binare (2 componenţi) au la echilibru un număr maxim de trei faze (V = 2+ 1- 3= 0) când sistemul este invariant etc.

Când într-un sistem binar de aliaje există la echilibru două faze, atunci sistemul este univariant (V=2+1-2=1), iar când există o singură fază, sistemul este bivariant (V=2+l-l=2), putându-se deci modifica atât temperatura cât şi concentraţia în anumite limite fără să se distrugă echilibrul.

Rezultă că în sistemele binare, poate exista o singură concentraţie pentru care solidificarea are loc la o temperatură constantă (sistem invariant) când există în echilibru 3 faze, pentru restul compoziţiilor solidificarea efectuându-se într-un interval de temperatura.

6.2.1. Exemple practice de aplicare a legii fazelor

Când numărul de faze existent într-un sistem de aliaje corespunde legii fazelor, atunci sistemul respectiv se află în echilibru termodinamic.

a) Sistemul simplu format din staniu topit sau solidificat conţine o singură fază (Sn lichid sau Sn solid,V =1 +1 - l =l şi este un sistem omogen monovariant: se poată modifica temperatura în anumite limite fără să se modifice numărul de faze existent. Acelaşi sistem, format din Sn, în timpul solidificării sau topirii la temperatură constantă conţine doua faze (Sn lichid+Sn solid) V=l+l-2=0, deci este un sistem eterogen invariant; nu se poate modifica temperatura fără a distruge echilibrul sistemului.

b) Sistemul binar format din Pb şi Sb in atare topită conţine o fază (lichid) şi este un sistem eterogen bivariant: V = 2 + 1 -1=2, deci se poate modifica atât temperatura cât şi concentraţia fără să să strice echilibrul. Acelaşi sistem în timpul solidificării într-un interval de temperatură, conţine două faze (lichid + solid) fiind un sistem monovariant: V= 2+1-2=1, deci se poate modifica ori temperatura ori concentraţia în anumite limite păstrându-se cele două faze în echilibru. Acelaşi sistem binar Pb-Sb cu 13% Sb în timpul solidificării la temperatură constantă când există trei faze în echilibru (lichid+cristale de Pb + cristale de Sb) este invariant: V=2+l-3=0 deci nu se poate modifica nici temperatura nici concentraţia fără ca echilibrul sistemului să se menţină (nu are nici un grad de libertate).

6.3. Ecuaţia echilibrului de faze

S-a văzut că un sistem polifazic se află în echilibru atunci când potenţialul chimic al fiecărui component este acelaşi în toate fazele.

Pentru sistemele de aliaje solide şi lichide (condensate) G = F, iar relaţia (6.24) care descrie echilibru unui sistem bifazic devine:

$$\frac{dF_\alpha}{dx_\alpha} = \frac{dF_\beta}{dx_\beta} = \frac{F_\beta - F_\alpha}{x_\beta - x_\alpha} \qquad (6.29)$$

unde F_α şi F_β sunt energiile libere ale fazelor α şi β iar x_α şi x_β sunt fracţii molare corespunzătoare ale acestor faze (limitele maxime de solubilitate a componentului B în A respectiv A în B).

Condiţia de echilibru, (6.29), a două faze dintr-un sistem de aliaje metalice cu solubilitate parţială în stare solidă a componenţilor, reprezintă grafic tangenta comună dusă la cele 2 minime ale curbelor de variaţie a energiilor libere ale celor două faze, cu concentraţia aliajului, figura 6.8.

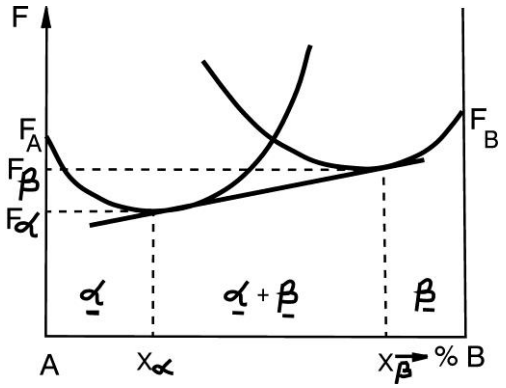


Figura 6.8. Condiţia de echilibru a două faze dintr-un aliaj cu **solubilitate parţială** în stare solidă

6.4. Variaţia solubilităţii în stare solidă cu temperatura

În majoritatea sistemelor de aliaje binare în care componenţii A şi B sunt parţial solubili în stare solidă, solubilitatea componentelor creşte odată cu creşterea temperaturii, ca urmare limitele de solubilitate descriu odată cu creşterea temperaturii curbele din figura 6.9; solubilitatea lui B în A creşte de la x_o la x_α iar solubilitatea lui A în B creşte de la x_o' la x_β. Creşterea solubilităţii cu temperatura se datorează faptului că o soluţie solidă are o entropie mai mare decât un amestec mecanic (creşte rolul termenului TS din: F = U - TS), ca atare creşterea temperaturii determină scăderea energiei libere a soluţiei mai rapid decât a amestecului mecanic.

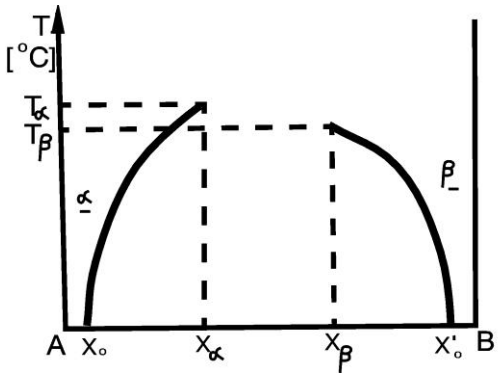


Figura 6.9. curbele de variaţie a solubilităţii în stare solidă

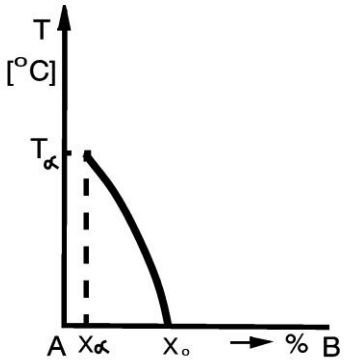


Figura 6.10. Curba de variaţie a solubilităţii retrograde

În foarte puţine cazuri, cum este cazul aliajelor Cu-Zn, solubilitatea componenţilor scade cu temperatura, când se numeşte şi solubilitate retrogradă, figura 6.10.

Înlocuind în relaţia care dă energia liberă F = U • TS termenii daţi de relaţiile (6.10); (6.l2); (6.14) şi (6.18), în care pentru simplificare s-a notat: $U_{AA}=U_{BB}=V_o$ şi $2U_{AB}-U_{AA}-U_{BB}=2V$, se obţine ecuaţia completă a energiei libere a unui sistem cu solubilitate parţială în stare solidă:

$$F = \frac{NZ}{2} \cdot V_o + NZx_A \cdot (1 - x_A)V + \int_0^T C_p dT - T\int_0^T C_p \frac{dT}{T} + NkT[x_A \ln x_A + (1 - x_A)\ln(1 - x_A)] \quad (6.30)$$

Întrucât termenii $N \cdot Z \cdot V_o/2$; $\int_0^T C_p dT$ şi $T\int_0^T C_p \frac{dT}{T}$ nu depind de concentraţie, în determinarea formei curbei de variaţie a energiei cu concentraţia, aceştia pot fi neglijaţi, ca atare relaţia (6.30) se poate scrie:

$$F = NZx_A \cdot (1 - x_A)V + NkT[x_A \ln x_A + (1 - x_A)\ln(1 - x_A)] \quad (6.31)$$

sau pentru un atom, f=F/N, ecuaţia devine:

$$f = Zx_A(1 - x_A)V + kT[x_A \ln x_A + (1 - x_A)\ln(1 - x_A)] \quad (6.32)$$

În această relaţie Z şi x_A sunt numere adimensionale: Z·V şi K·T au dimensiunile energiei, iar Z·V/k are dimensiunea temperaturii, ca atare temperatura sistemului se poate da prin parametrul adimensional kT/Z·V.

Forma curbelor de variaţie ale energiei libere atomice (f) în funcţie de concentraţie (x_A) pentru diferite valori ale parametrului kT/Z·V egale cu 0; 0,2; 0,3; 0,4 şi 0,5 sunt date în figura 6.11.

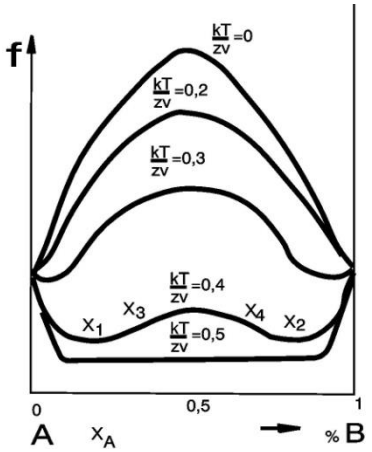


Figura. 6.11. Variaţia energiei libere atomice cu concentraţia aliajelor metalice

La valori mici ale parametrului kT/ZV (temperaturi scăzute) energia libera atomică este maximă spre centrul diagramei (curbele de sus din figura 6.11). La creşterea temperaturii, datorită influenţei compensatoare a entropiei de configuraţie, curba de variaţie a energiei libere atomice pentru kT/ZV = 0,4

prezintă două minime în x_1 şi x_2 şi două puncte de inflexiune în x_3 şi x_4, pe măsura creşterii temperaturii punctele de minim se unesc într-unul singur la kT/ZV =0,5.

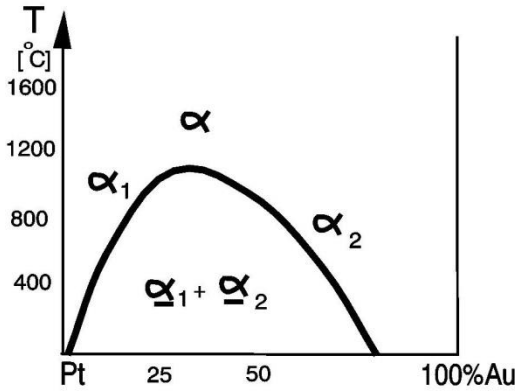


Figura 6.12. Curba de variaţie a solubilităţii în stare solidă la aliajele Pt-Au

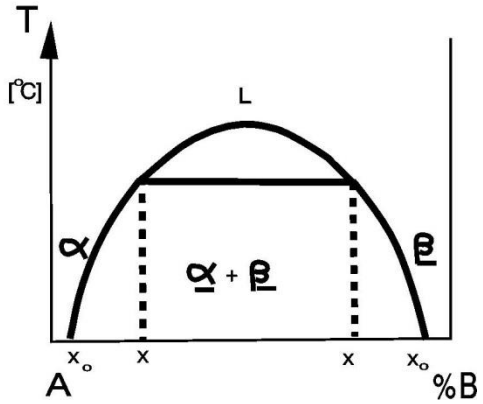


Figura 6.13. Curba de variaţie a solubilităţii în stare solidă la aliajele cu solubilitate parţială

Peste temperatura corespunzătoare raportului kT/ZV=0,5, dacă topirea aliajului nu a început (cazuri rare, de exemplu la Au-Pt), aliajul formează o singură soluţie solidă, când curbele de variaţie ale solubilităţii în stare solidă, cu concentraţia se unesc într-un maxim, figura 6.12. Dacă temperatura corespunde parametrului kT/ZV = 0,5 este situată deasupra temperaturii de început de topire a aliajului, atunci curbele de variaţie ale solubilităţii cu temperatura au valorile maxime unite printr-o izotermă, figura 6.13, dreaptă izoterma care dă temperatura minimă la care începe topirea sau se termină solidificarea unui amestec mecanic de două faze.

Pentru a demonstra forma curbelor de variaţie ale solubilităţii cu concentraţia din figura 6.9 se pleacă de la faptul că limitele maxime de solubilitate x_α şi x_β coincid cu poziţiile minimelor energiei libere f date de $\frac{df}{dx_A} = 0$.

$$ZV(1 - 2x_A) + kT[\ln x_A - \ln(1 - x_A)] = 0 \qquad (6.33)$$

sau

$$\frac{kT}{ZV} = -\frac{1-2x_A}{\ln x_A - \ln(1-x_A)} \qquad (6.34)$$

de unde:

$$\frac{x_A}{1-x_A} = e^{-\frac{ZV}{kT}(1-x_A)} \qquad (6.35)$$

În domeniul valorilor mici se poate considera 1 - x_A aproximativ egal cu 1 - $2x_A$ şi aproximativ egal cu l, iar ecuaţia (6.35) devine:

$$x_a = e^{-\frac{ZV}{kT}} \qquad (6.36)$$

care reprezintă ecuaţia curbei de variaţie a solubilităţii cu concentraţia, figura 6.13, dependenţă exponenţială.

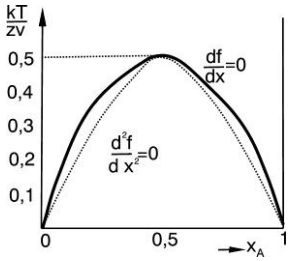


Figura 6.14. Variaţia solubilităţii cu concentraţia la aliaje cu solubilitate parţială în stare solidă

Punctele de inflexiune ale curbei de variaţie a energiei libere atomice cu concentraţia se obţin prin anularea derivatei de ordinul Z a funcţiei respective:

$$\frac{d^2f}{dx_A^2} = -2ZV + kT(\frac{1}{x_A} + \frac{1}{1-x_A}) = 0 \qquad (6.37)$$

de unde se obţine:

$$x_A(1 - x_A) = \frac{kT}{2ZV} \qquad (6.38)$$

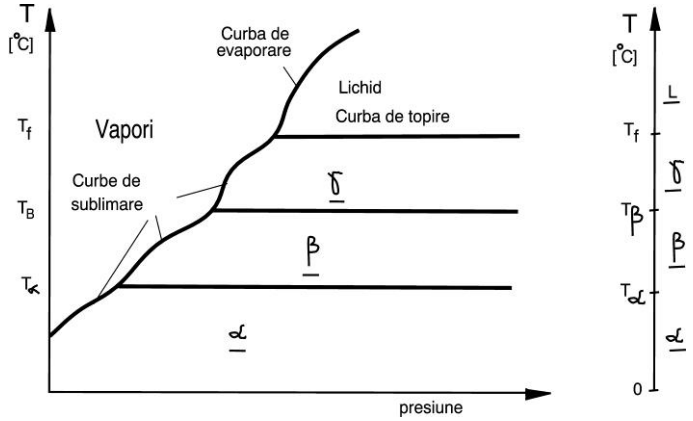
căreia îi corespunde linia punctată din figura 6.14, numită curbă spinoidală.

CAPITOLUL 7. DIAGRAME DE ECHILIBRU

Legătura între concentraţie şi factorii de echilibru (temperatură şi presiune) poate fi reprezentată grafic cu ajutorul diagramelor de echilibru. Diagramele de echilibru stau la baza întregii teorii moderne a aliajelor metalice.

Dacă se ia în consideraţie şi presiunea ca factor de echilibru, atunci numărul coordonatelor în care se trasează diagramele de echilibru depinde de numărul componentelor ce formează sistemul de aliaje. Astfel, pentru un sistem simplu (monocomponent) diagrama de echilibru se trasează în două coordonate: temperatură-presiune; pentru sistemele de aliaje binare, diagrama de echilibru se trasează în trei coordonate: T - P - x_B; unde x_B este fracţia molară a componentului B, ($x_A + x_B = 1$); pentru sistemele ternare, diagrama de echilibru se trasează în 4 coordonate: T-P-x_B-x_c, unde x_B, x_C sunt fracţiile molare ale componentelor B şi C ($x_A+x_B+x_C=1$) etc.

Diagrama T-P pentru un sistem monocomponent cu trei faze în stare solidă este dată în figura 7.1.a, în care există trei puncte triple, iar diagrama de echilibru, la presiune constantă, care reprezintă o secţiune izobară prin diagrama T-P este dată în figura 7.1.b. În general aliajele metalice se formează şi există la presiune atmosferică (constantă), ca atare diagramele de echilibru sunt reprezentări grafice în coordonate T-concentraţia componentelor, care dau variaţia stării sau constituţiei unui sistem de aliaje.



a) b)

Figura 7.1. Diagramă de echilibru a unui sistem monocomponent

Concentraţia în general este exprimată prin procente în greutate a unui component faţă de greutatea totală a aliajului (n grame B la 100 grame A+B), însă uneori concentraţia componentelor se poate exprima şi în procente atomice (i atomi de B, la 100 atomi de A+B).

De exemplu compusul chimic dintre fier cu masa atomică 55,84 şi carbon cu masa atomică 12, Fe_3C, conţine: $\frac{12}{12+(3\cdot 55,84)} = 6,67\%$ de greutate carbon şi $\frac{1}{1+3} = 25\ \%$ atomice de carbon.

Curbele dintr-o diagramă de echilibru sunt curbe de variaţie a solubilităţii cu concentraţia. Ele separă în spaţiul diagramei de echilibru domenii de existenţă ale anumitor faze în echilibru ce satisfac

legea fazelor.

În orice diagramă de echilibru a unui sistem binar există curbe ce indică transformări primare (solidificare) cum sunt curbele lichidus şi curbele solidus şi curbe ce indică transformări secundare (transformări polimorfe, variaţia solubilităţii cu concentraţia etc.).

Curba lichidus dintr-o diagramă de echilibru reprezintă locul geometric al tuturor punctelor critice de început al solidificării la răcire sau de sfârșit de topire la încălzire. Deasupra liniei lichidus, în diagrama de echilibru aliajul se află în totalitate în stare lichidă, iar sub linia lichidus în general coexistă cristale solide şi soluţii lichide.

Curba solidus, situată întotdeauna sub curba lichidus, reprezintă locul geometric al tuturor punctelor critice unde se termină solidificarea la răcire, sau unde începe topirea la încălzire. Sub linia solidus, aliajul se află în totalitate în stare solidă.

7.1. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje binare cu transformări primare

Starea unui aliaj binar pe o diagramă de echilibru este dată de un punct de coordonate temperatură şi concentraţie.

7.1.1. Construirea diagramelor de echilibru ale sistemelor binare

Constă în determinarea punctelor critice pe curbele de răcire, respectiv încălzire, prin metoda analizei termice a unui număr cât mai mare de aliaje dintr-un sistem, translarea acestor puncte critice din planul temperatură timp într-un plan temperatură-concentraţie şi unirea punctelor critice de acelaşi fel cu o linie continuă, obținându-se în final curbele din diagrama de echilibru.

Pentru construirea precisă a diagramei de echilibru a unui sistem binar de aliaje care prezintă şi transformări secundare, analiza termică este completată cu analiză dilatometrică, analiză microscopică, radiaţii X, măsurarea rezistivităţii electrice, măsurarea magnetismului, a forţelor electrice în funcţie de temperatură, deoarece orice transformare din interiorul unui sistem de aliaje implică variaţia mai mult sau mai puţin pronunţată a acestor caracteristici.

7.1.2. Clasificarea diagramelor de echilibru ale sistemelor de aliaje binare

Sistemele binare de aliaje metalice, deci şi diagramele de echilibru ce le reprezintă, se clasifică după mai multe criterii: solubilitatea componentelor, natura reacţiilor dintre faze, capacitatea componentelor de a forma compuşi chimici, natura transformărilor secundare etc.

Cea mai folosită clasificare a diagramelor de echilibru se face după solubilitatea reciprocă a componentelor.

a. După solubilitatea reciprocă a componentelor în stare lichidă se disting:

a.1. Diagrame ale sistemelor cu insolubilitate totală a componentelor; componentele în stare lichidă sunt nemiscibile; ele se aşează după greutatea specifică în straturi suprapuse. Acest caz se întâlnește foarte rar, atunci când componenţii au proprietăţi (greutate specifică, raze atomice, punct de fuziune etc.), foarte diferite: Pb-Fe, Fe-Ca. Aceste componente în condiţii normale de solidificare nu pot forma aliaje în stare solidă, ci formează materiale metalice stratificate.

a.2. Diagrame ale sistemelor cu solubilitate totală în stare lichidă; când cele două componente formează o singura soluţie lichidă, omogenă, nelimitată. Este cazul majorităţii aliajelor metalice: Cu-Ni, Fe-C; Cu-Si; Cu-Zn; Cu-Al; Pb-Sb; Pb-Sn etc.

a.3. Diagrame ale sistemelor cu solubilitate limitată (parţială) în stare lichidă; când cele două componente formează o soluţie lichidă numai pentru anumite concentraţii şi temperaturi. Pentru restul concentraţiilor soluţia lichidă se descompune în două soluţii lichide conjugate aşezate după greutatea specifică. Exemple: Cu-Fe; Cu-Pb; Zn-Pb etc.

b. După solubilitatea reciprocă a componentelor în stare solidă

Pentru a putea vorbi despre solubilitatea componentelor în stare solidă trebuie considerat cazul precedent (a_2) când componentele sunt solubile nelimitat în stare lichidă.

b.1. Diagrame ale sistemelor cu insolubilitate totală în stare solidă a componentelor când în timpul solidificării şi după solidificare se obţine un amestec mecanic de două faze de tip eutectic. Se întâlnește la sistemele formate din componente cu structuri cristaline diferite: Bi-Cu, Pb-Sb, Ag-Pb etc.

b.2. Diagrame ale sistemelor cu solubilitate totală în stare solidă; când componentele sunt solubile reciproc unele în altele în orice proporţie, formând la şi după solidificare o singură soluţie solidă omogenă: Cu-Ni, Ag-Au, Au-Ni, Co-Ni, Au-Pt, Bi-Sb etc.

b.3. Diagrame ale sistemelor cu solubilitate limitată (parţială) în stare solidă; sunt formate între componente care formează soluţii solide numai pentru anumite concentraţii până la saturaţie (solubilitate maximă); în rest se formează amestecuri mecanice de tip eutectic sau peritectic. Se întâlnesc la marea majoritate a aliajelor metalice: Fe-Cu, Cu-Zn, Cu-Sn, Cu-Al etc.

Deci clasificarea diagramelor sistemelor binare de aliaje după solubilitatea componentelor se poate face sintetic după următoarea schemă:

A. În stare lichidă:		**B. În stare solidă:**
a_1 – total insolubile	→	b_4 – total insolubile
a_2– total solubile	→	b_1– total insolubile
	→	b_2– total solubile
	→	b_3 – parţial solubile
a_3 – parţial solubile	→	b_5 – total insolubile
	→	b_6 – parţial solubile

După natura transformărilor în stare solidă diagramele de echilibru pot fi: cu transformări

polimorfe (alotropice), cu descompunere parţială a soluţiilor solide şi cu descompunere totală a soluţiilor solide cu formare de eutectoid.

7.1.3. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje cu solubilitate totală a componentelor în stare lichidă şi solidă (b_2)

Forma diagramei de echilibru a acestor sisteme cu serii continue de soluţii solide rezultă din analiza variaţiei energiei libere F a fazelor lichidă şi solidă cu concentraţia şi temperatura.

Variaţiile energiilor libere F_L şi F_α ale celor două faze (lichid - L şi solid - α) din aceste sisteme la diferite temperaturi, $T_1<T_2 = T_A<T_3<T_4 = T_B<T_5$ sunt date în figura 7.2.a, ca atare tot sistemul se va afla sub formă de soluţie solidă stabilă.

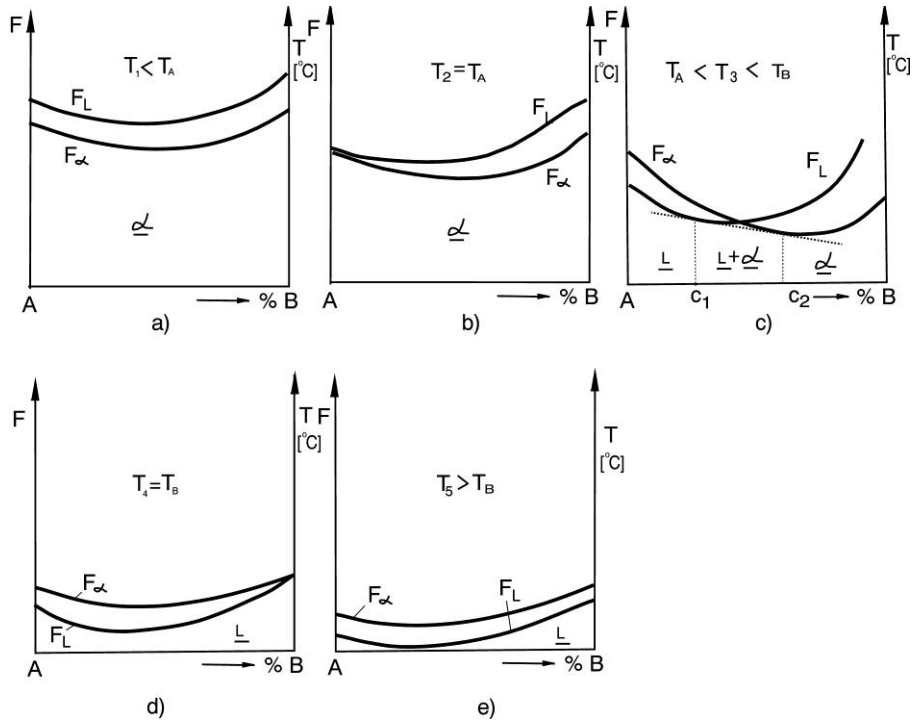


Figura 7.2. Variaţia energiei libere a fazelor sistemelor cu solubilitate totală

La creşterea temperaturii ($T_2 = T_A$, figura 7.2.b) se va micşora atât energia liberă a soluţiei solide cât şi a soluţiei lichide însă energia liberă a soluţiei lichide scade cu o viteză mai mare, iar cele două curbe de variaţie a energiilor libere vor avea un punct comun pe ordonata componentului A. Ca atare, toate aliajele se vor afla în stare solidă cu excepţia componentului A care se va găsi atât în stare solidă cât şi lichidă. Crescând temperatura în continuare ($T_A<T_3<T_B$) energiile libere ale celor două faze se vor micşora, curbele respective coboară apropiindu-se de axa absciselor şi se vor intersecta (figura 7.2.c). Tangenta comună la minimele celor două curbe dă intervalul de concentraţii C_1C_2, unde se află în echilibru cele 2 faze $\underline{L}$ + $\underline{\alpha}$. În intervalul de concentraţii AC_1 există numai fază lichidă L, iar în intervalul C_2B există în echilibru numai faza solidă α. La creşterea în continuare a temperaturii

(T_4=T_B, figura 7.2.d), cele două curbe se vor intersecta într-un punct pe ordonata componentului B, care marchează începutul topirii acestui component. La această temperatura curba de variaţie a energiei libere a soluţiei lichide F_L, se află sub curba de variaţie a energiei libere a soluţiei solide F_α, ca atare toate aliajele, cu excepţia componentului B se vor afla în stare lichidă. La temperatura ($T_5 > T_B$, figura 7.2.e) $F_L < {}^oC$ pentru totalitatea concentraţiilor sistemului. Ca atare aliajele se vor găsi în stare lichidă.

Trasând într-un plan temperatură-concentraţie izotermele T_1, $T_2 = T_A$, T_3, $T_4 = T_B$ şi T_5 şi dacă se reprezintă pe fiecare izotermă concentraţiile fazelor lichidă şi solidă aflate în echilibru şi unind punctele de acelaşi fel (cele care reprezintă concentraţiile fazei lichide, respectiv cele care reprezintă concentraţiile fazei solide) se obţine curba lichidus respectiv curba solidus, care formează diagrama de echilibru, figura 7.3.

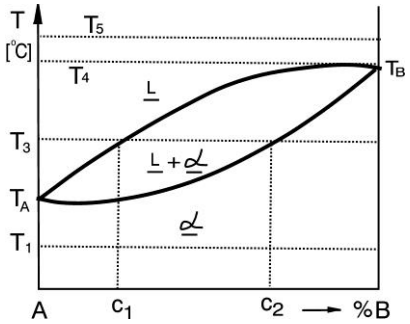


Figura 7.3. Diagrama de echilibru a sistemelor cu solubilitate totală în stare solidă

Deasupra curbei lichidus aliajele se află în totalitate în stare lichidă, între curba lichidus şi solidus coexistă cristale de soluţie solidă şi soluţie solidă, iar sub linia solidus, în tot intervalul de concentraţii, aliajul se află sub formă de soluţie solidă.

Pentru construirea unei asemenea diagrame de echilibru se trasează curbele de răcire ale componentelor A, B şi a unui număr n de aliaje cu diverse concentraţii, determinându-se pe acestea punctele critice de început (a_1, a_2 … a_n) şi de sfârşit (b_1, b_2 … b_n) de solidificare. Translând punctele critice de pe curbele de răcire într-un plan alăturat în coordonate temperatură-concentraţie şi unind punctele de acelaşi fel $Aa'_1a'_2 \dots a'_nB$, respectiv $Ab'_1b'_2 \dots b'_nB$ cu linii continue se obţin curbele lichidus respectiv solidus, figura 7.4.

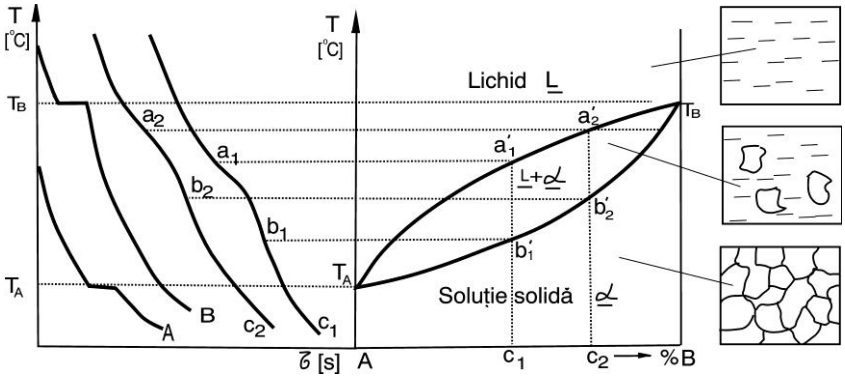


Figura 7.4. Trasarea diagramei de echilibru prin analiza termică

Se observă că toate aliajele din sistemul cu solubilitate totală a componentelor în stare solidă se solidifică şi se topesc într-un interval de temperatură, fiecare aliaj având temperatura sa proprie de început şi sfârşit de solidificare. Aceste sisteme binare, în domeniile monofazice (L sau α) sunt bivariante: V = 2 – 1 + 1 = 2.

Astfel de diagrame de echilibru prezintă un număr foarte mare de sisteme binare: Cu-Ni, Bi-Sb, Au-Pt, Ag-Au, Au-Ni, Co-Ni, Mg-Cd, Pt-Cu, Ce-S, Pt-Ir, Mo-Ti, Mo-W, Ti-Nb, Ti-W etc.

Diagramele de echilibru ale sistemelor cu solubilitate totală în stare solidă pot prezenta şi unele aspecte particulare, când liniile lichidus şi solidus au un punct comun în interiorul axei concentraţiilor, formând minime, maxime, sau puncte de inflexiune, figura 7.5.a.b.c.

Un asemenea punct comun al curbelor lichidus şi solidus se numeşte punct congruent în care aliajul cu concentraţia respectivă se solidifică şi se topeşte la o temperatură fixă, spre deosebire de restul aliajelor ce solidifică într-un interval de temperatură. Diagrame cu minimum, figura 7.5.b., se întâlnesc la numeroase sisteme: As-Sb, Au-Cu, Au-Ni, Co-Rh, Cr-Mo, Cu-Mn, Fe-V, As-Sb etc. Diagramele cu punct de maximum se întâlnesc mai ales la sistemele cu formare de compuşi chimici.

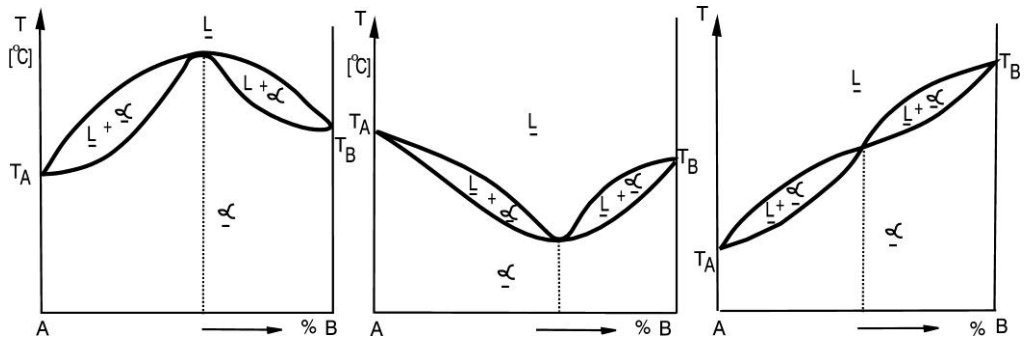


Figura 7.5. Diagramade echilibru cu solubilitate totală cu punct de maximum, minimum şi de inflexiune

7.1.3.1. Regula pârghiei. Aplicarea ei la sistemele cu solubilitate totală

Regula pârghiei sau regula segmentelor inverse permite determinarea cantităţilor fazelor existente la o anumită temperatură în intervalul de solidificare. În timpul solidificării, pe măsura coborârii temperaturii, raportul dintre fazele lichidă şi solidă se modifică neîncetat. Astfel, în timp ce cantitatea de fază solidă creşte, cantitatea de fază lichidă descreşte până la dispariţie.

Se consideră aliajul Si-Sb cu concentraţie medie C_o aflat la temperatura T_o = 500°C corespunzător punctului K din diagrama din figura 7.6, în care cantitatea de soluţie solidă existentă la temperatura respectivă este Q_S, iar cantitatea de lichid cu Q_L (Q_S+Q_L=100).

Dacă $Q_L \cdot C_2$ reprezintă cantitatea de component B în soluţia lichidă, iar $Q_S C_1$ reprezintă cantitatea de component B în soluţia solidă (C_1 şi C_2 fiind concentraţiile componentului B în solid, respectiv în lichid), atunci suma lor dă cantitatea de component B în tot aliajul solid şi lichid la un loc, cu concentraţia C_o:

$$Q_S C_1 + Q_L C_2 = Q\, C_o \qquad (7.1)$$

dar $Q_S + Q_L = Q$ deci:

$$Q_S C_1 + Q_L C_2 = (Q_S + Q_L) C_o \quad (7.2)$$

de unde:

$$Q_S(C_1 - C_o) = Q_L(C_o - C_2) \quad (7.3)$$

sau

$$\frac{Q_L}{Q_S} = \frac{C_1 - C_o}{C_o - C_2} = \frac{KS}{KI} \quad (7.4)$$

care reprezintă legea pârghiei, deoarece $C_1 - C_o = KS$ şi $C_o - C_2 = KI$ sunt braţele pârghiei LS sprijinită în K.

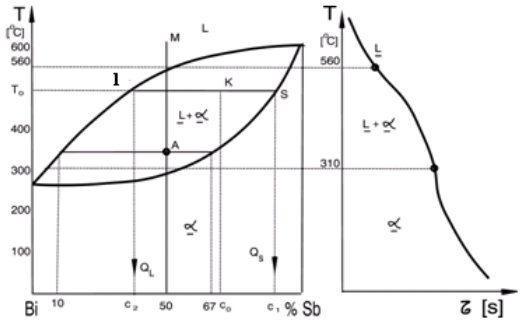


Figura 7.6. Aplicarea legii pârghiei la sistemele cu soluţii solide

Regula pârghiei afirmă că raportul cantităţilor de lichid şi solid este direct proporţional cu inversul raportului segmentelor determinate pe izoterma respectivă de curbele lichidus şi solidus.

Înlocuind în relaţia (7.4) $Q_L = 100 - Q_S$, respectiv $Q_S = 100 - Q_L$, se pot obţine cantităţile de fază lichidă, respectiv solidă raportate la cantitatea întreagă a aliajului.

$$Q_L = \frac{C_1 - C_o}{C_1 - C_2} \cdot 100 = \frac{KS}{lS} . 100 \quad (7.5)$$

$$Q_S = \frac{C_o - C_2}{C_1 - C_2} \cdot 100 = \frac{Kl}{lS} . 100$$

De asemenea, cu ajutorul regulii pârghiei se pot determina concentraţiile fazei existente în echilibru în intervalul de solidificare. Astfel, intersecţia izotermei cu linia solidus (punctul s) dă concentraţia fazei solide (C_1%B), iar intersecţia izotermei cu linia lichidus (punctul l) dă concentraţia fazei lichide (Co_2B). Se observă că pe măsura răcirii, concentraţiile celor două faze se modifică continuu.

7.1.3.2. Solidificarea aliajelor cu solubilitate totală în stare de echilibru

Aliajele metalice cu solubilitate totală, în stare de echilibru, corespunzătoare diagramei de

echilibru şi care satisfac legea fazelor se obţin în urma solidificării cu viteze foarte mici de răcire când compoziţia lichidului şi a solidului sunt uniforme în tot intervalul de solidificare. Pentru a urmări modul cum se produce solidificarea în condiţii de echilibru a unui asemenea aliaj, se consideră diagrama de echilibru a sistemului de aliaje Bi-Sb din figura 7.6, în care se ia aliajul cu 50%Sb aflat în stare topită în punctul M.

Pe măsura răcirii, aliajul se menţine în stare topită până la intersecţia verticalei cu linia lichidus (560°C) când se formează primul cristal de soluţie solidă α, cu concentraţia de 95% Sb, lichidul având 50% Sb. Răcind în continuare, se depun noi cristale de soluţie solidă astfel că în punctul A la 350°C cristalele ce se formează conţin 67% Sb, (intersecţia izotermei cu linia solidus), iar lichidul existent conţine doar 10% Sb, concentraţie dată de intersecţia izotermei cu linie lichidus. Când temperatura scade la 310°C, la atingerea liniei solidus, ultima cantitate de lichid săracă în Sb şi bogată în Bi (5% Sb) trece în soluţie solidă. Dacă viteza de răcire este foarte mică, atunci în timpul solidificării are loc uniformizarea concentraţiei în soluţia lichidă şi în soluţia solidă prin difuzia Sb din faza solidă în faza lichidă şi difuzia Bi din faza lichidă în faza solidă, obținându-se în final o soluţie solidă omogenă cu concentraţia de 50% Sb şi 50% Bi.

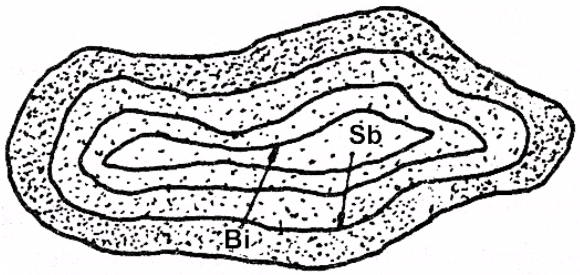


Figura 7.7. Soluţie solidă neomogenă obţinută în afară de echilibru prin transformare primară

Dacă viteza de răcire nu este suficient de mică fenomenul la difuzie a componentelor dintr-o fază în alte nu mai are timp să se producă iar în final se va obţine o soluţie solidă neomogenă în care primele cristale formate (axele principale ale dendritelor), conţin foarte mult stibiu, iar ultimele cristale formate conţin foarte mult bismut figura 7.7. Acest fenomen de neomogenitate chimică în interiorul grăunţilor se numeşte segregaţie intracristalină sau dendritică, aliajul respectiv aflându-se în stare în afară de echilibru obţinută din transformare primară. Segregaţia dendritică este cu atât mai accentuată cu cât intervalul de solidificare este mai mare, cu cât viteza de răcire este mai mare şi eu cât diferenţa dintre temperaturile de topire ale celor două componente este mai mare.

Neomogenitatea soluţiilor solide se poate elimina printr-o încălzire a aliajului la temperaturi situate sub linia solidus, când datorită creşterii mobilităţii atomilor, elementul mai greu fuzibil din centrul grăunţilor difuzează spre exterior, iar elementul uşor fuzibil aflat în cantitate mare în exteriorul grăunţilor difuzează spre centrul acestora, realizând omogenizarea soluţiilor solide. Acest procedeu se numeşte recoacere de omogenizare prin difuzie.

7.1.4. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje cu solubilitate totală în stare lichidă şi insolubilitate totală a componentelor în stare solidă (b_1)

Sistemele de aliaje formate din componente complet solubile în stare lichidă, dar la care în timpul solidificării componentele se separă formând amestecuri mecanice de tip eutectic se numesc sisteme cu insolubilitate totală în stare solidă, având o diagramă de echilibru specifică, diferită de cea a sistemelor cu solubilitate totală în stare solidă. Aceste diagrame de echilibru au linia lichidius formată din două curbe înclinate ce se întâlnesc într-un punct pe linia solidus, care este formată dintr-o izotermă situată la o temperatură inferioară temperaturilor de topire ale celor două componente şi două linii verticale pe cele două ordonate. Din această categorie fac parte sistemele de aliaje: Pb-Sb, Al-Si, Fe-S, Al-Be, Bi-Cu, Sb-Ge, Zn-Ge, Be-Si, Bi-Cd, Au-Te, Ga-Zn, Pb-As etc.

Nu există sisteme de aliaje din care la răcire se separă componente pure, ci se separă întotdeauna soluţii solide foarte apropiate de componentele pure (au dizolvate în ele cantităţi infime de alte componente) deci în mod teoretic nu există nici diagrame cu insolubilitate totală perfectă, însă pentru a simplifica lucrurile, solubilitatea infimă a componentelor în stare solidă se consideră practic insolubilitate.

Forma diagramei de echilibru a acestor sisteme cu insolubilitate totală în stare de echilibru se obţine analizând curbele de variaţie ale energiei libere F a fazei lichide şi a amestecului mecanic format, cu concentraţia, date în figura 7.8.a, b, c, d, e, f.

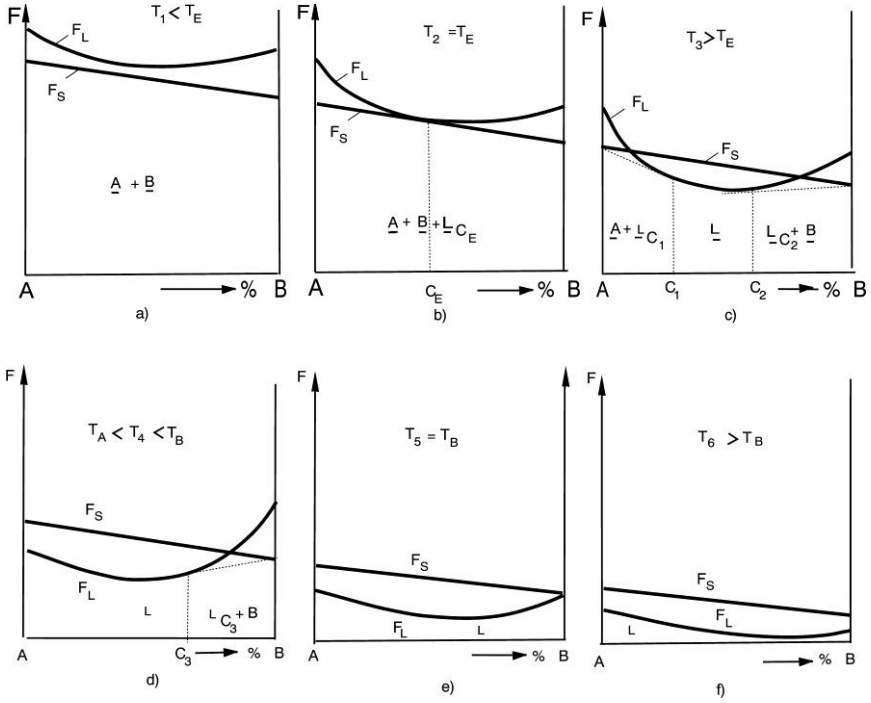


Figura 7.8. Curbele de variaţie ale energiei libere cu concentraţia aliajelor cu insolubilitate totală în stare solidă

La temperatura T_1 când $F_L > F_S$, se află în echilibru starea solidă formată dintr-un amestec de cristale A + B cu energie inferioară în tot domeniul concentraţiilor, figura 7.8.a. Crescând temperatura la $T_2 = T_E$, curbele de variaţie ale energiei libere coboară la valori mai mici (F_L coboară mai repede decât

F_S) şi au un punct comun la concentraţia C_E când curba F_L este tangentă la dreapta F_S şi când exisă în echilibru lichid şi amestecul de cristale A + B, figura 7.8.b. Le această temperatură (T_E), constantă, are loc la încălzire reacţia de descompunere a eutecticului A + B → L , iar la răcire are loc reacţia eutectică L→ A + B.

Încălzind la o temperatură imediat superioară temperaturii eutectice $T_3>T_E$ curbele de variaţie ale energiei libere cu concentraţia coboară şi se intersectează în două puncte, figura 7.8.c. Între concentraţiile c_1 şi c_2 se află în echilibru lichidul, la stânga concentraţiei c_1 se află în echilibru cristalele de component A şi lichid, iar la dreapta concentraţiei c_2 se află în echilibru lichidul şi cristale de component B.

La temperatura T_4 cuprinsă între temperaturile de topire ale celor doi componenţi $T_A<T_4<T_B$, cele două curbe coboară în continuare şi se intersectează într-un punct C_3, figura 7.8.d. La această temperatură componentul A s-a topit în lichid, iar componentul B coexistă cu lichidul în domeniul concentrațiilor C_3B.

Încălzind aliajul în continuare la temperaturi egale sau superioare temperaturii de topire a componentului B, $T_5 = T_B$ şi $T_6 >T_B$, curba de variaţie a energiei libere a lichidului cu concentraţia aliajului se află sub dreapta de variaţie a energiei libere a solidului, figura 7.8.e şi figura 7.8.f, ca atare toate aliajele sistemului se vor afla în stare lichidă.

Trecând într-un plan temperatură-concentraţie cele 5 valori ale temperaturilor, $T_1<T_2 = T_E<T_3$ $T_A<T_4<T_5= T_B<T_6$ şi concentraţiile: c_1, c_E, c_2 şi c_3 se obţin punctele critice de început şi sfârşit de solidificare. Unind cu o linie continuă punctele de acelaşi fel se obţin curbele lichidus T_AET_B şi o linie frântă solidus $T_AT_2ET_ET_B$, care au trei puncte comune T_A, E şi T_B, figura 7.9.

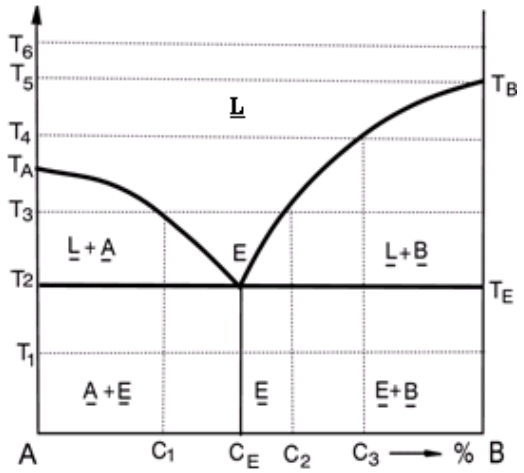


Figura 7.9. Diagrama de echilibru a sistemelor tip amestec mecanic

Curba lichidus se defineşte ca fiind locul geometric al tuturor punctelor critice ce marchează începutul solidificării la răcire sau sfârşitul topirii la încălzirea aliajelor. Linia frântă solidus este locul geometric al tuturor punctelor critice de sfârşit de solidificare la răcire sau de început de topire la încălzire la temperatura constantă a tuturor aliajelor sistemului.

Diagrama de echilibru a sistemelor cu insolubilitate totala în stare solidă se construieşte pe cale

experimentală prin analiză termică. Astfel, se construiesc curbele de răcire pentru cei doi componenţi A, B şi încă pentru n aliaje din sistem, printre care şi aliajul eutectic cu concentraţia c_E pe care se determină punctele critice de început şi de sfârşit de solidificare. Se observă că atât curbele de răcire ale componentelor pure A şi B cât şi curba de răcire a eutecticului pur prezintă un singur palier, deci ele se vor solidifica şi topi la temperatură constantă. Pentru restul de aliaje, curbele de răcire au câte un punct de inflexiune situat la temperaturi diferite unde începe solidificarea componentului A sau B şi un palier situat la aceeaşi temperatură pentru toate aliajele, unde se termina solidificarea cu formarea unui amestec mecanic de două faze denumit eutectic.

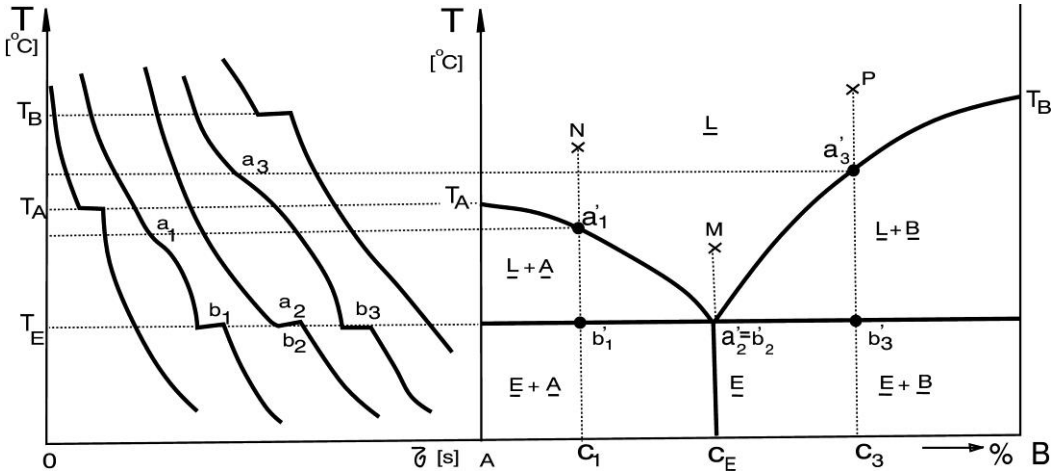


Figura 7.10. Construirea diagramei de echilibru a sistemelor tip amestec mecanic

Translând punctele critice de pe curbele de răcire într-un plan alăturat în coordonate temperatură-concentraţie şi unind punctele critice de acelaşi fel cu linii continue se obţine diagrama de echilibru a sistemului cu insolubilitate totală, figura 7.10.

Aliajul cu concentraţia c_E se numeşte aliaj eutectic. El conţine în structură 100 % eutectic, figura 7.10.b. Aliajele situate la stânga concentraţiei eutectice A … c_E se numesc aliaje hipoeutectice, având în structură cristale de component pur A, şi eutectic, figura 7.11 iar aliajele situate la dreapta concentraţiei eutectice c_E … B se numesc aliaje hipereutectice, având în structură cristale de component pur B şi eutectic, figura 7.11.c

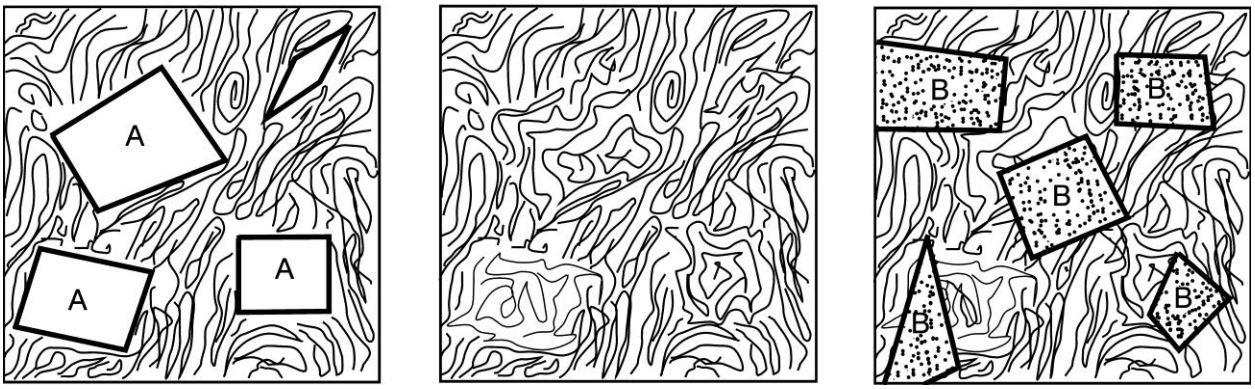


Figura 7.11. Structura aliajelor cu eutectic

7.1.4.1. Solidificarea aliajelor cu formare de eutectic

Urmărind solidificarea în condiţii de echilibru (răcire cu viteză mică) a aliajului hipoeutectic cu concentraţia c_1 din figura 7.10, care se afla în stare lichidă în punctul N se observă că prin răcire la intersecţia verticalei cu linia lichidus a'_1 apare primul cristal de solid a cărui concentraţie este data de intersecţia orizontalei cu linia solidus (verticala lui 100% A), deci va fi component pur A. Solidificarea continuă pe măsura răcirii, cu formare de noi cristale de component A, lichidul îmbogăţindu-se în component B după linia lichidus. În punctul b'_1, la intersecţia verticalei cu linia solidus, ultima cantitate de lichid, ce are concentraţia eutecticului, dată de intersecţia orizontalei cu linia lichidus c_E, se va descompune într-un amestec de cristale A + B = E denumit eutectic. În aliajul eutectic cu concentraţia c_E aflat în punctul M, în stare lichidă la răcire, în punctul $a'_2 = b'_2$ are loc reacţia eutectică prin care lichidul se descompune la temperatură constantă în amestec mecanic de două faze (eutectic) L→ A + B = E.

Răcind aliajul hipereutectic cu concentraţie c_3 aflat în punctul P în stare lichidă, în intersecţia cu linia lichidus (punctul p_3) se formează primul cristal de component B (după aceeaşi regulă a orizontalei ca la aliajul hipoeutectic c_1). Solidificarea continuă cu formare de noi cristale B pe măsura răcirii, până când la intersecţia verticalei cu izoterma solidus (b'_3) ultima cantitate de lichid, cu concentraţia eutecticului c_E se descompune într-un amestec mecanic de cristale A + B = E.

Sistemul aflat deasupra liniei lichidus, unde există o singură fază (soluţia lichidă), este bivariant: V = 2 - 1 +1 = 2. În intervalul de solidificare, unde există două faze (L + A sau L + B) sistemul este monovariant: V = 2 - 2+ 1 = 1. Pe porţiunea izotermă a liniei solidus, unde există în echilibru trei faze L, A şi B sistemul este invariant: V =2 - 3 + 1 = 0. Sub izoterma solidus, unde există un amestec de două faze A + B sistemul este monovariant: V = 2 – 2 + 1 = 1.

7.1.4.2. Regula pârghiei aplicată la aliajele cu formare de eutectic

Pentru a determina cantitatea (în greutate) a fazelor existente, atât în domeniul de solidificare cât şi în domeniul aflat sub linia solidus, se foloseşte regula pârghiei sau regula segmentelor inverse.

Astfel, pentru aliajul hipoeutectic cu concentraţia c_1 situat la temperatura TK în punctul K, figura 7.12.a, raportul cantităţilor de faze existente este invers proporţional cu raportul segmentelor alăturate.

$$\frac{Q_A}{Q_L} = \frac{Kl}{SK}; \frac{Q_L}{Q_A} = \frac{SK}{Kl}$$

$$\frac{Q_A}{Q} = \frac{Kl}{Sl}; \frac{Q_L}{Q} = \frac{SK}{Sl} \qquad (7.6)$$

Aplicând regula pârghiei pe linia solidus în punctul b, unde ultima cantitate de lichid trece în eutectic se poate determina raportul cantităţilor de faze solide existente sub linia solidus:

$$\frac{Q_L}{Q_A} = \frac{Q_E}{Q_A} = \frac{ab}{be}; \frac{Q_E}{Q} = \frac{ab}{ae}; \frac{Q_A}{Q} = \frac{ab}{ae} \quad (7.7)$$

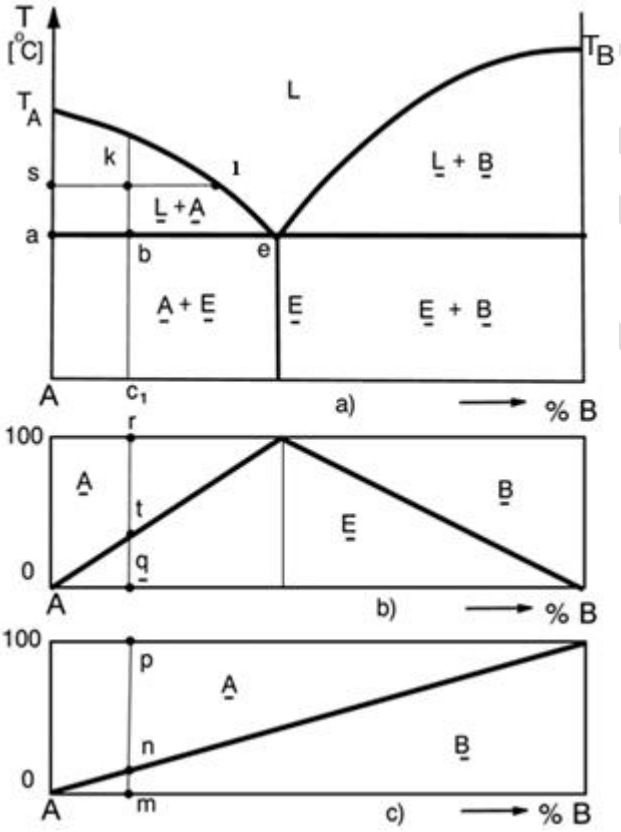
Deci, este posibilă calcularea cantităţii de eutectic şi a cantităţii de component A existente în aliajul cu concentraţia C_1 la temperatura ambiantă:

$$Q_E = \frac{ab}{ae} \cdot Q \qquad Q_A = \frac{be}{ae} \cdot Q \quad (7.8)$$

unde: Q = 100%.

Astfel pentru aliajul din sistemul Pb-Sb, cu 5%Sb, la care eutecticul se formează la 13% Sb, cantitatea de eutectic este:

$$Q_E = \frac{ab}{ae} \cdot 100 = \frac{5}{13} \cdot 100 = 38\%$$



De asemenea, problema poate fi pusă şi invers: cunoscându-se cantitatea de eutectic dintr-un aliaj Pb-Sb hipoeutectic ca fiind 38% şi că eutecticul se formează la 13% Sb să se determine concentraţia aliajului respectiv:

$$ab = \frac{Q_E \cdot ae}{Q} = \frac{38 \cdot 13}{100} = 5\% \text{ Sb} \quad (7.9)$$

Figura 7.12. Aplicarea regulii pârghiei. Diagrama constituenților şi fazelor

7.1.4.3. Diagrama de faze şi de constituenți

Cantităţile de faze şi constituenți existente în sistemul de aliaje cu insolubilitate totală în stare

solidă la temperatura mediului ambiant pot fi determinate grafic cu ajutorul diagramei fazelor respectiv diagrama constituenților care sunt grafice situate sub diagrama de echilibru, în coordonate concentraţie - cantităţi în procente de faza sau constituenți (abscisă respectiv ordonată).

Astfel, aliajul hipoeutectic cu concentraţia c_1 % B la temperaturi situate sub linia solidus conţine în structură o cantitate de eutectic (E = A + B) dată de mărimea segmentului qt şi o cantitate de constituent liber A, dată de mărimea segmentului tr din figura 7.12.b, care reprezintă diagrama constituenților. Cantităţile de fază atât libere cât şi legate în eutectic sunt date de diagrama fazelor, figura 7.12.c; mărimea segmentului mn dă cantitatea totală de fază B iar mărimea segmentului np dă cantitatea totală de fază A (atât liberă cât şi legată în eutectic).

Segregaţia în sistemele de aliaje cu insolubilitate totală în stare solidă poate fi microscopică (intercristalină) când se referă la diferenţa de compoziţie chimică a grăunţilor ce formează structura aliajului şi macroscopică (după greutatea specifică) când cristalele de fază A sau B sunt mai grele decât lichidul în care solidifică şi în timpul unei răciri foarte lente se depun pe fundul vasului creând o diferenţă de compoziţie în domenii macroscopice.

De asemenea, sunt sisteme de aliaje cu componente solubile în stare lichidă şi insolubile în stare solidă care în mod practic nu formează eutectic numindu-se sisteme cu eutectic pierdut. Astfel de sisteme se formează între Bi şi Cu când eutecticul se formează pentru o concentraţie apropiată de 100% Bi, figura 7.13. De asemenea, sistemul A1-Be formează un eutectic pierdut apropiat de 0% Al (1,1 % Al). În aceste sisteme temperatura de solidificare a eutecticului coincide cu temperatura de solidificare a unuia dintre componenţi.

Din aceasta categorie de sisteme cu eutectic pierdut mai fac parte următoarele sisteme: Al-Sn, Cu-Li, Ga-Ge, Sn-Ge, Ge-Pb etc.

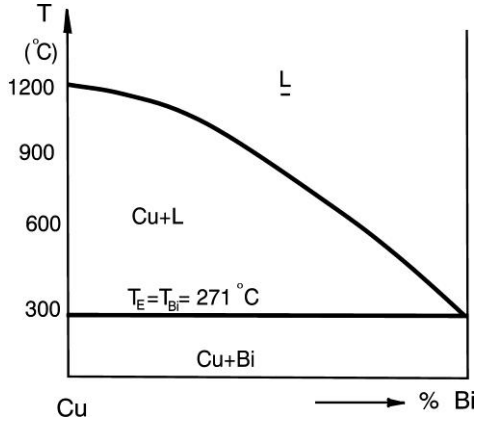


Figura 7.13. Diagrama de echilibru cu eutectic pierdut

7.1.5. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje binare cu solubilitate totală în stare lichidă şi solubilitate parţială în stare solidă (b_3)

Aşa cum s-a văzut şi în subcapitolul precedent nu există componenți solubili în stare lichidă şi perfect insolubili în stare solidă; toate componentele prezintă o mai mare sau mai mică solubilitate.

În cele mai multe din sistemele de aliaje metalice, componentele sunt solubile unele în altele

pentru anumite domenii de concentraţii, iar pentru restul concentraţiilor componentele formează aliaje cu eutectic sau cu peritectic.

7.1.5.1. Diagrame ale sistemelor de aliaje cu solubilitate parţială în stare solidă cu transformare eutectică

Diagramele de echilibru ale acestor sisteme au un aspect ca şi cum ar fi formate din două diagrame: cu solubilitate şi cu insolubilitate în stare solidă.

Forma diagramelor de echilibru ale acestor sisteme se obţine din analiza variaţiei energiei libere F a aliajelor cu concentraţia, pentru diverse temperaturi: $T_1<T_2=T_E<T_3=T_B<T_A=T_A<T_5$, figura 7.14.a,b,c,d,e.

La temperatura T_1, curba de variaţie a energiei libere a solidului (curba cu două minime) F_S se află sub curba de variaţie a energiei libere a lichidului, F_L. Ca atare, la această temperatură sistemul de aliaje se va afla în stare solidă: între concentraţiile $c_1 \ldots c_2$ va exista amestecul mecanic de două faze $\underline{\alpha}$ + $\underline{\beta}$. La stânga concentraţiei c_1 va exista faza $\underline{\alpha}$, iar la dreapta concentraţiei c_2 va exista faza $\underline{\beta}$, figura 7.14.a. La temperatura $T_2 = T_E$, curba de variaţie a energiei libere a lichidului coboară mai repede decât curba de variaţie a energiei libere a solidului astfel că minimele celor două curbe au o tangentă comună, fig.7.14 b. La această temperatură, între concentraţiile c_1 şi c_2 se vor afla în echilibru trei faze: lichid cu concentraţia c_E, soluţie solidă α cu concentraţia c_1 şi soluţia solidă β cu concentraţia c_2.

La temperatura $T_3 = T_B$ începe topirea componentului B; în stare de echilibru se află, la stânga concentraţiei c_3, soluţia solidă α, între concentraţiile $c_3 \ldots c_4$, soluţie solidă α şi lichid, iar între $c_4 \ldots$B se află numai lichid, figura 7.14.c.

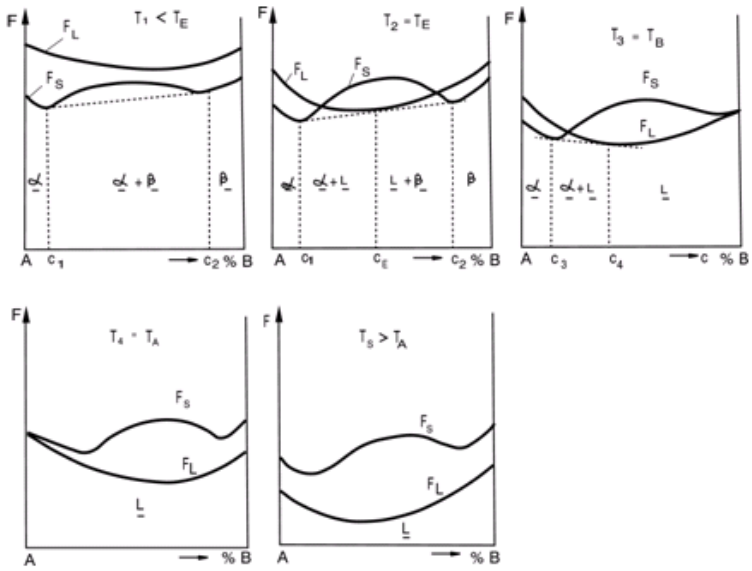


Figura 7.14. Variaţia energiei libere cu concentraţia aliajelor cu solubilitate parţială în stare solidă

La creşterea în continuare a temperaturii la $T_4 = T_A$ şi la $T_5>T_A$ începe topirea componentului A; curba de variaţie a energiei libere a lichidului F_L se află sub curba de variaţie a energiei libere a solidului;

ca atare aliajele se vor găsi în tot domeniul concentraţiilor în stare lichidă, figura 7.14.c şi figura 7.14.d.

Reprezentând cele 5 temperaturi şi cele 6 concentraţii într-un plan temperatură-concentraţia componentelor şi unind cu linii continue punctele rezultate din analiza variaţiei energiei libere a fazelor lichidă şi solidă cu concentraţia, se obţine diagrama de echilibru a acestor sisteme, figura 7.15.a. Curba lichidus este identică cu curba lichidus a sistemelor cu insolubilitate totală în stare solidă, iar curba solidus este formată din două arce curbe racordate cu un segment de dreaptă orizontală.

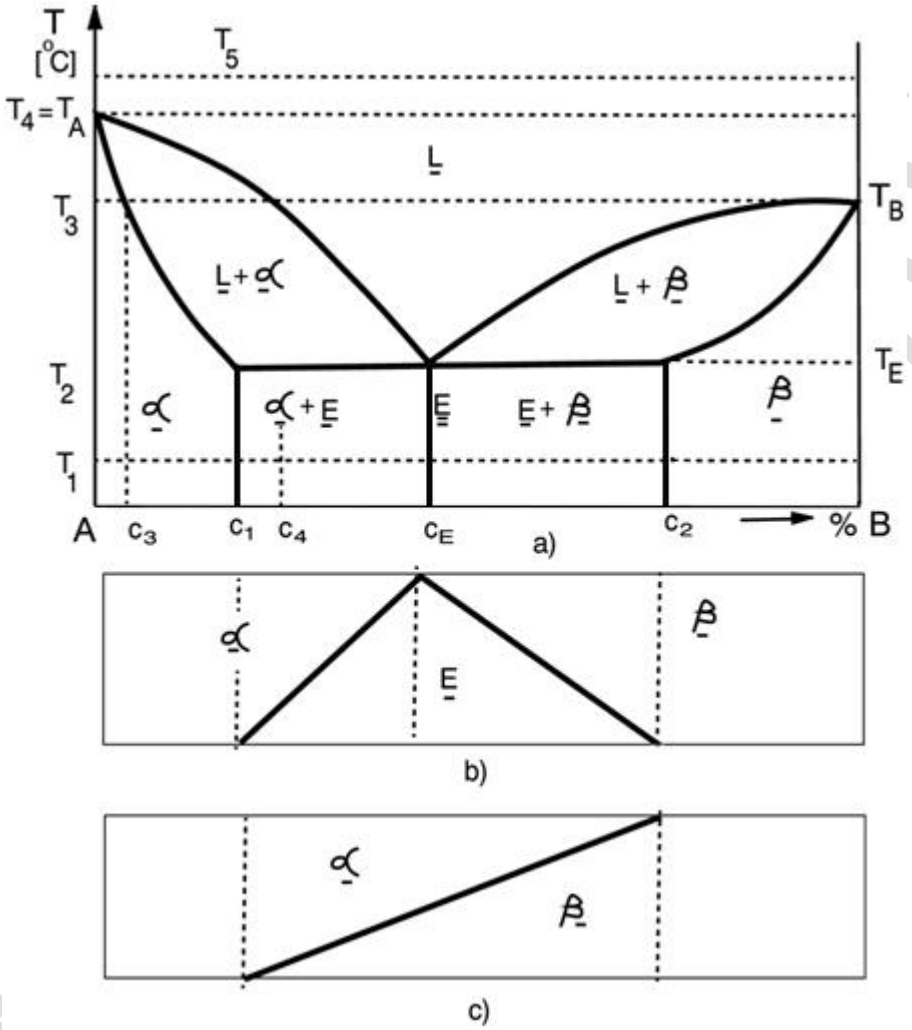


Figura 7.15. Diagrama cu solubilitate parţiala în stare solidă

Construirea unei asemenea diagrame se face de asemenea prin metoda analizei termice, când se trasează curbele de răcire ale celor două componente A, B şi a aliajelor cu concentraţia c_3, c_4, c_E, c_5 şi c_6, după care se translează punctele critice într-un plan alăturat temperatură-concentrație, unindu-se punctele critice de acelaşi fel cu linii continue, obţinându-se astfel liniile lichidus şi solidus, figura 7.16.

În figura 7.15.b şi figura 7.15.c sunt date diagramele constituenţilor şi fazelor în echilibru pentru diverse concentraţii.

Solidificarea acestor aliaje cu solubilitate parţială în stare solidă şi cu formare de eutectic, are loc

în mod diferit pentru diverse domenii de concentraţii. Astfel,, pentru aliajele cuprinse în domeniul A...c_1, din figura 7.16, solidificarea începe şi se termină cu formare de soluţie solidă α; pentru aliajele din domeniul de concentraţii c_1 … c_E solidificarea începe cu formare de soluţie solidă α şi se termină cu formare de eutectic; aliajele cu concentraţia c_E solidifică la temperatură constantă când lichidul se descompune total în eutectic; pentru aliajele cuprinse între c_E… c_2 solidificarea începe cu formare de soluţie solida β şi se termină cu formare de eutectic, iar pentru aliajele cuprinse între c_2...B solidificarea începe şi se termină cu formare de soluţie solidă β. Concentraţiile c_1 şi c_2 reprezintă limite de maximă solubilitate a componentelor.

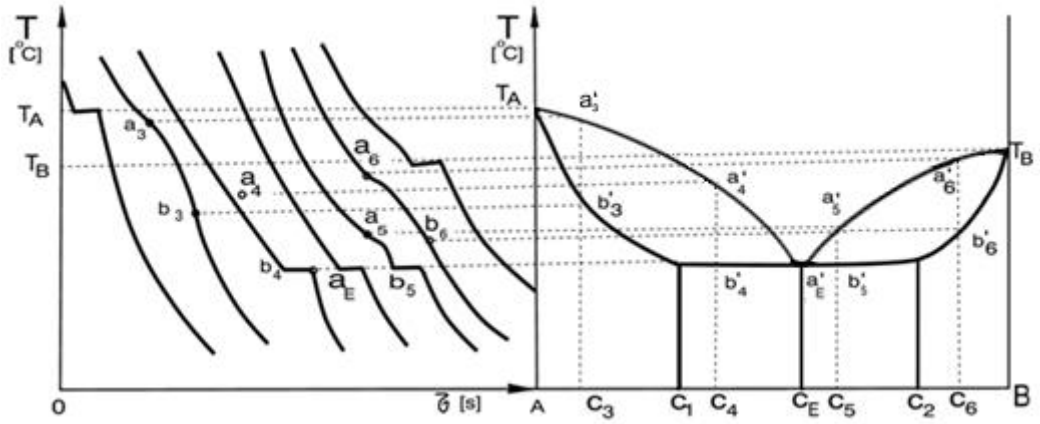


Figura 7.16. Constituirea diagramei de echilibru a sistemelor cu solubilitate limitată în stare solidă

În cazul diagramei din figura 7.11, eutecticul este format din amestecul mecanic a două soluţii solide (E = α + β) şi provine din descompunerea unei soluţii lichide pe porţiunea orizontală a liniei solidus. Asemenea sisteme sunt Al-Si, Bi-Sn, Cr-Ni, Pb-Sb, Pb-Sn, Pt-Cr, Al-Ge etc. Există sisteme la care doar un singur component este solubil în celalalt, în acest caz sistemele se numesc cu solubilitate parţială unilaterală, când eutecticul este format dintr-o soluţie solidă şi un component (E = α + B), figura 7.17.

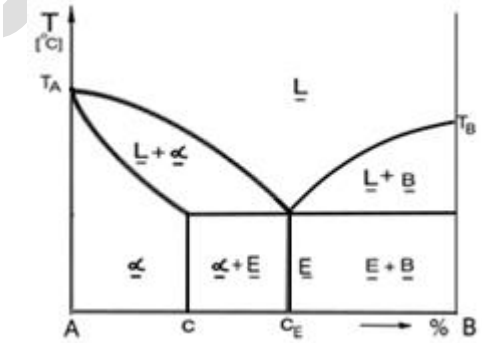


Figura 7.17. Diagrama de echilibru cu solubilitate limitată unilaterală în stare solidă

Toate sistemele de aliaje care au solubilitate parţială în stare solidă a componentelor prezintă în

stare solidă o variaţie a solubilităţii cu concentraţia; solubilitatea reciprocă a componenţilor scade pe măsura micşorării temperaturii existând sub linia solidus curbe de variaţie a solubilităţii ce vor fi descrise în cadrul prezentării diagramelor de echilibru cu transformări secundare (descompunerea parţială a soluţiilor solide).

7.1.5.2. Diagrame ale sistemelor cu solubilitate parţială în stare solidă cu transformare peritectică

Transformarea peritectică este o transformare primară care constă din reacţia dintre o soluţie lichidă şi o fază solidă la temperatură constantă situată între temperaturile de topire ale celor două componente, din care rezultă o nouă fază solidă (soluţie solidă sau compus chimic). În sistemele cu solubilitate parţială, reacţia peritectică are loc între soluţia lichidă şi o soluţie solidă rezultând o nouă soluţie solidă. Forma diagramei de echilibru a sistemelor cu solubilitate parţială şi cu formare de peritectic, rezultă din analiza modului de variaţie a energiilor libere ale fazei solidă şi lichidă cu concentraţia sistemului.

Pe cale experimentală această diagramă de echilibru, se obţine ca şi celelalte diagrame de echilibru prin metoda analizei termice figura 7.18. Linia lichidus T_ACT_B este formată din două ramuri curbe: T_AC după care începe solidificarea soluţiei solide α şi CT_B după care începe solidificarea soluţiei solide β.

Linia solidus T_AabT_B este formată din două arce curbe T_Aa şi bT_B, după care se termină solidificarea soluţiilor solide α respectiv β, unite între ele printr-un segment de dreaptă orizontală ab, pe care are loc reacţia peritectică.

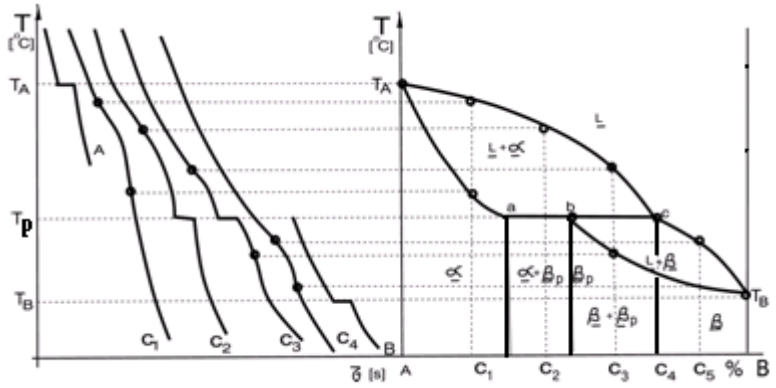


Figura 7.18. Construirea diagramei de echilibru cu formare de peritectic

Solidificarea aliajelor din asemenea sisteme are loc diferit în funcţie de natura fazelor ce se formează. Astfel, solidificarea aliajelor omogene cuprinse între concentraţiile A...c_1 şi c_5..B, figura 7.19.a, are loc în mod identic cu solidificarea aliajelor cu formare de soluţii solide α respectiv β. Aliajele cuprinse între concentraţiile c_1…c_5 se solidifică diferit pe porţiunile izotermei ab şi bc, când se formează peritecticul.

Din aliajul cu concentraţia c_2, figura 7.19.a, ce se află în stare lichidă în punctul M, la răcire, când verticala taie linia lichidus, se formează primul cristal de soluţie solidă α. Solidificarea continuă cu formare de noi cristale de soluţie solidă α până la intersecţia verticalei cu izoterma ab (linia solidus) când are loc reacţia peritectică, lichidul cu concentraţia c_5 reacţionând cu soluţia solidă α cu concentraţia c_1 formându-se soluţie solidă β_p, rămânând în surplus soluţie solidă α, ($\underline{L} + \underline{\alpha} \rightarrow \underline{\beta}_p + \underline{\alpha}_{surplus}$).

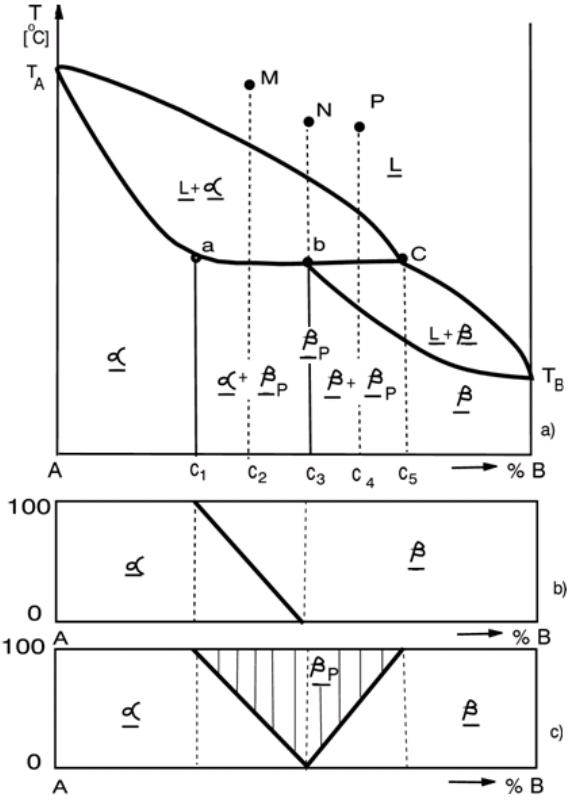


Figura 7.19. Diagramă de echilibru cu peritectic. Diagrama fazelor şi constituenţilor

Pentru aliajul cu concentraţia c_3 care în punctul N se află în stare lichidă, solidificarea începe cu formarea de soluţie solidă α, care continuă să se formeze până în punctul b, când are loc reacţia peritectică dintre lichidul cu concentraţia c_5 şi soluţia solidă α de concentraţie c_1 cu formare de soluţie solidă $\underline{\beta}_p$ ($\underline{L} + \underline{\alpha} \rightarrow \underline{\beta}_p$).

La răcirea aliajului cu concentraţia c_1, care în punctul B, se află în stare lichidă, solidificarea începe de asemenea cu formare de soluţie solidă α, care la temperatura corespunzătoare izotermei bc va reacţiona cu lichidul formând soluţia solidă $\underline{\beta}_p$, rămânând în surplus lichid care se va solidifica sub formă de soluţie solidă β până la atingerea liniei solidus. În timpul solidificării, lichidul îşi modifică concentraţia după linia lichidus, iar solidul îşi modifică continuu concentraţia după linia solidus.

Între soluţia solidă β obţinută prin solidificare normală, după liniile cT_B şi bT_B şi soluţia solidă β_p obţinută prin reacţie peritectică pe izoterma abc nu există nicio deosebire. Ca atare în stare solidă aliajele vor fi omogene între concentraţiile A…c_1 (soluţie solidă α) şi între concentraţiile c_3 … B (soluţie solidă $\beta \equiv \beta_p$) şi vor fi eterogene între domeniul c_1…c_3 ($\alpha+\beta_p$).

Cantităţile de fază lichidă şi solidă în intervalul de solidificare se determină cu ajutorul regulii pârghiei, iar cantităţile de constituenţi şi faze existente la temperatura mediului ambiant se determină cu ajutorul diagramelor de constituenţi şi de faze, figura 7.19.b şi figura 7.19.c. Astfel de diagrame prezintă sistemele: Hg-Cd, Pt-Ag, Sn-Sb, Cu-Zn, Cu-Sn, Fe-C etc.

Aceste sisteme prezintă în stare solidă variaţie a solubilităţii cu temperatura; din punctul de maximă solubilitate a şi din punctul b apar două curbe după care solubilitatea scade odată cu scăderea temperaturii, excepţie fac sistemul Cu-Zn care prezintă o solubilitate retrogradă.

7.1.6. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje cu solubilitate totală în stare lichidă cu formare de compuşi chimici

Compuşii chimici sau intermetalici au temperatură fixă de solidificare ca şi componentele pure, ei putându-se forma în orice tip de diagramă prezentată anterior, când conferă diagramelor un aspect complex.

Compuşii chimici pot fi stabili până la temperatura de topire când se numesc compuşi cu topire congruentă şi nestabili până la topire, când se descompun înainte de e se topi şi când se numesc compuşi cu topire incongruentă. Caracteristic prezenţei unui compus chimic este faptul că linia lichidus în dreptul formării acestuia prezintă un punct de maximum.

7.1.6.1. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu compuşi ce se topesc congruent

Compuşii chimici cu concentraţie constantă se formează în acele sisteme în care componentele A şi B sunt insolubile reciproc sau unilateral. Astfel, compusul chimic C cu concentraţia constantă c_c din figura 7.20, formează cu componentele A şi B două eutectice, $\underline{E}_1 = \underline{A} + \underline{C}$ şi $\underline{E}_2 = \underline{B} + \underline{C}$. În tot domeniul de concentraţii (excepţie făcând aliajul cu concentraţia c_c) aliajele sunt eterogene. Sistemele care posedă asemenea diagrame de echilibru sunt: Mg-Sn, Mg-Ca, Mg-Zn, Mg-Bi, Al-Sb, Al-Ni etc.

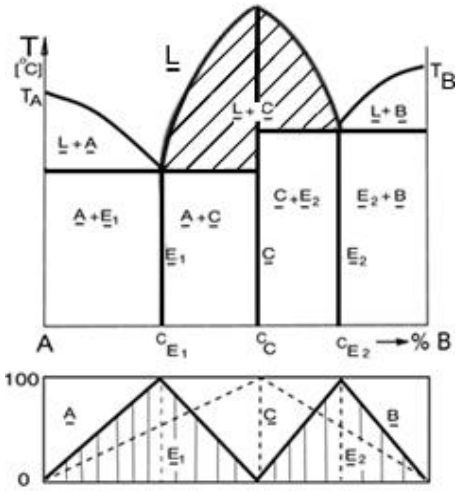


Figura 7.20. Diagrama de echilibru, a sistemelor cu compuşi chimici stabili, de compoziţie constantă

De asemenea, există sisteme în care componentele sunt total solubile în stare lichidă şi parţial solubile în stare solidă când se pot forma compuşi chimici cu concentraţie variabilă, cum este cazul compusului chimic γ din figura 7.21 care este stabil până la temperatura de topire şi care există în domeniul concentraţiilor $c_1 \ldots c_2$.

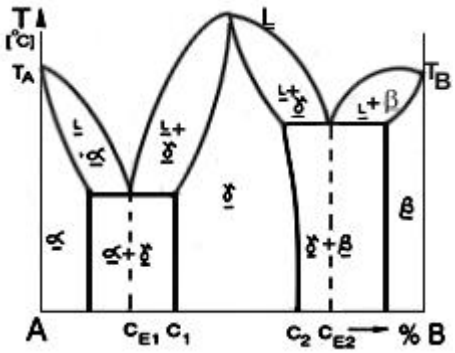


Figura 7.21. Diagrama de echilibru a sistemelor cu compuşi chimici stabili de compoziţie variabilă

7.1.6.2. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu compuşi chimici ce se topesc incongruent

Asemenea compuşi, nestabili până la temperatura de topire apar în sisteme ale căror componenţi sunt complet solubili în stare lichidă şi total insolubili în stare solidă, prin reacţie peritectică, la temperatură constantă situată între temperaturile de topire ale celor două componente, figura 7.22.

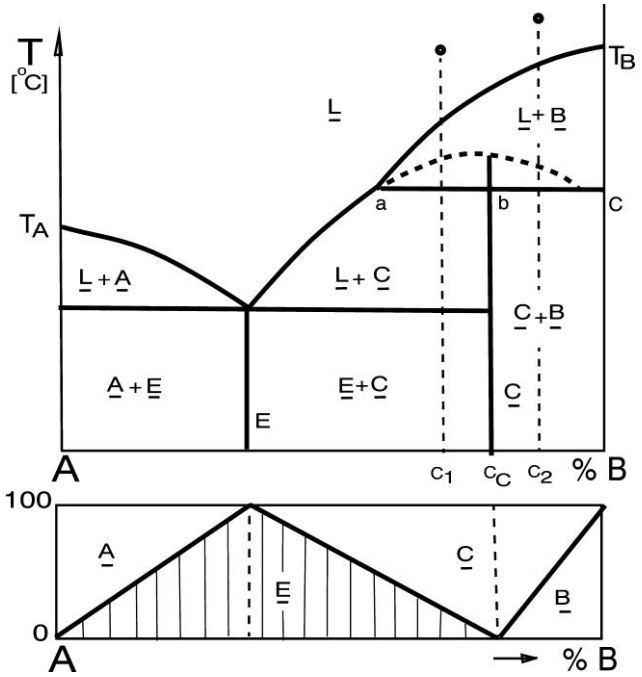


Figura 7.22. Diagrama de echilibru a sistemelor cu compuşi chimici instabili până la topire (cu topire incongruentă sau cu formare de peritectic)

În acest caz din reacţia peritectică se formează un compus chimic A_m B_n care se descompune la

încălzire într-o fază lichidă şi solidă înainte de a se topi şi care formează cu cele două componente amestecuri mecanice.

Diagrama de echilibru în dreptul compusului chimic cu topire incongruentă prezintă un maximum ascuns.

Reacţie peritectică decurge pe izoterma abc în mod diferit, în funcţie de concentraţie. Astfel, solidificarea aliajului cu concentraţia c_1 din figura 7.22 începe cu formare de component pur B la intersecţia verticalei cu linia lichidus. La intersecţia verticalei cu porţiunea ab (izoterma abc) are loc reacţia dintre lichid şi componentul solid B din care rezultă compusul chimic C rămânând în surplus lichid: $\underline{L} + \underline{B} \rightarrow \underline{C} + \underline{L}_{surplus}$. Solidificarea continuă cu separare de compus chimic C din lichid, terminându-se cu formare de eutectic. Aliajul cu concentraţia c_c solidifică similar cu cel precedent, doar că în reacţia peritectică se consumă integral atât lichidul cât şi componentul B, rezultând compus chimic nestabil C: $\underline{L} + \underline{B} \rightarrow \underline{C}$. Aliajul cu concentraţia c_2 solidifică similar cu aliajele c_1 şi c_c, doar că la intersecţia izotermei bc, din reacţia peritectică, rezultă în surplus component B care se menţine până la temperatura ordinară: $L + B \rightarrow C + B$. În stare solidă aceste sisteme sunt eterogene, structura lor fiind formată din $\underline{A}$ + $\underline{E}$; $\underline{E}$ + $\underline{C}$ sau $\underline{C}$ + $\underline{B}$.

Sisteme de aliaje în care se formează un compus chimic cu topire incongruentă din reacţie peritectică sunt: Mg-Ni, Al-Ni, Al-Co etc.

7.1.7. Diagrame ale sistemelor cu solubilitate parţială în stare lichidă şi insolubilitate totală în stare solidă (b_5)

Cele două componente care formează aliajul sunt solubile unele în altele în stare lichidă numai pentru anumite domenii de concentraţii şi temperaturi. Pentru restul concentraţiilor şi temperaturilor se formează două soluţii lichide conjugate stratificat după greutatea specifică figura 7.23.

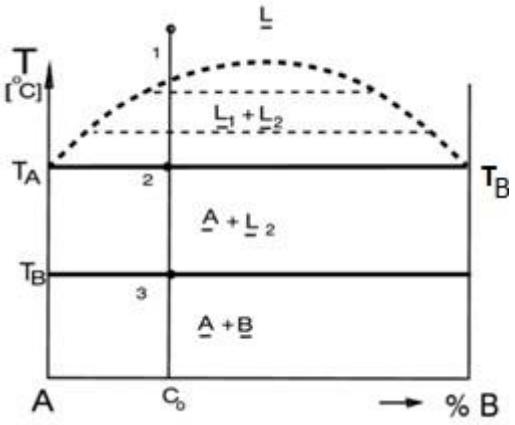


Figura 7.23. Diagramă de echilibru a sistemelor cu solubilitatea parţială în lichid şi insolubilitate totală în solid

Urmărind solidificarea aliajului cu concentraţia c_o din figura 7.23, în punctul l, din soluţia lichidă omogenă $\underline{L}$ se separă două soluţii lichide L_1 şi L_2 conjugate, stratificate. În punctul 2 se produce la

temperatură constantă solidificarea componentului A, care coexistă cu lichidul L_2 până în punctul 3 când se produce şi solidificarea acestuia. După solidificare, aliajele se prezintă stratificate după greutatea

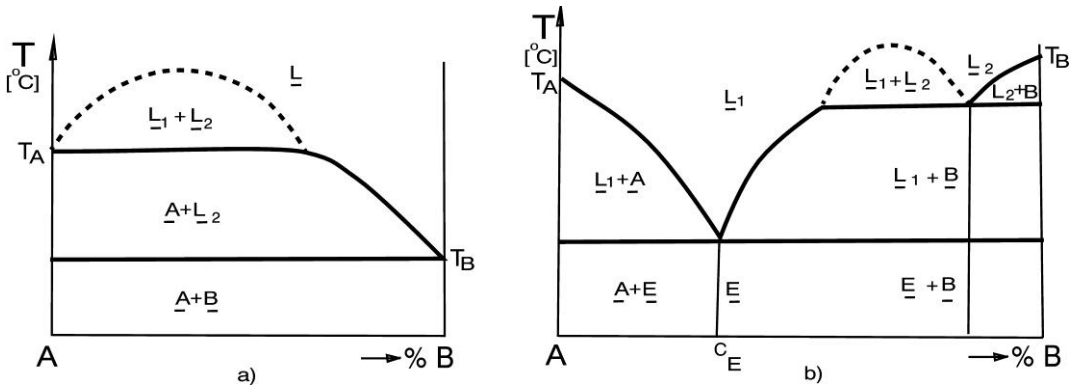


Figura 7.24. Diagramă de echilibru a sistemelor cu solubilitatea parţială în lichid numai pentru anumite concentraţii şi insolubilitate totală în solid

specifică sau sub formă de amestec mecanic grosolan când baia topită a fost agitată în timpul solidificării şi când aliajul obţinut se numeşte aliaj tip emulsie. Este posibil, ca solubilitatea parţială în stare lichidă să nu se manifeste pentru toate concentraţiile, ci numai pentru anumite domenii de concentraţie când se formează eutectice (figura 7.24.a şi 7.24.b) cum este cazul sistemelor Cu-Pb etc. Când la solidificarea unor asemenea aliaje se formează un compus chimic cu concentraţie constantă cu topire incongruentă (nestabil până la temperatura de topire), sistemul se numeşte cu transformare sintectică, figura 7.25.

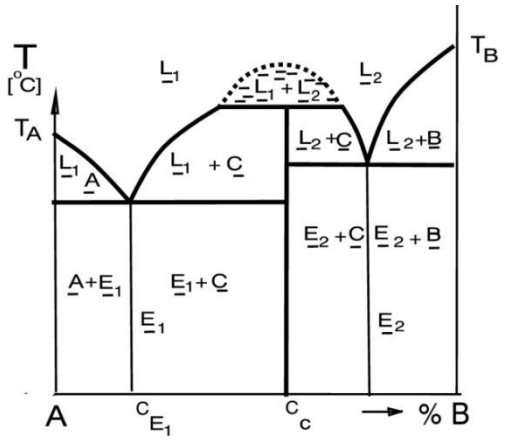


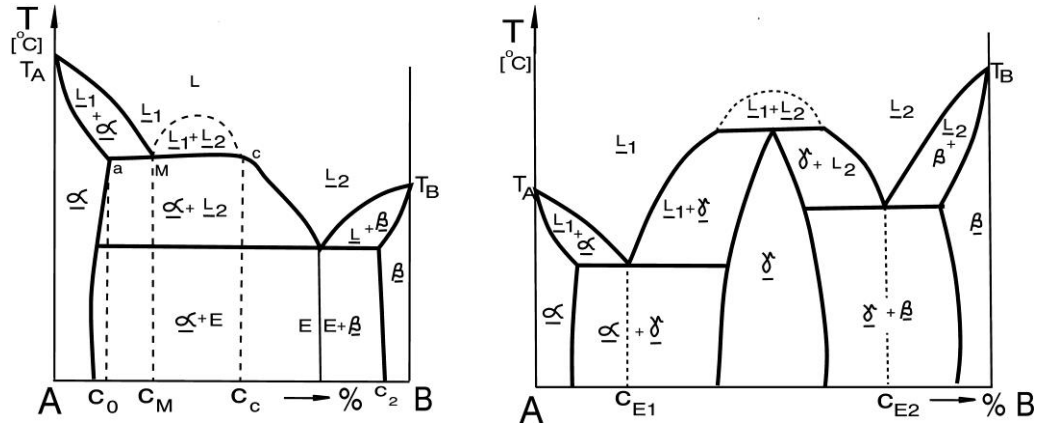
Figura 7.25. Diagramă de echilibru cu solubilitate parţială în lichid şi insolubilitate totală în solid cu transformare sintectică

7.1.8. Diagrame de echilibru ale sistemelor binare cu solubilitate parţială atât în stare lichidă cât şi în stare solidă a componentelor (b_6)

Componentele acestor sisteme formează soluţii lichide şi soluţii solide doar pentru anumite concentraţii, figura 7.26.a. Linia lichidus punctată reprezintă variaţia solubilităţii în stare lichidă a sistemului. Pe izoterma aMc are loc reacţia monotectică, când din lichidul L_1 cu concentraţia c_M se separă lichid L_2 cu concentraţia c_c şi soluţie solidă α de concentraţie c_a. Reacţia monotectică, decurge la

temperatură constantă până la dispariţia lichidului L_1, astfel că sub izoterma aMc coexistă în echilibru lichidul L_2 şi soluţia solidă α. Lichidul L_2 se descompune în amestec mecanic de două soluţii solide $\alpha + \beta$ la atingerea temperaturii de transformare eutectică, astfel că în stare solidă în domeniul concentraţiilor c_a şi c_2 sistemul este eterogen format din amestecul mecanic a celor două soluţii solide. Asemenea diagrame de echilibru prezintă sistemele: Al-Bi, Bi-Zn, Al-Cd, Al-In etc. Curba de răcire a aliajelor cuprinse între $c_a \ldots c_M$ are un punct de inflexiune şi două paliere.

În cazul când componentele A şi B sunt parţial solubile atât în stare lichidă şi solidă se poate forma un compus chimic nestabil cu topire incongruentă de compoziţie variabilă (fază intermediară) din transformare sintectică, figura 7.26. b.



a. b.

Figura 7.26. Diagrame de echilibru a sistemelor cu solubilitate parţială în lichid şi solid.
a. cu transformare monotectică; b. cu transformare sintectică

7.1.9. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu insolubilitate totală atât în stare lichidă cât şi solidă (b_4)

Componentele acestor sisteme (Ag-Ti, Fe-Pb etc.) sunt insolubile reciproc atât în stare lichidă cât şi în stare solidă, formând în stare solidă materiale metalice stratificate.

Diagrama de echilibru a acestor sisteme se compune din două izoterme corespunzătoare temperaturilor de topire a celor două componente, figura 7.27. Deasupra liniei lichidus se află două lichide stratificate după greutatea specifică, iar sub linia solidus se află dispuse cele două metale de asemenea, după greutatea lor specifică.

Dacă în timpul solidificării baia metalică se agită stratificarea este împiedicată şi se obţine în final un aliaj tip emulsie.

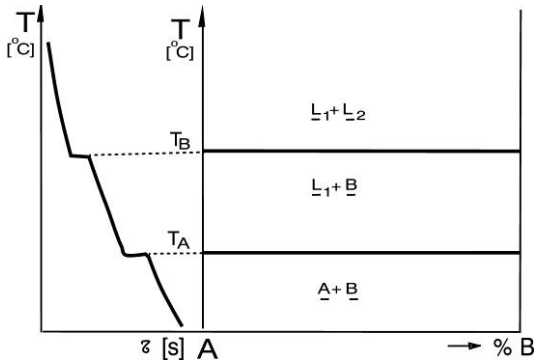


Figura 7.27. Diagrama de echilibru a sistemelor cu insolubilitate totală în stare lichidă şi solidă

Curba de răcire a oricărui aliaj din aceste sisteme prezintă două paliere corespunzătoare temperaturilor de topire a celor două componente.

7.2. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje binare cu transformări secundare

Transformările secundare în sistemele de aliaje metalice se manifestă în starea de agregare solidă fiind însoţite de cedare sau absorbţie de căldură, variaţia dilatării liniare, modificarea microstructurii, modificarea proprietăţilor fizico-mecanice şi tehnologice etc.

Cauzele care produc transformări secundare în sistemele de aliaje metalice pot fi: polimorfismul componentelor, variaţia solubilităţii soluţiilor solide şi modificarea unor proprietăţi fizice (magnetice sau electrice). Toate transformările secundare, cu excepţia celor provocate de modificarea proprietăţilor fizice, provoacă modificarea numărului de faze şi constituenţi din aliaje. Sunt foarte puţine sisteme de aliaje tehnice care nu posedă transformări secundare. Doar unele sisteme cu insolubilitate totală în stare solidă, cum sunt Pb-Sb, Al-Sb, Cu-Bi, Sb-Fe etc. şi unele sisteme cu solubilitate totală în stare solidă, cum sunt: Cu-Ni şi altele, sub linia solidus nu prezintă nici o transformare. Toate sistemele cu solubilitate parţială şi foarte multe sisteme cu solubilitate nelimitată în stare solidă au transformări secundare.

Transformările secundare sunt prezente pe diagramele de echilibru de linii curbe sau linii drepte orizontale.

7.2.1. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu transformări secundare datorate variaţiei solubilităţii

Toate sistemele de aliaje binare care au solubilitate limitată în stare solidă prezintă în această stare de agregare o variaţie continuă a solubilităţii reciproce a componentelor cu variaţia temperaturii.

Solubilitatea reciprocă a componentelor creşte pe măsura creşterii temperaturii datorită creşterii posibilităţilor de difuzie a atomilor componentelor.

Aceste sisteme se mai numesc sisteme cu descompunere parţială a soluţiilor solide, deoarece la temperatura mediului ambiant mai rămâne soluţie solidă obţinută din transformare primară

nedescompusă. Descompunerea parţială a soluţiilor solide se manifestă în sisteme cu solubilitate limitată în stare solidă cu formare de eutectic şi cu formare de peritectic. În figura 7.28 este dată diagrama de echilibru a sistemelor de aliaje cu formare de eutectic şi cu descompunerea parţială a soluţiei

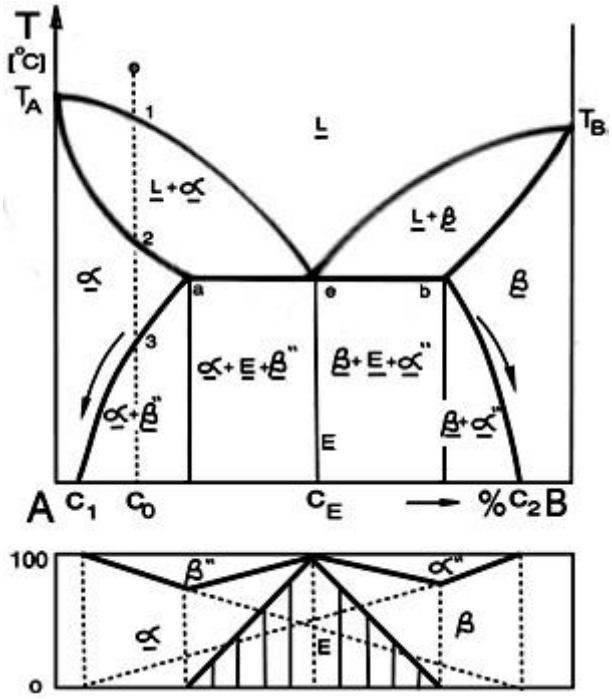


Figura 7.28. Diagrame de echilibru cu eutectic şi descompunere parţială a soluţiilor solide

solide. După liniile de variaţie a solubilităţii ac_1 şi bc_2 se separă fazele secundare aflate în partea opusă a diagramei de echilibru β" respectiv α". Urmărind solidificarea unui aliaj cu concentraţia c_o, la răcire, în punctul 1, se formează primul cristal de soluţie solidă α, iar în punctul 2 ultima cantitate de lichid trece în soluţie solidă α. În punctul 3 începe descompunerea soluţiei solide α, cu separare de soluţie solidă secundară β'. Pe măsura răcirii, soluţia solidă α devine tot mai săracă în B (solubilitatea lui B în A scade după linia ac_1) şi din ea continuă separarea soluţiei solide β". Procesul de separare a soluţiei solide secundare β" (din soluţia solidă primară α) are loc la răcirea tuturor aliajelor situate în domeniul de concentraţie $c_1 \ldots c_E$, iar separarea soluţiei solide secundare α", din soluţia solidă primară β, are loc pentru toate aliajele situate în domeniul concentraţiilor $c_2 \ldots c_E$.

Aliajele acestor sisteme sunt omogene în domeniile concentraţiilor a…c_1 şi c_2 … B, unde se află soluţiile solide nedescompuse α respectiv β şi eterogene în domeniul concentraţiilor c_1 …c_2, unde se află unde se află un amestec mecanic de două faze $\underline{\alpha}$ + $\underline{\beta}$, de tip eutectic.

Descompunerea parţială a soluţiilor solide cauzată de variaţia solubilităţii componentelor în stare solidă are loc şi în sistemele cu formare de peritectic, figura 7.29, când după liniile de solubilitate ac_1 şi bc_2, se separă soluţiile solide secundare β" şi α".

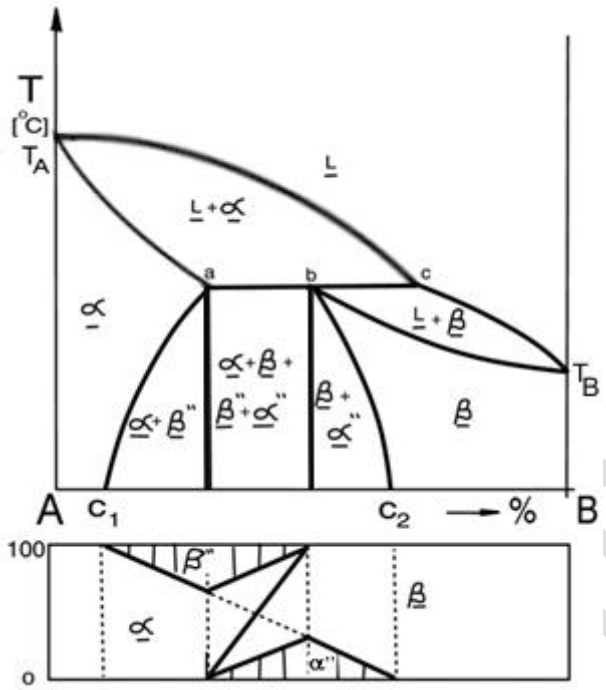


Figura 7.29. Diagrama de echilibru cu peritectic şi descompunere parţială a soluţiei solide

Variaţia solubilităţii componentelor în stare solidă poate avea ca efect descompunerea soluţiei solide nelimitate α, într-o nouă soluţie solidă γ, formată pe baza unui compus chimic C, după liniile de variaţie a solubilităţii Cc_1 şi Cc_2, figura 7.30. Asemenea sisteme de aliaje se numesc sisteme cu transformări secundare ordine-dezordine, deoarece la răcire după liniile de variaţie a solubilităţii Cc_1 şi Cc_2 soluţia solidă dezordonată α se ordonează formând o fază intermediară γ.

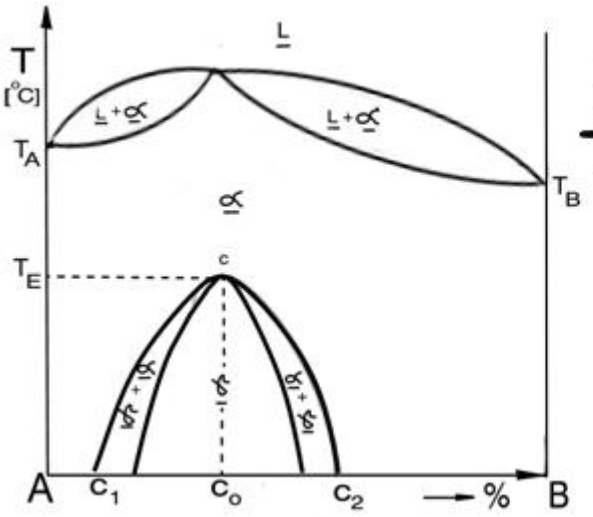


Figura 7.30. Diagramă de echilibru cu descompunerea parţială a unei soluţii solide într-un compus chimic de compoziţie variabilă

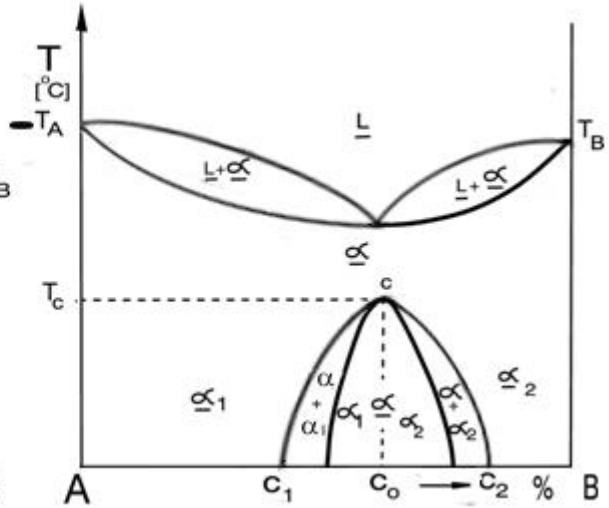


Figura 7.31. Diagramă de echilibru cu descompunere spinoidală a soluţiei solide

La aliajele cu solubilitate totală în stare solidă cu punct de minim, variaţia solubilităţii în stare solidă poate determina transformări secundare cu descompunere spinoidală, figura 7.31, când soluţia solidă α obţinută din solidificare se descompune în două soluţii solide α_1 şi α_2.

7.2.2. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu transformări polimorfe

Transformările polimorfe ale componentelor se pot transmite întregului sistem sau numai unei părţi din sistem. Transformările polimorfe (alotropice) se pot întâlni în toate sistemele de aliaje cu solubilitate totală, cu solubilitate parţială sau insolubilitate totală în stare solidă a componentelor.

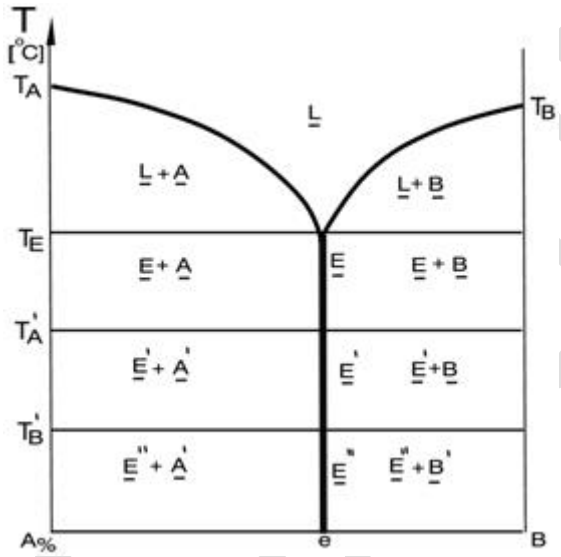


Figura 7.32. Diagramă de echilibru a sistemului cu insolubilitate totală în stare solidă şi cu transformări polimorfe ale componenţilor

În sistemele de aliaje cu insolubilitate totală în stare solidă cu formare de eutectic, transformările secundare datorate polimorfismului componentelor se manifestă în tot domeniul concentraţiilor sub forma unor linii orizontale corespunzătoare temperaturilor de transformare alotropică a componentelor, figura 7.32.

În figura 7.32, T'_A reprezintă temperatura de transformare alotropică a componentului A care determină modificarea constituenților aflaţi cub această temperatură (A', B şi E' = A'+ B); T'_B reprezintă o temperatură de transformare polimorfă a componentului B, care de asemenea, antrenează modificări ale constituenților structurali situaţi sub acesta temperatură (A', B' şi E'' = A'+ B') etc.

În sistemele cu solubilitate nelimitată în stare solidă transformările datorate alotropiei se manifestă sub forma a doua curbe înclinate aflate sub linia solidus. Transformările alotropice ale componentelor determină modificarea reţelei cristaline a soluţiei solide şi determină variaţia solubilității acesteia.

Când ambele componente ale unui sistem cu solubilitate totală stare solidă prezintă transformări

polimorfe, diagrama de echilibru poate avea una din formele din figura 7.33. a, b, c, d, e. În figura 7.33 a este dată diagrama de echilibru a unui sistem în care ambele componente prezintă transformări polimorfe, iar fazele alotropice obţinute în urma transformării polimorfe sunt solubile nelimitat, formând în tot domeniul concentraţiilor o nouă soluţie solidă α. În figura 7.33.b se prezintă cazul când în urma transformărilor alotropice formele alotropice existente sub T_{A_1} şi T_{AB_1} sunt total insolubile unele în altele, formând un amestec mecanic de două faze denumit eutectoid. Pe izoterma aeb soluţia solidă β cu concentraţia c_{ED}, se descompune într-un amestec mecanic $\underline{A}_\alpha + \underline{B}_\beta$: din acest motiv această diagramă se numeşte diagramă cu transformare eutectoidă. Eutectoidul este un amestec mecanic de două faze provenit din descompunerea unei soluţii solide la temperatura constantă.

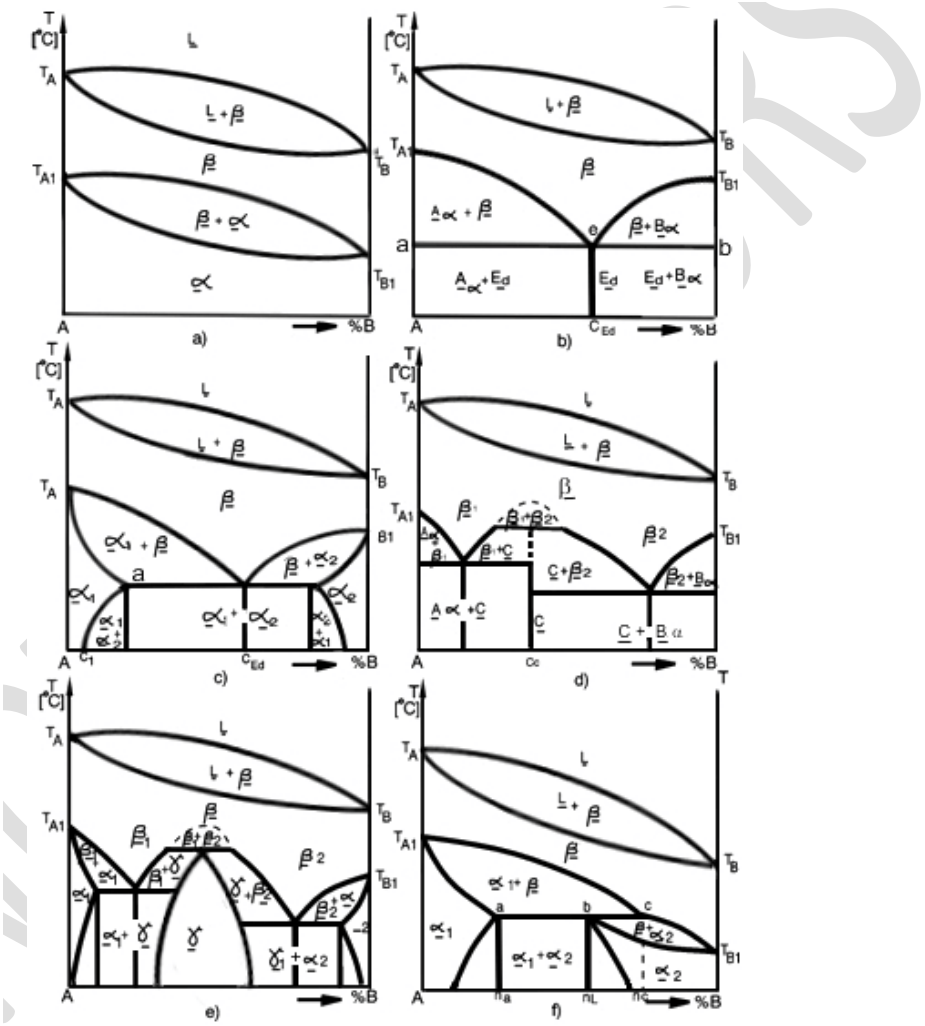


Figura 7.33. Diagrama de echilibru cu solubilitate totală în lichid şi solid cu transformări polimorfe ale ambilor componenţi

Aliajul cu concentraţia c_{ED} din figura 7.33.b, se numeşte aliaj eutectoid, aliajele situate la stânga acestei concentraţii (A…c_{ED}) se numesc hipoeutectoide, iar aliajele situate la dreapta acestei concentraţii (c_{ED} … B) se numesc aliaje hipereutectoide.

Când în urma transformărilor polimorfe formele alotropice existente sub T_{A_1} şi T_{A_2}, α_1 respectiv

α_2, sunt parţial solubile unele în altele, se obţin sisteme cu transformări eutectoide şi descompuneri parţiale ale soluţiilor solide, figura 7.33.c. În acest caz pe linia izotermă soluţia solidă α cu concentraţia c_{ED} se descompune în soluţiile solide α care formează eutectoidul, iar pe liniile de variaţie a solubilităţii. reciproce a componentelor, ac_1 şi bc_2, soluţiile solide α_1 şi α_2 se descompun parţial şi din ele se separă α_2'' respectiv α_1'' .

Este posibil, ca în sistemele de aliaje cu transformări alotropice ale celor două componente să se producă transformări sintectoide când se poate forma au compus chimic cu compoziţie constantă, figura 7.33.d sau un compus chimic cu compoziţie variabilă, (faza intermediară) figura 7.33.e.

De asemenea, în sistemele în care cele două componente au transformări alotropice, este posibil să se producă transformări peritectoidă, figura 7.33.f, când soluţia solidă β reacţionează la temperatură constantă cu soluţia solidă α_1 rezultând o altă soluţie solidă α_2 cu menţinere în surplus (cantităţi ce nu se consumă integral în reacţie) de soluţie solidă α_1 sau β.

Sistemele de aliaje cu solubilitate nelimitată în stare solidă în care doar un singur component prezintă o transformare polimorfă au diagrama de echilibru dată în figura 7.34. În acest sistem forma alotropică a componentului A situată sub T_{A_1}, α prezintă o solubilitate parţială, pentru componentul B. Când faza alotropică situată peste T_{A_1} are solubilitate totală pentru B, iar faza alotropică situată sub T_{A_1} este insolubilă în componentul B, se produce o transformare monotectoidă, figura 7.35.

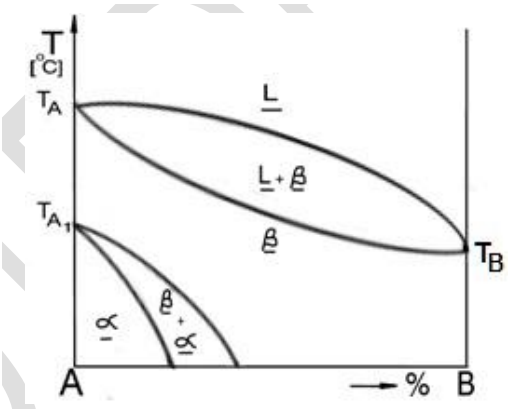


Figura 7.34. Diagrama de echilibru cu solubilitate totală în lichid şi solid cu transformare polimorfă a componentului A

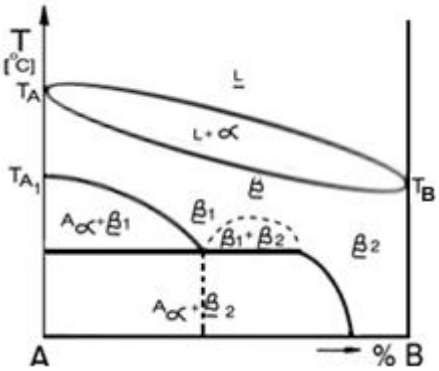


Figura 7.35. Diagramă de echilibru a sistemului cu transformare monotectoidă

Când un component A prezintă două transformări alotropice la temperaturile T_{A_1} şi T_{A_2} sistemele prezintă o diagramă de echilibru ca cea dată în figura 7.36. În aceste sisteme formele alotropice ale componentului A aflate la temperaturi superioare temperaturi superioare temperaturii de transformare T_{A_1} şi inferioare temperaturii T_{A_2} (β) prezintă o solubilitate totală pentru componentul B, iar forma alotropică a componentului A situată între temperaturile T_{A_1} şi T_{A_2} (α) prezintă o solubilitate parţială pentru componentul B.

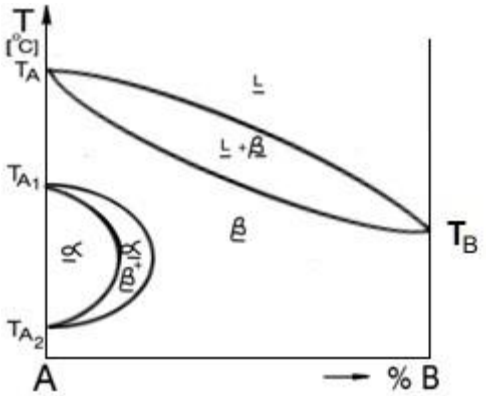


Figura 7.36. Diagrama de echilibru cu două transformări alotropice a componentului A

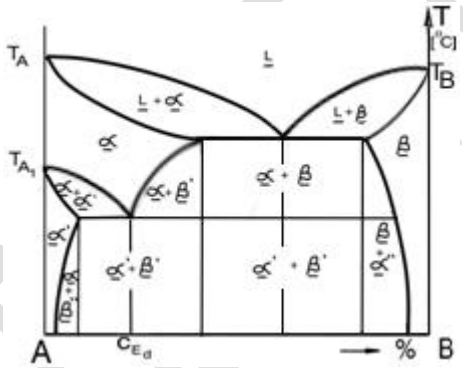


Figura 7.37. Diagramă de echilibru cu descompunere totală a soluţiei solide

7.2.3. Diagrame de echilibru ale sistemelor cu transformări secundare datorate atât alotropiei unui component cât şi variaţiei solubilităţii componentelor

Asemenea transformări secundare se întâlnesc la sistemele care prezintă solubilitate totală în stare lichidă şi solubilitate parţială în stare solidă a componentelor. Când componentul A prezintă o transformare polimorfă la temperatura T_{A_1}, temperatură care coboară pe măsura creşterii concentraţiei lui B în A şi când solubilitatea reciprocă a componentelor variază cu temperatura, sistemele respective prezintă o transformare eutectoidă prin care soluţia solidă α cu concentraţia c_{ED} se descompune total într-un amestec de două faze α' + β' care se numeşte eutectoid, figura 7.37. Formele alotropice existente atât la temperatură înaltă α cât şi la temperatură joasă α' au o solubilitate parţială faţă de componentul B.

Când temperatura, de transformare alotropica T_{A_1} a componentului A urcă pe măsura creşterii concentraţiei componentului B şi când solubilitatea reciprocă componentelor variază cu temperatura sistemele respective prezintă o transformare peritectoidă figura 7.38.

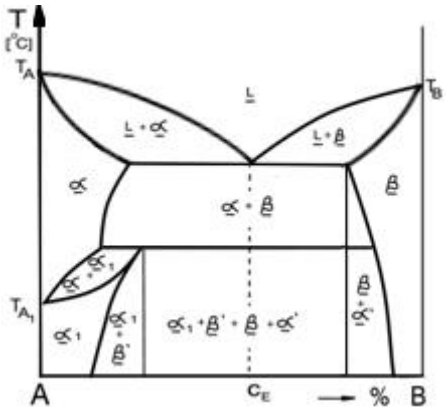


Figura 7.38. Diagramă de echilibru cu peritectoid

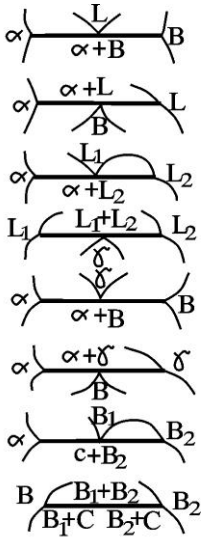
Pe izoterma situată în domeniul solid soluţia solidă β reacţionează cu soluţia solida α din care rezultă, o nouă soluţie solidă α_1 menţinându-se în surplus soluţia solidă β sau α.

7.3. Transformări invariante în sistemele de aliaje binare

În urma studiului diagramelor de echilibru ale sistemelor de aliaje binare cu transformări primare şi transformări secundare se constată că pe liniile izoterme, atât în stare lichidă cât şi în stare solidă se află în echilibru trei faze, deci pe aceste izoterme varianţa sistemului este nulă: V =2 - 3+1 = 0.

Transformările invariante din sistemele de aliaje binare sunt:

1. Transformarea eutectică : $L \leftrightarrow S_1 + S_2$
2. Transformarea peritectică : $L + S_1 \rightarrow S_2$
3. Transformarea monotectică : $L_1 \rightarrow L_2 + S$
4. Transformarea sintectică : $L_1 + L_2 \rightarrow S$
5. Transformarea eutectoidă : $S_1 \rightarrow S_2 + S_3$
6. Transformarea peritectoidă : $S_1 + S_2 \rightarrow S_3$
7. Transformarea monotectoidă : $S_1 \rightarrow S_2 + S_3$
8. Transformarea sintectoidă : $S_1 + S_2 \rightarrow S_3$



1

7.4. Dependenţa proprietăţilor fizico-mecanice şi tehnologice de forma diagramei de echilibru a sistemelor de aliaje binare (Legea lui Kurnakov)

Forma diagramei de echilibru a unui sistem de aliaje binar, care depinde de natura componenţilor şi de natura fazelor formate la şi după solidificare dă indicaţii asupra modului de variaţie a proprietăţilor

fizico-mecanice şi tehnologice. Bazele dependenţei proprietăţilor aliajelor de forma diagramei de echilibru au fost puse de către N.S. Kurnakov.

Legea lui Kurnakov

Proprietăţile fizico-mecanice ale aliajelor: greutatea specifică, conductibilitatea electrică, coeficientul de dilatare termică, duritatea, rezistenţa mecanică, alungirea, gâtuirea etc. variază în funcţie de compoziţia chimică în acelaşi fel ca şi energia liberă. Astfel, aceste proprietăţi variază cu compoziţia după o linie dreaptă înclinată pentru sistemele sau domeniile din sistemele eterogene şi după o curbă concavă sau convexă pentru sistemele omogene.

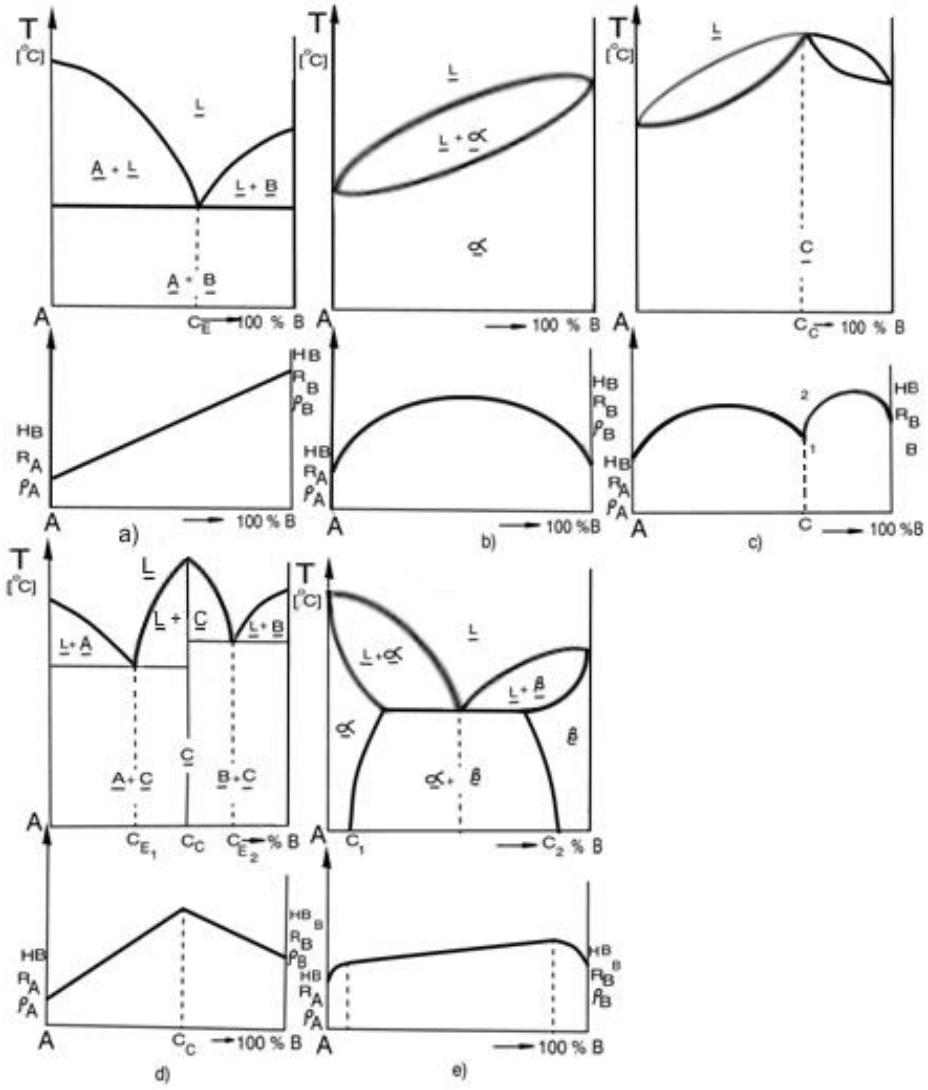


Figura 7.39. Modul de variaţie a durităţii rezistenţei la rupere şi a rezistivităţii electrice, cu forma diagramei de echilibru

În dreptul unui compus chimic proprietăţile prezintă valori maxime sau minime. Când compusul chimic are concentraţia constantă, punctul de maximum sau minimum este un punct unghiular iar când compusul chimic are compoziţie variabilă proprietăţile prezintă un punct de maximum sau minimum simplu.

În figura 7.39.a, b, c, d, e, sunt date modurile cum variază proprietăţile fizico-mecanice (duritatea, rezistenţa mecanică, rezistivitatea electrică şi rezistenţa la rupere) pentru câteva sisteme omogene şi eterogene de aliaje.

Conductibilitatea electrică (inversul rezistivității) are valori ridicate pentru metalele pure, iar pe măsura impurificării cu alte componente, conductibilitatea electrică scade brusc (rezistivitatea creşte). Deci, dacă componentele care impurifică metalele sunt insolubile în acestea, influenţa lor asupra proprietăţilor fizico-mecanice este mai mică, în timp ce dacă componentele sunt solubile unele în altele influenţa lor asupra proprietăţilor este mai importantă.

Pentru un sistem de aliaje binar ce prezintă o diagramă de echilibru complexă, modul cum variază unele proprietăți fizico-mecanice este dat de figura 7.40.

Proprietăţile tehnologice ale aliajelor metalice variază de asemenea în funcţie de concentraţia sistemelor şi în funcţie de numărul şi cantitatea de faze existente în sistem.

Constituenţii metalografici au însuşiri tehnologice diferite în funcţie de natura lor. Astfel, soluţiile solide au proprietăţi bune de deformabilitate plastică, în timp ce constituenţii eterogeni (eutectic şi eutectoid) prezintă bune proprietăţi de turnare.

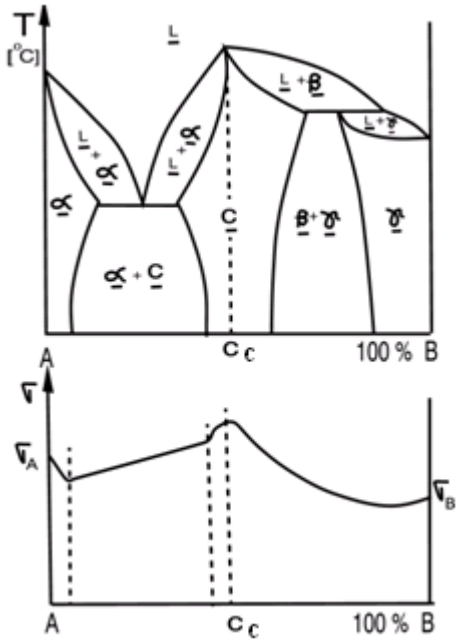


Figura 7.40. Variaţia conductibilităţii electrice cu concentraţia unui sistem complex

Variaţia caracteristicilor ce definesc proprietăţile tehnologice (plasticitatea, rezistenţa la deformarea la cald, fluiditatea, contracţia şi tendinţa de segregaţie) în funcţie de compoziţia unui sistem de aliaje cu solubilitate limitată bilaterală şi cu descompunere parţială a soluţiilor solide este dată în figura 7.41.a,b,c,d,e. Din figura 7.41 se observă că aliajele omogene formate din soluţiile solide α şi β au proprietăţi bune de deformabilitate plastică (figura 7.41.a şi figura 7.41.b) şi proprietăţi de turnabilitate scăzute, în timp ce aliajele eterogene (cele care conţin eutectic) au proprietăţi de turnabilitate bune şi proprietăţi de deformabilitate plastică scăzute (figura 7.41,c,d,e).

Determinarea proprietăţilor fizico-mecanice şi tehnologice ale aliajelor metalice funcţie de compoziţie şi forma diagramei de echilibru se face cu o suficientă aproximaţie nepermiţând obţinerea unor valori precise, ci orientative şi comparative, întrucât valorile proprietăţilor depind de foarte mulţi factori legaţi de structura macroscopică, microscopică şi atomo-cristalină ce nu pot fi ilustraţi de diagramele de echilibru.

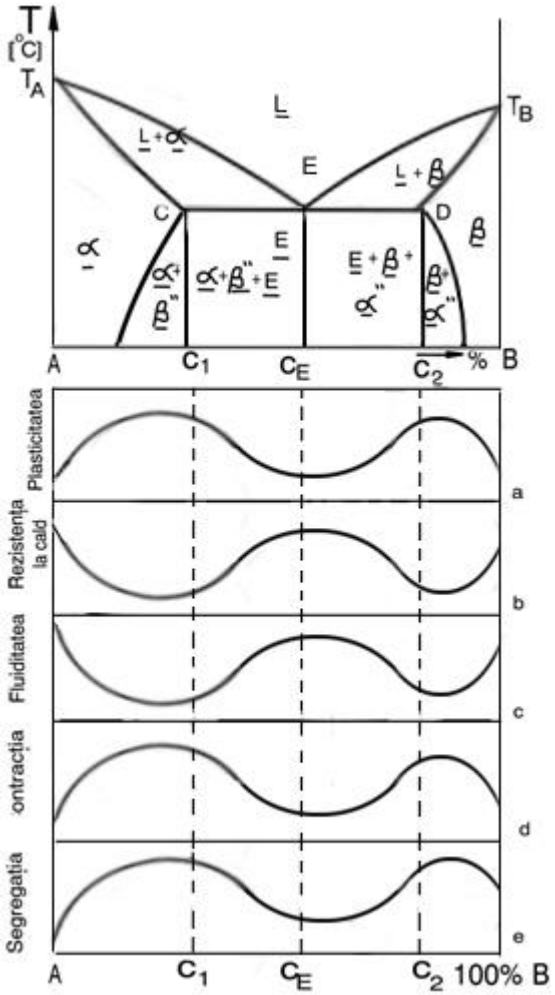


Figura 7.41. Variaţia proprietăţilor tehnologice cu concentraţia unui sistem de aliaje

7.5. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje ternare

În tehnică sunt folosite foarte rar sisteme de aliaje binare, majoritatea sistemelor de aliaje tehnice sunt ternare sau polinare.

Studiul acestor sisteme de aliaje se poate efectua fie pe diagrame binare formate între două din cele mai importante componente, restul de componente fiind considerate ca elemente de aliere sau impurităţi când se cercetează influenţa lor asupra diverselor aspecte legate de diagrama de echilibru, structură şi proprietăţi, fie direct pe diagrame de echilibru construite în trei, patru sau mai multe coordonate.

Diagramele de echilibru ale sistemelor ternare sunt reprezentări grafice spaţiale în trei coordonate: concentraţiile a două componente situate într-un plan orizontal (planul concentraţiilor) şi temperatura situată pe o axă verticală.

Planul concentraţiilor reprezintă un triunghi echilateral denumit triunghiul concentraţiilor sau triunghiul lui Gibbs, care are în vârfuri cele trei componente pure A, B, C iar cele trei laturi reprezintă axele concentraţiilor aliajelor binare: A-B; B-C; C-A.

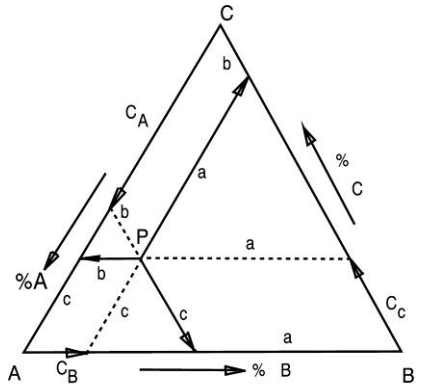


Figura 7.42. Determinarea compoziţiei unui aliaj ternar prin metoda paralelelor

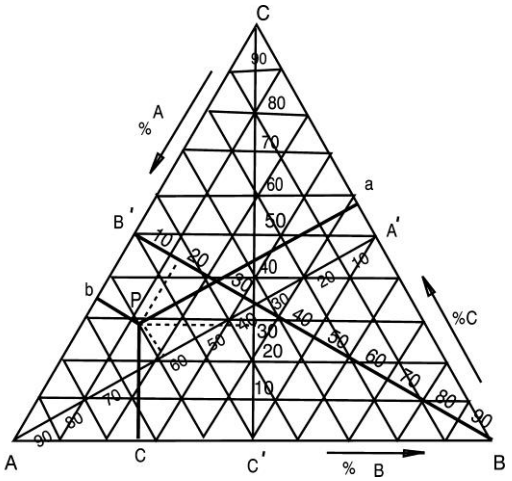


Figura 7.43. Determinarea compoziţiei unui aliaj ternar prin metoda perpendicularelor

Compoziţia unui aliaj ternar într-un punct oarecare P, din interiorul triunghiului concentraţiilor, figura 7.42, este dată de segmentele a,b,c, determinate de paralelele duse prin punctul P la laturile triunghiului. Cantitatea de component în întreg aliajul corespunzătoare punctului P este dată de segmentele situate pe cele trei paralele opuse vârfului în care se află 100% componentul respectiv:

$a = c_A$; $b = c_B$; $c = c_C$

Suma segmentelor a, b, c care formează unghiuri la 120° în punctul P este egală cu suma concentraţiilor şi egală cu fiecare latură a triunghiului echilateral care este împărţită în 100 diviziuni:

$$a + b + c = c_A + c_B + c_C = AB = AC = BC = 100\%$$

Astfel, concentraţia componentului A (c_A) în aliajul situat în punctul P se obţine pe laturile AB sau AC, ducând o paralelă prin P la latura opusă vârfului A (BC) şi fiind egală cu segmentele delimitate de această paralelă pe laturile respective: $c_A = a$. În acelaşi mod pot fi aflate şi concentraţiile componentelor B şi C ducând paralele prin punctul P la laturile triunghiului opuse vârfurilor respective AC şi AB: $c_B = b$; $c_C = c$.

Compoziţia aliajului situat în punctul P mai poate fi determinată ducând perpendiculare din punctul P pe cele trei laturi ale triunghiului concentraţiilor, figura 7.43.

Lungimile acestor perpendiculare exprimă în procente concentraţiile componentelor aflate în vârfurile opuse perpendicularelor: $P_a = c_A$, $P_b = c_B$ şi $P_c = c_C$. Se observă că perpendicularele P_a, P_b şi P_c

sunt paralele cu înălţimile triunghiului echilateral, iar suma lor este egală cu aceste înălţimi, care sunt împărţite în 100 diviziuni.

$P_a + P_b + P_c = AA' = BB' = CC' = 100\%$

Astfel, aliajul corespunzător punctului P din triunghiul concentraţiilor (figura 7.43) conţine 59%; 12% B şi 29% C.

Sistemele de aliaje ternare se clasifică după aceleaşi criterii ca şi aliajele binare: după solubilitatea componentelor în stare lichidă şi solidă, după capacitatea componentelor de a forma compuşi chimici, după caracterul transformărilor secundare etc.

Întrucât diagramele sistemelor ternare au o mai mică aplicabilitate în studiul acestor aliaje se vor prezenta doar două cazuri: când componentele sunt solubile în stare lichidă şi insolubile în stare solidă şi când componentele sunt solubile reciproc atât în stare lichidă cât şi în stare solidă.

7.5.1. Diagrame de echilibru ale sistemelor ternare de aliaje cu solubilitate în stare lichidă şi insolubilitate totală a componentelor în stare solidă

În acest caz cele trei componente formează o singură soluţie lichidă omogenă, iar la solidificare componentele se separă formând amestecuri mecanice de tip eutectic, binare sau ternare.

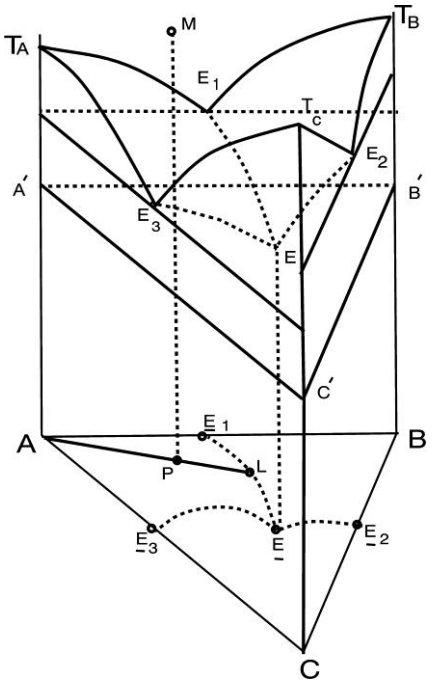


Figura 7.44. Diagrama ternară spaţială a sistemului cu insolubilitate totală a componentelor în stare solidă

Diagrama de echilibru spaţială a acestor sisteme de aliaje este formată din trei diagrame de echilibru a celor trei sisteme de aliaje binare cu insolubilitate totală în stare solidă construite pe

suprafeţele laterale ale unei prisme cu baza un triunghi echilateral, figura 7.44. O astfel de diagramă de echilibru are o suprafaţă profilată lichidus sprijinită pe curbele T_AE_1; T_BE_2; T_CE_3; EE_1; EE_2; EE_3, deasupra căreia se află soluţia lichidă omogenă şi o suprafaţă plană orizontală, paralelă cu baza prismei triunghiulare drepte, denumită suprafaţă solidus A'B'C' sub care se află eutectice binare E_1, E_2, E_3 şi eutecticul ternar E. Suprafaţa lichidus are un punct comun cu suprafaţa solidus a cărui compoziţie corespunde eutecticului ternar (E = A + B + C), care solidifică la temperatura constantă şi cea mai coborâtă.

Eutecticele binare E_1 = A + B; E_2 = B + C; E_3 = C + A solidifică după curbele E_1E; E_2E respectiv E_3E.

Componentul A va începe să se solidifice după porţiunea suprafeţei lichidus $T_AE_1EE_2T_A$, componentul B se va solidifica după suprafaţa $T_BE_1EE_2T_B$, iar componentul C va începe să se separe după suprafaţa $T_CE_1EE_2T_C$.

Prin rabatarea suprafeţelor laterale ale prismei cu unghiuri de 90° în planul triunghiului concentraţiilor, se obţine diagrama sistemului ternar pe suprafaţa plană, figura 7.45.

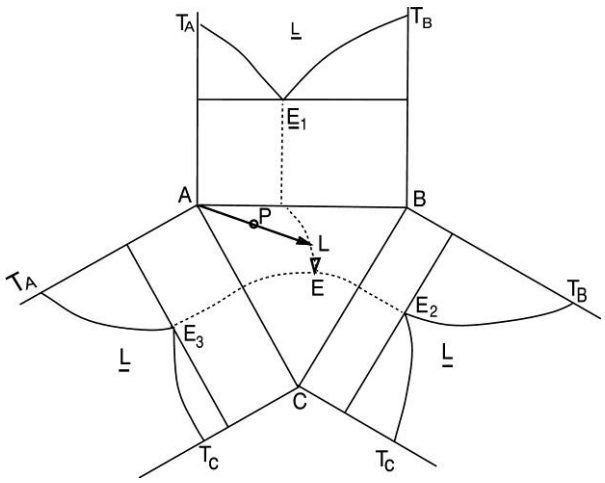


Figura 7.45. Diagramă ternară plană a sistemelor cu insolubilitate totală a componentelor în stare solidă

Proiecţia diagramei de echilibru spaţiale pe planul bazei figura 7.46, indică existenţa a şase zone, cu următorii constituenţi structurali: componente pure (A, B, C), amestecuri mecanice binare (E_1 = A + B, E_2 = B + C, E_3 = C + A) şi amestecul mecanic ternar (E = A + B + C).

Pentru a observa modul cum decurge solidificarea aliajelor ternare se consideră răcirea lentă a unui aliaj corespunzător punctului P din domeniul AE_1EA (figura 7.44) care, deasupra suprafeţei lichidus în punctul M, se află în stare topită. La intersecţia verticalei MP cu suprafaţa lichidus începe cristalizarea componentului A, iar lichidul, pe măsura răcirii se îmbogăţeşte tot mai mult în componentele B şi C după linia PL până ajunge la concentraţia punctului L, când începe cristalizarea simultană a componentelor A fi B. sub formă de eutectic.

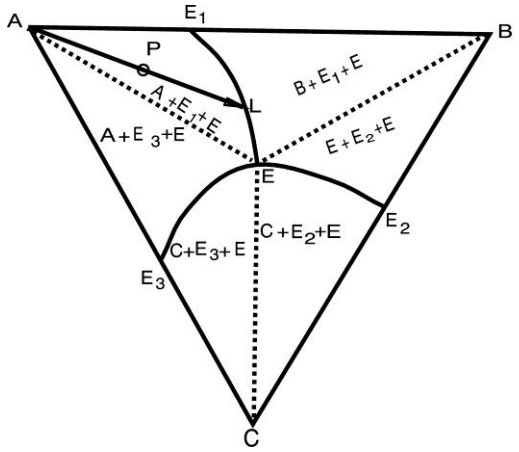


Figura 7.46. Proiecţia diagramei ternare pe triunghiul concentraţiilor

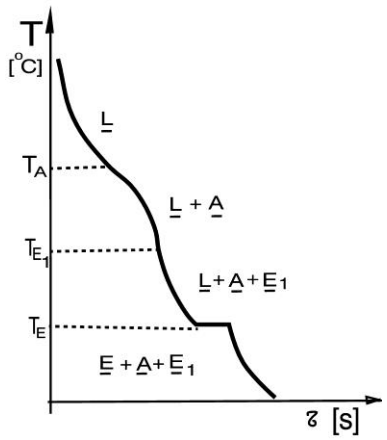


Figura 7.47. Curba de răcire a unui aliaj ternar cu insolubilitate totală a componentelor în stare solidă

Curba de răcire a acestui aliaj ternar prezintă două puncte de inflexiune corespunzătoare începutului solidificării componentului A şi eutecticului E_1 şi un palier corespunzător temperaturii de solidificare a eutecticului ternar E, figura 7.47.

În mod similar decurge solidificarea oricărui aliaj ternar situat în oricare domeniu o triunghiului concentraţii.

La sistemele de aliaje ternare, ca şi la aliajele binare, se pot aplica legea fazelor şi regula pârghiei.

Astfel, sistemul de aliaje ternare cu insolubilitate totală în stare solidă în domeniul situat deasupra suprafeţei lichidus este trivariant: V = 3 – 1 + 1 = 3, în domeniul situat sub suprafaţa solidus sistemul este monovariant: V = 3 – 3 + 1, iar pentru suprafaţa solidus sistemul este invariant: V = 3 – 4 + 1 = 0.

Deci, într-un sistem de aliaje ternare cu insolubilitate totală în stare solidă numărul maxim de faze ce pot exista în echilibru este de patru (la temperatura corespunzătoare reacţiei eutectice faza lichidă trece în trei faze solide).

Regula pârghiei sau regula segmentelor inverse se aplică în secţiuni izoterme prin diagrama de echilibru spaţială.

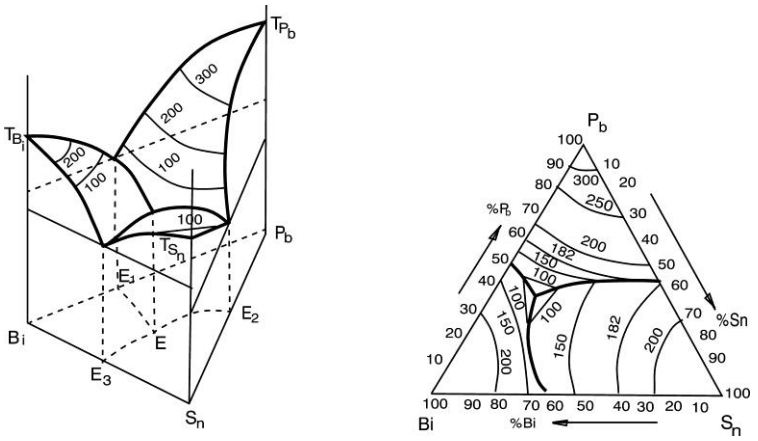


Figura 7.48. Diagrama sistemului ternar Bi-Pb-Sn

Aprecierea temperaturilor de început de solidificare a aliajelor ternare se face trasând pe

triunghiul concentraţiilor curbe izoterme în mod analog cu trasarea curbelor de nivel pe o hartă plană pentru aprecierea altitudinii terenului.

Diagrame de echilibru a sistemului de aliaje ternare Bi-Pb-Sn, cu izotermele respective în proiecţie diagramei pe triunghiul concentraţiilor este dată în figura 7.48. a, b.

Eutecticul ternar al sistemului Bi-Pb-Sn cristalizează la temperatura de 96ºC şi corespunde compoziţiei: 52,5% Bi; 32% Pb; 1,5% Sn.

Câteva secţiuni la temperaturile de 200ºC, 150ºC, 100ºC, 96ºC şi 90ºC sunt date în figura 7.49.a, b, c, d, e. Se observă că domeniul ocupat de lichid (L) scade continuu până dispare la 96ºC. Aliajul corespunzător punctului P, iniţial se află în stare topită, figura 7.49.a, apoi începe să se solidifice, astfel că sub 96ºC se află în stare solidă, figura 7.49.a.

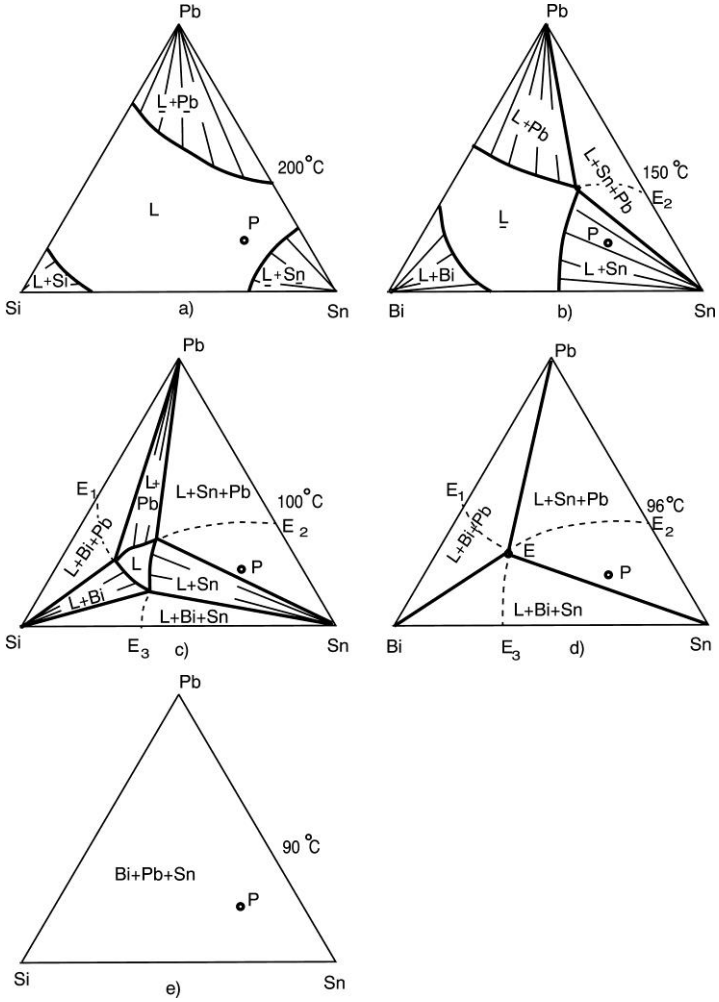


Figura 7.49. Secţiuni izoterme prin diagrama sistemului ternar Bi-Pb-Sn

7.5.2. Diagrame de echilibru ale sistemelor de aliaje ternare cu solubilitatea totală a componentelor în stare lichidă şi în stare solidă

Sistemele de aliaje ternare ale căror componente sunt solubile reciproc atât în stare lichidă cât şi în stare solidă, prezintă o diagramă de echilibru ca cea din figura 7.50. Forma acestei diagrame de

echilibru rezultă din trei diagrame de echilibru binare aflate pe cele trei suprafeţe laterale ale unei prisme triunghiulare drepte.

Suprafeţele lichidus şi solidus sunt suprafeţe curbe spaţiale convexe şi concave care reprezintă locul geometric al tuturor punctelor critice de început şi de sfârşit de solidificare ale aliajelor sistemului.

Deasupra suprafeţei lichidus şi sub suprafaţa solidus, sistemul având o singură fază (lichidă sau solidă) este trivariant: V = 3 – 1 + 1 = 3, iar în intervalul de solidificare unde lichidul coexistă cu soluţia solidă, sistemul este bivariant: V = 3 – 2 + 1 = 2.

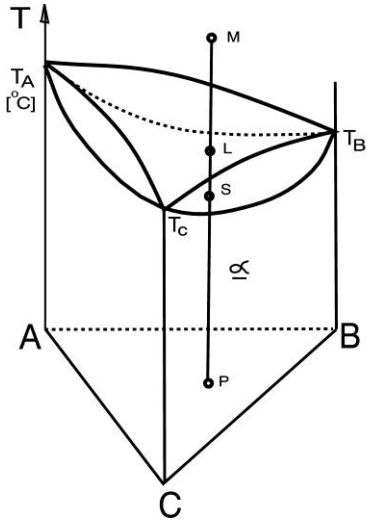


Figura 7.50. Diagrama spaţială a sistemului ternar cu solubilitate totală a componentelor

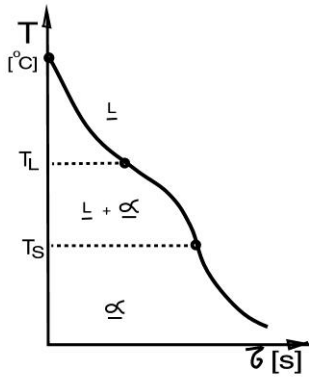


Figura 7.51. Curba de răcire a unui aliaj ternar cu solubilitate totală a componentelor

Urmărind solidificarea unui aliaj ternar corespunzător punctului P, figura 7.50, care în punctul M se află în stare lichidă, se observă că la intersecţia verticalei MP cu suprafaţa convexă lichidus (punctul L) apare primul cristal de soluţie solidă ternară α, care continuă să se solidifice până în punctul S, de intersecţie a verticalei MP cu suprafaţa concavă solidus, când ultima cantitate de lichid solidifică sub formă de soluţie solidă α. Curba de răcire a unui astfel de aliaj ternar este dată în figura 7.51 şi are două puncte de inflexiune corespunzătoare începutului şi sfârşitului solidificării soluţiei solide. Pentru aprecierea temperaturilor de început şi sfârşit de solidificare a acestor aliaje ternare se proiectează pe triunghiul concentraţiilor izotermele aparţinând suprafeţei lichidus şi solidus separat, care reprezintă curbele de intersecţie ale unei familii de plane orizontale (paralele cu planul bazei prismei) cu suprafeţele lichidus respectiv solidus.

Prin rabatarea suprafeţelor laterale ale prismei triunghiulare drepte cu unghiuri de 90° se obţine diagrama de echilibru a sistemelor de aliaje ternare reprezentată într-un plan, figura 7.52.

Pentru uşurarea interpretării diagramelor spaţiale a sistemelor de aliaje ternare, uneori se folosesc secţiuni verticale perpendiculare pe triunghiul concentraţiilor, numite diagrame pseudobinare. Dacă planul secţiunii verticale este paralel cu o faţă laterală a prismei (P || T_BBCT_C), figura 7.53.a,b, se obţine o secţiune izocomponentă, aliajele din această secţiune au conţinutul în A constant.

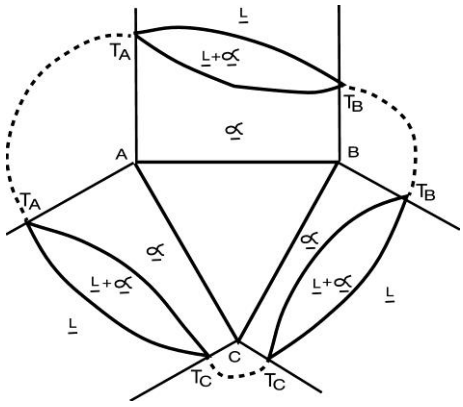


Figura 7.52. Diagrama plană a sistemului ternar cu solubilitate totală a componentelor în stare solidă

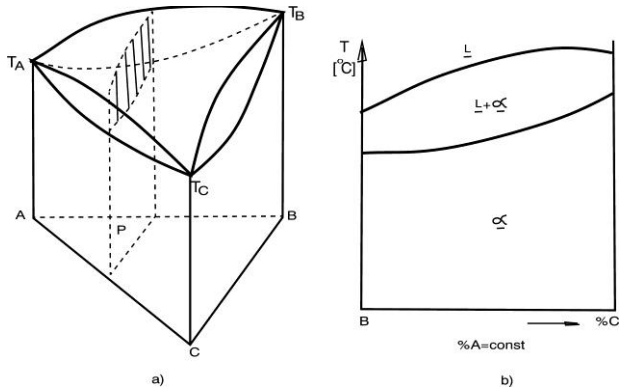


Figura 7.53. Diagramă izocomponentă (secţiune verticală)

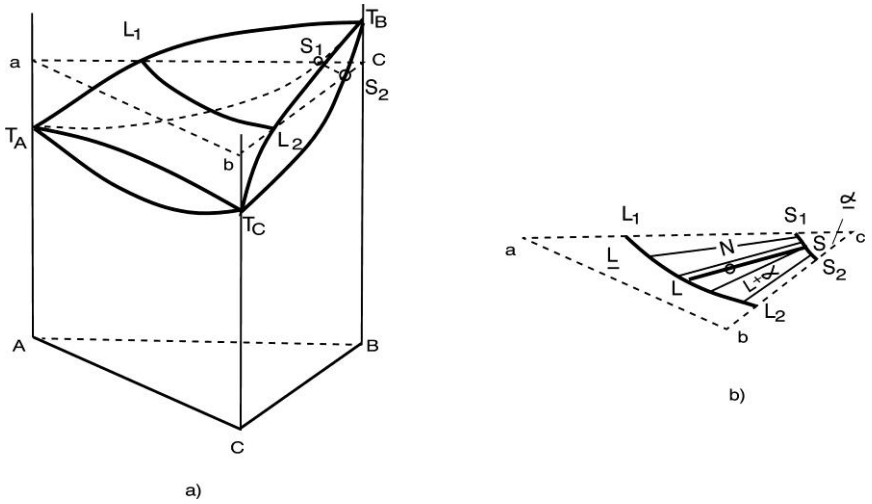


Figura 7.54. Secţiune izotermă printr-o diagramă ternară spaţială

Aplicarea regulii pârghiei acestor sisteme de aliaje ternare se face numai în secţiuni izoterme (a, b, c), figura 7.54.a, b.

În planul $L_1L_2S_2S_1$ cantităţile de faze lichidă şi solidă existente în punctul N se determină aplicând regula segmentelor inverse similar ca la aliajele binare:

$$Q_L = \frac{NS}{LS} \cdot 100\% \text{ şi } Q_\alpha = \frac{LN}{LS} \cdot 100\% \qquad (7.10)$$

În diagramele de echilibru ale sistemelor de aliaje ternare cu solubilitate totală în stare solidă, curbele după care variază compoziţia fazelor lichidă şi solidă în intervalul de solidificare sunt curbe

spaţiale ce nu pot fi determinate decât pe cale experimentală. Un asemenea sistem de aliaje este format între componentele Mn-Cu-Ni.

Cercetarea sistemelor de aliaje ternare este puţin avansată din cauza dificultăţii interpretării diagramelor de echilibru spaţiale, de aceea sistemele de aliaje ternare, cuaternare şi în general polinare se studiază folosind diagrame de echilibru binare, între două din cele mai importante componente ce se află în cantităţi mai mari, iar restul componentelor cercetându-se sub aspectul influenţei lor asupra formei diagramei, constituenţilor structurali şi asupra proprietăţilor aliajelor.

7.6. Stări în afară de echilibru ale sistemelor de aliaje metalice

Solidificarea aliajelor metalice cu viteză mică de răcire, determină formarea în domeniul solid a unor faze ce satisfac legea fazelor şi care corespund stării de echilibru stabil termodinamic. Aceste stări rămân stabile un timp nelimitat dacă factorii fizici de echilibru nu se modifică.

Dacă viteza de răcire nu este suficient de mică ca să permită terminarea tuturor transformărilor posibile, se obţin stări care nu mai corespund diagramelor de echilibru iar fazele ce se formează nu mai satisfac legea fazelor. Aceste stări au o stabilitate scăzută şi se numesc stări în afară de echilibru sau stări metastabile, ele tinzând să treacă spontan în timp în stări de echilibru stabil. Trecerea din stări metastabile ale sistemelor de aliaje în stări stabile are loc la temperatura ambiantă într-un timp îndelungat sau printr-o activare termică (încălzire) într-un timp mai scurt.

Viteza de trecere de la starea metastabilă la starea stabilă este o funcţie exponenţială de temperatură:

$$v = v_o \cdot e^{-\frac{Q_a}{RT}} \qquad (7.11)$$

unde Q este energia de activare, v_o este o constantă, iar T este temperatura.

Aliajele în afară de echilibru se pot obţine atât în urma transformărilor primare (solidificare) cât şi în urma transformărilor secundare ce au loc în sistemele de aliaje metalice.

7.6.l. Stări în afară de echilibru obţinute în urma transformărilor primare

Aceste stări se pot obţine la sistemele de aliaje cu solubilitate totală şi la sistemele cu solubilitate parţială fiind direct legate de fenomenul de segregaţie microscopică.

Dacă aliajele unui sistem binar cu solubilitate totală în stare lichidă şi în stare solidă a componentelor sunt răcite cu viteză mare, la solidificare nu mai este timp să se producă omogenizarea totală a soluţiei solide şi se obţine în final o soluţie solidă neomogenă care se află în stare de în afară de echilibru. Grăunţii de soluţie solidă neomogeni sunt bogaţi în centru în component greu fuzibil şi bogaţi spre exterior în component uşor fuzibil, o astfel de neomogenitate chimică a grăunţilor de soluţie solidă se

numeşte segregaţie dendritică.

De asemenea, cu cât viteza de răcire este mai mare cu atât mai accentuat este fenomenul de subrăcire şi drept consecinţă curbele lichidus şi solidus se deplasează spre temperaturi inferioare, figura 7.55, determinând modificarea concentraţiei de echilibru a fazelor lichidă şi solidă, obţinându-se în final cristalele de soluţie solidă cu o altă concentraţie decât cea corespunzătoare echilibrului stabil pentru temperatura considerată.

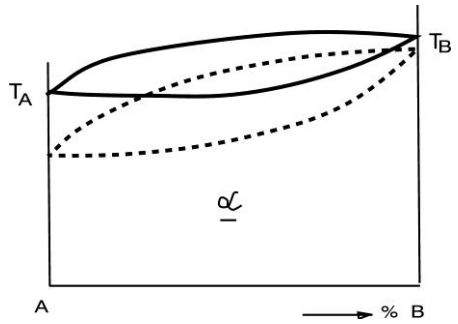


Figura 7.55. Solidificarea soluţiilor solide nelimitate în stare metastabile

Dacă aliajele unui sistem binar cu solubilitatea totală în stare lichidă şi solubilitate limitată în stare solidă a componentelor sunt răcite cu viteză mare, omogenizare soluţiei solide terminale nu mai are timp să se producă, ca atare grăunţii de soluţie solidă vor fi înveliţi la exterior cu un strat de eutectic formând o stare metastabilă ce se menţine până la temperatura mediului ambiant. Formarea eutecticului la exterior se datorează faptului că ultima cantitate de lichid care solidifică, are o concentraţie foarte apropiată de cea a eutecticului. În plus, datorită vitezei mari de răcire liniile diagramei de echilibru se deplasează la stânga şi spre temperaturi mai joase, figura 7.56, determinând ca aliajele omogene formate din soluţia solidă α să devină aliaje eterogene formate in soluţie solidă şi eutectic.

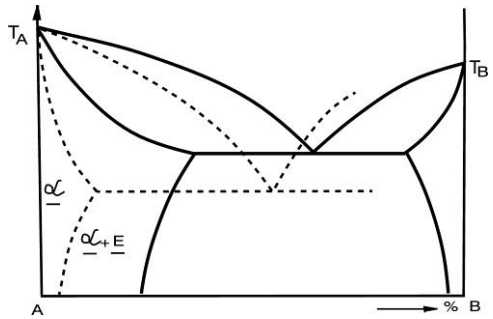


Figura 7.56. Solidificarea soluţiilor solide terminale în stare metastabilă

Starea metastabilă formată din soluţie solidă şi eutectic poate fi eliminată prin încălziri îndelungate la temperaturi situate sub linia solidus, când componentul greu fuzibil difuzează de la interiorul spre exteriorul grăunţilor, iar componentul uşor fuzibil difuzează de la exteriorul la interiorul grăunţilor producându-se astfel omogenizarea soluţiei solide.

Astfel de structuri în afară de echilibru se obţin în mod curent la aliajele Cu-Sn (bronzuri), Aliajele Cu-Sn, cu până la 14% Sn, la echilibru sunt formate din soluţie solidă, însă în condiţii practice de răcire aliajele cu peste 5% Sn conţin la temperatura ambiantă soluţie solidă şi peritectoid în afară de echilibru.

7.6.2. Stări în afară de echilibru obţinute în urma transformărilor secundare

Stările în afară da echilibru se obţin cu foarte multa uşurinţă în sistemele de aliaje care prezintă transformări secundare datorate alotropiei sau variaţiei solubilităţii componentelor în stare solide dintr-o răcire a acestora cu o viteză mărită.

Operaţia prin care se obţin stări în afară de echilibru în mod voit în sistemele cu transformări secundare se numeşte călire.

Aceasta operaţie constă în încălzirea unui aliaj cu concentraţia c_0, din figura 7.57 până în domeniul soluţiei solide (T_M) menţinere până la omogenizarea soluţiei solide α şi răcirea ulterioară cu viteză mare, când din soluţia solidă α nu mai are timp să se separe faza β secundară, obţinându-se la temperatura mediului ambiant soluţia solidă omogenă α în afara de echilibru. O astfel de călire se numeşte călire de punere în soluţie. La temperatura mediului ambiant, în timp îndelungat din soluţia solidă α va precipita faza secundară β caracteristică stării de echilibru. Precipitarea este accelerată dacă aliajul se încălzeşte la temperaturi situate sub linia de variaţie a solubilităţii. Deoarece aliajul în urma precipitării fazei secundare se durifică, operaţia se numeşte durificare prin precipitare sau îmbătrânire naturală (la temperatura ambiantă) sau artificială (realizată prin încălzire).

Obţinerea stărilor în afară de echilibru în sistemele cu transformări secundare este o pârghie importantă de modificare a proprietăţilor fizico-mecanice şi tehnologice ale aliajelor metalice. Unul şi acelaşi aliaj metalic în diverse stări stabile şi metastabile posedă caracteristici foarte diferite.

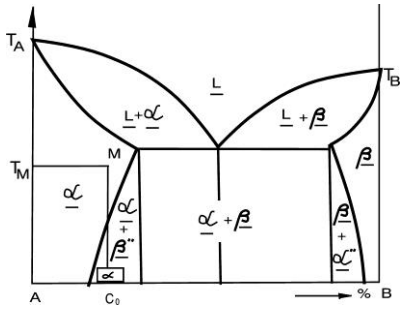


Figura 7.57. Călire de punere în soluţie într-un sistem de aliaje cu transformări secundare

Stările în afara de echilibru şi transformările secundare care le produc stau la baza tratamentelor termice, tratamente de largă utilitate tehnică.

7.7. Diagrama de echilibru a sistemului de aliaje fier-carbon (Fe-C)

Din toate aliajele feroase cea mai mare importanţă pentru tehnică o prezintă aliajele formate între fier şi carbon, cunoscute sub denumirea de oţeluri şi fonte.

Diagrama de echilibru completă a sistemului de aliaje Fe-C este dată în figura 7.58. Întrucât carbonul sub forma sa alotropică de grafit, nu se lichefiază ci sublimează, se impune prezentarea

diagramei da echilibru Fe-C ce cuprinde şi fazele în stare de agregare gazoasă. Se observă că diagrama de echilibru Fe-C nu are o precizie bine determinată pentru concentraţii mari de carbon, din cauza cercetărilor reduse în acest domeniu.

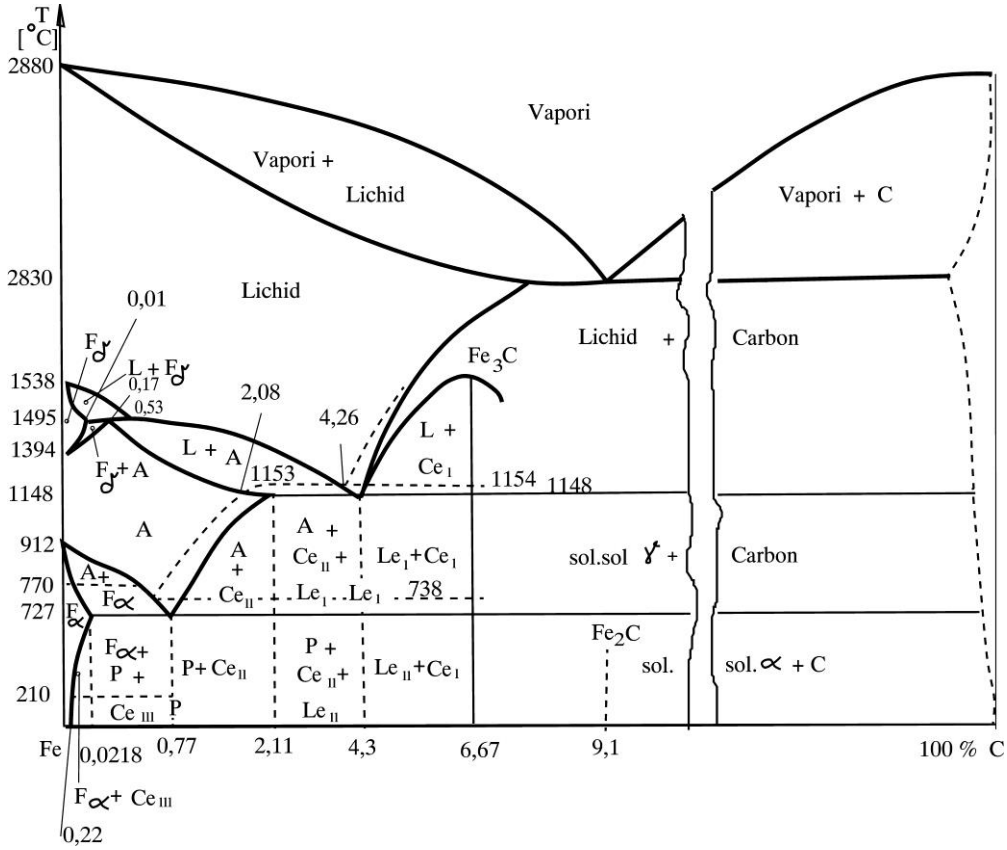


Figura 7.58. Diagrama de echilibru a sistemului de aliaje Fe-C

Diagrama de echilibru Fe-C în domeniul lichid şi solid pentru concentraţii reduse de carbon, este o diagramă de echilibru complexă formată din 4 diagrame de echilibru binare simple: o diagramă cu peritectic, o diagramă cu eutectic, o diagramă cu descompunerea totală soluţiei solide şi o diagramă cu descompunerea parţială a soluţiei solide.

Deoarece importanţă pentru tehnică nu prezintă decât aliajele ce conţin până la 6,67% C, în continuare se vor prezenta doar transformările, constituenții şi fazele din acest domeniu (0 - 6,67 % C) al diagramei de echilibru.

7.7.l. Faze şi constituenţi în sistemele de aliaje Fe-C

Între fier şi carbon, până la concentraţia de 6,67 % C, se formează două sisteme: un sistem metastabil care se obţine la răcire cu viteza moderată, când din lichid se formează compusul chimic Fe_3C, motiv pentru care acest sistem se mai numeşte sistem Fe-Fe_3C şi un sistem stabil, când din lichid la răcire cu viteză foarte mică se separă carbonul în stare alotropică de grafit, motiv pentru care acest sistem se numeşte sistemul stabil Fe-C_{grafit}. Deci carbonul solubil în fierul lichid, la solidificare sau după

solidificare, se separă fie sub formă de carbură de fier sau de carbon grafit, în funcţie de viteza de răcire şi de compoziţia chimică.

În sistemul metastabil Fe-C se formează patru faze: soluţia lichidă, ferita, austenita, şi cementita şi doi constituenţi bifazici de tip amestec mecanic, ledeburita (eutectic) şi perlita (eutectoid).

Soluţia lichidă (L) este formată din amestecul intim al atomilor de fier lichid şi carbon. Există în domeniul monofazic peste linia lichidus şi în domeniul bifazic între linia lichidus şi linia solidus, pe lângă ferită, austenită, cementită sau carbon liber.

- Ferita, (ferita alfa F_α şi ferita delta F_δ) reprezintă o soluţie solidă de interstiţie a carbonului dizolvat în fier cristalizat în sistem cubic cu volum centrat.

Ferita poate să existe la temperaturi mai mari de 1394ºC când este cunoscută sub denumirea de ferita delta, care este nemagnetică şi care poate dizolva maximum 0,09% C la temperatura de 1394ºC şi poate exista la temperaturi mai mici de 9l2°C când este cunoscută sub denumirea de ferită alfa, care este magnetică sub temperaturi de 770ºC (punctul Curie al fierului) şi care dizolvă maximum 0,0218%C la temperatura de 727ºC. Cele două ferite reprezintă una şi aceeaşi fază, deosebindu-se între ele doar prin parametrul reţelei (mai mare la ferita delta). Ferita delta se obţine direct din soluţia lichidă, iar ferita alfa se obţine prin transformarea alotropică a fierului gama. Ferita se poate găsi în aliajele Fe-C în stare liberă sau pe lângă alte faze.

Ferita alfa dizolvă la temperatura mediului ambiant o cantitate foarte mică de carbon, maximum 0,002 C. Proprietăţile feritei sunt foarte apropiate de cele ale fierului pur (R=30 daN/mm^2 , KCU=20 daJ/cm^2, HB = 80 daN/mm^2 , A = 40% şi z = 70 %). La microscopul optic, ferita, în urma atacului cu nital, apare de culoare albă sub formă de câmp poliedric sau în reţea.

- Cementita (Ce) reprezintă compusul chimic format între fier şi carbon ce corespunde formulei Fe_3C care conţine 6,67% C şi 93,33% Fe. În funcţie de locul de formare, cementita poate fi cementită primară (Ce_I) ce se formează din lichid, cementită secundară (Ce_{II}) ce se formează din austenită după linia de micşorare a solubilităţii carbonului în fier gama de la 2,11%C (1147°C) la 0,77% C (723°C) şi cementită terţiară (C_{III}) care se separă din ferita alfa după linia de scădere a solubilităţii carbonului în fier alfa de la 0,02 %C (727°C la 0,002% C (20°C) toate cele trei tipuri de cementită au aceeaşi reţea cristalină, ortorombică, aceeaşi formulă chimică Fe_3C, deosebindu-se doar prin gradul de dispersie: Ce_I fiind cea mai grosolană, iar cementita terţiară Ce_{III} fiind cea mai fină.

La temperatura de 210°C (punctul Curie al cementitei) cementita devine magnetică la răcire. Cementita se află în aliajele Fe-C fie în stare liberă fie pe lângă alte faze în amestecuri mecanice, doar la concentraţia de 6,67% C ocupă tot domeniul, de 100 % Ce (curba lichidus prezintă din punct de maximum pentru această compoziţie).

Cementita este faza cea mai dură şi fragilă din aliajele Fe-C, HB 800 daN/mm. La microscop, cementita apare de culoare albă (atac cu nital) sau albastră (atac cu picrat de natriu) sub formă de câmp sau reţea fină.

▪ Austenita (A), este o soluţie solidă a carbonului dizolvat în fier gama cristalizat în sistem cubic cu feţe centrate. Poate lua naştere din soluţia lichidă după linia lichidus, din reacţie peritectică după izoterma de 1493°C, când lichidul reacţionează cu ferita obţinându-se austenita (peritectic soluţie solidă) rămânând în surplus ferită sau lichid şi poate lua naştere din transformarea alotropică a feritei delta (alfa) în austenită în domeniul de temperaturi de 1493°C si 1400°C. Austenita poate exista în domenii monofazice sau bifazice pe lângă alte faze: lichid, ferită, cementită. Austenita fiind cristalizată în sistem c.f.c. care are foarte multe plane de alunecare, este cea mai plastică fază din aliajele Fe-C. Ea poate dizolva maximum 2,06 % C la temperatura de 1148°C. În oţelurile carbon şi în fontele obişnuite austenita în echilibru nu poate exista decât la temperaturi mai mari de 723°C. În aliajele Fe-C aliate cu Ni, Mn, Co, Pt etc. austenita poate exista în echilibru chiar la temperatura mediului ambiant. La microscopul vacuterm, austenita apare sub formă de grăunţi poliedrici.

▪ Perlita (P), este un amestec mecanic bifazic format din descompunerea totală a austenitei la temperatura de 727 °C în ferită alfa şi cementită ($A \leftrightarrows F_{\alpha} + Ce_{II}$). Perlita se afla în echilibru numai sub temperatura de 727°C, aliajele Fe-C cu 0,77% carbon conţin 100% perlită. Proprietăţile perlitei au valori intermediare între cele ale feritei şi cementitei: HB = 205 daN/mm^2, R = 85 daN/mm^2, KCU = 3 – 6 daJ/cm^2, A = 15%.

Perlita conţine 88,2% ferită şi 11,8% cementită. La microscop, în urma atacului cu nital apare sub forma unor insule întunecate iar la puteri de mărire paste 300:l se poate distinge aspectul lamelar sau globular al perlitei.

▪ Ledeburita (Le), reprezintă eutecticul aliajelor Fe-Fe_3-C metastabile. În funcţie de temperatura la care se formează poate fi:

- ledeburita primară (Le_I) care este un amestec mecanic bifazic format prin descompunerea soluţiei lichide la temperatura constantă de 1147°C în austenită şi cementită primară ($L \leftrightarrows A + Ce_I = Le_I$);

- ledeburita secundară (Le_{II}) care este un amestec mecanic format la temperatura constantă de 723°C prin descompunerea austenitei din ledeburita primară în ferită şi cementită secundară. Deci, ledeburita secundară este formată din perlită şi cementită primară sau din ferită şi cementită. Aliajele Fe-C cu 4,3% C conţin l00 % ledeburită. Ledeburita, provenind dintr-o transformare primară prezintă o structură mai grosolană decât eutectoidul (perlita). Ledeburita este un constituent dur şi fragil cu bune proprietăţi de turnare.

În sistemul de aliaje Fe-C_{grafit} (stabil) în domeniul fontelor (peste 2,06 % C) apar doi constituenţi noi: carbonul grafit şi eutecticul cu grafit.

▪ Grafitul, este o stare alotropică a carbonului cristalizat în sistem hexagonal. Grafitul nu se lichefiază, el sublimează la temperatura de 3870°C. Atomul de carbon grafit posedă patru electroni de valenţă: trei care participă la legătura covalentă cu alţi atomi în plan şi un electron care intră în gazul electronic ce participă astfel la legătura de tip metalic dintre straturile de atomi. Grafitul se află în aliajele Fe-C cu peste 2,06 % C sub liniile lichidus şi solidus (punctate), existând în echilibru pe lângă

alte faze: lichid, austenită sau ferită. Proprietăţile fizico-mecanice ale grafitului sunt foarte scăzute: conductibilitate electrică şi termică mică, luciu metalic slab, rezistenţă mecanică nulă, plasticitate scăzută şi duritate foarte mică.

- Eutecticul cu grafit este format din austenită şi carbon grafit şi ia naştere fie din soluţia lichidă fie din descompunerea cementitei sub temperatura de 1154° C în austenită şi carbon grafit sau sub temperatura de 738°C în ferită şi carbon grafit. Formarea grafitului este favorizată de o viteză mică de răcire, de prezenţa unor cantităţi mari de carbon şi siliciu în aliajele Fe-C şi este defavorizată de o viteză mare de răcire sau de prezenţa unor cantităţi mari de mangan şi sulf.

Eutecticul cu grafit este fragil, însă prezintă proprietăţi bune de turnare. La concentraţia de 4,26% C în aliajele Fe-C (sistem stabil) există 100% eutectic cu grafit.

La răcire cu viteză relativ scăzută austenita se transformă la temperaturi sub 727 °C în perlită. La răciri cu viteză mai mare (grade mai mari de subrăcire) austenita se transformă în amestecuri mecanice ferită-carburice, cunoscute sub denumirea de constituenţi de tranziţie: sorbită, troostită şi bainită, care diferă între ele prin natura fazei carburice şi prin gradul de dispersie care creşte odată cu creşterea vitezei de răcire.

La grade mari de subrăcire (viteze mari de răcire) austenita se menţine în stare subrăcită şi apoi se transformă în martensită, care este soluţia solidă suprasaturată a carbonului dizolvat în fier alfa, cristalizat în sistemul tetragonal.

Toţi aceşti constituenţi bifazici (sorbita, troostita, bainită) sau monofazici (martensita) sunt stări în afară de echilibru (metastabile).

7.7.2. Tipuri de transformări în diagrama de echilibru Fe-C

În domeniul aliajelor Fe-C tehnice (sub 6,67% C) şi sub temperatura de 1538°C au loc două tipuri de transformări: primare (peritectică şi eutectică) şi în stare solidă (descompunere totală a soluţiei solide, austenită şi descompunerea parţială a soluţiei solide, ferită).

Transformarea peritectică este o transformare primară invariantă ce se produce pe izoterma de 1495°C când în urma reacţiei dintre lichid şi ferita delta ia naştere austenita.

Transformarea eutectică este o transformare primară invariantă, ce are loc pe izoterma de 1498°C când soluţia lichidă se descompune într-un amestec mecanic de austenită şi cementită denumit ledeburită primară. Transformarea eutectoidă constă în descompunerea totală a austenitei la temperatură constantă de 727°C într-un amestec mecanic de ferită şi cementită denumit perlită.

Transformările peritectică, eutectică şi eutectoidă sunt transformări invariante: V = 2 – 3 + 1 = 0.

Descompunerea parţială a feritei în ferită săracă în carbon şi cementită terţiară are loc pe linia de variaţie a solubilităţii carbonului în fier de la 0,02% C (723°C) la 0,006%C (20°C).

În aliajele Fe-C se mai produc două transformări magnetice: la 769 °C = A_2 – punctul curie al feritei şi la 210 °C = A_o – punctul Curie al cementitei.

Transformările în aliajele Fe-C sunt influenţate de concentraţia aliajelor în carbon. Astfel, pe măsură ce concenteraţia în carbon creşte, punctele critice (transformări alotropice) ale fierului se deplasează în sus (A_4 de la 1400ºC urcă până la 1493ºC) sau în jos (A_3 de la 910ºC coboară până la 723ºC) şi apare de la 0,02% C un nou punct critic A_1 = 723ºC, care indică transformarea eutectoidă.

Concentraţia de 2,06% C împarte aliajele Fe-C în oţeluri (0 - 2,06% C) şi în fonte (2,06 – 6,67%C).

Oţelurile situate la stânga concentraţiei de 0,81%C se numesc hipoeutectoide, oţelurile cu 0,81% C se numesc oţeluri eutectoide şi oţelurile situate la dreapta concentraţiei de 0,81% C se numesc oţeluri hipereutectoide.

Similar se clasifică şi fontele: hipoeutectice (2,06 – 4,3%C) eutectice (4,3% C) şi hipereutectice (4,3 - 6,67% C).

CAPITOLUL 8. SOLIDIFICAREA ALIAJELOR METALICE

Mecanismul solidificării aliajelor metalice se deosebeşte net de cel al solidificării metalelor pure: în timp ce la solidificarea metalelor pure compoziţia rămâne constantă, la solidificarea aliajelor are loc o modificare continuă a compoziţiei. Caracteristic solidificării aliajelor este faptul că solidul care cristalizează are o compoziţie chimică diferită de cea a lichidului din care se formează. Acest lucru determină ca solidificarea aliajelor să fie însoţită pe lângă subrăcirea termică, care constă în scăderea temperaturii de transformare cauzate de viteze mai mari de răcire şi de subrăcire constituţională, care constă în scăderea temperaturii de transformare cauzată de modificarea compoziţiei chimice. Subrăcirea constituţională se poate defini ca fiind subrăcirea produsă prin modificări de temperatură combinate cu modificări de compoziţie chimică.

Pentru a pune în evidenţă subrăcirea constituţională se consideră un aliaj care solidifică monodimensional (de la stânga la dreapta) şi se defineşte coeficientul de distribuţie al atomilor de dizolvat (coeficient de raportare) K_o ca fiind egal cu raportul dintre concentraţia dizolvatului în solid C_1 şi concentraţia dizolvatului în lichid C_o:

$$K_o = \frac{C_1}{C_o} = \frac{C_S}{C_L} \qquad (8.1)$$

În funcţie de valoarea coeficientului de raportare, liniile lichidus şi solidus pot să urce, pe măsura creşterii concentraţiei dizolvatului în dizolvant, când $K_o>1$ sau pot să coboare, când $K_o<1$, figura 8.1.a,b.

Solidificarea aliajului cu concentraţia C_o din figura 8.2 începe la temperatura T_1, la intersecţia cu linia lichidus, prin apariţia unei interfeţe lichid-solid, primul cristal de solid format are concentraţia $C_1 = K_oC_o$ deci conţine mai puţin component B decât lichidul din care s-a format, care are concentraţia C_o, ca atare lichidul care urmează să solidifice va fi mai bogat în component B şi mai sărac în component A decât lichidul iniţial.

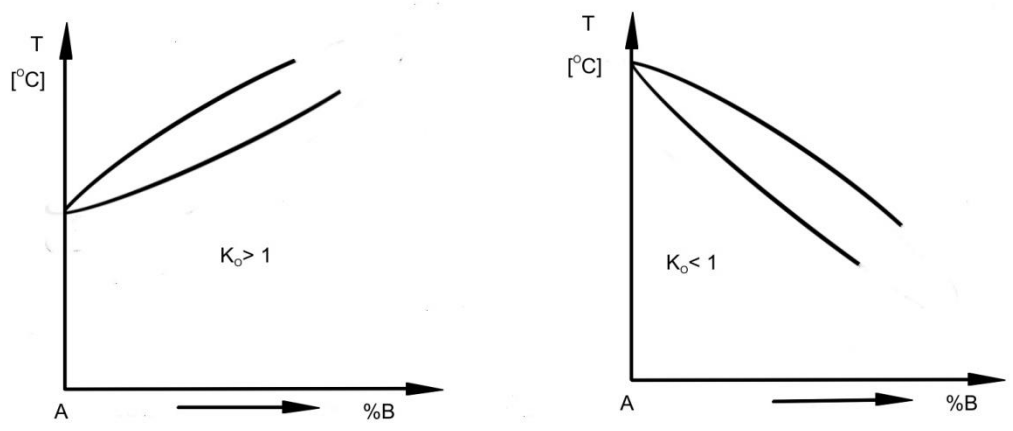


Figura 8.1. Variaţia liniilor lichidus şi solidus cu concentraţia dizolvatului

Modificarea compoziţiei lichidului din vecinătatea interfeţei se accentuează pe măsura creşterii

acestei interfeţe. Concomitent cu modificarea concentraţiei lichidului are loc şi modificarea concentraţiei solidului ce se formează. În punctul 2, lichidul are concentraţia C_3, iar solidul format are concentraţia C_2 (date de regula orizontalei) ca atare solidificarea în acest punct se va produce la o temperatură mai mică $T_2 < T_1$. Concentraţia maximă C_4 a atomilor de component B din lichidul vecin interfeţei care creşte, are loc la o scădere a temperaturii $T_3 < T_2$, când solidul care se formează are concentraţia C_o egală cu concentraţia medie a aliajului şi când sistemul ajunge într-o stare staţionară corespunzătoare echilibrului.

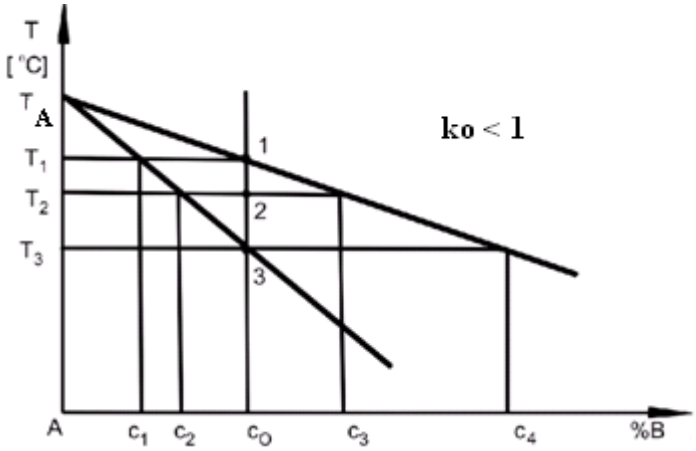
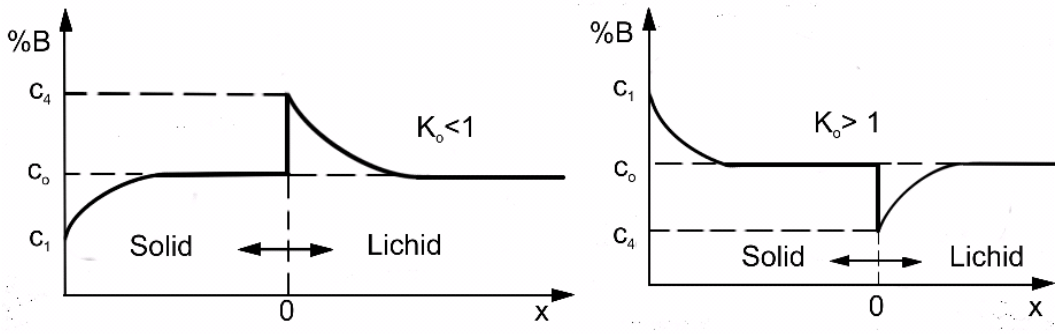


Figura 8.2. Subrăcirea constituţională

Modul cum variază concentraţia dizolvatului B în lichid şi solid odată cu creşterea distanţei x de la interfaţa solid-lichid spre lichid este dat în figura 8.3.a,b: când $K_o < 1$, după un timp de la atingerea stării staţionare, concentraţia lui B creşte în solid şi scade în lichid, figura 8.3.a, iar când $K_o > 1$ concentraţia lui B scade în solid şi creşte în lichid, figura 8.3.b.



a. b.

Figura 8.3. Variaţia concentraţiei dizolvatului în lichidul din faţa interfeţei solid-lichid

La solidificarea în condiţii de echilibru are loc o deplasare continuă a atomilor componentelor A şi B. Atomii componentului B sunt împinşi continuu de la interfaţa solid-lichid spre lichid. Deplasarea atomilor de dizolvat depinde de coeficientul de difuzie D şi de viteza cu care înaintează interfaţa solid-lichid R. Fluxul de atomi care difuzează în unitatea de volum şi unitatea de timp fiind $D(\frac{\delta^2 C}{\delta x^2})$, iar fluxul

de atomi care părăseşte acelaşi volum datorită solidificării fiind $R(\frac{\delta C}{\delta x})$, se poate scrie ecuaţia distribuţiei atomilor corespunzătoare stării staţionare:

$$D\frac{\delta^2 C}{\delta x^2} + R\frac{\delta C}{\delta x} = 0 \qquad (8.2)$$

unde C este concentraţia dizolvatului şi x este distanţa de la interfaţă spre lichid. Soluţia ecuaţiei (8.2) este:

$$C_L = C_o(1 + \frac{1-K_o}{K_o} e^{-\frac{R}{D}x}) \qquad (8.3)$$

Temperatura de început de solidificare teoretică a lichidului de compoziţie C_L este:

$$T_S = T_A - mC_L \qquad (8.4)$$

unde T_A este temperatura de solidificare a solventului.

Substituind relaţia (8.3) în relaţia (8.4) se obţine temperatura teoretică de început de solidificare pentru lichidul din faţa interfeţei solid-lichid a cărui concentraţie variază continuu conform curbelor din figura 8.3. Temperatura T_i la care solidifică lichidul de compoziţie $\frac{C_o}{K_o}$, vecin interfeţei solid-lichid, la un moment dat este:

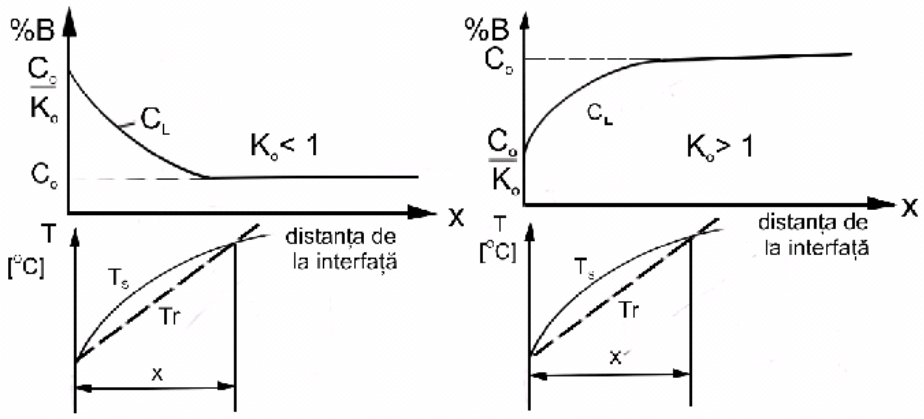
$$T_i = T_A - m\frac{C_o}{K_o} \qquad (8.5)$$

Continuând raţionamentul mai departe, rezultă că temperatura reală de solidificare într-un punct x din lichid este:

$$T_r = T_i + \frac{dT}{dx} \cdot x \qquad (8.6)$$

unde $\frac{dT}{dx}$ este gradientul de temperatură în lichid.

Modul de variaţie a concentraţiei lichidului C_1 din faţa interfeţei şi a temperaturilor teoretice şi reale de solidificare T_S şi T_r la distanţa x de la interfaţa solid-lichid este dat în figura 8.4. Rezultă că pentru orice distanţă x, lichidul se află la o temperatură T_r mai mică decât temperatura teoretică de solidificare la echilibru T_S, adică lichidul se află în stare de subrăcire constituţională provocată de modificarea concentraţiei dizolvatului.



a. b.

Figura 8.4. Variaţia temperaturilor teoretice şi reale de solidificare cu distanţa de la interfaţa solid-lichid

Forma cristalelor obţinute în urma solidificării aliajelor metalice depinde de valoarea subrăcirii constituţionale şi de grosimea stratului de lichid subrăcit din faţa interfeţei solid-lichid.

Astfel, când subrăcirea constituţională este mare, iar grosimea stratului de lichid subrăcit x este mare, aliajele cristalizează sub formă dendritică. Când grosimea stratului de lichid subrăcit este mică, iar subrăcirea constituţională este mare se obţine în urma solidificării o structură celulară, iar când subrăcirea constituţională are valori mici se obţin cristale alungite neregulate.

8.l. Solidificarea lingourilor

Lingourile sunt blocuri mari de material metalic de 6 până la 120 tone (oţeluri, fonte etc.) obţinute direct prin turnare în forme metalice denumite lingotiere.

Lingourile formează materia primă din care se obţin prin laminare sau forjare semifabricate (ţagle, platine, brame şi blumuri) destinate fabricării de piese şi organe de maşini prin deformare plastică.

Solidificarea cantităţilor mari de materiale metalice are loc în mod diferit faţă de solidificarea cantităţilor mici de materiale metalice.

La solidificarea cantităţilor mici de material metalic, datorită uniformităţii condiţiilor în care are loc răcirea (aceeaşi viteza de răcire şi acelaşi grad de subrăcire) în orice punct al lor, se obţin structuri uniforme cu grăunţi echiaxiali, figura 8.5.

La solidificarea cantităţilor mari de material metalic, cum este cazul lingourilor, condiţiile de solidificare diferă de la exterior spre interiorul acestora formându-se zone de cristalizare primară diferite, figura 8.6. Astfel, la exteriorul lingourilor, unde lichidul vine în contact direct cu pereţii reci ai lingotierei şi unde există asperităţi şi particule străine (praf, zgură), ce constitute germeni străini de cristalizare, viteza de cristalizare este foarte mare, gradul de subrăcire mare şi viteza de germinare foarte mare – toate acestea determinând formarea unui strat subţire cu grăunţi mici echiaxiali orientaţi la întâmplare. Această zonă modifică condiţiile de răcire ale straturilor interioare de material metalic. După prima zonă urmează o zonă formată din cristalite mari columnare – alungite pe direcţia gradientului de temperatură, adică

perpendicular pe pereţii lingotierei. Această a doua zonă se numeşte zonă de transcristalizare; ea influenţează puternic rezistenţa lingoului. Locul de întâlnire al cristalelor columnare (pe diagonala secţiunii transversale A-A) formează zone de minimă rezistenţă.

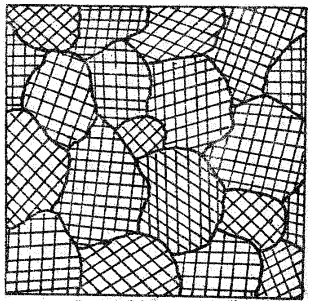


Figura 8.5. Structura după solidificarea unei cantităţi mici de material metalic

Pentru a elimina zonele de minimă rezistenţă, muchiile lingotierei se rotunjesc.

Formarea cristalelor columnare este rezultatul unei subrăciri mai mici, când viteza de creştere a cristalelor este maximă, iar viteza de germinare este medie. Cristalele din aceasta zonă nu pot să crească decât spre interiorul lingoului, deoarece spre exterior se află deja material solidificat iar în sus şi în jos cristalele vor creşte puţin datorită incomodării reciproce în dezvoltarea lor.

În centrul lingoului, unde viteza de răcire este foarte mică (pierderile de căldură în exterior sunt scăzute), atât viteza de germinare cât şi viteza de creştere a cristalelor sunt mici deci li se va permite puţinilor germeni să se dezvolte mult şi se obţin grăunţi mari, echiaxiali, neorientaţi.

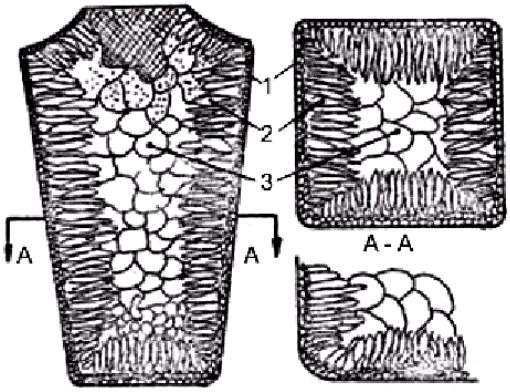


Figura 8.6. Structura lingoului

Formarea celor trei zone de solidificare ale lingourilor poate fi explicată şi prin variaţia temperaturii teoretice T_s şi reale T_r de solidificare a lichidului distanţa de la peretele lingotierei.

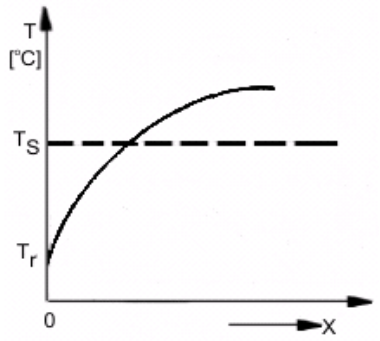


Figura 8.7. Variaţia temperaturii topiturii la contactul cu pereţii lingotierei

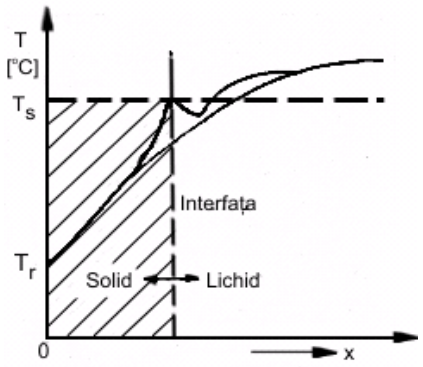


Figura 8.8. Variaţia temperaturii topiturii a solidificarea zonei columnare

La contactul topiturii cu peretele rece al lingotierei temperatura lichidului scade brusc, figura 8.7, creând o subrăcire ($\Delta T = T_S - T_r$) mare, care este cauza obţinerii în final a grăunţilor mici echiaxiali. În zona cristalelor columnare temperatura topiturii a crescut mult apropiindu-se de temperatura teoretică de solidificare T_s. Când temperatura topiturii creşte suplimentar, figura 8.8, datorită eliberării căldurii latente de solidificare din prima zonă solidificată, în lichidul din faţa interfeţei solid-lichid apare un gradient de temperatură negativ, care constituie cauza creşterii dendritice a cristalelor cu viteză mare pe direcţia pierderii căldurii. Dacă materialul metalic care solidifică în lingotieră este un metal pur, lipseşte subrăcirea constituţională şi atunci cristalele columnare se dezvoltă până la axa centrală a lingoului fără să se formeze ultima zonă cu grăunţi grosolani echiaxiali.

La solidificarea aliajelor metalice în lingotiere, subrăcirii de natură termică i se adaugă şi subrăcirea constituţională, care determină o viteză de germinare şi o viteză de creştere a cristalelor mici, care au ca efect formarea celei de a treia zone cu grăunţi echiaxiali.

Cele trei zone cu structuri diferite ale lingourilor, pot fi explicate cu ajutorul diagramei de variaţie a vitezei de creştere a cristalelor (V_c) şi a vitezei de germinare (n) odată cu creşterea gradului de subrăcire termică ΔT, figura 8.9. Dependenţa dintre structură, viteza de germinare şi viteza de creştere a cristalelor este arătată prima dată de către G. Tamann.

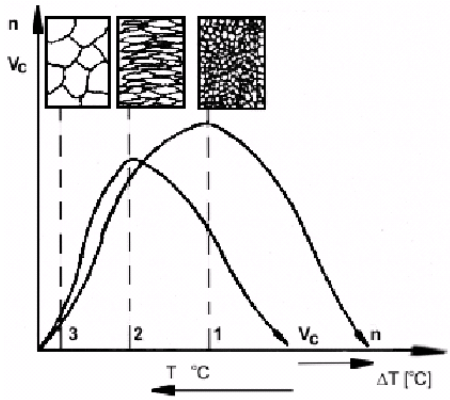


Figura 8.9. Dependenţa structurii de viteza de germinare (n) şi viteza de creştere a cristalelor (V_c)

Structura eterogenă a lingourilor poate fi eliminată prin încălzirea acestora la temperaturi ridicate şi răcirea lor cu viteză moderată in urma cărora se obţin în toată masa lingoului grăunţi globulari uniformi ca mărime şi neorientaţi.

8.1.1. Defecte de solidificare ale lingourilor

Condiţiile concrete în care se produce solidificarea lingourilor duc în mod inevitabil la apariţia unor defecte în masa acestora după solidificare cum ar fi: retasuri, segregaţii, sufluri, zone de minimă rezistenţă etc.

Retasura, reprezintă un gol sub formă de pâlnie cu suprafeţele interioare neregulate şi oxidate, ce se formează în general în partea superioară a lingoului, ca efect al fenomenului de contracţie ce însoţeşte solidificarea. Uneori retasura se prelungeşte spre interiorul lingoului când se numeşte retasură axială difuză care duce la rebutarea lingoului. Prevenirea acestui lucru se realizează printr-o răcire dirijată a lingoului: partea superioară a lingoului se răceşte cu viteză mică, menținându-se starea lichidă în această zonă un timp mai îndelungat lucru ce permite formarea unei retasuri concentrate în partea de sus a lingoului, parte ce se îndepărtează ulterior prin tăiere.

Segregaţia macroscopică este fenomenul de neomogenitate chimică în diverse zone ale lingoului provocată de procesul selectiv de solidificare. Este cauzată de separarea şi gruparea impurităţilor din zona solidificată în zona lichidă. Dacă impurităţile au o greutate specifică mai mare decât cea a lichidului ce solidifică, ele vor cădea la baza lingoului producând o segregaţie după greutatea specifică, sau inferioară. Dacă greutatea lor specifică este mai mică decât a lichidului, se vor ridica dând o segregaţie superioară. De asemenea, segregaţia macroscopică poate fi directă când impurităţile, uşor fuzibile, trec spre centrul lingoului, şi inversă când impurităţile greu fuzibile sunt prinse la exteriorul lingourilor. În general, segregaţia macroscopică la lingouri se localizează spre centrul lingoului şi în vecinătatea retasurii.

Suflurile, sunt goluri sferoidale ce conţin gaze (CO_2 H_2, N_2). Ele au drept cauză diferenţa de solubilitate a gazelor în materialul metalic topit şi solidificat. Suflurile care se află pe suprafaţa exterioară a lingoului se numesc pori. Suflurile interioare care au pereţii neoxidaţi dispar, sudându-se în timpul deformării plastice, în timp ce porii având pereţi oxidaţi nu se sudează şi constituie amorse de fisurare în timpul deformării plastice a lingourilor.

Zonele de minimă rezistenţă, sunt diagonalele din secţiune transversală unde se întâlnesc cristalele columnare. Acestea se elimină prin rotunjirea muchiilor lingotierei, figura 8.6.

MATERIALE NEMETALICE CU MEMORIA FORMEI

Note de curs

Leandru-Gheorghe BUJOREANU

1.	CARACTERIZAREA GENERALĂ A MATERIALELOR CU MEMORIA FORMEI	1
1.1	Definiţia materialelor cu memoria formei	1
1.2	Apariție si dezvoltare	1
1.3	Mecanisme caracteristice fenomenelor de memoria formei	7
1.3.1	Transformarea martensitică	7
1.3.2	Reorientarea domeniilor magnetice	9
1.3.3	Tranziția antiferoelectric-feroelectric	10
1.3.4	Tranziția vitroasă	12
1.3.5	Reacția fotocromică	12
1.3.6	Tranziția elastică a unui component	13
1.4	Clasificarea materialelor cu memoria formei	13
2.	ALIAJE CU MEMORIA FORMEI	15
2.1	Transformarea martensitică din aliajele tip β, cu memoria formei	15
2.2	Transformarea martensitică din aliajele cu memoria formei cu austenită cfc	18
2.3	Legătura dintre transformarea martensitică și fenomenele de memoria formei	26
2.3.1	Originea memoriei mecanice	26
2.3.2	Mecanismul memorie mecanice	27
2.3.3	Originea memoriei termice	29
2.3.3.1	Efectul simplu de memoria formei	29
2.3.3.2	Efectul de memoria formei în dublu sens	29
2.3.4	Mecanismul memoriei termice	30
2.3.4.1	Mecanismul efectului simplu de memoria formei	30
2.3.4.2	Mecanismul efectului de memoria formei în dublu sens	32
2.4	Aplicațiile materialelor cu memoria formei	33
3.	MATERIALE CERAMICE CU MEMORIA FORMEI	39
3.1	Transformarea martensitică din materialele ceramice cu memoria formei	39
3.2	Materialele ceramice magnetice cu memoria formei (MCMMF)	41
3.2.1	Deformația indusă prin reorientarea microstructurală a variantelor de martensită sub efectul câmpului magnetic aplicat	41
3.2.2	Magnetizarea indusă sub efectul câmpului magnetic aplicat	47
3.2.3	Comparație între efectul magnetic de memoria formei din materialele ceramice, efectul termic de memoria formei și efectul magnetostrictiv	51
3.3	Materiale electroceramice	54
3.3.1	Titanați cu memoria formei	54
3.3.2	Manganiți cu memoria formei	58
3.3.3	Teluride cu memoria formei	60
3.3.4	Aplicațiile materialelor ceramice cu memoria formei	62
4.	POLIMERI CU MEMORIA FORMEI	66
4.1	Fenomenul de memoria formei la polimeri	66
4.2	Clasificarea polimerilor	68
4.3	Mecanisme ale fenomenului de memoria formei la polimeri	68
4.4	Efectul de memoria formei activat prin radiații luminoase	70
4.5	Efectul de memoria formei activat chimic	76
4.6	Polimeri termoplastici cu memoria formei	78
4.6.1	Efectul de memoria formei activat termic	79
4.6.2	PMF ramificați fizic	82
4.6.3	PMF ramificați chimic	94

4.7	Sisteme polimerice de livrare a medicamentelor	106
4.7.1	Materiale biodegradabile de implant	106
4.7.2.	Sisteme de polimeri cu proprietăți de memoria formei	106
4.7.3	Clasificarea sistemelor polimerice de livrare a medicamentelor	109
4.8	Polimeri ionici	115
4.9	Grafene	126
4.9.1	Definiție și clasificare	126
4.9.2	Metode de obținere	127
4.9.2.1	Obținerea filmelor și foliilor de tip „buckypaper”	129
4.9.2.2	Obținerea foliilor uscate, extrase prin CVD, din ansamble aliniate de CNC cu pereți unici	130
4.9.2.3	Tehnici alternative de producere a foliilor de nanotuburi de carbon	130
4.9.3	Aplicațiile grafenelor	132
4.9.3.1	Actuatori cu nanotuburi de carbon	133
4.9.3.2	Aplicații de tip senzor	134
5.	MATERIALE COMPOZITE CU MEMORIA FORMEI	136
5.1	Compozite cu matrice polimerică și elemente active din AMF	136
5.1.1	Construirea unui micro-actuator, din material compozit AMF/ elastomer, la UT Iași	138
5.1.2	Conceperea și realizarea unei platforme de zbor după modelul liliecilor	143
5.2	Compozite cu matrice polimerică și componente active ceramice	150
5.3	Aplicații aerospațiale ale materialelor compozite cu memoria formei, cu matrice polimerică	154
5.3.1	Balamalele din materiale compozite polimerice cu memoria formei	154
5.3.2	Învelișuri auto-desfășurabile din materiale compozite polimerice cu memoria formei	155
5.3.3	Structuri aerospațiale din materiale compozite polimerice cu memoria formei	159
5.3.3.1	Sisteme și panouri solare	159
5.3.3.2	Antene reflector	162
5.3.3.3	Structuri cu forme controlabile	164
5.3.3.4	Habitat lunar expandabil	166
	Bibliografie	167

1. CARACTERIZAREA GENERALĂ A MATERIALELOR CU MEMORIA FORMEI

1.1 Definiția materialelor cu memoria formei

Materialele cu memoria formei au fost reprezentate, din punct de vedere istoric, de către aliaje. Acestea au fost cunoscute sub mai multe denumiri intermediare:

- aliaje cu memorie piezomorfică,
- aliaje cu memorie termomorfică
- aliaje cu memorie feroelastică
- marmem-uri (care sublinia legătura dintre martensită şi memorie), la începutul anilor '70.

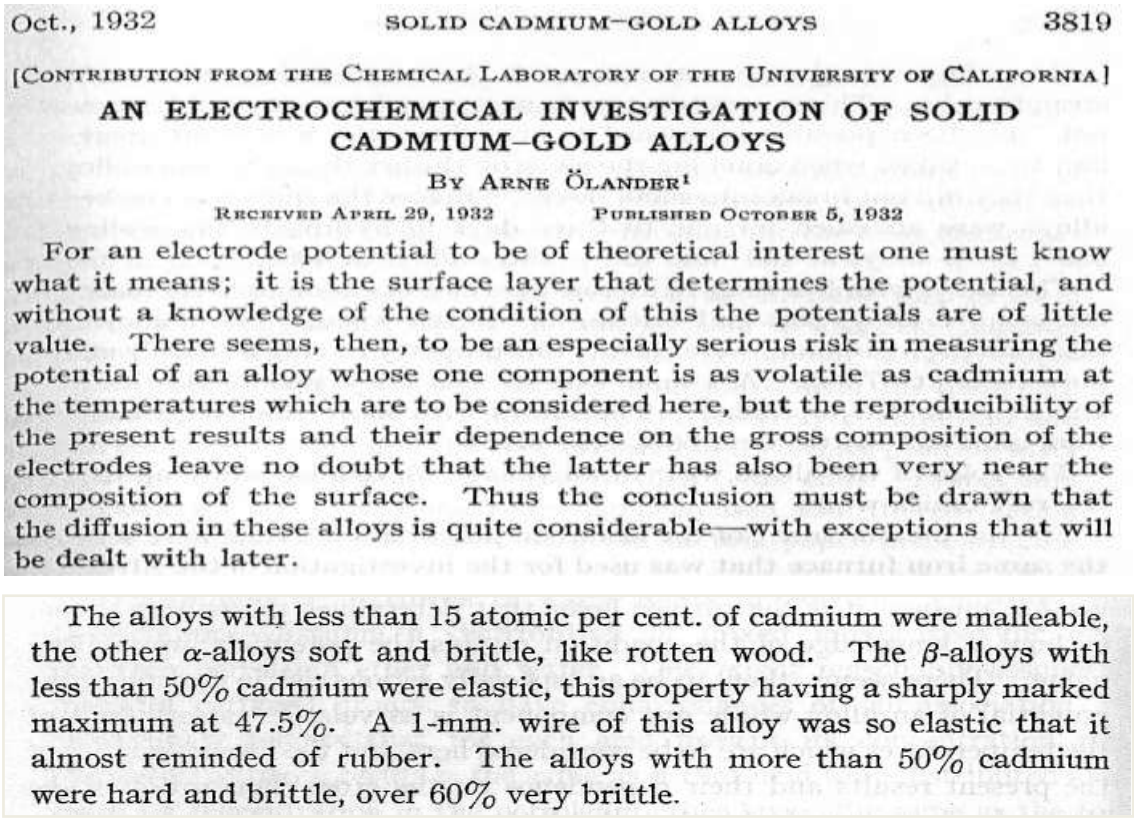
La ora actuală, la aliajele obținute prin tehnologia clasică (bazată pe topire-turnare-deformare) s-au adăugat cele obținute prin metalurgia pulberilor, prin solidificare ultrarapidă sau prin deformație plastică severă.

Mai mult chiar, au apărut și o serie de materiale nemetalice cu memoria formei care cuprind: 1-materiale ceramice, 2-polimeri, 3-materiale compozite și 4-materiale hibride. În aceste condiții, s-a generalizat denumirea de materiale cu memoria formei.

Un material cu memoria formei este un material funcțional care, în urma activării termice, mecanice, electrice, magnetice, chimice sau prin radiații, își poate redobândi o formă pe care a avut-o în istoria sa și a pierdut-o temporar.

1.2 Apariție si dezvoltare

Istoria materialelor cu memoria formei a început în 1932, odată cu descoperirea unui aliaj Au-47 % at. Cd care, atunci când a fost prelucrat sub formă de sârmă cu diametrul de 1 mm, prezenta la temperatura camerei o elasticitate surprinzătoare – de aprox. 8 % - care a fost numită de "tip cauciuc" (Arne Ölander, Academia Regala Suedeza).



Oct., 1932 SOLID CADMIUM–GOLD ALLOYS 3819

[CONTRIBUTION FROM THE CHEMICAL LABORATORY OF THE UNIVERSITY OF CALIFORNIA]

AN ELECTROCHEMICAL INVESTIGATION OF SOLID CADMIUM–GOLD ALLOYS

BY ARNE ÖLANDER[1]

RECEIVED APRIL 29, 1932 PUBLISHED OCTOBER 5, 1932

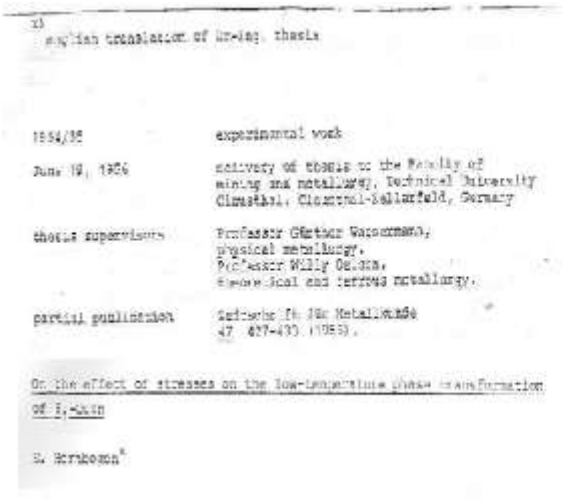
For an electrode potential to be of theoretical interest one must know what it means; it is the surface layer that determines the potential, and without a knowledge of the condition of this the potentials are of little value. There seems, then, to be an especially serious risk in measuring the potential of an alloy whose one component is as volatile as cadmium at the temperatures which are to be considered here, but the reproducibility of the present results and their dependence on the gross composition of the electrodes leave no doubt that the latter has also been very near the composition of the surface. Thus the conclusion must be drawn that the diffusion in these alloys is quite considerable—with exceptions that will be dealt with later.

The alloys with less than 15 atomic per cent. of cadmium were malleable, the other α-alloys soft and brittle, like rotten wood. The β-alloys with less than 50% cadmium were elastic, this property having a sharply marked maximum at 47.5%. A 1-mm. wire of this alloy was so elastic that it almost reminded of rubber. The alloys with more than 50% cadmium were hard and brittle, over 60% very brittle.

Fragment din articolul publicat de A. Ölander

Efectul propriu-zis de memoria formei a fost descoperit de L.C. Chang şi T.A. Read mai întâi la Au-Cd în 1951 şi apoi la In-Tl în 1953.

La acestea s-au adăugat şi alte aliaje neferoase cu memoria formei dintre care cele mai importante sunt: Cu-Zn (teză de doctorat susţinută de Prof. Erhard Hornbogen în 1956), Ti-Ni (1963), Cu-Al-Ni (1964) şi Cu-Zn-Al (1970) precum şi o serie de aliaje feroase cum ar fi: Fe-Mn-Si, Fe-Ni-Co-Al-Ta-B sau Fe-Mn-Al-Ni.


1) English translation of Dr-Ing. thesis

1954/55 experimental work

June 19, 1956 delivery of thesis to the Faculty of mining and metallurgy, Technical University Clausthal, Clausthal-Zellerfeld, Germany

thesis supervisors Professor Günter Wassermann, physical metallurgy, Professor Willy Oelsen, electrochemical and ferrous metallurgy.

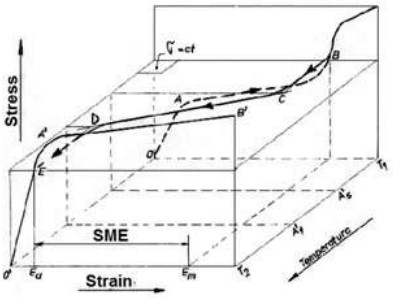
partial publication Zeitschrift für Metallkunde 47 427-433 (1956).

On the effect of stresses on the low-temperature phase transformation of β₁-CuZn

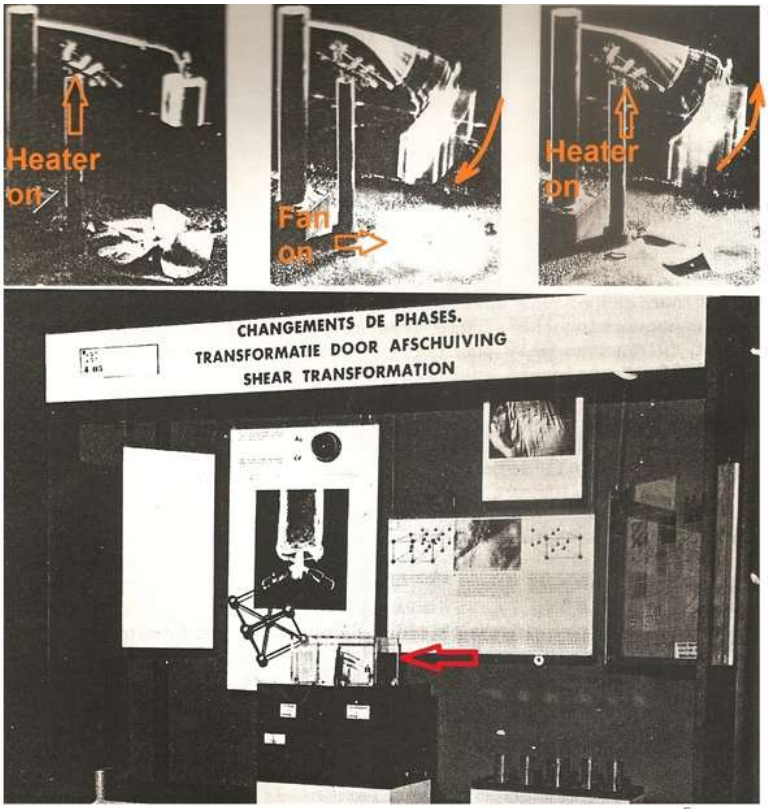
E. Hornbogen*

Prof. Erhard Hornbogen, de la Universitatea Ruhr din Bochum, a fost primul cercetător al alarmelor cu memoria formei

Prima aplicaţie a materialelor cu memoria formei a fost expusă în 1958 la Târgul Internaţional de la Bruxelles. Este vorba despre un dispozitiv ciclic de ridicare acţionat de un monocristal de aliaj Au-Cd care ridica o greutate dacă era încălzit şi o cobora dacă era răcit.



Prima aplicaţie a unui AMF monocristalin Au-Cd, expusă la Târgul Internaţional de la Bruxelles, 1958: dispozitiv ciclic de ridicare, automatizat (jos). Pornirea încălzitorului declanşează transformarea martensitică inversă comandând ridicarea greutăţii. Pornirea ventilatorului răceşte proba de AMF declanşând transformarea martensitică directă, înmuierea probei şi coborârea sarcinii. Sus: proba martensitică moale (T< A'_s) se deformează cu ε_m iar cea austenitică rigidă (T> A'_f) se deformează cu ε_a. $\varepsilon_a < \varepsilon_m$



Imagina a standului şi principiul de funcţionare al dispozitivului ciclic de ridicare

"Vedeta" materialelor cu memoria formei este în mod incontestabil aliajul NITINOL, numit astfel după Ni-Ti şi Naval Ordnance Laboratory (actualmente Naval Surface Warfare Center) – locul unde a fost descoperit. Se pare că descoperirea Nitinol-ului a fost un simplu accident. Conform Wikipedia, „Buehler încerca să obțină un înveliș mai bun pentru vârful rachetelor, rezistent la oboseală, căldură și forță de impact. Observând că aliajul echiatomic nichel titan poate îndeplini aceste funcții, în 1961 a prezentat o mostră la o întâlnire cu colectivul laboratorului. Mostra, pliată ca un acordeon, a trecut din-mână-în-mână de la un participant la altul. Unul dintre ei a încălzit-o cu aprinzătorul său de pipă și spre surpriza generală, banda pliată ca o armonică s-a îndreptat, la forma ei inițială (https://en.wikipedia.org/wiki/Nickel_titanium). Nitinol-ul policristalin posedă excelente caracteristici legate de fenomenele de memoria formei, cum ar fi capacitatea de înmagazinare a energiei elastice la încărcarea izotermă (42 MJ/m^3) sau deformațiile maxime care pot fi recuperate în cadrul memoriei mecanice (10 %) sau termice (8%). S-a calculat că în 50 l de Nitinol se poate înmagazina peste 2 MJ, cât în motorul unei mașini.

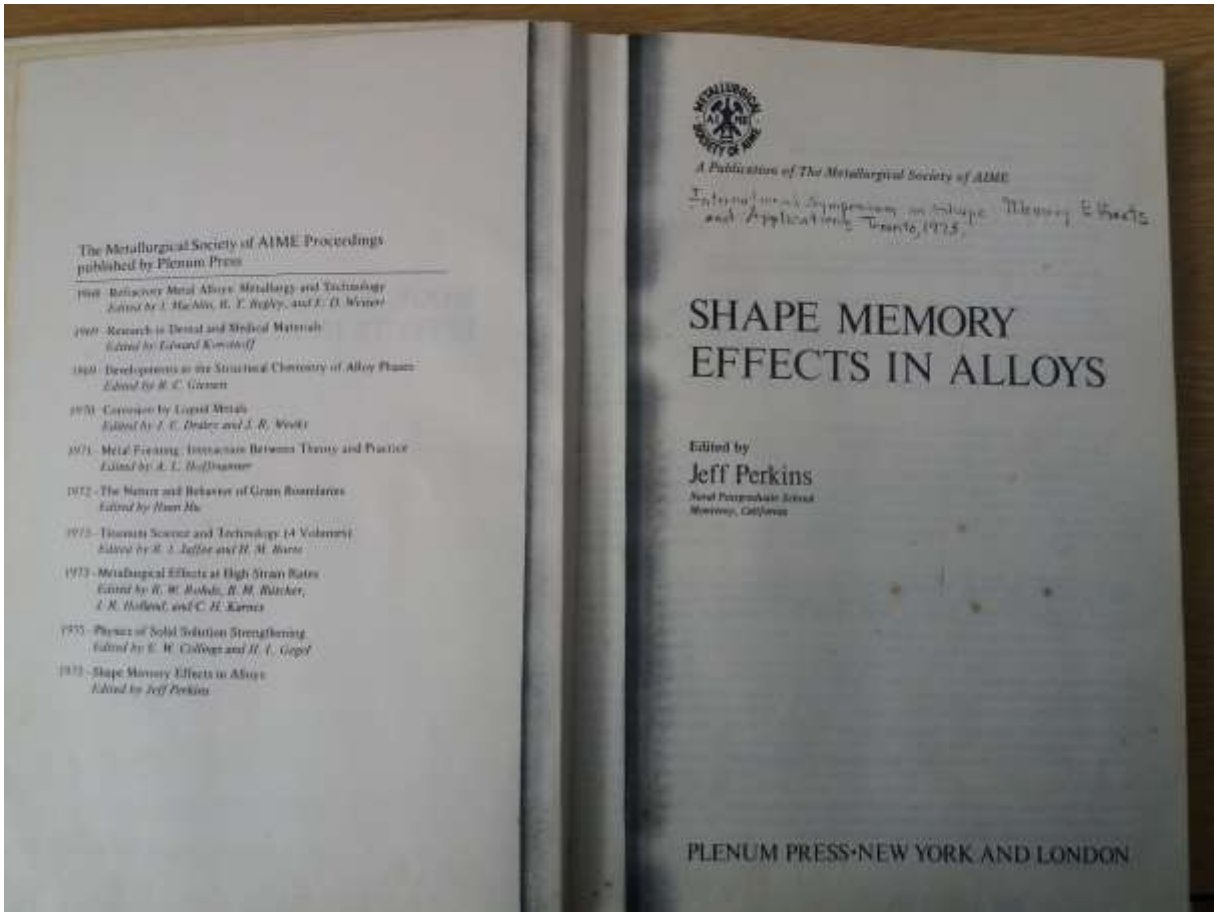
Primul material ceramic mediatizat, cu memoria formei, este bioxidul de zirconiu (ZrO_2) sau zirconia. Pentru evitarea fisurării bioxidului de zirconiu trebuie să fie stabilizat prin adausuri de alte materiale ceramice (Y_2O_3, CeO_2, etc.). La materialele ceramice a fost dezvoltat un concept nou de „memoria formei”: transformările de fază induse termic sau prin tensiune fiind înlocuite prin variaţia deformării elastice produsă de transformarea de fază indusă de câmpul electric, magnetic, etc. La ora actuală gama materialelor ceramice cu memoria formei include: titanați, zirconiați, manganiați, niobiați, teluride, etc.

În plină expansiune științifică și tehnologică sunt polimerii cu memoria formei, în rândul cărora au fost incluşi polimerii termoplastici şi elastomerii cu memoria formei, polimerii cu reţele interpenetrante şi polimerii ionici. Cele mai reușite aplicații cu memoria formei le au polimerii termocontractabili, folosiţi cu precădere la obţinerea mantalelor (tecilor) de la conductorii electrici „grei” şi în general la orice izolare electrică eficace şi operativă. La încălzire, polimerii termocontractabili se strâng asigurând astfel, de exemplu, izolarea unui mănunchi de conductori electrici sau cuplarea a două capete de conducte pneuno-hidraulice. Alți polimeri termoplastici cu memoria formei sunt: poliizoprenul, copolimerul de butadien-stirenă, poliuretanul, polietilena, etc. Pe lângă temperatură, efectul de memoria formei la polimeri mai poate fi obținut prin aplicarea câmpurilor electric, magnetic, prin radiații, schimbări ale pH-ului

Compania americană RAYCHEM a fost timp de 20 de ani liderul mondial absolut al industriei materialelor cu memoria formei. În anii ‘90 compania şi-a limitat activitatea la colaborarea cu Pentagonul și a devenit cel mai mare producător de polimeri termocontractabili.

Exemple de „manșete termocontractabile”, cunoscute și sub denumirea comercială de „varniș”

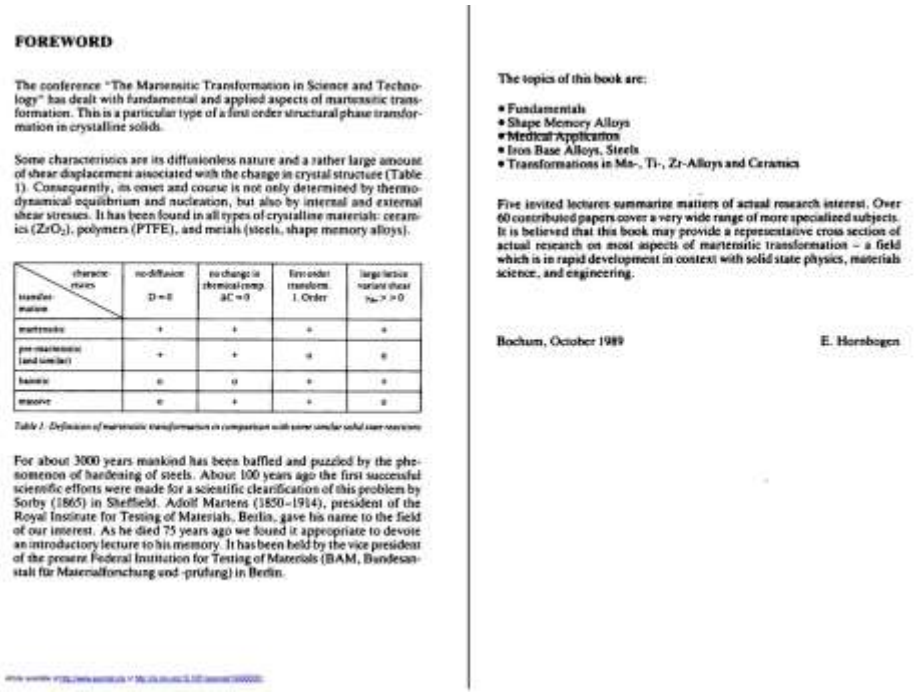
Prima manifestare științifică internațională dedicată materialelor cu memoria formei a fost: *International Symposium on Shape Memory Effects and Applications*, la Toronto, Ontario, Canada, May 19-22, 1975. Lucrările acestui simpozion au fost publicate în prima carte dedicată aliajelor cu memoria formei, „Shape Memory Effects in Alloys", editată de Jeff Pekins.



Copia copertei cărții „Shape Memory Effects in Alloys", trimisă, prin împrumut bibliotecar internațional, de către Library of Congress la Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi" din Iași, în 1990

Patru ani mai târziu a avut loc cea de-a doua conferință internațională despre transformările martensitice, International Conference of Martensitic Transformation, **ICOMAT**, Massachusets Institute of Technology, Cambridge, 1979. Ultima ediție, ICOMAT 2017 s-a ținut între 9-14 iulie la Chicago. ICOMAT 2020 este programat la, între 5-10 iulie, în Insula Jeju, Korea de Sud.

În Europa a început să fie organizat European Symposium of Martensitic Tranformation, **ESOMAT**, cu prima ediție desfășurată la Bochum, septembrie 1989, sub coordonarea profesorului Erhard Hornbogen. La această primă ediție, intitulată „Transformarea martensitică în știință și tehnologie" au participat 67 de lucrări care au fost organizate pe cinci secțiuni: Aspecte fundamentale, Aliaje cu memoria formei; Aplicați medicale; Aliaje pe bază de fier, oțeluri; Transformări în aliajele de Mn, Ti, Zr și materialele ceramice. Participanții proveneau din 19 țări, în primul rând europene: Germania, Elveția, Belgia, Spania, Marea Britanie, Franța, Danemarca, Olanda, Suedia, Polonia, Italia, Austria, Finlanda și Turcia. Pe lângă acestea, au fost reprezentanți provenind din Africa (Africa de Sud), America (S.U.A. și Argentina) și Asia (India și China). După 17 ani ESOMAT 2006 s-a întors la Bochum și a fost coordonat de Prof. Gunther Eggeler și Prof. Eberhard Wassermann. Numărul țărilor participante a crescut la peste 30 iar numărul lucrărilor la peste 300. Cu această ocazie, s-a anunțat și apariția aliajelor magnetice cu memoria formei (AMMF).



FOREWORD

The conference "The Martensitic Transformation in Science and Technology" has dealt with fundamental and applied aspects of martensitic transformation. This is a particular type of a first order structural phase transformation in crystalline solids.

Some characteristics are its diffusionless nature and a rather large amount of shear displacement associated with the change in crystal structure (Table 1). Consequently, its onset and course is not only determined by thermodynamical equilibrium and nucleation, but also by internal and external shear stresses. It has been found in all types of crystalline materials: ceramics (ZrO_2), polymers (PTFE), and metals (steels, shape memory alloys).

transfer-mature \ characteristics	no diffusion $D=0$	no change in chemical comp. $\Delta C=0$	first order transform. 1. Order	large lattice variant shear $s_{ik}>>0$
martensitic	+	+	+	+
pre-martensitic (and similar)	+	+	o	o
bainitic	o	o	+	+
massive	o	+	+	o

Table 1. Definition of martensitic transformation in comparison with some similar solid state reactions

For about 3000 years mankind has been baffled and puzzled by the phenomenon of hardening of steels. About 100 years ago the first successful scientific efforts were made for a scientific clearification of this problem by Sorby (1865) in Sheffield. Adolf Martens (1850–1914), president of the Royal Institute for Testing of Materials, Berlin, gave his name to the field of our interest. As he died 75 years ago we found it appropriate to devote an introductory lecture to his memory. It has been held by the vice president of the present Federal Institution for Testing of Materials (BAM, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung) in Berlin.

The topics of this book are:

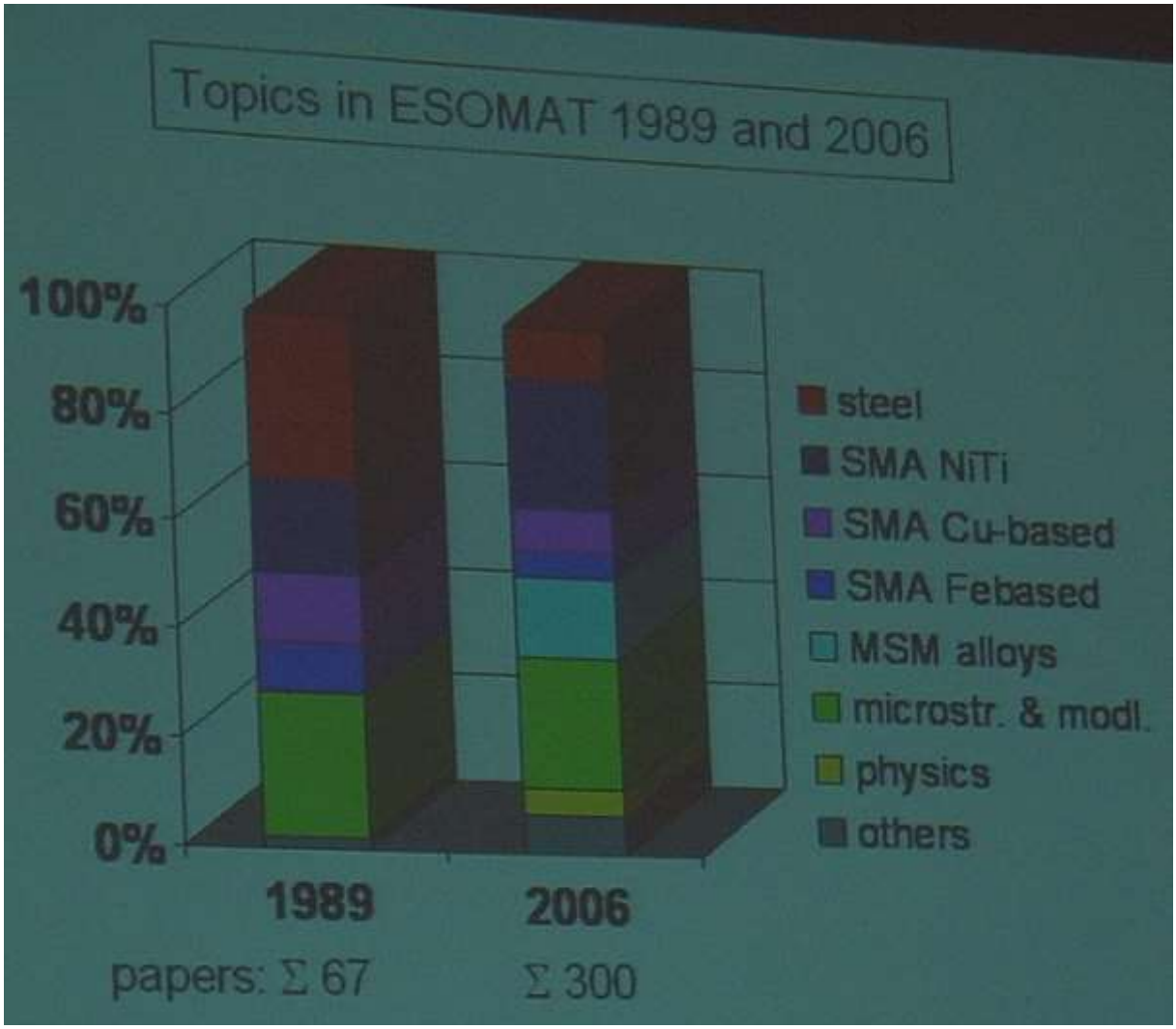
- Fundamentals
- Shape Memory Alloys
- Medical Application
- Iron Base Alloys, Steels
- Transformations in Mn-, Ti-, Zr-Alloys and Ceramics

Five invited lectures summarize matters of actual research interest. Over 60 contributed papers cover a very wide range of more specialized subjects. It is believed that this book may provide a representative cross section of actual research on most aspects of martensitic transformation – a field which is in rapid development in context with solid state physics, materials science, and engineering.

Bochum, October 1989 E. Hornbogen

Prefața volumului ESOMAT 1989

Coperțile volumelor ultimelor cinci ediții ale ESOMAT



Detaliu din prezentarea Prof. G.Eggeler, la ESOMAT 2006, conținând o comparație între tematicile simpozioanelor din 1989 și 2006. Se remarcă apariția aliajelor magnetice cu memoria formei (MSM Alloys, în 2006)

Din punct de vedere al dezvoltării comerciale, utilizatorii au despărțit fenomenele de memoria termică a formei de fenomenele superelastice. A rezultat conferința Shape Memory and Superelastic Technology **SMST**. După o primă ediție desfășurată la Antwerp, Belgia, 5 – 9 Septembrie, 1999, conferința s-a mutat, pe rând, la Asilomar, California (1994); Antwerp, Belgium (1999); Pacific Grove, California (30 April-4 May, 2000); China (2001); Baden-Baden, Germany (3-7 October, 2004); Pacific Grove, California (7 May, 2006); Tsukuba, Japan (3-5 December 2007); Stresa, Italy (21-25 September, 2008); Pacific Grove, California (10-16 May, 2010); Hong-Kong (6-9 November, 2011); Prague, Czech Republic (20-24 May, 2013); Enstone Chipping Norton, UK (18-22 May, 2015). și 2017 San Diego, California. Următoarea ediție este programată între 13-17 mai 2019, la Konstanz, Germania.

În continuare, sunt enumerate datele și locurile unde s-au desfășurat precedentele conferințe **ICOMAT**: 1. Kobe, Japan (May 10-12, 1976); 2. Kiev, Ukraine (May 14-21, 1977); 3. Boston, MA, USA (June 24-29, 1979); 4. Leuven, Belgium (August 8-12, 1982); 5. Nara, Japan (August 26-30, 1986); 6. Sydney, Australia (July 3-7, 1989); 7. Monterey, CA, USA (July 20-24, 1992); 8. Lausanne, Switzerland (August 20-25, 1995); 9. Bariloche, Argentina (December 7-11, 1998); 10. Helsinki, Finland (June 10-14, 2002); 11. Shanghai, P.R. China (June 14-17, 2005); 12. Santa Fe, NM, USA (June 29-July 5, 2008); 13. Osaka, Japan (September 4-9, 2011); 14.

Bilbao, Spain, (July, 6-11, 2014); 15. Chicago, US (July, 9-14, 2017). Urmează Insula Jeju, Korea de Sud (5-10 iulie 2020).
Datele și locurile unde s-au desfășurat conferințele **ESOMAT** au fost: 1. Bochum, Germany (May 9-10, 1989); 2. Aussois, France (September 16-18, 1991); 3. Barcelona, Spain (September 14-16 1994); 4. Enschede, The Netherland (July 1-5, 1997); 5. Como, Italy (September 4-8 2000); 6. Cirencester, England (August 17-22, 2003); 7. Bochum, Germany (September 10-15, 2006); 8. Prague, Czech Republic (September 7-11, 2009); 9. Sankt Petersburg, Russia (September 9-16, 2012); 10. Anwerp, Belgium, (September 14-18, 2015); 11. Metz, France, (August, 27-31, 2018). Pentru următoarea ediție, din 2021, a fost aleasă drept destinație Ankara, Turcia.

1.3 Mecanisme caracteristice fenomenelor de memoria formei

Mecanismele care guvernează fenomenele de memoria formei depind de natura materialelor respective:

- aliajele cu memorie termică/mecanică a formei (AMF)— transformarea martensitică;
- aliajele magnetice cu memoria formei (AMMF) — transformarea martensitică și reorientarea domeniilor magnetice;
- materiale ceramice cu memoria formei (MCMF) — tranziție para-antiferoelectric;
- polimeri cu memoria formei (PMF) — tranziție vitroasă, reacția fotocromică, etc.;
- materiale hibride cu memoria formei — tranziția elastică a unui component .

1.3.1 Transformarea martensitică

Denumirea transformării provine de la produsul de reacție – martensita – "un microconstituent…din oțelul călit caracterizat printr-un model acicular sau aciform", obținut dintr-o soluție solidă stabilă la temperaturi înalte, - austenita pe baza de Fe, cu rețeaua cristalină cubică cu fețe centrate (cfc) – și a fost observată pentru prima dată la oțelurile-carbon. Martensita din oțelurile-carbon este cunoscută încă din 1895 ca o soluție solidă suprasaturată, instabilă, de carbon dizolvat în Fe și obținută la viteze foarte mari de răcire.
Caracteristicile transformării martensitice din oțelurile-carbon pot fi prezentate atât la nivel macroscopic cât si la nivel microscopic.
La nivel macroscopic, transformarea martensitică din oțelurile-carbon, cu mai mult de 0,2 %C, se caracterizează prin:

1 – variație de volum de cca. 4 %, însoțită de apariția microreliefului pe suprafețele probelor lustruite și călite;
2 – degajarea unei importante cantități de căldura latentă asociată cu transformarea martensitică (transformare exotermă);
3 – necesitatea depășirii unei viteze critice de răcire pentru împiedicarea apariției fenomenelor controlate prin difuzie de tipul transformărilor intermediare;
4 – transformarea este de tip exploziv, cu viteza limitată doar de viteza de propagare a sunetului prin otel, astfel încât călirea unei piese mici în apa dintr-un vas Dewar duce la spargerea acestuia, din cauza undei de șoc creată de transformare;
5 – durificarea materialului, după călire;
6 – transformarea se compune dintr-o forfecare simplă (cca. 0,19), de aprox. 20 de ori mai mare decât deformația elastică și o alungire sau contracție pe o direcție perpendiculara (0,09);
7 – lipsa reversibilității (la încălzire intervine difuzia);
8 – transformarea se produce numai în timpul răcirii continue, cu viteze de minimum 6000C/s, prin germinarea și creșterea de noi plăci de martensită (și nu prin creșterea celor vechi), în intervale de timp de ordinul a 10^{-7}s, deci nu este necesară activarea termică (transformarea este atermică) deoarece cantitatea de martensită nu depinde de durata de

menținere la o anumită temperatură;

9 – transformarea este în primul rând indusă termic (prin variația temperaturii) dar poate fi cauzată și de deformarea plastică (transformare indusă mecanic sau sub tensiune).

La nivel microscopic, transformarea martensitică se caracterizează prin:

1 – Apariția martensitei cu forma platiform-lenticulară și cu două morfologii tipice:

I. în șipci (masivă sau cu defecte interne), cu dimensiuni de ordinul a 200 μm x 4 μm x 400nm·10^{-6}m și densități foarte mari de dislocații, între 0,2-0,6 %C;

II. în plăci, cu o nervură centrală și cu atât mai multe macle interne cu cât conține mai mult carbon.

2 – Existenta unei relaţii de orientare – între austenita cu structura cubică cu fețe centrate (cfc) și martensita de călire cu structura tetragonală cu volum centrat (tvc) – asociată cu apariția unui plan nedeformat și nerotit (plan habital invariant) care asigura un mecanism de creștere rapida a martensitei.

Apariția planului habital a fost explicată prin producerea a patru deformații elementare (teoria fenomenologică):

(i) o deformație omogenă simplă (distorsiunea Bain);

(ii) o forfecare neomogenă invariantă prin alunecare sau maclare;

(iii) rotația rețelei transformate

(iv) dilatarea uniformă a interfeței austenită-martensită (A/M).

Pentru explicarea transformării martensitice s-au propus mai multe mecanisme ilustrate în **Fig.1.1.**

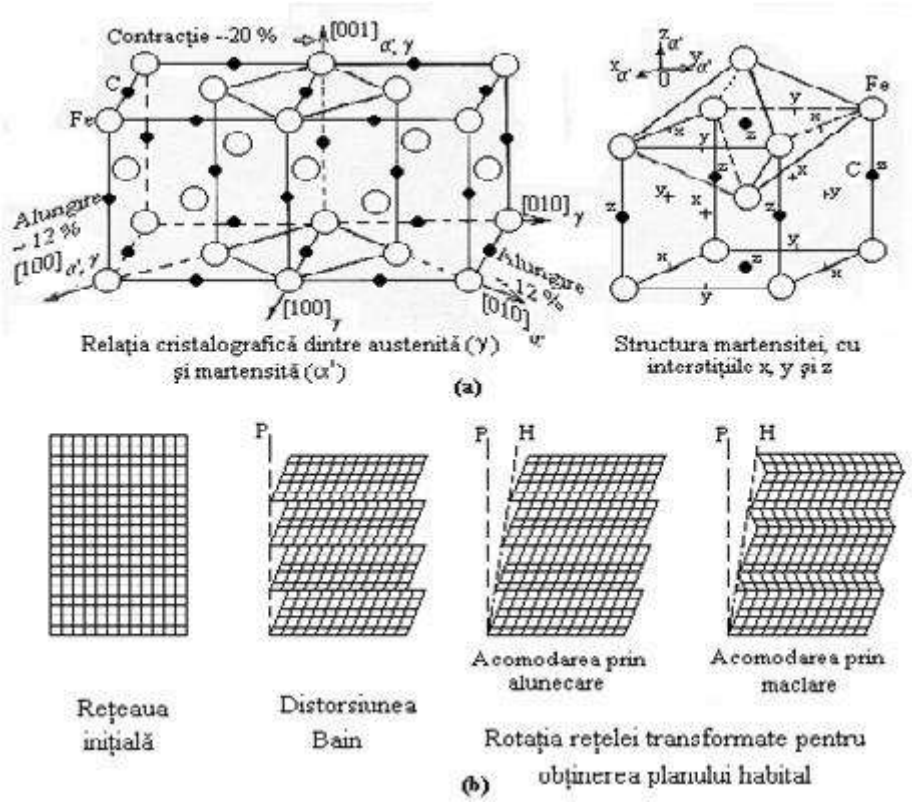


Fig.1.1 Mecanisme microstructurale ale transformării martensitice din oțelurile-carbon: (a) mecanismul Bain; (b) mecanismul Greninger-Troiano

3 – Transformarea se produce fără difuzie deci austenita și martensita au aceeași compozitie chimică.

4 – Apariția unor unghiuri caracteristice între plăcile de martensită, drept consecință a relației de orientare între austenită și martensită, care face ca martensita să poată apărea numai în 24

de variante cristalografice.

5 – Acomodarea martensitei (cu volum mai mare decât austenita) prin deformarea ireversibilă a matricei austenitice ceea ce duce la pierderea coerenței dintre cele două faze.

6 – Martensita are o substructură fină în care se regăsesc în special dislocații și în mai mică măsură macle și defecte de împachetare.

1.3.2 Reorientarea domeniilor magnetice

Este indusă în aliajele cu memoria formei de câmpurile magnetice aplicate și poate fi însoțită de deformații recuperabile de până la 10%. Transformarea este cauzată de reorientarea microstructurală a variantelor de martensită, cu direcții diferite de magnetizare, sub efectul câmpului magnetic aplicat. Valoarea foarte mare a deformației recuperabile se obține prin cumularea memoriei magnetice cu fenomenele convenţionale de memorie termică şi mecanică. Transformarea este de tip cubic ↔ tetragonal şi este însoţită de contracţie de-a lungul uneia dintre axele <100> şi de alungiri de-a lungul celorlalte două, conform **Fig.1.2**.

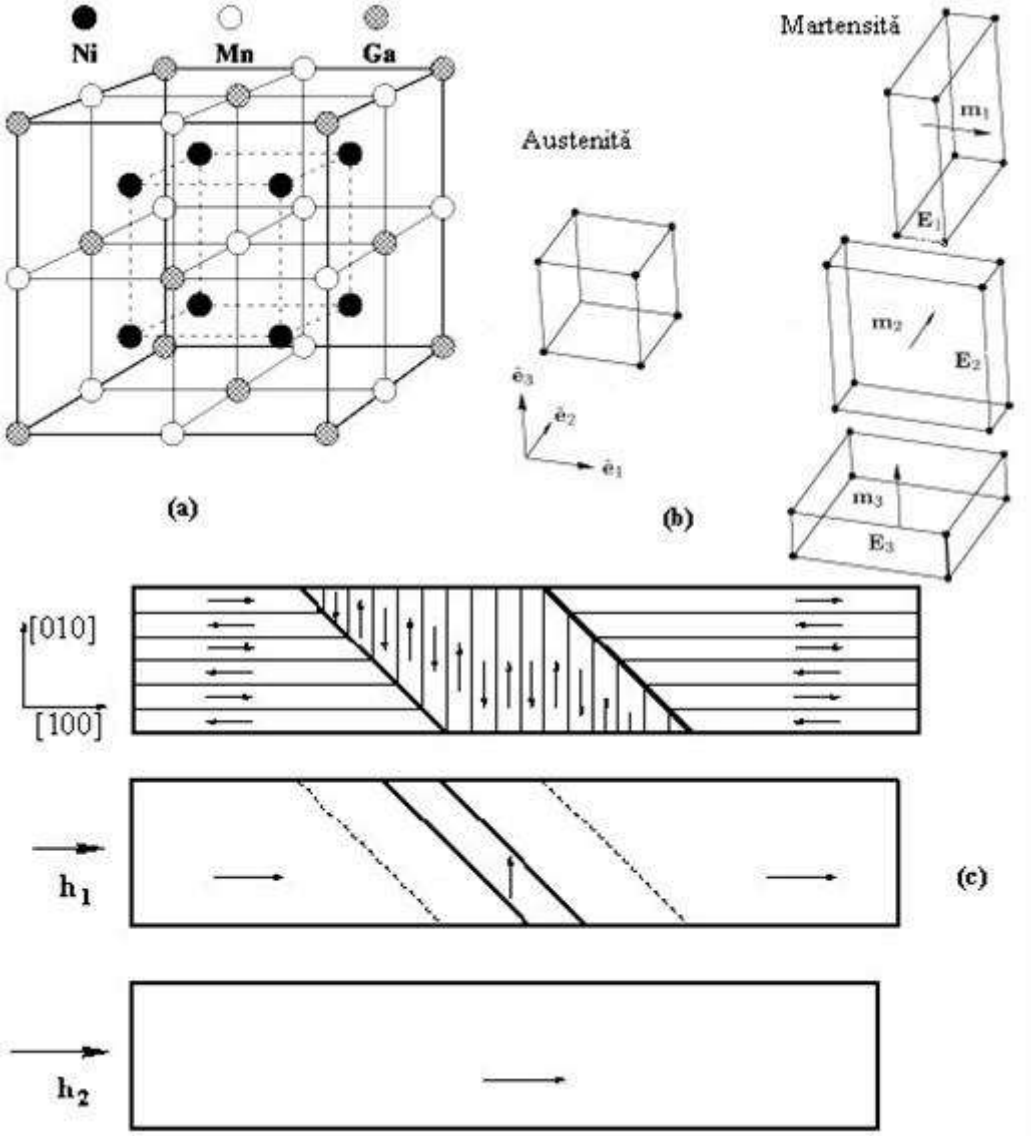


Fig.1.2 Mecanismul transformării magnetice din AMMF Ni2MnGa: (a) celula elementară a austenitei; (b) celule primitive ale austenitei și ale celor 3 variante de martensită; (c) redistribuirea variantelor la creșterea câmpului magnetic aplicat

Prin transformare martensitică se pot forma trei variante de plăci de martensită tetragonală, în funcţie de axa de tip <100> care se contractă. În mod normal, se obţine un amestec al celor trei

variante, prezente în proporţii variabile într-un material martensitic policristalin, ca în **Fig.1.3**.

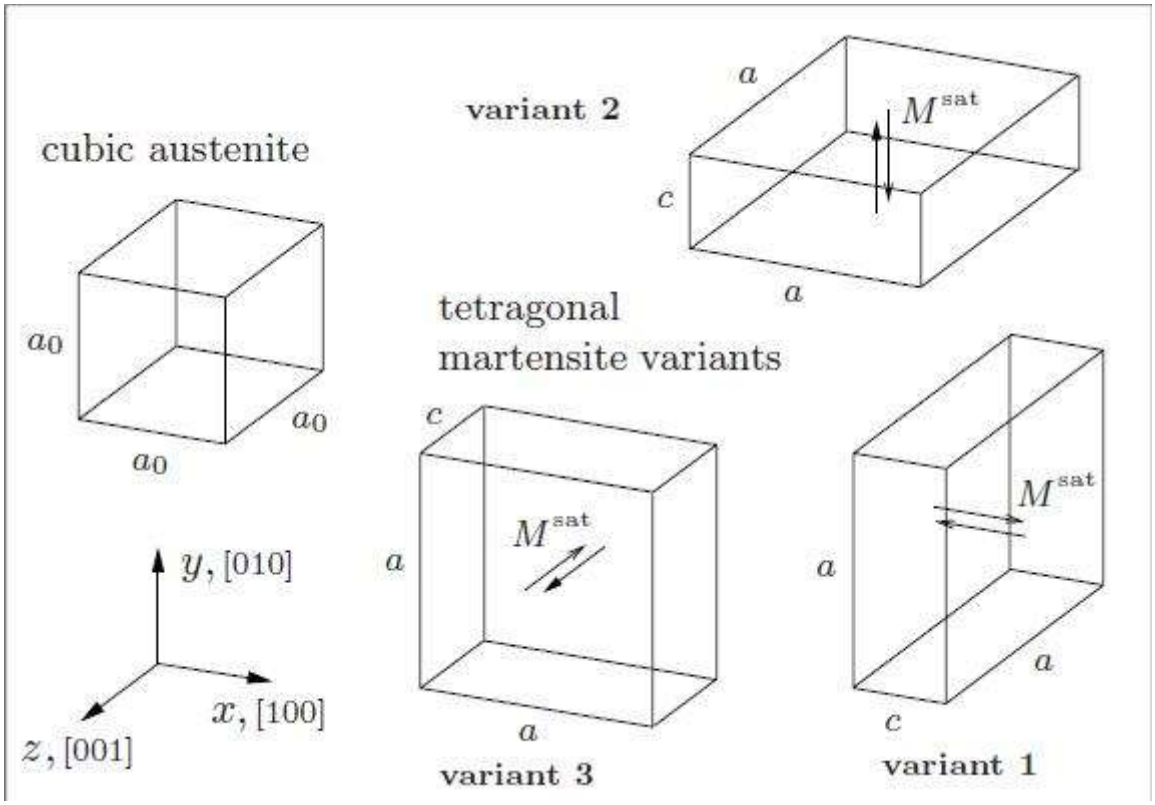


Fig.1.3 Structura cristalină a austenitei și a celor 3 variante de martensită, cu indicarea orientărilor vectoriale posibile ale magnetizării de-a lungul axelor de magnetizare ușoară ale fiecărei variante

În Fig.1.2(c) este ilustrată redistribuirea variantelor de martensită sub efectul câmpului magnetic.

Considerând că fiecare variantă are un moment magnetic dipolar propriu, aliniat de-a lungul axei 0z, se observă că după răcire, dipolii celulelor învecinate, aflate în relaţie de maclare sunt dispuşi aproximativ perpendicular unul de celălalt. Particularitatea aliajelor feromagnetice cu memoria formei (AFMF) este că redistribuirea variantelor de plăci de martensită se poate face prin aplicarea atât a unei tensiuni mecanice externe cât şi a unui câmp magnetic.

1.3.3 Tranziția antiferoelectric-feroelectric

În funcţie de modul în care sunt aranjaţi dipolii celulelor elementare adiacente, pot apare trei tipuri fundamentale de materiale ceramice dielectrice (izolatoare) polare: paraelectrice (dezorientaţi), feroelectrice (paraleli) şi antiferoelectrice (antiparaleli). Modul de dispunere al dipolilor şi curbele corespunzătoare, de variaţie a polarizării induse în funcţie de câmpul electric aplicat, pentru cele trei tipuri de materiale dielectrice, s-au ilustrat, în **Fig.1.4**.

La materialele paraelectrice, Fig.1.4(a), polarizarea variază liniar cu câmpul deoarece dipolii electrici sunt orientaţi în mod întâmplător (sunt nepolare).

La materialele feroelectrice se observă, în Fig.1.4(b), orientarea „în paralel” a dipolilor electrici şi inversarea polarizării odată cu inversarea direcţiei câmpului electric. Această inversare a polarizării şi prezenţa histerezisului între cele două sensuri de variaţie au sugerat denumirea de „material feroelectric”, prin analogie cu cea de material feromagnetic, (care prezintă variaţii similare ale inducţiei magnetice în funcţie de intensitatea câmpului magnetic aplicat).

Un material este considerat feroelectric atunci când are două sau mai multe „stări de orientare a polarizării”. Prin orientarea „în paralel” a dipolilor electrici ai celulelor adiacente, materialele feroelectrice ating o stare cu energie liberă mai redusă.

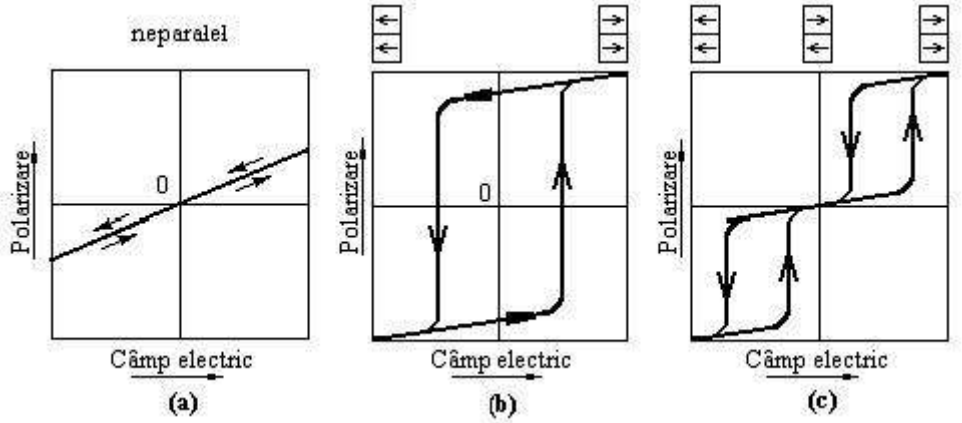


Fig.1.4 Modul de dispunere al dipolilor electrici și de variație a polarizării în funcție de curentul electric aplicat la diferite tipuri de materiale dielectrice: (a) paraelectrice; (b) feroelectrice; (c) antiferoelectrice

Considerând un dielectric la care există numai două direcţii iniţiale de orientare a dipolilor, se obţine variaţia polarizării electrice, în funcţie de câmpului electric aplicat, ilustrată în **Fig.1.5**.

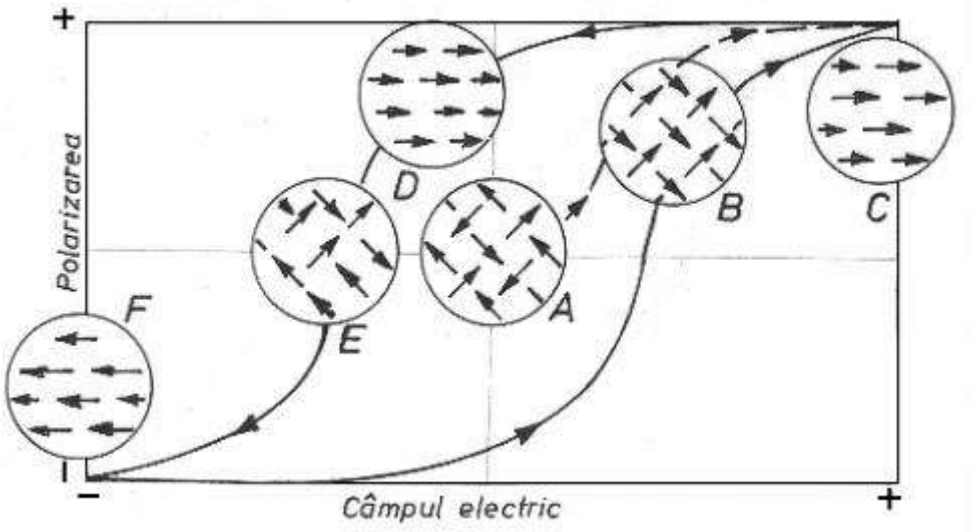


Fig.1.5 Schimbarea polarității unui material feroelectric în urma reorientării dipolilor electrici

La aplicarea unui câmp electric, dipolii orientaţi în cele două sensuri, ale celor două direcţii iniţiale (A) încep să se rotească până când capătă acelaşi sens de orientare (B) iar la sfârşit au toţi aceeaşi direcţie şi acelaşi sens (C), imprimate de câmpul electric aplicat. Prin analogie cu transformările eterogene în stare solidă, se consideră că în (A) are loc germinarea domeniilor cu acelaşi moment magnetic dipolar, în (B) se produce creşterea domeniilor iar în (C) unirea lor. Odată cu creşterea gradului de aliniere a domeniilor electrice, creşte şi polarizarea care în (C) atinge valoarea de saturaţie. La inversarea polarizării, domeniile tind să revină la dispunerea iniţială, neorientată. Totuşi orientarea se păstrează până în (D), dezorientarea apărând de-abia în (E), odată cu inversarea câmpului electric aplicat. Continuând procesul de inversare a polarizării rezultă o nouă unire a domeniilor în (F) şi o buclă de histerezis caracteristică feromagnetismului.

La materialele antiferoelectrice, Fig.1.4(c), că dipolii electrici ai celulelor adiacente (domeniile) sunt aranjaţi „antiparalel”. Prin analogie cu curbele tensiune-deformaţie ale AMF, la care apar paliere de tensiune indicând producerea unor transformări de fază în stare solidă, induse prin tensiune, se consideră că la materialele antiferoelectrice are loc o transformare de fază indusă prin câmp electric. Produsul de transformare este starea feroelectrică, deoarece dipolii electrici capătă dispunere în paralel. Materialele antiferoelectrice nu au polarizare remanentă (ca cele

feroelectrice) şi din acest motiv inversarea câmpului electric aplicat duce la apariţia unei curbe cu „histerezis dublu”.
Transformarea antiferoelectric ↔ feroelectric, indusă prin câmp electric, este asociată cu o variaţie dimensională apreciabilă a unor materiale ceramice cu memoria formei, ca de exemplu titanat stano-zirconatul de niobiu și plumb cu formula stoechimetrică $Pb_{0,99}Nb_{0,02}[(Zr_{0,6}Sn_{0,4})_{1-y}Ti_y]_{0,98}O_3$, cu 0,05 < y < 0,09, abreviat PNZST.

1.3.4 Tranziția vitroasă

PMF conțin segmente ale unor faze diferite — de exemplu una (semi)cristalină și una amorfă —care se pot înmuia dacă sunt încălzite peste temperatura tranziției vitroase (T_g) și sunt responsabile pentru obținerea formei temporare. Depășirea T_g activează transformarea prin înmuierea acestor segmente, ceea ce permite materialului să-și redobândească forma originală (permanentă), conform **Fig.1.6**. Sub T_g, flexibilitatea segmentelor este limitată cel puțin parțial.

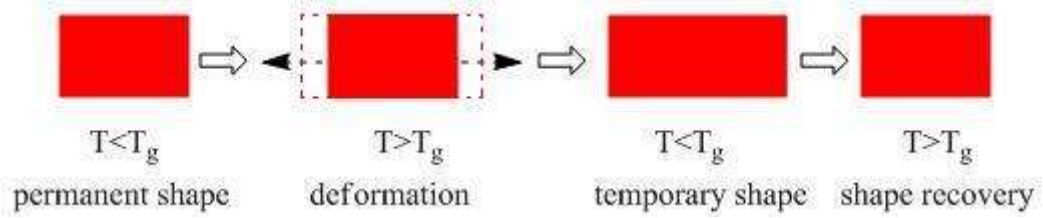


Fig.1.6 Schematizarea mecanismului tranziției vitroase în PMF termoplastici, ilustrând obținerea formei temporare (alungită) la T >T_g, răcirea până sub T_g în stare alungită și redobândirea formei inițiale în urma încălzirii peste T_g.

Dacă locul lui T_g este luat de temperatura de topire, T_m, poate apare cristalizarea indusă prin deformare a segmentelor, la alungirea acestora peste T_m și răcirea ulterioară sub T_m. Segmentele cristaline astfel formate creează puncte de legare covalentă care împiedică PMF să-și redobândească forma inițială, fără o încălzire peste T_m.

1.3.5 Reacția fotocromică

Unele molecule sunt transformate, prin iradiere, în alţi izomeri care revin la starea inițială la activare ulterioară termică sau fotochimică, care definesc reacţia fotocromică, conform **Fig.1.7**.

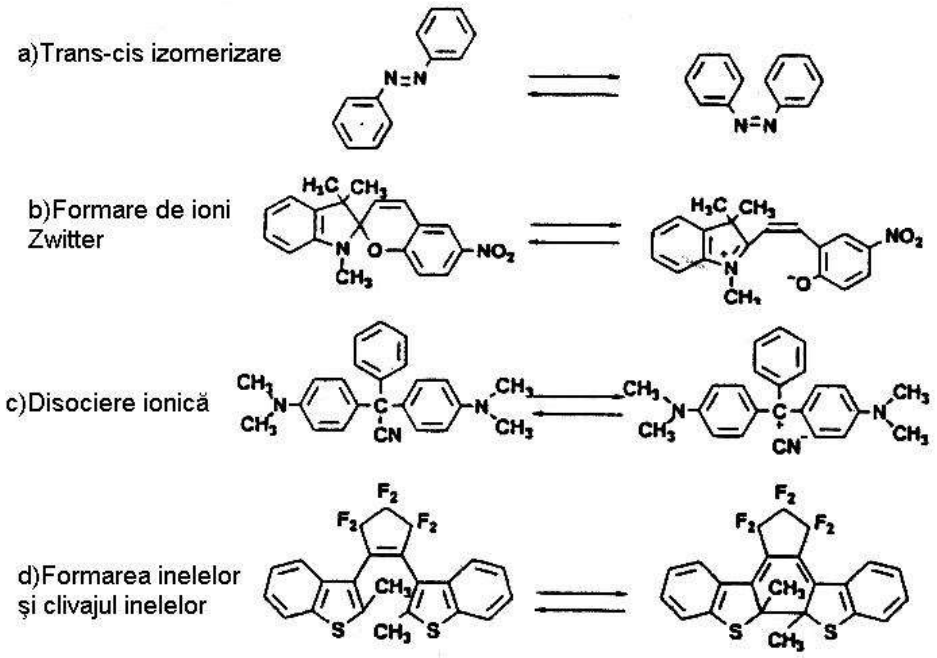


Fig.1.7 Ilustrarea mecanismelor unor reacții fotocromice

Printre reacţiile foto-cromice sunt incluse:
(i) trans – cis izomeri-zarea;
(ii) formarea de ioni Zwitter;
(iii) disocierea ionică;
(iv) formarea inelelor şi clivajul inelelor

1.3.6 Tranziția elastică a unui component

Materialele hibride cu memoria formei (MHMF) pot fi alcătuite dintr-o matrice elastică și din incluziuni de tranziție, de natură complet diferită ca în **Fig.1.8**.

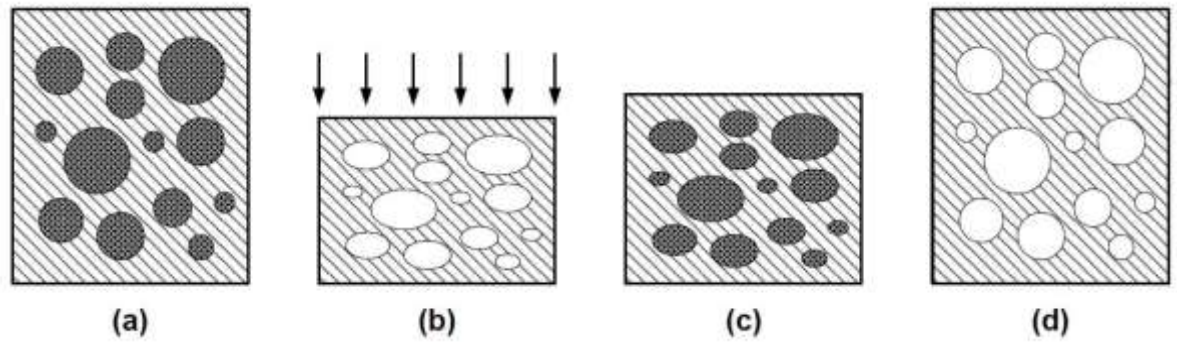


Fig.1.8 Ilustrarea mecanismului EMF la un MHMF din cauciuc siliconic cu incluziuni de ceară: (a) starea inițială; (b) topirea cerii la comprimare în stare încălzită; (c) păstrarea deformației după răcire, solidificarea cerii și relaxarea MHMF; (d) recuperarea formei inițiale la topirea cerii

Cauciucul siliconic permite înmagazinarea energiei elastice după încălzire, topirea cerii și comprimare. După răcire și solidificarea cerii, MHMF rămâne deformat parțial, la eliberarea comprimării. Recuperarea formei se produce numai după topirea cerii.

1.4 Clasificarea materialelor cu memoria formei

Principalele clase de materiale cu memoria formei, tipul acestora, mecanismul care guvernează fenomenele de memorie și cele mai reprezentative exemple și aplicații sunt prezentate în **Tab.1.1**

Tab.1.1 Principalele materiale cu memoria formei

Nr. Crt.	Clasa	Tipul	Mecanismul guvernant	Exemple	Aplicații
0	**1**	**2**	**3**	**4**	**5**
1	Aliaje	cu memorie mecanică	Transformare martensitică	Ni-Ti, Fe-Ni-Co-Al-Ta-B	Rame de ochelari, aparatură laparoscopică
		cu memorie termică		Ni-Ti, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Fe-Mn-Si, Fe-Ni-Co	Actuatori robotici, climatizori, valve termostatice, cuplaje de conducte
		magnetice cu memoria formei	Reorientarea domeniilor magnetice	Ni-Mn-Ga, Co-Ni-Al	Dispozitive de activare de înaltă frecvență
2	Polimeri	termoplastici	Tranziție vitroasă	poliuretan, polietilen tereftalat, butadien-stirenă, poliolefină	Cuplaje de conducte, izolații electrice, spume cu memoria formei

		fotocromici	Reacție fotocromică	poli(etilacrilatului) consolidat cu azobenzen	Implanturi temporare, biodegradabile
3	Materiale ceramice	Titanat stano-zirconatul de niobiu și plumb; bioxid de zirconiu stabilizat cu ytriu	Tranziție antiferoelectric-feroelectric	$Pb_{0,99}Nb_{0,02}[(Zr_{0,6}Sn_{0,4})_{1-y}Ti_y]_{0,98}O_3$	Senzori de oxigen; elemente de ranforsare a materialelor compozite cu matrice ceramice; traductoare digitale de deplasare
4	Materiale compozite	Matrice polimerică ranforsată cu fibre din AMF	Transformare martensitică în fibre	Compozite cu matrice epoxidică și fibre de NiTi	Crose de golf
5	Materiale hibride	Incluziuni fuzibile în matrice de cauciuc siliconic	Tranziția elastică a unuia dintre elemente		Stent-uri retractile de tip cauciuc

2. ALIAJE CU MEMORIA FORMEI

Transformarea martensitică a fost identificată la un număr mare de materiale, ce includ: metale pure, aliaje, materiale ceramice, minerale, compuși organici, sticle solidificate și bine-înțeles aliajele cu memoria formei (AMF).
În aceste condiții s-au propus o largă varietate de criterii de clasificare a transformării martensitice. Între aceste criterii se remarcă structura cristalină a fazei de bază (numită austenită, prin extensia terminologiei folosite la oțelurile-carbon). Așadar austenita din AMF poate fi cubică cu volum centrat (de tip β) sau cubică cu fețe centrate.

2.1 Transformarea martensitică din aliajele tip β, cu memoria formei

Există sisteme de aliaje la care austenita este o soluție solidă pe bază de compus intermetalic electronic de tip β (care este în general echiatomic, ca de exemplu: AuCd, AuMn, AuCu, AgCd, NiTi, CuZn, NiAl, ZrCu, etc.) cu concentrația electronică exprimată prin ne/na ≈ 3/2 și celula elementară cu simetrie cubică cu volum centrat (cvc). Cele mai cunoscute sisteme de AMF de tip β sunt: Ni-Ti, Cu-Zn-Al și Cu-Al-Ni. Pornind de la structura cvc dezordonată (notată A2), se obțin structurile B2 și $D0_3$, care apar în urma ordonării aliajelor binare și structura $L2_1$ în urma ordonării aliajelor ternare, ilustrate schematic în **Fig.2.1**.

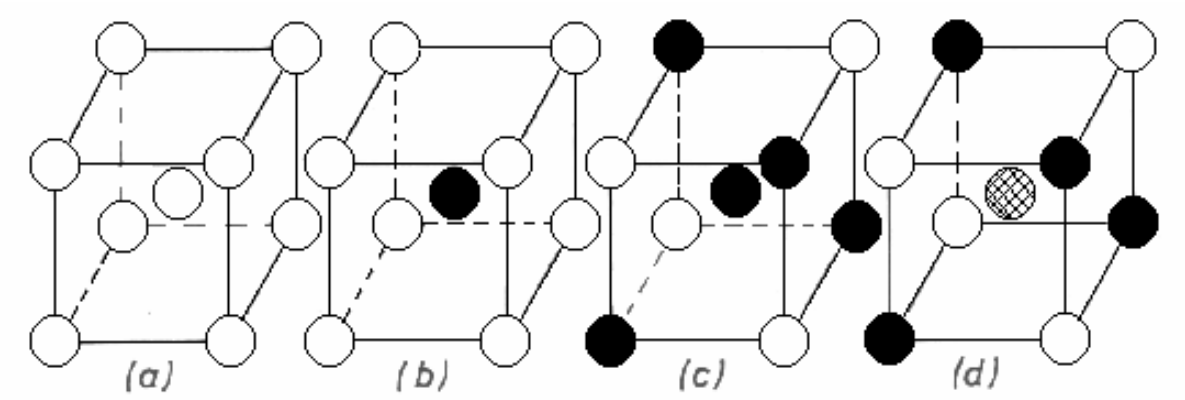


Fig.2.1 Creșterea ordonării în celula cfc: (a) complet dezordonat, A2; (b) B2; (c) $D0_3$; (d) $L2_1$

Pentru a delimita ordonarea B2 de ordonarea $D0_3$, s-a convenit ca austenita de primul tip, cu concentrație aproximativ echiatomică ($A_{50}B_{50}$ = AB, ex.: NiTi, CuZn), să fie notată β_2 iar austenita din cel de-al doilea tip, cu concentrație atomică 75:25 (A_3B, ex.: Cu_3Al), să fie β_1. Martensitele obținute din austenita β_1 ($D0_3$) sunt:

- α_1'(6R), β_1'(18R1), β_1"(18 R2) și γ_1'(2H)

iar cele obținute din β_2 (B2):

- α_2'(3R), β_2'(9R) și γ_2' (2H). Ambele categorii sunt împachetate în straturi atomice compacte.

Cristalografia martensitelor în straturi compacte este dictată de ordinea de împachetare. Singurele două poziții posibile de dispunere a planelor atomice compacte (planele cu maximă densitate de atomi care au fost reprezentați în conformitate cu ipoteza "sferelor rigide"), peste un plan atomic dat notat cu A, sunt B și C, conform **Fig.2.2**.
Deasupra planului A se poate așeza fie planul B fie planul C, în poziții ce reprezintă maximum de echilibru din punct de vedere al energiei potențiale. Pentru a-și păstra densitatea atomică maximă este evident că atomii unui plan nu pot ocupa decât un singur fel de poziții.
Peste un plan atomic inițial, A se consideră un plan cu atomii în poziția B. Atomii celui de-al treilea plan nu pot ocupa, în condiții de echilibru, decât numai pozițiile C sau numai pozițiile A. Primul caz reprezintă sistemul cfc (cu ordinea de împachetare ABC) iar cel de-al doilea sistemul hc (cu ordinea de împachetare AB).

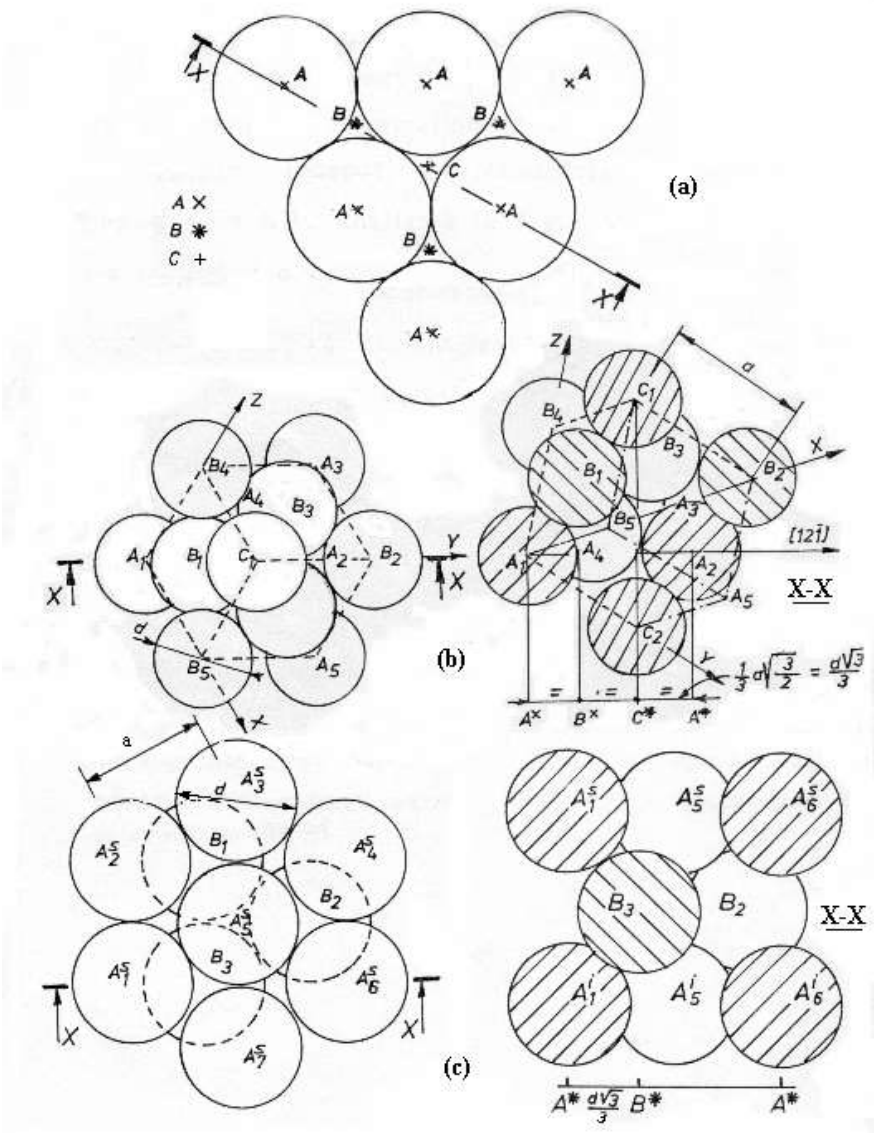


Fig.2.2 Împachetarea în straturi atomice compacte: (a) plan atomic compact cu poziții de împachetare; (b) celule elementară cfc și ordine de împachetare ABC; (c) celula elementară hc și ordinea de împachetare AB

Combinând ordinea de împachetare cu ordonarea atomică (deci ținând cont și de atomii celei de-a doua specii) rezultă așa-numitele structuri cu ordine de împachetare cu perioadă lungă (OIPL) în straturi compacte, ilustrate în **Fig.2.3**. Astfel, structura 6R este derivată din ordinea ABC iar $18R_1$ din 9R.

Transformarea martensitică din unele AMF de tip β (Ni-Ti, Cu-Al-Ni, etc.) este termoelastică și se caracterizează prin următoarele aspecte:

1 – Plăcile de martensită cresc continuu la răcire și se scurtează continuu la încălzire, până la dispariția completă. Compensarea continuă a efectului termic prin cel elastic a sugerat denumirea de transformare martensitică termoelastică.

2 – Transformarea este reversibilă. Transformarea directă, de la răcire, începe la temperatura M_s și se termină la M_f. Transformarea inversă, de la încălzire, începe la A_s și se termină la A_f. Histerezisul termic este $\Delta H=A_f-M_s=A_s-M_f\approx16$ grd.

Lăţimea și înclinarea buclei de histerezis depind de frecarea internă și respectiv de cantitatea de energie elastică înmagazinată în timpul transformării martensitice directe.

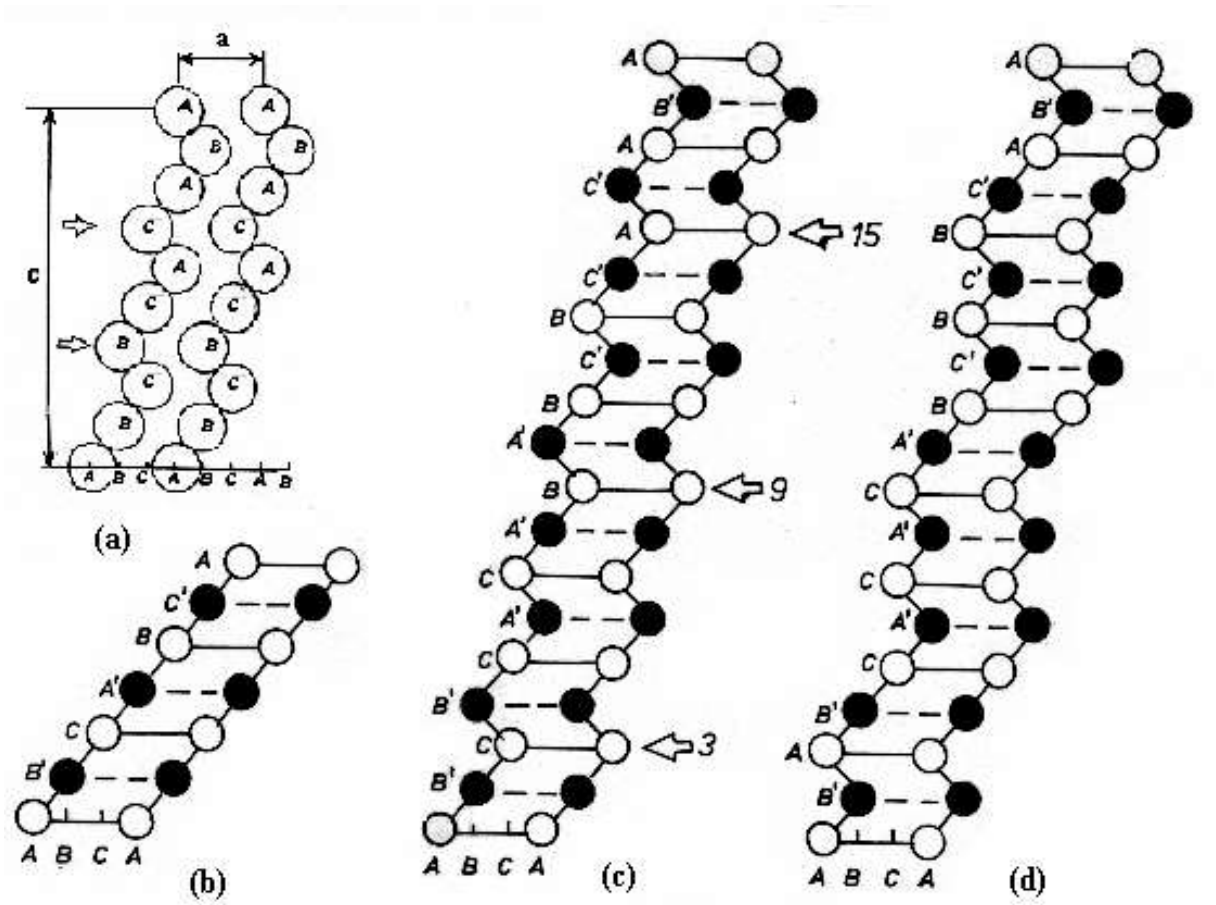


Fig.2.3 Ordini de împachetare cu perioadă lungă: (a) 9R=ABC BCA CAB; (b) 6R=AB'C A'BC'; (c) 18R$_1$=AB'C B'CA' CA'B A'BC' BC'A C'AB'; (d) 18R$_2$=AB'A B'CA' CA'C A'BC' BC'B C'AB'

Frecarea internă este rezultatul deplasării interfeţei austenită-martensită (A/M) prin interiorul materialului, la activare termică sau mecanică. Cu cât frecarea internă este mai redusă cu atât histerezisul transformării este mai mic iar bucla de transformare este mai îngustă.
Energia elastică înmagazinată în timpul transformării martensitice termoelastice directe este o consecinţă a diferenţei de volum dintre austenită și martensită. **Fig.2.4** redă o buclă tipică de histerezis a unui AMF de tip β.

Martensita termoelastică este mai moale decât austenita → creşterea de volum a martensitei va fi "auto-acomodată" fie prin maclare fie prin crearea de defecte de împachetare, în timp ce austenita nu va fi deformată decât elastic. Cu cât energia elastică înmagazinată este mai mare, cu atât bucla de histerezis este mai înclinată.
Transformarea martensitică inversă (reversia martensitei) se datoreaza energiei elastice, care este înmagazinată la răcire și eliberată la încălzire.

3 – Forfecarea de la transformare (0,05) este mult mai mică decât cea de la transformarea din oţelurile-carbon.

4 – Austenita este o fază ordonată → martensita "moşteneşte" un anumit grad de ordonare care contribuie la scăderea: (i) temperaturii de echilibru termodinamic, (ii) vitezei de transformare martensitică directă și (iii) histerezisului transformării.

5 – Datorită auto-acomodării și a forfecării reduse, este păstrată coerenţa dintre austenită și martensită iar interfaţa A/M este "glisilă", (se poate deplasa uşor la variaţia temperaturii sau a tensiunii mecanice aplicate).

6 – Cele 24 de variante cristalografice de plăci de martensită termoelastică sunt divizate în şase grupuri de câte patru variante, **Fig.2.5**.

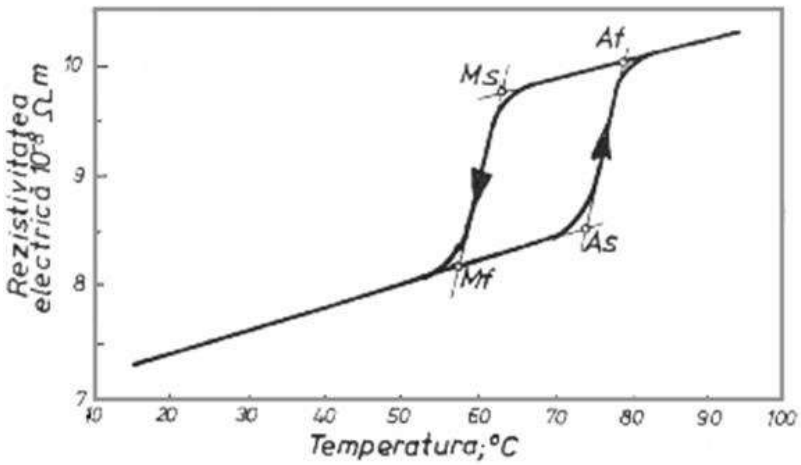


Fig.2.4 Buclă de transformare tipică unui AMF de tip β, cu frecare internă mare

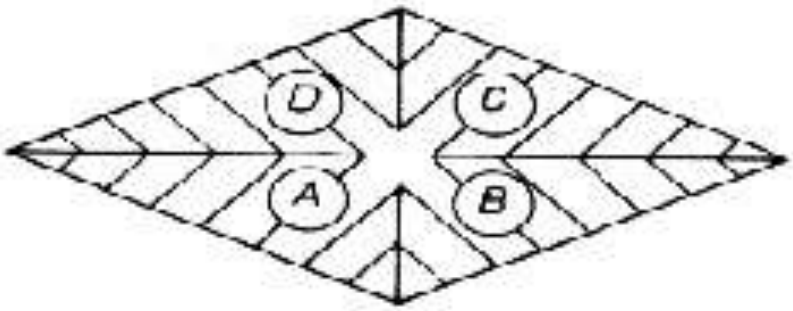


Fig.2.5 Structură auto-acomodantă de tip diamant a unui grup de variante de martensită termoelastică într-un AMF de tip β

Tab. 2.1 Transformări martensitice în AMF de tip β

Nr. crt.	Componentele principale	Exemple	Intervalul de concentrație	Transformarea martensitică	Sub-structura martensitei
1	Aliaje pe baza de titan-nichel ($Ti_{50}Ni_{50-x}M_x$)	Ti-Ni	49-51 % at. Ni	β_2(B2)→R(triclinic)→α"$_2$(B19')	Macle
		Ti-Ni-Fe	$Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$; x ≤ 3 % at. Fe		
		Ti-Ni-Cu	$Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$; x=10-30 $\%_{at.}$Cu	β_2(B2)→α'$_2$(B19)→α"$_2$(B19')	
2	Aliaje pe baza de cupru	Cu-Al-Ni	(10-14) %Al-(2-4) %Ni	β_1(D0$_3$)→γ '$_1$ (2H)	Macle
		Cu-Zn-Al	(19-30) %Zn-(4-8) %Al	β_2(B2)→β'$_2$ (9R, M9R)	Defecte de împachetare

2.2 Transformarea martensitică din aliajele cu memoria formei cu austenită cfc

Ca și în cazul oțelurilor-carbon, există AMF la care austenita este o soluție solidă cu celula elementară de tip cfc, în general dezordonată. Spre deosebire de oțelurile-carbon, la care intervine difuzia și implicit transformarea perlitică, transformarea martensitică din AMF cu austenită cfc este reversibilă, rezultând o martensită care poate fi cubică, tetragonală, hexagonală, etc.

AMF pe bază de Fe-Mn-Si suferă o transformare martensitică γ (cfc) ↔ □ (hc), al cărei mecanism cristalografic este ilustrat în **Fig.2.6**

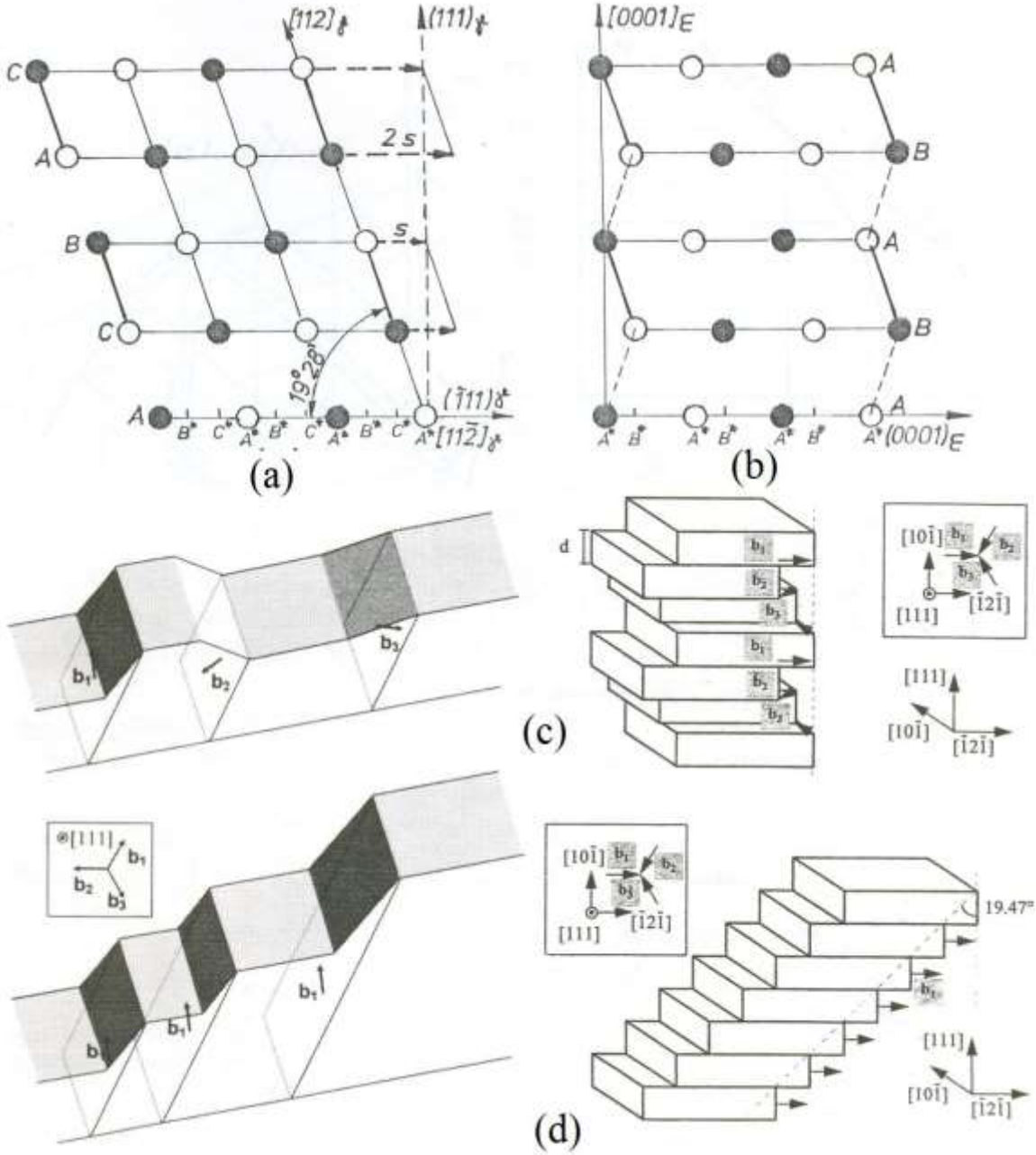


Fig.2.6 Mecanism cristalografic al transformării martensitice γ (cfc)↔ε (hc) : (a) ordinea de împachetare a fazei γ; (b) ordinea de împachetare a fazei ε; (c) relief superficial creat de formarea a 3 variante de plăci de martensită cu direcții de forfecare diferite; (d) relief superficial auto-acomodant produs de cumularea celor 3 direcții de forfecare, însoțită de o modificare de formă macroscopică de ~ 0,35

Efectul a fost descoperit de Prof. A. Sato *et al*. în 1982, la monocristale fiind observat de Prof. M. Murakami et al. la policristalele de Fe-30 Mn-6 Si (mass. %) și optimizat de Prof. H. Otsuka sub forma a două aliaje care au devenit candidați potențiali pentru aplicații cu memoria formei, cu preț scăzut: Fe-28 Mn-6 Si-5 Cr și Fe-14 Mn-5 Si-9 Cr-5 Ni.

În cadrul transformării cfc ↔ hc se pot forma până la 12 variante de plăci de martensită (câte 3 pe fiecare plan {111}) cu direcții de forfecare <112>, diferite. Dacă primele două plane atomice sunt forfecate cu distanța s, următoarele cu 2s și așa mai departe, structura cfc se transformă în hc, prin crearea de defecte de împachetare.

Pe orice plan compact {111}, defectele de împachetare necesare pentru formarea structurii hc pot fi create prin intermediul a 3 vectori posibili de deplasare, b_i (i=1..3), cu forma generală 1/6<112>.
Considerând o împachetare de 7 plane compacte {111}, cele 3 dislocații Shockley parțiale posibile, a/6<112>, vor produce deplasarea a 6, 4 și respectiv 2 straturi de deasupra, conform **Fig.2.7**.

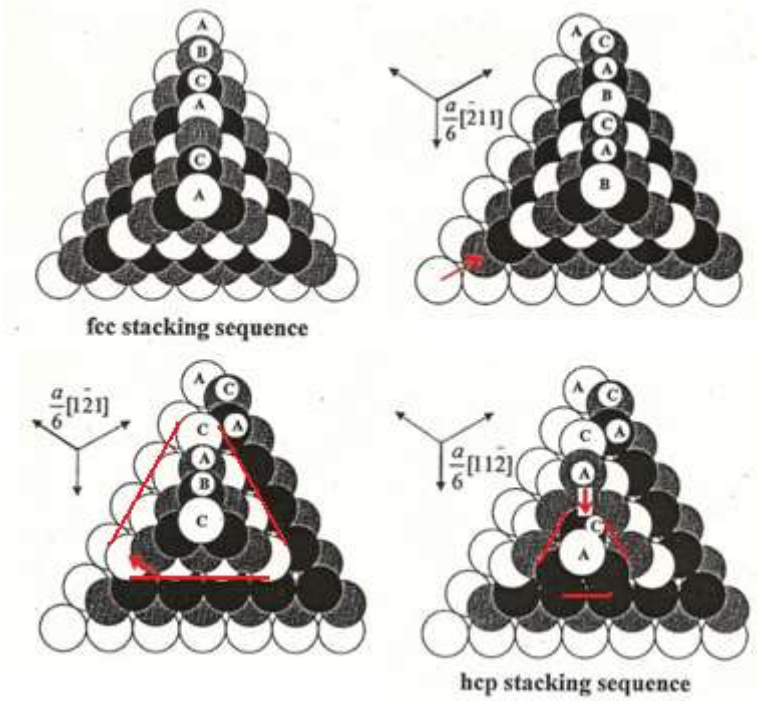


Fig.2.7 Alunecări schematice ale dislocațiilor (a/6[112]) Shockley parțiale, în timpul transformării martensitice cfc↔hc

La încălzire, cele 3 dislocații parțiale alunecă la loc, în pozițiile inițiale.
Conform **Fig.2.8**, relațiile de orientare sunt: $\{111\}_{cfc}//\{0001\}_{hc}$, $<110>_{cfc}//<1120>_{hc}$.
Conform observațiilor TEM, se presupune că martensita ε germinează din defectele de împachetare și crește prin suprapunerea defectelor de împachetare.

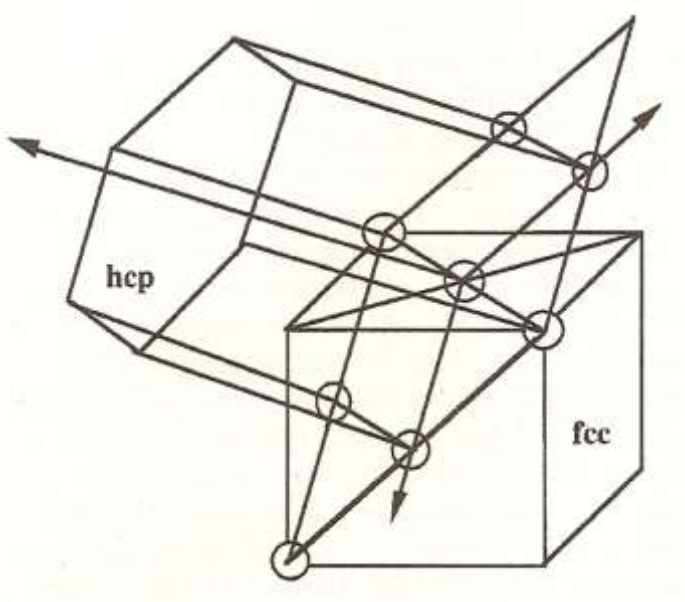


Fig.2.8 Relație schematică de orientare între martensita ε (hc) și austenita γ (cfc)

AMF pe bază de Fe-Ni prezintă o transformare martensitică de tip γ (cfc) ↔ α' (cvc), nedurificatoare, cu un histerezis termic de cca. 400^0C și o forfecare apreciabilă la transformare, γ = 0,2. O ilustrare a transformării martensitice dintr-un aliaj Fe-30 % at. Ni este oferită de **Fig.2.9** prin intermediul unei curbe rezistenţă electrică-temperatură (R-T).

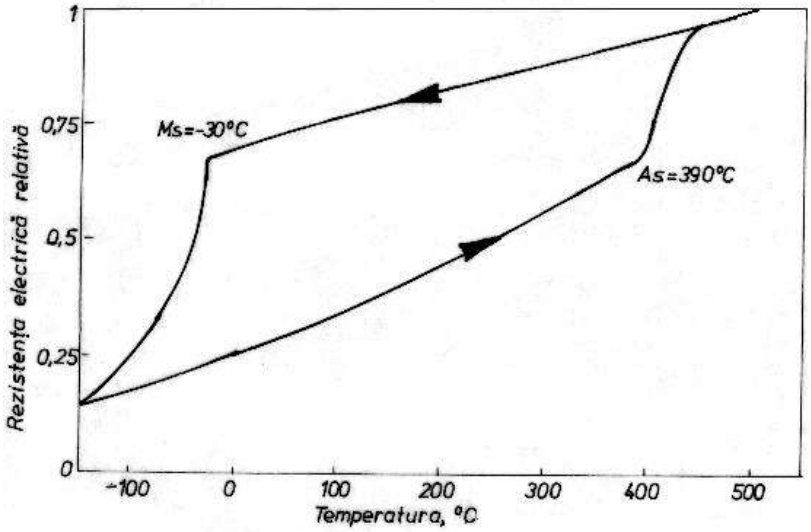


Fig.2.9 Ilustrarea transformării martensitice dintr-un aliaj Fe-30%at.Ni prin intermediul variaţiei rezistenţei electrice relative în funcţie de temperatură

Din cauza histerezisului de peste 400^0C, s-a constatat că austenita retransformată (transformarea martensitică inversă se termină la cca. 450^0C) diferă de cea iniţială (care există la răcire până la M_s= –30^0C) în ceea ce priveşte microstructura, comportamentul la recoacere și caracteristicile de rezistenţă mecanică. Una dintre soluţiile adoptate pentru reducerea histerezisului termic a fost alierea cu C, Co, Cr, Mn, Nb, etc.

Aliajele Fe-Ni-C, conţinând (27-31) % Ni și (0,4-0,8) % C, au temperatura M_s situată sub cea de lichefiere a azotului, -195,78^0C. Cca. 25-70 % din martensită (tetragonală cu volum centrat, tvc) se obţine prin explozie (En.: *burst*). Reversibilitatea transformării din aliajele Fe-Ni-C este îngreunată de densitatea ridicată de dislocaţii și de carburile precipitate incoerent însă s-a observat că reversia se produce chiar și la 1,5 % C ca, de exemplu, în cazul aliajelor Fe-10Ni-1,5 C (%). Producerea reversiei este posibilă datorită acţiunii a doi factori legaţi de introducerea carbonului:

(i) apariţia unei tensiuni inverse în matricea austenitică, rigidizată în urma alierii cu carbon, care-i ridică limita de curgere

(ii) formarea structurii cu macle interne a plăcilor de martensită care asigură coerenţa cu matricea austenitică.

S-a constatat că unul dintre efectele creşterii cantităţii de carbon este favorizarea formării plăcilor subţiri de martensită, la care contribuie creşterea gradului de tetragonalitate. Dezavantajele aliajelor Fe-Ni-C cu memoria formei, sunt legate de formarea carburilor, în timpul transformării martensitice inverse, care reduc mobilitatea interfeţei A/M și de condiţia imprimării formei reci la –196^0C, pentru a obţine martensită în plăci, singura care asigură reversia în aliajele pe bază de Fe-Ni. Pentru ridicarea temperaturii de formare a martensitei în plăci s-a introdus cobaltul.

Aliajele Fe-Ni-Co conţin adiţii de Ti, Al, C, etc. și constituie o categorie de AMF cu utilizare practică potenţială. Diagrama de echilibru a sistemului ternar Fe-Ni-Co, într-o secţiune izotermă la temperatura camerei, este prezentată în **Fig.2.10**.

S-au prezentat domeniile de stabilitate ale feritei (F_α, cvc), martensitei (α', tvc), austenitei (γ, cfc) și fazei ε (hc, izomorfă cu Co).

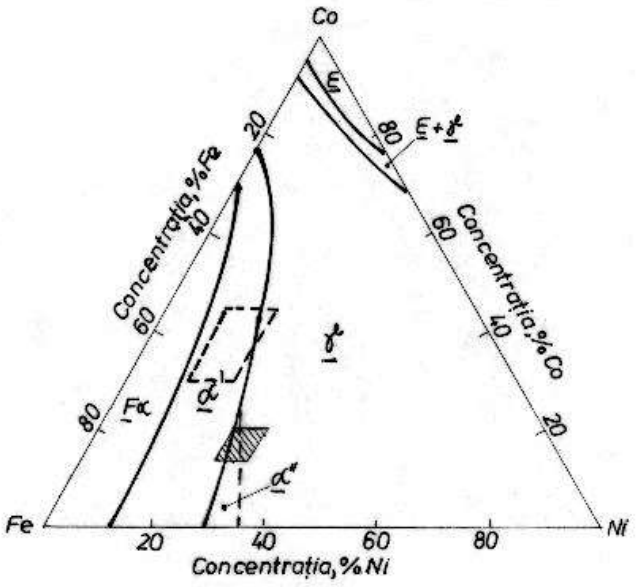


Fig.2.10 Secţiune izotermă, la temperatura ambiantă, prin diagrama de echilibru a sistemului de aliaje Fe-Ni-Co, ilustrând domeniul de concentrație în care există fenomene de memoria formei

α" este martensita obţinută după răcire până la temperatura de –196^{0}C. Domeniul de existenţă a fenomenelor de memoria formei (haşurat) este relativ restrâns. În urma adiţiei a 4 % Ti, s-au obţinut aliajele Fe-(25-33) % Ni-(10.20) % Co- 4 % Ti, descoperite în 1984.
După turnare, laminare la cald (cu recoacere intermediară la 1150^{0}C și cu reducere totală de grosime de 60 %), omogenizare (1250^{0}C/25h/apă) și îmbătrânire în stare austenitică (500 sau 600^{0}C/apă) s-a obținut o structură complet austenitică cu granulaţie medie de 0,25 mm.
Pentru obţinerea martensitei, se aplică o călire în azot lichid. Din cauza îmbătrânirii în stare austenitică, se produce precipitarea omogenă a fazei γ', coerentă, ordonată ($L1_2$), foarte fină și durificatoare, având compoziţia chimică $(Ni, Co, Fe)_3Ti$, ilustrată în **Fig.2.11**.

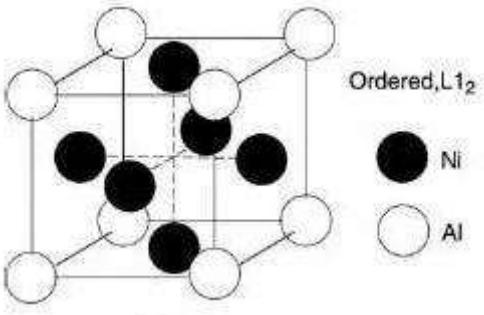


Fig.2.11 Aranjamentul atomilor de Ni și Al în faza γ', ordonată cu formula stoechiometrică Ni_3Al

Particulele de fază γ' sunt foarte mici și coerente cu matricea austenitică. În timpul transformării martensitice, faza γ' va fi forfecată odată cu martensita, absorbind o bună parte din energia de deformaţie a matricei. Această redistribuire a tensiunii asigură apariţia unor deformaţii exclusiv elastice în matricea austenitică durificată, contribuind astfel la reversibilitatea transformării.
Pentru a urmări comportarea materialului în timpul transformării martensitice, s-a ales aliajul Fe-32 Ni-12 Co-4 Ti (%) la care s-a analizat modificarea calitativă și cantitativă a microstructurii în timpul unui ciclu de răcire-încălzire. Rezultatul este redat în **Fig.2.12**.
La răcire, ácele de martensită apar pe limitele grăunţilor de austenită, la M_s= –130^{0}C, și se lungesc, la continuarea răcirii, până când întâlnesc limitele opuse. La încălzire, ácele dispar între A_s= – 114 și A_f=–17^{0}C.

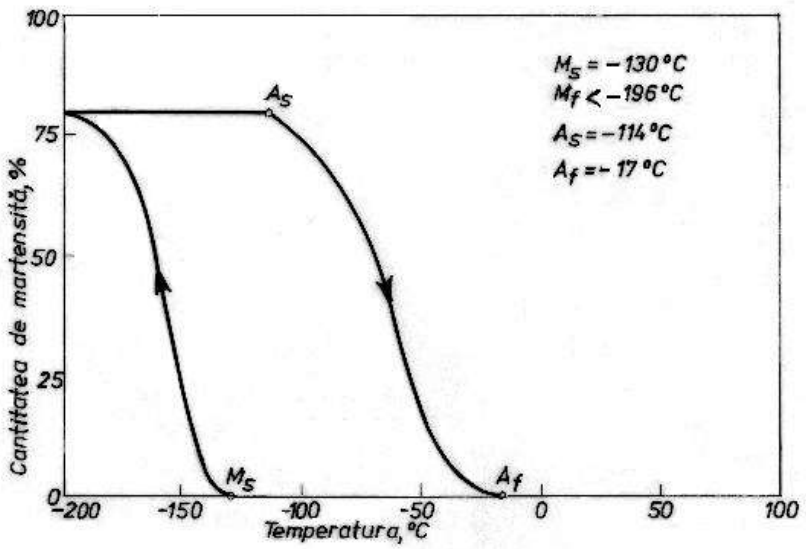


Fig.2.12 Evaluarea cantitativă a transformării martensitice într-un aliaj Fe-32Ni-12Co-4Ti (%) îmbătrânit 50 de ore la 600^{0}C

Deci, îmbătrânirea în stare austenitică a aliajelor Fe-Ni-Co-4 % Ti a dus la formarea precipitatului (Ni, Co, Fe)$_3$Ti, care durifică matricea austenitică și la reducerea histerezisului termic de la cca. 480^{0}C (la Fe-Ni) la aprox. 150^{0}C.

În 2010 a fost prezentat aliajul Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B (% $_{at.}$) care, dacă este texturat după direcția {035}<100> poate prezenta o revenire superelastică de 13,5 %, dublu față de Ni-Ti. Aliajul prezintă superelasticitate perfectă până la 15 % și o rezistență la tracțiune de 1500 MPa, după cum ilustrează **Fig.2.13**.

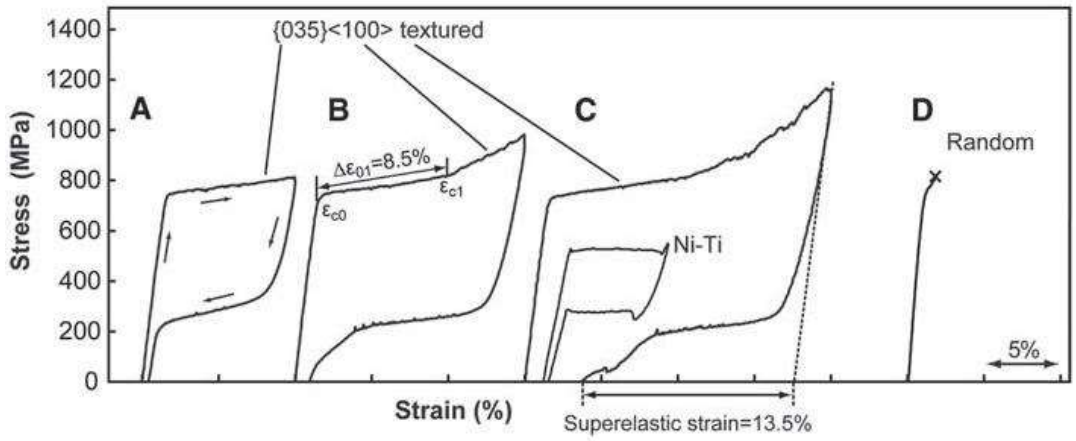


Fig.2.13 Curbe superelastice ale aliajului Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B (% at.): A-C comportare la creșterea alungirii maxime la aliajele texturate după {035}<100>; D comportarea unui aliaj dezordonat. Direcția de deformare este paralelă cu direcția de laminare ce coincide cu familia <100> a tablei texturate după {035}<100> (Tanaka, *2010*).

Fig.2.14 prezintă evoluția microstructurală a aliajului texturat Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B. Martensita α' indusă prin tensiune, se formează la încărcare, 1-2-3-4 și se retransformă în austenită la descărcare, 5-6-7-8.

Fig.2.15 prezintă curbe de rezistivitate termică ale aliajelor pe bază de Fe-Ni-Co-Al, în domeniul transformării martensitice. Se observă că M_s=187K iar A_f= 211 K, ceea ce face ca histerezisul termic să fie $A_f - M_s$= 24 K. Această valoare este mult mai mică decât la AMF pe bază de Fe, netermoelastice (cca. 400 K la Fe-Ni) dar comparabilă cu valorile obținute la Fe-Ni-Co-Ti cu transformare termoelastică.

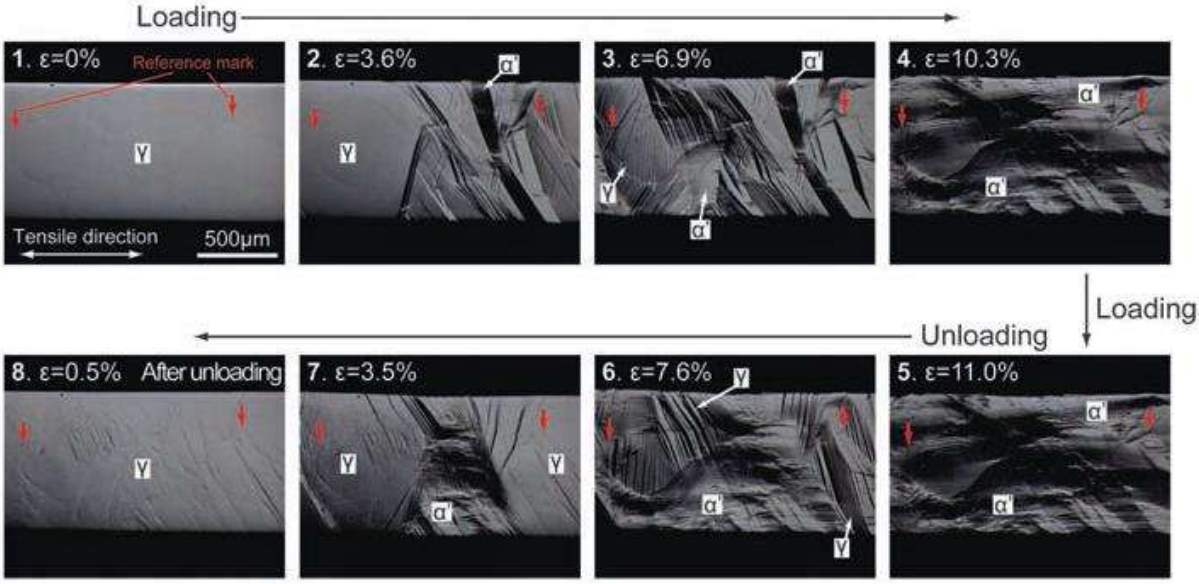


Fig.2.14 Micrografii optice înregistrate în timpul deformării superelastice a aliajului Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B cu 11% la întindere, prezentând formarea martensitei la încărcare și reversia ei la descărcare (Tanaka, *2010*)

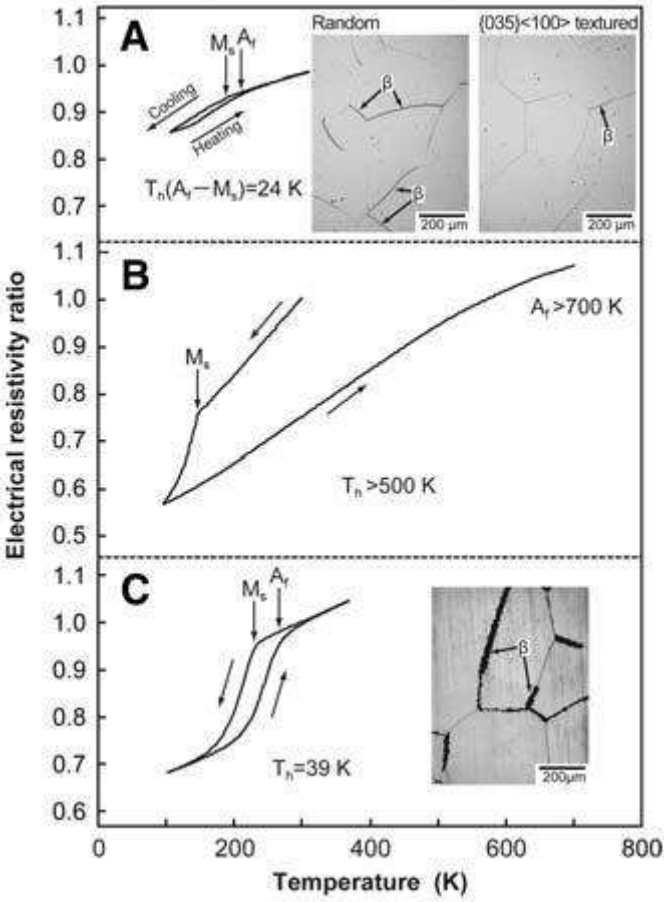


Fig.2.15 Curbe de rezisitivitate termică: (A) FeNiCoAlTaB cu textură {035}<100>; (B) FeNiCoAl netexturat; (C) FeNiCoAlTa netexturat. Micrografiile optice arată diferența dintre structurile texturate și netexturate ale FeNiCoAlTaB în (A) și FeNiCoAlTa netexturat în (C)

În Fig.2.15(B) transformarea produsă în aliajul Fe-Ni-Co-Al netexturat este netermoelastică și histerezisul este de cca. 500 K. Apariția transformării netermoelastice este rezultatul durității și tetragonalității (c/a) scăzute a martensitei care pot fi cauzate de precipitarea unor cantități prea

reduse de fază γ′ sau de temperatura sa *solvus* prea scăzută.
In 2011 a fost prezentat un aliaj de tip FeMnAlNi, cu comportament superelastric foarte puțin influențat de temperatură, după cum ilustrează influența **Fig.2.16**.

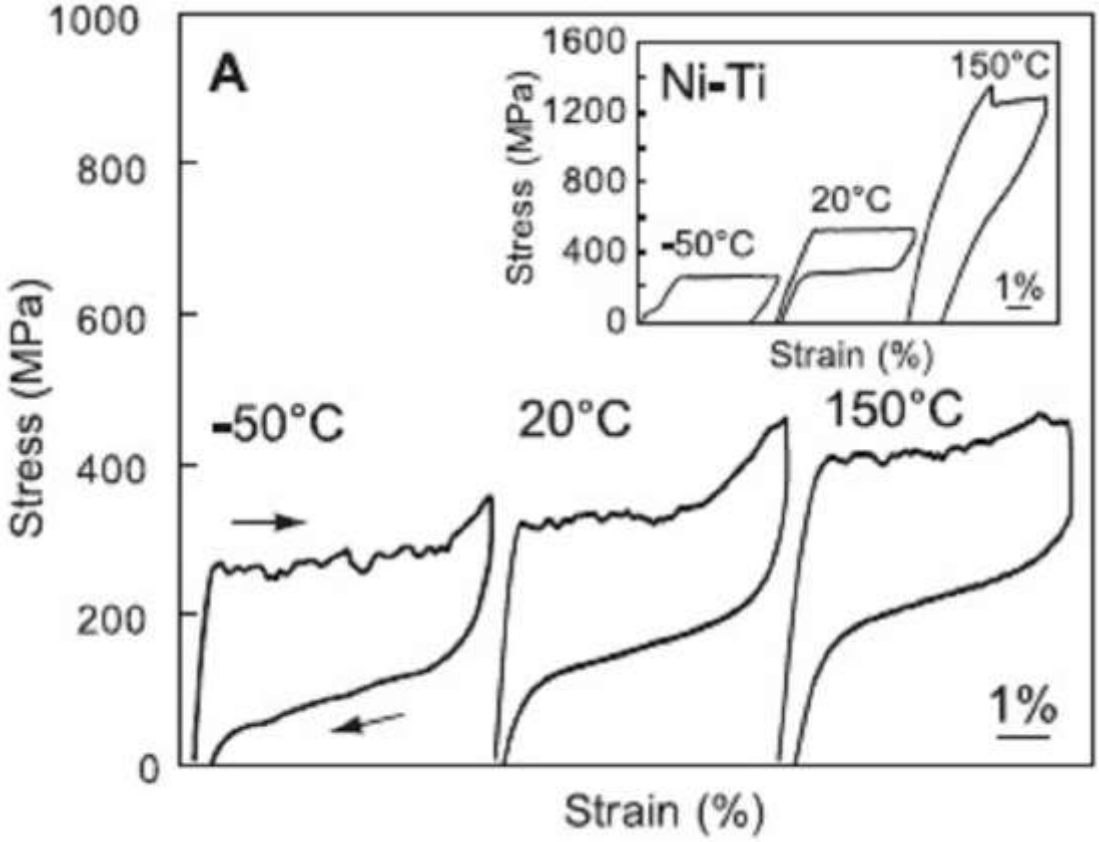


Fig.2.16 Superelasticitatea aliajelor Fe-Mn-Al-Ni și dependența ei de temperatură: (A) curbe superelastice ale $Fe_{43.5}Mn_{34}Al_{15}Ni_{7.5}$ îmbătrânit 6 ore la 200°C și comparație cu $Ti_{49.98}Ni_{50.02}$ comercial între -50-150^{0}C; (B) dependența de temperatură a tensiunii de întindere (comprimare la aliajele pe bază de Co) a palierului superelastic pentru aliajele policristaline $Fe_{43.5}Mn_{34}Al_{15}Ni_{7.5}$, $Ti_{49.98}Ni_{50.02}$, $Fe_{40.95}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}B_{0.05}$, $Cu_{71.9}Al_{16.6}Mn_{9.3}Ni_2B_{0.2}$, $Ti_{74}Nb_{26}$, și $Co_{37.6}Ni_{32.9}Al_{29.5}$ și aliajul monocristalin $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ (Omori, *2011*)

În urma tratamentelor termice ciclice au rezultat aliaje FeMnAlNi cu o textură apropiată de (101), conform **Fig.2.17**.

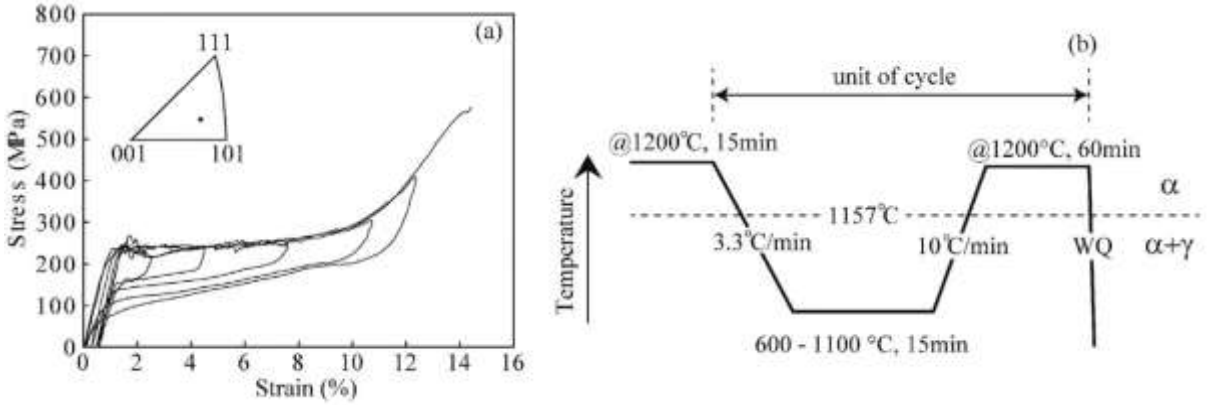


Fig.2.17 (a) Curbe superelastice ale aliajului monocristalin Fe-34Mn-15Al-7.5Ni (%at.); (b) segment de tratament termic ciclic pentru inducerea creșterii anormale a grăunților constând din precipitarea fazei γ (cfc) dintr-o matrice de fază α (cvc) urmată de călire în apă (Omori, *2016*)

Cele mai mediatizate AMF cu austenită cfc sunt pe bază de Fe-Mn-Si și de Fe-Ni-Co.

În **Tab. 2.2** sunt prezentate cele mai cunoscute exemple de sisteme de aliaje binare cu austenită cfc.

Tab.2.2 Transformări martensitice din AMF cu austenită cfc

Nr. crt.	Componentele principale	Exemple	Intervalul de concentrație	Transformarea martensitică	Substructura martensitei
1	Aliaje pe bază de indiu	In-Tl	(18-27)%at.Tl	α(cfc)→α”(tfc)	Macle
2	Aliaje pe bază de fier	Fe-Pt	~25/at.Pt	$\gamma_1(L1_2)$→α’(tvc)	Macle
		Fe-Ni	max.33,5%Ni	γ(cfc)→α’(cvc)	Macle
		Fe-Mn	(15-30)%at.Mn	γ(cfc)→ε(hc)	Defecte de împachetare
3	Aliaje pe bază de mangan	Mn-Cu	(5-35)%Cu	γ(cfc)→α’(tfc)	Macle

Pe baza celor două sisteme de AMF pe bază de Fe, mai sus, s-au dezvoltat recent aliaje din sistemul Fe-Mn-Si-Al, care prezintă fenomenul de plasticitate indusă prin maclare (TWIP) și respectiv Fe-Ni-Co-Al, care prezintă, în premieră fenomenul de superelasticitate, la valori comparabile cu cele din AMF de tip β.

2.3 Legătura dintre transformarea martensitică și fenomenele de memoria formei

Cele mai importante fenomene de memoria formei sunt: 1-efectul pseudoelastic sau pseudoelasticitatea (PSE); 2-efectul simplu de memoria formei (EMF); 3-efectul de memoria formei în dublu sens (EMFDS) și 4-efectul de amortizare a vibrațiilor.
La aceste efecte se adaugă efectele premartensitice în rândul cărora este inclusă transformarea de faza R, efectul de memorie a temperaturii și efectul formei complet rotunde. Considerând că planul habital rămâne nemodificat în timpul transformării, trebuie avut în vedere că la AMF transformarea martensitică poate fi indusă atât termic (în cazul EMF și EMFDS) cât si prin tensiunea mecanică aplicată (PSE).
Ținând cont că transformarea martensitică din AMF are proprietatea unică de-a asocia transformările rețelei cristaline cu modificările de formă, în continuare se prezintă legătura dintre transformarea martensitică și comportarea macroscopică a materialului, în cadrul celor patru efecte mentionate mai sus. PSE presupune recuperarea deformațiilor aplicate prin simpla descărcare mecanica și caracterizează „memoria mecanică”. EMF si EMFDS presupun recuperarea deformațiilor prin încălzire si respectiv încălzire-răcire și reprezintă așa-numita „memorie termică”.

2.3.1 Originea memoriei mecanice

Pseudoelasticitatea (PSE), asociată cu memoria mecanică, definește orice neliniaritate de pe porțiunea de descărcare a unei curbe tensiune-deformație. La materialele clasice, porțiunea de descărcare este paralelă cu porțiunea elastică de la încărcare (BC // 0A, după cum s-a ilustrat cu linie continuă în **Fig.2.18.**
Același AMF poate prezenta, pe diverse domenii de temperatură, fie deplasarea limitelor de macle sau reorientare cristalografică (pseudomaclare) fie transformarea martensitică indusă prin tensiune (superelasticitatea).

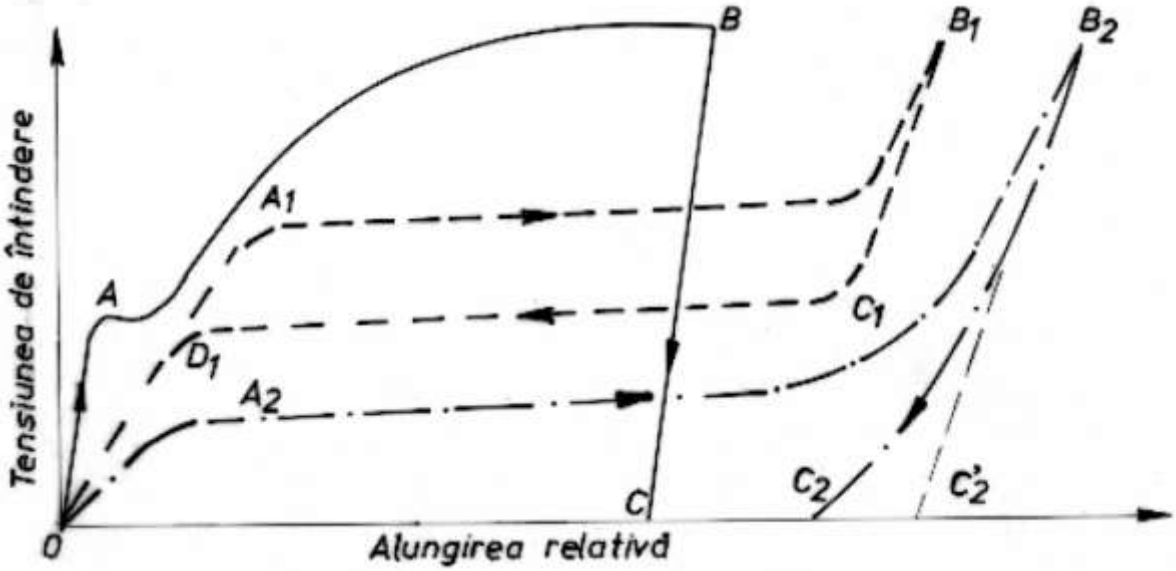


Fig.2.18 Reprezentare schematică a unor curbe de încărcare-descărcare la tracțiune în cazul unui material clasic (linie continuă), a unui material superelastic (linie întreruptă) și a unui material pseudoelastic care prezintă deplasarea limitelor de macle sau reorientare cristalografică (linie-punct)

În principiu, superelasticitatea apare în intervalul termic definit prin $A_f < T < M_d$, unde M_d este temperatura maximă până la care se poate obține martensita indusă prin tensiune (peste M_d intervine difuzia).

2.3.2. Mecanismul memorie mecanice

Se consideră un grăunte, cu structura martensitică multivariantă, al unui AMF policristalin, supus la tracțiune, ca în **Fig.2.19**. În urma răcirii, se consideră ca s-a format un grup de patru variante de plăci autoacomodante de martensită indusă termic.

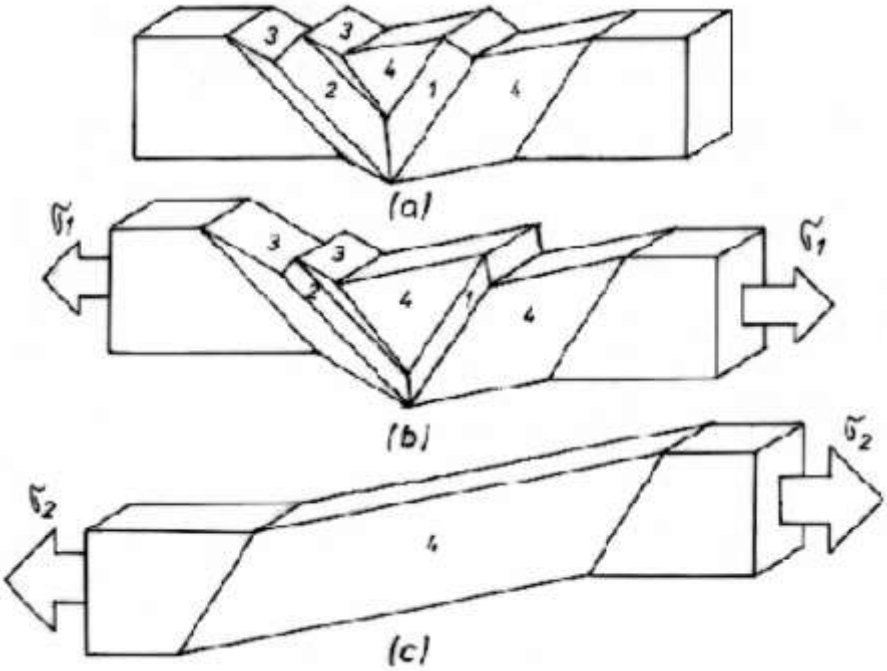


Fig.2.19 Schema mecanismului demaclării în cadrul unui AMF policristalin cu structura martensitică multivariantă: (a) grup de 4 variante de plăci auto-acomodante de martensită indusă termic; (b) demaclare parțială produsă de creșterea variantelor 3 și 4 sub efectul tensiunii aplicate, σ_1; (c) demaclare totală odată cu creșterea variantei 4, cea mai favorabil orientată, în raport cu axa tensiunii aplicate, $\sigma_2 > \sigma_1$

Variantele sunt acomodate prin maclare → ele își ajustează reciproc volumul, pentru a se înscrie în spațiul de care dispun în cadrul matricei austenitice (mult mai dură și mai rigidă). Într-un grăunte cristalin pot fi observate până la șase grupuri diferit orientate, ceea ce dă un număr maxim de 24 de variante.
În Fig.2.19(a) se observă că deformațiile produse de perechile de variante aflate în „relație de maclare" sunt egale și de semn opus. Practic, formarea perechii 1-4 atrage automat formarea perechii 2-3. În felul acesta variația macroscopică totală de volum este nulă. La aplicarea unei tensiuni de întindere, σ_1, (la T = ct.), se dezvoltă variantele de martensită cel mai favorabil orientate în raport cu legea lui Schmid, față de axa tensiunii.
În Fig.2.19(b) aceste variante au fost considerate 3 și 4. Se observă ca dezvoltarea acestora se face pe seama celorlalte variante, 1 și 2 care, practic, dispar. Deci la aplicarea tensiunii 1 rezultă o demaclare parțială a grupului de variante de plăci de martensită. Creșterea tensiunii, până la valoare $\sigma_2>\sigma_1$, produce alungirea materialului și demaclarea completă a grupului care se transformă într-o singură variantă – 4, cu cea mai favorabilă orientare. Continuarea solicitării duce, într-o primă etapă la deformarea elastică a variantei celei mai favorabil-orientate. Dacă până la sfârșitul încărcării nu intervine alunecarea, la descărcare se produc aceleași fenomene în ordine inversă.
În cazul în care intervine alunecarea, (deformarea plastică ireversibilă prin deplasarea și multiplicarea dislocațiilor), dacă nu este depășită o anumită limită a deformației aplicate în stare martensitică, aceasta poate fi recuperată prin EMF, în urma unei încălziri până deasupra punctului critic Af. Dacă chiar și această limită este depășită, la un moment dat se produce ruperea, în urma alunecării reciproce a plăcilor variantei celei mai favorabil orientate, ca în exemplul prezentat în **Fig.2.20**.

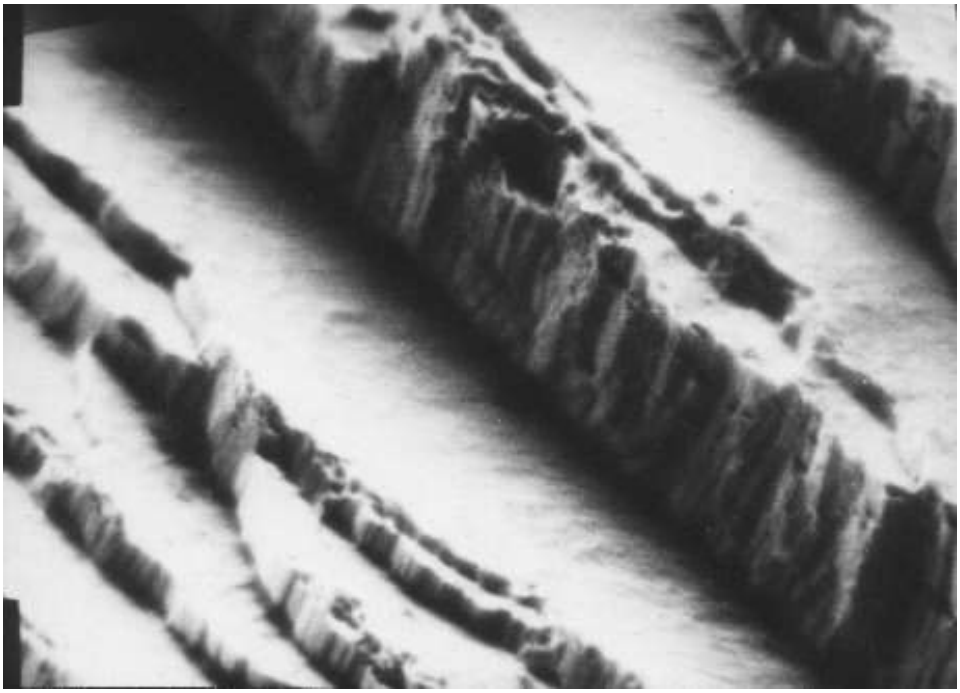


Fig.2.20 Micrografie electronica de baleiaj a suprafeței de rupere (produsă la o tensiune de 411 MPa și o alungire de 2,07 %) a unei probei de AMF Cu-Zn-Al cu plăci ale variantei de martensită (009)β'$_2$ (6000:1)

Suprafața de rupere aparține unei probe policristaline de AMF Cu-Zn-Al-Fe martensitic. Prin difracție de raze X, a fost identificată varianta (009) β'$_2$ care, la aplicarea unei tensiuni de întindere de 60 MPa, ocupă o proporție de cca. 69 % din cantitatea totală de fază, a probei martensitice. Prin cumularea alunecărilor succesive ale variantei celei mai favorabil orientate, a rezultat o alungire totală la rupere de 2,07 %.

2.3.3. Originea memoriei termice

Memoria termică este legată în primul rând de EMF și de EMFDS, care presupun redobândirea spontană a unei anumite forme calde (sau reci).

2.3.3.1. Efectul simplu de memoria formei

Efectul simplu de memoria formei (EMF) reprezintă redobândirea unică și spontană a „formei calde” în urma încălzirii materialului aflat în „forma rece”. Forma caldă este caracteristică domeniului austenitic iar forma rece celui martensitic. Evidențierea EMF se poate realiza prin intermediul variației alungirii în raport cu tensiunea și temperatura, ca în **Fig.2.21** care reprezintă o curbă schematică de încărcare-descărcare la tracțiune, OABCDE, în domeniul martensitic ($T < A_s$).

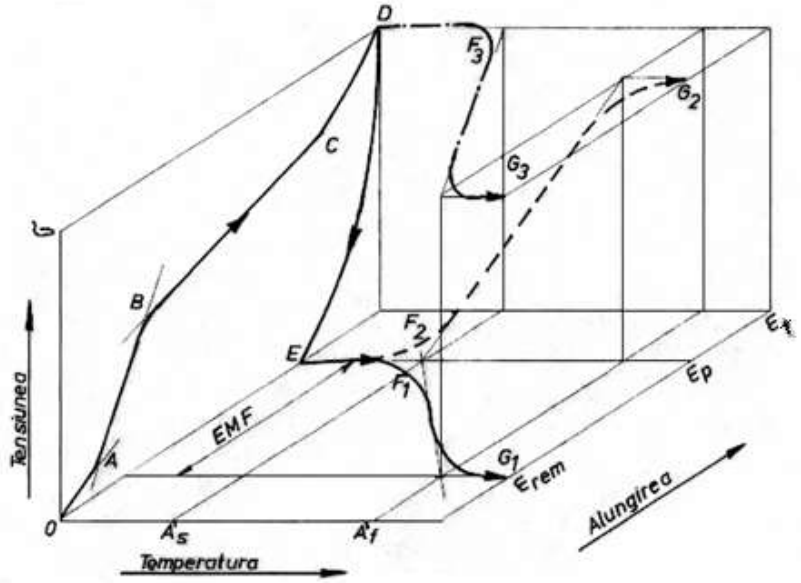


Fig.2.21 Ilustrarea efectului simplu de memoria formei (EMF) prin intermediul curbelor schematice din spațiul tensiune-deformație-temperatură: EF_1G_1 – EMF cu revenire liberă; EF_2G_2 – EMF cu revenire reținută; DF_3G_3 – EMF generator de lucru mecanic (Bujoreanu, *2002*)

După descărcare, se obține forma rece, caracterizată prin alungirea permanentă ε_p, mai mică decât cea totală, ε_t, din cauza revenirii pseudoelastice.

EMF, în special cel generator de lucru mecanic, reprezintă una dintre cele mai spectaculoase și mai utile aplicații ale AMF.

2.3.3.2. Efectul de memoria formei în dublu sens

Efectul de memoria formei în dublu sens (EMFDS) reprezintă redobândirea spontană atât a formei calde cât si a celei reci, la încălzire respectiv răcire. Cele două forme, reproduse la sfârșitul încălzirii și respectiv răcirii, nu sunt formele caldă și respectiv rece, inițiale, deoarece se caracterizează prin deformații mai mari. Pentru exemplificare, în **Fig.2.22** este prezentată evoluția variației deplasării în funcție de temperatură, după 5 cicluri de educare a lamele de 0,9 g, din AMF pe bază de Cu-Zn-Al, supusă ciclurilor de încălzire-răcire cu încovoiere sub efectul unei sarcini de 300 g, aplicată la capătul liber (educare sub tensiune constantă).

Pentru obținerea EMFDS este necesară aplicarea unui tratament termomecanic special, numit „educare”, ce constă din parcurgerea repetată a unui traseu în spațiul tensiune-deformație-temperatură. Se pot utiliza mai multe proceduri de educare cum ar fi:

1-educare prin supradeformare în stare martensitică;
2-educare prin cicluri de memoria formei;
3-educare prin efect pseudoelastic;
4- educare prin ciclare combinată EMF/PSE;
5- educare cu intervenția difuziei atomice;

6- educare sub tensiune constantă, ca în exemplul prezentat în Fig.2.22. Educarea sub tensiune constantă se poate face prin mai multe variante de aplicare a sarcinii: 1-numai la răcire; 2-numai la încălzire sau 3-pe întreg ciclul termic.

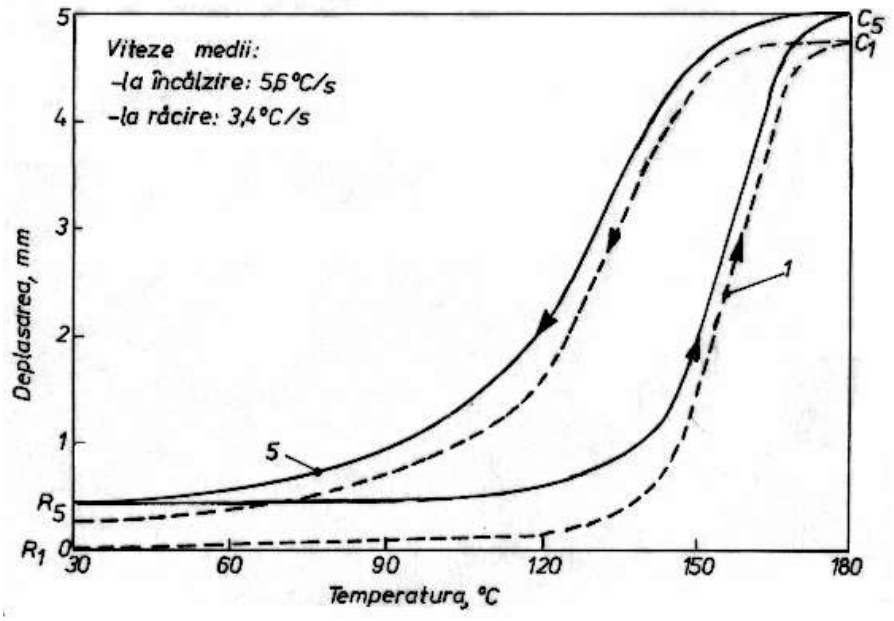


Fig.2.22 Evolutia deflectogramelor, de la primul la cel de-al cincilea ciclu, până la obținerea EMFDS, la încovoierea unei lamele de 0,9 g, din AMF pe bază de Cu-Zn-Al, sub efectul unei sarcini de 300 g, aplicată la capătul liber

2.3.4. Mecanismul memoriei termice

Memoria termică este legată de modificarea formei în urma variației temperaturii. Deoarece memoria termică include EMF și EMFDS, în continuare se vor prezenta separat mecanismele ambelor efecte.

2.3.4.1. Mecanismul efectului simplu de memoria formei

Deoarece este cel mai important fenomen de memoria formei, mecanismul EMF va fi prezentat la nivel macro și microscopic. Redobândirea formei calde (a) prin încălzire, poate fi explicată, din punct de vedere macroscopic, prin modificarea rigidității AMF, după cum s-a ilustrat în **Fig.2.23**.

La început, materialul a fost alungit în domeniul martensitic ($T_1 < A_s'$) până la tensiunea σ și deformația ε_m, de-a lungul curbei OAB. Odată cu încălzirea de la T_1 la T_2, pe traiectoria BDE aflată la tensiunea σ=ct., se produce transformarea martensitică inversă materialul ajungând în stare complet austenitică ($T_2 > A_f'$). Austenita fiind mai rigidă decât martensita se deformează numai cu ε_a, sub efectul tensiunii σ → materialul alungit se scurtează de la ε_m la ε_a (EMF = ε_m-ε_a).

Fiind vorba despre efectuarea unei deplasări cu învingerea tensiunii σ, exemplul prezentat în Fig.2.23 este un EMF generator de lucru mecanic. Deci **originea macroscopică a EMF** este rigiditatea superioară a austenitei.

Pentru a descrie originea microscopică a EMF, trebuie să se pornească de la caracterul auto-acomodant al martensitei termoelastice. În urma răcirii unui AMF până la temperaturi situate sub M_f, în material se formează mai multe domenii martensitice, cu plane habitale diferite (dar echivalente din punct de vedere cristalografic) care se numesc variante.

După cum s-a arătat în Fig.2.19, variantele sunt dispuse câte 4, formând astfel un grup auto-acomodant. Întreaga transformare poate fi prezentată drept formarea secvențială de grupuri autoacomodante de variante de plăci de martensită, cu dimensiuni descrescătoare. Deoarece perechile de variante de plăci de martensită trebuie să se încadreze în volumul oferit de matricea

austenitică, ele se dispun simetric, două câte două, acomodându-se prin maclare.

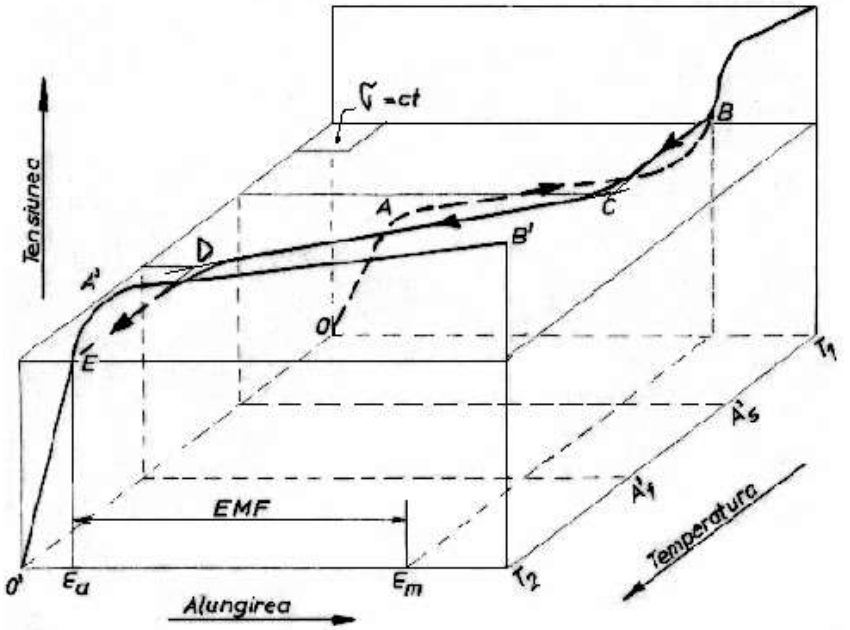


Fig.2.23 Evidențierea originii macroscopice a EMF generator de lucru mecanic, prin intermediul diferenței de rigiditate dintre martensită și austenită

Mecanismul EMF la nivel microscopic este schițat în **Fig.2.24** în care variantele de martensită acomodate prin maclare s-au notat cu M^+ si M^-.

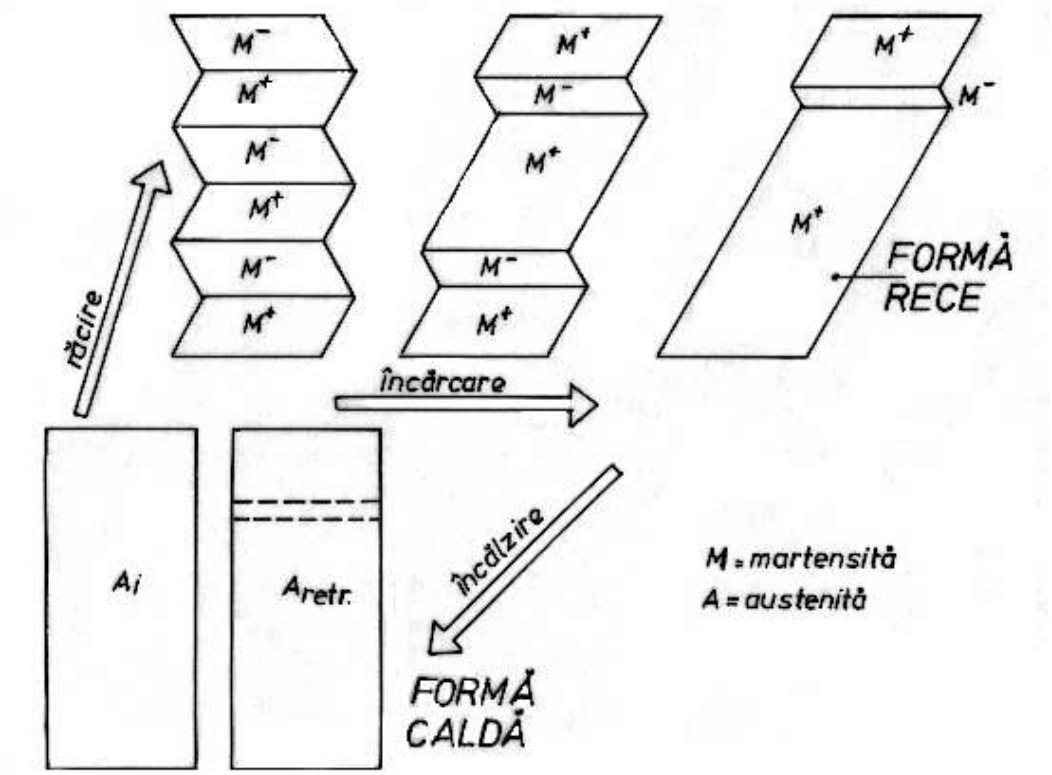


Fig.2.24 Evidențierea originii microscopice a EMF, prin schimbarea morfologiei fazelor, în cadrul unui ciclu răcire-deformare-încălzire

La aplicarea unei tensiuni mecanice, cresc numai variantele M^+ care sunt cel mai favorabil orientate în raport cu axa tensiunii aplicate. Din punct de vedere microscopic, se poate considera că există o infinitate de forme reci dar numai o singură formă caldă, spre care tinde aliajul în

timpul producerii transformării martensitice inverse (reversia martensitei), atunci când rețeaua cristalină revine la forma inițială.
În timpul reversiei, „contractarea” plăcilor de martensită se produce în ordine exact inversă creșterii lor, astfel încât ultima placă formată la sfârșitul răcirii este prima care se transformă în austenită la începutul încălzirii. După încălzire, se obține austenita retransformată ($A_{retr.}$), identică cristalografic cu austenita inițială (A_i).
Diferența dintre cele două tipuri de austenită este că cea retransformată păstrează urme ale limitelor de macle de acomodare ale variantelor de martensită.
Deci din punct de vedere microscopic, originea EMF este reprezentată de gradul mai scăzut de simetrie al martensitei în raport cu austenita. Redobândirea formei calde nu va mai fi completă atunci când intervine alunecarea, ca mod de deformare plastică, la imprimarea formei reci. Pentru recuperarea integrală a formei calde, trebuie asigurată „reversibilitatea cristalografică” a transformării, ceea ce implică redobândirea atât a structurii cristaline cât și a orientării cristalografice. În plus, matricea austenitică trebuie să fie menținută în domeniul elastic.

2.3.4.2. Mecanismul efectului de memoria formei în dublu sens

Mecanismul EMFDS se bazează pe cumularea rigidității superioare a austenitei (necesară pentru redobândirea spontană a formei calde prin încălzire, în cadrul EMF) cu prezența dislocațiilor orientate din austenită (care favorizează redobândirea formei reci, la scăderea temperaturii). EMFDS a fost mediatizat pentru prima dată la Simpozionul Internațional de Efecte și Aplicații cu Memoria Formei, desfășurat la Toronto, în 1975. Baza microstructurală a EMFDS a fost reprezentată schematic în **Fig.2.25**, în cazul unui AMF policristalin, cu morfologie tip diamant.

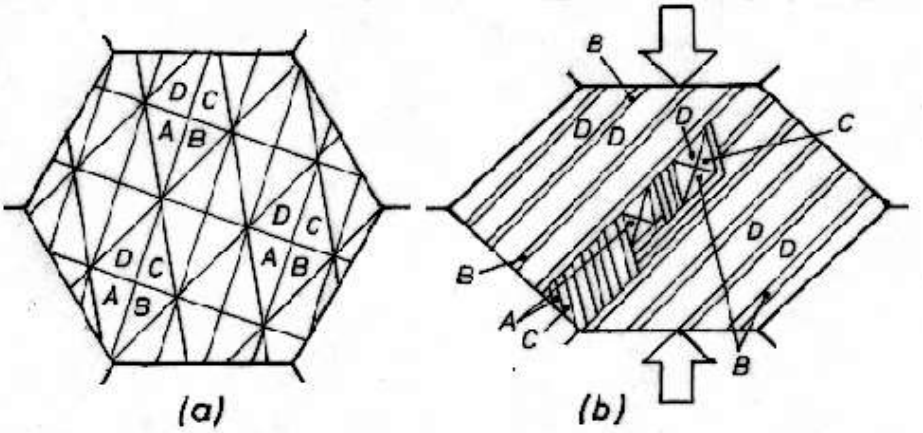


Fig.2.25 Reprezentare schematică a transformărilor microstructurale în cadrul EMDFS la un AMF policristalin cu morfologie tip diamant: (a) subdivizarea fostului grăunte austenitic în grupuri de 4 variante de plăci de martensită; (b) reorientarea sub tensiune a plăcilor de martensită care se transformă în variantele B și D, cele mai favorabil orientate

Fig.2.25(a) prezintă subdivizarea grăuntelui austenitic initial, în grupuri autoacomodante de câte 4 variante de plăci de martensită termoelastică. Fig.2.25(b) ilustrează reorientarea plăcilor de martensită sub efectul unei tensiuni aplicate. Ca și în Fig.2.19, variantele orientate în mod nefavorabil (în cazul de față A și C) sunt demaclate parțial, în timp ce variantele orientate favorabil (B și D) tind să se dezvolte pe întregul grăunte cristalin. Se observă că varianta cea mai favorabil orientată este D, care ocupă cea mai mare suprafață. La încălzire, se produce reversia martensitei care se transformă în austenită odată cu producerea EMF însă răcirea duce doar la obținerea microstructurii nedeformate din Fig.2.25(a), fără a fi însoțită de modificare de formă. Pentru obținerea spontană a formei reci, trebuie aplicat un tratament termomecanic de educare, în timpul căruia se produce reversia repetată a martensitei însoțită de deplasarea interfeței A/M dinspre austenită spre martensită.

În deplasarea ei, interfața A/M captează și îngrămădește de-a lungul ei dislocațiile de compensare (care au rolul de a asigura coerența martensitei termoelastice cu austenita). În felul acesta se dezvoltă densități foarte mari de dislocații care, atunci când ating o valoare critică, se relaxează prin eliberarea unor așa-numite „dislocații emisar" orientate. Deoarece relaxarea se produce în mod periodic, în austenită rămân „păduri de dislocații" orientate, dispuse la distanțe aproximativ egale și intercalate cu zonele dezordonate. Rolul acestor dislocații orientate, pentru formarea preferențială a martensitei în timpul răcirii, este ilustrat în **Fig.2.26.**

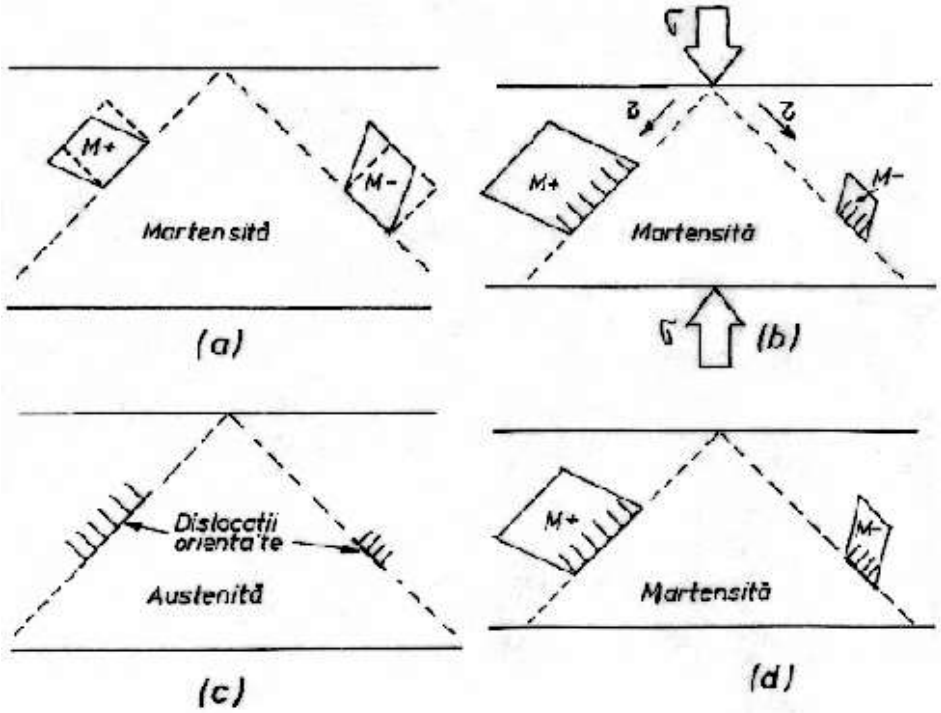


Fig.2.26 Ilustrare schematică a mecanismului EMFDS: (a) formarea a 2 variante de plăci de martensită termoelastică, în urma răcirii până sub M_f; (b) formarea martensitei induse prin tensiune, însoțită de creșterea variantei M^+ și demaclarea parțială a variantei M^-, odată cu obținerea formei reci, sub M_f; (c) reversia martensitei în austenită, în care se păstrează dislocațiile orientate, concomitent cu redobândirea formei calde, în urma încălzirii peste A_f; (d) germinarea preferențială a martensitei, la răcirea sub M_f, după cel de-al doilea ciclu, odată cu redobândirea formei reci

Fig.2.26(a) arată ca, în urma răcirii sub M_f, se pot forma mai multe variante de placi de martensita. În cazul de fata s-au luat în consideraţie doar variantele M^+ si M^-. Fig.2.26(b) ilustrează reorientarea celor doua variante sub efectul tensiunii aplicate, la temperaturi sub M_f. Se observa ca, sub efectul componentei tangenţiale a tensiunii (τ), se dezvolta doar varianta cea mai favorabil orientata, M^+, în timp ce M^- este demaclată parţial. Reorientarea cristalografica este însoţită de acumularea de dislocaţii orientate care se păstrează şi în austenita, la $T > A_f$, Fig.2.26(c). La răcirea din cel de-al doilea ciclu termic, Fig.2.26(d), are loc germinarea si creşterea preferenţială a martensitei care păstrează orientarea dislocaţiilor, concomitent cu redobândirea spontana a formei reci (baza mecanismului EMFDS).

2.4 Aplicațiile materialelor cu memoria formei

În funcţie de tipul de EMF, care determină modul de obţinere a formei calde (Fig.2.21), aplicaţiile bazate pe memoria termică pot fi:

(i) cu revenire liberă;
(ii) cu revenire reţinută sau
(iii) generatoare de lucru mecanic.

Toate aplicaţiile bazate pe memoria mecanică sunt pseudoelastice, cum ar fi ramele de ochelari din **Fig.2.27**, care au fost unele dintre primele aplicaţii comerciale ale AMF din România.

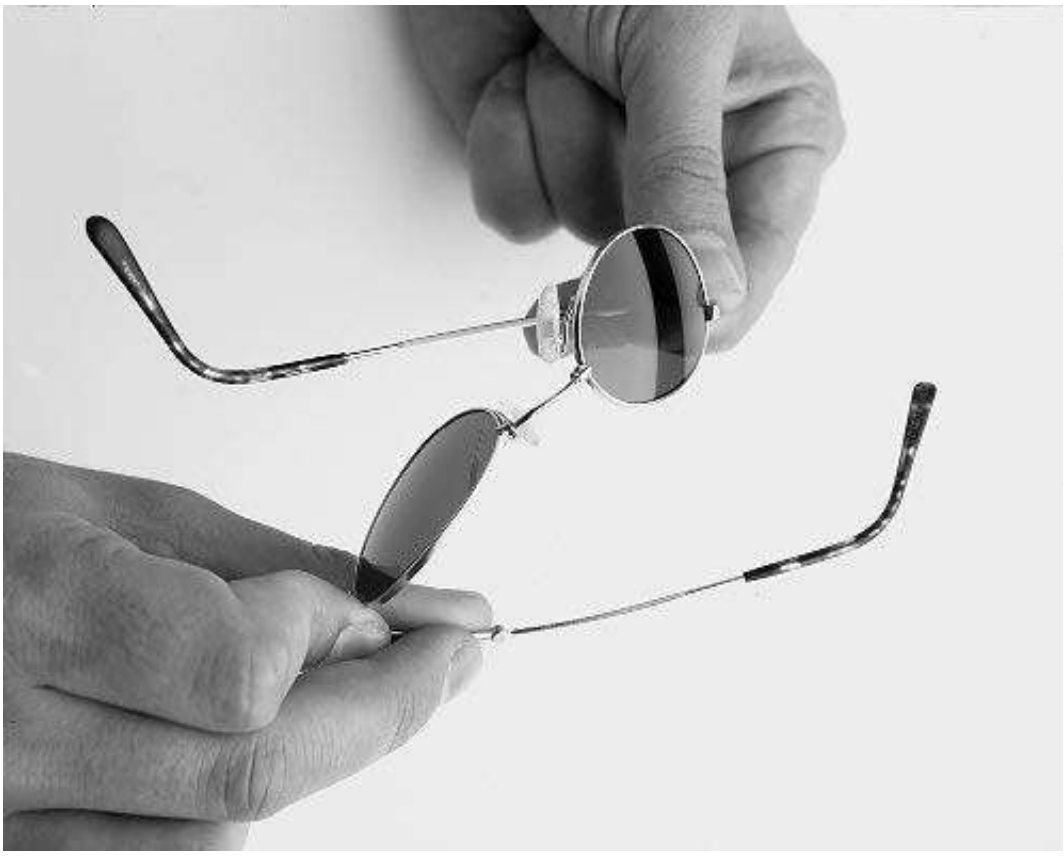


Fig.2.27 Rame de ochelari superelastice

Pe lângă acestea, există și aplicații medicale care pot fi încadrate în toate categorii de mai sus dar majoritatea sunt superelastice, ca în exemplele din **Fig.2.28**, printre care dispozitivele de extragere a tumorilor, din **Fig.2.29** și "stent-urile", din **Fig.2.30** cu diverse destinații, conform.**Fig.2.31.**

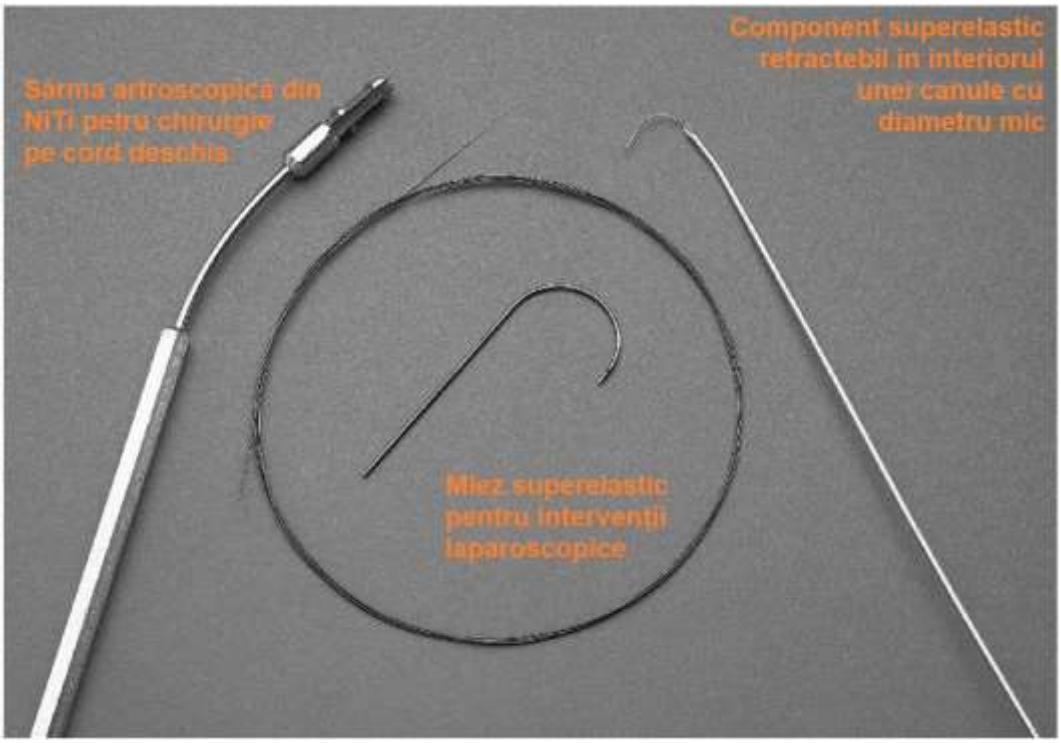


Fig.2.28 Câteva exemple de aplicații medicale superelastice

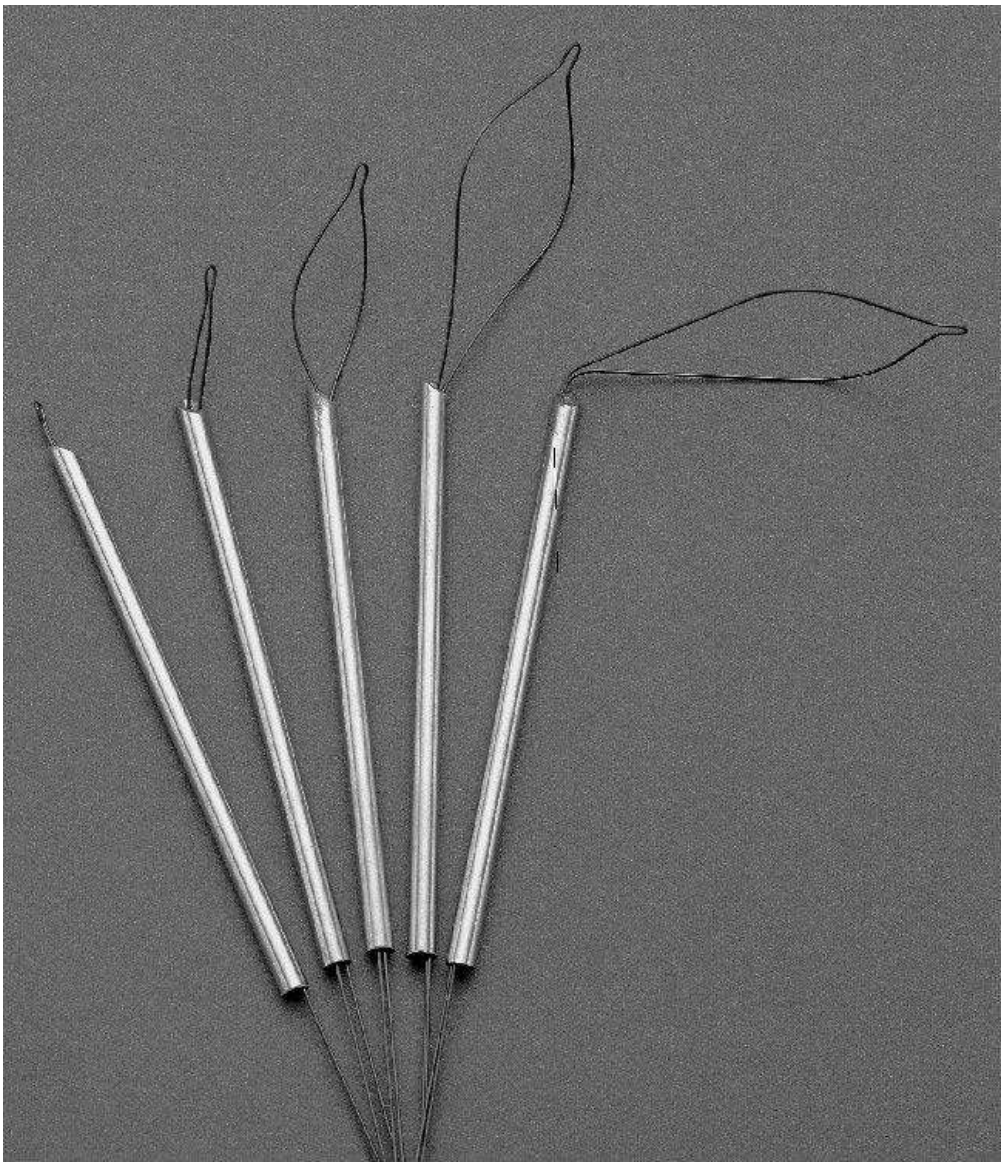


Fig.2.29 Etape succesive ale „deschiderii" unui dispozitiv superelastic de extragere a tumorilor, în timpul împingerii în afara canulei, în care fusese introdus, în stare comprimată

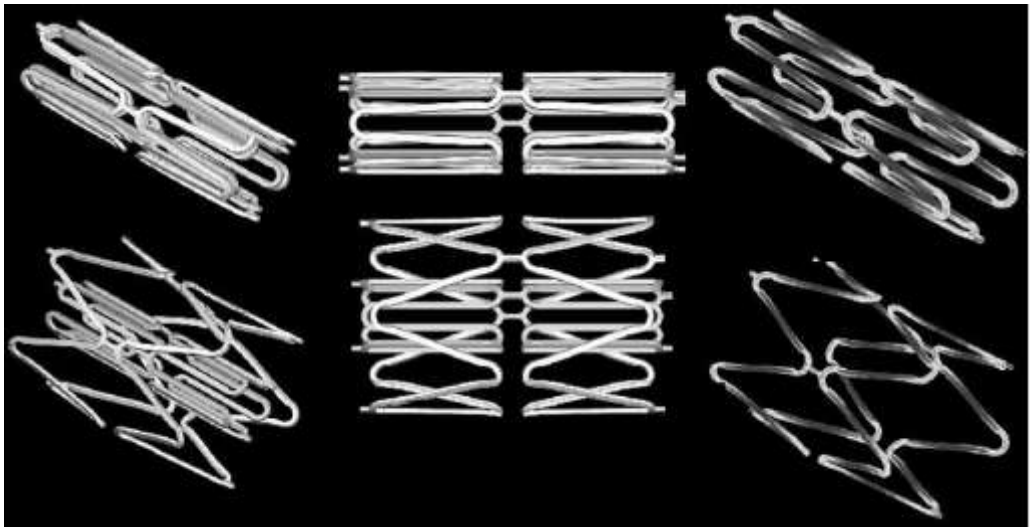


Fig.2.30 Reprezentări ale mai multor tipuri de *stent*-uri, în stare comprimată și expandată

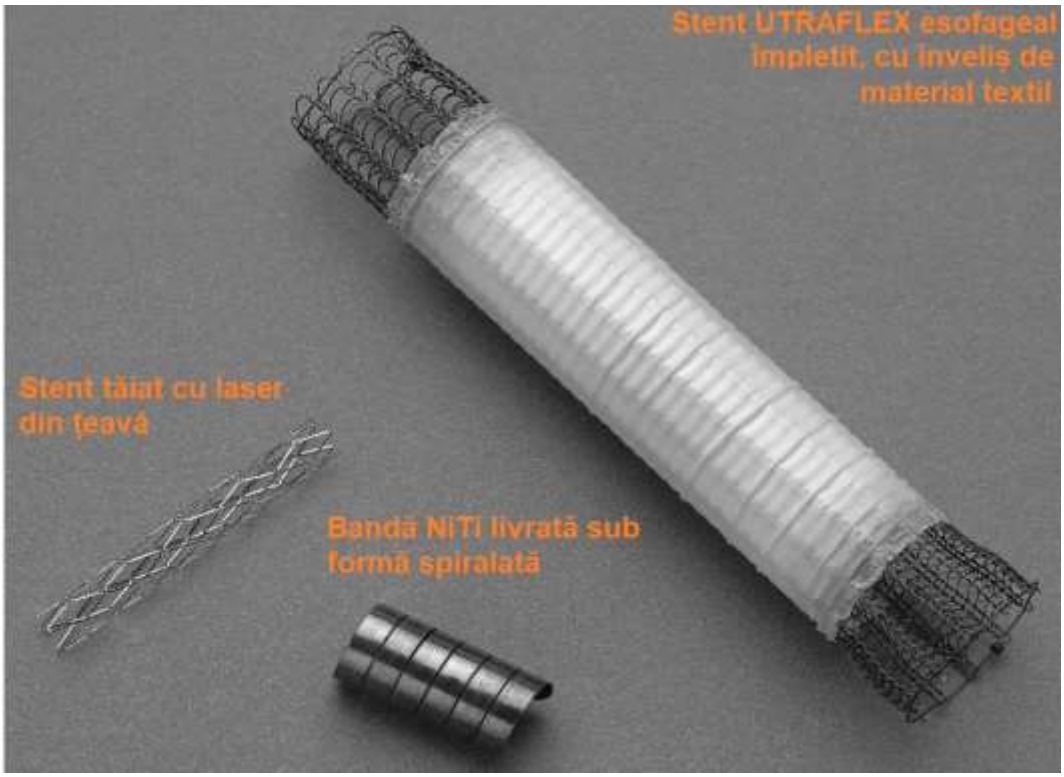


Fig.2.31 Exemple de stent-uri cu destinații diferite

Aplicațiile cu revenire liberă au exclusiv funcția de a produce mișcare sau deformaţie. Ele se pot regăsi într-o serie de domenii specifice, cum ar fi: (i) medicină (filtre sangvine ce depărtează pereții venelor, oprind deplasarea cheagurilor de sânge); (ii) artă (sculpturi metalice mișcătoare, statui ce deschid ochii la răsăritul soarelui, flori ce se deschid sau se închid la lumină sau căldură, fluturași); (iii) lenjerie (inel de fixare a cupelor la sutiene, cămăși care-și recapătă volumul dacă sunt puse în apă caldă); (iv) jucării (fluturi care bat din aripi); (v) obiecte de uz casnic (scrumiere care-și ridică marginile atunci când țigările așezate pe ele ard până la capăt). **Fig.2.32** prezintă exemple de ”fluturi” care bat din aripi, la schimbarea temperaturii.
O nouă metodă de prelucrare a materialelor inteligente este tehnologia materialelor cu memorie multiplă (Multiple Memory Material Technology) care promite să revoluționeze modul de producție al diverselor produse (medicale, sisteme micro-electromecanice, imprimante, hard discuri, componente auto, supape și actuatori).
Tehnologia permite incorporarea unei multifuncționalități sporite în produsele respective. Spre deosebire de AMF-urile clasice, care pot „memora” o singură formă pe un anumit interval termic. AMF-urile obținute prin tehnologia Waterloo pot prezenta memorie multiplă a formei, „memorând” mai multe forme, pe intervale deferite de temperatură.

Aplicațiile cu revenire reținută au particularitatea că materialelor cu memoria formei nu li se permite să-și redobândească forma caldă, din cauza unei constrângeri externe și din acest motiv pot dezvolta tensiuni de până la 700 MPa. Aplicațiile cu revenire reținută pot fi de patru tipuri: (i) cuplaje hidro-pneumatice; (ii) conectori electrici; (iii) dispozitive de fixare și (iv) aplicații spațiale. Unele exemple sunt prezentate în **Fig.2.33**.
Principala particularitate a aplicațiilor AMF cu revenire reținută este creșterea tensiunii, la sfârșitul unui ciclu de încălzire-răcire sub deformație constantă, fenomen observat, cu precădere, la AMF de tip Fe-Mn-Si. Unele aplicații comerciale ale AMF de tip Fe-Mn-Si, incluzând cuplaje de conducte, eclise de cuplare a șinelor de la macaralele de mare tonaj, și tijele și benzile încastrate, pentru pre comprimare a betonului, sunt ilustrate în **Fig.2.34**, împreună cu o soluție de amortizor antiseismic, produs din AMF FeMnSiCr .

Fig.2.32 Exemplu de aplicație cu revenire liberă a AMF, sub forma unui fluture care bate din aripi

Fig.2.33 Exemple de aplicații ale AMF cu revenire „reținută”

Aplicații cu generare de lucru mecanic se bazează pe EMF generator de lucru mecanic și este fructificat în construcția dispozitivelor de acționare (actuatori), a senzorilor, a motoarelor termice și a aplicațiilor robotice. În funcţie de modul în care este furnizată energia care se transformă în lucru mecanic, actuatorii pot fi termici sau electrici.
Amortizoare antiseismice (după prezentare Prof. Kaneaki Tsuzaki, din cadrul ICOMAT 2014, 6-11 July, Bilbao, Spain) au fost dezvoltate de compania TAKENAKA. pentru JP Tower Nagoya, finalizat in aprilie 2015. Sunt cele mai mari aplicații ale AMF, până în clipa de față. Se montează cu 2 macarale, între planșee. și au rolul de a transforma energia seismică în căldură. Unele detalii ale aplicațiilor AMF pe bază de FeMnSi sunt prezentate în **Fig.2.34.**

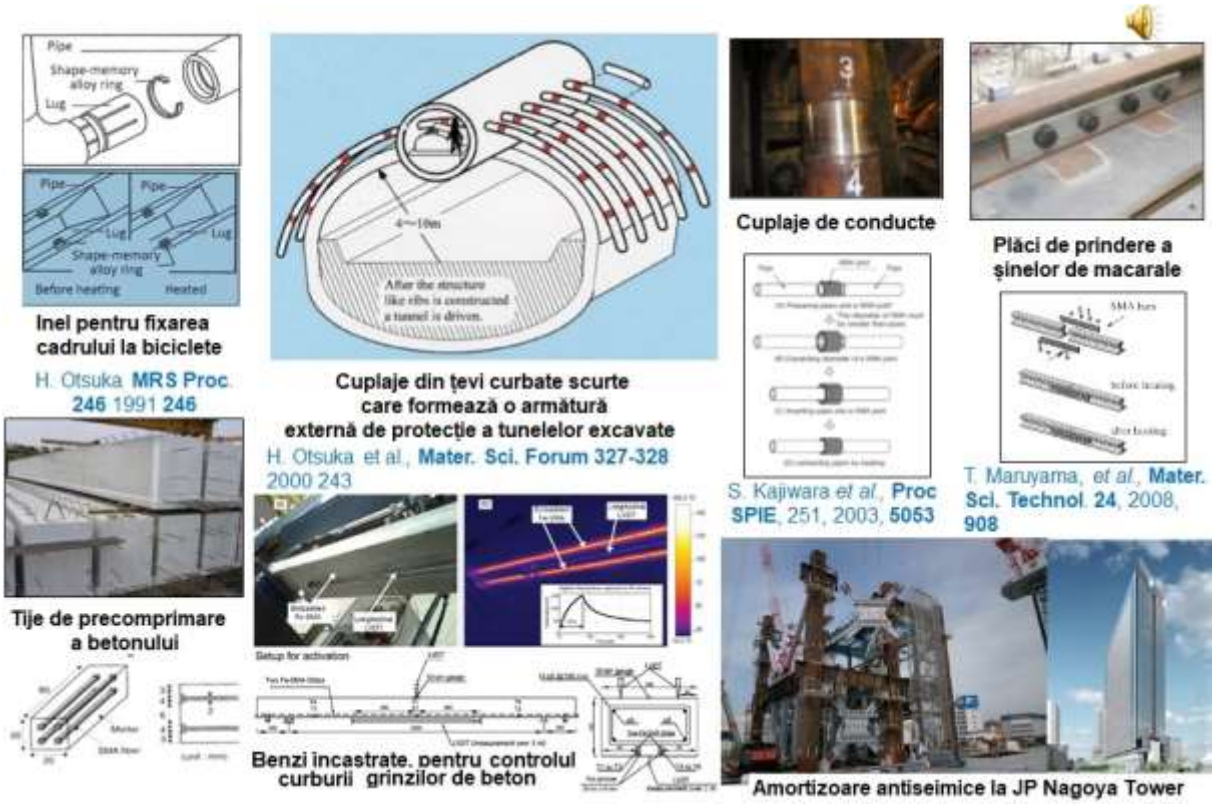


Fig.2.34 Principalele aplicații ale AMF pe bază de Fe-Mn-Si

3. MATERIALE CERAMICE CU MEMORIA FORMEI

3.1 Transformarea martensitică din materialele ceramice cu memoria formei

Comportamentul de memoria formei, observat la AMF, există și la materialele ceramice, cum ar fi nitrura de siliciu, carbura de siliciu, zirconia (ZrO_2) și alumina (Al_2O_3).
Tensiunile interne produc adesea fragilitate și ruperea materialului, astfel încât deformația recuperabilă a ceramicelor cu memoria formei (CMF) este mult mai mică de cât la AMF. Acest fapt a limitat utilizarea CMF în aplicații.
În urma modificării chimice (doparea) se poate obținere o reducere a fragilității, după următorul scenariu:

Faza stabilă la temperatura camerei	⇒	structură tetragonală
Aplicarea tensiunii mecanice	⇒	structură monoclinică indusă prin tensiune
Îndepărtarea tensiunii aplicate	⇒	materialul își păstrează forma
Încălzire peste T_{transf}	⇒	redobândirea structurii tetragonale și a formei inițiale

T_{transf} poate fi controlată între 0^0C și 1200^0C.
Transformarea martensitică a fost observată într-o serie de materiale ceramice:

- ***titanaţii de stronţiu*** ($SrTiO_3$) şi ***de bariu*** ($BaTiO_3$)
- ***bioxidul de zirconiu*** (ZrO_2)

Deosebiri, faţă de transformarea martensitică termoelastică:

- forfecarea de transformare ($\sim 10^{-5}$) cu 2-3 ordine de mărime mai mică;
- transformările de fază induse termic sau prin tensiune sunt înlocuite prin variaţii ale deformației elastice la transformarea indusă de câmp electric sau magnetic.

Bioxidul de zirconiu (ZrO_2) sau zirconia:

- poate exista sub forma a trei stări alotropice: cubic (*c*), tetragonal (*t*) şi monoclinic (*m*).
- *Transformarea tetragonal(t)→monoclinic (m)* se produce între 1150^0C - 880^0C şi *este de tip martensitic*, asemănătoare tranziţiei din aliajele metalice
- La transformare, volumul creştere cu 3 % ⇒ fisurarea bioxidul de zirconiu pur
- Pentru reducerea tendinţei de fisurare a fazei *t* se practică alierea cu oxizi stabilizatori (de exemplu Y_2O_3 sau CeO_2) care inhibă transformarea martensitică permiţând aducerea fazei tetragonale până la T_{amb}.

Alierea cu Y_2O_3 :

- cantităţi relativ mari → faza cubică este adusă până la T_{amb}.
- cantităţi intermediare → (cca. 6 % mol.) ZrO_2 parţial stabilizat (En. :*PSZ – partially stabilized zirconia*):
  - conţine toate cele trei stări alotropice – cubic (*c*), tetragonal (*t*) şi monoclinic (*m*)
  - *tratat termic* în domeniul *t + c* → *precipitate fine de fază tetragonală*.
  - răcire ulterioară la T_{amb} → o parte din precipitatele se transformă martensitic în faza *m*.

Inhibarea transformării martensitice a fost atribuită reacţiei elastice a matricei cubice, care se opune creşterii de volum ce însoţeşte transformarea.

- cantităţi mici → (cca. 3 % mol.) precipitate tetragonale, cu granulaţie sub 1 μm: induc o inhibare cu atât mai puternică cu cât au dimensiuni mai mici.

Grad ridicat de inhibiţie + cantitate mică de Y_2O_3, ⇒ numai policristale de bioxid de zirconiu tetragonal (En.: *TZP – tetragonal zirconia polycrystals*).
PSZ cât şi TZP se caracterizează prin rezilienţă mult mai ridicată decât majoritatea materialelor ceramice, datorită transformării martensitice (*t* → *m*) ce acţionează prin intermediul a 2 mecanisme durificatoare: microfisurare şi transformare.

Durificarea prin microfisurare

- se bazează pe microfisurile produse de transformarea martensitică a unei cantităţi limitate de precipitate tetragonale.
- microfisurile acţionează ca ***bariere în calea fisurilor mari*** care se propagă prin material, descărcând o parte din tensiunea superficială a acestora, prin încovoierea şi turtirea capetelor ascuţite.

Durificarea prin transformare

- are cea mai mare eficienţă datorită frânării deplasării fisurilor prin intermediul tensiunii de comprimare ce însoţeşte transformarea martensitică.
- la răcire, o parte dintre particulele tetragonale se transformă martensitic ($t \rightarrow m$) producând fisurarea materialului.
- când aceste fisuri, în timpul propagării prin material, întâlnesc alte particule tetragonale (care sunt în stare metastabilă) câmpul lor de tensiuni induce transformarea martensitică şi în particulele respective.
- creşterea de volum specific, corespunzătoare transformării martensitice indusă prin tensiune, dă naştere unei tensiuni de comprimare în capătul fisurii care se propagă ⇒ propagarea fisurii este încetinită sau chiar blocată.

Avantajele durificării prin transformare, faţă de *durificarea prin microfisurare*:

- rezistenţa mecanică şi a modulul de elasticitate **se păstrează** la valori acceptabile (aprox. 82 MPa şi respectiv 172 GPa)
- asigurarea unei rezilienţe ridicate (până la 25 $MPa \cdot m^{1/2}$).

La materialele ceramice pe bază de bioxid de zirconiu, care au *granulaţii reduse* (sub 10 μm) şi sunt deformate cu *viteze foarte mici* (cca. $10^{-4}s^{-1}$) la temperaturi mai mari decât jumătate din temperatura de topire, s-a observat *apariţia superelasticităţii*. Astfel, la *bioxidul de zirconiu tetragonal stabilizat cu ytriu*, (Y-TZP, En.: *ytrium-stabilized tetragonal zirconia*), s-au obţinut grade de deformare de până la 78 % la comprimare şi 160 % la tracţiune [4].

Bioxidul de zirconiu stabilizat cu ytriu este intens studiat atât ca *senzor de oxigen* cât şi ca *element de ranforsare a materialelor compozite cu matrice ceramică*.

Alierea cu CeO_2

- rezultate şi mai spectaculoase, legate de fenomenele de memoria formei;
- la TZP stabilizat cu CeO_2 (Ce-TZP) s-au pus în evidenţă atât memoria termică cât şi cea mecanică. Un exemplu de evidenţiere a EMF la Ce-TZP este prezentat în **Fig.3.1**

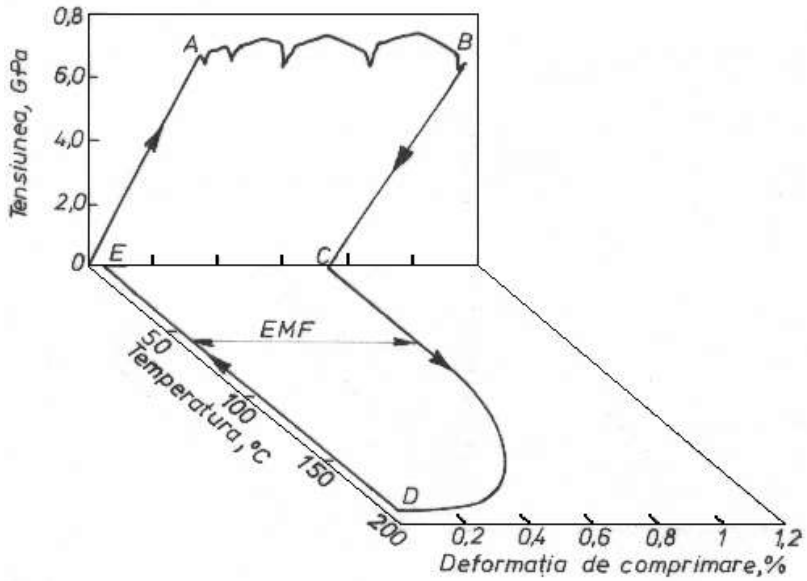


Fig.3.1 Evidenţierea EMF la Ce-TZP policristalin, supus la compresiune uniaxială la temperatura ambiantă (Uchino, *1988*)

Probele policristaline au fost comprimate la T_{amb} până la 0,7 GPa, unde s-au obţinut un palier al tensiunii, AB, cu o curgere aparentă de cca. 0,8 % şi cu seraţii specifice fenomenelor de maclare. După descărcarea, BC, a rezultat o *comprimare permanentă de cca. 0,7 %.* În timpul încălzirii ulterioare, CD, între 60 şi 186^0C s-a produs *recuperarea lungimii iniţiale* printr-un EMF cu o proporţie de *95 %*.

Principalele avantaje ale materialelor ceramice cu memoria formei sunt:

(i) viteză de reacţie de ordinul ms;

(ii) control uşor al formei prin intermediul curentului electric, fără generare de căldură și inerție termică;

(iii) consum energetic redus, de ordinul W

(iv) compactitate ridicată.

La materialele ceramice magnetice cu memoria formei (MCMMF), principalul mecanism al fenomenelor de memorie este redistribuirea domeniilor magnetice, care se poate suprapune peste transformarea martensitică.

3.2 Materialele ceramice magnetice cu memoria formei (MCMMF)

Principiul transfomării produse în materialele magnetice (feromagnetice) cu memoria formei a fost descoperit de către Ullakko *et al* în 1996. Ei au observat o deformație de 0,2 % indusă de un câmpul magnetic de 800 kA m^{-1} la 265 K. În urma acestei descoperiri, *materialele ceramice magnetice cu memoria formei (MCMMF)* s-au dezvoltat în mod spectaculos, devenind o prezență constantă în cadrul conferințelor legate de memoria formei. În Europa, acest lucru a început cu ESOMAT 2006.

- Variantele de plăci de martensită dintr-un MCMMF au direcții de magnetizare (caracteristica stării unui corp care posedă însușiri magnetice) diferite;
- Câmpurile magnetice aplicate dezvoltă anumite variante pe seama celorlalte ⇒ *variație macroscopică de formă*.

În raport cu aliajele convenționale cu memorie formei materialele magnetice prezintă:

- avantajul unei *frecvențe de activare mult mai mare*, până la 1 kHz;
- dezavantajul limitării tensiunii aplicate la max. 6-10 MPa, peste care deformațiile induse prin câmp magnetic sunt complet blocate.

3.2.1 Deformația indusă prin reorientarea microstructurală a variantelor de martensită sub efectul câmpului magnetic aplicat

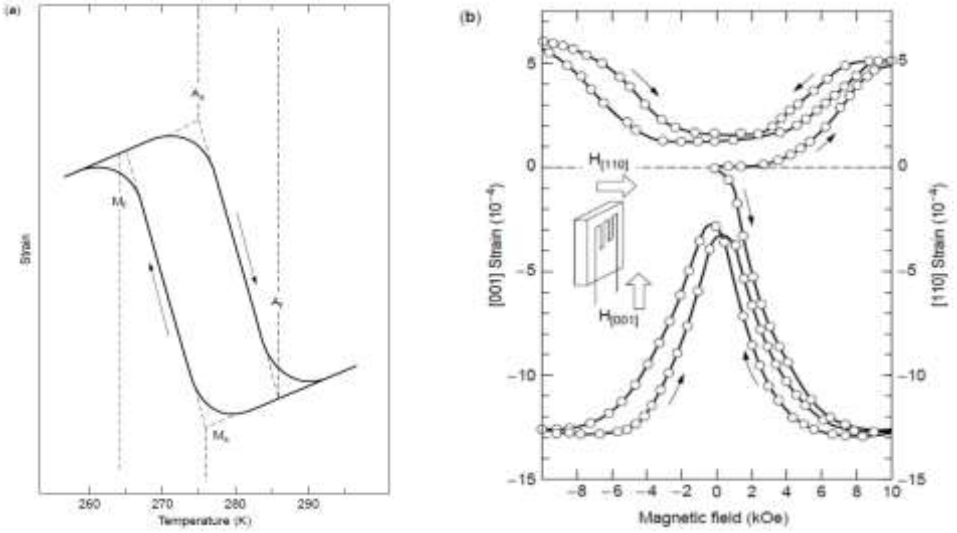


Fig. 3.2 Contrastul dintre: (a) deformația indusă termic în AMF NiTi și (b) deformația indusă de câmp magnetic într-un aliaj feromagnetic Ni_2MnGa cu memoria formei, aflat în fază martensitică la 265 K. Detaliu: orientarea relativă a probei și a câmpului aplicat

Variația deformație-temperatură a AMF NiTi, din **Fig.3.2(a)** prezintă un histerezis termic mare în intervalul de transformare. Variația deformație-câmp magnetic, a AMMF Ni-Mn-Ga, din **Fig.3.2(b)** este simetrică în raport cu câmpul magnetic dar nu poate depăși 7 %. Pentru discutarea deformării Ni_2MnGa în câmp magnetic, trebuie revăzută structura celor 3 variante posibile (v. Fig.1.3).

Fig. 3.3 ilustrează schematic o secvență tipică de încărcare termo-magneto-mecanică a unui monocristal de MCMMF tăiat după axa 0X.

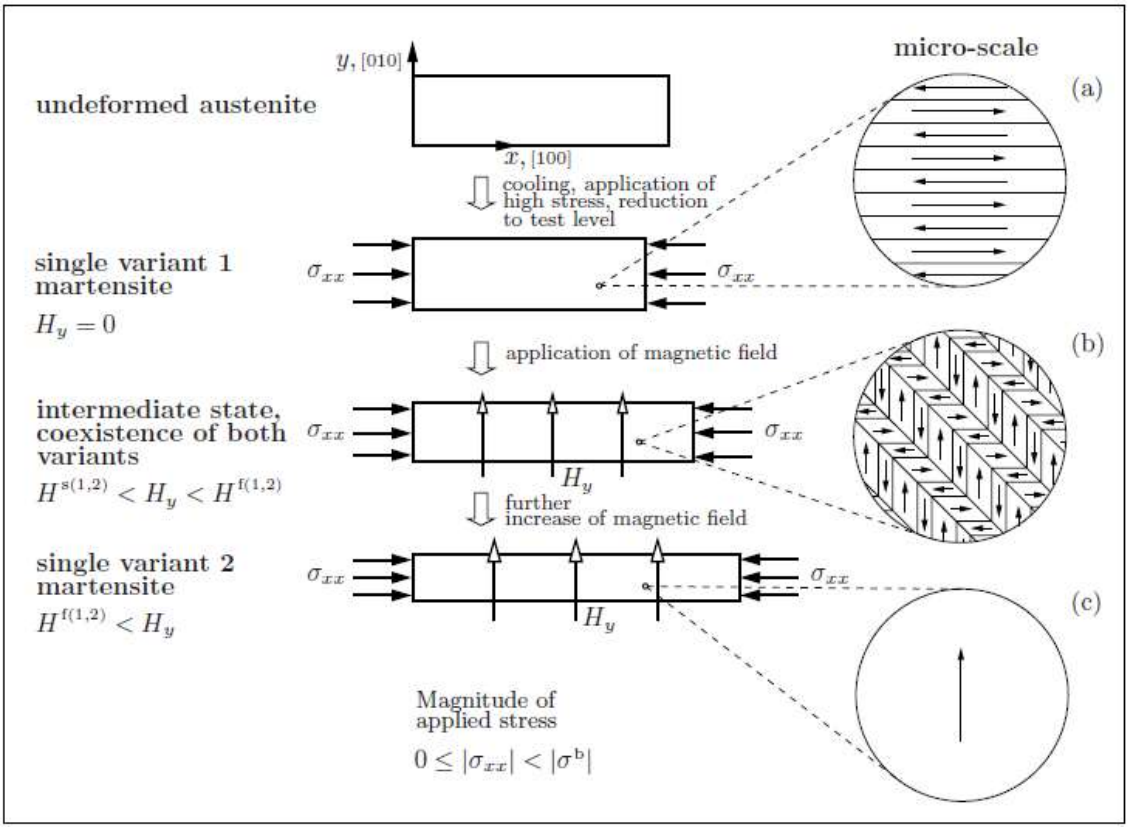


Fig.3.3 Reorientare schematică a variantelor de martensită la creșterea câmpului magnetic aplicat, H_y

După răcirea inițială se obține o probă complet martensitică **Fig.3.3(a)** căreia i se aplică o tensiune de comprimare destul de ridicată pentru a produce o singură, variantă de martensită dintre cele trei , posibile.

Comprimarea de-a lungul axei 0X a stării martensitice favorizează formarea unei variante de martensită orientată după această axă (varianta 1 în Fig.1.3), în timp ce restul variantelor sunt eliminate. Varianta de martensită formată la comprimare se păstrează atât timp cât nu este depășită o valoare maximă, numită tensiune de blocare σ^b. Fig.3.3(a) ilustrează configurația variantei formate în mod preferențial, înaintea aplicării câmpului magnetic. Se observă domeniile magnetice, care sunt regiuni de magnetizare uniformă, separate de pereții domeniilor de magnetizare, dispuși la 180^0, reprezentați prin linii orizontale. Acești pereți se formează pentru a minimiza energia de configurare magnetostatică. În fiecare domeniu vectorii magnetizării sunt aliniați după axa magnetizării ușoare a variantei 1, care coincide cu direcția [100] și muchia c a celulei elementare tetragonale, și au direcții de coordinare alternative, pozitive și negative. În lipsa câmpului magnetic aplicat, cele două domenii ocupă fracții de volum egale, astfel încât magnetizarea totală este zero.

Aplicarea unui câmp magnetic perpendicular pe direcția tensiunii σ_{xx}, cu o valoare mai mare decât pragul critic, induce germinarea variantei 2, **Fig.3.3(b).** Aceasta este favorizată de câmpul magnetic aplicat deoarece axa sa de magnetizare ușoară este aliniată după direcția 0y.

Un detaliu al mecanismului deplasării limitei de maclă prin reorientarea variantelor de martensită, sub efectul câmpului magnetic aplicat, este ilustrat în **Fig.3.4**.

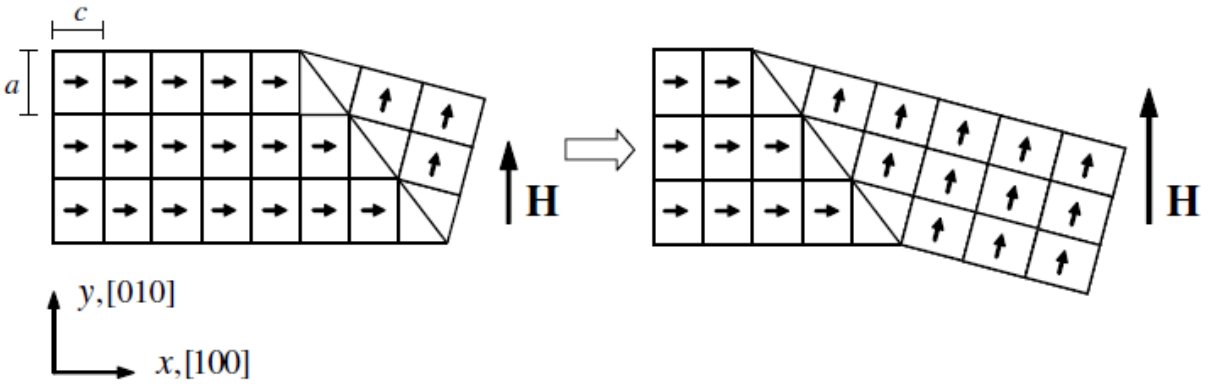


Fig.3.4 Deplasarea indusă de câmp magnetic a limitelor de macle

La creșterea *câmpului magnetic aplicat* H_y, varianta 2 crește pe seama variantei 1, ducând la alungirea probei după axa 0x, deoarece muchia scurtă *c* a variantei 1 este înlocuită de muchia lungă *a* variantei 2. Deformația produsă de câmpul magnetic se măsoară în raport cu starea variantei inițiale.

O serie de curbe tipice ale variației deformației la aplicarea câmpului magnetic sunt trasate schematic în **Fig.3.5**.

Axa verticală marchează deformația totală care include și deformația de reorientare.

Deoarece starea de referință a probei a fost considerată austenita nedeformată, deformațiile inițiale, ale buclelor de histerezis, la fiecare tensiune, sunt diferite de zero, fiind reprezentate printr-o componentă elastică și o componentă de transformare a austenitei în martensită parțial-maclată.

Trecerea de la reorientarea indusă de tensiunea mecanică la cea indusă de câmpul magnetic este dependentă de nivelul tensiunii aplicate.

În Fig. 3.5 valorile critice ale câmpurilor magnetice au fost notate $H^{s(1,2)}$ și $H^{f(1,2)}$ pentru începutul și respectiv sfârșitul procesului direct de reorientare (varianta 1 → varianta 2). În mod analog, valorile critice ale câmpurilor magnetice ale procesului invers de reorientare (varianta 2 → varianta 1) au fost notate $H^{s(2,1)}$ și respectiv $H^{f(2,1)}$.

Rearanjamentul variantelor de macle de martensită și al domeniilor magnetice, după activarea procesului de reorientare a fost schematizat în **Fig.3.3(b)**, pentru un nivel generic al câmpului aplicat H_y, unde $H^{s(1,2)}<H_y<H^{f(1,2)}$. Și în acest caz, pereții domeniilor magnetice la 180^0 în variantele 1 și 2 au fost indicați prin linii orizontale și respectiv verticale. Liniile înclinate reprezintă limitele de macle care coincid cu pereții domeniilor magnetice la 90^0 (despart domenii perpendiculare).

Procesul de reorientare al variantelor de martensită poate fi considerat drept un rezultat al deplasării acestor limite de macle. În fiecare maclă sunt prezente câte două tipuri de domenii magnetice. Deoarece fractiunea de volum ocupată de domeniul în care vectorul magnetizării se opune câmpului magnetic aplicat este mai mică decât fracțiunea ocupată de domeniul cu orientare favorabilă față de câmp, magnetizarea totală este diferită de zero.

La nivele scăzute ale tensiunii mecanice aplicate, continuarea creșterii câmpului magnetic peste valoarea critică $H^{f(1,2)}$ elimină complet varianta 1, atingându-se deformația maximă de reorientare, care rămâne constantă chiar și la creșterea ulterioară a câmpului, ca în **Fig.3.3(c)**.

Un experiment tipic — proiectat pentru aplicarea unei tensiuni de comprimare și a unui câmp magnetic perpendicular pe axa tensiunii unor monocristale de MMMF, precum și pentru măsurarea deformației rezultante indusă de câmpul magnetic — este ilustrat în **Fig.3.6** și **3.7.**

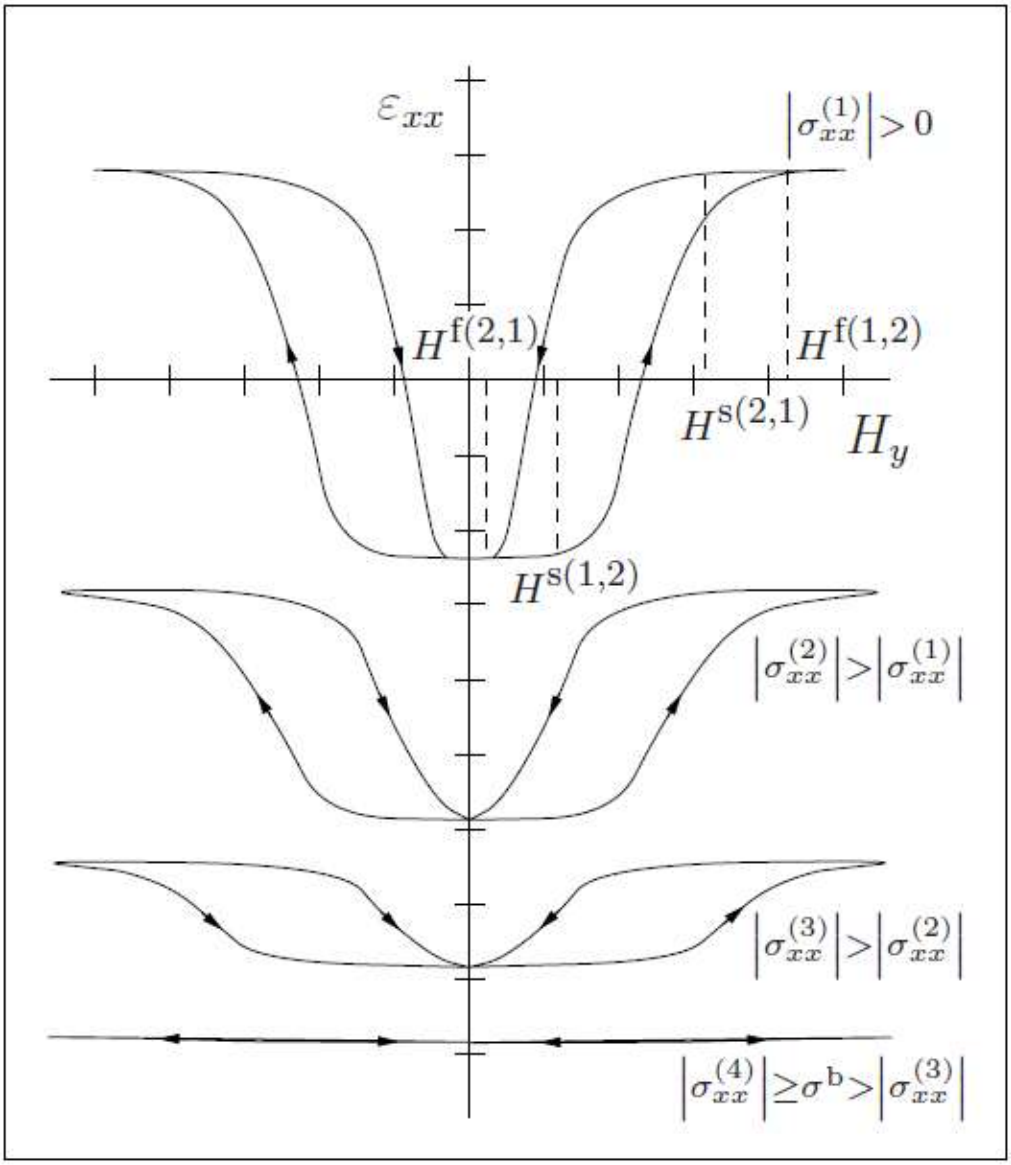


Fig.3.5 Curbe tipice de variație a deformației totale a MMMF, induse de câmpul magnetic, la diverse nivele ale tensiunii mecanice aplicate

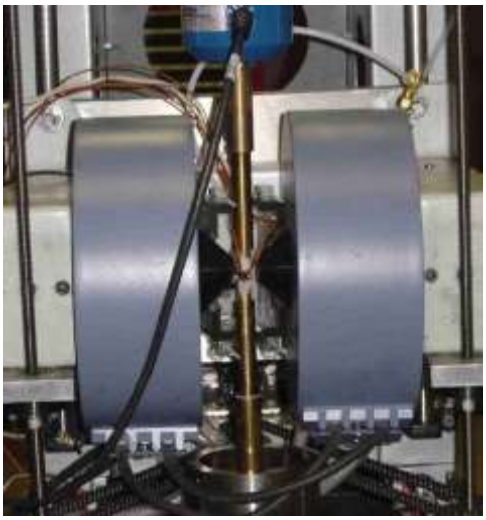


Fig.3.6 Dispozitiv magneto-termo-mecanic utilizat pentru măsurarea deformațiilor induse prin câmp magnetic

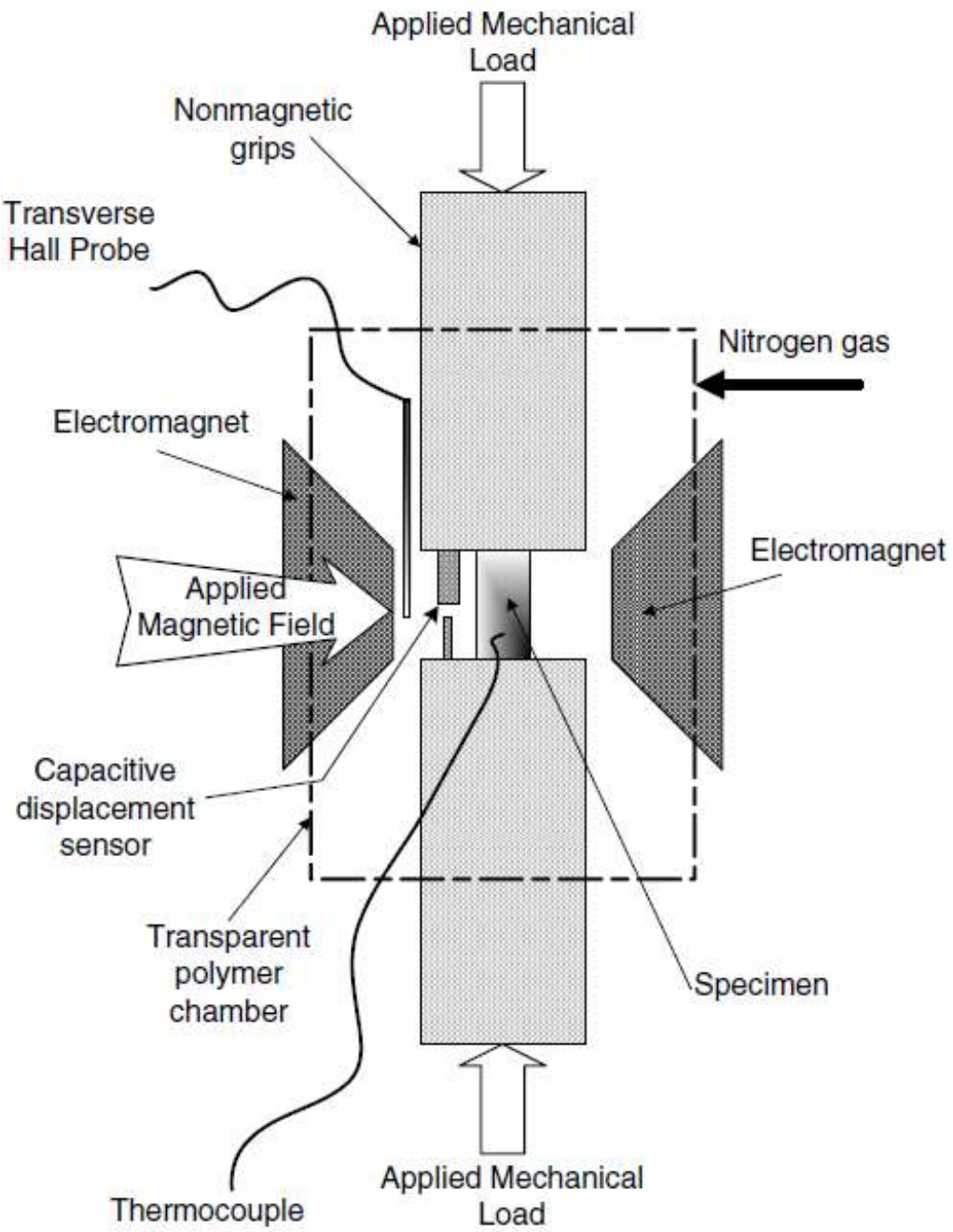


Fig.3.7 Ilustrare schematică a ansamblului din Fig.3.6

Un electromagnet de 2T este montat, cu posibilitate de reglare, pe un cadru de încărcare mecanică, astfel încât direcțiile forței aplicate și ale câmpului magnetic să fie perpendiculare.
Proba este susținută prin menghine nemagnetice. Ansamblul format din menghine și probă este introdus într-o cameră polimerică, care conține azot lichid, pentru răcire. Temperatura, deformația și câmpul magnetic sunt măsurate cu un termocuplu, un traductor de deplasare și respectiv o sondă Hall.
Datele legate de deformațiile produse în câmp magnetic, obținute cu ajutorul ansamblului, sunt prezentate în **Fig.3.8** și **3.9**, pentru primul și respectiv cel de-al doilea ciclu de aplicare a câmpului magnetic
Spre deosebire de Fig.3.5, unde se prezintă variațiile deformației totale, figurile alăturate ilustrează doar deformațiile induse de câmpul magnetic aplicat și din acest motiv ele pornesc din originea sistemului ($\varepsilon = 0$ %).

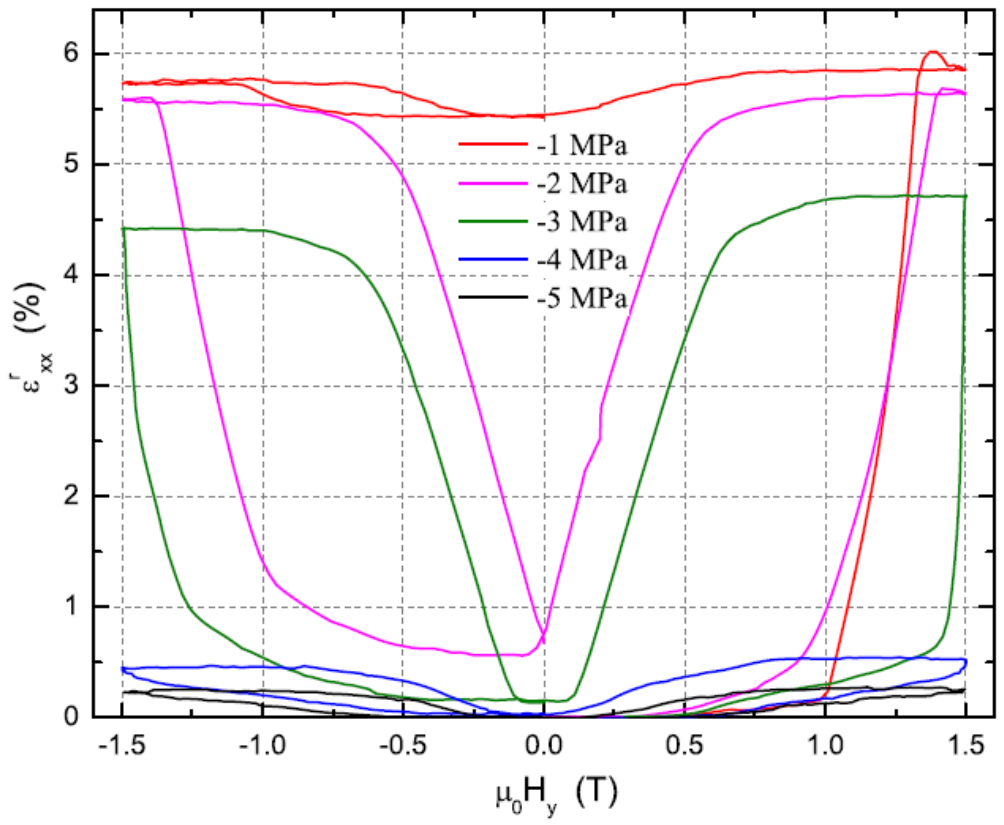


Fig.3.8 Evoluția deformației induse de câmpul magnetic într-un monocristal de Ni_2MnGa, la diferite niveluri de tensiune mecanică, aplicată în timpul primului ciclu magnetic

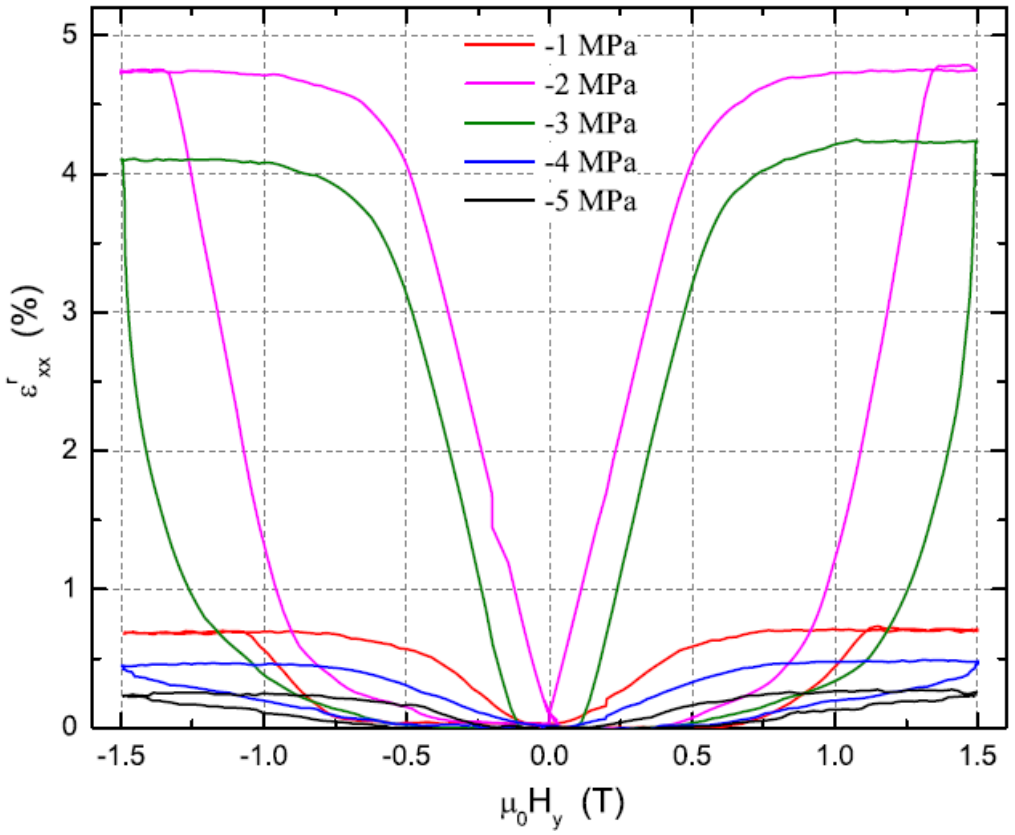


Fig.3.9 Evoluția deformației induse de câmpul magnetic într-un monocristal de Ni_2MnGa, la diferite niveluri de tensiune mecanică, aplicată în timpul celui de-al doilea ciclu magnetic

Variațiile sunt neliniare și histeretice, indicând existența unei puternice disipări energetice, asociată cu reorientarea variantelor și o puternică dependență a nivelului tensiunii. Din cauză că după primul ciclu magnetic nu s-a restabilit configurația inițială, de variantă unică, la începutul ciclului 2 poate fi observată prezența unei deformații reziduale.
Cel de-al doilea ciclu pornește de la deformația remanentă de la sfârșitul primului ciclu. Se observă că nivelul deformației de reorientare, din cel de-al doilea ciclu, este mult redusă, față de cea din primul ciclu. Acest fenomen a fost numit efectul primului ciclu.
Buclele de histerezis ale ciclurilor următoare sunt aproape identice cu cele din ciclul doi.

3.2.2 Magnetizarea indusă sub efectul câmpului magnetic aplicat

În secțiunea precedentă s-a arătat că procesul de magnetizare a MMMF presupune 3 mecanisme de aliniere a magnetizării cu câmpul magnetic aplicat: (1) redistribuția/ reorientarea variantelor de martensită;
(2) deplasarea pereților domeniilor magnetice
(3) rotația vectorilor magnetizației în afara axelor de magnetizare preferențială.
În continuare, se presupune că într-un monocristal de MMMF se poate suprima complet reorientarea variantelor de martensită, prin aplicarea unei tensiuni care depășește **pragul de blocare**. În aceste condiții magnetizarea monocristalului se poate modifica doar prin deplasarea pereților domeniilor magnetice, rotația vectorilor magnetizației sau prin combinații ale acestora. **Fig.3.10** prezintă o reprezentare schematică a stării martensitice monovariante 1, corespunzătoare cu cea din Fig.3.3(a), cu excepția faptului că, în acest caz, nivelul tensiunii îl depășește pe cel de blocare, pentru a suprima procesul de reorientare a variantelor.

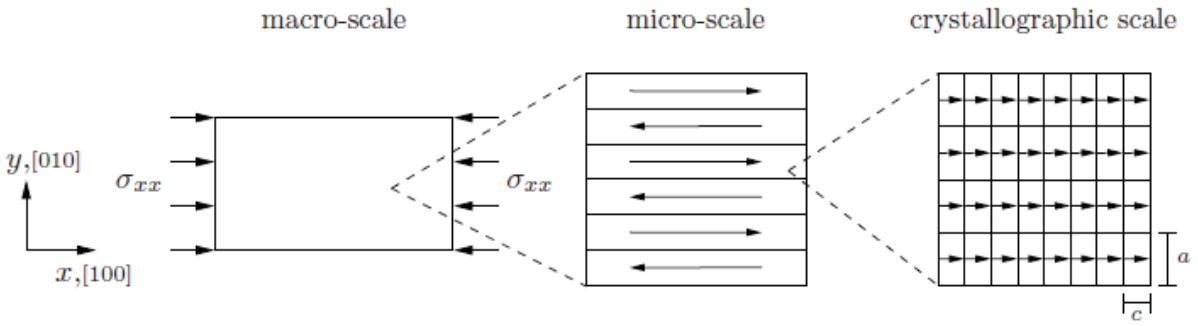


Fig.3.10 Reprezentare schematică a stării martensitice monovariante inițiale 1. Reorientarea variantei este suprimată de către o tensiune de compresiune axială mai mare decât tensiunea de blocare. Sunt reprezentate schematic structurile corespunzătoare la nivel macroscopic, microscopic și cristalografic

Lângă schema de la nivel macroscopic s-au reprezentat și schematizări a structurilor la nivel microscopic și cristalografic. La nivel cristalografic se observă că domeniile magnetice se extind, în general, pe parcursul a mai multor celule elementare.
S-a arătat că domeniile magnetice se formează pentru a reduce valoarea magnetizării macroscopice și deci și energia magnetostatică. Domeniile magnetice sunt separate prin pereți în cadrul cărora vectorii magnetizației (momentele magnetice dipolare) sunt rotiți pe distanțe scurte pentru a acomoda direcțiile de magnetizare ale domeniilor vecine.
Formarea mai multor domenii mici duce la creșterea numărului de pereți, a căror apariție, de asemenea, consumă energie. Această competiție a termenilor energetici determină mărimea domeniilor și grosimea pereților. În funcție de material, grosimea pereților domeniilor magnetice se încadrează între 10 nm și 1 μm.
Atunci când un monocristal deformat este magnetizat după diferite direcții cristalografice, se obține o anizotropie a magnetizării rezultate. Direcția de-a lungul căreia cristalul se poate magnetiza folosind cea mai mică cantitate de energie se numește axa de magnetizare ușoară.

Analog, direcția după care se consumă cea mai mare cantitate de energie este axa magnetizării dure.

Această comportare anizotropă poate fi explicată prin intermediul deplasării pereților domeniilor magnetice și al rotației magnetizării.

Magnetizarea prin deplasarea pereților domeniilor magnetice este ilustrată schematic în **Fig.3.11** unde se poate urmări evoluția distribuției domeniilor magnetice la diverse nivele ale câmpului magnetic aplicat, într-un MMMF, de-a lungul direcției [100].

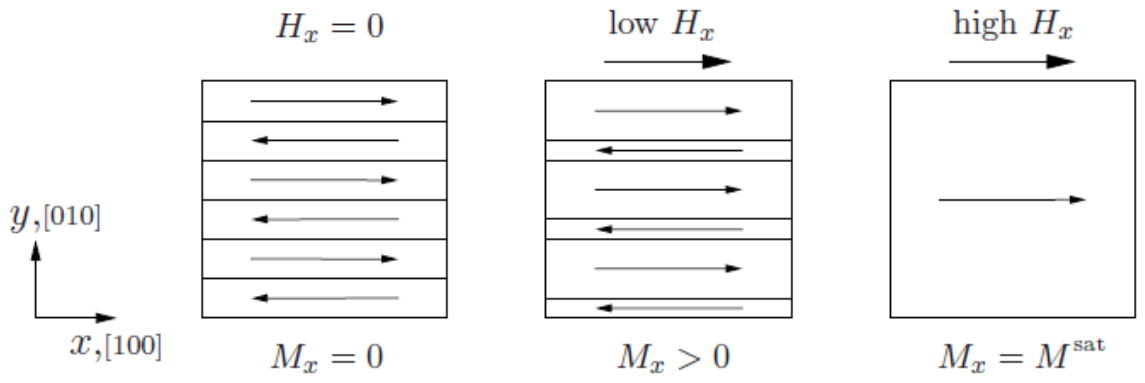


Fig.3.11 Magnetizarea probei univariante de-a lungul axei de magnetizare ușoară

Punctul de pornire, caracterizat prin câmp magnetic aplicat și magnetizație nule ($H_x = M_x = 0$), este identic cu starea martenstică monovariantă, de la nivel microscopic, din Fig.3.10. Câmpul magnetic aplicat, H_x, favorizează creșterea domeniilor care au vectorii magnetizării favorabil orientați, pe seama celorlalte domenii. Cum câmpul este aplicat pe direcția [100], care coincide cu axa de magnetizare ușoară a variantei 1, favorizată prin comprimare, starea de magnetizare până la saturație, ($M_x = M^{sat}$) poate fi atinsă prin deplasarea (translarea) pereților la 180^0 ai domeniilor magnetice.

Magnetizarea prin rotația vectorilor magnetizării este ilustrată schematic în **Fig.3.12**.

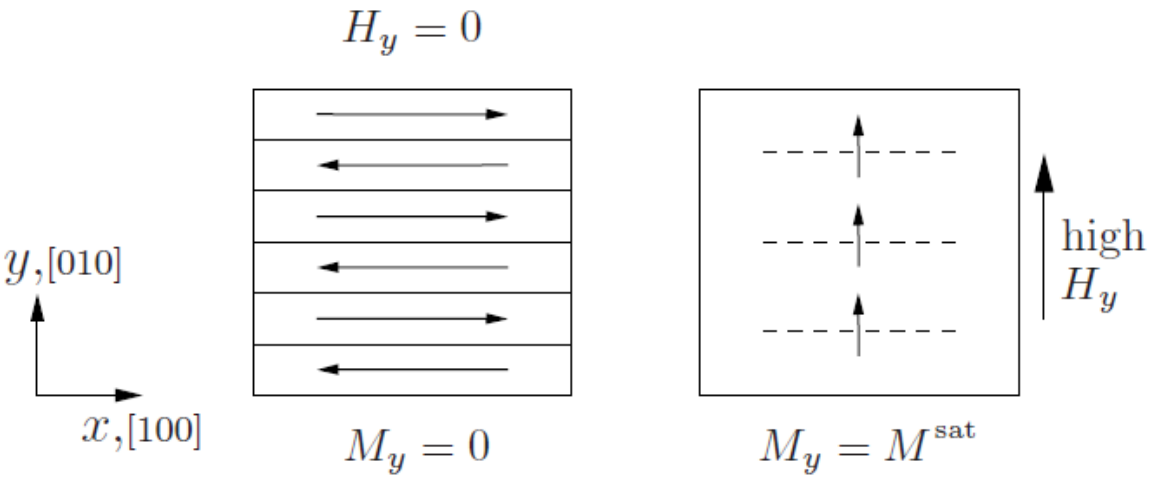


Fig.3.12 Magnetizarea probei univariante de-a lungul axei de magnetizare dură

Cum vectorii magnetizării din stare inițială, sunt egal nefavorabil-orientați în raport cu câmpul aplicat, în ambele domenii, nu există nici un mecanism disponibil, de mișcare a pereților domeniilor magnetice, care să poată acomoda magnetizarea de-a lungul direcției [010]. Magnetizarea, din ambele domenii, trebuie rotită în afara axei comune de magnetizare ușoară. Această rotație a magnetizării, în cadrul unei variante de martensită, necesită efectuarea de lucru

mecanic pentru învingerea energie anizotropiei magnetocristaline. Cantitatea de energie cheltuită pentru activarea acestui mecanism este mai mare decât cea asociată cu deplasarea pereților domeniilor magnetice. Din acest motiv [010] este axa magnetizării dure, pentru acest material.

Magnetizarea probelor după direcții intermediare, între [100] și [010], necesită consumul unei cantități intermediare de energie și implică activarea ambelor mecanisme. **Fig.3.13** prezintă curbele obținute pentru direcțiile ***ușoară-[100]*** și ***dură-[010]***.

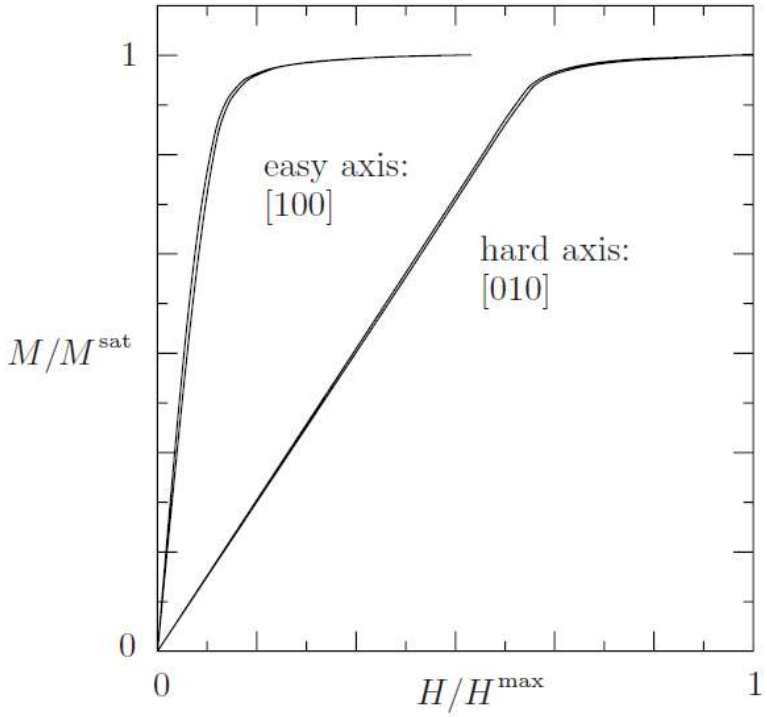


Fig.3.13 Curbe cantitative de magnetizare a unei probe de MMMF, magnetizat de-a lungul axelor ușoară și dură

Axele de coordonate sunt normalizate prin magnetizarea de saturație, M^{sat} și respectiv printr-un câmp magnetic aplicat maxim, arbitrar, H^{max}. Curbele de magnetizare din Fig.3.13 pot fi explicate prin mecanismele discutate în contextul Fig.3.11 și 3.12.

Magnetizarea prin reorientarea variantelor, ilustrată schematic în Fig.3.3 și 3.4, reprezintă un mecanism suplimentar de modificare a magnetizării MMMF deoarece axele magnetizării ușoare au direcții diferite față de un sistem global de axe de coordonate. În prezența unui câmp extern, rearanjamentul structural va fi întotdeauna cuplat cu variația magnetizării. Dacă procesul de reorientare este declanșat prin încărcare mecanică, în loc de aplicarea unui câmp magnetic și dacă câmpul aplicat este constant, reorientarea variantelor reprezintă, de fapt, singurul mecanism care poate schimba magnetizarea.

Cuplarea mecanismelor de magnetizare a MMMF se produce la nivele ale tensiunii mecanice aflate sub pragul de blocare. În acest caz intervin trei mecanisme de modificare a magnetizării: (i) deplasarea pereților domeniilor magnetice, (ii) rotația vectorilor de magnetizare și (iii) reorientarea variantelor. Secvența de activare a diferitelor mecanisme este următoarea:

1) panta liniară inițială a curbelor de magnetizare din **Fig.3.14** corespunde magnetizării cristalului deformat de-a lungul axei dure iar mecanismul conducător este rotația vectorilor de magnetizare. Cum atât domeniile magnetice cât și varianta favorizată prin tensiune sunt egal-nefavorabile, față de câmpul aplicat, nu se produce deplasarea domeniilor.

În acest caz se consideră că direcția câmpului magnetic aplicat este perfect perpendiculară pe axa magnetizării ușoare, a variantei 1. În realitate, acest lucru nu se produce și pot apare loc o serie de deplasări ale pereților domeniilor.

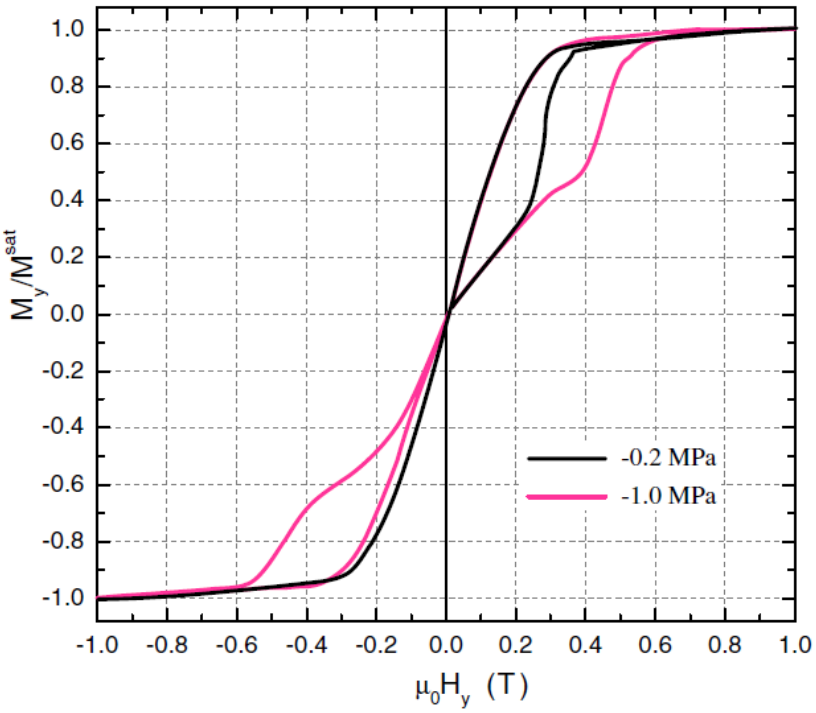


Fig.3.14 Variația magnetizării relative a Ni-Mn-Ga

2) După atingerea valorii critice a câmpului magnetic, are loc germinarea variantei 2, favorizată prin câmpul magnetic și se produce o variație bruscă a curbelor de magnetizare. Fig. 3.14 prezintă clar influența valorii tensiunii de comprimare asupra valorii critice a câmpului, unde este inițiată reorientarea variantelor.

În regiunea de reorientare, variația magnetizării este neliniară și similară cu variația deformației induse de câmp magnetic, observată în același regim de câmp. În timpul procesului de reorientare, domeniile magnetice coexistă cu variantele de martensită, în concordanță cu aranjamentul schematizat în Fig. 3.3(b).

Astfel de aranjamente au fost observate experimental la Ni-Mn-Ga, ca în exemplul din **Fig. 3.15**. În această configurație este activat cel de-al treilea mecanism, deplasarea domeniilor magnetice, din cauză că vectorii magnetizării, din unele domenii ale variantei 2, se opun câmpului magnetic aplicat.

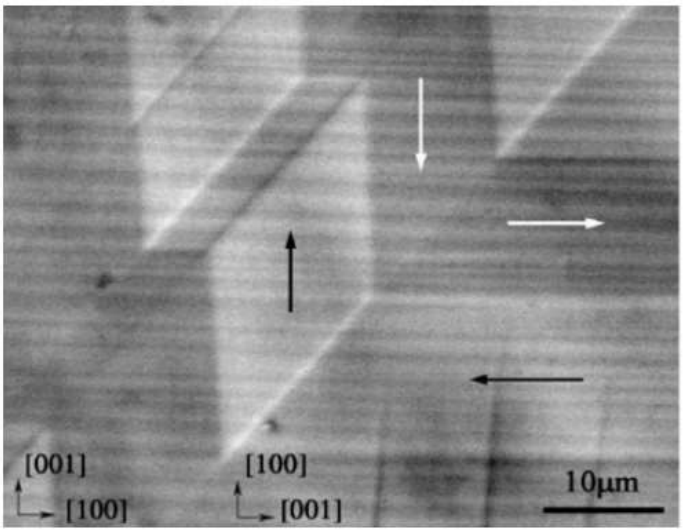


Fig.3.15 Micrografii SEM ale domeniilor magnetice și ale variantelor de martensită din Ni-Mn-Ga

3.2.3 Comparație între efectul magnetic de memoria formei din materialele ceramice, efectul termic de memoria formei și efectul magnetostrictiv

A. Comparativ cu efectul clasic de memoria formei, din aliajele cu transformare martensitică termoelastică (. O'Handley, *2002*):

- Din punct de vedere ale stării(lor) în(tre) care se produce efectul de memoria formei:
  - La AMF termoelastice, materialul maclat intern este deformat macroscopic imprimându-i-se o formă permanentă, deși mecanismul conducător nu este generarea și deplasarea dislocațiilor ci rearanjarea maclelor (deplasarea limitelor de macle). La încălzire, deformația macroscopică este anulată prin restaurarea rețelei cristaline în urma transformării martensitei în austenită (EMF). În urma răcirii în domeniul martensitic, ca efect al aplicării unui tratament termomecanic (educare), este posibil ca proba să fie deformată instantaneu (EMFDS). În acest fel, aliajul clasic cu memoria formei suferă schimbarea instantanee a formei, în urma producerii transformării structurale reversibile între o fază maclată intern (martensita) și o fază demaclată (austenita) cu un grad mai ridicat de simetrie cristalină;
  - La MMMF variațiile de formă sunt induse în câmp magnetic, prin deplasarea limitelor de macle într-o stare complet martensitică. În felul acesta, **reacția MMMF este mai rapidă** și mai eficace decât reacția AMF termoelastice.
- Din punct de vedere al **comportării** sub tensiunea mecanică aplicată:
  - La AMF, tensiunea aplicată în stare austenitică poate duce la formarea martensitei induse prin tensiune și apariția superelasticității. La înlăturarea tensiunii, deformația este recuperată și AMF redevine austenitic. Reacția AMF superelastice (memoria mecanică) este mai rapidă decât reacția AMF produsă prin încălzire-răcire (memoria termică);
  - La MMMF se poate forma o martensită indusă prin tensiune mecanică, în prezența unui câmp magnetic. La înlăturarea tensiunii externe, materialul revine la starea martensitică inițială iar deformația indusă de câmpul magnetic scade la o valoare mai mică.

B. Comparativ cu efectul magnetostrictiv:

- Pentru a prezenta cele 2 asemănări majore între efectul magnetic de memoria formei și efectul magnetostrictiv, este necesară o scurtă descriere a caracteristicilor acestuia din urmă

Efectul magnetostrictiv direct reprezintă alungirea sau contracţia ce însoţesc magnetizarea spontană a unui material magnetostrictiv, ilustrat în **Fig.3.16**.

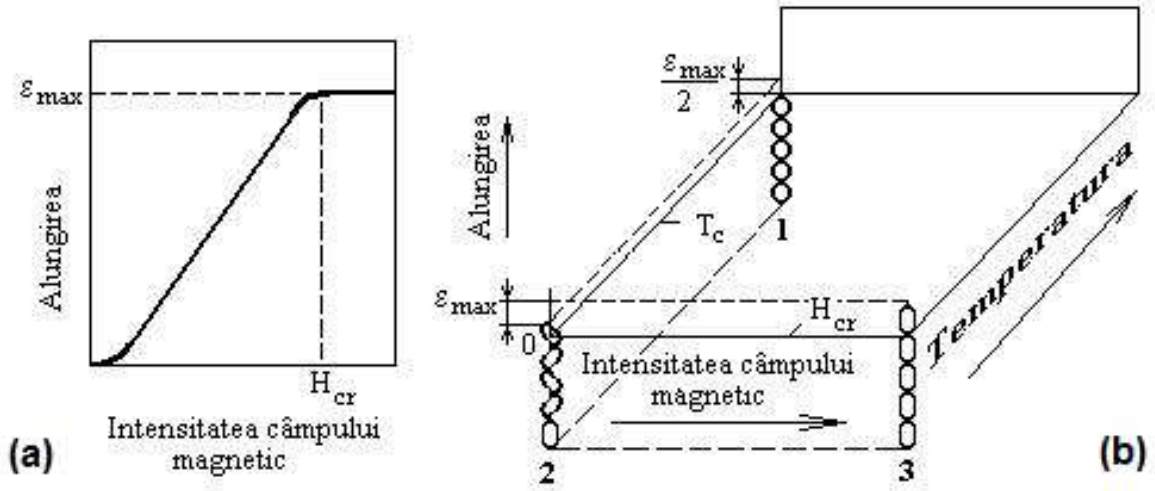


Fig.3.16 Ilustrarea efectului magnetostrictiv direct, liniar: (a) la nivel macrostructural; (b) la nivel microstructural: 1-stare paramagnetică, 2-stare feromagnetică dezorientată, 3-stare feromagnetică orientată (Gavrilă, *2000*)

La mărirea intensităţii câmpului magnetic aplicat, H, materialul magnetostrictiv se alungeşte. La atingerea unei valori critice a intensităţii câmpului magnetic, H_{cr}, alungirea atinge valoarea maximă, ε_{max}, de saturaţie. Fenomenul de saturație este explicat la nivelul domeniilor magnetice.

La aplicarea câmpului magnetic, domeniile magnetice se orientează în paralel şi îşi menţin orientarea atât timp cât temperatura nu depăşeşte o valoare critică, numită tot temperatură Curie (T_C). Peste T_C materialul devine paramagnetic şi domeniile se dezorientează, pierzându-şi alinierea.

Materialul paramagnetic (1), aflat deasupra lui T_C, are domeniile magnetice neorientate şi nedeformate, deci sferice. La răcirea până sub T_C, materialul devine feromagnetic (2), domeniile capătă o magnetizare spontană şi se alungesc, fiecare după direcţia momentului magnetic dipolar propriu. Deşi corpul s-a alungit, faţă de starea paramagnetică, din cauza dezorientării domeniilor magnetice, această alungire este doar jumătate din valoarea maximă, obţinută la saturaţie. La aplicarea unui câmp magnetic mai mare decât valoarea critică H_{cr}, dipolii magnetici se orientează în paralel şi alungirile individuale ale domeniilor se cumulează. În starea magnetizată (3) corpul s-a alungit cu ε_{max} ($\varepsilon_{||}$) faţă de starea neorientată. Efectul *magnetostrictiv direct* se caracterizează prin *magnetostricţiune pozitivă (însoţită de alungire*) dar există şi magnetostricţiune negativă (însoţită de contracţie). Efectul direct are și o variantă inversă, caracterizată prin magnetostricţiune pozitivă sau negativă, după cum direcţia câmpului magnetic generat – ca urmare a reorientării domeniilor magnetice la aplicarea unei tensiuni mecanice externe – este paralelă sau respectiv perpendiculară pe axa tensiunii aplicate.

Asemănări din punct de vedere al deformațiilor produse la aplicarea câmpului magnetic:

- La MMMF, deformația în raport cu starea demagnetizată, dată de varianta echi-maclată, pe o direcție perpendiculară la câmp, va fi aproximativ jumătate din deformația paralelă cu câmpul ($\varepsilon_{\perp} \approx -\varepsilon_{||}/2$). Distribuțiile inițiale neuniforme ale magnetizaților pe domenii sau pe variante de martensită pot modifica această relație astfel încât $\varepsilon_{\perp} \approx -\varepsilon_{||}$, la probele plasate în câmp magnetic sau la cele pretensionate, ca în **Fig.3.17**.

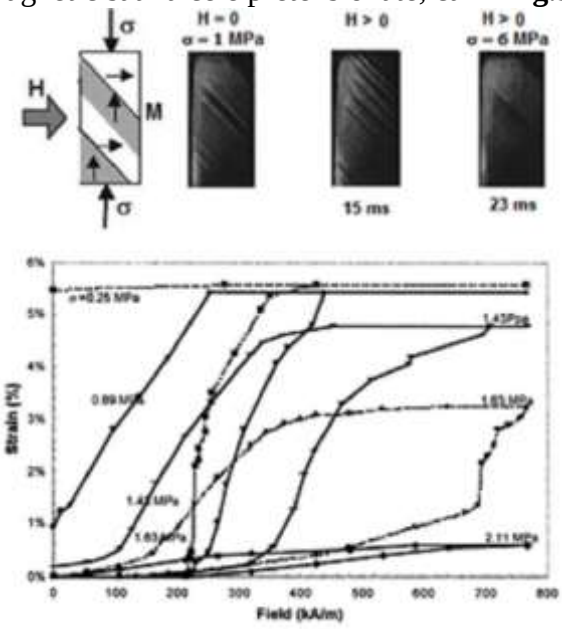


Fig.3.17 Sus, de la stânga la dreapta: orientarea lui M, H și σ față de proba maclată. Cadre video de mare viteză (a), (b) și (c) prezintă proba în starea inițială (H = 0) comprimată vertical (σ ≈1 MPa), într-o stare intermediară, după 15 ms și respectiv în starea finală, saturată magnetic (și deformată vertical complet, cu 6%), după 23 ms. Jos: curbe de deformare indusă de câmpul magnetic, la diferite tensiuni externe, care se opun deformării la temperatura camerei, în cazul unui monocristal de $Ni_{49.7}Mn_{28.5}Ga_{21.7}$ (O'Handley, *2002*)

- Efectul de încovoiere al limitei de maclă (care este și un domeniu magnetic la 90^0),

prezentat în **Fig.3.18** pentru Ni–Mn–Ga, ar trebui să apară și într-un cristal feromagnetic tăiat în mod corespunzător, cum ar fi $Fe_{<100>}$ dispus la 45^0 față de axa barei, dacă poate fi izolat un singur domeniu la 90^0 (deoarece coeficientul de magnetostricțiune al Fe pe direcția [100], λ_{100}, este pozitiv, magnetizația domeniului ar trebui să fie perpendiculară pe cea din Fig.3.18 însă încovoierea se produce în direcție opusă). Cu toate acestea, unghiul de încovoiere al Fe peste peretele la 90^0 este de doar 0.002^0, corespunzător unei deformații de forfecare de 2×10^{-5}.

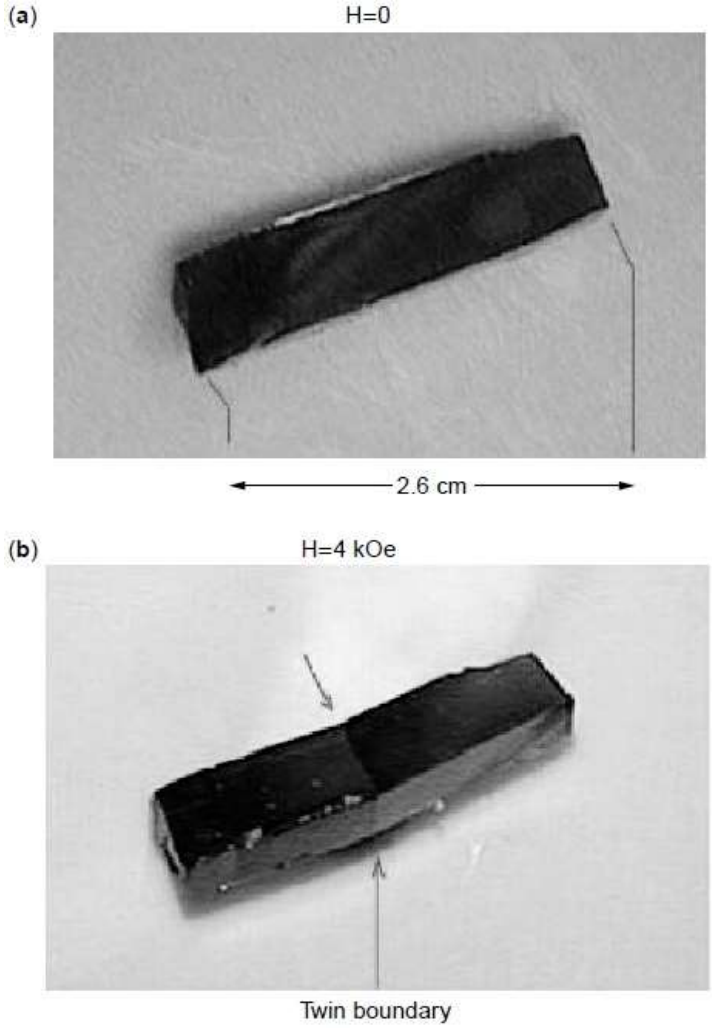


Fig.3.18. a) Fotografia unei probe univariante de $Ni_{49.4}Mn_{29.7}Ga_{20.9}$ la temperatura camerei în câmp magnetic zero; b) Aceeași probă cu o încovoiere de 6^0 pe limita unei macle, produsă de un câmp magnetic de 320 kA/m (4 kOe). Această încovoiere definește o deformație relativă de forfecare de 5%, față de varianta nemodificată, din partea stângă a probei (O'Handley, *2002*)

Diferențele dintre efectul magnetic de memoria formei și efectul magnetostricitiv se referă la:

- ❑ Deformația indusă în câmp magnetic
  - ❖ La MMMF deformația se datorează deplasării limitelor de macle, ceea ce duce la o modificare a direcției de magnetizare. Această deplasare depinde de cristalografie și nu de direcția de magnetizare, M, care poate fi rotită fără a se produce nici o deformare.
  - ❖ La materialele magnetostrictive deformația este întotdeauna rezultatul rotației magnetizării.
- ❑ Efectul temperaturii T_c
  - ❖ La MMMF:
    - o $T_C > T_{mart}$ (M_s), materialul este austenitic și nu există nici un fel de macle $\Rightarrow$ nu se produce nici un fel de deformație indusă de câmpul magnetic, între T_{mart} și T_C *;*

- $T_C < T_{mart}$, există o deformație statică în fiecare variantă a fazei martensitice, la temperaturi situate deasupra lui T_C. Această deformație nu poate fi controlată prin câmpul magnetic aplicat (din cauză că M = 0) dar poate fi controlată prin tensiunea mecanică aplicată.)

❖ La materialele magnetostrictive deformația se poate produce și sub T_C

❑ Efectele forței aplicate:

❖ La MMMF deformațiile induse de câmpul magnetic **scad** la scăderea anizotropiei magneto-cristaline. Într-o martensită cu anizotropie scăzută, câmpul poate roti M fără să deplaseze limitele de macle deci nu se produce deformație macroscopică, decât după depășirea unei limite de saturație, ca în **Fig.3.19**(d).

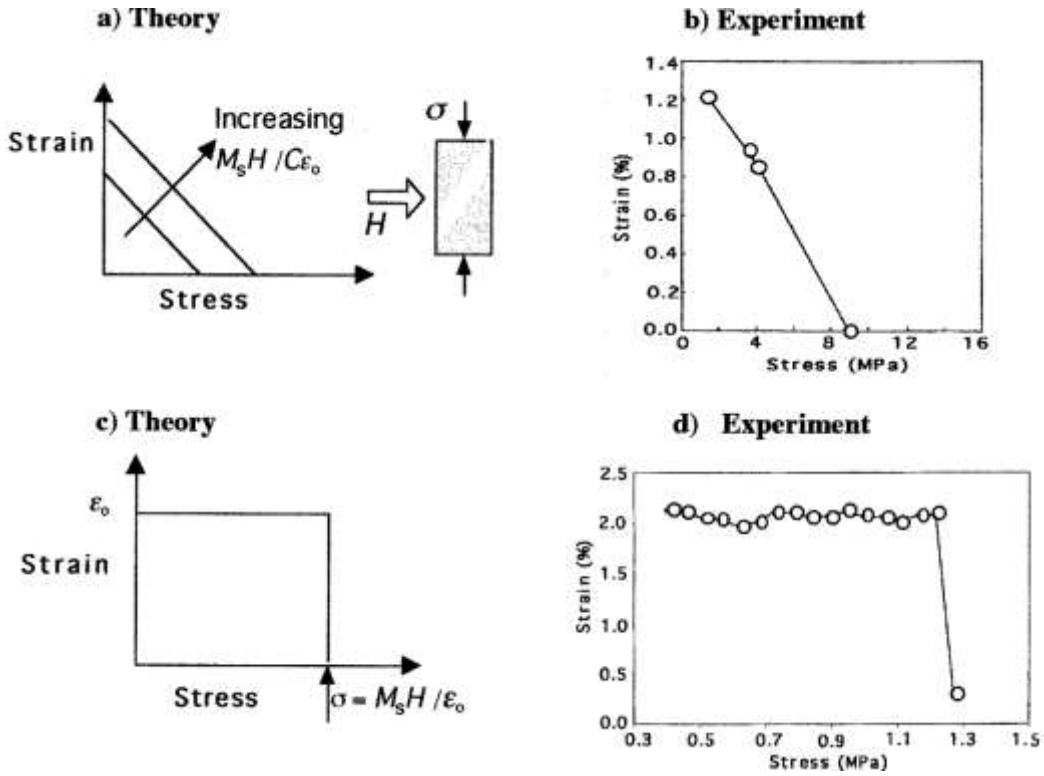


Fig.3.19 Variația deformației: (a) indusă prin câmp magnetic conform modelului termodinamic univariant; (b) indusă prin câmp magnetic în Ni_2MnGa la -15^0C; (c) indusă prin câmp magnetic în funcție de tensiunea aplicată, fără forță de restabilire; (d) indusă prin câmp magnetic în funcție de tensiunea aplicată, în Ni–Mn–Ga la temperatura camei (O'Handley, *2002*)

❖ La materialele magnetostrictive deformația crește la scăderea anizotropiei magneto-cristaline

3.3 Materiale electroceramice

Deoarece materialele electroceramice sunt în general policristaline, proprietățile lor sunt definite de microstructură (mărimea, distribuția, porozitatea și natura grăunților), structura cristalină și defectele acesteia.

Printre materialele electroceramice, cei mai reprezentative sunt titanații, manganiții, teluridele, etc. care au o structură de tip ***perovskite***.

3.3.1 Titanați cu memoria formei

Exemplul uzual îl constituie **titanatul de bariu, $BaTiO_3$ (BT)**, a cărei structură este prezentată în **Fig.3.20(a)**. Atomii de Ba sunt plasați în colțurile celulei elementare, cei de oxigen în centrele fețelor iar ionul de Ti, cu coordinație octaedrică, este plasat în centru.

Această structură poate fi scrisă generic sub forma ABO_3, care este tipică perovskite-lor.

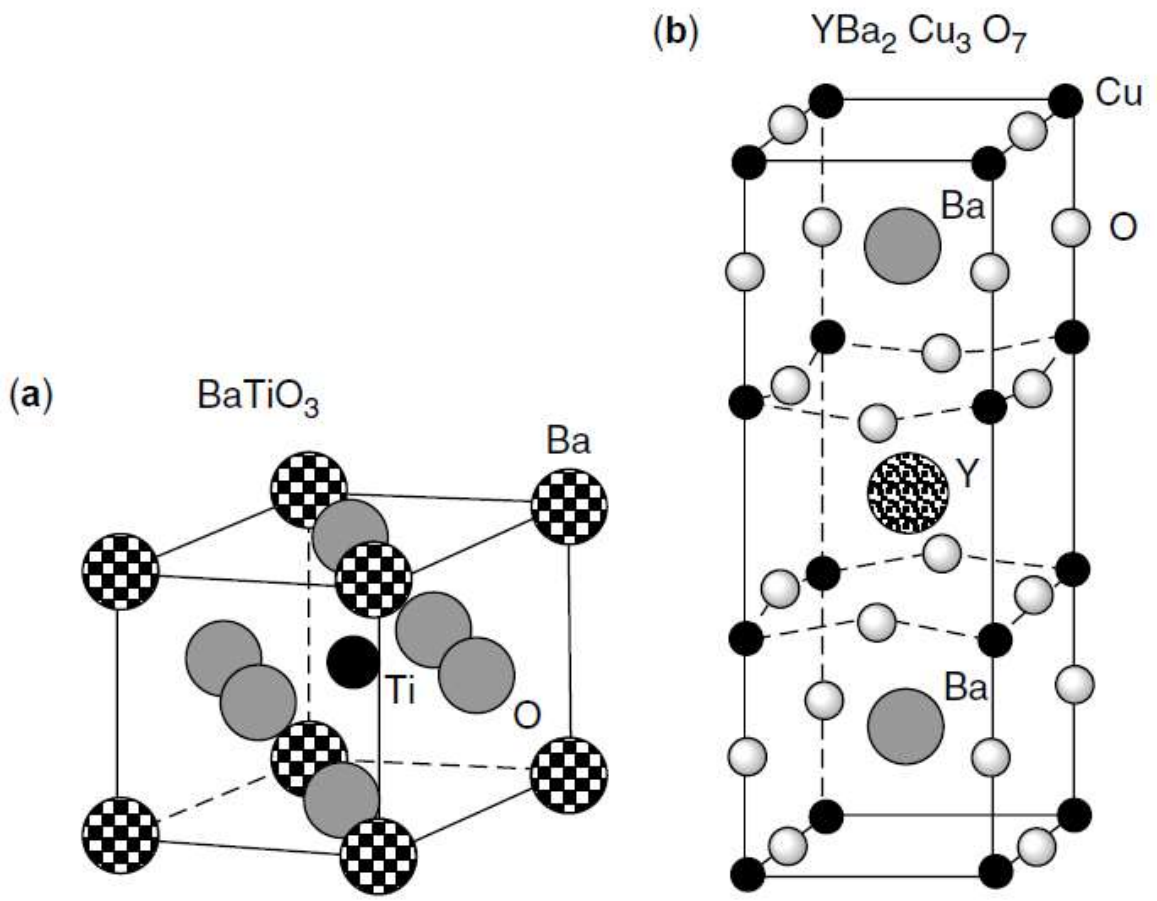


Fig.3.20 Celule elementare tip perevskite: (a) $BaTiO_3$; (b) $YBa_2Cu_3O_7$

Polarizarea titanatului de bariu, $BaTiO_3$ (BT) este prezentată în **Fig.3.21**.

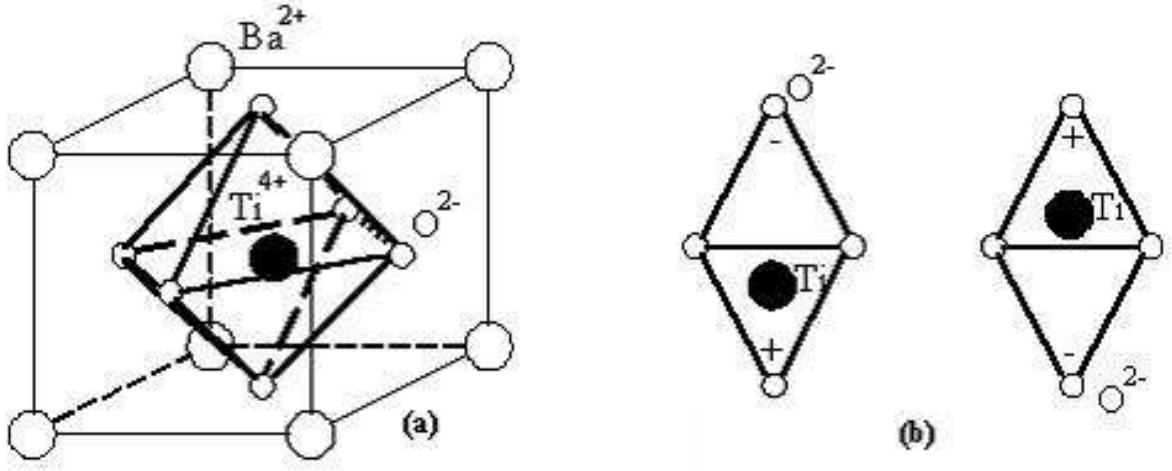


Fig.3.21 Polarizarea $BaTiO_3$): (a) celula elementară, la $T > T_C$; (b) deplasarea cationului de titan (Ti^{4+}), sub efectul unui câmp electric alternativ, $T < T_C$

În Fig.3.21(a) celula elementară a BT prezintă o înaltă simetrie cristalină deasupra temperaturii Curie ($T > T_C$). Sub T_C cationii Ba^{2+} şi Ti^{4+} se deplasează în raport cu anionii O^{2-}, producând o polarizare spontană. În Fig.3.21(b) aplicarea unui câmp electric alternativ produce deplasarea alternativă a cationului Ti^{4+}, între 2 poziţii limită

Titanatul de bariu, **Fig.3.22**, are structură cubică, perfect simetrica, deasupra T_C și tetragonală sub T_C, unde alungirea parametrului c este produsă de deplasările atomilor de Ba și Ti.

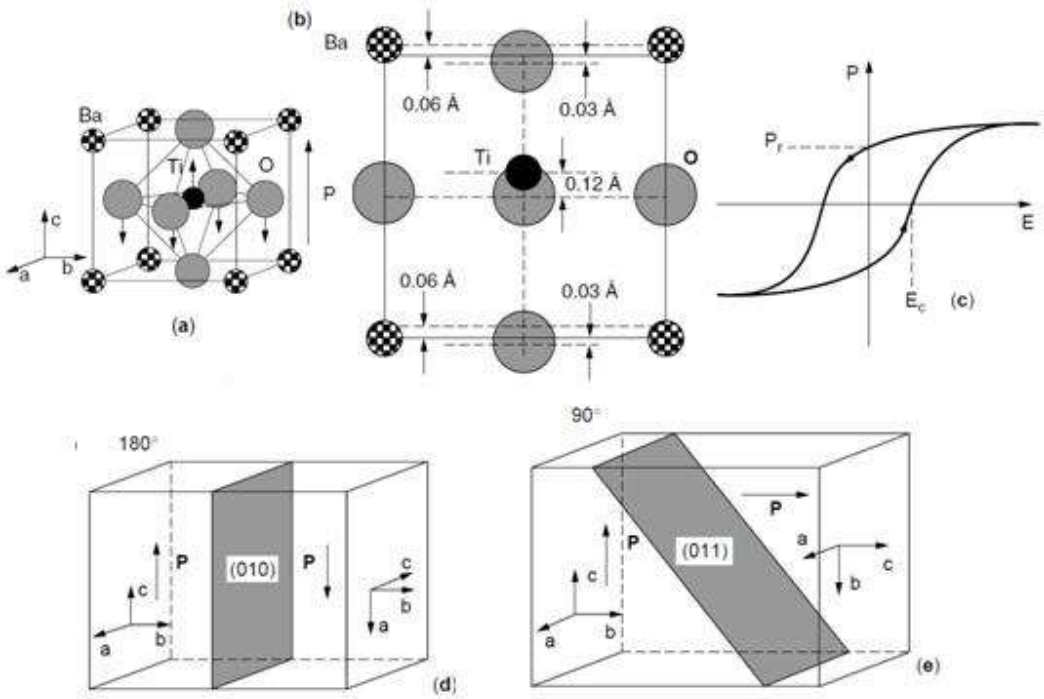


Fig.3.22 Detalii ale polarizării BT: (a) polarizare spontană; (b) deplasările cationilor și anionilor în structura tetragonală, sub T_C; (c) buclă schematică polarizare (P)-câmp electric (E) (d) perete la 180^0, e) perete al domeniului la 90^0

Titanat-zirconatul de plumb (PZT), cu formula stoechiometrică $PbTi_{1-z}Zr_zO_3$ ($z \approx 0,52$), a fost descoperit în 1954 şi deţine, la ora actuală, cel mai mare procent din piaţa mondială de traductori electromecanici. Valoarea de 0,52 este justificată de diagrama pseudobinară zirconat de plumb-titanat de plumb $PbZrO_3$-$PbTiO_3$, din **Fig.3.23**.

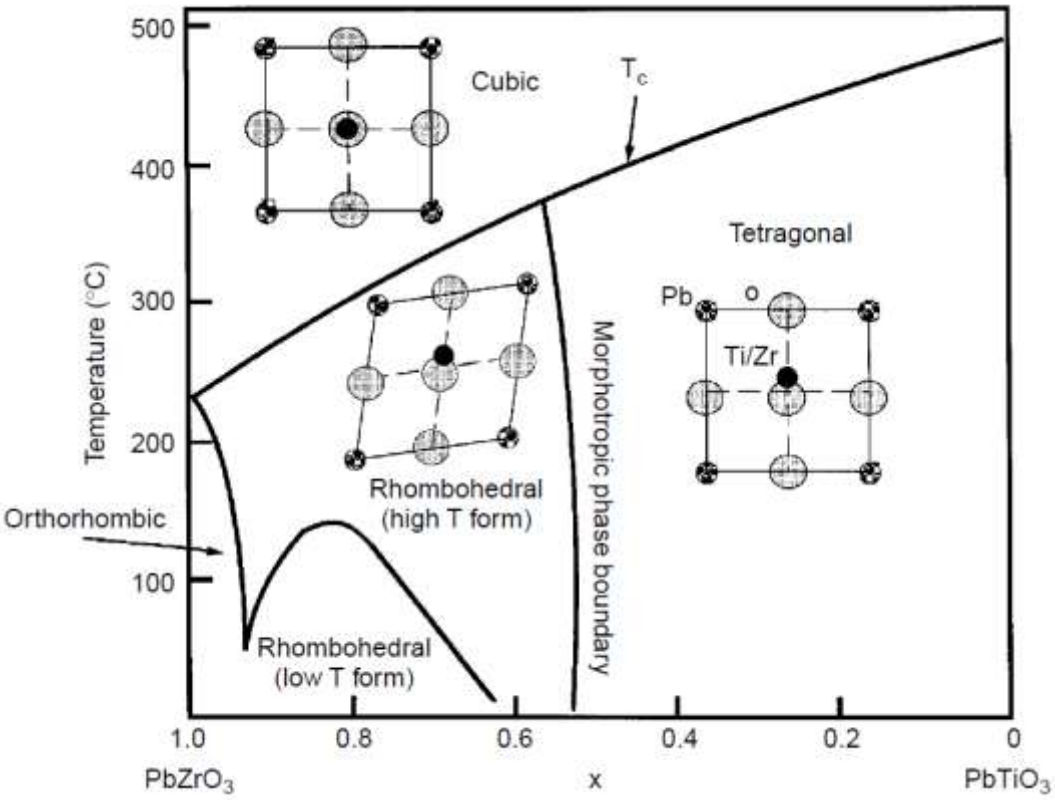


Fig.3.23 Diagramă de fază $PbZrO_3$-$PbTiO_3$ și transformări structurale asociate cu temperatura Curie (Tc) și cu limita de fază morfotropică (Damjanovic, *1992*)

La răcirea de la temperatură ridicată PZT suferă, la T_C, o transformare de fază de tip martensitic însoțită de deplasări atomice de ~0.1 Å, care induc ***polarizarea***. La compozițiile bogate în Ti punctul de simetrie se deplasează, dezaxându-se în structura tetragonală, la T_C. Producerea transformării tetragonal-romboedric maximizează polarizarea iar aplicarea tensiunii mecanice o poate reorienta.

Tensiunea mecanică aplicată pe direcție paralelă la momentul electric dipolar, **Fig.3.24(b)**, produce polarizarea spontană pe direcția x_3 și dezvoltarea *coeficientului de cuplare* d_{33}. Dacă tensiunea este aplicată perpendicular, Fig.3.24(c), se dezvoltă o polarizare transversală și coefientul de cuplare d_{31}. Când intervine o tensiune de forfecare, se produce rotația dipolului electric și dezvoltarea coeficientului d_{51}. ***Coeficientul de cuplare piezoelectrică, d*** poate fi definit drept viteza de variaţie a polarizării (P) în funcţie de tensiunea mecanică (σ), aplicată sub câmp electric constant (E = ct.) $\boldsymbol{d=(\partial P/\partial \sigma)_{E=ct.}}$ sau drept viteza de variaţie a deformaţiei (S) în funcţie de câmpul electric (E), aplicat la polarizare constantă (P = ct.) $\mathbf{d=(\partial S/\partial E)_{P=ct.}}$.

Presarea izostatică la 1200^0C, a oxizilor de plumb (PbO), de niobiu (Nb_2O_5), de zirconiu (ZrO_2), de staniu (SnO_2) şi de titan (TiO_2), duce la obţinerea **titanat stano-zirconatul de niobiu şi plumb,** $Pb_{0,99}Nb_{0,02}[(Zr_{0,6}Sn_{0,4})_{1-y}Ti_y]_{0,98}O_3$, cu 0,05 < y < 0,09, abreviat PNZST. Acest material ceramic cu memoria formei, care suferă o tranziţie antiferoelectric↔feroelectric, este capabil să dezvolte, la 26^0C, sub efectul unui câmp electric aplicat de 3 kV/mm, o polarizare de cca. 0,4 C/m^2 şi o deformaţie reversibilă de aprox. 0,085 %, ceea ce îl recomandă drept candidat ideal pentru confecţionarea actuatorilor de la traductoarele „digitale” de deplasare, tip OFF/ON.

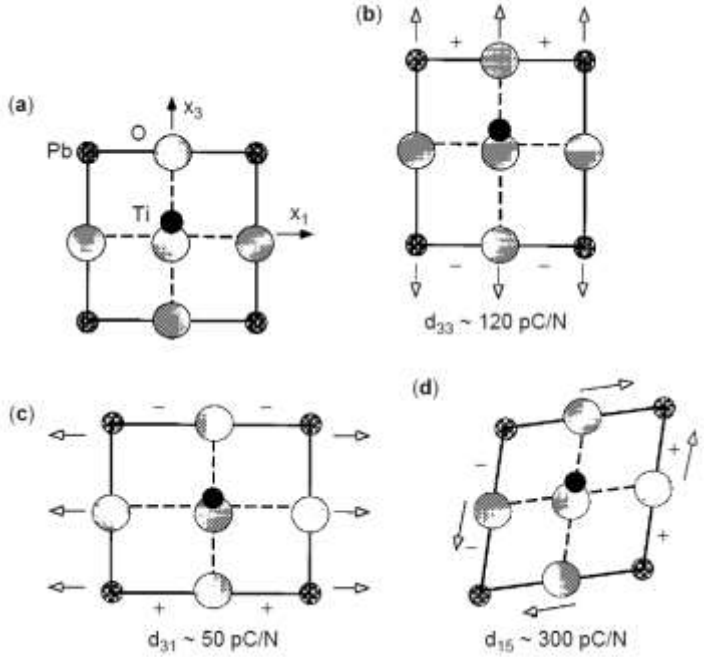


Fig.3.24 Efecte tensiunii mecanice aplicate asupra polarizării și structurii cristaline la PZT: (a) structura tetragonală inițială; (b) aplicarea unei tensiuni paralele la momentul electric dipolar; (c) aplicarea unei tensiuni perpendiculare la momentul electric dipolar; (d) aplicarea unei tensiuni de forfecare (Damjanovic, *1992*)

O structură perovskite ABO_3, tipică, cu dopant acceptor, este prezentată în **Fig.3.25**. Ionii $\boldsymbol{D^{3+}}$ ***de dopant acceptor*** substituie ionii B^{4+} și se formează o ***vacanță*** $\boldsymbol{V_o}$ în poziția O^{2-}, pentru a păstra neutralitatea sarcinii electrice. Așadar, $\boldsymbol{D^{3+}}$ și $\boldsymbol{V_o}$ sunt defecte punctiforme polare.

În general, aceste defecte punctiforme sunt orientate întâmplător dar într-o anumită porțiune, distribuția pe distanță scurtă, a altor defecte de împachetare, poate prezenta o anumită simetrie statistică → d.p.v. al defectelor punctiforme polare se produce ***ordonarea la mică distanță conform simetriei cristaline***.

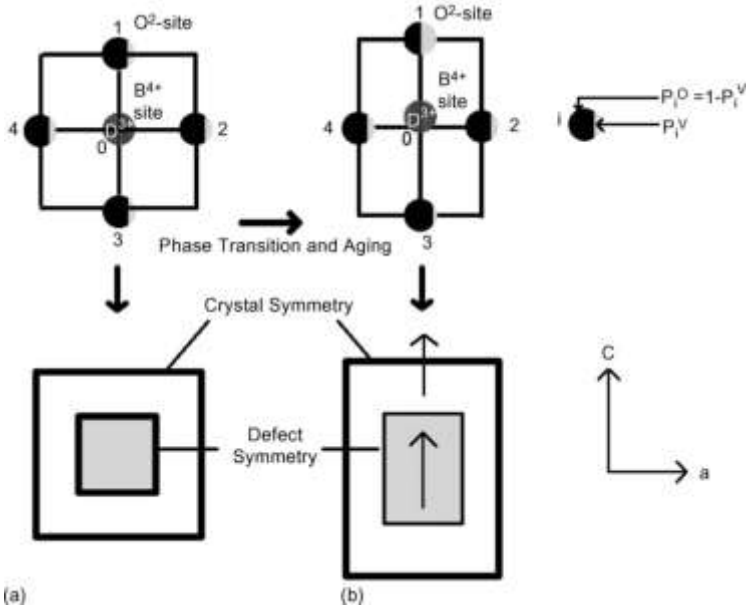


Fig.3.25 Simetrie statistică pe distanță scurtă, la materialele electroceramice: (a) starea paraelectrică, cubică, ne-polară; (b) stare feroelectrică, tetragonală, polară. Pentru simplificare s-a prezentat doar structura pe planul (1 0 0). Sub fiecare structură au fost reprezentate schematic simetria cristalină (pătrat și dreptunghi mari) și simetria defectelor în stare de echilibru (pătratul și dreptunghiul mici) (Yang, *2006*)

Forța intrinsecă, înmagazinată în timpul îmbătrânirii, readuce cristalul la forma inițială, la îndepărtarea câmpului electric aplicat. Mecanismul acestei forme particulare de EMF este ilustrat în **Fig.3.26**.

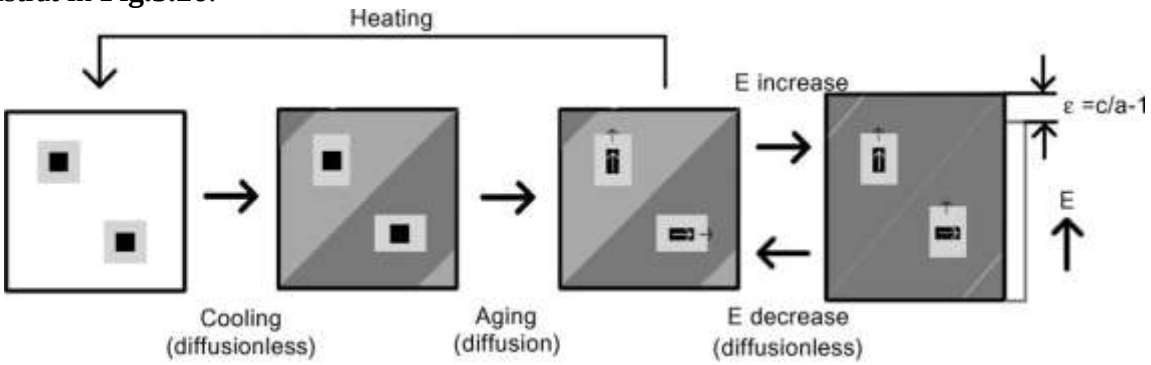


Fig.3.26 Mecanismul EMF în materialele electroceramice cu structură perevskite. La răcirea sub T_C, structura cristalelor se transformă din cubic în tetragonal printr-o transformare de tip martensitic. Simetria defectelor se păstrează cubică deoarece mișcarea vacanțelor este un fenomen de difuzie ionică. Această stare este instabilă și după îmbătrânire (difuzie) simetria defectelor copie simetria structurii cristaline conform principiului ordonării la mică distanță în concordanță cu starea de simetrie. Forța de restabilire, oferită de defecte, poate readuce materialul la forma inițială, după îndepărtarea câmpului electric aplicat (Yang, *2006*)

3.3.2 Manganiți cu memoria formei

Una dintre caracteristice manganiților este **magnetoresistența**, care reprezintă variația rezistenței electrice sub efectul câmpului magnetic extern și care poate fi pozitivă sau negativă, după cum crește sau scade la creșterea câmpului magnetic. La perevskite, tip (La,A)MnO_3 (A = metal alcalin care poate fi Ca, Sr, or Ba) s-a observat o magnetorezistență colosală (En.: *colossal magnetoresistance* CMR*)".*

La un film epitaxial de (La,Ca)MnO_3, deficient de componentul A (Ca), pregătit prin ablație laser, s-a observat o valoare maximă a CMR de 127% la 77 K și de 1300% la 260 K, ca în **Fig.3.27**, care se referă la $La_{0.5}Ca_{0.23}MnO_{3-\delta}$, cu CMR la temperatura ambiantă. Rezistență

crește la scăderea câmpului magnetic și la creșterea temperaturii.

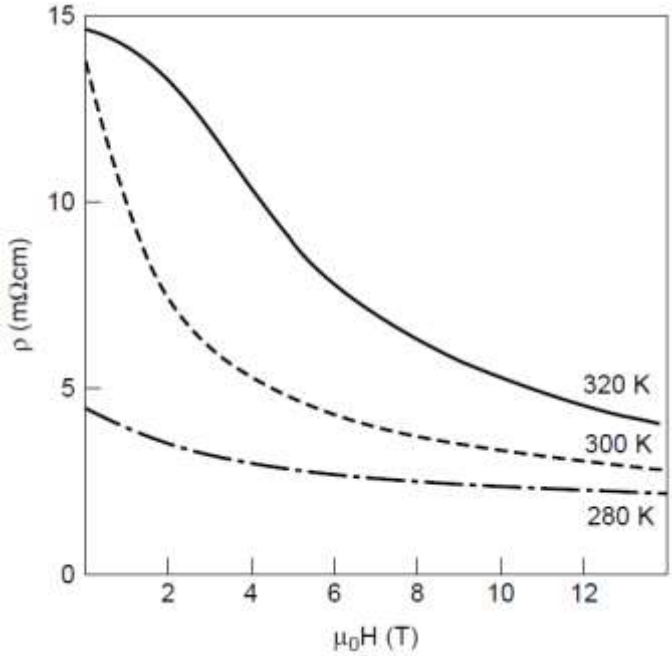


Fig.3.27 Magnetorezistență observată la temperatura camerei la un film de $La_{0.5}Ca_{0.23}MnO_{3-\delta}$ deficient de Ca. Câmpul a fost aplicat pe direcție perpendiculară pe câmp

Oxizii magnetici cu CMR au o structură tip perovskite cu ordonare feromagnetică, pe axele *a* și *b* și cu ordonare antiferomagnetică pe axa *c*, conform **Fig.3.28**(b).

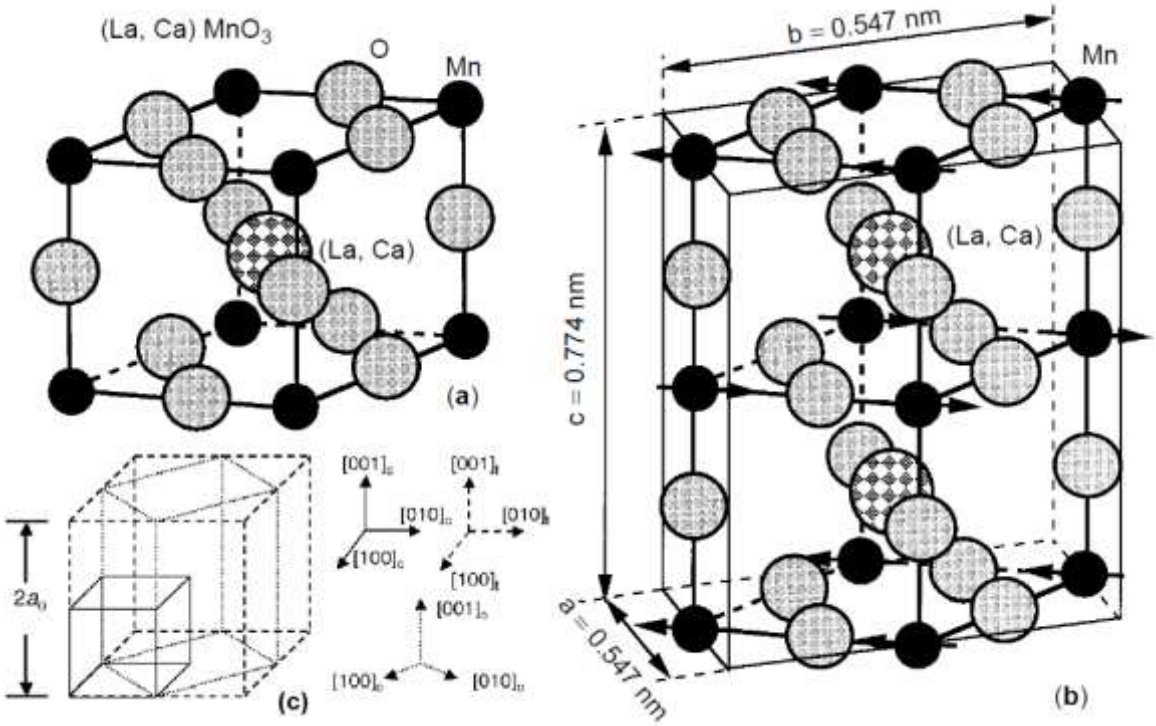


Fig.3.28 Structuri cristaline ale manganiților: (a) celulă elementară cubică, nedeformată, a $(La,Ca)MnO_3$; (b) celulă elementară ortorombică, deformată de ordonarea magnetică; (c) corespondența dintre celulele manganiților și structurile de tip perevskite, deformate, ale sistemelor cubic simplu (linie continuă), pseudocubic (linie întreruptă) și ortorombică (linie-punctată) (Terai, *2006*)

Straturile Mn–O, ordonate-feromagnetic, sunt izolate de un strat nemagnetic La(A)–O. Structurile compușilor $La_{1-x}A_xMnO_3$ sau $La_{1-x}A_xCoO_3$, cu valorile extreme x = 0 și x = 1, nu

sunt nici feromagnetice și nici buni conductori electrici: sunt semiconductoare. Ele devin feromagnetice și conductoare electrici în intervalul $0.2 < x < 0.4$. Fig.3.28(c) prezintă o corespondență între diferite structuri ale manganiților, de tip perevskite.
Unii manganiți, de tip $R_{1-x}A_xMnO_3$, (unde R-metal rar și A-metal alcalin) prezintă, în jurul concentrației x=0,5, un fenomen de ordonare a sarcinilor electrice, astfel încât ionii Mn^{3+} și Mn^{4+} sunt ordonați în mod regulat. Tranziția cu ordonare a sarcinii este însoțită de modificarea celulei elementare, după cum arată **Fig.3.29**.

The lattice parameters of parent phase and charge-ordered phase for $Pr_{0.55}Ca_{0.45}MnO_3$ and $Nd_{0.5}Sr_{0.5}MnO_3$

	Parent phase (298 K)	Charge-ordered phase (120 K)
$Pr_{0.55}Ca_{0.45}MnO_3$	$a = 7.647$ Å	$a = 7.669$ Å, $c = 7.586$ Å
$Nd_{0.5}Sr_{0.5}MnO_3$	$a = 5.432$ Å, $b = 5.482$ Å, $c = 7.640$ Å	$a = 5.442$ Å, $b = 5.504$ Å, $c = 7.539$ Å, $\beta = 89.9°$

Fig.3.29 Transformări de ordonare a sarcinii electrice la două tipuri de manganiți, cu transformare cubic-tetragonal și ortorombic-monoclinic (Terai, *2006*)

Fig.3.30 prezintă micrografiile optice ale reliefului superficial al planului $(100)_p$ la monocristalele de $Pr_{0.55}Ca_{0.45}MnO_3$.

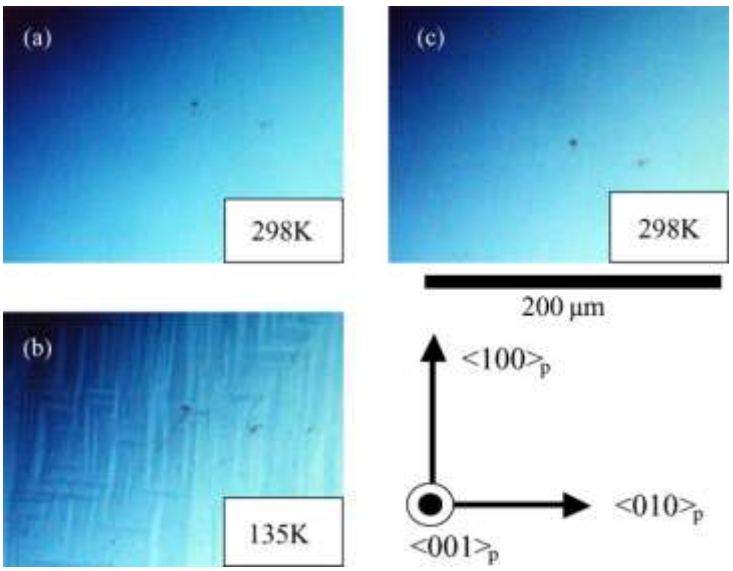


Fig.3.30 Variațiile microstructurii optice a $Pr_{0.55}Ca_{0.45}MnO_3$ pe planul $(001)_p$, la variația temperaturii (Terai, *2006*)

Se observă că faza de bază nu are relief dar acesta apare la scăderea temperaturii, la 135 K în Fig.3.30(b) și este orientat aproximativ paralel cu $<100>_p$. Creșterea temperaturii readuce dispariția reliefului.

3.3.3 Teluride cu memoria formei

În teluride se produce o transformare de fază reversibilă, amorf-cristalin, care poate fi inițiată, la nivel de nanovolum, prin impulsuri elecrice sau provenind de o sursă laser.
Acest fenomen se numește memorie cu schimbare de fază (phase change memory=PCM). Una dintre cele mai atractive teluride este $Ge_2Sb_2Te_5$, care prezintă stabilitate ridicată la temperatura

camerei, viteză ridicată de cristalizare și bună reversibilitate între stările amorfă și cristalină, odată cu trecerea de la starea masivă la starea de film, conform **Fig.3.31**.

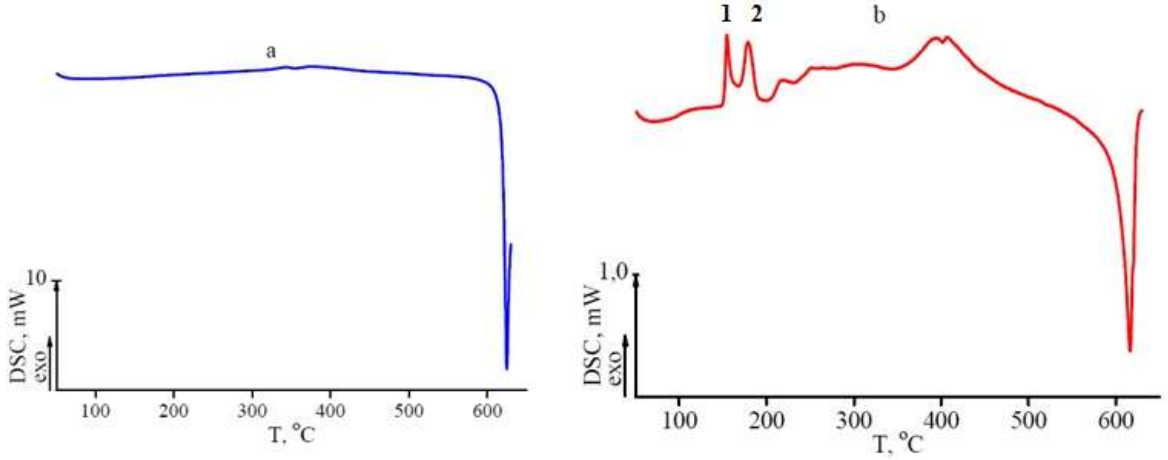


Fig.3.31 Apariția transformărilor de fază la $Ge_2Sb_2Te_5$, în urma trecerii de la (a) starea masivă la (b) starea de film (Sherchenkov, *2009*)

Principalele transformări sunt: 1. tranziția exotermă amorf-cristalin în intervalul 145-190^{0}C; 2. transformarea cfc-hc, exotermă, între 205-230^{0}C.

Transformările exoterme s-au deplasat spre valori mai mari la creșterea vitezei de încălzire, **Fig.3.32** și valoarea entalpiei de transformare a crescut, la ciclare termică, **Fig.3.33**.

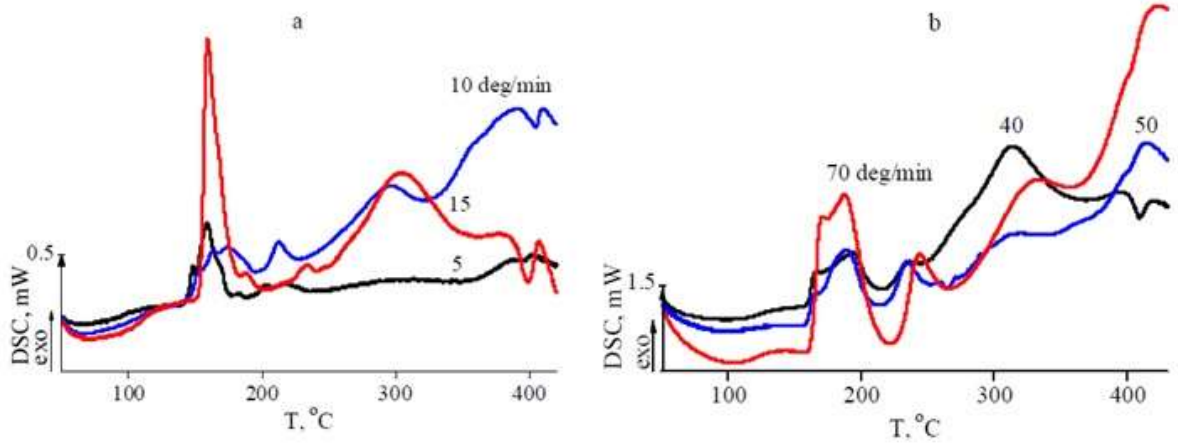


Fig.3.32 Curbe DSC ale straturilor depuse de $Ge_2Sb_2Te_5$: (a) la viteze mici de încălzire, 5-15 K/min; (b) la viteze mari de încălzire, 40-70 K/min (Sherchenkov, *2009*)

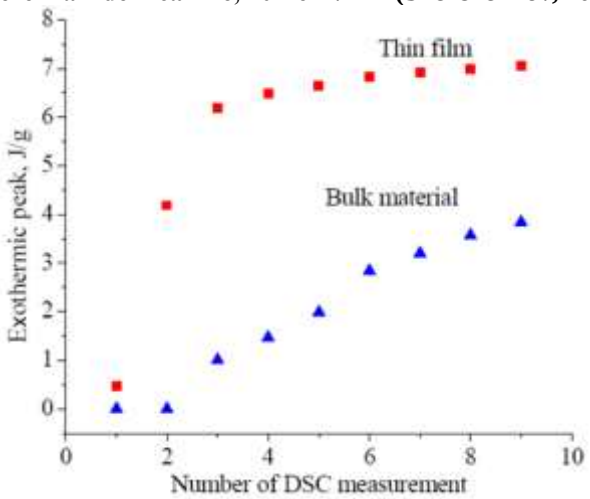


Fig.3.33 Evoluția entalpiei de transformare la creșterea numărului de cicluri (Sherchenkov, *2009*)

3.3.4 Aplicațiile materialelor ceramice cu memoria formei

O serie de aplicații ale materialelor ceramice cu memoria formei sunt prezentate în **Fig.3.34** și în continuare

Energy Transduction	Materials	Applications
Electrical ⇒ mechanical	$Pb(Zr_{1-x}Ti_x)O_3$ (PZT)	Positioner, optical tuner
Mechanical ⇒ electrical		Igniter
Electrical ⇒ chemical	$Zr_{1-x}Y_xO_{2-x/2}$ (YSZ),	Oxygen pump
Chemical ⇒ electrical	SnO_2	Gas sensor
Electrical ⇒ optical	$LiNbO_3$	Electro-optic modulator
Optical ⇒ electrical	GaN	Light detector
Electrical ⇒ magnetic	AB_2O_4 spinel: A,B = Mn, Zn	Write head
Magnetic ⇒ electrical	$La_{1-x}Ca_xMnO_3$	Read head
Electrical ⇒ thermal	SiC	Resistive heater
Thermal ⇒ electrical	AB_2O_4spinel: A,B = Mn, Ni, Fe, Co, Cu	NTCR thermistor
	$BaTiO_3$ perovskite	PTCR thermistor

Fig.3.34 Exemple de aplicații ale MMMF

En:. NTCR = *negative temperature coefficient of resistance*; PTCR = *positive temperature coefficient of resistance*;

La metale rezistivitatea crește aproximativ liniar odată cu temperatura, deci au PTCR. La semiconductori și izolatori rezistivitatea descrește cu temperatura, deci au NTCR.

A. Amortizarea vibrațiilor

Fig.3.35 prezintă un amortizor piezoelectric, pentru controlul vibrațiilor la schiuri și snow-board-uri. Elementul activ al amortizorului este un element piezoelectric conectat la un circuit electric care este reglat ca să disipe energia la frecvențe considerate indezirabile. În cazul ilustrat au fost vizate frecvențe în jur de 1 Hz.

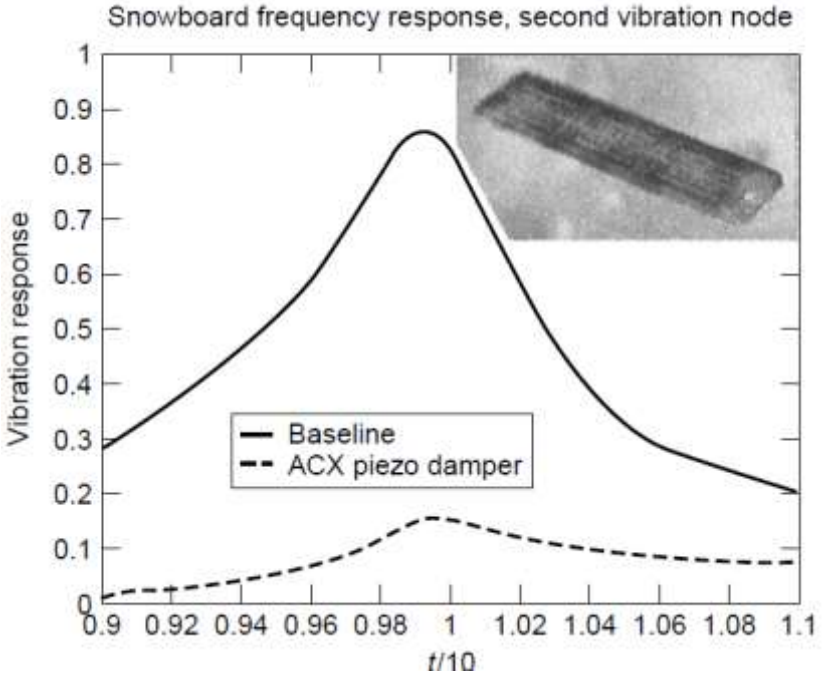


Fig.3.35 Amortizor de vibrații utilizat la schiuri și snow-board-uri. Un circuit electric este reglat ca să amortizeze vibrațiile dintr-o anumită bandă de frecvențe (Tuller, *2002*)

Un exemplu mai sofisticat de aplicație pentru controlul vibrațiilor este amortizorul inteligent pentru șocuri sau sisteme de suspensie. Suspensiile inteligente sunt deja utilizate la autoturisme. În **Fig. 3.36** este ilustrat principiul de funcționare al unui amortizor de șocuri proiectat pentru biciclete.
Senzorul fabricat dintr-un material cu magnetorezistență gigantică (GMR) trimite date legate de viteza de deplasare la un bloc electronic de control care comandă un actuator piezoeletric pentru a activa o supapă ce controlează amortizarea.

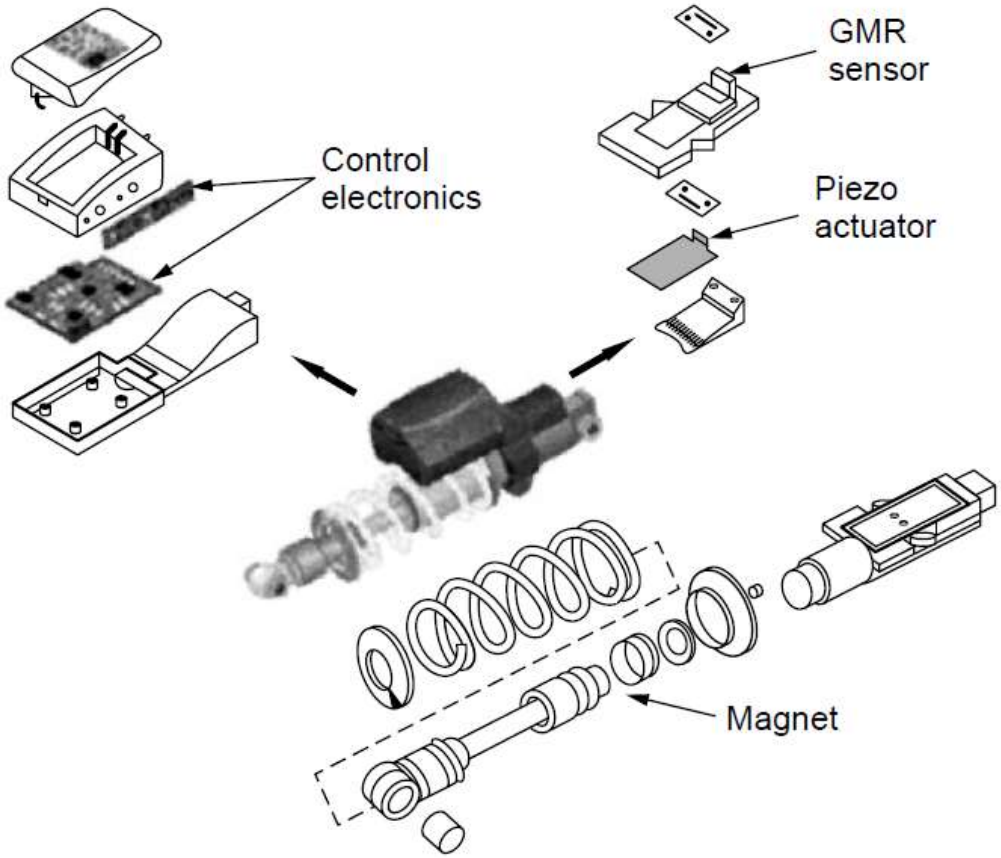


Fig.3.36 Proiectul unui amortizor inteligent de șocuri. Viteza mișcării este monitorizată prin intermediul unui senzor cu magnetorezistență gigantică (GMR) și al unui actuator piezoelectric care comandă o supapă de control al amortizării (Tuller, *2002*)

B. Poziționarea de precizie

În industria microelectronică motoarele piezoelectrice permit poziționări în domeniul submicrometric. Astfel de sisteme de poziționare sunt utilizate în microscopia electronică și cea cu forță atomică (AFM), putând controla deplasările în intervale de 10–100 nm. La AFM, de exemplu, poziția micropârghiei față de substrat este detectată optic prin reflectarea unei raze laser, în afara semnalului transmis de micropârghie și măsurarea deplasării acesteia prin intermediul unor fotodetectori de poziție. Feed-back-ul include un senzor optic, PC și actuator piezoelectric. Alte aplicații ale controlului de poziție se referă la controller-ere lentilelor de la camerele foto camerelor și stabilizatoarele videocamerelor. Lentilele autofocalizante conțin motoare piezoelectrice incorporate. Aceste motoare operează în modul feed-back care realizează repoziționarea componentelor optice din lentile pentru obținerea unei autofocalizări precise și rapide. Unii producători folosesc senzori piezoelectrici pentru sesizarea vibrațiilor camerelor video. Doi senzori piezoelectrici de mișcare reacționează la deplasările videocamerei după axele verticală și orizontală.
Senzorii controlează motoarele care realiniază o prismă pentru a deplasa fasciculul luminos,

compensând vibrațiile, după principiul ilustrat în **Fig.3.37**.

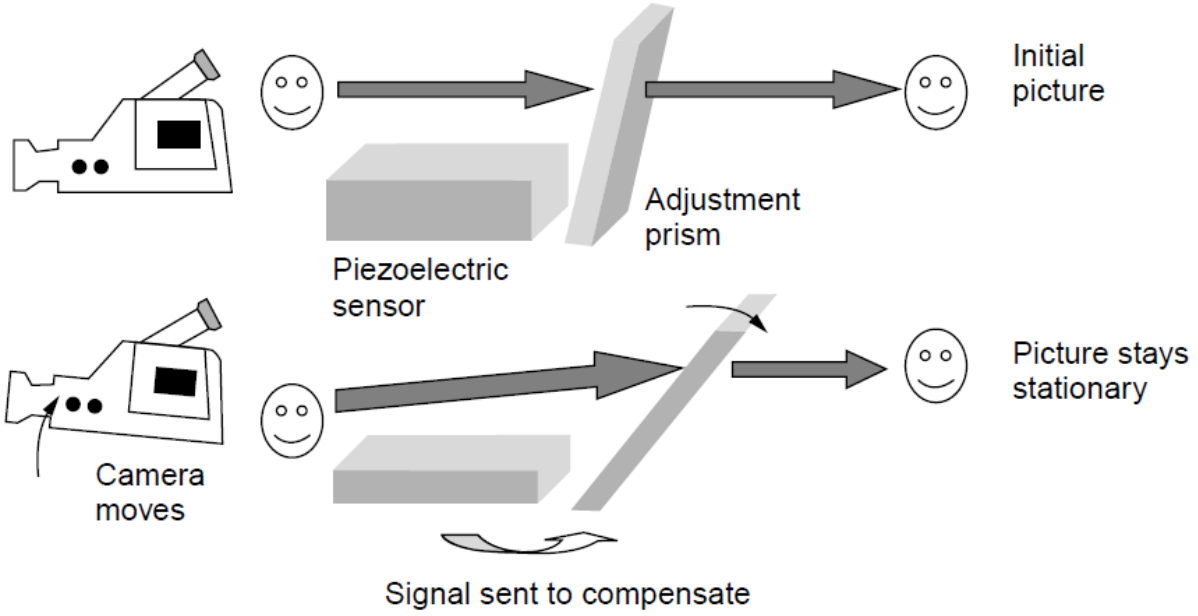


Fig.3.37 Senzorii piezoelectrici sesizează deplasările camerei de luat vederi și ajustează o prismă pentru a stabiliza imaginea (Tuller, *2002*)

C. Actuatorii electromecanici

Actuatorii mecanici se întâlnesc în multe forme și dimensiuni, limitate până la anumite valori, sub care devin ineficiente. **Fig.3.38** prezintă o comparație între actuatorii convenționali și cei piezoelectrici.

Actuation Method		Stress (Mpa)	Strain (%)	Efficiency (%)	Bandwidth (Hz)	Work (J/cm^2)	Power (W/cm^3)
	Electromagnetic	0.02	50	90	20	0.005	0.1
Conventional	Hydraulic	20	50	80	4	5	20
	Pneumatic	0.7	50	90	20	0.175	3.5
	Polycrystal	35	0.2	50	5000	0.035	175
Piezoelectric	Shape-memory	200	1.0	3	3	10	30
	Single-crystal	300	1.7	90	5800	2.55	15000

Fig.3.38 Comparație între actuatorii convenționali și cei piezoelectrici (Tuller, *2002*)

Se observă că actuatorii piezoelectrici sunt superiori din punct de vedere al benzii de frecvență și al puterii tipice dezvoltate.

În ultimul deceniu piața actuatorilor electromecanici de precizie a crescut considerabil. Numai sondele medicale ultrasonice reprezintă 250 milioane $/ an. Avantajele majore ale acestor actuatori sunt precizia ridicată (de ordinul a 10 nm), timpul redus de reacție (10 μs) și forțele ridicate ce pot fi generate cu putere conducătoare redusă. Aceste proprietăți fac actuatorii electromecanici extrem de atractivi pentru *sistemele optice, mecanica fină și micromotoarele de mare putere*.

O categorie aparte de aplicații piezoelectrice utilizează deformația rezonantă obținută prin aplicarea unui câmp electric alternativ. ***Motoarele ultrasonore***, pompele și cuțitele chirurgicale sunt doar câteva exemple de aplicații de înaltă frecvență și înaltă precizie, care utilizează materiale piezoelectrice aflate la rezonanță.

Motoarele ultrasonore au deplasare rezonantă şi deformaţie ondulatorie indusă de un curent alternativ la frecvenţa de rezonanţă mecanică.

Principalele tipuri de aplicații ale actuatorilor piezoelectrici și electrostrictivi precum și institutele de cercetare majore unde s-au dezvoltat acestea sunt prezentate în **Fig.3.39**.

Device	Research Institute	Application	Driving Control	Strain
High-sensitive interferometry	Sophia Univ.	Optical	Servo	Rigid
Deformable mirror	Tokyo Inst. Tech., Sophia Univ.	Optical	Servo	Rigid
Microscope stage	NBS (USA)	Optical	Servo	Rigid
Ultraprecision guide mechanism	Hitachi	Mechanical	Servo	Rigid
Cutting-error compensation actuator	Tokyo Inst. Tech., Sophia Univ., Hitachi	Mechanical	Servo	Rigid
Swing CCD image sensor	Toshiba	Optical	On/off	Rigid
Microangle adjusting device	Sophia Univ., Toshiba	Optical	On/off	Rigid
Piezoelectric relay	PEPI (USA), Omron	Mechanical	On/off	Rigid
Ink jet	NEC, etc.	Mechanical	On/off	Rigid
Ultrasonic surgical knife	Tokyo Inst. Tech.	Energy transfer	ac	Resonating
Piezoelectric pump	Phys. Internation (USA) Misuzu-Erie	Energy transfer	ac	Resonating
Ultrasonic motor	IBM (USA), Shinsei Kogyo, Hitachi Maxell, Matsushita	Optical/mechanical	ac	Resonating

Fig.3.39 Aplicații ale actuatorilor piezoelectrici și electrostrictivi (Tuller, *2002*)

4. POLIMERI CU MEMORIA FORMEI

4.1 Fenomenul de memoria formei la polimeri

Termenul de polimer se referă la o moleculă mare obținută prin adăugarea mai multor unități moleculare (monomeri). Monomerii se leagă împreună pentru a rezulta un polimer cu masă moleculară mare. În unii polimeri unitățile monomerice fundamentale sunt diferite și se numesc copolimeri.

Polimerii cu memoria formei sunt o clasă nou-apărută de polimeri activi care au capacitatea de-a adopta două forme diferite. Fenomenul de memoria formei la polimeri rezultă prin combinarea morfologiei polimerilor cu procedeele specifice de prelucrare. Printr-o prelucrare convențională, cum ar fi extrudarea sau injectarea în formă, polimerului i se imprimă o formă permanentă, B. Apoi, prin intermediul unui proces numit ”programare”, polimerului i se imprimă o formă temporară A, care este fixată. La aplicarea unui stimul extern, polimerul își redobândește forma inițială permanentă, B. Ciclul de programare și recuperare poate fi repetat de mai multe ori, cu diferite forme temporare, în ciclurile următoare. În comparație cu AMF, unde se aplică tratamentul termomecanic de educare, ciclul programare-recuperare la polimerilor poate avea loc în intervale mult mai scurte de timp iar viteza de deformare poate fi mult mai mare.

Mecanismul efectului de memoria formei indus termic este ilustrat în Fig.4.1.

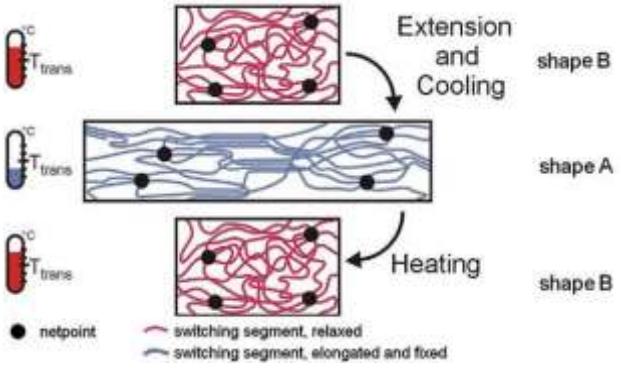


Fig.4.1 Mecanism molecular al efectului de memoria formei indus termic. T_{trans} = temperatura de tranziție legată de transformarea de fază

Polimerii cu memoria formei au ***rețele elastice*** care includ

- ***puncte de legătură*** (segmente dure) care sunt sensibile la stimuli
- ***segmentele de comutație*** (comutatori moleculari) care sunt elementele executive.

Punctele de legătură determină forma permanentă a rețelei polimerice și pot avea natură chimică (legături covalente), sau fizică (interacțiuni intermoleculare).

Reticularea fizică sau chimică se poate obține la un polimer a cărui morfologie constă din **cel** puțin două domenii segregate. De exemplu, în cazul copolimerilor:

- domeniile legate de temperaturile de transformare mai ridicate, T_{perm}, acționează ca puncte de legătură (segmentul dur)
- lanțurile covalente cu temperatură de tranziție mai scăzută, T_{trans}, acționează ca și comutatori moleculari (segmente de comutație).

Dacă temperatura de lucru este mai mare decât T_{trans}, atunci domeniile de comutație sunt flexibile, ceea ce duce la un comportament elastic al rețelei de polimeri. Dacă polimerul a fost deformat în prealabil prin aplicarea unei tensiuni externe, el revine la forma inițială odată ce tensiune a externă este îndepărtată. Pentru a prezenta *funcționalitate de memoria formei*, rețeaua polimerică trebuie să fie fixată temporar, într-o stare deformată, în anumite condiții de mediu, relevante pentru a anumită aplicație. Aceasta impune condiția ca *segmentele de lanțuri deformate*, aflate sub efectele unei tensiuni externe, să *fie împiedicate, în mod reversibil, să re-spiraleze* și pentru îndeplinirea acestei condiții, este necesară formarea unor *puncte de rețea*

reversibile, care să îndeplinească rolul de comutatori moleculari (Ex.: *cromofori*).
Punctele de rețea pot fi formate prin interacțiuni fizice sau prin legături covalente. Reticularea fizică poate fi obținută prin vitrificarea sau cristalizarea domeniilor legate de T_{trans}. Aceste domenii de comutație pot fi formate fie prin segmente de legături covalente care determină, ele însele, comportamentul elastic, fie prin segmente laterale (secundare) a căror agregare *poate preveni* în mod temporar, *re-spiralarea*.
Reticularea covalentă reversibilă este obținută prin atașarea grupurilor funcționale la segmentele de tip lanțuri covalente.
Majoritatea polimerilor cu memoria formei utilizează căldura drept stimul. Sub efectul căldurii se produce clivajul indus termic al legăturilor suplimentare. În cazul legăturilor de natură chimică T_{trans} poate corespunde temperaturii de tranziție vitroasă, T_g, sau temperaturii de topire, T_m.

- tranziția vitroasă se poate extinde pe un interval mai larg de temperatură;
- topirea se produce pe un interval termic relativ redus.

Polimerii cu memoria formei sunt cuantificați prin intermediul încercărilor mecanice ciclice. Cum principalii stimuli sunt de natură termică sau luminoasă, au fost dezvoltate proceduri de încercare mecanică, termo- sau fotomecanică.
Pentru fiecare număr de cicluri, N, sunt determinați trei parametri:

- *viteza de fixare a deformației*, R_f, cuantifică capacitatea de a fixa o deformație mecanică ε_m, care poate duce la obținerea unei forme temporare, $\varepsilon_{u(N)}$;
- *viteza de recuperare a deformației*, R_r
  - cuantifică capacitatea de restaura deformația mecanică a formei permanente $\varepsilon_{p(N)}$ după aplicarea unei anumite deformații mecanice ε_m,
  - stabilește raportul dintre variația deformației din timpul efectului de memoria formei, ε_m - $\varepsilon_{p(N)}$ și variația deformației din timpul programării ε_m - $\varepsilon_{p(N-1)}$.
- *temperatura de comutație*, T_{switch}.

Este evident că R_r și R_f ar trebui să fie 100 %, în mod ideal.

$$R_f(N) = \frac{\varepsilon_u(N)}{\varepsilon_m} \tag{4.1}$$

$$R_r(N) = \frac{\epsilon_m - \epsilon_p(N)}{\epsilon_m - \epsilon_p(N-1)} \tag{4.2}$$

Într-un ciclu tipic de programare controlată prin tensiune, proba este alungită până la ε_m , conform **Fig.4.2**, în timp ce comutatorii moleculari sunt deschiși (pasul 1) prin:

- ❑ încălzire până la temperatura T_{high} de deasupra T_{trans} la materialele cu memoria formei cu efect indus termic;
- ❑ iradiere cu o lungime de undă corespunzătoare, λ_1, pentru a produce clivajul legăturilor fotosensibile, la materialele cu efect indus prin lumină.

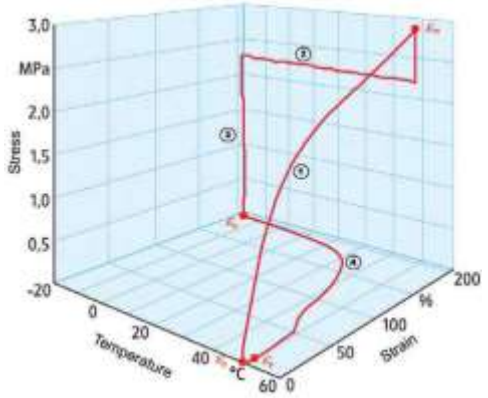


Fig.4.2 Diagramă tipică tensiune-deformație-temperatură (primul ciclu) al unui polimer termoplastic cu memoria formei, cu efect de memorie indus termic. Pasul 1 al experimentului este controlat prin deformație iar pașii 2 până la 4, urmați de începutul celui de-al doilea ciclu, sunt controlați prin tensiune

4.2 Clasificarea polimerilor

Polimerii pot fi clasificați după următoarele criterii: (i) sursa de obținere; (ii) tipul reacției de formare; (iii) compoziția chimică; (iv) comportarea la temperaturi înalte; (v) comportarea față de solvenți și (vi) proprietățile termomecanice.
1. După sursa de obținere, polimerii pot fi:
- naturali (cauciucul natural, celuloza, etc.);
- sintetici (polietilena, polistirenul, cauciucul sintetic, etc.).
2. După tipul reacției de formare se deosebesc:
- polimerizate – compuși formați prin reacții de polimerizare;
- policondensate – compuși formați prin reacții de policondensare.
3. În funcție de compoziția chimică:
- polimeri organici, care conțin în catena principală numai atomi de carbon, sau atomi de carbon și oxigen, azot, sulf sau fosfor; de exemplu, polietilenglicolul;
- polimerii anorganici, ce nu conțin carbon în catena macromoleculara (principală).
4. După modul de comportare la temperaturi înalte și față de solvenți, polimerii se grupează, de asemenea, în două clase:
- polimeri termoplastici, care se înmoaie la temperatura înaltă (devin plastici) și apoi se topesc, iar în contact cu unele lichide se dizolvă;
- polimeri termorigizi (termoreactivi), care nu devin plastici si nu se topesc la temperaturi înalte și nu se dizolvă în solvenții obișnuiți dar se pot umfla.
Dintre compușii macromoleculari uzuali:
polietilena, policlorura de vinil etc., sunt termoplastice,
fenoplastele, gliftalii etc, sunt produse termorigide.
Pentru desemnarea polimerilor termorigizi se utilizează termenul de rășini. De exemplu, ”rășini fenolice” sau ”rășini epoxidice ”, dar nu ”rășini olefinice”, deoarece polimerii fenolici și epoxidici sunt polimeri termorigizi, în timp ce cei olefinici sunt termoplastici.
După proprietățile termomecanice, polimerii se grupează în:
1 - elastomeri – compuși cu proprietăți înalt elastice care se pot prelucra sub forma de cauciucuri;
2 - plastomeri – compuși care se pot prelucra ca materiale plastice;
3 - polimeri pentru fibre (și fire) – compuși care se pot prelucra sub formă de fibre (si fire) cu rezistență mecanică apreciabilă;
4 - lacuri – compuși care se pot depune pe suporturi sub formă de peliculă subțire

4.3 Mecanisme ale fenomenului de memoria formei la polimeri

Anumiți monomeri prezintă fenomenul de memoria formei. Mecanismul este complet diferit faţă de cel al aliajelor metalice.
Un polimer tipic cu memoria formei mecanice este cauciucul, el se alungeşte de mai multe ori sub tensiune şi revine imediat la forma iniţială la îndepărtarea acesteia.
Cauciucul este elastic la temperatura camerei iar la temperaturi scăzute (-196^{0}C) elasticitatea este pierdută. Atunci când cauciucul alungit este răcit la –196^{0}C, forma alungită este fixată şi niciodată nu mai revine la forma iniţială, dacă temperatura nu depăşeşte T_v (temperatura tranziţiei vitroase = de vitrifiere, fiind notată şi cu T_g).
Acest fenomen a fost asimilat cu hibernarea (***elasticitate hibernată***). T_g este definită ca fiind temperatura deasupra căreia elasticitatea unui polimer rigid prezintă comportare ca un cauciuc **Fig.4.3.**
Odată cu încălzirea peste T_V (T_g) segmentele de lanț polimeric îngheţat devin mobile şi panta curbei volum-temperatură se modifică. Atunci când temperatura creşte peste T_v deformaţia este eliberată şi polimerul revine din nou la forma originală.

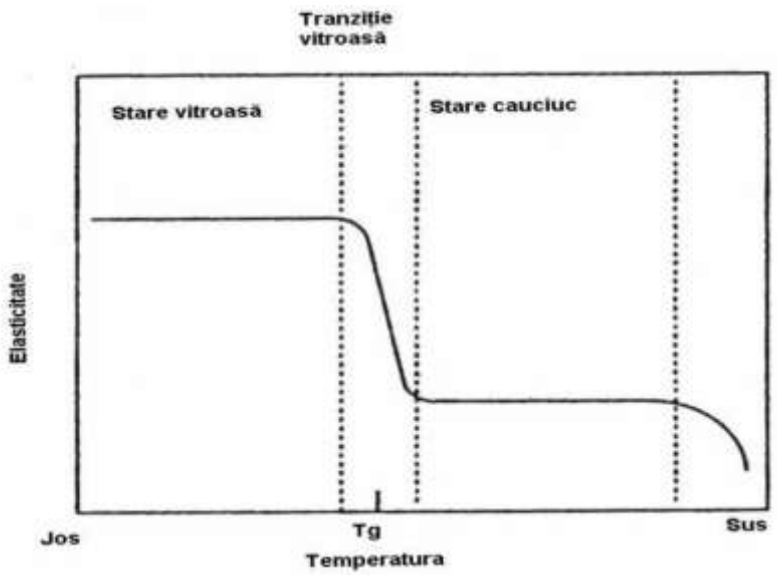


Fig.4.3 Dependența de temperatură a elasticității polimerilor organici

La cauciuc o rețea polimerică tridimensională memorează forma inițială şi interacțiunile dintre lanțuri în stare vitroasă fixează forma în stare de tranziție. Polimerii organici cu memoria formei (M.F) au avantajul de a fi uşori, ieftini, au posibilitatea controlului uşor al temperaturii de revenire şi a variațiilor de culoare.

Efectul de memoria formei poate fi controlat nu doar prin încălzire ci şi prin lumină şi reacții chimice. Deşi polimerii au astfel de avantaje, utilitatea lor practică este limitată, motivul principal este că polimerilor le lipsesc tensiunile de recuperare care sunt mult mai mici (aprox. 1/100) decât cele ale aliajelor metalice. O comparație între proprietățile polimerilor şi cele ale aliajelor cu memoria formei este prezentată în **Tab.4.1**.

Tab. 4.1 Diferite proprietăţi fizice ale polimerilor şi aliajelor cu memoria formei (A.M.F.)

Proprietatea fizică	Polimeri	Aliaje metalice
Densitate, g/cm^3	0,9-1,1	6-8
Deformație, %	250-800	6-7
Temperatura de recuperare, ^{0}C	25-90	-10-100
Forța necesară pentru deformație, N	10-30	500-2000
Tensiune de recuperare, MPa	10-30	1500-3000

Mecanismele efectului de memoria formei (E.M.F.) ale polimerilor sunt clasificate astfel, după natura stimulului extern:

Cazul I (Termic)

Forma inițială, controlată prin încălzire, se obține din pulbere polimerică sau pelete prin turnare în formă. Dacă este necesar se efectuează consolidarea prin adăugare de agenți de consolidare sau prin radiație, apoi forma este modificată sub tensiune la o temperatură situată în vecinătatea sau deasupra lui T_v sau T_m .

T_v= temperatură de vitrifiere

T_m = temperatură de înmuiere

Cazul II (Radiant)

Forma polimerului este controlată în mod reversibil prin reacţii foto sau electrochimice ale polimerului. Forma iniţială este obţinută prin consolidarea lanţurilor de polimer, ca în cazul I.

Cazul III (Chimic)
Forma polimerului este controlată reversibil de reacţiile chimice ale acestuia.

4.4 Efectul de memoria formei activat prin radiații luminoase

Unele molecule sunt transformate sub iradiere în alţi izomeri care revin la starea iniţială la activare ulterioară termică sau fotochimică. Reacţia corespunzătoare se numeşte *fotocromică*. Schema din **Fig.4.4** (descrisă și în Fig.1.7) ilustrează câteva reacţii fotochimice, cromice în care sunt incluse:

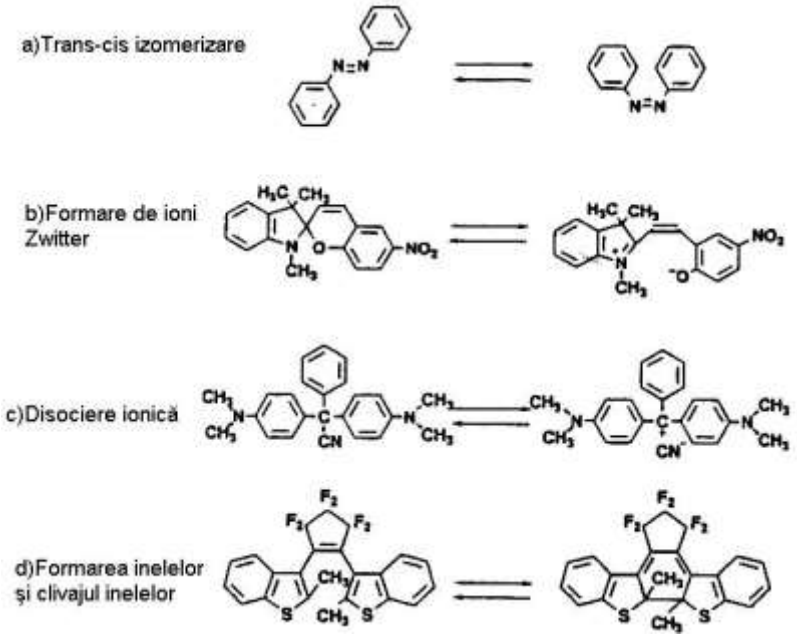


Fig.4.4 Ilustrarea mecanismelor a 4 reacții fotocromice, care stau la baza efectului de memoria formei activat prin radiații luminoase, la polimeri

- trans – cis izomerizarea;
- formare de ioni Zwitter;
- disocierea ionică;
- formarea inelelor şi clivajul inelelor.

Aceste reacţii sunt totdeauna iniţiate de modificări ale proprietăţilor fizice şi chimice cum ar fi momentul dipolar şi structura geometrică. Aceste modificări induc variaţii de formă ale polimerilor în care sunt încorporaţi ***cromofori*** (comutatori moleculari).
În continuare sunt prezentate câteva exemple reprezentative ale efectului de memoria formei activat prin radiații luminoase.

A. Film şi ţesătură polimerică fotosensibile

Cel mai simplu exemplu este un polimer care are **legături duble de azot** drept agenţi de ***consolidare spaţială***, **Fig.4.5** şi **4.6.**

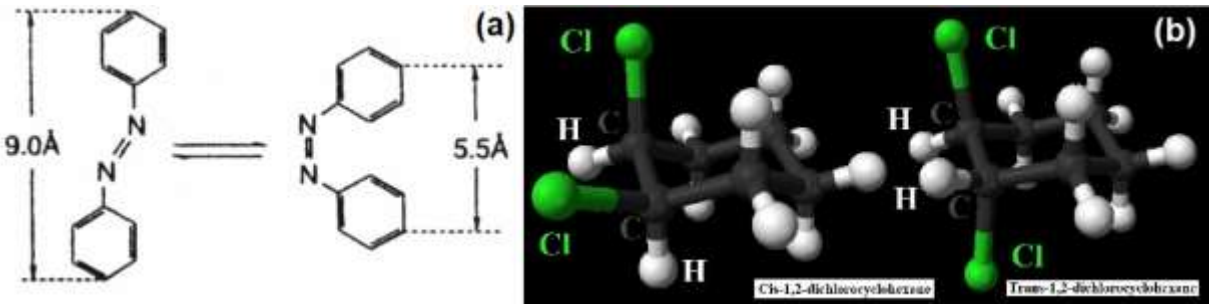


Fig. 4.5 Trans– cis fotoionizarea azobenzenului: (a) variația formei; (b) variația direcționalității

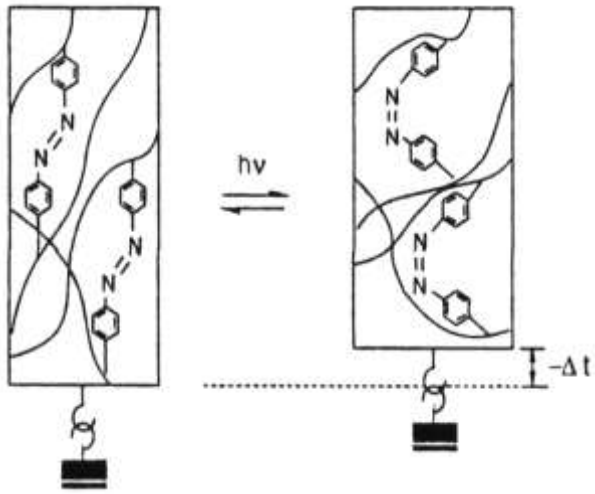


Fig.4.6 Ilustrarea schematică a reacției fotocromice a unui fir de polimer contractabil

Legăturile duble de azot se transformă:

- forma trans → forma cis, iradiere cu ultraviolete (λ_1 = 365 nm) → contracție 0,26%;
- forma cis → forma trans, iradiere cu lumină din spectrul vizibil (λ_2 = 436 nm) → alungire 0,16%.

Fig.4.7 prezintă această succesiune de contracție-alungire. În întuneric, filmul a revenit la forma inițială.

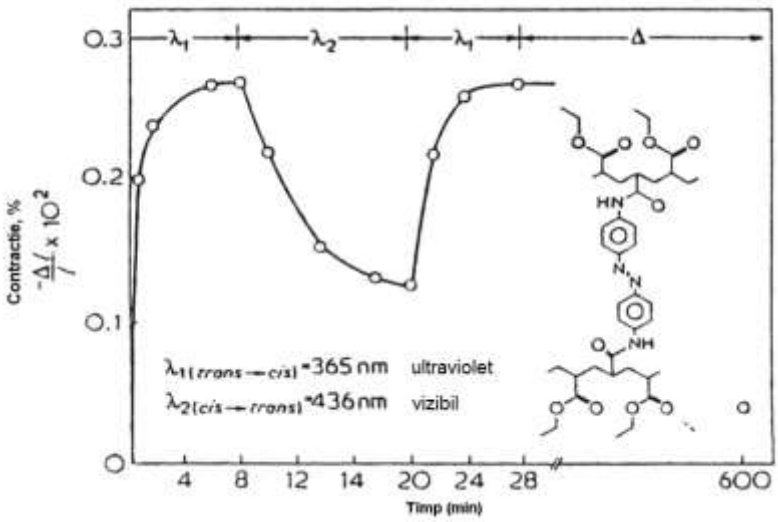


Fig.4.7 Modificări de formă reversibile fotostimulate ale rețelei poli(etilacrilatului) cu consolidări de azobenzen

Principala performanță a actuatorilor este capacitatea de a efectua lucru mecanic util. La polimeri, însă, există o anumită *dificultate* de *a păstra* atât forța generată cât și deformația la valori ridicate. În general, polimerii suportă deformații mari dar nu pot dezvolta forțe ridicate iar cei rezistenți nu pot fi deformați. O metodă mai nouă de maximizare a deformațiilor recuperate prin EMF, la polimerii cu module ridicate de elasticitate, se bazează pe *principiul alinierii deformațiilor*. În acest caz există un sistem ordonat de molecule care se contractă pe direcția de aliniere și se dilată pe o direcție perpendiculară, atunci când este adus într-o stare de ordonare scăzută. În urma producerii unei tranziții nematic (stare intermediară între cristalin și amorf) → izotrop, ordinea rețelei consolidate spațial este redusă la zero, ceea ce permite *generarea unor deformații foarte mari*. Aceste variații ale ordinii rețelei consolidate spațial pot fi controlate prin radiații sau temperatură. În cazul azobenzenului, în urma activării cu radiații luminoase, se produce fotoizomerizarea E-Z. Starea E este de energie scăzută și are moculele

sub formă de tip bară, aliniate. După iradierea cu UV, moleculele trec în starea Z, încovoiată, ceea ce reduce ordinea globală a sistemului nematic (aflat în stare mezomorfă, aliniată la mare distanță) (Harris, *2005*).
Dacă se aplică radiații cu lungime de undă mai mare, grupurile tind să revină la starea E, mai stabilă.
Într-un sistem polimeric, aceste molecule sunt utilizate pentru a genera variații ale ordinii controlate prin intermediul lungimii de undă și pentru a induce deformațiile macroscopice asociate. La filmele polimerice, care conțin rețele cu module de elasticitate ridicate, s-au dezvoltat gradienți de orientare ce asigura condiții de aliniere în urma cărora cele mai mici *diferențe de dilatare* se transforma în *deformații mari de încovoiere*, conform principiului ilustrat în **Fig.4.8**.

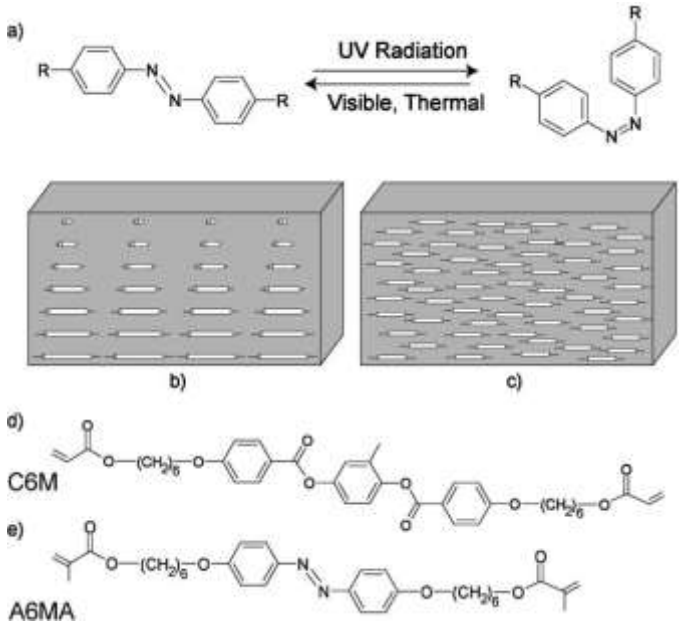


Fig.4.8 Mecanismul EMF activat prin radiații, la azobenzen: (a) izomerizarea între formele E, de tip bară și Z, încovoiată, în urma expunerii la tradiții UV; (b) alinierea răsucită a moleculelor E; (c) alinierea uniaxială a moleculelor E în timp ce moleculele Z tind să acționeze ca impurități, reducând ordinea totală; (d) C6M este puternic ramificat spațial și acționează ca element mesogen-gazdă (cu caracteristici solid-lichid); (e) A6MA este puternic ramificat spațial și reacționează la radiații UV (Harris, *2005*)

B. Geluri polimerice fotosensibile

Există anumite catene de exemplu ***trifenilmetanleucohidroxid*** sau leucociamid care se disociază în perechi de ioni, prin foto iradiere şi se recombină la întuneric. Gelurile au fost păstrate în apă o durată suficientă care să le permită hidroliza şi atingerea unei stări de echilibru. S-a determinat variaţia de greutate indusă prin lumină ultravioletă.
Un gel sub formă de disc (10 mm diametrul şi 2 mm grosime) cu reziduuri de 3,7 moli % *trifenilmetan leucohidroxid* a prezentat o dilatare fotostimulată în apă ca în **Fig.4.9**.

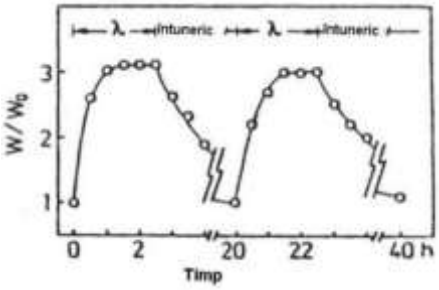


Fig.4.9 Variaţia reversibilă fotostimulată, de formă, a unui gel poliacrilamidic cu grupări *trifenilmetanleucohidroxid*, în apă la 25°C şi λ=270 nm

La iradiere ultravioletă gelul se umflă (absorbind apa) şi îşi măreşte greutatea relativă (w/w_0). Gelul se contractă în întuneric înapoi până la greutatea iniţială în timp de 24 ore, eliminând apa absorbită.
Ciclurile de dilatare şi contracţie s-au repetat de mai multe ori. Înlocuind radicalii hidroxid cu "cianid", gelul şi-a mărit greutatea de 10 ori şi lungimea de 2 ori. Iradiind o singură parte a unei bare de gel leucocianid, a rezultat încovoierea acesteia. În întuneric, bara din gel revine la forma iniţială, dreaptă. Iradiind gelul cu două spoturi diferite s-a obţinut o încovoiere dublă. Forma gelului poate fi controlată după dorinţă, prin pornirea sau oprirea iluminării. Dilatarea gelului poate fi interpretată astfel: La fotoiradiere leucoderivaţii din lanţul polimeric disociază în ioni. Formarea ionilor, a cationilor ficşi şi a anionilor liberi, produce o diferenţă de presiune osmotică între gel şi soluţia exterioară (apa) şi acest efect osmotic se consideră a fi responsabil pentru dilatarea gelului.

C. Rețele polimerice adiționate

O altă soluție de imprimare a fotosenzitivității constă din introducerea unor segmente de comutație alcătuite din acid cinamic (CA) sau acid acetic de cinamiliden (CAA). La iradiere, cu anumită lungime de undă, se produce o reacție de cicloadiție între două astfel de segmente de comutație, ceea ce duce la apariția unor inele de ciclobutan, ducând în final la *consolidarea spațială*. Iradierea cu altă lungime de undă duce la clivajul legăturilor nou-formate.
Forma permanentă este determinată prin consolidarea spațială a unei rețele polimerice amorfe. În ciclul de programare polimerul este mai întâi alungit, ducând la deformarea și răsucirea segmentelor. Apoi, rețeaua este iradiată în ultraviolet cu lungimea de undă $\lambda > 260$ nm, ceea ce creează noi puncte de rețea covalentă care fixează formă alungită temporară. Forma permanentă este recuperată prin iradierea în UV cu lungimea de undă $\lambda < 260$ nm, prin clivajul legăturilor spațiale, conform **Fig.4.10**.

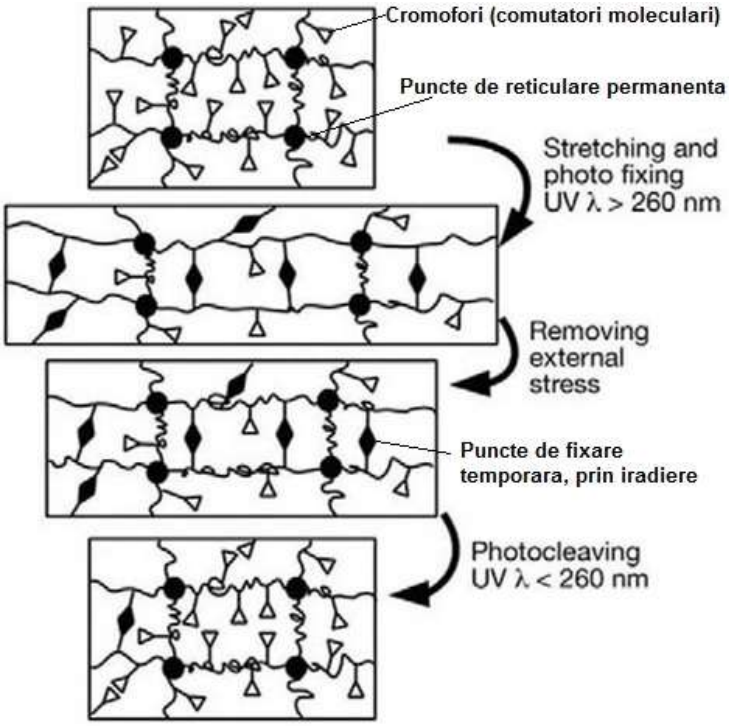


Fig.4.10 Mecanismul molecular al efectului de memoria formei indus prin radiații luminoase într-o rețea polimerică adiționată. Cromoforii (triunghiuri goale) sunt adiționați în rețeaua permanentă a polimerului (cercuri pline, legare reticulară permanentă). Legăturile fotoreversibile (romburi pline) sunt formate în timpul fixării formei temporare prin iradiere cu lumină ultraviolet (UV) cu anumită lungime de undă. Recuperarea formei este realizată prin iradiere cu UV cu altă lungime de undă

Capacitatea de a controla de la distanţă generarea de lucru mecanic, cu viteză şi precizie ridicată, conferă polimerilor fotosensibili posibilitatea de a deveni elementele-cheie ale dispozitivelor inteligente ale viitorului. Utilizarea luminii ca stimul de comandă şi control a fost accelerată şi prin dezvoltarea recentă a dispozitivelor cu laser. În **Fig.4.11** sunt prezentate o seri de exemple de conversie a luminii în lucru mecanic.

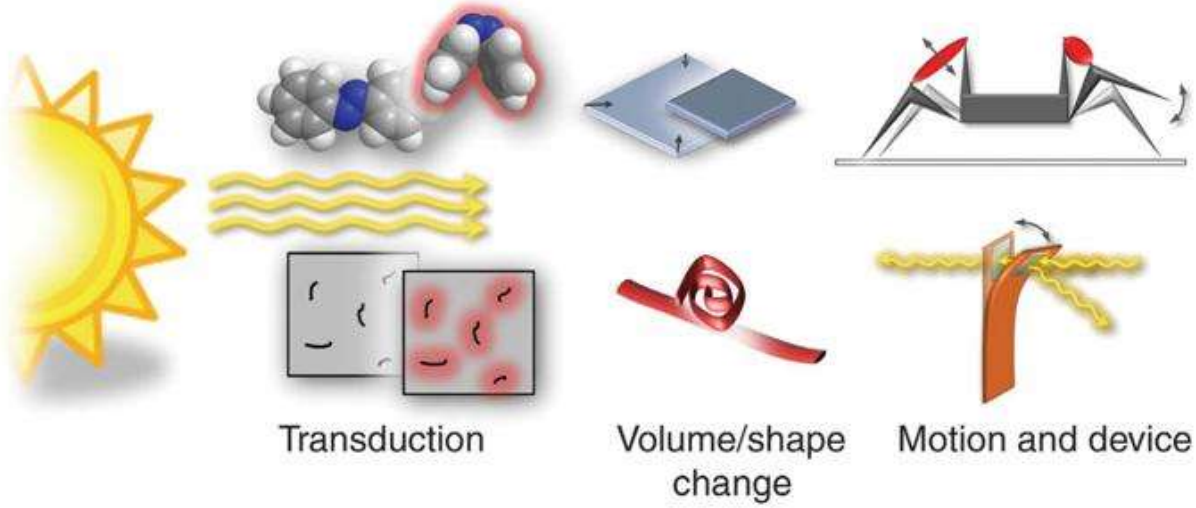


Fig.4.11 Conversia luminii în lucru mecanic. Fotonii emiși de o sursă de lumină și absorbiți de un material fotosensibil pot produce mișcare mecanică fie prin: (a) transformarea reversibilă a structurii fie prin (b) creșterea locală de temperatură prin intermediul unei descompuneri ne-radiante. Când aceste procese moleculare sunt amplificate până la producerea unor modificări de formă macroscopică sau de volum, lucrul mecanic sau mișcarea, care rezultă în urma acestor modificări pot fi integrate într-o serie întreagă de dispozitive telecomandate, cum ar fi *roboții* sau *oglinzile*

Caracteristicile intrinseci esențiale generării de lucru mecanic:

- eficiența de a transforma diverse forme de energie, una într-alta;
- variațiile modulului de elasticitate;
- rezistența mecanică;
- parametrii care cuantifică variațiile de formă.

La dispozitivele inteligente *viteza de reacție*, *forța* și *cursa dezvoltată* depind de soluția constructivă.

Potențialul remarcabil al dispozitivelor acționate prin fluxuri de fotoni este strâns legat de *capacitatea de a genera lucru mecanic*. Transformările locale induse de fluxurile de fotoni trebuie canalizate pentru dezvoltarea cât mai eficace a lucrului mecanic util.

Această triplă interacțiune dintre caracteristicile intrinseci ale materialului — *geometria dispozitivului inteligent* — *soluția inginerească* aplicată definește ansamblul de avantaje și dezavantaje ale polimerilor fotosensibili în rândul materialelor inteligente.

Fig.4.12-14 prezintă o serie de nomograme pentru alegerea și clasificarea actuatorilor din materiale inteligente.

Avantajele sistemelor acționate prin polimeri fotosensibili sunt: (i) greutate redusă, (ii) cursă mare și (iii) potențialul de a dezvolta frecvențe mari de reacție. Acestea calități le plasează în partea dreaptă-sus a Fig.4.12 și în cadranele din partea stângă-sus din Fig.4.13 și 4.14 (reprezentate pe fond alb).

Dintre polimerii fotosensibili, rețelele de cristale lichide de azobenzen pot dezvolta curse și frecvențe ridicate și au mase relativ reduse (10^{-7}–10^{-8} kg). În plus, aceste rețele de cristale lichide prezintă avantajul controlului simplificat, prin intermediul unei *lămpi*, a unui sistem de *lasere* sau a *fibrelor optice*, care se pot aplica atât la nivelul micropârghiilor cu mărimi de ordinul mm cât și la nivelul tijelor cu mărimi de ordinul μm.

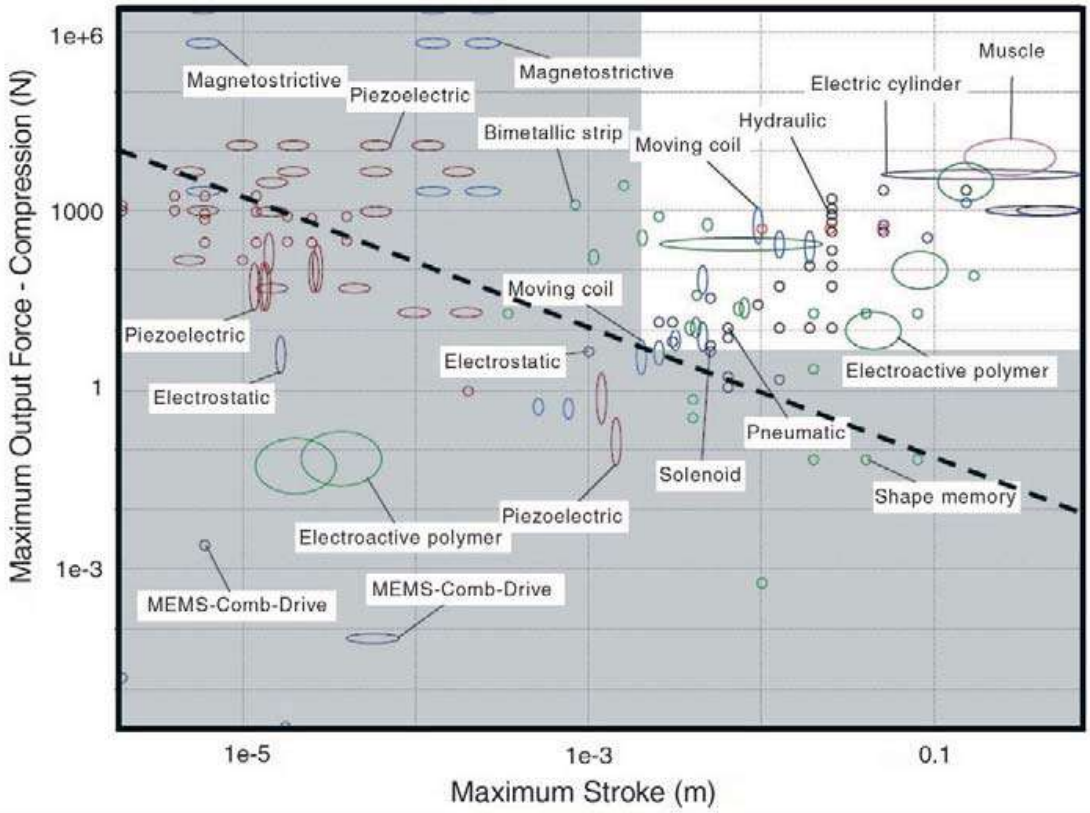


Fig.4.12 Alegerea și clasificarea actuatorilor după forța dezvoltată în funcție de cursa maximă (pe diagonală = capacitatea de a dezvolta un lucru mecanic de 0.01 Nm).

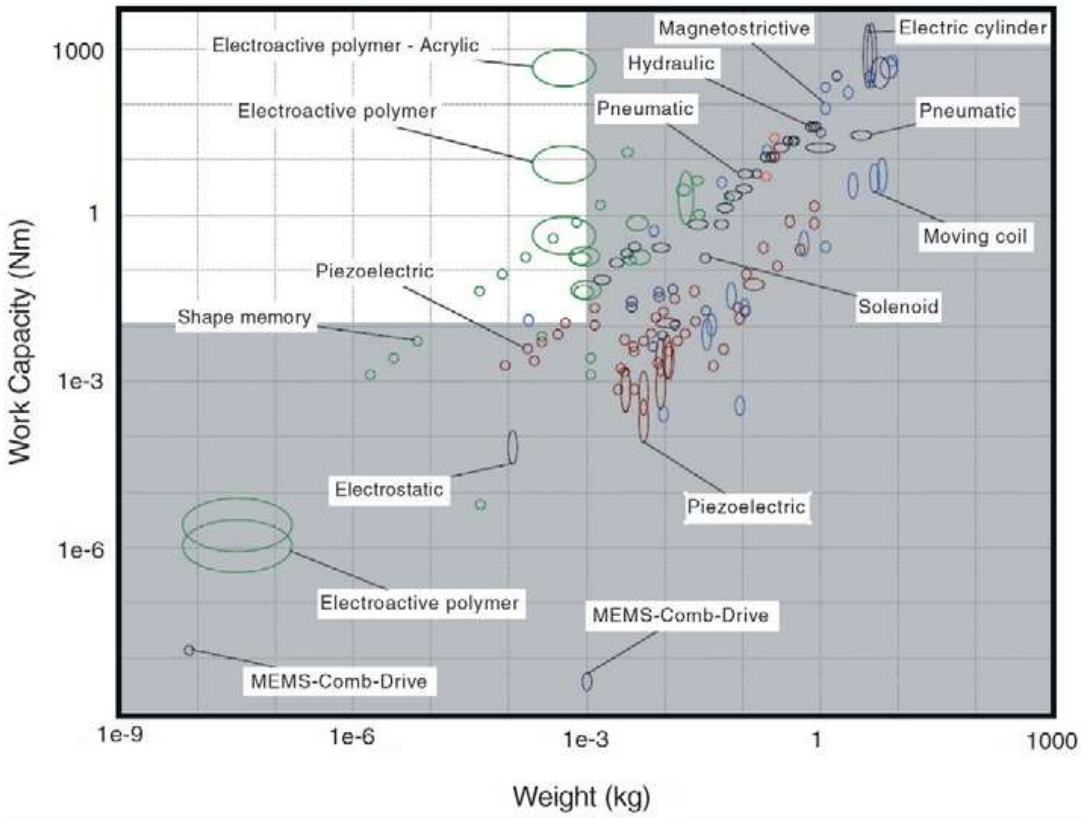


Fig.4.13 Alegerea și clasificarea actuatorilor după capacitatea de dezvolta lucru mecanic în funcție de masă

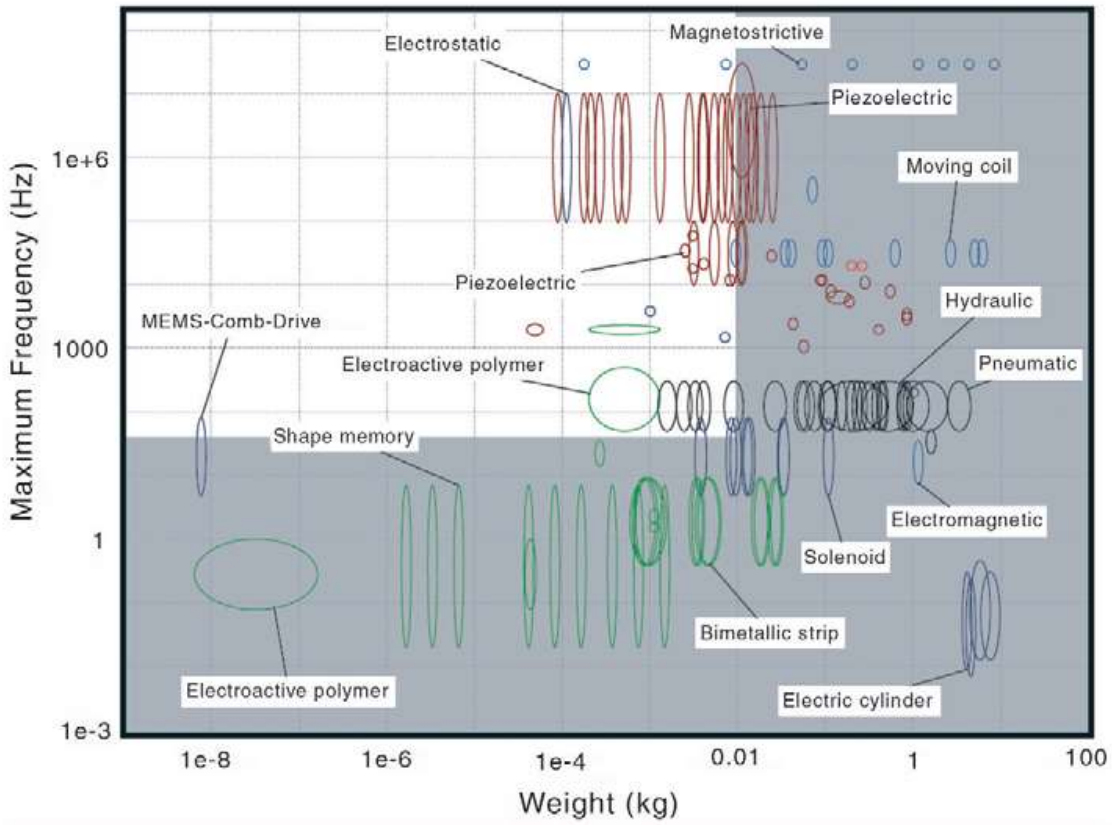


Fig.4.14 Alegerea și clasificarea actuatorilor după frecvența maximă de reacție în funcție de masă. Au fost prezentați actuatori cu mase reduse și frecvențe de reacție de peste 50 Hz

4.5 Efectul de memoria formei activat chimic

Când polimerii conţin *grupări reactive*, forma lor poate fi modificată şi prin reacţii chimice. Cei mai intens studiaţi sunt *polielectroliţii*, care disociază în ioni prin schimbarea pH-lui. Când aceşti polimeri sunt legaţi unul de altul prin agenţi de consolidare, reţeaua polimerică formează un gel sau un film care îşi modifică forma la adăugarea de *acid* sau de *bază* în apă.

Fig. 4.15 prezintă variaţia reversibilă de formă a unui film de acid poliacrilic prin adăugare alternativă de *acid* sau de *bază*. Contracția produsă de acid/ alungirea produsă de bază poate fi liberă sau generatoare de lucru mecanic.

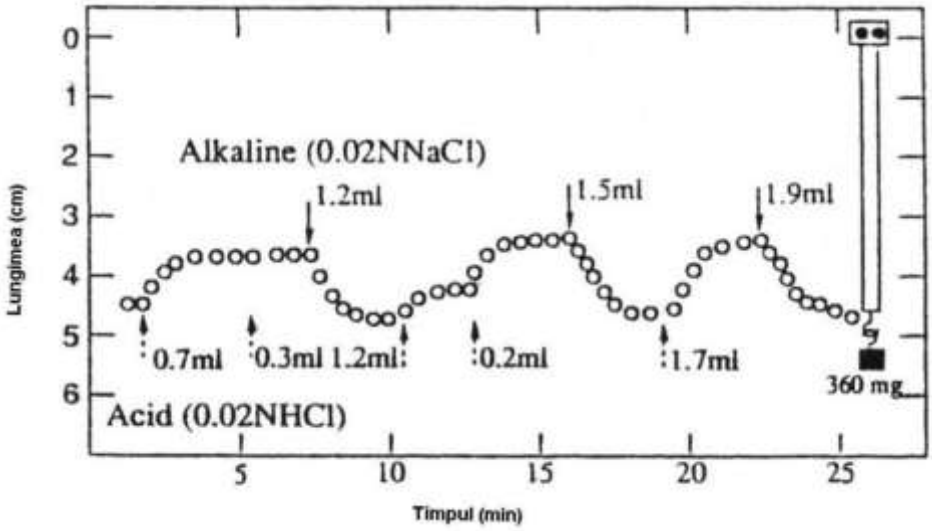


Fig.4.15 Modificări de formă ale unui film de acid poliacrilic prin adăugarea alternativă de *acid* (HCl) sau *bază* (NaCl) în apă

Lungimea iniţială a filmului este de 5cm, masa de 350mg iar sarcina aplicată de sarcină 360g (adică 3,5N). Filmul se contractă până la 1 cm prin adăugare de HCl 0,02n şi se alungeşte din nou, până la forma iniţială, prin adăugarea de NaCl. Ciclurile pot fi repetate până la 2000 de ori.

Dacă supunem gelurile la acţiune mecanică, forţa de contracţie ar trebui să fie mare. Pentru a realiza o forţă de contracţie ridicată a gelului, acesta trebuie să conţină un număr mare de reţele de consolidare sau să conţină o structură chimică rigidă.

Pentru a dezvolta forţe mai mari, o fibră de poliacrilonitril a fost *peroxidată* şi *hidrolizată* în *soluţia alcalină*. S-a obţinut o umflare puternică şi o contracţie în *soluţia acidă* sub o sarcină de 750g/cm^2 (aprox.750 KPa). Variaţia de lungime a fost în jur de 80% şi timpul de reacţie, contracţie-alungire a fost *sub 20s*. Tensiunea maximă de contracţie a fost de 12Kgf /cm^2 aprox. 1,2MPa. Forţa de contracţie este comparabilă cu cea a unui *muşchi viu* fixat pe un schelet. Pentru a dezvolta forţe de contracţie mari este necesar o structură chimică rigidă.

Polimerii sensibili la stimuli chimici vor reacționa în mod selectiv la excitațiile externe, rezultatul fiind obținerea așa-numitelor ***suprafețe inteligente***. Pentru „scrierea unui astfel de model" se poate utiliza un sistem de „perii polimerice amestecate" rezultate prin combinarea ***polivinilpiridinei*** și a ***poliizoprenului***, conform principiului ilustrat în **Fig.4.16**.

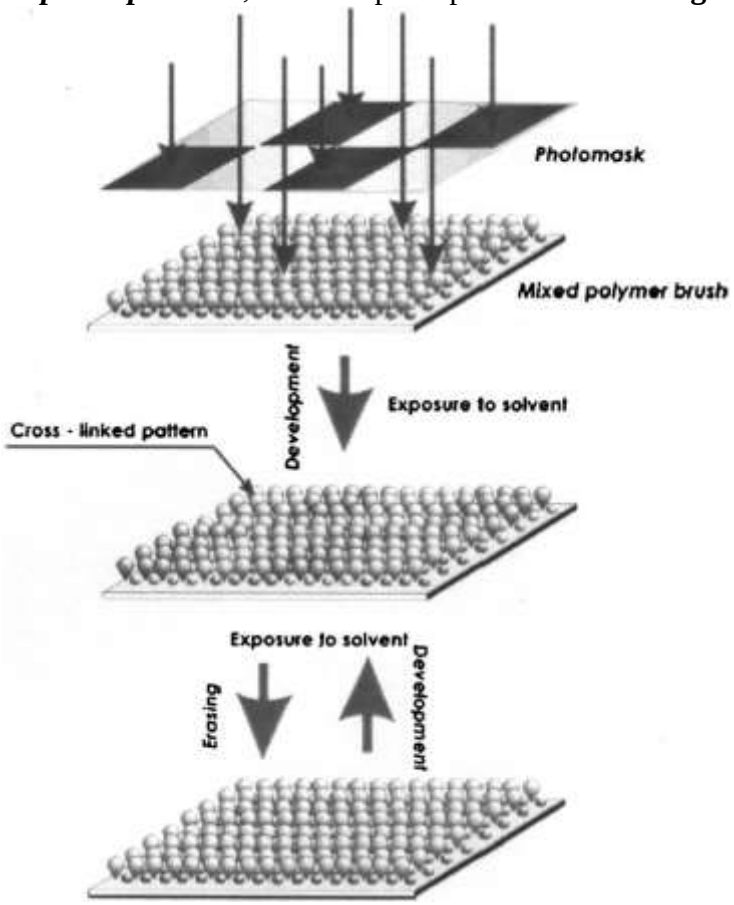


Fig.4.16 Reprezentare schematică a procesului de fotolitografie cu ajutorul periilor polimerice amestecate

Acest model este format și șters, în mod reversibil, în urma expunerii la un anumit solvent cu anumită valoare a pH-ului. În principiu, pe un substrat de Si, se depune un strat de *glicidoxipropil trimetiloxisilan*, pe care se depune un înveliș de 2,6 nm de poliizopren, rezultând o grosime totală de strat de cca. 5 nm. În urma expunerii selective, caracterul suprafeței se modifică din *hidrofil* în *hidrofob*. Expunerea la toluen va duce la formarea unei suprafețe hidrofobe iar expunerea la apă va cauza apariția unei suprafețe hidrofile, ca urmare a segregării celor doi polimeri.

Importanța acestei metode constă în capacitatea de a stoca proprietățile și starea filmului prin producerea polimerizării ulterioare ireversibile, fără distrugerea polimerului. După modelul prezentat în **Fig.4.16**, se aplică a mască pe suprafața tratată, apoi se aplică radiațiile UV care cauzează polimerizarea zonelor expuse, ceea ce înmagazinează morfologia suprafeței (măștii) împiedicând segregația fazelor. Suprafețele neiradiate își păstrează capacitatea de a reacționa la stimuli externi. De exemplu, după expunerea la etanol atât zonele iradiate cât și cele neiradiate au aceleași proprietăți de umectabilitate.
Însă, după trata-rea cu apă acidă, zonele neiradiate au devenit mai *hidrofile* decât zonele iradiate, după cum arată **Fig.4.17**.

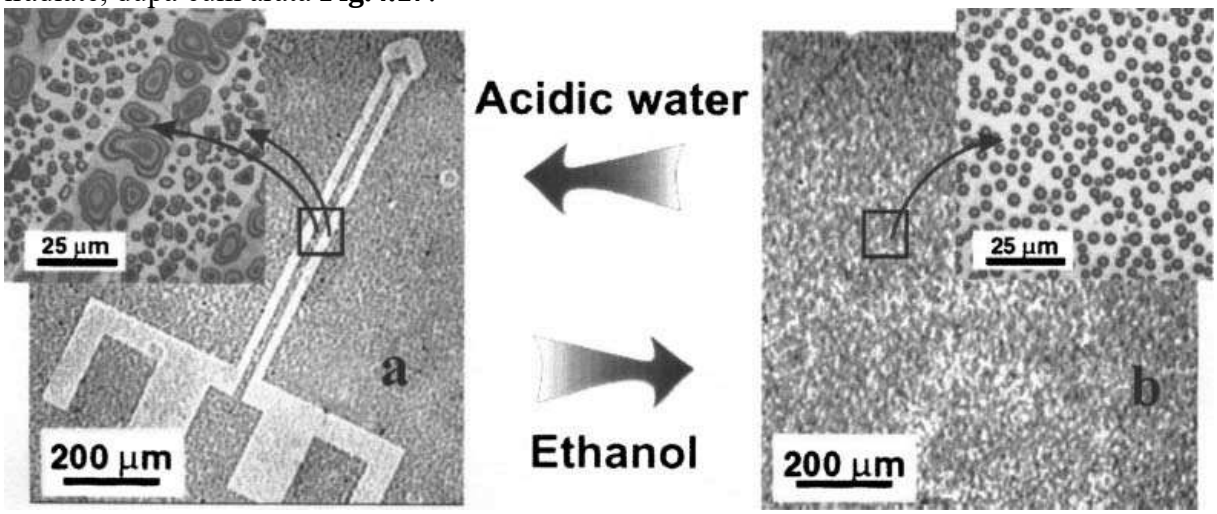
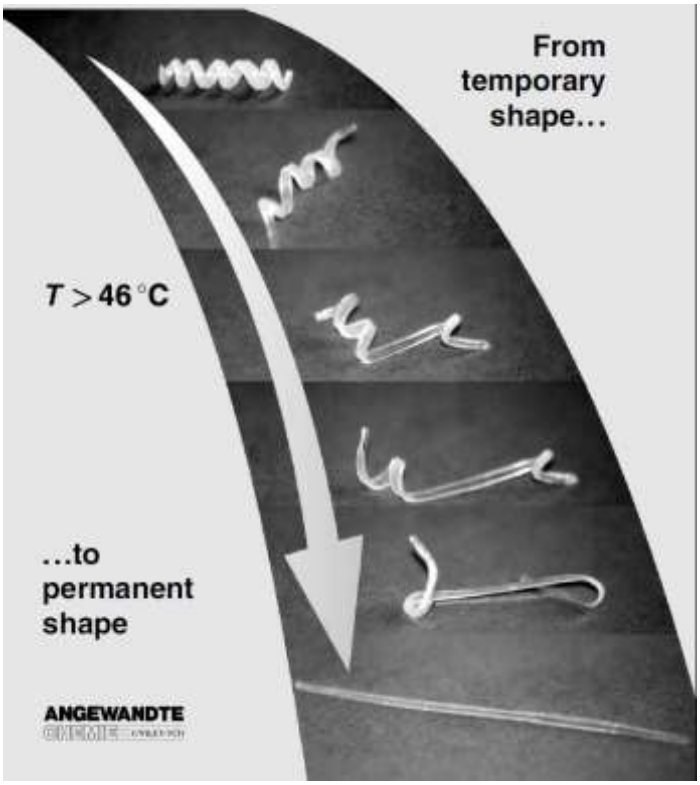


Fig.4.17 Absorbția picăturilor de apă de către peria polimerică de *polivinilpiridinei* copolimerizată cu *poliizopren* în condițiile: (a) creării modelului; (b) ștergerii modelului

4.6 Polimeri termoplastici cu memoria formei

Atunci când dezvoltă EMF, un polimer termoplastic cu memoria formei, trece printr-o succesiune de forme intermediare, între forma rece și cea caldă.



În ultimii ani s-au dezvoltat polimerii cu memoria formei (PMF) cu proprietăți superioare aliajelor (AMF). Superioritatea este datorată:

- prelucrării și ”programării” mai ușoare
- prețului mai redus
- deformațiilor recuperabile mai mari
- timpului de reacție mult mai redus, față de AMF, datorită flexibilității superioare a lanțurilor polimerice în raport cu grăunții cristalini.

Efectul de memoria formei în polimeri a fost obținut pentru prima dată în 1941 prin intermediul unui brevet de invenție:
L.B.Vernon, H.M.Vernon, *Producing Molded Articles such as Dentures from Thermoplastic Synthetic Resins*, US Patent 2234993.
Efectul de memoria formei la PMF:

- nu este legat de o anumită proprietate de material a polimerilor individuali;
- rezultă dintr-o combinație a structurii și morfologiei polimerilor împreună cu prelucrarea aplicată și cu tehnologia de programare.
- constă dintr-o deformație macroscopică care depinde de acțiunile combinate ale structurii moleculare, ale morfologiei și ale ciclului termomecanic specific, de încărcare-descărcare.
- este rezultatul a două procese concurente:
  - tranziția de la comportamentul tip cauciuc (faza cristalină), dominat de energia entropică, la temperaturi înalte la comportamentul sticlos (faza vitroasă inițială), dominat de energia internă la temperaturi scăzute
  - înmagazinarea, prin răcire, a deformației imprimate la temperaturi ridicate, rezultând așa-numita fază sticloasă înghețată.

4.6.1 Efectul de memoria formei activat termic

EMF activat termic nu este legat de o anumită proprietate a unui polimer anume ci este rezultatul combinării mai multor factori:

- structura polimerului;
- morfologia polimerului;
- tehnologia de prelucrare și programare

Comportamentul de memoria formei a fost observat la o largă categorie de polimeri și se bazează pe procesul de programare, descris în **Fig.4.18**.

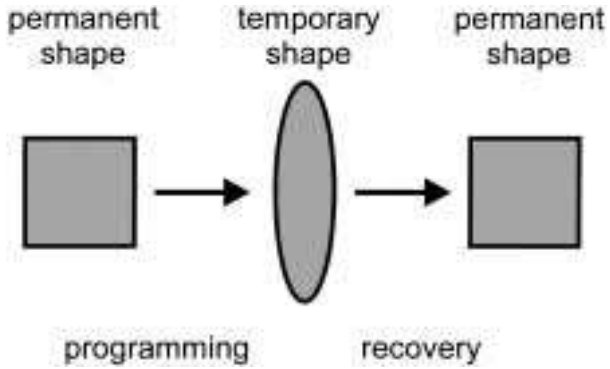


Fig.4.18 Reprezentare schematică a EMF indus termic la polimeri. Forma temporară este imprimată prin programare. La încălzirea peste T_{trans} se obține recuperarea formei permanente (Lendlein, *2002*).

Mai întâi, PMF este prelucrat convențional după care capătă o ***formă permanentă***. Apoi este deformat, imprimându-i-se o ***formă temporară*** care este fixată, prin procesul de programare. Procesul de programare constă fie din încălzirea probei-deformare-răcire fie din tragere la temperatură scăzută (tragere la rece). După programare, forma permanentă rămâne

”înmagazinată” iar proba prezintă forma temporară. Încălzirea probei peste temperatura de transformare T_{trans} induce EMF, prin care are loc recuperarea formei permanente, înmagazinată. O nouă răcire a PMF, sub T_{trans}, nu este însoțită de modificare de formă. Însă aplicarea unui nou proces de programare, incluzând deformare mecanică, poate duce la obținerea unei noi forme temporare care nu trebuie, neapărat, să fie identică cu prima.

Fig.4.19 prezintă evoluția și structura schematică a unui copolimer de polidimetilacrilatcaprolactonă și butilacrilat.

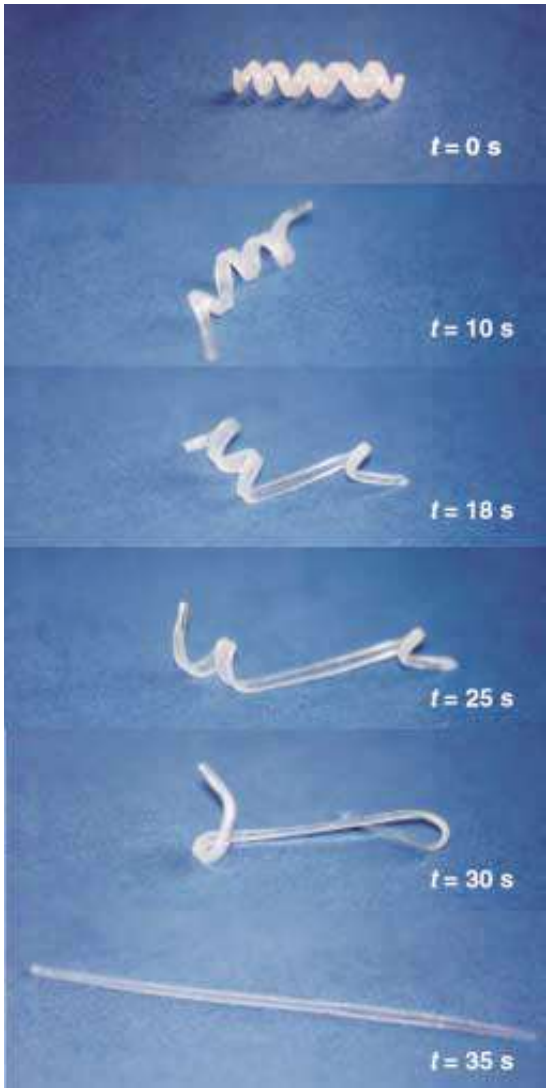


Fig.4.19 Tranziția de la forma temporară (spirală) la forma permanentă (bară), în cazul unui copolimer de polidimetilacrilatcaprolactonă și butilacrilat în proporție de 50:50. Temperatura de comutație este 46^0C. Procesul de recuperare durează 35 s, după o încălzire până la 70^0C (Lendlein, *2002*).

Forma permanentă a copolimerilor este de bară iar cea temporară, obținută după programare, este de spirală. Sub efectul aerului cald, la 70^0C, forma permanentă este recuperată, imediat după depășirea temperaturii T_{trans}. În condițiile aplicării unei *programări optimizate* corespunzătoare, *precizia de recuperare a formei permanente este de peste 99%*, ceea ce face PMF eligibili pentru aplicații cu valoare mare încorporată.

Din anii 1960 polietilena, care este legată covalent prin intermediul radiației ionizante, și-a găsit largi aplicații sub formă de ***tuburi*** *sau* ***filme termocontractabile***, în special pentru izolarea cablurilor electrice sau pentru protecția anticoroziune a conductelor.

În general interacţiunile de lanţ între polimeri sunt atât de slabe încât lanţurile unidimensionale nu pot păstra o anumită formă deasupra lui T_v. Memoria formei se poate realiza prin:

- ramificare;
- consolidare;
- agăţări;
- prinderi ale macromoleculelor în stare sticloasă.

Pentru a menţine o stare stabilă, lanţurile polimerice trebuie să aibă o reţea tridimensională. Variantele de interacţiune dintre lanţurile de polimeri utilizate pentru construirea reţelei tridimensionale sunt:

- formarea cristalelor agregate sau a stării amorfe (reversibile termic şi folosite pentru menţinerea formei de tranziţie);
- *ramificarea chimică* (construirea formei inițiale);
- *ramificarea fizică* prin agăţare/ încâlcire (construirea formei inițiale)

Chiar și polimerii larg utilizaţi, cum ar fi polimetacrilatul de metil (PMMA) sau policlorură de vinil (P.V.C) pot prezenta efecte de memoria formei (EMF) în anumite condiţii.

De exemplu PMMA curge în prezența agenţilor de consolidare şi nu-şi poate menţine forma când temperatura creşte peste T_v (105^0C).

Forma polimerului poate fi totuşi modificată după dorinţă la temperaturi apropiate de T_v (T_v - 10^OC) şi revine la forma inițială peste T_v.

Fig.4.20 prezintă recuperarea formei la 2 probe de PMMA, prima comprimată cu 50 % la 80^0C iar cea de-a doua la 120^0C. Cu T_c şi t_c s-au notat temperatura de comprimare şi respectiv timpul de comprimare.

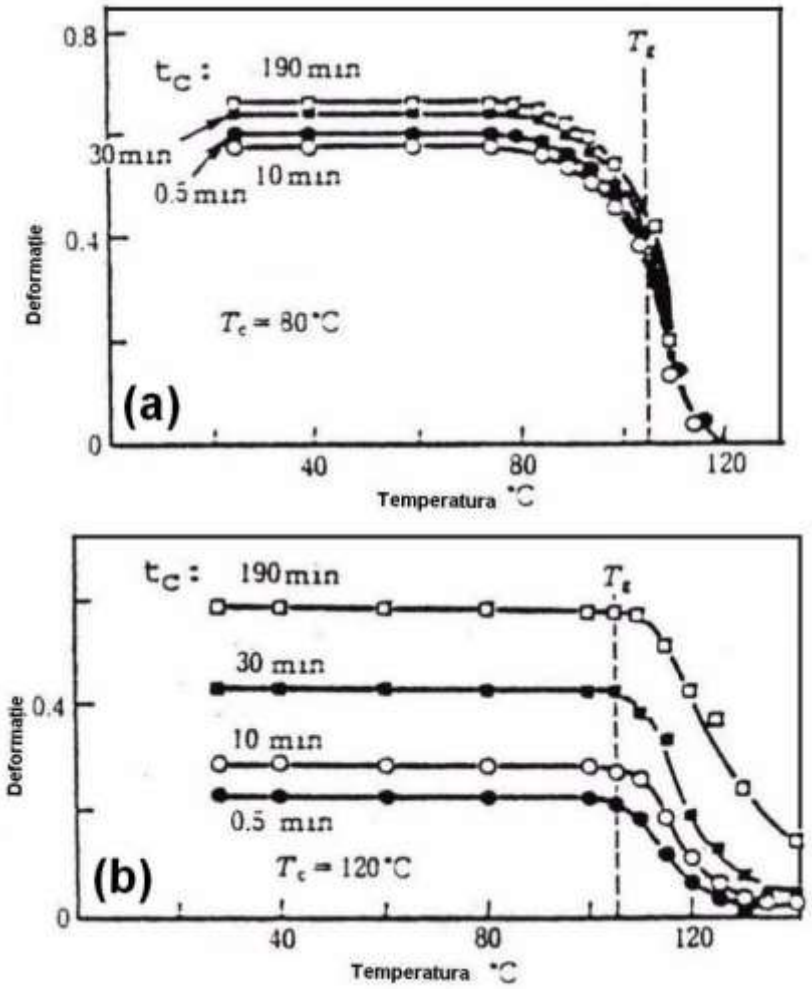


Fig.4.20 Variația deformației în timpul încălzirii (însoțită de recuperarea formei inițiale) pentru probele de PMMA care au fost comprimate cu 50 % la temperatura de: (a) 80^0C; (b) 120^0C (t_c este timpul de comprimare, iar T_c este temperatura de comprimare)

Proba de PMMA care a fost tratată la $80^{O}C$ (adică la $25^{0}C$ sub temperatura de vitrifiere, $105^{0}C$) a revenit la forma inițială atunci când a fost încălzită peste T_v, notată cu T_g în Fig.4.20(a), indiferent de durata de comprimare.
Pe de altă parte, Fig.4.20(b) arată că proba comprimată la T_c=$120^{O}C$ pentru durate de timp t_c > 30 minute nu-și poate reveni la forma inițială. Cu cât este mai lungă durata de comprimare cu atât este mai mare deformarea permanentă.
Se poate trage concluzia că memoria formei inițiale se pierde atunci când proba este comprimată la $15^{0}C$ peste T_v însă se păstrează atunci când comprimarea se aplică sub T_v.
Această comportare este comună majorității polimerilor organici.
Un nou concept de PMF îl reprezintă așa-numitele sisteme polimerice, care reprezintă familii de polimeri la care proprietățile macroscopice (ex.: proprietățile mecanice sau T_{trans}) pot fi controlate prin intermediul unei *variații specifice a parametrilor moleculari*. În felul acesta este posibil să se modeleze o anumită *combinație specifică de proprietăți*, care sunt necesare pentru anumite aplicații, prin simpla variație a compoziției chimice.
Mecanismul EMF activat termic la polimeri poate fi explicat printr-o *abordare termodinamică*. În stare amorfă, lanțurile de polimeri au o orientare complet întâmplătoare, în cadrul matricii. Se notează cu W probabilitatea formării unei configurații puternic spiralată, care are entropie maximă și reprezintă starea cea mai probabilă pentru un lanț polimeric liniar. Considerând k-constanta lui Boltzman, k = R/N = $1{,}38\times10^{-23}$ J/ K, atunci entropia sistemului polimeric devine:

$$S_{conf} = k \ln W \qquad (4.3)$$

În timpul tranziției activate termic, din stare sticloasă în stare de tip cauciuc, rotațiile în jurul segmentelor de legătură devin din ce în ce mai puțin împiedicate.
Rezultă PMF cu configurații compacte, spiralate întâmplător, deoarece *configurația spiralată* este *favorizată* d.p.d.v *entropic* față de configurație liniară alungită.
Un PMF cu lanțurile polimerice *spiralate întâmplător*, care are o masă moleculară medie de peste 20.000, se alungește puternic după direcția unei forței externe, aplicate. Dacă forța este aplicată un timp scurt, din cauza *încâlcelii (*agățării) *lanțurilor polimerice cu lanțurile vecine*, nu se va produce o deplasare importantă a lanțurilor polimerice iar proba își va rebodândi forma la puțin timp după îndepărtarea sarcinii aplicate (efect postelastic). Dacă forța externă va fi aplicată o durată mai mare de timp, apar procese de *relaxare* a lanțurilor polimerice, însoțite de *deformația plastică, ireversibilă* a probei, din caza *alunecării* și *descâlcirii* (desprinderii) lanțurilor polimerice.
Pentru împiedicarea alunecării și curgerii reciproce a lanțurilor polimerice se aplică ramificarea (reticularea) fizică sau chimică.

4.6.2 PMF ramificați fizic

PMF reprezentativi pentru această categorie sunt:
(i) poliuretanii, cu grupuri funcționale mesogene sau cu componente ionice;
(ii) butadien-stirena;
(iii) policlorura de vinil; etc.
Prin formarea punctelor fizice de legătură, faza cu cea mai ridicată temperatură de tranziție (T_{trans}), pe de o parte, oferă rezistența mecanică a materialului, iar pe de altă parte este responsabilă pentru *fixarea* acestuia și determinarea formei permanente. În funcție de tranziția termică suferită de segmentul de comutație, pe care se bazează EMF, T_{trans} poate fi: 1-temperatura de topire (T_m) sau 2-temperatura tranziției vitroase (T_g).
Topirea segmentelor de comutație este însoțită de o tranziție bruscă, pe un interval restrâns de temperatură;
Tranziția vitroasă a segmentelor de comutație se produce pe un interval mai larg de temperatură.
Dacă nu există suficientă separație de fază între blocul care determină segmentul dur (*blocul A*) și blocul care determină segmentul de comutație (*blocul B*), poate apare o tranziție vitroasă

mixtă. Și tranziția vitroasă mixtă poate acționa segmentele de comutație, determinând apariția EMF. **Tab.4.2** prezintă combinațiile posibile între blocurile care determină segmentele dure și blocurile care determină segmentele de comutație, în cazul PMF liniari.

Tab.4.2 Combinații posibile de blocuri polimerice care determină segmentele dure (A) și blocuri care determină segmentele de comutație (B) la PMF liniari. Polimerii din categoria 1 au forma permanentă determinată de temperatura de topire a blocului A ($T_{perm}=T_mA$) iar cei de categoria 2 au forma permanentă determinată de temperatura tranziției vitroase a blocului A ($T_{perm}=T_gA$)

Categoria	Blocul A (dur)		Blocul B (moale)		Copolimeri de tip bloc cu faze segregate	
	Cea mai ridicată tranziție termică	A doua tranziție termică	Cea mai ridicată tranziție termică	A doua tranziție termică	T_{perm}	Temperaturi posibile ale tranzițiilor de comutație
1.1	T_mA	T_gA	T_mB	T_gB	T_mA	T_mB, T_gA, T_gB
1.2	T_mA	T_gA	T_mB	T_gB	T_mA	T_mB, T_{gmix}
1.3	T_mA	T_gA	T_gB		T_mA	T_gA, T_gB
1.4	T_mA	T_gA	T_gB		T_mA	T_{gmix}
2.1	T_gA		T_mB	T_gB	T_gA	T_mB, T_gB
2.2	T_gA		T_mB	T_gB	T_gA	T_mB, T_{gmix}
2.3	T_gA		T_gB		T_gA	T_gB

Prima categorie de polimeri termoplastici cu memoria formei sunt poliuretanii. Poliesteruretanul este un copolimer care conține:

- segmentele dure de uretan,
- segmentele de comutație (moi) de caprolactona
- alte grupuri funcţionale mesogene (segmente fundamentale care induc ordinea structurală).

În mod uzual, grupurile funcţionale mesogene aliniază moleculele într-una sau mai multe direcţii iar *porţiunile flexibile* favorizează existenţa *fluidităţii*. Segmentul mesogen (de tip bară sau disc, ca în **Fig.4.21**) joacă un rol crucial în stabilirea formei cristalelor lichide.

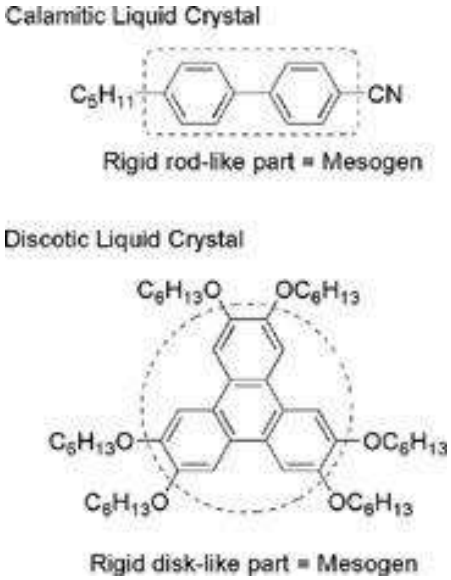


Fig.4.21 Grupuri funcţionale mesogene în formă de bară (sus) sau de disc (jos)

La polimeri, structurile mesogene conţin, pe lângă legături de tip covalent şi legături de hidrogen, legături ionice şi de tip metalic.
Pentru evidențierea efectului pe care îl are proporția de poliuretan (*TPU*), au fost folosite filme formate din macromolecule de policaprolactonă (*PCL*), ca segment moale, cu masa moleculară medie între 2000 (2TPU) și 4000 (4TPU) aliate cu proporții de poliuretan, ca segment dur, variind între 40 (2TPU4 sau 4TPU4) și 60 % (2TPU6 sau 4TPU6).
Termogramele DSC din **Fig.4.22** arată variații ale cantității de căldură la temperatura *tranziției vitroase* a *PCL* (T_{gs}), la temperatura de topire a *PCL* (T_{ms}) și la temperatura de topire a *TPU* (T_{mh}). Rezultatele DSC arată că acest copolimer are fazele separate, segmentele dure și moi fiind cristaline.

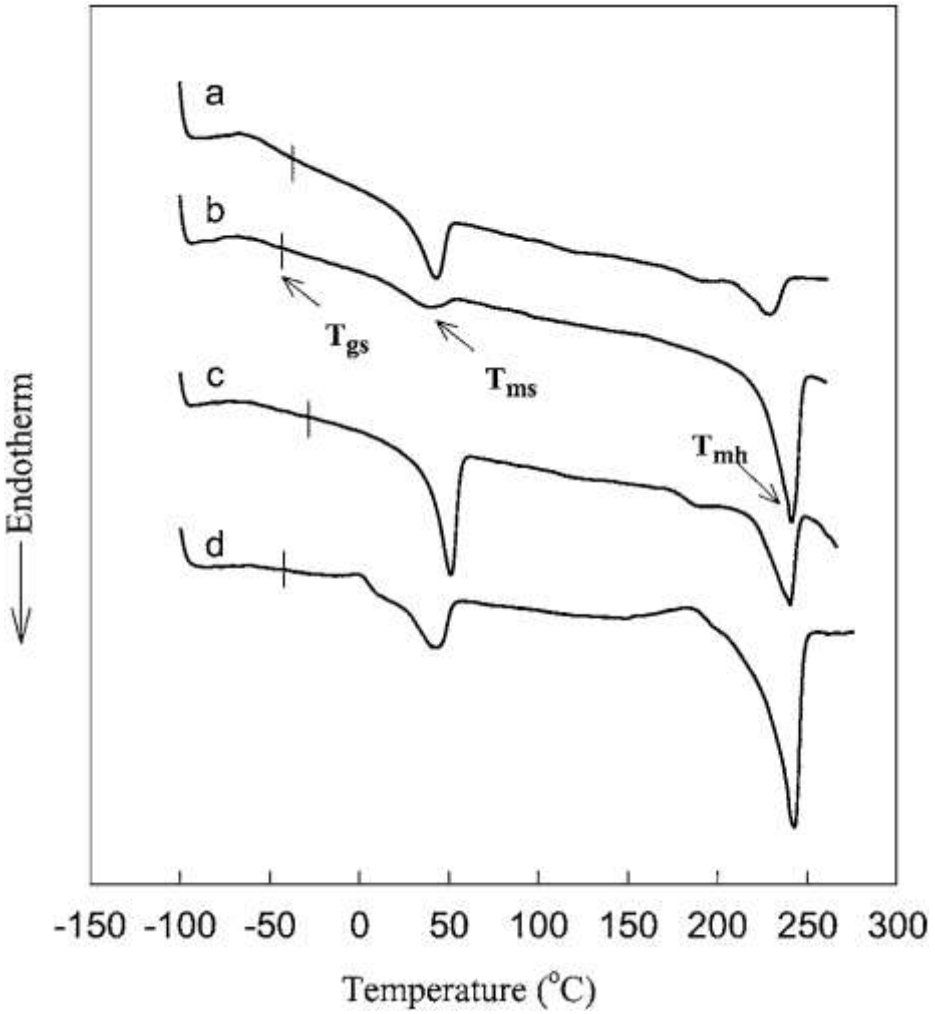


Fig.4.22 Termograme DSC ilustrând efectele varierii cantității de TPU: (a) 2TPU4, (b) 2TPU6, (c) 4TPU4, (d) 4TPU6 (Jeong, *2001*).

Analizând variațiile temperaturilor de topire T_{mh} (TPU) și T_{ms} (PCL) și variațiile cantității de căldură produse la aceste temperaturi, s-a constatat că toți parametrii au scăzut odată cu reducerea cantității de PCL (ceea ce echivalează cu reducerea lungimii lanțului polimeric al segmentului moale, numit și bloc de comutație, de la 4000 la 2000 de molecule) dacă se consideră drept fixă cantitatea de TPU (segmentul dur).
În **Fig.4.23, 4.24, 4.25** și **4.26** sunt prezentate variațiile modulului de elasticitate (*E*) și ale frecării interne (*tanδ*), determinate cu ajutorul unui analizor termic mecano-dinamic, pentru amestecuri de PVC cu 2TPU4, 2TPU6, 4TPU4 și respectiv 4TPU6
Se poate observa că maximul lui tan δ se deplasează ușor, odată cu variația compoziției, de la PVC pur către copolimer PCL/TPU pur.

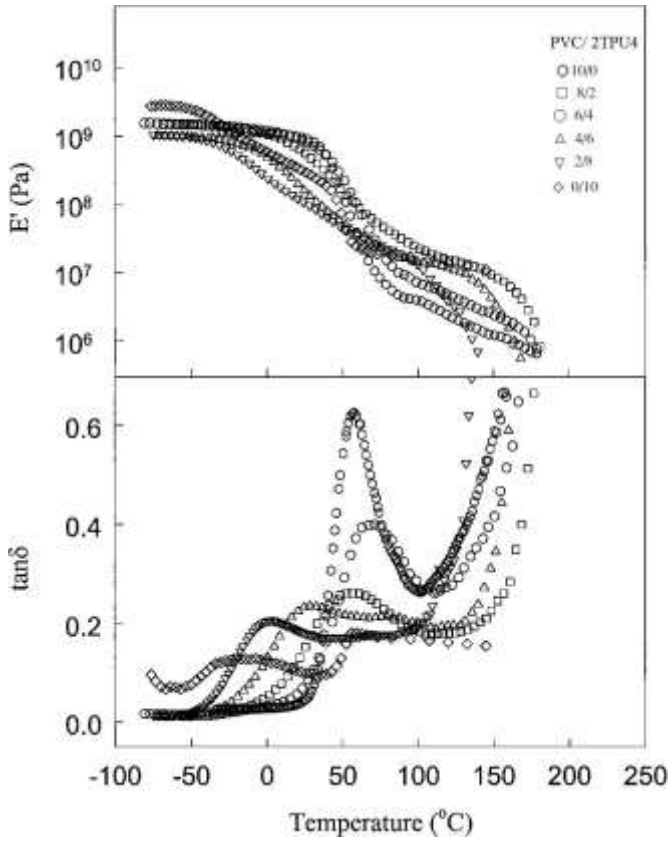


Fig.4.23 Variațiile modulului de elasticitate (sus) și ale frecării interne (jos) în funcție de temperatură, pentru diverse proporții ale amestecului PVC/2TPU4 (Jeong, *2001*)

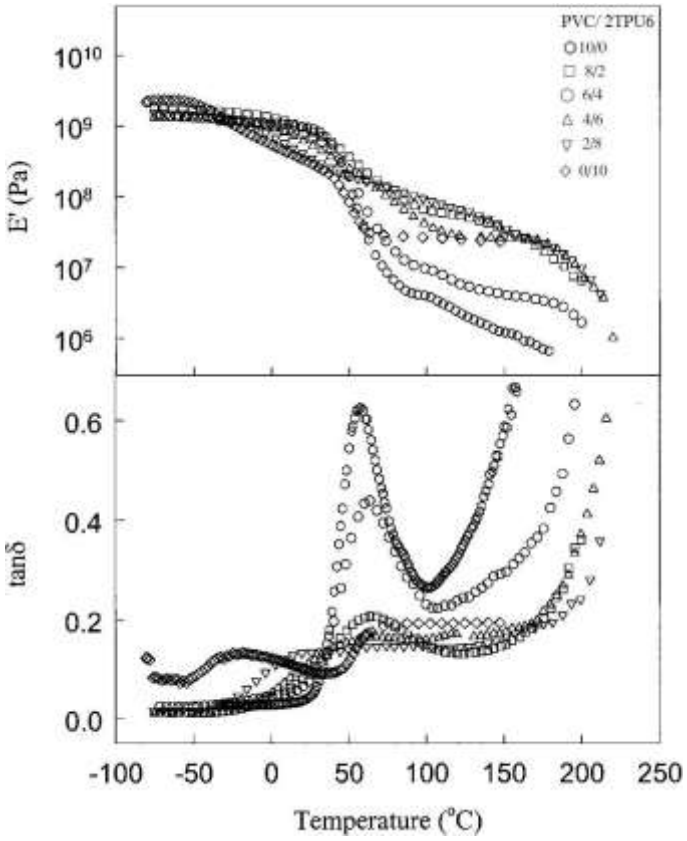


Fig.4.24 Variațiile modulului de elasticitate (sus) și ale frecării interne (jos) în funcție de temperatură, pentru diverse proporții ale amestecului PVC/2TPU6 (Jeong, *2001*)

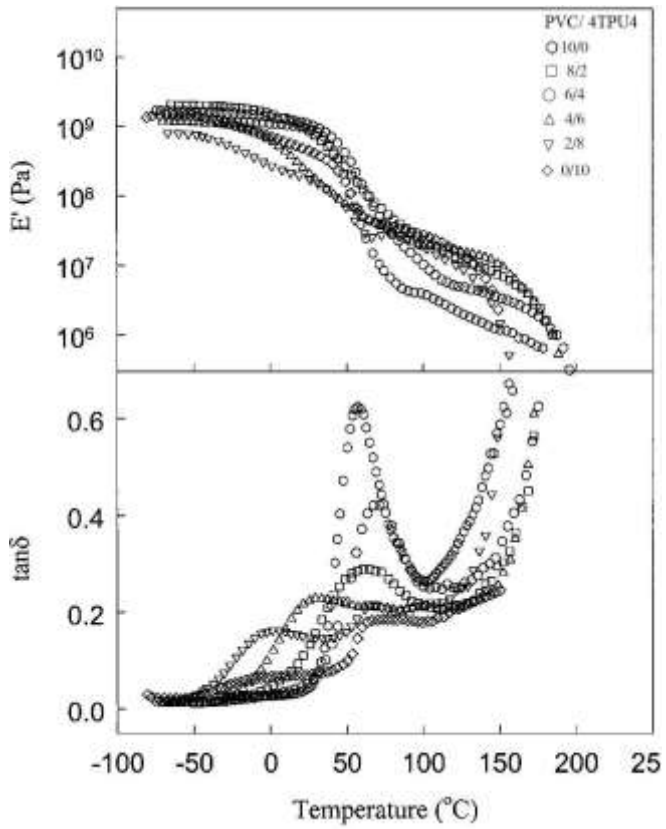


Fig.4.25 Variațiile modulului de elasticitate (sus) și ale frecării interne (jos) în funcție de temperatură, pentru diverse proporții ale amestecului PVC/4TPU4 (Jeong, *2001*)

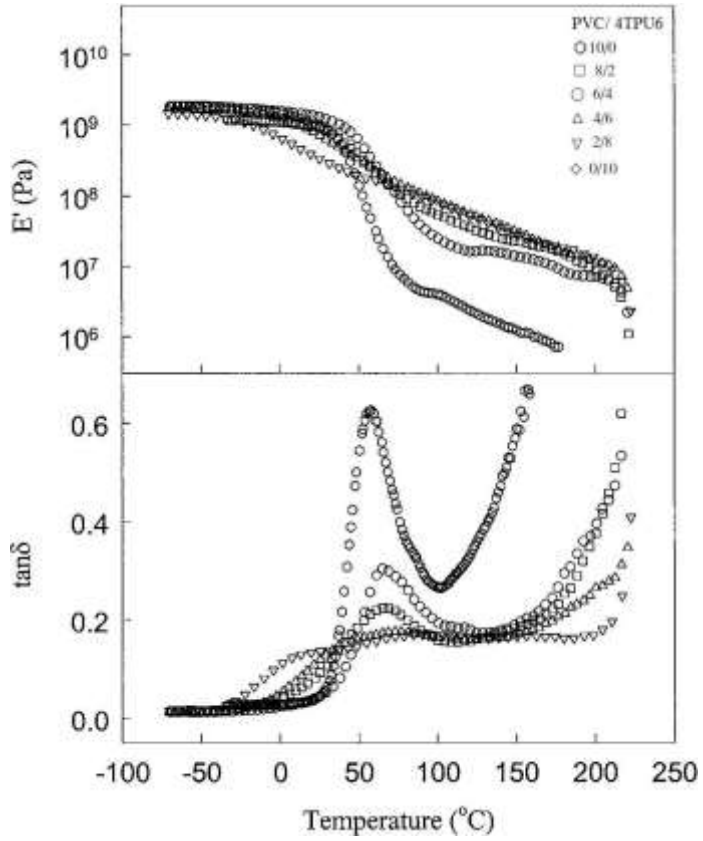


Fig.4.26 Variațiile modulului de elasticitate (sus) și ale frecării interne (jos) în funcție de temperatură, pentru diverse proporții ale amestecului PVC/4TPU6 (Jeong, *2001*)

Valoarea mai ridicată a modului de elasticitate al amestecurilor, în comparație cu PVC pur, arată că segmentele (blocurile) dure își îndeplinesc rolul de ramificator-durificator fizic. Odată cu creșterea proporției ocupate de segmentele (blocurile) dure, se observă o creștere a modulului de elasticitate mai evidentă în Fig.4.24 fată de Fig.4.23 și în Fig.4.26 față de Fig.4.25.
Toate rezultatele măsurătorilor efectuate cu analizorul termic mecano-dinamic arată că atât segmentele dure cât și cele moi au contribuții separate în cadrul amestecului PVC/ TPU.
Din **Fig.4.27(a)** se observă că temperatura de recuperare scade odată cu creșterea proporției fragmentelor cu 40 TPU.

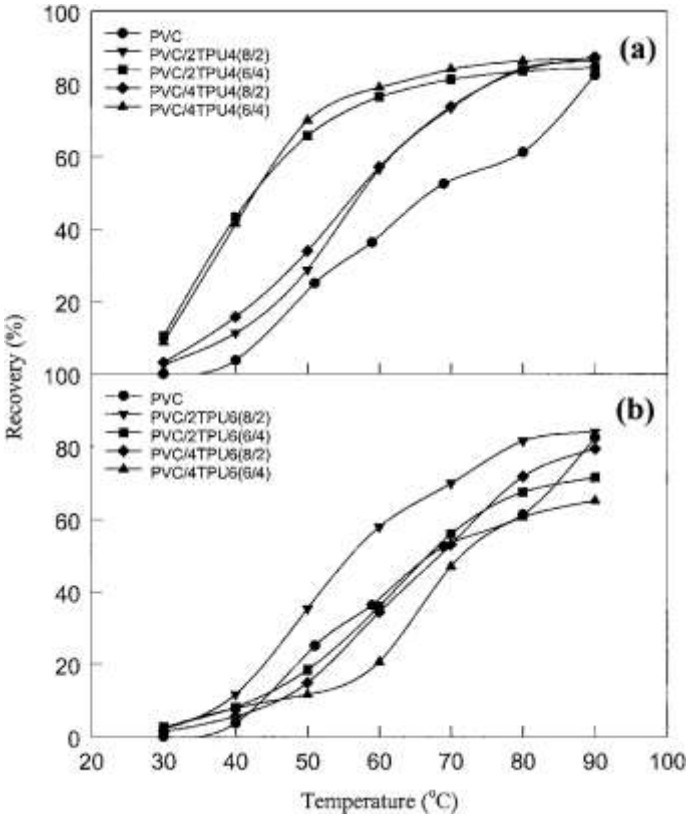


Fig.4.27 Variația gradului de recuperare al amestecurilor PVC/ TPU: (a) la 40 % TPU; (b) la 60 % TPU (Jeong, *2001*)

Acest efect nu este la fel de evident în Fig.4.27(b), în cazul fragmentelor de 60 % TPU. Diferența dintre variațiile observate în Fig.4.27(a) și (b) a fost atribuită valorilor mai ridicate ale *modulului de elasticitate* la *temperaturi mari*, care au fost observate în cazul fragmentelor cu 60 % TPU față de fragmentele cu 40 % TPU (module de elasticitate mai mari în Fig.4.24 față de Fig.4.23 și în Fig.4.26 față de Fig.4.25). Rezultatele arată superioritatea copolimerilor care conțin PCL, drept component principal, (40 % TPU) din punct de vedere al modificării temperaturii de recuperare a PVC.
Pentru a examina EMF la amestecurile PVC/ TPU au fost efectuate încercări ciclice la tracțiune. Proba a fost alungită la T_g+30^{0}C, până la deformație ε_m =100 %, cu o viteza de deformare de 10 mm/ min. Apoi, *menținând alungirea* la ε_m, proba a fost *răcită* la 20^{0}C și *descărcată*. Descărcarea a fost însoțită de o mică revenire.
Apoi proba a fost încălzită la T_g +30^{0}C și menținută la această temperatură timp de 10 min, pentru a permite recuperarea deformației. În felul acesta a fost completat primul ciclu termomecanic (N =1) care a lăsat o alungire permanentă ε_p, după care începe ciclul al doilea (N =2). PCV se deformează la 2 MPa în primul ciclu iar apoi deformația permanentă și tensiunea scad, în ciclurile următoare, sugerând că agățarea fizică nu este suficient de rigidă pentru a păstra forma inițială. Comportarea mecanică a PVC este prezentată în **Fig.4.28**.

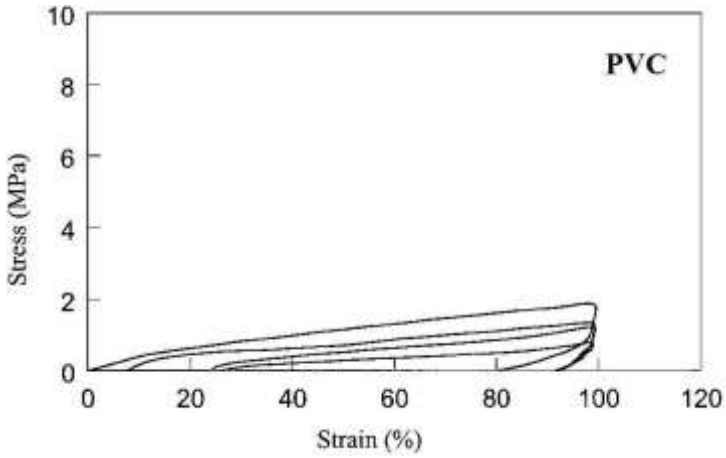


Fig.4.28 Comportarea ciclică la tracțiune a PVC

La ciclarea probelor obținute din amestec PVC/ TPU=8/2 se constată creșterea tensiunii de deformare și păstrarea formei buclelor tensiune-deformare, **Fig.4.29**.

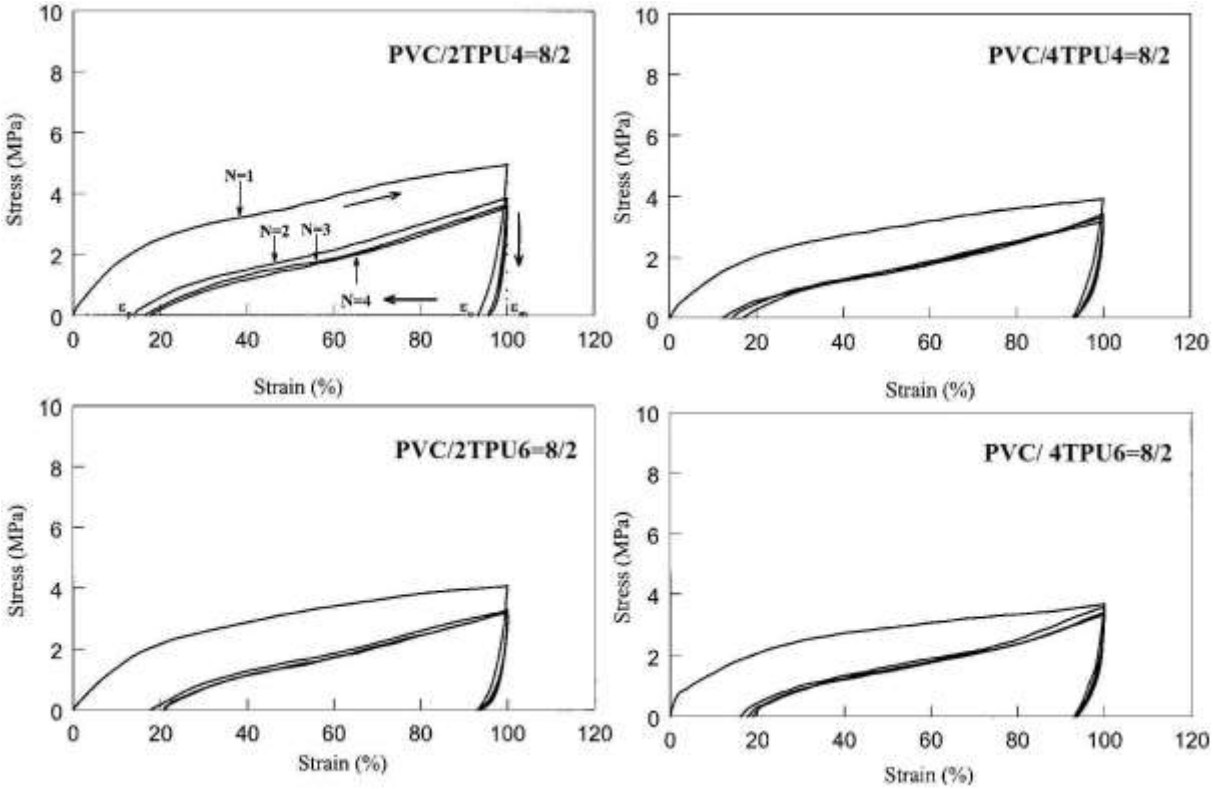


Fig.4.29 Comportarea la ciclurile de încărcare la tracțiune la T_g+30^{0}C, descărcare la 20^{0}C, încălzire la T_g+30^{0}C și menținere 10 min a probelor de amestec PVC/ TPU = 8/2 (Jeong, *2001*)

Rezultatele arată că structura fixă, care memorează forma permanentă a fost durificată prin prezența blocurilor dure de TPU. Cu toate acestea, **Fig.4.30** arată că, la creșterea proporției PVC/ TPU la 6/4, valoarea alungirii permanente crește după primul ciclu termomecanic. Această creștere poate fi atribuită variațiilor de peste 100 MPa ale modulului de elasticitate, din starea sticloasă în cea cauciuc, odată cu încălzirea peste T_g (conform Fig.4.23-4.26), care pot favoriza apariția deformațiilor permanente ale blocurilor dure. Concluziile amestecării PVC/ TPU sunt următoarele:

- amestecurile au prezentat separație de fază, în domeniul segmentului dur (TPU) și domeniul de comutație (PVC/ PCL), a cărei temperatură de tranziție vitroasă T_g a variat continuu la variația proporției PVC/ PCL;

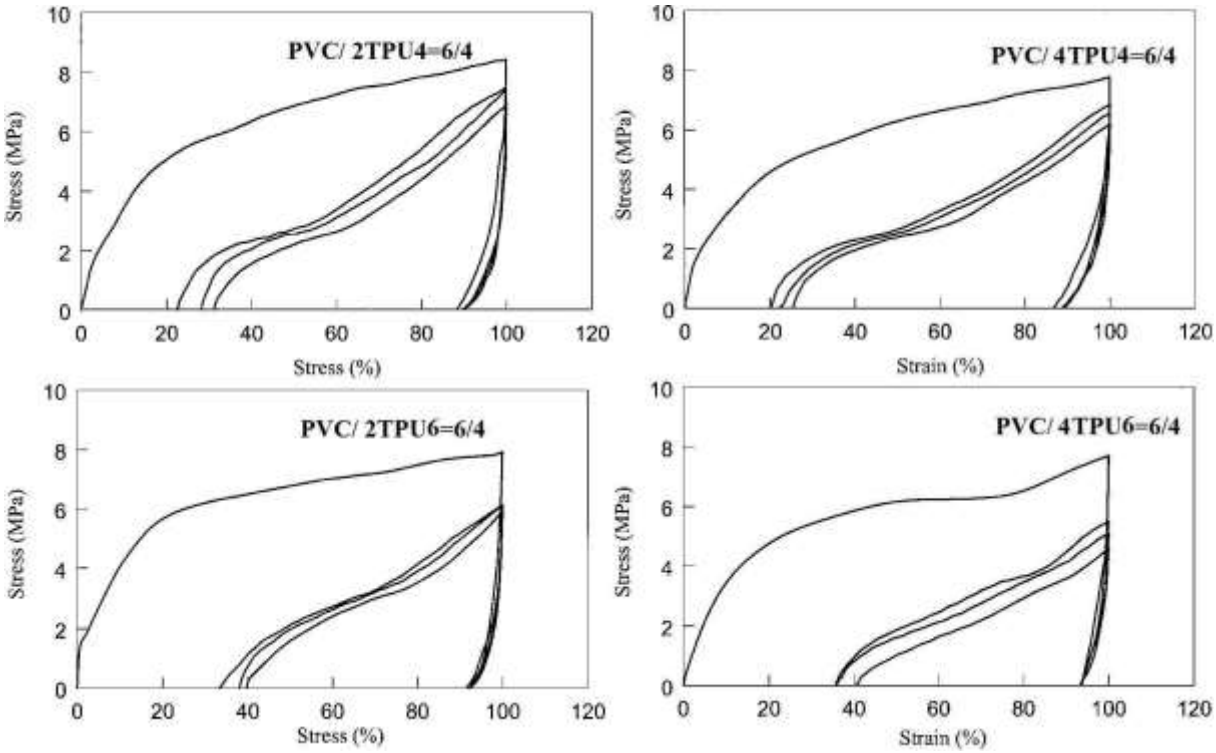


Fig.4.30 Comportarea la ciclurile de încărcare la tracțiune la T_g+30^{0}C, descărcare la 20^{0}C, încălzire la T_g+30^{0}C și menținere 10 min a probelor de amestec PVC/ TPU = 6/4 (Jeong, *2001*)

- Histerezisul PVC, după primul ciclu termomecanic, a fost redus prin amestecarea cu TPU în raport de 8/2, ceea ce dovedește că structura fixă, care memorează forma permanentă, este durificată prin prezența blocurilor dure;
- În cazul amestecurilor PVC/ TPU de 6/4 deformația permanentă, de după primul ciclu, a crescut, fapt ce a fost pus în legătură cu reducerea modulului de elasticitate, de la starea sticloasă la cea de cauciuc, cu peste 100 MPa.

În continuare sunt analizate proprietățile reologice și este determinată temperatura tranziției vitroase, T_g, ale PMF Veriflex® fabricat, sub formă de rășină, de către compania americană CRG Industries.

S-a utilizat un analizor mecano-dinamic de tip Bose Electroforce 32, care utilizează un motor magnetic liniar pentru aplicarea solicitărilor, prezentat în **Fig.4.31**.

Fig.4.31 Detalii ale experimentelor mecano-dinamice: (a) vedere de ansamblu; (b) detaliu de fixare a probei (Klesa, *2009*)

Forța este măsurată cu un senzor de sarcină de 22 N, cu o rezoluție de 10 mN iar deplasarea cu un traductor de deplasare variabil liniar (*linear variable differential transformer* ***LVDT***), cu o rezoluție de 1 μm.
Probei i se aplică o forță sinusoidală iar soft-ul aparatului calculează proprietățile vâscoelastice pe baza dimensiunilor probei și a valorilor forței și ale deplasării. Camera termică permite controlul temperaturii cu precizia de ± 0.3°C.
Temperatura variază între 30°C și 80°C iar frecvența între 0.01 Hz și 10 Hz. Proprietățile vâscoelastice (componentele reală și imaginară ale modulului de elasticitate, E', E" și frecarea internă, tanδ) sunt măsurate la fiecare 2°C, în condiții izoterme, temperatura fiind stabilizată timp de 5 minute, înainte de măsurare. Viteza de încălzire este de 3 K/ min.
Din cauza variațiilor mari de rigiditate ale Veriflex®-ului, prinderea probelor poate fi o problemă și din acest motiv s-au utilizat menghine speciale, cu arcuri de comprimare, Fig.4.31(b).
Rezultatele DMA reprezintă variațiile cu temperatura a trei parametri:

- modulul de înmagazinare (E'), care descrie capacitatea probei de a suporta o sarcină fiind legat de elasticitatea probei;
- modulul de pierdere (E") care reprezintă reacția vâscoasă și este proporțional cu energia disipată;
- frecarea internă (tanδ=E"/E') care caracterizează capacitatea materialului de a amortiza vibrațiile.

Variațiile acestor parametri sunt prezentate în **Fig.4.32** și **4.33**.

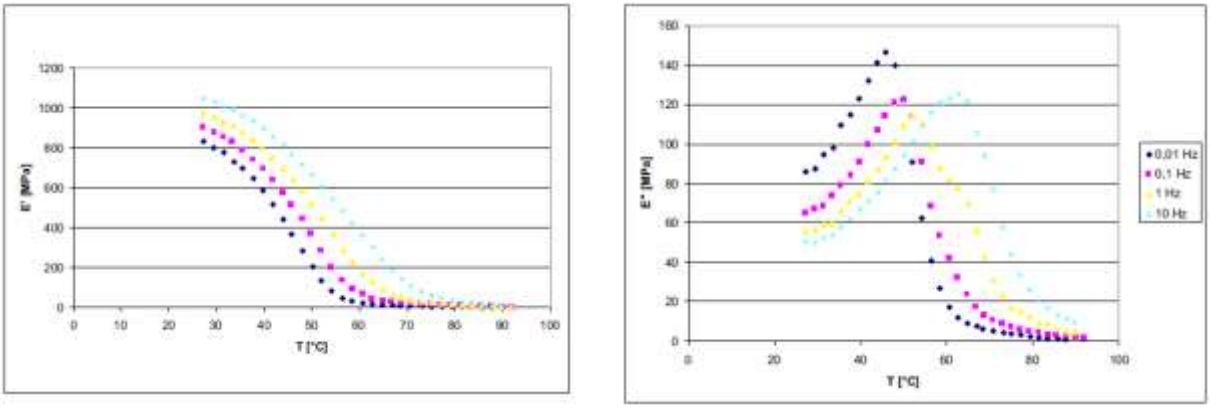


Fig.4.32 Variațiile componentelor reală (stânga) și imaginară (dreapta) ale modulului de elasticitate ale PMF Veriflex în funcție de temperatură și frecvență (Klesa, *2009*)

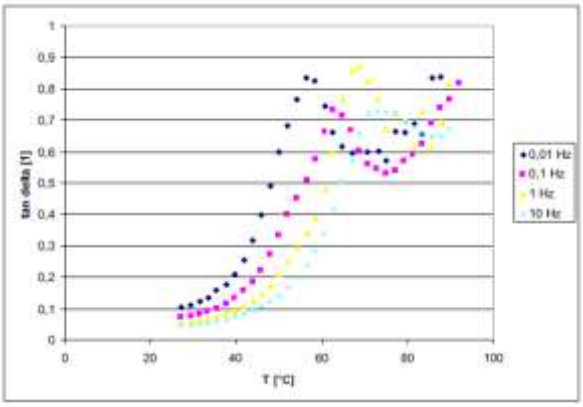


Fig.4.33 Variațiile frecării interne a PMF Veriflex în funcție de temperatură și frecvență (Klesa, *2009*)

Se observă scăderea puternică a modulului de elasticitate între 20 și 90^{0}C, cu cca. 1000 MPa și prezența unor maxime ale modului de disipare și ale frecării interne.

Rezultă că în acest interval de temperatură *este disipată cea mai mare cantitate de energie* deoarece se produc cele mai mari *mișcări* ale lanțurilor polimerice. Din acest motiv intervalul este asociat cu temperatura tranziției vitroase T_g. În plus, se poate estima că deplasările moleculare au același timp de relaxare ca și frecvența aplicată.
T_g a fost determinată, la diferite frecvențe, pe baza temperaturii medii a maximului modulului de pierdere, E" și a frecării interne, tanδ. În zona maximelor, curbele au fost aproximate prin polinoame. Rezultatele, sintetizate în T**ab.4.3**, arată că T_g crește odată cu frecvența, ca la toate materialele vâscoelastice.

Tab.4.3 Temperaturile medii ale tranziției vitroase, T_g, la PMF Verflex, determinate pe baza maximelor modulului de pierdere, E" și ale frecării interne, tanδ (Klesa, *2009*)

F, Hz	0,01	0,02	0,03	0,06	0,1	0,2	0,3	0,6	1	2	3	6	10
T_g din **E"**	45,5	46	47,5	48,5	49	50,5	51	52,5	54	55,5	58	59	61,5
T_g din **tanδ**	58,5	61	61,5	62,5	64,5	65,5	67	68,5	70	71			75

Pentru a demonstra comportarea probelor de Veriflex, sub formă de "os de câine,, pe parcursul ciclurilor termomecanice, s-a folosit o mașină de încercat la tracțiune, Instron 6025. Mașina este echipată cu cameră termică, pentru controlul temperaturii, care este măsurată cu ajutorul unor termocuple plasate în apropierea menghinelor. Toate detaliile pot fi observate din **Fig.4.34**.

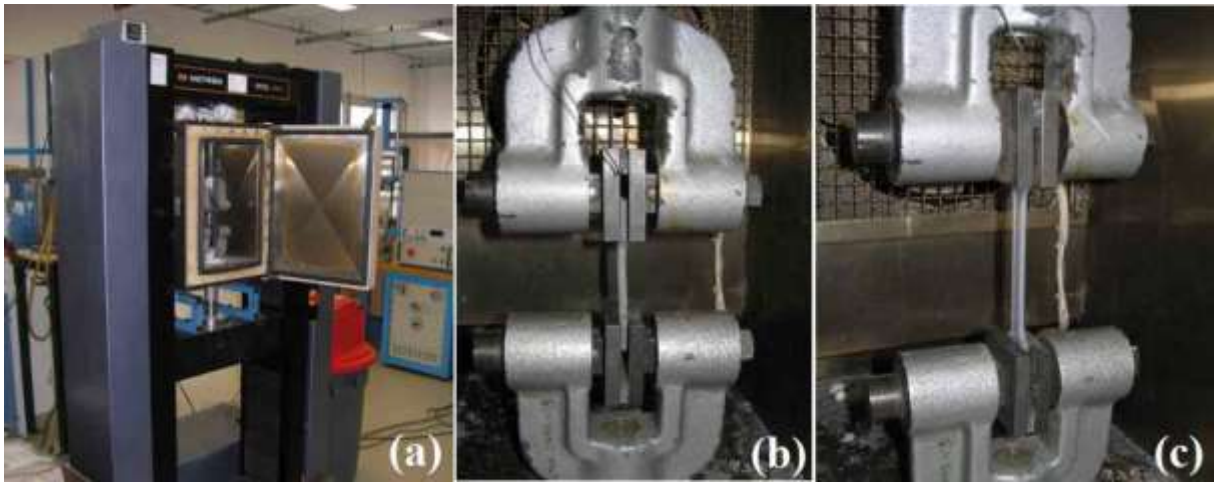


Fig.4.34 Detalii ale ciclării termomecanice: (a) mașina de încercat la tracțiune INSTRON 6025; (B) probă de Veriflex, prinsă în menghine, înainte de încercare; (c) probă de Veriflex, prinsă în menghine, în stare deformată, după încercare (Klesa, *2009*)

În concordanță cu Fig.4.2, ciclul termomecanic al probelor de Veriflex a constat din următoarele etape, ilustrate în **Fig.4.35**:

1 în forma permanentă, proba este încălzită peste T_g;
1-2 deformarea din forma permanentă 1, în forma temporară 2, la $T > T_g$;
2-3 relaxare la $T > T_g$;
3-4 răcirea sub forță constantă aplicată;
4-5 forța aplicată este redusă la zero;
5-6 încălzire la forță zero, până la $T > T_g$

Deoarece punctul 6 este foarte apropiat de punctul 1, se poate considera că deformația reziduală este în jur de 2-5 %, ceea ce este neglijabil față de deformația totală de cca. 100 %

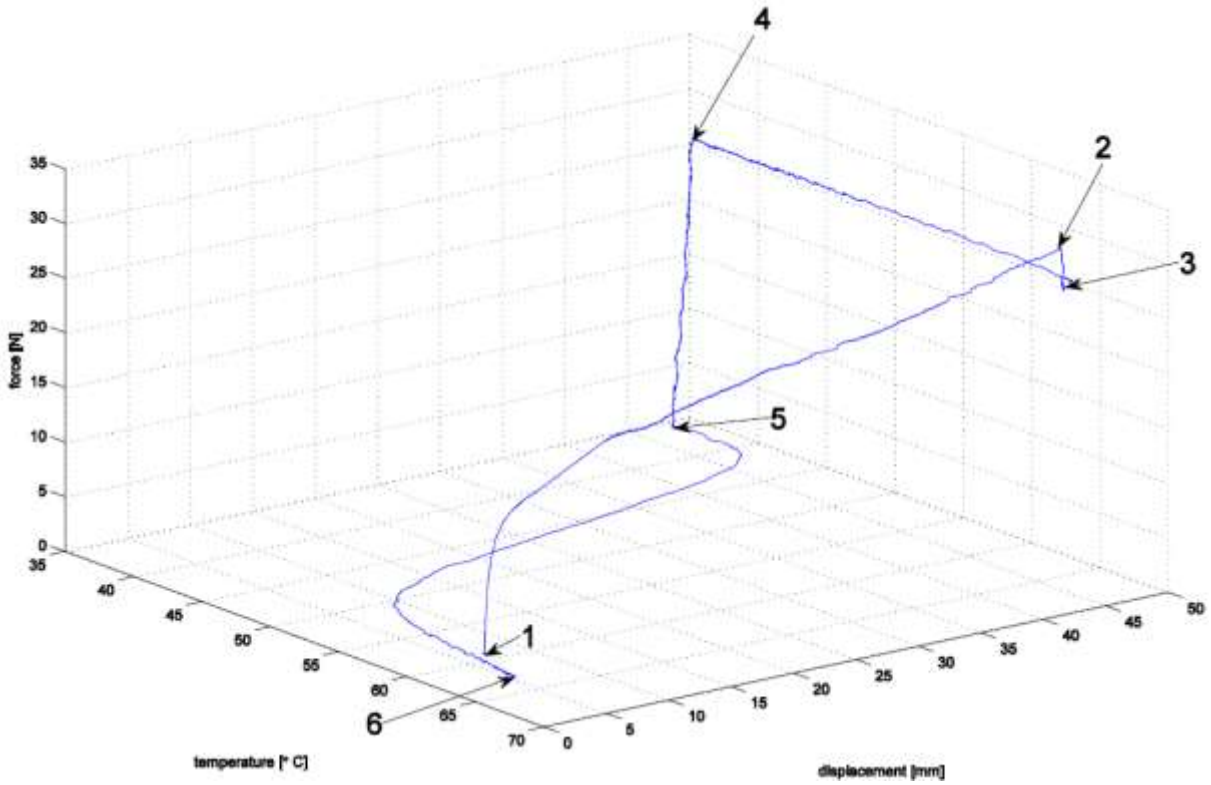


Fig.4.35 Ciclu termomecanic al probelor de Veriflex, în spațiul deplasare-forță-temperatură (Klesa, *2009*)

În mod normal, atunci când sunt solicitaţi în intervalul termic localizat sub temperatura de curgere şi peste temperatura de vitrifiere (T_g – numită şi temperatura tranziției vitroase) polimerii termoplastici şi elastomerii prezintă un „comportament tip cauciuc". Rezultă că aceste materiale nu pot fi deformate în mod permanent, fără a fi încălzite sau deteriorate (fisurate) într-o anumită măsură. Prin urmare, *cea mai importantă problemă*, la obţinerea polimerilor termoplastici şi a elastomerilor cu memoria formei, este imprimarea formei reci (*forma temporară*).

Metoda cea mai răspândită de imprimare a formei reci constă din răcirea în stare deformată, până sub T_g. În felul acesta polimerul este „îngheţat" în starea amorfă, caracterizată printr-o formă rece deformată (Ex.: alungită). Ca şi la AMF, deşi nu este cristalin, polimerul căruia i s-a imprimat o formă caldă înmagazinează o anumită cantitate de energie de deformare, care va favoriza redobândirea formei calde, imediat ce mobilitatea moleculelor va permite aceste lucru (odată cu încălzirea peste T_g). În timpul încălzirii, lanţurile macromoleculare interacţionează prin formarea de *microcristale* sau prin modificarea *gradului de amorfizare*.

Aşadar forma rece este amorfă (deci rigidă) iar cea caldă este semi-cristalină (deci elastică) şi aceasta este deosebirea majoră dintre polimerii cu memoria formei şi AMF (unde forma caldă este în general mai rigidă). În cadrul polimerilor termoplastici cu memoria formei se numără polimerii termocontractabili, folosiţi cu precădere la obţinerea mantalelor de la conductorii electrici „grei" şi în general la orice izolare electrică eficace şi operativă.

Un exemplu de polimer termocontractabil este *poliolefina* bombardată cu electroni de mare energie. În urma acestui tratament, poliolefina – în mod normal un polimer termoplastic – nu se mai înmoaie la încălzire. La aplicarea unei încălziri, cu o lampă de benzină sau cu o suflantă de aer cald, (până la 120^0C, în cazul poliolefinei) polimerii termocontractabili se strâng asigurând astfel, de exemplu, izolarea unui mănunchi de conductori electrici sau cuplarea a două capete de conducte pneuno-hidraulice.

Printre polimerii termoplastici cu memoria formei se numără şi poliizoprenul, *copolimerul de butadien-stirenă*, poliuretanul, polietilena, etc. *Poliizoprenul* are temperatura de curgere de

67^0C şi un grad de cristalinitate de 40 %. *Forma rece* este obţinută după încălzire la 145^0C, deformare, menţinere 30 min şi răcire la T_{amb}.
Poliizoprenul permite deformaţii de 400 %, dezvoltând tensiuni de recuperare de cca. 1-3 MPa.
La *copolimerul de butadienstirenă* redobândirea formei calde (1) are loc la încălzire peste 80^0C.
Butadienstirena prezintă succesiunea de modificări microstructurale ilustrată în **Fig.4.36**

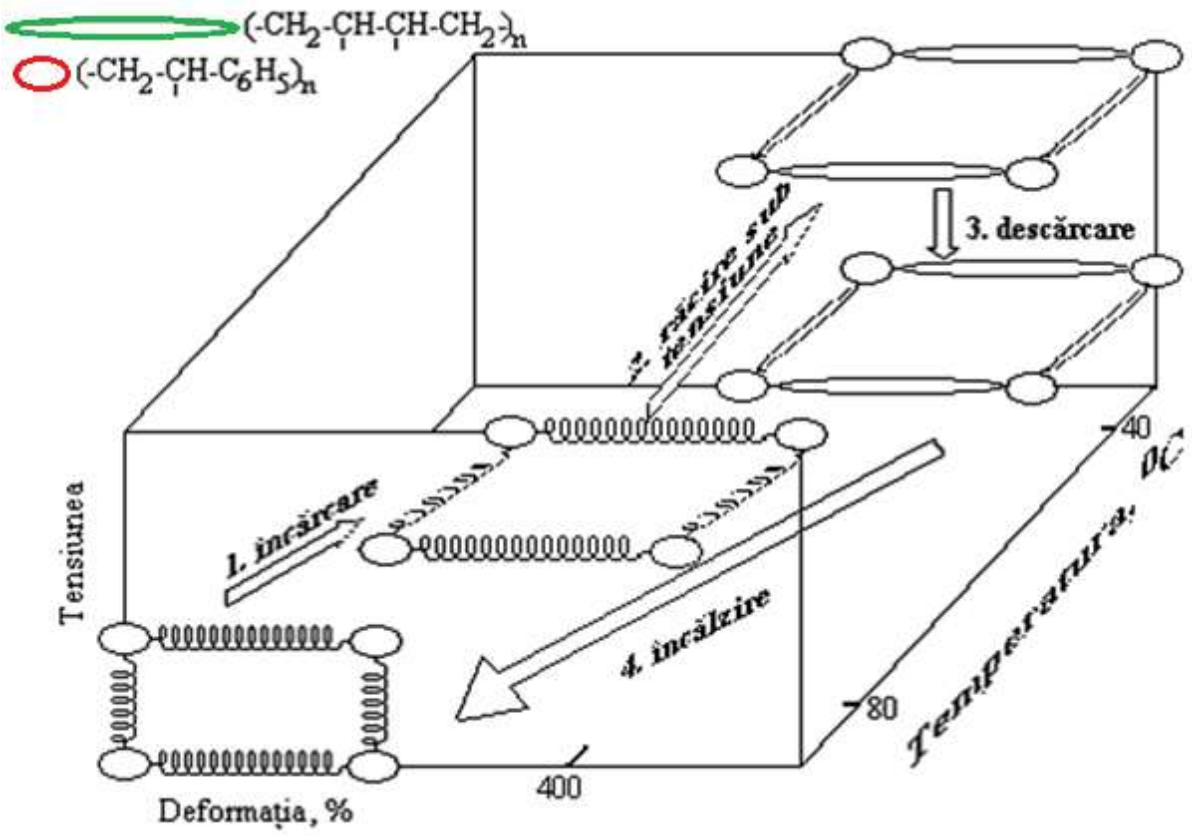


Fig.4.36 Ilustrare schematică a EMF la copolimerul de butadien-stirenă în cadrul unui ciclu de încărcare-răcire-descărcare-încălzire. Peste 80^0C copolimerul conţine agregate cristaline sau amorfe de polistiren, $(-CH_2-CH-C_6H_5)_n$, care asigură *stabilitatea formei calde*. La această temperatură copolimerul poate fi deformat (1) deoarece lanţurile răsucite de butadienă, *$(-CH_2-CH-CH-CH_2-)_n$*, sunt flexibile. În urma răcirii (2) până sub *40^0C*, catenele de butadienă cristalizează fixând forma deformată (rece) a materialului care nu se mai modifică la descărcare (3). La încălzirea peste 80^0C (4) microcristalele de butadienă se topesc, forma rece devine instabilă şi se produce EMF cu redobândirea formei calde, nealungită

Peste 80^0C copolimerul conţine agregate cristaline sau amorfe de polistiren, $(-CH_2-CH-C_6H_5)_n$, care asigură stabilitatea formei calde. La această temperatură copolimerul poate fi deformat (1) deoarece lanţurile răsucite de butadienă, $(-CH_2-CH-CH-CH_2-)_n$, sunt flexibile. În urma răcirii (2) până sub *40^0C*, catenele de butadienă cristalizează fixând forma deformată (rece) a materialului care nu se mai modifică la descărcare (3). La încălzirea peste *80^0C* (4) microcristalele de butadienă se topesc, redevin flexibile, forma rece devine instabilă şi se produce EMF cu redobândirea formei calde, nealungită.

Un exemplu de elastomer cu memoria formei este *NORSOREX R* căruia i se poate imprima o anumită formă, înmagazinând o cantitate apreciabilă de tensiuni interne, chiar la temperatura ambiantă. Elastomerii cu memoria formei sunt folosiţi pentru confecţionarea jucăriilor-surpriză (gadget).

Un alt exemplu sunt *polimerii cu structură de cauciuc celular* care au servit pentru evidenţierea unei „memorii elastice hibernate” (En.: *hibernated elastic memory*). Acest polimer a fost dezvoltat de Mitsubishi Heavy Industries şi este conceput *pe bază de poliuretan*. Modulul de

elasticitate al acestui material în stare vitroasă este de cca. 500 de ori mai mare decât cel din stare semicristalină (elastică).

4.6.3 PMF ramificați chimic

Există două strategii de sintetizare a PMF ramificați chimic: (i) polimerizare, policondensare sau poliadiție și (ii) legarea spațială

1-Polimerizare, policondensare sau poliadiție de monomeri difuncțiomali. **Fig.4.37** arată sinteza legăturilor covalente prin tratarea monomerilor de metacrilat cu dimetilacrilat oligomer, pe post de ramificator chimic**.**

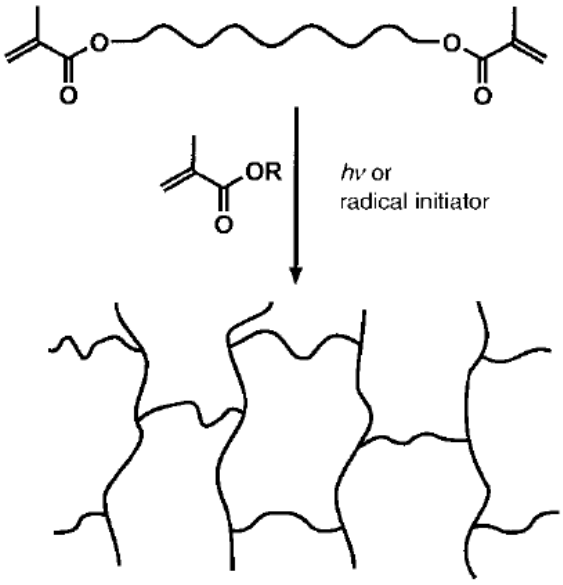


Fig.4.37 Exemplu de ramificare chimică prin polimerizare

Proprietățile chimice, termice și mecanice ale rețelei pot fi ajustate prin alegerea**:**

- monomerilor
- funcționalității lor
- conținutului de ramificator spațial.

2- Legarea spațială a polimerilor liniari sau ramificați, conform **Fig.4.38**.

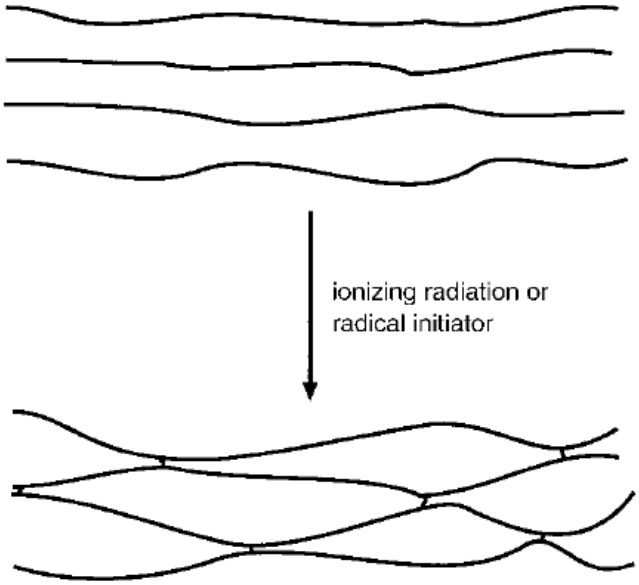


Fig.4.38 Exemplu de ramificare chimică prin legarea spațială a polimerilor liniari

În cadrul tuturor metodelor de ramificare chimică, cu legare spațială, structura rezultantă este determinată de:

- condițiile de reacție,
- timpii de consolidare
- densitatea de ramificare tridimensională.

Ramificarea chimică spațială a polimerilor liniari poate avea loc prin intermediul unui mecanism radical care implică *iradierea ionizantă* sau eliminarea compușilor cu greutate moleculară redusă, pentru a genera *legături de carbon nesaturate*.
Acestea au capacitatea de a forma legături chimice spațiale. Adiția de inițiatori radicali, la polimerii liniari, face posibilă convertirea lanțurilor polimerice în *radicali* care se pot combina la nivel intermolecular.
În continuare, este analizat efectul gradului de ramificare chimică asupra polivinilidenalcoolului (*PVA*), cu bune proprietăți de memoria formei în jurul temperaturii T_g.
Pentru determinarea caracteristicilor termice și mecanice ale *PVA* cu memoria formei, au fost efectuate analize prin DMA, DSC, termogravimetrie (TGA), fiind totodată evaluat și *mecanismul care guvernează comportamentul de memoria formei*.
A fost pregătită o soluție de 8 % *PVA* dizolvat în apă, timp de 6 ore la 89^0C. După reducerea pH-ului, au fost adăugate diferite cantități de (glutaraldehidă) *GA* și amestecul a fost injectat în tuburi de sticlă de anumite forme, cu diametrul de 5 mm. Reacția de ramificare chimică a fost controlată timp de *37 de ore la temperatura camerei*. După spălarea cu apă deionizată, probele au fost uscate timp de 48 de ore, sub vid, la temperatura camerei.
Probele cu dimensiuni de 30×1×0,06 mm au fost supuse analizei mecano-dinamice, efectuate cu o viteză de încălzire de 2 K/ min și o frecvență de 1 Hz, în atmosferă de azot, cu un analizor DMA Q800 V7.1. S-au determinat modulul de înmagazinare, E' și frecarea internă tan δ.
Analiza calorimetrică diferențială (DSC) s-a efectuat cu răcire cu ajutorul azotului lichid, între -20 și 260^0C, cu o viteză de variație a temperaturii de 10 K/min, pe un termograf NETZSCH DSC 204.
Analiza termogravimetrică s-a efectuat sub atmosferă protectoare de azot, cu o viteză de încălzire de 5 K/min, între 20 și 500^0C.
Încercările mecanice au fost efectuate pe probe cu porțiunea calibrată de 70×8×0,06 mm o mașină de încercat la tracțiune de tip INSTRON 1121, cu o viteză de 5 mm/min.
Comportamentul de memoria formei a fost analizat prin intermediul unei mașini de încercat la tracțiune tip LR30KPlus, echipată cu cameră termică TC540.

1) probele au fost alungite la ε_m=100%, cu o viteză de 5 mm/ min, la 80^0C;
2) apoi au fost răcite până la temperatura camerei (TC=25^0C) în stare alungită;
3) după 5 min sarcina a fost îndepărtată și proba s-a relaxat liber la TC, până a atins o alungire constantă ε_u;
4) proba a fost încălzită până la 80^0C, fără sarcină și o parte din deformație a fost recuperată, atingându-se alungirea ε_p.

Întreaga procedură s-a repetat de patru ori.
Cu ajutorul valorilor alungirii, se pot determina proprietățile de memoria formei:

Procentul de recuperare a deformației $= \frac{\Delta\varepsilon(N)}{\varepsilon_m} \times 100$ ($\Delta\varepsilon=\varepsilon_u-\varepsilon_p(N)$ (4.4)

Viteza (raport) de recuperare a deformației $R_r=\frac{\Delta\varepsilon(N)}{\Delta\varepsilon(N-1)} \times 100$ (4.5)

unde $\Delta\varepsilon(N)=\varepsilon_m-\varepsilon_p(N)$ iar $\Delta\varepsilon(N-1)=\varepsilon_m-\varepsilon_p(N-1)$

Procentul de fixare a alungirii = $\frac{\Delta\epsilon_u(N)}{\varepsilon_m} \times 100$ (4.6)

În **Fig.4.39**, sunt prezentate variațiile modulului de înmagazinare și ale frecării interne obținute în timpul încălzirii, prin analiză mecano-dinamică (DMA) pe o serie de probe de PMF obținut din PVA ramificat chimic cu conținuturi de până la 4 % GA.

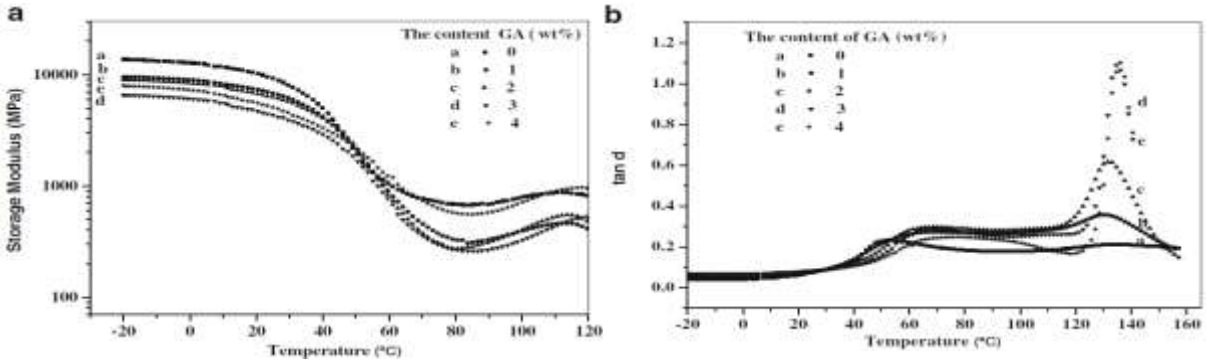


Fig.4.39 Termograme DMA ale PMF obținut din PVA ramificat chimic cu diverse conținuturi de GA: (a) modulul de elasticitate; (b) frecarea internă

Fig.4.39(a) arată că, la creșterea temperaturii peste T_g, modulul de elasticitate scade cu două ordine de mărime. Pentru PMF, scăderea bruscă a modulului de elasticitate, cu peste un ordin de mărime, este considerată drept criteriu de identificare al comportamentului de memorie.
La valoarea ridicată a modulului de elasticitate, obținută la temperaturi mai mici decât T_g, contribuie:

- elasticitatea potențială a stării cristaline
- starea sticloasă din regiunea amorfă.

PVA este un polimer semicristalin din cauza legăturilor de hidrogen dintre grupările hidroxil (OH), care introduc interacțiuni fizice cu energie ridicată, între lanțurile polimerice, contribuind la înmagazinarea unor valori ridicate ale modulului de elasticitate, la temperatură scăzută.
La conținuturi mai mici de glutaraldehidă (GA <3 wt.%), modulul inițial de elasticitate al PMF-PVA scade odată cu creșterea cantității de GA, sugerând că introducerea de GA reduce numărul grupurilor de hidroxil și slăbește interacțiunea legăturilor de hidrogen.
Comportamentului de memorie al PMF PVA-GA este confirmat în **Fig.4.40**, unde sigla SCU este o abreviere pentru Sichuan University.

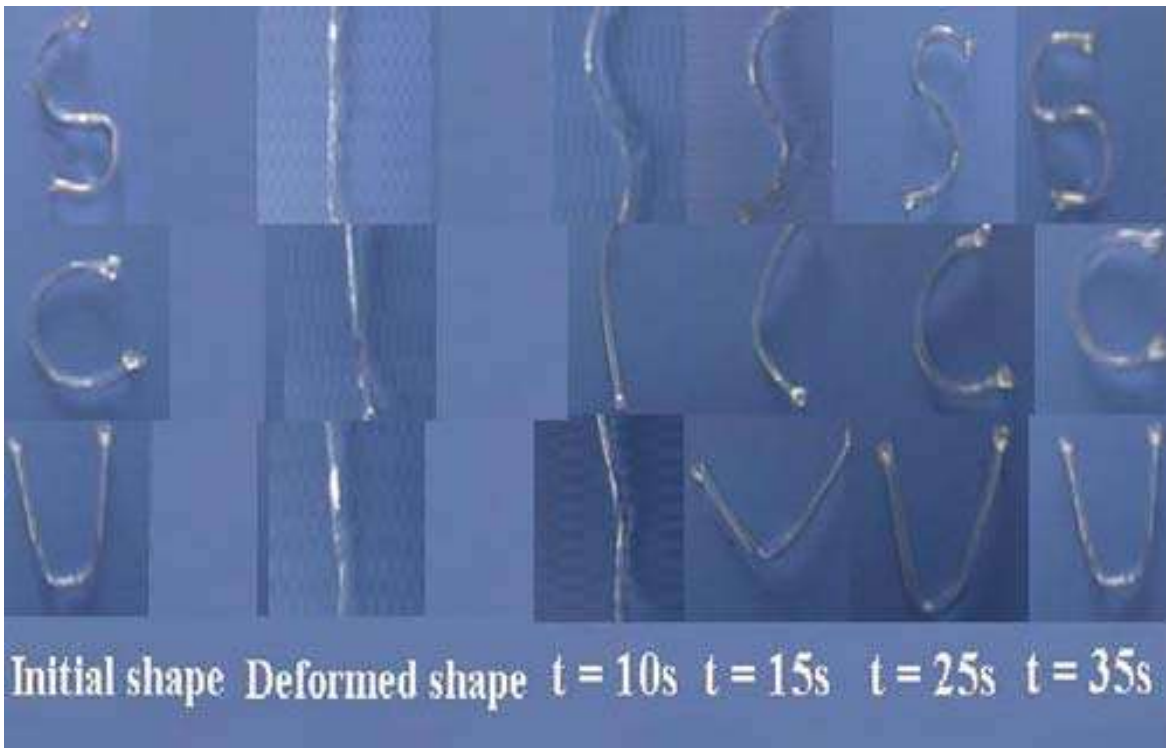


Fig.4.40 EMF la PMF PVA cu 4 % GA, încălzit, în ultimele patru cadre, la 80^{0}C

Fig.4.41-4.43 prezintă termogramele DSC ale PMF PVA ramificat chimic cu diverse cantități de GA. Fig.4.41 reprezintă prima încălzire și confirmă prezența celor două picuri, observate prin DMA, atribuite tranziției vitroase, (la 60^0C-treaptă endotermă mai greu-observabilă) și deplasării lanțurilor moleculare la eliberarea moleculelor de apă, la $(120\text{-}150)^0$C.

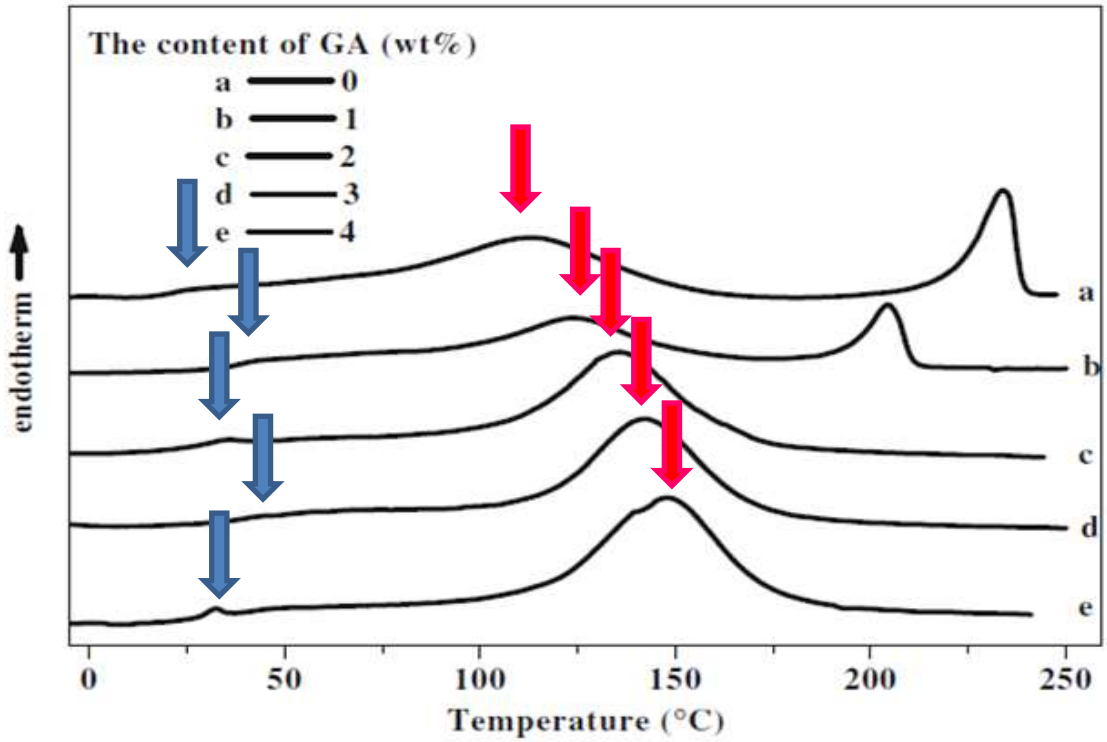


Fig.4.41 Termograme DSC înregistrate la prima încălzire a PMF PVA ramificat chimic cu diverse cantități de GA

La cea de-a doua încălzire, picurile de la 120-150^0C au dispărut, indicând eliberarea moleculelor de apă după prima încălzire.

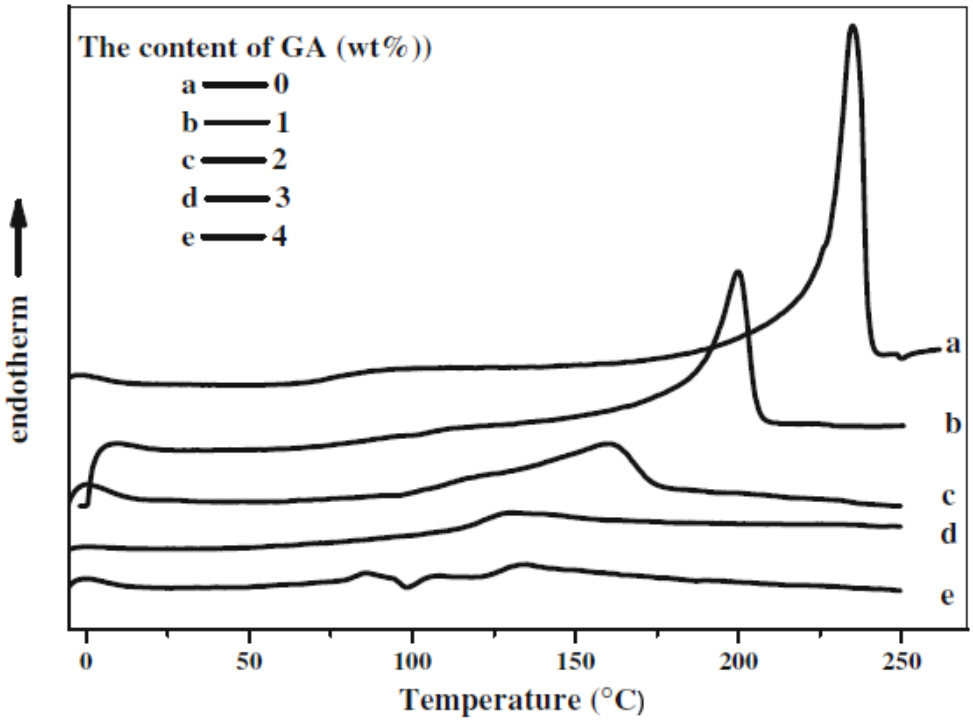


Fig.4.42 Termograme DSC înregistrate la cea de-a doua încălzire a PMF PVA ramificat chimic cu diverse cantități de GA

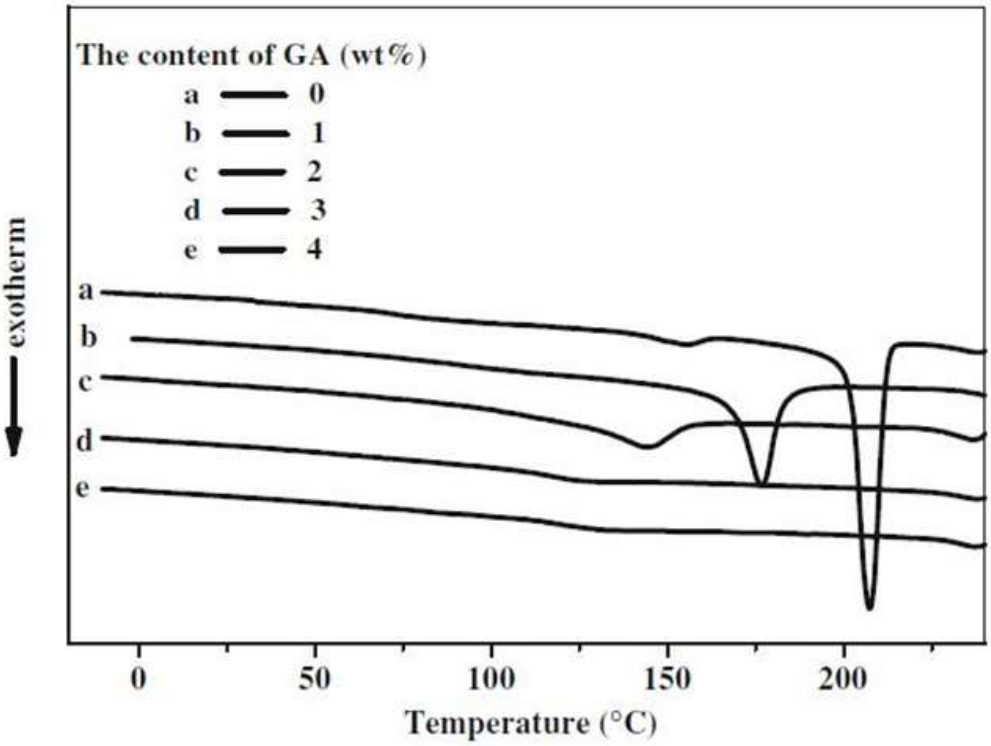


Fig.4.43 Termograme DSC înregistrate la prima răcire a PMF PVA ramificat chimic cu diverse cantități de GA

Pe termogramele DSC de la a doua încălzire și de la prima răcire**,** din Fig.4.42 și respectiv 4.43, se poate vedea că, odată cu creșterea cantității de glutaraldehidă adăugată în polivinilidenalcool, picurile asociate topirii-solidificării:

- sunt deplasate spre temperaturi mai scăzute;
- devin mai late
- dispar la probele ramificate chimic cu peste 3 % GA.

Aceste observații, implică dispariția domeniilor cristaline la creșterea densității de ramificare chimică.

Apariția ramificării chimice este destul de ușoară datorită grupurilor adiacente de hidroxil (OH), care au capacitatea de a reacționa cu cele două grupuri de aldehidă (CHO) ale glutaraldehidei, formând inele acetale complete, cu 6 lanțuri ca în **Fig.4.44(a)** sau incomplete ca în **Fig.4.44(b).**

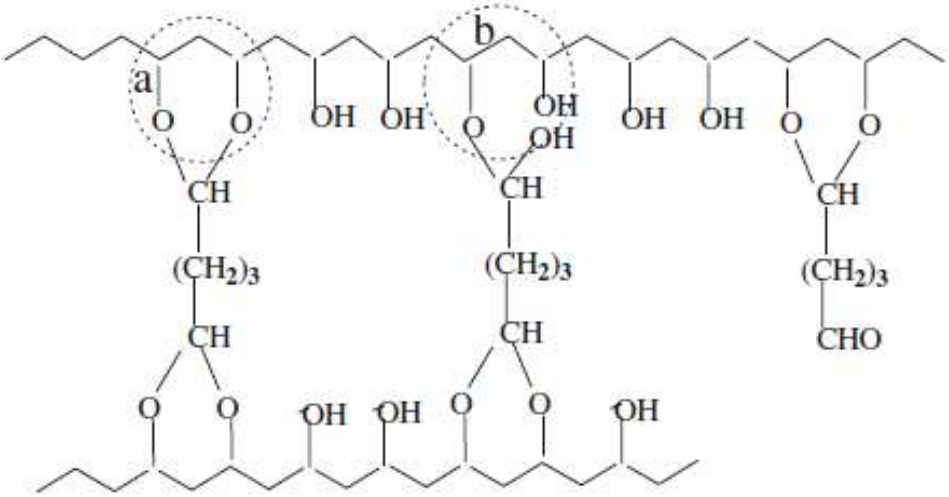


Fig.4.44 Structuri moleculare ale PVA ramificat chimic cu GA: (a) structură acetală completă; (b) structură hemiacetală

Densitatea mai ridicată de ramificare chimică:

- reduce numărul de grupuri hidroxil,
- scurtează lungimea lanțurilor, între punctele de ramificare
- slăbește formarea legăturilor de hidrogen, ceea ce duce la scăderea gradului de cristalinitate.

Considerându-se că prezența apei influențează comportamentul de memorie al PVA-GA, s-au aplicat 2 tratamente termice diferite: grupul A a fost uscat la temperatura camerei timp de 48 de ore iar grupul B 20 min la 120^0C. Comparația este prezentată în Fig.4.45, unde se observă că toate barele de PMF au fost spiralate la 80^0C și și-au redobândit forma la încălzire. Grupul de probe A prezintă bune proprietăți de memorie însă grupul B a devenit fragil din cauza pierderii apei.

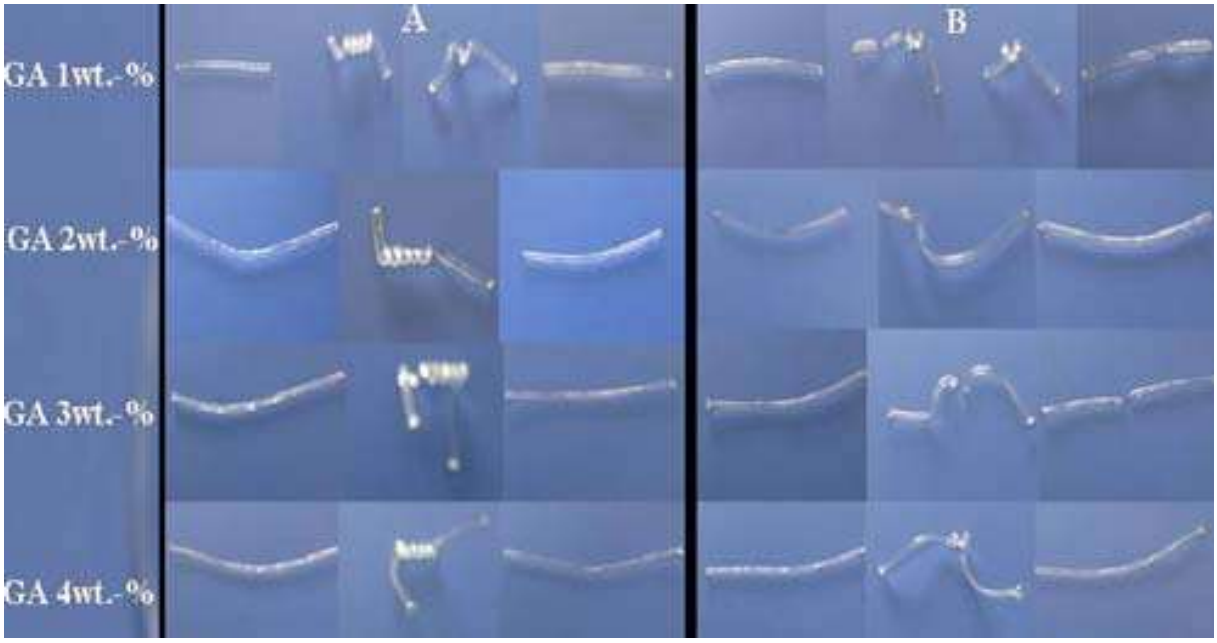


Fig. 4.45 Modificarea, între configurațiile de spirală și de bară, ale formei diferitelor probe tratate termic sub 80^0C: (a) probe uscate la temperatura camerei, timp de 48 de ore, sub vid; (b) probe supra-uscate, timp de 20 minute la 120^0C, in vid

Această observație confirmă ipoteza că prezența, chiar și în număr mic, a moleculelor de apă joacă un rol important în cadrul comportamentului de memoria formei, fiind *esențială* pentru păstrarea flexibilității.

Moleculele de apă se leagă de grupurile hidroxil ca în **Fig.4.46**.

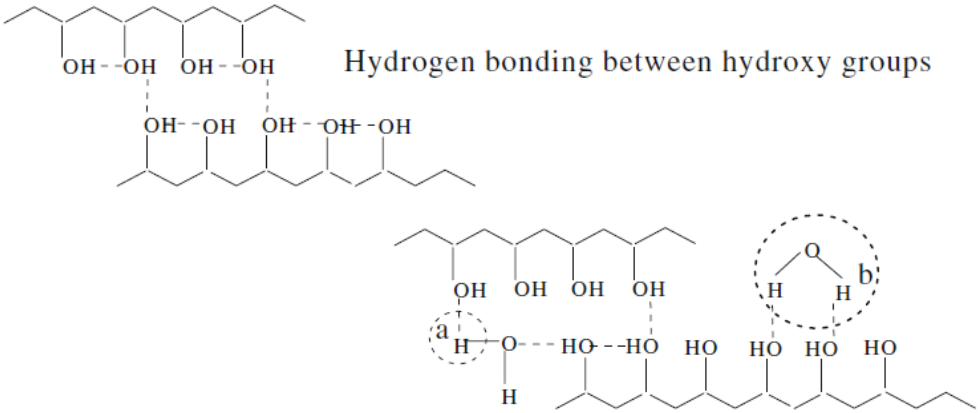


Fig.4.46 Efectul moleculelor de apă asupra legăturilor de hidrogen din PMF PVA-GA

Atunci când sunt încălzite la 80^{0}C, legăturile slabe de hidrogen, dintre grupurile hidroxil și moleculele de apă, sunt rupte iar moleculele de apă eliberate acționează ca plastifiant, favorizând deplasarea lanțurilor moleculare în cadrul domeniilor amorfe, cu efecte pozitive asupra comportamentului de memoria formei.
Comparând grupul A cu grupul B, acesta din urmă devine mai fragil din cauza numărului mic de molecule de apă, rămase după tratamentul de la 120^{0}C, care pot fi eliberate, pentru a juca rolul de plastifiant.
Pentru a ilustra fragilitatea grupului B, au fost efectuate încercări la tracțiune, conform **Fig.4.47**, alungirile până la rupere fiind prezentate în **Tab.4.4**.

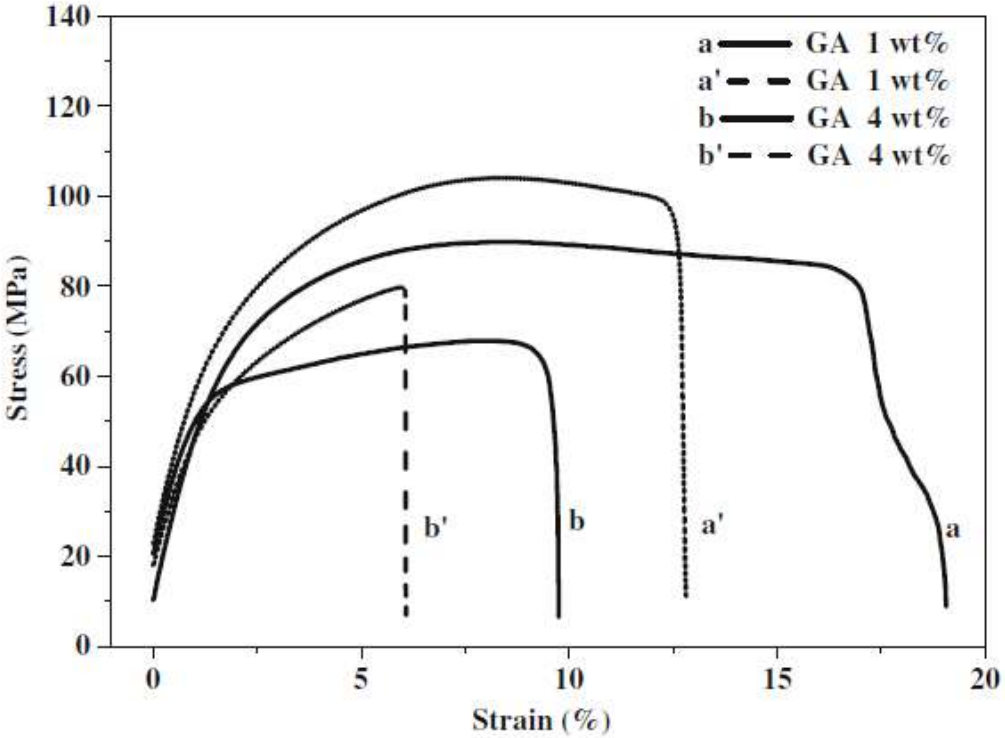


Fig.4.47 Curbe tensiune-alungire ale probelor de PVA-GA. Liniile continue corespund probelor uscate la temperatura camerei (grupul A) iar liniile întrerupte corespund probelor tratate termic la 120^{0}C (grupul B, notat cu indice prim)

Tab.4.4 Valorile alungirii până la rupere ale PMF PVA-GA din grupurile A și B

GA, %	1	2	3	4
Grup A	17,89	11,19	8,49	9,12
Grup B	14,93	6,49	6,97	5,78

Se observă că tratamentul termic la temperatură ridicată (grupul B) cauzează scăderea alungirii până la rupere și o ușoară creștere a tensiunii, ceea ce susține ideea flexibilității superioare a probelor uscate la temperatura camerei.
Fig.4.48 arată că PVA-GA păstrează un bun comportament de memoria formei după cinci cicluri, gradul de recuperare al formei permanente menținându-se apropiat de 100 %.
Fig.4.49 prezintă curbele tensiune-alungire pe parcursul a 5 cicluri consecutive. Curbele devin uniforme după primul ciclu și **pantele** tuturor curbelor de încărcare **cresc** odată cu **numărul de cicluri**, indicând o creștere a rezistenței de deformare în timpul ciclării.
Acest fenomen este numit ”***durificare ciclică***”. Creșterea rezistenței poate fi considerată drept rezultat al reorientării lanțurilor polimerice, de la trei dimensiuni la una singură, ca rezultat al alungirii și cristalizării în timpul răcirii.

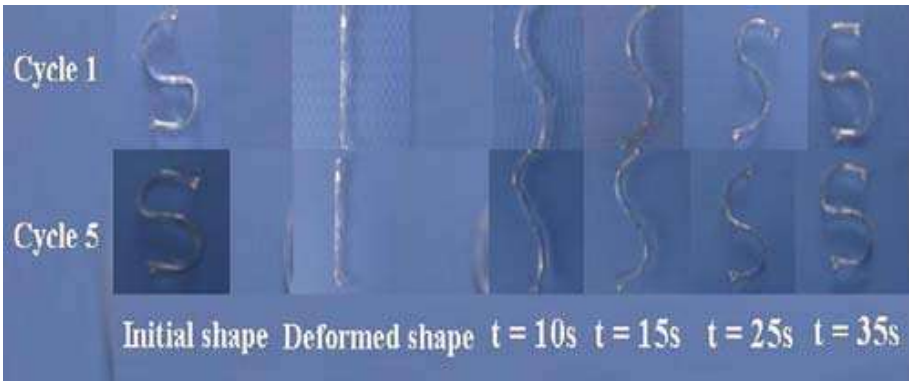


Fig.4.48 Influența numărului de cicluri asupra EMF la PMF PVA-4 %GA

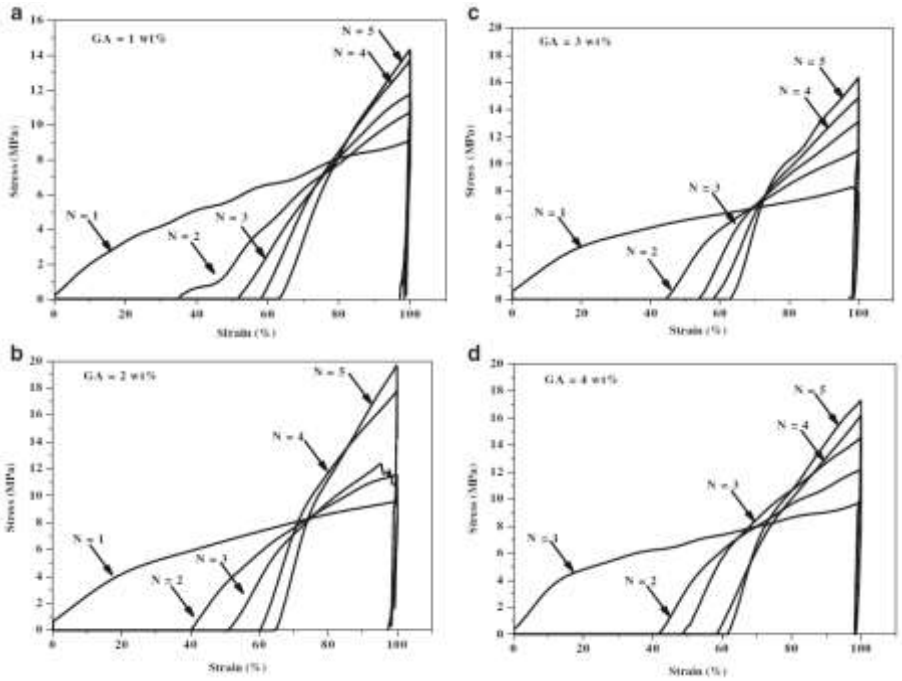


Fig.4.49 Curbe ciclice tensiune-alungire ale PMF PVA ramificat chimic cu diverse cantități de GA: (a) 1%; (b) 2%; (c) 3%; (d) 4 %

Fig.4.50(a) arată că gradul de recuperare a formei, $(\varepsilon_u-\varepsilon_p)/\varepsilon_m\times100)$ scade la creșterea numărului de cicluri, atingând o valoare medie de 37 %, după 3 cicluri. Deformația reziduală este rezultatul deformației plastice, cauzată de *alunecarea ireversibilă a moleculelor*. Sub 3 % GA, s-a observat existența unor regiuni cristaline și din acest motiv comportamentul de memoria formei este legat atât de ramificarea chimică cât și de cea fizică. Peste 3 %GA, legăturile de hidrogen sunt perturbate, faza cristalină nu s-a mai format iar comportamentul de memorie depinde numai de legăturile covalente.

Fig.4.50(b) arată că raportul inițial de recuperarea a deformației $\{[\varepsilon_m-\varepsilon_p(N)]/[\varepsilon_m-\varepsilon_p(N-1)]\times100\}$ este sub 70 % și crește până peste 90 % după 5 cicluri.

Raportul scăzut de recuperare a deformației, din primul ciclu, se datorează valorii reduse a tensiunii reținute și *orientării imperfecte* a lanțurilor moleculare. În următoarele cicluri, lanțurile polimerice se reorientează după o direcție unică, optimă.

Fig.4.50(c) arată că toate probele prezintă valori ale raportului de fixare a deformației, de peste 95 %, care rămâne aproape constant în timpul a cinci cicluri consecutive. Fixarea formei temporare este guvernată de deplasările lanțurilor moleculare, în jurul temperaturii T_g. Atunci când PMF PVA-GA este deformat la o temperatură aflată cu mult peste T_g și apoi este răcit sub această temperatură, *mișcarea micro-browniană* a segmentelor de comutație și *tensiunea*

înmagazinată sunt ”înghețate”, ceea ce contribuie la obținerea unei valori ridicate a procentului de fixare a deformației.

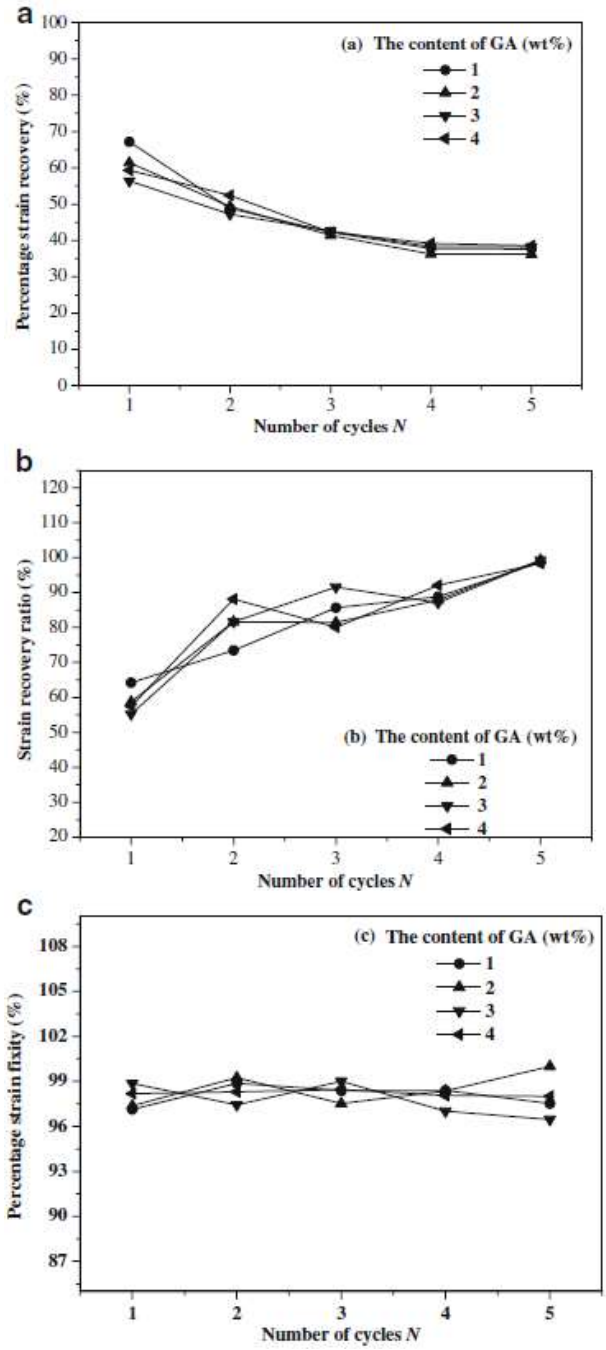


Fig.4.50 Relația dintre proprietățile de memoria formei și numărul de cicluri aplicate PMF PVA: (a) gradul de recuperare a formei; (b) raportul de recuperare a deformației; (c) procentul de fixare a deformației

Procentul de 5 % care rămâne nefixat se datorează, în primul rând, *deformației elastice* și *fluajului* lanțurilor polimerice. Prezența *legăturilor de hidrogen* și a *structurilor ramificate chimic* ar putea contribui la creșterea rigidității lanțurilor moleculare și la reducerea deformației elastice și a fluajului. În plus, valoarea ridicată a procentului de fixare a deformației este favorizată și de viteza redusă de deformare.

Kazuhiko Inoue de la NEC, Japonia, a descris dezvoltarea unui nou PMF cu proprietăți de reinscripționare. Polimerul constă dintr-o fază termoplastică și o fază amorfă (”înghețată”). Forma inițială este memorizată în faza înghețată iar EMF permite recuperarea ei, pornind de la

orice formă temporară. PMF a fost sintetizat prin combinarea acidului poli furfuri polilactic cu tri-(2-malei mido etil)amina.

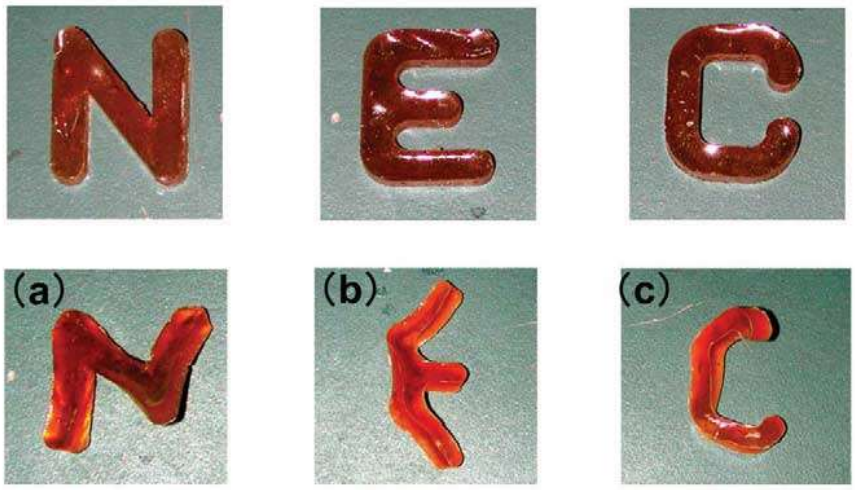


Fig.4.51 PMF reinscripționabil. (a) forma inițială de ”N” poate fi transformată într-o formă temporară la 80^0C; (b) memoria formei inițiale poate fi ștearsă la 160^0C și poate fi imprimată o nouă formă permanentă, de ”E”; (c) sau de ”C”

La temperaturi ridicate, legăturile covalente care asigură ramificarea chimică sunt distruse și polimerului îi poate fi imprimată o nouă formă temporară. Cum T_g este de 49^0C, forma temporară poate fi imprimată la 80^0C. Noua formă este menținută prin răcirea la temperatura camerei iar forma permanentă de ”N” este redobândită prin reîncălzirea la 80^0C, timp de 15 secunde. Forma permanentă inițială poate fi ștearsă la 160^0C, prin ruperea ramificării chimice. PMF topit poate fi turnat într-o nouă formă de ”E” și procesul poate fi repetat și cu ”C”.

PMF sunt candidați atractivi și promițători pentru obținerea materialului de acoperire a organelor de avioane, cu formă adaptabilă. Obținerea formelor adaptabile este foarte utilă pentru avioane, deoarece le dă posibilitatea de a îndeplini *misiuni multiple*. Învelișurile adaptabile trebuie să suporte deformații mari și să aibă o rigiditate redusă în plan superficial, astfel încât să poată face față sarcinilor ridicate, aplicate în afara planului precum și sarcinilor tangențiale, de forfecare, care reprezintă funcția primară a învelișurilor de aripă de avion. Materialul ideal trebuie să fie elastic; flexibil, să aibă un grad mare de recuperare; să fie rezistent la condiții de umezeală, la abraziune și substanțe chimice și în special să fie suficient de dur încât să suporte sarcinile aerodinamice ale aeronavei, în diverse condiții de zbor. PMF își pot modifica forma, din forma A în forma B, atunci când sunt expuși unui stimul corespunzător. Atunci când forma B este imprimată prin procesul inițial de prelucrare, forma A este determinată prin procesul de programare. Capacitatea de a trece din stare amorfă în stare cristalină le permite PMF să-și modifice forma și, odată răciți, să reziste unor sarcini apreciabile. Trecerea de la starea rigidă la cea elastică se face cu ajutorul unui sistem de activare a învelișului, compus din sârme încorporate în acesta.

La o putere dezvoltată de 40W, sârmele incorporate au fost capabile să încălzească PMF peste T_g dar distribuția căldurii nu a fost uniformă. Compania Lockheed Martin Aeronautics a demonstrat fezabilitatea conceptului de *înveliș din PMF cu formă adaptabilă*. În continuare este analizată deformația unor învelișuri din PMF ale unei aerofolii cu cameră variabilă, având o coardă de 150 mm, ca în **Fig.4.52**.

Fig.4.53 prezintă distribuția presiunii pe aripă, la un unghi de atac de 5^0. Se observă că *suprafața de sus* are un coeficient negativ de presiune.

Cu alte cuvinte, învelișul flexibil al părții de sus se va umfla (va fi ridicat) sub efectul presiunii aerodinamice. PMF poate fi utilizat ca înveliș flexibil, deoarece modulul său elastic poate fi redus prin încălzire.

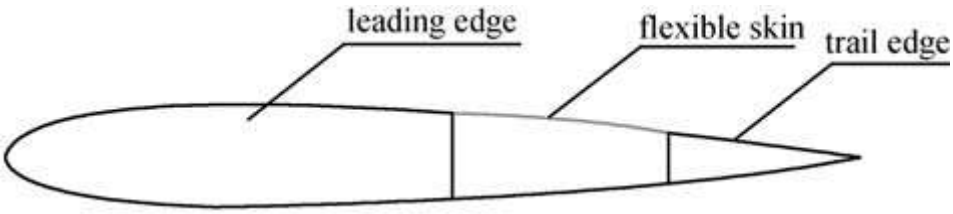


Fig.4.52 Aerofolie cu formă adaptivă a unei camere variabile, cu muchii conducătoare și muchie condusă rigide

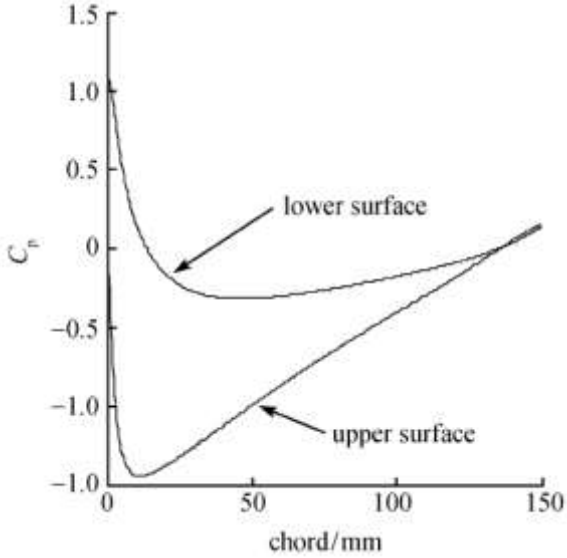


Fig.4.53 Distribuția presiunii pe învelișul flexibil din Fig.4.49 (M = 0.2, *α = 5°)*

Se poate vedea, din **Fig.4.54**, că modulul de elasticitate scade cu unul sau două ordine de mărime, atunci când PMF este încălzit peste T_g.

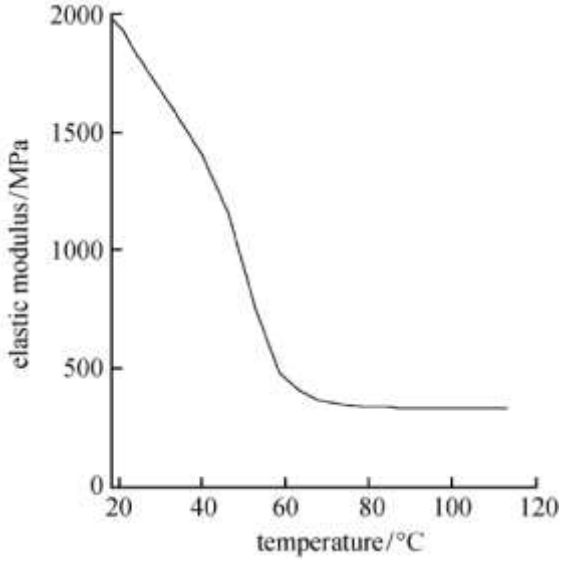


Fig.4.54 Variția cu temperatura a modulului de elasticitate al PMF

Deformația în afara planului, la diferite temperaturi, este redată în **Fig.4.55(a)** și se observă că crește odată cu temperatura. La 53^0C deplasarea maximă atinge 7 mm. Și distribuția presiunii aerodinamice variază odată cu temperatura, ca în **Fig.4.55(b)**. Pentru reducerea deformației în afara planului se aplică predeformația, ca în Fig.4.55(c). O predeformație de 0,1 reduce deformația în afara planului cu cca. 72 %.

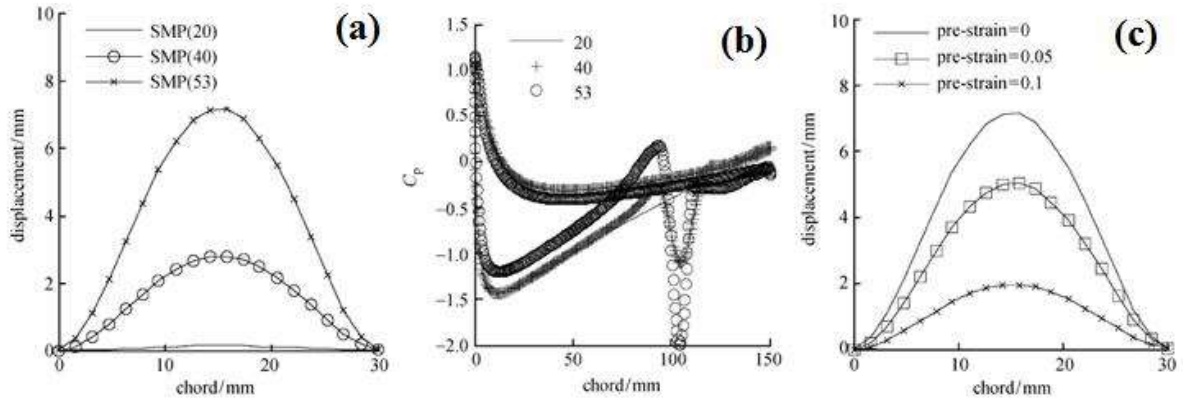


Fig.4.55 Performanțele învelișului adaptiv din PMF: (a) deformația la diverse temperaturi; (b) coeficientul de presiune aerodinamică la diverse temperaturi; (c) deformația la 53^{0}C, sub diverse predeformări

Din colaborarea germano (Centrul de Cercetare GKSS)-americană (MIT) a rezultat o nouă clasă de PMF pot fi de interes pentru aplicații medicale și procese de asamblare complexă, deoarece își pot modifica forma de două ori, la încălzire. Formă permanentă este imprimată prin ramificare chimică. Dezvoltarea PMF cu formă triplă a necesitat găsirea unor rețele cu două segmente diferite de lanțuri moleculare. Forma materialului poate fi apoi re-fixată, de două ori, la trecerea de la T_{transA} la T_{transB}. Au fost testate rețele cu două arhitecturi diferite, pentru a demonstra valabilitatea principiului de sinteză a PMF. Un exemplu este prezentat în Fig.**4.56**.

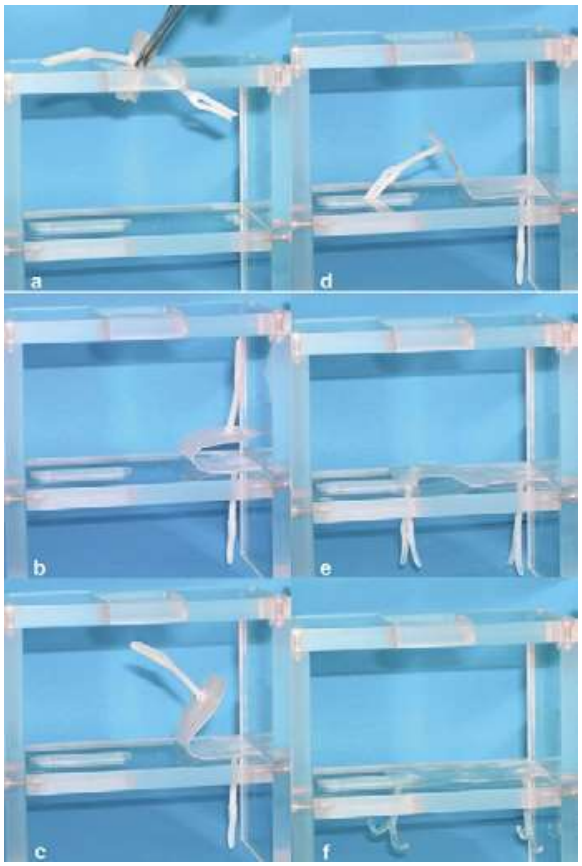


Fig.4.56 Efect de memorie al formei triple la un sistem de fixare alcătuit dintr-o placă cu două ancore: (a) dispozitivul, în stare pliată, este plasat cu una dintre ancore în orificiul din partea dreaptă a unei incinte; (b-e) creșterea temperaturii până la 40^{0}C declanșează deplierea și poziționarea celei de-a doua ancore în orificiul din stânga; (e-f) creșterea ulterioară de temperatură, la 60^{0}C, deschide ancorele, fixând dispozitivul pe poziție

- ✓ Fiecare material a fost mai întâi încălzit, până când a devenit elastic (T_{high}).
- ✓ Polimerii deveniți elastici au fost apoi deformați, menținuți în starea deformată și răciți până la T_{mid}
- ✓ Îndepărtarea sarcinii externe a lăsat polimerii în forma B.
- ✓ Deformarea ulterioară, urmată de răcirea sub tensiune, până la T_{low}, a dus la obținerea celei de-a treia forme stabilă, A.
- ✓ La încălzire sunt recuperate mai întâi forma B și apoi forma inițială C.

4.7 Sisteme polimerice de livrare a medicamentelor

Un domeniu foarte promițător, în care se poate întrevedea viitorul polimerilor cu memoria formei este **biomedicina**. Materialele de implant, sintetice, biodegradabile, au permis progresul spectaculos, al multor ***tratamente*** și ***proceduri medicale***. Înaltul potențial inovativ al ***biomaterialelor degradabile*** este diametral opus procedurilor îndelungate și costisitoare de obținere a aprobărilor pentru utilizarea dispozitivelor medicale. În continuare se prezintă o sinteză a principalelor materiale utilizate pentru implanturi, urmată de prezentarea materialelor degradabile de implant, care prezintă memoria formei.

4.7.1 Materiale biodegradabile de implant

La începutul anilor ’70 s-a înregistrat un progres remarcabil al procedurilor medicale, prin introducerea materialelor de sutură sub formă de implanturi sintetice care pot fi resorbite. Aceste materiale sunt acizi poli hidroxi carboxilici, cum ar fi *copolimerii de acid lactic* și *acid glicolic*, care sunt încă utilizați cu succes și în ziua de azi.
Un alt exemplu de polimeri biodegradabili sunt polianhidrele, dezvoltate în anii ‘80. Pe baza unei matrici polianhidrice, au fost dezvoltate sistemele biodegradabile de livrare a medicamentelor *gliadel* (pentru tratamentul tumorilor pe creier) și *septicin* (combaterea infecțiilor cronice ale oaselor). Diferența dintre polianhidre și acidul polihidroxicarboxilic este modul de degradare: (i) primele sunt erodate superficial; (ii) ultimul este erodat în tot volumul. Numărul aplicațiilor potențiale ale materialelor degradabile de implant crește constant, din două motive:

1. creșterea încrederii practicienților în conceptul de implant biodegradabil, pe baza experienței pozitive, obținută în aplicarea materialului;
2. dezvoltarea unor noi concepte terapeutice, pe baza biomaterialelor degradabile cum ar fi structurile de reconstrucție pe bază de schelete poroase (hidroxiapatita), care pot fi cultivate cu țesuturi (ingineria țesuturilor)

Condițiile impuse unui material de implant sunt determinate de aplicația pentru care sunt destinate. Proprietățile esențiale ale biomaterialelor degradabile sunt: 1-proprietățile lor mecanice; 2-viteza lor de degradare; 3-comportarea la degradare; 4-biocompatiblitatea și 5-capacitate de funcționalizare.
Fiecare aplicație necesită o combinație specifică a acestor proprietăți.
Odată cu creșterea numărului de aplicații potențiale, crește și numărul de materiale necesare pentru a prezenta diferite combinații ale acestor proprietăți. Totuși, în cazul unui anumit tip de materiale, proprietățile pot varia numai între anumite limite. Din acest motiv, a fost dezvoltată o nouă generație de materiale degradabile de implant. Noul concept se bazează pe un ***sistem de polimeri*** la care diverse proprietăți macroscopice ale fiecărui polimer pot fi variate în mod independent, pe intervale relativ mari, prin simple variații ale compoziției chimice.

4.7.2. Sisteme de polimeri cu proprietăți de memoria formei

Materialele de implant sensibile la stimuli au un potențial ridicat pentru aplicații în chirurgia minim-invazivă. Particularitățile implanturilor degradabile:

- ❖ pot fi introduse în corpul uman, într-o formă comprimată (temporar), printr-o mică

incizie

- după ce au fost plasate în poziția corespunzătoare, implanturile capătă forma relevantă pentru aplicația respectivă, în urma încălzirii până la temperatura corpului
- după o anumită perioadă de timp, implantul este degradat și este resorbit de organism
- nu mai este necesară o a doua operație pentru îndepărtarea implantului.

AMF, de tipul Nitinol-ului, sunt utilizate deja pentru aplicații biomedicale, cum ar fi protezele cardiovasculare, sârmele de ghidare laparoscopică și sârmele ortodontice. Însă proprietățile mecanice ale acestor aliaje pot fi variate doar pe intervale limitate. Deformația produsă, la trecerea materialului din forma temporară în cea permanentă, poate fi de *cel mult 8 %*. Mai mult chiar, programarea (educarea) acestor materiale este îndelungată și necesită temperaturi de sute de grade.

Proiectarea polimerilor degradabili cu memoria formei include:

- selectarea unor puncte de rețea corespunzătoare care determină forma permanentă
- selectarea lanțurilor polimerice propriu-zise, care acționează ca segmente de comutație

Strategiile de sinteză au fost dezvoltate pentru minimizarea riscului posibilelor efecte toxice ale polimerilor prin selectarea acelor monomeri ai căror co-polimeri au dovedit a fi deja biocompatibili. Selectarea segmentelor de comutație corespunzătoare, pentru polimerii biodegradabili cu memoria formei, poate fi realizată prin luarea în considerație a proprietăților termice ale unor materiale degradabile de implant care sunt deja consacrate.

Segmentele de comutație utilizate frecvent pentru sinteza polimerilor cu memoria formei pot fi produse prin *polimerizarea "în inel"* a lactonelor și a diesterilor ciclici.

Pentru *controlul secvenței structurii copolimerilor* se pot utiliza și *catalizatori*, ceea ce permite *controlul greutății moleculare* între 500 și 10.000 de lanțuri polimerice. Pentru aplicații biomedicale, de cel mai mare interes sunt *tranzițiile termice ale segmentelor de comutație* în intervalul termic dintre *temperatura camerei și temperatura corpului*. Doi candidați, care îndeplinesc aceste condiții, sunt:

- policaprolactona cu T_m între 46 și 64^0C;
- copolimerii amorfi de glicol și lactidă cu T_g între 35 și 50^0C.

Scăderea temperaturii tranziției vitroase, odată cu scurtarea lungimii lanțurilor moleculare, este atribuită *reducerii proporției de lanțuri care se deplasează liber*. Dacă aceste lanțuri sunt legate covalent, în cadrul copolimerului, scăderea T_g nu se mai produce.

Punctele de legătură pot fi de natură fizică (ramificare fizică) sau chimică (ramificare chimică). În continuare este exemplificat câte un caz de elastomer termoplastic și de rețea polimerică consolidată covalent.

A. Elastomerii termoplastici biodegradabili cu memoria formei, sub formă de copolimeri multibloc, pot fi sintetizați pe baza schemelor din **Fig.4.57**

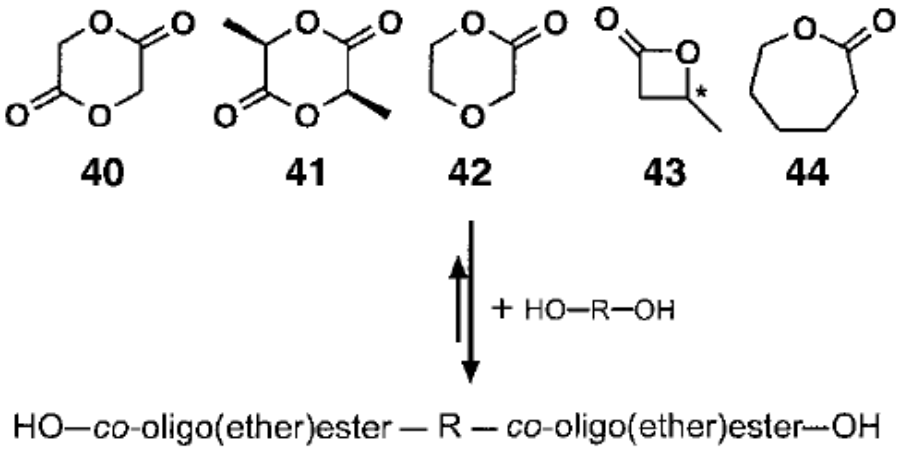


Fig.4.57 Sinteza macrodiolilor din cicluri de diesteri (lactone)

Macrodiolii sunt lanțuri polimerice de dioli, care conțin două grupuri hidroxil (OH) la capete și un radical la mijloc. Elastomerii termoplastici, rezultați din acest tip de sinteză, sunt elastici la temperatura camerei și prezintă valori mari ale alungirii la rupere, de 650 până la 1100%, cu module de elasticitate între 43 și 90 MPa.

Elastomerii termoplastici multibloc, cu memoria formei pot fi de două feluri:

- copolimeri liniari, cu un segment dur cristalizabil (T_m) de polidioxanonă și un segment de comutație amorf (T_g);
- copolimeri în blocuri, care determină segmentele de comutație, constând din segmente cristalizabile de policaprolactonă.

Elastomerii termoplastici sunt sintetizați prin co-condensarea a doi macrodioli diferiți prin intermediul unui agent bifuncțional de cuplare, ca în **Fig.4.58**

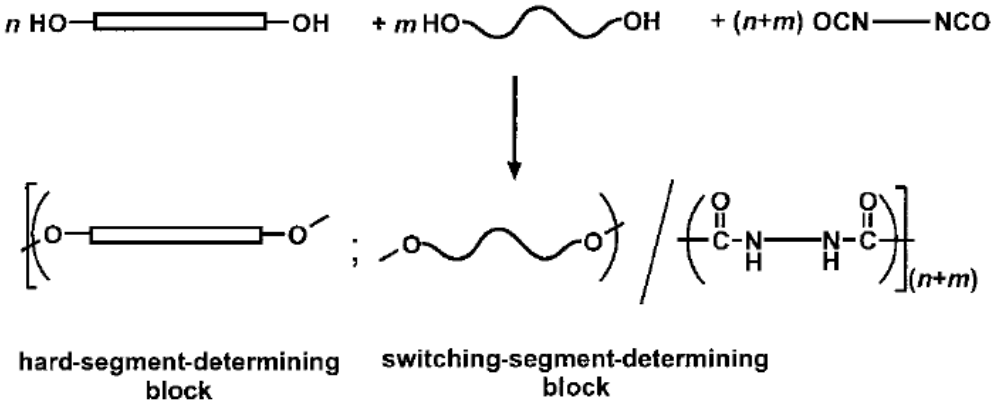


Fig.4.58 Sinteza copolimerilor multibloc prin cuplarea diferiților macrodioli

Pentru atingerea proprietăților mecanice dorite, este necesar să se atingă mase moleculare de 100.000 de meri. Parametrii moleculari care determină acest sistem de polimeri sunt greutatea moleculară, microstructura și raportul macrodiolilor precum și conținutul de segment dur din cadrul copolimerului monobloc. Noii copolimeri ester-uretan sunt complet degradabili din punct de vedere hidrolitic, viteza de degradare putând fi variată pe un interval larg de valori, ca în **Fig.4.59**.

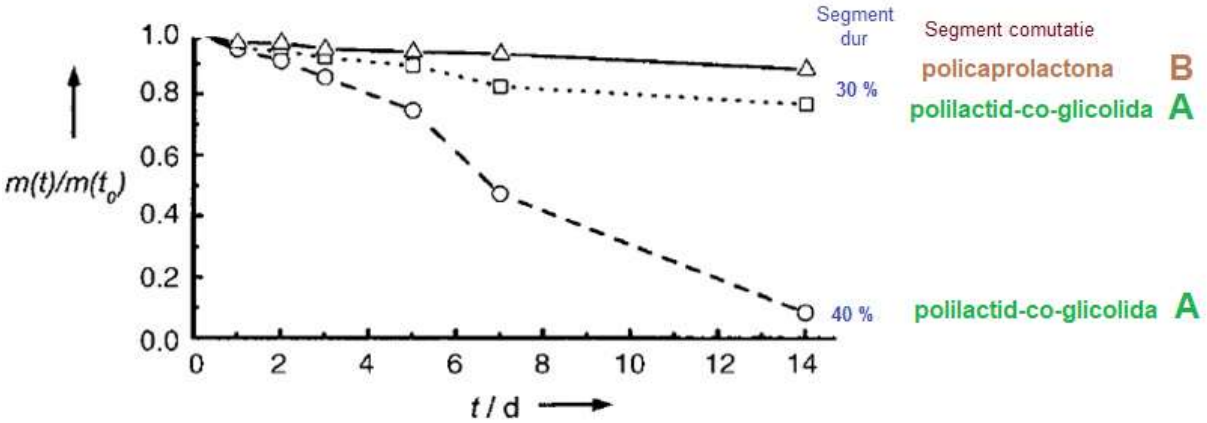


Fig.4.59 Degradarea hidrolitică a diferiților copolimeri ester-uretani într-o soluție apoasă tampon, cu pH=7, la 70^{0}C. *Sistemul A*: segment de comutație format din polilactid-co-glicolidă cu un conținut de 15 % glicolidă și cu segment dur în proporție de 30 %(□) și de 40 % (o) *sistemul B*: segment de comutație din policaprolactonă cu segment dur în proporție de 30 % (Δ)

În contrast cu comportarea la degradare a mai multor acizi polihidroxicarboxilici, în Fig.4.59 se observă că, la polimerii cu memoria formei, pierderea de masă începe să se producă după intervale mici de timp. De fapt, se constată că pierderea de masă variază aproape liniar cu timpul

de degradare.

B. Rețelele de polimeri biodegradabili cu memoria formei s-au dezvoltat pe baza diolului de caprolactonă, care joacă rolul de segment de comutație cristalizabil. Diolii de caprolactonă au fost funcționalizați cu grupuri de metilacrilat, la capete, ceea ce permite declanșarea reacției de polimerizare. Rolul de segment moale este jucat de polibutilacrilat, cu T_g = — 55^0C. Parametrii moleculari, care controlează cristalinitatea, temperaturile de comutație și proprietățile mecanice sunt:

- greutatea moleculară a ramificatorului de caprolactonă-dimetilacrilat;
- conținutul de butilacrilat

Greutățile moleculare medii, ale copolomerilor de dimetilacrilat-caprolactonă, au fost de 2000 până la 10.000 de lanțuri polimerice.

Densitatea de ramificare a rețelelor de dimetilacrilat-caprolactonă poate fi mărită prin scăderea cantității de butilacrilat.

Conținutul de butilacrilat influențează proprietățile termice ale rețelei polimerice, în special în cazul densităților moleculare de 2000 de lanțuri polimerice. La conținuturile cele mai mici de butilacrilat, (11 %), se obține o temperatură de topire, apropiată de cea a camerei, $T_m=25^0C$.

Pentru rețelele de butilacrilat-caprolactonă cu densități moleculare de 10.000 de molecule, temperatura de topire scade cu până la $\Delta T_m= 5\ grd$, odată cu creșterea conținutului de butilacrilat. Atât proprietățile mecanice ale rețelelor cu 2000 de molecule cât și cele ale rețelelor cu 10.000 de molecule pot varia în mod semnificativ odată cu creșterea conținutului de butilacrilat, conform **Fig.4.60**

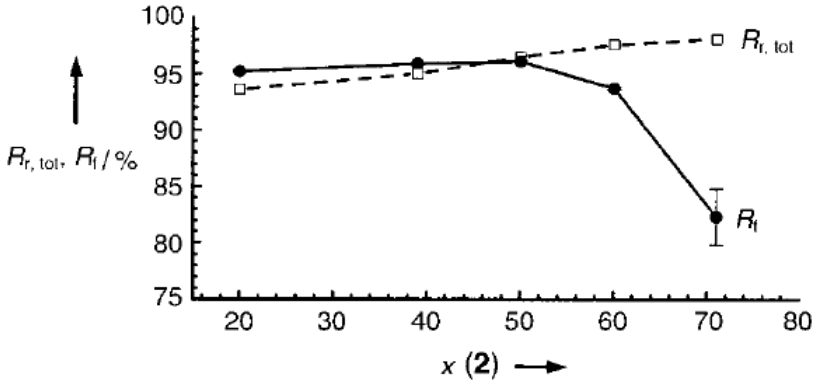


Fig.4.60 Variațiile vitezei de recuperare a deformației, $R_{r,\ tot}$ și ale raportului de fixare, R_f, în funcție de conținutul de butilacrilat, x

Prin intermediul testelor ciclice, de încercare termomecanică la tracțiune, la rețelele polimerice cu densități moleculare mari, s-au obținut raporturi de fixare R_f între 95 și 85 % și viteze de recuperare a deformației R_r de 98 până la 93 %. Toate materialele au atins o viteză constantă de recuperare a deformației de 99 %, după 3 cicluri termomecanice.

4.7.3 Clasificarea sistemelor polimerice de livrare a medicamentelor

Progresul rapid al cercetării biomedicale a dus la multe aplicații creative ale polimerilor biocompatibili. Deoarece medicina modernă discerne mai multe mecanisme, atât de fiziologie cât și de patofiziologie, scopul vindecării este de a imita sau, pe cât posibil, a recrea fiziologia funcționării sănătoase a organismelor. Astfel, domeniul livrării senzitive a medicamentelor a evoluat, ajungându-se la sisteme polimerice de livrare a medicamentelor, care pot fi clasificate în două mari categorii, ilustrate în **Fig.4.61**:

1. sisteme regularizate extern sau pulsatile (numite și sisteme ”***în buclă deschisă***„);
2. sisteme autoreglabile (numite și ”***în buclă închisă***„)

În continuare sunt prezentate principalele caracteristici ale sistemele pulsatile și ale celor autoreglabile de livrare a medicamentelor.

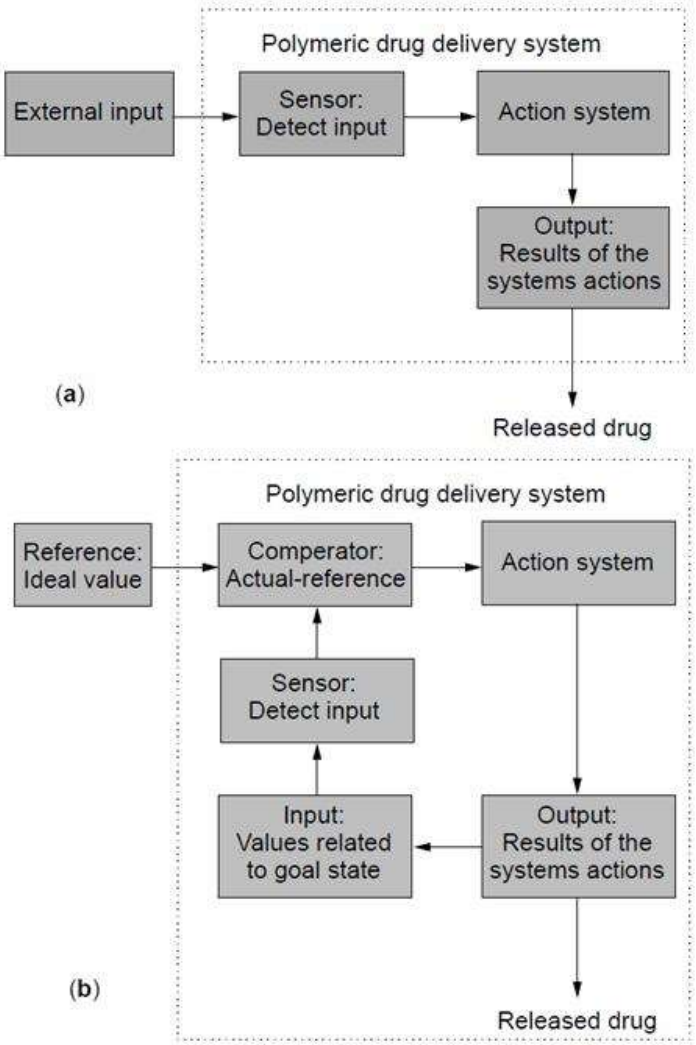


Fig.4.61 Reprezentare schematică a sistemelor de livrare a medicamentelor și a mecanismelor lor de control: (a) sistem în buclă deschisă; (b) sistem în buclă închisă

Scopul general al dezvoltării dispozitivelor de eliberare controlată a medicamentelor este:

- menținerea medicamentelor în intervalul terapeutic (cinetica de eliberare de ordinul zero);
- livrarea destinată anumitor ținte (reducerea expunerii sistematice și a efectelor secundare)

Sistemele în buclă deschisă nu utilizează automat informația despre variabila controlată. Semnalul declanșator este aplicat prin dispozitive controlate extern, utilizând energia *magnetică*, *ultrasonică*, *electrică* sau *fotoradiantă*.

Sistemele în buclă închisă folosesc detecția variabilei controlate care declanșează semnalul de administrare a medicamentelor, printr-un sistem de feed-back, fără intervenție externă. Exemple de astfel de sisteme se folosesc la controlul *temperaturii*, al *pH*-ului, reacțiile de reducere a enzimelor, interacțiunile anticorpilor, etc.

În funcție de mecanismul care declanșează eliberarea medicamentelor, polimerii au fost utilizați la dezvoltarea a patru tipuri de dispozitive:

1 – cu eliberare controlată prin difuzie, sub formă monolitică sau de rezervor;

2 – cu eliberare controlată chimic sub formă de purtători bioerodabili;

3 – cu eliberare controlată prin solvent, unde umflarea matricii permite eliberarea medicamentelor incorporate;

4 – cu eliberare controlată extern.

Dezvoltarea și apariția de noi medicamente, din ce în ce mai puternice, a impus dezvoltarea unor metode mai eficiente de administrare a substanțelor active, ca alternativă la administrarea convențională care este însoțită de o creștere bruscă a concentrației de medicament din sânge, după care se produce o scădere. Noile metode de livrare a medicamentelor au două scopuri principale: (i) menținerea concentrației de medicament în intervalul dorit; (ii) atingerea zonelor țintă.

Există însă excepții în care medicamentele trebuie administrate brusc, nu la viteză constantă, cum ar fi: 1-insulina la *diabetici*; 2-regulatoarele de ritm la aritmicii *cardiaci*; 3-inhibitorii de acid gastric la *ulceroși*; 4-nitrații la bolnavii de *angină pectorală*. Alte exemple sunt: controlul natalității, imunizarea, etc.

Biocompatibilitatea este esențială pentru evaluarea efectelor pe care le au sistemele de livrare a medicamentelor asupra sistemului biologic (țesuturile gazdă) dar și reacțiile adverse ale acestora, cum ar fi: 1-inflamația și reacția de corp străin; 2-reacția imunologică; 3-toxicitatea sistemului; 4-interacțiunile de la suprafața sângelui; 5-trombozele; 6-infecțiile legate de sistemele de administrare și 7-geneza tumorilor. Multe dintre aceste efecte sunt perturbate de mecanismul de apărare al corpului însă gradul de perturbare este determinat, în cea mai mare măsură, de biomaterialul din componența sistemului de livrare a medicamentelor.

Prima reacție care se declanșează este *inflamația*. Mecanismele celulare și moleculare ale inflamației nu pot fi evitate, unele dintre reacțiile inflamatorii fiind locale, în regiunea de contact iar altele disipându-se relativ rapid. În urma degradării și uzării biomaterialelor, rezultă produse care pot cauza *reacții imunitare*. Din acest motiv, înaintea implantării *in vivo,* trebuie studiată *in vitro* comportarea dispozitivelor de administrare a medicamentelor și produsele rezultate în urma degradării acestora. Un fenomen suplimentar este *încapsularea fibroasă* a biomaterialului.

În continuare se prezintă principiile de funcționare ale principalelor sisteme de livrare a medicamentelor.

A. Sistemele de livrare a medicamentelor stimulate magnetic sunt în buclă deschisă și presupun distribuirea uniformă a moleculelor de medicament și a particulelor magnetice în cadrul unei matrici polimerice solide.

Deși *eliberarea* medicamentelor se efectuează prin *difuzie,* atunci când ansamblul este expus la fluide, se obține o viteza mult mai mare de administrare, în prezența unui câmp magnetic oscilant extern.

Experimente cu acest tip de sistem s-au făcut utilizând matrici polimerice dintr-un copolimer de etil vinil acetat care conține *insulină* și particule magnetice. Capsulele s-au administrat subcutanat unor *șobolani diabetici*, timp de două luni. S-au obținut *scăderi repetate* și *reproductibile ale nivelului de glucoză*, prin aplicarea unui *câmp magnetic oscilant*.

Parametrii care controlează funcționarea acestor sisteme sunt *caracteristicile câmpului magnetic* și *proprietățile mecanice ale matricei* polimerice. De exemplu *creșterea* frecvenței câmpului magnetic aplicat a fost însoțită de o *creștere* liniară a vitezei de eliberare a medicamentelor. Pe de altă parte, viteza de eliberare *crește* la *scăderea* modulului de elasticitate al matricei polimerice.

B. Sistemele de livrare a medicamentelor stimulate ultrasonic sunt în buclă deschisă și presupun modularea vitezelor de administrare prin intermediul ultrasunetelor. Matricile purtătoare pot fi atât bioerodabile cât și neerodabile. Drept polimeri *bioerodabili* s-au folosit poliglicolidele, polilactidele, anhidrele de poli carboxi fenol oxialcan și copolimerii lor cu acidul sebacic, la care atât *erodarea polimerică* cât și *viteza de eliberare* au fost *mărite prin expunerea la ultrasunete*. Reacția la ultrasunete s-a produs în 2 minute și a fost reversibilă. S-a constatat că ultrasunete nu au afectat medicamentele eliberate. La sistemele polimerice *ne-erodabile*, eliberarea este controlată prin difuzie. Sub efectul ultrasunetelor s-au constatat creșteri ale

vitezei de eliberare de până la 15 ori.
Tot la *șobolani diabetici*, s-a observat o scădere bruscă a nivelului de glucoză din sânge, atunci când implanturile cu matrice de copolimer de etilen vinilalcool, conținând insulină, au fost expuse la ultrasunete, sub un flux de 1 W/cm^2, timp de 30 de minute.
Ca mecanisme, care controlează degradarea bioerodabilă a polimerilor accentuând viteza de eliberare a medicamentelor, au fost propuse *cavitația* și *efectele termice* ale utrasunetelor.

C. Sistemele de livrare a medicamentelor activate electric sunt în buclă deschisă și presupun *accelerarea ritmului de eliberare* a medicamentelor prin aplicarea unui câmp electric asupra unei membrane, prin care se efectuează transferul de element activ. Migrația electroforetică a unui macrosolvent încărcat electric, printr-o membrană hidratată, este rezultatul reacției combinate a forțele electrice care acționează asupra solventului și a ionilor din soluția adiacentă de electrolit (*electroforeza=migrarea particulelor unei soluții coloidale printr-un lichid aflat în câmp electric*).
Una dintre metodele de eliberare controlată electric a medicamentelor se bazează pe polimerii care formează legături ionice, în câmp electric, eliberând compuși bioactivi. Matricea polimerică are două stări dintre care doar una este corespunzătoare formării de legături ionice. Ionii de medicament sunt legați într-o stare și eliberați într-alta. Electrozii atașați alternează cele două stări iar mărimea curentului controlează cantitatea de ioni eliberați. S-au identificat 4 mecanisme de transport al proteinelor și a solviților neutri prin membrană: 1-umflarea indusă electric și chimic, care modifică mărimea și permeabilitatea porilor; 2-creșterea electroforetică a fluxului de solvit prin membrană; 3-creșterea electroosmotică a fluxului de solvit prin membrană (*electro-osmoza = mișcarea unui lichid printr-o diafragmă, în câmp electric*) și 4-partiționarea electrostatică a solviților încărcați electric în cadrul membranelor încărcate.

D. Sistemele fotostimulate de livrare a medicamentelor sunt în buclă deschisă și se bazează pe o serie de polimeri care suportă transformări de fază cu variații discontinue de volum, în urma iradierii cu lumină ultraviolet. Unul dintre sistemele propuse de eliberare fotostimulată a medicamentelor s-a bazat pe degradarea fotosensibilă a hidrogelurilor eterogene, compuse din *acid hialuronic* și *microsfere lipidice*, ramificate chimic. Lumina din spectrul vizibil a cauzat degradarea gelurilor ramificate chimic, de acid hialuronic, prin oxidare fotochimică, atunci când se utilizează albastrul de metilen, ca fotocatalizator. Alt motiv pentru utilizarea gelurilor de acid hialuronic (hidratant biologic al pielii, care atrage și reține circa 70% din greutatea sa în apă dar scade la creșterea vârstei) este capacitatea acestora de a reacționa la inflamații. Pentru eliberarea unor medicamente anticancer, fotosintetizante și solubile în apă, a fost propusă utilizarea unor micele polimerice cu configurația ilustrată în **Fig.4.62**, obținute prin combinarea tehnicilor de eliberare cu țintă controlată și de fotostimulare externă.

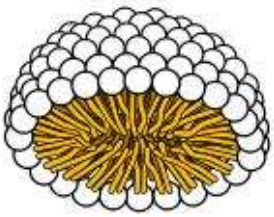


Fig.4.62 Configurație tipică de micelă

Mecanismele gelurilor fotostimulate se bazează pe schimbarea fotosensibilă a proprietăților fizice sau chimice. Polimerul constă dintr-un fotoreceptor (*cromofor fotocromic*) și o parte funcțională. Semnalul optic, izomerizează cromoforii și transformă semnalul fotostimulant într-un semnal chimic.

E. Sistemele de livrare a medicamentelor sensibile la mediu sunt în buclă închisă și se bazează pe capacitatea polimerilor de a-și modifica o serie de caracteristici ca reacție la variațiile

mediului în care se găsesc. În felul acesta, se obține o reacție care seamănă mai mult cu un proces fiziologic normal. La aceste sisteme distribuția medicamentelor este controlată în urma interacțiunii cu mediul înconjurător, fără nici un fel de intervenție din exterior. Cei mai cunoscuți polimeri, din această categorie, sunt cei care reacționează la variațiile de temperatură și cei care reacţionează la variații ale pH-ului. Pe lângă acestea se numără și sisteme sensibile la inflamații.

Sistemele de livrare a medicamentelor sensibile la temperatură sunt de 2 tipuri, în funcție de termosenzitivitatea pe care o prezintă în medii apoase:

1 – primul grup se bazează pe interacțiunile polimer-apă, utilizând echilibrul dintre efectele *hidrofob* și *hidrofil*;

2 – cel de-al doilea grup se bazează pe interacțiunile polimer-polimer.

Un exemplu aparte, din cea de-a doua categorie, sunt de sisteme termosensibile de livrare a medicamentelor care conțin polimeri cu rețele interpenetrante.

Prin copolimerizarea la 60^0C, timp de 24 ore, a uracil acriloil metilului (CH_2=CH-COO-CH_2-C_4N_2-O_2H_2) cu o soluţie de 10 % mol. acid acrilic (CH_2-CH-COOH) şi de 1 % metilen diacrilamidă (CH_2=CH-CONH-CH_2-NHCO-CH=CH_2), se obţine ***poliuracil acriloil oximetil***, sub formă de hidrogel, conform **Fig.4.63**

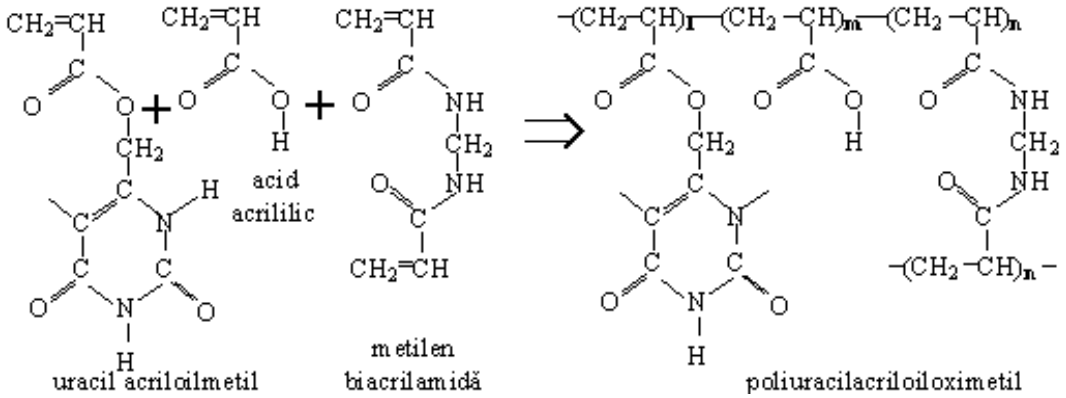


Fig.4.63 Reacţia de copolimerizare a poliuracil acriloil oximetilului

Între pirimidinele (C_4N_2) din cadrul hidrogelului de poliuracil acriloil oximetil se formează legături de hidrogen care determină moleculele să se împacheteze compact, cu inelele aromatice suprapuse, ceea ce contribuie la scăderea volumului specific şi interpenetrarea reţelelor.

Această dispunere, caracteristică temperaturilor sub 35^0C, este ilustrată în **Fig.4.64(a)**. Dacă hidrogelul este încălzit peste 35^0C, legăturile de hidrogen se rup şi structura devine dezordonată, ca în **Fig.4.64(b).**

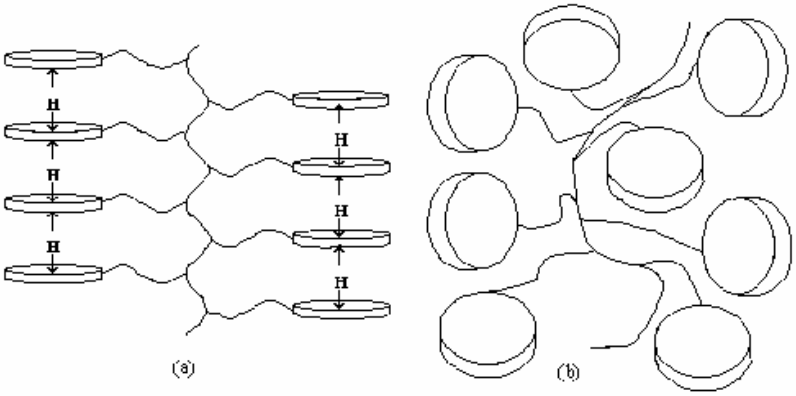


Fig.4.64 Ilustrare schematică a structurii hidrogelului de poliuracilacriloiloximetil: (a) structură compactă sub 35^0C, determinată de prezenţa legăturilor de hidrogen; (b) structură dilatată, la ruperea legăturilor de hidrogen peste 35^0C

Variaţiile volumului relativ al hidrogelului, odată cu temperatura, sunt ilustrate în **Fig.4.65**. Fig.4.65(a) ilustrează umflarea rapidă a hidrogelului la 35^{0}C. Se observă că creşterea de volum este de cca. 13 ori. În plus, variaţia este reversibilă, hidrogelul strângându-se la loc, odată cu răcirea sub 35^{0}C. Comportamentul reversibil de umflare-strângere este ilustrat în Fig.4.65(b), în cazul unei soluţii de 10 % mol. în apă distilată.

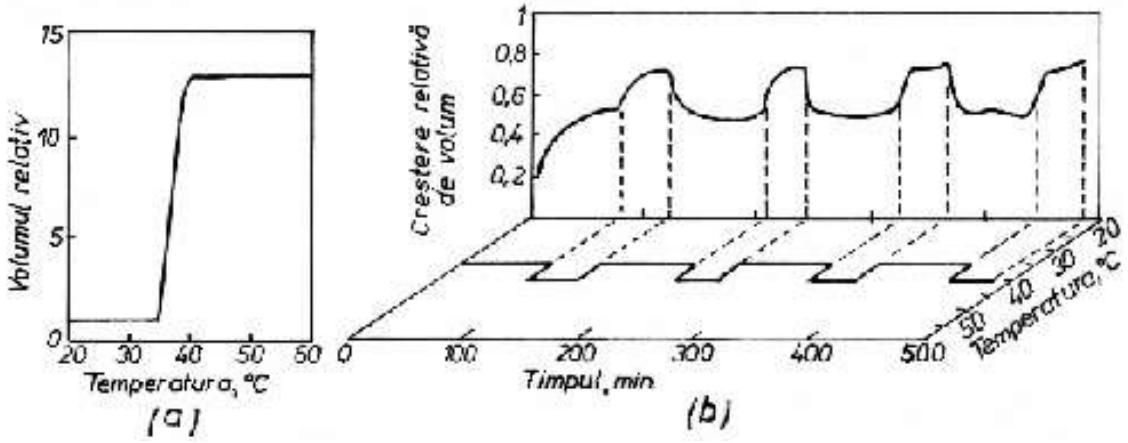


Fig.4.65 Variaţia volumului hidrogelului: (a) dependenţa de temperatură a volumului relativ; (b) influenţa variaţiei temperaturii în trepte, între 35 şi 40^{0}C, asupra variaţiei în timp a volumului relativ, pentru o soluţie de 10 % hidrogel în apă distilată

Temperatura a fost variată în trepte, între 35 şi 40^{0}C. Variaţia în timp, a creşterii relative de volum, a soluţiei de hidrogel, este într-o bună concordanţă cu variaţia temperaturii: umflare la încălzire şi strângere la răcire. În plus, se constată că menţinerea constantă a temperaturii nu a produs variaţii semnificative ale volumului.

Prin imersarea hidrogelului într-o soluţie de *ketoprofen* dizolvat în metanol, s-a reuşit încărcarea medicamentului în polimerul aflat în stare compactă. Temperatura de rupere a legăturilor de hidrogen (deci de umflare) poate fi controlată prin intermediul unei soluţii-tampon de fosfat.

Reglând această temperatură cu puţin deasupra temperaturii normale a corpului, (la o valoare caracteristică stării febrile, când organismul luptă împotriva unei infecţii), s-a obţinut un sistem adaptiv de distribuire a medicamentelor deoarece odată cu umflarea hidrogelului, *ketoprofenul* a fost eliberat imediat în corpul bolnavului. Cum odată cu scăderea temperaturii (revenirea la starea normală) hidrogelul se strânge la loc, eliberarea medicamentului încetează. Aşadar, prin utilizarea polimerilor adaptivi la temperatură, cu reţele interpenetrante, au fost create noi sisteme adaptive (inteligente) de distribuire a medicamentelor.

Compania Creative Diagnostics a produs particule polimerice sferice DiagPoly™ cu diametre între 100 nm și 500 μm, din:

- copolimer de acid lactic și acid glicolic (PLGA),
- policaprolactonă (PCL)
- polilactidă (PLA).

Aceste particule se pot utiliza pentru:

- eliberarea controlată a medicamentelor,
- întărirea biodisponibilității,
- direcționarea substanțelor active.

Nano(micro)sferele fluorescente își găsesc aplicații la:

- urmărirea fluidelor,
- studii de fagocitoză,
- microscopie de fluorescență,
- cuplarea covalentă a antigenelor și a anticorpilor, prin intermediul grupurilor superficiale funcționale.

4.8 Polimeri ionici

Cei mai des întâlniți actuatori sunt motoarele cu ardere internă, motoarele electrice și materialele piezoceramice. Motoarele cu ardere internă sunt în general mai eficace atunci când funcționează continuu, nefiind recomandate pentru aplicații în care mișcarea este întreruptă în mod frecvent, cum ar fi supapele sau roboții pășitori. Motoarele electrice dezvoltă cupluri mici în comparație cu mușchii, ceea ce le face prea voluminoase pentru aplicații medicale, robotice sau din domeniul mecanicii fluidelor. Materialele piezoceramice realizează densități mari de putere dar nu pot dezvolta curse mari (max. 0.1%) ceea ce necesită utilizarea unor *sisteme de amplificare mecanică* pentru obținerea unor deplasări semnificative.
Nici una dintre categoriile de mai sus nu poate fi utilizată pentru înlocuirea sau simularea mușchilor naturali, ceea ce a constituit un puternic imbold pentru activitățile de cercetare-dezvoltare. Una dintre soluțiile propuse sunt actuatorii polimerici care, în multe privințe, depășesc performanțele mușchilor naturali. Ei sunt eligibili pentru aplicații medicale, proteze, robotică, jucării, dispozitive biomimetice și sisteme micro/ nanoelectromecanice. Aplicațiile comerciale ale acestor materiale sunt în stadiu timpuriu, fiind puternic devansate de nivelul cercetărilor (http://artificialmuscles.org/).
Polimerii ionici (cu ioni de schimb) sunt actuatori care prezintă impedanțe scăzute și deformații mari în prezența unei diferențe mici de potențial electric. Dacă sunt introduşi în mediu umed, acţionează ca şi polielectroliţi, cum ar fi acidul poliacrilic (PAA) și policlorura de vinil (PVC). Polielectroliţii conţin, pe lanţurile lor principale, *grupuri de ioni capabile să disocieze*, dezvoltând câmpuri electrice cu intensităţi de până la 10^{10}V/m, în prezența diferitor *solvenți*. La aplicarea unui câmp electric extern, acesta interacţionează cu câmpul electric al polimerului, producând o *deformaţie electromecanică*. Un exemplu de polielectrolit este oferit de sistemul *acid poliacrilic-policlorură de vinil*.
Atunci când unei benzi din polielectrolit i se aplică un câmp electric transversal, perpendicular pe axa benzii, *contracţia şi alungirea diferenţială*, a fibrelor din straturile superficiale ale materialului, poate produce încovoierea, ca în **Fig.4.66**.

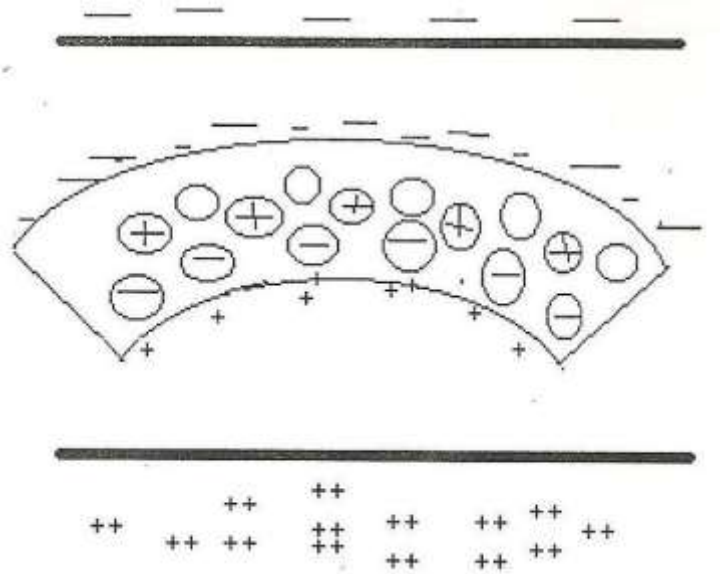


Fig.4.66 Redistribuirea generală a sarcinilor electrice într-un polimer ionic, sub efectul unui câmp electric

Deformaţia poate fi amplificată dacă în spaţiul interstiţial al reţelei polielectrolitului se introduce un lichid care conţine ioni. La îndepărtarea câmpului extern, polielectrolitul revine la forma iniţială, deci deformaţia este reversibilă.
În particular, atunci când se introduc ioni metalici, se obţin ***materiale compozite polimer ionic-metal*** care sunt descrise pe scurt la sfârşitul secţiunii următoare.

După cum se observă în Fig.4.66 și **4.67**, benzile de polimer ionic se încovoaie spre anod și-și schimbă direcția de încovoiere dacă se produce o inversare a polarității.

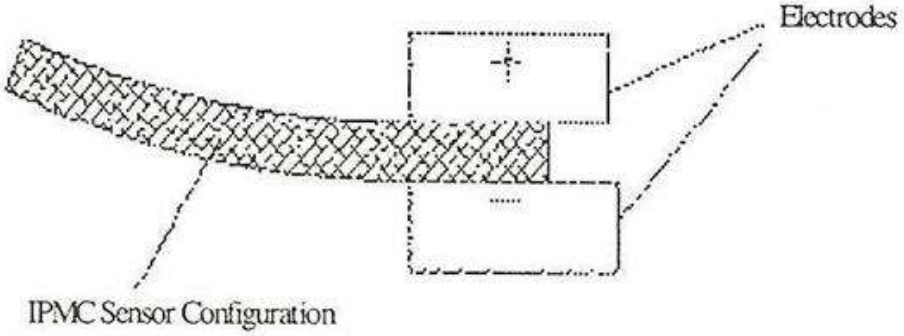


Fig.4.67 Un senzor din polimeri ionic plasat între doi electrozi

Pe de altă parte, încovoierea materialului produce deplasarea sarcinilor mobile, ca urmare a apariției unui gradient de tensiune mecanică, în fibrele exterioare. Ionii mobili se deplasează spre regiunea favorabilă unde sunt atrași de ionii de semn contrar. Ca și polielectroliți, pot fi utilizate alchenele perfluorinate, cu canale laterale scurte terminate prin grupuri ionice cum ar fi SO_3 (la polielectrolitul NAFION) sau COO (la polielectrolitul FLEMION).
La benzile de FLEMION, prin aplicarea unor tensiuni de până la 7 V, s-au obținut deformații de peste 3 %, care au fost puternic amplificate în timp, ca în **Fig.4.68** iar tensiunea dezvoltată a crescut până la 30 MPa.

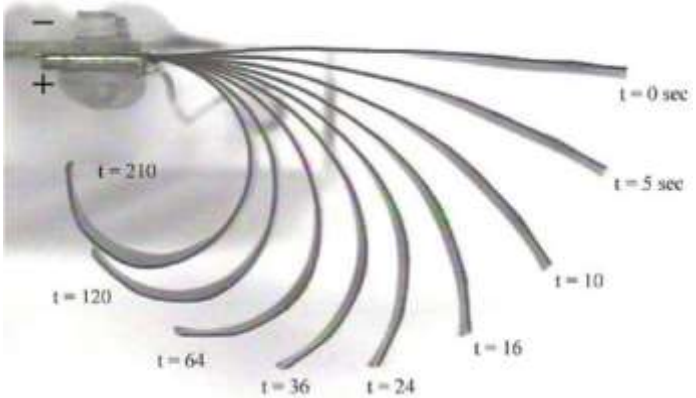


Fig.4.68 Variația actuării unei benzi pe bază de FLEMION în funcție de timp

Principalul dezavantaj al acestui tip de polimeri ionici este dificultatea menținerii poziției finale, care a fost asociată cu *scurgerea treptată a apei*. Pentru evitarea acestor impedimente, se folosesc electroliți lichizi ionici, nevolatili, cu grad foarte ridicat de inerție.
Rezultatele experimentale au arătat că există o variație liniară reversibilă între tensiunea electrică aplicată și deplasarea cvasi-statică impusă polimerului ionic. Vârful benzii de polimer ionic, prezentat în Fig.4.67, a fost deplasat mecanic iar tensiunea produsă a fost măsurată, în **Fig.4.69** .

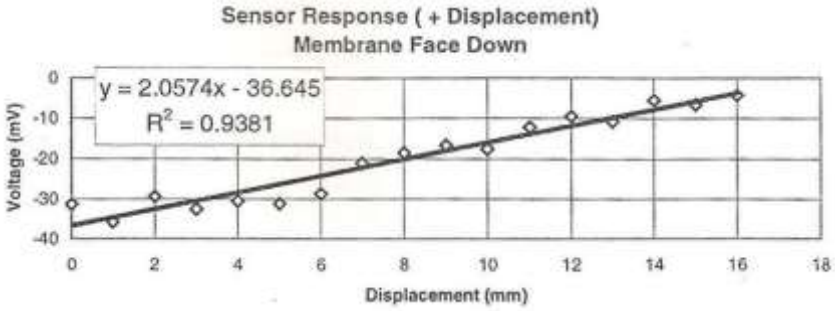


Fig.4.69 Reacție inversă a unui senzor de film de polimer ionic, la producerea unei deplasări

Atunci când benzile de polimer ionic sunt activate *dinamic*, printr-un *șoc* sau un impact, se obține o *reacție mecanică de amortizare*, după cum arată **Fig.4.70**. Reacția dinamică este reproductibilă, pe o bandă de frecvență de sute de hertzi. Această proprietate a polimerilor ionici își poate găsi o gamă largă de aplicații la dispozitivele senzoriale cu deplasări mari. Cum acești mușchi pot fi tăiați la dimensiuni reduse, se pot utiliza și la sisteme microelectromecanice (MEMS).

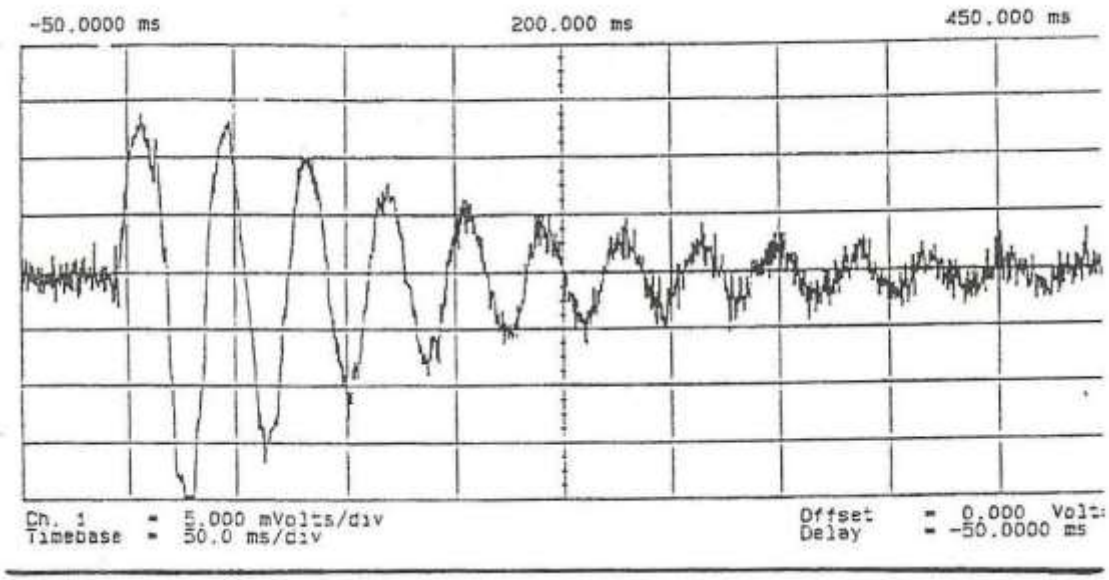


Fig.4.70 Reacție dinamică, sub forma unei tensiuni electrice atenuată treptat, a benzilor (40 × 5 × 0,2 mm) de polimer ionic supus unui stimul aplicat dinamic

Polimerii ionici sunt actuatori cu deplasare mare care operează la tensiuni reduse, în comparație cu actuatorii piezoceramici sau cu memoria formei. **Tab. 4.5** prezintă o comparație între aceste trei categorii de actuatori.

Tab.4.5 Comparația proprietăților polimerilor ionici, materialelor electroceramice și a aliajelor cu memoria formei

Proprietatea	Polimeri ionici	AMF	Materiale ceramice electroactive
Deplasarea de actuare	> 10 %	< 8 %, rezistență redusă la oboseală	0,1-0,3 %
Forța (MPa)	10-30	cca. 700	30-40
Viteza de reacție	μs – s	s – min	μs – s
Densitatea	1-2,5 g/cm^3	5-6 g/cm^3	6-8 g/cm^3
Tensiunea conducătoare	4-7 V	NA	50-800 V
Consumul de putere	W	W	W
Rezilienta la rupere	tenace, elastic	elastic	fragil

Polimerii ionici sunt mai ușori, au capacitatea potențială de stricțiune cu până la două ordine de mărime mai mare decât cea a materialelor electroceramice și viteza de reacție mult mai mare decât AMF, ceea ce îi recomandă ca materiale pentru mușchii artificiali. Mușchii sunt produși prin depunerea unui metal nobil (Pt) în rețeaua moleculară a unui polimer ionic. Ionii de sare

de Pt sunt reduși (descompuși) la ionii metalici corespunzători, ceea ce duce la formarea unor ***electrozi de tip dendritic***. **Fig.4.71** prezintă două micrografii SEM ale polimerilor ionici.

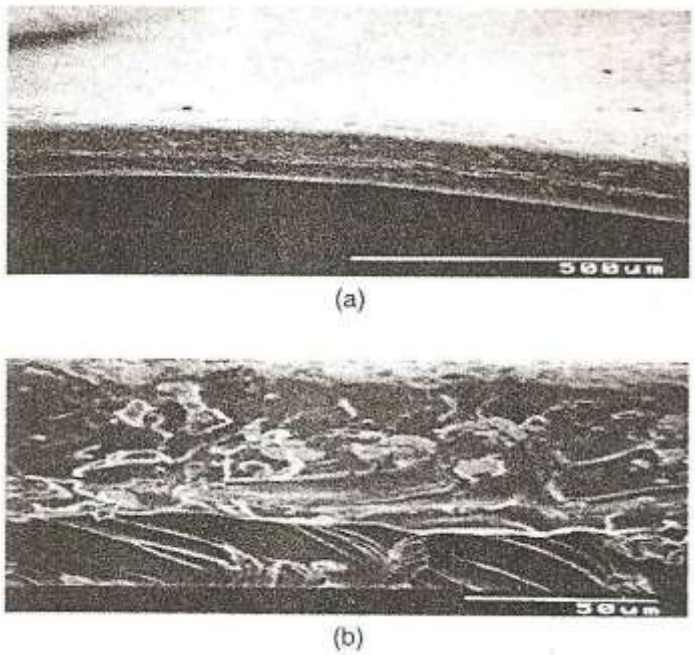


Fig.4.71 Micrografii SEM ale polimerilor ionici: (a) imaginea marginii unui mușchi artificial; (b) descompunerea depunerilor de particule de metal pe rețeaua din interiorul mușchiului

Atunci când unui polimer ionic i se aplică o tensiune, acesta se încovoaie spre anod. Creșterea tensiunii, până la cca. 7 V, accentuează încovoierea. Dacă tensiunea aplicată este alternativă, apare o mișcare de legănare al cărui nivel depinde nu doar de valoarea tensiunii ci și de frecvență.

Frecvențele mai mici, de exemplu 0,01 Hz, produc deplasări mai mari, până la 25 mm, în cazul unei benzi de polimer ionic de 0,2 × 5 × 20 mm. Deci deplasarea mușchiului artificial este complet controlabilă prin intermediul tensiunii aplicate, conform **Fig.4.72**.

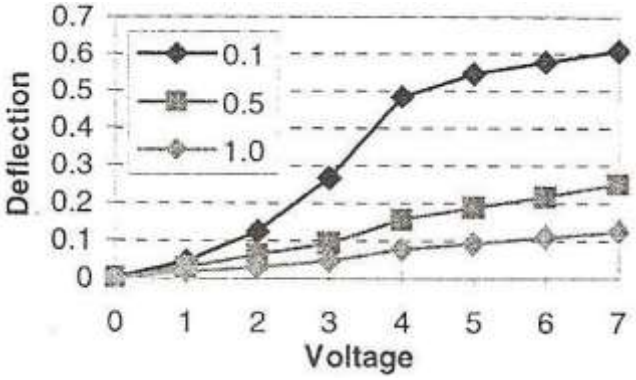


Fig.4.72 Deflecția unei benzi de polimer ionic în funcție de frecvență și de tensiunea aplicată

Performanta mușchiului mai depinde și de conținutul de apă care servește drept mediu de transport ionic.

S-a utilizat un singur film pentru a reproduce un braț de încovoiere în miniatură care a ridicat o sarcină cântărind o fracțiune de gram. O pereche de filme cântărind 0,2 g au fost configurate ca un actuator liniar. Sub efectul unui curent de 5 V și 20 mW s-a produs o deplasare prin contracție de 11 %.

Perechea de filme de polimer ionic a manifestat și capacitate de extensie cu cca 25 mm, ca în **Fig.4.73**.

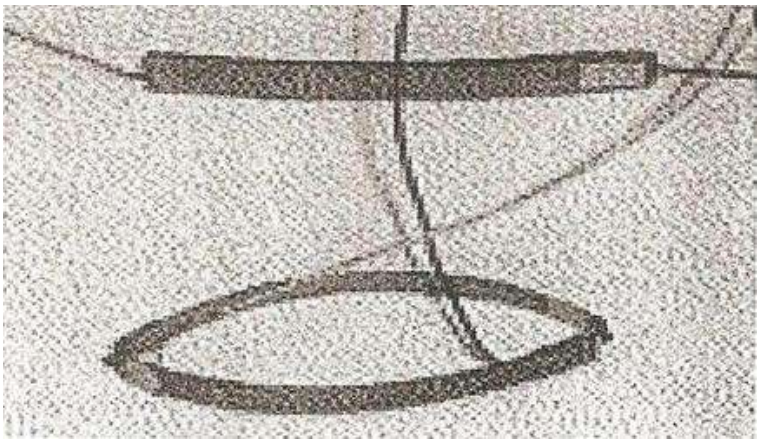


Fig.4.73 Pereche de filme de polimeri ionici în stare de referință (sus) și în stare extinsă (jos)

Capacitatea de mișcare a polimerilor ionici a fost folosită pentru reproducerea unor degete artificiale. **Fig.4.74** prezintă un dispozitiv de apucare care poate fi considerat un *braț robotic miniatural*.

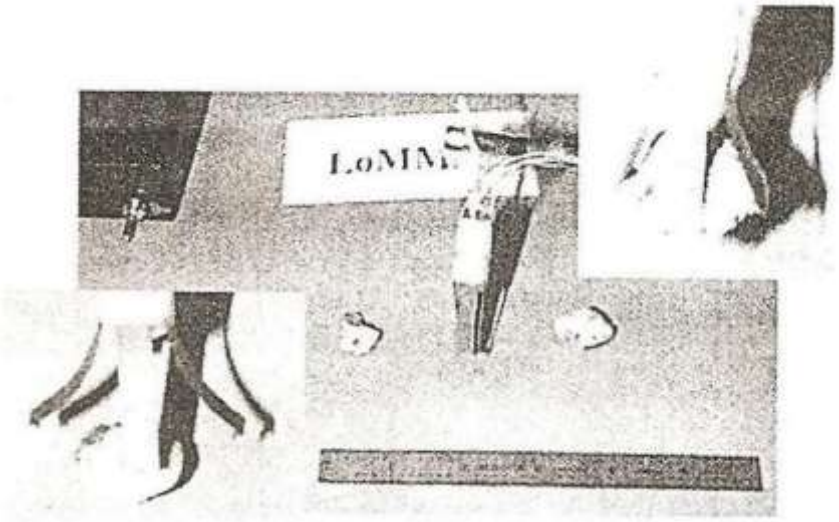


Fig.4.74 Sistem de apucare de capăt ridicând o piatră de 10,3 g, sub efectul unui curent de 5V și 25 mW, utilizând degete de polimer ionic 0,1 g

Degetele apar sub formă de bare verticale gri cu înfășurări electrice iar filmele sunt cuplate spate-în-spate, ca în porțiunea centrală din Fig.4.74.
La activarea electrică, înfășurările comandă încovoierea spre interior sau exterior, asemeni unei mâini, închizând sau deschizând degetele.
Fig.4.75 prezintă deformația prin încovoiere a unei benzi tipice de polimer ionic, sub acțiunea unui *câmp electric variabil*. Se constată creșterea deplasării cu amplitudinea, ca și în cazul frecvenței.

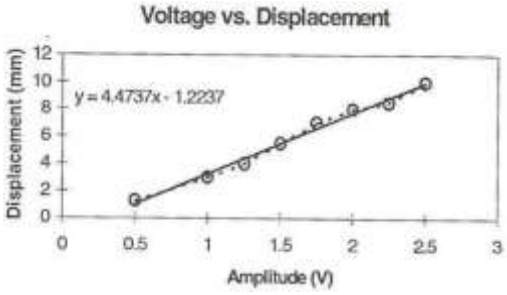


Fig.4.75 Deformația prin încovoiere a unei benzi de 0,2 × 5 × 20 mm, din polimer ionic, în funcție de

amplitudinea unui curent electric cu frecvența de 0,5 Hz

Fig.4.76 prezintă variația deformației în funcție de tensiunea aplicată la diverse, frecvențe. Se constată asemănarea cu Fig.4.72, ceea ce arată că efectele amplitudinii și frecvenței, asupra deformației, sunt similare. Pe baza acestor caracteristici dinamice de deformație au fost proiectați actuatori liniari și de tip platformă.

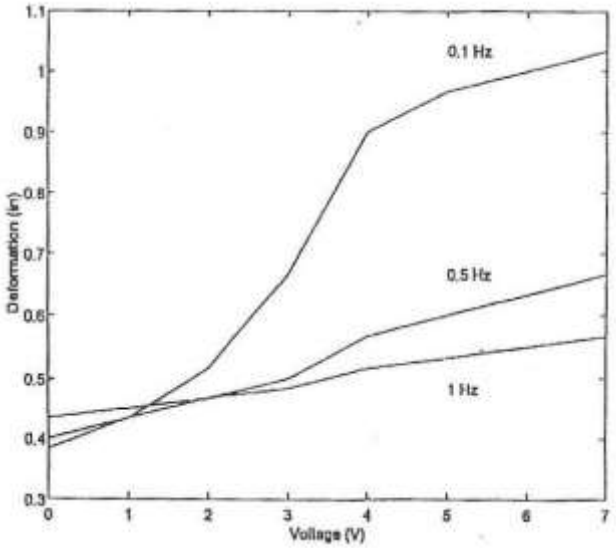


Fig.4.76 Dependența de frecvență a deformației de încovoiere a mușchilor din polimer ionic

Benzi de polimeri ionici, dopate chimic cu Pt, au fost utilizate pentru a studia caracteristicile lor de vibrație la amplitudini mari. Activarea s-a făcut sub efectul unui curent alternativ cu amplitudinea ± 4 V și frecvența variabilă. Benzile de polimer ionic au fost atașate cap-la-cap sau cu câte un capăt la o platformă fixă și cu celălalt la o platformă mobilă.
Pe baza acestui principiu, ilustrat în **Fig.4.77**, s-au efectuat măsurători ale deplasării rezultate, prin aplicarea unor curenți având diferite configurații (sinusoidală, rectangulară, în dinți de ferăstrău sau pulsatorii), frecvențe, amplitudini și tensiuni.

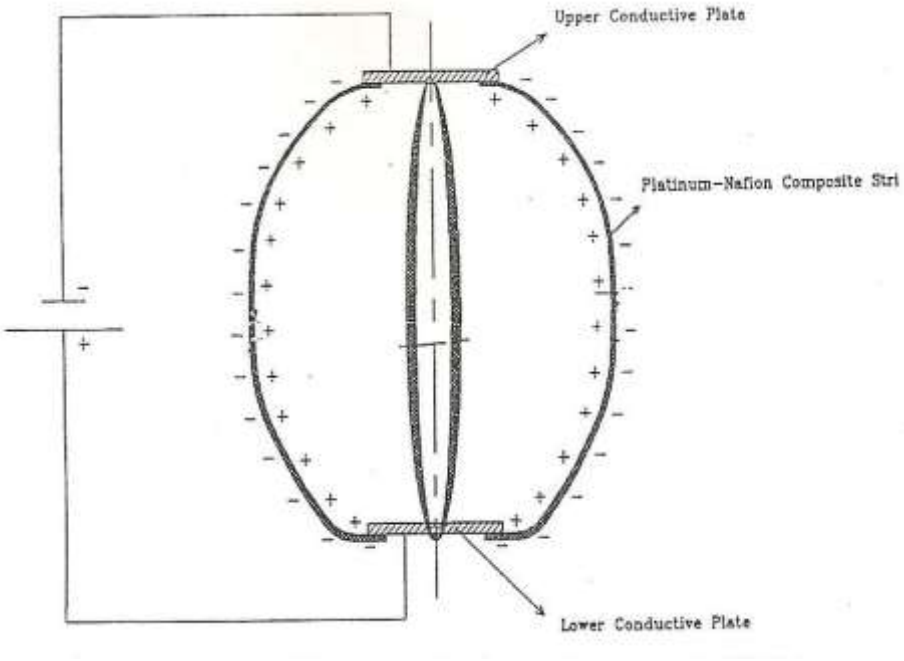


Fig.4.77 Principiul de funcționare al unui actuator robotic liniar din benzi de polimer ionic

Benzile aveau configurația de (20-40 × 4-6 × 0,2) mm și cântăreau 0,1-0,4 g. Pe același principiu s-au dezvoltat actuatori liniari și de tip platformă, ilustrați în **Fig.4.78**, precum și dispozitive de strângere.

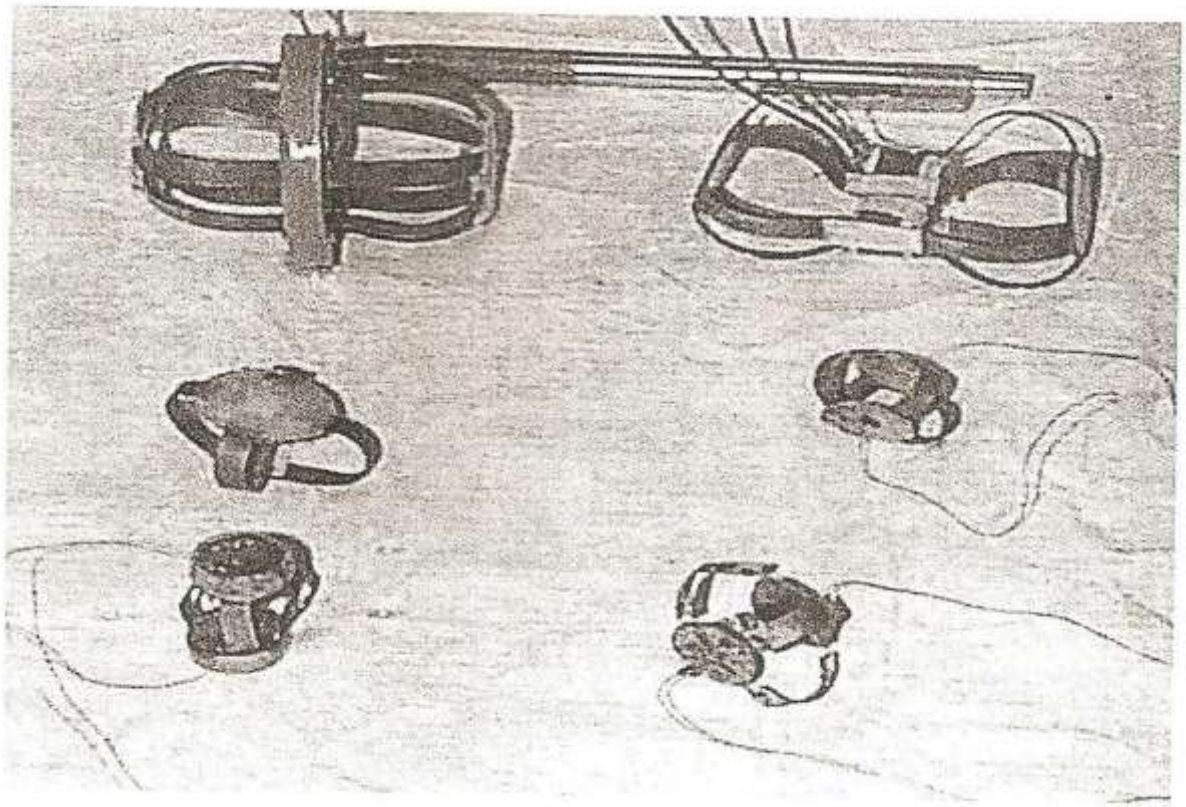


Fig.4.78 Ansamblu de actuatori de tip liniar și de tip platformă, bazați pe principiul ilustrat în Fig.4.77

S-au aplicat curenți alternativi cu formă sinusoidală, pătrată, triunghiulară, sau în dinți de ferăstrău și cu frecvențe de până la 35 Hz, ca în exemplul prezentat în **Fig.4.79**. La tensiuni mai mari de 2 V s-au observat degradări ale deplasării, atribuite pierderii apei.

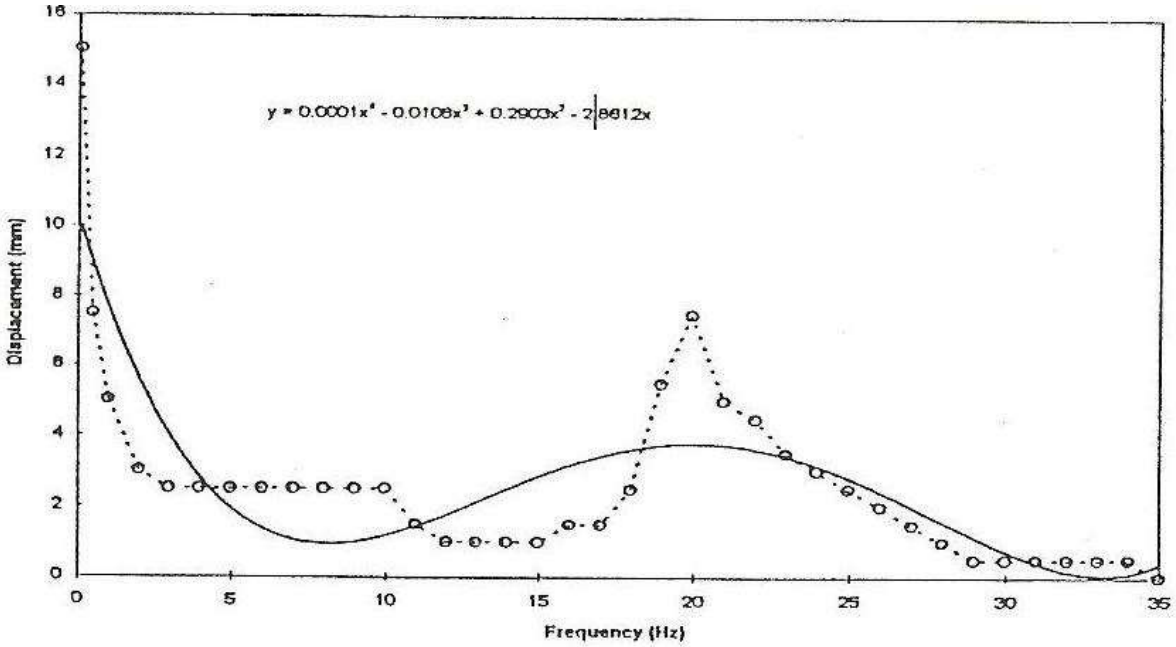


Fig.4.79 Amplitudinea deplasării unei benzi de polimer ionic cu dimensiunile 0,2 × 4 × 20 mm, în funcție de frecvența aplicată, sub o tensiune de 2 V. Aproximare printr-un polinom de ordinul patru

Pentru reducerea degradării, banda de polimer ionic a fost încapsulată într-o membrană de plastic, ceea ce a contribuit, însă, la mărirea rigidității, reducând amplitudinea deplasării inițiale. Pe baza acestei caracteristici de deformare dinamică s-a construit un robot înotător, fără zgomot, prezentat în **Fig.4.80** și înfășurări robotice de tip ansamblu de cili, similar *recifurilor de corali*, ca în **Fig.4.81**.

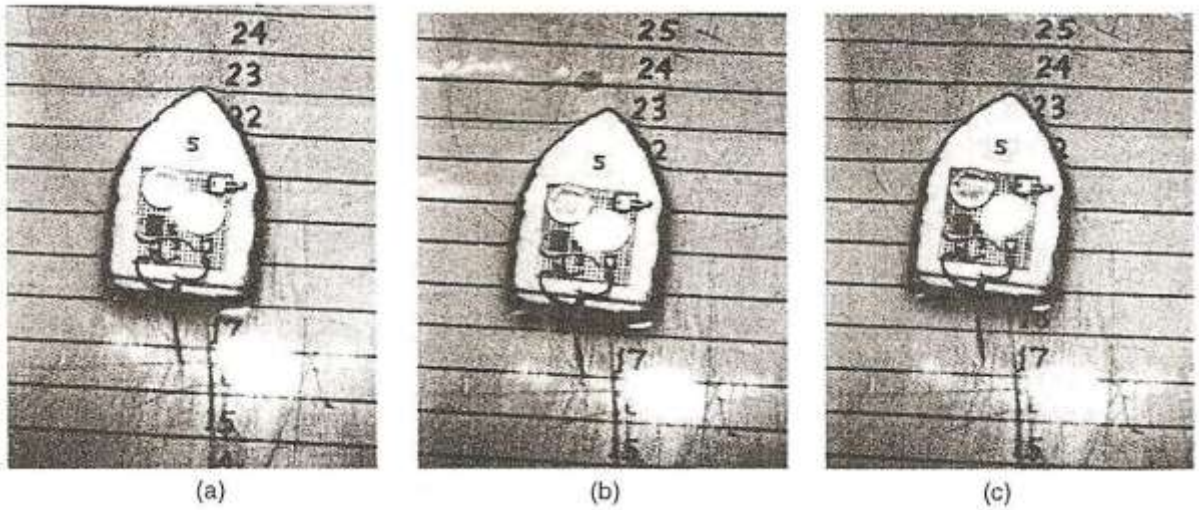


Fig.4.80 Înotător robotic cu frecvența de ondulare de 3 Hz (cadre înregistrate la 1/3 s)

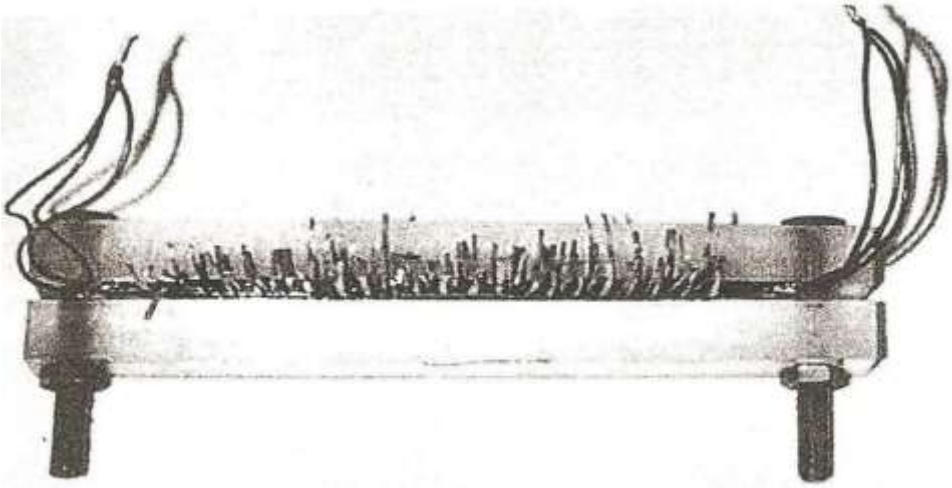


Fig.4.81 Ansamblu de tip cili al mușchilor de polimeri ionici, care simulează o reacție vibrațională dinamică colectivă similară recifurilor de corali, ar putea crea suprafețe capabile să se curețe singure de depunerile biologice

Pe lângă acestea și unele mașini care zboară prin bătăi din aripi pot fi echipate cu mușchi din polimeri ionici, conform principiilor ilustrate în **Fig.4.82** și **4.83.**

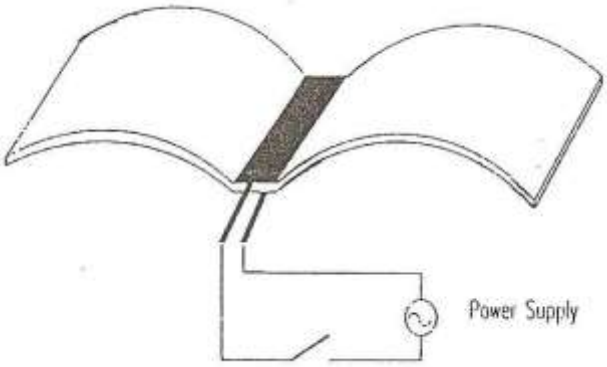


Fig.4.82 Principiul de funcționare al unei mașini zburătoare prin bătăi de aripi

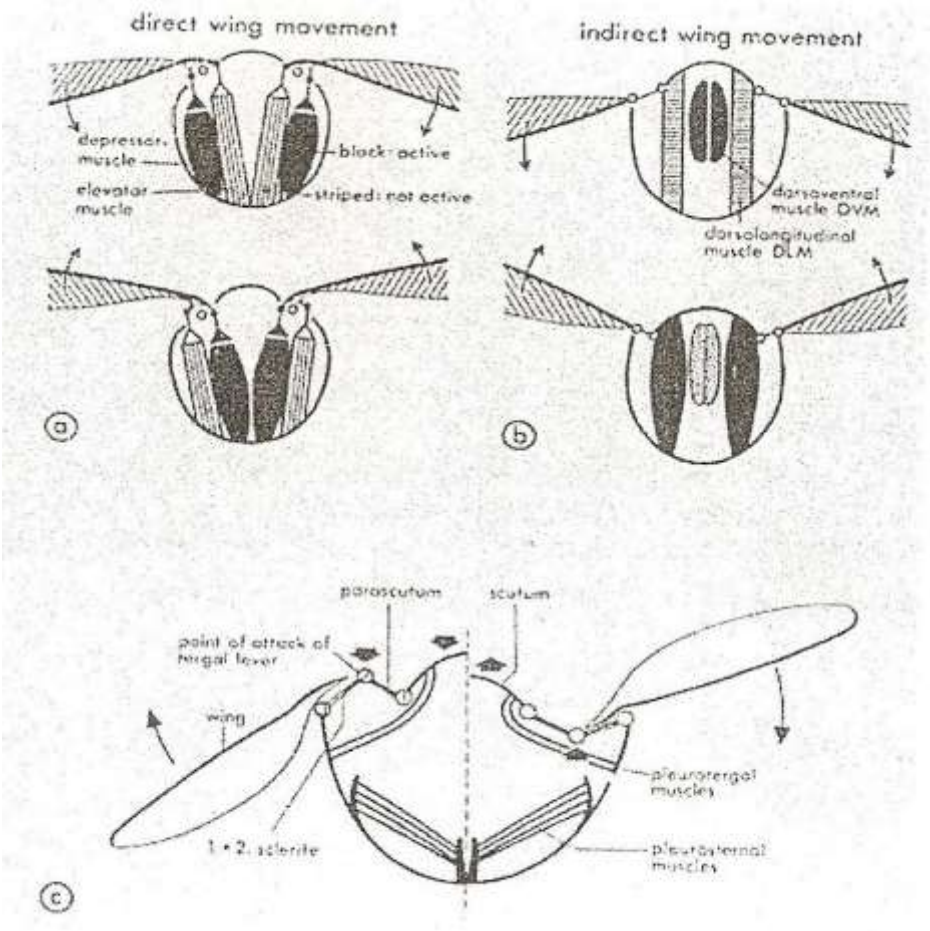


Fig.4.83 Principii de funcționare ale unui mecanism de zbor utilizat de insecte, la care se pot aplica actuatori de tip liniar, cum ar fi cei prezentați în Fig.4.77 și 4.78: (a) deplasare directă a aripii; (b) deplasare indirectă a aripii; (c) formă asimetrică

Pentru a măsura forța dezvoltată de actuatorii din polimeri ionici s-au folosit instalații speciale cu mărci tensometrice, plăci de achiziție a datelor, surse de generare a semnalului electric sub diverse configurații și osciloscoape. Mușchii activi cântăreau 20 mg și ridicau sarcini de cca. 20, 40 sau 60 de ori greutatea lor.

Rezultatele măsurătorilor sunt ilustrate în **Fig.4.84**.

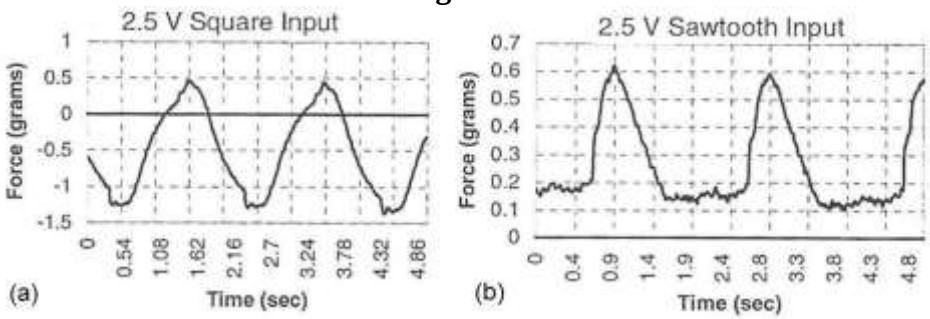


Fig.4.84 Reacția unui actuator din polimer ionic la diverse configurații ale tensiunii de activare, de 2,5 V cu un curent de 20 mA: (a) semnal pătrat; (b) semnal în dinți de ferăstrău

Controlul precis al compoziției chimice a polimerilor ionici a permis îmbunătățirea forței maxime care poate fi dezvoltată. Cele mai bune rezultate s-au obținut cu o tensiune aplicată sub formă de pătrat, de maximum 3 V, curentul fiind de 40 mA. O bandă de mușchi de 0,2 ×5 × 20 mm, cântărind 30 mg, a produs o forță complet reversibilă de 1,2 g, cu o frecvență de 0,5 Hz.

Fig.4.85 prezintă variația forței sub efectul unui curent sinusoidal, la diverse variante de dopare a polimerului ionic. Se observă că în locuirea H cu ***Li*** a produs ***dublarea forței*** dezvoltate de

polimerii ionici.

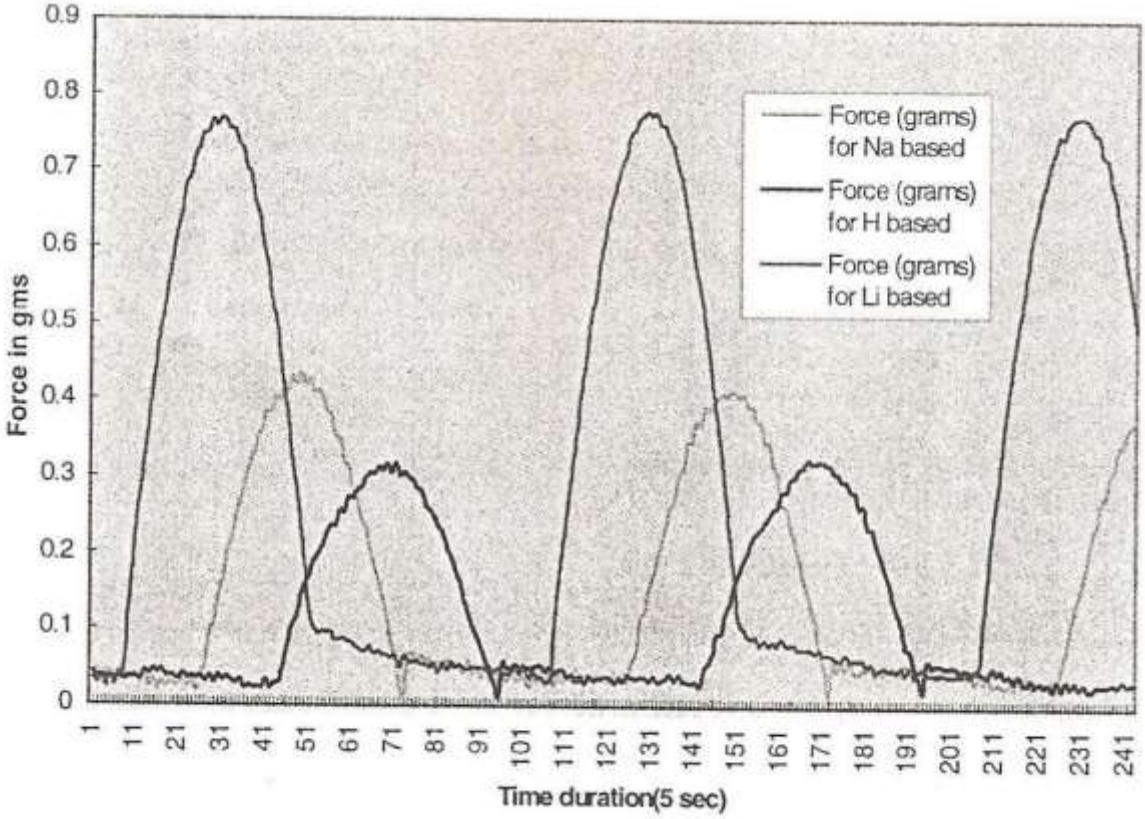


Fig.4.85 Îmbunătățirea forței dezvoltate, de până la 2 ori, prin intermediul controlului precis al compoziției chimice

Variațiile forței dezvoltate de capătul liber al unor benzi de polimer ionic pe bază de litiu, în funcție de deplasările capătului, sunt prezentate în **Fig.4.86**

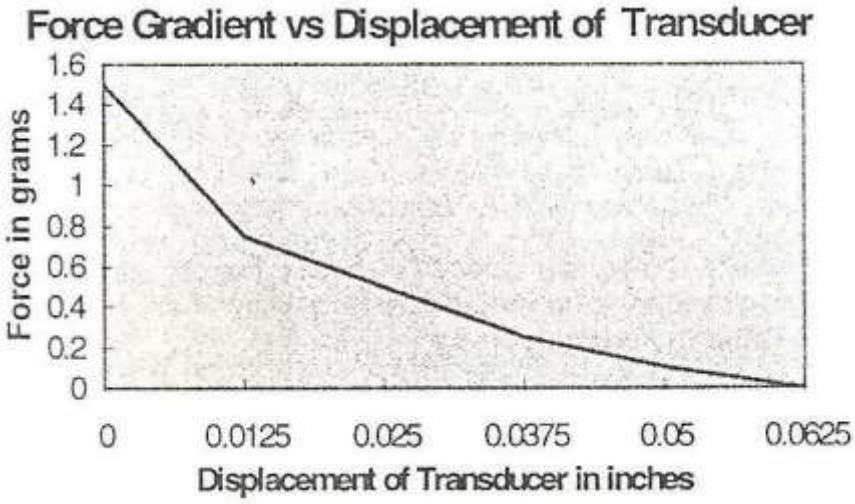


Fig.4.86 Forța capătului liber în funcție de deplasarea acestuia la benzile de mușchi din polimer ionic pe bază de Li

NASA împreună Jet Propulsion Laboratory, din cadrul California Institute of Technology din Pasadena au efectuat experimente cu polimeri ionici, la presiuni și temperaturi scăzute scăzută (torr, până la - 140^{0}C) specifice spațiului cosmic.

Rezultatele au arătat că polimerii ionici au capacități senzoriale chiar și în astfel de condiții extrem de dure, ca de exemplu scăderea temperaturii până la valori apropiate de –140^{0}C, ca în **Fig.4.87**.

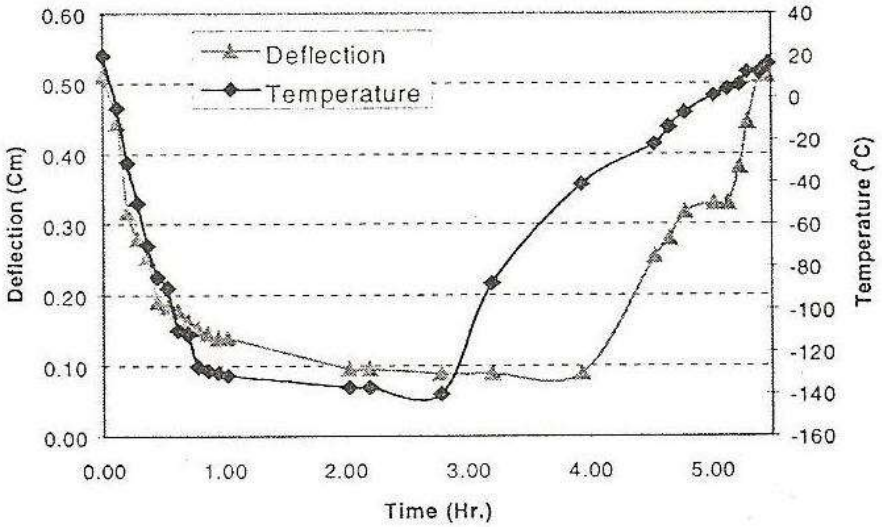


Fig.4.87 Caracteristicile polimerilor ionici de deflecție și temperatură în funcție de timp

S-a constatat că mușchii din polimer ionici devin mai puțin conductivi, deoarece rezistența lor electrică crește la scăderea temperaturii. Acest rezultat pare să sfideze regula generală conform căreia rezistența electrică a conductorilor crește/scade odată cu creșterea/scăderii temperaturii. **Fig.4.88** și **4.89** prezintă reducerea performanțelor polimerilor ionici, odată cu scăderea temperaturii sub cea ambiantă.

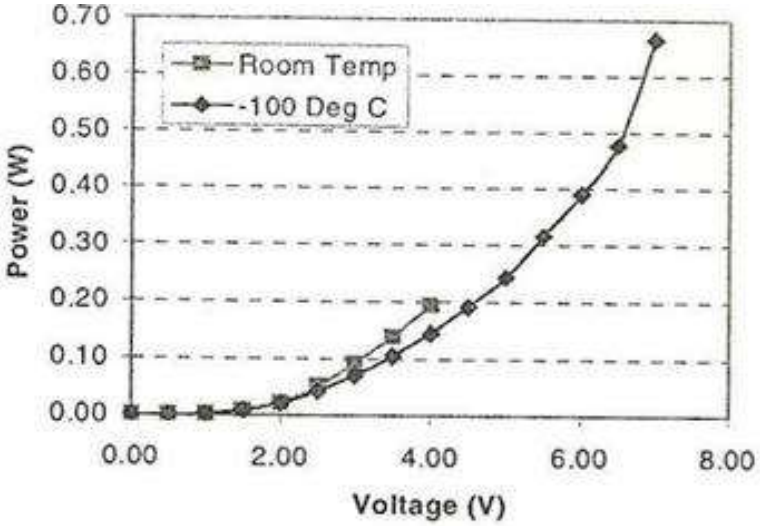


Fig.4.88 Consumul de putere al unui actuator de încovoiere din bandă de polimer ionic în funcție de tensiunea de activare

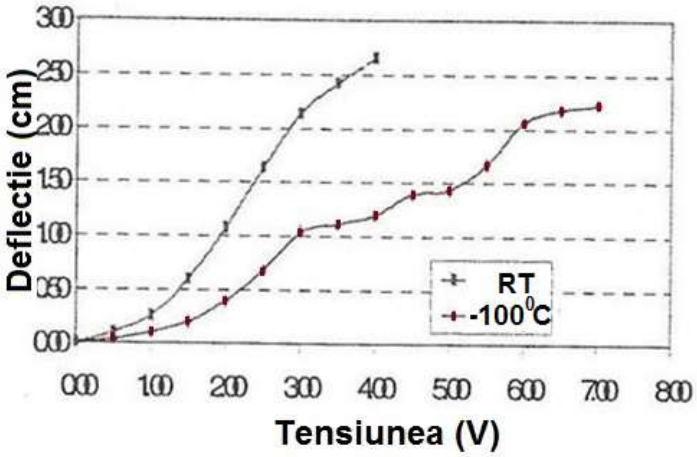


Fig.4.89 Deflecția de încovoiere a unei benzi de polimer ionic în funcție de tensiune

Efectul temperaturii asupra rezistenței electrice și a curentului este redat în **Fig.4.90**. Se observă că rezistența electrică crește odată cu scăderea temperaturii. La orice temperatură dată, există o variație liniară a curentului cu tensiunea. Acest efect este atribuit scăderii mobilității speciilor ionice, în cadrul rețelei, odată cu scăderea temperaturii.

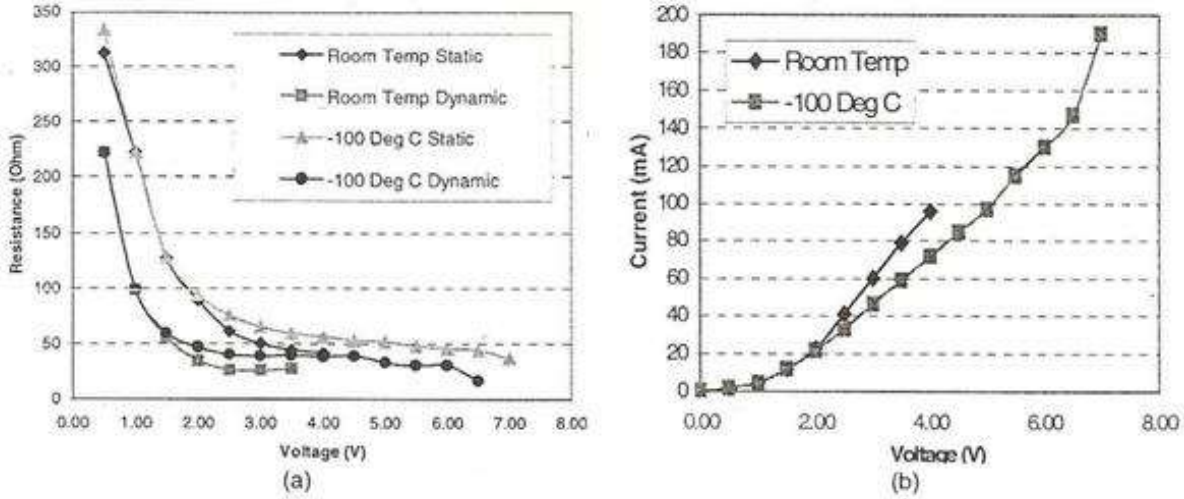


Fig.4.90 Efectul expunerii unei benzi de polimer ionic la temperatura camerei și la temperatura de -100^{0}C : (a) asupra rezistenței electrice statice și dinamice; (b) asupra curentului

4.9 Grafene

Pentru ca societatea modernă să poată beneficia de pe urma nanotehnologiei și a nanomaterialelor, este necesar să poată fi controlată producția de serie a nanomaterialelor cu dimensiuni reduse. Nanotuburile de carbon au fost descoperite în 1991, când s-au obținut prin metoda evaporării în arc electric. Ulterior, prin metoda ”exfolierii” (Scotch-tape method) s-au obținut grafene cu un singur strat.

4.9.1 Definiție și clasificare

Grafenele sunt materiale cu caracter metalic, care constau dintr-un singur strat atomic de atomi de carbon sau hidrogen, conjugați bidimensional. Cea mai mică grafenă are 864 de atomi de carbon, muchia de 58 nm și aria de 3367 nm^2.

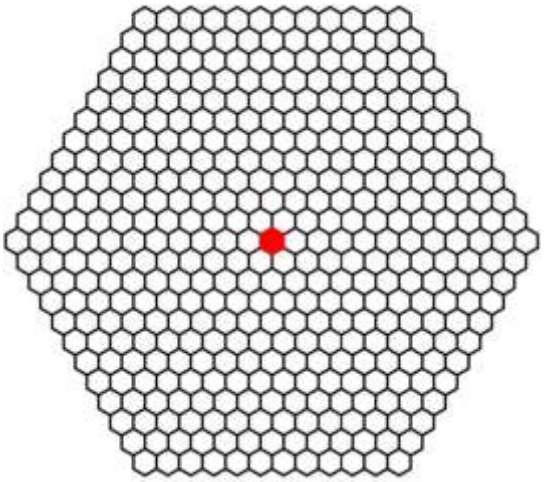


Fig.4.91 Cea mai mică grafenă, posibilă, constă din 11 inele suplimentare în jurul inelului central de benzen (roșu), conține 864 atomi de C, are muchia de 58 nm și o arie de 3367 nm^2

Fig.4.92 prezintă o clasificare a familiei grafenelor și căile posibile de obținere, în trepte, a unui material dintr-altul.

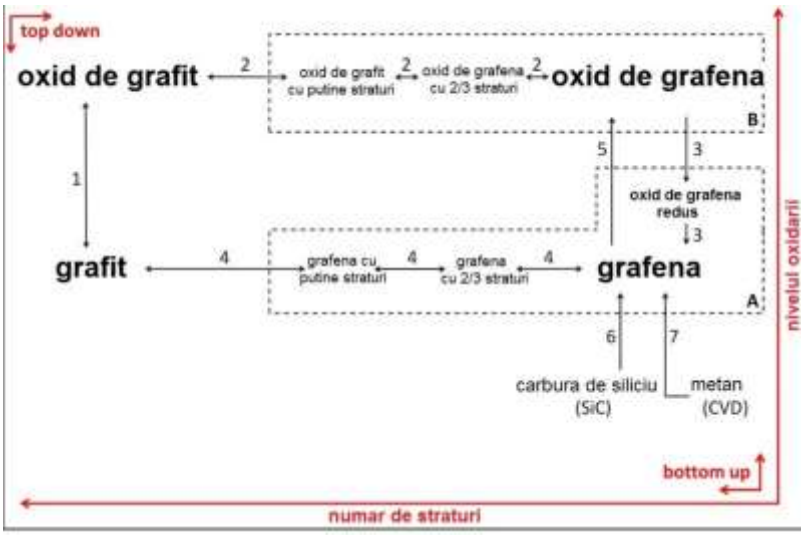


Fig.4.92 Clasificarea familiei grafenelor. Trasee: (1) Oxidarea grafitului în oxid de grafit. (2) Exfolierea în trepte a oxidului de grafit în oxid de grafenă prin tratare cu ultrasunete și amestecare. (3) Reducerea oxidului de grafenă prin reacții chimice, recoacere termică, reducere rapidă, reducere enzimatică sau electrodepunere. (4) Exfoliere mecanică a grafitului pentru obținerea grafenei (metoda benzii). (5) Oxidarea foliilor de grafenă în oxid de grafenă. (6) Depunerea termică pe suport de SiC. (7) Creșterea filmelor de grafenă prin depunere chimică de vapori. Grupul A include grafene utilizate pentru proprietățile lor electronice iar grupul B pentru proprietăți optice

Metodele de prelucrare în trepte din colțul din stânga-sus merg prin descompunere spre dreapta-jos. Metodele de prelucrare care pornesc din dreapta-jos spre stânga-sus sunt metode de asamblare pas-cu-pas.

4.9.2 Metode de obținere

Nanotuburile de carbon (grafene) cu pereți unici sunt straturi unice de atomi de carbon înfășurate după suprafețe cilindrice cu diametrul de ordinul nanometrilor (de cca. 50000 de ori mai subțiri decât firul de păr uman), ca în **Fig.4.93**

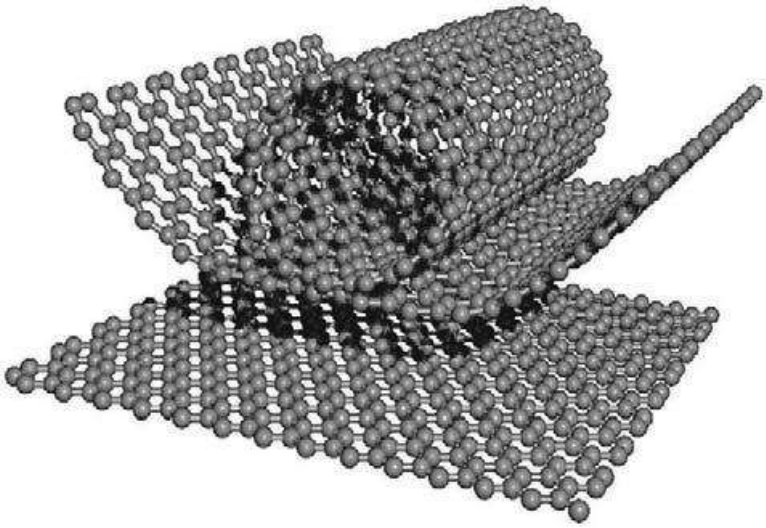


Fig.4.93 Poziții succesive ocupate de un strat de grafenă care se transformă dintr-o suprafață într-un nanotub de carbon

Proprietățile nanotuburilor de carbon depind de diametrul, chiralitatea (proprietatea unor molecule de a fi optic-active și de a admite aranjări diferite ale elementelor structurale) și de structura lor (dacă sunt cu pereți unici, dubli sau multipli. Tab.4.6 prezintă principalele proprietăți ale nanotuburilor cu perete simplu (SWNT), dublu (DWNT) și multiplu (MWNT).

Tab.4.6 Proprietățile nanotuburilor de carbon

Proprietate	SWNT	DWNT	MWNT
Rezistența la rupere (GPa)	13–53	23-63	10-60
Modulul de elasticitate (TPa)	~ 1	0,2-1	0,3-1
Densitatea(g/cm^3)	1,3–1,5	1,5	1,8-2
Conductivitatea electrică (S/m)	>10^6		
Stabilitatea termică (^{0}C)	>600 (in aer înainte de oxidare)		
Diametrul tipic (nm)	1	~5	~20
Aria suprafeței specifice (m^2/g)	400		

În plus, s-a constat că și lungimea nanotuburilor are un efect puternic asupra proprietăților. Nanotuburile de carbon cu pereți multipli se obțin prin înfășurarea succesivă a mai multor nanotuburi cu diametru din ce în ce mai mare, ca în **Fig.4.94**.

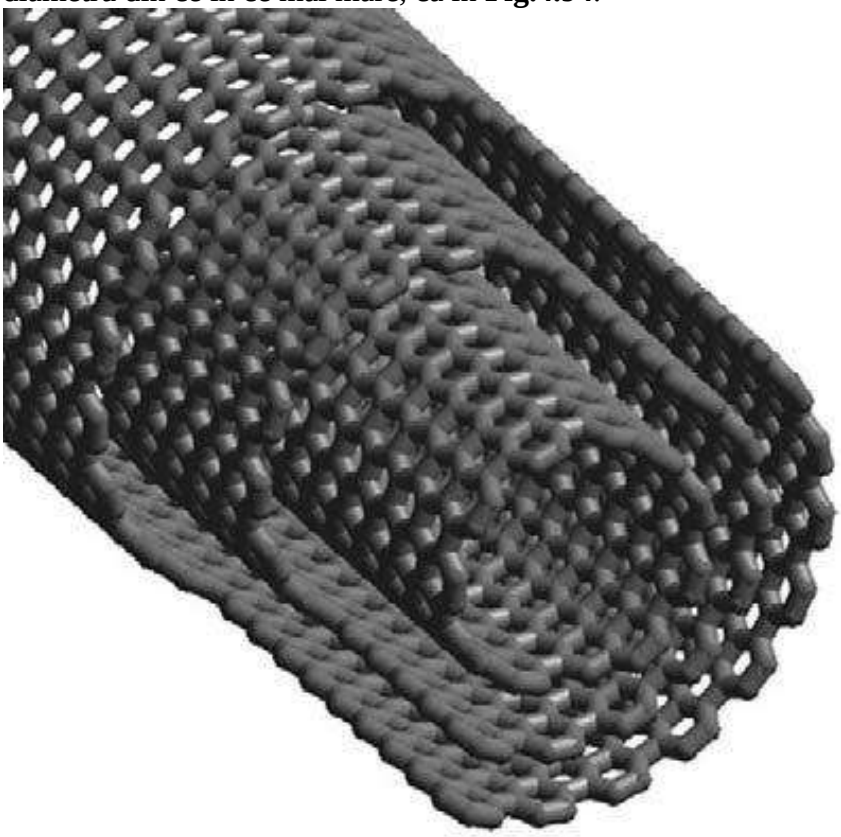


Fig.4.94 Modul de obținere a nanotuburilor de carbon cu pereți multipli

Nanotuburile cu pereți unici sau cele foarte lungi, cu pereți multipli, au *proprietăți mecanice excepționale*.
Modulul de elasticitate la întindere al *nanotuburilor cu pereți unici* este de până la *1 TPa*, apropiindu-se de cel al diamantului.
Rezistența la tracțiune a fost estimată până la cca. *50 GPa*, adică de zece ori mai mare decât cea mai rezistentă fibră continuă.
Însă *ansamblurile* de fire sau folii de nanotuburi de carbon au *rezistențe mult mai mici*.
Nanotuburile individuale au proprietăți net superioare de rezistență mecanică și conductivitate electrică însă aceste proprietăți nu pot fi extrapolate la structurile macroscopice (ex. tuburile foarte lungi). S-a depus eforturi susținute în scopul aducerii acestor structurilor macroscopice

la nivelul de rezistență și conductivitate al nanotuburilor individuale.
Larg utilizate în producerea industrială a filmelor și fibrelor compozite din nanotuburi de carbon sunt metodele de dispersie care includ: 1-prelucrarea în soluție, 2-prelucrarea topiturii, 3-electrospinning și 4-rasucirea de coagulare (*coagulation spinning*). Însă dispersia nanotuburilor lungi este împiedicată de aglomerare și agregare, ceea ce duce la obținerea unor fracțiuni reduse de CNT (sub 10 %m) cu orientare întâmplătoare. Alinierea joacă un rol crucial în determinarea proprietăților și structurii finale, deoarece CNT au un aspect de formă foarte ridicat (lungime/diametru ≈ 1000000/1). Alinierea CNT după o sigură direcție produce o puternică anizotropie, amplificând foarte mult proprietățile după direcția respectivă. În consecință s-au dezvoltat metode de obținere a filmelor și foilor din CNT aliniate. În continuare sunt descrise principalele metode de obținere și prelucrare a grafenelor.

4.9.2.1 Obținerea filmelor și foliilor de tip „buckypaper”

Primele metode de producere a filmelor din CNT cu dispunere verticală liberă au utilizat descărcarea în arc electric. După descărcare, CNT erau dispersate în rășină care era lăsată să se depună. Ulterior, au fost dispersate pulberile din nanotuburi care au format filme, după ce au fost filtrate printr-un filtru ceramic.
În clipa de față, metoda aplicată în mod curent, pentru obținerea nanotuburilor, este dispersia în surfactanți (agenți chimic, supefial-activi) sau matrici polimerice.
Filmele și foliile astfel obținute (prin dispersie) au fost denumite „buckypaper”. Denumirea provine de la ***Buckminsterfullerene***, or ***Carbon 60*** – un tip de moleculă de carbon ale cărei legături atomice sunt atât de puternice încât materialul este de două ori mai dur decât diamantul. Materialul, numit „buckyballs”, din cauza moleculelor sferice, a fost descoperi de Sir Harold Kroto, împreună cu alți doi co-autori, care au primit Premiul Nobel pentru chimie.
Pe baza acestui material s-au dezvoltat foliile „buckypaper” care au grade de aliniere ale nanotuburilor de carbon ce variază de la ***limitat*** , **Fig.4.95**, la ***întâmplător***, **Fig.4.96**.

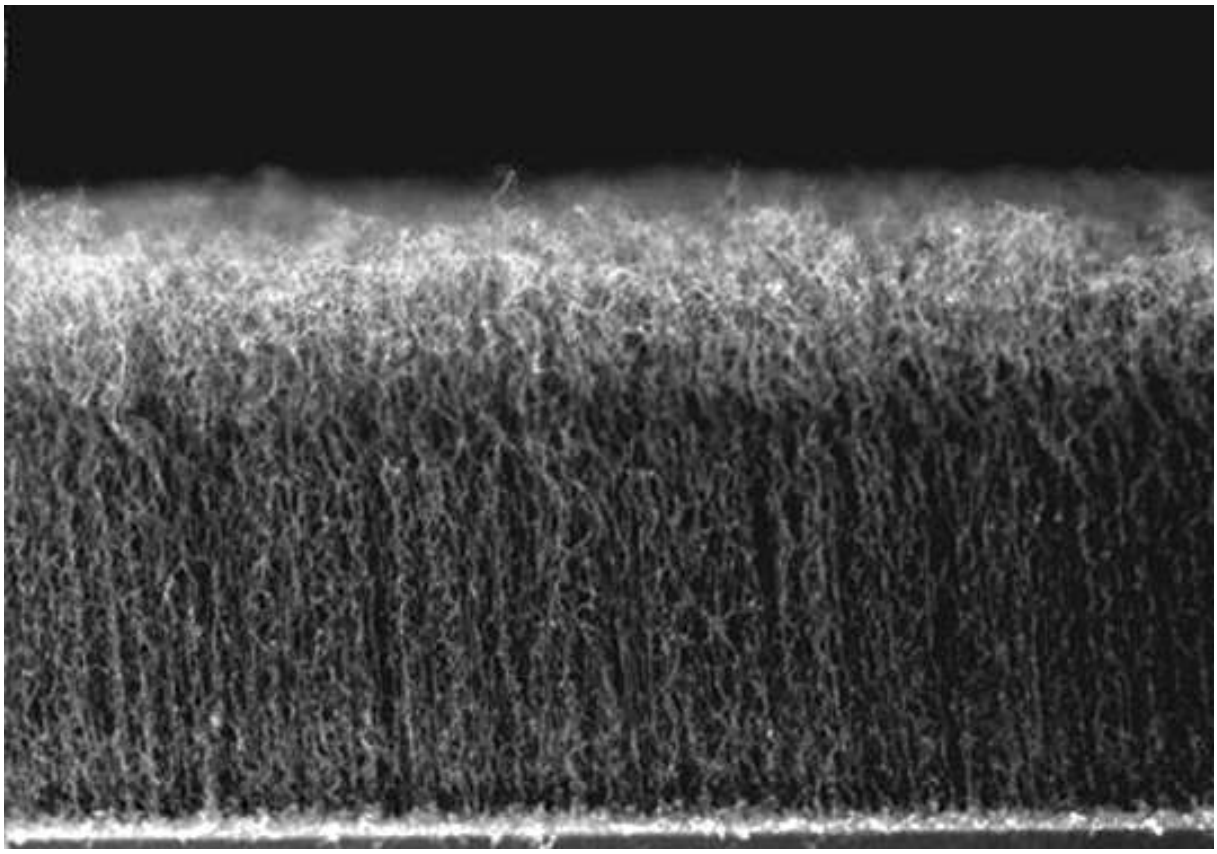


Fig.4.95 Imagine tipica a unei „Backypaper” cu aliniere limitată a nanotuburilor de carbon

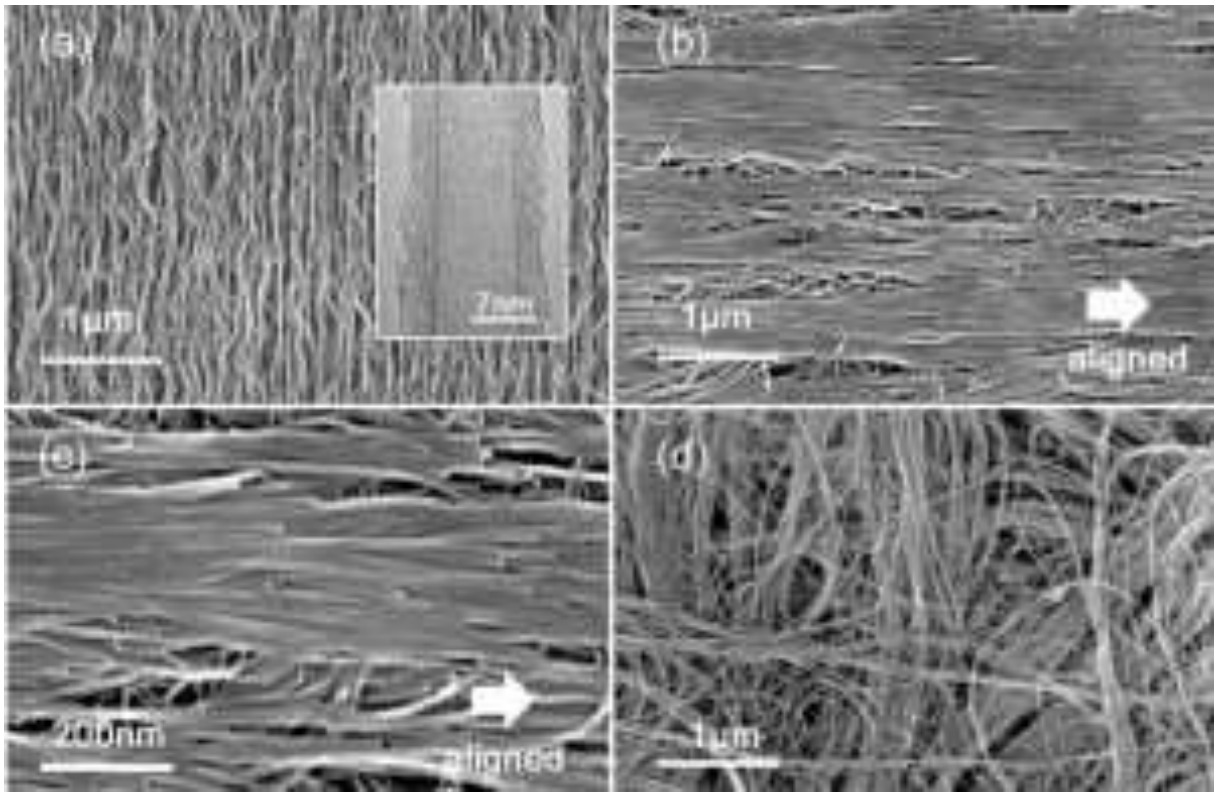


Fig.4.96 Micrografii SEM ale aranjamentelor CNT în cadrul unei „buckypaper”: (a) vedere de ansamblu a modului de aranjare al CNT cu pereți unici, cu detaliu cuprinzând o micrografie HRTEM ilustrând structura unui nanotub individual; (b) suprafața aliniată a unei „buckypaper”;. (c) detaliu al suprafeței din (b); (d) suprafața unei „buckypaper” nealiniate

4.9.2.2 Obținerea foliilor uscate, extrase prin CVD, din ansamble aliniate de CNC cu pereți unici

Depunerea din vapori condensați (CVD) a fost metoda predilectă de obținere a CNT, încă din 1999. Un progres remarcabil s-a obținut în momentul răsucirii fibrelor continue de CNT aliniate, care a permis obținerea unor materiale cu rezistențe apropiate de nanotuburile individuale cu pereți unici.

Ulterior, s-au dezvoltat sisteme răsucite, cu creștere controlată iar cu ajutorul procedeului CVD asistat în apă s-au obținut sisteme lungi de nanotuburi cu pereți unici, aliniate.

Ultima tehnică de aliniere a înlocuit răsucirea cu extracția, ceea ce a permis creșterea gradului de aliniere. Prin metode extracției, s-au obținut folii multistrat de nanotuburi cu pereți unici, care au demonstrat rezistență mecanică superioară, de ordinul a 2 GPa, ceea ce este mult mai mult decât foliile de tip „buckypaper”. Pe lângă rezistență mecanică aceste folii posedă și conductivitate electrică foarte ridicată.

4.9.2.3 Tehnici alternative de producere a foliilor de nanotuburi de carbon

Nanocomp Technologies a dezvoltat o metodă de producție în masă a foliilor și firelor de nanotuburi de carbon. Se utilizează particule de fier cu diametre puțin mai mari decât cele ale nanotuburilor. Aceste particule servesc drept catalizatori flotabili și au funcția de a descompune faza gazoasă din etilenă, la temperatură ridicată. În urma procesului rezultă formarea unor nanotuburi de tip nor, care se îngroașă în timp și pot fi trase în mod continuu, în folii mari, ca în **Fig.4.97**, sau pot fi răsucite pentru a produce fibre lungi.

Se preconizează ca această tehnică să poată produce nanotuburi de carbon cu valori prescrise ale diametrului sau numărului de pereți.

O altă metodă de producere a „buckypapers” din nanotuburi de carbon presupune creșterea CNT pe un substrat de siliciu ca la tehnicile bazate pe CVD.

Fig.4.97 Rolă lungă cu folie de nanotuburi, lată de, 1.2 m, cu o densitate de 15 g/cm^2.

Însă în loc de a fi trase benzi, sistemul de nanotuburi este împins cu ajutorul unui cilindru, ceea ce produce „buckypapers" cu înalt grad de aliniere a CNT. **Fig.4.98** ilustrează principiul acestei metode care presupune utilizarea unei membrane microporoase, pentru a facilita exfolierea materialului produs sub formă de „buckypapers" .

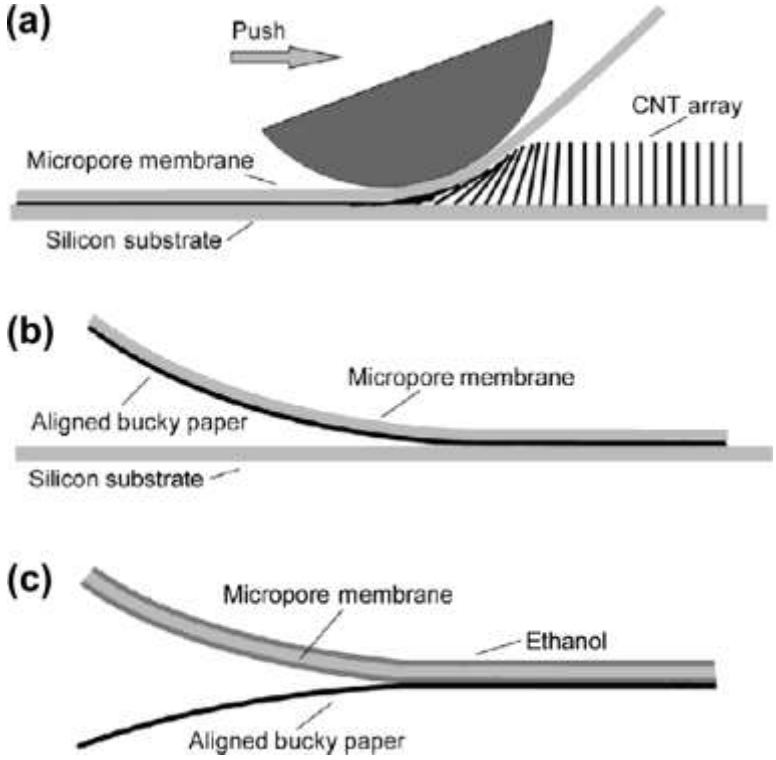


Fig.4.98 Ilustrare schematică a metodei de împungere tip domino: (a) formarea unei „buckypaper" cu nanotuburi aliniate; (b) exfolierea „buckypaper" de pe substratul de siliciu; (c) exfolierea „buckypaper" de pe membrana microporoasă

4.9.3 Aplicațiile grafenelor

Grafenele, în general și nanotuburile de carbon, în fost utilizate într-o gamă largă de aplicații:
1-electrozi de celule de combustie (En:: *fuel cells*);
2-baterii;
3-supercapacitori;
4-celule solare;
5-substrate de creștere biologică;
6-materiale de protecție a interferențelor electromagnetice.
Filmele subțiri și foliile din nanotuburi de carbon și-au găsit aplicații inovative în domeniile unde se pot dezvolta structuri 2D: a-filme subțiri conductoare și transparente pentru ecrane tactile; b-emițători de lumină polarizată; c-difuzoare; d-dispozitive performante moleculare de stocare a energiei; e-dispozitive nanoelectronice și nanoelectromecanice.
Compozitele formate din folii de CNT făcute sandwich între filme subțiri de polimer au dovedit capacitatea de obținere a transparenței optice. Aplicațiile grafenelor sunt în plină dezvoltare și includ și tehnologii de tratare a cancerului.
O serie de exemple de grafene sunt prezentate în **Fig.4.99.**

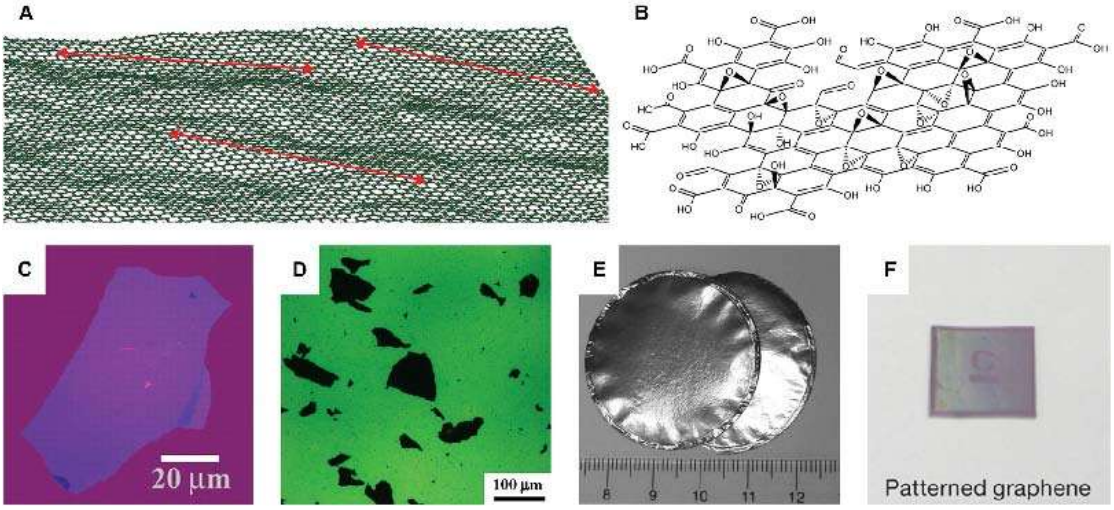


Fig.4.99 Exemple de grafene: (A) model de configurație tipică de grafenă la temperatura camerei; (B) model de structură, reflectând raportul C:O, determinat experimental pentru oxidul de grafenă, astfel încât să ilustreze grupurile funcționale de oxigen; (C) micrografie în lumină albă a unui fulg de grafenă multistrat, pe u substrat de Si oxidat; (D) micrografie cu fluorescență a fulgilor de oxid de grafenă pe substrat de Si; (E) micrografie a două bucăți de hârtie de grafenă, de sine stătătoare, fabricate prin filtrare în vid a dispersiilor de grafenă pregătite chimic; (F) film de grafenă cu filigran

Natura poroasă a foliilor și firelor permite un transport rapid al sarcinilor electrice caracterizat prin:

- timpi de reacție de sub 10 ms;
- viteze de deformare efectivă de 19 %/s;
- rapoarte putere efectivă/ masă de 270 W/kg (jumătate de din valoarea obținută de un motor electric de înaltă eficiență).

Viteza de reacție scade odată cu creșterea grosimii firelor sau foliilor de nanotuburi, cu creșterea distanței interelectrod și cu scăderea conductivității ionice a electrolitului.
Lucrul mecanic specific al foliilor și firelor din nanotuburi de carbon este de ~1 MJ/m^3, valoare diminuată de apariția fluajului. Se consideră că lucrul mecanic specific ce poate fi dezvoltat de un singur nanotub ar putea atinge 10^8 J/m^3, valoare ce nu poate fi atinsă de nici o altă tehnologie actuală. Pentru a obține astfel de valori, la ansamblele de nanotuburi de tip folii sau fire, ar trebui utilizate *nanotuburi individuale extrem de lungi* sau nanotuburi care să fie *consolidate spațial* astfel încât să fie redus fluajul (în prezent, principala problemă) și să se atingă un *înalt*

grad de cuplare electromecanică.

4.9.3.1 Actuatori cu nanotuburi de carbon

La sarcini aplicate foarte ridicate, actuarea nanotuburilor de carbon este de natură electrostatică. Forțele electrostatice sunt interacțiuni de respingere între sarcinile de același tip care au fost introduse în nanotuburi și nu între doi electrozi diferiți, conform principiului ilustrat în **Fig.4.100**.

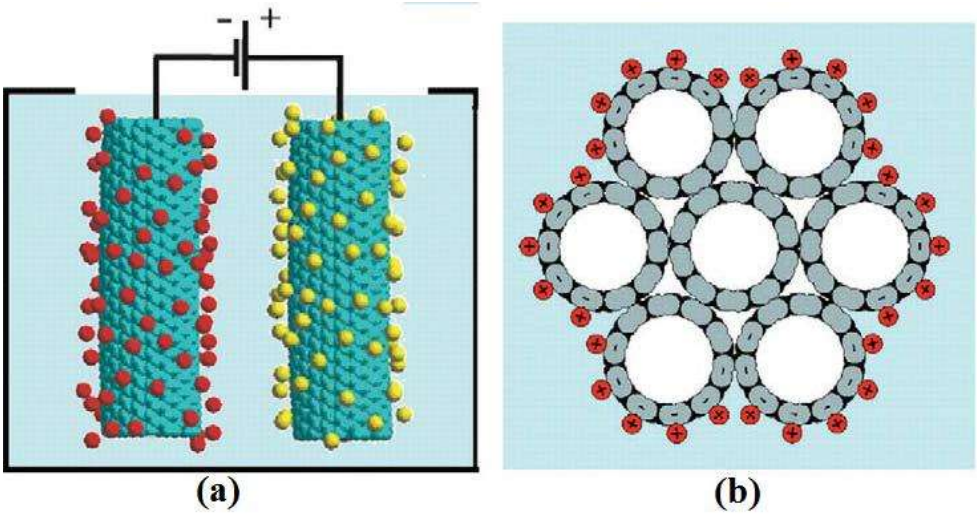


Fig.4.100 Introducerea sarcinii electrice într-un actuator pe bază de nanotuburi de carbon: (a) aplicarea unei diferențe de potențial injectează sarcini electrice în cele două nanotuburi (roșu: ioni pozitivi, galben: ioni negativi); (b) aplicarea sarcinii electrice pe suprafața unui mănunchi de nanotuburi va produce deformarea

Aplicarea unei diferențe de tensiune între nanotubul de actuare și un electrod conjugat, prin intermediul unei soluții care conține ioni, duce la încărcarea electrostatică a ansamblului de nanotuburi.

Forțele electrostatice de respingere dintre sarcinile de același fel acționează în nanotuburi asupra legăturilor covalente rigide, carbon-carbon, producând *alungirea* și *expansiunea* nanotuburilor, deși la nivele mici ale sarcinii electrice efectele mecanice cuantice pot predomina față de forțele electrostatice.

Din cauză că nanotuburile de carbon sunt rigide, actuarea se produce, în general, prin intermediul firelor, compuse din mai multe nanotuburi răsucite, ca în **Fig.4.101**.

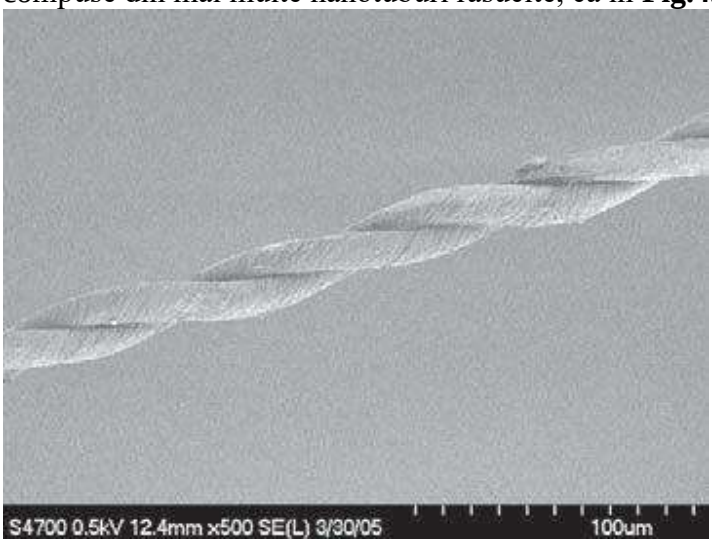


Fig.4.101 Micrografie SEM a unui fir răsucit din nanotuburi de carbon cu pereți multipli, capabilă să producă a cursă de 0,6 % sub o sarcină de 100 MPa

Gradele de cuplare electromecanică atinse în prezent sunt <1%, din cauza energiilor foarte mari, necesare pentru deformarea nanotuburilor individuale (E = 640 GPa) și a faptului că modulele de elasticitate ale ansamblelor prezente sunt foarte mici (E ~15 GPa). Valorile ridicate ale lucrului mecanic specific combinate cu o bună stabilitate la temperatură (>450^{0}C în aer și >1000^{0}C într-un mediu inert) fac din nanotuburile de carbon un prim candidat pentru situațiile în care greutatea sau temperatura sunt importante, cum ar de exemplu aplicațiile spațiale.
Cu toate acestea, deformațiile sunt relativ mici, în comparație cu alți actuatori polimerici dar tot sunt cu un ordin de mărime mai mari decât cele dezvoltate de actuatorii piezoceramici. Pentru mărirea deformațiilor, se preconizează utilizarea unor electroliți de tipul lichidelor ionice de înaltă puritate care pot suporta potențiale extrem de ridicate, fără a reacționa electrochimic. Experimente de dată recentă au evidențiat pe baza nanotuburilor de carbon.

4.9.3.2 Aplicații de tip senzor

Senzorii pe bază de grafenă sunt în primul rând electrochimici, datorită excelentei conductivități electrice a acestor materiale. Senzorii se obțin prin adsorbția grafenelor pe un electrod din grafit amorf și au capacitatea de a detecta: dioxid de azot (NO_2), amoniac (NH_3); oxid de carbon (CO); hidrogen; oxigen; vapori de apă și diverși compuși organici. Limitele de detecție pot merge de la *ppm* (părți per milion, 0,0001 %) până la *ppb* (părți per miliard, *En: billion*, 0,0000001 %). **Fig.4.102** prezintă a serie de metode de obținere a senzorilor din grafene.

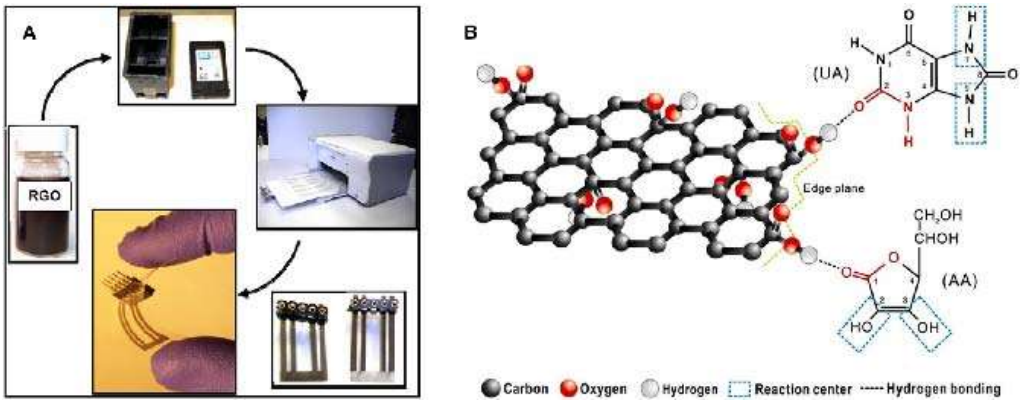


Fig.4.102 Senzori din grafene: (A) procedeu de fabricare cu imprimantă 3D pe o suprafață de PET; (B) mecanism de îmbunătățire a separării și detecției voltametrice la un senzor de acid uric (UA) și acid ascorbic (AA), pe bază de oxid de grafenă redus

Pentru a diagnostica bolile patogene sau genetice, un segment de ADN a fost imobilizat pe suprafața unor grafene. Această metodă permite să sa facă distincție între ADN-ul dublu înfășurat neutru, cel parțial hibridizat și cel complet hibridizat, ceea ce permite detectarea polimorfismului cu mononucleotidă, care poate fi, de exemplu, corelat cu dezvoltarea bolii Alzheimer. Acești senzori pot detecta ținte de ADN dublu înfășurat cu concentrații de ppm-bpm, conform principiului ilustrat în **Fig.4.103**.

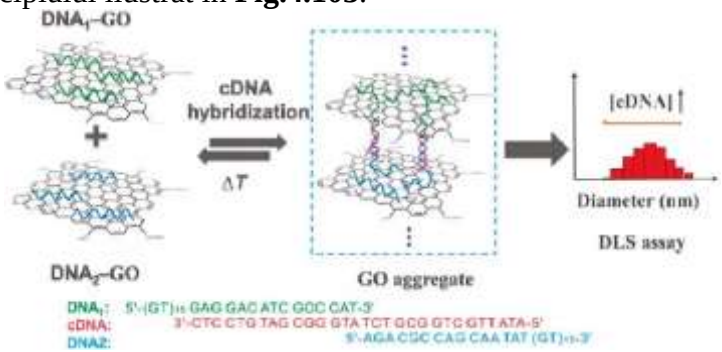


Fig.4.103 Proceduri de auto-asamblare a oxidului de grafenă direcționat de ADN și de analiză a împrăștierii dinamice a luminii dynamic light scattering (DLS)

Cu o adaptare corespunzătoare, s-a reușit obținerea unor senzori de ADN, numiți aptametre. Acestea permit detecția celulelor canceroase, de anumite tipuri. Astfel, utilizând un compozit de oxid redus de grafenă, acid folic și hermină (o porfirină care conține Fe, cu formula $C_{34}H_{32}ClFeN_4O_4$) s-au putut detecta aglomerări de cel minimum 1000 de celule, prin fotometrie.

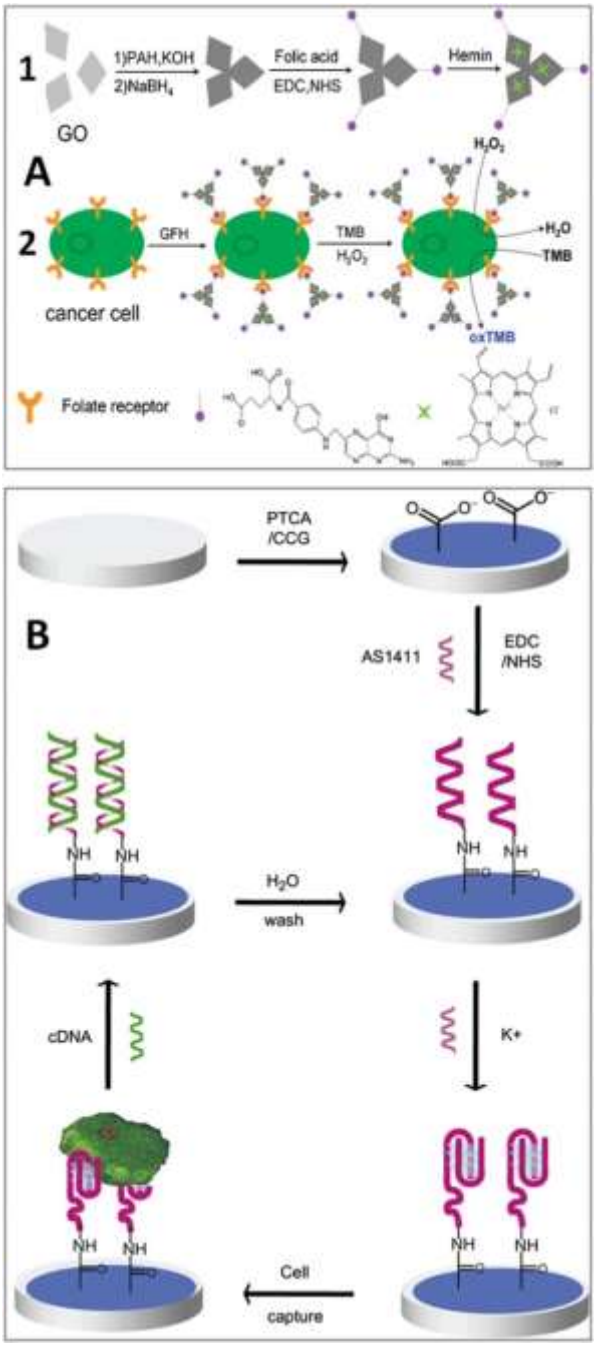


Fig.4.104 Detecția unei aglomerări de celule canceroase cu ajutorul unui electrod modificat cu nanocompozit pe bază de oxid de grafenă redus (rGO): (A) (1) pregătirea compozitului rGO-hermină și (2) detecția celulei canceroase cu ajutorul nanocompozitului; (B) Aptasenzor pe bază de rGO/ aptametru. Aptametrul și ADN-ul său complementar sunt utilizați pe post de post de ancoră la nivel de nanoscală, pentru captarea/ eliberarea celulelor

5. MATERIALE COMPOZITE CU MEMORIA FORMEI

5.1 Compozite cu matrice polimerică și elemente active din AMF

Cele mai larg răspândite materiale compozite cu memoria formei sunt obținute prin deformarea plastică (în general, laminarea) într-o matrice polimerică (în general elastomerică) a unor elemente actuatoare (lamele, benzi, sârme educate) din AMF.
La proiectarea acestor materiale sunt esențiale:

- investigarea transformării (pre)martensitice
- modelarea corectă a comportamentului materialului compozit în zona de interacțiune matrice-fibre.

Modelarea micromecanică a materialelor compozite cu memoria formei pornește de la analogia cu materialele compozite convenționale, ranforsate cu fibre distribuite în mod întâmplător. *La deformarea fibrelor*, în zonele adiacente interfeței cu matricea polimerică, aceasta din urmă este puternic solicitată, deformația fiind dependentă de mai mulți factori. Cei mai importanți factori sunt:

- volumului fibrelor,
- elasticităţile fibrelor şi matricei,
- orientarea fibrelor
- geometria împachetării.

Fibrele din AMF trebuie să prezinte transformare martensitică termoelastică, pentru a putea dezvolta efect de memoria formei în dublu sens si din acest motiv, sunt aliaje pe bază de:

- Ni-Ti,
- Cu-Zn-Al
- Cu-Al-Ni

Aceste elemente active contribuie la obţinerea unor *valori ridicate ale capacităţii specifice de amortizare a materialului compozit laminat* care poate fi utilizat atât ca actuator cât şi senzor.
Din acest motiv, cel mai important parametru al analizei micromecanice este *volumul relativ, ocupat de fibre în cadrul materialului compozit*.
Considerând că:

- fibrele cât şi matricea prezintă dependenţe tensiune-deformaţie liniare
- nu se produc desprinderi pe interfaţa matrice-fibre

influenţa volumului fibrelor de AMF Ni-Ti asupra comportamentului *la tracţiune* al materialului compozit laminat este de tipul celei redate în **Fig.5.1**.

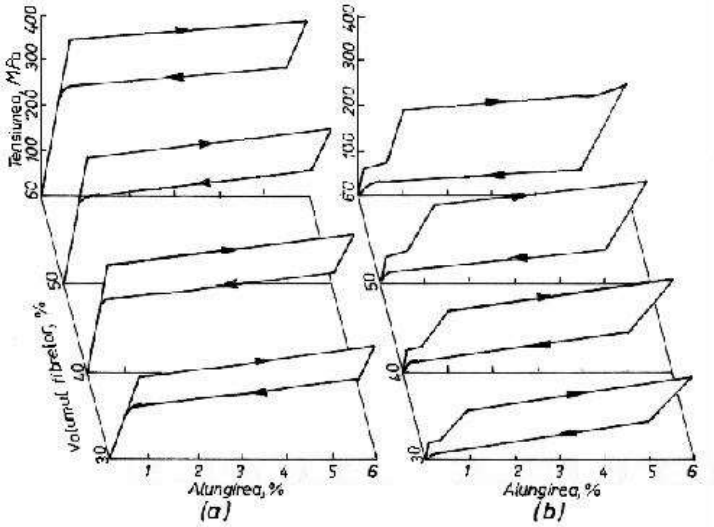


Fig.5.1 Influenţa volumului ocupat de fibrele de AMF Ni-Ti asupra comportamentului la tracţiune, cu încărcare-descărcare până la 6 % a materialului compozit laminat: (a) superelasticitate austenitică până la 363 K; (b) superelasticitate cu curgere dublă la 323 K, datorită interferenţei cu transformarea de fază R

Se observă că, odată cu creşterea volumului fibrelor de la 30 la 60 %, cresc şi:

- rezistenţa compozitului
- frecarea internă (proporţională cu suprafaţa dintre porţiunile de încărcare-descărcare ale curbelor de tracţiune) deoarece bucla de histerezis este din ce în ce mai lată.

Pe de altă parte, coborârea temperaturii de încărcare-descărcare la tracţiune, de la 363 la 323 K, evidenţiază intervenţia transformării de fază R care este responsabilă pentru palierele mici şi scurte observate la valori reduse ale tensiunii şi deformaţiei.

Reducerea alungirii maxime, de la 6 la 4 %, permite păstrarea formei şi lăţimii buclei de histerezis, ceea ce indică o creştere clară a frecării interne specifice, deoarece creşte raportul dintre frecarea internă (proporţională cu suprafaţa buclei de histerezis) şi energia totală consumată la încărcare (proporţională cu suprafaţa de sub curba de încărcare).

Analizând influenţa cumulată a volumului fibrelor şi a temperaturii de încercare, asupra capacităţii specifice de amortizare, s-a constatat că aceasta din urmă creşte atât la creşterea volumului fibrelor cât şi la scăderea temperaturii de încercare fiind, totodată, cu atât mai mare cu cât alungirea maximă aplicată este mai redusă.

În aplicaţii, mult mai des întâlnite sunt barele sau plăcile obţinute din compozite inteligente, laminate, în care au fost încorporate sârme din AMF educate pentru EMFDS *la încovoiere*. Încovoierea este produsă prin scurtarea elementelor actuatoare din AMF, plasate excentric faţă de axa neutră a barei sau plăcii. În cazul unei bare din material compozit (fibre de sticlă cu matrice din răşină epoxidică) modul de încorporare directă a fibrelor este ilustrat în **Fig.5.2**.

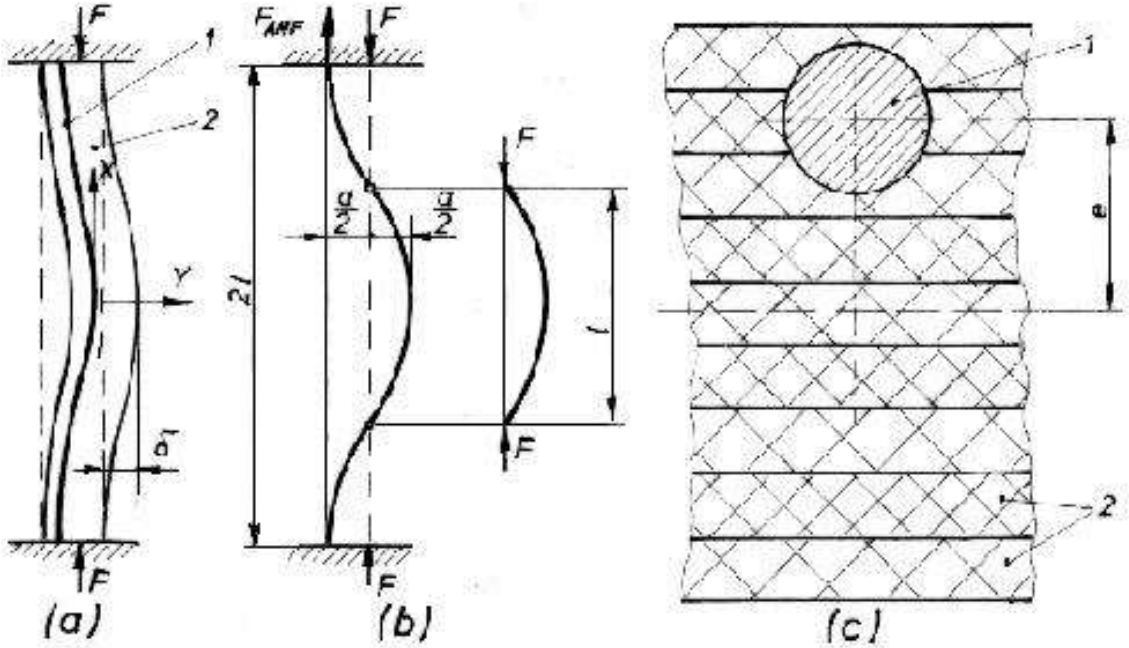


Fig.5.2 Redistribuirea generală a sarcinilor electrice într-un polimer ionic, sub efectul unui câmp electric

Fig.5.2(a) este o reprezentare schematică a barei cu capetele fixe, supusă la compresiune. S-a ilustrat modul de încastrare a sârmei din AMF şi săgeata laterală, δ, produsă la mijlocul barei, deci la lungimea „l" faţă de capete. Pentru a calcula forţa şi momentele dezvoltate în bară, se consideră modelul din Fig.5.2(b).

Momentul de încovoiere trebuie să compenseze atât curbarea iniţială a barei cât şi aplicarea excentrică a sarcinii. Analiza se face cu ajutorul barei echivalente, având lungimea „l", jumătate din lungimea reală. Pentru modelul din Fig.5.2(b) curbarea iniţială se determină cu:

$$y = \frac{a}{2}\left(1 - cos\frac{\pi x}{l}\right) \qquad (5.1)$$

Considerând bara echivalentă, cu o imperfecţiune iniţială a/2, la mijlocul barei, săgeata laterală este:

$$y = \frac{1}{1-\alpha}\frac{a}{2} sin\frac{\pi x}{l} \tag{5.2}$$

În aceleaşi condiţii, momentul de încovoiere este:

$$M = \frac{\alpha F}{2(1-\alpha)} = \tag{5.3}$$

În ecuaţiile de mai sus α este raportul dintre sarcina efectivă, de compresiune axială şi valoarea critică a acesteia.
Considerând că, atunci când sunt activate, sârmele din AMF se comprimă, ele vor fi alungite de reacţiunea matricei. Forţa dezvoltată de sârma din AMF, notată F_{AMF} pe Fig.5.2, generează un moment reactiv, datorită excentricităţii (e):

$$M_{AMF} = F_{AMF} l \tag{5.4}$$

La nivelul întregului material compozit cu memoria formei, momentul de încovoiere rezultant este egal cu diferenţa dintre momentele date de relaţiile (5.3) şi (5.4):

$$M_{rez} = \frac{\alpha F}{2(1-\alpha)} - F_{AMF} l \tag{5.5}$$

Considerând săgeata iniţială, cauzată de imperfecţiunea „*a*”:

$$\delta_0 = \frac{a}{2(1-\alpha)} - \frac{a}{2} \tag{5.6}$$

şi săgeata produsă de momentul reactiv:

$$\delta_{AMF} = \frac{M_{AMF} l^2}{8EI} \tag{5.7}$$

se obţine săgeata rezultantă:

$$\delta_{rez} = \delta_0 - \delta_{AMF} = \frac{a\alpha}{2(1-\alpha)} - \frac{M_{AMF} l^2}{8EI} \tag{5.8}$$

Structura barei din compozit cu memoria formei, în secţiune transversală, este ilustrată în Fig.5.2(c). S-au folosit straturi (1 x 23 x 170 mm) de material compozit cu matrice epoxidică şi fibre de sticlă, în care s-au încorporat direct sârme din AMF (Φ 0,38 mm) la intervale de 4 mm. Volumul relativ al sârmelor a fost de 2,78 % din cel al materialului compozit. Fiind vorba de compresiune, nu a fost necesar ca sârmele din AMF să fie pre-comprimate deoarece aceasta ar duce la reducerea forţei dezvoltate de sârme prin EMF. Modul de împachetare a straturilor şi de încastrare a sârmei a fost ales în acest fel deoarece minimizează influenţa zonelor bogate în răşină (cu care s-au lipit straturile).

5.1.1 Construirea unui micro-actuator, din material compozit AMF/ elastomer, la UT Iași

În cadrul unui Grant CNCSIS, cod 275/ 2006-2007, s-a construit un micro-actuator cu elemente active din AMF Cu-Zn-Al, înglobate într-o matrice de polisiloxan. După laminarea la cald, lamelelor de AMF li-s-a imprimat o formă încovoiată, cu ajutorul unui șablon, conform **Fig.5.3(a).**
Lamelele din AMF, încovoiate, au fost depuse și distribuite într-o tavă metalică, capabilă să rețină o substanța fluidă, Fig.5.3(b), după care s-a turnat compoziția lichidă de polisiloxan, Fig.5.3(c).
După reticulare, ansamblul a fost îndepărtat din tavă și conturul din jurul fiecărei lamele din AMF a fost decupat cu maximă atenție, pentru a nu dezveli lamela și a obține un strat de polisiloxan de grosime egala, jur-împrejurul lamelelor. Cu ajutorul a două lamele, s-a proiectat şi executat un microactuator din materialul compozit AMF/ elastomer cu memoria formei, al cărei imagini de ansamblu este redată în **Fig.5.4**, unde sunt identificate şi elementele constructive.

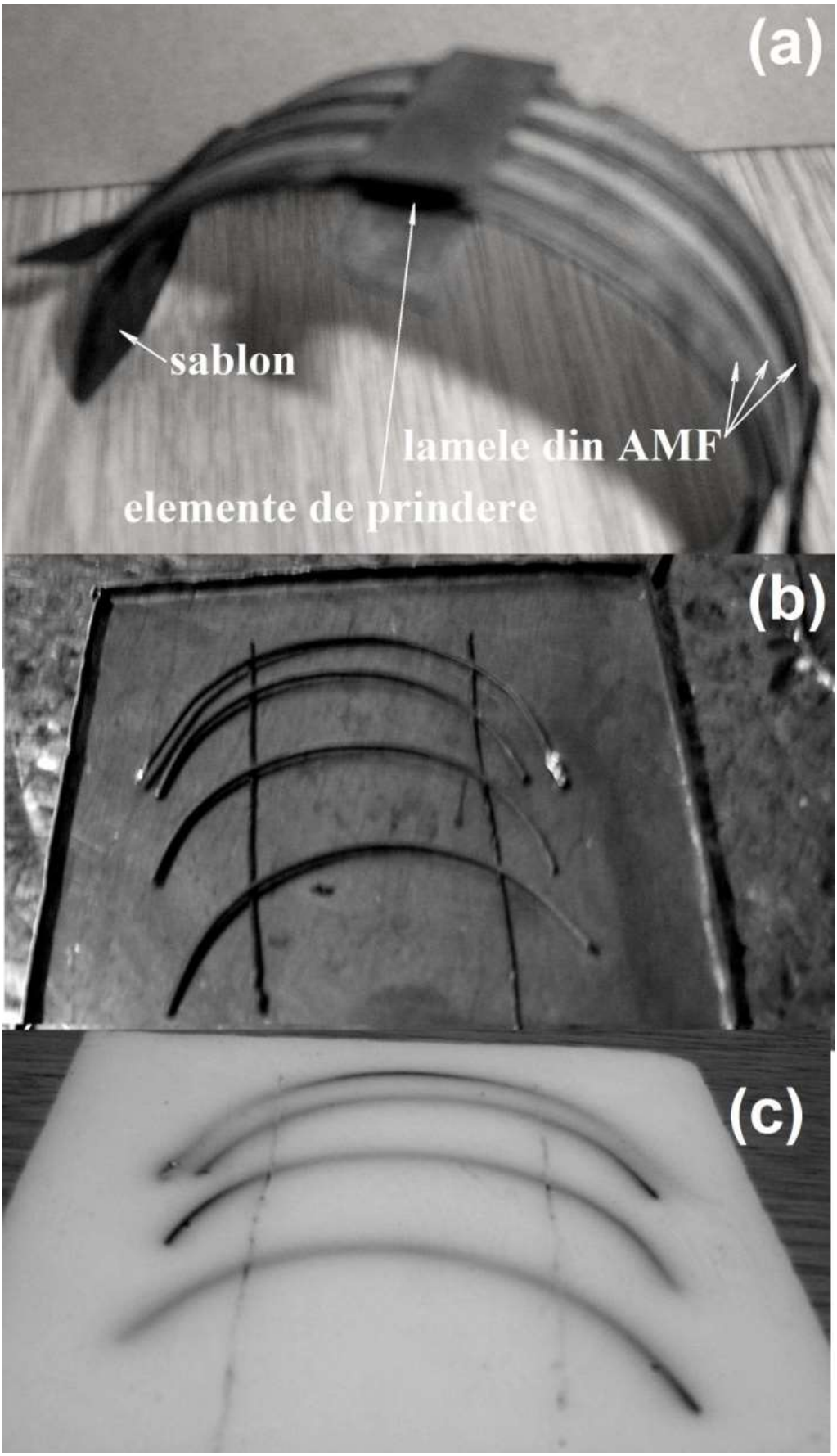


Fig.5.3 Etapele producerii micro-actuatorului din material compozit: (a) imprimarea formei reci; (b) depunerea și distribuirea lamelelor din AMF Cu-Zn-Al; (c) înglobarea în rășină polisiloxanică

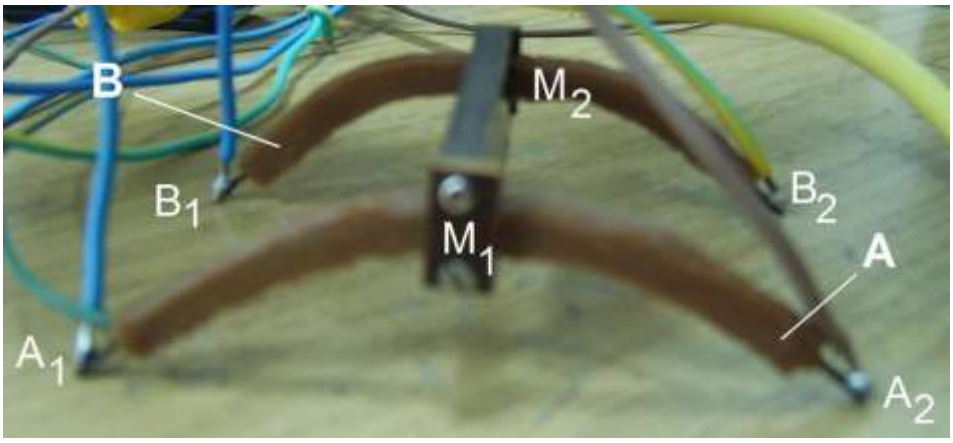


Fig.5.4 Microactuator cu lamelele A şi B din material compozit AMF/ elastomer cu memoria formei

Cele două lamele A şi B constituie un ansamblu capabil să se deplaseze într-un anumit sens atunci când acestea sunt parcurse succesiv de curenţi capabili să permită încălzirea lor prin efect Joule. Extremităţile A_1 şi A_2 şi respectiv B_1 şi B_2 ale celor două lamele au fost pregătite astfel încât să fie posibilă lipirea unor conductoare foarte flexibile prin intermediul cărora curenţii ajung să străbată lamelele. Fiecare lamelă are prevăzut câte un punct de măsurare a temperaturii, notate M_1 şi respectiv M_2.

Celor două lamele au fost încălzite succesiv, până la temperatura de 100^0C.

Având o secţiune de aprox. 1 mm^2 şi o lungime de 120 mm, lamela de AMF Cu-Zn-Al are o rezistenţă electrică sub 1 Ω și necesită, pentru a fi încălzită un curentul electric de peste 15A. Acest curent se obţine de la un transformator cu o putere de 100 VA.

Fiecare din cele două lamele A şi B va fi străbătută de curent prin conectarea acesteia prin intermediul conductoarelor flexibile lipite la extremităţi la secundarul transformatorului.

Conectarea electrică se face în mod succesiv, prin intermediul a două relee capabilă să comute curenţi de peste 20A, relee ale căror tensiuni de comandă provin de la un PC prin intermediul unei cartele de achiziţie de date.

Semnalele de comandă trimise de la calculator către cele două relee sunt furnizate pe baza informaţiilor cu privire la temperaturile celor două lamele în punctele de măsură M_1 şi M_2 preluate prin intermediul a două termocupluri.

Fig.5.5 ilustrează comportarea micro-actuatorului la încălzire, în trei momente, corespunzătoare începutului, mijlocului şi sfârşitului încălzirii.

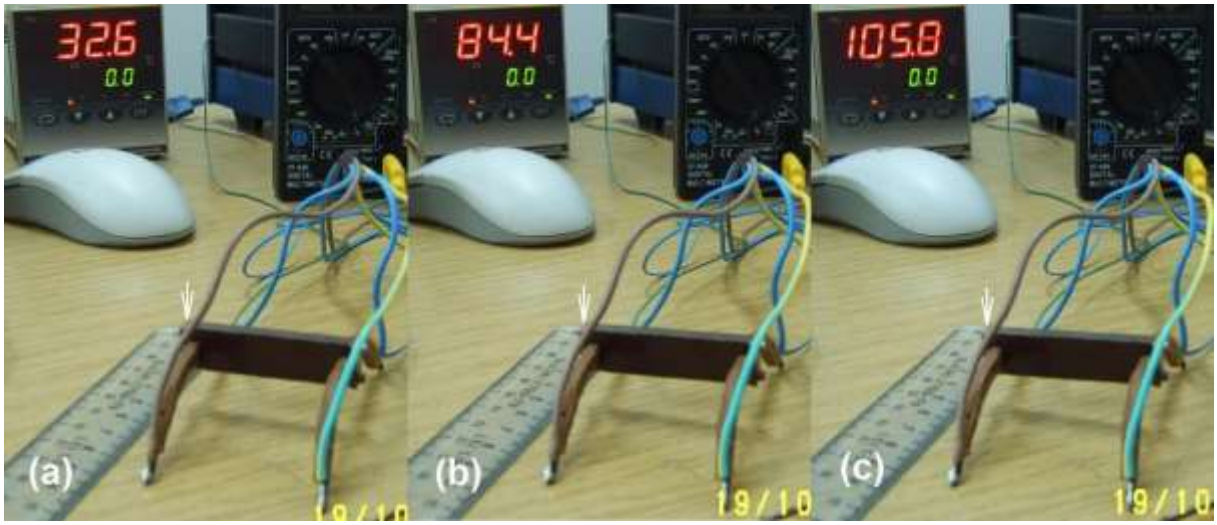


Fig.5.5 Ilustrarea comportamentului micro-actuatorului, la încălzirea uneia dintre lamele din elemente active de AMF Cu-Zn-Al: (a) la $32,6^0$C; (b) la $84,4^0$C; (c) la $105,8^0$C

Plasând diverse greutăţi, de 20, 50 g şi 100 g, pe traversa care unește cele două lamele, s-a accentuat coborârea micro-actuatorului. **Fig.5.6** redă 9 momente ale încălzirii-răcirii celor două lamele, între 70 şi 100^{0}C.

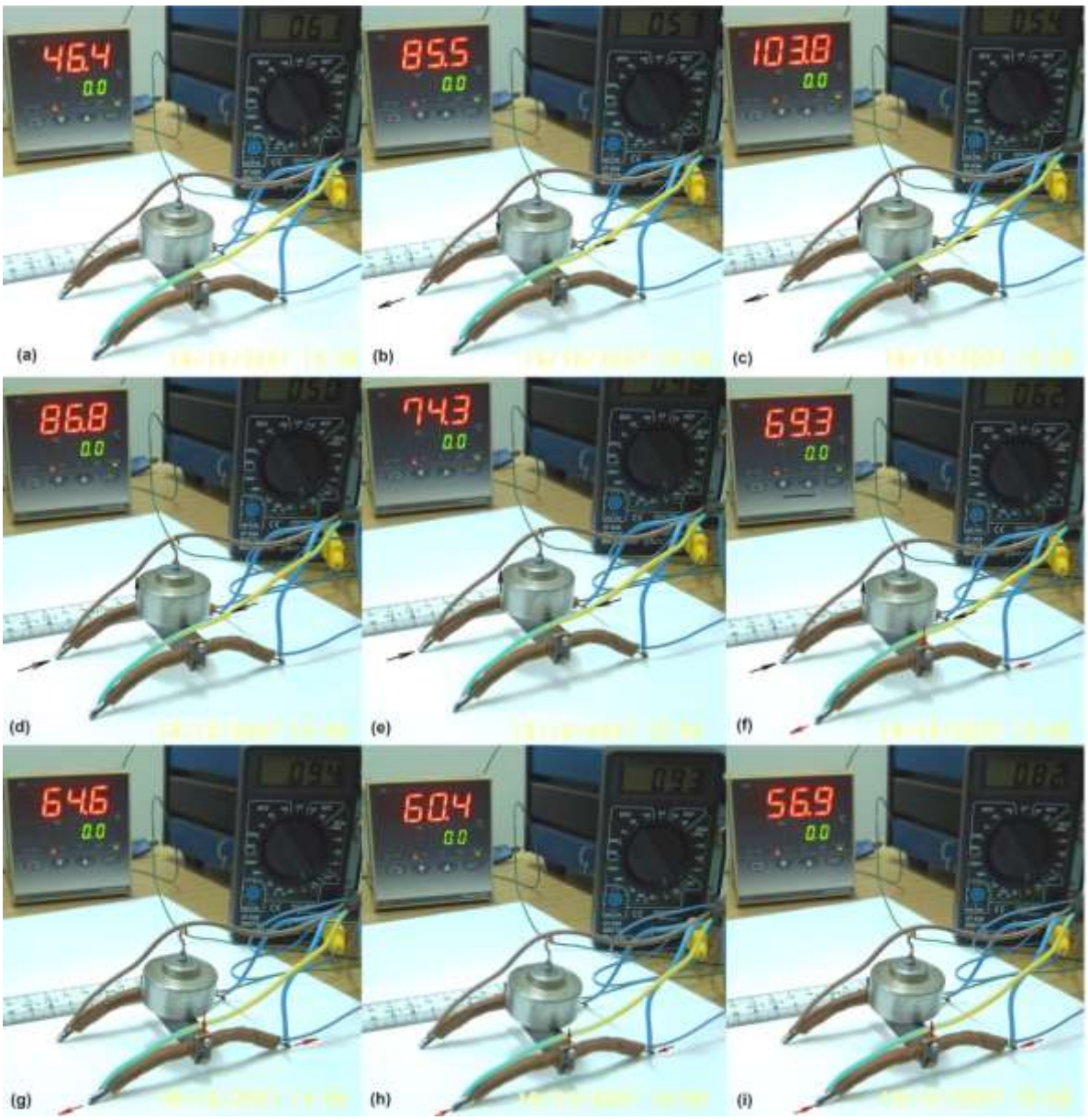


Fig.5.6 Evoluţia microactuatorului sub efectul unei sarcini aplicate de 100 g: (a)-(f) încălzirea-răcirea lamelei din spate, cu temperatura monitorizată de elementul Shimaden (afişaj roşu); (e)-(i) încălzirea-răcirea lamelei din faţă, cu temperatura monitorizată de multimetrul DT-838 (afişaj negru)

Începutul încălzirii este marcat de depărtarea capetelor brațului. De exemplu, în Fig.5.6(f) lamela din spate se răcește (capetele se apropie, săgeți negre) iar cea din față se încălzește (capetele se depărtează, săgeți roșii)

Prin analiză cinematografică s-au înregistrat variațiile distanței dintre brațele lamelei (*span*) curbate și înălțimea acesteia (*height*) în funcție de temperatură, determinată cu ajutorul termocuplului din componența unui multimetru digital. **Fig.5.7** prezintă un cadru înregistrat prin analiză cinematografică.

Prin „metoda tangentei" s-au determinat temperaturile critice ale transformării martensitice conform variațiilor deschiderii și înălțimii: M_f = 71,5-69 ^{0}C; M_s = 100,1-97,8 ^{0}C; A_s = 71,7-72,7 ^{0}C și A_f = 99,1-100,2 ^{0}C. Rezultatele sunt rezumate în **Fig.5.8**.

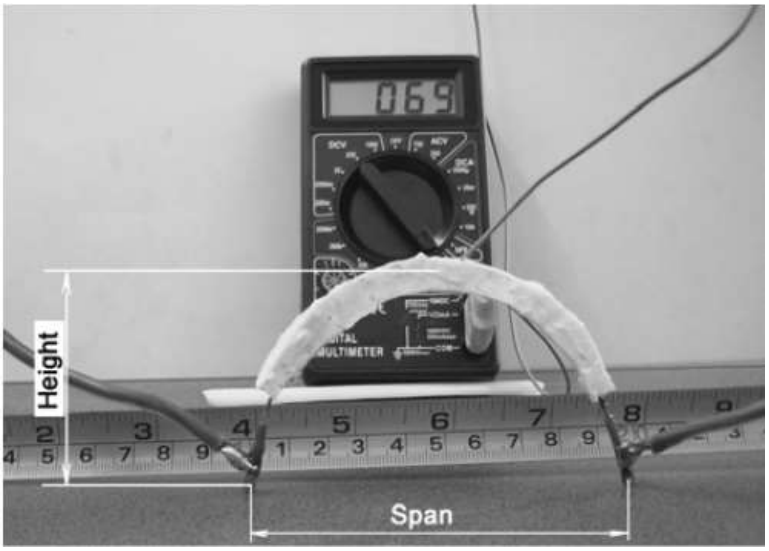


Fig.5.7 Principiul analizei cinematografice care a permis monitorizarea variațiilor deschiderii și înălțimii brațelor lamelei de AMF Cu-Zn-Al în funcție de temperatură

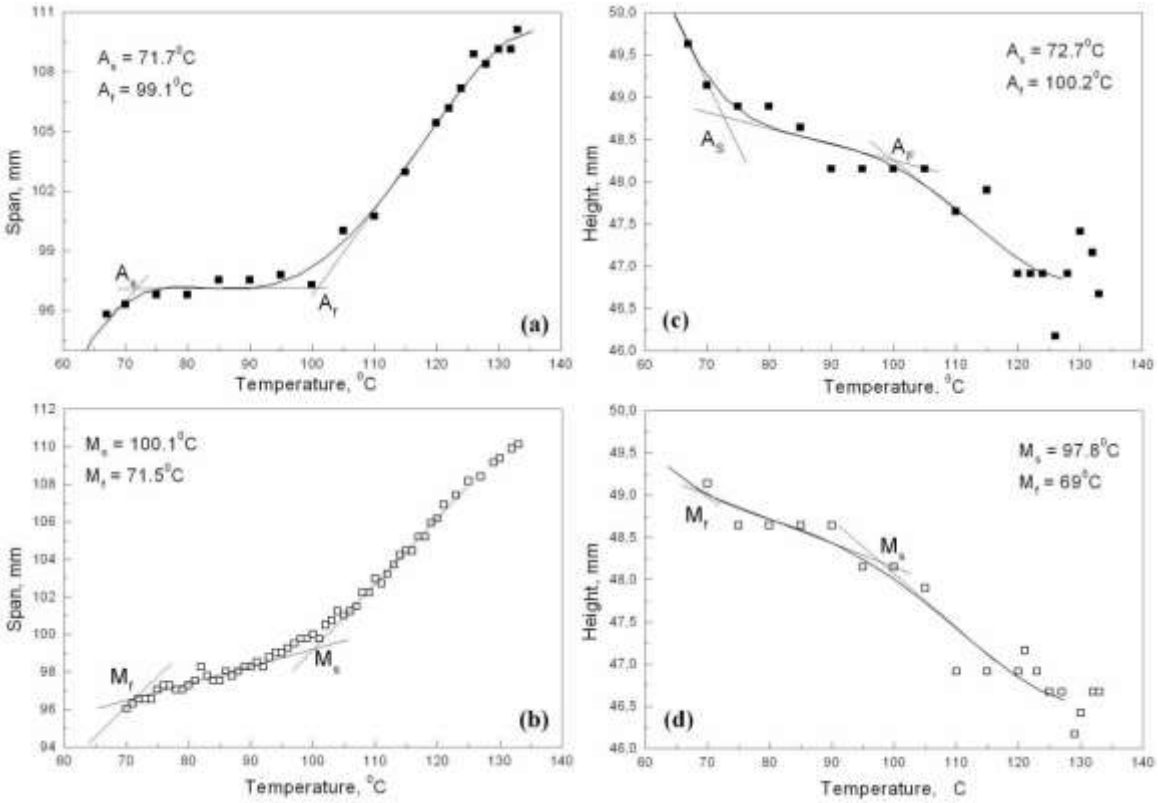


Fig.5.8 Variaţia caracteriticilor geometrice în timpul variaţiei temperaturii, cauzată de încălzirea rezistivă şi răcirea în aer: (a) variaţia deschiderii la încălzire; (b) variaţia deschiderii la răcire; (c) variaţia înălţimii la încălzire; (d) variaţia înălţimii la răcire

Prin analiză cinematografică s-au trasat variațiile deschiderii și înălțimii unui singur braț de material compozit, în funcție de temperatură, atât în stare liberă cât și sub efectul celor trei greutăți aplicate, de 20, 50 și 100 g.

Deschiderile tind să crească cu temperatura și cu creșterea sarcinii aplicate, **Fig.5.9(a)** iar înălțimile tind să scadă, atât cu creșterea temperaturii cât și cu creșterea sarcinii aplicate, **Fig.5.9(b).** Valorile finale (f) ale deschiderii sunt totdeauna mai mari decât cele inițiale (i) iar la înălțimi este invers, exceptând starea liberă.

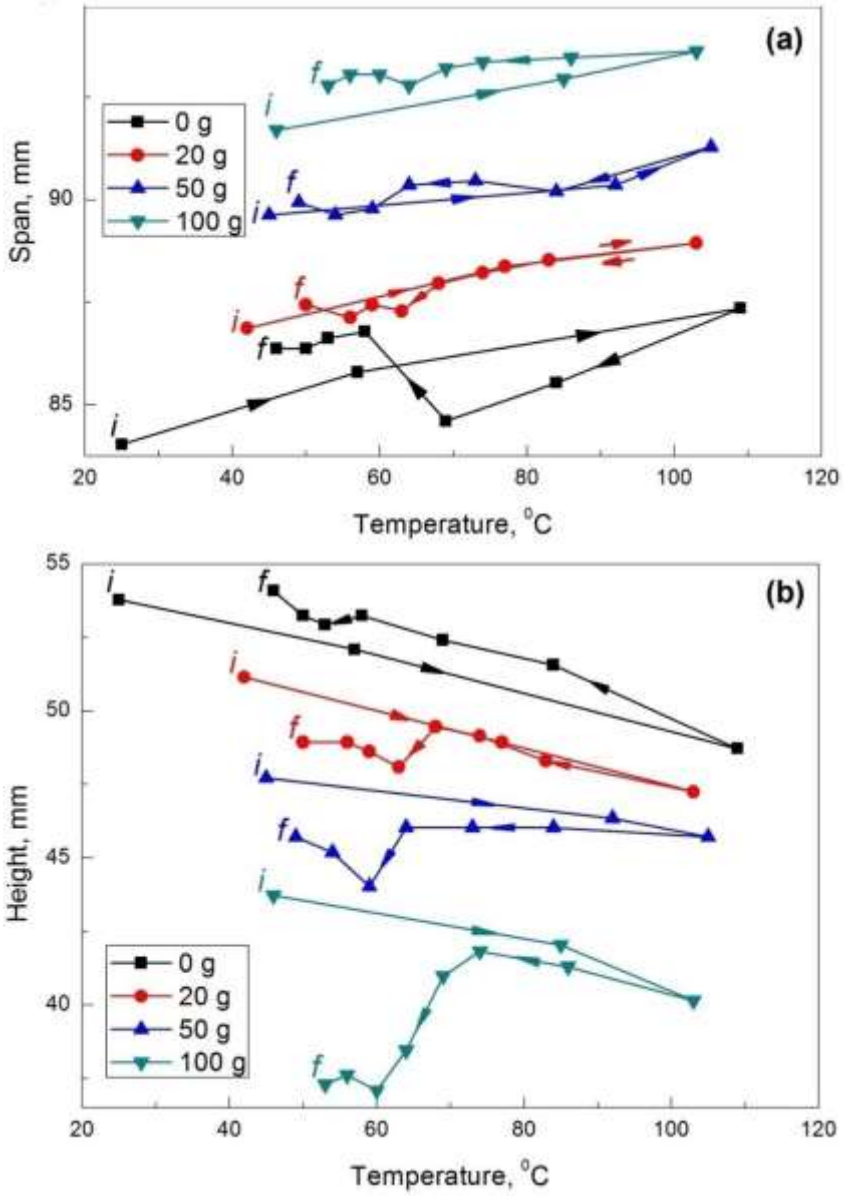


Fig.5.9 Variația geometriei unui braț de material compozit într-un ciclu de încălzire-răcire, în stare liberă și sub efectul sarcinilor aplicate: (a) variația deschiderii brațului; (b) variația înălțimii brațului

5.1.2 Conceperea și realizarea unei platforme de zbor după modelul liliecilor

Vehiculele microaeriene (En.: *Microaerial vehicles,* MAVs) au fost dezvoltate pentru: 1-supravegherea mediilor cu potențial periculos; 2-detecția agenților biologici, a compușilor chimici, a radioactivității materialelor nucleare, etc. MAVs trebuie să aibă manevrabilitate superioară pentru a putea explora spații limitate și a putea evita coliziunile în timpul zborurilor de joasă altitudine (sub 100 m). Prima generație de MAVs, dezvoltată în anii 1990, cuprindea modele de aeronave la scară redusă, cu aripi fixe sau rotative, cu o deschidere de cca. 15 cm și viteze de zbor de câțiva m/s. Din cauza vitezelor mici de zbor, performanțele primei generații de MAVs erau foarte scăzute. Din acest motiv, s-a recurs la imitarea zburătorilor naturali care bat din aripi și au capacitatea de-a-și modifica suprafețele de control aerodinamic, prin dezvoltarea unor sisteme osoase ușoare și aerodinamice, a unor sisteme musculare cu randament îmbunătățit și a unor sisteme nervoase sofisticate, pentru controlul mușchilor.
Pentru copierea zburătorilor naturali, materialele cu memoria formei s-au dovedit de maximă utilitate la replicarea mușchilor și a încheieturilor acționate prin efectul termic al curentului

electric (Furst, *2013*).
O soluție „constructivă” pentru conceperea MAVs o reprezintă liliecii. Aceștia pot efectua întoarceri de 180^0 din numai 3 bătăi de aripi, datorită valorilor:
relativ mari, ale deschiderii aripilor,
relativ reduse ale raportului dintre deschiderea aripilor și masă
mici ale frecvenței bătăilor din aripi, conform **Fig.5.10**.

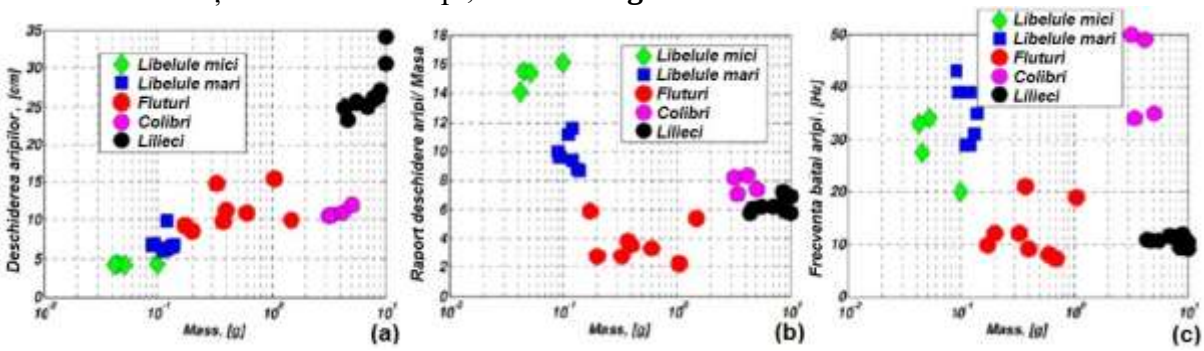


Fig.5.10 Variația unor caracteristici ale zburătorilor de talie mică în funcție de masă: (a) deschiderea aripilor; (b) raportul dintre deschiderea aripilor și masă și (c) frecvența bătăilor din aripi (Furst, *2013*)

Utilizarea materialelor cu memoria formei sub formă de sârmă Φ 50 μm în acționarea MAVs care imită zborul liliecilor este înlesnită de frecvența de cca 10 a bătăilor din aripi, care permite răcirea rapidă și de forța specifică dezvoltată pe unitatea de masă de către MMF
Pentru reproducerea stilului de zbor al liliecilor, s-au identificat, mai întâi, gradele de libertate ale aripii, care asigură manevrabilitatea și aerodinamismul.
Conform **Fig.5.11**, scheletul aripii de liliac seamănă mai mult cu membrele anterioare ale unor mamifere cum ar fi calul, cerbul sau elefantul și mai puțin cu aripile păsărilor.

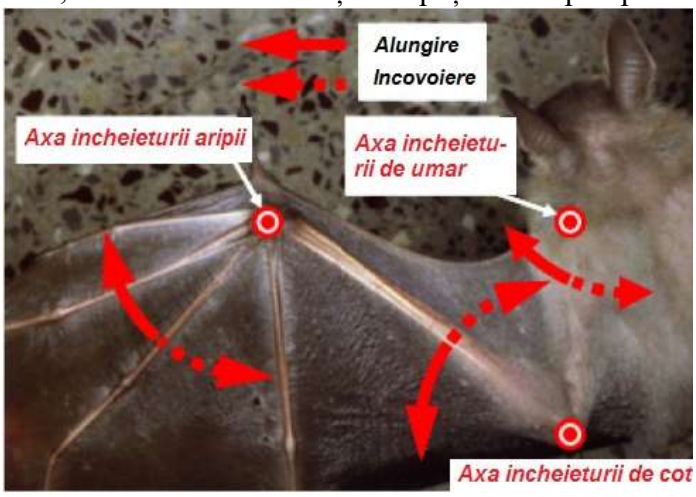


Fig.5.11 Axele de articulație ale încheieturilor de la aripă, umăr și cot, ale unui liliac (Furst, *2013*)

Comparativ cu degetele mâinii umane, oasele liliacului sunt mai subțiri și mult mai lungi. Umărul liliacului are o articulație complexă, formată din 3 oase: scapula, clavicula și humerus, care asigură 3 grade de libertate, ca și umărul uman.
Totuși, s-a observat că direcția de bătaie a aripii de liliac este înclinată față de orizontală, unghiul de înclinare scăzând la reducerea vitezei de zbor. Pentru a face față presiunilor mari dezvoltate în timpul zborului, încheietura aripii are un singur grad de libertate (rotație). Forța ascensională este dezvoltată prin deplasarea înapoi a degetelor 1 și 5, concomitent cu înclinarea membranei între degetele 2 și 3.
Fig.5.12 ilustrează configurațiile aripii liliacului din specia *Plecotus auritus*, la începutul, mijlocul și sfârșitul bătăii din aripă, în jos.

Fig.5.12 Evoluția configurației aripilor liliacului din specia *Plecotus auritus* de la începutul (stânga) până la sfârșitul unei bătăi din aripă, în jos (după Journal of Experimental Biology) (Furst, *2013*)

La începutul bătăii de aripă în jos, membrana este complet întinsă dar partea posterioară este puțin mai sus față de cea anterioară, ca urmare a acțiunii pectoralilor. Astfel, se creează o forță ascensională de propulsie. La începutul bătăii de aripă, în sus, aripile sunt strânse, pentru a reduce forța de tragere iar partea posterioară a aripii este mai jos decât partea din față. Din acest motiv, chiar și bătaia de aripă, în sus, poate genera forță ascensională.
Prototipul de primă generație s-a axat pe soluțiile 3D ale punctelor de atașare a sârmelor din AMF, urmărind simularea rotațiilor articulațiilor umărului și cotului liliecilor, conform **Fig.5.13**.

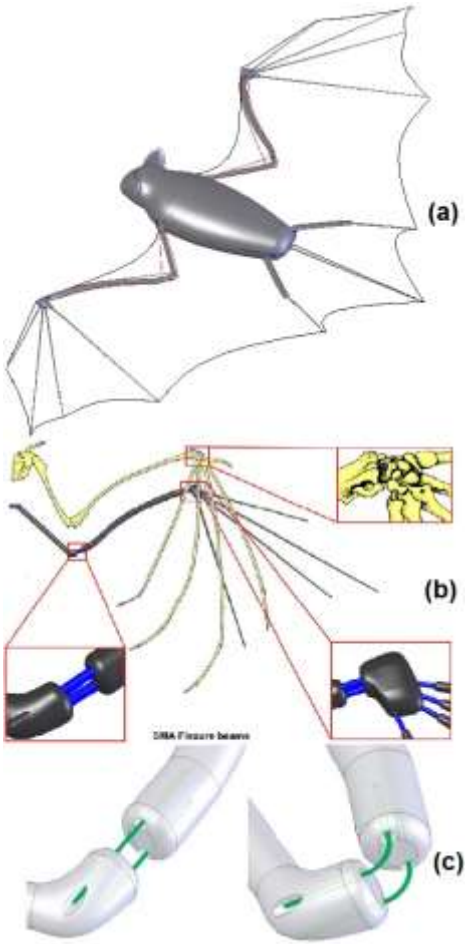


Fig.5.13 Conceperea platformei de zbor după modelul liliecilor: (a) modelul solid al platformei; (b) modelarea simplificată a încheieturii și oaselor din structura aripii liliacului; (c) modelarea încheieturii cotului cu ajutorul a două sârme de AMF superelastic (Furst, *2013*)

Modelul solid al platformei, Fig.5.13(a) reproduce scheletul liliacului. Corpul este format din două semi-carcase care conțin sistemul electronic de control al zborului. ”Oasele” lungi au diametre de 1,502 mm și au capete goale pentru localizarea sârmelor superelastice care creează articulația flexibilă. Degetele și coada sunt modelate ca „oase” unice iar încheieturile ca blocuri solide. Umărul, cotul și încheietura asigura plierea aripii iar degetele sunt replicate sârme superelastice groase de 500 μm, care pot reproduce flexibilitatea liliacului.
Încheieturile biologice sunt foarte complexe. În mod special, încheietura aripii constă dintr-un ansamblu de piese mici fixate prin ligamente. La primele prototipuri nu s-a urmărit replicarea structurii complexe a încheieturii aripii, astfel încât sârmele superelastice de 500 μm au fost doar lipite pe capetele oaselor, conform Fig.5.13(b). Sârmele superelastice permit încovoierea extremă, ca în Fig.5.13(c), asigurând aceeași funcționalitate ca și încheietura liliacului.
Pentru a reproduce mișcarea plană a încheieturilor cotului și aripii, care au un singur grad de libertate, s-au utilizat două sârme superelastice groase de 140 μm, care se deformează simultan, sunt deformate în intervalul proiectat de mișcare și pot fi încovoiate de forțe foarte scăzute.
Proiectarea și implementarea mecanismului de activare al liliacului sunt deosebit de complicate din cauza structurii lungi și subțiri a aripii acestuia. Aripa are particularitatea de a fi controlată prin tendoane și prin contracțiile mușchilor și de a-și păstra forma, necesară asigurării portanței și propulsiei, prin bătăile de aripi. Deoarece sârmele din AMF, atunci când sunt activate, se contractă la fel de puternic ca mușchii naturali, au putut fi implementate cu configurații similare mușchilor.
Fig.5.14 prezintă situații comparative între anatomia liliecilor și soluțiile constructive adoptate.

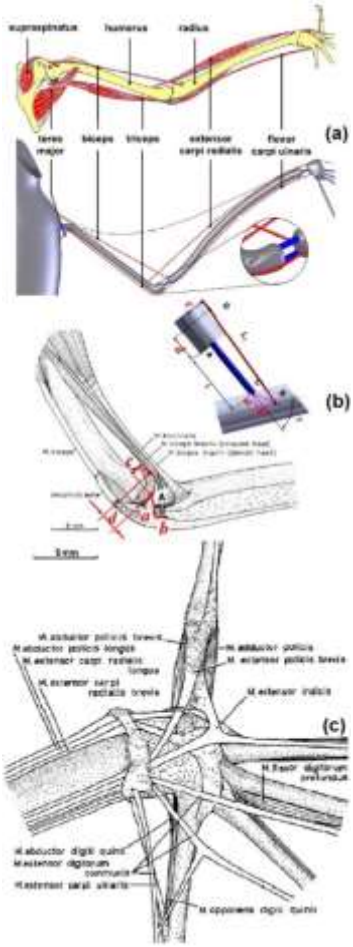


Fig.5.14 Comparație între anatomia liliecilor *Plecotus auritus* și „mușchii din AMF”: (a) modelarea mușchilor aripii cu indicarea căilor „mușchilor” din AMF, prin linii roșii; (b) încheietura cotului cu „mușchi” din AMF; (c) ligamente pe încheietura liliacului (Furst, *2013*)

O contracție de 3 % a sârmei din AMF poate genera un moment de încovoiere suficient pentru a produce plierea-deplierea aripii. În general, conform Fig.5.14(a), s-au folosit perechi de sârme antagonice.
Dar există și situații s-a utilizat o singură sârmă care asigură rotația într-un sens, mișcarea inversă fiind creată de încheieturile elastice care generează forțe de compensare, când sârma nu este activată. O astfel de situație este Fig.5.14(b) unde diagrama din partea de sus arată geometria punctelor de legătură. Fig.5.14(c) ilustrează modul în care punctele de legătură ale mușchilor pot fi afectate de ligamentele care servesc ca locașuri de ghidare ale mușchilor, amplificând contracțiile acestora.
Localizările punctelor de ancorare și de ghidare a mușchilor sunt cruciale pentru stabilirea relațiilor dintre contracția mușchilor și rotația articulației, produsă de aceștia. De exemplu, **Fig.5.15** prezintă efectele punctelor de ancorare, de pe segmentele care modelează oasele radius și humerus, asupra unghiului de rotație a cotului, produs de o contracție de $2{,}5^0$ a sârmei din AMF, care modelează mușchii biceps. Valorile experimentale sunt mai mici decât cele modelate din cauza frecării și a pierderilor de căldură.

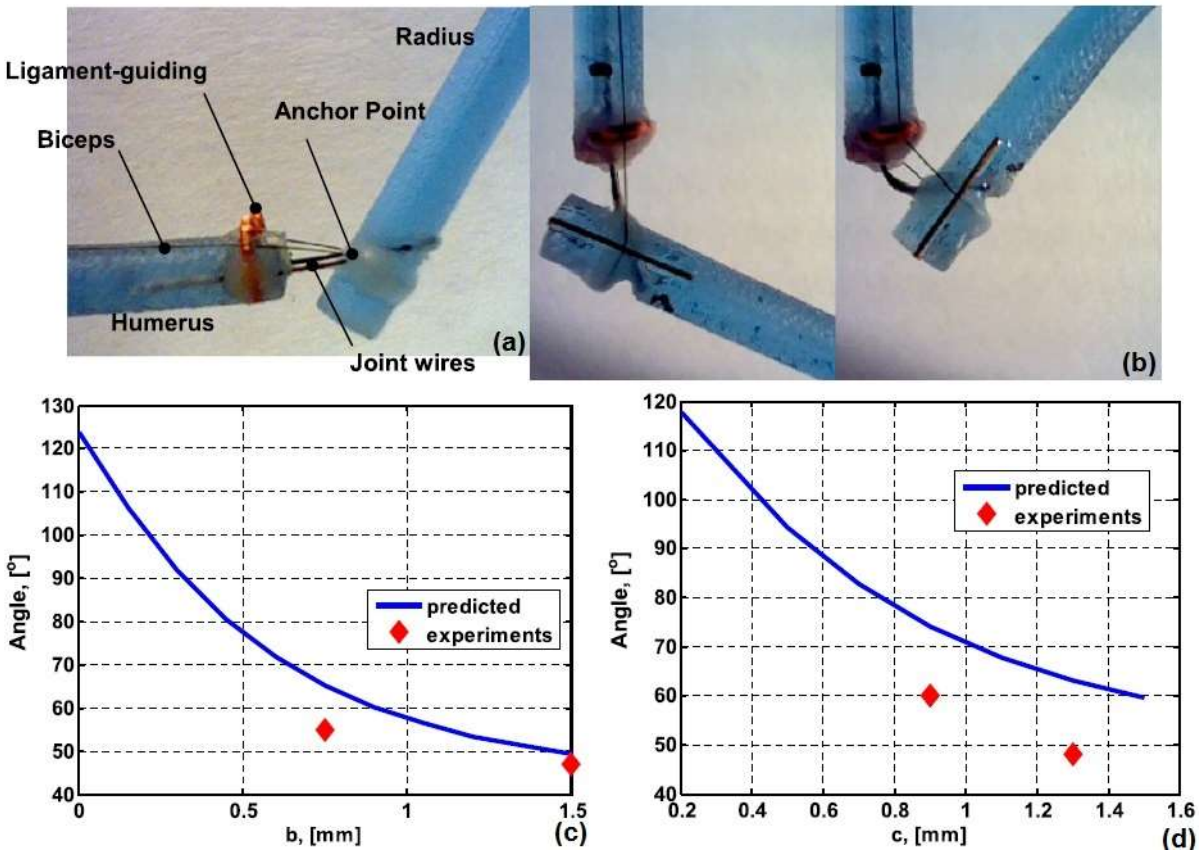


Fig.5.15 Modelarea încheieturii cotului: (a) cot artificial, cu mușchi de AMF de 50 µm și încheietură superelastică de 140 µm din AMF; (b) mușchi și încheietură din AMF și ligament de Cu; (c) efectele poziției punctului de prindere a încheieturii pe osul radius asupra unghiului de rotație a cotului, la o contracție de 2,5 % a AMF; (d) aceleași efecte pe osul humerus (Furst, *2013*)

Oasele liliacului, Fig.5.16(a) au fost proiectate cu soft-ul SolidWorks și apoi tipărite la o imprimantă 3D, conform Fig.5.16(b). Sârmele superelastice cu diametrul 140 µm s-au înserat în găurile imprimate la capetele oaselor și au fost lipite adeziv de ciano-acrilat. S-a obținut un prototip de prima generație, cu schelet biomimetic, ușor, de înaltă flexibilitate.
Sârmele din AMF cu diametrul de 50 µm, care joacă rolul mușchilor, au fost ghidate cu ajutorul unor sârme din Cu, cu diametrul 0,4 mm, care joacă rolul ligamentelor ce fixează mușchii pe oase, conform Fig.5.16(d).

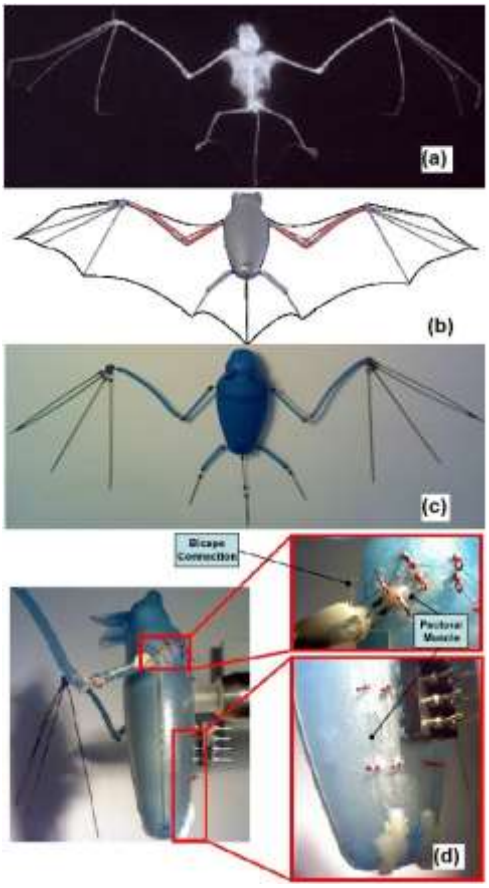


Fig.5.16 Platforma de zbor după modelul liliecilor, de prima generație: (a) modelul biologic; (b) model 3-D; (c) prototip de prima generație; (d) ilustrarea mușchiului pectoral drept și a modului de prindere de-a lungul corpului (Furst, *2013*)

Fig.5.17(a) prezintă modelul bio-mimetic după care s-a construit platforma de zbor de cea de-a doua generație.

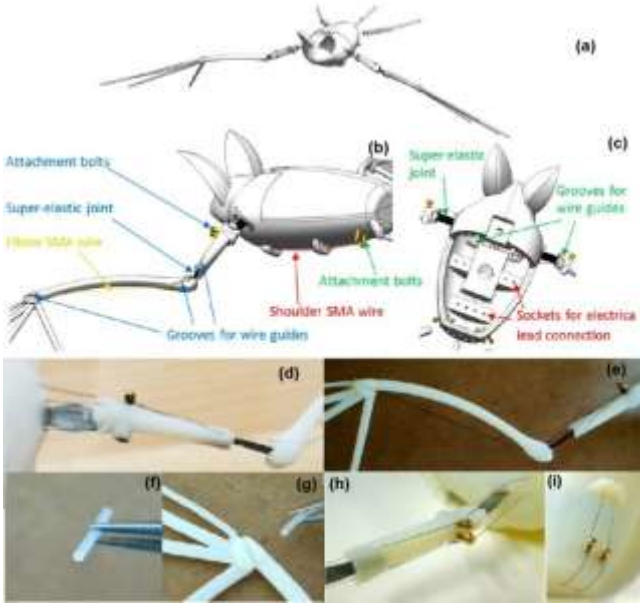


Fig.5.17 Dezvoltarea platformei de zbor de cea de-a doua generație: (a) model 3D bio-mimetic; (b) imagine de perspectivă a liliacului și modului de asamblare a membrelor; (c) corp demontat cu locașuri de conectare; (d) elemente ale aripii; (e) sârme din AMF pentru mușchi și încheieturi superelastice; (f) tub de TeflonR pentru ghidaje; (g) sârme AMF ghidate prin tuburi de TeflonR; (h) atașarea mușchilor de cot cu șuruburi reglabile; (i) aceeași metodă pentru umăr (Furst, *2013*)

Scheletul a fost reproiectat pentru a include majoritatea conexiunilor în interior iar segmentele humerus și antebraț au fost îngroșate pentru mărirea rezistenței. Degetele au fost simplificate pentru reducerea greutății.
S-au folosit bolțuri, prin rotația cărora pot fi tensionați mușchii de AMF, înfășurați în jurul lor. Ghidarea mușchilor s-a efectuat prin tuburi de TeflonR.
S-au utilizat 4 canale separate, rezultând 8 conexiuni electrice. **Fig.5.18(a)** prezintă introducerea unui pin de Cu, pentru realizarea unei astfel de conexiuni, cu rezistență de contact sub 1 Ω.

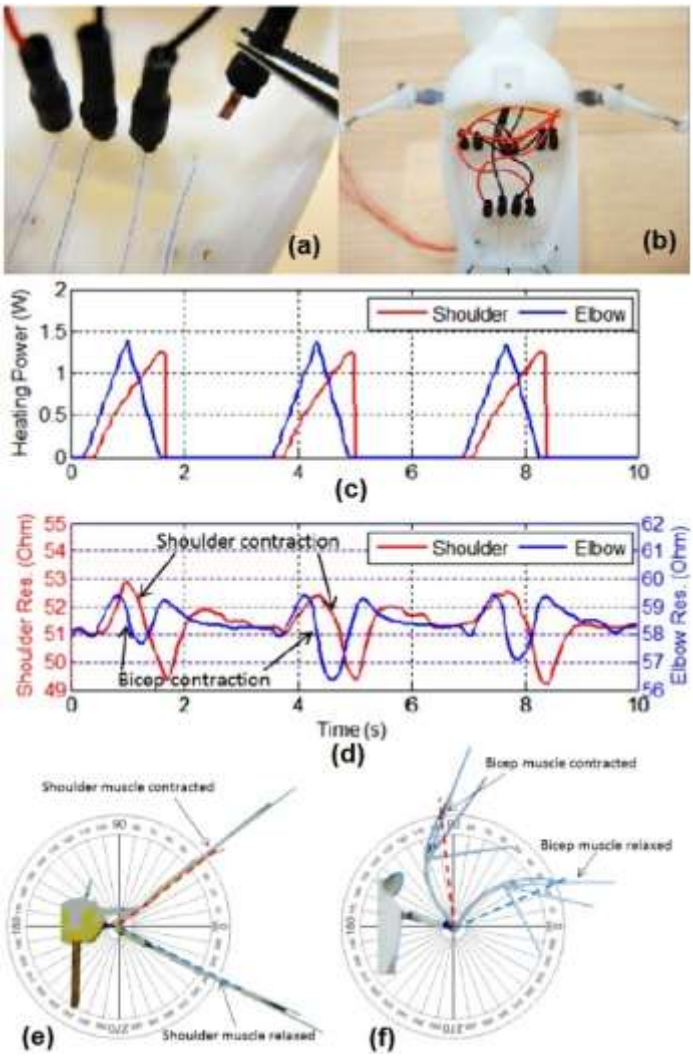


Fig.5.18 Conexiuni electrice ale platformei din cea de-a doua generație: (a) conectarea uni pin de Cu; (b) imagine cu 8 conexiuni realizate; (c) consumuri de putere pentru umăr și cot; (d) variații de rezistență electrică pentru umăr și cot; (e) determinarea unghiului de rotație al umărului și (f) al cotului (Furst, *2013*)

Semnalele de încălzire a mușchilor umărului și cotului sunt prezentate prin variații de putere în Fig.5.18(c) și de rezistență electrică, Fig.5.18(d). Fig.5.18(e) prezintă valorile unghiurilor de rotație a umărului la care se produc contracția și relaxarea mușchilor care controlează mișcarea. Aceleași valori, corespunzătoare contracției și relaxării, sunt prezentate în Fig.5.18(f) pentru unghiul de rotație a cotului.
Platforma de zbor de cea de-a doua generație este expusă la noul Centru de Cercetare de la Muzeul de Științe Naturale din Carolina de Nord. **Fig.5.19** prezintă a serie de detalii ale platformei expuse.
Unghiurile de încovoiere a încheieturilor reușesc să copie mișcarea naturală a liliacului,

rezistența la oboseală fiind mult îmbunătățită, ca urmare a incorporării mușchilor în interiorul corpului.
Ghidarea mușchilor în tuburi de teflon și rotirea lor în jurul bolțurilor de Cu au permis reducerea frecării și respectiv reglarea pre-încărcării mecanice.

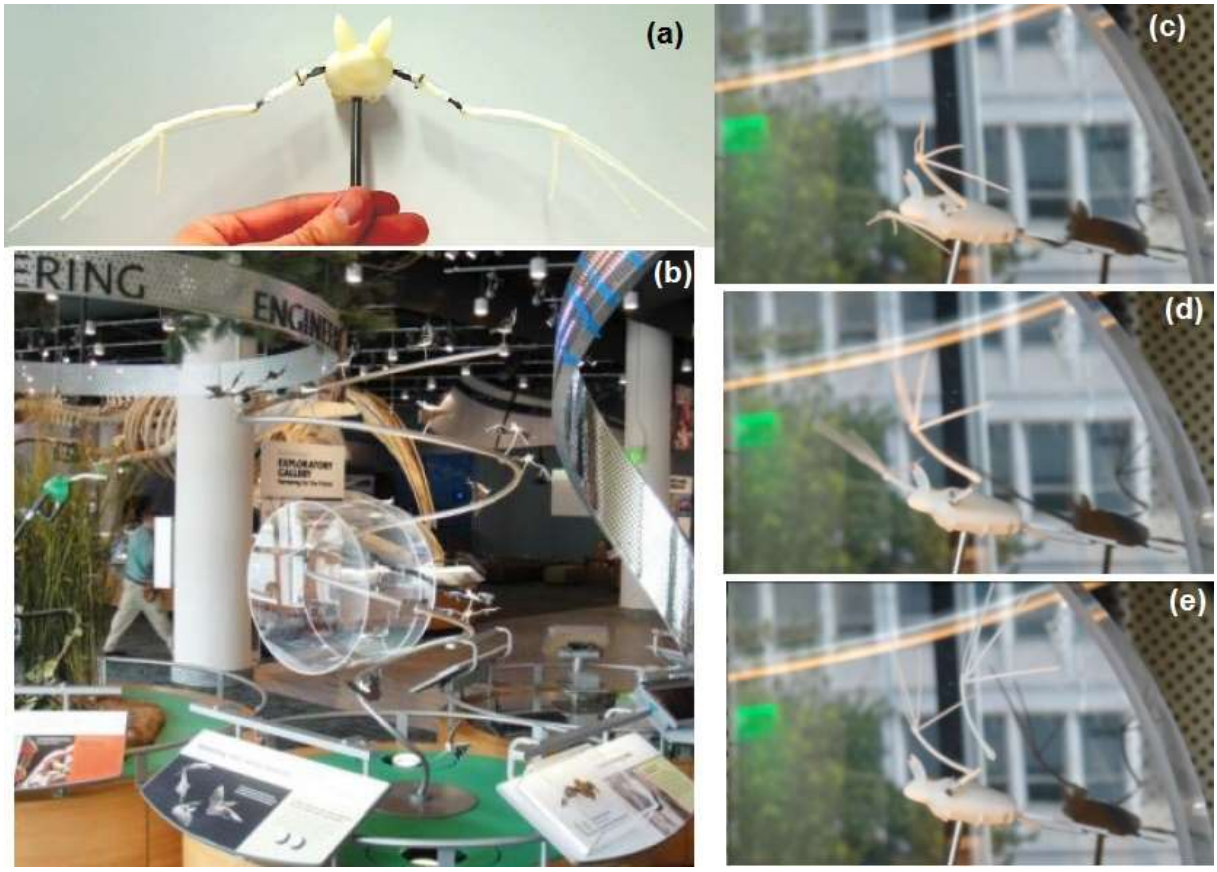


Fig.5.19 Caracteristicile platformei de zbor din cea de-a doua generație: (a) model bio-inspirat, cu umăr și cot acționat prin 2 sârme din AMF; (b) standul platformei expus la North Carolina Museum of Natural Science Nature Research Center (Raleigh, North Carolina); (c-e) trei stagii de „batere din aripi" ale modelului (Furst, *2013*)

5.2 Compozite cu matrice polimerică și componente active ceramice

Polimerii cu memoria formei prezintă, în general, rezistență și rigiditate redusă, ceea ce le limitează utilizarea în aplicații. Din cauza rigidității scăzute și forțele de recuperare, care însoțesc redobândirea formei, sunt reduse.
Pentru îmbunătățirea proprietăților mecanice s-au incorporat diverse particule ceramice:

- Kevlar, care a mărit rigiditatea dar a scăzut deformație recuperabilă;
- fibre de sticlă, un adaos de 50 % a mărit tensiunea de rupere cu 140 % dar au redus viteza de recuperare a deformației cu 62 %;
- carbură de siliciu, un adaos de 40 % a crescut modulul de elasticitate de cca. 3 ori;
- nanofibre de carbon, un adaos de 3,3 % a mărit tensiunea de recuperare cu 200 %, păstrând gradul de recuperare a formei la 90 % (Ratna, *2008*).

S-au studiat materialele compozite cu matrice din poliuretan și nanoparticule de argilă. S-au utilizat pelete de poliuretan comercial MM5520, care au fost amestecate mecanic cu nanoparticule de atapulgită, o argilă de filosilicat de magneziu și aluminiu, $(Mg,Al)_2Si_4O_{10}(OH)_4(H_2O)$, dintre care o parte au fost tratate termic la 850^0C/ 2h. Microstructura SEM tipică acestui material compozit este prezentată în **Fig.5.20**. Materialul compozit s-a obținut prin presare la 200^0C.

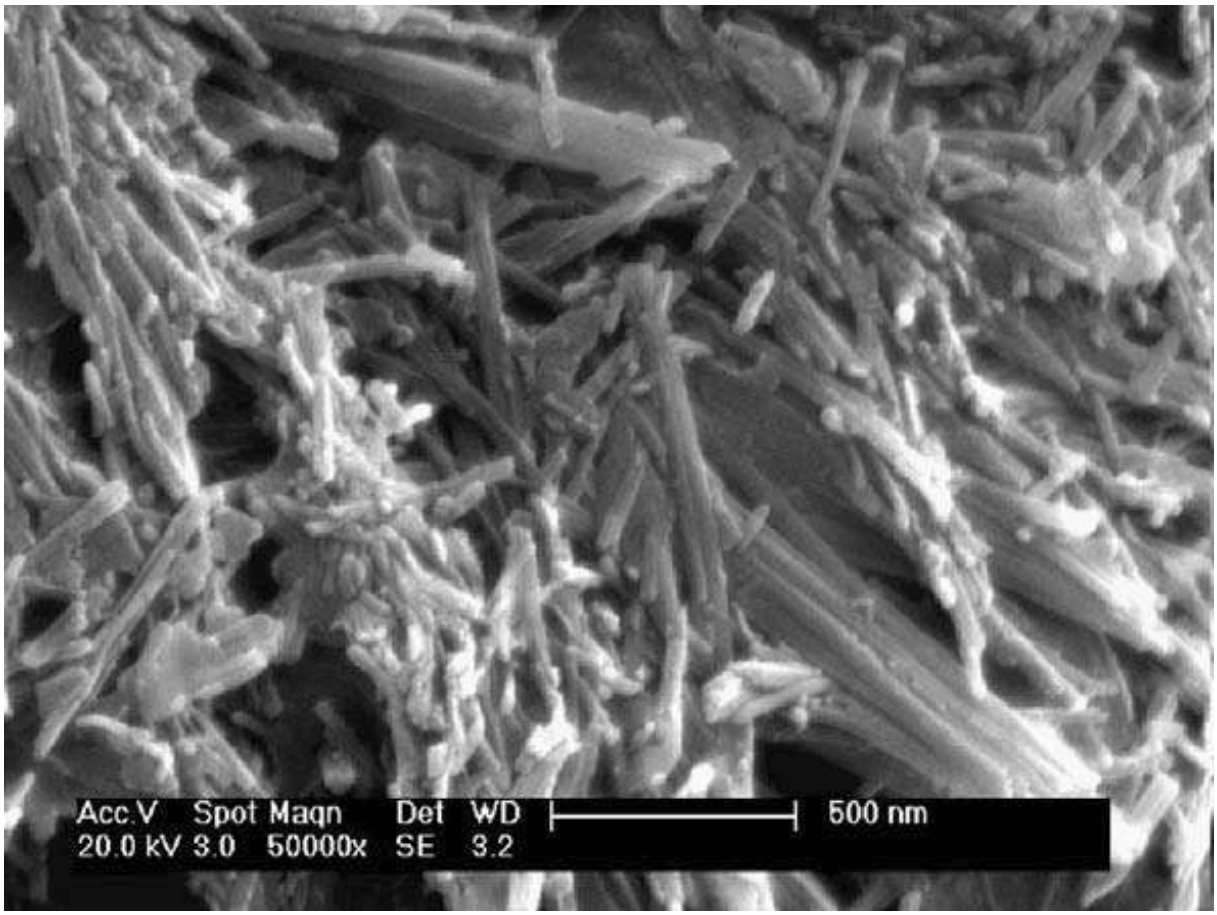


Fig.5.20 Micrografie SEM a nanoparticulelor de argilă cu structura formată din mănunchiuri de fibre cu lungimi variind în jur de 1 µm și diametru de ordinul zecilor de nm (Ratna, *2008*)

Micrografiile TEM ale pulberii de atapulgită în stare inițială prezintă particule reticulare, puternic dispersate, fără tendințe de aglomerare, conform **Fig.5.21(a)**. Pe zonele selectate de difracție electronică se poate observa natura amorfă a pulberii care este confirmată prin micrografiile HR-TEM din Fig.5.21(b) și (c). Diametrul fibrelor individuale (d) este de 20-50 nm iar lungimea (L) de câțiva µm. Valoarea medie a raportului de forma (L/d) este de ordinul a 40-100.

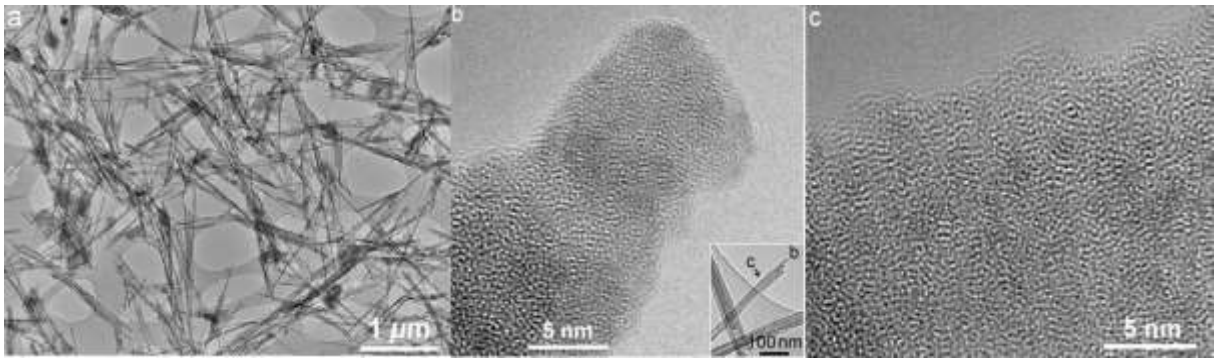


Fig.5.21 Micrografii TEM ale pulberii de atapulgită în stare ne-tratată: (a) aspect general; (b) imagine de înaltă rezoluție (HR-TEM) la capăt fibrei de argilă, indicat în detaliul „b"; (c) micrografie HR-TEM a corpului fibrei de argilă, indicat în detaliul „b (Xu, *2009*)

După tratamentul termic, fibrele de atapulgită agregă, formând o structură de tip pachet, conform **Fig.5.22(a)**. Aceasta nu poate fi spartă sub efectul ultrasunetelor, nici chiar după durate de timp mai lungi. Spectrul de difracție relevă caracterul nanostructurat al materialului ,

conform difracției de zonă selectată din Fig.5.22(a). Micrografiile HR-TEM, corespunzătoare, confirmă caracterul nanocristalin al materialului, dobândit în urma tratamentului termic. Cristalitele nanocristaline sunt înglobate într-o matrice amorfă, fiind distanțate la aprox. 5 nm. S-au analizat *materiale compozite cu până la 30 % pulbere de argilă în stare (ne)tratată*.

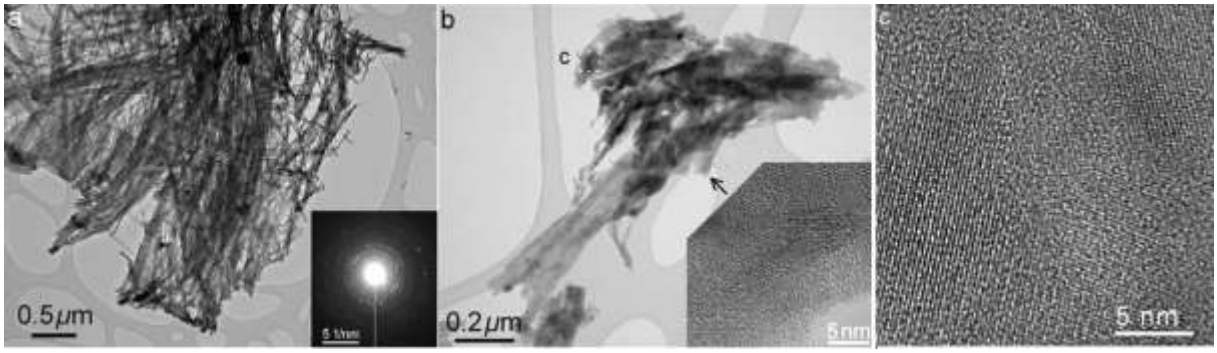


Fig.5.22 Micrografii TEM ale pulberii de atapulgită în stare tratată: (a) aspect general; (b) și (c) micrografii HR-TEM ale zonelor indicate, la nivelul conglomeratului de argilă (Xu, *2009*)

Termogramele DSC ale poliuretanului pur (PU) și ale compozitelor cu până la 30 % argilă netratată sau tratată termic sunt prezentate în **Fig.5.23**.

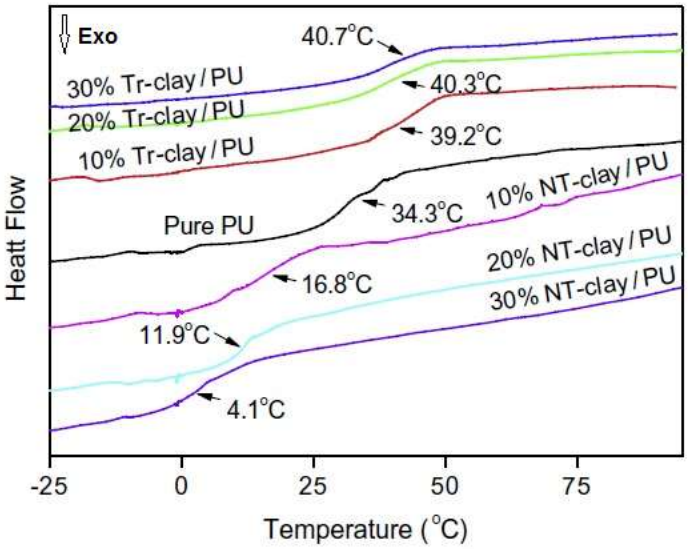


Fig.5.23 Analiză DSC a compozitelor cu matrice poliuretanică (PU), cu diverse fracțiuni de argilă tratată (Tr-clay) sau netratată (NT-clay). Au fost indicate temperaturile de tranziție vitroasă (Xu, *2009*)

Temperatura tranziției vitroase (T_g), evidențiată printr-o treaptă endotermă, scade odată cu creșterea fracțiunii de pulbere de argilă netratată și crește atunci când se adaugă pulbere tratată. Scăderea este atribuită prezenței umezelii și a radicalilor hidroxil, în exces, care există în pulberile de argilă netratată și îngreunează legătura interfacială dintre polimer și fibre. Umezeala acționează și ca plastifiant pentru poliuretan, reducând atât temperatura Tg cât și rezistența polimerului. Din cauză că temperatura T_g a nanocompozitului cu pulbere netratată scade sub temperatura camerei, materialul devine foarte moale în timpul testelor.

Adăugarea de pulbere de argilă tratată mărește Tg, deoarece restricționează mobilitatea lanțurilor polimerice.

Recuperarea formei a fost testată prin intermediul evoluției semnelor de indentare, în timpul încălzirii la 50^0C. **Fig.5.24** prezintă evoluțiile urmei la poliuretan, supus la diverse durate de menținere. Se observă că urma dispare complet după o menținere de 120 s, nemaifiind observată nici pe micrografiile optice și nici pe profilogramă. Această evoluție a sugerat denumirea de „auto-vindecare" (*self-healing*).

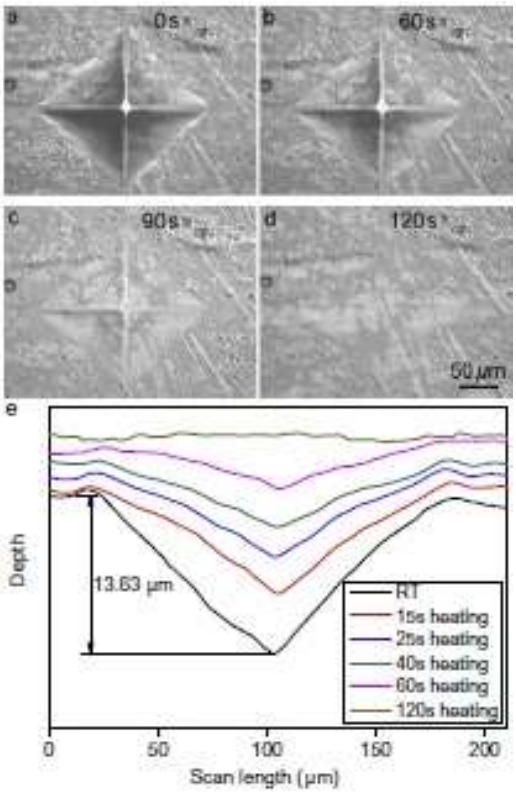


Fig.5.24 Micrografii optice prezentând evoluția urmei de indentare, la poliuretanul pur, la diverși timpi de menținere la 50^{0}C: (a) 0s; (b) 60s; (c) 90s și 120s și (e) variațiile succesive ale profilului (Xu, *2009*)

La nanocompozitele care conțin 20 % pulbere de argilă tratată, se observă în **Fig.5.25**, că urma este mai greu observabilă.

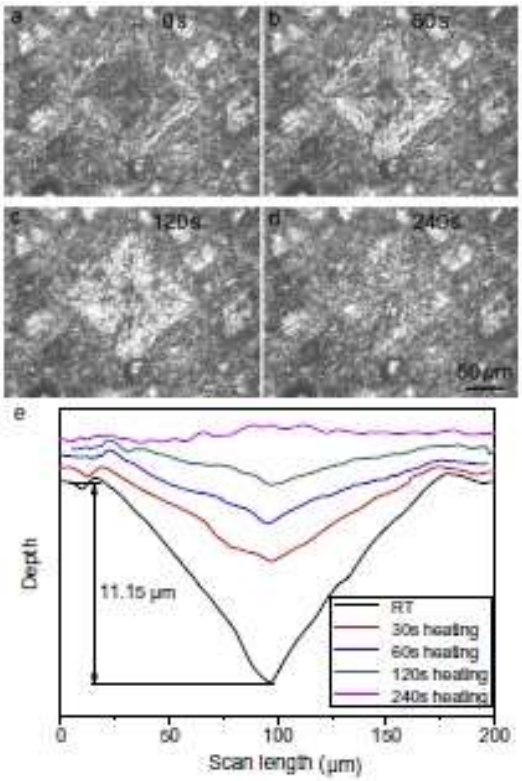


Fig.5.25 Micrografii optice prezentând evoluția urmei de indentare, la compozitului poliuretan/ 20 % argilă tratată, la diverși timpi de menținere la 50^{0}C: (a) 0s; (b) 60s; (c) 120s și (d) 240s precum și (e) variațiile succesive ale profilului (Xu, *2009*)

- Adâncimea urmei este mai mică decât la poliuretanul pur.
- Viteza de recuperare a formei este mai mică la nanocompozit, față de poliuretan.
- Timpul de „vindecare” a fost dublu la nanocompozit (240 s) față de poliuretan (120s).

5.3 Aplicații aerospațiale ale materialelor compozite cu memoria formei, cu matrice polimerică

Materialele utilizate la dezvoltarea aplicațiilor aerospațiale sunt supuse unor condiții extrem de dure:
1-vidul înaintat,
2-efectul ciclării termice la temperaturi foarte înalte sau foarte joase,
3-radiații ultraviolete, etc.
Aceste condiții impun testarea în condiții complexe a structurilor care urmează să funcționeze în spațiu.
Din cauza dezavantajelor prezentate de structurile clasice – cum ar fi: greutate mare, cost ridicat, efect puternic al șocului produs la desfășurare – care ocupă mult loc în aeronavă, reducând eficiența misiunilor aerospațiale, s-au dezvoltat o serie de categorii noi de materiale care au contribuit la o utilizare mai rațională a spațiului. În această categorie intră și materialele compozite polimerice, cu memoria formei, care pot fi împachetate-despachetate ușor datorită unor proprietăți mecanice simple.

5.3.1. Balamalele din materiale compozite polimerice cu memoria formei

O balama joacă un rol cheie în procesul de desfășurare însă eficacitatea ei depinde de mulți factori (ex.: efectul șocului produs de resortul elastic, precizia de recuperare a formei, etc.) Balamalele mecanice sau benzile elastice tradiționale suferă de dezavantajele de mai sus. Din acest motiv, *Composite Technology Development Inc*. (*CTD*) a propus un nou tip de balama din compozit elastic cu memorie (En.: *elastic memory composite* -EMC). Primul prototip de balama EMC este similar celor tip bandă de oțel, inventate în anii 1960’ . Se utilizează două benzi EMC, în paralel, **Fig.5.26**.

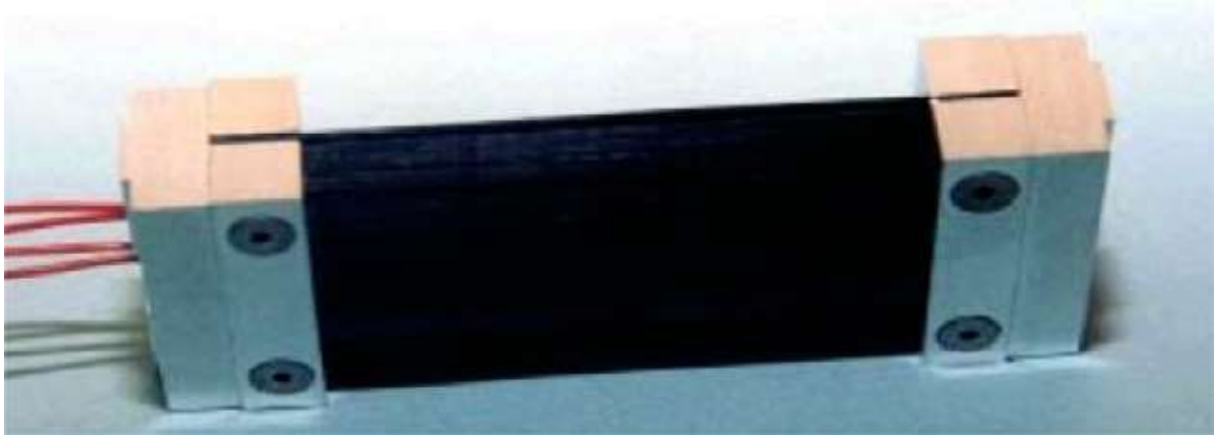


Fig.5.26 Primul prototip de blama din materiale compozite polimerice cu memoria formei (Liu, *2014*)

Dacă benzile sunt prea distanțate, apar deformații mari la articulații. Dacă sunt prea apropiate, rigiditatea ansamblului este redusă. Pentru a rezolva aceste impedimente, geometria balamalei a fost reproiectată.
Pe baza regulii rigidității egale pe direcție laterală și longitudinală a balamalei, s-au utilizat benzi cu configurații în sens opus. Cea de-a doua generație de balamale din materiale compozite polimerice cu memoria formei (CPMF) este ranforsată cu fibre de carbon. Acest tip de balama, ilustrat în **Fig.5.27**, constă din 3 părți: (1) două învelișuri subțiri, semi-circulare, curbate în sens opus, (2) două dispozitive de fixare de capăt și (3) două rezistențe de încălzire lipite de suprafețele active (încălzitoare rezistive depuse pe suprafețe) pe direcție axială.

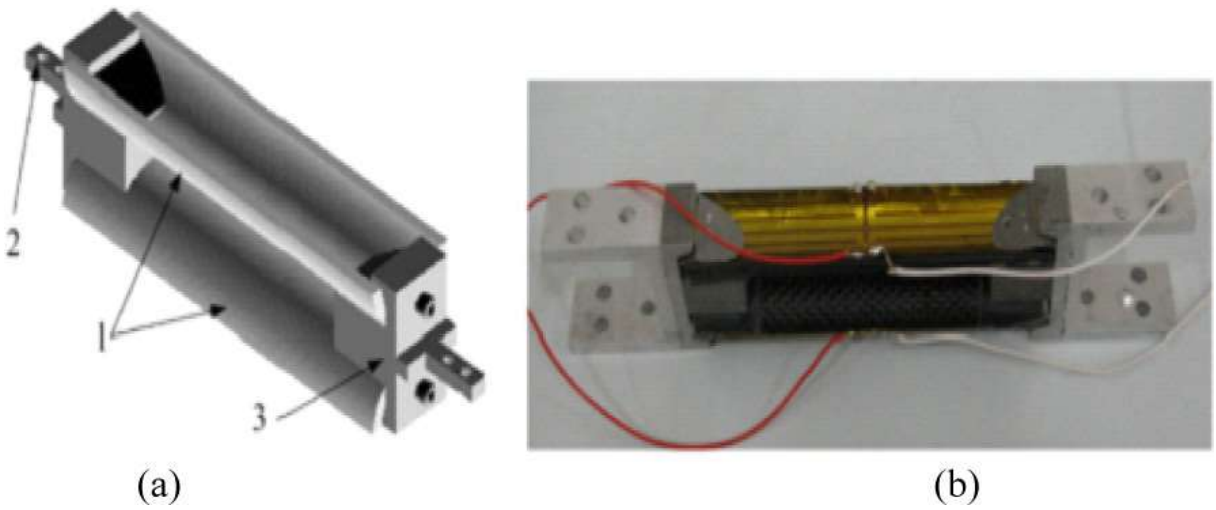


Fig.5.27 Balama din compozit cu memoria formei, pe bază de rășină epoxidică ranforsat cu fibră de carbon: (a) prototip; (b) imagine de balama în stare de funcționare (Liu, *2014*)

Pentru a verifica fezabilitatea conceptului de balama CPMF, s-a efectuat un experiment de recuperare a formei după aplicarea unui unghi inițial de încovoiere de 140^0, conform **Fig.5.28**. Gradul de recuperare a formei este de aproape 100 %. Viteza de recuperare variază, în timpul procesului de desfășurare, primul și ultimul stadiu fiind mai lente decât cel de la mijloc, ceea ce contribuie la reducerea șocurilor.

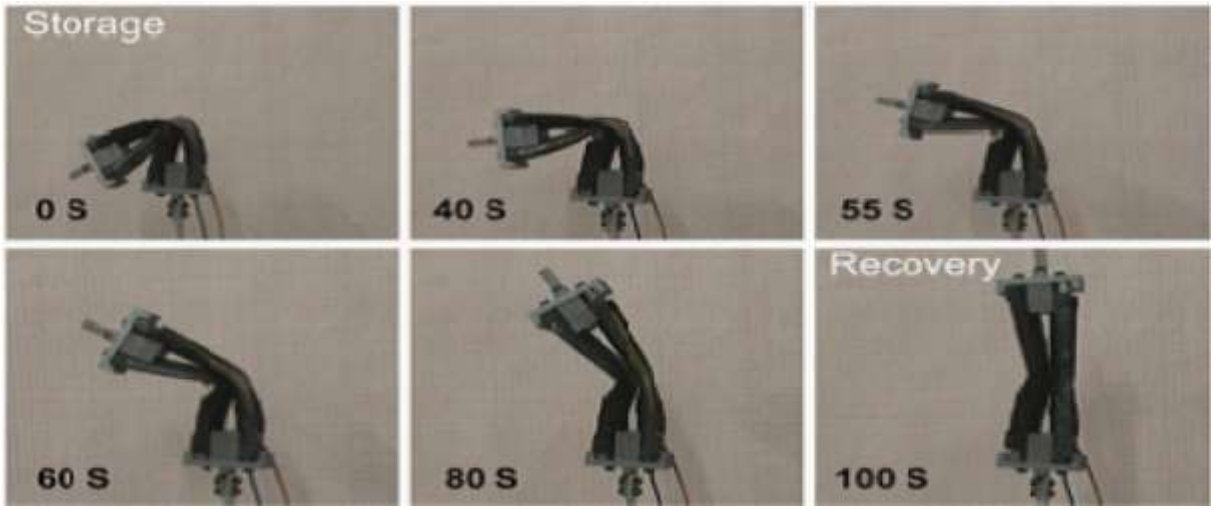


Fig.5.28 Proces de recuperare a formei de către o balama din CPMF activată prin curent continuu (Liu, *2014*)

5.3.2 Învelișuri auto-desfășurabile din materiale compozite polimerice cu memoria formei

Învelișurile desfășurabile sunt principalele componente care transportă sarcina utilă a sateliților. În mod tradițional, modelele învelișurilor desfășurabile în spațiul cosmic presupun ansambluri și mecanisme de control complexe precum și greutăți mari din cauza materialelor folosite, în majoritate metale. În prezent, există două clase de învelișuri desfășurabile: tradiționale și inovative.

Învelișurile clasice tradiționale desfășurabile în spațiu includ învelișuri tubulare, extensibile și grinzi cu zăbrele pliante, activate de motoare.

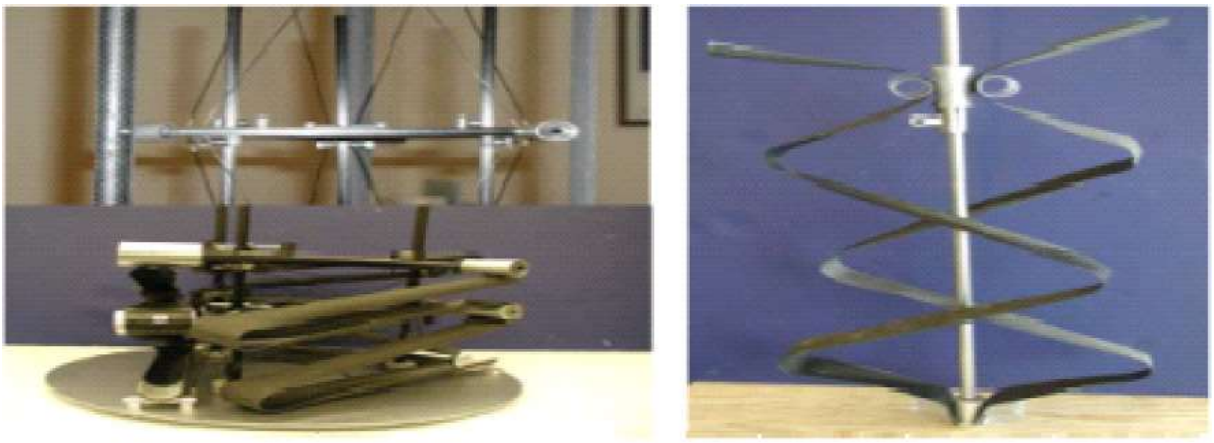
Învelișurile din CPMF au structură simplă, sunt auto-desfășurabile, fără dispozitive mecanice și pot fi clasificate în trei grupe:

1. învelișuri din grinzi pliante;
2. învelișuri din grinzi bobinabile (răsucitoare);

3. învelișuri cu membre extensibile tubulare depozitabile (*En.: storable tubular extendible member - STEM*).

Lonjeroanele sunt principalele componente ale învelișurilor din CPMF, care furnizează forța de desfășurare și susține sarcina utilă, la terminarea desfășurării.

A. Învelișurile din grinzi pliante au fost dezvoltate de Composite Technology Development Inc. (CTD) în cadrul colaborării cu Air Force Research Laboratory (APRL), pentru misiunea FalconSat-3, coordonată de United States Air Force Academy (USAFA). S-au propus două configurații de învelișuri, care conțin două și respectiv trei lonjeroane, conform **Fig.5.29**. Învelișul cu două lonjeroane, Fig.5.29(b), este proiectat să genereze o structură tubulară , după desfășurare. Învelișul cu două lonjeroane, din Fig.5.29(a), dezvoltă a structură cu secțiune triunghiulară.



(a) (b)

Fig.5.29 Proiecte de înveliș auto-desfășurabil de CPMF pentru misiunea FalconSat-3: (a) grindă cu zăbrele cu trei lonjeroane; (b) grindă cu zăbrele cu două lonjeroane (Liu, *2014*)

S-a constatat că ambele configurații au dezavantaje: deplasarea învelișului cu 2 lonjeroane și prinderea-fixarea celui cu 3 lonjeroane sunt potențiale cauze de împiedicare a desfășurării. Datorită soluției învelișului cu 3 lonjeroane, care presupune o porțiune mobilă și o greutate mai mică, această variantă a fost dezvoltată ulterior pentru FalconSat-3 mission. După mai multe îmbunătățiri ulterioare, s-a obținut varianta de înveliș auto-desfășurabil cu grinzi cu zăbrele pliante, din **Fig.5.30**.

(a) (b)

Fig.5.30 Prototipul de înveliș auto-desfășurabil, tubular, cu grinzi cu zăbrele pliante și 3 lonjeroane, dezvoltat pentru misiunea FalconSat-3 : (a) configurație împachetată și (b) configurație desfășurată (Liu, *2014*)

Învelișul cuprinde trei lonjeroane EMC semi-cilindrice împachetate în formă de „z”, pentru a fi lansate, în interiorul navei spațiale și o serie de încălzitoare rezistive înglobate în longeroanele din EMC, pentru activarea desfășurării, după atingerea poziție stabile, pe orbită. Recent, a fost dezvoltat un nou tip de înveliș din grinzi de zăbrele pliante din CPMF, constând din 18 piese din bandă laminată cu secțiune semi-cilindrică, cu consolă centrală extensibilă ce include 6 segmente de tijă cavă scurtă care au rolul de a asigura o zonă de contact bun, fără frecare. Fiecare tijă scurtă este compusă din câte 3 benzi laminate decalate la 120^0 și în încălzitor rezistiv lipit de linia centrală a suprafeței concave, pe direcție axială a benzilor. Învelișul este împachetat sub formă de „M”.

În timpul procesului de desfășurare, învelișul se desface treptat, Procesul de atingere a formei finale este prezentat în **Fig.5.31**. Acest model diferă de prototipul CTD prin faptul că:

- secțiunile sunt egale, ceea ce îmbunătățește forța de desfășurare
- structura este împărțită în segmente mai mici

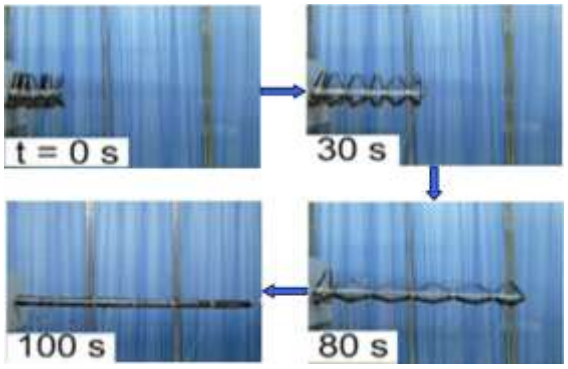


Fig.5.31 Procesul de desfășurare a învelișului auto-desfășurabil din grinzi cu zăbrele din CPMF pe bază de rășină epoxidică (Liu, *2014*)

B. Învelișurile de grinzi bobinabile reprezintă o altă soluție constructivă care are, simultan, structură simplă și greutate redusă. Dezavantajele acestui tip de înveliș: cantitatea ridicată de energie de deformație și fenomene puternice de relaxare. După cum arată **Fig.5.32**, există două tipuri de învelișuri bobinabile: cu 3 și cu 6 lonjeroane.

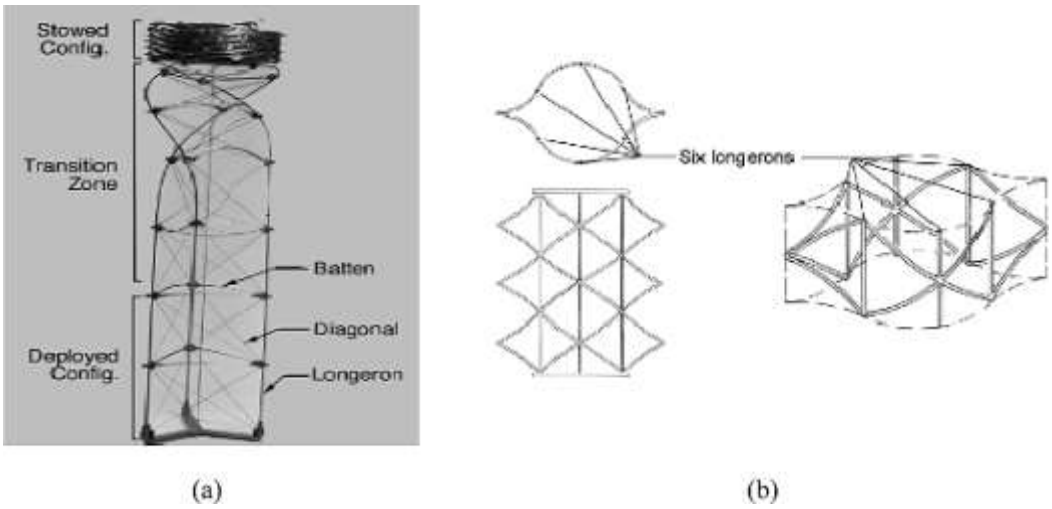


Fig.5.32 Învelișuri din grinzi cu zăbrele bobinabile: (a) cu 3 lonjeroane; (b) cu 6 lonjeroane (Liu, *2014*)

Lonjeronul învelișului poate fi încovoiat sau pliat într-un volum mic și asigură păstrarea rigidității după desfășurare. Ca metode de desfășurare, se folosesc: desfășurarea liberă, desfășurarea cu cabluri și desfășurarea tubulară. Învelișul cu grinzi bobinabile din 3lonjeroane este auto-desfășurabil conține lonjeroane, șipci laterale și segmente diagonale. Lonjeroanele sunt fabricate din compozit S2 de rășină epoxidică ranforsată cu fibre de sticlă.

C. Învelișurile cu membre extensibile tubulare depozitabile (STEM) constituie soluții avantajoase față de variantele clasice. Ele au structuri mai simple și secțiuni transversale mai mari. Au fost dezvoltate mai multe prototipuri , pe baza tehnologiei STEM. În **Fig.5.33** se prezintă tehnologia de desfășurare și împachetare a unui înveliș STEM din CPMF, incluzând fabricația, asamblarea și controlul desfășurării.

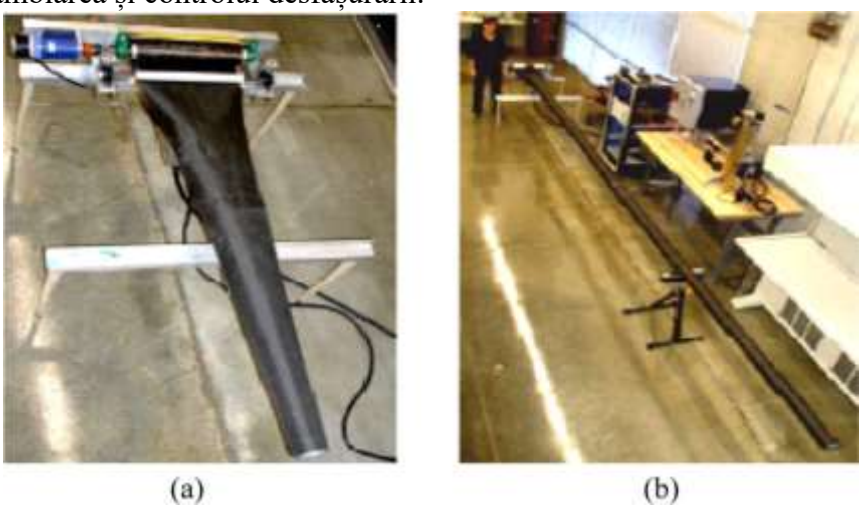


Fig.5.33 Sistem desfășurat de înveliș EMC-STEM: (a) stare desfășurată parțial; (b) stare desfășurată total (Liu, *2014*)

În cadrul tehnologiei de ***fabricație***, EMF este controlat prin modificarea raportului dintre componentele polimerului și prin metodele de reticulare. Tehnologia de ***asamblare*** urmărește controlul golurilor dintre elementele mai mici, care compun învelișurile. ***Controlul desfășurării*** se realizează prin întărirea structurii de sprijin, încălzitoarele rezistive, motorul de acționare și controlerul acționat prin computer.

Condițiile dure de încovoiere, la care sunt supuse balamalele din învelișuri, au dus la apariția unor micro-îndoituri în laminatele EMC, **Fig.5.34**. Ca urmare a micro-îndoiturilor, fibrele pot suporta deformații mai mari de încovoiere, fără a se rupe, la temperaturi ridicate și pot înmagazina starea deformată, la temperaturi mai scăzute. Atunci când materialul EMC este reîncălzit, micro-îndoitura dispare treptat iar forma inițială este redobândită.

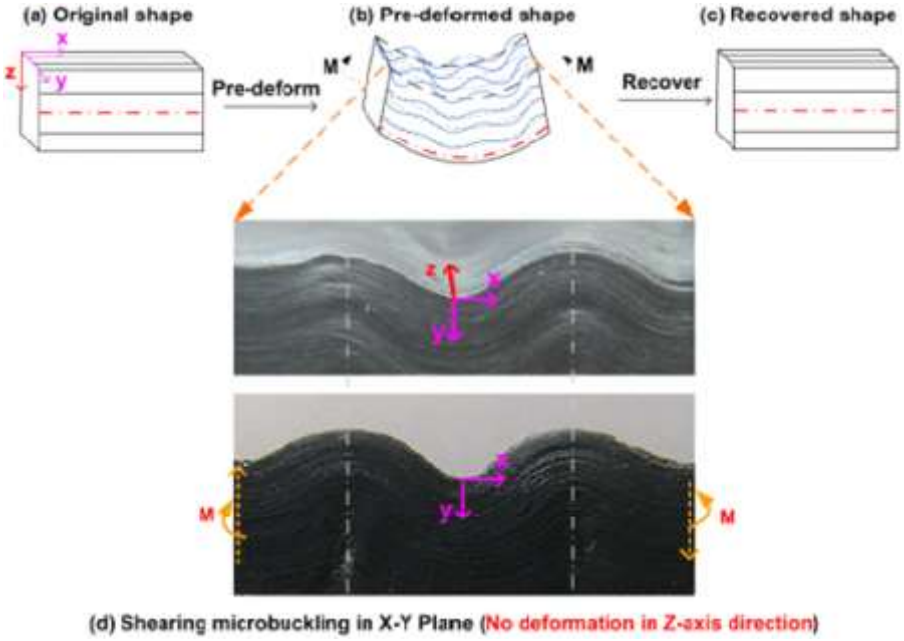


Fig.5.34 Deformația prin micro-îndoituri la forfecare a laminatelor din CPMF (Liu, *2014*)

5.3.3 Structuri aerospațiale din materiale compozite polimerice cu memoria formei

5.3.3.1 Sisteme și panouri solare

Panourile solare sunt principalele subsisteme de generare a energiei în cadrul structurilor auto-desfășurabile. Ele sunt transportate în stare împachetată, odată cu atingerea poziției pe orbită sunt lăsate să se desfășoare și să capteze energie solară. Randamentul panourilor solare depinde de mărimea ariei de desfășurare, de rigiditatea ansamblului și de densitatea sa redusă. Panourile moderne pot fi de tip rigid, semi-rigid sau flexibil. Au fost dezvoltate balamale din CPMF ranforsate cu fibră de carbon pentru activarea desfășurării unui panou solar și s-au făcut simulări ale procesului la forță gravitațională zero.

Panoul solar este încălzit peste temperatura de tranziție, încovoiat după un unghi prestabilit și răcit, până la temperatura camerei, în stare încovoiată. La cea de-a doua încălzire, până la aceeași temperatură maximă, panoul își redobândește forma inițială în 80 de secunde. Procesul de desfășurare este redat în **Fig.5.35**.

Panourile solare sunt principalele subsisteme de generare a energiei în cadrul structurilor auto-desfășurabile. Ele sunt transportate în stare împachetată, odată cu atingerea poziției pe orbită sunt lăsate să se desfășoare și să capteze energie solară. Randamentul panourilor solare depinde de mărimea ariei de desfășurare, de rigiditatea ansamblului și de densitatea sa redusă. Panourile moderne pot fi de tip rigid, semi-rigid sau flexibil. Au fost dezvoltate balamale din CPMF ranforsate cu fibră de carbon pentru activarea desfășurării unui panou solar și s-au făcut simulări ale procesului la forță gravitațională zero.

Panoul solar este încălzit peste temperatura de tranziție, încovoiat după un unghi prestabilit și răcit, până la temperatura camerei, în stare încovoiată. La cea de-a doua încălzire, până la aceeași temperatură maximă, panoul își redobândește forma inițială în 80 de secunde. Procesul de desfășurare este redat în **Fig.5.35**.

Panourile solare sunt principalele subsisteme de generare a energiei în cadrul structurilor auto-desfășurabile. Ele sunt transportate în stare împachetată, odată cu atingerea poziției pe orbită sunt lăsate să se desfășoare și să capteze energie solară. Randamentul panourilor solare depinde de mărimea ariei de desfășurare, de rigiditatea ansamblului și de densitatea sa redusă. Panourile moderne pot fi de tip rigid, semi-rigid sau flexibil. Au fost dezvoltate balamale din CPMF ranforsate cu fibră de carbon pentru activarea desfășurării unui panou solar și s-au făcut simulări ale procesului la forță gravitațională zero.

Panoul solar este încălzit peste temperatura de tranziție, încovoiat după un unghi prestabilit și răcit, până la temperatura camerei, în stare încovoiată. La cea de-a doua încălzire, până la aceeași temperatură maximă, panoul își redobândește forma inițială în 80 de secunde. Procesul de desfășurare este redat în **Fig.5.35**.

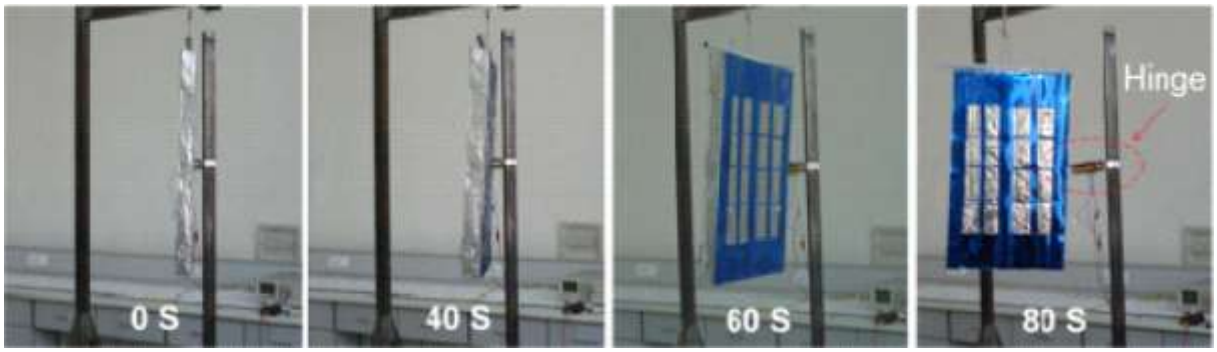


Fig.5.35 Proces controlat prin EMF, la deschiderea unui prototip de panou solar activat printr-o balama CPMF (Liu, *2014*)

Fezabilitatea tehnologiei de desfășurare a panourilor solare avansate acționate cu balamale CPMF a fost verificată prin intermediul satelitului RoadRunner satellite (250 kg).

Fig.5.36. Pentru testări, s-au ales cele două panouri solare, localizate la cele două capete ale satelitului.

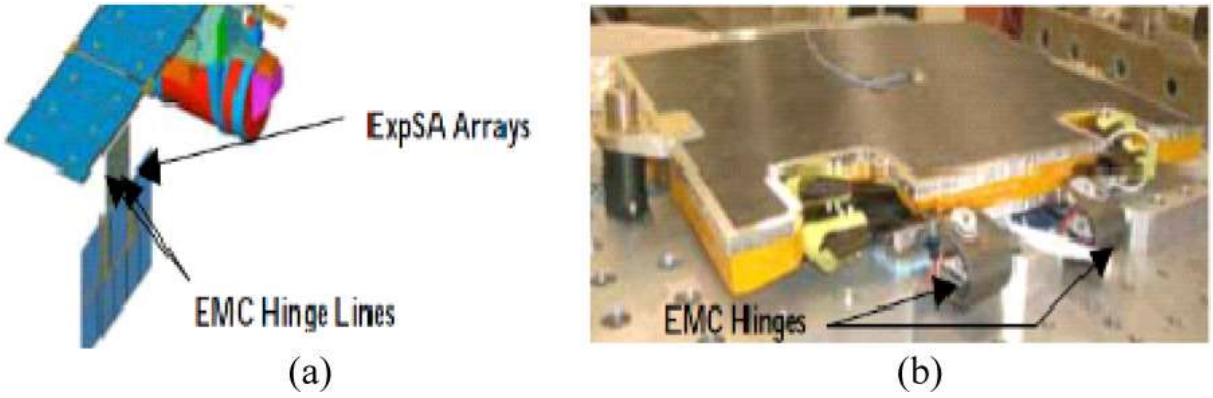


Fig.5.36 Experimentul RoadRunner experiment: (a) starea desfășurată și (b) starea împachetată (Liu, *2014*)

Cele două panouri solare au aceeași configurație însă materialele celor două balamale sunt diferite: una este o balama EMC iar cealaltă este o bandă de oțel. Pentru validarea fezabilității balamalei EMC și a demonstra capacitatea ei de deschidere fără avariere, s-au efectuat mai multe experimente, incluzând testul de desfășurare a sarcinii la gravitație zero și un test de vibrație aleatorie. Rezultatele au arătat că balamaua EMC poate înlocui cu succes balamalele tradiționale, din metal, din zonele ne-critice ale satelitului.
Compania CTD a proiectat un tip de panou solar cu piese mobile, cu mișcări reduse, cu structură simplă și cost redus, conform **Fig.5.37**.

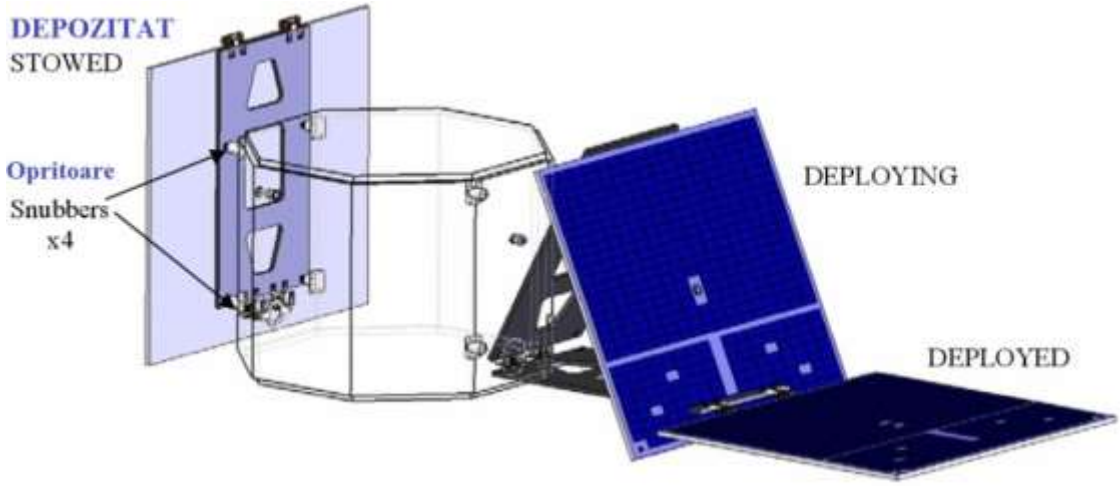


Fig.5.37 Proiect de panou solar al companiei CTD (Liu, *2014*)

Una dintre misiunile speciale ale acestei structuri este de a dezvolta tehnologia Spațiului care Răspunde în mod Operațional (En.: *Operationally Responsive Space*, ORS) și de a valida avantajele noului proiect de a se adapta mai bine la diferite tipuri de misiuni, pentru sateliții viitori, de mici dimensiuni. Factorul cheie pentru atingerea acestui obiectiv este utilizarea balamalelor EMC. Balamaua este proiectată pentru a conduce și amortiza desfășurarea sistemului solar și a bloca forma sistemului după desfășurare, fără ajutorul unor dispozitive suplimentare de control și blocare, așa cum se întâmplă la sistemele tradiționale, desfășurabile prin metode mecanice.
Balamalele EMC au fost folosite și la panourile desfășurabile ale Satelitului pentru Operații Inteligente Nanosat (En.: *Intelligent Nanosat Operations Satellite*, DINO Sat) fabricat prin colaborarea dintre JPL și CTD, conform **Fig.5.38**).

Fig.5.38 Proces de desfășurare a eleroanelor DINO Sat (Liu, *2014*)

Aceste balamale au fost proiectate pentru a lega partea principală a satelitului de cele două panouri de aripi desfășurabile la cele două capete. Aripile pot controla direcția de girație a satelitului prin desfășurarea sau împachetarea balamalelor EMC.
Deoarece este principalul component de generare a energiei, modelul și arhitectura sistemelor solare sunt factori importanți pentru îmbunătățirea randamentului de colectare a energiei. În structurile sus-menționate, desfășurarea sistemelor și panourilor solare este acționată prin balamale din CPMF, celulele desfășurate sunt limitate și relativ mici, așa cum impune misiunea spațială respectivă. Pentru mărirea suprafeței desfășurate, CTD a dezvoltat un Sistem Solar Rulat și Desfășurat Pasiv (En.: *Roll-out And Passively Deployed solar Array*, RAPDAR).
RAPDAR consistă din două lonjeroane/ învelișuri EMC și mai multe piese din sisteme solare din filme fotovoltaice subțiri (En.: thin-film photovoltaic, TFPV).
Învelișurile EMC declanșează desfășurarea sistemului solar în filmele (păturile) TFPV și devin structuri de suport a sistemului solar, după cum s-a ilustrat în **Fig.5.39**.

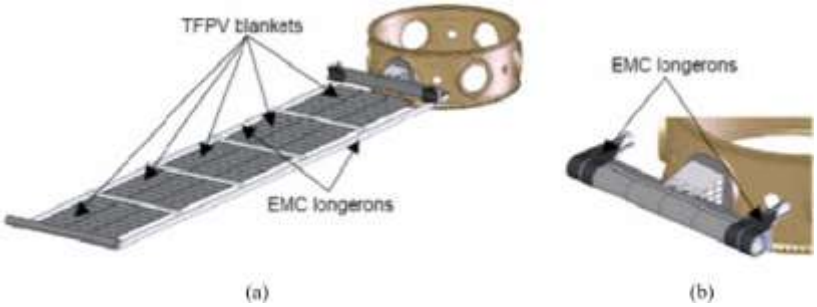


Fig.5.39 Schema conceptului RAPDAR: (a) configurație desfășurată și (b) configurație depozitată (Liu, *2014*)

Din cauza randamentului mai scăzut de conversie a energiei, comparativ cu alte sisteme solare, RAPDAR necesită suprafețe desfășurabile mai mari, pentru a furniza aceeași cantitate de energie. Utilizarea materialului EMC poate depăși acest inconvenient. Învelișurile pot fi depozitate înaintea lansării, în starea de la temperatură înaltă și structura poate fi eliberată și desfășurată sub influența curentului sau a temperaturii, după ajungerea pe orbită. Procesul de desfășurare este ilustrat în **Fig.5.40**.

Fig.5.40 Model de desfășurare a învelișului EMC: (a) înveliș și (b) model parțial desfășurat al sistemelor solare susținute de învelișul EMC (Liu, *2014*)

5.3.3.2 Antene reflector

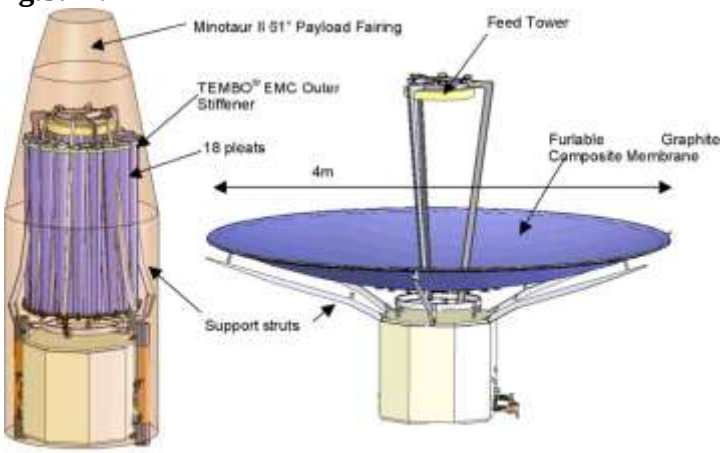
Antenele sunt importante mijloace de comunicație între sateliți și Pământ. Funcționalitatea unei antene depinde de doi parametri: apertura (deschiderea) și precizia. Cei doi parametri sunt contradictorii astfel încât, pentru a fi satisfăcuți simultan, structura antenelor ar fi deosebit de complexă. În plus, greutatea și volumul împachetat al antenei desfășurabile sunt luate în considerare la proiectare. Au fost propuse mai multe modele de antene, cum ar fi antenele desfășurabile cu muchie pliantă, cu muchie rigidă și cu muchie cu balamale, precum și antenele cu grinzi de tensiune. Toate aceste modele au dezavantaje legate de greutate, deschiderea reflectorului sau precizia suprafeței.

CPMF pot depăși aceste inconveniente și joacă un rol din ce în ce mai important în dezvoltarea antenelor desfășurabile în spațiul cosmic. Yang *et al au* dezvoltat un tip nou de antenă cu suprafața în fâșii, desfășurabilă cu ajutorul benzilor de CPMF, conform **Fig.5.41**.

(a) (b)

Fig.5.41 Modelul de antenă cu suprafața în fâșii desfășurabilă în spațiu: (a) antena CPMF desfășurată și (b) învelișuri subțiri CPMF împachetate (Liu, *2014*)

Structura constă din 6 benzi subțiri din CPMF , 6 legături de benzi, 6 nervuri ghidate, un suport de oțel și 6 rezistențe de încălzire. Experimentul de desfășurare la sol a fost efectuat utilizând încălzirea electrică. Rezultatele arată că antena din CPMF poate fi depozitată într-un volum mic și poate fi desfășurată complet, prin încălzire. Comparativ cu AMF tradiționale și cu antenele desfășurabile mecanic, structura este mai ușoară și reduce energie de pliere însă precizia suprafeței nu este îmbunătățită, în mod semnificativ. CTD a dezvoltat o antenă desfășurabilă cu suprafață solidă, de înaltă frecvență, pentru a face față mai bine viitoarelor misiuni spațiale. Noile antene includ: o membrană din compozit de grafit, bare de suport și un întăritor EMC exterior, conform **Fig.5.42**.



(a) (b)

Fig.5.42 Reflector cu suprafață solidă dezvoltat de CTD: (a) stare depozitată și (b) stare desfășurată (Liu, *2014*)

Întăritorul este elementul cheie care asigură forța necesară desfășurării și sprijinirea structurii după deschidere.
Compania Harris a implementat conceptul CPMF pentru proiectarea unui reflector desfășurabil cu suprafață solidă inteligentă intitulat Flexible Precision Reflector (FPR) și a creat modele pentru experimentele de desfășurare, ca în exemplul din **Fig.5.43**.

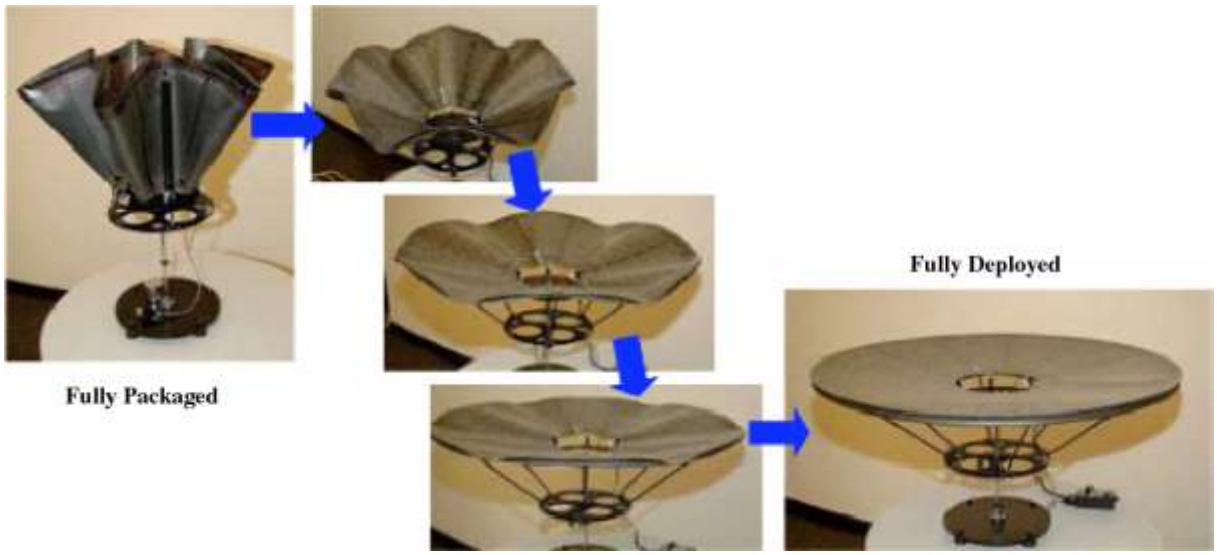


Fig.5.43 Stagii de desfășurare a antenei Breadboard (Liu, *2014*)

Structura constă din două păți: un întăritor exterior fabric utilizându-se material EMC și un reflector de suprafață, din film subțire, în partea din mijloc. Structura este împachetată în configurația de depozitare care poate fi activată să se desfășoare, prin utilizarea luminii sau a variației de temperatură.
Antena gonflabilă este un tip important de reflector desfășurabil, fabricat din materiale flexibile. Antena este împachetată într-un volum mic, înaintea lansării. Atunci când nava este în spațiu, antena este eliberată, umflată și se durifică datorită unui efect fizic sau chimic. NASA a finalizat cu succes un experiment pe orbită, în 1996, reflectorul asigurând o suficientă precizie a suprafeței de reflexie. Actualmente, CPMF sunt luate în considerație pentru fabricarea principalelor componente ale antenei gonflabile, pentru a elimina probele scurgerilor presiunii de aer. În **Fig.5.44** este prezentat un model de reflector din CPMF (diametru-2m) fabricat pentru validarea utilizării CPMF ca structură de suport a unei antene gonflabile hibride.

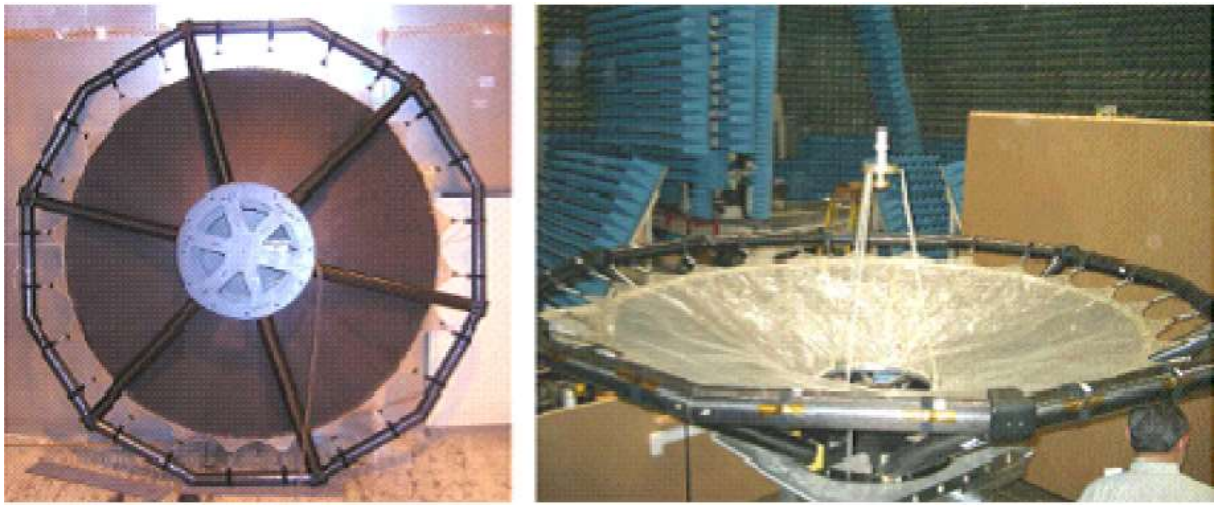


Fig.5.44 Reflector CPMF al antenei gonflabile hibride (Liu, *2014*)

Materialele CPMF pot îmbunătăți în mod semnificativ probabilitatea de utilizare a aplicației, datorită posibilității de control a formei și a proprietăților mecanice, reducând greutatea și costul acesteia.
NASA a dezvoltat un nou tip de antenă radar prin programul *Earth Science Technology* Antena are o deschidere mare și o capacitate de reacție rapidă. Modelul său, tip „floarea soarelui" este prezentat în **Fig.5.45.**

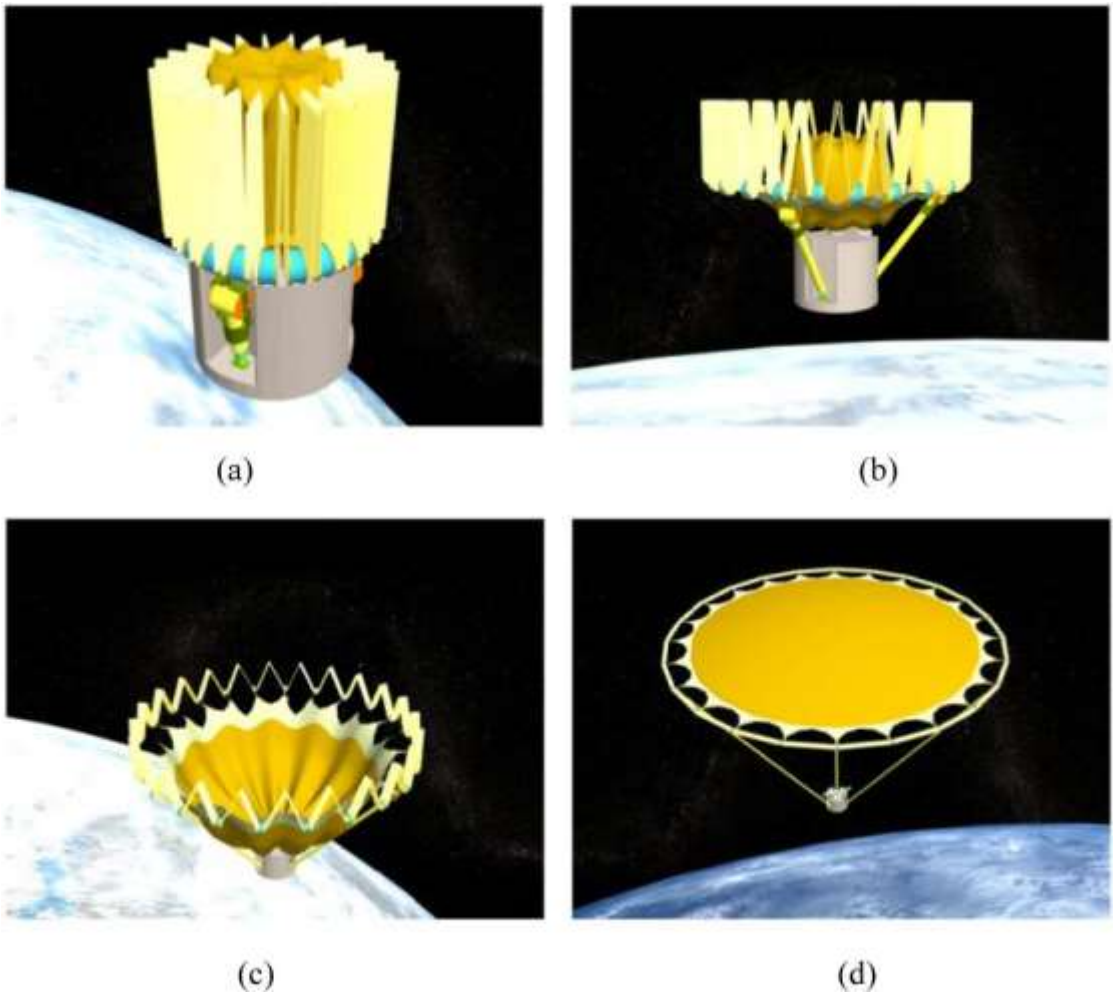
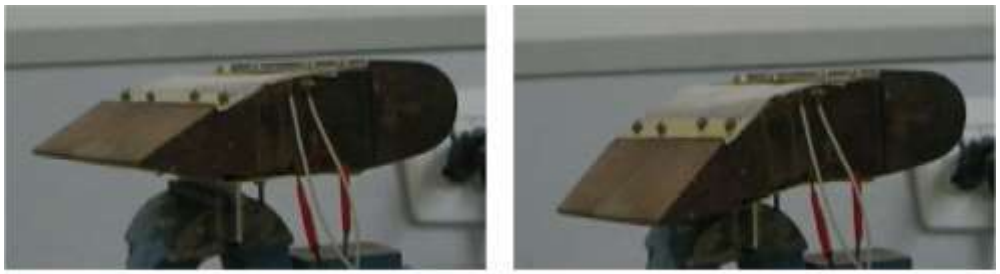


Fig.5.45 Proces de desfășurare a modelului de reflector Sunflower: (a) starea depozitată, (b) și (c) stări parțial desfășurate și (d) stare complet desfășurată (Liu, *2014*)

După mai multe etape de fabricare, examinare și evaluare, rezultatele au demonstrat că factorii-cheie ai programului de producție se bazează pe utilizarea PMF și CPMF în proiectarea structurilor rigidizabile gonflabile, la un cost rezonabil. Antena executată din CPMF satisface condițiile impuse de complexitatea structurii dar are și greutate redusă asigurând precizia ridicată a reflectorului de undă.

5.3.3.3 Structuri cu forme controlabile

Ideea structurilor cu formă modificabilă/ controlabilă provine din zborul păsărilor care își modifică postura de zbor, în funcție de viteza vântului. Aeronavele tradiționale pot efectua doar misiuni unice (ex.: avioanele F-17 – misiuni de atac iar avioanele Boeing 747 – misiuni de transport). Aeronavele cu structuri controlabile pot efectua misiuni de zbor multiple, evitând deteriorarea structurală). Una dintre direcțiile de proiectare/ dezvoltare a structurilor cu formă controlabilă presupune utilizarea PMF și CPMF care își pot modifica forma, sub efectul temperaturii sau a altui stimul extern, fără să le fie afectat randamentul. S-a dezvoltat conceptul aripii cu geometrie variabilă, alcătuită din PMF/ CPMF, ilustrat în **Fig.5.46**.



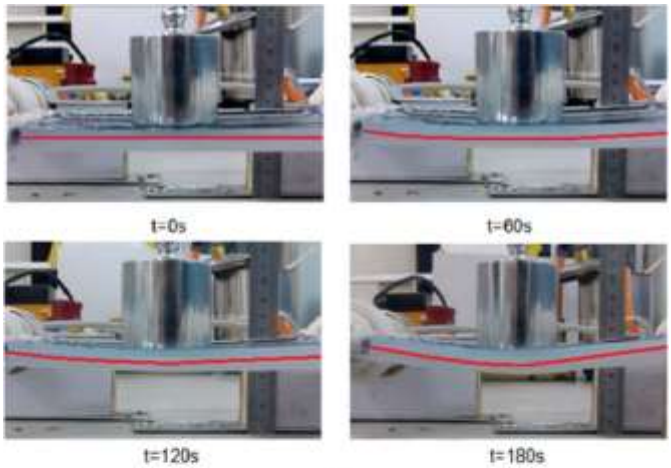
(a) (b)

Fig.5.46 Imagini ale procesului deformare a aripii cu cameră variabilă: (a) configurația original și (b) configurația modificată (En: *morphing*) (Liu, *2014*)

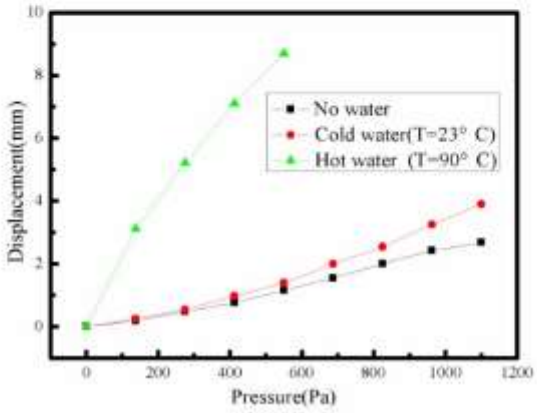
De exemplu, CPMF ranforsate cu sârmă din AMF sau cele ranforsate cu fâșii elastice din oțel au cea mai mare viteză de recuperare a formei, ceea ce a permis dezvoltarea conceptului de aripă cu cameră variabilă.

Ținând cont că CPMF au proprietăți mecanice variabile, la temperatură ridicată/ scăzută, s-a fabricat un CPMF cu rigiditate variabilă, pe bază de stiren, ranforsat cu fibre de carbon, care a fost încorporat într-un înveliș flexibil din cauciuc siliconic. Rezultatele experimentale au arătat că tubul din CPMF, cu rigiditate variabilă, a avut un efect semnificativ asupra deformației învelișului cu formă variabilă:

- deformația a variat în timp, conform **Fig.5.47(a);**
- deformația a fost majorată prin aplicarea apei, crescând cu temperatura acesteia.



(a)



(b)

Fig.5.47 Deformația învelișului cu formă variabilă încorporat într-un tub CPMF cu rigiditate variabilă: (a) sistem de încălzire a învelișului CPMF și (b) curbă experimentală de variație a tensiunii în funcție de deformație, pentru învelișul cu formă variabilă (Liu, *2014*)

5.3.3.4 Habitat lunar expandabil

Pentru misiunile spațiale de lungă durată este nevoie de adăposturi, pentru menținerea condițiilor de viață și evitarea contactului cu radiațiile utraviolete. Aici a intervenit tehnologia structurilor auto-desfășurabile care are drept scop reducerea spațiului de depozitare și mărirea celui de desfășurare. Materialele avansate PMF/ CPMF au capacitatea d ea îndeplini aceste funcții.

Compania ILC Dover a colaborat cu NASA Langley Research Center pentru a dezvolta un tip de habitat lunar expandabil, gonflabil, prezentat în **Fig.5.48**. Cadrul structurii este compus din CPMF care asigură auto-desfășurarea și o suprafață extensibilă mare. Modelul a fost fabricat și s-a examinat procesul de desfășurare a structurii, în cadrul unui experiment la sol, conform Fig.5.48. Rezultatele au arătat că materialele au bune proprietăți de recuperare în timpul aplicării presiunii de aer.

Cornerstone Research Group (CRG) a dezvoltat o infrastructură auto-desfășurabilă pentru viitoarele misiuni de pe Lună și de pa Marte, având drept scop reducerea efortului de instalare.

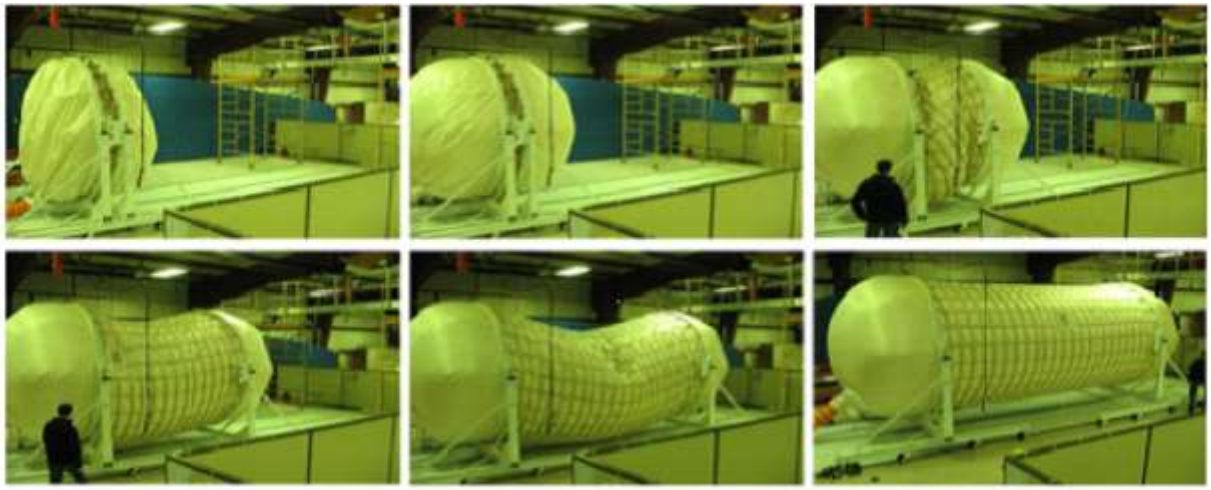


Fig.5.48 Testarea desfășurării habitatului lunar expandabil (Liu, *2014*)

ADRIAN ALEXANDRU

PROPRIETĂȚILE ŞI ALEGEREA MATERIALELOR

note de curs
anul 4, S.M., semestrul 2

CAPITOLUL 4

CRITERII DE ALEGERE ŞI UTILIZARE ALE MATERIALELOR METALICE

Alegerea materialelor metalice este o etapă importantă în proiectarea funcţională a produselor, de ea depinzând în mare măsură calitatea (în special fiabilitatea) şi preţul de cost al produselor. Activitatea de proiectare este legată de transformarea mijloacelor de investiţii în mijloace de producţie sau sisteme tehnice: maşini, echipamente, instalaţii, utilaje, întreprinderi etc.

Proiectarea sistemelor tehnice parţiale (produse) parcurge următoarele etape: pregătirea generală (stabilirea stadiului mondial în domeniu), pregătirea teoretică (întocmirea de schiţe, scheme constructive şi calcule principale), schiţarea proiectului (analiza soluţiilor existente, elaborarea de schiţe şi scheme constructive noi şi a calculelor de bază), proiectarea tehnică (definitivarea schemei constructive a produsului şi detaliilor), elaborarea prototipului de laborator (machetă), experimentarea şi testarea, definitivarea proiectării şi corectarea erorilor, fabricarea seriei zero, încercări uzinale, concluzii şi recomandări.

Alegerea şi stabilirea materialelor se face în etapa proiectării tehnice, acestea putând fi înlocuite în etapele de experimentare şi testare a prototipului de laborator, în funcţie de comportarea la solicitări.

În timpul proiectării, în funcţie de cerinţa introducerii progresului ştiinţific şi tehnic, există tendinţa alegerii şi folosirii unor materiale noi (oţeluri inoxidabile, aliaje de titan, compozite, amorfe), cu caracteristici superioare de rezistenţă şi prelucrabilitate şi a unor forme noi de semifabricate (fagure, stratificate etc.). Alegerea şi utilizarea acestora presupune discernământ impus de posibilităţile de aprovizionare, prelucrare şi preţul de cost.

Criteriile de alegere şi utilizare a materialelor metalice sunt multiple: scop, solicitări în exploatare, posibilităţi tehnologice, mediu de lucru, caracterul producţiei, fiabilitate, estetică, existenţă şi posibilităţi de aprovizionare, preţ de cost.

4.1. Criterii de alegere şi utilizare ale materialelor metalice pentru industria constructoare de maşini

Industria constructoare de maşini este cel mai important consumator de materiale metalice din economie. Aici se consumă cea mai mare varietate de materiale metalice. În funcţie de rolul funcţional şi de solicitările specifice în exploatare, fiecare categorie de organe de maşini sau scule se execută din anumite materiale metalice, care trebuie să satisfacă la maximum posibil cerinţele impuse, în condiţiile unui preţ de cost minim.

Principalele criterii de alegere a materialelor metalice pentru industria constructoare de maşini sunt: îndeplinirea rolului funcţional, tehnologia de fabricaţie şi preţul de cost.

Buna funcţionare a unei scule sau a unui organ de maşină este asigurată pe lângă precizia şi calitatea execuţiei, de natura, compoziţia chimică şi structura materialelor metalice folosite.

Rolul funcţional al organelor de maşini este asigurat în primul rând de proprietăţile mecanice, fizice şi chimice ale materialelor metalice, în timp ce tehnologia de fabricaţie va fi impusă de proprietăţile tehnologice ale acestora.

4.1.1. Criterii de alegere şi utilizare ale materialelor metalice pentru organe de maşini

Pentru îndeplinirea funcţiunii lor, organele de maşini se execută din materiale corespunzătoare. Organele de maşini sunt solicitate în principal mecanic, static şi dinamic, deci principalul criteriu de alegere a materialelor metalice este cel al proprietăţilor mecanice. De asemenea, organele de maşini se obţin din semifabricate turnate, matriţate, laminate, sinterizate etc., cărora li se aplică în general prelucrări prin aşchiere, sudare şi tratamente termice, fapt pentru care la alegerea materialelor metalice se vor avea în vedere şi proprietăţile tehnologice ale acestora.

În faza de proiectare a organelor de maşini, la alegerea materialelor metalice sunt cunoscute valorile rezistenţelor limită pe epruvete care, în mod frecvent diferă considerabil de valorile specifice ale pieselor reale, datorită condiţiilor diferite de solicitare. Pe de altă parte, se ştie că materialele metalice sunt neomogene, fapt ce obligă proiectantul să adopte un coeficient de siguranţă, care este determinat de importanţa şi rolul funcţional ale fiecărui organ de maşină. Coeficientul de siguranţă se calculează şi se aplică în special la piesele solicitate la oboseală. El are valori cuprinse între 1,3 şi 1,7 pentru oţeluri şi materiale laminate cu grad mare de omogenitate a proprietăţilor, de 1,7...3 pentru materiale metalice turnate cu caracteristici nesigure şi mai mare de 3, pentru organele de maşini a căror siguranţă în exploatare este foarte mare

şi a căror eventuală distrugere provoacă întreruperea proceselor de producţie sau afectează securitatea unor colective umane.

La stabilirea economică a coeficientului de siguranţă, proiectantul va lua în calcul şi alte elemente: durata de utilizare a piesei, caracterul solicitării, regimul de temperatură, mediul de lucru, tratamentele termice aplicate etc.

În cazul solicitărilor statice, stabilirea corficientului de siguranţă se face plecându-se de la valorile raportului $R_{p0,2}/R_m$, care pentru oţeluri laminate variază între 0,5 şi 0,9 şi va determina un coeficient de siguranţă admisibil cuprins între 1,4 şi 1,8.

Problema alegerii optime a materialelor metalice la fabricarea unui anumit organ de maşină este deosebit de complexă. Pe plan mondial, se folosesc în acest scop circa 1 000 mărci numai de oţeluri, iar alegerea unei mărci care să satisfacă la maximum toate proprietăţile este un lucru imposibil. Din acest motiv, alegerea şi utilizarea materialelor metalice se face pe baza unor criterii orientative şi a unui număr însemnat de compromisuri.

Important în alegerea unui material metalic pentru un anumit organ de maşină este cunoaşterea şi evaluarea cât mai completă şi corectă a proprietăţilor care trebuie să le posede organul de maşină în exploatare.

Marea varietate de forme, dimensiuni, nivele de solicitare, condiţii de funcţionare etc. ale organelor de maşini fac ca alegerea materialelor metalice adecvate să fie complexă şi să nu se poată încadra în scheme relativ simple. În general, alegerea materialelor metalice, în cadrul activităţii de proiectare, se face parcurgându-se următoarele etape principale: alegerea preliminară a materialelor metalice, stabilirea prin calcul a dimensiunilor principale, verificarea secţiunilor periculoase şi definitivarea alegerii materialelor.

Dimensionarea pieselor folosite în construcţia de maşini se face în principal, fie pe baza criteriilor de rigiditate, când tensiunile nominale maxime nu depăşesc 20% din rezistenţa la rupere a materialului şi când în general se folosesc materiale metalice netratate termic, fie pe baza criteriilor de rezistenţă mecanică, când tensiunile nominale sunt mari şi când se folosesc materiale metalice tratate termic.

Factorii (criteriile) pe baza cărora se face alegerea materialelor metalice sunt:

- proprietăţile mecanice la temperatura ambiantă (rezistenţa mecanică la solicitări statice şi dinamice, rigiditatea şi stabilitatea, rezistenţa la vibraţii, rezistenţa la uzare);
- proprietăţile mecanice la temperaturi înalte sau scăzute (rezistenţa la fluaj, stabilitatea termică, tenacitatea, temperatura de tranziţie ductil-fragil);
- proprietăţile de rezistenţă la acţiunea mediului de lucru (rezistenţa la coroziune, la uzare abrazivă, la eroziune, la cavitaţie etc.);
- tehnologicitatea materialului (comportarea bună la prelucrările prin forjare, matriţare, turnare, sudare, aşchiere, deformare la rece, tratamente termice etc);

- preţul de cost al materialului şi al prelucrării acestuia.

Un material metalic se consideră bine ales pentru un anumit organ de maşină, numai când factorii (criteriile) de mai sus sunt bine corelaţi, astfel încât organul de maşină să corespundă în cel mai înalt grad cerinţelor de calitate în condiţiile de exploatare şi la un preţ de cost cât mai redus, avându-se în vedere posibilităţile tehnologice existente şi de aprovizionare. Numărul foarte mare de factori diferiţi fac imposibilă indicarea cu precizie a unei singure mărci de material pentru un anumit scop. Aceasta impune ca la alegerea cât mai corectă a unei mărci de material pentru un organ de maşină să se parcurgă următoarele etape succesive:

- evaluarea cât mai exactă a condiţiilor reale de lucru (rol funcţional, tipul, caracterul şi valoarea solicitărilor mecanice, condiţiile de temperatură şi de mediu etc.);

- determinarea cu prioritate a principalilor factori în baza cărora se va alege materialul metalic;

- stabilirea mărcilor de materiale metalice care satisfac factorii (criteriile) principali (se are în vedere ca acestea să nu prezinte proprietăţi incompatibile sau nefavorabile care să le excludă folosirea de la început - călibilitate insuficientă, sudabilitate slabă, deformabilitate imposibilă, aşchiabilitate redusă etc.);

- discernământul necesar selecţionării acelei mărci care, în condiţiile unei bune soluţii tehnologice, posibile de aplicat, determină cel mai scăzut preţ de cost în starea finală de exploatare a organului de maşină.

4.1.1.1. Alegerea materialelor metalice pe baza criteriului solicitărilor mecanice

Proprietăţile mecanice impuse unui organ de maşină se determină în funcţie de solicitarea mecanică de bază la care este supus în exploatare respectivul organ de maşină: statică (de încovoiere, torsiune, întindere, complexă); variabilă (oboseală); dinamică (şoc, uzare etc.).

Valoarea minimă a proprietăţilor mecanice se determină prin calcul de proiectare, uneori, pentru producţia de serie mare şi pentru piese cu rol funcţional deosebit de important, prin încercări simulate sau efectuate pe piesa respectivă.

Pentru organele de maşini supuse la solicitări monoaxiale, criteriul de bază în alegerea materialelor metalice îl reprezintă una dintre caracteristicile determinate prin încercarea la tracţiune. Astfel, dacă piesa nu trebuie să admită deformaţii remanente (şuruburi, prezoane, arcuri, buloane etc.), se ia în considerare limita elastică. Pentru piesele la care se admit mici deformaţii remanente, se va lua în considerare limita de curgere, iar pentru organele de maşini care ies din funcţiune prin rupere, se consideră rezistenţa la rupere ca fiind criteriul de bază al alegerii materialelor metalice. Dacă solicitările din

exploatare au caracter dinamic (de şoc), materialul va trebui să posede tenacitate suficientă, adică gâtuire, alungire şi rezilienţă mari. În toate cazurile de mai sus, se ţine seama şi de posibilitatea apariţiei suprasolicitărilor temporare sau întâmplătoare în exploatare prin adoptarea unui coeficient de siguranţă.

În cazul în care piesa în mişcare sau statică este supusă la solicitări variabile de oboseală în timp (cazul cel mai frecvent întâlnit), criteriul de bază în alegerea materialelor metalice este rezistenţa la oboseală, care are întotdeauna valori mai mici decât rezistenţa la rupere. La proiectarea organelor de maşini astfel solicitate, se iau în considerare şi alţi factori care intervin: forma geometrică, natura mediului, temperatura etc. Pentru piesele de mare importanţă, determinarea rezistenţei la oboseală se face direct pe acestea, în condiţii simulate sau reale de exploatare. Dacă aceste încercări dau rezultate necorespunzătoare, nu se trece la schimbarea mărcii de material, ci se analizează mai întâi posibilităţile de eliminare a concentratorilor de eforturi prin îmbunătăţirea formei piesei, calităţii suprafeţelor, eliminarea defectelor de structură etc.

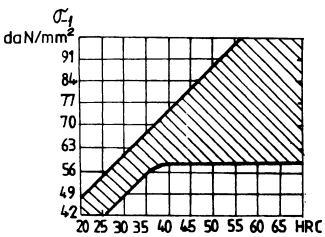


Fig.4.1. Corelaţia dintre rezistenţa la oboseală şi duritate, pentru oţelurile slab aliate.

S-a constatat că oţelurile slab aliate de îmbunătăţire au aproximativ aceeaşi rezistenţă la oboseală pentru aceeaşi duritate (25...35 HRC), indiferent de compoziţia chimică: abia după durităţi mai mari de 35 HRC, rezistenţa la oboseală a oţelurilor aliate cu crom, molibden, crom-molibden, crom-nichel-molibden,mangan-siliciu depinde şi de compoziţia chimică (fig. 4.1). Incluziunile nemetalice cu cât sunt mai mari şi cu cât se află mai spre suprafaţa pieselor sunt mai defavorabile, micşorând rezistenţa la oboseală. Astfel, pentru un oţel aliat (0,4%C; 0,7%Mn; 0,25%Si; 0,8%Cr; 1,8%Ni şi 0,2%Mo), creşterea dimensiunilor incluziunilor de la zero la 0,060 mm micşorează de zece ori numărul de cicluri până la rupere (fig. 4.2).

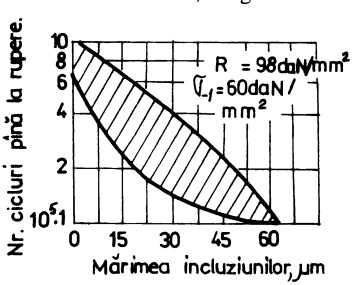


Fig.4.2. Dependenţa rezistenţei la oboseală de mărimea incluziunilor din oţel.

Având-se în vedere că rezistenţa la oboseală creşte cu micşorarea adâncimii de pătrundere a călirii şi că în suprafeţele durificate prin călire superficială, tratamente termochimice sau ecruisare mecanică, există tensiuni de

compresiune favorabile rezistenţei la oboseală, se va opta pentru aplicarea acestor tehnologii unui material dat, decât să se recurgă la schimbarea lui cu altul mai aliat, deci mai scump.

Cercetările au evidenţiat că rezistenţa la oboseală creşte cu creşterea cantităţii de martensită obţinută prin călire conform figurii 4.3.

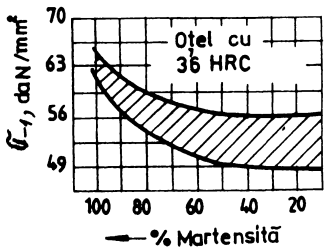


Fig.4.3. Dependenţa dintre rezistenţa la oboseală şi cantitatea de martensită.

Constituenţii care reduc rezistenţa la oboseală sunt ferita din oţelurile cu pete moi (călite incomplet sau decarburate superficial) şi austenita reziduală când depăşeşte 8...10%.

Când organele de maşini sunt solicitate predominant dinamic cu viteză mare sau la temperaturi scăzute şi când starea tensională volumetrică, rigidă poate provoca ruperea fragilă, criteriul de bază al alegerii materialelor metalice adecvate este cel al rezilienţei la temperatura ambiantă şi în special la temperatura de exploatare.

Important în acest caz este temperatura de tranziţie ductil - fragil. Este posibil ca un oţel cu rezilienţă inferioară la temperatura ambiantă (*B*) să se comporte mai bine (să aibă temperatura de tranziţie de la ductil la fragil mai scăzută) decât un oţel (*A*) care la temperatura ambiantă are rezilienţă superioară (fig. 4.4).

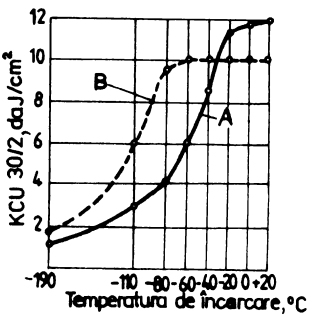


Fig. 4.4. Scăderea rezilienţei cu scăderea temperaturii de încercare.

Rezilienţa la temperatura ambiantă este un criteriu de alegere a materialelor metalice doar pentru organele de maşini solicitate mecanic cu viteză mare şi nu la temperaturi scăzute. Conţinutul mic de carbon în oţeluri, normalizarea şi în special îmbunătăţirea coboară temperatura de tranziţie ductil-fragil. De asemenea, se va lua în considerare fragilitatea accentuată de revenire a oţelurilor aliate cu mangan, mangan-siliciu, crom, crom-siliciu, crom-vanadiu, crom-nichel, crom-mangan-siliciu, recomandându-se oţelurile aliate cu molibden (Cr-Mo, Cr-Ni-Mo) puţin sensibile la fragilitatea de revenire.

4.1.1.2. Alegerea materialelor metalice pe baza criteriului călibilităţii

Majoritatea organelor de maşini se utilizează în stare de tratament termic final, format dintr-o călire urmată de o revenire. În funcţie de tipul călirii aplicate, pătrunse sau superficiale, călibilitatea poate deveni un criteriu principal de alegere şi utilizare a materialelor metalice, în special a oţelurilor. Oţelurile îmbunătăţite prezintă un complex optim de proprietăţi, numai atunci când după călire se obţine un minimum de 80...90% martensită într-un volum cât mai mare al oţelului. Dacă oţelul hipoeutectoid a fost călit complet (din domeniul austenitic), duritatea după călire ve depinde atât de conţinutul în carbon, cât şi de cantitatea de martensită obţinută (fig. 4.5).

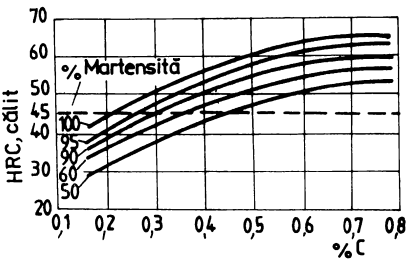


Fig.4.5. Influenţa conţinutului de carbon şi a cantităţii de martensită asupra duritătii oţelurilor.

Structura de călire cu conţinut maxim de martensită trebuie obţinută în acel loc din secţiunea transversală a piesei care este cel mai puternic solicitată în exploatare. Astfel, la organele de maşini solicitate monoaxial (întindere, compresiune), cum ar fi şuruburile, buloanele, arcurile, roţile dinţate etc., eforturile normale solicită întreaga secţiune transversală a piesei, din care cauză acestea se vor executa din oţeluri cu călibilitate mare. Organele de maşini solicitate în special de eforturi tangenţiale, de încovoiere sau răsucire (arbori drepţi, arbori cotiţi, fuzete etc.), oarecum depărtate de axa neutră, trebuie să posede o structură de călire pe circa o jumătate din raza piesei.

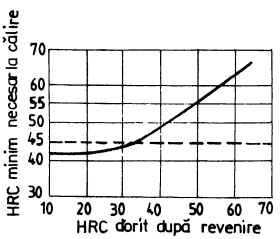


Fig. 4.6. Dependenţa duritătii după revenire de cea obţinută prin călire.

Duritatea obţinută după îmbunătăţire care va imprima în final rezistenţa la oboseală, la uzare, la rupere etc., este în funcţie de duritatea obţinută prin călire (fig. 4.6).

Majoritatea organelor de maşini, din oţeluri, sunt exploatate în stare îmbunătăţită la 30...35 HRC, ceea ce necesită după călire minimum 45 HRC.

La aplicarea criteriului călibilităţii pentru alegerea oţelurilor, trebuie ca aceasta să fie limitată la strictul necesar pentru a preîntâmpina efectele nedorite ale unei călibilităţi prea mari: creşterea deformaţiilor şi a tendinţei de fisurare la călire, preţ de cost ridicat.

4.1.1.3. Alegerea materialelor metalice pe baza criteriului rezistenţei la uzare

Toate organele de maşini aflate în mişcare relativă şi în contact cu alte organe de maşini sunt scoase din funcţionare datorită uzurii în zona de contact. Alegerea şi utilizarea materialelor metalice pentru acestea se vor face pe baza criteriului principal al rezistenţei la uzare.

Organele de maşini aflate în contact şi mişcare relativă sunt supuse frecării uscate sau fluide, fie de alunecare, fie de rostogolire.

La alegerea materialelor metalice pentru organe de maşini pe baza criteriului uzurii, se va ţine seama de garantarea siguranţei în exploatare pe o perioadă de timp limitată, până la uzarea parţială sau totală a organelor de maşini. La proiectarea pieselor supuse frecării abrazive uscate, se consideră criteriul ca acestea să reziste un anumit timp, până la uzarea totală (lame de buldozer, fălcile sapelor de foraj, plugurile, dinţii cupelor de excavator etc.). Pentru astfel de piese se aleg oţeluri dure sau extradure tratate sau nu termic pătruns sau superficial.

La proiectarea pieselor supuse frecării fluide, fără uzură abrazivă, se consideră criteriul obţinerii unei uzuri cât mai reduse într-un timp cât mai îndelungat. În acest caz, se impune realizarea şi întreţinerea în permanenţă a unei pelicule de lubrifiant între suprafeţele în mişcare, care să le separe complet (frecare hidrodinamică) sau parţial (frecare semifluidă).

În acest caz, se aleg oţeluri durificate superficial prin călire şi revenire sau prin tratamente termochimice. Adâncimea şi duritatea stratului sunt în funcţie de condiţiile de lucru.

S-a constatat că soluţii bune de alegere a materialelor metalice în cazul uzurii abrazive nu corespund pentru uzura la oboseală a straturilor superficiale (roţi dinţate, rulmenţi) sau pentru cazul apariţiei gripării (lagăre de alunecare, ghidaje). Soluţia optimă în aceste cazuri se află prin încercări simulate sau prin urmărirea în exploatare a organelor de maşini.

Organele de maşini supuse frecării de alunecare şi uzurii abrazive trebuie să posede un strat foarte dur pe o adâncime de 2...3 ori mai mare decât adâncimea uzată permisă, dar nu mai mică de 0,5 mm. Când organele de maşini sunt supuse suplimentar unor eforturi normale la suprafaţa de frecare, este necesar un strat foarte dur pe o adâncime suficient de mare, dar şi un miez dur. În acest caz, adâncimea stratului dur este invers proporţională cu duritatea

miezului. Astfel, dacă pentru o roată dinţată greu solicitată mecanic, miezul are 25...30 HRC, adâncimea stratului este de 1,5...2 mm, iar dacă miezul are 40 HRC, adâncimea stratului durificat scade la 0,3...1 mm. Straturile prea subţiri şi miezurile moi determină penetrarea lor şi apariţia fenomenului pitting. Straturile durificate, prea groase, combinate cu miezuri moi, favorizează în schimb pericolul ruperilor prin oboseală la încovoiere.

Deci, la organele de maşini solicitate suplimentar şi la oboseală prin încovoiere (de exemplu, roţile dinţate la baza dinţilor), se impune un strat dur subţire, combinat cu un miez de duritate medie şi tenace, iar dacă oboseala este prin compresiune-tracţiune, adâncimea stratului dur şi duritatea miezului trebuie mărite.

Prezenţa pe lângă fenomenul de uzare şi a unor solicitări la şoc impune mărirea tenacităţii stratului şi a rezilienţei miezului.

Creşterea substanţială a fiabilităţii organelor de maşini solicitate complex la uzare se realizează prin acoperirea suprafeţelor în frecare cu substanţe care împiedică exfolierea şi griparea straturilor (cum sunt cadmiul, staniul, Fe_3O_4, fosfaţii, sulfurile etc.).

La alegerea şi utilizarea materialelor metalice pentru organe de maşini după un criteriu principal (al solicitărilor mecanice, călibilităţii, uzurii) se va ţine seama şi de celelalte criterii în funcţie de condiţiile concrete de lucru, de cele mai multe ori apelându-se la compromisuri, fără a se neglija preţul de cost.

4.1.2. Criterii de alegere a materialelor metalice pentru scule

Sculele folosite în industria constructoare de maşini sunt pentru aşchiere, tăiere, pentru deformare plastică la rece, pentru deformare plastică la cald, pentru verificatoare şi instrumente de măsură. Caracteristica de bază a materialelor metalice pentru scule este compoziţia chimică; ea împreună cu tratamentele termice aplicate asigură proprietăţile de utilizare a sculelor, şi anume: duritate, stabilitate la roşu, rezistenţă la uzare, rezistenţă la lovire, călibilitate, tendinţă redusă la decarburare, capacitate bună de şlefuire, stabilitate dimensională şi rezistenţă relativ bună la coroziune. Materialele de bază din care se execută sculele sunt oţelurile carbon şi aliate, mai rar altele, cum sunt bronzurile cu beriliu pentru scule de lovire şi tăiere antiscântei, carburile metalice sinterizate, materialele mineralo-ceramice, nitrura de bor, diamantele etc. pentru scule de aşchiere şi tragere. Elaborarea oţelurilor pentru scule se face îngrijit, folosindu-se cuptoare electrice.

Criteriul principal de alegere a oţelului pentru scule derivă din scopul şi condiţiile de utilizare ale acestora.

Oţelurile pentru scule se aleg după unul din criteriile: duritate, călibilitate, stabilitate la cald, tenacitate, rezistenţă la uzare, stabilitate dimensională. De asemenea, se vor avea în vedere proprietăţile tehnologice

(deformabilitate, aşchiabilitate, susceptibilitate la supraîncălzire etc.), care să asigure obţinerea unei scule corespunzătoare.

Astfel, aşchiabilitatea şi deformabilitatea oţelurilor rapide pentru scule se obţine după o normalizare de la 800...850°C cu răcire în aer, urmată de detensionare cu menţinere de o oră la 630...650°C, după care duritatea este de 280...300 HB.

Sudarea oţelurilor de scule este foarte dificilă datorită conţinutului foarte mare de carbon. Din acest motiv, realizarea unor scule din elemente sudate de aceeaşi natură este o excepţie şi numai folosind hidrogen atomic sau argon ca mediu protector, cumulat cu tratamente termice ante şi post-sudare.

Realizarea sculelor compuse se face prin lipire, cazul plăcuţelor din carburi metalice pe suport de oţel, sau prin sudare cu topire intermediară (fricţiune şi presiune), cazul cozilor de burghie, tarozi, alezoare etc.

Alegerea materialelor pentru scule are loc în două cazuri distincte: de către inginerul proiectant, la proiectarea sculelor şi de către inginerul tehnolog, la utilizarea sculelor. Una şi aceeaşi sculă se poate realiza din diverse materiale: oţeluri carbon, oţeluri slab aliate, oţeluri bogat aliate, carburi metalice turnate sau sinterizate, materiale mineralo-ceramice etc. De asemenea, una şi aceeaşi operaţie tehnologică se poate realiza cu mai multe scule din diverse materiale.

La proiectare, se va avea în vedere economisirea de materiale scumpe şi deficitare, fie prin folosirea unor metode de tratament care să îmbunătăţească caracteristicile de exploatare ale unor materiale mai ieftine şi uşor de procurat, fie prin înlocuirea construcţiilor monobloc a sculelor, cu scule care au doar partea activă din materiale speciale şi scumpe.

Factorii care determină alegerea optimă de către proiectant a unui material metalic pentru executarea unei anumite scule sunt:

- factori care determină durabilitatea corelată cu productivitatea;
- factori care determină tehnologicitatea (capacitatea de a fi prelucrat prin turnare, deformare plastică, aşchiere, tratamente termice şi termochimice etc.);
- factori de ordin economic care se referă la costurile pentru materii prime, materiale pentru prelucrări termice şi mecanice de obţinere a sculelor.

La alegerea materialelor pentru confecţionarea sculelor aşchietoare se ţine seama de solicitările concrete la care acestea sunt supuse: uzarea prin adeziune, prin abraziune şi prin difuzie a tăişurilor sculelor, temperatura, şocurile mecanice, compresiunea etc.

Criteriile de bază care se au în vedere la alegerea materialelor pentru scule de aşchiere sunt: duritatea, călibilitatea, temperatura dezvoltată în procesul aşchierii şi preţul de cost.

Astfel, sculele de aşchiere cu dimensiuni mari, solicitate în toată masa (burghie, lărgitoare, freze deget etc.) se execută din oţeluri cu călibilitate mare (oţeluri bogat aliate) sau care au partea aşchietoare din plăcuţe din oţeluri speciale, carburi metalice sau mineralo-ceramice. Duritatea sculelor aşchietoare

trebuie să fie net superioară durității materialelor ce vor fi așchiate. Sculele așchietoare acționate manual sau mecanic în procese de așchiere, la care temperatura de lucru nu depășește 200...300°C (pile, alezoare, filiere, tarozi, pânze de ferăstrău, burghie etc.), se pot executa din oțeluri carbon și slab aliate călite și supuse revenirii joase. Când în procesul de așchiere se dezvoltă temperaturi care ating 600°C, sculele (freze, cuțite de strung, burghie, broșe etc.) se vor realiza integral din oțeluri rapide pentru scule sau cu partea activă din carburi metalice și mineralo-ceramice.

Criteriile care stau la baza alegerii materialelor metalice pentru sculele de deformare plastică la rece și tăiere sunt: rezistența la uzare asigurată de o duritate cât mai mare (peste 60 HRC), rezistența la deformații plastice mici pentru păstrarea geometriei sculei, rezistența la rupere prin încovoiere, întindere, compresiune pentru a păstra integritatea sculei; tenacitate dată de rezistența la șoc și rezistența până la 350°C. Ca urmare, materialele metalice, în special oțelurile pentru aceste scule pot avea o călibilitate mai redusă. Se folosesc cu preponderență oțelurile carbon și aliate Cr-Mn-Si, Cr-Mn-Si-W, Cr-Mn-Si-W-V sau Cr-Mn-Si-W-V-Mo, peste 1,0...1,5%C. Pe lângă compoziția chimică a acestor oțeluri, importanță deosebită pentru proprietățile de exploatare o are și tratamentul termic final, în special revenirea. Astfel, sculele de deformare solicitate preponderent la uzare și mai puțin la șocuri se supun revenirii joase la 160...180°C, iar sculele solicitate intens la șoc mecanic și mai puțin la uzare se revin la temperaturi de 275...325°C. Frecvent, aceste scule se supun durificării superficiale prin nitrurare, sulfizare, scânteiere pentru creșterea rezistenței la uzare, când caracteristicile de rezistență la șoc sunt asigurate prin tratamentul termic anterior aplicat, format din călire și revenire medie la 400°C.

În aceste oțeluri, nu se admit șiruri de carburi care duc la scăderea proprietăților de rezistență la uzare și șoc mecanic.

Sculele de deformare plastică la rece și tăiere puternic solicitate la uzare (poansoane, filiere și dornuri de tragere, role și valțuri pentru laminare la rece, matrițe etc.) se realizează din oțeluri ledeburitice cu 12%Cr sau hipereutectoide cu 6%Cr, ambele aliate suplimentar cu wolfram, molibden, vanadiu, titan (sub 1%) și conținut mare de carbon (peste 0,9%).

Sculele de deformare plastică la rece, solicitate preponderent la șocuri mecanice (dălți, ciocane pneumatice, sape de foraj, matrițe, foarfece etc.) se execută din oțeluri cu tenacitate mare, cum sunt oțelurile carbon pentru scule, oțelurile aliate cu crom. siliciu, wolfram, nichel, molibden cu puțin carbon (0,4...0,6%).

Criteriile de alegere ale materialelor metalice din care se execută sculele pentru deformare plastică la cald sunt următoarele: tenacitatea (rezistența la șocuri mecanice) mare la cald, duritatea (asigură rezistența la uzare) și rezistență mare la cald (șocuri termice). Oțelurile pentru această categorie de scule sunt din categoria celor aliate cu molibden, crom, nichel,

vanadiu, siliciu şi wolfram (peste 1%), cu puţin carbon (0,3...0,6%), tratate termic, întotdeauna prin călire şi revenire înaltă la 500...550°C, când se obţin durităţi de 40...50 HRC. La alegerea oţelurilor pentru scule de deformare la cald, se are în vedere forma şi în special dimensiunile acestora. Astfel, matriţele mici pot avea durităţi de până la 50...52HRC, în timp ce matriţele mijlocii şi mari cu configuraţie complexă trebuie să posede durităţi mici (35...38 HRC), deoarece rezistenţa la şoc creşte pe măsura micşorării durităţii conform figurii 4.7.

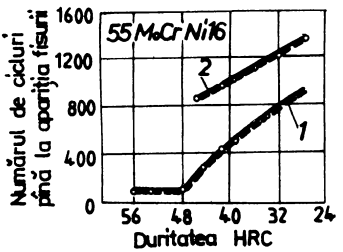


Fig.4.7. Rezistenţa la şoc termic în funcţie de duritate:
1 -formarea fisurilor în reţea; *2* -formarea fisurilor longitudinale.

Durabilitatea acestor scule este mărită prin aplicarea tratamentelor termochimice (nitrurare, cromizare) sau a durificării prin scânteie electrică.

Deoarece sculele pentru deformare plastică la cald sunt cele mai scumpe, la alegerea oţelurilor se va avea în vedere că acestea sunt caracterizate prin indicatori care exprimă nivelul caracteristicilor tehnologice (călibilitatea, susceptibilitatea la deformare, la fisurare, tendinţa de decarburare); caracteristici de exploatare (rezistenţa la uzare, tenacitatea, duritatea la cald, rezistenţa la rupere); date de ordin economic (costuri de producţie şi dificultate în aprovizionare); tipul sculei şi complexitatea produsului realizat.

Alegerea materialelor pentru scule de măsurat şi verificat se face pe baza unuia sau mai multora din următoarele criterii: rezistenţă la uzare şi rizare (date de duritate), stabilitatea formei şi dimensiunilor (dată de structură, starea tensională şi coeficientul de dilatare), capacitatea de şlefuire şi rezistenţa la coroziune şi oxidare (dată de compoziţia chimică). În funcţie de tipul şi scopul sculei se va alege criteriul principal. Astfel, calibrele de înaltă precizie, care nu trebuie să se deformeze în timpul şi după tratamentul termic, se execută din oţeluri cu călibilitate mare, aliate cu mangan, vanadiu, crom, molibden, wolfram cu mult carbon (0,9...1,7%). Uniformitatea structurii (raportul martensită-austenită reziduală) în toată secţiunea acestor scule este o condiţie de bază a asigurării unei stabilităţi de formă şi dimensiuni a sculelor de măsurat şi verificat.

Sculele de măsurat şi verificat cu configuraţie simplă, cu dimensiuni mari şi din clase de precizie mai mici (şabloane, calibre de formă, rigle, lineale, calibre tampon, inelare şi potcoavă) se pot executa din oţeluri cu călibilitate mai redusă, cum sunt oţelurile carbon pentru scule sau oţelurile carbon şi aliate pentru cementare şi îmbunătăţire, care asigură rezistenţa necesară la uzare şi rizare.

Importanţă deosebită prezintă tratamentele termice finale aplicate oţelurilor pentru scule de măsurat şi verificat. Caracteristicile de exploatare a acestor scule se aplică prin tratamente termice complexe, formate din călire martensitică simplă, călire în două medii, călire la temperaturi sub zero grade Celsius, revenire joasă (170...200°C), şlefuire mecanică, îmbătrânire artificială la 120...160°C timp de 12...24 h. Toate acestea au rolul de a asigura o cantitate de austenită reziduală cât mai mică şi cât mai stabilă şi o stare tensională cât mai redusă; condiţii necesare unei stabilităţi dimensionale şi de formă mari. Sculele de înaltă precizie se pot supune unui tratament de sezonizare format din două cicluri repetate de îneălziri în apă fiartă (80...100°C) şi răciri la -70°C (CO_2 solid).

4.2. Criterii de alegere şi utilizare ale materialelor metalice pentru construcţii metalice

În categoria construcţiilor metalice intră structurile metalice portante pentru construcţii civile, industriale, agrozootehnice, poduri, turle, instalaţii de ridicat şi transportat, material rulant, naval şi rutier, platforme marine, stâlpi, piloni, recipiente sub presiune etc. Majoritatea construcţiilor metalice se execută prin sudare din oţeluri de construcţii obişnuite sau cu destinaţie precisă (beton, pentru ţevi, pentru recipienţi de înaltă presiune la temperaturi joase sau înalte, pentru construcţii navale, rezistente la coroziune atmosferică, cu granulaţie fină, pentru galerii de mină, puţuri, lonjeroane etc.). De asemenea, majoritatea construcţiilor metalice funcţionează în aer liber şi în condiţii atmosferice specifice unei anumite zone.

Criteriile care stau la baza alegerii materialelor metalice pentru construcţii metalice sunt, în general, impuse de tipul şi scopul construcţiei respective.

Alegerea optimă a materialelor metalice pentru construcţii metalice presupune cunoaşterea tipului construcţiei sau elementului de construcţie, particularităţile construcţiei legate de formă şi condiţii de lucru, solicitările la care sunt supuse, temperatura maximă şi minimă de exploatare şi condiţiile de execuţie.

4.2.1. Criterii de alegere a materialelor metalice pentru construcţii şi structuri portante sudate

Construcţiile şi structurile portante folosite în economie au o pondere importantă (peste 80%) în consumul de oţeluri sudabile.

Principalele criterii de alegere a materialelor metalice (oţelurilor) sunt: rezistenţa, rigiditatea şi stabilitatea construcţiei. Materialul de referinţă pentru aceste construcţii este oţelul obişnuit OL 37. Alegerea unor oţeluri cu rezistenţă

mai mare determină reducerea greutăţii proprii cu implicaţii favorabile în plan economic, funcţional şi estetic, dar şi creşterea flexibilităţii ce constituie aproape întotdeauna un inconvenient. Solicitările de bază ale structurilor portante sunt: de întindere, încovoiere, compresiune şi solicitări variabile. La solicitările de încovoiere şi compresiune ale construcţiilor trebuie ţinut seama de stabilitatea la flambaj şi voalare asigurate de coeficientul de zveltețe, care pentru elementele rigide este mai mic decât 10 şi de folosirea unor materiale metalice cu caracteristici superioare de rezistenţă şi de utilizarea unor profile tip L, U, I, C, Z, omega, cruce sau ţevi cu secţiunea pătrată sau dreptunghiulară, în locul barelor cu secţiune plină circulară. Ca şi în cazul solicitării de întindere, la solicitările de încovoiere şi compresiune, reducerea greutăţii proprii şi creşterea portanţei se pot realiza folosindu-se oţelurile cu rezistenţă mare la curgere. Prezenţa solicitărilor la oboseală în construcţiile sudate presupune efectuarea unor încercări prealabile şi proiectarea construcţiilor pentru durate de viaţă limitate. Dacă, temperaturile de exploatare sunt între - 50 şi 400°C, nu se pun probleme deosebite la alegerea mărcii de oţel. Când temperaturile de exploatare sunt sub - 50°C, se va ţine seama de temperatura de tranziţie de la ruperea ductilă la cea fragilă, care trebuie să fie cât mai scăzută.

Prevenirea amorsării şi propagării ruperii fragile într-o construcţie sudată se realizează prin măsuri constructive, tehnologice, de exploatare şi prin alegerea corectă a mărcii de oţel. Majoritatea ruperilor fragile ale structurilor sudate sunt cauzate de greşeli de proiectare şi execuţie, de aceea soluţiile tehnice de prevenire a ruperii fragile în acest caz vizează limitarea tensiunilor din construcţie sub pragul de propagare a ruperii fragile de 500...700 N/mm^2 sau limitarea tensiunilor sub 65% din limita de curgere, precum şi evaluarea defectelor limită care pot fi acceptate într-o construcţie dintr-un material cu comportare tenace (ductilă). Oţelurile obişnuite de rezistenţă medie şi joasă, sub 700 N/mm^2, acoperă consumul de metal pentru construcţiile sudate care lucrează la temperaturi cuprinse între -50 şi +400°C. Evitarea ruperilor fragile, care sunt întotdeauna catastrofale, se face aplicându-se metoda coeficientului de periculozitate standardizată pe plan mondial şi care ţine seama de următorii factori de influenţă: natura şi severitatea condiţiilor de solicitare, importanţa elementului de construcţie, temperatura de exploatare şi grosimea produsului.

Coeficientul de periculozitate se calculează cu relaţia:

$$G = K \cdot S \cdot B,$$

în care:

K este factor constructiv cu valori de 0,5 pentru structuri nituite, valori de 1 pentru grinzi cu zăbrele şi de 1,4 pentru grinzi cu inimă plină şi pentru elemente cu plăci rigidizate;

S - factor de importanţă cu valori de 0,5 pentru elemente care nu aparţin sistemului de rezistenţă şi a căror defectare nu afectează construcţia; de 0,8 pentru elemente care nu aparţin sistemului de rezistenţă, dar a căror

defectare afectează construcția și de 1 pentru elemente care aparțin sistemului de rezistență;

B - factor de solicitare cu valori de 0,5 pentru elemente solicitate la compresiune și elemente de rigidizare; de 1 pentru elemente de rezistență nedetensionate, solicitate static și de 1,5 pentru elemente de rezistență nedetensionate, solicitate dinamic.

Coeficientul de periculozitate calculat se rotunjește la 0,5; 1; 1,5; 2; 2,5 sau 3. În funcție de acest coeficient și de temperatura de lucru, se alege marca oțelului, clasa de calitate a acestuia și grosimea elementului.

Alegerea materialelor pentru structuri portante sudate se face ținându-se seama și de sudabilitatea acestora. În general, oțelurile carbon cu 0,06...0,45% C, de rezistență medie și joasă, precum și oțelurile cu granulație fină satisfac acest criteriu. Când structurile sudate trebuie executate din oțeluri aliate cu sudabilitate redusă, se apelează la tratamente termice ante și post-sudare.

Structurile portante pentru macarale, poduri rulante, material rulant și rutier, la care reducerea greutății proprii are mare importanță și multiple avantaje (frecare și uzură mici, micșorarea puterii de acționare, micșorarea consumului de energie și de carburant etc.) se execută din oțeluri din clase de rezistență superioare, cu riscul unei oarecărei creșteri a prețului de cost.

La structurile de rezistență pentru construcțiile înalte, frecvent supuse solicitărilor dinamice, seismice și de vânt, reducerea masei supuse la vibrații se face folosindu-se oțeluri cu limită mare de curgere la nivelurile inferioare ale construcției, având-se în vedere simultan pericolul creșterii perioadei de vibrații proprii a structurii.

Pentru construcțiile metalice cu pereți subțiri sau cu probleme deosebite de întreținere, la alegerea materialelor se va avea în vedere criteriul rezistenței la coroziune sau al protecției împotriva coroziunii. Asemenea structuri - cum sunt: halele industriale, stâlpii pentru liniile electrice, vagoanele, containerele, utilajele agricole etc. - se realizează din oțeluri patinabile cu sau fără protecție suplimentară prin acoperiri nemetalice (vopsele, ulei, lacuri, emailuri, materiale plastice), acoperiri organo-metalice (vopsele impregnate cu pulberi sau fulgi de zinc, aluminiu, plumb; oțel inoxidabil) sau acoperiri metalice (metalizare, galvanizare, placare, imersare în topituri metalice, scânteiere etc.).

Factorul decisiv în alegerea soluției cu sau fără protecție anticorosivă îl constituie atmosfera de lucru. De exemplu, când aceasta este relativ nepoluantă cu maximum 120 $mg/m^2 \cdot zi$ SO_2 și umiditate relativă sub 80% un timp maxim de 7 000 h/an. se poate renunța la protecție anticorosivă. În acest caz, se va evita formarea unor zone cu umiditate excesivă și permanentă. De asemenea, se impune evitarea murdăririi cu produși de coroziune în primii 3 ani de exploatare, evitarea combinațiilor oțel patinabil-oțel obișnuit și evitarea construcțiilor cu grosimi sub 2 mm.

Criteriul de bază la alegerea oțelurilor beton pentru structurile din beton armat sau precomprimat este impus de specificul solicitărilor. Astfel, utilizarea

oțelului PC 60 cu limită de curgere mare în locul oțelului OB 37 poate reduce dimensiunile construcției cu 25% pentru aceeași rezistență.

4.2.2. Criterii de alegere a materialelor metalice pentru aparate și recipiente sub presiune

La proiectarea acestor produse, calculele de dimensionare au la bază caracteristicile de material determinate prin încercarea la tracțiune la temperatura mediului ambiant și la temperaturi înalte, precum și prin încercarea de rezilienţă la temperatura ambiantă și sub zero grade Celsius, ținându-se seama de prescripțiile tehnice C4 din colecția ISCIR.

Pentru recipientele utilizate la temperaturi cuprinse între -50 și +400°C, tensiunea admisibilă de calcul se alege ca fiind cea mai mică dintre valorile:

- 2/3 din limita de curgere tehnică la temperatura de lucru;
- 5/12 din rezistența de rupere la tracțiune la temperatura ambiantă.

Criteriul de alegere a materialelor metalice pentru astfel de produse este cel al rezistenței determinate prin încercări de scurtă durată. Alegerea va fi orientată spre oțeluri cu rezistență la curgere superioară (700 N/mm^2) care determină și un consum mai redus de metal. La caracteristici de rezistență egale, se preferă oțeluri cu grad mai mic de aliere, care prezintă pe lângă un preț de cost mai mic și o sudabilitate superioară.

În unele utilizări, oțelurile carbon și slab aliate satisfac condițiile de rezistență impuse de temperatura și presiunea de lucru, dar nu fac față proceselor de coroziune sub tensiune, coroziune generală și eroziune. În aceste cazuri, se utilizează produse din oțeluri obișnuite placate cu oțeluri speciale.

Recipientele solicitate la oboseală datorită variațiilor de temperatură sau presiune, nu pun probleme deosebite din punctul de vedere al materialului. Prevenirea ruperilor prin oboseală se face corelându-se soluțiile constructive și tehnologice cu specificul solicitării.

Alegerea materialelor metalice exploatate la temperaturi de peste 400°C se face după criteriile de rezistență la fluaj sau refractaritatea.

La dimensionarea acestor recipiente, tensiunea maximă admisă va fi cea mai mică dintre valorile:

- 2/3 din rezistența tehnică de durată la temperatura de lucru;
- limita tehnică de fluaj pentru o deformație de 1% la temperatura de lucru și după o durată de 100 000 h.

Stabilitatea structurii metalografice și menținerea unei rezistențe mecanice la temperaturi de peste 400°C sunt asigurate numai prin aliere, care împiedică creșterea grăunților, precipitarea unor faze și în general degradarea materialului termorezistent prin micșorarea caracteristicilor de rezistență. Astfel, în figura 4.8, este prezentat modul de descreștere în timp după 160 000 h la

510°C, a caracteristicilor de rezistenţă la rupere, ductilitate şi rezistenţă la fluaj a oţelului termorezistent 14 MoCr 10.

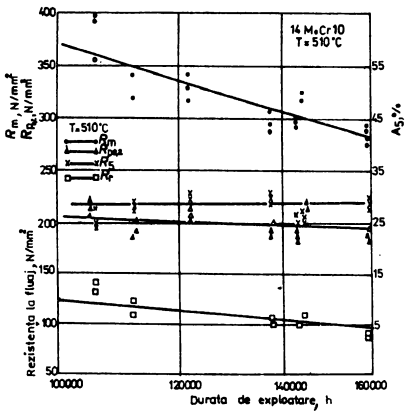


Fig. 4.8. Influenţa duratei de exploatare în condiţii de fluaj asupra caracteristicilor mecanice ale unui oţel aliat termorezistent.

Deformarea şi ruperea prin fluaj se realizează printr-un proces de alunecare şi rostogolire continuu a grăunţilor cristalini. Punctajul grăunţilor cel mai favorabil rezistenţei la fluaj este de 5...8.

Alegerea materialelor metalice pentru aparate şi recipiente folosite la temperaturi joase de sub -50°C se face după criteriul evitării ruperii fragile.

În funcţie de temperatura de lucru, se aleg oţeluri aliate cu circa 3,5%Ni pentru temperaturi de până la -100°C şi cu 8...14%Ni pentru temperaturi mai scăzute. Aceste oţeluri au temperaturi de tranziţie ductil-fragil foarte joase. În proiectarea acestor recipiente, criteriile de alegere a materialelor care să evite ruperea fragilă se determină cu ajutorul diagramei de analiză a ruperii (Pellini) dată în figura 4.9.

Metoda consideră că temperatura de tranziţie a unui element de construcţie sudată încărcat la o tensiune egală cu limita de curgere şi în care există un defect străpuns, lung de 25 mm, este temperatura de ductilitate nulă (T_{NDT}) a materialului de bază, determinată prin încercarea de rezilienţă a unei epruvete încărcată cu sudură.

La această temperatură, creşterea lungimii defectului până la 600 mm determină scăderea progresivă a tensiunii nominale de amorsare a ruperii până la valoarea limită de 50...70 N/mm^2, sub care ruperea fragilă nu mai este posibilă. La temperaturi de peste T_{NDT}, tensiunile de amorsare a ruperii formează o familie de curbe care tind la limită, pentru lungimi mari de defect, către curba de oprire a propagării ruperii fragile. Când proiectarea elementului de construcţie se face la T_{NDT}, se evită amorsarea ruperii fragile în condiţiile:

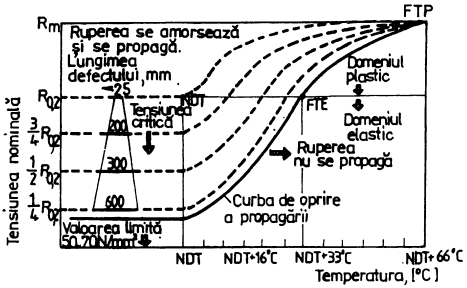


Fig. 4.9. Diagrama de analiză a ruperii.

$\sigma \leq R_{p0,2}$, lungimea defectului, sub 25 mm, și temperatura de lucru, superioară lui T_{NDT}. Proiectarea la temperatura T_{NDT}+16°C evită amorsarea și propagarea ruperii fragile la tensiuni $\sigma \leq 0,5 \cdot R_{p0,2}$. Proiectarea la temperatura T_{NDT}+33°C realizează același lucru, dar la tensiuni $\sigma \leq R_{p0,2}$, iar proiectarea la T_{NDT}+66°C se aplică la $\sigma > R_{p0,2}$ și asigură comportarea ductilă în orice condiții de exploatare.

4.2.3. Criterii de alegere a materialelor metalice pentru construcții navale

Alegerea materialelor metalice pentru diverse elemente de construcții ale navelor se face în funcție de temperatura și gradul de solicitare a elementului respectiv. Criteriul de bază în alegerea materialelor metalice în acest domeniu este tenacitatea. Se consideră că oțelurile de înaltă rezistență cu limita la curgere $R_{p0,2} > 315$ N/mm^2 au tenacitate suficientă pentru elementele de rezistență ale punții, pereților și structurilor din zona centrală a navelor (fig. 4.10). Evitarea ruperilor prin oboseală se face prin soluții constructive de rigidizare a zonelor din navă supuse la vibrații intense.

4.3. Criterii de alegere a materialelor metalice pentru industriile chimică, alimentară și medicală

Caracteristica comună a materialelor metalice folosite în industriile chimică, alimentară și medicală este, în principal, rezistența mare la coroziune în agenți atmosferici, chimici, anorganici, organici și microorganisme. Marea diversitate a instalațiilor, aparaturii și echipamentului din aceste domenii, larga gamă de solicitări mecanice la temperaturi înalte, la temperaturi joase, în condiții de presiune înaltă sau în vid înaintat și medii agresive, medii de eroziune și de cavitație impun materiale metalice specifice domeniului sau

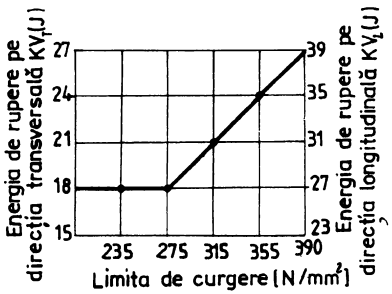


Fig. 4.10. Dependența dintre limita de curgere și tenacitatea unui oțel pentru construcții navale.

utilizate și în alte domenii, cu proprietăți deosebite, alegerea lor fiind o problemă complexă.

4.3.1. Criterii de alegere a materialelor metalice pentru industria chimică și alimentară

Materialele metalice utilizate în practica industrială în domeniile chimiei și alimentar sunt întotdeauna susceptibile atacului corosiv. Cele mai multe metale și aliaje metalice au tendința de a se combina cu elementele din mediul înconjurător sau din mediul de lucru, îndeosebi cu apa și oxigenul, formând compuși chimici de multe ori asemănători sau chiar identici cu cei din minereuri. În general, coroziunea este o reacție între suprafața unui metal în contact cu un electrolit sau gaz. În industriile chimică și alimentară, materialele metalice vin permanent în contact cu electroliți (apă, acizi, baze, săruri sau soluții care conțin ioni de metal), din acest motiv, coroziunea întâlnită frecvent este de natură electrochimică (fig. 4.11), bazată pe formarea de elemente galvanice locale și pe reacții anodice, care sunt reacții de oxidare și care transpun metalul în stare ionică distrugându-l. Tendința unui metal de a-și elibera electronii printr-o reacție anodică (de exemplu, pentru un metal bivalent $M_e \rightarrow M_e^{2+} + 2e$) se numește potențial de electrod și poate avea valori pozitive sau negative.

Coroziunea întâlnită frecvent la materialele metalice. folosite în instalațiile și echipamentele din industriile chimică și alimentară se poate prezenta în formele descrise în continuare.

a) *Coroziunea generală de suprafață* are loc când suprafața metalului este corodată uniform, neuniform sau chiar în pete de către soluțiile acide sau oxidante. În acest caz, pe suprafața materialului metalic se formează o peliculă de culoare închisă formată din produși ai coroziunii (săruri bazice, carbonați etc.).

Frecvent pelicula formată este pasivă faţă de agentul chimic şi astfel materialul metalic devine anticorosiv prin pasivizare.

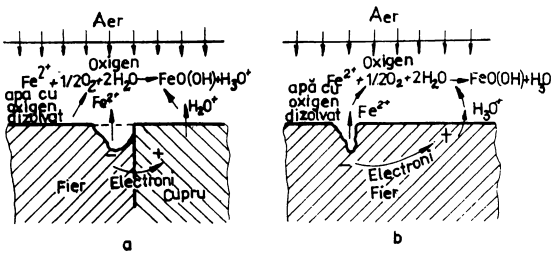


Fig. 4.11. Coroziunea electrochimică:
a - 2 metale în contact cu aerul;
b - un singur metal în contact cu aerul.

Condiţia de bază pentru pasivizare este ca pelicula formată să nu prezinte pori sau fisuri, ea trebuie să fie subţire, compactă şi aderentă pentru a izola agentul chimic de metal. Peliculele pasivizate cresc în grosime după o lege parabolică (*a*), iar cele poroase cresc liniar (*b*), conform figurii 4.12.

Oţelurile inoxidabile se corodează uniform în acid clorhidric, neuniform în atmosferă şi în pete în apă. Acest tip de coroziune se evaluează prin pierderi de greutate pe unitatea de suprafaţă şi timp.

b) *Coroziunea punctiformă (ciupituri - pitting)* se produce când agentul chimic atacă suprafaţa în puncte, fenomenul progresează în timp formând orificii adânci şi chiar producând perforarea metalului. Acest gen de coroziune se întâlneşte la oţelurile anticorosive în contact cu soluţii care conţin ioni de clor, brom etc. Se evaluează dificil, prin numărul de puncte pe unitatea de suprafaţă sau prin adâncimea lor.

c) *Coroziunea intercristalină* are loc când atacul se produce pe limitele grăunţilor cristalini, deteriorând structura până la dezagregarea metalului

Limitele dintre grăunţi se comportă anodic faţă de materialul din masa grăuntelui. Nu se poate evalua şi nici prevedea, fiind foarte periculoasă. Se întâlneşte frecvent la oţelurile inoxidabile austenitice aliate cu crom-nichel fără a fi stabilizate cu titan sau niobiu.

Tipurile de coroziune descrise sunt prezentate în figura 4.13.

d) *Coroziunea selectivă sau internă* se produce în cazurile în care un metal sau un constituent dintr-un aliaj este atacat şi distrus. Frecvent se înâlneşte descompunerea soluţiilor solide, separarea şi atacarea doar a unui component din aliaj (dezincarea alamelor).

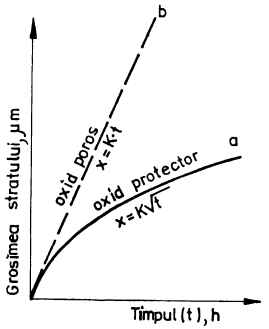


Fig. 4.12. Creşterea stratului de oxid în timp.

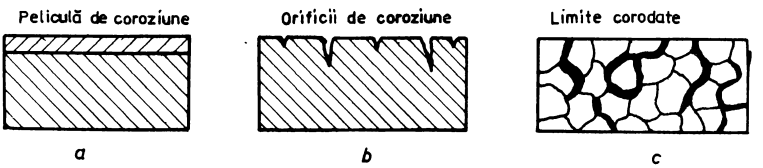


Fig. 4.13. Tipuri de coroziune:
a - uniformă; *b* - punctiformă; *c* - intercristalină.

Tipurile de coroziune a, *b*, *c* şi *d* sunt de natură electrochimică, având la bază formarea unor elemente galvanice locale la contactul dintre două metale cu potenţial de electrod diferit, în prezenţa unui electrolit.

e) *Coroziunea fisurantă sau fisurarea corosivă sub tensiune* este cauzată de prezenţa în metal a unor tensiuni statice remanente inferioare limitei de curgere a metalului. Deoarece zonele tensionate devin anodice, această coroziune se produce şi în medii mai puţin agresive.

Metalele pure sunt imune la acest fenomen. Fisurile produse sunt intergranulare în aliajele cu faze precipitate pe limita grăunţilor şi intragranulare în aliajele monofazice, în funcţie de valoarea tensiunilor şi natura mediului corosiv.

f) *Oboseala prin coroziune* se produce sub acţiunea unor eforturi dinamice (alternante sau ciclice) sau prin acţiunea prin şoc a mediilor corosive.

Tensiunile ciclice implicate în fenomenul de oboseală produc ruperea peliculelor de pasivizare (protectoare) de pe suprafaţa materialelor metalice, provocând coroziunea pitting, care contribuie la dezvoltarea fisurilor de

oboseală. Suplimentar, efectele de concentrare a tensiunilor accentuează caracterul anodic al metalului din zona fisurii, accelerând coroziunea. Ca rezultat al acestor interdependenţe, fenomenele de oboseală sub coroziune nu mai sunt descrise de o curbă Wöhler asimtotică la limita de oboseală, ci de o curbă continuu descendentă. Rezultă că sub coroziune, solicitările mecanice ciclice, oricât de mici, pot produce ruperea prin oboseală, dacă numărul de cicluri este suficient de mare. În acest caz, rezistenţa la oboseală nu poate fi definită.

g) *Coroziunea cu eroziune* se produce sub acţiunea simultană a coroziunii şi uzurii produse de medii corosive fluide (lichide sau gaze) cu particule solide în suspensie, cu curgere turbulentă la viteze mari. Acţiunea particulelor solide din mediile fluide corosive se manifestă prin distrugerea locală a peliculelor pasivizante, producând formarea unor celule galvanice şi o coroziune tip pitting în zonele anodice (fără peliculă protectoare).

Coroziunea cu eroziune poate fi de asemenea cu cavitaţie sau cu uzură.

Coroziunea cu cavitaţie este produsă de generarea unor bule de gaz în zonele de joasă presiune ale unui fluid în curgere turbulentă şi de contopirea lor pe suprafaţa materialului metalic în zonele de mare presiune, unde creează mari presiuni (2 000...3 500 N/cm^2) care alterează local suprafaţa metalică prin eroziu-ne, accelerând coroziunea. Coroziunea cu uzură, datorită sudării suprafeţelor de contact şi dislocării unor mici zone prin frecare se întâlneşte rar în aceste industrii.

La alegerea şi utilizarea corectă a materialelor metalice pentru instalaţii şi echipamente pentru industria chimică trebuie avut în vedere modul de acţiune a mediului de lucru asupra materialelor şi efectele acestuia (stabilirea tipului de coroziune) ştiut fiind că fenomenele de coroziune afectează în primul rând proprietăţile mecanice.

În industria alimentară, principalul criteriu de alegere a materialelor metalice este lipsa totală a oricărui produs de coroziune la contactul mediu-metal. Utilajele şi echipamentele din industria alimentară sunt fie de stocare, fie de transport şi producţie. Produsele alimentare, chiar fără ingrediente (sare, oţet etc.), în contact static îndelungat cu materialele metalice produc fenomene de coroziune.

Asemenea utilaje de stocare se vor executa din materiale foarte rezistente la coroziune. În cazul liniilor tehnologice de producţie sau transport ale produselor alimentare fără ingrediente, se pot promova materiale metalice cu rezistenţă mai scăzută la coroziune, în timp ce prezenţa ingredientelor reclamă materiale metalice foarte rezistente la acţiunea agenţilor corosivi.

În general, materialele metalice folosite în aceste domenii, ale industriei chimice şi alimentare, sunt materiale rezistente la coroziune, din categoria oţelurilor inoxidabile, refractare, alamelor obişnuite şi speciale (alpaca), nichel, plumb, monel, aliaje de titan, aliaje de aluminiu etc.

Rar, în zone de lucru cu reactivitate chimică deosebită, se folosesc metale nobile sau cu stabilitate chimică deosebită:aur, platină, tantal, wolfram.

În alegerea materialelor metalice folosite în industria chimică şi alimentară, trebuie avut în vedere faptul că un anumit material metalic poate prezenta rezistenţă bună la coroziune în formă geometrică simplă, dar îşi poate pierde această calitate prin prelucrări sau prin încorporarea lui într-un anumit produs.

Deci, la proiectarea echipamentelor şi construcţiilor metalice din aceste domenii, trebuie să se ţină seama de interdependenţa material metalic-prelucrare-produs, pentru a se evita elementele galvanice de compoziţie, de distorsiune elastică sau de concentraţie.

Astfel, proiectarea trebuie să excludă utilizarea unor asamblaje de metale diferite în prezenţa unui electrolit (apă, soluţii, acizi, baze, săruri, atmosferă umedă impurificată cu gaze industriale). Când asamblarea de materiale diferite este strict necesară, se vor folosi materiale apropiate în seria galvanică: titan, aluminiu, crom, beriliu, molibden, magneziu, telur, mangan, zinc, cadmiu, staniu, plumb, cupru, iar materialul anodic să aibă suprafaţă cât mai mare. Se va evita acoperirea anticorosivă a materialelor anodice, deoarece orice distrugere a stratului de protecţie formează celule galvanice locale de compoziţie.

Se vor evita operaţiile finale de deformare plastică la rece, care introduc zone tensionate anodice, iar când nu este posibil, se vor aplica tratamente de detensionare. De asemenea, se vor evita condiţiile de lucru care introduc tensiuni prin deformări la rece.

Proiectarea trebuie să evite prezenţa discontinuităţilor între părţile adiacente ale construcţiilor, înlocuind asamblările prin şuruburi sau nituri, cu cordoane de sudură, astfel încât construcţia să nu acumuleze substanţe corosive şi să permită circulaţia liberă a aerului uscat.

Întrucât instalaţiile, aparatura şi echipamamentele din aceste industrii, în majoritatea lor se obţin prin sudare, la alegerea şi utilizarea materialelor metalice, se va avea în vedere, pe lângă criteriul rezistenţei la coroziune şi criteriul sudabilităţii. Când anumite elemente trebuie executate din anumite materiale foarte rezistente mecanic şi la corosiune, dar greu sudabile, se vor prevedea soluţii tehnologice deosebite de realizare a îmbinărilor sudate (tratamente termice ante şi post sudare). Când produsele se execută prin ambutisare, extrudare, tragere, ştanţare, matriţare se va avea în vedere şi plasticitatea, maleabilitatea şi ductilitatea materialelor metalice alese.

În mod curent, în industriile chimică şi alimentară, în funcţie de destinaţia produsului şi de condiţiile de lucru, se prevăd măsuri de protecţie anticorosivă prin zincare, cromare, nichelare, metalizare, acoperiri cu straturi de email (borosilicaţi de Ca, K, Na, Co, Ni, Ti), ceramice (oxizi, silicaţi), lacuri, vopsele, materiale plastice, bitum etc. Frecvent, se folosesc protecţii catodice sau inhibitori de coroziune.

4.3.2. Criterii de alegere a materialelor metalice în domeniul medical

Domeniul medical înseamnă industria farmaceutică (de medicamente), industria de aparatură şi echipament medical şi industria materialelor metalice biocompatibile. Alegerea şi utilizarea materialelor metalice se va face după criterii diferite în fiecare subdomeniu. Astfel, în industria farmaceutică şi a aparaturii medicale, la alegerea şi utilizarea materialelor metalice, se vor avea în vedere aceleaşi criterii ca şi la industria chimică: rezistenţa la coroziune chimică, electrochimică şi microbiologică, rezistenţa la temperaturi joase sau înalte, la presiuni mari sau joase etc. Suplimentar, în domeniul aparaturii medicale se va avea în vedere, pe lângă funcţionalitate, şi designul produselor. De multe ori, se aleg materiale metalice care să satisfacă din punctul de vedere al esteticului şi al ambientalului. În industria farmaceutică, trebuie avută în vedere necesitatea absenţei totale a compuşilor de coroziune, care ar putea determina impurificarea medicamentelor, situaţie inacceptabilă.

Industria protezelor, a înlocuitorilor de organe (osoase, musculare etc.), a elementelor care facilitează funcţionarea unor organe vitale foloseşte o categorie specială de materiale metalice denumite biocompatibile, cu caracteristici deosebite faţă de acţiunea chimică a agenţilor din organism şi de respingere a acestora de către organism.

În funcţie de rolul funcţional al implantului, protezei, aparatului, produsului etc., criteriile de alegere vor fi: biocompatibilitatea pentru produsele implantate în organism, rezistenţa la coroziune microbiologică, memoria formei, rezistenţa mecanică şi prelucrabilitatea. Astfel, pentru lucrări dentare, criteriul de bază în alegerea materialelor metalice este rezistenţa la coroziune microbiologică, ţinându-se seama şi de aspectul estetic şi de preţul de cost.

Coroziunea microbiologică este cauzată de activitatea metabolică a unor microorganisme aerobe (în medii care conţin O_2) sau anaerobe (în medii lipsite de O_2).

Bacteriile care digeră fier şi mangan, transformându-le în hidroxid de fier şi bioxid de mangan, sunt microorganisme anaerobe, care depun pe suprafaţa metalului produşi de coroziune sub formă de tuberculi, creând astfel celule de aeraţie diferenţială (elemente galvanice locale) care produc coroziunea. Un mare număr de bacterii, ciuperci, alge etc. formează filme microbiologice pe suprafaţa metalului, care menţin gradienţi mari de concentraţie a gazelor, sărurilor şi acizilor dizolvaţi, creând astfel celule de concentraţie (elemente galvanice locale) generatoare de coroziune.

În industria medicală, nu se acceptă sub nici o formă produşi de coroziune, care în toate cazurile sunt dăunători organismelor, motiv pentru care se utilizează pe scară largă materiale metalice cu stabilitate chimică deosebit de mare: aur, platină, argint, titan, aliaje de titan, oţeluri inoxidabile, aliaje platinice etc.

4.4. Criterii de alegere a materialelor metalice pentru industriile electrotehnică, electronică şi energetică

Materialele metalice utilizate în domeniile electrotehnicii, energeticii şi electronicii sunt foarte diversificate şi sunt solicitate foarte diferit atât din punct de vedere electric; magnetic, termic, cât şi din punct de vedere chimic şi mecanic.

Alegerea şi utilizarea materialelor metalice în aceste domenii se face după: proprietăţile electrice (conductivitatea electrică - σ, rezistivitatea de volum - ρ_v, rezistivitatea de suprafaţă ρ, permeabilitatea relativă - ε_r, rigiditatea dielectrică E_{STR}, adică valoarea intensităţii câmpului electric pentru care materialul se străpunge); proprietăţile magnetice (câmpul coercitiv - H_c, inducţia de saturaţie - B_s, inducţia remanentă - B_r, indicele de calitate $(B.H)_{max}$, permeabilitatea magnetică relativă - statică - μ_r); proprietăţile chimice (coroziunea, solubilitatea, rezistenţa la solvenţi, indicele de aciditate); proprietăţile termice (căldura specifică - c, conductivitatea termică - λ, coeficientul de dilataţie termică - α_t, coeficientul de transmisie a căldurii - α, temperatura de inflamabilitate, stabilitatea termică, rezistenţa la şoc termic) şi proprietăţile mecanice (duritatea, rezistenţa la uzare, rezilienţa, rezistenţa mecanică etc.).

Materialele metalice din punct de vedere electric sunt conductoare, supraconductoare, semiconductoare sau rezistoare, iar din punct de vedere magnetic sunt magnetic moi şi magnetic dure.

La alegerea materialelor metalice, pentru aceste domenii se are în vedere un criteriu principal, care poate fi una dintre proprietăţile electrice sau magnetice, ţinându-se seama de celelalte proprietăţi chimice, mecanice şi termice, care, în unele cazuri, pot deveni criterii de bază, deoarece toate proprietăţile electrice şi magnetice se modifică sub acţiunea mediului chimic, a câmpului mecanic şi termic.

În funcţie de scop, de rolul funcţional al elementului din echipamentul electrotehnic, electronic sau energetic şi de condiţiile concrete de lucru (agenţi chimici, solicitări mecanice, temperatură de lucru) se face alegerea materialelor metalice recurgând-se frecvent la compromisuri. Aceasta, deoarece o anumită proprietate electrică sau magnetică este satisfăcută de mai multe materiale metalice, dar care au comportări diferite la alte solicitări.

În aceste domenii, se folosesc pe scară largă, atât materiale pure, cât şi aliaje metalice.

Elementele care constituie echipamentele electrotehnice trebuie să posede fie conductibilitate mare, fie rezistivitate precisă, fie proprietăţi magnetice deosebite.

Elementele din echipamentele electronice au în general proprietăţi conductoare sau semiconductoare precizate şi proprietăţi termice deosebite.

Saşiurile şi casetele echipamentelor electronice, trebuind să asigure echipamentului rezistenţă, rigiditate mecanică, durabilitate, să posede gabarit şi greutate minime, rezistenţă la coroziune şi să realizeze o ecranare electrică şi magnetică bună şi simultan, să fie radiator termic, se execută din materiale metalice sau materiale plastice care să satisfacă unul sau mai multe criterii enumerate mai sus.

Aliajele uşoare din aluminiu, tabla din oţel şi materialele plaştice satisfac în bună măsură condiţiile impuse din acest domeniu.

Conductoarele, componentele şi cablajele imprimate se execută din materiale metalice alese pe baza criteriului conductibilităţii electrice. În general, sunt materiale metalice (cupru) sub formă de benzi sau porţiuni depuse pe suporturi izolante prin metode galvanice, prin pulverizare, prin evaporare în vid, care, ulterior prin decapare selectivă, gravare şi microgravare, ajustare, îngroşare, separarea circuitelor şi ataşarea terminalelor, duc la obţinerea circuitelor imprimate, circuitelor cu straturi subţiri sau cu straturi groase. Industria electronică prezintă particularităţi de construcţie şi tehnologii care decurg din particularităţile echipamentelor tehnologice: foarte multe materiale cu utilizare specifică (conductoare, rezistive, magnetice, de impregnare, izolante, termoreactive, stratificate, termoplastice etc.), materiale utilizate şi în alte domenii, varietate mare de procese tehnologice, anduranţă foarte mare, producţie de masă, tehnologii avansate etc., de care trebuie să se ţină seama în alegerea materialelor.

Elementele din echipamentele energetice (centrale termice, hidroenergetice şi nucleare) trebuie să răspundă unui număr mare de cerinţe: solicitări mecanice, chimice, termice şi nucleare.

Instalaţiile şi echipamentele din industria energetică, electrotehnică şi nucleară conţin elemente care se execută din materiale metalice destinate construcţiilor metalice (carcase, stâlpi, cazane şi recipiente, reactoare, ţevi etc.) şi din materiale electrotehnice (conductoare, rezistoare, semiconductoare, materiale magnetice moi, materiale magnetice dure, materiale de absorbţie, reflexie, moderare şi ecranare a neutronilor, materiale de lipit etc.).

Criteriile de bază în alegerea materialelor metalice electrotehnice sunt caracteristicile lor electrice, magnetice, termice şi speciale, ţinându-se seama şi de proprietăţile lor chimice, mecanice, tehnologice şi evident de preţul de cost.

Astfel, criteriul de bază în stabilirea materialelor metalice pentru conductoare şi reostate este conductibilitatea electrică şi preţul de cost. Pentru contacte electrice de rupere şi alunecătoare, criteriile de bază în stabilirea materialelor metalice sunt rezistenţa electrică şi de contact, conductibilitatea electrică, rezistenţa la coroziune, la eroziune şi la uzare mecanică. Pentru miezuri magnetice pentru transformatoare, pentru electromagneţi, miezuri pentru memorii magnetice, criteriul de bază în alegerea materialelor magnetice moi este permeabilitatea magnetică. Pentru magneţii permanenţi, criteriul de

alegere a materialelor magnetice dure este indicele de calitate, dat de produsul B.H. (câmp coercitiv şi energie magnetică înmagazinată mari).

Pentru dispozitive semiconductoare, criteriile de alegere a materialelor metalice sunt în funcţie de scopul urmărit: rezistivitatea, efectul magnetostrictiv, efectul Hall, efectul fotoelectric, fotoconductiv, fotovoltaic, efectul de luminiscenţă. efectul piezoelectric, efectul Seebeck etc.

Criteriile de alegere a materialelor metalice pentru vasele de presiune, pentru schimbătorul de căldură, pentru conductele din circuitul primar şi pentru scutul termic din reactoarele nucleare, sunt rezistenţa la fluaj în condiţii de iradiere şi coroziune.

Influenţa iradierii cu neutroni asupra caracteristicilor de rezistenţă mecanică şi la fluaj rezultă din figura 4.14.

Explicaţia creşterii proprietăţilor de rezistenţă şi scăderea proprietăţilor de plasticitate constă în creşterea densităţii de dislocaţii prin bombardare cu neutroni.

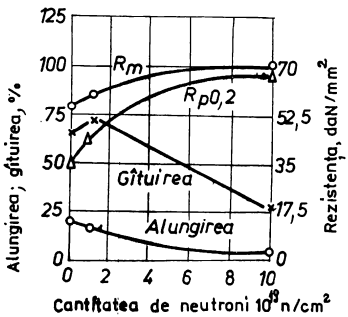


Fig. 4.14. Influenţa iradierii cu neutroni asupra caracteristicilor mecanice ale oţelurilor.

În alegerea materialelor metalice pentru diverse părţi constructive ale reactoarelor (învelişuri, moderatori, reflectoare, ecrane etc.), criteriile sunt: capacitatea de absorbţie, de dispersie, de reflexie a neutronilor şi de ecranare a acestora.

Alegerea materialelor nemetalice pentru lipit materiale electrotehnice se face pe baza criteriilor: conductibilitatea electrică a lipiturii, rezistenţa mecanică, rezistenţa la coroziune şi capacitatea de umectare, în funcţie de materialele care se lipesc şi rolul funcţional al lipiturii.

Alegerea materialelor metalice electroizolante pentru industria electrotehnică şi nucleară (cauciuc, elastomeri, celuloză, lacuri, bitum, răşini naturale şi sintetice, mică, sticlă, ceramică, azbest, uleĭ, gaze, siliconi, materiale plastice stratificate etc.) se face pe baza criteriului " indice de performanţă", care dă comportarea dielectricului la acţiunea câmpului electric, a temperaturii, radiaţiilor, solicitărilor mecanice, microorganismelor, factorilor de mediu etc.

4.5. Criterii de alegere a materialelor metalice pentru industriile aeronautică şi aerospaţială

Progresul realizat în domeniile aeronautic şi aerospaţial a depins şi depinde în mare măsură de progresele realizate în elaborarea unor materiale adecvate scopului: uşoare, rezistente şi fiabile.

Criteriul de bază în alegerea materialelor metalice în aceste domenii rămâne cel al caracteristicii specifice mari. Caracteristica specifică reprezintă caracteristica mecanică uzuală (rezistenţa la tracţiune, încovoiere, compresiune, deformare elastică, oboseală) raportată la densitate.

Pentru o anumită rezistenţă, cu cât caracteristica specifică este mai mare, cu atât greutatea piesei este mai mică.

Interesul pentru materialele uşoare este primordial în aeronautică, deoarece numai acestea dau eficienţă domeniului (consum redus de combustibil şi rentabilitatea transportului). Pentru structura aeronavelor, rezistentă şi în acelaşi timp uşoară, criteriul principal este cel al densităţii mici. Aliajele de aluminiu magneziu şi în ultimul timp titan satisfac în mare măsură dezideratele transporturilor aeriene şi aerospaţiale.

Pentru motoare, criteriul de bază este cel al caracteristicii specifice mari, corelat cu rezistenţa la fluaj, la oboseală şi cu refractaritatea, în funcţie de condiţiile de lucru ale elementelor. Astfel pentru compresoare (rotoare şi statoare) la care temperatura de lucru este înaltă, corespund aliajele de aluminiu, magneziu şi titan care sunt uşoare. Pentru camera de ardere, care este puternic solicitată la oboseală, la fluaj, la coroziunea produselor de ardere, la vibraţii şi în special la temperaturi înalte, se aleg şi se utilizează cele mai rezistente materiale - oţelurile refractare şi superaliajele.

Pentru elementele turbinelor, în special paletele şi discurile, care lucrează la roşu şi sunt puternic solicitate la oboseală şi şoc termic, criteriul de bază este rezistenţa la fluaj, căruia îi corespund superaliajele pe bază de nichel, titan şi aluminiu.

Aeronautica modernă şi astronautica folosesc materiale suprarezistente, cum sunt: structurile tip fagure sau SANDWICH cu învelişuri metalice rezistente şi refractare, materialele compozite, fibrele metalice şi nemetalice, superaliajele refractare, materialele rezistente la iradiere cu raze cosmice şi fluxuri de protoni emişi de soare, care satisfac în cel mai înalt grad criteriul - caracteristică specifică.

Caracteristica specifică (raportul rezistenţă mecanică şi densitate) scade cu creşterea temperaturii pentru majoritatea materialelor metalice utilizate în industria aero şi astronautică (fig. 4.15).

Excepţie face inconelul (75...80% Ni; 14...15% Cr; 6...8% Fe; 3% Ti) care în domeniul de temperaturi 300...500°C prezintă o creştere a caracteristicii specifice.

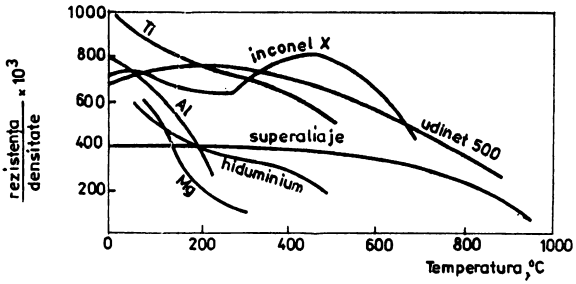


Fig. 4.15. Variaţia caracteristicii specifice cu temperatura pentru diverse materiale.

CAPITOLUL 8

ALEGEREA MATERIALELOR PENTRU CONSTRUCŢII ŞI STRUCTURI METALICE

Criteriile de bază la alegerea materialelor pentru construcţii şi structuri metalice sunt: rezistenţa mecanică, rigiditatea şi stabilitatea, rezistenţa la coroziune, sudabilitatea şi preţul de cost.

În categoria construcţii şi structuri metalice intră: construcţiile metalice portante cu destinaţie generală (stâlpii de susţinere, halele industriale, macaralele pe şine, podurile rulante, materialul rulant şi rutier, construcţiile metalice înalte etc.); construcţiile cu pereţi subţiri sau cu probleme deosebite de întreţinere (închiderile de hale industriale, grinzile cu zăbrele, stâlpii de linii electrice aeriene, containerele, vagonetele de mină, vagoanele de marfă, utilajele de recoltare şi depozitare în agricultură, produsele sanitare, caroseriile auto, cisternele, conductele, canalizările etc.), construcţiile din beton armat (construcţii industriale, civile etc), aparatele şi recipientele sub presiune utilizate la temperaturi normale (-50...+400°C), la temperaturi înalte (peste 400°C), şi la temperaturi joase (sub -50°C), construcţiile navale (corpul, fundul, puntea navelor şi platformele marine).

Construcţiile şi structurile metalice sudate sau îmbinate cu nituri sau cu şuruburi, în funcţie de solicitările existente în exploatare, de natura mediului de lucru, de complexitatea şi importanţa construcţiilor se execută din oţeluri laminate obişnuite cu destinaţie generală - STAS 500-80; oţeluri laminate pentru ţevi - STAS 8183-80, STAS 715-80, STAS 11082-80; oţeluri rezistente la coroziune atmosferică (patinabile) - STAS 500-80; oţeluri cu granulaţia fină - STAS 9021-88; oţeluri pentru îndoire la rece - STAS 11505-30; oţeluri pentru armarea butonului - STAS 438-89; oţeluri pentru precomprimarea betonului - STAS 6482-80; oţeluri pentru aparate şi recipiente sub presiune - STAS 2883-88, STAS 8184-87, STAS 11523-87, STAS 115029-89, STAS 10382-88; oţeluri pentru construcţii navale - STAS 8324-86; oţeluri inoxidabile - STAS 3583-87; oţeluri inoxiodabile şi refractare - STAS 11523-87.

8.1. Alegerea oţelurilor pentru construcţii metalice portante

Se face în funcţie de următoarele criterii: rezistenţa mecanică, rigiditatea şi stabilitatea construcţiei (v. cap.4.2.1).

Construcţiile metalice portante sau elementele portante din construcţiile metalice sudate sau îmbinate prin alte procedee (hale industriale, ferme, macarale pe şine, poduri rulante, poduri de şosele, poduri de cale ferată, construcţii înalte, rezervoare, material rulant şi rutier) se execută îndeosebi din oţeluri laminate obişnuite cu destinaţie generală şi rezistente la coroziune atmosferică - STAS 500-80, oţeluri pentru ţevi fără sudură - STAS 8183-80, oţeluri cu granulaţie fină - STAS 9021-88, oţeluri pentru îndoire la rece - STAS 11505-89, din oţeluri cu limită de curgere mare - STAS 532-85, oţeluri pentru armarea betonului - STAS 438/1-89 şi pentru precomprimarea betonului - STAS 6482/2-80.

Pentru construcţiile metalice portante, oţelul de bază este OL37, iar recurgerea la o altă marcă de oţel cu rezistenţă superioară vizează reducerea greutăţii construcţiei cu efecte economice favorabile şi creşterea flexibilităţii, care nu întotdeauna este favorabilă.

Dacă se înlocuieşte oţelul OL37 cu $R_{p0,2}$ = 240 daN/mm^2 cu oţeluri mai rezistente, a căror limită de curgere atinge $R_{p0,2}$ = 420 daN/mm^2, greutatea proprie se reduce cu 13...44%, iar dacă limita de curgere este $R_{p0,2}$= 685 daN/mm^2, reducerea de greutate poate ajunge la 21...66%.

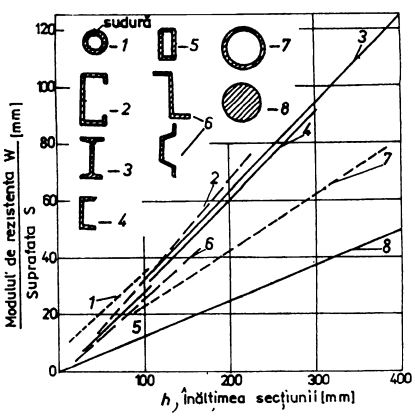


Fig. 8.1. Corelaţia dintre înălţimea secţiunii şi raportul modulului de rezistenţă şi suprafaţă, pentru diverse profile solicitate la încovoiere.

La alegerea oţelurilor pentru construcţii şi structuri portante trebuie să se aibă în vedere tipul de solicitare şi condiţiile concrete de exploatare.

Astfel, pentru structurile solicitate preponderent la încovoiere, pe lângă rezistenţa oţelului, se va lua în considerare şi factorul geometric al secţiunii, dat de raportul dintre modulul de rezistenţă şi suprafaţa secţiunii transversale, recurgându-se la creşterea dimensiunii secţiunii în planul de aplicare a sarcinii (înălţime) şi micşorarea dimensiunii secţiunii în plan perpendicular pe direcţia sarcinii (grosime).

Structurile solicitate la compresiune sau încovoiere trebuie să posede stabilitate mare prin flambaj lateral. Când coeficientul de svelteţe este mai mare de 10, profilurie cu secţiune transversală simplă trebuie să fie înlocuite cu profile dublu T; în formă de I sau profile complexe (tip cheson).

Structurile elementelor de construcţii metalice supuse la solicitări variabile şi ale echipamentelor mobile sunt solicitate preponderent la oboseală. În acest caz, alegerea oţelului va avea în vedere durata de viaţă limitată a acestora. Cu cât numărul de cicluri de solicitare (durata de viaţă) este mai mică, cu atât se pot admite tensiuni variabile mai mari. În toate cazurile, se recurge la alegerea unor oţeluri din clase de rezistenţă superioare.

Construcţiile şi structurile portante care lucrează în domeniul temperaturilor -50°C...+400°C nu pun alte probleme deosebite legate de rezistenţă, la alegerea oţelurilor, decât doar cele legate de clasa de calitate.

La alegerea oţelurilor cu destinaţie generală pentru construcţii metalice, importanţă deosebită prezintă clasa de calitate, care indică gradul de dezoxidare a oţelurilor şi care imprimă o comportare specifică în exploatare. Astfel, oţelurile de calitate 1 se vor utiliza pentru construcţii simple, solicitate moderat şi care nu prezintă risc de rupere fragilă. Oţelurile de calitate 2 se utilizează în construcţii sau structuri sudate supuse la solicitări normale, care nu au grosimi exagerate şi la care nu există risc de rupere fragilă. Oţelul de calitate 3 se utilizează în construcţii sudate puternic solicitate, unde în funcţie de grosime există risc de rupere fragilă, iar oţelul din clasa de calitate 4 se utilizează în cazul în care pentru grosimile cele mai importante, condiţiile de solicitare impun o anumită rezistenţă la rupere fragilă.

Temperatura de tranziţie ductil-fragil la oţelurile din clasa 2 este apropiată de cea ambiantă, la cele din clasa 3, situată imediat după 0°C, iar la cel din clasa 4, mult sub 0°C: mărcile OL 37 şi OL 42 au acesta temperatură situată sub -20°C şi mărcile OL 44 şi OL 50 sub -40°C.

Rezilienţa care elimină riscul ruperii fragile este KCV = 35 J/cm^2 (28 J) la oţelurile cu limită de elasticitate sub 300 N/mm^2 şi KCV = 50 J/cm^2 (40 J) pentru oţelurile cu limita de elasticitate peste 300 N/mm^2. Valorile de rezilienţă sunt determinate pe epruvete prelevate în sens paralel cu direcţia de laminare.

Construcţiile metalice portante cu grad de siguranţă crescut (cu coeficient de periculozitate mare) - hale industriale, macarale, poduri rulante, material rulant şi rutier, precum şi construcţiile înalte - se execută întotdeauna din oţeluri din clase de rezistenţă superioară oţelului OL 37.

Coeficientul de periculozitate G stă la baza stabilirii clasei de calitate (gradul de dezoxidare) a oţelurilor, pentru a asigura siguranţa în exploatare a construcţiilor sudate, şi se exprimă prin relaţia:

$$G = K \cdot S \cdot B,$$

în care:

K este factorul constructiv care poate avea valorile: 1,0 - pentru construcţii sudate simplu, profile laminate sudate cap la cap, elemente de construcţii sudate şi detensionate în prealabil, elemente solicitate la forfecare; 1,4 - pentru construcţii sudate cap la cap pe toată lungimea, cusături în formă de K, elemente sudate în formă de I, elemente sudate cu variaţii mari de grosime; 2,0 - pentru construcţii sudate puternic solicitate biaxial, elemente cu cusături încrucişate, elemente complexe cu multe cusături apropiate;

S - factorul de importanţă, având valorile: 0,5 - pentru elemente de construcţie sudate (inimi de grinzi auxiliare, table de protecţie etc.); 0,7 - pentru elemente de construcţii importante (tălpi de grinzi secundare, inimi de grinzi principale etc.); 1,0 - pentru elemente de construcţie foarte importante (tălpi întinse de grinzi principale, stâlpi de susţinere etc.);

B - factorul de solicitare, având valorile: 1,0 - pentru elemente de construcţie supuse la solicitări statice şi dinamice cu viteze de solictare sub 500 daN/cm^2.s; 1,4 - pentru elemente de construcţie supuse la solicitări dinamice cu viteze mari sau prin şoc.

Coeficientul de periculozitate obţinut se rotunjeşte la valorile: 0,5; 0,7; 1,0; 1,4; 2,0 şi 2,8. Cu cât este mai mare, cu atât clasa de calitate şi grosimea oţelului sunt mai mari, (fig. 8.2.) (v. cap. 4.2.1.).

Stâlpii metalici de susţinere a halelor industriale fără poduri rulante, solicitaţi numai la compresiune, sau cu poduri rulante, solicitaţi la compresiune şi încovoiere, pentru a se limita lungimea de flambaj, necesită o fixare rigidă cu bază nedeformabilă la sol, prin aceasta putându-se reduce clasa de rezistenţă a oţelurilor.

Reducerea greutăţii structurilor portante este necesară pentru reducerea frecărilor, a puterii de acţiune, a consumului de enegie sau de combustibil; ea realizându-se numai prin folosirea unor oţeluri cu rezistenţă mare.

Structurile de rezistenţă pentru construcţiile metalice înalte, rezistente la vibraţii date, mişcări seismice şi vânt se realizează, în special nivelurilor inferioare, din oţeluri din clase superioare de rezistenţă pentru a li se asigura stabilitatea.

8.2. Alegerea oţelurilor pentru construcţii cu pereţi subţiri sau cu întreţinere deosebită

Se face în primul rând după criteriul rezistenţei la coroziune în atmosferă.

Construcţiile mętalice cu pereţi subţiri sau cu probleme deosebite de întreţinere (pereţii halelor industriale, grinzi cu zăbrele, stâlpi pentru liniile electrice aeriene, vagoane, macarale, containere, utilaje de recoltare şi depozitare în agricultură, cisterne, caroserii auto, instalaţii sanitare, canalizări etc.) se execută din oţeluri rezistente la coroziune atmosferică (patinabile), protejate sau nu, prin vopsire - STAS 500-80, sau din alte oţeluri cu destinaţie generală, dar protejate prin zincare, plumbuire, respectiv din oţeluri inoxidabile - STAS 3583-87 şi STAS 11523-87.

Protejarea prin vopsire a oţelurilor patinabile măreşte preţul de cost al construcţiei şi al întreţinerii; la aceasta se recurge numai când condiţiile de exploatare sunt poluante (cu peste 120 $mg/m^2 \cdot zi$ SO_2 şi peste 7 000 h/an umiditate).

Protejarea prin zincare a oţelurilor laminate cu destinaţie generală asigură rezistenţă mare la coroziune electrochimică în apă şi în agenţi atmosferici.

Produsele protejate prin zincare (table şi benzi laminate la cald şi la rece, tablă ondulată sau cutată, ţevi sudate longitudinal, sârme) se folosesc pentru: pereţii şi acoperişurile halelor industriale, civile sau agricole; acoperiri de utilaje sau conducte izolate termic; bunuri de larg consum; instalaţii de apă sau abur; conductoare pentru liniile aeriene în telecomunicaţii, containere; cabluri de tracţiune etc.

Protejarea oţelurilor laminate cu destinaţie generală prin plumbuire asigură rezistenţă mare la coroziune în medii foarte agresive care conţin impurităţi de sulf din produsele petroliere, acizi sulfuric şi carbonic, tricloretilină, gaze sulfuroase calde etc. Oţelurile astfel protejate sunt recomandate pentru recipiente de depozitare şi transport a unor astfel de agenţi chimici enumeraţi mai sus.

Elementele şi componentele de utilaje, recipientele şi conductele care lucrează în medii deosebit de agresive din industria petrolieră, chimică, alimentară, textilă se execută din oţeluri inoxidabile sau inoxidabile şi refractare, în funcţie de temperatura de lucru.

8.3. Alegerea oţelurilor pentru construcţii din beton armat precomprimat

Se face în funcţie de rezistenţa mecanică impusă de solicitările construcţiilor. Oţelul din beton nu mai poate fi recuperat în scopul retopirii sau reutilizării.

Armarea betonului se realizează cu profile netede şi periodice din oţel beton - STAS 438/1-89, iar precomprimarea betonului se face folosindu-se oţeluri de rezistenţă mare - STAS 6482/2-80.

Frecvent utilizat pentru armare este oţelul OB 37. Utilizarea oţelurilor cu rezistenţă superioară PC 52 sau PC 60 determină reducerea greutăţii construcţiei cu până la 26%.

Întrucât construcţiile din beton armat şi precomprimat sunt structuri portante, aceste oţeluri trebuie să asigure o aderenţă bună la beton, iar apa folosită la fabricarea betonului trebuie să nu conţină ulei, grăsimi, acizi, cloruri solubile, substanţe zaharoase.

De asemenea, trebuie evitaţi concentratorii de tensiune în zonele de fixare, iar îndoirea barelor să se facă cu raze $R > 500d$ (d - diametrul barei).

8.4. Alegerea oţelurilor pentru construcţii navale

Se face ţinându-se seama de criteriul principal - tenacitatea oţelurilor la temperatura de referinţă $T_D = T_m - 5^0C$, unde T_m este temperatura mediului (aer, apă sau gheaţă, din luna cea mai rece a anului).

Alegerea materialului pentru construcţii de nave se face numai în concordanţă cu recomandările Registrului Naval Român, care indică, pentru fiecare element constructiv al navei, grosimea şi marca de oţel pentru construcţii navale - STAS 8324-86.

Structurile greu solicitate care asigură integritatea corpului navei se execută din oţeluri de calitate superioară cu grosimi alese în funcţie de temperatura de exploatare şi limita de curgere a oţelurilor. Cu cât grosimea produsului este mai mare şi cu cât temperatura mediului (apă, aer) este mai scăzută, cu atât clasa de rezistenţă a oţelului este mai mare.

Astfel, structurile cu grosimi peste 30 mm, exploatate la temperaturi sub -20^0C se execută numai din mărcile D şi E, în timp ce structurile cu grosimi sub 13 mm exploatate până la -5^0C se execută din mărcile A şi B.

Platformele marine pentru foraj se execută din oţeluri cu plasticitate foarte mare (gâtuirea de min. 20%) garantată pe grosimea produsului. Aceste produse se numesc Grad Z.

Mediul marin este corosiv şi determină creşterea accentuată (cu un ordin de mărime) a vitezei de popagare a fisurilor de oboseală sub coroziune.

Alegerea oţelurilor pentru structurile portante, pentru construcţiile metalice cu pereţi subţiri, pentru construcţiile din beton armat şi precomprimat şi pentru construcţiile navale se face conform recomandărilor date în tabelul 8.1.

Tabelul 8.1

Recomandări pentru alegerea oţelurilor pentru construcţii metalice portante

Oţelul	STAS	Domenii de alegere şi utilizare
0	1	2
OL 37	500-80	Hale industriale, ferme, poduri de şosea şi cale ferată, rezervoare, stâlpi, structuri portante de maşini, utilaje şi instalaţii mediu solicitate

Tabelul 8.1 (continuare)

0	1	2
OL 52	500-80	Construcţii metalice puternic solictate: stâlpi pentru liniile aeriene, căi de rulare, macarale, şasiuri de autovehicule, rezervoare de mare capacitate, mantale, batiuri sudate, capace etc.
RCA 32	500-80	Elemente de construcţii metalice cu pereţi subţiri, mediu solicitate mecanic, cu rezistenţă mărită la coroziunea atmosferică: stâlpi de înaltă tensiune, vagoane, macarale, elemente de închidere a halelor industriale şi fermelor, cisterne, acoperişuri etc.
RCA 52	500-80	Elemente de construcţii metalice cu pereţi subţiri, puternic solicitate mecanic, cu rezistenţă mare la coroziunea atmosferică: boghiuri, macarale grele, stâlpi de înaltă tensiune, recipiente de presiune, poduri, elemente de structură şi închidere a halelor industriale, depozite, acoperişuri etc.
OCS285	9021-88	Structuri portante cu tenacitate mare supuse la solicitări mecanice relativ mari, cu rezistenţă mare faţă de ruperea fragilă: stâlpi de susţinere, grinzi, hale industriale, ferme, utilaje şi instalaţii în industria petrolieră, chimică etc.
OCS355	9021-88	Structuri portante puternic solicitate, cu tenacitate mare şi rezistenţă mare la rupere fragilă: căi de rulare la macarale grele, poduri rulante, ferme, stâlpi şi grinzi pentru hale cu deschidere mare
OPM	9531-91	Profile laminate la cald pentru susţinerea galeriilor de mină
OL 37 Ep	12187-88	Table groase pentru elementele principale ale podurilor de şosea, de cale ferată şi viaductelor cu deschidere medie, mediu solicitate
OL 52 Ep	12187-88	Table groase pentru elementele principale ale podurilor de şosea, de cale ferată cu deschidere mare, puternic solicitate
L 410	11505-89	Longeroane pentru autovehicule grele: camioane, basculânte, autobuze şi elemente portante realizate prin deformare la rece pentru maşini şi utilaje
C 440 C500 C620A C620B	532-85	Elemente şi structuri metalice foarte puternic solicitate, care necesită limită de curgere foarte mare: maşini de ridicat şi transportat, şasiuri de mijloace de transport, stâlpi de hale cu deschidere foarte mare, picioare pentru platforme de foraj marin, recipiente cu pereţi foarte groşi, instalaţii industriale cu coeficient mare de siguranţă etc.
OB 37	438-89	Elemente şi structuri din beton armat şi precomprimat, sub formă de sârme şi de bare netede
PC 52	438-89	Elemente şi structuri din beton armat şi precomprimat sub formă de bare cu profil periodic
PC 60	438-89	Elemente şi structuri din beton armat supuse unor solicitări puternice: poduri, hale industriale, baraje, stâlpi de susţinere, grinzi din beton

Tabelul 8.1 (continuare)

0	1	2
STNB	438-89	Plase şi carcase sudate pentru asamblarea construcţiilor din beton.
SPB I SPB II	6482-80	Elemente şi structuri prefabricate puternic solicitate mecanic, realizate din beton precomprimat
B 1; B 2	9724-80	Elemente pentru construcţii metalice din table subţiri şi benzi late: închideri de hale,ferme,rezervoare şi recipiente,ambalaje,table zincate etc.
OS70 OS90A OS90B	1900-89 1900-89 1900-89	Şine normale de cale ferată Şine grele de cale ferată Şine grele de cale ferată
OLT35 OLT45	8183-80 8183-80	Ţevi şi conducte pentru utilizări curente, pentru construcţii metalice, pentru macarale, turle de foraj, conducte petroliere şi pentru industria energetică, flanşe, ştuţuri etc.
OLT65	8183-80	Ţevi pentru presiuni mari în industria petrolieră, chimică şi în acţionări hidraulice
A B	715/2-80	Ţevi de conductă fără sudură, cu capete netede pentru industria petrolieră
X 42 X 46 X 52	11082-80	Ţevi sudate elicoidal pentru conducte de apă, gaze şi ţiţei în industria petrolieră, chimică, alimentară, aducţiuni de apă potabilă şi industrială etc.
X 56 X 60	11082-80	Ţevi sudate elicoidal din oţeluri cu granulaţie fină pentru conducte de apă, ţiţei, gaze în industria chimică şi petrolieră.
OL37.2 OL42.2 OL44.2 OL52.2	6898-90	Ţevi sudate elicoidal de uz general, folosite în construcţii metalice şi instalaţii nesupuse normelor ISCIR: conducte de apă, gaze, produse petroliere, termoficare, coloane de susţinere etc.
A	8324-86	Elemente şi structuri de nave exploatate până la -50^{0}C cu grosimi de pâna la 20 mm: chila plata, rame longitudinale ale gurii de magazie, file inferioare şi superioare ale pereţilor longitudinali, ale punţii şi fundului navelor, extremităţilor suprastructurii, întăriturii pentru gheaţă, etamboul, etrava, inimile osaturii, alte punţii şi platforme. Pereţi laterali cu grosimi de până la 30mm şi osatura din profile laminate oricât de groase (peste 30 mm)
D	8324-86	Elemente şi structuri greu solicitatte de nave: centura, lăcrimara punţii de calcul şi gurna cu grosimi de până la 20,5 mm, chila plată, rame longitudinale, file inferioare şi superioare ale pereţilor laterali ale punţii şi fundului cu grosimi între 21 şi 30 mm, file ale învelişului, osatura longitudinală a punţii, fundului şi pereţilor longitudinali cu grosimi de peste 26 mm, întărituri ghiaţă, etambou, etravă, colţurile gurilor de magazie, extremităţile suprastructurii cu grosimi de 20-30 mm, alte punţi şi platforme, inimile şi platbandele osaturii şi postamentelor groase de peste 30 mm

Tabelul 8.1 (continuare)

0	1	2
E	8324-86	Elemente şi structuri foarte puternic solicitate ale navelor la temperaturi sub - 20°C: centura, lăcrimara punţii de calcul şi gurna cu grosimi de peste 21 mm, chila plată, ramele gurii de magazie, filele pereţilor longitudinali, ale punţii şi fundului cu grosime de peste 10 mm, întărituri pentru gheaţă, etambou, etrava, extremităţile suprastructurii, întăriturile la punţile compartimentelor de maşini şi căldări groase de peste 30 mm
Oţeluri zincate	500-80	Pereţi şi acoperişuri de construcţii industriale, civile, agricole, utilaje şi conducte izolate termic, ţevi de apă, gaz şi abur, sârme pentru comenzi macazuri, semnalizare, telecomenzi, ţesături şi împletituri pentru garduri, cabluri de tracţiune pentru transport persoane sau materiale, conductori aerieni pentru telecomunicaţii şi transport energie electrică
Oţeluri inoxidabile	3583-87	Elemente şi structuri foarte rezistente la oxidare şi coroziune: opere de artă, structuri portante care lucrează în medii corosive, recipiente pentru industria chimică, alimentară şi farmaceutică, care lucrează în medii corosive la temperatura ambiantă
Oţeluri inoxidabile şi refractare	11523-87	Elemente şi structuri foarte rezistente la temperaturi înalte şi în medii corozive

8.5. Alegerea materialelor pentru aparate şi recipiente sub presiune

Alegerea materialelor pentru execuţia, instalarea, repararea şi verificarea recipientelor sub presiune trebuie astfel făcută încât să asigure funcţionarea fără defecţiuni şi fără pericol.

Alegerea materialelor în acest domeniu, când presiunile maxime depăşesc 0,07 MPa, se face ţinându-se seama de prescripţiile tehnice C4 - 90 colecţia ISCIR, în vigoare.

Nu se înscriu în aceste prescripţii recipientele care aparţin Ministerului Apărării Naţionale şi Ministerului de Interne, recipientele stingătoare de incendiu, recipientele de aer pentru instalaţii de frânare, basculare, transport pe cablu, rezervoarele de combustibili de pe locomotive, vagoane, autovehicule, nave, aeronave, cuptoare construite din ţevi, recipientele sub vacum, recipientele cu volum ocupat de fluid sub 50 l, recipientele de apă sub 115°C, recipientele pentru lichide a căror temperatură de lucru este sub cea de fierbere la presiunea de 0,07 MPa (0,7 barr), când este exclusă formarea unei perne de gaze sau vapori, recipientele construite din ţevi, radiatoare, calorifere,

colectoare şi distribuitoare de abur, apă fierbinte, aer, conducte pentru transportul fluidelor, corpurile armăturilor (robinete, supape etc.).

Alegerea materialelor pentru recipiente sub presiune se face folosindu-se criteriile de bază: rezistenţă la solicitările mecanice (statice şi dinamice), termice şi chimice care să asigure o funcţionare în condiţii optime.

După sudarea recipientelor sub presiune se va efectua un tratament termic dacă: grosimea pereţilor depăşeşte o anumită valoare (30 mm pentru oţeluri carbon şi 20 mm, chiar 15 mm, pentru oţeluri aliate), recipientul conţine substanţe letale sau care pot provoca coroziunea sub tensiune, indiferent de grosime; recipientul este supus acţiunii flăcărilor şi are grosimea pereţilor de peste 16 mm; recipientul lucrează la temperaturi sub -20^{0}C.

Materialele folosite sunt în funcţie de temperatură, de agresivitatea mediului şi de solicitările mecanice: oţeluri carbon cu destinaţie generală - STAS 500-80 şi precizată SATS 2883-88, STAS 10382-88, STAS 8183-80; oţeluri slab aliate şi aliate - STAS 8184-87, STAS 11502-89, STAS 2883/3-88; table placate cu oţeluri inoxidabile - STAS 12523-87; oţeluri inoxidabile - STAS 3583-87, oţeluri inoxidabile şi refractare - STAS 11523-87; oţeluri forjate; oţeluri turnate; fonte cu $R_m \geq 150$ daN/mm^2; cupru şi aliaje de cupru cu $A_{10} \geq 20\%$ pentru produse laminate şi $A_{10} \geq 8\%$ pentru produse turnate - STAS 95-87, STAS 197-80, STAS 198-86; aluminiu şi aliaje de aluminiu cu $A_{100} \geq 18\%$ pentru produse laminate şi $A_{100} \geq 3\%$ pentru produsele turnate - STAS 201-89; nichel şi aliaje de nichel; titan şi aliaje de titan.

Oţelurile cu destinaţie generală OL 30, OL 32 şi OL 34 nu se admit pentru execuţia recipientelor sub presiune, iar mărcile OL50, OL 60 şi OL70 nu se admit pentru execuţia prin sudare a recipientelor.

Celelalte mărci din această categorie de oţeluri se pot folosi numai dacă: recipientul nu conţine substanţe letale, explozive sau care produc coroziune fisurantă sub tensiune; solicitarea recipientului este statică şi temperatura de exploatare nu depăşeşte +60^{0}C.

Ţevile sudate elicoidal sau logitudinal se pot folosi în aparate sub presiune doar în următoarele condiţii: coeficientul de rezistenţă a cusăturii să fie de minimum 0,9; să nu conţină în interior sau exterior substanţe letale, explozive sau care produc coroziune fisurantă sub tensiune; dacă vin în contact direct cu flacără şi dacă temperatura de lucru este sub +15^{0}C.

Fonta nu se va folosi pentru elemente în aparate şi recipiente sub presiune în următoarele cazuri: contact direct cu flacără sau cu gaze de ardere la temperaturi de peste 550^{0}C, când temperatura de lucru este sub 0^{0}C, prezenţa solicitărilor dinamice; prezenţa substanţelor letale sau explozive. Elementele din fontă vor fi tratate termic.

Cuprul şi aliajele de cupru se folosesc în domeniile de temperaturi -200^{0}C...+200^{0}C şi pentru recipiente care nu vin în contact cu substanţe corosive (amoniac, acetilenă, acid azotic, sulfuric etc.).

Aluminiul şi aliajele de aluminiu se folosesc în domeniul de temperaturi -270°C...+200°C, pentru produse laminate, şi de -200°C...+200°C, pentru produse turnate, şi dacă recipientele nu vin în contact cu substanţe corosive (hidroxid de sodiu, carbonat de sodiu, acid fluorhidric etc.).

Nichelul şi aliajele de nichel se folosesc în domeniul de temperaturi -200°C...+600°C.

Titanul şi aliajele de titan se folosesc în domeniul de temperaturi -60°C...+300°C.

Plumbul se foloseşte pentru protecţia anticorosivă a recipientelor între -200°C şi +140°C, iar zincul în acelaşi scop între -200°C şi +120°C.

8.5.1. Aparate şi recipiente sub presiune utilizate între -50°C şi +400°C

Criteriul de bază în alegerea materialelor pentru astfel de produse (conform cap. 4.2.) este cel al rezistenţei mecanice. La rezistenţe mecanice apropiate, se va alege marca de oţel cu gradul de aliere cel mai redus.

În acest domeniu de temperaturi (-50°C...+400°C), oţelurile nu trebuie să prezinte garanţii excesive din punctul de vedere al tenacităţii, în special când exploatarea se face preponderent în domeniul pozitiv al temperaturilor. Se admite că pentru produsele de grosimi 10...20 mm, valoarea rezilienţei KCV=35 J/cm^2 (28 J) este suficientă, ea fiind asigurată de calitatea oţelului, iar temperatura la care se obţine poate fi temperatură de tranziţie.

Când oţelurile carbon sau slab aliate satisfac condiţiile de rezistenţă mecanică impuse de presiune şi temperatura de lucru, dar nu satisfac din punctul de vedere al rezistenţei la coroziune, pentru eficienţă trebuie să se recurgă la utilizarea oţelurilor respective placate cu straturi de oţel anticorosive şi nu la înlocuirea totală a oţelurilor carbon sau slab aliate cu oţeluri inoxidabile.

În domeniul temperaturilor -50°C...+400°C, se recomandă utilizarea oţelurilor mai puţin aliate din seria K410, K460, K510 sau a celor din seria R37, R44 şi R52 - STAS 2883-88.

Când aparatele şi recipientele lucrează sub solicitări variabile date de variaţiile periodice de temperatură, presiune, vibraţii, forţe care încarcă şi descarcă recipientul, se va avea în vedere prevenirea ruperii prin oboseală.

Acest lucru, de obicei, nu se face prin alegerea oţelurilor, ci prin soluţii constructive şi tehnologice. În aceste cazuri, se recurge la proiectarea recipientelor pentru durate de viaţă limitate, de exemplu, maximum 10^5 cicluri. Valorile tensiunilor de calcul sunt proporţionale cu limitele de curgere ale oţelurilor exploatate până la +400°C.

Oţelurile recomandate spre a fi folosite în construcţia acestor recipiente sunt date în tabelul 8.2.

8.5.2. Aparate şi recipiente sub presiune utilizate la temperaturi înalte

Temperaturile înalte în acest caz se referă la domenii situate peste +400°C.

Criteriul de bază în alegerea materialelor pentru astfel de produse este rezistenţa tehnică de durată la temperatura de lucru sau limita tehnică de fluaj (cap.4.2.2).

Caracteristicile de fluaj ale oţelurilor termorezistente sunt direct corelate cu gradul de aliere al acestora, motiv pentru care, oţelurile utilizate pentru astfel de recipiente vor fi aliate cu molibden, crom şi vanadiu, care stabilizează structura, mărind limita de fluaj.

Granulaţia oţelurilor solicitate la fluaj este foarte importantă, deoarece deformarea şi ruperea prin fluaj se realizează prin deplasarea grăunţilor pe limitele dintre ei, motiv pentru care grăunţii trebuie să nu fie nici prea mari, nici prea mici, punctajul recomandat fiind între 5 şi 8.

Prin fluaj, structura oţelurilor se modifică prin trecerea elementelor de aliere din masa grăunţilor de soluţii solide (ferită sau austenită) în compuşi intermetalici situaţii pe limitele dintre grăunţi, proces care duce la micşorarea treptată a caracteristicilor de rezistenţă şi de tenacitate.

Acest fapt impune verificarea structurii oţelurilor după anumite durate de exploatare (în general 10^5h), în scopul evidenţierii eventualelor modificări, şi verificarea rezervei de rezistenţă a oţelurilor, după care se decide continuarea sau întreruperea exploatării.

Oţelurile folosite pentru recipiente sub presiune la temperatură înaltă trebuie să posede o structură iniţială neafectată de ecruisare sau supraîncălzire.

Din acest motiv, deformarea plastică a acestor oţeluri se va face în domenii precise de temperaturi, iar sudarea se va executa fără să fie folosite regimuri prea intensive.

Oţelurile termorezistente folosite sunt date în tabelul 8.2. Când recipientele lucrează în medii corosive, se recurge la oţeluri inoxidabile şi refractare.

8.5.3. Aparate şi recipiente sub presiune utilizate la temperaturi joase

Temperaturile joase sunt considerate cele sitate sub -50°C. Criteriul de bază în alegerea oţelurilor pentru astfel de produse este cel al tenacităţii în scopul prevenirii ruperii fragile (cap. 4.2.2).

Oţelurile care au temperatura de tranziţie de la ruperea ductilă la cea fragilă scăzută până la sub -100°C sunt cele care au granulaţia foarte fină sau care sunt aliate în special cu nichel.

La temperaturi situate sub -100°C, se folosesc oţeluri inoxidabile feritice sau austenice, care îşi păstrează tenacitatea până la temperaturi de -270°C.

Oţelurile carbon şi slab aliate se folosesc la temperaturi scăzute numai în stare normalizată, normalizată şi revenită sau călită şi revenită, când caracteristicile de rezistenţă şi tenacitate au valori optime.

Sudarea acestor oţeluri se face cu regimuri puţin intense (energii liniare de 7...35 kJ/cm^2) spre a se evita formarea structurilor ferito-bainitice în zonele cordoanelor de sudură care afectează tenacitatea. După sudare, recoacerea de detensionare este obligatorie. La aceasta se va avea în vedere fragilitatea de revenire a otelurilor cu Ni, motiv pentru care acestea se vor răci cu viteză mare în domeniul 570...370°C.

Oţelurile folosite pentru recipientele sub presiune utilizate la temperaturi joase sunt date în tabelul 8.2.

Tabelul 8.2

Alegerea oţelurilor pentru recipiente sub presiune

Oţelul	STAS	Domenii de alegere şi utilizare
0	1	2
K 410 K 460	2883/3-88	Table, benzi laminate la cald şi semifabricate forjate pentru recipiente şi aprate sub presiune la temperaturi ambiantă şi înalte
K 510	2883/3-88	Table, benzi şi profiluri laminate la cald pentru recipiente şi aparate sub presiune la temperaturi ambiantă şi înalte, cârlige forjate pentru macarale etc.
OLT 35K OLT 45K	8184-87 8184-88	Profiluri, ţevi laminate la cald şi semifabricate forjate pentru cazane energetice şi schimbătoare de căldură supuse la solicitări mecanice şi temperaturi de 200...400°C
16 Mo3	8184-87	Table, benzi, ţevi, profile laminate la cald şi semifabricate forjate pentru cazane enegetice, schimbătoare de căldură, recipiente sub presiune la temperaturi de 400...480°C. În medii de H, temperatura de lucru scade
14 MoCr 10	8184-87	Construcţii şi instalaţii care funcţionează la temperaturi de 450...540°C; cazane energetice, schimbătoare de căldură, recipiente şi aparate sub presiune. În medii de H, temperatura de lucru este mai joasă
16 Mo 5	8184-87	Construcţii şi instalaţii care lucrează la temperaturi de 450°-500°C: cazane energetice, schimbătoare de căldură, recipiente sub presiune, conducte etc. În medii de H, temperatura de lucru scade
12 MoCr 22	8184-88	Construcţii şi instalaţii care lucrează la temperaturi de 470-500°C: cazane energetice, schimbătoare de căldură, recipiente sub presiune, conducte etc.
12 MoCr 50	8184-87	Construcţii şi instalaţii care lucrează la temperaturi înalte şi în medii de hidrogen

Tabelul 8.2 (continuare)

0	1	2
12 VMoCr 10	8184-87	Construcţii şi instalaţii care lucrează la temperaturi de 520...560°C: conducte de abur, cazane energetice, organe de asamblare, fascicule tubulare, colectoare, mantale şi funduri de recipiente la presiuni foarte mari în regim de lungă durată
12 MoCr 90	8184-87	Produse tubulare şi profile laminate la cald pentru construcţii, instalaţii, utilaje şi maşini care lucrează la temperaturi de 475-575°C şi în mediu de hidrogen
20VNiMoCr120 20VNiMoWCr120	8184-87	Ţevi, profile şi produse plate pentru instalaţii şi utilaje puternic solicitate la temperaturi înalte de 500...620°C: conducte de abur viu, cazane energetice de mare randament, organe de asamblare
R 37	2883/2-88	Table şi benzi laminate la cald pentru recipiente şi aparate sub presiune la temperaturi joase
R 44	2883/2-88	Table, benzi şi semifabricate forjate pentru recipiente şi aparate sub presiune la temperaturi joase
R 52	10382-88	Table, benzi şi profile laminate la cald pentru recipiente şi aparate sub presiune la temperaturi joase
OLT 35 R OLT 45 R	11502-89	Produse tubulare şi profile laminate la cald pentru instalaţii care lucrează la temperaturi scăzute în industria chimică şi alimentară
9 SiMn 16	11502-89	Table, benzi şi profile alminate la cald pentru instalaţii care lucrează la temperaturi joase: recipiente sub presiune, utilaje tehnologice, construcţii metalice sudate, vagoane etc.
RV 510	11502-89	Table şi benzi pentru rezervoare care conţin gaze lichefiate, gaze comprimate, recipiente sub presiune la temperaturi scăzute
16 SiMn 10	11502-89	Table şi benzi pentru recipiente şi aparate sub presiune, utilaje tehnologice, construcţii metalice sudate care lucrează la temperaturi joase
10 Ni 35	11502-89	Table, benzi, profile şi ţevi laminate la cald pentru instalaţii care funcţionează la temperaturi scăzute până la -100°C: recipiente sub presiune, schimbătoare de căldură
Oţeluri inoxidabile	3588-87	Table, benzi şi ţevi laminate la cald pentru instalaţii care lucrează la temperatură ambiantă şi scăzută în medii corosive: recipiente sub presiune, conducte etc.
Oţeluri inoxidabile şi refractare	11523-87	Table, benzi şi ţevi laminate la cald pentru instalaţii care lucrează la temperatură ambiantă şi înaltă în medii oxidante şi corosive: recipiente sub presiune, schimbătoare de căldură, conducte etc.
Oţeluri turnate	9277-84	Armături de instalaţii sub presiune care lucrează la temperatura ambiantă
Oţeluri turnate aliate	12404-85	Piese turnate în instalaţii, aparate şi recipiente care lucrează sub presiune la temperaturi înalte, care nu vin în contact cu flacără şi nu conţin substanţe letale, toxice, explozive şi inflamabile

Întrucât în cazul tuturor construcţiilor sudate, deci şi a recipientelor, cusătura este o zonă de minimă rezistenţă, operaţia de sudare este pretenţioasă, regimurile de sudare folosite depinzând de scopul produselor, de grosimea acestora, de grosimea electrozilor şi lungimea de cordon depus pentru 10 cm electrod consumat. Astfel, energia nominală folosită efectiv pentru a executa sudarea cu arc este:

$$E_n = (60 \cdot U \cdot I)/(1000 \cdot v) \quad [\text{kJ/cm}]$$

în care: U şi I sunt tensiunea şi intensitatea curentului folosit pentru arcul electric, iar v este viteza de depunere a cordonului de sudură.

În funcţie de energia nominală şi de dimensiunea electrodului, din 10 cm de electrod consumat, se vor depune lungimi de cordon diferite. Pentru a se determina energia nominală necesară sudării, pentru a se depune o lungime precizată de cordon prin consumarea a 10 cm de electrod, se foloseşte tabelul 8.3.

Tabelul 8.3

Corelaţia dintre energia nominală, diametrul electrodului şi lungimea cordonului

Φ, mm	2,5	3,2	4	5	6
E_n, kJ/cm	Lungimea cordonului depus la consumul a 10 cm electrod, cm				
6	5,4	8,7	13,4	21,2	-
8	4	6,6	10,1	16,0	23,0
10	3,2	5,2	8	12,7	18,3
12	2,7	4,4	6,7	10,6	16,8
14	2,3	3,7	5,7	9,0	14,4
16	-	3,3	5,0	7,9	12,7
18	-	2,9	4,5	7,1	11,2
20	-	2,6	4,0	6,3	10,1
25	-	2,1	3,2	5,0	8,0
30	-	-	2,6	4,3	6,7
40	-	-	2,0	3,2	5,0
50	-	-	-	2,6	4,0

Obs. Între liniile îngroşate se află domeniul utilizării normale.

Înmulţind energia nominală cu un coeficient K se obţine energia echivalentă: $E_{ec} = K \cdot E_n$, [kJ/cm]. Coeficientul de multiplicare depinde de configuraţia cordonului de sudură. El este dat în tabelul 8.4.

Pe baza energiei echivalente se pot determina pentru un anumit oţel (OL 37) zonele interzise şi posibile de sudare a elementelor cu diverse grosimi (fig. 8.3).

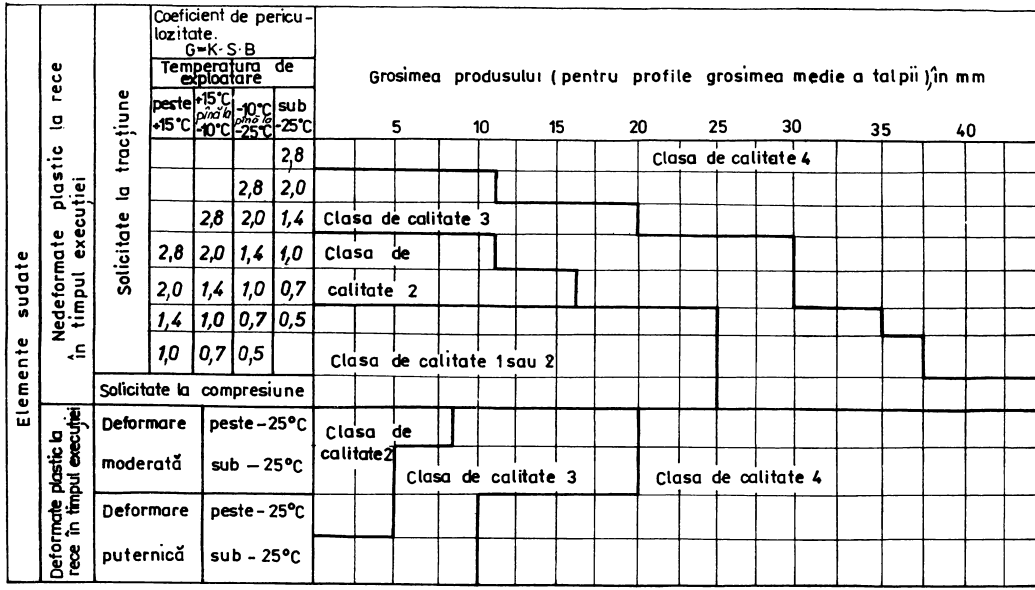


Fig. 8.2. Diagrama pentru alegerea claselor de calitate ale oțelurilor pentru construcții sudate

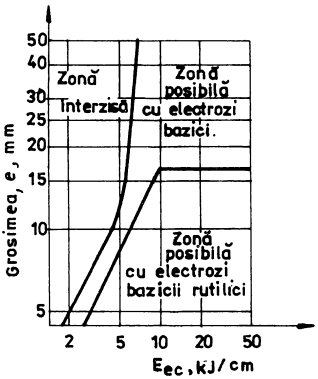


Fig. 8.3. Zone interzise şi posibile de sudare pentru OL 37 cu electrozi bazici.

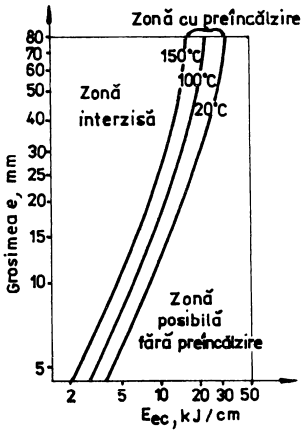


Fig. 8.4. Zone interzise şi posibile de sudare cu sau fără preîncălzire pentru OL 52 cu electrozi bazici.

De asemenea, se pot determina zonele de interdicţii sau posibile de sudare cu sau fără preîncălzire (fig. 8.4).

Tabelul 8.4

Coeficientul K din relaţia $E_{ac} = K \cdot E_n$

Geometria cusăturii	*Valorile coeficientului, K*							
	1							
a, b	a/b	0	0,2 7		0,5	0,75	1	
	K	1	0,88		0,80	0,72	0,67	
α	α	30°	45°	60°	75°	90°	105°	130°
	K	0,55	0,57	0,6	0,63	0,67	0,7	0,75
α	K	1,2	1,33	1,5	1,72	2	2,38	3
α	K	0,6	0,67	0,75	0,85	1	1,2	1,5

Tipurile de semifabricate pe mărci de oţeluri carbon, slab aliate, inoxidabile şi refractare, folosite pentru confecţionarea elementelor pentru recipiente sub presiune, sunt date în tabelul 8.5.

Tabelul 8.5

Tipuri de semifabricate şi mărci de oţeluri pentru recipiente sub presiune

Semifabricate	OŢELURI				
	Carbon	Slab aliate	Aliate	Inoxidabile	Refractare
Table	OL 37 OL 42 K 410 R 37	OL 44 OL 52 K460 K510 R44 R529 SiMn16 16SiMn10 RV510 A21	16Mo3 16Mo5 14MoCr10 12MoCr22 12MoCr50 12VMoCr10 10Ni35	7AlCr130 8Cr170 8TiCr170 2TiMoCr180 2NiCr185 5NiCr180 10TiNiCr180 10TiMoNiCr175 2MoNiCr175 2CuMoCrNi250	10AlCr70 10AlCr180 10AlCr240 12TiNiCr180 12SiNiCr200 15SiNiCr250 12NiCr250
Ţevi	OLT35K OLT45K OLT35R OLT45R		16Mo3 16Mo5 14MoCr10 12MoCr22	7AlCr130 8Cr170 8TiCr170 2TiMoCr180	10AlCr70 10AlCr180 10AlCr240 20VNiWMoCr120
			12MoCr50 12MoCr90 12VMoCr10 10Ni35	2NiCr185 5NiCr180 10TiNiCr180 10TiMoNiCr175 2CuMoCrNi250	12TiNiCr180 12NiCr250 15SiNiCr200 15SiNiCr250 12SiCrNi360 10TiAlCrNi320
Piese forjate	OLT35K OLT45K OLT35R OLT45R OLC20 OLC25 OLC25X OLC35 OLC35X	K460 R52	16 10Mo3 16Mo5 14MoCr10 12MoCr22 12MoCr50 12VMoCr10 20VNiMoCr120 10Ni35	7AlCr130 8Cr170 8TiCr170 2TIMoCr180 2NiCr185 5NiCr180 10TiNiCr180 10TiMoNiCr175 2MoNiCr175 2CuMoCrNi250	10AlCr70 10AlCr180 10AlCr240 20VNiMoCr120 20VNiwMoCr120 12TiNiCr180 12NiCr250 15SiNiCr250 12SiNiCr360 10TiAlCrNi320
Piese turnate	OT400-3 T21	T20Mn14 T20TiMn12	T14VMoCuCrNi16 T20MoCr90 T15MoCrNi30R T15MnNi25R T15Ni35R T16Mo5 T16MoCr11 T17VMoCr12	T15Cr130 T20Cr130 T15NiCr180 T15MoNiCr180 T6NiCr180 T6MoNiCr180 T10NiCr180	T12TiMoNiCr175

Tabelul 8.5(continuare)

0	1	2	3	4	5
Organe de asamblare	OLC25As OLC35As OLC45As OLC45As-Im		34MoCr11As 42MoCr11As 21VMoCr14 As 40VMoCr11 As 13CrNi30As 10Ni35As 42MoCr11As-Im 12MoCr50	7AlCr130 10Cr130 20Cr130 2TiMoCr180 22NiCr170 2NiCr185 5NiCr180 10TiNiCr180 10TiMoNiCr175 2MoNiCr175 2CuMoCrNi250	20VNiWMoCr120

8.6. Alegerea materialelor pentru ţevi fără sudură folosite în industria petrolieră şi geologie

În acestă categorie intră: burlanele de tubaj, burlanele, sondezele, ţevile de execuţie, conductele de transport, prăjinile de foraj, prăjinile de foraj sondeze, prăjinile sondeze, prăjinile grele sondeze şi racordurile sau mufele de îmbinare, ale căror condiţii tehnice de execuţie sunt reglementate de următoarele standarde: STAS 8185-80; STAS 791-80; STAS 824-80; STAS 875-80; STAS 715/2-80; STAS 323-80; STAS 8037-80; STAS 5293-80; STAS 1898-80; STAS 5607-80; STAS 1967-80.

Burlanele de tubaj, ţevile de extracţie, mufele şi prăjinile se execută conform specificaţiei API5CT editată de Institutul American de Petrol în 1988, care indică pentru calitatea ţevii patru grupe şi zece grade de rezistenţă (H,J,K,C,L,N,P,Q,X,G,U,V), date în tabelul 8.6.

Tabelul 8.6

Corelarea calităţii ţevilor pentru foraj cu mărcile de oţel

Grupa	Grad rezist	Tip de oţel	Trat. termic	Caracteristici de rezistenţă. N/mm²			Destinaţia
				$R_{p0,2}$	R_m,min	HB	
1	H40	-	F	276-552	414	-	B
	J55	-	F;A	379-552	517	-	B;T
	K55	-	F;A	379-552	655	-	B
	N80	-		552-758	689	-	B;P;T
2	C75	1;2;3	N-R;C-R	517-620	655	-	B;T
	C75	9Cr	C-R	517-620	655	237	B;T
	C75	13Cr	C-R	517-620	655	237	B;T
	C90	1	C-R	620-724	690	255	B
	C90	2	C-R	620-724	690	255	B
	C95	-	C-R	620-724	690	255	B
	L80	1	C-R	552-655	655	241	B
	L80	9Cr	C-R	552-655	655	241	B
	L80	13Cr	C-R	552-655	655	241	B

Tabelul 8.6(continuare)

3	P105	-	C-R;A	724-931	827	-	T
	P110	-	C-R;A	758-965	862	-	B
4	Q125	1	C-R	860-1035	930	-	B
	Q125	2	C-R	860-1035	930	-	B
	Q125	3	C-R	860-1035	930	-	B
	Q125	4	C-R	860-1035	930	-	B
-	D	40CrNi12	C-R	780	980	-	Pg
-	X95	33MoCr11	C-R	668-879	738	-	P
-	G105	40VMoMnCr7	N-R	738-949	808	-	P
-	V150	35VMoMn14	C-R	1054-1265	1125	-	B
-	U170	35VCrMoMn14	C-R	1194-1405	1365	-	P

Obs: F - fără tratament termic; A - tratament termic la înţelegere cu beneficiarul; N-R - normalizare şi revenire înaltă;C-R - călire şi revenire înaltă; B - burlane grele de tubaj; T - ţevi de extracţie; P- prăjini de foraj; Pg - prăjini grele.

Gradele de rezistenţă H40; J55; K55; N80; C95; P105 şi P110 se execută din oţeluri carbon sau aliate la alegere, dar care să asigure clasa de calitate respectivă (OLT 65; 40Mn10; 43MoMn16; 31VMn12 etc.).

Compoziţia chimică a oţelurilor folosite pentru fabricarea ţevilor pentru foraj este dată în tabelul 8.7.

Tabelul 8.7

Compoziţia chimică a oţelurilor pentru ţevi de foraj

Grad de rezistenţă	Tip de oţel	Compoziţia chimică, %							
		C	Mn	Mo	Cr	Ni_{max}	Si_{max}	P_{max}	S_{max}
H40	-	-	-	-	-	-	-	0,04	0,06
J55	-	-	-	-	-	-	-	0,04	0,06
K55	-	-	-	-	-	-	-	0,04	0,06
H80	-	-	-	-	-	-	-	0,04	0,06
C75	1*	<0,5	<1,9	0,15-0,4	-	-	-	0,04	0,06
C75	2	<0,43	<1,5	-	-	-	-	0,04	0,06
C75	3	0,38-0,48	0,75-1,0	0,15-0,25	0,8-1,1	0,5	0,45	0,04	0,04
C75	9Cr	<0,15	0,3-0,6	0,9-1,1	8-10	0,5	0,45	0,02	0,01
C75	13Cr	0,15-0,22	0,25-1,0	-	12-14	0,25	-	0,02	0,01
C90	1	<0,35	<1,0	<0,75	<1,2	0,99	-	0,02	0,01
C90	2	<0,50	<1,9	F.L	F.L	0,99	-	0,03	0,01
C95	-	<0,45	<1,9	-	-	-	0,45	0,04	0.06
C80	1	<0,43	<1,9	-	-	0,25	0,45	0,04	0,06
C80	9Cr	<0,15	<0,6	0,9-1,1	8-10	0,5	1,0	0,02	0,01
C80	13Cr	<0,22	<1,0	-	12-14	0,5	1,0	0,02	0,01
P105	-	-	-	-	-	-	-	0,04	0,06
P110	-	-	-	-	-	-	-	0,04	0,06

Tabelul 8.7(continuare)

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Q 125	1	<0,35	<1,0	<0,75	<1,2	0,99	-	0,02	0,01
Q 125	2	<0,35	<1,0	F.L	*F.L	0,99	-	0,02	0,02
Q 125	3	<0,5	<1,9	F.L	*F.L	0,99	-	0,03	0,01
Q125	4	<0,5	<1,9	F.L	*F.L	0,99	-	0,03.	0,02

Obs.: F.L - fără limite; * -Cr, Ni şi Cu însumate nu depăşesc 0,5%.

Alegerea gradului de rezistenţă a produselor tubulare pentru foraj se face în funcţie de condiţiile concrete de lucru (adâncimea de foraj, natura şi duritatea rocilor etc.).

Mufele de îmbinare cu filet a burlanelor de tubaj şi ţevilor de execuţie se execută din ţevi fără sudură, sau din produse forjate la cald, de regulă din acelaşi grad de rezistenţă ca şi ţevile care sunt îmbinate prin filetare. Se admite ca ţevile grad H40 şi J55 să fie livrate şi îmbinate cu mufe grad J55 sau K55. De asemenea, mufele suportă acelaşi tratament termic ca şi ţevile.

8.7. Etapele alegerii materialelor metalice pentru construcţii metalice

A. *Date referitoare la construcţia metalică.* Din desenul de execuţie şi din proiectul de construcţie se obţin date cu privire la: tipul construcţiei sau elementului de construcţie (stâlp de susţinere, panou de închidere a unei hale, recipient pentru gaze comprimate etc.); particularităţi (formă, elemente constructive, tip de îmbinare, mediu de lucru - agresiv sau nu, izolat sau nu termic etc.); tip de solicitări (solicitări simple sau complexe, statice sau dinamice, tensiuni maxime produse de solicitări etc.); temperatura maximă şi minimă de lucru; execuţie (loc de execuţie - în uzină sau şantier, mod de asamblare, tratamente termice aplicate etc.).

B. *Alegerea mărcii de oţel.* Pornindu-se de la solicitări, condiţii de exploatare şi execuţie, pe baza criteriilor fundamentale, se stabileşte clasa de rezistenţă mecanică, rigiditatea, tenacitatea, rezistenţa la coroziune, temperatura de lucru, temperatura de tranziţie ductil-fragil, care trebuie îndeplinite şi se stabileşte în final marca de oţel sau grupa de oţeluri conform standardelor şi dimensiunilor de bază (grosimea, diametrul) a semifabricatelor.

C. *Alegerea clasei de calitate.* În funcţie de grosimea produselor, nivelul de solicitare, gradul de periculozitate, clasa de rezistenţă, temperatura de tranziţie ductil-fragil, tenacitatea, etc., se alege clasa de calitate a oţelului, dacă ea este indicată în standard (v. fig. 8.2).

De exemplu, un stâlp de susţinere a unei platforme din profile laminate prin sudare în uzină şi fixat pe şantier, care lucrează la temperaturi de -30°C...+50°C, în aer, solicitat la compresiune şi încovoiere, având tensiuni maxime în zonele întinse de 140 M/mm^2, se va executa din OL37.2 STAS

500/2-80, iar un recipient pentru gaze lichefiate inflamabile de formă sferică, izolat termic care lucrează la o presiune de 2 Mpa (20 barr), în domeniul de temperaturi +50°C...-50°C, în aer liber, executat din elemente deformate la rece, tăiate în uzină şi sudate pe şantier, apoi tratate termic după asamblare, se va executa dintr-un oţel cu granulaţie fină din clasa de rezistenţă 520 N/mm^2, care are temperatura de tranziţie ductil-fragil la -30°C, marca R 52.5-STAS 2883-88.

CAPITOLUL 9

ALEGEREA MATERIALELOR METALICE PENTRU CONSTRUCŢII MECANICE

În categoria construcţiilor mecanice intră maşinile pentru producerea, transformarea şi transmiterea energiei (motoare, pompe, turbine, maşini-unelte etc.). Din punct de vedere funcţional, organele de maşini sunt: organele de asamblare demontabilă, nedemontabilă şi elastică (şuruburi, pene, nituri, arcuri etc.); organe de transmitere a mişcării (angrenaje, axe, arbori, rulmenţi); organe suport (carcase, batiuri, sânii etc.) şi organe auxiliare pentru reglare şi comandă.

Criteriile principale de alegere a materialelor pentru organele de maşini trebuie să asigure: funcţionalitatea şi fiabilitatea atât a piesei, cât şi a ansamblului în care este inclusă; posibilitatea prelucrării (sudare, deformare plastică, turnare, aşchiere, tratament termic); preţ de cost al materialului şi al fabricaţiei minim (v. cap. 4.1).

Datorită condiţiilor contradictorii care se impun uneori materialelor pentru construcţii mecanice, este foarte dificil şi costisitor să se stabilească un material care să corespundă perfect tuturor cerinţelor. Din acest motiv, frecvent, se recurge la soluţia " calităţii locale" care constă în modificarea locală a compoziţiei chimice, structurii şi proprietăţilor organelor de maşini prin placare, tratamente superficiale. La alegerea materialelor metalice pentru construcţii mecanice se vor prefera materialele standardizate, evitându-se pe cât posibil materialele speciale (oţeluri înalt aliate, superaliaje, materiale amorfe, materiale compozite etc.), care de obicei sunt scumpe şi greu de procurat.

Materialele din care se execută organele de maşini sunt preponderent oţeluri şi fonte; oţeluri obişnuite de uz general netratate termic STAS 500-80; oţeluri carbon de calitate şi aliaje tratate termic - STAS 880-88; STAS 791-88; STAS 1350-89; STAS 795-87; STAS 10677-84; STAS 9382-82; STAS 1456-89; STAS 11311-88; STAS 1773-80; STAS 600-82; STAS 568-82; STAS 6071-82 şi STAS 569-79.

De asemenea, se folosesc în mai mică măsură bronzuri, alame şi aliaje de aluminiu.

Criteriile de bază ale alegerii materialelor metalice pentru organe de maşini în construcţii mecanice sunt: rezistenţa mecanică (dată de limita la curgere şi rezistenţa la rupere prin tracţiune, rezistenţa la rupere prin oboseală)

și călibilitatea.

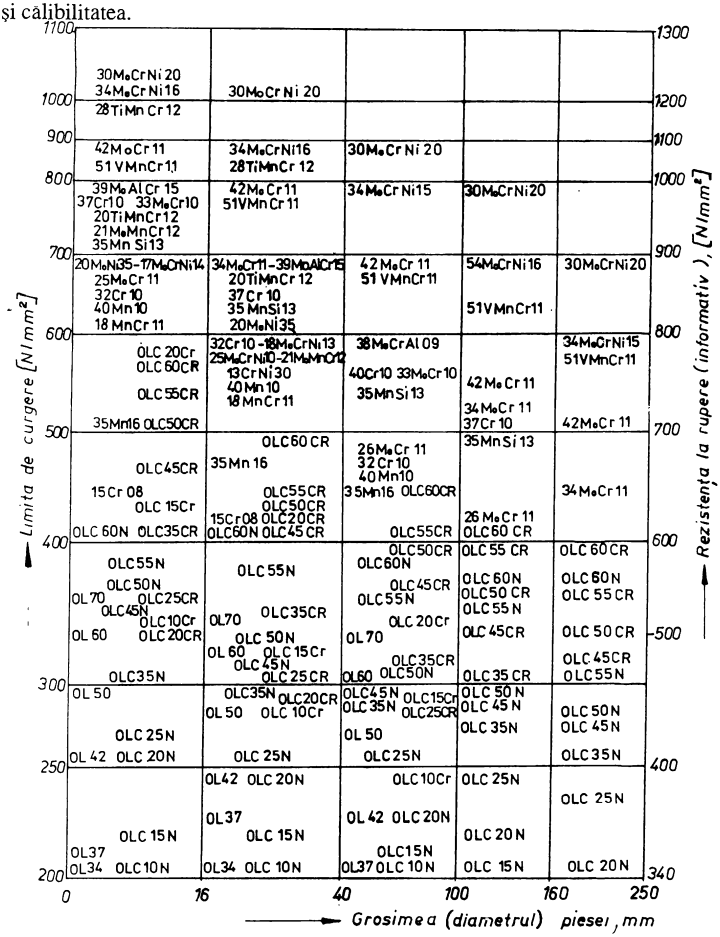


Fig.9.1. Eșalonarea mărcilor de oțel în funcție de limita de curgere și de diametrul piesei.
Obs. N-normalizat; CR-călit și revenit jos;
CR-călit și revenit înalt (îmbunătățit)

Eșalonarea oțelurilor carbon de calitate și aliate cu destinație generală în funcție de grosimea pieselor și de valoarea rezistenței mecanice este prezentată în figura 9.1.

Întrucât duritatea oţelurilor se măsoară cu mai multă uşurinţă comparativ cu rezistenţa la rupere, în practică, se poate utiliza corelaţia dintre cele două proprietăţi, dată în figura 9.2.

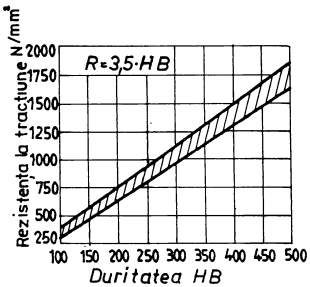


Fig. 9.2. Corelaţia dintre duritate şi rezistenţa la tracţiune a oţelurilor.

Alegerea materialelor în acest domeniu nu poate fi separată de alegerea tratamentului termic sau termochimic care să asigure proprietăţile de utilizare.

Alegerea oţelurilor şi a tratamentelor termice pentru organe de maşini se face în primul rând în funcţie de natura solicitărilor statice sau dinamice la care este supus organul de maşină şi apoi de valoarea acestor solicitări: rezistenţa la rupere prin tracţiune (R_m) şi rezistenţa la oboseală σ_{-1}. O schemă simplificată de alegere a oţelurilor şi a tipurilor de tratament (BASES DE CHOIX DES ACIERS, OTUA, Paris, 1986) este prezentată în figura 9.3, în care se ia în considerare natura solicitării, rezistenţa mecanică, statică sau dinamică, uniformitatea eforturilor pe secţiunea piesei, călibilitatea oţelurilor, grosimea piesei şi metoda de tratament termic în masă sau superficial. Compararea valorică a rezistenţei la oboseală obţinută prin diverse tratamente termice superficiale şi termochimice este prezentată în figura 9.4, iar rezistenţa la uzare, în figura 9.5.

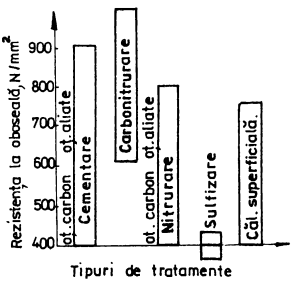


Fig. 9.4. Compararea rezistenţei la oboseală pentru diferite tratamente termice superficiale.

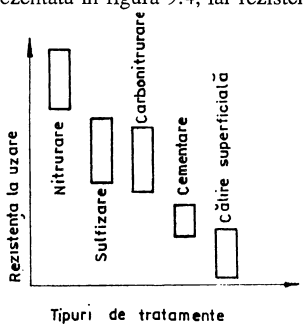


Fig. 9.5. Compararea rezistenţei la uzare pentru diferite tratamente de suprafaţă.

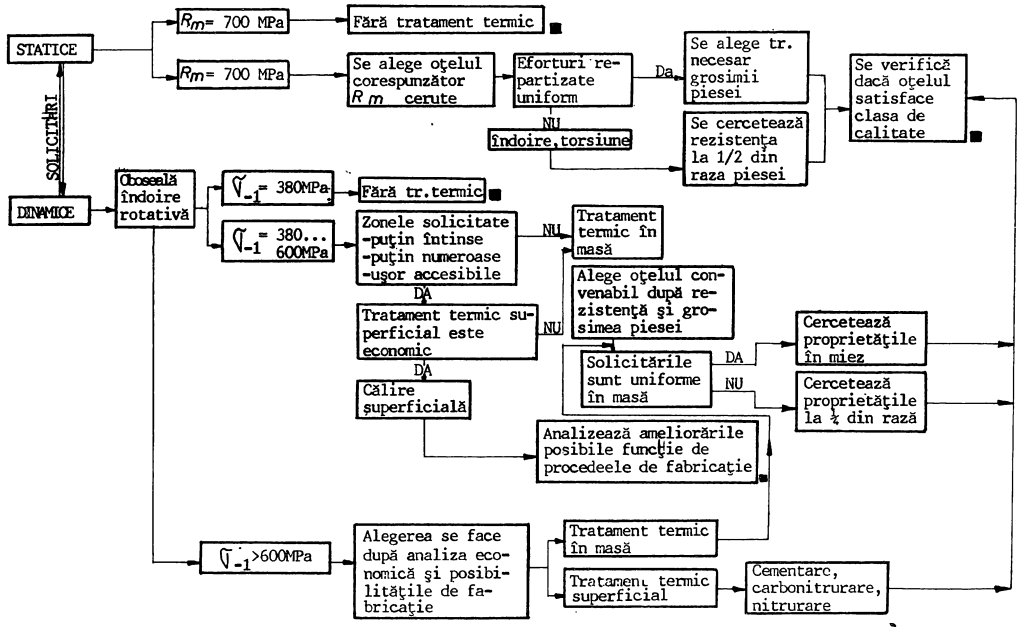


Fig. 9.3. Schemă simplificată de alegere a oţelurilor pentru organe de maşini

9.1. Alegerea materialelor metalice pentru organe de maşini care transmit mişcarea

Din această categorie fac parte: roţile dinţate, pinioanele, coroanele dinţate, roţile melcate, şuruburile melc, şuruburile de mişcare, cuplajele, camele, cremalierele, osiile, arborii, bolţurile, arborii cotiţi, arborii cu came, bielele, roţile de antrenare cu lanţ, cu curele, prin fricţiune, rulmenţii, lagărele etc.

Aceste organe se execută din oţeluri netratate sau tratate termic şi termochimic, fonte, bronzuri şi aliaje antifricţiune.

Majoritatea acestor organe de maşini sunt solicitate la oboseală, iar criteriul principal de alegere a materialelor este cel al rezistenţei la oboseală. Întrucât rezistenţa la oboseală (σ_{-1}) se determină mai dificil, se poate apela la rezistenţa de rupere prin tracţiune (R_m) şi transformarea ei în rezistenţă la oboseală la încovoiere rotativă, cu ajutorul graficului din figura 9.6.

Institutul francez CETIM propune relaţiile de calcul:

$\sigma_{-1} = R_m \cdot (0{,}56-1{,}4\cdot 10^{-4}\cdot R_m)$, pentru oţeluri cu 800 MPa>R_m>1 300 MPa;

$\sigma_{-1} = R_m \cdot (0{,}57-1{,}2\cdot 10^{-4}\cdot R_m)$, pentru oţeluri cu 800 MPa<R_m<1 300 Mpa.

Valoarea de 800 MPa corespunde trecerii de la starea normalizată la cea îmbunătăţită a oţelurilor, iar valoarea de 1 300 MPa corespunde trecerii de la starea îmbunătăţită la starea de călire şi revenire joasă a oţelurilor de înaltă rezistenţă. S-a constatat de asemenea că prezenţa unei cantităţi de circa 10% de austenită reziduală determină creşterea rezistenţei la oboseală a organelor de maşini corect rectificate.

9.1.1. Alegerea materialelor pentru roţi dinţate

Cea mai largă utilizare, şi anume la fabricarea roţilor dinţate din cutiile de viteză, reductoare, variatoare, cutii de avansuri etc., o prezintă oţelul.

Oţelurile folosite pot fi neîratate, normalizate sau îmbunătăţite, când au duritatea sub 350 HB şi când danturarea se face după tratamentul termic, ele au conţinutul de carbon sub 0,4%, şi tratate termic (în toată masa sau superficial) sau termochimic, când au duritatea de peste 350 HB şi conţinutul de carbon de peste 0,4% în toată masa sau numai în stratul superficial. Danturarea acestora se face înainte de prelucrarea termică.

Prima categorie de oţeluri se utilizează cu precădere la fabricarea roţilor dinţate pentru reductoare, la care duritatea flancurilor dinţilor nu trebuie să fie prea mare, iar a doua categorie se utilizează pentru fabricarea roţilor dinţate pentru cutiile de viteze la maşini-unelte, automobile, avioane etc., unde sunt necesare durităţi mari ale flancurilor dinţilor.

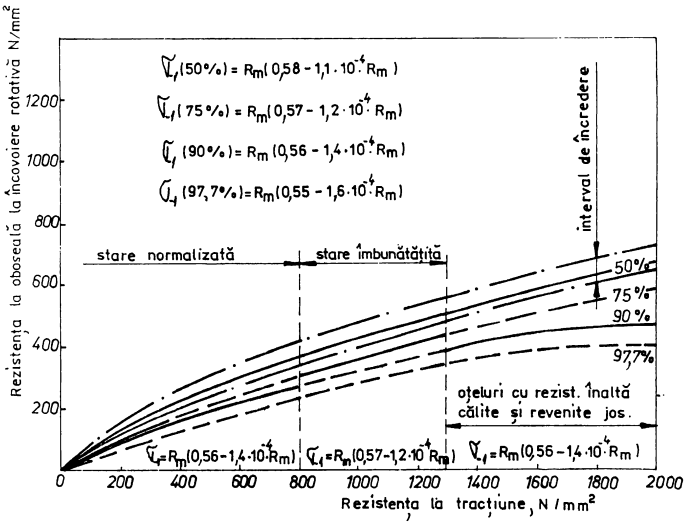


Fig. 9.6. Estimarea rezistenţei la oboseală prin încovoiere rotativă în funcţie de rezistenţa la rupere prin tracţiune a oţelurilor.

În alegerea materialelor pentru roţile dinţate, se au în vedere solicitările din timpul exploatării, duratele de exploatare, tehnologia de execuţie, condiţiile şi mediul de exploatare. Alegerea materialelor şi a prelucrărilor termice se face ştiindu-se că rezistenţa la oboseală prin contact (pitting) a flancurilor dinţilor sau la gripare este proporţională cu duritatea flancurilor, iar rezistenţa de rupere prin oboseală la încovoiere a dinţilor este proporţională cu duritatea sau rezistenţa la rupere a miezului.

Roţile dinţate pentru reductoare sau cele cu dimensiuni mari, care transmit puteri mari la viteze mici, se execută cu precădere din oţeluri îmbunătăţite. În acest caz, se va avea în vedere ca duritatea pinionului să fie mai mare decât cea a roţii, pentru a preveni griparea şi a asigura o durată de funcţionare a pinionului apropiată de cea a roţii.

Când este posibilă rectificarea danturii, se preferă roţi ce au flancurile dinţilor durificate superficial; prin aceasta se măreşte capacitatea portantă, se micşorează dimensiunile de gabarit ale angrenajului şi creşte rezistenţa la uzare şi gripare.

Roţile dinţate pentru cutiile de viteză se execută întotdeauna din oţeluri care permit durificarea superficială prin călire, cementare, carbonitrurare şi nitrurare. Danturarea lor se face înainte de tratamentul superficial, iar rectificarea şi finisarea danturii se face după tratament.

În funcţie de solicitările existente, roţile dinţate se execută din oţeluri carbon obişnuite sau de calitate (v. tab.5.11): OL44; OL52; OL60; OL70; OLC15; OLC45; OLC50; OLC55; OLC60, oţeluri aliate: 37Cr10; 42MoCr11; 35MnSi13; 18CrNi20; 21MoMnCr12; 18MoNiCr17; 19CrNi10; 15Cr9; 20MoNi35; 21MoMnCr12; 20TiMnCr12; 34MoCrNi16; 40CrNi12; 39MoAlCr15; 51VMnCr11 etc.

Roţile dinţate pentru diferenţiale şi cutii de viteză se execută cu precădere din oţelul pentru cementare 18MoNiCr17, iar roţile dinţate pentru organe de dimensiuni medii se execută frecvent din 19CrNi10.

Roţile de lanţ se execută din OLC15 şi 18CrNi20 cementate, OLC45; 40Cr10; 35Mn16 etc. îmbunătăţite şi din fontă, în funcţie de mărimea solicitării.

Se pot executa din fonte cenuşii modificate cu grafit acicular sau nodular, roţile dinţate cu dimensiuni mari, care funcţionează la viteze şi şocuri mici. Acestea au rezistenţă foarte mare la uzare abrazivă şi la gripare.

Bronzurile se folosesc de regulă la coroanele dinţate ale roţilor melcate.

Materialele plastice poliamidice sau stratificate se folosesc la executarea roţilor dinţate uşor solicitate mecanic, cu ungere deficitară, în condiţii de lucru silenţioase. În astfel de angrenaje, se recomandă ca pinionul să fie executat din oţel.

Cremalierele, şuruburile de mişcare, coroanele dinţate, roţile de lanţ se execută din aceleaşi materiale ca şi roţile dinţate. În funcţie de gradul de solicitare (viteze periferice şi presiuni specifice) a roţilor dinţate, se recomandă alegerea şi utilizarea materialelor metalice şi a tratamentelor termice prezentate în tabelul 9.1.

Tabelul 9.1

Recomandări de materiale şi tratamente pentru roţi dinţate

Solicitarea	Materiale şi tratamente recomandate
0	1
Foarte greu solicitate (viteze peste 12 m/s, presiuni specifice foarte mari, cu şoc)	18MoCrNi17; 20 MoNi35; 18 MoNiCr 17; 21 MoMnCr12; 20 TiMnCr 12 cementate jos la 58-62 HRC exterior şi 30-40 HRC în miez
Greu solicitate (viteze periferice şi presiuni specifice mari, şoc)	15Cr9; 17MnCr10; 18CrNi20; 18MoNiCr17; 21MoMnCr12; 19CrNi10 cementate pe adâncimi de 1,8-1,5 mm sau carbo-nitrurate pe adâncimi de 0,6-0,8 mm, călite şi revenite jos la 55-60 HRC în strat şi 20-30 HRC în miez
Mediu solicitate (v_n = 8-12 m/s, presiuni specifice mari, şoc).	OLC 40 S; OLC 45 S; 40 Cr 10; 42 MoCr 11 îmbunătăţite la 30-35 HRC şi călite superficial la 50-55 HRC. Fontă bainitică călită izoterm
Mediu solicitate (v_n = 4-8 m/s, presiuni specifice mari, fără şoc).	31 MnCrSi 11; 40 Cr 10; 42 MoCr 11; 40 BCr 10, îmbunătăţite la 40-50 HRC sau cianizate pe adâncimi de 0,2-0,3 mm cu călire şi revenire joasă la 55 HRC în strat şi 40-45 HRC în miez

Tabelul 9.1(continuare)

0	1
Slab solicitate (v_p = 6-12 m/s, presiuni specifice mici, şoc).	OLC 15; OLC 20 cementate pe adâncimi de 0,6-1 mm, călite şi revenite jos la 55-60 HRC în strat, sau carbonitrurate pe adâncimi de 0,4-0,6 mm călite şi revenite jos
Slab solicitate ($v_p \leq 6$ m/s, presiuni specifice mici, cu sau fără şoc)	OLC 40; OLC 45; 35 Mn 16; 40 Cr 10; 35 MnSi 13; 31 MnCrSi 11 îmbunătăţite la 20-25 HRC; oţeluri carbon şi aliate turnate
Foarte slab solicitate	Oţeluri carbon cu 0,25-0,5 % C netratate, oţeluri carbon turnate, fontă turnată, materiale plastice
Melci	15 Cr 9; 19 CrNi 10; 21 MoMnCr 12 cementate, călite şi revenite la 58-63 HRC; OLC 45; 40 Cr 10; 40 CrNi 12 călite şi revenite la 45-55 HRC

9.1.2. Alegerea materialelor metalice pentru osii şi arbori

Alegerea materialelor metalice pentru osii şi arbori, precum şi a tratamentelor termice adecvate se face în funcţie de modul de solicitare şi de condiţiile de lucru ale fusurilor (pe lagăre de alunecare sau rulmenţi).

Arborii puţin solicitaţi se execută din oţeluri carbon obişnuite OL50 şi OL60, iar cei mediu solicitaţi se execută din oţeluri de calitate OLC35; OLC45; OLC50. Arborii puternic solicitaţi şi la care se pun condiţii de gabarit se execută din oţeluri aliate cu crom, crom-nichel şi crom-mangan: 35Mn16; 34MoCrNi11; 34MoCrNi16; 42MoCr11; 39MoAlCr15; 40CrNi12; 51VMnCr11; 18MnCr11; 17MoCrNi14; 21MoMnCr12; 17CrNi16; 19CrNi10 etc.

Folosirea oţelurilor aliate se justifică numai în cazurile în care solicitările sunt mari, dimensiunile de gabarit impuse mici şi construcţia impune acest lucru (arbori care fac corp comun cu pinioane).

Asigurarea rezistenţei la oboseală şi la uzare a arborilor se realizează prin soluţii constructive (evitându-se concentratorii de eforturi şi prin tratamente termice superficiale sau termochimice şi mai puţin prin alegerea materialelor).

Arborii rigizi cu dimensiuni mari se execută întotdeauna din oţeluri carbon, deoarece rigiditatea oţelurilor carbon şi aliate este sensibil egală.

Arborii ai căror fusuri se sprijină pe lagăre de alunecare, se durifică superficial prin călire sau tratamente termochimice, iar cei care se sprijină pe rulmenţi se tratează prin îmbunătăţire.

Arborii mari, cu formă complicată, care lucrează în condiţii de vibraţii (de exemplu, arborii cotiţi, axele cu came etc.) se execută din fontă bainitică cu grafit nodular.

Arborii şi butucii canelaţi, semiaxele planetare, bolţurile, tijele, articulaţiile specifice, ghidajele etc. se execută frecvent din oţelul pentru

cementare 19CrNi10, iar axele pentru diferenţiale şi cutii de viteză, din oţelul 18MoNiCr17.

Când se impune ca arborele să fie executat din oţeluri carbon sau aliate de îmbunătăţire şi durificat superficial, sunt preferate oţelurile pentru călire superficială: OLC35CS; OLC45CS; OLC55CS; 40Cr10CS; 40BCr10CS; 34MoCr11CS; 34MoCrNi16CS; 42MoCr11CS.

Tehnologia de fabricaţie prin turnare, forjare liberă, matriţare, aşchiere din bare laminate are o mare importanţă asupra comportării în exploatare (în special la oboseală) a arborilor. Astfel, arborii matriţaţi sau forjaţi cu fibraj continuu, precum şi cei din fontă nodulară sau maleabilă au rezistenţă sporită la ruperea prin oboseală.

Arborii cotiţi, arborii cu came, bolţurile, osiile şi bielele se execută din acelaşi material ca şi arborii drepţi (v. tabelul 5.11).

9.1.3. Alegerea materialelor metalice pentru rulmenţi

Inelele şi corpurile de rostogolire ale rulmenţilor se execută din oţeluri cu rezistenţă mare la oboseală de contact, la uzare, cu tenacitate bună şi cu stabilitate dimensională mare. Aceste oţeluri sunt slab aliate cu crom, crom-siliciu, mangan şi molibden şi au un grad mare de omogenitate structurală. După recoacere, structura trebuie să fie formată din carburi fine şi uniform distribuite într-o masă perlitică. Îndeplinesc aceste condiţii mărcile RUL 1 şi RUL 2 elaborate normal sau dezoxidate în vid RUL 1 V; RUL 2 V şi RUL 3 V - STAS 1456-89.

Caracteristica de bază a acestor oţeluri este duritatea obţinută după călire şi revenire joasă, când structura este formată din martensită cubică, austenită reziduală (1,5...18,5%) şi carburi foarte fine.

Capacitatea portantă şi durabilitatea rulmenţilor scade accentuat cu scăderea durităţii şi deci cu creşterea temperaturii de revenire sau de utilizare peste 200°C (v. fig. 5.18).

Toate proprietăţile de utilizare (capacitatea portantă, durabilitatea, rezistenţa la oboseală, rezistenţa la uzare şi stabilitatea dimensională) depind de cantitatea de austenită reziduală prezentă în structură după tratamentul termic final. Ea creşte o dată cu creşterea temperaturii şi timpului de încălzire pentru călire.

Cantitatea de austenită reziduală se poate micşora pe două căi:

- prin creşterea temperaturii de revenire peste 200°C (ajungând la zero pentru RUL 1 revenit la 260°C), dar când antrenează scăderea drastică a durabilităţii, durităţii şi capacităţii portante;

- prin aplicarea unei răciri, imediat după călirea în ulei, la temperaturi de -70°C date de CO_2 solid sau de instalaţii frigorifice, când cantitatea de

austenită se reduce la circa 1%, cu efect de creştere a tuturor proprietăţilor de utilizare, în special a stabilităţii dimensionale.

De exemplu, RUL 1 călit la 843°C, revenit la 260°C are duritatea 58 HRC şi 0% A_{rez}, revenit la 120°C, are 62 HRC şi 7,14% A_{rez}, iar răcit la -196°C (azot lichid), după călirea în ulei şi revenirea la 120°C, are 64 HRC şi 3,9% A_{rez}. Călirea aceluiaşi ,oţel de la 982°C urmată de o revenire la 180°C imprimă duritatea de 59 HRC şi 18,4% A_{rez}.

Prezenţa unei cantităţi de peste 10...15% austenită reziduală în organele rulmenţilor determină, prin transformarea ei ulterioară în martensită, modificarea dimensiunilor, apariţia jocurilor, a zgomotului şi micşorarea durabilităţii.

Alegerea oţelurilor pentru rulmenţi şi a tratamentului adecvat se face pornindu-se de la condiţiile concrete de lucru, solicitările existente, seria de fabricaţie şi posibilităţile tehnologice.

Astfel, rulmenţii mici şi medii care lucrează în condiţii normale de solicitare se execută din RUL 1, rulmenţii cu dimensiuni mai mari, solicitaţi mediu, se execută din RUL 2, în timp ce rulmenţii speciali care lucrează în condiţii grele se execută din RUL 1V; RUL 2V şi RUL 3V.

Rulmenţii solicitaţi puternic la şoc se execută din oţelul aliat de cementare 13CrNi35, rulmenţii radiali axiali cu role conice semifabricaţi prin deformare plastică la rece se execută din 20MoCr5, iar rulmenţii care lucrează în medii corosive se execută din oţel inoxidabil 90VMoCr180. Rulmenţii pentru sape de foraj se execută din marca 55SiMo5, (v. tabelul 5.13).

În afară de oţelurile date în tabelul 5.13, în România, pentru rulmenţii speciali se mai folosesc următoarele mărci de oţeluri nestandardizate:

- oţeluri de cementare: 20MoCrNi06V (0,17-0,23% C; 0,2...0,3% Si; 0,6...0,9% Mn; 0,3...0,6% Cr: 0,35...0.75% Ni; 0,2...0,3% Mo); 21MoMnCr12 (0,18...0,24% C; 0,17...0,37% Si; 0,8...1,2% Mn; 1,0...1,4% Cr; 0,2...0,3% Mo); 13CrNi35V (0,09...0.13% C; 0,17...0,37% Si; 0,3...0,6% Mn; 1,25...1,65% Cr; 3,25...3,75% Ni) şi 15Cr0,8Mo (0,12...0,18% C; 0,17...0,37% Si; 0,4...0,7% Mn; 0,7...1% Cr; 0,08...0,15% Mo); - pentru rulmenţi cu dimensiuni foarte mari şi pentru rulmenţi puternic solicitaţi la şoc sau vibraţie;

- oţelul de îmbunătăţire 41MoCr11 (0,38...0,45% C; 0,15...0,35% Si; 0,4...0,8% Mn; 0,9...1,3% Cr; 0,15...0,3% Mo) - pentru rulmenţi cu dimensiuni mari de construcţie specială, cu danturi exterioare sau interioare. Toate aceste oţeluri conţin sulf şi fosfor sub 0,025% fiecare.

Coliviile de rulmenţi care au rolul de a împiedica contactul direct dintre corpurile de rostogolire şi de ghidare ale acestora pe căile de rulare şi de a reţine corpurile de rostogolire astfel încât acestea să nu cadă la montare şi demontare se execută din materiale rezistente la uzare şi cu capacitate de amortizare a vibraţiilor, cum sunt: oţelurile carbon moi (OL37 şi OLC10), alamele, bronzurile, fonta nodulară şi materialele plastice (textolit, pertinax, nylon etc.).

Cel mai utilizat material plastic pentru rulmenţi medii şi mici este poliamida armată cu fibre de sticlă stabilizată termic la 120°C.

Pentru condiţii speciale de lucru (medii corosive, fără posibilităţi de ungere, vibraţii mari), dar pentru capacităţi portante reduse, se pot realiza rulmenţi din materiale plastice (poliamidă şi poliesteri) sau rulmenţi cu inele din oţel, cu bile şi colivii din poliamide impregnate cu ulei.

9.1.4. Alegerea materialelor pentru lagărele de alunecare

Lagârele sunt organe de maşini pe care se sprijină fusurile arborilor, permiţându-le mişcări de rotaţie sau oscilaţie, solicitate în principal la uzare. Cuzineţii îmbrăcând direct fusul au rolul cel mai important. Fiabilitatea lagârelor depinde în cea mai mare măsură de materialul cuzineţilor, construcţia lor şi calitatea ungerii.

Materialele din care se execută cuzineţii sunt materiale antifricţiune într-o varietate foarte mare şi sunt frecvent deficitare.

Se recurge deseori la folosirea cuzineţilor bi şi trimetalici care constau dintr-o bandă de oţel sau corp din fontă, pe care se depun prin turnare sau laminare straturi subţiri de materiale antifricţiune.

Împerecherea corectă a materialelor cuzineţilor şi fusurilor este deosebit de importantă, ea trebuie astfel făcută, ca fiabilitatea lagârului să fie maximă, iar cuzinetul să se uzeze totuşi înaintea fusului.

La alegerea materialelor pentru cuzineţi se are în vedere: presiunea în lagâr; viteza periferică a fusului; natura solicitărilor (constante, variabile, cu şoc); condiţiile de ungere (abundentă, slabă); natura frecării (fluidă, semifluidă); duritatea fusului (dur, semidur, moale); materialul fusului (oţel, fontă etc.); sensibilitatea la gripare şi uzare.

Fonta perlitică se foloseşte la presiuni şi viteze mici. Fonta pe fus de oţel este sensibilă la gripare, iar pentru a se evita griparea se fretează pe fusul arborelui o bucşă din fontă (fonta pe fontă nu se gripează).

Fonta antifricţiune cu structură perlitică sau bainitică cu grafit acicular sau nodular se utilizează la presiuni şi viteze mai mari.

Oţelurile austenitice se folosesc la solicitările puternice ($p \geq 500...600$ daN/cm^2), cu şocuri, la temperaturi înalte şi în medii corosive.

Oţelul grafitat prin aliere cu siliciu sau sintetizat este superior bronzurilor. Bronzurile cu staniu rezistă la temperaturi înalte, presiuni mari, cu şocuri şi viteze mijlocii. Bronzul cu plumb este superior celui cu staniu, iar bronzurile cu aluminiu sunt inferioare.

Compoziţiile pentru lagâre pe bază de staniu, plumb, zinc, argint, cadmiu au cele mai bune proprietăţi antifricţiune, suportând presiuni şi viteze mari.

Aliajele de aluminiu cu cupru, siliciu, nichel, staniu suportă încărcări medii şi viteze mici, dar rezistă la solicitări variabile şi la coroziune.

Aliajele de argint în straturi foarte subţiri permit viteze foarte mari.

Aliajele sinterizate din pulberi de fier sau bronz cu grafit sunt recomandate pentru condiţii de încărcări mari şi viteze mici, cu ungere slabă în locuri greu accesibile.

Lemnul natural, impregnat cu ulei sau presat, este recomandat pentru viteze foarte mici şi presiuni medii.

Cauciucul vulcanizat este recomandat pentru viteze mari şi presiuni mici, sub 100°C.

Sticla, pietrele preţioase şi semipreţioase (rubinul, safirul, diamantul) se folosesc în mecanica fină.

Grafitul impregnat cu liant petrolier şi presat este foarte rezistent la frecarea uscată, dar are rezistenţă mecanică foarte mică.

Materialele plastice pe bază de răşini fenolformaldehidice (textolit, lignofol etc.), poliamidele (nylon, capron, relon etc.) sau politetrafluoretilena (teflon) au un coeficient mic de frecare, rezistenţă la coroziune, rezistenţă mare la uzare, dar nu suportă temperaturi peste 100°C.

9.2. Alegerea materialelor metalice pentru organe de asamblare

Organele de asamblare pentru îmbinări nedemontabile sunt niturile, pentru îmbinări demontabile sunt şuruburile, prezoanele, ştifturile, penele şi piuliţele, iar pentru îmbinări elastice sunt arcurile.

Majoritatea îmbinărilor demontabile din construcţia de maşini se realizează prin şurub-piuliţă. Alegerea materialelor pentru organele de asamblare se face în funcţie de sarcina de încărcare, de condiţiile de funcţionare şi de tehnologia de fabricaţie.

Criteriul principal de alegere este rezistenţa mecanică.

Organele de asamblare frecvent utilizate (şuruburile, prezoanele şi piuliţele) din punct de vedere geometric sun caracterizate prin prezenţa unui puternic concentrator de eforturi - care este filetul. Deci, materialele folosite trebuie să prezinte sensibilitate minimă la efectul de concentrare a tensiunilor în condiţii de rezistenţă corespunzătoare. În majoritatea cazurilor, organele de asamblare se execută din oţeluri STAS 9382-82; STAS 11290-88 şi STAS 11522-80. Mai rar se pot utiliza alame, aliaje de aluminiu sau chiar materiale plastice.

Oţelurile utilizate pentru organe de asamblare standardizate se împart după grupa de caracteristici mecanice în 5 categorii: - oţel carbon obişnuit de uz general; - oţel pentru prelucrări pe maşini-unelte automate; - oţel carbon de calitate; - oţel cu Mn (1...1,4%) şi B(0,001...0,003%); - oţel aliat cu crom, molibden, nichel, vanadiu (v. tabelul 5.12).

La asamblările şurub (prezon) - piuliţă, grupele de caracteristici pentru şuruburi şi piuliţă trebuie să coincidă sau să fie cât mai apropiate.

Creşterea rezistenţei la oboseală a organelor de asamblare prin filet nu este posibilă numai prin alegerea unor materiale cu rezistenţă mecanică mare şi a unor tratamente termice adecvate, ci se realizează în mare măsură prin aplicarea unor tehnologii de fabricaţie care să elimine pe cât posibil concentratorii de eforturi: rularea filetului, rectificarea, obţinerea formei şuruburilor prin deformare plastică etc.

Tratamentul termic de îmbunătăţire se aplică numai ultimelor 3 grupe de rezistenţă (8.8, 10.9 şi 12.9), el trebuie să asigure după călire circa 90% martensită în miezul părţii filetate. Temperatura de revenire înaltă se aiege în funcţie de caracteristicile impuse. Astfel, dacă organele de asamblare vor lucra în medii care favorizează coroziunea fisurantă sub tensiune, se aplică o revenire la temperaturi înalte, apropiate de A_{C1} (680...700°C).

Exploatarea asamblărilor filetate la temperaturi înalte sau joase impun restricţii de fluaj şi de tenacitate.

Recomandări pentru alegerea oţelurilor pentru organe de asamblare care lucrează la temperatură ambiantă, înalte sau joase sunt date în tabelul 9.2.

Tabelul 9.2

Alegerea şi utilizarea oţelurilor pentru organe de asamblare

Oţelul	STAS	Recomandări de alegere şi utilizare
0	1	2
OL 34 q	9382-82	Nituri, ştifturi, şuruburi pentru lemn, şaibe puţin solicitate din grupa de rezistenţă 4.6, cu execuţie grosolană, fără tratament termic
OL 37 q RCB 52 q	9382-82	Organe de asamblare de uz general M 5...M 36 din grupa de rezistenţă 4.8, cu execuţie grosolană, fără tratament termic (nituri, şuruburi, prezoane, pene, şplinturi etc.)
OLC 10 q	9382-82	Organe de asamblare de uz general din grupa de rezistenţă 4.6, clasa semiprecisă, cementate, călite şi revenite jos (şuruburi şi prezoane M 5...M 36, pene, ştifturi, şuruburi de tablă)
OLC 15 q	9382-82	Şuruburi şi prezoane M 3...M 36, grupa de rezistenţă 4.8; piuliţe sub M 16, grupele de rezistenţă 5 şi 8, clasă grosolană şi semiprecisă, nituri, ştifturi, pene, fără tratament termic
OLC 25 q	9382-82	Şuruburi şi prezoane M 3...M 36, grupa de rezistenţă 5.8, clasa grosolană şi semiprecisă, nituri, ştifturi, pene călite şi supuse revenirii joase
OLC 35 q	9382-82	Şuruburi şi prezoane M3...M36 grupele de rezistenţă 5.6 şi 5.8 fără tratament şi sub M8 grupa 8.8 îmbunătăţite; piuliţe, grupa de rezistenţă 8, îmbunătăţite în clasa grosolană, semiprecisă şi precisă; ştifturi, pene, nituri
OLC 45 q	9382-82	Şuruburi şi prezoane M3...M16 în grupa de rezistenţă 8.8, piuliţe, în grupele de rezistenţă 8 şi 10 îmbunătăţite şi în toate clasele de execuţie; ştifturi, pene şi nituri

Tabelul 9.2(continuare)

0	1	2
OLC 45 q	9382-82	Şuruburi şi prezoane M3...M16 în grupa de rezistenţă 8.8, piuliţe, în grupele de rezistenţă 8 şi 10 îmbunătăţite şi în toate clasele de execuţie; ştifturi, pene şi nituri
20 MnB 5q	9382-82	Şuruburi şi prezoane M3...M36 în grupele de rezistenţă 5.6 şi 5.8 netratate termic şi sub M16 grupa de rezistenţă 8.8 îmbunătăţite în toate clasele de execuţie; ştifturi; pene nituri.
13CrNi30 q 15Cr9q 18MnCr11q 17MoCrNi14q 21MoMnCr12q	9382-82	Organe de asamblare de uz general în grupa de rezistenţă 8.8 (pentru şuruburi şi prezoane), cementate, călite şi revenite jos, în clasele de execuţie semiprecisă şi precisă
AUT 20 AUT 30 AUT 40Mn	1350-88	Organe de asamblare de uz general în grupele de rezistenţă 4.8; 5.6; 5.8 pentru şuruburi şi prezoane şi grupa 5 pentru piuliţe cu sau fără tratament termic
AUT 9	1350-88	Şaibe, şuruburi pentru lemn
40Cr10q 40BCr10q 40CrNi12q 42MoCr11q 34MoCr11q 34MoCrNi16q 30MoCrNi20q	9382-82	Organe de asamblare de uz general în grupa de rezistenţă 8.8; 10.9 şi 12.9 pentru şuruburi şi prezoane şi grupa 12 pentru piuliţe în stare îmbunătăţită (temperatura de revenire minim 425 °C) în toate clasele de execuţie. Piuliţele se execută de regulă din mărcile 40Cr10q şi 40BCr10q
OLC 25AS-K OLC 35AS-K 13CrNi30AS-K 34MoCr11AS-K 42MoCr11 AS-K 21VMoCr11 AS-K 24VMoCr11AS-K 20MoCr130 AS-K	11290-88	Organe de asamblare în instalaţii, aparate, utilaje şi recipiente sub presiune care lucrează la temperaturi înalte şi sunt puternic solicitate mecanic
OLC25AS-R OLC35 AS-R 12MoCr90 13CrNi30 AS-R 20MnB5 AS-R 34MoCr11 AS-R 42MoCr11 AS-R 10Ni35 AS-R	11290-88	Organe de asamblare în instalaţii, aparate şi utilaje şi recipiente sub presiune care lucrează la temperaturi scăzute
OLC25AS-R OLC35 AS-R 12MoCr90 13CrNi30 AS-R 20MnB5 AS-R 34MoCr11 AS-R 42MoCr11 AS-R 10Ni35 AS-R	11290-88	Organe de asamblare în instalaţii, aparate şi utilaje şi recipiente sub presiune care lucrează la temperaturi scăzute

Tabelul 9.2(continuare)

0	1	2
OLC 45 AS-Im 42MoCr11 AS-Im		Organe de asamblare în instalaţii, aparate, utilaje şi recipiente sub presiune care lucrează în medii care pot provoca coroziunea fisurantă sub tensiune
Oţeluri inoxidabile	3583-81	Organe de asamblare în instalaţii, aparate şi utilaje care lucrează în medii corosive
Oţeluri refractare	11523-87	Organe de asamblare în instalaţii, aparate şi utilaje care lucrează la temperaturi foarte înalte şi în medii agresive
Cupru şi alame	-	Organe de asamblare în aparatura magnetică, electrică, unde necesită o bună conductivitate termică şi electrică
Aliaje de titan	-	Organe de asamblare demontabilă în industria aero şi astronautică
Materiale plastice; nylon, teflon, poliamide	-	Şuruburi, piuliţe şi şaibe de siguranţă puţin solicitate, dar care lucrează în medii corosive, câmpuri electrice etc.

Şuruburile şi piuliţele, în funcţie de destinaţie, pentru a li se mări rezistenţa la coroziune se brunează sau se cadmiază.

Şuruburile care se demontează frecvent se execută cu capul cianurat. Stifturile se execută frecvent din OL50; OL60; OLC35; OLC45 şi mai rar din oţeluri aliate. Şaibele arcuite şi inelele de siguranţă Growers se execută din: OL60; OL70; OLC65A; 51S117A; 65Mn10 netratate termic sau călite şi revenite mediu.

Piuliţele se mai pot executa şi din oţeluri cu cantităţi sporite de fosfor, sulf şi cu adaosuri de plumb, în funcţie de grupa de rezistenţă (tabelul 9.3).

Tabelul 9.3

Compoziţia unor oţeluri cu fosfor, sulf şi plumb pentru piuliţe

Grupa de rezistenţă	Compoziţia chimică, %			
	C	P	Pb	S
5	0,5	-	0,11	0,15
8	0,58	0,25	0,06	0,15
10	0,58	0,3	0,048	0,058
12	0,58	0,45	0,048	0,058

Oţelurile pentru piuliţe din grupa de rezistenţă 5 destinate a fi prelucrate pe maşini-unelte automate conţin: 0,5% C; 0,12% P; 0,35% Pb şi 0,34% S.

9.3. Alegerea materialelor metalice pentru arcuri

Arcurile sunt organe de maşini care realizează legături elastice între elementele componente ale sistemelor sau maşnilor.

Arcurile suportă deformaţii elastice mari, putând transforma lucrul mecanic al solicitărilor exterioare în energie potenţială în scopul redării lui ulterioare (arcuri de ceasornic); exercită forţe elestice permanente (arcuri de

ambreiaj); reglează şi limitează forţele (prese etc.); măsoară forţele şi momentele (dinamometre mecanice); preiau şi amortizează vibraţiile (arcuri de suspensii şi fundaţii); modifică pulsaţia proprie a unui sistem şi realizează îmbinări demontabile elastice. Arcurile pot fi sub formă de: spirale, elicoidale, disc, bară de torsiune, inel, foi, membrană, agrafă de torsiune, încovoiere, tracţiune sau compresiune.

Materialele metalice pentru arcuri trebuie să posede limită elastică superioară şi să prezinte deformaţii elastice mari, deci se încadrează în categoria materialelor de înaltă rezistenţă mecanică. Acestea sunt: oţeluri carbon cu peste 0,55%C, oţeluri aliate cu siliciu, cu crom, vanadiu; cu crom-vanadiu-siliciu; cu crom-mangan-siliciu; alame, bronzuri cu staniu, cu siliciu şi beriliu, aliaje de nichel.

Alegerea materialelor metalice pentru arcuri ţine seama de natura solicitărilor şi de condiţiile de lucru (temperatură şi mediu), ea făcându-se după criteriile: limita de elasticitate (frecvent limita de curgere uşor diminuată) şi rezistenţa la oboseală, ambele depinzând de rezistenţa la rupere.

Limita de curgere creşte prin aliere şi prin aplicarea unui grad mărit de caroiaj la trefilare, iar rezistenţa la oboseală creşte de asemenea, prin aliere, prin rectificarea sau polizarea arcului, prin ecruisare cu alice şi prin nitrurare.

Arcurile pentru construcţii ieftine, care lucrează sub 180°C, sau foi cu grosimea sub 10 mm se execută din oţeluri carbon. În rest, se utilizează oţelurile aliate sau aliajele neferoase.

Alegerea şi utilizarea oţelurilor carbon, aliate şi inoxidabile pentru arcuri este dată în tabelul 5.15, iar a aliajelor neferoase în tabelul 9.4.

Tabelul 9.4

Arcuri din aliaje neferoase

Materialul	$R_{p0,01}$	R_m	E	Alegerea şi utilizarea
	N/mm²	N/mm²	N/mm²	
Alamă 33% Zn Bronz cu 8% Sn Bronz cu 2,5%Si	420-780 420-770 420-770	700-900 700-1050 700-1050	430-630 490-770 490-770	Arcuri pentru solicitări mici în condiţii de bună conductibilitate electrică şi rezistenţă la coroziune
Bronz cu 2% Be	770-1050	1120-1400	700-910	Arcuri puternic solicitate cu foarte bună conductibilitate electrică şi rezistente la coroziune
Monel K (Ni66Cu31Al3)	770-1050	1120-1400	700-880	Arcuri puternic solicitate până la 230°C, în medii corosive Paramagnetic până la 100°C
Inconel (Ni76Cr16Fe8)	720-1050	1120-1400	700-880	Arcuri pentru solicitări foarte mari, până la 370°C, în medii corosive Paramagnetic până la -40°C
Inconel X (Ni70Cu16Fe8Ti2,5)	770-1050	1120-1400	700-880	Arcuri pentru solicitări foarte mari până la 480°C, în medii corosive

9.4. Alegerea materialelor metalice pentru piese supuse la uzură abrazivă

Un număr foarte mare de elemente din componenţa maşinilor agricole de prelucrat solul şi recoltat (brăzdare şi cormane de plug, discuri, gheare şi cuţite pentru boroane, semănători, cultivatoare, secerători, culegătoare, tocătoare); utilaje pentru drumuri şi poduri (lame de buldozere, şenile, dinţi de excavator şi screpere, cupe de excavatoare); morilor de ciment şi minereuri (bile, blindaje, fălci de concasor); utilaje de foraj (fălci şi conuri pentru sape) etc. sunt puternic solicitate la uzare abrazivă.

Alegerea materialelor pentru asemenea elemente şi a tratamentelor termice se face după criteriile de bază ale durităţii şi capacităţii de ecruisare superficială.

Prezentarea comparativă a tratamentelor termice şi termochimice, precum şi a grupelor de oţeluri din punctul de vedere al rezistenţei la uzare abrazivă este dată în figura 9.7.

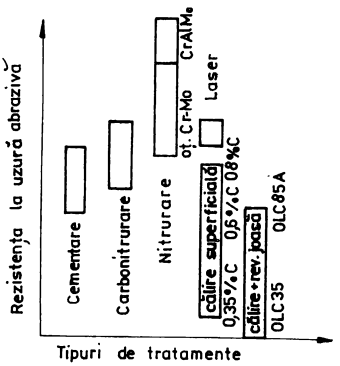


Fig. 9.7. Compararea rezistenţei la uzarea abrazivă a oţelurilor tratate termic şi termochimic divers.

Se constată că cea mai mare rezistenţă la uzare abrazivă o prezintă oţelurile aliate cu crom-molibden şi crom-aluminiu-molibden nitrurate, iar cea mai scăzută o au oţelurile carbon călite în masă şi revenite jos.

Recomandări pentru alegerea materialelor metalice pentru piese puernic solicitate la uzare abrazivă sunt cuprinse în tabelul 9.5.

Tabelul 9.5

Alegerea materialelor metalice pentru piese supuse la uzura abrazivă

Denumirea piesei	Materialul metalic utilizat
0	1
Brăzdare simple de plug	OLC 60; 35Mn16; 51Si17A; 56Si17A; OSC 9; călite şi revenite (la 550-650 HB brăzdare tip daltă sau 450-550 HB la cele trapezoidale)
Brăzdare compuse de plug	Partea detaşabilă 205Cr115; 97MnCrW14 călite şi revenite la min. 550HB, iar restul din.OLC 60; 35Mn16
Cormane simple de plug	OL 34; Ol 37; OLC 15 cementate, călite şi revenite la min. 56 HRC pe min. 20% din grosime

Tabelul 9.5. (continuare)

0	1
Cormane compuse de plug	Elementele marginale din OLC 65 A; 65Mn10; călite şi revenite la min. 50HRC, iar restul din OL 34; OL 37
Discuri pentru discuitoare şi boroane	65Mn10 călit şi revenit la 415 HB
Discuri pentru semănători	65Mn10 netratat termic
Gheare şi cuţite pentru cultivatoare	OLC 60; OLC 65A; 65Mn10 călite superficial la min. 50 HRC; OSC 8M; OSC 10 călite şi revenite la 500-600 HB
Segmenţi şi contraplăci pentru maşini de recoltat	OL70; OSC 8; OSC 8M sub formă de table laminate la rece, cu tăişul călit superficial (CIF) la 50-60 HRC
Cuţite pentru maşini agricole (secerători, cositori, tocători, combine etc.)	65Mn10; OSC 8M călite superficial la 45-55 HRC
Bile pentru mori de măcinat minereuri şi ciment	OSC 8; 205 Cr115; fontă albă aliată cu crom călite şi revenite la min. 60HRC (pentru mori de măcinat calcar se foloseşte OSC 8 normalizat la 300 HV).
Blindaje de mori, fălci de concasor, cupe şi dinţi de excavatoare, ace şi inimi de macaz	T105Mn120; T130Mn135 călite şi revenite la 190-210HB (prin ecruisare în exploatare ajung la 900 HV)
Fălci şi conuri pentru şape de foraj	13CrNi30; 17MoCrNi14; 18MoNiCr17 cementate şi călite la min. 60 HRC
Rulmenţi pentru sape de foraj	55SiMo5 călit şi revenit la 60-62 HRC
Şenile şi bolţuri de şenile de tractor şi excavator	40Mn10; T105Mn120; T130Mn135; fontă maleabilă

9.5. Alegerea materialelor metalice pentru unele organe de maşini de uz general

În construcţia de maşini, una şi aceeaşi piesă se poate executa din mai multe materiale metalice sau unul şi acelaşi material poate fi utilizat pentru mai multe tipuri de piese.

Alegerea materialelor metalice pentru organele de maşini de uz general nu poate fi despărţită de alegerea tratamentului termic adecvat care să asigure proprietăţile de exploatare impuse.

Astfel materialele metalice recomandate a fi alese pentru unele organe de maşini de uz general sunt date în tabelul 9.6.

Tabelul 9.6

Materiale metalice şi tratamente termice pentru organe de maşini de uz general

Organul de maşină	Materiale metalice şi tratamente termice recomandate
0	1
Şaibe, rondele, brăţări	OL 34; OL 37 netratate termic; oţeluri de arc tratate termic la 410-490 HV
Şuruburi autofiletante	OLC25; OLC35 cianizate, călite şi revenite jos la 56-62 HRC
Cuplaje	OL60; OL70 netratate termic;OT550; OT600 tratate termic
Discuri de ambreiaj cu fricţiune	OL50; OL60 normalizate; OLC 45; 40Cr10; 65Mn10 îmbunătăţite
Arbori cu flanşe monobloc	OLC 35; OLC 45; 40Cr10; 42MoCr11; 40CrNi12 îmbunătăţite la 30-40 HRC; OL 50; OL 60 normalizate
Came	OLC 15; OLC 20; 15Cr9; 17CrNi16; 21MoMnCr12 cementate, călite şi revenite jos; OLC 45; 40Cr10; 35Mn16, îmbunătăţite şi călite superficial
Discuri turbine cu gaz şi abur	OLC 40; OLC 45; 40Cr10; 34MoCr11; 34CrNi16 îmbunătăţite; oţeluri refractare cu 12% Cr aliate cu Mo, V, Nb şi Ni îmbunătăţite
Bolţ de piston	OLC10; OLC15; 15Cr9; 17CrNi16 cementate, călite şi revenite
Pistoane	OL50; OL60; OLC35 îmbunătăţite; OT 550; T35Mn14
Tije de legătură	OL50; OL60; OLC35; OLC45; 40Cr10; 51VMnCr11 îmbunătăţite
Cămăşi de cilindru	39MoAlCr15; 42MoCr11 nitrurate; oţeluri turnate; fontă cenuşie
Camere de ardere	Oţeluri refractare
Supape de admisie	OLC 45; 40Cr10; 40CrNi12, îmbunătăţite
Supape de evacuare	45SiCr90; 80SiNiCr200; 80SiNiMoWCr150; 53NNiMnCr210; 45WNiCr180 îmbunătăţite
Ghidaje	Fontă cenuşie călită superficial, prin CIF, oţeluri carbon îmbunătăţite sau călite superficial
Biele	OLC 25; OLC35; OLC45; 35Mn16; 40Cr10; 51VMnCr11; 34MoCr11; 40CrNi12 îmbunătăţite la 207-285 HB
Buloane de bielă	35Mn16; 34MoCr11; 40Cr10; 40CrNi12; 34MoCrNi16 îmbunătăţite la 27-37 HRC
Palete de turbine cu abur	Oţeluri refractare
Roţi de fricţiune	OLC45...OLC65 îmbunătăţite, oţeluri carbon şi aliate, turnate, fonte cenuşii
Zale şi cârlige de lanţ	35Mn16; 20Mn10 îmbunătăţite la 40-50 HRC
Inele de lanţ sudate	OL34; OL37; OLC15; OLC20 netratate sau cementate, călite şi revenite jos
Eclise de lanţ	OLC40;OLC45;40Cr10;51VMnCr11 îmbunătăţite la 40-50HRC
Role, bucşe şi bolţuri de lanţ	OLC15; OLC20; 15Cr9; 19MoCr11; 21MoMnCr12 cementate, călite şi revenite

9.6. Alegerea materialelor metalice pentru autoturisme, autovehicule şi tractoare

În industria autoturismelor, autovehiculelor şi tractoarelor se foloseşte o gamă largă de materiale metalice: oţeluri pentru deformare la rece prin ambutisare (caroserii, capote, portiere, cabine); oţeluri pentru structura de rezistenţă (şasiu, longeroane, punţi etc.); oţeluri pentru piese din structura motorului; suspensii; direcţie; transmisie etc.; fonte cenuşii şi aliate; aliaje din aluminiu etc.

Oţelurile folosite sunt elaborate îngrijit, fiind de calitate superioară şi se folosesc cu precădere numai tratate termic.

Oţelurile pentru autovehicule şi tractoare sunt: OLC15AT; OLC35AT; OLC45AT; OLC50AT; OLC55AT; OLC60AT; 15Cr9AT; 18MnCr11AT; 21MoMnCr12AT; 17MoCrNi14AT; 20TiMnCr12AT; 40Cr10AT; 40BCr10AT; 34MoCr11AT; 42MoCr11AT; 51VMnCr11AT; 34MoCrNi16AT-STAS 8580-88; A1; A2; A3- STAS 9485-80.

Oţelurile destinate autoturismelor sunt: OLC38; OLC38B; OLC43; 37Cr5; 32Cr10; 37Cr10; 60CrMnSi17A; 13MoCr11; 19MoCr11; 28MoCr11; 31MoCr11; 33MoCr11; 34MoCrNi40 - STAS 11500-89; A4; A5 - STAS 10318-80.

Recomandări de alegere a oţelurilor pentru autoturisme şi autovehicule sunt date în tabelul 9.7.

Tabelul 9.7

Alegerea şi utilizarea materialelor pentru autoturisme şi autovehicule

Materialul	STAS	Recomandări la alegere
0	1	2
OLC 38	11500-89	Coroană dinţată demaror
OLC 38B	11500-89	Axe braţ, punţi
OLC 43	11500-89	Tacheţi motor, corpii rotulelor de suspensie, lalelele transmisiilor
37Cr5	11500-89	Biele, capace bielă, fuzete
32Cr10	11500-89	Prezoane, roţi, capete cremalieră, pinioane şi axe
60CrMnSi17A	11500-89	Arcuri de suspensie, bare antiruliu
13MoCr11	11500-89	Pivoţi suspensie, rotule de direcţie
17MoCr11	11500-89	Coroane dinţate din cutii de viteză, pinioane planetare, fuzete roţi, port fuzete, cremaliere şi pinioane de cremalieră
19MoCr11	11500-89	
28MoCr11	11500-89	Pinioane de atac în cutii de viteză, axe, arbori
31MoCr11	11500-89	Arborele lalea din transmisii
33MoCr11	11500-89	Trenuri pentru cutii de viteze, pinioane şi arbori
34MoCrNi40	11500-89	Vilbrochen, pinioane, biele, butuci pentru roţi, diverse piese forjate Supape de admisie

Tabelul 9.7 (continuare)

45SiCr90 45WNiCr180 53NNiMnCr120 80SiNiMoWCr150	11311-88 11311-88 11311-88 11311-88	Supape de evacuare la autocamioane şi tractoare Supape de evacuare la motoare Diesel Supape de evacuare rezistente la gaze care conţin plumb Supape de evacuare pentru automobile, camioane, tractoare etc.
A 1 A 2 A 3	9485-86 9485-86 9485-86	Piese îndoite şi ambutisate cu grad mic şi mediu de deformare, în industria autovehiculelor, tractoarelor, maşinilor agricole, articolelor de menaj etc.
A 3 CK	11509-80	Jenţi auto
L 410	11505-89	Longeroane autocamioane, autobasculante, autobuze etc.
A 4 A 5	10318-80 10318-80	Piese obţinute prin ambutisare adâncă: caroserii auto, articole de menaj, portiere auto, capote auto etc.
Fontă aliată	6706-79 6707-79	Galerii de admisie şi evacuare, cămăşi de cilindri, blocuri- motor, discuri şi tambure de frână, cilindri de frână, segmenţi etc.
Fontă nodulară	6071-82	Arbori cotiţi, arbori cu came etc.
Duraluminiu	201-71	Pistoane, galerii de admisie, chiuloase, pistoane la cilindri de frână, tambure de frână
Aliaje antifricţiune	202-73	Cuzineţi auto
Bronzuri	1512-75 197-75	Lagăre antifricţiune la tractoare, bucşe etc.
Oţeluri refractare	11524-81	Supape de evacuare

9.7. Alegerea materialelor metalice pentru batiuri, carcase, corpuri, blocuri ale maşinilor şi utilajelor

Batiurile, carcasele, corpurile, blocurile maşinilor-unelte, ale cutiilor de viteze, cutiilor de avans, compresoarelor, motoarelor de toate tipurile etc. sunt organe de maşini care realizează susţinerea şi legarea ansamblurilor şi subansamblurilor maşinilor, precum şi asigurarea unor mişcări relative între acestea.

Precizia iniţială şi calitatea suprafeţelor de ghidare sunt asigurate, un timp cât mai îndelungat, de calitatea materialelor folosite.

Solicitările la care aceste organe de maşini sunt supuse sunt complexe: încovoiere, compresiune, flambaj, oboseală, vibraţii şi uzare abrazivă şi de contact a ghidajelor.

Alegerea materialelor metalice pentru organe de maşini se face ţinându-se seama de natura solicitărilor în exploatare şi de modul de semifabricare: construcţie sudată sau turnată.

Când se alege varianta de semifabricare prin turnare, se aleg ca materiale fonta sau aliajele de aluminiu, iar când semifabricarea se realizează prin sudare, ca material ales este întotdeauna oţelul.

Fonta cenuşie este materialul cel mai mult utilizat la realizarea acestor organe de maşini, datorită capacităţii de amortizare a vibraţiilor, rigidităţii, rezistenţei bune la uzare şi preţului de cost redus.

Batiurile maşinilor-unelte cu gjidaje monobloc se execută din fonte cenuşii perlitice sau perlito-feritice superioare: FcX200; FcX250; FcX300; FcX350 - STAS 8541-86. Uzura ghidajelor este favorizată de prezenţa zonelor mari de ferită, iar griparea ghidajelor, de prezenţa cementitei libere.

Perlitizarea fontelor pentru ghidaje se face fie direct din elaborare, fie prin aplicarea unui tratament termic de normalizare. În final, ghidajele se durifică prin călire superficială prin C.I.F.

Fonta FcX350 se foloseşte la batiuri supuse la presiuni mari de contact (20 daN/cm^2) şi solicitări mari la încovoiere (500 daN/cm^2). Pentru presiuni de contact mici (sub 5 daN/cm^2) se foloseşte fonta FcX250. În această categorie intră toate batiurile maşinilor-unelte mijlocii. Pentru presiuni de contact şi mai scăzute se foloseşte fonta obişnuită FcX200. Batiurile strungurilor carusel, ale maşinilor de alezat, de frezat, rectificat se execută din FcX 250.

Batiurile puternic solicitate la uzare se pot executa din fontă modificată cu grafit acicular, care posedă o rezistenţă la uzare de 2...3 ori mai mare decât fonta cu grafit lamelar. Pentru cazuri excepţionale se pot folosi fonte aliate cu crom, nichel şi magneziu.

Batiurile şi corpurile maşinilor se pot executa din oţeluri prin sudare. În acest caz, se folosesc oţeluri sudabile cu granulaţie fină, iar ghidajele se execută din oţeluri carbon de cementare OLC15; OLC20 sau din oţeluri aliate 40Cr10; 15Cr9 etc

Ghidajele batiurilor se pot executa de asemenea din materiale plastice (teflon, textolit, tezit, umatex etc.).

Blocurile motor ale autovehiculelor şi tractoarelor, precum şi cutiile de viteză ale maşinilor-unelte sau de alte tipuri se execută din fonte cenuşii obişnuite Fc300 şi Fc350.

Plăcile de bază, capacele, carcasele care lucrează fără frecare se execută frecvent din Fc 100; Fc 150; Fc 200 şi Fc 250.

Corpurile blocurilor şi carcasele care vin în contact şi se află în mişcare relativă cu arbori sau cu alte piese din oţel se execută din fonte antifricţiune: FcA1; Fc A2; Fc A3; Fc A4; Fgn A1; Fgn A2; Fm A1; Fm A2 - STAS 6707-79.

Carcasele turbocompresoarelor, a întrerupătoarelor, pompelor, grupurilor de generatoare cu turbină, care lucrează în condiţii de temperaturi deosebite sau în medii agresive se execută din fonte înalt aliate austenitice: Fal NiMn 13.7; Fal NiCr 30.3; Fagn NiMn 23.4; Fagn NiCr 20.2 etc. - STAS 10066-75.

Carcasele pompelor, sortatoarelor, amestecătoarelor, celulelor de flotaţie din instalaţiile de preparare a minereurilor şi a altor materiale abrazive şi erozive se execută din fonte albe aliate cu crom.

Carcasele de diferenţial şi de direcţie de la autovehicule se execută din fontă bainitică cu grafit nodular.

9.8. Etapele alegerii materialelor metalice pentru organe de maşini

Date de bază privind organul de maşină. Din desenul de execuţie şi din condiţiile tehnice se stabilesc: tipul, forma, dimensiunile, rolul funcţional, regimul de funcţionare, solicitările, timpul de lucru efectiv pe an, coeficientul de siguranţă, calitatea suprafeţelor, duritatea etc.

Condiţii de execuţie şi tratament termic. Se stabileşte seria de fabricaţie (unicat, mică, mare, masă), tipul maşinilor-unelte (universale, centre de prelucrare, flux de fabricaţie) şi al instalaţiilor de tratament termic (de încălzire şi de răcire).

Alegerea categoriei şi grupei de rezistenţă a oţelului. Plecându-se de la criteriul principal după care se face dimensionarea organului de maşină (al rezistenţei mecanice, stabilitatea formei şi dimensiunilor, rigiditatea, călibilitatea etc.), se face calculul de predimensionare la solicitările principale existente, ţinându-se seama de modul lor de acţionare (tensiuni uniform sau neuniform distribuite pe secţiune) şi se încadrează piesa într-o grupă de dimensiuni şi de rezistenţă conform figurii 9.1. Se fac verificările necesare în secţiunile critice, se verifică ce s-ar întâmpla dacă categoria de rezistenţă ar fi mai mare (rigiditatea ar scădea) sau mai mică (dimensiunile ar creşte) şi se stabilesc dimensiunile finale.

Alegerea mărcii de oţel. Analizându-se în ansamblu condiţiile de exploatare, condiţiile tehnologice, soluţia constructivă, călibilitatea necesară, se alege marca de oţel care să satisfacă unei fiabilităţi maxime şi unui preţ de cost cât mai mic. Simultan se stabileşte şi tratamentul termic cu parametrii regimului de lucru care să satisfacă condiţiile tehnice impuse (duritate, rezilienţă, rezistenţă la oboseală, la uzare etc.).

Când corespund aceluiaşi scop mai multe mărci de oţel, se alege oţelul cel mai puţin aliat şi mai ieftin. De exemplu, alegerea mărcii de oţel şi a prelucrărilor termice pentru o roată dinţată se realizează după procedeul descris în continuare.

Roata dinţată are diametrul exterior de 300 mm, lăţimea de 80 mm, dinţi înclinaţi de modul 6 şi se află într-un reductor care, la o turaţie de 325 rot/min, transmite puterea de 30 kW, cu raportul de transmisie de 4,5 la o durată totală de funcţionare de 12 000 h.

Duritatea pe flancurile dinţilor este de 350 HB, dinţii fiind solicitaţi la oboseală prin încovoiere (la bază) şi la oboseală de contact (pe flancuri). Temperatura de lucru este -30...+60°C, lucrează în ulei şi are un coeficient de siguranţă la oboseală de minimum 1,8.

Din condiţiile de execuţie şi de tratament termic se stabileşte că se vor

folosi maşini-unelte universale pentru aşchiere, danturare şi rectificare, că roata este unicat, că există condiţii de cementare sau îmbunătăţire, iar semifabricatul provine din bară laminată şi apoi matriţată la cald.

Pe baza criteriului de rezistenţă mecanică, roata se predimensionează şi se verifică dintele la încovoiere şi presiune de contact, încadrându-se roata în grupa III de dimensiuni (40...100 mm) şi grupa de rezistenţă de 800 N/mm^2.

Ţinându-se seama că duritatea este relativ mică (350 HB), călibilitatea necesară nu prea mare, se poate alege un oţel pentru îmbunătăţire 42 MoCr11 sau 51 VMnCr11. În acest caz, roata se va dantura, se va căli în ulei, se va reveni înalt, apoi se va rectifica.

Ştiindu-se că oţelul 51 VMnCr11 nu are rezilienţă suficientă la -30°C, se va alege oţelul 42 MoCr11 care la temperatura de -30°C are rezilienţa peste 50 J/cm^2.

Dacă se va alege varianta de cementare a roţii, atunci se va alege oţelul 20 TiMnCr12, iar roata se va dantura, cementa, căli în ulei, reveni jos şi în final se va rectifica.

Alegerea materialului şi a tratamentelor termice finale pentru un arbore drept se face după procedeul descris în continuare.

Arborele este drept, cu secţiune plină, sprijinit pe doi rulmenţi la capete, iar la mijloc se află montată o roată dinţată cu dinţi drepţi care transmite puterea de 2 500 W, la viteza de rotaţie de 20 rot/min. Distanţa dintre lagăre este de 600 mm, diametrul maxim al arborelui este de 60 mm, diametrul fusurilor este de 55 mm, iar săgeata maximă admisibilă este de 0,3 mm. Arborele este solicitat la oboseală de încovoiere rotativă şi la răsucire într-un reductor, la temperaturi de -20°C...+60°C, în ulei.

Prelucrarea se face pe maşini universale, producţia fiind de serie mică, semifabricatul este bară laminată la cald şi există instalaţii de călire cu atmosferă controlată şi bazin de răcire integrat.

Din rolul funcţional al arborelui se alege drept criteriu de bază cel al rigidităţii piesei. Se face un calcul de predimensionare la încovoiere şi se verifică săgeata maximă admisibilă. Se încadrează piesa în grupa III de dimensiuni (40...100 mm) şi în grupa de rezistenţă 500 N/mm^2, respectiv limita de curgere de 300 N/mm^2. Se majorează, dacă este cazul, diametrul arborelui pentru a satisface condiţiile de rigiditate.

Analizând condiţiile de funcţionare şi solicitare ale arborelui rezultă că este acoperitoare folosirea mărcii de oţel OL 60 clasa de calitate 2, în stare normalizată, care satisface şi condiţiile de eliminare a ruperii fragile la 20°C.

CAPITOLUL 10

ALEGEREA MATERIALELOR METALICE PENTRU SCULE

Alegerea materialelor pentru scule este o problemă de complexitate foarte mare, care implică colaborarea între metalurg, sculer şi utilizatorul sculei.

Exploatarea raţională a unei scule în scopul conferirii materialelor metalice şi nemetalice de forme noi şi dimensiuni diferite presupune cunoaşterea caracteristicilor pe care trebuie să le posede sculele şi modul prin care factorii metalurgici şi tehnologici pot asigura aceste caracteristici.

În principal caracteristicile de exploatare ale sculelor (duritatea, rezistenţa la uzare, stabilitatea la roşu, stabilitatea de formă şi dimensională, călibilitatea, tenacitatea, tendinţa de decarburare, capacitatea de şlefuire etc.) sunt asigurate de compoziţia chimică din care se execută şi mai rar prin procedee tehnologice de prelucrare, în special prin tratamente criogenice, în câmp magnetic şi ultrasonic, durificări superficiale prin scânteiere, nitrurare ionică, borurare etc.

Sculele se execută dintr-o mare diversitate de materiale metalice şi ceramice: oţeluri carbon şi aliate, oţeluri rapide (înalt aliate), bronzuri cu beriliu, carburi metalice, materiale mineralo-ceramice, nitrură de bor şi diamante (sintetice şi naturale). În general, una şi aceeaşi sculă, pentru unul şi acelaşi scop, se poate executa dintr-o gamă largă de materiale, fiecare material prezentând avantaje şi dezavantaje legate de durabilitate, temperatura de lucru admisă, tenacitate, preţul de cost, posibilitatea de aprovizionare etc.

Proiectantul de scule, precum şi utilizatorul de scule, plecând de la condiţiile concrete de exploatare (care au în vedere: natura şi duritatea materialului de prelucrat, solicitările prezente, temeperatura efectivă de lucru, condiţiile de mediu, precizia prelucrării, ritmul producţiei, posibilităţile de aprovizionare etc.), stabilesc nivelul performanţelor care trebuie să le posede materialul pentru principalele proprietăţi de utilizare (rezistenţa la uzare, duritatea, tenacitatea, stabilitatea şi duritatea la roşu etc.) şi, în funcţie de acestea, determină alegerea materialului optim sau aleg grupa de materiale pentru o anumită sculă, respectiv grup de scule.

Reţinerea unui material, dintr-un grup ales, se face analizându-se proprietăţile tehnologice, condiţiile tehnologice, posibilităţile de aprovizionare

şi preţul de cost. Frecvent, se recurge la îmbinarea de materiale diferite într-una şi aceeaşi sculă (partea activă dintr-un material superior, deficitar şi scump -oţel rapid, carburi metalice, plăcuţe mineralo-ceramice, iar corpul sau coada sculei dintr-un material obişnuit, ieftin - OLC45 sau 40Cr10.

10.1. Alegerea materialelor metalice pentru scule aşchietoare

Oţelurile pentru asemenea scule se caracterizează în principal prin rezistenţă mare la uzare şi duritate mare la cald şi secundar prin tenacitate mare. În funcţie de avans, viteza de aşchiere, adâncimea de aşchiere, natura materialului de aşchiat, sculele aşchietoare se pot executa din oţeluri carbon, oţeluri aliate, oţeluri rapide, carburi metalice, materiale mineralo-ceramice, nitrură de bor şi diamante.

Durata de menţinere a muchiei aşchietoare (durabilitatea) este determinată de compoziţia chimică şi tratamentele termice aplicate, care conferă sculelor rezistenţă la uzare convenabilă.

Alegerea materialelor pentru scule aşchietoare se face ţinându-se seama de: natura materialului de aşchiat (la aşchierea oţelurilor nu se folosesc scule cu diamant, deoarece acesta la 750°C se dizolvă în oţel), de duritatea materialului (scula trebuie să aibă minimum 10 unităţi HRC mai dură decât materialul de aşchiat), natura operaţiei de aşchiere (de degroşare sau finisare, strunjire, găurire, frezare, alezare etc.), caracteristicile maşinii unelte (care să asigure avansul şi viteza de aşchiere necesare), agentul de răcire folosit, mărimea şi forma sculei, prelucrabilitatea materialului sculei, posibilităţile de tratament termic, posibilităţile de aprovizionare şi preţul de cost.

Nivelul caracteristicilor predominante de care se ţine seama în primul rând la alegerea materialelor pentru diferite tipuri de scule aşchietoare sunt date în tabelul 10.1, în care nivelul 1 corespunde celei mai mici valori a caracteristicii, iar nivelul 9 corespunde celei mai mari valori a caracteristicii respective.

Tabelul 10.1

Caracteristici predominante ale sculelor

Tipul sculei	Caracteristica predominantă	Nivelul caracteristicii
Cuţite de strung	Rezistenţa la uzare Duritatea la cald	4...9 1...9
Burghie	Tenacitatea Rezistenţa la cald	1...3 1...9
Alezoare	Duritatea Rezistenţă la uzare	1...9 3...9
Tarozi, broşe	Rezistenţă la uzare	3...9
Freze	Duritate la cald Rezistenţă la uzare Tenacitate	6...9 6...9 1...3

În general, sculele de mână (tarozi, filiere, alezoare, burghie mici) care se încălzesc puţin în timpul aşchierii, se execută din oţeluri carbon pentru scule sau oţeluri slab aliate cu crom şi vanadiu; sculele cu dimensiuni mari (broşe, alezoare de maşină etc.) care aşchiază cu degajări mici de căldură se execută din oţeluri ledeburitice cu 12%Cr, sculele care aşchiază în condiţii grele, cu degajări de căldură până la temperaturi de 600°C (cuţite de strung, burghie, freze etc.) se execută din oţeluri rapide şi superrapide, iar sculele care lucrează fără şocuri, în condiţii foarte grele de uzură şi temperaturi peste 600°C, se execută cu partea activă din carburi metalice sau materiale mineralo-ceramice.

De exemplu, pentru aşchierea cu randament normal şi încălzire moderată a unor materiale neabrazive cu duritatea sub 375 HB, se pot folosi mărcile Rp5 şi Rp9, iar a unor materiale cu peste 375 HB, inclusiv a materialelor abrazive, se folosesc mărcile de oţel rapid Rp1, Rp3 şi Rp10 sau plăcuţele din carburi metalice sinterizate respectiv din materiale mineralo-ceramice. Aşchierea cu randament mare a oţelurilor, bronzurilor, alamelor etc. se face folosindu-se numai scule armate cu plăcuţe din carburi metalice sau din materiale mineralo-ceramice. Aşchierea unor materiale metalice neferoase cu prelucrabilitate scăzută (aliaje de aluminiu, magneziu, cupru etc.) se poate realiza cu randament maxim folosindu-se scule diamantate. Aşchierea unor suprafeţe întrerupte, sau rabotarea, respectiv mortezarea, când scula este solicitată la şocuri mecanice, se face folosindu-se oţelurile rapide Rp1, Rp2, Rp3 şi Rp5.

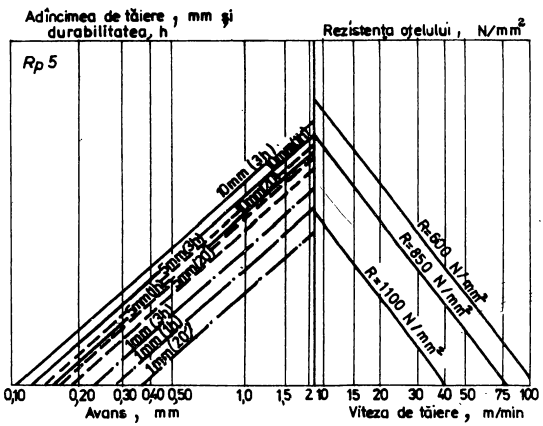


Fig.10.1. Nomogramă pentru determinarea vitezei de aşchiere în funcţie de parametrii de aşchiere.

Alegerea vitezei de aşchiere în funcţie de avans, de adâncimea de aşchiere, de durabilitatea sculei şi de rezistenţa la rupere a oţelului de aşchiat se face folosindu-se monograme ca cea dată în figura 10.1, valabilă pentru o sculă din Rp5. Indicaţii privind alegerea materialelor pentru scule aşchietoare sunt date în tabelele 5.21, 5.22 şi 10.2.

Tabelul 10.2

Tipuri de scule aşchietoare şi materialul din care se execută

Tipul sculei	Materiale recomandate
0	1
A. Cuţite de strung, raboteză, morteză	Rp3; Rp11; PO1; P10; P20; M40
Degroşarea oţelurilor cu duritatea sub 280 HB	Rp3; Rp11; P01; P10; P20; M40
Aşchierea oţelurilor cu duritatea de 280-320 HB	Rp3; Rp1; P20; P30; M30
Aşchierea oţelurilor cu duritatea de peste 300 HB	Rp3; Rp11; Rp5; Rp4; P40; P50; M20
Aşchierea fontelor moi	Rp3; Rp5; Rp4; Rp11; K30
Aşchierea fontelor cu duritatea de peste 220 HB	Rp3; Rp1; K01; K10; K20
Finisarea cu viteză mică a materialelor dure	Rp1; 105CrW20
Finisarea cu viteză mare a materialelor dure	Rp1; Rp2; Rp4; Rp11; P01; P10
Detalonare	Rp2; Rp1
Danturare	Rp1; Rp2; Rp3; Rp4; P40; P50
Rabotare şi mortezare	RUL1; 130CrW37; Rp1; P40; P50
Canelare	105CrW20
Aşchiere cu viteze mici	OSC11; OSC13
Aşchierea alamelor	OSC11; 105MnCrW11
Aşchierea bronzurilor şi aliajelor de aluminiu	205Cr115; 165VMoCr115; 155MoVCr115
Aşchierea fontei	Materiale ceramice Al_2O
B. Burghie	
Găurirea materialelor cu duritatea sub 280 HB	Rp3; Rp11
Găurire cu viteză foarte mare	Rp1; Rp2; Rp4; P20; P30
Găurire cu viteză mare a materialelor dure	Rp4; Rp3; Rp1; Rp2; P10
Găurire cu viteză medie a materialelor semidure	RUL1; 105CrW20
Găurire cu viteză mică a materialelor moi	OSC7; OSC8
Burghie lungi cu diametrul sub 25mm	RUL1; 117VCr6
Burghie cu diametrul 1...3mm	Rp3; OSC8
Burghie cu diametrul sub 1mm	OSC8; OSC10
Pentru centruit	Rp3; Rp1; Rp2
Cu coadă cilindrică sau conică	Rp3;Rp11;Rp1;Rp2;105MnCrW11; 105CrW20
C. Alezoare	
Pentru operaţii normale	OSC10; 117VCr6; RUL1; 105MnCrW11; 105CrW20; 205Cr115
Lungi şi subţiri	105MnCrW11; 205Cr115
Pentru oţeluri dure, cu productivitate mare	Rp3; Rp10; Rp5; Rp4; Rp11; P01; P10

Tabelul 10.2 (continuare)

0	1
D. Tarozi	
De mână	OSC10; OSC11; 105CrW20; 105MnCrW11; RUL 1
De maşină	Rp5, Rp10, Rp3
De mână pentru filete precise în materiale dure	Rp3, Rp5, Rp11
Pentru fonte, aliaje de aluminiu, aliaje refractare	Rp5
E. Freze	
Pentru oţel turnat	P40; P30; P20; materiale ceramice Al_2O_3
Pentru materiale moi (până la 35 HRC)	Rp3; Rp11; P01; P10; P20
Pentru materiale dure (peste 35 HRC)	Rp11; P10; P20; P30
Pentru viteze mari de aşchiere	Rp1; Rp2; P01; P10
Pentru materiale foarte dure(fontă, oţel călit)	Rp9; P01; P10; K01; K10
Pentru materiale moi	OSC10;OSC11;RUL1;90VMn20; 205Cr115
Pentru filetare	Rp3; 90VMn20; Rp4
Elicoidale pentru caneluri	Rp3; Rp11
Cilindrice cu coadă	Rp3; Rp5; Rp11
Dinţi amovibili	Rp2; Rp3
Freze pentru ghidaje din fontă călite	nitrură cubică de bor
F. Bacuri de filiere	
Cu productivitate mare	Rp3; Rp5; Rp11; Rp4; Rp10
Pentru materiale semidure	OSC8;105CrW20;105MnCrW11; 90VMn20
Piepteni de filetat pentru materiale semidure	RUL1; 105MnCrW11
Piepteni de filetat pentru materiale dure	Rp3; Rp11; Rp5
Piepteni de mare productivitate	Rp1; Rp2; Rp4
G. Pile	
Cu destinaţie generală	OLC10; OLC15; OLC25; OLC20; OL37; OL42; OSC10; OSC11; OSC13; RUL1
Foarte dure, mici şi mijlocii	RUL1
Foarte dure, mijlocii	RUL1; 105MnCr11; P40
Plate şi rotunde	OSC10; RUL1; 105CrW20
De precizie de tăiere 1...3	OSC10; RUL1
De precizie de tăiere 4...6	RUL1; 105CrW20; P30
Pile arc	RUL1; 105CrW20; OSC11
Pile disc	RUL1; 105CrW20
Raşpele	OSC11; 117VCr6; OSC13
H. Ferăstraie	
Cu destinaţie generală	OSC10; OSC11; Rp10; Rp11

Tabelul 10.2 (continuare)

0	1
Disc	OSC11; Rp11; P30
Pânză pentru materiale moi	OSC8 M; OSC10
Pânză pentru materiale dure şi semidure	105CrW20
Pânză de mare productivitate	Rp3; Rp5; Rp1; Rp2; 105CrW20
Segmenţi pentru ferăstraie	Rp1; Rp2; Rp3; Rp11

10.2. Alegerea materialelor metalice pentru scule de deformare la rece

Aceste scule fiind solicitate în principal la uzare şi la şoc mecanic prin lovire se execută din oţeluri cu duritate mare şi tenacitate mare în acelaşi timp, asigurate atât de compoziţia chimică, cât şi de tratamentele finale aplicate.

În această categorie intră sculele de ştanţare şi perforare, formare la rece, ambutisare, refulare, tăiere, extrudare şi tragere.

Pe lângă duritate şi tenacitate mari, aceste materiale metalice trebuie să prezinte: rezistenţă mare la rupere prin încovoiere, compresiune, întindere, rezistenţă mare la deformaţii plastice mici, păstrarea structurii şi proprietăţilor până la temperaturi de peste 350°C, călibilitate mare, susceptibilitate mică la supraîncălzire, deformare şi fisurare, aşchiabilitate bună.

Aceste scule se execută în special din oţeluri şi, mai rar, din carburi metalice.

Oţelurile folosite pentru scule de deformare plastică la rece pot fi:

- *cu călibilitate mică* (OSC10; OSC11 şi OSC13);
- *cu călibilitate medie* sunt cele aliate din sistemele Cr-Mn-Si-W-V şi Cr-Mn-Si;
- *cu călibilitate mare* sunt cele bogat aliate, ledeburitice cu 12%Cr aliate cu Mo, V, W, Ti;
- *cu tenacitate mare* sunt oţelurile cu 0,4...0,6%C slab aliate cu Cr, Ni, V, Si, W;
- *grafitate* sunt cele aliate cu 1,0...1,3%Si.

10.2.1. Alegerea oţelurilor pentru matriţe de ştanţare şi perforare

Din această categorie fac parte poansoanele şi plăcile active ale matriţelor de decupat, debavurat, ştanţat şi perforat table şi benzi. Caracteristicile de bază impuse acestor oţeluri sunt rezistenţa la uzare cuprinsă în nivelul 3...9 şi tenacitatea în nivelul de calitate 1...7.

Acest fapt determină ca aceste scule să se execute dintr-o gamă largă de oţeluri, iar problema care se pune în mod deosebit este cea a preţului de cost al

materialelor şi a nivelului producţiei care trebuie realizată (10^3; 10^4; 10^5 sau 10^6 piese).

Sculele de ştanţare şi perforare sunt solicitate puternic la compresiune, strivire, flambaj, încovoiere, oboseală şi uzare.

Alegerea oţelurilor pentru scule se face în funcţie de grosimea tablei sau benzii de ştanţat şi perforat, de numărul de piese executate şi de nivelul de complexitate al piesei, conform figurii 10.2 (există 5 nivele de complexitate: nivelul 1- piese mici cu formă simplă, iar nivelul 5 - piese mari cu formă exterioară sau interioară foarte complicată) şi de numărul de piese ce trebuie executat.

Tablele şi benzile subţiri (sub 6 mm) pot fi ştanţate şi perforate cu scule din oţeluri carbon, în timp ce tablele şi benzile groase (sub 25mm) sunt prelucrate cu oţeluri aliate cu 12%Cr sau chiar cu oţeluri rapide.

De asemenea, dacă piesele cu nivel de complexitate mic se pot ştanţa şi perfora cu scule din oţeluri carbon, cele cu complexitate mare se ştanţează numai cu scule din oţeluri aliate.

Când seria de producţie depăşeşte 10^5 piese, se folosesc de asemenea numai scule din oţeluri aliate.

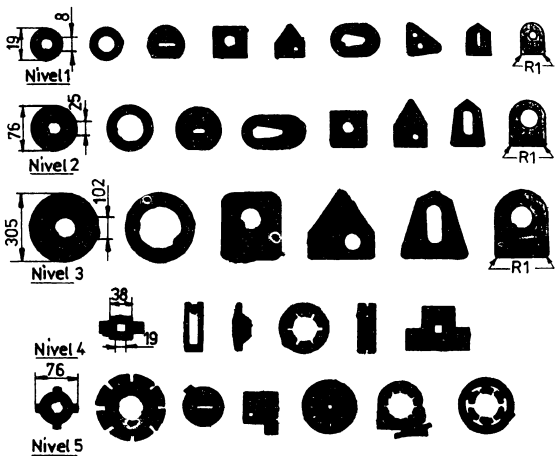


Fig.10.2. Nivelele de complexitate ale pieselor ştanţate.

Alegerea oţelurilor pentru poansoane şi plăci active ale matriţelor de ştanţat şi perforat în funcţie de nivelul de complexitate al pieselor, de nivelul producţiei şi de natura materialului de prelucrat, cu grosimea de 1,75 mm este

prezentată în tabelul 10.3., iar pentru dălţi şi poansoane în funcţie de grosimea pieselor prelucrate este dată în tabelul 10.4.

Tabelul 10.3

Alegerea oţelurilor pentru poansoane şi plăci active destinate ştanţării şi perforării

Materialul de prelucrat	Nivelul de complexitate	Numărul de piese cu grosimea de 1,75 mm			
		1 000	10 000	100 000	1 000 000
Aliaje de cupru aluminiu şi magneziu	1	OLC10...OLC25 OSC7...OSC13	OSC7...OSC13	100VMoCr52	100VMoCr52 205Cr115
	2	100VMoCr52	100VMoCr52	100VMoCr52	100VMoCr52
	3	42MoCr11	42MoCr11	100VMoCr52	100VMoCr52
	4 şi 5	100VMoCr52	100VMoCr52	100VMoCr52	100VMoCr52
Oţeluri carbon şi aliate de constr. şi inoxidabile feritice	1	OLC10...OLC25 OSC7...OSC13	- OSC7...OSC13	- -	205Cr115 100VMoCr52
	2	-	-	-	205Cr115 100VMoCr52
	3	42MoCr11	42MoCr11	100VMoCr52	205Cr115 100VMoCr52
	4 şi 5	100VMoCr52	100VMoCr52	100VMoCr52	205Cr115 100VMoCr52
Oţeluri inoxidabile austenitice	1	-	-	100VMoCr52 205Cr115	100VMoCr52 205Cr115
	2	100VMoCr52	100VMoCr52	100VMoCr52 205Cr115	100VMoCr5 2 205Cr115
	3	100VMoCr52	205Cr115	205Cr115	205Cr115
	4 şi 5	100VMoCr52	100VMoCr52	155VMoCr115	205Cr115
Oţel arc max. 52 HRC	1; 2; 3	100VMoCr52	205Cr115	155VMoCr115	205Cr115
	4	100VMoCr52	205Cr115	155VMoCr115	205Cr115
	5	100VMoCr52	205Cr115	155VMoCr115	155VMoCr115
Tablă silicioasă cu grosimea de 0,65 mm	1	100VMoCr52	100VMoCr52	155VMoCr115	205Cr115
	2	100VMoCr52	205Cr115	205Cr115	205Cr115
	3; 4; 5	100VMoCr52	205Cr115	155VMoCr115	155VMoCr115

Tabelul 10.4

Alegerea oţelurilor pentru poansoane şi dălţi

Grosimea piesei, mm	Număr de piese			
	1 000	10 000	100 000	1 000 000
0	1	2	3	4
0,25	OSC7...OSC13	OSC7...OSC13	OSC7...OSC13	OSC7...OSC13 100VMoCr52
0,75	OSC7...OSC13	OSC7...OSC13	OSC7...OSC13	100VMoCr52
1,50	OSC7...OSC13	OSC7...OSC13	OSC7...OSC13	155VMoCr115
3,00	OSC7...OSC13 90VMn20	OSC7...OSC13 90VMn20	OSC7...OSC13 100VMoCr52	155VMoCr115 155VMoCr115
6,00	51Si17A;56Si17A 45VSiCrW20	51Si17A;56Si17A 45VSiCrW20	51Si17A;56Si17A 45VSiCrW20	155VMoCr115 Rp5
12,0	51Si17A;56Si17A 45VSiCrW20	51Si17A;56Si17A 45VSiCrW20;Rp5	51Si17A;56Si17A 45VSiCrW20;Rp5	155VMoCr115 Rp5
25,0	51Si17A;56Si17A 45VSiCrW20	51Si17A;56Si17A 45VSiCrW20;Rp5	Rp5	155VMoCr115 Rp5

Poansoanele cu diametrul sub 7 mm se execută numai din oţel rapid Rp5, iar cele cu peste 7 mm se pot executa din toate oţelurile prezentate în tabelul 10.4.

Pentru ca în timpul lucrului poansoanele pentru găurit şi perforat să nu se rupă brusc, să nu se îndoaie, să nu se ştirbească partea activă şi să nu se turtească coada, trebuie să aibă o duritate care să descrească uniform şi continuu de la partea activă la capătul cozii (fig.10.3).

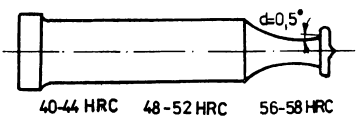


Fig.10.3. Variaţia durităţii în lungul unui poanson.

Acest lucru se realizează prin tratament termic astfel: poansoanele se călesc integral izoterm folosindu-se două medii de răcire - băi de săruri şi ulterior apă sau soluţii de 5...7% Na_2CO_3 în apă, iar pentru revenire, poansoanele se aşază vertical cu coada pe o plită încălzită la 600...650°C, se acoperă pe 1/2 din înălţime cu nisip, se menţin până când partea activă devine portocalie (240...260°C), după care se răcesc în ulei. După acest tratament, duritatea poansoanelor din oţeluri carbon variază continuu de la 56...58 HRC la partea activă, la 40...44 HRC la coadă.

10.2.2. Alegerea materialelor pentru matriţe de deformare la rece

Matriţele pentru deformare (formare sau fasonare) la rece au ca scule active un poanson şi o matriţă inferioară sau un poanson şi două matriţe

(superioară şi inferioară), solicitate puternic la uzare şi şoc mecanic. Principala caracteristică impusă acestor oţeluri este rezistenţa la uzare care trebuie să aibă nivelele de calitate 1...7. Alegerea materialelor pentru poansoane şi matriţe de deformare şi formare la rece se face în funcţie de rezistenţa la uzare, de natura şi grosimea materialului de prelucrat, nivelul de complexitate al piesei, calitatea suprafeţei piesei, parametrii de lucru (viteză, tip de lubrifiere) şi nivelul producţiei de realizat.

La deformarea pieselor cu nivel de complexitate mic, se folosesc poansoane şi matriţe din OSC8...OSC10 şi numai pentru producţii foarte mari (peste 1 000 000 buc) se recomandă oţelurile: 90VMn20; 45SiCrW20; 100VMoCr52; 205Cr115; 155VMoCr115. Pentru piese de complexitate medie, se utilizează oţelul 42MoCr11, iar pentru producţii mari (peste 100 000 buc), se folosesc: 90VMn20; 45VSiCrW20; 100VMoCr52 şi 155VMoCr115.

La formarea pieselor de complexitate mare, se folosesc matriţe inferioare din fontă cu sau fără sâmbure din 90VMn20 şi poanson din 100VMoCr52.

Pentru serii foarte mari de producţii, se pot folosi oţeluri carbon durificate superficial prin cromare sau scânteiere.

10.2.3. Alegerea oţelurilor pentru matriţe de ambutisare

Transformarea semifabricatelor plane (table) în piese cave cu diferite adâncimi se realizează cu poansoane şi matriţe care sunt puternic solicitate la uzare prin frecare.

Alegerea materialelor pentru aceste scule are în vedere: nivelul producţiei; gradul de deformare realizat în timpul ambutisării; natura; forma şi dimensiunile piesei; grosimea tablei; condiţiile de lubrifiere; razele de racordare a poansonului şi matriţei etc. Pentru piese de formă simplă se folosesc matriţe din oţeluri carbon sau aliate, iar pentru piese cu formă complexă se folosesc fonte aliate.

Recomandările pentru alegerea materialelor destinate confecţionării matriţelor de ambutisare adâncă sunt date în tabelul 10.5.

Tabelul 10.5

Materiale folosite pentru matriţe de ambutisare adâncă

Materialul de prelucrat	Numărul de piese		
	10 000	100 000	1 000 000
Aliaje de cupru şi aluminiu	OSC8...OSC11; 90VMn20; 105MnCrW11; fontă aliată, flamată superficial	90VMn20; 105MnCrW11;100VMoCr52; fontă aliată flamată superficial	100VMoCr52; 155VMoCr115 cu sau fără tratament de nitrurare sau scânteiere
Oţeluri carbon şi aliate	OSC8...OSC11 90VMn20; 105MnCrW11; fontă aliată, flamată superficial	105MnCrW11; 90VMn20 fontă aliată flamată sau cu inserţii din 105MnCrW11	100VMoCr52; 155VMoCr115; 100VMoCr52 nitrurat sau cu inserţii de 155VMoCr115 sau 205Cr115

Tabelul 10.5(continuare)

0	1	2	3
Oţeluri inoxidabile	OSC8...OSC11; cromizate fontă aliată durificată la 480 HB	105MnCrW11 nitrurat 155VMoCr115 nitrurat 205Cr115 cu sau fără nitrurare	155VMoCr115; 205Cr115 nitrurate sau scânteiate 100VMoCr52 nitrurat sau cu inserţii de 155VMoCr115

Poansoanele fiind mai puternic solicitate la uzare se execută din OSC8...OSC11; 105MnCrW11; 100VMnCr52 şi 155VMoCr115, durificate (nitrurare, cromizare sau scânteiere) sau nu superficial.

10.2.4. Alegerea oţelurilor pentru scule de refulare la rece

Îngroşarea locală a semifabricatelor (refularea niturilor, şuruburilor etc.) se realizează cu ajutorul matriţelor şi poansoanelor de refulare care sunt solicitate la uzare.

Poansoanele de refulare se execută din OSC8...OSC10; 45VSiCrW20; Rp3 şi Rp5. Când rezistenţa la şoc devine prioritară, se pot folosi oţelurile: 45VSiCrW20; 51Si17A; 56Si17A; 42MoCr11.

Matriţele închise şi deschise monobloc indiferent de seria de fabricaţie se execută din OSC8...OSC10. Matriţele închise se execută din 39VSiMoCr52, iar inserţiile se execută din 165VWMoCr115, Rp5 şi carburi sinterizate.

La aceste matriţe, de mare importanţă este călibilitatea oţelurilor, care trebuie corelată cu dimensiunile matriţelor. Astfel, la matriţe mici, adâncimea de călire trebuie să fie de circa 2-3 mm, iar la cele mari de circa 5-7 mm.

Dacă stratul aliat este prea mic, acesta nu va rezista la compresiune, flambându-se sau chiar fisurându-se, în timp ce un strat călit prea mare, datorită fragilităţii martensitei, va produce ruperi bruşte ale matriţei. Creşterea rezistenţei matriţelor la şoc mecanic se poate realiza prin finisarea grăuntelui de austenită (aliere cu vanadiu şi scăderea temperaturii de austenitizare).

10.2.5. Alegerea oţelurilor pentru scule de filetat prin rulare

Sculele plane şi circulare de filetat prin rulare sunt supuse în general solicitării de uzare. Oţelurile din care se execută, pe lângă rezistenţă la uzare de nivel 6...8, trebuie să prezinte tenacitate de nivel minim 2 şi stabilitate dimensională la tratamentul termic.

Filetele grosiere şi fine, la productivităţi de sub 500 000 piese din oţeluri şi aliaje neferoase, se realizează cu scule plane şi circulare din 100VMoCr52 călite şi revenite la 50...62 HRC, iar la productivităţi de sub 1 000 000 piese se folosesc oţelurile 155VMoCr115, 100VMoCr52 şi Rp5, conform tabelului 10.6.

Aceste scule ies din folosinţă prin uzare şi exfoliere. Durabilitatea lor

este influenţată atât de duritate, cât şi de rugozitatea suprafeţelor, dimensiunile şi precizia filetului, corectitudinea fixării în maşină, poziţia rectificării filetului - înainte sau după călire şi revenire.

Tabelul 10.6

Alegerea oţelurilor pentru scule de filetat prin rulare

Tipul sculei	Materialul de filetat	Număr de piese filetate			
		500 000		1 000 000	
		Filet grosier	Filet fin	Filet grosier	Filet fin
Plană	Oţeluri moi, aliaje de Al şi Cu	100VMoCr52 50-60 HRC	100VMoCr52 57-60 HRC	155VMoCr115 60-62 HRC	155VMoCr115 60-62 HRC
	Oţeluri dure (peste 95HRB), oţeluri austenitice	155VMoCr115 60-62 HRC	155VMoCr115 60-62 HRC	155VMoCr115 60-62 HRC	155VMoCr115 Rp5 59-61 HRC
Circulară	Oţeluri moi, aliaje de Al şi Cu	100VMoCr52 56-58HRC	100VMoCr52 56-58HRC	100VMoCr52 56-58HRC Rp5 59-61 HRC	155VMoCr115 165VWMoCr115
	Oţeluri dure, oţeluri austenitice	100VMoCr52 56-58HRC	100VMoCr52 56-58HRC	100VMoCr52 56-58HRC	Rp5 58-60 HRC

10.2.6. Alegerea materialelor metalice pentru scule de tragere a sârmelor, barelor sau ţevilor

Operaţia de tragere la rece se realizează prin filiere de tragere, care sunt puternic solicitate la uzare abrazivă.

Filierele cu dimensiuni mici (sub 0,125 mm) pentru tragerea sârmelor din oţel se execută în mod curent din diamant, în timp ce filierele cu dimensiuni mai mari se execută din carburi metalice sinterizate şi oţeluri aliate pentru scule: Rp5; 165VWMoCr115; 155VMoCr115 cu durităţi de 62...65 HRC.

Când stabilitatea dimensională a filierei devine preponderentă, iar abraziunea este mai puţin intensă, se poate folosi oţelul 90VCrMn20, specific pentru scule de precizie.

Sârmele din cupru cu diametrul sub 1,6 mm, din aliaje de cupru, aluminiu cu diametrul sub 0,8mm, din aliaje de magneziu cu diametrul sub 0,6mm şi din oţeluri inoxidabile, aliaje de titan, wolfram, molibden sau nichel, se trag prin filiere din carburi metalice sinterizate.

Filierele pentru tragerea barelor, precum şi filierele şi dopurile pentru tragerea ţevilor la rece se execută din: OSC11 (dopuri); RUL1 (role de laminare, dornuri Pilger); 35VCr11A (calibre Pilger); OSC10, 117VCr36, carburi metalice sinterizate (filiere).

Pentru condiţii mai grele de tragere a barelor şi ţevilor se pot folosi scule executate din: 105MnCrW11; 205Cr115; 155VMoCr115; Rp5. De asemenea, se pot folosi oţeluri nestandardizate: 90VCr10 (0,8...1%C;

0,2...0,6%Mn; 0,15...0,4%Si; 0,8...1,5%Cr; 0,2%V) şi 130W37 (1,25...1,4%C; 0,1...0,4%Mn; 0,1...0,4%Si; 0,5...1%Cr; 3,5...4%V).

10.2.7. Alegerea materialelor metalice pentru cilindrii de laminare la rece

Laminarea la rece a benzilor, tablelor şi ţevilor cu sudură longitudinală se realizează cu cilindri şi role, care sunt puternic solicitate la compresiune, încovoiere şi uzare. Aceste scule, trebuind să posede o duritate foarte mare în stratul superficial, rezistenţă mare la uzare şi rizare, tenacitate mare, călibilitate mare şi capacitate bună de şlefuire, se execută din oţeluri cu mult carbon aliate cu crom, molibden şi vanadiu: 205Cr115; RUL1; Rp3; Rp5 şi din oţelul nestandardizat 86VMoCr17 (0,83-0,9%C; 1,6-1,9%Cr; 0,2-0,35%Mo şi 0,05-0,15%V).

Cilindrii profilaţi pentru laminarea jenţilor auto se execută din: OLC10; OLC15; 20MnCr12 după carburare, călire dublă şi revenire joasă.

Semifabricatele din care se execută cilindrii de laminare la rece se supun unui tratament preliminar format dintr-o normalizare urmată de recoacere subcritică, iar după aşchierea de degroşare se aplică o îmbunătăţire, în scopul finisării şi omogenizării structurii.

În final, cilindrii se supun unei căliri superficiale prin inducţie, urmată de revenire joasă.

10.2.8. Alegerea oţelurilor pentru scule de extrudat

Obţinerea pieselor cave sau pline, prin curgerea plastică, la presarea materialului prin orificiul matriţei în spaţiu închis se realizează cu matriţe şi poansoane, care, datorită gradului de deformare mai mare (80...98%) decât la ambutisare, sunt mai puternic solicitate la uzare, compresiune şi întindere. Extrudării se supun numai materialele metalice moi: oţelul moale, aluminiul, aliajele de aluminiu şi de magneziu, cuprul şi unele aliaje ale sale (alamă, monel, alpaca etc.).

Poansoanele pentru extrudarea directă, când materialul se deformează şi se deplasează în acelaşi sens cu poansonul, sunt solicitate la compresiune, iar cele pentru extrudarea inversă sau mixtă, când materialul deformat se deplasează în sens invers poansonului, sunt solicitate atât la compresiune cât şi la uzare.

Poansoanele, indiferent de materialul extrudat, se execută din 100VMoCr52 pentru serii mici de piese (sub 50 000buc) şi din 165VWMoCr115 pentru serii mari de piese extrudate, ambele la durităţi de 59...60 HRC.

Poansoanele cu diametre mici, solicitate suplimentar şi la flambaj, se execută din oţeluri ledeburitice: 165VWMoCr115 şi Rp5.

Matriţele de extrudare sunt mai uşor solicitate şi doar la întindere şi uzare. Pentru extrudarea aliajelor de aluminiu, matriţele se execută din OSC8...OSC10, iar pentru prelucrarea oţelurilor moi se recurge la 90VMn20 şi doar pentru serii mari (peste 50 000 buc) de piese, la 100VMoCr52.

Prin aplicarea tratamentelor termice trebuie să se asigure o granulaţie fină (punctaj 12-11), duritate maximă şi stabilitate dimensională bună a sculelor.

10.2.9. Alegerea oţelurilor pentru cuţite şi foarfece de tăiere

Cuţitele, lamele şi foarfecele de tăiere şi debitare a materialelor metalice se execută din oţeluri carbon şi aliate pentru scule care prezintă rezistenţă la uzare în clasele 2...9, tenacitatea şi duritatea la cald în clasele 2...8.

Aceste scule, solicitate la uzare şi şoc mecanic, pot fi monobloc sau cu lame din oţeluri pentru scule sau chiar carburi metalice sinterizate.

Pentru tăierea la rece este necasară duritate mare la sculele de tăiere, de 58...62 HRC, iar pentru tăierea la cald sunt necesare durităţi mai mici, doar 38...45 HRC. Sculele de tăiere la rece care sunt puternic solicitate la şoc trebuie să aibă tenacitate mare şi deci duritate mai scăzută, 45...55 HRC. Durabilitatea acestor scule creşte cu gradul de aliere; ea este de 20 000...30 000 tăieturi pentru oţelurile carbon pentru scule, creşte la dublu pentru oţelurile aliate şi creşte de 5...6 ori la oţelurile ledeburitice.

În funcţie de natura şi grosimea materialului de tăiat şi de mărimea producţiei, materialele metalice pentru scule de tăiere se aleg conform tabelului 10.7.

Cuţitele cu inserţii de carburi metalice sinterizate se realizează prin brăzdarea lamelor pe corpuri din oţel carbon sau aliat îmbunătăţite.

Sculele de tăiere în medii corosive se execută din oţeluri inoxidabile martensitice: 40Cr130; 90VMoCr180 sau 45VMoCr145 (0,4...0,48%C; max.1%Mn; max1%Si; 13,8...15%Cr; 0,45...0,6%Mo; 0,1...0,15V).

Tabelul 10.7

Materiale recomandate pentru scule de tăiere

Materialul de tăiat	Grosimea materialului, mm				
	Sub 6,5		Sub 12,5		Peste 12,5
	Serie mică	Serie mare	Serie mică	Serie mare	
0	1	2	3	4	5
Oţeluri carbon şi aliate cu max. 0,35%	OSC11; OSC13; 117VCr6	100VMoCr52	OSC11; OSC13; 117VCr6	100VMoCr52	51Si17A; 56Si17A 45VSiCrW20 42MoCr11
Oţeluri carbon şi aliate cu peste 0,35%	OSC11; OSC13; 117VCr6	100VMoCr52 155VMoCr115	OSC11; OSC13; 117VCr6	45VSiCrW20	56Si17A; 51Si17A 45VSiCrW20

Tabelul 10.7 (continuare)

0	1	2	3	4	5
Oţeluri inoxidabile şi refractare	OSC11; OSC13; 117VCr6	155VMoCr115	45VSiCrW20	10VMoCr52	56Si17A; 51Si17A 45VSiCrW20
Oţeluri silicioase	155VMoCr115	155VMoCr115i nserţii de carburi	45VSiCrW20	45VSiCrW20	-
Aliaje de aluminiu	OSC11; OSC13; 117VCr6	100VMoCr52	OSC11; OSC13	117VCr6	51Si17A; 56Si17A 45VSiCrW20 42MoCr11
Aliaje de titan	155VMoCr115	155VMoCr115	-	-	-

Obs. Tablele silicioase cu grosimi de peste 6,5 mm se debitează la circa 250°C.

Sculele de tăiere la cald se execută din oţeluri aliate, ca 39VSiMoCr52; 36VSiWMoCr53, şi pentru cazuri deosebite, din 30VCrW85. Tăierea la cald a oţelurilor inoxidabile feritice şi austenitice se face numai cu scule din Rp3 la o duritate de 60 HRC.

10.2.10. Alegerea oţelurilor pentru dălţi şi scule pneumatice

Dălţile şi sculele acţionate pneumatic sunt puternic solicitate la şoc mecanic, iar scoaterea lor din uz se face frecvent prin spargere, strivire sau uzarea părţii active.

Caracteristica principală a oţelurilor pentru aceste scule fiind tenacitatea, ele se execută din oţeluri carbon şi aliate cu siliciu, vanadiu, crom, wolfram.

Oţelurile recomandate sunt: 45VSiCrW20; 51Si17A; 56Si17A şi 42MoCr11 (acesta din urmă are rezistenţă minimă la uzare).

Sculele cu diametrul sub 25 mm, solicitate puternic la şoc şi uzare, dar mai puţin la strivire (compresiune), se execută din: 12TiMnCr12, 13CrNi30 carburate, călite şi re te la 200°C.

Dălţile pentru ciocane pneumatice se execută din OSC7...OSC10, care având călibilitate mică, au tenacitate şi rezistenţă la uzare bune.

Dălţile folosite pentru tăierea materialelor dure se execută din Rp5 şi Rp3.

Căpuitoarele pneumatice se confecţionează din 55MoCrNi16, iar cele hidraulice din 30VCrW85, care posedă rezistenţă foarte mare la strivire şi uzare.

10.3. Alegerea materialelor metalice pentru scule de prelucrare la cald

Prelucrarea materialelor metalice la cald, prin forjare liberă sau în matriță, presare, extrudare, tragere, laminare, tăiere, turnare în cochilă și sub presiune, se realizează cu scule din oțeluri aliate caracterizate prin: tenacitate mare la cald, duritate și rezistență mari la cald, rezistență la șoc termic, stabilitate structurală la cald, conductibilitate termică mare și sensibilitate mică la fisurare la cald.

Principalele cauze de scoatere din uz a acestor scule sunt ruperea și uzarea.

Alegerea oțelurilor pentru scule de prelucrare la cald este o problemă deosebit de complexă datorită condițiilor specifice de exploatare. Astfel se explică de ce un anumit tip de sculă se poate executa din unul, două sau mai multe oțeluri.

Alegerea oțelurilor pentru scule de prelucrare la cald se face ținându-se seama de : tipul și nivelul solicitărilor; contactul îndelungat al sculei cu materialul cald care se prelucrează; încălziri și răciri alternante ale suprafețelor de lucru și de uzura de frecare. În aceste condiții, oțelurilor pentru scule le sunt impuse următoarele niveluri de caracteristici: rezistența la uzare 2-6; tenacitatea 4-9; duritatea 5-8.

Pentru ca sculele de prelucrare la cald să se comporte foarte bine în exploatare, trebuie să nu prezinte concentratori de eforturi din proiectare și construcție, să posede o structură și o stare tensională adecvate, să se preîncălzească înainte de lucru și să se asigure răcirea uniformă în timpul lucrului.

10.3.1. Alegerea oțelurilor pentru matrițe de deformare plastică la cald

Matrițele utilizate pentru deformarea plastică la cald pot fi monobloc sau din componente amovibile.

Părțile active ale matrițelor compuse sau matrițele monobloc se execută din oțeluri care au stabilitate mare la cald până la 650...700°C, tenacitate mare, rezistență mare la oboseală termică, rezistență la oxidare sub sarcină, succeptibilitate mică la deformare, așchiabilitate bună și capacitate bună de șlefuire.

Matrițele pentru prese nu sunt solicitate mecanic la șoc, ele lucrează în contact cu materialul cald un timp îndelungat (0,1...0,4s), ceea ce determină încălzirea părților active, până la 650...700°C, în timp ce matrițele pentru ciocane sunt solicitate la șoc mecanic, stau în contact cu materialul de prelucrat un timp scurt (0,001...0,006 s), iar temperatura suprafețelor active atinge

500...550°C.

După tratamentul termic final, părţile active ale matriţelor au duritatea de 45...50 HRC.

Matriţele monobloc pentru ciocane se execută din oţeluri cu călibilitate mare, care asigură o structură cât mai uniformă în volumul lor: 55MoCrNi16; 55VMoCrNi16; 55VMoCrNi17 şi 57VMoCrNi17. Matriţele monobloc cu dimensiuni foarte mici se tratează termic, astfel încât duritatea locaşurilor active să fie de 50...52 HRC, matriţele mici au 40...45 HRC, cele cu dimensiuni medii au 36...40 HRC, iar cele cu dimensiuni mari au durităţi de 35...38 HRC. Matriţele care necesită durităţi relativ mici, sub 40 HRC, suportă prelucrarea finală a locaşurilor după tratamentul termic final.

Matriţele mijlocii şi mari cu durităţi sub 40 HRC se pot recondiţiona după uzare, prin restabilirea geometriei şi dimensiunilor locaşurilor prin aşchiere, urmată de călire şi revenire.

Zonele de prindere a matriţelor (coada de rândunică) fiind puternic solicitate la şoc se revin la temperaturi mai înalte, în vederea obţinerii unor durităţi mai mici 33...37 HRC pentru matriţele mici şi mijlocii şi de 25...30 HRC pentru matriţele mari.

Matriţele destinate deformării plastice la cald pe ciocane a materialelor metalice cu deformabilitate redusă, fiind puternic solicitate la strivire (compresiune), întindere şi încovoiere, se execută din oţeluri cu tenacitate mai mare: 36VSiWMoCr53; 39VSiMoCr52 şi 40VSiMoCr52, călite şi revenite la 45...48 HRC. Tot din aceste oţeluri se execută şi matriţele monobloc pentru ciocane, care lucrează în condiţii de deformare plastică cu viteză mare, când partea activă se încălzeşte la 550...625°C. Aceleaşi oţeluri se folosesc şi pentru matriţele folosite la refulare.

Matriţele şi dornurile folosite pentru deformare plastică la semicald (700...800°C), fiind puternic solicitate la uzare, se execută din oţeluri rapide Rp5 călite şi revenite la 56...62 HRC.

În scopul evitării pericolului de aderenţă a materialului de deformat la suprafaţa activă a matriţelor, acestea se feroxează (în abur supraîncăzit) pentru a se acoperi cu o peliculă de Fe_3O_4.

Matriţele utilizate pentru presare ca şi celelalte scule pentru ambutisare, trefilare, laminare şi tragere la cald, fiind în contact mai îndelungat cu materialul cald, deci încălzindu-se la temperaturi de 650...750°C, se execută din oţelurile: 36VSiWMoCr53; 39VSiMoCr52; 40VSiMoCr52 şi 31VMoCr29 călite şi revenite la 47...52 HRC.

Matriţele folosite la deformarea prin presare a oţelurilor şi aliajelor refractare se execută din 30VCrW85. Acelaşi material este indicat şi pentru dorniri de prelucrare a aliajelor de cupru şi aluminiu.

Când sculele de deformare la cald sunt supuse la temperaturi de peste 900...950°C, acestea se execută din oţeluri refractare.

Cilindrii de laminor se pot executa din aceleaşi oţeluri ca şi matriţele pentru prese sau din fontă cenuşie la interior cu o crustă dură din fontă albă aliată la exterior. De asemenea, pot avea partea activă din carburi metalice sinterizate aplicate prin brazare.

10.3.2. Alegerea oţelurilor pentru scule de rulare a filetului la cald

Aceste scule sunt puternic solicitate mecanic la şoc şi termic la 600...1 100°C.

Când temperatura la care se încălzesc aceste scule este de 600...700°C, în general la filetarea exterioară, tenacitatea oţelurilor prevalează asupra şocului termic şi sculele se execută din: 36VSiWMoCr53; 39VSiMoCr52; 40VSiMoCr52; 31VMoCr29 călite şi revenite la 46...48 HRC. În scopul creşterii rezistenţei la uzare, deci a durabilităţii, aceste scule se pot supune unui tratament termochimic de nitrurare în gaz sau plasmă. Când temperatura de încălzire a sculelor de rulat filet este de 700...1 100°C (la filetarea interioară), şocul termic devine preponderent faţă de şocul mecanic, iar solicitarea la uzare este mai puternică. Oţelul indicat în acest caz este de 30VCrW85 călit şi revenit la 50...52 HRC.

10.3.3. Alegerea oţelurilor pentru scule de tăiere la cald

Foarfecele, cuţitele şi dălţile pentru tăiere şi decupare la cald sunt puternic solicitate la temperatură şi la şoc mecanic.

Sculele de tăiere şi decupare la cald solicitate la temperaturi de 400...600°C se execută din oţelurile: 39VSiMoCr52; 40VSiMoCr52; 36VSiWMoCr53 călite şi revenite la 48...53 HRC. Pentru aceste scule de formă plată şi cu secţiune relativ uniformă, se poate aplica un tratament termomecanic la temperatură înaltă (ausforming) sau joasă (marforming) care finisează structura martensitică. Pentru condiţii de solicitare termică mai puternică (peste 600°C) se recomandă oţelul 30VCrW85, caracterizat prin duritate şi rezistenţă la uzare mai mari.

Creşterea substanţială a rezistenţei la cald a acestor scule se poate realiza prin depunerea prin sudare a unui strat de oţel austenitic aliat cu 18%Cr, 8%Ni şi 6%Mn.

10.3.4. Alegerea oţelurilor pentru scule de turnare sub presiune şi matriţare în stare lichidă

Cochilele şi matriţele ce vin în contact îndelungat cu materiale metalice topite sunt puternic solicitate termic, chimic şi mecanic.

Frecvent cu aceste scule se toarnă şi se matriţează aliaje neferoase pe bază de zinc, magneziu, aluminiu, cupru şi mai rar aliaje feroase. Aceste scule se realizează din oţelurile: 36VSiWMoCr53; 39VSiMoCr52; 40VSiMoCr52 şi 30VCrW85, călite şi revenite la 45...49 HRC. În funcţie de natura materialului prelucrat, aceste scule se încălzesc la temperaturi de 350...400°C la turnarea sau matriţarea aliajelor de zinc, la 500...600°C la prelucrarea aliajelor de magneziu şi aluminiu şi la temperaturi de peste 700°C la turnarea aliajelor pe bază de cupru şi a aliajelor feroase (fonte şi oţeluri).

Pentru a reduce aderarea materialelor metalice topite la suprafeţele cochilelor şi matriţelor şi pentru a împiedica dizolvarea fierului din stratul superficial, în special, în aluminiu, după tratamentul termic final, se aplică acestor scule tratamente termochimice de nitrurare sau carbonitrurare la temperaturi joase.

În acelaşi scop, se folosesc pentru cochile şi matriţe de prelucrare a aliajelor de aluminiu şi de cupru, oţeluri refractare cu puţin carbon (0,2%C) şi oţeluri aliate cu 9%Cr; 6%W; 0,3%Mo: 0,8%V.

Sculele care au dimensiuni mici şi pereţi subţiri şi care necesită durabilităţi mari se confecţionează din oţeluri tip maraging (0,05%C; 15...18%Ni; 8...9% Co; 4-5% Mo; 0,6 Ti; 0,3% Al).

Sculele pentru turnarea sub presiune şi matriţarea aliajelor feroase, care se încălzesc la temperaturi de peste 1 000°C, se execută din aliaje pe bază de molibden.

Recomandări de alegere a oţelurilor pentru câteva tipuri de scule folosite la prelucrarea materialelor metalice la cald sunt prezentate în tabelul 10.8.

Tabelul 10.8

Scule pentru deformare plastică la cald şi oţeluri recomandate

Tipul sculei	Oţeluri recomandate
0	1
Berbec de ciocan	205Cr115
Tijă de ciocan	40Cr10; 34MoCrNi16
Nicovale mici	OSC7; 35MnSi13
Nicovale mijlocii şi mari	55MoCrNi16; 57VMoCrNi17
Nicovale inferioare netede şi profilate	OSC8; RUL1; 55MoCrNi16
Matriţe pentru ciocane	55MoCrNi16; 55VMoCrNi17; 90VCrMn20; 36VSiWMoCr53
Matriţe de îndreptare	55MoCrNi16; 57VMoCrNi17
Matriţe de calibrare	55MoCrNi16; 55VMoCrNi16
Forfece, cuţite de decupat	OSC8; OSC10; 105CrW20; 39VSiNoCr52; 30VCrW85
Scule de refulare la cald nituri, şuruburi, piuliţe	55MoCrNi16; 55VMoCrNi17
Matriţe pentru refularea supapelor	30VCrW85

Tabelul 10.8 (continuare)

0	1
Împingătoare pentru piese forjate	30VCrW85; 55VMoCrNi17
Blocuri pentru matriţe cu inserţii	40Cr10; OLC45
Scule de forjare şi presare la cald	55MoCrNi16
Inserţii - de strângere - de gâtuire - de formare - de adâncime şi de tăiere - de debavurare	 55MoCrNi16; 31VMoCr29 30VCrW85; 45VSiCrW20 40VSiCrW20; 30VCrW85 40VSiCrW20; 30VCrW85; 100VMoCr52 100VMoCr52
Poansoane - de imprimare - de formare - perforatoare - de adâncime - de debavurare - de împingere	 100VMoCr52; 55MoCrNi16; 55VMoCrNi16 30VCrW85; 100VMoCr52 30VCrW85; 45VSiCrW20 40VSiMoCr52; 100VMoCr52 100VMoCr52 OLC45; 40Cr10
Suportul poansoanelor	OLC45; 40Cr10
Dornuri de inserţie	30VCrW85; 45VSiCrW20
Scule pentru laminare stossbank - matriţe de perforare - dorn de perforare - lineale elongatoare - dorn de laminare	 fontă aliată cu 0,05-0,25%V 55VMoCrNi17; 57VMoCrNi17 T105SiNiCr315 57VMoCrNi17; 36VSiWMoCr53
Scule de extrudare - inel intermediar - matriţe pentru extruziunea la cald a neferoaselor - filieră şi inel de presare - postfilieră - poanson - dorn de extrudare	 36VSiWMoCr53 36VSiWMoCr53 30VCrW85 39VSiMoCr52 55VMoCrNi17 34MoCrNi16; 40VSiMoCr52; 36VSiWMoCr53
Scule de trefilare şi tragere la cald	36VSiWMoCr53; 40VSiMoCr52; 31VMoCr29
Cilindri de laminor	39VSiMoCr52;36VSiWMoCr53;40VSiMoCr5 2fontă cu crustă dură
Scule plane şi circulare de filetat	36VSiWMoCr53; 40VSiMoCr52; 30VCrW85; 31VMoCr29
Cochile de turnat sub presiune	36VSiWMoCr53;39VSiMoCr52;40VSiMoCr5 230VCrW85
Matriţe de turnat sub presiune metale uşoare	39VSiMoCr52

10.4. Alegerea materialelor metalice pentru scule de măsurare şi verificare

Sculele pentru măsurat şi verificat (calibre tampon, inele, potcoavă, şabloane, plăci, prisme, rigle, echere, şublere, micrometre, cale plan paralel etc.) vin în contact cu suprafeţele pieselor la care măsoară şi verifică dimensiunile şi forma, în diferite stadii de prelucrare sau în stare finită şi în timp se uzează şi rizează.

Oţelurile pentru astfel de scule trebuie să prezinte: rezistenţă la uzare şi rizare mare (duritate mare); stabilitate dimensională şi de formă mari (coeficient mic de dilatare în domeniul 10...30°C); capacitate bună de şlefuire; călibilitate mare; rezistenţă bună la oxidare şi coroziune.

Aceste caracteristici sunt realizate atât prin compoziţie chimică, cât mai ales prin prelucrare termică.

În general, se folosesc oţeluri carbon şi aliate pentru scule de prelucrare la rece, din categoria celor pentru aşchiere şi deformare la rece, oţeluri carbon şi aliate de cementare şi îmbunătăţire.

Uneori, părţile active ale unor scule de precizie (ciocurile şublerelor, capetele tijelor micrometrelor, palpatorul ceasurilor comparator etc. se execută din oţeluri rapide sau din carburi metalice sinterizate.

După tratamentul termic final, în structura acestor oţeluri trebuie să fie o cantitate cât mai mică de austenită reziduală, motiv pentru care se recurge frecvent la aplicarea unor căliri criogenice la -70°C imediat după călirea în ulei, urmate de reveniri joase 2...3 h la 120...125°C (ciclul se poate repeta de 2...3 şi chiar de până la 6 ori. După acest tratament, se aplică şlefuirea primară urmată obligatoriu de o detensionare prin îmbătrânire de 4...10 h la 100...135°C. După călire, nu se admite peste 3...5% bainită în structură.

Calibrele de înaltă precizie, etaloanele, şublerele, calele plan-paralele şi micrometrele se execută din: 90VMn20; 105MnCrW11; 90VCrMn20; 165VWMoCr115; 155MoVCr115; 205Cr115.

Calibrele cu dimensiuni mai mici, din clasele de precizie medie, se pot executa din RUL1, iar calibrele de formă relativ simplă, de mică precizie, se execută din OSC10 şi OSC11.

Sculele de măsurat şi verificat cu configuraţie simplă, cu dimensiuni mari şi în clase inferioare de precizie (şabloane, echere, colţare, rigle, linii, scoabe, calibre de formă, profile etc.) se execută din oţeluri de cementare pentru construcţii de maşini: OLC10; OLC15; OLC20; 15Cr9; 18MnCr11; 18CrNi20 cementate la 0,3...1,5 mm strat, călite pentru miez şi pentru strat şi revenite 1-3 h la 150...180°C. Nu sunt necesare tratamente criogenice.

După şlefuirea preliminară se îmbătrânesc 6...9 h la 120...130°C.

Sculele plane (linii, rigle, şabloane, colţare, vincluri etc.) se pot executa din oţeluri pentru îmbunătăţire: OLC50; OLC55, călite, revenite jos şi îmbătrânite.

10.5. Alegerea materialelor metalice pentru scule de prelucrare a materialelor nemetalice

În această categorie intră sculele de prelucrare a lemnului, materialelor plastice, materialelor de natură anorganică, substanţelor de natură organică şi scule pentru minerit.

Sunt scule pentru tăiere, aşchiere, cioplire, sfărâmare, presare, arat etc. solicitate la uzură, la şoc mecanic, la strivire, la şoc termic etc.

Alegerea oţelurilor pentru aceste tipuri de scule se face conform recomandărilor date în tabelul 10.9.

Tabelul 10.9

Alegerea oţelurilor pentru scule de prelucrare a materialelor nemetalice

Tipul sculei	Oţeluri recomandate
0	1
Scule pentru prelucrarea lemnului	
Topoare, securi	OSC7; OSC8; OSC10; 117VCr6
Scule şi topoare pentru cioplit	OLC60; OSC7
Dălţi cu diverse forme	OSC7; OSC8; 130W37; 117VCr6
Ferăstraie de mână	OSC7; OSC8; OSC10; 117VCr6; RUL1; 165VWCr115
Ferăstraie pentru gater	117VCr6;OSC10;155VMoCr115; 5VSiCrW20
Ferăstraie bandă şi circulare	OSC8; OSC8M; OSC10; 117VCr6; RUL1
Ferăstraie lanţ	RUL1; 117VCr6
Cuţite - de strung	OSC10; OSC13; RUL1; 205Cr115; Rp5;Rp9; Rp10; 56Si17A
- de rindea	OSC10; Rul1; 100VMoCr52
- de cojit	OSC10; 40Cr10; 105CrW20
- pentru esenţe tari	Rp5; Rp9; Rp10
- pentru netezit	205Cr115; 165VWMoCr115
Freze	OSC7; OSC10; 205Cr115; RUL1; 105CrW20; 45VSiWCr20; Rp9; Rp10
Teşitoare	OSC8; 117VCr6
Sfredele (burghie de mână)	OLC45; OLC60
Burghie de maşină cu capacitate mică	OLC60; OSC7; OSC10; 117VCr6
Burghie de maşină cu capacitate mare	105CrW20; RUL1; Rp3

Tabelul 10.9 (continuare)

0	1
Scule diverse pentru tâmplărie	OSC7;OSC8;RUL1;117VCr6; 165VWMoCr115
Scule pentru prelucrarea materialelor plastice	
Matrițe monobloc și compuse cu dimensiuni mici (sub 50mm) și de serie mare	OSC7; OSC8; OSC10
Idem, pentru serie mică	OLC10; OLC15
Matrițe mijlocii (până la 120mm) pentru turnare sub presiune; de serie mare	18MnCr11; 15Cr9; 18CrNi20; 21TiMnCr12;
Matrițe pentru injectat	OSC7; OSC8; OSC8M; 45VSiCrW20; 205Cr115; 165VWMoCr115
Scule pentru turnarea sub presiune, de dimensiuni mici	205Cr115; 55VMoCrNi17; 90VMn20
Scule de dimensiuni mari, autocălibile	205Cr115; 105CrW20
Scule de formă complexă solicitate la uzare	39MoAlCr15 nitrurat; 30MoCrNi20
Matrițe și poansoane de ștanțat materiale plastice durificate	105CrW20; 90VMn20; 100VMoCr52; !55VMoCr115; 205Cr115
Matrițe și poansoane de ștanțat materiale plastice nedurificate	OLC10; OSC8; OSC10; 105CrW20; 90VMn20; 100VMoCr52; 155VMoCr115; 205Cr115
Matrițe puternic solicitate la uzare	40VSiMoCr52
Matrițe puternic solicitate la presiune	165VWMoCr115
Matrițe puțin solicitate la uzare	OLC50; OLC55; 65Mn10
Matrițe care lucrează în medii corosive	40Cr130; 5NiCr180; 10TiNiCr180
Scule pentru prelucrarea materialelor de natură organică	
Scule pentru presat cauciuc	
- pentru capacitatea mică	OLC10; 15Cr9
- pentru capacitate mare	205Cr115; 90VMn20
Cuțite pentru tăiat cauciuc și hârtie	OSC10; OSC11
Cuțite pentru tăiat ebonită, piele, tutun	OSC11; 105CrW20; 130Cr37; 205Cr37; 205Cr115; 165VWMoCr115
Cuțite solicitate dinamic pentru tăiat hârtie, cauciuc etc.	45VSiCrW20;OSC8;OSC10;42MoCr11; 100VMoCr52; 155VMoCr115
Cuțite pentru pâine	OSC7; OSC8; 40Cr130
Cuțite pentru menaj	OSC11; OSC13; 40Cr130
Cuțite pentru carne	OSC10; 40Cr130
Ascuțitoare pentru cuțite	OSC11; OSC13; RUL1; 130Cr37
Bisturie și scule medicale ascuțite	OSC10; OSC11; OSC13; RUL1; 105CrW20; 40Cr130
Bricege pentru altoit	RUL1; 12Cr130; 20Cr130; 90VMoCr180
Bricege diverse	OSC13; RUL1
Cazmale	OLC45; OLC60
Lame de buldozer, dinți de excavatoare	T105Mn120; T130Mn135; T100CrMn130

Tabelul 10.9 (continuare)

0	1
Lame de plug	OSC10
Tălpi de plug	OLC45; OLC55
Colţi de grape	OL70
Coase şi secere fără dinţi	OSC7; OSC8; OSC10
Secere cu dinţi	OLC45; OSC7; OSC8
Cuţite pentru tocat furaje	OLC45; OSC7; OSC8
Cuţite pentru tocat legume	OSC10; 20Cr130; 40Cr130
Scule pentru prelucrarea materialelor anorganice	
Forme pentru turnarea sticlei	T130Mn135;T130MoMn130; 45VSiCrW20;165VWMoCr115; 205Cr115; Rp5; Rp9; Rp10
Matriţe pentru sticle şi porţelan	20Cr130; 40Cr130
Cuţite pentru tăiat sticlă şi porţelan	OSC11;105CrW20; 130CrW37; 205Cr115; 165VWMoCr115
Cuţite pentru strunjit marmură	OSC13; 205Cr115; 130CrW37; Rp5, carburi metalice
Ferăstraie circulare	OSC7; OSC8, diamante sintetice
Burghie pentru piatră dură	OSC10
Burghie pentru piatră foarte dură	OSC11; OSC13; RUL1, carburi metalice
Dălţi pentru piatră moale	OSC7
Dălţi pentru piatră dură şi semidură	OSC8; OSC13
Ciocane pentru mori	OSC8; OSC10
Ciocane pentru pietrar	OSC13; 130CrW37
Ciocane pentru sfărâmat	OLC45; OLC60
Valţuri de mori şi blindaje	130Cr37
Grătare pentru concasoare	OSC7; OSC8
Scule pentru prelucrarea granitului şi marmorei	OSC10; 205Cr115; 165VWMoCr115
Bile pentru mori de ciment	OSC7; OSC8; fontă albă aliată
Bile pentru măcinarea caolinului	205Cr115; 165VWMoCr115
Scule pentru minerit	
Dălţi	OSC8; RUL1
Târnăcoape	OLC60; OSC7
Pene de despicat	OLC45; OSC7
Burghie	OSC7; OSC8
Burghie pentru pământ	OSC7
Coroane de găurit	
- pentru piatră dură	205Cr115; Rp5; Rp3; Rp1
- pentru piatră semidură	OSC8; OSC7; OSC10
Capete amovibile pentru burghie	105CrW20; Rp5; Rp1
Dălţi pentru ciocane pneumatice	OSC7; OSC8; 45VSiWCr20
Freze pentru foraj	205Cr115; Rp5; Rp3; carburi metalice, diamante

10.6. Etapele alegerii materialelor metalice pentru scule

Date de bază privind scula. Din desenul de execuţie în cazul proiectării sculelor sau în funcţie de natura operaţiei şi a materialului de prelucrat, în cazul utilizării sculelor, se stabilesc: natura, complexitatea şi tipul sculei, forma părţii active, dimensiunile, modul de fixare pe maşina-unealtă, seria producţiei şi tipul maşinii-unelte pe care va lucra scula.

Date privind operaţia efectuată de sculă. Se stabilesc: natura operaţiei, natura, marca şi caracteristicile materialului care urmează a fi prelucrat, condiţiile de lucru, temperatura, parametrii regimului de lucru (viteza, avansul, numărul de cicluri etc.), răcirea sculei, durabilitatea aproximativă (numărul de piese la care se schimbă sau se recondiţionează scula, forma, dimensiunile, toleranţele şi abaterile piesei înainte şi după efectuarea operaţiei, productivitatea şi preţul de cost al operaţiei.

Condiţii de execuţie a sculei: sculă monobloc, cu inserţii înlocuibile sau cu materiale diferite pentru partea activă şi partea de fixare, seria de execuţie a sculei, tipul fluxului de fabricaţie şi natura maşinilor-unelte pe care se va executa scula proiectată, posibilităţi de sudare prin presiune, posibilităţi şi utilaje de tratament termic, termochimic, termomecanic etc.

Alegerea naturii şi clasei materialelor pentru sculă. În funcţie de informaţiile de la etapele de mai sus şi pe baza principalului criteriu de alegere, se stabileşte materialul din care se va executa scula sau partea activă a acesteia: oţel carbon pentru scule, oţel aliat pentru scule, oţel bogat aliat pentru scule (rapid), plăcuţe metalo-ceramice sinterizate, pastile mineralo-ceramice sinterizate, nitrură cubică de bor, diamante artificiale sau naturale.

Când scula prezintă inserţii înlocuibile sau se execută din mai multe materiale îmbinate prin sudare, brazare sau cu prindere mecanică, se stabileşte clasa şi natura materialelor pentru fiecare parte componentă a sculei, precum şi modul de îmbinare.

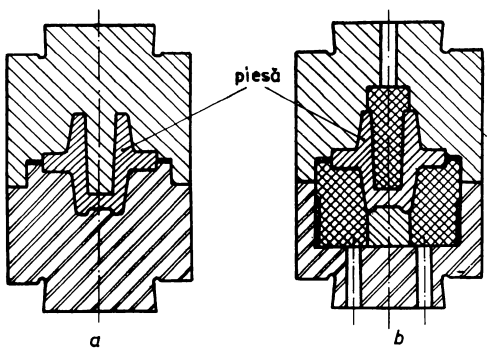
Alegerea mărcii de material şi a tratamentului termic adecvat. După stabilitatea naturii şi clasei materialelor din care se poate executa scula, se stabileşte cu precizie marca de oţel sau de material pentru sculă monobloc sau pentru fiecare parte componentă a sculei, care să satisfacă toate cerinţele de la etapele anterioare. De asemenea, se stabilesc tratamentele termice preliminare şi finale aplicate sculei.

De exemplu, alegerea materialului pentru execuţia unei freze cilindro-frontale (deget) parcurge etapele: *A)* - Freza este o sculă aşchietoare care are diametrul de 40 mm, lungimea părţii active de 60 mm, este destinată prelucrării oţelurilor de construcţii pe freze universale cu cap vertical, este fixată cu con morse nr.4. *B)* - Freza va executa suprafeţe plane, de lăţime 45 mm, pe o lungime de 60 mm pe capetele cilindrice ale unor arbori din OLC45 îmbunătăţit la 205 HB, în serie mică, la viteza de aşchiere de 18 m/min, cu avansul de 0,3 mm/rot, în prezenţa răcirii cu emulsie. Reascuţirea frezei este planificată după

400 de piese. *C)* - Freza se execută în serie mică pe maşini universale într-o sculărie, cu partea de fixare (coadă) dintr-un oţel obişnuit sudat de partea activă a frezei prin frecare şi presiune. Dinţii frezei se realizează prin frezare elicoidală. Există posibilităţi de tratament termic în băi de săruri. *D)* - Din calculul de rezistenţă rezultă că în zona de trecere de la partea activă la coadă, tensiunile introduse de forţele de aşchiere sunt mici şi se poate alege soluţia de îmbinare a celor două părţi prin sudare prin presiune. Pentru partea de fixare se alege clasa de oţeluri carbon de calitate. Întrucât regimul de aşchiere nu este intensiv şi există posibilităţi de răcire în timpul lucrului, pentru partea activă se va alege clasa de oţeluri rapide, care pot fi îmbinate cu oţeluri carbon prin sudare prin presiune. *E)* - Deoarece freza cilindro-frontală lucrează în condiţii de productivitate medie, în condiţii de răcire, a unui material cu duritate relativ mică, neabraziv, se alege oţelul rapid economic Rp9-STAS 7382-88, iar pentru partea de fixare, oţelul OLC45-STAS 880-88. Partea activă se va căli în băi de săruri de la 1 200°C în ulei, apoi, se va reveni de trei ori la 540°C cu răcire în aer. Se va imersa în baia de sare numai partea activă, menţinându-se la temperatura finală 8-10 s/mm grosime, iar în ulei se va răci integral.

Alegerea materialelor pentru o matriţă monobloc sau cu inserţii, de deformare la cald a unei bucşe cu flanşă (fig.10.4), parcurge etapele:

A) Matriţa poate fi monobloc sau cu inserţii, este destinată deformării plastice la cald prin presare, cu prindere pe presă prin coadă de rândunică. Operaţia se realizează pe o presă hidraulică verticală de 3 000 tf, iar producţia de bucşe este de serie mare (30 000buc).



Fig, 10.4. Matriţe pentru deformare plastică la cald prin presare a unei bucşe cu flanşă:
a - monobloc;
b - cu inserţii.

B) Bucşa cu diametrul de 140 mm, înălţimea de 200 mm, diametrul flanşei de 220 mm, diametrul găurii de 100 mm, înălţimea găurii de 150 mm şi grosimea flanşei de 30 mm, este din OLC35, semifabricatul fiind cilindric provenit din bară de oţel rotund laminat la cald. Temperatura de încălzire pentru deformare este 1 200...1 250°C, lotul de piese este de 600 buc, iar capacitatea

cuptorului de încălzire, de 100 buc. Bucşa se execută dintr-o singură mişcare a presei. Bucşa este de complexitate mare.

C) Matriţa se execută în condiţii de unicat într-o sculărie unde există condiţii de tratament termic în atmosferă controlată.

D) În ambele soluţii constructive - monobloc sau cu inserţii, matriţa se execută cu două părţi - inferioară şi superioară - din oţeluri aliate pentru scule de deformare la cald. Oţelul din bucşă nu are duritate mare, condiţiile de solicitare a matriţei sunt relativ uşoare, temperatura de încălzire a matriţei în timpul lucrului este de 700...750°C. Rezultă că solicitarea de bază a matriţei este de uzare la cald, în special partea care realizează gaura bucşei.

E) Având în vedere complexitatea mare a piesei de realizat (4...5), numărul de peste 10 000 de piese şi solicitările de bază care intervin, se va alege în varianta -matriţă monobloc, marca de oţel 57 VMoCrNi17, iar în varianta - matriţă cu inserţii de înlocuire (inel şi dorn) se va alege, pentru aceasta, marca 36VSiWMoCr53, iar pentru restul matriţei 55MoCrNi15 (oţel mai economic).

Ţinând seama de solicitările mari la uzură şi la temperatura din zona centrală a matriţei, este preferabilă soluţia constructivă cu inserţii.

Tratamentul termic de călire în masă şi revenire trebuie să asigure duritatea de 370...385 HB.

COSTEL ROMAN CARMEN NEJNERU

MEDII CONTROLATE ÎN INGINERIA MATERIALELOR

EDITURA …..
2007

Referent ştiinţific:
Prof. dr. ing. Ioan CARCEA, U.T. "Gheorghe Asachi"- IAŞI

Tehnoredactare şi grafică: *Costel Roman*

Prefață

Acțiunile fizico-chimice ce au loc între mediile de încălzire obişnuite şi materialele care sunt încălzite în vederea procesării lor, atât în stare solidă (deformări plastice, tratamente termice) cât şi în stare lichidă (topire, vaporizare etc.).au şi unele efecte dăunătoare în primul rând asupra integrității şi calității acestora. Aceste acțiuni trebuie să fie restrânse la minimum sau chiar eliminate complet. În acest scop trebuie să fie studiate condițiile de producere şi de intensificare a fiecăruia şi procesele chimice dintre material şi mediul de încălzire pentru a stabili măsurile cele mai bune de prevenire şi înlăturare a efectelor lor dăunătoare.

În această lucrare sunt prezentate o parte dintre mediile de încălzire cel mai des utilizate pentru încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică, tratamente termice şi termochimice, elaborare şi turnare, rafinare etc.

Încălzirea materialelor în vid, în strat fluidizat, în băi de săruri, în plasmă, în flux de electroni sau atmosfere controlate asigură controlul asupra desfăşurării unor procese fizico-chimice în sensul programat prin tehnologiile de lucru.

Lucrarea se adresează celor interesați de domeniu, specialiştilor care se ocupă cu procesarea materialelor la cald şi studenților de la Facultatea Ştiința şi Ingineria materialelor.

Orice observație, sugestie sau recomandare autorii o primesc cu mulțumiri anticipate.

Autorii

Cuprins

Prefață 3
Introducere 8
Cap. 1. Transferul de căldură la încălzirea materialelor 11
1.1. Principalii parametri ai procesului de încălzire 11
1.2. Transmisia căldurii prin conducție 16
1.3. Transmiterea căldurii prin convecție 19
1.4. Transmiterea căldurii prin radiație 21
Cap.2. Medii de încălzire obişnuite 24
2.1. Oxidarea materialelor metalice în timpul încălzirii 24
2.2. Decarburarea materialelor metalice în timpul încălzirii 31
2.3. Dizolvarea gazelor în materiale metalice în timpul încălzirii 32
Cap. 3. Medii de încălzire depresurizate (vid relativ) 35
3.1. Considerații generale 35
3.2. Caracteristicile fizice ale vidului relativ utilizat ca mediu de încălzire 35
3.3. Clasificarea vidului relativ 40
3.4. Transmisia căldurii în gaze rarefiate 41
3.5. Procese fizico - chimice la încălzirea şi menținerea produselor metalice în vid relativ 43
3.5.1. Degazarea în vid 44
3.5.2. Vaporizarea (sublimarea) în vid 46
3.5.3. Reacții chimice în vid 48
3.5.4. Difuzia gazelor rarefiate 52
3.6. Parametrii tehnologici specifici sistemului de vidare 54
3.7. Pompe de vid 55
3.7.1. Pompe mecanice 57
3.7.2. Pompe cu jet de vapori 62
3.8. Scheme ale instalațiilor de vidare 66
3.9. Calculul sistemelor de vidare 68
3.10. Igiena vidului 70
3.11. Domenii de utilizare 70
3.11.1. Recoacerea în vid 71
3.11.2. Călirea şi revenirea în vid 72

Cap. 4. Încălzirea materialelor în strat fluidizat 77
4.1. Principiul fluidizării 77
4.2. Structura stratului fluidizat 79
4.3. Parametri hidrodinamici ai fluidizării 83
4.3.1.Caracteristicile particulelor solide 83
4.3.2. Caracteristicile agentului de fluidizare 84
4.4. Transferul de căldură în strat fluidizat 86
4.4.1. Transferul de căldură între fluid şi particule 86
4.4.2. Transferul de căldură dintre stratul fluidizat şi o suprafața de schimb 88
4.4.3. Factorii care influențează transferul de căldură 89
4.5. Modelarea proceselor de încălzire în strat fluidizat 91
4.5.1. Modelul matematic pentru determinarea schimbului de căldură 91
4.5.2. Rezultate experimentale 95
4.5.3. Compararea cu alte medii de încălzire 98
4.6. Instalații pentru încălzirea metalelor în strat fluidizat 99
4.6.1. Instalații încălzite electric 99
4.6.2. Instalații încălzite cu gaze combustibile 102
4.7. Domenii de utilizare a instalațiilor de încălzire în strat fluidizat 103
4.7.1. Tratamentul termic al oțelurilor de construcții 103
4.7.2. Tratament termic al aliajelor de aluminiu 103
4.7.3. Carburarea şi carbonitrurarea 104
Cap. 5. Încălzirea materialelor în băi de săruri 106
5.1. Compoziția chimică şi rectificarea băilor de săruri 106
5.2. Determinarea parametrilor tehnologici ai încălzirii în băi de săruri 109
5.3. Încălzirea în electroliți 114
5.4. Utilizarea băilor de săruri 116
5.4.1. Cementarea în băi de săruri 116
5.4.2. Nitrurarea în băi de săruri 117
5.4.3. Borizarea în băi de săruri 119
Cap. 6. Încălzirea materialelor în plasmă 121
6.1. Introducere 121
6.2. Parametrii caracteristici ai plasmei 122
6.3. Clasificarea plasmelor 123

6.4. Generatoare de plasmă 125
6.4.1. Generatorului de plasmă cu arc transferat 125
6.4.2. Generatorului de plasmă cu jet 128
6.4.3. Generatorului de plasmă cu inducție 129
6.5. Generatoare de plasmă utilizate pentru încălzirea materialelor 131
6.6. Generatoare de plasmă utilizate pentru topirea materialelor 134
6.7. Utilizarea plasmei la tratamente termochimice 136
Cap. 7 Încălzirea materialelor cu fasciculul de electroni 139
7.1. Introducere 139
7.2. Avantaje şi dezavantajele încălzirii cu fascicul de electroni 139
7.3. Tunuri electronice 140
7.4. Scheme de principiu pentru topirea cu fascicul de electroni 142
Cap. 8 Atmosfere controlate 144
8.1. Clasificarea atmosferelor controlate 144
8.2. Atmosfere controlate produse prin gazeificarea combustibililor solizi 144
8.2.1. Caracteristicile materiilor prime folosite 144
8.2.2. Reacțiile chimice de bază 145
8.2.3. Compoziția chimică a atmosferei controlate 146
8.2.4. Tipuri de generatoare 148
8.2.5. Domenii de utilizare 151
8.3. Atmosfere exoterme 152
8.3.1. Caracteristici fizice şi chimice ale materiilor prime 152
8.3.2. Schemele procedeelor de producere a atmosferelor controlate exoterme 153
8.3.3. Reacții chimice de bază la interacțiunea cu aerul a combustibililor gazoşi 154
8.3.4. Instalații pentru producerea atmosferelor controlate exoterme 158
8.3.4.1. Instalații pentru producerea atmosferelor controlate exoterme nepurificate, de tip CO-CO_2-H_2-H_2O-N_2 158

8.3.4.2. Instalații pentru producerea atmosferelor controlate exoterme purificate de H_2O (uscate), de tip CO-CO_2-H_2-H_2O-N_2 159
8.4. Atmosfere endoterme 163
8.4.1. Reacții chimice de bază 163
8.4.2. Scheme tehnologice ale instalațiilor pentru producerea atmosferelor endoterme clasice 164
8.4.3. Caracteristicile chimice şi domeniile de utilizare a atmosferelor controlate de tip endoterm 167
8.5. Atmosfere controlate produse prin disocierea şi arderea amoniacului 168
8.5.1. Materii prime. Caracteristici fizice şi fizico-chimice 169
8.5.2. Schemele tehnologice ale instalațiilor pentru producerea atmosferelor controlate din amoniac 171
8.5.2.1. Instalații pentru producerea atmosferelor controlate prin vaporizarea amoniacului lichid şi disocierea amoniacului gazos 171
8.5.2.2. Instalație pentru producerea atmosferelor controlate prin oxidarea catalitică directă a amoniacului gazos în amestec cu aerul 173
Bibliografie 176

INTRODUCERE

Acțiunea chimică exercitată de gazele existente în spațiul de lucru al cuptoarelor asupra metalelor ce se încălzesc, condiționează sensul şi intensitatea proceselor la care sunt supuse produsele metalice încălzite.

Prin încălzirea unui material metalic, se înțelege, creşterea temperaturii acestuia de la temperatura ambiantă până la o temperatură prescrisă de tehnologia de prelucrări metalurgice aplicată metalului respectiv, acesta putând fi în stare solidă (deformări plastice, tratamente termice) sau în stare lichidă (topire, vaporizare etc.).

La încălzirea materialelor metalice, acțiunea chimică a mediului gazos din cuptor este, în general, dăunătoare pentru structura şi calitatea suprafețelor. Aceasta impune executarea unor prelucrări ulterioare prin decapare, sablare sau aşchiere pentru îndepărtarea straturilor degradate de metal de la suprafață; prelucrarea ulterioară necesită un consum suplimentar de manoperă şi pierderi considerabile de metal, atât datorită arsurilor, cât şi datorită aşchierii.

Se defineşte *mediu controlat* la încălzirea metalelor, acel mediu gazos, lichid sau solid de o anumită natură şi compoziție chimică la care interacțiunea mediului de încălzire - material metalic are loc în sensul planificat

Sensul şi intensitatea reacțiilor chimice dintre metalul încălzit şi mediu gazos al cuptorului depinde de compoziția chimică a mediului, presiune şi temperatură.

În funcție de aceşti parametri, mediile se clasifică în:

- medii depresurizate (vid relativ) la care presiunea mediului de încălzire este mai mică decât presiunea atmosferică;
- medii (atmosfere) oxidante, conținând gaze oxidante ca: O_2, CO_2, $H_2O_{(v)}$ etc.;
- medii (atmosfere) reducătoare, conținând gaze ca: H_2, CO, CH_4, etc.;
- medii (atmosfere) neutre, conținând gaze ca: N_2, Ar, He, etc.;
- medii speciale (zguri folosite la elaborarea şi turnarea metalelor, praf de cărbune sau cocs, săruri topite, etc.).

În cadrul sistemului material metalic - mediu de încălzire au loc transformări continue. În cadrul mediului de încălzire poate avea loc modificarea continuă a compoziției chimice datorită reacțiilor cu suprafața materialului metalic.

Prezența mediului gazos de încălzire poate da naştere la următoarele procese pe suprafața materialului metalic:

- oxidarea datorită prezenței oxigenului sau a combinațiilor sale;
- decarburarea datorită aceleaşi cauze;
- îmbogățirea compoziției straturilor de suprafață cu diferite elemente de aliere (C, N, Al, Cr, Si, etc.) prin menținerea în mediile active corespunzătoare;
- pătrunderea sulfului din produsele de ardere (SO_2, H_2S) în straturile de suprafață;
- zgurificarea suprafeței datorită prezenței cenuşii antrenate de produsele de ardere.

Aceste procese pot avea loc simultan sau succesiv cu diferite intensități. Dacă intensitatea de desfăşurare a proceselor fizico-chimice are valori mari, vor apare consecințe defavorabile asupra calității materialelor metalice care pot duce chiar până la distrugerea lor.

O altă consecință este uzura prematură a căptuşelii refractare a cuptorului datorită reacției dintre oxizii materialului metalic formați prin contactul cu mediul gazos şi oxizii căptuşelii refractare.

Oxidarea materialelor metalice provoacă pierderi directe de metal sub formă de arsuri. În cursul forjării sau laminării materialelor metalice încălzite, arsura poate pătrunde în interiorul pieselor rezultate, formând incluziuni, sau poate duce la uzura prematură a sculelor cu care se execută deformarea plastică. Dacă oxidarea se produce în limitele dintre grăunții metalului, se distruge legătura dintre ei şi materialul respectiv este iremadiabil rebutat.

Existența straturilor de oxizi pe suprafața pieselor, provoacă condiții neuniforme de încălzire, difuzie sau răcire şi ca urmare nereuşita operației de încălzire pentru scopul urmărit (de exemplu tratament termic). Pentru remedierea acestor consecințe este necesară o curățire mecanică sau chimică a straturilor de oxizi care necesită cheltuieli suplimentare importante.

Decarburarea straturilor superficiale ale pieselor de oțel sau fontă are ca efect apariția unei neuniformități de compoziție chimică în secțiune şi a proprietăților fizico - mecanice.

Absorbirea sulfului în straturile superficiale ale pieselor, produce scăderea caracteristicilor mecanice şi măreşte tendința de fragilitate la roşu.

Pentru evitarea acestor consecințe se folosesc medii de încălzire care, fie că sunt inerte din punct de vedere chimic în procesul de încălzire şi răcire a pieselor, fie că împreună cu suprafața materialului metalic au loc procese fizico - chimice care nu dau naştere la efecte nedorite. Mediile de încălzire care se pot dirija în sensul evitării fenomenelor nedorite se numesc *medii controlate*.

Mediile controlate se folosesc la încălzirea materialelor metalice pentru deformare plastică, la aplicarea tratamentelor termice sau termochimice, la elaborarea şi turnarea lor în forme pentru obținerea diferitelor semifabricate sau piese.

CAPITOLUL 1
TRANSFERUL DE CĂLDURĂ LA ÎNCĂLZIREA MATERIALELOR

1.1. Principalii parametri ai procesului de încălzire

Încălzirea materialelor într-un mediu controlat, în vederea procesării lor, are drept scop evitarea unor procese fizico-chimice nedorite între acestea şi atmosfera sau căptuşeala refractară a agregatului termic, ca: oxidarea, carburarea, decarburarea, dizolvarea gazelor, vaporizarea etc.

La stabilirea regimului de încălzire se ţine seama de următorii parametri:

- temperatura de încălzire;
- viteza de încălzire;
- durata de încălzire;
- compoziţia chimică a atmosferei din agregatul de încălzire.

Temperatura de încălzire este un parametru fundamental ce caracterizează starea termică a unui material în cursul unei operaţii de procesare prin încălzire(tratament termic, deformare plastică, topire etc). Ea trebuie să fie cât mai apropiată sau chiar identică cu temperatura prescrisă de tehnologia operaţiei de prelucrare a materialului respectiv, deoarece în caz contrar conduce la procese fizico-chimice nedorite, cele favorizate de creşterea temperaturii, între materialul metalic şi mediul de încălzire.

În teoria cinetică a gazelor, temperatura este interpretată în funcţie de viteza medie pătratică de translaţie a particulelor ϖ, conform relaţiei:

$$\kappa T = \frac{m\varpi^2}{3}, \qquad (1.1)$$

unde κ este constanta lui Boltzmann iar T – temperatura absolută.

Conform relației Maxwell-Boltzmann, temperatura este interpretată pe baza funcției de partiție pe nivele de energie disponibile:

$$N_i = N\frac{g_i e^{-E_e/kT}}{\sum g_i e^{-E_i/kT}}, \qquad (1.2)$$

în care: N_i este numărul de particule cu energia E_i , g_i – funcția de partiție.

Viteza de încălzire,v_i, se alege în funcție de conductibilitatea şi dilatarea termică, plasticitatea, dimensiunile şi tensiunile interne a materialelor metalice (semifabricate sau piese finite) ce se supun operației de încălzire în vederea prelucrării.

Viteza de încălzire medie , $v_{\hat{i}}$, exprimă creşterea temperaturii materialului, Δt, în intervalul de timp, $\tau_{\hat{i}}$, şi se exprimă prin relația:

$$v_{\hat{i}} = \frac{\Delta t}{\tau_{\hat{i}}} = \frac{t_f - t_i}{\tau_{\hat{i}}}, \quad [^oC/h] \qquad (1.3)$$

în care: t_f este temperatura finală de încălzire, t_i- temperatura inițială (mediului ambiant).

Viteza de răcire se exprimă cu relația:

$$v_r = \frac{t_f - t_i}{\tau_r}, \quad [^oC/h] \qquad (1.4.)$$

Viteza de încălzire(răcire) reală reprezintă viteza de încălzire(răcire) la un moment dat:

$$v_{real} = \frac{dt}{d\tau}, \quad v_{real} = tg\alpha, \quad [^oC/h] \qquad (1.5)$$

Când viteza de încălzire este mare, de exemplu, la introducerea materialelor reci în instalații de încălzit cu temperatură înaltă, între suprafața şi zona din mijlocul materialului metalic apare o diferență de temperatură. Această diferență este cu atât mai mare, cu cât conductibilitatea termică a materialului este mai mică, respectiv în cazul oțelurilor aliate, cu cât conținutul de elemente de aliere este mai mare. Datorită acestei diferențe de temperatură, se produce o dilatare

mai mare în zonele periferice ale materialului metalic şi mai mică în centru, ceea ce dă naştere unor tensiuni interne în material, care, în unele cazuri depăşind limita de rupere a acestuia, conduce la apariţia de fisuri şi crăpături interne.

Principalele regimuri de încălzire a unor semifabricate reci din oţel, în vederea deformării plastice, sunt prezentate în Figura 1.2.

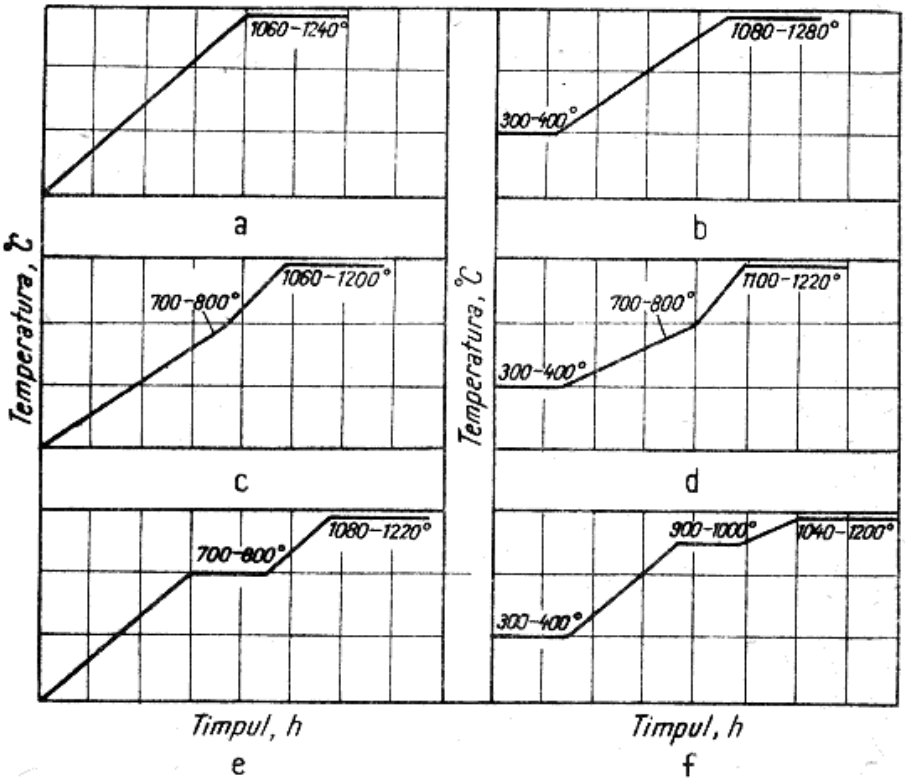


Figura 1.1. Regimuri de încălzire a unor semifabricate reci din oţel pentru deformare plastică: a,b-pentru oţeluri carbon; c,d,e,f-pentru oţeluri medii şi înalt aliate./5/

Durata totală de încălzire însumează timpul de încălzire, $\tau_{\hat{i}}$, când temperatura materialului ajunge la cea prescrisă tehnologic, şi timpul de menţinere la această temperatură, τ_m:

$$\tau_{t\hat{i}} = \tau_{\hat{i}} + \tau_m \qquad (1.6)$$

Din incinta agregatului termic se transferă spre suprafaţa exterioară a produsului, aflat în incintă pentru încălzire, o cantitate de căldură Q, ce duce la creşterea temperaturii acestuia cu valoarea Δt.

Pentru omogenizarea temperaturii în masa materialului metalic este necesar un anumit interval de timp, τ_m. Determinarea timpului total de încălzire se face în funcție de conductivitatea termică şi volumul semifabricatelor.

Pentru semifabricate de grosime mică(cazul plăcilor) şi conductivitate termică mare, durata de încălzire se poate calcula cu relația:

$$\tau_{tî} = \frac{G \cdot c}{S \cdot \alpha_t} \ln \frac{t_m - t_i}{t_m - t_f}, \qquad [h] \qquad (1.7)$$

unde: G este greutatea semifabricatului, [Kg];

c - căldura specifică a semifabricatului,[J/kg·°C];

S - suprafața exterioară liberă a semifabricatului, [m^2];

t_m - temperatura mediului de încălzire, [°C];

α_t - coeficientul global de transfer pentru trecerea căldurii de la cuptor la materialul metalic, [J/m^2·h·°C]

t_i, t_f- temperatura inițială, respectiv finală a semifabricatului, [°C].

Coeficientul global de transfer, α_t, variază în funcție de temperatura incintei cuptorului iar datorită acestui fapt se ia în calcul o temperatură medie, t_{med}:

$$t_{med} = t_m - \frac{t_f - t_i}{\ln \frac{t_m - t_i}{t_m - t_f}}, \ [^oC] \qquad (1.8)$$

Pentru încălzirea lingourilor sau a semifabricatelor din oțel de la temperatura ambiantă, durata de încălzire se calculează cu relația;

$$\tau = k \cdot d, \qquad [h] \qquad (1.9)$$

în care: τ este durata totală de încălzire, în ore;

k - coeficient care ține seama de calitatea materialului metalic încălzit (Tabelul 1.1.)

d - grosimea medie a lingoului (semifabricatului), în cm;

Tabelul 1.1. Valorile coeficienților k şi c în funcție de calitatea oțelurilor/5/

Denumirea oțelului	k	c
Oțeluri carbon cu peste mai puțin de 0,8%C	0,10–0,15	1,0
Oțeluri carbon cu peste 0,8%C şi oțeluri slab aliate pentru construcții şi construcții de maşini	0,15–0,20	1,1
Oțeluri mediu aliate pentru construcții de maşini, scule, rulmenți şi arcuri	0,20–0,25	1,3
Oțeluri înalt aliate pentru construcții şi oțeluri inoxidabile feritice	0,25–0,30	1,5
Oțeluri înalt aliate pentru scule şi oțeluri inoxidabile martensitice şi austenitice	0,30–0,35	1,8
Oțeluri rapide şi manganoase	0,35–0,40	-

Pentru semifabricatele ce se introduc în cuptor calde, durata de încălzire de la temperatura inițială până la temperatura finală se poate calcula cu relația:

$$\tau = c\left[7{,}0 - 0{,}006(t - 200)\right] \qquad (1.10)$$

unde: c este un coeficient care ține seama de calitatea oțelului încălzit şi pentru care se recomandă valori din Tabelul 1.1;

t – temperatura materialului în momentul introducerii în cuptor, în ^{o}C.

Atmosfera din cuptor depinde de compoziția gazelor produse prin ardere, în cazul cuptoarelor cu încălzire prin arderea unui combustibil (gazos, lichid sau solid). În cazul instalațiilor termice ce utilizează energia electrică pentru încălzire, compoziția atmosferei poate fi controlată în sensul dorit de noi.

Atmosfera agregatelor termice pentru încălzirea materialelor metalice poate fi oxidantă, reducătoare sau neutră. Astfel, oxigenul, dioxidul de carbon sau vaporii de apă prezenți în atmosfera agregatului de încălzire au o acțiune oxidantă, hidrogenul, monoxidul de carbon şi hidrocarburile au acțiune reducătoare iar azotul are acțiune neutră.

Caracterul oxidant, reducător sau neutru al unui mediu de încălzire nu înseamnă numai prezența gazelor respective, ci trebuie asigurat şi un anumit raport între ele şi o anumită temperatură. De exemplu, la temperatura de 1100°C atmosfera cuptorului poate fi/2/;

- neutră dacă $\dfrac{H_2O}{H_2} = 0{,}74$ şi $\dfrac{CO_2}{CO} = 0{,}36$; (1.11)

- oxidantă dacă $\frac{H_2O}{H_2} = 0{,}83$ şi $\frac{CO_2}{CO} = 0{,}40$; (1.12)
- reducătoare dacă $\frac{H_2O}{H_2} = 0{,}62$ şi $\frac{CO_2}{CO} = 0{,}30$. (1.13)

În desfăşurarea proceselor de încălzire a materialelor metalice în medii controlate un rol deosebit de important îl au fenomenele de transfer de căldură de la sursa de energie la materialul metalic, durata şi intensitatea acestui transfer. Propagarea căldurii reprezintă un proces complex şi se poate realiza prin următoarele trei mecanisme:

a)Conducţia termică. În acest caz, transferul de căldură are loc în interiorul aceluiaşi corp când în masa lui există un gradient de temperatură, sau în corpuri diferite aflate în contact şi cu temperaturi diferite.

b)Convecţia termică. Schimbul de căldură se realizează prin contactul unui fluid cald în mişcare cu suprafaţa corpului ce trebuie încălzit.

c)Radiaţia termică. Transferul de căldură de la sursa caldă la cea rece este de natură electromagnetică şi se realizează prin transmisia de fotoni sau de unde electromagnetice asupra corpurilor ce trebuiesc încălzite.

Dacă primele două mecanisme de transfer de căldură necesită prezenţa unui mediu material (solide în cazul conducţiei şi fluide în cazul convecţiei), radiaţia termică fiind de natură electromagnetică nu necesită prezenţa unor corpuri materiale.

Trebuie menţionat faptul că aceste moduri de transmitere a căldurii pot apărea separat sau combinate câte două sau, la limită, toate trei în procese complexe de schimb de căldură.

1.2. Transmisia căldurii prin conducţie

Conducţia reprezintă singurul mecanism de transfer de energie termică prin corpurile solide opace. În lichide şi gaze, ea are o anumită pondere, fiind combinată cu convecţia iar în unele cazuri şi cu radiaţia.

La solide, conducția termică are loc datorită activității moleculare sub forma vibrației termice a rețelei cristaline. Intensitatea conducției termice este maximă la metale, la care sunt posibile cele trei moduri de transport termic, şi anume: prin deplasarea electronilor, a fotonilor şi prin radiația dintre particule.

Legea fundamentală a transferului de energie termică prin conducție a fost propusă de Fourier în 1822, pentru care îi poartă numele.

Pentru un perete plan ce are distribuția de temperatură t(x) (Figura 1.3.), legea lui Fourier exprimă densitatea fluxului de căldură la fețele peretelui, astfel:

$$q = -\lambda \frac{dt}{dx} \quad [\mathrm{W/m^2}] \qquad (1.14)$$

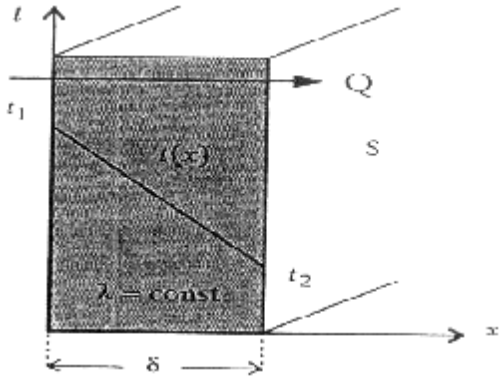


Figura 1.2. Conducția termică printr-un perete plan cu proprietăți constante în regim staționar/1/

Densitatea fluxului de căldură sau fluxul termic unitar q_s reprezintă energia termică transferată în unitatea de timp, în direcția x, pe unitatea de suprafață normală direcției de transfer şi este proporțională cu gradientul de temperatură dt/dx.

Constanta de proporționalitate λ reprezintă o proprietate de transport denumită *conductivitate termică*. Semnul minus arată faptul că fluxul termic are sensul corespunzător descreşterii temperaturii.

Pentru condițiile din Figura 1.3., unde distribuția de temperatură este liniară, legea lui Fourier poate fi exprimată astfel:

$$q_s = \lambda \frac{t_1 - t_2}{\delta} \quad [\mathrm{W/m^2}]. \qquad (1.15)$$

Conductivitatea termică este o caracteristică a mediului prin care are loc transferul de căldură şi depinde în general de următorii factori : natura, compoziția, presiunea şi temperatura mediului.

Dependența de temperatură a coeficientului de conductibilitate termică pentru unele materiale în stare solidă şi lichidă este dată în Tabelul 1.2.

Tabelul 1.2. Coeficienții de conductibilitate termică a unor materiale/6/

Materialul	λ, în W/m·K						
Pentru metale şi aliaje							
	0°C	20 °C	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	600 °C
Aluminiu pur	-	124,2	-	-	-	-	-
Aluminiu tehnic	202,0	203,2	205,5	228,7	271,7	318,1	422,6
Argint pur	422,6	418,0	415,6	409,8	404,0	399,4	399,4
Aur pur	-	310,0	-	-	-	-	-
Cupru pur	391,3	-	384,3	379,6	373,8	365,7	356,4
Cupru tehnic	-	348,3	-	-	-	-	-
Fier pur	-	73,1	-	-	-	-	-
Nichel pur	-	92,9	-	-	-	-	-
Nichel tehnic	58,7	-	58,4	57,1	56,8	55,5	53,6
Plumb pur	34,6	-	34,2	32,8	31,8	-	-
Staniu	62,7	-	59,2	53,4	-	-	-
Zinc pur	116,7	-	106,8	102,2	98,1	92,9	-
Oțel moale	46,4	-	-	-	-	-	-
Oțel cu 5%Ni	-	34,8	-	-	-	-	-
Oțel cu 20%Ni	-	18,6	-	-	-	-	-
Fe-Ni(35%Ni)	-	11,0	-	-	-	-	-
Ni-Fe(80%Ni	-	32,5	-	-	-	-	-
Monel(29%Cu, 67%Ni, 2%Fe)	-	22,1	-	-	-	-	-
Bronz aluminiu (95%Cu, 5%Al)	-	82,4	-	-	-	-	-
Alamă(70%Cu, 30%Zn)	105,7	-	109,1	110,3	113,8	116,1	120,7
Bronz(86%Cu, 7%Zn, 6%Sn)	-	60,4	-	-	-	-	-
Duraluminiu(94,5 %Al, 4%Cu, 0,5%Mg)	-	159,0	-	-	-	-	-
Fontă	50,0	-	48,8	34,8	39,5	55,7	95,2
Oțel	62,7	-	56,9	52,2	46,4	41,8	31,3

Pentru materiale termoizolante						
	0°C	20 °C	200 °C	400 °C	600 °C	800
Azbest	0,035	-	0,14	0,17	-	-
Caolin	-	-	0,29	-	0,42	-
Cărămidă roşie	0,46+0,00051(T-273)					
Dolomită praf	0,058	-	0,08	0,12	-	-
Dolomită cărămizi	0,069	-	0,10	0,134	0,16	0,192
Magnezită	4,5+0,00051(T-273)					
Şamotă	0,7+0,00064(T-273)					
Vată de sticlă	-	0,037	-	-	-	-
Vată de azbest	-	0,043	-	-	-	-
Pentru gaze						
	-50°C	0°C	100°C	200°C	300°C	500°C
Aer	0,020	0,0237	0,0301	0,0365	0,0419	0,0525
Abur	-	-	0,0233	0,0300	0,0366	-
Amoniac	0,0136	0,017	0,0247	-	-	-
Azot	-	0,0233	0,0300	-	-	-
Dioxid de carbon	0,114	0,0140	0,0208	-	-	-
Hidrogen	0,146	0,168	0,178	0,273	0,317	0,397
Oxid de carbon	-	0,0226	-	-	-	-
Oxigen	-	0,0238	0,0303	-	-	-

1.3. Transmiterea căldurii prin convecţie

Transferul de căldură prin convecţie se realizează prin curenţi de fluid liberi sau forţaţi care transportă căldura din zonele calde în cele reci. Convecţia este cel mai important mod de transfer de căldură între un fluid în mişcare şi o suprafaţă cel mărgineşte, când acestea se află la temperaturi diferite.

Pentru a exemplifica mecanismele fizice asociate convecţiei, considerăm curgerea unui fluid peste o suprafaţă caldă (Figura 1.3.). Între fluid şi suprafaţa caldă se formează o zonă în fluid unde viteza de ansamblu variază de la zero,lângă suprafaţă, până la o valoare finită u_f, asociată curgerii la distanţă faţă de suprafaţă. Această zonă din fluid se numeşte *strat limită dinamic* sau *de viteză.* Dacă suprafaţa şi fluidul au temperaturi t_s (sau T_s) şi, respectiv, t_f (sau T_f) diferite, se dezvoltă, de asemenea, o zonă în fluid unde temperatura variază de la t_s la t_f. Această zonă, numită *strat limită termic* sau *de termperatură,* poate fi mai mare, mai mică sau de aceeaşi mărime cu cea în care variază viteza. Transferul de energie termică între suprafaţă şi fluidul

îndepărtat este realizat în stratul limită atât prin mişcarea dezordonată a moleculelor cât şi prin mişcare ordonată, de ansamblu, a fluidului. Contribuția mişcării moleculare la transferul de energie termică domină în general lângă suprafață, unde viteza fluidului este mică. La interfața fluid-suprafață ($y=0$) transferul se realizează numai prin acest mecanism.

Contribuția mişcării de ansamblu se datorează faptului că straturile limită cresc, se îngroaşă, pe măsură ce curgerea progresează în direcția x.

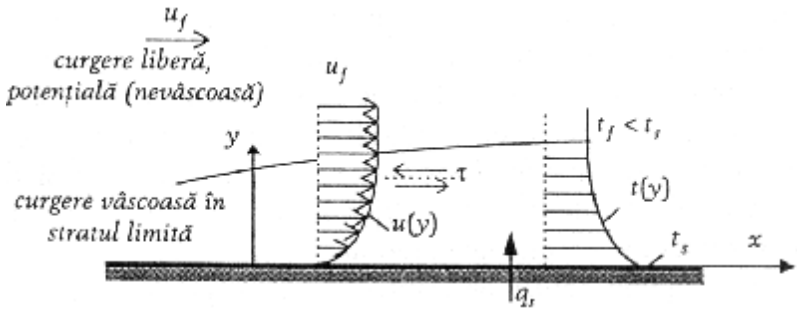


Figura 1.3. Transferul termic convectiv la suprafața unei plăci calde/1/.

Convecția a fost definită ca modul de transfer de căldură într-un fluid, realizat prin acțiunea combinată a conducției şi a mişcării de ansamblu a fluidului.

Legea de bază a transferului de energie prin convecție a fost propusă de Newton în 1701 şi permite calculul densității de flux de căldură între un fluid şi o suprafață de temperaturi t_f şi, respectiv, t_s.

$$q_s = \alpha \left| t_s - t_f \right| = \alpha \left| T_s - T_f \right| \qquad [\mathrm{W/m^2}] \qquad (1.16)$$

Coeficientul de proporționalitate α [W/(m^2·K)] este denumit *coeficient de transfer de căldură prin convecție* sau *conductanță termică convectivă.* El depinde de condițiile din stratul limită, care la rândul lor depind de geometria suprafeței, de natura curgerii, precum şi de o serie de proprietăți termofizice ale fluidului.

Pentru rezolvarea problemelor de convecție, α se va presupune cunoscut, utilizându-se valori în intervalele recomandate în Tabelul 1.3.

Tabelul 1.3. Valori specifice pentru coeficientul de transfer de căldură convectiv/1/

Fluidul şi procesul de convecţie	A [W/(m^2·K)]
Convecţie liberă, aer	6-30
Convecţie forţată	
- aer sau abur supraîncălzit	30-500
- ulei	60-1800
- apă	300-40000
Convecţie cu schimbare de fază	
- fierbere apă	3000-60000
- condensare abur	6000-120000

1.4. Transmiterea căldurii prin radiaţie

Toate corpurile solide, lichide sau gazoase au proprietatea de a emite sau absoarbe energie termică sub formă de radiaţii. Energia câmpului de radiaţii este transportată sub formă de unde electromagnetice(sau cuante de energie numite fotoni) şi provine din energia internă a materiei emiţătoare. Radiaţiile termice au o lungime de undă cuprinsă aproximativ între 0,1 şi 100 μm. Ele respectă aceleaşi legi ca şi radiaţiile luminoase: se propagă în linie dreaptă, se reflectă, se refractă şi se absorb.

Transferul de energie prin radiaţie se realizează de la distanţă, fără contact direct între corpuri. La corpurile solide şi lichide, transformarea energiei electromagnetice în energie termică are loc în straturile superficiale, iar la corpurile gazoase în volum.

Legea de bază a transferului de căldură prin radiaţie a fost stabilită experimental de Ştefan, în 1879 şi teoretic de Boltzmann, în 1884, purtând numele de ecuaţia Ştefan-Boltzmann. Conform acestei ecuaţii, densitatea de flux termic maximă ce poate fi emisă de o suprafaţă este:

$$q_s = \sigma_0 T^4 \qquad [\mathrm{W/m^2}], \qquad (1.17)$$

unde: T este temperatura absolută a suprafeţei, în K;

σ_0- constanta Ştefan-Boltzmann egală cu $5{,}67\cdot10^{-8}$ W/(m^2·K^4).

O asemenea suprafaţă este numită un *radiator ideal* sau un *corp negru absolut*. Fluxul de căldură emis de o suprafaţă reală este mai mic decât cel al corpului negru şi are densitatea:

$$q_s = \varepsilon\sigma_0 T^4 \quad [\mathrm{W/m^2}], \tag{1.18}$$

unde ε este un coeficient numit *emisivitate* sau *factor de emisie*. Acesta arată cât de eficientă este emisia suprafeței comparativ cu un corp negru absolut şi are valori cuprinse între 0 şi 1.

Un caz ce apare frecvent în practică îl reprezintă schimbul radiativ de energie între o suprafață mică şi o suprafață mult mai mare, care o înconjoară complet pe cea mică (Figura 1.4).

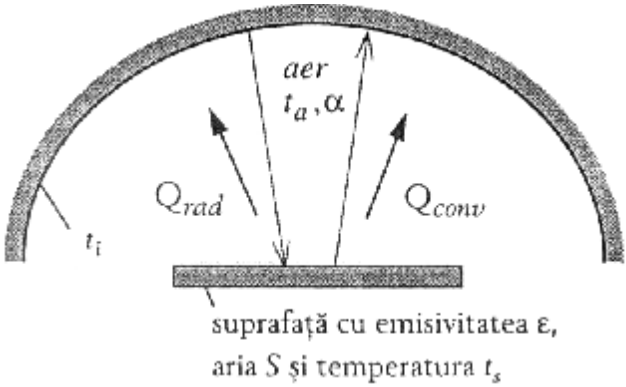


Figura 1.4. Transferul termic radiativ între o suprafață şi mediul său exterior/4/.

Cele două suprafețe sunt separate de un gaz care nu influențează transferul radiativ. Transferul net de căldură prin radiație între suprafața mică şi suprafața înconjurătoare se exprimă prin relația:

$$Q = \varepsilon S\sigma_0 \left(T_s^4 - T_i^4\right) \quad [\mathrm{W}], \tag{1.19}$$

unde S, ε şi T_s sunt, respectiv, aria, emisivitatea şi temperatura suprafeței mici iar T_i este temperatura suprafeței înconjurătoare.

Transferul de energie radiantă între două corpuri reale de geometrii oarecare se exprimă printr-o relație de forma:

$$Q = \varepsilon_{12} S\left(T_1^4 - T_2^4\right) \quad [\mathrm{W}], \tag{1.20}$$

unde coeficientul ε_{12} este o funcție de emisivitățile (factorii de emisie) şi geometriile celor două corpuri, iar S este suprafața corpului considerat.

Transferul de căldură are loc în multe situații prin acțiunea combinată a convecției şi radiației. Referindu-ne la Figura 1.4.,

suprafața de arie S transferă căldură prin convecție gazului din apropiere. Căldura transferată în total de la suprafața S este prin urmare suma schimburilor de energie prin cele două moduri:

$$Q = \alpha S(T_s - T_a) + \varepsilon\sigma_0 S(T_s^4 - T_i^4) \qquad [\mathrm{W}] \qquad (1.21)$$

sau

$$Q = \alpha S(T_s - T_a) + \alpha_r S(T_s - T_i) \qquad [\mathrm{W}], \qquad (1.22)$$

unde α_r este coeficient de transfer de căldură prin radiație şi este definit ca:

$$\alpha_r = \varepsilon\sigma_0 (T_s + T_i)(T_s^4 + T_i^4) \qquad [\mathrm{W/(m^2 \cdot K)}]. \qquad (1.23)$$

Valorile coeficienților totali de emisie pentru unele materiale sunt date în Tabelul 1.4.

Tabelul 1.4. **Coeficienții totali de emisie pentru diferite materiale/6/**

Materialul	Temperatura, ^{0}C	ε
Fontă topită	1300-1400	0,29
Oțel topit	1500-1650	0,42-0,53
Cupru topit	1083-1275	0,16-0,13
Fontă turnată şi încălzită	880-990	0,6-0,7
Tablă de aluminiu	100	0,09
Aluminiu oxidat la 600^{0}C	200-600	0,11-0,19
Cupru lustruit	115	0,02-0,05
Placă de cupru încălzită la 600^{0}C	200-600	0,57
Oxid de fier	500-1200	0,85-0,89
Fier oxidat	100	0,74
Fier forjat lustruit	37-250	0,28
Placă brută de oțel	37-370	0,94-0,97
Tablă de oțel oxidată	20	0,66
Plumb oxidat	24	0,28
Argint lustruit	100	0,02-0,05
Zinc 99,1% lustruit	227-327	0,045-0,053
Zinc oxidat	400	0,11
Tablă galvanizată cu zinc	100	0,21
Filament de tantal	1326-3000	0,19-0,31
Filament de wolfram	26-3315,5	0,032-0,35
Carbon filament	1038-1400	0,53
Carbon brut	100-500	0,77-0,72
Sticlă	260-537	0,95-0,85
Cuarț	21	0,93
Cărămidă de magnezită	1000	0,38

CAPITOLUL 2
MEDII DE ÎNCĂLZIRE OBIŞNUITE

2.1. Oxidarea materialelor metalice în timpul încălzirii

La încălzirea materialelor metalice în atmosfere obişnuite, au loc de obicei reacţii chimice de oxidare între materialul metalic şi oxigenul din atmosferă sau produsele de ardere. Majoritatea metalelor reacţionează uşor cu oxigenul mai ales la creşterea temperaturii.

Oxidarea metalelor constă dintr-un transfer de electroni de la metal spre oxigen şi dintr-o migrare a cationilor de metal prin stratul de oxid format spre anionii de oxigen O^{-2}, ducând la creşterea stratului de oxid. Difuzia anionilor de O^{-2} spre metal se face mai greu, datorită volumului lor mai mare decât a cationilor metalici.

În cazul când volumul molar al oxidului format este mai mare decât volumul atomic al metalului, stratul de oxid se fărâmiţează şi oxidarea metalului devine relativ rapidă. Dacă volumul molar al oxidului este aproximativ egal cu volumul atomic al metalului, stratul de oxid este compact şi duce la scăderea vitezei de oxidare a metalului respectiv. Acest din urmă caz se întâlneşte la oxidarea cuprului.

Reacţia chimică de oxidare a unui metal, *Me*, dintr-un aliaj cu formare de oxid, *MeO* este:

$$2Me + O_2 \leftrightarrow 2MeO \qquad (2.1)$$

Constanta de echilibru pentru o astfel de reacţie, se poate exprima prin relaţia:

$$K_p = \frac{a_{MeO}^2}{P_{O_2} \cdot a_{Me}^2}\ , \qquad (2.2)$$

unde: a_{Me}, a_{MeO} este activitatea metalului, respectiv a oxidului său;

P_{O_2} – presiunea parţială a oxigenului de deasupra sistemului.

$$P_{O_2} = \frac{a_{MeO}^2}{k_p \cdot a_{Me}^2} = \frac{1}{k_p} \quad (a_{Me} \approx 1,\ a_{MeO} \approx 1) \qquad (2.3)$$

La fiecare temperatură există o presiune parțială de oxigen în echilibru cu metalul şi oxidul său, care se numeşte *tensiune de disociere* a oxidului (p_{MeO}).

Sensul reacției de oxidare depinde de mărimea presiunii parțiale a oxigenului şi a tensiunii de disociere a oxidului metalic la temperatura dată. Se disting trei cazuri:

- presiunea parțială a oxigenului (P_{O_2}) este mai mare decât tensiunea de disociere a oxidului (p_{MeO}); atunci oxidarea metalului este termodinamic posibilă, ($\Delta G < 0$);
- presiunea parțială a oxigenului (P_{O_2}) este mai mică decât tensiunea de disociere a oxidului (p_{MeO}); atunci echilibrul reacției se deplasează spre stânga, oxidul nu este stabil, deci metalul nu se oxidează ($\Delta G > 0$);
- la echilibru cele două presiuni sunt egale, ($\Delta G \sqcup 0$);

$$P_{O_2} = p_{MeO} \qquad (2.4)$$

Entalpia liberă a reacției este:

$$\Delta G_T^0 = -RT \ln k_p \qquad (2.5)$$

Atunci potențialul de oxigen π_{O_2} va fi:

$$\pi_{O_2} = -RT \ln k_p = -RT \ln \frac{1}{P_{O_2}} = RT \ln P_{O_2} \qquad (2.6)$$

Deoarece presiunea parțială a oxigenului la presiunea atmosferică se consideră constantă şi egală cu 0,2 atmosfere, se poate aproxima că în atmosferă curată sunt posibile termodinamic acele reacții de oxidare care formează oxizi cu tensiuni de disociere mai mici decât 0,2 atmosfere.

Tabelul 2.1. Tensiunile de disociere a câtorva oxizi metalici în funcție de temperatură/13/

Temperatura [K]	Tensiunile de disociere (în atmosfere)a oxizilor după reacțiile:			
	$2FeO \rightarrow 2Fe + O_2$	$Cu_2O \rightarrow Cu + 1/2O_2$	$2ZnO \rightarrow 2Zn + O_2$	$2Ag_2O \rightarrow 4Ag + O_2$
300				$8{,}4\times10^{-5}$
400				$6{,}9\times10^{-1}$
500		$0{,}56\times10^{-30}$	$1{,}3\times10^{-68}$	$24{,}9\times10$
600	$5{,}1\times10^{-24}$	$8{,}0\times10^{-24}$	$4{,}6\times10^{-56}$	360,0
800	$9{,}1\times10^{-20}$	$3{,}7\times10^{-16}$	2,4×10-40	
1200	$1{,}6\times10^{-19}$	$2{,}0\times10^{-9}$	$1{,}5\times10^{-24}$	
1600	$2{,}8\times10^{-11}$	$1{,}8\times10^{-4}$	$1{,}4\times10^{-16}$	
2000	$1{,}6\times10^{-7}$	$4{,}4\times10^{-1}$	$9{,}5\times10^{-12}$	

Pentru calculul tensiunii de disociere (p_{O2}) se poate utiliza relația:

$$\lg p_{O2} = -\frac{\Delta H_{o_T}}{19{,}144 \cdot T} + \frac{\Delta S_{o_T}}{19{,}144} \qquad (2.7)$$

În cazul oțelurilor pot avea loc următoarele reacții chimice între fier şi oxigen:

$$2Fe + O_2 = 2FeO \qquad (2.8)$$
$$6Fe + 4O_2 = 2Fe_3O_4 \qquad (2.9)$$
$$4Fe + 3O_2 = 2Fe_2O_3 \qquad (2.10)$$
$$4Fe_3O_4 + O_2 = 6Fe_2O_3 \qquad (2.11)$$

Intensitatea procesului de oxidare depinde în mare măsură de temperatura la care se desfăşoară procesul.

Acțiune oxidantă asupra fierului o pot exercita şi vaporii de apă. În acest caz la temperaturi sub 570°C au loc reacțiile:

$$4H_2O + 3Fe \leftrightarrow Fe_3O_4 + H_2 \qquad (2.12)$$
$$H_2O + 2Fe_3O_4 \leftrightarrow 3Fe_2O_3 + H_2 \qquad (2.13)$$

La temperaturii peste 570°C au loc reacțiile:

$$H_2O + 2Fe_3O_4 \leftrightarrow 3Fe_2O_3 + H_2 \qquad (2.14)$$
$$H_2O + 3FeO \leftrightarrow Fe_3O_4 + H_2 \qquad (2.15)$$
$$H_2O + Fe \leftrightarrow FeO + H_2 \qquad (2.16)$$

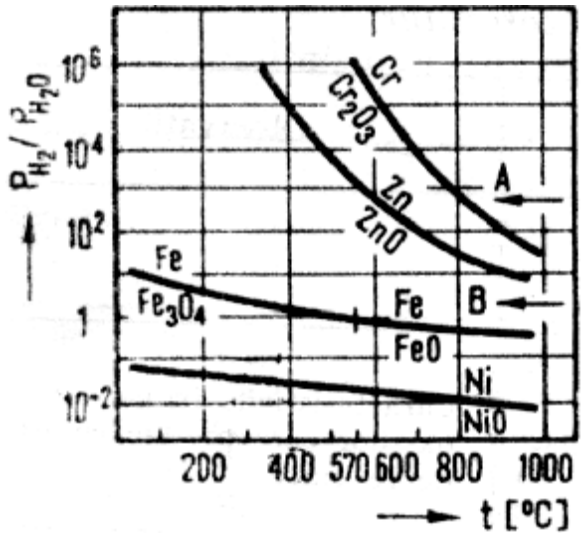


Figura 2.1. Oxidarea metalelor în atmosferă de ($H_2 + H_2O$)/8/.

Se observă că la temperaturi sub 570°C în contact direct cu *Fe* se obține oxidul fero-feric (*Fe_3O_4*), iar la temperaturi de peste 570°C se obține oxidul feros (*FeO*) numit wustită.

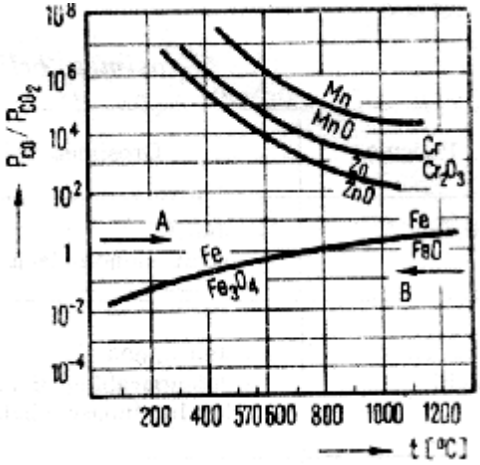


Figura 2.2. Oxidarea metalelor în atmosferă de ($CO + CO_2$)/7/.

Acțiunea oxidantă asupra fierului poate exercita şi dioxidul de carbon. La temperaturi sub 570°C au loc reacțiile:

$$4CO_2 + 2Fe \leftrightarrow Fe_3O_4 + 4CO \quad (2.17)$$

$$CO_2 + 2Fe_3O_4 \leftrightarrow 3Fe_2O_3 + CO \quad (2.18)$$

La temperaturii peste 570°C au loc reacţiile:

$$CO_2 + 2Fe_3O_4 \leftrightarrow 3Fe_2O_3 + CO \quad (2.19)$$
$$CO_2 + 3FeO \leftrightarrow Fe_3O_4 + CO \quad (2.20)$$
$$CO_2 + Fe \leftrightarrow FeO + CO \quad (2.21)$$

Etapa iniţială a oxidării este un proces pur chimic. Etapele următoare ale oxidării sunt procese termochimice complexe, care nu consta numai din combinarea chimică dintre oxigen şi metal, ci şi din difuzia atomilor de oxigen la suprafaţa metalului.

În pelicula de oxizi conţinutul de oxigen variază brusc la limita de trecere de la un strat la altul. În interiorul aceluiaşi strat conţinutul variază puţin, fiind aproape de valoarea calculată corespunzător compoziţiei stochiometrice. La limita de trecere dintre straturi există posibilitatea formării unei zone de amestec sau de soluţii solide de oxizi limitrofi aşa cum se prezintă în diagrama de echilibru din Figura 2.3.

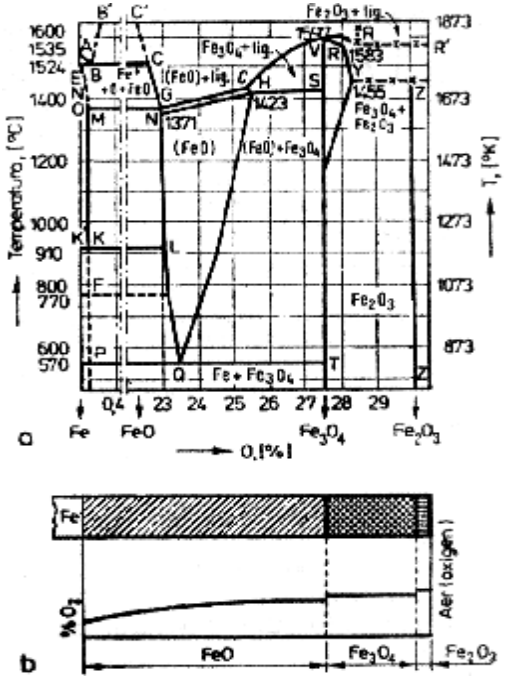
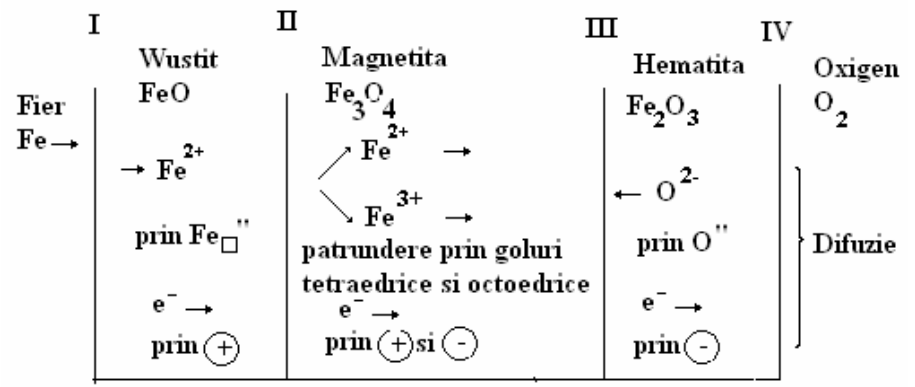


Figura 2.3. Diagrama de stare a sistemului Fe – O (a) şi schema straturilor de oxizi de fier (b)./6/

Creşterea grosimii stratului de oxid pe suprafaţa fierului are loc conform schemei prezentate în Figura 2.4.



I : Fe (faza metalică) + $(Fe_{\square}+2\oplus)_{\text{în FeO}}$ zero

II: Fe_3O_4 $(4FeO+ Fe_{\square}+2\oplus)_{\text{în FeO}}$, (Fe_3O_4 - degradare)

O parte din ionii de Fe^{2+}care ajung în faza FeO şi ionii $Fe^{3+}(\equiv\oplus)$ care iau naştere la graniţa fazei FeO/Fe_3O_4 trec în faza de magnetită:

$\oplus_{\text{în FeO}}+(Fe_{\square}''+ Fe_{\square}''')_{\text{locuri goale în tetraedre şi octoedre}}$ ocupă locurile în Fe_3O_4 $+(2\,Fe_{\square}'')_{\text{în FeO}}$.

III: 12 Fe_2O_3 $9Fe_3O_4 + (Fe_{\square}''+ Fe_{\square}'''+8\oplus)_{\text{în } Fe_3O_4(Fe_2O_3)}$- descompunere

$2\,Fe_3O_4$ $3Fe_2O_3+(O_{\square}''+2\oplus)_{\text{în } Fe_3O_4}$, ($Fe_2O_3$-formare)

IV: ½ $O_2^{(g)} + (O_{\square}''+2\oplus)_{\text{în } Fe_3O_4}$ zero.

Figura 2.4. Reprezentarea schematică a difuziei şi reacţiilor în timpul oxidării fierului în oxigen/8/.

La temperaturi joase (<570°C) stratul oxidant este format din *Fe_2O_3* şi *Fe_3O_4*. La temperaturi înalte (>570°C) stratul oxidant este format din *Fe_2O_3, Fe_3O_4* şi *FeO*; grosimea straturilor se află în raportul 1:10:100; reiese că la temperaturi peste 570°C stratul oxidat este alcătuit în cea mai mare parte din *FeO*.

Rezultă că pentru evitarea oxidării trebuie să se împiedice formarea de *FeO* şi să se creeze condiţii de formare a *Fe_2O_3*.

Evitarea formării de *FeO* se poate realiza pe două căi:

a) alierea oţelului cu elemente ale căror oxizi sunt izomorfi cu Fe_2O_3 (*Cr, Al*, etc.); această cale este neeconomică.

b) introducerea sau crearea în mediu de încălzire a unor compuşi chimici care să împiedice formarea de *FeO*; cantitatea lor se alege în funcţie de temperatura de încălzire. Aceştia pot fi: *CO*, H_2, etc.

Reacţiile dintre oxizii de fier şi monoxidul de carbon din mediu de încălzire sunt:

$$2Fe_2O_3 + CO \leftrightarrow 2Fe_3O_4 + CO_2 \quad (2.22)$$

$$Fe_3O_4 + CO \leftrightarrow 3FeO + CO_2 \quad (2.23)$$

$$FeO + CO \leftrightarrow Fe + CO_2 \quad (2.24)$$

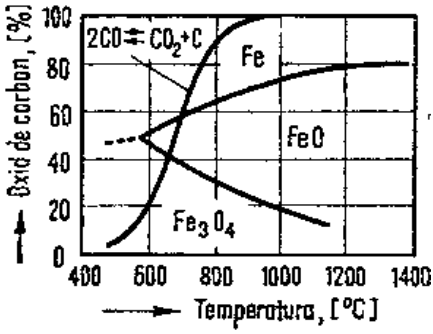


Figura 2.5. Diagrama de echilibru pentru sistemul Fe – C – O/7/

Sensul reacţiilor depinde de temperatură şi de raportul dintre concentraţiile de *CO* şi CO_2, deoarece reacţiile se produc la presiune constantă.

Hidrogenul exercită de asemenea acţiune reducătoare, după reacţiile:

$$3Fe_2O_3 + H_2 \leftrightarrow 2Fe_3O_4 + H_2O \quad (2.25)$$

$$Fe_3O_4 + H_2 \leftrightarrow 3FeO + H_2O \quad (2.26)$$

$$FeO + H_2 \leftrightarrow Fe + H_2O \quad (2.27)$$

$$Fe_3O_4 + 4H_2 \leftrightarrow 3Fe + 4H_2O \quad (2.28)$$

Forma de legătură a oxigenului cu materialul metalic are mare importanță deoarece stratul de oxizi creat într-un mediu care conține oxigen liber se îndepărtează uşor, în timp ce stratul format într-un mediu oxidant care conține şi gaze reducătoare în cantități mai mici decât în mediile neutre este greu de îndepărtat şi duce la atacarea suprafețelor.

Alți factori care influențează intensitatea acțiunii mediului de încălzire oxidant asupra materialului metalic încălzit sunt:

- viteza de mişcare a gazelor;
- temperatura şi durata de încălzire;
- compoziția chimică a materialului încălzit.

Viteza gazelor mediului de încălzire cuprinsă între 0,02 şi 5 m/s nu influențează mersul reacțiilor chimice de oxidare.

Temperatura şi durata de încălzire au o mare importanță asupra vitezei reacțiilor de oxidare: intensitatea de oxidare este proporțională cu temperatura. Între 0 ÷ 800°C viteza de oxidare este relativ mică; între 800 ÷ 1350°C viteza de oxidare creşte continuu şi peste 1350°C viteza de oxidare creşte brusc datorită topirii oxidului feros (*FeO*) cu rol protector.

2.2. Decarburarea materialelor metalice în timpul încălzirii.

Decarburarea reprezintă procesul de micşorare a conținutului de carbon din straturile superficiale ale pieselor din oțel şi fontă.

Aceasta se datorează reacției chimice dintre unii componenți ai gazelor mediului de încălzire şi carbonul existent în aliajul metalic. În oțel sau fonte, carbonul se poate afla în soluție solidă sau sub formă de compus chimic (Fe_3C).

Reacțiile chimice dintre unii componenți gazoşi ai mediului de încălzire şi Fe_3C din aliajele feroase se prezintă astfel:

$$Fe_3C + CO_2 \leftrightarrow 3Fe + 2CO \quad (2.29)$$

$$Fe_3C + 2H_2 \leftrightarrow 3Fe + CH_4 \quad (2.30)$$

$$Fe_3C + H_2O \leftrightarrow 3Fe + CO + H_2 \quad (2.31)$$

$$Fe_3C + O_2 \leftrightarrow 6Fe + 2CO \quad (2.32)$$

Carburarea sau decarburarea metalului are loc în următoarele condiții:

- $\pi_c < \pi_{c(f.g.)} \rightarrow$ carburare;
- $\pi_c = \pi_{c(f.g.)} \rightarrow$ echilibru;
- $\pi_c > \pi_{c(f.g.)} \rightarrow$ decarburare,

unde: π_c este potențialul carbonului în faza solidă(π_c=RT ln a_c);

$\pi_{c(f.g.)}$ - potențialul carbonului în faza gazoasă stabilit pe baza reacției Belle-Boudouard.

$$\pi_{c(f.g.)} = RT \ln a_{c(f.g.)} = RT \ln p^2_{CO}/p_{CO2} - RT \ln K_p \qquad (2.33)$$

La echilibru: $\pi_c = \pi_{c(f.g.)}$;

$$RT \ln a_{c(f.g.)} = RT \ln p^2_{CO}/p_{CO2} - RT \ln K_p \qquad (2.34)$$

Activitatea carbonului se poate determina experimental funcție de conținutul de carbon şi compoziția fazei gazoase.

Alți componenți gazoşi ai mediului de încălzire ca azotul, monoxidul de carbon, hidrocarburile nu produc decarburarea.

Gazele care produc decarburarea sunt: H_2O, CO_2 şi în măsură foarte mică H_2.

Adâncimea stratului de metal decarburat depinde de viteza de difuzie a gazelor în interiorul lui şi de viteza de difuzie a carbonului din interior spre suprafață. Mediile de încălzire care formează straturi compacte de oxizi pe suprafața metalului produc o adâncime mică de decarburare şi o variație neînsemnată a conținutului de carbon în secțiunea piesei încălzite.

Rezultă că pentru micşorarea decarburării, încălzirea trebuie să fie făcută fie într-un mediu reducător, fie într-un mediu neutru când se obțin piese neoxidate şi nedecarburate.

2.3. Dizolvarea gazelor în materiale metalice în timpul încălzirii

În timpul elaborării sau retopirii metalelor sau aliajelor, acestea vin în contact direct sau indirect cu diferite gaze. Ca urmare,

unele gaze se dizolvă în baia metalică şi dacă nu se iau măsuri adecvate pot provoca defecte în piesele sau semifabricatele turnate.

În general, atmosfera agregatelor metalurgice pot conţine următoarele gaze: H_2, N_2, O_2, H_2O, CO_2, CO, SO_2, C_nH_m etc.

Mecanismul dizolvării gazelor biatomice în metalele supuse unui proces de încălzire se poate prezenta astfel: moleculele gazelor biatomice au o anumită tensiune de disociere în atomi la fiecare temperatură şi presiune iar atomii rezultaţi sunt adsorbiţi şi difuzează spre interiorul metalului. În straturile superficiale ale metalului trec alţi atomi gazoşi. Nu este exclusă şi dizolvarea moleculară. Solubilitatea creşte cu temperatura prezentând variaţie bruscă în punctele de transformare fazică şi în special la trecerea solidului în lichid(Figura 2.6.). Creşterea în continuare a temperaturii peste punctul de topire determină mărirea solubilităţii gazului până la un maxim, funcţie de natura şi puritatea metalului, după care scade apropiindu-se de zero în jurul temperaturii de fierbere.

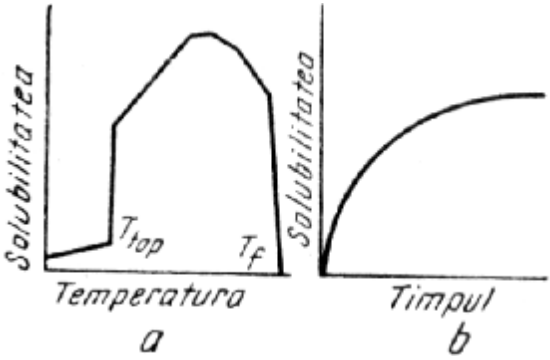


Figura 2.6. Variaţia solubilităţii gazelor în metale în funcţie de temperatură şi timp/6/.

Dizolvarea gazelor în metale depinde de o serie de factori dintre care menţionăm: temperatura, presiunea parţială a gazului în atmosfera cuptorului, puritatea metalului, starea suprafeţei metalului, timp etc.

Variaţia solubilităţii gazului cu temperatura este dată de ecuaţia lui Van`t Hoff:

$$\frac{d\ln[G]}{dT} = \frac{\Delta H_m}{2 \cdot R \cdot T^2}, \qquad (2.35)$$

unde: *[G]* este solubilitatea gazului;

ΔH_m – variaţia entalpiei sistemului la dizolvarea unui mol de gaz;

R – constanta gazelor;

T – temperatura, K.

În cazul formării unui compus chimic ΔH_m este negativ şi de aceea solubilitatea gazului scade cu creşterea temperaturii.

În cazul formării unei soluţii ΔH_m este pozitiv şi prin urmare, solubilitatea gazului creşte cu creşterea temperaturii.

Legea variaţiei solubilităţii unui gaz biatomic în funcţie de presiune este dată de relaţia lui Sieverts:

$$[G] = K_G \cdot \sqrt{p_G}\ , \qquad (2.36)$$

unde: K_G este constanta de solubilitate;

$[G]$ – solubilitatea gazului;

p_G – presiunea parţială a gazului biatomic.

În general, solubilitatea gazelor în metale creşte cu temperatura deşi există şi excepţii, de exemplu, solubilitatea H_2 în Zn topit scade cu creşterea temperaturii.

În urma interacţiunii dintre metale şi gaze pot avea loc formarea unei soluţii a gazului în metal, a unei combinaţii chimice stabile sau a unei combinaţii care prin disociere dă naştere la un gaz care formează apoi o soluţie cu metalul.

Interacţiunea gazelor cu metalele topite cuprinde în general, mai multe etape:

- disocierea moleculelor în atomi, la suprafaţa metalului;
- adsorbţia atomilor pe suprafaţa metalului;
- trecerea atomilor în metal cu formarea de soluţie sau de combinaţii chimice.

O dată cu scăderea temperaturii sau presiunii, scade şi solubilitatea gazelor în metale şi de aceea gazele se degajă în atmosferă sau rămân în metalul solidificat sub formă de sufluri sau alte goluri, de compuşi chimici (incluziuni) sau de soluţie solidă.

Gazele rămase în metale sau aliaje sub formă de soluţie solidă nu dăunează în măsură însemnată calităţii pieselor.

CAPITOLUL 3
MEDII DE ÎNCĂLZIRE DEPRESURIZATE (VID RELATIV)

3.1. Consideraţii generale

Ideea utilizării unor presiuni mai scăzute decât presiunea atmosferică a apărut iniţial ca o soluţie pentru încălzirea protectoare a materialelor metalice; dacă într-o anumită incintă închisă şi perfect etanşă se poate realiza un vid avansat, e de presupus că la suprafaţa unui produs metalic aflat în aceasta incintă nu vor avea loc procese chimice aşa cum se întâmplă la utilizarea atmosferelor obişnuite.

Existenţa vidului – a unei atmosfere gazoase rarefiate – exclude, însă, desfăşurarea unor procese fizico-chimice în straturile superficiale ale produsului metalic.

Conform principiului Le Chatelier – Braun, ca urmare a vidării vor fi favorizate acele procese care au loc cu creşteri de volum, iar ca urmare a creşterii temperaturii vor fi favorizate procesele endotermice.

3.2. Caracteristicile fizice ale vidului relativ utilizat ca mediu de încălzire

Vidul este starea unui gaz rarefiat, care se defineşte prin valoarea absolută a presiunii, deci comparativ cu presiunea atmosferică la nivelul mării şi temperatura de 0°C. Întrucât vidul absolut nu poate fi încă produs, în cele ce urmează, prin vid se va înţelege întotdeauna un vid relativ (parţial), care reprezintă o atmosferă gazoasă rarefiată, obţinută prin evacuarea aerului atmosferic dintr-o incintă închisă şi perfect etanşă, cu ajutorul unui sistem de vidare format din pompe de vid, conducte şi aparate de măsură, control şi reglaj al vidului.

Principalii parametri ce caracterizează un gaz rarefiat sunt: presiunea exercitată de pereţii vasului (p), temperatura (T) şi volumul ocupat de gaz (V), numindu-se *parametri de stare*.

Pe măsura micşorării presiunii gazului, caracteristicile vidului se apropie de cele ale unui gaz perfect, între moleculele căruia nu

există interacţiuni date de forţele gravitaţionale, columbiene şi moleculare. În condiţii tehnice reale, la diferite grade de vacuumare atinse, mai există încă foarte multe molecule ale elementelor componente ale gazului. Astfel, chiar şi la un vid înaintat de $1{,}33 \cdot 10^{-4}$ Pa, mai există circa $3{,}25 \cdot 10^{10}$ molecule/cm^3.

Într-o incintă vidată de volum V, în care se găsesc N particule de gaz sau de vapori de aceiaşi specie, la o temperatură oarecare T, se exercită pe pereţii incintei şi pe suprafaţa produselor aflate în incintă, o presiune dată de relaţia:

$$\mathrm{p} = \frac{N}{V} \cdot kT \,, \tag{3.1}$$

dedusă din teoria cinetico – moleculară a gazelor perfecte. Dacă se folosesc unităţi de măsură din S.I., exprimând volumul V în m^3, temperatura în K, constanta lui Boltzmann (k) în J/moleculă·K, se obţine exprimarea presiunii în N/m^2 sau Pascal Pa).

În tehnica vidului se folosesc şi alte unităţi de măsură tolerate, care pot fi convertite una în cealaltă (Tabelul 3.1):

Tabelul 3.1. Relații de conversie a unităților de presiune/10/

	Pa	barye	mbar	bar	torr	inHg	cmH_2O	at	atm	p.s.i
Pa(N/m^2)	1	10	10^{-2}	10^{-5}	$7,5\cdot10^{-3}$	$2,95\cdot10^{-4}$	$1,01\cdot10^{-2}$	$1,1\cdot10^{-5}$	$9,8\cdot10^{-6}$	$1,45\cdot10^{-4}$
dyne/cm^2 (microbar, barye)	10^{-1}	1	10^{-3}	10^{-6}	$7,5\cdot10^{-4}$	$2,95\cdot10^{-5}$	$1,01\cdot10^{-3}$	$1,1\cdot10^{-6}$	$9,8\cdot10^{-7}$	$1,45\cdot10^{-5}$
mbar	10^{2}	10^{3}	1	10^{-3}	$7,5\cdot10^{-1}$	$2,95\cdot10^{-2}$	1,01	$1,01\cdot10^{-3}$	$9,8\cdot10^{-4}$	$1,45\cdot10^{-2}$
bar (daN/cm^2)	10^{5}	10^{4}	10^{3}	1	$7,5\cdot10^{2}$	29,5	$1,01\cdot10^{3}$	1,01	$9,8\cdot10^{-1}$	14,5
torr (mmHg)	$1,333\cdot10^{2}$	$1,33\cdot10^{2}$	1,33	$1,33\cdot10^{-3}$	1	$3,93\cdot10^{-2}$	1,36	$1,36\cdot10^{-3}$	$1,32\cdot10^{-3}$	$1,93\cdot10^{-2}$
in Hg	$3,386\cdot10^{3}$	$3,3\cdot10^{4}$	33,8	$3,38\cdot10^{-2}$	25,4	1	34	$3,4\cdot10^{-2}$	$3,3\cdot10^{-2}$	$4,9\cdot10^{-1}$
cmH_2O (kg/m^2)	98	$9,8\cdot10^{2}$	$9,8\cdot10^{-1}$	$9,8\cdot10^{-4}$	$7,3\cdot10^{-1}$	$2,89\cdot10^{-2}$	1	10^{-3}	$9,6\cdot10^{-4}$	$1,42\cdot10^{-2}$
at (atmosferă tehnică)	$9,81\cdot10^{4}$	$9,8\cdot10^{5}$	$9,8\cdot10^{2}$	$9,8\cdot10^{-1}$	$7,35\cdot10^{2}$	28,9	10^{3}	1	$9,6\cdot10^{-1}$	14,2
atm (atmosferă fizică)	$1,01\cdot10^{5}$	$1,01\cdot10^{6}$	$1,01\cdot10^{3}$	1,01	$7,6\cdot10^{2}$	29,92	$1,03\cdot10^{3}$	1,03	1	14,7
lb/in^2 (p.s.i.)	$6,89\cdot10^{3}$	$6,89\cdot10^{4}$	68,9	$6,89\cdot10^{-2}$	51,7	2,03	70	$7\cdot10^{-2}$	$6,8\cdot10^{-2}$	1

Dacă atmosfera din incintă vidată este formată din două sau mai multe specii de particule de gaz sau de vapori, fiecare din acestea exercită o presiune parțială p_i,

$$p_i = \frac{Ni}{V} \cdot k \cdot T\,, \tag{3.2}$$

unde: N_i este numărul de particule din specia i.

Conform legii lui Dalton presiunea totală a amestecului este dată de:

$$p = \Sigma p_i = \frac{\Sigma N_i}{V} \cdot k \cdot T = \frac{N}{V} \cdot k \cdot T\,, \tag{3.3}$$

unde: p_i este presiunea parțială a componentului i, relație din care rezultă că presiunea din incintă este determinată de numărul total N de particule prezente şi nu depinde de natura acestora.

Raportul N/V se numeşte *număr volumic* sau *densitate moleculară* şi se calculează cu relația:

$$n = 7{,}244 \cdot 10^{16} \cdot \frac{p}{T}\,,\ [\text{molecule/m}^3], \tag{3.4}$$

unde: p este presiunea în N/m^2 sau (Pa);

T – temperatura în K.

Folosind această caracteristică fizică a amestecului de gaze şi vapori, relațiile de mai sus se scriu:

$$p = n \cdot k \cdot T \tag{3.5}$$

Scăderea numărului volumic (n) – respectiv rarefierea atmosferei – are ca efecte scăderea numărului de ciocniri ale particulelor cu pereții incintei şi creşterea *drumului liber mediu* parcurs de particule între două ciocniri succesive cu alte particule. Această caracteristică a vidului se notează cu λ_T şi se calculează cu relația:

$$\lambda_T = \lambda_{298} \cdot \left(\frac{298 + c}{T + c}\right) \cdot \left(\frac{T}{298}\right)^2,\ [\text{cm}] \tag{3.6}$$

unde: λ_{298} este drumul liber mediu la 25°C în [cm];

$$\lambda_{298} = \frac{A}{p}, \text{ [cm]} \tag{3.7}$$

A – constantă caracteristică fiecărui tip de moleculă gazoasă;

p – presiunea în torr.

c – constanta lui Sunderland, caracteristică pentru fiecare tip de moleculă gazoasă.

În tehnica vidului legea lui Boyle-Mariotte, *pV*=const., are aplicații multiple, deoarece realizarea şi măsurarea vidului se face de obicei la temperatură constantă. Astfel, măsurarea vidului cu tuburi în formă de „U" sau cu vacuumetru Mc Leod reprezintă aplicații ale acestei legi. De asemenea, tot din această lege se obține şi unitatea de măsură a cantității de gaze specifică vidului – tor · litru sau Pascal ·litru.

Un mol de gaz în condiții normale, la p=760 torr (101 325 Pa) şi T=273,15 K, ocupă un volum de 22,414 l şi conține $6{,}023\times10^{23}$ molecule, având $760\times22{,}414=17\ 034$ torr·l sau $101\ 325\times22{,}414 =2{,}271\times10^{6}$ Pa·l= $2{,}271\times10^{9}$ Pa·m^3.

Rezultă că: 1 torr·l=$6{,}023\times10^{23}/17{,}034=3{,}53\times10^{19}$ molecule;

1 Pa·l=$6{,}023\times10^{23}/2{,}271\times10^{6}= 2{,}65\times10^{17}$molecule:

1 Pa·m^3=$6{,}023\times10^{23}/2{,}271\times10^{9}=2{,}65\times10^{14}$molecule.

Numărul de ciocniri (υ) pe suprafața vasului, sau fluxul total de molecule pe unitatea de suprafață a vasului va fi:

$$\upsilon = \frac{1}{4} n v_m = n\sqrt{\frac{kT}{2m}} \tag{3.8}$$

unde *n* este densitatea moleculară a gazului;

m – masa gazului;

v_m– viteza medie aritmetică a moleculelor,

$$v_m = \sqrt{\frac{8kT}{m}}. \tag{3.9}$$

Tabelul 3.2. Date fizice ale unor gaze/10/

Gazul	Greutatea moleculară, M	Vîscozitatea dinamică,$\eta\times10^5$ [$N\cdot s\cdot m^{-2}$]	Viteza medie pătratică, v_m[$m\cdot s^{-1}$]	Rata de incidență moleculară, Φ[$mol/cm^2\cdot s$]	Diametrul moleculei, d[$\times10^{-10}$m]	Drumul mediu parcurs* λ[cm]	Constanta, c
H_2	2,016	0,85	$1,94\times10^3$	$14,4\times10^{17}$	2,68	$9,3\times10^{-3}$	84
N_2	28,02	1,66	$5,10\times10^2$	$3,85\times10^{17}$	3,23	$6,7\times10^{-3}$	116
He	4,003	1,87	$1,35\times10^3$	$10,4\times10^{17}$	2,20	$1,47\times10^{-3}$	79
Ne	20,18	3,12	$6,02\times10^3$	-	2,56	$10,5\times10^{-3}$	56
Ar	39,90	2,09	$4,28\times10^2$	$3,22\times10^{17}$	3,64	$5,30\times10^{-3}$	142
Aer	28,98	1,71	$5,02\times10^2$	$3,78\times10^{17}$	3,66	$5,1\times10^{-3}$	112
O_2	32,00	1,90	$4,77\times10^2$	$3,60\times10^{17}$	3,58	$5,40\times10^{-3}$	125
CO_2	44,00	1,37	$4,07\times10^2$	$3,07\times10^{17}$	4,57	$3,3\times10^{-3}$	254
H_2O	18,01	8,50	$6,36\times10^2$	480×10^{17}	4,53	$3,4\times10^{-3}$	659

*- La $t=25^0C$ şi $p=1,33\cdot10^2Pa$

3.3. Clasificarea vidului relativ

În funcție de raportul dintre drumul liber mediu (λ) şi diametrul recipientului vidat (D) se poate face următoarea clasificare a vidului:

- vid slab ($\lambda<<D$), cuprins între presiunea atmosferică şi 10^2Pa;
- vid mediu ($\lambda\leq D$), la presiuni între 10^2Pa şi 10^{-1}Pa;
- vid înalt ($\lambda\geq D$), la presiuni între 10^{-1}Pa şi 10^{-4}Pa;
- vid ultraînalt ($\lambda>>D$), la presiuni mai mici de 10^{-5}Pa.

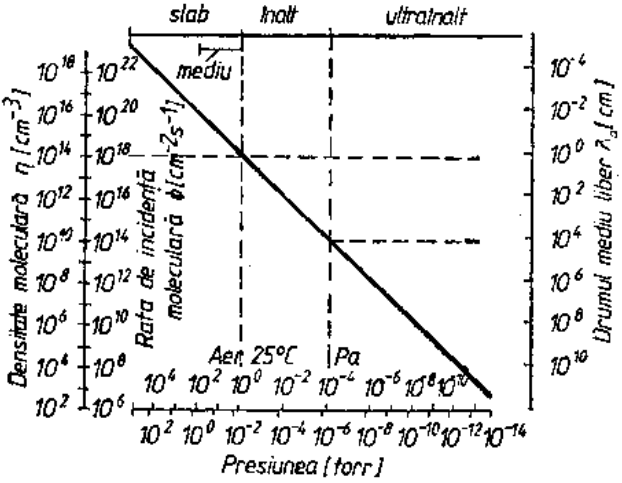


Figura 3.1. Relații între mărimile fizice ce caracterizează vidul/9/

Variația presiunii, densității moleculare şi a drumului liber mediu al moleculelor într-o incinta vidata:

Din diagrama de mai sus, se poate constata ca şi la cel mai înaintat vid parțial (cca. 10^{-10} torr), în incinta există încă cca. $3 \cdot 10^6$ molecule/cm^3, care pot interacționa cu suprafața produselor metalice şi cu componentele metalice ale incintei vidate. Dintre moleculele existente, ciocnesc unitatea de suprafața în unitatea de timp a incintei şi şarjei tratate un număr de

$$\Phi \approx 12 \cdot 10^4 \text{ [molecule/cm}^2 \cdot \text{S]}, \qquad (3.10)$$

unde Φ – rata de incidență moleculară.

3.4. Transmisia căldurii în gaze rarefiate

Vidul relativ reprezintă un mediu de încălzire şi răcire aparate şi din punct de vedere al transmiterii căldurii, deoarece în cuptoarele cu vid căldura se transmite preponderant prin radiație, parțial prin conducție şi aproape deloc – sau numai în cazuri speciale – prin convecție (la încălzire şi răcire în gaze protectoare sau active, care creează un vid slab cu presiuni peste 1 torr).

Cercetările experimentale au arătat ca la presiuni cuprinse între $1{,}01 \cdot 10^5$ Pa (presiune atmosferică) şi 10^4 Pa (starea vâscoasă) căldura se transmite prin convecție, conducție şi radiație.

Cantitatea de căldură transmisă prin convecție se poate calcula cu relația:

$$Q_c = a \cdot (T_c - T_p)^{4/3} \cdot p^{2/3}, \qquad (3.11)$$

unde : *a* este coeficient determinat de proprietățile şi temperatura gazului şi încălzitorului;

T_c, T_p – temperaturi absolute ale suprafeței calde şi a peretelui rece.

La presiuni sub 10^4 Pa căldura transmisă prin convecție scade mult, iar la 10^2 Pa ea este practice nulă.

Pentru $\lambda<0$ (curgere vâscoasă) căldura transmisă prin conducție se calculează cu relația:

$$q = K_v \cdot \frac{dt}{dx} = \frac{1}{6} \cdot n \cdot v_m \cdot c_v \cdot m \cdot (Tc - Tp), \qquad (3.12)$$

unde: K_v este coeficient de transfer termic prin conducţie în regim vâscos şi se calculează cu relaţia:

$$K_v = \frac{c_v}{4} \cdot \eta \cdot (9 \cdot \gamma - 5) \qquad (3.13)$$

γ – raportul dintre căldura masică la presiune constanta (c_p) şi căldura masică la volum constant (c_v);

n – numărul volumic (densitatea moleculară);

η – coeficientul de vâscozitate dinamică.

Rezultă că în domeniul de curgere vâscos la $p>10^3$Pa transferul de căldura prin conducţie nu depinde de presiune.

La curgerea moleculară, când drumul liber mediu parcurs de moleculă este comparabil sau mai mare decât dimensiunile vasului, moleculele trec de la un perete la altul, fără a se ciocni între ele, deci vor prelua căldura de la peretele cald şi o vor ceda peretelui rece, cantitatea de căldura transportată fiind proporţională cu numărul de molecule şi cu presiunea gazului, adică:

$$q = 2K_m (T_2 - T_1), \qquad (3.14)$$

unde: K_m este conductivitatea moleculară liberă (în regim de curgere moleculară) la 0^oC;

$$K_m = \frac{1{,}47 \cdot 10^{-2}}{\sqrt{M}} \cdot \left(\frac{\gamma + 1}{\gamma - 1}\right) \qquad (3.15)$$

M – greutatea moleculară;

γ – raportul căldurilor masice: $\gamma = \frac{c_p}{c_v}$

La temperaturi peste 500^oC, transferul de căldură între sursa caldă şi şarjă, sau între o suprafaţa încălzită şi alta rece aflate la presiuni sub 10^2 Pa se realizează prin radiaţie. Conform legii lui Ştefan - Boltzmann, fluxul radiant între două suprafeţe paralele va fi:

$$\psi = \sigma \cdot A \cdot (T_1^4 - T_2^4) \cdot \varepsilon, \qquad (3.16)$$

unde: σ este constanta lui Ştefan - Boltzmann ($\sigma = 5{,}76 \cdot 10^{-8} W/m^2$);

A – suprafața de emisie, în m;
T_1, T_2 – temperaturile suprafețelor de schimb;
ε – coeficientul total de emisie.

$$\varepsilon = \frac{1}{\frac{1}{\varepsilon_1} + \frac{1}{\varepsilon_2} - 1}, \qquad (3.17)$$

ε_1 şi ε_2 sunt factorii de emisie a celor două suprafețe.

În Tabelul 3.3. sunt prezentate caracteristicile termofizice ale unor gaze.

Tabelul 3.3. Caracteristicile termofizice ale unor gaze/10/

Gazul	C_p (0^0C) [J/kg·K]	C_v (0^0C) [J/kg·K]	$\gamma = \frac{c_p}{c_v}$	Coef. de radiație α		K_v (0^0C) [W/mK]	K_m (20^0C) [W/m^2·K·torr]
				Pt	W		
N_2	1 040	742	1,40	0,90	0,87	$2{,}38\times10^{-2}$	157
O_2	921	657	1,40	0,84	0,90	$2{,}39\times10^{-2}$	155.7
CO_2	854	657	1,30	0,87	-	$1{,}42\times10^{-2}$	169,6
Ar	523	314	1,67	0,89	0,85	$1{,}63\times10^{-2}$	92,9
H_2O	1 890	1 464	1,30	-	-	$2{,}37\times10^{-2}$	264,9
He	5 200	3 122	1,67	-	0,057	$1{,}43\times10^{-1}$	293,5
Ne	1 046	628	1,67	-	0,07	$4{,}56\times10^{-2}$	130,7
H_2	14 200	10 123	1,41	0,36	0,950	$1{,}75\times10^{-2}$	607,2
Aer	1 004	716	1,40	0,90	-	$2{,}39\times10^{-2}$	166,3

3.5. Procese fizico - chimice la încălzirea şi menținerea produselor metalice în vid relativ

Încălzirea materialelor metalice în atmosferă rarefiată prezintă avantajul realizării cu uşurință a unui mediu controlat de protecție care să evite reacțiile nedorite gaz-metal sau să dirijeze aceste reacții în funcție de necesitățile tehnologice. Neutralitatea mărită a vidului relativ se bazează pe concentrația foarte scăzută de gaze active (O_2, $H_2O_{vap.}$, CO_2 etc).

Dacă la presiunea atmosferică ($1{,}01\times10^5$ Pa) oxigenul are presiunea parțială de 2×10^4 Pa, la o presiune în recipient de 10^{-1} Pa (o milionime din presiunea atmosferică), presiunea parțială a oxigenului este de 2×10^{-4} Pa. În cazul utilizării azotului foarte pur (cu sub 10 ppm O_2), această puritate se poate obține după o spălare prin înlocuirea a 50 volume de gaz.

De asemenea, la o presiune de $1,33\times10^{-1}$ Pa, vaporii de apă variază între 20-70%, aceasta în funcţie de cantitatea de vapori eliminată de suprafeţele metalice şi de pierderile de vid ale instalaţiei. La un conţinut de 70% vapori de apă şi la un vid de 10^{-1} Pa, punctul de rouă este foarte scăzut (-76^{0C}) (Tabelul 3.4.).

Tabelul 3.4. Valori ale punctului de rouă pentru diverse presiuni/10/

Presiunea		20% H_2O		70% H_2O	
Pa	torr	Punct rouă [^{0}C]	ppm $H_2O_{vap.}$	Punct rouă [^{0}C]	ppm $H_2O_{vap.}$
$1,33\times10^2$	1,0	-34	240,000	-21	930,000
13,3	10^{-1}	-54	24,000	-43	93,000
1,33	10^{-2}	-71	2,400	-61	9,300
$1,33\times10^{-1}$	10^{-3}	-86	0,240	-77	0,930
$1,33\times^{10-2}$	10^{-4}	-95	0,023	-90	0,093

Principalele procese care pot să aibă loc la încălzirea şi menţinerea produselor metalice în vid relativ sunt: degazarea, vaporizarea (sublimarea), oxidarea, reducerea, disocierea şi difuzia.

3.5.1. Degazarea în vid este procesul prin care gazele (şi vaporii) adsorbite şi dizolvate în straturile superficiale ale încărcăturii (piese şi dispozitive) şi ale componentelor cuptorului (elemente de încălzire, ecrane deflectoare, izolaţie termică) sunt eliminate în cursul evacuării gazelor şi încălzirii spaţiului de lucru al cuptorului.

Gradul de degazare creşte cu scăderea presiunii şi cu creşterea temperaturii.

Dacă procesele de dizolvare (solubilizare) a gazelor în metale sunt condiţionate de adsorbţia lor la suprafaţa metalului şi difuzia în masă, procesele de degazare în vid relativ se desfăşoară exact în sens contrar.

Principalele etape ale procesului de degazare sunt:

a) Difuzia gazelor din interiorul corpului spre suprafaţă, fenomen care are loc fie prin difuzia interstiţială la limita grăunţilor, fie prin defecte de reţea (dislocaţii). Fenomenul de difuzie este descris de legea lui Fick:

$$\frac{\partial c}{\partial \delta} = \mathrm{D}\left(\frac{\partial^2 c}{\partial x^2}\right)$$

sau $$\frac{\bar{c}}{c_0} = K^{'-KT}, \qquad (3.18)$$

unde: $\bar{c}$ – concentrația medie de gaz în secțiune;

c_o – concentrația inițială;

K, K' – constante;

D – coeficient de difuzie.

Constanta K se obține din legea lui Arrhenius:

$$K = \left(\frac{D_0}{A}\right)^{-\frac{Q}{RT}} \qquad (3.19)$$

unde: D_0 este coeficientul de difuziune;

A- suprafața piesei.

Rezultă că:

$$\frac{d\bar{C}}{d\tau} = -K\bar{C} \qquad (3.20)$$

b) Atomii sau ionii difuzați din interior spre suprafața piesei părăsesc rețeaua metalică şi trec în stare de adsorbție pe suprafață.

c) Atomii adsorbiți se combină între ei şi părăsesc suprafața; se pot combina în molecule omogene, conform reacției:

$$[\mathrm{H}]_{ads} + [\mathrm{H}]_{ads} \rightarrow [\mathrm{H}_2] \qquad (3.21)$$

sau în molecule eterogene, conform reacției:

$$[\mathrm{C}]_{ads} + 2[\mathrm{O}]_{ads} \rightarrow [\mathrm{CO}_2] \qquad (3.22)$$

d) Moleculele în stare de adsorbție părăsesc suprafața metalului fără să-şi schimbe compoziția, etapa importantă la vidarea inițiala a incintei.

e) Transportul moleculelor evaporate de pe suprafață spre pompa de vid, transport în spațiu gazos.

f) Eliminarea gazelor rezultate prin reducerea şi disocierea oxizilor.

g) Eliminarea vaporilor de metale ce părăsesc suprafața metalică.

În practică nivelul de eliminare al gazelor din materialele metalice se măsoară prin *rata degazării* sau *gradul de degazare* care se defineşte drept cantitatea de gaz evacuată pe unitatea de suprafața în unitatea de timp.

Se măsoară în $Pa \cdot m^3/m^2 \cdot s$ sau $torr \cdot l/cm^2 \cdot s$.

3.5.2. Vaporizarea (sublimarea) în vid

Vaporizarea (sublimarea) este procesul prin care un component al unui aliaj, aflat în stare solidă, combinat sau în soluție, trece în stare de vapori.

Procesul de vaporizare este influențat de presiune şi temperatură; pentru fiecare element există o anumită tensiune de vapori la o temperatură dată (p_v), respectiv o presiune la care – într-un spațiu închis – există un echilibru între cantitatea de metal ce se vaporizează (sublimează) şi cea care se condensează.

Tensiunea de vapori a majorității elementelor, la presiuni sub 1 torr, se poate determina cu o relație de forma:

$$\lg p_v = A - \frac{B}{T}, \text{ [torr]}, \tag{3.23}$$

unde: T – temperatura în K;

A, B – constante.

Viteza de vaporizare V_{vap}, depinde de natura elementului, de presiune şi de temperatură, după o lege de tipul:

$$\lg p_v = C - 0{,}5 \cdot \lg T - \frac{B}{T}, \text{ [g/cm}^2\cdot\text{s]}, \tag{3.24}$$

unde: T – temperatura în K;

B, C – constante.

Constantele A, B şi C sunt prezentate în Tabelul 3.5.

Tabelul 3.5. Date privind vaporizarea unor elemente în vid/9/

Elementul	T_{top}[1] [^{0}C]	T_{fierb}[1] [^{0}C]	$(p_v)_0$[2] [torr]	Coeficienți:		
				A	B	C
Zn	418	906	0,12	8,74	6 620	8,41
Mg	650	1 104	$2,5\cdot10^{-8}$	9,66	8 340	9,16
Pb	327	1 750	-	7,74	9 670	7,66
Sn	232	2 680	-	7,87	14 842	7,68
Mn	1 244	2 050	$1,2\cdot10^{-6}$	9,04	13 560	8,68
Al	659	2 447	-	8,66	15 760	8,14
Cu	1 083	2 578	-	0,86	16 780	8,10
Cr	1 803	2 665	$5,5\cdot10^{-8}$	9,98	20 060	9,60
Fe	1 539	2 860	$3,0\cdot10^{-2}$	9,25	19 610	8,90
Ni	1 452	2 840	$5,0\cdot10^{-2}$	9,65	20 750	9,32
Si	1 415	2 787	10^{-3}	9,60	21 120	9,10
Ti	1 662	3 000	-	11,30	26 620	10,90
V	1 890	3 378	10^{-2}	8,72	23 214	8,34
Mo	2 577	4 827	$8\cdot10^{-3}$	7,74	28 660	7,53
Nb	2 468	4 928	-	10,53	38 500	-
C	3 547,1	3 652	-	12,52	39 330	11,83
W	3 300	4 400	-	9,90	41 960	9,77

[1] -la presiune de 760 torr;
[2] -presiunea de vapori la 0^0C.

Tensiunile de vapori pentru câteva metale uzuale, funcție de temperatură sunt date în graficul din Figura 3.2. şi Figura 3.3.

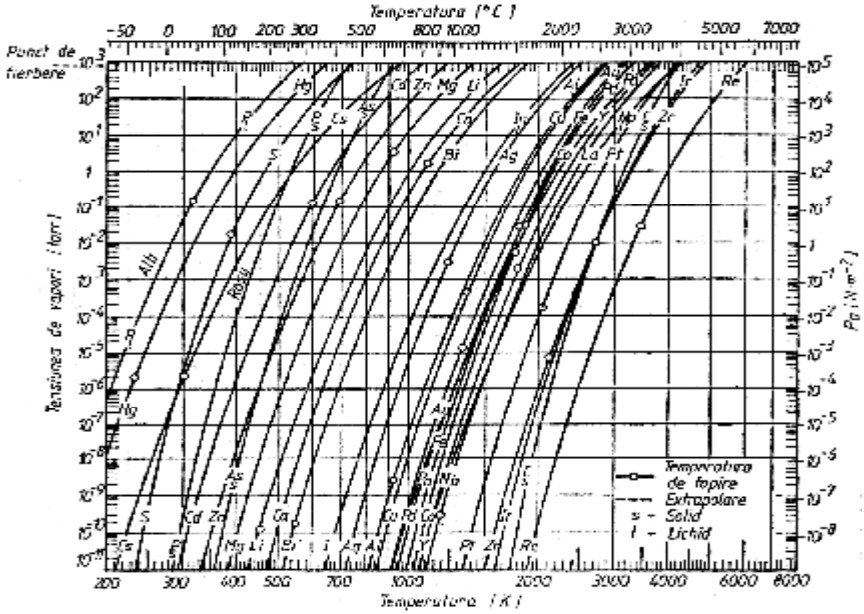


Figura 3.2. Variația presiunii de vapori a unor metale în funcție de temperatură/6/

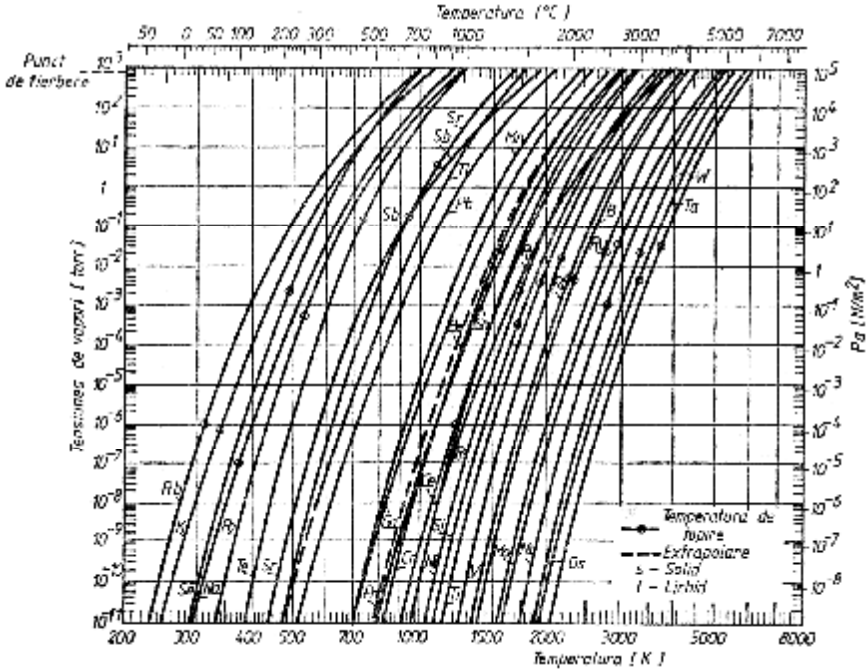


Figura 3.3. Variația presiunii de vapori a unor metale în funcție de temperatură/6/

Vaporizarea elementelor de aliere poate conduce la modificări nedorite în compoziția materialelor ce se încălzesc.

Din grafic se observa ca tensiunile de disociere sunt mai scăzute la unele elemente ca *Zn, Sn, Pb, Mg* considerate ca impurități în oțeluri dar şi la unele elemente de aliere (*Cu, Cr, Al*) având tendințe mari de vaporizare la temperaturi ridicate în vid înalt sau ultraînalt. De aceea, la componentele cuptoarelor de încălzire în vid (elemente de încălzire, ecrane deflectoare, elemente de etanşare) trebuie să fie utilizate aliaje pe baza de elemente cu viteză mică de vaporizare (*Mo, Zr, W*, carbon sub forma de grafit).

3.5.3. Reacții chimice în vid

Reacțiile chimice în vid se desfăşoară pe baza legilor clasice ale cineticii chimice, fiind caracterizate prin legea deplasării echilibrului în sensul compensării efectelor de variație a unora din parametrii de stare.

Reacţiile de oxidare-reducere şi disociere sunt caracterizate de variaţia entalpiei sistemului *ΔH*, ea fiind pozitivă în cazul reacţiilor endoterme şi negativă în cazul reacţiilor exoterme.

Conform principiului al II-lea al termodinamicii, variaţia energiei libere *ΔF*, care arată sensul şi mărimea unei reacţii chimice, se scrie :

$$\Delta F = \Delta H + T \cdot \left(\frac{\partial F}{\partial T}\right)_p, \qquad (3.25)$$

sau:

$$\Delta F = -R \cdot T \cdot \ln k \qquad (3.26)$$

k – constanta de echilibru a reacţiei, funcţie de presiunea gazului.

Dacă k = p atunci:

$$\ln p = \left(\frac{\partial F}{R \cdot T}\right) + C \qquad (3.27)$$

În cazul disocierii unui oxid provenit dintr-un metal nevolatil

$$M_mO_{2n} = mM + nO_2, \qquad (3.28)$$

$$\text{constanta } k = p^n_{(O2)}, \quad \ln p_{(O2)} = \frac{1}{n} \cdot \frac{\Delta F}{R \cdot T}. \qquad (3.29)$$

Dar variaţia energii libere se scrie şi sub forma:

$$\Delta F = A + B \cdot T \qquad (3.30)$$

$$\ln p_{(O2)} = \frac{1}{n} \cdot \frac{A + B \cdot T}{R \cdot T} = \frac{1}{n \cdot R} \cdot \left(B + \frac{A}{T}\right) \qquad (3.31)$$

În cazul disocierii unui oxid provenit dintr-un metal volatil la temperatură constantă:

$$M_mO_{2n} = m\,M + nO_2; \quad k = p^m_{(M)} \cdot p^n_{(O2)} \qquad (3.32)$$

La reducerea unui oxid cu H_2:

$$2nH_2 + (M_mO_{2n}) = 2nH_2O + (mM); \quad (3.33)$$

$$k = \left[\frac{p_{(H_2O)}}{p(H_2)}\right]^{2n} \quad (3.34)$$

Reducerea oxigenului cu hidrogen şi formarea de vapori de apă are loc după reacţia:

$$H_2+0,5O_2= H_2O \quad (3.35)$$

iar constanta de echilibru este:

$$K = \frac{p_{H_2O}}{p_{H_2} \cdot p_{O_2}^{0,5}} \quad (3.36)$$

În cazul disocierii şi reducerii oxizilor unor metale mai frecvent întâlnite în procesul de încălzire, putem avea următoarele reacţii:

a) cazul oxizilor de cupru (*CuO*-oxidul negru şi *Cu_2O*- oxidul roşu).

I. $CuO \leftrightarrow Cu+0,5O_2$ (3.37)

II. $2CuO \leftrightarrow Cu_2O+0,5O_2$ (3.38)

$2CuO+H_2 \leftrightarrow Cu_2O+H_2O$ (3.39)

III. $Cu_2O \leftrightarrow 2Cu+0,5O_2$ (3.40)

$Cu_2O+H_2 \leftrightarrow 2Cu+H_2O$ (3.41)

Pentru reacţiile II valorile presiunilor de disociere la temperaturi peste 1 000 K se pot calcula şi cu relaţia

$$\lg p_{O_2} = 12,36 - \frac{13236}{T}, \text{ [torr]} \quad (3.42)$$

b) cazul oxizilor de fier.

La temperaturi mai mici de 833 K există două tipuri de oxizi de fier, şi anume hematita (*Fe_2O_3*) şi magnetita (*Fe_3O_4*).

I. $3Fe_2O_3 \leftrightarrow 2Fe_3O_4+0,5O_2$ (3.43)

$3Fe_2O_3+H_2 \leftrightarrow 2Fe_3O_4+H_2O$ (3.44)

II. $Fe_3O_4 \leftrightarrow 3Fe+2O_2$ (3.45)

$Fe_3O_4+4H_2 \leftrightarrow 3Fe+4H_2O$ (3.46)

La temperaturi peste 833 K apare şi wustita (*FeO*).

III. $Fe_3O_4 \leftrightarrow 3\ FeO + 0{,}5O_2$ (3.47)

$Fe_3O_4 + H_2 \leftrightarrow 3FeO + H_2O$ (3.48)

IV. $FeO \leftrightarrow Fe + 0{,}5O_2$ (3.49)

$FeO + H_2 \leftrightarrow Fe + H_2O$ (3.50)

Constantele de echilibru pentru reacțiile I, II, III, IV sunt prezentate în Tabelul 3.6.

Tabelul 3.6. Valori ale constantelor de reacție în cazul oxizilor de fier

T, [K]	Reacția I		Reacția II		Reacția III		Reacția IV	
	p_{O_2} [torr]	$\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}}$	p_{O_2} [torr]	$\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}}$	p_{O_2} [torr]	$\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}}$	p_{O_2} [torr]	$\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}}$
700	$7{,}89\cdot10^{-19}$	$1{,}24\cdot10^{5}$	$7{,}24\cdot10^{-31}$	$1{,}19\cdot10^{-1}$	-	-	-	-
800	$1{,}86\cdot10^{-14}$	$9{,}63\cdot10^{4}$	$9{,}96\cdot10^{-26}$	$2{,}23\cdot10^{-1}$	$6{,}22\cdot10^{-26}$	0,176	$1{,}17\cdot10^{-25}$	0,241
900	$6{,}53\cdot10^{-11}$	$9{,}26\cdot10^{4}$	$9{,}09\cdot10^{-22}$	$3{,}46\cdot10^{-1}$	$1{,}0\cdot10^{-21}$	0,444	$4{,}39\cdot10^{-22}$	0,318
1 000	$3{,}31\cdot10^{-8}$	$7{,}60\cdot10^{4}$	-	-	$4{,}96\cdot10^{-18}$	9,851	$9{,}18\cdot10^{-19}$	0,400
1 100	$5{,}42\cdot10^{-6}$	$6{,}44\cdot10^{4}$	-	-	$3{,}12\cdot10^{-15}$	1,54	$2{,}86\cdot10^{-16}$	0,471
1 200	$4{,}12\cdot10^{-4}$	$5{,}82\cdot10^{4}$	-	-	$7{,}44\cdot10^{-13}$	2,47	$3{,}63\cdot10^{-14}$	0,547

c) cazul oxizilor de crom.

$Cr_2O_3 \leftrightarrow 2Cr + 1{,}5O_2$ (3.51)

$Cr_2O_3 + 3H_2 \leftrightarrow 2CR + 3H_2O$ (3.52)

Valorile constantelor de reacție sunt prezentate în Tabelul 3.7.

Tabelul 3.7. Valorile constantelor de reacție pentru oxizii de crom

Temperatura, [K]	p_{O_2} [torr]	$\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}}$
1 000	$2{,}53\cdot10^{-28}$	$6{,}65\cdot10^{-6}$
1 200	$9{,}35\cdot10^{-22}$	$8{,}77\cdot10^{-5}$
1 400	$4{,}53\cdot10^{-13}$	$5{,}40\cdot10^{-4}$

Se observă că oxidul de crom este dificil de disociat, iar în cazul reducerii, prezența apei poate duce la refacerea oxidului cu eliberare de hidrogen, această reacție fiind utilizată pentru obținerea hidrogenului uscat.

Efectul global al proceselor fizico-chimice care are loc la încălzirea produselor metalice în vid, este acela al modificării compoziției chimice din straturile superficiale ale acestora.

Modificările de compoziție pot să fie uneori utile (dehidrogenizarea şi degazarea măresc ductibilitatea şi rezistența la oboseală).

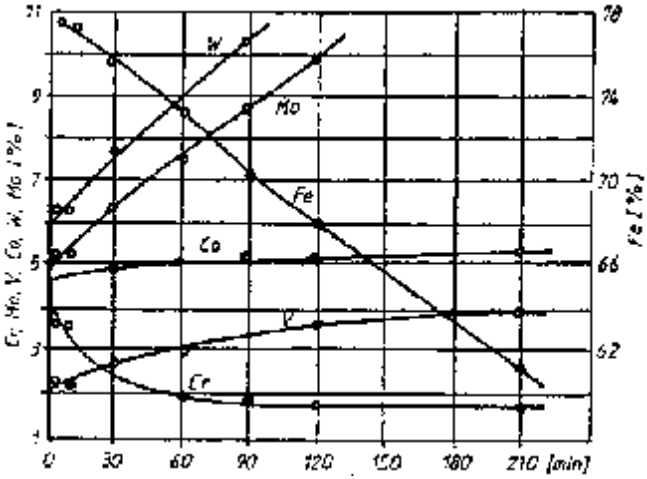


Figura 3.4. Variația compoziției chimice la suprafața unei scule din oțel aliat încălzită în vid, cu timpul de menținere la temperatura de călire /9/.

3.5.4. Difuzia gazelor rarefiate

Fenomenele de transport de masă în gaze ca urmare a diferențelor de concentrație (sau a diferențelor de densitate) au loc prin difuzie.

Se constată că de-a lungul axei *x* (Figura 3.5.) concentrația de gaz nu este constantă şi se poate determina numărul de molecule transportat datorită scăderii concentrației:

$$\upsilon = -D\frac{dn}{dx} \qquad (3.53)$$

în care D este coeficientul de difuziune, $\frac{dn}{dx}$ gradientul de concentrație a moleculelor de gaz de-a lungul axei *x*.

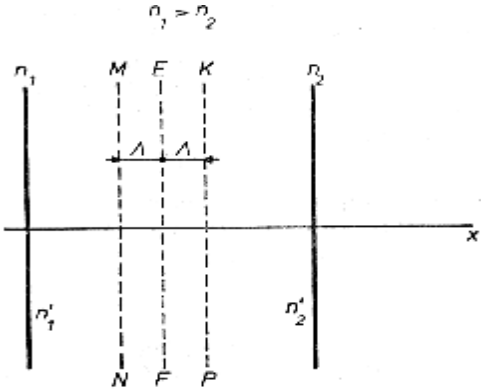


Figura 3.5. Difuzia gazelor

Fluxul de molecule ce trece printr-un m^3 din secţiunea EF în direcţia scăderii concentraţiei n este:

$$\upsilon = \frac{1}{6} v_m \left(n' - n'' \right) \tag{3.54}$$

unde n' şi n'' sunt concentraţiile moleculelor în secţiunile MN şi KP.

Deoarece $n' - n'' = -\frac{dn}{dx} \cdot 2\Lambda$, rezultă $\upsilon = -\frac{1}{3} v_m \Lambda \frac{dn}{dx}$ şi se obţine expresia coeficientului de difuzie:

$$D = \frac{v_m \Lambda}{3}. \tag{3.55}$$

Având în vedere relaţiile care definesc coeficienţii de viscozitate şi de conductibilitate termică, coeficientul de difuzie poate fi exprimat cu relaţia:

$$D = \frac{\eta}{\rho} = \frac{\chi}{\rho \cdot c_v}. \tag{3.56}$$

Deoarece η şi χ depind de temperatură, rezultă că şi coeficientul de difuzie depinde de temperatură.

În cazul difuziei reciproce a două gaze când un gaz difuzează în altul (D_{12}) şi invers (D_{21}) , adică are loc amestecarea celor două gaze, se introduce noţiunea de coeficient de autodifuzie D.

La aceeaşi presiune şi temperatură constantă a gazelor în tot volumul de gaz, pe baza teoriei cinetice a gazelor, coeficientul de autodifuzie are valoarea:

$$D = \frac{1}{3n} \left(v_{1m} \Lambda_1 n_2 + v_{2m} \Lambda_2 n_1 \right) \tag{3.57}$$

unde $n = n_1 + n_2$ este concentraţia totală a moleculelor ambelor gaze.

Deoarece $D_1 = \frac{1}{3} v_{1m} \Lambda_1$ şi $D_2 = \frac{1}{3} v_{2m} \Lambda_2$, relaţia de mai sus se poate scrie sub forma:

$$D = \frac{D_1 n_2 + D_2 n_1}{n} \tag{3.58}$$

unde D_1 şi D_2 sunt coeficienţii de autodifuzie ai celor două gaze.

3.6. Parametrii tehnologici specifici sistemului de vidare

Presiunea scăzută (vidul relativ) este realizată şi menţinută cu ajutorul unui sistem de vidare, format din incinta care trebuie vidată(cuptorul) şi sistemul de evacuare, ce se compune din pompă de vid, filtre, conducte de transport, armături şi elemente de etanşare.

Vidul slab şi mediu (până la 10^{-2} torr) se poate realiza cu ajutorul pompelor de vid mecanice, care refulează direct în atmosferă.

Vidul înalt şi ultraînalt se realizează cu ajutorul unor pompe de vid speciale, capabile să lucreze numai în condiţiile în care atât presiunea maximă la robinetul de admisie (presiunea iniţială), cât şi presiunea minimă de refulare la robinetul de evacuare sunt cu mult inferioare presiunii atmosferice, în tot cursul perioadei de evacuare. Având în vedere acest lucru, pompele respective trebuie să fie legate în serie cu pompe mecanice, astfel încât particulele de gaze sau de vapori evacuate din incintă trec mai întâi prin pompa de vid înalt, apoi prin pompa mecanică şi din acesta sunt evacuate în atmosferă.

Dacă volumul incintei este mic, atunci pompa mecanică este utilizată şi pentru crearea în acest volum a unei rarefieri preliminare (previdare) de la care începând poate să funcţioneze pompa de vid înalt.

Dacă volumul incintei este atât de mare, încât previdarea cu pompa mecanică necesită un timp prea îndelungat, atunci rarefierea preliminară se execută cu ajutorul unei pompe mecanice de evacuare preliminară de mare debit, care se leagă cu incinta cuptorului printr-o conductă proprie (linie de by-pass). La atingerea presiunii preliminare necesare în incintă, linia de by-pass se întrerupe şi simultan se deschide robinetul de admisie al pompei de vid înalt.

Presiunea minimă care poate fi menţinută de pompă în robinetul de admisie închis, în condiţiile evacuării şi degazării avansate a sistemului de vidare, reprezintă *vidul limită al pompei*. Pe de altă parte, orice pompă de vid are o presiune maximă de refulare, a cărui depăşire nu este permisă deoarece se înrăutăţesc condiţiile de lucru ale pompei (scade vidul limită şi viteza de evacuare).

Viteza de evacuare (debitul de aspiraţie) reprezintă volumul de gaze care este eliminat de pompă în unitatea de timp, la o presiune de aspiraţie data: se măsoară în l/s.

Productivitatea pompei reprezintă cantitatea de gaze evacuate în unitatea de timp, la o presiune de aspirație dată şi se măsoară în g/s sau în l/torr·s. Viteza de evacuare (v_e), productivitatea (p) şi presiunea de aspirație (p_{asp}) sunt legate prin relația:

$$v_e = \frac{p}{p_{asp}} \tag{3.59}$$

Etanşeitatea, este definită drept capacitatea sistemului de vidare de a împiedica pătrunderea gazelor din exterior în incinta cuptorului, gradul de etanşare a cuptorului se măsoară prin mărimea *infiltrației H*, determinata cu relația:

$$H = V \cdot \Delta p/\delta, \text{ [torr·l/s]} \tag{3.60}$$

unde: V – volumul interior total al incintei, [l];

Δp – variația de presiune în cursul măsurării infiltrației, [torr];

δ – durata măsurării infiltrației, [s].

Se consideră că un sistem de vidare funcționează în bune condiții dacă H nu depăşeşte valoarea numerică egală cu (2-3)·V, [μm·l/s].

Reprezentarea grafică a dependenței între debitul volumic al pompei şi presiunea în racordul de aspirație poartă numele de *caracteristica de funcționare* sau caracteristica de pompaj. Caracteristica de funcționare $S(p_{asp})$ este furnizată de fabrica producătoare şi conține cele mai importante date privind funcționarea pompei şi anume:

- presiunea maximă la care lucrează pompa de vid;
- presiunea minimă realizabilă cu pompa de vid;
- variația debitului de gaz aspirat în funcție de valoarea presiunii în racordul de aspirație al pompei.

3.7. Pompe de vid

În funcție de modul de acțiune al pompelor de vid, în literatura de specialitate se prezintă următoarele clasificări şi denumiri/13/:

a) pompe mecanice:
- pompe cu piston cu mişcare de translaţie;
- pompe rotative:
    - pompe cu rotoare paletate fără lichid de etanşare;
    - pompe cu inel de lichid;
    - pompe cu palete în rotor;
    - pompe cu sertar;
    - pompe cu rotoare conjugate;
- pompe moleculare:
    - pompe moleculare propriu-zise;
    - pompe turbomoleculare;

b) pompe cu jet:
- pompe cu jet de lichid;
    - ejectori cu lichid (apă sau mercur);
- pompe cu jet de vapori:
    - ejectori cu vapori (apă, mercur, ulei);
    - pompe de difuzie fără fracţionare (cu ulei sau mercur ca lichid de lucru);
    - pompe de difuziune cu fracţionare;

c) pompe de condensare:
- condensatoare în fază lichidă:
    - capcane răcite;
    - condensatori;
- condensatori în fază solidă:
    - pompe criogenice;

d) pompe de sorbţie:
- cu utilizare de mijloace de adsorbaţie regenerabile termic:
    - capcane cu absorbţie;
    - pompe de sorbţie;
- utilizând straturi de getter regenerabile continuu:
    - pompe cu evaporare pe getter;
    - pompe cu pulverizare ionică a getterului;
    - pompe cu getter neevaporabil.

Pentru realizarea vidului în cuptoarele de încălzire se folosesc frecvent tipurile de pompe prezentate în continuare.

3.7.1. Pompe mecanice

Acestea se utilizează pentru obținerea unui vid grosier sau mediu. Sub această denumire sunt cuprinse toate tipurile de pompe cu antrenare mecanică utilizate pentru evacuarea gazelor din incinte la presiuni subatmosferice.

Pompele cu inel de apă (Figura 3.6) se utilizează rar la cuptoarele cu vid deoarece realizează un vid grosier (max.$5 \cdot 10^3$ Pa) şi prezintă pericolul de introducere a vaporilor de apă în incinta vidată. Totuşi ele se pot utiliza în cazurile în care din cuptor sunt evacuate particule fine, praf sau suspensii.

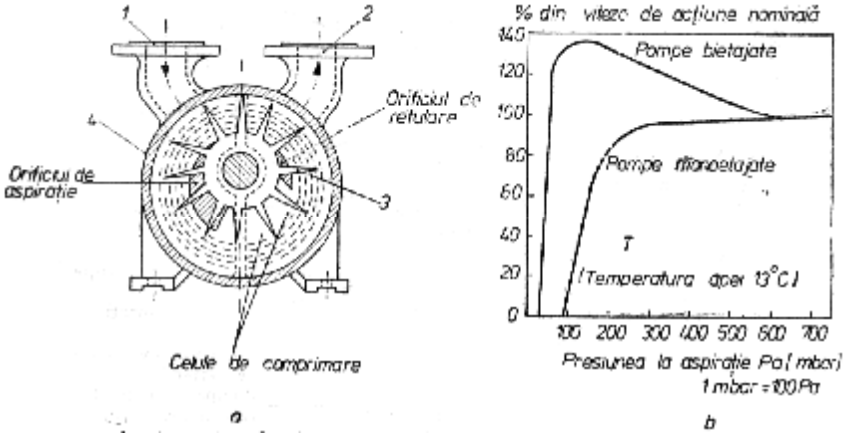


Figura 3.6. a). Pompa de vid mecanică cu inel de apă: 1- racord de aspirație; 2- racord de refulare; 3- rotor; 4- stator; b). caracteristica de funcționare/14/

Constructiv, pompa este formată dintr-un stator cilindric în care este montat excentric rotorul cu palete. Apa care se găseşte în stator formează în timpul funcționării un inel de apă pe pereții statorului, sub acțiunea forței centrifuge, realizându-se în spațiul dintre rotor, inelul de apă şi palete celule de diferite mărimi. În prima jumătate de turație, volumul celulelor se măreşte apărând o depresiune, şi prin racordul de aspirație în această secțiune se aspiră aer din incinta de vidat. În jumătatea a doua a cursei, volumul

celulelor scade, şi aerul aspirat este comprimat şi refulat prin racordul de refulare.

Dezavantajul principal al pompelor cu inel de apă este consumul mare de putere din cauza necesităţii deplasării nu numai al aerului, ci şi a apei care se găseşte în pompă.

Pompele cu palete pe rotor se utilizează la majoritatea instalaţiilor de vid şi permit realizarea unui vid de maximum 10^3 Pa în cazul funcţionării într-o singură treaptă şi de maximum 1 Pa în cazul funcţionării în două trepte. Camera pompei este montată într-un rezervor cu ulei care are rol atât de răcitor cât şi de supapa şi de element de etanşare a pompei, iar spaţiul de pompare este format din trei parţi:

- celula de admisie, limitată de stator, paleta şi rotor, fiind legată direct cu orificiul de admisie şi deci cu incinta cuptorului;
- celula de transport;
- celula de evacuare, care este legată de orificiul de evacuare prin intermediul unei supape.

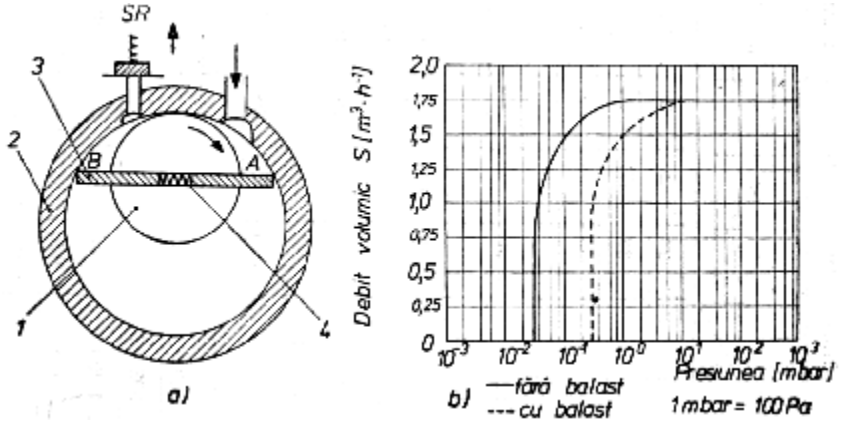


Figura 3.7. a) Pompe de vid mecanică, cu palete în rotor/14/:
a - simplex; 1 - orificiu de admisie; 2 - stator; 3 - rotor; 4 - paletă cu arc; 5 - orificiu de evacuare; 6 - supapă; 7 - nivel ulei; 8 - admisie gaz balast; b) caracteristica de funcţionare.

Un ciclu de lucru durează, la o pompă cu două palete, 3/2 dintr-o rotație, deoarece spațiul este divizat prin intermediul paletelor şi rotorului în 3 părți şi după fiecare ½ de rotație se termină un ciclu.

Există construcții de pompe cu palete în rotor alcătuite din două pompe identice incluse într-o baie comună de ulei,formând o pompă în două etaje denumită duplex (Figura 3.8.)

Pompele duplex prezintă viteză de pompare completă la presiuni mult mai mici decât pompele simplex şi prin urmare sunt utilizate pentru obținerea presiunilor mai scăzute.

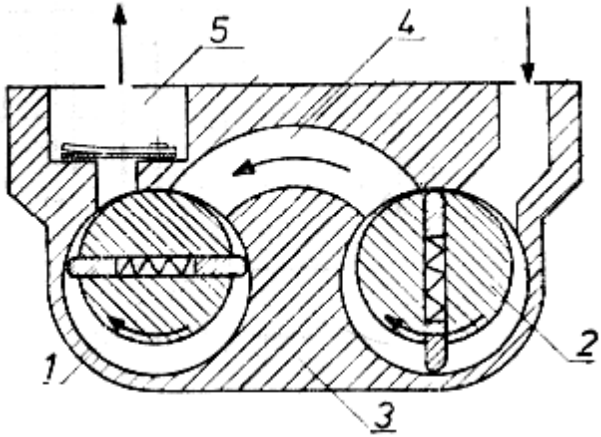


Figura 3.8. Pompă mecanică cu palete în rotor duplex: 1 - etajul de presiune înaltă; 2 - etajul de presiune joasă; 3 - statorul; 4 - canal de legătură; 5 - supapa de evacuare/14/.

Din caracteristica de funcționare a pompelor cu palete pe rotor se observă că viteza de acțiune a pompei rămâne constantă în intervalul de presiuni 1atm…10^2 Pa atât pentru pompele simplex cât şi pentru cele duplex (Figura 3.9.)

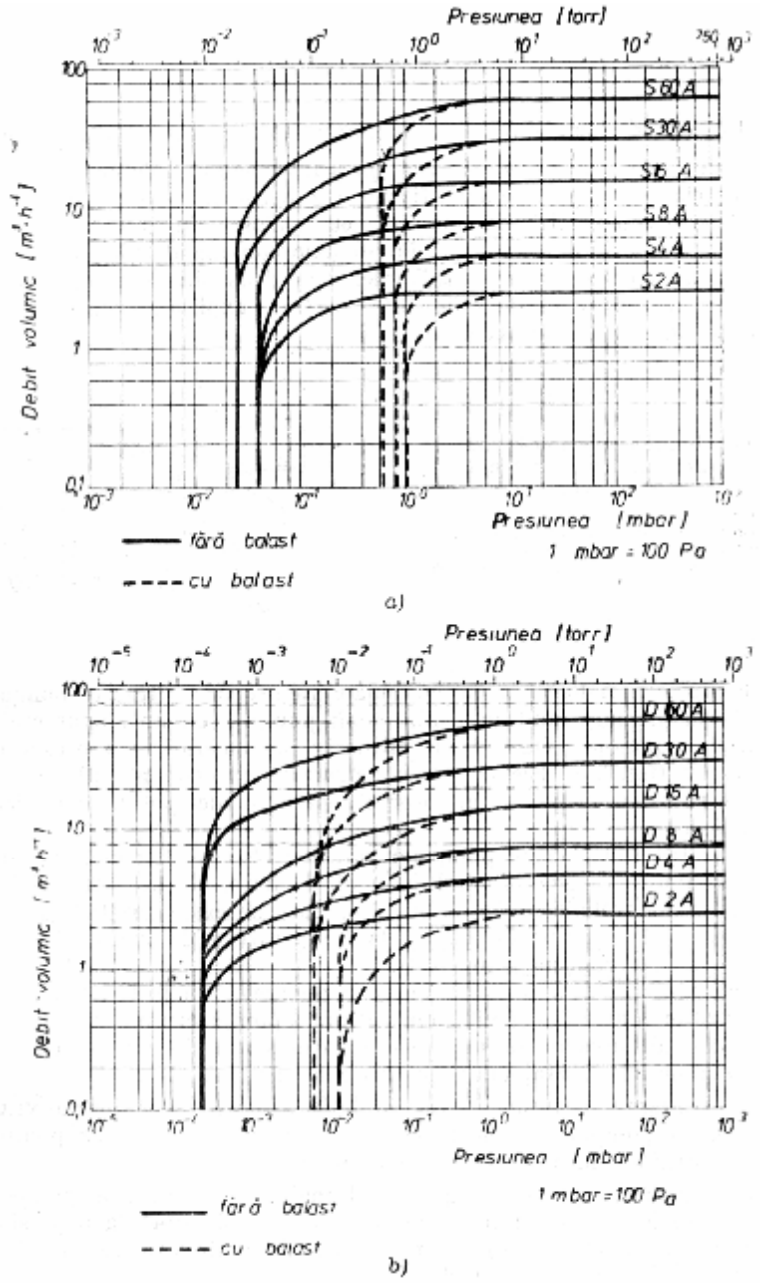


Figura 3.9. Caracteristicile de funcționare a pompelor simplex (a) și duplex (b) /10/.

Pompele cu sertăraş (Figura 3.10) fac parte din grupa pompelor etanşate cu ulei. Vidul limită a acestor pompe variază în funcție de tipul constructiv între limitele 5...10^{-2} mbar.

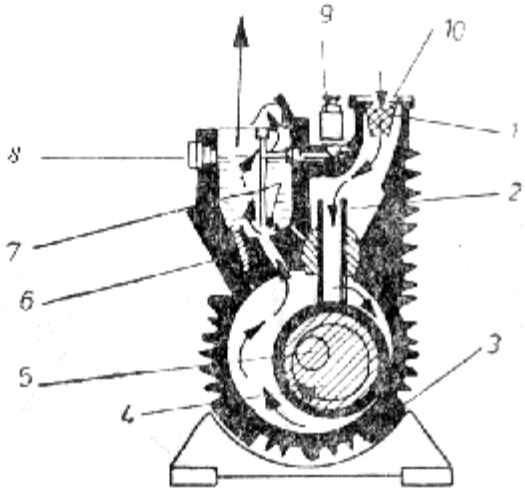


Figura 3.10. Pompă rotativă cu sertar/14/

Sertarul este pus în mişcare de către un excentric pe fața interioară a statorului. Gazul aspirat prin racordul de admisie şi canalul de admisie intră în camera de compresie. Sertarul şi canalul de aspirație sunt solitare. Gazul aspirat este comprimat prin rotirea sertarului în direcția indicată în figură, astfel atingând o presiune mai mare decât presiunea atmosferică este evacuat prin supapa de evacuare imersată în ulei. Un ciclu de funcționare durează la o pompă cu sertar 2 rotații.

Este recomandat ca aceste pompe să funcționeze intermitent, în cazul contrar poate apară o supraîncălzire a pompei.

Pompele cu două rotoare (Figura 3.11.), sunt pompe fără supapă şi fără ungere, cu o viteza mare de aspirație în domeniul de vid $1 \div 10^{-3}$ mbar, cu o presiune de refulare de $10 \div 20$ mbar.

Pompa cu două rotoare, denumite şi pompe Roots este o pompă rotativă unde în stator se rotesc două rotoare identice în sens contrar. Interstițiul între cele două rotoare sau între rotoare şi peretele interior al statorului este de câteva zecimi de milimetru şi de aceea ele pot funcționa cu viteze mari de rotație fără uzură mecanică. Turațiile

rotoarelor sunt de 2 000 - 3 000 rotații/minut la pompele mici şi de 1 500 – 2 000 rotații/minut la pompele mari. Ele sunt insensibile la murdărie.

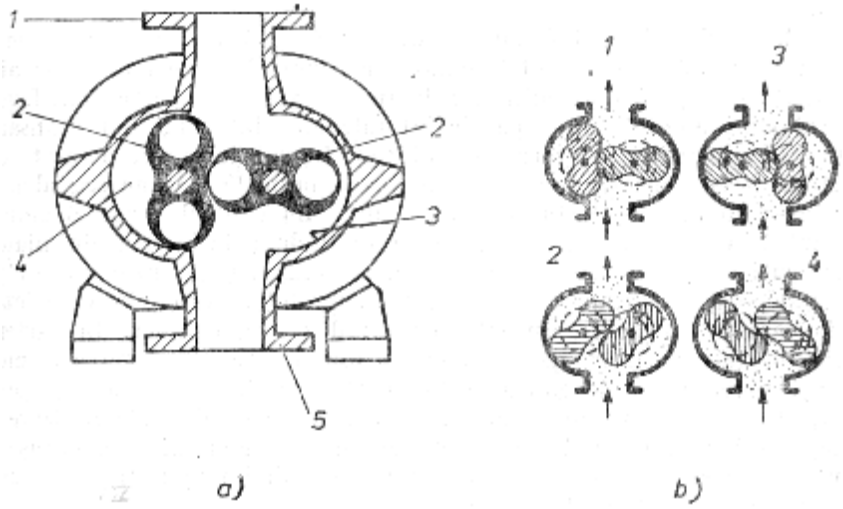


Figura 3.11. Pompe de vid mecanice cu două rotoare (Roots)/ 10/:
a) schemă de principiu; 1 - orificiu de admisie; 2 - rotor; 3 - stator; 4- cameră de lucru; 5- orificiu de evacuare.
b) succesiunea poziției rotoarelor în timpul funcționării.

3.7.2. Pompe cu jet de vapori

Pompele cu jet de vapori având o viteză de aspirație foarte ridicată (până la 100.000 l/s) şi o construcție simplă sunt foarte mult utilizate la vidarea cuptoarelor cu vid cu presiune scăzută. Ele nu pot evacua gazul aspirat direct în atmosferă (cu excepția pompelor ejectoare cu vapori de apă), iar presiunea de pornire este mai scăzută decât la pompele Roots.

Se utilizează următoarele tipuri de pompe cu jet de vapori:
- pompe ejectoare cu vapori;
- pompe de difuzie;
- pompe intermediare (Booster).

Pompele ejectoare cu vapori (Figura 3.12.) se utilizează pentru pomparea unei cantități mari de gaze sau vapori, la presiuni variind între presiunea atmosferică şi 10^{-3}m bar.

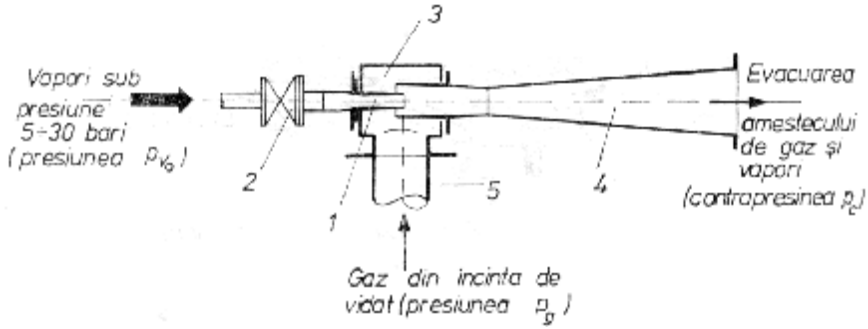


Figura 3.12. Pompă ejectoare cu vapori/14/: 1 - ajutaj; 2 - racord de alimentare cu vapori; 3 – cameră de amestec; 4 - difuzor; 5 - evacuare amestec gaz-vapori; 5- racord la incinta vidată.

Elementul principal al unei pompe ejectoare cu vapori este ejectorul. Vaporii de înaltă presiune intră în ejector prin ajutajul convergent-divergent cu viteză supersonică sub formă de jet laminar sau turbulent. În camera de amestec datorită amestecării jetului de vapori cu particulele gazului care înconjoară jetul, se produce antrenarea gazului şi realizarea unui amestec caracterizat prin distribuţia uniformă a tuturor parametrilor amestecului (presiune temperatură, viteză) pe secţiunea jetului. Mecanismul de funcţionare a ejectorului este independent de caracterul regimului de curgere a vaporilor în ajutaj, turbulent sau laminar.

Acţiunea difuzorului se bazează pe proprietatea jeturilor subsonice de a-şi micşora viteza într-un ajutaj divergent, concomitent cu creşterea presiunii statice. Astfel, presiunea creată de ejector la aspiraţie depinde de presiunea creată la ieşirea din difuzor.

Avantajele acestui tip de pompe rezultă din costul redus, lipsa pieselor în mişcare (uzură redusă), întreţinere simplă, posibilitatea de a lucra în medii agresive.

Pompele de difuzie se utilizează pentru obţinerea vidului în intervalul de presiuni cuprins între 10^{-2} şi 10^{-7}mbar, la viteze de pompare de până la 100.000 l/s, /9,13/.

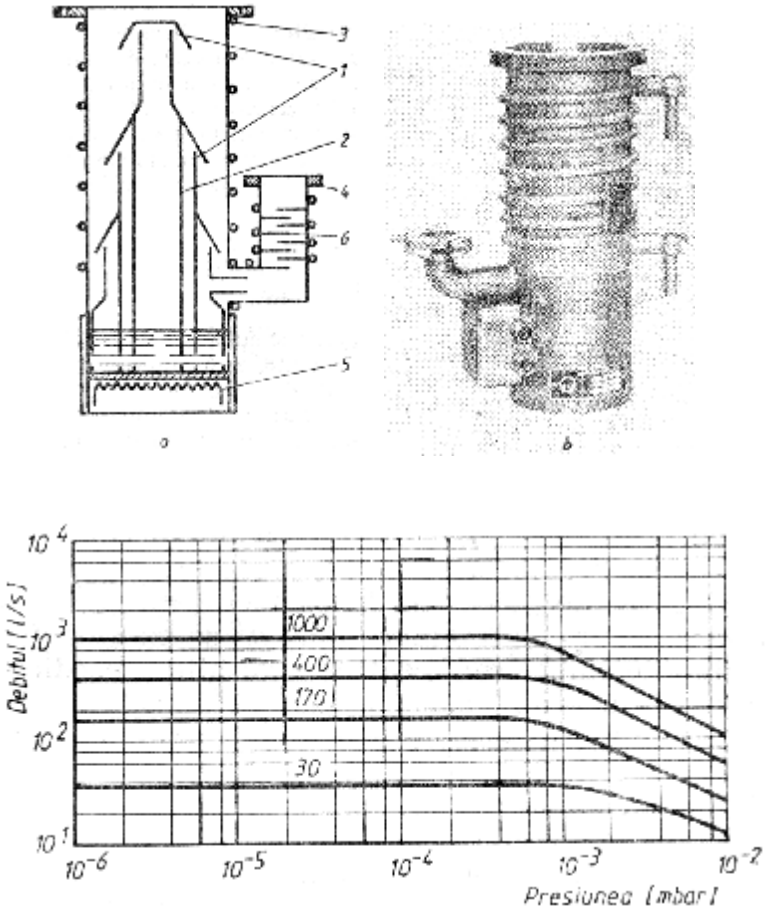


Figura 3.13. Pompă de difuzie cu trei trepte şi caracteristica de funcţionare/10/:
a - schemă de principiu; 1 - ajutaje; 2 - tub de dirijare a vaporilor; 3 - răcitor; 4 - stuţ de evacuare; 5 - sistem de încălzire; 6 - separator - răcitor; b - vedere generală.

Pompele de difuzie sunt construite din metal sau sticlă şi utilizează lichid de antrenare ulei sau mercur. Organul de lucru esenţial care produce evacuarea gazelor în pompele de difuzie este un jet supersonic de vapori de ulei special sau mercur.

Jetul de vapori de ulei curge cu viteză supersonică din sistemul de ajutaje şi se lărgeşte sub formă de umbrelă până când ajunge pe peretele răcit pe care condensează. Uleiul condensat curge sub formă

de film pe pereții corpului pompei înapoi în fierbător. Din cauza lărgirii jetului în spațiul cuprins între ajutaj şi suprafața interioară a corpului pompei, densitatea vaporilor este foarte mică. Difuzia gazului de evacuat în jet are loc atât de rapid încât jetul include o distribuție relativ densă de molecule de gaz.

Principiul funcționării pompelor de difuzie poate fi rezumat prin existența următoarelor fenomene: difuzia gazului în jet; reflectarea unei părți din moleculele de gaz la ciocnirea cu moleculele vaporilor care se mişcă în direcție contrară direcției jetului de vapori; transportul moleculelor de gaz de către jet în direcția vidului preliminar; retrodifuzia gazului prin jet din direcția vidului preliminar.

Pentru a evita deprecierea şi antrenarea uleiului din pompă este necesar ca aceasta să fie pusă în funcțiune numai după ce în sistem exista un vid de 10^{-2}mbar.

Pompele Booster, cu vapori de ulei reprezintă un tip intermediar între pompele ejector cu vapori şi pompele cu difuzie.

Pentru a preveni pătrunderea vaporilor de ulei în incinta vidată pompele cu difuzie şi cele Booster sunt prevăzute cu deflectoare de ulei răcite cu apa, care ecranează zona de legătură între pompa şi incintă. În cazul depăşirii presiunii limită caracteristice tipului de pompa deflectoarele de ulei nu mai funcționează şi vaporii de ulei pot pătrunde în spațiul de lucru, motiv pentru care aceste pompe sunt prevăzute cu sistem de protecție, care le scot din funcțiune la creşterea presiunii peste o valoare prestabilită.

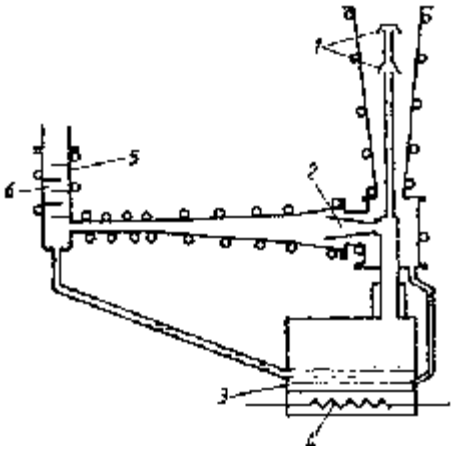


Figura 3.14. Pompă Booster cu vapori cu ulei /10/:
1 – treaptă de difuzie; 2 – treapta ejectoare; 3 – bazin de evaporare a uleiului; 4–încălzitor; 5 - separator - răcitor; 6 - evacuare.

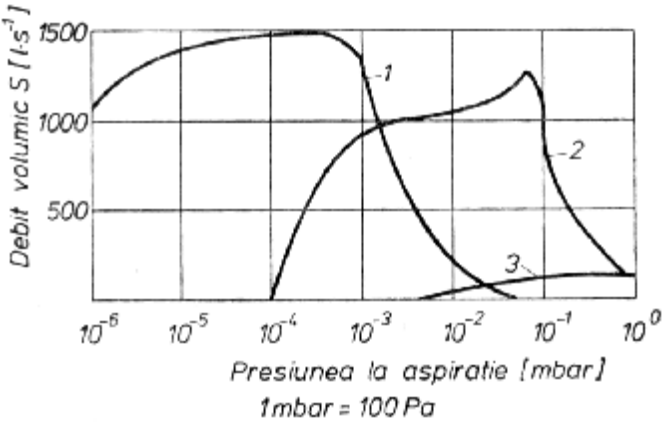


Figura 3.15. Caracteristica de pompaj a pompei Booster cu vapori de ulei în comparaţie cu pompa cu vapori de ulei şi pompa mecanică/13/: 1-pompa de difuziune cu vapori de ulei; 2- pompa Booster cu vapori de ulei; 3- pompă mecanică rotativă cu debit volumic 3 000 $l \cdot s^{-1}$.

3.8. Scheme ale instalaţiilor de vidare

Schema de principiu a unei instalaţii de vidare care deserveşte un cuptor de încălzire în vid se alege în funcţie de tipul cuptorului, de diagrama de încălzire impusă de tehnolog, de cantitatea de gaze evacuată în timpul procesului, de nivelul maxim de vid impus.

Alegerea corectă a pompelor de vid (ca mărime şi tip) constituie unul dintre elementele principale care pot asigura o funcţionare corectă a sistemului.

La proiectarea sistemului de vidare trebuie să se ţină seamă:

- în cazul utilizării pompelor de vid preliminar cu rotor este necesar ca recipientul ce se videază să fie separat de pompa cu un robinet, de preferinţă cu comanda electropneumatică, care să se închidă la oprirea pompei, iar între ventil şi pompa să fie prevăzut un ventil electropneumatic normal închis, care la oprirea curentului electric să inunde pompa, pentru a evita antrenarea de ulei pe conducte sau chiar în cuptorul vidat;

- pentru a evita oxidarea uleiului din pompele de difuzie este necesar ca aceasta să fie pusă în funcţiune (pornită încălzirea) numai după realizarea unui vid de 10^{-2} mbar cu o pompa preliminară,

sistemul de vidare fiind prevăzut cu un circuit *by-pass* care să ocolească pompele de difuzie;

- pe traseul de conducte rigide se vor introduce elemente compensatoare de tip sifon sau elemente elastice de cauciuc, care să preia abaterile de coaxialitate sau cele axiale, precum şi pentru a micşora transmiterea de vibraţii de la pompele cu rotor în sistem;
- pe conductele de vid, la intrarea în pompa de vid preliminară se prevede ştuţ de racordare a aparatelor de punere în evidenţă a neetanşeităţilor.

În Figura 3.16 şi Figura 3.17 sunt prezentate scheme ale sistemelor de vidare utilizate la cuptoare de tratament termic.

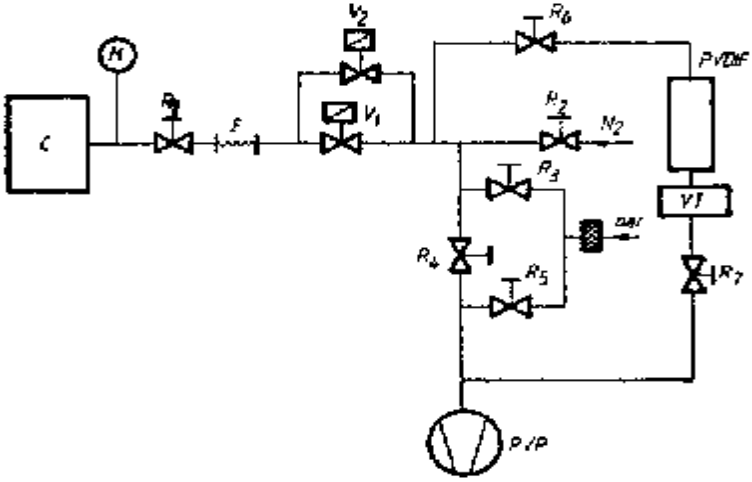


Figura 3.16. Schema agregatului de vid utilizată la cuptorul cu pereţi calzi pentru tratament termic/9/.

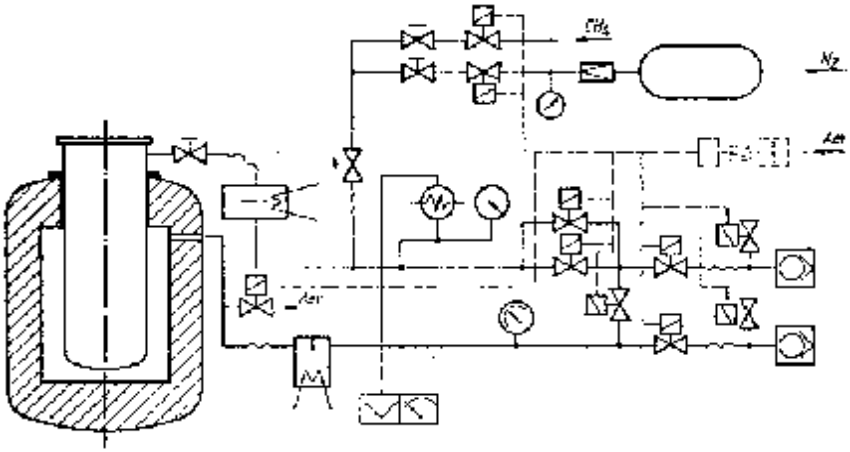


Figura 3.17. Schema agregatului utilizat la cuptorul cu pereți calzi cu dublă vidare/10/.

3.9. Calculul sistemelor de vidare

Calculul sistemelor de vidare are la bază, în general, teoria cinetică a gazelor şi urmăreşte:

- calculul vitezei de evacuare a gazelor din incintă;
- determinarea intervalului de timp necesar pentru vidarea incintei la o presiune dată.

Viteza de evacuare S_{ef} a unei incinte se poate calcula cu relația:

$$S_{ef} = \frac{S_p}{1 + \frac{S_p}{C}} \tag{3.61}$$

sau

$$\frac{1}{S_{ef}} = \frac{1}{S_p} + \frac{1}{C} \tag{3.62}$$

unde: S_{ef} este viteza de curgere sau debitul volumic efectiv al pompei, în l/s; S_p- viteza sau debitul volumic al pompei, în l/s; C – conductanța sistemului(conducte, filtre, ventile etc.)

Conductanța C depinde de regimul de curgere, de tipul conductei de calitatea suprafeței etc. Astfel, pentru conducte circulare avem următoarele cazuri:

- curgerea în regim laminar – vâscos

$$C = \frac{\eta}{128} \cdot \frac{d^4}{2l} \cdot p_m ; \tag{3.63}$$

- curgerea în regim laminar

$$C = 0{,}182 \frac{d^4}{l} \cdot p_m \tag{3.64}$$

- curgerea în regim molecular

$$C = \frac{\eta}{3} \sqrt{\frac{kT}{2\eta m}} \cdot \frac{d^3}{l} \tag{3.65}$$

- aer în regim molecular

$$C = 12{,}1 \frac{d^3}{l} \tag{3.66}$$

unde: d este diametrul conductei, în cm; l - lungimea conductei, în cm; η - viscozitatea gazului ($\times 10^{-6}$ Poise); p_m – presiunea medie în conductă, în Pa; k – constanta lui Boltzman; T – temperatura absolută a gazului, în K; m – masa moleculară a gazului, în g.

Variația presiunii funcție de debitul efectiv al pompei este dată de relația:

$$-\frac{dp}{d\tau} = \frac{S_{ef}}{V} \cdot p \tag{3.67}$$

de unde rezultă:

$$\tau = 2{,}3 \frac{V}{S_{ef}} \lg \frac{p_1}{p_2} \tag{3.68}$$

sau

$$S_{ef} = 2{,}3 \frac{V}{\tau} \lg \frac{p_1}{p_2} \tag{3.69}$$

unde τ este timpul necesar pentru scăderea presiunii de pa p_1 la p_2, în s; V – volumul incintei, în l; S_{ef} – debitul volumic efectiv, în l/s; p_1 – presiunea inițială, în Pa; p_2 – presiunea finală, în Pa.

Raportul $\frac{p_{atm}}{P_2}$ se numeşte *raport de compresie* iar $\frac{V}{S_{ef}}$ se numeşte *constantă de timp*.

La alegerea pompelor trebuie să se ţină seama de volumul incintei de vidare, de pierderile prin neetanşeităţi, de gazele evacuate din pereţi şi zidărie şi de gazele evacuate din încărcătură prin încălzire.

3.10. Igiena vidului

Condiţiile impuse de igiena vidului include reguli privind construcţia şi întreţinerea camerelor de lucru, materialele care sunt utilizate la cuptoarele cu vid şi personalul de deservire al instalaţiilor.

Cuptoarele cu vid se vor monta în încăperi cu pardoseală, tavanul şi pereţii acoperiţi cu materiale uşor de curăţat, care să nu permită acumularea de praf. Ele vor fi bine ventilate, iar gazele evacuate de pompele de vid vor fi scoase în afară prin conducte special amenajate.

Pentru prevenirea corodării datorită umezelii ce se condensează din aer, la deschiderea cuptorului este recomandat ca înainte de a inunda cuptorul cu aer să se oprească apa de răcire, ceea ce va duce la o încălzire a carcasei, deci la evitarea apariţiei condensului.

Se recomandă ca după spălarea cu solvenţi organici a pieselor ce se introduc în cuptor, acestea să nu mai fie atinse cu mâna sau cu obiecte şi scule murdare. Degresarea pieselor se va face în instalaţii etanşe, care să nu emane vapori în camera în care se află cuptorul, fie într-o cameră separată.

Este recomandat să nu existe instalaţii care să degajeze gaze corozive (amoniac, dioxid de carbon, dioxid de sulf, vapori de apă, compuşi cianurici etc)în acelaşi spaţiu de lucru al cuptoarelor cu vid.

3.11. Domenii de utilizare

Încălzirea materialelor metalice în incinte vidate prezintă o serie de avantaje faţă de tehnologiile de încălzire clasice:

- absenţa reacţiilor chimice superficiale care să conducă la deteriorarea suprafeţelor (oxidare, decarburare, carburare);
- reducerea consumurilor specifice de materiale şi gaze tehnologice, prin eliminarea atmosferelor controlate şi a băilor de săruri;
- consumuri specifice reduse;
- condiţii de muncă bune;
- calitatea superioară a pieselor tratate sau turnate.

Principalele tehnologii aplicate pieselor metalice la încălzirea în vid sunt: recoacerea, călirea, revenirea, carburarea, degazarea, brazarea, obţinerea de straturi dure, etc.

3.11.1. Recoacerea în vid

Recoacerea în vid se poate aplica oţelurilor carbon, aliate şi înalt aliate, inoxidabile precum şi la metale şi aliaje speciale ca Ti, Ta, W, Mo. Suprafaţa obţinută în urma recoacerii în vid este lucioasa, fără decarburare sau oxidare. Recoacerea în vid se poate aplica şi la materiale magnetice moi, în scopul îmbunătăţirii proprietăţilor magnetice, prin realizarea unei creşteri a grăuntelui austenitic.

În Tabelul 3.8. sunt prezentate date tehnologice privind recoacerea în vid a unor materiale.

Tabelul 3.8. Date tehnologice privind recoacerea unor materiale în vid

Materialul	Temperatura de recoacere, [^{0}C]	Domeniul de vid, [mbar]
Oţel carbon de scule	730-870	10
Oţel de scule ledeburitic	870-900	10^{-2}
Oţel rapid	870-900	10^{-2}
Oţel inoxidabil feritic	630-830	10^{-2}
Oţel inoxidabil austenitic	830-900	10^{-3}
Oţel inoxidabil martensitic	950-1 120	10^{-4}
Aliaje magnetice Fe-Si	950-1 100	10^{-3}
Permaloy	1 100	10^{-3}
Cupru	750	10^{-1}
Bronz cu beriliu	750	10^{-1}
Molibden	1 000-1 100	$10^{-4}\ldots10^{-6}$
Wolfram	1 400	$10^{-3}\ldots10^{-4}$
Zirconiu	900-1 000	$10^{-3}\ldots10^{-4}$
Niobiu	300-1 400	$10^{-5}\ldots10^{-6}$
Titan şi aliaje de titan	700-750	$10^{-3}\ldots10^{-4}$

3.11.2. Călirea şi revenirea în vid

Călirea în vid se poate aplica la piese şi scule executate din oţeluri care se călesc în aer sau ulei. O foarte largă utilizare a cunoscut-o călirea în vid a oţelurilor de scule ledeburitice şi rapide. Este recomandat ca la oţelurile cu crom, la temperaturi peste 950°C să se facă o inundare a incintei cu gaz inert (N_2, Ar) în scopul evitării vaporizării cromului.

Călirea pieselor şi sculelor se poate realiza numai în cuptoare cu vid cu pereţi reci, prevăzute cu antecameră cu bazin de ulei, fie cu antecameră pentru răcirea în gaze.

Deşi H_2 şi He, datorită conductibilităţii termice ridicate, permit realizarea de viteze mari de răcire, totuşi datorită pericolului de explozie în cazul H_2 şi a costului ridicat în cazul He, cel mai frecvent pentru răcire se foloseşte azotul.

Revenirea se aplică pieselor şi sculelor călite în vid şi în special sculelor aşchietoare, în scopul păstrării suprafeţelor curate, obţinute după călire. Operaţia se poate realiza în cuptoare cu pereţi calzi şi în cuptoare cu pereţi reci, special concepute în acest sens (Figura 3.18, Figura 3.19.).

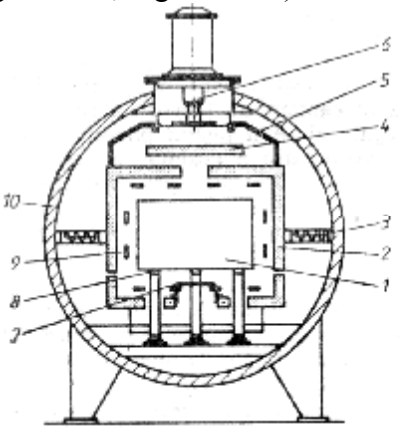


Figura 3.18. Cuptor cu vid cu pereţi reci, cu o cameră cu răcire dirijată: 1- spaţiul de lucru; 2- izolaţie termică; 3- răcitor; 4- capac fix; 5, 7- ecran; 6- agitator; 8- suport şarjă; 9- încălzitor; 10- carcasă răcită cu apă.

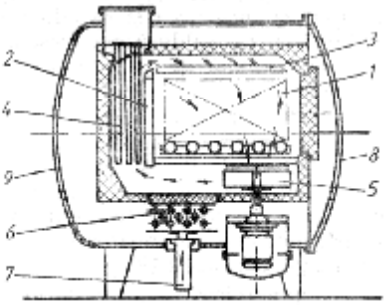


Figura 3.19. Cuptor de revenire în vid: 1- încărcătura; 2- ecran de dirijare a gazelor; 3- ecran tip jaluzea; 4- baterie de încălzire; 5- agitator; 6- schimbător de căldură; 7- piston pneumatic; 8- uşă; 9- carcasă metalică răcită.

În Figura 3.20 este prezentată o diagramă completă de tratament termic în vid pentru scule aşchietoare executate din oțel rapid.

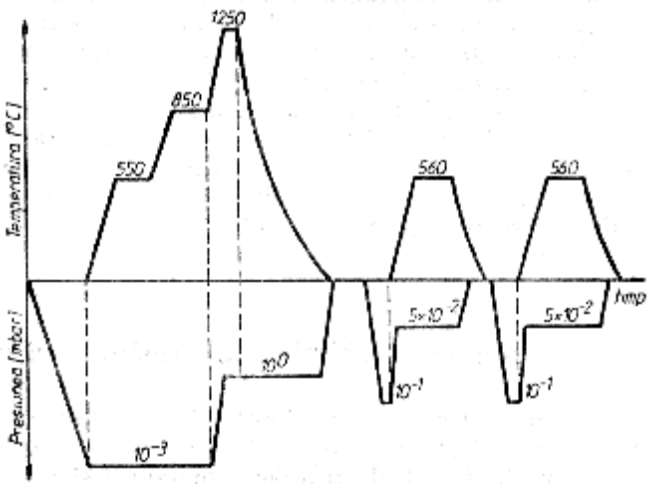


Figura 3.20. Diagrama de tratament termic (călire + două) reveniri pentru oțelul Rp 3.

Având în vedere ca schimbul de căldură la temperaturi sub 700°C prin radiație (preponderent la încălzirea în vid) este foarte slab, după vidarea prealabilă se face o inundare cu gaz inert la presiuni subatmosferice (500-600 mbar), care apoi se recirculă transferând căldura de la încălzitoare la încărcătură.

Tratamente termochimice în atmosferă depresurizată

Tehnica vidului este tot mai des utilizată la elaborarea de tehnologii de tratament termochimic utilizând ca medii active diferite gaze, vapori de compuşi chimici sau vapori de metale la presiuni scăzute.

Carburarea la presiuni scăzute prezintă unele avantaje precum viteze mari de carburare, consum redus de gaze tehnologice şi de energie electrică, evitarea oxidării şi înlocuirea generatoarelor de atmosferă controlată care presupun un procedeu mai dificil.

Procesul se poate desfăşura în cuptoare de vid cu pereți calzi cu dublă vidare, în cuptoare de vid cu pereți reci sau în agregate

complexe. În figura 3.21. este prezentat un cuptor cameră orizontal, care are elementele de încălzire şi izolaţia termică din grafit şi în care încărcătura este deplasată pe orizontală cu ajutorul unui împingător, iar pe verticală cu ajutorul unui elevator.

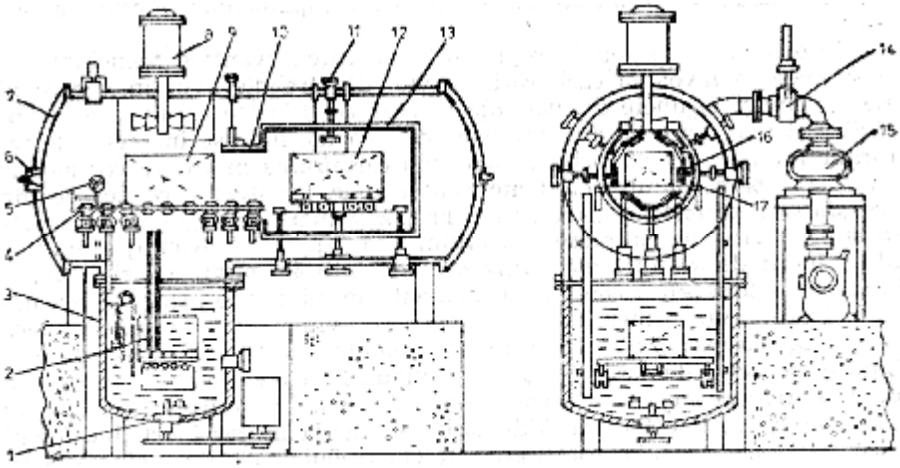


Figura 3.21. Cuptor cu vid, automatizat cu două camere şi bazin de călire în ulei/17/: 1- agitator de ulei; 2- masă de călire cu elevator; 3- cameră de răcire rapidă cu bazin de călire şi elevator; 4- împingător; 5- termocuplu; 6- vizor; 7- uşă exterioară cu perete dublu răcit cu apă; 8- ventilator; 9- cameră de răcire accelerată cu gaz recirculat; 10- uşă interioară cu izolaţie termică şi deflector; 11- ventolator pentru circularea gazului de carburare; 12- cameră de încălzire; 13- izolaţia termică din grafit a camerei de încălzire; 14- ventil de vid; 15- rezistor din grafit; 16- pompă de vid; 17- vatra cuptorului din molibden.

Procesul de carburare se poate controla prin reglarea presiunii parţiale a gazelor la introducerea lor în instalaţie sau prin intermediul unui sesizor pentru negru de fum care dozează gazul de carburare pentru a evita apariţia şi depunerea în incintă a negrului de fum.

Carburarea pieselor în instalaţie are loc la temperaturi mari (1070^0C) şi se desfăşoară în două etape:

- faza de carburare, în care se introduce şi se evacuează periodic din incintă CH_4 sau un amestec de CH_4 şi N_2 la presiuni cuprinse între 200 şi 600 mbar.
- faza de difuzie, care are loc în atmosferă depresurizată, la o presiune de 1…10 Pa.

Influența duratei de carburare asupra conținutului de carbon marginal este descrisă de o relație de tipul:

$$\ln C_M = K - \frac{a}{b+t} \qquad (3.70)$$

unde: C_M este conținutul de carbon marginal, în %; t – durata carburării, în min.; K,a,b –constante dependente de temperatura de carburare, de conținutul de carbon şi de elementele de aliere a oțelului.

În ceea ce priveşte influența duratei de carburare asupra adâncimii stratului, aceasta nu mai este de tipul parabolic ca la carburarea convențională(h=K·t), ci mai degrabă liniară de tipul:

$$H=mt-n, \qquad [mm] \qquad (3.71)$$

În care m şi n sunt constante dependente de aceeaşi factori ca şi la conținutul de carbon marginal.

Diagrama de carburare la presiuni scăzute într-un cuptor cu vid cu pereți reci este prezentată în Figura 3.22.

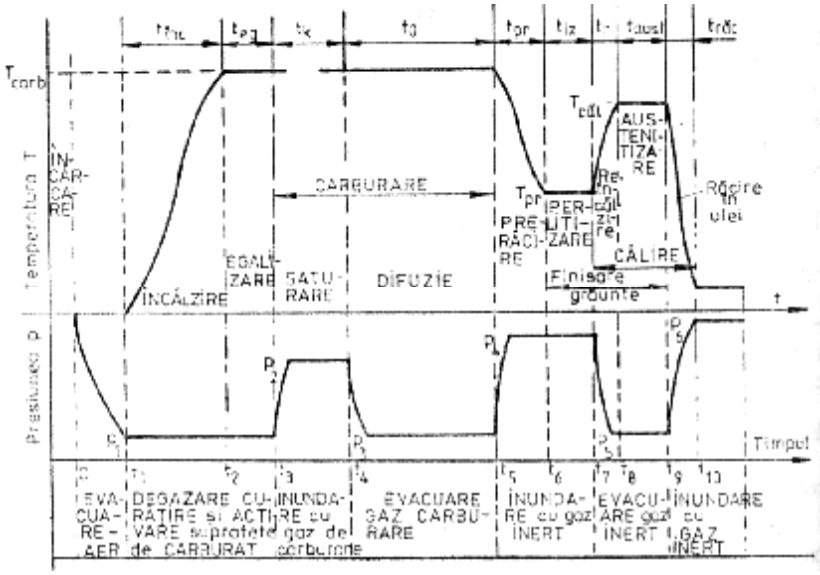


Figura 3.22. Diagrama de carburare la presiuni scăzute şi succesiunea fazelor tehnologice /9/.

Nitrurarea ionică a condus la dezvoltarea unei game largi de instalații la care încălzirea încărcăturii şi nitrurarea se realizează prin

descărcarea electrică luminiscentă între încărcătură şi pereţii cuptorului. Aceste procese au loc la o diferenţă de potenţial de 400…1000V şi în prezenţa unor gaze tehnologice precum NH_3 sau N_2+H_2, la o presiune de 10^2…10^3 Pa.

Principalele avantaje ale procedeului constau în reglarea cu uşurinţă a structurii straturilor nitrurate, scurtarea duratei procesului, economia de energie şi gaze tehnologice etc.

CAPITOLUL 4
ÎNCĂLZIREA MATERIALELOR ÎN STRAT FLUIDIZAT

4.1. Principiul fluidizării

Fluidizarea este o tehnică prin care un material pulverulent este adus într-o stare cu proprietăţi asemănătoare unui lichid prin trecerea prin material a unui fluid (gaz sau lichid) de jos în sus, fiecare particulă fiind despărţită de celelalte de către curentul de fluid. Suspensia de particule solide formată pe o anumită înălţime, datorită fluidului, se numeşte *strat fluidizat*.

Fluidizarea a fost aplicată industrial pentru prima dată în anul 1923 de F. Winkler pentru gazificarea cărbunilor.

Avantajele evidente ale procesului au făcut să se extindă această tehnică şi în domenii unde este necesară punerea în contact a unei faze fluide cu un solid ca: prăjirea piritelor, gazeificarea cărbunelui, uscarea nisipului, transportul pneumatic al diferitelor materiale granulometrice.

Studiul calitativ al curgerii în strat fluidizat se poate efectua într-un tub de sticlă sau plexiglas în care se introduc particule solide, şi care la partea inferioară au fixată o sită sau o placă poroasă. Dacă prin placa poroasă sau sită se insuflă un fluid, se poate studia modul de realizare a stratului fluidizat şi evoluţia acestuia în funcţie de viteza agentului de fluidizare.

La viteze mici, fluidul se strecoară printre particulele stratului, fără ca acestea să se deplaseze. Atât timp cât pierderea de presiune Δp_s este mai mică decât greutatea stratului G_s, raportata la suprafaţa de fluidizare S_s, stratul rămâne fix respectiv:

$$\Delta p_s < \frac{G_s}{S_s} \tag{4.1}$$

La viteze mai mari, particulele individuale capătă un grad de libertate care permite o vibraţie uşoară a acestora în jurul poziţiei iniţiale.

În aceasta stare masa de particule se comportă ca un lichid vâscos, solidul şi agentul de fluidizare formând o singura faza (faza densă), iar pierderea de presiune va fi:

$$\Delta p_s \approx \frac{G_s}{S_s} \tag{4.2}$$

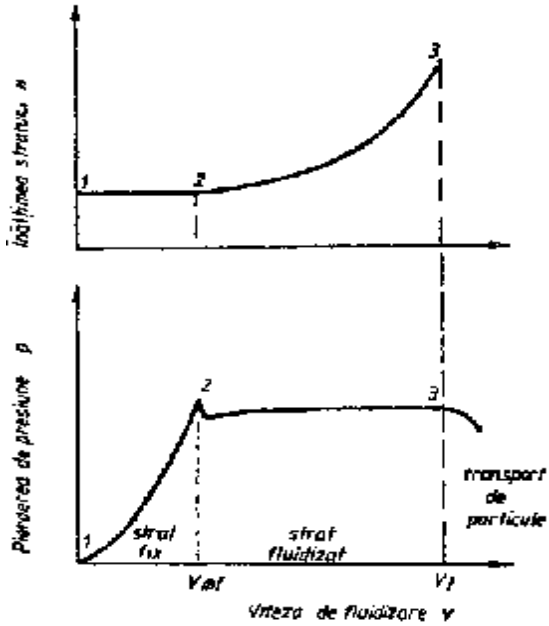


Figura 4.1. Limitele de formare a stratului fluidizat.

Viteza agentului care realizează aceasta stare se numeşte *viteză minimă de fluidizare(v_{mf}).*

În Figură 4.1. se observă ca în intervalul 1-2, deşi viteza fluidului creşte nu apare o creştere a înălțimii stratului, dar apare o pronunțată creştere a pierderilor de presiune. Punctul 2 de pe curbă este corespunzător vitezei minime de fluidizare(v_{mf}).

Mărind în continuare viteza fluidului($v \geq v_{mf}$) se produce o expandare a stratului, are loc o amestecare intensă a particulelor şi o mişcare a concentrației acestora în strat.

În momentul în care încep să apară bule, aspectul stratului se schimbă în mod vizibil; stratul se expandează mult, iar mişcarea particulelor este violentă şi haotică. O parte din fluid trece prin strat sub forma unor bule neregulate care se sparg la interfața strat fluidizat-atmosferă,

având un jet de particule în sus, întregul strat asemănându-se cu un lichid în fierbere.

Aceasta este starea de fluidizare neomogenă care interesează la aplicațiile în vederea încălzirii la tratamente termice şi termochimice. La creşterea vitezei peste această limită, stratul se diluează foarte mult, ceea ce duce la antrenarea particulelor *(transport pneumatic)*.

Domeniul de realizare a stratului fluidizat cuprinde în intervalul destul de larg de viteze ($\frac{v_t}{v_{mf}}$ = 50…..70), aceasta în funcție de natura particulelor solide şi de proprietățile agentului de fluidizare.

4.2. Structura stratului fluidizat

Deşi stratul fluidizat provine dintr-un strat fix care are anumite caracteristici (porozitate, greutate volumică), totuşi structura şi caracteristicile lui sunt foarte diferite, astfel că relațiile de calcul, valabile la stratul fix, nu se pot aplica la stratul fluidizat.

În Figura 4.2. se prezintă o schema a structurilor de strat fluidizat ce pot să apară, atât la fluidizarea cu lichide cât şi la cele cu

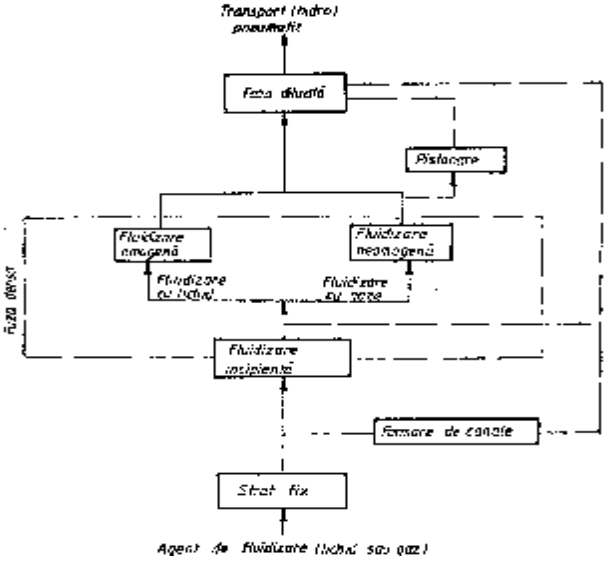


Figura 4.2. Schema structurilor de strat fluidizat

gaze, începând de la stratul fix până se ajunge la transportul pneumatic.

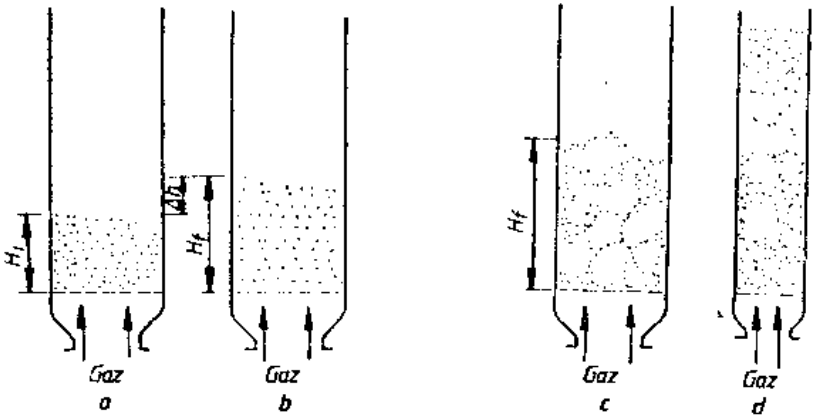


Figura 4.3. Structuri de straturi fluidizate:
a - strat fix; b - fluidizare liniştită (omogenă); c - fluidizare neomogenă; d - fluidizare cu pistonare

Fluidizarea omogenă (Figura 4.3.b) se caracterizează printr-o distribuţie uniformă a particulelor şi o expansiune uniformă a stratului, distanţa dintre particule, mărindu-se odată cu viteza agentului de fluidizare.

Fluidizarea neomogenă (Figura 4.3.c) este specifică fluidizării particulelor solide cu gaze la viteze mai mari decât viteza minima de fluidizare ($v > v_{mf}$). La viteze ale agentului de fluidizare mai mari decât viteza minimă de fluidizare, o parte a gazului trece prin strat sub formă de bule, care creează o turbulenţă şi o agitare intensă a particulelor sau a pachetelor de particule.

Având bule se ridică spre suprafaţa stratului, unde se sparg, dând suprafeţei de separaţie aspectul unui lichid în fierbere.

În timpul fluidizării pot apare fenomene secundare care produc perturbarea stratului fluidizat, caracteristice în special stratului fluidizat neomogen.

Pistonarea se manifesta prin creştere bulelor până la dimensiuni apropiate de cele a incintei, transportând ca un piston, spre partea superioară a vasului, porţiuni de material captat între două bule consecutive.

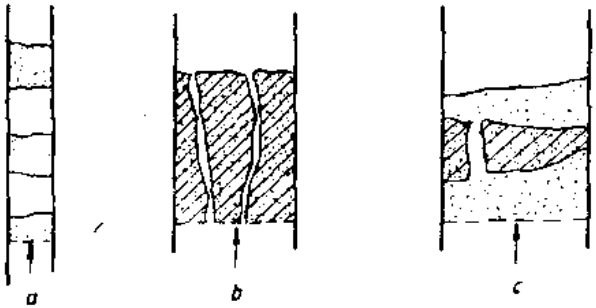


Figura 4.4. Fenomene secundare, caracteristice fluidizării neomogene: a - pistonare; b - canalizare totală; c - canalizare parțială.

Canalizarea se caracterizează prin formarea în direcția curgerii gazului de fluidizare a unor canale parțiale (intermediare) sau totale prin care trece o fracțiune importantă din debitul total de agent de fluidizare şi este un fenomen caracteristic pentru fluidizarea pulberilor foarte fine.

Aceste fenomene trebuie evitate deoarece micşorează mult gradul de amestecare, deci şi proprietățile fizice caracteristice straturilor fluidizate (uniformitate ridicată a temperaturii, schimbul de masa).

În Figura 4.5 este prezentat modelul de strat fluidizat cu formare de bule. Conform acestui model, parametrul care determină structura stratului este diametrul bulei d_b.

Pentru realizarea modelului propus de Kuni şi Levenspial, s-a presupus că bula este înconjurată de un nor sferic şi mărimea bulei este constantă.

Viteza de deplasare ascendentă a bulei, v_b, determinată de raportul dintre forța arhimedică şi forța de inerție a fazei continue (de emulsie) este dată de relația:

$$v_b = 0,711\sqrt{g \cdot d_b \frac{1-\varepsilon_f}{\frac{\rho_p}{\rho_p - \rho_f} - \varepsilon_f}} \qquad (4.3)$$

unde g este accelerația gravitațională; d - diametrul bulei; ε_f – fracțiunea de goluri în strat; ρ_p – densitatea particulelor solide; ρ_f – densitatea fluidului.

O bulă mică se ridică mult mai încet decât gazul care se strecoară prin emulsie, respectiv

$$v_b \leq v_f \tag{4.4}$$

unde v_f este viteza gazului. În acest caz, gazul mai rapid care se ridică din emulsie traversează bula ascendentă.

O bulă mare se deplasează mai rapid decât gazul din emulsie, respectiv

$$v_b > v_f \tag{4.5}$$

Aceste bule sunt înconjurate şi însoţite de un nor în mişcare, distinct de gazul de emulsie, a cărui mărime este dată de relaţia:

$$\left(\frac{d_n}{d_b}\right)^3 = \left(\frac{R_n}{R_b}\right)^3 = \frac{v_b + 2v_f}{v_b - 2v_f} \tag{4.6}$$

în care R_n, R_b sunt raza norului, respectiv a bulei de gaz.

Debitul volumic ascendent din fiecare bulă este.

$$q = \frac{3\pi}{4} v_{mf} d_b^2 \tag{4.7}$$

Într-un strat alcătuit din bule mici, lente ($v_b/v_f<1$), relaţia dintre viteza gazului raportată la tubul gol (v_0) şi viteza bulei este:

$$v_0 = (1-\delta) v_{mf} + \delta \left(v_b + 3v_{mf}\right), \tag{4.8}$$

unde δ este fracţiunea de volum a bulelor din stratul fluidizat.

Într-un strat fluidizat alcătuit din bule mari şi rapide cu nori neglijabili ($v_b/v_f>5$), fiecare bulă transportă propria sa cantitate de gaz şi viteza se poate aproxima cu relaţia:

$$v_b = \frac{v_0 - v_{mf}}{\delta} \tag{4.9}$$

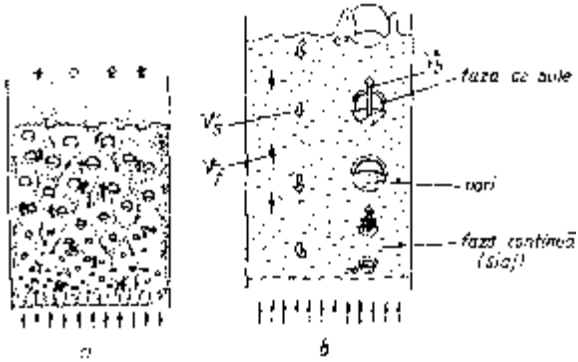


Figura 4.5. Model de strat fluidizat cu formare de bule: a - model general; b - detaliu.

4.3. Parametri hidrodinamici ai fluidizării

Parametri de bază a fluidizării sunt:
- caracteristicile particulelor solide;
- caracteristicile agentului de fluidizare;
- forma şi dimensiunile vasului;
- pierdere de presiune;
- fracţiunea de goluri şi expansiunea stratului.

Deoarece fenomenul este complex nu a fost posibilă stabilirea unor relaţii cantitative, din care să rezulte influenta fiecăruia din aceşti parametri, stabilindu-se doar o serie de relaţii empirice rezultate din constrângeri experimentale.

4.3.1.Caracteristicile particulelor solide

a) Mărimea particulelor este unul dintre cei mai importanţi parametri ai fluidizării, atât din punct de vedere hidrodinamic cât şi al schimbului de căldură şi masă.

Dacă stratul fluidizat este format din particule ale căror dimensiuni au un domeniu de împrăştiere foarte larg, viteza de fluidizare creşte, ceea ce poate duce la apariţia fenomenului de antrenare a particulelor mici.

b) Greutatea volumică a particulelor, determină greutatea volumică a stratului fluidizat şi influenţează atât viteza minimă de fluidizare cât şi pierderea de presiune.

c) Factorul de formă se referă la forma particulelor şi este definit ca raportul dintre suprafaţa sferei cu volum egal cu al particulei şi suprafaţa efectivă a particulei. Se propune următoarea relaţie de calcul:

$$\rho_p = \frac{V^{2/3}}{0{,}205 \cdot A} \tag{4.10}$$

unde: V este volumul particulei sferice, în m^3; A – suprafaţa particulei de forma neregulată, în m^2.

4.3.2. Caracteristicile agentului de fluidizare

a) *Greutatea volumică* a gazului influențează procesul de fluidizare;

b) *Viscozitatea gazului* influențează indirect fluidizarea prin faptul că schimbă viteza de fluidizare, în componenta căruia intră;

c) *Viteza agentului de fluidizare* este acea caracteristică a gazului care influențează direct fluidizarea. În funcție de viteza gazului au loc fenomene caracteristice ale fluidizării (fluidizare liniştită, neomogenă, transport pneumatic);

d) *Viteza practică de fluidizare* este viteza de lucru în instalațiile industriale. Ea se afla într-un anumit raport față de viteza minimă de fluidizare, numit grad de fluidizare. Pentru această viteză nu există relații de calcul, valoarea ei determinându-se pe cale experimentală.

e) *Viteza minimă de fluidizare* este viteza gazului în momentul în care stratul începe să se expandeze (începutul fluidizării).

Pentru calculul v_{mf} se dau numeroase relații empirice sau teoretice:

$$v_{mf} = \frac{0{,}005 \cdot d_p^2 \cdot g \cdot (\rho_p - \rho_t) \cdot \varepsilon_{mf}^2}{\mu_f \cdot \varphi_p^2 \cdot (1 - \varepsilon_{mf})} \qquad (4.11)$$

în care: d_p este diametrul particulei; g – accelerația gravitațională; ρ_p – densitatea particulei; ρ_f – densitatea fluidului; ε_{mf} – fracția de goluri la începutul fluidizării (0,4); φ_p – factorul de formă; μ_f – vâscozitatea dinamică a gazelor.

f) *Viteza maximă de fluidizare* (v_t) este practic egal cu viteza de transport a particulelor solide din strat, calculată conform legilor de plutire ($\varepsilon = 1$).

$$R_e = \frac{A_r}{1400 + 5{,}25 \cdot \sqrt{A_r}}, \qquad (4.12)$$

unde: ε – fracția de goluri;

A_r – criteriul lui Arhimede;

R_e – criteriul lui Reynolds.

g) Pierderea de presiune în cazul fluidizării neomogene este:

$$\Delta p = \Delta p_{fp} + \Delta p_{fv} + \Delta p_p, \qquad (4.13)$$

în care: Δp_{fp}– pierderi de presiune la frecarea fluidului cu particulele stratului;

Δp_{fv} – pierderi de presiune la frecarea cu pereții vasului;

Δp_p – pierderi de presiune datorită ciocnirii particulelor.

Luând în considerare echilibrul forțelor ce acționează asupra unui strat, s-au stabilit o serie de relații pentru calculul pierderii de presiune. În faza de început de fluidizare se folosește relația:

$$\Delta p = hg\left(\rho_p - \rho_f\right)\left(1-\varepsilon_{mf}\right), \tag{4.14}$$

unde h este înălțimea stratului fluidizat.

Leva propune pentru determinarea pierderilor de presiune relația:

$$\Delta p = 200\frac{\left(1-\varepsilon\right)^2}{\varepsilon^3}\cdot\frac{h\cdot v\cdot\mu_f}{d_p\varphi_p^2}, \tag{4.15}$$

şi Ergun următoarea relație:

$$\Delta p = \frac{\rho v^2\left(1-\varepsilon\right)}{\varepsilon^3 d_p}\left(150\frac{1-\varepsilon}{\mathrm{Re}}+1,75\right)\cdot h \tag{4.16}$$

Utilizând relațiile empirice, valorile pierderilor de presiune sunt destul de dispersate şi atrage după sine obținerea unor valori ale vitezei minime de fluidizare dispersate.

h) *Porozitatea* sau *fracția de goluri* reprezintă raportul dintre volumul golurilor şi volumul total al stratului fluidizat. Porozitatea existentă la începutul fluidizării se numeşte *porozitate minimă a stratului* (ε_{mf}) şi se calculează cu relația:

$$\varepsilon_{mf} = 1-\frac{m_p}{h_{mf}A\left(\rho_s-\rho_f\right)}, \tag{4.17}$$

în care: m_p este masa particulelor din strat; h_{mf} - înălțimea stratului la începutul fluidizării; A – suprafața de fluidizare.

Între parametrii stratului fix şi cei ai stratului fluidizat există următoarea relație:

$$\frac{h}{h_0} = \frac{1-\varepsilon_0}{1-\varepsilon}. \tag{4.18}$$

Observăm că atât viteza de fluidizare cât şi dimensiunile particulelor influențează porozitatea şi gradul de expansiune a stratului fluidizat neomogen.

4.4. Transferul de căldură în strat fluidizat

Cercetările asupra transferului de căldură în strat fluidizat au evidențiat faptul ca se pot obține viteze ridicate de încălzire sau răcire, dar că este destul de dificil de precizat în ce condiții tehnologice acestea sunt maxime.

4.4.1. Transferul de căldură între fluid şi particule

Cunoaşterea transferului de căldură între particule şi fluid este necesară pentru a evalua temperatura stratului fluidizat ca mediu de încălzire sau răcire.

Cantitatea mare de căldură transmisă de la particula la fluid sau invers se datorează în primul rând valorii foarte mari a suprafeței de transfer, care însumează suprafața laterală a tuturor particulelor ce alcătuiesc stratul fluidizat şi care în comparație cu stratul fix este de aproximativ 4.000 ori mai mare.

Calitativ transferul de căldură între fluid şi particulele solide din interiorul stratului fluidizat se poate exprima teoretic cu relația lui Newton:

$$Q = \alpha \cdot A \cdot (t_f - t_p), \qquad (4.19)$$

în care: Q este cantitatea de căldură transmisă; α – coeficient de schimb de căldură; A – suprafața de transfer a particulelor; t_f – temperatura fluidului; t_p – temperatura particulelor.

Transferul de căldură în acest caz se produce în doua faze succesive;

- transferul convectiv de la fluid la particulă;
- transferul conductiv în interiorul particulei.

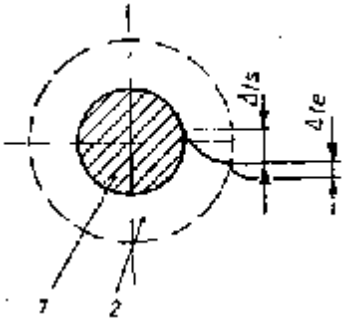


Figura 4.6. Variația temperaturii la transferul de căldură de la particulă la gaz: 1 – particulă; 2 – strat limită.

La instalațiile de încălzire se folosesc de obicei particule de dimensiuni mici, la care transferul conductiv în interiorul particulei este destul de rapid şi deci transferul convectiv este cel care influențează în mod hotărâtor procesul de schimb de căldură.

Evaluarea cantitativă a coeficientului de transfer termic este dificilă datorită complexității fenomenului de fluidizare. El este influențat în mod direct de condițiile hidrodinamice şi de structură ale stratului, de diferența între temperatura fluidului şi temperatura particulelor, care se poate determina foarte greu.

Într-un strat fluidizat cu ε= 0,5…0,65, Baskakov propune următoarea relație pentru calculul coeficientului de transfer termic între fluid şi particulă:

$$Nu = 0.054 \cdot \mathrm{Re}^{1,28} \quad \text{pentru Re=0.3…19,5,} \qquad (4.20)$$

iar Sîromiatnikov, studiind transferul în câmp electromagnetic, pentru Re=20n·600, a obținut relația:

$$Nu = 0,316\,\mathrm{Re}^{0,28}. \qquad (4.21)$$

Generalizând pentru fluidizarea omogenă şi neomogenă, Simonski a obținut relația:

$$Nu = 0,12\,\mathrm{Re}^{1,03}\,\mathrm{Pr}^{0,54}. \qquad (4.22)$$

Pentru diferite modele şi relații de calcul propuse pentru schimbul de căldură între particule şi gazul de fluidizare se ține cont de următoarele:

- transferul conductiv în interiorul particulei se realizează în timp scurt, influența lui asupra schimbului de căldură fiind neglijabilă;
- amestecarea intensă a particulelor permite realizarea unei temperaturi uniforme în stratul fluidizat, cu excepția unui spațiu de 40-60 mm, situat deasupra plăcii de fluidizare;
- valoarea mare a coeficientului de transfer termic între fluid şi particule se datorează în special grosimii reduse a stratului limita ce îmbracă particulele, strat care se micşorează odată cu creşterea gradului de turbulență;
- corelația dintre coeficientul de schimb de căldură α şi viteza de fluidizare v_f este de forma:

$$\alpha = v_f^m, \qquad (m = 0,65 \div 2,30). \qquad (4.23)$$

Acest tip de transfer de căldură se calculează rar în practică.

4.4.2. Transferul de căldură dintre stratul fluidizat şi o suprafaţa de schimb

Pentru explicarea fenomenului de schimb de căldură între stratul fluidizat şi o suprafaţa de schimb au fost propuse mai multe modele.

- *Modelul filmului de gaz subţire*, constă într-un transfer de la peretele care schimbă căldura către stratul fluidizat printr-un film de gaz foarte subţire. Căldura trecută prin acest film este preluată de curentul de particule care coboară în lungul peretelui şi transportată la baza stratului fluidizat, unde se atinge instantaneu echilibru termic între gazul rece şi masa de particule.

- *Modelul transferului convectiv* porneşte de la constatarea ca particulele solide au o căldura masică de aproximativ 1000 ori mai mare decât căldura masică a gazului în timp ce viteza medie a particulelor este de cel mult 10 ori mai mică decât a fluidului şi deci preponderent fiind transferul convectiv prin particule în mişcare. În acest model debitul interstiţial de gaz ia imediat temperatura particulelor.

Gazul interstiţial serveşte numai ca mediu pentru transferul caloric de la o particulă la alta, şi de la particule la suprafaţa de schimb.

- *Modelul bifazic* explică transferul de căldură prin pachete de particule solide (faza continuă) care sunt dislocate periodic de pe suprafaţa de transfer de către bulele de gaz (faza discontinuă). Viteza de transfer în acest caz depinde de viteza de încălzire a pachetului şi de frecvenţa îndepărtării acestuia de pe suprafaţa de schimb.

Considerând pachetul ca un masiv omogen semi-infinit, relaţiile pentru coeficientul momentan de transfer de căldură (α_τ) şi coeficientul mediu (α_τ) între stratul fluidizat şi o suprafaţă de schimb sunt:

$$\alpha_\tau = \sqrt{\frac{\lambda_{fc} \cdot c_p - \rho_{fc}}{\pi \cdot \tau}} = \frac{1}{R_\lambda} \tag{4.24}$$

$$\alpha_m = 2 \cdot \sqrt{\frac{\lambda_{fc} \cdot c_p \cdot \rho_{fc}}{\pi \cdot \tau_m}} = \frac{1}{0{,}5 \cdot R_c} \tag{4.25}$$

unde: λ_{fc} este conductivitatea termica a fazei compacte;

ρ_{fc} – densitatea fazei compacte;
R_λ – rezistenta termica instantanee a pachetului;
R_c – rezistenta termica medie a pachetului;
τ_m – timpul mediu de staționare a pachetului pe suprafața.

În literatura de specialitate nu se acorda o atenție deosebita influenței radiației asupra coeficientului de transfer în strat fluidizat, în special la temperaturi sub 850^0C şi pentru particule cu $d_p \leq 0{,}5$ mm.

4.4.3. Factorii care influențează transferul de căldură

a) proprietățile termofizice ale gazului de fluidizare;
b) natura şi dimensiunea particulelor solide;
c) viteza de fluidizare.

a) Proprietățile termofizice ale gazului de fluidizare

Coeficientul transferului de căldura de la suprafața de schimb la pachetul de particule şi invers se determina prin conductivitatea fazei compacte (λ_{fc}) care depinde de conductivitatea termică a particulelor (λ_p) şi de conductivitatea fluidului (λ_f) ce umple spațiul dintre particule.

Conductivitatea gazelor şi coeficientul de transfer termic în stratul fluidizat creste odată cu creşterea temperaturii. În Figura 4.6. se observă influența conductivității termice a agentului de fluidizare asupra valorii coeficientului de transfer termic în cazul stratului fluidizat.

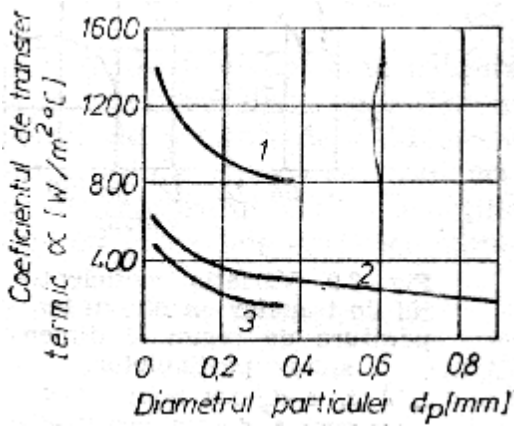


Figura 4.6. Variația coeficientului de transfer termic în funcție de natura gazului de fluidizare: 1- H_2; 2- aer; 3- CO_2.

b) Proprietățile şi dimensiunile particulelor solide

Parametrul cel mai important de care depinde valoarea coeficientului global de transfer termic este diametrul particulelor. Folosind particule de dimensiuni mici, intensitatea schimbului de căldură creşte nu numai prin micşorarea rezistenței de contact dar şi din cauza creşterii frecvenței pulsațiilor pachetelor de particule (Figura 4.7). Dacă se folosesc particule de dimensiuni foarte mici, coeficientul de transfer scade brusc datorită apariției fenomenului de lipire a particulelor în urma acțiunii forțelor electrostatice şi a apariției fenomenului de canalizare.

Un rol important îl au şi natura particulelor (Figura 4.8). Cu cât căldura masică a particulelor este mai ridicată cu atât va fi mai ridicată şi conductivitatea termică a fazei compacte, ceea ce duce la obținerea unui coeficient de transfer mai ridicat .

Din practică s-a observat ca dimensiunile mici ale particulelor duc la un consum redus de gaz,la un transfer ridicat de căldură şi la pierderi mici de presiune.

c) Viteza de fluidizare

Viteza de fluidizare este unul din factorii cei mai importanți care prin reglare permite obținerea condițiilor unei viteze optime de încălzire pentru o anumită dimensiune de particulă.

La creşterea vitezei de fluidizare peste v_{mf} (viteza minimă de fluidizare) coeficientul de transfer termic α creşte brusc, atingând o valoare maximă a viteza v_{opt}, după care începe să scadă treptat.

La viteze ridicate, stratul fluidizat se rarefiază foarte mult, după care urmează transportul pneumatic, stare de fluidizare în care teoria bifazică nu mai poate fi aplicată.

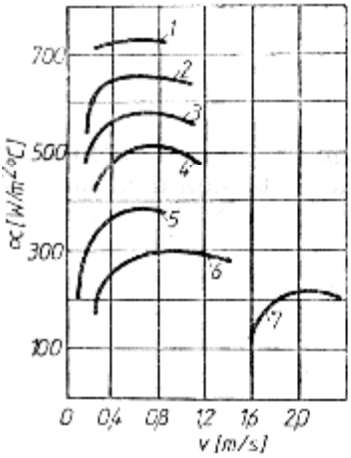


Figura 4.7. Variația coeficientului de transfer termic cu temperatura şi dimensiunile particulelor: 1,2,3,4,- d_p=0,34 mm; 5- d_p= 0,42 mm; 6- d_p= 0,71 mm; 7- d_p= 1,66 mm; 1- t=900^{0}C; 2- t=700^{0}C; 3, 5- t=500^{0}C; 4- t=300^{0}C.

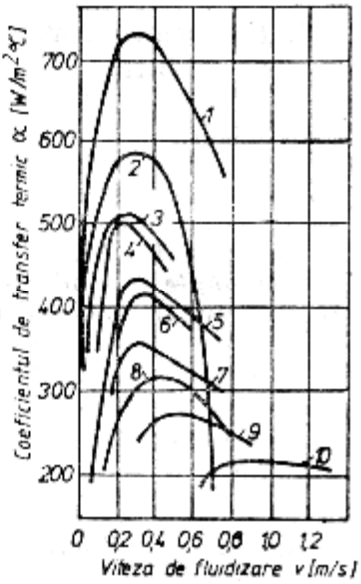


Figura 4.8. Variația coeficientului de transfer termic cu natura şi dimensiunile particulelor: 1- ferosiliciu, d_p=0,08 mm; 2- alamă, d_p=0,1 mmm; 3- carborund, d_p= 0,13 mmm; 4,5,6,7,8- nisip, d_p= 0,14; 0,2; 0,32; 0,43;0,52; 0,65; 1,1 mmm.

4.5. Modelarea proceselor de încălzire în strat fluidizat

4.5.1. Modelul matematic pentru determinarea schimbului de căldură

Pentru calculul mărimilor termice caracteristice încălzirii în strat fluidizat (viteza de încălzire, flux termic, câmpul de temperaturi, coeficientul global de schimb de căldură) precum şi pentru optimizarea parametrilor care influențează (viteza de fluidizare, natura şi mărimea particulelor) în vederea realizării unui coeficient global de transfer termic maxim, a fost necesară găsirea unor metode de cercetare care să permită cu uşurință şi în timp scurt obținerea unor date pentru fiecare regim folosit.

Deoarece calculul analitic al mărimilor termice în cazul încălzirii în strat fluidizat este deosebit de laborios s-a apelat modelarea matematică a fenomenului de schimb de căldură ntre o piesă imersată şi stratul fluidizat, folosind calculatorul electronic.

Pentru experimentări a fost utilizată o sondă sferică cu diametrul de 50 mm, în centrul căruia a fost fixat punctul cald a unui termocuplu, prezentată în Figura 4.9.

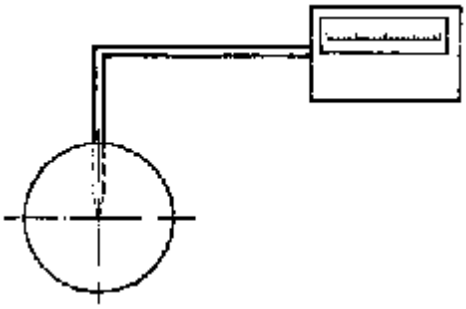


Figura 4.9. Aparat pentru trasarea curbelor experimentale de încălzire în strat fluidizat.

Ecuaţia care descrie evoluţia câmpului termic într-un corp de formă sferică (cazul sondei) este:

$$\frac{\partial\theta}{\partial\tau} = a \cdot \left(\frac{\partial^2\theta}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \cdot \frac{\partial\theta}{\partial r} \right), \tag{4.26}$$

în care: a – coeficient de difuzivitate termică; θ – câmpul de temperaturi; τ – timpul; r – raza sferei.

Aflarea câmpului de temperaturi $\theta(r, \tau)$ este posibilă numai atunci când se cunosc condiţiile iniţiale şi la limită (de frontieră).

Pentru cazul dat se folosesc condiţiile iniţiale şi la limită de forma:

$$I.\begin{cases} \theta(r,0) = \theta_0 \\ -\lambda \cdot \dfrac{\partial\theta}{\partial r}(r,\tau) = \alpha \cdot [\theta(r,\tau) - \theta_m] \end{cases}, \tag{4.27}$$

unde: λ – conductivitatea termică;

θ_m – temperatura mediului (a stratului fluidizat);

α – coeficient de transfer termic.

În cazul când α este necunoscut funcție de temperatură se poate înlocui cu alte condiții, ca de exemplu cunoaşterea variației temperaturii într-un punct dat:

$$II.\begin{cases}\theta(0,r)=f(\tau)\\ \dfrac{\partial\theta}{\partial r}(0,\tau)=0\end{cases} \tag{4.28}$$

Soluțiile ecuației (4.26) sunt date în literatura de specialitate sub formă de grafice, care reprezintă variația temperaturii în centru sau la suprafața unei piese de formă data.

Găsirea soluțiilor analitice a ecuației (4.26), considerând că variația temperaturii are loc numai după rază, presupune studierea următoarelor două metode:

a) Considerăm pentru început α = constant şi de o valoare dată iar ecuația (4.26) rezolvându-se cu ajutorul condițiilor inițiale şi la limită (4.27), urmând ca în fiecare moment să se refacă calculul până la găsirea unei valori a lui α care să satisfacă valoarea temperaturii în centru dată de curba experimentală. În acest caz se va căuta pentru ecuația (4.26) o soluție de forma:

$$\theta(r,\tau)=v(r)+w(r,\tau). \tag{4.29}$$

Prin înlocuire se obține:

$$\begin{cases} v''+(2/r)v'=0\\ \dfrac{\partial^2 w}{\partial\tau}=a\left(\dfrac{\partial^2 w}{\partial r^2}+\dfrac{2}{r}\dfrac{\partial w}{\partial r}\right)\end{cases} \tag{4.30}$$

Efectuând calculele utilizând relațiile (4.27) se obține soluția sub forma:

$$\theta(r,\tau)=\theta_m+2(\theta_m-\theta_0)\frac{\alpha R^2}{\lambda r}\sum_{n=1}^{\infty}\left[(-1)^n a_n e^{-\frac{a\mu_n}{R}}\sin\frac{\mu_n}{R}\right] \tag{4.31}$$

în care: R este raza sferei; μ_n- rădăcinile pozitive ale ecuației transcendente:

$$a_n = \frac{\sqrt{\mu_n^2 + \left(\frac{\alpha R}{\lambda} - 1\right)^2}}{\mu_n \left[\mu_n^2 + \left(\frac{\alpha R}{\lambda} - 1\right)\frac{\alpha R}{\lambda}\right]} \tag{4.32}$$

Din relația (4.31) se poate determina temperatura în centrul sferei, R=0:

$$\theta(0,\tau) = \theta_m + 2(\theta_m + \theta_0)\frac{\alpha R}{\lambda}\sum_{n=1}^{\infty}\left[(-1)^n \exp\left(-\frac{a\mu n}{R}\right)a_n\right] \tag{4.33}$$

b) Considerăm α necunoscut şi se adoptă pentru relația (4.26) o soluție de forma:

$$\theta(r,\tau) = \sum_{n=1}^{\infty} C_n(\tau) r^n \tag{4.34}$$

Se introduce soluția în ecuația (4.26) şi ținând seama de ecuațiile (4.27) şi (4.28) se rezolvă un sistem de ecuații diferențiale ordinare cu necunoscutele $C_n(\tau)$, obținându-se o soluție care defineşte câmpul de temperaturi în sfera dată:

$$\theta(r,\tau) = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{f^{k-1}(\tau)}{a^{k-1}\cdot(2k-1)!} r^{2(k-1)} = \sum_{k=1}^{\infty} A_k \tag{4.35}$$

termenii sumei fiind dați de relația de recurență:

$$A_{k+1} = \frac{f^k(\tau)}{af_{(\tau)}^{(k-1)}} \frac{r^2}{2k(k+1)} A_k \tag{4.36}$$

$$A_1 = f(\tau) \tag{4.37}$$

Analog, se obține:

$$\frac{\partial\theta}{\partial r} = \sum_{k=1}^{\infty} \frac{2kf^k(\tau)}{a^k(2k+1)} r^{(2k-1)} \sum_{k=1}^{\infty} B_k \tag{4.38}$$

unde:

$$B_{k+1} = \frac{f^{(k+1)}(\tau)}{af^k(\tau)} \frac{r^2}{2k(2k+3)} B_k\,, \tag{4.39}$$

$$B_1 = \frac{f'(\tau)}{3a} r' . \tag{4.40}$$

Pentru r=0 Şi r=R se obțin vitezele de încălzire sau de răcire în centrul şi suprafața sferei:

$$v_c = f'(\tau) \tag{4.41}$$

$$v = \sum_{k=1}^{\infty} \left[\frac{f^k(\tau)}{a^{k-1}(2k-1)} R^{2(k-1)} \right] \tag{4.42}$$

Valoarea coeficientului global de transfer termic se determină di relația (4.27):

$$\alpha = \left. \frac{-\lambda \dfrac{\partial \theta}{\partial \tau}}{\theta - \theta_m} \right|_{r=R} \tag{4.43}$$

Fluxul termic se calculează:

$$q = \frac{\rho V C}{A} \sum_{k=1}^{\infty} \left(\frac{f^k(\tau)}{a^{k-1}(2k-1)} \right) R^{2(k-1)} \tag{4.44}$$

Prin această metodă se obțin erori mici iar timpul de calcul ete redus.

4.5.2. Rezultate experimentale

Coeficientul global de transfer termic, coeficient care influențează în mod direct valoarea vitezei de încălzire sau răcire se poate calcula cu o aproximație de ±20% cu ajutorul relațiilor empirice, dar nu este satisfăcător pentru procese unde este necesara o viteza de încălzire riguros controlată şi o precizie mare de temperatură.

Pentru a stabili valoarea reală a coeficientului de transfer termic precum şi variația acestuia cu temperatura, viteza de fluidizare, natura şi mărimea particulelor, se trasează curbe experimentale de încălzire cu ajutorul sondei prezentata în Figura 4.9.

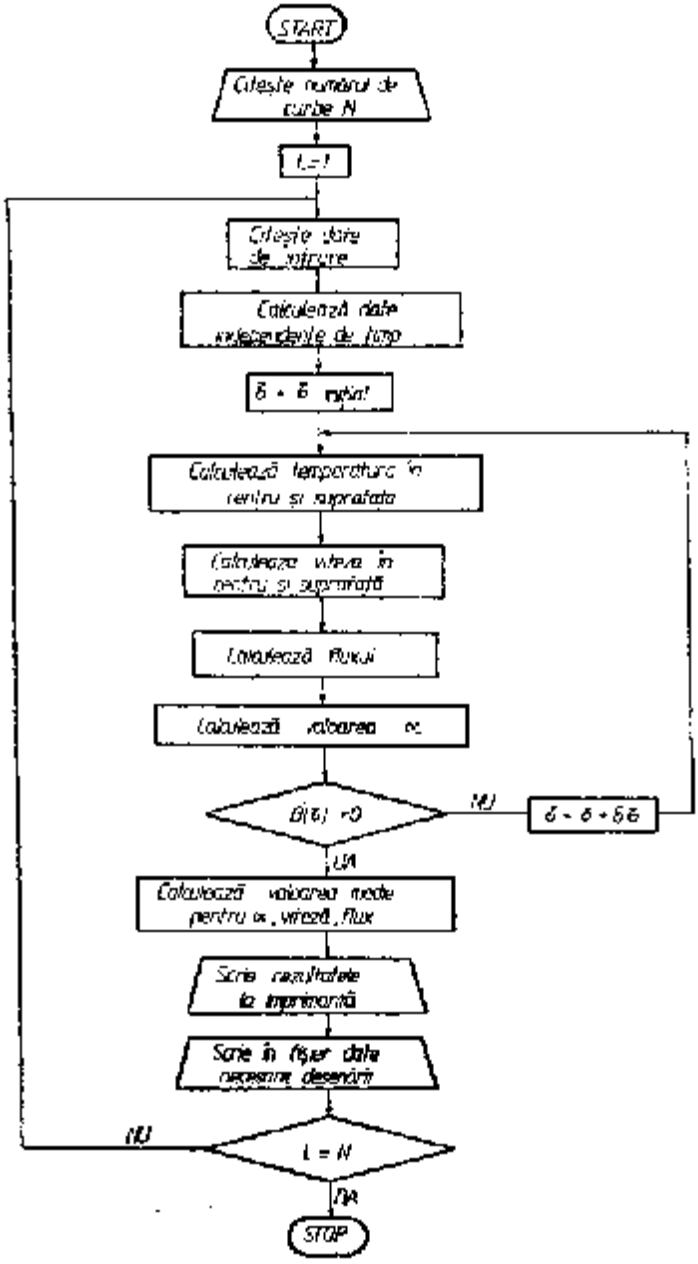


Figura 4.10. Programul de calcul al mărimilor termice

Utilizând programul de calcul a cărei schemă simplificată este prezentată în Figura 4.10 care se poate rula pe calculator, pentru fiecare curba trasată experimental se obține o listă cu valorile instantanee ale principalelor parametri valorile medii pe anumite intervale şi graficul cu variația acestor parametri în funcție de timp.

În Figura 4.11 este prezentata variația temperaturii la suprafața şi centru, variația coeficientului global de transfer α şi a vitezei de încălzire pentru sfera de Ø 50 mm din oțel inoxidabil încălzită la 580^0C în strat fluidizat cu particule de nisip de 0,2 mm, agentul de fluidizare fiind aerul.

Variația vitezei medii de încălzire a centrului sferei de oțel cu Ø 50 mm, cu viteza de fluidizare pentru câteva temperaturi este redată în Figura 4.12:

Particulele folosite la instalațiile de încălzit în strat fluidizat sunt nisipul, corindonul, carborundul. Cel mai frecvent este folosit nisipul, fiind destul de ieftin şi corindonul, care deşi este ceva mai scump, creează posibilitatea realizării unei viteze de încălzire ridicate, şi o stabilitate ridicata la temperaturi peste 800^0C.

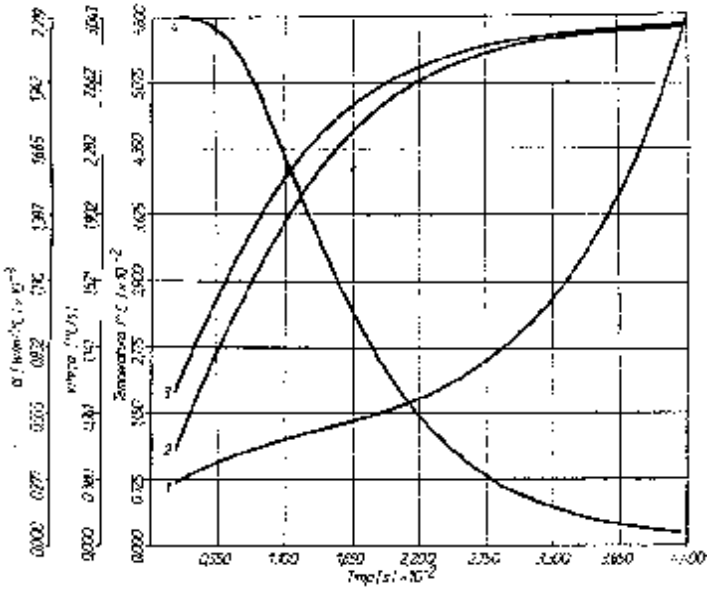


Figura 4.11. Variația mărimilor termice cu timpul de menținere la încălzirea unei sfere de Φ 50 mm, în strat fluidizat: 1 - coeficientul global de transfer α ; 2 - temperatura la suprafață; 3 - temperatura la centru; 4 - viteza de încălzire în centru.

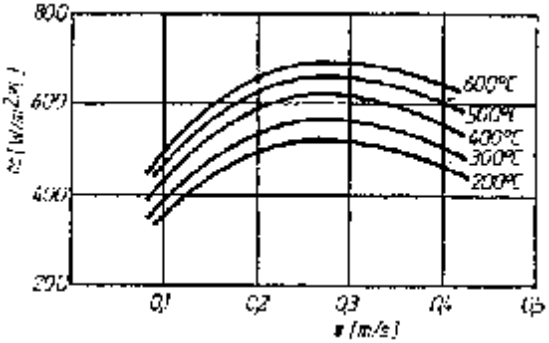


Figura 4.12. Dependența coeficientului global de transfer de căldură de viteza de fluidizare şi temperatura de regim pentru particule de nisip d_p = 0,2 mm.

4.5.3. Compararea cu alte medii de încălzire

Dintre mediile prezentate, încălzirea cea mai rapidă se realizează în baie de săruri agitată (α = 1200 W/m$^{2}\cdot{}^{0}$C), stratul fluidizat fiind un mediu de încălzire care permite reglarea vitezei în limite foarte largi, între stratul fix (curba 6) şi stratul cu fluidizare optima (curba 3).

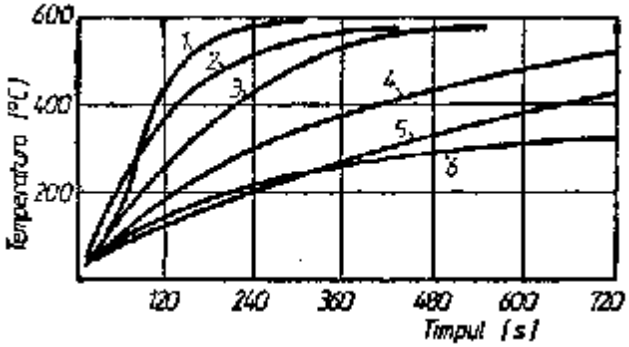


Figura 4.11. Diagramele de încălzire ale centrului sferei de Φ 50 mm:
1 - baie de sare agitată; 2 - baie de sare neagitată; 3 - strat fluidizat cu particule de nisip d_p = 0,2 mm; 4 - cuptor cu atmosferă gazoasă, cu recirculație; 5 - cuptor cu atmosferă gazoasă, fără recirculație; 6 - strat fix.

Se constată, de asemenea, că încălzirea în strat fluidizat este cu mult mai rapida în comparaţie cu încălzirea în cuptor cu recirculaţie, utilizată în proporţie de 70% în prezent ca sistem de încălzire.

La temperaturi scăzute (sub 600^0C) viteza de încălzire în strat fluidizat se apropie de cea realizată în baia de sare, cu deosebirea ca în cazul băilor de săruri pentru temperaturi între 150^0C şi 600^0C sunt necesare două instalaţii una pentru temperaturi între 150^0C… 400^0C şi alta între 400^0C…600^0C, aceasta deoarece sărurile utilizate la temperaturi joase nu sunt stabile la temperaturi peste 400^0C. În comparaţie cu băile de săruri, stratul fluidizat mai prezintă avantajul înlăturării toxicităţii.

Instalaţiile cu strat fluidizat prezintă şi o mare mobilitate termica, ele fiind încălzite cu uşurinţa la temperatura de regim, în timp ce la băile cu săruri, acest lucru este dificil.

4.6. Instalaţii pentru încălzirea metalelor în strat fluidizat

Datorită proprietăţilor termofizice pe care le prezintă straturile fluidizate, utilizate ca medii de încălzire (omogenitate ridicată a temperaturii în spaţiul de lucru, viteza de încălzire ridicată, lipsa de poluare, mobilitate termică ridicată) în ultimul deceniu instalaţiile de încălzire, în special pentru tratament termic şi tratament chimic în strat fluidizat au condus la utilizarea lor în diverse ramuri industriale cum ar fi aviaţie, electrotehnică, mecanică fină.

4.6.1. Instalaţii încălzite electric

În cazul utilizării energiei electrice pentru încălzirea instalaţiilor cu strat fluidizat se pot alege una din următoarele metode:

- încălzire cu electrozi;
- încălzire cu rezistoare metalice sau nemetalice, plasate în interiorul sau exteriorul retortei.

Pentru temperaturi ridicate se pot utiliza rezistoare metalice sau elemente de încălzire din carbură de siliciu, dispuse în interiorul sau în exteriorul spaţiului de lucru, precum şi electrozi metalici sau de grafit, dispuşi întotdeauna în spaţiul de lucru.

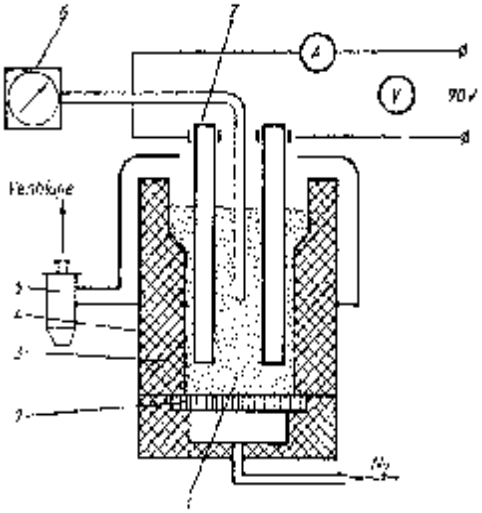


Figura 4.12. Cuptor de tratament termic în strat fluidizat, încălzit cu electrozi imersaţi: l-spaţiul de lucru; 2-placă de fluidizare; 3 - zidăria; 4- carcasă metalică; 5 - ciclon pentru reţinerea particulelor antrenate; 6 - termoregulator; 7electrod.

Instalaţia de încălzire din Figura 4.12. se utilizează pentru tratamente termice şi termochimice la temperaturi înalte (până la 1300^0C) cu electrozi imersaţi, stratul fluidizat fiind format din particule de materiale electroconductive ca de exemplu: grafit, cocs, carbură de siliciu.

Dintre materialele amintite cea mai bună comportare o are grafitul care rezistă la temperaturi mai înalte de 1500^0C fără a apare fenomenul de aglomerare sau de distrugere chimică. În cazul când se folosesc particule de cocs, temperatura maximă de lucru este 1000^0C.

Ca agent de fluidizare se foloseşte N_2. Electrozii se pot executa din grafit, oţel refractar şi carbură de siliciu. În cazul folosirii electrozilor din carbură de siliciu s-a constatat o uzură mai redusă, dar se măreşte durata de încălzire, datorită formarii unei pelicule de oxid pe suprafaţa lor.

Încălzirea se poate realiza şi cu electrozi submersaţi, cu avantajul unui spaţiu util, mai mare la aceleaşi dimensiuni ale camerei precum şi o mai mare uniformitate a temperaturii, în comparaţie cu instalaţiile ce folosesc electrozi imersaţi. Numărul de electrozi diferă în funcţie de dimensiunile utile, de puterea instalată şi de sistemul de alimentare cu energie (monofazat sau trifazat).

O altă metodă larg utilizată la încălzirea instalațiilor de tratament termic în strat fluidizat este încălzirea cu ajutorul rezistorilor metalici dispuşi în afara spațiului de lucru.

La aceste cuptoare zidăria poate fi realizata clasic, din cărămidă sau betoane refractare, sau din combinații de beton cu vată ceramică în scopul reducerii timpului de încălzire la temperaturi de regim.

Retorta se execută din oțel inoxidabil pentru temperaturi de lucru la 650^0C şi din oțel refractar pentru temperaturi de 650^0C - 1000^0C. Peste temperatura 1000^0C (max. 1300^0C) se pot utiliza elemente de încălzire speciale (carbură de siliciu, super Kanthal), iar retorta din materiale ceramice, cu condiția de a se evita şocurile mecanice.

Pe lângă instalații care pot fi utilizate pentru o gama larga de operații tehnologice au fost realizate şi instalații specializate.

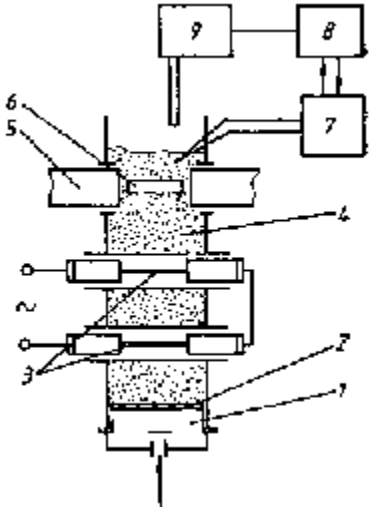


Figura 4.13. Instalație de călire izotermă a magneților: 1 - cutie de fluidizare; 2 - placă de fluidizare; 3 - încălzitoare (bare de silită); 4 - spațiu de lucru; 5 - magnet; 6 - piesa; 7; 8 - sistem de reglare a temperaturii; 9 - dispozitiv de introducere a apei.

Pentru a obține proprietăți magnetice maxime la aliajele speciale cu cobalt şi titan este necesară efectuarea tratamentului izoterm termomagnetic, cu răcire rapidă a magnetului până la treapta de menținere izotermă, concomitent cu aplicarea unui puternic câmp magnetic.

Reglarea precisă a temperaturii stratului fluidizat se realizează utilizând un dispozitiv de picurare a apei, comandat de sistemul de reglare al temperaturii, astfel încât surplusul de căldură se elimina prin introducerea de apă, care se vaporizează.

Instalațiile de încălzire în strat fluidizat încălzite electric au avantajul unui reglaj al temperaturii relativ simplu în comparație cu cele încălzite prin combustia gazelor combustibile, dar față de acesta au un timp mai lung de încălzire.

4.6.2. Instalații încălzite cu gaze combustibile

La aceste instalații gazul de fluidizare este de obicei şi sursa de încălzire. De cele mai multe ori gazul de fluidizare este un amestec aproape stoechiometric de aer + gaz combustibil, care se aprinde la partea superioară a stratului, transferând rapid căldura la particulele stratului care încălzesc întreg stratul fluidizat. La temperaturi peste 750^0C arderea va avea loc în interiorul stratului fluidizat.

Instalația prezintă avantajul unei încălziri foarte rapide, de la temperatura camerei până la temperatura de regim (cca. 90 min, încălzire la 950^0C) şi totodată permite realizarea de atmosferă controlată în spațiul de lucru.

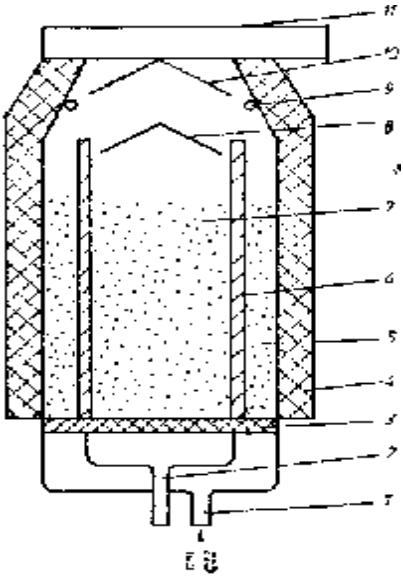


Figura 4.14. Instalație de tratament termic în strat fluidizat încălzită cu gaze şi posibilitate de introducere de atmosferă controlată în spațiul de lucru: 1 - intrare amestec aer-gaz (sau aer rece); 2 - intrare atmosferă controlată (aer + CH_4, CH_4 sau N_2); 3 - placă de fluidizare; 4 - zidărie; 5 - zona de combustie pentru încălzire; 6 - retortă; 7 - spațiu de lucru; 8; 10 - ecrane; 9 - aducțiune de aer suplimentar; 11 - hotă de exhaustare.

Încălzirea se realizează prin arderea unui amestec aer – gaz în strat fluidizat situat între retortă şi zidărie, în partea superioară fiind introdus aer suplimentar pentru a realiza arderea completa a gazelor.

Dacă este necesară răcirea instalației, în locul amestecului aer – gaz se introduce aer rece, fără a impurifica atmosfera din spațiul de lucru.

4.7. Domenii de utilizare a instalațiilor de încălzire în strat fluidizat

4.7.1. Tratamentul termic al oțelurilor de construcții

Având în vedere gama largă de produse şi domeniul de temperaturi solicitat de aceste oțeluri (200^0C - 950^0C), instalațiile de încălzire în strat fluidizat pot contribui la realizarea unor produse de calitate, cu consumuri de energie, manoperă şi materiale auxiliare reduse.

Pentru piese din oțel carbon de calitate (OLC45, OLC50, OLC60) încălzirea în vederea austenitizării se poate efectua în instalații cu strat fluidizat încălzite electric sau cu gaze, răcirea în apă, iar revenirea în strat fluidizat.

Pentru oțelurile slab şi mediu aliate se pot folosi aceleaşi tipuri de instalații, dar răcirea se va face în ulei sau în anumite cazuri în strat fluidizat. La oțelurile înalt aliate de construcție se poate înlocui răcirea în ulei, cu răcirea în strat fluidizat, fără a diminua caracteristicile mecanice obținute. Metalografic s-a constatat ca structura pieselor după tratament termic în strat fluidizat este mai fină decât în cazul încălzirii în cuptoarele clasice; proprietățile mecanice ale pieselor se încadrează în prescripțiile tehnologice, iar suprafața a fost lipsita de strat oxidat sau decarburat.

4.7.2. Tratament termic al aliajelor de aluminiu

O condiție impusă cuptoarelor de încălzire la tratarea aliajelor de aluminiu este uniformitatea temperaturii în spațiul de lucru, acceptându-se variații de $\pm 5^0$C.

Cuptoarele cu recirculația gazelor prezintă dezavantajul unei încălziri foarte lente (datorită faptului ca suprafața pieselor sau

semifabricatelor au un grad de reflexie mare) şi a unei uniformităţi mai slabe a temperaturii.

Băile de săruri sunt mai productive şi au o uniformitate ridicată a temperaturii în spaţiul de lucru, dar necesita masuri speciale datorita toxicităţii şi a pericolului de explozie (când se folosesc nitraţi).

La încălzirea în strat fluidizat, uniformitatea temperaturii în spaţiul de lucru este foarte ridicată (la 500^0C ± 3^0C), iar coeficientul global de transfer termic este apropiat de cel realizat în baia de săruri şi de 8...10 ori mai ridicat în comparaţie cu încălzirea în mediu gazos.

În cazul încălzirii pentru forjare a aliajelor de aluminiu trebuie alese particule care să nu facă aderenţă cu suprafaţa piesei. Se recomanda utilizarea particulelor de corindon 0,16....0,20 mm.

4.7.3. Carburarea şi carbonitrurarea

Carburarea este unul dintre procedeele tehnologice de durificare superficiala a pieselor, mai consumatoare de energie şi gaze tehnologice, atât datorită timpului lung de menţinere la temperaturi (8...12h la 900^0C...950^0C), cât şi a consumului ridicat de endogaz şi CH_4 sau C_3H_8.

Accelerarea procesului de carburare în strat fluidizat se realizează prin conducerea procesului în două faze: faza de saturare cu carbon în care se realizează o supracarburare prin ridicarea potenţialului de carbon peste concentraţia de saturaţie a austenitei la temperaturi de regim, aceasta fără să apare pericolul de depunere a negrului de fum pe piese sau în cuptor, şi faza de difuzie în care se reglează concentraţia de carbon în strat.

În cazul utilizării amestecului propan – aer, potenţialul de carbon al atmosferei se realizează prin reglarea raportului aer – gaz sau prin măsurarea unui component al atmosferei cum ar fi CO_2, H_2O, O_2, CH_4 şi reglarea lui prin variaţia debitului de gaz sau de aer.

Prin adăugarea de 5...10% NH_3 se realizează procesul de carbonitrurare.

Temperatura de proces în acest caz variază între 800-870^0C, cu o călire directă.

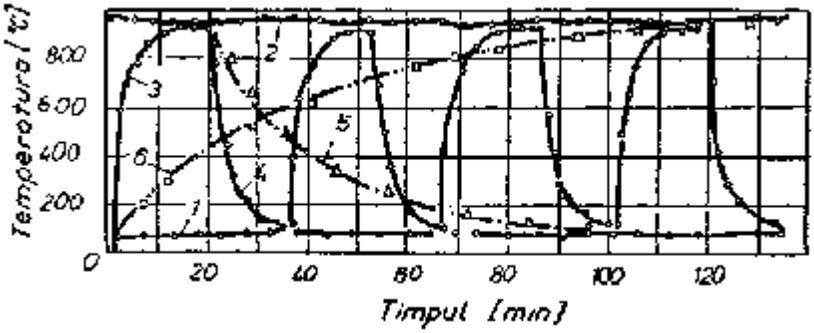


Figura 4.15. Diagramele de încălzire şi răcire a încărcăturii de biele:
1 - temperatura în camera de răcire cu strat fluidizat; 2 - temperatura în camera de încălzire cu strat fluidizat; 3 - curba de încălzire a încărcăturii în strat fluidizat; 4 - curba de răcire în strat fluidizat; 5 - curba de răcire a încărcăturii în aer; 6 - curba de încălzire a încărcăturii în cuptor cu atmosferă.

CAPITOLUL 5
ÎNCĂLZIREA MATERIALELOR ÎN BĂI DE SĂRURI

Folosirea băilor de topiri de săruri la încălzirea materialelor metalice prezintă următoarele avantaje de ordin tehnologic:

- asigură protecția materialelor metalice (în special a celor feroase) împotriva decarburării şi oxidării;
- realizând o intensitate identică a transferului termic în toate punctele băii, se asigură o structură şi proprietățile unei forme, precum şi o diminuare a tensiunilor interne şi a deformațiilor pieselor;
- permite o încălzire locală a sculelor respectiv numai a parții active a acestora corespunzătoare unei durități mai ridicate, restul acestora rămânând la o temperatură mai joasă şi o duritate mai mică;
- în momentul scoaterii din baie piesele metalice păstrează o peliculă de topitură care le protejează împotriva oxidării în timpul răcirii;
- piesele cu lungimi mai mari decât grosimea lor pot fi introduse în poziție verticală pe anumite porțiuni unde se execută tratamentul fără a se produce curbarea lor față de axa de simetrie.

5.1. Compoziția chimică şi rectificarea băilor de săruri

Compoziția chimică a topiturilor se alege în funcție de temperatura lor de topire şi de volatilizare. Limita inferioară a temperaturilor de lucru se stabileşte cu 50….100^{0}C peste temperatura de topire pentru a avea o fluiditate eficienta ca să asigure o încălzire uniformă şi o completă scurgere de pe piese la extragerea acestora din baie. Limita superioară a temperaturilor de lucru trebuie să fie situată sub temperatura de volatilizare intensă a sărurilor când, pe lângă pierderea rapidă a cantității şi calității acestora este făcută imposibilă măsurarea temperaturii băilor cu ajutorul pirometrelor de radiație.

Topiturile de săruri trebuie să îndeplinească următoarele condiții:

- să fie inerte, adică neutre în ce priveşte interacțiunea chimică

cu material metalic din straturile superficiale ale pieselor, prevenind decarburarea şi oxidarea;

- să nu aibă acţiune chimică asupra materialului dispozitivelor de menţinere şi transport al pieselor, electrozilor şi creuzetelor;
- să aibă o bună conductivitate termică şi electrică;
- să aibă o bună stabilitate în contact cu atmosfera şi la trecerea prin ele a curentului electric;
- să fie solubile în apă, pentru a permite o uşoară şi completa curăţire a pieselor.

Compoziţiile chimice ale unor topituri de săruri folosite pentru încălzirea materialelor metalice în anumite intervale de temperaturi sunt prezentate în Tabelul 5.1.

Tabelul 5.1. Compoziţii chimice ale unor băi de săruri

Compoziţia chimică	Temperatura de topire, ^oC	Temperatura de utilizare, ^oC
55% KNO_3 + 45% $NaNO_3$	137	150 – 500
$NaNO_3$	317	325 – 600
28% NaCl + 72% $CaCl_2$	500	540 – 870
35% NaCl + 65% Na_2CO_3	620	650 – 820
$BaCl_2$	960	1 100 –1350
KNO_3	337	360 – 600
$NaNO_3$	317	325 – 600
55% $NaNO_3$ + 45% $NaNO_2$	221	230 – 550
55% $NaNO_3$ + 45% KNO_3	218	230 – 550
55% KNO_3 + 45% $NaNO_3$	218	230 – 550
50% Na_2CO_3 + 50% KCl	560	580 – 820
50% NaCl + 50% K_2CO_3	550	580 – 820
50% $CaCl_2$ + 50% $BaCl_2$	600	650 – 900
44% NaCl + 56% KCl	663	700 – 870
NaCl	808	850 – 1100
33,3% $CaCl_2$ + 33,3% $BaCl_2$ +33,4% NaCl	570	600 – 860

De asemenea, încălzirea protejată a unor materiale se poate face şi în topituri de aliaje metalice (Tabelul 5.2.).

Pentru a contracara caracterul decarburat pe care îl poate avea după un anumit timp de funcţionare, sub acţiunea oxigenului şi gazelor care conţin oxigen, oxizi de fier, de bariu şi alte elemente, topiturile se *regenerează (se rectifică)* cu ajutorul unor substanţe cu

acțiune dezoxidantă. Aceste substanțe se adaugă în amestecurile inițiale de săruri sau se adaugă la anumite intervale de timp (2...8 ore).

Tabelul 5.2. Compoziții chimice de aliaje metalice utilizate ca medii de încălzire

Compoziția chimică a aliajului	Temperatura de topire, ^{0}C
55,4% Sn + 33,6% Pb + 9,0% Cd + rest impurități	150
50,5% Sn + 47,0% Pb + 2,5% Cd + rest impurități	175
40,5% Sn + 58,5% Pb + rest impurități	200
32,5% Sn + 67,5% Pb	225
15,0% Sn + 85,0% Pb	280

Pentru rectificare se folosesc substanțe care, legând oxigenul din baie, formează cu ele oxizi uşori, care se volatilizează sau, altele, oxizi grei care se depun ca un şlam la fundul băii. Astfel de substanțe sunt cărbunele de lemn, cocsul, carbura de siliciu, ferosiliciu. Aceste substanțe prezintă dezavantajul ca au o acțiune de scurtă durată (2 ÷ 4h) şi locală, trebuind de aceea să fie folosite sub formă de granule cât mai mici pentru a mari suprafața de contact cu topitura.

O largă utilizare ca rectificatori au sărurile de metale alcaline (*Na, K*) sau alcalino-pământoase (*Mg, Ca*) care leagă oxizii de fier şi de bariu, formând combinații complexe cu greutatea volumică mai mică decât a topiturii ridicându-se la suprafața băii într-un strat fluid care se înlătura periodic pentru a permite măsurarea temperaturii cu ajutorul pirometrelor de radiație. Astfel de substanțe sunt acidul boric, fericianura de potasiu, fluorurile de *Ca* şi de *Mg*.

Durata acțiunii rectificatoare a acestor substanțe este de 4 ÷ 8h.

Rectificatorii care conțin bor (amestec de MgF_2 calcinat 3h la 900^{0}C şi bor negru) se introduc în topitură în felul următor: după ce s-a format topitura de bază ($BaCl_2$, $BaCl_2$, $NaCl$) se extrage din baie 1/2 din topitură şi se adaugă amestecul de MgF_2 şi B cu compoziția 94,8% $Ba\ Cl_2$ + 5% MgF_2 + 0,2% B până se atinge nivelul necesar al băii. În acest fel se uşurează punerea în stare de utilizare al băii şi se asigură conținutul necesar de rectificator în prima perioadă de funcționare. În timpul funcționării băii, pe măsură ce nivelul acestuia scade se adaugă periodic amestecul cu MgF_2 şi B cu compoziția chimică indicată în Tabelul 5.3, acesta ducând la o stabilitate a băii de 15 ori mai mare decât în cazul adăugării separate de MgF_2 şi B.

Tabelul 5.3. Compoziția chimică a topiturilor de săruri cu rectificatori, cu şi fără bor/14/

Compoziția chimică, % din greutate	Temperatura, ^{0}C		Utilizare
	de topire	de utilizare	
67,8 $BaCl_2$ +30 NaCl + 2 MgF_2 + 0,2 B	710	750 - 950	încălzirea finală pentru scule din oțeluri carbon şi slab aliate şi preîncălzirea sculelor din oțeluri rapide
96,9 $BaCl_2$ + 3 MgF_2 +0,1 B	940	1050 - 1300	preîncălzirea sculelor din oțeluri rapide şi încălzirea finală a sculelor din Rp3, 205Cr115 şi 155Mo VCr115
94,8 $BaCl_2$ + 5 MgF_2 + 0,2 B	940	1200 - 1300	încălzirea finală a sculelor din Rp5, Rp9 şi Rp10
95 $BaCl_2$ + 5 MgF_2	940	1200 - 1300	încălzirea finală a sculelor din Rp5, Rp9 şi Rp10

5.2. Determinarea parametrilor tehnologici ai încălzirii în băi de săruri

Regimul termic corespunzător încălzirii în băi de topituri, este prezentat în Figura 5.1. şi se caracterizează prin T_s = constant, cuprinzând trei mărimi, care constituie parametri tehnologici ai operației.

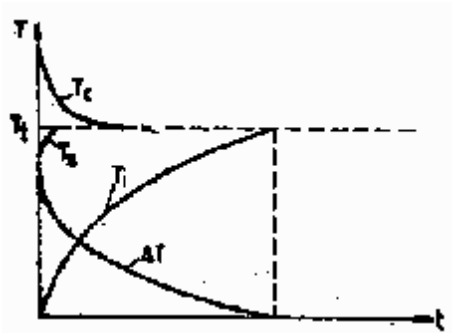


Figura 5.1. Graficul de încălzire a sculelor în condiții T_s = constant

a) t_i, t_e – *timpii de încălzire şi egalizare* dintre momentul introducerii piesi în baie şi până în momentul când $\Delta T = T_s - T_i$ scade până la o valoare stabilită convenţional la 5…10^{0}C, valoarea acestui timp depinde de forma şi dimensiunile piesei de încălzit de valoarea $T_s = T_{tech}$ şi de proprietăţile termofizice ale materialului metalic supus încălzirii;

b) t_{teh}, *timpul de menţinere* pentru desfăşurarea transformărilor în stare solida a materialului metalic (cazul unui tratament termic şi termochimic);

Pentru oţeluri, pe baza datelor experimentale, au fost stabilite formule empirice pentru calculul valorii t_{teh} în funcţie de conţinutul elementelor care formează carburi;

- pentru oţeluri hipereutectoide, nealiate şi slab nealiate:

t_{teh} = 1 + 0,6(%Cr) + 0,4(%W) + 3(%V)

- pentru oţeluri înalt aliate cu Cr, ledeburitice:

t_{teh} = 0,2(%Cr) + 0,5(%W) + (%Mo)

- pentru oţeluri rapide:

t_{teh} = 0,08(%W) + 0,2(%V) + 0,15(%Mo)

c) $\Delta T = T_s - T_i$ care au valori maxime în momentul începerii încălzirii.

Datorita faptului ca piesele se introduc în baia de topituri după o prealabilă încălzire şi egalizare la temperaturi cu cel mult 200..300^{0}C mai joase decât T_t, tensiunile formate, proporţionale cu ΔT sunt destul de mici pentru a nu creea pericolul de fisurare. În cazul materialelor metalice datorită valorilor coborâte ale conductivităţilor termice λ a pieselor, valorile criteriului Biot ($Bi = \frac{\alpha \cdot X_c}{\lambda}$) nu depăşesc 0,25 (limita de trecere la corp gazos) la valori relativ mici ale grosimii $2X_c$ sau razei X a piesei.

Rezultă, deci necesitatea efectuării calculului încălzirii pentru corpuri groase în condiţii T_s = constant, pentru a stabili cu cât mai mare precizie valoarea parametrului t_{ie} (durata de încălzire şi egalizare). Dacă această valoare nu este stabilită cu precizie apare pericolul ca parametrul t_{teh} (timpul de menţinere pentru desfăşurarea

transformărilor) care împreună cu t_{ie} formează durata menținerii în baie, să fie prea mic sau prea mare.

Stabilirea parametrului t_{ie} se face prin calcul pornind de la soluțiile criteriale ale ecuației conducției în condiții de limita: la T_s = constant, completate pentru piese de configurație complexă, sub forma unor formule empirice stabilite pe cale experimentală.

Soluția ecuației conducției pentru condiții la limită de ordinul I, T_s = constant, are următoarea formă:

$$\theta = \frac{T_{xt} - T_s}{T_{in} - T_s} = \Phi\left(\frac{at}{X^2}; \frac{x}{X}\right) = \Phi\left(Fo; \frac{x}{X}\right) \qquad (5.1)$$

unde T_{xt} este temperatura în punctul de coordonată x (x/X=1 pentru suprafață şi x/X=0 pentru centru); T_{in} – temperatura inițială a piesei, uniformă pe secțiune; a – difuzivitatea termică; t – timpul; X-dimensiunile de calcul(2X este grosimea plăcii şi X=R pentru cilindru); F_o – criteriul Fourier $\left(F_o = \frac{at}{X^2}\right)$.

Pentru valori ale criteriului Fo ≥ 0,06 pentru piese sub formă de placă şi Fo ≥ 0,08 pentru cele cilindrice, ecuația (5.1) devine:

$$\theta = \frac{T_s - T_{xt}}{T_s - T_{in}} = 2,05 \cdot \exp\left[-2,47 \cdot \left(\frac{at}{H^2}\right) - 5,76 \cdot \left(\frac{at}{R^2}\right)\right] \qquad (5.2)$$

pentru cilindrul cu raza R şi înălțimea H şi

$$\theta = \frac{T_s - T_{xt}}{T_s - T_{in}} = 2,05 \exp\left[-2,47 \cdot \left(\frac{at}{X^2} + \frac{at}{B^2} + \frac{at}{L^2}\right)\right] \qquad (5.3)$$

pentru paralelipipedul cu lungimea $2L$, lățimea $2B$ şi grosimea $2X$.

Pentru calculul valorii duratei încălzirii şi egalizării t_{ie} se dau temperaturii T_{xt} a centrului valori cu 5 ÷ 10^0C mai joase decât $T_s = T_t$ şi se determină valoarea $t = t_{ie}$ cu relațiile (5.2) şi (5.3).

Pentru piese cu forme mai complexe, a căror asimilare cu paralelipipedul sau cilindrul implică o relativitate mai mare, sunt necesare precizării care se fac folosind date stabilite pe cale experimentală. Cu precizările respective, formula pentru calculul valorii t_{ie}, capătă forma:

$$t_{ie} = K_I \cdot \left(\frac{V}{S}\right) \cdot K'_f \cdot K_c, [\text{min}] \qquad (5.4)$$

în care : K_I – coeficient care ține seama de influența compoziției chimice şi a temperaturii băii; V – volumul; S – suprafața; $K`_f$ – coeficient de formă; K_c – coeficient de siguranță.

Valorile K_I, V/S, K'_f şi K_c sunt date în Tabelele 5.4, 5.5. 5.6 şi 5.7.

Tabelul 5.4. Valorile coeficientului K_I

Grupa oțelurilor	Temperatura de încălzire, ^{0}C	K_I, min/cm
Carbon şi slab aliate preîncălzite la 400…500 ^{0}C	800	12,5
	850	11,3
	870	10,8
	900	10,0
	950	8,8
Oțeluri mediu aliate, oțeluri aliate cu 12% Cr şi preîncălzite la 860…880 ^{0}C	1000	8,0
	1050	7,4
	1100	6,7
	1150	6,0
Oțeluri rapide şi oțeluri înalt aliate	1200	5,4
	1220	5,1
	1240	4,9
	1850	4,8
	1275	4,4
	1300	4,1

Tabelul 5.5. Formule pentru determinarea raportului V/S

Forma corpului	Dimensiunea minimă adoptată, D sau G în cm	V/S, cm
Sferă	Diametrul exterior D	D/G
Cub	Muchia	D/G
Cilindru plin cu diametru D şi înălțimea H	Diametrul	$\frac{DH}{4H+2D}$
Cilindru gol cu diametrul exterior D, diametrul interior d şi înălțimea H	Diametrul exterior	$\frac{(D-d)H}{4H+2(D-d)}$
Prismă dreaptă cu baza poligon şi înălțimea H	Diametrul cercului circumscris, D	$\frac{DL}{4H+2D}$
Placă cu laturile A,B,C	Grosimea	$\frac{ABC}{2(AB+AC+BC)}$

Tabelul 5.6. Formule pentru determinarea valorilor coeficientului K'_f

Forma corpului	Raportul dimensiunilor	Formula pentru K'_f
Sferă	-	$K'_f = 1$
Cub	-	$K'_f = 1,4$
Cilindru plin D×H, lung	$\frac{D}{H} \langle 1$	$K'_f = 1 + 0,2\frac{D}{H}$
Cilindru plin D×H, scurt	$\frac{D}{H} \langle 1$	$K'_f = 1 + 0,2\frac{H}{D}$
Prismă lungă cu N laturi, cu înălțimea H şi diametrul cercului circumscris D	$\frac{D}{H} \langle 1$	$K'_f = 1 + 0,2\frac{D}{H} + \frac{1}{N+1}$
Cilindru gol lung, cu diametrele D şi d şi înălțimea H	$\frac{D-d}{H} \langle 1$	$K'_f = 1 + 0,2\frac{D-d}{H}$
Cilindru gol scurt, cu diametrele D şi d şi înălțimea H	$\frac{H}{D-d} \langle 1$	$K'_f = 1 + 0,2\frac{H}{D-d}$
Prismă A×B×C dreptunghiulară	C>B>A	$K'_f = 1 + 0,2\left(\frac{C}{B} + \frac{C}{A}\right)$

Tabelul 5.7. Valorile coeficientului K_c pentru corpuri simple şi diferite tipuri de scule

Forma şi tipul piesei	K_c
Cilindru plin, cilindru gol, placă	1,00
Role de rulat filet pile circulare, freze de retezat	0,90
Freze, cilindru, şevere, tarozi circulari	0,75
Freze disc, părți active ale sculelor compuse	0,70
Freze de danturat	0,65
Filiere cilindrice	0,45
Pile circulare	0,90
Pârghie specială	0,45

Pentru piesele asimilate cu o placă, prismă cu secțiune pătrată, cilindru sau cub, la determinarea lui t_{ie} se foloseşte diagrama prezentată în Figura 5.2.

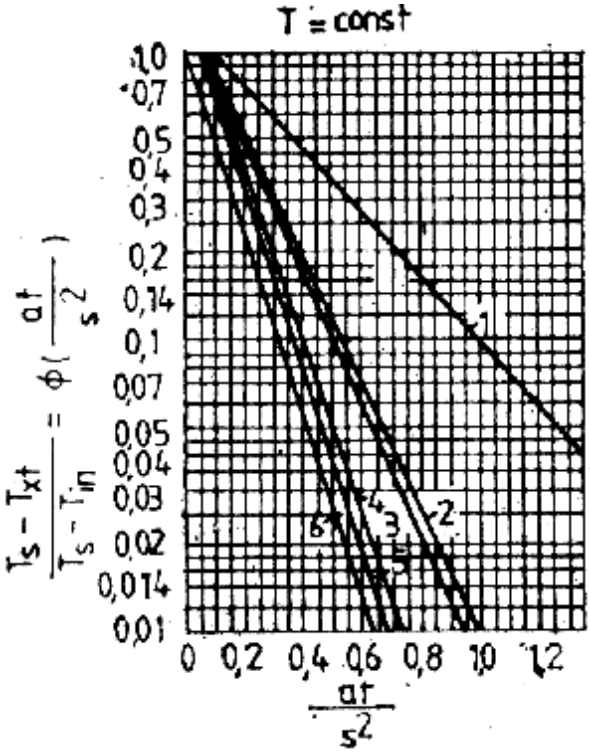


Figura 5.2. Reprezentarea grafică a soluțiilor în formă criterială ale ecuației conducției termice pentru corpuri metalice de diferite forme, la x/X=0, T_s=const., $(\Delta T)_{init.}$=0, Fo≥0,06 pentru placă şi sferă, Fo≥0,08 pentru cilindru/14/; 1 – placă cu lungime şi lățime infinite; 2 - prismă cu secțiune pătrată; 3 – cilindru cu înălțime infinită; 4 – cub; 5 – cilindru cu înălțimea H; 6 – sferă.

5.3. Încălzirea în electroliți

Procedeul se bazează pe electroliza unei soluții apoase de săruri, prin care trece un curent continuu la tensiune ridicată, 200…300 V, şi în care piesa supusă încălzirii reprezintă catodul.

Parametrii tehnologici ai procesului sunt: compoziția chimică a electrolitului, temperatura băii de electroliză, densitatea de curent starea suprafeței piesei.

Drept electroliți se folosesc soluții de săruri ale metalelor alcaline şi soluții de acizi şi baze. Baia de electroliză nu trebuie să depăşească temperatura de 60 ^{0}C, deoarece cămaşa de hidrogen

formată în jurul catodului devine instabilă şi se destramă sub acţiunea vaporilor ce se degajă din electrolit.

Densitatea de curent trebuie menţinută în limitele de 4…6.A/cm^2. Cele mai bune rezultate se obţin cu soluţii de 5…10% Na_2CO_3, la tensiunea de 200…220 V şi densitatea de curent de 4…5 A/cm^2.

Pentru uniformizarea încălzirii, catodul se poate roti cu o turaţie de 60 rot/min.

Din punct de vedere tehnologic, încălzirea în electrolit se poate realiza în trei moduri: frontală, superficială şi continuă. Un exemplu de încălzire continuă este prezentat în Figura 5.3.

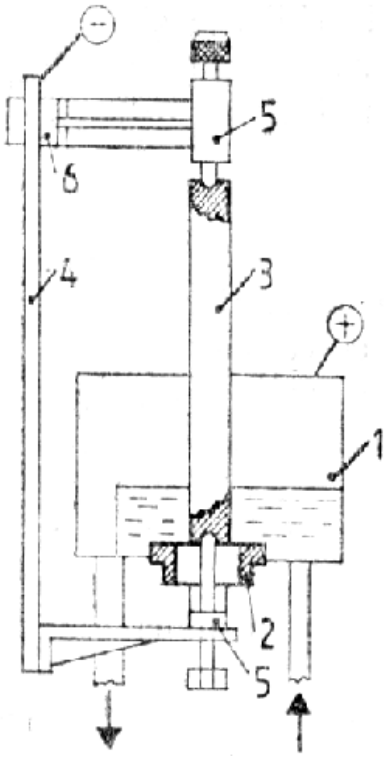


Figura 5.3. Schema dispozitivului pentru încălzirea continuă în electrolit

5.4. Utilizarea băilor de săruri

5.4.1. Cementarea în băi de săruri

Dintre toate variantele de cementare în mediu lichid, aceasta a găsit cea mai largă răspândire în industrie, întrucât utilizează săruri uşor de procurat şi ieftine, fără a fi toxice.

Piesele pregătite în mod corespunzător şi preîncălzite sunt introduse şi menţinute în baia de săruri timp de câteva ore în funcţie de temperatura aleasă şi grosimea de strat cementat dorită.

De regulă, amestecul de săruri este constituit din Na_2CO_3 (75 ÷ 80%), *NaCl* (15%), *CSi* (5 ÷ 10%).

Pe durata menţinerii pieselor în baia de săruri se produc reacţiile:

$$2Na_2CO_3 + CSi \rightarrow Na_2SiO_3 + Na_2O + 2CO + C \qquad (5.5)$$

$$3Na_2CO_3 + CSi \rightarrow Na_2SiO_3 + 2NaO + 4CO \qquad (5.6)$$

Monoxidul de carbon, fiind instabil, disociază după:

$$2CO \rightarrow CO_2 + C \qquad (5.7)$$

Carbonul activ rezultat va îmbogăţi suprafaţa piesei.

Cementarea în bai de săruri se efectuează la temperaturi de $840^0C \div 900^0C$.

Pe măsura creşterii temperaturii de cementare, toate procesele sunt accelerate şi în consecinţa se obţin viteze mai mari de cementare (Figura 5.4).

Regimul de cementare utilizat exercită influenţă şi asupra distribuţiei carbonului în stratul cementat (Figura 5.5). Asupra vitezei de cementare se poate acţiona prin activarea băii cu ultrasunete la o frecvenţă de 18 ÷ 20 KHz când valoarea ei aproape se dublează.

La cementarea în băi de săruri nu trebuie uitat faptul că, în timp, substanţa activă (carbonul) se consumă, motiv pentru care băile trebuie să fie reîmprospătate. De regulă, se adaugă carborund în jur de 0,5% din greutatea sărurilor, la intervalul de 3h, iar în funcţie de necesităţi, nivelul băilor este menţinut prin completare cu $NaCO_3$ şi *NaCl*.

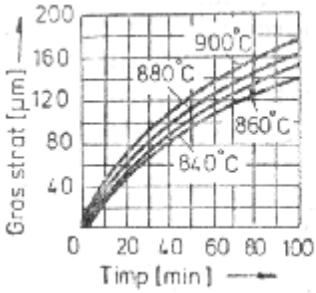


Figura 5.4. Variația grosimii stratului cementat în funcție de temperatură şi durata de încălzire

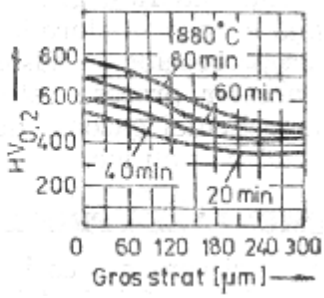


Figura 5.5. Variația durității la suprafața pieselor cementate la temperatura de 800 ^{0}C

5.4.2. Nitrurarea în băi de săruri

Nitrurarea în băi de săruri se efectuează la temperaturi subcritice între 550…580 ^{0}C, utilizând săruri pe bază de cianuri şi cianați. Sărurile utilizate pentru nitrurare conținând cianuri trebuie manevrate numai de personal autorizat şi instruit corespunzător.

Acest procedeu se aplică cu rezultate bune la o gamă largă de oțeluri de cementare, de îmbunătățire, de scule pentru prelucrări prin aşchiere, atât la oțelurile nealiate cât mai ales celor aliate.

Reacțiile de bază care se produc în băile de săruri pentru nitrurare sunt următoarele:

$$2\ NaCN + O_2 \rightarrow 2\ NaCNO \quad (5.8)$$

$$2\ NaCNO + O_2 \rightarrow Na_2CO_3 + CO + 2\ N \quad (5.9)$$

$$4\ NaCNO \rightarrow 2\ NaCN + Na_2CO_3 + CO + 2N \quad (5.10)$$

$$2\ CO \rightarrow CO_2 + C \quad (5.11)$$

$$NaCN + CO_2 \rightarrow NaCNO + CO \quad (5.12)$$

$$Na_2CO_3 \rightarrow Na_2O + CO_2 \quad (5.13)$$

După dozarea sărurilor ce intră în compoziția amestecului, conform rețelei adoptate, înainte de introducerea lor în creuzet, ele trebuie bine uscate, deoarece prezența apei poate duce chiar la explozii în timpul încălzirii. Creuzetul trebuie să fie foarte bine curățat şi uscat înainte de utilizare, după care se introduc în straturi alternative amestec de cianură şi săruri, respectiv carbonat.

Urmează încălzirea şi topirea sărurilor şi menținerea la temperaturi de regim care este de 570^{0}C. După o perioadă relativ

îndelungată (60 ÷ 80h) se insuflă aerul pentru a intensifica procesele de oxidare în baie.

Maturarea se consideră terminată când baia ajunge la conținutul de cianat prescris, conform Tabelului 5.8. În situațiile când acest conținut este depăşit, se reduce la 1/2 ÷ 1/3 cantitatea de aer insuflat. În situațiile în care conținutul de carbonat ajunge să crească peste limita normală, cel mai uşor se reface concentrația băii prin răcirea ei la 454 ^{0}C când carbonatul se solidifică şi se depune pe fundul băii, de unde apoi este îndepărtat cu ajutorul unui linguri cu găuri.

Prezența în baie a ferocianurilor $Na_4Fe(CN)_6$, conduce la apariția porilor în stratul nitrat, până la compromiterea acestuia, motiv pentru care se urmăreşte depistarea şi eliminarea lui. Menținerea băilor la 650^{0}C, timp de cca. 2h, conduce la precipitarea complexului de fier sub formă de zgură, care apoi se elimină cu o lingură.

Tabelul 5.8. Băi pe bază de cianuri pentru nitrurare

Denumirea produsului	Compoziția băii în momentul încărcării pieselor, %	Compoziția de lucru a băii, %	Temperatura indicată de lucru, ^{0}C	Compoziția amestecului în vederea regenerării, %
Proces Tenifer (Degussa), Germania	84 sare NS_1 (40% KCNO+60%NaCNO)+ 15 Na_2CO_3 +1 Na_2CN_2	42…48 (KCNO +NaCNO) +48 (KCN+NaCN) + restul Na_2CO_3	570	Sare NS_2 (75%NaCN+25%KCN)
Proces Tenifer (Degussa),creuzet de titan, insuflare de oxigen sau aer	-	38…42 NaCN+ 43…47 KCNO + 2…6 Na_2CO_3 + 10…14 K_2CO_3	560…575	44…49 KCN +41…46 NaCN
Proces Taftreiding, SUA	-	6…18 NaCN + 30…42 NaCNO + rest cloruri	570	-
Proces Taftreiding, insuflare de aer	25…40 NaCNO + 50 NaCN+restul Na_2CO_3	45 NaCN + 32 NaCNO + 23 Na_2CO_3	500…600	-
Carbonitrurare la temperaturi joase, creuzet titan, insuflare de aer	-	44…46 NaCN + 42…45 KCNO + rest Na_2CO_3	500…600	-

Influența temperaturii şi a duratei de nitrurare în baia de cianuri asupra zonei de combinație şi a celei de difuzie pentru unele tipuri de oțeluri sunt prezentate în Figura 5.6.

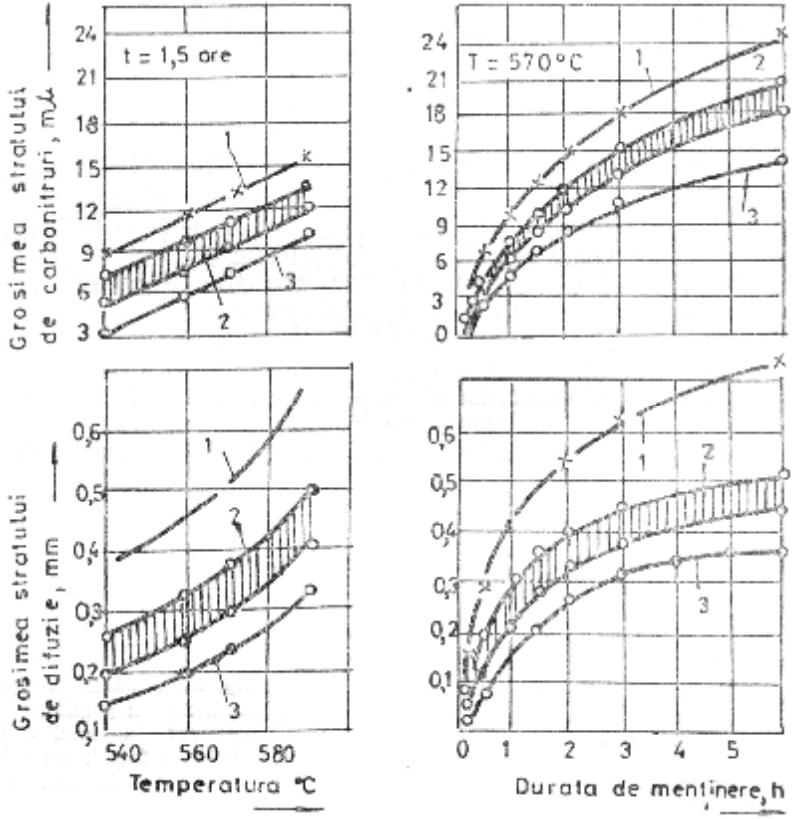


Figura 5.6. Influența temperaturii şi a duratei de nitrurare în baia de cianuri asupra zonei de combinație şi a celei de difuzie: 1 – OLC20; 2 – 40Cr10; 3 – 38MoCrAl09

5.4.3. Borizarea în băi de săruri

Mediul de lucru îl constituie amestecul în sare topită de borax şi carbură de bor. În condițiile de încălzire la temperatura de regim, borul atomic activ rezulta în urma reacției de reducere a oxizilor de bor de către carbonul conținut în carbura de bor.

Neajunsul acestui procedeu constă în faptul ca băile se consuma repede şi că prezintă o fluiditate slabă, lucru ce poate fi ameliorat prin adăugare de săruri neutre (NaCl) şi prin reducerea

cantității de carbură de bor. În aceste condiții asupra grosimii stratului borizat influențează atât compoziția băii cât şi temperatura, respectiv durata procesului. Rezultate semnificative (Figura 5.7.) s-au obținut şi prin utilizarea unor băi de săruri având compoziția:

- baia I: 50% $Na_2B_4O_7$ + 30%B_4C+ 20%NaCl
- baia II: 40%$Na_2B_4O_7$ + 10%B_4C+ 50%SC630 (sare de călire)

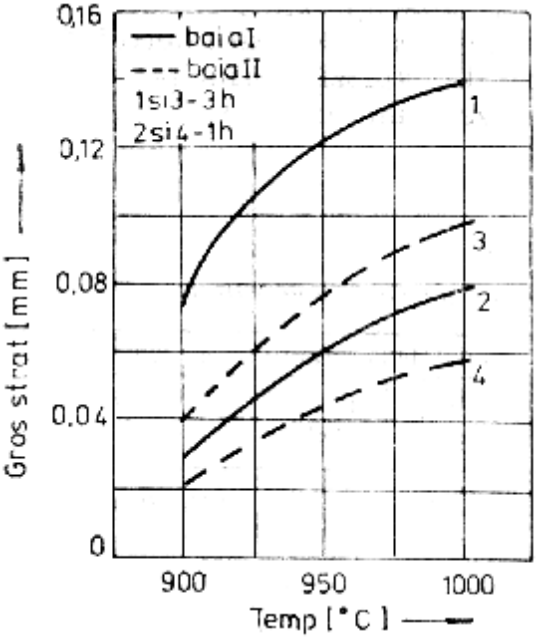


Figura 5.7. Variația grosimii stratului borizat în funcție de compoziția băii şi de regimul termic aplicat: curbele 1şi 3 pentru 3 ore; curbele 2 şi 4 pentru 1 oră.

Duritatea stratului borizat a atins valori mari $HV_{0,1}$ = 1800 ÷ 1900 față de a materialului de bază de numai 274 ÷ 294 $HV_{0,1}$.

În cazul general al borizării în băi de săruri topite, prin intermediul ultrasunetelor se asigură o intensificare a proceselor ce au loc, grosimea stratului borizat crescând de până la 2,5 ori.

CAPITOLUL 6
ÎNCĂLZIREA MATERIALELOR ÎN PLASMĂ

6.1. Introducere

Plasma a fost pentru prima dată identificată de către Sir William Crookes în anul 1879 într-un tub Crookes, el denumind-o inițial materie radiantă. Cuvântul "plasmă" a fost folosit pentru prima dată de către Irving Langmuir în anul 1928 pentru a denumi această nouă stare de agregare a materiei.

În prezent, se ştie despre plasmă că este cea mai frecventă stare de agregare a materiei atât ca masă dar şi ca volum. Toate stelele sunt alcătuite din plasmă densă, iar spațiile intergalactice, spațiile interstelare, spațiile interplanetare ca şi vânturile solare sunt alcătuite în principal din plasmă difuză. Cu toate că reprezintă aproximativ 98% din materia universului, a fost descoperită cel mai târziu şi adăugată celorlalte trei forme de agregare ale materiei: solidă, lichidă şi gazoasă.

Pentru a putea fi considerată plasmă, materia trebuie să îndeplinească următoarele condiții:

- particulele constitutive, purtătoare de sarcini electrice pozitive şi negative trebuie să interacționeze prin intermediul câmpurilor electromagnetice.
- trebuie îndeplinită condiția de cvasineutralitate, adică proporția purtătorilor de sarcină pozitivă (ionii pozitivi) să fie aproximativ egală cu cea a purtătorilor de sarcină negativă (ionii negativi şi electronii).
- dimensiunile volumului plasmei trebuie să fie mult mai mari decât lungimea de ecranare Debye a electronilor şi ionilor.

Din punct de vedere cinetic, la nivel microscopic, plasma este un sistem de particule încărcate, particule neutre, cuante de radiații şi câmpuri electromagnetice şi electrice într-o continuă interacțiune, cu apariția de fenomene mecanice, termice şi electrice şi a numeroase procese elementare ca ionizări, excitări, recombinări, absorbții şi emisii de radiații.

De regulă, electronii sunt cei ce provoacă ionizarea şi de aceea ei, alături de ionii pozitivi au un rol dominant în realizarea fenomenelor din plasmă.

Pentru plasma obţinută cu ajutorul arcurilor electrice de curenţi mari, diferenţa dintre temperaturile electronilor şi ionilor se calculează după relaţia:

$$3\sqrt{\left(\frac{T_e - T_g}{T_e}\right)}\frac{m_e}{M} = \frac{\lambda_e C_e}{\frac{kT_e}{E}}, \qquad (6.1)$$

unde: T_e este temperatura electronilor din plasmă, în K; T_g – temperatura particulelor grele din plasmă, în K; m_e – masa electronului, în kg; C_e – sarcina electronului, în C; λ_e – drumul liber al electronului între două ciocniri, în m; M – masa ionilor, în kg; k – constanta lui Boltzmann, în J/K; E – intensitatea câmpului electric, în V/m.

6.2. Parametrii caracteristici ai plasmei

Un parametru esenţial în caracterizarea plasmei este *lungimea de ecranare Debye* a electronilor şi ionilor, condiţie pe care materia trebuie să o îndeplinească pentru a fi considerată plasmă:

$$\lambda_D^- \approx 69\sqrt{\frac{T_-}{N_-}} \qquad (6.2)$$

$$\lambda_D^+ \approx 69\sqrt{\frac{T_+}{N_+}}, \qquad (6.3)$$

unde:

T_-, T_+ sunt temperaturile cinetice ale electronilor, respectiv ale ionilor în K; N_-, N_+ = densitatea electronilor respectiv a ionilor, exprimată în particule pe m^3; λ_D^-, λ_D^+ = lungimea de ecranare Debye pentru electroni şi pentru ioni.

Lungimea de ecranare Debye are două sensuri fizice:

- ordinul de mărime al grosimii maxime a unui strat de sarcină spaţială care poate fi transferat de electronii (ionii) din plasmă sub simplul efect al agitaţiei termice;

- ecranarea câmpului culombian din jurul unui purtător de sarcină din plasmă, demonstrându-se că potențialul culombian, creat de un ion pozitiv (sau de un electron) este puternic afectat de un factor exponențial $e^{-\frac{r}{\lambda_D^-}}$, unde r este raza sferei considerate în jurul particulei.

Alt parametru caracteristic pentru o plasmă este *lungimea Landau*, λ_L, definită ca distanța pentru care energia electrostatică a unui electron este egală cu sarcina sa cinetică. Când distanța dintre electronii şi ionii din plasmă este > λ_L, în plasmă nu vor avea loc recombinări.

Între *lungimea Landau* şi *lungimea de ecranare Debye*, există relația:

$$\lambda_L \square \lambda_D^-, \tag{6.4}$$

necesară pentru a exista plasma.

Dacă parametrul caracteristic λ_D^- reprezintă abaterea spațială a plasmei de la cvasineutralitatea care o caracterizează, parametrul $\frac{\lambda_D^-}{V_-}$, unde V_- este viteza medie termică a electronilor, reprezintă o abatere temporală , ce conduce la oscilații rapide ale densității purtătorilor de sarcină şi denumite *oscilații Langmuir*:

$$\omega_p \approx 56,46 \square N_-^{\frac{1}{2}} \quad [\text{rad/s}],$$

$$\nu_p \approx \frac{\omega_p}{2\pi} \approx 9 \square N^{\frac{1}{2}} \quad [\text{s}^{-1}]. \tag{6.5}$$

6.3. Clasificarea plasmelor

Criteriile de clasificare ale plasmelor sunt multiple dar o clasificare generală este cea care ține cont de lungimea de ecranare Debye, de concentrația purtătorilor de sarcină şi de temperatură (Figura 6.1):

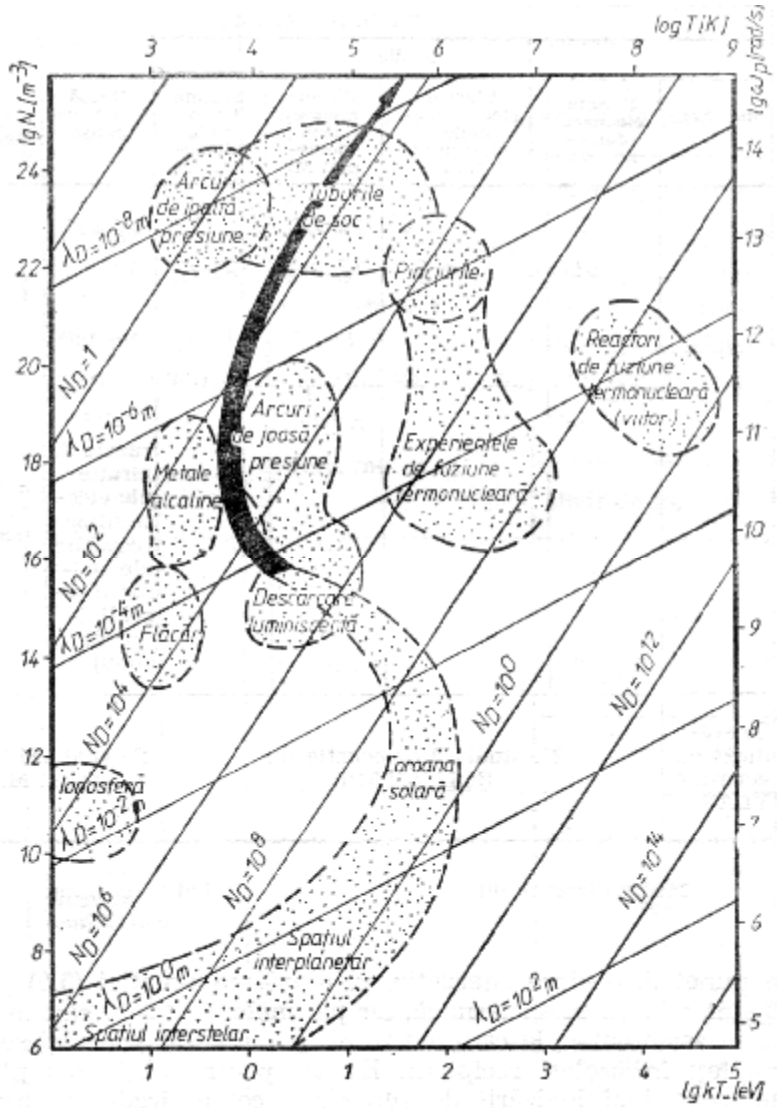


Figura 6.1. Clasificarea plasmelor în dependenţă densitate-temperatură ale purtătorilor de sarcină: λ_D – lungimea de ecranare Debye; N_p – numărul particulelor din sfera Debye.

Plasmele se mai clasifică după drumul liber parcurs de purtătorii de sarcină între două ciocniri, după mecanismul lor energetic şi după lungimea Landau.

6.4. Generatoare de plasmă

Se pot prezenta trei forme constructive de bază la generatoarele de plasmă, cu aplicații industriale pentru încălzirea semifabricatelor, topirea metalelor şi aliajelor sau sudarea şi tăierea lor.

6.4.1. Generatorului de plasmă cu arc transferat

În Figura 6.2. se prezintă schema de principiu a generatorului de plasmă cu arc transferat sau cu arc direct, la care arcul se stabileşte între un electrod şi piesa ce se încălzeşte, se taie sau se topeşte local.

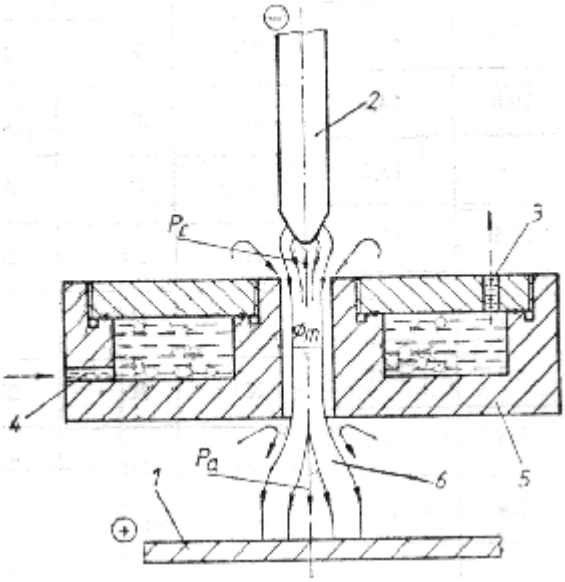


Figura 6.2. Schema generatorului de plasmă cu arc transferat: 1 - piesa supusă încălzirii; 2 - electrod (catod); 3 - ieşirea apei de răcire; 4 - intrarea apei de răcire; 5 - ajutajul plasmotronului; 6 - coloana arcului; $Ø_m$ = diametrul minim al coloanei arcului; P_c şi P_a - forța de acțiune şi reacțiune datorate ştrangulării coloanei arcului.

Coloana arcului electric 6 este constrânsă să treacă prin ajutajul răcit cu apă 5, prin care trece şi curentul de gaz plasmogen.

Deşi, secțiunea ajutajului este destul de mică, radial există un gradient de temperatură în gazul plasmogen datorită temperaturii

scăzute a gazului aflat la periferia ajutajului datorită răcirii intense cu apă a pereților acesteia, față de temperatura destul de înaltă a gazului aflat în axul ajutajului, încălzit puternic de arcul electric. Gradientul radial de temperatură creează o variație radială a conductibilității electrice gazului , direct proporțională cu temperatura. Ca urmare, arcul electric va tinde să ocupe centrul ajutajului. Evenimentele prezentate mai sus reprezintă *efectul termodinamic* care determină comprimarea coloanei arcului şi concură direct la creşterea temperaturii plasmei. A doua cauză care realizează creşterea temperaturii prin comprimarea coloanei arcului este *strangularea magnetică*, determinată de forțele electrodinamice care apar între liniile de curent paralele şi de acelaşi sens.

Accentuarea comprimării gazului se mai face şi prin introducerea tangențială a gazului plasmogen în ajutaj, astfel încât forța centrifugă ce apare să determine şi o variație radială a presiunii gazului în ajutaj, mai exact, o creştere a presiunii gazului pe pereții ajutajului şi o scădere a presiunii în centrul acestuia. Comprimarea magnetică poate fi considerabilă în cazul arcurilor ce funcționează la presiuni scăzute sau în cazul arcurilor ce sunt produse de curenți mari ($I>10^3$A), ultima situație fiind întâlnită la generatoarele de plasmă utilizate la topirea materialelor.

Relația pentru calculul valorii compresiunii magnetice este de forma:

$$p_m = \mu_a \left(\frac{I}{2\pi r_1} \right) , \qquad (6.6)$$

unde: I este intensitatea curentului utilizat, în A; μ_a – permeabilitatea magnetică, în H/m; r_1 – raza coloanei arcului.

Este important să se realizeze în mod voit comprimarea coloanei arcului în ajutaj accentuându-se tendința firească de comprimare ca urmare a gradientului de temperatură, pentru a realiza protecția termică a ajutajului, pe de altă parte şi pentru a realiza o bună ionizare a gazului plasmogen.

Coloana arcului de plasmă are, de obicei, temperatura de 10000 K, valoare care ar trebui să volatilizeze, nu să topească ajutajul.

Realizarea unui bilanț energetic rațional între plasmă şi pereții ajutajului reprezintă garanția durabilității acestuia. Fluxul termic radial

care se transmite prin pereții cilindrici ai ajutajului q_r trebuie să fie egal cu fluxul termic preluat de agentul de răcire q_f.

Aceste fluxuri sunt date de relațiile:

$$q_r = \frac{(t_1 - t_2)}{\frac{1}{2\pi\lambda}\ln\left(\frac{r_2}{r_1}\right)} \tag{6.7}$$

şi

$$q_f = 2\alpha\pi r_2 (t_2 - t_f) \tag{6.8}$$

în care: t_1, t_2 sunt temperatura interioară, respectiv exterioară a peretelui ajutajului, în ^{0}C; λ – conductivitatea termică a materialului ajutajului, în W/m · ^{0}C; α – coeficientul de transfer termic de la peretele exterior al ajutajului la agentul de răcire, în W/m^2 · ^{0}C.

Valoarea coeficientului de transfer termic α depinde de modul în care circulă fluidul de răcire față de suprafața exterioară a ajutajului. Pentru o circulație transversală şi o circulație longitudinală a fluidului, avem coeficienții determinați experimental, α_{tr} respectiv α_{lg}:

$$\alpha_{tr} = \frac{\lambda_f}{4,54}\sqrt[5]{\frac{w^3}{4r_2^2\eta_f^2 t_f^2}} \tag{6.9}$$

$$\alpha_{lg} = \frac{\lambda_f}{44,84}\sqrt[5]{\frac{w^4}{2r_2\eta_f^2 t_f^2}} \tag{6.10}$$

unde: w este viteza fluidului de răcire, în m/s; λ_f – conductivitatea termică a fluidului pentru o temperatură dată, în W/m · ^{0}C; η_f – viscozitatea cinematică a fluidului, în m^2/s; r_1 şi r_2 – razele interioară respectiv exterioară ale ajutajului cilindric, în m; t_f – temperatura fluidului de răcire, în ^{0}C.

Din relațiile (6.7) şi (6.8) se scot diferențele de temperatură (t_1-t_2) şi (t_2-t_f) şi însumând membru cu membru se poate determina valoarea fluxului termic:

$$t_1 - t_2 = q_r \frac{1}{2\pi\lambda}\cdot\ln\frac{r_2}{r_1}$$

$$t_2 - t_f = q_f \frac{1}{2\pi\alpha r_2}$$

$$t_1 - t_f = q\left(\frac{1}{2\pi\lambda}\cdot\ln\frac{r_2}{r_1} + \frac{1}{2\pi\alpha r_2}\right)$$

Impunând condiția $q_r=q_f=q$, rezultă

$$q = \frac{t_1 - t_f}{\frac{1}{2\pi\lambda}\cdot\ln\frac{r_2}{r_1} + \frac{1}{2\pi\alpha r_2}} \qquad (6.11)$$

Din relația (6.11) rezultă că valoarea fluxului termic în ajutajul plasmotronului este cu atât mai mare cu cât conductibilitatea termică a materialului ajutajului este mai mare şi cu cât va fi mai mare coeficientul de convecție α.

6.4.2. Generatorului de plasmă cu jet

Schema generatorului de plasmă cu jet este prezentată în Figura 6.3.

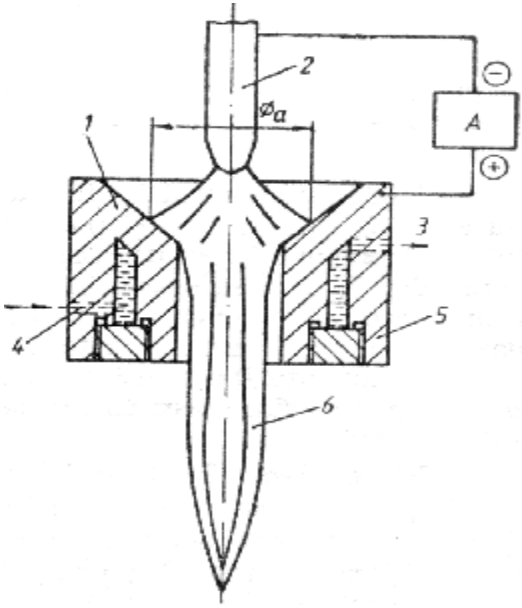


Figura 6.3. Schema generatorului de plasmă cu jet: 1 - suprafața ajutajului cu rol de anod; 2 - catodul; 3 - ieşirea apei; 4 - intrarea apei; 5 - corpul ajutajului; 6 - jetul cu plasmă; $Ø_a$ = diametrul maxim al jetului.

Arcul electric se stabileşte între un electrod central şi corpul ajutajului. Fenomenele din ajutaj sunt aceleaşi, ca la generatorul de plasmă cu arc transferat, doar că, în timp ce la acesta, pata anodică se găsea pe piesa de încălzit (sau de topit), la generatorul cu jet de plasmă pata anodică se află pe ajutaj.

6.4.3. Generatorului de plasmă cu inducție

Tipurile de generatoare de plasmă cu inducție sunt prezentate în Figura 6.4.

Încălzirea plasmei în acest generator se face în câmp electromagnetic alternativ, mediul conductor fiind gazul ionizat.

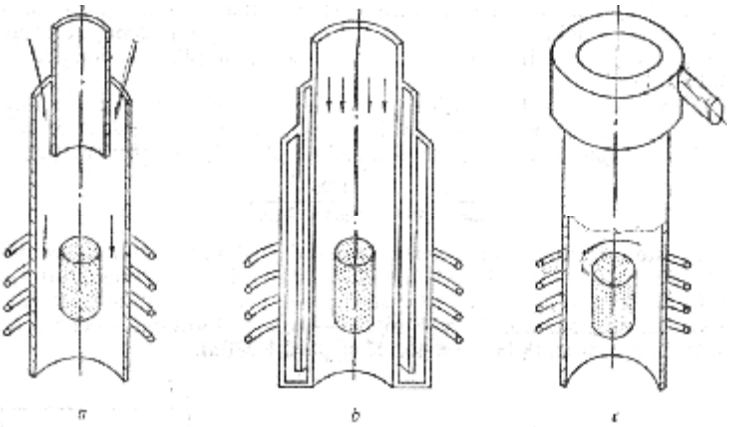
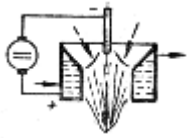
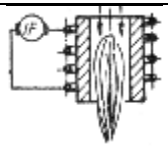
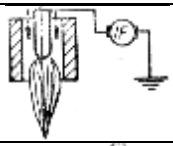
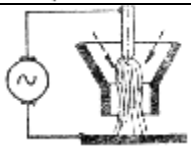
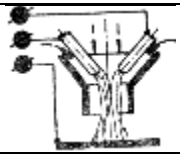
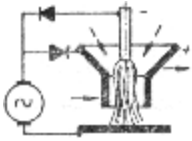
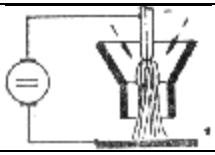
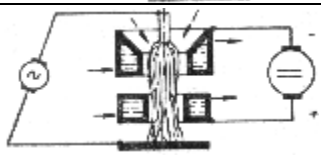


Figura 6.4. Scheme ale principalelor generatoare de plasmă cu inducție : a şi b – prin stabilizare cu flux de gaze axial; c – prin stabilizare cu flux de gaze turbionar.

Cum la momentul inițial gazul din plasmatronul de înaltă frecvență nu este ionizat, deci nu-şi poate ridica temperatura sub influența câmpului electromagnetic, se utilizează o sursă suplimentară de ionizare sau de „aprindere”, constând într-o descărcare a unui arc secundar sau într-o flacără pilot concentrată pe un volum de gaz bine determinat. Datorită faptului că plasmotroanele de înaltă frecvență nu au catozi, ele sunt aproape singurele surse de plasmă care asigură puritatea acesteia, plasma produsă fiind purificată de metalul volatilizat al catozilor.

Tabelul 6.1. Moduri de alimentare cu energie electrică a generatoarelor de plasmă cu arc transferat şi cu jet de plasmă

Tipul	Schema de principiu	Explicația
Cu jet de plasmă		Generator cu jet de plasmă, alimentat în curent continuu
		Generator cu jet de plasmă, alimentat în înaltă frecvență, cu inductor
		Generator cu jet de plasmă, alimentat cu câmp de foarte înaltă frecvență
Cu arc transferat		Generator cu arc transferat, alimentat în curent alternativ
		Generator cu arc transferat, alimentat în curent trifazic
		Generator cu arc transferat, alimentat în curent alternativ, parțial redresat, parțial pentru anod şi catod
		Generator cu arc transferat, alimentat în curent continuu
		Generator cu arc transferat, alimentat în curent alternativ, cu două ajutaje alimentate în curent continuu

Corespunzător celor trei tipuri de generatoare de plasmă, există trei modalități de alimentare cu energie electrică, şi anume:

utilizarea de surse de curent continuu, utilizarea de surse de curent alternativ şi utilizarea de surse de curenţi de înaltă frecvenţă (Tabelul 6.1)

În general, alimentarea generatoarelor de plasmă se face în curent continuu deoarece acesta asigură transferul de căldură prin coloana arcului şi prin pata anodică. În cazul utilizării curentului alternativ, deoarece randamentul generatorului de plasmă este mai mare la alimentarea în curent continuu, se recurge la redresare, astfel încât catodul să funcţioneze doar în polaritate directă iar ajutajul să funcţioneze ca anod doar în semiperioada cu polaritate inversă. În acest caz s-a reuşit funcţionarea stabilă a generatorului de plasmă până la intensităţi de 150 A.

La generatoarele de plasmă alimentate în curenţi de înaltă frecvenţă se utilizează tensiuni de până la 10 kV şi frecvenţe cuprinse între 1...4 MHz. Acestea necesită amorsări prin realizarea unei descărcări locale sau a unei flăcări pilot.

6.5. Generatoare de plasmă utilizate pentru încălzirea materialelor

Pentru încălzirea materialelor se utilizează generatoare de plasmă în varianta cu jet, alimentate fie în curent continuu, în curent alternativ sau în curenţi de înaltă frecvenţă.

Pentru generatoarele cu jet de plasmă, în funcţie de modul de stabilizare a arcului, avem următoarea clasificare:

- generatoare cu jet de plasmă cu arc insuflat longitudinal (lineare);
- generatoare cu jet de plasmă cu arc insuflat transversal (coaxiale).

În Figura 6.5. este prezentat un generator de plasmă cu jet linear, cu un singur compartiment, având lungimea arcului reglabilă, desenat funcţionării în curent continuu. Reglarea lungimii arcului se realizează prin varierea debitului de gaz plasmogen si prin varierea curentului de alimentare a arcului.

Pentru generatoarele cu jet de plasmă lineare cu stabilizarea coloanei arcului prin turbionarea gazului plasmogen şi fără considerarea câmpului magnetic, caracteristica volt-amperică are exprimarea criterială:

$$\left(\frac{G\cdot d}{I^2}\right)^{\alpha}\left(\frac{U}{A}\right)=\left(\frac{G}{d}\right)^{\beta}\left(p\cdot d\right)^{\nu} \qquad (6.12)$$

sau, explicitându-se tensiunea

$$U = AG^{(\beta-\alpha)}\cdot d^{(\nu-\beta-\alpha)}\ I^{2\alpha}\ p^{\nu} \qquad (6.13)$$

unde: U este tensiunea pe arc, în V; I - curentul arcului, în A; d - diametrul catodului, în m; G - debitul masic de gaz plasmogen , în kg/s; p - presiunea de lucru, în Pa; A, α, β, ν - mărimi determinabile experimental.

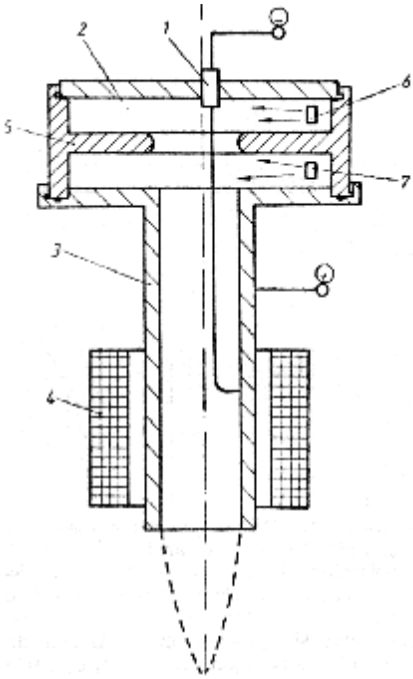


Figura 6.5. Plasmotron cu catod frontal din wolfram având un singur compartiment/10/: 1 – catod de wolfram; 2 – cameră de turbionare; 3 – anod; 4 – bobină magnetică; 5 – diafragmă; 6 – orificiu pentru alimentarea cu gaz de protecție; 7 – orificiu pentru alimentarea cu gaz plasmogen.

Din categoria plasmotroanelor cu arc insuflat transversal se prezintă în Figura 6.6. două scheme constructive, una a plasmotronului coaxial cu termoelectrod (Figura 6.6.a) şi a plasmotronului cu electrod central răcit cu apă (Figura 6.6.b).

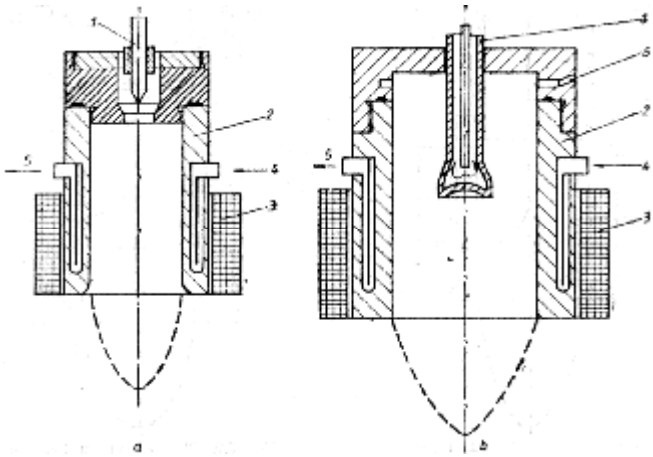


Figura 6.6. Plasmotroane coaxiale/10/; a – plasmotron coaxial cu termocatod; b – plasmotron coaxial cu electrod central răcit cu apă; 1 – catod central; 2 – anod exterior; 3 – bobină magnetică.

Plasmotronul coaxial din Figura 6.6.b are ambii electrozi răciţi cu apă şi poate fi utilizat pentru orice fel de gaze plasmogene, inclusiv gaze oxidante, şi poate fi alimentat atât în curent continuu cât şi în curent alternativ. Dezavantajul său principal este lungimea redusă al arcului. Înlocuirea la acest plasmotron ai electrodului central răcit cu apă cu un electrod din material greu fuzibil, conduce la plasmotronul coaxial degenerat (Figura 6.6.a), care poate funcţiona la tensiuni considerabil mai mari decât cele posibile la varianta cu electrod central răcit cu apă.

Caracteristica volt-amperică a unui plasmotron cu electrod central din wolfram lantanat, dacă gazul plasmogen este hidrogenul, este dată de următoarea relaţie:

$$U = 29{,}3 \cdot I^{\alpha} \left(79{,}5\ H\right)^{\beta} \left(10^{3}\ G\right)^{\nu} exp\left(97{,}5 \cdot d\right) \qquad (6.14)$$

unde, exponenţii de mărime, au valorile cuprinse între limitele:

$$\begin{aligned} \alpha &= (0{,}09 \ldots 10) \cdot d \\ \beta &= (0{,}162 \ldots 20) \cdot d \\ \nu &= (0{,}057 \ldots 70) \cdot d \end{aligned} \qquad (6.15)$$

iar H este tensiunea câmpului electric, în A/m.

6.6. Generatoare de plasmă utilizate pentru topirea materialelor

Prima clasă de cuptoare electrice de topire cu plasmă a derivat din cuptoarele electrice clasice, la care s-au înlocuit electrozii cu generatoare de plasmă. Aceste cuptoare sunt cunoscute sub denumirea de cuptoare cu creuzet ceramic.

În incinta refractară a cuptorului, prin boltă (Figura 6.7.a) s-ai prin pereți (Figura 6.7.b) se introduc unul sau mai multe generatoare de plasmă de tipul cu arc transferat.

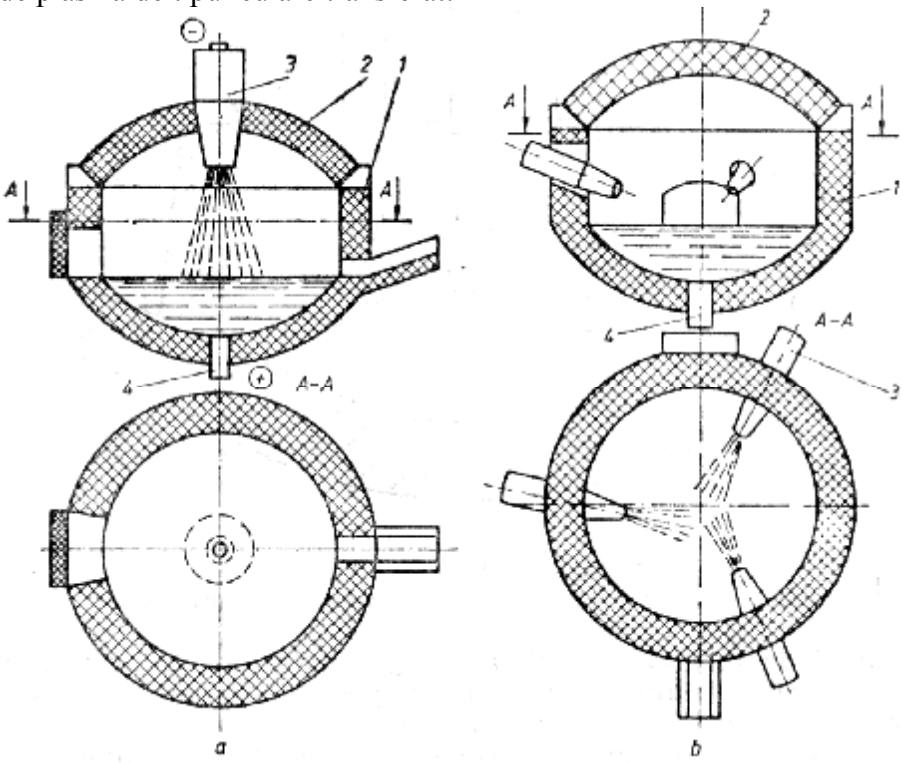


Figura 6.7. Cuptor de curent continuu cu creuzet ceramic:

a – cu plasmotron dispus vertical; b – cu trei plasmotroane înclinate şi la un unghi de 120^0; 1 – căptuşeală refractară; 2 – boltă; 3 – plasmotron; 4- electrod de vatră.

Anodul sistemului îl constituie baia metalică în contact cu un electrod din vatră, atunci când alimentarea se face în curent continuu. La utilizarea curentului trifazic, electrodul din vatră dispare, numărul plasmotroanelor este multiplu de trei, iar cuva cu metal topit este punctul neutru al schemei de alimentare (Figura 6.8.)

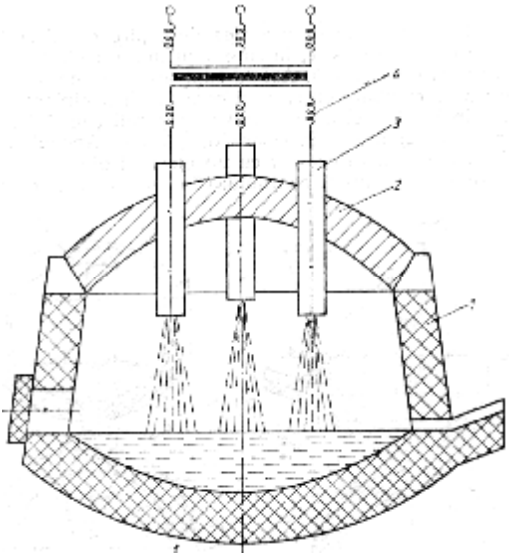


Figura 6.8. Cuptor trifazic cu creuzet ceramic: 1 - căptuşeală refractară; 2 – boltă; 3 – plasmotron; 4 – transformator.

Pereții acestor cuptoare sunt puternic solicitați termic, motiv pentru care se impune utilizarea materialelor ceramice cu refractaritate mare, de tipul celor magnezito-cromitice.

Bolta se etanşează faţă de corpul cuptorului cu un canal circular de nisip din magnezită, la fel etanşându-se şi plasmotroanele faţă de boltă şi uşa de vizitare faţă de manta, pentru a menține în cuptor o suprapresiune.

Electrodul din vatră de confecționează din cupru şi este prevăzut cu două sisteme principale: unul de răcire, care să garanteze electrodului o durată de funcționare cel puțin egală cu a zidăriei vetrei şi unul de semnalizare a stării de uzură a zidăriei vetrei, pentru preîntâmpinarea străpungerii vetrei prin zona electrodului din ea.

Deoarece în cuptoarele cu plasmă şi creuzet ceramic există două sisteme suplimentare de răcire faţă de cuptoarele clasice cu

electrozi, rezultă că şi pierderile de căldură sunt mai mari, implicând costuri mai mari pentru topirea materialelor. Acest dezavantaj este compensat de calitatea deosebită a materialelor metalice elaborate.

Aceste cuptoare sunt folosite şi pentru elaborarea metalelor greu fuzibile, iar atunci când în cuptor se utilizează argon cu puritate ridicată, calitatea metalului elaborat este net superioară celorlalte procedee.

6.7. Utilizarea plasmei la tratamente termochimice

Nitrurarea ionică şi carburarea ionică sunt principalele tratamente termo-chimice care se bazează pe proprietăţile descărcării luminiscente ,,anormale ”. Catodul, în cazul aplicaţiei industriale, este încărcătura iar anodul este reprezentat de pereţii cuptorului. La descărcarea luminiscentă anormală, ionii şi fotonii produşi în lumina negativă cad pe catod, iar emisia electronică secundară care rezultă este suficientă pentru menţinerea descărcării. În gazul ionizat dintre electrozii amintiţi curentul electric de descărcare este dublu determinat; pe de o parte de către mişcarea către catod a ionilor pozitivi, şi pe de altă parte către mişcarea către anod a electronilor. Direcţiile sunt sugerate prin săgeţi în schema de mai jos.

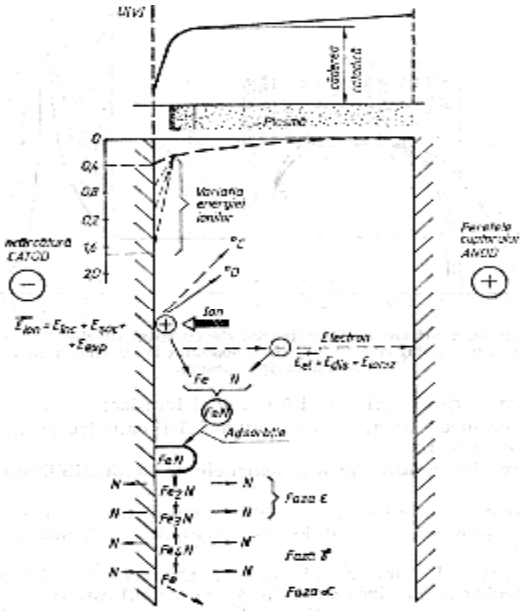


Figura 6.9. Fenomene fizico-chimice la nitrurarea ionică.

În zona electrozilor vor apărea, ca urmare a acestor mişcări efecte puternice de sarcină spaţională, efecte care vor influenţa puternic mişcarea purtătorilor de sarcină în zonele respective.

Bilanţul energetic la catod (nivelul încărcăturii) cuprinde următoarele efecte principale:

- încălzirea încărcăturii ca urmare a bombardamentului cu ioni pozitivi;
- încălzirea încărcăturii prin neutralizarea ionilor pozitivi;
- răcirea încărcăturii datorită emisiei de electroni;
- răcirea încărcăturii datorită radiaţiei termice;
- răcirea încărcăturii datorită pulverizării catodice (evaporarea materialului încărcăturii);
- răcirea încărcăturii prin fenomenul de conductibilitate şi convecţie termică.

Datorită energiei cinetice a ionilor pozitivi acceleraşi de câmpul electric dintre electrozi ciocnirea cu încărcătura este însoţită de încălzire. Această încălzire nu este singurul efect al ciocnirii. Ionii incidenţi smulg de pe suprafaţa încărcăturii atomi şi electroni, concurând pentru aceasta o parte din energia lor cinetică. Atomii şi electronii smulşi posedă o energie cinetică proprie, conferită tot de electronii incidenţi, ca fiind o parte din energia cinetică al acestor ioni. Un bilanţ energetic la nivelul suprafeţei încărcăturii este:

$$E_{iou} = E_{înc} + E_{enp} + E_{şoc} \qquad (6.16)$$

E_{iou} = energia cinetică a ionilor incidenţi;

$E_{înc}$ = partea din energia ionilor ce se transformă în căldură

E_{enp} = partea din energia cinetică a ionilor care se consumă pentru smulgerea din reţeaua cristalină a şarjei a unor atomi şi electroni;

$E_{şoc}$ = partea din energia cinetică a ionilor care se găsesc sub formă de energie cinetică a atomilor şi electronilor smulşi de pe suprafaţa încărcăturii.

La nitrurarea ionică, spaţiul dintre electrozi este plin cu ioni pozitivi de azot. Bombardarea încărcăturii cu ioni pozitivi de azot produce trei fenomene principale:

a) Pătrunderea ionilor de azot în reţeaua cristalină a oţelului şi în reacţia lor cu ionii acestor reţele;

b) Smulgerea din rețeaua cristalină a ionilor de fier care reacționează cu ionii de azot, formând nitruri ce se vor depune suprafața pieselor;

c) Descompunerea nitrurilor de fier în nitruri cu conținut scăzut de azot de tipul Fe_2N, Fe_3N, Fe_4N, descompunere însoțită de eliberare de azot. Azotul liber astfel format difuzează parțial în încărcătură şi parțial înapoi în plasma, putând să reînceapă ciclul azotului descris până acum.

CAPITOLUL 7
ÎNCĂLZIREA MATERIALELOR CU FASCICUL DE ELECTRONI

7.1. Introducere

Încălzirea materialelor metalice prin bombardament de electroni, constă în transformarea energiei cinetice a fluxului de electroni, energia cinetică realizată prin accelerarea fluxului într-un câmp electric, în energie calorică în condițiile interacțiunile cu suprafața obiectului ce urmează a fi încălzită.

Fascicul de electroni este obținut într-o instalație care poartă numele de *tun electronic.* Fascicul de electroni este o sursă termică foarte concentrată pe o suprafață într-un volum mic de material din stratul superficial a unui material metalic şi poate să asigure o încălzire ultrarapidă.

7.2. Avantaje şi dezavantajele încălzirii cu fascicul de electroni

Încălzirea cu flux de electroni are următoarele *avantaje*, comparativ cu alte metode de încălzire:

- presiunea scăzută în zona de lucru(~10^{-6} mm Hg);
- reglarea uşoară a puterii şi densității fluxului caloric (în domeniul 10^2-10^9 W/cm^2);
- posibilitatea de a menține materialul metalic încălzit timp nelimitat, fără a se oxida;
- posibilitatea de a încălzi metalul după necesități;

Aceste avantaje ale procedeului de încălzire cu flux de electroni, l-au făcut util în foarte multe domenii ale procesării termice a materialelor metalice şi anume:

- cuptoare de topire şi turnare pentru obținerea de lingouri din materiale greu fuzibile, sau pentru oțeluri şi aliaje speciale;
- cuptoare pentru tratamentul termic superficial al pieselor metalice;

- instalații pentru prelucrarea termică a benzilor şi aplicarea peliculelor superficiale;
- instalații pentru tragerea monocristalelor;
- instalații pentru obținerea țevilor de diametru mare din aliaje greu fuzibile;
- instalații pentru obținerea de granule din materialele greu fuzibile;
- instalații pentru sudare, tăiere, metalizare.

Funcționând în condiții de vid şi la temperaturi mari, instalațiile cu fasciculul de electroni utilizate la topire conduc la obținerea unor metale şi aliaje cu un conținut extrem de mic de gaze dizolvate. De asemenea, temperatura mare şi vidul ridicat contribuie la curățarea metalelor prin disocierea termică a oxizilor şi a altor combinații chimice dăunătoare calității.

Dezavantaje principale la încălzirea cu flux de electroni sunt:

- costul ridicat al materialului produs în comparație cu alte metode de încălzire (arc voltaic, inducție etc.);
- pierderile mari de metal prin evaporare;

7.3. Tunuri electronice

Tunurile electronice ale instalațiilor de încălzire cu fasciculul de electroni realizează transformarea energiei electrice în energie cinetică a electronilor ce formează fasciculul, pînă la suprafața supusă încălzirii şi distribuie fasciculul pe suprafață după o lege dată.

Un tun electronic este format dintr-un sistem optico-electronic consistuit din; cotod, electrod de focalizare, anod iar sistemul de direcționare şi focalizare este format din lentile magnetice şi bobine deflectoare.

Toate sistemele menționate se ală într-o incintă vidată, deoarece la trecerea printr-un mediu gazos oarecare, fasciculul de electroni este diminuat.

În cazul încălzirii sau, chiar topirii parțiale a pieselor metalice, se utilizează tunul electronic prezentat în Figura 7.1. Sistemul de producere a fasciculului de electroni este un sistem optico-electronic, format din catodul termoemisiv 1, electrodul focalizator 2 şi anodul de accelerare 3. Sistemul de direcționalizare şi focalizare este format din

lentilele magnetice 4 şi bobina deflectoare 5, care proiectează şi deplasează fasciculul de electroni pe suprafaţa piesei 6, legată la nul.

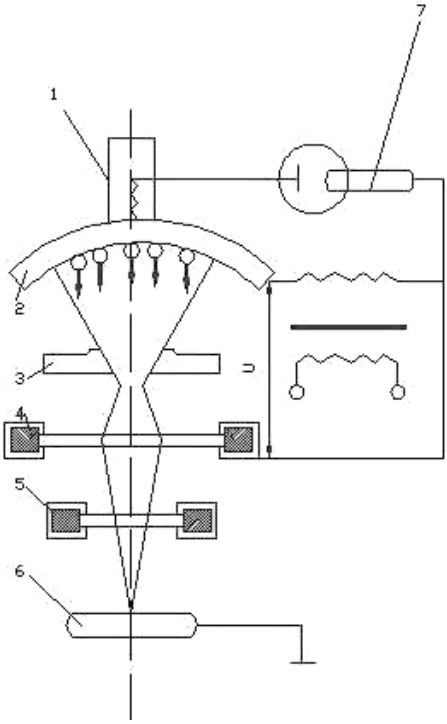


Figura 7.1. Schema unui tun electronic axial /9/: 1 - catod termoemisiv; 2 - electrodul focalizator; 3 - anodul de accelerare; 4 - lentile magnetice; 5 - bobină deflectoare; 6 - piesă pentru încălzit; 7 - circuitul sursei de tensiune.

Catodul termoemisiv este constituit dintr-un material cu temperatură de topire ridicată(W thotiat, Ta) şi este indus în circuitul sursei de înaltă tensiune 7, care îl aduce la temperatură de lucru foarte ridicată şi îl obligă să emită electronii, care sunt acceleraţi în câmpul electric creeat între catod şi anod. Electronii emişi au energii foarte ridicate şi ies din câmpul electric cu o viteză, v direct proporţională cu tensiunea de accelerare U

$$v = \sqrt{\frac{2eU}{m}} \approx 5{,}93 \cdot 10^5 \sqrt{U}\ , \quad [\text{m/s}]. \qquad (7.1)$$

Electronii care lovesc suprefaţa piesi pătrund în această suprafaţă pe o adâncime δ care creşte proporţional cu v^2, respectiv U^2 şi scade proporţional cu densitatea metalului ρ;

$$\delta = 2{,}34 \cdot 10^{-12} \left(\frac{U^2}{\rho} \right), \quad [\text{cm}] \qquad (7.2)$$

unde : U este tensiunea de accelerare, în V; ρ – densitatea materialului supus încălzirii, în g/cm^3.

Utilizând relația (7.2), adâncimea de pătrundere a electronilor în oțeluri şi aliaje pe bază de cupru nu depăşeşte 1…3 μm dacă tensiunea de accelerare este mai mică de 20 kV. În acest caz, bombardamentul cu electroni reprezintă o sursă termică superficială care încălzeşte prin conducție straturile inferioare ale piesei.

Pierderile de energie în adâncimea piesei se calculează cu relația:

$$\varphi(x) = \left|\frac{dE}{dx}\right|_x / \left|\frac{dE}{dx}\right|_0 \tag{7.3}$$

în care: $(dE/dx)_0$ este pierderea de energie a electronilor la suprafața metalului; $x=z/r_0$, unde z este adâncimea şi r_0 – drumul liber al electronului.

Distribuția fluxului termic volumic q în adâncime are un aspect asemănător cu distribuția funcției $\varphi(x)$, dar rolul important îl are diametrul efectiv D al fasciculului incident, cu distribuție normală în plan. Diametrul efectiv este $D=2a_1$, unde a_1 este distanța de la axa spotului până la punctul în care intensitatea fasciculului scade la jumătate din valoarea maximă, iar intensitatea $I_{(r)}$ într-un punct de rază r este:

$$I_{(r)} = \frac{I}{1,44a_1^2} \cdot \exp\frac{-r^2}{1,44a_1^2} \tag{7.4}$$

7.4. Scheme de principiu pentru topirea cu fascicul de electroni

Referindu-ne la principiul funcționării cuptoarelor cu bombardament electronic se poate afirma că toate tipurile existente se pot reduce la schema din fig.a, unde topirea se produce după modelul „picătură cu picătură”. Energia concentrată la acest proces este de aproximativ 2000 kwh/t.

O variantă de cuptor cu flux de electroni este cea având o baie intermediară (b). După topirea picătură cu picătură a metalului într-o

baie intermediară metalul este turnat în cristalizator. Procedeul este avantajos deoarece extinderea suprafeței de reacție a băii metalice, prin baia intermediară, conduce la o mai bună rafinare a metalului. În plus se pot face alieri succesive în ambele băi.

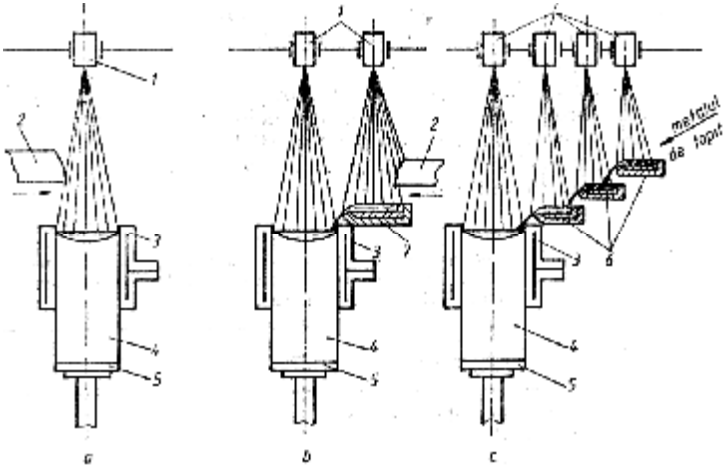


Figura 7.2. Scheme de principiu ale cuptoarelor de topire cu fascicul de electroni/21/: a – retopirea picătură cu picătură; b – retopirea cu o vatră intermediară; c – cuptorul cu vatră rece; 1 – tun electronic; 2 – metalul supus topirii; 3 – cristalizator răcit cu apă; 4 – lingoul obținut; 5 – placă de turnare; 6 – vetre răcite cu apă; 7 – vatră intermediară.

A treia variantă este cea cu vatră rece. La acest cuptor, metalul lichid este trecut succesiv printr-un sistem de vetre intermediare, căptuşite fie cu cărămidă refractară, fie cu un strat solidificat de metal. Metalul lichid deversează dintr-o vatră în alta, fiind mereu încălzit cu tunuri electronice cu rază exploratoare. Metoda deschide largi posibilități de creştere a producției instalației pe seama creşterii suprafeței metalului lichid care se găseşte în vid.

Garnisajul, atunci când este utilizat are menirea de a evita impurificarea metalului topit cu elemente din căptuşeala refractară.

Avantajul acesta este însoțit de un dezavantaj energetic, deoarece menținerea garnisajului în stare solidă pe pereții vetrei, presupune o răcire puternică a acestuia, deci pierderi însemnate de energie.

CAPITOLUL 8

ATMOSFERE CONTROLATE

8.1. Clasificarea atmosferelor controlate

Atmosferele controlate se pot clasifica după:
a) materia primă utilizată şi modul de preparare a ei;
b) scopul şi domeniul de utilizare.

a) după modul de preparare a atmosferei controlate:
- atmosfere obţinute din combustibili solizi prin gazeificare;
- atmosfere obţinute din hidrocarburi gazoase sau lichide.
- atmosfere exoterme;
- atmosfere exoterme purificate;
- atmosfere endoterme;
- atmosfere obţinute prin disociere cu aburi.
- atmosfere din amoniac sau alcool metilic
- atmosfere obţinute prin disocierea amoniacului;
- atmosfere obţinute prin disocierea amoniacului şi purificate;
- atmosfere obţinute prin disocierea exotermă a amoniacului;
- atmosfere obţinute prin picurare;
- atmosfere obţinute prin picurare purificate.

b) după domeniul şi scopul utilizării se cunosc:
- atmosfere de protecţie (pentru operaţiile de recoacere, călire, revenire, sinterizare)
- atmosfere reactive (pentru tratamente termochimice).

8.2. Atmosfere controlate produse prin gazeificarea combustibililor solizi

8.2.1. Caracteristicile materiilor prime folosite

Aceste atmosfere sunt, după componentele de bază, încadrate în grupa CO-CO_2-N_2.

Dintre combustibilii solizi folosiţi ca materie primă, cărbunele de lemn îndeplineşte în cea mai mare măsură condiţiile de ordin tehnic

şi economic: are o foarte mare reactivitate; este lipsit de sulf, făcând inutile operaţii şi instalaţii pentru purificarea componentelor care conţin sulf a căror prezenţă în atmosfera controlată nu este admisă; permite să se obţină atmosfere cu conţinut de CO şi H_2 mai ridicat decât în cazul utilizării altor combustibili solizi, ca de exemplu antracitul sau cocsul.

8.2.2. Reacţiile chimice de bază

Metoda de producere a atmosferelor CO-CO_2-N_2 prin gazificarea combustibililor solizi constă în trecerea unui curent de aer, de vapori de apă sau alte gaze peste un strat de cărbune de lemn, încălzit la temperaturi înalte aşezat într-o retortă metalică încălzită din exterior. Interacţiunile care au loc la trecerea aerului peste cărbunele incandescent sunt următoarele:

$$C + O_2 = 2CO\,, \tag{8.1}$$

$$C + O_2 = CO_2\,, \tag{8.2}$$

$$2CO + O_2 = 2CO_2 \tag{8.3}$$

Dintre cele trei reacţii, primele două sunt practic ireversibile iar a treia este reversibilă. În afară de acestea mai are loc reacţia:

$$2CO = CO_2 + C\,,$$

a cărei curbă de echilibru este dată în Figura 8.1.

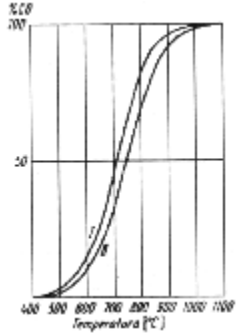


Figura 8.1. Curbele de disociere a CO_2: 1 – la p=1 at; 2 – la p= 0,5 at.

Reacţia de formare a metanului prin acţiunea hidrogenului asupra carbonului:

$$C + 2H_2 = CH_4 \tag{8.4}$$

este puțin importantă deoarece la temperaturile înalte la care funcționează generatorul de atmosferă controlată metanul este practic complet disociat (de exemplu la 1000ºC în proporție de 99,5%).

8.2.3. Compoziția chimică a atmosferei controlate

La determinarea compoziției chimice finale a amestecului gazos rezultat importanță esențială are reacția:

$$2CO = CO_2 + C \qquad (8.5)$$

din a cărei curbă de variație cu temperatura a constantei de echilibru (Figura 8.2) rezultă că la temperaturi peste 1000ºC conținutul de CO_2 scade până la mai puțin de 0,9%.

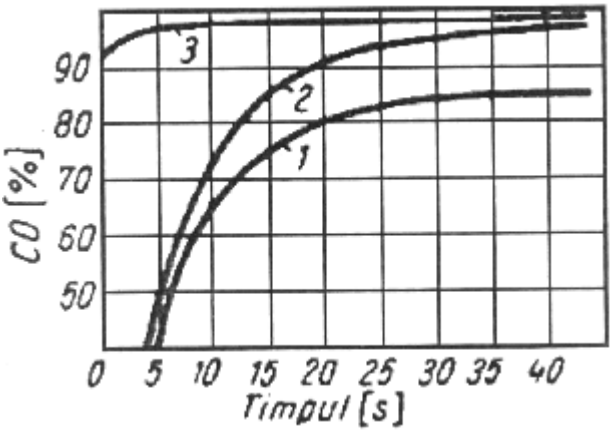


Figura 8.2. Reactivitatea la 1 100 ^{0}Ca antracitului(curba 1), cocsului(2) și cărbunelui de lemn(3)./18/

Pentru conducerea procesului este important ca timpul de disociere a CO_2 cu carbon să fie cât mai scurt, adică echilibrul să fie atins într-un timp cât mai scurt. Acest timp caracterizează tocmai reactivitatea combustibilului solid respectiv și după cum rezultă din Figura 8.2 cărbunele de lemn are la 1000ºC o reactivitate mult mai mare (un timp de atingere a echilibrului mult mai mic) decât cocsul și antracitul.

La trecerea unui curent de vapori de apă peste cărbunele incandescent la temperaturi mai joase se desfășoară reacția:

$$C + H_2O = CO + H_2 \qquad (8.6)$$

a cărei curbă de echilibru este dată de Figura 8.3, iar la temperaturi mai înalte reacția:

$$C + 2H_2O = CO + H_2O \qquad (8.7)$$

În afară de acestea, între componentele gazoase CO, H_2O, CO_2 şi H_2 are loc reacţia gazului de apă:

$$CO + H_2O = CO_2 + H_2 \qquad (8.8)$$

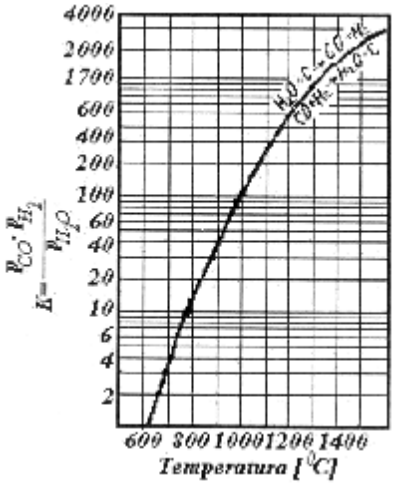


Figura 8.3. Curba de echilibru a reacţiei $C+H_2O=CO+H_2$

La temperaturi mai înalte de 900ºC vaporii de apă sunt complet disociaţi cu formare de H_2 şi CO, iar CO_2 format la temperaturi mai joase este redus la CO la temperaturi mai înalte.

În condiţiile existente în generator caracterizate prin prezenţa atât a aerului cât şi a vaporilor de apă în diferite proporţii şi a cărbunelui de lemn cu diferite granulaţii şi cu reactivităţi diferite, se creează două zone distincte ca proces: o zonă de oxidare şi o zonă de reducere.

Zona de oxidare este zona în care din reacţia exotermă a carbonului cu oxigenul din aer se formează bioxid de carbon şi totodată se încălzeşte stratul de cărbune devenind incandescent.

Zona de reducere unde bioxidul de carbon împreună cu vaporii de apă din amestecul iniţial cu aerul sau din deshidratarea şi arderea cărbunilor trec în partea superioară a stratului de cărbune încălzit de asemenea de gazele arse sau din exterior. În acest strat se face o reducere a bioxidului de carbon şi a vaporilor de apă de către carbonul din cărbune. Gradul de reducere a acestor componente depinde de temperatura zonei de reducere, de debitul de aer, de proporţia de

umiditate din aer. Gradul de reducere este cu atât mai mare cu cât generatorul funcționează cu o încărcătură mai apropiată de cea maximă pentru care a fost proiectat.

Dacă atmosfera ar rezulta din desfăşurarea completă a reacției de gazeificare a carbonului de către oxigenul din aer:

$$2C + O_2 + 3{,}8N = CO + H_2 \qquad (8.9)$$

ar conține 34% CO şi 16% N_2. Practic însă din cauza desfăşurării incomplete a acestei reacții şi desfăşurării celorlalte, conținutul de oxid de carbon nu depăşeşte 30% situându-se între 25 şi 30%, fiind prezente şi alte componente (până la 2% CO_2, până la 10% H_2, până la 2% CH_4.

Conținutul de hidrogen este influențat şi de calitățile cărbunelui de lemn folosit ca materie primă şi în primul rând de umiditate, care dacă atinge 10% determină o creştere a acestuia cu 2…3%.

În general, consumul de aer pe un metru cub de gaz rezultat este de 0,7…0,8 m^3; dintr-un kilogram de cărbune rezultă 3,5…4 m^3 de gaz.

8.2.4. Tipuri de generatoare

Din punct de vedere constructiv şi funcțional generatoarele pentru prepararea atmosferelor controlate prin gazeificarea combustibililor solizi diferă prin temperatura realizată în zona de reducere.

Generatoarele obişnuite (Figura 8.4) sunt formate dintr-o cameră de combustie căptuşită cu material refractar în care cărbunele de lemn încărcat într-un clopot 4 prin capacul 5 formează o coloană prin care trece aerul de combustie de la compresorul prin debitmetrul 2. Gazul uscat rezultat trece prin filtrul uscat 9 unde se curăță de particule solide de cărbune de lemn, de cenuşă şi de aici la o conductă de alimentare a cuptorului în care este utilizat, prevăzută cu o ramificație pentru arderea în spațiul atelierului a excedentului de atmosferă rezultată. Cenuşa rezultată trece prin grătarul 7 şi se colectează în partea inferioară de unde este evacuată prin uşa 8. Generatorul este prevăzut cu flacără de veghe în care arde gaz de generator cu conținut relativ ridicat de vapori de apă rezultați prin

uscarea şi deshidratarea cărbunelui din stratul superior. După culoarea flăcării de veghe se poate aprecia mersul cuptorului.

Compoziția chimică a gazului rezultat din generator este următoarea: 28…30% CO; 1…3% CO_2; 3…8% H_2; 0,5…,0% CH_4; 0,25% H_2O; restul % N_2.

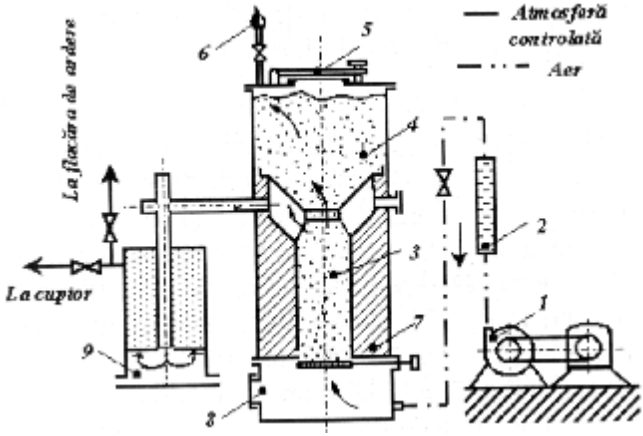


Figura 8.4. Schema tehnologică a instalației pentru producerea atmosferei controlate de tip CO- CO_2-N_2 cu generator obişnuit: 1 – compresor; 2 – debitmetru; 3 – coloană de cărbune; 4 – clopot; 5 – capac; 6 – flacără de veche; 7 – grătar; 8 – uşă evacuare cenuşă; 9 – filtru uscat.

Menținerea în limite cât mai strânse a compoziției chimice a gazului este legată de condițiile de exploatare a generatorului în felul următor: mărind temperatura zonei de combustie de la 1400ºC la 1500ºC prin mărirea debitului de aer şi a cantității de cărbune se măreşte şi temperatura zonei superioare de reducere şi ca urmare scade conținutul de CO_2 şi H_2O crescând cel de CO şi H_2; totodată însă aceasta înseamnă o creştere a productivității generatorului, adică a debitului de gaz furnizat.

Aşadar, o funcționare constantă a generatorului este condiționată de o constanță a debitului necesar de gaz. De aceea, generatoarele de acest tip deservesc un număr mic (1…2) de cuptoare de tratament termic putând astfel să funcționeze la productivitate maximă şi constantă, calitatea gazului fiind mai bună ca urmare a scăderii proporției de CO_2 şi de H_2O şi creşterii proporției de CO şi H_2.

Generatoarele cu retortă încălzită din exterior (Figura 8.5.) au o zonă de reducere distinctă în care cărbunele de lemn este aşezat în retorta 5 încălzită din exterior cu rezistenţele 6 regimul termic fiind controlat de termocuplul 7 conectat prin legăturile 8 la un regulator electric automat. Zona inferioară de combustie este prevăzută cu o carcasă 9 pentru răcire cu apă în scopul micşorării temperaturii şi a evitării în acest fel a arderii pereţilor.

Cărbunele se încarcă prin trapa 14 în recipientul 13, iar cenuşa este evacuată prin manevrarea grătarului 10 în cenuşarul de la partea inferioară a coloanei, de unde este evacuată prin acţionarea capacului 12, robinetul 11 fiind în poziţia închis în timpul evacuării. La partea superioară a generatorului arde continuu o flacără de veghe 15 indicând continuitatea desfăşurării procesului şi permiţând ca prin culoarea ei să se aprecieze mersul instalaţiei.

Aerul este aspirat prin filtrul 1 de pompa 2 şi prin supapa de siguranţă 3 şi debitmetru 4 trecut la partea inferioară a zonei de combustie.

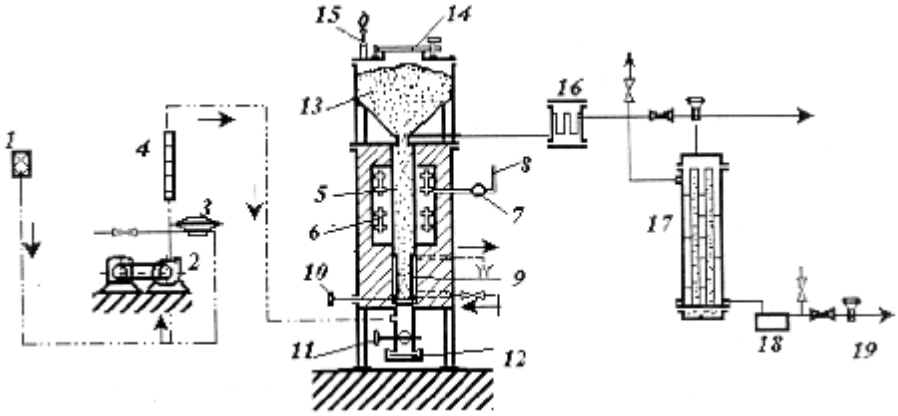


Figura 8.5. Schema tehnologică a instalaţiei pentru producerea atmosferei controlate de tip CO-CO_2-N_2 cu generator cu retortă încălzită: 1 – filtru; 2 – pompă; 3 – supapă de siguranţă; 4 – debitmetru; 5 – retortă; 6 – rezistenţe; 7 – termocuplu; 8 – legături electrice; 9 – carcasă răcire; 10 – grătar evacuare cenuşă; 11 – robinet; 12 – capac; 13 – recipient cărbune; 14 – trapă de încărcare; 15 – flacără de veche; 16 – filtru; 17 – răcitor; 18 – separator de apă; 19 – debitmetru.

Gazul rezultat din procesul din generator trece în filtrul uscat 16 în care sunt reţinute particulele solide de cărbune şi cenuşă

antrenate. De aici el poate fi trecut cald la cuptor prin debitmetrul 19 printr-o conductă prevăzută cu derivaţie pentru arderea excesului. De asemenea el poate fi trecut prin răcitorul 17 şi separatorul de apă 18 şi de aici, răcit, la cuptor.

Dintre măsurile privind funcţionarea generatorului cele mai importante sunt:

- preuscarea cărbunelui pentru a diminua conţinutul de vapori de apă al gazului rezultat din generator;

- reglarea şi menţinerea la valoare constantă a temperaturii zonei de reducere pentru a menţine constant conţinutul de CO şi H_2 din gazul rezultat. Pentru ca acest conţinut să fie cât mai mare şi cel de CO_2 şi H_2O în mod corespunzător mai mic temperatura zonei de reducere se menţine la 1000…1050ºC;

- prin adăugarea de vapori de apă aerului de combustie, creşte conţinutul de CO şi H_2 din gazul rezultat dar se măreşte şi consumul suplimentar de energie de la 30…35 kcal/m^3 la 40…45 kcal/m^3;

- prin umezirea prealabilă a cărbunilor şi menţinerea temperaturii zonei de reducere la 1000ºC se obţine un gaz cu 50% CO şi 50% H_2 (gaz de apă). Prin modificarea umidităţii cărbunilor şi menţinerea constantă a temperaturii retortei zonei de reducere se obţine gaz de generator cu conţinutul de CO variabil între 30% şi 50% iar cel de H_2 între 20% şi 50%.

Compoziţia chimică a gazului obţinut în condiţii normale de funcţionare este următoarea: 0,2…0,7% CO_2; 33…34% CO; 3…8% H_2; 0,5…1,0% CH_4; 0,06% H_2O (punctul de rouă –25ºC) restul N_2.

Prin umezirea cărbunilor, interacţiunea dintre vaporii de apă şi oxidul de carbon $H_2O + CO = H_2 + CO_2$ conduce la creşterea conţinutului de hidrogen până la 11…12% dar şi a conţinutului de CO_2 până la 2%.

8.2.5. Domenii de utilizare

Principalele condiţii specifice care determină şi domeniul de utilizare a atmosferelor controlate preparate prin gazeificarea combustibililor solizi sunt:

- folosirea mangalului care este, faţă de alte materii prime, mai scump şi în orice caz deficitar sau neindicat;

- necesitatea păstrării unei cantităţi relativ mari de combustibil solid în cazul în care ar fi necesară o funcţionare continuă;

- dificultăţile de ordin tehnic şi economic legate de punerea şi menţinerea în stare de funcţionare a unor generatoare cu capacităţi mai mari de 30…50 m^3/h;

- compoziţia chimică conţinând o singură componentă activă *CO* care asigură practic numai protecţia împotriva decarburării aliajelor feroase cu conţinut ridicat de carbon.

Aceste trăsături specifice, precum şi faptul că pentru multe alte materiale şi produse metalice supuse unor variate tratamente termice s-au dezvoltat alte procedee tehnologice de preparare a unor atmosfere controlate corespunzătoare din punct de vedere tehnic şi economic, explică faptul că domeniul de utilizare al atmosferelor produse prin gazificarea combustibililor solizi s-a restrâns continuu, fiind limitat în prezent la tratamentele termice de maleabilizare a fontelor şi de recoacere, normalizare şi călire a unor scule.

8.3. Atmosfere exoterme

8.3.1. Caracteristici fizice şi chimice ale materiilor prime

Atmosferele exoterme se obţin prin arderea incompletă cu degajare de căldură a gazelor combustibile naturale sau rezultate din procese industriale şi a hidrocarburilor combustibile saturate sau nesaturate(Tabelul 8.1).

Dintre hidrocarburile combustibile saturate mai frecvent sunt folosite propanul şi butanul iar dintre cele nesaturate acetilena şi propilena.

În ţara noastră, materia primă de bază pentru obţinerea atmosferelor controlate o constituie gazul natural cu concentraţie în hidrocarburi saturate variabilă.

Tabelul 8.1. Concentraţiile procentuale ale componentelor combustibile şi necombustibile din materiile prime utilizate

Componenta	Gaz de cocserie	Gaz de furnal	Gaz de apă (antracit)	Gaz natural (Podeni)	Propan	Butan
CH_4	12,80	0,3	0,5	97,50	-	-
C_2H_6	0,70	-	-	1,80	-	-
C_3H_8	-	-	-	0,70	100,0	-
C_4H_{10}	-	-	-	-	-	100,0
C_6H_{14}	1,70	-	-	-	-	-
C_2H_4	0,40	-	-	-	-	-
C_3H_6	0,40	-	-	-	-	-
H_2	54,30	2,7	48,0	-	-	-
CO	17,20	28,0	38,5	-	-	-
CO_2	7,60	10,5	6,0	-	-	-
O_2	0,20	-	0,20	-	-	-
N_2	4,70	58,5	6,3	-	-	-

În Tabelul 8.2 sunt date valorile caracteristicilor de combustie ale gazelor utilizate la producerea atmosferelor controlate de tip exoterm.

Tabelul 8.2. Caracteristicile de combustie ale gazelor utilizate pentru producerea atmosferelor controlate

Caracteristici	Gaz de cocserie	Gaz natural (de Podeni)	Propan	Butan
Puterea calorică superioară, kcal/m^{3}N	4400	9680	24350	32060
Densitate relativă	0,507	0,567	1,562	2,091
Aer teoretic, V_a m^3/m^3	3,98	9,76	23,81	30,95
Volumul gazelor arse umede, m^3/m^3	4,67	10,77	25,81	33,45
Volumul gazelor arse uscate, m^3/m^3	3,71	8,76	21,81	28,45
Total vapori de apă, V_{H2O}, m^3/m^3	1,04	2,02	4	5

8.3.2. Schemele procedeelor de producere a atmosferelor controlate exoterme

Prin reacţia de ardere incompletă cu degajare de căldură a

hidrocarburilor rezultă componentele CO_2 ,H_2O, H_2 şi CO la care se adaugă N_2 din aerul de combustie.

Diferitele procedee de obţinere a atmosferelor controlate exoterme au la bază:

- modificarea proporţiilor componentelor din produsele de ardere prin modificarea rapoartelor aer:gaz, adică a valorii coeficientului de excedent de aer α. Obişnuit se disting atmosferele exoterme bogate corespunzând unei valori $\alpha \approx 0,6$ şi atmosfere exoterme sărace corespunzând unor valori $\alpha \approx 0,9$;
- eliminarea vaporilor de apă din produsele de ardere;
- eliminarea bioxidului de carbon din produsele de ardere;
- conversia oxidului de carbon cu vapori de apă potrivit reacţiei $CO + H_2O = CO_2 + H_2$ şi eliminarea în continuare atât a bioxidului de carbon cât şi a excesului de vapori de apă.

8.3.3. Reacţii chimice de bază la interacţiunea cu aerul a combustibililor gazoşi

Prin arderea completă a unei hidrocarburi saturate se obţine bioxidul de carbon şi apă potrivit reacţiei

$$\begin{aligned} &C_nH_{2n+2} + (2n+1)O_2 + 3,76(2n+1)N_2 = \\ &= nCO_2 + (n+1)H_2O + 3,76(2n+1)N_2 \end{aligned} \qquad (8.10)$$

Pentru arderea unui metru cub normal de hidrocarbură sunt necesari $4,76(2n+1)m^3_n$ are rezultând $n[m^3_n]CO_2$, $(n+1)m^3_n$ H_2O şi $3,76$ m^3_n N_2.

Raportul dintre volumul de aer necesar arderii complete *a volumului V de hidrocarbură şi volumul V est*e coeficientul de exces de aer, α. Valoarea coeficientului α este egală cu unitatea în cazul reacţiei fără excedent de aer faţă de cantitatea necesară stoechiometric arderii complete; în cazul arderii incomplete coeficientul α are valori subunitare iar în cazul arderii cu aer în exces faţă de cantitatea stoechiometric necesară este supraunitar.

La producerea atmosferelor exoterme arderea hidrocarburilor este exotermă deci cu degajare de căldură dar nu şi completă, coeficientul de excedent de aer fiind subunitar. Adică pe lângă arderea completă se produce şi arderea incompletă potrivit reacţiei:

$$C_nH_{2n+2} = \frac{n}{2}(O_2 + 3{,}76N_2) = nCO_2 + (n+1)H_2 + 1{,}88N_2 \qquad (8.11)$$

rezultând componentele *CO* şi H_2.

În reacţia (8.11) pentru un mol de hidrocarbură sunt necesari 2,38 n moli de aer. Aşadar, prin arderea exotermă incompletă rezultă un amestec gazos alcătuit din componentele: H_2O, CO_2, H_2, *CO*, N_2.

Temperatura la care este evacuată din generator atmosfera controlată depinde de valoarea coeficientului de exces de aer α, care determină cantitatea de căldură degajată şi de caracteristicile constructive şi funcţionale ale generatorului şi în special de eficienţa răcirii camerei de combustie. De obicei, în practica tratamentelor termice atmosferele controlate nu se introduc în spaţiul de lucru al cuptorului direct din camera de combustie a generatorului. Motivul îl constituie faptul că, în general, nici reglarea compoziţiei chimice finale a produselor de ardere prin intermediul reglării valorii coeficientului α şi nici reglarea în continuare a proprietăţilor chimice prin reglarea temperaturii la ieşirea din generator nu sunt suficient de precise pentru a asigura o reproductibilitate satisfăcătoare a rezultatelor obţinute.

Cunoscând valoarea coeficientului de consum de aer (care este subunitară în cazul arderii incomplete şi supraunitară în cazul unui exces de aer peste 9,25 m^3/m^3metan) se poate determina concentraţia (proporţia) componentelor gazoase *CO*,CO_2, H_2, H_2O, N_2 din produsele de ardere (Figura 8.6). Această proporţie este puţin influenţată de temperatură deoarece aceasta influenţează puţin valoarea constantei de echilibru a reacţiei gazului de apă care conţine în expresia ei concentraţiile celor patru componente principale: *CO*, CO_2, H_2, H_2O.

În Figura 8.7 este prezentată diagrama de variaţie a proporţiei produselor de ardere şi azotului în funcţie de valoarea coeficientului de consum de aer la arderea propanului.

Diagrame de tipul celor din Figurile 8.6 şi 8.7 se trasează şi pentru alţi combustibili gazoşi (gaz de cocserie, gaz de iluminat etc.). La trasarea acestor diagrame s-a considerat că reacţiile nu depind de temperatură.

Poziția curbelor pe diagrame trasate pentru diferite temperaturi ale camerei de combustie este diferită datorită dependenței de temperatură a rapoartelor p_{H_2}/p_{H_2O} si p_{CO}/p_{CO_2}.

Creşterea temperaturii favorizează reacțiile:

$$C_nH_m \rightarrow nC + \frac{m}{2}H_2, CO_2 + C \rightarrow CO, H_2O + C \rightarrow CO + H_2 \quad (8.12)$$

şi implicit micşorarea concentrației bioxidului de carbon, vaporilor de apă şi hidrocarburilor şi mărirea în mod corespunzător a concentrației oxidului de carbon şi hidrogenului.

Urmărind influența temperaturii din camera de combustie asupra compoziției chimice a produselor arderii la o anumită valoare a coeficientului de consum de aer se observă (Figura 8.8.a) o creştere foarte accentuată a concentrațiilor H_2 şi CO şi o scădere a concentrațiilor CO_2, C_3H_8 şi în special a H_2O. Din cele prezentate rezultă că pentru micşorarea proporției de componente oxidante CO_2 şi H_2O este necesar să se mențină temperatura camerei de reacție la o temperatură cât mai înaltă (peste 1000ºC).

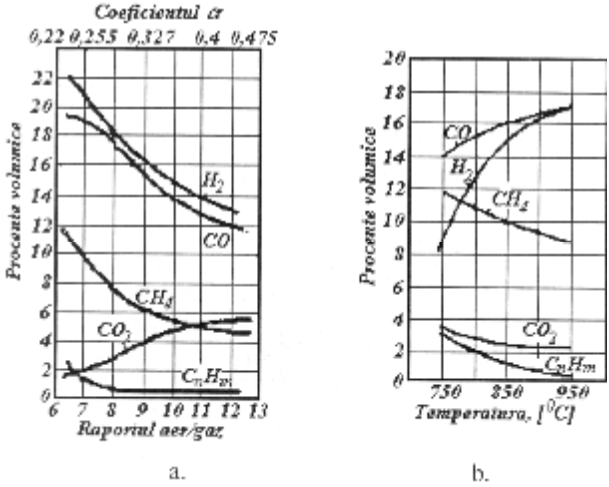


Figura 8.8. Dependența de raportul aer-gaz la o temperatură a camerei de ardere de 900 ^{0}C (a) şi de creşterea temperaturii de reacție (b) a concentrațiilor produselor de ardere a unui amestec de 50% propan şi 50% butan la un raport aer-gaz =8:1 (α = 0,33).

Temperatura din camera de combustie este direct legată cu valoarea coeficientului de consum de aer. La valori ale lui α între 0,5…0,6, corespunzătoare gazului exoterm bogat, pentru a menține în camera de reacție temperaturi peste 1000ºC este necesar să se asigure o bună izolare termică a acestuia; invers, dacă valoarea lui α este în jur de 0,9, corespunzătoare gazului sărac, cantitatea de căldură degajată este prea maree şi pentru a nu se atinge temperaturi la care ar fi periclitată siguranța în exploatare a instalației, se prevede răcirea cu apă, din exterior a camerei de combustie.

8.3.4. Instalații pentru producerea atmosferelor controlate exoterme

8.3.4.1.Instalații pentru producerea atmosferelor controlate exoterme nepurificate, de tip CO-CO_2-H_2-H_2O-N_2

Aceste instalații sunt, din punct de vedere constructiv, cele mai simple. Ele sunt constituite numai din sistemul de dozare şi amestecare şi sistemul de reacție (camera de ardere). În Figura 8.9. este prezentată schema tehnologică a unei astfel de instalații.

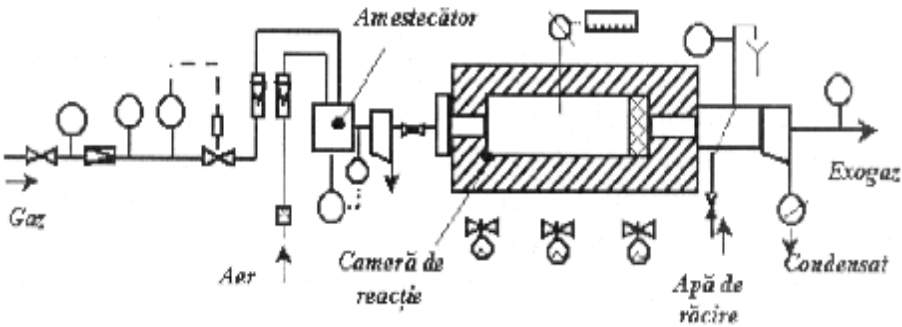


Figura 8.9. Schema tehnologică a unei instalații pentru producerea atmosferei controlate exoterme nepurificate.

8.3.4.2. Instalaţii pentru producerea atmosferelor controlate exoterme purificate de H_2O (uscate), de tip CO-CO_2-H_2-H_2O-N_2

a) Instalaţii pentru producerea atmosferelor exoterme purificate de apă prin răcire directă în scrubere

O primă treaptă de purificare de apă a produselor reacţiei exoterme o reprezintă răcirea acestora în scrubere, imediat după evacuarea din camera de ardere. În Figura 8.10 este prezentată schema tehnologică.

Sistemul de dozare şi amestecare este alcătuit din compresorul 1 sub acţiunea căruia este aspirat gazul natural prin rotametrul 2 şi aerul prin filtru şi rotametrul 3 în dozatorul – amestecător 4. De aici, prin regulatorul de debit 5 amestecul intră în sistemul de reacţie cu arzătorul 6 al camerei de combustie 7 prevăzută cu termometrul 8.

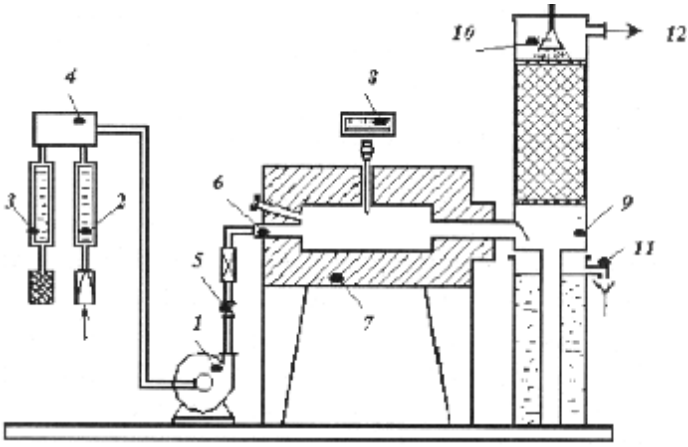


Figura 8.10. Schema tehnologică a unei instalaţii pentru producerea atmosferelor controlate exoterme purificate de H_2O (uscate) prin răcire în apă în contracurent, produsă de firma Aichelin: 1 – compresor; 2 – debitmetru gaz; 3 – debitmetru aer; 4 – dozator amestecător; 5 – regulator debic; 6 – arzător; 7 – cameră combestie; 8 – termometru; 9 – scruber; 10 – duş; 11 – conductă preaplin; 12 – ieşire atmosferă.

După ieşirea din camera de combustie produsele de reacţie intră în sistemul de purificare, traversează de jos în sus scruberul 9 în care apa de răcire formând duşul 10 coboară în contracurent răcind gazul şi antrenând picăturile de apă provenind din condensarea vaporilor ca urmare a scăderii temperaturii. Apa de răcire a duşului

completată cu cantitatea provenită din condensare este evacuată prin preaplinul 11.

Conținutul de vapori de apă din gazele de reacție corespunde unei temperaturi a punctului de rouă cu 5ºC mai înaltă decât temperatura apei de răcire.

b) Instalații pentru producerea atmosferelor controlate exoterme purificate de apă prin răcire indirectă în răcitoare

Schema tehnologică a unei astfel de instalații este prezentată în Figura 8.11.

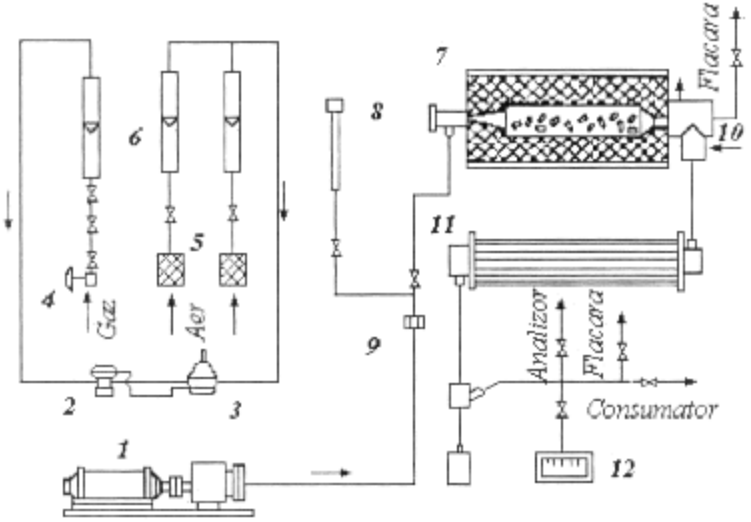


Figura 8.11. Schema tehnologică a unei instalații pentru producerea atmosferelor controlate exoterme purificate de H_2O (uscate) prin răcire indirectă şi răcitoare tubulare; 1 – compresor; 2 – regulator de presiune; 3 – dozator-amestecător; 4 – regulator; 5 – filtre; 6 – debitmetre; 7 – cameră de reacție; 8 – cameră de aprindere; 9 – ajutaj de flacără; 10 – manta de răcire; 11 – separator de picături; 12 – debitmetru.

Sistemul de dozare şi amestecare este similar celui descris anterior; sub acțiunea compresorului 1 prin regulatorul de presiune nulă 2 este aspirat în dozatorul – amestecător 3 gazul combustibil de la conductă prin regulatorul 4 şi rotametrul 6 iar aerul prin filtrele 5 şi rotametrele 6. Amestecul aer – gaz combustibil ajunge în camera de reacție 7. Aceasta este prevăzută cu camera de aprindere 8 şi gâtuitorul de flacără 9 şi cu o manta de răcire 10 la extremitatea de

evacuare a gazelor. După răcirea prealabilă de la 1050…1100ºC până la 650…700º gazele produse din reacție ajung în sistemul de purificare la răcitorul tubular 11 în care se face prin schimb de căldură, răcirea până la 30…35ºC. împreună cu condensatul gazele trec prin separatorul de picături 11 şi de aici prin măsurătorul de consum în conducta de livrare la consumatori.

Conținutul de apă corespunde saturației la 30…35ºC, respectiv acestei valori a temperaturii punctului de rouă.

c) Instalații pentru producerea atmosferelor controlate exoterme purificate prin răcire în refrigeratoare

Prin utilizarea refrigeratoarelor cu freon –12 se poate realiza purificarea de vapori de apă până la o temperatură a punctului de rouă între 2…10ºC. În Figura 8.12 este prezentată schema tehnologică a unei asemenea instalații de tip KSP– T 500 caracterizată prin reglarea automată a temperaturii punctului de rouă al atmosferei controlate.

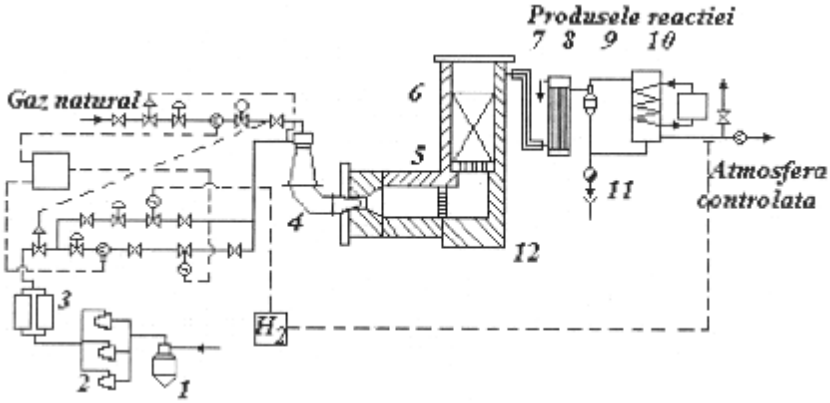


Figura 8.12. Schema tehnologică a unei instalații pentru producerea atmosferelor controlate de tip exoterm purificate de apă prin răcire în refrigeratoare cu capacitate de 500m^3/h (institutul Tentroenergocermet – Rusia)/18/: 1. – separator de picături tip ciclon pe linia aerului comprimat; 2 – separator de ulei; 3 – filtru pentru aerul comprimat; 4 – amestecător de aer şi gaz pentru arzător; 5 – strat de cărămizi cromomagnezitice; 6 – strat de catalizator; 7 – turn de răcire cu apă; 8 – răcitor tubular vertical; 9 – separator de picături; 10 – cameră de răcire cu freon; 11. – separator de condensat; 12 – cameră de reacție.

Prin introducerea în gazul de combustie a unei anumite cantităţi de gaz purificat se reglează proporţia de H_2 în gazul purificat. De asemenea, prin automatizarea sistemului de dozare şi amestecare se asigură un înalt grad de siguranţă a funcţionării în exploatare.

La acest tip de instalaţie purificarea este mai avansată până la o valoare a temperaturii punctului de rouă de –10ºC.

d) Instalaţii pentru producerea atmosferelor controlate exoterme purificate de apă prin adsorbţie cu silicagel

Spre deosebire de instalaţiile anterioare, instalaţiile de faţă aplică purificarea cu silicagel imediat după răcirea gazelor în scrubere (Figura 8.13). Deoarece după purificarea prin silicagel se ajunge la conţinuturi de vapori de apă până la valori ale punctului de rouă de –40…-50ºC pentru a nu mări prea mult volumul coloanei de adsorbant este indicat ca înainte de această fază să se aplice purificarea de apă atât prin răcirea prin schimb de căldură în scrubere cât şi prin comprimare.

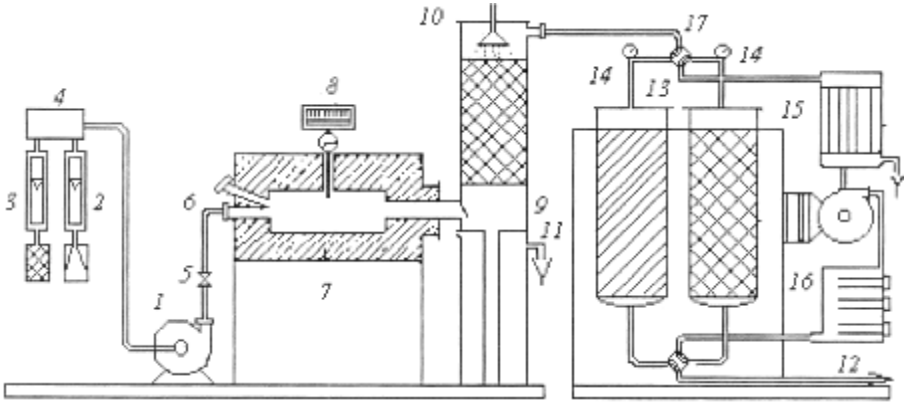


Figura 8.13. Schema unei instalaţii pentru producerea atmosferelor controlate exoterme purificate de apă prin adsorbţie cu silicagel (firma Aichelin)/18/: 1 – compresor; 2 – debitmetru de gaz; 3 debitmetru de aer; 4 –dozator – amestecător; 5 – regulator de debit; 6 – dozator; 7 – cameră dee combustie; 8 – termoregulator; 9 – răcitor cu apă; 10 – apă de răcire; 11 – preaplin; 12 – ieşirea atmosferei controlate; 13 – adsorbere cu silicagel; 14 – regulator; 15 – răcitor; 16 – încălzitor; 17 – robinet cu trei căi.

8.4. Atmosfere endoterme

8.4.1. Reacţii chimice de bază

Atmosferele controlate de tip endoterm sunt produse prin reacţia endotermă dintre gaze combustibile şi aer la o valoare a coeficientului de consum de aer între 0,25…0,28.

Faţă de reacţia de ardere completă

$$CH_4 + 2(O_2 + 3{,}76N_2) = CO_2 + 2H_2O + 7{,}52N_2 \qquad (8.13)$$

reacţia endotermă:

$$CH_4 + \frac{1}{2}(CO_2 + 3{,}76N_2) = CO + 2H_2 + 1{,}88N_2 \qquad (8.14)$$

corespunde unui consum de aer pe metru cub de CH_4 de patru ori mai mic (α=0,25) rezultând alături de azotul din aer şi componentele reducătoare CO şi H_2. La variaţii ale valorii raportului aer/gaz în produsele reacţiei apar CO_2 şi H_2O respectiv CH_4 şi negru de fum. Utilizarea atmosferelor controlate de tip endoterm este condiţionată în foarte mare măsură de constanţa compoziţiei chimice care se reflectă în constanţa potenţialului de carbon. La rândul său o compoziţie chimică constantă depinde de următorii factori:

- menţinerea în timp la o valoare constantă a raportului aer/gaz combustibil;
- constanţa în timp a compoziţiei chimice a gazului combustibil;

desfăşurarea procesului la o temperatură cât mai înaltă (peste 1000ºC) şi constantă în timp;

- prevenirea depunerii negrului de fum care înrăutăţeşte caracteristicile catalizatorilor;
- eliminarea din gazul combustibil folosit ca materie primă a compuşilor de sulf, H_2S şi SO_2 care otrăvesc catalizatorii.

Dintre gazele combustibile folosite ca materie primă pentru producerea atmosferelor controlate, cele care îndeplinesc în cea mai mare măsură condiţia compoziţiei chimice constante sunt gazul natural şi gazul de cocserie. Instalaţiile care utilizează ca materie primă gaz de cocserie sunt prevăzute cu sisteme de purificare de compuşi ai sulfului. Datorită absenţei practic totale a acestor compuşi în gazul natural extras din zăcămintele din ţară, nu este necesar ca

instalațiile care folosesc gaz natural să fie prevăzute cu asemenea sisteme de purificare.

Reacția de producere a atmosferelor controlate de tip endoterm se desfăşoară în două stadii. În primul stadiu se produce reacția de ardere completă a metanului:

$$CH_4 + 2O_2 = CO_2 + 2H_2O \tag{8.15}$$

În al doilea stadiu se produc reacțiile de conversie a metanului de către CO_2 şi H_2O formate în primul stadiu:

$$2CH_4 + 2H_2O = 2CO + 6H_2 \tag{8.16}$$

$$CH_4 + 2CO_2 = 2CO + 2H_2 \tag{8.17}$$

Luând în considerare şi azotul din aer avem:

$$CH_4 + \frac{1}{2}(CO_2 + 3{,}76N_2) = CO + 2H_2 + 1{,}88N_2 \tag{8.18}$$

Reacțiile de conversie a metanului cu CO_2 şi H_2O sunt endoterme, desfăşurarea lor necesitând un aport de căldură. Analiza termodinamică şi studiul cinetic al acestor reacții arată că ele se desfăşoară complet şi cu viteză mare la temperaturi peste 1300ºC. La temperaturi mai joase de 1000ºC ele se desfăşoară cu viteză mică. De aceea, pentru a se asigura o viteză mare şi o desfăşurare cât mai completă a acestor reacții, la temperaturi care să permită o funcționare normală şi în siguranță a instalației, este necesar să se utilizeze catalizatori. Pe de altă parte, pentur a preveni dezactivarea catalizatorilor prin depunerea negrului de fum care are loc la temperaturi mai joase de 850…800ºC, temperatura în camera de reacție endotermă trebuie menținută în intervalul 850…950ºC.

Din cele prezentate rezultă că pentru funcționarea normală a instalațiilor pentru producerea atmosferelor controlate de tip endoterm o importanță deosebită o au catalizatorii şi camera de reacție endotermă (retorta).

8.4.2. Scheme tehnologice ale instalațiilor pentru producerea atmosferelor endoterme clasice

În Figura 8.14 este prezentată schema tehnologică a unei instalații pentru producerea atmosferei controlate de tip endoterm cu o capacitate între 10 şi 80 m^3/h încălzite cu combustibil (Figura 8.14.a) şi electric (Figura 8.14.b) produsă de firma Aichelin.

a)

b)

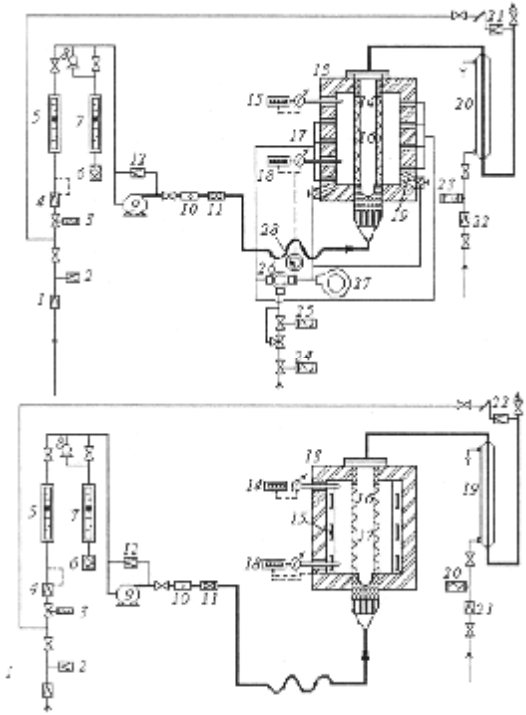


Figura 8.14. Schema tehnologică a instalațiilor pentru producerea atmosferelor controlate de tip endoterm produse de firma Aichelin: a – în retorte încălzite cu combustibil; 1. reglaj inițial de gaz; 2 – releu de siguranță; 3 – ventil magnetic; 4 – reglarea presiunii; 5 – măsurare de debit; 6 – filtru de are; 7 – debitmetru pentru aer; 8 – ventril de reglare a amestecului; 9 – compresor; 10 – separator de ulei; 11 - siguranță contra întoarceri flăcării; 12 – regulator recirculare; 13 – camera de ardere; 14 – catalizator pentru disociere; 15 – regulator de temperatură; 16 – retortă de disociere; 17 – arzător; 18 – regulator de temperatură; 19 – arzător de aprindere; 20 – retortă de disociere; 21 – regulator de debit; 22 - regulator de presiune; 23 – siguranță în caz de lipsă de apă; 24 - siguranță în caz de lipsă de gaz; 25 – ventil de siguranță; 26 – amestecător radial; 27 – suflantă; 28 – motor de antrenare.

b. – încălzite electric 1 – regulatorul presiunii gazului; 2 – supapă de siguranță a gazului; 3 – supapă magnetică; 4 – regulator de presiune; 5 – debitmetru de gaz; 6 – filtru de aer; 7 - debitmetru de aer; 8 – supapă de reglare a proporției comonenților amestecului; 9 – compresor; 10 – separator de ulei; 11 – gâtuitor de flacără; 12 – regulator de încălzire; 13 – cameră de combustie; 14 – regulator de temperatură; 15 – rezistori de încălzire; 16 – catalizator; 17 – retortă; 18 – regulator de temperatură; 19 – răcitor; 20 – regulatorul excesului de debit; 21 – regulator de presiune; 22 – supapă de siguranță pentru apă.

Se remarcă absența sistemului de purificare a materiei prime de compuşi ai sulfului precum şi distribuția arzătoarelor care alimentează cuptorul pentru încălzirea retortei de reacție prin care se asigură o repartizare corespunzătoare a temperaturii pe înălțimea acestuia. De la regulatorul de debit 2 montat pe o derivație a conductei pentru livrarea atmosferei endoterme se acționează asupra debitului de materie primă iar prin intermediul supapei de reglare a amestecului se reglează debitul de aer corespunzător noului debit de atmosferă controlată, menținându-se raportul gaz – aer la valoarea prestabilită.

În Figura 8.15 este prezentată schema tehnologică a unei instalații pentru producerea atmosferei controlate endoterme din gaz natural, realizate în România.

Sistemul de dozare şi amestecare este constituit pe rețeaua gazului din filtrul ceramic 1, robinetul de închidere 2, ventilul electromagnetic 3, reductorul regulator de presiune 4, presostatul 5, robinetul de reglare 6 şi rotametrul 7; pe rețeaua aerului sistemul are un filtru de aer 10, robinetul de reglaj 9 şi rotametrul 8.

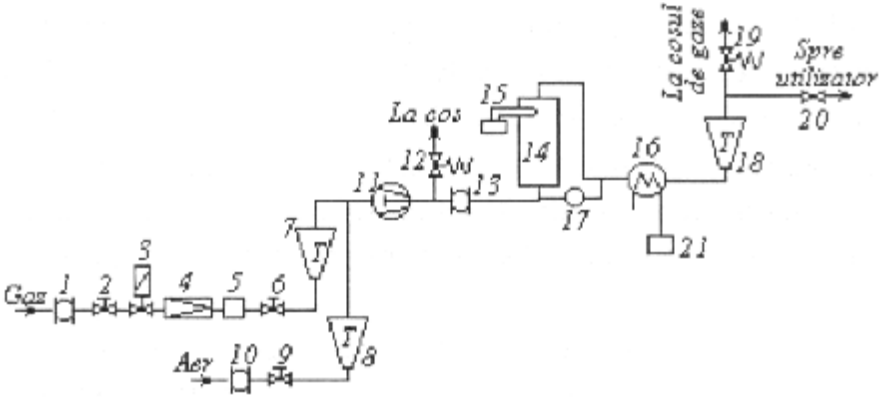


Figura 8.15. Schema tehnologică a unei instalații pentru producerea atmosferelor controlate de tip endoterm proiectate în România: 1 – filtru; 2 – robinet; 3 – ventil electromagnetic; 4 – reductor presiune; 5 – preostat; 6 – robinet reglaj; 7, 8 – debitmetru; 9 – robinet reglaj; 10 – filtru aer; 11 – compresor; 12 – supapă; 13 – filtru de cărbune; 14 – cameră reacție; 15 – termocuplu; 16 – răcitor; 17 – manometru diferențial; 18 – debitmetru; 19 – robinet exces gaz; 20 – robinet consumator; 21 – preostat.

Compresorul 11 aspiră aerul şi gazul combustibil şi le trimite către camera de reacţie prin supapa de siguranţă 12 şi filtrul de cărbune activ 13. Sistemul de reacţie este constituit din camera de reacţie 14 prevăzută cu termocuplul de reglaj 15.

Produsele reacţiei sunt trimise prin răcitorul 16 şi rotametrul 18 spre consumator (cuptoare de tratament termic), prin robinetul 20 iar excesul la o flacără de ardere prin robinetul 19. Presiunea la intrarea şi la ieşirea din camera de reacţie se reglează cu ajutorul manometrului diferenţial 17. Debitul apei de răcire se reglează cu ajutorul presostatului 21.

Se remarcă faptul că datorită conţinutului redus de compuşi ai sulfului în gazul natural românesc lipseşte sistemul de purificare a materiei prime. În cazul când se impune purificarea de compuşi ai sulfului instalaţia se completează cu acest sistem.

8.4.3. Caracteristicile chimice şi domeniile de utilizare a atmosferelor controlate de tip endoterm

În atmosferele controlate de tip endoterm obişnuite, în afară de CO, H_2 şi N_2, se găsesc conţinuturi mici de CO_2 (sub 1%) şi de CH_4 (între 1% şi 2%), conţinutul de H_2O fiind foarte mic (în jur de 0,06%), corespunzător unei valori a temperaturii punctului de rouă în jur de –20ºC. De aceea, aceste atmosfere controlate sunt considerate a fi amestecuri gazoase de tip CO-CO_2-H_2-CH_4-N_2.

În afară de azot, inactiv faţă de fier şi faţă de soluţia solidă de carbon în fier, celelalte componente au acţiune carburantă (CO, CH_4) sau decarburantă (CO_2, H_2). Acţiunea amestecului depinde de temperatură, de compoziţia chimică a gazului combustibil şi de valoarea coeficientului de consum de aer α. Această acţiune este caracterizată prin valoarea potenţialului de carbon şi de temperatura punctului de rouă.

Principala utilizare este aceea de gaz – suport, astfel ca prin adaosuri de gaz activ (metan, propan) să servească drept mediu pentru carburare.

8.5. Atmosfere controlate produse prin disocierea şi arderea amoniacului

Atmosferele controlate produse prin disocierea amoniacului conţin azot drept component de bază la care se adaugă hidrogenul în proporţie variind între 75% şi 0,5%, în funcţie de procedeul de producere.

Dacă atmosfera se obţine numai prin disocierea termică a amoniacului conţinutul de hidrogen este de 75%, iar cel de azot de 25%, vaporii de apă fiind în concentraţii de până la 0,01%, corespunzător unei temperaturi a punctului de rouă de minus 40 ºC iar amoniacul nedisociat, sub 0,1%.

Dacă atmosfera se obţine prin arderea cu oxigenul din aer a hidrogenului rezultat prin disociere sau prin disocierea exotermă a unui amestec de amoniac şi aer, conţinutul de hidrogen poate fi micşorat până la 0,5%, astfel că după uscare conţinutul de azot ajunge la 99,5%. Aceasta poartă denumirea de atmosferă săracă (în hidrogen). Dacă arderea hidrogenului este numai parţială, se mai poate păstra o concentraţie de 4 – 25% hidrogen, atmosfera având după uscare un conţinut de 4 – 25% H_2 şi 96 – 75% N_2, purtând denumirea de atmosferă bogată (în hidrogen).

Amoniacul lichid nu conţine oxigen şi nici combinaţii ale carbonului CO, CO_2 şi CH_4. Numai dacă după operaţiile de transport pătrunderile de ulei ajung la 0,5%, asemenea componente pot apare în atmosfera produsă.

Atmosfera bogată produsă prin disocierea amoniacului îşi găseşte o largă utilizare ca înlocuitor mai ieftin al hidrogenului. Absenţa oxigenului şi a vaporilor de apă fac ca hidrogenul, gaz reducător faţă de oxizii metalici pe un gaz suport de azot molecular, gaz neutru, să determine caracterul şi sensul interacţiunii chimice dintre această atmosferă şi materialele metalice ale produselor supuse tratamentului termic.

Preţul de cost al amoniacului disociat este de 2-3 ori mai mic decât al hidrogenului electrolitic. Datorită faptului că atmosfera cu conţinut ridicat de hidrogen şi fără CO, CH_4, CO_2 este de neînlocuit pentru tratamentul termic al oţelurilor cu conţinut ridicat de crom, vanadiu, molibden, wolfram, aluminiu şi alte elemente cu afinitate pentru oxigen, a condus la construirea pe lângă întreprinderile

metalurgice a unor secţii pentru sinteza amoniacului. În acest fel preţul de cost al amoniacului îl face să devină o materie primă folosită curent pentru producerea atmosferelor controlate.

8.5.1. Materii prime. Caracteristici fizice şi fizico-chimice

În Tabelul 8.3 sunt date caracteristicile fizico-chimice ale amoniacului gazos, iar în Figura 8.16 şi Figura 8.17 dependenţa de temperatură a câtorva dintre aceste caracteristici pentru amoniacul lichid şi respectiv gazos.

Ca materie primă se utilizează amoniacul lichid şi îmbuteliat.

Presiunea în cisternă sau balon corespunde condiţiei de echilibru cu vapori saturaţi de amoniac lichid. Cum pe măsura creşterii temperaturii presiunea de echilibru a vaporilor creşte sensibil (de la 4,379 at. la 0 ^{o}C la 11,895 at. la 30 ^{o}C), pentru a asigura în sistemul de alimentare a instalaţiei o presiune constantă amoniacul se trece din cisternă în vaporizator în stare lichidă.

Tabelul 8.3. Caracteristicile fizico-chimice ale amoniacului

Caracteristica	Notaţia şi unităţile de măsură	Valoarea
Greutatea moleculară	M	17,03
Densitatea relativă (faţă de aer)	d	0,597
Temperatura de fierbere	t_f, ºC	-334
Căldura latentă de vaporizare	l_v, kcal/kg	328,0
Temperatura de topire	t_t, ºC	-77,7
Căldura latentă de topire	l_t, kcal/kg	83,9
Căldura de formare la 180°C	ΔH, kcal/mol	11,0
Energia liberă la 25°C	ΔF, kcal/mol	3,94
Temperatura critică	t_{cr}, ºC	132,9
Presiunea critică	p_{cr}, kcal*kg/cm2	112,3
Volumul critic	V_{cr}, l/kg	4,13

Dintr-un kilogram amoniac liber rezultă 1,32 m_n^3 amoniac gazos şi deci dintr-un metru cub de amoniac lichid care cântăreşte la 20°C cca. 610 kg (v. Figura 8.16) vor rezulta cca. 860 m_n^3 amoniac gazos.

La temperatura normală (20 ^{o}C) greutatea specifică a amoniacului lichid este mai mică decât a apei (0,610 față de 1,0 kg/dm^3), astfel că apa se așează la fundul cisternei sau buteliei. Antrenarea apei în amoniacul lichid în timpul operațiilor de încărcare și descărcare este împiedicată și de faptul că vâscozitatea amoniacului lichid este de cca. patru ori mai mică decât a apei.

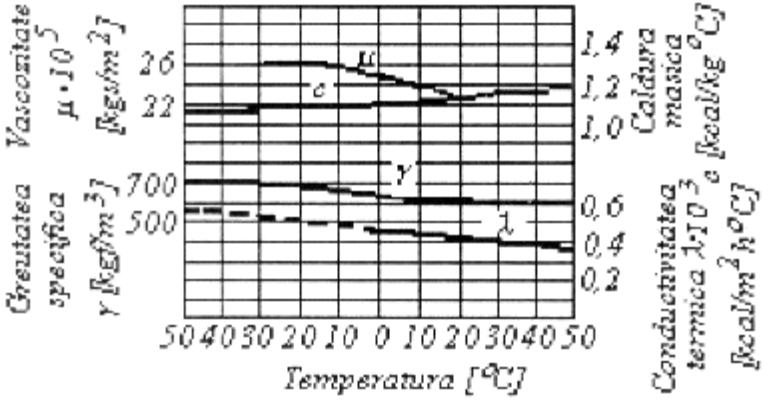


Figura 8.16. Caracteristicile fizice ale amoniacului lichid la diferite temperaturi.

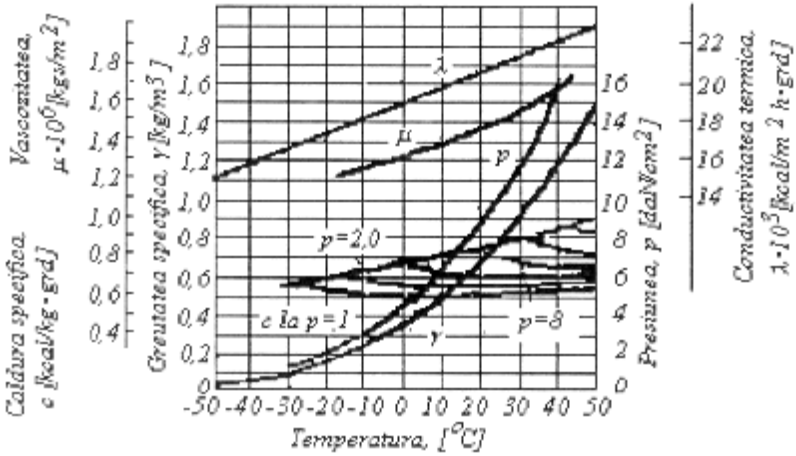


Figura 8.17. Caracteristicile fizice ale amoniacului gazos la diferite temperaturi.

8.5.2. Schemele tehnologice ale instalațiilor pentru producerea atmosferelor controlate din amoniac

Din amoniac se produc trei tipuri principale de atmosfere controlate conținând H_2 şi N_2 cu anumite concentrații de vapori de apă, fiind de aceea încadrate în categoria atmosferelor tip H_2 – H_2O – N_2.

8.5.2.1. Instalații pentru producerea atmosferelor controlate prin vaporizarea amoniacului lichid şi disocierea amoniacului gazos

În Figura 8.18 este prezentat schematic modul de realizare a vaporizării şi disocierii amoniacului.

Din recipient, amoniacul lichid pătrunde în vaporizatorul 1 în care, cu ajutorul căldurii furnizate prin răcirea amoniacului disociat şi al căldurii suplimentare furnizată de elementul de încălzire electrică 6 este adus în stare gazoasă. Prin regulatorul de presiune 2 şi robinetul de reglaj 3 amoniacul gazos trece prin schimbătorul de căldură 5 preîncălzindu-se cu căldura furnizată de amoniacul disociat care circulă în sens contrar şi apoi ajunge în disociatorul 4 în care are loc reacția endotermă de disociere în prezența catalizatorilor. Temperatura (de cca. 900 ^{0}C) în disociator este asigurată prin încălzirea acestuia din exterior. Amoniacul disociat practic complet în H_2 şi N_2 (conținutul de amoniac nedisociat este de ordinul 0,02 – 0,07%) este răcit mai întâi în schimbătorul de căldură 5 şi apoi în spiralele care traversează amoniacul lichid în vaporizatorul 1.

Pentru a accelera procesul de disociere şi a micşora totodată consumul de energie termică pentru asigurarea desfăşurării reacției endoterme de disociere, încălzirea amoniacului gazos se realizează în două trepte în cascadă. În Figura 8.19 este prezentată schema unei astfel de instalații cu o capacitate de 100 m^3/h amoniac disociat.

De la schimbătorul de căldură 3 amoniacul gazos vaporizat în vaporizatorul 5 trece prin țeava în spirală 4 situată în partea frontală superioară a reactorului 1 plasat în cuptorul 2 încălzit electric. În această parte se produce o disociere parțială a amoniacului, realizându-se un grad de disociere determinat de temperatura la care se găseşte amoniacul în această spirală. Reacția de disociere este continuată, desfăşurându-se complet prin trecerea amestecului NH_3 –

$H_2 - N_2$ prin coloana de catalizator a reactorului situată în partea acestuia încălzită electric.

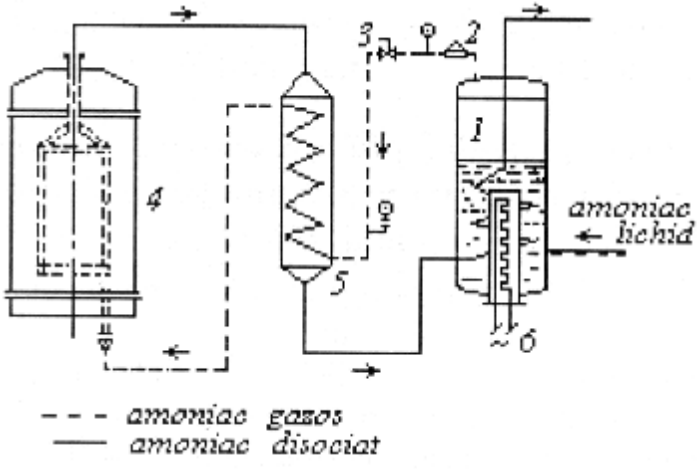


Figura 8.18. Schema tehnologică a sistemului pentru obținerea amoniacului disociat: 1 – vaporizator; 2 – regulator de presiune; 3 – robinet; 4 – disociator; 5 – schimbător de căldură; 6 – element de încălzire.

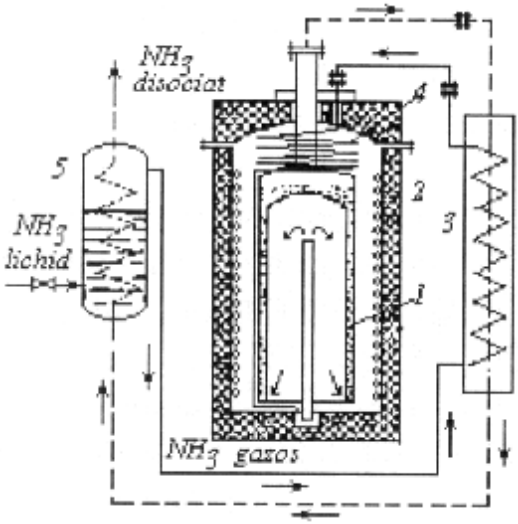


Figura 8.19. Schema sistemului de încălzire în cascadă în agregate, pentru disocierea amoniacului, de tip D.A. 100, modernizată: 1 – reactor; 2 – cuptor; 3 – schimbător de căldură; 4 – spirală de disociere; 5 – vaporizator.

Din coloana de reacție, în prezența catalizatorilor amoniacul disociat trece printr-o conductă în jurul căreia sunt plasate spiralele conductei cu amoniac gazos, pe care-l încălzeşte disociindu-l parțial, apoi răcirea continuă în schimbătorul de căldură 3 în care este preîncălzit amoniacul gazos şi în vaporizatorul 5 în care pe seama căldurii cedate se realizează trecerea amoniacului lichid în amoniac gazos (vaporizarea). În acest fel, fără a mări dimensiunile şi puterea termică a reactorului şi cuptorului de încălzire a acestuia se poate mări de până la două ori productivitatea instalației de producere a amoniacului disociat.

8.5.2.2. Instalație pentru producerea atmosferelor controlate prin oxidarea catalitică directă a amoniacului gazos în amestec cu aerul

Metoda de producere a atmosferelor controlate prin oxidarea catalitică a amoniacului gazos în amestec cu aerul se caracterizează prin aceea că procesul se realizează într-un singur stadiu. În acest fel, prin reunirea procesului de disociere cu cel de ardere într-un singur reactor în care reacția este exotermă nu mai este necesar să se consume energie termică, aşa cum este cazul generatoarelor descrise anterior, în care disocierea se face într-un reactor încălzit din exterior.

În Figura 8.20. este prezentată schema tehnologică de funcționare a instalației pentru producerea atmosferelor controlate de tip $H_2 - H_2O - N_2$ prin oxidarea catalitică a amoniacului gazos în amestec cu aerul.

În vaporizatorul 1 încălzit electric amoniacul gazos trece prin separatorul de ulei 2 şi reductorul de presiune 6 ajungând printr-un ansamblu de regulatoare de presiune şi măsurătoare de debit într-un amestecător în care se amestecă cu aerul care ajunge aici de la un compresor prin separatorul de ulei 2 filtrul 7, regulatorul de presiune 5, robinetul 9 şi rotametrul 10. Amestecul amoniac-aer trece din amestecător în zona superioară a reactorului 3 care mai are încă două zone de reacție în care se introduce însă numai aer, pentru a se asigura evitarea supraîncălzirii care s-ar produce dacă reacția puternic exotermă s-ar desfăşura într-o singură zonă. După răcirea în răcitorul tubular 4 atmosfera $H_2 - H_2O - N_2$ conținând 5 – 7% H_2 este trimisă la instalația de tratament termic.

Amoniacul lichid la presiunea de 8–10 at. este trecut prin filtrul 7 unde sunt reţinute impurităţile mecanice. Alimentarea vaporizatorului se face cu ajutorul robinetului electromagnetic 8 care este conectat cu un dispozitiv de acţionare.

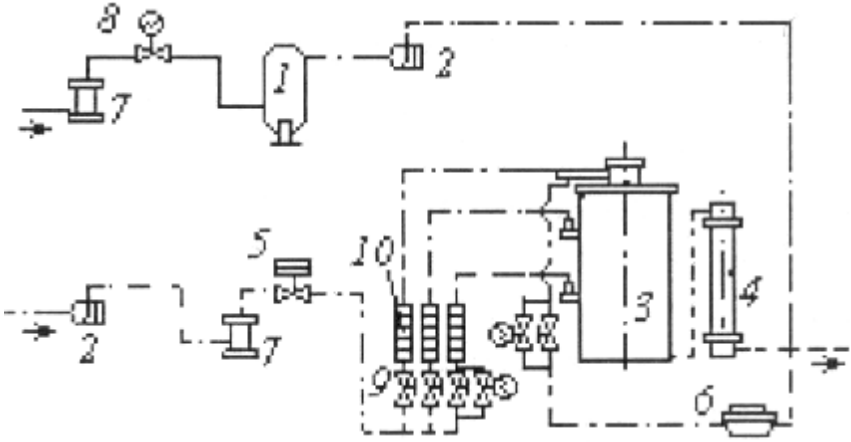


Figura 8.20. Schema tehnologică a instalaţiei pentru producerea atmosferelor controlate de tip H_2 – H_2O – N_2 prin oxidarea catalitică a amoniacului gazos în amestec cu aerul: 1 – vaporizator; 2 – separator de ulei; 3 – reactor; 4 – răcitor; 5 – regulator de presiune; 6 – reductor presiune; 7 – filtru; 8 – robinet electromagnetic; 9 – robinet; 10 – debitmetru.

Presiunea amoniacului gazos în sistem după vaporizare este menţinută automat la 6 – 7 at. cu ajutorul unui manometru de contact electric. În continuare, în sistemul de reglare a presiunii şi debitului, presiunea amoniacului gazos este micşorată de la 6 at. la 1,0 … 0,9 at., stabilindu-se un consum între 0 şi 12,5 m^3/h cu ajutorul unei diafragme de măsurare montată între robinetul de amoniac şi reactor.

Aerul pentru combustie, preluat din reţeaua industrială la 5 … 6 at., trece printr-un separator de ulei, un filtru, o supapă de siguranţă şi un regulator în care presiunea se coboară şi se menţine la 1,0 kgs/cm^3 şi apoi într-un colector de unde este livrat fiecărui reactor.

Răcirea în răcitorul tubular 4 coboară temperatura atmosferei controlate până la o temperatură a punctului de rouă de +30°C. În continuare se face o răcire într-o instalaţie cu freon, coborându-se temperatura punctului de rouă până la +4°C şi apoi o uscare prin

adsorbție în strat de silicagel prin care temperatura punctului de rouă este coborâtă până la –40°C.

Bibliografie

1. Leca, A., Mladin, E. C., Stan, M. - *Transfer de căldură şi masă*, Editura tehnică, Bucureşti, 1998, ISBN 973-31-1177-5.
2. Dima, A.- *Agregate şi instalaţii termice metalurgice*, rotaprint, Iaşi, 1981.
3. Leonăchescu, N.- *Termotehnică*, Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1981.
4. Macri, V., Dumitraşcu, Ch., Stadoleanu, O.V.- *Radiaţia termică*, Editura Timpul, Iaşi, ISBN 973-9210-66-X.
5. Cazimirovici, E., Samoilescu, S., Dimitriu, D.- *Utilaje şi procese tehnologice în siderurgie*, Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1974.
6. Oprea, F., Taloi, D., Constantin, I., Roman, R.- *Teoria proceselor metalurgice*, Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1978.
7. Cojocaru-Filipiuc, V.–*Fonte, aspecte teoretico-practice ale obţinerii*, Editura Samia, Iaşi, 2005, ISBN 973-86865-0-4.
8. Vermeşan, E., Ionescu, I., Urseanu, A.- *Chimie metalurgică*, Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1981.
9. Popescu, N., Gheorghe, C., Poprscu, O.- *Tratamente termice neconvenţionale*, Editura tehnică, Bucureşti, 1990, ISBN 973-31-0182-6.
10. Samoilă, C., Ionescu, M.S., Drugă, L. - *Tehnologii şi utilaje moderne de încălzire în metalurgie*, Editura tehnică, Bucureşti, 1986.
11. Teodorescu, Al. - *Tratamente termice în atmosfere controlate*, Editura Tehnică, Bucureşti, 1964.
12. Carţiş, I, Gh. – *Tratamente termochimice*, Editura Facla, Timişoara, 1988.
13. Carcea, I., Roman, C., Chelariu, R. – *Ingineria proceselor metalurgice*, Editura Performantica, Iaşi, 2006, ISBN 978-973-730-326-4.
14. Marin, Gh. – *Tehnica vidului şi aplicaţiile ei în industrie*, Editura tehnică, Bucureşti, 1983.
15. Dulămiţă, T., Gherghescu, I. – *Oţeluri de scule, proprietăţi, tratamente termice, utilizări* – Editura tehnică, Bucureşti, 1990.

16. Dulămiță, T. – *Producerea şi utilizarea atmosferelor controlate* Editura Tehnică, Bucureşti, 1976.

17. Oprescu, I., Vârcolacu, I., Gheorghiu, F., Bălescu, C., Guțu, M. – *Utilaje metalurgice*, Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1972.

18. Nejneru, C., Roman, C., Gheorgiu, D., *Atmosfere controlate*, Editura Tehnopress, Iaşi, 2007, ISBN 978-973-702-470-1.

19. Moldovan, P., Brabie, V., Tocaci, L., Nagy, I., Badea, S., Cazimirovici, E., Florian, E. – *Tehnologii metalurgice*, Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1979.

20. Găluşcă, D.G., Dima, A., Comăneci, R. – *Nitrurarea ionică*, Editura Sedcom Libris, Iaşi, 1997, ISBN 973-98187-0-6.

21. Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M. – *Elaborarea şi turnarea aliajelor neferoase speciale*, Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1985.

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

- Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică
- Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Prelucrarea metalelor şi aliajelor prin deformare plastică, se bazează pe capacitatea acestora ca în stare solidă (la cald sau la rece) şi sub acţiunea unor forţe exterioare, exercitate quasistatic sau dinamic (cu şoc), să capete modificări permanente de formă, cu păstrarea integrităţii.

Metoda, în mod succint, se poate caracteriza prin următoarele particularităţi:

- *avantaje:* metalul deformat capătă proprietăţi mecanice îmbunătăţite datorită structurii mai dense şi mai omogene; consumul minim de material pe bucată; precizie mare de prelucrare (mai ales la rece); posibilitate de obţinere a unor piese de formă complexă printr-un număr redus de operaţii şi manoperă simplă.
- *dezavantaje:* investiţiile iniţiale sunt mari; necesitatea unor forţe în general mari pentru deformare, a unor utilaje robuste.

Faţă de avantaje, metoda are largă aplicabilitate în construcţia de maşini, apreciindu-se că circa 60% din piesele întrebuinţate în diferite ramuri industriale sunt prelucrate prin deformare plastică.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

În baza studiilor teoretice şi experimentale pe o gamă largă de materiale, s-a ajuns la concluzia că acestea se comportă în procesul deformării plastice după anumite legi, dintre care mai importante amintim: legea volumului constant; legea simultaneităţii deformaţiilor elastice şi plastice; legea minimei rezistenţe; legea apariţiei şi echilibrării tensiunilor interioare suplimentare; legea similitudinii la deformarea plastică.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea volumului constant

Dacă se face abstracţie de micile variaţii de volum (prin comprimare elastică, defecte interne etc.) sau pierderi de oxizi, se poate considera că deformarea are loc la volum constant.

Considerând astfel un corp metalic rectangular de dimensiuni iniţiale x_0, y_0, z_0, deformat pe direcţia z, ajuns la dimensiunile x, y, z, *Figura 4.11*, atunci se poate scrie:

$$V = x_0 y_0 z_0 = xyz = ct. \qquad (4.16)$$

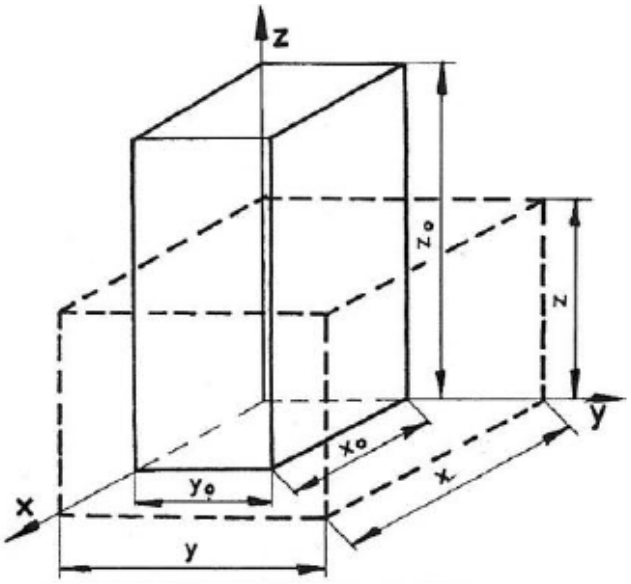


Figura 4.11. Schema refulării unui corp rectangular pe direcţia axei z.

sau:

$$\frac{xyz}{x_0 y_0 z_0} = 1,$$

de unde prin logaritmare rezultă:

$$ln\frac{x}{x_0} + ln\frac{y}{y_0} + ln\frac{z}{z_0} = 0 \qquad (4.17)$$

şi dacă se fac notaţiile:

$$\delta_x = ln\frac{x}{x_0};\ \delta_y = ln\frac{y}{y_0};\ \delta_z = ln\frac{z}{z_0},$$

notaţii care semnifică gradele logaritmice sau raţionale de deformare cu direcţia, expresia legii volumului constant devine:

$$\delta_x + \delta_y + \delta_z = 0 \qquad (4.18)$$

În baza relaţiei (4.18) enunţul legii volumului constant la deformare plastică reclamă deci ca *suma algebrică a gradelor*

de deformare pe cele trei direcţii trebuie să se păstreze nulă în proces. Adică un grad de deformare pe o direcţie, dacă are semn diferit de celelalte două, atunci în valoare absolută este egal cu suma valorilor absolute ale celorlalte două grade de deformare, de semn opus.

Legea se poate interpreta şi prin intermediul gradelor relative liniare de deformare, când conform *Figurii 4.11*, acestea se pot exprima sub forma:

$$\varepsilon_{x_0} = \frac{x_0 - x}{x_0} = \frac{\Delta x}{x_0}; \quad \varepsilon_x = \frac{x - x_0}{x} = \frac{\Delta x}{x};$$

$$\varepsilon_{y_0} = \frac{y_0 - y}{y_0} = \frac{\Delta y}{y_0}; \quad \varepsilon_y = \frac{y - y_0}{y} = \frac{\Delta y}{y};$$

$$\varepsilon_{z_0} = \frac{z_0 - z}{z_0} = \frac{\Delta z}{z_0}; \quad \varepsilon_z = \frac{z - z_0}{z} = \frac{\Delta z}{z},$$

unde ε_{x_0}, ε_{y_0}, ε_{z_0} sunt gradele de deformare de ordinul întâi, iar ε_x, ε_y, ε_z sunt gradele de deformare de ordinul al doilea.

Dar cum:

$$\delta_x = \int_{x_0}^{x} \frac{dx}{x_0} = \frac{\Delta x}{x_0}; \quad \delta_y = \int_{y_0}^{y} \frac{dy}{y_0} = \frac{\Delta y}{y_0}; \quad \delta_z = \int_{z_0}^{z} \frac{dz}{z_0} = \frac{\Delta z}{z_0}, \tag{4.19}$$

rezultă că:

$$\delta_x + \delta_y + \delta_z = 0; \quad \varepsilon_{x_0} + \varepsilon_{y_0} + \varepsilon_{z_0} = 0; \quad \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = 0. \tag{4.20}$$

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea volumului constant

Dacă toate cele trei grade de deformare au valori diferite de zero, înseamnă că deformarea s-a produs spaţial, şi prin urmare dacă un grad este nul, deformarea s-a produs în plan, iar dacă două grade sunt nule, deformarea s-a produs unidimensional.

Dacă prima ecuaţie din sistemul (4.20) se înmulţeşte cu volumul V:

$$V \cdot \delta_x + V \cdot \delta_y + V \cdot \delta_z = 0 \,, \qquad (4.21)$$

atunci legea volumului constant spune că şi suma algebrică a deplasărilor de volum pe cele trei direcţii trebuie să fie nulă în proces.

Această lege stă la baza determinării necesarului de semifabricat pentru obţinerea unui produs prin procedeele prelucrării prin deformare plastică.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea prezenţei deformaţiilor elastice în timpul deformării plastice

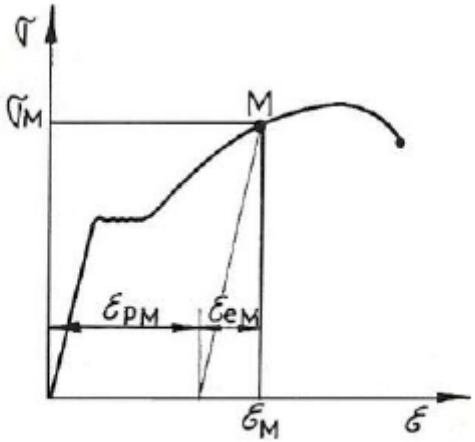


Figura 4.12. Curba elasto-plastică (σ-ε).

Această lege arată că întotdeauna o deformaţie plastică ε_p este însoţită şi de o deformaţie elastică ε_e şi prin urmare, deformaţia totală ε va fi mereu suma celor două tipuri de deformaţii, *Figura 4.12*:

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p , \qquad (4.22)$$

După îndepărtarea acţiunii forţelor exterioare, deformaţia elastică dispare şi rămâne numai cota parte de deformare plastică (ε_P).

De efectul acestei legi, se ţine cont mai ales în prelucrările prin deformare plastică la rece, când şi deformarea elastică este mare şi prin urmare, şi revenirea elastică este mare şi deci nu se poate precizie, fără a compensa şi acest efect.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

Legea minimei rezistenţe a fost observată iniţial la deformarea plastică prin refulare şi a fost introdusă în teoria deformaţiei de către H. TRESCA în 1895. Această lege stă la baza determinării direcţiei, sensului şi intensităţii deplasării particulelor semifabricatelor supuse deformării plastice şi, în timp, a primit mai multe definiţii:

S. I. GUBKIN: *în situaţia în care punctele materiale ale unui semifabricat supus deformării se pot deplasa în diferite direcţii, fiecare dintre acestea se va deplasa în direcţia în care întâmpină cea mai mică rezistenţă;*

S. SOOBE: *orice formă a secţiunii transversale a unui semifabricat prismatic deformat plastic prin refulare şi în prezenţa frecării pe suprafaţa de contact tinde a se transforma într-o secţiune, căreia îi corespunde pentru o suprafaţă dată un perimetru minim, respectiv tinde către o secţiune de formă circulară;*

A. F. GOLOVIN: *deplasarea oricărui punct de pe suprafaţa de contact a unui semifabricat supus deformării, are loc în direcţia celei mai scurte normale la perimetrul secţiunii.*

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

Explicitarea cantitativă a legii minimei rezistenţe utilizează o formă analitică a legii volumului constant. De exemplu, la deformarea unui semifabricat de formă paralelipipedică cu dimensiunile iniţiale l_0, b_0, h_0 şi finale $l_1 > l_0, b_1 > b_0, h_1 < h_0$, legea volumului constant se scrie:

$$l_0 \cdot b_0 \cdot h_0 = l_1 \cdot b_1 \cdot h_1$$

sau

$$\lambda \cdot \beta = \eta \qquad (4.23)$$

în care: $\lambda = \frac{l_1}{l_0}$; $\beta = \frac{b_1}{b_0}$ şi $\eta = \frac{h_0}{h_1}$ sunt coeficienţi de alungire, lăţire respectiv reducere.

La deformarea plană, mărimea deformaţiei pe o direcţie este egală şi de semn contrar cu deformaţia de pe cealaltă direcţie. La deformarea spaţială, de exemplu la refularea unui semifabricat paralelipipedic, cu o valoare cunoscută a reducerii η se poate determina doar produsul deformaţiilor pe lungime şi lăţime $\lambda \cdot \beta$.

Pentru determinarea valorilor coeficienţilor λ şi β mai este necesară o condiţie suplimentară. Dacă aceasta ar fi lipsa frecării pe suprafeţele de contact metal-sculă s-ar produce aşa numita *curgere radială*. În cazul unei frecări mari se produce *curgerea laterală*, iar în cazul frecării medii, *curgerea reală*.

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

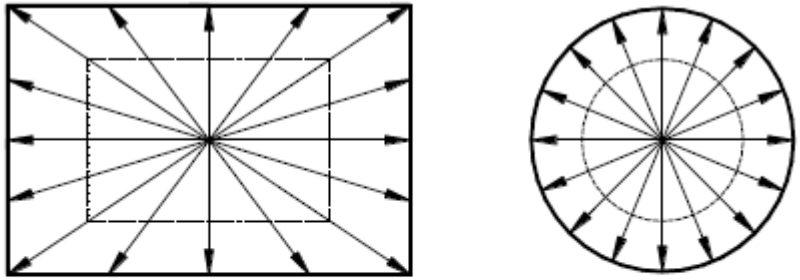
Legea minimei rezistenţe

La curgerea radială, forma secţiunii transversale a corpului nu se modifică în cursul deformării, *Figura 4.13(a)*, raportul laturilor secţiunii se păstrează constant rezultând:

$$\lambda = \beta \tag{4.24}$$

Prin rezolvarea sistemului format din condiţiile (4.23) şi (4.24) rezultă:

$$\lambda = \beta = \sqrt{\eta} \tag{4.25}$$



(a) (b)

Figura 4.13. Reprezentarea deformării în cazul curgerii radiale:
(a) – semifabricat sub formă de paralelipiped dreptunghic;
(b) – semifabricat cilindric.

Curgerea radială se întâlneşte şi în condiţiile reale în cazul refulării unui semifabricat cilindric, *Figura 4.13(b)*.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

În cazul *curgerii laterale* (cu frecare mare pe suprafeţele de contact metal-sculă) a unui semifabricat prismatic cu baza de formă pătrată, dreptunghiulară sau chiar triunghiulară, direcţiile şi sensurile în care se vor deplasa punctele materiale, ţinând seama de definiţia dată de A. F. GOLOVIN legii minimei rezistenţe, vor fi diferite în funcţie de anumite zone ale secţiunii semifabricatului. Împărţirea secţiunii poligonale de bază a unui semifabricat în zone cu aceeaşi direcţie şi acelaşi sens de deplasare a punctelor materiale se realizează prin trasarea bisectoarelor unghiurilor secţiunii, *Figura 4.14*.

Astfel, *legătura calitativă* între deformaţiile pe cele două direcţii ale suprafeţelor de contact a semifabricatelor supuse deformării este practic definită. Pentru determinarea *legăturii calitative* între λ şi η şi respectiv între β şi η se consideră cazul deformării prin refulare a unui semifabricat sub formă de paralelipiped dreptunghic.

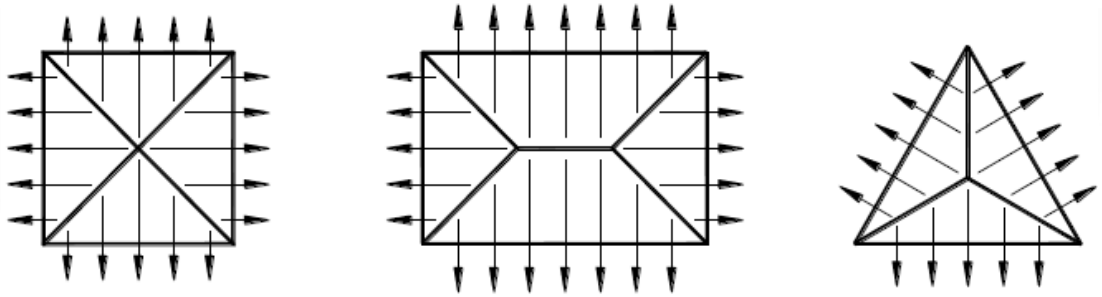


Figura 4.14. Reprezentarea deformării în cazul curgerii laterale.

Rezolvarea analitică simplificată a legii minimei rezistenţe, în acest caz, se dă pe baza raportului dintre deformările pe direcţia longitudinală şi transversală a semifabricatului considerat, *Figura 4.15*.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

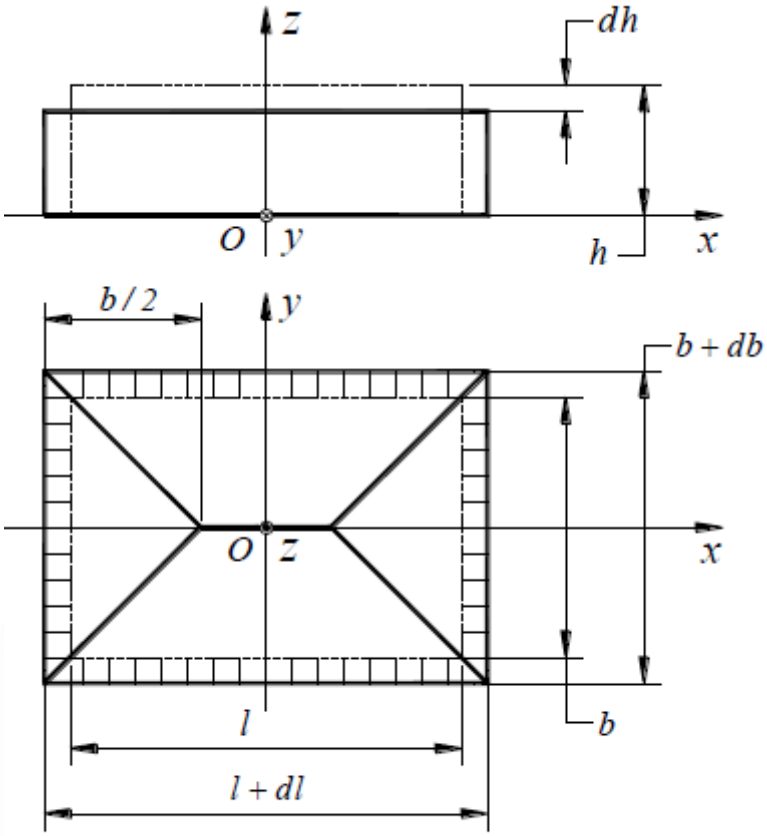


Figura 4.15. Schema deformării elementare în cazul curgerii laterale.

Volumul de material dislocat pe distanţa elementară dh corespunzător zonelor triunghiulare, pe axa Oz, este egal cu volumul de material deplasat în direcţia axei Ox, iar volumul de material dislocat corespunzător zonelor trapezoidale, pe axa Oz, este egal cu volumul de material deplasat în direcţia axei Oy.

Volumul elementar de material dislocat pe distanţa elementară dh, corespunzător zonelor triunghiulare este:

$$dV_h = -\frac{b^2}{2} dh \qquad (4.26)$$

Deplasarea de material pe direcţia reducerii se consideră *negativă*, iar pe direcţiile alungirii şi lăţirii, *pozitivă*.

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

Dacă se neglijează infiniţii mici de ordin superior, volumul elementar de material deplasat pe direcţia Ox, pe distanţa elementară dh este:

$$dV_l = b \cdot h \cdot dl \tag{4.27}$$

Aplicând legea volumului constant în timpul deformării, se poate scrie:

$$dV_h = dV_l, \tag{4.28}$$

respectiv

$$-\frac{b^2}{2} dh = b \cdot h \cdot dl \tag{4.29}$$

sau după separarea variabilelor,

$$dl = -\frac{b}{2} \cdot \frac{dh}{h}. \tag{4.30}$$

În funcţie de volumul V al semifabricatului deformat, cota b a secţiunii este:

$$b = \frac{V}{l \cdot h} \tag{4.31}$$

Înlocuind relaţia (4.31) în (4.30) rezultă:

$$l \cdot dl = -\frac{V}{2} \cdot \frac{dh}{h^2} \tag{4.32}$$

Integrând relaţia (4.32), ţinând seama de dimensiunile iniţiale şi finale ale semifabricatului se obţine, succesiv:

$$\int_{l_0}^{l_1} l \cdot dl = -\frac{V}{2}\int_{h_0}^{h_1}\frac{dh}{h^2} \;;$$

$$\frac{1}{2}\cdot l^2\Big|_{l_0}^{l_1} = \frac{V}{2}\cdot\frac{1}{h}\Big|_{h_0}^{h_1} \;;$$

$$\frac{1}{2}\cdot\left(l_1^2 - l_0^2\right) = \frac{V}{2}\cdot\left(\frac{1}{h_1}-\frac{1}{h_0}\right) \text{ sau}$$

$$l_1^2 = \frac{V}{h_1} + l_0^2 - \frac{V}{h_0}. \qquad (4.33)$$

Înlocuind $V = l_0 \cdot b_0 \cdot h_0$ în relaţia (4.33) se obţine:

$$l_1^2 = \frac{l_0\cdot b_0\cdot h_0}{h_1} + l_0^2 - \frac{l_0\cdot b_0\cdot h_0}{h_0} = l_0^2\left(\frac{h_0}{h_1}\cdot\frac{b_0}{l_0} + 1 - \frac{b_0}{l_0}\right) = l_0^2\left[1 + \frac{b_0}{l_0}\left(\frac{h_0}{h_1} - 1\right)\right],$$

respectiv

$$\left(\frac{l_1}{l_0}\right)^2 = 1 + \frac{b_0}{l_0}\left(\frac{h_0}{h_1} - 1\right) \text{ sau } \lambda^2 = 1 + \frac{b_0}{l_0}(\eta - 1)$$

de unde se obţine coeficientul de alungire:

$$\lambda = \sqrt{1 + \frac{b_0}{l_0}(\eta - 1)} \tag{4.34}$$

Înlocuind expresia (4.34) în relaţia (4.23) se determină coeficientul de lăţire:

$$\beta = \frac{\eta}{\sqrt{1 + \frac{b_0}{l_0}(\eta - 1)}} \tag{4.35}$$

Raportul acestor coeficienţi este:

$$\frac{\lambda}{\beta} = \frac{1 + \frac{b_0}{l_0}(\eta - 1)}{\eta} \tag{4.36}$$

Sistemul format din relaţiile (4.23) şi (4.36) este compatibil determinat atunci când se cunoaşte una din deformaţiile pe axele sistemului de coordonate $Oxyz$.

Se observă că în cazul deformării prin refulare a unei prisme patrulatere regulate, adică $l_0 = b_0$, sistemul format din relaţiile (4.23) şi (4.36) conduce la acelaşi rezultat prezentat în relaţia (4.25).

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

În funcţie de valoarea coeficientului de frecare dintre scule şi semifabricat, modul de curgere a materialului metalic pe cele două direcţii ale suprafeţei de contact se va apropia mai mult sau mai puţin de cele două cazuri extreme analizate (curgerea radială şi respectiv curgerea laterală). Astfel, cu cât valoarea coeficientului de frecare este mai mică, cu atât procesul de deformare tinde către schema radială de curgere a materialului în timpul deformării şi invers, cu cât coeficientul de frecare este mai mare, cu atât procesul de deformare tinde către o curgere laterală. Rezultă deci că mărimea deformaţiilor în plan transversal nu depinde numai de valoarea reducerii aplicate şi de raportul dintre dimensiunile iniţiale ale suprafeţei de contact, ci şi de valoarea coeficientului de frecare şi izotropia sa pe această suprafaţă. Pe acest considerent sistemele formate din relaţiile (4.23) şi (4.24) şi respectiv (4.23) şi (4.36) nu dau totuşi decât o imagine calitativă a deformării pentru cazul curgerii reale.

În cazul *curgerii reale* (cu frecare medie pe suprafeţele de contact metal-sculă) se completează raţionamentul prezentat în *Figura 4.14* prin aceea că în aceeaşi zonă deplasarea punctelor materiale are loc cu intensităţi diferite, *Figura 4.16*, astfel:

- intensitatea curgerii materialului metalic într-un anumit sens este proporţională cu lungimea normalei la conturul secţiunii corespunzătoare punctului material;
- intensitatea curgerii materialului metalic este proporţională cu suprafeţele zonelor în care s-a divizat secţiunea bazei corpului.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

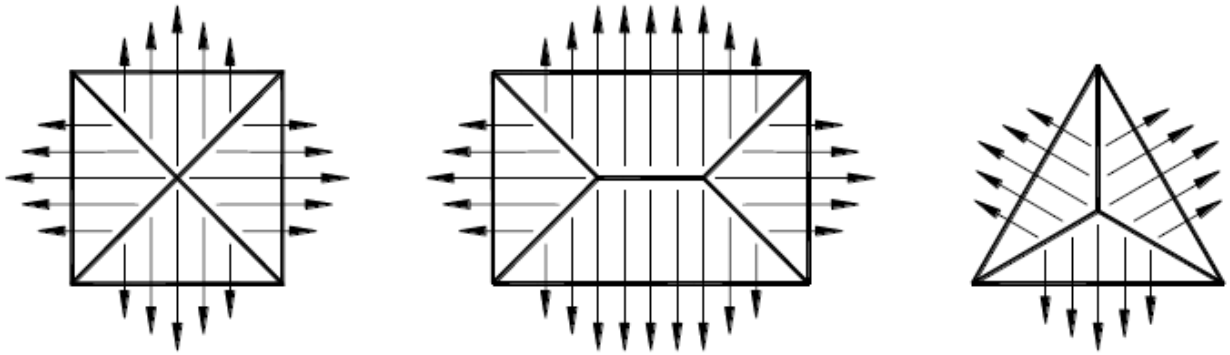


Figura 4.16. Reprezentarea deformării în cazul curgerii reale.

Pe aceste considerente, spre centrul laturilor se obţin anumite convexităţi care conduc în final spre o secţiune circulară în cazul prismei patrulatere regulate şi a celei triunghiulare regulate sau spre o secţiune eliptică şi apoi circulară în cazul paralelipipedului dreptunghic.

Pentru determinări cantitative, în cazul semifabricatului sub formă de paralelipiped dreptunghic, se folosesc relaţiile experimentale, deduse utilizând şi frecarea prin coeficientul μ, prezentate de către I. IA. TARNOVSKI:

$$lg\,\lambda = \frac{\left(\frac{b_0}{l_0}\right)^{4\mu}}{1+\left(\frac{b_0}{l_0}\right)^{4\mu}} \cdot lg\,\eta\,; \quad lg\,\beta = \frac{1}{1+\left(\frac{b_0}{l_0}\right)^{4\mu}} \cdot lg\,\eta \qquad (4.37)$$

În majoritatea cazurilor însă se utilizează sistemul de ecuaţii format din relaţia (4.23) şi raportul relaţiilor (4.37), astfel:

$$\begin{cases} \lambda \cdot \beta = \eta \\ \dfrac{lg\,\lambda}{lg\,\beta} = \left(\dfrac{b_0}{l_0}\right)^{4\mu} \end{cases} \qquad (4.38)$$

Pentru verificarea legii minimei rezistenţe în cazul curgerii reale, să considerăm deformarea prin refulare a unui semifabricat sub formă de paralelipiped dreptunghic de dimensiuni iniţiale l_0, b_0, h_0, căruia îi ataşăm sistemul de coordonate cartezian orto-normat $Oxyz$ cu axa Oz pe direcţia reducerii şi pe care să-l împărţim în zone cu aceeaşi direcţie şi acelaşi sens de deplasare a punctelor materiale la deformare, *Figura 4.17*.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

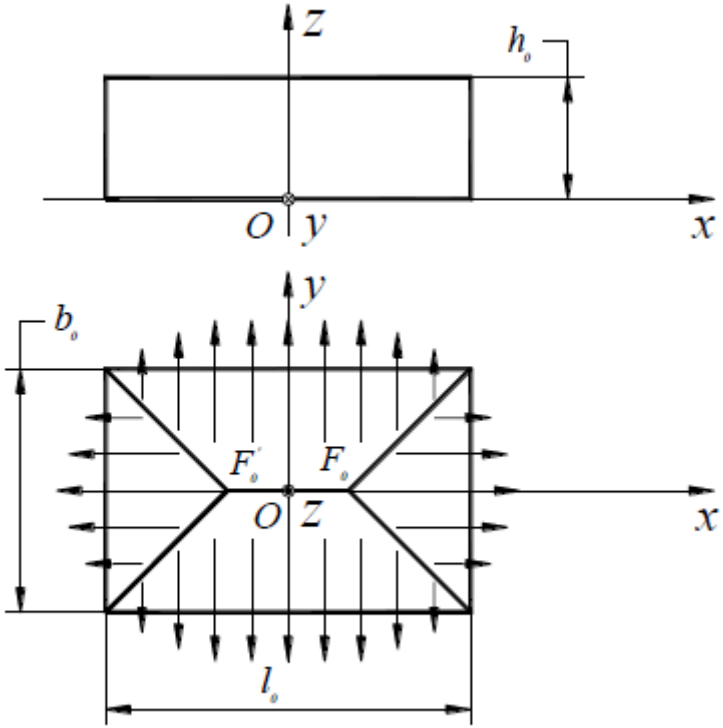


Figura 4.17. Semifabricatul inițial.

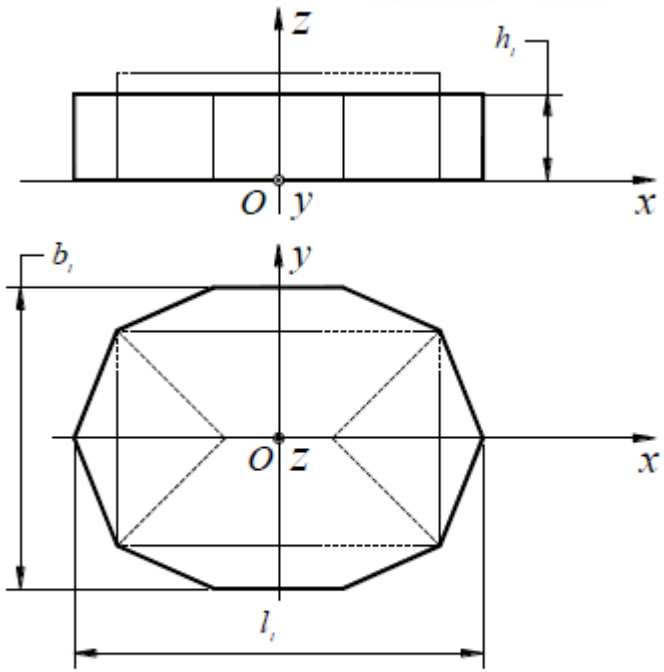


Figura 4.18. Semifabricatul deformat cu gradul de deformare ε_1 .

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

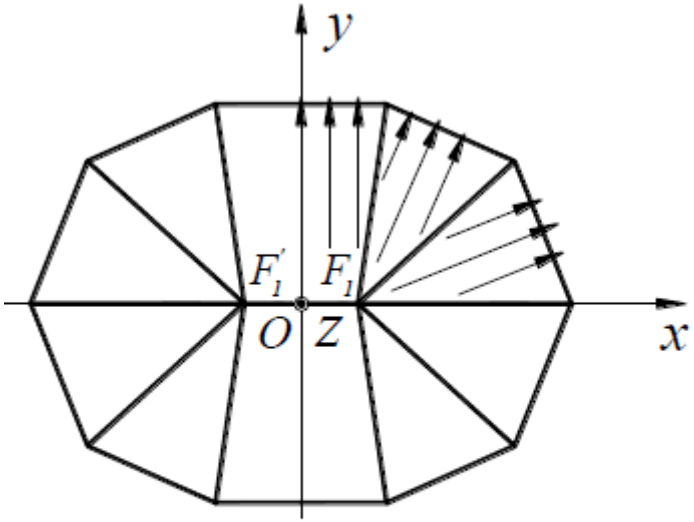


Figura 4.19. Împărţirea în zone cu aceeaşi direcţie şi sens de deplasare a punctelor materiale la deformare.

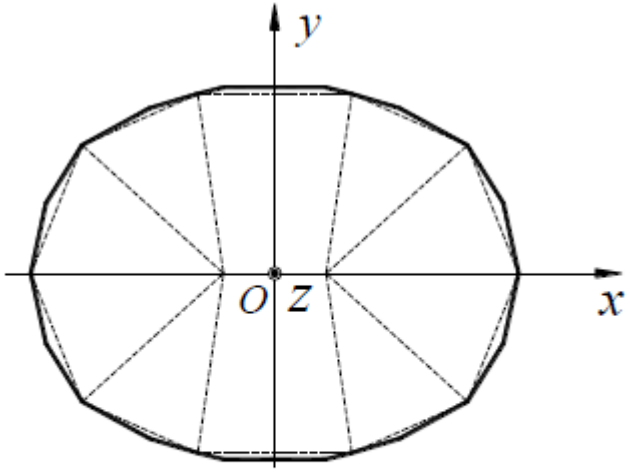


Figura 4.20. Semifabricatul deformat cu gradul de deformare ε_2 .

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

După o deformare mică, secţiunea dreptunghiulară se transformă într-un poligon cu 10 laturi, cu dimensiunile de gabarit l_1, b_1, h_1, determinate cu ajutorul sistemului (4.38), *Figura 4.18*, gradul convenţional de deformare absolut pe înălţime fiind $\varepsilon_1 = \frac{h_0 - h_1}{h_0}$.

Anticiparea deformării în continuare presupune o nouă împărţire a secţiunii poligonale obţinute, după aceleaşi principii, *Figura 4.19*.

La continuarea deformării până la gradul de deformare $\varepsilon_2 = \frac{h_0 - h_2}{h_0} > \varepsilon_1$, secţiunea poligonală din *Figura 4.19* se transformă într-o secţiune poligonală cu 22 laturi, *Figura 4.20*.

Analizând evoluţia conturului secţiunii în urma celor două deformaţii mici succesive se deduce că:

- deformaţia maximă se obţine fie pe direcţia înălţimilor triunghiurilor, fie pe direcţia înălţimilor trapezelor, înălţimi corespunzătoare laturilor secţiunii poligonale;
- la fiecare deformare mică (elementară – în realitate) are loc o divizare a liniei poligonale cu formare de noi laturi şi unghiuri;

- datorită divizării laturilor şi a faptului că lăţirea este mai mare decât alungirea (conform relaţiilor 4.37), punctele de intersecţie ale bisectoarelor unghiurilor poligonului se deplasează spre originea sistemului de coordonate, iar zona dreptun-ghiulară centrală îşi micşorează lungimea;
- punctele materiale din vârfurile liniei poligonale care formează conturul secţiunii staţionează până ce laturile care formează un anumit vârf ajung în prelungire, se contopesc, formându-se astfel un nou triunghi care conţine fostul vârf care la o deformare ulterioară se va deplasa.

Continuând deformarea, razele vectoare corespunzătoare deplasărilor maxime, până la un anumit grad de deformare, mătură complet suprafeţele triunghiulare iniţiale divizând infinit conturul poligonal, ajungându-se la o secţiune pseudoeliptică (dreptunghi central cu semicercuri la capete), conform *Figurii 4.21*.

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

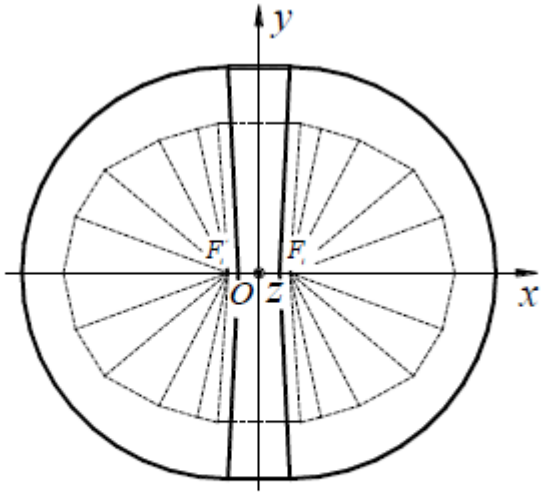


Figura 4.21. Secţiune pseudoeliptică.

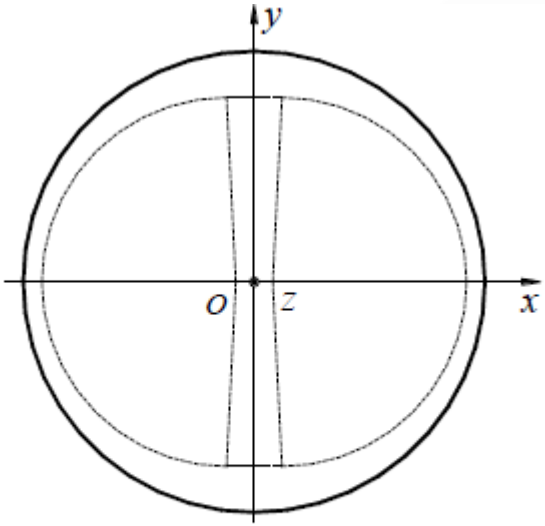


Figura 4.22. Secţiune circulară.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea minimei rezistenţe

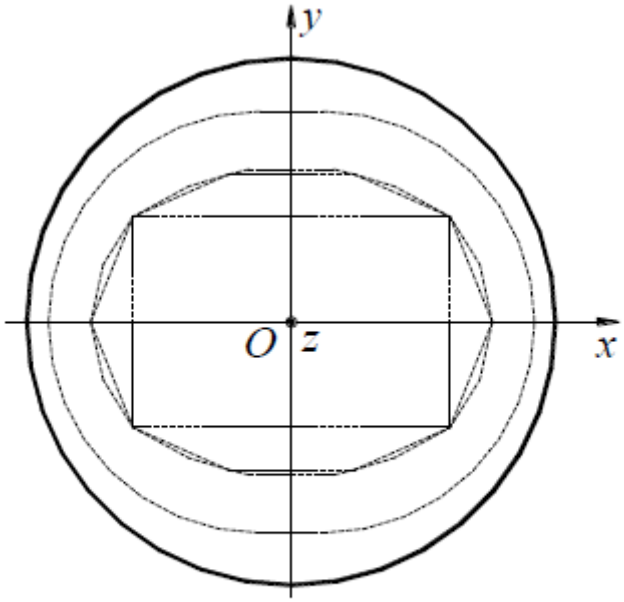


Figura 4.23. Evoluţia deformaţiei în cazul curgerii reale.

Deformând semifabricatul în continuare, la gradul de deformare corespunzător condiţiei $l_i = b_i$ în relaţia a doua a sistemului (4.38), se obţine secţiunea circulară prezentată în *Figura 4.22*, iar la deformarea ulterioară semifabricatul prezintă o curgere radială corespunzătoare *Figurii 4.13(b)*.

Evoluţia conturului secţiunii în cursul întregii deformări se observă prin suprapunerea contururilor din *Figurile 4.17, 4.18, 4.20, 4.21, 4.22*, prezentată în *Figura 4.23*.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea apariţiei şi echilibrării eforturilor unitate suplimentare

În interiorul corpului supus deformării, pot să apară tensiuni suplimentare ce se opun deformării relative şi tind să se echilibreze reciproc.

Drept cauze ale acestor tensiuni se pot aminti:

- frecarea exterioară de contact dintre scule şi material;
- repartiţia neuniformă a temperaturii pe volumul semifabricatului;
- neomogenitate chimică a materialului;
- proprietăţi mecanice şi tehnologice neuniforme ale materialului;
- tendinţă de frânare a dislocaţiilor în procesul deformării.

De exemplu, în cazul tragerii şi trefilării, *Figura 4.5(c)*, în miezul materialului acesta tinde să se lungească, dar este frânat de straturile exterioare în contact cu sculele datorită frecării material-scule şi atunci, în miez vor apărea tensiuni de compresiune, iar în straturile exterioare de tracţiune, care se echilibrează reciproc, această echilibrare fiind asigurată şi de gradul de deformare corespunzător.

În toate cazurile, pentru a reduce la maximum pericolul tensiunilor interioare suplimentare, trebuie să se micşoreze substanţial frecarea material-scule, iar semifabricatul se va alege cât mai apropiat ca formă de piesa finită.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

Legea similitudinii la deformare plastică

Pentru aceleaşi condiţii de deformare a două corpuri geometric asemenea, care au deci mărimi diferite, iar presiunile de deformare sunt egale între cele două corpuri, se poate admite că raportul forţelor de deformare este egal cu pătratul raportului mărimilor liniare (factorul de similitudine), iar raportul lucrurilor mecanice cheltuite pentru schimbarea formei este egal cu cubul raportului mărimilor liniare ale corpurilor deformate:

$$p = p_1 ; \ \frac{F}{F_1} = \left(\frac{l}{l_1}\right)^2 ; \ \frac{L}{L_1} = \left(\frac{l}{l_1}\right)^3 . \qquad (4.39)$$

Legea este valabilă în condiţiile în care ambele corpuri au aceleaşi faze structurale, aceeaşi compoziţie chimică, proprietăţi mecanice identice şi temperatura la începutul şi sfârşitul deformării identice.

Legea se aplică numai pentru forţe şi energii de deformare şi nu se verifică pentru deformaţii. De asemenea, între modelul de laborator şi semifabricatul real, mai ales pentru piese mari trebuie aduse corecţiile necesare, întrucât condiţiile riguroase ale legii în acest ultim caz sunt greu de respectat şi în timpul prelucrării pot interveni factori care să influenţeze sensibil rezultatele.

Mai precis, riscul unor defecte în corpul mare faţă de modelul din acelaşi material, precum şi pierderea temperaturii corpului mic faţă de corpul mare, sunt probleme reale de care trebuie să se ţină cont în procesele de deformare plastică a materialelor metalice.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

Oxidarea. La temperaturi ridicate, în special la încălzirea în cuptoare cu flacără, unde semifabricatul vine în contact cu flacăra sau gazele arse care conţin oxigen, bioxid de carbon, vapori de apă etc. apare fenomenul de oxidare a elementelor din compoziţia chimică a oţelului la suprafaţa semifabricatului. Oxidarea este influenţată, în afară de atmosfera cuptorului, de durata încălzirii, forma şi dimensiunile semifabricatului, temperatura de încălzire (viteza de oxidare creşte intens peste 700 °C), calitatea oţelului.

Prezenţa fenomenului oxidării conduce la pierderi de material în timpul încălzirii. La încălzirea semifabricatelor de oţel în cuptoare cu flacără, pierderile de metal se ridică la 2÷3% din volumul semifabricatului. La încălzirea electrică, fiind prezent pe suprafaţa semifabricatului numai oxigenul din aer şi încălzirea având loc într-un interval mai scurt de timp, pierderile de material sunt de 0,5÷1% din volumul semifabricatului.

Decarburarea oţelului. Pe lângă oxidare, la temperaturi ridicate are loc şi decarburarea oţelului care constă în micşorarea conţinutului de carbon la suprafaţa semifabricatului datorită reacţiilor dintre acesta şi gazele din atmosfera cuptorului. Decarburarea ca şi oxidarea este cu atât mai intensă cu cât durata de încălzire şi menţinere la temperaturi ridicate este mai mare şi atmosfera cuptorului mai oxidantă. Reducerea conţinutului de carbon la suprafaţa semifabricatului conduce la anizotropia proprietăţilor pe secţiunea piesei. Se reduce în mod simţitor rezistenţa la oboseală. În unele cazuri este necesară înlăturarea prin aşchiere a stratului decarburat.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

Prin încălzirea semifabricatelor metalice pentru deformare plastică, se caută atingerea următoarelor deziderate: reducerea limitei de curgere a metalului; obţinerea unei stări structurale optime pentru deformare; reducerea impurităţilor intergranulare prin difuzie intragranulară; reducerea tensiunilor interne şi omogenizarea structurii.

Creşterea temperaturii semifabricatelor introduse în cuptor este însoţită de o serie de fenomene nedorite, care pentru cazul oţelurilor sunt: posibilitatea apariţiei fisurilor, oxidarea, decarburarea şi supraîncălzirea.

Apariţia fisurilor. În cursul încălzirii, straturile exterioare ale semifabricatului se încălzesc mai repede decât cele de la interior. Această neuniformitate a temperaturii pe secţiunea semifabricatului conduce la apariţia tensiunilor interne datorate dilatării neuniforme a materialului semifabricatului. La diferenţe mari de temperatură între suprafaţă şi miez, tensiunile termice pot atinge valori atât de mari, încât să depăşească rezistenţa de rupere a materialului încălzit şi să producă *fisuri interioare*.

Pentru prevenirea apariţiei fisurilor, se menţine o diferenţă de temperatură mică între suprafaţa semifabricatului şi miez prin limitarea vitezei de încălzire, în prima perioadă a procesului de încălzire când materialul are o plasticitate redusă.

Pentru întreaga gamă de oţeluri carbon şi aliate forjabile, temperatura maximă până la care pot să apară fisurile, $\theta_{f_{max}}$, este cuprinsă între limitele 550÷800°C, limita inferioară fiind proprie oţelurilor carbon, iar limita superioară oţelurilor bogat aliate. Peste temperatura $\theta_{f_{max}}$, viteza de încălzire a semifabricatului poate fi mărită datorită creşterii plasticităţii acestuia, tensiunile termice producând deformarea materialului şi nu fisurarea acestuia.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

Pentru micşorarea pierderilor de material prin oxidare şi grosimii stratului decarburat, fie se utilizează cuptoare cu atmosferă controlată, fie se acoperă suprafaţa semifabricatului cu un strat protector (cuprare).

Supraîncălzirea. Pentru a-şi micşora energia internă, la temperaturi ridicate, există tendinţa ca grăunţii policristalului să crească. Astfel, datorită încălzirii, grăunţii existenţi înaintea deformării vor fi cu atât mai mari cu cât temperatura va fi mai ridicată. Supraîncălzirea constă în creşterea rapidă a grăunţilor cristalini datorită încălzirii sau menţinerii îndelungate a semifabricatului la o temperatură ce depăşeşte limita superioară a temperaturii de început de deformare şi conduce la reducerea proprietăţilor mecanice ale metalului sau aliajului semifabricatului.

Stabilirea regimului termic presupune determinarea domeniului de temperatură optim la care se poate face deformarea unui material în bune condiţii. Domeniul de temperatură este specific fiecărui material, fiind condiţionat de mărimea gradului de deformare ce poate fi realizat cu păstrarea integrităţii materialului şi de obţinerea unei structuri impuse după deformare.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

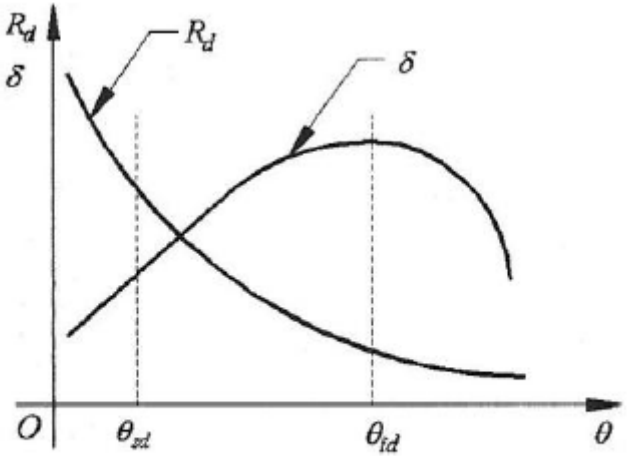


Figura 4.24. Variaţia rezistenţei la deformare şi a plasticităţii cu temperatura.

Domeniul de temperatură se stabileşte astfel încât rezistenţa la deformare să fie mică şi plasticitatea ridicată. Variaţia rezistenţei la deformare R_d şi a plasticităţii δ cu temperatura θ, pentru majoritatea materialelor metalice se prezintă în *Figura 4.24*.

Rezistenţa la deformare scade cu temperatura, iar plasticitatea prezintă un punct de maxim. Scăderea plasticităţii la temperaturi mari are loc datorită creşterii excesive a grăunţilor şi a declanşării procesului de topire la limitele intercristaline.

Temperatura critică la care aceste fenomene încep să se producă intens se află cu 150÷300°C sub linia solidus în funcţie de material. Se deduce că temperatura de început de deformare θ_{id} (limita superioară) corespunde punctului de maxim al plasticităţii.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

Temperatura minimă admisă pentru deformare – temperatura de sfârşit de deformare θ_{sd} – este limitată de gradul de deformare ce se poate realiza la acea temperatură şi de structura ce se urmăreşte să se obţină după deformare – complet sau incomplet recristalizată.

Ţinând seama de condiţiile prezentate şi de faptul că, în general, se urmăreşte evitarea domeniului de temperaturi la care materialul metalic prezintă mai multe faze, orientativ, în *Figura 4.25* se dau domeniile de temperatură pentru diverse metale şi aliaje, iar pentru oţelurile carbon, domeniul de temperatură optim pentru forjare la cald este reprezentat prin domeniul haşurat pe diagrama Fe-Fe_3C din *Figura 4.26*.

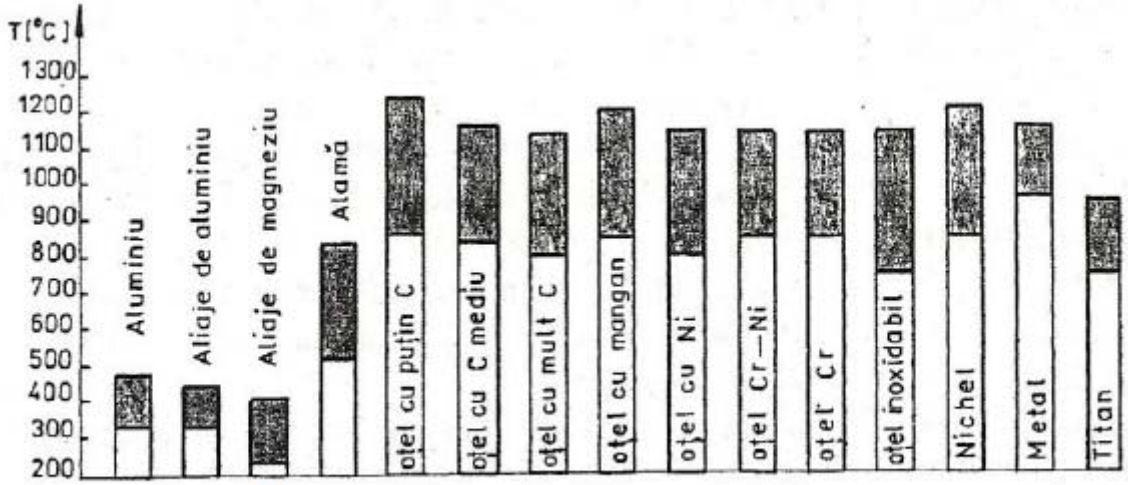


Figura 4.25. Domeniul temperaturilor de încălzire şi deformare pentru diferite aliaje.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

Viteza de încălzire depinde de tipul utilajului folosit, de diferenţa dintre temperatura mediului cuptorului şi cea a semifabricatului, de proprietăţile fizice ale materialului supus încălzirii (conductivitate termică, dilatare), de forma şi dimensiunile semifabricatului şi de modul de aşezare a pieselor pe vatra cuptorului.

Din raţiuni economice este de dorit ca viteza de încălzire să fie cât mai mare, însă ea este limitată de pericolul apariţiei fisurilor în materialul supus încălzirii, ca urmare a dilatării diferite a straturilor de material pe direcţia gradientului termic. Pentru satisfacerea ambelor cerinţe se folosesc, acolo unde este posibil, acele procedee de încălzire care asigură producerea căldurii în masa semifabricatului (încălzirea prin inducţie sau prin rezistenţă de contact). Dacă acest lucru nu este posibil (semifabricate mari sau dotare tehnică) se va face o preîncălzire a materialului astfel încât viteza de încălzire să nu depăşească valoarea critică.

Din punct de vedere termic în procesul de deformare plastică se disting trei stadii, *Figura 4.27*.

- Stadiul încălzirii semifabricatului de la temperatura mediului ambiant θ_0 la temperatura de început de deformare θ_{id}, corespunzător duratei τ_i, care cuprinde trei etape:
  - preîncălzirea până la atingerea temperaturii $\theta_{f_{max}}$, pe durata τ_{pi};
  - încălzirea propriu-zisă la temperatura θ_{id}, pe durata τ_{ip};
  - menţinerea la temperatura de început de deformare pentru încălzirea miezului semifabricatului, pe durata τ_{im}.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

- Stadiul deformării propriu-zise când temperatura scade de la valoarea θ_{id} la temperatura de sfârşit de deformare θ_{sd}, corespunzător duratei τ_d.

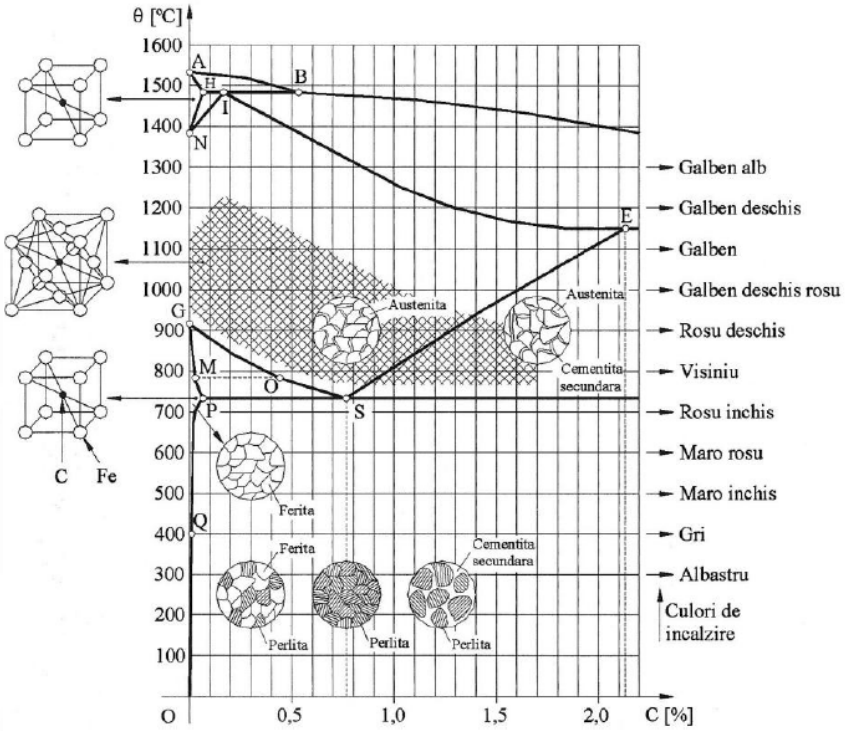


Figura 4.26. Domeniul de temperatură optim pentru forjarea oţelurilor carbon, reprezentat prin zona haşurată.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

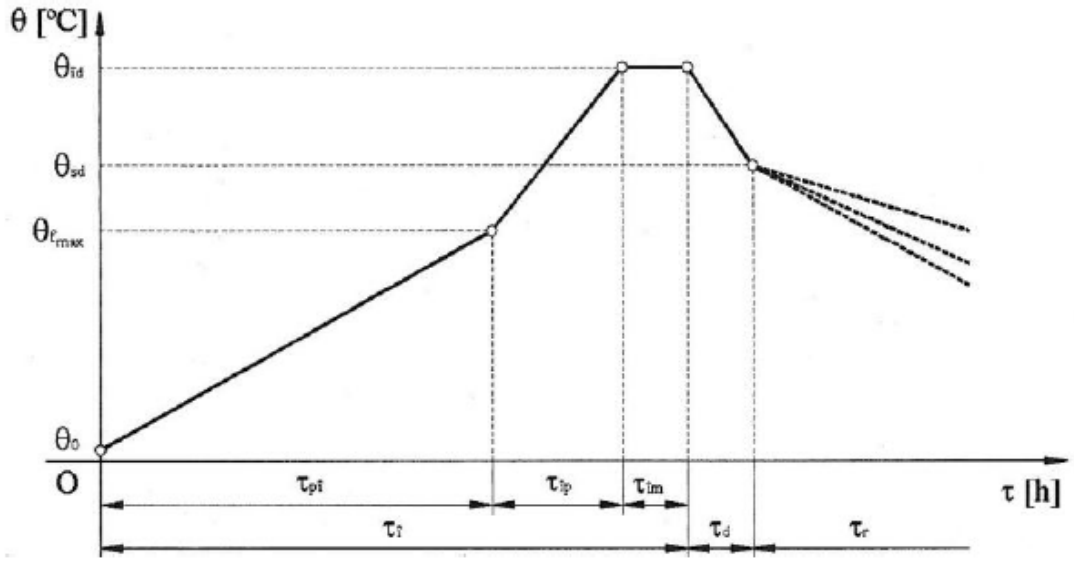


Figura 4.27. Diagrama de încălzire-răcire la deformarea plastică a materialelor forjabile.

Semifabricatele sunt supuse deformării propriu-zise în mod intermitent. În intervalele în care semifabricatele sunt deformate, din lucrul mecanic cheltuit pentru deformare aproximativ 10% se acumulează în reţeaua cristalină a metalului şi 90% se transformă în căldură, care contribuie la ridicarea temperaturii semifabricatului. Pe de altă parte, datorită diferenţei de temperatură dintre semifabricat şi mediul exterior, acesta va pierde căldură în timpul deformării, micşorându-i-se temperatura. Astfel, în funcţie de viteza de deformare se poate ajunge la deformarea izotermă sau chiar politropă, situaţii de care trebuie ţinut seama la stabilirea domeniului de temperatură optim forjării.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

Cunoaşterea duratei de răcire pe intervalul de temperatură ales pentru deformare, permite stabilirea numărului de faze posibile de realizat în acest interval, respectiv numărul de încălziri necesar pentru deformarea pieselor complexe, care necesită un număr mare de faze de deformare.

- Stadiul de răcire până la temperatura ambiantă θ_0, corespunzător duratei τ_r.

Viteza de răcire de după deformare depinde de structura impusă care determină mediul de răcire. Astfel, răcirea se poate face în aer, în medii termorigide (zgură granulată, nisip, vată de sticlă etc.) sau în cuptor. Se evită răcirea bruscă pentru prevenirea apariţiei *fisurilor exterioare*. Măsuri speciale se iau în cazul anumitor tipuri de oţeluri (cu Cr, Ni şi Mo), susceptibile de a forma *fulgi*.

Determinarea duratei de încălzire τ_i, se poate face atât analitic, cât şi experimental.

Analitic, se pot aplica relaţiile:

- pentru piese mici, cu grosimi sub 75 mm,

$$\tau_i = \frac{m \cdot c}{\alpha_{tot} \cdot A} ln \frac{\theta_c - \theta_0}{\theta_c - \theta_{id}} \; [h]; \qquad (4.40)$$

- pentru piese mari cu dimensiunea principală (grosimea) mai mare de 75 mm,

$$\tau_i = \frac{m \cdot c}{K \cdot \alpha_{tot} \cdot A} ln \frac{\theta_c - \theta_0}{\theta_c - \theta_{id}} \; [h], \qquad (4.41)$$

în care: α_{tot} este coeficientul total de cedare a căldurii de la cuptor la piesă, în $J / m^2 \cdot h \cdot grd$, conform *Tabelului 4.1*;

m – masa semifabricatului, în kg;

c – căldura specifică, în $J / m^2 \cdot grd$;

A – aria semifabricatului, în mm^2;

θ_c – temperatura cuptorului, în K;

θ_0 – temperatura iniţială a semifabricatului, în K;

θ_{id} – temperatura finală a semifabricatului, în K;

K – constantă de material (K=0,35÷1).

Stabilirea analitică a duratei de încălzire-răcire este laborioasă datorită faptului că în acest timp variază foarte mulţi factori: temperatura semifabricatului; temperatura cuptorului; căldura specifică; coeficientul de transmitere a căldurii etc. În literatura de specialitate sunt prezentate relaţii stabilite pe ipoteze teoretice simplificate sau pe baze experimentale.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

Tabelul 4.1. Coeficientul total de cedare a căldurii de la cuptor la piesă, α_{tot}.

Temperatura cuptorului, în K	Temperatura metalului încălzit, în K	α_{tot}, în $J/m^2 \cdot h \cdot grd$
1600	0	250 + 95 K*
	1100	450 + 270 K*
	1273	550 + 375 K*
	1473	670 + 510 K*
1423	0	180 + 70 K*
	873	290 + 160 K*
	1100	360 + 225 K*
	1273	440 + 320 K*
1223	0	125 + 45 K*
	673	180 + 90 K*
	873	225 + 135 K*
	1000	285 + 195 K*
1023	0	85 + 35 K*
	473	100 + 45 K*
	673	130 + 65 K*
	873	160 + 105 K*
823	0	55 + 20 K*
	473	70 + 30 K*
	673	90 + 45 K*

unde $K^* = \dfrac{A_{em}(aria\ libera\ exterioara\ a\ metalului\ incalzit)}{A_{pr}(aria\ peretilor\ care\ radiaza)}$.

Pentru determinarea rapidă a duratei încălzirii oţelurilor în cuptoarele cu vatră, în practică se utilizează frecvent relaţia experimentală stabilită de N. D. DOBROHOTOV:

$$\tau_{\hat{i}} = k_m \cdot k_a \cdot d^{\frac{3}{2}} \text{ [h]} \qquad (4.42)$$

în care: k_m este un coeficient care depinde de masa semifabricatului şi de tipul de oţel. În general, $k_m = 10 \div 20$ (valorile minime se aleg în cazul semifabricatelor laminate şi forjate din oţeluri carbon sau slab aliate cu masa până la 2500 kg, iar cele maxime pentru oţeluri aliate şi piese cu masa peste 2500 kg – $\rho_{otel} = 7800$ kg/m^3);

k_a – un coeficient care depinde de modul de aşezare a semifabricatelor pe vatra cuptorului. Valorile acestui coeficient sunt prezentate în *Tabelul 4.2*;

d – diametrul sau grosimea semifabricatului, în m.

Pentru toate materialele metalice se recomandă o preîncălzire lentă utilizând relaţia:

$$\tau_{p\hat{i}} = \frac{2}{3} \cdot \tau_{\hat{i}} \text{ [h].} \qquad (4.43)$$

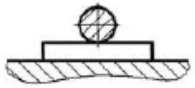
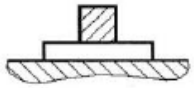
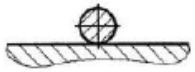
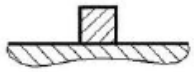
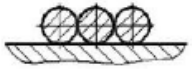
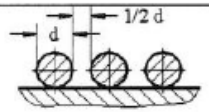
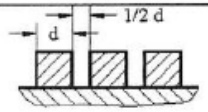
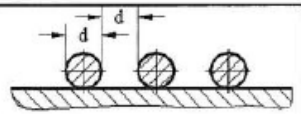
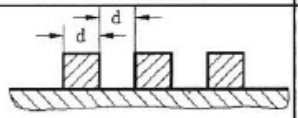
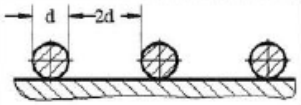
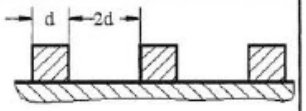
PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Consideraţii teoretice asupra regimului termic de încălzire

Tabelul 4.2. Valorile coeficientului k_a.

Modul de aşezare	Semifabricate cu secţiune transversală circulară		Semifabricate cu secţiune transversală pătrată	
	Schema de aşezare	k_a	Schema de aşezare	k_a
Singulare pe suport		1,0		1,0
Singulare pe vatră		1,0		1,4
Grup compact pe vatră		2,0		4,0
Grup la $\frac{1}{2} \cdot d$ pe vatră		1,4		2,2
Grup la $1 \cdot d$ pe vatră		1,35		2,0
Grup la $2 \cdot d$ pe vatră		1,3		1,8

Durata încălzirii propriu-zise θ_{ip} se determină din condiţia ca viteza de încălzire în această perioadă v_{ip} să fie dublă faţă de viteza de preîncălzire $v_{pî}$. Se deduce succesiv:

$$v_{ip} = 2 \cdot v_{pî} \text{ (5.3) sau } \frac{\theta_{id} - \theta_{f_{max}}}{\tau_{ip}} = 2 \cdot \frac{\theta_{f_{max}} - \theta_0}{\tau_{pî}}, \text{ de unde:}$$

$$\tau_{ip} = \frac{1}{2} \cdot \frac{\theta_{id} - \theta_{f_{max}}}{\theta_{f_{max}} - \theta_0} \cdot \tau_{pî} \text{ [h].} \qquad (4.44)$$

Timpul de menţinere $\tau_{îm}$, conform *Figurii 4.27* este:

$$\tau_{îm} = \tau_{î} - \tau_{pî} - \tau_{ip} \text{ [h].} \qquad (4.45)$$

Timpul deformării propriu-zise în care are loc răcirea semifabricatului la temperatura de sfârşit de deformare θ_{sd} se determină cu relaţia experimentală:

$$\tau_d = k_\theta \cdot k_g \text{ [min]} \qquad (4.46)$$

în care: k_θ este factorul de temperatură;

k_g – factorul geometric.

Factorul k_θ depinde de temperatura de început de deformare şi pentru oţeluri se determină cu relaţia următoare, dedusă prin prelucrarea datelor existente în literatură:

$$k_\theta = -1{,}425 \cdot 10^{-6} \cdot \theta_{id}^2 + 3{,}8 \cdot 10^{-3} \cdot \theta_{id} - 2{,}254 \qquad (4.47)$$

Factorul k_g se determină cu relaţia:

$$k_g = \frac{1}{\frac{1}{a} + \frac{1}{b} + \frac{1}{c}} \qquad (4.48)$$

în care a, b, c sunt dimensiunile de gabarit ale semifabricatului, în mm.

Timpul de răcire după deformarea plastică τ_r depinde de structura impusă şi este variabil, în limite largi, în funcţie de mediul de răcire necesar. Timpul τ_r are o importanţă la fel de mare ca şi încălzirea, dar de data aceasta nu asupra procesului de deformare ci asupra calităţii metalului deformat.

Astfel, la o viteză de răcire necorespunzătoare (prea mare), în piesă se pot produce tensiuni termice periculoase şi chiar fisuri sau pot să apară structuri de călire la colţuri, muchii sau în toată masa piesei (se ştie că viteza de răcire în aer este viteză de călire pentru unele oţeluri aliate).

În funcţie de complexitatea piesei şi sensibilitatea la viteza de răcire, răcirea se poate face în mai multe moduri, care ordonate după sensul micşorării vitezei de răcire, se pot enumera astfel: pe sol, piesă singulară; pe sol, piese în vrac; în groapă, piesă singulară; în groapă, piese în vrac; în groapă, piese singulare sau în vrac, acoperite cu nisip sau cenuşă; în cuptor cu uşile deschise şi sursa termică decuplată; în cuptor cu sursa termică cuplată şi reglată (cu viteză controlată).

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Utilajele încălzirii

Utilajele încălzirii se clasifică după mai multe **criterii**, şi anume:

- *după sursa termică folosită*: cuptoare cu flacără (cu combustibil lichid sau gazos) şi cuptoare sau instalaţii electrice cu rezistenţă sau cu inducţie;
- *după modul de funcţionare*: cu funcţionare intermitentă (periodică) şi cu funcţionare continuă (cu vatră fixă sau mobilă) de tip carusel sau liniare;
- *după atmosfera cuptorului*: cu aer cu încălzire directă; cu atmosferă protejată (cu muflă) sau controlată (neutră sau reducătoare);
- *după mărimea semifabricatului*: normale pentru piese mici şi adânci pentru lingouri.

În continuare, se vor prezenta după primul şi al doilea criteriu câteva scheme şi particularităţi ale încălzirii metalului.

În cuptoarele cu flacără căldura se transmite semifabricatelor prin radiaţie şi convecţie din spaţiul de încălzire al cuptorului şi a zidăriei refractare. Drept combustibili se folosesc gazele şi combustibilii lichizi, păcura.

Din punct de vedere constructiv, există o mare diversitate, dintre cele mai uzuale, fiind cuptorul cu cameră, *Figura 4.28*.

În acest caz, *semifabricatele 2* aşezate pe *vatra 1* prin *gura de încărcare 4*, după încălzire cu ajutorul *injectoarelor 3* sunt evacuate pe aceeaşi gură *4*, de unde şi denumirea de cuptoare cu funcţionare periodică. Produsele arderii trec prin *schimbătorul de căldură 5* şi preîncălzesc aerul pentru întreţinerea arderii. Preîncălzirea aerului până la 350÷500°C permite o economisire de combustibil de până la 25%. Acest gen de cuptoare cu cameră şi funcţionare periodică sunt destinate producţiei cu schimbarea frecventă a tipodimensiunilor semifabricatelor deformate plastic.

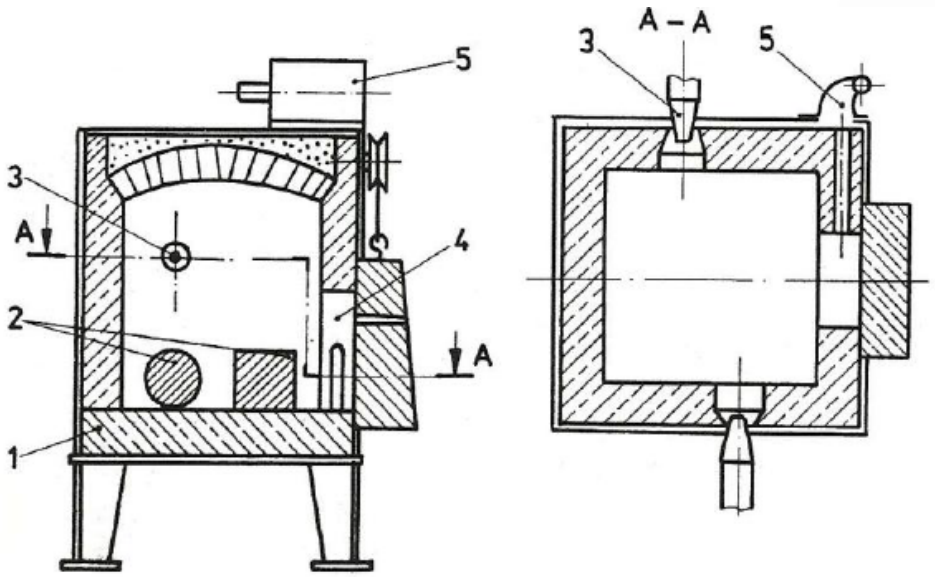


Figura 4.28. Schema unui cuptor cu cameră:
1 – vatră; 2 – semifabricat; 3 – injector; 4 – gură de încărcare; 5 – recuperator.

Pentru producţia de serie mare, utilizată este cea de a doua variantă a cuptorului cu flacără, de tip continuu, cu vatră mobilă (carusel sau liniară) şi respectiv fixă cu împingerea semifabricatului pe vatră, zise şi cu propulsor (de largă întrebuinţare). Ultima variantă este reprezentată în *Figura 4.29*.

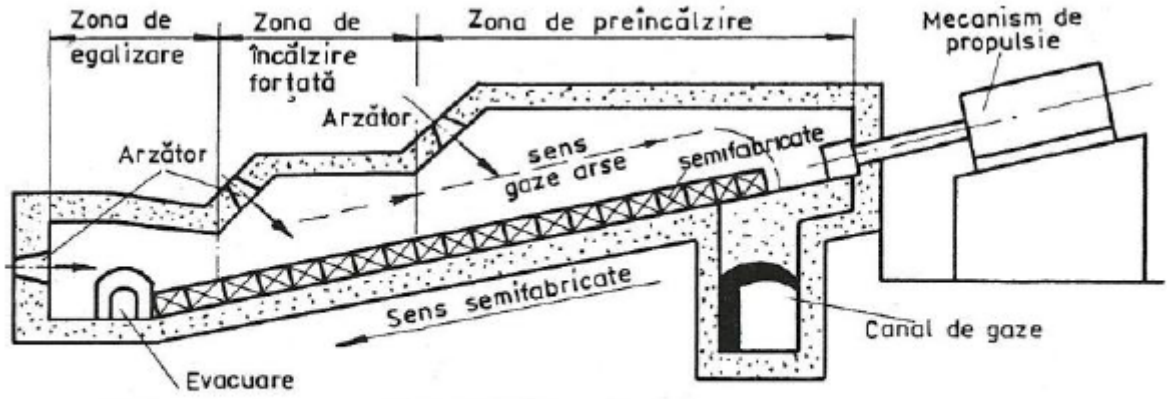


Figura 4.29. Schema unui cuptor continuu cu propulsie.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Utilajele încălzirii

Lungimea cuptorului reproduce graficul încălzirii, în sensul că semifabricatele reci intră întâi în *zona de preîncălzire* la 650÷800°C la oţel şi apoi după ce au trecut de temperatura de fisurare, urmează *zona de încălzire forţată* la 1150÷1250°C şi în ultima zonă, *zona de egalizare* se uniformizează temperatura în toată masa materialului. În acest sens, capacitatea termică a cuptorului se repartizează astfel: 10÷15% în zona de preîncălzire, 30÷40% în zona de încălzire forţată şi 55÷60% în zona de egalizare. Având în vedere funcţionarea continuă, aceste cuptoare au un consum redus de combustibil şi productivitate mare.

Instalaţiile electrice de încălzire se bazează pe convertirea energiei electrice în căldură fie prin inducţie, fie electrorezistiv.

Încălzirea prin inducţie presupune un inductor adecvat ca formă secţiunii transversale a semifabricatului şi care poate fi alimentat diferenţiat pe segmente de la reţea, reproducându-se toate etapele ciclului de încălzire (preîncălzire, încălzire, egalizare), o schemă simplă fiind dată în *Figura 4.30*.

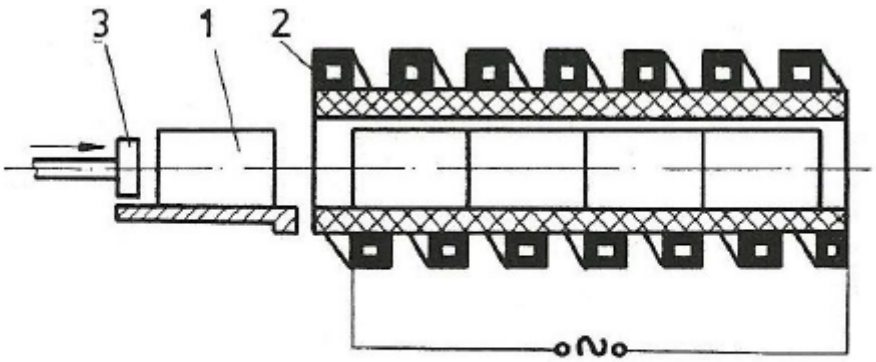


Figura 4.30. Schema unei instalaţii inductive pentru încălzire: 1 – semifabricat; 2 – inductor; 3 – propulsor.

Astfel, *semifabricatele 1* sunt împinse cu ajutorul *mecanismului propulsor 3* în interiorul *inductorului 2* din spiră de cupru cu secţiune rectangulară şi inimă goală prin care circulă apa de răcire. La trecerea curentului prin inductor, se induce un curent care afectează un strat exterior de grosime 30÷35% din raza sau grosimea semifabricatului. Această grosime se micşorează cu creşterea frecvenţei. Ca urmare, cu cât semifabricatul este mai subţire frecvenţa trebuie să fie mai înaltă, şi invers, frecvenţa minimă fiind cea industrială de 50 Hz pentru semifabricate cu diametrul de maximum 180 mm. Frecvenţa se poate determina cu relaţia, $f=3\cdot10^4/d^2$ Hz, unde d este diametrul semifabricatului, în cm. Consumul este de $(1{,}44\div1{,}8)\cdot10^6$ J/Kg.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

Utilajele încălzirii

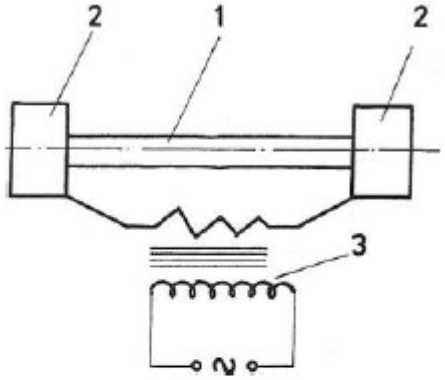


Figura 4.31. Schema încălzirii electrorezistive de contact:
1 – semifabricat; 2 – bacuri de prindere din cupru fosforos; 3 – transformator.

Încălzirea electroinductivă se aplică pentru dimensiuni de până la 200 mm, iar până la diametre de 75 mm mai bună este soluţia încălzirii prin contact, când piesa este rezistenţa, *Figura 4.31*.

Tensiunea de lucru este de 6÷15 V, iar consumul este de $(1{,}08 \div 1{,}44) \cdot 10^6$ J/Kg oţel.

Faţă de încălzirea cu flacără, încălzirea cu instalaţii electrice prezintă următoarele avantaje: viteză mare, mult superioară cuptoarelor cu combustibil; lipsesc aproape complet cojile de oxizi; se pretează foarte bine automatizării; se îmbunătăţesc condiţiile de muncă.

Ca dezavantaje: capătul barei rămâne rece şi distruge matriţele; se pot utiliza numai pentru producţia de serie şi masă.

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

- **Forjarea liberă**
- **Matriţarea la cald a materialelor metalice**

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea este procedeul de deformare plastică la cald a materialelor metalice şi cunoaşte variantele: forjare liberă, manuală sau mecanică şi forjare în matriţă.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE
Forjarea liberă

Este procedeul de prelucrare prin presiune la cald, neîngrădit, cu scule universale. Metalul se dezvoltă, curge liber pe direcţia perpendiculară pe direcţia forţei exterioare, acţionată dinamic (ciocane) sau quasistatic (pe prese hidraulice).

Prin forjare liberă se obţin piese brute, semifabricate forjate, care se supun ulterior aşchierii. La ora actuală este unica metodă de modelare, deformare a pieselor grele de până la 250 tone, cum ar fi: rotori de turbine hidraulice; arbori cotiţi pentru motoare de nave transoceanice; cilindri de laminor etc.

Piese de masă mai mică (zeci şi sute de kilograme) se pot forja atât liber cât şi în matriţe.

Cu toată precizia matriţării, pentru piese unicat sau de serie mică, forjarea liberă rămâne economic net superioară, întrucât costul matriţelor nu se amortizează decât în serie de fabricaţie acoperitoare.

Pentru piese mari şi grele ca materie primă servesc lingourile de până la 320 tone, iar pentru piese mici şi mijlocii ca materie primă servesc blumurile şi profilele de secţiune circulară sau rectangulară.

Aprecierea forjării se face prin aşa numitul coroiaj (grad de forjare), care pentru o singură încălzire are forma:

$$C = \frac{A_0}{A_f} \qquad (4.72)$$

în care: A_0 este secţiunea iniţială;
A_f – secţiunea finală.

Forjarea liberă

Cum deformarea prin forjare se poate face din mai multe lovituri şi treceri, coroiajul total este un produs de coroiaje parţiale.

$$C_t = C_1 \cdot C_2 \cdot \ldots \cdot C_n$$

când conform (4.72), putem scrie:

$$C_t = \frac{A_0}{A_1} \cdot \frac{A_1}{A_2} \cdot \frac{A_2}{A_3} \cdot \ldots \cdot \frac{A_{n-1}}{A_n} = \frac{A_0}{A_n}$$

în care: n este numărul de lovituri sau curse de piesă.

Forjarea liberă

Operaţiile forjării libere

Procesul tehnologic de forjare liberă este alcătuit dintr-o succesiune de operaţii de bază şi auxiliare. Fiecare operaţie este caracterizată de un anumit mod de deformare şi anumite scule specifice din inventarul universal de scule.

Dintre operaţiile de bază ale forjării libere amintim: refularea; întinderea; găurirea; tăierea; îndoirea; răsucirea; sudarea prin forjare. Răsucirea şi sudarea prin forjare sunt operaţii utilizate mai rar.

Refularea este operaţia fundamentală a prelucrării prin forjare, prin care se micşorează înălţimea semifabricatului şi se măreşte secţiunea lui transversală, pentru un semifabricat cilindric fiind exemplificată în *Figura 4.41*.

Refularea se execută în următoarele scopuri: pentru obţinerea unor piese cu secţiune transversală mare din semifabricate cu secţiune transversală mică; pentru obţinerea pieselor de tipul flanşelor, roţilor dinţate, discurilor etc.; ca operaţie prealabilă în vederea găuririi prin forjare.

La alegerea semifabricatului iniţial se au în vedere *condiţiile refulării*, care sunt:

- *gradul de deformare realizat prin refulare* ε_d să fie mai mic decât un grad de deformare limită admis de material ε_{da}, în condiţiile considerate, deci:

$$\varepsilon_d = \frac{h_0 - h_1}{h_0} < \varepsilon_{da} \qquad (4.73)$$

Mărimea gradului de deformare limită admis ε_{da} se stabileşte prin încercări, până la apariţia primelor fisuri la deformare continuă, pentru fiecare material în condiţiile de deformare date. De exemplu, pentru oţelurile carbon obişnuite şi slab aliate, $\varepsilon_{da} = 0{,}75 \div 0{,}85$.

- *raportul de refulare* ψ_r , dintre înălţimea h_0 şi diametrul d_0 (sau grosime), al semifabricatului trebuie să fie mai mic decât raportul de refulare limită admisibil ψ_{ra} pentru a se evita apariţia flambajului în timpul refulării, deci:

$$\psi_r = \frac{h_0}{d_0} < \psi_{ra} . \qquad (4.74)$$

Raportul ψ_{ra} depinde de proprietăţile elasto-plastice ale materialului, de temperatura de deformare, de dimensiunile semifabricatului şi de modul de aplicare a forţei de deformare P_d . Determinarea analitică a raportului ψ_{ra} prezintă dificultăţi, în special pentru temperaturi ridicate, datorită modificării proprietăţilor elasto-plastice. Pe baza rezultatelor experimentale, în practică se poate lucra cu bune rezultate dacă se acceptă $\psi_{ra} = 3$ pentru deformarea la rece şi $\psi_{ra} = 2{,}2 \div 2{,}5$ pentru deformarea la cald.

Volumul de material supus deformării prin refulare poate să curgă plastic uniform în toată masa lui, *Figura 4.41(a)*, sau neuniform, *Figura 4.41(b)*.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Operaţiile forjării libere

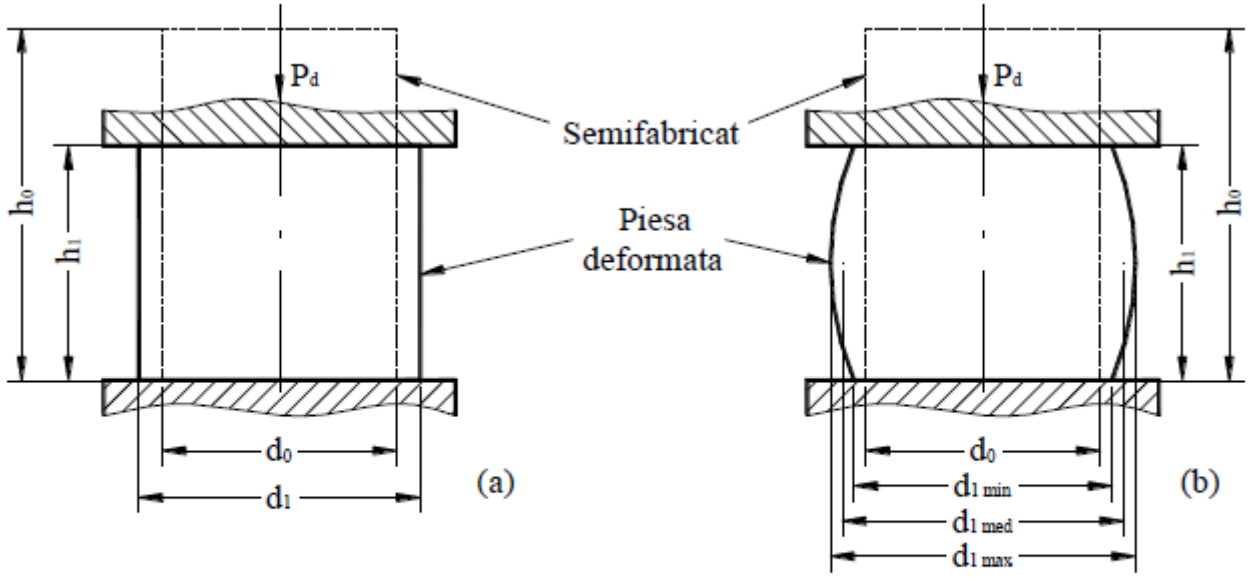


Figura 4.41. Schema refulării cu deformare uniformă (a) şi neuniformă (b):

h_0, d_0 şi h_1, d_1 – dimensiunile iniţiale şi respectiv finale ale semifabricatului;

P_d – forţa de deformare.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE
Forjarea liberă
Operaţiile forjării libere

Ca operaţie de bază a proceselor tehnologice de forjare liberă, refularea poate fi considerată uniformă numai în condiţiile:

- materialul supus deformării este omogen atât din punct de vedere al compoziţiei chimice, cât şi din cel al proprietăţilor lui mecanice (izotrop);
- atunci când deformarea se realizează la cald, se presupune că se realizează o uniformitate perfectă a temperaturii în întregul volum al materialului;
- în acelaşi timp să fie supus acţiunii sculelor întregul volum de material, respectiv să nu existe zone din semifabricat care să rămână în afara acţiunii directe a sculelor;
- între suprafeţele de contact dintre scule şi semifabricat să nu existe frecare care să conducă la crearea de forţe exterioare suplimentare.

Dacă toate aceste condiţii nu sunt îndeplinite simultan, refularea se realizează cu deformare neuniformă. Întrucât doar primele două pot fi practic îndeplinite, înseamnă că în realitate trebuie să se considere numai refularea cu deformare neuniformă.

În condiţii normale de uzinare, refularea se va realiza întotdeauna cu deformare neuniformă, manifestată prin apariţia unor zone în volumul materialului care au suferit refulări parţiale cu grade diferite de deformare. Neuniformitatea deformaţiei la scară macro este pusă în evidenţă prin forma bombată (butoiată) obţinută în urma refulării unui semifabricat cilindric, *Figura 4.41(b)*.

Apariţia formei butoiate, la semifabricatele cilindrice, ca urmare a neuniformităţii deformaţiei, depinde pe de o parte de raportul de refulare ψ_r, iar pe de altă parte de valoarea forţelor de frecare de pe suprafaţa de contact dintre scule şi material.

La rapoarte de refulare mari, $\psi_r = 2 \div 3$, *Figura 4.42(a) şi (b)*, respectiv în cazul cilindrilor cu zvelteţe mare, se formează în vecinătatea contactului cu sculele de lucru, la începutul deformării, două zone bombate (butoiate), iar la continuarea deformării aceste zone se contopesc, pe când la rapoarte de refulare mici, $\psi_r < 2$, *Figura 4.42(c)*, se formează o singură zonă butoiată şi aceasta în partea de mijloc a semifabricatului.

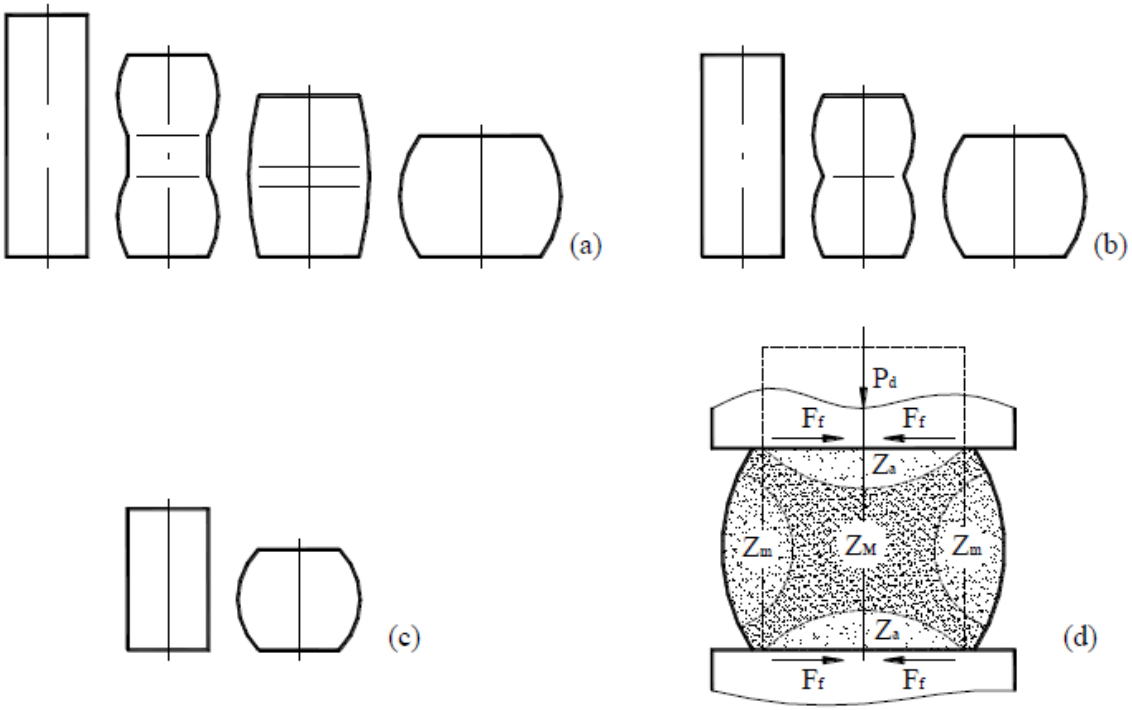


Figura 4.42. Refularea cu deformare neuniformă a unor semifabricate cilindrice:
(a) – cazul $\psi_r = 2{,}5 \div 3$; (b) – cazul $\psi_r = 2 \div 2{,}5$; (c) – cazul $\psi_r < 2$;
(d) – reprezentarea zonelor de deformaţie.

Forjarea liberă

Operaţiile forjării libere

Convexitatea depinde de mărimea şi de distribuţia forţelor de frecare pe suprafeţele de contact cu sculele, F_f, *Figura 4.42(d)*. Aceste forţe frânează curgerea materialului din zonele imediat învecinate, deformarea producându-se mai pronunţat în zonele centrale. Acest fenomen face ca forma cilindrică să se transforme în formă butoiată, determinând apariţia în volumul semifabricatului, din punct de vedere a intensităţii deformaţiei, a trei zone de deformaţie, *Figura 4.42(d)*:

- *zona de aderenţă*, Z_a, este zona din semifabricat aflată în imediata vecinătate a sculelor de deformare, în care intensitatea deformaţiei este mică;
- *zona deformaţiilor mari*, Z_M, aflată în partea centrală a semifabricatului;
- *zona deformaţiilor medii*, Z_m, aflată în partea centrală a suprafeţei laterale a semifabricatului.

Pentru executarea refulării trebuie cunoscută forţa de deformare necesară şi lucrul mecanic de deformare, pentru a alege utilajul corespunzător de lucru.

Forţa de refulare, P, la prese se determină cu relaţia:

$$P = p \cdot A, \qquad (4.75)$$

în care: p este forţa specifică sau rezistenţa la deformare, în daN/mm^2;
A – suprafaţa de contact material-scule, în mm^2.

Rezistenţa la deformare este o caracteristică mecanică complexă şi care se determină fie analitic fie cu relaţii empirice.

Forjarea liberă

Operaţiile forjării libere

Dintre relaţiile analitice, cea mai utilizată este *formula lui Siebel*, care pentru semifabricate cilindrice, *Figura 4.41(a)*, are forma:

$$p = \sigma_c' \left(1 + \frac{1}{3} \mu \frac{d}{h} \right), \qquad (4.76)$$

în care: σ_c' este rezistenţa la deformare (limita de curgere) a materialului la temperatura de încercare;

μ – coeficient de frecare metal-scule (0,2÷0,4);

d – diametrul piesei ce se refulează;

h – înălţimea piesei ce se refulează.

Valoarea lui σ_c' este dependentă şi de alţi factori:

$$\sigma_c' = W \cdot M \cdot \sigma_c, \qquad (4.77)$$

în care: σ_c este limita de curgere a metalului la temperatura de încercare, *Tabelul 4.3*;

W – corecţia lui σ_c pentru a se ţine seama de influenţa vitezei de deformare, *Tabelul 4.4*;

M – coeficient de mărime a piesei în raport cu epruveta folosită şi care se poate lua din diagrame. Valoarea lui M se dă în tabele în literatura de specialitate, *Tabelul 4.5*.

Tabelul 4.3. Valoarea lui σ_c cu temperatura pentru unele oţeluri.

Marca oţelului	Temperatura de încercare, în K							
	1070	1120	1170	1220	1270	1320	1370	1420
	σ_c [daN/mm^2]							
OL 38; OL 42	6,0	5,6	4,2	3,7	3,1	2,3	2,0	1,5
OLC 25; OLC 35	6,5	6,3	4,7	4,1	3,2	2,4	2,0	1,6
OLC 45; OLC 60	6,8	6,5	5,0	4,3	3,3	2,5	2,2	1,7
36 M 17	9,0	7,0	5,5	4,3	3,3	2,6	2,2	1,7
40 C 10	6,8	6,0	5,0	4,2	3,3	2,6	2,2	1,7
35 CN 15	6,8	6,0	5,0	4,2	3,3	2,7	2,2	1,7
OSC 12	10,4	-	6,2	5,0	3,0	2,8	2,4	1,9

Tabelul 4.4. Coeficientul *W* funcţie de viteza de deformaţie.

Tipul utilajului	Presă, cm/s			Ciocan, m/s
Viteza de deformare	10÷25	25÷75	75	6÷8
Coeficientul de corecţie, *W*	1,2÷1,6	1,6÷2,0	2,0÷2,5	2,0÷4,0

Tabelul 4.5. Coeficientul *M* funcţie de masa semifabricatului.

Masa lingoului, în t	peste 100	100÷51	50÷21	20÷6	6÷4	sub 4
Diametrul sau latura semifabricatului, în mm	1000	1000÷8000	800÷300	300÷100	100÷50	50
Valoarea coeficientului *M*	0,50	0,51÷0,55	0,56÷0,60	0,61÷0,70	0,71÷0,80	0,81÷1

Proiectarea proceselor tehnologice de refulare pe ciocane, la producţia de serie şi masă, presupune cunoaşterea condiţiilor şi parametrilor tehnologici ai refulării la o lovitură, elemente care determină eficienţa procedeului (productivitate maximă în condiţiile unui consum energetic minim) şi concură la obţinerea calităţii prescrise a pieselor forjate.

Principalii parametri tehnologici urmăriţi la refularea pe ciocane la o lovitură sunt: gradul de refulare; diametrul mediu al semifabricatului cilindric refulat; energia de lovire; lucrul mecanic de deformare; rezistenţa la deformare.

Gradul de refulare φ_d. Pentru definirea deformaţiilor la refulare, respectiv a modificării formei şi dimensiunilor, se utilizează în scopul calculului practic, în principal, două formulări – *gradul de deformare* ε_d şi *gradul de refulare* φ_d, care vor fi explicitate prin exemplul încercării la compresiune a unei epruvete cilindrice, *Figura 4.43*.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Operaţiile forjării libere

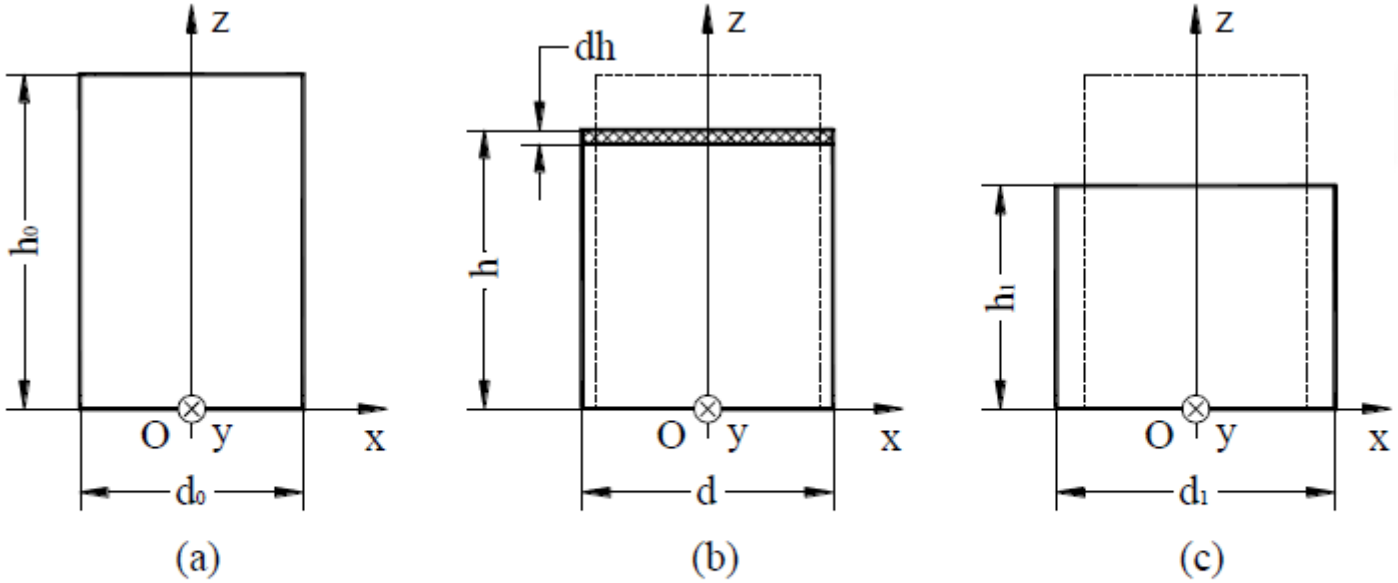


Figura 4.43. Încercarea la compresiune (refulare):
(a) – epruveta iniţială;
(b) – epruveta în cursul deformării;
(c) – epruveta deformată.

Variaţia elementară a „gradului” de deformare $d\varepsilon$, reprezintă variaţia elementară a înălţimii epruvetei $-dh$ (semnul „–” corespunde compresiunii) raportată la înălţimea iniţială a epruvetei h_0, deci:

$$d\varepsilon = -\frac{dh}{h_0}, \tag{4.78}$$

iar prin integrare, în limitele $0 \to \varepsilon_d$ şi $h_0 \to h_1$, rezultă:

$$\int_0^{\varepsilon_d} d\varepsilon = -\int_{h_0}^{h_1} \frac{dh}{h_0} \quad \text{sau} \quad \varepsilon\Big|_0^{\varepsilon_d} = -\frac{1}{h_0} \cdot h\Big|_{h_0}^{h_1},$$

de unde se deduce relaţia pentru calculul *gradului de deformare*:

$$\varepsilon_d = \frac{h_0 - h_1}{h_0}. \tag{4.79}$$

Pe de altă parte, variaţia elementară a gradului de refulare $d\varphi$ reprezintă variaţia elementară a înălţimii epruvetei $-dh$ raportată la înălţimea instantanee h, deci:

$$d\varphi = -\frac{dh}{h}, \tag{4.80}$$

din care prin integrare în limitele $0 \rightarrow \varphi_d$ şi $h_0 \rightarrow h_1$, rezultă:

$$\int_0^{\varphi_d} d\varphi = -\int_{h_0}^{h_1} \frac{dh}{h} \text{ sau } \varphi\Big|_0^{\varphi_d} = -ln\, h\Big|_{h_0}^{h_1},$$

de unde se deduce relaţia pentru calculul *gradului de refulare*:

$$\varphi_d = ln\frac{h_0}{h_1}. \tag{4.81}$$

Utilizarea gradului de refulare oferă avantaje referitoare la tehnica calculului. Astfel, în cazul mai multor faze de deformare, modificarea totală a formei şi dimensiunilor este egală cu suma modificărilor parţiale. De exemplu, pentru realizarea unei piese prin n faze de refulare se poate scrie:

$$\varphi_{d_{total}} = ln\frac{h_0}{h_n} = ln\left(\frac{h_0}{h_1}\cdot\frac{h_1}{h_2}\cdot\ldots\cdot\frac{h_{n-1}}{h_n}\right) = ln\frac{h_0}{h_1} + ln\frac{h_1}{h_2} + \ldots + ln\frac{h_{n-1}}{h_n} = \varphi_{d_1} + \varphi_{d_2} + \ldots + \varphi_{d_n} \tag{4.82}$$

în care: $h_i,\ i = \overline{1,n}$ reprezintă înălţimile semifabricatului după fiecare fază de refulare;

$\varphi_{d_i},\ i = \overline{1,n}$ sunt gradele de refulare parţiale.

Datorită acestui avantaj este necesară stabilirea relaţiei dintre gradul de refulare φ_d şi gradul de deformare ε_d. Astfel:

$$\varepsilon_d = \frac{h_0 - h_1}{h_0} = 1 - \frac{h_1}{h_0} \text{ sau } \frac{h_0}{h_1} = \frac{1}{1-\varepsilon_d},$$

de unde, prin logaritmare se deduce

$$\varphi_d = -ln(1-\varepsilon_d). \tag{4.83}$$

Diametrul mediu al semifabricatului cilindric deformat $d_{1_{med}}$ se determină ţinând seama că deformarea se produce radial şi utilizând legea volumului constant. Astfel, cu notaţiile din *Figura 4.41* se poate scrie:

$$V_0 = V_1 \text{ sau } \frac{\pi \cdot d_0^2}{4} \cdot h_0 = \frac{\pi \cdot d_{1_{med}}^2}{4} \cdot h_1,$$

de unde:

$$d_{1_{med}} = d_0 \cdot \sqrt{\frac{h_0}{h_1}} \text{ [mm]}. \tag{4.84}$$

În cazul semifabricatelor prismatice, dimensiunile medii în plan transversal pe direcţia forţei se determină utilizând atât legea volumului constant, cât şi legea minimei rezistenţe.

Energia de lovire, E_c, reprezintă energia cinetică acumulată până în momentul aplicării loviturii şi se determină cu relaţia:

$$E_c = \frac{m_e \cdot v_a^2}{2} \text{ [N·m]} \qquad (4.85)$$

în care: m_e este masa echivalentă la lovire, în kg;

v_a – viteza berbecului în momentul atingerii semifabricatului, în m/s.

Masa echivalentă m_e se determină utilizând relaţia:

$$m_e = \frac{G + F_a}{g} \text{ [kg]}, \qquad (4.86)$$

în care: G este greutatea berbecului, în N;

F_a – forţa de antrenare a berbecului;

g – acceleraţia gravitaţională, $g = 10$ m/s^2.

Forţa de antrenare a berbecului F_a reprezintă diferenţa dintre forţa F exercitată de aerul comprimat asupra pistonului de lucru şi forţa de frecare F_f dintre piston şi cilindrul de lucru al ciocanului. Astfel:

$$F_a = F - F_f \text{ [N]} \qquad (4.87)$$

Forţa F se determină cu relaţia:

$$F = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot \Delta p = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot (p_s - p_i) \text{ [N]} \qquad (4.88)$$

în care: d este diametrul pistonului de lucru, în m;
Δp – diferenţa de presiune dintre presiunea aerului din partea superioară a pistonului de lucru p_s şi presiunea din partea inferioară a acestuia p_i.

Pentru ciocanul cu autocompresie de 63 kgf, $d = 0{,}2$ m, iar în momentul aplicării loviturii $\Delta p \cong 2{,}5 \cdot 10^4$ Pa.

Forţa F_f se consideră ca fiind o fracţiune din greutatea berbecului, iar în condiţii normale de utilizare a ciocanului cu autocompresie,

$$F_f = \frac{1}{10} Mg \text{ [N]} \qquad (4.89)$$

Viteza berbecului v_a în momentul atingerii semifabricatului se determină cu relaţia:

$$v_a = \sqrt{2aH} \text{ [m/s]}, \qquad (4.90)$$

în care: a este acceleraţia berbecului, în m/s^2;
H – cursa berbecului, în m.

Accelerația berbecului se calculează, ţinând seama de forţa de antrenare, astfel:

$$a = \frac{G + F_a}{G} \cdot g \ \ [\mathrm{m/s^2}]. \qquad (4.91)$$

Cursa berbecului se determină în funcţie de cursa maximă a berbecului H_{max} şi înălţimea iniţială a semifabricatului h_0 la lovitura curentă, cu relaţia:

$$H = H_{max} - h_0 \ \ [\mathrm{m}]. \qquad (4.92)$$

Lucrul mecanic de deformare, L_d. Energia de lovire nu se transformă integral în lucru mecanic de deformare, deoarece o cantitate din aceasta este consumată de elasticitatea sistemului, deci există un randament al loviturii η_l, care în cazul ciocanelor cu autocompresie are valoarea $\eta_l = 0{,}7$. Acest randament poate fi mărit prin mărirea rigidităţii sistemului. Prin urmare, se poate spune că:

$$L_d = \eta_l \cdot E_c \ \ [\mathrm{N \cdot m}]. \qquad (4.93)$$

Rezistenţa la deformare R_d. Lucrul mecanic necesar pentru refulare, în teoria plasticităţii, se determină utilizând ecuaţiile diferenţiale de echilibru în timpul deformării. În cazul deformaţiilor mari (cele folosite curent în practică), se ţine seama de frecare prin coeficientul μ, iar expresia lucrului mecanic de deformare, are forma:

$$L_d = R_d \cdot V_0 \cdot \left[ln\frac{h_0}{h_1} + \frac{2}{9} \cdot \mu \cdot \left(\frac{d_1}{h_1} - \frac{d_0}{h_0} \right) \right]. \qquad (4.94)$$

În cazul refulării pe ciocane, la o lovitură, expresia $\frac{d_1}{h_1} - \frac{d_0}{h_0} \to 0$. Astfel, din relaţia (4.94) se deduce relaţia pentru determinarea rezistenţei maxime la deformare:

$$R_d = \frac{L_d}{V_0 \cdot ln\frac{h_0}{h_1}} \text{ [Pa] sau } R_d = 10^{-6}\frac{L_d}{V_0 \cdot \varphi_d} \text{ [MPa].} \qquad (4.95)$$

Relaţiile teoretice pentru calculul rezistenţei la deformare nu pot lua în considerare toţi factorii care au influenţă asupra acesteia, cum ar fi: limita de curgere a materialului care se deformează, frecarea dintre material şi scule, viteza de deformare, temperatura la care se deformează materialul, forma şi dimensiunile semifabricatului etc.

În majoritatea cazurilor, influenţa diferiţilor factori asupra rezistenţei la deformare se determină experimental.

Întinderea prin forjare. Este operaţia prin care se execută întinderea unui semifabricat sau a unei părţi din el, pe seama micşorării secţiunii transversale, *Figura 4.44(a)*.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Operaţiile forjării libere

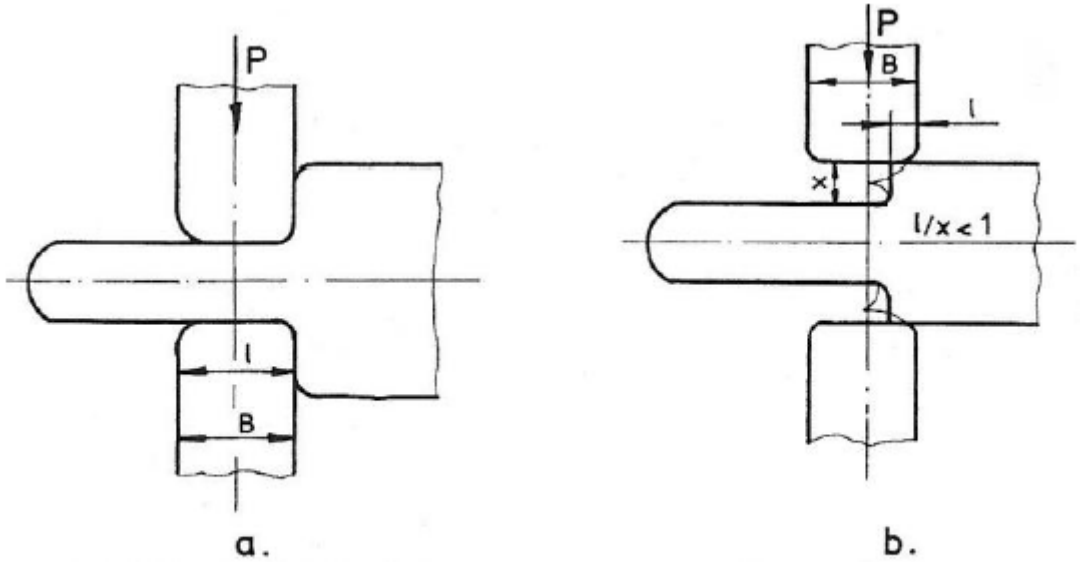


Figura 4.44. Schema întinderii:
a – normală; b – cu suprapunere de material.

Întinderea se execută prin loviri succesive sau presări pe o anumită porţiune cu ajutorul unor nicovale, zona de deformare fiind delimitată de o anumită lungime de avans şi de rotire continuă cu 90° în lungul axei longitudinale. La fiecare lovitură se micşorează înălţimea zonei de deformare şi cresc lungimea şi lăţimea.

La forjarea cu intensitatea constantă a loviturii, lungimea produsului va rezulta ca o sumă a întinderilor de la fiecare lovitură, iar lăţimea va rezulta constantă.

Dacă semifabricatul se roteşte cu 90° şi se repetă forjarea, lungimea va creşte din nou, în timp ce secţiunea va scădea.

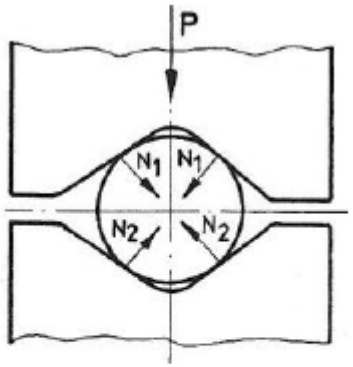


Figura 4.45. Întinderea cu scule profilate.

Cu cât avansul *l* este mai mic, deci se va lucra cu nicovale înguste, cu atât şi întinderea va fi mai mare. Totuşi, la un avans mai mic decât reducerea înălţimii poate duce la suprapuneri de material, *Figura 4.44(b)*.

Întinderea se poate face cu scule plane, *Figura 4.44(a)*, dar şi cu scule profilate, *Figura 4.45*.

La întinderea cu scule plane a semifabricatelor rotunde, în axa materialului pot lua naştere tensiuni periculoase de tracţiune care pot fisura materialul, fenomen care este contracarat prin echilibrarea forţelor N_1, N_2 de deformare din partea nicovalelor profilate şi de asemenea, întinderea este mult mai intensivă.

Aprecierea deformării prin întindere se face prin coroiajul *K*, exprimat ca raport al secţiunilor iniţială şi finală:

$$K = \frac{A_0}{A_f} \cdot 100 \ [\%], \qquad (4.96)$$

în care: A_0 este secţiunea iniţială a semifabricatului;
A_f – secţiunea finală a semifabricatului prelucrat.

Cu cât coroiajul este mai mare, cu atât metalul este mai bine frământat şi proprietăţile mecanice sunt mai bune. Un coroiaj bun merge între 4÷6 şi se fabrică pe această cale arbori, pârghii, tije, tiranţi etc.

Întinderea se poate aplica şi pentru micşorarea grosimii pereţilor unui semifabricat găurit, cunoscute fiind două variante: pe dorn conic, pentru diametre mici şi pe bară, pentru diametre mai mari, *Figura 4.46*, sau lărgire.

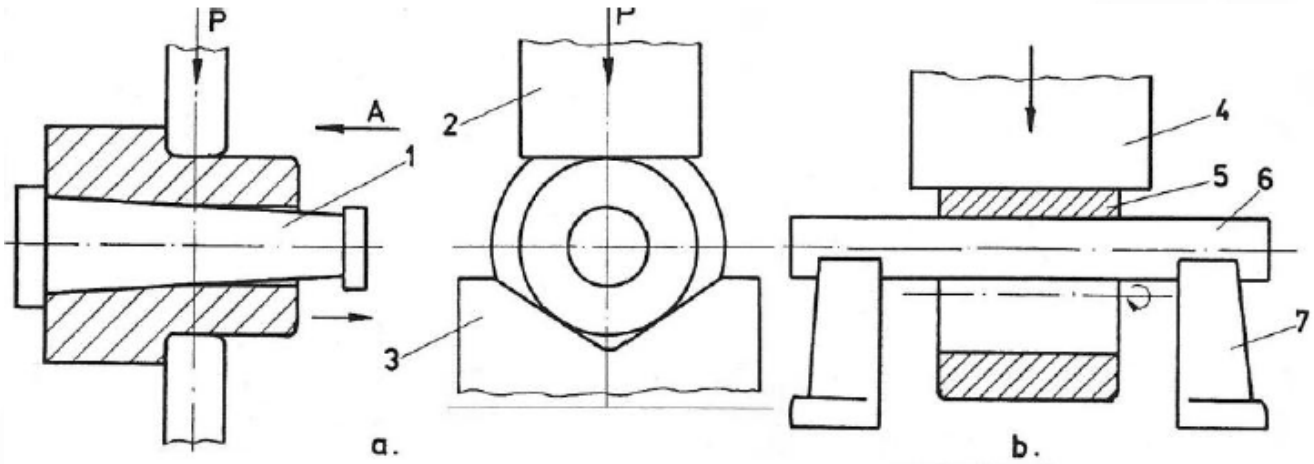


Figura 4.46. Întinderea semifabricatelor tubulare:
a – pe dorn conic; b – pe bară; 1 – dorn conic; 2 – nicovală plană; 3 – nicovală profilată; 4 – nicovală îngustă; 5 – semifabricat; 6 – bară; 7 – suportul barei.

Forjarea liberă

Operaţiile forjării libere

La inelele mari, *Figura 4.46(b)*, după fiecare lovitură semifabricatul se roteşte cu un avans circular în jurul axei longitudinale.

În general, aceste variante se folosesc combinat. Astfel, pe dorn se elimină forma de butoi a suprafeţei exterioare dintr-o găurire anterioară şi se obţine şi diametrul interior necesar pentru introducerea pe bară, continuându-se forjarea pentru aducerea la grosimea de perete şi diametru necesar.

Reuşita întinderii trebuie să ţină seama de câteva reguli:

- prima trecere de forjare se face la 50% din gradul admis, deoarece se lucrează pe semifabricat turnat cu plasticitate scăzută (în special pentru oţelurile aliate);
- pentru a evita suprapunerile de metal, lungimea de avans trebuie să fie mai mare decât reducerea x pe înălţime, *Figura 4.44(b)*;
- suprapuneri se pot obţine şi la capete, dacă lungimea de avans (de prindere între ciocan şi nicovală) este mai mică decât jumătatea înălţimii semifabricatului;
- pentru obţinerea de suprafeţe netede, trebuie ca lungimea de avans l să fie $(0,6 \div 0,8) \cdot B$, unde B este lăţimea nicovalei, *Figura 4.44*;
- pentru evitarea fisurării se recomandă ca forjarea să se facă cu scule profilate;
- forjarea semifabricatelor pentru obţinerea de piese circulare, se face sub formă de pătrat până aproape de secţiunea brută a piesei, după care se teşesc muchiile şi se continuă forjarea la rotund.

Găurirea prin forjare. Este operaţia prin care se obţin cavităţi în piesă prin dislocare sau deplasare de metal. Găurirea poate să fie străpunsă sau parţială.

Forjarea liberă

Operaţiile forjării libere

Scula de bază este dornul de găurire de secţiune plină sau inelară, *Figura 4.47*.

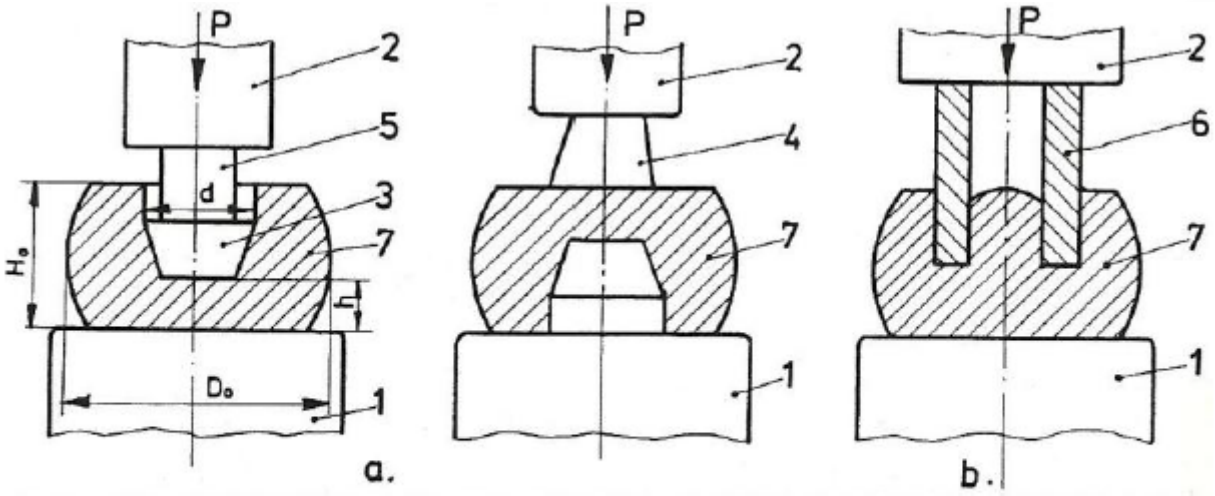


Figura 4.47. Schema găuririi prin forjare:
a – cu dorn plin; b – cu dorn tubular; 1, 2 – nicovale; 3, 4 – dornuri pline; 5 – prelungitor; 6 – dorn tubular; 7 – semifabricat.

Găurirea cu dorn plin se face în două faze, *Figura 4.47(a)*, şi se recomandă pentru găuri mai mici de 1/2÷1/3 din diametrul exterior al semifabricatului.

Găurirea cu dorn tubular, *Figura 4.47(b)*, se foloseşte pentru găuri cu diametrul mai mare de 400÷500 mm şi când se urmăreşte şi eliminarea miezului axial al semifabricatului în care sunt înglobate şi impurităţi şi unele defecte de material.

Găurirea este soldată şi cu pierdere de material, care conform notaţiilor de pe *Figura 4.47(a)*, dopul ce se pierde se poate calcula cu relaţia:

$$V_d = (0{,}25 \div 0{,}30)\frac{\pi d^2}{4} H_0 . \qquad (4.97)$$

La găurirea cu dorn plin trebuie reţinut că apare o micşorare a înălţimii semifabricatului iniţial şi o mărire a diametrului exterior, mai accentuată la partea superioară şi acest efect este cu atât mai mare cu cât raportul d / D_0 este mai mare (de aceea înainte de găurire se face o refulare la d / D_0 convenabil).

Diametrul final al semifabricatului găurit D_1 se poate scoate din egalarea suprafeţelor secţiunilor transversale:

$$\frac{\pi D_0^2}{4} = \frac{\pi D_1^2}{4} - \frac{\pi d^2}{4} \text{ de unde rezultă, } D_d = \sqrt{D_0^2 + d^2} . \qquad (4.98)$$

Forţa de găurire se determină cu o relaţie asemănătoare celei de la refulare, de forma:

$$P = p \cdot A_p = \sigma_c^{'}\left(1+\frac{1}{3}\mu\frac{d}{h}\right)\left(1+1{,}15\ln\frac{D_1}{d}\right)A_p \qquad (4.99)$$

în care: A_p este secţiunea dornului perforator;

$\sigma_c^{'}\left(1+\frac{1}{3}\mu\frac{d}{h}\right)A_p$ – forţa de refulare sub dorn cu dimensiunile d şi h;

$\left(1+1{,}15\ln\frac{D_1}{d}\right)$ – multiplu care măreşte forţa de refulare întrucât găurirea dă refulare închisă.

Tăierea prin forjare. Este operaţiunea de separare a metalului prin pătrunderea unor scule numite topoare, *Figura 4.48*, tăierea făcându-se după un contur deschis.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Operaţiile forjării libere

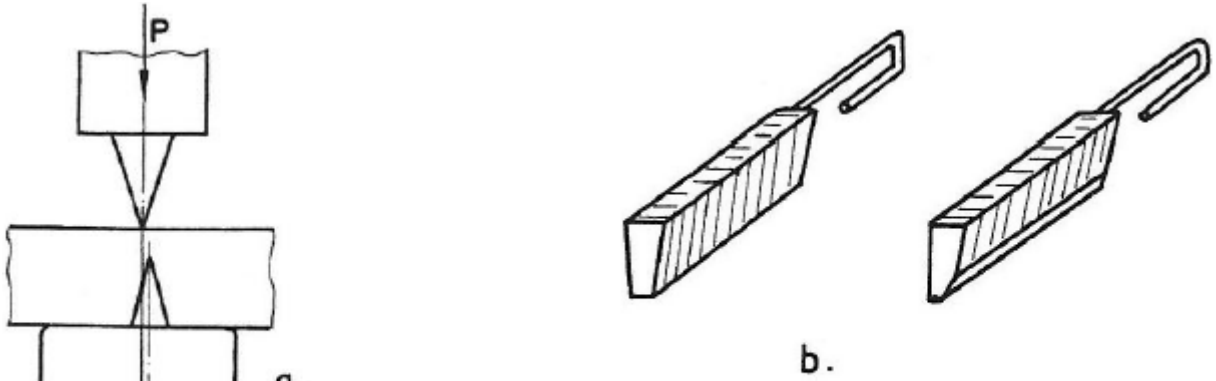


Figura 4.48. Schema tăierii prin forjare:
a – tăierea; b – forme de topoare.

Tăierea se aplică pentru îndepărtarea capetelor, a maselotei şi piciorului lingoului, ca şi pentru separarea unui semifabricat lung în mai multe semifabricate scurte.

Îndoirea prin forjare. Este operaţiunea prin care se schimbă linia axei piesei şi poate fi aplicată ca operaţie unică sau într-un complex de operaţii, *Figura 4.49*.

Prin această operaţie se fabrică echere, cârlige forjate, scoabe, braţe etc.

La îndoire se produce modificarea secţiunii transversale a semifabricatului iniţial la cotul îndoirii, micşorându-se datorită tensiunilor de tracţiune. Din aceste motive cotul îndoirii se îngroaşă înainte de îndoirea propriu-zisă. În proces se pot forma cute pe partea comprimată x faţă de axa neutră O-O şi crăpături în partea întinsă y. Pentru evitarea acestor efecte se procedează la determinarea sau alegerea corespunzătoare a unghiului de îndoire sau a razei de îndoire.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Operaţiile forjării libere

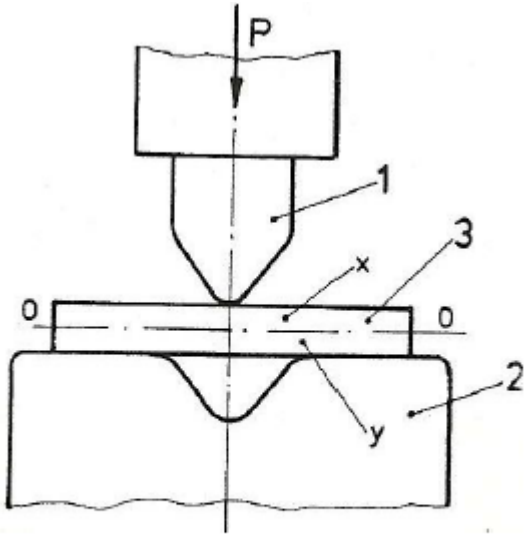


Figura 4.49. Schema îndoirii:
1 – poanson; 2 – nicovală;
3 – semifabricat.

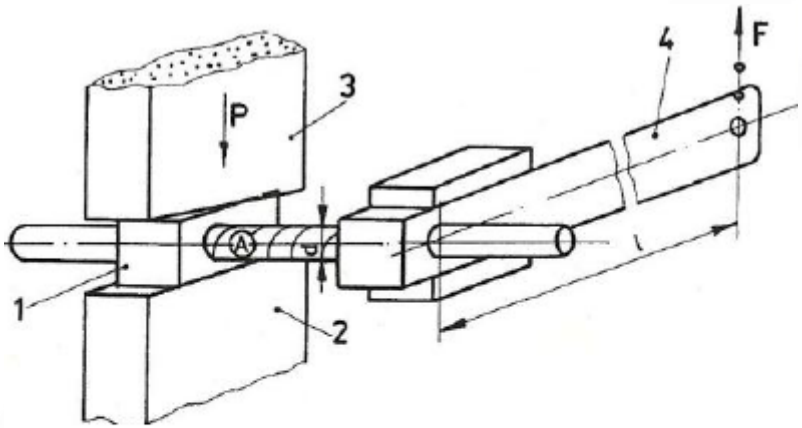


Figura 4.50. Răsucirea unui cot de arbore cotit:
1 – primul cot; 2 – nicovală;
3 – berbec; 4 – cheie de rotire.

Răsucirea. Este operaţia prin care detalii forjate anterior în plan, sunt orientate diferit în spaţiu prin răsucirea tronsonului intermediar, *Figura 4.50*.

În procesul de răsucire tronsonul *A* se poate umfla şi scurta, datorită stării de tensiuni şi deformaţii. Pentru evitarea fisurării, încălzirea trebuie făcută corect şi unghiul de răsucire să fie sub cel admis de deformabilitatea materialului. Este operaţie finală şi de regulă pentru înlăturarea tensiunilor se aplică recoaceri de detensionare.

Forţa de răsucire necesară *F*, conform *Figurii 4.50*, se face cu relaţia:

$$F = \frac{M_r}{l} \text{ cu } M_r = W \cdot \sigma_r \qquad (4.100)$$

în care: M_r este momentul de răsucire;
W – modulul de rezistenţă;
σ_r – rezistenţa de rupere a materialului la temperatura de lucru;
l – lungimea braţului sau pârghiei de răsucire.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Utilajele forjării

Forjarea liberă sau în matriţă se execută pe utilaje mecanice specializate: ciocane mecanice şi prese hidraulice.

Ciocanele de forjă sunt utilaje dinamice, durata deformării prin şoc fiind de ordinul miimilor de secundă. Metalul se deformează pe seama energiei dezvoltată de berbec sau echipamentul mobil al ciocanului şi prin urmare, reuşita deformării va depinde, în principal, de greutatea sau masa părţii căzătoare a utilajului.

O parte din această energie se pierde în deformaţia elastică a sculelor şi oscilaţiile şabotei, pe care se montează nicovalele sau matriţele. Cu cât este mai mare masa şabotei, cu atât este mai ridicat randamentul ciocanului, practic masa şabotei este de 15 ori mai mare decât masa părţii căzătoare, pentru a se obţine un randament $\eta = 0{,}8 \div 0{,}9$.

Ciocanele de forjă, alături de presele hidraulice de forjă, formează dotarea secţiilor de forjă, astfel:

- ciocanele pneumatice (cu simplu şi cu dublu efect) se folosesc pentru forjări uşoare de piese mici şi mijlocii;
- ciocanele cu aburi sau aer comprimat de la sursă (cu simplu şi mai ales cu dublu efect) se folosesc pentru piese mijlocii şi mari;
- presele mecanice cu fricţiune se folosesc pentru piese mici şi serie mică;
- presele cu excentric se folosesc pentru debavurări (la matriţare);
- presele hidraulice sunt folosite pentru forjarea de piese mari şi foarte mari.

În continuare, se trec în revistă câteva scheme constructiv funcţionale de utilaje de forjare.

Ciocanele pneumatice cu simplă şi dublă acţiune, sunt foarte răspândite pentru forjarea liberă, greutatea berbecului nedepăşind 1000 daN, presiunea aerului din cilindrul compresor variază între 0,6 şi 3 daN/cm^2. În *Figura 4.51* se dă schema ciocanului pneumatic cu autocompresie cu dublu efect de fabricaţie românească.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Utilajele forjării

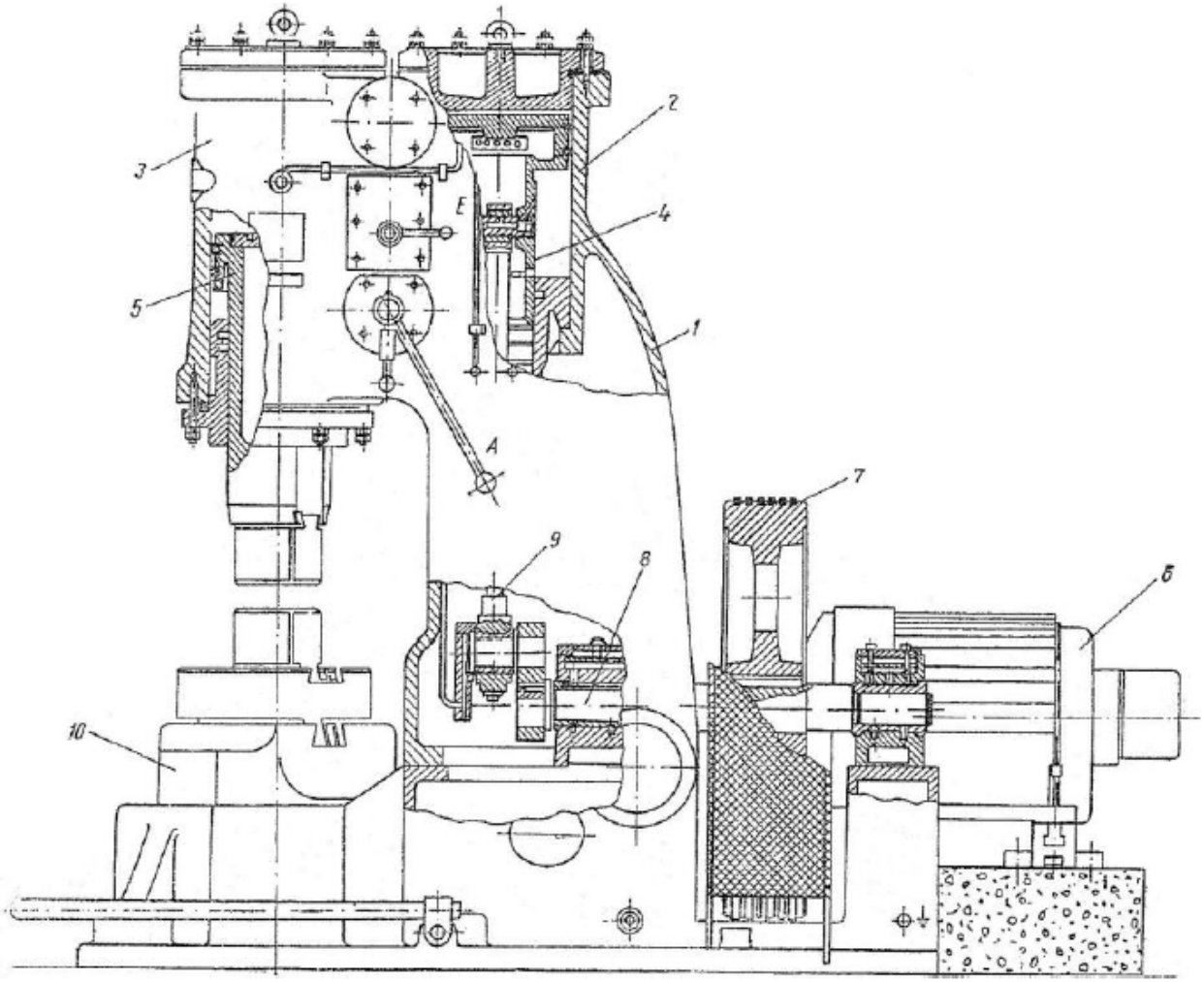


Figura 4.51. Ciocan pneumatic cu autocompresie:
1 – batiu; 2 – cilindru compresor; 3 – cilindru de lucru; 4 – piston compresor; 5 – piston de lucru; 6 – motor electric; 7 – transmisie cu curele; 8 – arbore cu manivelă; 9 – bielă; 10 – şabotă.

Forjarea liberă

Utilajele forjării

Comanda ciocanului se realizează prin trei robinete, acţionate la rândul lor prin intermediul a două manete, notate în *Figura 4.51* cu A şi E. Maneta A roteşte robinetul inferior şi superior, iar maneta E pe cel mediu.

Ciocanele cu autocompresie au următoarele moduri de funcţionare: cu lovituri repetate, menţinerea berbecului în poziţie ridicat; presarea semifabricatului; lovituri individuale, mers în gol.

În *Figura 4.52* sunt arătate poziţiile distribuitoarelor pentru diferite moduri de lucru ale ciocanului.

În continuare se arată (*Figura 4.53*) poziţiile pistoanelor compresor şi de lucru în funcţie de unghiul de rotire al arborelui manivelă pentru funcţionarea ciocanului *cu lovituri repetate*.

În *Figura 4.53(a)* se arată poziţia de plecare a celor două pistoane ($\alpha_0 = 0^o$). În această poziţie spaţiul superior şi cel inferior al cilindrului compresor comunică cu atmosfera datorită orificiilor practicate în pereţii cilindrului şi pistonului compresor. În aceleaşi spaţii ale cilindrului de lucru există tot presiunea atmosferică întrucât cei doi cilindri comunică total.

În *Figura 4.53(b)* se arată poziţia pistoanelor când arborele cu manivelă s-a rotit de la unghiul α_0 la α_1. În momentul în care arborele cu manivelă s-a rotit cu unghiul α_1 presiunea din spaţiul inferior se măreşte suficient de mult, ca să învingă rezistenţa aerului din spaţiul superior al cilindrilor, greutatea berbecului şi forţele de frecare, iar berbecul se desprinde de pe nicovală şi începe să se deplaseze în sus.

Forjarea liberă

Utilajele forjării

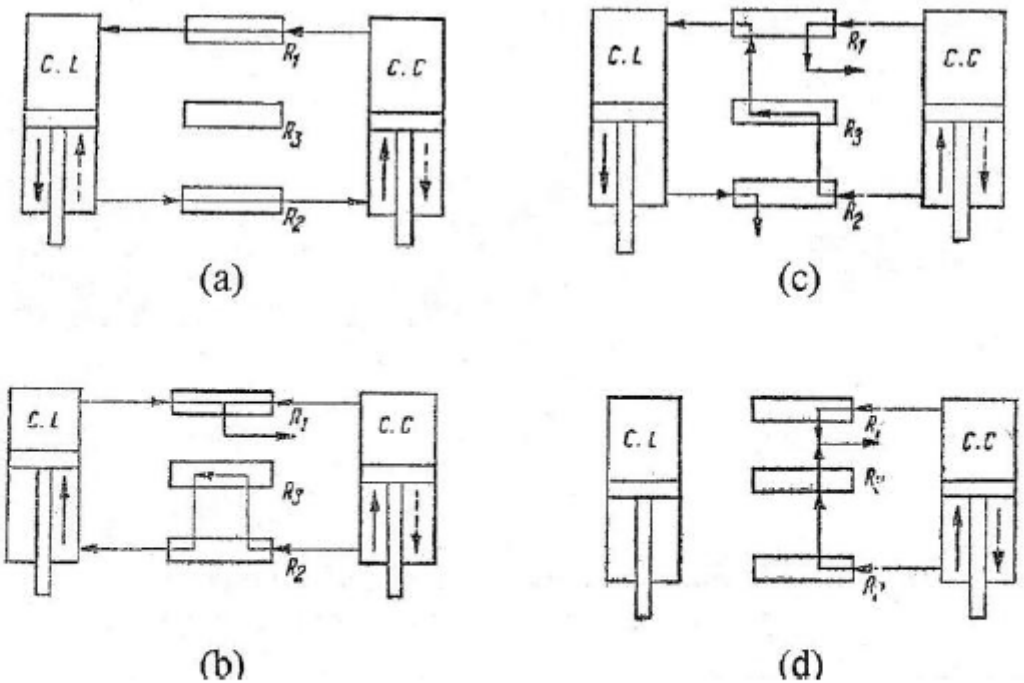


Figura 4.52. Distribuţia ciocanului pneumatic cu autocompresie:
(a) – funcţionare cu lovituri repetate; (b) – menţinerea berbecului în poziţie ridicat;
(c) – menţinerea berbecului în poziţia presat pe semifabricat; (d) – mers în gol.
CL şi CC – cilindru de lucru şi compresor; R_1, R_2, R_3 – robinet superior, inferior, mediu.

La rotirea arborelui cu manivelă de la unghiul α_1 la $\alpha_2 = 180^o$, *Figura 4.53(c)*, pistonul compresor continuă să coboare, iar cel de lucru urcă. Spaţiul superior al cilindrului compresor, comunică total cu atmosfera prin orificiile practicate în pereţii laterali ai pistonului şi pereţii cilindrului. La rotirea arborelui cu manivelă de la unghiul α_2 la α_3, *Figura 4.53(d)*, ambele pistoane urcă. Pistonul de lucru, la unghiul α_3 închide canalul de legătură cu cilindrul compresor şi intră în tamponul superior, format de aerul închis aici.

Pistonul de lucru îşi continuă mişcarea în sus în tampon corespunzător rotirii arborelui cu manivelă de la unghiul α_3 la α_4, *Figura 4.53(e)*, când se opreşte şi începe sub acţiunea tamponului, să coboare. Pistonul compresor îşi continuă deplasarea în sus.

Spaţiul superior al cilindrului compresor, va avea o presiune diferită de cea din tampon, întrucât legătura lui cu spaţiul superior din cilindrul de lucru este întreruptă. Spaţiile inferioare ale cilindrilor compresor şi de lucru continuă să rămână în legătură unul cu altul, iar presiunea aici va scădea, deoarece volumul total se micşorează (aceasta numai în intervalul $\alpha_3 \div \alpha_4$).

La rotirea arborelui cu manivelă de la α_4 la α_5, *Figura 4.53(f)*, pistonul de lucru coboară, iar pistonul compresor urcă. Unghiul α_5 marchează „ieşirea" pistonului de lucru din tampon.

Forjarea liberă

Utilajele forjării

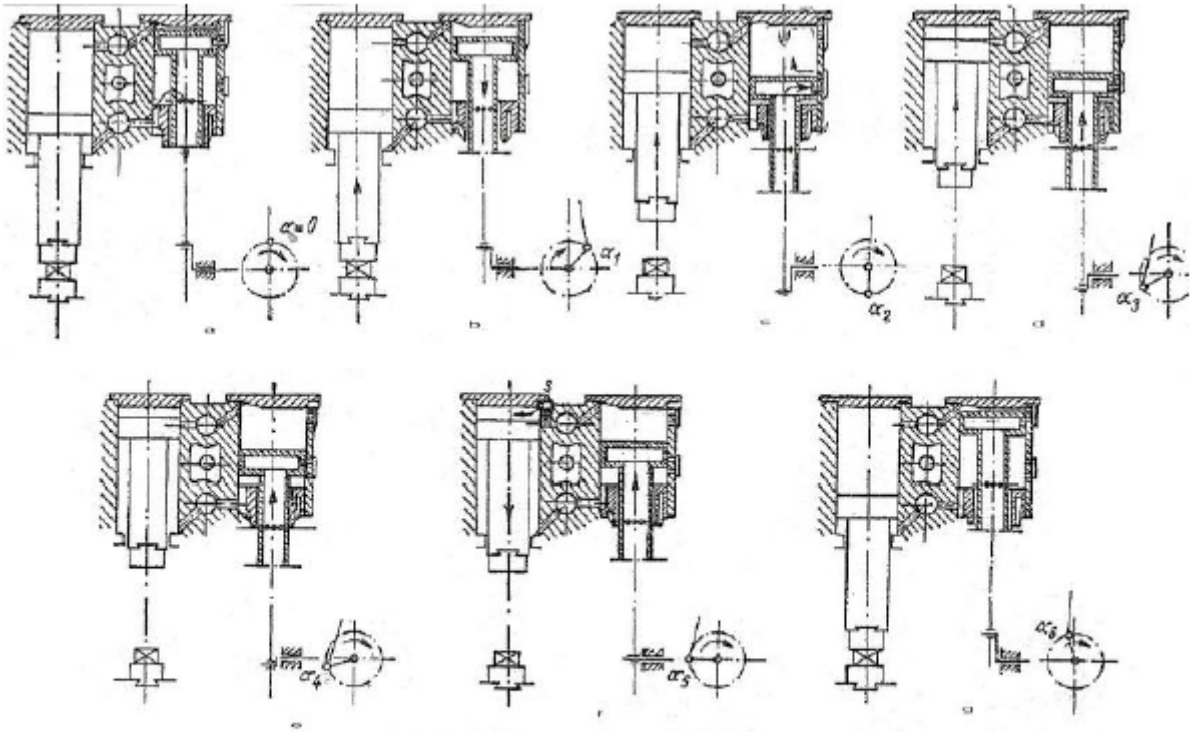


Figura 4.53. Modul de funcţionare cu lovituri repetate a ciocanului pneumatic cu autocompresie.

Comunicarea tamponului superior cu spaţiul superior al cilindrului compresor, se realizează prin supapa s, în momentul în care presiunea aerului din tampon (care se micşorează prin ieşirea pistonului de lucru din tampon) devine egală cu presiunea, în creştere, a aerului din spaţiul superior al cilindrului compresor. Legătura dintre spaţiile superioare ale celor doi cilindri se face prin ridicarea bilei supapei sub acţiunea presiunii aerului din cilindrul compresor. Momentul decuplării tamponului se produce ceva mai repede ca muchia superioară a pistonului de lucru, să coincidă cu muchia superioară a canalului superior, de legătură între cilindri. La depăşirea unghiului α_5 pistonul compresor se apropie de poziţia sa superioară maximă, iar cel de lucru de cea inferioară.

În intervalul $\alpha_5 \div \alpha_6$, *Figura 4.53(g)*, pistonul compresor mai urcă puţin, iar cel de lucru coboară. La unghiul $\alpha_6 < 360^o$ pistonul de lucru (berbecul) realizează lovitura, iar pistonul compresor ajunge în poziţia superioară. Berbecul rămâne pe piesă în intervalul $\alpha_6 \div \alpha_1$.

La reînceperea unui ciclu de rotaţie a arborelui cu manivelă, mişcarea pistoanelor se repetă.

Dacă din ciclul de funcţionare al unui ciocan pneumatic lipseşte intervalul $\alpha_6 \div \alpha_1$, ciocanul lucrează prin ricoşare, iar efectul loviturii este mai mic decât în cazul anterior.

Caracteristicile tehnice ale ciocanului cu autocompresie de 63 kgf, fabricat de firma Înfrăţirea Oradea se prezintă în *Tabelul 4.6*.

Forjarea liberă

Utilajele forjării

Tabelul 4.6. Caracteristicile tehnice ale ciocanului cu autocompresie de 63 kgf.

Nr. crt.	Caracteristica	Unitatea de măsură	Valoarea
1.	Masa berbecului, M	kg	63
2.	Energia maximă de lovire, $E_{c_{max}}$	N·m	1000
3.	Numărul de lovituri pe minut, n_l	-	220
4.	Cursa maximă a berbecului, H_{max}	mm	340
5.	Distanţa de la axa berbecului la montant, D_g	mm	300
6.	Puterea motorului, P	kW	7,5
7.	Diametrul maxim al semifabricatului	mm	85
8.	Masa şabotei	kg	880

Ciocanele cu abur sunt cele mai răspândite utilaje în secţiile de forjă şi matriţare, întrucât sunt mai puternice, permit variaţii mari ale intensităţii de lovire şi sunt mai uşor de manevrat.

Forjarea liberă

Utilajele forjării

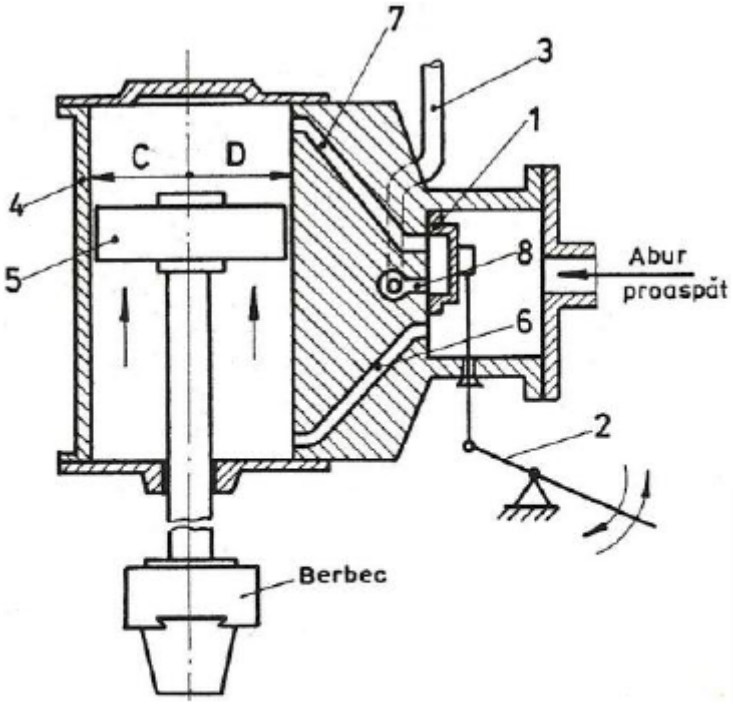


Figura 4.54. Sistemul de distribuire a aburului la un ciocan cu dublu efect:

Sunt construite cu o coloană sau cu două coloane şi de tip portal, iar după modul de lucru pot fi *cu simplu efect* (cu abur proaspăt numai pentru ridicare) şi *cu dublu efect* (cu abur proaspăt pe ambele feţe ale pistonului de lucru). Schematic, cilindrul de lucru pentru ultima variantă, se prezintă în *Figura 4.54*.

Ciocanul este acţionat de *sertăraşul 1*, acţionat la rândul său cu *pârghiile 2*. Conform poziţiei sertăraşului din *Figura 4.54*, aburul proaspăt de la sursă prin *canalul 6* intră în *spaţiul D* şi ridică *pistonul 5* în sus în timp ce aburul din *spaţiul C*, iese prin *canalele 7* şi *8* în atmosferă prin *ţeava de eşapament 3*. Pentru coborârea berbecului, sertăraşul se reglează la punctul mort inferior şi aburul proaspăt va intra prin *canalul 7* în spaţiul *C* exercitând presiunea de lucru asupra pistonului *5*, în timp ce aburul din spaţiul *D* va ieşi prin canalele *6*, *8* şi *3* în atmosferă. Mediul de acţionare este aburul la 8÷9 atmosfere sau aerul comprimat de la staţie la 6÷8 atmosfere. Restul elementelor constructive sunt identice cu cele ale ciocanului cu autocompresie.

Forjarea liberă

Utilajele forjării

Presa cu fricţiune funcţionează după principiul lovirii piesei, dar şocul este suportat de cadrul închis al presei, *Figura 4.55*.

Prin forţa dezvoltată, aceste utilaje servesc la operaţii de îndoire, debavurare, calibrare, matriţare, fabricându-se buloane, nituri, piese cu guler, au o funcţionare simplă, sunt ieftine, au cursă de lucru mare, au posibilitatea schimbării uşoare a sculelor şi au o viteză de lucru destul de mare. Dezavantajul constă în faptul că se pierde multă energie prin alunecarea dintre volant şi disc.

Forjarea liberă

Utilajele forjării

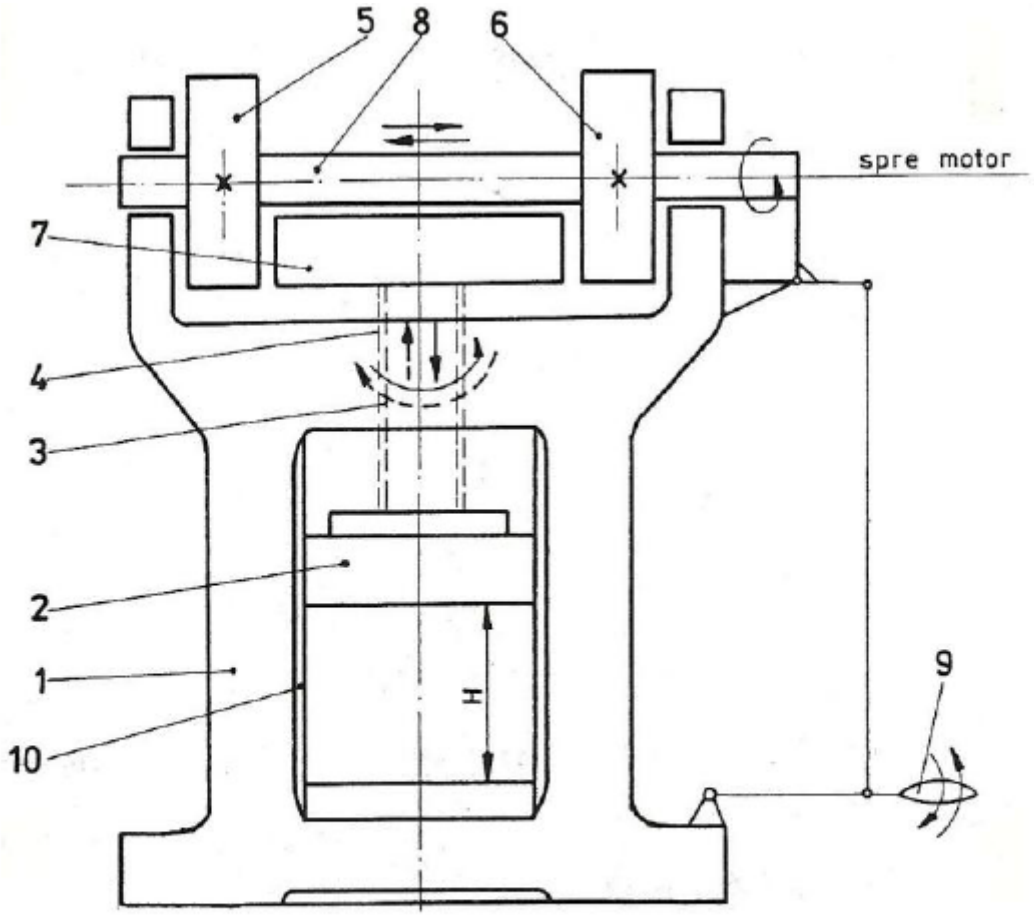


Figura 4.55. Schema unei prese cu fricţiune:
1 – batiu; 2 – berbec; 3 – şurub; 4 – piuliţă; 5, 6 – discuri verticale solidare pe ax; 7 – volant; 8 – ax motor; 9 – sistem de comandă; 10 – glisiere.

Cum *discurile 5* şi *6*, fixe pe *axul motor 8*, se rotesc mereu în acelaşi sens, realizarea cursei dute-vino a *berbecului 2* se face prin deplasarea *axului 8*, în contact alternativ a discurilor *5* şi *6* cu *volantul 7* şi prin intermediul *mecanismului de mişcare şurub-piuliţă 3-4*.

Pe măsură ce berbecul coboară viteza creşte, întrucât la turaţie constantă raza discului motor creşte spre raza maximă.

Menţinerea berbecului la punctul mort superior se face cu ajutorul unei frâne, iar volantul nu vine în contact cu nici un disc, frâna intrând în funcţiune automat.

Pentru reglarea energiei de lovire sunt prevăzute limitatoare de cursă ale patinei, cu ajutorul cărora se reglează înălţimea de cădere a patinei.

Presele hidraulice de forjă, sunt maşini cu acţiune statică, durata deformării fiind de ordinul secundelor sau zecilor de secunde.

Metalul este deformat continuu, prin forţa creată de un lichid sub presiune în cilindrul sau cilindrii de lucru ai presei, putând dezvolta forţe mari, purtătorul de energie (apa tratată sau uleiul mineral) având presiunea de 200÷400 atmosfere. Presiunea ridicată se obţine cu ajutorul pompelor de înaltă presiune (prese pur hidraulice) sau cu ajutorul multiplicatorilor de presiune. Acumulatorii cei mai răspândiţi sunt hidropneumatici. Aceste prese sunt cu două sau cu patru coloane. În *Figura 4.56* se dă schema unei prese cu două coloane.

Forjarea liberă

Utilajele forjării

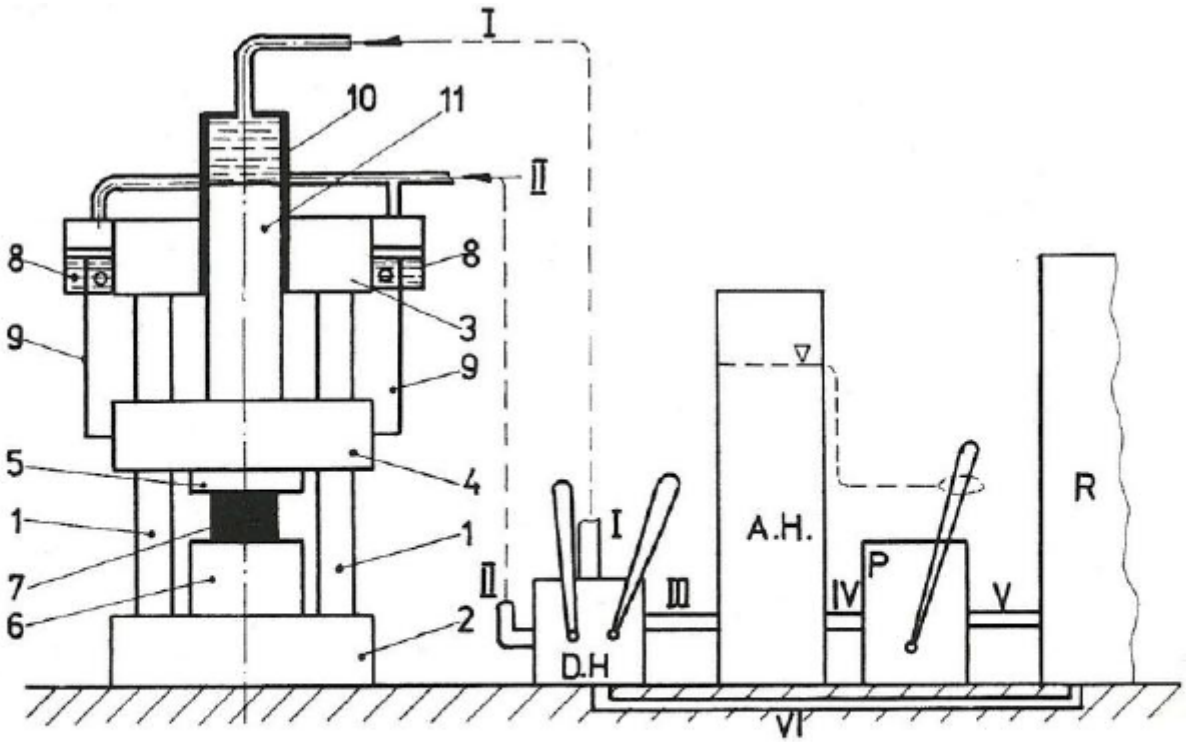


Figura 4.56. Schema unei prese hidraulice de forjă cu acumulator:
1 – coloane; 2 – traversă inferioară fixă; 3 – traversă superioară fixă; 4 – traversă mobilă (de lucru); 5 – nicovală superioară; 6 – nicovală inferioară; 7 – semifabricat; 8 – cilindri auxiliari ridicători; 9 – tijele pistoanelor ridicătoare; 10 – cilindru de lucru; 11 – piston de lucru solidar cu traversa mobilă; R – rezervor; P – pompă; AH – acumulator hidraulic; DH – distribuitor hidraulic; I÷VI – conducte.

Forjarea liberă

Utilajele forjării

În principiu, funcţionarea presei are loc astfel: lichidul din *rezervorul R* este împins cu ajutorul *pompei P* spre *acumulatorul hidraulic AH*, până când presiunea din acumulator atinge valoarea dorită, iar un întrerupător decuplează automat motorul electric al pompei. Când, datorită funcţionării presei, lichidul din acumulator scade, motorul pompei porneşte automat şi realimentează menţinând presiunea de regim. Din acumulator, cu ajutorul *distribuitorului hidraulic DH*, lichidul sub presiune este trimis la pompă după necesităţi, adică, pentru cursa de presare sau pentru cursa în gol de ridicare.

Presele hidraulice de forjă prezintă următoarele avantaje: sunt simple şi dezvoltă forţe mari, realizând deformarea metalului în profunzime;îşi păstrează parametrii forţei pe întreaga cursă de lucru; nu se pierde energie prin şoc (ca la ciocane, 20÷40% în şabotă); pistonul se poate opri în orice punct al cursei; viteza se poate regla în limite largi, dar viteza fiind mică, constituie în acelaşi timp şi un dezavantaj; nu necesită fundaţii mari ca la ciocanele de forjă; presele au un mers silenţios.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Elemente de elaborare a procesului tehnologic de forjare liberă

Procesul tehnologic de fabricare a unei piese prin forjare, cuprinde o serie de operaţii, care sunt prezentate în continuare.

Întocmirea desenului piesei brut forjate. Se bazează pe desenul de execuţie al piesei, elaborat de constructorul de maşini, la care se prevăd: adaosurile de prelucrare prin aşchiere; toleranţa de piesă forjată şi adaosurile tehnologice pentru posibilitatea realizării lucrului prin forjare, *Figura 4.57*.

Adaosurile de prelucrare prin aşchiere *2*, sunt necesare pentru a realiza prin aşchiere dimensiunile şi calitatea suprafeţei *piesei 1* şi se prevăd numai pe acele suprafeţe care se supun aşchierii. Acest adaos depinde de dimensiunile piesei forjate (cu mărirea dimensiunilor se merge de la 4 la 60 mm), de tipul utilajului şi configuraţia piesei.

Forjarea liberă

Elemente de elaborare a procesului tehnologic de forjare liberă

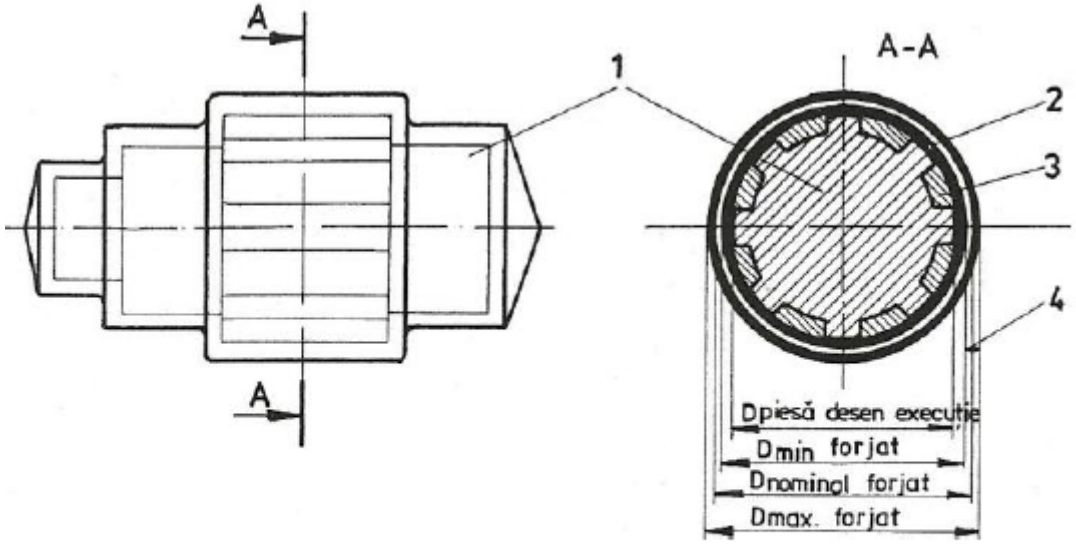


Figura 4.57. Schema piesei forjate:
1 – desen de execuţie; 2 – adaos de prelucrare prin aşchiere;
3 – adaos tehnologic de forjare; 4 – toleranţa lucrului prin forjare.

Adaosul 4, reprezintă ***toleranţa lucrului prin forjare***, $T = \frac{D_{max\ forjat} - D_{min\ forjat}}{2}$, suplimentare la dimensiunea piesei din desenul de execuţie, plus adaosul *2*. Această toleranţă se prevede la toate dimensiunile piesei forjate (transversale şi longitudinale).

Elemente de elaborare a procesului tehnologic de forjare liberă

Adaosul tehnologic de modificare a formei sau de a face posibil lucrul prin forjare *3*, îşi joacă rolul numai în procesul de forjare, nu face parte din detaliile piesei şi prin urmare, se îndepărtează complet prin aşchiere sau tăiere.

Toate aceste adaosuri şi toleranţe sunt standardizate. De exemplu, valorile adaosurilor de prelucrare şi a toleranţelor dimensionale pentru piese din oţel forjate liber pe ciocane, se dau în STAS 2171/2-84, iar pentru piese din oţel forjate liber pe prese hidraulice se dau în patru standarde, SR 13172-x:1994, în care x=1, 2, 3 sau 4, în funcţie de tipul piesei.

Determinarea masei şi dimensiunilor semifabricatului iniţial. Se determină mai întâi masa semifabricatului de pornire, m_{sp}, care din laminat, se face cu relaţia:

$$m_{sp} = m_p + m_d + m_a + m_c + m_g + m_t \qquad (4.101)$$

în care: m_p este masa piesei brut forjate rezultată din suma maselor parţiale în care s-a descompus piesa, deci, $m_p = \sum_{i=1}^{i=n} m_{pi}$;

m_d – masa pierderilor prin debitare;

m_a – masa pierderilor prin ardere la încălzire, 1÷3% din masa semifabricatului de pornire (valori mici la încălzirea electrică, în general 1,5% pentru fiecare încălzire);

m_c – masa pierderilor prin tăierea capetelor pierdute;

m_g – masa pierderilor prin găurire (dopul de la găurire);

m_t – masa pierderilor prin adaos tehnologic de forjare.

Elemente de elaborare a procesului tehnologic de forjare liberă

În continuare, se determină dimensiunile semifabricatului inițial și în funcție de operațiile la care este supus, de exemplu, dacă produsul forjat se obține prin întindere, atunci semifabricatul inițial trebuie ales astfel încât să se obțină gradul de deformare dorit, cu structura corespunzătoare, în funcție de operația forjării și temperatura de lucru.

Dacă forjarea se face din lingou, atunci la alegerea lingoului se ține cont că 14÷30% din cap (maselotă) și 4÷7% din picior se pierde prin șutare (tăiere).

Semifabricatul ales trebuie să asigure un coroiaj de cel puțin 2,5÷3 pentru lingoul de oțel și cel puțin 1,3÷1,5 pentru semifabricate laminate.

Alegerea succesiunii operațiilor forjării. Orice proces tehnologic de forjare liberă este alcătuit dintr-o combinație logică a operațiilor de bază: refularea, întinderea, găurirea, îndoirea, răsucirea, sudarea etc. Tipul operațiilor, numărul de operații și succesiunea lor se alege în funcție de configurația piesei și condițiile tehnologice, ca și de tipul semifabricatului (lingou sau laminat).

Pentru exemplificare, în *Figura 4.58*, se prezintă fabricarea prin forjare liberă pe o presă hidraulică a unui cilindru gros din lingou de oțel.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Elemente de elaborare a procesului tehnologic de forjare liberă

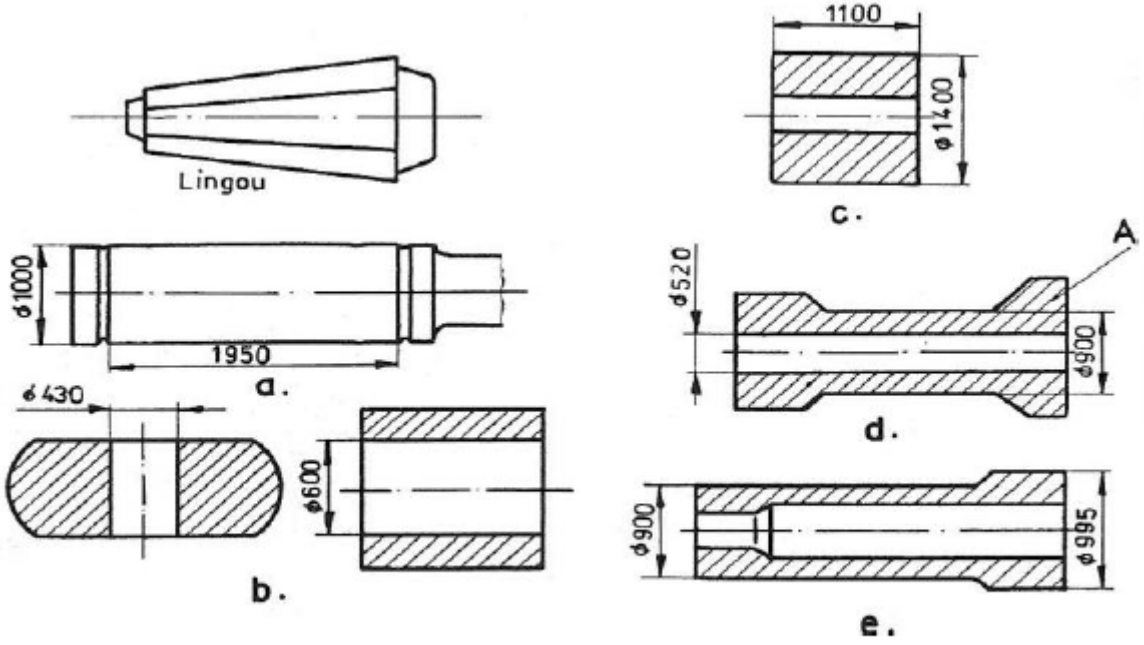


Figura 4.58. Succesiunea operaţiilor forjării unui cilindru din lingou.

Cilindrul se fabrică din oţel carbon, semifabricatul iniţial fiind un lingou cu masa de 18 tone, hexagonal, (tipic pentru forjare). După prima încălzire, se întinde maselota la dimensiunile capului de prindere şi întregul lingou la diametrul de 1000 mm şi se taie capul şi piciorul lingoului, *Figura 4.58(a)*. După a doua încălzire, se execută refularea, găurirea şi lărgirea pe dorn, *Figura 4.58(b)*. După a treia încălzire, se execută ajustarea pe bară şi alungirea la 1100 mm, *Figura 4.58(c)*. După a patra încălzire, se execută forjarea de ajustare pe bară şi întinderea părţii de mijloc la diametrul de 900 mm, *Figura 4.58(d)*. După a cincia încălzire (cu încălzirea capătului A) se formează numai acest capăt, *Figura 4.58(e)*.

Forjarea liberă

Elemente de elaborare a procesului tehnologic de forjare liberă

Alegerea utilajului forjării. Utilajul se va alege în funcţie de regimul de forjare al metalului sau aliajului, de masa produsului forjat şi de configuraţia acestuia. Puterea utilajului, necesară în procesul deformării, cu luarea în considerare a siguranţei în funcţionare, se determină fie după formule aproximative, fie după tabele şi nomograme date în literatura tehnică de specialitate.

Alegerea şi stabilirea sculelor pentru forjare, se face pentru fiecare operaţie în parte, apelându-se la sculele universale şi normalizate din inventarul secţiei şi tipului de utilaj.

Stabilirea regimului de încălzire şi răcire a piesei (v. paragraful 4.2).

Fixarea normei de timp, se determină după normativele în vigoare.

Stabilirea operaţiilor suplimentare: control; alte prelucrări etc. Reuşita alcătuirii unui proces tehnologic de forjare liberă este strâns legată şi de tehnologicitatea piesei de forjat. În acest sens, în *Figura 4.59* se dau câteva recomandări.

Forjarea liberă

Elemente de elaborare a procesului tehnologic de forjare liberă

Piesele forjate liber trebuie să posede o formă simplă şi să fie mărginită de suprafeţe plane şi cilindrice, *Figura 4.59(a)*. Trebuie eliminate suprafeţele conice, înclinate, intersecţii de cilindri sau de cilindri cu prisme, *Figura 4.59(b)*. De pe suprafeţele pieselor trebuie eliminate nervurile, bosajele, canelurile etc., care în majoritatea cazurilor sunt imposibil de realizat prin forjare liberă. De regulă, aceste detalii se îmbracă în adaosuri tehnologice, urmând a fi executate prin aşchiere. De asemenea, configuraţia piesei trebuie astfel aleasă încât să se poată uşor corela cu orientarea fibrajului rezultat prin forjare, *Figura 4.9*.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Elemente de elaborare a procesului tehnologic de forjare liberă

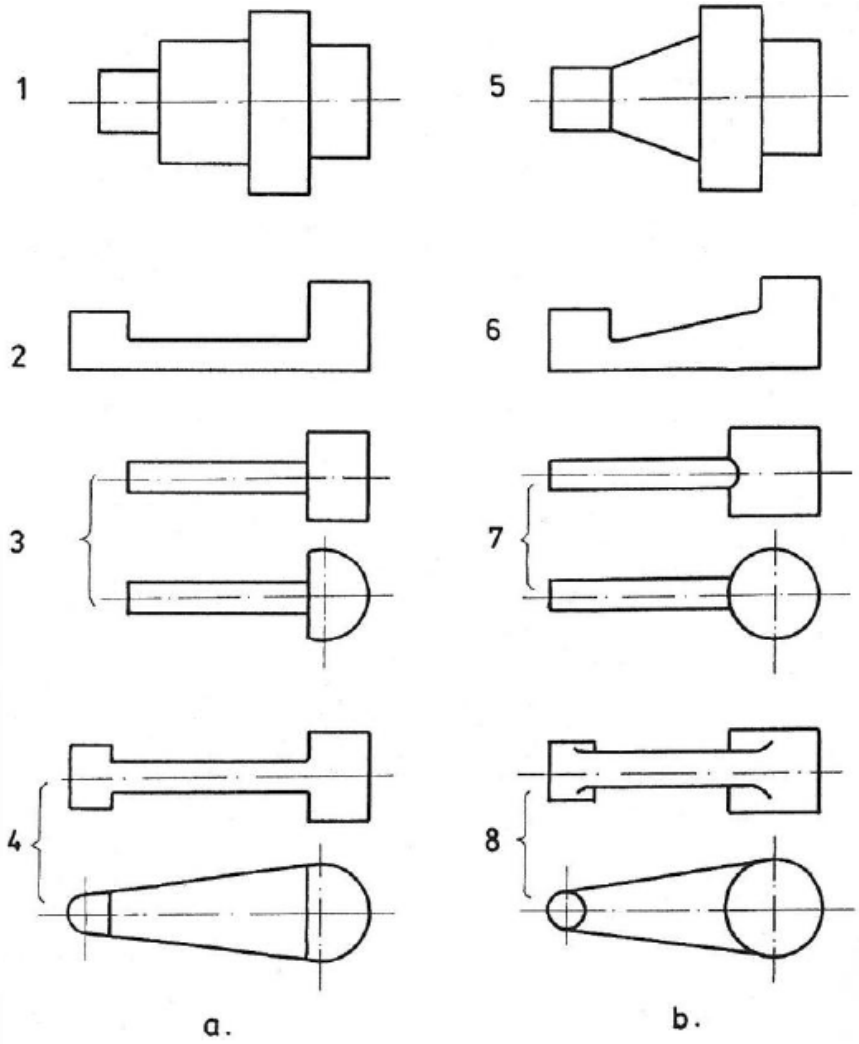


Figura 4.59. Tehnologicitatea pieselor forjate după formă:
a – forme recomandate; b – forme nerecomandate.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Particularităţile forjării oţelurilor aliate şi metalelor neferoase

Oţelurile aliate prin forjare se ecruisează puternic, de unde forjarea lor se recomandă a se executa mai lent, respectiv pe prese şi nu pe ciocane. Datorită vitezei de deformare mici a presei, procesele de restaurare şi recristalizare se desăvârşesc şi ecruisarea scade din valoare (adică în proces, ecruisarea este tot timpul anihilată, atenuată).

Pentru fiecare marcă de oţel trebuie ales un coroiaj corespunzător, alcătuit dintr-un număr suficient şi nepericulos de coroiaje parţiale.

Datorită plasticităţii scăzute a oţelurilor aliate, se vor executa acele operaţii de deformare plastică şi cu acele tipuri de scule, care să nu provoace în proces stări tensionale cu componente de tracţiune, iar aceasta cu atât mai mult cu cât se forjează semifabricate turnate, care au din solidificare primară o structură fragilă.

Ultima observaţie este perfect valabilă şi pentru toate aliajele de aluminiu.

Astfel, pentru **aliajele de aluminiu** cu plasticitate scăzută, forjarea se face numai din semifabricate laminate.

În general, **aliajele** de aluminiu, ca şi cele **de magneziu**, cu plasticitate scăzută se forjează pe prese şi cu scule profilate (nu plan-paralele).

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea liberă

Particularităţile forjării oţelurilor aliate şi metalelor neferoase

Pentru aliajele de aluminiu şi de magneziu cu o bună plasticitate, forjarea se poate face fără pericol atât pe ciocane cât mai ales pe prese hidraulice, chiar şi pentru unele piese importante.

Aliajele cuprului (alamele şi bronzurile), chiar din grupa celor deformabile, au o plasticitate scăzută şi prin urmare, forjarea trebuie făcută cu precauţii, fără ca starea de tensiuni creată să cuprindă tensiuni de tracţiune.

Titanul şi aliajele de titan au o foarte bună plasticitate şi se pot forja prin toate procedeele. Dificultăţi apar totuşi la forjarea dinamică pe ciocane când plasticitatea se înrăutăţeşte în cursul procesului de deformare.

Aliajele de titan greu deformabile se forjează lent şi cu scule profilate.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE
Forjarea liberă
Mecanizarea în forjă

În secţiile de forjă condiţiile de muncă sunt grele şi productivitatea scăzută. Pe de altă parte, semifabricatele masive nici nu pot fi manevrate manual.

Pentru introducerea şi scoaterea lingourilor şi pieselor grele din cuptor, în afară de podurile rulante (poduri de forjare) şi macarale în consolă, sunt folosite şi alte tipuri specifice de maşini de deservire.

Forjarea pe ciocane şi prese se poate mecaniza cu ajutorul diferitelor macarale, răsturnătoare şi manipulatoare.

Obişnuit, ciocanele sunt deservite de macarale în consolă cu braţ rotitor, iar presele de poduri rulante.

Răsturnătoarele sunt mecanisme prinse în cârligul macaralei şi folosesc pentru răsucirea semifabricatului în proces (roţi cu lanţ, furci etc.).

Manipulatoarele sunt autonome, pe căi cu şine sau pe pneuri. Acestea sunt acţionate electric sau hidraulic pentru apucarea, strângerea şi deplasarea semifabricatului în proces. Semifabricatul poate fi astfel rotit în jurul axei longitudinale, deplasat în sus şi în jos, iar unele pot roti semifabricatul şi în jurul unei axe verticale. Au capacitatea de până la 120 tone.

În ultima vreme s-a trecut şi la automatizarea lucrului prin forjare, comanda presei şi manipulatorului fiind făcută de un calculator de proces pe baza unui soft specializat.

Pentru creşterea preciziei pieselor forjate, se utilizează celule fotoelecrice, mărci cu izotopi radioactivi care delimitează poziţia organului, sculei de lucru în momentul sau faza finală de forjare.

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

- **Matriţarea la cald a materialelor metalice**

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Forjarea este procedeul de deformare plastică la cald a materialelor metalice şi cunoaşte variantele: forjare liberă, manuală sau mecanică şi forjare în matriţă.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE
Matriţarea la cald a materialelor metalice

Este metoda de prelucrare prin care semifabricatul încălzit pentru deformare plastică se deformează cu ajutorul unor scule specializate numite matriţe, *Figura 4.5(e)*. Metalul curge îngrădit de suprafeţele cavităţii (găurii) matriţelor, iar la sfârşitul deformării, respectiv la închiderea matriţelor pe planul de separaţie, piesa este gata, aşa cum s-a reuşit să se umple această cavitate.

Ca semifabricate pentru matriţare, în majoritatea cazurilor, se folosesc laminate de secţiune rotundă, pătrată, dreptunghiulară sau cu profil periodic.

Din laminate se taie în bucăţi semifabricatul necesar, prin diverse metode cum sunt: forfecare pe prese, tăiere prin retezare cu freze disc, tăiere termică etc.

Comparativ cu forjarea liberă, matriţarea prezintă următoarele avantaje:

- se pot obţine piese de configuraţie complexă, fără adaosuri de modificare a formei;
- adaosurile de prelucrare prin matriţare sunt de 3÷4 ori mai mici decât la forjarea liberă;
- se supun prelucrării numai suprafeţele în contact funcţional cu alte piese, iar aceasta numai de finisare;
- productivitatea matriţării este superioară, de zeci şi sute de piese pe oră.

Matriţarea la cald a materialelor metalice

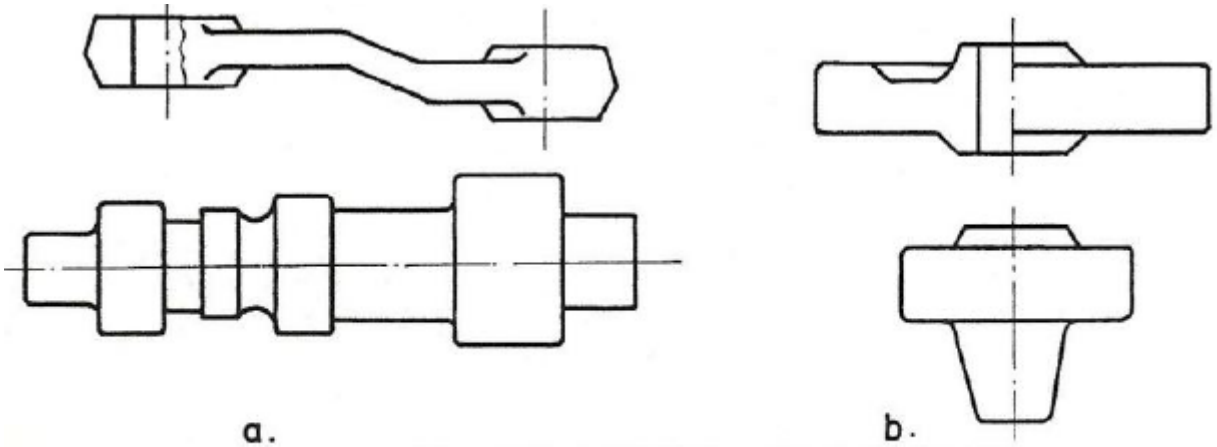


Figura 4.60. Piese matriţate:
a – lungi; b – scurte.

Totuşi matriţarea prezintă şi unele dificultăţi:

- matriţele sunt scumpe;
- setul de matriţe este specializat pentru un singur tip de piesă după formă şi dimensiuni şi prin urmare, matriţarea se recomandă totodată pentru un lot de piese de acelaşi fel;
- pentru acelaşi produs (piesă), forţele necesare la matriţare sunt mai mari decât la forjarea liberă;
- piese cu masa de câteva sute de kilograme sunt deja considerate mari, în general matriţându-se piese cu masa de 20÷30 Kg şi numai în condiţii speciale cu masa de până la 3 tone.

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Prin matriţare se fabrică piese metalice pentru maşini de mare importanţă, cum sunt, pentru automobile, tractoare, maşini agricole, avioane, vagoane de cale ferată, maşini unelte şi altele.

După formă şi configuraţie, piesele matriţate sunt diverse şi se împart în mai multe grupe: drepte, curbe, în trepte, pahar etc.

O primă departajare se face în două grupe:

- cu axă lungă, comparativ cu secţiunea transversală, *Figura 4.60(a)*;
- cu axă scurtă şi factor geometric de gabarit apropiat de forma pătratică, *Figura 4.60(b)*.

În funcţie de configuraţia piesei şi modul de umplere a cavităţii matriţei, se deosebesc două metode fundamentale de matriţare:

- matriţarea deschisă sau cu canal de bavură;
- matriţarea închisă sau fără canal de bavură, zisă şi matriţare de precizie.

Matriţarea deschisă, *Figura 4.61*, este caracterizată de existenţa în planul de separaţie, pe conturul piesei în acest plan, a unui canal special (adiacent cavităţii active a piesei) în care în final trece surplusul de metal, canal în care se formează bavura piesei şi numit ***canal de bavură***, cu rolul însă în primul rând de a asigura umplerea corespunzătoare a matriţelor.

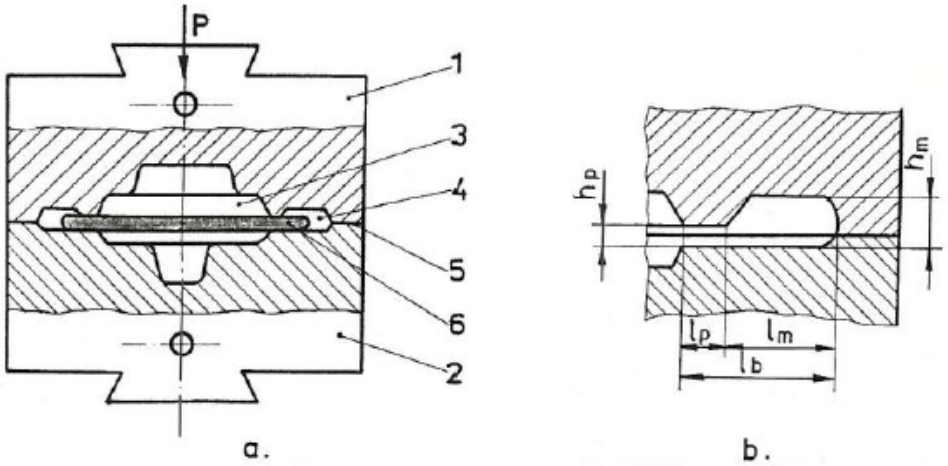


Figura 4.61. Schema matriţării deschise:
a – setul matriţelor cu piesa matriţată; b – canalul de bavură; 1, 2 – semimatriţe; 3 – piesa (cavitatea activă); 4– canalul de bavură; 5– planul de separaţie; 6– bavura.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Metode de matriţare

Acest lucru se realizează prin construcţie specială a canalului de bavură cu două compartimente: *puntiţa*, de secţiune $l_p \times h_p$ şi *magazia*, de secţiune $l_m \times h_m$. În procesul de matriţare, de apropiere a celor două matriţe, metalul pătrunde la un moment dat în jocul creat de puntiţă şi inelul astfel format răcindu-se, duce la creşterea rezistenţei metalului şi obligă restul de semifabricat, mai cald, să curgă în interiorul matriţei. Acest proces de curgere se desfăşoară până la umplerea completă a cavităţii active, după care dacă matriţele nu s-au închis pe planul de separaţie, surplusul de metal, datorită incompresibilităţii în cavitate, prin extrudare (eşapare) prin puntiţă trece în compartimentul magaziei canalului de bavură şi se realizează astfel precizia piesei la masa dorită. Pentru reuşită, trebuie ca surplusul de metal să nu umple decât 0,6÷0,7 din volumul canalului de bavură, iar înălţimea puntiţei canalului de bavură trebuie bine determinată. În general, înălţimea puntiţei h_p, se calculează cu relaţia:

$$h_p = 0{,}015\sqrt{A_p}\ , \qquad (4.102)$$

în care A_p este aria suprafeţei piesei, în planul de separaţie.

Pentru centrarea matriţelor se folosesc praguri sau bolţuri, ultimele sunt de preferat ca fiind mai uşor de executat (bolţul în semimatriţa inferioară, iar alezajul în semimatriţa superioară).

Această metodă a matriţării deschise, este universală, se pot fabrica tot felul de piese.

Matriţarea închisă, *Figura 4.62*, se caracterizează prin faptul că jocul dintre semimatriţe este foarte mic (impropriu naşterii bavurii) şi cavitatea activă rămâne tot timpul închisă în proces.

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Metode de matriţare

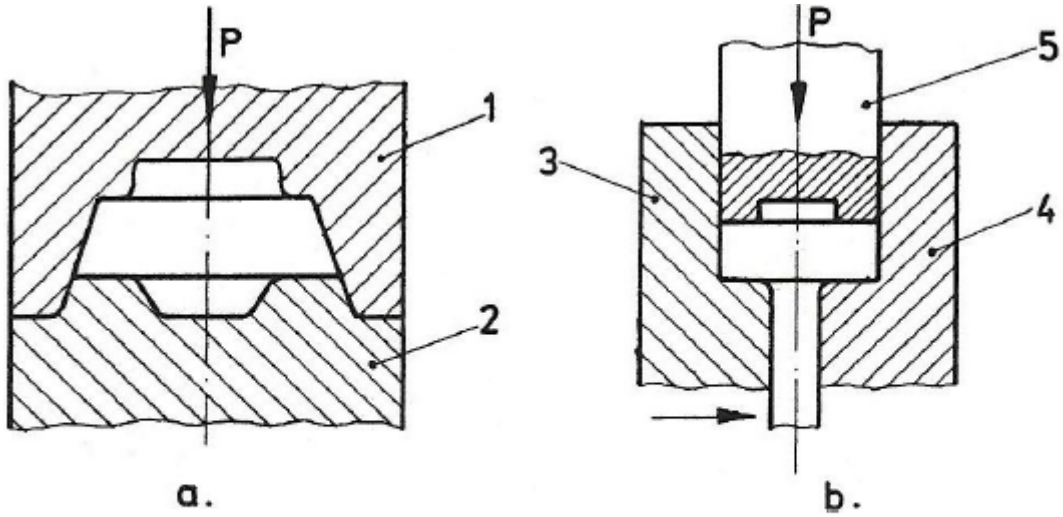


Figura 4.62. Scheme de matriţare închisă:
a – din două semimatriţe; b – din trei părţi;
1, 2, 3, 4 – semimatriţe; 5 – poanson de închidere.

Tipul constructiv al matriţelor pentru matriţarea închisă depinde şi de utilajul deformant (ciocane, prese, maşini speciale).

De mare importanţă în acest caz este determinarea volumului semifabricatului iniţial, întrucât, dacă este mai mic decât cel necesar piesa nu rezultă cu toate detaliile şi nici la dimensiuni, iar dacă este prea mare, matriţele nu se mai închid şi piesa rezultă supradimensionată, iar în utilajele reglate la cursă fixă (prese cu excentric) apare pericolul deteriorării presei sau matriţei. Prin urmare, metoda debitării semifabricatului iniţial, trebuie să fie de mare precizie.

Prin această metodă se fabrică mai ales piese de tipul scurt, *Figura 4.60(b)*.

Dacă metoda se pune la punct, atunci prezintă deosebite avantaje:

- se micşorează pierderea de metal (lipseşte bavura);
- piesele au o macrostructură, respectiv un fibraj bine orientat pe conturul piesei şi care nu mai este întrerupt la secţiunea de tăiere a bavurii;
- în proces se creează stări de tensiune de compresiune tridimensională de mare intensitate, ceea ce face posibilă matriţarea chiar şi a unor materiale greu deformabile.

Schema procesului tehnologic de matriţare depinde în principal de configuraţia şi dimensiunile piesei de fabricat. După desenul de execuţie al piesei se determină astfel desenul de piesă matriţată. Această problemă se rezolvă şi ţinând cont de metoda de matriţare aleasă (deschisă sau închisă).

În cazul matriţării deschise:

- în primul rând trebuie cu mare atenţie ales *planul de separaţie*, respectiv planul de închidere a celor două matriţe. Obişnuit, acest plan este unic şi pe cât posibil de simetrie şi trebuie să asigure extragerea uşoară a pieselor din matriţă. De asemenea, pentru umplerea uşoară, planul de separaţie trebuie astfel ales, încât adâncimea cavităţii în semimatriţe să fie minimă. În procesul matriţării, este posibilă deplasarea la planul de separaţie şi pentru a efectua cu uşurinţă acest control, planul de separaţie trebuie să se intersecteze cu o axă verticală, *Figura 4.63*;

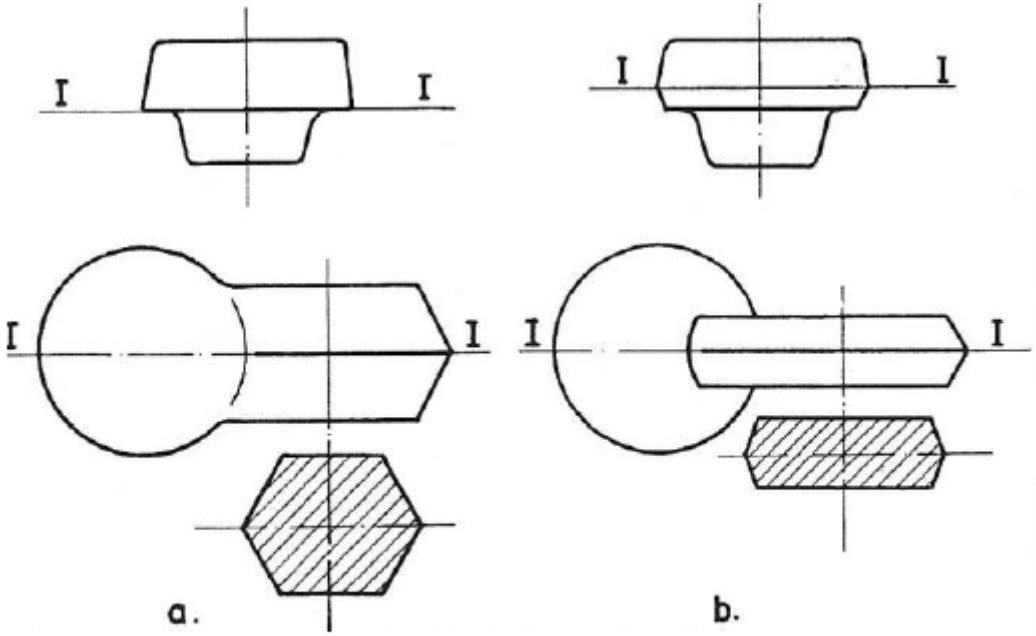


Figura 4.63. Scheme de alegere a planului de separaţie:
a – nerecomandate; b – recomandate; I-I – planul de separaţie.

• *adaosurile pentru prelucrarea mecanică* se prevăd numai pe suprafeţele în contact funcţional cu altele. Aceste adaosuri de prelucrare, ca şi toleranţele lucrului prin matriţare, depind de gabaritul şi masa piesei, de tipul utilajului (ciocane, prese etc.), de calitatea suprafeţei piesei şi sunt standardizate în STAS 7670-83;

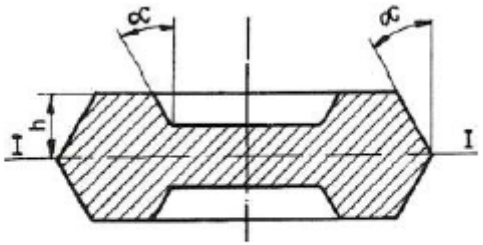


Figura 4.64. Înclinări la o piesă matriţată.

• pentru umplerea uşoară a cavităţii, ca şi pentru extragerea uşoară din matriţă, se prevăd *înclinaţii de matriţare* pe direcţii perpendiculare pe planul de separaţie, care dacă nu intră în forma constructivă a piesei, atunci se prevăd tehnologic şi înseamnă pierdere de metal şi creşte greutatea piesei forjate. Înclinările exterioare α_1, *Figura 4.64*, se aleg cu circa 30÷40% mai mici decât cele interioare α_2. În general, $\alpha_1 \leq 7°$, iar $\alpha_2 \leq 10°$.

Dacă extragerea se face mecanizat (cu extractor) atunci înclinaţiile se pot lua şi mai mici;

• toate suprafeţele care se intersectează sunt prevăzute cu *raze de racordare*. Raza de racordare asigură atât umplerea mai bună a matriţelor, dar previne totodată şi uzura prematură a gravurii matriţelor. Razele de racordare interioare sunt de 3÷4 ori mai mari decât razele de racordare exterioare. Raza minimă de racordare nu poate fi mai mică de 2 mm.

- *în cazul găurilor*, acestea nu se pot da străpunse, la nivelul planului de separaţie rămânând întotdeauna o membrană, întrucât este interzis contactul sculă pe sculă. Din acest punct de vedere, găuri sub 30 mm diametru nu se dau prin matriţare. Pentru a asigura durabilitate satisfăcătoare proeminenţelor matriţei, fragile şi mai greu solicitate în timpul deformării, adâncimea depresiunii nu trebuie să depăşească 2/3 din diametrul sau lăţimea proeminenţelor. Membranele (timpanele) de întindere mică vor avea grosimea de minimum 2,5 mm, iar cele de întindere mare de minimum 5 mm, iar poansonul se face dublu înclinat cu minimum 5°, pentru curgerea uşoară a metalului sub acesta;
- prin mici depresiuni conice de 120°, se pot *marca* pe piesă locurile unde vor fi date ulterior găuri prin aşchiere;
- la toate acestea *se adaugă şi valoarea adaosului de contracţie* şi abia acum întărind cu linie plină se obţine desenul de piesă matriţată, desen care stă la baza proiectării şi execuţiei cavităţii matriţelor;
- definitivarea cavităţii active a matriţelor se face prevăzând şi cavitatea suplimentară a *canalului de bavură* de-a lungul perimetrului (conturului) piesei în planul de separaţie.

În cazul matriţării închise. Desenul piesei matriţate cu un singur plan de separaţie se face la fel ca şi la matriţarea deschisă, cu deosebirea că planul de separaţie se va alege la nivelul celei mai mari suprafeţe frontale a piesei, *Figura 4.65(c)*.

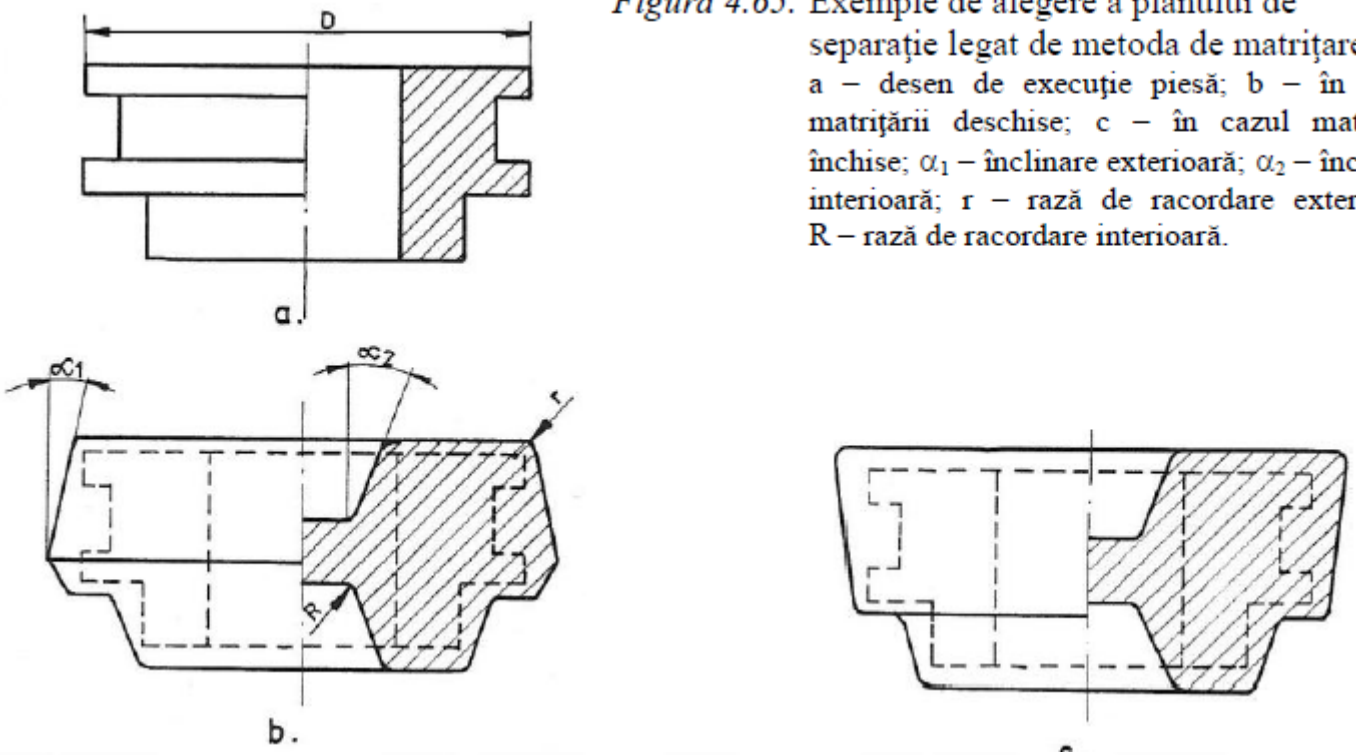


Figura 4.65. Exemple de alegere a planului de separaţie legat de metoda de matriţare:
a – desen de execuţie piesă; b – în cazul matriţării deschise; c – în cazul matriţării închise; α_1 – înclinare exterioară; α_2 – înclinare interioară; r – rază de racordare exterioară; R – rază de racordare interioară.

Referitor la ambele moduri de matriţare trebuie să se respecte şi următoarele reguli:

- alegerea planului de separaţie să ţină cont şi de suprafeţele care se prelucrează şi care nu, prin aşchiere;
- forma piesei să fie constructiv prevăzută cu înclinările şi razele de racordare corespunzătoare;
- piesa de-a lungul axei longitudinale să nu prezinte prea mari diferenţe la secţiunile transversale;
- să se evite pereţii subţiri, nervuri înalte şi subţiri, bosaje ridicate în apropierea planului de separaţie;
- în cazul unor piese complexe este bine ca acestea să se separe în detalii simple, uşor matriţabile, care apoi se asamblează prin sudare.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE
Matriţarea la cald a materialelor metalice
Variante tehnologice de matriţare

În funcţie de complexitatea piesei şi lotul de fabricaţie, tehnologia matriţării prezintă unele particularităţi:

- piesele matriţate la configuraţie simplă, cu secţiunea uniformă sau puţin diferenţiată pe lungime, în mod obişnuit se matriţează în matriţe cu o singură cavitate;

- piesele cu configuraţie complexă, cu variaţia secţiunii de-a lungul axei, care este şi curbă, nu mai pot fi matriţate într-o singură cavitate din semifabricat iniţial laminat de secţiune constantă, când se pierde şi mult metal în bavură.

În aceste cazuri, forma semifabricatului trebuie să se apropie de forma finală a piesei prin forjare anterioară şi numai în ultimă fază să se execute matriţarea în cavitatea de finisare, care dă forma finală şi dimensiunile piesei.

Această fasonare prealabilă, pentru un lot restrâns de piese, se face prin operaţii ale forjării libere, dar productivitatea este destul de scăzută.

Pentru fabricarea de piese în serie mare (cum ar fi în industria de tractoare şi automobile), eficacitatea economică va fi atinsă dacă se vor folosi semifabricate fasonate sau din laminate cu secţiune variabilă periodică.

Semifabricatul se poate fasona din laminat şi cu ajutorul laminorului de forjat la acelaşi cald cu matriţarea de finisare.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE
Matriţarea la cald a materialelor metalice
Variante tehnologice de matriţare

Modern, fasonarea semifabricatului se poate face fie cu ajutorul unor cavităţi pregătitoare, grupate pe acelaşi bloc matriţor, fie cu matriţe specializate în cazul fabricaţiei în flux tehnologic, când pentru fiecare fază avem o matriţă şi un utilaj deformant aşezate în linie.

Pentru exemplificare, în *Figura 4.66* se dă un bloc matriţor care cuprinde cavităţile pregătitoare şi de finisare, pentru reperul matriţat a cărui traseu tehnologic operaţional este reprezentat alăturat.

Fasonarea semifabricatului în vederea matriţării de finisare în *cavitatea 3*, se face în *cavităţile pregătitoare 1, 2, 4,* şi *5*.

Cavitatea de întindere 2, realizează întinderea semifabricatului pe anumite porţiuni, pe seama micşorării secţiunii transversale şi lucrează la fel ca la operaţia de întindere prin forjare.

Cavitatea de rulare 1, serveşte pentru distribuţia metalului de-a lungul axei longitudinale cu variaţia corespunzătoare a secţiunii, rotindu-se după fiecare lovitură.

Cavitatea de îndoire 5, se execută numai pentru piesele cu axă curbă şi la trecerea în următoarea cavitate, semifabricatul se roteşte cu 90°.

Pentru matriţarea pieselor cu formă circulară sau apropiată de această formă, adesea se utilizează refularea semifabricatului iniţial până la dimensiunile necesare pe înălţime şi diametru şi cavitatea matriţei se raţionează prin suprafeţe acoperitoare a dezvoltării refulării.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE
Matriţarea la cald a materialelor metalice
Variante tehnologice de matriţare

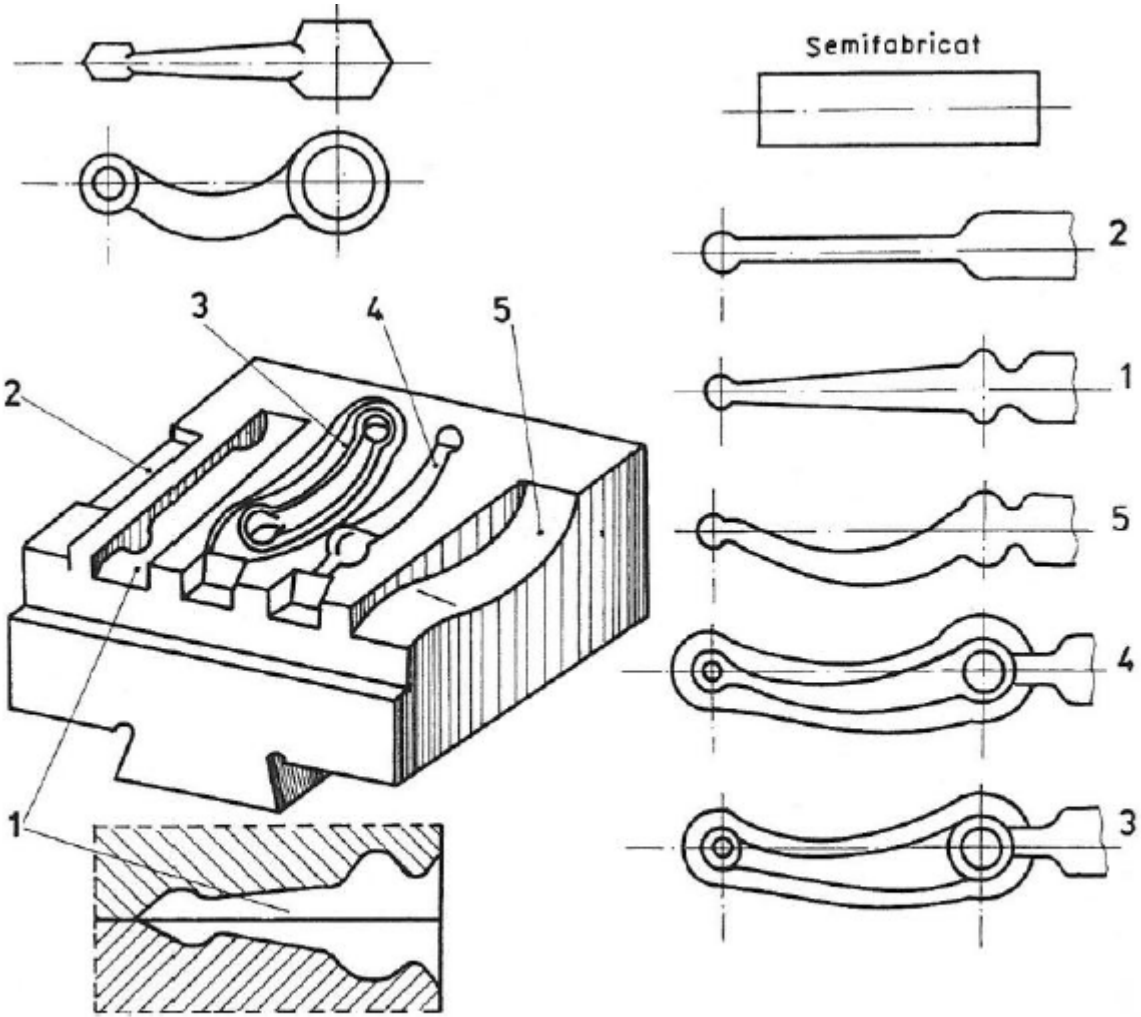


Figura 4.66. Bloc matriţor cu cavităţi multiple.

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Variante tehnologice de matriţare

După această preforjare, semifabricatul trece în ultimele două cavităţi, respectiv cavitatea pregătitoare şi de finisare a matriţării propriu zise.

Cavitatea pregătitoare 4 execută matriţarea la forma geometrică finală a piesei şi se utilizează numai în cazul pieselor de formă complexă, această cavitate nu are canal de bavură.

Cavitatea de finisare 3, presupune obligatoriu existenţa canalului de bavură şi realizează piesa la dimensiuni.

Dimensiunile transversale în cavitatea *4* sunt mai mici decât în cavitatea de finisare, iar înălţimile sunt mai mari, astfel încât în cavitatea de finisare să se poată realiza deformarea uşoară prin refulare.

Cavitatea de finisare *3*, se dispune în suprafaţa oglinzii blocului matriţor, central, întrucât necesită cele mai mari forţe de deformare şi prin urmare, spre marginea blocului se vor dispune cavităţile care necesită forţe mici de deformare.

Determinarea semifabricatului iniţial. Greutatea şi dimensiunile semifabricatului de pornire se pot determina după legea volumului constant, însumând detaliile piesei matriţate la care se adaugă bavura la matriţarea deschisă şi pierderile prin oxidare.

Astfel, greutatea semifabricatului de pornire, G_{sp}, debitat din laminat se poate calcula cu relaţia:

$$G_{sp} = G_{pm} + G_o + G_b \qquad (4.103)$$

în care: G_{pm} este greutatea piesei matriţate;
G_o – pierderile prin oxidare, care se iau în limitele 2÷3% din $G_{pm}+G_b$;
G_b – greutatea bavurii.

Greutatea bavurii se determină cu relaţia:

$$G_b = 0{,}7 \cdot V_{cb} \cdot \gamma_m \qquad (4.104)$$

în care: V_{cb} este volumul canalului de bavură;
γ_m – greutatea specifică a metalului matriţat.

După determinarea greutăţii semifabricatului, se alege tipul semifabricatului laminat, care trebuie să fie cât mai apropiat de forma şi dimensiunile piesei de matriţat, în caz contrar travaliul de preforjare pentru apropierea formei semifabricatului de forma finală înainte de matriţarea de finisare, devine deosebit de laborios şi costisitor, aceasta şi în funcţie de complexitatea piesei.

În literatura tehnică de specialitate, pentru piese deosebit de complexe, sunt şi alte metode de determinare a semifabricatului iniţial, cum sunt *metodele grafice* şi *grafo-analitice*.

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Utilaje pentru matriţarea la cald

Pentru matriţarea la cald se utilizează ciocane, prese cu excentric, maşini orizontale de forjat, prese hidraulice, prese cu şurub şi maşini speciale.

Matriţarea pe diversele tipuri de utilaje marchează unele particularităţi legate de construcţia şi funcţionarea lor.

Matriţarea pe ciocanele mecanice de forjă. Pentru matriţare, cel mai des utilizate sunt ciocanele cu abur-aer, care constructiv, faţă de cele de la forjarea liberă, au şabota încastrată în batiu şi ghidaje mai lungi şi mai robuste. Masa şabotei este de 20÷30 de ori mai mare decât a părţii căzătoare şi toate acestea pentru a se asigura perfecta centrare şi închidere pe oglindă (plan de separaţie) a matriţelor. Ciocanele au masa căzătoare variabilă, între 630 şi 2500 Kg.

Pe ciocane se forjează o gamă largă de piese, pe blocuri matriţoare cu mai multe cavităţi, în sistemul universal. Umplerea matriţei se face, de regulă, din 3÷5 lovituri. Cum după fiecare lovitură semimatriţa superioară se ridică de pe semifabricat, răcirea acestuia este mai puţin intensă în partea de sus şi curgerea plastică este mai bună. Dacă la aceasta se adaugă şi efectul legii acţiunii şi reacţiunii, atunci detaliile mai complicate ale piesei este bine să fie amplasate în semimatriţa ce se mişcă în proces, respectiv semimatriţa superioară la matriţarea pe ciocane. De asemenea, curgerea este îmbunătăţită şi prin acţiunea de îndepărtare a ţunderului prin suflare cu aer comprimat.

O îmbunătăţire substanţială a curgerii în cele două semimatriţe se realizează la ciocanele fără şabotă sau cu contralovitură, cu energii de până la 1 MJ, *Figura 4.67*.

Aşa cum se observă, se acţionează numai *berbecul superior 1*, dar fiind legat de *berbecul inferior 2* prin elementele *3, 4* şi *5*, la coborârea berbecului superior, urcă şi berbecul inferior şi execută simultan lovitura. Energia loviturii în acest caz va fi:

$$E_{lov} = \frac{m_1 v_1^2}{2} + \frac{m_2 v_2^2}{2} \qquad (4.105)$$

şi dacă masele celor doi berbeci (m_1 şi m_2) şi vitezele lor (v_1 şi v_2) se consideră identice, atunci:

$$E_{lov} = m \cdot v^2 = \frac{G_b}{g} v^2, \qquad (4.106)$$

în care: G_b este greutatea berbecului;
v – viteza berbecului;
g – acceleraţia gravitaţională.

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Utilaje pentru matriţarea la cald

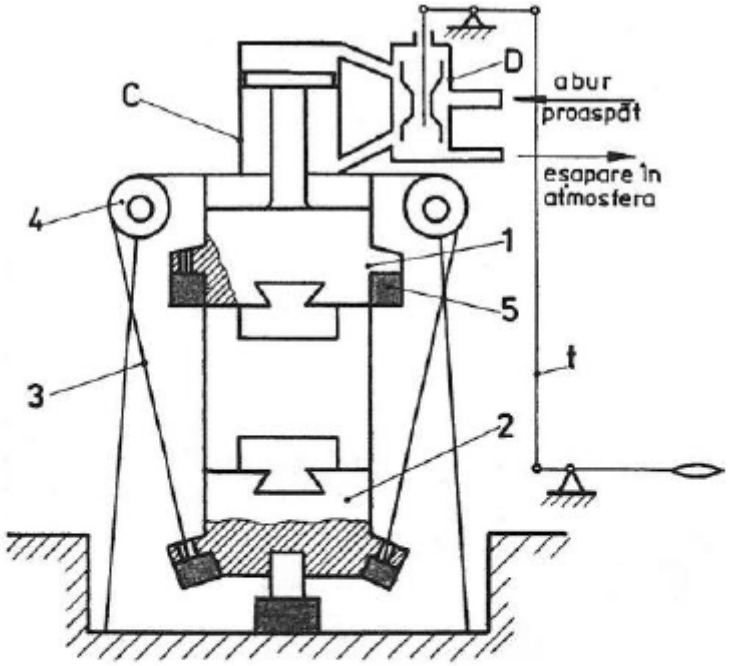


Figura 4.67. Ciocane cu abur cu contralovitură: 1 – berbec superior; 2 – berbec inferior; 3 – sistem de antrenare; 4 – role de antrenare; 5 – sistem de prindere; C – cilindru de lucru; D – distribuitor; t – sistem de comandă.

Datorită vitezelor mari de lovire, matriţele pentru ciocane se fac din oţeluri aliate rezistente la şoc, tenace şi rezistente la uzură. Astfel, ca material pentru matriţe destinate prelucrării la cald se folosesc oţeluri care pe lângă un conţinut mediu de carbon (0,25÷0,55%), mai conţin elemente de aliere ca: W; Cr; Mo; Ni. Cele mai utilizate oţeluri sunt: 30 VCrW 85; 55 MoCrNi 16; 57 VMoCrNi 17; 35 SiWCr 52.

Matriţele se construiesc fără extractoare şi prin urmare, înclinaţiile de matriţare se iau mai mari decât la matriţarea pe prese.

Matriţarea pe prese cu excentric, *Figura 4.68*. Comparativ cu matriţarea pe ciocane, matriţarea pe presele cu excentric sau manivelă, prezintă următoarele particularităţi:

- *avantaje*: cursa presei fiind fixă, se realizează o bună precizie pe înălţime a piesei şi o mare productivitate; robusteţea mare şi ghidajele lungi face posibil ca matriţele să se centreze pe coloane, ceea ce elimină orice pericol de dezaxare; necesită fundaţii mai

mici decât ciocanele; se pot folosi extractoare, ceea ce duce la micşorarea înclinaţiilor de matriţare; posibilităţi de mecanizare şi automatizare;

- *dezavantaje*: costul ridicat al pieselor; limitarea numărului de piese; cursa patinei fiind fixă presele sunt mai puţin universale decât ciocanele; semifabricatul trebuie mai bine pregătit (încălzire fără oxidare, curăţire de oxizi).

În general, se pot matriţa tot felul de piese, ca şi pe ciocan, cu deosebirea că în acest caz canalul de bavură este deschis, închiderea matriţelor făcându-se până la nivelul grosimii puntiţei, *Figura 4.69*.

Pe presele cu excentric se face numai matriţare de finisare, apropierea formei semifabricatului făcându-se anterior.

De mare importanţă este apoi determinarea forţei de deformare. Se construiesc prese cu excentric de 6,3÷100 MN şi suplinesc ciocane cu masa căzătoare de 0,63÷10 t.

Utilaje pentru matriţarea la cald

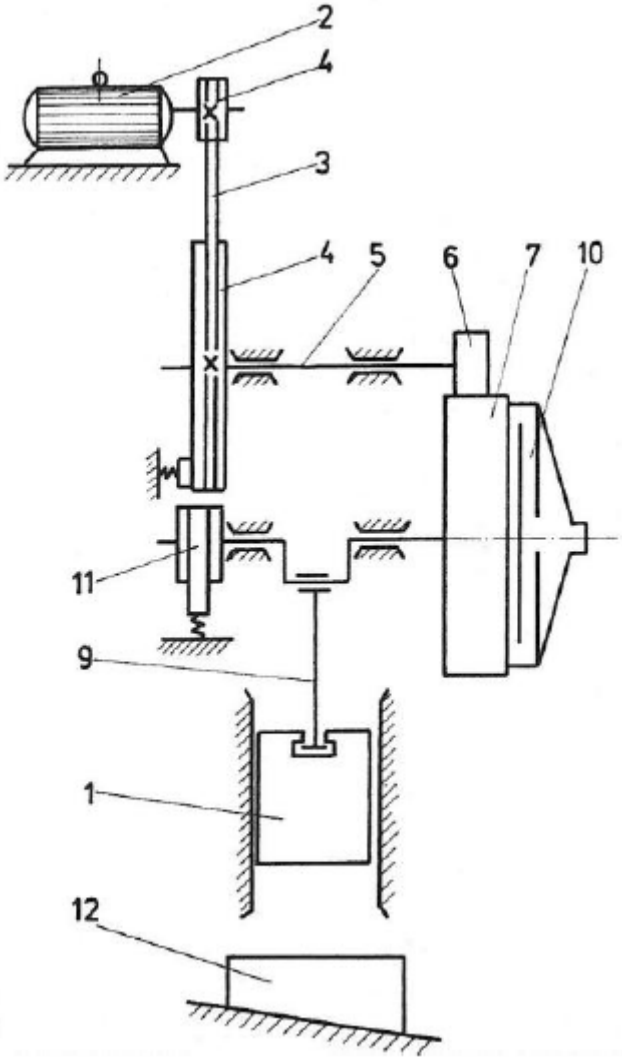


Figura 4.68. Schema unei prese cu excentric: 1 – berbec; 2 – motor; 3 – curele trapezoidale; 4 – roţi de transmisie; 5 – arbore intermediar; 6 – pinion; 7 – roată dinţată; 8 – arbore cotit; 9 – bielă; 10 – manşon; 11 – frână; 12 – dispozitiv cu pană dublă.

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Utilaje pentru matriţarea la cald

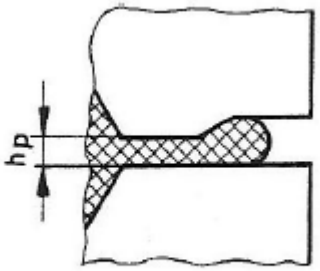


Figura 4.69. Canal de bavură deschis

Matriţarea pe prese hidraulice, *Figura 4.56*, prezintă următoarele particularităţi: viteză mică de deformare; numărul curselor este redus, deci productivitate scăzută; forţa maximă se dezvoltă de la început şi este constantă pe tot parcursul lucrului; cursa este destul de mare; asigură întreaga deformaţie la o singură cursă; costul presei este destul de ridicat; se pretează la matriţarea unor piese foarte mari sau pentru materiale cu plasticitate redusă.

Forţa preselor atinge pe plan mondial 750 MN. Se forjează în matriţă piese sub formă de discuri, arbori cotiţi, diverse pârghii, suporţi, funduri sferice, piese cilindrice pahar etc. O deosebită aplicare pe presele hidraulice o au matriţarea de panouri şi carcase din aliaje uşoare pentru construcţii de avioane. Se poate asigura datorită vitezelor mici şi deformare plastică izotermă, cu instalaţie de încălzire pe presă, ceea ce conduce la o bună plasticitate a metalului şi scăderea forţelor de deformare.

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Operaţii de după matriţare

Procesul tehnologic de fabricare a unei piese matriţate, în general, se compune din următoarele etape: debitarea semifabricatului din laminat; încălzirea; matriţarea propriu-zisă; debavurare (exterioară şi interioară); îndreptare, calibrare; tratamentele termice; curăţire de oxizi, calibrare; control tehnic de calitate.

Debavurarea, presupune îndepărtarea bavurii exterioare şi a membranelor sau timpanelor găurilor interioare. Se realizează cu ajutorul sculelor specializate de debavurat montate pe prese cu excentric sau cu manivelă. Schemele de tăiere se dau în *Figura 4.70*.

Operaţia se poate executa la cald sau la rece, de cele mai multe ori pe presele cu excentric. *Debavurarea la cald*, imediat după matriţare sau cu o nouă încălzire, are avantajul unor forţe de presare mai mici decât debavurarea la rece. Debavurarea imediat după matriţare (la 1000÷1100 K) reclamă introducerea în flux a presei cu excentric, dar aceasta nu va fi amortizată, fiind limitată la productivitatea matriţării. *Debavurarea la rece* are o precizie mult mai bună, dar trebuie dată atenţie la fisurare.

Sculele active, poansoanele şi matriţele de debavurat (de tăiere), se execută din oţeluri de scule călibile, muchia tăietoare executându-se ca în *Figura 4.70(a)*.

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Operaţii de după matriţare

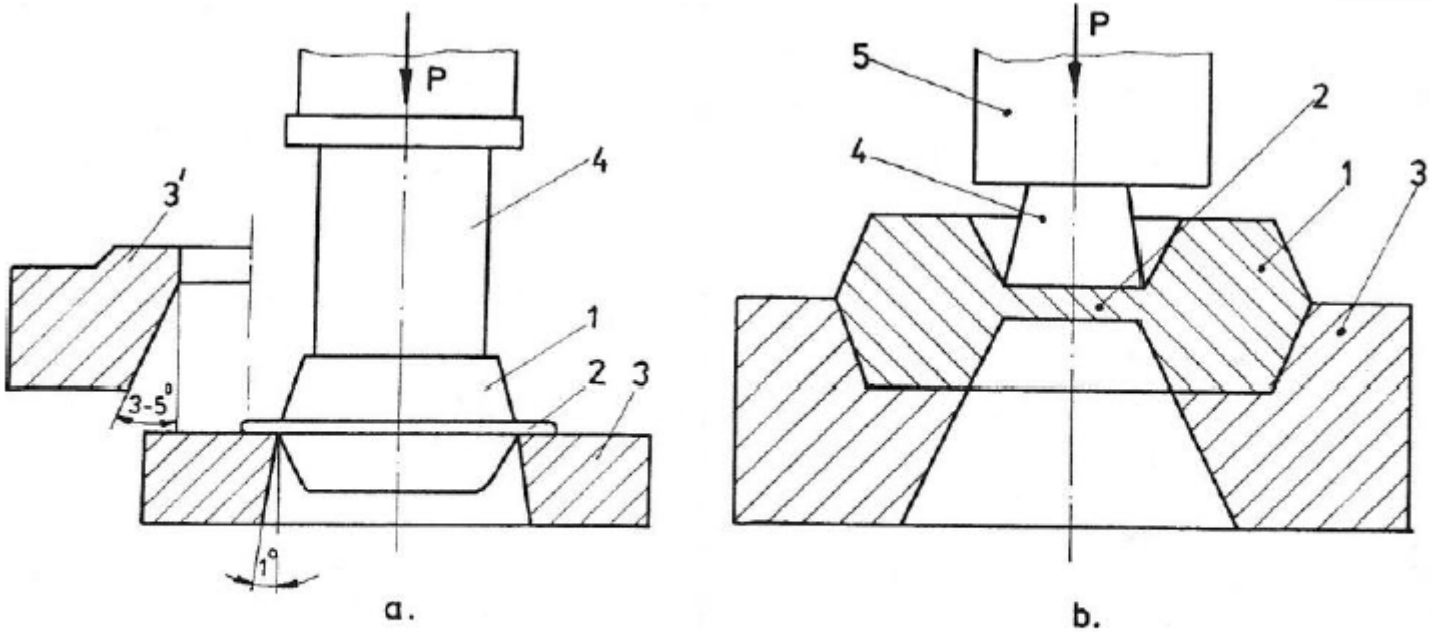


Figura 4.70. Seturi de scule pentru debavurat:
a – debavurare exterioară; 1 – piesă; 2 – bavură; 3, 3' – matriţă; 4 – poanson.
b – debavurare interioară; 1 – piesă; 2 – puntiţă; 3 – matriţă; 4 – poansonul cuţit; 5 – port-poanson.

Scoaterea bavurii de pe poanson se realizează cu extractoare.

Forţa necesară debavurării sau perforării (debavurării interioare) se determină cu relaţia:

$$P = K \cdot A_f \cdot \tau_f \,, \qquad (4.107)$$

în care: K este coeficient care exprimă uzura matriţelor şi poansoanelor şi de asemenea, rezerva puterii presei şi se ia K = 1,5÷1,8;

A_f – suprafaţa de forfecare ca produs al perimetrului bavurii şi înălţimii puntiţei acesteia, în mm^2;

τ_f – rezistenţa la forfecare, aproximată cu relaţia, $\tau_f = 0{,}85 \cdot \sigma_r$ [daN/mm^2], în care σ_r este limita de rupere a metalului în condiţiile date ale deformării.

Îndreptarea pieselor matriţate. În urma matriţării şi debavurării, este posibil ca axele şi secţiunile transversale ale pieselor să fie deformate, fiind deci necesară îndreptarea lor. Piesele mici se îndreaptă la rece, iar cele mijlocii şi mari la cald. Îndreptarea se poate realiza pe ciocane de matriţat, în matriţe speciale sau în cavitatea de finisare.

Calibrarea, este operaţia de finisare la cald sau la rece prin care se execută dimensiunile exacte şi suprafeţele netede, obţinându-se şi o masă cât mai constantă.

Calibrarea la cald se aplică pieselor mari, precizia obţinută fiind inferioară calibrării la rece. După calibrare, piesele nu se mai supun prelucrării prin aşchiere, ele se obţin cu luciu de oglindă, cel mult se mai pot rectifica. Calibrarea se face numai după curăţirea piesei debavurate şi pentru oţelurile cu peste 0,4% C sau din oţel aliat, numai după normalizare.

Calibrarea la rece este net superioară şi poate fi plană, volumică sau combinată.

Calibrarea plană, Figura 4.71, realizează numai execuţia exactă a grosimii pieselor, respectiv numai a unor dimensiuni şi suprafeţe.

La calibrarea plană suprafeţele laterale devin mai convexe, iar grosimea piesei este mai mică spre periferia acesteia. Din aceste motive, pentru ridicarea preciziei, suprafaţa frontală a sculei se face convexă, iar semifabricatul se face concav.

La *calibrarea de volum* se formează şi o mică bavură *x*, *Figura 4.72*, dar care se îndepărtează uşor prin ştanţare, netezire sau polizare. Precizia calibrării de volum este cu 40% mai mică decât precizia calibrării plane.

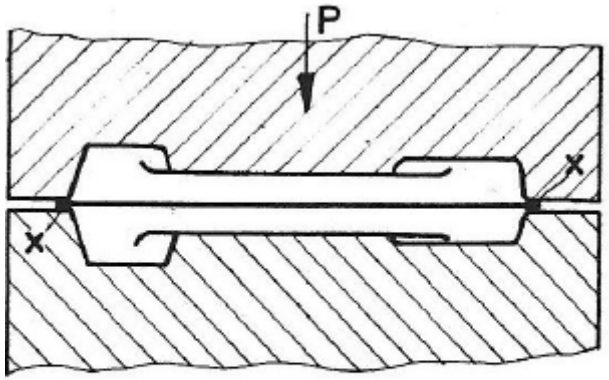


Figura 4.71 Calibrarea plană.

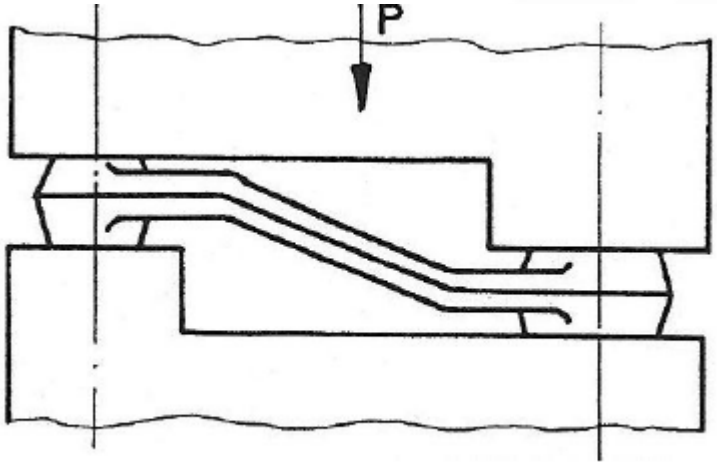


Figura 4.72. Calibrarea de volum.

Forţa necesară calibrării, P, se determină cu relaţia:

$$P = k \cdot A \qquad (4.108)$$

în care: k este presiunea de calibrare, în daN/cm^2, care se ia în limitele, $13 \div 16 \times 10^3$ la oţel carbon, $16 \div 20 \times 10^3$ la oţel aliat şi 12×10^3 la piesele din aliaje de cupru şi aluminiu. Aceste valori se referă la calibrarea plană, pentru calibrarea de volum luându-se valori de două ori mai mici;

A – aria suprafeţei proiecţiei în plan a piesei calibrate.

Curăţirea pieselor forjate în matriţe, îmbunătăţeşte condiţiile de lucru pentru sculele aşchietoare şi condiţiile de control ale suprafeţei. Curăţirea se face în tobe, prin sablare şi decapare chimică.

Curăţirea în tobe se face la fel ca şi pentru piesele turnate. Pentru piesele grele nu se aplică, întrucât lasă urme de lovire.

Sablarea cu alice de 1÷3 mm, cu aer comprimat este mult utilizată pentru piese mici şi mijlocii.

Curăţirea chimică în soluţii apoase la 40÷60°C se foloseşte pentru piese mari de configuraţie complexă.

Controlul tehnic de calitate, urmăreşte nu numai piesa gata ci şi toate etapele procesului tehnologic de matriţare. Controlul piesei matriţate se face cu ochiul liber şi se măsoară dimensiunile şi duritatea. Controlul dimensiunilor se face cu instrumente universale (compase, şublere etc.) şi speciale (scoabe, şabloane, aparate şi dispozitive de control). Prin sondaj, un număr de piese din lot se supun controlului metalografic şi încercărilor mecanice. Defectele interne se pun în evidenţă cu defectoscopia ultrasonică şi cu raze Röentgen.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Particularităţile tehnologice de matriţare ale unor oţeluri aliate, ale unor aliaje greu deformabile şi ale aliajelor neferoase

Asupra deformabilităţii acestor materiale metalice, problemele generale ale forjării au fost prezentate în paragraful 4.4.1.4. La matriţare, faţă de forjarea liberă, trebuie ţinut cont de faptul că semifabricatul de pornire nu mai este turnat ci laminat sau preforjat şi deci, este un metal cu o plasticitate mai bună decât cea de turnare.

Pentru a elimina fisurarea, la debitare din laminat, oţelurile bogat aliate se preîncălzesc la 400÷700°C.

Datorită plasticităţii scăzute, oţelurile bogat aliate şi aliajele greu deformabile se matriţează mai bine în matriţe închise şi din acelaşi motiv, matriţarea se face nu prin refulare ci prin presare şi extrudare.

Aliajele pentru care plasticitatea scade la viteze mari de deformare (aliajele titanului, magneziului etc.), se recomandă a fi matriţate pe prese hidraulice şi cu excentric.

Pentru atenuarea răcirii şi asigurarea unei pătrunderi uniforme a deformaţiei, matriţele se preîncălzesc la 200÷400°C.

Piesele forjate din unele aliaje greu deformabile, reclamă matriţarea în condiţii izoterme.

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Particularităţile tehnologice de matriţare ale unor oţeluri aliate, ale unor aliaje greu deformabile şi ale aliajelor neferoase

Pentru metalele şi aliajele neferoase, particularităţile forjării-matriţării se pot concretiza în:

- respectarea domeniilor înguste de forjare, *Figura 4.25*, care este de 300°C pentru cupru, de 100°C pentru bronzuri şi alame, dar de numai 50°C pentru aluminiu şi 60°C pentru zinc;
- sunt sensibile cu vitezele mari, de aceea forjarea se face pe prese şi nu pe ciocane;
- este necesar să se utilizeze, pe cât posibil, matriţarea închisă cu înclinaţii de maximum 2÷3°, iar forjarea să se facă numai cu scule profilate;
- datorită ecruisabilităţii, forjarea-matriţarea se va face în trepte;
- se vor evita trecerile bruşte de secţiune;
- matriţele se ung pentru evitarea lipirii metalului de acestea.

Respectând condiţiile de mai sus, utilajele forjării-matriţării neferoaselor sunt identice cu cele de la oţel (ciocane, prese, maşini speciale de forjat).

FORJAREA MATERIALELOR METALICE

Matriţarea la cald a materialelor metalice

Mecanizarea şi automatizarea secţiilor de matriţare

In secţiile de matriţare la cald, se supun mecanizării şi automatizării, operaţii de: alimentare şi încărcare a cuptoarelor de încălzire; conducerea regimului de încălzire; alimentarea cu semifabricate calde a maşinii de forjat.

Mai utilizate sunt în acest scop mecanismele şi instalaţiile de transport ale semifabricatului, pieselor forjate şi deşeurilor din proces, cum sunt: monoraiuri, mese rotitoare, conveioare etc.

Mai greu se pot mecaniza operaţii cum sunt: aşezarea semifabricatului în matriţă; trecerea semifabricatului de la o cavitate la alta; scoaterea pieselor din matriţe etc., acestea fiind legate de tipul de utilaj.

Pe prese, unde avem un regim funcţional constant, şi aceste operaţii se pot mecaniza, se pot prevedea extractoare şi braţe mecanice (roboţi), ceea ce pe ciocane este deosebit de dificil.

La matriţarea pe prese se pot corela fazele procesului cu roboţi şi manipulatoare, care pot fi comandate fie de la arborele cotit al presei mecanice, fie de la cursa poansonului (culisoului). Cea mai bună mecanizare se poate adapta pe maşinile de forjat orizontale.

Progresul tehnic a reuşit la ora actuală, ca pentru unele repere matriţate, să realizeze linii automate complexe, unde toate etapele procesului tehnologic sunt automatizate. Aceasta a fost posibil datorită introducerii pe scară largă a roboţilor cu funcţii de apucare, deplasare spaţială, aşezare şi manipulare a semifabricatului în matriţe (de exemplu, linii automate pentru supape auto, inele de rulmenţi, roţi dinţate cu dantură rulată etc.).

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor:

- Bazele teoretice ale procedeului
- Produsele laminării
- Scule şi utilaje pentru laminare
- Tehnologia laminării
- Fabricarea ţevilor

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

Laminarea este metoda de prelucrare prin deformare plastică, care se realizează, în proces continuu, în spaţiul dintre doi cilindri aflaţi în mişcare de rotaţie, cilindri care realizează antrenarea prin frecare a semifabricatului în zona de deformare (spaţiul dintre aceştia), deformarea propriu-zisă şi deplasarea produsului la ieşirea din zona deformării. Utilajul de lucru este denumit *laminor*, iar produsul rezultat *laminat*.

La laminare, dimensiunile semifabricatului sau lingoului se reduc pe direcţia presării lui de către cilindri şi cresc în celelalte direcţii, preponderent în direcţia de avans a acestuia, realizându-se profile de secţiune dorită în condiţiile obţinerii unor caracteristici mecanice ridicate prin modificarea structurii de turnare (grăunţi grosolani) într-o structură fină (grăunţi mici).

Lamănării se supun până la 90% din producţia mondială de oţel şi o mare parte din metalele şi aliajele neferoase.

În practica industrială se disting două tipuri fundamentale de laminare: longitudinală şi transversal-elicoidală, conform schemelor din *Figura 4.32*.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

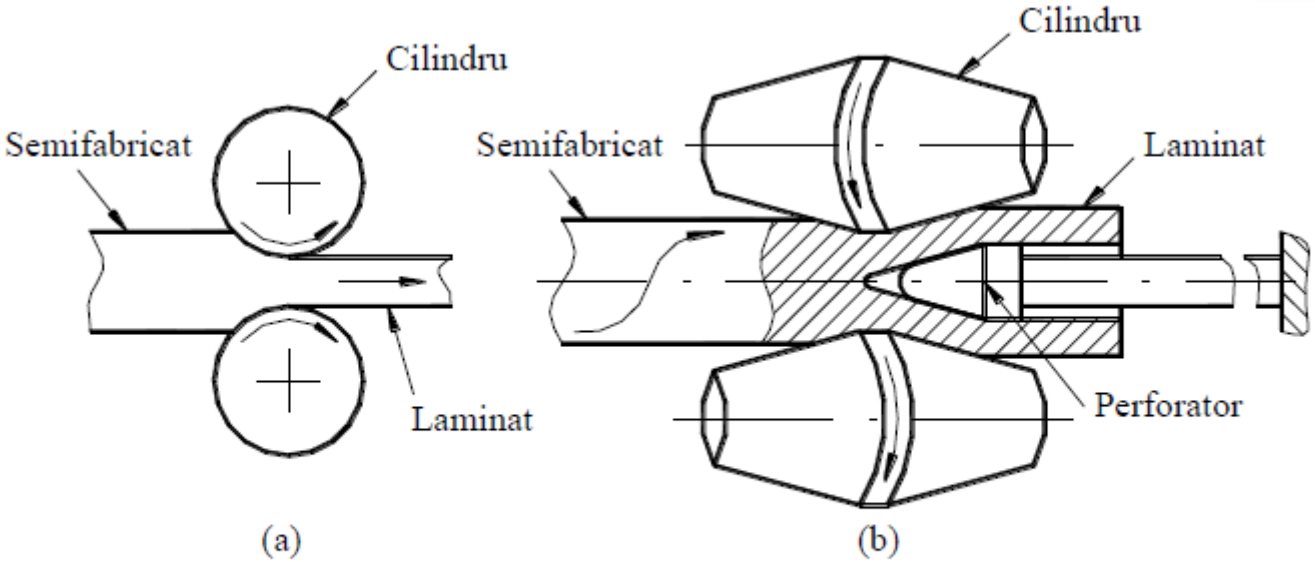


Figura 4.32. Tipuri de laminare:
(a) – laminare longitudinală; (b) – laminare transversal-elicoidală.

Laminarea longitudinală este cel mai răspândit tip de laminare, aplicându-se în diverse variante în vederea obţinerii semifabricatelor din lingouri (blumuri, brame, ţagle, platine) şi produselor finite din semifabricate (profile, table, laminate speciale). Conform *Figurii 4.32(a)*, semifabricatul este prins de cilindri (de regulă, cu acelaşi diametru), care se rotesc în sens contrar şi realizează laminarea, obţinându-se produsul laminat care se deplasează perpendicular pe axa cilindrilor, în sensul săgeţii.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

Laminarea transversal-elicoidală se aplică, în general, în vederea obţinerii semifabricatelor perforate pentru ţevi. După schema din *Figura 4.32(b)*, semifabricatul cu secţiune rotundă se introduce între cilindrii bitronconici pe direcţia bisectoarei unghiului format de axele cilindrilor şi în această direcţie se laminează. Caracteristic pentru acest proces este faptul că cilindrii se rotesc în acelaşi sens imprimând semifabricatului o mişcare rototranslatorie (elicoidală). Materialul din zona periferică a semifabricatului se alungeşte mai mult decât cel din zona centrală, iar în axa semifabricatului apar tensiuni de întindere care determină formarea unei cavităţi. Datorită unghiului în spaţiu dintre cilindri (5°÷15°), materialul se deplasează şi în lungul axei sale, realizându-se şi o laminare pe dopul perforator, obţinându-se astfel produsul laminat (*eboşa* – ţeavă scurtă cu pereţi groşi).

În cazul laminării longitudinale, deformarea plastică nu are loc simultan în tot volumul semifabricatului ($A\,B\,B'\,A'$ în secţiune longitudinală – *Figura 4.33*), ci numai într-o zonă relativ mică ce se află în spaţiul dintre cilindri.

Din punct de vedere geometric, convenţional, zona de deformare se consideră că este delimitată între secţiunea de intrare a semifabricatului între cilindri CC' şi secţiunea de ieşire DD' (zona haşurată).

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

Zona de deformare $CC'-DD'$ este caracterizată de *elementele geometrice independente*:

- *înălţimea iniţială a semifabricatului*, h_0 [mm];
- *lăţimea iniţială a semifabricatului*, b_0 [mm];
- *distanţa dintre cilindri* (înălţimea laminatului), h_1 [mm];
- *diametrul cilindrilor*, D_c [mm],

pe baza cărora se determină *elementele geometrice dependente* de acestea:

- *unghiul de prindere*, α_p, se determină din triunghiul CQE, *Figura 4.33*, astfel:

$$\cos\alpha_p = \frac{QE}{QC} = \frac{QD - ED}{QC} = \frac{\frac{D_c}{2} - \frac{h_0 - h_1}{2}}{\frac{D_c}{2}} = 1 - \frac{h_0 - h_1}{D_c}, \text{ de unde:}$$

$$\alpha_p = \arccos\left(1 - \frac{h_0 - h_1}{D_c}\right) \text{ [rad]}; \qquad (4.49)$$

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

- *lungimea zonei de contact* (lungimea arcului CD), l_c, se aproximează, pentru simplificare, cu lungimea coardei CD. Se determină utilizând asemănarea triunghiurilor CDE şi FDC. Astfel:

$$\frac{CD}{FD} = \frac{DE}{DC} \text{ sau } CD^2 = FD \cdot DE = D_c \cdot \frac{h_0 - h_1}{2}, \text{ de unde:}$$

$$l_c = \sqrt{D_c \cdot \frac{h_0 - h_1}{2}} \text{ [mm];} \qquad (4.50)$$

- *lăţimea laminatului*, b_1, depinde de o serie de factori, cum ar fi: factori de material (compoziţie chimică şi structură), elementele geometrice independente şi condiţiile lamînării (frecarea dintre semifabricat şi cilindrii de laminare, temperatura de laminare, viteza de laminare etc.). În literatură există numeroase relaţii obţinute experimental sau teoretic pentru determinarea lăţimii laminatului, însă nici una nu concentrează numeroşii parametri care intervin. Una dintre acestea, cu rezultate satisfăcătoare, este şi cea dată de *S. I. GUBKIN*:

$$b_1 = b_0 + \left(1 + \frac{h_0 - h_1}{h_0}\right) \cdot \left(\mu \cdot l_c - \frac{h_0 - h_1}{h_0}\right) \cdot \frac{h_0 - h_1}{h_0} \text{ [mm],} \qquad (4.51)$$

care ia în considerare elementele geometrice independente şi frecarea dintre semifabricat şi cilindrii de laminare prin intermediul coeficientului de frecare μ;

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

- *suprafaţa de contact*, S_c, dintre semifabricat şi unul dintre cilindrii de laminare se determină, considerând-o trapezoidală, cu relaţia:

$$S_c = \frac{b_0 + b_1}{2} \cdot l_c \ [\text{mm}^2]. \qquad (4.52)$$

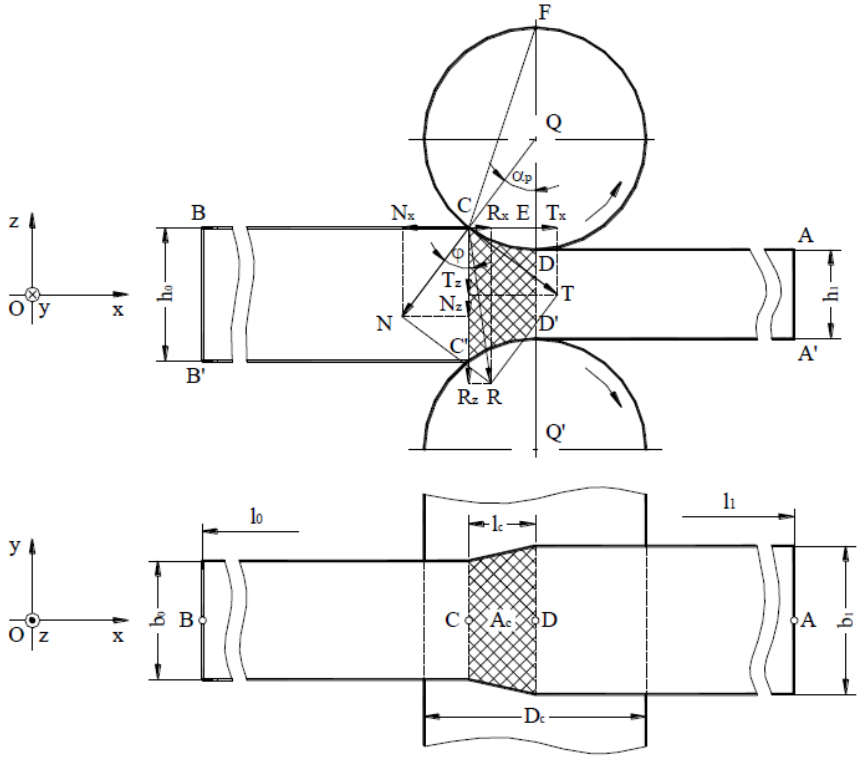


Figura 4.33. Procesul de laminare longitudinală.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

Procesul de laminare longitudinală este caracterizat de următoarele stadii:

♦ *stadiul de prindere*, care se desfăşoară din momentul în care semifabricatul vine în contact cu cilindrii ($AA' \rightarrow CC'$ -*Figura 4.33*) şi până când zona de deformare este complet ocupată de material ($AA' \rightarrow DD'$).

Între cilindrii de laminare şi semifabricat, în zona de contact, acţionează două forţe principale:

- forţa radială N, cu componentele: $N_x = N \cdot sin\,\alpha_p$ şi $N_z = N \cdot cos\,\alpha_p$;
- forţa tangenţială T (de frecare), cu componentele: $T_x = T \cdot cos\,\alpha_p$ şi $T_z = T \cdot sin\,\alpha_p$,

care prin compunere dau rezultanta R cu componentele: $R_x = N_x + T_x$ şi $R_z = N_z + T_z$.

Componenta R_z se numeşte *forţă de laminare* şi produce deformarea materialului, iar componenta $R_x = -N \cdot sin\,\alpha_p + T \cdot cos\,\alpha_p$ se numeşte *forţă de antrenare* şi determină antrenarea materialului între cilindri.

Ţinând seama de direcţia şi sensul laminării, prinderea semifabricatului de către cilindrii de laminare se realizează în condiţia $R_x > 0$ sau $-N \cdot sin\,\alpha_p + T \cdot cos\,\alpha_p > 0$, de unde rezultă $tg\alpha_p < T / N$.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

Din condiţiile frecării, exprimate prin legea AMONTON-COULOMB, se consideră că $T = \mu \cdot N$. Se obţine:

$$tg\alpha_p < \frac{\mu \cdot N}{N} \text{ sau } tg\alpha_p < \mu, \tag{4.53}$$

în care μ este coeficientul de frecare dintre semifabricat şi cilindrii de laminare, sau:

$$\mu = tg\varphi, \tag{4.54}$$

în care φ [rad] este unghiul de frecare format de N şi R.

Înlocuind relaţia (4.54) în (4.53) se obţine, $tg\alpha_p < tg\varphi$ sau

$$\alpha_p < \varphi, \tag{4.55}$$

relaţie care reprezintă **condiţia de prindere** a semifabricatului între cilindrii de laminare.

♦ *stadiul stabilizat*, care începe în momentul când laminatul, ce părăseşte zona de deformare, prezintă o grosime constantă pe lungime. Din acest moment, forţa de laminare, care şi-a deplasat continuu punctul de aplicare în sensul de laminare, îşi stabilizează poziţia, de regulă în zona centrală a arcului CD, ceea ce conduce la condiţii mult mai bune de prindere şi antrenare.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

Pentru menţinerea zonei de deformare în timpul laminării semifabricatului, trebuie să fie satisfăcută **condiţia de stabilitate**:

$$\psi_l = \frac{h_0}{b_0} < \psi_{la}, \qquad (4.56)$$

în care: ψ_l este raportul de laminare;

ψ_{la} – raportul de laminare maxim admis, $\psi_{la} = 1{,}5$.

♦ *stadiul final* nestabilizat al procesului de laminare, în care materialul semifabricatului părăseşte zona de deformare ($BB' \rightarrow CC'-DD'$).

Principalele categorii de parametri tehnologici urmăriţi la laminarea longitudinală între cilindri cu tăblie dreaptă, la o trecere, sunt: parametrii deformaţiei şi parametrii de forţă.

Parametrii deformaţiei la laminare. La aplicarea unei stări de tensiune asupra unui semifabricat, acesta îşi modifică dimensiunile (se deformează) în general pe toate cele trei direcţii ale axelor de coordonate.

Pentru cazul general al unui semifabricat paralelipipedic, *Figura 4.33*, mărimea deformării pe cele trei direcţii: înălţime, lăţime şi lungime se exprimă prin anumiţi coeficienţi, corespunzători.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

Deformaţia pe înălţime, care poartă denumirea de *reducere*, se exprimă printr-o mărime absolută (reducere absolută) şi mai multe mărimi relative (reduceri relative). Aceste mărimi se definesc astfel:

- *reducerea absolută*:

$$\Delta h = h_0 - h_1 \text{ [mm]}; \tag{4.57}$$

- *coeficienţii relativi de reducere*:

$$\Delta h_r = \frac{h_0 - h_1}{h_0} = \frac{\Delta h}{h_0}; \quad \eta = \frac{h_0}{h_1}; \quad \delta_h = ln\frac{h_0}{h_1}. \tag{4.58}$$

Deformaţia pe lăţime, care poartă denumirea de *lăţire*, se exprimă de asemenea printr-o mărime absolută şi mai mulţi coeficienţi relativi, astfel:

- *lăţirea absolută*:

$$\Delta b = b_1 - b_0 \text{ [mm]}; \tag{4.59}$$

- *coeficienţii relativi de lăţire*:

$$\Delta b_r = \frac{b_1 - b_0}{b_0} = \frac{\Delta b}{b_0}; \quad \beta = \frac{b_1}{b_0}; \quad \delta_b = ln\frac{b_1}{b_0}. \tag{4.60}$$

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

Deformaţia pe lungime, care poartă denumirea de *lungire*, este exprimată prin mărimea absolută şi prin coeficienţii relativi:

- *lungirea absolută*:

$$\Delta l = l_1 - l_0 \text{ [mm]}; \tag{4.61}$$

- *coeficienţii relativi de lungire*:

$$\Delta l_r = \frac{l_1 - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}; \quad \lambda = \frac{l_1}{l_0}; \quad \delta_l = ln\frac{l_1}{l_0}. \tag{4.62}$$

Între coeficienţii η, β şi λ există relaţia:

$$\eta = \beta \cdot \lambda, \tag{4.63}$$

iar între δ_h, δ_b şi δ_l există relaţia:

$$\delta_h = \delta_b + \delta_l, \tag{4.64}$$

relaţii care reprezintă exprimări ale legii volumului constant.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Bazele teoretice ale procedeului

Parametrii de forţă la laminare. În vederea alegerii raţionale a utilajului de laminare este necesară cunoaşterea parametrilor de forţă, care sunt:

- *forţa specifică de laminare* (presiunea medie de laminare), p_m, pentru care în literatură există relaţii experimentale de calcul, cea mai simplă dintre acestea fiind:

$$p_m = n_\theta \cdot \sigma_r \ \text{[daN/mm}^2\text{]} \qquad (4.65)$$

în care: n_θ este un coeficient de temperatură care se determină cu o relaţie de forma: $n_\theta = (30 - 0{,}023 \cdot \theta_l) \cdot 0{,}055$, θ_l fiind temperatura de laminare, în °C;

σ_r – rezistenţa la rupere a materialului semifabricatului la temperatura de laminare, în daN/mm^2;

- *forţa totală de laminare*, R_z, reprezintă produsul dintre forţa specifică de laminare şi suprafaţa pe care aceasta acţionează:

$$R_z = p_m \cdot S_c \ \text{[daN]}, \qquad (4.66)$$

în care S_c este suprafaţa de contact, dată de relaţia (4.52).

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Produsele laminării

Prin laminare se pot obţine două categorii de produse:

- **semifabricate**, în care intră: *blumuri* (pătrate); *brame* (dreptunghiulare); *ţagle* (rotunde sau pătrate) şi *platine* (dreptunghiulare), conform STAS 436-90 şi STAS 6791-71;
- **produse finite** ale laminării, produse care fac obiectul materiei prime pentru construcţia de maşini şi instalaţii.

Blumurile au secţiunea pătrată cu latura de 150÷400 mm şi lungimea de la 1200 la 1800 mm. Ţaglele au secţiunea pătrată cu latura de 40÷140 mm şi lungime 1500÷1200 mm. Bramele (sleburile) au secţiunea de formă dreptunghiulară cu grosimea de 70 mm şi lăţime de la 120 la 1800 mm. Platinele au secţiunea de formă dreptunghiulară cu grosime mică (peste 6 mm) cu lăţimi între 200÷280 mm, lungime 6500 mm.

Blumurile se folosesc la laminoarele de profile grele şi mijlocii, ţaglele plate pentru benzi şi cele pătrate pentru profile mijlocii, uşoare şi sârme, sleburile pentru table groase, iar platinele pentru table subţiri.

Principalele grupe din sortimentul produselor finite ale laminării se pot enumera: profile; table; ţevi; laminate speciale.

Profilele laminate se împart în două subgrupe: profile de formă geometrică simplă (rotund, pătrat, hexagonal, dreptunghiular); profile fasonate (corniere, U, I, T, şine de cale ferată etc.).

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Produsele laminării

Tablele laminate din oţel sunt de următoarele categorii: table groase, cu grosimi de 4÷60 mm şi lăţimi de 600÷3000 mm (şi mai mult); table subţiri, cu grosimi de 0,2÷4 mm (zincată, cositorită, decapată, neagră, lustruită); folii, cu grosimi sub 0,2 mm.

Ţevile din oţel pot fi: ţevi fără sudură, cu grosime de perete de 0,5÷40 mm şi diametru exterior 5÷426 mm; ţevi sudate, cu grosimea pereţilor până la 14 mm şi diametrul exterior de maximum 720 mm.

Laminatele speciale pot fi: bandaje; roţi; bile; role; produse cu secţiune transversală variabilă şi periodică folosite ca preforjări în vederea matriţării.

Metalele şi aliajele neferoase se laminează în principal sub formă de profile simple: rotunde; pătrate şi dreptunghiulare.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Scule şi utilaje pentru laminare

Sculele laminării se numesc **cilindri** sau **valţuri** de laminare şi pot fi *netezi*, *Figura 4.34(a)*, utilizaţi pentru laminarea tablelor, benzilor etc. şi *profilaţi*, *Figura 4.34(b)*, pentru profile sau în trepte pentru platbande şi benzi.

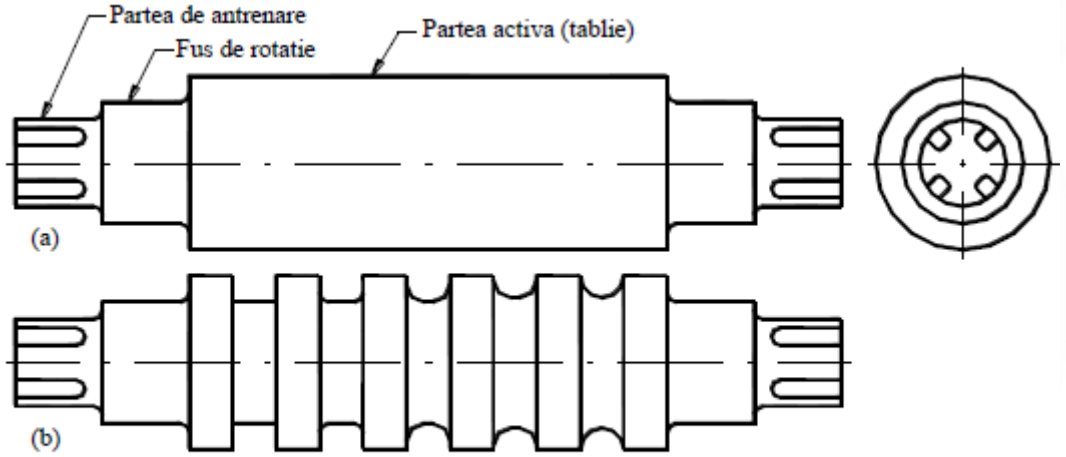


Figura 4.34. Cilindri de laminor:
a – cu tăblie dreaptă; b – cu tăblie profilată.

După duritatea tăbliei se deosebesc:

- cilindri moi, cu duritatea sub 250 HB (40 HSh), din fontă sau oţel turnat şi forjat;
- cilindri semiduri, cu duritatea de 250÷350 HB (50÷60 HSh), din fontă sau oţel turnat şi forjat;
- cilindri duri, cu duritatea de 350÷550 HB (60÷85 HSh), din fontă dură sau oţel aliat turnat şi forjat;
- cilindri foarte duri, cu duritatea de 550÷650 HB (85÷100 HSh), din oţel aliat turnat şi forjat;

Prin calibrare se înţelege scobirea în tăblia cilindrului a unor caneluri în funcţie de profilul laminatului în secţiune transversală, cu o succesiune de-a lungul axei în funcţie de numărul de treceri la laminare. Asocierea a două caneluri de pe perechea de cilindri conjugaţi, formează calibrul, *Figura 4.34(b)*, de-a lungul unei perechi de cilindri fiind dispuse mai multe calibre, după numărul de treceri necesar.

Astfel, laminarea cu cât este mai spre produse fine, cu atât necesită un număr mai mare de treceri.

Numărul de treceri la laminare se poate determina în baza raţionamentului prezentat în continuare. Dacă se scrie legea volumului constant la laminare, atunci:

$$S_0 \cdot L_0 = S_n \cdot L_n \text{ de unde }, \frac{S_0}{S_n} = \frac{L_n}{L_0} = \lambda_t, \qquad (4.67)$$

dar această explicitare este valabilă pentru fiecare trecere şi prin urmare, fiecărei treceri îi va corespunde o alungire parţială λ.

În aceste condiţii, exprimând alungirea totală:

$$\lambda_t = \lambda_1 \cdot \lambda_2 \cdot \ldots \cdot \lambda_n = \frac{L_n}{L_0} = \frac{S_0}{S_n} \qquad (4.68)$$

în care: S_0, L_0 sunt secţiunea şi lungimea iniţială a semifabricatului;
S_n, L_n – secţiunea şi lungimea finală a produsului;
S_i, L_i – secţiunea şi lungimea semifabricatului în treceri intermediare.

Rezultă:

$$\lambda_t = \frac{S_0}{S_1} \cdot \frac{S_1}{S_2} \cdot \frac{S_2}{S_3} \cdot \ldots \cdot \frac{S_{n-1}}{S_n} = \frac{S_0}{S_n} \qquad (4.69)$$

În relaţia (4.68), considerând $\lambda_1 = \lambda_2 = \ldots = \lambda_n = \lambda_m$ (alungire medie), rezultă:

$$\lambda_t = \lambda_m^n = \frac{S_0}{S_n} \qquad (4.70)$$

Deci dacă se pleacă de la un semifabricat de secţiune S_0 şi se doreşte un produs cu secţiunea S_n, alegându-se un λ_m admis, din (4.70) numărul de treceri la laminare este determinat:

$$n = \frac{\ln S_0 - \ln S_n}{\ln \lambda_m} \qquad (4.71)$$

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Scule şi utilaje pentru laminare

Cilindrii de laminor sunt alcătuiţi din *partea activă* (tăblie), *Figura 4.34*, *fusurile de rotaţie* şi *partea de antrenare* (trefla).

Fusurile de rotaţie se sprijină pe lagăre, care la unul dintre cilindri, de regulă cel superior poate fi deplasat cu mecanisme speciale (şurub-piuliţă) pentru reglarea distanţei dintre cilindri. Ansamblul cilindrilor de laminor cu batiul de montaj formează aşa numita cajă de lucru, iar împreună cu celelalte subansamble - bare de cuplare, caja de angrenare, reductor, cuple, volanţi, electromotor, formează linia sau instalaţia de laminare, *Figura 4.35*.

Pentru antrenarea cilindrilor se folosesc motoare de curent alternativ sau de curent continuu. Motoarele de curent alternativ au o putere de până la 3000 KW de tip asincron şi se utilizează în special pentru laminoare nereversibile (cu cilindri care se rotesc într-un singur sens) şi care nu necesită variaţii mari de viteză şi prin urmare, motoarele de curent continuu se folosesc pentru variaţii de viteză şi şocuri mari la laminare.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Scule şi utilaje pentru laminare

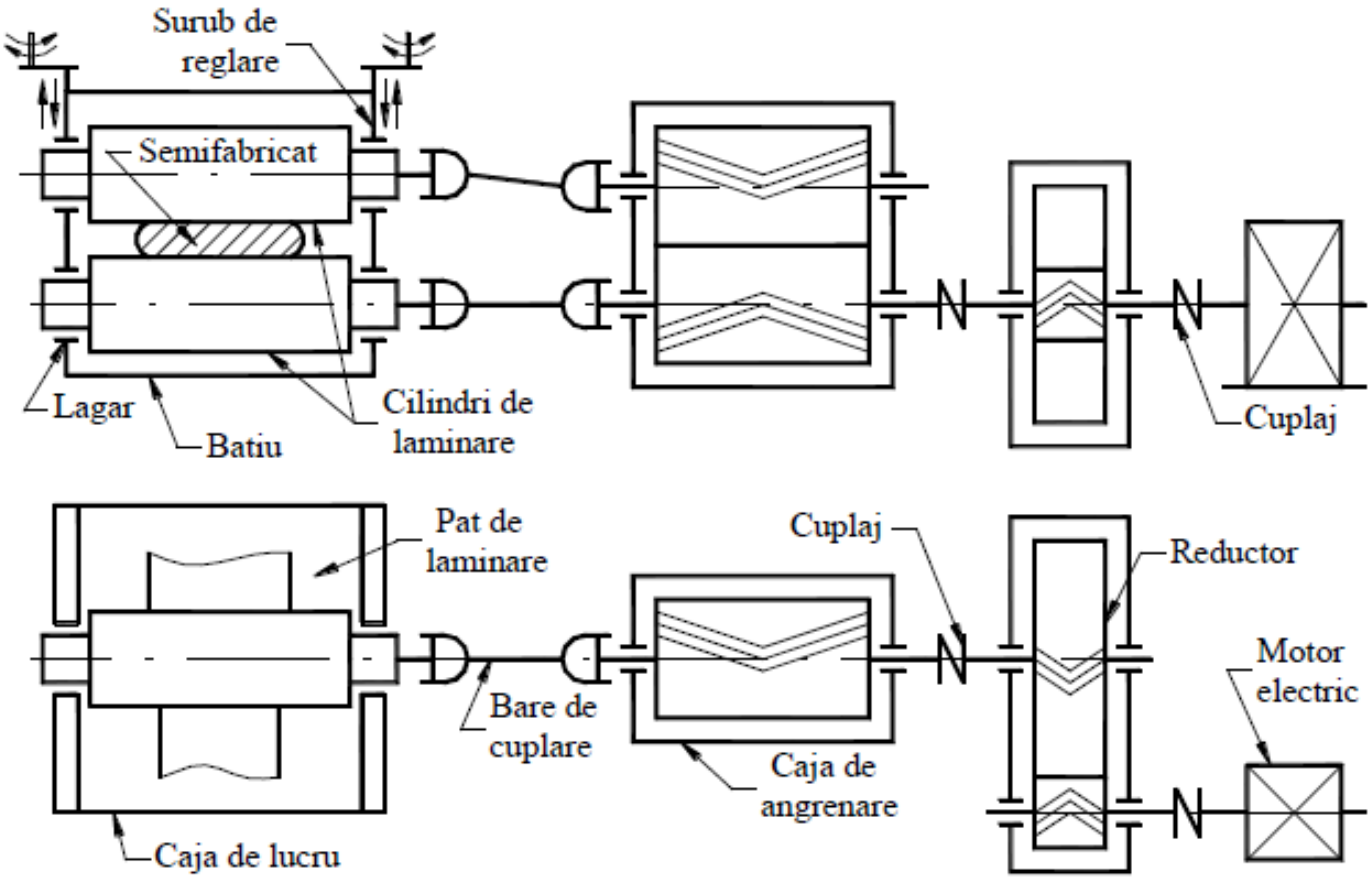


Figura 4.35. Schema de principiu a laminorului duo reversibil.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Scule şi utilaje pentru laminare

Reductoarele se folosesc tot pentru laminoare nereversibile pentru a corela turaţia motorului cu turaţia de lucru a cilindrilor.

Volanţii au sarcina de a uniformiza funcţionarea prin acumulare de energie în timpul lucrului şi mai ales în pauze de laminare.

Cilindrii de laminor se execută din oţel (turnat sau forjat) şi din fontă având duritatea părţii active cuprinsă între 150÷800 HB.

Între dimensiunile principale ale cilindrilor există următoarele rapoarte:

$$1 < \frac{L}{D} < 4\,; \quad \frac{d}{D} = 0{,}55 \div 0{,}75\,; \quad \frac{l}{d} = 0{,}8 \div 1{,}2\,,$$

în care D, d şi L, l sunt diametrele şi lungimile părţii active, respectiv părţii de antrenare.

Barele de cuplare sunt astfel calculate, încât să nu se depăşească solicitările maxime admise în cilindri.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Scule şi utilaje pentru laminare

Laminoarele se clasifică după mai multe criterii şi anume:

- după metalul prelucrat (laminoare pentru oţel, cupru, aluminiu, zinc, alamă etc.);
- după temperatura de lucru (laminoare la cald şi la rece);
- după sensul de rotaţie al cilindrilor (reversibile şi ireversibile);
- după numărul şi dispoziţia cilindrilor, *Figura 4.36*;
- după numărul şi dispoziţia cajelor de lucru, *Figura 4.37*.

La laminoarele cuarto, sexto şi cu mai mulţi cilindri, numai rolele mici sunt de lucru, ceilalţi cilindri sunt de sprijin şi de antrenare.

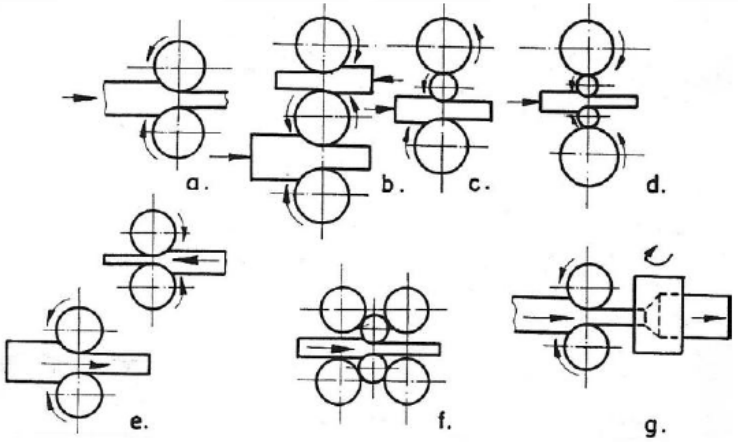


Figura 4.36. Tipuri de laminoare după numărul şi dispoziţia cilindrilor de lucru:
a – duo; b – trio; c – trio Lanth; d – cuarto; e – dublu duo; f – sexto; g – universale;

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Scule şi utilaje pentru laminare

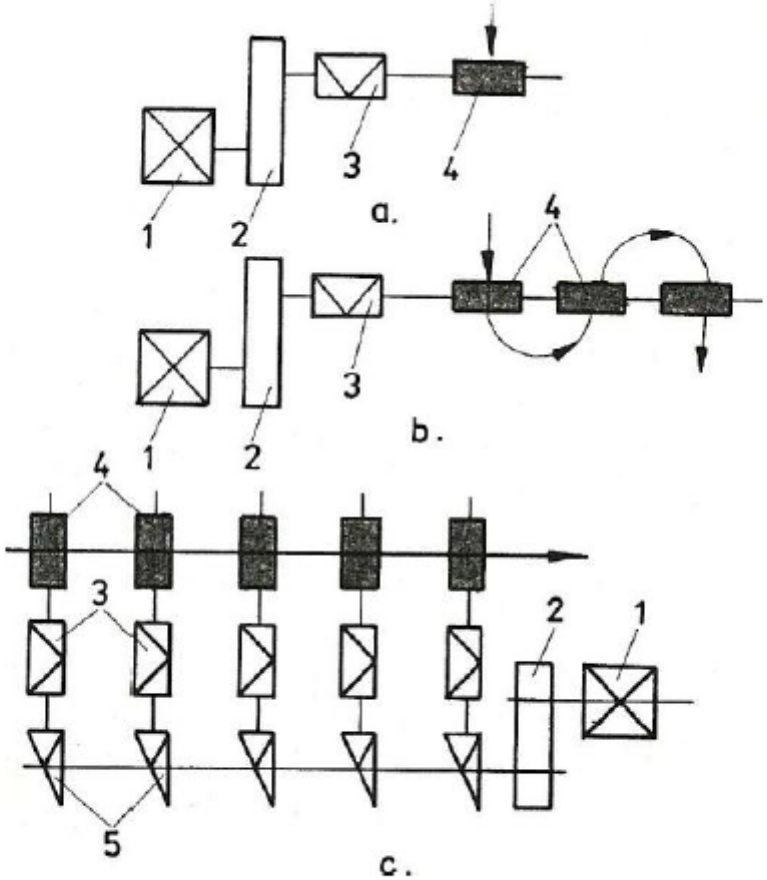


Figura 4.37. Tipuri de laminoare după numărul şi dispoziţia cajelor:
a – simplu cu o cajă; b – cu trei caje în linie; c – cu cinci caje în tandem, continuu.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Scule şi utilaje pentru laminare

La laminorul în linie, *Figura 4.37(b)*, la aceeaşi turaţie de lucru se realizează viteze de laminare diferite, variind diametrul cilindrilor din cajele de lucru şi reuşind astfel să se dispună un număr mult mai mare de calibre de-a lungul cajelor de lucru.

În laminoarele continui, aceasta se îmbunătăţeşte şi mai mult reuşindu-se turaţii diferite a cajelor de lucru succesive, fie prin acţionare centralizată cu grupuri conice ca în *Figura 4.37(c)*, fie asigurându-se pentru fiecare cajă de lucru un grup motor-reductor, corespunzător. În aceste condiţii, semifabricatul trece şi simultan prin caje succesive, ceea ce asigură o bună productivitate, se elimină timpii auxiliari, iar viteza de laminare atinge 50÷60m/s.

Pe de altă parte, laminoarele sunt specifice pentru sectorul de semifabricate şi pentru produse finite.

În prima categorie, din lingouri se obţin produse de secţiune mare, deosebindu-se: **blumingul** cu produsul *blum* necesar prelucrării în continuare pentru sortimentul produselor finite şi **slebingul**, care oferă *brame* pentru fabricarea tablelor şi alte semifabricate.

În a doua categorie intră **laminoarele pentru produse finite**, cum sunt *profilele, tablele, ţevile sârmele şi produsele speciale*.

De asemenea, denumirea laminoarelor se face pentru bluminguri şi slebinguri după diametrul cilindrilor de lucru, a tăbliei (de exemplu, bluming de 1500 mm), la laminorul de table după lungimea tăbliei cilindrului (de exemplu, laminor de 3600 mm), iar la ţevi se ia în codificare diametrul exterior al ţevii fabricate.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Tehnologia laminării

Tehnologia laminării la cald. Materia primă de bază se compune din lingouri (de diferite forme şi tipodimensiuni) sau alte semifabricate turnate continuu, dar şi provenite din forjare sau laminare anterioară (de exemplu, din semifabricate ale laminării: blumuri; brame; ţagle; platine).

În vederea laminării materia primă se pregăteşte: se alege după necesităţi, lingourile se curăţă, se debitează retasura, iar debitarea se face după legea volumului constant în funcţie de produsul de obţinut, apoi se execută încălzirea şi laminarea propriu-zisă.

Calibrele se aleg astfel încât laminarea produsului finit să se facă la o singură încălzire, respectându-se domeniul optim, care pentru oţel este între 1100÷1600 K. După calibrare, operaţie executată la temperatură mai mică decât cea de sfârşit de deformare, se procedează la tăierea produsului la dimensiuni prescrise.

Operaţiile de curăţire, sortare, depozitare şi control tehnic încheie procesul tehnologic de laminare la cald.

Tehnologia laminării la rece. În acest caz, un proces tehnologic trece prin următoarele operaţii: debitarea semifabricatului (produse obţinute prin laminarea la cald); curăţirea suprafeţei semifabricatului (îndepărtarea ţunderului de la laminarea la cald); laminarea propriu-zisă; tăierea la dimensiuni; tratamente termice (recoacere sau revenire); calibrare, operaţii suplimentare (curăţire, sortare etc.) şi control tehnic de calitate.

La ora actuală, spre exemplu, tabla laminată la rece din oţel atinge grosimea minimă de 0,15 mm, iar benzile merg până la grosime minimă de 0,0015 mm. Laminarea se face, de regulă, pe laminoare cu mai mulţi cilindri.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Fabricarea ţevilor

Ţevile, în practica industrială, se fabrică în principal prin două metode:

- fără sudură longitudinală;
- cu sudură longitudinală.

După prima metodă, fabricarea ţevilor comportă două faze:

- o primă fază, când din ţagla sau semifabricatul de pornire se obţine *eboşa*, o ţeavă scurtă cu pereţi groşi, perforarea făcându-se cel mai bine pe laminorul special, Mannesmann, *Figura 4.32(b)* sau prin forjare, *Figura 4.38*.
- o a doua fază când eboşa se prelucrează în vederea transformării în ţevi finite, calibrate după grosime de perete, diametru interior sau diametru exterior.

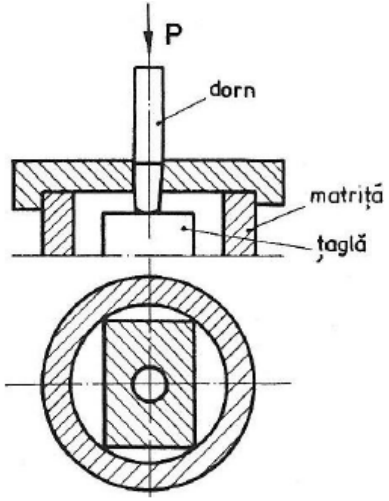


Figura 4.38. Schema perforării prin forjare.

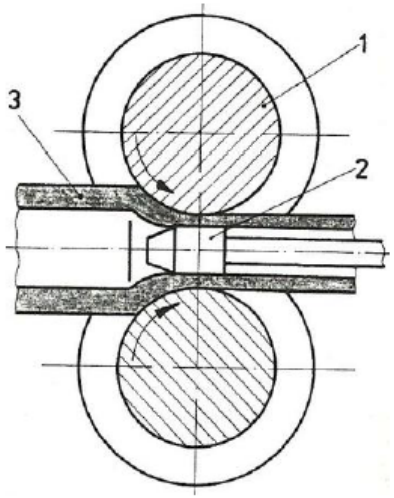


Figura 4.39. Schema laminării pe dorn:
1 – cilindru calibrat; 2 – dorn; 3 – eboşa.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Fabricarea ţevilor

Procedeele de prelucrare a eboşelor prin laminare, cele mai uzuale, sunt: laminarea pe bară; laminarea pe dorn; laminarea radială; laminarea reducătoare şi tragerea ţevii prin calibre pe un dorn.

Una din cele mai răspândite metode este prelucrarea pe dorn cu cilindri calibraţi, *Figura 4.39*, care poate lucra şi în sistem automat. Între *cilindrii calibraţi 1*, în jocul determinat de spaţiul calibrului, se plasează *dornul interschimbabil 2*. Jocul dintre calibru şi diametrul dornului determină grosimea peretelui ţevii la o trecere. Prin treceri succesive, cu schimbarea corespunzătoare a dornului *2*, se obţin ţevi de dimensiuni dorite. După ultima trecere se procedează la netezire şi calibrare.

Dacă se doreşte obţinerea de ţevi calibrate numai după diametrul exterior, atunci se folosesc linii de laminare continuă, *Figura 4.37(c)*, cu caje succesive prevăzute cu cilindri calibraţi. Se obţin ţevi cu grosime de perete sub 40 mm şi diametru exterior de 5÷426 mm.

După a doua metodă, ţevile se fabrică din bandă de tablă pentru ţevi sudate.

Procesul tehnologic presupune mai întâi formarea semifabricatului plan sub formă de tub, sudarea pe generatoare a marginilor şi reducerea diametrului ţevii la dimensiunea de ţeavă dorită.

Una din metodele industriale de fabricaţie este cu sudare cap la cap prin presare şi încălzire electrorezistivă de contact.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Laminarea metalelor

Fabricarea ţevilor

În acest caz ţevile se fabrică din bandă îndoită succesiv în formă de tub, iar presarea cu încălzire se face în ultima cajă de lucru, *Figura 4.40*, de către *rolele de antrenare şi presare* cu forţa *P* de forjare *2* şi *rola de contrapresiune 4*. După diametrul ţevii, numărul rolelor poate să crească. *Electrozii 3* sunt role din cupru izolate între ele, curentul de alimentare fiind de parametri puternici, respectiv de 30÷200 KA şi tensiunea de 4÷20 V.

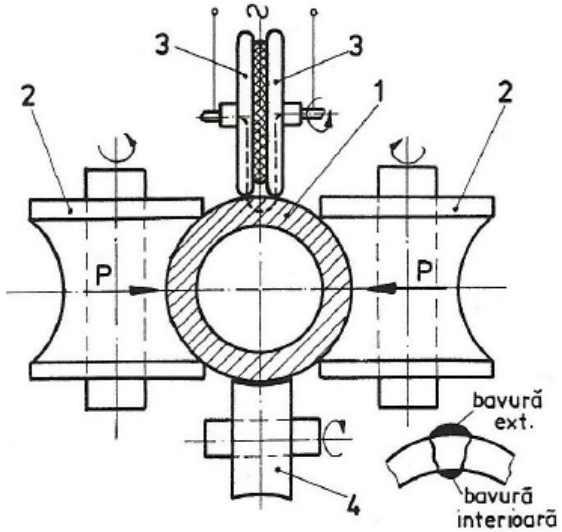


Figura 4.40. Schema cajei finale a trenului de laminare pentru ţevi sudate:
1 – ţeava adusă la rotund în caje anterioare; 2 – role de antrenare şi presare cu forţa *P*; 3 – role electrod izolate între ele; 4 – rolă de contrapresiune.

La închiderea circuitului prin cei doi electrozi şi marginile cap la cap ale semifabricatului se degajă o căldură suficientă pentru realizarea unei sudări prin presiune. Sudura rezultă şi cu o bavură de refulare, care se supune îndepărtării prin aşchiere.

Prin acest procedeu se fabrică ţevi cu diametrul între 10 şi 700 mm, cu grosime de perete de 0,8÷14 mm.

Ţevile astfel obţinute, pentru subţierea pereţilor şi calibrare se supun tragerii prin matriţe şi filiere.

Pentru ţevi de diametru mare şi foarte mare sudarea în linie sau elicoidală se poate face prin topire cu gaze şi în special cu arc electric sub strat de flux.

* * *

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

- Extrudarea materialelor metalice
- Tragerea materialelor metalice

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Extrudarea materialelor metalice

Este procedeul de prelucrare prin deformare plastică la cald sau la rece, când materialul metalic (şi oricare alt material deformabil) aflat sub acţiunea unor forţe de compresiune foarte mari, capătă bune proprietăţi de plasticitate. Dacă în aceste condiţii, metalul poate eşapa prin orificii calibrate practicate în scule specializate (matriţe), atunci se pot obţine produse de compactitate ridicată şi de precizie ridicată.

Semifabricatul se introduce într-un container solidar sau asamblat împreună cu matriţa de extrudat, cunoscându-se trei moduri fundamentale de extrudare, *Figura 4.78*.

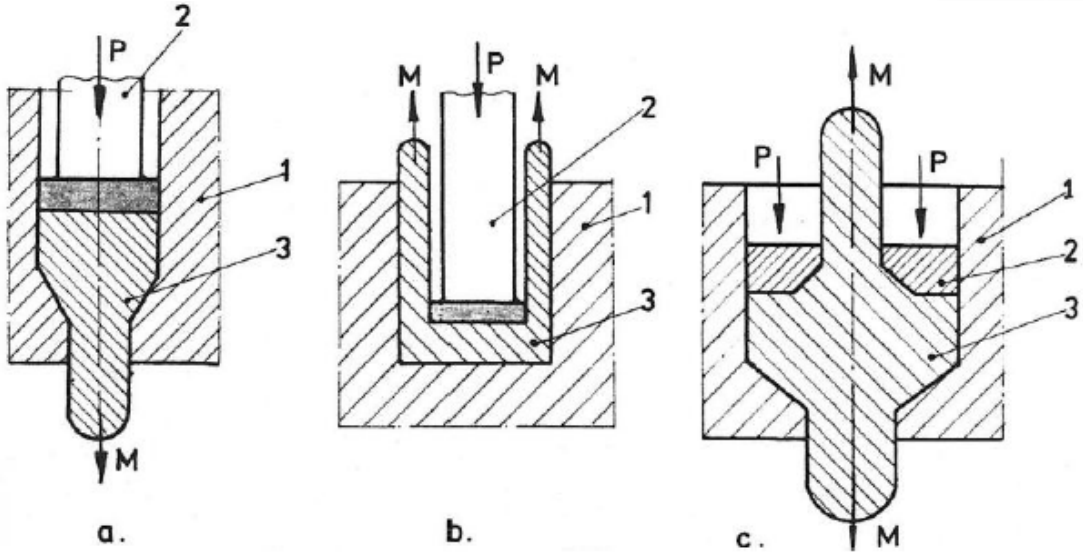


Figura 4.78. Scheme de extrudare:
a – directă; b – inversă; c – mixtă sau combinată;
1 – matriţă; 2 – poanson (presşaibă); 3 – semifabricat.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE
Extrudarea materialelor metalice

La **extrudarea directă**, metalul semifabricat curge în acelaşi sens cu sensul de înaintare a poansonului, pe când la **extrudarea inversă** aceste sensuri sunt inverse. **Extrudarea combinată** se realizează atunci când la un sens de înaintare al poansonului, metalul curge atât direct cât şi invers.

Una dintre particularităţile pozitive ale extrudării o reprezintă posibilitatea obţinerii fără distrugerea metalului, a unor grade mari de deformare, care cel mai bine se exprimă prin raportul K, a secţiunilor:

$$K = \frac{F_0}{F_1}, \qquad (4.114)$$

în care: F_0 este suprafaţa secţiunii transversale a semifabricatului iniţial;
F_1 – suprafaţa secţiunii transversale a produsului extrudat.

Pentru metalele moi K > 100, de exemplu, ţevi de aluminiu cu grosimea peretelui de 0,1÷0,2 mm la un diametru exterior de 20÷40 mm.

Extrudarea materialelor metalice

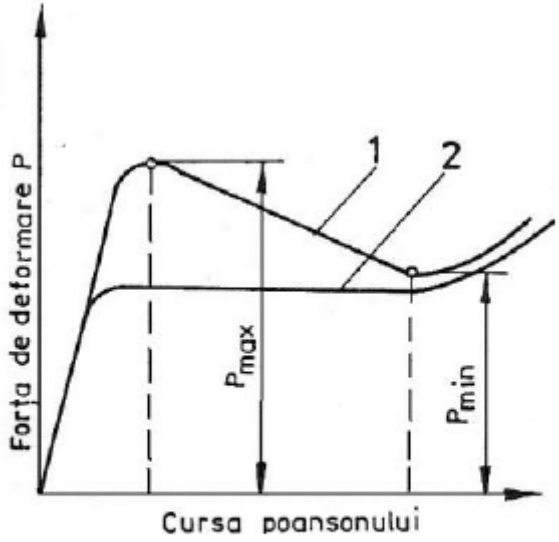


Figura 4.79. Variaţia forţei la extrudare:
1 – extrudare directă;
2 – extrudare inversă.

Aceste grade mari de deformare se datorează stării de tensiuni de compresiune tridimensională, neuniformă, care admite deviator. Aceste stări de compresiune de mare intensitate, prezintă şi unele dificultăţi:

- cu cât este mai mare gradul de deformare, cu atât mai mari sunt şi forţele de deformare;
- forţele specifice (presiunile) pe suprafeţele active ale poansoanelor şi matriţelor, pot atinge valori care să depăşească de câteva ori limita de curgere a metalului deformat şi pot astfel depăşi valorile de rezistenţă şi de durabilitate ale sculelor.

Pe de altă parte, forţa necesară extrudării, *P*, variază în proces, *Figura 4.79*, şi se poate calcula simplu, cu relaţia (4.115).

$$P = p \cdot A \text{ , [daN]} \qquad (4.115)$$

în care: p este presiunea de deformare a materialelor, în daN/mm^2;
A – aria secţiunii transversale a părţii active a poansonului, în mm^2.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE
Extrudarea materialelor metalice

Determinarea presiunii de deformare se poate face analitic, prin relaţii specifice din literatura de specialitate, (4.116) sau grafic din nomograme ori se alege din tabele cu date experimentale.

$$p = c \cdot \sigma_c \left(1 + \mu \frac{L}{D} \right) ln \frac{A_0}{A_f}, \qquad (4.116)$$

în care: σ_c este limita de curgere a metalului în condiţiile date ale deformării;
μ – coeficientul de frecare exterioară;
L – lungimea semifabricatului iniţial;
D – diametrul semifabricatului iniţial;
A_0 – suprafaţa semifabricatului înainte de extrudare;
A_1 – suprafaţa semifabricatului după de extrudare;
c – coeficient care ţine seama de forma matriţei.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE
Extrudarea materialelor metalice

Procesul tehnologic de extrudare cuprinde, în principal, următoarele operaţii:

- debitarea semifabricatului de pornire;
- pregătirea semifabricatului pentru extrudare (prerefulare, recoacere, curăţire, fosfatare, lubrifiere);
- extrudarea propriu-zisă (pe prese mecanice cu alimentare manuală sau automată);
- operaţii de completare (retezare, găurire, calibrare etc.);
- controlul tehnic de calitate.

Rezolvarea optimă a extrudării, reclamă reducerea la maximum a frecării metal-scule şi corelarea dintre deformabilitatea metalului şi tipul piesei de obţinut, fie prin extrudare la cald, fie prin extrudare la rece, toate conducând la forţe necesare de deformare cât mai mici şi atenuarea la maximum a uzurii sculelor.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Extrudarea materialelor metalice

Factorii principali de influenţă în procesul extrudării

Pentru ca un proces de extrudare să se desfăşoare optim, cu obţinerea de piese fără defecte, trebuie să se cunoască influenţa unor factori importanţi, cum sunt: forţa de extrudare; temperatura de lucru; viteza de deformare şi lubrifierea.

Forţa de extrudare, prezentată anterior, relaţiile (4.115) şi (4.116), depinde de metoda de extrudare, *Figura 4.79*, materialul de prelucrat (plastic sau mai greu deformabil), gradul de extrudare, temperatura de lucru, frecarea material-scule etc.

Aşa cum se vede în *Figura 4.79*, forţa de extrudare este mai mică la extrudarea inversă decât la cea directă, prin faptul că se reduc suprafeţele de frecare relativă în proces. Totuşi, forţele specifice la extrudare rămân destul de ridicate.

Temperatura de extrudare. Extrudarea la cald se aplică tuturor metalelor şi aliajelor. La alegerea temperaturii de extrudare trebuie să se ţină seama că ea trebuie să rămână mereu sub temperatura de topire sau cea de apariţie a fragilităţii la roşu a metalului extrudat. Din acest punct de vedere, în practică pentru a asigura reducerea la maximum a uzurii sculelor şi pentru a facilita o ungere mai uşoară, extrudarea trebuie făcută la o temperatură cât mai mică, dar la care plasticitatea metalului să fie satisfăcătoare. În acelaşi timp trebuie să se ţină cont şi de efectul termic puternic al deformării plastice la grade mari de deformare. De exemplu, rezistenţa la deformare a oţelului carbon la 1250÷1150°C este de 12÷15 daN/mm^2, a oţelului inoxidabil 18/8 la 1250÷1150°C este de 15÷21 daN/mm^2, a alamei 60/40 la 725÷550°C este de 10÷18 daN/mm^2, iar a aluminiului cu 4,5% cupru la 400÷350°C este de 10÷14 daN/mm^2.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Extrudarea materialelor metalice

Factorii principali de influenţă în procesul extrudării

Viteza de extrudare, poate influenţa atât presiunea de deformare la extrudare, cât şi starea termică a semifabricatului. Astfel, la creşterea de 10 ori a vitezei, presiunea de deformare poate să crească cu până la 50%.

La materialele greu deformabile care necesită temperaturi înalte, extrudarea trebuie să se facă cu viteză mare pentru a atenua răcirea şi creşterea rezistenţei la deformare a materialului. Alegerea vitezei optime se face prin încercări ţinând cont de gradul de deformare, presiunea de lucru şi temperatură.

Lubrifierea. În procesul de extrudare pot apare forţe considerabile de frecare între semifabricat şi scule. Astfel, prin tehnica marcării, aspectul curgerii metalului la extrudare, cu sau fără lubrifiere se vede în *Figura 4.80*.

Capătul barei extrudate, rezultă cu o serie de straturi tubulat concentrice diferenţiat deformate, atât în sensul secţiunii transversale cât şi pe lungimea produsului obţinut.

Lubrifianţii conduc la uniformizarea deformaţiei. De asemenea, condiţiile grele de lucru, în special la cald, reclamă totodată lubrifianţi care să reziste la mari presiuni de strivire, la care trebuie adăugate şi o bună stabilitate şi pasivitate faţă de metalul prelucrat.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Extrudarea materialelor metalice

Factorii principali de influenţă în procesul extrudării

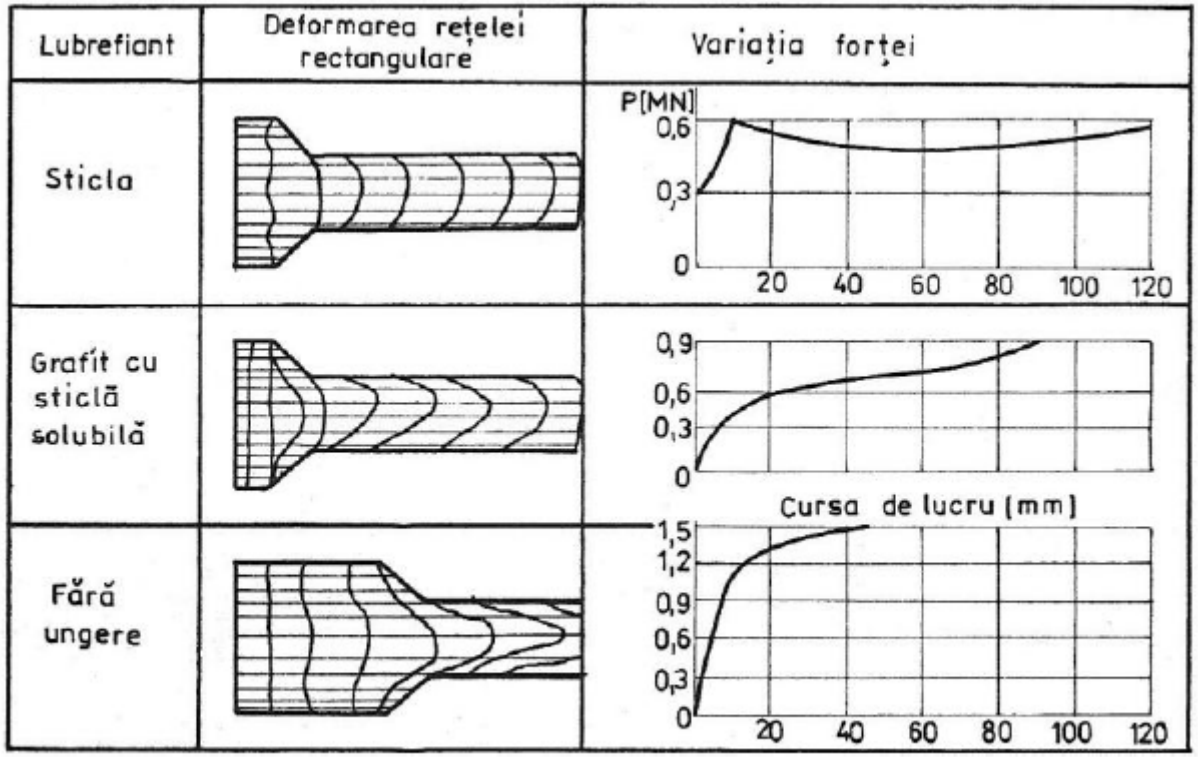


Figura 4.80. Influenţa ungerii asupra neuniformităţii deformaţiei la extrudare.

Pe lângă unii lubrifianţi universali cum sunt grafitul şi bisulfura de molibden, au fost creaţi şi lubrifianţi speciali, care pentru oţeluri sunt de natură vitroasă pe bază de sticlă şi alţi compuşi similari. O reţetă de sticlă ca lubrifiant la extrudare, este de forma: 60% SiO_2; 15% CaO; 15% Na_2O; 3% Al_2O_3; 3% B_2O_3 şi 4% alte elemente.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Extrudarea materialelor metalice

Aspecte privind extrudarea la rece

Prin extrudare la rece, se obţin numai piese finite, cu diametrul cuprins între 5 şi 150 mm, iar lungimea între 5 şi 1200 mm. Se obţin piese cu toleranţe strânse, cu suprafeţe curate, oţelul se durifică şi-i creşte prin urmare, rezistenţa la rupere.

Neraţională şi neeconomică se consideră extrudarea oţelurilor, dacă forţa specifică pe suprafaţa activă a poansonului depăşeşte 200÷220 daN/mm^2, iar la o singură trecere nu se permit grade de deformare mai mari de 25%. De aici, extrudarea la rece se aplică în afara neferoaselor, numai oţelurilor cu puţin carbon şi pentru piese mai simple.

În vederea extrudării la rece se execută o serie de operaţii pregătitoare, cum sunt:

- recoacerea de înmuiere, pentru semifabricate ecruisate;
- curăţirea de oxizi, prin decapare, în tobe, prin sablare sau aşchiere;
- spălarea după decapare;
- degresarea pentru semifabricate livrate unse, care se face în băi de degresare, 10÷15 minute la 340÷350 K;

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Extrudarea materialelor metalice

Aspecte privind extrudarea la rece

- decaparea pentru oxizi a oţelului se face în băi de H_2SO_4, concentraţie 10÷30%, timp de 10÷15 minute, la 320÷350 K;
- neutralizarea în băi cu soluţie de 50 g/l sodă şi 10 g/l săpun;
- ungerea, pentru a reduce la maximum forţele de frecare în procesul extrudării.

Cea mai bună pregătire a suprafeţei se face prin fosfatare şi ungere tehnologică. Se obţine astfel un strat solid, poros, aderent, capabil în acelaşi timp să absoarbă unguentul tehnologic. Drept unguent se foloseşte grafitul (mai puţin) şi în special bisulfura de molibden (MoS_2).

Se supun extrudării la rece oţelurile cu un grad de refulare mai mare de 60%.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Extrudarea materialelor metalice

Utilajele şi sculele extrudării

Ca *utilaje* de bază se folosesc presele pentru extrudare. Astfel, pentru forţe de până la 1000 tf, sunt recomandate presele mecanice, iar pentru forţe mai mari presele hidraulice.

Dintre presele mecanice, mai utilizate sunt: presele cu excentric; presele cu genunchi şi presele cu manivelă. Toate presele mecanice au dezavantajul că forţa nu este constantă pe întreaga cursă, aşa cum este la presele hidraulice, *Figura 4.81*.

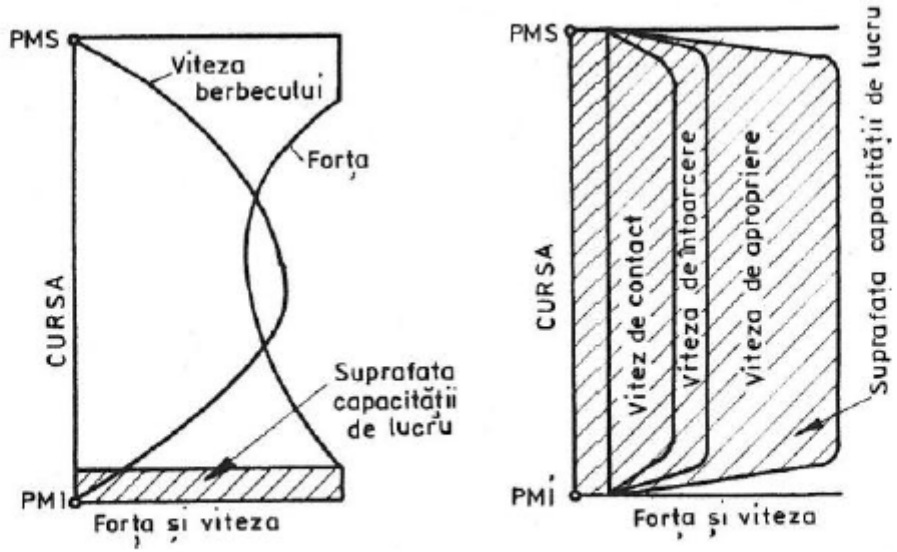


Figura 4.81. Schema grafică a variaţiei parametrilor funcţionali a unor prese pentru extrudare:
a – presa cu manivelă; b – presa hidraulică; PMS, PMI – punctul mort superior, respectiv inferior.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Extrudarea materialelor metalice

Utilajele şi sculele extrudării

Presele utilizate pentru extrudare trebuie să îndeplinească următoarele condiţii:

- forţa nominală să fie eficace pe o distanţă mare din cursă; maşinile trebuie să fie rigide, fără arcuire între masă şi berbec; ghidajele să fie lungi; presele hidraulice să menţină presiunea pe întregul ciclu de extrudare; utilajele să fie prevăzute cu sisteme de aruncare sincrone cu restul mişcărilor.

Presele mecanice sunt mai practice din următoarele considerente: au cursa berbecului reglabilă; se pot monta extractoare şi în masă şi în berbec; alimentarea se poate face automat prin comandă de la manivelă; puterea de acţionare mică; numărul curselor pe minut mare.

Ca urmare, alegerea unei prese pentru extrudare se face pe baza următorilor parametri: forţa de lucru; energia nominală; cursa berbecului şi numărul de curse pe minut. Cea mai bună presă va fi aceea care poate să asigure în proces o forţă şi un lucru mecanic constant pe întreaga cursă.

Sculele pentru extrudare, sunt seturi de matriţe şi poansoane, specifice metodelor de extrudare: directe; inverse şi combinate.

Matriţa pentru extrudare, pentru cele două moduri fundamentale de extrudare (directă şi inversă) este reprezentată în *Figura 4.82*.

O atenţie deosebită se dă alegerii geometriei matriţei. Astfel, în funcţie de metalul extrudat, unghiul $2\alpha = 90 \div 130^\circ$ pentru materiale cu o bună plasticitate şi sub 90° pentru cele cu plasticitate scăzută. Ca materiale, matriţele se execută din oţeluri aliate cu crom şi wolfram, conţinând 0,35% C, 3% Cr şi 9% W.

Containerul de care se ataşează matriţele trebuie să reziste la regimul greu al extrudării şi se construiesc în sistem fretat, cu mai multe cămăşi. Cămaşa interioară se execută din oţel aliat, rezistent termic şi la şoc, de compoziţie: 0,35% C; 5,25% Cr; 1,25% Mo; 1% V; 1,1% Si.

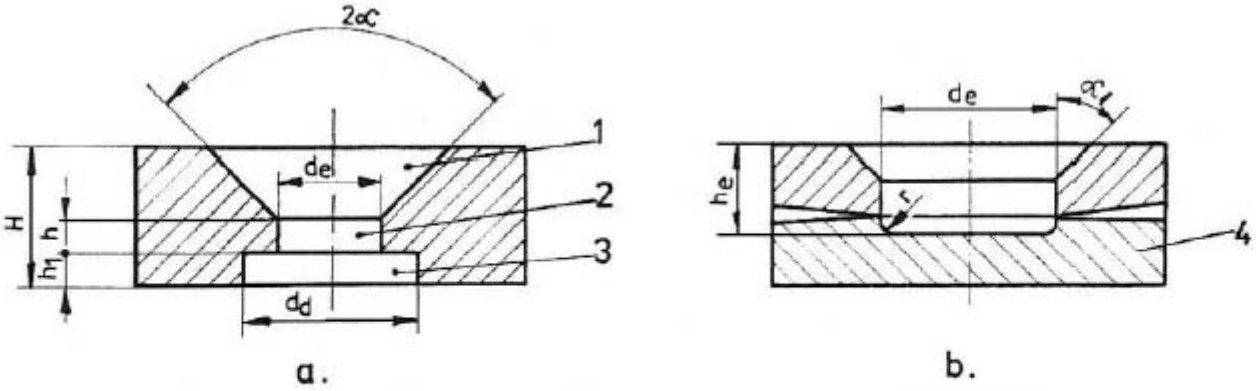


Figura 4.82. Sisteme de matriţe pentru extrudare:
a – directă; b – inversă; 1 – con de deformare; 2 – cilindru de calibrare; 3 – cilindru de ieşire; 4 – inel de ghidare; d_e – diametrul extrudatului; d_d – diametrul de degajare; r – rază de racordare; α_1 – evazare.

Extrudarea materialelor metalice

Utilajele şi sculele extrudării

Poansonul, diferă după metoda de extrudare. Forma clasică a unui poanson se prezintă în *Figura 4.83*. În funcţie de modul de extrudare se modifică forma zonei active, *Figura 4.84*.

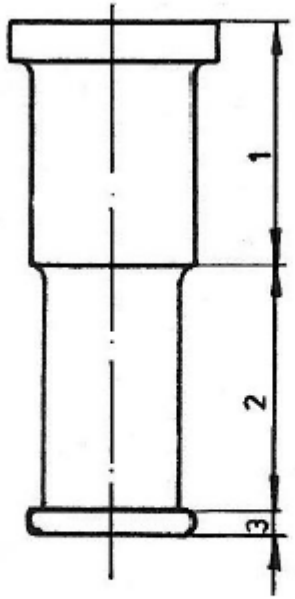


Figura 4.83. Schema unui poanson de extrudare:
1 – zona de prindere; 2 – corpul poansonului; 3 – zona activă.

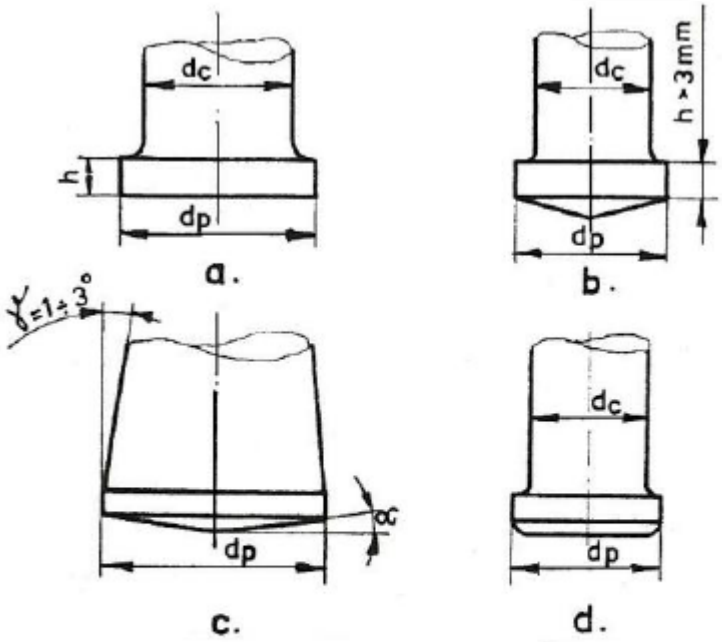


Figura 4.84. Forma zonei active a poansonului:
a – plat; b – conic – la extrudarea directă; c – conic; d – plat – la extrudarea inversă.

Extrudarea materialelor metalice

Utilajele şi sculele extrudării

Între diametrul poansonului d_p şi a corpului d_e există o diferenţă pentru a reduce la maximum frecarea metal-scule.

Poansoanele se execută din oţeluri obişnuite de scule pentru extrudarea materialelor cu plasticitate ridicată şi din oţeluri rapide cu Mo sau carburi metalice pentru materialele cu plasticitate redusă. Părţile active se prelucrează fin şi se tratează termic prin călire la o duritate de 55÷66 HRC.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Extrudarea materialelor metalice

Defectele produselor extrudate şi aplicabilitatea extrudării

Datorită frecării metal-scule şi altor factori de influenţă, curgerea metalului la extrudare nu se face în toate punctele materiale cu viteză constantă şi apar o serie de defecte interioare şi exterioare.

Ca ***defecte exterioare*** sau de suprafaţă se deosebesc, *Figura 4.85*:

- *fisuri transversale* discontinui, puţin adânci şi care apar la materiale cu coeziune slabă, extrudate cu viteze mari şi la temperaturi ridicate, *Figura 4.85(a)*;
- *inelele*, tot fisuri transversale, dar continui, la intervale regulate şi se formează la materialele cu limită de elasticitate ridicată, aproape de limita de curgere, *Figura 4.85(b)*;
- *coajă de palmier*, care apare la materialele cu tenacitate şi ductilitate suficientă, ca urmare a formării unei fisuri transversale la inelul matriţei care se roteşte în sensul axei produsului, *Figura 4.85(c)*.

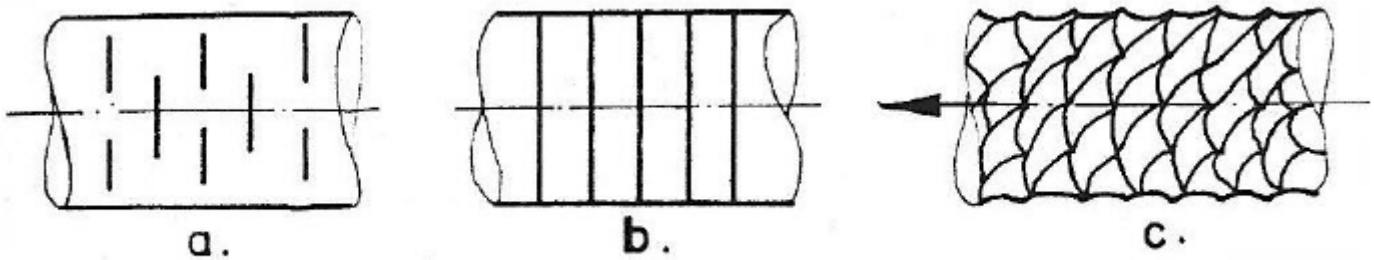


Figura 4.85. Defecte de suprafaţă ale produsului extrudat.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Extrudarea materialelor metalice

Defectele produselor extrudate şi aplicabilitatea extrudării

Ca ***defecte interioare***, cauzate mai ales de frecări, se deosebesc:

- *porozitatea*, în zonele centrale, unde forţa specifică este mică;
- *tubajul*, în sensul că între miez şi stratul exterior apare o diferenţă mare de curgere, datorită frecărilor intense între material şi scule;

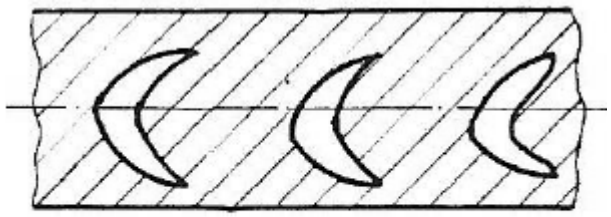


Figura 4.86. Defectul interior vârf de lance sau cavităţi Treska.

- *cavităţile în vârf de lance, Figura 4.86*, apar atunci când diferenţa dintre coeficientul de frecare intern şi extern este foarte mare. În acest caz, în miezul materialului apar rupturi transversale datorită tensiunilor de întindere. Aceste cavităţi sunt vidate şi pot fi turtite de presiunea exterioară.

Aplicabilitatea extrudării metalelor este legată strict de criteriul economic, în care sens se recomandă următoarele serii de fabricaţie:

- la piese cu masa până la 100 g, 40000 bucăţi;
- la piese cu masa de 100÷500 g, 20000 bucăţi;
- la piese cu masa mai mare de 500 g, 10000 bucăţi.

Se pot astfel fabrica, piese pline cu cap divers sau tip în trepte, ca şi piese de tip pahar cu pereţi groşi sau subţiri şi etajaţi.

Dacă aplicabilitatea se justifică economic, într-adevăr extrudarea ne oferă semifabricate sau produse finite cu minimum de operaţii şi cu o precizie bună.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Bazele teoretice ale tragerii

Tragerea este procedeul de deformare plastică a materialelor metalice sub acţiunea unei forţe de tracţiune pentru obţinerea barelor, sârmelor şi a ţevilor, prin trecerea forţată a unui material ductil printr-o matriţă, a cărei secţiune este mai mică decât secţiunea iniţială a semifabricatului, *Figura 4.87*.

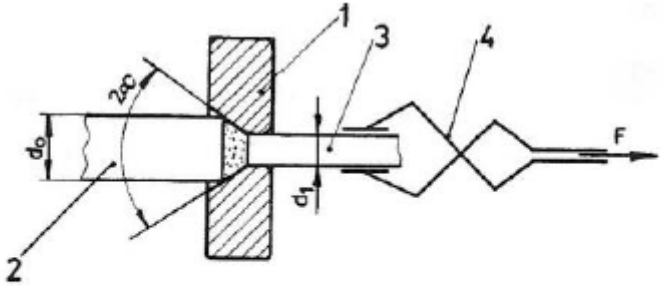


Figura 4.87. Principiul tragerii:
1 – filieră; 2 – semifabricat; 3 – produs tras; 4 – cleşte; 2α – deschiderea filierei.

Procedeul, în cazul fabricării sârmelor, se numeşte *trefilare*, iar matriţa poartă numele de filieră. Reducerile parţiale, după natura materialului variază între 10 şi 45%, iar gradul total de reducere poate atinge chiar 95%.

Aprecierea deformaţiei materialului prin tragere şi trefilare, se poate face printr-o serie de mărimi caracteristice, cum sunt:

- reducerea absolută de secţiune, $\Delta_a = A_0 - A_1$;
- reducerea relativă de secţiune, $\Delta_r = \dfrac{A_o - A_1}{A_0} = \dfrac{d_0^2 - d_1^2}{d_0^2}$;
- reducerea procentuală de secţiune, $\Delta_p = \dfrac{A_0 - A_1}{A_0} \cdot 100 = \dfrac{d_0^2 - d_1^2}{d_0^2} \cdot 100\,[\%]$;

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Bazele teoretice ale tragerii

- lungirea absolută, $\lambda_a = l_1 - l_0$;
- lungirea relativă, $\lambda_r = \dfrac{l_1 - l_0}{l_0}$;
- lungirea procentuală, $\lambda_p = \dfrac{l_1 - l_0}{l_0} \cdot 100\,[\%]$;
- coeficientul de lungire, $\mu_l = \dfrac{l_1}{l_0}$;
- coeficientul reducerii de secţiune, $k = \dfrac{A_1}{A_0} < 1$,

în care: A_0, l_0, d_0 este aria secţiunii transversale, lungimea şi diametrul semifabricatului;
A_1, l_1, d_1 – aria secţiunii transversale, lungimea şi diametrul piesei deformate.

La trecerea printr-o filieră, metalul se ecruisează şi în vederea continuării tragerii este necesară recoacerea de recristalizare.

Pentru cazurile reale, tragerea trebuie rezolvată din punct de vedere al forţei de tragere, dar şi al condiţiei tragerii, adică o tragere-trefilare care să realizeze deformarea fără ruperea metalului la ieşirea din matriţă.

Tragerea materialelor metalice

Bazele teoretice ale tragerii

Adesea, forţa de tragere F, se determină cu formule empirice (determinate experimental), de forma:

$$F = C \cdot \sigma_m (A_0 - A_1) \quad [\text{daN}], \qquad (4.117)$$

în care: σ_m este rezistenţa medie la deformare a materialului, în daN/mm^2;

C – constantă funcţie de coeficientul de frecare metal-scule (μ) şi deschiderea filierei (2α), *Tabelul 4.7*.

Tabelul 4.7. Valoarea constantei *C*.

μ / 2α	0,04	0,06	0,08	0,10	0,12	0,14
	C					
8°	1,55	1,86	2,14	2,43	2,72	3,00
10°	1,45	1,69	1,91	2,14	2,37	2,60
12°	1,38	1,57	1,76	1,95	2,14	2,53
14°	1,33	1,49	1,65	1,81	1,97	2,40
16°	1,28	1,43	1,57	1,71	1,85	2,00
18°	1,25	1,38	1,49	1,61	1,73	1,86
20°	1,23	1,34	1,45	1,57	1,68	1,74

Tragerea materialelor metalice

Bazele teoretice ale tragerii

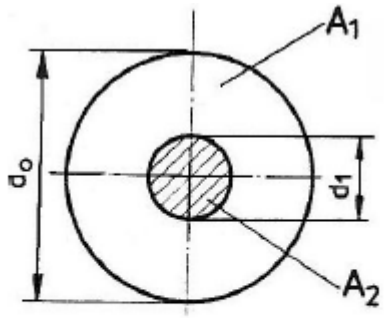


Figura 4.88. Secţiune prin filieră la ieşirea din conul de deformare.

Pentru determinarea condiţiei de tragere se pleacă de la definirea coeficientului de reducere a secţiunii K, aplicat pe întreaga suprafaţă activă a zonei de contact material-cilindru din zona de atac (a deschiderii 2α), *Figura 4.87*. Făcând o secţiune la ieşirea din conul zonei 2α, *Figura 4.88*, se disting suprafeţele A_1 pe care metalul este puternic comprimat şi A_2, pe care este supus tracţiunii.

Dacă F_c este forţa de compresiune pe suprafaţa A_1 şi F_t este forţa de tracţiune la nivelul suprafeţei A_2, atunci pentru un semifabricat cilindric se scrie:

$$F_c = \frac{\pi}{4}\left(d_0^2 - d_1^2\right)\sigma_c \ ,$$

$$F_t = \frac{\pi d_1^2}{4}\sigma_t \ .$$

Tragerea materialelor metalice

Bazele teoretice ale tragerii

Pentru ca tragerea să fie posibilă este necesar ca:

$$F_t \geq F_c \text{ şi } \sigma_t < \sigma_r ,$$

în care: σ_r este limita de rupere a metalului;

σ_t – efortul unitar de tracţiune.

La limită,

$$\frac{\pi d_1^2}{4}\sigma_t = \frac{\pi}{4}\left(d_0^2 - d_1^2\right)\sigma_c$$

sau

$$d_1^2\left(\sigma_t + \sigma_c\right) = d_0^2\sigma_c$$

şi

$$\frac{d_1^2}{d_0^2} = \frac{\sigma_c}{\sigma_t + \sigma_c} = K . \qquad (4.118)$$

Tragerea materialelor metalice

Bazele teoretice ale tragerii

Cu ajutorul coeficientului de tragere rezultat din relaţia (4.118), se poate determina numărul de treceri, n, atunci când reducerea este mai mare de 45%, astfel, $d_1^2 = K \cdot d_0^2$, de unde rezultă $d_1 = \sqrt{K} \cdot d_0$. Prin aproximarea $\sqrt{K} \approx K$, se pot scrie relaţiile:

$$d_1 = K \cdot d_0;$$

$$d_2 = K \cdot d_1 = K^2 \cdot d_0;$$

$$d_3 = K \cdot d_2 = K^3 \cdot d_0;$$

$$\vdots$$

$$d_n = K \cdot d_{n-1} = K^n \cdot d_0,$$

iar din ultima expresie, prin logaritmare, se determină numărul de treceri, n:

$$lnd_n = n \cdot lnK + lnd_0 \text{ sau,}$$

$$n = \frac{lnd_n - lnd_0}{lnK}. \qquad (4.119)$$

Factorii care influenţează tragerea, în principal, sunt următorii: calitatea suprafeţei metalului tras şi a sculelor; viteza de tragere, *Tabelul 4.8*; gradul de tensionare la tragere; materialul filierei şi caracteristicile geometrice de formă; lubrifiantul tehnologic folosit.

Tragerea materialelor metalice

Bazele teoretice ale tragerii

Tabelul 4.8. Viteza de tragere.

MATERIAL	Viteza de trefilare, în m/min
Oţel moale (sârmă de $\phi 2$ mm)	600
Oţel moale (sârmă de $\phi 0,5$ mm)	1100
Cupru (sârmă de $\phi 2$ mm)	700
Cupru (sârmă de $\phi 0,5$ mm)	2000

Forţa de tragere şi numărul de treceri trebuie să fie cât mai reduse pentru a economisi energie şi timp.

Gradul de tensionare, prin care se înţelege raportul dintre tensiunea de tragere şi rezistenţa la rupere $a = (\sigma_t / \sigma_r) \cdot 100$ şi care nu trebuie să depăşească 75% datorită defectelor inevitabile de material, a distribuţiei neuniforme a tensiunilor, a şocurilor la pornirea maşinilor de trefilat, ceea ce corespunde la o reducere într-o trecere, sub 40%.

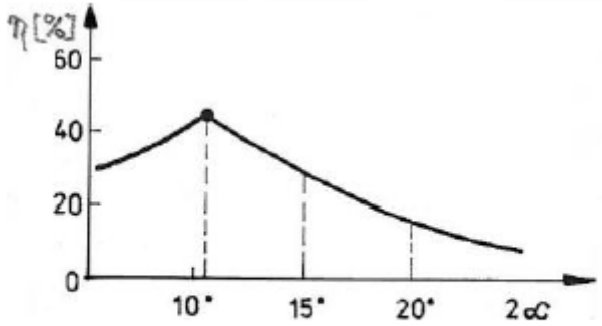


Figura 4.89. Influenţa deschiderii 2α asupra randamentului trefilării.

Viteza de trefilare, dependentă de performanţele maşinilor, trebuie să crească la valoarea maximă treptat, fără şocuri.

Deschiderea filierei 2α influenţează foarte mult asupra randamentului trefilării, *Figura 4.89*. Randamentul maxim la trefilare se atinge la o deschidere $2\alpha = 10 \div 12°$.

Randamentul este influenţat de gradul de reducere, precum şi de materialul filierei.

Asupra trefilării o mare influenţă manifestă şi lubrifiantul, cel mai utilizat fiind săpunul praf uscat şi uleiul de rapiţă.

De asemenea, experimental s-a demonstrat, că prin rotirea filierei la o turaţie de 3300 rot/min, forţa de trefilare scade cu 75%, suprafaţa sârmei este mai netedă şi mai uniformă, ovalizări reduse, durabilitatea filierei creşte, singurul impediment fiind complicaţia funcţională a maşinilor de trefilat.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Influenţa trefilării asupra proprietăţilor materialului

În urma trefilării, materialul se ecruisează şi proprietăţile mecanice se modifică substanţial, astfel:

- rezistenţa la rupere, limita de curgere şi limita elastică, pentru oţeluri, manifestă tendinţă de creştere, *Figura 4.90*;

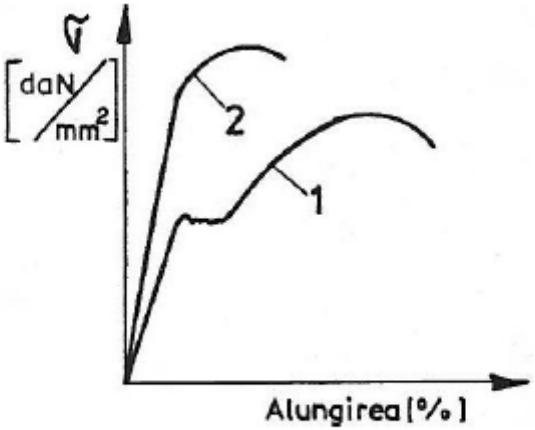


Figura 4.90. Influenţa trefilării asupra unor caracteristici mecanice la oţel cu puţin carbon:
1 – înainte de trefilare; 2 – după trefilare.

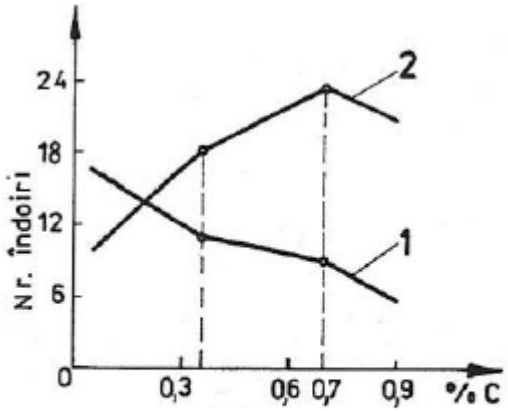


Figura 4.91. Rezistenţa la îndoiri repetate la oţel:
1 – netrefilat; 2 – trefilat.

- cu creşterea reducerii secţiunii şi a deschiderii filierei, rezistenţa la compresiune creşte şi rezilienţa scade;
- duritatea în urma trefilării creşte, cu excepţia unui mic strat de suprafaţă, de unde duritatea maximă se măsoară sub 1,5÷2,5 mm de la suprafaţa materialului trefilat;

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Influenţa trefilării asupra proprietăţilor materialului

- numărul de îndoiri până la rupere este legat de procentul de carbon, *Figura 4.91*, şi prin urmare, conform experimentărilor oţelul cu 0,7% C este rezistent la îndoiri repetate;

- dintre proprietăţile fizice, greutatea specifică scade cu reducerea secţiunii, în acelaşi sens manifestându-se şi permeabilitatea magnetică (μ de la 1091 la 380 după 8 treceri) şi de asemenea, conductivitatea scade cu creşterea reducerii.

Structura se modifică de la prima trecere, în sensul că ferita cu puţin carbon se alungeşte şi la treceri înaintate se obţine aspectul tipic fibros, anizotrop. Din punct de vedere chimic, datorită ecruisării, scade rezistenţa la coroziune în medii acide.

Redresarea materialului privind ajustarea proprietăţilor după trefilare, nu se poate face decât aplicând un tratament termic de recoacere corespunzător.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Tehnologia tragerii-trefilării

Procesul tehnologic de tragere-trefilare, cuprinde operaţiile: pregătirea materialului; tragerea propriu-zisă; tratamente termice; operaţii de completare (curăţire, control etc.).

Pregătirea materialului. Ca materie primă pentru trefilare se foloseşte sârma laminată, care este acoperită cu oxizi (ţunder) şi prin urmare, se impune o pregătire în prealabil trefilării. Această pregătire se face după următorul traseu operaţional:

- decapare, curăţire de oxizi, care se poate face mecanic (cu role, prin izbire, cu perii rotative, prin sablare), termic (sârmă încălzită şi răcită în apă – bazată pe diferenţa contracţiei oxidului şi oţelului), chimic (în soluţii acide, de regulă soluţii 10% H_2SO_4 încălzită la 330÷340 K, folosindu-se şi limitatori cum ar fi amidonul, sarea de bucătărie, care aderă la metalul curat şi împiedică coroziunea în profunzime);
- spălarea, pentru îndepărtarea urmelor de acizi şi oxizi;
- neutralizarea, în băi cu var încălzite la 400 K. Stratul de var joacă şi rol de unguent alături de lubrifiantul tehnologic;
- uscarea sârmei, ca ultimă operaţie, înainte de trefilare, care se face în cuptoare la 300÷350 K, timp de circa 30 minute.

De asemenea, pentru sârmele din oţel cu cel puţin 0,25% C, se aplică tratamentul termic de patentare, care urmăreşte obţinerea unei structuri sorbitice cu mare capacitate de deformare şi în acelaşi timp după trefilare se asigură o înaltă rezistenţă sârmei trefilate.

Patentarea, constă într-o încălzire pentru austenitizare, urmată de o răcire cu viteză controlată în băi cu săruri sau plumb topit, realizându-se astfel o încălzire aproape izotermă, *Figura 4.92*.

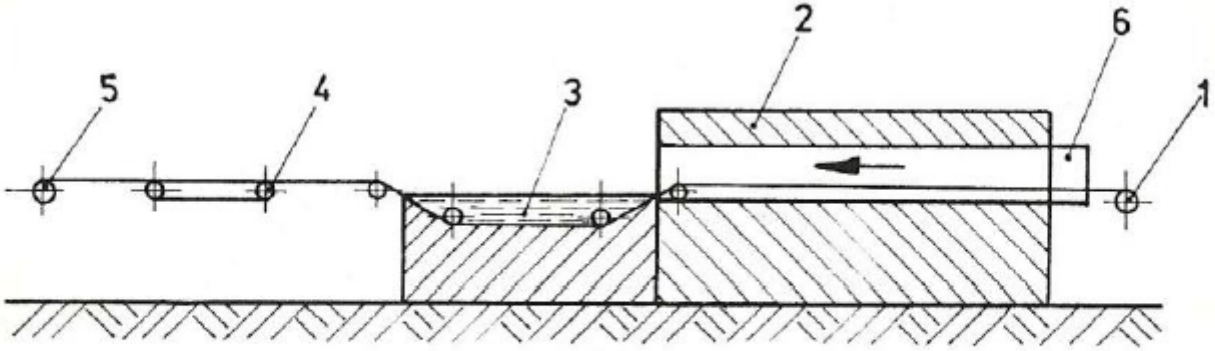


Figura 4.92. Instalaţie de patentare:
1 – vârtelniţă; 2 – cuptor; 3 – baie de plumb; 4 – role de ghidaj; 5 – tobă de înfăşurare; 6 – cutii de etanşare.

Pentru acoperiri de protecţie îndelungată se poate practica şi zincarea, cositorirea etc. Pentru protecţie de scurtă durată, dar şi pentru a uşura trefilarea se obişnuieşte cuprarea (prin menţinerea sârmei un timp determinat în soluţii apoase de $CuSO_4$).

Pregătirea sârmei pentru trefilare, ca şi a barelor pentru tragere, necesită şi ascuţirea capătului pentru introducerea prin filiere-matriţe şi prinderea în capul de tragere.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Utilajul de tragere şi trefilare

Utilajul de bază pentru tragere şi trefilare, se compune din scule, filiere ca unelte de bază, portfiliere şi instalaţii de forţă, la care se mai adaugă, instalaţii şi maşini de ascuţit bare şi sârme, instalaţii de tratament termic, instalaţii de decapare, maşini de sudat cap la cap etc.

Filiera. Se caracterizează prin mărimea şi forma secţiunii transversale în zona cea mai îngustă, ca şi prin profilul în secţiune longitudinală, *Figura 4.93*, ca o succesiune de zone tronconice racordate unei zone cilindrice.

Zona de intrare 1, are rolul de a proteja faţa frontală a filierei, evitându-se muchiile ascuţite şi ruperea fragilă.

Zona de ungere 2, antrenează unguentul acumulat şi unghiul la vârf este de circa 90°.

Zona de deformare 3, asigură gradul de reducere (de 10÷25% pentru sârmele subţiri şi 20÷50% pentru sârme groase şi bare) şi are o deschidere 2α variabilă, *Figura 4.87*, care nu depăşeşte 16÷20° pentru oţeluri cu puţin carbon şi 8÷12° pentru oţeluri mai dure.

Zona de calibrare 4, este cilindrică şi determină forma şi dimensiunile sârmei trefilate. Înălţimea acestei zone este cuprinsă între 1/2 şi 3/2 din diametrul echivalent al secţiunii transversale.

Tragerea materialelor metalice

Utilajul de tragere şi trefilare

Zona de degajare 5, având unghiul conului de 40°, se practică numai în cazul tragerii barelor şi sârmelor groase.

Zona de ieşire 6, are acelaşi rol cu zona de intrare şi are unghiul la vârf al conului de 80÷160°.

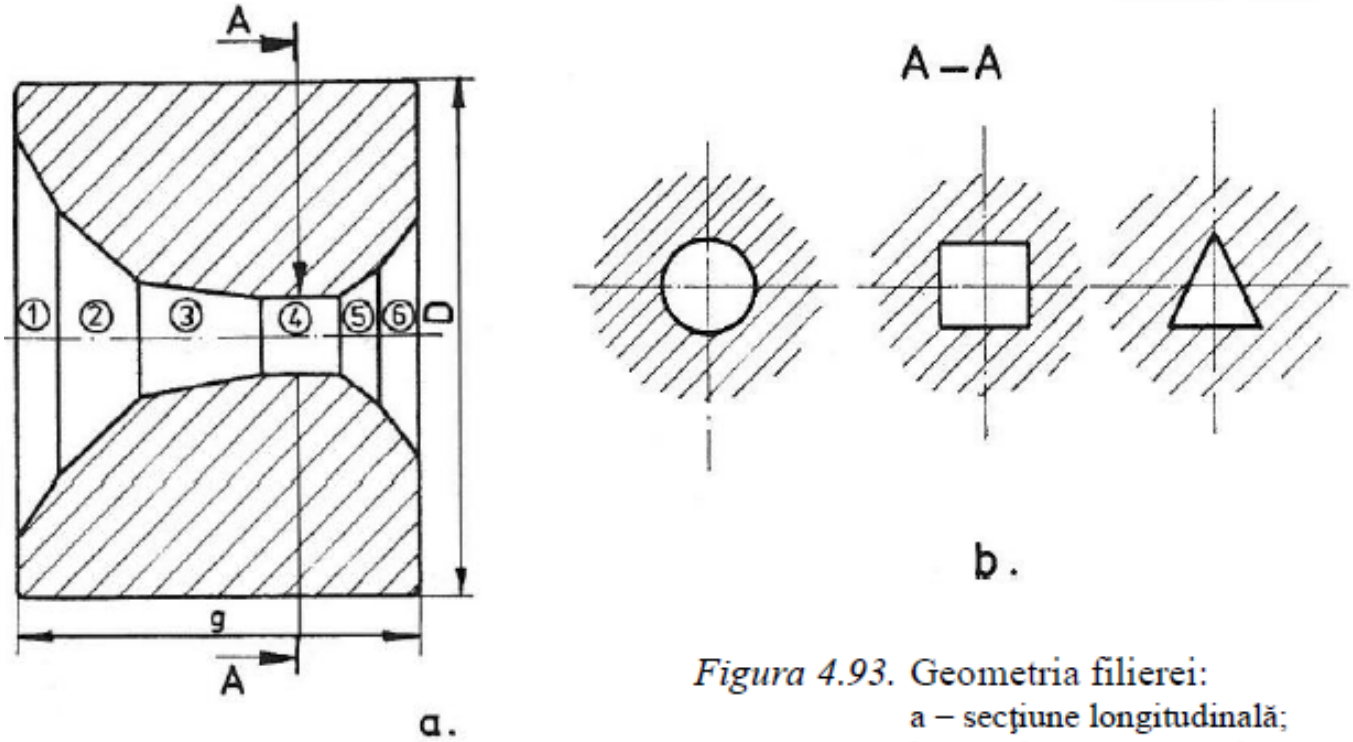


Figura 4.93. Geometria filierei:
a – secţiune longitudinală;
b – secţiune transversală.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Utilajul de tragere şi trefilare

Grosimea unei filiere *g*, este de cel puţin 6 diametre echivalente ale zonei de calibrare. În cazul sârmelor subţiri, grosimea *g* se majorează cu 20%, fără a se putea lua sub 15 mm.

Constructiv, filierele pot fi monolitice sau din mai multe bucăţi, compuse, ultimele fiind şi reglabile.

Filierele se execută din materiale cu o rezistenţă mecanică şi la eroziune ridicate, cu mare capacitate de lustruire. Cele mai uzuale materiale pentru filiere sunt oţelurile carbon sau aliate pentru scule, aliaje dure, diamantul.

Dacă se execută din materiale forjabile, recondiţionarea se face prin decălire şi forjare după care se procedează la prelucrarea orificiului la dimensiunile iniţiale.

Dacă filierele se execută din materiale neforjabile, recondiţionarea nu se poate face decât prin lărgire pentru o dimensiune superioară normalizată.

Lustruirea se face cu pulbere de diamant, carbură de bor, controlul făcându-se prin probe sau cu aparatură specială.

Cum materialul filierei nu poate prelua tensiunile de întindere, filierele se montează prin tensionare în inele de oţel, iar cele din diamant în capsule de alamă.

Filierele de diamant se folosesc numai pentru sârmele subţiri şi foarte subţiri.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Utilajul de tragere şi trefilare

Prin trefilare se pot obţine astfel sârme din oţel moale cu diametrul până la 0,12 mm, sârme de cupru de 0,03 mm. Din oţel electric de înaltă calitate se pot obţine sârme de 0,03 mm. Sârme de platină cu diametru foarte mic (0,00075) se obţin prin acoperirea înainte de tragere cu un strat de argint, care după trefilare, prin dizolvare în acid sulfuric se îndepărtează.

După compoziţia chimică, sârmele de oţel se clasifică astfel: sârme de oţel carbon obişnuit, cu 0,05÷0,16% C;sârme cu până la 1,4% C, din care se fabrică ace de cusut, sârme pentru arcuri, corzi de pian, arcuri etc.; sârme din oţel aliat (de exemplu, alierea cu cupru conduce la creşterea rezistenţei la curgere şi rupere).

Maşini şi instalaţii de tragere-trefilare. O clasificare generală se face după tipul produsului tras, deosebindu-se:

- maşini pentru tras sârme (trefilare) singulare şi multiple, *Figura 4.94*;
- maşini pentru tras bare şi ţevi, *Figura 4.95*.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Utilajul de tragere şi trefilare

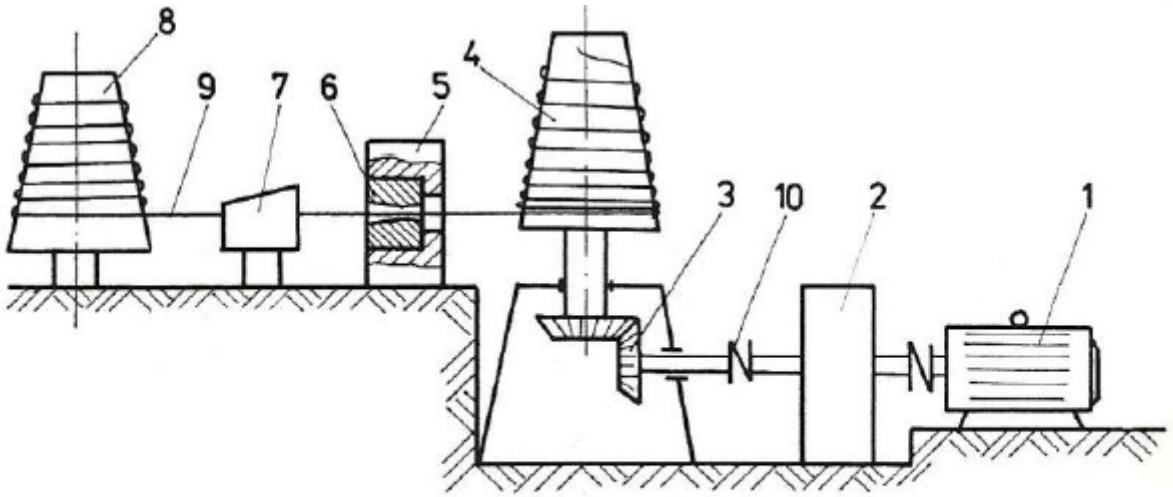


Figura 4.94. Schema unei instalaţii singulare de trefilare:
1 – motor; 2 – reductor; 3 – grup conic; 4 – tobă motoare; 5 – portfilieră; 6 – filieră;
7 – vas de ungere; 8 – tobă de desfăşurare; 9 – semifabricat; 10 – cuplaj.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Utilajul de tragere şi trefilare

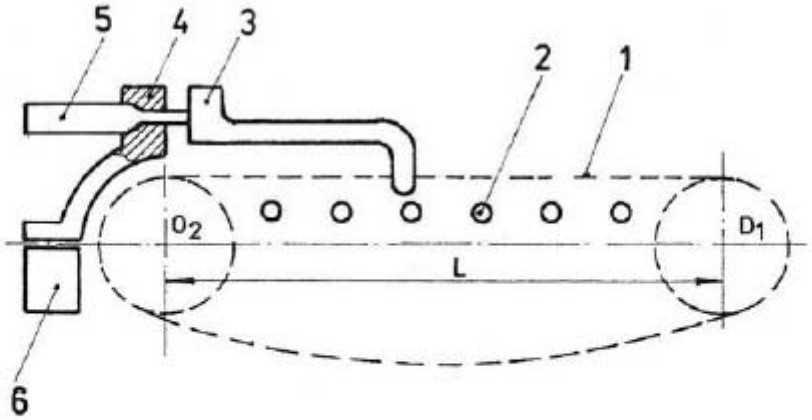


Figura 4.95. Schema unei maşini de tras bare:
1 – lanţ Gall de antrenare; 2 – bare suport; 3 – dispozitiv de prindere; 4 – matriţă; 5 – semifabricat; 6 – suport; O_1 – roată de antrenare în stea; O_2 – roată antrenată; L – lungimea de tragere.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Utilajul de tragere şi trefilare

Maşinile singulare sunt cele mai simple şi servesc la trefilarea sârmelor groase. Pentru sârme subţiri şi foarte subţiri se folosesc maşini multiple liniare sau circulare. Între două filiere, sârma se înfăşoară pe tobe intermediare de tragere a căror viteză periferică trebuie să fie egală sau puţin mai mare decât viteza de trefilare. La ora actuală această corelare se realizează cu reglare electronică cu calculator de proces.

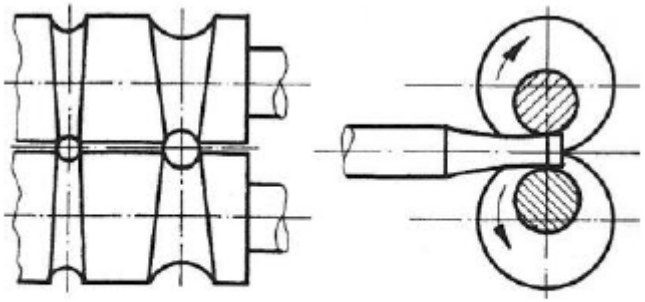


Figura 4.96. Maşină de ascuţit bare şi sârme.

Pentru bare şi ţevi, se folosesc maşini de tras, de regulă cu lanţ Gall, a căror lungime trebuie corelată cu lungimea produsului tras.

Pentru ca bara sau sârma să poată trece prin scule în vederea prinderii în capul de tragere, trebuie să fie ascuţite.

Ascuţirea se poate face pe o maşină de forjat radial sau mai productiv pe un laminor cu calibre cu profil variabil, *Figura 4.96*.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Tragerea ţevilor

Ţevile obţinute prin laminare sau alte procedee sunt adeseori finisate prin tragere la rece. Această finisare asigură toleranţe strânse şi o calitate mai bună a suprafeţei şi oferă posibilitatea obţinerii de ţevi cu dimensiuni şi grosime de perete mai mici decât se pot obţine prin metodele deformării la cald. Tragerea se face pe bancuri de tras rectilinii, *Figura 4.95*. Metodele de tragere a ţevilor se împart în două grupe: fără dorn, simplă reducere, *Figura 4.97*; cu dorn, *Figura 4.98*.

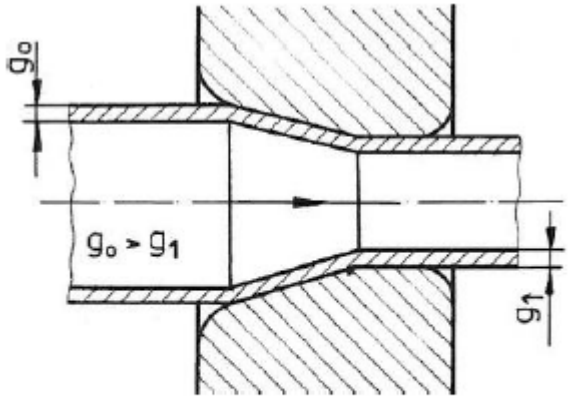


Figura 4.97. Schema tragerii fără dorn.

Aşa cum se vede pe *Figura 4.97*, tragerea fără dorn operează asupra diametrului exterior reducându-l, dar acţionează şi asupra grosimii pereţilor care va creşte sau va scădea în funcţie de regimul de deformare în proces. Metoda se aplică ţevilor de dimensiuni mici şi fără condiţii de calitate impuse suprafeţei interioare a ţevii trase. Tensiunea de tragere în condiţii egale de frecare-ungere este cu 10% mai mare decât tragerea barelor şi sârmelor.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Tragerea materialelor metalice

Tragerea ţevilor

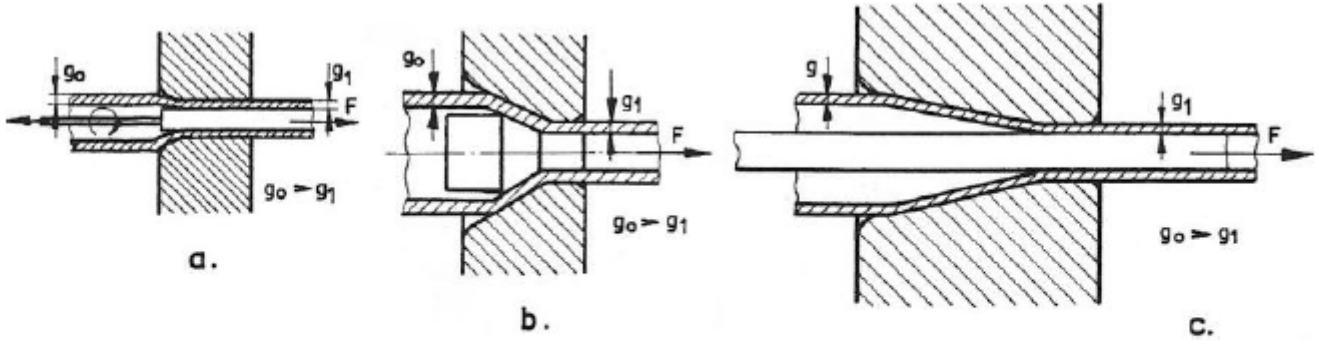


Figura 4.98. Variante de tragere pe dorn:
a – dorn scurt cilindric; b – dorn scurt conic fix; c – dorn lung mobil.

În cazul tragerii pe dorn, ţeava trasă este calibrată şi pe suprafaţa interioară.

Se preferă tragerea pe dorn scurt, mai uşor de manevrat, care pentru uniformizarea uzării se roteşte în proces, *Figura 4.98(a)*. În acest caz, ţevile sunt reduse la diametru, dar şi la grosime de perete.

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

- **Sudarea termică 1**

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Sudarea prin topire cu arc electric

La sudarea cu arc electric, sursa termică o constituie arcul electric, care arde de regulă, între electrod şi piesă (semifabricat).

În funcţie de material şi numărul de electrozi, ca şi de felul de conectare a electrozilor şi semifabricatului în circuitul electric de alimentare, se deosebesc următoarele **procedee de sudare**:

- ***sudarea cu electrod infuzibil*** (din grafit sau wolfram), *Figura 5.1(a)*, în care *electrodul 1* face *arcul electric 2*, cu *metalul de bază 3*, iar îmbinarea se realizează prin topirea metalului de bază, dar şi cu aportul unui *metal de adaos 4*;

- ***sudarea cu electrod fuzibil*** (metalic), *Figura 5.1(b)*, în care *electrodul 1* face arc direct cu *metalul de bază 3*, arcul topind atât metalul de bază cât şi metalul de adaos (electrodul *1*) formând baia metalică, în care se depun mereu picăturile de metal lichid, provenite din topirea electrodului;

- ***sudarea cu arc independent*** între *electrozii infuzibili 1*, *Figura 5.1(c)*, în care metalul de bază este încălzit şi topit la radiaţia *coloanei arcului* indirect *5*;

- ***sudarea cu arc trifazic***, *Figura 5.1(d)*, în care arcul arde între *electrozii consumabili 1* şi între fiecare electrod şi *metalul de bază 3*. Alimentarea arcului se poate face atât în curent continuu cât şi în curent alternativ.

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Sudarea prin topire cu arc electric

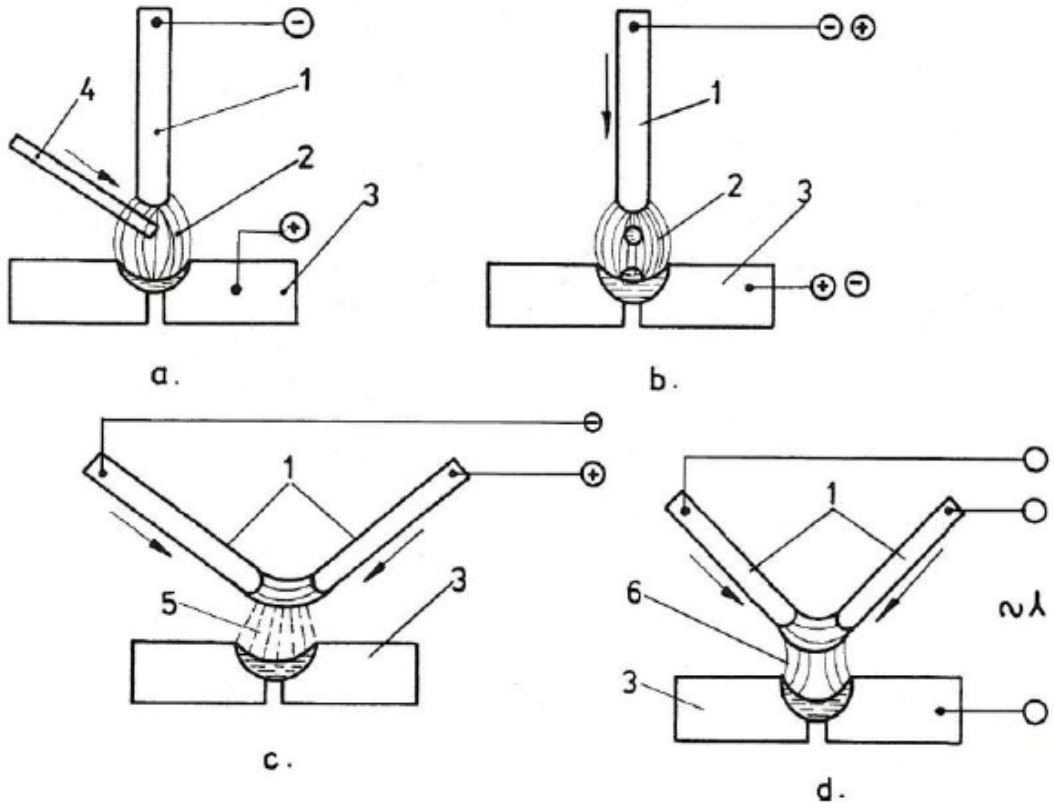


Figura 5.1. Scheme ale sudării cu arc electric:
a – cu electrod infuzibil şi arc direct; b – cu electrod fuzibil şi arc direct;
c – cu electrod infuzibil şi arc indirect; d – cu electrod fuzibil şi arc trifazic.

La folosirea curentului continuu se deosebesc două **polarităţi**: *directă*, atunci când metalul de bază este polul pozitiv şi electrodul consumabil este polul negativ şi *polaritate inversă*, când conexiunile la circuitul de curent continuu se fac invers faţă de polaritatea directă.

Arcul electric, este o descărcare electrică stabilă într-o atmosferă ionizată de gaze şi vapori metalici. Ionizarea atmosferei arcului se face în timpul arderii acestuia, ardere care se desfăşoară în majoritatea cazurilor în trei faze, *Figura 5.2*.

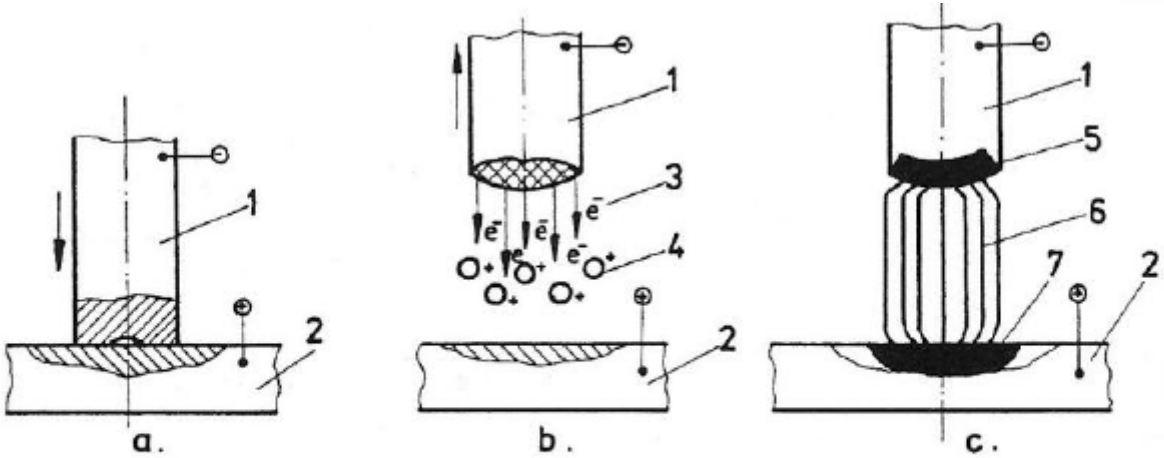


Figura 5.2. Schema formării arcului:
a – scurtcircuitare; b – îndepărtare electrod; c – ardere stabilă arc; 1 – electrod; 2 – metal de bază; 3 – electroni; 4 – ioni pozitivi; 5 – pata catodică; 6 – coloana arcului; 7 – pata anodică.

În prima fază, *Figura 5.2(a)*, se scurtcircuitează electrodul prin contact cu piesa în vederea încălzirii metalului în zona de contact şi se îndepărtează imediat la o distanţă de 3÷6 mm, în general, sub diametrul electrodului. După îndepărtarea electrodului, acesta având capătul încălzit sub acţiunea câmpului electric se produce o termoemisie de electroni, *Figura 5.2(b)*. În drumul lor către anod, electronii se ciocnesc de moleculele de gaz şi vapori de apă şi produce ionizarea acestora.

Ca rezultat, atmosfera dintre electrod şi piesă devine bună conducătoare de electricitate şi prin coloana formată se produce continuu descărcări electrice. Procesul aprinderii arcului se termină prin formarea unei descărcări luminoase constante în coloana arcului, *Figura 5.2(c)*.

Amorsarea arcului se poate face şi prin suprapunerea peste curentul de sudare a unei componente de înaltă frecvenţă, capabilă să asigure ionizarea iniţială necesară aprinderii arcului. Aceasta se realizează cu ajutorul unui oscilator care creează tensiune înaltă şi se recomandă la sudarea cu electrod infuzibil.

Temperatura coloanei arcului depinde de materialul electrodului şi compoziţia gazului din arc, iar temperatura petelor catodică şi anodică ating temperatura de topire a metalului electrozilor şi aceste temperaturi sunt de 6000 K şi respectiv 3000 K, în cazul electrodului de oţel. Ca urmare, pe anod se descarcă o mare cantitate de energie şi deci este de mare importanţă alegerea polarităţii arcului în curent continuu.

Puterea termică a arcului electric, Q [J/s], se poate determina cu relaţia:

$$Q = kI_sU_a \tag{5.1}$$

în care: k este coeficientul de abatere sinusoidală a curentului şi tensiunii (pentru curent continuu, k=1, iar pentru curent alternativ, k=0,7÷0,97);
I_s – curentul de sudare, în A;
U_a – tensiunea arcului, în V.

Sigur că, nu toată căldura determinată conform relaţiei (5.1) este consumată util, o parte se pierde prin radiaţie în mediul înconjurător şi atunci căldura efectivă q a arcului afectată de randamentul η [J/s], va fi:

$$q = \eta Q \tag{5.2}$$

Randamentul η depinde de procedeul de sudare, natura şi tipul materialelor de sudat. Astfel: la sudarea automată sub strat de flux, $\eta = 0{,}9$; la sudarea sub baie de zgură, $\eta = 0{,}7$; la sudarea manuală cu electrod învelit, $\eta = 0{,}8$; la sudarea în atmosferă de gaze protectoare, $\eta = 0{,}6$.

Pentru aprecierea consumului de energie termică în vederea formării unităţii de lungime a cordonului sau unităţii de suprafaţă a îmbinării la o singură trecere, se utilizează indicatorul energiei liniare specifice, ca rapoartele:

$$\frac{q}{v_s} \text{ şi respectiv } \frac{q}{v_s S},$$

în care: q este cantitatea efectivă de căldură, după relaţia (5.2);
v_s – viteza de sudare, în cm/s;
S – grosimea semifabricatului, în cm.

Din punct de vedere electric, arcul se apreciază prin caracteristica sa statică, exprimată prin diferenţa dintre tensiune şi curent, în condiţiile de ardere stabilă a acestuia, *Figura 5.3*.

Caracteristica pe *zona I*, coborâtoare, este puţin utilizată, este instabilă şi necesită oscilator în circuit. Caracteristica în *zona II* şi *III* este mai des utilizată. De asemenea, în *zonele I* şi *II*, transportul de metal de la electrod la piesă se face prin picături mari, iar în *zona III* cu picături fine sub formă de jet.

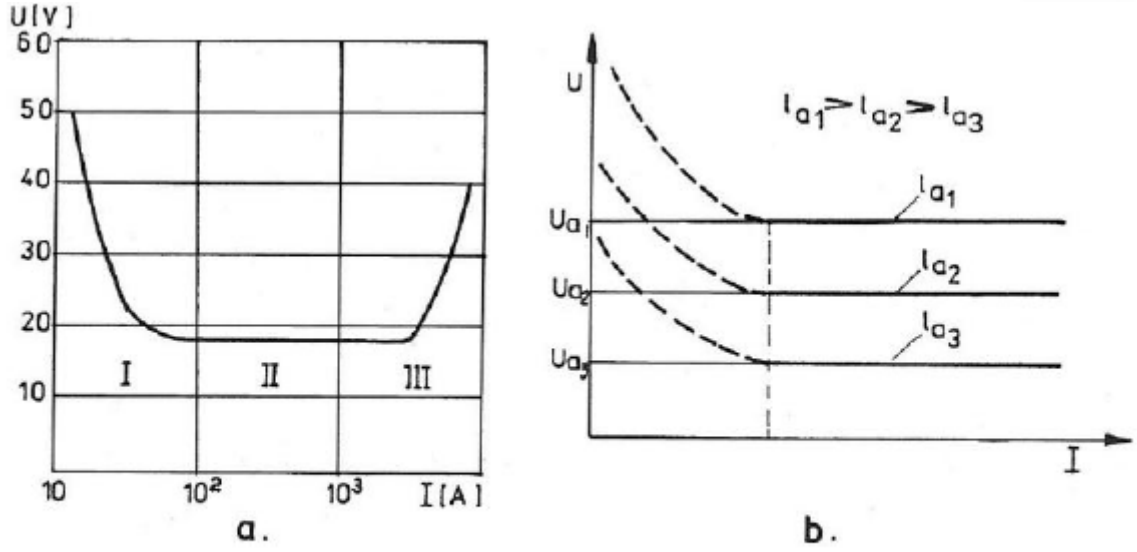


Figura 5.3. Schemele caracteristicii statice a arcului:
a – caracteristica U-I; b – dependenţa tensiunii arcului de lungimea acestuia.

Arderea stabilă a arcului în *zona rigidă II*, reclamă o anumită tensiune, U_{arc}, care se poate aprecia cu relaţia:

$$U_{arc} = \alpha + \beta \cdot l_{arc} \qquad (5.3)$$

în care: α este căderea de tensiune pe electrod (pentru oţel $\alpha = 10$ V);
β – căderea de tensiune pe coloana arcului (pentru oţel $\beta = 2$ V/mm);
l_{arc} – lungimea arcului (în general, $l_{arc} = 0 \div 8$ mm).

Prin urmare, arderea stabilă necesită o anumită tensiune a arcului, aşa cum se vede în *Figura 5.3(b)*, când odată cu scăderea lungimii arcului, scade şi mărimea tensiunii de menţinere a arcului. În majoritatea procedeelor de sudare se foloseşte caracteristica rigidă a arcului.

Sudarea termică

Surse de curent pentru sudare

Sursele de curent pentru sudare trebuie să posede o caracteristică externă specială. Prin caracteristică externă se înţelege dependenţa tensiunii la bornele de ieşire de curentul din circuitul electric. Această caracteristică, *Figura 5.4*, poate fi *coborâtoare 1*, *rigidă 2* şi *crescătoare* sau ridicătoare *3*.

Alegerea sursei de curent se face în funcţie de caracteristica arcului, proprie procedeului de sudare utilizat. Pentru sudare se utilizează surse mai ales care au caracteristica externă coborâtoare (de exemplu, la sudarea manuală, automată sub strat de flux, în atmosferă de gaze protectoare cu electrod infuzibil).

Regimul electric de ardere stabilă a arcului se determină în punctul de intersecţie dintre caracteristica externă a maşinii şi caracteristica statică a arcului, *Figura 5.4(b)*, punctul *C*. Punctul *A* corespunde mersului în gol (60÷80 V), punctul *B* este de amorsare (aprindere) a arcului, iar punctul *D* este punctul de scurtcircuit.

Caracteristica externă coborâtoare este foarte importantă, întrucât asigură robusteţe maşinii de curent, care trebuie să asigure trecerea rapidă din gol, prin scurtcircuit, aprindere şi ardere stabilă a arcului, care să-şi menţină constantă puterea de topire, având în vedere că micile oscilaţii ale tensiunii şi lungimii arcului la sudarea manuală nu conduc la variaţii sensibile ale curentului de sudare şi de asemenea, trebuie să limiteze astfel curentul de scurtcircuit încât să nu provoace supraîncălzirea conductorilor de legătură sau maşinii de curent. Din acest punct de vedere o caracteristică externă ideală a sursei de curent ar tebui să arate ca cea notată cu *5* în *Figura 5.4(b)*.

Sudarea termică

Surse de curent pentru sudare

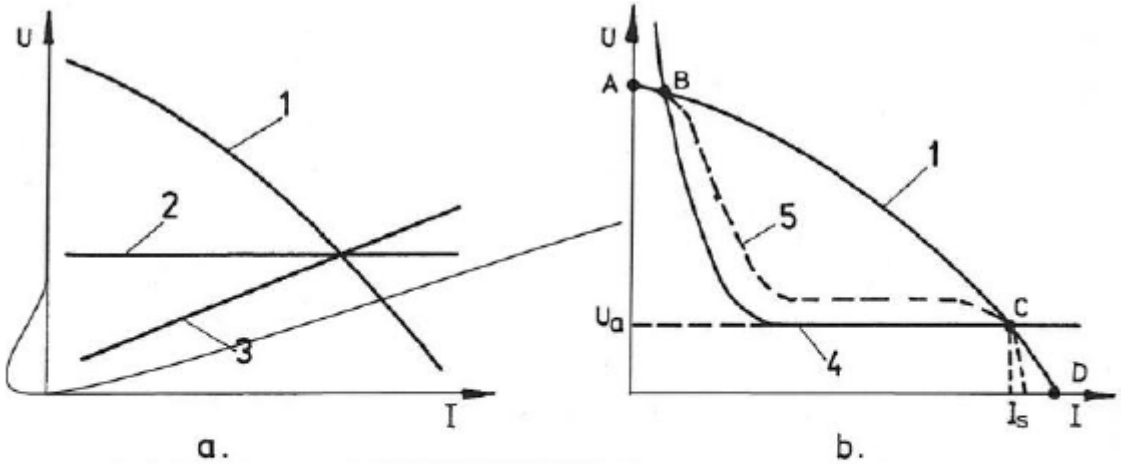


Figura 5.4. Caracteristici externe ale sursei (a) şi corelarea dintre caracteristica sursei şi a arcului:
1 – caracteristică externă coborâtoare a sursei; 2 – caracteristică rigidă; 3 – caracteristică ridicătoare; 4 – caracteristică statică arc.

După felul curentului electric se folosesc următoarele tipuri de surse de curent: transformatoarele de sudură în curent alternativ; redresoarele şi generatoarele în curent continuu.

Mai avantajoase sunt maşinile în curent continuu datorită următoarelor particularităţi: asigură arderea stabilă a arcului; se poate suda în orice poziţie spaţială; asigură sudare în ambele polarităţi; asigură sudarea materialelor greu fuzibile.

Maşinile în curent continuu sunt mai scumpe decât utilajele în curent alternativ.

Transformatoarele în curent alternativ sunt uşor de exploatat, au o bună durabilitate şi un randament mai ridicat decât al maşinilor de curent continuu, singurul dezavantaj fiind al arderii instabile a arcului, datorită faptului că după fiecare 0,01 secunde curentul şi tensiunea trec prin zero.

Transformatoarele de sudură, se construiesc în două moduri principale, fie prin posibilitate de variaţie a întreferului, fie prin deplasarea înfăşurării primare. A doua variantă se vede schematic pe *Figura 5.5*. Astfel, datorită fluxurilor Φ_1 şi Φ_2 din cele două înfăşurări (primară şi secundară) la funcţionarea transformatorului cu fluxul de închidere Φ_0, se creează curenţi de inducţie inverşi care cresc pe măsură ce creşte curentul de sudare şi se reuşeşte astfel să se menţină caracteristica externă coborâtoare a transformatorului, *Figura 5.5(c)*.

Prin variaţia *distanţei L* dintre bobine, se reuşeşte să se regleze curentul de sudare. Prin apropierea bobinelor, parţial *fluxurile* Φ_1 şi Φ_2 se influenţează reciproc fiind de sens contrar şi se micşorează astfel curentul de inducţie de sens invers şi prin urmare curentul de sudare creşte.

Pentru sudarea cu arc trifazat se folosesc transformatoare speciale cu caracteristică externă coborâtoare, iar pentru sudarea sub zgură, transformatoare mono şi trifazate cu caracteristică rigidă.

Sudarea termică

Surse de curent pentru sudare

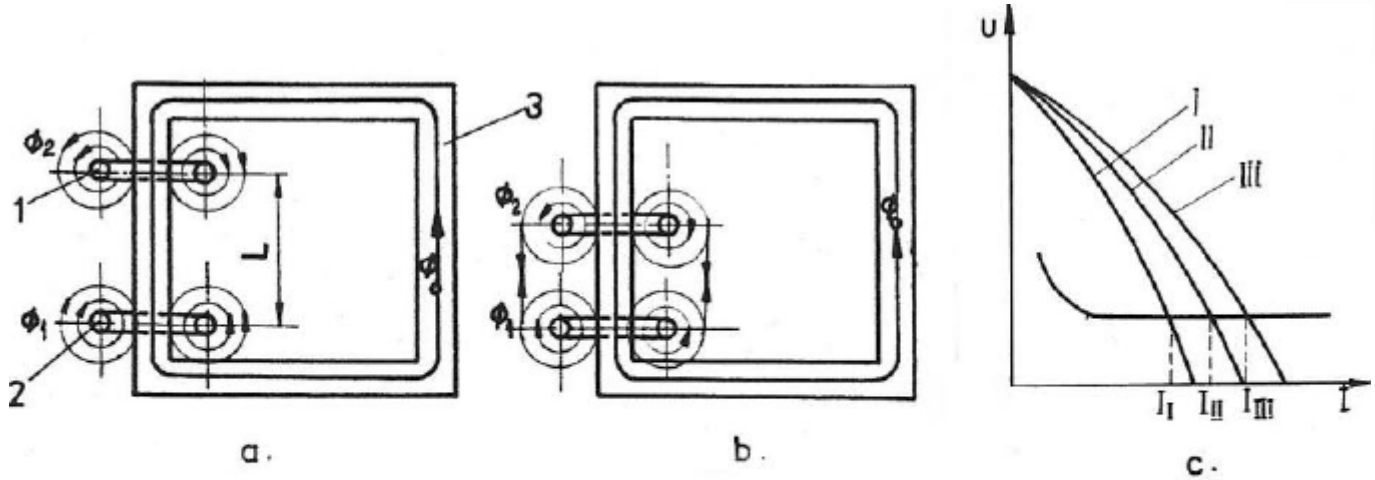


Figura 5.5. Schema unui transformator de sudură:
a – reglare pentru curent mic; b – reglare pentru curent mare; c – caracteristica externă coborâtoare.

Redresoarele, sau grupul redresor, alcătuit dintr-un transformator şi o baterie de elemente redresoare de curent, din plăci de siliciu au o caracteristică externă uşor coborâtoare sau rigidă şi se folosesc pentru sudarea cu electrod fuzibil în mediu de gaze protectoare.

Redresoarele au un randament ridicat, funcţionează fără zgomot, asigură ardere stabilă arcului, în mod deosebit la curenţi mici.

Redresoarele se prevăd cu sistem de răcire puternică deoarece plăcile semiconductoare se încălzesc în funcţionare, de unde se prevăd şi ventilatoarele necesare.

Convertizorul de sudură, este alcătuit dintr-un motor de curent alternativ şi un generator de curent continuu, generatoarele putând fi de diverse tipuri. Faţă de redresoare, convertizoarele au un randament mai mic şi sunt mai greu de întreţinut.

Convertizorul de sudare CS-350. Constructiv, este format dintr-un motor electric asincron trifazat care acţionează un generator de curent continuu cu rotorul (indusul) în scurtcircuit, montat pe acelaşi ax cu rotorul motorului, deci de tipul cu excitaţie separată şi serie antagonistă, având 4 poli principali şi 4 poli auxiliari cu poziţie alternantă. Schema electrică a generatorului se prezintă în *Figura 5.6(a)*, iar panoul de comandă a convertizorului în *Figura 5.6(b)*.

Polii principali ai generatorului au două tipuri de înfăşurări:

- înfăşurarea de excitaţie separată (de magnetizare), având un număr mare de spire w_e, parcursă de curentul continuu I_e. Acesta se culege de la reţea printr-un redresor şi este reglabil printr-un reostat R_e. El exercită un flux magnetic Φ_e;

- înfăşurarea de excitaţie în serie cu indusul (de demagnetizare), având un număr mare de spire w_s, străbătute de curentul de sudare I_s. Numărul de spire a acestei înfăşurări este reglabil în 4 trepte şi creează un flux magnetic variabil Φ_s (de demagnetizare), antagonist cu Φ_e.

În sarcină, fluxurile Φ_e şi Φ_s se scad, realizându-se o gamă largă de valori ale curenţilor de sudare, în fiecare din cele 4 trepte de reglare.

Treptele de reglare ale convertizorului CS-350 sunt prezentate în *Figura 5.6(c)* care reprezintă caracteristicile externe ale sursei. În figură se prezintă câte două curbe limită pentru fiecare domeniu: una pentru excitaţia separată maximă şi una pentru excitaţia minimă.

Sudarea termică

Surse de curent pentru sudare

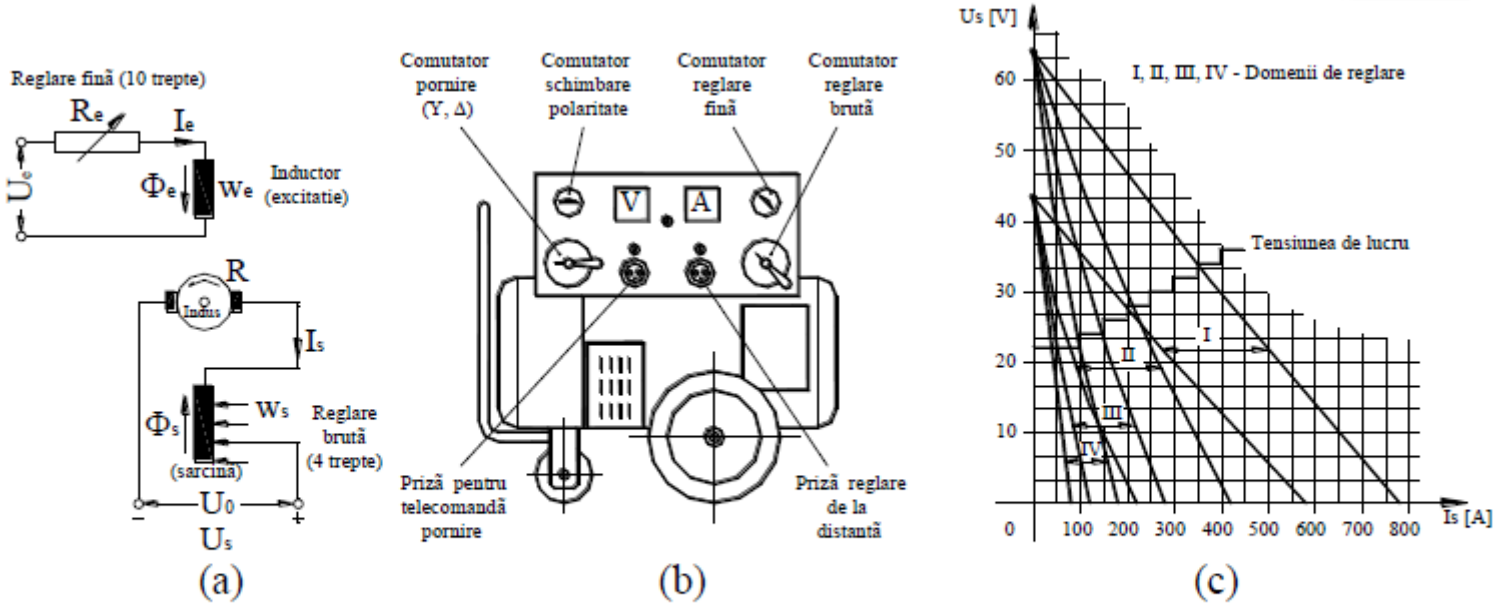


Figura 5.6. Convertizorul de sudare CS-350.
(a) – schema electrică; (b) – panoul de comandă; (c) – caracteristicile externe.

Principalele caracteristici tehnice ale convertizorului CS-350 sunt prezentate în *Tabelul 5.1*.

Tabelul 5.1. Caracteristici tehnice ale convertizorului CS-350.

Nr. crt.	Caracteristici tehnice	Valori
1.	Domeniul de reglare al regimului de sudare	50 A / 22 V – 370 A / 34 V
2.	Numărul treptelor de reglare brută	4
3.	Numărul treptelor de reglare fină	10
4.	Tensiunea de mers în gol	65 V
5.	Puterea motorului de acţionare	14 kW
6.	Tensiunea de alimentare	paralel: 220 V / 380 V serie: 440 V / 500 V
7.	Frecvenţa curentului de alimentare	50 Hz
8.	Turaţia	1450 rot/min
9.	Randamentul total	55 %
10.	Dimensiuni de gabarit	$870 \times 536 \times 887$ mm
11.	Masa totală	420 kg

Agregatele de sudare, sunt alcătuite din motor cu ardere internă şi generator de sudare în curent continuu. Sunt autonome în deplasare şi se folosesc pentru sudare manuală în condiţii de şantier şi reparaţii în locuri fără posibilitate de alimentare cu reţea electrică de forţă.

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Sudarea manuală cu arc electric

La sudarea manuală cu arc electric, sudarea se realizează cu electrozi, care sunt avansaţi manual în arc pe măsură ce se consumă şi arcul se deplasează în acelaşi timp de-a lungul semifabricatului. În procesul de sudare cu electrod învelit arcul arde între vergeaua metalică şi metalul de bază. Elementele arcului şi procesului de sudare se prezintă în *Figura 5.7*.

Realizarea unei suduri prin topire cu arc electric presupune parcurgerea următoarelor faze:

- formarea băii metalice, prin topirea locală a metalului de bază şi de adaos în zona rostului;
- solidificarea băii metalice cu formarea cusăturii sudate.

Sursa termică necesară pentru formarea băii metalice este arcul electric, format între electrod şi piesa de sudat prin conectarea acestora la o sursă de curent de sudare. Temperatura arcului electric (5000 K în coloana centrală) asigură topirea vârfului electrodului şi transportul metalului topit spre piesele de sudat.

Sudarea termică

Sudarea manuală cu arc electric

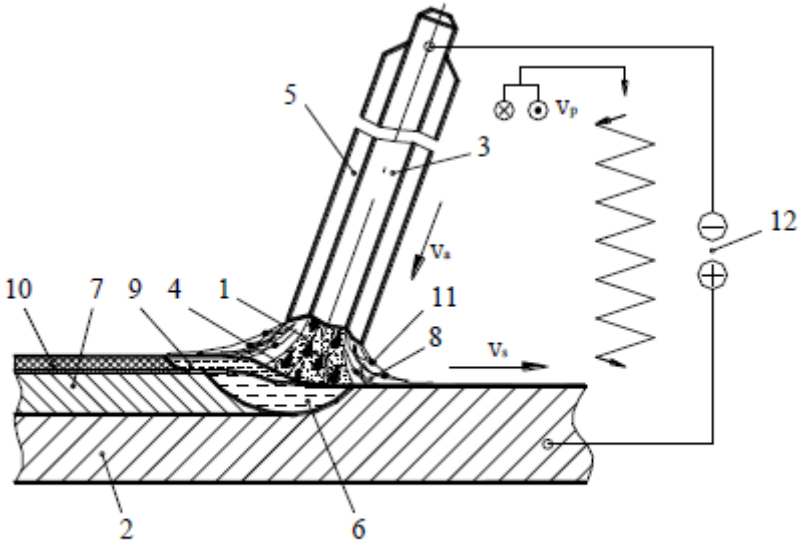


Figura 5.7. Schema de principiu a sudării cu arc electric descoperit.

Fenomenul de trecere a metalului prin arcul electric, întotdeauna în *sensul electrod - piesă*, poartă denumirea de *transfer de metal prin arc* şi este reprezentat în *Figura 5.7*.

Arcul electric *1* topeşte metalul de bază *2*, metalul de adaos (electrodul) *3* formându-se picăturile *4* transferate prin coloana arcului şi învelişul electrodului *5*. Se formează astfel o baie metalică lichidă *6* din a cărei solidificare rezultă sudura *7*. O parte din învelişul electrodului arde formându-se învelişul de gaze protectoare *8*, iar cealaltă parte se topeşte rezultând o baie de zgură lichidă *9* care prin solidificare dă stratul de zgură solidă *10*. Prin stabilirea corectă a parametrilor regimului electric de sudare, pierderile prin stropi de metal *11* sunt minime. Sursa de curent *12* poate debita curent continuu sau alternativ. În cazul utilizării curentului continuu este importantă polaritatea utilizată. Situaţia în care piesa este legată la anod, iar electrodul la catod se numeşte *polaritate directă*, iar situaţia contrară se numeşte *polaritate inversă*.

Sudarea termică

Sudarea manuală cu arc electric

Pentru realizarea cusăturii sudate, electrodului i se imprimă, mai multe mişcări:

- mişcarea de deplasare în lungul cusăturii sudate cu viteza v_s ;
- mişcarea de avansare cu viteza v_a a electrodului, pe măsura consumării acestuia, în scopul menţinerii constante a lungimii arcului electric;
- mişcarea de deplasare transversală (pendulare), v_p, în scopul asigurării lăţimii cusăturii sudate şi depunerii uniforme a metalului.

Calitatea îmbinării sudate depinde în mare măsură de structura metalului de bază şi a metalului de adaos. Aceste materiale, în urma procesului de sudare, dau un tot unitar, rezistent, dacă au fost bine alese şi s-au creat condiţiile formării unui aliaj corespunzător.

În baia metalică supraîncălzită se petrec şi o serie de procese metalurgice, cum sunt, evaporarea, oxidarea sau arderea unor elemente ca Si, Mn, C etc., dar şi introducerea unor elemente, nu tocmai dorite cum sunt O, N şi H din aerul înconjurător. Ca urmare, mai ales a absorbţiei de oxigen, metalul cordonului poate să difere chimic de metalul de bază şi deci şi proprietăţile fizico-mecanice vor fi altele şi de aici necesitatea ca în învelişul electrodului să fie introduse elemente de aliere şi dezoxidanţi corespunzători.

Cristalizarea băii metalice începe de la suprafaţa metalului de bază către axa sudurii, *Figura 5.8*.

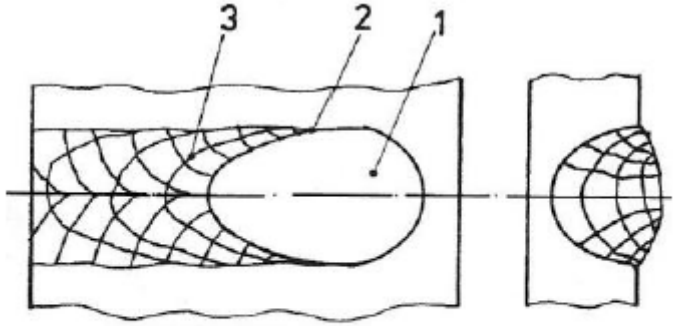


Figura 5.8. Structura cusăturii de sudură:
1 – baia metalică; 2 – izoterma cristalizării;
3 – cristaliţi în solzi.

Cum baia metalică se deplasează de-a lungul cusăturii, cristaliţii se răsucesc după baie în direcţia de sudare. În urma acestui fenomen, lichidul interdendritic se dispune la marginea grăunţilor şi se formează astfel eutectici uşor fuzibili şi incluziuni nemetalice. Aceasta poate fi cauza fragilităţii metalului depus şi chiar a fisurării la cald a sudurilor.

Electrozii de sudură, ca material de adaos, trebuie să îndeplinească particularităţile:

- să aibă o compoziţie chimică identică sau comparabilă cu a metalului de bază;
- să dea suduri de continuitate şi cu proprietăţi fizico-mecanice apropiate de a metalului de bază (tenacitate bună);
- prin solidificare să dea structuri omogene, cu granulaţie bună şi fără elemente fragile;
- să corespundă ca şi metalul de bază factorilor de mediu, presiune, temperatură;
- să fie sudabil, să se topească uşor şi să se manevreze uşor în procesul de sudare.

În categoria materialului de adaos, în afară de electrodul metalic (învelit sau neînvelit) mai intră şi o serie de fluxuri şi învelişuri. Gazele protectoare nu sunt considerate materiale de adaos.

O **clasificare a electrozilor fuzibili** ca metal de adaos se face în două categorii:

- neînveliţi, care sunt sârme, vergele, bare, benzi, unele cu inimă plină, altele cu inimă goală;
- înveliţi, care sunt pentru oţeluri la suduri de îmbinare, pentru fonte, pentru neferoase.

Sârmele de sudură, vergele sau în colaci cu diametrul de 0,5÷12,5 mm, se utilizează la sudarea cu flacără şi electric în gaze protectoare, sub flux şi în baie de zgură. Sârmele de sudură sunt cuprinse în STAS 1126-87, unde simbolizarea se face astfel: după simbolul mărcii se trece şi diametrul, iar în cazul livrării sub formă de vergele se trece şi lungimea acesteia, de exemplu, S12 Mn2SiCr $\phi 4 \times 450$ – STAS 1126-87, ceea ce înseamnă sârmă de sudură cu maximum 0,12% C, 2% Mn, circa 1% Si, circa 1% Cr, livrată în vergele cu diametrul de 4 mm şi lungime de 450 mm.

În cazul sudării manuale, materialul de adaos este constituit din *electrozi înveliţi*, *Figura 5.9*, care sunt vergele metalice *1* de diametre ($\phi 2$; $\phi 2{,}5$; $\phi 3{,}25$; $\phi 4$; $\phi 5$ şi $\phi 6$ mm) şi lungimi (450 mm, iar cei de $\phi 2$ şi $\phi 2{,}5$ se fabrică şi cu lungimi de 300 sau 350 mm) standardizate, acoperiţi cu un înveliş fuzibil *2*, mineral sau organic, care îndeplineşte următoarele funcţii:

- *funcţia ionizatoare* – arderea stabilă a arcului electric. Se realizează prin introducerea unor substanţe care măresc stabilitatea funcţionării arcului electric prin intensificarea procesului de ionizare a mediului dintre electrod şi piesă. Aceste substanţe sunt pe bază de Ca, Na, K, Ba;
- *funcţia moderatoare* – forma-rea unei cruste de zgură deasupra sudurii. Aceasta are rolul de a reduce viteza de răcire a cusăturii sudate, de a creşte plasticitatea sudurii, de a împiedica acţiunea gazelor din atmosferă asupra sudurii. Principalii compuşi care conferă aceste proprietăţi sunt: silicea, caolinul, mica, talcul, ilmenitul, marmura, magnezita;
- *funcţia protectoare* – formarea unui mediu gazos protector pentru baia de metal topit. Această funcţie este îndeplinită de arderea în arcul electric a elementelor ca: celuloza, amidonul, rumeguşul, dextrina, marmura, creta, dolomita;

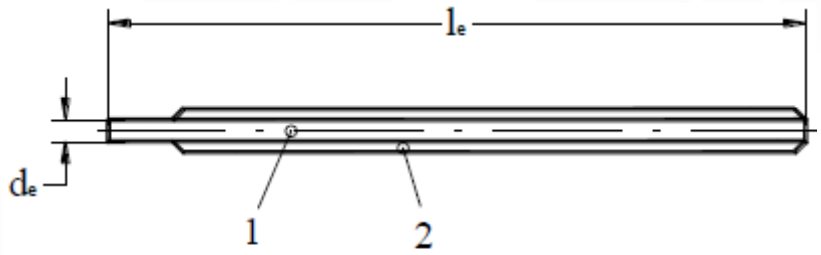


Figura 5.9. Electrod învelit.
l_e – lungimea electrodului;
d_e – diametrul electrodului.

- *funcţia de aliere*. Se realizează prin introducerea unor elemente metalice (feroaliaje) care absorb oxigenul (dezoxidante) şi produc îmbogăţirea cordonului cu anumite elemente (Mn, Si, Fe etc.);
- *funcţia de curăţire*. Realizează reducerea conţinutului de sulf şi fosfor la anumite tipuri de învelişuri, prin introducerea unor elemente mai avide faţă de acestea decât de fier;

- *funcţia de sprijinire*. Constă în întărirea rapidă a zgurii la executarea sudurilor pe plafon.

Diversitatea mare de electrozi înveliţi a necesitat o împărţire a acestora, în funcţie de destinaţia lor principală, în 9 grupe:

I electrozi înveliţi pentru sudarea oţelurilor nealiate şi slab aliate;
II electrozi înveliţi pentru sudarea oţelurilor slab aliate de înaltă rezistenţă şi a oţelurilor utilizate la temperaturi scăzute;
III electrozi înveliţi pentru sudarea oţelurilor termorezistente;
IV electrozi înveliţi pentru sudarea oţelurilor inoxidabile şi refractare;
V electrozi înveliţi pentru sudarea fontei;
VI electrozi înveliţi pentru sudarea aluminiului şi a aliajelor sale;
VII electrozi înveliţi pentru sudarea cuprului şi a aliajelor sale;
VIII electrozi înveliţi pentru încărcarea prin sudare;
IX electrozi înveliţi pentru sudări specializate (sub apă).

Fiecare grupă cuprinde un anumit număr de mărci de electrozi, fiecare marcă fiind individualizată printr-o fişă tehnică în care se prezintă:

- simbolizarea sumară (denumirea comercială);
- simbolizarea completă (după standarde naţionale şi internaţionale);
- caracterizare generală;
- caracteristicile mecanice, chimice, tehnologice;
- domeniile de utilizare;
- indicaţii privind regimul electric;
- modul de livrare.

Simbolizarea completă a electrozilor înveliţi, de exemplu pentru electrozii din grupa I (20 mărci), se face conform STAS 1125/2-81, precizându-se, în principal, următoarele elemente:

- *simbolul general*: **E**;
- *rezistenţa la rupere la tracţiune*, $\mathbf{R_m}$, în daN/mm^2;
- *clasa de calitate a oţelului*. Clasele de calitate se stabilesc pe criteriul garanţiilor de compoziţie chimică şi tenacitate. Astfel, produsele din clasele de calitate **1** şi **2** se realizează, de obicei, din oţel necalmat în cazul mărcilor de oţel de rezistenţă joasă şi din oţel calmat în cazul mărcilor de oţel de rezistenţă medie. Pentru produsele din clasele de calitate **3** şi **4**, în vederea creşterii gradului de finisare a structurii, se poate practica suplimentar adaosul de aluminiu şi controlul temperaturii de sfârşit de laminare. Produsele din clasele **5**, **6** şi **7** se realizează din oţeluri cu granulaţie fină;
- *caracterul învelişului*, care se simbolizează conform *Tabelului 5.2*;

Tabelul 5.2. Caracterul chimic al învelişului electrozilor.

Tipul învelişului		Conţinut
Denumire	Simbol	
Acid	**A**	SiO_2, silicaţi, oxizi de fier şi mangan.
Acid (cu grosime mare)	**AR**	
Bazic	**B**	Carbonaţi de calciu şi fluorină.
Celulozic	**C**	Substanţe organice combustibile.
Oxidant	**O**	Oxizi de fier sau de mangan.
Rutilic	**R**	Silicaţi, carbonaţi şi feromangan.
Rutilic (cu grosime mare)	**RR**	

- *randamentul efectiv* se specifică numai pentru electrozi de mare randament;
- *poziţia de sudare* se simbolizează astfel:

1 – toate poziţiile;
2 – toate poziţiile exceptând poziţia verticală descendent;
3 – poziţia orizontală, orizontală în jgheab şi orizontală pe perete vertical;
4 – orizontală şi orizontală în jgheab;
5 – orizontală, orizontală în jgheab, orizontală pe perete vertical, verticală descendent;

- *caracterul curentului* de sudare se simbolizează conform *Tabelului 5.3*:

Tabelul 5.3. Caracterul curentului de sudare.

Simbol	Curent continuu Electrodul racordat la polul:	Curent alternativ Tensiunea nominală de mers în gol [V]:
0	+	neimpusă
1	+ sau –	50
2	–	50
3	+	50
4	+ sau –	70
5	–	70
6	+	70
7	+ sau –	90
8	–	90
9	+	90

- *caracteristicile tehnice speciale* se simbolizează prin următoarele litere:
  H – electrozi cu conţinut redus de hidrogen;
  P – electrozi cu pătrundere adâncă;
  Fe – electrozi care conţin pulbere de fier, minimum 15%.

Exemple de simbolizare, pentru câteva mărci de electrozi din grupa I se prezintă în *Tabelul 5.4*.

Tabelul 5.4. Exemple de simbolizare a electrozilor

Simbolizare sumară (denumire comercială)	Simbolizare completă (după standarde)	Utilizare	Tipul curentului
E 44T	E 43.2.R.2.2	OL 37.1; OL 37.2; OL 44.2 – STAS 500/2-80; OLT 35 – STAS 8183-80; OLC 10; OLC 15 – STAS 880-88.	cc + ca
SUPERTIT FIN	E 43.2.RR.2.2	OL 37.2; OL 37.3; OL 44.2 – STAS 500/2-80; OLT 35 – STAS 8183-80.	cc + ca
SUPERTIT	E 43.3.RR.2.2	OL 44.2; OL 44.3 – STAS 500/2-80; OLT 35; OLT 45 – STAS 8183-80.	cc + ca
UNIBAZ	E 51.3.B.2.3.H	OL 50; OL 52.2 – STAS 500/2-80; OT 400.1; OT 400.2; OT 400.3 – STAS 600-82; OT 450.1; OT 450.2; OT 450.3 – STAS 600-82.	cc
SUPERBAZ	E 51.5.B.120.2.0.H	OL 44.4; OL 52.2; OL 52.4 – STAS 500/2-80; OT 450.1; OT 450.2; OT 450.3 – STAS 600-82.	cc

Diametrul electrodului, d_e, se alege în funcţie de grosimea, în mm, a pieselor de sudat s utilizând relaţia

$$d_e = 1{,}5 \cdot \sqrt{s} \quad [mm] \tag{5.4}$$

şi respectând condiţia

$$d_e \leq s\,, \tag{5.5}$$

ceea ce implică limitarea inferioară a grosimii pieselor la sudarea cu electrozi înveliţi.

Valoarea obţinută din calcul pentru d_e cu ajutorul relaţiei (5.4), în condiţia (5.5), se aproximează la valoarea cea mai apropiată dintre valorile standardizate pentru diametrul sârmei electrodului din şirul: 2; 2,5; 3,25; 4; 5; 6 mm. Se obţine astfel $d_{e_{STAS}}$ cu care se realizează sudarea.

Pentru table groase ($s > 10\ mm$), sudarea se execută în mai multe treceri. Primul strat se sudează cu electrozi cu diametrul imediat inferior lui $d_{e_{STAS}}$ calculat (din şirul de diametre standardizate), iar următoarele straturi se sudează cu electrozi cu $d_{e_{STAS}}$ determinat.

În procesele de sudare cu arc electric se mai folosesc şi *fluxurile*. Acestea sunt materiale granulare care contribuie cu elemente de aliere şi dezoxidante la formarea sudurii, la eliminarea gazelor, micşorarea vitezei de răcire a băii metalice, la stabilitatea arcului, adică joacă aceleaşi roluri ca şi învelişul de electrod. De aici, ca şi învelişurile de electrod pot fi acide, bazice sau pasive, iar din acest punct de vedere trebuie cunoscut gradul de bazicitate:

$$B = \frac{CaO + MgO + MnO}{SiO_2 + FeO + TiO_2}. \qquad (5.6)$$

Dacă $B<1$ sunt acide, cu $B>1$ bazice şi cu $B=1$ neutre.

Ca stare de livrare, se deosebesc fluxuri topite şi granulate şi fluxuri ceramice, amestec mecanic a substanţelor componente pulverulente.

Regimul sudării manuale cu arc electric. Tehnologia sudării. Principalul parametru al regimului de sudare este *intensitatea curentului* I_s, care se alege în funcţie de natura metalului electrodului şi diametrul acestuia:

$$I_s = Kd, \qquad (5.7)$$

în care: d este diametrul electrodului, în mm;
K – coeficient experimental, în A/mm, care se alege 40÷60 pentru electrozii din oţel cu puţin carbon şi 35÷40 pentru electrozii din oţel bogat aliat.

Dimensiunile cusăturii de sudură depind de parametrii regimului de sudare, respectiv I_s, U_{arc}, v_s, *Figura 5.10*, astfel:

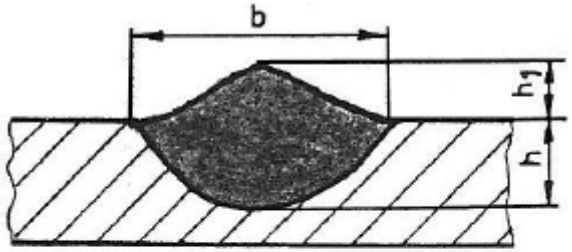


Figura 5.10. Dimensiunile principale ale sudurii:
b – lăţimea;
h_1 – supraînălţarea;
h – pătrunderea.

- lăţimea cusăturii *b* creşte cu creşterea tensiunii, rămâne practic constantă la creşterea curentului şi scade mult la creşterea vitezei de sudare;
- adâncimea de pătrundere *h* şi supraînălţarea h_1, cresc cu intensitatea curentului şi scad cu tensiunea şi viteza de sudare.

Pregătirea pieselor pentru sudare, are drept scop înlăturarea impurităţilor (oxizi, vopsea, ulei, zgură etc.) şi asigurarea spaţiului numit rostul sudurii în care se formează cusătura de sudură din metalul de adaos şi de bază topite şi solidificate. În acest scop, marginile pieselor se prelucrează astfel: fără pregătire pentru $S < 3$mm; cu pregătire în *Y* sau *V* la $S = 3 \div 20$ mm, în *U* pentru S = 40÷80 mm, în *dublu U* pentru $S > 80$ mm etc. pentru sudurile cap la cap, la care trebuie adăugate pregătirile pentru suduri de colţ şi prin suprapunere.

Executarea sudurii. Postul de sudare se consideră pregătit când a fost reglată sursa la regimul dorit şi conectată prin cabluri şi cleme de legătură la piesă şi prin dispozitivul port-electrod la materialul de adaos. După amorsare, electrodul se ţine înclinat la 15÷30° faţă de normală în direcţia sensului de sudare, pentru a evita formarea picăturilor reci în faţa arcului.

Prin unghiul de înclinare se poate acţiona asupra pătrunderii sudurii şi vitezei de sudare. Arcul se menţine scurt la o lungime aproximativ egală cu diametrul electrodului. În procesul de sudare, operatorul sudor execută apoi o serie de mişcări:

- de avans a electrodului în arc pe măsură ce acesta se consumă;
- de deplasare de-a lungul cusăturii;
- de oscilaţii transversale (pendulare) în funcţie de grosimea metalului, forma şi poziţia rostului, *Figura 5.11*.

La sudurile dificile, în cornişă, se încălzeşte mai mult piesa pentru a asigura pătrunderea necesară, iar la sudurile pe plafon se lucrează cu arc scurt, electrodul sprijină baia păstoasă şi se deplasează rapid pentru a îngheţa rapid baia metalică.

După poziţie, se disting mai multe moduri de sudare, *Figura 5.12*, cu remarca prin care se poate spune că cel mai favorabil mod de sudare este în poziţie orizontală.

Pentru construcţiile sudate spaţiale, pregătirea fabricaţiei în afară de punctare (cu electrozi de 4 mm) necesită şi prinderea în dispozitive de manevrare a construcţiei astfel încât orice cordon din orice poziţie spaţială să poată fi adus în poziţie orizontală în vederea sudării.

Sudarea termică

Sudarea manuală cu arc electric

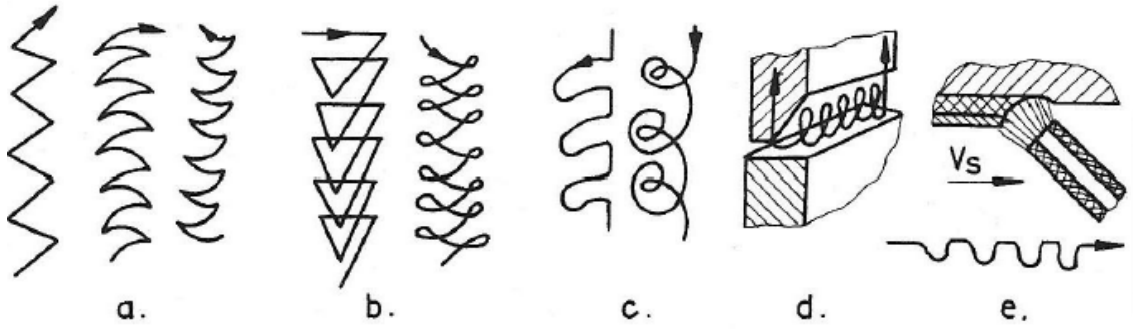


Figura 5.11. Tipuri de mişcări ale electrodului:
a – la suduri normale; b – cu încălzirea suplimentară a ambelor piese;
c – cu încălzirea suplimentară a unei piese; d – în cornişă; e – pe plafon.

În general, metalul de bază cu o grosime mai mare de 10 mm, se sudează în mai multe straturi din mai multe rânduri fiecare. Un rând, la o singură trecere, depune un metal a cărei grosime nu poate depăşi dublul grosimii electrodului. În *Figura 5.13* se dă un exemplu de cusătură în *V*. La depunerea unui rând, în funcţie de lungimea cusăturii, pentru evitarea deformaţiilor, acesta se realizează pe segmente, *Figura 5.14*.

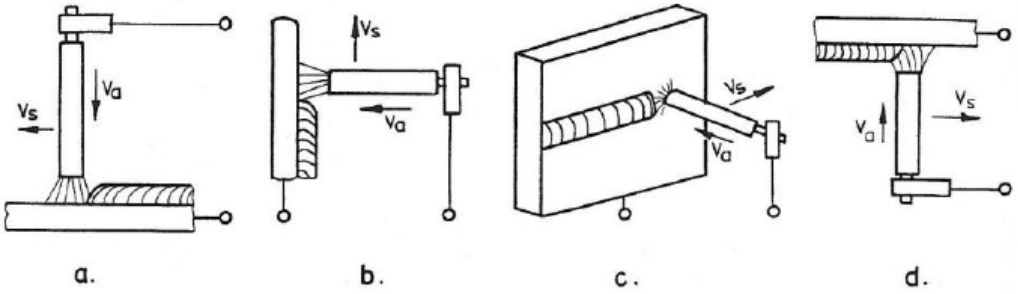


Figura 5.12. Poziţii de sudare manuală cu arc electric:
a – orizontală normală; b – verticală; c – în cornişă; d – de plafon.

Ordinea de depunere a segmentelor în straturi suprapuse la sudurile lungi, cel mai bine este în sistemul zidit, *Figura 5.15*, sau în cascadă, *Figura 5.16*.

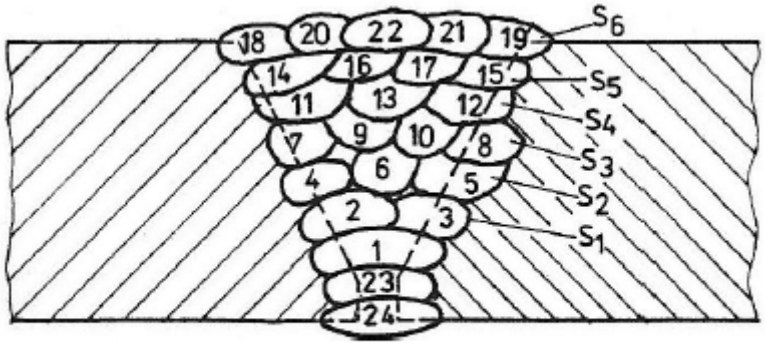


Figura 5.13. Ordinea depunerii rândurilor în straturi.

Lucrări de completare la sudură. În funcţie de locul şi importanţa îmbinării, pot fi făcute următoarele lucrări de completare la sudură:

- curăţirea cordonului de stropi şi de zgură;
- îndepărtarea supraînălţărilor prin aşchiere, din motive estetice sau funcţionale;
- rectificarea zonei de trecere între metalul de bază şi faţa sudurii la piese supuse la solicitări de oboseală;
- detensionarea pieselor prin tratamente termice sau detensionarea mecanică prin ciocănire uşoară sau vălţuire;
- controlul de calitate al îmbinărilor.

Sudarea termică

Sudarea manuală cu arc electric

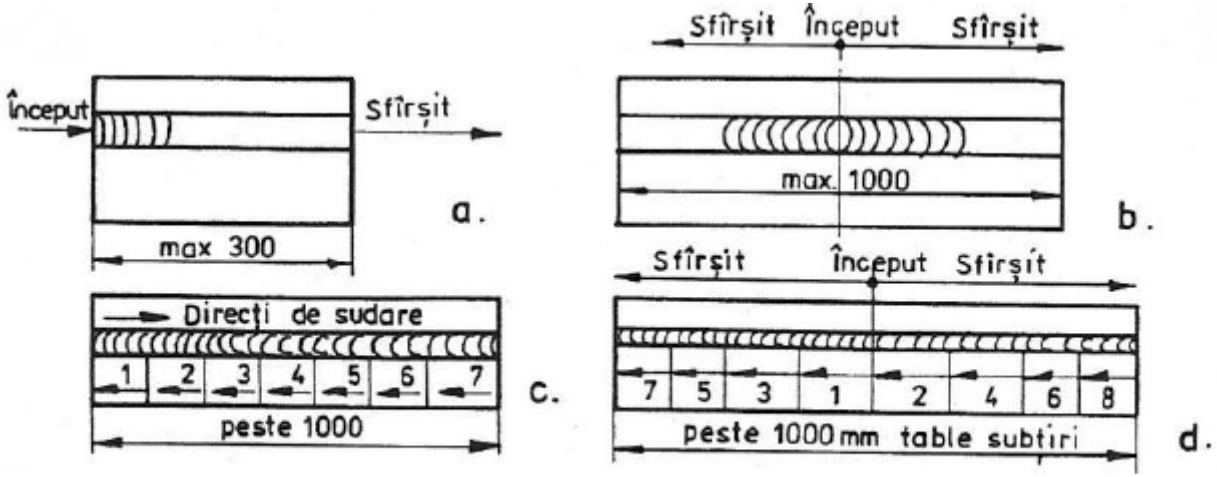


Figura 5.14. Moduri de execuţie a sudurii într-un rând:
a – în rând continuu; b – de la centru spre margini; c – în pas de pelerin; d – în salturi.

Aplicabilitatea metodei de sudare manuală cu arc electric este legată de realizarea sudurilor scurte şi curbe în orice poziţie a construcţiei sudate şi de asemenea, pentru realizarea de cordoane în locuri greu accesibile cu metode automate, ca şi în lucrările de construcţii-montaj şi de asamblare a unor construcţii complexe. Sudarea manuală asigură cordoane de calitate, însă are o productivitate scăzută, de exemplu faţă de sudarea automată sub flux.

Sudarea termică

Sudarea manuală cu arc electric

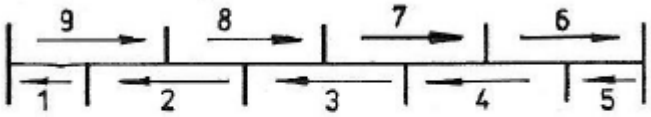


Figura 5.15. Depunerea segmentelor de rând în straturi suprapuse.

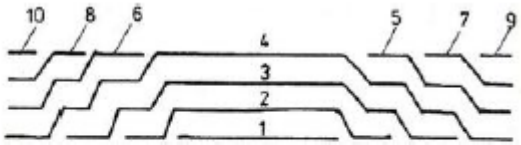


Figura 5.16. Ordinea depunerii la sudarea cu mai multe straturi.

Productivitatea este strâns legată de intensitatea curentului, însă la sudarea manuală este limitată. La intensităţi de curent peste cele recomandate pentru electrodul învelit ales, se produce supraîncălzirea electrodului şi exfolierea învelişului, stropirea puternică a metalului şi arderea metalului.

Sudarea manuală adesea este înlocuită cu procedee semiautomate de sudare în atmosferă de gaze protectoare.

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

- **Sudarea termică 2**

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Sudarea automată cu arc electric sub flux

În cazul acestui procedeu se folosesc sârmă electrod neînvelită şi flux pentru protecţia arcului şi băii de sudură de acţiunea agresivă a atmosferei prin agenţii oxigen şi azot.

Avansul şi deplasarea sârmei electrod se face mecanizat şi sunt automatizate procesele de amorsare şi de depunere a metalului de-a lungul cordonului de sudură, *Figura 5.17.*

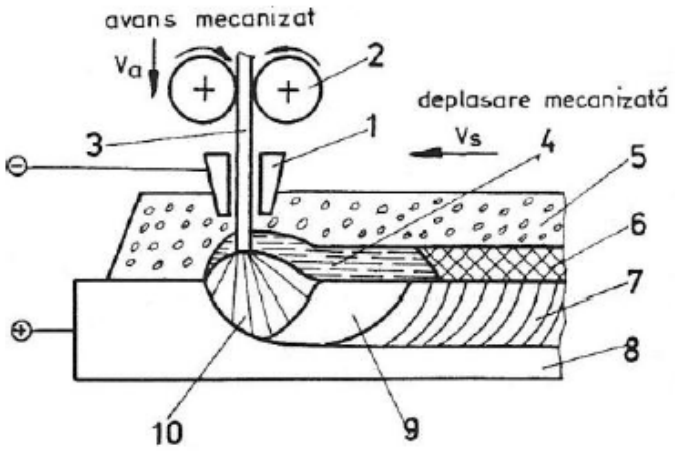


Figura 5.17. Schema sudării automate sub strat de flux:
1 – patină contact curent; 2 – role de antrenare; 3 – sârmă electrod; 4 – baie zgură; 5 – strat de flux; 6 – zgură solidificată; 7 – metal depus; 8 – metal de bază; 9 – baie metalică; 10 – arc electric.

Fluxul 5 granular se depune automat pe o grosime de 30÷50 mm. O parte a fluxului se topeşte şi ca urmare, în jurul arcului electric se formează o atmosferă de gaze, iar pe suprafaţa băii metalice ia naştere *zgura lichidă 4.*

Sudarea sub strat de flux asigură o pătrundere mare în metalul de bază, iar arcul electric puternic şi viteza de deplasare a electrodului în lungul cusăturii conduc la o densificare a metalului topit în sens invers vitezei de sudare şi în timp, prin solidificare, se nasc *stratul de metal solid 7* şi *stratul de zgură solidă 6.*

Avansul materialului de adaos (sârma electrod) se face automat, menţinându-se constantă lungimea

arcului. Aceasta, după tipul automatului de sudare se poate realiza cu avans variabil, când caracteristica externă a maşinii este puternic coborâtoare sau cu avans constant, când caracteristica externă a maşinii este coborâtoare, dar cu o pantă mai lină, *Figura 5.18*.

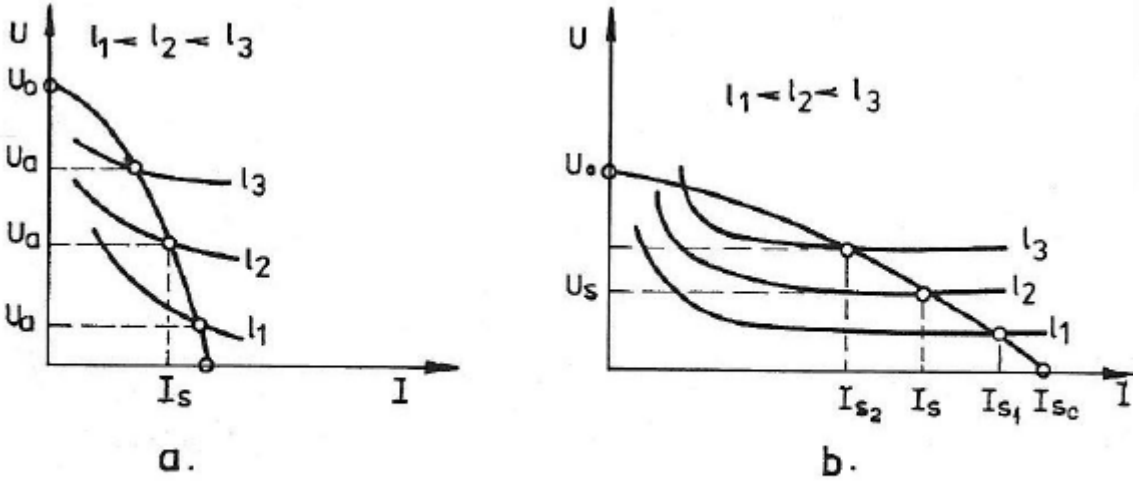


Figura 5.18. Caracteristicile statice ale arcului reglate automat prin avans:
a – cu avans variabil; b – cu avans constant.

Astfel, în primul caz, avansul se reglează de la motorul de antrenare a sârmei prin variaţia tensiunii, iar în al doilea caz cu avans constant, prin variaţia curentului.

Sudarea termică

Sudarea automată cu arc electric sub flux

Alimentarea arcului se face de regulă în curent continuu, cu intensităţi mari de curent de 500÷600 A sau de 1000÷1200 A, dar şi în curent alternativ. Schema de principiu a instalaţiei automate se prezintă în *Figura 5.19*.

Tehnologia sudării prezintă următoarele aspecte specifice:

- pregătirea metalului de bază se face în condiţia în care cel de adaos (sârma electrod) nu participă cu mai mult de 50%. Rostul sudurii diferă de sudarea manuală şi se face conform STAS 6726-85, în sensul că unghiurile de deschidere

- sunt mai mici şi rădăcinile sunt mai mari. În multe cazuri, pentru a evita străpungerile se prevăd şi garnituri de rădăcină fuzibile (rămân legate de piesă) sau infuzibile (şine de cupru răcite cu apă);

Sudarea termică

Sudarea automată cu arc electric sub flux

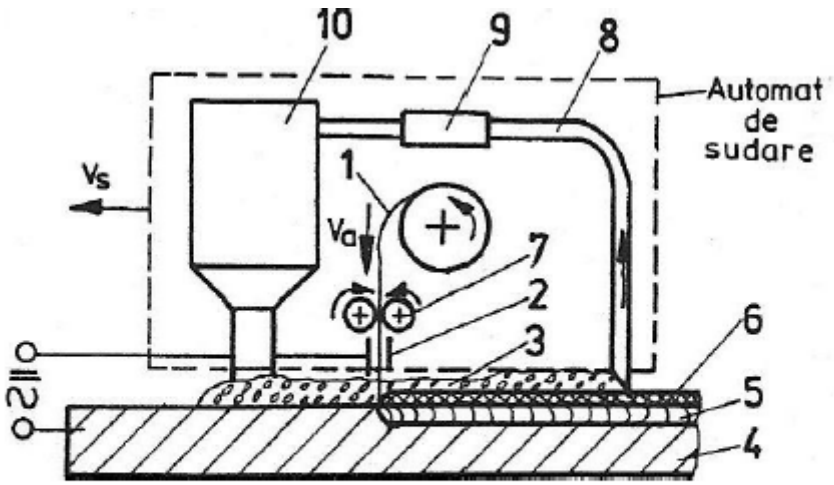


Figura 5.19. Schema automatului de sudare sub strat de flux: 1 – sârma electrod; 2 – contact; 3 – flux; 4 – metal de bază; 5 – sudură; 6 – zgură solidă; 7 – role; 8 – conductă de aspirație; 9 – aspirator de flux; 10 – rezervor de flux.

- alegerea regimului de sudare este determinată, în sensul că intensitatea poate varia în limite foarte mari (180÷5000 A), ceea ce asigură densități de curent de 10÷200 A/mm^2 și tensiuni între 20 și 70 V. Alegerea se face după aceleași criterii ca și la sudarea manuală cu arc electric;
- fluxul folosit trebuie corelat cu metalul de sudat. Astfel, pentru oțelurile cu puțin carbon și slab aliate se folosesc fluxuri topite pe bază de siliciu și mangan, pe când la sudarea oțelurilor aliate se folosesc fluxurile ceramice bazice (cu compuși ai calciului, aluminiului).

Avantajele sudării sub strat de flux sunt: productivitatea este net superioară, de 30 g/Ah față de 7g/Ah la sudarea manuală. Aceasta este posibil prin creșterea densității de curent, datorită capului care prinde sârma foarte aproape de arc și evită supraîncălzirea electrodului și prin urmare și viteza de sudare este mai mare; cusătura este de calitate superioară, metalul protejat și dimensiunile uniforme iar fața sudurii este aspectuoasă; se poate face alierea metalului în cordon; consumul de metal redus, se elimină stropii; pătrunderea sudurii este mare (1÷120 mm) cu viteze de sudare de 10÷300 m/h, utilizându-se sârme cu diametrul de 1,4÷14 mm.

Dezavantajele procedeului sunt: arcul este ascuns şi reclamă o conducere automată bine reglată, altfel se părăseşte axa sudurii; rostul trebuie bine pregătit, în sensul deschiderii şi al planeităţii sau circularităţii perfecte a metalului de bază; poziţionarea şi susţinerea pieselor cere dispozitive speciale; instalaţiile de sudare sunt scumpe.

Faţă de avantaje metoda are mare aplicabilitate în producţia de serie şi masă, în suduri liniare şi circulare, în poziţie orizontală. Se utilizează în fabricaţia cazanelor, rezervoarelor de lichide şi gaze, corpul navelor, poduri sudate, în sudarea bandajelor pe roţi, a batiurilor, a ţevilor cu sudură longitudinală sau în spirală.

Metoda cunoaşte şi varianta semiautomată, unde numai sârma este avansată automat, restul operaţiunilor le execută operatorul, ca şi variante ale sudării automate sub strat de flux, cu arce multiple, cu electrod lamelar, tubular etc.

În acest procedeu, arcul electric se vede, dar este sub protecţia unei atmosfere, întreţinute de la butelie, de gaze de protecţie, după caz inerte, hidrogen, CO_2 sau alte gaze.

Sudarea cu gaze inerte. Corespund scopului, gazele heliu şi argon. Mai folosit este argonul deoarece este mai ieftin şi mai greu, pe când heliul este mai uşor, mai scump şi se consumă mai mult. Argonul se livrează în butelii la presiuni de 15 MPa.

Se deosebesc două procedee: cu electrod infuzibil (WIG – wolfram-inert gaz); cu electrod fuzibil (MIG – metal-inert gaz). Cele două variante se prezintă schematic în *Figura 5.20*.

Metoda WIG se foloseşte pentru sudarea metalelor cu grosimi de 0,5÷6 mm, când se foloseşte electrod de wolfram infuzibil (wolframul se topeşte la 3370°C). Sudarea până la grosimi de metal de 3 mm se face numai cu topirea metalului de bază, peste această grosime, se foloseşte sârma de adaos avansată în arc manual sau automat, *Figura 5.20(a)*.

Sudarea se face în curent continuu cu polaritate directă, tensiunea arcului fiind de 10÷15 V, polaritatea inversă consumă electrodul şi creşte tensiunea arcului. Totuşi, polaritatea inversă este importantă pentru că elimină oxizii de pe suprafaţa metalului de bază. Explicaţia acestui fenomen rezidă în bombardamentul metalului de bază cu ionii grei de argon (argonul este de 1,38 ori mai greu decât aerul, iar CO_2 de 1,52 ori) care distrug mecanic peliculele de oxizi. Pe acest considerent, polaritatea inversă se foloseşte la sudarea aluminiului, magneziului şi aliajelor lor, dar şi la sudarea oţelurilor inoxidabile.

Sudarea termică

Sudarea în mediu de gaze protectoare

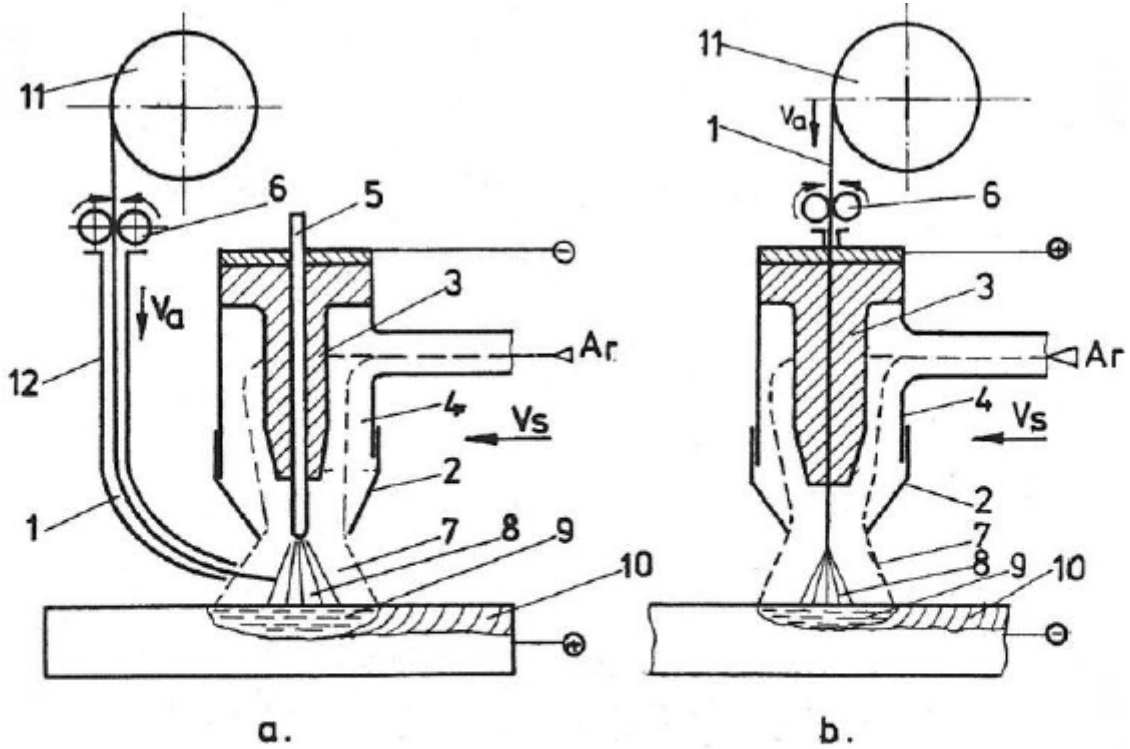


Figura 5.20. Scheme ale metodelor de sudare cu gaze protectoare:
a – metoda MIG; b – metoda WIG; 1 – metal de adaos; 2 – ajutaj; 3 – ghidaj conductor; 4 – corpul pistoletului; 5 – electrod infuzibil din wolfram; 6 – role de avans; 7 – atmosferă de argon; 8 – coloana arcului; 9 – baia metalică; 10 – cordon de sudură; 11 – toba cu sârmă de sudură; 12 – ajutaj de conducere sârmă sudură.

Metoda MIG, se foloseşte pentru sudarea metalelor cu grosimi de peste 1,5 mm, utilizându-se sârma electrod avansată automat în arc, *Figura 5.20(b)*. Sudarea se desfăşoară cu succes la densităţi de curent mari de peste 100 A/mm^2. La densităţi mici, picăturile de metal sunt mari, nu fuzionează bine cu metalul de bază şi formează un cordon poros şi dă o slabă topire a metalului de bază. La densităţi mari, picăturile sunt fine şi sub acţiunea câmpului electromagnetic formează un jet concentrat cu metal topit. Această ultimă condiţie reclamă deci electrozi de diametru mic (0,3÷0,6 mm) şi viteze mari de avans, ceea ce nu poate fi asigurat decât de metoda cu avans automat a sârmei în arc. Metoda foloseşte polaritatea inversă pentru a creşte productivitatea topirii sârmei electrod.

La sudarea cu gaze inerte, pentru o mai bună stabilitate a arcului, indiferent de polaritate, dar mai ales în metoda WIG se suprapune peste curentul de sudare o componentă de înaltă frecvenţă, prin intermediul unui subansamblu electronic ataşat pistoletului de sudură.

La sudarea oţelului, adesea se foloseşte o atmosferă de Ar+5% O_2, oxigenul micşorând tensiunea superficială a metalului şi prin urmare, jetul de picături fine se poate obţine şi la densităţi mai mici de curent, deci se pot suda şi metale subţiri cu densităţi mai mici de curent.

Sudarea cu hidrogen atomic. Foloseşte arcul dintre doi electrozi infuzibili de wolfram, în curent alternativ, ca agent de insuflare fiind folosit hidrogenul, *Figura 5.21*.

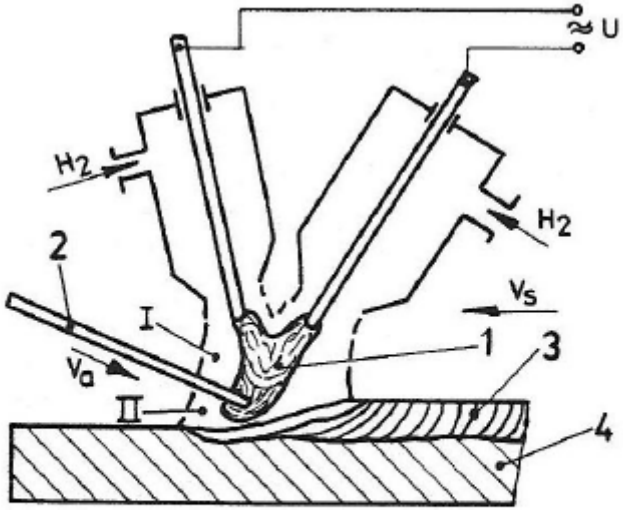


Figura 5.21. Schema sudării cu hidrogen atomic
1 – nucleul arcului; 2 – metal de adaos;
3 – sudură; 4 – metal de bază.

În nucleul arcului, hidrogenul molecular disociază:

$$H_2 \rightarrow 2H - Q, \qquad (5.8)$$

unde Q reprezintă cantitatea de căldură absorbită care este de 421 KJ/mol şi se obţine un hidrogen atomic deosebit de activ (*zona I*, aureolă puternic strălucitoare). În trecerea spre metalul de bază, hidrogenul atomic se neutralizează şi cedează energia acumulată prin disociere şi reacţie exotermă, *zona II*. În această zonă metalul de bază şi cel de adaos se topesc şi formează *cusătura 3* sub o pătură de hidrogen protector.

Datorită tensiunii de amorsare mari (circa 300 V) şi a tensiunii de lucru ridicate (50÷100 V) şi datorită şi costului ridicat, procedeul se aplică mai rar şi numai la sudarea sau repararea unor piese din aliaje speciale cum sunt aliajele uşoare şi oţelurile bogat aliate.

Sudarea cu atmosferă de CO_2, se face numai cu electrod fuzibil, *Figura 5.20(b)*, cu densităţi mari de curent şi polaritate inversă, metoda fiind similară cu MIG, dar CO_2 fiind gaz activ metoda se mai numeşte şi ***MAG*** (metal-activ gaz).

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Sudarea în mediu de gaze protectoare

La utilizarea bioxidului de carbon ca atmosferă de protecţie, datorită acţiunii oxidante a acestui gaz, trebuie să se ţină cont de particularităţile metalurgice ale procedeului de sudare.

La temperatura mare a arcului electric, CO_2 disociază:

$$CO_2 \Leftrightarrow CO + O, \qquad (5.9)$$

cu formare de oxigen activ care trebuie neutralizat pentru a nu arde metalul de bază sau elementele de aliere din compoziţie.

Neutralizarea se realizează prin folosirea unor sârme electrod cu elemente avide de oxigen (Si, Mn). Zgura formată la suprafaţa băii metalice va fi alcătuită din produse de dezoxidare (SiO_2, MnO etc.). Sârmele de sudură conţin astfel 0,8÷1% Si şi 1,2÷1,5% P.

Pregătirea rostului de sudare se face conform SR EN 29692:1994.

Adâncimea de sudare este mare şi atunci, piese până la 6 mm grosime se sudează cu o singură trecere pe o singură parte, iar cele de 6÷12 mm pe ambele părţi. Piese peste 12 mm grosime se pregătesc pentru sudare în V sau în X.

Prin acest procedeu se sudează oţelurile cu puţin carbon şi slab aliate.

Dezavantajul metodei MAG, constă în faptul că restrânge gama oţelurilor sudabile, ca urmare a faptului că la oţelurile cu mult carbon şi înalt aliate apar frecvent fenomene nedorite care conduc la porozitatea şi fragilitatea îmbinărilor sudate.

Perfecţionarea metodei s-a realizat şi prin fabricarea metalului de adaos sub formă de sârmă cu miez de flux, conţinând substanţe cu rol de dezoxidare, zgurificare şi aliere.

Metoda se utilizează la sudarea unor echipamente din industria de gaze şi petrol, construcţia de nave şi altele.

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Sudarea cu plasmă

Jetul de plasmă, folosit la sudare, este de fapt un fascicul concentrat de gaze parţial sau total ionizate şi care au o temperatură de 10000÷20000°C. Plasma se obţine trecând gazul plasmagen printr-un arc puternic concentrat, *Figura 5.22*, ca agent plasmagen fiind folosit argonul, heliul, azotul, hidrogenul, aerul şi amestecuri de gaze, aceasta şi în funcţie de metalul care se sudează.

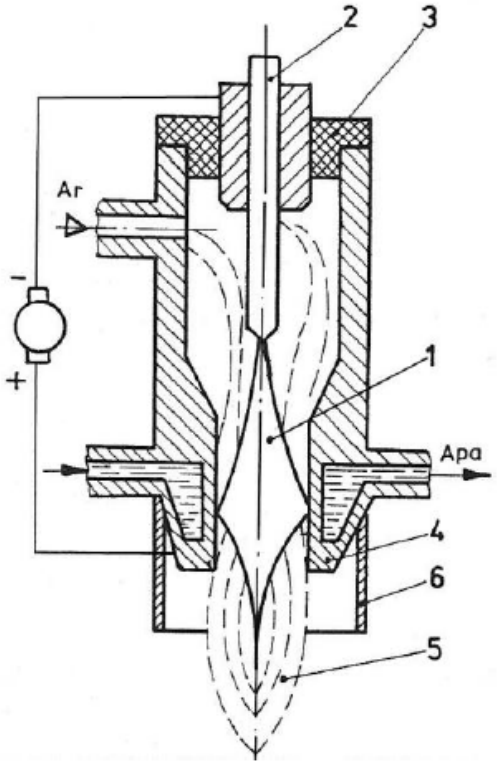


Figura 5.22. Schema capului de plasmă: 1 – arc concentrat; 2 – electrod de wolfram; 3 – piesă izolatoare; 4 – ajutaj; 5 – jet de plasmă; 6 – ajutaj suplimentar.

Jetul de plasmă independent 5, se poate folosi pentru sudare şi tăiere, iar dacă se urmăreşte protecţie cu gaze, atunci prin *ajutajul suplimentar 6* se insuflă acelaşi gaz neionizat sau alt gaz de protecţie.

Acest cap permite în limite largi să se varieze gradul de încălzire şi adâncimea de topire în metalul de bază.

Jetul de plasmă este o sursă termică deosebit de concentrată şi de mare putere termică, ceea ce face să fie utilizat pentru sudarea şi tăierea tablelor metalice subţiri şi materialelor cu conductivitate electrică scăzută ca şi pentru încărcarea cu metale greu fuzibile a suprafeţei unor semifabricate.

Faţă de sudarea în mediu de argon, sudarea cu plasmă prezintă următoarele particularităţi:

- jetul de plasmă este o sursă termică mult mai concentrată şi cu mare capacitate de topire. Se pot suda table cu grosimea până la 10 mm, fără pregătirea marginilor. Se micşorează zona influenţată termic şi se reduc mult deformaţiile;
- jetul de plasmă arde mult mai stabil, ceea ce asigură o înaltă calitate sudurii. Se pot

realiza astfel, aşa numitele microplasme care permit sudare unor metale cu grosimea de 0,025÷0,8 mm la curenţi de 0,5÷10 A;

- crescând curentul şi debitul de gaz, se poate obţine aşa numitul arc penetrant de mare concentrare termică şi presiune ridicată, ceea ce face ca metoda cu jet de plasmă să fie utilizată eficace în cazul tăierii termice a materialelor metalice;

- dezavantajul metodei îl constituie durabilitatea scăzută a capului de ardere ca urmare a ieşirii din jet şi electrod a unor picături.

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Sudarea în baie de zgură

În cadrul acestui procedeu, căldura pentru topirea băii metalice şi a electrodului se obţine prin efectul Joule la trecerea curentului printr-un strat (baie) de zgură lichidă, *Figura 5.23*.

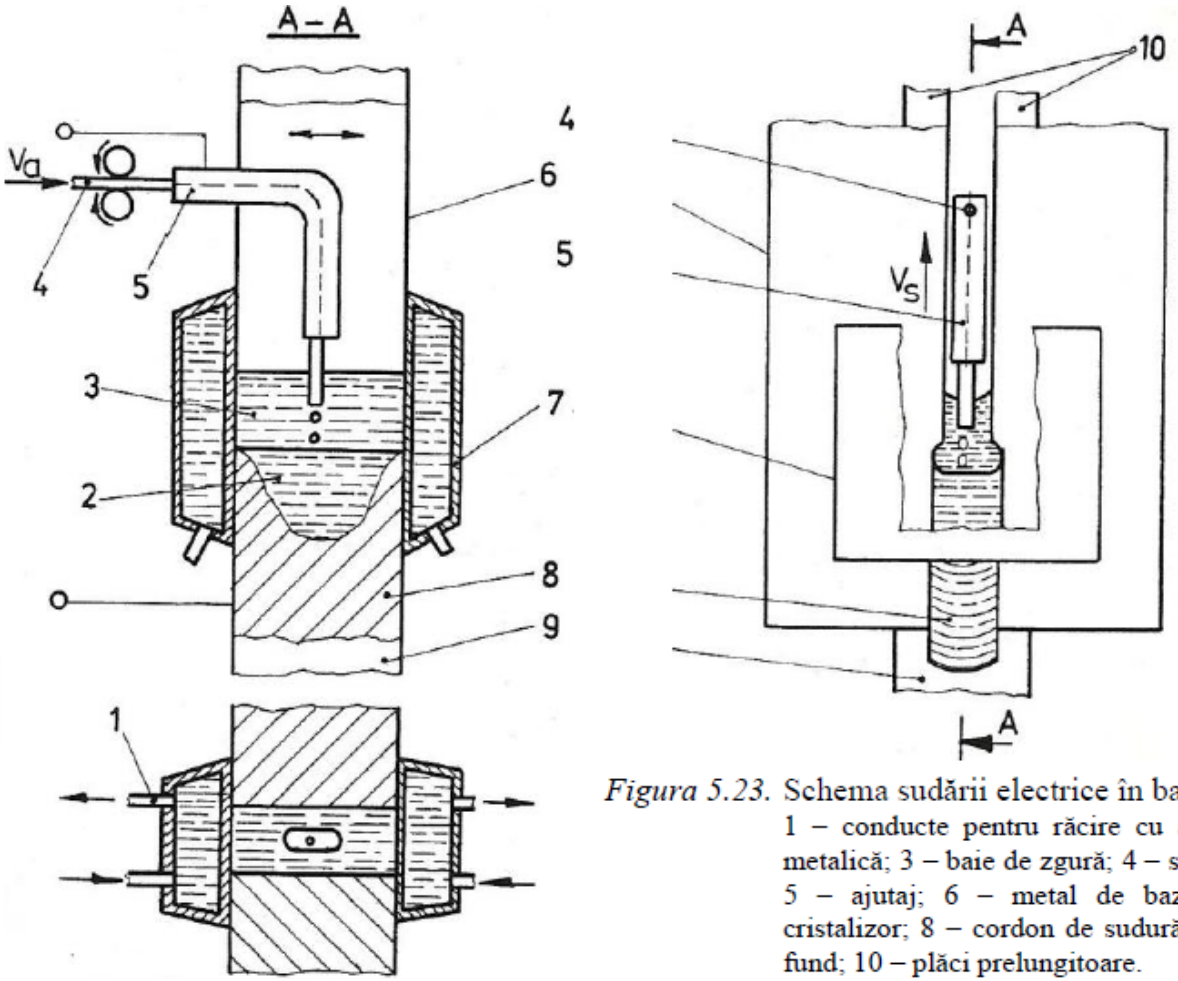


Figura 5.23. Schema sudării electrice în baie de zgură: 1 – conducte pentru răcire cu apă; 2 – baie metalică; 3 – baie de zgură; 4 – sârma electrod; 5 – ajutaj; 6 – metal de bază; 7 – plăci cristalizor; 8 – cordon de sudură; 9 – plăci de fund; 10 – plăci prelungitoare.

Sudarea termică

Sudarea în baie de zgură

Procesul debutează cu formarea *băii de zgură 3* în rostul creat de marginile metalului de bază şi *plăcile cristalizor 7*. Pentru aceasta, la început se formează un arc între electrod şi *placa de fund 9*. După formarea zgurii lichide, arcul se stinge şi avansul electrodului se face în funcţie de capacitatea de topire rezultată prin căldura acumulată de zgură la trecerea curentului (de până la 2000°C). Sârma electrod este alimentată prin *mecanismul 5* cu ajutaj şi role de antrenare.

Sudarea se execută numai vertical şi pe măsură ce rostul se umple, *sistemul de avans 5* şi plăcile *7* se ridică mereu în sus până la terminarea *cordonului 8* pe întreaga lungime de sudare. La terminarea sudării se prevăd *plăcile prelungitoare 10* care apoi se îndepărtează prin tăiere cu gaze.

Semifabricatele cu o grosime de până la 150 mm se pot suda cu o singură sârmă electrod la care se execută şi oscilaţii transversale, iar la grosimi mai mari de 150 mm cu trei şi mai mulţi electrozi, considerând un electrod la 45÷60 mm grosime. Alimentarea cu sârmă electrod se face cu automate speciale care se deplasează pe căi cu şine special amenajate, paralel cu cusătura de sudură.

Sudarea termică

Sudarea în baie de zgură

Viteza de avans se determină în funcţie de viteza de umplere a rostului cu metal lichid, după următorul raţionament:

$$n v_a A_e = v_s A_r \text{, unde:} \tag{5.10}$$

$$v_a = \frac{4\delta h}{\pi d^2 n} v_s \text{,} \tag{5.11}$$

în care: v_a este viteza de avans a sârmei electrod;
v_s – viteza de sudare;
A_e – secţiunea electrodului;
A_r – secţiunea rostului;
n – numărul de electrozi;
h – grosimea piesei;
d – diametrul electrodului;
δ – lăţimea rostului.

Pentru creşterea vitezei de sudare un parametru uşor reglabil este viteza de avans a electrodului, însă datorită pericolului apariţiei de fisuri în sudură, aceasta se limitează la o valoare critică şi prin urmare mai bună este soluţia măririi numărului de electrozi. Obişnuit, se folosesc sârme cu diametrul de 2,5÷4 mm, cu viteze de avans de ordinul 250÷350 m/h, obţinându-se viteze de sudare de 0,8÷1,5 m/h.

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Sudarea în baie de zgură

Se sudează în curent continuu sau alternativ de 42÷48 V şi de 500÷700 A. Cu creşterea tensiunii, creşte lăţimea băii, grosimea zgurii topite putând varia între 30 şi 70 mm.

Sudarea în baie de zgură prezintă următoarele particularităţi:

- *avantaje*: productivitate ridicată, o macrostructură de calitate şi pierderi mici la realizarea unui metru de sudură. Aceste avantaje se obţin datorită realizării sudurii dintr-o singură trecere, indiferent de grosimea metalului de bază şi prin urmare, lipseşte pericolul incluziunilor datorită rândurilor. Se pot depune 300 Kg metal pe oră, faţă de 2 Kg la sudarea manuală şi de 12 Kg la sudarea sub flux. Se simplifică pregătirea marginilor, acestea se pot tăia cu flacără. Se realizează o mare economie de materiale şi manoperă.
- *dezavantaje*: se formează structuri granulare grosolane în cordon şi zona influenţată termic, datorită încălzirii şi răcirii lente. După sudare, se recomandă un tratament termic de recoacere sau normalizare pentru fărâmiţarea structurii în metalul depus.

Faţă de avantaje, metoda de sudare are o mare aplicabilitate în construcţia de maşini grele, la îmbinarea detaliilor anterior fabricate prin forjare, turnare, cum sunt batiuri şi cadre pentru prese de mare putere, maşini unelte grele, arbori cotiţi pentru motoare de nave, rotori şi arbori pentru turbine hidraulice, cazane de înaltă presiune. Grosimea metalului sudat variază între 50 şi 2000 mm.

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Sudarea cu fascicul de electroni

Foloseşte ca sursă termică concentrată un fascicul de electroni puternic acceleraţi care bombardează metalul de bază, când peste 99% din energia cinetică a acestora se transformă în căldură, care poate ridica temperatura zonei bombardate la 5000÷6000°C. Fasciculul de electroni se formează pe baza unei emisii de electroni prin încălzire în vacuum de 10^{-1}÷10^{-5} Pa, de la un *catod 1*, cu ajutorul unui set de *lentile electrostatice şi electromagnetice 4* care focalizează fasciculul pe suprafaţa metalului de sudat, *Figura 5.24*.

Sudarea se realizează prin deplasarea pieselor sub fasciculul fix sau prin deplasarea fasciculului de-a lungul pieselor.

În instalaţiile moderne, focalizarea se face pe o zonă cu un diametru mai mic de 0,001 cm, ceea ce permite să se realizeze o mare concentrare a puterii instalate şi să se realizeze astfel operaţii de sudare, găurire, tăiere sau frezare.

De asemenea, metalul depus are o pătrundere de tip pumnal, *Figura 5.25*, faţă de sudarea obişnuită cu arc electric, mult mai dezvoltată în secţiune transversală.

Puternica concentrare a căldurii prin intermediul fasciculului de electroni, permite să se găurească materiale cum sunt, safirul, rubinul, sticla etc.

De asemenea, lăţimea mică a zonei influenţată termic nu conduce la deformaţii ale construcţiei sudate. Atmosfera de vacuum asigură suduri cu suprafaţă oglindă şi o bună degazare.

Sudarea se aplică cu succes la metalele grele şi aliajele lor, ca wolfram, tantal, niobiu, zirconiu, molibden etc., dar şi aliajelor de aluminiu, titan şi oţelurilor înalt aliate.

Sudarea termică

Sudarea cu fascicul de electroni

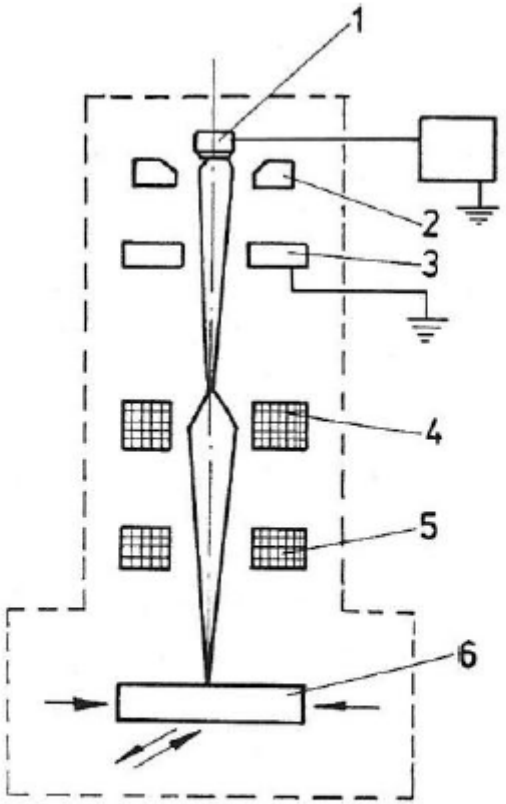


Figura 5.24. Schema instalaţiei de sudare cu fascicul de electroni:
1 – catod; 2 – electrod; 3 – anod; 4 – lentilă electromagnetică; 5 – deflector.

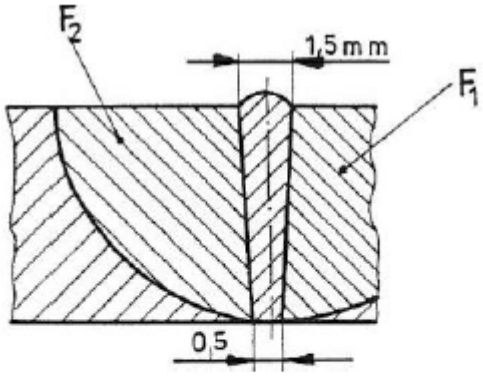


Figura 5.25. Aspectul metalului depus al cusăturii:
F_1 – la sudarea cu fascicul de electroni;
F_2 – la sudarea cu arc electric.

De asemenea, se pot suda metale de naturi diferite, de grosimi diferite şi proprietăţi termofizice diferite. Grosimea minimă a semifabricatului este de 0,02 mm, iar cea maximă nu depăşeşte 100 mm.

Se pot îmbina elemente de mecanică fină, electronică, dar şi de mare gabarit de lungime şi diametru de ordinul metrilor.

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Sudarea prin topire cu gaze

In cadrul acestei metode de sudare, sursa termică o constituie flacăra de gaze, respectiv de ardere a unui agent combustibil într-un agent comburant, *Figura 5.26*.

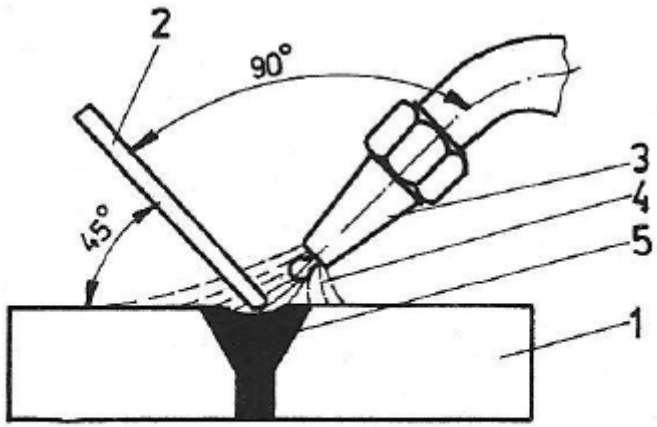


Figura 5.26. Schema sudării cu gaze:
1 – metal de bază; 2 – metal de adaos;
3 – suflai; 4 – flacără; 5 – metal depus.

Prin topirea în *flacăra 4* a *metalului de adaos 2* (sârmă) şi a marginilor *metalului de bază 1*, se depune *sudura 5*.

Ca ***agent carburant*** se foloseşte de regulă oxigenul tehnic, în butelii speciale vopsite în albastru şi cu o presiune la livrare de 150 at (15 MPa) şi pe care cu negru este scris "OXIGEN". Butelia are o capacitate de 40 litri şi la 150 at dispune de 6 m^3 N de oxigen.

Reglarea presiunii oxigenului de la cea din butelie la cea de lucru se face cu ajutorul reductoarelor, care coboară presiunea de la 15 MPa la 0,1 MPa şi au două manometre, unul pentru a indica presiunea din butelie şi al doilea pentru presiunea de regim. Reductoarele sunt vopsite albastru pentru oxigen şi alb pentru acetilenă. Legăturile între butelii şi generatoare cu aparatul de sudură se fac cu ajutorul unor furtunuri cu inserţie, colorate albastru pentru oxigen şi roşu pentru acetilenă.

Drept *agent combustibil* se foloseşte acetilena, dar şi alţi agenţi, cum sunt hidrogenul, vaporii de benzină, cherosenul, gaze de sondă, gaze naturale, multe din substanţele enumerate fiind mai ales folosite pentru tăierea termică, unde temperatura nu trebuie să fie prea ridicată.

Sudarea termică

Sudarea prin topire cu gaze

Cel mai mult se foloseşte acetilena, care asigură o temperatură în flacără de 3200°C şi are o temperatură de ardere destul de scăzută.

Acetilena se obţine în generatoare speciale prin reacţia dintre carbid şi apă:

$$CaC_2 + 2H_2O \Leftrightarrow Ca(OH)_2 \downarrow + C_2H_2 \uparrow + Q. \qquad (5.12)$$

La 1 Kg de carbid se formează circa 250÷300 dm^3 acetilenă. Acetilena prezintă pericol de explozie la o presiune de peste 0,175 MPa, se dizolvă bine în acetonă (într-un volum de acetonă la 0,15 MPa se dizolvă 23 volume de acetilenă).

Generatoarele de acetilenă după presiunea gazului se împart în trei categorii: de joasă presiune, sub 0,05 at; de presiune medie, 0,05÷0,5 at; de înaltă presiune, 0,5÷1,5 at.

După modul de interacţiune apă cu carbid, pot fi cu apă pe carbid, cu carbid în apă sau cu contact temporar. Cea mai utilizată construcţie de generator este cea cu contact temporar, *Figura 5.27*.

La noi în ţară se construiesc generatoare la care contactul temporar se realizează prin dislocarea apei, în care caz clopotul 2 cu caseta 3 sunt fixe şi se autoreglează reacţia apă-carbid prin modificarea nivelelor ∇_1, ∇_2. Cel mai răspândit este generatorul Ga 1250-C, cu un debit orar de 1,25 m^3/h şi o încărcătură de carbid de maximum 4 Kg, este un generator de joasă presiune.

Pe traiectul gazului de la generator la suflai se montează funcţional o serie de filtre şi mai ales supapa hidraulică de siguranţă. O supapă hidraulică de siguranţă de joasă presiune este prezentată în *Figura 5.28*.

Rolul supapei hidraulice este acela de a evita întoarcerea flăcării în generator. Fenomenul de întoarcere a flăcării se produce şi datorită supraîncălzirii suflaiului, înfundării duzei sau găurii centrale a injectorului.

Sudarea termică

Sudarea prin topire cu gaze

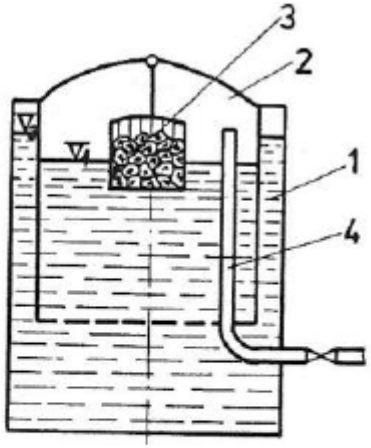


Figura 5.27. Schema unui generator de acetilenă: 1 – rezervorul cu apă; 2 – gazometrul (clopotul); 3 – caseta cu porţia de carbid; 4 – conducta de racord la suflai.

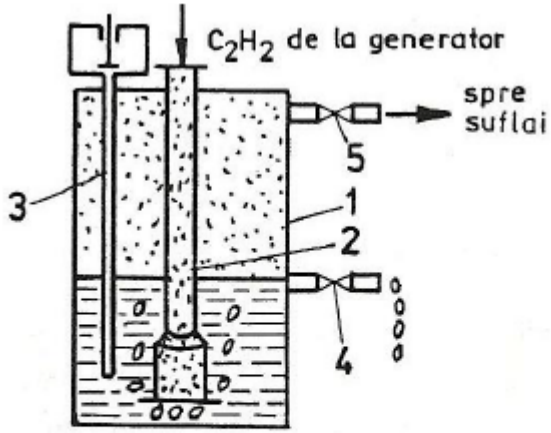


Figura 5.28. Schema unei supape hidraulice: 1 – corpul supapei; 2 – conducta de gaz; 3 – pâlnie pentru apă; 4 – robinet de apă; 5 – robinet de gaz.

Acetilena se poate livra şi în butelii vopsite alb şi pe care scrie cu roşu "ACETILENĂ". Se construiesc la fel ca cele de oxigen, presiunea de livrare a acetilenei nedepăşind 1,5 MPa. În butelie se găseşte o masă poroasă (cărbune activ) şi acetonă, în care se dizolvă acetilena, ceea ce permite stocarea unei cantităţi mai mari de acetilenă, care impregnează porii cărbunelui şi pericolul se diminuează.

Arzătorul sau suflaiul, serveşte la formarea amestecului de oxigen cu acetilenă şi la obţinerea flăcării de sudură. Constructiv, sunt de două tipuri, cu injector şi de tip amestec. Industrial, mai răspândit este suflaiul cu injector, *Figura 5.29*, care poate lucra atât la presiune joasă cât şi la presiune ridicată.

Sudarea termică

Sudarea prin topire cu gaze

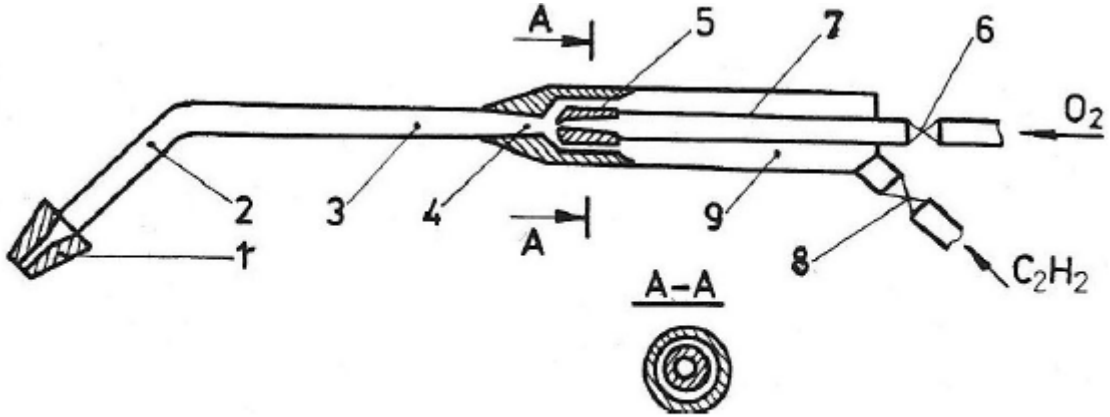


Figura 5.29. Schema suflaiului cu injector:
1 – düză; 2, 3 – cameră de amestec; 4 – cameră destindere oxigen;
5 – injector; 6, 8 – robinete; 7 – conductă; 9 – camera acetilenei.

Acest injector, în trusa de sudură cu gaze dispune de seturi de düze *1* şi camere de amestec *2, 3*, care se aleg după natura metalului de sudat, de regulă *7* seturi (STAS 4137/1-83, STAS 4137/2-80, STAS 4137/3-81).

Flacăra de sudură, *Figura 5.30*, se naşte prin arderea acetilenei în amestec cu oxigenul în diverse proporţii, deosebindu-se:

- *flacăra normală*, dacă raportul $\beta_0 = O_2 / C_2H_2 \approx 1{,}1 \div 1{,}2$ şi se foloseşte pentru sudarea oţelului carbon şi slab aliat;

Sudarea termică

Sudarea prin topire cu gaze

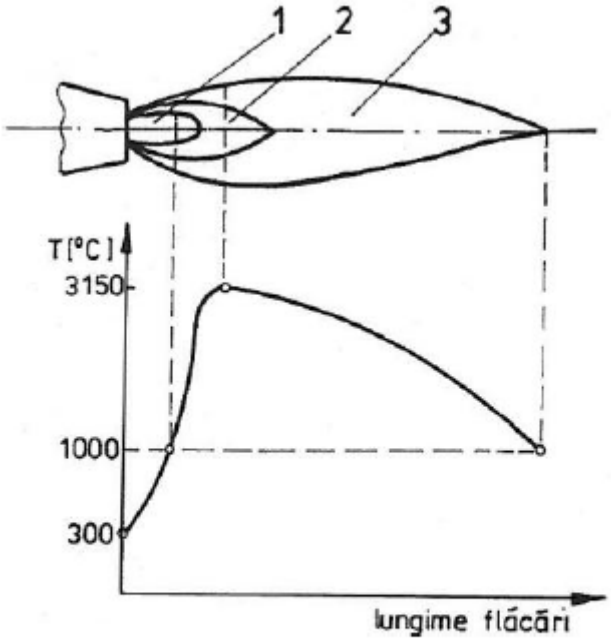


Figura 5.30. Flacăra de sudură:
1 – nucleu; 2 – flacără de sudură;
3 – flacără secundară.

- *flacăra oxidantă*, dacă raportul $\beta_0 > 1$;
- *flacăra carburantă*, când $\beta_0 < 1$ şi se foloseşte la sudarea oţelurilor speciale şi acoperire cu straturi dure.

Aşa cum se observă în *Figura 5.30*, flacăra de sudură are trei *zone*:

- *nucleul 1*, cu amestecul de gaze încălzit la temperatura de aprindere;
- zona *2*, *flacăra primară* de ardere a acetilenei:

$$C_2H_2 + O_2 \Leftrightarrow 2CO + H_2 \qquad (5.13)$$

este zona cu cea mai înaltă temperatură (3150÷3200°C), reducătoare, de culoare albăstruie, este zona cu care se lucrează la sudare;

- zona *3*, *flacăra secundară*, de ardere a acetilenei pe seama oxigenului din atmosferă,

$$2CO + H_2 + \frac{3}{2}O_2 = 2CO_2 + H_2O\,. \qquad (5.14)$$

Sudarea termică

Sudarea prin topire cu gaze

Tehnologia sudării oxi-acetilenice. Realizarea unei îmbinări sudate presupune tehnologic, următoarele operaţii:

- *pregătirea pieselor pentru sudare*. Metalul de bază se curăţă pe marginile de sudat pe o lăţime de 30÷50 mm, se prelucrează şi se prind provizoriu formând rosturi adecvate grosimii materialului şi tipului de îmbinare (SR EN 29692:1994);
- *alegerea metalului de adaos* (sârma de sudură), se face la o compoziţie chimică asemănătoare metalului de bază, iar diametrul d se determină orientativ cu relaţia,

$$d = \frac{S}{2} + 1, \qquad (5.15)$$

în care S este grosimea metalului de bază, în mm;

- *se reglează flacăra* la un β_0, corespunzător ales ($\beta_0 = 1$ pentru cupru, aluminiu, oţel inoxidabil, $\beta_0 = 1,1$ la oţeluri carbon şi slab aliate şi $\beta_0 = 1,2$ la alame);
- *sudarea propriu-zisă*, presupune încălzirea metalului de bază şi topirea celui de adaos, între axa flăcării şi a sârmei de adaos păstrându-se un unghi de 90°, *Figura 5.26*. În ce priveşte manevrarea în procesul de sudare, se cunosc două metode: *sudare la stânga* sau înainte, *Figura 5.31(a)*, şi *sudare la dreapta*, *Figura 5.31(b)*.

În ce priveşte unghiul α, la începutul sudării pentru încălzirea metalului de bază are o valoare mai mare, după care trece la valoarea prescrisă şi spre sfârşitul sudării se micşorează pentru a evita arderea materialului. Unghiul α optim pentru sudare se dă în *Figura 5.32*.

La sudarea la stânga sau înainte sârma de adaos se mişcă înaintea arzătorului, atât sârma cât şi arzătorul executând şi mişcări transversale. Se aplică de regulă la table subţiri (sub 5 mm) şi la îmbinări de poziţie. La deplasarea suflaiului, baia metalică iese de sub acţiunea flăcării şi se răceşte rapid în contact cu atmosfera, evitându-se astfel perforările. Sudura rezultă aspectuoasă, dar nedegazată şi deci de calitate scăzută.

La sudarea înapoi sau la dreapta, în deplasare de-a lungul cusăturii, suflaiul precede sârma şi este de regulă condus rectiliniu, numai sârma de adaos execută oscilaţii transversale. Flacăra bate asupra băii metalice, răcirea este mai lentă, cusătura este mai bine degazată şi se aplică în general la table mai groase de 5 mm.

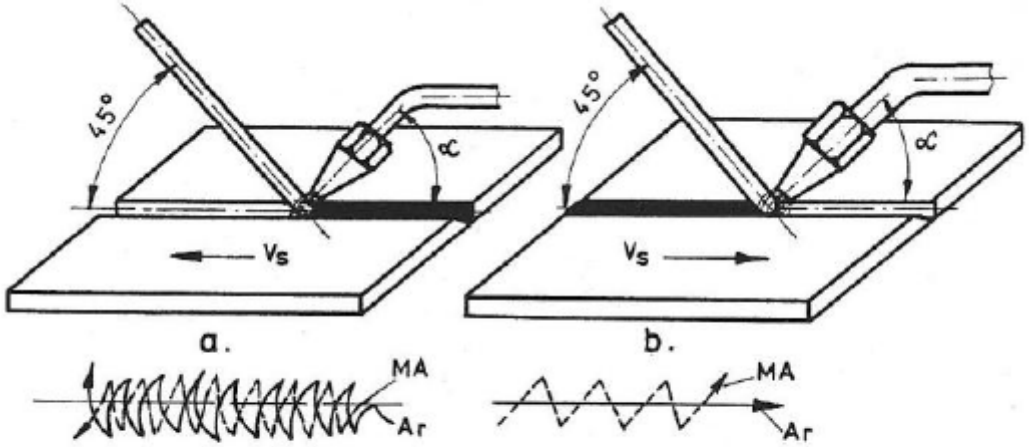


Figura 5.31. Scheme ale metodelor de sudare cu flacără:
a – înainte; b – înapoi; MA – metal de adaos; Ar – arzător.

• *lucrări de completare a sudurii*, presupun curăţirea pieselor de stropi şi de zgură, controlul tehnic de calitate şi după caz, tratamente termice, prelucrări de supraînălţări, vopsiri etc.

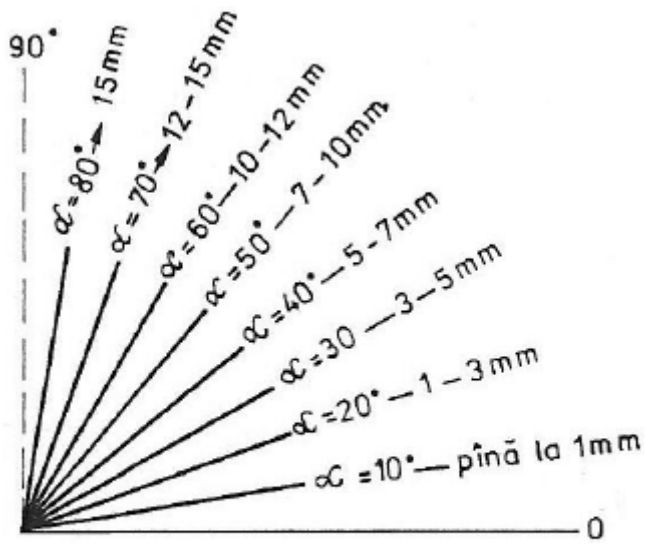


Figura 5.32. Unghiul α în funcţie de grosimea pieselor de sudat.

Sudarea oxi-acetilenică şi oxi-gaz, în general, se poate caracteriza prin următoarele ***particularităţi***:

▪ *avantaje* – este o sursă concentrată de căldură uşor controlabilă, permite sudarea de materiale cu grosimi mici (0,5÷1,5 mm), suplinind sudarea cu arc, mai greu şi chiar imposibil de utilizat; metoda este eficace în lucrări de reparaţii, iar deservirea locului de muncă mult mai uşoară;

▪ *dezavantaje* – productivitate mică, cost ridicat şi calitate slabă la sudarea de piese groase, nu se pot face alieri în cusătură, sudarea în mai multe straturi se face greu şi nu de calitate.

Sudarea termică

Sudarea prin topire cu gaze

Faţă de avantaje, metoda se foloseşte atât la îmbinări, cât şi în reparaţii şi montaj.

La sudarea fontelor se folosesc vergele turnate de fontă, iar la acoperiri sau încărcări vergele turnate din aliaje dure.

La sudarea neferoaselor şi unor aliaje speciale se folosesc fluxuri (pentru cupru şi aliajele sale boraxul – $Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$, pentru aluminiu fluoruri şi cloruri de Li, Na, K, Ca).

Ca aplicaţii, sudarea cu gaze în primul rând se utilizează la sudarea tablelor subţiri, a unor metale uşor fuzibile, pentru reparaţii şi remanierea unor defecte a pieselor turnate din fontă şi bronzuri.

Sudarea termică

Sudarea prin topire cu termit

Este un caz particular, care drept sursă termică foloseşte căldura dezvoltată prin arderea unui termit, de regulă din aluminiu sau magneziu. Pentru aceasta, în jurul îmbinării se execută o formă ad-hoc, din nisip cuarţos (94%) şi un liant superior (bentonită – 7%), care se usucă şi supraîncălzeşte, în care se toarnă termitul, *Figura 5.33*.

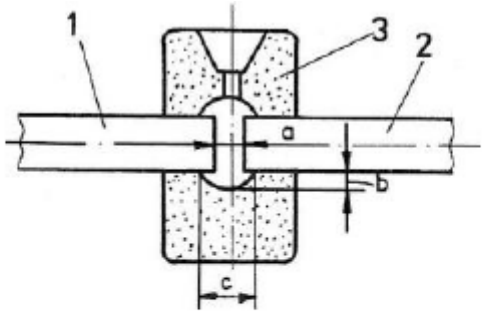


Figura 5.33. Schema sudării prin topire cu termit: 1, 2 – metal de sudat; 3 – formă de nisip; a=0,75A; b=a; $c=0{,}3A^{1/2}+2A$, unde A este secţiunea transversală a pieselor 1 şi 2.

Prin contactul cu marginile pieselor de îmbinat, acestea se topesc pe o anumită profunzime şi formează un aliaj cu termitul, realizându-se astfel după răcire şi solidificare îmbinarea nedemontabilă. Metoda poate lucra şi prin presiune, când termitul realizează numai încălzirea marginilor de îmbinat, sudarea făcându-se cu aportul unei forţe exterioare.

Procedeul se aplică la sudarea şinelor de cale ferată şi de tramvai, dar este limitat de costul ridicat al termitului şi mai ales de perfecţionarea sudării electrice prin rezistenţă, care o înlocuieşte.

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Tăierea termică a metalelor

Tăierea termică a metalelor şi a materialelor în general, se bazează pe o sursă termică concentrată aplicată pe urma de tăiere, prin care metalul urmei este topit şi îndepărtat sau chiar ars. Dintre procedee se desprind: tăierea oxi-gaz; tăierea cu oxigen şi flux; tăierea arc-aer; tăierea cu plasmă.

Tăierea oxi-gaz, se realizează prin arderea metalului în jet de oxigen şi îndepărtarea produselor de ardere (oxizi).

Totodată, prin arderea fierului în oxigen, reacţia este exotermă:

$$3Fe + 2O_2 = Fe_3O_4 + Q\,, \qquad (5.16)$$

ceea ce favorizează întreţinerea operaţiei de tăiere.

Pentru tăiere, la început metalul se supraîncălzeşte până la temperatura de ardere în oxigen (la oţel până la 1000÷1200°C). Pentru aceasta aparatul de tăiere are un cap special care este funcţional reprezentat schematic în *Figura 5.34*. Astfel, *metalul 3* este încălzit mai întâi la *flacăra inelară* (oxi-acetilenică) *2*, după care tăierea se face prin insuflarea cu ajutorul *jetului de oxigen* (axial) *1*. La căldura flăcării se adaugă şi excedentul termic Q din reacţia (5.16).

Pentru asigurarea tăierii optime a unui metal, prin această metodă, trebuie să fie îndeplinite următoarele condiţii:

- temperatura de topire a metalului trebuie să fie mai mare decât cea de ardere în oxigen;
- reacţia de ardere să fie exotermă pentru a asigura continuitatea şi întreţinerea operaţiei de tăiere;
- conductivitatea termică a metalului să fie cât mai scăzută;
- oxizii formaţi să fie lichizi cu o vâscozitate mică, pentru a fi uşor de îndepărtat cu ajutorul jetului de oxigen.

PRELUCRAREA MATERIALELOR METALICE PRIN SUDARE

Sudarea termică

Tăierea termică a metalelor

Practic, la condiţiile de mai sus, răspund puţine materiale metalice. Cel mai bine se supun tăierii fierul, oţelurile cu puţin carbon şi oţelurile slab aliate.

Tăierea oxi-acetilenică se utilizează în următoarele scopuri:

- la separarea materialului, când tăierea se face pe întreaga secţiune transversală şi suflaiul este perpendicular pe suprafaţa de tăiere. Pe această cale se execută croirea tablelor din oţel, se taie materiale profilate, gusee, discuri, flanşe etc.;
- la tăiere superficială, când jetul de oxigen face un unghi foarte mic cu suprafaţa de tăiere şi îndepărtează un strat de material de mică profunzime. Metoda serveşte mai ales pentru eliminarea unor defecte de suprafaţă;
- tăierea cu lance de oxigen. Lancea se execută din ţeavă cu pereţi subţiri de care este ataşată o bară-pârghie cu ajutorul căreia se conduce lancea la locul de tăiere. Tăierea începe cu preîncălzirea capătului cu ajutorul unui arzător cu gaz sau chiar cu arc electric, după care se insuflă oxigen şi reacţia de ardere este atât de intensivă încât nu mai este nevoie de preîncălzire pentru continuarea tăierii. Lancea taie şi se introduce mereu în spaţiul degajat, metoda fiind astfel eficace pentru secţiuni mari de metal. Se pot astfel da găuri în material, se taie maselotele groase, se dau găuri în beton, se perforează gurile de scurgere-evacuare de la cuptoarele metalurgice.

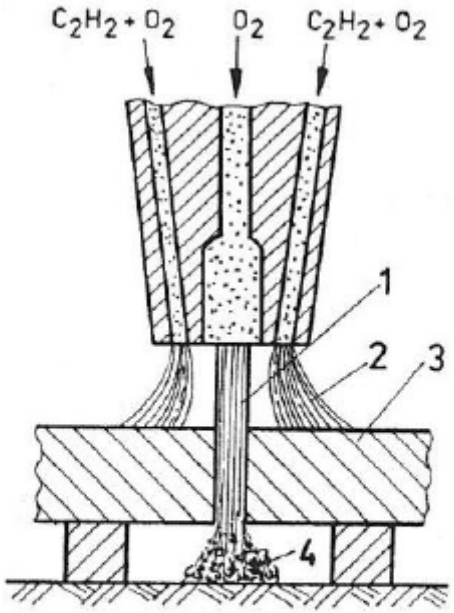


Figura 5.34. Schema tăierii oxi-gaz: 1 – jet de oxigen; 2 – flacără oxi-gaz; 3 – metal de tăiat; 4 – produsele tăierii.

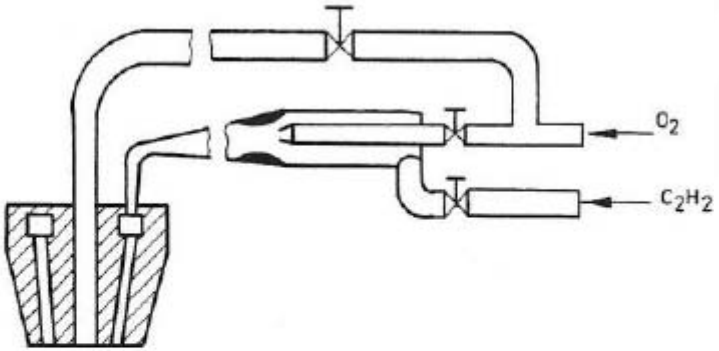


Figura 5.35. Schema suflaiului special de tăiere oxi-acetilenică.

Tăierea oxi-gaz poate fi executată manual sau cu maşini.

Pentru tăiere manuală se folosesc suflaiuri speciale, care pe lângă cele două ventile pentru flacără mai are şi un al treilea care introduce axial prin capul de tăiere jetul de oxigen, *Figura 5.35*.

Sudarea termică

Tăierea termică a metalelor

Tăierea manuală, datorită deplasării neuniforme a aparatului (suflaiului) şi vibrării jetului de oxigen, nu asigură margini de calitate, motiv pentru care, după tăiere se aplică prelucrări mecanice.

Tăieri de calitate se execută cu ajutorul maşinilor, care asigură o constanţă a regimului de tăiere (deplasare cu viteză constantă, perfecta perpendicularitate pe suprafaţa de tăiere şi o distanţă fixă între material şi capul de tăiere).

Maşinile pot lucra cu unul sau mai multe capete de tăiere care pot fi conduse rectiliniu, curbiliniu sau după şablon prin copiere.

În mod obişnuit, se taie materiale metalice cu grosimi de 5÷300 mm, la grosimi mai mari folosindu-se capete speciale de tăiere.

Tăierea cu oxigen şi flux. În acest caz, pe urma de tăiere se trimite un jet de oxigen în care se introduce şi un flux pe bază de fier. Prin ardere, fluxul degajă o cantitate suplimentară de căldură care ajută arderea metalului şi în acelaşi timp particule de flux ciocnesc şi îndepărtează oxizii formaţi.

Această metodă este eficace pentru tăierea oţelurilor cu mult crom şi crom-nichel, a fontelor şi aliajelor cuprului.

Instalaţia de tăiere necesită pe lângă cele necesare conform *Figurii 5.35* şi aparatură pentru flux (buncăr sau alimentator cu flux şi suflaiuri cu posibilitate de introducere a fluxului). Se obţin margini de tăiere netede şi curate.

În *Tabelele 5.5* şi 5.6 se dau parametrii tăierii oxi-flacără şi respectiv oxi-flacără şi flux.

Sudarea termică

Tăierea termică a metalelor

Tabelul 5.5. Parametrii procesului tăierii oxi-flacără a oțelurilor.

Grosime material, [mm]	Diametru arzător, [mm]	Debit		Presiune jet O_2, [daN/cm^2]	Viteza de tăiere, [m/h]	
		C_2H_2 [l/h]	O_2 [l/h]		mecanic	manual
5	10/10	275	1	2	30	25
10	10/10	275	1	3	23	18
20	15/10	420	1	2,5	17	12
50	20/10	650	1,5	2,5	12	7
100	25/10	1000	1,5	3,5	10	5
500	40/10	4000	2,5	8	6	-

Tabelul 5.6. Parametrii procesului tăierii oxi-flacără și flux.

Aliaj	Grosime material, [mm]	Presiune oxigen tăiere [daN/cm^2]	Consum oxigen tăiere [m^3/h]	Consum gaze arzător încălzire		Consum flux [kg/h]	Consum aer [kg/h]	Viteza de tăiere [mm/min]
				O_2 [m^3/h]	C_2H_2 [m^3/h]			
Oțel Cr și Cr-Ni	10÷40	0,7÷0,9	8÷11	0,45÷0,6	0,45÷0,6	8÷10	0,4÷0,6	140÷80
	40÷80	0,9÷1,1	11÷13	0,6÷0,8	0,45÷0,8	10÷12	0,6÷0,8	80÷40
	80÷150	1,1÷1,5	13÷16	0,8÷1,0	0,8÷1,0	12÷16	0,8÷1,2	40÷30
Fontă	25	5,4	6,9	0,7	0,85	7,9	0,36	200
	50	6,5	11,0	0,99	0,85	7,9	0,36	150
	100	7,5	18,0	1,03	0,85	8,8	0,40	120
	150	9,0	26,0	1,20	0,85	9,3	0,50	70
	200	10,5	35,0	1,54	1,0	11,5	0,60	45

Se pot utiliza şi fluxuri necombustibile (de regulă nisipuri spălate cu granulaţie medie de 0,3 mm şi un debit de 20000÷30000 grăunţi /secundă), care refulează permanent produsele tăierii.

Tăierea arc-aer. Se bazează pe topirea în arc a metalului şi îndepărtarea topiturii cu un jet de aer comprimat, care se trimite paralel cu arcul sau prin inima goală a unui electrod special. Domeniul de aplicare îl constituie, de regulă, prelucrările superficiale, cum ar fi: realizarea unor caneluri de diferite adâncimi; eliminarea unor defecte superficiale, a unor detalii cu defect etc. Portelectrodul trebuie prevăzut în acest caz şi cu racordul la sursa de aer comprimat sau oxigen. De regulă, se foloseşte curentul continuu cu polaritate directă. Se pot tăia grosimi sub 20 mm la folosirea electrozilor metalici şi sub 100 mm la folosirea celor de cărbune.

Electrozii metalici sunt cu înveliş gros, care concentrează căldura, cu vergea de 4÷6 mm diametru, când intensitatea curentului electric este cuprinsă între 300 şi 350 A, la tablele de 10 mm grosime realizându-se o viteză de 200 mm/min. Pentru tăierea aluminiului şi cuprului se folosesc electrozi tubulari cu insuflare de gaze inerte, în polaritate inversă.

Tăierea cu jet de plasmă. Jetul de plasmă, Figura 5.22, oferă o mare concentrare de căldură, ceea ce îl face utilizabil la tăierea oţelurilor înalt aliate, a metalelor neferoase şi chiar a materialelor nemetalice.

Drept gaz plasmagen se foloseşte argonul, azotul, hidrogenul, heliul şi amoniacul. De cele mai multe ori se folosesc amestecuri de gaze (la oţel înalt aliat argon cu azot, la cupru şi aliajele sale argon cu hidrogen şi azot, iar pentru aluminiu şi aliajele sale argon şi hidrogen).

La o putere de până la 150 KW, capul de tăiere cu plasmă taie oţeluri cu grosimi până la 120 mm, aluminiu până la 80 mm. Calitatea tăieturii cu jet de plasmă este asemănătoare celei de la tăierea oxi-flacără, cu deosebirea că zona influenţată termic este mult mai mică (1÷1,5 mm), iar viteza de tăiere mult mai mare.

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

SUDAREA PRIN PRESIUNE

SUDAREA PRIN PRESIUNE

- Sudarea prin presiune cap la cap
- Sudarea prin puncte
- Sudarea în linie
- Sudarea cu energie acumulată în condensator
- Sudarea prin presiune la rece
- Sudarea prin frecare
- Sudarea cu ultrasunete
- Sudarea prin explozie
- Sudarea prin difuziune
- Metode de încărcare a suprafeţelor
- Placarea metalelor

SUDAREA PRIN PRESIUNE

Este metoda de îmbinare nedemontabilă, prin care materialele cu sau fără încălzirea zonelor de îmbinare, sunt în final supuse unor forţe exterioare de presare care exercită o deformare plastică a metalului în îmbinare.

Încălzirea până la temperatura de presare se face de regulă prin efect Joule-Lenz:

$$Q = qI^2Rt\,, \tag{5.17}$$

în care: Q este cantitatea de căldură dezvoltată prin trecerea curentului, în J;
R – rezistenţa totală a circuitului, în Ω;
I – intensitatea curentului, în A;
t – timpul de trecere a curentului, în s;
q – echivalentul caloric al energiei.

Rezistenţa electrică totală a circuitului se determină cu relaţia:

$$R = R_s + R_c + R_e\,, \tag{5.18}$$

în care: R_s este rezistenţa semifabricatului pe lungimea de prindere l, *Figura 5.36;*
R_e – rezistenţa de contact electrod-metal de sudat;
R_c – rezistenţa contactului (oxizi etc.) între materiale.

SUDAREA PRIN PRESIUNE

În relaţia (5.18) cea mai mare componentă este R_c, datorită contactului imperfect, a asperităţilor sau a oxizilor şi prin urmare, secţiunea efectivă de trecere a curentului se micşorează.

După tipul îmbinării, se deosebesc trei procedee mai importante şi anume:

- sudarea cap la cap;
- sudarea prin suprapunere în puncte;
- sudarea prin suprapunere în linie.

Utilajele sudării prin contact şi presiune sunt şi ele specifice pentru sudare cap la cap, în puncte şi linie.

O maşină se compune din trei părţi de bază: sursa de curent (transformatorul); tabloul de distribuţie al curentului şi mecanismul de presare (mecanic, hidraulic etc.).

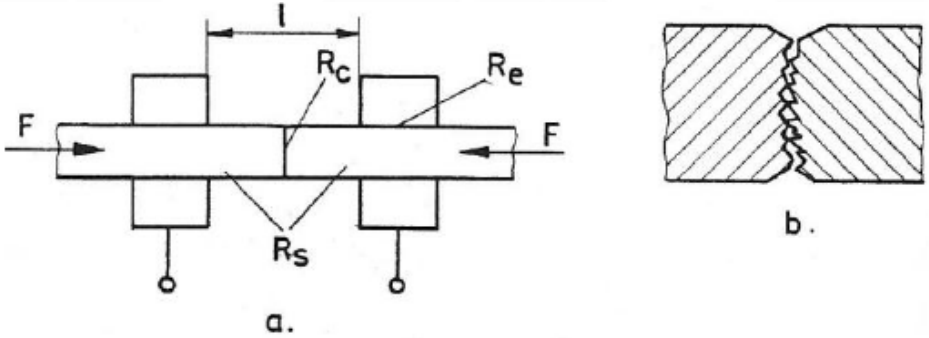


Figura 5.36. Schema sudurii de contact:
a – schema legăturilor şi funcţională;
b – aspectul contactului fizic.

SUDAREA PRIN PRESIUNE

Coeficientul transformării curentului K se determină cu relaţia:

$$K = \frac{n_1}{n_2} = \frac{U_1}{U_2}, \qquad (5.19)$$

în care: n_1, n_2 este numărul de spire în primarul, respectiv secundarul transformatorului;

U_1, U_2 – tensiunile corespunzătoare în primarul, respectiv secundarul transformatorului.

Se deduce că:

$$U_2 = U_1 \frac{n_2}{n_1}. \qquad (5.20)$$

La maşinile de sudat prin presiune, $n_2 = 1$, iar U_1 este o tensiune constantă şi prin urmare, variaţia regimului de lucru al maşinii se face prin variaţia lui n_1.

Întrerupătoarele mecanice şi electromagnetice se folosesc pentru puteri mici, pentru puteri mari folosindu-se dispozitive electronice.

Pentru presare, maşinile utilizează fie dispozitive şi mecanisme acţionate mecanic, fie electromagnetic, fie pneumatic sau hidraulic.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin presiune cap la cap

In acest caz, sudarea se face pe întreaga secţiune a materialelor de îmbinat, *Figura 5.37*. Semifabricatele se prind în bacurile electrod *2* (fix) şi *3* (mobil), conectate la transformatorul de alimentare. Prin închiderea circuitului piesele se încălzesc pe porţiunea *2L* şi la momentul oportun, când se atinge temperatura de forjare, se exercită forţa *P*. Ca urmare, realizarea unei îmbinări necesită o anumită succesiune operaţională logică, cuprinsă în aşa numita cadenţă de sudare, *Figura 5.38*.

Înainte de sudare, capetele de îmbinat se curăţă bine de oxizi şi se pregătesc suprafeţele pentru un contact cât mai complet prin prelucrare mecanică.

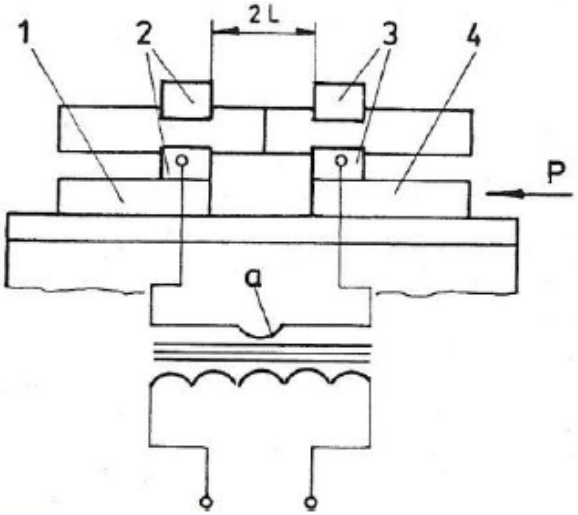


Figura 5.37. Schema sudării cap la cap prin presiune:
1 – sanie fixă; 2, 3 – bacuri electrod;
4 – sanie mobilă.

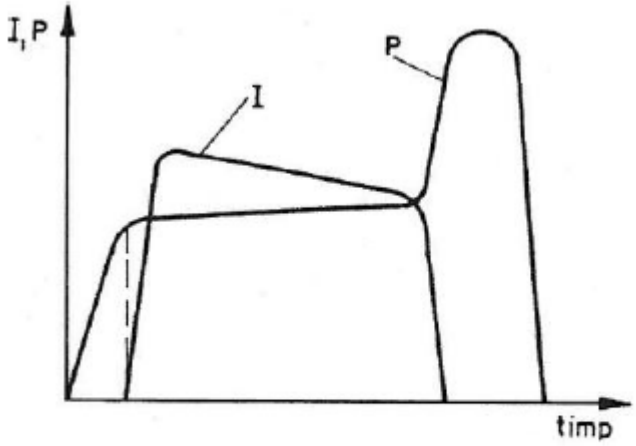


Figura 5.38. Ciclograma sudării prin presiune cu încălzire electrică.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin presiune cap la cap

Parametrii regimului de sudare cuprind:

- densitatea de curent, în A/mm^2;
- forţa specifică de presare, în daN/mm^2;
- timpul de trecere a curentului, în h.

De asemenea, se realizează lungimea de prindere *L*, corelată cu timpul de trecere a curentului, pentru a se asigura în timp cât mai scurt încălzirea la temperatura de forjare.

Prin această metodă se pot realiza diverse tipuri de îmbinări, *Figura 5.39*.

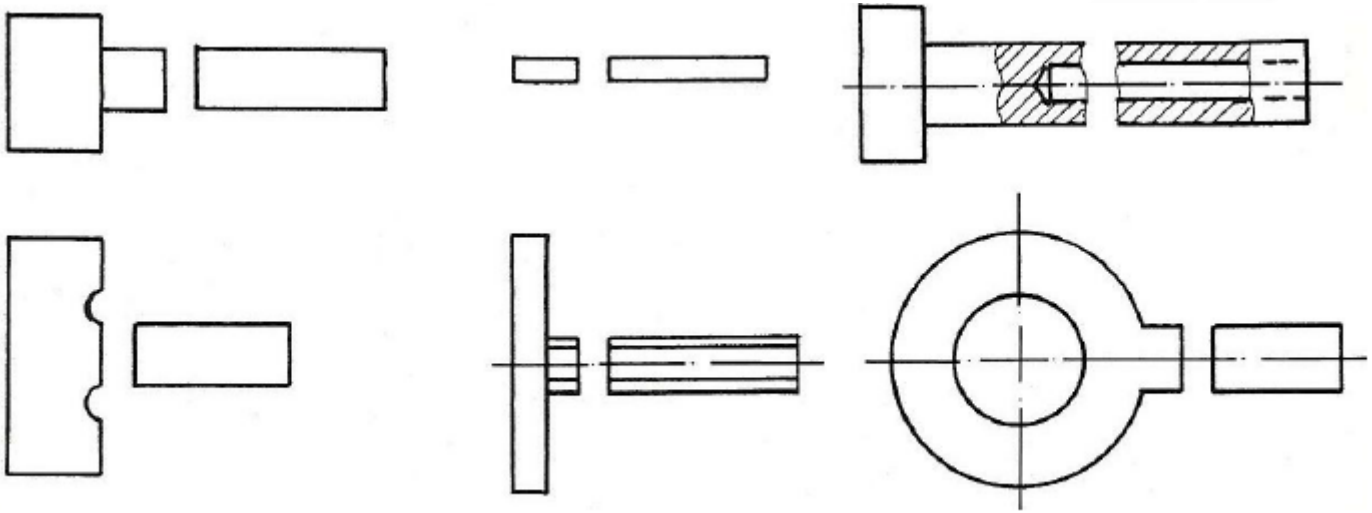


Figura 5.39. Diverse tipuri de îmbinări prin presiune de contact.

Totuşi, reuşita îmbinării este asigurată până la secţiuni de 100 mm^2, peste această secţiune, încălzirea devine neuniformă.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin presiune cap la cap

Pe de altă parte, forma geometrică a secţiunii de îmbinare trebuie să fie simplă (pătrat, cerc, dreptunghi cu raport apropiat de valoarea 1 a laturilor).

Se pot suda pe această cale oţeluri cu puţin carbon, oţeluri slab aliate de construcţie, aliaje de aluminiu şi cupru.

Alte variante se referă la sudarea prin presiune cap la cap cu topirea continuă sau intermitentă a marginilor (capetelor) de îmbinat.

Sudarea cu topire este reprezentată ciclic în *Figura 5.40*.

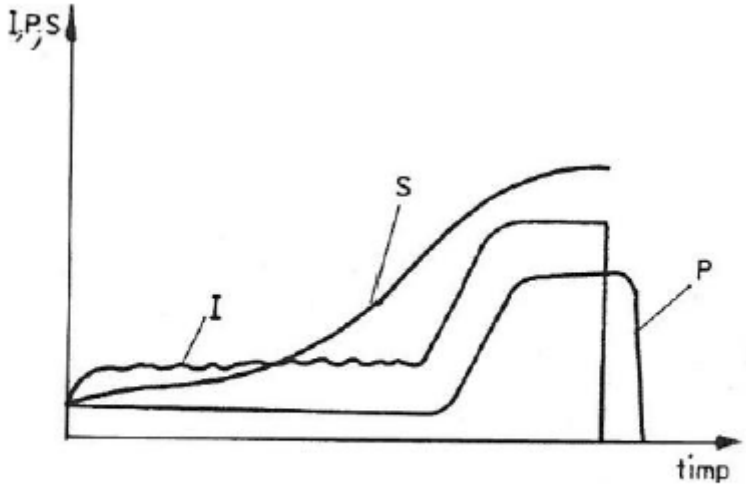


Figura 5.40. Ciclograma sudării prin presiune cu topire: S – deplasarea săniei mobile; P – forţa de presare; I – intensitatea curentului.

La începutul sudării între capetele pieselor se lasă un joc în care are loc descărcarea electrică, după care începe deplasarea piesei mobile care alimentează noi zone de topire sau care menţine constant jocul de descărcare. Când întreaga suprafaţă transversală a pieselor este topită se exercită forţa de presare, metalul lichid fiind dislocat, eliminând astfel şi oxizii. Prin solidificare se realizează îmbinarea.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin presiune cap la cap

A doua variantă se referă la succesiunea unor scurtcircuite prin apropierea şi îndepărtarea capetelor de sudat care, la fel, topesc suprafaţa de sudat şi la momentul oportun se exercită forţa de presare, realizându-se îmbinarea corespunzătoare.

Se pot astfel suda faţă de sudarea prin contact electrorezistivă şi oţeluri rapide, cu mai mult carbon, cupru, aluminiu etc.

În general, sudarea prin presiune de contact, cap la cap, se aplică pentru elemente tubulare în construcţii, roţi şi inele, scule, şine, armături fier beton.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

Sudarea electrică prin presiune în puncte este procedeul la care sudarea se produce între suprafeţele în contact a două sau mai multe piese suprapuse, strânse între electrozi. Sudarea în puncte, *Figura 5.41(a)*, se realizează în principiu la trecerea unui curent electric de intensitate mare printr-un contact, încălzirea acestuia la temperaturi peste temperatura de topire a metalului piesei, presarea şi răcirea sub presiune.

La formarea unui punct de sudură interacţionează trei procese: electric, metalurgic şi mecanic.

Procesul electric. Curentul de sudare I_s străbate piesele de sudat, concentrându-se în coloana cuprinsă între vârfurile electrozilor. În zona de contact a celor două piese, circuitul prezintă o rezistenţă de contact $R_{p_1p_2}$. Această rezistenţă este mult mai mare decât restul rezistenţelor circuitului din cauza existenţei unor impurităţi şi a peliculelor izolante pe suprafeţele pieselor şi datorită contactului imperfect (între vârfurile microneregularităţilor).

Rezistenţele pieselor R_{p_1} şi R_{p_2} depind de materialul metalic care se sudează. Rezistenţele $R_{e_1p_1}$ şi $R_{e_2p_2}$ sunt de nedorit şi efectul lor se diminuează prin utilizarea unor electrozi buni conducători de electricitate, cu plasticitate mare şi prin curăţirea suprafeţelor pieselor. Rezistenţele de contact se pot micşora dacă se măreşte forţa de apăsare, dar această soluţie nu poate fi pe deplin utilizată, deoarece se diminuează şi rezistenţa de contact dintre piese, ceea ce face să nu se mai asigure căldura necesară sudării, iar electrozii să imprime amprente pronunţate pe piese.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

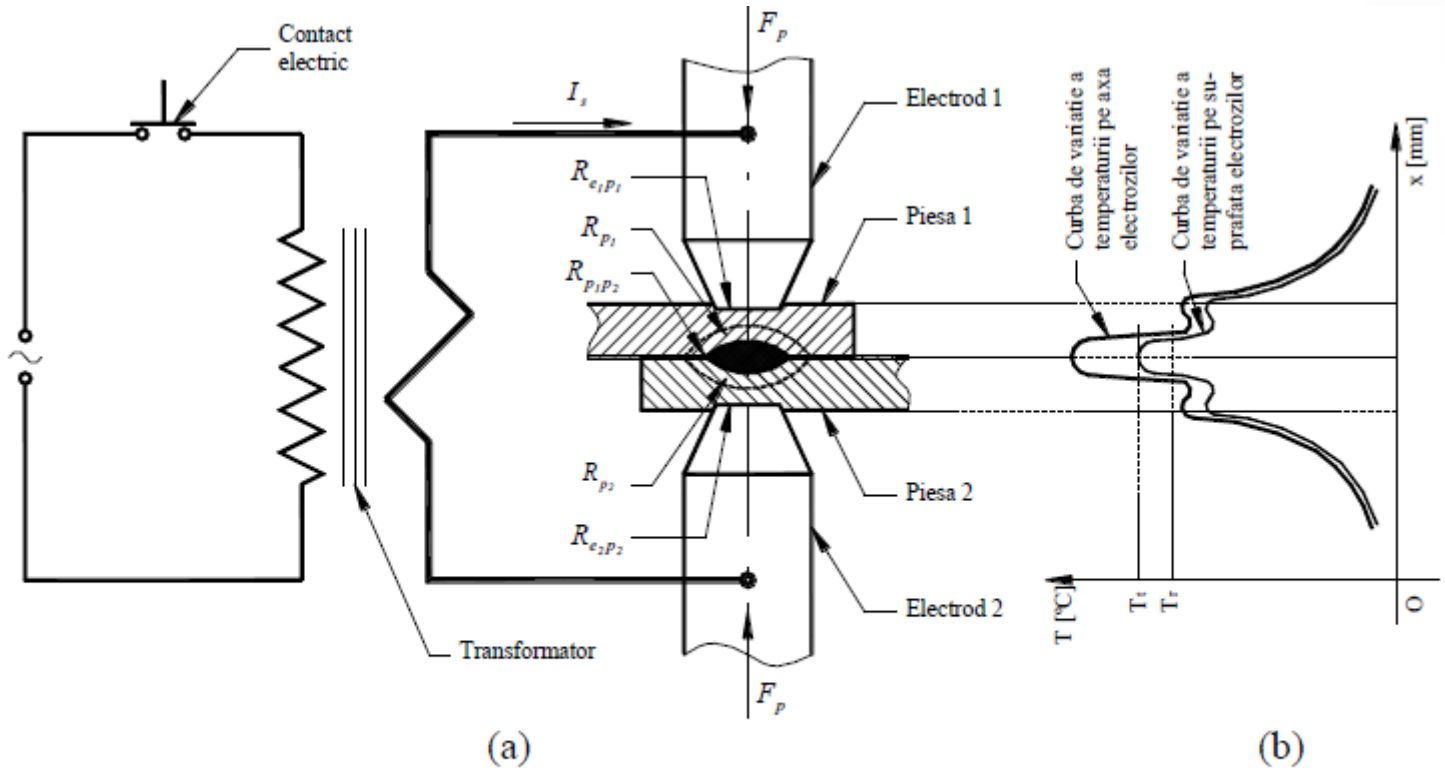


Figura 5.41. Schema de principiu a procedeului de sudare prin presiune în puncte:
(a) – formarea punctului de sudură;
(b) – câmpul termic pe coloana cuprinsă între vârfurile electrozilor.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

Efectul termic al curentului electric (Joule-Lenz) fiind direct proporţional cu rezistenţa, rezultă că rezistenţele de contact pot deveni sediul unor surse termice puternice, capabile să încălzească până la topire metalul pieselor. Astfel:

$$Q = RI_s^2 t_s \quad [\mathrm{j}] \tag{5.21}$$

în care: R este rezistenţa totală a circuitului între electrozi, în Ω;

I_s – intensitatea curentului de sudare, în A;

t_s – timpul de trecere a curentului de sudare, în s.

Rezistenţa totală, R, se determină cu relaţia:

$$R = R_{e_1p_1} + R_{p_1} + R_{p_1p_2} + R_{p_2} + R_{e_2p_2} \quad [\Omega] \tag{5.22}$$

Rezistenţa $R_{p_1p_2}$ având cea mai mare pondere din R, rezultă că la contactul dintre piese se realizează temperaturi care depăşesc temperatura de topire T_t a metalului. Câmpul termic pe coloana de metal cuprinsă între vârfurile electrozilor este prezentat în *Figura 5.41(b)*.

Procesul metalurgic. După un timp de trecere a curentului, în zona de contact, unde temperatura a crescut mai repede, se ajunge la starea de topire a metalului, formându-se un nucleu de metal topit aparţinând ambelor piese de sudat. Pe măsura încălzirii, rezistenţa de contact se micşorează, în schimb se măreşte rezistivitatea pieselor odată cu temperatura. Astfel, nucleul va creşte în dimensiuni la încălzirea în continuare, prin trecerea curentului de sudare. După un anumit timp curentul se întrerupe (altfel punctul topit creşte până la străpungere), urmând răcirea sub presiune a metalului topit (cristalizarea) obţinându-se punctul de sudură sub *formă lenticulară* în planul de separaţie a pieselor.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

Procesul mecanic. Acest proces este reprezentat prin acţiunea forţei de presare în timpul operaţiei de sudare. În decursul unui ciclu de sudare, există următoarele faze consecutive de acţionare a forţei de presare:

- prestrângerea pieselor între electrozi;
- strângerea pieselor în vederea sudării;
- menţinerea forţei în timpul sudării propriu-zise;
- forjarea (tratamentul sudurii).

Mai multe puncte de sudură aşezate după o traiectorie formează o *cusătură în puncte*.

La producţia de serie şi masă, stabilirea parametrilor tehnologici optimi determină eficienţa procedeului (productivitate maximă în condiţiile unui consum energetic minim) şi concură la obţinerea calităţii prescrise a sudurii.

Principalele categorii de parametri tehnologici la sudarea în puncte sunt: parametrii semifabricatului; parametrii constructivi ai electrodului; parametrii dimensionali ai punctului de sudură; parametrii constructivi ai structurii sudate; parametrii regimului de sudare; parametrii calitativi şi parametrii eficienţei economice.

Parametrii semifabricatului se preiau din desenul de execuţie a structurii sudate. Aceşti parametri sunt:

- *materialul structurii*. La sudarea în puncte se utilizează oţeluri carbon, oţeluri slab şi mediu aliate, oţeluri inoxidabile, metale şi aliaje neferoase;
- *starea suprafeţei*. Rezistenţele de contact sunt direct proporţionale cu rugozitatea. Dacă pentru $R_{p_1p_2}$ rugozitatea mare reprezintă un avantaj, pentru rezistenţele R_{ep} aceasta reprezintă un dezavantaj. În general, rugozitatea optimă este cea medie;

- *grosimea semifabricatului,* s_p [mm].

De regulă se sudează piese cu aceeaşi grosime, din acelaşi material. Dacă piesele diferă între ele prin material sau dimensiuni rezultă un proces termic nesimetric la sudare care conduce la asimetria punctului (pătrunderea este mai mare în tabla mai groasă sau mai puţin conducătoare). Prin aplicarea unei tehnologii optime, efectul de asimetrie poate fi compensat utilizând electrozi de secţiuni diferite (electrod mai subţire la piesa mai groasă sau la cea cu conductivitate electrică mai slabă). Acelaşi efect se obţine prin intercalarea între electrod şi piesa subţire sau cea cu conductivitate electrică bună a unei folii cu conductivitate mai mică.

Parametrii constructivi ai electrodului. Circuitul de sudare trebuie să asigure curenţi de foarte mare intensitate sub o tensiune redusă. Prin intermediul elementelor circuitului de sudare se realizează şi aplicarea forţelor de presare necesare pentru sudare şi pentru menţinerea în poziţie a pieselor care urmează a fi sudate. În consecinţă, dimensionarea acestui circuit se face pe considerente electrice, mecanice şi termice.

Electrozii sunt elemente ale circuitului de sudare, în contact direct cu piesele de sudat. În afară de transmiterea curentului şi a forţei de presare necesare la sudare, prin electrozi se transmite în sens invers, de la piese, o parte a căldurii degajate în piese.

Principalii parametri constructivi ai electrodului, *Figura 5.42*, sunt:

- *materialul electrodului.* În general, electrozii trebuie să satisfacă următoarele condiţii:

  – materialul utilizat să aibă conductivitate electrică ridicată;
  – suprafaţa de contact cu piesele de sudat să prezinte asemenea formă şi dimensiuni încât să asigure o transmitere bună a curentului şi forţei;

– să reziste la încălziri şi răciri repetate (stabilitate termică;
– să prezinte rezistenţă ridicată la uzură şi oxidare;
– să asigure o transmitere eficientă a căldurii prin intermediul unui material cu conductivitate termică ridicată şi a unui sistem de răcire adecvat;
– să fie uşor de montat şi întreţinut;
– să prezinte o rigiditate suficientă.

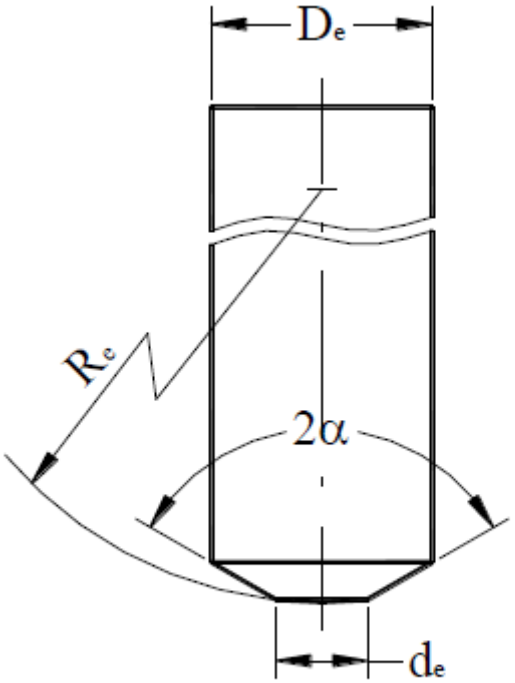


Figura 5.42. Parametrii constructivi ai electrodului.

Proprietăţile care caracterizează în mod curent materialele utilizate la executarea electrozilor sunt duritatea şi conductivitatea electrică relativă raportată la cea a cuprului electrolitic. Astfel, ca materiale se folosesc: cuprul (44 HB, 100) care se utilizează în lipsa altor materiale mai bune sau aliajele Cu-Cr (120 HB, 80), Cu-Cd (114 HB, 90) etc;

- *diametrul la vârf al electrodului,* d_e [mm] se determină în funcţie de materialul şi de grosimea s_p [mm] ale semifabricatului cu relaţii empirice. De exemplu, pentru sudarea tablelor din oţel carbon obişnuit (maximum 0,7% C) se utilizează relaţiile:

– pentru $s_p < 3$ mm, $d_e = 3 + 2 \cdot s_p$ [mm] (5.23)

– pentru $s_p \geq 3$ mm, $d_e = 5 \cdot \sqrt{s_p}$ [mm] (5.24)

Valoarea calculată se majorează la primul număr întreg, astfel:

$$d_e = \lfloor d_{e_{calculat}} \rfloor + 1 \text{ [mm]} \quad (5.25)$$

în care $\lfloor d_{e_{calculat}} \rfloor$ reprezintă partea întreagă a valorii obţinute cu relaţiile (5.23) sau (5.24);

- *diametrul electrodului,* D_e [mm] se determină în funcţie de diametrul vârfului electrodului cu relaţia:

$$D_e = 1{,}5 \cdot d_e \text{ [mm]} \quad (5.26)$$

Dacă valoarea calculată pentru D_e este mai mare decât 16 mm se alege $D_e = \lfloor D_{e_{calculat}} \rfloor + 1$, iar dacă este mai mică se alege $D_e = 16$ mm;

- *unghiul la vârf al electrodului,* 2α [°] se alege $2\alpha = 120°$;
- *raza de sfericitate a vârfului electrodului,* R_e [mm]. Suprafaţa de contact sferică este folosită, de obicei, în cazul maşinilor cu deplasare circulară a electrozilor superiori. Raza de sfericitate se calculează utilizând relaţia:

$$R_e = 10 \cdot d_e \text{ [mm]} \quad (5.27)$$

- *lungimea electrodului,* H [mm], se alege în funcţie de maşina de sudat, din gama $H = 50 \div 150$ [mm].

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

Parametrii dimensionali ai punctului de sudură. Calitatea îmbinării este dată de rezistenţa punctului sau punctelor de sudură. Configuraţia unui punct de sudură, *Figura 5.43*, depinde de parametrii regimului de sudare şi de modul în care este condus procesul de sudare.

Parametrii punctului de sudură se determină, în funcţie de diametrul la vârf al electrodului şi de grosimea piesei, cu relaţii experimentale. Aceştia sunt:

- *diametrul punctului de sudură,* d_p [mm]:

$$d_p = 1{,}3 \cdot d_e \text{ [mm]} \qquad (5.28)$$

- *înălţimea punctului de sudură,* h_p [mm]:

$$h_p = \frac{2}{3} s_p \text{ [mm]} \qquad (5.29)$$

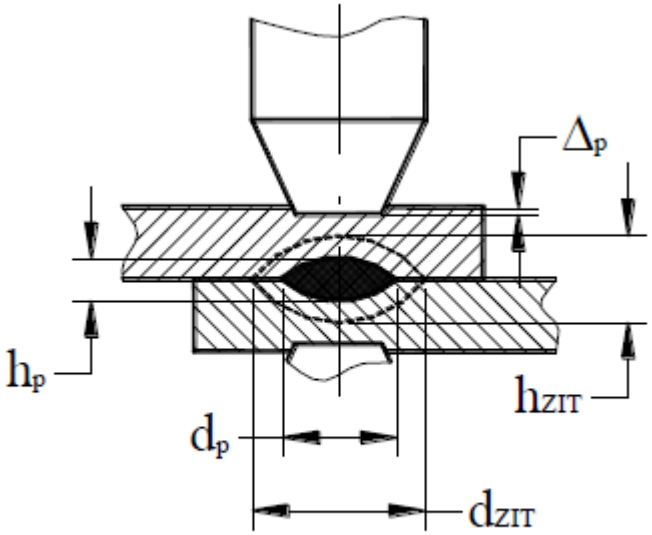


Figura 5.43. Parametrii punctului de sudură.

- *diametrul zonei influenţate termic,* d_{ZIT} [mm]:

$$d_{ZIT} = d_p + \frac{2}{3} s_p \text{ [mm]} \qquad (5.30)$$

- *înălţimea zonei influenţate termic,* h_{ZIT} [mm]:

$$h_{ZIT} = h_p + \frac{2}{3} s_p \text{ [mm]} \qquad (5.31)$$

- *adâncimea maximă a amprentei electrozilor,* $\Delta_{p_{max}}$ [mm]:

$$\Delta_{p_{max}} = 0{,}2 \cdot s_p \text{ [mm]} \qquad (5.32)$$

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

Parametrii constructivi ai structurii sudate. Aceşti parametri, fie se preiau din desenul de execuţie a structurii sudate, fie se determină pe baza parametrilor punctului de sudură.

Pentru o structură sudată simplă, formată din două table, *Figura 5.44*, aceşti parametri sunt:

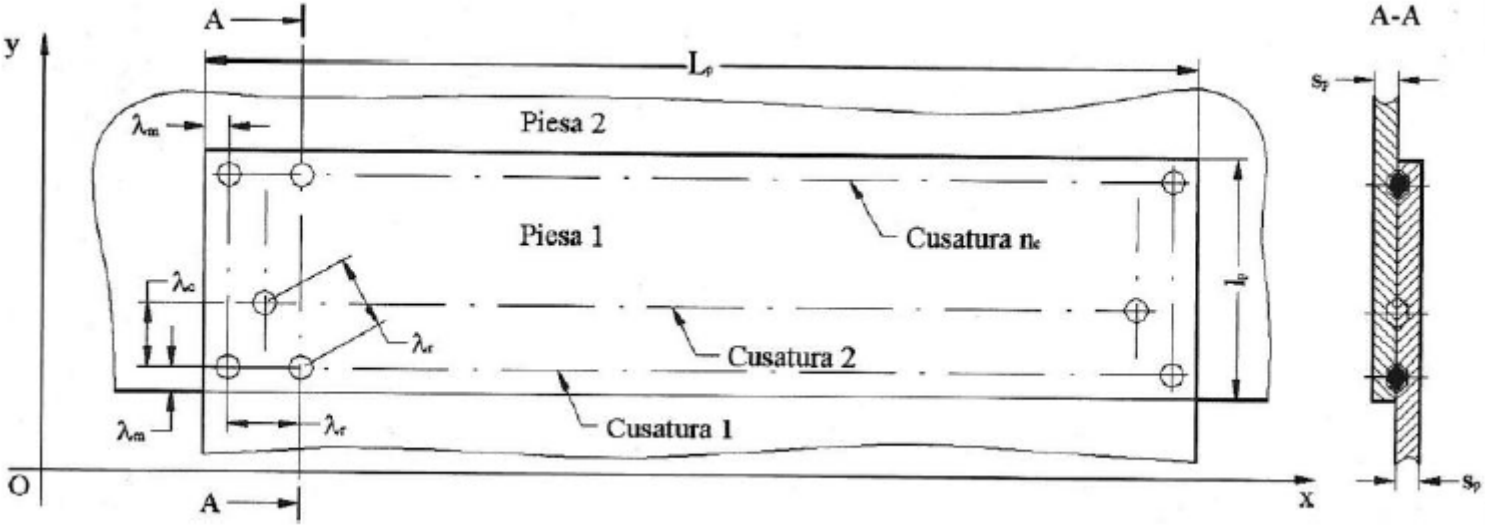


Figura 5.44. Parametrii constructivi ai unei structuri sudate.

- *lungimea de suprapunere a pieselor,* L_p [mm] se preia din desenul de execuţie a structurii sudate;
- *numărul de cusături,* n_c, se preia din desenul de execuţie a structurii sudate;

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

- *distanţa dintre primul punct de sudură şi marginea piesei,* λ_m [mm] se alege egală cu diametrul punctului de sudură, d_p;
- *pasul teoretic dintre două puncte de sudură,* λ_t [mm] se determină cu relaţia experimentală:

$$\lambda_t = (2 \div 3) \cdot d_p \text{ [mm]} \tag{5.33}$$

Se obţin astfel valorile: $\lambda_{t_{min}} = 2 \cdot d_p$ [mm] şi $\lambda_{t_{max}} = 3 \cdot d_p$ [mm];

- *numărul punctelor de sudură,* n_p se determină cu o relaţie analitică dedusă astfel:

$$n_{p_1} = \left[\frac{L_p - 2\lambda_m}{\lambda_{t_{max}}}\right] + 1 + 1;\ n_{p_2} = \left[\frac{L_p - 2\lambda_m}{\lambda_{t_{max}}}\right] + 1;\ n_{p_3} = \left[\frac{L_p - 2\lambda_m}{\lambda_{t_{max}}}\right] + 1 + 1 \ldots \tag{5.34}$$

Se deduce:

$$n_p = n_c \cdot \left[\frac{L_p - 2\lambda_m}{\lambda_{t_{max}}}\right] + \left[\frac{n_c + 1}{2}\right] + n_c \tag{5.35}$$

în care prin $[a]$ se înţelege partea întreagă a numărului a;

- *pasul real dintre două puncte de sudură,* λ_r [mm] se deduce utilizând relaţia:

$$\lambda_r = \frac{L_p - 2\lambda_m}{n_{p_1} - 1} \text{ [mm]} \tag{5.36}$$

Se impune condiţia ca:

$$\lambda_{t_{min}} \leq \lambda_r \leq \lambda_{t_{max}} \tag{5.37}$$

În cazul în care condiţia (5.37) se respectă, λ_r determinat cu relaţia (5.36) este pasul real dintre două puncte de sudură.

În cazul în care $\lambda_r < \lambda_{t_{min}}$, se recalculează n_p cu relaţiile:

$$n_{p_1} = \left[\frac{L_p - 2\lambda_m}{\lambda_{t_{max}}}\right] + 1;\ n_{p_2} = \left[\frac{L_p - 2\lambda_m}{\lambda_{t_{max}}}\right];\ n_{p_3} = \left[\frac{L_p - 2\lambda_m}{\lambda_{t_{max}}}\right] + 1 \ldots \tag{5.38}$$

de unde,

$$n_p = n_c \cdot \left[\frac{L_p - 2\lambda_m}{\lambda_{t_{max}}}\right] + \left[\frac{n_c + 1}{2}\right] \tag{5.39}$$

iar λ_r se determină tot cu relaţia (5.36), dar folosind n_{p_1} determinat cu relaţia (5.38).

În cazul $n_{p_1} = 1$, rezultă $n_c = 1$ prin schimbarea axelor între ele;

- *distanţa dintre cusături,* λ_c [mm] se determină din condiţia ca punctele de sudură să fie dispuse în vârfurile unor triunghiuri echilaterale, astfel:

$$\lambda_c = \frac{\sqrt{3}}{2}\lambda_r \text{ [mm]} \tag{5.40}$$

- *lăţimea de suprapunere a pieselor,* l_p [mm] se determină cu relaţia analitică:

$$l_p = 2 \cdot \lambda_m + (n_c - 1) \cdot \lambda_c \text{ [mm]}. \quad (5.41)$$

Parametrii regimului de sudare. Regimul de sudare este caracterizat de următorii parametri: intensitatea curentului de sudare I_s, tensiunea de sudare U_s, timpul de sudare t_s şi forţa de presare F_p.

Parametrii regimului de sudare se determină pe baza următoarelor criterii:

- la sudarea pieselor cu grosime mai mare de $1\,mm$, executate din oţel moale (cu conţinut mic de carbon) sau a pieselor din oţel autocălibil (aliat, conţinând cantităţi mari de carburi ale fierului şi elementelor de aliere) se recomandă *regimuri moi* de sudare, caracterizate prin:
  - densitate de curent relativ mică, $j_s = 80 \div 160$ A/mm^2;
  - timp de sudare mare, $t_s = (1 \div 3) \cdot s_p$ [s];
  - presiune de contact mică, $p = 3 \div 5$ daN/mm^2;
- la sudarea pieselor cu grosimi mai mici decât $1\,mm$, executate din oţel carbon obişnuit, oţel inoxidabil şi din materiale cu conductivitate electrică mare (aluminiul şi aliajele sale) se recomandă regimuri dure de sudare, caracterizate prin:
  - densitate de curent mare, $j_s = 120 \div 400$ A/mm^2;
  - timp de sudare mic, $t_s = (0{,}02 \div 1) \cdot s_p$ [s];
  - presiune de contact mare, $p = 5 \div 15$ daN/mm^2;

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

Practic, parametrii regimului de sudare se stabilesc astfel:

- *intensitatea curentului de sudare,* I_s [A]:

$$I_s = j_s \cdot S_e = j_s \cdot \frac{\pi \cdot d_e^2}{4} \text{ [A]} \qquad (5.42)$$

în care S_e este secţiunea transversală a electrodului la contactul cu piesa, iar j_s se alege în funcţie de regimul de sudare. Valoarea obţinută se rotunjeşte la cea mai apropiată valoare din gama intensităţilor posibile ale maşinii de sudat;

- *tensiunea de sudare,* U_s [V] este, în general, de $2 \div 6$ V, ea fiind determinată implicit din caracteristica externă a transformatorului maşinii de sudat, în funcţie de intensitatea curentului de sudare şi reactanţa totală a circuitului de sudare;

- *forţa de presare,* F_p [daN] se determină pe baza presiunii de contact:

$$F_p = p \cdot S_e = p \cdot \frac{\pi \cdot d_e^2}{4} \text{ [daN]} \qquad (5.43)$$

În vederea fixării pieselor între electrozi se determină şi *forţa de prestrângere,* $F_{pstr} = \frac{1}{2} F_p$ [daN];

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

- *timpul de sudare,* t_s [s] se determină cu relaţii experimentale în funcţie de grosimea pieselor s_p, astfel:
  - pentru regimuri dure, $t_s = (0{,}1 \div 0{,}2) \cdot s_p$ [s]; (5.44)
  - pentru regimuri moi, $t_s = (0{,}8 \div 1{,}0) \cdot s_p$ [s]. (5.45)

Perioada de sudare a unui punct, T_s [s] corespunde fazelor sudării, *Figura 5.45*, fiind formată din următoarele componente:

- timpul de aşezare a pieselor pentru sudare, t_a [s];
- timpul de prestrângere a pieselor între electrozi, t_{pstr} [s];
- timpul de strângere a pieselor între electrozi, t_{str} [s];
- timpul de sudare, t_s [s];
- timpul de forjare (răcire sub presiune), t_f [s];
- timpul de desfacere a pieselor sudate dintre electrozi, t_d [s];

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

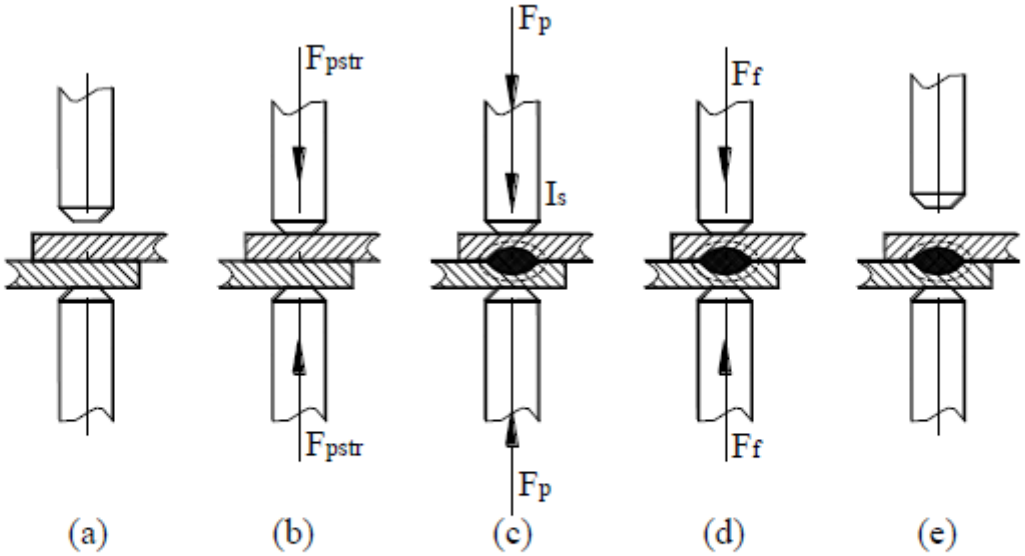


Figura 5.45. Fazele sudării în puncte:
(a) – aşezarea pieselor; (b) – strângerea pieselor între electrozi; (c) – încălzire şi sudare;
(d) – forjarea punctului (răcire sub presiune); (e) – desfacerea pieselor dintre electrozi.

Se poate scrie că:

$$T_s = t_a + t_{pstr} + t_{str} + t_s + t_f + t_d \ [\mathrm{s}] \qquad (5.46)$$

Dintre aceste componente, $t_a, t_{pstr}, t_{str}, t_d$ sunt funcţie de tipul maşinii de sudat în puncte şi dispozitivele aferente, iar t_f se determină în funcţie de tipul de sudare, astfel:

– pentru regimuri dure, $t_f = 2 \cdot t_s$ [s]; (5.47)

– pentru regimuri moi, $t_f = \frac{1}{2} \cdot t_s$ [s]. (5.48)

Forjarea punctului de sudură pe maşinile moderne (cu piston şi temporizare electronică) se realizează fie prin menţinerea forţei de presare după deconectarea curentului, fie prin mărirea acesteia. Forţa de forjare F_f se determină în funcţie de material şi de forţa de presare cu relaţia experimentală:

$$F_f = F_p \text{ [daN] sau } F_f = \frac{4}{3} F_p \text{ [daN]}. \quad (5.49)$$

Pe maşinile clasice (cu pârghii) nu se poate realiza forjarea punctului de sudură. Rezultă că, în relaţia (5.46) componenta $t_f = 0$.

La executarea unei structuri sudate în puncte, parametrii regimului de sudare prezintă o variaţie periodică. Fiecare tip de maşină de sudat în puncte are o ciclogramă de sudare proprie, *Figura 5.46*.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

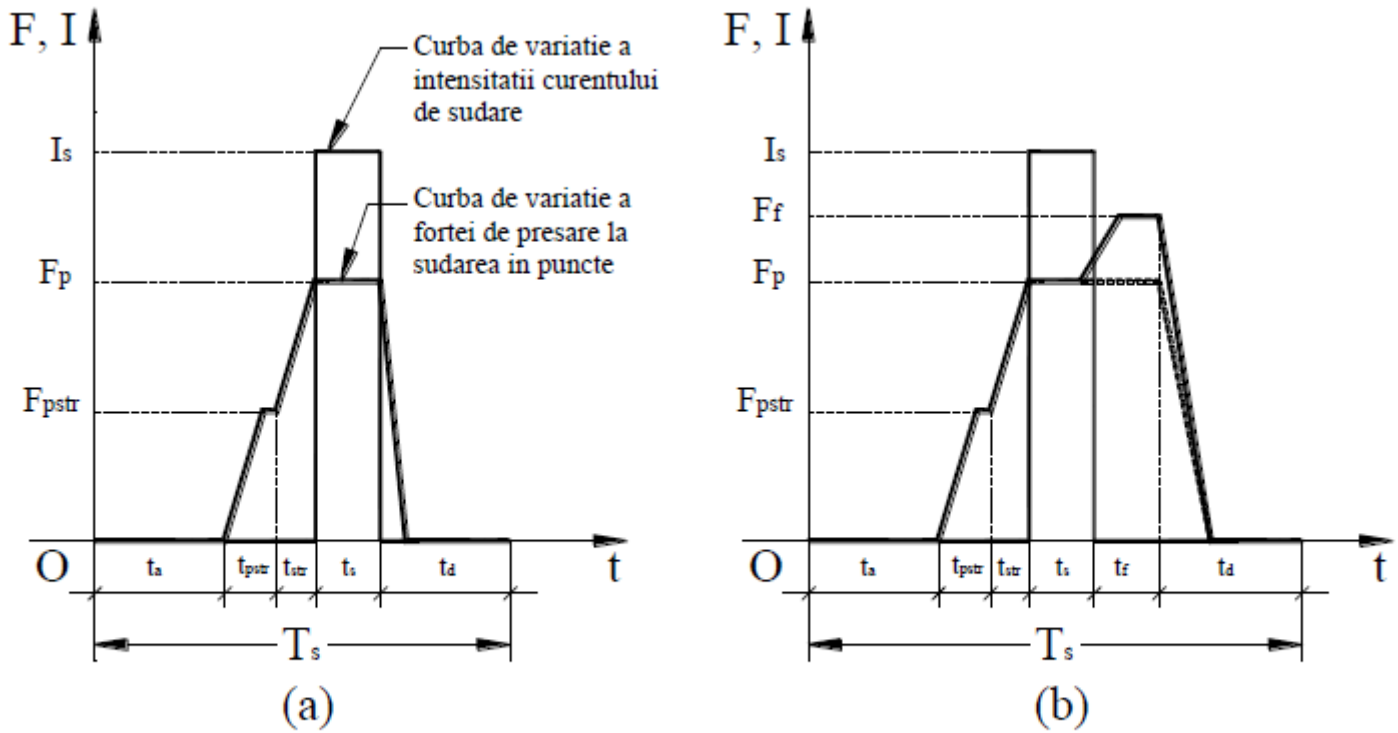


Figura 5.46. Ciclograme de sudare ale unor maşini de sudat în puncte:
(a) – maşina cu pârghii; (b) – maşina cu piston şi temporizare electronică.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

Parametrii calitativi. În urma sudării, punctul de sudură obţinut trebuie să prezinte o rezistenţă mecanică bună, astfel încât ruperea unei asemenea îmbinări să se facă în jurul lui, în materialul uneia dintre piese. Principalii parametri calitativi ai sudurii în puncte sunt:

- *aspectul punctelor structurii sudate;*
- *rezistenţa la forfecare a punctului,* τ_f, care se determină prin încercări mecanice pe probe sudate;
- *clasa de calitate a punctului de sudură.* Punctele de sudură pot fi obţinute în trei clase de calitate:

  clasa I – puncte cu rezistenţă ridicată, fără amprente ale electrozilor;
  clasa II – puncte cu rezistenţă ridicată, dar cu amprente;
  clasa III – puncte cu rezistenţă mecanică medie, cu amprente.

Parametrii eficienţei economice. La producţia de serie şi masă, stabilirea parametrilor regimului de sudare în *cazurile indecise* se face pentru ambele criterii (regim moale sau dur), urmând optimizarea acestora prin intermediul parametrilor eficienţei economice, care sunt:

- *productivitatea maşinii de sudare,* P_m, care reprezintă numărul de puncte sudate în unitatea de timp:

$$P_m = \frac{3600}{T_s} \text{ [puncte sudate / oră]}, \qquad (5.50)$$

unde T_s este perioada de sudare a unui punct, corespunzătoare maşinii de sudat;

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

- *energia consumată pentru realizarea unui punct de sudură,* E_p, care are două componente: energia electrică E_e şi energia mecanică E_m (de aplicare a forţei de strângere şi de răcire cu apă a electrozilor), deci:

$$E_p = E_e + E_m \text{ [j]}. \tag{5.51}$$

Energia consumată depinde de tipul maşinii de sudat în puncte, iar datele necesare calculului se preiau din cartea tehnică a maşinii.

Maşina de sudat în puncte cu acţionare prin pârghii este de tip clasic, *Figura 5.47*. Sudarea se realizează punct cu punct.

Construcţie. Maşina de sudat are în componenţă trei părţi: mecanică, electrică şi hidraulică, fiecare conţinând subansamble specifice.

Partea mecanică a maşinii cuprinde, în principal:

- *batiul*, de construcţie sudată;
- *mecanismul patrulater*, format din pârghiile inferioară, verticală şi superioară, închizându-se prin două articulaţii fixate pe batiu şi două libere;
- *subansamblul electrod-portelectrod-consolă inferioară*, fixat pe batiu;
- *subansamblul electrod-portelectrod-consolă superioară*, fixat la capătul superior al mecanismului patrulater;
- *sistemul elastic*, format dintr-un arc de compresiune şi un arc de revenire;
- *sistemul de măsurare* a forţei F_p, ataşat la capetele arcului de compresiune

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

Partea electrică cuprinde:

- *transformatorul monofazat*, puternic coborâtor de tensiune;
- *comutatorul* pentru conectarea la reţeaua electrică cu cablurile electrice aferente;
- *întrerupătorul electric*, legat printr-o tijă cu articulaţie liberă la pârghia inferioară a mecanismului patrulater;
- *sistemul de comutare cu plot* pentru reglarea curentului de sudare;
- *legăturile flexibile* care leagă înfăşurarea secundară a transformatorului la console.

Partea hidraulică cuprinde:

- *racordurile* pentru apa de răcire, legate la console şi portelectrozi;
- *tuburile* pentru realizarea circuitului apei de răcire.

Funcţionare.

Pregătirea maşinii pentru sudare, presupune parcurgerea etapelor:

- verificarea existenţei împământării utilajului;
- verificarea izolaţiei cablurilor de legătură şi a contactelor;
- conectarea întrerupătorului automat de protecţie la reţea;
- conectarea circuitului apei de răcire a electrozilor;
- fixarea treptei de intensitate prin intermediul plotului.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

Realizarea sudurii. Pentru executarea unui punct de sudură se parcurg etapele:

- poziţionarea pieselor între electrozi;
- prestrângerea pieselor, care se realizează prin aplicarea forţei F_{pstr} asupra pedalei. Astfel se pune în funcţiune mecanismul patrulater care determină deplasarea circulară a subansamblului electrod-portelectrod-consolă superioară în jurul articulaţiei superioare fixată pe batiu, realizându-se fixarea pieselor între electrozi. Forţa F_{pstr} este determinată de începutul comprimării arcului de compresiune;

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

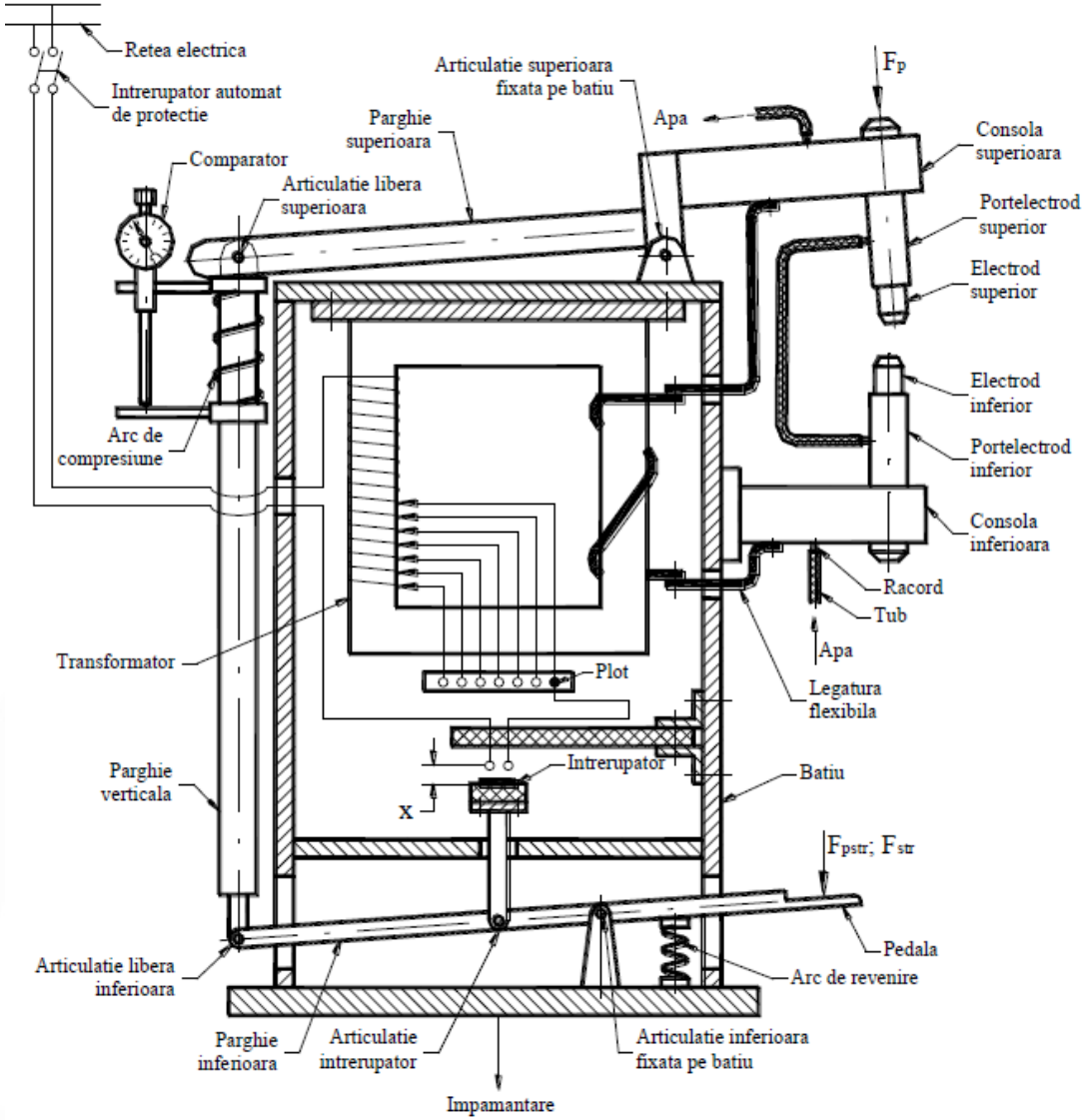


Figura 5.47. Schema constructiv-funcţională a maşinii de sudat în puncte cu acţionare prin pârghii.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

- strângerea pieselor între electrozi şi sudarea se realizează prin creşterea forţei de apăsare a pedalei de la F_{pstr} la F_{str} cunoscută şi fixată indirect prin mărimea comprimării arcului de compresiune dată de comparator. Legătura între indicaţia comparatorului şi F_{str} este prezentată în *Tabelul 5.7*.

Tabelul 5.7. Legătura între deplasarea tijei comparatorului şi F_{str}.

Deplasarea tijei comparatorului [mm]	0	2	4	6	8	10
F_{str} [daN]	60	72	84	96	108	120

La atingerea forţei F_{str} de regim are loc conectarea circuitului electric prin intermediul întrerupătorului de pe maşină ($x = 0$). În acest moment începe sudarea, prin menţinerea forţei F_{str} un timp t_s prestabilit, timp în care se formează punctul de sudură;

- desfacerea pieselor sudate dintre electrozi se realizează prin eliberarea pedalei. Intră în funcţiune arcul de revenire (împreună cu arcul de compresiune) care deplasează sistemul mobil în sens invers. Astfel, are loc deconectarea circuitului electric şi eliberarea pieselor sudate dintre electrozi.

În continuare, pentru executarea altor puncte de sudură se repetă ciclul.

Oprirea maşinii se realizează prin:

- întreruperea circuitului apei de răcire a electrozilor;
- deconectarea întrerupătorului automat de protecţie de la reţea.

Caracteristici tehnice. Principalele caracteristici tehnice ale maşinii de sudat în puncte cu acţionare prin pârghii sunt prezentate în *Tabelul 5.8*.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin puncte

Tabelul 5.8. Caracteristici tehnice ale maşinii de sudat în puncte.

Nr. crt.	Caracteristici tehnice	Valori
1.	Puterea nominală	8 kVA
2.	Curentul nominal de sudare	8,5 kA
3.	Grosimea pieselor de sudat	0,3+0,3 ÷ 1,0+1,0 mm
4.	Gama curenţilor de sudare	5,5; 6,0; 6,5; 7,0; 7,5; 8,0; 8,5 kA
5.	Forţa maximă de strângere	120 daN

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea în linie

Pe această cale, electrozii fiind sub formă de role în mişcare relativă şi contact cu metalul de bază se realizează îmbinări rezistente şi continui, *Figura 5.48*.

În procesul de sudare, *tablele 1* se deplasează sub *rolele electrod 2* şi se pot obţine cusături de sudare ca o înşiruire de puncte, ceea ce poate da şi etanşeitate construcţiei sudate. Şi în acest caz sudarea se poate face în două părţi, *Figura 5.48(a)*, sau pe o singură parte *Figura 5.48(b)*.

Ciclogramele procesului de sudare în linie pot fi fără întreruperea curentului, *Figura 5.49(a)*, sau cu întreruperea curentului, *Figura 5.49(b)*. Ciclograma fără întreruperea curentului, se aplică pentru cusături scurte la metale şi aliaje fără tendinţă de creştere a granulaţiei sau de transformări de fază în zona influenţată termic, respectiv la oţelurile cu puţin carbon şi slab aliate.Ciclograma cu întreruperea curentului, se aplică pentru cusături lungi la oţeluri aliate şi aliaje de aluminiu.

Tablele sudabile au grosimi de 0,3÷3 mm şi metoda se foloseşte pentru producţia de masă şi atunci când pe lângă rezistenţa îmbinării, se urmăreşte şi etanşarea construcţiei sudate.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea în linie

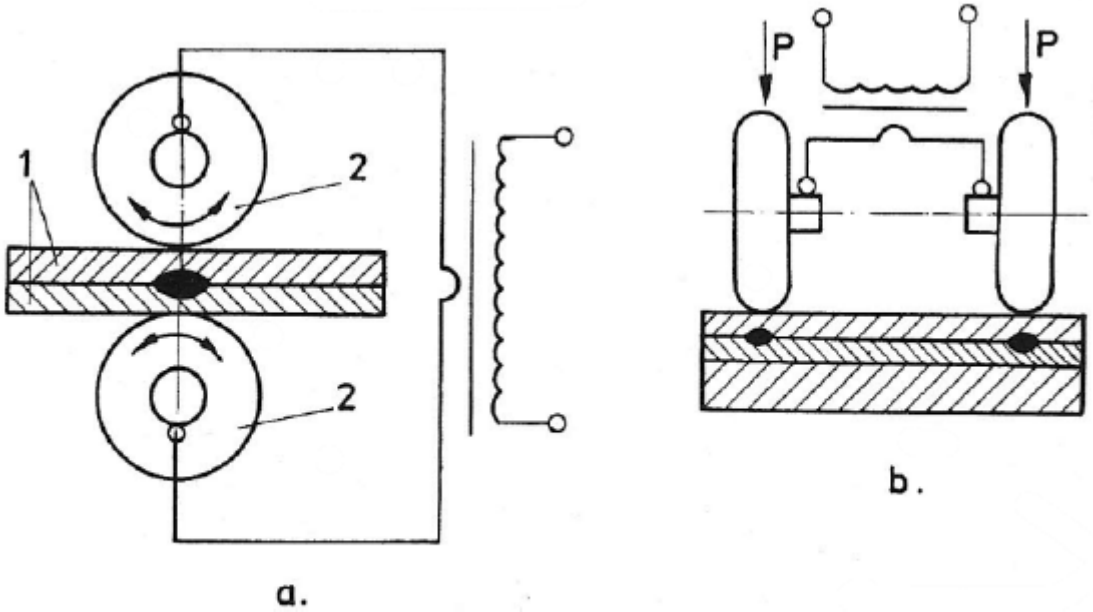


Figura 5.48. Schema sudării în linie:
a – din două părţi; b – pe o parte.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea în linie

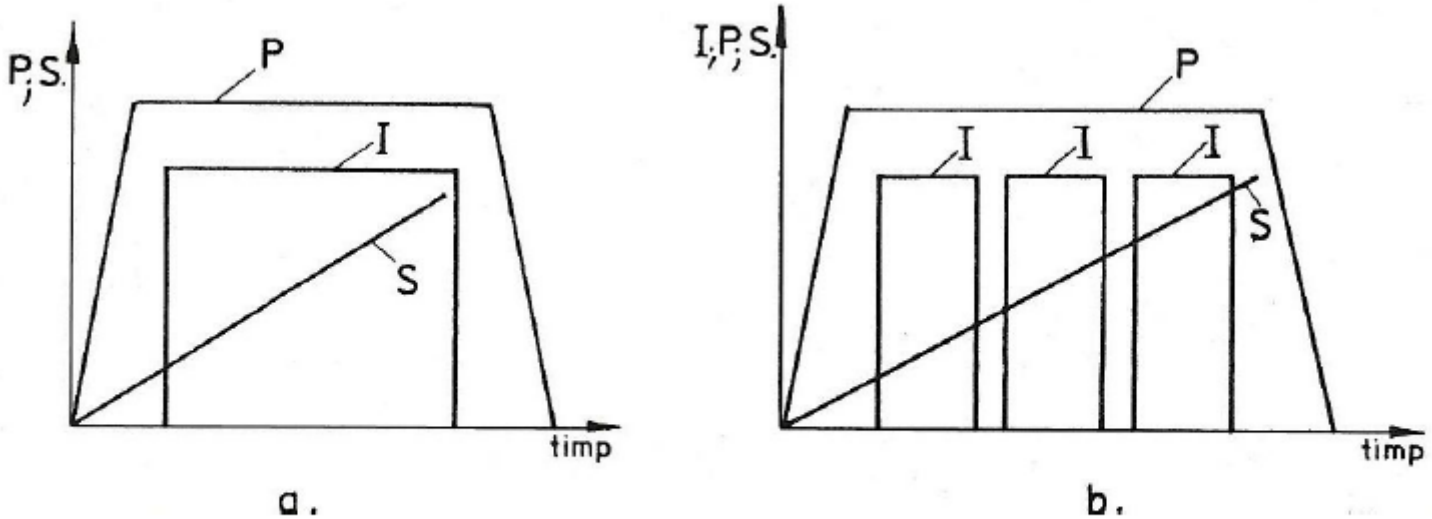


Figura 5.49. Ciclograme de sudare în linie:
a – fără întreruperea curentului; b – cu întreruperea curentului; I – curentul de sudare; P – forţa de presare; S – deplasarea relativă între role şi material.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea cu energie acumulată în condensator

În esenţă, acest procedeu constă în descărcarea bruscă asupra locului îmbinării a unei cantităţi de energie acumulată într-o baterie de condensatori, *Figura 5.50*.

Bateria de condensatori C se încarcă de la sursă cu curent continuu furnizat de *sistemul de redresare D* sau de la un generator, care se descarcă brusc pe electrozii de sudare. *Energia acumulată A* poate fi variată prin variaţia capacităţii sau tensiunii.

$$A = \frac{CU^2}{2}, \qquad (5.52)$$

în care: C este capacitatea condensatorilor;
U – tensiunea la bornele bateriei de condensatori.

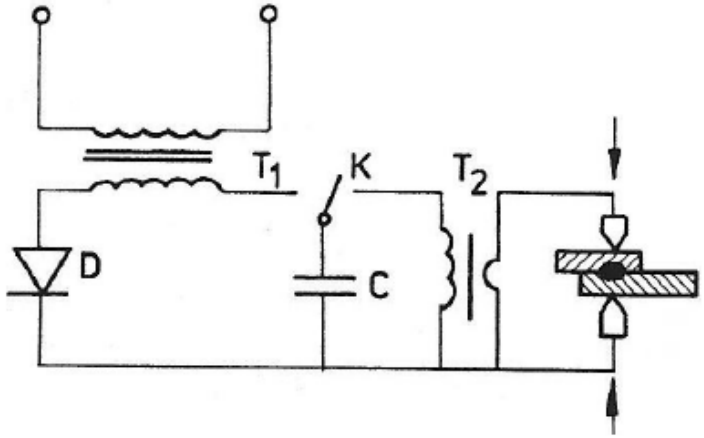


Figura 5.50. Schema sudării cu energie acumulată în condensator:
T_1, T_2 – transformatoare; K – comutator; D – sistem redresor; C – baterie condensatori.

Acest procedeu permite dozarea precisă a energiei, indiferent de variaţia tensiunii pe reţea, timpul scurt de trecere a curentului (la densităţi mari de curent chiar) nu influenţează termic zonele adiacente sudurii şi se pot suda şi table foarte subţiri, până la câţiva microni, iar puterea necesară variază între 0,2 şi 2 KVA.

Instalaţia de sudare poate fi fără transformator (cu descărcarea directă a condensatorilor) sau cu transformator, *Figura 5.50*.

Metoda are aplicabilitate în construcţia de aparate electrice de măsură şi pentru aviaţie, mecanisme de ceas, aparate foto, lămpi electrice etc.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin presiune la rece

Se execută direct asupra materialelor fără să fie încălzite. Fizic, procesul presupune o astfel de apropiere între metalele de sudat, încât să se realizeze legătura metalică între piese. Aceasta presupune exercitarea unor forţe mari de presare asupra locului de îmbinare, când se produce o deformare plastică concentrată şi efectul termic al deformării plastice contribuie la realizarea îmbinării nedemontabile.

Se sudează în puncte, în linie şi cap la cap. Pentru exemplificare, în *Figura 5.51* se prezintă schema sudării în puncte.

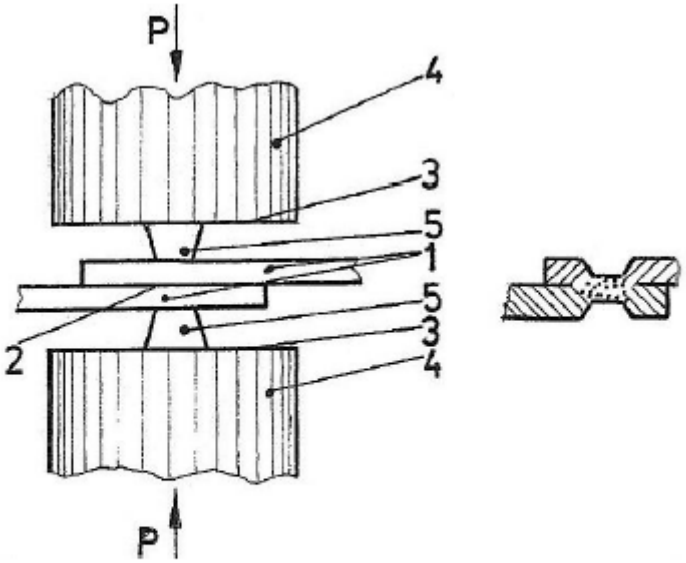


Figura 5.51. Schema sudării prin presiune la rece: 1 – tablele de sudat; 2 – zona de îmbinare; 3 – suprafaţă frontală poanson; 4 – poansoane; 5 – dornuri.

Forma punctului de sudură depinde de forma *dornului 5* şi presarea se face astfel încât *poansonul 4* să nu ia contact cu materialul pe *suprafaţa lor frontală 3*.

Pentru sudarea în linie se folosesc cale speciale. Înainte de sudare, se curăţă bine de arsură (oxizi) suprafeţele de îmbinat.

Prin această metodă se sudează metale şi aliaje cu grosime de 0,2÷15 mm, cu forţe între 150 şi 1000 MPa.

Se pot suda metale de acelaşi fel sau diferite, cu condiţia ca la temperatura ordinară sau de lucru să posede o plasticitate suficientă, în caz contrar se produc fisuri. Metalele şi aliajele de înaltă rezistenţă nu se supun sudării la rece.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin presiune la rece

Exercitarea forţei de presare se poate face pe orice presă (cu excentric, cu fricţiune, hidraulică etc.) ca şi pe instalaţii speciale.

Se sudează bine pe această cale, aluminiul, zincul, cuprul, nichelul, aurul, argintul, plumbul şi alte metale similare ca plasticitate.

Metoda prezintă ca avantaje, consum redus de energie, modificare neînsemnată a proprietăţilor, o mare plasticitate şi posibilităţi de automatizare.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin frecare

Este metoda prin care datorită încălzirii locale prin frecarea suprafeţelor în contact, se atinge uşor starea plastică de forjare, când prin exercitarea unei presări exterioare se realizează îmbinarea nedemontabilă. Frecarea se realizează prin mişcare relativă rotativă sau de dute-vino a pieselor de sudat aflate în contact, *Figura 5.52*.

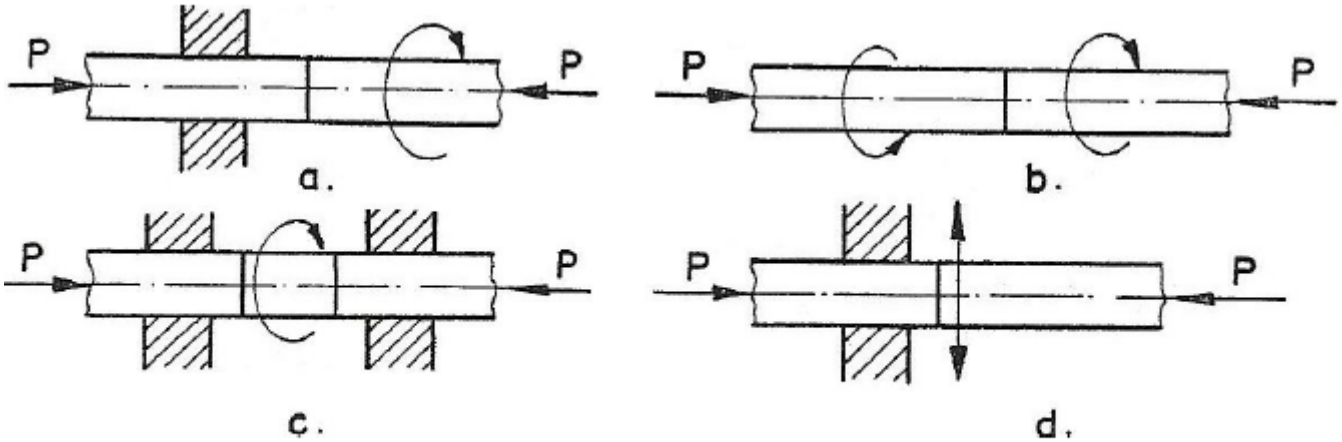


Figura 5.52. Scheme de sudare prin frecare:
a – cu rotirea unui detaliu; b – cu rotirea ambelor detalii; c – cu rotirea unui element intercalat; d – cu mişcare alternativă de translaţie.

Îmbinarea se bazează pe realizarea legăturilor metalice pe suprafeţele în contact. Peliculele de oxid se distrug prin frecare şi se îndepărtează radial prin deformare plastică.

Parametrii regimului de sudare sunt viteza mişcării relative dintre piese, durata de încălzire prin frecare, forţa de apăsare, gradul de deformare plastică (refulare). Căldura necesară se obţine combinând viteza de mişcare cu forţa de apăsare.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin frecare

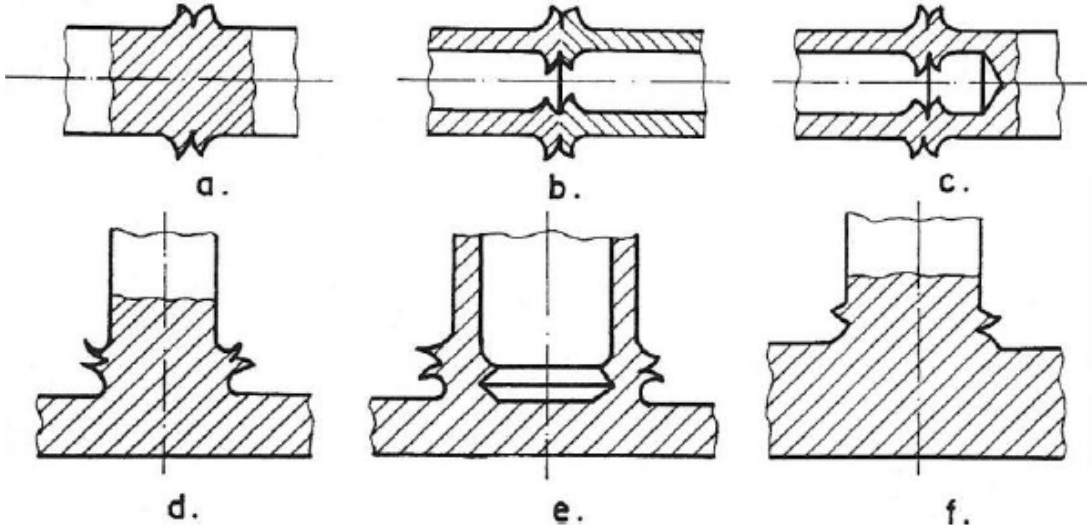


Figura 5.53. Tipuri de îmbinare cu sudură prin frecare:
a – sudare de tije pline; b – sudare de ţevi; c – ţeavă cu tijă;
d – tijă cu placă; e – ţeavă cu placă; f – tijă cu piesă masivă.

O îmbinare de calitate reclamă întreruperea bruscă a frecării şi exercitarea rapidă a forţei de forjare.

Parametrii regimului de sudare depind de proprietăţile metalului, mărimea secţiunii şi configuraţia produsului.

Se pot suda materiale diferite, cupru cu oţel, aluminiu cu titan etc. Îmbinările rezultă cu o rezistenţă mecanică satisfăcătoare. Se utilizează în industrie pentru sudarea oţelurilor de scule, a unor arbori, poansoane, piston-tijă.

Prin această metodă se reduce consumul de energie de 5÷10 ori. Aspectul îmbinării pentru diverse tipuri de piese se vede în *Figura 5.53*.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea cu ultrasunete

Sudarea cu ultrasunete este un proces în care se interferează presiunea, încălzirea şi frecarea reciprocă a suprafeţelor de sudat. Forţele de frecare iau naştere ca rezultat al acţiunii simultane a presiunii şi oscilaţiilor mecanice provocate de frecvenţa ultrasunetelor.

În general, pentru obţinerea oscilaţiilor mecanice de înaltă frecvenţă se foloseşte efectul de magnetostricţiune, bazat la rându-i pe variaţia dimensiunilor câtorva materiale sub acţiunea câmpului magnetic variabil.

Pe de altă parte, această variaţie a dimensiunilor este de mică intensitate şi pentru creşterea amplitudinii, concentrarea energiei de oscilaţie şi transmiterii oscilaţiilor mecanice la locul de sudare, se folosesc scule specializate (sonotron), în majoritatea cazurilor de formă îngustă, gâtuită, *Figura 5.54*.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea cu ultrasunete

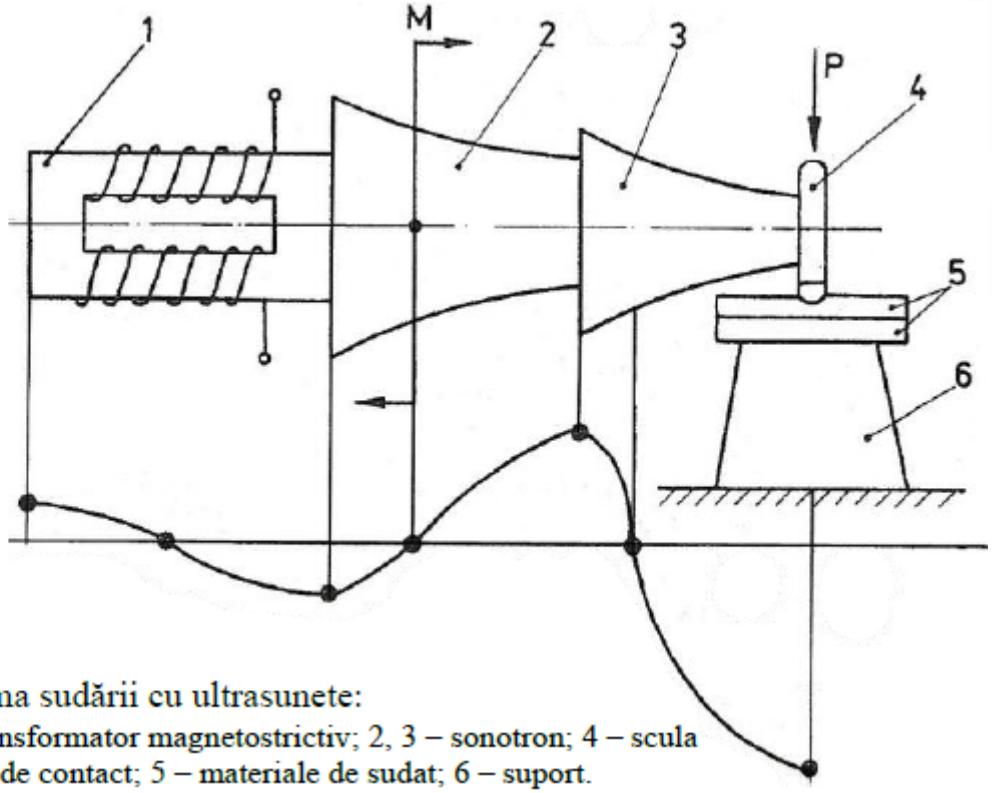


Figura 5.54. Schema sudării cu ultrasunete:
1 – transformator magnetostrictiv; 2, 3 – sonotron; 4 – scula activă de contact; 5 – materiale de sudat; 6 – suport.

Astfel, sudarea cu ultrasunete presupune *semifabricatele 5* aşezate pe *masa suport 6*. *Scula de lucru 4* este solidară cu *prelungitorul 3* la rându-i solidar cu *transformatorul magnetostrictiv 1* prin intermediul *transformatorului 2*, care împreună dau *sonotronul*.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea cu ultrasunete

Forţa de compresiune (forjare) *P* este creată de *momentul M* în nodul oscilaţiei. Ca rezultat a oscilaţiilor cu ultrasunete, în straturi subţiri ale suprafeţelor de contact iau naştere deformaţii de alunecare care distrug peliculele de suprafaţă. Straturile superficiale de metal se încălzesc, metalul se înmoaie şi sub acţiunea *forţei P* se produce deformarea plastică a metalului. Dacă se ajunge la o apropiere între materiale la o distanţă mai mică decât cea interatomică, atunci se creează legături metalice şi se formează astfel îmbinarea nedemontabilă. Acţiunea de efect termic nefiind de mare anvergură, modificările structurale şi ale proprietăţilor mecanice sunt neglijabile.

De exemplu, la sudarea cuprului temperatura zonei de sudare nu depăşeşte 600°C, iar a aluminiului nu trece de 200÷300°C şi acest efect este deosebit de important la sudarea unor metale active din punct de vedere chimic.

Prin această metodă se pot executa suduri în puncte şi în linie şi după contur închis. De asemenea, se pot suda semifabricate cu grosime până la 1 mm şi foarte subţiri până la 0,001 mm, ca şi sudarea unor table subţiri şi folii de piese nelimitate ca grosime. Se pot suda metale diferite, de exemplu, cupru cu aluminiu, cupru cu oţel etc. şi mase plastice, ultimele numai cu oscilaţii transversale. Metoda se aplică în electronică, aparatură fină şi aviaţie.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin explozie

Datorită presiunilor ridicate şi a vitezei mari de apropiere a pieselor de îmbinat, sudarea poate să fie ori de topire în anumite zone, ori chiar la rece.

Majoritatea tehnologiilor de sudură pe această cale folosesc energia cumulată a exploziei, *Figura 5.55*.

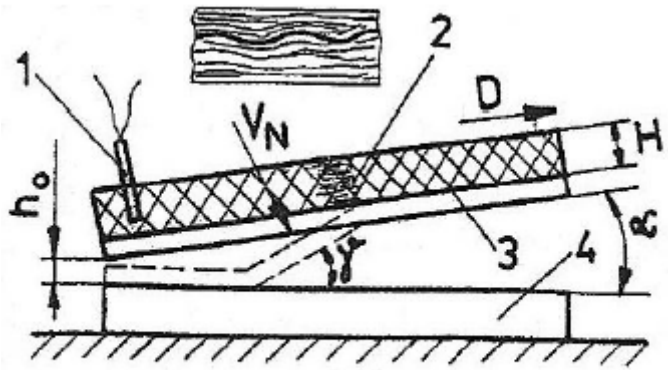


Figura 5.55. Schema sudării prin explozie:
D – detonaţia; V_N – viteză normală.

Cele două *plăci 3* şi *4* se aşează sub un *unghi* α şi la *distanţa* h_0. Pe *semifabricatul deplasabil 3* se încarcă *substanţa explozivă 2* de *grosime H* care se amorsează cu *capsa detonatoare 1*. Presiunea ce se naşte prin explozie transmite un puternic impuls, datorită degajării mari de gaze şi căldură când detonaţia atinge viteze de câteva mii de metri pe secundă. În proces ia naştere *unghiul* γ care se transmite de-a lungul întregului material. Durata procesului nu depăşeşte câteva microsecunde, timp insuficient pentru desfăşurarea fenomenelor de difuzie şi prin urmare, nu poate asigura îmbinarea de metale şi aliaje de naturi diferite pe bază de compuşi intermediari.

Pe de altă parte, rezistenţa îmbinării este superioară celei a metalului de bază, încercarea de rupere arătând că ruperea materialului se produce la distanţe oarecare de locul îmbinării. Acest efect nu se explică decât prin puternica ecruisare prin deformare plastică a straturilor în contact.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin explozie

Parametrii procesului de sudare prin explozie sunt, *viteza de detonaţie D*, *viteza normală* V_N de apropiere şi impact a materialelor şi *unghiul* γ la impact.

Viteza detonaţiei D, este determinată de natura explozibilului şi grosimea stratului de explozibil H şi trebuie astfel corelată încât să nu dea naştere undei de şoc ce poate să distrugă metalul.

Metoda serveşte pentru obţinerea unor semifabricate bimetal, la placarea unor suprafeţe, la îmbinarea unor metale diferite.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin difuzie

În acest procedeu, îmbinarea se bazează pe formarea prin difuzie reciprocă a unui strat intermediar între metalele în contact, tot procesul desfăşurându-se cu păstrarea stării solide a metalului de bază. Temperatura de sudare este ceva mai sus sau mai jos de temperatura de recristalizare a metalului cu cel mai scăzut punct de fuziune din îmbinare. De asemenea, sudarea prin difuzie cere atmosferă vidată sau de gaze protectoare. O instalaţie de sudare, schematic, se prezintă în *Figura 5.56*.

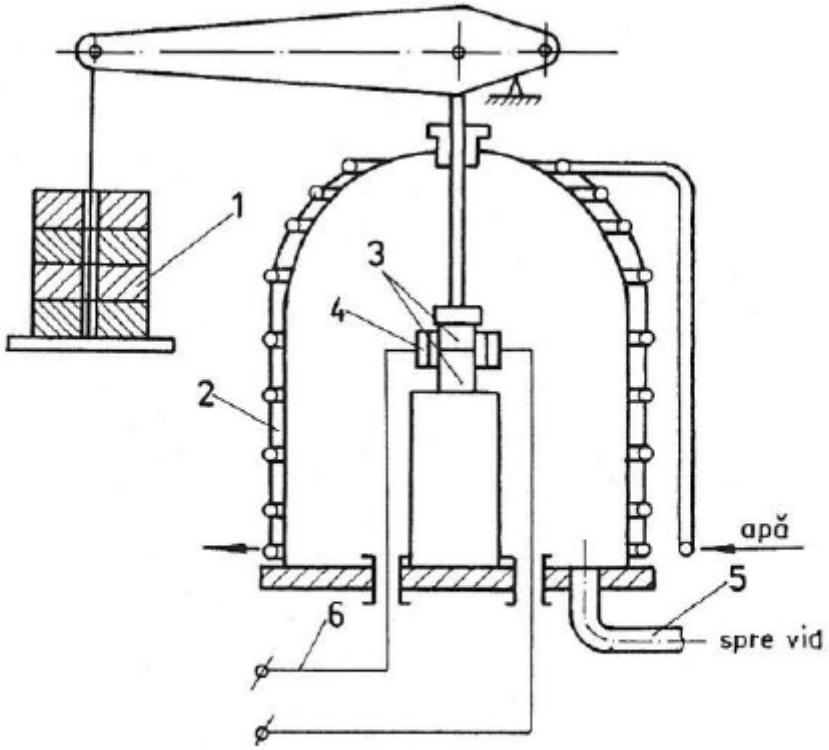


Figura 5.56. Schema sudării prin difuzie în vid:
1 – contragreutăţi; 2 – cameră metalică răcită; 3 – piesele de sudat;
4 – inductor; 5 – vacuum; 6 – alimentare de la generatorul de curent.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Sudarea prin difuzie

Piesele de sudat *3* se aşează în interiorul unei camere metalice *2* răcită cu apă şi racordată la pompa de vid ($10^{-3} \div 10^{-4}$ Pa).

După ce s-a atins temperatura de sudare, asupra pachetului de piese se exercită printr-un sistem mecanic 1 (sau hidraulic) o presiune de 1÷20 MPa timp de 5÷20 minute.

O sudură de calitate reclamă o încălzire cât mai uniformă şi suprafeţele în contact să fie cât mai bine curăţite de oxizi. La încălzirea în vid peliculele adsorbante şi de ulei se evaporă şi favorizează realizarea îmbinării.

Metoda sudează materiale de acelaşi fel, dar şi diferite, indiferent de natura lor, de duritate, fragilitate etc. şi nu influenţează structura de bază.

Această sudură se foloseşte pentru tehnica cosmică, radiotehnică, în aviaţie şi aparatură, industria alimentară etc.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Metode de încărcare a suprafeţelor

In principal, se folosesc industrial încărcarea prin sudare şi metalizarea.

Încărcarea prin sudare. Este procesul prin care pe suprafaţa unor piese metalice se încarcă un alt strat de metal de o anumită compoziţie şi în diverse scopuri, mai ales pentru rezistenţă la uzare şi la temperatură. De asemenea, metoda este eficace pentru reparaţii. Masa stratului încărcat nu depăşeşte câteva procente din masa pieselor de fabricat.

Topirea metalului de bază, ca şi amestecarea metalului de bază cu cel de încărcare trebuie să fie minimă, pentru păstrarea proprietăţilor mecanice a straturilor de acoperire.

Ca materiale de încărcare, sub formă de electrozi, se întâlnesc astăzi foarte multe: oţeluri (carbon şi aliate); aliaje pe bază de fier (fonte cu conţinut ridicat de crom, aliaje cu bor, cu crom, cu cobalt, molibden sau wolfram); aliaje pe bază de nichel şi cobalt; aliaje pe bază de cupru; aliaje cu carburi de crom şi wolfram.

Ca procedeu, cel mai simplu, este sudarea manuală de încărcare cu electrod metalic, care se face cu arc scurt la un curent minim.

Pentru creşterea productivităţii se foloseşte un fascicul de electrozi sau sudarea în curent trifazic.

Eficientă este şi încărcarea prin sudare sub strat de flux, când baia de zgură şi metal sunt substanţiale sau sudarea cu arce multiple, de regulă lucrându-se cu fascicul de sârme electrod.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Metode de încărcare a suprafeţelor

Încărcarea prin sudare în baie de zgură se foloseşte atunci când cantitatea de metal încărcată trebuie să fie mare, respectiv nu mai mic stratul de 20 mm, când se obţine un metal depus compact, fără pori şi fisuri.

Încărcarea prin topire cu curenţi de înaltă frecvenţă se face topind fie un strat de pulberi, fie de pastile, granule etc.

Încărcarea prin sudare cu electrod infuzibil de wolfram sub atmosferă de gaze protectoare (argon) foloseşte pentru încărcare sârme de adaos din nichel şi cobalt şi asigură topire neglijabilă a suportului (piesei) şi depunere de straturi subţiri.

Există şi alte metode de acoperire sau încărcare, folosind jetul de plasmă, flacăra de gaz, metoda MIG, electrozi speciali din pulberi şi lamelari, dar performanţele sunt inferioare metodelor anterior tratate, din punct de vedere al topirii neglijabile a metalului de bază şi al
amestecării nesemnificative a metalului de bază cu cel de încărcare.

Metalizarea. Constă în depunerea unor straturi de acoperire pe suprafaţa unor piese prin pulverizarea unui metal lichid, sedimentare şi solidificare.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Metode de încărcare a suprafeţelor

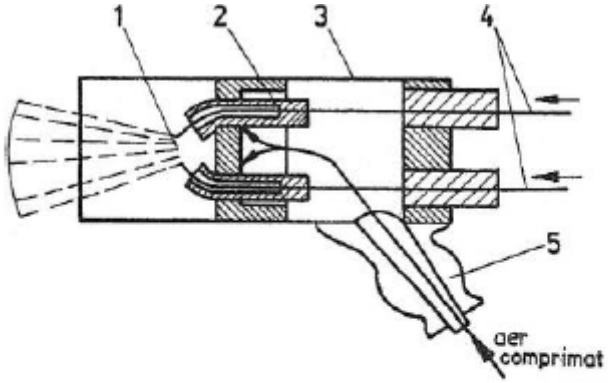


Figura 5.57. Schema metalizării prin pulverizare în arc:
1 – arc electric-jet; 2 – ajutaj; 3 – corp; 4 – electrozi; 5 – mâner.

Procesul de metalizare constă în avansul sârmei metalice în sursa de topire, iar metalul lichid sub presiunea unui gaz insuflat se transformă într-un jet de picături care aderă la suprafaţa piesei şi se solidarizează cu aceasta formând stratul de acoperire.

În funcţie de tipul sursei termice, se deosebesc: cu arc; cu gaze; cu plasmă şi curenţi de înaltă frecvenţă.

Astfel, pentru metalizarea prin arc se folosesc pistolete speciale, *Figura 5.57.*

Prin două ajutaje *2* prin care trece curentul de sudare avansează sârmele de adaos. În punctul *1* se formează arcul şi prin insuflarea aerului comprimat, jetul de picături fine de metal lichid aruncate cu putere pe suprafaţa de acoperit.

Pentru acoperire se folosesc sârme de cupru, aluminiu, oţel, zinc, dar şi nemetalice sub formă de pulbere (sticlă, email, masă plastică).

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Metode de încărcare a suprafeţelor

Stratul de metalizare alcătuit din picături oxidate are o rezistenţă şi densitate mai mică, comparativ cu stratul de încărcare prin sudare.

Metalizarea se aplică pentru acoperirea de uzură, la coroziune, în scop decorativ pentru cisterne, poduri, părţi de uzură la arbori, organe de maşini, costume de protecţie etc.

Avantaje. Piesa nu se încălzeşte peste 400 K şi nu se provoacă modificări structurale importante, se pot realiza pelicule cu grosimi variabile, timpul scurt al operaţiunii, se pot obţine pelicule din orice material metalic, preţul mai scăzut.

Dezavantaje. Rezistenţă slabă la încovoiere şi tracţiune a peliculei, rezilienţă redusă, piesele metalizate nu se pot prelucra în continuare prin deformare plastică, necesită măsuri speciale de protecţia muncii.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Placarea metalelor

Este metoda tehnologică de îmbinare nedemontabilă a două sau mai multe materiale metalice în formă de straturi, prin intermediul forţelor de coeziune şi tensiune superficială.

Piesa placată se comportă atât la rece cât şi la cald ca un singur obiect. Dacă stratul metalizat nu depăşeşte 2÷3% din grosimea totală a piesei, la placare acest strat merge peste 8÷10% şi poate ajunge chiar 50%.

Placarea poate fi bistrat sau multistrat (până la 15 straturi), din materiale metalice de naturi diverse. Pe suprafeţele de placare se execută operaţii de curăţire, decapare.

Dintre procedeele de placare se deosebesc: placarea prin turnare; placarea prin deformare plastică; placarea prin sudare, lipire, difuzie, explozie; placarea prin metalurgia pulberilor; placarea complexă.

La **metoda prin turnare**, piesa de placat se preîncălzeşte (la oţel 1100÷1300 K) peste care se toarnă metalul lichid de placare, după solidificare metalul aderă şi se solidarizează prin difuzie. De exemplu, placarea cuzineţilor, fabricarea de cilindri bimetal pentru motoare cu ardere internă, *Figura 5.58*.

SUDAREA PRIN PRESIUNE
Placarea metalelor

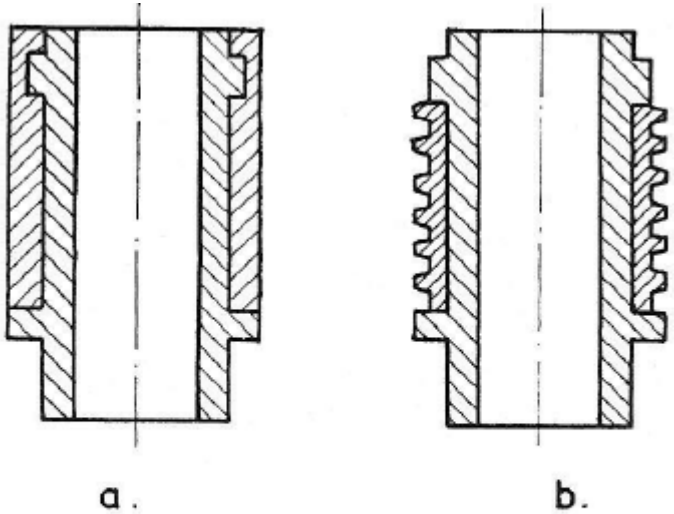


Figura 5.58. Cilindru bimetal fontă - aliaj de aluminiu:
a – cilindru bimetal brut;
b – cilindru prelucrat prin aşchiere.

Placarea prin deformare plastică, se realizează prin presarea suprafeţelor de prelucrat în aşa fel încât să se realizeze aderenţa celor două materiale, la baza placării fiind deformarea plastică realizabilă prin laminare, extrudare, tragere, matriţare etc. Pentru aceasta se toarnă lingouri compuse care se supun laminării sau se realizează pachete (oţel-oţel, oţel-aluminiu, oţel-nichel, cupru-alamă, oţel-aluminiu-oţel etc.) care se supun laminării, obţinându-se semifabricate stratificate. La fel se procedează şi prin tragere, se trage de fapt ţeava brută turnată bimetal şi mai rar ţeavă în ţeavă.

Placarea prin sudare, a fost tratată la sudarea de încărcare.

Placarea prin explozie a fost prezentată la sudarea prin explozie.

Aplicarea metalizării prin placare, se referă la fabricarea de bimetale cu placări parţiale pentru scule şi anume, benzi bimetal pentru contacte electrice, bare de sârmă bimetal pentru telecomunicaţii, benzi şi bare placate pentru instalaţii chimice, energetice, profile bimetal cu destinaţie specială.

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE

- Sudabilitatea metalelor şi aliajelor
- Sudarea oţelurilor carbon şi aliate
- Sudarea oţelurilor înalt aliate rezistente la coroziune
- Sudarea fontelor
- Sudarea cuprului şi aliajelor sale
- Sudarea aluminiului şi aliajelor sale
- Sudarea metalelor şi aliajelor greu fuzibile

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE
Sudabilitatea metalelor şi aliajelor

O serie de oţeluri şi metale neferoase sau greu fuzibile posedă o slabă sudabilitate, datorită modificării proprietăţilor fizico-mecanice, în zona îmbinării sudate comparativ cu metalul de bază şi datorită formării de pori şi fisuri.

Rezistenţa şi duritatea cordonului de sudură este de regulă inferioară metalului de bază, aceasta datorită unei mai slabe alieri a elementelor în metalul cusăturii faţă de metalul de bază. De asemenea, structura granulară grosolană, ca şi conţinutul de gaze scad şi plasticitatea îmbinării sudate.

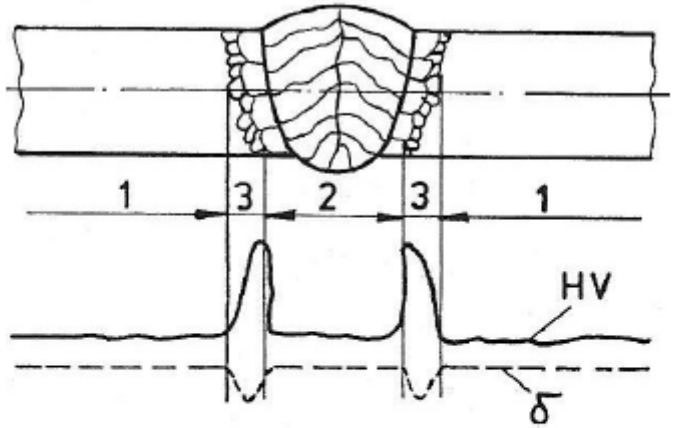


Figura 5.59. Variaţia unor proprietăţi mecanice în zona de sudare pe un oţel aliat: 1 – metal de bază; 2 – metal depus; 3 – zona influenţată termic; HV – duritatea; δ – alungirea relativă.

De mare importanţă este la îmbinarea prin sudare aşa numita zonă influenţată termic (*ZIT*), *Figura 5.59*. Această zonă se plasează în metalul de bază, în care temperatura este capabilă de modificări structurale, respectiv: creşterea granulaţiei; topiri de margine de grăunte; structuri de călire. Ca urmare a acestor modificări, este posibil să crească duritatea şi să scadă plasticitatea.

Pentru metale cu sudabilitate scăzută, în cusătură pot să apară fisuri la rece şi la cald, *Figura 5.60*. Cauza fisurilor este scăderea rezistenţei şi plasticităţii, atât în procesul de constituire prin cristalizare a îmbinării sudate cât şi ulterior datorită transformărilor polimorfe şi absorbţiei de gaze, când dezvoltarea stării de tensiuni şi deformaţii prin depăşirea rezistenţei şi plasticităţii metalului provoacă acestuia fisuri, *Figura 5.61*.

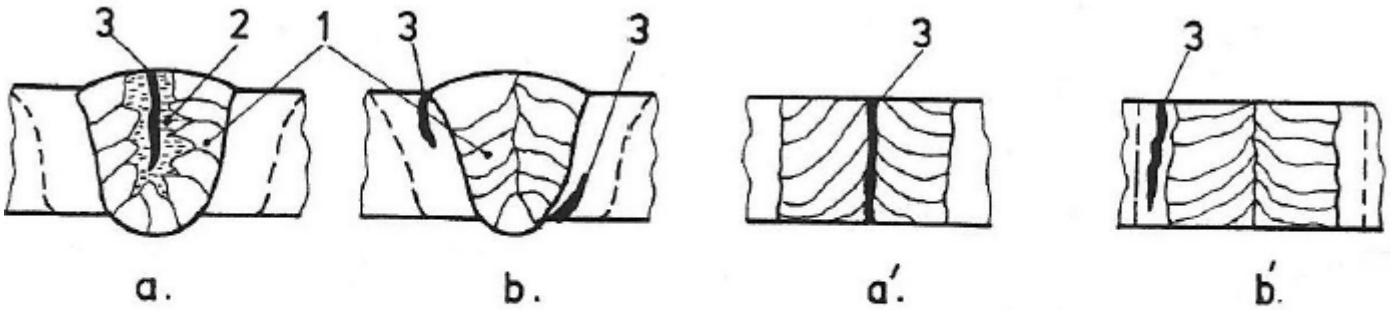


Figura 5.60. Tipuri de fisuri în îmbinări sudate:
a – transversal şi a' în poziţie orizontală – fisuri la cald;
b – transversal şi b' în poziţie orizontală – fisuri la rece;
1 – cristale dendritice; 2 – strat lichid matcă; 3 – fisuri.

Mecanismul formării tensiunilor în îmbinări sudate, fără aportul unor forţe exterioare se poate explica în baza raţionamentului, conform căruia, ca urmare a încălzirii neuniforme a semifabricatelor la sudare, *Figura 5.61(a)*, deformaţiile termice ale cusăturii şi zonei *ZIT* sunt frânate de zonele reci ale metalului de bază.

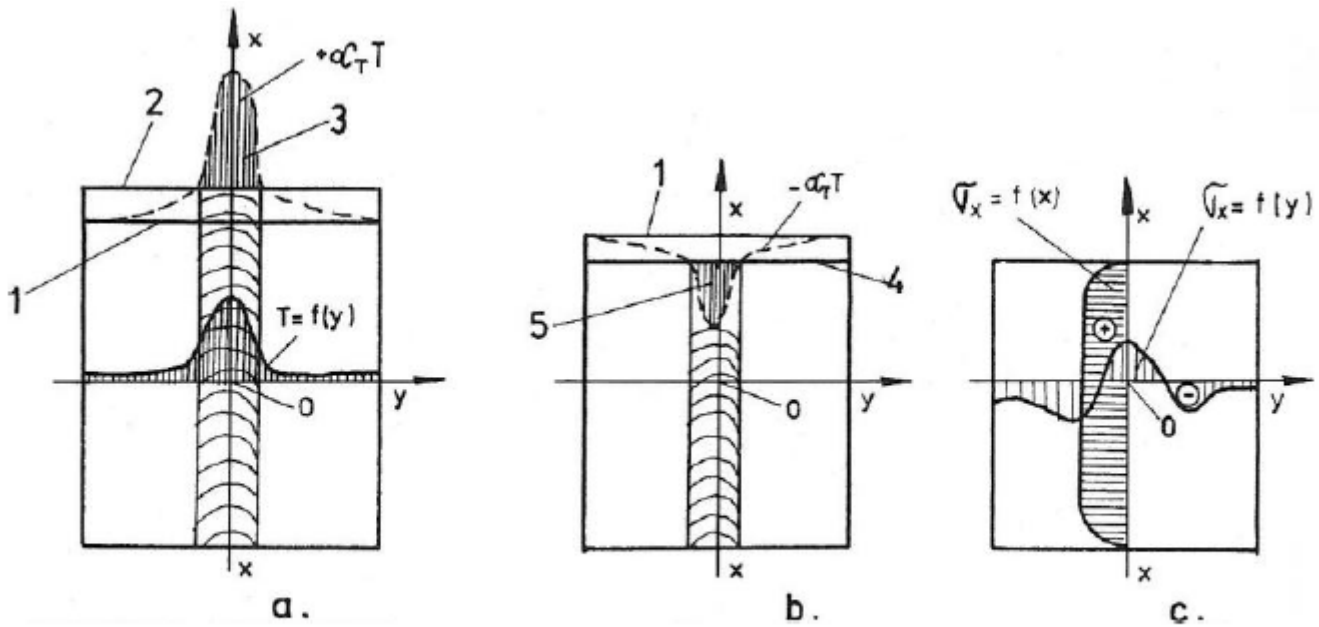


Figura 5.61. Schema procesului de apariţie a tensiunilor la sudarea unor plăci cap la cap:
T=f(y) – variaţia temperaturii pe axa Oy; σ_x=f(x) – distribuţia tensiunilor pe axa Ox;
σ_y=f(y) – distribuţia tensiunilor pe axa Oy; α_T – coeficient de dilatare termică.

În procesul de sudare, prin încălzire, *suprafaţa 1* datorită dilatărilor se deplasează în *poziţia 2*, dar această deplasare proprie cusăturii şi zonei *ZIT* este împiedicată de restul de metal rece şi prin urmare, se vor naşte deformaţii de compresiune proporţionale cu *zona* haşurată *3*. La răcire, se produce fenomenul invers, de contracţie, obţinându-se o scurtare, respectiv, *Figura 5.61(b)*, suprafaţa *1* ocupă *poziţia 4*, când în metalul cusăturii şi zona *ZIT* iau naştere deformaţii elesto-plastice de tracţiune, proporţionale cu *zona* haşurată *5*. Astfel, deformaţiile de tracţiune din cusătură şi zona *ZIT* se echilibrează cu deformaţiile de compresiune din metalul de bază, *Figura 5.61(c)*.

Deformaţia exterioară a semifabricatelor sudate (de exemplu, scurtarea din *Figura 5.61(b)*) nu se suprapune perfect cu deformaţiile elesto-plastice ulterioare, ba mai mult, aceste deformaţii sunt de sens opus. Cu cât mai mari vor fi deformaţiile exterioare, cu atât mai mici vor fi deformaţiile interioare. Mărimea şi sensul tensiunilor în sudură sunt determinate de deformaţiile interioare.

Atenuarea deformaţiilor şi tensiunilor interioare este de mare importanţă în ce priveşte prevenirea fisurilor. În acest sens, se recomandă ca metalul de bază să nu împiedice cusătura în zona *ZIT* în procesul de sudare, geometria semifabricatelor să nu fie rigidă şi pentru uniformizarea termică să se aplice preîncălzirea metalului de bază. În ultimă instanţă, eliminarea tensiunilor se face şi prin tratament după sudare (recoacere de detensionare sau recoacere superioară) şi de asemenea, trebuie dată o mare atenţie şi deformaţiilor inverse.

Crăpăturile la cald, se formează în timpul cristalizării primare a cusăturii, când metalul se găseşte în stare bifazică (solid + lichid), când metalul are rezistenţă şi plasticitate redusă. De regulă, crăpăturile la cald se formează pe axa cusăturii la îmbinarea celor două fronturi ale structurii dendritice, în zona de desăvârşire a cristalizării. Tendinţa de fisurare, creşte cu conţinutul de impurităţi din metalul depus, care dau naştere la eutectici sau combinaţii uşor fuzibile. Fenomenul fisurării la cald este cu atât mai posibil cu cât intervalul termic de solidificare a metalului cusăturii este mai mare, *Figura 5.60(a, a')*.

Crăpăturile la rece, adesea apar în zona *ZIT*, în procesul de răcire finală sau după un timp de depozitare a construcţiei sudate, *Figura 5.60(b, b')*. Aceste crăpături apar ca urmare a zonelor de autocălire, a creşterii exagerate a granulaţiei, a absorbţiei de gaze şi în mod deosebit de hidrogen, ceea ce conduce la creşterea fragilităţii materialului.

Porii în cusătura sudată, se formează ca urmare a scăderii solubilităţii gazelor cu scăderea temperaturii, la răcirea sudurii în procesul de cristalizare primară. Cauzele porilor rezidă deci în absorbţia de gaze în metalul lichid datorită umidităţii învelişului de electrod, a fluxurilor, gazelor de protecţie (hidrogen), dar şi azotului şi oxigenului (oxidului de carbon), ca şi a răcirii rapide care nu permite evacuarea în atmosferă a gazelor din baia lichidă.

În general, sudabilitatea metalelor şi aliajelor este condiţionată de mai mulţi factori: compoziţia chimică şi tehnologiile de prelucrare anterioare; modul în care se realizează sudarea – concepţia îmbinării sudate, soluţiile constructive adoptate şi execuţia propriu-zisă.

Pentru aprecierea sudabilităţii nu există o metodă cantitativă ştiinţifică, pentru fiecare categorie de materiale existând prescripţii şi criterii de apreciere care diferă de la ţară la ţară.

Pentru determinarea sudabilităţii se fac încercări laborioase asupra metalului de bază, asupra zonei de trecere, asupra sudurii propriu-zise şi asupra îmbinării sudate. Dintre acestea, o evaluare aproximativă a sudabilităţii se face prin încercarea durităţii sub cordon.

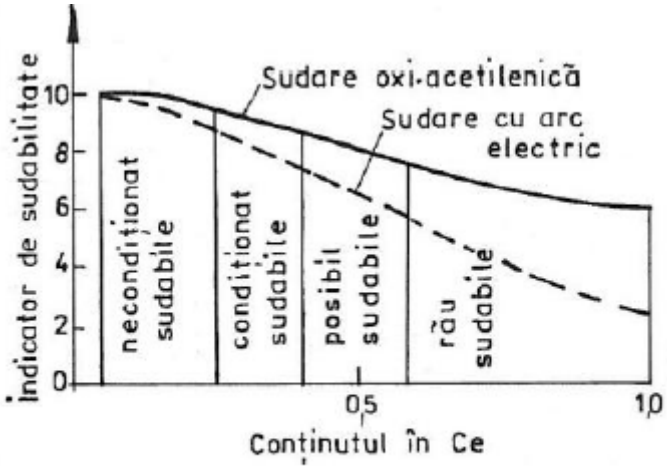


Figura 5.62. Sudabilitatea oţelurilor în funcţie de carbonul echivalent.

Cea mai mare influenţă asupra sudabilităţii oţelurilor carbon şi slab aliate de construcţie o manifestă procentul de carbon sau carbon echivalent, cu creşterea căruia creşte tendinţa de călire la sudare şi deci creşte pericolul de fisurare.

În general, oţelurile cu până la 0,25% C sunt considerate cele mai sudabile (necondiţionat sudabile). Sudabilitatea în funcţie de procentul de carbon sau carbon echivalent împarte oţelurile în mai multe grupe, *Figura 5.62*.

Carbonul echivalent (C_e) se determină conform STAS 7194-79, cu relaţia:

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{15} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} + 0{,}0024 \cdot S\,, \qquad (5.53)$$

în care S este grosimea tablelor sudate, în mm.

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE
Sudarea oţelurilor carbon şi aliate

La oţelurile cu peste 0,3% C, apare tendinţa de călire, durificare şi fisurare şi prin urmare sudarea trebuie abordată cu precauţie. Astfel, sudarea unor oţeluri cu peste 0,5% C reclamă măsuri speciale: preîncălzirea metalului de bază; folosirea metalului de adaos cu plasticitate ridicată; sudarea simultană cu două sau trei arce.

În cazul sudării oţelurilor cu rezistenţă ridicată, dacă $C < 0,22\%$, $C_e < 0,41\%$ şi grosimea tablei $S < 37$ mm, nu sunt necesare, în general, măsuri speciale. În caz contrar, se apelează la preîncălzirea metalului de bază şi alegerea electrozilor cu conţinut redus de hidrogen.

Referindu-ne la procedeul de sudare cu arc electric, sudarea oţelurilor carbon şi aliate de construcţie reclamă, în ansamblu, următoarele măsuri tehnologice:

- preîncălzirea prealabilă şi după sudare pentru a preveni prin răcire înceată pericolul călirii în zona ZIT la o temperatură de 100÷300°C;
- calcinarea fluxurilor la 400÷450°C timp de 3 ore şi uscarea gazelor atmosferei de protecţie pentru a preîntâmpina pătrunderea hidrogenului în metalul îmbinării sudate;
- recoacerea la 300÷400°C sau la 600÷700°C a îmbinărilor sudate, după terminarea sudării, în scopul creşterii plasticităţii şi îndepărtării hidrogenului.

Sudarea în puncte a acestor oţeluri se face cu regimuri moi, respectiv o durată lungă de încălzire, cu îndepărtarea rapidă din maşină pentru a elimina supraîncălzirea electrozilor.

Sudarea prin presiune cap la cap se face cu topire parţială, când se asigură preîncălzirea semifabricatelor înainte de sudare şi răcirea lentă după îmbinare.

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE
Sudarea oţelurilor înalt aliate rezistente la coroziune

Rezistenţa la coroziune a oţelurilor se asigură printr-un conţinut de Cr de peste 12%, de Ni de peste 8%, care stabilizează structura austenitică şi o păstrează la temperatura ordinară. La sudarea acestor oţeluri, chiar dacă se asigură stabilitatea, este posibilă pierderea rezistenţei la coroziune a cusăturii şi în zona *ZIT*. Cauza constă în formarea de carburi de crom pe graniţele grăunţilor şi sărăcirea în crom a marginii de grăunte şi metalul îmbinării sudate capătă tendinţă de coroziune intercristalină.

La sudarea cu arc electric, pentru a preveni acest efect periculos, se recomandă sudarea cu energii liniare mici, cu utilizarea unor plăci de cupru răcitoare, pentru cicluri termice riguroase şi scurtării timpului de menţinere a metalului la temperatură. De asemenea, se aplică şi tratament de călire pentru punere în soluţie (încălzire la 1100°C şi călire în apă), fixându-se din nou structura austenitică.

La sudarea oţelurilor austenitice se pot forma şi crăpături, datorită intervalului mare de cristalizare ca urmare a creşterii conţinutului în elemente de aliere şi creşterii impurităţilor de sulf. Crăpăturile sunt cauzate şi de macrostructura dendritică a cusăturii, în zona desăvârşirii cristalizării primare.

Pentru preîntâmpinarea crăpăturilor, se folosesc electrozi, sârme de metal de adaos, cu elemente de aliere ca Si, Al, Mo, Mn etc. care favorizează fărâmiţarea structurii şi reduce conţinutul de impurităţi.

Oţelurile austenitice se sudează foarte bine prin presiune şi contact cu densităţi reduse de curent. Aceasta este posibil, datorită termofizicii greoaie, care concentrează foarte bine căldura la locul de îmbinare. Totuşi, sudarea reclamă forţe de presare mari, datorită ecruisării austenitei ca şi rezistenţei ridicate a acestor oţeluri la temperaturi ridicate.

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE
Sudarea fontelor

Prin procentul de carbon, de la început, fontele fac parte din categoria rău sudabile, *Figura 5.62*, şi se aplică sudare pentru remanierea unor defecte în piese turnate şi în reparaţii.

Pentru sudare se folosesc electrozi speciali din fontă silicioasă, dar nu se asigură o calitate bună a îmbinării sudate. Apare tendinţa de albire în cusătură şi călire în zona *ZIT*.

Sudarea se poate face prin două metode: la cald şi la rece.

Sudarea fontei la cald, presupune preîncălzirea metalului de bază la temperatura de 400÷700°C, în cuptoare. Înainte de sudare, defectul este eliminat, se pregăteşte rostul şi forma ad-hoc, după care se procedează la sudare. Se sudează cu electrozi din fontă cu diametrul de 8÷25 mm, cu înveliş special. După sudare, piesele se răcesc odată cu cuptorul. Se obţin suduri fără zone de albire sau de călire.

Sudarea la cald este scumpă şi cu un consum ridicat de muncă, utilizându-se numai pentru reparaţii unicat. Sudarea la cald se realizează şi cu flacără oxiacetilenică carburantă şi ca flux, boraxul.

Sudarea la rece a fontei, se face fără încălzire, cu electrozi din oţel, cupru cu fier, cupru cu nichel sau din fontă austenitică.

În cazul folosirii electrozilor din oţel, vergeaua este din oţel cu puţin carbon cu un diametru nu prea mare şi înveliş special. Nu este exclusă formarea unor structuri de albire sau călire în zona *ZIT*, dar se pot uşor prelucra.

Electrozii Cu-Fe, au vergeaua din cupru şi împletitură de fier, la care se adaugă învelişul special.

Electrozii de Cu-Ni, au vergeaua din monel (70% Ni, 28% Cu şi restul Fe) sau alpaca (maillechart-maişor, 80% Cu şi 20% Ni) cu înveliş stabilizator. Aceşti electrozi dau o sudură destul de rezistentă şi cu zone accidentale de albire. Necesită prelucrare îngrijită a rostului de sudare.

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE
Sudarea cuprului şi aliajelor sale

Asupra sudabilităţii cuprului, o mare influenţă manifestă conţinutul de impurităţi, O_2, H_2, Bi, Pb etc. Oxidul cupros (Cu_2O) este deosebit de periculos provocând fisurarea la cald în îmbinare, datorită eutecticului uşor fuzibil Cu_2O-Cu, asemănător influenţează Bi şi Pb, iar metalul depus în eutectici intergranulari conduce la fragilitate chiar şi la temperatura ordinară.

Hidrogenul se dizolvă puternic în cupru şi la răcire iese din soluţie formând pori, dar hidrogenul provoacă totodată şi aşa numita *boală a hidrogenului*, când se combină cu Cu_2O şi dă vapori de apă care provoacă fragilitatea cuprului, respectiv apariţia de crăpături la răcire.

Prevenirea acestor defecte, reclamă sudarea în atmosferă de gaze protectoare (argon, heliu, azot, amestecuri din aceste gaze) şi folosirea ca metal de adaos sârme cu conţinut ridicat de elemente dezoxidante (Ti, Zr, B, P, Si etc.).

Cuprul are o mare conductivitate termică şi prin urmare sudarea cu arc electric reclamă o energie liniară ridicată, iar la grosimi mai mari de 4 mm este necesară preîncălzirea până la 300°C. La grosimi de peste 30 mm, se sudează cu flacără de plasmă.

Pentru lucrări unicat şi reparaţii se foloseşte şi flacăra de sudură de mare putere, asigurându-se preîncălzirea metalului, utilizând fluxuri pe bază de borax atât în rost cât şi în metalul de adaos, topind (dizolvând) astfel oxidul cupros. Cuprul cu grosime de peste 50 mm se sudează în baie de zgură.

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE
Sudarea cuprului şi aliajelor sale

La sudarea alamelor se întâmpină dificultăţi datorită evaporării zincului şi scade rezistenţa mecanică şi rezistenţa la coroziune a cusăturii din alamă. Sudorul trebuie să lucreze cu mască de protecţie faţă de vaporii de zinc.

Se utilizează cu succes metoda WIG şi mai puţin MIG.

La sudarea cu gaze, se foloseşte un flux gazos, care dă naştere anhidridei borice (B_2O_3) care leagă vaporii de zinc în zgură şi care în acelaşi timp împiedică evaporarea zincului în atmosferă. La grosimi de alamă de peste 12 mm se recomandă preîncălzirea la 150°C.

Sudarea bronzurilor se face cu aceleaşi metode şi tehnologii de la sudarea cuprului, cu excepţia bronzurilor cu staniu, care trebuie făcută cu viteză mare, fără preîncălzire, pentru a împiedica topirea staniului uşor fuzibil.

Alamele şi bronzurile, datorită rezistenţei electrice superioare, se sudează bine prin contact şi presiune, metodă prin care cuprul nu se sudează.

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE
Sudarea aluminiului şi aliajelor sale

Dificultatea sudării aluminiului şi aliajelor sale, este dată de marea tendinţă de oxidare şi formare a unei pelicule subţiri şi greu fuzibile de Al_2O_3, care se topeşte la 2050°C, ca şi tendinţa de formare în proces a porozităţii gazoase şi crăpăturilor la cald.

În procesul de sudare, picăturile care trec spre metalul de bază se acoperă cu o peliculă de oxid care nu fuzionează cu baia metalică şi cusătura rezultă incompactă, fragilă. Pentru a elimina acest efect nedorit se folosesc fluxuri speciale sau se sudează în medii de gaze protectoare (inerte), fluxurile fiind cloruri sau fluoruri ale metalelor alcalino-pământoase (NaCl, KCl, Ba Cl_2, LiF, CaF_2 etc.), aceste fluxuri dizolvând peliculele de oxizi.

Cauza porozităţii în sudurile pe aliaje de aluminiu, o constituie hidrogenul, provenit din umiditatea atmosferică, umiditate care aderă puternic la pelicula de oxid de pe metalul de bază şi sârma de adaos.

Pe de altă parte, pericolul porozităţii este dat şi de marea capacitate de dizolvare a hidrogenului în metalul aflat în stare lichidă şi scăzuta solubilitate în acelaşi metal aflat în stare solidă. Pentru aceasta, este necesară o curăţire mecanică deosebită a metalului de bază şi sârmei electrod, până la curăţirea chimică în soluţie de NaOH, când odată cu îndepărtarea peliculei de oxid este îndepărtată şi umiditatea absorbită.

Formarea de crăpături la cald, în aluminiu şi câteva aliaje de aluminiu, este legată de granulaţia grosolană a metalului cusăturii de sudură. Tendinţa de fisurare este accentuată prin existenţa în compoziţie a unui procent de până la 0,5% Si, care formează eutectici la marginea de grăunte.

Pentru atenuarea acestui efect se acţionează pe cale metalurgică: se folosesc sârme electrozi cu procent de Fe, care neutralizează siliciul, iar pentru finisarea structurii cusăturii se introduc modificatori ca Zr, Ti, B.

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE
Sudarea aluminiului şi aliajelor sale

Cel mai greu se sudează termic aliajele ecruisabile din grupa Al-Cu-Mg (duraluminiurile). Prin încălzirea peste 500°C, se produce topirea marginilor de grăunte, cu formarea în zonele topite a unor produşi de tip eutectic. Aceşti eutectici sunt inferiori ca proprietăţi metalului de bază şi provoacă fragilitate care nu mai poate fi redresată prin tratamente termice.

Relativ bine se sudează termic aliajele care nu se ecruisează, din sistemul Al-Mn şi sistemul Al-Mg.

Cea mai largă aplicabilitate o are sudarea aluminiului şi aliajelor sale în atmosferă de gaze protectoare *WIG* (la grosimi de 0,5÷10 mm) şi *MIG* (la grosimi de peste 10 mm).

Se practică, de asemenea, sudarea automată sub strat de flux, care se depune pe marginile rostului de sudură. Mai rar se practică sudarea în baie de zgură şi destul de bine se practică sudarea prin presiune de contact.

Datorită conductivităţii termice ridicate, ca şi a conductivităţii electrice superioare, sudarea necesită mari densităţi de curent.

TEHNOLOGIA SUDĂRII DIFERITELOR METALE ŞI ALIAJE
Sudarea metalelor şi aliajelor greu fuzibile

Dificultăţile sudării metalelor greu fuzibile (Ti, Zr, Mo, Nb etc.) sunt legate de faptul că prin încălzirea acestora le creşte mult capacitatea de absorbţie de gaze ca oxigen, hidrogen şi azot, când un conţinut neînsemnat de gaze, reduce substanţial plasticitatea acestor metale.

Titanul şi aliajele sale se sudează în atmosferă de argon de înaltă puritate. Pentru aceasta se prevăd jeturile suplimentare de protecţie *1* şi *2* care acţionează până la temperaturi sub 350°C asupra metalului sudurii *3*, *Figura 5.63*.

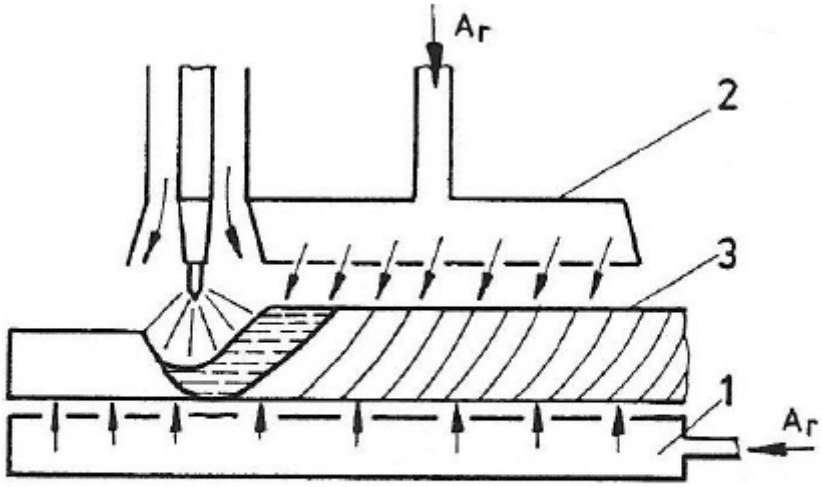


Figura 5.63. Schema sudării cu arc electric şi protecţie de argon a titanului:
1, 2 – camere de insuflare argon;
3 – cordonul de sudură.

Înainte de sudare, metalul de bază şi sârma electrod se degazează prin recoacere în vid. Procentele admise de gaze în cusătură se încadrează în limitele: $H_2 < 0{,}01\%$; $O_2 < 0{,}1\%$; $N_2 < 0{,}05\%$. La procente mai mari, scade puternic plasticitatea şi apare pericolul de fisurare-crăpare la cald.

Se execută şi sudarea în camere special amenajate cu atmosferă controlată de argon, în care operatorii-sudori sunt echipaţi cu costume ca scafandrii.

Titanul şi aliajele sale se sudează bine cu plasmă şi cu fascicul

LIPIREA METALELOR ŞI ALIAJELOR
Bazele teoretice ale lipirii

Prin lipire, se înţelege procesul de realizare a unor îmbinări nedemontabile a semifabricatelor, printr-o încălzire sub temperatura de topire a acestora, pe calea umectării şi umplerii rostului dintre semifabricate cu metal de adaos (metalul de lipit) şi solidarizarea pieselor prin cristalizarea metalului de lipire. Acest mod de îmbinare cunoaşte două variante:

- lipirea moale, dacă metalul, aliajul de lipit are un punct de fuziune sub 500°C;
- lipirea tare sau brazarea, dacă aliajul de lipit are un punct de fuziune peste 500°C.

Lipirea moale se face cu scopul asamblării detaliilor şi eventual asigurării etanşării construcţiei, nu se asigură şi rezistenţă mecanică ridicată.

Lipirea tare (brazarea), pe lângă asamblare şi etanşare, asigură şi rezistenţă mecanică ridicată, de până la 50 daN/mm^2, funcţie de natura aliajului sau metalului de lipit.

În timpul lipirii, se produce o dizolvare şi difuziune reciprocă între metalele de bază şi aliajul pentru lipit. Pentru reuşita îmbinării, trebuie ca metalul de lipit să dizolve bine metalele de bază, să se întindă şi să adere cât mai uşor la suprafaţa tablelor de asamblat, la care nu se adaugă şi condiţia preţului său de cost cât mai scăzut şi să fie uşor de procurat.

Tehnologia de lucru presupune o curăţire a suprafeţelor de îmbinat, în care scop pe lângă curăţirea mecanică sau chimică prealabilă, se folosesc şi multe fluxuri, în măsură mai mare decât la îmbinarea prin sudare.

Fluxurile folosite, trebuie să se topească complet şi să aibe o acţiune chimică şi fizică la temperaturile relativ joase ale lipirii.

Procesele moderne de lipire sunt foarte variate şi se pot folosi pentru toate calităţile de oţel, aliaje dure, fonte, cupru, nichel, aluminiu, plumb, wolfram şi aliajele lor, pentru metale rare şi nobile.

Lipirea este aplicată mult în fabricarea automobilelor, a tractoarelor, bicicletelor, frigoriferelor, a pieselor din tablă, tablă zincată, alamă, oţel inoxidabil, oţel decapat etc.

LIPIREA METALELOR ŞI ALIAJELOR
Lipirea moale

Aliajele pentru lipirea moale sunt uşor fuzibile, cele mai răspândite fiind cele de staniu şi plumb. Acestea au o rezistenţă mecanică mică (sub 7 daN/mm^2) şi prin urmare lipirea moale se va utiliza atunci când îmbinările nu au de suportat solicitări, cum este cazul tinichigeriei casnice, cutii de conserve, instalaţii sanitare, acoperişuri.

Cum însă aliajele de lipit au punctul de fuziune sub 673 K, trebuie ca îmbinările să nu fie solicitate termic, întrucât acţiunea temperaturii poate duce la dezmembrarea construcţiei.

Aliajele de lipit (aşa numitele Lp n – aliaje Pb-Sn, cu n procente de staniu) pe bază de staniu şi plumb sunt cuprinse în SR ISO 3677:1994 şi SR ISO 10564:1995. Se livrează sub formă de vergele (de circa 600 mm lungime) sau blocuri

Fluxurile folosite (lichide, paste, prafuri) pot fi: compuşi organici – colofoniu (sacâzul), stearina; compuşi anorganici – acidul clorhidric, clorura de amoniu (ţipirigul), clorura de zinc (apa tare).

La folosirea fluxurilor anorganice, după lipire trebuie să se înlăture toate resturile, pentru a nu permite corodarea în profunzime.

Sursa termică pentru încălzire în cazul lipirii moi, este diversă, după caz putând fi: ciocanul de lipit (letconul – încălzit cu flacără sau electric – din cupru), suflaiul pentru gaze, lămpi de lipit, băi de topit aliajul de lipit sau curentul electric.

În lucrările staţionare, de atelier, se folosesc de regulă ciocanele de lipit, ca şi instalaţii şi electronică. Pentru lucrări de şantier, în aer liber se folosesc lămpile de benzină, iar pentru lucrări industriale şi de serie se foloseşte imersia pieselor în băi cu aliaj topit.

LIPIREA METALELOR ŞI ALIAJELOR
Lipirea moale

Tehnologia lipirii moi, reclamă ca suprafeţele de îmbinat să fie perfect curate. Această curăţire se face mecanic cu perii de sârmă, prin pilire, cu hârtie abrazivă sau chimic, prin ardere sau fierbere într-o substanţă alcalină.

La folosirea ciocanului de lipit din cupru, acesta se încălzeşte la 523÷873 K, la temperaturi mai mari cuprul se distruge prin difuzia staniului ca şi din cauza oxidării.

Ciocanul de lipit încălzit se cositoreşte prin frecare în ţipirig în prezenţa unei bucăţi de staniu şi se trece imediat pe urma de lipire unde se topeşte şi întinde aliajul de lipit din vergea, când se folosesc şi fluxuri. Lipirea trebuie făcută cu un strat subţire de metal care pătrunde în spaţiul îngust dintre suprafeţele de îmbinat.

Lipirea cu flacără sau lampă cu benzină se foloseşte atunci când temperatura trebuie să fie mai ridicată sau când forma piesei nu permite utilizarea ciocanului de lipit. Porţiunile care urmează să fie lipite se încălzesc până când se topeşte aliajul de lipit întins în prealabil împreună cu fluxul, după care se aşteaptă răcirea şi se execută curăţirea sau ajustarea. Metoda se utilizează mai ales la lipirea ţevilor de plumb.

LIPIREA METALELOR ŞI ALIAJELOR
Lipirea moale

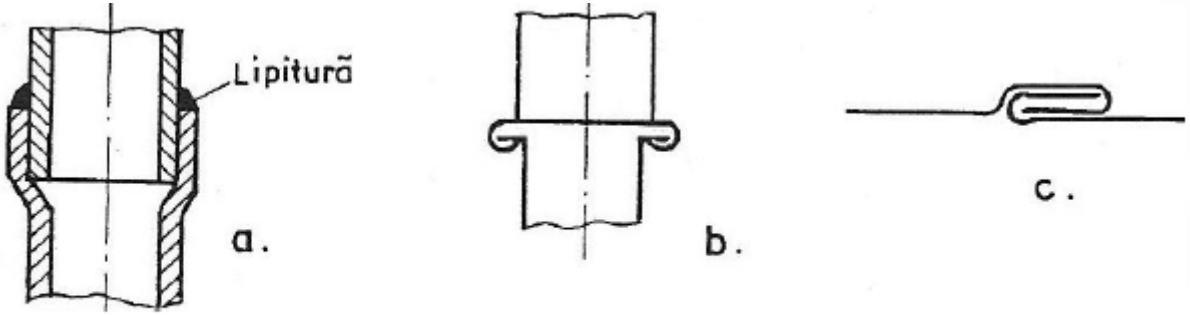


Figura 5.64. Exemple de lipituri moi:
a – prin manşonare; b – prin fălţuire; c – tinichigerie şi acoperişuri.

Lipirea prin cufundare, este mai simplă, baia cu aliaj de lipit topit, acoperită cu flux, serveşte pentru imersia pieselor pe suprafeţele lor de îmbinat. Se aplică la lucrări de serie. De regulă, lipirea moale se face prin suprapunere sau cu pregătire mecanică a marginilor, pentru a se asigura şi o anumită rezistenţă, *Figura 5.64*.

LIPIREA METALELOR ŞI ALIAJELOR
Lipirea tare

Lipirea tare, aşa după cum s-a mai arătat se aplică atunci când îmbinarea trebuie să satisfacă la solicitări importante, rezistenţa la rupere putând atinge 50 daN/ mm^2. Se supun lipirii tari materiale metalice importante, cum sunt: oţelul; fonta; bronzul; alama şi alte materiale.

Aliajele pentru lipire tare au punctul de fuziune peste 823 K, lipirea executându-se la 900÷1400 K şi se disting două categorii importante: aliaje Cu-Zn (alame pentru lipit); aliaje cu argint.

Ca flux pentru lipirea tare se foloseşte boraxul.

Aliajele cu argint sunt de fapt alame cu argint, care oferă o rezistenţă mecanică mare, o bună rezistenţă la coroziune şi o temperatură mai joasă.

Tehnologia lipirii tari, reclamă ca şi la lipirea moale, ca suprafeţele de lipit să fie curate, curăţirea făcându-se prin aceleaşi metode ca şi la lipirea moale. Îmbinările se pot realiza prin suprapunere, cap la cap şi prin feţe teşite.

LIPIREA METALELOR ŞI ALIAJELOR
Lipirea tare

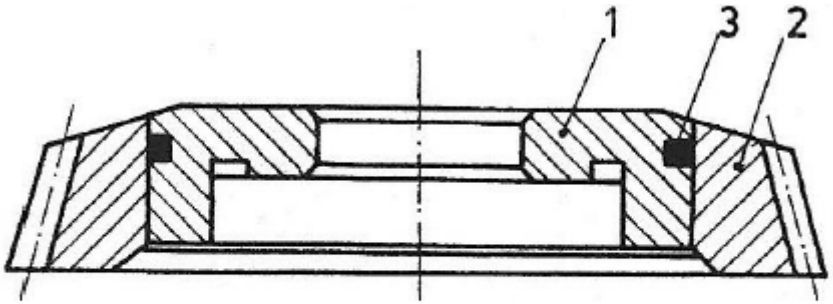


Figura 5.65. Lipirea tare a unui cuţit roată de mortezat:
1 – corpul cuţitului; 2 – coroana de aşchiere;
3 – aliaj de lipit.

Pentru executarea lipirii, fluxul se aplică în prealabil pe marginile de îmbinat, aliajul de lipit (foiţe, praf etc.) aşezându-se între feţe sau lângă locul de îmbinare. Încălzirea pentru topire se face cu flacără, prin inducţie sau în cuptoare.

Pentru exemplificare, în *Figura 5.65* se prezintă un cuţit roată de mortezat roţi dinţate, unde topirea aliajului de lipit se face odată cu încălzirea pentru călire. Ca aliaj de lipit se foloseşte o sârmă de cupru cu diametrul de 2,5÷2,75 mm, care asigură o rezistenţă mecanică ridicată, ca şi cum scula ar fi dintr-o bucată.

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

- Metode de obţinere a pulberilor metalice
- Prepararea amestecului şi formarea semifabricatului
- Sinterizarea şi operaţiile suplimentare de prelucrare
- Produse ale metalurgiei pulberilor

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Metalurgia pulberilor este o metodă tehnologică de fabricare a unei materii prime sub formă de pulberi şi din aceste pulberi, printr-o tehnologie specială, a unor piese pentru construcţia de maşini.

Din pulberi metalice sau amestecuri de pulberi se presează diversele semifabricate care se supun tratamentului specific de recoacere de sinterizare. Industrial se fabrică piese din pulberi de fier, cupru, nichel, crom, cobalt, wolfram, molibden, titan etc.

Un proces tehnologic de fabricare a produselor prin agregare de pulberi presupune succesiunea logică a următoarelor operaţii fundamentale: pregătirea pulberilor sau a amestecului de pulberi pentru formare sau păstrare; formarea produselor prin agregare crudă; sinterizarea semifabricatelor; operaţii suplimentare, ulterioare; controlul produselor sinterizate.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Metode de obţinere a pulberilor metalice

Pulberile metalice se pot obţine prin metode mecanice şi fizico-chimice.

Cea mai utilizată este *metoda mecanică* de măcinare a unei materii prime iniţiale sub formă de aşchii, căzătură de metal sau fier vechi în mori mecanice, obţinându-se astfel pulberi din aliaje – compuşi chimici sau materiale fragile cum sunt siliciul, beriliul etc. Pe această cale, a măcinării, nu se produc modificări ale compoziţiei chimice a materiei prime iniţiale. Neajunsul metodei constă în costul prea ridicat al pulberilor incluzând aici şi costul fabricării metalelor şi aliajelor turnate şi productivitatea scăzută a procesului.

Dintre *metodele fizico-chimice* de obţinere a pulberilor se desprind, în principal, reducerea oxizilor, precipitarea din soluţii apoase şi altele. În general, prin procedeele fizico-chimice se modifică compoziţia chimică a produsului iniţial şi reprezintă de fapt metoda universală de obţinere a pulberilor. Pe această cale devine economică fabricarea pulberilor din deşeuri şi arsuri, oxizi, iar pentru metalele greu fuzibile este una din metodele de bază de fabricare a pulberilor.

Comportarea pulberilor metalice în procesul de presare şi sinterizare, depinde de proprietăţile acestora, care la rându-i depind şi de modul de fabricare a pulberii. Din acest punct de vedere o pulbere metalică se poate deci caracteriza prin compoziţie chimică, dar şi prin proprietăţi fizice şi tehnologice (dimensiuni şi forme ale granulelor, microduritate, densitate, sistem de cristalizare, curgere, presabilitate şi comportare la sinterizare).

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Metode de obţinere a pulberilor metalice

Prin curgerea pulberii, se înţelege capacitatea de umplere a formei, care se înrăutăţeşte cu micşorarea dimensiunilor pulberii şi creşterea umidităţii. Curgerea sau capacitatea de umplere se apreciază prin cantitatea de pulbere care curge printr-o gaură cu diametrul de 1,5÷4 mm în timp de o secundă. Această proprietate tehnologică a pulberii are o mare importanţă în procedeele automate, unde productivitatea depinde direct de capacitatea umplerii formei. De asemenea, trebuie arătat că o capacitate de curgere scăzută, conduce la o densitate neuniformă a pieselor fabricate.

Prin presabilitate, se înţelege capacitatea pulberii de a se îndesa sub acţiunea unei forţe exterioare şi de a-şi păstra o oarecare rezistenţă mecanică a produsului după presare. Presarea depinde de plasticitatea particulelor, de dimensiunea şi forma lor şi creşte cu creşterea procentului de introducere în amestecul presat de substanţe cu suprafeţe active.

Prin capacitate de sinterizare, se înţelege rezistenţa căpătată de produsul presat dacă este supus tratamentului termic de recoacere de sinterizare.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Metode de obţinere a pulberilor metalice

Ca maşini şi metode practice de fabricare a pulberilor deosebim:

- măcinarea în mori cu bile şi vibratoare, pentru materiale fragile şi casante (feroaliaje, metale dure, catozi fragili, aşchii de fontă şi oţel etc.);
- măcinarea în mori cu vârtej, pentru materiale cu tenacitate ridicată (oţel moale, cupru, aluminiu);
- pulverizarea din stare lichidă;
- metoda carbonil, cu obţinerea pulberii din stare gazoasă, aplicabilă pentru fier, nichel, crom, cobalt, molibden, wolfram, obţinându-se pulberi foarte fine. În acest caz, metalul se tratează cu oxid de carbon în condiţii speciale de temperatură şi presiune, obţinându-se carbonilul, care prin descompunere dă pulberea:

$$M_n(CO)_m \Leftrightarrow nM + m(CO).$$

Se pot obţine astfel şi pulberi de aliaje (Fe-Co, Fe-Ni, Fe-Mo, Ni-Co), supunându-se descompunerii amestecuri de carbonili;

- metoda electrolitică, este aplicabilă aproape tuturor metalelor, obţinându-se cea mai pură pulbere, chiar şi din materii prime impure.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Prepararea amestecului şi formarea semifabricatului

Procesul de preparare constă în recoaceri prealabile, sortarea pulberii după mărime şi amestecare.

Recoacerea prealabilă se face cu scopul reducerii oxizilor şi eliminarea ecruisării de la fabricaţia anterioară. Recoacerea se face la o temperatură de 0,5÷0,6 din temperatura de topire a metalului pulberii în atmosferă protectoare sau reducătoare.

Pulberile cu dimensiuni ale granulelor peste 50 μm se clasează cu ajutorul sitelor vibratoare, iar sub 50 μm, în curent de aer.

În amestecul de pulberi se introduc şi unele materiale auxiliare, cu diverse roluri, cum sunt: plastifianţi (parafină, stearină etc.), care asigură presarea şi obţinerea unor semifabricate de calitate; materiale uşor fuzibile, care îmbunătăţesc procesul de sinterizare; substanţe volatile pentru obţinerea unei anumite porozităţi. Amestecul de pulberi pregătit se omogenizează în mori cu bile, tobe şi alte instalaţii.

Din amestecul preparat, se formează apoi prin presare semifabricatele sau piesele, prin diverse procedee de presare în forme sau prin laminare.

Presarea la rece, *Figura 7.1*, presupune introducerea amestecului dozat *3* şi presarea în *pres-forma 2* cu ajutorul *poansonului 1*. Prin presare, creşte suprafaţa de contact între granule, se micşorează porozitatea şi se deformează sau sfărâmă unele granule. Rezistenţa piesei este dată numai de forţele de coeziune mecanică. Presiunea se distribuie însă neuniform pe înălţimea de presare, datorită frecării cu pereţii formei şi prin urmare rezistenţa şi porozitatea piesei sunt diferenţiate pe înălţimea produsului.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Prepararea amestecului şi formarea semifabricatului

Presarea se poate face dintr-o singură parte, *Figura 7.1(a)*, pentru piese de formă simplă cu raportul înălţimii la diametru subunitar şi pentru bucşe la care raportul diametrului exterior la grosimea peretelui este sub trei.

Pentru piese de formă complexă se aplică presarea bilaterală sau din două părţi, *Figura 7.1(b)*, când pentru obţinerea a aceleiaşi densităţi, presiunea faţă de presarea unilaterală scade cu 30÷40%.

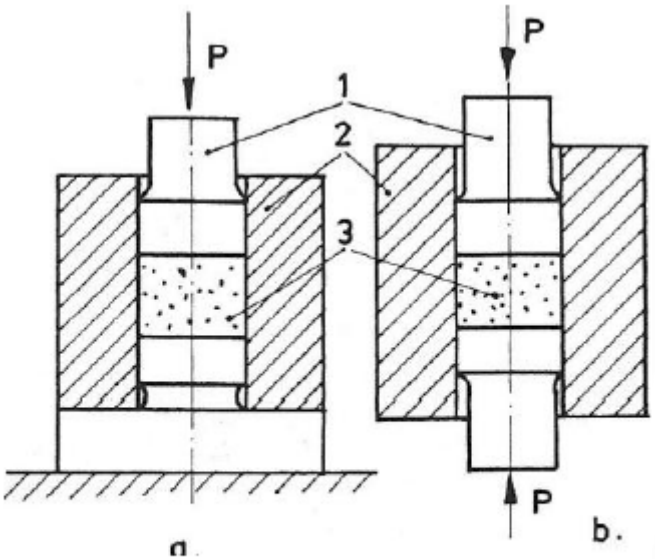


Figura 7.1. Schema presării la rece:
1 – poansoane; 2 – matriţe;
3 – pulbere.

Presiunea de regim depinde de densitatea cerută, forma semifabricatului, tipul pulberii şi alţi factori. Presarea cu vibrare micşorează şi mai mult presiunea de regim.

În procesul de presare, particulele de pulbere suportă deformaţii elastice şi plastice, ceea ce duce la acumularea unei anumite stări de tensiuni şi prin urmare la scoaterea piesei din forma de presare, se vor produce măriri dimensionale provocate de elasticitate.

Presarea la cald presupune, de regulă, combinarea procedeelor de formare şi sinterizare. Temperatura se alege, în general, între 0,6 şi 0,8 din temperatura de topire a pulberii. Datorită încălzirii, compactarea are loc mult mai intens şi se reduce mult presiunea de lucru necesară. Se formează pe această cale materiale cu rezistenţă, densitate

şi omogenitate structurală ridicată, cum sunt compuşii metalelor greu fuzibile (carburi, boruri). Productivitatea scăzută, fiabilitatea scăzută a formei din grafit (10÷12 presări), necesitatea atmosferei de gaze protectoare, limitează mult utilizarea acestei metode.

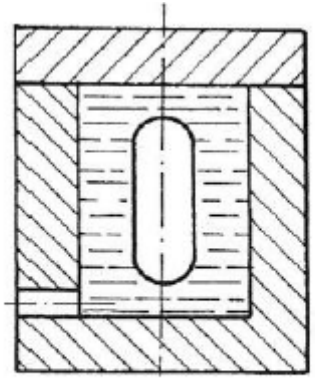


Figura 7.2. Schema presării hidrostatice.

Presarea hidrostatică, se foloseşte la obţinerea semifabricatelor metalo-ceramice, la care nu se cere mare precizie. Principiul metodei, *Figura 7.2*, constă în introducerea pulberii într-un înveliş elastic şi a dozei într-un spaţiu hidrostatic, o cameră hidraulică, exercitându-se presiune din toate părţile uniform (principiul lui Pascal). Prin lipsa frecării exterioare, semifabricatul capătă o compactitate uniformă şi o presiune de regim mai scăzută. Ca mediu de presare se poate folosi apa, uleiul, glicerina.

Presarea prin extrudare, se foloseşte la obţinerea unor semifabricate de forma unor bare, ţevi şi diverse profile. Metoda este similară cu procedeul extrudării metalului compact. În amestecul de pulberi se introduce cel puţin 12% plastifiant care îmbunătăţeşte coeziunea particulelor şi micşorează frecarea cu pereţii formei. Ca utilaje de presare se folosesc presele mecanice şi hidraulice.

Formarea prin laminare, este unul din cele mai productive şi de perspectivă procedee, *Figura 7.3*.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Prepararea amestecului şi formarea semifabricatului

Pulberea 2 din *buncărul 1* trece prin jocul dintre *cilindrii 3* şi este presată sub formă de bare sau table de o anumită grosime. Laminarea poate fi combinată şi cu sinterizarea şi finisarea. În acest caz produsul trece în cuptorul de sinterizare, după care se laminează din nou şi numai tablele destinate filtrelor sau materialelor antifricţiune nu se mai supun unei noi lamінări după sinterizare.

Numărul de treceri la laminare pentru a obţine o anumită compactitate depinde de plasticitatea pulberilor şi parametrii regimului de laminare. După *Figura 7.3(b)* se obţin materiale sinterizate în două straturi.

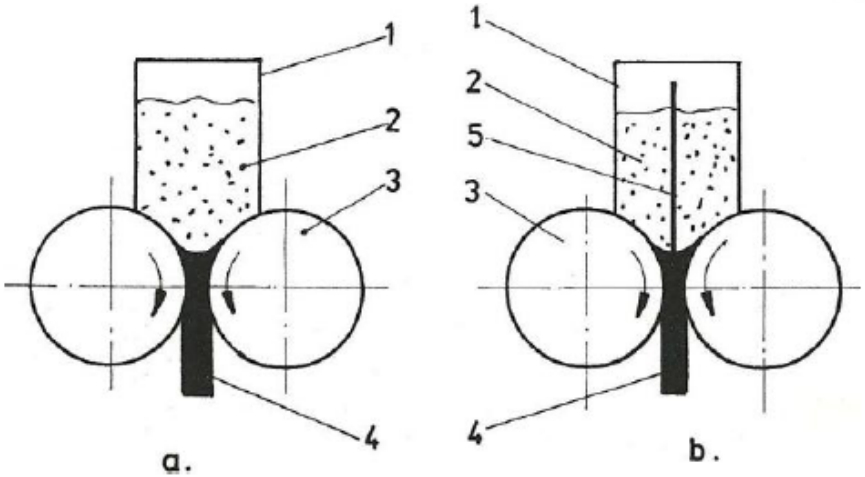


Figura 7.3. Schema laminării pulberilor.
a – cu buncăr simplu; b – buncăr cu perete despărţitor;
1 – buncăr; 2 – pulbere; 3 – valţuri; 4 – produs; 5 – perete despărţitor.

Se pot obţine table cu grosimi de 0,02÷3 mm şi lăţimi de până la 300 mm şi de asemenea, profile (cu cilindri calibraţi) ca şi sârme cu diametrul de la 0,25 la câţiva mm. Se pot fabrica table, benzi din diverse materiale: poroase; greu fuzibile; de fricţiune etc.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Sinterizarea şi operaţiile suplimentare de prelucrare

Sinterizarea se face cu scopul de a mări rezistenţa produselor anterior obţinute la formarea mecanică prin presare sau laminare.

În semifabricatele presate crud, contactul dintre particule este scăzut, creşterea suprafeţei de contact se realizează tocmai pe calea sinterizării. Aceasta este posibil prin faptul că prin încălzire au loc următoarele procese: reducerea oxizilor superficiali; difuzia; recristalizarea, procese care depind de temperatura şi timpul de sinterizare ca şi de mediul de tratament şi alţi factori.

Totodată, prin sinterizare are loc şi o micşorare a dimensiunilor pieselor şi o modificare a proprietăţilor materialului.

Temperatura de sinterizare se alege între 0,6 şi 0,9 din temperatura de topire a pulberii în cazul sistemului monocomponent sau a pulberii de bază din sistemele multicomponente.

După atingerea temperaturii de regim pe întreaga secţiune a pieselor, menţinerea se încadrează între 30 şi 90 minute. Ridicarea temperaturii şi mărirea timpului de sinterizare conduc la creşterea rezistenţei şi durităţii semifabricatului, prin creşterea suprafeţei de contact dintre particulele de pulbere, dar aceasta numai până la anumite limite care dacă sunt depăşite se produce creşterea granulaţiei şi apare scăderea rezistenţei mecanice.

Sinterizarea, în condiţiile în care în compoziţia semifabricatului intră şi componente uşor fuzibile, conduce la creşterea compactităţii (scăderea porozităţii) şi ridicarea proprietăţilor fizico-mecanice. În acest sens, unele piese de electrocontact, din materiale greu fuzibile, au în compoziţie unele elemente ca argint sau cupru.

Sinterizarea se execută în cuptoare cu rezistenţă sau cu inducţie, cu atmosferă controlată, reducătoare sau în vacuum.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Sinterizarea şi operaţiile suplimentare de prelucrare

După sinterizare, produsele mai suportă unele **prelucrări suplimentare**, fie pentru ajustarea proprietăţilor fizico-mecanice, fie pentru obţinerea stabilă a formei şi dimensiunilor, fie pentru acoperire decorativă sau de protecţie anticorozivă.

Pentru ***îmbunătăţirea proprietăţilor fizico-mecanice*** se pot aplica: o nouă presare şi sinterizare; impregnarea cu materiale de ungere (lagăre antifricţiune); tratamente termice sau termochimice.

Repetarea presării şi sinterizării urmăreşte obţinerea unor piese de mare densitate. Pentru aceasta se folosesc aceleaşi forme de presare sau alte forme mai precise, după necesitate. De asemenea, produsele sinterizate se pot supune forjării, laminării, matriţării la temperaturi ridicate, în care caz scade porozitatea şi creşte plasticitatea materialului. De exemplu, semifabricatele din wolfram cu porozitate iniţială de 38÷40%, după forjare au rămas numai cu 2÷5% porozitate şi metalul a căpătat o foarte bună plasticitate, apt pentru laminare şi tragere prin filiere, în vederea laminării aplicându-se şi o recoacere intermediară la peste 1200°C. După trefilare, în sârma de wolfram cu diametrul de 0,05 mm, porozitatea a coborât sub 1%.

Impregnarea se realizează prin cufundarea în băi cu ulei la temperatura de 70÷140°C, cu o durată de menţinere de 15 minute la 2 ore, când gradul de umplere a porilor este în jur de 90÷95%. O îmbibare şi mai bună a porilor se face în băi cu atmosferă vidată.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Sinterizarea şi operaţiile suplimentare de prelucrare

Dintre *tratamentele termice* aplicate se deosebesc, recoacerea şi călirea. Recoacerea se aplică pentru semifabricate din metale greu fuzibile, care îmbunătăţesc plasticitatea materialului în vederea prelucrării prin forjare, tragere, laminare. Existenţa porilor, prezintă riscul oxidării şi atacului de coroziune din partea mediului de călire şi prin urmare încălzirea trebuie să se facă fără oxidare, iar mediul de călire să nu provoace coroziune. Se aplică uneori şi *tratamente termochimice* de cementare pentru materialele feroase, având în vedere că porozitatea sinterizatelor accelerează efectul cementării. Pentru creşterea rezistenţei la uzare se aplică sulfizarea.

Pentru a da ***forme şi dimensiuni precise***, după caz, se pot aplica operaţii de calibrare, tragere, matriţare şi prelucrare prin aşchiere.

Calibrarea se realizează în forme de presare sau dispozitive. În vederea calibrării, dimensiunile semifabricatului sinterizat trebuie să fie cu 0,5÷1% mai mari (pentru dimensiuni interioare mai mici) decât dimensiunile finale. După calibrare creşte rezistenţa şi scade plasticitatea, aplicându-se uneori suplimentar, o nouă sinterizare sau o recoacere obişnuită.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Produse ale metalurgiei pulberilor

Prin metalurgia pulberilor se obţin diferite materiale de construcţie din care se fabrică semifabricate sau piese finite. Dintre produsele mai importante, se desprind în primul rând cele cu proprietăţi speciale fizico-mecanice şi de exploatare, prezentate în continuare.

Materiale metalo-ceramice de antifricţiune, destinate fabricării lagărelor de alunecare din diverse domenii în construcţia de maşini.

În materialele antifricţiune, cu o porozitate de 10÷35%, baza metalică este componenta tare, iar porii umpluţi cu ulei, grafit sau mase plastice joacă rol de componentă moale. Un lagăr de alunecare fabricat din astfel de materiale cu pori îmbibaţi cu ulei, poate să funcţioneze fără ungere suplimentară timp de câteva luni, iar lagărele cu buzunare speciale pentru rezerva de ulei pot funcţiona 2÷3 ani.

Pentru materiale poroase antifricţiune se pot folosi reţete de: fier-grafit; fier-cupru-grafit; bronz-grafit; aluminiu-cupru-grafit etc. Procentual, diversele componente sunt legate de condiţiile de exploatare prescrise pentru piesele respective.

Materiale de fricţiune. Sunt compoziţii complexe pe bază de cupru sau fier. Coeficientul de frecare poate să fie ridicat prin adaos de asbest, carburi ale metalelor greu fuzibile, diverşi oxizi. Pentru reducerea uzurii, în compoziţie se introduce grafit sau plumb.

Materialele de fricţiune, obişnuit, se folosesc sub formă de elemente bimetal, alcătuite dintr-un strat de fricţiune sinterizat sub presiune pe suport (bandă sau disc).

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Produse ale metalurgiei pulberilor

De exemplu, coeficientul de frecare pe fontă a materialelor de fricţiune pe bază de fier este de 0,5 şi pot suporta temperaturi în zona de frecare de până la 500÷600 °C.

Materialele de fricţiune se folosesc în ansamblurile sau subansamblurile de frânare sau de cuplare (ambreiaje), în construcţia de automobile şi avioane etc.

Materiale cu porozitate mare. Sunt destinate fabricării filtrelor. În funcţie de locul de exploatare, filtrele se fac din materiale sinterizate pe bază de pulbere rezistentă la coroziune din oţel, aluminiu, titan, bronz etc., porozitatea mergând până la 50%.

Asemenea materiale se obţin prin sinterizarea produselor din pulberi fără presarea prealabilă sau prin laminare între valţuri care se rotesc la fabricarea benzilor poroase. De asemenea, în compoziţie se adaugă substanţe care se volatilizează prin sinterizare şi se poate obţine astfel o porozitate dorită.

Aliaje dure metalo-ceramice. Se caracterizează printr-o duritate mare şi o rezistenţă ridicată la uzură şi temperatură. Din aceste materiale se fabrică scule aşchietoare şi de foraj, se încarcă pe suprafeţele de uzură a unor detalii (piese).

Se fabrică din carburi ale metalelor greu fuzibile (WC, TiC, TaC), iar ca liant se foloseşte, de regulă, cobaltul, procentual fiind dozate după destinaţie (pentru aşchiere oţel, fontă, neferoase etc.). Prin metalurgia pulberilor se fabrică şi materiale din pulbere de almaz cu liant pulbere metalică din cupru, nichel sau alte aliaje.

Materialele rezistente la temperatură şi refractare, stau la baza fabricării pieselor care lucrează la temperaturi înalte. Aceste materiale trebuie să posede o înaltă rezistenţă la temperatură şi o bună rezistenţă la oxidare. Satisfac la aceste condiţii aliaje pe bază de nichel, titan, tantal, wolfram etc., care pot rezista până la 850÷900°C. Pentru temperaturi mai ridicate, de până la 3000°C, se pot utiliza oxizi ai metalelor greu fuzibile şi dure, carburi, boruri etc.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Produse ale metalurgiei pulberilor

Materiale cu proprietăţi electromagnetice speciale, ferite pentru magneţi permanenţi, dielectrice etc.

Materiale de construcţie de contact, obţinute din pulberile diverselor metale şi aliaje, care au o mare densitate. De exemplu, pulbere de aluminiu cu oxid de aluminiu (până la 15%), oxidul învelind granulele de aluminiu, prin sinterizare formează un material de o bună continuitate, reţeaua de oxizi asigurând produsului o înaltă rezistenţă la temperatură, ceea ce face ca acest material să reziste mult timp la temperaturi de până la 600°C. Aceasta face posibilă utilizarea unui astfel de material ($Al+Al_2O_3$) la fabricarea unor piese importante, cum ar fi: palete; pistoane; bucşe pentru turbine cu gaze.

Materiale fibroase sau aşa numitele **materiale-compozit**, cu o compoziţie din matrice moale şi fibre de înaltă rezistenţă care armează matricea. Fibrele posedă o înaltă rezistenţă specifică şi de asemenea, pot avea şi proprietăţi speciale fizico-chimice, cum ar fi: conductivitate termică scăzută; rezistenţă la temperatură; o bună rezistenţă chimică etc. În acest sens, fibrele pot fi din: wolfram; molibden; oxid de aluminiu; oxid de bor; carbură de siliciu; carbon, după destinaţia în exploatare a produsului.

Dezvoltarea metalurgiei pulberilor, privind tehnologiile de fabricare, faţă de tehnologiile clasice de topire şi turnare se bazează pe următoarele consideraţii:

- posibilitatea obţinerii unor materiale metalice imposibil de obţinut pe alte căi;
- posibilitatea obţinerii directe după presare şi sinterizare de piese finite, care nu mai necesită prelucrări ulterioare şi cu mari economii de metal;
- obţinerea de pseudoaliaje: W-Cu; Mo-Ag sau metale cu nemetale: Cu-grafit; Fe-mase plastice; metal+diamant; amalgame dentare.

FABRICAREA PIESELOR PRIN METODA METALURGIEI PULBERILOR

Produse ale metalurgiei pulberilor

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

- Fabricarea pieselor din mase plastice
- Fabricarea articolelor tehnice din cauciuc
- Particularităţi tehnologice şi de proiectare la fabricarea pieselor din materiale compozit
- Particularităţi tehnologice privind prelucrarea mecanică a pieselor din materiale compozit
- Grunduri, chituri, vopsele, lacuri şi emailuri
- Produse din lemn
- Produse din sticlă
- Materiale refractare
- Materiale neconvenţionale

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Caracterizarea maselor plastice

Prin mase plastice se înţeleg acele materiale care au la bază combinaţii macromoleculare pe seama unor răşini sintetice sau naturale, respectiv combinaţii dintr-un număr mare de monomeri legaţi între ei prin forţe proprii legăturilor de valenţă.

Masele plastice macromoleculare alcătuite din aceleaşi lanţuri de monomeri se numesc polimeri şi pot fi liniari, ramificaţi şi spaţiali (in situ), *Figura 8.1*.

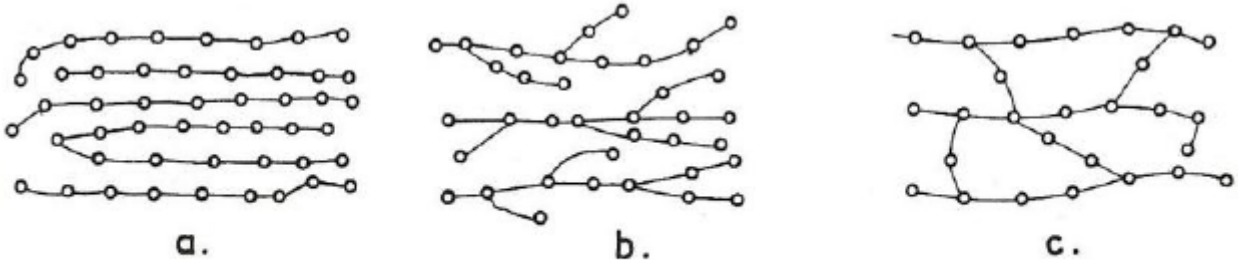


Figura 8.1. Scheme structurale de polimeri:
a – liniari; b – ramificaţi; c – spaţiali.

Polimerii liniari au formă de lanţuri în care atomii sunt menţinuţi prin legături covalente, anumite lanţuri determinând, în principal, proprietăţile macromoleculare.

La polimerii cu structură ramificată, legăturile intermoleculare slăbesc şi de asemenea, scade temperatura de înmuiere a unor asemenea mase plastice.

Structurile spaţiale se obţin ca rezultat al legăturilor chimice a unor lanţuri, fie în urma unui proces de policondensare, fie de polimerizare. Asupra proprietăţilor unor astfel de mase plastice, o mare influenţă manifestă densitatea legăturilor chimice spaţiale, iar dacă aceste legături sunt relativ rare, atunci se pot obţine structuri în reţea.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Caracterizarea maselor plastice

Polimerii cu structură liniară se pot foarte uşor dizolva, întrucât dizolvantul pătrunde uşor printre molecule şi slăbesc legăturile de valenţă (intermoleculare).

Polimerii cu structură în reţea sunt nedizolvabili (insolubili), sub acţiunea unui solvent se umflă, dar nu se dizolvă, anumiţi polimeri nu se pot dizolva şi nici topi.

Din punct de vedere structural, polimerii (masele plastice) pot fi amorfe (cu dispunere dezordonată a moleculelor) şi cristaline (cu aranjare ordonată a moleculelor).

Trecerea unui polimer din stare amorfă în stare cristalină, atrage după sine creşterea rezistenţei mecanice şi rezistenţei la temperatură.

Sub influenţa temperaturii, masele plastice după modul lor de comportare, se împart în două categorii: termoplaste şi termorigide.

Masele plastice termoplaste, prin încălzire se înmoaie şi se topesc şi din nou prin răcire se întăresc, proces care nu provoacă modificarea compoziţiei chimice. Acestea sunt masele plastice de tip liniar sau ramificat în ce priveşte structura moleculară.

Masele plastice termorigide, prin încălzire trec în stare vâscoasă, iar ca rezultat al unor reacţii chimice trec în stare dură ireversibilă şi ciclul termic nu mai poate fi reluat. În urma polimerizării, structura liniară se transformă în structură spaţială. Unele răşini termoreactive (epoxidice) se întăresc la temperatura ordinară dacă în compoziţia lor se introduc întăritori.

Această comportare a maselor plastice cu temperatura este de mare importanţă pentru prelucrarea lor tehnologică şi obţinerea de piese în construcţia de maşini.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Caracterizarea maselor plastice

Tehnologic, masele plastice posedă o mare capacitate de modelare, datorită plasticităţii lor ridicate, iar prin solicitare mecanică se plasează între metale şi elastomeri (cauciucul), *Figura 8.2*.

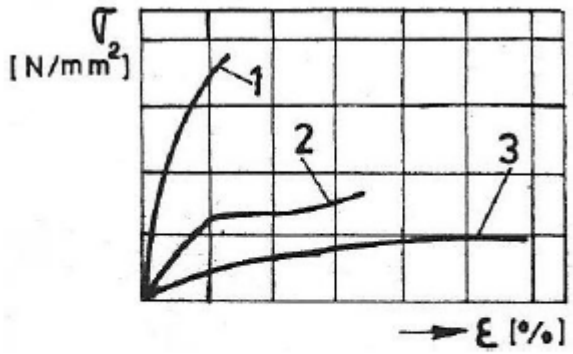


Figura 8.2. Dependenţa între tensiune şi deformaţie a unor materiale: 1 – metale; 2 – mase plastice; 3 – cauciuc.

Pe de altă parte, prin alte proprietăţi cum sunt: o rezistenţă deosebită la acţiunea acizilor şi bazelor; rezistenţă la oxidare; impermeabilitate; conductivitate termică şi electrică redusă; greutate specifică redusă; rezistenţe specifice (ca raport între rezistenţă şi greutate specifică), masele plastice sunt comparabile cu aluminiul şi chiar cu unele oţeluri, aceasta făcând posibilă utilizarea lor cu succes chiar la înlocuirea unor materiale deficitare în construcţia de maşini.

În funcţie de numărul componentelor care alcătuiesc natura chimică, masele plastice se împart în două grupe:

- ***mase plastice simple*** (polietilena, polistirenul etc.) alcătuite dintr-o singură răşină naturală sau sintetică;

- ***mase plastice compuse*** (fenoplaste, aminoplaste etc.) alcătuite din câteva componente, fiecare cu un rol bine determinat. În aceste mase plastice, răşina joacă rol de liant pentru celelalte componente şi în funcţie de procentul de liant (răşină) de 30÷70% şi proprietăţile maselor plastice respective vor marca proprietăţi diferenţiate.

Astfel, în masele plastice complexe, pe lângă răşină ca liant, mai pot intra:

- *materiale de umplutură*, care alcătuiesc scheletul masei plastice imprimându-i acesteia proprietăţi importante cum sunt: rezistenţă mecanică ridicată; rezistenţă termică; contracţie scăzută, la care se adaugă preţul mai scăzut al masei plastice compuse. Dintre materialele de umplutură deosebim: materiale de natură organică (făină de lemn, deşeuri din bumbac, celuloză, ţesături de bumbac, hârtie, rumeguş de lemn etc.) şi materiale de natură anorganică (grafit, asbest, cuarţ, fibre de sticlă, ţesături de sticlă etc.);
- *plastifianţi* (esteri ai acidului ftalic, fosforic, polimeri cum ar fi butadiena, poliizobutena), care se introduc în proporţie definită (0,05÷40%), cu scopul de a mări plasticitatea şi a reduce fragilitatea;
- *substanţe lubrifiante* (stearină, stearat de calciu) care măresc capacitatea de curgere şi micşorează frecarea dintre particulele de compoziţie, ca şi dintre compoziţie şi matriţă;
- *catalizatori* (oxid de calciu şi magneziu) care accelerează procesul de întărire-solidificare a maselor plastice compuse;
- *coloranţi sau pigmenţi* (oxizi de crom, cadmiu, praf de aluminiu, bioxid de titan, pigmentul albastru antrachinonic etc.), care trebuie să reziste la acţiunea luminii şi temperaturii şi se introduc în compoziţie în procent de 2÷3%;

- *substanţe gazoase sau care emană gaze în proces*, pentru cazul fabricării maselor plastice poroase (polistiren expandat etc.).

Materialele de bază (rășinile) sunt naturale (chihlimbarul, şelacul, colofoniul, copalul) şi sintetice (de polimerizare, de policondensare).

Ca material, în construcţia de maşini, masele plastice sunt de joasă, medie şi înaltă rezistenţă.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Caracteristicile tehnologice ale maselor plastice

Dintre ***proprietăţile tehnologice*** fundamentale ale maselor plastice, mai importante se deosebesc: fluiditatea; contracţia; viteza de întărire (pentru termorigide); stabilitatea la temperatură (pentru termoplaste).

Prin *fluiditate* se înţelege capacitatea materialelor de a umple forma la o anumită temperatură şi presiune şi care depinde de natura şi conţinutul de răşină, umplutură, plastifiant, substanţe de ungere din compoziţia masei plastice, ca şi de complexitatea geometrică a formei de presare.

Pentru termoplaste, ca indicator de fluiditate se poate lua şi cel specific metalului lichid, respectiv cantitatea de material care curge printr-un orificiu de 2,095 mm la o anumită temperatură şi presiune, în unitatea de timp.

Prin *contracţie*, ca şi la metal, se va înţelege micşorarea absolută sau relativă a dimensiunilor piesei comparativ cu dimensiunile cavităţii formei de presare-turnare.

Mărimea contracţiei, depinde de natura răşinii, cantitatea şi natura umpluturii, conţinutul de umiditate şi substanţe volatile, regimul de temperatură şi alţi factori. De contracţie trebuie să se ţină cont la proiectarea formei de turnare-presare.

Viteza de întărire, se defineşte prin durata în care masa plastică (termorigidă), din stare vâscoasă trece în stare solidă (întărită), de totală reacţie de polimerizare. Acest proces depinde de proprietăţile liantului şi temperatura de prelucrare. O durată redusă de întărire, presupune menţinerea mai îndelungată în formă, sub presiune, ceea ce conduce la o productivitate scăzută. O viteză prea mare de polimerizare poate să ducă la întărirea prematură a unor detalii din piesă înainte ca forma să fie complet umplută.

Fabricarea pieselor din mase plastice

Caracteristicile tehnologice ale maselor plastice

Prin *stabilitate termică* se înţelege timpul în care masa plastică termoplastă capătă o anumită temperatură fără să se descompună. Din acest punct de vedere, foarte bine se comportă polietilena, polipropilena, polistirenul etc., care se pot cu uşurinţă transforma în piese, pe când cele cu stabilitate termică scăzută (poliformaldehide, policlorură de vinil), reclamă măsuri tehnologice speciale (creşterea secţiunii elementelor reţelei de turnare).

În funcţie de starea fizică şi proprietăţile tehnologice, prelucrarea maselor plastice se poate face în diverse moduri, care pot fi grupate astfel: prelucrarea în stare vâscoasă (presare, turnare, extrudare); prelucrarea în stare elasto-plastică (pneumatic, prin formare în matriţe, cu ajutorul vidului); prelucrarea din stare lichidă; prelucrarea în stare solidă prin ştanţare, aşchiere; realizarea de îmbinări nedemontabile prin sudare, lipire; prin alte metode de prelucrare (aglomerare, pulverizare etc.).

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Metode de prelucrare în stare vâscoasă

Marea majoritate a maselor plastice se prelucrează prin presare, prin transfer sau extrudare.

Prelucrarea prin presare directă este metoda tipică de transformare în piese a maselor plastice termorigide, *Figura 8.3*.

În *cavitatea matriţei 3*, încălzită cu un sistem electric se introduce *doza de masă plastică* (granule, pastile etc.) *2*. Prin închiderea formei, *poansonul 1* exercită presiune asupra materialului. Sub acţiunea temperaturii şi presiunii, masa plastică se înmoaie şi umple bine detaliile cavităţii formei. După o anumită menţinere, necesară întăririi masei plastice, forma se deschide şi *extractorul 5* elimină *piesa obţinută 4*.

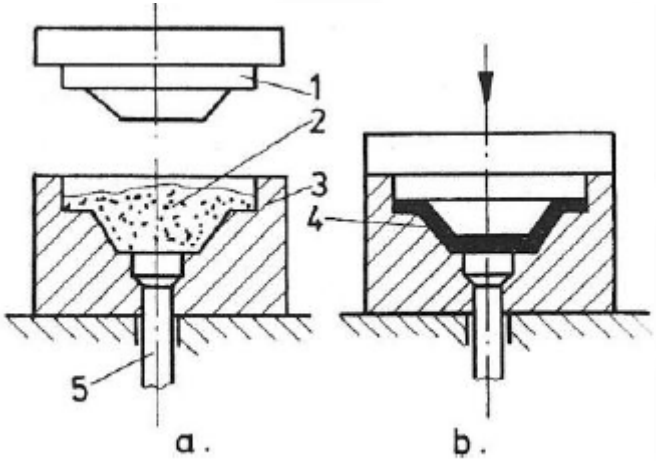


Figura 8.3. Schema presării în matriţă:

Procesul de întărire este însoţit de evaporarea apei şi substanţelor volatile. Pentru eliminarea gazelor, se pune după o anumită menţinere presa pe sens invers şi se ridică poansonul cu 5÷10 mm şi se menţine în această poziţie 2÷3 secunde după care matriţa se închide din nou, pentru piesele cu pereţi groşi această operaţie fiind făcută de două ori.

Temperatura şi presiunea de lucru depind de natura materialului, forma şi dimensiunile piesei, iar timpul de menţinere

depinde de viteza de întărire şi grosimea semifabricatului sau piesei. În general, pentru masele plastice termorigide, timpul de menţinere este de 0,5÷2 minute pentru 1 mm grosime de perete. Timpul de fabricaţie se poate micşora prin încălzirea materiei prime în dulapuri, înainte de presare.

Matriţele se fabrică din materiale rezistente la coroziune şi temperatură, cum ar fi: oţelul, bronzul de mare rezistenţă şi chiar din unele fenoplaste. Încălzirea matriţelor se realizează cu dispozitive electrice care pot asigura un control al temperaturii în proces.

Doza de masă plastică introdusă în cavitatea matriţei se asigură cu dozatoare de volum sau de masă şi chiar cu bucata, prin numărul necesar de pastile sau tablete.

Presarea se face pe prese hidraulice, în ciclu automat. Prin presarea simplă se obţin piese de formă geometrică de complexitate medie şi dimensiuni mijlocii, din mase plastice termorigide şi umplutură de pulbere sau fibre. Presarea la rece se face pentru termoplaste, la 140÷210 daN/cm^2, cu viteze mari, dar nu se asigură suprafeţe lucioase produselor.

Fabricarea pieselor din mase plastice

Metode de prelucrare în stare vâscoasă

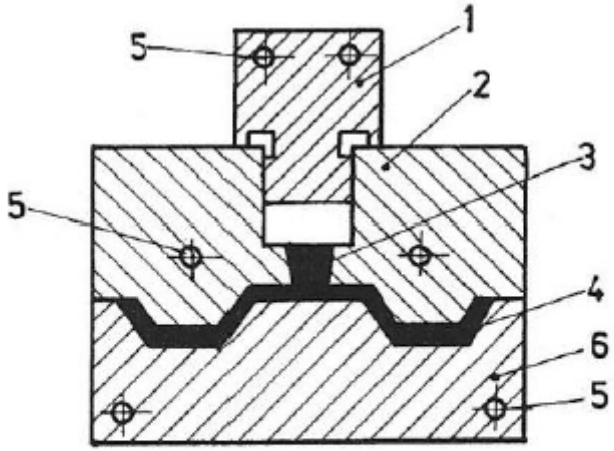


Figura 8.4. Schema presării prin transfer:
1 – poanson; 2 – semimatriţă superioară; 3 – canal de transfer; 4 – piesa; 5 – element de încălzire; 6 – semimatriţă inferioară.

Prelucrarea prin presare cu transfer. Se deosebeşte de presarea simplă (directă) prin faptul că doza de masă plastică nu se încarcă direct în cavitatea activă, ci într-o cameră alăturată, *Figura 8.4*.

Metoda foloseşte presiuni de trei ori mai mari decât la presarea directă şi se aplică mai ales maselor plastice termorigide şi mai rar celor foarte rigide (policlorura de vinil rigidă). Fabricaţia se face cu pierdere de material, matriţele din oţel scump, cromat pe suprafaţa activă a cavităţii.

Prin presare se pot obţine şi plăci multistrat. Ţesăturile de bumbac sau sticlă se îmbibă cu răşină şi se aşează una peste alta între plăcile calde de presare. Numărul de straturi se determină în funcţie de grosimea produsului şi este limitat de puterea presei hidraulice. Ţevi şi bare rotunde sau fasonate se pot obţine prin presarea termorigidelor în forme cu orificii calibrate. Metoda de presare este totuşi de slabă calitate.

Prelucrarea cu presare prin injecţie, este de mare productivitate şi se pretează la producţia de masă din termoplaste.

Fabricarea pieselor din mase plastice

Metode de prelucrare în stare vâscoasă

În acest caz, materia primă din *buncărul de încărcare 8*, *Figura 8.5*, este introdusă cu ajutorul *dozatorului 9* în *cilindrul de lucru 6* încălzit cu *rezistenţă electrică 4*. La deplasarea *pistonului 7*, doza de material este împinsă în zona de încălzire şi materialul topit, prin *ajutajul* (düza) *3* şi canalul de injecţie intră în *cavitatea matriţelor 1*, realizându-se după întărire *piesa 2*. *Deflectorul 5* uniformizează încălzirea prin faptul că dispune materialul sub forma unui cilindru cu pereţi subţiri mai uşor de încălzit. Dacă forma se încălzeşte peste 50÷70°C, atunci se prevede şi un sistem de răcire cu apă.

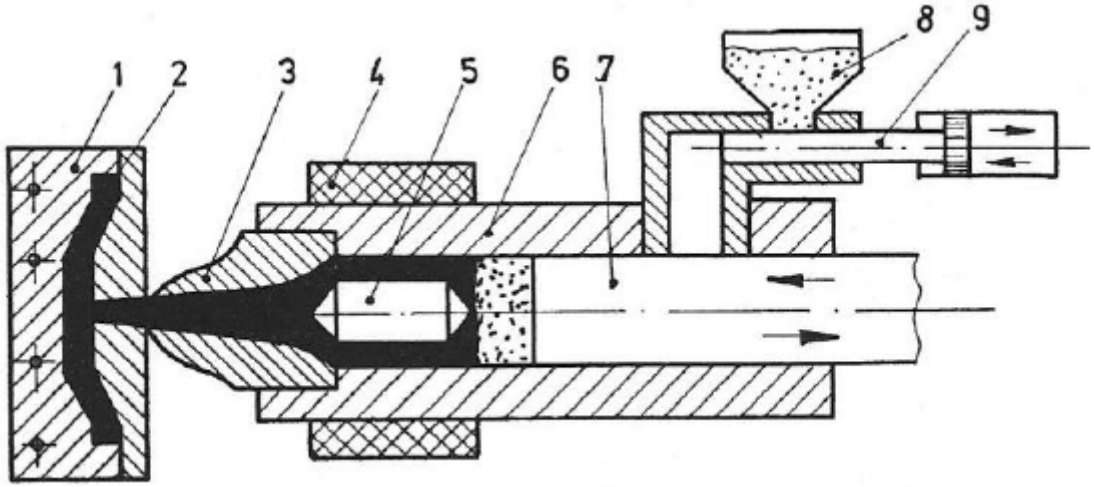


Figura 8.5. Schema presării prin injecţie:

Prin această metodă se pot obţine piese de configuraţie complexă, cu grosimi variabile de perete, cu filete. Metoda se pretează automatizării, asigurându-se productivităţi de 20÷40 ori mai mari decât la presarea directă.

Fabricarea pieselor din mase plastice

Metode de prelucrare în stare vâscoasă

Ca un caz particular, se poate folosi şi **turnarea centrifugală** din stare lichidă pentru piese de gabarit mare şi cu pereţi subţiri din termoplaste, cum sunt: inele; roţi de curea; roţi dinţate etc. şi lucrează după aceleaşi principii de la turnarea centrifugală a aliajelor metalice.

Prelucrarea prin extrudare se caracterizează prin continuitate şi bună productivitate în prelucrarea termoplastelor. Pe una şi aceeaşi maşină, schimbând numai profilul capului de extrudare, a găurii din matriţă, se pot obţine produse de o mare varietate a formei geometrice în secţiune transversală, *Figura 8.6*.

Extrudarea se realizează pe maşini cu *ax melcat 2*, unde materia primă este împinsă în *zona de încălzire 4* şi prin *sistemul poanson 5 – matriţă 6* este forţată să treacă prin orificiul matriţei, obţinându-se diversele profile, *Figura 8.6(b)*.

Calandrarea, se aplică în scopul obţinerii foilor şi foliilor de mase plastice, prin folosirea unor calandre, *Figura 8.7*.

Procesul constă în trecerea masei plastice încălzite prin mai multe perechi de cilindri (calandre) încălziţi, împreună cu diverse ţesături. Se pot obţine produse cu grosimi de la câteva sutimi de milimetru.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Metode de prelucrare în stare vâscoasă

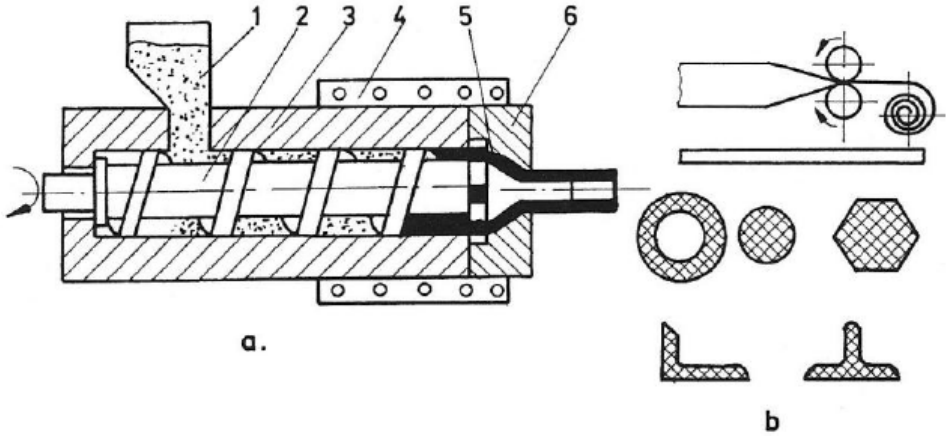


Figura 8.6. Schema extrudării maselor plastice:
a – schema maşinii; b – profile de piese; 1 – buncăr; 2 – ax melcat; 3 – cilindru de lucru; 4 – sistem de încălzire; 5 – dorn; 6 – matriţă.

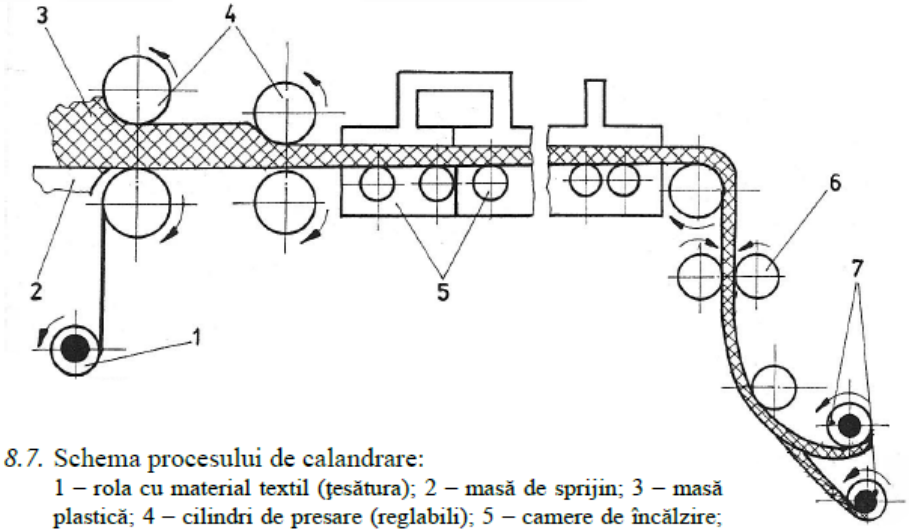


Figura 8.7. Schema procesului de calandrare:
1 – rola cu material textil (ţesătura); 2 – masă de sprijin; 3 – masă plastică; 4 – cilindri de presare (reglabili); 5 – camere de încălzire; 6 – role pentru debitare; 7 – role cu material plastic pe suport textil.

Fabricarea pieselor din mase plastice

Metode de prelucrare în stare vâscoasă

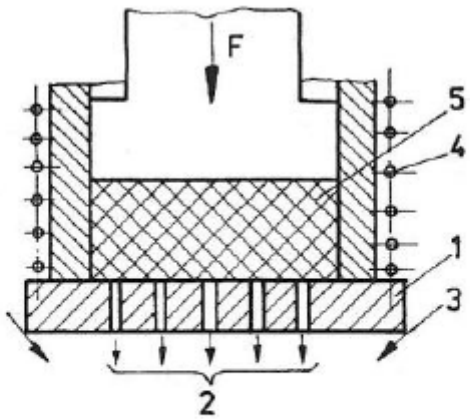


Figura 8.8. Schema filării:
1 – filieră; 2 – fire; 3 – sistem de răcire;
4 – sistem de încălzire; 5 – masă plastică.

Prelucrarea prin filare, asigură obţinerea firelor din masă plastică, care în esenţă este un proces de extrudare, *Figura 8.8*, care se desfăşoară în două etape.

În prima etapă se presează masa plastică înalt plastifiată prin orificiile filierei (cu diametre foarte mici) şi întărirea firelor prin răcire, iar în etapa a doua, are loc procesul etirării, adică a întinderii la tracţiune pentru a creşte rezistenţa firelor, prin orientarea paralelă a macromoleculelor.

Turnarea maselor plastice se aplică în cazul monomerilor lichizi care polimerizează în forma de turnare.

Sudarea maselor plastice, se aseamănă sudării metalelor şi se aplică termoplastelor. Sudarea se face cu sau fără material de adaos. Cu material de adaos se aplică în cazul sudării unor materiale mai groase, încălzirea făcându-se cu suflai cu aer cald la 470 K, *Figura 8.9(a)*.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Metode de prelucrare în stare vâscoasă

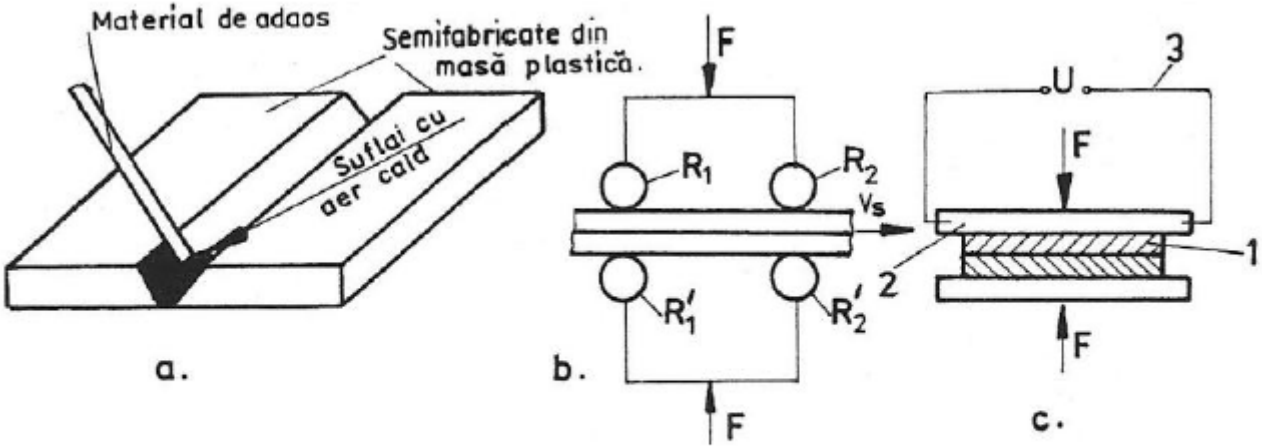


Figura 8.9. Scheme de sudare a maselor plastice:
a – cu material de adaos; b – fără material de adaos; c – cu fir incandescent;
R_1, R_1' – role calde; R_2, R_2' – role reci; v_s – viteza de sudare;
1 – mase plastice; 2 – sistem de presare; 3 – sârmă – rezistenţă electrică.

În cazul materialelor subţiri, sudarea se face fără material de adaos, prin mai multe metode: cu role, *Figura 8.9(b)*; cu fir incandescent, *Figura 8.9(c)*.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Fabricarea pieselor din mase plastice compuse

Cel mai favorabil din punct de vedere tehnologic ar fi să se utilizeze acele mase plastice care la temperaturi normale sunt în stare lichidă, ceea ce ar asigura obţinerea unor produse de mare gabarit.

Masa plastică compozit este alcătuită din răşină liant şi umplutură şi în unele cazuri se adaugă şi catalizatori sau acceleratori de întărire. De regulă, se folosesc răşinile epoxidice care au o bună capacitate de a adera la umplutură şi se întăresc repede la temperatură normală prin adaos de întăritori cum sunt: peroxid de benzoil $(C_6H_5CO)_2 \cdot O_2$, de cobalt, polietilpoliamină etc.

Rezistenţa compozitelor plastice depinde de umplutura folosită (ţesătură de sticlă, fibre de sticlă, de bumbac, fibre de metal – reţele şi sârme, fibre de carbon şi bor etc.). În anumite cazuri se introduc şi plastifianţi şi vopsele.

Dintre procedeele de fabricaţie a pieselor în construcţia de maşini din aceste materiale, se pot aminti următoarele: formarea în matriţe; formarea în autoclave; formarea prin pulverizare; formarea centrifugală; formarea prin înfăşurare etc.

Formarea în matriţe se recomandă pentru piese de mare gabarit, cu umplutură de ţesături de sticlă, sticlă mată, iar formele (matriţele) se fac din lemn, gips şi aliaje uşoare.

Înainte de formarea propriu-zisă, pe suprafaţa activă a formei se încarcă un strat subţire cu material care să împiedice lipirea (nitrolac, polivinil în spirt, peliculă sau folie de celofan). Peste aceasta se încarcă apoi liantul (răşina) şi în continuare, ţesătura croită (umplutura), care se rulează cu o rolă de cauciuc pentru a mula totul perfect la suprafaţa cavităţii formei, după care se reia din nou ciclul (răşină – umplutură – rulare) într-un număr necesar antedeterminat, până la obţinerea grosimii peretelui produsului fabricat.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Fabricarea pieselor din mase plastice compuse

Timpul de întărire, după natura răşinii, este la temperatura ambiantă între 5 şi 50 ore, timp care se poate scurta prin încălzire la 60÷120°C. În continuare, produsul se scoate din formă, se taie marginile, se vopseşte etc.

Avantajul net al metodei constă în faptul că necesită utilaje simple şi se pot obţine produse de orice formă şi dimensiuni. Totuşi, metoda are o mică productivitate, se foloseşte pentru experimentări şi serie mică iar produsele nu sunt de calitate deosebită.

Formarea în autoclave, se recomandă pentru producţia de serie mare. Forma cu detaliul de masă plastică se acoperă cu o membrană (covor) de cauciuc şi se introduce într-o autoclavă ermetic închisă. În autoclavă se creează o presiune de lucru cu ajutorul aburului sau apei şi semifabricatul mulează la suprafaţa formei.

Fabricarea unor piese cu cavităţi interioare închise, din materii plastice compozit, cum sunt rame, discuri, suporţi de mari dimensiuni, folosind umplutură în fibre lungi. Într-o formă de presare, încălzită la 100÷120°C, pe un strat subţire de policlorură de vinil se aşează fibrele de umplutură. Sub acţiunea aerului comprimat, încălzit în interiorul unui furtun, semifabricatul se întinde până la dimensiunile cavităţii pres-formei. În spaţiul dintre folia de policlorură de vinil şi formă, pe măsura creării vacuumului pătrunde răşina. Dacă se folosesc fibre scurte ca umplutură, atunci alimentarea sau încărcarea formei se poate face direct cu aer comprimat.

Fabricarea prin pulverizare, se recomandă pentru piese de mare gabarit din mase plastice cu fibre de sticlă, cum sunt: caroserii pentru automobile grele şi uşoare; corpuri de ambarcaţiune – bărci; rezervoare etc.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Fabricarea pieselor din mase plastice compuse

Pe suprafaţa formei, fibrele de sticlă, răşina şi catalizatorii sunt încărcate cu aer comprimat prin pulverizare. Răşina umectează fibrele de sticlă în curentul de pulbere format de aerul comprimat. Amestecul de fibre şi răşină depus pe suprafaţa pres-formei este compactat cu ajutorul unor role.

O instalaţie de lucru este alcătuită astfel, din următoarele părţi: instalaţie de tocat fibrele de sticlă; ventilator pentru alimentare cu aer comprimat; pulverizator şi rezervor de răşină (liant), catalizatori sau acceleratori de întărire.

Fibrele de sticlă se taie la lungimi de 10÷90 mm. Pulverizatorul are trei ajutaje (duze): cel central pentru fibrele de sticlă; două laterale, unul pentru liant şi catalizator, al doilea pentru liant şi accelerator de întărire.

Amestecarea componentelor se face direct pe suprafaţa formei sau înainte de jetul de pulverizare.

Formarea centrifugală, de asemenea, se utilizează pentru piese de mari dimensiuni, cu forme de revoluţie, cu grosime de 2÷15 mm, diametru de până la 1 m şi înălţime de până la 3 m.

Fibrele de sticlă tocată şi răşină se introduc simultan în forma în mişcare de rotaţie. După formare, în formă se introduce o pungă (sac) de cauciuc prin intermediul căruia se creează o presiune asupra stratului depus şi se menţine în această stare toată perioada de întărire.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea pieselor din mase plastice

Fabricarea pieselor din mase plastice compuse

Fabricarea prin înfăşurare serveşte la fabricaţia tuburilor şi carcaselor complexe din mase plastice compozit. Pe un suport metalic se încarcă o peliculă (folie) de desprindere uşoară a produsului la sfârşitul fabricaţiei. Se pot realiza stratificări prin rotaţie sau mişcare rectilinie alternativă. Fibrele sau ţesătura se îmbibă cu răşină, *Figura 8.7*. Semifabricatul format se acoperă cu peliculă de celofan şi se introduce în camera de întărire-solidificare. Singurul neajuns este productivitatea scăzută care nu poate fi mărită decât prin automatizare.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea articolelor tehnice din cauciuc

Caracterizarea pieselor fabricate din cauciuc

Ca materie primă de bază sa foloseşte cauciucul natural sau sintetic. Cauciucul natural provine de la unele specii de arbori de cauciuc sau planta de cauciuc, iar cel sintetic se bazează pe petrol şi produse petroliere, gaze naturale etc.

Cauciucul natural simplu, în industrie nu se foloseşte, este supus vulcanizării cu ajutorul sulfului. Procentul de sulf imprimă şi proprietăţile, deosebindu-se cauciuc moale cu 1÷3% sulf şi cauciuc tare (ebonita) cu până la 30% sulf.

Vulcanizarea se poate face la cald sau la rece, iar pentru a reduce consumul de cauciuc şi a îmbunătăţi proprietăţile fizico-mecanice şi de exploatare a produselor de cauciuc, în compoziţie se mai introduc şi alte componente.

Umplutura poate fi sub formă de pulbere sau de ţesături. Sub formă de pulbere se folosesc: negru de fum; talc; cretă etc., iar sub formă de ţesături: de bumbac; de mătase etc. Uneori, pentru armare şi creşterea rezistenţei se folosesc sârme de oţel sau plase, ţesături de sticlă sau capron. Se adaugă şi emolienţi (parafină, stearină etc.) pentru a asigura o bună amestecare a componentelor reţetei de cauciuc tehnic şi pentru a asigura rezistenţa la ger (frig). Pentru atenuarea oxidării în amestecurile de cauciuc se introduc antioxidanţi care se opun acestui proces, cum sunt: vaseline; amine; aromatice etc., iar pentru accelerarea vulcanizării se introduce în amestec oxidul de zinc. Coloranţii se introduc până la 10% din masa cauciucului şi pot fi din ocru, ultramarin, pentasulfură de antimoniu (Sb_2S_5) etc.

Prin proprietăţile sale deosebite, cum sunt: înaltă elasticitate; tendinţă mare de revenire elastică; rezistenţă la substanţele chimice active; o permeabilitate scăzută la gaze şi apă; o bună comportare dielectrică, cauciucul a căpătat o largă utilizare în diversele ramuri ale economiei naţionale. Astfel, în construcţia de maşini se întâlnesc foarte multe piese şi articole din cauciuc: curele de transmisie; furtunuri pentru gaze şi lichide; inele şi garnituri de etanşare; manşoane; tampoane; amortizoare; benzi transportoare etc.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea articolelor tehnice din cauciuc

Procedee tehnologice de fabricare a pieselor de cauciuc

Procesul tehnologic de fabricare a articolelor tehnice de cauciuc este alcătuit din următoarea succesiune logică a operaţiilor: pregătirea; prepararea amestecului de cauciuc; formarea piesei; vulcanizarea.

Procesul de preparare presupune o bună amestecare a componentelor reţetei de cauciuc tehnic.

Înainte de amestecare, cauciucul este supus plastifierii, prin trecerea sa printre valţuri speciale preîncălzite până la temperatura de 40÷50°C. În această stare plastică se obţine o bună capacitate a cauciucului de a se amesteca cu celelalte componente. Amestecarea se face în amestecătoare cu melc sau cu valţuri, adăugându-se mai întâi substanţele împotriva îmbătrânirii şi apoi vulcanizatorii şi acceleratorii de vulcanizare.

Produsele pe bază de cauciuc, în funcţie şi de destinaţia lor, se pot fabrica prin diverse metode: calandrare; extrudare; presare; turnare sub presiune; prin înfăşurare etc., multe din procedee fiind identice cu cele de la prelucrarea meselor plastice.

Fabricarea articolelor tehnice din cauciuc

Procedee tehnologice de fabricare a pieselor de cauciuc

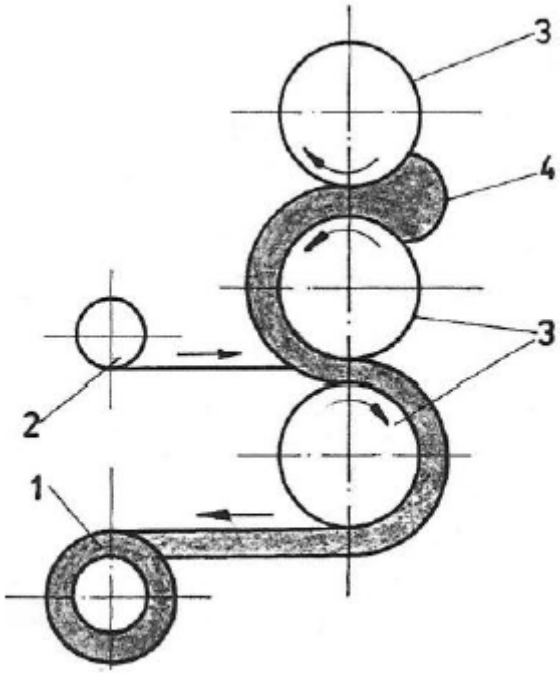


Figura 8.10. Schema obţinerii unor ţesături impregnate cu cauciuc:

Calandrarea se utilizează în cazul plăcilor, foliilor benzilor şi produselor stratificate. Operaţia se realizează multivalţ sau calandre. Valţurile sunt prevăzute cu sistem de încălzire sau răcire interioară, ceea ce poate asigura (regla) o anumită temperatură de regim. Coala de cauciuc obţinută prin laminare între calandre se înfăşoară apoi în rulouri şi serveşte ca semifabricat pentru alte produse pe bază de cauciuc. Pentru a nu se lipi în rulou se presară talc sau cretă la ieşirea din calandru.

În procesul de obţinere a ţesăturilor impregnate cu cauciuc, în spaţiul dintre valţuri, *Figura 8.10*, se trece simultan *amestecul plastifiat 4* şi *ţesătura 2*. Pentru aceasta, *valţul 3* din mijloc se roteşte cu o viteză mai mare decât cel inferior, asigurându-se o puternică frecare între amestec şi ţesătură. Grosimea peliculei de cauciuc pe ţesătură se reglează variind jocul dintre valţuri. Se pot obţine şi semifabricate multistrat. Ţesătura obţinută se înfăşoară pe toba *1* şi apoi se vulcanizează.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea articolelor tehnice din cauciuc

Procedee tehnologice de fabricare a pieselor de cauciuc

Prelucrarea prin extrudare se aplică pentru obţinerea de produse profilate ca tuburi, bare, profile, pe maşini cu melc, la fel ca la prelucrarea maselor plastice. Metoda serveşte şi pentru îmbrăcarea cablurilor şi conductorilor electrici.

Prelucrarea prin presare este metoda de bază în ce priveşte obţinerea de produse fasonate (manşoane, curele trapezoidale, garnituri de etanşare etc.). Presarea se poate face la cald sau la rece.

Presarea la cald presupune umplerea cu amestec a cavităţii matriţei şi presarea cu ajutorul unor plite încălzite electric la o presă hidraulică, temperatura de presare fiind de 140÷155°C. De regulă, se execută simultan presarea cu vulcanizarea. Produsele de mare rezistenţă, cum ar fi curelele trapezoidale, se vulcanizează şi suplimentar în instalaţii speciale în pachete.

Presarea la rece se execută pe amestecuri de tip ebonită, pentru obţinerea unor corpuri de acumulatori, piese în industria chimică, după presare executându-se vulcanizarea pe baza introducerii în amestec a unui procent de până la 30% sulf. Ca umplutură se pot folosi diverse deşeuri din materiale şi produse din ebonită.

Turnarea sub presiune se aplică pentru obţinerea de piese cu forme complexe. Amestecul de cauciuc intră sub presiune la o temperatură de 80÷120°C, ceea ce scurtează foarte mult şi ciclul de vulcanizare.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Fabricarea articolelor tehnice din cauciuc

Procedee tehnologice de fabricare a pieselor de cauciuc

Vulcanizarea este operaţia fundamentală de fabricaţie a pieselor şi articolelor tehnice de cauciuc şi se efectuează în camere speciale (vulcanizatori) la temperatura de 120÷150°C, în atmosferă de vapori de apă saturaţi la o presiune nu prea mare.

În proces are loc reacţia chimică dintre cauciuc şi sulf, când molecula liniară de cauciuc se transformă în reţea, ceea ce micşorează plasticitatea, creşte rezistenţa la acţiunea agenţilor organici, măreşte rezistenţa mecanică.

În producţia de serie mare şi masă se impune ca toate operaţiile să fie mecanizate şi automatizate.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Particularităţi tehnologice şi de proiectare la fabricarea pieselor din materiale compozit

Caracteristicile de rezistenţă şi calitate ale pieselor din materiale compozit, depind în mare măsură de forma constructivă. Din acest punct de vedere, constructiv, trebuie să se ţină cont de următoarele recomandări:

- să se proiecteze o formă cât mai simplă atât din punct de vedere al exploatării, cât şi al tehnologiei de fabricaţie, cu luarea în consideraţie şi a eficienţei economice. Cu cât forma geometrică a piesei este mai simplă, cu atât deşeurile de fabricaţie vor fi mai reduse, costurile mai mici, productivitatea muncii mai ridicată, precizia şi calitatea mai bune;

- dimensiunile de gabarit trebuie să ţină cont de puterea utilajelor (prese, maşini de turnare etc.);

- la piesele cu mare rigurozitate în ce priveşte precizia trebuie să se prevadă adaosurile tehnologice de prelucrare prin aşchiere;

- să se elimine din forma geometrică bosajele, intrândurile, fantele şi găurile perpendiculare pe direcţia de presare, *Figura 8.11(a)*, asemenea detalii să aibă axa paralelă cu direcţia presării;

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Particularităţi tehnologice şi de proiectare la fabricarea pieselor din materiale compozit

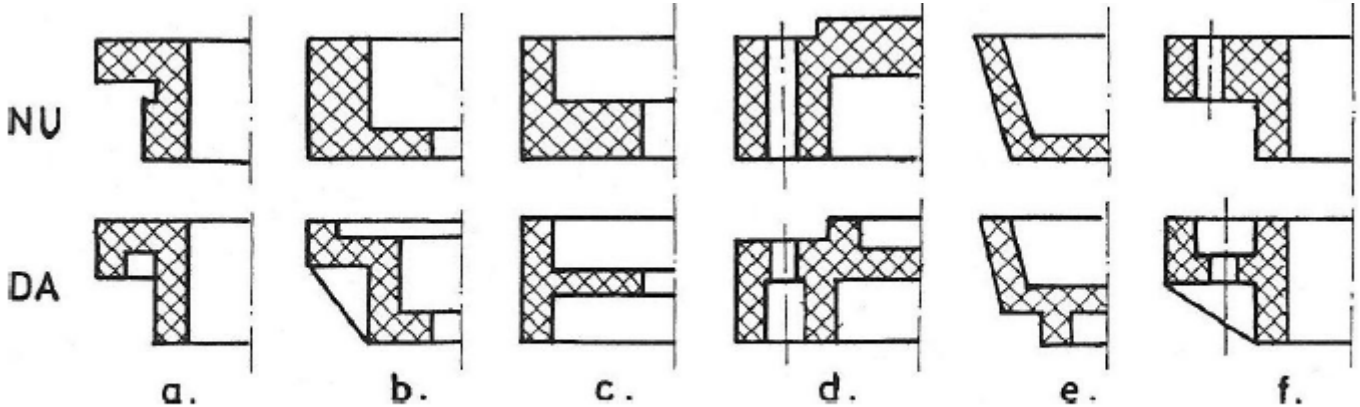


Figura 8.11. Exemple constructive de piese din mase compozit:
NU – netehnologice; DA – tehnologice.

- pentru combaterea efectului de contracţie, pereţii nu se fac cu mare diferenţă de grosime, această diferenţă să nu depăşească 1:3, în caz contrar, contracţia frânată şi în special pe miez poate duce la deformaţii şi crăpături, *Figura 8.11(b, c, d)*. În funcţie de dimensiunile de gabarit, natura materialului, grosimea optimă de perete este de 0,5÷5 mm, iar raza minimă de racordare este de 0,5÷2 mm;
- găurile în piese turnate sau presate se dau cu ajutorul miezurilor montate în formă, dar acestea frânează contracţia. Găurile nu se plasează în părţi masive ci în detalii speciale cu pereţi subţiri, *Figura 8.11(d, e)*;
- în piesele din material compozit se pot fabrica direct filete interioare şi exterioare. Pentru filete, diametrul minim este de 2,5 mm la termoplaste şi 4 mm la fibroase (stratificate). La piesele din compozite cu pulberi, filetul se realizează prin aşchiere;

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Particularităţi tehnologice şi de proiectare la fabricarea pieselor din materiale compozit

- pentru a micşora consumul de material, pereţii masivi se înlocuiesc cu pereţi subţiri întăriţi cu nervuri, grosimea nervurii fiind identică cu grosimea peretelui de bază a piesei, *Figura 8.11(b, f)*. Pentru piesele mici, rolul peretelui de nervură îl joacă mici ieşinduri sau scobituri;
- la piesele de mare gabarit, pereţii simpli sunt înlocuiţi cu suprafeţe cu guler, cu bordură, *Figura 8.11(e)*;
- pentru extragerea uşoară din forme, trebuie prevăzute înclinări corespunzătoare pe suprafeţele interioare şi exterioare;
- nu se admit conicităţi inverse;

O largă aplicabilitate au căpătat-o materialele compozit cu armătură metalică şi mase plastice sau cauciuc. În acest sens, trebuie amintită fabricarea unor piese importante în industria electro şi radiotehnică, prin presare şi turnare, cum sunt riglete, panouri etc., care reduc de 10÷100 ori manopera, faţă de execuţia pe repere şi asamblare. Armătura conduce la creşterea preciziei şi calităţii pieselor. Această armătură se prezintă sub formă de şurub, piuliţă, scoabe, cleme, degajări etc., care sunt cuprinse de material şi nu se deplasează sau rotesc în exploatare, *Figura 8.12*.

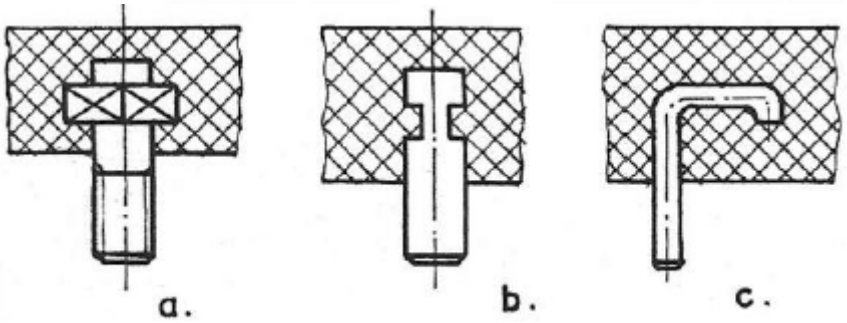


Figura 8.12. Scheme de armare a pieselor.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Particularităţi tehnologice privind prelucrarea mecanică a pieselor din materiale compozit

Obţinerea de piese din mase sau materiale de tip compozit se realizează, de regulă, ca produse finite, după forma geometrică a formei de presare şi turnare şi la care nu se mai execută prelucrări mecanice suplimentare.

În anumite cazuri însă, unele detalii se realizează prin prelucrări mecanice ulterioare sau piesele se obţin prin prelucrări mecanice în întregime din semifabricate-compozit sub formă de plăci, tuburi, bare, profile de secţiuni şi dimensiuni diverse.

Dintre metodele prelucrării mecanice, în principal, se desprind ştanţarea şi prelucrarea prin aşchiere.

Prin ştanţare, operaţii fundamentale de prelucrare sunt cele de decupare, perforare şi tăiere (retezare). Ştanţarea se face cu sau fără încălzire, pe prese mecanice sau hidraulice.

Prelucrarea prin aşchiere (strunjire, găurire, frezare, tăierea filetului etc.) se aplică atunci când detaliile respective nu se pot obţine la forma şi dimensiunile necesare direct din presare sau turnare.

Dacă porozitatea materialului este sub 5%, prelucrarea se realizează în bune condiţii. Dacă însă porozitatea depăşeşte 5%, atunci apar modificări, aşchia se fragmentează, apar vibraţii, apar suprasarcini (şocuri), scade durabilitatea sculelor.

La prelucrarea materialelor poroase, trebuie folosite scule de aşchiere bine ascuţite, regimuri de aşchiere cu viteze mari şi avansuri mici. Nu se recomandă folosirea lichidelor obişnuite de răcire, întrucât acestea pătrund în pori şi provoacă coroziune. Îmbibarea cu ulei a porilor nu este recomandată, deoarece uleiul arde în procesul de aşchiere şi produce mult fum.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Particularităţi tehnologice privind prelucrarea mecanică a pieselor din materiale compozit

Tăierea filetului se face cu scule din aliaje dure, cu un unghi de aşezare α de două ori mai mare decât la aşchierea oţelurilor de construcţie. Nu se admite rectificarea cu discuri abrazive, întrucât praful abraziv pătrunde în pori.

La prelucrarea maselor plastice compozit pe bază de polimeri, se distruge stratul superficial de răşină şi atunci trebuie luate măsuri speciale. Masele plastice au o rezistenţă scăzută faţă de metal şi prin urmare, se poate mări în mod corespunzător viteza de aşchiere. În acelaşi timp însă, datorită conductivităţii termice scăzute, prin aşchiere şi frecare se degajă o mare cantitate de căldură în zona de aşchiere, provocând încălzirea sculei, înmuierea şi topirea termoplastelor, arderea termorigidelor. La prelucrarea termoplastelor nu trebuie să se depăşească temperatura de 120÷160°C.

Uzura sculei este neglijabilă în prelucrarea termoplastelor fără umplutură. La prelucrarea termorigidelor, în special cu umplutură de sticlă, uzura sculelor creşte foarte mult. Astfel, semifabricatele din termoplaste se pot prelucra cu scule aşchietoare din oţel carbon de scule şi oţeluri rapide.

Materialele cu acţiune abrazivă (cu umplutură) se prelucrează cu scule armate cu plăcuţe dure din aliaje dure, almaz etc.

La prelucrarea termorigidelor cu umpluturi fibroase sau stratificate nu se folosesc lichide de răcire, deoarece produc umflarea materialului în stratul de suprafaţă. O prelucrare de calitate se poate face numai cu scule bine ascuţite, cu viteze mari, cu adâncime şi avans de aşchiere mici. Cuţitele aşchietoare au unghiul de aşezare şi de degajare mai mari decât la aşchierea oţelului

Pentru prelucrarea maselor plastice se folosesc maşini unelte universale şi speciale.

La produsele de cauciuc, de regulă, nu se execută operaţii suplimentare de aşchiere, cel mult din foi se fabrică rondele, şaibe prin decupare.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Particularităţi tehnologice privind prelucrarea mecanică a pieselor din materiale compozit

Grundurile, vopselele, lacurile şi emailurile sunt materiale fluide care se aplică pe suprafaţa pieselor (metalică sau nemetalică) prin vopsire, în scop decorativ sau de protecţie (împotriva atmosferei, coroziunii, radiaţiei solare, schimbării temperaturii etc.).

În principiu, aceste materiale se compun din următoarele părţi de bază:

- *liantul*, care dă peliculă continuă după uscare şi este alcătuit din substanţe organice dizolvate într-un solvent. Ca liant se foloseşte uleiul vegetal, derivaţi celulozici, răşini naturale sau sintetice etc.;
- *pigmenţii*, care sunt substanţe organice sau anorganice care dau culoarea şi măresc rezistenţa peliculei;
- *solvenţii*, care sunt substanţe organice volatile în care se dizolvă lianţii şi pot fi acetona, alcoolul metilic, xilenul, toluenul, white-spirtul, terebentina, solvenţii fiind ordonaţi în sensul descreşterii capacităţii de volatilizare.

În afară de componenţii de mai sus, se mai pot adăuga după caz diluanţi, sicativi, stabilizatori, antioxidanţi, agenţi de dispersie.

Grundurile sunt materiale de protecţie, formate dintr-o substanţă peliculogenă, cu suspensie de pulbere fină metalică de Zn sau Pb. Cu aceste materiale se realizează protecţie anticorozivă catodică a metalelor feroase în apa de mare, în atmosferă, coroziunea afectând numai pigmentul metalic.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Particularităţi tehnologice privind prelucrarea mecanică a pieselor din materiale compozit

Chiturile sunt materiale utilizate pentru umplerea porilor, cavităţilor sau la netezirea suprafeţelor grunduite. Ele se aplică cu şpaclul sau prin stropire (cu pistol), după uscare se întăresc şi pot fi şlefuite. Nu se aplică în cazul acoperirilor deoarece înrăutăţesc proprietăţile mecanice şi de anticoroziune.

Vopselele sunt suspensii de pigmenţi în substanţe peliculogene, dând pelicule colorate sau mate şi semilucii. Vopselele pot fi de ulei, emulsionabile sau cu lianţi solubili în apă.

Lacurile, materiale peliculogene, sunt transparente sau slab colorate. Se fabrică pe bază de ulei de răşini, de derivaţi celulozici etc. După uscare se şlefuiesc şi se lustruiesc cu paste speciale.

Emailurile sunt lacuri pigmentate cu sau fără alte adaosuri, care formează după uscare pelicule dure cu aspect neted sau lucios şi pot fi de ulei sau de nitroceluloză.

Ca metode tehnologice de aplicare a materialelor de mai sus pe suprafeţele pieselor se pot arăta:

- prin vopsire manuală, cu pensula;
- prin pulverizare, cu pistolul cu aer comprimat;
- prin imersie în băi;
- prin pulverizare în câmp electrostatic (vopsire electrostatică);
- vopsire prin curgere sau după principiul electroforezei, când se obţin pelicule de 25÷35 μm.

Înainte de vopsire, materialul suport (piesa) trebuie să fie bine curăţat pentru a asigura o bună aderenţă a materialului aplicat.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Produse din lemn

Materialele lemnoase sunt substanţe organice fibroase, cu structură capilaro-poroasă, cu până la 60% celuloză şi restul lignină, substanţe tanante, apă etc.

Celuloza sub formă de fibre cu lungimi variabile (3,8 mm la conifere şi 1,5 mm la foioase) formează fibra lemnoasă.

În secţiune transversală, lemnul prezintă trei zone: cea centrală (inima sau măduva) din celule mari friabile, zona intermediară din inele anuale (stratificări) şi scoarţa, ca strat de protecţie.

Proprietăţile mecanice ale lemnului depind de structura fibroasă-anizotropă, de tipul esenţei, de gradul de uscare, de vârsta arborelui şi locul din tulpină.

În ţara noastră, umiditatea admisă este de maximum 15% (având în vedere clima), iar densitatea variază în funcţie de esenţă de la 0,45 Kg/dm^3 la brad la 0,89 Kg/dm^3 la ulm.

Îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice ale lemnului se poate face prin anumite metode de pregătire preliminară ca uscare, aburire, impregnare cu antiseptice, ignifugare etc.

În industria lemnului se utilizează diverse forme, cum sunt lemnul natural şi lemnul stratificat.

Lemnul natural, este lemnul de construcţie folosit ca lemn rotund (bile, manele, piloţi etc.), cherestea (scânduri, şipci, dulapi etc.), material pentru pardoseli (parchet) etc.;

Produse din lemn

Lemnul stratificat, este un lemn ameliorat prin stratificare, impregnare, încleiere şi presarea furnirelor. Prin stratificare, impregnare şi presare se obţin materiale lemnoase omogene, cu o diminuare puternică a anizotropiei. Din categoria lemnului stratificat se desprind următoarele tipuri de materiale:

- *placajele*, care se obţin prin încleierea mai multor foi de furnire suprapuse şi care formează diverse unghiuri între fibraje (90°, 45°, 30°);
- *panele*, plăci de lemn din miez de şipci (rigle) acoperite pe ambele feţe cu furnir (structuri uşoare de rezistenţă);
- *lemnul stratificat nedensificat*, obţinut prin tratament piezotermic, folosit în aeronautică, industria chimică;
- *lemnul stratificat densificat*, obţinut tot prin tratament piezotermic, dar la presiuni mai mari decât la lemnul nedensificat. Acest lemn capătă proprietăţi mecanice superioare la solicitări de compresiune, întindere, încovoiere şi are bune proprietăţi dielectrice şi de antifricţiune;
- *lemnul bachelizat*, un lemn impregnat în soluţii alcoolice sau emulsii apoase ale răşinii fenolformaldehidice, când capătă stabilitate chimică, are bune proprietăţi electrice, se foloseşte la izolatori de joasă şi înaltă tensiune, se pretează la fabricarea roţilor dinţate, a bucşelor sau la realizarea matriţelor pentru ambutisarea aliajelor uşoare.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Produse din sticlă

Sticla este un material nemetalic, amorf, termoplast, obţinut prin topirea unui amestec, în a cărui reţetă intră:

- *vitrifianţi*, care formează osatura şi de regulă este silicea (SiO_2) sub formă de cuarţ sau nisip cuarţos foarte curat;
- *fondanţi*, cu rol de a coborî temperatura de topire şi obişnuit se folosesc Na_2O sau K_2O;
- *stabilizatori*, care măresc duritatea, rezistenţa mecanică şi stabilitatea chimică (MgO, PbO, Al_2O_3);
- *transparenţi*, anhidrida arsenioasă (As_2O_3), azotatul de potasiu (KNO_3) etc.;
- *opacizatori*, fluorură de calciu (CaF_2) etc.;
- *coloranţi*, oxizi ai diferitelor metale, pentru colorarea sticlei.

Dintre proprietăţile importante ale sticlei se deosebesc: vâscozitatea (de care depinde regimul termic de prelucrare şi viteza de fasonare a produselor din sticlă); densitatea (2,2÷6,3 g/cm^3); conductivitatea termică relativ mică; bun izolator electric; rezistă bine le compresiune, la întindere şi la percuţie mai slabă.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Produse din sticlă

Industrial, sticla se întâlneşte sub două forme: obişnuită (geamuri, oglinzi, sticlă armată etc.) şi tehnică (sticlă optică, sticlă filtrantă etc.).

Cea mai bună este sticla din silice, care are o mare rezistenţă la agenţi chimici, o bună stabilitate termică, coeficient de dilatare mic, rezistenţă la trecerea bruscă din zona temperaturilor înalte (900÷1000 K), în apă cu gheaţă, ceea ce face posibil ca această sticlă să fie folosită pentru articole şi piese optice, în aparatură chimică etc.

În industria automobilelor, se foloseşte sticla securizată, care prin spargere formează cioburi cu colţuri rotunjite. În acelaşi scop se întâlneşte şi sticla securizată de tip triplex, formată din două straturi de sticlă obişnuită lipite prin intermediul unei folii de celuloid sau vinilin.

De asemenea, din sticlă se fac şi unele emailuri pentru protecţia pieselor metalice de acţiunea agenţilor chimici sau a apei.

Prelucrarea sticlei se poate realiza prin următoarele procedee: turnare; laminare; tragere; suflare în matriţă; centrifugare şi presare, urmate de finisare prin polizare, lustruire, gravare etc.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Materiale refractare

Sunt de natură anorganică şi prezintă proprietăţi importante cum sunt refractaritate şi rezistenţă la şoc termic, rezistenţă mecanică la temperaturi înalte, stabilitate chimică şi dimensională. Dacă satisface aceste proprietăţi, atunci materialul refractar poate fi utilizat pentru căptuşirea agregatelor termice metalurgice, pentru elaborări şi tratamente termice.

Ca mod de livrare poate fi granule, cărămizi şi produse fasonate, iar din punct de vedere chimic pot fi acide, bazice şi neutre.

Produsele acide, au la bază cuarţul, nisipul cuarţos şi alumina. Dacă au 93÷96% SiO_2, se numeşte *silică* şi se foloseşte sub formă de cărămizi refractare la căptuşirea cuptoarelor cu flacără şi electrice. Dacă au sub 55% SiO_2, restul fiind alumină (Al_2O_3), materialul se numeşte *silicoaluminos* şi stă la baza construcţiei regeneratoarelor, cuptoarelor cu cocs, cuptoarelor pentru tratamente termice.

Produsele bazice, au în componenţă carbonaţi ($CaCO_3$, $MgCO_3$ etc.). Dacă MgO este între 91÷94% se numesc *magnezitice*. Dacă $CaCO_3$ este în pondere, se numesc *calcice*. Pentru a le mări rezistenţa la şoc termic se adaugă şi 26÷28% cromit de fier şi 7% minereu de fier, când se numesc *cromomagnezitice*. Se livrează sub formă de cărămizi şi stau la baza construcţiei vetrelor şi pereţilor cuptoarelor electrice şi Siemens-Martin.

Produsele neutre, alcătuite din acide şi bazice în mod corespunzător, pentru a atenua reacţia acidă dar şi bazică şi din care amintim *cromitul,* pentru izolarea bolţilor acide de pereţii bazici sau pentru vetrele cuptoarelor şi *şamotele*, care se utilizează sub formă fasonată sau granulată (pentru mortare).

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Materiale neconvenţionale

În baza unor statistici efectuate pe plan mondial, cu luarea în considerare a populaţiei la nivelul anilor '80, ţinând cont de necesităţile stricte de hrană, îmbrăcăminte, iluminat, mijloace de transport, alte produse utilizate de om, pe cap de locuitor s-a ajuns la un consum de 10÷20 tone de materiale anual, ceea ce la o populaţie de peste 4,5 miliarde cât are planeta, înseamnă 54÷90 miliarde tone materiale anual.

În aceste condiţii, mereu se va pune problema găsirii de noi materiale performante, care să reducă tonajul şi să atenueze consumul resurselor naturale.

La această problemă, nu pot să răspundă decât căutările ştiinţifice în domeniul noilor materiale neconvenţionale.

Într-o primă aproximaţie, prin material neconvenţional se înţelege un material cu o greutate specifică mai mică decât a fierului (7,8 daN/dm^3), materialul cel mai utilizat astăzi, şi să se apropie de greutatea specifică a maselor plastice (1,2 daN/dm^3), să posede o rezistenţă la rupere σ_r de 10000 N/mm^2, faţă de rezistenţa medie a oţelurilor de 400 N/mm^2, să-şi păstreze proprietăţile până la 3000°C, faţă de 550°C cât acceptă materialele convenţionale, să posede o rezistenţă electrică foarte scăzută (superconductibilitate), mai scăzută decât a cuprului, aluminiului, să posede o permeabilitate magnetică superioară tablei silicioase, caracteristici optice similare fibrelor optice, o coroziune mai mică decât a fierului, prelucrabilitate mai uşoară cu un consum cât mai redus de energie şi manoperă.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Materiale neconvenţionale

Sigur că, până la ora actuală, un asemenea material neconvenţional, ideal, nu s-a obţinut, însă categorii de materiale care răspund parţial la unele deziderate de mai sus, au fost deja fabricate şi sunt în curs de exploatare şi perfecţionare. Pentru exemplificare, dintre acestea se pot aminti:

- *materiale fibroase*, cu fibre de carbon, cu greutate specifică mică, rezistenţă specifică mecanică şi la temperatură ridicate;
- *fire optice*, cu absorbţie şi reflexie performante;
- *materiale sub formă de faguri* metalice sau nemetalice, cu greutate specifică redusă;
- *materiale anticorozive* (cunoscut fiind că 30% din consumul de oţel este pentru acoperirea pierderilor prin coroziune);

Creşterea temperaturii de regim în instalaţii ar duce la creşterea randamentului de la 40÷50% (cât este astăzi) la peste 80÷90%.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Materiale neconvenţionale

Pe de altă parte, abordarea problemei materialelor neconvenţionale nu poate fi desprinsă de analiza tuturor criteriilor care stau la baza alegerii unui material pentru un detaliu din construcţia de maşini, dintre care mai importante sunt:

- consumul de materii prime pentru elaborarea materialului;
- consumul de energie necesară elaborării;
- informaţiile necesare pentru elaborare;
- integrarea materialului în sistemul tehnologic;
- integrarea sistemului tehnologic în natură (evacuare deşeuri, prelucrare uşoară sau grea etc.).

Faţă de aceste criterii, la ora actuală, peste tot se foloseşte material cu volum constant, compact, întrucât dispunem în cea mai mare proporţie de informaţia elaborării, prelucrării şi exploatării, peste 90%, pe când la materialele sub formă de fire, fise, fagure, recomandate în coeficient de peste 90÷95 (estimând gradul de utilizare a materialelor între 0 şi 100), informaţia este 65÷75%.

Asemănător stau lucrurile şi în ce priveşte tehnologia de prelucrare, când la ora actuală cea mai utilizată metodă de punere în dimensiuni finale este aşchierea, cu toate că este dezavantajoasă (coeficient 60, la fel cu estimări între 0 şi 100 ale metodelor tehnologice), cade mult metal prin aşchii, dar această tehnologie dispune de o largă informaţie, de peste 95%. Opusă aşchierii este prelucrarea neconvenţională prin electroeroziune, când consumul de material capătă coeficientul 90, dar informaţia este scăzută, sub 60%.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Materiale neconvenţionale

Ca o concluzie la cele de mai sus, se observă că se vor impune materialele sub formă de fibre, fire, cu goluri controlate, iar ca tehnologii, eroziunea, sudarea, acoperirile, metalizările, deformarea plastică şi turnarea.

Vor fi întotdeauna prioritare, materialele care vor poseda caracteristici superioare, vor necesita consumuri energetice minime şi vor avea o suficientă informaţie asupra prelucrabilităţii lor, iar toate acestea nu se pot rezolva decât pe calea cercetării ştiinţifice.

Pentru o şi mai bună precizare, un material neconvenţional se deosebeşte de cele convenţionale prin cel puţin trei considerente:

- sunt realizate de om, nu se găsesc în natură (de exemplu, lemnul natural, care impregnat devine neconvenţional);
- sunt alcătuite din cel puţin două componente diferite, care posedă interfaţă distinctă (textolit, fagure metalic). Textolitul este o ţesătură textilă impregnată cu răşină fenol-formaldehidică. Structura metalică tip fagure este realizată din folii metalice deformate plastic şi sudate după anumite suprafeţe, lăsând goluri de aer între suprafeţele sudate;
- materialele neconvenţionale vor avea proprietăţi noi, pe care nici una din componente nu le pot avea, luate separat.

FABRICAREA PIESELOR ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI DIN MATERIALE NEMETALICE

Materiale neconvenţionale

În principiu, orice material neconvenţional este alcătuit din materiale convenţionale (cel puţin două) din care unul este numit *material de bază*, care preia solicitarea mecanică, termică, electrică etc. şi altul constituie *matricea* care are rolul de a susţine materialul de bază. Matricea nu trebuie să aibă proprietăţi superioare materialului de bază.

Gama largă de astfel de materiale poartă numele global de **materiale compozit**, a căror proprietăţi adesea se determină experimental.

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PROPRIETĂŢILE METALELOR ŞI ALIAJELOR FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

PROPRIETĂŢILE METALELOR ŞI ALIAJELOR FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

În baza unor ample cercetări teoretice şi experimentale, s-a constatat că, în general, **metalele tehnic pure** posedă scăzute proprietăţi de rezistenţă, motiv pentru care, în construcţia de maşini, se utilizează mai ales **aliajele**. Dintre acestea se disting de la început următoarele categorii importante:

- *aliajele feroase*, cu cele două mari familii de aliaje: fontele şi oţelurile;
- *aliajele neferoase uşoare* sau de mică densitate: ale aluminiului, magneziului, beriliului, titanului;
- *aliajele neferoase grele*: ale cuprului, plumbului, staniului etc;
- *aliajele metalice uşor fuzibile*: pe bază de zinc, cadmiu, staniu, plumb, bismut etc;
- *aliajele metalice greu fuzibile*: pe bază de molibden, niobiu, zirconiu, wolfram, vanadiu etc.

STRUCTURA CRISTALINĂ A METALELOR ŞI ALIAJELOR

Toate metalele în stare solidă, se caracterizează prin **structura cristalină**, ordonată, la baza căreia stă **reţeaua cristalină**. O reţea cristalină nu este altceva decât multiplicarea aşa numitei **celule elementare**, celulă care reprezintă la scară micro, sistemul propriu de cristalizare a metalului considerat.

Metalele, din punct de vedere al sistemului de cristalizare, se înscriu mai ales în sistemele: cubic cu volum centrat (CVC), cubic cu feţe centrate (CFC) şi hexagonal compact (HC), fiecare sistem fiind determinat de anumiţi parametri liniari şi unghiulari.

Unele metale, pe scara temperaturilor proprii stării solide, pot să posede mai multe domenii cu reţea cristalină distinctă, aceste domenii numindu-se **stări alotropice**.

Prin urmare, în funcţie de starea alotropică sau intervalul termic considerat (domenii notate de la temperatura ordinară spre cea de topire în mod succesiv cu literele alfabetului grecesc α, β, γ, δ etc.) şi proprietăţile metalului vor fi altele.

Faţă de *metalul pur*, **aliajul** este o substanţă alcătuită din două sau mai multe elemente metalice sau nemetalice, care se numesc **componenţii aliajului**. Componenţii sunt determinanţi în ce priveşte structura de fază, celelalte elemente conţinute în procente care nu modifică structura de fază, joacă rol de **impurităţi**.

Impurităţile influenţează în mare măsură proprietăţile metalelor şi aliajelor. Unele impurităţi îmbunătăţesc anumite proprietăţi (microaliere, granulaţie fină etc.), iar altele înrăutăţesc proprietăţile metalelor şi aliajelor (de exemplu, sulful şi fosforul în oţeluri).

Aceste impurităţi sunt inerente (din elaborare) sau sunt introduse voit pentru a influenţa unele proprietăţi în sensul dorit.

Faţă de metalul pur, aliajul posedă o structură cristalină mai complexă, alcătuită în general din: **soluţii solide**, **compuşi chimici** sau **amestecuri mecanice**.

CRISTALIZAREA ALIAJELOR

Structura de exploatare a aliajelor, depinde în mare măsură şi de modul de **cristalizare primară**, adică de starea cristalină obţinută la trecerea din stare lichidă în stare solidă, cu formarea reţelelor cristaline (cristalelor) strâns legat de interdependenţa şi echilibrul fazelor.

Cum procesul de cristalizare primară depinde de capacitatea de cristalizare, începând cu **naşterea nucleelor de cristalizare**, şi continuând cu **viteza de cristalizare**, acest proces se va desfăşura cu atât mai repede cu cât numărul de nuclee de cristalizare este mai mare şi respectiv cu cât viteza de creştere a acestora este mai ridicată.

În aceste condiţii, în plus faţă de sistemul de cristalizare propriu metalului pur (component) sau altor componenţi (soluţie solidă, compus chimic sau amestec mecanic), structura de cristalizare a unui aliaj mai depinde şi de forma, orientarea reţelei cristaline în spaţiu şi de viteza de cristalizare.

Drept nuclee de cristalizare într-un aliaj pot fi considerate grupe elementare de reţele cristaline, incluziuni nemetalice şi impurităţi greu fuzibile. În general, cristalizarea începe de la interfaţa metal-formă de turnare şi se dezvoltă perpendicular pe pereţii formei, în sens contrar gradientului de temperatură.

În aceste condiţii, structura cristalină a unui aliaj, este de fapt un complex granular (de **cristaliţi** cu diverse orientări), ceea ce defineşte aşa numitul **corp metalic policristalin** (prin monocristal înţelegându-se structura mai mult sau mai puţin compactă şi ordonată a unui grăunte cristalin sau cristalit).

CRISTALIZAREA ALIAJELOR

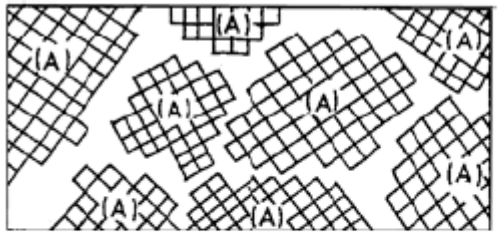


Figura 1.1. Schema structurală a unui policristal. (A) – structura de monocristal.

Dimensiunea grăuntelui cristalin se încadrează între limitele $1 \div 10^4$ μm. Grăunţii sunt diferit orientaţi la unghiuri de zeci de grade sexagesimale, *Figura 1.1*.

Grăunţii cristalini au marginea de grosimea câtorva straturi atomice de compoziţie chimică şi proprietăţi care pot să difere de restul corpului metalic al cristalitului.

De asemenea, cristalitul nu este perfect, fiind caracterizat de diferite **imperfecţiuni de structură**, care pot fi: **punctiforme**, **liniare** şi **de suprafaţă**, având drept cauze existenţa de vacanţe, dislocaţii, atomi incluşi.

Toate aceste defecte conduc la formarea *structurii micromozaic*, proprie cristalitului, cu orientări de circa 1° între diversele blocuri atomice. Cauza vacanţelor şi dislocaţiilor, nu este decât modificarea regulii de ordonare a atomilor în procesul de creştere a cristalului sau o puternică defectare a reţelei cristaline prin deformarea plastică în proces.

Atât imperfecţiunile de reţea cristalină, cât şi impurităţile, influenţează determinant proprietăţile intrinseci şi de exploatare ale metalelor şi aliajelor. În sensul unor proprietăţi mecanice superioare, un metal sau aliaj va fi cu atât mai bun, cu cât structura granulară va fi mai fină.

Pe de altă parte, în procesul de cristalizare primară, are loc şi **fenomenul de contracţie** care micşorează volumul grăuntelui şi pot să apară astfel **interstiţii şi pori**, în care se pot depune sau separa **incluziuni nemetalice** (sulfuri, fosfuri etc.) sau pot să rămână retasuri microscopice şi pori, defecte care înrăutăţesc proprietăţile mecanice, dar şi pe cele tehnologice de prelucrare plastică şi de exploatare, multe jucând rolul de amorse de fisurare şi crăpare.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE

Întrucât materialele metalice au în general proprietăţi superioare faţă de alte materiale, în special de rezistenţă, utilizarea lor a trecut repede de la fabricarea sculelor la obţinerea unei game foarte largi de produse utile omului.

Astăzi, datorită cuceririlor ştiinţifice în domeniul studiului metalelor dar şi a prelucrării lor, se pot elabora materiale metalice cu proprietăţi determinate, metalurgia devenind astfel o metalurgie de precizie.

Un criteriu general de grupare a proprietăţilor materialelor metalice, specific construcţiilor de maşini, conduce la următoarele grupe de proprietăţi: mecanice, fizice, chimice, tehnologice şi de exploatare.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE
Proprietăţile mecanice

Cele mai importante sunt: **rezistenţa mecanică**, **plasticitatea** şi **duritatea**.

Sarcina exterioară (F), creează în material **tensiuni interne** şi o **stare de deformare**. Tensiunea se poate exprima cel mai simplu cu relaţia:

$$\sigma = \frac{F}{A} \ [\mathrm{N/m^2}] \qquad (1.1)$$

în care: F este sarcina exterioară, în N;
A – aria secţiunii transversale, în m^2.

Tensiunea σ va crea în material o **deformaţie**, care poate modifica forma şi dimensiunile corpului deformat. Aceste modificări se pot datora în primul rând acţiunii unor **forţe exterioare**, dar pot fi cauzate şi de unele fenomene care însoţesc procesul, cum sunt **transformările de fază**, **contracţia** etc.

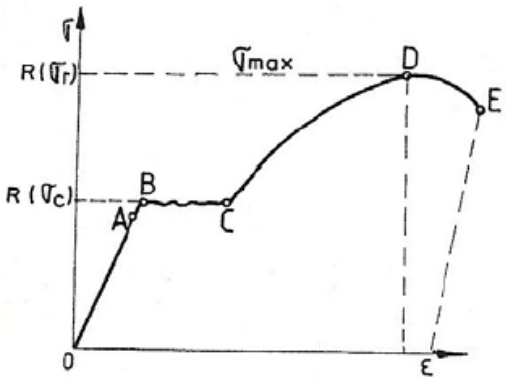


Figura 1.2. Curba σ – ε la tracţiune:
σ – tensiunea; ε – deformaţia; σ_r – limita de rupere; σ_c – limita de curgere.

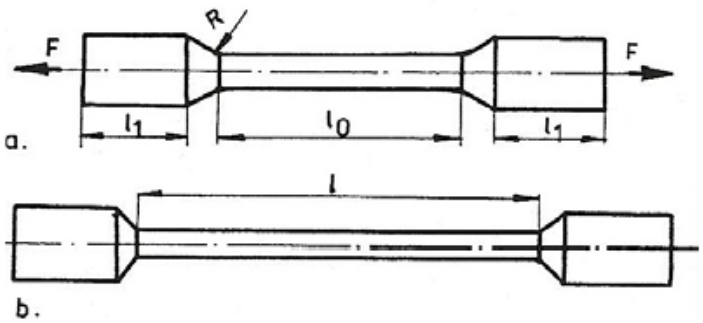


Figura 1.3. Epruveta cilindrică pentru încercarea de tracţiune:
a) – înainte de încercare; b) – după încercare; l_0 – lungimea calibrată; l – lungimea după încercare; l_1 – lungimea capătului de prindere în maşina de încercat; R – rază de racordare.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE
Proprietăţile mecanice

Pe de altă parte, deformaţia poate fi **elastică** (deformaţie care dispare odată cu îndepărtarea forţelor exterioare) sau **plastică** (deformaţie care rămâne după îndepărtarea forţelor exterioare şi provoacă schimbarea remanentă de formă).

Prin creşterea continuă a sarcinii, corpul metalic trece din stare elastică în stare de curgere plastică şi în final, când se depăşeşte capacitatea de rezistenţă, acesta se rupe, aşa cum se vede pe *Figura 1.2*, unde este reprezentată diagrama de tracţiune a lui Hooke şi unde:

OA este deformaţia elastică proporţională;
AB – deformaţia elastică acceptată;
BC – deformaţia de curgere fără ecruisare;
CD – curgerea plastică, cu ecruisare;
DE – curgerea spre rupere în punctul E, după apariţia gâtuirii în D.

Definind acum proprietăţile mecanice, se poate arăta:

- ***rezistenţa mecanică***, *determină capacitatea unui material metalic de a se opune deformării şi distrugerii sub acţiunea forţelor exterioare statice sau dinamice.*

Rezistenţa statică se determină de regulă pe epruvete standardizate şi prin încercări consacrate, dintre care cea universală este *încercarea de tracţiune* pe epruvete ca în *Figura 1.3* (SR EN 10002–1,2:1994 şi STAS 200–87). În determinările statice, rezistenţa se poate evalua pe calea tracţiunii, compresiunii, îndoirii sau răsucirii, tracţiunea fiind obligatorie.

Rezistenţa dinamică se determină, de regulă, prin încercarea consacrată de *încovoiere prin şoc*, pe epruvete cu crestătură, numită şi *încercare de rezilienţă*, *Figura 1.4* (SR EN 10045–1:1993, SR EN 10045–2:1994).

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE
Proprietăţile mecanice

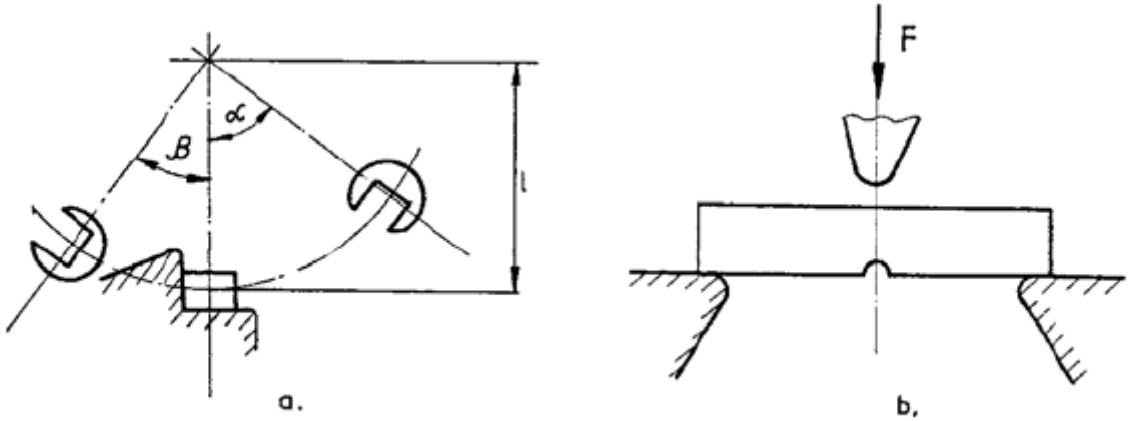


Figura 1.4. Schema încercării la încovoiere prin şoc.

Rezilienţa K, reprezintă raportul dintre lucrul mecanic consumat şi aria secţiunii transversale în dreptul crestăturii şi se exprimă cu relaţia:

$$K_{\substack{n_{CU}\\ n_{CV}}} = \frac{L}{A} \ [\text{j/m}^2], \qquad (1.2)$$

în care: L este lucrul mecanic consumat, în j;
A – aria secţiunii în dreptul crestăturii, în m^2;
n_{CU} – lucrul mecanic iniţial, pentru epruvete cu crestătură în "U";
n_{CV} – lucrul mecanic iniţial, pentru epruvete cu crestătură în "V".

▪ ***plasticitatea***, *determină capacitatea materialului metalic de a-şi modifica forma şi dimensiunile, dar cu păstrarea integrităţii.* Se pune în evidenţă tot pe calea încercărilor şi conform *Figurii 1.3* se poate exprima sub forma:

$$\delta = \frac{l - l_0}{l_0} \cdot 100 \ [\%] \qquad (1.3)$$

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE
Proprietăţile mecanice

▪ ***duritatea***, *defineşte capacitatea unui material metalic de a se opune la pătrunderea în corpul său a unui alt corp dintr-un material mai tare, nedeformabil plastic.*

Mărimea durităţii se exprimă diferit, în funcţie de metoda de încercare (HB - STAS 165–83, HV – STAS 492/1,2–85, HR – STAS 493–91), pentru care există aparatură normalizată şi tabele de echivalenţă sau unele relaţii empirice de convertire.

Spre exemplificare, *Figura 1.5*, duritatea după Brinell (HB) se exprimă simplu cu relaţia:

$$HB = \frac{F}{A_a} \text{ [daN/mm}^2\text{]}, \qquad (1.4)$$

în care: F este forţa de apăsare, în daN;
A_a – suprafaţa amprentei, în mm^2.

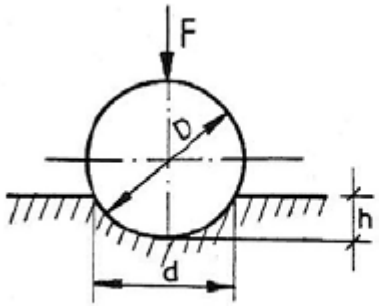


Figura 1.5. Schema încercării Brinell:
D – diametrul bilei de oţel călit;
d – diametrul amprentei în materialul de încercat;
h – adâncimea calotei sferice a amprentei.

Încercările mecanice sunt clasificate în STAS 6967-88.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE
PROPRIETĂŢILE FIZICE

Produsele metalice realizate de constructorii de maşini, sunt plasate sau funcţionează sub incidenţa câmpurilor fizice de diverse naturi. În acest sens, materialul metalic din alcătuirea organelor de maşini trebuie cunoscut bine şi din punct de vedere fizic, dintre caracteristicile fizice mai importante fiind: *culoarea; greutatea specifică; temperatura de topire; căldura latentă de topire; căldura specifică; coeficientul de dilatare; conductivitatea termică; conductivitatea electrică; susceptibilitatea magnetică; coeficientul de frecare* etc. Aceste proprietăţi sunt dependente sau proprii unui material şi în funcţie de compoziţia chimică şi structură.

Constructorul de maşini trebuie să cunoască aceste proprietăţi pentru a dimensiona sau prescrie în mod corespunzător condiţiile de fabricaţie şi de exploatare ale produsului obţinut.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE
PROPRIETĂŢILE CHIMICE

Sunt proprietăţile care se referă la comportarea materialelor metalice în contact sau interdependenţă cu medii agresive din punct de vedere chimic. Dintre proprietăţile chimice mai importante se pot aminti: *rezistenţa la coroziune* (care interesează în cea mai mare măsură pe constructorii de maşini), *refractaritatea, stabilitatea chimică la temperatură* şi alte proprietăţi care interesează mai ales pe metalurgii prelucrători, în scopul obţinerii de materiale metalice de calitate, dar şi pe constructori în cazul unor condiţii termice grele de exploatare.

Agresiunea chimică trebuie privită în două ipostaze distincte: agresiune chimică *de proces*, când anumite părţi din utilaj vin în contact nemijlocit cu produsul în cadrul fabricaţiilor chimico-metalurgice şi agresivitatea chimică *de mediu funcţional*, care de regulă este lentă.

În primul caz, alegerea materialelor metalice se poate face mai uşor, întrucât se pot cunoaşte sau determina natura şi concentraţia agenţilor chimici, condiţiile de temperatură şi presiune etc.

În al doilea caz, acţiunea chimică de mediu, se poate determina mai greu şi de regulă la modul general (medii acide sau bazice, uscate sau umede etc.) şi nu se pot localiza decât cu aproximaţie.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE
PROPRIETĂŢILE TEHNOLOGICE

Aceste proprietăţi stau la baza cunoaşterii comportării materialelor metalice în procesele de prelucrare la rece sau la cald, cu modificarea formei, păstrarea integrităţii şi cât mai avantajos din punct de vedere economic. Proprietăţile tehnologice se exprimă prin aprecieri calitative şi nu dau rezultate bune decât atunci când încercările se fac în condiţii cât mai apropiate de cele de lucru sau de exploatare. Dintre proprietăţile tehnologice mai importante se pot astfel aminti:

- ***turnabilitatea***, *caracterizată în principal prin fenomenele de fluiditate, contracţie şi tendinţa de segregaţie*;

- ***forjabilitatea***, *care caracterizează capacitatea unui material metalic de a-şi modifica forma, cu păstrarea integrităţii, sub acţiunea unor forţe exterioare deformante, în condiţii optime ale deformabilităţii, respectiv la o rezistenţă la deformare minimă şi o plasticitate maximă*;

- ***sudabilitatea***, *capacitatea materialelor metalice de a forma îmbinări nedemontabile de înaltă calitate şi rezistenţă*;

- ***aşchiabilitatea***, *capacitatea materialelor metalice de a forma în procesul de aşchiere a unor aşchii de fragmentare, reprezentând totodată o calitate superioară a suprafeţei piesei după aşchiere.*

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE
PROPRIETĂŢILE DE EXPLOATARE

În funcţie de condiţiile de funcţionare ale maşinilor şi instalaţiilor, se determină după caz şi următoarele caracteristici numite de exploatare:

- ***rezistenţa la coroziune*** *– ca rezistenţă a aliajului la acţiunea mediilor acide şi bazice;*

- ***rezistenţa la temperaturi scăzute*** *– capacitatea metalelor şi aliajelor de a-şi păstra capacităţile plastice sub 0 °C;*

- ***rezistenţa la temperatură*** *– capacitatea metalelor şi aliajelor de a-şi păstra proprietăţile mecanice la temperaturi ridicate;*

- ***refractaritatea*** *– capacitatea aliajului de a rezista la oxidare în medii gazoase la temperaturi ridicate;*

- ***antifricţiunea*** *– capacitatea unui material folosit la căptuşirea unor ghidaje cu alunecare sau a unor paliere de alunecare, de a avea coeficient de frecare mic, termorezistenţă suficientă şi o mică rezistenţă la uzură decât materialul piesei cu care ajunge în contact, în funcţionare (reducând astfel uzura prin frecare a pieselor între care este interpus).*

Aceste proprietăţi se determină cel mai bine pe instalaţii sau bancuri de rodaj, de probă, direct pe prototip, respectându-se condiţiile reale de exploatare ale maşinii.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE
MATERIALE METALICE FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

Metalele indispensabile civilizaţiei contemporane, sunt elemente chimice cu luciu specific (luciu metalic), cu o bună conductivitate termică şi electrică şi au capacitatea de a se combina cu oxigenul formând oxizi cu caracter bazic. Toate metalele, cu excepţia mercurului, posedă la temperatura ambiantă starea solidă şi au o structură cristalină. Prin multitudinea proprietăţilor importante şi cu deosebire cele mecanice, cum sunt: duritatea; tenacitatea; maleabilitatea; ductilitatea etc., devin materiale de bază în industria construcţiilor de maşini şi instalaţii.

Dintre metalele mult utilizate industrial într-o primă aproximaţie se înscriu: fierul; aluminiul; cuprul; zincul; staniul; plumbul; cromul; nichelul; wolframul etc.

Clasificarea uzuală, privind materialele metalice folosite în construcţia de maşini, le grupează în două mari categorii:

- materiale metalice feroase;
- materiale metalice neferoase.

Această clasificare ţine seama de ponderea dintre producţia şi consumul mondial de metale, proporţie care se încadrează în limitele 9/1÷10/1.

Unul din indicatorii relevanţi în producţia de metale este producţia pe cap de locuitor, care statistic, la nivelul anului 1975 (de exemplu) se înscrie în cuantumurile:

- la oţel, în Kg/cap de locuitor: SUA (495); RFG (680); Japonia (925); România (449); fosta URSS (555);

- la aluminiu, în Kg/cap de locuitor: SUA (20,5); RFG (16,1); Japonia (13,0); România (9,6); fosta URSS (5,9).

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE

MATERIALE METALICE FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

Materiale metalice feroase

Dintre toate materialelor metalice feroase, ponderea principală în construcţia de maşini o deţine oţelul. După compoziţia chimică, oţelurile se împart în două mari grupe.

A. Oţeluri carbon, care după procentul de carbon se pot grupa în:
- oţeluri cu puţin carbon (%C = 0,09 ÷ 0,25);
- oţeluri cu conţinut mediu de carbon (%C = 0,25 ÷ 0,45);
- oţeluri cu conţinut ridicat de carbon (%C = 0,45 ÷ 0,75).

B. Oţeluri aliate, care se pot grupa în:
- oţeluri slab aliate, când suma conţinutului elementelor de aliere este sub 5%;
- oţeluri mediu aliate, când suma conţinutului elementelor de aliere este între 5÷10%;
- oţeluri înalt sau bogat aliate, când suma conţinutului elementelor de aliere depăşeşte 10%

O altă clasificare, care cuprinde întreaga gamă de oţeluri, mai concret, este după destinaţie:

- oţeluri de construcţie (carbon şi aliate);
- oţeluri de scule (carbon şi aliate);
- oţeluri cu proprietăţi sau destinaţie speciale (îndeosebi oţeluri aliate).

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE

MATERIALE METALICE FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

Materiale metalice feroase

Pe de altă parte, calitatea oţelurilor este determinată de condiţiile metalurgice de elaborare şi în special, în ce priveşte conţinutul în impurităţi dăunătoare cum sunt, mai ales, sulful şi fosforul. De asemenea, după gradul de desăvârşire a proceselor din ultima fază a elaborărilor (adăugirile finale) se disting trei calităţi de oţel:

- oţel calmat (când desăvârşirea reacţiilor în procesul final de elaborare este total);
- oţel necalmat (incomplet dezoxidat);
- oţel semicalmat (intermediar, între primele două categorii).

Astfel, după calitate, oţelurile pot fi din grupa *A*, de calitate obişnuită, când %S $\leq$ 0,06 şi %P $\leq$ 0,07 şi din grupa *B*, zise şi de calitate, când S şi P sunt sub 0,035% fiecare.

Faţă de cele de mai sus se pot desprinde şi oţelurile de înaltă calitate, cu deosebire oţeluri aliate, elaborate în cuptoare electrice, la care S şi P nu depăşeşte 0,025% fiecare.

Oţeluri deosebite, de compoziţie chimică garantată, se pot obţine pe traseul tehnologic: elaborare în cuptoare electrice şi retopire ulterioară sub vid, sub zgură, când conţinutul de sulf şi fosfor scade sub 0,015% fiecare.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE

MATERIALE METALICE FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

Materiale metalice feroase

Caracterizând oţelurile după destinaţie se pot arăta următoarele particularităţi:

- oţelurile pentru construcţii (de uz general), sunt oţeluri carbon şi slab aliate, cu puţin carbon, oţeluri obişnuite;
- oţelurile pentru construcţie (construcţia de maşini), sunt caracterizate prin proprietăţi mecanice, la care conţinutul de carbon se înscrie în limitele 0,05 ÷ 0,75%;
- oţelurile de scule, posedă înalte valori ale durităţii, rezistenţei mecanice şi rezistenţei la uzare. Se folosesc pentru scule aşchietoare, de deformare (matriţe) şi pentru instrumente de măsură şi control;
- oţeluri şi aliaje speciale pentru construcţia de maşini, caracterizate prin proprietăţi fizice speciale, chimice, tehnologice, proprietăţi mecanice la temperaturi scăzute sau ridicate.

Această ultimă grupă, cu referire la proprietăţile fizice speciale, cuprinde oţeluri şi aliaje cu grad particular de aliere şi cu aportul unor tratamente termice adecvate. Se folosesc în construcţia de aparate din industria electronică şi radiotehnică.

Oţelurile şi aliajele rezistente la coroziune, sunt oţeluri aliate cu nu mai puţin de 12,5÷13% Cr, oţelurile cu crom şi nichel sunt deosebit de rezistente la medii corozive.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE

MATERIALE METALICE FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

Materiale metalice neferoase

Dintre materialele metalice neferoase, mai importante pentru construcţia de maşini, se pot prezenta următoarele: aluminiul şi aliajele sale, magneziul şi aliajele sale, cuprul şi aliajele sale, titanul şi aliajele sale.

Aluminiul şi aliajele sale. Aluminiul este un metal uşor (densitate 2700 Kg/m^3) şi care posedă o înaltă conductivitate termică (200 W/m.K) şi electrică (10^{-5} Cm), rezistent la coroziune (este atacat de baze), temperatura de topire, 658 °C.

Aliajele aluminiului se împart în două mari grupe şi anume, *deformabile* şi *turnabile*, ambele grupe ecruisabile sau nu prin tratamente termice.

Cele *deformabile* se prelucrează bine prin laminare, forjare, matriţare. Din *categoria neecruisabile prin tratamente termice* fac parte:

- aliajele Al-Mn, cu până la 1,6% Mn;
- aliajele Al-Mg, cu până la 5,8% Mg.

Aceste aliaje au o bună plasticitate, dar o rezistenţă scăzută.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE

MATERIALE METALICE FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

Materiale metalice neferoase

Din *categoria celor ecruisabile prin tratamente termice* se deosebesc:

- duraluminiul, cu 3,8÷4,8% Cu, 0,4÷1,8% Mg şi 0,4÷0,9% Mn, cu o bună rezistenţă la coroziune dată de mangan, acest aliaj după tratamentul de călire urmată de îmbătrânire, capătă o bună rezistenţă, dar şi o alungire apreciabilă;
- aliaje pentru forjare, cu 1,8÷4,8% Cu, 0,4÷0,8% Mg, 0,4÷1,0% Mn, 0,6÷1,2% Si, care se deformează foarte bine la cald şi posedă o înaltă rezistenţă după călire şi îmbătrânire. Se utilizează pentru structuri de rezistenţă (şasiu, carcase) şi fitinguri fabricate prin deformare plastică.

Cele *turnabile*, destinate fabricării organelor de maşini şi aparate, executate prin turnare, cuprind:

- aliaje din sistemul Al-Si, cu Si între 10 şi 13% (siluminuri);
- aliaje din sistemul Al-Cu, cu 4,5÷5,3% Cu şi sub 1% Mn, posedă înaltă rezistenţă, destinate pieselor care lucrează la sarcini ridicate, cum sunt armăturile;
- aliaje din sistemul Al-Mg, cu 9,5÷11,5% Mg, au o bună rezistenţă la coroziune şi sunt destinate pentru piese turnate care funcţionează în medii umede.

Piesele turnate din aliaje de aluminiu se supun adesea tratamentului termic complex de călire şi îmbătrânire, pentru îmbunătăţirea caracteristicilor de rezistenţă, plasticitate şi atenuarea tensiunilor interne.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE

MATERIALE METALICE FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

Materiale metalice neferoase

Magneziul şi aliajele sale. Magneziul este un metal uşor (densitate 1740 kg/m^3), se topeşte la 651°C.

Ca şi la aluminiu, aliajele sale se împart în *deformabile* şi *turnabile*, cu sau fără posibilitate de ecruisare după tratament termic.

Cele *deformabile*, conţin până la 2% Mg şi până la 5% Al, cu zecimi de procent de ceriu, sunt neecruisabile prin tratament termic: aliajele de înaltă rezistenţă sunt cu până la 9% Al şi 0,5% Mn; aliajele rezistente mecanic la temperatură conţin şi procente de zirconiu, nichel etc.

Cele *turnabile*, conţin 2,5÷9% Al, 0,5÷1,5% Zn şi 0,15÷0,5% Mn, posedă un modul de elasticitate ridicat (E = 43000 MPa) şi preiau oscilaţiile construcţiei, au însă o scăzută rezistenţă la coroziune, pentru care trebuie ca piesele turnate să fie tratate termochimic sau acoperite, lăcuite.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE

MATERIALE METALICE FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

Materiale metalice neferoase

Cuprul şi aliajele sale. Cuprul este un metal greu (densitatea 8940 Kg/m^3), se topeşte la 1083°C, are o bună plasticitate, rezistă la coroziune, o rezistivitate electrică scăzută (7.10^{-8} Ω.m), o înaltă conductivitate termică (385 W/m.K), de unde este mult utilizat pentru conductori electrici, organe pentru maşini electrice şi aparate, în industria chimică. Aliajele de bază ale cuprului sunt alamele şi bronzurile.

Alamele, sunt aliaje ale Cu cu Zn (până la 50%) şi mici adaosuri de Al, Si, Ni, Mg.

Bronzurile, pot fi cu Sn (4÷33%), cu Pb (30%), cu Al (5÷11%), cu Si (4÷5%), cu P etc.

Bronzurile şi alamele se împart, de asemenea, în deformabile şi turnabile. Cele turnabile faţă de cele deformabile se deosebesc prin adaosuri care îmbunătăţesc turnabilitatea, respectiv ridică fluiditatea şi reduc la maximum contracţia, dar reduc proprietăţile de plasticitate.

PROPRIETĂŢILE MATERIALELOR METALICE

MATERIALE METALICE FOLOSITE ÎN CONSTRUCŢIA DE MAŞINI

Materiale metalice neferoase

Titanul şi aliajele sale. Titanul este un metal greu fuzibil (se topeşte la 1665 ± 5°C), are densitatea 4500 Kg/m^3. Titanul tehnic pur are o rezistenţă la rupere de 250 MPa, o alungire δ = 70% şi posedă o înaltă rezistenţă la coroziune. Rezistenţa specifică a titanului este superioară multor oţeluri aliate de construcţie, ceea ce poate conduce prin înlocuirea oţelurilor cu aliaje de titan, la reducerea greutăţii construcţiei cu până la 40%.

Totuşi, titanul are rezistenţă scăzută la temperatură, la peste 550-600°C se oxidează uşor şi absoarbe mult hidrogen. Se prelucrează uşor prin deformare plastică şi sudare şi greu prin aşchiere.

Dintre *aliaje*, cele mai importante sunt cele *cu Al,* mult utilizat fiind aliajul cu până la 5% Al cu o rezistenţă de σ_r = 700÷900 Mpa şi δ = 10÷12% şi se pot obţine piese forjate şi turnate.

Proprietăţi superioare pentru aliajele de titan, se pot obţine şi pe calea tratamentelor termice, de recoacere, călire şi îmbătrânire.

Din titan şi aliajele sale, se fabrică organe de maşini şi piese în industria aeronautică, chimică, navală şi în multe ramuri ale construcţiei de maşini.

* * *

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

- **Fabricarea fontei**
- **Fabricarea oţelurilor**
- **Elaborarea metalelor neferoase**

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

Producţia metalurgică este una din cele mai complexe fabricaţii şi se bazează pe rezerva de materii prime naturale de bază (minereurile), dar şi pe rezerva şi disponibilul de cărbune şi o dotare energetică de mare anvergură.

Această producţie cuprinde:

- secţii şi cariere pentru extragerea minereurilor şi cărbunilor;
- combinate de îmbogăţire a minereurilor;
- uzine cocso-chimice, unde se fabrică cocsul şi se prelucrează chimic superior şi alte produse;
- secţii energetice, pentru obţinerea aerului sub presiune, a oxigenului, a gradului de epurare dorit pentru gazele vehiculate;
- secţii de furnale, pentru obţinerea fontei, feroaliajelor şi secţii de peletizare;
- uzine de fabricat feroaliaje;
- secţii de fabricare a oţelurilor (convertizoare, cuptoare cu flacără şi electrice);
- secţii de laminare, unde lingoul de oţel turnat se transformă în bare, profile, tuburi (ţevi), sârme, table, produse speciale.

Se disting, pe de altă parte, două ramuri de bază ale industriei metalurgice:

- metalurgia feroasă (sau siderurgia) şi
- metalurgia neferoaselor.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

Metalurgia feroasă fabrică cele două categorii fundamentale de aliaje feroase,: fontele şi oţelurile.

Fontele pot fi *de afinare*, respectiv de transformare în oţeluri, şi *pentru turnătorie*, pentru fabricarea de fonte mecanice (de a doua fuziune) în vederea fabricării de piese turnate pentru construcţia de maşini.

Tehnologii speciale când, în loc de fonte de primă fuziune, se vor obţine materii prime de forma: pelete pentru fabricarea oţelurilor şi mai ales feroaliaje (aliaje ale fierului cu conţinut ridicat de Mn, Si, V, Ti etc.) în vederea fabricării oţelurilor aliate.

Oţelurile, sub formă de lingouri sau produse turnate continuu, pentru laminare (bare, profile, şine) sau lingouri pentru forjate grele (rotori de turbină, discuri etc.).

Metalurgia neferoasă oferă lingouri ale metalelor neferoase pentru laminare (corniere, benzi, bare, sârme etc.), lingouri speciale ca materie primă la fabricarea aliajelor, prealiaje pentru piese turnate din aliaje neferoase complexe, lingouri curate din metale pure pentru construcţia de aparatură, tehnică electronică şi alte ramuri ale industriei construcţiei de maşini.

FABRICAREA FONTEI

MATERIALELE UTILIZATE ÎN FURNAL ŞI PREGĂTIREA LOR PENTRU ELABORARE

Pentru elaborarea fontei în furnal se folosesc următoarele categorii de materiale: minereuri de fier, combustibili, fondanţi.

Minereurile de fier, se prezintă sub o mare varietate, dintre care mai importante se pot aminti: *magnetita* (Fe_3O_4) cu 55÷60% Fe, *hematita* (Fe_2O_3) cu 55÷60% Fe, *limonitul* sau oxizii de fier hidrataţi ($2Fe_2O_3 \cdot 3H_2O$ şi $Fe_2O_3 \cdot H_2O$) cu 37÷55% Fe, *siderita* ($FeCO_3$) cu 30÷40% Fe şi *pirita* (FeS) săracă în Fe, dar prin prăjire depăşeşte 60% Fe.

După caz, se pot utiliza şi cantităţi de *minereu de mangan*, pentru a se obţine fero-manganul cu 10÷80% Mn, şi fonte de afinare cu până la 1% Mn. Se folosesc *minereuri de tip oxid sau carbonaţi*: MnO_2, Mn_2O_3, Mn_3O_4, $MnCO_3$ etc.

Dacă se urmăreşte obţinerea ferocromului, a cromului metalic sau a materialelor refractare cromitice, atunci se folosesc *minereuri de crom* de tip *cromit* ($FeO \cdot Cr_2O_3$), *magnocromit* $(Mg,Fe) \cdot Cr_2O_4$ cu până la 40% Cr_2O_3.

Pentru obţinerea de fonte aliate se folosesc *minereuri complexe*, cum sunt *minereurile fero-manganoase* (cu până la 20% Mn), *cu crom şi nichel* (37÷47% Fe, sub 2% Cr, sub 1% Ni), *minereuri cu vanadiu* (sub 0,17÷0,35% V).

FABRICAREA FONTEI

MATERIALELE UTILIZATE ÎN FURNAL ŞI PREGĂTIREA LOR PENTRU ELABORARE

Combustibilii în metalurgia fontei, în principal, sunt supliniţi de cocs, care asigură atât temperatura necesară cât şi condiţiile de reducere a oxizilor de fier din minereuri.

Sub raport economic, o parte din cocs poate fi înlocuită şi de aportul gazelor naturale, păcurii sau de cărbune pulverulent.

Fondanţii pentru elaborarea fontei în furnal, sunt cei pe bază de oxizi de calciu (varul – $CaCO_3$) sau dolomita (carbonat dublu de Mg şi Ca - $CaCO_3$+$MgCO_3$). Aceste fluxuri conduc la o zgură ultrabazică, zgură necesară pentru îndepărtarea sulfului din metal, provenit din cocs şi minereu, prin topire.

În general, se recomandă ca în zgură, între oxizii bazici şi cei acizi să se păstreze o anumită paritate şi anume: $\frac{CaO + MgO}{SiO_2 + Al_2O_3} \cong 1$

FABRICAREA FONTEI
PREPARAREA MINEREURILOR

Această preparare se face cu scopul creşterii productivităţii furnalului, reducerii consumului de cocs şi îmbunătăţirii calităţii fontei elaborate. Se urmăreşte astfel, ridicarea conţinutului de fier în şarjă (încărcătură), micşorarea conţinutului de impurităţi, îndeosebi de S şi P, ca şi o mai bună omogenizare a mărimii fizice a minereului sub formă de bulgări şi o compoziţie chimică corespunzătoare.

În vederea elaborării fontei, minereurile se supun sfărâmării şi clasării. **Sfărâmarea** se face cu ajutorul utilajelor specializate numite *concasoare* iar **clasarea** cu diverse *utilaje şi instalaţii de clasare.*

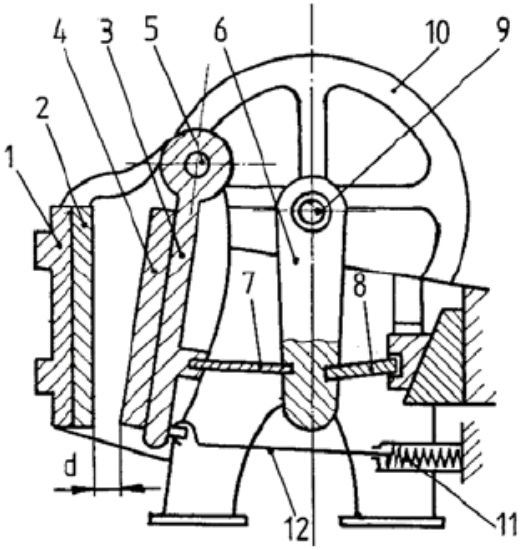


Figura 2.1. Concasor cu fălci:
1 – batiu; 2 – falcă fixă; 3 – braţ oscilant; 4 - falcă mobilă; 5 – lagăr braţ oscilant; 6 - bielă; 7, 8 – pârghii; 9 – excentric; 10 – volant; 11 - resort; 12 – pârghie de tensionare.

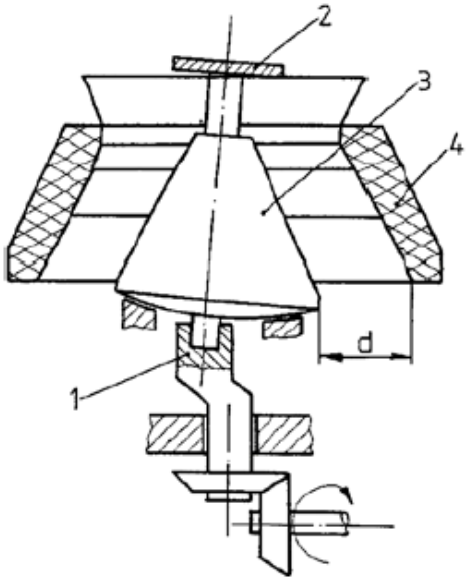


Figura 2.2. Concasor conic:
1 – arbore de antrenare cu excentric; 2 – distribuitor; 3 – falcă conică rotitoare; 4 – falcă conică fixă.

FABRICAREA FONTEI
PREPARAREA MINEREURILOR

Procesul de sfărâmare este progresiv, granula maximă rezultată d_{max} şi gradul de divizare n, definit ca raportul dintre mărimea granulei maxime de alimentare D_{max} şi mărimea granulei rezultate d_{max} depind de tipul utilajului.

Astfel pentru sfărâmarea grosolană şi mijlocie se folosesc *concasoarele cu fălci şi conice*, la care mărimea maximă a granulei d_{max} este determinată de distanţa d, *Figura 2.1*şi *Figura 2.2*, şi este cuprinsă între 100 şi 10 mm.

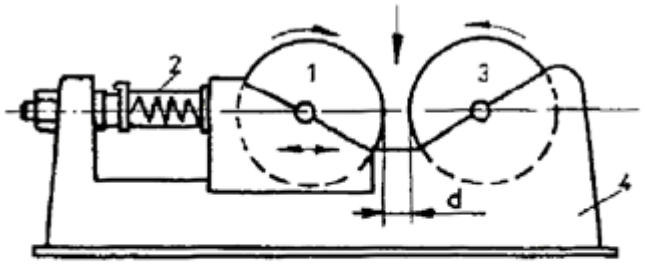


Figura 2.3. Concasor cu cilindri:
1, 3 – cilindri de zdrobire;
2 – dispozitiv de reglare;
4 – batiu.

Pentru sfărâmări mai fine, se folosesc *concasoare cu cilindri*, *Figura 2.3*, la care dimensiunea granulei, prin distanţa reglabilă d, poate varia între 1 şi 20 mm.

Pentru sfărâmări şi mai fine se folosesc *concasoare cu ciocane şi mori cu bile*. Ultimele utilaje, morile cu bile, asigură în funcţie de diametrul bilelor, durata măcinării şi raportul de încărcare, bile/minereu, mărimi fizice de granulă care pot ajunge la ordinul micronilor.

După sfărâmare se execută de regulă **clasarea**, care urmăreşte asigurarea unor încărcături omogene după mărimea granulei de minereu.

Clasarea granulometrică după diametru (între 0,1÷100 mm), se realizează cu *instalaţii de tip ciur*. Constructiv, ciururile, numite uzual *site*, pot fi *cilindrice* (*Figura 2.4*), *conice* (*Figura 2.5*) sau *plane* (*Figura 2.6*), funcţional putând fi *rotative*, *oscilante* sau *vibratorii*.

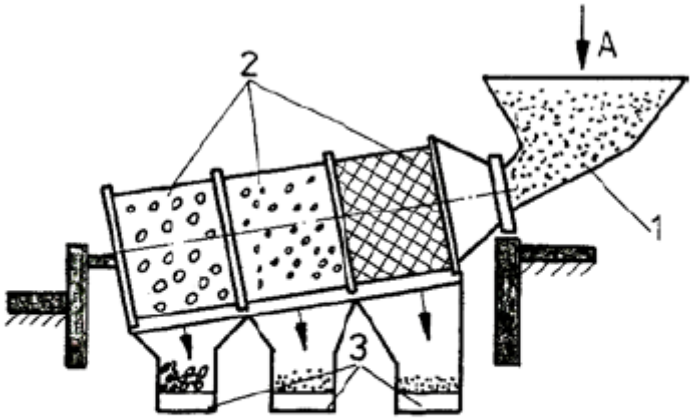


Figura 2.4. Sită cilindrică rotativă:
1 – pâlnie de alimentare; 2 – site;
3 – pâlnii de colectare; A – alimentare.

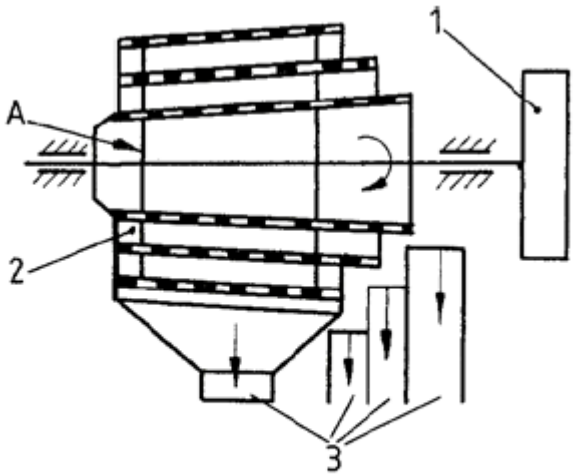


Figura 2.5. Sită conică rotativă:
1 – volant de antrenare; 2 – site;
3 – pâlnii colectoare; A – alimentare.

Ciururile vibratoare plane sunt cele mai bune, au o bună productivitate şi clasează în limite largi, între 0,1 şi 100 mm.

O altă etapă importantă a preparării minereurilor, se referă la **îmbogăţire** sau **concentrare**, când se înlătură parţial sterilul, în limitele admise la extracţie.

FABRICAREA FONTEI
PREPARAREA MINEREURILOR

Îmbogăţirea se poate realiza pe cale *mecanică* sau *chimică*.

Metodele mecanice se bazează, în general, pe diferenţa de greutate specifică, fiind aplicate operaţii de *spălare* sau *zeţare*. Ultima metodă, în mod schematic se prezintă în *Figura 2.7*.

Minereurile prelucrate pe această cale cer o sfărâmare destul de înaintată, cu dimensiunea granulei de 1÷2 mm.

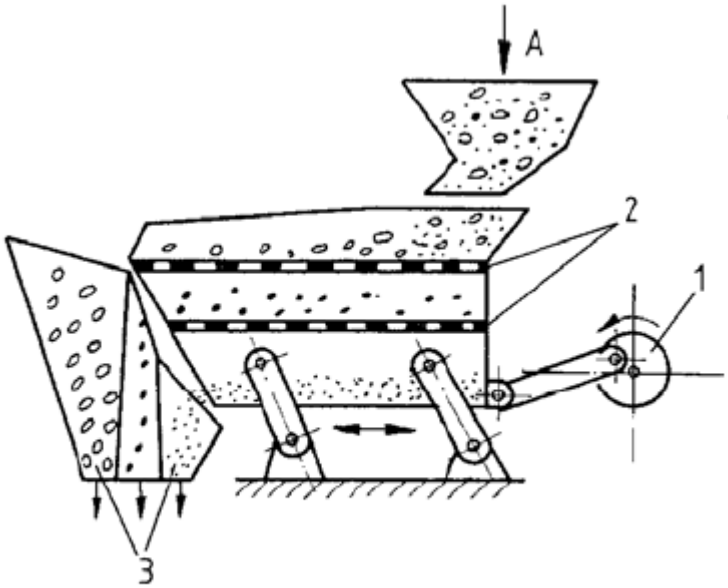


Figura 2.6. Sită plană vibratoare:
1 – vibrator; 2 – site; 3 – pâlnii colectoare.

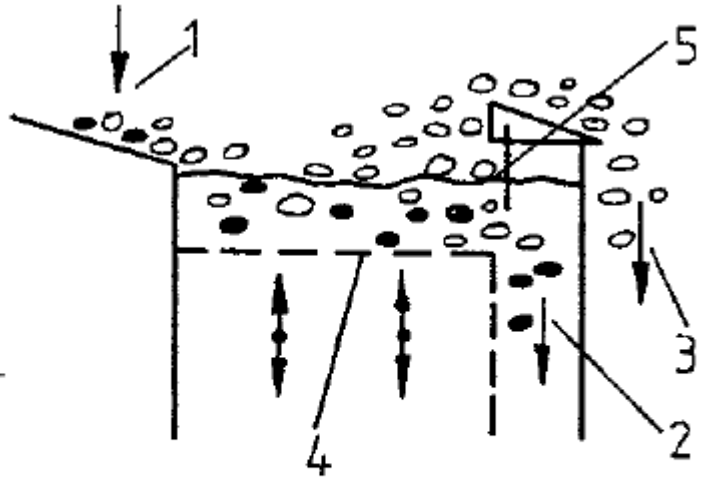


Figura 2.7. Schema zeţării:
1 – alimentare; 2 – evacuare minereu; 3 – evacuare steril; 4 – placă perforată; 5 – prag pentru reglare fantă.

O metodă deosebită de îmbogăţire mecanică este şi după *principiul flotaţiei diferenţiate*.

FABRICAREA FONTEI
PREPARAREA MINEREURILOR

Flotaţia se bazează pe proprietatea particulelor mici de material solid de a pluti într-un lichid (flotabilitate), deşi au o densitate mai mare decât a acestuia. Acest lucru este posibil datorită tensiunilor superficiale la contactul dintre solid şi lichid. Astfel, mineralele măcinate fin, aflate în suspensie în apă, se comportă diferit, după cum sunt hidrofobe (nu au afinitate pentru apă), cu tendinţa de cădere, de regulă sterilul.

Pentru ca particulele minerale utile să se ridice la suprafaţa băii de flotaţie, prin bateria de flotaţie se suflă aer. Bula de aer aderă la particula de mineral util şi o ridică la suprafaţă unde se sparge şi pentru a nu cădea din nou în baie se folosesc reactivi de flotaţie. Dintre aceştia, în mod deosebit şi indispensabil, sunt *spumanţii* (ulei de pin, fenol, crezol etc.) şi *colectorii* (xantaţi, acid oleic etc.), care fac posibilă aderarea la bula de aer şi evită umectarea particulelor de mineral util.

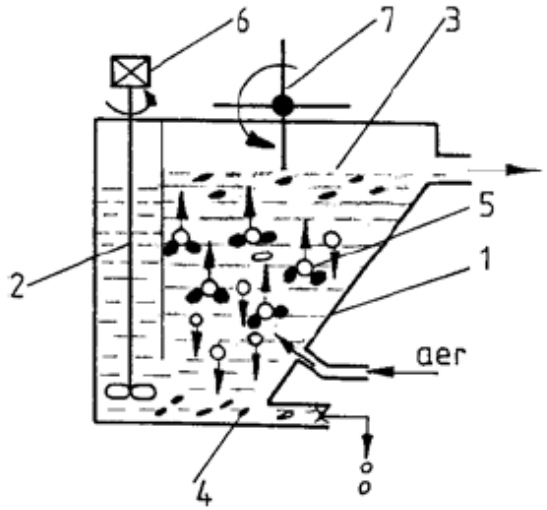


Figura 2.8. Schema cuvei de flotaţie:
1 – cuva; 2 – agitator mecanic; 3 – spumă cu mineral util; 4 – steril; 5 – bulă de aer cu mineral util; 6 – motor; 7 – rotor cu palete.

În aceste condiţii, la suprafaţa băii de flotaţie se adună o spumă cu mineral util, iar pe fundul cuvelor se sedimentează minerale neutile sau sterilul. O schemă a unei baterii de flotaţie se vede în *Figura 2.8*.

Alte metode de îmbogăţire exploatează alte proprietăţi fizice, decât greutatea specifică, respectiv culoarea, susceptibilitatea magnetică, electrică, radioactivitatea etc.

Se deosebesc astfel mai multe variante de îmbogăţire, a căror scheme se prezintă în *Figura 2.9* şi *Figura 2.10*.

FABRICAREA FONTEI
PREPARAREA MINEREURILOR

Separarea electromagnetică se poate aplica numai mineralelor cu proprietăţi magnetice, cum este cazul oxizilor de fier şi a minereurilor de zinc.

Separarea electrostatică este mult mai universală fiind aplicată atât minereurilor metalifere, cât şi celor nemetalifere. Între anod şi catod trebuie creată o diferenţă de potenţial de minimum 50000 V.

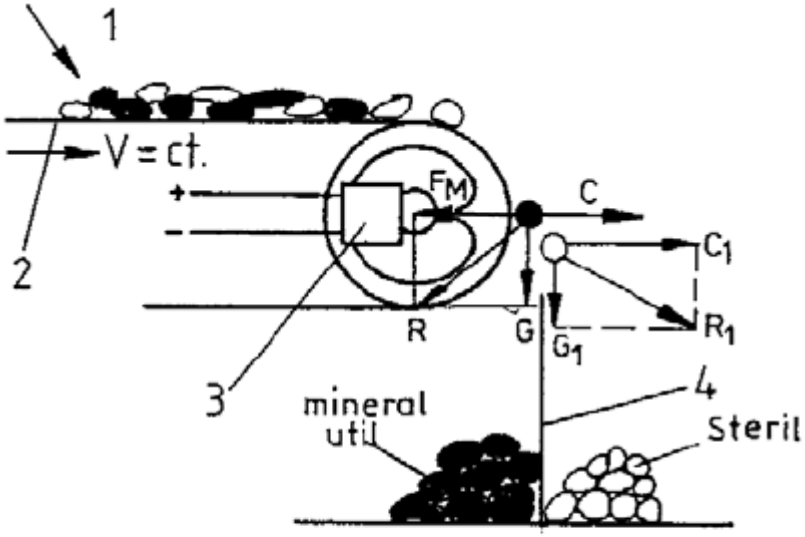


Figura 2.9. Separator magnetic:
1 – alimentare; 2 – bandă transportoare;
3 – electromagnet; 4 – separator.

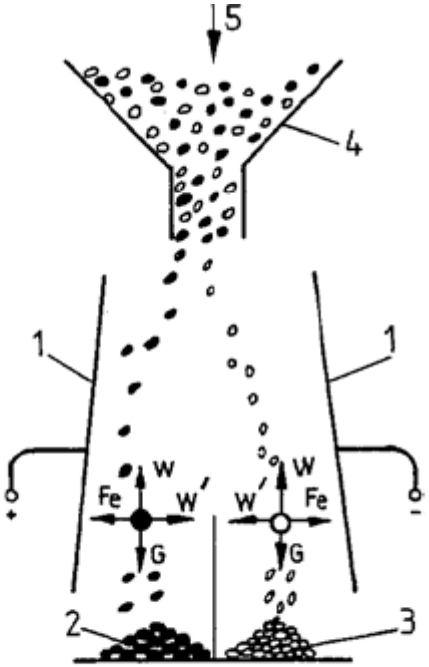


Figura 2.10. Separator electrostatic:
1 – plăci electrod; 2 – concentrat;
3 – steril.

FABRICAREA FONTEI
PREPARAREA MINEREURILOR

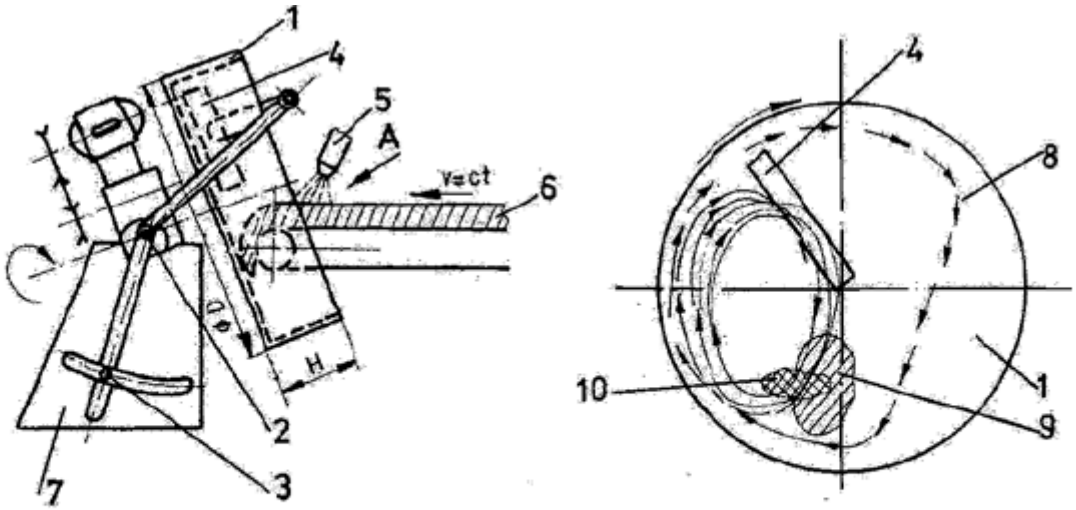


Figura 2.11. Aglomerarea prin peletizare:
1 – disc; 2 – antrenare; 3 – dispozitiv de înclinare a discului; 4 – paletă; 5 – sursă de liant; 6 – alimentare cu minereu mărunt; 7 – stativ; 8 – traseul minereului aglomerat; 9 – zonă de lucru; 10 – zonă de umezire.

A treia cale de preparare se referă la minereurile pulverulente, care în vederea extragerii trebuie aduse la o mărime fizică adecvată. Aceasta se poate realiza practic, prin operaţii de **aglomerare**, dintre care se desprind: brichetarea, nodulizarea, peletizarea, aglomerarea termică (sinterizarea), ultima fiind combinată şi cu o îmbogăţire prin prăjire, întrucât sinterizarea cere temperaturi înalte.

Brichetarea, constă în presarea în forme a minereurilor mărunte, sub 10 mm, cu sau fără liant. Brichetele nu sunt de calitate, au rezistenţă mecanică scăzută, straturile exterioare compacte (porozitate scăzută). Se aplică pentru concentratele obţinute prin flotaţie, prafuri recuperate, deşeuri de neferoase.

FABRICAREA FONTEI
PREPARAREA MINEREURILOR

Nodulizarea, este aglomerarea minereului mărunt, sub 0,2÷0,3 mm, în prezenţa apei, sub formă de noduli, în tobe rotative de ϕ3×12 m. Nodulii ajunşi la mărimi de circa 10 mm, se consolidează prin calcinare.

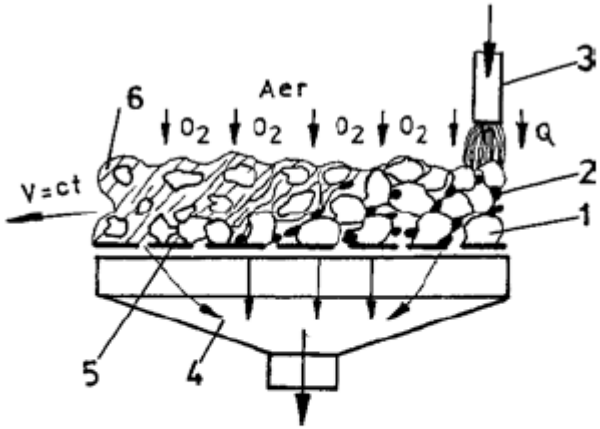


Figura 2.12. Principiul aglomerării prin sinterizare:
1 – minereu; 2 – cocs; 3 – arzător; 4 – exhaustor; 5 – bandă transportoare catenară; 6 – zgură.

Peletizarea, aglomerează minereul foarte mărunt, sub 0,15 mm, obţinut după măcinare, flotaţie sau recuperare prafuri. Se obţin noduli cu diametrul între 5 şi 30 mm, prin procesul de rotire a minereului pe un disc înclinat, în prezenţa unui liant (silicat de sodiu, soluţie de clorură de magneziu, melasă, apă etc.), diametrul discului sub 5 m, turaţia 20÷6 rot/min, *Figura 2.11.*

Aglomerarea termică sau *sinterizarea*, permite recuperarea tuturor fracţiilor granulometrice, feroase sau neferoase.

În vederea sinterizării, minereului mărunt i se adaugă 6÷10% praf de cocs, care prin ardere asigură căldura necesară procesului. Schema de principiu a aglomerării termice se vede pe *Figura 2.12.* Patul de aglomerare trebuie să fie poros pentru a permite trecerea aerului şi gazelor în vederea întreţinerii sau continuităţii procesului.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Fontele se elaborează în marile combinate siderurgice, în agregate termice speciale, numite **cuptoare înalte** sau **furnale**.

Principiul elaborării se bazează pe reacţia de reducere a oxizilor de fier din minereu, cu aportul oxidului de carbon, carbonului solid (activ) şi hidrogenului, agenţi rezultaţi în urma arderii combustibililor în furnal.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Construcţia şi funcţionarea furnalului

Furnalul, *Figura 2.13*, este alcătuit dintr-o manta metalică de oţel, căptuşită la interior cu şamotă (60% SiO_2 + 40% Al_2O_3). Spaţiul laborator de lucru, care defineşte şi profilul furnalului, este compus din patru tronsoane: *cuvă*, *pântece*, *etalaj* şi *creuzet* sau bazin.

Constructiv, *cuva* se sprijină prin intermediul unei centuri pe *coloane de susţinere 14*, iar restul tronsoanelor şi încărcătura, pe *radierul 16* şi *fundaţia 17*. Aerul de insuflare se introduce în furnal de la *centura inelară 15* (care este racordată la turbosuflantă), prin intermediul *gurilor de vânt 3*. La partea inferioară, la 300 mm de *vatra 18* se găseşte *canalul de evacuare a fontei 5* şi imediat sub gurile de vânt, *canalul de evacuare a zgurii 4*. La partea superioară se găsesc *gurile de captare a gazului de furnal 9* şi *sistemul de încărcare dublu ceaşcă-con*. De asemenea, gura de încărcare este căptuşită cu *segmenţi de fontă albă 8* pentru a atenua rezistenţa la uzare a zidăriei refractare. Sistemul de încărcare ceaşcă-con, asigură o distribuire uniformă a componentelor încărcăturii şi constituie totodată şi siguranţă în funcţionare, în sensul că se găseşte simplu aşezat pe gura furnalului. Încărcarea se face în mod continuu, cât ţine campania de exploatare a unui furnal şi, periodic, de mai multe ori în 24 ore, se procedează la evacuarea zgurii, respectiv a fontei.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Construcţia şi funcţionarea furnalului

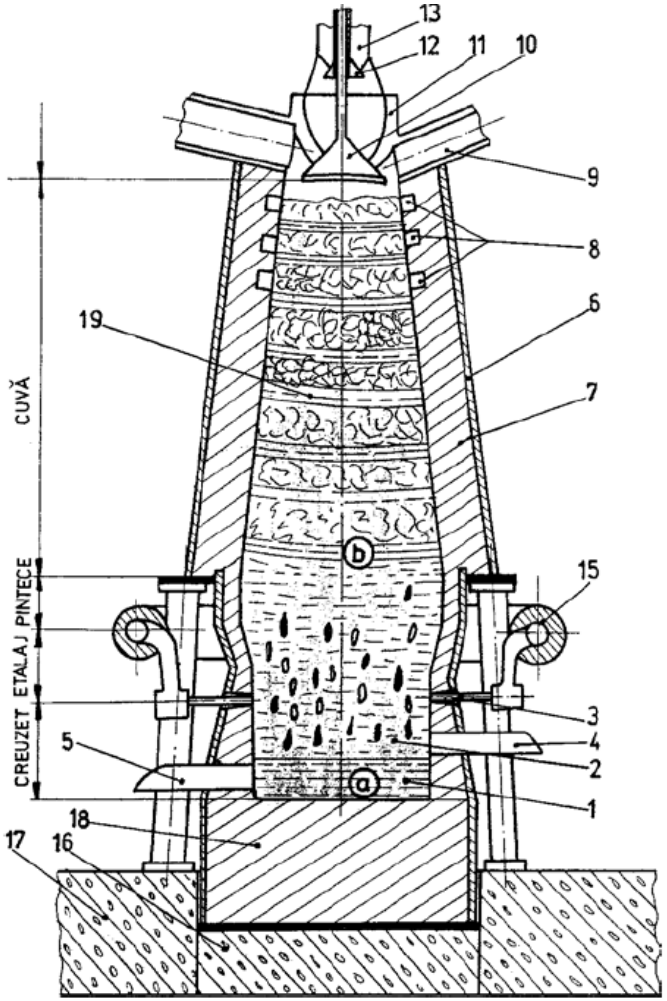


Figura 2.13 Schema constructivă a unui furnal:
1 – fontă lichidă; 2 – zgură lichidă; 3 – gură de vânt; 4 – canal evacuare zgură; 5 – canal evacuare fontă; 6 – manta metalică; 7 – zidărie refractară; 8 – segmenţi de fontă albă; 9 – gură captare gaz furnal; 10, 12 – conuri; 11, 13 – ceşti; 14 – coloane; 15 – centură de vânt; 16, 17 – radier, fundaţie; 18 – vatră; 19 – încărcătură; a – picătură fontă; b – picătură zgură.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Construcţia şi funcţionarea furnalului

Furnalul este caracterizat de aşa numitul *volum util*, care variază la furnalele moderne între 2000 şi 5000 m^3, dacă *prin volum util se înţelege volumul ocupat de încărcătură între nivelul vetrei şi partea inferioară conului inferior a sistemului ceaşcă-con de încărcare*. Înălţimea unui furnal nu depăşeşte 35m.

Aerul de insuflare se preîncălzeşte în prealabil introducerii în furnal cu aportul căldurii gazelor arse (evacuate) din furnal, prin intermediul unor agregate (baterii de caupere – inventator A. E. Cowper 1860), *Figura 2.14*.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Construcţia şi funcţionarea furnalului

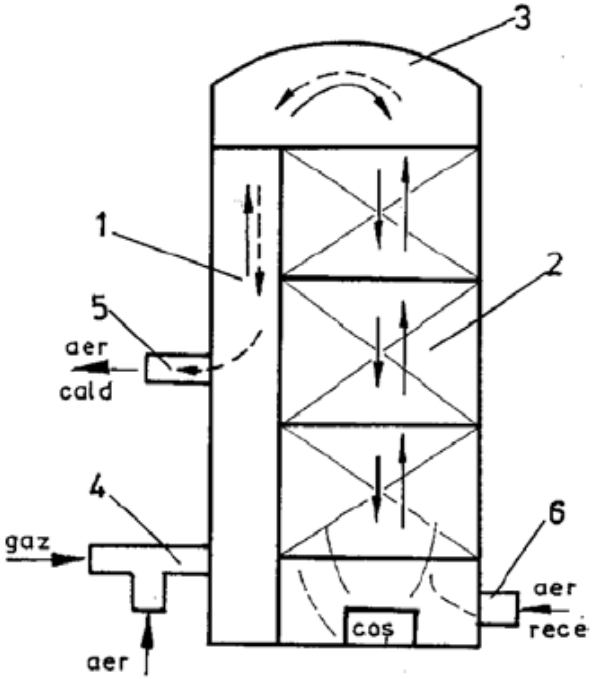


Figura 2.14. Schema unui cauper:
1 – cameră de ardere; 2 – zidărie refractară cu ochiuri variabile; 3 – cupolă; 4 – arzător; 5 – racord la conducta de aer cald; 6 – racord la conducta de aer rece.

Aerul preîncălzit reduce consumul de cocs şi realizează totodată valorificarea căldurii gazelor arse din furnal.

Funcţionarea cauperului:

- *într-o primă etapă* cauperul se încălzeşte, pentru care gazele arse din furnal purificate, ard din nou în *arzătorul 4* şi în drumul lor către coş cedează căldură *zidăriei 2*.
- *în a doua etapă* se închide arzătorul *4* şi se dă drumul în sens invers, aerului rece, care, în contact cu zidăria caldă *2*, preia căldura şi sunt captate prin *robinetul 5* şi conduse la furnal.

Această funcţionare alternativă, reclamă, prin urmare, o *baterie de caupere*, în timp ce unele se încălzesc, altele se răcesc şi de asemenea, trebuie să existe şi caupere de rezervă, funcţionarea cauperului fiind cu foc continuu. Aerul poate căpăta astfel o temperatură destul de ridicată, până la 1000÷2000°C.

Pentru deservirea unui furnal, sunt necesare şi foarte multe alte **instalaţii anexă** cum sunt: instalaţii pentru *depozitarea materialelor* şi *transportul* lor la gura furnalului; instalaţii de *încărcare a furnalului* (skipurile); instalaţii pentru *suflarea aerului* (turbosuflantele); instalaţii pentru *epurarea gazului de furnal*; maşini de *astupat şi destupat orificiile de evacuare a fontei şi zgurii*; instalaţii de *evacuare şi turnarea fontei*; instalaţii pentru *evacuarea şi turnarea zgurii*.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Procesele fizico-chimice din furnal

In furnal se desfăşoară un **proces complex**, între care se deosebeşte un proces *mecanic* şi unul *termo-chimic*, al căror rezultat este obţinerea fontei brute din minereu. Mai precis, procesul de elaborare a fontei în furnal presupune un circuit în sens contrar, aşa numitul **principiu al contracurentului**, respectiv *mersul descendent al încărcăturii* (din minereu, fondant şi cocs în straturi alternante) şi *mersul ascendent al gazului reducător*.

În aceste condiţii procesul termo-chimic de formare a fontei poate fi explicitat atât prin **mersul ascendent al gazului reducător** cât şi prin mersul descendent al încărcăturii.

Astfel, la nivelul gurilor de vânt, combustibilii ard şi procură agentul reducător principal **CO**, conform reacţiilor:

$$C + O_2 = CO_2 + 97650 \text{ cal} \quad (2.1)$$

$$CO_2 + C = 2CO - 39600 \text{ cal} \quad (2.2)$$

Agentul reducător **CO** în mers ascendent întâlneşte stratul de minereu de fier şi are loc reducerea:

$$Fe_2O_3 + CO \rightarrow Fe + CO_2 \quad (2.3)$$

CO_2 rezultat în mers ascendent provoacă iar reacţia (2.2) şi agentul **CO** îşi exercită iar rolul din reacţia (2.3) şi acest proces se produce pe înălţimea furnalului atâta timp cât temperatura acoperă absorbţia endotermă a reacţiei (2.2), iar dacă acest lucru nu mai este posibil, atunci CO_2 trece la evacuare către preîncălzitoare.

Mai concret, procesele termo-chimice din furnal se pot urmări după **mersul descendent al încărcăturii**. În acest sens, încărcătura străbate mai multe zone termice caracteristice profilului furnalului, aşa după cum se vede în *Figura 2.15*.

Astfel, materialele solide ale încărcăturii, în prima zonă de până la 400ºC (*zona de preparare*), se încălzesc, se usucă şi se produc multe descompuneri, evaporări şi chiar începuturi de reducere.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Procesele fizico-chimice din furnal

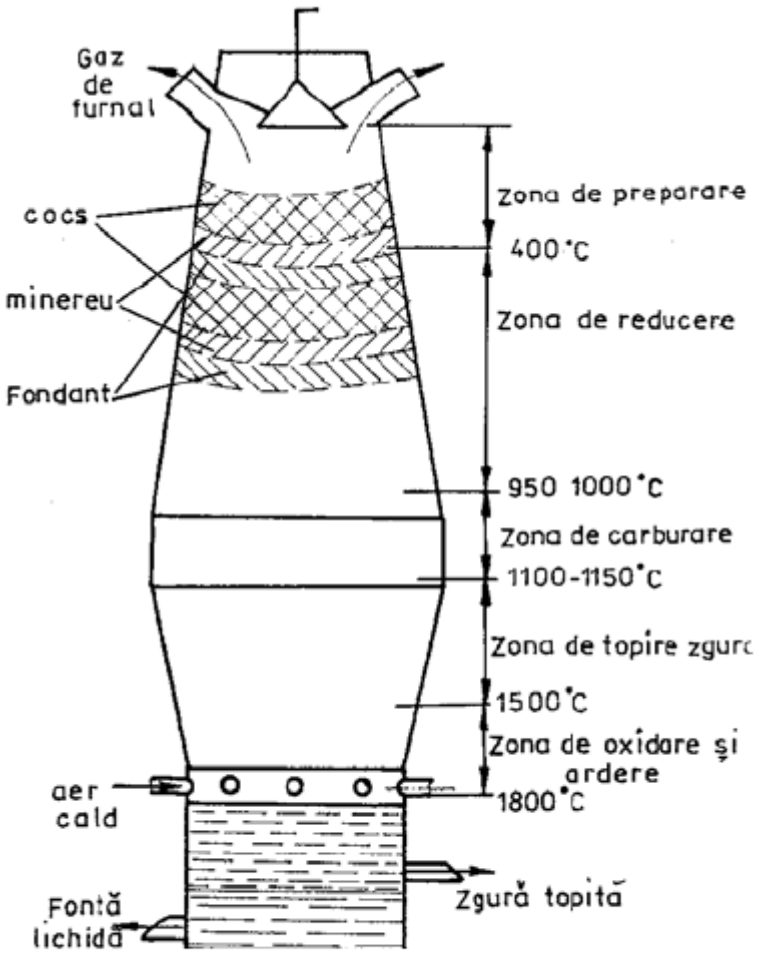


Figura 2.15. Zonele caracteristice în mersul descendent al încărcăturii în furnal.

Reducerea oxizilor de fier se face în *zona de reducere* de până la 950-1000°C, prin **reducere directă** cu carbon activ, sau **indirectă** cu monoxid de carbon, **schema de reducere** fiind următoarea:

$$Fe_2O_3 \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow FeO \rightarrow Fe$$

Reacţiile de reducere termodinamică pot fi exoterme (reducerea indirectă) spre partea superioară a furnalului, sau endoterme (reducerea directă) spre partea inferioară a furnalului, unde şi temperatura este mai ridicată.

Desfăşurarea logică a reacţiilor chimice de reducere se prezintă, după cum urmează:

$$\begin{aligned}
&3Fe_2O_3+CO \rightarrow 2Fe_3O_4+CO_2+8870 \text{ cal}\\
&2Fe_3O_4+2CO \rightarrow 6FeO+2CO_2-9980 \text{ cal}\\
&\underline{6FeO+6CO \rightarrow 6Fe+6CO_2+19500 \text{ cal}}\\
&3Fe_2O_3+9CO \rightarrow 6Fe+9CO_2+18390 \text{ cal},
\end{aligned} \tag{2.4}$$

iar prin reducere directă:

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Procesele fizico-chimice din furnal

$$FeO+C \rightarrow Fe+CO-34460 \text{ cal} \quad (2.5)$$

$$FeO+CO \rightarrow Fe+CO_2+3250 \text{ cal} \quad (2.6)$$

Fierul obţinut în stare solidă (reacţiile de reducere terminându-se sub 1300ºC), trece mai departe în *zona de carburare*, unde reacţionând cu carbonul activ şi monoxidul de carbon, formează carbura de fier (Fe_3C), care la rândul ei, se dizolvă în fier şi formează picătura de fontă lichidă.

$$3Fe+2CO \rightarrow Fe_3C+CO_2 \quad (2.7)$$

$$3Fe+C \rightarrow Fe_3C \quad (2.8)$$

$$Fe_3C+Fe \rightarrow \text{fontă} \quad (2.9)$$

Fonta formată, la un conţinut de circa 4% C, are deja temperatura de topire de 1147÷1250ºC, astfel că în zona etalajului ea se topeşte şi se scurge, printre straturi, înspre creuzet.

Paralel cu procesul de reducere şi carburare a fierului au loc şi alte procese termochimice, care duc la formarea zgurii şi influenţează calitatea fontei brute.

Astfel, în afară de fier şi carbon, de mare importanţă este corelarea compoziţiei chimice a fontei cu elementele Mn, Si, P, S, inerente în procesul metalurgic de elaborare a fontei în furnal.

Manganul este conţinut în minereu sub formă de oxizi (MnO_2, Mn_2O_3, Mn_3O_4) care uşor se reduc la MnO. Monoxidul de mangan reacţionând cu carbonul solid, formează carbura de mangan (Mn_3C), care se dizolvă în fier, conducând la ridicarea procentului de mangan şi carbon în fontă.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Procesele fizico-chimice din furnal

O parte din MnO intră şi în zgură, îndeosebi sub formă de silicat de mangan.

$$MnO + SiO_2 \rightarrow SiO_3Mn \qquad (2.10)$$

Siliciul conţinut în minereu sub formă de nisip (SiO_2), parţial se reduce cu carbonul activ şi se dizolvă în fier, iar o bună parte trece în zgură (conform reacţiei 2.10).

Fosforul este conţinut în minereu sub formă de fosfaţi de fier $(FeO)_3P_2O_5$ şi de calciu $(CaO)_3P_2O_5$. La temperatură de peste 1000°C fosfatul de fier se reduce cu carbonul (direct şi indirect) şi se formează fosfura de fier (Fe_3P), iar la peste 1300°C, cedează şi fosfatul de calciu. Fosforul şi fosfura de fier se dizolvă în totalitate în fier şi-i provoacă fragilitate.

Sulful există în cocs şi minereu, simplu sau legat chimic (FeS, FeS_2, $CaSO_4$). O parte arde degajându-se sub formă de gaz (SO_2), iar o altă parte se dizolvă în fontă. Dacă zgura este bazică, atunci ca urmare a reacţiei:

$$FeS + CaO \rightarrow CaS + FeO, \qquad (2.11)$$

o parte din sulf, sub formă de CaS se îndepărtează odată cu zgura.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Procesele fizico-chimice din furnal

Astfel, ca rezultat al proceselor de reducere a oxizilor de fier, de mangan, de siliciu, a fosfaţilor şi combinaţiilor cu sulf, în fier se dizolvă C, Mn, Si, P, S şi în furnal ia naştere fonta brută, iar ca urmare a topirii oxizilor Al_2O_3, CaO, MgO din steril, fondanţilor şi cenuşii combustibililor, se formează zgura.

Zgura lichidă se acumulează în creuzet şi datorită densităţii mai mici se ridică la suprafaţa băii metalice, deasupra fontei lichide.

Fonta se evacuează din furnal la fiecare 3÷4 ore iar zgura după fiecare 1÷1,5 ore.

Fonta şi zgura se evacuează în oale speciale. Fonta se transportă la oţelărie pentru obţinerea oţelului în convertizoare sau cuptoare cu flacără (Martin-Siemens). Fonta destinată altor scopuri (pentru fontă de a doua fuziune sau alte uzine constructoare de maşini) se toarnă în mici lingouri, de maximum 45 kg, sub care formă se poate uşor transporta pe căi ferate spre beneficiari.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Produsele furnalului

În urma procesului de elaborare în furnal, rezultă mai multe produse, aşa cum se poate observa şi din schema-bilanţ din *Figura 2.16*. Se deduce faptul că produsele furnalului se pot grupa în două categorii:

- produsul metalic de bază - *fonta brută* şi unele *feroaliaje*, şi
- produse secundare - *zgura*, *gazul de furnal* şi *praful de furnal*.

Fonta brută de furnal se elaborează în două sorturi: fonta pentru afinare, respectiv pentru fabricarea oţelurilor şi fontă pentru turnătorie, respectiv pentru fabricarea fontelor mecanice, de a doua fuziune, în vederea obţinerii de piese turnate în industria constructoare de maşini.

Fonta de afinare posedă o compoziţie chimică, în general, între limitele: 4÷4,4% C, sub 0,6÷0,8% Si, sub 0,25÷1% Mn, 0,15÷0,3% P şi 0,03÷0,07% S, fiind mai ales o fontă albă.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Produsele furnalului

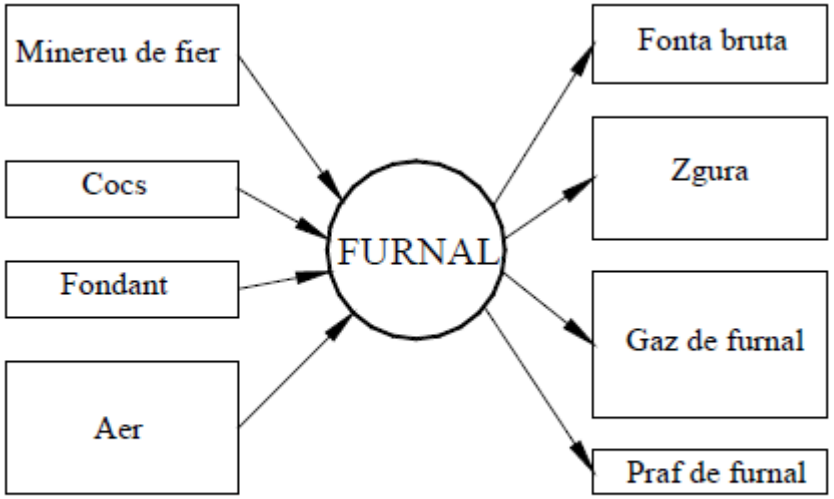


Figura 2.16. Bilanţul de materiale la un furnal.

În mod corespunzător, *fonta pentru turnătorie* are o compoziţie chimică cu un conţinut de 2,75÷3,25% Si, fiind o fontă cenuşie prin influenţa grafitizantă a siliciului.

În afară de fontă, în furnale se pot obţine şi unele feroaliaje, respectiv fero-siliciu, fero-mangan sau aliaje ale fierului cu alte elemente. Aceste materiale se folosesc pentru dezoxidarea şi alierea oţelurilor.

În SR EN 10001:1993 – fonte brute şi feroaliaje, se prevăd două categorii:

- *fonte brute nealiate* cu subgrupele:
  - fonte obişnuite pentru turnătorie, simbolizate FK, mai multe mărci;
  - fonte speciale pentru turnătorie, simbolizate FX;
  - fonte brute pentru afinare, simbolizate FAK.

Simbolurile K şi X se referă la tipul combustibilului utilizat, respectiv cocsul (K) şi mangalul sau energia electrică (X).

FABRICAREA FONTEI
ELABORAREA FONTEI IN FURNAL
Produsele furnalului

- *fonte brute aliate*, în trei sortimente:
  - fontă brută silicioasă, cu 9÷15% Si, simbolizată cu FSi;
  - fonta oglindă, cu 10÷30% Mn, simbolizată cu FOg;
  - fonta silicioasă-oglindă, cu 9÷13% şi, 18÷24% Mn, simbolizată cu FSiOg.

Din punct de vedere al destinaţiei, fonta de turnătorie, fiind mai scumpă, constituie circa 20% din producţia anuală de fontă, restul de 80% fiind destinată fabricării oţelurilor.

Cea mai bună fontă pentru turnătorie este cea de categorie specială (X), elaborată cu mangal, la noi în ţară funcţionând în acest mod un furnal la Vlăhiţa – jud. Harghita, unde fonta se poate elabora la comandă.

Zgura de furnal, din punct de vedere chimic este compusă în principal din oxid de calciu (CaO), silice (SiO_2), alumină (Al_2O_3) şi mici cantităţi de sulf, oxid de magneziu (MgO), de mangan (MnO) şi feros (FeO).

Caracterul chimic al zgurii se determină prin raportul $\frac{CaO + MgO}{SiO_2 + Al_2O_3}$, care dacă este mai mare decât *1*, este de tip bazic şi are mare aport în procesul desulfurării, micşorând totodată şi necesarul de mangan din minereu.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Produsele furnalului

Rezultă în procesul de elaborare în furnal în cantitate de circa două ori mai mare decât fonta şi se evacuează în oale speciale pentru zgură. Astăzi, zgura de furnal are multiple întrebuinţări, din ea obţinându-se o serie de produse specifice, cum sunt: balast, nisip de zgură, cărămizi din zgură, ciment de zgură, lână de zgură şi spumă de zgură.

Balastul şi nisipul de zgură se pot obţine fie prin concasarea blocurilor de zgură solidificată şi sortare, fie prin granulare de zgură lichidă. Granularea se realizează fie prin jet de zgură lichidă în curent de apă, fie prin udarea abundenta a zgurii la scurgerea pe un jgheab. Necesarul de apă este de circa 10 m^3 pe tona de zgură. Balastul se foloseşte la prepararea betoanelor, iar nisipul la prepararea mortarelor, a cărămizilor sau a cimentului de zgură.

Cărămizile de zgură se fabrică din nisipul de zgură la care se adaugă mici cantităţi de CaO, ciment şi apă. Amestecul se presează în forme la 30 daN/cm^2 şi se întăresc în aer în câteva zile sau imediat în autoclave.

Cimenturile de zgură se obţin prin măcinarea şi calcinarea nisipului de zgură în mori pentru ciment, fie cu adaos de ciment portland 45÷90%, după clasa de rezistenţă, fie cu 30% oxid de calciu gras (var hidraulic). Cu toată priza grea şi numai în condiţii de umiditate ridicată, cimenturile de zgură sunt avantajoase prin faptul că nu se descompun în apa de mare, apele saline şi apele dure.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Produsele furnalului

Lâna de zgură se obţine din zgura lichidă trecută prin orificii sub formă de fire, antrenate de curentul de aer sau vapori sub presiune, care le subţiază prin întindere şi le fărâmiţează.

Spuma de zgură se obţine prin barbotarea zgurii lichide cu un curent de vapori de apă şi au o densitate de 0,7÷0,8 kg/dm^3.

Atât lâna cât şi zgura sunt mult utilizate în izolaţii fonice şi termice, în construcţii şi termotehnică etc.

Gazul de furnal are o compoziţie complexă, fiind format, în general, din 54÷60% N_2, 25÷33% CO, 6÷15% CO_2 şi 1,5÷4,5% H_2. Datorită conţinutului de CO şi H_2, gaze combustibile, şi în procentele de mai sus, gazul de furnal atinge o putere calorifică de 900÷1100 Kcal/m^{3}N.

Deşi este un gaz combustibil sărac, el trebuie valorificat, întrucât se obţine în cantităţi impresionante. De exemplu, la un furnal mijlociu cu o producţie de 1000 t/24 ore, gazul obţinut se ridica la 3500÷4500m^{3}N/t fontă, respectiv 3500000÷4500000 m^{3}N/24ore.

Gazul brut este impur, antrenând o mare cantitate de praf de furnal, în proporţie de 20÷50 g/m^{3}N gaz, motiv pentru care se supune epurării, în măsură mai mică la folosirea în caupere (cowpere) şi înaintat la acţionarea motoarelor cu explozie.

FABRICAREA FONTEI
ELABORAREA FONTEI IN FURNAL
Produsele furnalului

Instalaţiile de desprăfuire se pot clasifica în:

- instalaţii de *desprăfuire brută* (conţinut de praf sub 1÷4 g/m^3);
- instalaţii de *desprăfuire semifină* (conţinut de praf sub 0,1÷0,5 g/m^3);
- instalaţii de *desprăfuire fină* (conţinut de praf sub 0,01÷0,02 g/m^3).

Epurarea se face de regulă în trei trepte. Schematic diversele instalaţii se prezintă în *Figurile 2.17÷2.20*.

Analizând diversele instalaţii se pot trage concluziile:

- *cicloanele* (*Figura 2.17*) se folosesc pentru epurarea brută, cu avantajul că nu modifică temperatura şi compoziţia chimică a gazului;
- *filtrele cu saci* (*Figura 2.18*) au dezavantajul că sacii din textile se pot arde şi se înfundă (se întorc periodic sacii);
- *scruberele* – filtre umede (*Figura 2.19*), realizează o desprăfuire fină, însă gazele antrenează o cantitate mare de vapori de apă şi se răcesc;
- cele mai eficace sunt *filtrele electrostatice* (*Figura 2.20*), când între un electrod negativ de suprafaţă mică şi unul pozitiv de suprafaţă mare, la particulele solide aderă cele ionizate şi le fixează de electrodul pozitiv, pe care se depun şi de unde se evacuează prin scuturare.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Produsele furnalului

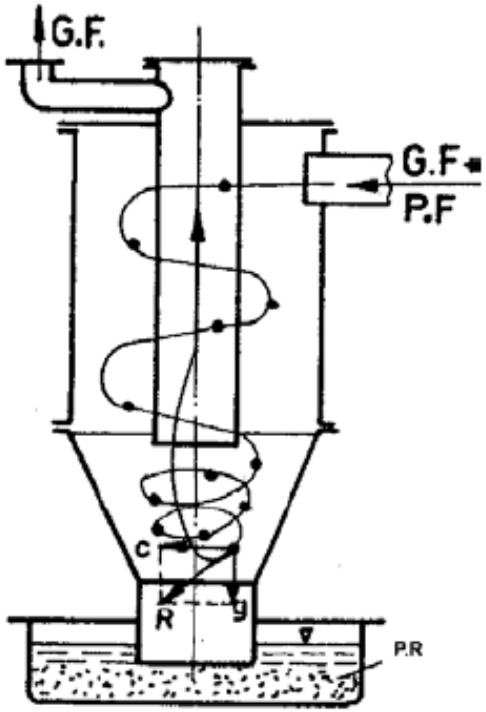


Figura 2.17. Ciclon:
G.F. – gaz de furnal; P.F. – praf de furnal; c – forţa centrifugă; g – forţa gravitaţională; R – rezultanta forţelor.

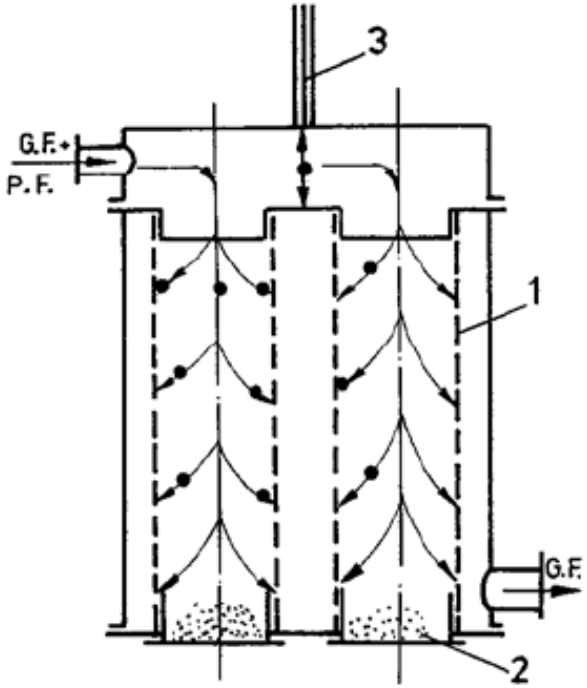


Figura 2.18. Filtru cu saci:
1 – sac; 2 – colector de praf; 3 – dispozitiv de scuturare;

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Produsele furnalului

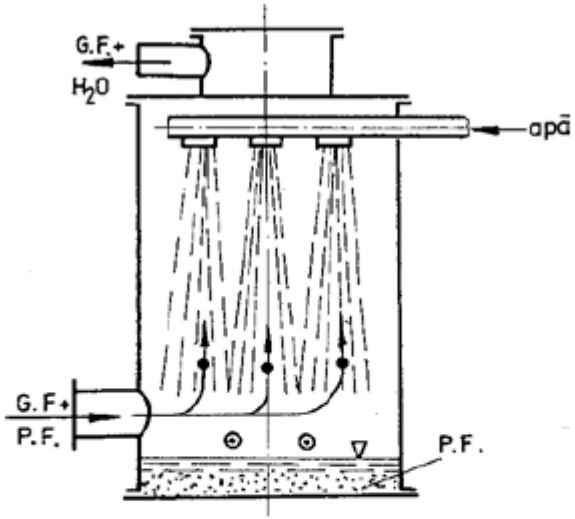


Figura 2.19. Scruber.

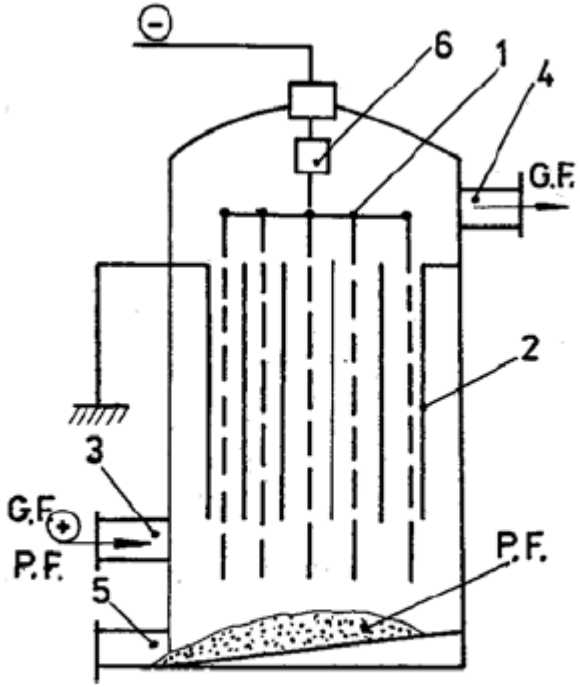


Figura 2.20. Filtru electrostatic:
1 – electrozi centrali; 2 – contraelectrod tubular; 3 – alimentare gaz de furnal; 4 – evacuare gaz filtrat; 5 – evacuare praf de furnal; 6 –dispozitiv de scuturare.

O defalcare a gazului de furnal, pe diverşi consumatori, se poate vedea în *Figura 2.21*, de unde rezultă că cea mai mare parte se consumă în incinta combinatului şi aceasta contribuie la scăderea preţului fontei brute.

FABRICAREA FONTEI

ELABORAREA FONTEI IN FURNAL

Produsele furnalului

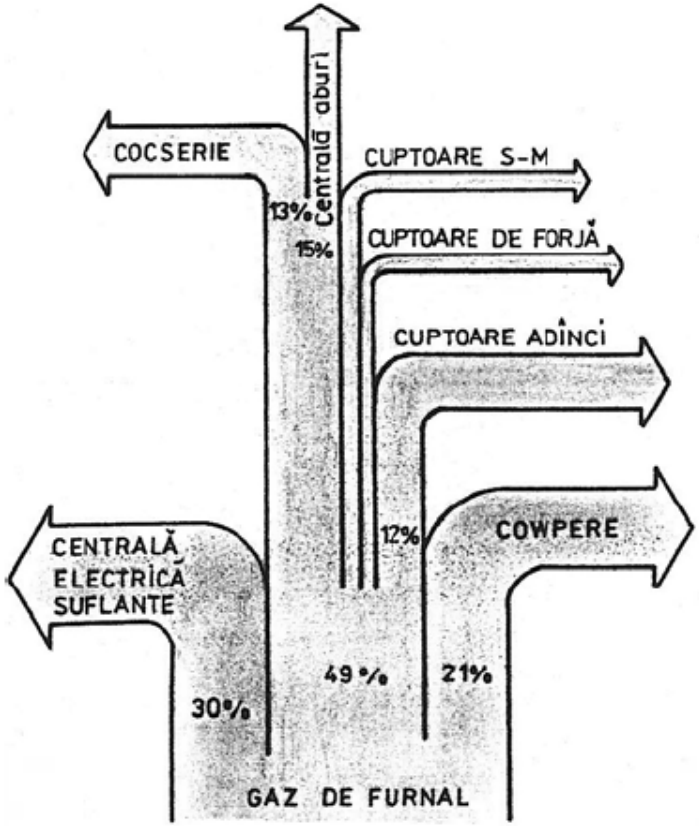


Figura 2.21. Principalii consumatori ai gazului de furnal.

Praful de furnal conţine în aceleaşi proporţii toate componentele reţetei de încărcare. El se colectează şi se valorifică prin instalaţii de aglomerare termică.

Considerente tehnico-economice asupra procesului din furnal. Principalii indicatori tehnico-economici de funcţionare a unui furnal sunt, *coeficientul de folosire al volumului util* şi *consumul specific de cocs*.

Primul indicator, simbolizat prin K, este raportul:

$$K = \frac{V}{P} \qquad (2.12)$$

unde: V – volumul util (cuprins între nivelul vetrei şi baza conului inferior al sistemului de încărcare); P – producţia medie zilnică (în 24 ore).

Acest coeficient K, variază în general între 0,5 şi 0,7, şi prin urmare, cu cât va marca o valoare mai mică, cu atât productivitatea fabricaţiei va fi mai bună.

În ce priveşte *consumul specific de cocs*, la diverse furnale se încadrează între limitele 0,5÷0,8 şi cu cât va fi mai mic acest indicator, cu atât funcţionarea furnalului este mai eficientă.

* * *

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

Fabricarea oțelurilor

- Bazele teoretice ale procesului de elaborare a oţelului
- Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens
- Elaborarea oţelurilor în convertizoare
- Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice
- Structura şi defectele lingourilor de oţel

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Bazele teoretice ale procesului de elaborare a oţelului

Materiile prime metalice de bază în vederea elaborării oţelurilor sunt reprezentate de *fonta brută de afinare* şi de aşa numitul *fier vechi* (deşeuri de fabricaţie, piese rebutate, piese şi utilaje casate etc.).

În esenţă, orice principiu de afinare a fontei şi de convertire în oţel, urmăreşte reducerea procentului de carbon şi de impurităţi, pe calea oxidării şi trecerii acestora în zgură sau sub formă de gaze, în procesul de topire şi elaborare (de prelucrare în stare lichidă). Pentru comparaţie, se dau mai jos două reţete de fontă brută de afinare şi de oţel carbon cu puţin carbon.

Tabelul 2.1. Reţete de fontă brută de afinare şi de oţel cu puţin carbon.

Material	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]
Fontă brută	4÷4,4	0,76÷1,26	sub 1,75	0,15÷0,3	0,03÷0,07
Oţel carbon moale	0,14÷0,22	0,12÷0,3	0,4÷0,65	0,05	0,055

Reducerea sau eliminarea elementelor dăunătoare sau în exces, se bazează pe condiţiile de elaborare în fiecare tip de agregat (convertizoare, cuptoare Martin–Siemens, cuptoare electrice), utilizând **legile de bază ale chimiei fizice**.

O primă lege, este cea **a acţiunii maselor** sau **a maselor active** în proces, când *viteza reacţiilor chimice va fi proporţională cu concentraţiile substanţelor din amestec*.

În aceste condiţii, cantitativ, în fonta brută fierul fiind în cel mai mare procentaj, se va oxida primul, ca urmare a acţiunii oxigenului asupra fontei lichide din agregat.

$$Fe + \frac{1}{2} O_2 = FeO + 263{,}68 \text{ kJ} \qquad (2.13)$$

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Bazele teoretice ale procesului de elaborare a oţelului

În acelaşi timp cu fierul se oxidează şi celelalte elemente, Ca, Si, P, Mn, C etc.

Oxidul feros format se dizolvă în fier şi realizează o puternică acţiune de oxidare a impurităţilor, conform reacţiilor:

$$2\,FeO + Si = SiO_2 + 2\,Fe + 330{,}5\ kJ \qquad (2.14)$$

$$5\,FeO + 2\,P = P_2O_5 + 2\,Fe + 225{,}94\ kJ \qquad (2.15)$$

$$FeO + Mn = MnO + Fe + 122{,}59\ kJ \qquad (2.16)$$

$$FeO + C = CO + Fe - 153{,}93\ kJ \qquad (2.17)$$

Agentul oxidant feros, poate fi intensificat, dacă în baia lichidă se adaugă minereu de fier, ţunder, care conţin o mare cantitate de oxizi ai fierului.

Viteza de oxidare şi ardere a impurităţilor, depinde nu numai de concentraţia acestora, dar şi de temperatura metalului lichid, după **principiul lui Le Châtelier**.

Conform acestui principiu, reacţiile chimice exoterme se vor produce intensiv la temperaturi inferioare sau la scăderea temperaturii, iar reacţiile chimice endoterme se vor produce la temperaturi ridicate sau la creşterea temperaturii.

Astfel, la începutul topirii încărcăturii, când temperatura este scăzută, vor arde intensiv Si, P, Mn, care dau reacţii exoterme, iar carbonul va arde intensiv numai la temperatură ridicată, respectiv în a doua jumătate a perioadei de elaborare a şarjei.

În final, după realizarea băii lichide, în cuptor, se formează două medii nemiscibile: metalul lichid şi zgura, care au densităţi diferite, zgura este mai uşoară decât metalul.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Bazele teoretice ale procesului de elaborare a oţelului

Pe de altă parte, după **legea lui Nernst**, *dacă o substanţă oarecare se dizolvă într-un amestec de două medii nemiscibile* (cazul nostru, metal lichid şi zgură), *atunci această substanţă dizolvată se va distribui între cele două medii lichide adiacente* (decantate), *după un anumit raport* (constanta de distribuţie), *raport care este o constantă pentru temperatura dată.*

Ca urmare, majoritatea componentelor (Si, Mn, P, S) şi combinaţiile acestora, dizolvate în metal şi zgură, vor respecta legea lui Nernst şi vor forma un anumit raport de dizolvare în cele două medii.

Combinaţiile care nu se pot dizolva, după densitate, fie se vor ridica în zgură, fie vor rămâne în baia metalică lichidă.

În baza acestei legi, variind compoziţia zgurii (prin adaos de fondanţi), se poate schimba raportul dintre cantitatea de impurităţi în metal şi zgură şi prin urmare impurităţile nedorite pot fi localizate astfel în zgură. Îndepărtând mereu zgura şi adăugând fondanţi, se poate opera tehnologic la avansarea procesului de eliminare a impurităţilor (S, P) din metalul lichid.

Exploatând efectele legilor de mai sus, procesul de elaborare a oţelului se desfăşoară în trei etape.

În prima etapă, *se topeşte încărcătura şi se încălzeşte baia metalică.* În această etapă, temperatura băii nu este destul de ridicată şi va arde intensiv Fe, Si, P, Mn, după reacţiile (2.13÷2.16). Cel mai bine se elimină în această etapă fosforul, în cuptoare cu căptuşeală bazică, folosind o zgură bazică, cu aportul fondantului bazic (CaO).

Anhidrida fosforică (P_2O_5) rezultată din reacţia exotermă (2.15) formează cu oxidul feros, combinaţia instabilă $(FeO)_3P_2O_5$, care în prezenţa fondantului bazic (CaO), se transformă în fosfat tetracalcic, fluid şi stabil în zgură, conform reacţiei:

$$2\,[P] + 5\,(FeO) + 4\,(CaO) \leftrightarrow (4CaO \cdot P_2O_5) + 5\,[Fe] \qquad (2.18)$$

Defosforarea reclamă o mare cantitate de FeO, pentru care se poate adăuga (aşa cum s-a mai arătat) şi minereu de fier, ţunder, care conţin mulţi oxizi ai fierului. Pe măsură ce fosforul trece din baie în zgură, în conformitate cu legea distribuţiilor, a lui Nernst, procesul începe să se încetinească. Pentru a continua defosforarea, se procedează la îndepărtarea zgurii negre fosforoase şi respectiv la refacerea zgurii prin adaos de noi cantităţi de fondant bazic (CaO).

În a doua etapă, de fierbere a băii metalice, cu atât mai intensivă cu cât temperatura este mai ridicată, în conformitate cu principiul lui Le Châtelier, va arde carbonul, în reacţie endotermă (2.17).

Întrucât conţinutul în carbon în fonta brută, respectiv baia metalică, este net superior celorlalte elemente, ca impurităţi, atunci după legea maselor active, trebuie introduse în baie însemnate cantităţi de agenţi oxidanţi, minereu, ţunder sau oxigen insuflat în baie.

Reacţia, conform (2.17), degajă bule de CO care provoacă efectul de fierbere a băii metalice. Prin fierbere se îndepărtează carbonul până la procentul admis şi se îmbunătăţeşte calitatea metalului lichid şi se uniformizează termic baia de oţel lichid.

Tot în această etapă, se creează şi condiţiile pentru îndepărtarea sulfului. Sulful se află în metal sub formă de [FeS], care se dizolvă de asemenea în zgura bazică (FeS). Cu cât temperatura este mai ridicată, creşte şi conţinutul de FeS în zgură şi prin urmare o cantitate tot mai mare de sulf va trece în zgură.

Sulfura de fier dizolvată în zgură, reacţionează cu oxidul de calciu (de asemenea dizolvat în zgură), după reacţia

$$(FeS) + (CaO) \rightarrow (CaS) + (FeO) \qquad (2.19)$$

Această reacţie se produce şi la interfaţa metal – zgură,

$$[FeS] + (CaO) = (CaS) + (FeO). \qquad (2.20)$$

Sulfura de calciu formată este stabilă în zgură, nu se mai dizolvă în baie şi prin urmare sulful se îndepărtează odată cu zgura.

Conform reacţiilor (2.19) şi (2.20), desulfurarea va fi cu atât mai intensă, cu cât în zgură se va găsi o cantitate mai mare de CaO şi mai mică de FeO. Cel mai bine desulfurarea se va executa în procedee bazice de elaborare a oţelului.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Bazele teoretice ale procesului de elaborare a oţelului

Faţă de cele de mai sus, în cuptoarele de elaborare cu căptuşeală acidă, zise şi procedee acide, neputându-se lucra în zguri bazice (care distrug căptuşeala), nu se pot elimina S şi P, de unde încărcătura/şarjă în aceste cazuri trebuie să conţină aceste elemente în procente admise.

În etapa a treia (finală), se procedează la dezoxidare, respectiv la reducerea oxidului feros conţinut în baie. Dacă oxigenul a fost util în primele etape pentru afinare, în oţelul final nu este dorit, pentru că înrăutăţeşte proprietăţile fizico-chimice, îndeosebi la temperaturi ridicate.

Dezoxidarea băii se poate realiza fie *prin precipitare*, fie *prin difuzie*.

Prima variantă presupune introducerea în oţelul lichid a unor dezoxidanţi care se dizolvă (de regulă feroaliajele Fe-Mn, Fe-Si, dar şi aluminiu). Aceste adaosuri conţin elementele Si, Mn, Al, mai avide faţă de oxigen decât fierul şi ca rezultat, se vor forma noii oxizi (MnO, SiO_2, Al_2O_3 şi alţii), care având o densitate mai mică decât oţelul se ridică în zgură şi sunt îndepărtaţi odată cu aceasta. Totuşi o parte a acestor oxizi rămân şi în oţel, înrăutăţind proprietăţile acestuia.

A doua variantă a dezoxidării, prin difuzie, presupune dezoxidarea prin intermediul zgurii. Astfel, dezoxidanţii fero-siliciu, fero-mangan, pulverulenţi se încarcă pe suprafaţa zgurii şi provoacă dezoxidarea oxidului feros din zgură. În aceste condiţii, după legea distribuţiilor, se reface echilibrul zgură – metal, prin trecerea de oxid feros din baie în zgură. Noii oxizi formaţi rămân în zgură iar fierul redus trece în baia de metal (fier obţinut din reducerea oxidului feros din zgură).

La procedeul acid, zgura acidă conţine 55÷58% SiO_2 şi dezoxidarea este şi mai puternică, întrucât SiO_2 leagă FeO ca $FeSiO_3$ stabil în zgură. În acest caz, după o menţinere suficientă, conţinutul în oxid feros scade vertiginos şi în final, oţelul se dezoxidează suplimentar numai cu un adaos mic de fero-mangan.

În funcţie de gradul de dezoxidare, se pot elabora trei *calităţi de oţel*: calmat, necalmat, semicalmat.

Oţelul calmat, **(k)**, este oţelul complet dezoxidat în baie şi în oala de turnare.

Alierea oţelurilor presupune introducerea în baie de feroaliaje sau metale pure în cantităţile şi procentele prescrise de element de aliere necesar. La aliere, de o deosebită importanţă este respectarea următoarelor reguli:

Oţelul necalmat, **(n)**, este oţelul incomplet dezoxidat în baie. Dezoxidarea se continuă în lingotieră la turnarea oţelului, datorită interacţiunii oxidului feros cu carbonul, ambele existente în baia metalică. Prin această reacţie ($FeO + C = Fe + CO$), oxidul de carbon se degajă din baie şi antrenează totodată şi alte gaze periculoase în oţel cum sunt azotul şi hidrogenul. Acest tip de oţel nu conţine incluziuni nemetalice, ca produse ale dezoxidării şi prin urmare, va poseda proprietăţi superioare de plasticitate.

Oţelul semicalmat, **(s)**, este o calitate intermediară între cele două de mai sus. Dezoxidarea se execută în cuptor şi în oală şi parţial în lingotieră la turnarea oţelului (pe seama FeO şi C existente în oţelul turnat).

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Bazele teoretice ale procesului de elaborare a oţelului

Alierea oţelurilor presupune introducerea în baie de feroaliaje sau metale pure în cantităţile şi procentele prescrise de element de aliere necesar. La aliere, de o deosebită importanţă este respectarea următoarelor reguli:

- *în cazul elementelor de aliere cu afinitate mai mică faţă de oxigen decât fierul* (Ni, Co, Mo, Cu), la elaborare şi turnare se pot introduce în orice etapă a topirii întrucât nu se oxidează în proces (de regulă odată cu alte adaosuri în încărcătură);

- *în cazul elementelor de aliere la care afinitatea faţă de oxigen este mai mare decât a fierului* (Si, Mn, Al, Cr, V, Ti ş.a.), se introduc în metal după sau în acelaşi timp cu dezoxidanţii, la sfârşitul elaborării, iar uneori nemijlocit în oala de turnare.

Transformarea fontei în oţel se diferenţiază după principiul de funcţionare a agregatului metalurgic, deosebindu-se următoarele variante de elaborare: în cuptoare cu flacără (Martin–Siemens); în convertizoare cu oxigen; în cuptoare electrice.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens

Construcţia şi funcţionarea cuptorului Martin-Siemens

Cuptorul Martin–Siemens este de tipul cu flacără şi dotat cu baterii regeneratoare pentru preîncălzirea agentului comburant (aerul) şi în unele variante şi cu preîncălzirea agentului carburant (gazele combustibile). O schemă constructiv funcţională în varianta de preîncălzire numai a aerului se prezintă în *Figura 2.22*.

Cuptorul are un spaţiu de ardere cuprins între *vatra 11*, *bolta 10* şi *pereţii laterali 5*. Vatra este construită în formă de baie sau cuvă, iar căptuşeala cuptorului poate fi bazică sau acidă, respectiv pentru procedeul acid (cu zgură acidă) şi procedeul bazic (cu zgură bazică). Căptuşeala bazică se face din cărămizi magnezitice, iar cea acidă din refractare pe bază de silice, iar vatra din nisip cuarţos. Bolta se execută din silice sau cărămizi magnezito–cromitice.

În peretele anterior sunt plasate *gurile de încărcare 4*, iar în cel posterior, *orificiul 9* pentru eliminarea şarjei de oţel topit din cuptor.

Capetele de ardere 2, realizează alimentarea şi amestecarea aerului cu combustibilul (gaze sau păcură) şi produc *flăcările 7* care topesc *încărcătura 6*.

Capacitatea cuptoarelor Martin-Siemens variază pe plan mondial între 200 şi 900 tone pe şarjă, caracteristica de bază a cuptorului fiind suprafaţa vetrei, care pentru 900 tone pe şarjă, atinge circa 115 m^2.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens

Construcţia şi funcţionarea cuptorului Martin-Siemens

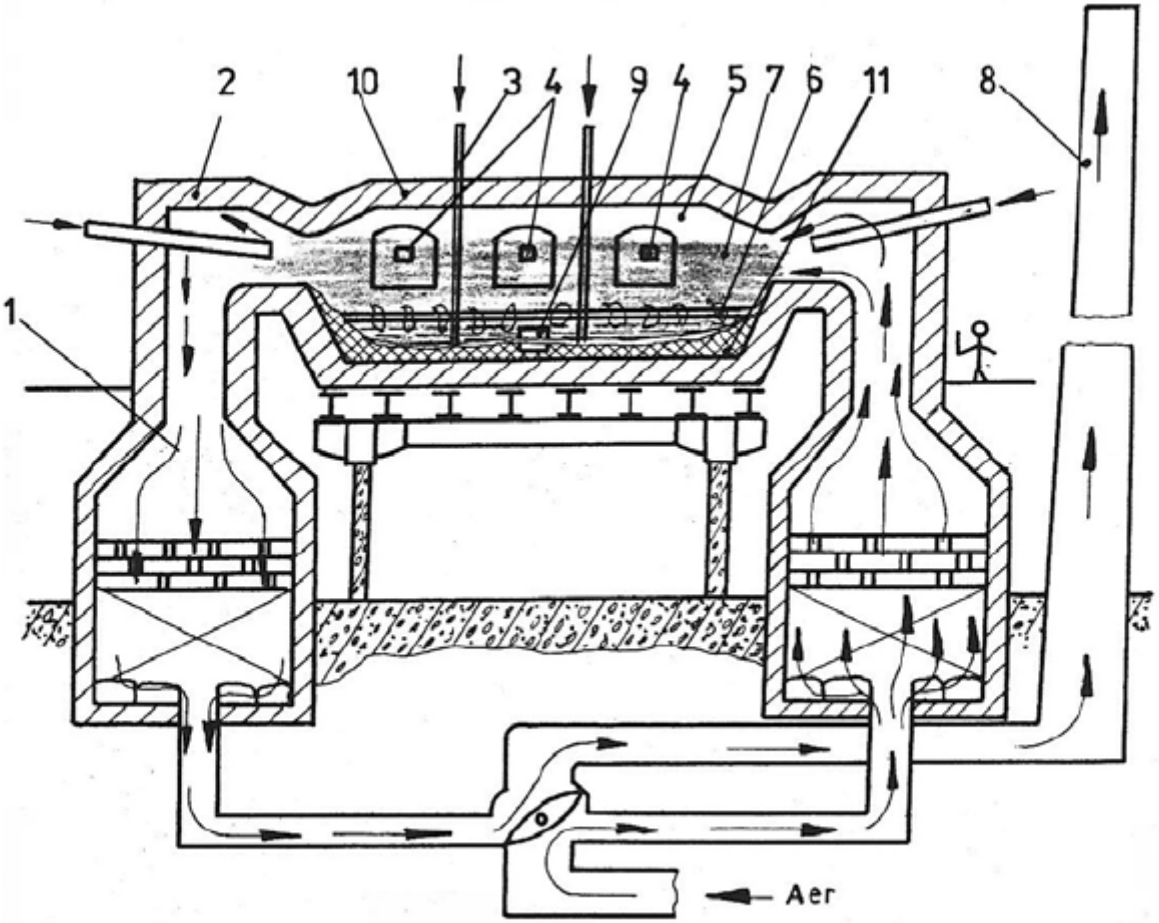


Figura 2.22. Schema cuptorului Martin-Siemens.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens
Construcţia şi funcţionarea cuptorului Martin-Siemens

Pentru **preîncălzirea aerului** servesc *regeneratoarele 1*, ca schimbătoare de căldură, cu zidărie refractară interioară cu canale (labirinte) şi funcţionare alternativă. Astfel, prin bateria din stânga circulă spre *coşul 8* gazele arse fierbinţi, care cedează căldură zidăriei refractare, în timp ce prin bateria din dreapta, deja caldă, circulă aerul rece care preia căldura. La momentul oportun, circulaţia gazelor arse şi aerul îşi schimbă sensul prin reglarea corespunzătoare a clapetelor de la partea inferioară a canalelor de fum. Temperatura de preîncălzire a aerului poate să atingă 1100÷1200ºC. Gazele arse înainte de intrarea în regenerator trec şi prin filtre de curăţire sau epurare.

Flacăra atinge temperatura de 1750÷1800ºC, reuşind să topească încărcătura şi să realizeze mersul procesului de afinare.

După **reţeta de încărcare**, se deosebesc următoarele variante:

- *fontă solidă şi fier vechi*, 25÷40% fontă brută de afinare şi restul fier vechi şi alte adaosuri, specific uzinelor constructoare de maşini care nu au furnale;
- *fontă lichidă şi fier vechi*, 55÷75% fontă lichidă şi restul fier vechi şi minereu, specific uzinelor metalurgice care posedă cuptoare înalte.

Cea mai răspândită metodă de elaborare în cuptoarele Martin, este metoda bazică, întrucât poate elabora oţel din orice fel de fontă sau fier vechi.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens

Elaborarea prin procedeul bazic

În cuptor, cu ajutorul unor utilaje speciale se încarcă pe vatră minereul de fier şi fondantul şi după o preîncălzire a acestora se adaugă şi fierul vechi. După preîncălzirea şi a fierului vechi se încarcă şi fonta lichidă.

În *perioada de topire*, pe seama oxizilor din minereu şi fier vechi, se oxidează puternic impurităţile din fontă: siliciul, fosforul, manganul şi carbonul, conform reacţiilor 2.14÷2.17. Oxizii formaţi (SiO_2, P_2O_5, MnO etc), împreună cu fondantul CaO, formează zgura cu un conţinut ridicat de fier, trăgându-se mereu zgura neagră fosforoasă.

După defosforare are loc *perioada de fierbere a băii*, când se mai adaugă minereu de fier sau se insuflă oxigen prin *ţevile 3*, *Figura 2.22*. Carbonul arde sub formă de oxid de carbon iar zgura formată în această perioadă se elimină mereu, de fiecare dată oprindu-se alimentarea cu gaze şi aer. Pentru eliminarea sulfului, se formează o nouă zgură ultrabazică (cu CaO) adăugându-se totodată bauxită şi alţi fondanţi de fluidizare, această operaţie asigurând legarea sulfului după reacţiile 2.19÷2.20.

În acest proces, oţelul poate fi obţinut la procentul dorit de carbon şi oprirea afinării (fierberii) trebuie corelată şi cu procentul de fosfor minim admis.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens

Elaborarea prin procedeul bazic

În continuare, se procedează la **dezoxidarea** în două etape:

- în perioada de fierbere se întrerupe alimentarea cu minereu de fier şi dezoxidarea are loc pe seama arderii carbonului şi adaosurilor de feroaliaje specifice, respectiv feromangan, ferosiliciu sau aluminiu;
- în final, dezoxidarea se face cu aluminiu şi ferosiliciu în oală la evacuarea oţelului din cuptor.

Totodată, se prelevează şi probe care pun de acord, pe calea încercărilor, compoziţia chimică şi calitatea dezoxidării în baza condiţiilor standardizate sau impuse de beneficiar.

În cuptoarele Martin bazice, se fabrică oţeluri carbon slab şi mediu aliate pentru construcţii.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens

Elaborarea prin procedeul acid

Prin acest procedeu se elaborează oţeluri de calitate. Cuptorul este căptuşit cu refractare acide şi nu trebuie să se formeze zguri bazice, de unde îndepărtarea fosforului şi sulfului nefiind posibilă, se vor utiliza încărcături care să conţină aceste impurităţi în limite admise în standarde pentru marca respectivă de oţel cerută.

Pe de altă parte, oţelurile acide obţinute conţin mai puţin H_2 şi O_2, incluziuni nemetalice decât oţelurile bazice.

De aici oţelurile acide au proprietăţi mecanice superioare şi în mod deosebit de rezistenţă şi plasticitate şi se folosesc pentru piese deosebit de solicitate, cum sunt arborii cotiţi la motoarele cu ardere internă, rotori de turbină de mare putere, corpurile de rostogolire ale rulmenţilor (bile, role).

Indicatorii tehnico-economici de fabricaţie în cuptoarele Martin-Siemens sunt în principal următorii:

- *productivitatea cuptorului*, exprimată prin producţia de oţel, în t/m^2zi (tone oţel pe m^2 vatră şi 24 ore);
- *consumul de combustibil* pe tona de oţel elaborat, în $kg/t_{oţel}$.

Orientativ, primul indicator atinge 10 t/m^2zi, iar al doilea până la 80 $kg/t_{oţel}$.

ELABORAREA OŢELURILOR ÎN CONVERTIZOARE

În acest caz, elaborarea oţelului se bazează pe oxidarea şi arderea elementelor dăunătoare sau în exces de către oxigenul provenit dintr-un agent de insuflare şi barbotare a băii lichide, de regulă aerul şi în ultima vreme oxigenul tehnic. Ultima variantă este şi varianta modernă, aplicată şi în ţara noastră, variantă care se tratează în continuare.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens

Construcţia şi funcţionarea convertizorului cu oxigen

Convertizorul cu oxigen, de tip vertical (L. D.) – existând şi metode cu convertizor înclinat (ROTOR) sau orizontal (Oberhaussen) – este o construcţie sudată din tablă de oţel şi sub formă de pară, căptuşită la interior cu refractare bazice. Capacitatea în fontă lichidă este de 130÷350 tone.

În timpul procesului de fabricaţie a oţelului, convertizorul are posibilitatea de a se roti în jurul unui ax orizontal cu 360°, pentru diversele operaţii cum sunt: introducerea fierului vechi; turnarea în convertizor a fontei; evacuarea oţelului şi zgurii.

Materialele încărcăturii în convertizorul cu oxigen pot fi: *fontă brută de afinare* – lichidă; *deşeuri de oţel* (sub 30%); *fondantul* CO, minereu de fier, bauxită (Al_2O_3), fluorură de calciu (F_2Ca) pentru reducerea vâscozităţii zgurii etc.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens

Procesul de elaborare a oţelului

Mai întâi se înclină convertizorul, ca în *Figura 2.23a*, şi se încarcă fierul vechi şi fonta lichidă la 1250÷1400°C, apoi se aduce convertizorul la verticală în poziţie de funcţionare (*Figura 2.23b*) şi se introduce lancea din cupru cu pereţi dubli răciţi cu apă, prin care se suflă oxigenul la presiunea de 0,9÷1,4 MPa. Odată cu începerea insuflării oxigenului în convertizor se încarcă şi fondantul, CaO, Al_2O_3 (bauxita) sau minereul de fier.

Jetul de oxigen pătrunde în baie producând barbotarea amestecului. Datorită reacţiilor interne de oxidare a impurităţilor din fontă în stratul de lichid de sub lance se dezvoltă o temperatură de până la 2400°C.

La contactul jetului de oxigen cu fonta, prima dată arde intens fierul în procent net superior celorlalte elemente, iar oxidul de fier format se dizolvă în zgură şi baia metalică, oxidând la rândul său elementele Si, Mn, C, reducându-le puternic conţinutul în baia metalică.

Datorită efectului exoterm al reacţiilor de oxidare şi ardere se reuşeşte menţinerea unei temperaturi ridicate şi a stării lichide a băii metalice.

Datorită zgurii cu un conţinut ridicat de CaO şi FeO şi amestecării metalului cu zgura, se creează condiţiile pentru eliminarea fosforului după reacţia (2.18) chiar de la începutul insuflării cu O_2 când temperatura este relativ scăzută.

Totuşi eficacitatea procedeului va fi asigurată dacă procentul de fosfor nu depăşeşte 0,15%, întrucât ridicarea numai până la 0,3% a fosforului, presupune eliminarea zgurii şi formarea unei noi zguri, ceea ce reduce productivitatea.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens

Procesul de elaborare a oţelului

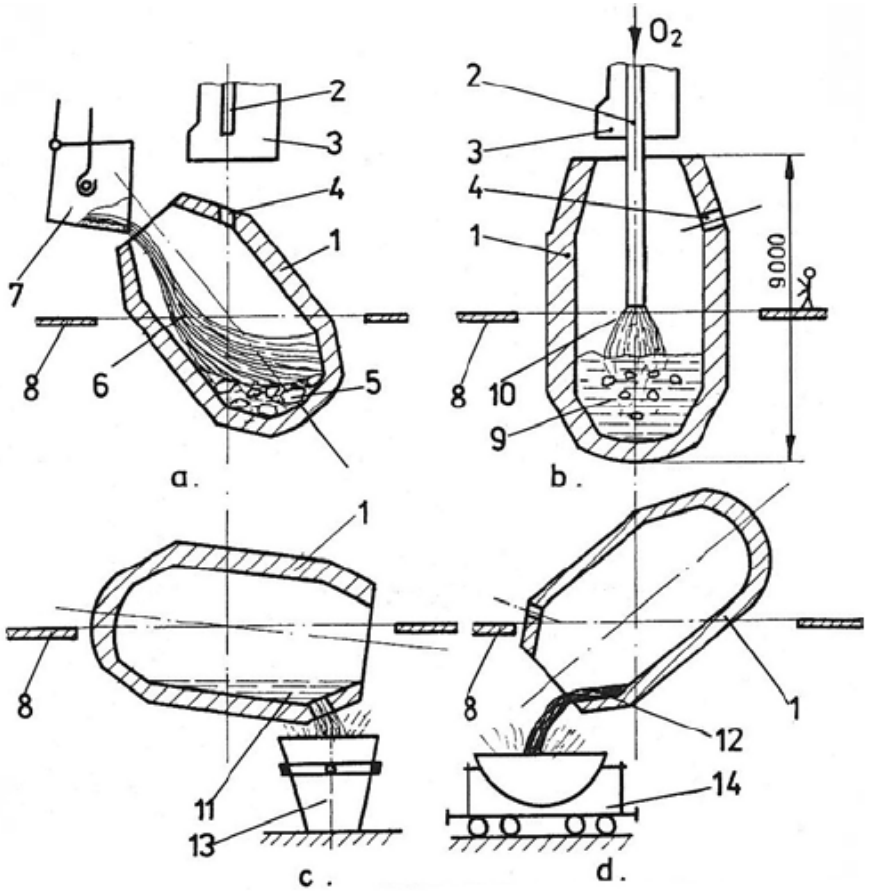


Figura 2.23. Succesiunea operaţiilor în procesul de elaborare a oţelului în convertizorul cu O_2: a – încărcarea; b – insuflarea cu O_2 şi afinarea; c – evacuare oţel; d – evacuare zgură; 1 – corpul convertizorului; 2 – lancea; 3 – hota; 4 – orificiu evacuare; 5 – componentă solidă (fier vechi, fondanţi); 6 – fonta lichidă; 7 – oală cu fontă; 8 – platformă; 9 – baie de afinare; 10 – jet de O_2; 11 – baie de oţel; 12 – zgură; 13 – oală pentru oţel; 14 – oală pentru zgură.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele martin-siemens

Procesul de elaborare a oţelului

Îndepărtarea sulfului din metal în zgură se desfăşoară în tot timpul elaborării (reacţiile 2.19, 2.20), totuşi datorită conţinutului ridicat de FeO în zgură (7÷20%) încetineşte eliminarea sulfului şi ca urmare eficacitatea procedeului şi din acest punct de vedere reclamă fontă de afinare cu până la 0,07% S.

Insuflarea se execută până la conţinutul dorit de carbon, când se procedează la evacuarea oţelului în oala *13*, *Figura 2.23c*. După evacuarea oţelului se execută dezoxidarea în oală cu ferosiliciu, feromangan sau aluminiu şi în final se evacuează din convertizor zgura, *Figura 2.23d*.

În convertizorul cu oxigen se elaborează oţeluri carbon de construcţie, calmate şi necalmate. Nu se pot obţine oţeluri aliate cu elemente uşor oxidabile, cel mult unele oţeluri slab aliate cu 2÷3% elemente de aliere.

Elementele de aliere se introduc în oală, în prealabil topite în cuptoare electrice, sau se introduc în oală, în prealabil evacuării oţelului, feroaliaje solide. Durata elaborării în convertizorul cu capacitate de 130÷300 tone, este între 25 şi 50 minute, elaborarea prin acest procedeu fiind mai productivă decât în cuptorul Martin–Siemens.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice

Comparativ cu elaborarea în cuptoarele Martin–Siemens şi convertizoare, în cuptoarele electrice se pot obţine temperaturi înalte pentru metal, se pot crea atmosfere oxidante, reducătoare, neutre sau vidate, ceea ce permite fabricarea oţelului de orice compoziţie, cu un procent minim de incluziuni nemetalice ca produse ale dezoxidării.

Datorită acestor condiţii, în cuptoarele electrice se pot elabora atât oţeluri de construcţie cât mai ales oţeluri înalt aliate, de scule, speciale şi alte aliaje.

După modul de funcţionare deosebim două **tipuri de cuptoare** electrice şi anume, *cu arc* şi *cu inducţie*.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice cu arc

În *Figura 2.24* se prezintă schema constructivă a unui cuptor cu arc. Cuptorul este alimentat cu un curent alternativ, trifazat şi are trei *electrozi cilindrici* de grafit. Între electrozi şi *încărcătura metalică* se formează arcul electric, care transformă energia electrică în energie termică, care se transmite metalului şi zgurii prin radiaţie. Tensiunea de lucru este de 160÷600 V, iar intensitatea curentului 1÷10 KA. Funcţionarea arcului este reglată automat prin mişcarea electrozilor puşi pe comandă automată electromagnetică.

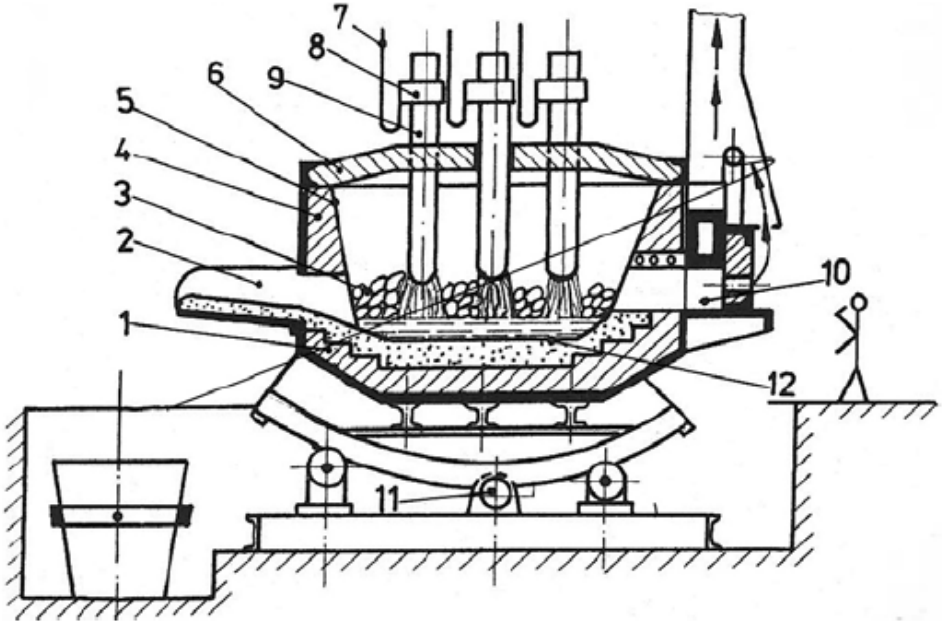


Figura 2.24. Schema cuptorului cu arc electric:
1 – zidărie refractară; 2 – jgheab; 3 – încărcătura metalică; 4 – manta metalică; 5 – pereţi laterali; 6 – cupolă; 7 – cabluri electrice; 8 – portelectrod; 9 – electrod din grafit; 10 – gură de deservire; 11 – mecanism de acţionare; 12 – vatră.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice cu arc

Corpul cuptorului este alcătuit dintr-o *manta metalică*, căptuşită la interior cu cărămizi refractare bazice sau acide, magnezitice sau magnezitocromitice, respectiv silice.

Vatra se bate cu material refractar, iar *pereţii laterali* şi *cupola*, se căptuşesc cu materiale refractare sub formă de cărămizi. Deservirea procesului de elaborare se face prin *gura de vizitare*, iar evacuarea din cuptor se face prin *jgheab*, basculând cuptorul cu ajutorul *mecanismului cremalieră – roată de cremalieră*.

Încărcarea cuptorului se face ridicând *cupola*, capacitatea acestor cuptoare variind între 0,5 şi 400 tone (în secţii metalurgice se folosesc cuptoare cu căptuşeală bazică, iar în turnătorii cu căptuşeală acidă).

Elaborarea în cuptorul electric cu arc, bazic, se practică în două variante:

- elaborarea cu topire şi diluare;
- elaborarea cu oxidarea impurităţilor sau elementelor în exces.

După prima variantă, încărcătura trebuie să conţină Mn, Si sub limitele admise pentru marca de oţel, iar fosforul trebuie să fie în procent cât mai scăzut. În esenţă este o diluare, şi totuşi în procesul de elaborare impurităţi ca Al, Ti, Mn, Si, Cr, se oxidează. De asemenea încărcătura poate să conţină unii oxizi.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice cu arc

După topirea încărcăturii, din metal se îndepărtează sulful, formând o zgură ultrabazică care se trage continuu şi după necesităţi se recarburează baia şi se ajustează compoziţia chimică finală. În continuare, se procedează la dezoxidarea prin difuzie, adăugând pe suprafaţa zgurii, sfărâmat în bucăţi mici, ferosiliciu, aluminiu şi cocs spart (capete de electrozi). În acest mod se fabrică oţelul aliat din deşeurile uzinelor constructoare de maşini.

După a doua variantă, se fabrică, în general, oţelurile de construcţie. Încărcătura cuptorului se compune din deşeuri de oţel (90%), fontă de afinare (sub 10%), spărtură de electrozi şi cocs pentru recarburare şi fondantul calcaros (CaO) în procent de 2÷3%.

În procesul de elaborare, oxigenul din aer, oxizii din încărcătură şi arsurile, oxidează fierul, siliciul, fosforul, manganul şi parţial carbonul. Fondantul calcaros şi oxizii fierului, formează zgura bazică feroasă, care favorizează eliminarea fosforului din baia metalică.

După încălzirea metalului şi zgurii până la temperatura de 1500÷1540°C, în cuptor se încarcă fondant şi minereu, are loc fierberea băii, urmărindu-se arderea carbonului până sub 0,1%, când fierberea încetează şi se elimină zgura. După această operaţie se procedează la eliminarea sulfului şi dezoxidarea băii metalice, ajustând compoziţia chimică la cea dorită.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice cu arc

Astfel, după îndepărtarea zgurii feroase, în cuptor se introduc dezoxidanţi de precipitare cu silico-calciu şi silico-mangan. În continuare, în cuptor se introduce var, bucăţi de şamotă, care procură în proces o zgură ultrabazică. Pe suprafaţa acestei zguri, se aruncă apoi în amestec dezoxidanţi de difuzie (var, cocs spart, ferosiliciu, fluorură de calciu), când carbonul cocsului şi siliciul din feroaliaj, reduce oxidul feros din zgură şi atunci după legea distribuţiei, oxigenul din baia metalică trece continuu în zgură. Pe măsura dezoxidării şi scăderii conţinutului de oxid feros din zgură, aceasta devine aproape albă, **dezoxidarea** numindu-se şi *sub zgură albă*. Dezoxidarea sub zgură albă durează 30÷60 minute.

În această perioadă se creează totodată şi condiţiile desulfurării, întrucât zgura este ultrabazică (55÷60% CaO), conţinutul de FeO este minim (sub 0,5%) şi temperatura băii metalice este destul de ridicată.

Pentru reglarea şi ajustarea compoziţiei chimice a băii de oţel, se iau probe şi după necesităţi se mai introduc feroaliaje, după care se execută o nouă dezoxidare cu aluminiu, silico-calciu şi se evacuează oţelul în oală.

Când se urmăreşte obţinerea unor oţeluri aliate, în cuptor se introduc şi elemente de aliere, sub formă de feroaliaje. Ordinea introducerii elementelor de aliere se face după afinitatea faţă de oxigen.

În cuptoarele electrice cu arc, se pot elabora oţeluri carbon de construcţie de înaltă calitate, oţeluri de scule, oţeluri refractare şi rezistente la temperatură.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice cu inducţie

Constructiv, cuptorul industrial de inducţie, *Figura 2.25*, se compune dintr-un *inductor* răcit cu apă, în interiorul căruia se află *creuzetul* cu încărcătura metalică. Prin inductor trece un curent alternativ monofazat de frecvenţă 500÷2000 Hz.

Creuzetul creează un flux magnetic variabil, care pătrunde în bucăţile de material metalic, induc în acestea *curenţi Foucault* puternici, încălzind *metalul* până la topire şi temperatura necesară de încălzire.

Creuzetul se fabrică din cuarţit sau pulbere magnezitică (refractar bazic). Capacitatea creuzetului, merge de la 60 kg la 25 tone, iar pentru diminuarea pierderilor de căldură, cuptorul este prevăzut şi cu un *capac de aerisire*.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice cu inducţie

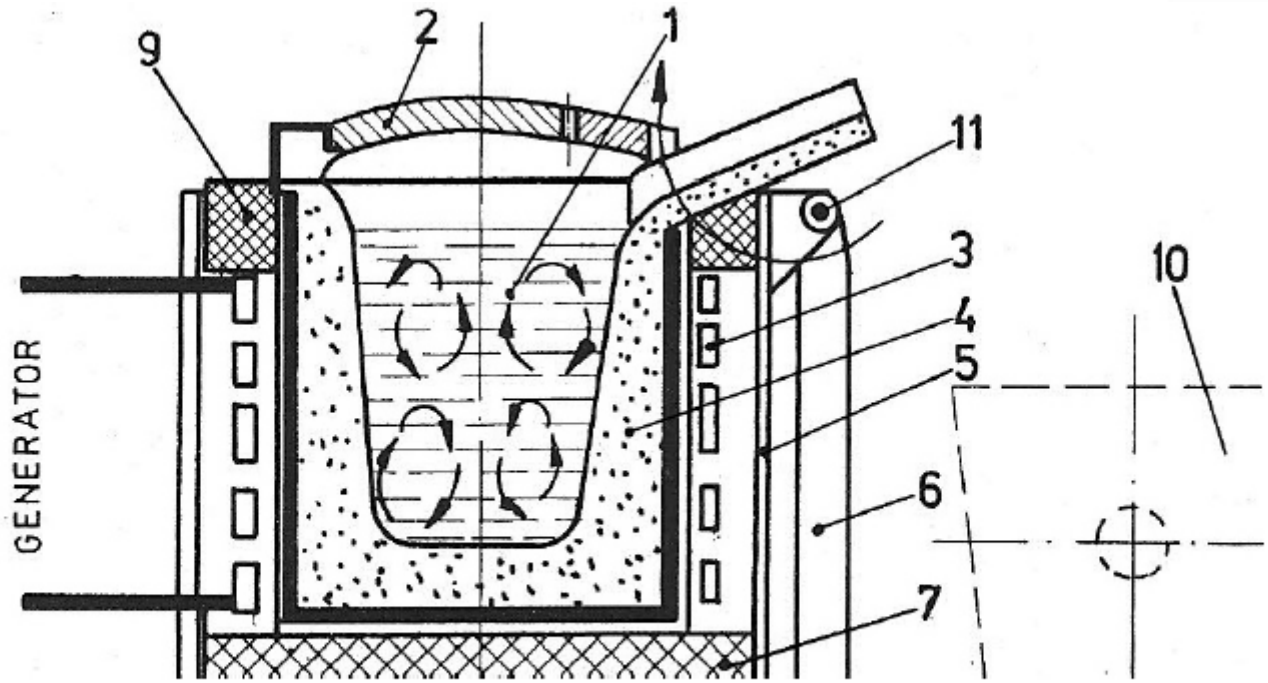


Figura 2.25. Schema constructivă a unui cuptor cu inducţie:
1 – baie de oţel; 2 – capac; 3 – inductor; 4 – creuzet ştampat; 5 – platformă de basculare;
6 – structură suport; 7, 8, 9 – izolatori; 10 – oală de turnare; 11 – mecanism de basculare.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice cu inducţie

Cuptorul cu inducţie este superior celui cu arc. În acest caz lipseşte arcul electric şi prin urmare se pot elabora oţeluri cu procent scăzut de carbon, gaze şi elemente volatile. În baie iau naştere forţe electrodinamice, care o amestecă şi o omogenizează chimic, topind şi dizolvând incluziunile nemetalice. Este de dimensiuni mici şi se poate amenaja în spaţii mici sau spaţii cu atmosferă controlată sau vid.

Totuşi, aceste cuptoare au căptuşeala puţin rezistentă, iar temperatura zgurii nu poate desăvârşi reacţiile metal-zgură.

Faţă de avantaje, în cuptorul cu inducţie se pot elabora oţeluri şi aliaje din deşeuri aliate prin metoda topirii şi diluării sau pe baza unei încărcături curate din fier şi fier vechi, cu adaos de feroaliaje, prin metodele alierii.

Componentele încărcăturii trebuie bine cunoscute chimic, în vederea obţinerii unei anumite mărci de oţel.

După topirea încărcăturii se formează o zgură de protecţie pentru diminuarea pierderilor de căldură şi reducerea arderii elementelor de aliere şi de asemenea, protejează baia de absorbţia de gaze.

În cuptorul acid, după topirea şi îndepărtarea zgurii formate, se formează o nouă zgură din bucăţi de sticlă (SiO_2). Baia metalică se dezoxidează cu ferosiliciu, feromangan şi aluminiu înainte de evacuarea din cuptor.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice

Elaborarea oţelului în cuptoarele electrice cu inducţie

În cuptorul bazic, se elaborează oţeluri aliate de înaltă calitate, cu conţinut ridicat de Mn, Ni, Ti, Al, iar în cuptorul acid, oţeluri de construcţie şi aliate cu alte elemente.

În aceste cuptoare se pot obţine oţeluri cu conţinut scăzut de carbon şi aliaje fără carbon, întrucât în cuptor nu se întâlnesc agenţi de carburare.

La elaborarea în vid, întregul agregat al cuptorului cu inducţie se introduce în atmosferă vidată (o cameră cu vid), inclusiv lingotierele sau formele de turnare. Întregul proces de elaborare şi turnare trebuie efectuat fără să se distrugă atmosfera vidată.

Pe această cale se pot obţine oţeluri de înaltă calitate, cu un conţinut scăzut de gaze, incluziuni nemetalice, aliaje din oricare elemente de aliere.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Turnarea oţelului în lingotiere

Oţelul lichid evacuat din cuptor în oală, se toarnă în lingotiere sau cu ajutorul maşinilor şi instalaţiilor de turnare continuă. În formă sau cristalizoare, oţelul se solidifică şi se obţin lingouri sau semifabricate, care se supun în continuare prelucrării metalurgice prin laminare, forjare.

Lingotierele *sunt forme metalice din fontă, destinate fabricării lingourilor.* Geometric pot avea diferite *forme*: pătrate, dreptunghiulare, circulare sau poligonale, aceasta caracterizând forma geometrică a secţiunii transversale.

Lingourile pătrate în secţiune constituie materia primă pentru produse laminate ca bare, şine, corniere etc.

Lingourile dreptunghiulare cu raportul laturilor (lăţime/grosime) de 1,5÷3, se transformă prin laminare în tablă.

Lingourile de secţiune circulară, constituie materia primă pentru ţevi, roţi etc.

Lingourile cu secţiune poligonală se folosesc în realizarea produselor forjate.

Pentru laminare se toarnă lingouri cu masa de la 200 kg la 25 tone, iar pentru forjare masa lingoului poate să depăşească 300 tone.

În mod obişnuit, oţelurile carbon calmate şi necalmate, se toarnă în lingouri cu masa până la 25 tone, iar oţelurile aliate şi de înaltă calitate, cu masa de la 500 kg la 7 tone, iar unele oţeluri înalt şi bogat aliate, se toarnă în lingouri cu masa de câteva kilograme.

Turnarea oţelului în lingotiere se poate face în mai multe moduri care se prezintă în continuare.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Turnarea oţelului în lingotiere

Turnarea directă

Turnarea directă sau pe sus, *Figura 2.26*, se realizează atunci când oţelul se toarnă din oală direct în lingotieră.

Lingotierele din fontă rezistă la circa 90 turnări, în timp ce la cele de oţel seria merge până la 200 turnări.

Înclinarea pereţilor variază între 0,7÷3% pentru lingourile supuse laminării şi până la 4% pentru cele supuse forjării.

Turnarea directă reclamă o bună centrare a jetului de metal şi prin faptul că viteza de turnare este mare, se asigură o atenuare a pierderii temperaturii (nu trebuie să se piardă mai mult de 20°C în timp de 30 minute).

Ca urmare, metoda se foloseşte pentru umplerea lingotierelor cu capacitatea de peste 2 tone.

Dezavantajele metodei: posibilitatea unor incluziuni (metalice, nemetalice); durabilitatea lingotierelor mică; umplerea lingotierei se urmăreşte greu.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Turnarea oţelului în lingotiere

Turnarea indirectă

Turnarea indirectă sau prin sifon, *Figura 2.27*, de la început prezintă avantajul umplerii simultane a mai multor lingotiere (4÷60).

Lingotierele se amenajează pe *podina-platformă*, iar central se montează *sistemul de alimentare*, căptuşit cu *refractare tubulare* şi care prin intermediul canalelor de alimentare din *sistemul stelat*, asigură umplerea simultană a lingotierelor. La partea superioară a lingotierelor invers conice, se montează *ramele* prevăzute cu amestec *exoterm*, pentru formarea unei maselote suficiente pentru a îngloba retasura de contracţie.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Turnarea oţelului în lingotiere

Turnarea indirectă

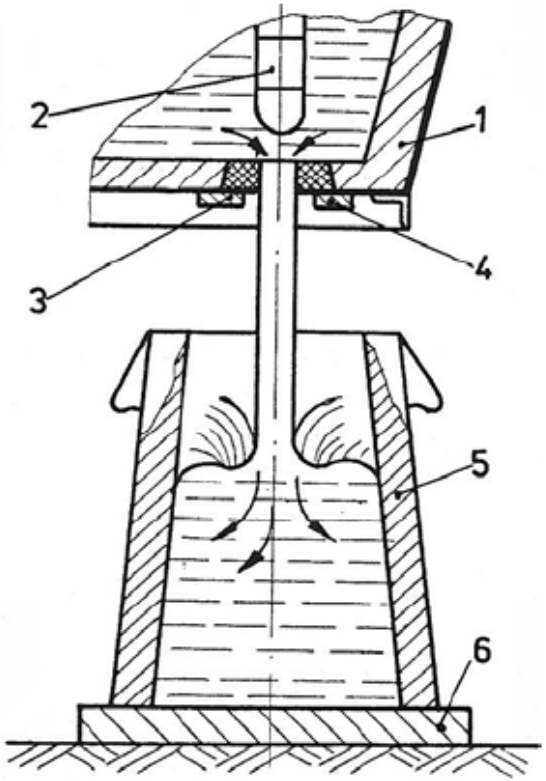


Figura 2.26. Schema turnării directe:
1 – oală cu oţel; 2 – tijă căptuşită cu refractare; 3 – orificiu schimbabil din refractare; 4 – montură; 5 – lingotieră; 6 – placă de închidere.

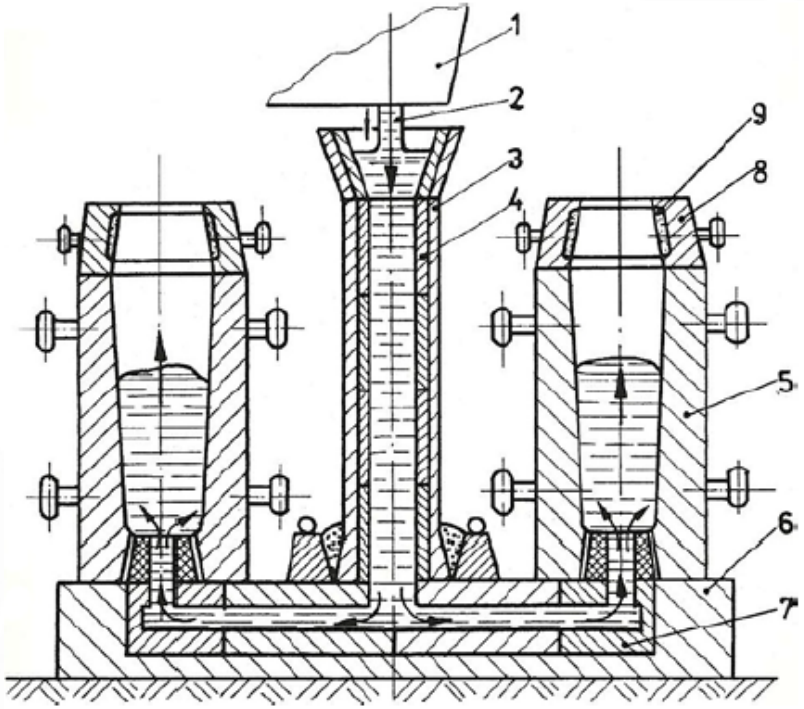


Figura 2.27. Schema turnării indirecte:
1 – oala cu oţel; 2 – jetul de metal; 3 – sistem centralizat de turnare; 4 – căptuşeală refractară; 5 – lingotiere; 6 – platformă de turnare; 7 – canale de alimentare; 8 – ramă pentru maselotă; 9 – amestec exoterm.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Turnarea oţelului în lingotiere

Turnarea indirectă

Prin această metodă, suprafaţa lingourilor rezultă curată şi o masă de metal lichid se poate concretiza simultan în mai multe lingouri. Un neajuns al metodei poate să provină totuşi din antrenarea de impurităţi suplimentare de pe traiectul sistemului de turnare şi de asemenea, se înregistrează şi o pierdere de metal prin oţelul cuprins şi solidificat în elementele sistemului centralizat de turnare.

Alegerea metodei de turnare se face după calitatea oţelului turnat, astfel:

- pentru turnarea oţelurilor carbon obişnuite, se foloseşte metoda turnării directe;
- pentru turnarea oţelurilor aliate şi de înaltă calitate, turnarea se face indirect sau prin sifon;

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Turnarea oţelului în lingotiere

Turnarea continuă a oţelurilor

Metoda de turnare continuă, *Figura 2.28* şi *Figura 2.29*, constă în faptul că oţelul lichid din *oală*, prin intermediul *sistemului de turnare*, umple continuu *cristalizorul*

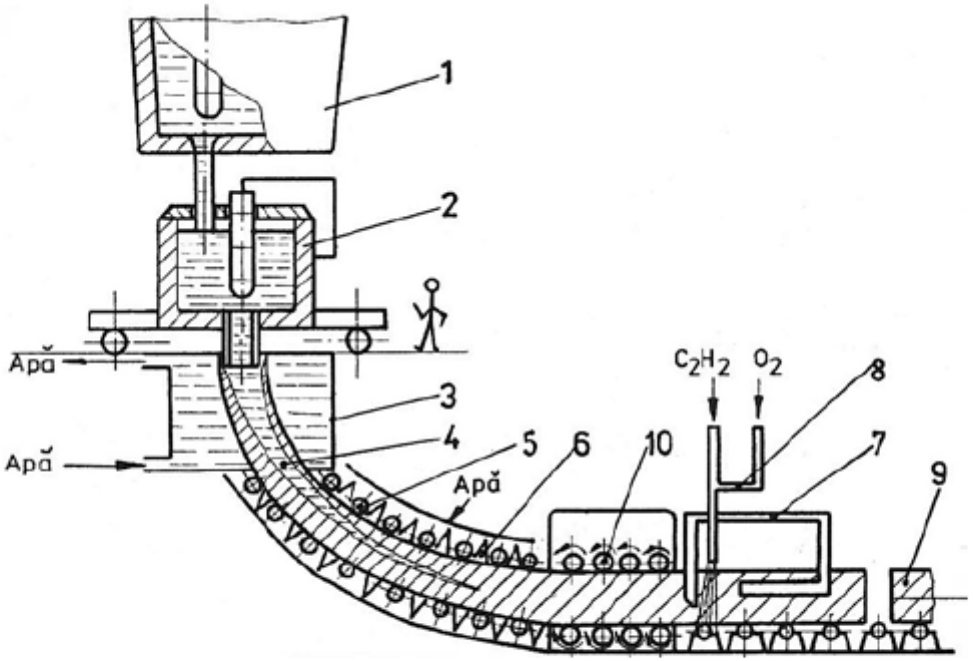


Figura 2.28. Schema unei maşini de turnare continuă:
1 – oala cu oţel; 2 – sistem intermediar de centrare; 3 – cristalizor; 4 – produsul turnat; 5 – role de ghidare; 6 – duşuri de apă; 7 – zona de tăiere; 8 – cap de tăiere oxigaz; 9 – semifabricatul debitat; 10 – role de antrenare.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Turnarea oţelului în lingotiere

Turnarea continuă a oţelurilor

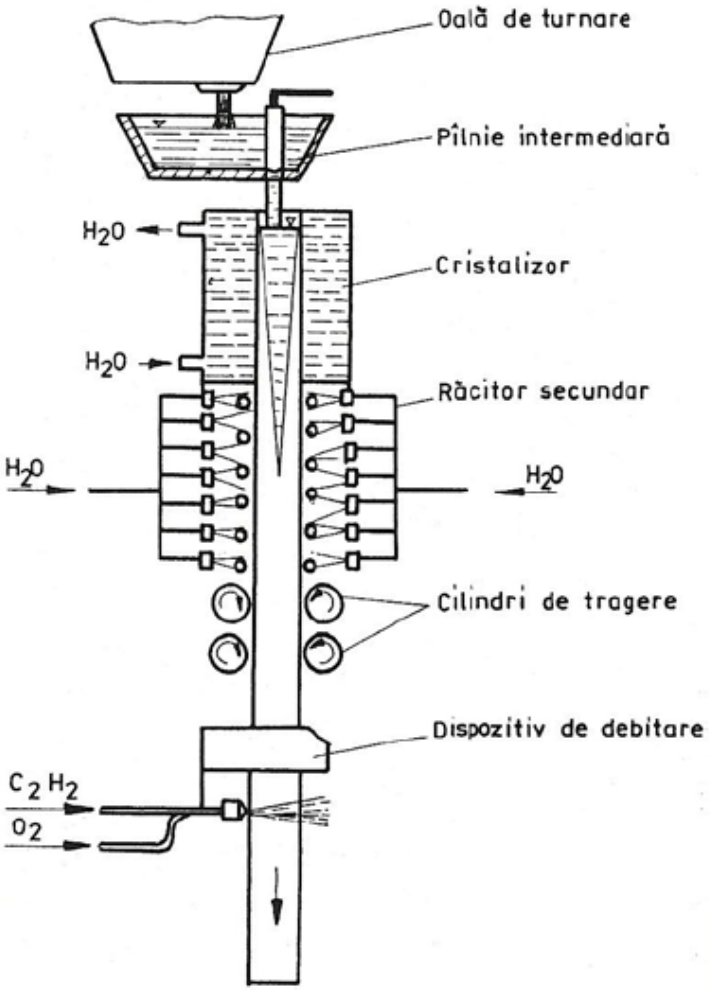


Figura 2.29. Schema unei maşini de turnat continuu cu poziţie verticală.

(forma), din care pe la partea inferioară se extrage lingoul sau produsul turnat şi solidificat.

Înainte de turnarea în cristalizor se introduce un dop de fund, care serveşte şi pentru amorsarea tragerii solidificatului.

Metalul lichid în cristalizor, se răceşte şi se solidifică formând o coajă care rămâne solidară cu dopul. Cu ajutorul *rolelor* se trage din cristalizor metalul fără să se solidifice în totalitate pe întreaga secţiune transversală. Viteza de tragere depinde de secţiunea produsului (de exemplu, la produsul de secţiune 150x500 şi 300x2000 mm, viteza de tragere este de cca 1m/minut).

Solidificarea totală se face în afara cristalizorului prin stropire cu apă, prin intermediul unei instalaţii special amenajate.

Semifabricatul turnat cu axă curbă, antrenat de *trenul de role*, cu ajutorul *capului de tăiere oxigaz* este debitat la lungimea necesară.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Turnarea oţelului în lingotiere

Turnarea continuă a oţelurilor

Se pot obţine astfel semifabricate care suplinesc cu succes lingoul de orice secţiune rectangulară (mai puţin poligonală) sau circulară. Datorită cristalizării dirijate, semifabricatele rezultă compacte, cu structură fină, defectul de retasură lipseşte.

Coeficientul de utilizare a metalului turnat (coeficientul de scoatere) poate să atingă 96÷98%.

Metoda turnării continui oferă semifabricate pentru laminare cu eliminarea fazei pe bluminguri şi slebinguri, ceea ce reduce mult consumul energetic în fabricarea produselor finite ale laminării, faţă de cazul când se pleacă cu semifabricatul iniţial, blumul.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Structura şi defectele lingourilor de oţel

La turnarea oţelului în lingotiere, la contactul cu pereţii formei, se produce absorbţie de căldură şi prin urmare cristalizarea va începe totdeauna de la peretele lingotierei de jos în sus şi perpendicular pe perete, în sensul gradientului termic. Apoi crusta formată creşte mereu în grosime şi la un moment dat între axa lingoului şi frontul solidificării se află o zonă în care alături de metalul lichid apar şi se dezvoltă şi grăunţi cristalini. Cristalizarea se termină în axa lingoului, dimensiunile şi forma dendritelor, cristaliţilor, depinzând de calitatea oţelului şi condiţiile cristalizării.

Asupra structurii, o mare influenţă manifestă şi gradul de dezoxidare.

În cazul oţelului calmat, *Figura 2.30*, care cristalizează fără degajare de gaze, în partea superioară se concentrează retasura, iar în miez, aproape de axa lingoului, apare pericolul porozităţii sau afînării datorită fenomenului de contracţie. Pentru atenuarea defectului de retasură, turnarea oţelului calmat se face cu maselotă (*Figura 2.27*).

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE

FABRICAREA OȚELURILOR

Structura şi defectele lingourilor de oţel

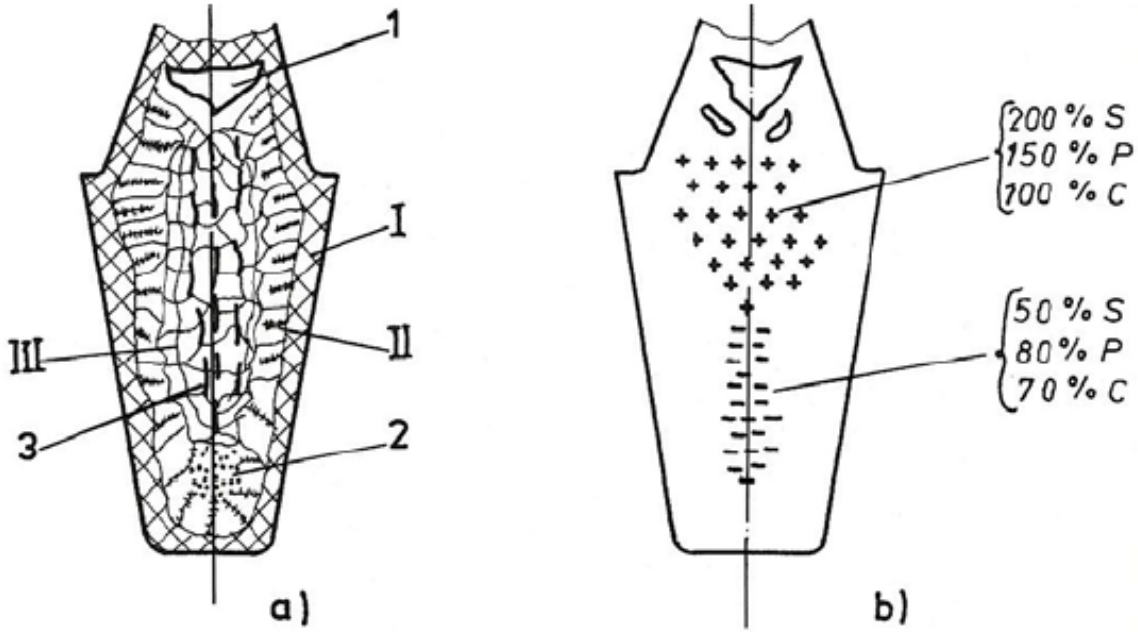


Figura 2.30. Structura lingoului din oţel calmat:
a – structură; b – distribuţie chimică; 1 – retasură; 2 – neomogenitate chimică în piciorul lingoului; 3 – porozităţi axiale.

În aceste condiţii spaţiul maselotei menţine metalul lichid un timp suficient pentru nutrirea fenomenului de retasură de contracţie şi retasura în final se va plasa în capul lingoului, în maselotă, care se şutează, se îndepărtează în procesele prelucrării plastice ulterioare.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Structura şi defectele lingourilor de oţel

Structura lingoului din oţel calmat, *Figura 2.30a*, cuprinde următoarele zone caracteristice:

- o crustă exterioară de grosime mică *I*, din grăunţi fini şi echiaxiali;
- o zonă intermediară *II* cu cristale alungite (dendrite) grosolane;
- o zonă axială *III* cu grăunţi mari, echiaxiali şi neorientaţi;
- o zonă cu cristale mici în piciorul lingoului unde se localizează şi unii precipitaţi.

Din punct de vedere chimic, lingoul de oţel este neomogen, caracterizat de aşa numita segregaţie, care poate fi dendritică şi zonală.

Segregaţia dendritică se referă la neomogenitatea chimică a oţelului în interiorul grăuntelui dendritic, între axă şi ramuri sau stratul exterior. De exemplu, conţinutul de sulf între axă şi margine, creşte către axă de două ori, conţinutul de fosfor de 1,2 ori, iar procentul de carbon scade la jumătate.

Segregaţia zonală se referă la neomogenitatea chimică a lingoului de oţel în diverse zone, macrovolume. Astfel, în partea superioară datorită convecţiei metalului lichid, conţinutul de sulf, fosfor, carbon se măreşte de câteva ori, *Figura 2.30b*, iar în partea inferioară se micşorează.

Structura şi defectele lingourilor de oţel

Datorită şi efectului de segregaţie, de regulă în procesul laminării şi forjării, atât capul lingoului, cât şi piciorul lingoului sunt retezate, pierzându-se o mare cantitate de oţel din masa lingoului. Fără maselotă pierderea prin şutare (retezare) poate să atingă 40÷50%, iar prin folosirea maselotei această pierdere scade la circa 10%.

După cum se vede în *Figura 2.30b*, faţă de conţinutul mediu al sulfului, fosforului şi carbonului din oţel datorită procesului de cristalizare şi factorilor de influenţă distribuţia este diferenţiată înspre capul lingoului şi spre piciorul lingoului, mai puternic segregat este lingoul spre partea lui superioară.

În cazul oţelului necalmat, *Figura 2.31*, în general, nu se mai formează retasură de contracţie întrucât efectul de contracţie este preluat de microgolurile cauzate de efervescenţa gazelor, respectiv de sufluri. Prin laminare, de regulă suflurile dispar datorită procesului de sudare a pereţilor. În acest caz, al oţelului necalmat, fenomenul de segregaţie este mult mai puternic decât la oţelul calmat.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Structura şi defectele lingourilor de oţel

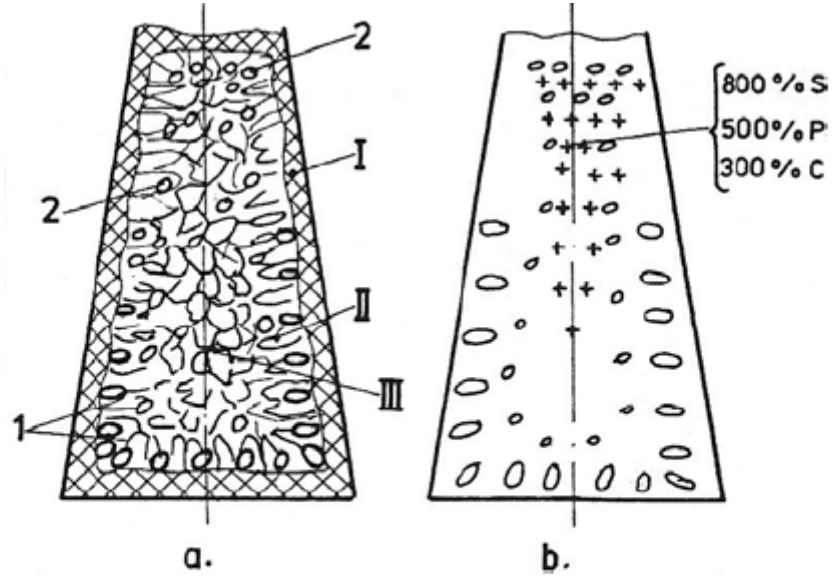


Figura 2.31. Structura lingoului din oţel necalmat:
a – structură; b – distribuţie chimică; I – crustă; II – zona columnară; III – zona axială; 1 – sufluri orientate; 2 – sufluri arbitrare.

Carbonul, fosforul şi sulful segregă intens spre capul lingoului, *Figura 2.31a*, şi înrăutăţeşte mult caracteristicile oţelului în această zonă. Pentru laminare se şutează numai capul lingoului, întrucât segregaţia în piciorul lingoului este neglijabilă, *Figura 2.31b*.

Pentru eliminarea defectului de segregaţie, după umplerea lingotierei se poate proceda la acoperirea acesteia cu un capac mecanic sau se dezoxidează oţelul numai în această zonă cu aluminiu sau ferosiliciu (acoperire chimică).

Structura lingoului din oţel necalmat, se compune din următoarele zone:

- *zona exterioară a crustei I*, densă şi fără sufluri, cu o structură cu grăunţi fini;
- *zona intermediară dendritică II*, în care se plasează şi suflurile orientate;
- *zona centrală*, axială *III*, cu grăunţi orientaţi arbitrar, echiaxiali, în care sunt plasate suflurile sudabile sferoidale.

În cazul oţelului semicalmat, *Figura 2.32*, se întâlnesc particularităţile celor două cazuri de mai sus, respectiv structură de oţel calmat la partea inferioară a lingoului şi de oţel necalmat la partea superioară a lingoului.

Segregaţia în partea superioară a lingourilor este mai mică decât în cazul oţelului necalmat, iar retasura este neglijabilă.

ELABORAREA MATERIALELOR METALICE
FABRICAREA OȚELURILOR
Structura şi defectele lingourilor de oţel

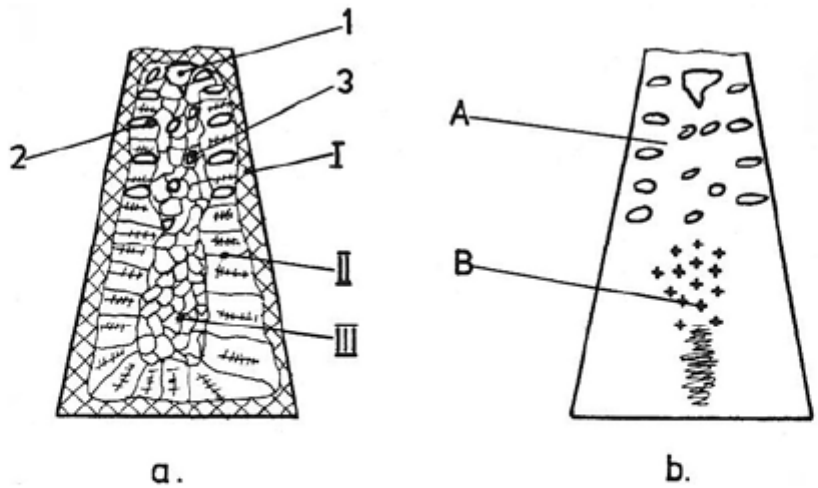


Figura 2.32. Structura lingoului din oţel semicalmat:
a – structură; b – distribuţie chimică; I, II, III – cu semnificaţia din *Figurile 2.30* şi *2.31*; 1 – retasură; 2 – sufluri orientate (elipsoidale); 3 – sufluri arbitrare (sferoidale); A – zonă de oţel necalmat; B – zonă de oţel calmat.

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

- Fabricarea cuprului
- Fabricarea aluminiului
- Metalurgia magneziului
- Fabricarea titanului

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

Dintre cele mai importante metale neferoase, cu largă utilizare, pure şi mai ales sub formă de aliaje, în construcţia de maşini, se înscriu în ordine, următoarele: cuprul, aluminiul, magneziul şi titanul.

În al doilea rând se înscriu unele metale grele, cum sunt zincul, plumbul, nichelul cromul etc., care formează o gamă de aliaje cu utilizări bine precizate în construcţia de maşini şi instalaţii.

Marea gamă a celorlalte metale sunt ori prea rare ori servesc indirect, prin participarea lor la alierea complexă a fontelor, oţelurilor şi aliajelor de cupru, aluminiu, magneziu, titan, cu utilizare importantă în construcţia de maşini şi instalaţii.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA CUPRULUI

Elaborarea cuprului se bazează pe materii prime naturale (minereurile) cu 1÷6% Cu, dar şi pe deşeuri de cupru sau aliaje de cupru.

Dintre minereurile mai importante se pot enumera:

- **minereuri cu sulf**: *calcopirita* ($CuFeS_2$), *calcozina* (Cu_2S) şi *covelina* (CuS);
- **minereuri oxidice**: Cu_2O (*cupritul*) şi CuO;
- **minereuri de tip carbonaţi hidrataţi**: *malachitul* ($CuCO_3 \cdot Cu(OH)_2$) şi *azuritul* ($2CuCO_3 \cdot Cu(OH)_2$).

În vederea extragerii, minereurile se îmbogăţesc în Cu, prin prepararea mecanică până la flotaţie şi prin preparare chimică, ultima operaţie fiind aplicată minereurilor cu sulf dar şi carbonaţilor, prin prăjire la 740÷800°C, în cuptoare cu vetre multiple, când SO_2 se captează şi se direcţionează în fabricaţia acidului sulfuric.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA CUPRULUI

Elaborarea cuprului

Cea mai bună metodă de extragere a cuprului din minereu este **metoda pirometalurgică**.

Concentratul se topeşte în cuptoare cu flacără sau electrice, la 1250÷1300°C şi se obţine **mata de cupru**, un amestec de sulfură de fier şi de cupru. În continuare, mata se supune insuflării de oxigen în convertizoare, când sulfura de fier este oxidată şi trecută în zgură, iar sulfura de cupru este eliberată de sulf (ca SO_2 care se degajă) şi se obţine o topitură care se numeşte **cupru negru**. Acest cupru conţine 98,4÷99,4% Cu şi impurităţi. Cuprul brut astfel obţinut se toarnă în lingouri şi constituie materia primă pentru obţinerea de cupru de calităţi superioare. Pentru aceasta, cuprul brut se supune rafinării, după caz aplicându-se rafinarea termică sau electrolitică.

Rafinarea termică se desfăşoară în două etape. *În prima* se oxidează impurităţile sulf, fier, nichel, arseniu, stibiu etc. cu oxigenul din aer din atmosfera cuptorului cu flacără şi insuflat cu ajutorul unor ţevi din oţel, iar *în etapa a doua*, pentru dezoxidarea cuprului (întrucât în prima etapă se formează şi Cu_2O) se introduc în baia acoperită cu mangal buşteni de lemn verde de mesteacăn. Apa lemnului şi carbonul dau agenţii reducători H_2, CO etc. şi prin barbotare elimină şi alte gaze din baia lichidă.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA CUPRULUI

Elaborarea cuprului

Rafinarea termică asigură un cupru de puritate 99÷99,5%, din care se toarnă blocuri în vederea fabricării aliajelor de cupru (bronzuri şi alame) sau plăci-anod în vederea rafinării superioare pe cale electrolitică.

Rafinarea electrolitică, de la început trebuie spus că, asigură o puritate înaintată de peste 99,95% Cu.

Plăcile anodice, *Figura 2.36*, se introduc într-o cuvă de electroliză în care catozii sunt formaţi din tablă subţire de cupru electrolitic.

Electrolitul este format dintr-o soluţie de 15÷16% $CuSO_4$ şi 10÷16% H_2SO_4. Prin trecerea unui curent de 0,4V şi 7000÷15000A, are loc procesul de electroliză ($Cu^{2+}+2e^- \rightarrow Cu$), când *cuprul anodului* trece pe *catod*, iar impurităţile trec în electrolit şi precipită la fundul *cuvei*. Consumul de energie este 250÷300 kWh/tonă cupru.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA CUPRULUI

Elaborarea cuprului

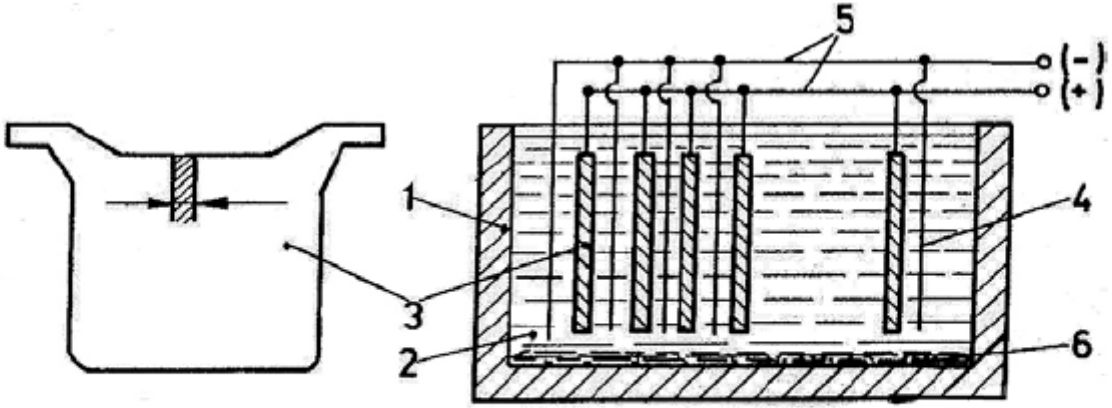


Figura 2.36. Schema rafinării electrolitice a cuprului:
1 – cuva; 2 – electrolit; 3 – anozi de cupru; 4 – catozi din cupru electrolitic; 5 – legături la sursa de curent continuu; 6 – nămol electrolitic.

Nămolul electrolitic serveşte ca materie primă pentru valorificare superioară în vederea obţinerii altor elemente.

Catozii de cupru se retopesc în cuptoare electrice şi se obţine astfel *cuprul tehnic pur*, cu o puritate de minimum 99,95%.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA CUPRULUI

Proprietăţile şi utilizările cuprului

Cuprul este un metal plastic, de culoare roşu deschis, maleabil şi ductil, putându-se lamina în foi subţiri (folii) de până la 0,0026 mm.

Principalele proprietăţi fizico-mecanice ale cuprului se pot vedea pe *Tabelul 2.2*.

Tabelul 2.2. Proprietăţile cuprului primar.

Proprietăţi mecanice	Starea materialului			
	Turnat	Laminat	Deformat la rece	
			Ecruisat	Recopt
Rezistenţa la rupere, în daN/mm^2	17	25÷27	40÷50	20÷24
Alungirea, în %	18	40÷50	6	53
Duritatea, în HB	35	40÷53	100÷125	-
Proprietăţi fizice	Gradul de puritate			
	99,99% Cu	cu 0,02%P	cu 0,04% O_2	
Temperatura de topire, în °C	1083	-	-	
Densitatea, în g/cm^3	8,92	-	-	
Rezistivitatea, în $\Omega \cdot cm^2/cm$	1,673	2,03	1,71	
Conductivitatea termică (λ) la 20°C, în cal·cm/cm^2·°C·sec.	0,941	0,81	0,934	

În ce priveşte proprietăţile mecanice, acestea sunt influenţate de gradul de puritate şi starea structurală, dar sunt în general scăzute.

Cuprul este standardizat în SR ISO 431:1995, STAS 270/2,3-80 etc.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA CUPRULUI

Proprietăţile şi utilizările cuprului

Din punct de vedere chimic, cuprul este un metal puţin activ deşi se combină direct cu O_2, S, halogenii etc. Dacă aerul uscat şi apa nu-l atacă separat, în aerul umed cu conţinut de CO_2, cuprul se acoperă cu carbonat bazic, foarte toxic.

Peste 50% din producţia de cupru şi aliaje de cupru o absoarbe industria electrotehnică şi termotehnică. În ambele cazuri trebuie dată atenţie la **boala de hidrogen** ($Cu_2O + H_2 \rightarrow 2Cu + H_2O$ – apa formată **in situ** ajunge în stare de vapori care sub influenţa temperaturii îşi măreşte volumul şi poate distruge metalul).

În industria construcţiilor de maşini se folosesc mult aliajele cuprului (alame, bronzuri, monel, constantan, maillechort etc.), atât sub formă de piese turnate sub presiune cât şi piese prelucrate prin deformare plastică.

Datorită proprietăţilor anticorozive, cuprul şi aliajele sale se folosesc în industria chimică, la lucrări subterane etc.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA ALUMINIULUI

Se extrage din minereuri naturale cum sunt bauxitele, caoline etc. Cele mai importante sunt **bauxitele**, în care aluminiul este conţinut sub formă de minerale utile ca *hidroxizi* ($Al(OH)_3$), *oxizi* (Al_2O_3) şi *caolinita* ($Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$).

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA ALUMINIULUI

Elaborarea aluminiului

În principal, metoda extragerii aluminiului o constituie **electroliza ignee** a aluminei (Al_2O_3) topite, fluidizată cu criolită ($AlF_3 \cdot 3NaF$) cu adaosuri de fluorură de aluminiu (AlF_3) şi de sodiu (NaF).

Bauxita uscată şi concasată se atacă cu o soluţie de NaOH în autoclave speciale când se produce reacţia:

$$Al_2O_3 \cdot nH_2O + 2NaOH = 2NaAlO_2 + (n+1)H_2O \qquad (2.21)$$

Aluminatul de sodiu obţinut se supune hidrolizei:

$$NaAlO_2 + 2H_2O = NaOH + Al(OH)_3 \downarrow \qquad (2.22)$$

În urma hidrolizei se precipită hidroxidul de aluminiu (cristale de culoare albă) care se colectează şi hidroxidul de sodiu se recuperează.

Hidroxidul de aluminiu se calcinează apoi, în cuptoare rotative, la 1150÷1200ºC şi se obţine alumina anhidră (Al_2O_3).

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA ALUMINIULUI

Elaborarea aluminiului

Pentru obţinerea aluminiului, în continuare, alumina este prelucrată prin electroliză ignee, în cuve de electroliză căptuşite cu materiale refractare carbonice, *Figura 2.37.*

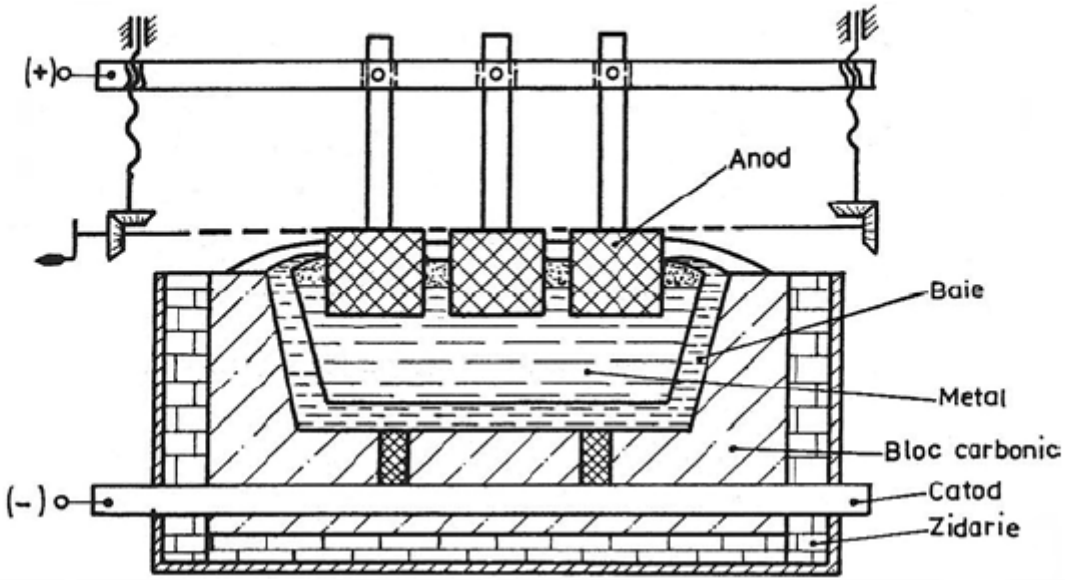


Figura 2.37. Schema unui electrolizor.

Pentru topirea mai uşoară a aluminei (2050°C), se adaugă criolită, cu rol de fondant, care la o proporţie de 20% din încărcătură scade temperatura de topire a amestecului la 950÷1000°C şi formează electrolitul.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA ALUMINIULUI

Elaborarea aluminiului

Prin trecerea unui curent continuu de 5÷10 V şi 1000÷50000 A, alumina se topeşte şi se descompune:

$$Al_2O_3 \rightarrow 2Al + 3/2O_2, \qquad (2.23)$$

cu descompunerea de aluminiu la catod (vatra cuvei) şi degajare de oxigen la anod (electrozi de cărbune). Oxigenul, în timp, arde electrozii ($2C+O_2 \rightarrow 2CO$; $C+O_2 \rightarrow CO_2$) şi periodic trebuie înlocuiţi.

Metalul depus la catod se extrage la intervale de 3÷4 zile şi se depune în cuptoare pentru afinare.

Pentru obţinerea unei tone de aluminiu se consumă: 2 tone alumină, 600÷700 kg electrozi de cărbune, 80÷90 kg criolită şi 18000÷20000 kWh.

Aluminiul obţinut conţine şi unele impurităţi metalice, nemetalice şi gaze. Din această cauză se procedează la rafinare care se face cu insuflare de clor, cu formare de $AlCl_3$ gazos care în degajare antrenează şi impurităţile la suprafaţa băii lichide de unde sunt îndepărtate. Clorurarea băii mijloceşte îndepărtarea Na, Ca, Mg şi gazele dizolvate în aluminiu obţinându-se o puritate de 99,5%.

O puritate şi mai înaintată a aluminiului primar se va obţine prin rafinarea electrolitică, respectiv într-o cuvă de electroliză cu polaritate inversă celei de la elaborarea brută.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA ALUMINIULUI

Proprietăţile şi utilizările aluminiului

Aluminiul este un metal de culoare alb-albastru, cu o bună conductivitate termică şi electrică, este uşor, ductil şi maleabil. Se pasivizează uşor şi la cald tinde să se oxideze complet. În *Tabelul 2.3* se dau principalele proprietăţi ale aluminiului primar.

Tabelul 2.3. Proprietăţile aluminiului primar.

Proprietăţi mecanice	Starea materialului			
	Turnat	Laminat	Deformat la rece	
			Ecruisat	Recopt
Rezistenţa la rupere, în daN/mm^2	9÷12	7÷9	15÷25	8÷11
Limita de curgere, în daN/mm^2	-	-	12÷24	5÷8
Alungirea, în %	25÷18	35÷25	7÷3	40÷32
Duritatea, în HB	24÷32	24÷15	40÷55	15÷25
Proprietăţi fizice	Gradul de puritate, în %			
	99,996	99,950	99,000	98,200
Temperatura de topire, în °C	660,2	658,2	656	-
Densitatea, în g/cm^3	2,699	2,700	-	2,728
Rezistivitatea, în $\Omega \cdot cm^2/cm$	2,630	2,835	-	-
Conductivitatea termică (λ) la 20°C, în cal·cm/cm^2·°C·sec.	0,534	0,51÷0,52	-	-

Aluminiul posedă şi o bună rezistenţă la coroziune, acoperindu-se cu un strat de Al_2O_3, aderent, de grosime 10^{-4} mm, strat impenetrabil şi dizolvabil numai de acizii neoxidanţi şi apele alcaline.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA ALUMINIULUI

Proprietăţile şi utilizările aluminiului

În industria alimentară (vase, recipienţi, folii etc.) este preferat datorită unei bune rezistenţe la coroziune, iar stratul de oxid nu este toxic.

În industria electrotehnică, se foloseşte la fabricarea conductorilor, ca înlocuitor al cuprului (are o conductivitate de 62% din cea a cuprului).

În construcţia de maşini, cu mici excepţii se folosesc numai aliaje de aluminiu. Alierea completă are drept scop fie creşterea proprietăţilor mecanice, fie îmbunătăţirea celor tehnologice. Dintre cele mai importante se deosebesc Al-Si, Al-Mg, Al-Cu, Al-Si-Mg, Al-Si-Ni, Al-Si-Cu etc. Din aceste aliaje se fac piese importante turnate în forme metalice şi sub presiune pentru industria motoarelor cu explozie, a compresoarelor, piese rezistente la temperatură precum şi unele produse lungi laminate.

Aluminiul primar este standardizat în STAS 7607/2-86.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

METALURGIA MAGNEZIULUI

Ca şi aluminiul, magneziul se obţine prin electroliză din topitură. **Minereurile** din care se extrage magneziul, conţin ca minerale utile *carnalita* ($MgCl_2 \cdot KCl \cdot 6H_2O$), *magnezita* ($MgCO_3$), *dolomita* ($CaCO_3 \cdot MgCO_3$), *bişofita* ($MgCl_2 \cdot 6H_2O$), cel mai utilizat procedeu fiind extragerea magneziului din carnalită.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

METALURGIA MAGNEZIULUI

Elaborarea magneziului

Pentru extragere metalurgică minereul (carnalita) se supune îmbogăţirii şi deshidratării, din concentratul obţinut separându-se electrolitul.

Electroliza se efectuează în celule speciale în care drept anozi se folosesc plăci de grafit (impregnat la rece cu acid fosforic pentru prevenirea corodării prin oxidare), iar drept catozi plăci din oţel, electrozii fiind separaţi de elemente ceramice care asigură şi captarea clorului.

Electrolitul este format din $MgCl_2$ şi KCl, NaCl, CaF_2 şi eventual $CaCl_2$, menţinându-se o concentraţie de 10÷15% $MgCl_2$.

Sub acţiunea curentului electric continuu, de 6÷7 V şi densitate 50 A/dm^2, are loc disocierea:

$$MgCl_2 \rightarrow Mg + Cl_2 \qquad (2.24)$$

iar magneziul fiind mai uşor se adună pe suprafaţa electrolitului, de unde se separă periodic, iar clorul se recuperează pentru fabricarea acidului clorhidric.

Magneziul brut se retopeşte în vederea rafinării cu ajutorul fluxurilor (aşa numitele spălări cu flux), metodă industrială, obţinându-se o puritate de 99,8÷99,9% Mg. Fluxurile folosite sunt alcătuite din $MgCl_2$, KCl, $BaCl_2$, CaF_2, NaCl, $CaCl_2$. Prin topire în cuptoare electrice la 700÷750°C şi amestecare cu magneziul brut, impurităţile trec în zgură. Cea mai bună rafinare este însă rafinarea în vid.

După rafinare cuptorul se răceşte până la temperatura de 670°C şi magneziul se toarnă în blocuri.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

METALURGIA MAGNEZIULUI

Proprietăţile şi întrebuinţările magneziului

Magneziul este un metal uşor, cu densitatea 1,74 g/cm³. Este de culoare alb-argintie, uşor oxidabil în aer, se acoperă cu un strat de oxid mai puţin protector.

Principalele proprietăţi fizico-mecanice se dau în *Tabelul 2.4*.

Tabelul 2.4. Proprietăţile magneziului primar.

Proprietăţi mecanice	Starea materialului		
	Turnat		Laminat
Rezistenţa la rupere, în daN/mm^2	10÷12		18
Alungirea, în %	2÷3		5
Duritatea, în HB	30		33
Proprietăţi fizice	Gradul de puritate, în %		
	99,9	99,81	99,7
Temperatura de topire, în °C	651	656	649
Densitatea, în g/cm^3	1,738	-	-
Rezistivitatea, în Ω·cm^2/cm	4,4774	-	-
Conductivitatea termică (λ) la 20 °C, în cal·cm/cm^2·°C·sec.	0,376	-	-

Magneziul are o rezistenţă satisfăcătoare la coroziune în atmosferă şi în medii alcaline, fiind foarte sensibil la acizi şi cloruri.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

METALURGIA MAGNEZIULUI

Proprietăţile şi întrebuinţările magneziului

La cald reacţionează violent cu oxigenul degajând o mare cantitate de căldură ($Mg+1/2O_2 \rightarrow MgO+143000$ cal.).

În stare pură, magneziul se foloseşte în industria chimică, în metalurgie şi pirotehnie.

În construcţia de maşini se folosesc aliajele de magneziu, din grupele cu mangan, aluminiu, zinc, aliaje apreciate după greutatea lor specifică mică şi o bună rezistenţă mecanică şi la coroziune.

Aliajele cu bază de magneziu excelează printr-o bună rezistenţă la vibraţii (fiind uşoare), motiv pentru care se folosesc în construcţia motoarelor de avion şi automobile. De asemenea, din aliaje de magneziu se fabrică elice de avion, rezervoare pentru benzină şi ulei, cartere, corpuri de pompă, şasiuri pentru aparate radio, binocluri, aparatură (camere) foto şi video, componente mecanice pentru calculatoare etc.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA TITANULUI

Se extrage din minereuri de titan, din care se separă un concentrat de ilmenit, conţinând 40÷45% TiO_2, 30% FeO, 20% Fe_2O_3 şi 5÷7% pulbere de steril (rocă). Ilmenitul este compusul natural $FeO \cdot TiO_2$.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA TITANULUI

Elaborarea titanului

În vederea extracţiei metalurgice, concentratul împreună cu mangalul şi antracitul se topesc în cuptor unde oxizii de fier şi de titan se reduc. Ca urmare, fierul primeşte carbon şi se formează fonta, iar oxizii de titan trec în zgură. Apoi se evacuează separat zgura şi fonta, obţinându-se deci o zgură de titan (care conţine 80÷90% TiO_2, 2÷5% FeO şi impurităţi de SiO_2, Al_2O_3, CaO etc.). Fonta obţinută şi ea se utilizează în procesul metalurgic.

Zgura titanică, se supune clorurării în cuptoare speciale. Pe vatra cuptorului se încarcă un strat de cărbune care se încălzeşte sub acţiunea curentului electric, după care în cuptor se introduc brichete de zgură şi se insuflă clor. La temperatura de 800÷1250°C, se produce următoarea reacţie:

$$TiO_2 + 2Cl_2 + 2C \rightarrow TiCl_4 + 2CO, \qquad (2.25)$$

formându-se totodată şi alte cloruri.

Tetraclorura de titan datorită diferenţei de temperatură faţă de alte cloruri ($CaCl_2$, $MgCl_2$ etc.), se separă de acestea în instalaţii speciale.

ELABORAREA METALELOR NEFEROASE

FABRICAREA TITANULUI

Elaborarea titanului

Titanul din tetraclorura de titan se separă la 950÷1000ºC în reactoare speciale prin reacţie cu magneziul, conform reacţiei:

$$2Mg + TiCl_4 \rightarrow Ti + MgCl_2 \qquad (2.26)$$

Particulele de titan solide sunt înglobate într-un burete iar clorura de magneziu lichidă se scurge prin canalul de evacuare al reactorului. Buretele de titan conţine 35÷40% Mg şi $MgCl_2$, de care scapă prin încălzire la 900÷950ºC în vacuum (vid), operaţia se face sub vid pentru a se evita oxidarea titanului.

Lingourile de titan astfel obţinute sunt poroase şi se procedează la retopirea lor ca electrozi consumabili. Se obţine astfel un titan de puritate 99,6÷99,7%, iar după această a doua retopire, lingourile rezultă calitative şi se pot supune prelucrării prin deformare plastică.

***

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

- Caracterizarea fabricării pieselor turnate
- Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Caracterizarea fabricării pieselor turnate

Prelucrarea materialelor metalice prin turnare, este o ramură a industriei construcţiilor de maşini, care se ocupă cu obţinerea de piese fasonate sau organe de maşini, pe calea turnării metalului lichid într-o formă specială, a cărei cavitate reproduce configuraţia geometrică şi la dimensiuni a piesei de fabricat.

Ulterior, prin răcire, metalul se solidifică şi în stare solidă păstrează configuraţia formei în care a fost turnat.

În procesul de cristalizare primară şi răcire ulterioară, metalul capătă proprietăţile mecanice şi de exploatare specifice pieselor turnate.

Prin turnare se fabrică piese metalice cu masa de la câteva grame până la 300 tone, cu lungimi de la câţiva centimetri la 20 m, cu grosime de perete de la 0,5 la 500 mm (blocul motor al cilindrilor, pistoanele, arborii cotiţi, corpul şi capacul reductoarelor, roţi dinţate, batiuri de maşini unelte pentru aşchiere, batiuri pentru laminoare, palete de turbină etc.).

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Caracterizarea fabricării pieselor turnate

Pentru fabricarea de piese turnate se folosesc o multitudine de **metode de turnare**, dintre care, mai importante, sunt:

- în forme din amestec cu nisip, *Figura 3.1*;

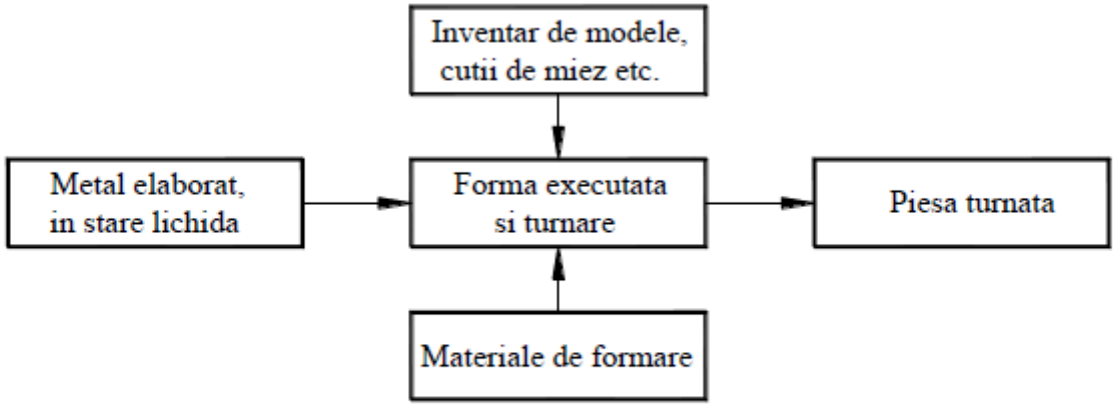


Figura 3.1. Schema simplă a obţinerii unei piese prin turnare în forme din amestec cu nisip.

- în forme coji;
- cu modele uşor fuzibile;
- în forme metalice sau cochile;
- în forme antrenate centrifugal etc.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Caracterizarea fabricării pieselor turnate

Aplicarea uneia sau alteia dintre metodele de turnare, este determinată de mai mulţi factori, dintre care cei mai importanţi se pot enumera: volumul producţiei; precizia geometrică şi dimensională cerută; calitatea suprafeţei piesei turnate dorită; eficienţa economică a fabricaţiei.

Pe de altă parte, piesa turnată constituie un semifabricat, care pentru a fi adusă la cotele funcţionale, se supune unor prelucrări ulterioare de aşchiere, executate în afara turnătoriei, în altă secţie a societăţii constructoare de maşini.

De asemenea, procesul fabricaţiei poate fi însoţit şi de unele tratamente termice, cu scopul detensionării sau pregătirii structurale pentru mai bune proprietăţi fizico-mecanice sau de asigurare a unei bune aşchiabilităţi.

Piesele turnate se pot fabrica în turnătorii integrate societăţii constructoare de maşini (cazul cel mai frecvent în ţara noastră) sau autonom cu un program omogen (tuburi, radiatoare) sau eterogen dar de produse speciale şi de mari dimensiuni.

Forma de turnare, reprezintă un sistem de elemente care alcătuiesc cavitatea activă, prin umplerea căreia cu metal lichid şi solidificarea acestuia se realizează piesa turnată, *Figura 3.2(a, b)*.

Forma de turnare este alcătuită din *semiforma inferioară 2* şi *superioară 6*, care este închisă în interiorul *ramelor 3* şi *5*. Cele două rame sunt centrate cu ajutorul *ştifturilor 4* care trec prin găurile urechilor ramelor de formare. Cavitatea formei se realizează cu ajutorul *modelului*, iar gaura interioară a piesei se realizează cu ajutorul *miezului 1*, reprezentat în *Figura 3.2(c)*, care se fixează în formă pe nişte prelungiri denumite *mărci*. Pentru introducerea metalului topit în formă se prevede *reţeaua de turnare* alcătuită din: *pâlnia de turnare 8*; *canalele de alimentare 9*; *canalul de distribuţie şi colector de zgură 10* şi *răsuflătorile 11*. După umplerea formei, solidificarea metalului şi răcire, forma se distruge şi se obţine *piesa 7* din *Figura 3.2(d)*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Caracterizarea fabricării pieselor turnate

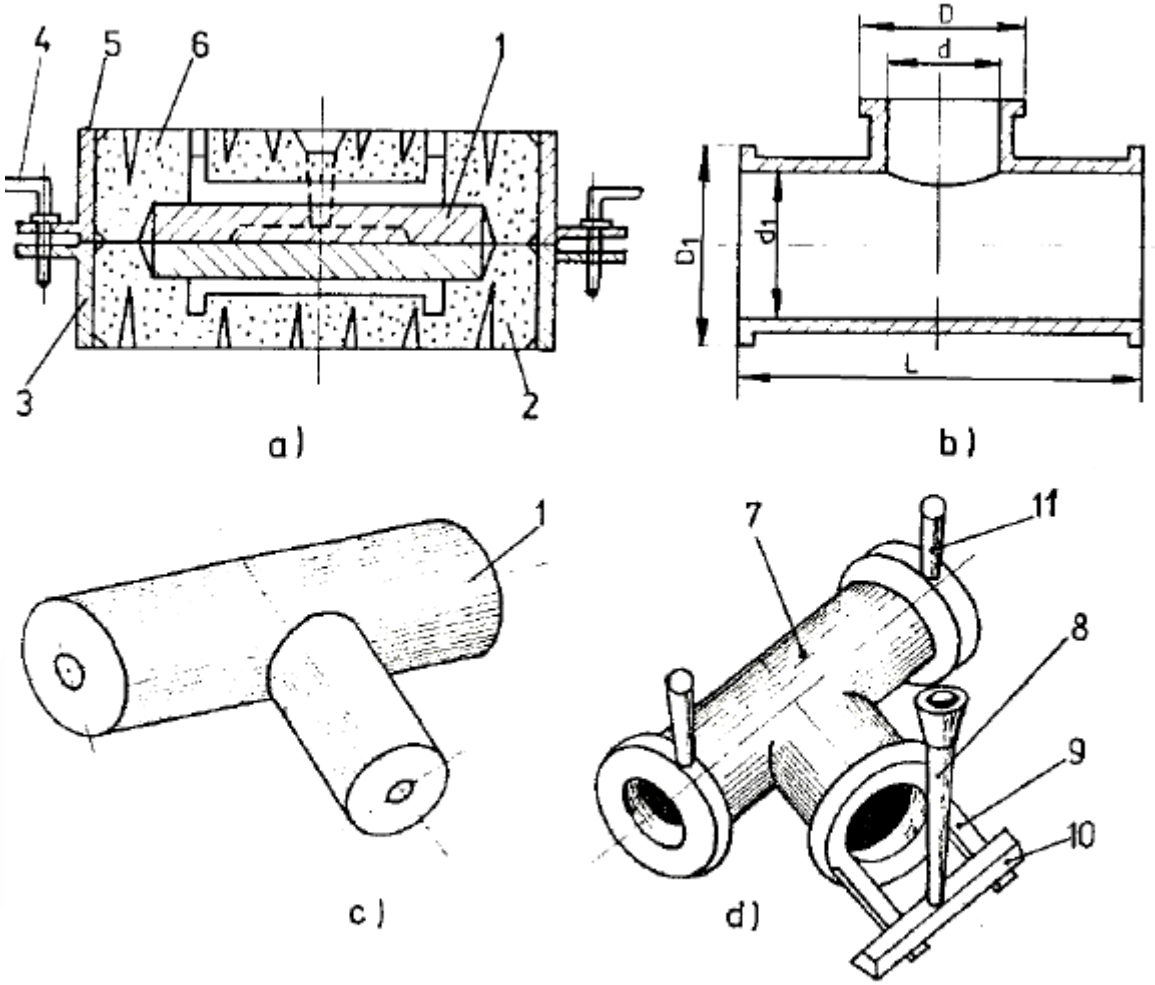


Figura 3.2. Forma de turnare şi elementele ei:
a – forma de turnare; b – schiţa piesei de fabricat;
c – miezul; d – piesa turnată cu elementele reţelei de turnare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Caracterizarea fabricării pieselor turnate

Aliajele pentru turnătorie, constituie o largă gamă de materiale metalice, atât feroase cât şi neferoase.

Dintre *aliajele feroase* deosebim: fonte cenuşii, de înaltă rezistenţă şi maleabile; oţeluri carbon şi aliate.

Dintre *aliajele metalelor neferoase* se desprind mai ales: aliaje de cupru (alame şi bronzuri); aliaje de zinc; aliaje de aluminiu; aliaje de magneziu; aliaje ale metalelor greu fuzibile; aliaje de titan; aliaje de molibden; aliaje de wolfram etc.

Aliajele pentru turnătorie trebuie să posede proprietăţi superioare de **turnabilitate**, respectiv: o *fluiditate* cât mai bună; o *contracţie* cât mai mică; *tendinţă de segregaţie şi fisurare neglijabile* etc.

De asemenea, aliajele turnate, prin structura care se obţine, trebuie să asigure pieselor turnate caracteristicile mecanice şi de exploatare necesare.

Alegerea unui aliaj pentru diversele piese turnate, reprezintă o problemă deosebit de complexă, întrucât a ţine cont de toate condiţiile cerute, în coordonatele reale ale procesului de producţie este aproape imposibil, iar atunci de mare importanţă este cunoaşterea turnabilităţii aliajului şi corelarea performanţelor piesei turnate cu cerinţele de exploatare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Este cea mai universală metodă, caracterizată de faptul că se aplică tuturor tipurilor de metale şi aliaje şi pentru orice tip de piesă.

Forma de turnare este temporară, adică serveşte numai pentru o singură turnare, respectiv pentru fabricarea unei singure piese.

Metoda de turnare cuprinde o serie de operaţiuni în succesiune logică, trecând de la formă şi asamblarea ei, elaborarea şi turnarea metalului, până la obţinerea piesei solide cu distrugerea formei şi efectuarea controlului tehnic şi recepţiei pieselor turnate. O schemă logică a procesului complet de fabricare a unei piese turnate în forme temporare din amestec se dă în *Figura 3.9*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

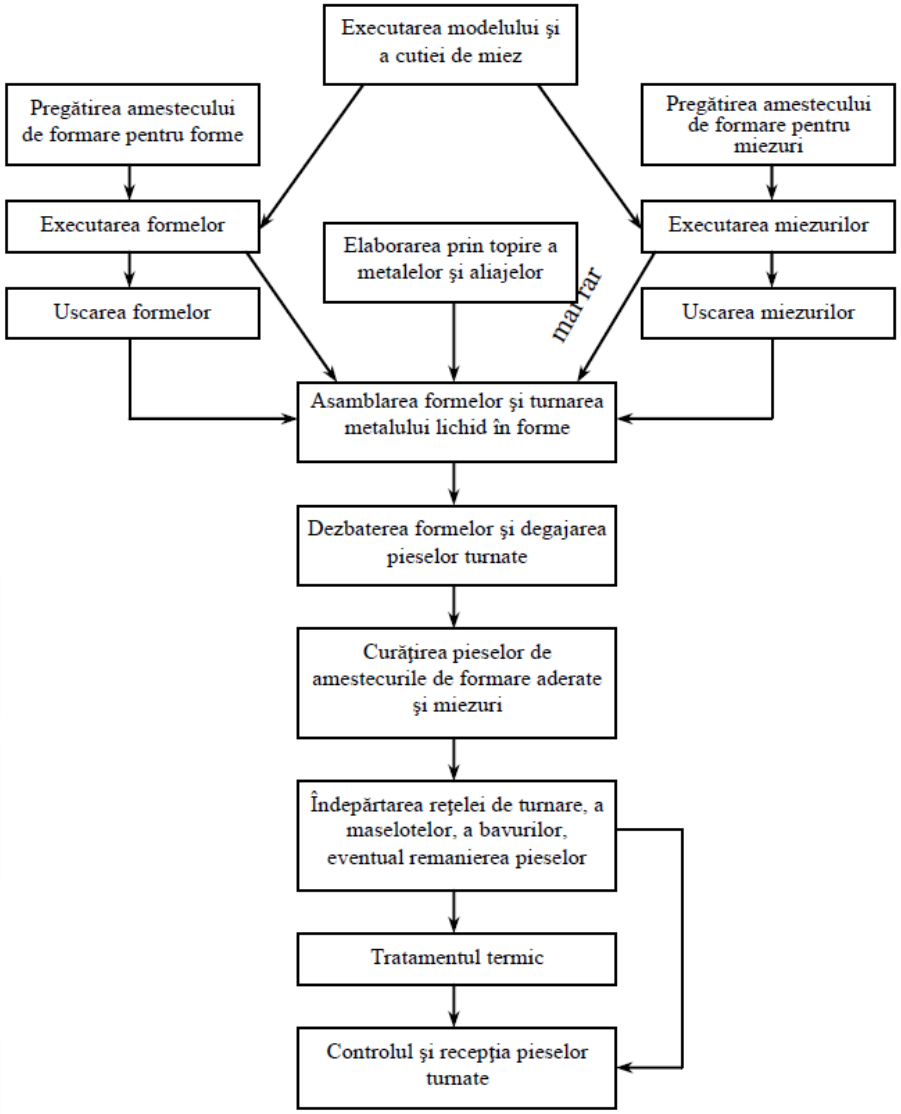


Figura 3.9. Schema procesului tehnologic de turnare în forme temporare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

Inventarul de modele, *reprezintă un ansamblu de elemente şi dispozitive necesare executării formelor şi miezurilor în care de regulă intră: modelul piesei; placa de model; cutii de miez; modele ale elementelor reţelei de turnare etc.*

Modelul piesei, în vederea turnării, este dispozitivul cu ajutorul căruia se practică în formă, cavitatea activă, care are forma geometrică şi dimensiunile apropiate de configuraţia piesei de obţinut. Modelul poate fi, după complexitatea piesei, fără plan de separaţie, cu plan de separaţie şi cu elemente detaşabile.

Aşa după cum se vede în *Figura 3.10*, plecând de la studiul desenului de execuţie al piesei, *Figura3.10(a)*, conceput de inginerul constructor-proiectant, inginerul tehnolog determină desenul semifabricatului turnat, *Figura 3.10(b)*.

Faţă de desenul de execuţie, în desenul semifabricatului turnat pot să apară modificări de formă şi dimensiuni. Aceste modificări sunt reclamate de precizia finală a piesei (care mai suferă şi alte prelucrări) şi de acele forme raţionale ale piesei turnate, forme care dacă nu le-a cunoscut constructorul, trebuie să le creeze tehnologul.

Astfel, pentru realizarea unui model de turnătorie, corespunzător trebuie să se respecte o serie de principii de dimensionare şi constructive.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

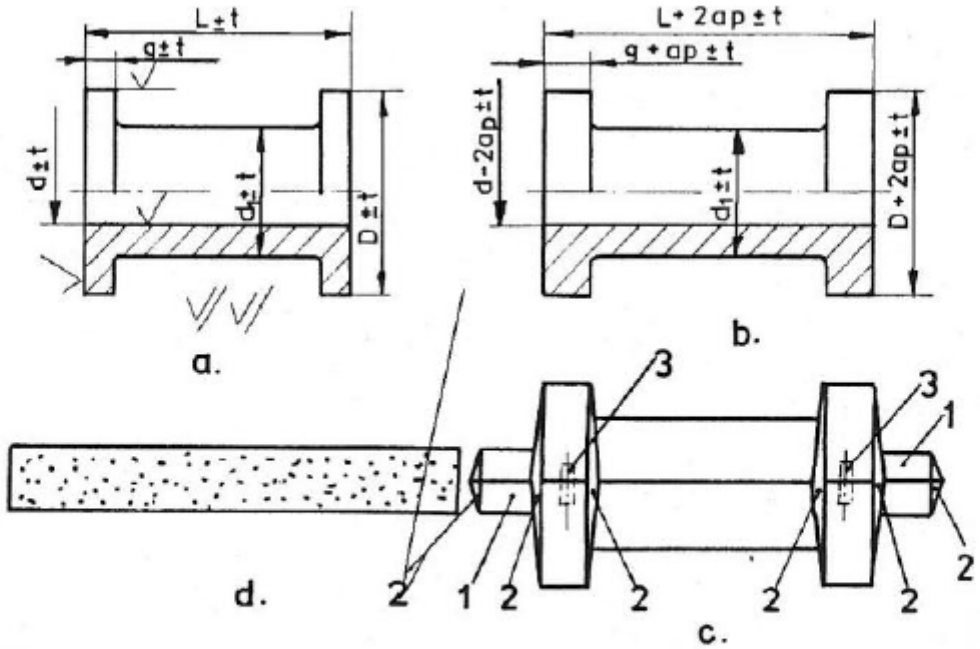


Figura 3.10. Elemente de proiectare a modelului:
a – desenul de execuţie (schiţă) al piesei; b – desenul de execuţie a piesei turnate; c – desenul de execuţie al modelului; d – desenul de execuţie al miezului; 1 – mărci de miez; 2 – înclinaţii pentru demulare; 3 – cepuri; a_p – adaos de prelucrare mecanică; t' – toleranţa la dimensiuni.

Dimensionarea modelelor. Principiile de dimensionare ale modelelor sunt aceleaşi pentru toate tipurile de metode de turnare, cu mici excepţii, şi sunt determinate de natura metalului turnat, materialul de formare, temperatura de formare, calitatea piesei turnate.

O primă influenţă asupra dimensiunilor modelului, o manifestă *contracţia metalului turnat în formă*. Dimensiunile piesei din desenul de execuţie, *Figura 3.10(a)*, vor fi afectate în primul rând de adaosul de contracţie, prin coeficientul de contracţie α. În aceste condiţii, orice dimensiune se calculează cu relaţia:

$$L_m = L_p\left[1 + \alpha\left(t_s - t_a\right)\right] \tag{3.5}$$

în care: L_m, L_p sunt dimensiunile liniare ale modelului, respectiv ale piesei;

α este coeficientul mediu de contracţie al metalului turnat;

t_s – temperatura de solidificare a aliajului;

t_a – temperatura ambiantă (20 °C).

Relaţia (3.5) se aplică în metoda clasică de formare la temperatura ambiantă.

Dacă formarea se face la cald (forme coajă – la procedee speciale) şi modificarea formei este neglijabilă, atunci dimensionarea modelului se va face cu relaţia:

$$L_m = \frac{L_p\left[1 + \alpha\left(t_s - t_a\right)\right]}{1 + \alpha'\left(t_f - t_a\right)} \tag{3.6}$$

în care: α' este coeficientul mediu de dilatare liniară a materialului din care este executat modelul;

t_f – temperatura modelului în momentul formării.

Dacă şi forma suferă modificări, se contractă, atunci la proiectarea modelului trebuie să se ţină cont şi de acest fenomen.

În *Tabelul 3.1* se dau câteva valori ale coeficientului α de contracţie al metalului turnat, iar în *Tabelul 3.2*, câteva valori medii α' ale coeficientului de dilatare a unor metale din care s-ar putea executa modelul.

Adaosurile de prelucrare trebuie prevăzute pe acele suprafeţe ale modelului care vor genera părţi ale piesei a căror precizie de formă, de poziţie şi dimensională, nu pot fi realizate din procesul de turnare. Mărimea adaosului de prelucrare $-a_p$ din *Figura 3.10(b)*, în funcţie şi de natura aliajului turnat şi tehnologia de formare utilizată, este standardizată în SR ISO 8062:1995.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

Tabelul 3.1.

Denumirea aliajului	Contracţia liniară, [%]
Fontă cenuşie	0,7÷1,0
Fontă maleabilă	1,0÷1,5
Oţel carbon şi aliate	1,5÷2,2
Bronzuri cu staniu	1,0÷1,3
Bronzuri cu aluminiu	2,0÷2,4
Aliaje de aluminiu	0,8÷1,5
Aliaje de zinc	1,5
Aliaje de magneziu	1,25

Tabelul 3.2.

Metalul	Coeficientul de dilatare $\alpha' \cdot 10^{-6}$ (0-100°C)	Variaţia volumului de topire, [%]
Fier pur	12,5	+0,4
Aluminiu	27,4	+6,4
Antimoniu	10,0	+1,4
Bismut	13,0	-3,4
Cadmiu	31,0	+4,7
Cupru	16,5	+4,0
Plumb	29,0	+3,4
Magneziu	29,0	+3,8

Cum aceste adaosuri înseamnă pierdere de metal şi consum de manoperă prin aşchiere, la alegerea lor se va tinde spre valorile minime.

Tot la dimensiuni, se prevăd apoi pe desenul de execuţie al modelului şi *toleranţele la dimensiuni – t* din *Figura 3.10(b)*. Valorile toleranţelor pieselor turnate sunt prevăzute în SR ISO 8062:1995.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

Principii constructive ale modelului. Modelul trebuie astfel conceput, încât să permită realizarea formei, extragerea sa (demularea) uşoară din formă, fără deteriorarea formei şi asamblarea corectă a elementelor de formă, inclusiv a miezului, astfel:

- având în vedere că îndesarea amestecului pe model şi extragerea modelului din formă se execută pe aceeaşi direcţie (de regulă verticală), pe această direcţie nu trebuie să existe zone moarte, *Figura 3.11*;

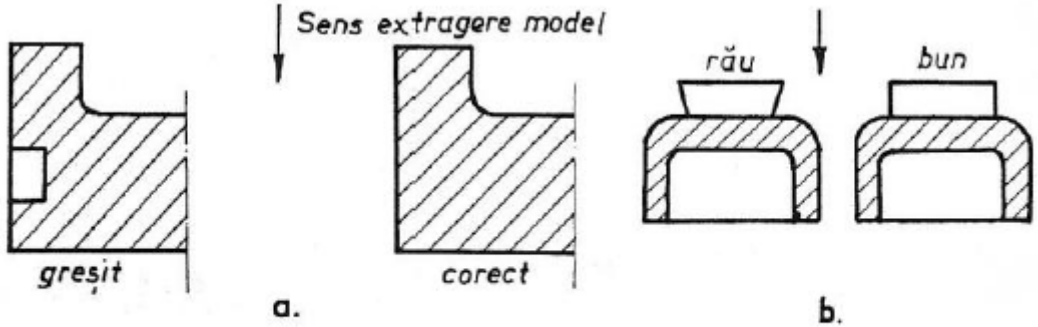


Figura 3.11. Exemple de formă geometrică piesă turnată în vederea extragerii uşoare a modelului.

- pentru a nu se lipi amestecurile de formare de suprafaţa modelului (şi pentru a evita ruperea formei), modelele se prelucrează îngrijit pe suprafeţele lor active;

- toate suprafeţele paralele cu direcţia de scoatere a modelului se fac uşor înclinate, evitându-se totodată şi frecarea inutilă şi periculoasă dintre model şi formă, *Figura 3.12*. Valoarea înclinării α depinde de înălţimea peretelui, metoda de formare, nedepăşind 3÷5°, cu atât mai mică cu cât peretele este mai înalt şi extragerea asigurată mecanic;

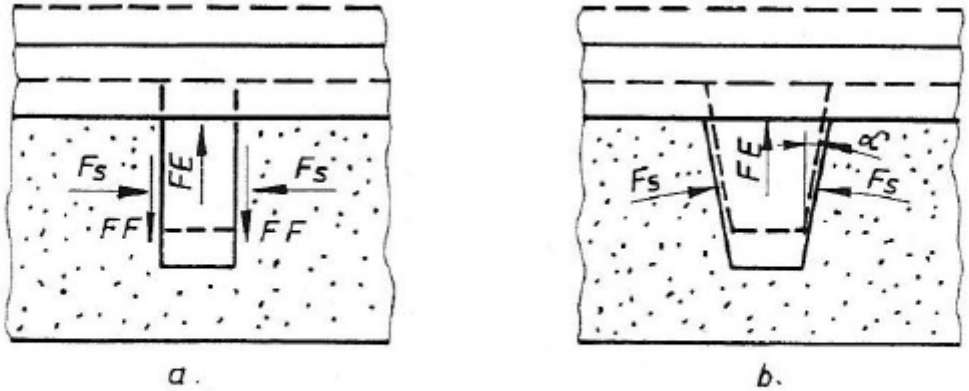


Figura 3.12. Efectele înclinării pereţilor modelului:
a – model fără înclinări; b – acelaşi model cu înclinări; F.E – forţa de extragere model; F.S – forţa de apăsare a amestecului pe model; F.F – forţa de frecare între model şi formă.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

• toate unghiurile diedre sau poliedre vor fi racordate cu raze de racordare, *Figura 3.13*, cu atât mai mari cu cât unghiul este mai mic. Razele de racordare sunt impuse de fenomenele solidificării pentru a se evita la maximum tensiunile periculoase şi fisurările şi sunt proporţionale cu grosimea pereţilor;

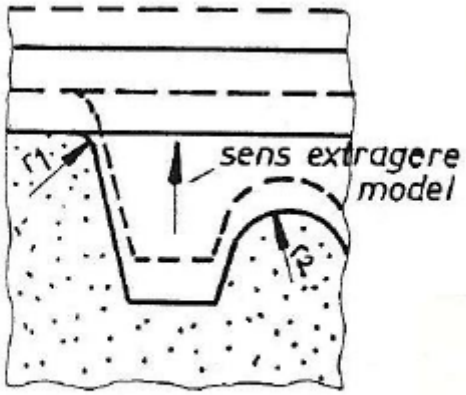


Figura 3.13. Aplicarea de raze de racordare la muchii şi colţuri.

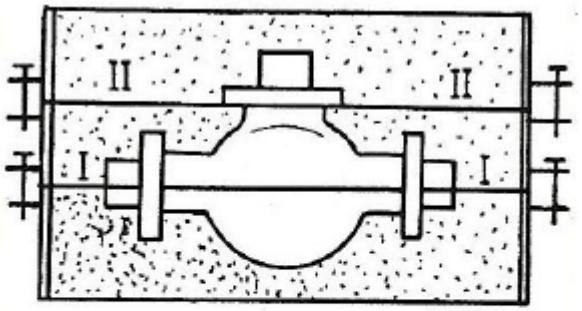


Figura 3.14. Influenţa complexităţii formei asupra numărului suprafeţelor de separaţie:
I-I – plan de separaţie principal;
II-II – plan de separaţie suplimentar.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

- o problemă deosebită o constituie alegerea planului de separaţie al modelului, care este şi al formei. Pe cât posibil, planul de separaţie să fie unic şi de simetrie, un număr mai mare de plane de separaţie, îngreunează manopera formării şi face dificilă obţinerea preciziei piesei turnate. Numărul suprafeţelor de separaţie, sigur, ţine cont de complexitatea geometrică a piesei, suprafaţa principală de separaţie trebuind să tracă prin cea mai mare secţiune a piesei, respectiv a modelului, pentru a rezolva total problema extragerii modelului din formă, *Figura 3.14*;

- pentru asigurarea preciziei de contur geometric a piesei şi nedeplasare la semiformă, modelul se asamblează pe planele de separaţie asigurându-se o centrare corespunzătoare, care se face cu cepuri şi contracepuri, *Figura 3.10(c)*;

- modelele pentru piese cu goluri se completează şi cu mărci, *Figura 3.10(c)*, care au rolul de a crea în formă suprafeţe de sprijin şi centrare a miezurilor. Diversele forme de mărci se prezintă în *Figura 3.15*.

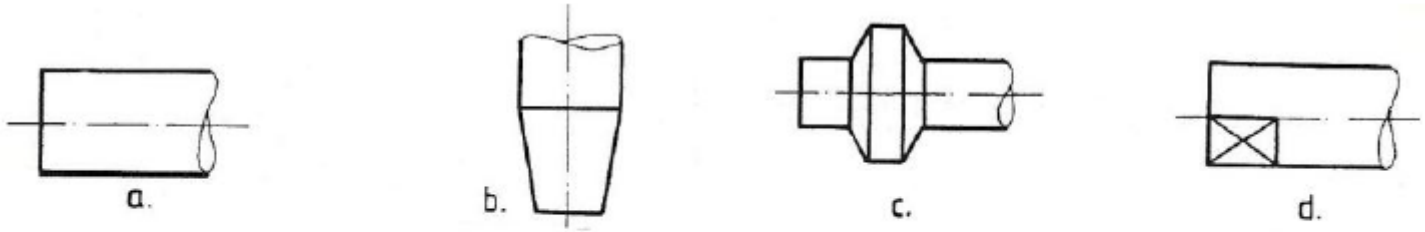


Figura 3.15. Tipuri de mărci:
a – cilindrică (miez orizontal); b – conică (miez vertical); c – cu guler (elimină deplasarea axială); d – cu teşitură (elimină rotirea).

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

Faţă de principiile universale de mai sus, în cadrul procedeelor speciale de turnare, mai intervin şi alte condiţii specifice.

La proiectarea **cutiilor de miez**, în general se ţine cont de aceleaşi principii ca şi la modele.

În practica formării se întâlneşte ca dispozitiv pentru formare, în loc de model simplu, aşa numita **placă de model**, mai ales pentru metodele formării mecanizate, cu ajutorul maşinilor speciale. O placă de model are în suprafaţa activă atât modelul piesei cât şi unele elemente ale reţelei de turnare, *Figura 3.16*.

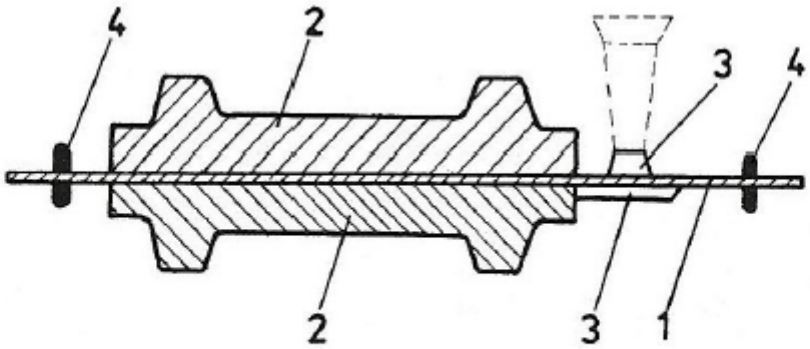


Figura 3.16. Placă de model:
1 – plăci; 2 – semimodele; 3 – elementele reţelei de turnare; 4 – cepuri de centrare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

Modelele şi cutiile de miez pentru fabricaţia unicat şi de serie se execută din lemn, iar pentru producţia de masă din fontă, aliaje de aluminiu şi mase plastice.

Modelele din lemn se fac din esenţe de *molid, tei, arţar, fag, stejar, cireş şi nuc*. Teiul şi arţarul sunt cele mai bune întrucât se prelucrează uşor şi dau o suprafaţă netedă, fiind în acelaşi timp şi mai puţin sensibile la umiditate.

Pentru precizarea destinaţiei, modelele sunt anume **vopsite**, respectiv: *roşu* pentru turnarea fontei; *albastru* pentru turnarea oţelului; *galben* pentru neferoase; *negru* desemnează mărcile, *haşurul negru* marchează suprafeţele prelucrate mecanic.

Modelele şi cutiile de miez metalice se fac din semifabricate turnate, jucând la rândul lor rolul de model, după care se supun prelucrărilor mecanice de aşchiere pe strunguri, maşini de rabotat, de frezat, de găurit etc. După prelucrare modelele se montează pe plăcile de model.

Aceste modele şi cutii de miez metalice, folosite în producţia de serie mare şi masă au durabilitate bună, o precizie ridicată, o calitate superioară a suprafeţelor şi nu se deformează în perioada depozitării, ceea ce se răsfrânge şi asupra calităţii pieselor turnate obţinute.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Amestecuri pentru forme şi miezuri

Prin **materiale de formare**, se înţelege *un conglomerat de materiale naturale şi artificiale, care alcătuieşte după caz amestecul pentru executarea formelor şi respectiv amestecul pentru executarea miezurilor*.

Ca **materie primă de bază** se foloseşte de regulă *nisipul cuarţos*, iar ca liant diverse sorturi de *argilă* şi alte substanţe.

Lianţii folosiţi, de fapt toate componentele amestecului, trebuie să posede o bună stabilitate chimică, pentru a rezulta piese fără arsuri şi aderenţe. În acest scop se utilizează şi substanţe speciale ca adaos, cum sunt praful de piatră, grafitul etc.

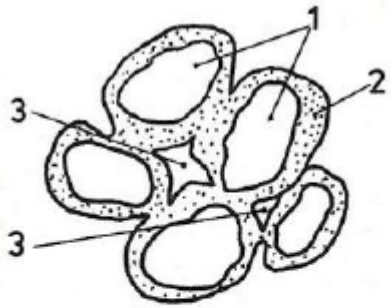


Figura 3.17 Schema macro a unui nisip de turnătorie:
1 – granule de nisip cuarţos;
2 – peliculă de argilă umedă;
3 – spaţii goale (pori).

Amestecul de formare, multicomponent, trebuie preparat după o reţetă care să corespundă metalului turnat şi procedeului de turnare ales. O structură macro, a unui amestec se vede în *Figura 3.17*.

După modul de utilizare, amestecurile de formare se împart în următoarele trei categorii: amestecuri de model sau de perete; amestecuri de umplutură; amestecuri unice.

Amestecul de model, este folosit pentru a executa stratul din suprafaţa activă a formei şi este alcătuit din materiale de calitate (nisip şi liant) şi posedă ridicate proprietăţi fizico-mecanice şi de plasticitate.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Amestecuri pentru forme şi miezuri

Amestecul de umplutură, este amestecul care se introduce în formă peste cel de model şi asigură umplerea şi consolidarea formei în vederea turnării. Acest amestec cuprinde şi un procent ridicat din amestecul recirculat după o anumită preparare, respectiv, concasare, separare magnetică şi cernere.

Amestecul unic, este amestecul care prin calităţile sale suplineşte condiţiile cerute atât de amestecul de model cât şi de cel de umplutură. Aceste amestecuri se folosesc în metodele formării mecanizate, cu ajutorul maşinilor de format şi sunt mai scumpe.

Metoda folosirii succesive a celor două amestecuri de formare, de perete şi respectiv de umplutură, se întâlneşte mai ales la turnarea unor piese mari şi de formă complexă.

Pe de altă parte, după natura metalului turnat, se deosebesc: amestecuri pentru turnarea fontei; amestecuri pentru turnarea oţelului; amestecuri pentru turnarea neferoaselor, pentru care se prescriu anumite proprietăţi, stipulate în literatura tehnică.

Amestecurile de formare, indiferent de tipul lor, trebuie să satisfacă următoarele caracteristici importante: refractaritate, rezistenţă mecanică, plasticitate, compresibilitate, permeabilitate la gaze şi altele.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Amestecuri pentru forme şi miezuri

Refractaritatea, este *capacitatea amestecului şi formei de a rezista la înmuiere sau topire sub acţiunea temperaturii metalului lichid*. Din acest punct de vedere, cu cât nisipul va fi mai grosolan, cu cât conţinutul de impurităţi va fi mai mic şi cu cât praful de piatră va fi în procent mai ridicat, cu atât şi refractaritatea amestecului va fi mai bună. Dacă refractaritatea amestecului de formare este necorespunzătoare pentru metalul ce se toarnă, atunci se formează pe suprafaţa piesei şi în mod deosebit în detalii înguste (intrânde), cruste, aderenţe, greu de îndepărtat şi care necesită mult travaliu suplimentar.

Rezistenţa mecanică, *trebuie să asigure nedeteriorarea formei la extragerea modelului, la manipulări în procesul de depozitare, uscare, asamblare, transport şi turnare*. Rezistenţa mecanică va creşte cu creşterea conţinutului de liant, a compactităţii şi micşorării granulaţiei nisipului.

Permeabilitatea la gaze, *trebuie să fie astfel încât să permită în procesul de turnare şi solidificare să se elimine gazele şi vaporii*. Va fi cu atât mai ridicată, cu cât granulaţia nisipului este mai mare şi în procent ridicat în reţeta amestecului şi respectiv cu cât liantul se găseşte în cantitate mai mică.

Plasticitatea, este *capacitatea amestecului de formare de a se deforma plastic fără distrugere, astfel încât în procesul de formare să preia toate detaliile modelului, adică să muleze foarte bine la suprafaţa modelului*. Plasticitatea va fi cu atât mai bună cu cât nisipul va fi mai fin şi cu cât conţinutul de liant şi apă vor fi mai ridicate.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Amestecuri pentru forme şi miezuri

Compresibilitatea, este *capacitatea amestecului de formare, pentru forme şi miezuri, de a se comprima sub acţiunea efectului de contracţie al metalului turnat, în curs de solidificare şi răcire*. În caz contrar, piesa rezultă deformată, tensionată şi chiar fisurată şi cu crăpături.

Toate aceste caracteristici se pun în evidenţă pe calea încercărilor standardizate, pe o aparatură special creată, care alcătuieşte aşa numita *trusă de turnătorie*, iar aducerea amestecului de formare la valorile prescrise pentru diversele proprietăţi, se face pe calea preparării în instalaţii speciale. O schemă a procesului de preparare a amestecului de formare este redată în *Figura 3.18*.

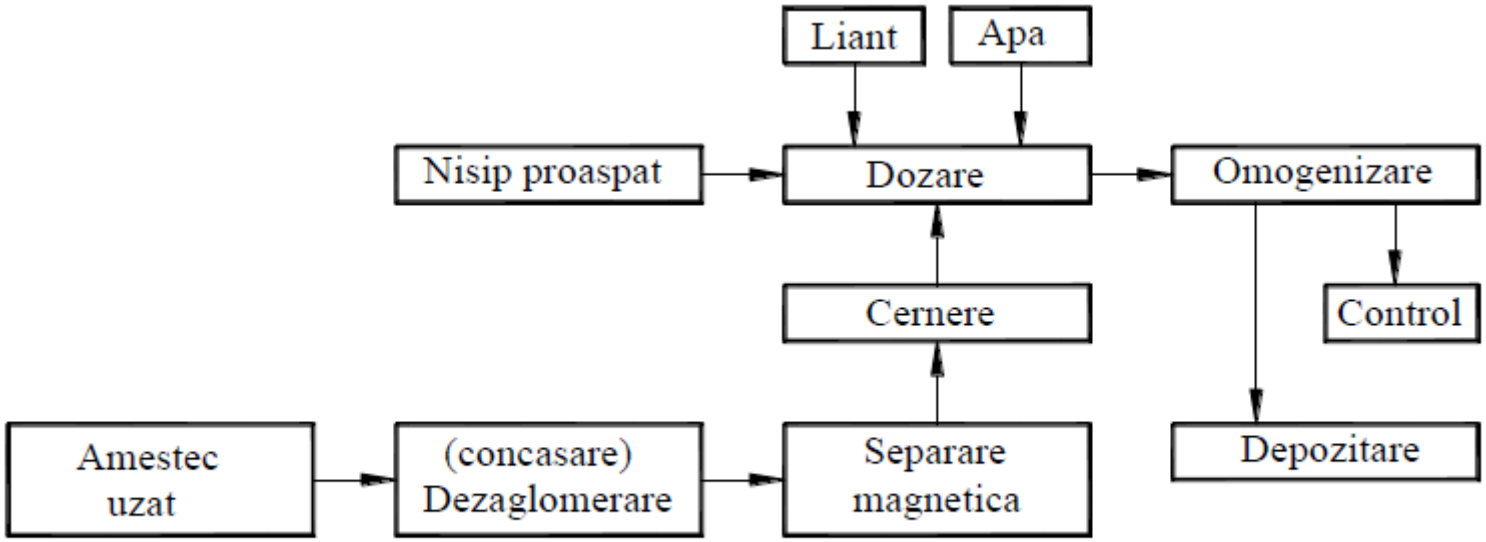


Figura 3.18. Schema de preparare a amestecului de formare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Amestecuri pentru forme şi miezuri

În funcţie de destinaţie, proprietăţile amestecului de formare se asigură prin compoziţia granulometrică, definită conform STAS 5609-87.

De mare importanţă este apoi reţeta amestecului, respectiv procentul de participare a componentelor: nisip natural, liant argilos, apă şi după caz alte componente şi adaosuri.

În general, conţinutul de argilă pentru aliajele turnate în forme crude nu depăşeşte 8÷10%, pentru formele uscate nedepăşind 15%.

Umiditatea amestecului de formare se încadrează, în general, în limitele 4,5÷5,5% indiferent de aliajul turnat.

Amestecurile de miez, sunt mai scumpe decât cele pentru forme, sunt îngrijit preparate şi datorită acţiunilor termice şi mecanice deosebite la care sunt supuse miezurile în procesul de turnare, trebuie proprietăţi ridicate de refractaritate, permeabilitate la gaze, compresibilitate, să nu degaje gaze în reacţie cu metalul lichid şi să se dezbată uşor din piesă după solidificarea şi răcirea acesteia.

Pe lângă amestecurile de formare şi de miez, normale, mai sus prezentate, în practica turnării se utilizează şi amestecuri speciale, respectiv cu întărire prin încălzire, cu răşini sintetice, cu sticlă solubilă şi întărire cu CO_2, amestecuri cu autoîntărire la rece etc., amestecuri care vor fi prezentate în cadrul procedeelor speciale de turnare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

În vederea executării formelor, trebuie precizat alături de model şi amestecul de formare şi tipul reţelei de turnare, respectiv de introducere a metalului topit în formă.

Pentru obţinerea de piese calitativ superioare, o reţea de turnare, trebuie să asigure următoarele condiţii:

- umplerea formei în timp determinat, corespunzător turnabilităţii optime a metalului sau aliajului lichid;
- umplerea să se facă uniform şi continuu;
- să asigure evacuarea aerului şi gazului din formă;
- să reţină zgura metalului turnat;
- să asigure controlul umplerii formei cu metal lichid.

Toate aceste condiţii trebuie satisfăcute prin dimensionarea şi construcţia reţelei de turnare.

Pentru a defini mai bine reţeaua de turnare, să ne referim la elementele **reţelei normale de turnare**, la care în mod constant se întâlnesc elementele: pâlnia de turnare; piciorul pâlniei de turnare; canalul de distribuţie şi colectare a zgurii şi canalele de alimentare, a căror semnificaţie se dă în *Figura 3.19*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

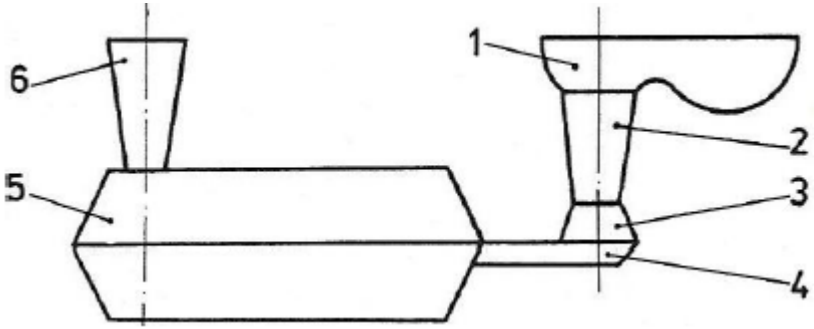


Figura 3.19. Reţeaua normală de turnare:
1 – pâlnie de turnare;
2 – piciorul pâlniei;
3 – canal de turnare;
4 – canal de alimentare;
5 – piesa;
6 – canal de evacuare aer, gaze (răsuflătoare).

Pâlnia de turnare, prin formă şi dimensiuni, trebuie să evite stropirile şi turbionările şi poate fi de diverse tipuri, aşa cum se vede pe *Figura 3.20*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

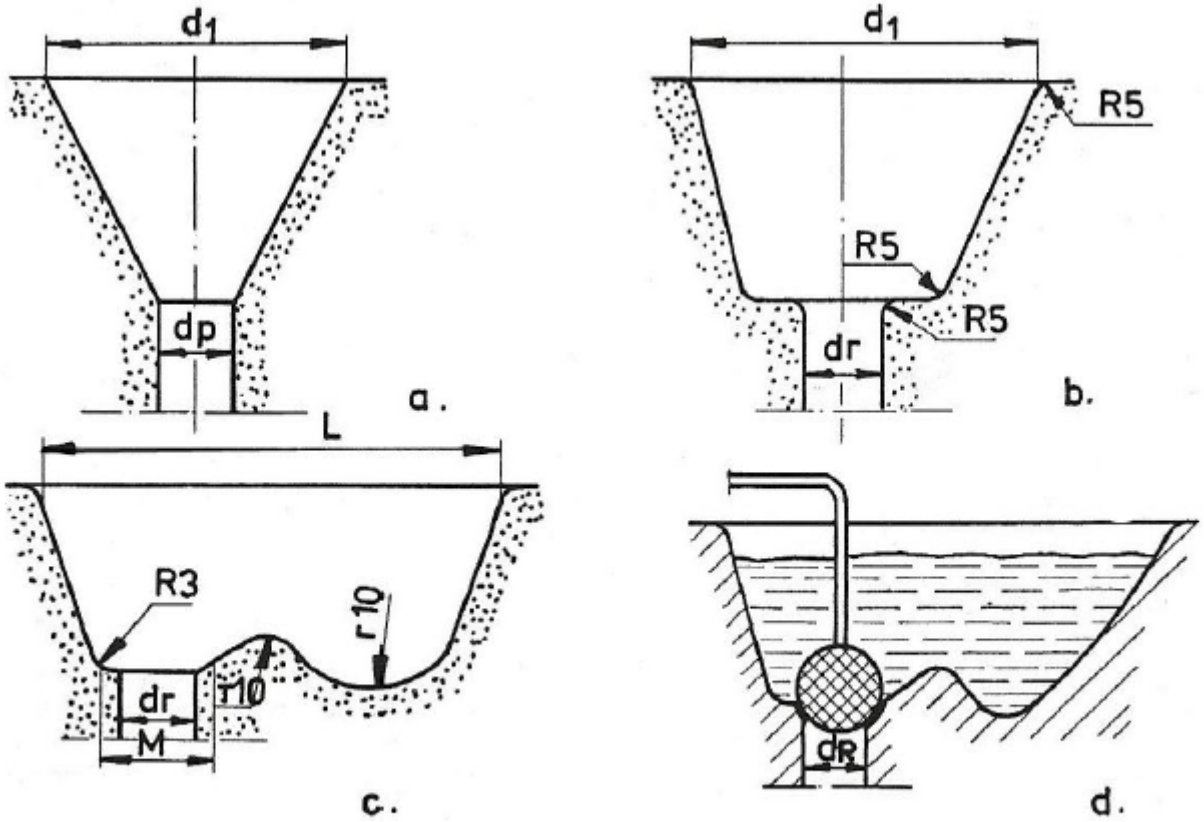


Figura 3.20 Tipuri de pâlnii de turnare:
a – conic; b – conic cu prag; c – oval; d – oval cu dop.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

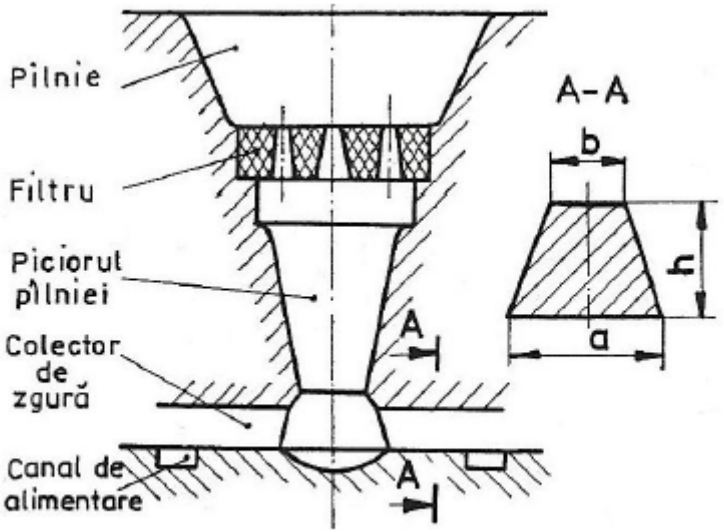


Figura 3.21. Schema piciorului de alimentare cu filtru.

Forma din *Figura 3.20(c, d)*, cu prag asigură reţinerea zgurii provenită din metalul deversat din oala de turnare.

Piciorul de alimentare (piciorul pâlniei) se face invers conic pentru a evita ruperea coloanei de lichid, iar pentru înlăturarea mai eficace a zgurii se prevăd la partea superioară şi cu filtre, aşa cum se vede pe *Figura 3.21*. Dimensiunile filtrelor sunt cuprinse în STAS 4634-88.

Canalul de distribuţie şi colectare a zgurii prin lungime şi poziţie orizontală asigură alimentarea în toate punctele de atac ale piesei şi are, în general, o secţiune trapezoidală (de exemplu, în *Figura 3.21*, secţiunea A-A).

Canalele de alimentare sunt canalele care introduc direct metalul în formă şi fac legătura între canalul de distribuţie şi colectare a zgurii şi cavitatea formei.

Canalele de alimentare, *Figura 3.21*, atacă piesa de regulă în zonele cele mai subţiri, iar unghiul de atac să nu degradeze pereţii formei. Din acest punct de vedere de mare importanţă este şi înălţimea punctului de atac în raport cu forma, deosebindu-se trei **moduri fundamentale de turnare** şi anume:

- turnarea directă sau de sus;
- turnarea din lateral;
- turnarea indirectă sau prin sifon, aşa cum se vede pe *Figura 3.22*.

Canalele de evacuare, completează reţeaua de turnare şi respectă cu elementele reţelei şi cavitatea formei principiul vaselor comunicante, *Figura 3.22*.

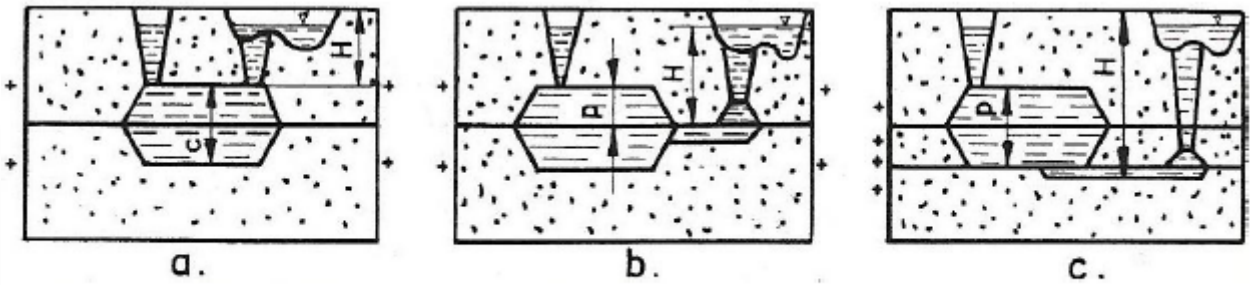


Figura 3.22. Înălţimea de atac *H* în funcţie de metoda de turnare:
a – turnare directă; b – turnare laterală; c – turnare indirectă.

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

La baza **dimensionării reţelei de turnare** stă principalul criteriu acoperitor, respectiv timpul de umplere a formei, care trebuie să fie mai mare decât timpul de evacuare al aerului şi gazelor din formă şi mai mic decât cel al turnabilităţii optime, al fluidităţii suficiente.

Calculul de dimensionare al reţelei de turnare, presupune în primul rând determinarea secţiunii totale a canalelor de alimentare, considerată ca cea mai mică din reţea. Secţiunea celorlalte elemente ale reţelei de turnare, respectiv canalul de distribuţie şi al piciorului de alimentare se determină pe bază de date experimentale în funcţie de secţiunea alimentatorilor.

Exemplificând un mod de calcul, pentru cazul cel mai general industrial, respectiv al turnării de piese mici şi mijlocii şi concretizând pentru grosimea minimă de perete de $g_{min}=2,5$ mm şi masa maximă a piesei $M_{max}=200$ Kg, secţiunea totală a alimentatorilor se poate determina cu relaţia:

$$S_a = \frac{M}{\mu \cdot t \cdot 0,31\sqrt{H_p}} \ [\text{cm}^2], \qquad (3.7)$$

în care: M este masa piesei turnate,în Kg;
t – durata turnării, în s;

$$t = S \cdot \sqrt{M} \quad [s], \qquad (3.8)$$

S – un coeficient funcţie de grosimea minimă a pereţilor, de exemplu:

- pentru $g_{min}=3\div5$ mm corespunde $S = 1,63$;
- pentru $g_{min}=5\div8$ mm corespunde $S = 1,85$;
- pentru $g_{min}=8\div15$ mm corespunde $S = 2,20$;

μ – coeficient de debit, a cărui valoare este funcţie de natura metalului turnat şi se încadrează între limitele:

μ=0,27÷0,55 – pentru fontă;
μ=0,30÷0,41 – pentru oţel;
μ=0,60÷0,70 – pentru neferoase;

H_p – presiunea metalostatică, funcţie de înălţimea de atac a canalelor de alimentare şi care se determină cu relaţia:

$$H_p = \frac{2H \cdot C - P^2}{2C} \quad [cm], \qquad (3.9)$$

H – înălţimea coloanei de metal măsurată de la nivelul canalelor de alimentare, *Figura 3.22*;

C – înălţimea maximă a piesei în formă;

P – înălţimea piesei măsurată de la nivelul canalelor de alimentare.

Înlocuind în relaţia (3.9) datele conform *Figurii 3.22*, cu următoarele particularizări pentru H_p, rezultă:

- la turnarea directă: $P = 0$ şi $H_p = H$
- la turnarea laterală: $P = C/2$ şi $H_p = H - C/8$
- la turnarea prin sifon: $P = C$ şi $H_p = H - C/2$

Înlocuind acum totul în relaţia (3.7), pentru un caz dat va rezulta secţiunea totală a alimentatorilor.

Pentru celelalte canale ale reţelei S_{cz} (colectorul de zgură şi de distribuţie) şi S_p (secţiunea medie a piciorului pâlniei), în baza principiului umplerii formei cu reţeaua plină, respectiv al continuităţii debitului, având în vedere acceleraţia gravitaţională trebuie în general să se ajungă la un şir convergent în sensul scăderii gravitaţionale, respectiv:

$$S_a < S_{cz} < S_p . \qquad (3.10)$$

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

În practică se utilizează rapoartele supraetajate, considerând $S_a = 1$, rapoarte specifice pentru metalul turnat şi care se înscriu cu valorile:

- pentru fontă: $S_p : S_{cz} : S_a = 1{,}15 : 1{,}1 : 1$;
- pentru oţel: $S_p : S_{cz} : S_a = 1{,}6 : 1{,}3 : 1$;
- pentru aliaje de Cu şi Zn: $S_p : S_{cz} : S_a = 2{,}0 : 1{,}5 : 1$;
- pentru aliaje de Al şi Mg: $S_p : S_{cz} : S_a = 1{,}25 : 1{,}5 : 1$.

Pentru cazul pieselor mari, cu masa de peste 200 Kg, secţiunea alimentatorilor se determină cu relaţia mai simplă:

$$S_a = \frac{M}{k \cdot t} \quad [\text{cm}^2], \tag{3.11}$$

în care: t este durata turnării, în s;
k – viteza de turnare în funcţie de natura metalului şi a cărei valori se dau în literatura de specialitate.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Executarea unei forme cu pereţi groşi din amestec cu nisip, presupune efectuarea următoarelor operaţii:

- îndesarea amestecului de formare în rame pentru obţinerea configuraţiei geometrice a piesei prin mulare perfectă pe model, ca şi pentru asigurarea unei rezistenţe suficiente;
- executarea canalelor de ventilare pentru evacuarea mai uşoară a gazelor rezultate în procesul de turnare;
- extragerea modelului din formă (demularea);
- finisarea şi asamblarea formei în vederea turnării.

După gradul de mecanizare, se disting două direcţii: formare manuală, cu mai multe variante şi formare mecanizată, cu mai multe variante.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

Se aplică pentru obţinerea de piese unicat sau câteva bucăţi în condiţii date ale procesului de producţie (investiţii mici) şi respectiv pentru piese mari de până la 200 tone.

Se deosebesc mai multe variante ale formării manuale, dintre cele mai uzuale enumerându-se:

- formarea în solul turnătoriei;
- formarea în rame cu model secţionat (cu plan de separaţie);
- formarea cu şablonul;
- formarea cu miezuri;
- formarea cu nisip şi sticlă solubilă întărit cu CO_2.

Inventarul de scule pentru formarea manuală şi tipurile de rame cu particularităţi constructive, sunt probleme abordate în cadrul lucrărilor de laborator de la disciplina de *Tehnologia materialelor*, probleme prezentate în îndrumarul de lucrări practice.

Formarea în solul turnătoriei. Cunoaşte două subvariante: *în sol deschis cu model monolitic*, pentru piese simple, fără goluri sau cu goluri simple şi fără pretenţii de calitate (de exemplu, bare, grătare sau elemente de grătar pentru focare, contragreutăţi etc.) şi *formare închisă*, când se foloseşte şi o ramă suplimentară care rezolvă precizia piesei şi la partea ei superioară, *Figura 3.23*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

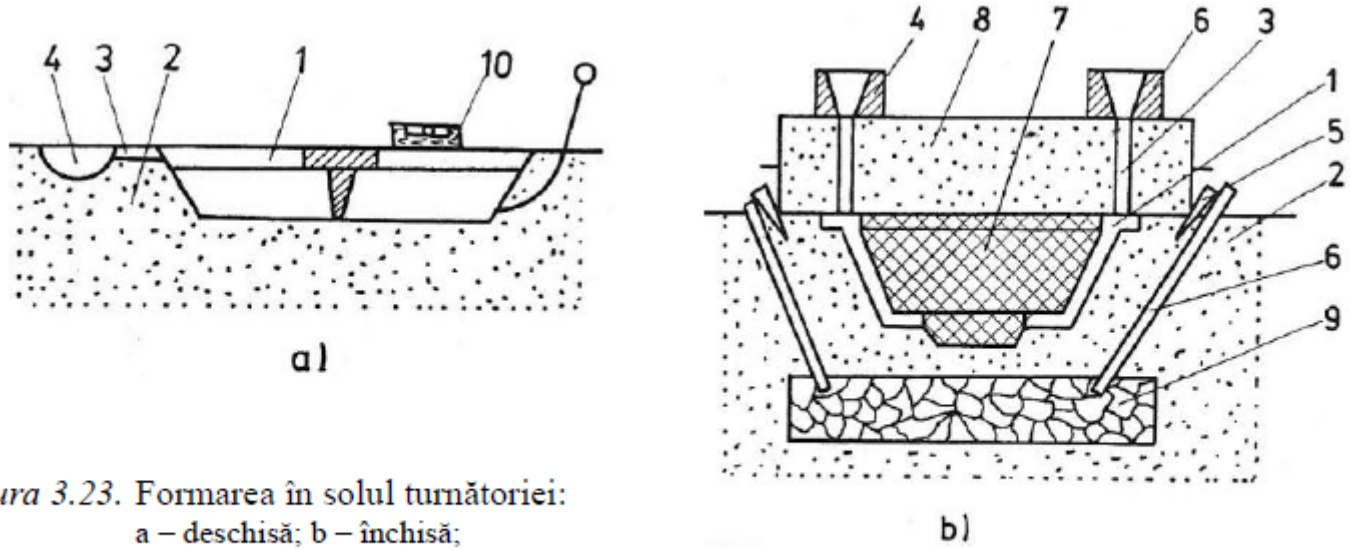


Figura 3.23. Formarea în solul turnătoriei:
a – deschisă; b – închisă;
1 – modelul; 2 – patul de formare în sol în prealabil pregătit; 3 – canal de alimentare; 4 – pâlnie de turnare; 5 – pene; 6 – ţevi pentru aerisire şi evacuare gaze; 7 – miez; 8 – ramă suplimentară; 9 – strat de cocs; 10 – nivelă cu bulă de aer.

Formarea în rame. Formarea în rame, cu model se execută în două sau mai multe rame de formare, de diferite dimensiuni şi construcţii, folosind modele de lemn sau metalice, şi este procedeul de formare practicat cel mai frecvent.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

Modelul folosit poate fi executat dintr-o singură bucată, caz în care se formează în rama superioară reţeaua de turnare şi eventual maselotele, *Figura 3.24*, sau din părţi distincte, separate prin unul sau mai multe plane de separaţie, care coincid cu planul de separaţie al formei, *Figura 3.2(a)*. Executarea modelului demontabil este impusă de necesitatea scoaterii acestuia din formă, după batere.

În ambele cazuri, principalele faze de formare sunt prezentate în *Figura 3.25*. Astfel, conform figurii, avem:

1 – aşezarea modelului *m* sau a semimodelului inferior (cu găuri de centrare) pe planşetă;

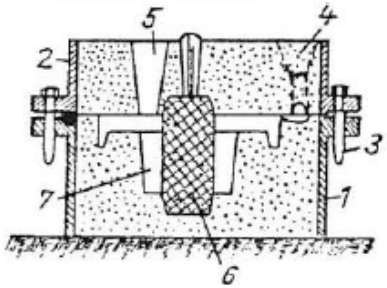


Figura 3.24. Formarea în rame cu model dintr-o singură bucată:
1 – ramă de formare inferioară; 2 – ramă de formare superioară; 3 – cep de ghidare; 4– pâlnie de turnare; 5 – maselotă deschisă; 6 – miez; 7 – cavitatea formei.

2 – aşezarea ramei inferioare (cu urechi de centrare) pe planşetă, cu urechile pentru ştifturi în jos, centrată cu modelul şi pudrarea feţei modelului cu o pudră de izolaţie care poate fi: *pudră de licopodiu* obţinută din sporii algei *Licopodium clavitum* sau *praf de cuarţ* (marşalita) obţinut prin măcinarea fină a nisipului cuarţos. Cu aceeaşi pudră se pudrează şi planul de separaţie al formei, respectiv planşeta pe care se materializează iniţial acesta. Pudra are rolul de a preveni aderenţa amestecului de formare la model şi aderenţa dintre cele două semiforme;

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

3 – cu ajutorul sitei se cerne peste model un amestec afânat numit *de model* sau *de perete*, în grosime de 20÷30 mm şi îndesarea amestecului de model peste şi în jurul modelului, în majoritatea cazurilor cu vârfurile degetelor, insistând mai ales asupra părţilor mai complicate ale modelului;

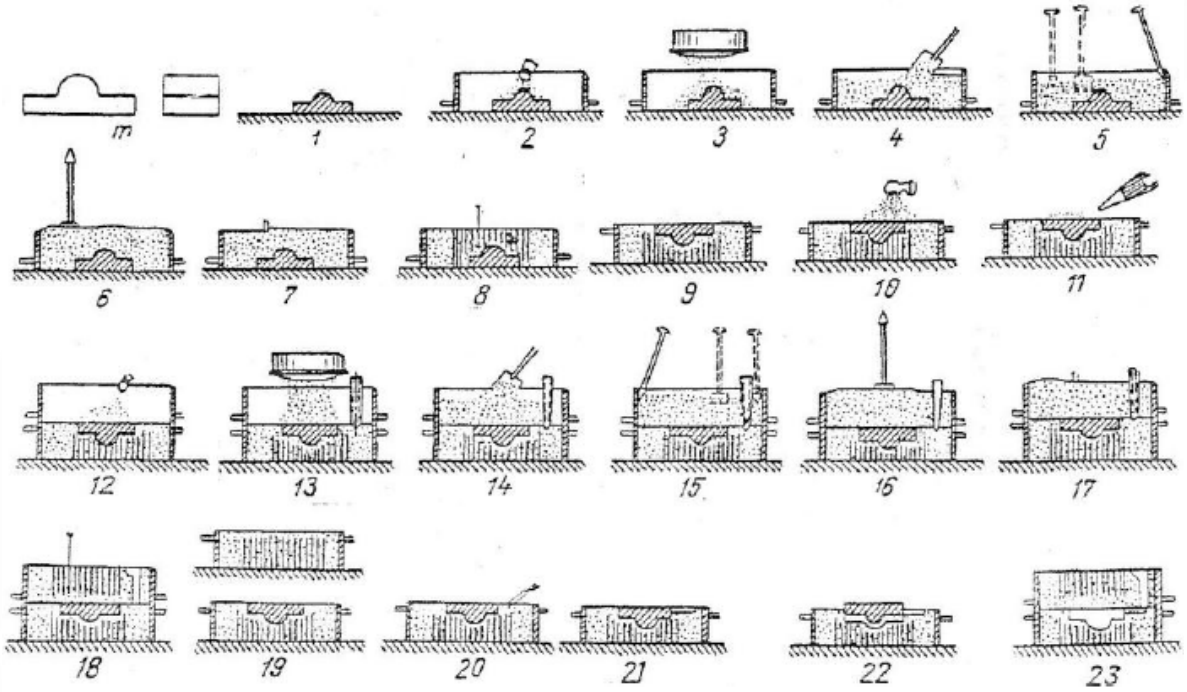


Figura 3.25. Succesiunea fazelor de lucru la formarea în două rame, cu model:
m – model; *1, 2,..., 22* – fazele formării; *23* – forma pregătită pentru turnare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

4 – se adaugă cu lopata amestec de umplutură în straturi de până la 120 mm grosime;

5 – fiecare strat se bate cu partea ascuţită a bătătorului, începând de la margini către centru (pentru formarea legăturii cu ramele) şi nu prea insistent deasupra modelului pentru a nu înrăutăţi permeabilitatea la gaze a formei;

6 – ultimul strat cu vârf de la partea superioară a ramei se bate cu partea lată a bătătorului;

7 – se rade surplusul de amestec de formare cu ajutorul unei rigle de lemn sau metal (linial) care se ghidează pe marginea superioară a ramei. Se obţine astfel o suprafaţă plană în vederea aşezării pe planşetă sau pe patul de turnare;

8 – practicarea orificiilor de aerisire cu ajutorul acului de oţel. Aceste orificii, care servesc pentru evacuarea gazelor degajate în timpul turnării şi solidificării, se execută deasupra modelului, până la 20÷30 mm de suprafaţa acestuia, pentru a nu-l deteriora;

9 – folosindu-se mânerele ramei, se întoarce semiforma inferioară cu 180° în plan vertical şi se aşează pe planşetă cu suprafaţa de separaţie în sus, după care se pot efectua şi unele reparaţii, cu ajutorul sculelor de formare, dacă este cazul;

10 – pudrarea modelului şi a suprafeţei de separaţie. În cazul utilizării modelelor secţionate, înainte de pudrare, se centrează semimodelul superior (cu ştifturi de centrare) peste cel superior;

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

11 – suflarea uşoară a pudrei pe suprafaţa de separaţie pentru uniformizare şi obţinerea unui strat subţire;

12 – montarea ramei superioare, prin ghidare pe cepuri (ştifturi) în găurile din urechile ramei inferioare, aşezându-se totodată şi modelele reţelei de turnare ale răsuflătorilor sau maselotelor. Se recomandă canale de alimentare scurte, care se sapă direct în procesul formării, iar răsuflătorile să se amplaseze în partea cea mai înaltă a piesei;

13, 14, 15, 16 şi *17* – repetarea fazelor *3, 4, 5, 6* respectiv *7*, pentru realizarea semiformei superioare;

18 – tăierea cu lanţeta şi formarea pâlniei de turnare, extragerea modelelor reţelei de turnare şi ale răsuflătorilor şi practicarea orificiilor de aerisire;

19 – ridicarea cu atenţie şi întoarcerea cu 180° în plan vertical a semiformei superioare şi aşezarea acesteia pe planşetă. Nu se admit neteziri sau planări în suprafaţa de separaţie pentru că se deteriorează astfel etanşarea cavităţii formei, riscând curgerea metalului la turnare prin planul de separaţie;

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

20 – în planul de separaţie al semiformei inferioare se taie cu lanţeta canalele de alimentare, care fac legătura între piciorul pâlniei de alimentare şi cavitatea formei prin intermediul canalului de distribuţie şi colectare a zgurii din semiforma superioară în planul de separaţie. La fel se procedează şi în cazul când răsuflătorile sunt practicate nu direct deasupra cavităţii formei, ci lateral, în planul de separaţie;

21 – netezirea canalelor de alimentare tăiate, eventual ale răsuflătorilor;

22 – demularea – extragerea semimodelelor sau modelelor din forme. Pentru aceasta, întâi se umezeşte amestecul de formare pe conturul modelului, în planul de separaţie, cu o pensulă şi apă pentru evitarea deteriorării muchiilor vii ale cavităţii formei. Folosind ciocanul de mână (obişnuit din lemn sau cauciuc) se introduce cuiul extractor în orificiul special din model sau semimodel şi se bate uşor cu ciocanul în plan orizontal, în direcţii opuse, pentru a forma un mic joc între model şi formă. După aceasta, cu atenţie, se extrag modelele perfect pe verticală dintr-o semiformă sau, după caz, din ambele semiforme. În eventualitatea unor deteriorări ale cavităţii în timpul demulării, cu ajutorul sculelor din trusă se execută reparaţiile necesare;

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

23 – asamblarea formei în vederea turnării. Dacă este cazul, se aşează miezul sau miezurile în semiforma inferioară prin intermediul mărcilor. În continuare, se execută rabaterea semiformei superioare cu suprafaţa de separaţie în jos şi aducerea ei în poziţia de asamblare, care se face în afara semiformei inferioare şi nu deasupra ei pentru a nu cădea eventual amestec de formare peste semiforma inferioară, urmând asamblarea şi consolidarea ramelor în vederea turnării. Consolidarea este necesară pentru ca semiforma superioară să nu fie ridicată de presiunea metalostatică la turnare. După caz, formele se usucă sau se vopsesc, uneori pudrându-se numai cu pudră refractară.

Formarea cu şablonul. Se aplică în cazul fabricării unor piese unicat, care au formă de revoluţie cu şabloane de rotaţie şi mai rar pentru alte piese sau detalii manevrând şabloane de translaţie. Şabloanele, mai simple, înlocuiesc modelele de la metodele anterioare. Cel mai simplu, şabloanele se fac din lemn cu marginea curată, *Figura 3.26*,

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

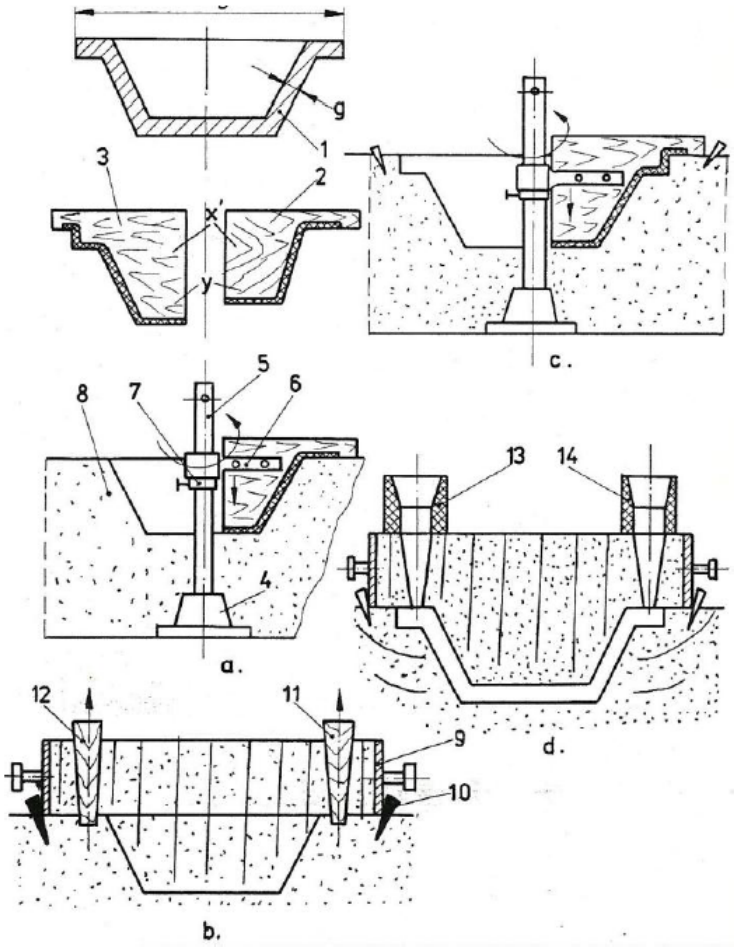


Figura 3.26. Succesiunea operaţiilor de formare cu şablonul:
1 – schiţa piesei; 2, 3 – şabloane; 4 – suport; 5 – ax; 6 – braţ; 7 – limitator; 8 – pat de formare; 9 – ramă; 10 – pene; 11, 12 – modele reţea de turnare; 13, 14 – pâlniile reţelelor de turnare.

iar pentru manevrarea şablonului în proces se foloseşte un dispozitiv special, respectiv un ax vertical sau orizontal pe care se prevăd şi braţele de prindere a şabloanelor şi inelele limitatoare. Pentru exemplificare să urmărim succesiunea operaţiilor din *Figura 3.26*, care este următoarea:

- se pregătesc *şabloanele 2, 3* şi dispozitivul de manevrare alcătuit din *suportul 4* şi *axul 5*, ax pe care glisează *braţul 6* şi *inelul limitator 7*, precum şi *patul de formare 8*;
- prin şablonare conform săgeţilor din *Figura 3.26(a)*, folosind şablonul *2* se practică în sol cavitatea care va genera suprafaţa interioară a *piesei 1*;
- se extrage axul *5* şi se execută o formare în sol acoperită (tehnologie anterior prezentată) utilizând *rama 9*, *penele 10* şi *modelele 11, 12* pentru reţeaua de turnare, *Figura 3.26(b)*;
- după execuţia ramei, aceasta se ridică, se întoarce cu 180° şi se finisează. Se introduce din nou axul *5* cu şablonul *3*, *Figura 3.26(c)*, şablonându-se suprafaţa exterioară a piesei *1*;
- se scoate apoi din nou axul *5* şi se procedează la asamblarea formei în vederea turnării, prevăzându-se şi *pâlniile 14* şi *15*, *Figura 3.26(d)*.

Formarea cu miezuri. Se practică în cazul producţiei de serie mare şi de masă la fabricarea unor piese de configuraţie complexă cum sunt, blocuri motor, chiulase, cilindri şi alte piese în construcţia de maşini.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

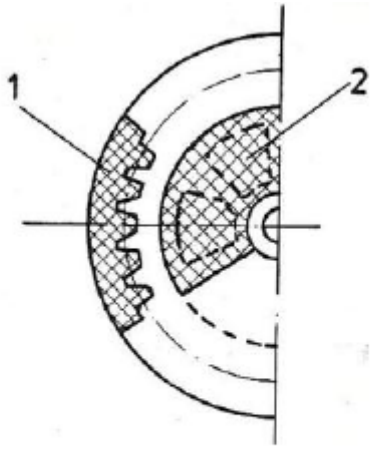


Figura 3.27. Formarea în miezuri:
1 – miez exterior (segmenţi asamblaţi);
2 – miez interior (segmenţi asamblaţi).

Metoda presupune realizarea unui gol (a unei cavităţi) numai cu ajutorul miezurilor, generându-se astfel atât suprafaţa interioară cât şi cea exterioară a piesei.

Metoda prezintă importante avantaje: măreşte precizia pieselor turnate; se scurtează procesul de formare şi se reduc rebuturile. Realizarea formei de turnare, presupune deci, executarea separată a unor miezuri, care se asamblează şi constituie forma.

Pentru exemplificare, în *Figura 3.27* se prezintă formarea numai cu miezuri a unei roţi dinţate cu bandaj, spiţe şi butuc.

Formarea cu nisip şi sticlă solubilă întărit cu CO_2. Se aplică pentru turnarea de piese cu masa de până la 40 tone, fabricate unicat sau de serie.

Procesul de formare, constă în îndesarea pe model a unui amestec special cu sticlă solubilă, într-un strat de 50÷70 mm, în restul formei se umple cu amestec obişnuit de umplutură. Amestecul special este alcătuit din nisip cuarţos, cu 5÷6% silicat de sodiu (sticlă solubilă).

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

După îndesarea totală a amestecului în formă se insuflă timp de 0,5÷3 minute CO_2 la o presiune de 1÷3 daN/cm^2.

Sub acţiunea bioxidului de carbon, sticla solubilă reacţionează chimic formând silicagelul, care întăreşte forma eliminând uscarea. Rezistenţa formei ajunge la 13 daN/cm^2.

$$\underset{\text{(sticlă solubilă)}}{Na_2O \cdot nSiO_2} + CO_2 + mH_2O = \underset{\text{(silicagel)}}{nSiO_2 \cdot pH_2O} + \underset{\text{(carbonat de sodiu)}}{Na_2CO_3 \cdot (m\text{-}p)H_2O} \qquad (3.12)$$

Nisipul cuarţos trebuie să aibă un conţinut de argilă scăzut, sub 3÷4%, iar sticla solubilă să posede un *modul m* de 2÷3,028 şi o densitate de 1,52÷1,56 g/cm^3.

$$m = \frac{\%SiO_2}{\%Na_2O} \times 1{,}032 \qquad (3.13)$$

Cu cât modulul *m* este mai ridicat, cu atât autoîntărirea este mai rapidă (de exemplu, pentru m=2,9÷3, timpul de întărire este de 15÷20 secunde).

Metoda necesită o instalaţie amenajată de racord la buteliile cu CO_2 şi de insuflare în formă. De regulă, insuflarea se face prin model (o reţea de perforaţii) cu ajutorul unor incinte de insuflare, aşa cum se vede pe *Figura 3.28*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

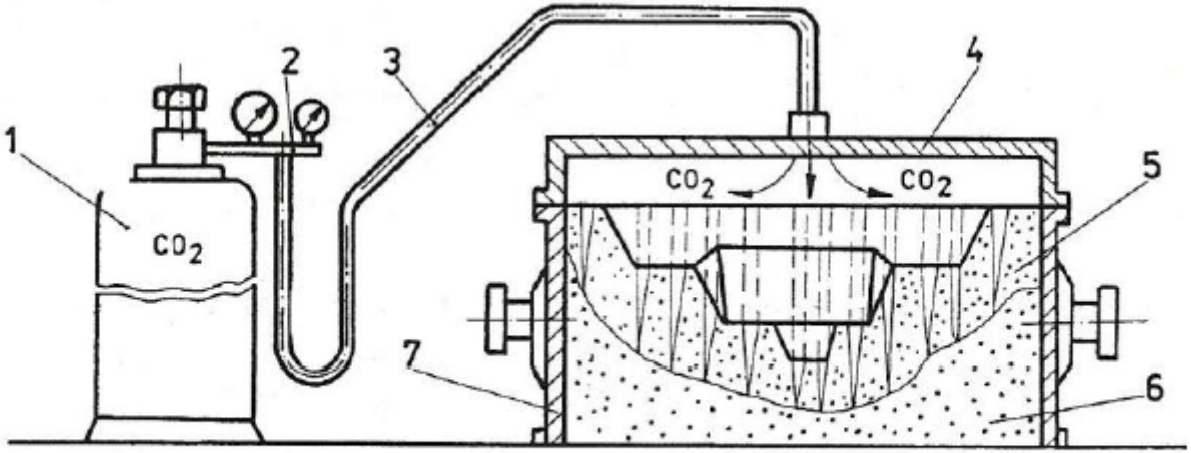


Figura 3.28. Schema insuflării cu CO_2 a formei din nisip şi sticlă solubilă:
1 – butelie cu CO_2; 2 – reductor de presiune; 3 – furtune de cauciuc; 4 – capac; 5 – strat de nisip şi sticlă solubilă; 6 – strat de amestec de umplutură; 7 – ramă de formare.

Metoda prezintă următoarele *avantaje*: elimină lianţii scumpi pentru executarea miezurilor; elimină uscarea şi deci utilajele necesare şi consumul energetic; precizia pieselor creşte, întrucât demularea se face după ce amestecul este întărit; se reduce pericolul apariţiei suflurilor; se foloseşte acelaşi amestec pentru forme şi miezuri; creşte productivitatea datorită rapidităţii autoîntăririi.

Ca *dezavantaje* se pot enumera: consumul de CO_2; pericol de îngheţare a conductelor de CO_2; dezbaterea grea a formelor şi în mod deosebit a miezurilor.

Faţă de avantaje, metoda se poate aplica pentru turnarea tuturor tipurilor de aliaje, feroase şi neferoase.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Se practică pentru producţia de masă şi de serie, când formele se execută cu ajutorul unor maşini şi instalaţii mecanice de lucru. Pentru formare se folosesc în acest caz plăcile de model, separat pentru rama inferioară şi respectiv rama superioară.

Formarea mecanică realizează de fapt următoarele operaţiuni:

- aşezarea ramei pe maşină;
- introducerea amestecului de formare în rame;
- îndesarea amestecului de formare pe model;
- extragerea modelului din formă (demularea);
- transportul şi asamblarea semiramelor în vederea turnării.

Maşinile de format lucrează cu amestec unic şi asigură o precizie geometrică ridicată a cavităţii formei, creşte productivitatea muncii, reduce manopera şi scurtează ciclul de fabricaţie a unei piese.

Cea mai completă clasificare a maşinilor de format se poate face după modul de îndesare a amestecului în forme, când pot fi:

- cu îndesare prin presare;
- cu îndesare prin scuturare;
- cu îndesare prin aruncare;
- cu îndesare prin vacuumare.

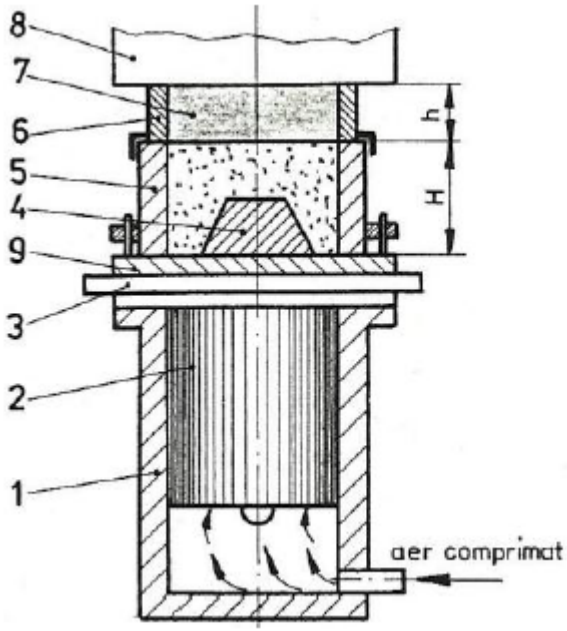
PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Formarea mecanică prin presare. Amestecul de formare dozat în rama de formare este îndesat la gradul dorit prin intermediul unei supraumpleri cu ajutorul unui cadru suplimentar, *Figura 3.29*.



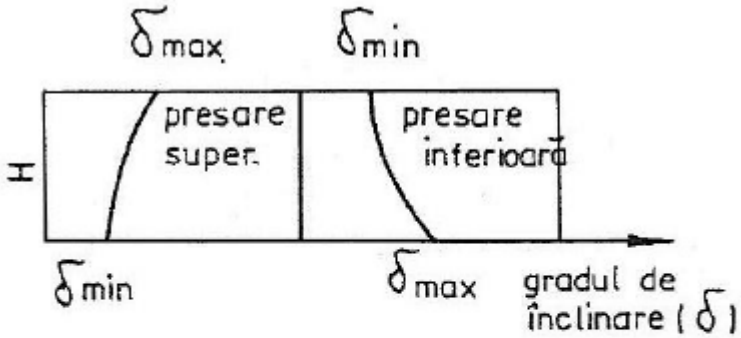


Figura 3.29. Schema îndesării mecanice prin presare:
1 – cilindru; 2 – piston; 3 – platou; 4 – semimodel; 5 – rama; 6 – cadru de supraumplere; 7 – sabot; 8 – sprijin sau acţionare sabot; 9 – placa modelului; c – cursa.

Presarea se realizează cu ajutorul pistonului maşinii (acţionat hidropneumatic) şi îndesarea se poate face în două moduri: cu presare de sus în jos sau din partea sabotului, respectiv amestecul este îndesat pe model; cu presare de jos în sus, când modelul presează amestecul în ramă.

Între cele două variante se poate face următoarea analiză comparativă: dacă la presarea de sus în jos îndesarea în suprafaţa activă este mai slabă (asigurându-se o mai bună permeabilitate la gaze, dar o rezistenţă mecanică scăzută), în schimb la a doua variantă, cu toate că permeabilitatea la gaze este mai redusă, datorită rezistenţei mecanice mai ridicate, creşte şi precizia geometrică şi dimensională a pieselor turnate, acest lucru rezultând şi din graficele reprezentate în *Figura 3.29*.

Neuniformitatea îndesării creşte cu creşterea înălţimii modelului sau a ramelor şi prin urmare, eficacitatea metodei limitează înălţimea ramei H între 200÷250 mm, iar presiunile de compactare nu depăşesc 10÷15 daN/cm^2.

Determinarea înălţimii h a ramei de supraumplere pleacă de la faptul că în proces greutatea amestecului dozat nu se schimbă, ci numai volumul se modifică. Astfel, conform notaţiilor din *Figura 3.29* se poate scrie:

$$G_1 = \rho_u \cdot V_1 = \rho_u \cdot \left[A_{rf}(H+h) - V_m\right], \qquad (3.14)$$

în care: G_1 este greutatea amestecului de formare care intră în proces;

ρ_u – densitatea de umplere a amestecului de formare;

V_1 – volumul ramei de formare şi a cadrului de supraumplere;

V_m – volumul modelului;

A_{rf} – aria secţiunii libere a ramelor de formare şi supraumplere.

După presare, se poate scrie din nou relaţia:

$$G_2 = \rho_{pm} \cdot (V_{rf} - V_m) = \rho_{pm} \cdot (A_{rf} \cdot H - V_m) \qquad (3.15)$$

în care: G_2 este greutatea amestecului de formare presat în rame;

ρ_{pm} – densitatea medie după presare a amestecului de formare;

V_{rf} – volumul ramei de formare.

Cum greutatea amestecului în proces nu se schimbă, rezultă:

$$G_1 = G_2$$

şi după înlocuire:

$$\rho_u \cdot \left[A_{rf}(H + h) - V_m\right] = \rho_{pm} \cdot (A_{rf} \cdot H - V_m),$$

de unde, ordonând termenii şi explicitând pe h, rezultă:

$$h = \frac{\rho_{pm} - \rho_u}{\rho_u}\left(H - \frac{V_m}{A_{rf}}\right). \qquad (3.16)$$

Prin simplificare, dacă se neglijează volumul modelului comparativ cu volumul ramelor, atunci:

$$h = H \cdot \frac{\rho_{pm} - \rho_u}{\rho_u} \qquad (3.17)$$

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Din această relaţie, cu ρ_u determinat, H dat şi ρ_{pm} impus, se dimensionează înălţimea h, astfel încât diferenţa δ_{max} - δ_{min} , *Figura 3.29*, să fie neglijabilă.

Formarea mecanică prin scuturare. Metoda se bazează pe ciocnirea a două mase, dintre care una este rigid legată de sursa de mişcare (modelul şi rama de formare) şi cealaltă este liberă (amestecul de formare). Forţele de impact create în proces provoacă îndesarea amestecului pe model şi din strat în strat pe înălţimea ramei. Gradul de îndesare scade întrucâtva pe înălţimea ramei, *Figura 3.30*, datorită faptului că şi cantitatea de amestec scade pe măsură ce ne ridicăm pe înălţimea ramei. Acest neajuns la partea superioară a ramelor se poate corecta printr-o îndesare suplimentară, care se face operativ manual sau tot mecanizat, când maşina de scuturat este prevăzută şi cu sistemul de presare mecanică finală după principiul maşinilor de formare mecanică prin presare.

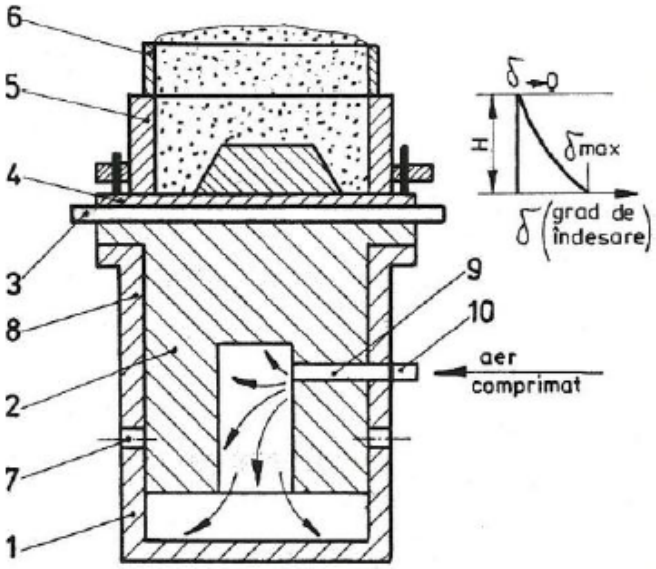


Figura 3.30. Schema formării mecanice prin scuturare: 1 – cilindru; 2 – piston; 3 – platou; 4 – placa de model; 5 – rama de formare; 6 – cadru de supraumplere; 7 – ferestre de refulare; 8 – capul de lovire al cilindrului; 9 – fereastră de admisie; 10 – racord la sursa de aer comprimat.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Cursa de ridicare a pistonului este în jur de 25÷80 mm, iar numărul de şocuri-lovituri variază între 120÷200 pe minut.

Metoda este eficace până la înălţimi de ramă de 800 mm, la rame mai înalte scuturarea combinându-se obligatoriu cu presarea suplimentară.

Formarea mecanică prin aruncare. Se bazează pe efectul de îndesare, obţinut prin aruncarea unor cantităţi mici de amestec de formare, în mod continuu, asupra modelului şi apoi asupra straturilor depuse, până la completarea ramei de formare.

Forţa de aruncare, care condiţionează şi gradul de îndesare, depinde, conform teoriei ciocnirii corpurilor, de raportul maselor, de vitezele de ciocnire şi de rigiditatea maselor.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

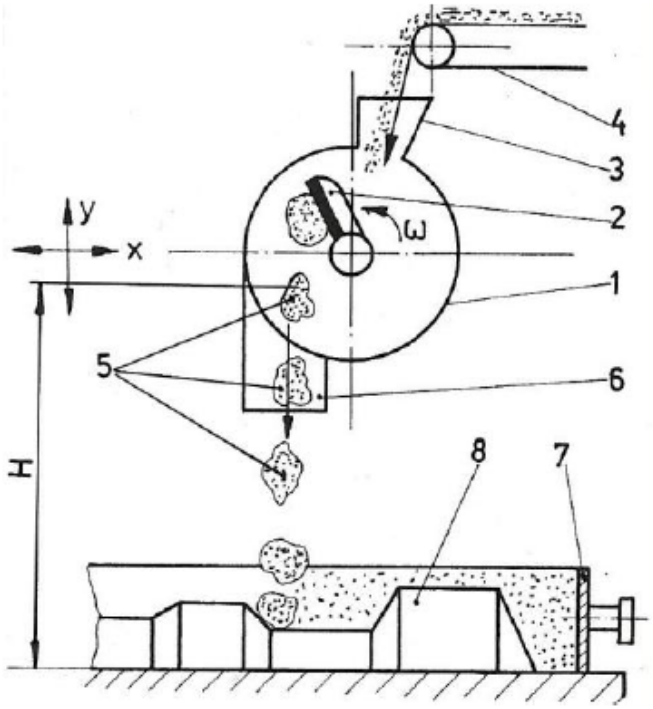


Figura 3.31. Schema formării mecanice prin aruncare: 1 – carcasă din tablă; 2 – paleta sau cupa; 3 – gura de încărcare; 4 – banda de alimentare; 5 – bulgăre de amestec; 6 – gura de aruncare centrifugală; 7 – rama de formare; 8 – modelul piesei.

Maşina de aruncat, are ca dispozitiv principal, capul aruncător, *Figura 3.31*, format dintr-o carcasă în care se învârte un rotor cu palete, care aruncă tangenţial pe verticală amestecul de formare.

Adaptarea maşinii la condiţiile de lucru se face prin reglarea turaţiei rotorului, care determină mărimea vitezei iniţiale de aruncare a amestecului de formare şi prin înălţimea *H* de aruncare, capul manevrându-se cu uşurinţă în planul orizontal *x-y*. Dacă înălţimea *H* este destul de mare faţă de înălţimea modelului (variabilă), variaţie care se poate neglija, atunci la un raport H/h_{model}=ct., se reuşeşte un grad uniform de îndesare în întreg volumul ramei de formare. Se asigură un grad de îndesare de 1,8÷1,9 g/cm^3.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Prin avantaje, metoda se aplică numai pentru piese mari şi foarte mari, cu mare gabarit în plan orizontal, la piese mici, creşte prea mult risipa de amestec de formare în jurul ramei de formare.

Formarea prin vacuumare. Foloseşte ca amestec de formare nisipul calibrat, spălat, întrucât liantul este suplinit de efectul vidului.

Pentru aceasta, ramele şi plăcile de model sunt speciale cu posibilitate de racordare la pompa de vid. În principiu, modul de executare a unei rame prin această metodă se vede schematic pe *Figura 3.32*.

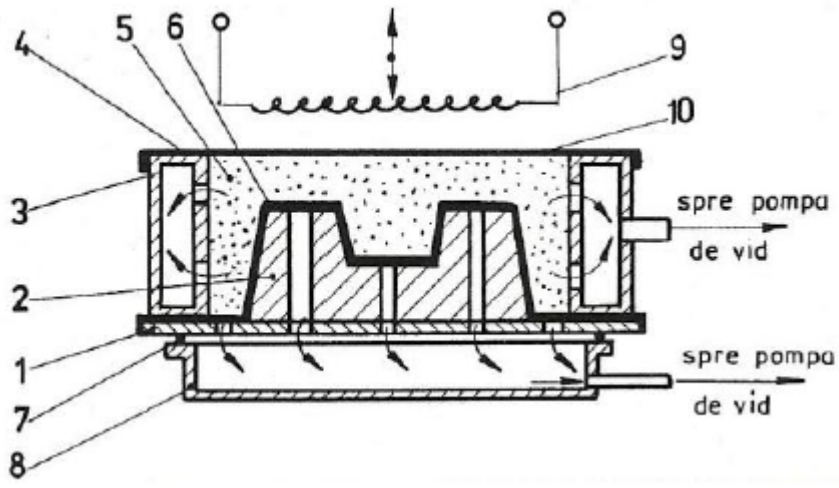


Figura 3.32. Schema executării unei forme prin vidare:
1 – placă de model;
2 – model;
3 – rama de formare;
4, 6 – folii de polimeri;
5 – nisip calibrat;
7 – garnitură de etanşare;
8 – cameră de aer;
9 – radiator;
10 – cadru-colier.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Executarea unei rame, conform notaţiilor din *Figura 3.32*, se realizează în următoarea succesiune a operaţiilor:

- *placa de model 1*, cu *modelul 2*, se acoperă cu o *folie de polimer 6* cu o grosime sub 0,1 mm;
- prin racordarea la vacuum prin intermediul *camerei 8* şi încălzirea uşoară a foliei cu *radiatorul 9*, aceasta mulează foarte bine pe model. Vacuumul necesar este 2,6÷5,2 MPa;
- peste placa de model se aşează apoi *rama specială 3* care se umple cu nisip uscat, se vibrează pentru umplere uniformă şi se nivelează la partea superioară a ramei;
- peste rama umplută ca mai sus se aşează cea de-a doua *folie de polimer 4*, la fel preîncălzită cu radiatorul *9* care se fixează cu un *cadru-colier 10*;
- îndesarea şi solidarizarea nisipului se realizează acum prin simpla racordare a ramei la pompa de vid, vid de 4÷6 MPa;
- se extrage apoi rama de pe model menţinută la vid şi se depozitează.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Se execută la fel şi rama pereche şi ambele rame menţinute sub vid, se asamblează în vederea turnării. Vidul se menţine pe tot timpul formării, asamblării, turnării şi solidificării metalului.

La turnarea metalului, folia de contact *6* arde, iar produsele arderii evită formarea aderenţelor de nisip pe corpul piesei.

Dezbaterea, eliminarea piesei din formă, se face foarte uşor, prin simpla întrerupere a legăturii cu sursa de vacuum.

Rezultă piese cu suprafaţa curată, de precizie bună, dezavantajul constituindu-l nisipul calibrat care este scump şi o pregătire specială a fabricaţiei (rame şi plăci de model speciale) ca şi necesitatea echipamentului de vidare (electropompe de vid).

Faţă de avantaje, metoda se foloseşte pentru fabricarea de piese turnate cu masa de la 0,1 la 10 tone, pe linii automate de formare-turnare.

La maşinile de format, extragerea modelului se face mecanizat, printr-o mişcare verticală şi lină pentru a se evita degradarea formei şi necesitatea de reparaţii.

Pentru o extragere mai uşoară se acţionează asupra plăcii de model, cu vibraţii transversale, realizate mecanic cu lovituri cu o contragreutate.

Dintre variantele de demulare, în *Figura 3.33* se prezintă câteva dintre cele mai uzuale.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

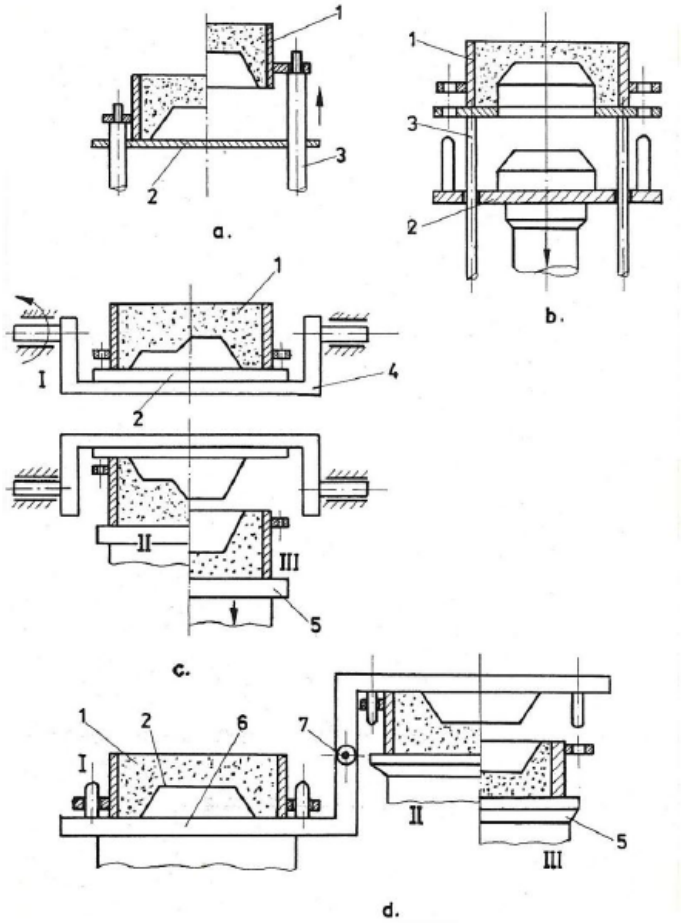


Figura 3.33. Scheme ale metodelor de demulare mecanică:
a – cu ridicarea ramei de pe model; b – cu extragerea modelului din ramă; c – cu masă rotitoare; d – cu braţ rabatabil; 1 – ramă de formare; 2 – placă de model; 3 – tije; 4 – masă de formare rotitoare; 5 – masă de primire formă; 6 – masă rabatabilă (braţ); 7 – articulaţie.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea miezurilor

Procesul tehnologic de executare a unui miez presupune, în general, următoarele operaţiuni: formarea miezului crud; uscarea miezului; finisarea şi vopsirea miezului uscat; în cazul miezului din mai multe bucăţi, acesta după uscare se asamblează prin lipire.

Ca şi formele, miezurile se pot executa manual şi mecanizat.

Formarea manuală reclamă folosirea cutiei de miez cu plan de separaţie, executându-se separat câte jumătate de miez, iar cele două jumătăţi se lipesc pe planul de separaţie cu argilă.

După îndesarea amestecului şi asamblarea miezului cu ajutorul unor ace se dau şi orificiile de ventilaţie în cutia de miez asamblată. După această operaţie se extrage miezul din cutie şi se aşează pe o placă de uscare, care se introduce în cuptorul de uscare. După uscare, miezul cald se vopseşte, uscarea după vopsire, având loc de la sine.

Cutiile de miez pot fi executate din lemn sau materiale metalice.

În secţiune transversală, pe un element de miez, fazele execuţiei manuale se prezintă în *Figura 3.34*.

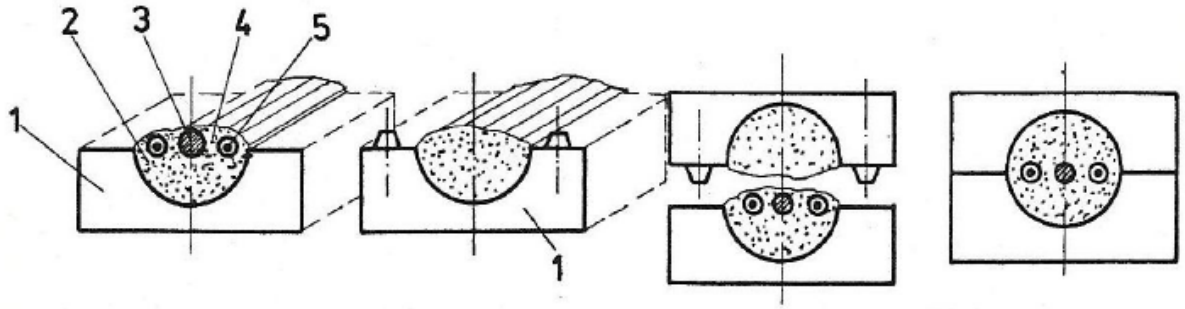


Figura 3.34. Schema executării manuale a miezului:
1 – semicutii de miez; 2 – amestec de miez; 3 – armătură; 4 – strat de argilă; 5 – fitile centrale.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea miezurilor

Formarea mecanică a miezurilor, se realizează cu ajutorul maşinilor care pot funcţiona pe principiul presării, scuturării, suflării sau împuşcării, fiind uneori echipate şi cu dispozitive de deschidere a cutiei de miez, extragerea miezului şi plasarea acestuia pe tava de uscare.

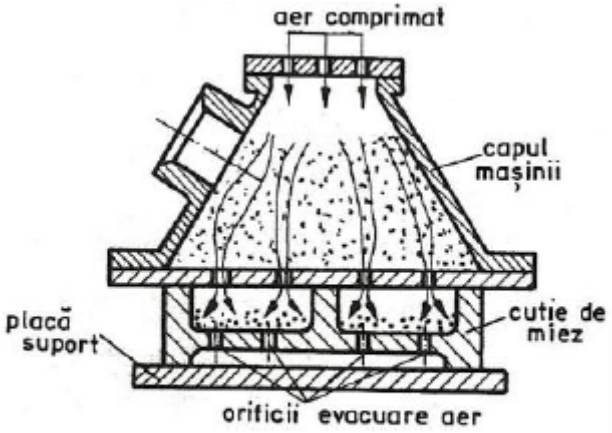


Figura 3.35. Schema capului maşinii de suflat sau împuşcat miezuri.

Metoda suflării sau împuşcării este de mare productivitate şi se aplică pentru executarea miezurilor mici şi mijlocii, de complexitate medie, în producţie de serie şi de masă. O schemă a capului maşinii după principiul suflării sau împuşcării se dă în *Figura 3.35*.

Amestecul de miez aflat în capul maşinii este antrenat şi îndesat de aerul comprimat pătruns prin orificiile de la partea superioară cu presiune constantă (suflare) sau instantanee mare (împuşcare) prin orificiile amplasate la partea inferioară în cutia de miez. Aerul de transport a amestecului de miez este evacuat prin orificiile aflate la partea inferioară a cutiei de miez.

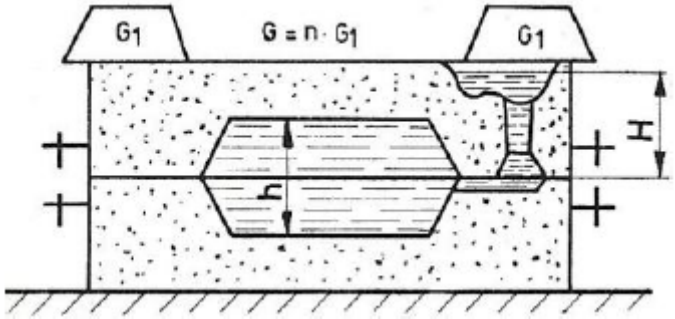
PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Operaţiile pregătitoare principale ale unei forme în vederea turnării, dacă reţeaua de turnare a fost bine proiectată şi executată, mai cuprind: asamblarea formelor şi a miezurilor; uscarea miezurilor şi a formelor; asigurarea şi consolidarea formelor.

Asamblarea formelor, începe cu aşezarea ramei inferioare pe locul de turnare. Apoi după planul de operaţii sau desenul de asamblare, se aşează miezurile corespunzătoare pe mărci în locaşul acestora şi se închide forma cu rama superioară centrată pe ştifturi.



Asigurarea formei, urmează imediat după asamblare şi are drept scop să contracareze acţiunea metalului turnat de a umfla şi ridica rama superioară, compromiţându-se astfel turnarea.

Pentru determinarea greutăţilor necesare se pleacă de la determinarea forţei ascensionale a metalului turnat în formă, *Figura 3.36*.

Presiunea cu care metalul tinde să umple rama superioară este egală cu greutatea unei coloane (imaginare) de metal lichid, având secţiunea piesei şi înălţimea egală cu distanţa de la nivelul superior a piesei până la nivelul metalului din pâlnia de turnare.

Pentru cazul schemei din *Figura 3.36*, forţa ascensională F va fi deci:

$$F = A_p \cdot \left(H - \frac{h}{2} \right) \cdot \gamma = n \cdot G_1 , \qquad (3.18)$$

în care: A_p este aria piesei în plan orizontal;

H – înălţimea coloanei de metal lichid considerată de la planul de separaţie la nivelul superior din pâlnia de turnare;

h – înălţimea maximă a cavităţii formei;

γ – greutatea specifică a metalului turnat;

G_1 – greutatea modulată;

n – numărul necesar de greutăţi modulate.

Din relaţia (3.18) se poate deci cu uşurinţă determina n :

$$n = \frac{A_p \cdot \left(H - \frac{h}{2} \right) \cdot \gamma}{G_1} \qquad (3.19)$$

şi se obţine astfel sarcina de balastare, consolidare a formei.

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Uscarea formelor şi miezurilor. Aşa cum se observă şi în *Figura 3.9*, dacă miezurile se utilizează numai în stare uscată, formele pot fi utilizate atât în stare crudă cât şi în stare uscată.

Prin urmare, se urmăreşte îmbunătăţirea proprietăţilor fizico-mecanice şi tehnologice ale miezurilor şi formelor.

Uscarea, după caz, se poate face prin mai multe procedee: cu curent de aer cald sau amestec de gaze calde şi aer (temperatura 250÷600°C); cu raze infraroşii (temperatura de uscare 250÷400°C); prin încălzire cu rezistenţe electrice; prin încălzire cu microunde.

Regimul de uscare depinde de felul liantului, mărimea formelor şi a miezurilor şi de metalul care se toarnă. Principalii factori de influenţă asupra procesului de uscare sunt: temperatura de uscare, durata de uscare şi fazele uscării.

Temperatura de uscare trebuie să fie optimă, întrucât o temperatură prea mică scade productivitatea, iar prea mare arde miezul sau forma. Orientativ, după tipul amestecului, temperaturile de uscare se încadrează între limitele prezentate în *Tabelul 3.3*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Tabelul 3.3. Temperaturi recomandate pentru uscarea formelor şi miezurilor.

Temperatura de uscare, în K	Tipul amestecului pentru formă sau miez
370÷420	Miezuri de nisip sărac.
448	Miezuri din amestec cu melasă sau colofoniu.
430÷450	Miezuri din amestec cu leşie sulfitică sau dextrină.
470÷510	Miezuri din amestec cu ulei de in simplu şi cu dextrină.
470÷620	Forme şi miezuri din nisip cu liant de argilă.
670÷720	Forme şi miezuri din amestecuri grase pentru fontă.
670÷900	Forme şi miezuri pentru oţel.
1100÷1300	Forme din şamotă pentru oţel.

În ce priveşte *durata de uscare*, unele recomandări arată următoarele:

- miezurile cu masa sub 150 Kg, cu lianţi organici se usucă 1÷6 ore, iar cu lianţi minerali 2÷12 ore;
- formele din amestecuri şi de mărimi uzuale se usucă în 6÷10 ore în cuptoare închise de uscare, formele mai mari în timp mai lung.

Pentru forme şi miezuri un alt mod de analiză a duratei de uscare se bazează pe criteriul: 1 oră pentru fiecare 25 mm grosime.

Dacă uscarea se face în aer liber, atunci durata este de circa 24 ore, iar la formele în ciment între 3 şi 12 ore.

Reuşita uscării depinde şi de *fazele ciclului de încălzire*, în sensul că la început se execută lent, apoi cu viteză maximă şi în final cu egalizare termică, când temperatura scade lent.

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Instalaţiile şi utilajele de uscare, în funcţie de necesităţi, sunt de o gamă largă, după aspectul constructiv –funcţional şi sursa energetică folosită.

Dintre soluţii se pot enumera: uscătoare fixe, cu funcţionare intermitentă, cu recirculare de gaze; dulapuri de uscare; uscătoare fixe cu acţiune continuă; uscătoare transportabile; uscătoare cu flacără cu gaz metan; instalaţii portabile cu ventilator; uscătoare speciale; uscătoare cu raze infraroşii; uscătoare cu câmp electric de înaltă frecvenţă.

Cele mai utilizate sunt *uscătoarele de tip cuptor cu cameră şi vatră mobilă*, în special pentru forme şi miezuri mari, încălzirea făcându-se cu arzătoare şi gaz combustibil.

Dulapurile de uscare sunt fixe, cu etajere în care se usucă de regulă miezurile mici şi de serie mare.

Asemănător, sunt *uscătoarele continui*, folosite pentru uscarea miezurilor în producţia de masă.

Pentru forme în sol şi alte forme unicat se pot folosi instalaţiile cele mai simple, un *grătar ad-hoc* acoperind forma cu table sau încălzire cu flacără deschisă direct de la sursa de gaz.

Uscătoarele speciale sunt amenajate în funcţie de tipul formei, cum este cazul turnării lingotierelor, *Figura 3.37*.

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Uscătoarele cu raze infraroşii, folosesc lămpi cu putere de 250÷500 W. Sunt transportabile şi se aşează deasupra formelor asigurând în circa 10 minute o uscare pe adâncimea de 5÷10 mm. Aceste lămpi pot fi montate şi în cuptoare tunel, prin care banda cu forme circulând pe lungimea cuptorului se asigură acoperirea întregului ciclu de uscare.

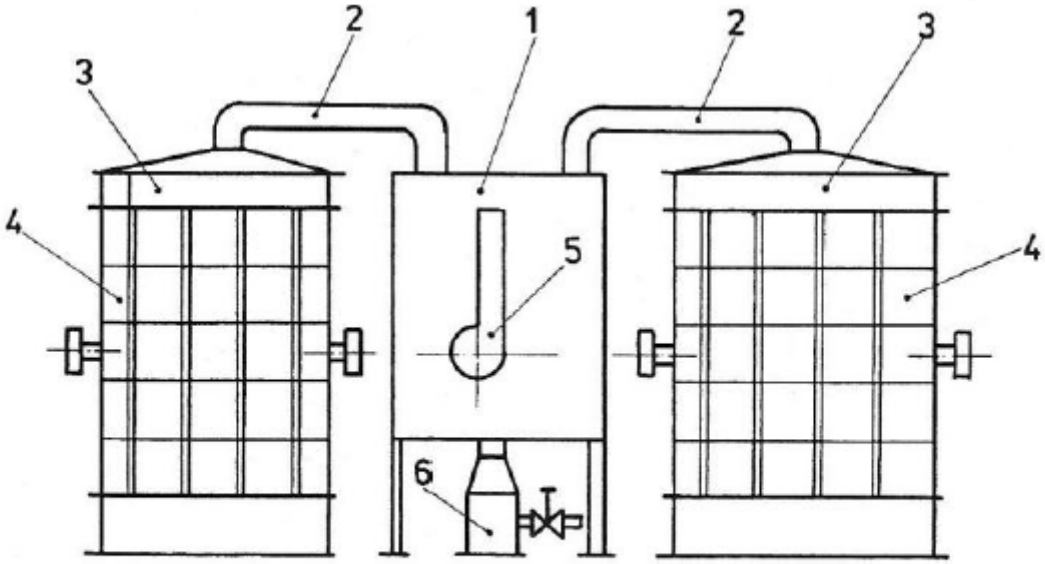


Figura 3.37. Uscător special pentru forme mari:
1 – corpul uscătorului; 2 – conducte de aer cald; 3 – clopot de închidere formă; 4 – ansamblul formelor; 5 – instalaţie de ardere.

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Uneori se pot folosi şi *radiatoare cu rezistori*, amenajate modulat pentru scopul urmărit.

Uscătoarele cu câmp electric de înaltă frecvenţă, sunt fixe şi miezurile se usucă trecând printre plăcile unui condensator electric, alimentat cu un curent alternativ de înaltă frecvenţă.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Turnarea metalului în forme

După mărimea pieselor şi seria de fabricaţie, introducerea metalului topit în forme se realizează cu ajutorul unor oale de turnare de diferite capacităţi, specifice pentru fontă, oţel şi neferoase.

De cea mai mare importanţă, pentru reuşita turnării, este alegerea corespunzătoare a temperaturii de turnare.

Astfel, dacă temperatura este ridicată, se îmbunătăţeşte fluiditatea metalului şi umplerea formelor, însă creşte absorbţia de gaze, oxidarea şi pericolul de aderenţă a amestecului la suprafaţa pieselor. Dacă temperatura este sub cea optimă, atunci apare pericolul neumplerii formei şi înglobării aerului în corpul piesei. În principiu, temperatura de turnare pentru orice aliaj, trebuie să se plaseze cu 100÷150°C deasupra liniei lichidus din diagrama sa de echilibru.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

Răcirea pieselor turnate în formă, se face până la atingerea temperaturii admisă la dezbatere. Astfel:

- piesele turnate din oţel trebuie lăsate să se răcească până sub 700ºC;
- piesele turnate din fontă trebuie lăsate să se răcească până sub 500ºC;
- piesele cu configuraţii complexe, susceptibile la deformare, trebuie lăsate să se răcească până sub 300ºC.

Durata de răcire în forme după mărimea pieselor, variază în limite foarte largi. De exemplu, o piesă din fontă sub 10 Kg se răceşte în circa 9 minute, pe când una de 75÷100 tone pe sol merge de la 200 la 430 ore, iar una din oţel carbon turnat de 75÷100 tone merge de la 170 la 260 ore.

Pentru scurtarea timpului de răcire în formă, mai ales în cazul pieselor masive se aplică diverse soluţii:

- se insuflă asupra formei aer sub presiune;
- se amenajează prin formă la formare, serpentine sau ţevi prin care se insuflă aer sau circulă apă de răcire;
- părţile nepericuloase ale piesei din punct de vedere al stării de tensiuni şi deformaţii se dezbat mai devreme decât întreaga piesă etc.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

Dezbaterea, este procesul de distrugere a formei şi de eliberare a piesei turnate. În mod curent, cele mai utilizate soluţii de **utilaj de dezbatere** sunt: cobiliţele de dezbatere şi grătarele de dezbatere.

Cobiliţele de dezbatere, *Figura 3.38*, se utilizează pentru producţia de serie mică şi de unicate. Sunt construite pentru sarcini de la 1 la 3 tone cu deschideri între 1400 şi 2300 mm.

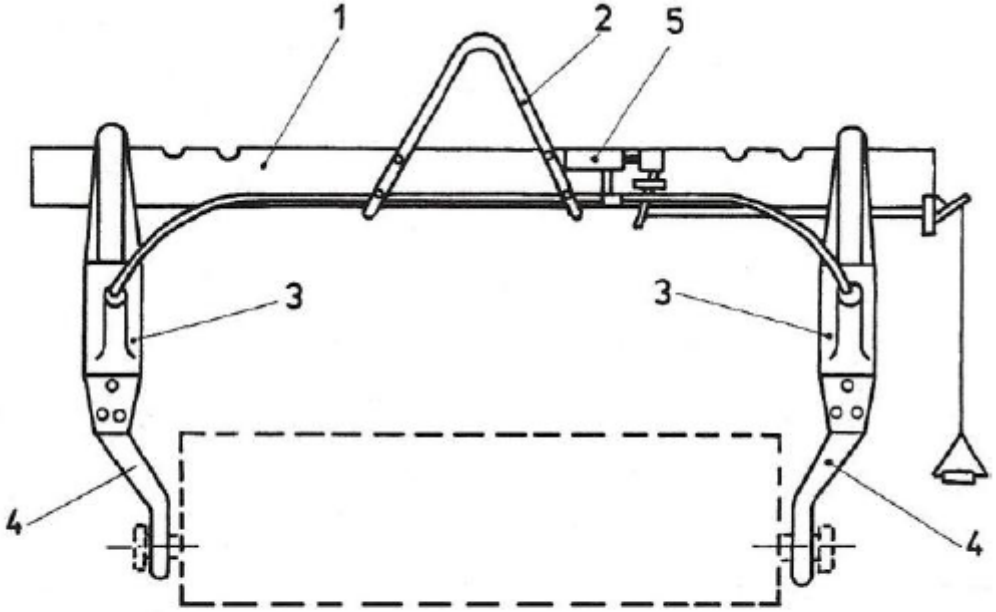


Figura 3.38. Cobiliţă (traversă) de dezbatere:
1 – traversă; 2 – ureche de prindere în cârligul podului rulant;
3 – vibrator;4 – cârlig de prindere formă; 5 – distribuitor de aer.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

Productivitatea pentru forme crude, scunde, este de o formă la 1÷2 minute, iar presiunea de regim a aerului în vibratoare este de 5÷6 atmosfere.

Grătarele de dezbatere, *Figura 3.39*, se folosesc pentru producţii de serie, intercalate pe liniile de turnare.

Curăţirea pieselor turnate, este legată de procesul de îndepărtare de pe corpul piesei, a aşa numitelor capete pierdute (maselote, elemente ale reţelei de turnare), dar şi a bavurilor (la semiformă sau mărci de miez) ca şi curăţirea propriu-zisă a piesei, atât pe suprafaţa exterioară cât şi pe suprafaţa interioară de crustele de aderenţă, amestec de formare şi de miez ars şi lipit de corpul piesei.

Astfel, îndepărtarea părţilor metalice, după caz, se realizează prin următoarele metode: cu dălţi pneumatice; cu ferăstraie mecanice cu bandă sau disc; prin tăiere termică, cu gaze; prin forfecare la prese.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

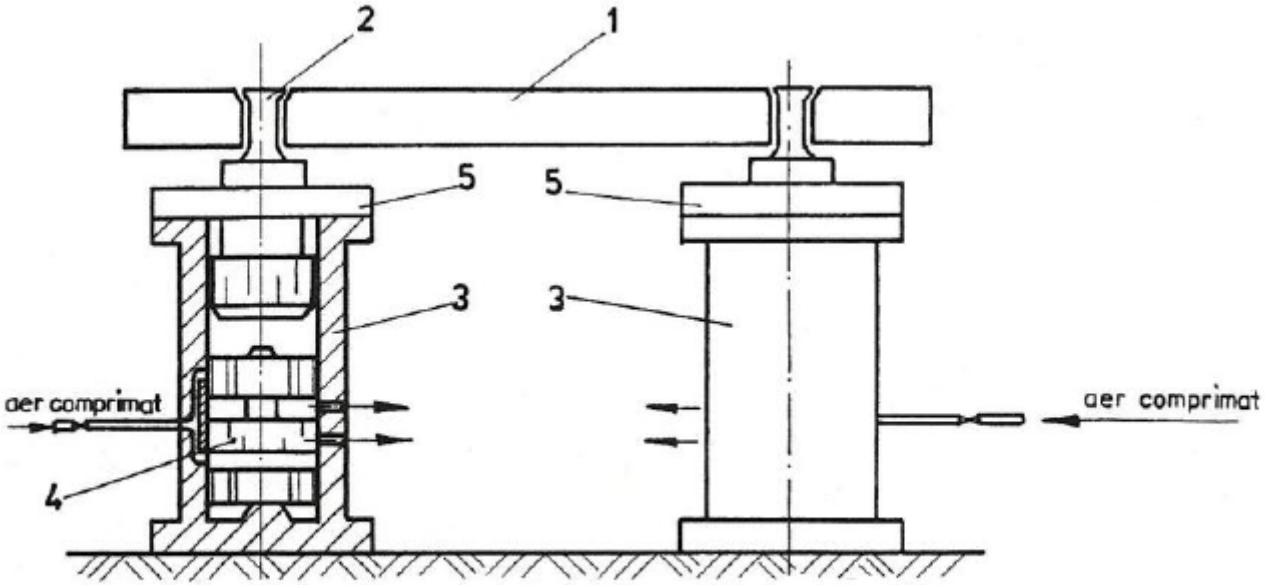


Figura 3.39. Grătar pneumatic de dezbatere:
1 – grătar; 2 – suport; 3 – cilindru; 4 – pistoane libere (sertăraş); 5 – piesă de şoc.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

Reţeaua de turnare la fonte se îndepărtează şi prin lovituri manuale de ciocan, bine dirijate, imediat după dezbaterea piesei din formă şi înainte de dezbaterea miezurilor.

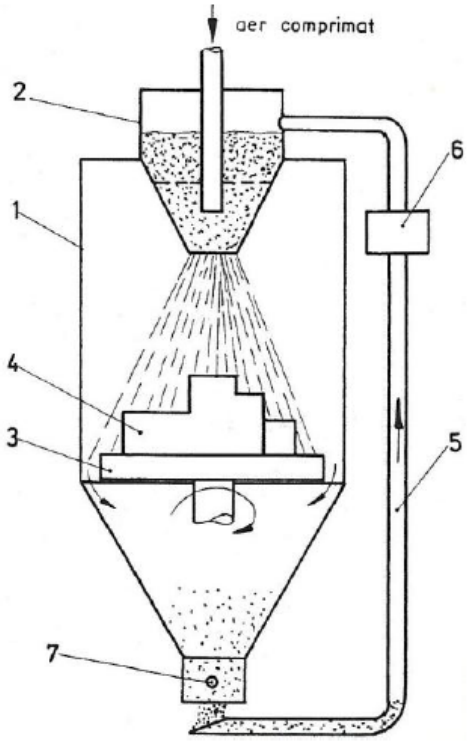


Figura 3.40. Instalaţie de sablare:
1 – cameră de sablare; 2 – cap de aruncare particule de sablare; 3 – masă rotitoare; 4 – piesă turnată; 5 – conductă de aspiraţie; 6 – aspirator; 7 – robinet.

Reţeaua de turnare şi maselotele la piesele turnate din oţel se îndepărtează prin retezare cu flacără oxi-gaz sau cu plasmă.

Pentru aliajele neferoase, mai plastice, (de aluminiu, magneziu, cupru etc.), se execută retezarea cu ferăstraie mecanice.

Micile bavuri, după retezarea reţelei de turnare şi maselotelor, se îndepărtează prin polizare, cu polizoare staţionare la piese mici (admise în manipulare manuală de protecţia muncii) şi cu polizoare mobile pentru piese mari şi grele.

Curăţirea pieselor turnate de aderenţe ceramice, datorită lipirii amestecurilor de formare şi miez, după caz, se poate executa cu una din metodele: în tobe rotative cu acţionare periodică sau continuă; în camere de sablare cu nisip sau alice; prin metode de dizolvare chimică; prin prelucrare electrochimică etc.

Curăţirea în tobe rotative se aplică pentru piese mici, sub 50 Kg pe bucată şi la care pericolul de spargere este neglijabil.

În acest caz, curăţirea se face mecanic prin frecare în prezenţa unor corpuri de fontă albă colţuroase (steluţe) de dimensiuni adecvate şi în proporţie de 30÷35% din încărcătura tobei.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

De asemenea, funcţionarea optimă reclamă ca încărcătura metalică din piese turnate şi corpurile de frecare să nu depăşească 70÷80% din volumul util al tobei. Praful degajat este continuu evacuat cu o sursă de aer comprimat. Durata curăţirii este de 0,5÷1,5 ore cu turaţia de 30 rotaţii pe minut la tobe cu diametrul sub 700 mm şi 25 rotaţii pe minut la tobe cu diametrul mai mare de 700 mm.

Curăţirea prin sablare, presupune bombardarea suprafeţei piesei turnate cu un jet de nisip sau alice în camere special amenajate. O schemă de principiu a unei instalaţii de sablat se vede pe *Figura 3.40*. Prin sablare, pe lângă curăţirea de aderenţe, se realizează totodată şi o oarecare ecruisare superficială.

Granulaţia alicelor depinde de natura aliajului din care s-a turnat piesa fiind între 1,5 şi 5 mm. Presiunea aerului necesar sablării este 2÷3 daN/cm^2 pentru nisip şi de 5÷6 daN/cm^2 pentru alice din fontă sau oţel.

Un caz particular îl constituie şi curăţirea cu jet de apă şi alice, la presiunea de până la 200 daN/cm^2, când se îmbunătăţesc condiţiile de muncă, datorită stingerii prafului fin care se degajă prin sablare.

În fabricaţia de serie se utilizează tunele de curăţire cu acţiune continuă, în care funcţionează simultan 2÷6 agregate de sablare.

Pentru piese mici turnate în forme coji cu silicat de sodiu, se recurge la *curăţirea chimică*, realizată prin fierberea pieselor într-o soluţie se sodă caustică, metoda este mai laborioasă, însă evită orice acţiune de deteriorare a configuraţiei piesei, în procedeele speciale de turnare, tinzându-se către piese fine de precizie.

* * *

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

- Caracterizarea fabricării pieselor turnate
- Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Caracterizarea fabricării pieselor turnate

Prelucrarea materialelor metalice prin turnare, este o ramură a industriei construcţiilor de maşini, care se ocupă cu obţinerea de piese fasonate sau organe de maşini, pe calea turnării metalului lichid într-o formă specială, a cărei cavitate reproduce configuraţia geometrică şi la dimensiuni a piesei de fabricat.

Ulterior, prin răcire, metalul se solidifică şi în stare solidă păstrează configuraţia formei în care a fost turnat.

În procesul de cristalizare primară şi răcire ulterioară, metalul capătă proprietăţile mecanice şi de exploatare specifice pieselor turnate.

Prin turnare se fabrică piese metalice cu masa de la câteva grame până la 300 tone, cu lungimi de la câţiva centimetri la 20 m, cu grosime de perete de la 0,5 la 500 mm (blocul motor al cilindrilor, pistoanele, arborii cotiţi, corpul şi capacul reductoarelor, roţi dinţate, batiuri de maşini unelte pentru aşchiere, batiuri pentru laminoare, palete de turbină etc.).

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Caracterizarea fabricării pieselor turnate

Pentru fabricarea de piese turnate se folosesc o multitudine de **metode de turnare**, dintre care, mai importante, sunt:

- în forme din amestec cu nisip, *Figura 3.1*;

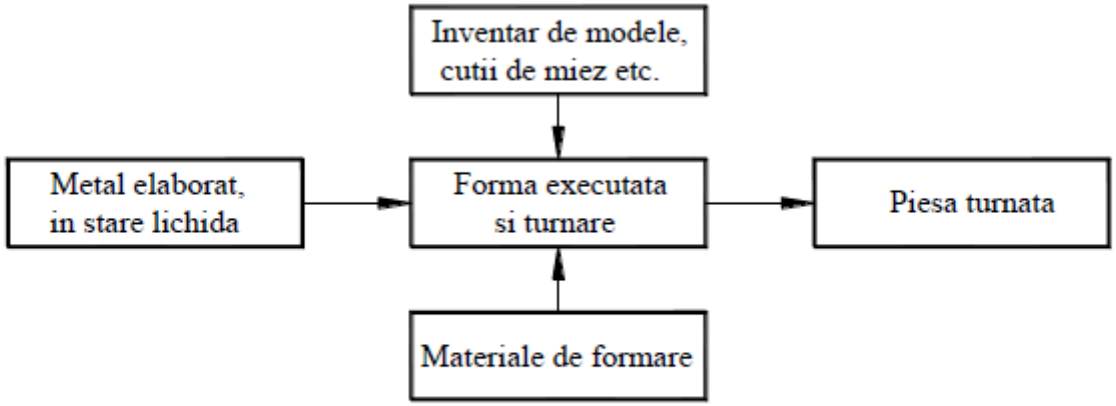


Figura 3.1. Schema simplă a obţinerii unei piese prin turnare în forme din amestec cu nisip.

- în forme coji;
- cu modele uşor fuzibile;
- în forme metalice sau cochile;
- în forme antrenate centrifugal etc.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Caracterizarea fabricării pieselor turnate

Aplicarea uneia sau alteia dintre metodele de turnare, este determinată de mai mulţi factori, dintre care cei mai importanţi se pot enumera: volumul producţiei; precizia geometrică şi dimensională cerută; calitatea suprafeţei piesei turnate dorită; eficienţa economică a fabricaţiei.

Pe de altă parte, piesa turnată constituie un semifabricat, care pentru a fi adusă la cotele funcţionale, se supune unor prelucrări ulterioare de aşchiere, executate în afara turnătoriei, în altă secţie a societăţii constructoare de maşini.

De asemenea, procesul fabricaţiei poate fi însoţit şi de unele tratamente termice, cu scopul detensionării sau pregătirii structurale pentru mai bune proprietăţi fizico-mecanice sau de asigurare a unei bune aşchiabilităţi.

Piesele turnate se pot fabrica în turnătorii integrate societăţii constructoare de maşini (cazul cel mai frecvent în ţara noastră) sau autonom cu un program omogen (tuburi, radiatoare) sau eterogen dar de produse speciale şi de mari dimensiuni.

Forma de turnare, reprezintă un sistem de elemente care alcătuiesc cavitatea activă, prin umplerea căreia cu metal lichid şi solidificarea acestuia se realizează piesa turnată, *Figura 3.2(a, b)*.

Forma de turnare este alcătuită din *semiforma inferioară 2* şi *superioară 6*, care este închisă în interiorul *ramelor 3* şi *5*. Cele două rame sunt centrate cu ajutorul *ştifturilor 4* care trec prin găurile urechilor ramelor de formare. Cavitatea formei se realizează cu ajutorul *modelului*, iar gaura interioară a piesei se realizează cu ajutorul *miezului 1*, reprezentat în *Figura 3.2(c)*, care se fixează în formă pe nişte prelungiri denumite *mărci*. Pentru introducerea metalului topit în formă se prevede *reţeaua de turnare* alcătuită din: *pâlnia de turnare 8*; *canalele de alimentare 9*; *canalul de distribuţie şi colector de zgură 10* şi *răsuflătorile 11*. După umplerea formei, solidificarea metalului şi răcire, forma se distruge şi se obţine *piesa 7* din *Figura 3.2(d)*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Caracterizarea fabricării pieselor turnate

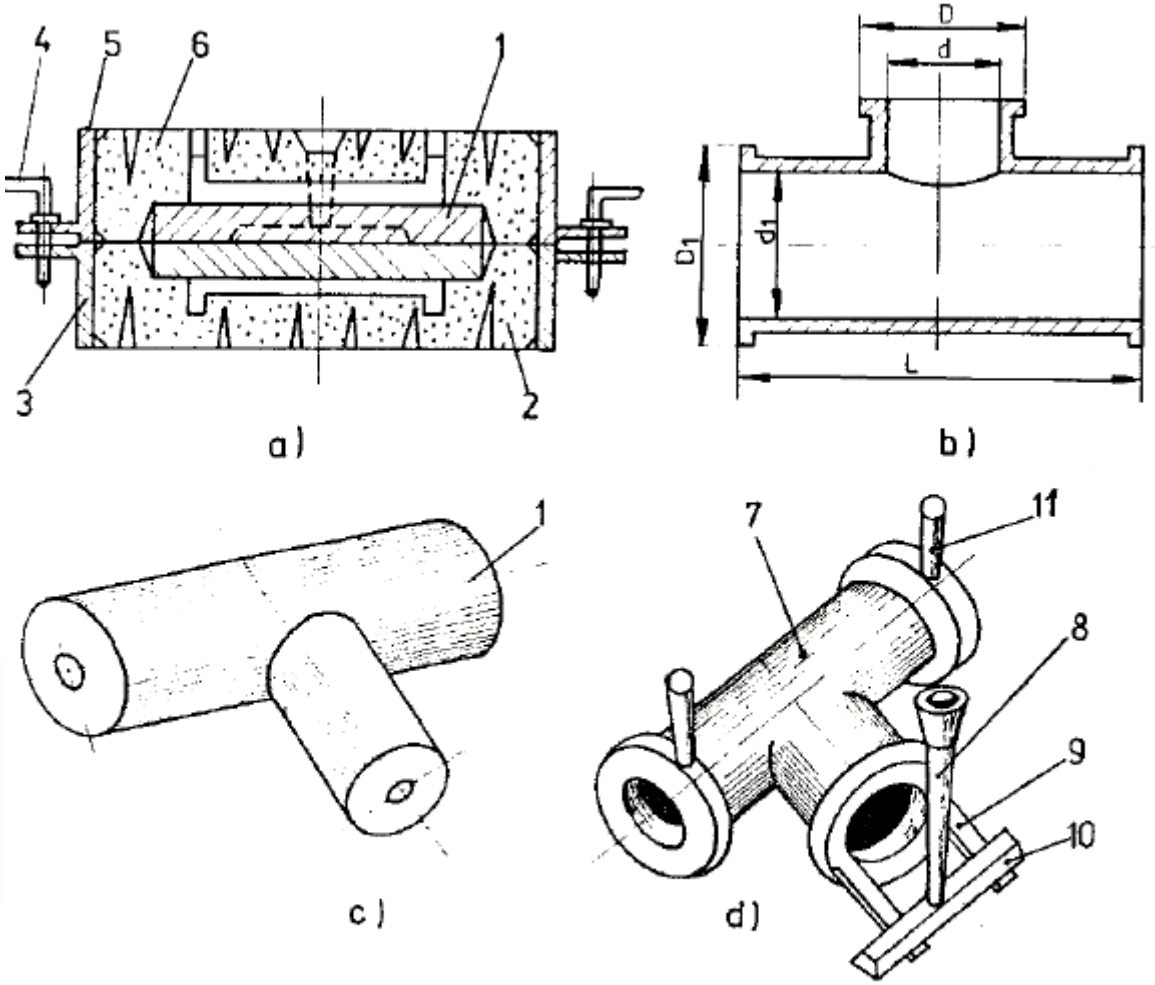


Figura 3.2. Forma de turnare şi elementele ei:
a – forma de turnare; b – schiţa piesei de fabricat;
c – miezul; d – piesa turnată cu elementele reţelei de turnare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Caracterizarea fabricării pieselor turnate

Aliajele pentru turnătorie, constituie o largă gamă de materiale metalice, atât feroase cât şi neferoase.

Dintre *aliajele feroase* deosebim: fonte cenuşii, de înaltă rezistenţă şi maleabile; oţeluri carbon şi aliate.

Dintre *aliajele metalelor neferoase* se desprind mai ales: aliaje de cupru (alame şi bronzuri); aliaje de zinc; aliaje de aluminiu; aliaje de magneziu; aliaje ale metalelor greu fuzibile; aliaje de titan; aliaje de molibden; aliaje de wolfram etc.

Aliajele pentru turnătorie trebuie să posede proprietăţi superioare de **turnabilitate**, respectiv: o *fluiditate* cât mai bună; o *contracţie* cât mai mică; *tendinţă de segregaţie şi fisurare neglijabile* etc.

De asemenea, aliajele turnate, prin structura care se obţine, trebuie să asigure pieselor turnate caracteristicile mecanice şi de exploatare necesare.

Alegerea unui aliaj pentru diversele piese turnate, reprezintă o problemă deosebit de complexă, întrucât a ţine cont de toate condiţiile cerute, în coordonatele reale ale procesului de producţie este aproape imposibil, iar atunci de mare importanţă este cunoaşterea turnabilităţii aliajului şi corelarea performanţelor piesei turnate cu cerinţele de exploatare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Este cea mai universală metodă, caracterizată de faptul că se aplică tuturor tipurilor de metale şi aliaje şi pentru orice tip de piesă.

Forma de turnare este temporară, adică serveşte numai pentru o singură turnare, respectiv pentru fabricarea unei singure piese.

Metoda de turnare cuprinde o serie de operaţiuni în succesiune logică, trecând de la formă şi asamblarea ei, elaborarea şi turnarea metalului, până la obţinerea piesei solide cu distrugerea formei şi efectuarea controlului tehnic şi recepţiei pieselor turnate. O schemă logică a procesului complet de fabricare a unei piese turnate în forme temporare din amestec se dă în *Figura 3.9*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

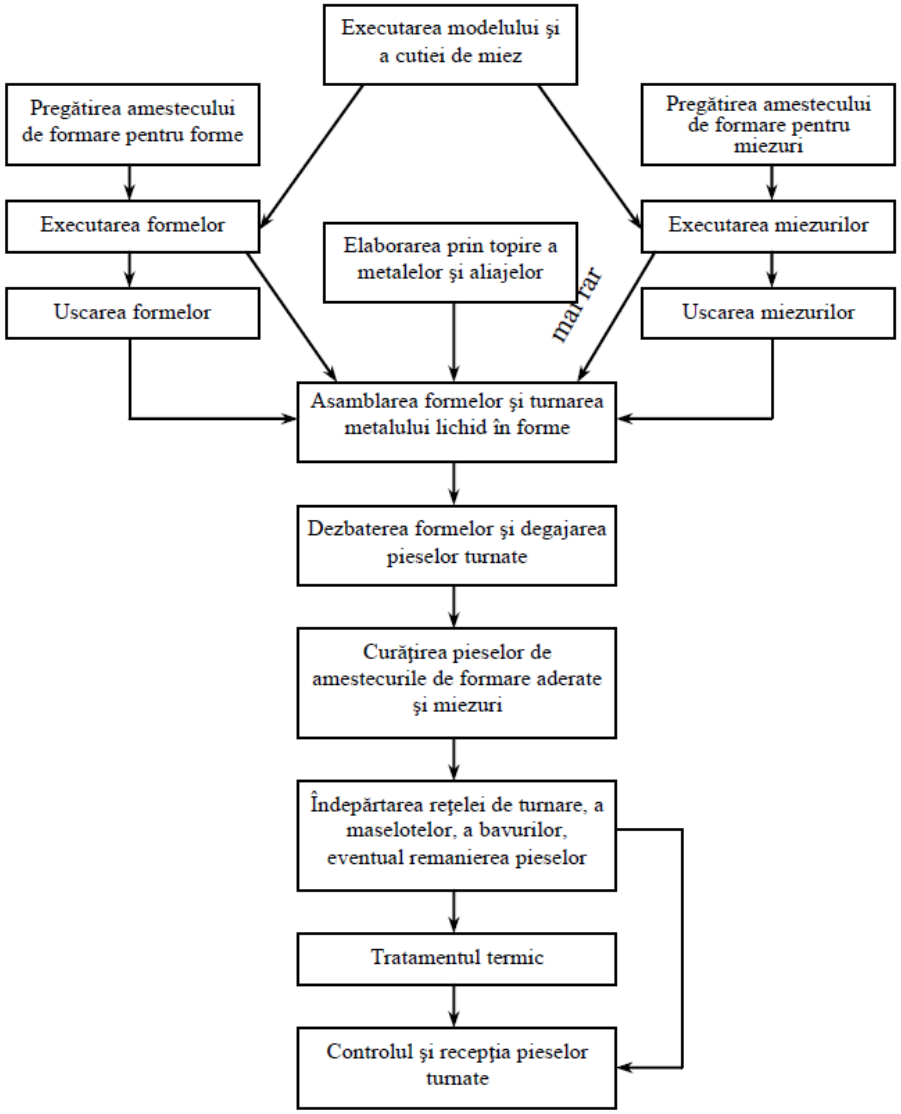


Figura 3.9. Schema procesului tehnologic de turnare în forme temporare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

Inventarul de modele, *reprezintă un ansamblu de elemente şi dispozitive necesare executării formelor şi miezurilor în care de regulă intră: modelul piesei; placa de model; cutii de miez; modele ale elementelor reţelei de turnare etc.*

Modelul piesei, în vederea turnării, este dispozitivul cu ajutorul căruia se practică în formă, cavitatea activă, care are forma geometrică şi dimensiunile apropiate de configuraţia piesei de obţinut. Modelul poate fi, după complexitatea piesei, fără plan de separaţie, cu plan de separaţie şi cu elemente detaşabile.

Aşa după cum se vede în *Figura 3.10*, plecând de la studiul desenului de execuţie al piesei, *Figura3.10(a)*, conceput de inginerul constructor-proiectant, inginerul tehnolog determină desenul semifabricatului turnat, *Figura 3.10(b)*.

Faţă de desenul de execuţie, în desenul semifabricatului turnat pot să apară modificări de formă şi dimensiuni. Aceste modificări sunt reclamate de precizia finală a piesei (care mai suferă şi alte prelucrări) şi de acele forme raţionale ale piesei turnate, forme care dacă nu le-a cunoscut constructorul, trebuie să le creeze tehnologul.

Astfel, pentru realizarea unui model de turnătorie, corespunzător trebuie să se respecte o serie de principii de dimensionare şi constructive.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

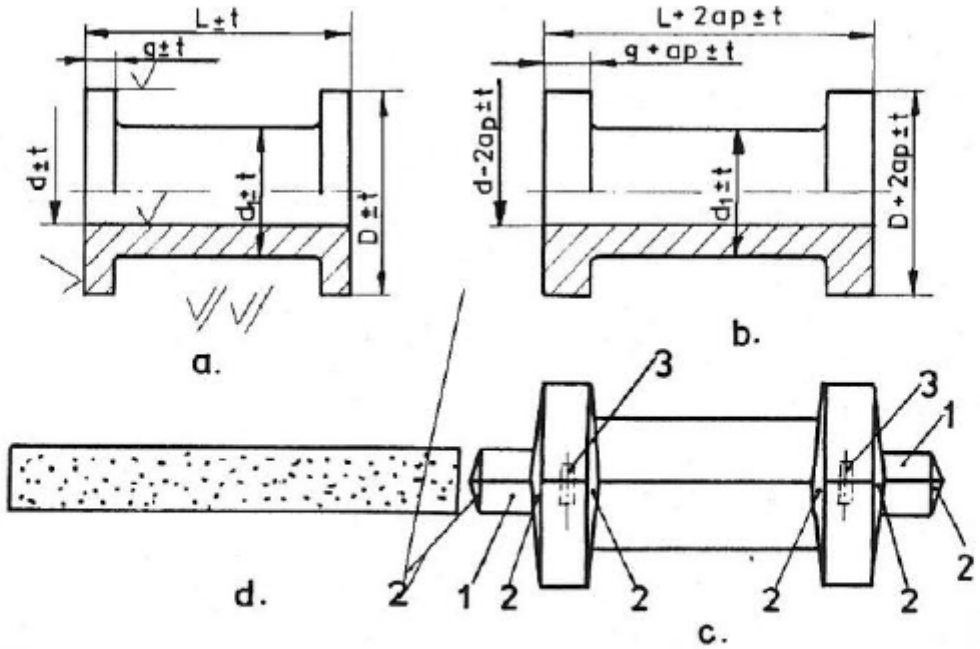


Figura 3.10. Elemente de proiectare a modelului:
a – desenul de execuţie (schiţă) al piesei; b – desenul de execuţie a piesei turnate; c – desenul de execuţie al modelului; d – desenul de execuţie al miezului; 1 – mărci de miez; 2 – înclinaţii pentru demulare; 3 – cepuri; a_p – adaos de prelucrare mecanică; t' – toleranţa la dimensiuni.

Dimensionarea modelelor. Principiile de dimensionare ale modelelor sunt aceleaşi pentru toate tipurile de metode de turnare, cu mici excepţii, şi sunt determinate de natura metalului turnat, materialul de formare, temperatura de formare, calitatea piesei turnate.

O primă influenţă asupra dimensiunilor modelului, o manifestă *contracţia metalului turnat în formă*. Dimensiunile piesei din desenul de execuţie, *Figura 3.10(a)*, vor fi afectate în primul rând de adaosul de contracţie, prin coeficientul de contracţie α. În aceste condiţii, orice dimensiune se calculează cu relaţia:

$$L_m = L_p\left[1 + \alpha\left(t_s - t_a\right)\right] \tag{3.5}$$

în care: L_m, L_p sunt dimensiunile liniare ale modelului, respectiv ale piesei;

α este coeficientul mediu de contracţie al metalului turnat;

t_s – temperatura de solidificare a aliajului;

t_a – temperatura ambiantă (20 °C).

Relaţia (3.5) se aplică în metoda clasică de formare la temperatura ambiantă.

Dacă formarea se face la cald (forme coajă – la procedee speciale) şi modificarea formei este neglijabilă, atunci dimensionarea modelului se va face cu relaţia:

$$L_m = \frac{L_p\left[1 + \alpha\left(t_s - t_a\right)\right]}{1 + \alpha'\left(t_f - t_a\right)} \tag{3.6}$$

în care: α' este coeficientul mediu de dilatare liniară a materialului din care este executat modelul;

t_f – temperatura modelului în momentul formării.

Dacă şi forma suferă modificări, se contractă, atunci la proiectarea modelului trebuie să se ţină cont şi de acest fenomen.

În *Tabelul 3.1* se dau câteva valori ale coeficientului α de contracţie al metalului turnat, iar în *Tabelul 3.2*, câteva valori medii α' ale coeficientului de dilatare a unor metale din care s-ar putea executa modelul.

Adaosurile de prelucrare trebuie prevăzute pe acele suprafeţe ale modelului care vor genera părţi ale piesei a căror precizie de formă, de poziţie şi dimensională, nu pot fi realizate din procesul de turnare. Mărimea adaosului de prelucrare $-a_p$ din *Figura 3.10(b)*, în funcţie şi de natura aliajului turnat şi tehnologia de formare utilizată, este standardizată în SR ISO 8062:1995.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

Tabelul 3.1.

Denumirea aliajului	Contracţia liniară, [%]
Fontă cenuşie	0,7÷1,0
Fontă maleabilă	1,0÷1,5
Oţel carbon şi aliate	1,5÷2,2
Bronzuri cu staniu	1,0÷1,3
Bronzuri cu aluminiu	2,0÷2,4
Aliaje de aluminiu	0,8÷1,5
Aliaje de zinc	1,5
Aliaje de magneziu	1,25

Tabelul 3.2.

Metalul	Coeficientul de dilatare $\alpha' \cdot 10^{-6}$ (0-100°C)	Variaţia volumului de topire, [%]
Fier pur	12,5	+0,4
Aluminiu	27,4	+6,4
Antimoniu	10,0	+1,4
Bismut	13,0	-3,4
Cadmiu	31,0	+4,7
Cupru	16,5	+4,0
Plumb	29,0	+3,4
Magneziu	29,0	+3,8

Cum aceste adaosuri înseamnă pierdere de metal şi consum de manoperă prin aşchiere, la alegerea lor se va tinde spre valorile minime.

Tot la dimensiuni, se prevăd apoi pe desenul de execuţie al modelului şi *toleranţele la dimensiuni – t* din *Figura 3.10(b)*. Valorile toleranţelor pieselor turnate sunt prevăzute în SR ISO 8062:1995.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

Principii constructive ale modelului. Modelul trebuie astfel conceput, încât să permită realizarea formei, extragerea sa (demularea) uşoară din formă, fără deteriorarea formei şi asamblarea corectă a elementelor de formă, inclusiv a miezului, astfel:

- având în vedere că îndesarea amestecului pe model şi extragerea modelului din formă se execută pe aceeaşi direcţie (de regulă verticală), pe această direcţie nu trebuie să existe zone moarte, *Figura 3.11*;

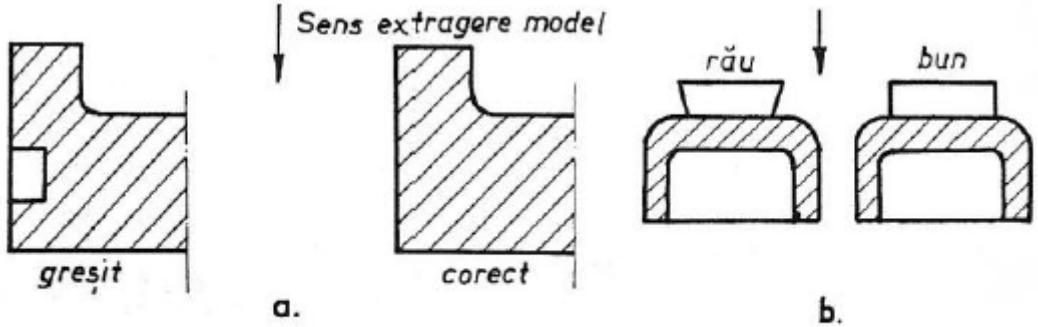


Figura 3.11. Exemple de formă geometrică piesă turnată în vederea extragerii uşoare a modelului.

- pentru a nu se lipi amestecurile de formare de suprafaţa modelului (şi pentru a evita ruperea formei), modelele se prelucrează îngrijit pe suprafeţele lor active;

- toate suprafeţele paralele cu direcţia de scoatere a modelului se fac uşor înclinate, evitându-se totodată şi frecarea inutilă şi periculoasă dintre model şi formă, *Figura 3.12*. Valoarea înclinării α depinde de înălţimea peretelui, metoda de formare, nedepăşind 3÷5°, cu atât mai mică cu cât peretele este mai înalt şi extragerea asigurată mecanic;

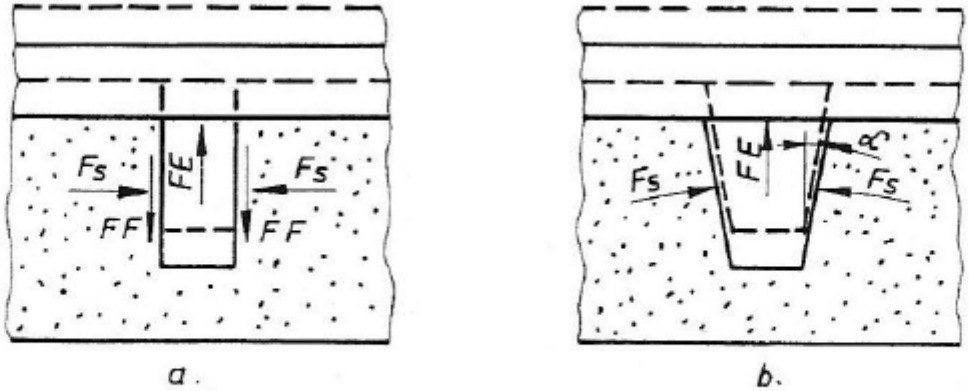


Figura 3.12. Efectele înclinării pereţilor modelului:
a – model fără înclinări; b – acelaşi model cu înclinări; F.E – forţa de extragere model; F.S – forţa de apăsare a amestecului pe model; F.F – forţa de frecare între model şi formă.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

• toate unghiurile diedre sau poliedre vor fi racordate cu raze de racordare, *Figura 3.13*, cu atât mai mari cu cât unghiul este mai mic. Razele de racordare sunt impuse de fenomenele solidificării pentru a se evita la maximum tensiunile periculoase şi fisurările şi sunt proporţionale cu grosimea pereţilor;

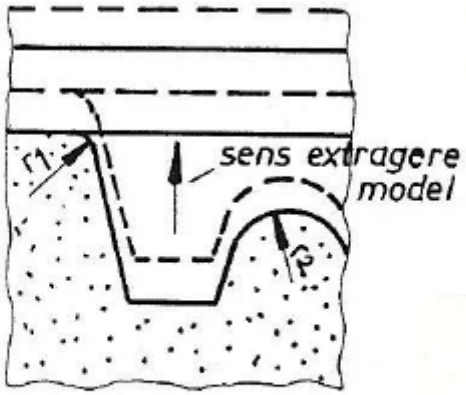


Figura 3.13. Aplicarea de raze de racordare la muchii şi colţuri.

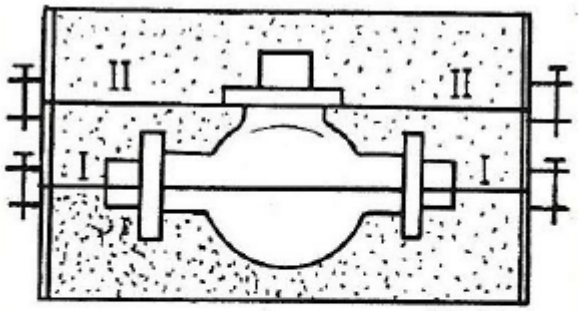


Figura 3.14. Influenţa complexităţii formei asupra numărului suprafeţelor de separaţie:
I-I – plan de separaţie principal;
II-II – plan de separaţie suplimentar.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

- o problemă deosebită o constituie alegerea planului de separaţie al modelului, care este şi al formei. Pe cât posibil, planul de separaţie să fie unic şi de simetrie, un număr mai mare de plane de separaţie, îngreunează manopera formării şi face dificilă obţinerea preciziei piesei turnate. Numărul suprafeţelor de separaţie, sigur, ţine cont de complexitatea geometrică a piesei, suprafaţa principală de separaţie trebuind să tracă prin cea mai mare secţiune a piesei, respectiv a modelului, pentru a rezolva total problema extragerii modelului din formă, *Figura 3.14*;

- pentru asigurarea preciziei de contur geometric a piesei şi nedeplasare la semiformă, modelul se asamblează pe planele de separaţie asigurându-se o centrare corespunzătoare, care se face cu cepuri şi contracepuri, *Figura 3.10(c)*;

- modelele pentru piese cu goluri se completează şi cu mărci, *Figura 3.10(c)*, care au rolul de a crea în formă suprafeţe de sprijin şi centrare a miezurilor. Diversele forme de mărci se prezintă în *Figura 3.15*.

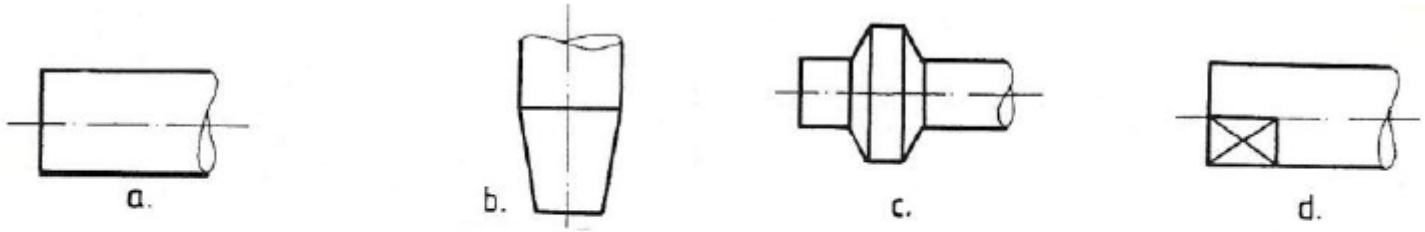


Figura 3.15. Tipuri de mărci:
a – cilindrică (miez orizontal); b – conică (miez vertical); c – cu guler (elimină deplasarea axială); d – cu teşitură (elimină rotirea).

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

Faţă de principiile universale de mai sus, în cadrul procedeelor speciale de turnare, mai intervin şi alte condiţii specifice.

La proiectarea **cutiilor de miez**, în general se ţine cont de aceleaşi principii ca şi la modele.

În practica formării se întâlneşte ca dispozitiv pentru formare, în loc de model simplu, aşa numita **placă de model**, mai ales pentru metodele formării mecanizate, cu ajutorul maşinilor speciale. O placă de model are în suprafaţa activă atât modelul piesei cât şi unele elemente ale reţelei de turnare, *Figura 3.16*.

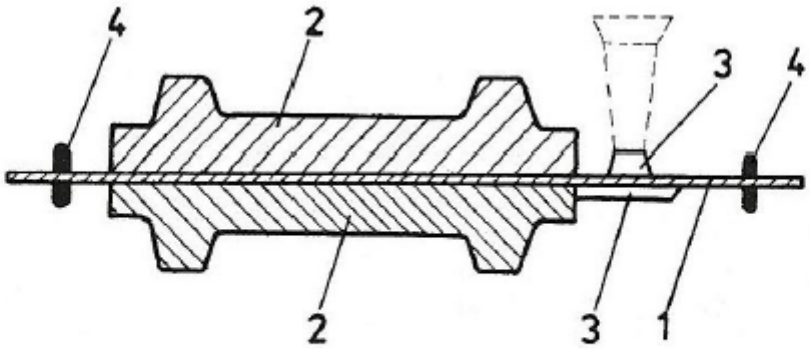


Figura 3.16. Placă de model:
1 – plăci; 2 – semimodele; 3 – elementele reţelei de turnare; 4 – cepuri de centrare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea modelelor şi a cutiilor de miez

Modelele şi cutiile de miez pentru fabricaţia unicat şi de serie se execută din lemn, iar pentru producţia de masă din fontă, aliaje de aluminiu şi mase plastice.

Modelele din lemn se fac din esenţe de *molid, tei, arţar, fag, stejar, cireş şi nuc*. Teiul şi arţarul sunt cele mai bune întrucât se prelucrează uşor şi dau o suprafaţă netedă, fiind în acelaşi timp şi mai puţin sensibile la umiditate.

Pentru precizarea destinaţiei, modelele sunt anume **vopsite**, respectiv: *roşu* pentru turnarea fontei; *albastru* pentru turnarea oţelului; *galben* pentru neferoase; *negru* desemnează mărcile, *haşurul negru* marchează suprafeţele prelucrate mecanic.

Modelele şi cutiile de miez metalice se fac din semifabricate turnate, jucând la rândul lor rolul de model, după care se supun prelucrărilor mecanice de aşchiere pe strunguri, maşini de rabotat, de frezat, de găurit etc. După prelucrare modelele se montează pe plăcile de model.

Aceste modele şi cutii de miez metalice, folosite în producţia de serie mare şi masă au durabilitate bună, o precizie ridicată, o calitate superioară a suprafeţelor şi nu se deformează în perioada depozitării, ceea ce se răsfrânge şi asupra calităţii pieselor turnate obţinute.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Amestecuri pentru forme şi miezuri

Prin **materiale de formare**, se înţelege *un conglomerat de materiale naturale şi artificiale, care alcătuieşte după caz amestecul pentru executarea formelor şi respectiv amestecul pentru executarea miezurilor*.

Ca **materie primă de bază** se foloseşte de regulă *nisipul cuarţos*, iar ca liant diverse sorturi de *argilă* şi alte substanţe.

Lianţii folosiţi, de fapt toate componentele amestecului, trebuie să posede o bună stabilitate chimică, pentru a rezulta piese fără arsuri şi aderenţe. În acest scop se utilizează şi substanţe speciale ca adaos, cum sunt praful de piatră, grafitul etc.

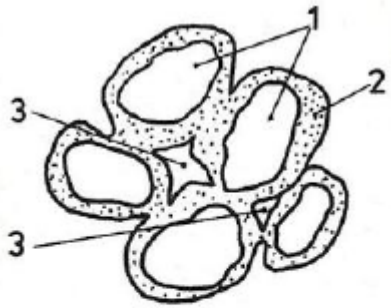


Figura 3.17 Schema macro a unui nisip de turnătorie:
1 – granule de nisip cuarţos;
2 – peliculă de argilă umedă;
3 – spaţii goale (pori).

Amestecul de formare, multicomponent, trebuie preparat după o reţetă care să corespundă metalului turnat şi procedeului de turnare ales. O structură macro, a unui amestec se vede în *Figura 3.17*.

După modul de utilizare, amestecurile de formare se împart în următoarele trei categorii: amestecuri de model sau de perete; amestecuri de umplutură; amestecuri unice.

Amestecul de model, este folosit pentru a executa stratul din suprafaţa activă a formei şi este alcătuit din materiale de calitate (nisip şi liant) şi posedă ridicate proprietăţi fizico-mecanice şi de plasticitate.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Amestecuri pentru forme şi miezuri

Amestecul de umplutură, este amestecul care se introduce în formă peste cel de model şi asigură umplerea şi consolidarea formei în vederea turnării. Acest amestec cuprinde şi un procent ridicat din amestecul recirculat după o anumită preparare, respectiv, concasare, separare magnetică şi cernere.

Amestecul unic, este amestecul care prin calităţile sale suplineşte condiţiile cerute atât de amestecul de model cât şi de cel de umplutură. Aceste amestecuri se folosesc în metodele formării mecanizate, cu ajutorul maşinilor de format şi sunt mai scumpe.

Metoda folosirii succesive a celor două amestecuri de formare, de perete şi respectiv de umplutură, se întâlneşte mai ales la turnarea unor piese mari şi de formă complexă.

Pe de altă parte, după natura metalului turnat, se deosebesc: amestecuri pentru turnarea fontei; amestecuri pentru turnarea oţelului; amestecuri pentru turnarea neferoaselor, pentru care se prescriu anumite proprietăţi, stipulate în literatura tehnică.

Amestecurile de formare, indiferent de tipul lor, trebuie să satisfacă următoarele caracteristici importante: refractaritate, rezistenţă mecanică, plasticitate, compresibilitate, permeabilitate la gaze şi altele.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Amestecuri pentru forme şi miezuri

Refractaritatea, este *capacitatea amestecului şi formei de a rezista la înmuiere sau topire sub acţiunea temperaturii metalului lichid*. Din acest punct de vedere, cu cât nisipul va fi mai grosolan, cu cât conţinutul de impurităţi va fi mai mic şi cu cât praful de piatră va fi în procent mai ridicat, cu atât şi refractaritatea amestecului va fi mai bună. Dacă refractaritatea amestecului de formare este necorespunzătoare pentru metalul ce se toarnă, atunci se formează pe suprafaţa piesei şi în mod deosebit în detalii înguste (intrânde), cruste, aderenţe, greu de îndepărtat şi care necesită mult travaliu suplimentar.

Rezistenţa mecanică, *trebuie să asigure nedeteriorarea formei la extragerea modelului, la manipulări în procesul de depozitare, uscare, asamblare, transport şi turnare*. Rezistenţa mecanică va creşte cu creşterea conţinutului de liant, a compactităţii şi micşorării granulaţiei nisipului.

Permeabilitatea la gaze, *trebuie să fie astfel încât să permită în procesul de turnare şi solidificare să se elimine gazele şi vaporii*. Va fi cu atât mai ridicată, cu cât granulaţia nisipului este mai mare şi în procent ridicat în reţeta amestecului şi respectiv cu cât liantul se găseşte în cantitate mai mică.

Plasticitatea, este *capacitatea amestecului de formare de a se deforma plastic fără distrugere, astfel încât în procesul de formare să preia toate detaliile modelului, adică să muleze foarte bine la suprafaţa modelului*. Plasticitatea va fi cu atât mai bună cu cât nisipul va fi mai fin şi cu cât conţinutul de liant şi apă vor fi mai ridicate.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Amestecuri pentru forme şi miezuri

Compresibilitatea, este *capacitatea amestecului de formare, pentru forme şi miezuri, de a se comprima sub acţiunea efectului de contracţie al metalului turnat, în curs de solidificare şi răcire*. În caz contrar, piesa rezultă deformată, tensionată şi chiar fisurată şi cu crăpături.

Toate aceste caracteristici se pun în evidenţă pe calea încercărilor standardizate, pe o aparatură special creată, care alcătuieşte aşa numita *trusă de turnătorie*, iar aducerea amestecului de formare la valorile prescrise pentru diversele proprietăţi, se face pe calea preparării în instalaţii speciale. O schemă a procesului de preparare a amestecului de formare este redată în *Figura 3.18*.

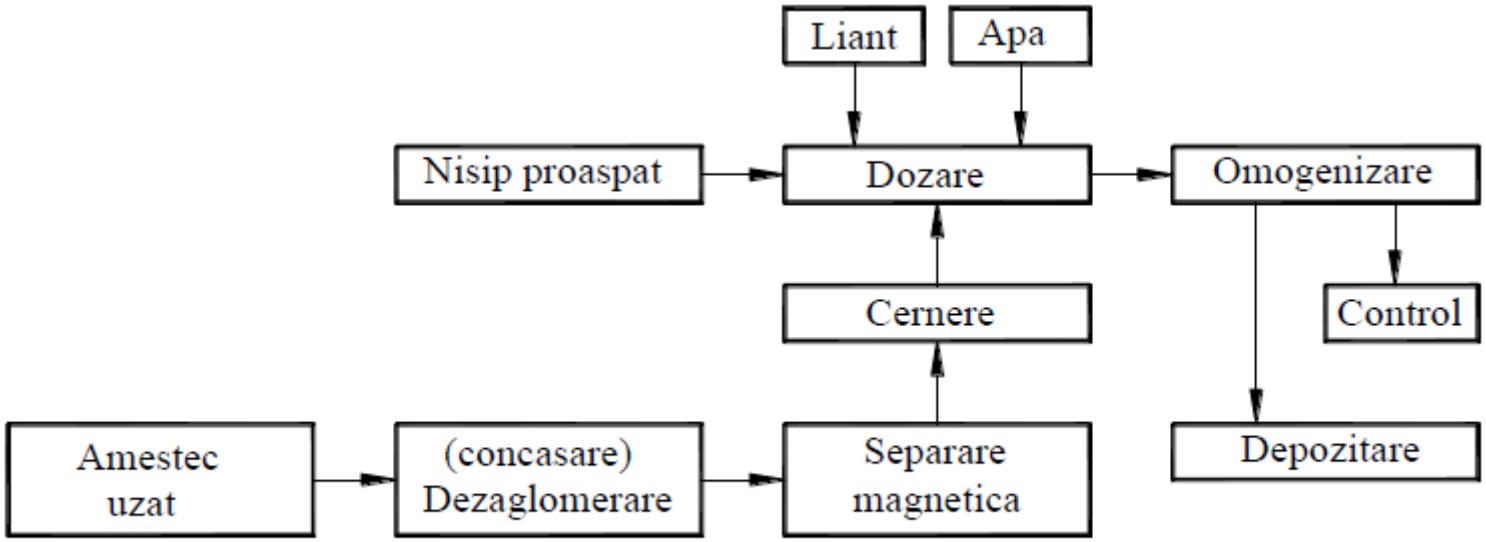


Figura 3.18. Schema de preparare a amestecului de formare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Amestecuri pentru forme şi miezuri

În funcţie de destinaţie, proprietăţile amestecului de formare se asigură prin compoziţia granulometrică, definită conform STAS 5609-87.

De mare importanţă este apoi reţeta amestecului, respectiv procentul de participare a componentelor: nisip natural, liant argilos, apă şi după caz alte componente şi adaosuri.

În general, conţinutul de argilă pentru aliajele turnate în forme crude nu depăşeşte 8÷10%, pentru formele uscate nedepăşind 15%.

Umiditatea amestecului de formare se încadrează, în general, în limitele 4,5÷5,5% indiferent de aliajul turnat.

Amestecurile de miez, sunt mai scumpe decât cele pentru forme, sunt îngrijit preparate şi datorită acţiunilor termice şi mecanice deosebite la care sunt supuse miezurile în procesul de turnare, trebuie proprietăţi ridicate de refractaritate, permeabilitate la gaze, compresibilitate, să nu degaje gaze în reacţie cu metalul lichid şi să se dezbată uşor din piesă după solidificarea şi răcirea acesteia.

Pe lângă amestecurile de formare şi de miez, normale, mai sus prezentate, în practica turnării se utilizează şi amestecuri speciale, respectiv cu întărire prin încălzire, cu răşini sintetice, cu sticlă solubilă şi întărire cu CO_2, amestecuri cu autoîntărire la rece etc., amestecuri care vor fi prezentate în cadrul procedeelor speciale de turnare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

În vederea executării formelor, trebuie precizat alături de model şi amestecul de formare şi tipul reţelei de turnare, respectiv de introducere a metalului topit în formă.

Pentru obţinerea de piese calitativ superioare, o reţea de turnare, trebuie să asigure următoarele condiţii:

- umplerea formei în timp determinat, corespunzător turnabilităţii optime a metalului sau aliajului lichid;
- umplerea să se facă uniform şi continuu;
- să asigure evacuarea aerului şi gazului din formă;
- să reţină zgura metalului turnat;
- să asigure controlul umplerii formei cu metal lichid.

Toate aceste condiţii trebuie satisfăcute prin dimensionarea şi construcţia reţelei de turnare.

Pentru a defini mai bine reţeaua de turnare, să ne referim la elementele **reţelei normale de turnare**, la care în mod constant se întâlnesc elementele: pâlnia de turnare; piciorul pâlniei de turnare; canalul de distribuţie şi colectare a zgurii şi canalele de alimentare, a căror semnificaţie se dă în *Figura 3.19*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

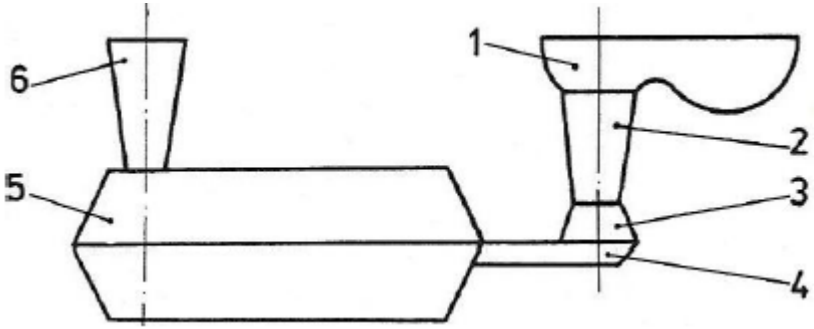


Figura 3.19. Reţeaua normală de turnare:
1 – pâlnie de turnare;
2 – piciorul pâlniei;
3 – canal de turnare;
4 – canal de alimentare;
5 – piesa;
6 – canal de evacuare aer, gaze (răsuflătoare).

Pâlnia de turnare, prin formă şi dimensiuni, trebuie să evite stropirile şi turbionările şi poate fi de diverse tipuri, aşa cum se vede pe *Figura 3.20*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

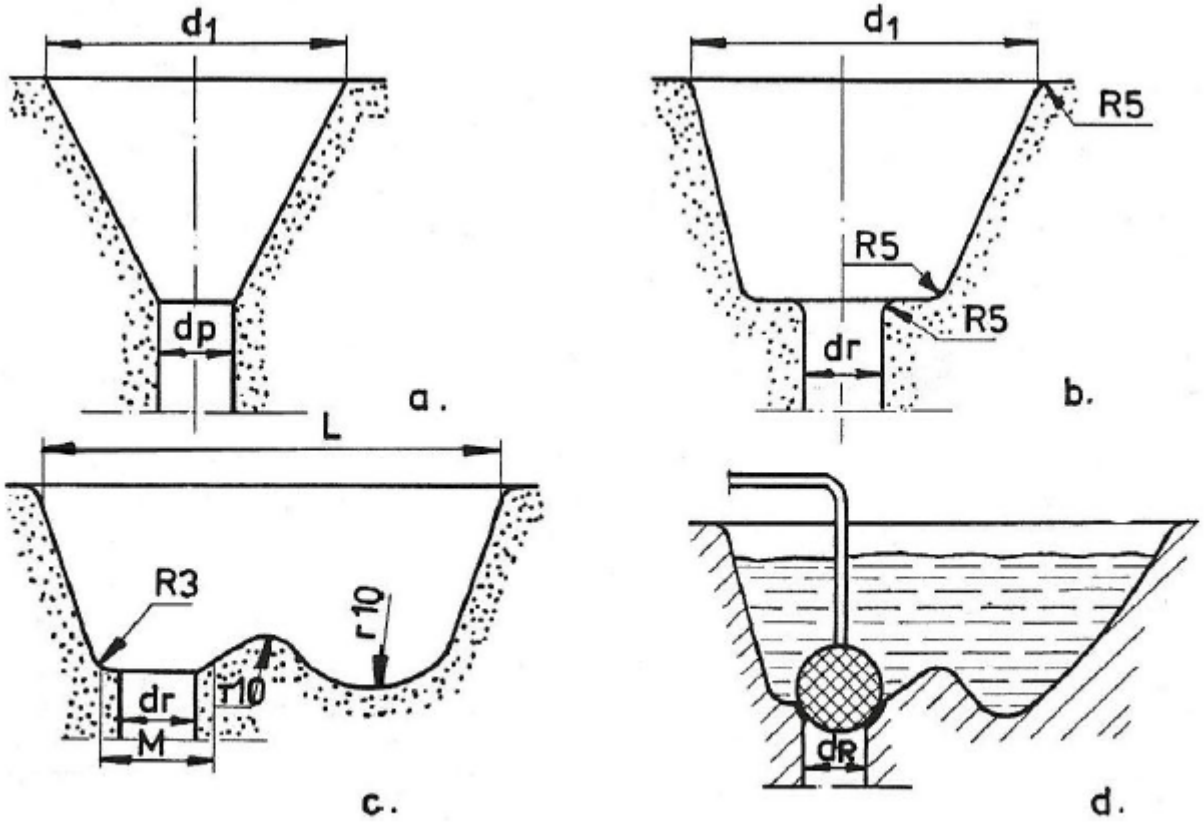


Figura 3.20 Tipuri de pâlnii de turnare:
a – conic; b – conic cu prag; c – oval; d – oval cu dop.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

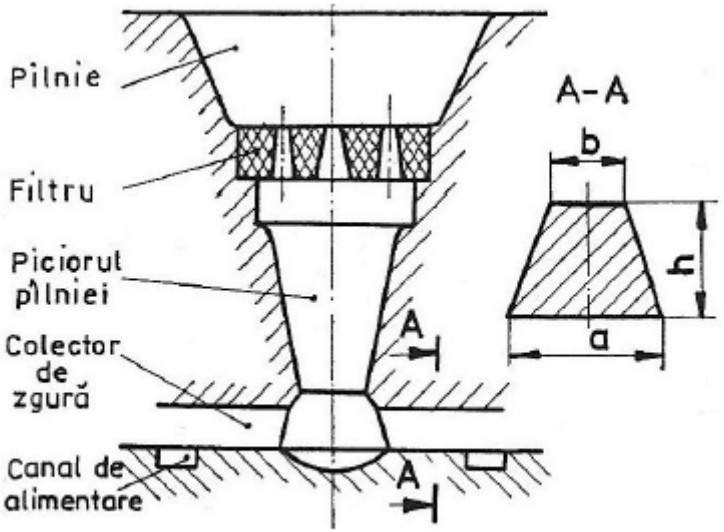


Figura 3.21. Schema piciorului de alimentare cu filtru.

Forma din *Figura 3.20(c, d)*, cu prag asigură reţinerea zgurii provenită din metalul deversat din oala de turnare.

Piciorul de alimentare (piciorul pâlniei) se face invers conic pentru a evita ruperea coloanei de lichid, iar pentru înlăturarea mai eficace a zgurii se prevăd la partea superioară şi cu filtre, aşa cum se vede pe *Figura 3.21*. Dimensiunile filtrelor sunt cuprinse în STAS 4634-88.

Canalul de distribuţie şi colectare a zgurii prin lungime şi poziţie orizontală asigură alimentarea în toate punctele de atac ale piesei şi are, în general, o secţiune trapezoidală (de exemplu, în *Figura 3.21*, secţiunea A-A).

Canalele de alimentare sunt canalele care introduc direct metalul în formă şi fac legătura între canalul de distribuţie şi colectare a zgurii şi cavitatea formei.

Canalele de alimentare, *Figura 3.21*, atacă piesa de regulă în zonele cele mai subţiri, iar unghiul de atac să nu degradeze pereţii formei. Din acest punct de vedere de mare importanţă este şi înălţimea punctului de atac în raport cu forma, deosebindu-se trei **moduri fundamentale de turnare** şi anume:

- turnarea directă sau de sus;
- turnarea din lateral;
- turnarea indirectă sau prin sifon, aşa cum se vede pe *Figura 3.22*.

Canalele de evacuare, completează reţeaua de turnare şi respectă cu elementele reţelei şi cavitatea formei principiul vaselor comunicante, *Figura 3.22*.

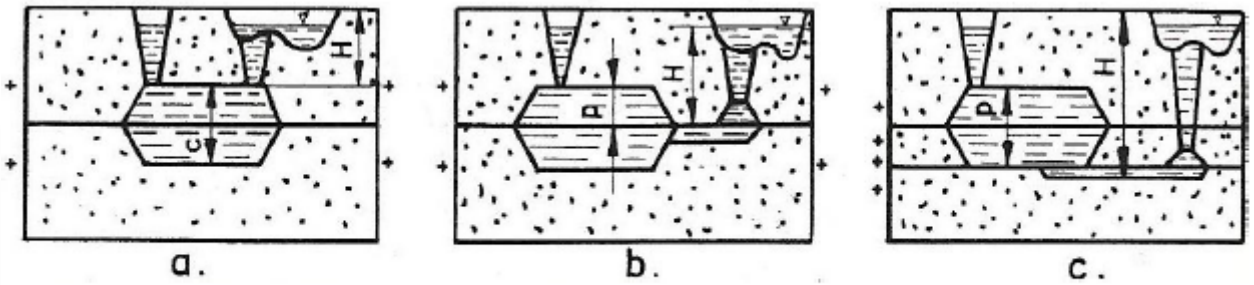


Figura 3.22. Înălţimea de atac *H* în funcţie de metoda de turnare:
a – turnare directă; b – turnare laterală; c – turnare indirectă.

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

La baza **dimensionării reţelei de turnare** stă principalul criteriu acoperitor, respectiv timpul de umplere a formei, care trebuie să fie mai mare decât timpul de evacuare al aerului şi gazelor din formă şi mai mic decât cel al turnabilităţii optime, al fluidităţii suficiente.

Calculul de dimensionare al reţelei de turnare, presupune în primul rând determinarea secţiunii totale a canalelor de alimentare, considerată ca cea mai mică din reţea. Secţiunea celorlalte elemente ale reţelei de turnare, respectiv canalul de distribuţie şi al piciorului de alimentare se determină pe bază de date experimentale în funcţie de secţiunea alimentatorilor.

Exemplificând un mod de calcul, pentru cazul cel mai general industrial, respectiv al turnării de piese mici şi mijlocii şi concretizând pentru grosimea minimă de perete de $g_{min}=2,5$ mm şi masa maximă a piesei $M_{max}=200$ Kg, secţiunea totală a alimentatorilor se poate determina cu relaţia:

$$S_a = \frac{M}{\mu \cdot t \cdot 0,31\sqrt{H_p}} \ [\text{cm}^2], \qquad (3.7)$$

în care: M este masa piesei turnate,în Kg;
t – durata turnării, în s;

$$t = S \cdot \sqrt{M} \quad [s], \qquad (3.8)$$

S – un coeficient funcţie de grosimea minimă a pereţilor, de exemplu:

- pentru $g_{min}=3\div5$ mm corespunde $S = 1,63$;
- pentru $g_{min}=5\div8$ mm corespunde $S = 1,85$;
- pentru $g_{min}=8\div15$ mm corespunde $S = 2,20$;

μ – coeficient de debit, a cărui valoare este funcţie de natura metalului turnat şi se încadrează între limitele:

μ=0,27÷0,55 – pentru fontă;
μ=0,30÷0,41 – pentru oţel;
μ=0,60÷0,70 – pentru neferoase;

H_p – presiunea metalostatică, funcţie de înălţimea de atac a canalelor de alimentare şi care se determină cu relaţia:

$$H_p = \frac{2H \cdot C - P^2}{2C} \quad [cm], \qquad (3.9)$$

H – înălţimea coloanei de metal măsurată de la nivelul canalelor de alimentare, *Figura 3.22*;

C – înălţimea maximă a piesei în formă;

P – înălţimea piesei măsurată de la nivelul canalelor de alimentare.

Înlocuind în relaţia (3.9) datele conform *Figurii 3.22*, cu următoarele particularizări pentru H_p, rezultă:

- la turnarea directă: $P = 0$ şi $H_p = H$
- la turnarea laterală: $P = C/2$ şi $H_p = H - C/8$
- la turnarea prin sifon: $P = C$ şi $H_p = H - C/2$

Înlocuind acum totul în relaţia (3.7), pentru un caz dat va rezulta secţiunea totală a alimentatorilor.

Pentru celelalte canale ale reţelei S_{cz} (colectorul de zgură şi de distribuţie) şi S_p (secţiunea medie a piciorului pâlniei), în baza principiului umplerii formei cu reţeaua plină, respectiv al continuităţii debitului, având în vedere acceleraţia gravitaţională trebuie în general să se ajungă la un şir convergent în sensul scăderii gravitaţionale, respectiv:

$$S_a < S_{cz} < S_p . \qquad (3.10)$$

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Reţele de turnare

În practică se utilizează rapoartele supraetajate, considerând $S_a = 1$, rapoarte specifice pentru metalul turnat şi care se înscriu cu valorile:

- pentru fontă: $S_p : S_{cz} : S_a = 1{,}15 : 1{,}1 : 1$;
- pentru oţel: $S_p : S_{cz} : S_a = 1{,}6 : 1{,}3 : 1$;
- pentru aliaje de Cu şi Zn: $S_p : S_{cz} : S_a = 2{,}0 : 1{,}5 : 1$;
- pentru aliaje de Al şi Mg: $S_p : S_{cz} : S_a = 1{,}25 : 1{,}5 : 1$.

Pentru cazul pieselor mari, cu masa de peste 200 Kg, secţiunea alimentatorilor se determină cu relaţia mai simplă:

$$S_a = \frac{M}{k \cdot t} \quad [\text{cm}^2], \tag{3.11}$$

în care: t este durata turnării, în s;
k – viteza de turnare în funcţie de natura metalului şi a cărei valori se dau în literatura de specialitate.

* * *

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

- Caracterizarea fabricării pieselor turnate
- Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Executarea unei forme cu pereţi groşi din amestec cu nisip, presupune efectuarea următoarelor operaţii:

- îndesarea amestecului de formare în rame pentru obţinerea configuraţiei geometrice a piesei prin mulare perfectă pe model, ca şi pentru asigurarea unei rezistenţe suficiente;
- executarea canalelor de ventilare pentru evacuarea mai uşoară a gazelor rezultate în procesul de turnare;
- extragerea modelului din formă (demularea);
- finisarea şi asamblarea formei în vederea turnării.

După gradul de mecanizare, se disting două direcţii: formare manuală, cu mai multe variante şi formare mecanizată, cu mai multe variante.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

Se aplică pentru obţinerea de piese unicat sau câteva bucăţi în condiţii date ale procesului de producţie (investiţii mici) şi respectiv pentru piese mari de până la 200 tone.

Se deosebesc mai multe variante ale formării manuale, dintre cele mai uzuale enumerându-se:

- formarea în solul turnătoriei;
- formarea în rame cu model secţionat (cu plan de separaţie);
- formarea cu şablonul;
- formarea cu miezuri;
- formarea cu nisip şi sticlă solubilă întărit cu CO_2.

Inventarul de scule pentru formarea manuală şi tipurile de rame cu particularităţi constructive, sunt probleme abordate în cadrul lucrărilor de laborator de la disciplina de *Tehnologia materialelor*, probleme prezentate în îndrumarul de lucrări practice.

Formarea în solul turnătoriei. Cunoaşte două subvariante: *în sol deschis cu model monolitic*, pentru piese simple, fără goluri sau cu goluri simple şi fără pretenţii de calitate (de exemplu, bare, grătare sau elemente de grătar pentru focare, contragreutăţi etc.) şi *formare închisă*, când se foloseşte şi o ramă suplimentară care rezolvă precizia piesei şi la partea ei superioară, *Figura 3.23*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

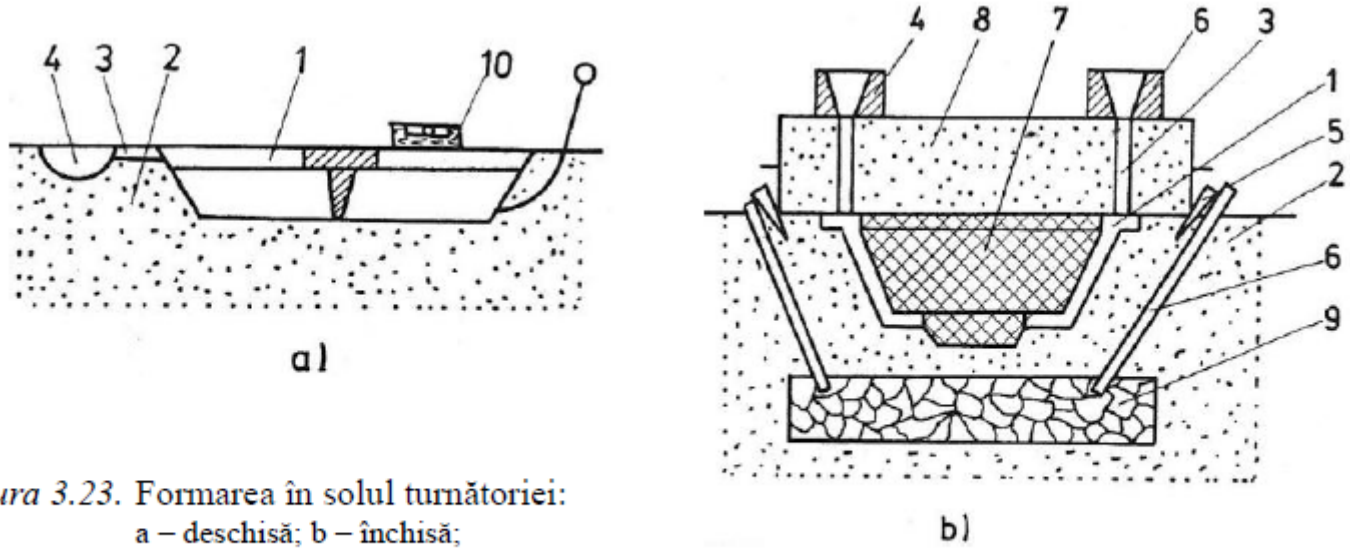


Figura 3.23. Formarea în solul turnătoriei:
a – deschisă; b – închisă;
1 – modelul; 2 – patul de formare în sol în prealabil pregătit; 3 – canal de alimentare; 4 – pâlnie de turnare; 5 – pene; 6 – ţevi pentru aerisire şi evacuare gaze; 7 – miez; 8 – ramă suplimentară; 9 – strat de cocs; 10 – nivelă cu bulă de aer.

Formarea în rame. Formarea în rame, cu model se execută în două sau mai multe rame de formare, de diferite dimensiuni şi construcţii, folosind modele de lemn sau metalice, şi este procedeul de formare practicat cel mai frecvent.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

Modelul folosit poate fi executat dintr-o singură bucată, caz în care se formează în rama superioară reţeaua de turnare şi eventual maselotele, *Figura 3.24*, sau din părţi distincte, separate prin unul sau mai multe plane de separaţie, care coincid cu planul de separaţie al formei, *Figura 3.2(a)*. Executarea modelului demontabil este impusă de necesitatea scoaterii acestuia din formă, după batere.

În ambele cazuri, principalele faze de formare sunt prezentate în *Figura 3.25*. Astfel, conform figurii, avem:

1 – aşezarea modelului *m* sau a semimodelului inferior (cu găuri de centrare) pe planşetă;

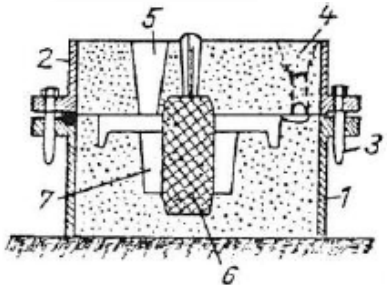


Figura 3.24. Formarea în rame cu model dintr-o singură bucată:
1 – ramă de formare inferioară; 2 – ramă de formare superioară; 3 – cep de ghidare; 4– pâlnie de turnare; 5 – maselotă deschisă; 6 – miez; 7 – cavitatea formei.

2 – aşezarea ramei inferioare (cu urechi de centrare) pe planşetă, cu urechile pentru ştifturi în jos, centrată cu modelul şi pudrarea feţei modelului cu o pudră de izolaţie care poate fi: *pudră de licopodiu* obţinută din sporii algei *Licopodium clavitum* sau *praf de cuarţ* (marşalita) obţinut prin măcinarea fină a nisipului cuarţos. Cu aceeaşi pudră se pudrează şi planul de separaţie al formei, respectiv planşeta pe care se materializează iniţial acesta. Pudra are rolul de a preveni aderenţa amestecului de formare la model şi aderenţa dintre cele două semiforme;

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

3 – cu ajutorul sitei se cerne peste model un amestec afânat numit *de model* sau *de perete*, în grosime de 20÷30 mm şi îndesarea amestecului de model peste şi în jurul modelului, în majoritatea cazurilor cu vârfurile degetelor, insistând mai ales asupra părţilor mai complicate ale modelului;

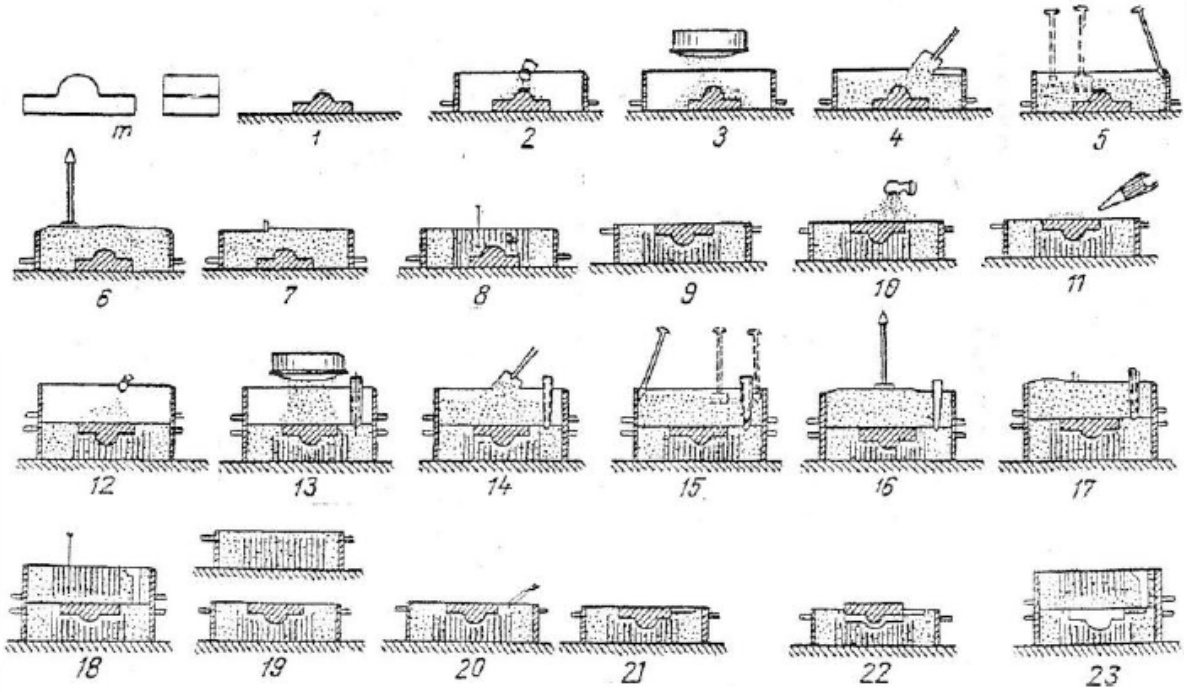


Figura 3.25. Succesiunea fazelor de lucru la formarea în două rame, cu model:
m – model; *1, 2,..., 22* – fazele formării; *23* – forma pregătită pentru turnare.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

4 – se adaugă cu lopata amestec de umplutură în straturi de până la 120 mm grosime;

5 – fiecare strat se bate cu partea ascuţită a bătătorului, începând de la margini către centru (pentru formarea legăturii cu ramele) şi nu prea insistent deasupra modelului pentru a nu înrăutăţi permeabilitatea la gaze a formei;

6 – ultimul strat cu vârf de la partea superioară a ramei se bate cu partea lată a bătătorului;

7 – se rade surplusul de amestec de formare cu ajutorul unei rigle de lemn sau metal (linial) care se ghidează pe marginea superioară a ramei. Se obţine astfel o suprafaţă plană în vederea aşezării pe planşetă sau pe patul de turnare;

8 – practicarea orificiilor de aerisire cu ajutorul acului de oţel. Aceste orificii, care servesc pentru evacuarea gazelor degajate în timpul turnării şi solidificării, se execută deasupra modelului, până la 20÷30 mm de suprafaţa acestuia, pentru a nu-l deteriora;

9 – folosindu-se mânerele ramei, se întoarce semiforma inferioară cu 180° în plan vertical şi se aşează pe planşetă cu suprafaţa de separaţie în sus, după care se pot efectua şi unele reparaţii, cu ajutorul sculelor de formare, dacă este cazul;

10 – pudrarea modelului şi a suprafeţei de separaţie. În cazul utilizării modelelor secţionate, înainte de pudrare, se centrează semimodelul superior (cu ştifturi de centrare) peste cel superior;

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

11 – suflarea uşoară a pudrei pe suprafaţa de separaţie pentru uniformizare şi obţinerea unui strat subţire;

12 – montarea ramei superioare, prin ghidare pe cepuri (ştifturi) în găurile din urechile ramei inferioare, aşezându-se totodată şi modelele reţelei de turnare ale răsuflătorilor sau maselotelor. Se recomandă canale de alimentare scurte, care se sapă direct în procesul formării, iar răsuflătorile să se amplaseze în partea cea mai înaltă a piesei;

13, 14, 15, 16 şi *17* – repetarea fazelor *3, 4, 5, 6* respectiv *7*, pentru realizarea semiformei superioare;

18 – tăierea cu lanţeta şi formarea pâlniei de turnare, extragerea modelelor reţelei de turnare şi ale răsuflătorilor şi practicarea orificiilor de aerisire;

19 – ridicarea cu atenţie şi întoarcerea cu 180° în plan vertical a semiformei superioare şi aşezarea acesteia pe planşetă. Nu se admit neteziri sau planări în suprafaţa de separaţie pentru că se deteriorează astfel etanşarea cavităţii formei, riscând curgerea metalului la turnare prin planul de separaţie;

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

20 – în planul de separaţie al semiformei inferioare se taie cu lanţeta canalele de alimentare, care fac legătura între piciorul pâlniei de alimentare şi cavitatea formei prin intermediul canalului de distribuţie şi colectare a zgurii din semiforma superioară în planul de separaţie. La fel se procedează şi în cazul când răsuflătorile sunt practicate nu direct deasupra cavităţii formei, ci lateral, în planul de separaţie;

21 – netezirea canalelor de alimentare tăiate, eventual ale răsuflătorilor;

22 – demularea – extragerea semimodelelor sau modelelor din forme. Pentru aceasta, întâi se umezeşte amestecul de formare pe conturul modelului, în planul de separaţie, cu o pensulă şi apă pentru evitarea deteriorării muchiilor vii ale cavităţii formei. Folosind ciocanul de mână (obişnuit din lemn sau cauciuc) se introduce cuiul extractor în orificiul special din model sau semimodel şi se bate uşor cu ciocanul în plan orizontal, în direcţii opuse, pentru a forma un mic joc între model şi formă. După aceasta, cu atenţie, se extrag modelele perfect pe verticală dintr-o semiformă sau, după caz, din ambele semiforme. În eventualitatea unor deteriorări ale cavităţii în timpul demulării, cu ajutorul sculelor din trusă se execută reparaţiile necesare;

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

23 – asamblarea formei în vederea turnării. Dacă este cazul, se aşează miezul sau miezurile în semiforma inferioară prin intermediul mărcilor. În continuare, se execută rabaterea semiformei superioare cu suprafaţa de separaţie în jos şi aducerea ei în poziţia de asamblare, care se face în afara semiformei inferioare şi nu deasupra ei pentru a nu cădea eventual amestec de formare peste semiforma inferioară, urmând asamblarea şi consolidarea ramelor în vederea turnării. Consolidarea este necesară pentru ca semiforma superioară să nu fie ridicată de presiunea metalostatică la turnare. După caz, formele se usucă sau se vopsesc, uneori pudrându-se numai cu pudră refractară.

Formarea cu şablonul. Se aplică în cazul fabricării unor piese unicat, care au formă de revoluţie cu şabloane de rotaţie şi mai rar pentru alte piese sau detalii manevrând şabloane de translaţie. Şabloanele, mai simple, înlocuiesc modelele de la metodele anterioare. Cel mai simplu, şabloanele se fac din lemn cu marginea curată, *Figura 3.26*,

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

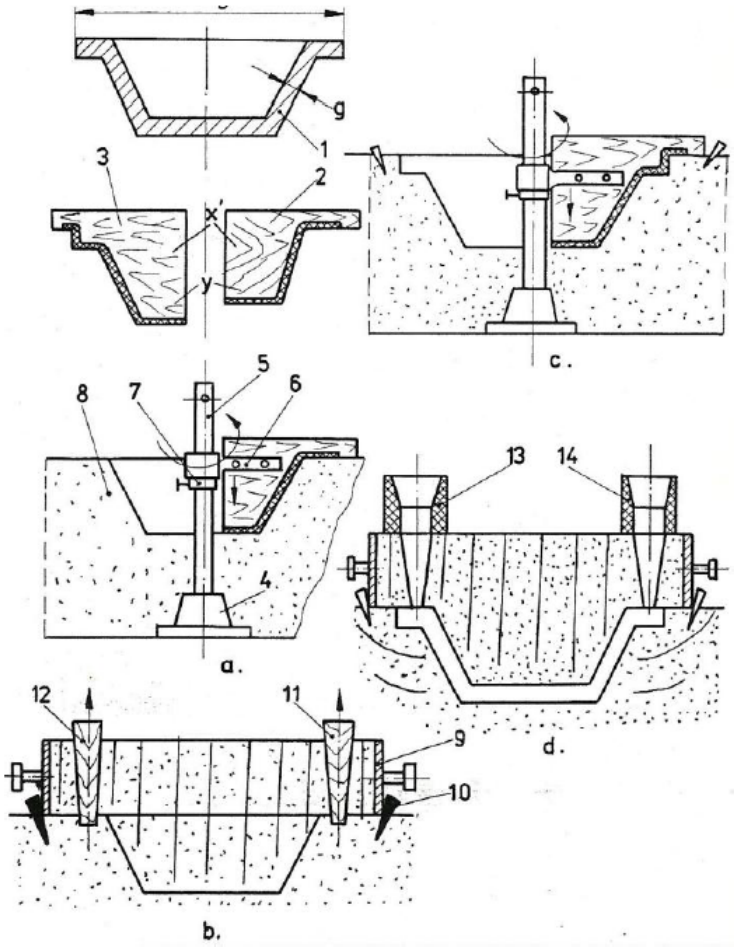


Figura 3.26. Succesiunea operaţiilor de formare cu şablonul:
1 – schiţa piesei; 2, 3 – şabloane; 4 – suport; 5 – ax; 6 – braţ; 7 – limitator; 8 – pat de formare; 9 – ramă; 10 – pene; 11, 12 – modele reţea de turnare; 13, 14 – pâlniile reţelelor de turnare.

iar pentru manevrarea şablonului în proces se foloseşte un dispozitiv special, respectiv un ax vertical sau orizontal pe care se prevăd şi braţele de prindere a şabloanelor şi inelele limitatoare. Pentru exemplificare să urmărim succesiunea operaţiilor din *Figura 3.26*, care este următoarea:

- se pregătesc *şabloanele 2, 3* şi dispozitivul de manevrare alcătuit din *suportul 4* şi *axul 5*, ax pe care glisează *braţul 6* şi *inelul limitator 7*, precum şi *patul de formare 8*;
- prin şablonare conform săgeţilor din *Figura 3.26(a)*, folosind şablonul *2* se practică în sol cavitatea care va genera suprafaţa interioară a *piesei 1*;
- se extrage axul *5* şi se execută o formare în sol acoperită (tehnologie anterior prezentată) utilizând *rama 9*, *penele 10* şi *modelele 11, 12* pentru reţeaua de turnare, *Figura 3.26(b)*;
- după execuţia ramei, aceasta se ridică, se întoarce cu 180° şi se finisează. Se introduce din nou axul *5* cu şablonul *3*, *Figura 3.26(c)*, şablonându-se suprafaţa exterioară a piesei *1*;
- se scoate apoi din nou axul *5* şi se procedează la asamblarea formei în vederea turnării, prevăzându-se şi *pâlniile 14* şi *15*, *Figura 3.26(d)*.

Formarea cu miezuri. Se practică în cazul producţiei de serie mare şi de masă la fabricarea unor piese de configuraţie complexă cum sunt, blocuri motor, chiulase, cilindri şi alte piese în construcţia de maşini.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

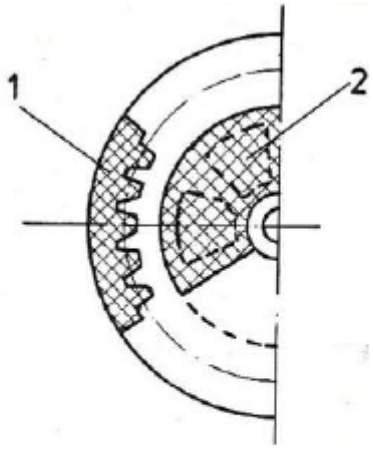


Figura 3.27. Formarea în miezuri:
1 – miez exterior (segmenţi asamblaţi);
2 – miez interior (segmenţi asamblaţi).

Metoda presupune realizarea unui gol (a unei cavităţi) numai cu ajutorul miezurilor, generându-se astfel atât suprafaţa interioară cât şi cea exterioară a piesei.

Metoda prezintă importante avantaje: măreşte precizia pieselor turnate; se scurtează procesul de formare şi se reduc rebuturile. Realizarea formei de turnare, presupune deci, executarea separată a unor miezuri, care se asamblează şi constituie forma.

Pentru exemplificare, în *Figura 3.27* se prezintă formarea numai cu miezuri a unei roţi dinţate cu bandaj, spiţe şi butuc.

Formarea cu nisip şi sticlă solubilă întărit cu CO_2. Se aplică pentru turnarea de piese cu masa de până la 40 tone, fabricate unicat sau de serie.

Procesul de formare, constă în îndesarea pe model a unui amestec special cu sticlă solubilă, într-un strat de 50÷70 mm, în restul formei se umple cu amestec obişnuit de umplutură. Amestecul special este alcătuit din nisip cuarţos, cu 5÷6% silicat de sodiu (sticlă solubilă).

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

După îndesarea totală a amestecului în formă se insuflă timp de 0,5÷3 minute CO_2 la o presiune de 1÷3 daN/cm^2.

Sub acţiunea bioxidului de carbon, sticla solubilă reacţionează chimic formând silicagelul, care întăreşte forma eliminând uscarea. Rezistenţa formei ajunge la 13 daN/cm^2.

$$\underset{\text{(sticlă solubilă)}}{Na_2O \cdot nSiO_2} + CO_2 + mH_2O = \underset{\text{(silicagel)}}{nSiO_2 \cdot pH_2O} + \underset{\text{(carbonat de sodiu)}}{Na_2CO_3 \cdot (m\text{-}p)H_2O} \qquad (3.12)$$

Nisipul cuarţos trebuie să aibă un conţinut de argilă scăzut, sub 3÷4%, iar sticla solubilă să posede un *modul m* de 2÷3,028 şi o densitate de 1,52÷1,56 g/cm^3.

$$m = \frac{\%SiO_2}{\%Na_2O} \times 1{,}032 \qquad (3.13)$$

Cu cât modulul *m* este mai ridicat, cu atât autoîntărirea este mai rapidă (de exemplu, pentru m=2,9÷3, timpul de întărire este de 15÷20 secunde).

Metoda necesită o instalaţie amenajată de racord la buteliile cu CO_2 şi de insuflare în formă. De regulă, insuflarea se face prin model (o reţea de perforaţii) cu ajutorul unor incinte de insuflare, aşa cum se vede pe *Figura 3.28*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea manuală

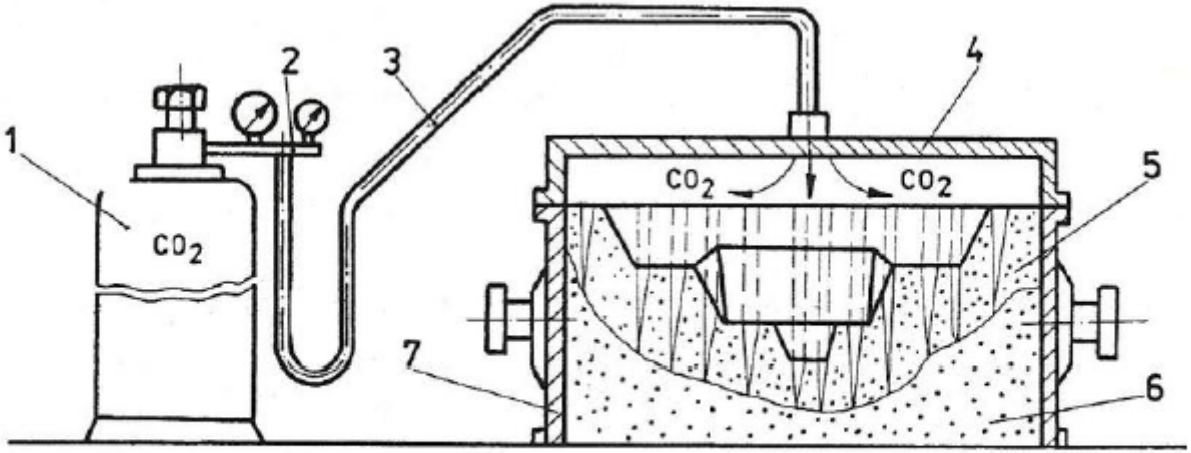


Figura 3.28. Schema insuflării cu CO_2 a formei din nisip şi sticlă solubilă:
1 – butelie cu CO_2; 2 – reductor de presiune; 3 – furtune de cauciuc; 4 – capac; 5 – strat de nisip şi sticlă solubilă; 6 – strat de amestec de umplutură; 7 – ramă de formare.

Metoda prezintă următoarele *avantaje*: elimină lianţii scumpi pentru executarea miezurilor; elimină uscarea şi deci utilajele necesare şi consumul energetic; precizia pieselor creşte, întrucât demularea se face după ce amestecul este întărit; se reduce pericolul apariţiei suflurilor; se foloseşte acelaşi amestec pentru forme şi miezuri; creşte productivitatea datorită rapidităţii autoîntăririi.

Ca *dezavantaje* se pot enumera: consumul de CO_2; pericol de îngheţare a conductelor de CO_2; dezbaterea grea a formelor şi în mod deosebit a miezurilor.

Faţă de avantaje, metoda se poate aplica pentru turnarea tuturor tipurilor de aliaje, feroase şi neferoase.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Se practică pentru producţia de masă şi de serie, când formele se execută cu ajutorul unor maşini şi instalaţii mecanice de lucru. Pentru formare se folosesc în acest caz plăcile de model, separat pentru rama inferioară şi respectiv rama superioară.

Formarea mecanică realizează de fapt următoarele operaţiuni:

- aşezarea ramei pe maşină;
- introducerea amestecului de formare în rame;
- îndesarea amestecului de formare pe model;
- extragerea modelului din formă (demularea);
- transportul şi asamblarea semiramelor în vederea turnării.

Maşinile de format lucrează cu amestec unic şi asigură o precizie geometrică ridicată a cavităţii formei, creşte productivitatea muncii, reduce manopera şi scurtează ciclul de fabricaţie a unei piese.

Cea mai completă clasificare a maşinilor de format se poate face după modul de îndesare a amestecului în forme, când pot fi:

- cu îndesare prin presare;
- cu îndesare prin scuturare;
- cu îndesare prin aruncare;
- cu îndesare prin vacuumare.

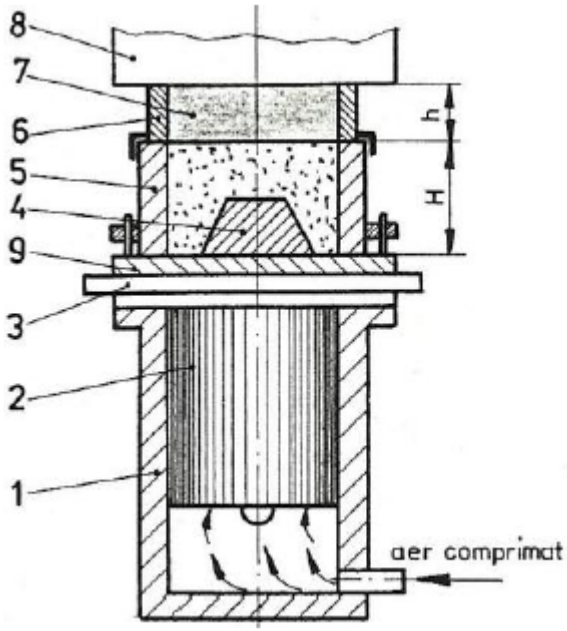
PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Formarea mecanică prin presare. Amestecul de formare dozat în rama de formare este îndesat la gradul dorit prin intermediul unei supraumpleri cu ajutorul unui cadru suplimentar, *Figura 3.29*.



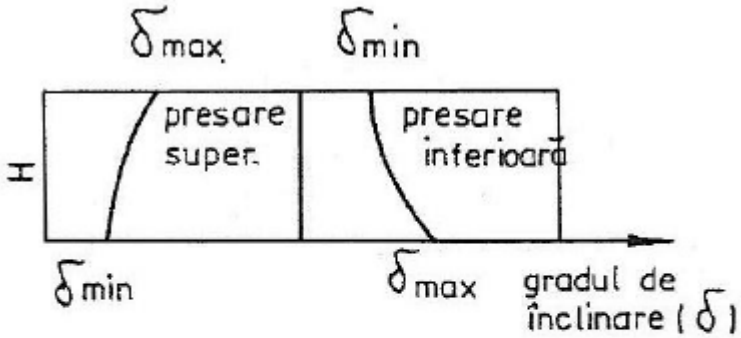


Figura 3.29. Schema îndesării mecanice prin presare:
1 – cilindru; 2 – piston; 3 – platou; 4 – semimodel; 5 – rama; 6 – cadru de supraumplere; 7 – sabot; 8 – sprijin sau acţionare sabot; 9 – placa modelului; c – cursa.

Presarea se realizează cu ajutorul pistonului maşinii (acţionat hidropneumatic) şi îndesarea se poate face în două moduri: cu presare de sus în jos sau din partea sabotului, respectiv amestecul este îndesat pe model; cu presare de jos în sus, când modelul presează amestecul în ramă.

Între cele două variante se poate face următoarea analiză comparativă: dacă la presarea de sus în jos îndesarea în suprafaţa activă este mai slabă (asigurându-se o mai bună permeabilitate la gaze, dar o rezistenţă mecanică scăzută), în schimb la a doua variantă, cu toate că permeabilitatea la gaze este mai redusă, datorită rezistenţei mecanice mai ridicate, creşte şi precizia geometrică şi dimensională a pieselor turnate, acest lucru rezultând şi din graficele reprezentate în *Figura 3.29*.

Neuniformitatea îndesării creşte cu creşterea înălţimii modelului sau a ramelor şi prin urmare, eficacitatea metodei limitează înălţimea ramei H între 200÷250 mm, iar presiunile de compactare nu depăşesc 10÷15 daN/cm^2.

Determinarea înălţimii h a ramei de supraumplere pleacă de la faptul că în proces greutatea amestecului dozat nu se schimbă, ci numai volumul se modifică. Astfel, conform notaţiilor din *Figura 3.29* se poate scrie:

$$G_1 = \rho_u \cdot V_1 = \rho_u \cdot \left[A_{rf}(H+h) - V_m\right], \qquad (3.14)$$

în care: G_1 este greutatea amestecului de formare care intră în proces;

ρ_u – densitatea de umplere a amestecului de formare;

V_1 – volumul ramei de formare şi a cadrului de supraumplere;

V_m – volumul modelului;

A_{rf} – aria secţiunii libere a ramelor de formare şi supraumplere.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

După presare, se poate scrie din nou relaţia:

$$G_2 = \rho_{pm} \cdot (V_{rf} - V_m) = \rho_{pm} \cdot (A_{rf} \cdot H - V_m) \qquad (3.15)$$

în care: G_2 este greutatea amestecului de formare presat în rame;

ρ_{pm} – densitatea medie după presare a amestecului de formare;

V_{rf} – volumul ramei de formare.

Cum greutatea amestecului în proces nu se schimbă, rezultă:

$$G_1 = G_2$$

şi după înlocuire:

$$\rho_u \cdot \left[A_{rf}(H + h) - V_m\right] = \rho_{pm} \cdot (A_{rf} \cdot H - V_m),$$

de unde, ordonând termenii şi explicitând pe h, rezultă:

$$h = \frac{\rho_{pm} - \rho_u}{\rho_u}\left(H - \frac{V_m}{A_{rf}}\right). \qquad (3.16)$$

Prin simplificare, dacă se neglijează volumul modelului comparativ cu volumul ramelor, atunci:

$$h = H \cdot \frac{\rho_{pm} - \rho_u}{\rho_u} \qquad (3.17)$$

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Din această relaţie, cu ρ_u determinat, H dat şi ρ_{pm} impus, se dimensionează înălţimea h, astfel încât diferenţa δ_{max} - δ_{min} , *Figura 3.29*, să fie neglijabilă.

Formarea mecanică prin scuturare. Metoda se bazează pe ciocnirea a două mase, dintre care una este rigid legată de sursa de mişcare (modelul şi rama de formare) şi cealaltă este liberă (amestecul de formare). Forţele de impact create în proces provoacă îndesarea amestecului pe model şi din strat în strat pe înălţimea ramei. Gradul de îndesare scade întrucâtva pe înălţimea ramei, *Figura 3.30*, datorită faptului că şi cantitatea de amestec scade pe măsură ce ne ridicăm pe înălţimea ramei. Acest neajuns la partea superioară a ramelor se poate corecta printr-o îndesare suplimentară, care se face operativ manual sau tot mecanizat, când maşina de scuturat este prevăzută şi cu sistemul de presare mecanică finală după principiul maşinilor de formare mecanică prin presare.

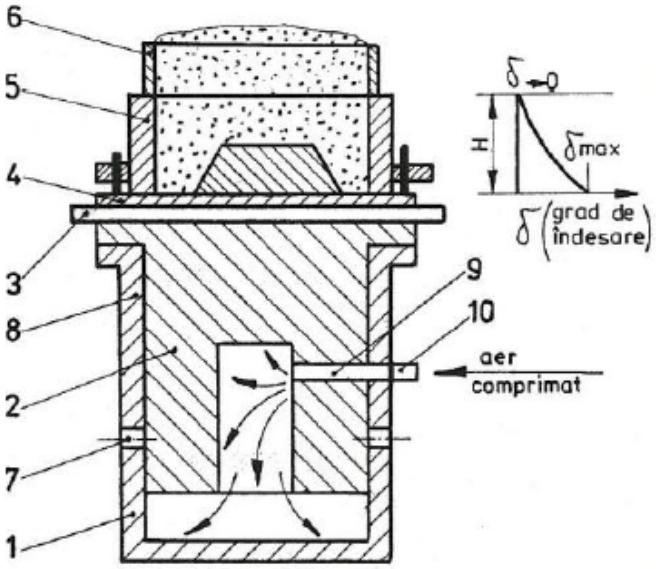


Figura 3.30. Schema formării mecanice prin scuturare: 1 – cilindru; 2 – piston; 3 – platou; 4 – placa de model; 5 – rama de formare; 6 – cadru de supraumplere; 7 – ferestre de refulare; 8 – capul de lovire al cilindrului; 9 – fereastră de admisie; 10 – racord la sursa de aer comprimat.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Cursa de ridicare a pistonului este în jur de 25÷80 mm, iar numărul de şocuri-lovituri variază între 120÷200 pe minut.

Metoda este eficace până la înălţimi de ramă de 800 mm, la rame mai înalte scuturarea combinându-se obligatoriu cu presarea suplimentară.

Formarea mecanică prin aruncare. Se bazează pe efectul de îndesare, obţinut prin aruncarea unor cantităţi mici de amestec de formare, în mod continuu, asupra modelului şi apoi asupra straturilor depuse, până la completarea ramei de formare.

Forţa de aruncare, care condiţionează şi gradul de îndesare, depinde, conform teoriei ciocnirii corpurilor, de raportul maselor, de vitezele de ciocnire şi de rigiditatea maselor.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

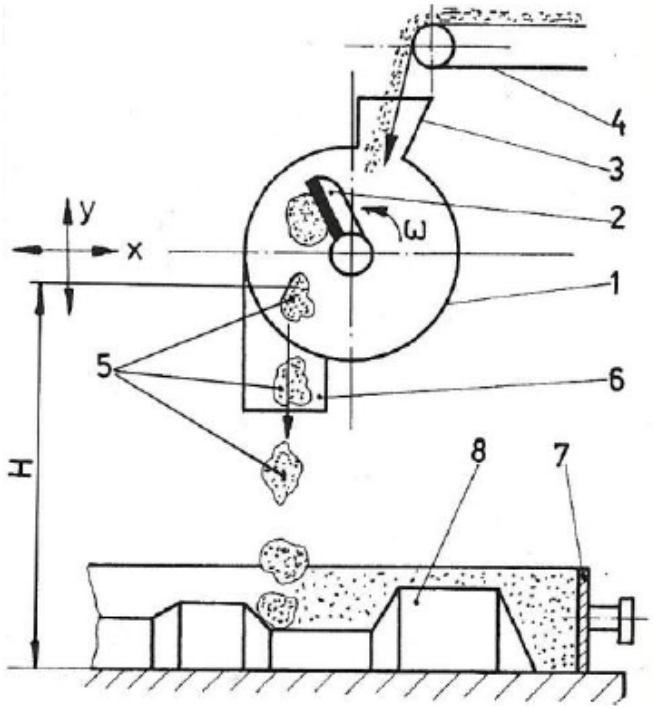


Figura 3.31. Schema formării mecanice prin aruncare: 1 – carcasă din tablă; 2 – paleta sau cupa; 3 – gura de încărcare; 4 – banda de alimentare; 5 – bulgăre de amestec; 6 – gura de aruncare centrifugală; 7 – rama de formare; 8 – modelul piesei.

Maşina de aruncat, are ca dispozitiv principal, capul aruncător, *Figura 3.31*, format dintr-o carcasă în care se învârte un rotor cu palete, care aruncă tangenţial pe verticală amestecul de formare.

Adaptarea maşinii la condiţiile de lucru se face prin reglarea turaţiei rotorului, care determină mărimea vitezei iniţiale de aruncare a amestecului de formare şi prin înălţimea *H* de aruncare, capul manevrându-se cu uşurinţă în planul orizontal *x-y*. Dacă înălţimea *H* este destul de mare faţă de înălţimea modelului (variabilă), variaţie care se poate neglija, atunci la un raport H/h_{model}=ct., se reuşeşte un grad uniform de îndesare în întreg volumul ramei de formare. Se asigură un grad de îndesare de 1,8÷1,9 g/cm^3.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Prin avantaje, metoda se aplică numai pentru piese mari şi foarte mari, cu mare gabarit în plan orizontal, la piese mici, creşte prea mult risipa de amestec de formare în jurul ramei de formare.

Formarea prin vacuumare. Foloseşte ca amestec de formare nisipul calibrat, spălat, întrucât liantul este suplinit de efectul vidului.

Pentru aceasta, ramele şi plăcile de model sunt speciale cu posibilitate de racordare la pompa de vid. În principiu, modul de executare a unei rame prin această metodă se vede schematic pe *Figura 3.32*.

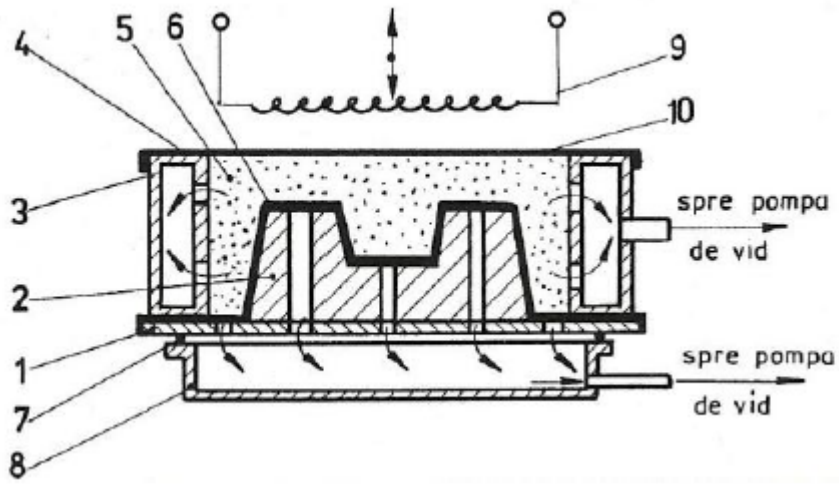


Figura 3.32. Schema executării unei forme prin vidare:
1 – placă de model;
2 – model;
3 – rama de formare;
4, 6 – folii de polimeri;
5 – nisip calibrat;
7 – garnitură de etanşare;
8 – cameră de aer;
9 – radiator;
10 – cadru-colier.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Executarea unei rame, conform notaţiilor din *Figura 3.32*, se realizează în următoarea succesiune a operaţiilor:

- *placa de model 1*, cu *modelul 2*, se acoperă cu o *folie de polimer 6* cu o grosime sub 0,1 mm;
- prin racordarea la vacuum prin intermediul *camerei 8* şi încălzirea uşoară a foliei cu *radiatorul 9*, aceasta mulează foarte bine pe model. Vacuumul necesar este 2,6÷5,2 MPa;
- peste placa de model se aşează apoi *rama specială 3* care se umple cu nisip uscat, se vibrează pentru umplere uniformă şi se nivelează la partea superioară a ramei;
- peste rama umplută ca mai sus se aşează cea de-a doua *folie de polimer 4*, la fel preîncălzită cu radiatorul *9* care se fixează cu un *cadru-colier 10*;
- îndesarea şi solidarizarea nisipului se realizează acum prin simpla racordare a ramei la pompa de vid, vid de 4÷6 MPa;
- se extrage apoi rama de pe model menţinută la vid şi se depozitează.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

Se execută la fel şi rama pereche şi ambele rame menţinute sub vid, se asamblează în vederea turnării. Vidul se menţine pe tot timpul formării, asamblării, turnării şi solidificării metalului.

La turnarea metalului, folia de contact *6* arde, iar produsele arderii evită formarea aderenţelor de nisip pe corpul piesei.

Dezbaterea, eliminarea piesei din formă, se face foarte uşor, prin simpla întrerupere a legăturii cu sursa de vacuum.

Rezultă piese cu suprafaţa curată, de precizie bună, dezavantajul constituindu-l nisipul calibrat care este scump şi o pregătire specială a fabricaţiei (rame şi plăci de model speciale) ca şi necesitatea echipamentului de vidare (electropompe de vid).

Faţă de avantaje, metoda se foloseşte pentru fabricarea de piese turnate cu masa de la 0,1 la 10 tone, pe linii automate de formare-turnare.

La maşinile de format, extragerea modelului se face mecanizat, printr-o mişcare verticală şi lină pentru a se evita degradarea formei şi necesitatea de reparaţii.

Pentru o extragere mai uşoară se acţionează asupra plăcii de model, cu vibraţii transversale, realizate mecanic cu lovituri cu o contragreutate.

Dintre variantele de demulare, în *Figura 3.33* se prezintă câteva dintre cele mai uzuale.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea formelor

Formarea mecanizată

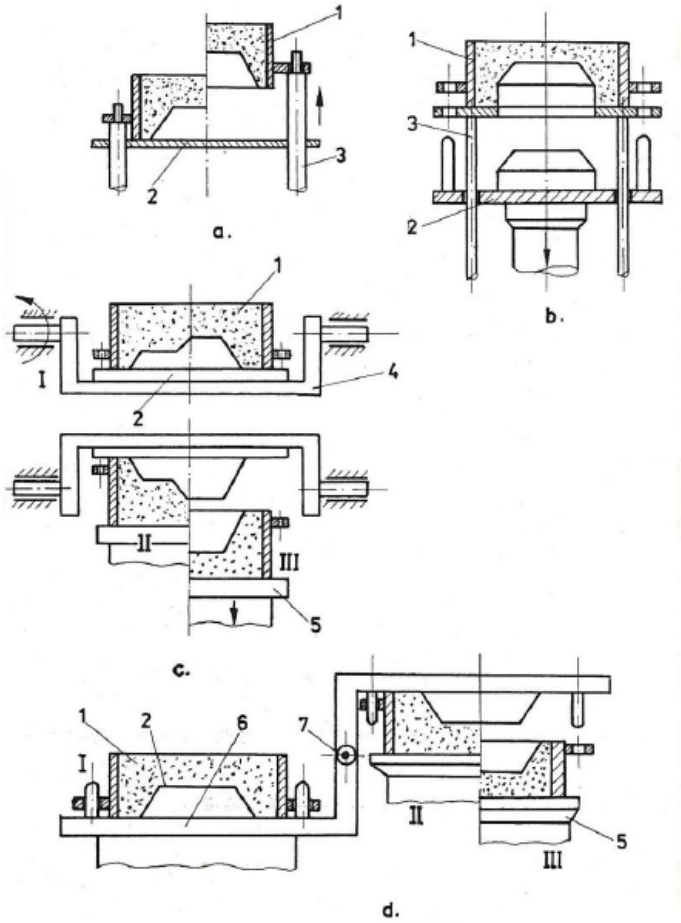


Figura 3.33. Scheme ale metodelor de demulare mecanică:
a – cu ridicarea ramei de pe model; b – cu extragerea modelului din ramă; c – cu masă rotitoare; d – cu braţ rabatabil; 1 – ramă de formare; 2 – placă de model; 3 – tije; 4 – masă de formare rotitoare; 5 – masă de primire formă; 6 – masă rabatabilă (braţ); 7 – articulaţie.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea miezurilor

Procesul tehnologic de executare a unui miez presupune, în general, următoarele operaţiuni: formarea miezului crud; uscarea miezului; finisarea şi vopsirea miezului uscat; în cazul miezului din mai multe bucăţi, acesta după uscare se asamblează prin lipire.

Ca şi formele, miezurile se pot executa manual şi mecanizat.

Formarea manuală reclamă folosirea cutiei de miez cu plan de separaţie, executându-se separat câte jumătate de miez, iar cele două jumătăţi se lipesc pe planul de separaţie cu argilă.

După îndesarea amestecului şi asamblarea miezului cu ajutorul unor ace se dau şi orificiile de ventilaţie în cutia de miez asamblată. După această operaţie se extrage miezul din cutie şi se aşează pe o placă de uscare, care se introduce în cuptorul de uscare. După uscare, miezul cald se vopseşte, uscarea după vopsire, având loc de la sine.

Cutiile de miez pot fi executate din lemn sau materiale metalice.

În secţiune transversală, pe un element de miez, fazele execuţiei manuale se prezintă în *Figura 3.34*.

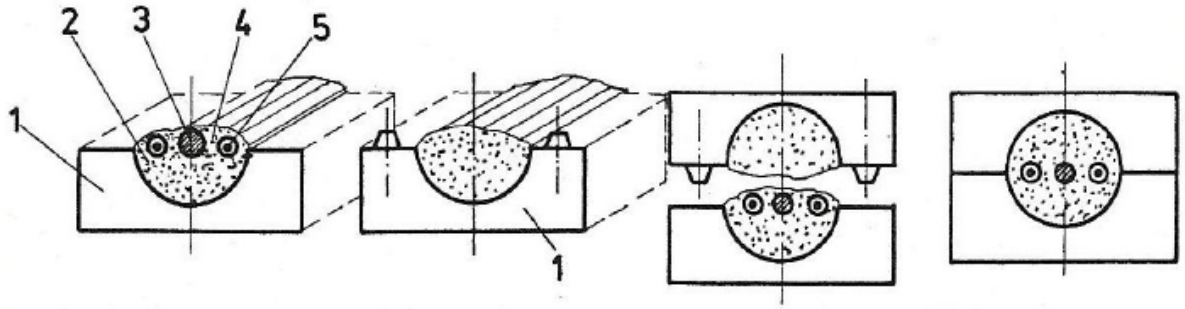


Figura 3.34. Schema executării manuale a miezului:
1 – semicutii de miez; 2 – amestec de miez; 3 – armătură; 4 – strat de argilă; 5 – fitile centrale.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Executarea miezurilor

Formarea mecanică a miezurilor, se realizează cu ajutorul maşinilor care pot funcţiona pe principiul presării, scuturării, suflării sau împuşcării, fiind uneori echipate şi cu dispozitive de deschidere a cutiei de miez, extragerea miezului şi plasarea acestuia pe tava de uscare.

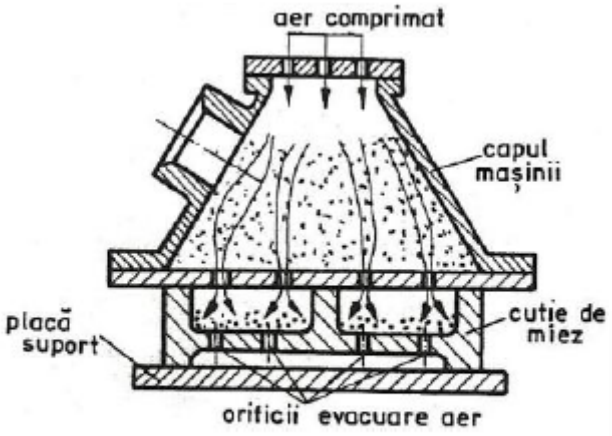


Figura 3.35. Schema capului maşinii de suflat sau împuşcat miezuri.

Metoda suflării sau împuşcării este de mare productivitate şi se aplică pentru executarea miezurilor mici şi mijlocii, de complexitate medie, în producţie de serie şi de masă. O schemă a capului maşinii după principiul suflării sau împuşcării se dă în *Figura 3.35*.

Amestecul de miez aflat în capul maşinii este antrenat şi îndesat de aerul comprimat pătruns prin orificiile de la partea superioară cu presiune constantă (suflare) sau instantanee mare (împuşcare) prin orificiile amplasate la partea inferioară în cutia de miez. Aerul de transport a amestecului de miez este evacuat prin orificiile aflate la partea inferioară a cutiei de miez.

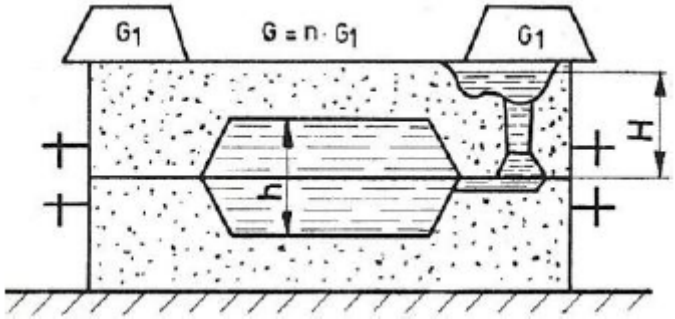
PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Operaţiile pregătitoare principale ale unei forme în vederea turnării, dacă reţeaua de turnare a fost bine proiectată şi executată, mai cuprind: asamblarea formelor şi a miezurilor; uscarea miezurilor şi a formelor; asigurarea şi consolidarea formelor.

Asamblarea formelor, începe cu aşezarea ramei inferioare pe locul de turnare. Apoi după planul de operaţii sau desenul de asamblare, se aşează miezurile corespunzătoare pe mărci în locaşul acestora şi se închide forma cu rama superioară centrată pe ştifturi.



Asigurarea formei, urmează imediat după asamblare şi are drept scop să contracareze acţiunea metalului turnat de a umfla şi ridica rama superioară, compromiţându-se astfel turnarea.

Pentru determinarea greutăţilor necesare se pleacă de la determinarea forţei ascensionale a metalului turnat în formă, *Figura 3.36*.

Presiunea cu care metalul tinde să umple rama superioară este egală cu greutatea unei coloane (imaginare) de metal lichid, având secţiunea piesei şi înălţimea egală cu distanţa de la nivelul superior a piesei până la nivelul metalului din pâlnia de turnare.

Pentru cazul schemei din *Figura 3.36*, forţa ascensională F va fi deci:

$$F = A_p \cdot \left(H - \frac{h}{2} \right) \cdot \gamma = n \cdot G_1 , \qquad (3.18)$$

în care: A_p este aria piesei în plan orizontal;

H – înălţimea coloanei de metal lichid considerată de la planul de separaţie la nivelul superior din pâlnia de turnare;

h – înălţimea maximă a cavităţii formei;

γ – greutatea specifică a metalului turnat;

G_1 – greutatea modulată;

n – numărul necesar de greutăţi modulate.

Din relaţia (3.18) se poate deci cu uşurinţă determina n :

$$n = \frac{A_p \cdot \left(H - \frac{h}{2} \right) \cdot \gamma}{G_1} \qquad (3.19)$$

şi se obţine astfel sarcina de balastare, consolidare a formei.

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Uscarea formelor şi miezurilor. Aşa cum se observă şi în *Figura 3.9*, dacă miezurile se utilizează numai în stare uscată, formele pot fi utilizate atât în stare crudă cât şi în stare uscată.

Prin urmare, se urmăreşte îmbunătăţirea proprietăţilor fizico-mecanice şi tehnologice ale miezurilor şi formelor.

Uscarea, după caz, se poate face prin mai multe procedee: cu curent de aer cald sau amestec de gaze calde şi aer (temperatura 250÷600°C); cu raze infraroşii (temperatura de uscare 250÷400°C); prin încălzire cu rezistenţe electrice; prin încălzire cu microunde.

Regimul de uscare depinde de felul liantului, mărimea formelor şi a miezurilor şi de metalul care se toarnă. Principalii factori de influenţă asupra procesului de uscare sunt: temperatura de uscare, durata de uscare şi fazele uscării.

Temperatura de uscare trebuie să fie optimă, întrucât o temperatură prea mică scade productivitatea, iar prea mare arde miezul sau forma. Orientativ, după tipul amestecului, temperaturile de uscare se încadrează între limitele prezentate în *Tabelul 3.3*.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Tabelul 3.3. Temperaturi recomandate pentru uscarea formelor şi miezurilor.

Temperatura de uscare, în K	Tipul amestecului pentru formă sau miez
370÷420	Miezuri de nisip sărac.
448	Miezuri din amestec cu melasă sau colofoniu.
430÷450	Miezuri din amestec cu leşie sulfitică sau dextrină.
470÷510	Miezuri din amestec cu ulei de in simplu şi cu dextrină.
470÷620	Forme şi miezuri din nisip cu liant de argilă.
670÷720	Forme şi miezuri din amestecuri grase pentru fontă.
670÷900	Forme şi miezuri pentru oţel.
1100÷1300	Forme din şamotă pentru oţel.

În ce priveşte *durata de uscare*, unele recomandări arată următoarele:

- miezurile cu masa sub 150 Kg, cu lianţi organici se usucă 1÷6 ore, iar cu lianţi minerali 2÷12 ore;
- formele din amestecuri şi de mărimi uzuale se usucă în 6÷10 ore în cuptoare închise de uscare, formele mai mari în timp mai lung.

Pentru forme şi miezuri un alt mod de analiză a duratei de uscare se bazează pe criteriul: 1 oră pentru fiecare 25 mm grosime.

Dacă uscarea se face în aer liber, atunci durata este de circa 24 ore, iar la formele în ciment între 3 şi 12 ore.

Reuşita uscării depinde şi de *fazele ciclului de încălzire*, în sensul că la început se execută lent, apoi cu viteză maximă şi în final cu egalizare termică, când temperatura scade lent.

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Instalaţiile şi utilajele de uscare, în funcţie de necesităţi, sunt de o gamă largă, după aspectul constructiv –funcţional şi sursa energetică folosită.

Dintre soluţii se pot enumera: uscătoare fixe, cu funcţionare intermitentă, cu recirculare de gaze; dulapuri de uscare; uscătoare fixe cu acţiune continuă; uscătoare transportabile; uscătoare cu flacără cu gaz metan; instalaţii portabile cu ventilator; uscătoare speciale; uscătoare cu raze infraroşii; uscătoare cu câmp electric de înaltă frecvenţă.

Cele mai utilizate sunt *uscătoarele de tip cuptor cu cameră şi vatră mobilă*, în special pentru forme şi miezuri mari, încălzirea făcându-se cu arzătoare şi gaz combustibil.

Dulapurile de uscare sunt fixe, cu etajere în care se usucă de regulă miezurile mici şi de serie mare.

Asemănător, sunt *uscătoarele continui*, folosite pentru uscarea miezurilor în producţia de masă.

Pentru forme în sol şi alte forme unicat se pot folosi instalaţiile cele mai simple, un *grătar ad-hoc* acoperind forma cu table sau încălzire cu flacără deschisă direct de la sursa de gaz.

Uscătoarele speciale sunt amenajate în funcţie de tipul formei, cum este cazul turnării lingotierelor, *Figura 3.37*.

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Uscătoarele cu raze infraroşii, folosesc lămpi cu putere de 250÷500 W. Sunt transportabile şi se aşează deasupra formelor asigurând în circa 10 minute o uscare pe adâncimea de 5÷10 mm. Aceste lămpi pot fi montate şi în cuptoare tunel, prin care banda cu forme circulând pe lungimea cuptorului se asigură acoperirea întregului ciclu de uscare.

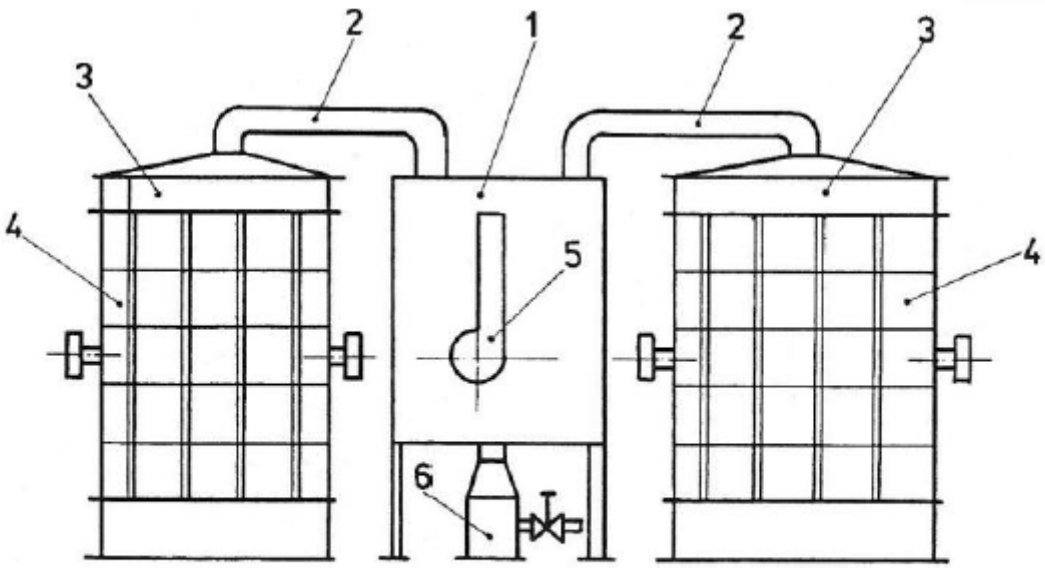


Figura 3.37. Uscător special pentru forme mari:
1 – corpul uscătorului; 2 – conducte de aer cald; 3 – clopot de închidere formă; 4 – ansamblul formelor; 5 – instalaţie de ardere.

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Pregătirea formelor în vederea turnării

Uneori se pot folosi şi *radiatoare cu rezistori*, amenajate modulat pentru scopul urmărit.

Uscătoarele cu câmp electric de înaltă frecvenţă, sunt fixe şi miezurile se usucă trecând printre plăcile unui condensator electric, alimentat cu un curent alternativ de înaltă frecvenţă.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Turnarea metalului în forme

După mărimea pieselor şi seria de fabricaţie, introducerea metalului topit în forme se realizează cu ajutorul unor oale de turnare de diferite capacităţi, specifice pentru fontă, oţel şi neferoase.

De cea mai mare importanţă, pentru reuşita turnării, este alegerea corespunzătoare a temperaturii de turnare.

Astfel, dacă temperatura este ridicată, se îmbunătăţeşte fluiditatea metalului şi umplerea formelor, însă creşte absorbţia de gaze, oxidarea şi pericolul de aderenţă a amestecului la suprafaţa pieselor. Dacă temperatura este sub cea optimă, atunci apare pericolul neumplerii formei şi înglobării aerului în corpul piesei. În principiu, temperatura de turnare pentru orice aliaj, trebuie să se plaseze cu 100÷150°C deasupra liniei lichidus din diagrama sa de echilibru.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

Răcirea pieselor turnate în formă, se face până la atingerea temperaturii admisă la dezbatere. Astfel:

- piesele turnate din oţel trebuie lăsate să se răcească până sub 700ºC;
- piesele turnate din fontă trebuie lăsate să se răcească până sub 500ºC;
- piesele cu configuraţii complexe, susceptibile la deformare, trebuie lăsate să se răcească până sub 300ºC.

Durata de răcire în forme după mărimea pieselor, variază în limite foarte largi. De exemplu, o piesă din fontă sub 10 Kg se răceşte în circa 9 minute, pe când una de 75÷100 tone pe sol merge de la 200 la 430 ore, iar una din oţel carbon turnat de 75÷100 tone merge de la 170 la 260 ore.

Pentru scurtarea timpului de răcire în formă, mai ales în cazul pieselor masive se aplică diverse soluţii:

- se insuflă asupra formei aer sub presiune;
- se amenajează prin formă la formare, serpentine sau ţevi prin care se insuflă aer sau circulă apă de răcire;
- părţile nepericuloase ale piesei din punct de vedere al stării de tensiuni şi deformaţii se dezbat mai devreme decât întreaga piesă etc.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

Dezbaterea, este procesul de distrugere a formei şi de eliberare a piesei turnate. În mod curent, cele mai utilizate soluţii de **utilaj de dezbatere** sunt: cobiliţele de dezbatere şi grătarele de dezbatere.

Cobiliţele de dezbatere, *Figura 3.38*, se utilizează pentru producţia de serie mică şi de unicate. Sunt construite pentru sarcini de la 1 la 3 tone cu deschideri între 1400 şi 2300 mm.

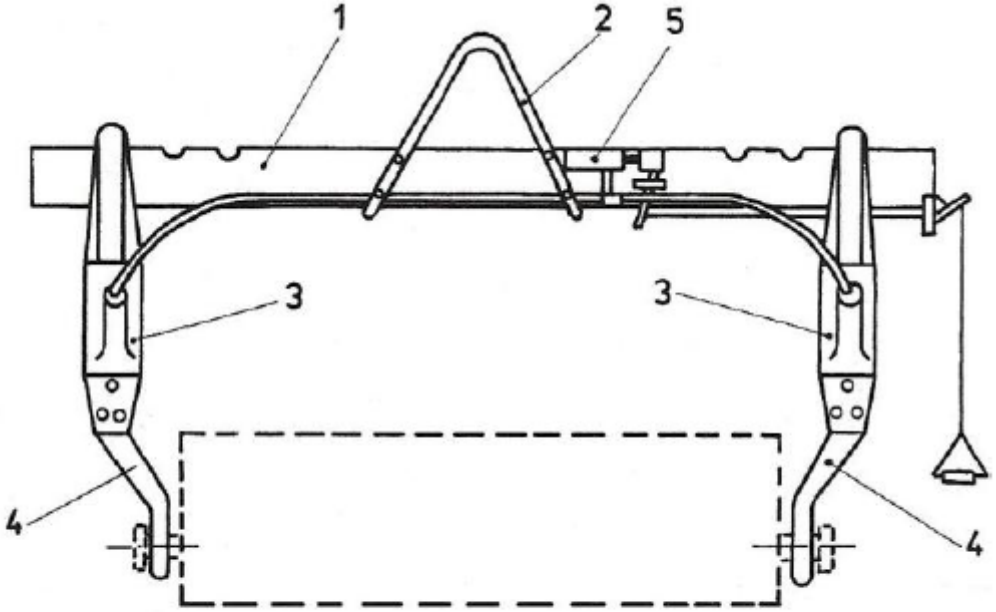


Figura 3.38. Cobiliţă (traversă) de dezbatere:
1 – traversă; 2 – ureche de prindere în cârligul podului rulant;
3 – vibrator;4 – cârlig de prindere formă; 5 – distribuitor de aer.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

Productivitatea pentru forme crude, scunde, este de o formă la 1÷2 minute, iar presiunea de regim a aerului în vibratoare este de 5÷6 atmosfere.

Grătarele de dezbatere, *Figura 3.39*, se folosesc pentru producţii de serie, intercalate pe liniile de turnare.

Curăţirea pieselor turnate, este legată de procesul de îndepărtare de pe corpul piesei, a aşa numitelor capete pierdute (maselote, elemente ale reţelei de turnare), dar şi a bavurilor (la semiformă sau mărci de miez) ca şi curăţirea propriu-zisă a piesei, atât pe suprafaţa exterioară cât şi pe suprafaţa interioară de crustele de aderenţă, amestec de formare şi de miez ars şi lipit de corpul piesei.

Astfel, îndepărtarea părţilor metalice, după caz, se realizează prin următoarele metode: cu dălţi pneumatice; cu ferăstraie mecanice cu bandă sau disc; prin tăiere termică, cu gaze; prin forfecare la prese.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

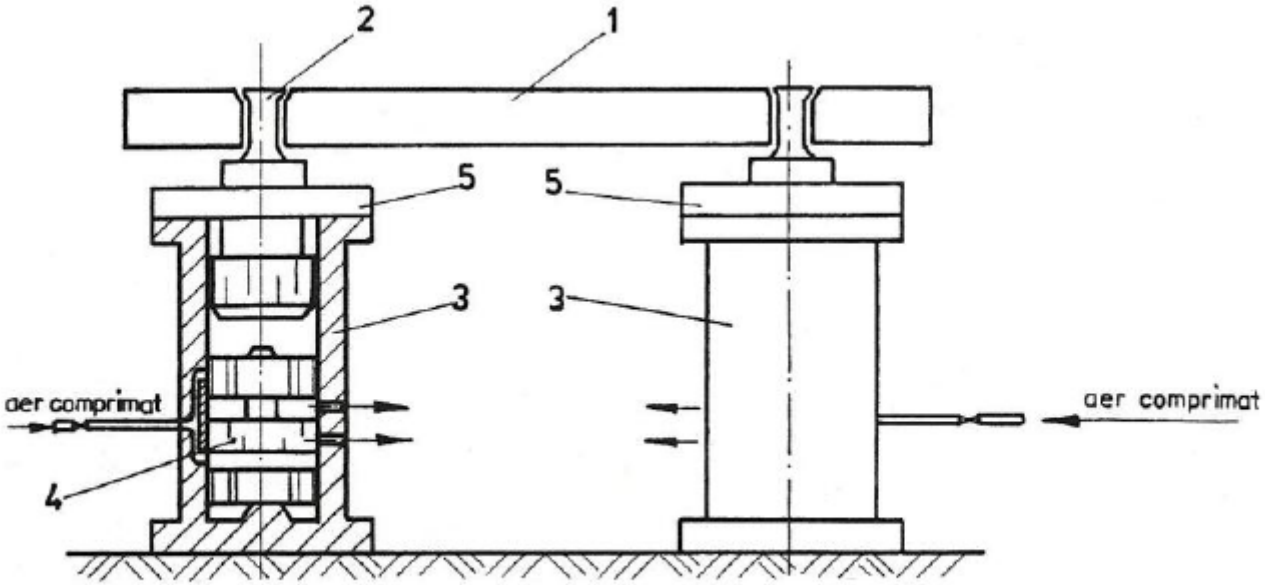


Figura 3.39. Grătar pneumatic de dezbatere:
1 – grătar; 2 – suport; 3 – cilindru; 4 – pistoane libere (sertăraş); 5 – piesă de şoc.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

Reţeaua de turnare la fonte se îndepărtează şi prin lovituri manuale de ciocan, bine dirijate, imediat după dezbaterea piesei din formă şi înainte de dezbaterea miezurilor.

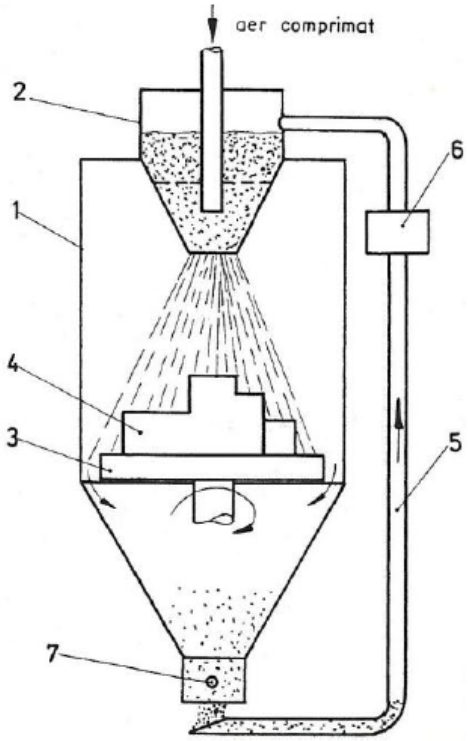


Figura 3.40. Instalaţie de sablare:
1 – cameră de sablare; 2 – cap de aruncare particule de sablare; 3 – masă rotitoare; 4 – piesă turnată; 5 – conductă de aspiraţie; 6 – aspirator; 7 – robinet.

Reţeaua de turnare şi maselotele la piesele turnate din oţel se îndepărtează prin retezare cu flacără oxi-gaz sau cu plasmă.

Pentru aliajele neferoase, mai plastice, (de aluminiu, magneziu, cupru etc.), se execută retezarea cu ferăstraie mecanice.

Micile bavuri, după retezarea reţelei de turnare şi maselotelor, se îndepărtează prin polizare, cu polizoare staţionare la piese mici (admise în manipulare manuală de protecţia muncii) şi cu polizoare mobile pentru piese mari şi grele.

Curăţirea pieselor turnate de aderenţe ceramice, datorită lipirii amestecurilor de formare şi miez, după caz, se poate executa cu una din metodele: în tobe rotative cu acţionare periodică sau continuă; în camere de sablare cu nisip sau alice; prin metode de dizolvare chimică; prin prelucrare electrochimică etc.

Curăţirea în tobe rotative se aplică pentru piese mici, sub 50 Kg pe bucată şi la care pericolul de spargere este neglijabil.

În acest caz, curăţirea se face mecanic prin frecare în prezenţa unor corpuri de fontă albă colţuroase (steluţe) de dimensiuni adecvate şi în proporţie de 30÷35% din încărcătura tobei.

PRELUCRAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR PRIN TURNARE

Fabricarea pieselor prin turnare în forme din amestec cu nisip

Răcirea, dezbaterea şi curăţirea pieselor turnate

De asemenea, funcţionarea optimă reclamă ca încărcătura metalică din piese turnate şi corpurile de frecare să nu depăşească 70÷80% din volumul util al tobei. Praful degajat este continuu evacuat cu o sursă de aer comprimat. Durata curăţirii este de 0,5÷1,5 ore cu turaţia de 30 rotaţii pe minut la tobe cu diametrul sub 700 mm şi 25 rotaţii pe minut la tobe cu diametrul mai mare de 700 mm.

Curăţirea prin sablare, presupune bombardarea suprafeţei piesei turnate cu un jet de nisip sau alice în camere special amenajate. O schemă de principiu a unei instalaţii de sablat se vede pe *Figura 3.40*. Prin sablare, pe lângă curăţirea de aderenţe, se realizează totodată şi o oarecare ecruisare superficială.

Granulaţia alicelor depinde de natura aliajului din care s-a turnat piesa fiind între 1,5 şi 5 mm. Presiunea aerului necesar sablării este 2÷3 daN/cm^2 pentru nisip şi de 5÷6 daN/cm^2 pentru alice din fontă sau oţel.

Un caz particular îl constituie şi curăţirea cu jet de apă şi alice, la presiunea de până la 200 daN/cm^2, când se îmbunătăţesc condiţiile de muncă, datorită stingerii prafului fin care se degajă prin sablare.

În fabricaţia de serie se utilizează tunele de curăţire cu acţiune continuă, în care funcţionează simultan 2÷6 agregate de sablare.

Pentru piese mici turnate în forme coji cu silicat de sodiu, se recurge la *curăţirea chimică*, realizată prin fierberea pieselor într-o soluţie se sodă caustică, metoda este mai laborioasă, însă evită orice acţiune de deteriorare a configuraţiei piesei, în procedeele speciale de turnare, tinzându-se către piese fine de precizie.

* * *

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE

- Turnarea în forme metalice
- Turnarea sub presiune
- Turnarea prin aspiraţie sub vid
- Turnarea în câmp de forţe centrifuge
- Turnarea în forme coji cu liant termoreactiv
- Turnarea în forme realizate cu modele uşor fuzibile

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE

Prin prisma dezavantajelor întâlnite la turnarea în forme temporare cu pereţi groşi (o formă pentru o singură turnare nu se realizează o precizie ridicată, adaosurile de prelucrare sunt prea mari, manoperă greoaie, productivitate scăzută etc.), producţia de serie şi în special de masă a impus găsirea unor metode de turnare mai eficiente.

Dintre metodele speciale de turnare mai mult folosite în construcţia de maşini se vor prezenta în continuare următoarele: turnarea în forme metalice; turnarea sub presiune; turnarea centrifugă; turnarea cu modele uşor fuzibile; turnarea în forme coji; turnarea continuă; turnarea prin aspiraţie sub vid şi altele.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea în forme metalice

În acest procedeu forma de turnare este executată din fontă sau oţel. După configuraţia piesei, pot fi fără plan de separaţie, cu plan de separaţie vertical şi cu plan de separaţie orizontal.

Cavitatea pieselor se realizează prin folosirea de miezuri din amestec de miez, uscate, iar pentru aliajele aluminiului şi magneziului, se pot folosi şi miezuri metalice. Pentru exemplificare, să luăm cazul turnării unui piston din aliaj de aluminiu, *Figura 3.41*, la care miezul metalic axial este alcătuit din bucăţi cu două plane de separaţie.

Astfel, după umplerea formei şi aşteptarea timpului de constituire a piesei, printr-o cămaşă solidă destul de rezistentă, se procedează la extragerea *miezului axial 3*, apoi a celor *laterale 4* şi *5* şi în final *miezurile 6* care realizează gaura bolţului de piston.

Ultima operaţie se combină şi cu demontarea matriţei şi extragerea piesei solidificate, realizată de *extractoarele 10*.

Pentru asigurarea ventilaţiei formei şi permeabilităţii la gaze, în planul de separaţie se practică prin prelucrare mecanică orificii cu diametrul 0,2÷0,5 mm şi se prevăd în reţeaua de turnare răsuflători.

În procesul turnării regimul termic al cochilei trebuie susţinut prin acţiuni de preîncălzire la început şi de răcire pe parcursul fabricaţiei.

Pentru aceasta se determină, de regulă, temperatura la interfaţa metal lichid-formă metalică solidă, θ_0, cu o relaţie de forma:

$$\theta_0 = \frac{\theta_1 \cdot \sqrt{\lambda_1 c_1 \gamma_1} + \theta_2 \cdot \sqrt{\lambda_2 c_2 \gamma_2}}{\sqrt{\lambda_1 c_1 \gamma_1} + \sqrt{\lambda_2 c_2 \gamma_2}}, \qquad (3.20)$$

în care: θ_1 este temperatura metalului lichid;

λ_1 – conductivitatea termică liniară a metalului lichid;

c_1 – căldura specifică a metalului lichid;

γ_1 – greutatea specifică a metalului lichid;

θ_2 – temperatura metalului formei;

λ_2 – conductivitatea termică liniară a metalului formei;

c_2 – căldura specifică a metalului formei;

γ_2 – greutatea specifică a metalului formei;

De exemplu, turnarea unui oţel la temperatura θ_1=1500°C, într-o formă preîncălzită la θ_2=200°C, face ca să se poată folosi drept material pentru formă chiar cuprul, întrucât θ_0=500°C şi este sub temperatura de topire a cuprului (1083°C).

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea în forme metalice

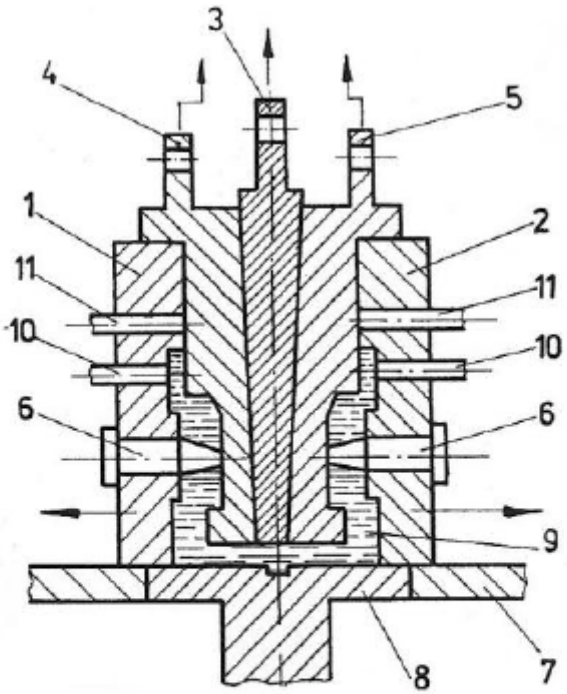


Figura 3.41. Sistemul cochilei pentru turnarea unui piston din aliaje de aluminiu:
1, 2 – semiforme metalice; 3, 4, 5, 6 – miezuri metalice; 7, 8 – masă de sprijin; 9 – pistonul turnat; 10, 11 – extractoare.

Pregătirea pentru turnare presupune curăţirea cochilelor şi a miezurilor metalice şi asigurarea protecţiei refractare a cochilelor. Această protecţie se asigură prin vopsirea sau pulverizarea suprafeţelor active cu o vopsea refractară alcătuită din material refractar (pulbere de cuarţ, şamotă, grafit, cretă etc.), liant (sticlă solubilă) şi apă. Grosimea stratului de protecţie este între 0,2 şi 0,8 mm şi se aplică pe cochila preîncălzită la 140÷180°C.

De mare importanţă în pregătirea cochilei în vederea turnării este preîncălzirea, care după natura metalului turnat şi grosimea peretelui pieselor, reclamă următoarele temperaturi:

- pentru piese din fontă cenuşie cu grosimea pereţilor de 5÷10 mm, temperatura de preîncălzire este de 300÷350°C;

- pentru acelaşi material, dar la o grosime de piesă de 10÷20 mm, temperatura de preîncălzire scade la 150÷250°C;
- pentru aliaje de aluminiu şi magneziu temperatura de preîncălzire este de 250÷350°C.

Temperatura de dezbatere, de scoatere a piesei turnate din cochilă, este de circa 0,6÷0,8 din temperatura solidus a aliajului turnat.

Piesa evacuată din cochile este supusă în continuare operaţiilor tehnologice de completare, respectiv, retezare capete pierdute, curăţire şi după caz tratamente termice adecvate.

De regulă, în producţia de serie şi de masă, acolo unde se recomandă acest mod de turnare, toate operaţiile procesului de turnare sunt mecanizate şi automatizate. Se cunosc astfel, maşini monopost sau multipost, linii automate de turnare.

Se pot turna pe această cale toate tipurile de aliaje (fonte, oţeluri şi neferoase) cu grosimi variabile de perete de la 3 la 100 mm, cu masa de la câteva zeci de grame la câteva sute de kilograme.

Metoda prezintă următoarele particularităţi:

- **avantaje**: se reduce consumul de amestec de formare şi miez; creşte viteza de solidificare (ceea ce asigură o structură mai bună şi proprietăţi mecanice superioare); precizia dimensională a pieselor este ridicată; calitatea suprafeţei piesei net superioară turnării în forme din amestec; se reduc adaosurile de prelucrare prin aşchiere; productivitatea este ridicată.
- **dezavantaje**: consum ridicat de manoperă în fabricarea formelor metalice; durabilitatea limitată; greutăţi în obţinerea pieselor de complexitate geometrică mare; tendinţă de albire a pieselor turnate din fontă cenuşie.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea sub presiune

În cadrul acestui procedeu, umplerea şi formarea piesei în cavitatea formei metalice se face sub acţiunea exercitată de o presiune exterioară, prin intermediul unei surse de presiune.

Se deosebesc diverse tipuri de maşini de turnat sub presiune dintre care mai importante se pot enumera: maşini cu cameră de compresie rece şi respectiv cu cameră de compresie caldă.

Maşinile cu cameră de compresie rece, pot avea camera de compresie dispusă orizontal sau vertical. Pentru primul caz, o schemă a părţii de lucru a maşinii se vede pe *Figura 3.42*.

Astfel, porţia de metal umple *camera de compresie 4*, de unde sub acţiunea *pistonului 5*, la presiuni între 40 şi 100 MPa, pătrunde în forma metalică închisă alcătuită din *semiforma fixă 3* şi *mobilă 1*. Cavitatea formei este definitivată şi de *pistonul miez 2*. După solidificare, *piesa 7* este extrasă din formă prin acţionarea *semimatriţei 1* şi *extractorului 6*.

Înainte de turnare, forma se preîncălzeşte la 120÷320°C, iar după extragerea piesei, suprafaţa activă se suflă cu are şi se unge cu substanţe care să împiedice lipirea piesei de matriţă.

Asigurarea eliminării gazelor se face prin practicarea în planul de separaţie a unor orificii de 0,05÷0,15x15 mm sau prin vacuumarea cavităţii active a matriţei.

Aceste maşini se folosesc pentru turnarea de piese din aliaje de cupru, aluminiu, magneziu şi zinc, cu masa până la 45 Kg.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea sub presiune

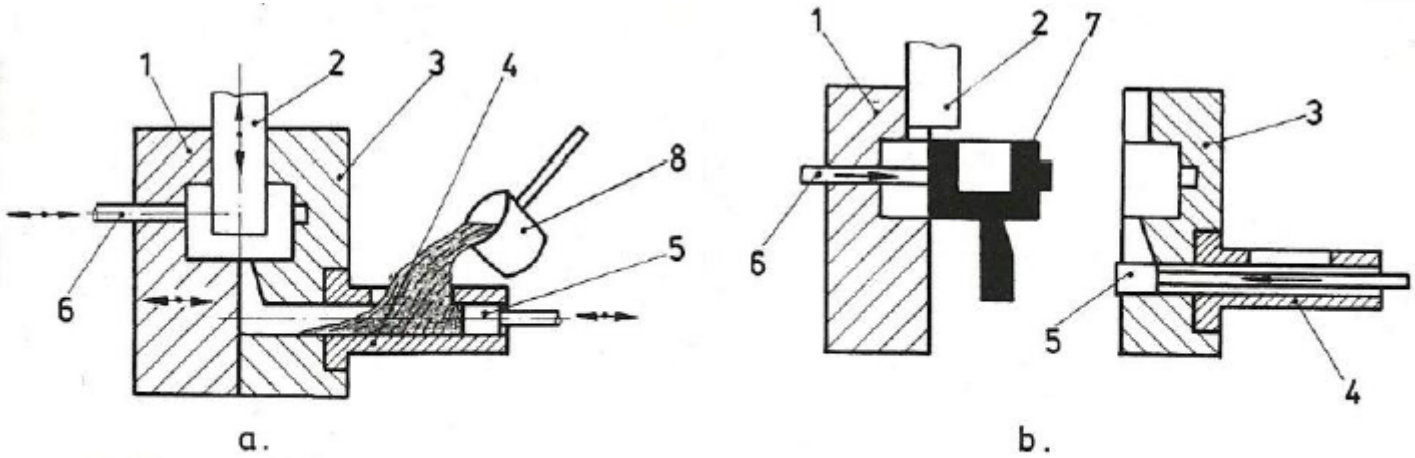


Figura 3.42. Schema turnării sub presiune cu cameră rece:
a – stadiul iniţial; b – stadiul final; 1, 2 – semimatriţe; 3 – piston miez; 4 – cameră de compresie rece; 5 – piston de lucru (plunger); 6 – extractoare; 7 – piesa; 8 – lingură de turnare.

Maşinile cu cameră de compresie caldă, au această cameră în interiorul băii cu metal lichid menţinută continuu caldă sub acţiunea unei surse termice adecvate.

Aşa cum se vede pe *Figura 3.43*, cu *pistonul 3* la punctul mort superior, prin *orificiile 4* metalul umple *camera de compresie 2*. La deplasarea spre punctul mort inferior, *plungerul 3* acoperă *orificiile 4* şi doza de metal rămasă este presată cu 10÷30 MPa prin *canalul 11* şi *düza 7* în cavitatea *matriţei 10*. După solidificare, la retragerea plungerului *3* spre punctul mort superior, se deschid automat semimatriţele şi sub acţiunea *extractorului 6*, piesa este eliminată, după care ciclul se reia de la capăt.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea sub presiune

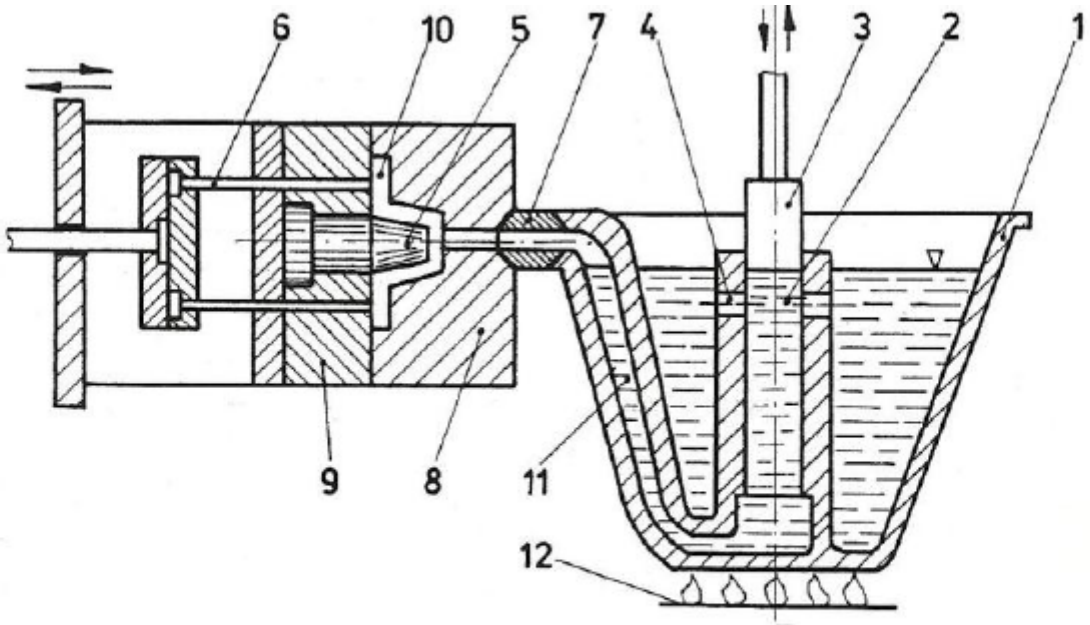


Figura 3.43. Schema turnării sub presiune cu cameră caldă:
1 – creuzet cu metal lichid; 2 – cameră caldă de compresie; 3 – piston de lucru (plunger); 4 – orificii de dozare; 5 – miez metalic; 6 – extractor; 7 – düză; 8, 9 – semimatriţe; 10 – cavitate piesă; 11 – cameră de alimentare cu metal lichid; 12 – sursă de încălzire.

Pe această cale se toarnă aliaje de zinc şi magneziu în piese de la câteva grame la 25 Kg, temperatura de turnare luându-se cu 10÷20°C superioară liniei lichidus.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea sub presiune

Turnarea sub presiune se caracterizează prin următoarele particularităţi:

- **avantaje**: se pot turna piese în serie şi masă, cu grosimea minimă de perete de 0,8 mm; se toarnă piese de precizie la dimensiuni şi o calitate superioară a suprafeţei, calitate dependentă de gradul de prelucrare fină a suprafeţei matriţelor; adaosurile de prelucrare lipsesc sau sunt foarte mici; mare productivitate (ciclu automat).

- **dezavantaje**: costul ridicat al matriţelor şi maşinii; piese de gabarit şi masă, limitate; pericol de pori umpluţi cu aer în părţile mai groase ale piesei, ceea ce le slăbeşte rezistenţa mecanică.

Durabilitatea medie a matriţelor din oţel (orientativ) este: la turnarea aliajelor pe bază de zinc, 100000÷500000 turnări; la turnarea aliajelor pe bază de aluminiu, 5000÷50000 turnări; la turnarea aliajelor pe bază de cupru, 5000÷15000 turnări.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea prin aspiraţie sub vid

Metoda se bazează pe o formă metalică răcită cu apă (cristalizor), în care metalul lichid din creuzetul unui cuptor, urcă la o înălţime determinată de intensitatea sau mărimea vidului creat de o pompă de vid la care este racordat cristalizorul, *Figura 3.44*.

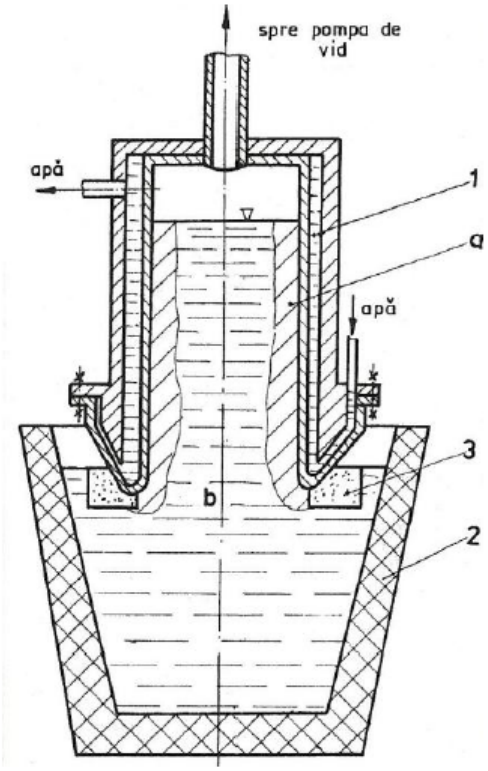


Figura 3.44. Schema turnării prin aspiraţie sub vid:
1 – cristalizor (formă metalică); 2 – creuzetul din grafit al cuptorului; 3 – plutitor (inel ceramic); a – metal solidificat; b – metal lichid.

Forma metalică se sprijină pe baia metalică prin intermediul unui plutitor ceramic. Piesa sau produsul turnat se constituie apoi şi în funcţie de timpul de menţinere sub vid, comparativ cu timpul de solidificare pe întreaga secţiune transversală.

După solidificarea metalului în coordonatele produsului de obţinut, simpla decuplare de la racordul sursei de vidare, provoacă scurgerea gravitaţională a restului de metal lichid şi piesa rămâne cu o grosime de perete atât cât s-a solidificat.

Această metodă se pretează pentru turnarea aliajelor neferoase de cupru, aluminiu şi alte aliaje în general uşoare.

Se pot fabrica bucşe, inele, piuliţe, roţi de compresor.

Principalul avantaj al turnării prin această metodă, constă în eliminarea pericolului de sufluri şi porozitate, întrucât solidificarea se face dirijat şi sub vid.

Se pot folosi şi miezuri, când gaura interioară rezultă mult mai precisă.

Plecând de la experienţa lui Toricelli, considerând că asupra mercurului din vasul în care s-a introdus tubul de diametru mic, nu acţionează constant decât presiunea atmosferică (de 760 mm coloană de mercur), atunci presiunea de echilibru a coloanei de mercur din tubul vidat va fi:

$$H_{Hg} \cdot \gamma_{Hg} = 7{,}6 \cdot 13{,}6 = 103{,}36 \text{ daN/dm}^2 = 1{,}0336 \text{ daN/cm}^2.$$

Deci, înălțimea maximă ce se poate realiza pentru orice alt metal, a cărui greutate specifică se cunoaște (γ_p a metalului piesei turnate) nu poate fi decât:

$$H_{p_{max}} = \frac{7{,}6 \cdot 13{,}6}{\gamma_p} \quad [\text{dm}].$$

Ca aplicație, în *Tabelul 3.4* se dau câteva exemple.

Tabelul 3.4. Înălțimea $H_{p_{max}}$.

Metalul	Greutatea specifică, γ_p [daN/dm^3]	$H_{p_{max}}$ [cm]	Metalul	Greutatea specifică, γ_p [daN/dm^3]	$H_{p_{max}}$ [cm]
Aluminiu	2,7	382,80	Nichel	8,90	116,13
Cupru	8,92	115,80	Plumb	11,34	91,14
Fier	7,86	131,50	Staniu	7,28	141,97
Magneziu	1,74	594,00	Titan	4,50	229,68
Molibden	10,20	101,33	Zinc	7,14	144,76

Rezultă că se pot obține piese lungi de circa 3800 mm pentru aluminiu și aliajele sale, de 1100 mm pentru cupru și aliajele sale, de 1300 mm pentru oțeluri și fonte, cunoscând că practic este și foarte greu de a realiza în condiții industriale depresiunea de 1 daN/cm^2.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea în câmp de forţe centrifuge

Turnarea centrifugă este procedeul de turnare la care particulele de metal lichid sunt supuse unui câmp de forţe centrifuge, produs prin mişcarea de rotaţie care se imprimă formei în timpul turnării şi care determină metalul să umple forma de turnare în care a fost introdus. Sub acţiunea forţei centrifuge, metalul (care are masă specifică mare) se deplasează spre părţile periferice ale formei de turnare, iar zgura, impurităţile nemetalice şi gazele se distribuie la interior, spre axa de rotaţie a formei. Metalul se solidifică de la exterior spre interior obţinându-se o structură densă şi fină. La turnare se pot folosi fie forme permanente, fie forme semipermanente. Axa de rotaţie poate fi poziţionată spaţial, în principal, vertical sau orizontal.

Turnarea centrifugă se efectuează la maşini de turnat centrifuge, la care se pot realiza turaţii înalte şi variabile ale formelor metalice sau ale formelor din amestec de formare.

Formele metalice folosite sunt solicitate termic şi mecanic, executându-se din fontă sau oţel, cu suprafaţa interioară uşor conică, pentru a uşura scoaterea pieselor turnate şi solidificate. La turnarea centrifugă în forme semipermanente (din amestec de formare) interiorul din amestec a formelor se execută într-o carcasă de material refractar, care se montează într-o carcasă metalică, fixată pe maşina de turnare centrifugă.

Turnarea centrifugă se aplică, în special, la piese de oţel, de fontă cenuşie şi de aliaje neferoase pe bază de cupru sau aluminiu, cu formă de revoluţie (inele, bucşe, ţevi etc.), iar de curând, şi la turnarea pieselor cu alte configuraţii. În general, se toarnă piese cu diametrul interior mai mare de 50 mm, la dimensiuni mai mici apărând dificultăţi la alimentarea cu metal lichid.

Forţa centrifugă F_c, pentru o particulă materială este dată de relaţia:

$$F_c = m\omega^2 r \text{ [N]}, \tag{3.21}$$

în care: m este masa particulei de metal, în kg;
ω – viteza unghiulară, în rad/s;
r – raza de rotaţie, în m.

Viteza unghiulară ω se determină cu relaţia:

$$\omega = \frac{2\pi \cdot n}{60} \text{ [rad/s]}, \tag{3.22}$$

în care n reprezintă turaţia, în rot/min.

Înlocuind relaţia (3.22) în (3.21) se deduce:

$$F_c = \left(\frac{\pi}{30}\right)^2 m \cdot n^2 r \text{ [N]}. \tag{3.23}$$

Lungimea şi diametrul exterior al piesei turnate depind de dimensiunile formei, iar grosimea peretelui piesei turnate de cantitatea de metal topit introdusă în formă. Precizia dimensională a piesei depinde de mărimea forţei centrifuge şi în special de n.

Se deosebesc, în principal, două variante de turnare centrifugă:

- turnarea în forme cu axă de rotaţie verticală;
- turnarea în forme cu axă de rotaţie orizontală.

Se consideră o formă cilindrică, în secţiune axială, cu metal lichid până la înălţimea h_l, *Figura 3.45(a)*, căreia i se ataşează un sistem de coordonate $Oxyz$ cu originea pe axa de rotaţie la partea inferioară a formei. În repaus, suprafaţa liberă, $S_l : z = h_l$, a metalului este plană.

Atunci când formei i se imprimă o mişcare de rotaţie, cu turaţia n, *Figura 3.45(b)*, suprafaţa liberă a lichidului devine curbă. La turaţie constantă, forma suprafeţei se menţine neschimbată, datorită menţinerii câmpului de forţe centrifuge. De asemenea, orice punct material din interiorul metalului lichid se află pe o suprafaţă din aceeaşi familie cu suprafaţa liberă S_l a lichidului.

Prin mărirea intensităţii câmpului de forţe centrifuge, care se realizează la o turaţie $n_t > n$, se poate obţine situaţia prezentată în *Figura 3.45(c)*. Dacă se menţine turaţia n_t până la solidificarea completă a materialului metalic se obţine piesa turnată centrifug, *Figura 3.45(d)*.

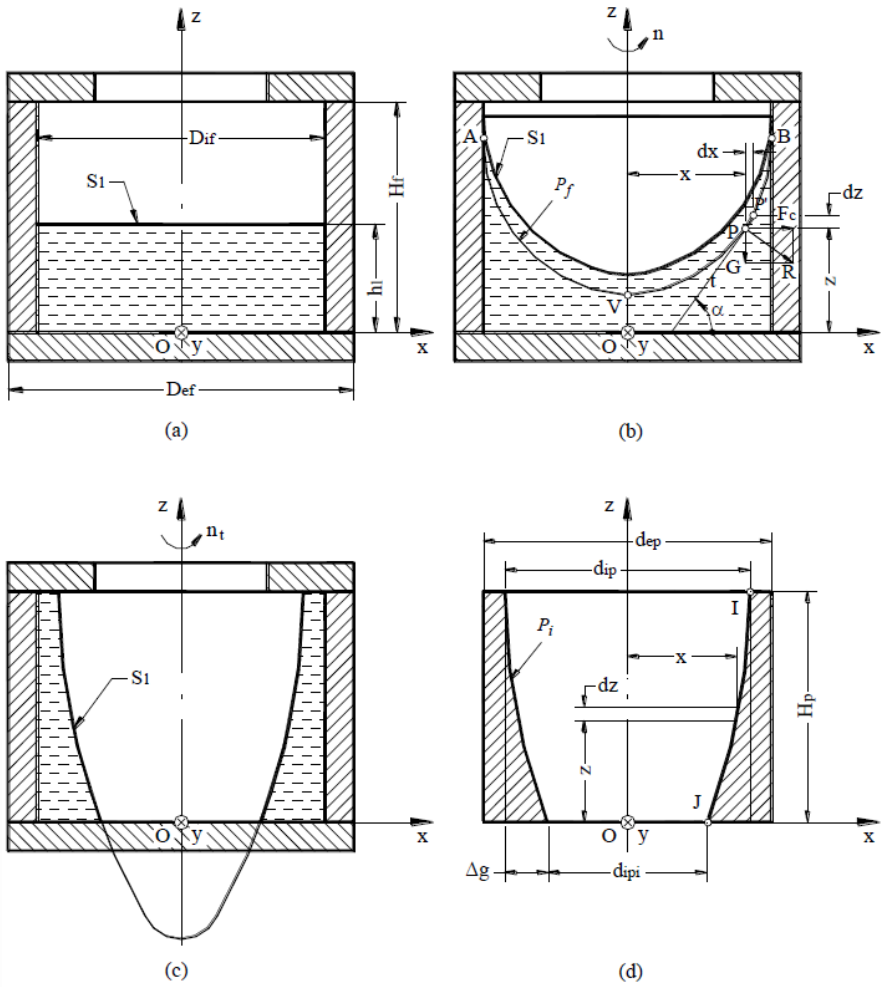
De regulă, turnarea se realizează în forme aflate în mişcare de rotaţie cu turaţia n_t predeterminată, în vederea obţinerii pieselor de calitate, în condiţiile unui consum minim de metal. Pentru realizarea acestor obiective, în continuare se vor prezenta: ecuaţia carteziană explicită a familiei de curbe, P_f, pe care se distribuie particulele materiale aflate în câmp de forţe centrifuge, pentru secţiunea axială a formei; turaţia maximă admisă de formă, n_{max}, în urma turnării metalului lichid; determinarea turaţiei tehnologice, n_t; ecuaţia curbei P_i corespunzătoare suprafeţei interioare a piesei turnate în secţiune axială; determinarea diferenţei de grosime Δg în lungul axei piesei turnate; masa minimă de metal sau aliaj lichid m_l necesară la turnare.

Ecuaţia familiei de curbe P_f. Să considerăm un punct material oarecare P în masa de metal lichid la distanţa x faţă de Oz, *Figura 3.45(b)*. Asupra punctului material acţionează forţa centrifugă F_c şi forţa gravitaţională G, care prin compunere dau forţa rezultantă R, perpendiculară pe tangenta t la curba AVB, corespunzătoare punctului P.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE

Turnarea în câmp de forţe centrifuge

Turnarea în forme cu axă de rotaţie verticală



$$tg\alpha = \frac{F_c}{G} \quad (3.24)$$

Figura 3.45. Turnarea în forme cu axă de rotaţie verticală.

Din condiţia de echilibru a punctului material P, pe tangenta t situată la unghiul α faţă de Ox, se obţine: $G \cdot sin\alpha = F_c \cdot cos\,\alpha$ sau

Raportul $\frac{F_c}{G} = K_g$ poartă denumirea de *coeficient gravitaţional* sau *de supraîncărcare* şi arată de câte ori forţa centrifugă F_c este mai mare decât forţa gravitaţională $G = mg$, în care $g = 9{,}81$ m/s^2 este acceleraţia gravitaţională. Prin explicitare şi considerând $\pi^2 \cong g$, se obţine:

$$K_g = \frac{\left(\frac{\pi}{30}\right)^2 m \cdot n^2 x}{mg} = \left(\frac{n}{30}\right)^2 \cdot x . \qquad (3.25)$$

Prin înlocuirea relaţiei (3.25) în (3.24), rezultă:

$$tg\alpha = \left(\frac{n}{30}\right)^2 \cdot x . \qquad (3.26)$$

Pe de altă parte, considerând punctul P', într-o vecinătate a punctului P, pe curba corespunzătoare acestuia, se poate scrie:

$$tg\alpha = \frac{dz}{dx} . \qquad (3.27)$$

Coroborând relaţiile (3.26) şi (3.27) se deduce ecuaţia diferenţială de echilibru, în planul $y = 0$. Deci:

$$\begin{cases} \dfrac{dz}{dx} = \left(\dfrac{n}{30}\right)^2 \cdot x \\ y = 0 \end{cases} \quad \text{sau} \quad \begin{cases} dz = \left(\dfrac{n}{30}\right)^2 \cdot x \cdot dx \\ y = 0 \end{cases} \tag{3.28}$$

Prin integrare se obţine ecuaţia carteziană explicită a unei familii de parabole:

$$P_f : \begin{cases} z = \dfrac{1}{2}\left(\dfrac{n}{30}\right)^2 \cdot x^2 + C_v \\ y = 0 \end{cases}, \tag{3.29}$$

cu parametrul C_v, care este constanta de integrare.

Turaţia maximă admisă de formă în urma turnării metalului lichid se determină ţinând seama de tensiunile care apar în forma goală, în mişcare de rotaţie, de presiunea exercitată de metalul lichid asupra formei la temperatura de regim.

Tensiunile care apar în forma goală aflată în mişcare de rotaţie, σ_f [N/m^2], se determină astfel:

$$\sigma_f = \frac{F_c}{S_{ef}} = \frac{m\omega^2 \frac{D_{ef}}{2}}{\pi D_{ef} H_f} = \frac{\rho_f \cdot V_f \cdot \omega^2}{2\pi \cdot H_f} = \frac{\rho_f \pi H_f \left(\frac{D_{ef}^2}{4} - \frac{D_{if}^2}{4} \right) \cdot \omega^2}{2\pi \cdot H_f} = \tag{3.30}$$

$$= \frac{\rho_f \cdot \omega^2}{8} \left(D_{ef}^2 - D_{if}^2 \right)$$

în care: S_{ef} este suprafaţa exterioară a formei, în m^2;

D_{ef} – diametrul exterior al formei, în m;

D_{if} – diametrul interior al formei, în m;

H_f – înălţimea formei, în m;

ρ_f – densitatea materialului formei, în kg/m^3;

V_f – volumul materialului formei, fără capace, în m^3.

Analog, se determină presiunea exercitată de metalul lichid asupra formei, p_l, după turnare. Astfel:

$$p_l = \frac{\rho_l \cdot \omega^2}{8}\left(d_{ep}^2 - d_{ip}^2\right) \text{ [N/m}^2\text{]}, \qquad (3.31)$$

în care: ρ_l este densitatea metalului lichid, în kg/m^3;

d_{ep} – diametrul exterior al piesei turnate, în m;

d_{ip} – diametrul interior al piesei turnate, în m.

Suma acestor tensiuni trebuie să fie sub rezistenţa admisibilă a formei de turnare, σ_{adm}, care, la limită, se consideră rezistenţa la curgere a materialului formei la temperatura de regim, σ_c, adică:

$$p_l + \sigma_f \leq \sigma_{adm} = \sigma_c . \qquad (3.32)$$

Pentru câteva oţeluri, rezistenţa la curgere este dată în *Tabelul 3.5*.

Tabelul 3.5. Rezistenţa la curgere $\sigma_c = R_{p0,2}$ pentru unele oţeluri la temperaturi de regim.

Material STAS 500/1;2-801	σ_c [N/m^2] la temperatura formei T_f					
	100°C	150°C	200°C	250°C	300°C	350°C
OL 37	$216\cdot10^6$	$205\cdot10^6$	$195\cdot10^6$	$175\cdot10^6$	$150\cdot10^6$	$135\cdot10^6$
OL 42	$225\cdot10^6$	$215\cdot10^6$	$200\cdot10^6$	$185\cdot10^6$	$165\cdot10^6$	$145\cdot10^6$
OL 50	$260\cdot10^6$	$225\cdot10^6$	$210\cdot10^6$	$195\cdot10^6$	$175\cdot10^6$	$155\cdot10^6$
OL 60	$300\cdot10^6$	$240\cdot10^6$	$220\cdot10^6$	$200\cdot10^6$	$185\cdot10^6$	$165\cdot10^6$

Înlocuind relaţiile (3.30), (3.31) şi (3.22) în relaţia (3.32) se obţine:

$$\left(\frac{\pi n}{30}\right)^2\left[\frac{\rho_l}{\delta}\left(d_{ep}^2 - d_{ip}^2\right) + \frac{\rho_f}{\delta}\left(D_{ef}^2 - D_{if}^2\right)\right] \le \sigma_c .$$

Notând:

$$q = \left[\frac{\rho_l}{\delta}\left(d_{ep}^2 - d_{ip}^2\right) + \frac{\rho_f}{\delta}\left(D_{ef}^2 - D_{if}^2\right)\right] \qquad (3.33)$$

rezultă, turaţia maximă admisă de formă după turnare, n_{max}:

$$n_{max} = \frac{30}{\pi}\sqrt{\frac{\sigma_c}{q}} \text{ [rot/min].} \qquad (3.34)$$

Determinarea turaţiei tehnologice. În practica industrială, turaţia tehnologică n_t se determină impunând valori determinate experimental pentru coeficientul gravitaţional. De exemplu, pentru turnarea cu axă de rotaţie verticală, în vederea prevenirii fisurilor longitudinale, se recomandă $K_{gv} = 90 \div 100$. Astfel, în cazul cel mai nefavorabil, relaţia (3.25), devine:

$$K_{gv} = \left(\frac{n_t}{30}\right)^2 \cdot \frac{d_{ep}}{2} \text{ sau } \left(\frac{n_t}{30}\right)^2 = \frac{2K_{gv}}{d_{ep}}, \tag{3.35}$$

de unde:

$$n_t = 30\sqrt{\frac{2K_{gv}}{d_{ep}}} \tag{3.36}$$

Se impune verificarea:

$$n_t < n_{max}. \tag{3.37}$$

În cazul în care nu se realizează verificarea, se înlocuieşte materialul formei cu un material care prezintă o rezistenţă la curgere mai mare, astfel încât să fie satisfăcută condiţia (3.37).

Ecuaţia curbei, P_i, corespunzătoare suprafeţei interioare a piesei turnate în planul $y = 0$ se obţine prin particularizarea relaţiei (3.29) în condiţiile: $n = n_t$ şi $I(d_{ip}/2;\ H_p) \in P_f$, conform *Figurii 3.45(d)*. Astfel, relaţia (3.29) devine:

$$P_i\ :\ z = \frac{K_{gv}}{d_{ep}} \cdot x^2 + \left(H_p - \frac{1}{4} K_{gv} \frac{d_{ip}^2}{d_{ep}} \right) \tag{3.38}$$

sau, utilizând notaţiile:

$$p_v = \frac{K_{gv}}{d_{ep}};\quad c_v = \left(H_p - \frac{1}{4} K_{gv} \frac{d_{ip}^2}{d_{ep}} \right), \tag{3.39}$$

ecuaţia parabolei P_i, corespunzătoare suprafeţei interioare a piesei turnate, în planul $y = 0$, are forma:

$$P_i\ :\ z = p_v \cdot x^2 + c_v \tag{3.40}$$

Determinarea diferenţei de grosime Δg ***în lungul axei piesei turnate***. Această diferenţă este definită de relaţia:

$$\Delta g = \frac{d_{ip} - d_{ipi}}{2}, \tag{3.41}$$

în care d_{ipi} reprezintă diametrul interior al piesei turnate la partea inferioară, în planul $z = 0$, care se determină cu relaţia:

$$d_{ipi} = 2 \cdot x_J. \tag{3.42}$$

Din $J(d_{ipi}/2; 0) \in P_i$, rezultă:

$$d_{ipi} = 2\sqrt{-\frac{c_v}{p_v}} \text{ [m]} \tag{3.43}$$

Prin înlocuirea relaţiei (3.43) în (3.41) se obţine:

$$\Delta g = \frac{d_{ip}}{2} - \sqrt{-\frac{c_v}{p_v}} \text{ [m]}. \tag{3.44}$$

Analizând relaţia (3.44), ştiind că $p_v > 0$, se impune $c_v < 0$ (vârful parabolei se află sub axa Ox) care conform relaţiei (3.39) se realizează atunci când H_p are valoare mică, K_{gv} se alege la valoarea maxim posibilă din punct de vedere tehnologic şi când raportul $\frac{d_{ip}^2}{d_{ep}}$ este mare, care reprezintă şi condiţiile de realizare a pieselor de calitate în condiţiile unui consum minim de material. Din această analiză se deduce că turnarea centrifugă a pieselor în forme cu axă de rotaţie verticală se poate aplica în bune condiţii numai la realizarea pieselor subţiri, de înălţime mică şi diametru mare, cum sunt bucşele, coroanele, inelele, flanşele, bandajele etc.

Masa minimă de metal sau aliaj lichid m_l ***necesară la turnare*** se determină utilizând relaţia:

$$m_l = \rho_l \cdot V_l \text{ [kg]},$$

în care V_l [m^3] este volumul de metal lichid determinat ca diferenţă dintre volumul cilindrului de dimensiuni H_p şi d_{ep}, *Figura 3.45(d)*, şi volumul zonei paraboloidale din interior. Astfel:

$$m_l = \rho_l \cdot \left(\frac{\pi d_{ep}^2}{4} \cdot H_p - \pi \int_0^{H_p} x^2 \cdot dz \right) = \rho_l \cdot \left[\frac{\pi d_{ep}^2}{4} \cdot H_p - \pi \int_0^{H_p} \frac{1}{p_v} (z - c_v) \cdot dz \right].$$

Calculând, rezultă:

$$m_l = \frac{\pi}{4} H_p \rho_l \left(d_{ep}^2 - \frac{2}{p_v} H_p + \frac{4}{p_v} c_v \right) \text{ [kg]}. \qquad (3.45)$$

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE

Turnarea în câmp de forţe centrifuge

Turnarea în forme cu axă de rotaţie orizontală

În cazul rotaţiei în jurul unei axe orizontale a unei forme parţial umplute cu metal lichid, *Figura 3.46*, se disting trei situaţii caracteristice, în funcţie de turaţia n. Astfel:

- la turaţia $n = n_0$, foarte mică, metalul lichid este practic imobil, *Figura 3.46(a)*;
- la turaţia $n = n_1 > n_0$, metalul lichid este antrenat prin frecare de către forma în rotaţie şi în mică măsură de forţa centrifugă, luând o poziţie cu suprafaţa liberă înclinată, conform *Figurii 3.46(b)*;
- la turaţia $n = n_2 > n_1$, metalul este supus mişcării de rotaţie împreună cu forma de turnare cilindrică, în principal datorită forţei centrifuge, *Figura 3.46(c)*.

Orice punct material din interiorul metalului lichid se află pe o suprafaţă din aceeaşi familie cu suprafaţa liberă S_l a lichidului. În vederea proiectării tehnologiei de turnare a pieselor în forme cu axă de rotaţie orizontală este necesară cunoaşterea următoarelor elemente: ecuaţia carteziană implicită a familiei de curbe, K_f, pe care se distribuie particulele materiale aflate în câmp de forţe centrifuge, în secţiunea transversală a formei; turaţia maximă admisă de formă, n_{max}, în urma turnării metalului lichid; turaţia tehnologică, n_t; ecuaţia curbei K_i corespunzătoare suprafeţei interioare a piesei turnate, în secţiune transversală; diferenţa de grosime Δg în secţiune transversală; masa minimă de material metalic lichid m_l necesară la turnare.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE

Turnarea în câmp de forţe centrifuge

Turnarea în forme cu axă de rotaţie orizontală

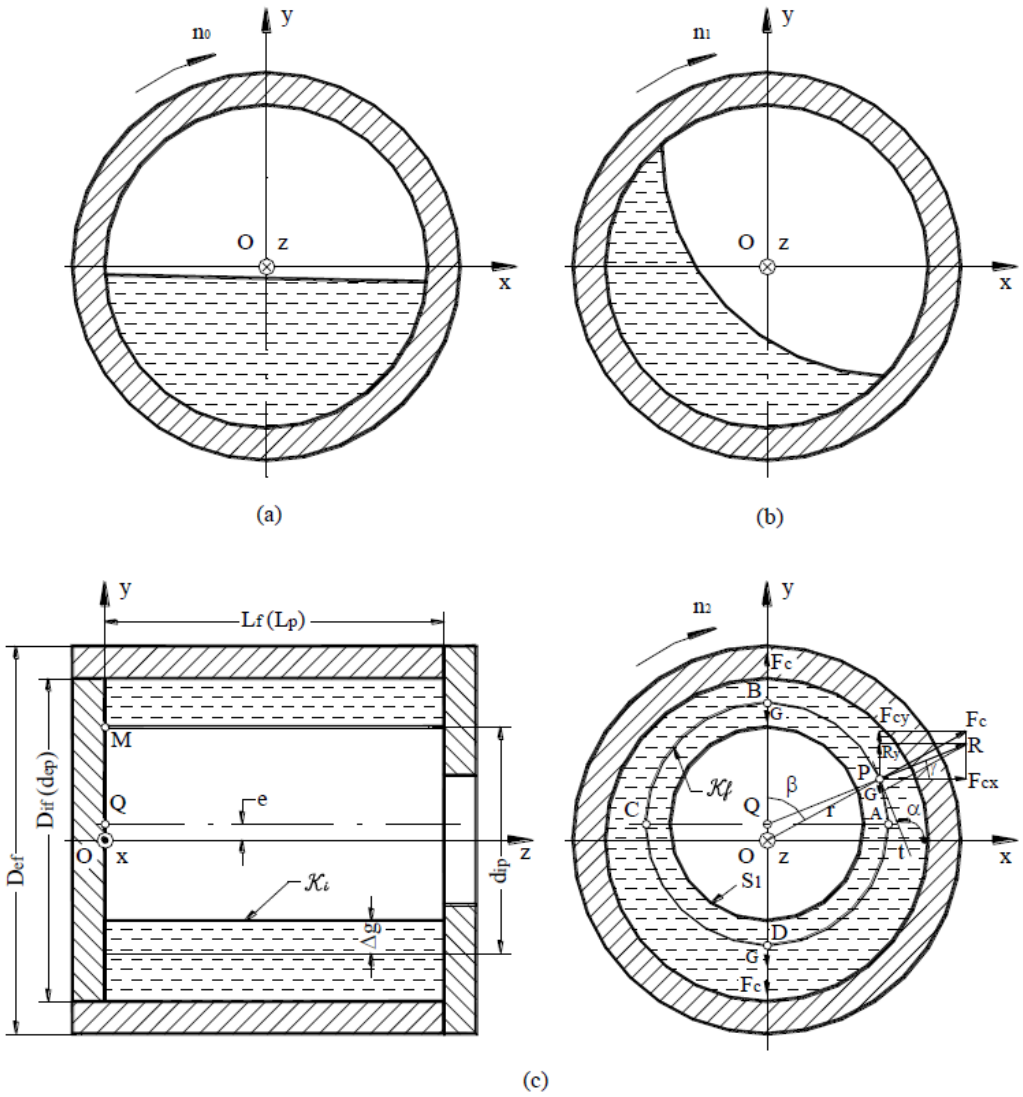


Figura 3.46. Turnarea în forme cu axă de rotaţie orizontală.

Ecuaţia familiei de curbe K_f. Să considerăm un punct material oarecare P în masa de metal lichid la distanţa r faţă de axa de rotaţie Oz, *Figura 3.46(c)*. Asupra punctului material acţionează forţa centrifugă F_c şi forţa gravitaţională G, care prin compunere dau rezultanta R, perpendiculară pe tangenta t (situată la unghiul α faţă de Ox) la curba ABC corespunzătoare punctului P.

Forţa F_c se descompune după xOy în componentele F_{cx} şi F_{cy}. Deoarece F_{cy} şi G au aceeaşi direcţie şi sensuri diferite, se poate scrie că $R_y = F_{cy} - G$, iar $R_x = F_{cx}$. Notăm unghiul dintre OP şi Oy cu β, iar unghiul dintre R şi Ox cu γ. Astfel:

$$tg\gamma = \frac{R_y}{R_x} = \frac{F_{cy} - G}{F_{cx}} = \frac{m\omega^2 r \cdot \cos\beta - mg}{m\omega^2 r \cdot \sin\beta} = \frac{\omega^2 r \cdot \cos\beta - g}{\omega^2 r \cdot \sin\beta}. \qquad (3.46)$$

Ştiind că:

$$tg\alpha = \frac{dy}{dx} \text{ şi } \alpha = \frac{\pi}{2} + \gamma, \qquad (3.47)$$

se deduce: $\frac{dy}{dx} = tg\left(\frac{\pi}{2} + \gamma\right) = -\frac{1}{tg\gamma}$ sau

$$tg\gamma = -\frac{dx}{dy}. \qquad (3.48)$$

Coroborând relaţiile (3.46) şi (3.47) se obţine:

$$-\frac{dx}{dy}=\frac{\omega^2 r\cdot cos\,\beta-g}{\omega^2 r\cdot sin\,\beta}. \qquad (3.49)$$

Ţinând seama de coordonatele punctului P, exprimate prin relaţiile $x=r\cdot sin\,\beta$ şi $y=r\cdot cos\,\beta$, se deduce $-\frac{dx}{dy}=\frac{\omega^2 y-g}{\omega^2 x}$ sau:

$$\omega^2 x\cdot dx=-\left(\omega^2 y-g\right)\cdot dy, \qquad (3.50)$$

care reprezintă ecuaţia diferenţială de echilibru în planul $z=0$ sau chiar $z=ct$.

Prin integrare şi prelucrare se obţine ecuaţia carteziană implicită a unei familii de cercuri:

$$K_f:\begin{cases}x^2+\left(y-\frac{g}{\omega^2}\right)^2=C_o,\\ z=ct.\end{cases} \qquad (3.51)$$

cu parametrul C_o şi excentricitatea faţă de Oz, în planul $x=0$,

$$e=\frac{g}{\omega^2}\cong\left(\frac{30}{n}\right)^2. \qquad (3.52)$$

Astfel:

$$F_c = G \tag{3.54}$$

de unde, pentru poziţia cea mai defavorabilă (dreapta $x = 0$; $y = y_M = \frac{d_{ip}}{2}$), se deduce:

$$m\omega^2 y_M = mg \text{ sau } \left(\frac{\pi n}{30}\right)^2 \cdot \frac{d_{ip}}{2} = g .$$

Rezultă:

$$n_{cr} = 30\sqrt{\frac{2}{d_{ip}}} \text{ [rot/min].} \tag{3.55}$$

În practica industrială s-a constatat experimental necesitatea unei turaţii mai mari a formei de turnare, faţă de turaţia critică. Astfel, pentru determinarea turaţiei tehnologice n_t, se utilizează coeficientul gravitaţional, dat de relaţia (3.25), pentru $x = \frac{d_{ep}}{2}$. Rezultă:

$$n_t = 30\sqrt{\frac{2K_{go}}{d_{ep}}} \text{ [rot/min].} \tag{3.56}$$

Relaţia (3.51), devine:

$$K_f : \begin{cases} x^2 + \left[y - \left(\frac{30}{n} \right)^2 \right]^2 = C_o \,, \\ z = ct. \end{cases} \qquad (3.53)$$

Relaţia (3.53) arată că, în forma cu axă de rotaţie orizontală, când aceasta se roteşte cu o turaţie n, materialul metalic lichid se distribuie după o familie de suprafeţe cilindrice cu excentricitatea e faţă de axa Oz în planul $x = 0$.

Turaţia maximă admisă de formă, n_{max}, în urma turnării metalului lichid se poate determina, cu suficientă precizie, utilizând relaţia (4.34) obţinută pentru cazul turnării în forme cu axă de rotaţie verticală.

Determinarea turaţiei tehnologice. Deoarece solicitarea particulei de metal este variabilă cu poziţia pe cercul corespunzător K_f, *Figura 3.46(c)*, (în punctul B, F_c şi G se scad, iar în punctul D se însumează) pentru a obţine piese de grosime relativ constantă se pleacă de la condiţia de echilibru în punctul B (poziţia cea mai defavorabilă) pentru a determina turaţia critică, n_{cr}. Astfel:

Se impune verificarea:

$$n_{cr} < n_t < n_{max} \,. \qquad (3.57)$$

Ecuaţia curbei K_i corespunzătoare suprafeţei interioare a piesei turnate în planul $z = 0$, se obţine prin particularizarea relaţiei (3.53) pentru $n = n_t$ şi $M(0;\, d_{ip}/2)$, conform *Figurii 3.46(c)*.

Astfel, membrul stâng a primei expresii din relaţia (3.53) devine:

$$x^2 + \left(y - \frac{d_{ep}}{2K_{go}}\right)^2 = \left(\frac{d_{ip}}{2} - \frac{d_{ep}}{2K_{go}}\right)^2 \qquad (3.58)$$

sau utilizând notaţiile:

$$e_i = \frac{d_{ep}}{2K_{go}} \quad \text{şi} \quad c_o = \frac{d_{ip}}{2} - e_i\,, \qquad (3.59)$$

ecuaţia cercului K_i, în orice secţiune transversală a piesei turnate, are forma:

$$K_i:\ x^2 + (y - e_i)^2 = c_o^2\,. \qquad (3.60)$$

Cercul K_i, de exemplu în planul $z = 0$, are centrul în punctul $Q(0,\, e_i)$ şi raza cu valoarea c_o.

Diferenţa de grosime Δg în secţiunea transversală a piesei turnate se defineşte prin relaţia:

$$\Delta g = 2e_i\,. \qquad (3.61)$$

Pentru obţinerea pieselor de calitate, în condiţiile unui consum minim de material este de preferat ca $\Delta g \to 0$, de unde $e_i \to 0$. Această condiţie este satisfăcută, conform relaţiei (3.59), dacă diametrul exterior a piesei d_{ep} este mic, iar K_{go} este mare. Coeficientul gravitaţional K_{go}, la turnarea pieselor cu axă de rotaţie orizontală se recomandă în limitele $K_{go} = 60 \div 65$ din condiţia prevenirii fisurilor longitudinale după solidificare, datorate contracţiei piesei.

Din această analiză şi ţinând seama de relaţia (3.60), se deduce că turnarea centrifugă a pieselor în forme cu axă de rotaţie orizontală se poate aplica în bune condiţii numai la realizarea pieselor cu diametru exterior relativ mic şi de lungime mare, cum ar fi: bucşe lungi, tuburi, cămăşi pentru cilindri etc.

Masa minimă de material metalic lichid, m_l, necesară la turnare se determină utilizând relaţia $m_l = \rho_l \cdot V_l$ [kg], în care V_l [m^3] este volumul de metal lichid, determinat ca diferenţă între volumul cilindrului de dimensiuni L_p şi d_{ep}, *Figura 3.46(c)*, şi volumul cilindrului de dimensiuni L_p şi $2c_o$. Astfel: $m_l = \rho_l \left(\frac{\pi d_{ep}^2}{4} L_p - \pi c_o^2 L_p \right)$ sau

$$m_l = \frac{\pi}{4} \rho_l L_p \left(d_{ep}^2 - 4c_o^2 \right) \text{ [kg]}. \qquad (3.62)$$

Prin calculul masei ţinând seama de piesa finală s-a considerat practic şi adaosul de contracţie.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE

Turnarea în câmp de forţe centrifuge

Utilaje pentru turnarea centrifugă

Utilajele folosite la turnarea centrifugă sunt relativ simple fiind acţionate mecanic (cu motor electric şi reductor) sau pneumatic (cu turbină).

Pentru turnarea centrifugă în forme cu axă de rotaţie verticală, în *Figura 3.47(a)* se prezintă o schemă de principiu a unui utilaj. Metalul lichid din *oala 4* se toarnă în *forma 2* solidară cu *axul 1* antrenat în mişcare de rotaţie de *motorul electric 5* prin intermediul unor roţi de curea. După solidificare se obţine *piesa 3*. În afara pieselor cilindrice se pot turna şi *piese de profile diferite*. Forma *2* din *Figura 3.47(a)* poate fi înlocuită cu forma din *Figura 3.47(b)*. În acest caz, alimentarea cu metal lichid se realizează printr-o reţea de turnare centrală formată din pâlnie, piciorul pâlniei şi canalele de alimentare. Piesele turnate pot fi profilate, cu forme complexe, cu dimensiuni mici, cum ar fi armături pentru apă şi abur, piese pentru pompe şi compresoare etc. Formele pot fi executate pe mai multe etaje, în funcţie de mărimea pieselor turnate, realizându-se astfel o turnare în ciorchine.

Schema de principiu a unei maşini pentru turnare centrifugă în forme cu axă de rotaţie orizontală este prezentată în *Figura 3.47(c)*. *Lingotiera 2*, sprijinită pe *rolele 7* se roteşte în jurul axei longitudinale, mişcare transmisă prin intermediul unor roţi de curea de la *motorul electric 1*, montat pe *carcasa 6* în interiorul căreia se află lingotiera (forma). Metalul lichid din *oala 4* se toarnă prin *jgheabul deplasabil 3* care asigură umplerea de formare a *piesei 5*. Pentru flanşa piesei turnate (tubului) se foloseşte un *miez 8* din amestec de formare pe bază de nisip sau un miez coajă.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE

Turnarea în câmp de forţe centrifuge

Utilaje pentru turnarea centrifugă

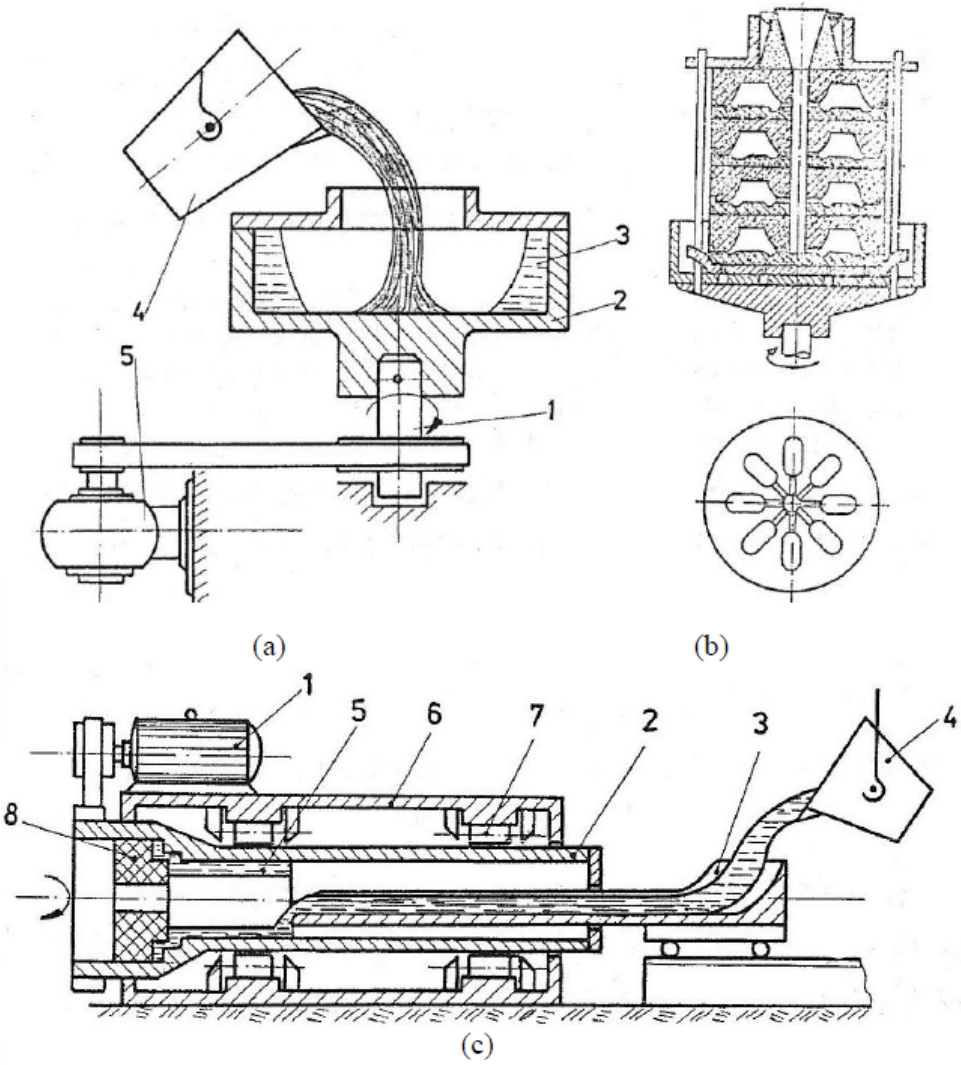


Figura 3.47. Utilaje pentru turnarea centrifugă.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE

Turnarea în câmp de forţe centrifuge

Avantajele şi dezavantajele turnării centrifuge

Turnarea centrifugă este caracterizată de o serie de *avantaje*, dintre care, în principal, avem:

- productivitatea muncii este mai mare decât la multe alte procedee de turnare, datorită utilizării formelor permanente şi, mai rar, a celor semipermanente;
- coeficientul de utilizare a materialului este în jur de 90%, faţă de 40÷45% în cazul turnării gravitaţionale, aceasta datorită lipsei reţelei de turnare, a răsuflătorilor şi maselotelor;
- compactitate bună a peretelui piesei, datorită faptului că zgura, incluziunile şi gazele se separă spre suprafaţa interioară a piesei;
- structură granulară fină a piesei turnate, datorită turnării, de regulă, în cochile;
- golurile interioare se obţin fără utilizarea miezurilor.

Ca *dezavantaje*, în principal, se pot aminti:

- posibilitatea apariţiei fisurilor longitudinale în cazul utilizării unui coeficient gravitaţional mare;
- separarea componenţilor unui aliaj cu interval mare de solidificare datorită greutăţii specifice diferite a acestora. Acest dezavantaj poate fi transformat într-un avantaj, în cazul turnării pieselor bimetalice.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea în forme coji cu liant termoreactiv

Procedeul, numit şi *procedeul C* (după inventator: J. Cronin), realizează forme cu pereţi subţiri, forme obţinute la cald prin termodurificarea liantului adăugat nisipului cuarţos, o răşină termoreactivă (pulbere de bachelită).

Tehnologia executării formei reclamă un amestec de nisip cuarţos (93÷96%) şi răşină termoreactivă – bachelita, în proporţie de 4÷7%, precum şi plăci de model metalice. Schematic, fluxul operaţional de executare a unei coji este prezentat în *Figura 3.48*.

Placa de model metalică *1*, încălzită într-un cuptor adiacent la 200÷250°C, se fixează pe gura *buncărului 2*, *Figura 3.48(a)*, încărcat cu *amestecul de formare special 3* şi se roteşte apoi întregul ansamblu cu 180°, *Figura 3.48(b)*.

Amestecul de formare cade pe placa de model caldă şi se menţine 10÷30 secunde. Răşina termoreactivă se înmoaie (până la starea lichidă) şi înglobează nisipul cu formarea *cojii crude 4* de grosime 5÷20 mm în funcţie de timpul de menţinere.

În continuare, tot ansamblul se roteşte din nou cu 180° şi revine în poziţie iniţială, *Figura 3.48(c)*, când amestecul care nu a reacţionat termic, gravitaţional cade pe fundul buncărului.

Placa de model cu *coaja crudă 4* se ridică de pe buncăr şi se încălzeşte în cuptorul adiacent la 300÷350°C timp de 1÷1,5 minute, operaţie prin care răşina termoreactivă trece ireversibil în stare dură.

Coaja tare, se extrage acum de pe model centrat, cu ajutorul unui *extractor 5*. Pentru extragere uşoară, modelul piesei este prevăzut cu înclinaţii şi suprafaţa sa activă se unge cu ulei de silicon.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea în forme coji cu liant termoreactiv

După ce semiformele şi eventual şi miezurile sunt executate după tehnologia de mai sus, se procedează la asamblarea formei în vederea turnării prin lipire cu cleiuri rapide sau cu scoabe şi cleme.

În vederea turnării, forma se montează şi se consolidează, *Figura 3.48(d)*, în containere *7* în care se balastează nisip cuarţos sau alice metalice.

După turnare şi solidificare-răcire, dezbaterea formei se face în instalaţii speciale sau prin vibrare.

În continuare, se procedează la îndepărtarea capetelor pierdute, se polizează microbavurile după retezare şi se execută sablarea cu alice.

Turnarea prin acest procedeu prezintă următoarele *avantaje*:

- asigură o înaltă precizie geometrică a piesei, întrucât forma reproduce fidel detaliile modelului şi posedă suficientă rigiditate;
- precizia creşte şi datorită demulării cu extractoare;
- precizia ridicată reduce până la de două ori adaosul de prelucrare mecanică;
- calitatea suprafeţei piesei este net superioară, datorită fineţii amestecului de formare;
- forma coajă cu pereţi subţiri, reduce mult consumul de amestecuri de formare.

Singura dificultate constă în faptul că utilajele şi instalaţiile necesare necesită investiţii, iar amestecurile de formare sintetice sunt mai scumpe.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea în forme coji cu liant termoreactiv

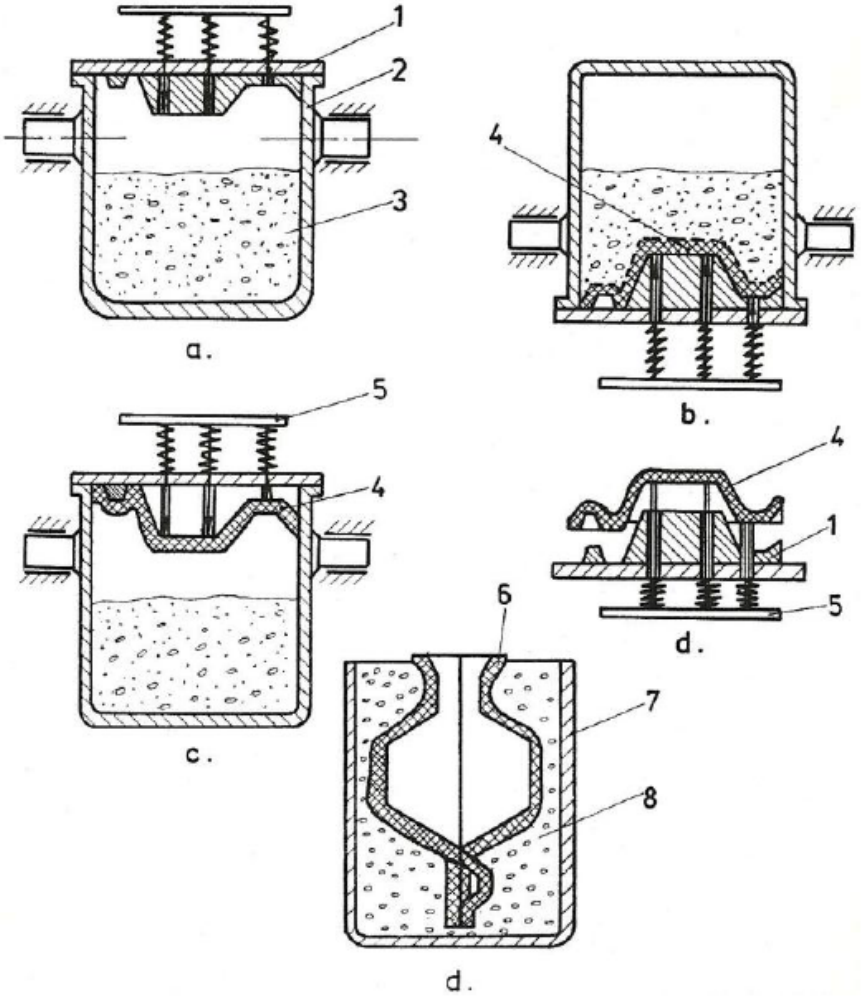


Figura 3.48. Succesiunea operațiilor de executare a unei forme coajă:
1 – placă de model; 2 – buncăr; 3 – amestec de formare; 4 – coajă crudă;
5 – extractor; 6 – forma asamblată; 7 – cadru metalic; 8 – balast.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea în forme coji cu liant termoreactiv

Faţă de avantaje, în forme coji se toarnă piese cu grosime de perete de 3÷15 mm şi masa de 0,25÷100 Kg, pentru automobile, tractoare, maşini agricole, din fontă, oţeluri carbon, aliaje ale metalelor neferoase.

Metoda se pretează la mecanizare şi posedă o productivitate ridicată (până la 600 forme pe oră) cu posibilităţi de depozitare a formelor în spaţii reduse, cu păstrarea îndelungată a proprietăţilor bune pentru turnare.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea în forme realizate cu modele uşor fuzibile

În acest caz, formele coajă sau mască, se obţin prin scufundarea modelelor uşor fuzibile în vopsele refractare, care se întăresc apoi pe cale chimică. După depunerea unui număr de 3÷4 straturi refractare, modelele se evacuează din cavitatea formei coajă prin topire.

Modelele uşor fuzibile se fabrică prin presare sau turnare în matriţe din materiale uşor fuzibile, cum sunt: parafina; stearina; ceara de albine; ceruzina şi altele.

Succesiunea operaţiilor se vede pe *Figura 3.49*.

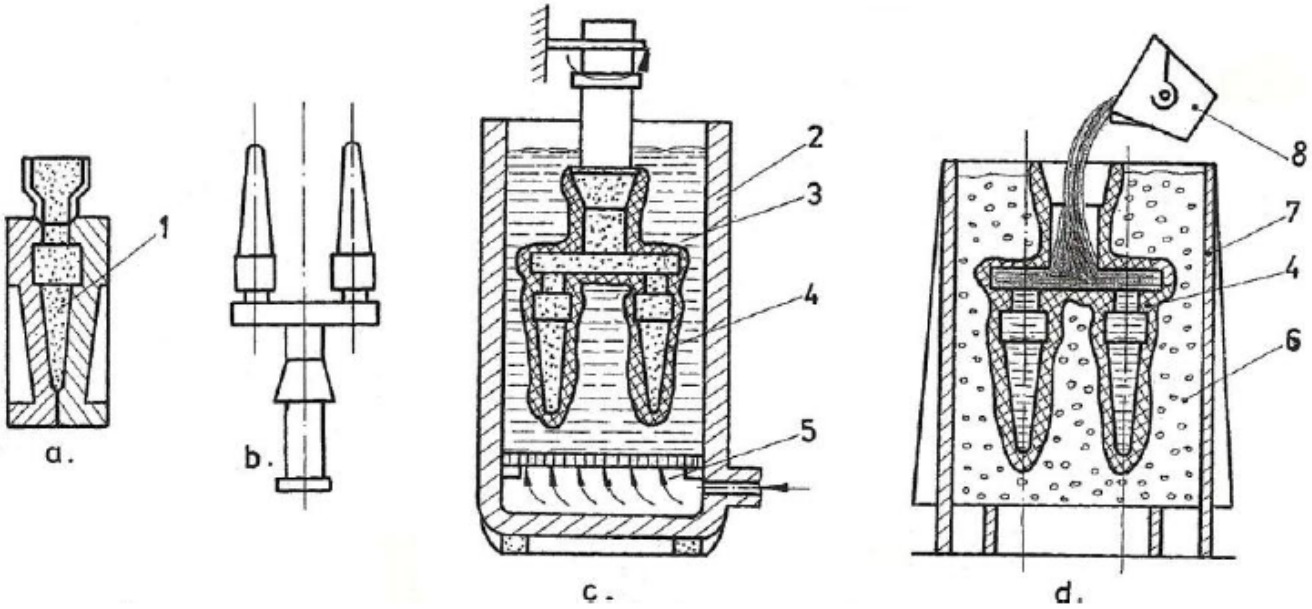


Figura 3.49. Succesiunea operaţiilor principale la turnarea cu modele fuzibile:
1 – model fuzibil; 2 – rezervor cu vopsea; 3 – vopsea refractară; 4 – formă coajă crudă; 5 – sursă de încălzire; 6 – balast; 7 – container; 8 – oală cu metal lichid.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea în forme realizate cu modele uşor fuzibile

Modelele din substanţe uşor fuzibile se asamblează în ciorchine (2÷100 modele într-un ciorchine).

Ciorchinele se imersează succesiv în rezervorul cu vopsea refractară (nisip cuarţos, electrocomud în suspensie de sticlă solubilă) cu reţeta 2/3 nisip cuarţos, 1/3 silicat de sodiu şi circa 0,1% oxid de magneziu, ultimul adaos este necesar pentru completarea discontinuităţilor.

Vopsirea ciorchinelui (executarea formei) se face astfel: ciorchinele degresat în soluţie de săpun se scufundă în baia de vopsea, *Figura 3.49(c)*, şi se agită uşor timp de 10 secunde, apoi se scoate, se lasă să se scurgă, se pudrează cu nisip cuarţos şi se introduce în soluţia apoasă de clorură de amoniu timp de 1,5÷2 minute pentru întărirea vopselei. Apoi, ciorchinele se usucă natural pe un suport, timp de 20÷30 minute. Această operaţie se va repeta de 4÷6 ori, cu uscare după fiecare strat.

În continuare, extragerea modelului din formă se face, de regulă, în baie de apă caldă cu recuperarea materialului de model. După această operaţie formele se usucă în dulapuri speciale timp de 1,5÷2 ore la temperatura de 200°C. În vederea turnării, formele coajă se montează în *containere 7*, şi se balastează pentru consolidare cu *nisip cuarţos 6*. În această stare, tot ansamblul se introduce într-un cuptor electric pentru calcinare la 900÷950°C, nu mai puţin de 2 ore, timp în care se produce evaporarea apei şi arderea tuturor resturilor de material de model din detaliile fine ale pieselor de fabricat.

PROCEDEE SPECIALE DE TURNARE
Turnarea în forme realizate cu modele uşor fuzibile

Se extrage forma caldă după calcinare şi este supusă direct umplerii cu metal lichid, *Figura 3.49(d)*.

După solidificare şi răcire forma se distruge, piesa supunându-se în continuare îndepărtării capetelor pierdute şi curăţirii chimice în soluţie apoasă 45% sodă caustică la temperatura de 150°C.

După curăţire chimică, piesele se spală, se usucă, se supun după caz tratamentelor termice şi în final controlului tehnic.

Metoda prezintă următoarele avantaje:

- reproduce cu precizie detaliile piesei, precizie datorată şi lipsei planului de separaţie (±50/μm);
- vopseaua refractară fină, asigură şi o calitate ridicată a suprafeţei piesei;
- se reduc substanţial adaosurile de prelucrare prin aşchiere, se obţin piese de precizie (adaosul este de 0,2÷0,7 mm);
- umplerea formei calde asigură obţinerea de piese cu configuraţii geometrice complexe, cu grosimi mici de peste 1÷3 mm;
- se pot obţine piese cu masa de la câteva grame la câteva zeci de kilograme.

Faţă de avantajele de mai sus, metoda se pretează la turnarea aliajelor greu fuzibile (palete de turbină), a oţelurilor rezistente la coroziune (roţi pentru pompe), a oţelurilor carbon în producţia de masă din domeniul construcţiei de automobile, aparatură şi alte ramuri ale industriei construcţiilor de maşini.

* * *

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

- Turnarea pieselor din fontă cenuşie
- Turnarea pieselor din fontă de înaltă rezistenţă
- Turnarea pieselor din fontă maleabilă
- Turnarea pieselor din oţel
- Turnarea pieselor din aliaje de aluminiu
- Turnarea pieselor din aliaje de magneziu
- Turnarea pieselor din aliaje de cupru
- Turnarea pieselor din aliaje greu fuzibile

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

În baza cunoştinţelor asupra teoriei şi practicii turnării, în continuare se vor prezenta unele consideraţii asupra turnării de piese din aliajele mai uzuale din construcţia de maşini.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă cenuşie

Fonta cenuşie este cel mai răspândit material pentru fabricarea de piese turnate în industria constructoare de maşini.

Fonta cenuşie, structural se caracterizează printr-o matrice metalică şi formaţiuni de grafit lamelar, care cu cât este mai fin, mai sinuos şi mai uniform distribuit şi proprietăţile mecanice sunt superioare.

Astfel, fonta mecanică pentru piese turnate posedă o rezistenţă mecanică de 100÷450 MPa, o duritate ridicată (140÷283 HB) şi o alungire relativă foarte scăzută (δ=0,2÷0,5%).

Datorită plasticităţii scăzute aceste fonte nu se folosesc pentru fabricarea de piese care lucrează cu sarcini de şoc. Cel mai bine rezistă fonta la sarcini de compresiune.

Nu este sensibilă la crestături exterioare, absoarbe vibraţiile, posedă ridicate proprietăţi de antifricţiune, se prelucrează uşor prin aşchiere.

După tipul masei metalice de bază, fonta cenuşie poate fi feritică, ferito-perlitică şi perlitică.

Fonta feritică, datorită plasticităţii feritei şi lipsei de rezistenţă a grafitului, posedă o rezistenţă globală scăzută.

Fonta perlitică este cea mai bună pentru construcţia de maşini şi se utilizează pentru piese importante ale maşinilor.

Asupra structurii şi proprietăţilor fontelor cenuşii, o mare influenţă o manifestă compoziţia chimică şi viteza de răcire.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă cenuşie

Carbonul, siliciul şi manganul îmbunătăţesc proprietăţile mecanice şi de turnare ale fontei. Sulful provoacă albirea fontei în pereţi subţiri, iar fosforul provoacă fragilitate şi prin urmare, conţinutul în aceste elemente trebuie să fie minim.

Mărimea vitezei de răcire se poate realiza fie prin micşorarea grosimii pereţilor piesei, fie prin creşterea conductivităţii termice a formei.

Datorită vitezei de răcire, în pereţii subţiri structura va rezulta cu grăunţi mai fini, faţă de pereţii mai groşi, în ultimul caz această diferenţiere păstrându-se şi între straturile de suprafaţă şi miezul piesei sau peretelui piesei şi în consecinţă şi proprietăţile mecanice vor fi diferite în zonele mai sus menţionate.

Îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice a fontelor cenuşii se poate face prin mai multe metode:

- prin aliere cu Ni, Cr, Ti etc.;
- prin modificare cu ferosiliciu, silicocalciu etc., când se obţine fontă cu grafit acicular fin şi uniform distribuit;
- prin aplicarea de tratamente termice de detensionare sau normalizare.

Caracteristicile de turnabilitate ale fontei cenuşii se înscriu între limitele:

- fluiditate ridicată, care permite obţinerea de piese cu grosime de perete de 3÷4 mm;
- o contracţie scăzută (0,9÷1,3%), ceea ce asigură fabricarea de piese fără retasuri, pori şi crăpături.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă cenuşie

Ca elaborare, se obţine în *cubilouri*, cuptoare rotative cu flacără şi cuptoare electrice.

Industrial, în peste 85% din producţie, fonta cenuşie se elaborează în cubilouri, *Figura 3.50*. Se construiesc în două variante: fără antecreuzet, *Figura 3.50(a)*, şi cu antecreuzet, *Figura 3.50(b)*, fiind alimentat cu aer rece sau aer cald. De altfel, scopul insuflării cu aer cald sau îmbogăţit cu O_2, nu este altul decât al creşterii randamentului termic de ardere al cocsului, o ardere completă la CO_2, întrucât arderea până la CO este un potenţial energetic nefolosit.

Elaborarea se bazează pe topirea şi amestecarea, omogenizarea celor trei componente ale încărcăturii, în straturi alternante, respectiv un strat de metal, un strat de cocs şi fondant şi aceasta până la gura de încărcare şi în tot timpul topirii.

Încărcătura metalică este alcătuită din deşeuri ale fontei turnate în piese, fontă de primă fuziune (de furnal), fontă veche şi oţel casat, feroaliaje.

Prin arderea cocsului încărcătura se topeşte şi se depune în creuzetul cubiloului.

Din punct de vedere constructiv, cubiloul este o manta metalică cilindrică, căptuşită cu refractare, al cărei diametru interior variază între 400 şi 1200 mm, diametru de la care se deduc toate celelalte dimensiuni (STAS 2839-67).

Productivitatea cubiloului se calculează cu relaţia:

$$Q = S \cdot A = (6 \div 8) \cdot \frac{\pi D^2}{4} \quad [\text{t/h}], \qquad (3.63)$$

în care: S este coeficientul de topire, $S = 6 \div 8$ t/m^{2}h;
D – diametrul cubiloului, în m.

Cantitatea de cocs necesară se calculează cu relaţia:

$$Q_{cocs} = (5 \div 9) \cdot D^2 \quad \text{kg/h}. \qquad (3.64)$$

Fondantul necesar se calculează în baza indicatorului de 0,3 Kg fondant (calcar) la 1Kg cocs.

Înălţimea patului de cocs (stratul de pornire) este funcţie de presiunea aerului insuflat:

$$H_{p.cocs} = \sqrt{p} \quad [\text{mm}], \qquad (3.65)$$

în care: $H_{p\,cocs}$ este înălţimea patului de cocs, în mm;
p – presiunea aerului insuflat.

Aerul insuflat trebuie să corespundă la un debit de 100÷130 m^3 aer/m^2 secţiune cubilou.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă cenuşie

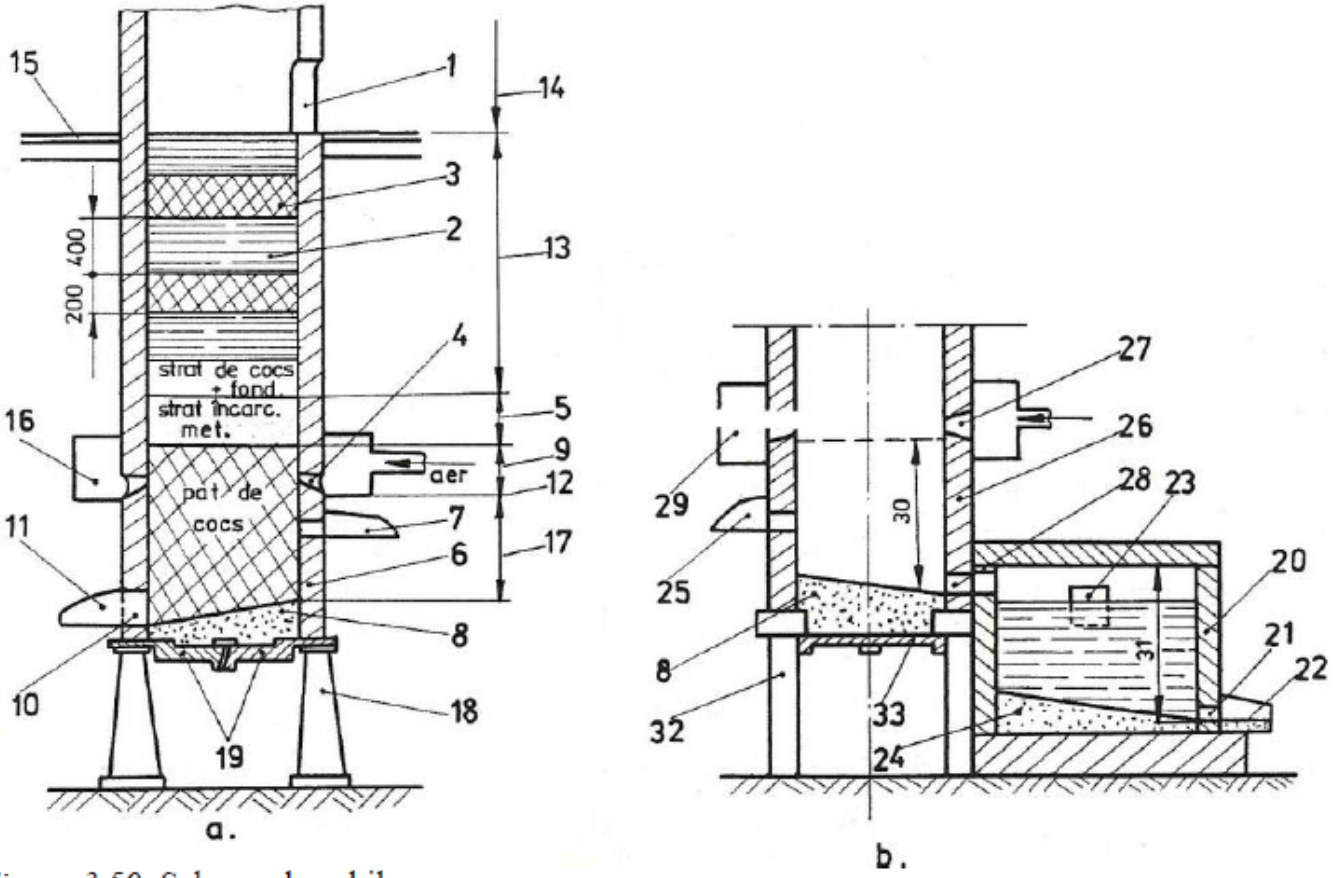


Figura 3.50. Scheme de cubilou:

a – fără antecreuzet; b – cu antecreuzet; 1 – gură de încărcare; 2 – încărcătură metalică (strat); 3 – strat de cocs; 4, 27 – gură de aer (duză); 5 – zona de topire; 6, 20, 26 – căptuşeală din material refractar; 7, 25, 23 – jgheab pentru evacuarea zgurii; 8, 24 – vatră; 9 – zona de ardere a cocsului; 10, 28, 21 – orificiu pentru evacuarea fontei lichide; 11, 22 – jgheab evacuare fontă; 12 – nivelul duzelor; 13 – zona de preîncălzire a încărcăturii; 14 – zonă evacuare gaze arse; 15 – platformă de încărcare; 16, 29 – centura de insuflare aer; 17, 30, 31 – creuzet; 18, 32 – coloana de sprijin; 19, 33 – uşiţe de vizitare.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă cenuşie

În procesul de elaborare a fontei lichide intervin modificări destul de greu de controlat. Astfel, conţinutul de carbon prin contactul păturilor de fontă cu cocsul tinde să crească, conţinutul de siliciu şi mangan tinde să scadă cu 10÷40%, iar conţinutul de sulf creşte cu 50÷100%. Pentru compensare, la sfârşitul elaborării se adaugă porţii corespunzătoare de ferosiliciu şi feromangan.

În general, o fontă de calitate superioară în cubilou, se obţine greu din următoarele considerente: cel mai mic conţinut de carbon este de 2,9÷3%; temperatura maximă a fontei elaborate nu depăşeşte 1350÷1420ºC; conţinutul de sulf creşte în mod inevitabil.

Ca urmare, o fontă cenuşie de înaltă calitate se poate obţine numai în cuptoarele electrice cu arc şi cu inducţie.

Ca procedeu de turnare, în cea mai mare pondere fonta cenuşie se toarnă în forme din nisip, când datorită unei bune fluidităţi nu este nevoie în general de maselote (numai în anumite cazuri).

Piese de precizie ridicată se obţin prin turnarea fontei în cochile şi în special în forme coji cu liant de răşină termoreactivă sau cu modele uşor fuzibile.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă cenuşie

La turnarea în forme metalice, apare tendinţa de albire, datorită vitezei mari de răcire. Pentru înlăturarea acestui pericol, cochilele se căptuşesc cu vopsele refractare cu conductivitate termică scăzută, înainte de turnare, cochilele se preîncălzesc, iar fonta se supune modificării. În ultimă instanţă dacă piesa rezultă şi cu zone albite, se va aplica un tratament specific de recoacere.

Piesele turnate din fontă se întâlnesc mai ales în:

- construcţia maşinilor unelte: batiuri de strung; mese; sănii şi ghidaje; planşaibe; corpul păpuşii mobile; carcasa cutiei de viteze; corpul pompelor; bucşe; cuzineţi etc.
- construcţia de automobile: blocul cilindrilor; cămăşi de cilindru; segmenţi de piston; suporţi; cartere; tobe de eşapament; capace etc.
- construcţia de maşini grele;
- electrotehnică şi alte ramuri.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă de înaltă rezistenţă

Fonta de înaltă rezistenţă are specific grafitul sub formă sferoidală. Aceste fonte se obţin cu ajutorul modificatorilor Ce, Mg, urmate de modificarea cu ferosiliciu.

Caracteristicile mecanice deosebite ale acestor fonte, se încadrează în limitele: rezistenţă mecanică 373÷1180 MPa; alungirea relativă 2÷17%; duritatea 170÷360 HB, caracteristici datorate grafitului sferoidal (nodular), care elimină concentratorul de tensiuni prin efect de crestătură.

Această fontă are o înaltă rezistenţă la uzură, o bună rezistenţă la coroziune, rezistă la cald şi la rece. Această fontă înlocuieşte cu succes unele piese din oţel.

Ca structură, masa metalică poate fi feritică, ferito-perlitică sau perlitică.

Din punct de vedere al compoziţiei chimice conţinutul în carbon nu influenţează proprietăţile mecanice, influenţă manifestă siliciul, manganul, fosforul, care scad plasticitatea şi se limitează la : 2÷2,4% Si; sub 0,04% Mn; şi sub 0,1% P; sulful antimodificator să fie sub 0,02%.

Fonta modificată-nodulară, de înaltă rezistenţă are o fluiditate bună, ceea ce asigură obţinerea de piese cu grosime minimă de perete de 3÷4 mm.

Contracţia de 1,25÷1,7%, reclamă maselote pentru a elimina din corpul piesei defectul de retasură.

În procesul de modificare cu magneziu, temperatura fontei trebuie să fie de 1420÷1450°C, mai ridicată decât la fonta cenuşie obişnuită, datorită faptului că 80÷90°C din temperatură sunt consumate de topirea şi evaporarea magneziului.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă de înaltă rezistenţă

Elaborarea fontei cenuşii pentru modificare, se face în cubilouri cu căptuşeală bazică, în cuptoare electrice cu arc de capacitate 5÷50 tone sau cu inducţie de capacitate 1÷60 tone.

Încărcătura metalică se compune din aceleaşi componente ca şi în cazul fontei cenuşii obişnuite (fontă brută, fontă şi fier vechi, deşeuri, feroaliaje, prealiaje etc.).

Piesele din fontă nodulară se toarnă atât în forme din nisip, cât şi prin procedeele speciale, cum sunt: forme coji; forme metalice; turnare centrifugală şi alte procedee.

Datorită contracţiei ridicate, pentru a preveni formarea de retasuri şi porozităţi în părţile groase ale piesei se recomandă solidificarea dirijată sau folosirea răcitorilor.

Pentru prevenirea crăpăturilor în piese, formele şi miezurile trebuie să fie compresibile, iar temperatura de turnare cu 100÷150°C deasupra liniei lichidus.

Din această fontă de înaltă rezistenţă se fabrică piese importante din construcţia de maşini grele şi energetice, industria metalurgică, în condiţii de solicitări statice şi dinamice ridicate.

Se fabrică astfel detalii (piese) pentru laminare, prese de forjă şi utilaje miniere. Piese din construcţia motoarelor cu explozie şi a turbinelor cu aburi, cu gaze şi hidraulice.

Ca tipuri de piese se pot enumera: cilindri de laminor; arbori cotiţi; corpuri de ventil; turbine cu aburi etc., a căror masă merge de la câteva kilograme, la zeci de tone.

Reuşita turnării reclamă ca de la atacul modificatorilor şi până la solidificare să nu treacă mai mult de 30 minute.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă maleabilă

Prin fontă maleabilă se înţelege fonta obţinută printr-o recoacere de lungă durată aplicată fontei albe turnată în piese. În urma recoacerii cementita se descompune şi carbonul liber se separă sub formă de cuiburi, cu forme mai mult sau mai puţin compacte.

Fonta maleabilă posedă o rezistenţă mecanică ridicată de 300÷630 MPa, o alungire relativă de 2÷12% şi o duritate de 150÷270 HB, rezistă bine la uzare şi la şoc, se prelucrează bine prin aşchiere.

După masa metalică, poate fi feritică sau perlitică, ultima având o plasticitate mai scăzută.

Din punct de vedere al compoziţiei chimice: cu cât conţinutul de carbon este mai scăzut, proprietăţile mecanice cresc; conţinutul ridicat de mangan măreşte durata recoacerii, scade plasticitatea şi ridică rezistenţa mecanică; sulful şi fosforul scad plasticitatea şi rezilienţa şi se limitează conţinutul lor la un procent de sub 0,12%.

Turnabilitatea fontei albe în piese, prezintă următoarele particularităţi: fluiditate scăzută, ceea ce reclamă o temperatură mai mare de turnare; contracţia ridicată poate conduce la retasuri, porozităţi şi crăpături.

Elaborarea fontei pentru maleabilizare, se face de regulă prin sistem duplex: se obţine fonta în cubilou şi apoi se trece într-un cuptor electric cu arc sau cu inducţie, unde se ridică temperatura la 1500÷1550°C şi se ajustează controlat compoziţia chimică a fontei în conţinut de C, Si şi Mn. Prin supraîncălzire se elimină şi zgura mai uşor, iar în vederea reducerii timpului de recoacere, se poate modifica fonta cu aluminiu, bor, bismut.

Piesele se toarnă în forme de nisip, dar şi în forme coji şi cochile.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă maleabilă

Pentru reuşita turnării se recomandă următoarele măsuri:

- se prevăd maselote la părţile groase pentru prevenirea retasurii şi porozităţilor;
- maselotele se amplasează cât mai apropiat de zona din piesă deservită şi pe reţeaua de turnare (canal de alimentare), în vederea detaşării uşoare după turnare, *Figura 3.51*;

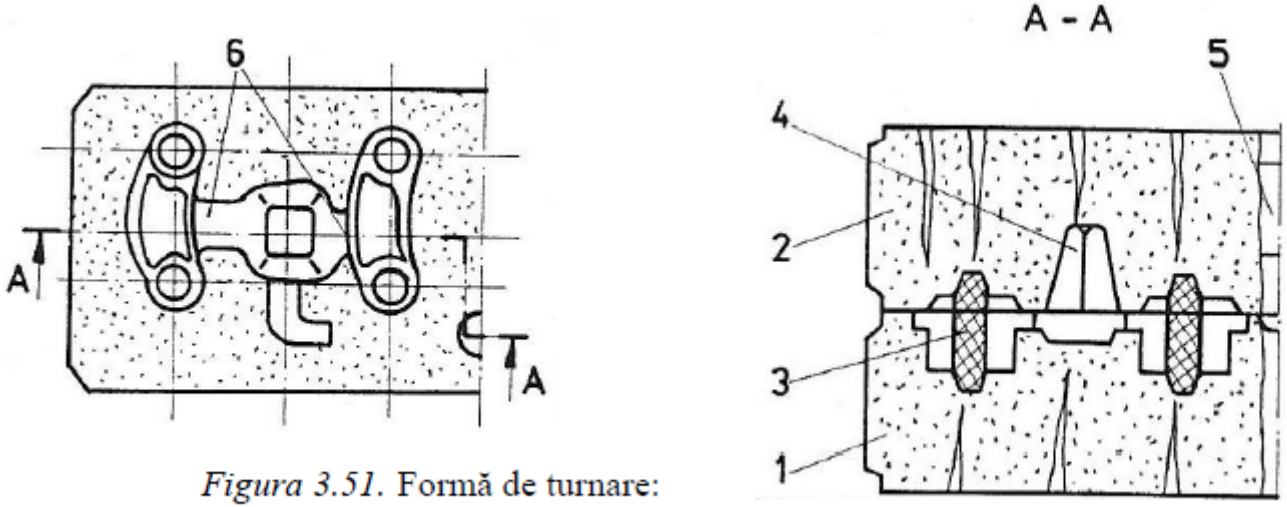


Figura 3.51. Formă de turnare:
1 – semiforma inferioară; 2 – semiforma superioară; 3 – miez;
4 – maselotă; 5 – sistem de turnare; 6 – canal de alimentare.

- se pot folosi răcitori;
- pentru reţinerea zgurii se folosesc filtre pe sistemul de turnare;
- amestecurile de formare şi de miez să fie compresibile;
- datorită fluidităţii scăzute, temperatura de turnare este 1390÷1450°C şi amestecul de formare trebuie să posede o bună refractaritate şi permeabilitate.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă maleabilă

După turnare, solidificare, răcire şi curăţire, piesele din fontă albă se încarcă în cutii speciale de maleabilizare, ermetic închise şi se introduc într-un cuptor special pentru tratamentul de recoacere.

Astfel, pentru obţinerea fontei maleabile feritice, ciclul de tratament se face timp de 22÷32 ore după un grafic conform *Figurii 3.52(a)*, iar în cazul fontei perlitice, graficul arată ca în *Figura 3.52(b)*, mecanismul descompunerii cementitei afectând după caz atât cementita liberă, cât şi cementita din perlită.

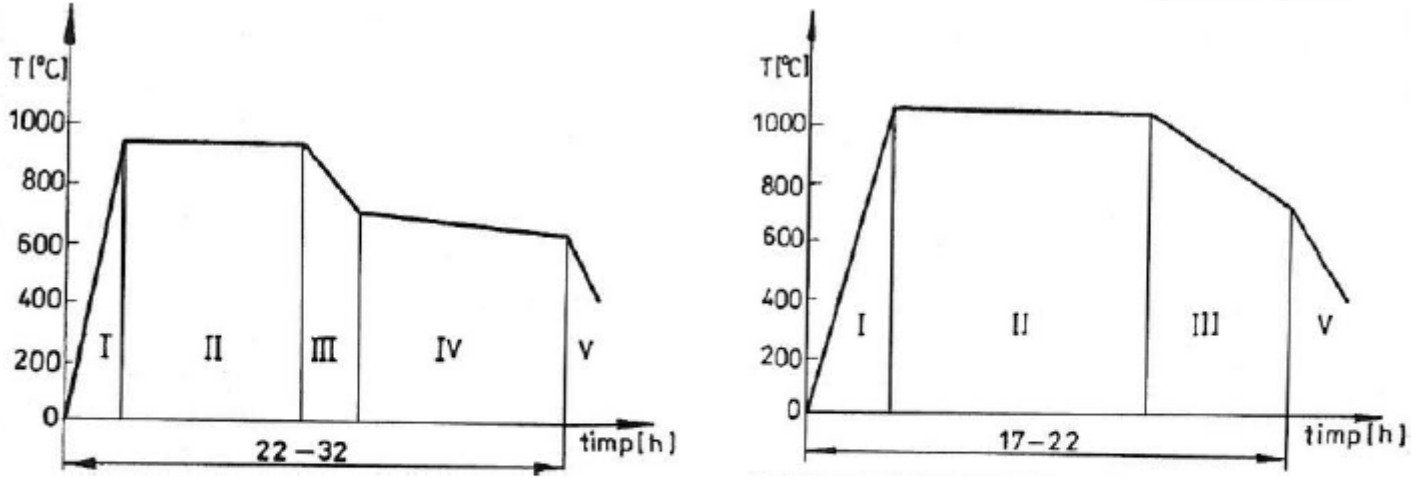


Figura 3.52. Cicluri termice de recoacere de maleabilizare:
a – ciclu pentru fonta maleabilă feritică; b – ciclu pentru fonta maleabilă perlitică; I – zonă de încălzire; II – zonă de menţinere pentru descompunerea cementitei libere; III – zonă de răcire şi transformare a austenitei în perlită; IV – zonă de descompunere a cementitei din perlită; V – zonă de răcire.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din fontă maleabilă

Din fontă maleabilă se fabrică piese turnate cu masa de la câteva grame la 250 Kg cu o grosime de perete de 3÷50 mm.

Dintre piesele mai importante în construcţia de maşini, se pot aminti:

- pentru construcţia de automobile: butucul roţii; suporţi; pârghii; carcasa (caseta) diferenţialului; corpuri de angrenare etc.
- pentru construcţia de maşini agricole: piese de şasiu; pârghii; suporţi etc.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din oţel

Se toarnă piese atât din oţel carbon, cât şi din oţeluri aliate.

Oţelurile carbon turnate au o rezistenţă mecanică de 400÷600 MPa, o alungire de 10÷24% şi o bună rezilienţă şi rezistenţă la uzare şi la şoc. Proprietăţile mecanice sunt direct influenţate de conţinutul de carbon.

În cazul oţelurilor aliate, acestea capătă şi proprietăţi noi, cum sunt: de refractaritate (datorită cromului); de rezistenţă la uzare (datorită manganului); de rezistenţă la coroziune (datorită nichelului) şi altele, la care, sigur, se adaugă creşterea însemnată a proprietăţilor mecanice.

Ca turnabilitate oţelul prezintă următoarele particularităţi: o fluiditate scăzută; o contracţie ridicată (2,5%) care conduce la formarea de retasuri şi porozităţi; tendinţă de fisurare.

Elaborarea oţelului se face în cuptoarele cu arc şi cu inducţie şi în ultima vreme în cuptoarele cu plasmă cu un consum redus de energie.

Încărcătura se compune din: fier vechi; deşeuri din producţia proprie; fontă de primă fuziune; minereu; fluxuri şi alte materiale. Turnarea în principal se face în forme de nisip şi forme coji, cu modele uşor fuzibile, centrifugal, în cochile şi alte metode.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din oţel

Reuşita turnării pieselor din oţel reclamă următoarele măsuri:

- pentru prevenirea retasurilor şi porozităţii se folosesc maselote şi răcitori la părţile masive sau intersecţii;
- pentru prevenirea fisurării, datorită contracţiei neuniforme, formele şi miezurile trebuie să fie compresibile şi pe corpul piesei se prevăd nervuri care se vor îndepărta prin aşchiere;
- temperatura de turnare ridicată (1550÷1650°C) reclamă amestecuri de formare şi de miez cu refractaritate ridicată;
- piesele mici şi mijlocii sunt prevăzute cu reţele de turnare directă şi la planul de separaţie, iar la piesele masive, alimentarea se face prin sifon;
- fluiditatea scăzută reclamă alimentatori de 1,5÷2 ori mai mari decât la turnarea fontei;
- după turnare îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice şi de exploatare se poate face şi prin recoacere, normalizare şi alte tratamente termice.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din oţel

Piesele turnate din oţel carbon, fac obiectul multor ramuri din construcţia de maşini şi metalurgie, cum ar fi construcţia maşinilor unelte, tractoarelor, a mijloacelor de transport etc., dintre piese putându-se enumera: valţuri de laminor; batiuri de laminor; cilindri; roţi dinţate etc.

Oţelurile aliate se folosesc în construcţia de maşini energetice, utilaje chimice, industria de petrol şi gaze, metalurgie etc., dintre piesele mai importante enumerându-se: palete de turbină; ventile pentru presele hidraulice; armături în industria chimică, petrol şi gaze; dinţii cupei excavatoarelor şi alte piese.

Se toarnă piese de la câteva grame la zeci de tone, cu o grosime de perete variabilă de la 1 la 300 mm.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din aliaje de aluminiu

Ca material pentru construcţia de maşini, aliajele de aluminiu se apreciază în baza următoarelor caracteristici: rezistenţa mecanică 150÷340 MPa; alungirea relativă 1,5÷2%; duritatea 50÷90 HB. Unele aliaje rezistă bine la vibraţii şi toate aliajele de aluminiu se prelucrează bine prin aşchiere

Siluminurile sunt cele mai bine turnabile, au o fluiditate ridicată, o contracţie scăzută (0,8÷1,1%), nu au tendinţă de fisurare la rece sau la cald, întrucât au o compoziţie chimică apropiată de eutectic (interval de cristalizare 10÷30°C).

Marea majoritate a celorlalte aliaje de aluminiu au o fluiditate scăzută, contracţie ridicată, tendinţă mare de fisurare, şi absorb în stare lichidă o mare cantitate de hidrogen.

Elaborarea industrială se face în cuptoare electrice cu rezistenţă sau cu inducţie de frecvenţă industrială.

Încărcătura se compune din: aluminiu pur blocuri; silumin; deşeuri din producţia proprie; prealiaje şi alte adaosuri. De regulă, elaborarea se termină cu rafinare cu hexacloretan (CCl_3-CCl_3), care la temperatura de 740÷750°C se dizolvă în procent de 0,3÷0,4% din masa topiturii. Bulele de clorură de aluminiu ($AlCl_3$) formate şi de tetracloretilenă, ca urmare a reacţiilor chimice din proces, ridicându-se la suprafaţă, antrenează în zgură impurităţile, iar hidrogenul din baie difuzează şi el în bulele care se ridică la suprafaţă.

Pentru finisarea structurii, siluminurile se supun modificării cu sodiu şi stronţiu, sodiul sub formă de clorură la temperatura de 730÷780°C, iar stronţiul prin intermediul prealiajelor.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din aliaje de aluminiu

Turnarea aliajelor de aluminiu se face în principal în cochile, sub presiune, în forme de nisip şi alte metode.

Reuşita turnării pieselor reclamă următoarele măsuri:

- cochilele se fac cu plan de separaţie vertical;
- compactitatea piesei se asigură prin prevederea de maselote şi realizarea solidificării dirijate în proces;
- pentru umplerea cochilei, aceasta se preîncălzeşte la 250÷350°C pentru piesele simple şi la 400÷500°C pentru piesele mai complexe;
- aerul şi gazele din formă se evacuează prin orificii practicate în planul de separaţie al cochilelor;
- reţeaua de alimentare atacă piesa la peretele subţire, de regulă prin sifon, întreaga reţea fiind amplasată în planul de separaţie.

Din aliaje de aluminiu, prin turnare se fac piese importante în industria de aviaţie şi rachete, automobile, aparatură, în construcţia de maşini, în construcţia de nave, în electrotehnică, dintre tipurile de piese enumerându-se: blocuri motor cu explozie; chiulase; corpuri de pompă; elice de navă; piese de aviaţie; electrotehnice şi radiotehnice.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din aliaje de magneziu

Aliajele de magneziu, turnate, se caracterizează prin rezistenţă mecanică bună (150÷350MPa), alungire relativă 3÷9% şi duritate scăzută (30÷70HB). Rezistă bine la sarcini dinamice, au o rezistenţă satisfăcătoare la coroziune, se prelucrează bine prin aşchiere şi suportă sarcini până la temperatura de 200÷300°C.

Ca turnabilitate, aceste aliaje prezintă următoarele particularităţi: fluiditate scăzută; contracţie ridicată; tendinţă de fisurare, datorită intervalului mare de solidificare absorb mult hidrogen (24 cm^3/100g metal) şi se pot autoaprinde la elaborare şi turnare.

Aliajele de magneziu se topesc în creuzete de oţel încălzite în cuptoare electrice cu rezistenţă sau inducţie.

Încărcătura metalică se compune din: magneziu blocuri (calupuri); aluminiu calupuri; deşeuri din producţia proprie; prealiaje la care se adaugă fluxurile.

Pentru a elimina autoaprinderea, elaborarea se face sub strat de protecţie din fluxuri universale (cloruri şi fluoruri ale metalelor alcaline sau alcalino-pământoase).

După topirea încărcăturii şi încălzire la 700÷720°C, se execută rafinarea. Se îndepărtează zgura şi se introduce flux universal 1% din masa topiturii, amestecându-se bine pe 2/3 din înălţimea creuzetului. Pe măsura melanjării, periodic se presară flux uscat. Rafinarea se consideră gata, când suprafaţa băii metalice capătă luciu de oglindă. Prin rafinare se îndepărtează astfel incluziunile nemetalice şi hidrogenul.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din aliaje de magneziu

Şi în acest caz, ca şi la aliajele aluminiului, pentru îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice şi de exploatare, aliajele magneziului se pot modifica. Astfel topitura se supraîncălzeşte la 850÷925°C, se menţine la această temperatură 10÷15 minute şi apoi se răceşte brusc la temperatura de turnare (680÷720°C) introducându-se modificatori, praf de cretă, de marmură, hexacloretan, substanţe conţinând carbon, când se formează carbura de aluminiu care joacă rol de nucleu forţat de cristalizare.

Turnarea se poate face în forme din nisip, în cochile, sub presiune etc.

Reuşita turnării reclamă următoarele măsuri:

- la turnarea în forme din nisip, pentru evitarea retasurilor şi porozităţilor în corpul piesei se folosesc maselote şi răcitori;
- pentru reţinerea zgurii se folosesc filtre metalice;
- umplerea formei trebuie să se facă liniştit, fără antrenare de aer şi oxigen;
- pentru evitarea aprinderii la turnare, amestecurile de formare sunt prevăzute cu componente de protecţie, iar jetul de metal se presară mereu cu sulf;
- evitarea fisurării la turnarea în cochile, reclamă preîncălzirea acestora şi a miezurilor metalice la 250÷350°C;
- solidificarea dirijată se realizează prin amplasare de maselote şi acoperirea suprafeţei active a cochilelor cu vopsele refractare.

Aliajele de magneziu sunt mult utilizate în industria de automobile, maşini textile, de aviaţie, aparatură, tehnica rachetelor etc. Dintre piese deosebim: corpuri de pompă; armături; aparate pentru benzină şi ulei; corpuri de aparatură în general (optică, foto, bord); roţi etc.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din aliaje de cupru

Pentru fabricarea de piese turnate din aliaje de cupru, în primul rând se remarcă, alamele şi bronzurile (cu sau fără staniu).

Bronzurile şi alamele pentru turnătorie, se caracterizează printr-o rezistenţă mecanică bună (196÷705 MPa), o alungire de 3÷20%, şi foarte bune proprietăţi de antifricţiune şi de rezistenţă la coroziune şi de asemenea, au o bună comportare la distrugerea prin cavitaţie.

Turnabilitatea bronzurilor cu staniu se caracterizează prin: fluiditate bună; contracţie mare (1,4÷1,6%); au un interval de solidificare mare (150÷200ºC) ceea ce favorizează porozitate în corpul piesei.

Turnabilitatea bronzurilor fără staniu (cu Al etc.), se caracterizează prin: fluiditate ridicată; o contracţie sporită (1,6÷2,4%); au un interval de solidificare îngust ceea ce conduce la formarea de retasuri concentrate.

Turnabilitatea alamelor se evidenţiază prin: fluiditate satisfăcătoare; contracţie ridicată (1,6÷2,2%); se solidifică în interval termic de 30÷70ºC, ceea ce favorizează retasuri de contracţie şi porozitate.

Toate aliajele cuprului au tendinţă de fisurare.

Aliajele cuprului se elaborează în cuptoare cu inducţie de joasă frecvenţă, dar şi în cuptoare cu flacără deschisă, cu atmosferă de gaze protectoare sau sub vid.

Încărcătura se compune din: cupru pur-calupuri; deşeuri din producţia proprie; zinc; plumb; staniu; fier; nichel şi alte materiale.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din aliaje de cupru

Pentru a evita oxidarea cuprului, elaborarea se face sub strat de cărbune de lemn. Topit şi încălzit la 1200°C, aliajul se dezoxidează cu bronz fosforos, după care se ajustează compoziţia prin adaos de prealiaje sau metale pure. După caz, se procedează după aliere la o nouă dezoxidare cu bronz fosforos.

În marea pondere, de peste 80%, piesele din aliaje de cupru se toarnă în forme din amestec sau forme coji şi sub 20%, se toarnă în cochile, sub presiune sau centrifugal.

Reuşita turnării reclamă următoarele măsuri:

- pentru prevenirea retasurii şi porozităţilor în părţile masive se prevăd maselote şi se folosesc răcitori;
- pentru prevenirea fisurării, se folosesc forme şi miezuri compresibile, introducând în amestecul de formare rumeguş de lemn;
- umplerea formei să se facă liniştit, alegând o reţea de turnare corespunzătoare, iar pentru reţinerea zgurii se folosesc filtre din fibre de sticlă.

Ca destinaţie:

- din bronzuri cu staniu se fabrică armături, pinioane, roţi dinţate, lagăre, inele şi altele;
- din bronzurile fără staniu, se fabrică elice de vapor, roţi dinţate grele, corpuri de pompă, armături pentru apă de mare, detalii pentru industria chimică;
- din alame se fabrică diverse armături pentru nave sau care lucrează la 300°C, bucşe şi colivii de rulmenţi, şuruburi şi piuliţe la laminoare, roţi melcate etc.

FABRICAREA PIESELOR TURNATE DIN DIVERSE ALIAJE

Turnarea pieselor din aliaje greu fuzibile

Metalele greu fuzibile ca titanul, vanadiul, cromul etc., au reactivitate chimică intensă în stare lichidă cu oxigenul, azotul, hidrogenul şi carbonul. Ca urmare, elaborarea lor se face numai în agregate termice sub vid sau cu atmosferă de gaze protectoare. Una din soluţiile optime este retopirea în arc sub vid cu electrod consumabil.

Dintre toate aceste aliaje, cele mai răspândite sunt cele de titan.

Turnarea se face în forme din grafit, forme coji, cu modele uşor fuzibile, din materiale speciale de formare cu oxizi de zirconiu (nisip de zirconiu) sau din pulbere de grafit cu liant o răşină termoreactivă de tip formaldehidic.

Piese turnate din aliaje de titan, fac obiectul construcţiei de nave (elice, pompe), construcţiei turbinelor (palete, discuri), în aviaţie (discuri şi palete de compresor), în tehnica vidului şi electrotehnică.

* * *

TEHNOLOGIA MATERIALELOR

Suport curs

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

- Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică
- Încălzirea materialelor metalice pentru deformarea plastică

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Prelucrarea metalelor şi aliajelor prin deformare plastică, se bazează pe capacitatea acestora ca în stare solidă (la cald sau la rece) şi sub acţiunea unor forţe exterioare, exercitate quasistatic sau dinamic (cu şoc), să capete modificări permanente de formă, cu păstrarea integrităţii.

Metoda, în mod succint, se poate caracteriza prin următoarele particularităţi:

- *avantaje:* metalul deformat capătă proprietăţi mecanice îmbunătăţite datorită structurii mai dense şi mai omogene; consumul minim de material pe bucată; precizie mare de prelucrare (mai ales la rece); posibilitate de obţinere a unor piese de formă complexă printr-un număr redus de operaţii şi manoperă simplă.
- *dezavantaje:* investiţiile iniţiale sunt mari; necesitatea unor forţe în general mari pentru deformare, a unor utilaje robuste.

Faţă de avantaje, metoda are largă aplicabilitate în construcţia de maşini, apreciindu-se că circa 60% din piesele întrebuinţate în diferite ramuri industriale sunt prelucrate prin deformare plastică.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Deformarea elastică şi plastică

Sub acţiunea forţelor exterioare, orice metal suferă atât deformaţii elastice, ε_e, cât şi deformaţii plastice, ε_p, adică într-o deformaţie totală ε suportată de metal, cele două deformaţii se însumează:

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \tag{4.1}$$

Dacă după îndepărtarea acţiunii forţelor exterioare, corpul metalic deformat îşi revine la forma şi dimensiunile iniţiale, înseamnă că a suportat o deformaţie elastică, respectiv o deformaţie $\varepsilon_e < 0{,}02 \cdot \varepsilon$. Fizic, aceasta se explică prin aceea că deplasarea atomilor din poziţia iniţială, nu a depăşit distanţa interatomică. În acest stadiu de deformare, între tensiunea internă indusă de forţele exterioare şi deformaţia metalului se păstrează directa proporţionalitate, adică se respectă legea lui Hooke, *Figura 4.1*.

Dacă însă după îndepărtarea acţiunii forţelor exterioare, corpul metalic nu mai revine la starea şi dimensiunile iniţiale, înseamnă că a suportat şi o deformaţie plastică, respectiv s-a produs o deformaţie $\varepsilon_p > 0{,}02 \cdot \varepsilon$, şi deplasarea atomilor din poziţia iniţială de echilibru s-a făcut pe o distanţă mai mare decât cea interatomică şi ocupă alte poziţii de echilibru. Nu se mai respectă legea lui Hooke şi metalul suferă modificări structurale importante. Deformaţia elastică nu provoacă deci modificări structurale ci numai a unor proprietăţi, cum sunt: culoarea; conductivitatea electrică; solubilitatea la acizi etc.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Deformarea plastică la rece şi la cald a materialelor metalice

De la început prin deformare plastică la rece a unui metal se înţelege prelucrarea la o temperatură sub pragul său de recristalizare ($\approx 0{,}4 \cdot T_{top}$ [K]), iar prin deformare plastică la cald orice prelucrare care se efectuează la o temperatură superioară pragului de recristalizare.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Deformarea plastică la rece şi la cald a materialelor metalice

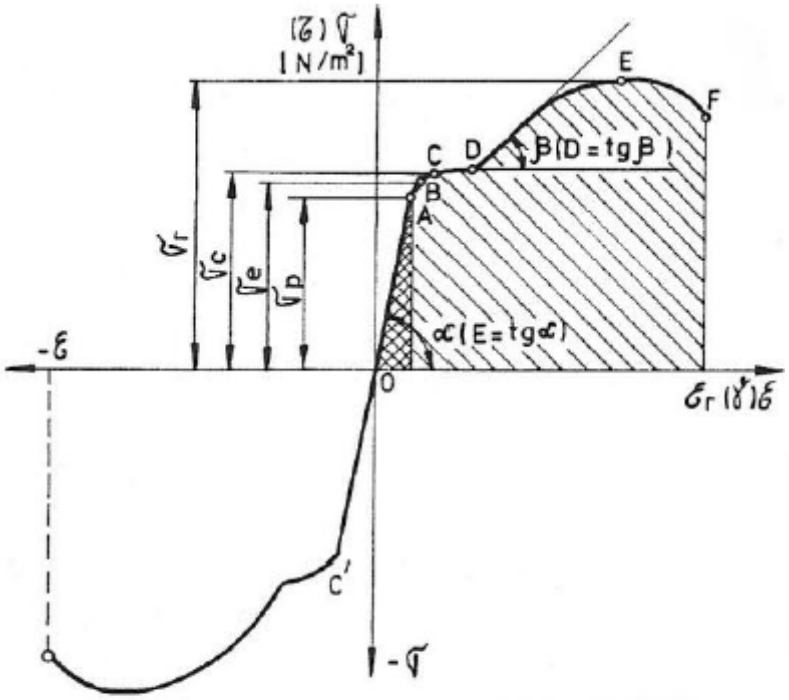


Figura 4.1. Interdependenţa efort unitar-deformaţie: C-D – palier de curgere; σ_p – tensiunea limită de proporţionalitate; σ_e – tensiunea limită de elasticitate; σ_c – tensiunea limită de curgere; σ_r – rezistenţa la rupere; σ – tensiuni normale; τ – tensiuni tangenţiale; ε – deformaţii liniare; γ – deformaţii unghiulare.

La baza curgerii plastice stau mecanismele deformării plastice, specifice monocristalului sau grăuntelui cristalin şi sistemului propriu de cristalizare (cubic cu volum centrat, cubic cu feţe centrate şi hexagonal compact) şi respectiv policristalului sau aliajului industrial.

În primul caz drept mecanisme fundamentale deosebim *alunecarea* şi *maclarea*.

De bază este mecanismul alunecării, care se dezvoltă în plane de alunecare (de densitate atomică maximă) şi direcţii de alunecare (de densitate atomică maximă), aşa numitele sisteme de alunecare, când deplasarea se face în plane paralele, fără să se modifice esenţial distanţa între ele, şi prin urmare atomii nu ies de sub acţiunea interatomică, şi deformarea se produce fără distrugerea integrităţii metalului, a cărui densitate, practic nu se schimbă.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Deformarea plastică la rece şi la cald a materialelor metalice

În metalele reale la baza alunecării stau defectele de reţea (dislocaţiile) care favorizează curgerea mai uşoară pe planul de alunecare.

Maclarea este un caz particular al modificării de formă nepresupunând deplasare relativă între pachete de atomi de-a lungul unui plan reticular, ci doar modificarea de aranjament a atomilor ca imagine în oglindă faţă de planul de maclare, este vorba deci de torsiuni, rotiri ale pachetelor de atomi, maclate.

În cazul policristalului, aliajul industrial, curgerea plastică se poate desfăşura cumulat pe următoarele căi: prin deformare intracristalină, prin mecanismele specifice monocristalului; prin deformare intergranulară, adică de deplasarea sau rotirea relativă dintre grăunţii cristalini.

Sigur că deformarea plastică nu este nelimitată, la un moment dat, materialul începe să cedeze, începe ruperea.

Dar în tehnologiile de prelucrare plastică prin presiune, interesează acea mărime a deformării plastice care să păstreze totodată şi integritatea materialului, ba mai mult, să nu se producă în proces nici tendinţa de localizare a deformaţiei (gâtuiri-punctul E din *Figura 4.1*), ci deformaţia să se producă în toată masa metalului şi cât mai uniform.

Curgerea plastică fără distrugerea integrităţii materialului (deformaţia limită) este influenţată de foarte mulţi factori, dintre care mai importanţi sunt:

- proprietăţile mecanice ale metalului şi aliajului;
- regimul termic şi de viteză a deformării;
- schema stării de tensiuni la deformare.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Deformarea plastică la rece şi la cald a materialelor metalice

Ultimul factor are o mare influenţă asupra mărimii deformării limită, cunoscut fiind că cele mai propice pentru tehnologia deformării plastice vor fi acele moduri de solicitare a forţelor exterioare, care vor crea în material mai ales stării de tensiuni de compresiune tridimensională, dar care să admită şi deviator. Adică deformaţia maximă va fi obţinută de acele stări de tensiuni, la care tensiunile de tracţiune se reduc iar cele de compresiune îşi măresc numărul şi intensitatea. În acest caz, altfel spus, schema compresiunii neuniforme poate antrena în curgere plastică, chiar şi unele materiale fragile, de tip marmură.

Schemele stării de tensiuni sunt specifice diverselor procese şi operaţii de prelucrare prin deformare plastică, şi prin urmare şi deformaţia plastică limită va marca diferite valori în diversele ipostaze ale metalului supus deformării.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Deformarea plastică la rece şi la cald a materialelor metalice

Influenţa temperaturii asupra rezistenţei la deformare şi a plasticităţii

În general (cu excepţia oţelurilor până la cca 300°C), cu creşterea temperaturii, rezistenţa la deformare scade. Acest efect, se poate explica prin faptul că la temperatură creşte energia potenţială a atomilor din nodurile reţelei cristaline şi deplasarea dintr-o poziţie în alta se face mai uşor, iar substanţa intergranulară îşi micşorează vâscozitatea şi deformarea intergranulară devine mult mai posibilă şi mai intensivă.

Variaţia rezistenţei la deformare cu temperatura are loc după o curbă logaritmică, alura depinzând şi de transformările de fază în domeniul secundar, *Figura 4.2*.

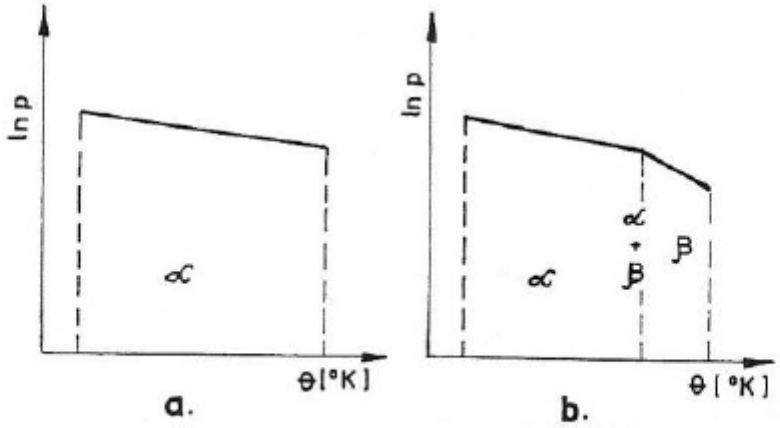


Figura 4.2. Grafice schemă de influenţă a temperaturii asupra rezistenţei la deformare:
a – aliaj fără transformări de fază; b – aliaj cu transformări de fază.

Dacă prin caracteristici de rezistenţă se înţelege una din caracteristicile σ_r, σ_c, *HB*, atunci simbolizate prin *p*, se poate scrie relaţia:

$$\frac{dp}{p} = -\alpha \cdot d\theta \qquad (4.2)$$

în care: θ este temperatura corespunzătoare;

α – un coeficient de material.

Aşa după cum se observă în *Figura 4.2*, legea de variaţie a rezistenţei la deformare cu temperatura este valabilă numai în interiorul intervalului termic de stabilitate de fază.

În aceste condiţii cunoscând rezistenţa la deformare pentru o temperatură din interval se poate obţine şi pentru altă temperatură din acelaşi interval.

Fie la θ_0 un p_0, date cunoscute, atunci pentru un θ impus ($\theta > \theta_0$), rezistenţa *p* se poate afla cu relaţia (4.2), prin integrare între limitele:

$$\int_{p_0}^{p} \frac{dp}{p} = -\int_{\theta_0}^{\theta} \alpha \cdot d\theta \; ; \quad ln\frac{p}{p_0} = -\alpha(\theta - \theta_0); \quad p = p_0 \cdot e^{-\alpha(\theta-\theta_0)} \quad \text{sau}$$

$$p = p_0 \cdot e^{-\alpha \cdot \Delta\theta} \qquad (4.3)$$

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Deformarea plastică la rece şi la cald a materialelor metalice

Influenţa temperaturii asupra rezistenţei la deformare şi a plasticităţii

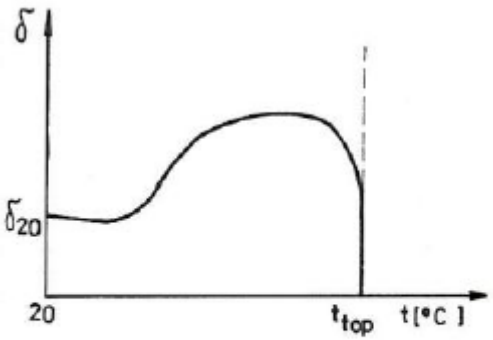


Figura 4.3. Variaţia plasticităţii la un material care nu suferă transformări de fază.

Influenţa temperaturii asupra plasticităţii se poate explica succint pe *Figura 4.3*.

În conformitate cu graficul schemă din *Figura 4.3*, plasticitatea scăzută la temperatură mică se explică prin mobilitatea redusă a microfisurilor care apar în timpul deformării, pe când micşorarea plasticităţii la temperaturi apropiate de cea de topire este datorată fenomenului de supraîncălzire, când datorită creşterii exagerate a granulaţiei, se intensifică alunecarea intergranulară (prin topirea substanţei intergranulare) şi apariţia ruperii fragile.

De asemenea, plasticitatea suferă scăderi de minim şi la trecerea prin punctele critice ale unui aliaj, care marchează transformări de fază în domeniul secundar.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Deformarea plastică la rece şi la cald a materialelor metalice

Influenţa vitezei de deformare asupra procesului de deformare plastică

Prin viteză de deformare se înţelege deformaţia relativă în unitatea de timp a corpului metalic supus deformării.

Dacă ε_x este gradul relativ de deformare pe o direcţie oarecare x, atunci viteza instantanee de deformare va fi:

$$v_{d_x} = \frac{d\varepsilon_x}{dt} \left[s^{-1}\right], \tag{4.4}$$

iar viteza medie pe direcţia dată va fi:

$$v_{d_{mx}} = \frac{\varepsilon_x}{t} \left[s^{-1}\right] \tag{4.5}$$

unde, $\varepsilon_x = \frac{x_0 - x}{x_0}$, cu x_0, x dimensiunile iniţială şi finală (după deformare) pe direcţia considerată din corpul deformat.

Influenţa vitezei de deformare asupra rezistenţei la deformare, se poate analiza din mai multe puncte de vedere:

- *din punct de vedere al fenomenelor de ecruisare şi recristalizare*, când cu creşterea vitezei de deformare, ecruisarea este mai intensă decât recristalizarea şi atunci rezistenţa la deformare creşte cu creşterea vitezei de deformare;

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Deformarea plastică la rece şi la cald a materialelor metalice

Influenţa vitezei de deformare asupra procesului de deformare plastică

- *din punct de vedere al comportării materialului metalic la deformare*, când influenţa vitezei de deformare asupra rezistenţei la deformare este cu atât mai sensibilă cu cât starea materialului tinde spre vâscos şi mai puţin sensibilă, cu cât tinde spre comportare plastică;

- *din punct de vedere al vitezei de propagare a deformaţiilor elastice şi plastice* în corpul supus deformării. Astfel, dacă ρ este densitatea metalului, iar E şi D sunt modulele de elasticitate şi respectiv de plasticitate, *Figura 4.1*, atunci vitezele celor două unde se pot estima cu relaţiile:

$$v_e = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad \text{şi} \quad v_p = \sqrt{\frac{D}{\rho}} \tag{4.6}$$

în care: v_e este viteza undei elastice;
v_p – viteza undei plastice.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Deformarea plastică la rece şi la cald a materialelor metalice

Influenţa vitezei de deformare asupra procesului de deformare plastică

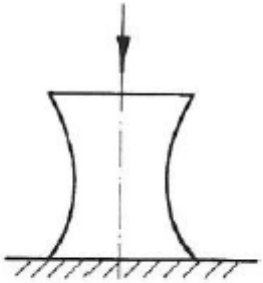


Figura 4.4. Deformarea unei epruvete cu viteză mare şi energie de lucru mică.

Cum $E >> D$, la $\rho = ct.$, rezultă că $v_e >> v_p$ şi prin urmare viteza deformaţiei plastice rămâne în urma deformaţiei elastice. În timp ce unda elastică se propagă în tot volumul piesei, cea plastică se localizează adiacent sculelor şi deformarea totală este neuniformă, *Figura 4.4*;

- *din punct de vedere al efectului termic rezultat în urma deformării plastice*, cunoscut fiind că cea mai mare parte a lucrului mecanic exterior consumat se transformă în căldură. Excedentul termic astfel creat, la viteze mari de deformare nu are timp să se disipeze şi atunci creează o supraîncălzire care poate micşora rezistenţa la deformare.

Din punct de vedere al plasticităţii metalului în procesul deformării plastice, cu cât viteza de deformare creşte, dacă rezistenţa creşte, plasticitatea scade, şi în mod corespunzător, cu cât rezistenţa scade, plasticitatea creşte.

O mare atenţie trebuie dată efectului termic al deformării plastice, astfel încât excedentul termic să nu ducă la supraîncălziri, care să scoată metalul din starea de fază optimă pentru deformare. S-ar părea că din acest punct de vedere deformarea plastică este bine să se facă la temperaturi mai scăzute din intervalul termic admis pentru deformare.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Procedee de prelucrare prin deformare plastică

O primă clasificare a procedeelor de deformare plastică se face, după cum s-a mai arătat, în funcţie de temperatura de lucru:

- prelucrare la rece, dacă $T_{ef} < 0,4 \cdot T_{top}$ [K];
- prelucrare la cald, dacă $T_{ef} > 0,4 \cdot T_{top}$ [K],

unde T_{ef} este temperatura de lucru, iar T_{top} temperatura de topire a metalului.

O a doua clasificare se face după viteza de lucru a sculei sau echipamentului mobil:

- prelucrare cu viteză mică de deformare, dacă $v < 10$ m/s;
- prelucrare cu viteze mari de deformare, dacă $v > 10$ m/s.

O a treia clasificare, se face după destinaţie:

- procedee pentru obţinerea de produse cu secţiune constantă pe lungime (bare, sârme, benzi, table) utilizate în construcţii industriale sau ca semifabricate din care se fac alte piese prin aşchiere, dintre care mai importante deosebindu-se *laminarea*, *presarea* şi *trefilarea-tragerea;*
- procedee de obţinere de piese sau semifabricate cu formă apropiată de forma şi dimensiunile pieselor de fabricat, şi care se mai supun prelucrării prin aşchiere doar pentru aducerea la dimensiuni după desenul de execuţie, şi pentru obţinerea unei calităţi corespunzătoare a suprafeţei. Dintre procedeele de bază în acest sens se deosebesc *forjarea* şi *matriţarea*.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Procedee de prelucrare prin deformare plastică

Pentru elucidare, în *Figura 4.5*, se prezintă schemele de principiu, de definire a principalelor procedee de prelucrare prin deformare plastică.

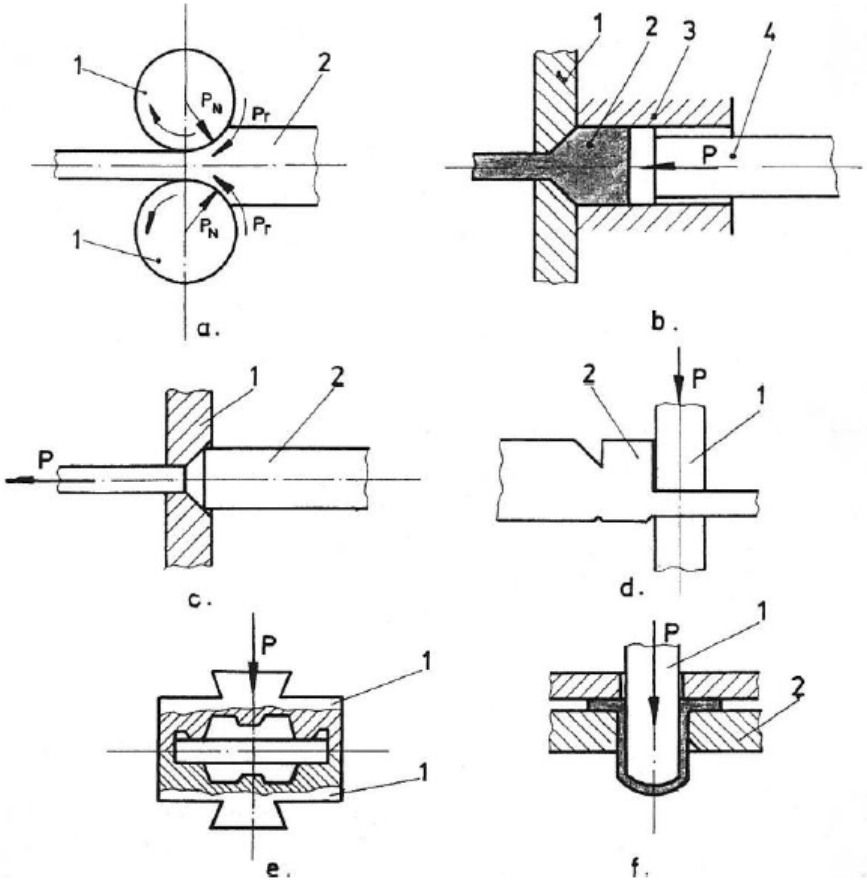


Figura 4.5. Schemele principalelor procedee de prelucrare prin deformare plastică.

Laminarea, *Figura 4.5(a)*, constă în comprimarea *semifabricatului 2* între doi *cilindri 1*, care se rotesc în sens invers, şi mai rar în acelaşi sens. *Forţele de frecare* P_t trag materialul printre cilindri, iar *forţele normale P* reduc secţiunea semifabricatului în favoarea lungimii.

Presarea-extrudarea, *Figura 4.5(b)*, constă în presarea *semifabricatului 2* aflat în *containerul 3* prin intermediul *pistonului-poanson 4*, cu *forţa P* prin orificiul *matriţei 1*, când forma şi dimensiunile secţiunii transversale a produsului obţinut corespund formei şi dimensiunilor găurii din matriţă, iar lungimea va depinde de raportul dintre secţiunea semifabricatului de pornire şi a celui obţinut, ca şi de deplasarea sau cursa poansonului *4*.

Tragerea-trefilarea, *Figura 4.5(c)*, constă în tragerea forţată a *semifabricatului 2* prin cavitatea ce se îngustează a *matriţei 1*, când secţiunea semifabricatului se micşorează şi capătă forma orificiului matriţei sau filierei *1*.

Forjarea, *Figura 4.5(d)*, este procedeul care modifică forma şi dimensiunile *semifabricatului 2* prin loviri sau presări succesive din partea *sculelor* universale *2*, pe porţiuni sau lungimi de avans din semifabricatul iniţial.

Matriţarea, modifică forma şi dimensiunile semifabricatului cu ajutorul unor scule specializate numite matriţe, destinate unui singur produs şi se deosebesc două variante:

- *matriţarea clasică de volum, Figura 4.5(e)*, când cele două *matriţe 1* acţionează asupra semifabricatului cu *forţa P* şi-l obligă să ocupe cavitatea practicată în corpul matriţei, cavitate a cărei formă şi dimensiuni corespund formei şi dimensiunilor piesei de obţinut;
- *deformarea în matriţe a tablelor, Figura 4.5(f)*, când semifabricate plane din tablă capătă forme spaţiale de piese sub acţiunea *forţei P* exercitată de *poansonul 1* asupra semifabricatului în *matriţa 2*.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Influenţa prelucrării prin deformare plastică asupra structurii şi proprietăţilor metalului

Această influenţă trebuie analizată în funcţie de modul de prelucrare, la rece sau la cald a metalului.

Astfel, prelucrarea la rece antrenează fenomenul de *ecruisare*, care modifică proprietăţile mecanice, conducând la creşterea rezistenţei şi durităţii şi scăderea ductilităţii, *Figura 4.6*.

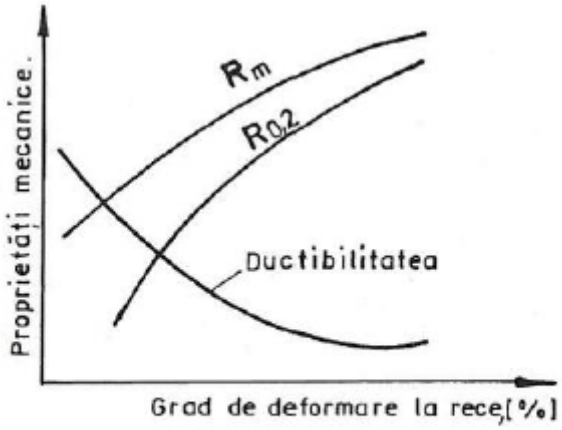


Figura 4.6. Influenţa deformării la rece asupra proprietăţilor mecanice.

Ecruisarea se explică prin rotirea planelor de alunecare şi creşterea imperfecţiunilor reţelei cristaline (concentrarea dislocaţiilor la marginea de grăunte.

Modificările de structură şi proprietăţi datorită deformării la rece nu sunt ireversibile, ele pot fi eliminate sau atenuate prin aplicarea unor tratamente termice de recoacere. În acest caz, prin recoacere se produce *recristalizarea*, un fenomen de naştere şi creştere de noi grăunţi care îi înlocuiesc pe cei deformaţi şi metalul capătă o nouă structură cu grăunţi echiaxiali, diferită de structura de dinaintea deformării.

De altfel, în procesul recoacerii unui metal deformat la rece, cu temperatura se desfăşoară succesiv trei etape: *restaurarea*, *recristalizarea* şi *creşterea grăunţilor*, *Figura 4.7*.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Influenţa prelucrării prin deformare plastică asupra structurii şi proprietăţilor metalului

Pentru metalele pure, pragul recristalizării este la $0,4 \cdot T_{top}$ [K], unde T_{top} este temperatura de topire. Procesul de recristalizare se desfăşoară cu o viteză, cu atât mai mare, cu cât şi temperatura este mai ridicată.

În procesul de restaurare (întoarcere), nu se produc modificări de formă şi dimensiuni ale granulaţiei, ci doar reduceri ale stării remanente de tensiuni. Aceste tensiuni se creează datorită multor factori, printre care şi deformarea plastică neuniformă şi rămân în material echilibrându-se reciproc. Eliminarea tensiunilor remanente aproape că nu modifică proprietăţile mecanice ale metalului deformat, dar modifică unele proprietăţi fizico-chimice, cum ar fi creşterea conductivităţii electrice şi a rezistenţei la coroziune.

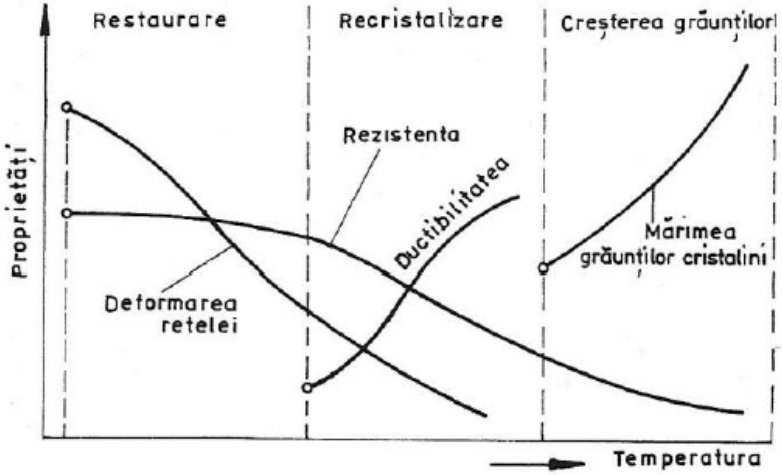


Figura 4.7. Influenţa temperaturii de recoacere asupra proprietăţilor mecanice a unui metal deformat la rece.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Influenţa prelucrării prin deformare plastică asupra structurii şi proprietăţilor metalului

Spre deosebire de deformarea la rece, în deformarea la cald a metalului, cele două fenomene contradictorii, ecruisarea şi recristalizarea se petrec simultan.

Deformarea plastică la cald va fi completă numai dacă regimul de lucru termic şi mecanic vor asigura un metal deformat cu o structură nouă echiaxială, cu grăunţi uniformi şi fără urme de ecruisare, *Figura 4.8*.

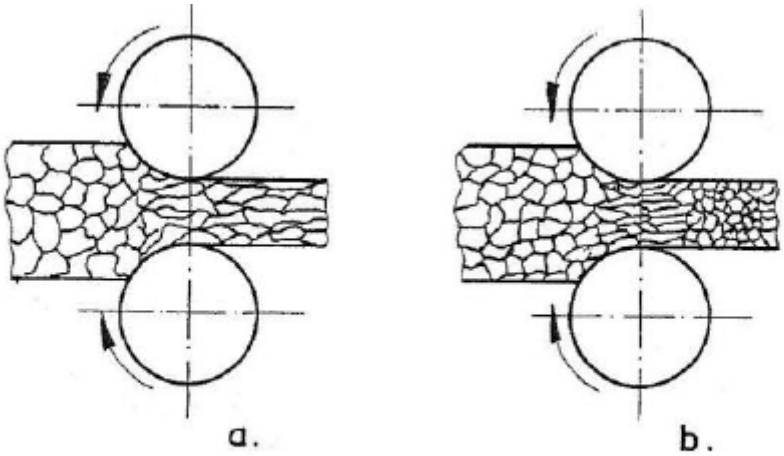


Figura 4.8. Schema modificării structurii metalului prin deformare:
a – deformare plastică la rece; b – deformare plastică la cald.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Influenţa prelucrării prin deformare plastică asupra structurii şi proprietăţilor metalului

Asupra gradului de recristalizare o mare influenţă manifestă temperatura şi mai precis intervalul de temperatură şi raportarea faţă de pragul de recristalizare. Din acest punct de vedere, se disting mai multe domenii şi anume:

- *deformarea plastică completă la rece*, dacă temperatura de deformare este sub $0,2 \cdot T_{top}$ [K], când ecruisarea este maximă, iar cu creşterea gradului de deformare rezistenţa creşte şi plasticitatea scade, încât deformarea la grade înaintate necesită recoaceri intermediare;
- *deformarea incompletă la rece*, cu temperatura de deformare cuprinsă între $0,2 \cdot T_{top}$ [K] şi $0,4 \cdot T_{top}$ [K], când în proces are loc ecruisarea dar şi restaurarea, acest mod de prelucrare fiind specific vitezelor mari de deformare;
- *deformarea incompletă la cald*, când temperatura de deformare este cuprinsă între $0,4 \cdot T_{top}$ [K] şi $0,5 \div 0,6 \cdot T_{top}$ [K], şi când are loc revenirea-restaurarea completă, dar recristalizarea este incompletă, este cel mai periculos domeniu de prelucrare, se întâlneşte la metalele cu viteză mică de recristalizare şi pe cât posibil în practică să se evite;
- *deformarea completă la cald*, dacă temperatura de deformare este cuprinsă între $0,5 \div 0,6 \cdot T_{top}$ [K] şi $0,85 \cdot T_{top}$ [K], când revenirea şi recristalizarea se desăvârşesc, se obţine o structură fină. În deformarea la cald rezistenţa la deformare este mică de circa $0,1$ din rezistenţa de deformare la rece. Încălziri peste $0,85 \cdot T_{top}$ [K] nu sunt recomandate, deoarece pot provoca arderea şi supraîncălzirea metalului.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Influenţa prelucrării prin deformare plastică asupra structurii şi proprietăţilor metalului

Datorită faptului că ecruisarea este neglijabilă şi limita de curgere a metalului nu marchează variaţii sensibile, prin deformarea la cald se pot prelucra şi semifabricate masive, pentru care forţele de deformare vor putea fi asigurate de utilaje mai puţin puternice. Dificultăţi se întâmpină la prelucrarea semifabricatelor subţiri, care pierd repede căldura în contact cu sculele şi mediul înconjurător.

În prelucrarea la cald plasticitatea metalului este net superioară prelucrării la rece şi prin urmare se pot prelucra la cald şi materiale greu deformabile, metale şi aliaje cu plasticitate scăzută ca și semifabricate turnate sub formă de lingouri.

Totuşi nu trebuie uitat că în prelucrarea la cald apare coaja de oxid care poate influenţa calitatea suprafeţei şi precizia dimensiunilor produsului.

Faţă de prelucrarea la cald, prelucrarea la rece (fără încălzire) asigură o calitate a suprafeţei şi o precizie dimensională superioare şi în acelaşi timp prin eliminarea încălzirii se scurtează ciclul de fabricaţie, se pretează mai uşor mecanizării şi automatizării şi creşte productivitatea muncii.

Obţinerea de produse deformate plastic de calitate, urmărindu-se anumite proprietăţi, depinde prin urmare de modul de deformare ales, la rece sau la cald sau combinări ale acestor moduri de prelucrare, ca şi de numărul şi regimurile termice de prelucrare în procesul de fabricaţie al produsului urmărit.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Influenţa prelucrării prin deformare plastică asupra structurii şi proprietăţilor metalului

În procesele primare de deformare plastică (laminare, presare), ca semifabricat de bază este lingoul turnat, cu structură neuniformă (grăunţi cristalini de diverse forme şi dimensiuni), la care se mai adaugă şi unele defecte ca sufluri, pori etc. Prin deformare la cald, la temperaturi înalte, unii pori, unele sufluri se pot suda şi compactitatea metalului creşte.

Grăunţii cristalini se deformează şi recristalizează, *Figura 4.8(b)*, şi prin urmare se va obţine o structură cu grăunţi fini de ordinul sutimilor şi zecimilor de milimetru, grăunţi uniformi şi echiaxiali.

Dacă însă lingoul conţine incluziuni, atunci în urma prelucrării la cald se va obţine o structură fibroasă, care va imprima metalului anizotropia proprietăţilor. Din acest punct de vedere întotdeauna trebuie bine corelată structura fibroasă cu caracteristicile de exploatare, în sensul că funcţional tensiunile de întindere să se plaseze în lungul fibrelor, iar cele tangenţiale perpendicular pe fibre. Această structură fibroasă se mai numeşte şi *textură*.

Pentru exemplificare, să luăm semifabricatul deformat pentru fabricarea prin aşchiere a unei roţi dinţate, *Figura 4.9*.

Soluţia din *Figura 4.9(a)*, după cum se vede, nu asigură durabilitate, întrucât tensiunile de tracţiune acţionează perpendicular pe fibre, iar dacă se matriţează ca în *Figura 4.9(b)*, apare neuniformitate în rezistenţa dinţilor (dintele *1* este favorabil, dintele *2* este periculos).

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Influenţa prelucrării prin deformare plastică asupra structurii şi proprietăţilor metalului

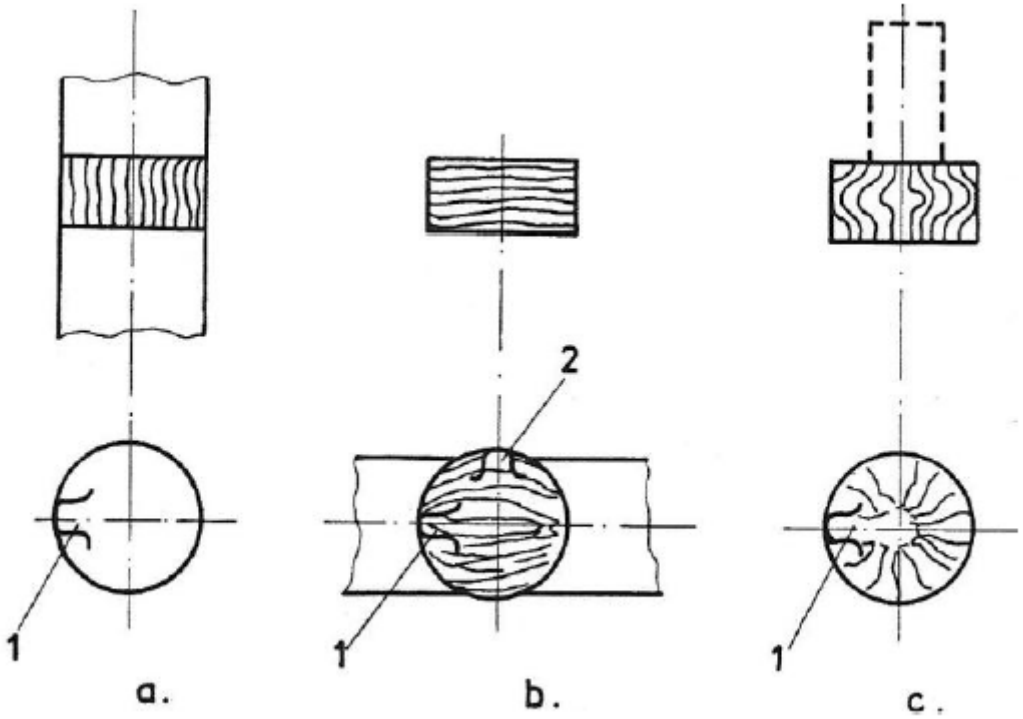


Figura 4.9. Macrostructuri de semifabricate prelucrate prin deformare plastică.

Numai semifabricatul debitat din laminat şi refulat ca în *Figura 4.9(c)*, asigură aceeaşi solicitare pe dinte favorabil orientat faţă de fibrajul dispus radial, pentru toţi dinţii danturii.

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Ipotezele plasticităţii unui material

Aşa cum s-a mai arătat, în procesele deformării plastice de mare importanţă este starea plastică a materialului metalic.

Prin **stare plastică a unui material**, *se înţelege acea stare în care semifabricatul aflat sub acţiunea unor forţe exterioare îşi modifică forma şi dimensiunile datorită unor deformaţii remanente căpătate în condiţia păstrării integrităţii (fără ruperea legăturilor particulelor).*

Trecerea unui corp în stare plastică este legată de apariţia unei stări de tensiuni limită, care în tensiuni principale (σ_1, σ_2, σ_3) se poate exprima printr-o suprafaţă de forma:

$$F(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = 0 \qquad (4.7)$$

Determinarea suprafeţei după relaţia (4.7), se poate face după următoarele două **ipoteze fundamentale**:

- *ipoteza constanţei eforturilor unitare tangenţiale maxime;*
- *ipoteza energetică a plasticităţii.*

După prima ipoteză, *trecerea în stare plastică a unui material se va produce atunci când efortul tangenţial maxim de pe o suprafaţă înclinată va fi egal cu limita de curgere tangenţială τ_c constantă pentru un material dat şi indiferent de tipul de solicitare exterioară aplicat.*

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Ipotezele plasticităţii unui material

Fiind dată astfel o stare de tensiuni normale principale $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$, atunci tensiunile tangenţiale principale se pot scrie sub forma:

$$\tau_{12} = \pm\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} = ct.;\ \tau_{23} = \pm\frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2} = ct.;\ \tau_{31} = \pm\frac{\sigma_3 - \sigma_1}{2} = ct. \qquad (4.8)$$

şi cum ipoteza spune că nu ţine cont de starea de solicitare, atunci înseamnă că acea constantă (*ct.*) echivalentă cu limita de curgere τ_c a materialului considerat se poate determina presupunând solicitarea unidirecţională, fie $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ şi deci:

$$\tau_{12} = \pm\frac{\sigma_1}{2} = ct.$$

$$\tau_{12} = \pm\frac{\sigma_c}{2}. \qquad (4.9)$$

Cum sistemul (4.8) este incompatibil, starea plastică se va atinge atunci când şi numai una din relaţii este satisfăcută.

După a doua ipoteză, *trecerea în stare plastică a unui corp se va produce atunci când în unitatea de volum a materialului deformat s-a acumulat o cantitate de energie potenţială de modificare a formei, constantă pentru un material dat şi indiferent de tipul solicitării.*

Energia potenţială de deformare a unui corp (W) se compune dintr-o energie de schimbare a volumului (W_v) şi o energie de schimbare a formei (W_f).

$$W = W_v + W_f, \tag{4.10}$$

de unde:

$$W_f = W - W_v. \tag{4.11}$$

Apelând la relaţii analitice de definire a energiei din teoria elasticităţii, aplicabile şi pentru incipienţa energiei plastice, se poate scrie:

$$W = \frac{1}{2E}\left[\left(\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2\right) - 2\mu\left(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1\right)\right], \tag{4.12}$$

$$W_v = \frac{1 - 2\mu}{6E}\left(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3\right)^2, \tag{4.13}$$

deduse din:

$$W = \frac{1}{2}\left(\sigma_1\varepsilon_1 + \sigma_2\varepsilon_2 + \sigma_3\varepsilon_3\right) \text{ şi } W_v = \frac{3}{2}\sigma_{med}\varepsilon_{med},$$

unde s-au convertit deformaţiile în tensiuni după relaţiile generalizate ale lui Hooke:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E}\left[\sigma_1 - \mu(\sigma_2 + \sigma_3)\right];\ \varepsilon_2 = \frac{1}{E}\left[\sigma_2 - \mu(\sigma_3 + \sigma_1)\right];\ \varepsilon_3 = \frac{1}{E}\left[\sigma_3 - \mu(\sigma_1 + \sigma_2)\right],$$

iar σ_{med} şi ε_{med} au fost explicitate cu $\sigma_{med} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}$ şi $\varepsilon_{med} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3}{3}$.

Dacă în (4.11) se introduc relaţiile (4.12) şi (4.13), atunci după efectuarea calculelor şi ordonarea expresiei se obţine:

$$W_f = \frac{1+\mu}{6E}\left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2\right] = ct. \qquad (4.14)$$

Cum ipoteza energetică nu ţine cont de natura solicitării, înseamnă că relaţia (4.14) este valabilă şi pentru o solicitare liniară.

Fie în acest sens solicitarea unidirecţională $\sigma_1 \neq 0$ şi deci cu $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$, din (4.14) cum μ şi E sunt constante, trebuie ca şi paranteza să respecte relaţia şi deci:

$$2\sigma_1^2 = ct.$$

Dar curgerea plastică la solicitarea unidirecţională se va produce atunci când $\sigma_1 = \sigma_c$ şi deci $2\sigma_c^2 = ct$.

Înlocuind $ct = 2\sigma_c^2$ în (4.14) pentru ipoteza energetică a plasticităţii rezultă următoarea ecuaţie energetică a plasticităţii:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_c^2 \qquad (4.15)$$

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Ipotezele plasticităţii unui material

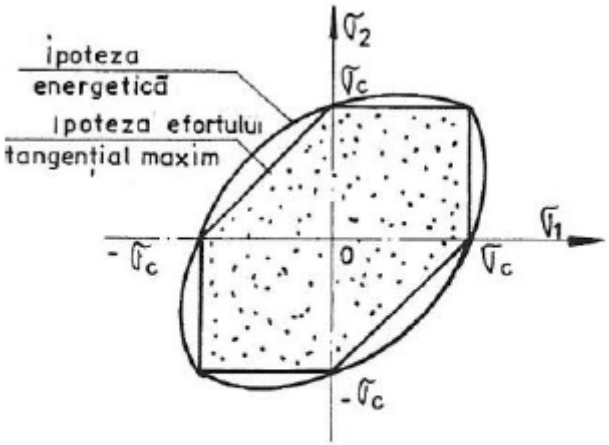


Figura 4.10. Reprezentare plană a ipotezelor plasticităţii.

Grafic, cele două ipoteze reprezintă o prismă hexagonală egal înclinată faţă de axele de coordonate principale (σ_1, σ_2, σ_3), pentru efortul tangenţial maxim constant şi respectiv un cilindru cu axa egal înclinată faţă de axele principale de coordonate, care în plan devin suprafeţe limitate de un hexagon şi respectiv o elipsă, aşa cum se vede în *Figura 4.10*.

În interiorul conturului se plasează stările de deformare elastică, conturul defineşte trecerea în stare plastică, în afara conturului avem starea plastică.

Ipotezele sunt pur teoretice, nu ţin cont de eterogenitatea metalului, de factorii termici şi de factorii mecanici.

În aceste condiţii ipotezele au valabilitate redusă, mai fidel reproduce fenomenul ipoteza energetică, dar mai uşor de operat analitic este cu prima ipoteză, de altfel diferenţa dintre ipoteze nu este prea mare, între 0 şi 15%, eroare acceptată.

PRELUCRAREA PRIN DEFORMARE PLASTICĂ A MATERIALELOR METALICE

Bazele teoretice ale prelucrării prin deformare plastică

Legile deformării plastice

În baza studiilor teoretice şi experimentale pe o gamă largă de materiale, s-a ajuns la concluzia că acestea se comportă în procesul deformării plastice după anumite legi, dintre care mai importante amintim: legea volumului constant; legea simultaneităţii deformaţiilor elastice şi plastice; legea minimei rezistenţe; legea apariţiei şi echilibrării tensiunilor interioare suplimentare; legea similitudinii la deformarea plastică.

***

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC)

C1

- Definitii, concepte
- Scurt istoric al dezvoltarii CAD/CAM
- Ciclul de producție și tehnologia CAD/CAM
- Structura unui proces de proiectare și fabricare

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 1

1.1 Definitii, concepte

Apariţia şi dezvoltarea controlului numeric în anii 50, marchează începutul procesului de automatizare a maşinilor-unelte. Este un fapt recunoscut că introducerea comenzii numerice a însemnat debutul unui proces de inovare în activităţile de *proiectare* şi *producţie a bunurilor*. Astăzi există fabrici aproape complet automatizate care sunt capabile să manufactureze o diversitate de produse.

In *proiectarea şi fabricarea asistate de calculator* sunt două domenii care s-au dezvoltat simultan, fiind tratate într-o viziune comună pe baza legăturilor naturale care există între activităţile de proiectare şi manufacturare: - CAD

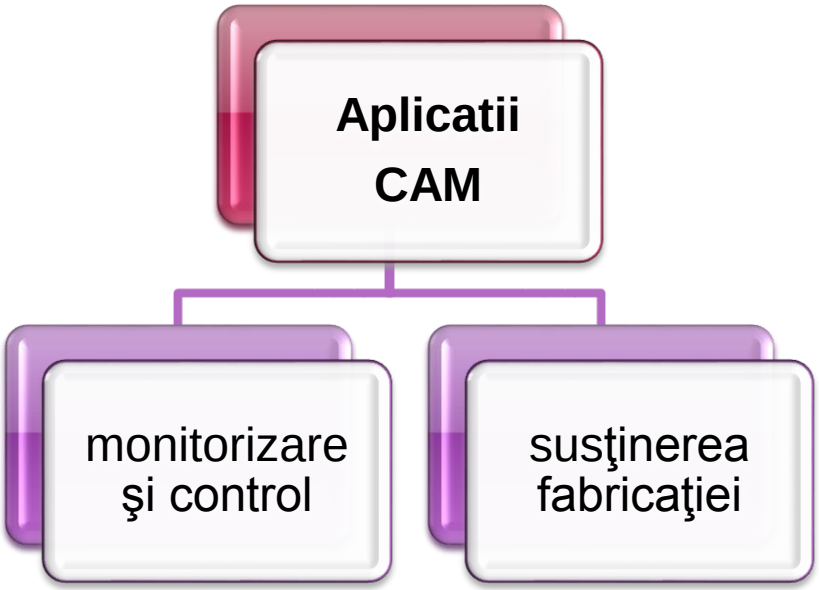
- CAM.

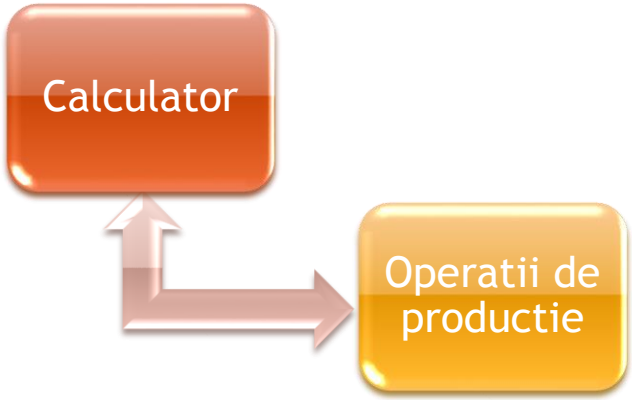
CAD/CAM este un acronim care înseamnă proiectare şi fabricare cu ajutorul calculatorului.

Proiectarea asistată de calculator - “Computer-aided design” - CAD – este definită ca o activitate de utilizare a unui sistem de calcul în proiectarea, modificarea, analiza şi optimizarea proiectării. Sistemul de calcul este format din echipamente şi programe care asigură funcţiile necesare în proiectare.

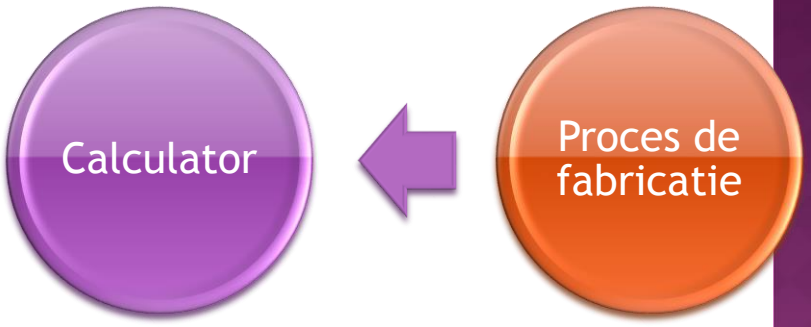
Fabricarea asistată de calculator (în limba engleză, “Computer-aided manufacturing” – CAM), se defineşte ca utilizare unui sistem de calcul în activitatea de planificare, conducere şi control al operaţiilor unei fabrici, prin orice interfaţă directă sau indirectă dintre calculator şi resursele de producţie.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 1

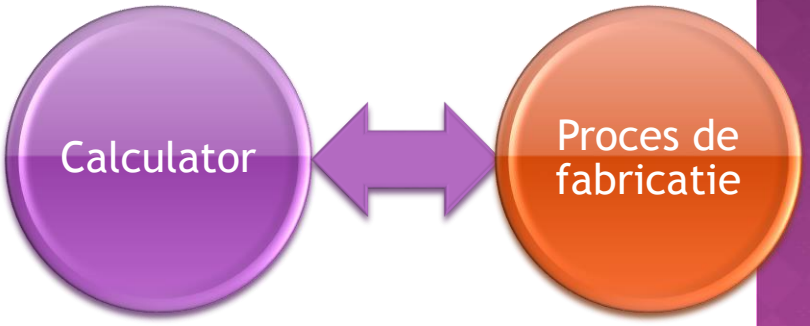




Utilizarea calculatorului in activitati de sustinerea fabricatiei



a) monitorizare asistata



b) Control asistat

Monitorizarea si controlul asistat de calculator

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 1

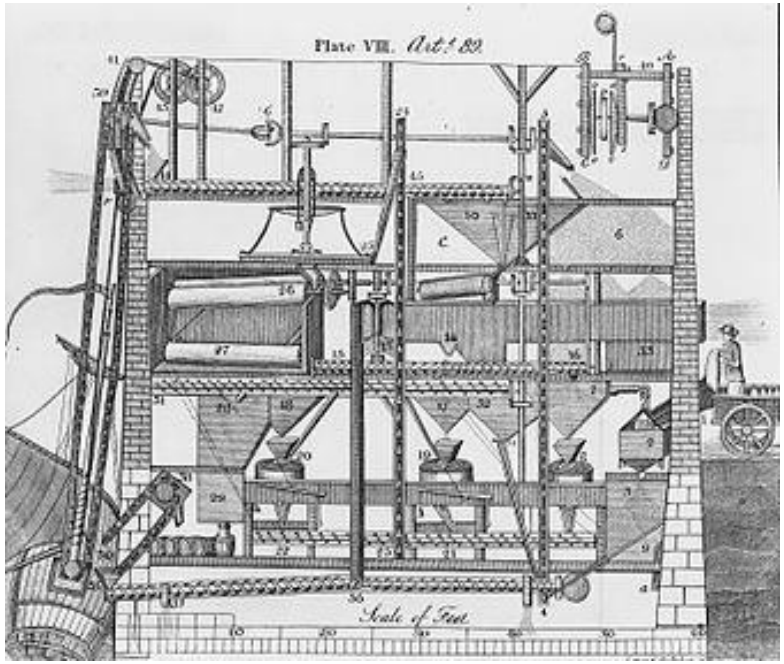
- Producatorii de software, pentru companii producatoare de piese si subansamble, realizeaza programe integrate cu scopul de a ajuta in gestionarea eficienta, din punct de vedere al costurilor, in intreg ciclu de viata al unui produs de la idee, proiectare şi producţie, până la service şi reciclare (Product Life Management – PLM, Inventor – Autodesk, Pro- Enginnering, Catia etc.). Programele pot realiza:

  - proiectarea asistată de calculator (CAD);
  - fabricaţia asistată de calculator (CAM);
  - simularea asistată de calculator (CAE),
  - gestionarea datelor despre produs (PDM) ;

- ***Baza de date*** este un ansamblu structurat de date înregistrat pe suporturi accesibile calculatorului pentru a satisface simultan cerinţele mai multor utilizatori într-un mod selectiv şi în timp util.
- ***Sistemul de gestiune*** a bazelor de date este ansamblul de programe care permit utilizatorului să interacţioneze cu o bază de date.
- Regulile şi conceptele care permit descrierea structurii unei baze de date formează modelul datelor . În timp au fost definite trei astfel de modele:
  - ***modelul ierarhic*** în care datele sunt organizate sub forma unui arbore, nodurile constând din înregistrări, iar arcele referinţe către alte noduri;
  - ***modelul reţea*** în care datele erau organizate sub forma unui graf orientat. Nodurile şi arcele au aceeaşi semnificaţie ca mai sus;
  - ***modelul relaţional*** în care, intuitiv, datele sunt organizate sub formă de tabele.

1.2 Scurt istoric al dezvoltarii CAD/CAM

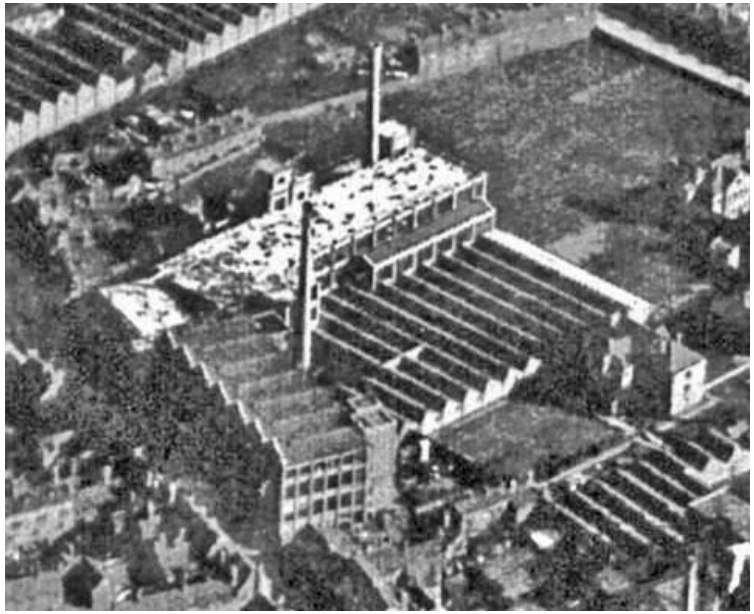
Apariţia şi dezvoltarea proiectării şi fabricaţiei asistate de calculator îşi are originea în introducerea sistemelor automate de monitorizare şi control al proceselor de producţie.
Din punct de vedere istoric, câteva evenimente remarcabile sunt citate de unii autori cu referire la apariţia primelor tehnologii automate

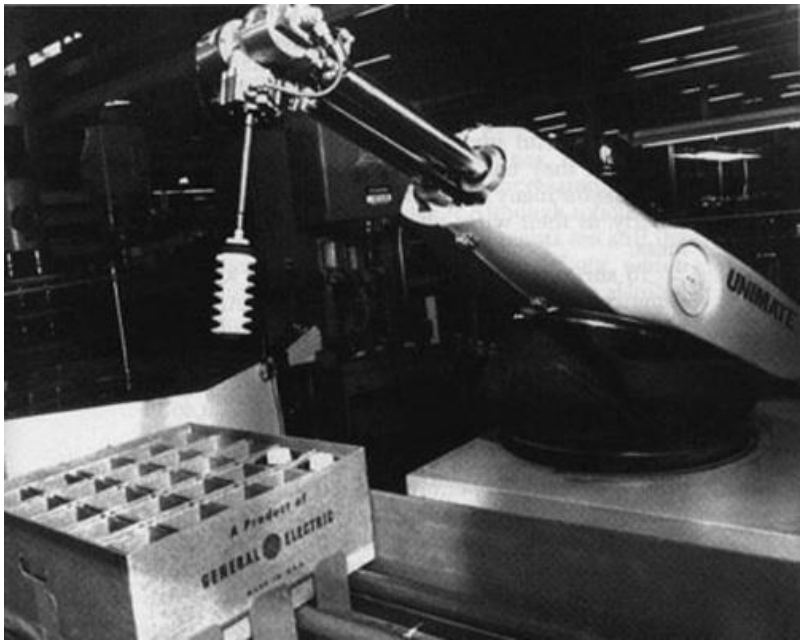


- moara mecanică pentru făină, - Oliver Evans din Philadelphia în 1795, - prima fabrică automată din lume;

- prima linie de ansamblare automata (uzinele Ford, SUA-1913);

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 1C



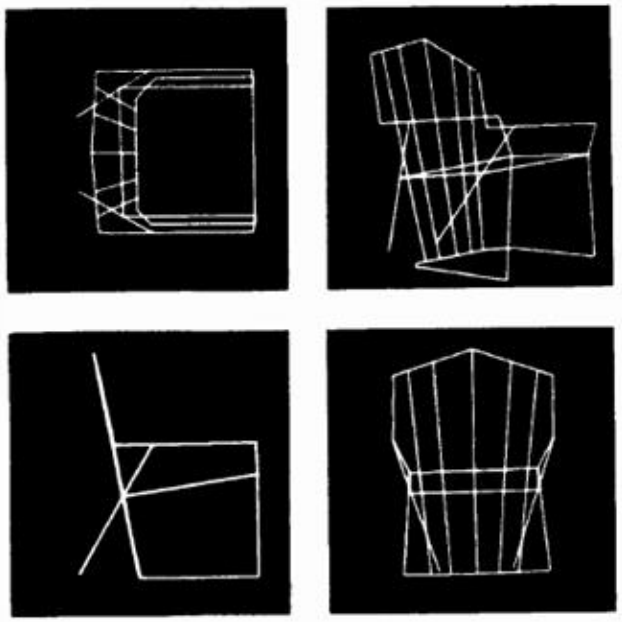


- In anul 1923 apare primul echipament de transfer, cu rol de indexare a pieselor de-a lungul liniei de fabricaţie – Moris Engines Ltd. Anglia

- primul robot industrial denumit UNIMATE - bazat pe principiile controlului numeric, a fost introdus în anul 1960 la uzina General Motors – SUA.

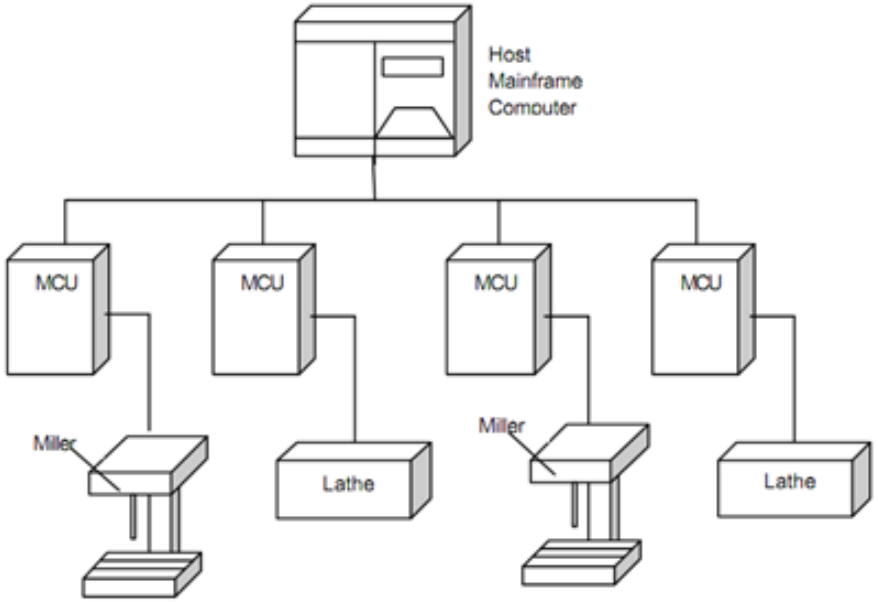
BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 1C

- în 1962-1963, apare sistemul SKETCHPAD (Ivan Sutherland la Massachusetts Institute of Technology (MIT). Evenimentul evidentiat prin trecerea de la utilizarea calculatoarului pentru realizarea calculelor ingineresti la utilizarea calculatorului in grafica, a marcat inceputul erei CAD. Versiunea perfectionata a lui SKETCHPAD permite desenarea obiectelor în trei dimensi-uni, ceea ce făcea posibilă obţinerea celor trei proiecţii



- în anul 1964, firma General Motors anunţă sistemul DAC 1 (din engleză, *design augmented by computers*);

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 1C



- in anul 1970, în Japonia, se implementează ideea de control al mai multor maşini-unelte cu ajutorul unui singur calculator. Acest pas deschide calea conceptului controlului numeric direct (DNC) şi al controlului numeric asistat de calculator (CNC).

- la sfârşitul anilor 1970, managementul din diferite industrii începea să realizeze impactul noii tehnologii CAD/CAM asupra creşterii productivităţii.

- anii '80 marchează intensificarea cercetărilor şi studiilor în domeniul CAD/CAM şi dezvoltarea noilor tehnologii şi a algoritmilor de modelarea geometrică. Se extind sistemele CAD/CAM prin introducerea proiectarii geometrice tridimensionale si aparitia multor aplicatii ingineresti cum ar fi reprezentarea exacta a suprafetelor

- anii '90 reprezintă perioada în care rezultatele eforturilor de cercetare în domeniul CAD/CAM se maturizează. În aceşti ani devin disponibili noi algoritmi şi capacităţi de proiectare şi manufacturare avansate. Aceste aplicaţii sunt susţinute de maşini de calcul mai bune şi mai rapide şi de *software*-uri de reţea şi comunicare mai eficiente. Astăzi se dezvoltă noi configuraţii *hardware* şi noi concepte *software* care cu siguranţă vor aduce într-un viitor apropiat multe schimbări.

1.3. CICLUL DE PRODUCŢIE ŞI TEHNOLOGIA CAD/CAM

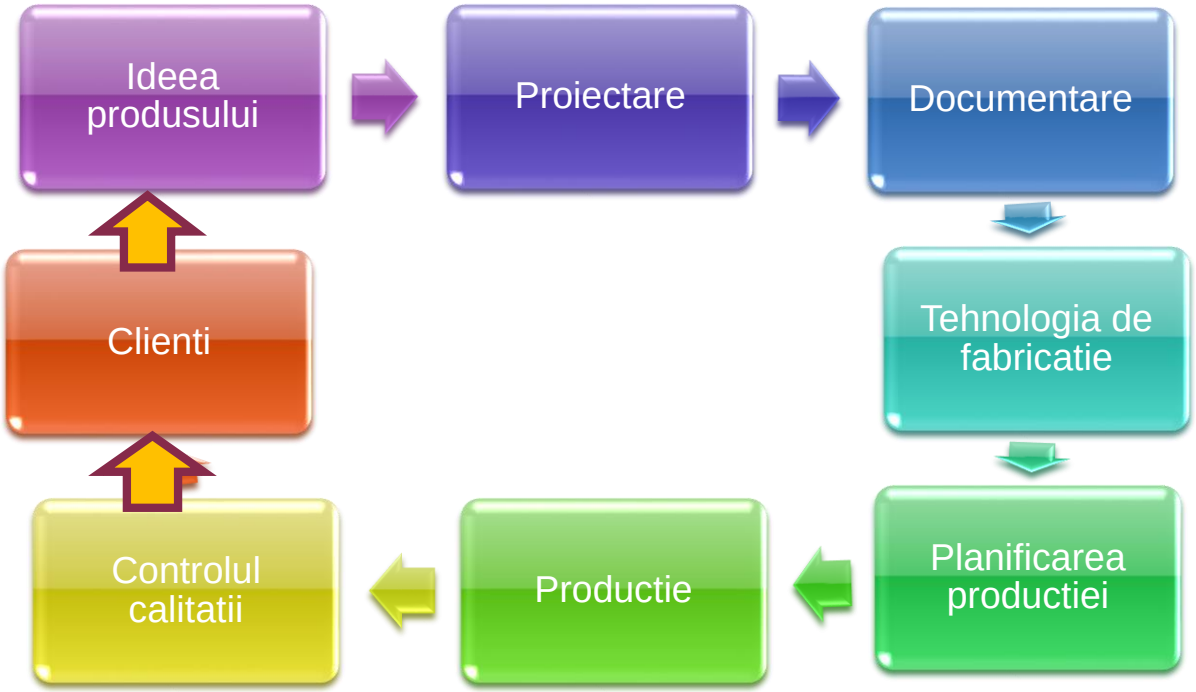
O bună înţelegere a scopului CAD/CAM în activitatea unei fabrici necesită o examinare prealabilă a diverselor activităţi şi funcţii care trebuiesc îndeplinite în proiectarea şi fabricarea unui produs, în cadrul unui ciclu de producţie.

Un ciclu de productie este condus de către:

- *clienţi*
- *piaţa* care solicită un anume produs.

În unele cazuri funcţiile de proiectare sunt realizate de client, iar producţia este asigurată de o altă firmă. Indiferent de situaţie, ciclul de producţie începe cu un concept sau o idee a produsului.

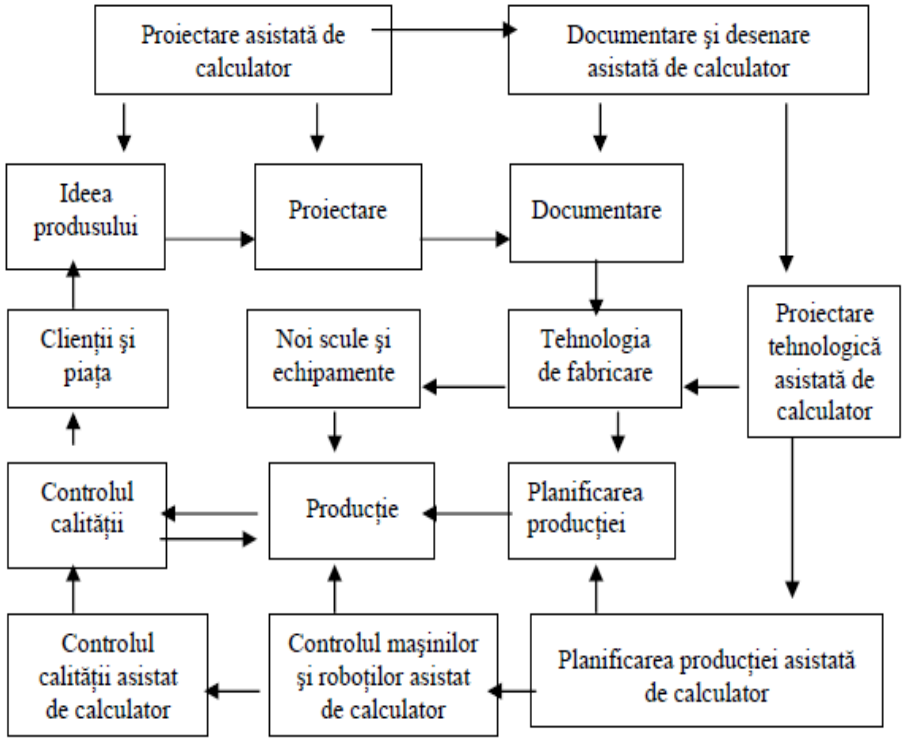
BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 1



Etapele proiectării şi fabricării într-un ciclu de producţie

Conceptul este cultivat, rafinat, analizat, îmbunătăţit şi transpus într-un plan de producţie printr-un proces de proiectare inginerească. Planul este documentat prin elaborarea unui set de desene inginereşti care arată cum este produsul şi asigură o serie de specificaţii care indică cum ar putea fi realizat. În figura de mai sus sunt prezentate activităţile de proiectare şi fabricare a produsului.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 1

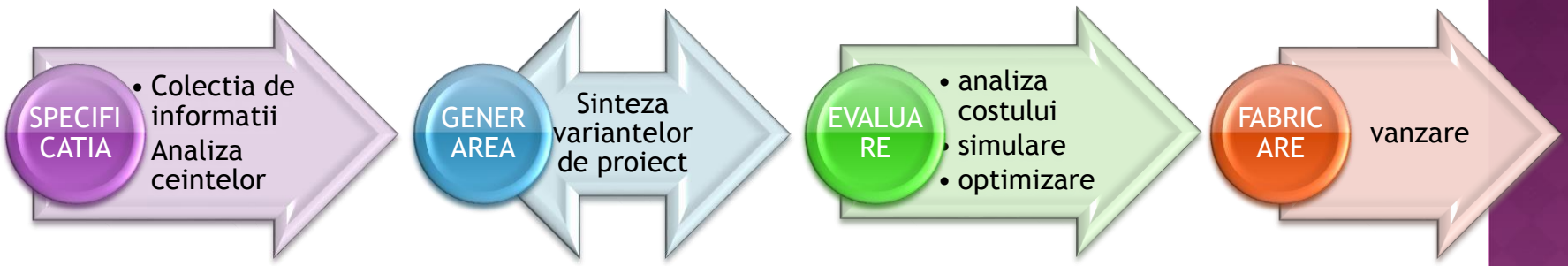


Ciclu de productie in conexiune cu tehnologia CAD/CAM

- Fişa tehnologică întocmită cuprinde operaţiile şi fazele necesare fabricării produsului.
- Influenţa tehnologiei CAD/CAM se manifestă în toate activităţile din cadrul ciclului de producţie, aşa cum rezultă din figura alaturata. Proiectarea asistată de calculator şi documentarea automată sunt utilizate în etapa de concepţie a produsului.

Calculatoarele sunt utilizate la proiectarea tehnologiei de fabricaţie, la planificarea producţiei în condiţii optime şi la asigurarea calităţii produselor.

1.4. STRUCTURA UNUI PROCES DE PROIECTARE ŞI FABRICARE



Etapele unui proces de proiectare şi fabricare

Specificaţia - sunt marcate sarcinile proiectantului şi sunt trasate criteriile de performanţă ale obiectului proiectat. .

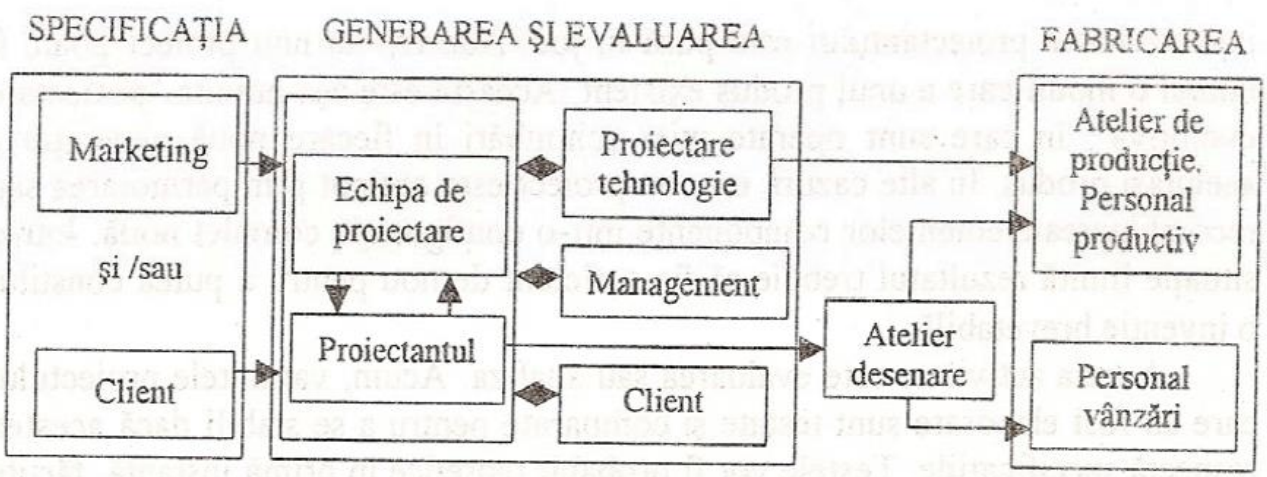
Generarea sau sinteza variantelor proiectului - activitate în care este pusă în joc puterea creatoare şi inventivitatea proiectantului.

Evaluarea sau analiza este etapa in care variantele proiectului care au fost elaborate sunt testate şi comparate pentru a se stabili dacă acestea respectă specificaţiile.

Fabricarea – consta in punerea in practica a solutiilor evaluate si analizate.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 1

Pornind de la structura fundamentală prezentată în figura anterioara, se poate stabili necesarul de personal pentru desfăşurarea procesului de proiectare şi fabricare şi schimbul de informaţii între membrii echipelor de lucru - v. figura urmatoare.



Personalul implicat in procesul de proiectare si fabricare

Proiectantul - este personajul central interesat de activităţile de sinteză şi analiză. În multe industrii, proiectarea este sarcina unei echipe de proiectanţi, cu diverse specializări, care trebuie să comunice între ei.

Tema de proiectare - vine din partea:

- compartimentului de marketing - daca produsul este de larg consum;
- clientului - care poate fi o organizaţie în cazul unui proiect ingineresc specializat.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 1

Obligatiile proiectantului

- pe durata procesului de proiectare, proiectantul va continua să se consulte cu beneficiarul, ţinându-l la curent cu desfăşurarea proiectului şi solicitându-i informaţii suplimentare

-va discuta cu persoanele responsabile cu managementul şi planificarea producţiei, cu specialiştii în marketing şi preţuri

- transmite informaţiile despre produs, personalului însărcinat cu elaborarea desenelor şi a documentaţiei necesare atelierului şi personalului executant, în cazul unui produs industrial, sau firmei constructoare, în cazul proiectului unei clădiri.

Descrierea formei geometrice şi aspectul vizual al obiectului proiectat vor fi transmise sub forma desenului (în proiectarea tradiţională) şi sub forma unor model fizice.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC)

C2

- Instrumente CAD/CAM
- Cap II - Echipamente pentru proiectare asistata de calculator
- Calculatoare şi sisteme CAD

1.6. INSTRUMENTELE CAD/CAM

Conceptie	• Tehnici de modelare geometrica; ajutoare grafice, manipulari si vizualizare
Modelare si simularea	• Idem; animatie, ansambluri; pachete speciale de modelare
Analiza	• Programe de analiza; programe si pachete dedicate
Optimizare	• Aplicatii dedicate; optimizare structurala
Evaluare	• Cotare; tolerante; liste de materiale; comanda numerica
Comunicare, documentare	• Desenarea si extragerea detaliilor; reprezentari umbrite si structurate

Fig. 1 Instrumente CAD utilizate in procesul de proiectare

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 2

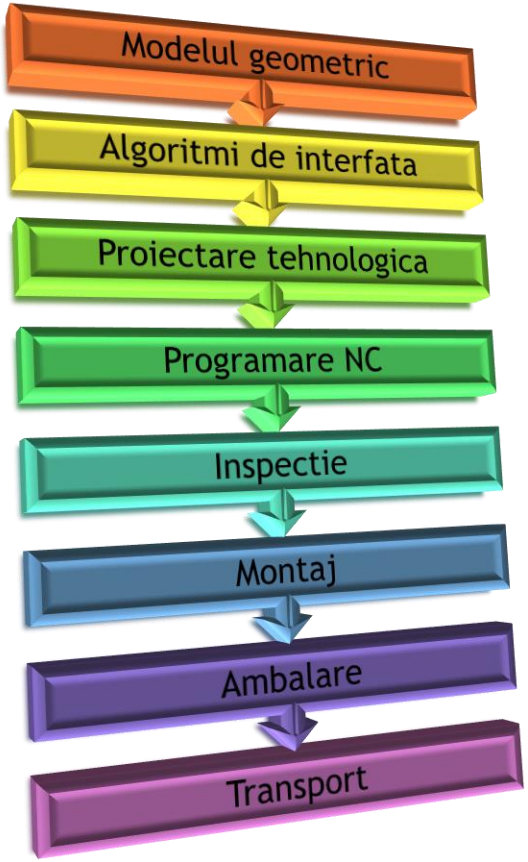


Fig. 2 Etapele implementarii unui proces CAM intr-un sistem CAD/CAM

- Modelul geometric dezvoltat în timpul procesului CAD constituie baza activităţilor CAM. Diferitele activităţi CAM pot solicita diverse informaţii din baza de date CAD.
- În cazul procesului de proiectare tehnologică, elementele care sunt utilizate în prelucrare (ex. găuri, canale, etc.) trebuie să fie recunoscute pentru a permite elaborarea unei tehnologii eficiente.
- În acord cu tehnologia de fabricaţie elaborată anterior şi cu ordonarea sculelor şi dispozitivelor necesare, este realizată programarea numerică a maşinilor-unelte.
- După producerea pieselor, programele CAD pot fi utilizate la inspecţia acestora. Această operaţie este realizată prin suprapunerea unei imagini a piesei reale peste o imagine etalon stocată în baza de date a modelului

Programele CAM pot fi utilizate la instruirea sistemelor robotizate pentru montajul produsului final. Instrumentele CAM corespunzătoare fazelor procesului de manufacturare sunt prezentate în figura urmatoare.

Tehnicile CAPP (proiectarea tehnologiei de fabricare asistată de calculator; în engleză, *computer-aided process planning*) permit abordări variaţionale, generative şi hibride.

Programele de inspecţie utilizează maşini de măsurare în coordonate care compară coordonatelor pieselor reale cu cele ale piesei etalon din baza de date. Programele pentru roboţi permit simularea, programarea "off-line", procesarea imaginilor şi aplicaţiile de vizualizare

Faza de proiectare	• Instrumente CAM necesare
Proiectarea tehnologiei	• Tehnici CAPP analiza costurilor, specificatii de materiale si scule
Generarea programului piesa	• Programare NC
Inspectia	• Software pentru inspectie
Montajul	• Simularea si programarea robotilor

Fig. 3 **Instrumentele CAM necesare procesului de fabricare**

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 2

Definirea instrumentelor CAD/CAM se bazează pe utilizarea practică şi industrială a tehnologiei CAD/CAM. Ea este suficient de largă pentru a cuprinde multe detalii pe care utilizatorii ar dori să le adauge.

Instrumentele CAD pot fi definite ca intersecţie a trei domenii: *modelarea geometrică, grafica-computer şi instrumentele de proiectare* – v. figura alaturata.

Conceptele abstracte ale modelării geometrice şi ale graficii-computer trebuie aplicate inventiv spre a servi procesului de proiectare.

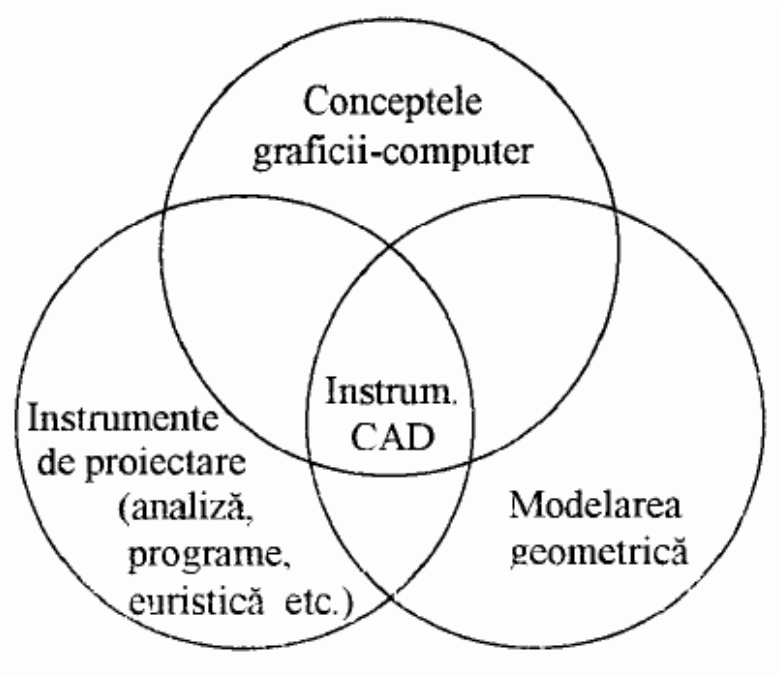


Fig. 4. Definirea instrumentelor CAD pe baza componentelor implicate

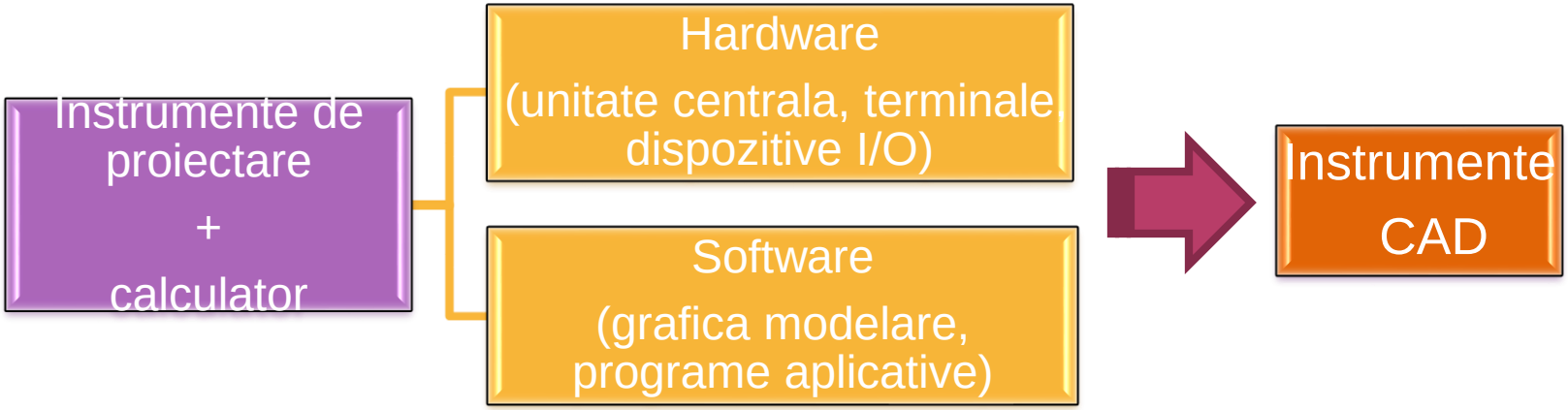


Fig. 5 Definirea instrumentelor CAD în cadrul unui mediu de proiectare

- Într-un mediu de proiectare, instrumentele CAD pot fi definite ca instrumente de proiectare (programe de analiză, proceduri euristice, algoritmi de proiectare etc.) care sunt susţinute de echipamente de calcul şi software– v. fig. de mai sus.
- Instrumentele CAD pot varia de la cele geometrice, precum manipularea entităţilor grafice şi verificarea interferenţelor, până la aplicaţii specializate de analiză şi optimizare. Între aceste limite sunt incluse analiza toleranţelor, calculul proprietăţilor masice şi modelarea şi analiza cu elemente finite. Aceste definiţii nu trebuie să reprezinte o restricţie în utilizarea CAD în proiectarea inginerească.

- Instrumentele CAM pot fi definite ca intersecţie a trei domenii: instrumentele CAD, conceptele de reţea şi uneltele de manufacturare – figura 6.

Principalele elemente necesare implementării CAM într-un mediu de fabricare sunt prezentate în figura 7.

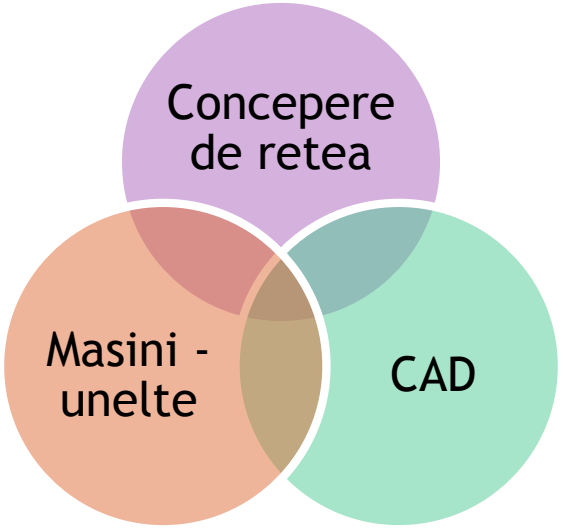


Fig. 6. Definirea instrumentelor CAM pe baza componentelor implicate

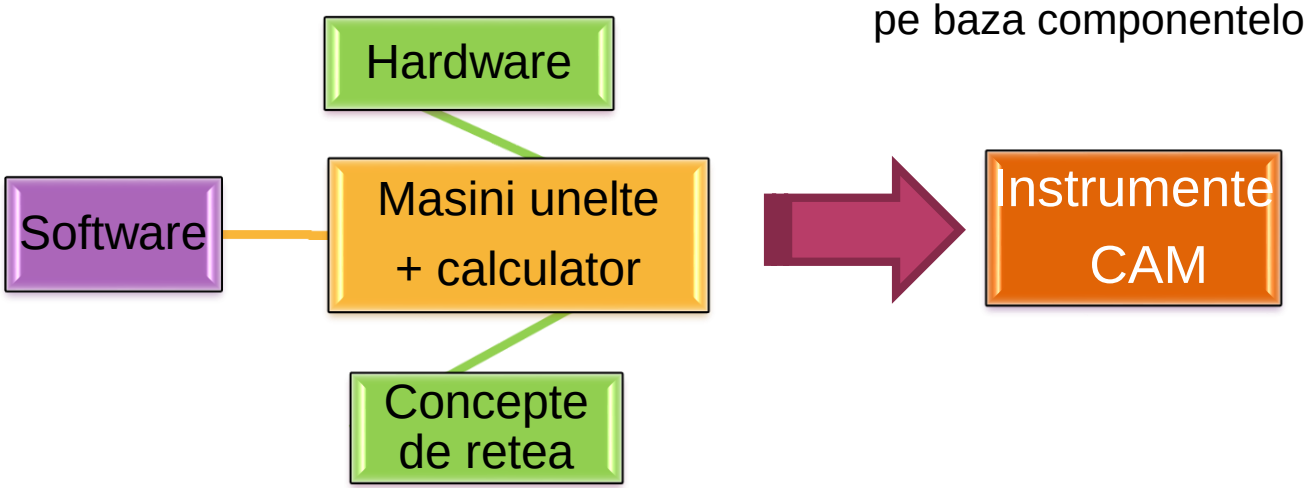


Fig. 7. Definirea instrumentelor CAM pe baza componentelor implicate

Succesul implementării CAM într-un sistem de fabricaţie este determinat de doi factori principali:

- *legătura dintre CAD şi CAM care trebuie să fie biunivocă* (baza de date CAD trebuie să reflecte cerinţele de manufacturare, proiectanţii trebuie să gândească în termenii cerinţelor CAM, în faza finală a proiectului);
- echipamente de calcul şi de software-ul de reţea utilizat.

Fabrica viitorului şi nivelul acesteia de automatizare sunt direct influenţate de robusteţea conceptelor de reţea.

- Implementarea CAM presupune sincronizarea în timp a roboţilor de:
  - celulele de fabricare,
  - sistemele de observare;
  - sistemele de manipulare a materialelor.

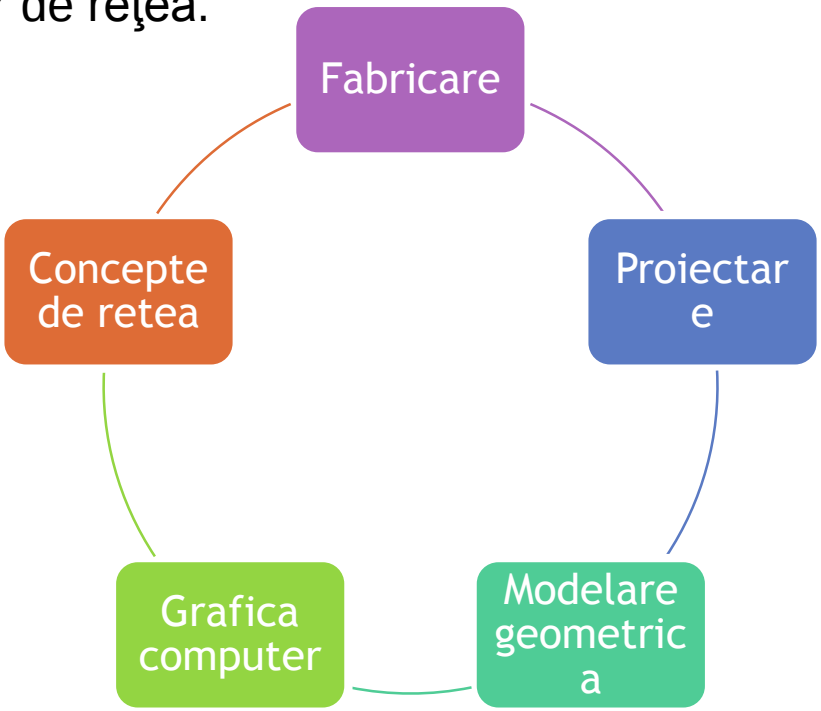


Fig. 8. Componentele instrumentelor CAD/CAM

Cap 2. Echipamente pentru proiectare asistata de calculator

Un sistem modern de proiectare asistată de calculator se bazează pe grafica interactivă. Sisteme de calcul au configuratii specifice domeniului lor de activitate.

Sistemele CAD/CAM sunt caracterizate de:

- rapiditatea răspunsului interactiv;
- capacitatea de reprezentare grafică.

Dispozitivele de intrare includ

- tastaturi alfanumerice,
- tastaturi cu funcţii programate,
- tablete digitizoare,
- creioane optice,
- stilouri electronice,
- sisteme de tip mouse,
- bilă rotitoare,
- buton de reglare,
- joystick şi dispozitive senzoriale.

Dispozitivele de ieşire cuprind
- ploterele convenţionale,
- imprimantele
- display-urile grafice.

Terminalele grafice sunt destul de diferite faţă de videoterminalele convenţionale care, de regulă, sunt utilizate numai pentru ieşirile text.

Display-urile grafice dispun de procesoare şi controlere locale care realizează diverse funcţii grafice, cum sunt transformările şi generările grafice, la nivel de hardware, în scopul reducerii timpului de răspuns dintre utilizator si sistem.

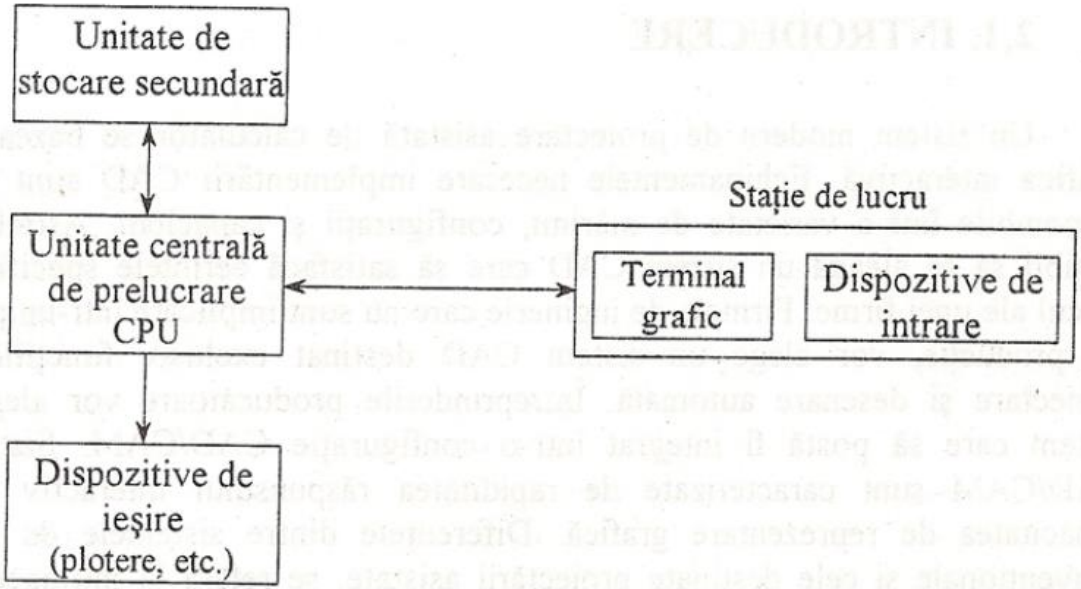


Fig.8 Configuratia componentelor hardware intr-un sistem CAD

Staţia de lucru CAD este interfaţa sistemului cu lumea exterioară. Reprezintă factorul determinant al eficienţei sistemului CAD faţă de cerinţele utilizatorului.

Funcţii
- asigură interfaţa cu unitatea centrală de prelucrare;
- generează o imagine grafică stabilă, pentru utilizator;
- furnizează descrierea numerică a imaginii grafice;
- traduce comenzile calculatorului în funcţii operaţionale;
- înlesneşte comunicarea între operator şi sistem.

Unitatea centrală de prelucrare este “creierul” sistemului CAD, care asigură permanent procesarea comenzilor şi controlul tuturor componentelor.

Dispozitivele de ieşire sunt, de regulă, ploterele şi imprimantele, care tipăresc rezultatele grafice şi alfanumerice.

Unitatea secundară de stocare include discurile şi benzile magnetice sau alte suporturi externe de memorie, de mare capacitate.

2.2. CALCULATOARE ŞI SISTEME CAD

Calculatoarele utilizate in sitemele CAD/CAM pot fi grupate în patru categorii:

- microcalculatoare;
- minicalculatoare;
- “mainframes” ;
- supercalculatoare.

Microcalculatoarele sunt denumite, de obicei, calculatoare personale. Acestea includ un procesor central dedicat, un display şi dispozitive de intrare pentru intrări grafice.

Minicalculatoarele sau staţiile de lucru sunt mai puternice decât microcalculatoarele, au capacitate de memorare mai mare, au un disc dur pentru stocare şi un display grafic color de mare rezoluţie. De regulă, aceste maşini au o configuraţie “*single user*”, dar pot lucra în reţea şi “*multiuser*”. Exemple de minicalculatoare sunt Micro-VAX, HP-Apollo şi SUN. pice de microcalculatoare sunt IBM PC şi Apple Macintosh.

Mainframes” sunt calculatoare de mare viteză şi capacitate de stocare extinsă, care deservesc pe rând mai mulţi utilizatori. Terminalul, în acest caz, depinde de natura aplicaţiei şi poate fi de tip alfanumeric sau de tip grafic.

Supercalculatoarele sunt rezervate aplicaţiilor de calcul intensiv, cum sunt prognoza meteorologică, fizica de înaltă energie şi alte asemenea utilizări. Ele au capacităţi de procesare paralelă şi lucrează în reţea cu un mainframe.

2.2.1 Sisteme bazate pe microcalculatoare

Microcalculatoarele, popularizate iniţial de Apple Computer şi IBM, au avut un impact deosebit asupra domeniului CAD. Astăzi există o abundenţă a programelor CAD pentru PC-uri, mergând de la desenarea bidimensională, la modelarea solidă şi aplicaţiile 3D.

Doi factori principali explică succesul rapid al acestor sisteme:

- evolutia exponentiala unor parametri ca: viteza, capacitatea şi acuratetea - microcalculatoarele pe 32 bit dispun de suficientă memorie dinamică, capacitate de stocare şi viteză de lucru pentru aplicaţiile de CAD.

- dezvoltarea unor programe aplicative diverse, care acoperă aproape toate cerinţele utilizatorilor din diferite domenii de activitate.

2.2.2. Sisteme CAD bazate pe minicalculatoare

Dezvoltarea circuitelor LSI şi apoi VLSI, a schimbat principiile fundamentale ale arhitecturii calculatorului şi a dus la proliferarea minicalculatoarelor, în anii ’70. Primele versiuni ale acestora erau pe 16 bit, lente şi cu stocare limitată. Exemplu: seria PDP a firmei DEC.

La sfârşitul anilor ’70, apariţia superminicalculatoarelor, ca VAX 11/780, pe 32 bit, a încurajat dezvoltarea aplicaţiilor CAD/CAM şi a ajutat la desprinderea acestora de mainframe-uri.

Minicalculatoarele au permis creşterea rapidă a industriei CAD/CAM. Costul scăzut, uşurinţa programării şi dimensiunile mici au constituit argumente importante pentru fabricanţii şi clienţii interesaţi. Superminicalculatoarele de astăzi dispun de viteză, acurateţe şi capacitate de stocare mai adecvate aplicaţiilor CAD/CAM complexe.

Figura 9 - poate servi ca schemă de principiu a unui sistem CAD condus de un minicalculator. Majoritatea sistemelor CAD bazate pe superminical-culatoare sunt livrate ca sisteme la cheie. Un astfel de sistem este compus din hardware şi software pentru CAD şi este oferit de un singur furnizor.

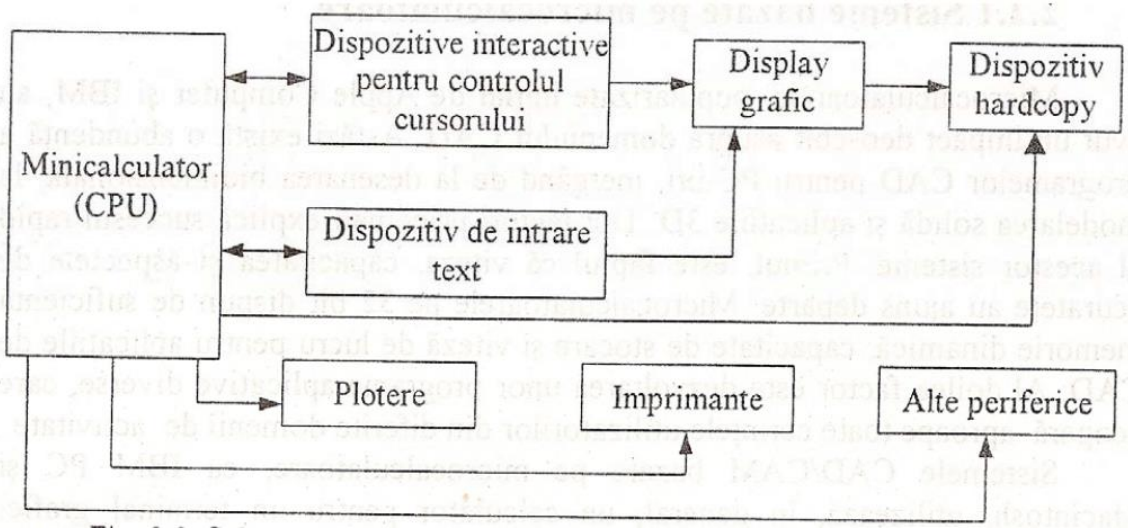


Fig.9. Schema unui sistem CAD bazat pe minicalculatoare

Minicalculatoarele sunt maşini care se utilizează la constituirea configuraţiilor din categoria staţie de lucru. Staţia de lucru posedă o unitate centrală de prelucrare (CPU), dar este conectată la un calculator mai puternic, mainframe, care deţine programe complexe de analiză, proiectare centralizată şi baze de date pentru manufacturare. Staţia de lucru are acces la gestionarul de fişiere şi la dispozitivele de ieşire si pot fi conectate în mai multe moduri, două dintre ele fiind arătate în figura 10.

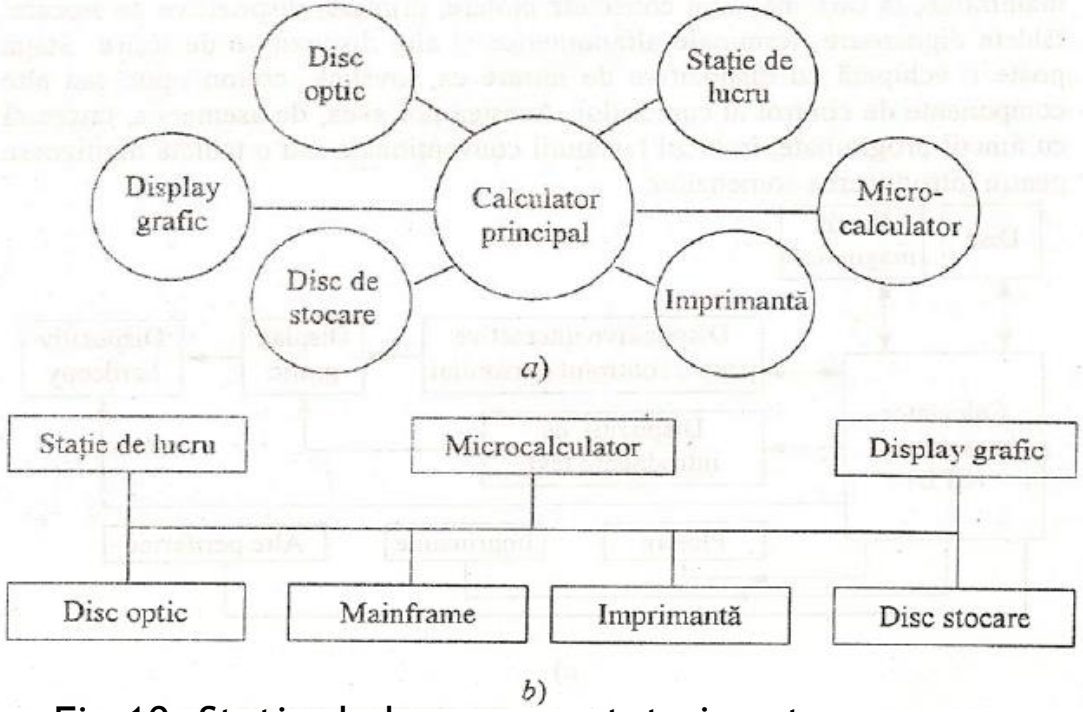


Fig.10. Statie de lucru conectata in retea
a) Configuratie clasica; b) configuratie LAN

Figura 10 *b* arată o reţea în care participă toate nodurile, indiferent de tip, mainframe, staţie de lucru sau dispozitive de ieşire şi pot fi procesate informaţii între oricare dintre acestea..

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC)

C3

- Calculatoare şi sisteme CAD
  - *Sisteme bazate pe microcalculatoare;*
  - *Sisteme bazate pe minicalculatoare;*
- Funcţii logice şi dispozitive de intrare
  - *Dispozitive de control al cursorului*
  - *Analiza comparativa a dispozitivelor de intrare*

- ***Mainframe*-urile** – figura 1, (eng.) sunt computer mari folosite de instituții guvernamentale și companii mari pentru procesarea de date importante pe domeniile: statistica, recensăminte, cercetare, proiectare, prognoza, planificarea producției, tranzacții financiare ș.a. Încă nu există un cuvânt românesc corespunzător. Deseori *mainframe*-urile sunt numite, cu o nuanță ironică, *big iron* (engl. „marele fier”).

Fig.1. Mainframe al firme IBM – an 2008

Mainframe s-ar putea traduce cu "cadru sau dulap principal", ceea ce provine de la aspectul exterior al primelor *mainframe*-uri - ele arătau ca dulapuri mari de metal. In timp, tehnologiile de fabricație s-au dezvoltat, mărimea fizică a *mainframe*-urilor a mai scăzut, iar viteza lor de calcul a crescut foarte mult. Un astfel de sistem CAD/CAM include una sau mai multe staţii de proiectare şi desenare.

Fiecare statie de proiectare cuprinde:

- un display grafic,
- un display alfanumeric de control;
- o tastatură.

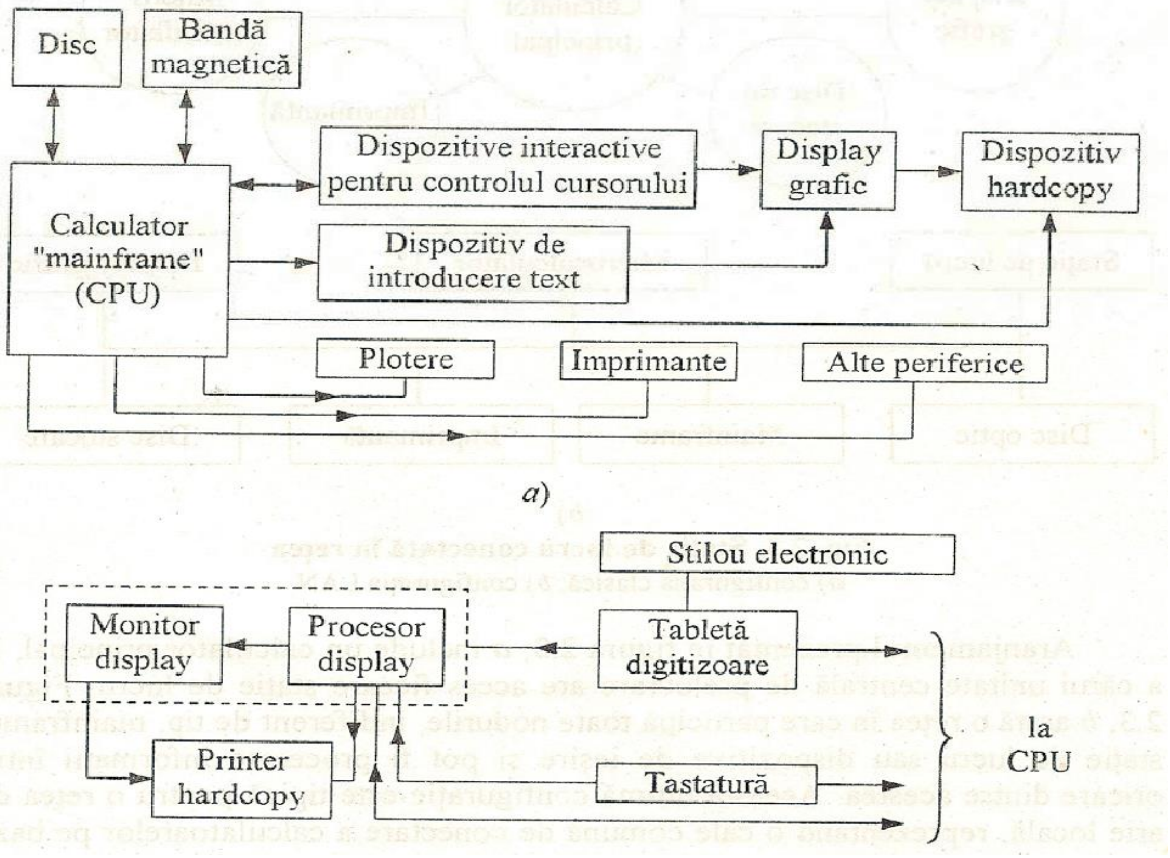


Fig.6. Schema unui sistem CAD bazat pe mainframe
a) schema generala a sistemului, b) detaliile unei statii de lucru

O staţie de lucru tipică este formată, în principal, din două segmente majore:

- dispozitive de intrare;
- dispozitive de ieşire.

Figura 6.b. arată detaliile unei staţii de lucru cu dispozitivele de intrare/ieşire specifice. În această figură, controlul cursorului se face cu un creion electronic şi o tabletă digitizoare, în timp ce textul este introdus de la tastatură. Display-ul grafic este compus din monitorul grafic şi procesor şi poate fi un echipament obişnuit sau unul complex, cu performanţe deosebite.

2.3. FUNCŢII LOGICE ŞI DISPOZITIVE DE INTRARE

Sistemele CAD interacţionează cu utilizatorul prin diferite tipuri de dispozitive de intrare şi ieşire (I/O). Fiecare dispozitiv poate îndeplini una sau mai multe funcţii.

Funcţiile dispozitivelor de intrare pot fi grupate în şase categorii logice:

- şir de caractere (*string*);
- buton;
- identificator (*pick*);
- detector (*locate*),
- evaluator (*valuator*);
- şir de poziţii (*stroke*).

Funcţia *string* - returnează un şir de caractere - tastatura reprezintă un dispozitiv de intrare de tip string.

Funcţia *button*, returnează 1 sau 0 (on/off) - butoanele sunt utile pentru a semnala operaţia de eşantionare a datelor.

Funcţia *pick* returnează identificatorul unui obiect pe ecranul grafic. Obiectul poate fi o linie sau un punct sau o colecţie de linii şi puncte.

Funcţia *locate* returnează valorile unei perechi *x*, *y* de coordonate pe ecranul grafic. Funcţia corespunde dispozitivelor de tip mouse şi tabletă digitizoare.

Funcţia *valuator* returnează o valoare. Un evaluator este utilizat la introducerea unor valori într-un program. De exemplu, un evaluator poate fi folosit la cotarea unei piese, la introducerea unei forţe sau a unui alt parametru.

Funcţia *stroke* returnează un şir de poziţii. Acest tip logic de intrare are rol de stenogramă în unele sisteme CAD, înlesnind introducerea de valori sau simboluri, prin desenarea acestora pe tabletă, care pot fi recunoscute de sistem ca numere sau litere. În alte cazuri, pentru a micşora un obiect, utilizatorul trebuie să facă o mişcare de baleiere, cu stiloul tabletei, din stânga-jos către dreapta-sus. Calculatorul primeşte şirul de poziţii şi interpretează mişcarea pentru a realiza operaţia de micşorare.

Dispozitivele de intrare pot fi divizate în trei categorii:
- dispozitive de control al cursorului;
- digitizoare;
- tastaturi.

Primele două categorii de dispozitive sunt utilizate pentru obţinerea interacţiunii grafice cu sistemul CAD.

Tastaturile sunt folosite la introducerea comenzilor şi a datelor alfanumerice.

Interacţiune grafică realizată cu ajutorul controlerului de cursor şi al tabletei:
- crearea şi poziţionarea de noi elemente pe display-ul grafic;
- respectiv punctarea sau identificarea locaţiilor pe ecran.

2.3.1. Dispozitive de control al cursorului

În mod normal, cursorul grafic ia forma unui spot luminos pe display, care indică unde va avea loc scrierea sau desenarea. Posibilitatea de a controla cursorul permite operatorului să introducă date de poziţie în sistem. Există o varietate de dispozitive de control al cursorului, utilizate în sistemele CAD, care cuprind: tastele direcţionale de pe tastatură, butoanele de reglare, joystick-ul, bila rotitoare, mouse-ul, cadranul, creionul optic, tableta şi stiloul electronic.

Tastele direcţionale de pe tastatură, constituie o formă fundamentală de control al cursorului utilizată nu numai pe terminalele grafice, ci şi pe display-urile obişnuite. În acest sistem, patru butoane de pe tastatură sunt desemnate pentru cele patru direcţii în care cursorul grafic se poate deplasa, dreapta, stânga, sus şi jos.

Fig.7. Tastatura

Dispozitivele de tip ***buton de reglare*** (*thumbwheel*) – figura 8, utilizează două butoane pentru poziţionarea pe orizontală şi pe verticală a cursorului. Acest tip de dispozitiv este montat direct pe tastatura sau ca parte integrantă a terminalului CRT În acest caz, cursorul este reprezentat de intersecţia a două linii ortogonale pe ecran.

Fig. 8. Tastatura cu buton de reglare

Fig.9. Joystick

Joystick-ul sau manşa - figura 9, permite utilizatorului să trimită un semnal calculatorului prin mişcarea în orice direcţie a manşei, indicând deplasările *x* şi *y* ale cursorului pe ecran.

Joystick-ul conţine, de regulă, două potenţiometre interne, câte unul pentru mişcările pe cele două direcţii ortogonale, *x* şi *y* (fig. 2.5). Există două tipuri de joystick -uri . Unul este poziţional, iar celălalt se numeşte joystick de viteza.

Fig. 10. Joystick de viteza

Joystick-ul poziţional utilizează coordonatele *x*, *y* furnizate de dispozitiv pentru a indica componentele pe direcţiile *x* şi *y* ale vitezei cursorului pe ecran.

Joystick-ul de viteză este prevăzut cu traductori care inregistreaza intensitatea fortei de apasare si arcuri care îl aduc în poziţia verticală atunci când acesta este eliberat.

Fig. 11. Mouse mecanic

Mouse-ul este un dispozitiv de intrare inventat la sfârşitul anilor 60, care permite introducerea de date în sistem. Pot fi de două tipuri de mouse: - mecanice – fig 11, sau optice – fig 12.

Fig. 12. Mouse optic

Bila rotitoare (trackball) este un dispozitiv de intrare asemănător joystick-ului şi mouse-ului. Ca formă constructivă, trackball-ul este un mouse răsturnat, în care bila este situată deasupra şi poate fi mişcată liber în locaşul ei (fig. 13).

Cadranele (*dials*) sunt utilizate ca evaluatoare şi pot fi programate să introducă valori în aplicaţiile grafice.

Fig. 13. Bila rotitoare sau *trackball*

Fig. 14. Creion optic

Creionul optic (*lightpen*) este un dispozitiv care permite interacţiunea cu display-ul direct pe ecranul calculatorului (fig. 14). Lightpen-ul este format dintr-un fotodetector care poate fi manevrat manual şi poziţionat pe ecran. Fotodetectorul sesizează lumina venită de la ecran şi prin intermediul unui circuit de sincronizare poate determina coordonatele *x*, *y* în care este poziţionat creionul optic pe ecran.

Tableta şi creionul electronic - este formata dintr-un ecran cu sensibilitate electronică şi un creion electronic. Utilizatorul are posibilitatea să deseneze cu creionul electronic, să introducă instrucţiuni sau să controleze cursorul pe o suprafaţă plană, separată de ecran.

Fig. 15. Tableta

Digitizorul

Digitizorul este un dispozitiv de intrare format dintr-o planşetă mare şi netedă şi un instrument de trasare/urmărire care poate fi deplasat pe suprafaţa planşetei, după contururi existente (fig. 2.10). Aceasta constituie o tehnică a sistemului CAD, utilizată la înregistrarea coordonatelor unui desen de pe hârtie, într-un fişier de date. Instrumentul electronic de urmărire, numit stilou sau puc, este prevăzut cu un comutator ce permite utilizatorului să înregistreze coordonatele *x*,*y* ale poziţiilor dorite.

Fig. 16. Digitzor

Fig. 17. Manusa de date

Alte dispozitive de intrare: mănuşa de date (*data glove*) – fig. 17, dispozitivele prin atingere (*touch devices*) şi dispozitive activate prin comanda vocala.

2.3.2 Analiza comparativă a dispozitivelor de intrare

Tabelul 1 prezintă avantajele şi dezavantajele celor mai răspândite dispozitive de control al mişcării cursorului pe display.

Tabelul 2 prezintă datele comparative ale unor parametri funcţionali pentru unele dispozitive de intrare descrise în acest capitol.

Tabelul 1

Creion optic	Tabletă / stilou	Mouse, joystick, trackball
Avantaje		
Ideal pentru urmărirea şi mutarea obiectelor. Eroarea este mică atunci când se aplică unor entităţi de pe ecran. Recomandat în operaţiile de desenare simplă.	Multiple moduri de introducere a datelor. Rezoluţie înaltă. Analogie cu creionul şi hârtia. Utilizare comodă.	Poate fi ataşat unei tastaturi. Rezoluţie înaltă. Utilizare comodă.
Dezavantaje		
Rezoluţie slabă. Obositor de utilizat. Obstrucţionează părţi din ecran. Nu lucrează bine cu obiecte mici.	Necesită suprafaţă de lucru suplimentară. Cost ridicat.	Calitate slabă a intrărilor cu "mâna liberă". Mouse-ul necesită suprafaţă de lucru suplimentară. Control slab al cursorului.

Tabelul 2. **Comparaţie între dispozitivele de intrare**

Funcţia	**Dispozitivul**						
	Creion optic	Tabletă/ stilou	Planşetă/ puc	Mouse	Joystick	Trackball	Touch screen
Rezoluţie	slabă	înaltă	înaltă	medie	medie	medie	slabă
Reacţie la mişcare	înaltă	înaltă	înaltă	înaltă	înaltă	înaltă	înaltă
Poziţionare	slabă	foarte bună	foarte bună	foarte bună	bună	bună	-
Selectare	bună	foarte bună	foarte bună	foarte bună	bună	bună	-
Digitizare	-	bună	foarte bună	-	-	-	-
Urmărire	-	foarte bună	bună	-	-	-	-
Schiţare	-	foarte bună	bună	bună	slabă	slabă	medie
Solicitare	înaltă	scăzută	scăzută	medie	scăzută	scăzută	scăzută

Aceste informaţii reflectă sensibilitatea şi fiabilitatea tabletei şi a mouse-ului, atribute care contribuie la popularitatea şi răspândirea acestor dispozitive de intrare în sistemele CAD.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC)

C4

- Conectarea in retea a sistemelor CAD
- Standarde grafice
- Structuri de date
- Modele de baze de date utilizate in programele CAD/CAM

2.4. CONECTAREA ÎN REŢEA A SISTEMELOR CAD

În atelierele de proiectare există diferite sisteme CAD/CAM şi multe dispozitive de introducere şi afişare a datelor.

Necesităţile de conectare a echipamentelor CAD/CAM sunt multiple, datorită caracterului interdisciplinar al procesului de proiectare şi fabricare.

Avantaje ale conectarii echipamentelor de calcul

- acces la aceeasi baza de date;
- distribuirea functiilor aceluias program CAD/CAM in mai multe departamente (design si manufacturare);
- posibilitatea de utilizare în comun a resurselor şi perifericelor (ploterele şi imprimantele);
- perspectiva extinderii sistemelor CAD/CAM prin adăugarea unor noi staţii de lucru intr-o maniera incrementala

Principala tehnologie de comunicare disponibilă în prezent este aplicată în structurile de reţele locale (LAN). *Reţeaua locală* este un sistem de comunicare a datelor care permite diverselor tipuri de dispozitive digitale să dialogheze în cadrul unui mediu comun de transmisie.

Cele trei tipuri de reţele locale, mai răspândite, sunt în formă de *stea, inel şi magistrală.*

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 4

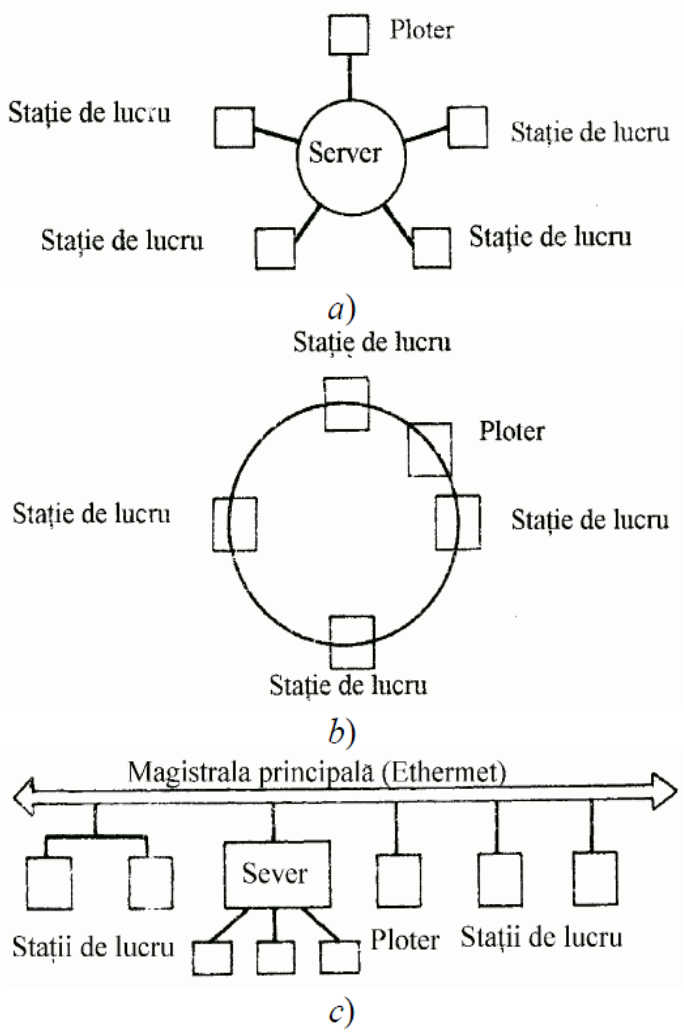


Fig. 1. **Reţele locale**
a) în stea; *b*) inel; *c*) magistrală

Reţeaua în stea (fig. *1.a*) este formată dintr-un calculator central, uneori denumit file server, la care sunt conectate mai multe staţii de lucru şi periferice centrale

Avantaj: asigură o bază centrală de date care este accesibilă tuturor utilizatorilor.
Dezavantaj: la defectarea calculatorului central, întreaga reţea devine inutilizabilă.

Reţeaua în formă de inel sau bandă închisă (fig. 1.b) este recomandată când componentele sunt similare, ca staţiile de lucru independente.

Avantaj: - datele sau fişierele de pe o staţie de lucru pot fi utilizate în comun de celelalte posturi din reţea.

- la defectarea unei staţii de lucru nu afectează funcţionarea celorlalte maşini.

Reţeaua magistrală (fig. 1*c*) este un sistem buclă-deschisă, recomandată atunci când dispozitivele conectate sunt diferite.

Configuratiile prezentate pot fi utilizate si combinate – figura 2. Calculatorul central controlează reţeaua stea şi dispozitivele centrale, cum sunt ploterele şi imprimantele.

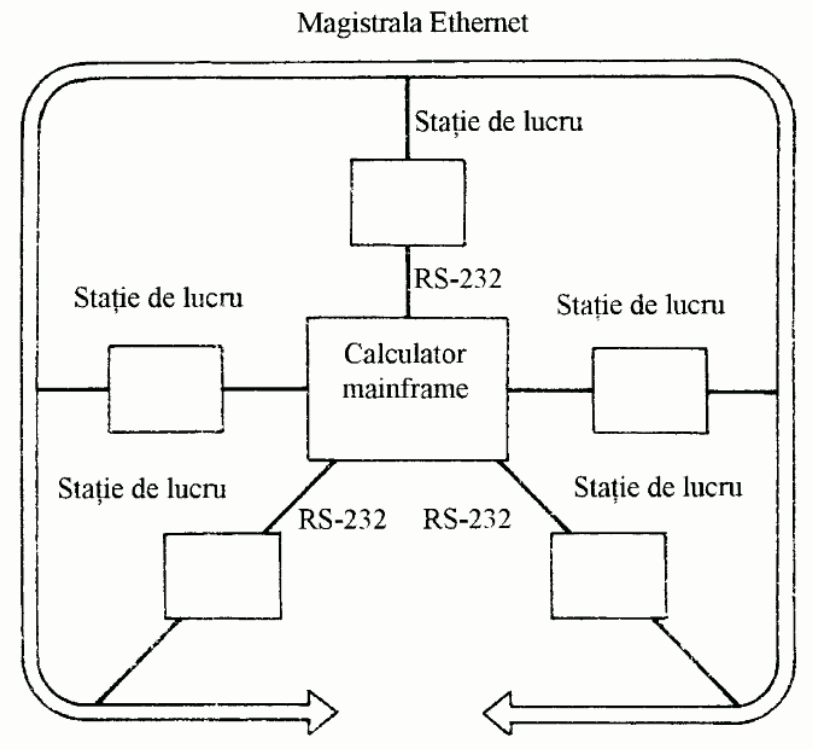


Fig. 3. Reţea combinată formată dintr-o configuraţie stea şi magistrală

Performanţele unei reţele locale sunt direct legate de eficienţa şi uşurinţa utilizării sistemului de operare, de viteza de comunicare şi de promptitudinea protocolului utilizat.

Viteza de comunicare depinde de sistemul de transmitere utilizat în reţea, dacă acesta este sincron sau asincron. Vitezele standard sunt de 300, 1200, 4800, 9600 şi 15600 band (un band este echivalent cu un byte pe secundă). Reţelele locale de înaltă viteză utilizează transmisii sincrone la viteze de 4800 band şi mai mari. Reţelele de mică viteză transmit asincron, la viteze relativ scăzute, de regulă 300 band.

Protocolul de comunicare suportat de sistemul CAD/CAM în reţea locală este important în evitarea izolării sistemului faţă de alte facilităţi de calcul. Protocolul este formatul sau limbajul utilizat de reţea pentru a transmite informaţiile prin cablurile reţelei. Cel mai răspândit protocol suportat de diverse sisteme de operare cum sunt Unix, VMS şi MS-DOS, este TCP/IP.

Un alt protocol considerat mai evoluat decât TCP/IP, este NFS, care a fost dezvoltat pentru a evita dezavantajul creat de Unix (numai un singur utilizator, într-un anumit moment, poate copia fişierele originale de pe reţea). Codul NFS lucrează cu orice fel de mediu, staţie de lucru şi protocol. Acesta permite un acces transparent la fişiere, prin utilizatori multipli, simultan. O reţea locală poate acoperi spaţii de până la 10 km. Comunicaţiile pe distanţă mare, în mod normal, folosesc modem-uri şi linii telefonice închiriate sau reţele publice.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 4

Aplicatiile CAD/CAM accelerează procesul de proiectare, măresc productivitatea, capacitatea de inovare şi creativitatea proiectanţilor. Ele au caracteristici comune, indiferent de echipamentele pe care rulează. De regulă, sunt programe interactive, scrise în limbaje de programare standard: Fortran, Pascal sau C.

Structura şi sistemul de gestionare a bazei de date a software-ului determină calitatea, viteza de lucru şi uşurinţa regăsirii informaţiilor. Utilizatorii programelor de CAD trebuie să-şi însuşească *semantica* şi sintaxa interfeţei.

Semantica - specifică modul de funcţionare a software-ului şi ce informaţii sunt necesare pentru fiecare operaţie asupra unui obiect. De exemplu, pentru a genera un bloc sunt necesare trei dimensiuni şi o orientare. Semantica este, de regulă, limitată de principiile şi teoriile care stau la baza unui domeniu dat.

Sintaxa defineşte formatul intrărilor şi ieşirilor din sistem. Aceasta este considerată gramatica software-ului, deoarece specifică regulile pe care utilizatorul trebuie să le respecte pentru a îndeplini o semantică dorită.

Performanţa este o altă caracteristică a programelor de CAD. Lărgirea numărului de utilizatori interactivi duce la creşterea timpului de răspuns. Software-ul încetează, uneori, să mai răspundă sau să primească noi comenzi, situaţie întâlnită sub numele de *blocare* a sistemului.

Cea mai importantă caracteristică a unui program de CAD/CAM *este ca baza sa de date sa fie integrată tridimensională, asociativă şi centralizată*. O astfel de bază de date este întotdeauna bogată în informaţii necesare proceselor de proiectare şi fabricare.

Conceptul de *centralizare* presupune că orice modificare a unui model geometric operată într-una din vederi, este automat reflectată în toate celelalte vederi sau în cele care vor fi definite ulterior.

Conceptul de *integrare* se referă la faptul că un model geometric al unui obiect poate fi utilizat în diferite faze ale ciclului de producţie.

.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 4

Conceptul de *asociativitate* presupune că datele de intrare sa poata fi regăsite în diverse forme. *De exemplu*, dacă două puncte care definesc un segment de dreaptă sunt date de intrare, atunci lungimea şi cota acestuia pot fi date de ieşire

Utilizatorii ai programelor CAD/CAM

- operatori de software – sunt inginerii si proiectantii care invata sa utilizeze softul;

- programatori de aplicaţii - pot dezvolta noi programe care vor fi legate cu software-ul, dar ei nu sunt autorizaţi să modifice codul sursă existent. Ei au o pregatire extensiva, în programare si pot personaliza prin aplicatii softul)

- programatori de sistem - au privilegiul de a face modificări în codul sursă. În esenţă, ei sunt dezvoltatorii software-ului însuşi. Ei cunosc organizarea internă a programului, structura bazei de date şi sistemul de gestiune al acestuiaEi ştiu, de asemenea, cum să modifice interfaţa cu utilizatorul şi, de regulă, au o pregătire solidă în grafica pe calculator, în analiza inginerească şi în ştiinţa calculatoarelor.

3.1. STANDARDE GRAFICE

Un program CAD/CAM este perceput ca o aplicaţie software suportată de un sistem grafic (fig. 4, *a*). În această formă a codului sursă, sistemul grafic este organizat pe baza apelurilor de subrutine. Astfel, aplicaţia devine, în mod inevitabil, dependentă de dispozitive.

Dezavantaj: prin schimbarea dispozitivelor I/O aplicaţia îşi pierde actualitatea.

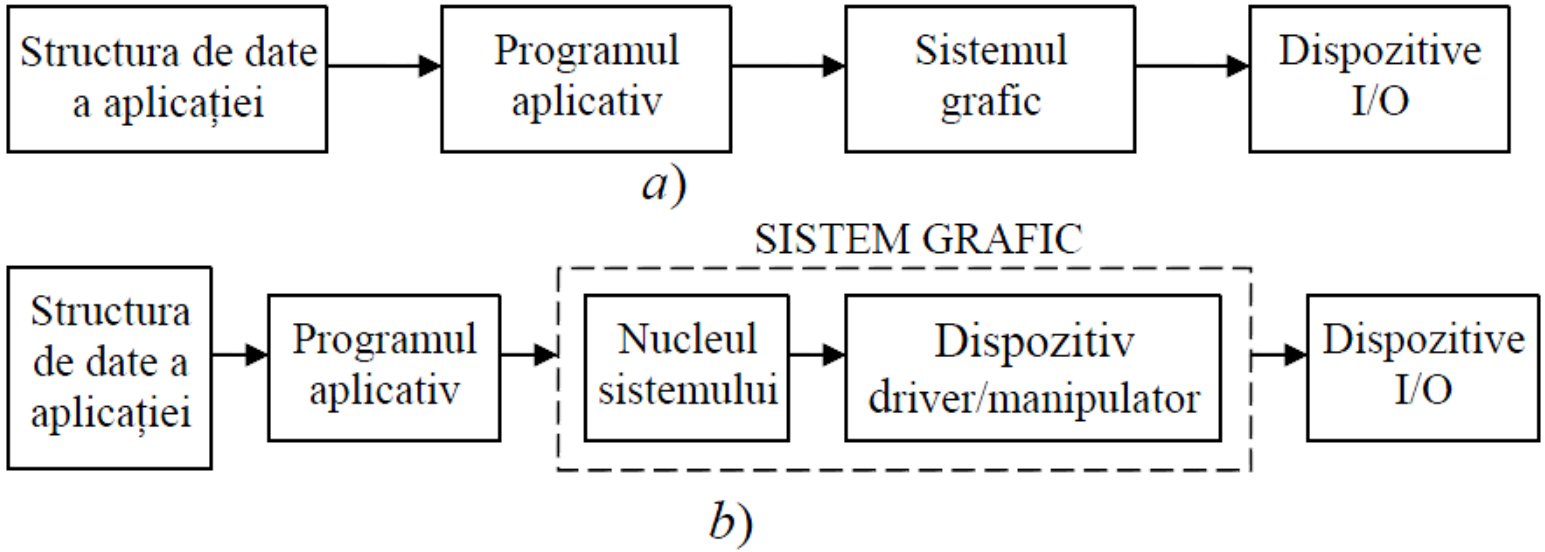


Fig. 4. **Organizarea tipică a unei aplicaţii software CAD/CAM**
a) structură fără standard grafic; *b*) structură cu standard (sistem) grafic.

Oportunitatea sistemelor grafice

- *portabilitatea programelor aplicative*;
- *portabilitatea bazei de date a imaginilor*;
- *portabilitatea textului*;
- *portabilitatea bazei de date a obiectului*.

Scopul unui standard grafic = aplicatie grafica independeta de dispozitive

*Avantaj*ul software-ul CAD/CAM = poate deservi mai multe generaţii de echipamente.

Portabilitatea = este valabilă şi pentru programatorii de sisteme CAD.

Standarde grafice

- ***GKS*** (Grafics Kernel System) este un standard ANSI şi ISO
- ***PHIGS*** (Programmer's Hierarchical Interactive Graphics System)
- ***VDM*** (Virtual Device Metafile)
- ***VDI*** (Virtual Device Interface)
- ***IGES*** (Initial Graphics Exchange Specification) a fost introdus în 1981 ca standard ANSI;
- ***NAPLPS*** (North American Presentation-Level Protocol Syntax-acceptat în Canada şi America în 1983)

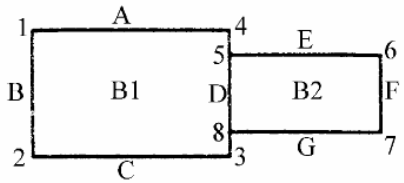
Pentru proiectarea mecanică - se recomandă un sistem care suportă GKS-3D sau PHIGS.

Pentru o aplicaţie 2D - este adecvat GKS-2D.

3.2. STRUCTURI DE DATE

Structura de date = un set de date sau elemente între care există un set de relaţii.

Exemple: - o schemă, un algoritm o secvenţă de paşi care sunt parcurşi pentru a îndeplini un obiectiv grafic, nongrafic sau de programare.



a)

A	B	C	D	E	F	G

Muchii

1.A&B	2.B&C	3.C&D	4.A&D	5.E	6.E&F	7.F&G	8.G

Conectarea nodurilor

b)

1	2	3	4	5	6	7	8

c)

A.1&4	B.1&2	C.2&3	D.3&4	E.5&6	F.6&7	G.7&8

Informaţii despre muchii
Structură de date bazată pe noduri

B1	B2

Blocuri

REUNIUNE

Operator

d)

Fig. 5 Structuri de date ale unui obiect

a)obiect;
b)structură de date bazată pe muchii;
c)noduri;
d)structură de date cu blocuri.

3.3. BAZA DE DATE

Baza de date (BD) = o colecţie organizată de date grafice şi nongrafice stocate pe un suport de memorie în calculator.

Rolul = de a colecta şi menţine datele într-o zonă de stocare centrală, astfel încât să fie disponibilă pentru operatori şi factori de decizie.

Avantajele unei BD centralizate

- Eliminarea redundanţei;
- Aplicarea standardelor;
- Aplicarea restricţiilor de securitate;
- Menţinerea integrităţii;
- Compensarea situaţiilor conflictuale;

Bazele de date trebuie să poată stoca date picturale pe lângă datele alfanumerice care sunt stocate în bazele de date convenţionale.

3.4. MODELE DE BAZE DE DATE

Baza de date relaţională = datele sunt stocate in tabele aflate in legatura unele cu altele, relatiile sunt stocate in fisiere care pot fi acesate secvential sau aleatoriu

Punct	x	y
1	x_1	y_1
2	x_2	y_2
3	x_3	y_3
4	x_4	y_4
5	x_5	y_5
6	x_6	y_6
7	x_7	y_7
8	x_8	y_8

Relația PUNCT

Linie	Punct de start	Punct final
A	1	4
B	1	2
C	2	3
D	3	4
E	5	6
F	6	7
G	7	8

Relația LINIE/CURBA

Suprafață	Linie/curbă	Tip
1	A	Linie
	B	Linie
	C	Linie
	D	Linie
2	E	Linie
	F	Linie
	G	Linie
	D	Linie

Relația SUPRAFAȚĂ

Fig. 6. Baza de date relationale pentru obiectului din fig.5.

Bază de date ierarhică - datele sunt reprezentate într-o structură arborescentă. Vârful arborelui este denumit “rădăcină” – v. figura 7 .

Dezavantaj al acestui tip de bază de date este asimetria structurii arborescente, care este dificil de organizat.

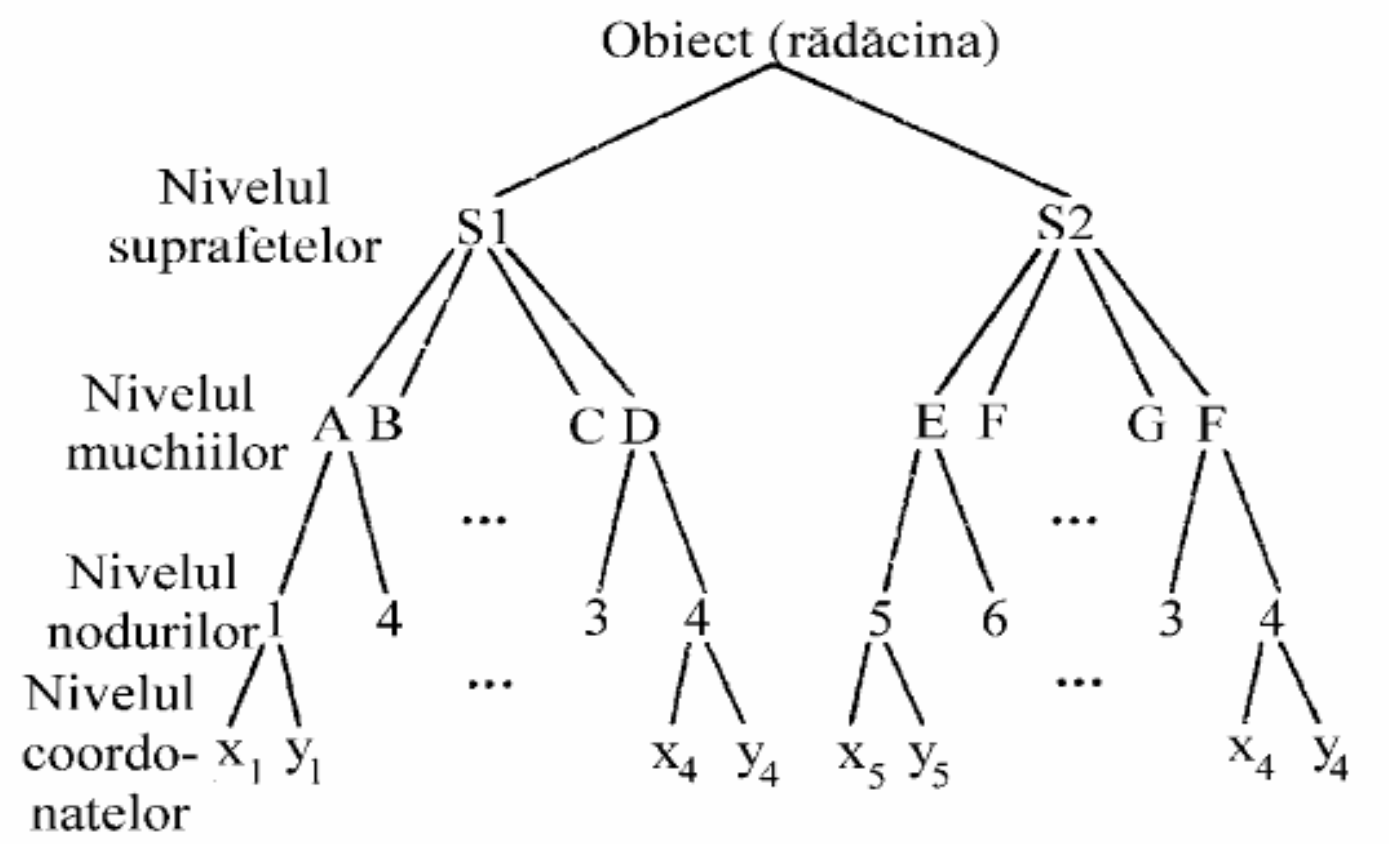


Fig. 7. Baza de date ierarhica pentru obiectul din fig.5

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC)

C5

- Modele de baze de date utilizate in programele CAD/CAM
- Managementul bazei de date
- Sistemul de coordonate a bazei de date
- Interfata cu utilizatorul
- Module software

3.4. MODELE DE BAZE DE DATE

Bază de date ierarhică - datele sunt reprezentate într-o structură arborescentă. Vârful arborelui este denumit “rădăcină” – v. figura 7 .

Dezavantaj al acestui tip de bază de date este asimetria structurii arborescente, care este dificil de organizat.

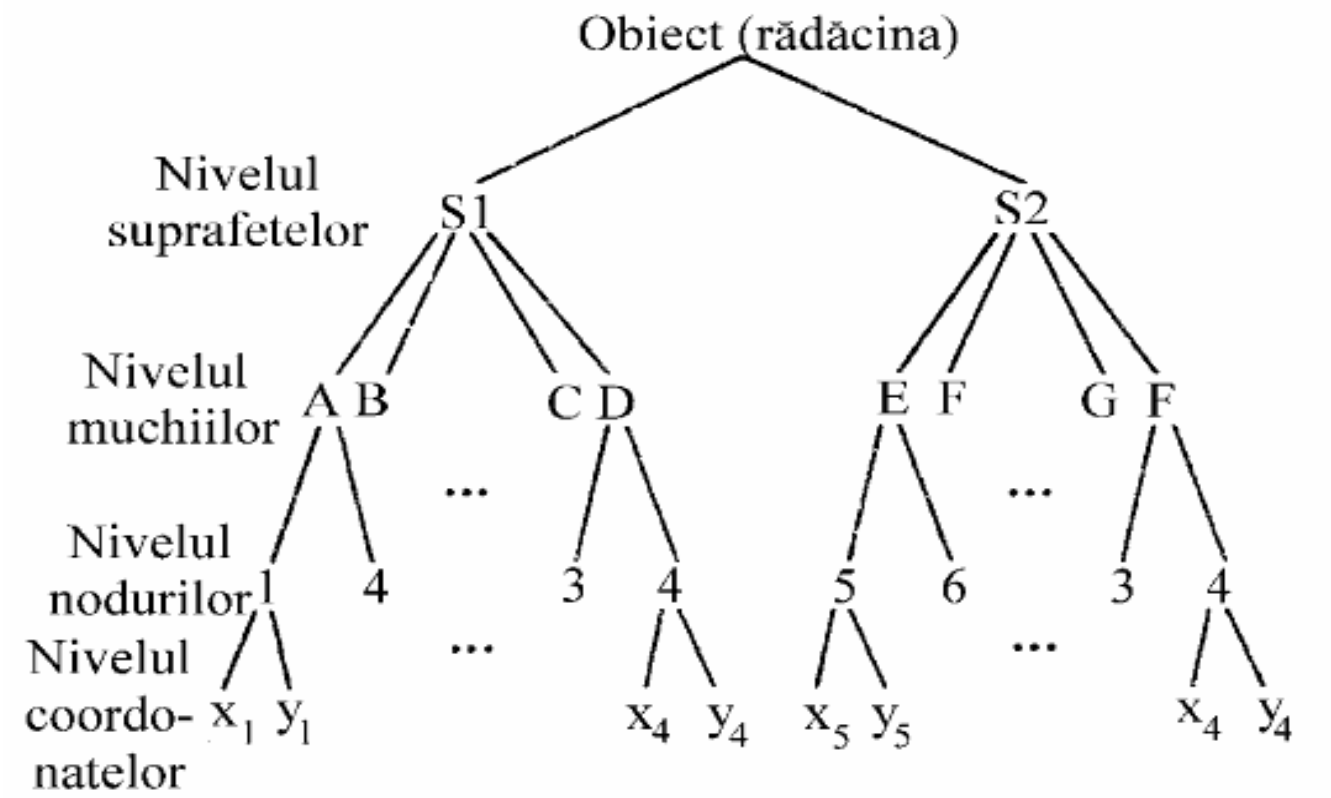


Fig. 7. Baza de date ierarhica pentru obiectul din fig.5

Bază de date în reţea - permite modelarea tuturor relaţiilor mult mai direct decât structura ierarhică – v. figura 8,

Dezavantaj = complexitatea acesteia şi dificultatea programării.

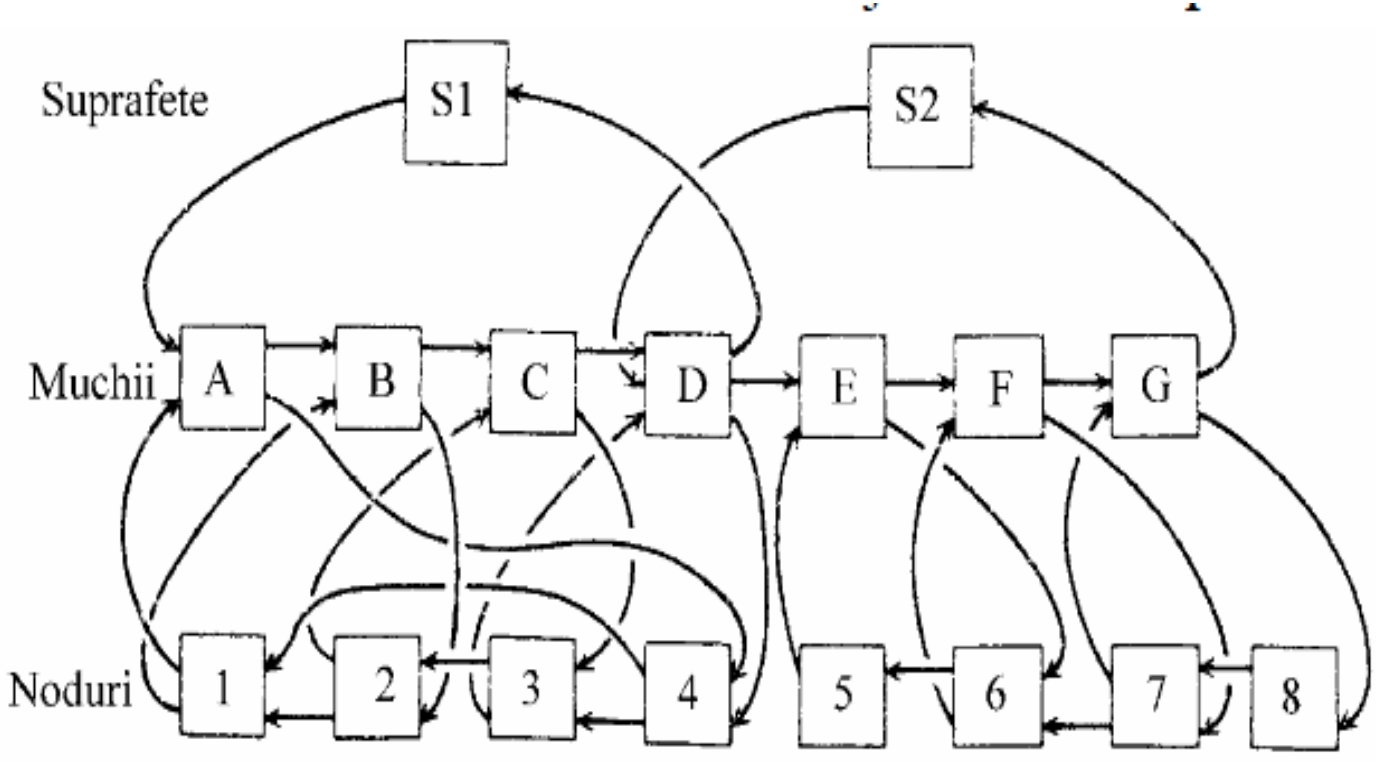


Fig. 8. Baza de date in retea a obiectului din fig.5.

Baza de date orientată pe obiecte (BDOO) - necesită operaţii de accesare şi manipulare orientate pe obiecte. Modelul orientat pe obiect trebuie să poată înmagazina toate informaţiile relevante ale acestuia.

Modelele BDOO includ relaţiile dintre entităţi, reprezentările obiectelor complexe, reprezentarea obiectelor moleculare şi date abstracte.

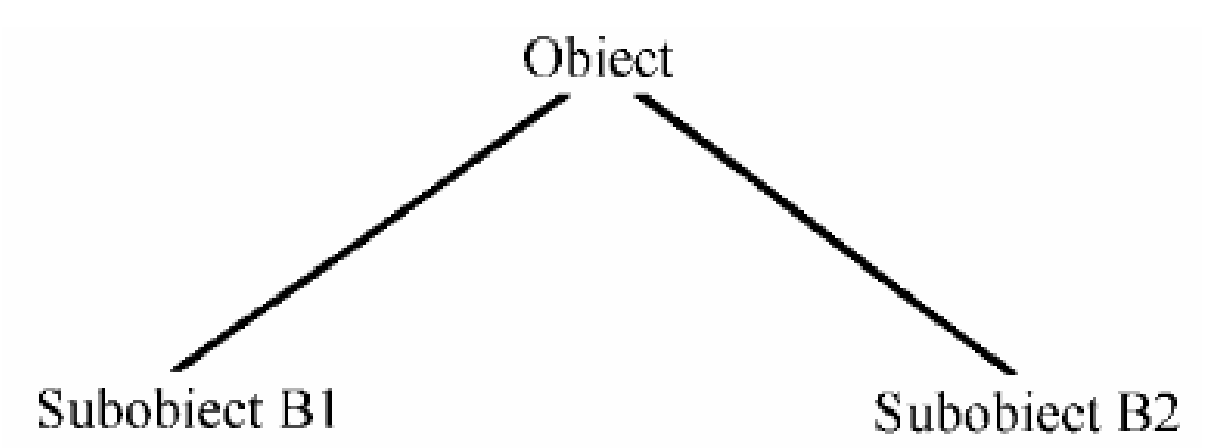


Fig. 9. Baza de date orientata a structurii din fig.5

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 4

BDOO precum si bazele de date hibride sunt ideale pentru aplicaţiile CAD/CAM.

Cerinţe şi specificaţii ale unei BD CAD/CAM:

- Sa contina aplicaţii inginereşt;
- Sa permita modificarea dinamică,
- Natura iterativă a proiectării;
- Sa ofere capacitate de stocare şi gestionarea a solutiilor de proiectare;
- Bazele de date trebuie să suporte utilizatori multipli care pot lucra simultan;
- Sa prezinte suport temporar;
- Sa prezinte secvente de proiectare;
- Sa permita acces usor.

3.5. MANAGEMENTUL BAZEI DE DATE

Sistemul de management al bazei de date (SMBD) = este un software care permite accesarea, utilizarea şi modificarea informaţiilor stocate în baza de date.

Rolul SMBD = de protectie a BD fata de abuzuriel utilizatorilor.

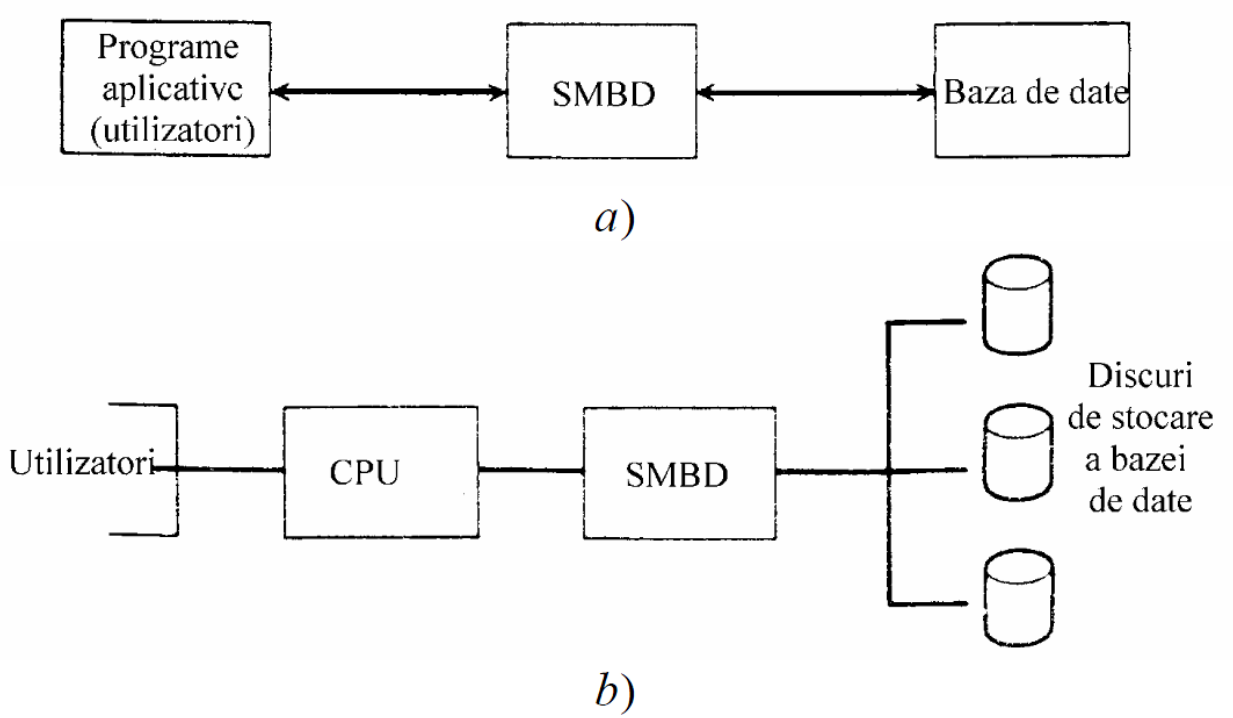


Fig.10, **Sistemul de management al bazei de date**

a) sistem de management al bazei de date;

b) conceptul de maşină al bazei de date

3.6. SISTEMUL DE COORDONATE A BAZEI DE DATE

Există trei tipuri de sisteme de coordonate necesare pentru a introduce, stoca , afisa grafica si geometria modelului:

- sistemul de coordonate de lucru – ***WCS***;
- sistemul de coordonate al modelului – ***MCS*** (sistemul de coordonate a bazei de date sau sistemul de coordonate universal);
- sistemul de coordonate al ecranului - ***SCS*** (sitemul de coordonate al dispozitivului).

MCS - este definit ca spaţiul de referinţă în funcţie de care sunt stocate toate datele modelului geometric.

Originea ***MCS*** poate fi aleasă arbitrar de către utilizator, în timp ce orientarea lui este aleasă de software

Pentru ca utilizatorul să poată comunica eficient cu baza de date a modelului, trebuie inteleasa relaţia dintre planele perpendiculare ale ***MCS*** şi vederile modelului – figura 11.

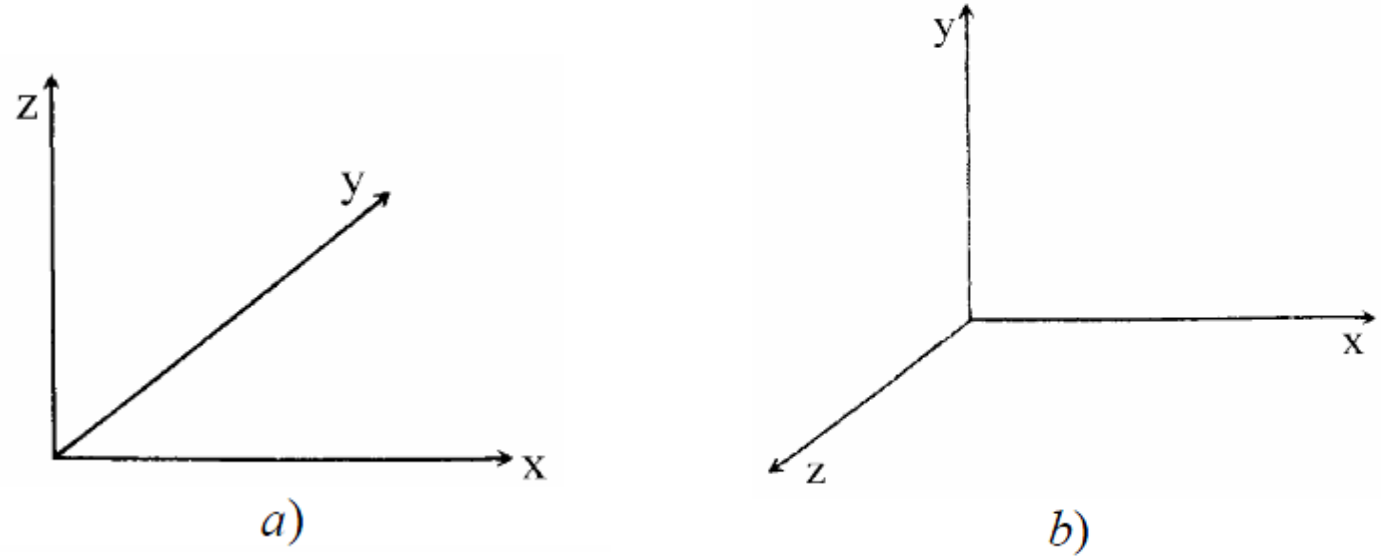


Fig. 11. Posibile orientări ale MCS în spaţiu:
a) planul XY defineşte vederea de sus a modelului;
b) *b*) planul XY defineşte vederea frontală a modelului.

Exemplu : Un model geometric care urmează a fi utilizat pentru proiectare şi fabricare - este prezentat in figura 12.

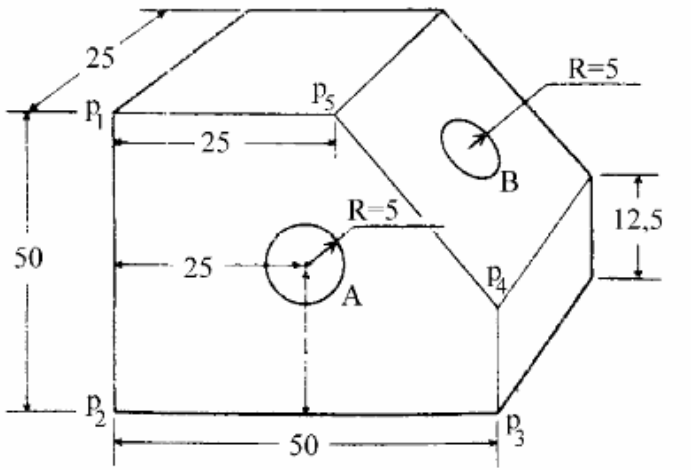


Fig. 12. Modelul geometric al unui obiect

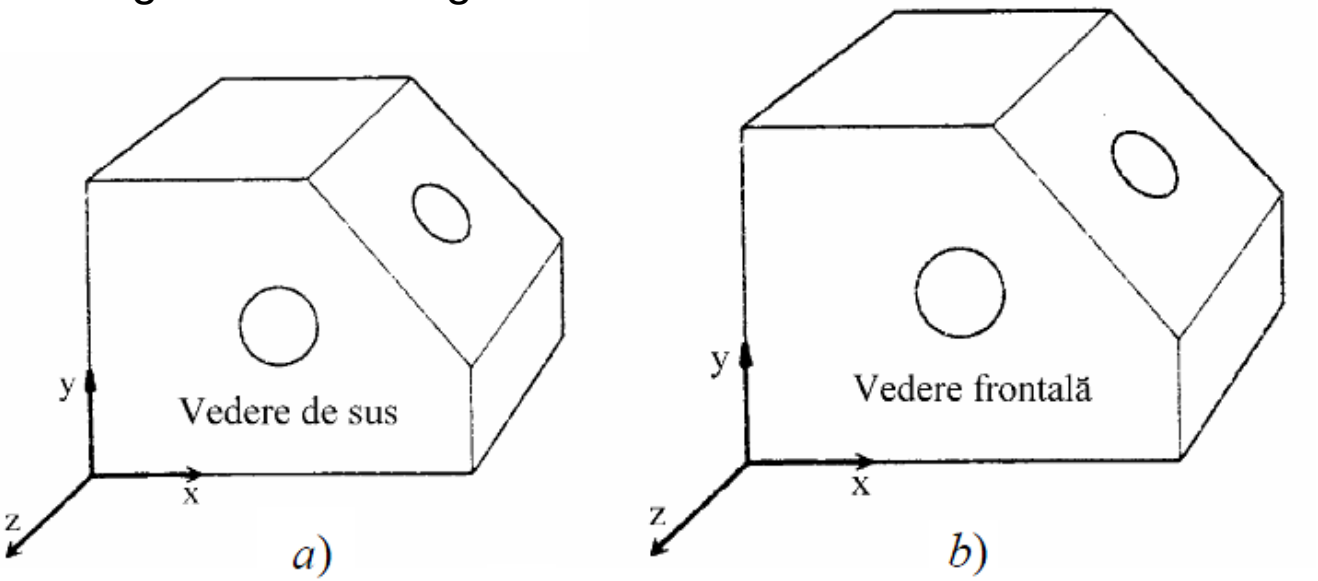


Fig. 13. Orientarea MCS-ului fata de obiect:
a) MCS in cazul figurii 11,a; b) MCS – in cazul figurii 11,b.

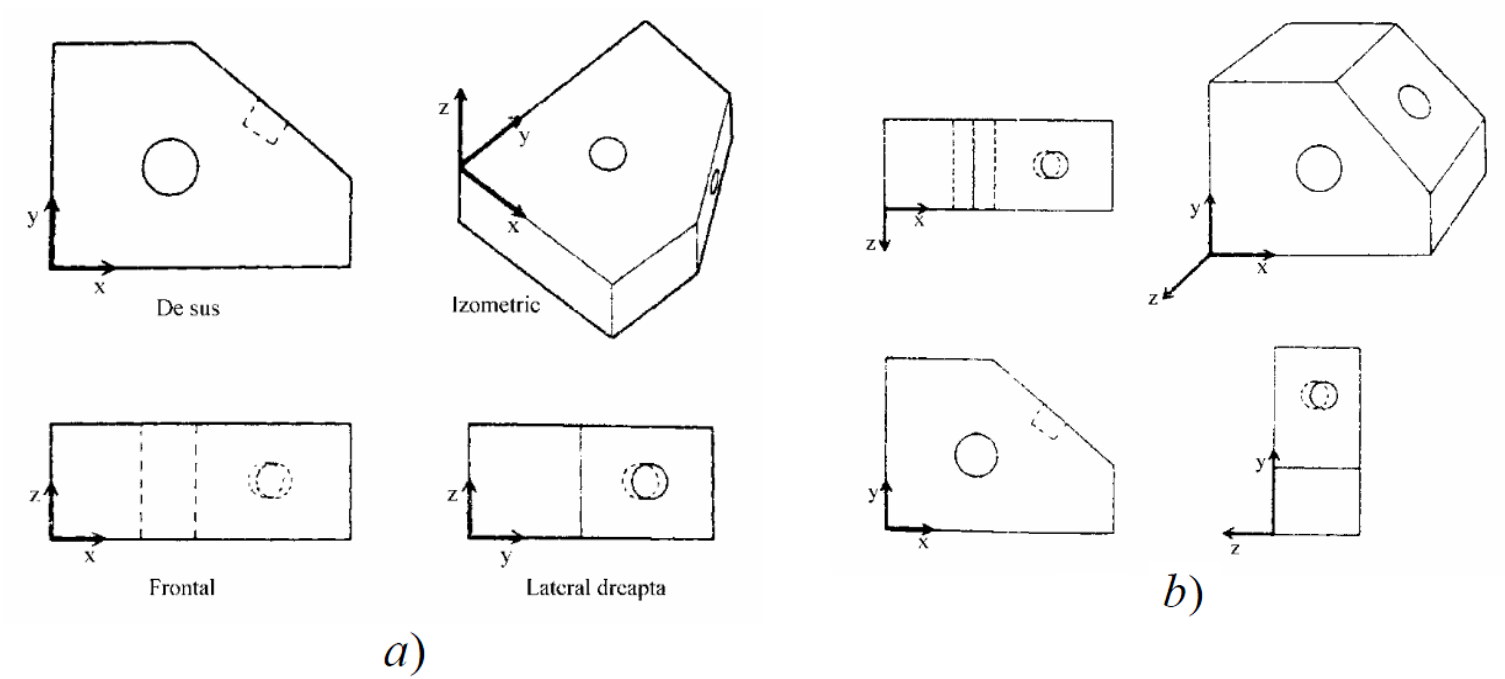


Fig. 14. **Vederi ale obiectului prezentat în figura 12**
a) utilizarea MCS în figura 12, *a* - *Proiectant I*;
b) utilizarea MCS în figura 12, *b* - *Proeictant II*

Solutie: Proiectantul care foloseşte sofware-ul corespunzător figurii 10,*a* îi este recomandat să activeze planul de construcţie care corespunde planului *XZ*, adică vederea frontală definită de software, înainte de începerea construcţiei.

3.7. INTERFATA CU UTILIZATORUL

Interfaţă cu utilizatorul = o colecţie de comenzi pe care utilizatorii le pot folosi pentru a interacţiona cu un anumit sistem CAD/CAM.

Partea de comunicare cu utilizatorul	Partea de comunicare cu baza de date

Fig. 15. **Structura generica aunei comenzi CAD/CAM**

Exemplu:
Se consideră crearea unei linii între două puncte (1, 2, 0) şi (3, 5, 0) folosind comanda "LINE„:
- LINE este considerată a fi prima parte a comenzii;
- coordonatele sunt partea bazei de date.

Figura 16 arată o structură de meniu.

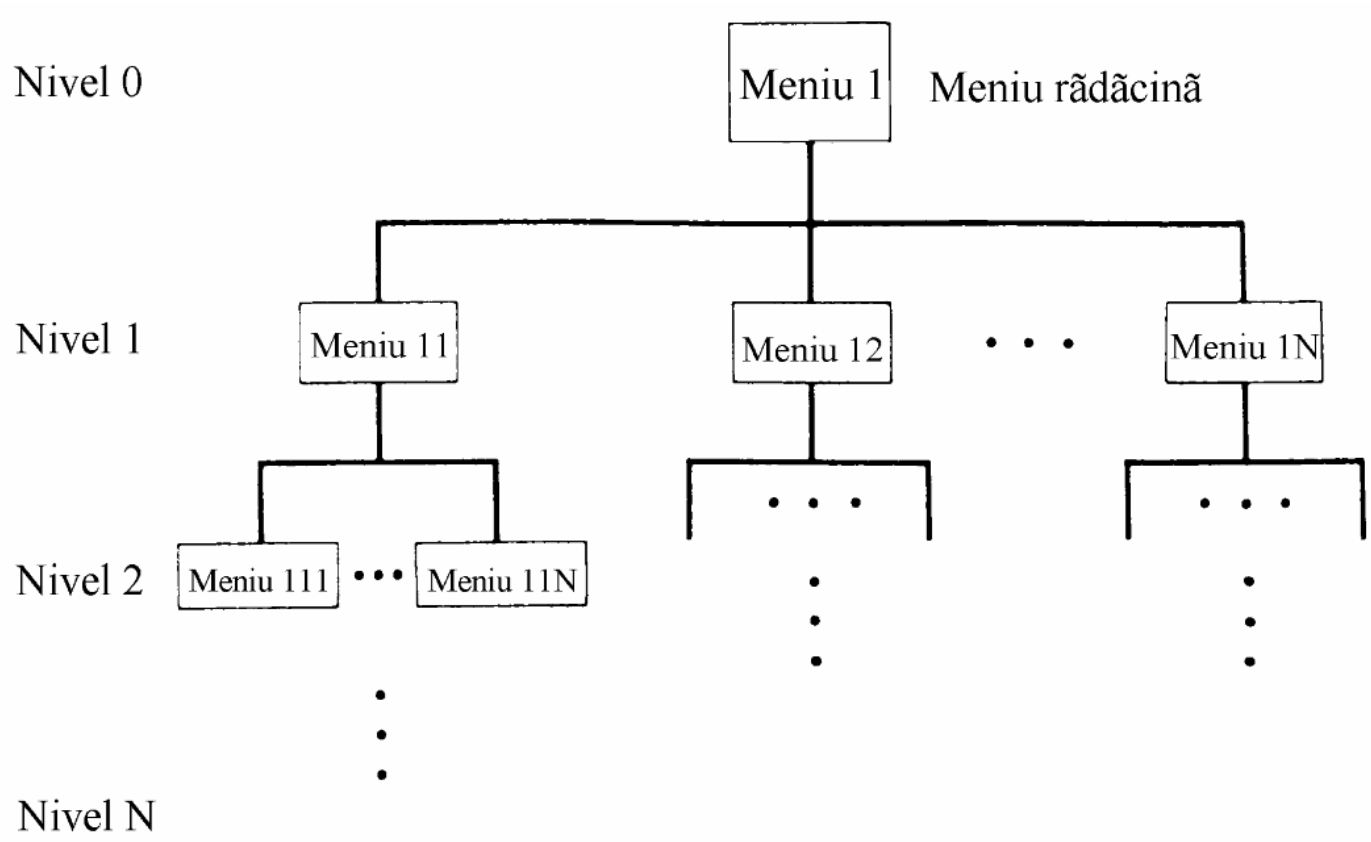


Fig. 16. **Structura tipica a unui meniu.**

3.8. MODULE SOFTWARE

3.8.1. Modulul sistemului de operare (MSO)

MSO - furnizează utilizatorilor competenţi, comenzi utilitare şi de sistem, în conturile de lucru ale acestora. Funcţiile tipice ca manipulările fişierelor (ştergere, copiere, redenumire etc.), directoarelor şi subdirectoarelor, editarea textelor, programarea şi organizarea conturilor, sunt suportate de către modulul OS.

Fişierele generate pot fi clasificate în două grupuri:

- grupul I - include toate fişierele convenţionale (fişiere text).
- grupul II - include fişierele grafice (includ modelul geometric, texturile, umbririle etc).

Într-un sistem CAD/CAM, utilizatorului îi sunt disponibile două niveluri de acces:
- nivelul OS
- nivelul grafic.

Software-ul este flexibil si furnizează, de obicei, utilizatorilor o comandă sau o procedură de a merge înainte sau înapoi între două niveluri.

3.8.2. Modulul de grafica (MG)

MG - oferă utilizatorilor funcţii variate pentru a realiza modelarea şi construcţia geometrică, editarea şi manipularea geometriei existente, documentaţia şi proiectarea Operaţiile grafice tipice pe care utilizatorii le pot activa sunt crearea modelului, curăţarea, documentarea şi plotarea – figura 17.

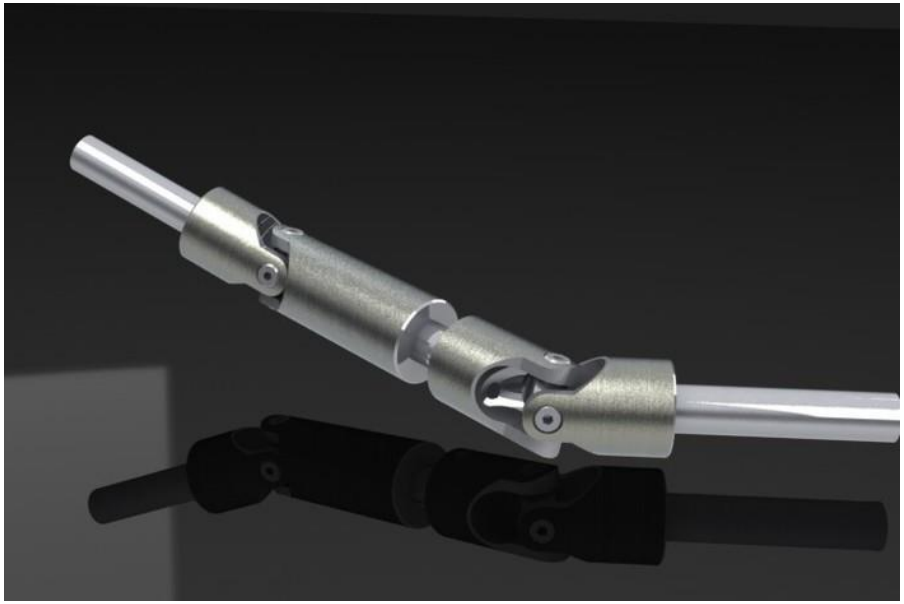


Fig. 17. **Imaginea umbrita a unui cardan.**

3.8.3. Modulul aplicatiilor (MA)

Crearea unui model geometric al unui obiect reprezintă o modalitate şi nu un scop pentru ingineri. Ţelul lor este să poată utiliza modelul pentru proiectare şi producţie. Modelul difera de la un soft la altul.

Aplicaţiile mecanice ale softurilor:

calculele proprietăţilor masice, analiza ansamblului, analiza toleranţelor, croirea tablelor, modelarea şi analiza cu elemente finite, analiza mecanismelor, tehnicile de animaţie şi simulare, analiza procesului de injecţie a maselor plastice etc. Aplicaţiile tehnologice includ planificarea procesului, programarea NC, simularea mişcărilor robotilor, tehnologia de grup –fig. 18.

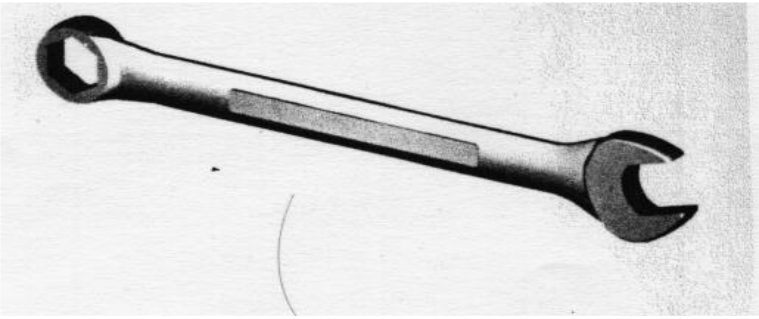


Fig. 18. **Modelul unei chei utilizate in analiza cu elemente finite.**

3.8.4. Modulul de programare (MP)

MP - oferă utilizatorilor limbaje dependente de sistem şi limbaje de programare standard.

Exemple de limbaje dependente de sistem, VARPRO2 şi CVMAC, DAL şi respectiv GRIP (Computervision, GE Calma şi McDonnell Douglas)

3.8.5. Modulul de comunicatie (MC)

MC - este foarte important pentru procesul de integrarea dintre sistemul CAD/CAM si alte sisteme de calcul şi resursele de producţie.

MC - serveşte şi pentru transferarea bazelor de date între sistemele CAD/CAM, utilizând standardele grafice, cum ar fi IGES.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC)

C6

- Modelare si vizualizare
- Documentatia software-ului
- Dezvoltarea software-ului
- Modelare geometrica
- Modelarea si reprezentarea curbelor
- Curbe conice

3.9. MODELARE SI VIZUALIZARE

Modelarea = arta abstractizării şi reprezentării unui fenomen, iar modelarea geometrică nu face excepţie de la această definiţie.

Modelarea şi simularea geometrică cu ajutorul calculatoarelor au ajuns sa înlocuiesc prototipurile şi testele reale.

Modelul geometric = o reprezentare completă a unui obiect care include şi informaţiile lui grafice şi cele care nu sunt grafice.

Moduri de reprezentare a obiectelor
- 2½D,
- 3D
- printr- o combinaţie 2½D si 3D

Obiectele 2½D sunt caracterizate de secţiuni şi grosimi transversale uniforme în direcţii perpendiculare pe planele secţiunii transversale.

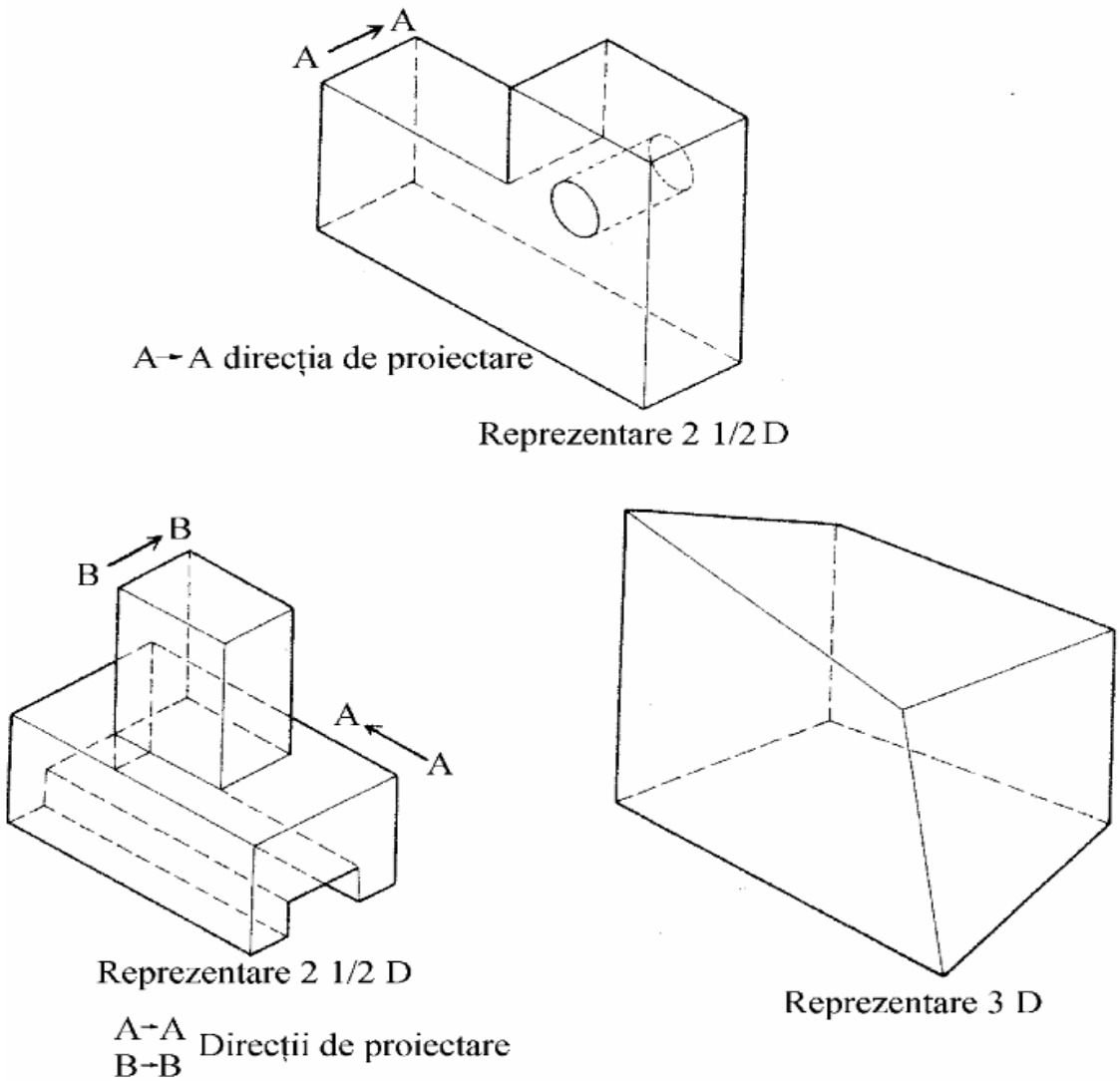


Fig. 19. **Modele 2½D si 3D**

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 4

Procedura de organizare a bazei de date pentru constructia unui obiect tridimensional real cuprinde:

- iniţierea unui model nou;
- alegerea configuraţiei ecranului;
- definirea ferestrelor configuraţiei, ca vederi ale modelului;
- selectarea planului de construcţie sau a WCS-ului.

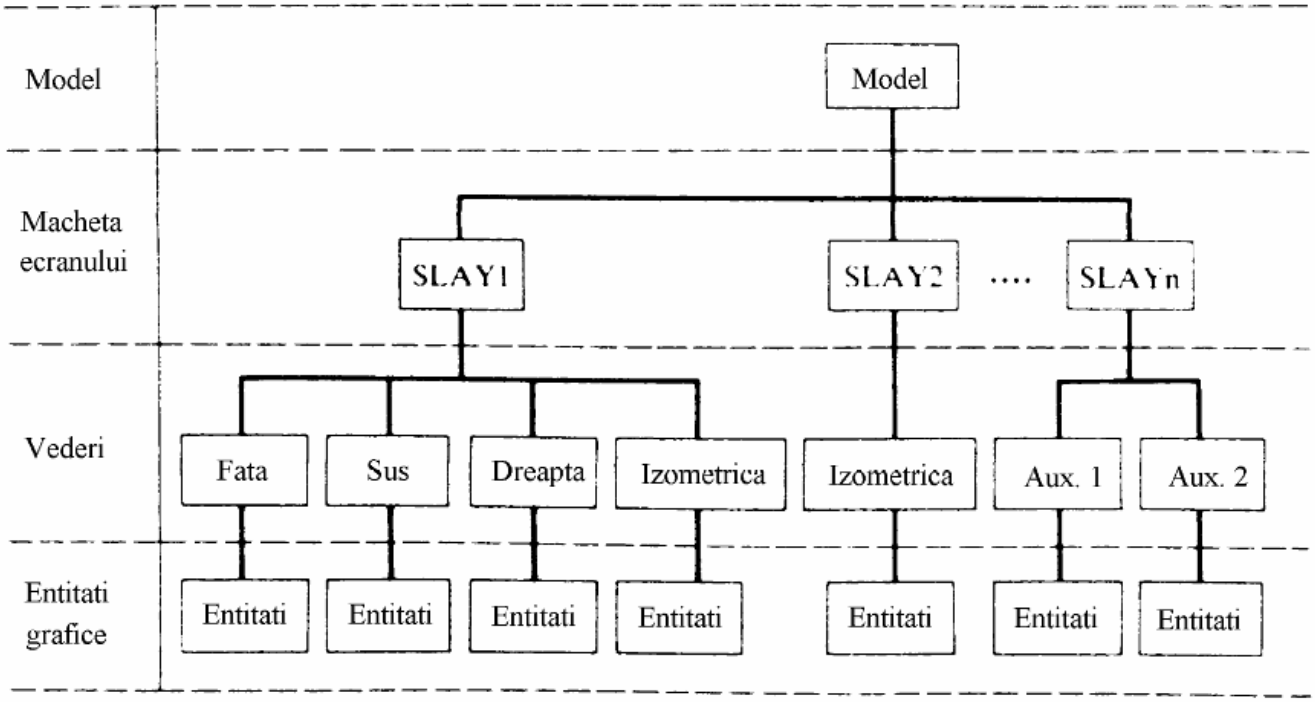


Fig. 20. **Ierarhia tipica a bazei de date a unui model geometric**

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 4

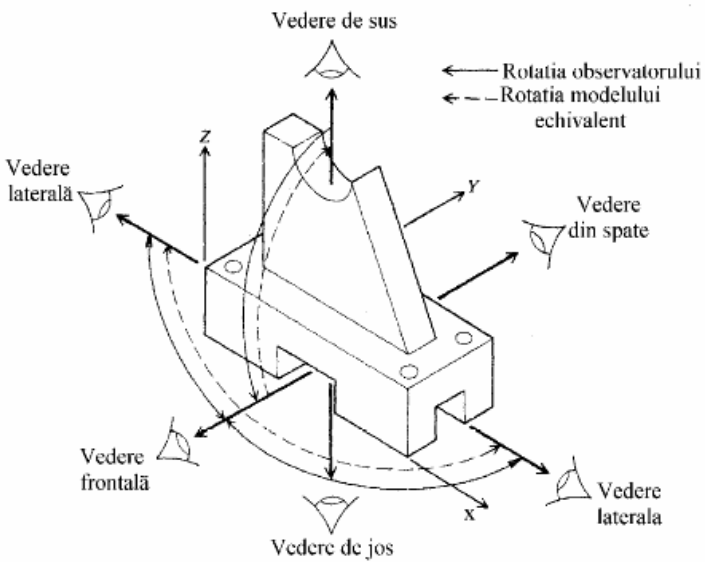


Fig. 21. **Directiile standard de proiectie**

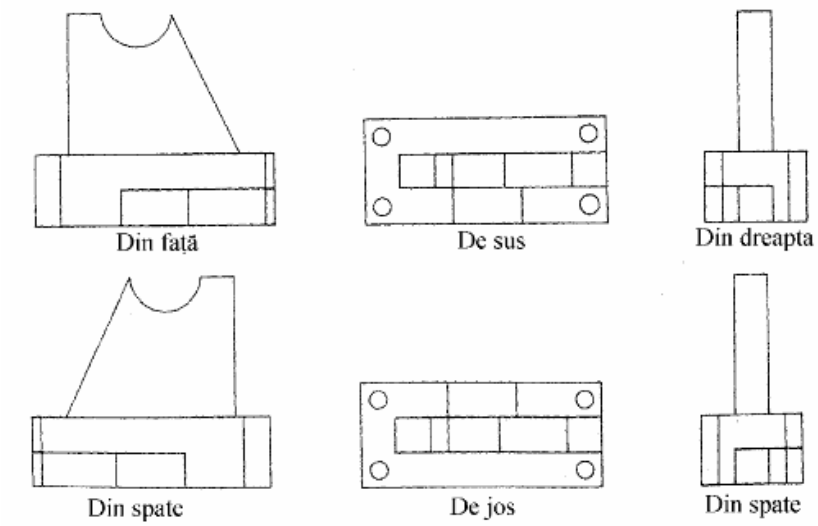


Fig. 22. **Vederile bidimensionale standard ale unui model geometric**

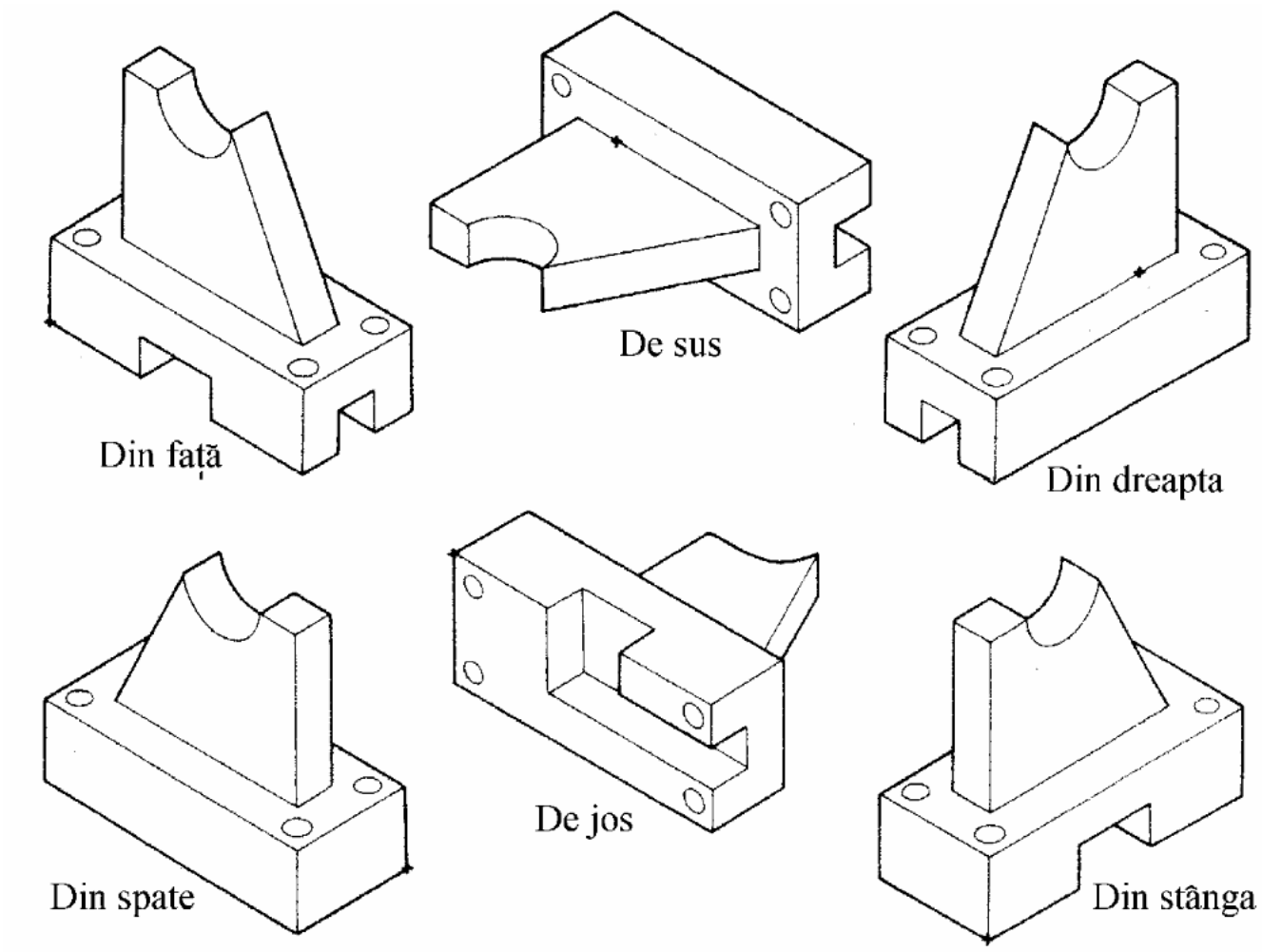


Fig. 23. **Vederile tridimensionale standard ale unui model geometric**

3.10. DOCUMENTATIA SOFTWARE-ULUI

Documentaţia reprezintă unica sursă de informare pe care o pot consulta utilizatorii, în scopul cunoaşterii posibilităţilor programului.
Se pot identifica două tipuri de documente:
- documente de tip I - descriu originea teoretică şi semantică a software-ului, numit manual de referinţă
- documente de tip II - descriu sintaxa şi interfaţa cu utilizatorul, fiind denumit ghidul utilizatorului. Documentaţia on-line şi funcţiile help furnizate de către software-ul CAD/CAM înlocuieşte, de obicei, al doilea tip de documentaţie.

3.11. DEZVOLTAREA SOFTWARE-ULUI

Software-ul CAD/CAM livrat utilizatorilor este rareori complet, astfel încât să îndeplinească toate cerinţele specifice ale utilizatorului.
Există două niveluri de dezvoltare a software-ului de către utilizatori:
- Nivelul I – se bazeaza pe interacţiunea cu utilizatorul pentru a introduce informaţii şi a codifica entităţi grafice. Nu necesită cunoştinţe despre structura BD a software-ului.
- Nivelul II - necesită modificarea şi accesarea bazei de date, motiv pentru care necesita cunoştinţe mai detaliate despre structura BD a software-ului.

4. MODELAREA GEOMETRICA

4.1. Notiuni introductive

"Modelarea geometrică" = o colecţie de metode matematice care interacţionează într-o manieră integrată, pentru a descrie forma unui obiect, sau pentru a exprima un proces fizic în termenii unui model geometric corespunzător. Această colecţie de metode include proiectarea geometrică asistată de calculator, modelarea solidă, geometria algebrică şi geometria numerică

Proiectarea geometrică asistată de calculator aplică matematica curbelor şi a suprafeţelor de modelare, utilizând în primul rând, ecuaţiile parametrice ale geometriei diferenţiale.

Modelarea solidă, cunoscută de obicei sub numele de geometrie constructivă solidă (CSG), permite combinarea formelor simple pentru a realiza modele solide complexe. CSG îşi are baza matematică în topologie, geometria algebrică şi algebra booleană.

Geometria algebrică = extinderea contemporană a geometriei analitice clasice, inclusiv geometria diferenţială.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 4

Geometria numerică = se ocupă cu elaborarea şi analiza algoritmilor geometrici şi are legături strânse cu metodele numerice, teoria calculului şi analiza complexă.

Proiectarea geometrică asistată de calculator şi geometria constructivă solidă sunt ramuri ale modelării geometrice, în timp ce geometria algebrică şi numerică se îndreaptă către alte domenii Când se construieşte modelul unui obiect, se crează un substitut – o reprezentare
.

În modelarea geometrică contemporană, forma unui obiect se defineşte printr-un set de declaraţii matematice şi relaţii logice care satisfac un set de axiome.

Axiomele sunt interpretate ca fiind afirmaţii adevărate despre model, iar proprietăţile generale care rezultă prin analiza şi evaluarea modelului, sunt reprezentative pentru însuşi obiectul modelat..

Modelarea geometrică este procesul creării afirmaţiilor despre model şi legăturilor dintre acestea.

Prin intermediul graficii pe calculator şi a capacităţii de randare, un model geometric devine baza de explorare şi evaluare a calităţilor estetice şi funcţionale ale unui obiect.

Concluzie

Modelarea geometrică, utilizeaza geometria analitică şi diferenţială, metodele vectoriale şi matriceale, calculul tensorial, topologia şi o multitudine de metode de calcul numeric, pentru a realiza descrierea complexă a unui obiect fapt care necesita puterea unui calculator.

Aplicaţii ale modelării geometrice:

- *reprezentarea unui obiect deja existent*;
- *reprezentarea ab initio*,
- randarea, se genereaza o imagine

Aceste trei categorii sunt, desigur, în strânsă legătură.

Grafica pe calculator = forţa motoare din spatele dezvoltării celei mai mari părţi din modelarea geometrică.

Analiza ştiinţifică este un domeniu aflat în permanentă schimbare, în care complexitatea modelatorilor de solide este în continuă creştere. Modelatorii de solide permit construcţia rapidă a modelelor din elemente finite.

De asemenea, modelatorii permit analiza structurală automată, statică şi dinamică, a părţilor componente supuse unei varietăţi de condiţii iniţiale. Efectele acestor solicitări sunt prezentate rapid şi corect utilizând grafica pe calculator.

Cea mai productiva aplicaţie a modelării geometrice este *fabricarea asistată de calculator.*

4.2. MODELAREA SI REPREZENTAREA CURBELOR

Curbele sunt definite ca fiind locul geometric al unui punct în mişcare, cu un singur grad de libertate.

O altă definiţie descrie curba ca fiind locul geometric al unei familii de puncte, de un singur parametru.

4.2.1. Ecuatiile intrinseci ale curbelor

O proprietate intrinsecă depinde doar de reprezentarea în discuţie şi nu de legătura ei cu un sistem de coordonate sau alt cadru de referinţă extern.

O curbă necesită două *ecuaţii intrinseci*:

- prima pentru a exprima curbura ei, ρ/1:

$$\frac{1}{\rho} = f(s)$$

- a doua pentru a exprima torsiunea ei, τ funcţie de lungimea arcului :

$$\tau = g(s) \qquad (1)$$

Ecuaţia naturală a unei curbe pune în legătură curbura ρ_1, torsiunea τ şi lungimea arcului s:

$$\tilde{f}\left(\frac{1}{\rho}, \tau, s\right) = 0\,. \qquad (2)$$

De exemplu, $\tau = 0$ este o ecuaţie naturală care caracterizează toate curbele plane, iar $1/\rho = 0$ este, de asemenea, o ecuaţie naturală care caracterizează toate liniile drepte. O ecuaţie naturală adiţională, $\bar{g}(1/\rho, \tau, s) = 0$ a unei curbe, determină şi mai mult curba..

Rezolvând cele două ecuaţii naturale $\tilde{f}(1/\rho, \tau, s) = 0$ şi $\bar{g}(1/\rho, \tau, s) = 0$ simultan pentru $1/\rho$ şi τ ca fiind funcţie de s , se obţin ecuaţiile intrinseci.

Două ecuaţii naturale determină o curbă în mod unic, cu excepţia poziţiei sale în spaţiu - v. figura 23.

Curbura, $\kappa=1/\rho$, provine din următoarea ecuaţie intrinsecă:

$$\kappa = \frac{d\theta}{ds}. \qquad (3)$$

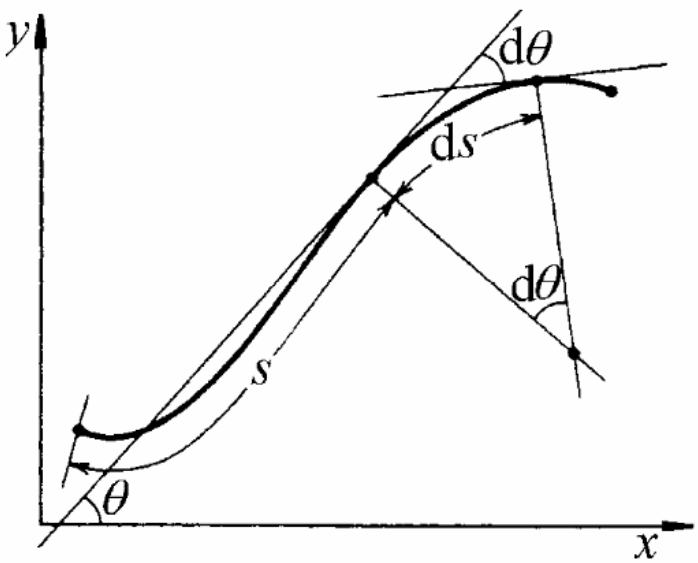


Fig. 23. **Definirea intrinseca a unei curbe**

O descriere parametrică a unei curbe în funcţie de lungimea arcului începe cu ecuaţiile
x = x(s) şi y = y(s) .
Funcţiile x(s) şi y(s) sunt date de ecuaţiile:

$$\frac{dx}{ds} = \cos\theta \text{ şi } \frac{dy}{ds} = \sin\theta . \qquad (4)$$

Prin diferentierea acestor ecuaţii si ţinând cont de s şi înlocuind κ cu $d\theta/ds$, dx/ds cu $\cos\theta$ şi dy/ds cu $\sin\theta$ se obţin ecuaţiile diferenţiale simultane:

$$\frac{d^2x}{ds^2} + \frac{\kappa(s)dy}{ds} = 0,$$
$$\frac{d^2y}{ds^2} - \frac{\kappa(s)dx}{ds} = 0. \qquad (5)$$

4.2.2. Ecuatiile implicite si explicite ale curbelor

În plan, ecuaţia explicită a unei curbe ia următoarea formă generală:

$$y = f(x). \qquad (6)$$

Sau a ecuaţiei implicite de formă generală:

$$f(x, y) = 0. \qquad (7)$$

Ecuaţiile implicite ale liniei drepte şi curbei conice sunt:

$$Ax + By + C = 0$$
$$Ax^2 + 2Bxy + Cy^2 + Dx + Ey + F = 0$$

Următoarele condiţii determină simetriile posibile ale unei curbe plane:

- dacă $f(x,y) = \pm f(-x,-y)$, curba este simetrică faţă de origine (sau alt punct, dat de o altă transformare); Ex: un cerc: $x^2 + y^2 = r^2$
- dacă $f(x,y) = \pm f(x,-y)$, curba este simetrică faţă de axa x; Ex: parabola $x = y^2$
- dacă $f(x,y) = \pm f(-x,y)$, curba este simetrică faţă de axa y ; Ex: parabola $y = x^2$
- dacă $f(x,y) = \pm f(y,x)$, curba este simetrică faţă de linia $x=y$; Ex hiperbola $xy=k^2$
- dacă $f(x,y) = \pm f(-y,-x)$, curba este simetrică faţă de linia $x=-y$; Ex: hiperbola $xy=-k^2$

4.2.3. Ecuatiile implicite si explicite ale curbelor

În mod obişnuit, funcţiile explicite cum ar fi $y = f(x)$, nu pot reprezenta majoritatea formelor utilizate în modelarea geometrică.

Din aceste cauze, şi multe altele legate de uşurinţa de programare şi calculabilitate, modalitatea preferată de reprezentare a formelor în modelarea geometrică este cea cu ecuaţii parametrice. De exemplu, o curbă bidimensională este definită nu de o singură funcţie obişnuită, cum ar fi $y = f(x)$, ci de un set de două funcţii $x=x(u)$, $y = y(u)$ de parametru u .

Pentru o curbă spaţială, se poate scrie

$$p(u) = [x(u) \quad y(u) \quad z(u)] \qquad (8)$$

şi prin simplă extensie, pentru o suprafaţă, rezultă:

$$p(u,w) = [x(u,w) \quad y(u,w) \quad z(u,w)]. \qquad (9)$$

Ecuatiile parametrice descriu cel mai bine felul în care sunt desenate curbele de către un ploter sau de către dispay-urile grafice – prin functii parametrice care controleaza servosistemul ploterului sua sistemul de deflexie al fasciculului de electroni al tubului catodic, făcând ca dispozitivul de scriere sau fasciculul de electroni să se deplaseze pe curba dată.

Punctul este elementul de bază al geometriei parametrice şi al modelării geometrice. El reprezintă un set ordonat de numere reale, ale căror coordonate naturale definesc poziţia într-un spaţiu euclidian tridimensional.

Un segment de curbă este o colecţie mărginită de puncte, ale căror coordonate sunt date de polinoame continue, de un singur parametru, de forma:

$$x = x(u);\ y=y(u);\ z=z(u) \qquad (10)$$

Unde u є [0,1], iar sensul pozitiv al curbei este directia in care u creste.

Coordonatele oricarui punct pe o curbă parametrică pot fi tratate ca fiind componentele unui vector $p\ (u)$ – v. fig 24.

Vectorul $p\ (u)$ este vectorul punctului $x\ (u)$, $y(u)$, $z(u)$ iar $p(u)$ este vectorul tangent la curbă în acel punct, obţinut prin diferenţierea lui $p^u(u)$:

$$p(u) = \frac{dp(u)}{du} \qquad (11)$$

Vectorii componenţi ai lui $p^u(u)$ sunt:

$$x^u = \frac{dx(u)}{du}; \qquad y^u = \frac{dy(u)}{du}; \qquad z^u = \frac{dz(u)}{du} \qquad (12)$$

si reprezinta derivatele parametrice.

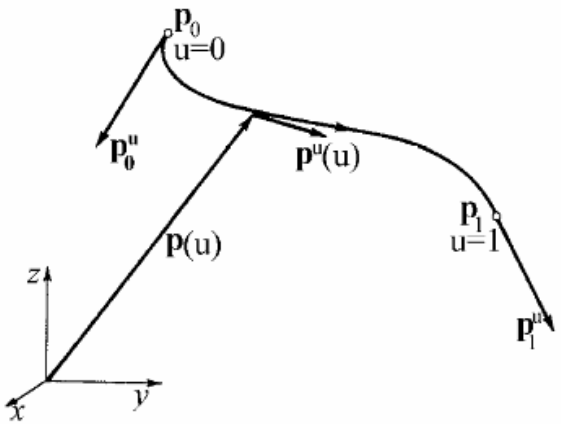


Fig. 24. **Elementele unei curbe parametrice**

Relaţia dintre derivatele parametrice şi derivatele obişnuite ale spaţiului cartezian este

$$\frac{dy}{dx} = \frac{dy/du}{dx/du}$$

Similar se obtine pentru dy/dz si dz/dx.

BAZELE PROIECTARII TEHNOLOGICE ASISTATE DE CALCULATOR (BPTAC) – CURS 4

Spaţiul modelului = spaţiul tridimensional definit de coordonatele carteziene x, y, z în care un model geometric este dezvoltat şi exprimat în totalitate.

Spaţiul parametric al unei curbe = reprezintă un set de trei spaţii tridimensionale definite de (x,u), (y,u), şi (z,u). Orice curbă parametrică poate fi descompusă în trei componente în spaţiul parametric.

Avantaje ale utilizarii ecuatiilor parametrice:

- permit separarea variabilelor şi calculul direct al coordonatelor punctului;
- sunt uşor să fie exprimate ecuaţii parametrice ca vectori;
- fiecare variabilă este tratată la fel;
- sunt mai multe grade de libertate pentru a controla forma curbei;
- transformarea poate fi realizată direct;
- adaptează toate pantele fără întreruperea calculului;
- scalarea dimensiunilor este directă fără să afecteze reprezentarea iniţială;
- curbele pe care le definesc sunt inerent mărginite atunci când parametrul este limitat într-un interval finit specificat;
- aceeaşi curbă poate fi deseori reprezentată prin parametrizări diferite.

4.3. CURBE CONICE

O curbă conică este definită de o ecuaţie implicită de gradul doi. În consecinţă, orice ecuaţie de ordinul doi defineşte un con. Forma standard este:

$$Ax^2 + 2Bxy + Cy^2 + 2Dx + 2Ey + F = 0\,. \qquad (13)$$

În formă matriceală, această ecuaţie devine:

$$\mathbf{PQP}^T = 0\,, \qquad (14)$$

unde:

$$\mathbf{Q} = \begin{bmatrix} A & B & D \\ B & C & E \\ D & E & F \end{bmatrix} \qquad (15)$$

si

$$\mathbf{P} = \begin{bmatrix} x & y & 1 \end{bmatrix}, \qquad (16)$$

Anumite caracteristici ale ecuaţiei conice sunt invariante în transformările de translaţie şi rotaţie. Valorile lui k şi Q indică tipul curbei conice.

Formele parametrice obişnuite ale curbelor conice sunt:

- parabola:

$$x = au^2;$$
$$y = 2au,$$

- Hiperbola:

$$x = a\sec u; \qquad u \in [-\pi, \pi],$$
$$y = b\tan u;$$

- Elipsa:

$$x = a\cos u; \qquad u \in [-\pi, \pi].$$
$$y = b\sin u;$$

Tabelul 1 clasifică curbele conice folosind aceste caracteristici.

Tabelul 1 Caracteristicile curbelor conice

k	$\lvert Q \rvert$	Alte condiții	Tip
0	$\neq 0$		Parabolă
0	0	$C \neq 0, E^2 - CF > 0$	Două linii paralele reale
0	0	$C \neq 0, E^2 - CF = 0$	Două linii confundate
0	0	$C \neq 0, E^2 - CF < 0$	Două linii paralele imaginare
0	0	$C = B = 0, D^2 - AF > 0$	Două linii paralele reale
0	0	$C = B = 0, D^2 - AF = 0$	Două linii confundate
0	0	$C = B = 0, D^2 - AF < 0$	Două linii paralele imaginare
< 0	0		Elipsă punctuală
< 0	$\neq 0$	$-C\lvert Q \rvert > 0$	Elipsă reală
< 0	$\neq 0$	$-C\lvert Q \rvert < 0$	Elipsă imaginară
< 0	$\neq 0$		Hiperbolă
< 0	0		Două linii concurente

Exprimarea coeficienţilor algebrici în funcţie de condiţiile pe frontieră duce direct la o formă geometrică mai convenabilă. Funcţiile Hermite fundamentale apar ca nişte conexiuni matematice între formularea algebrică şi cea geometrică.

Luchian ZAHARIA

Sisteme de măsurare computerizate pentru achiziția de date

Iaşi 2005

Motto:

„Calculatoarele electronice nu sunt supraomeneşti. Ele se strică şi fac greşeli –uneori periculoase. Nu au nimic magic şi cu siguranţă nu sunt spirite sau suflete din mediul înconjurător. Cu aceste rezerve ele rămân însă una din cele mai uluitoare şi tulburătoare realizări ale omului, pentru că ne sporeşte capacitatea intelectuală..... şi nu ştim unde ne vor duce până la urmă propriile noastre minţi.”

A. Toffler

Prefață

Omenirea se află astăzi în etapa celei de-a doua revoluții industriale, în care informația şi calculatoarele electronice joacă un rol esențial. Dacă prima revoluție industrială a însemnat transferul forței fizice şi îndemânării omului către maşină, ce-a de-a doua revoluție industrială implică transferul inteligenței umane către maşină prin intermediul calculatorului.

Până la apariția microprocesoarelor, prelucrarea informațiilor legate de măsurări se făcea exclusiv în exteriorul aparatului de măsurat de către operatorul uman. In ultimul timp, răspândirea şi perfecționarea continuă a calculatoarelor a obligat marile firme producătoare de sisteme de măsurare să realizeze produse care să utilizeze PC-urile pentru:

- achiziția de date din procesele industriale;
- supravegherea şi reglarea unor parametri;
- realizarea unor mijloace de măsurare mai precise etc.

In această nouă concepție, instrumentul de măsură comunică cu PC-ul prin intermediul unei interfețe. Utilizarea calculatorului în procesul de măsurare permite înlocuirea instrumentului de măsurare cu o simplă cartelă de achiziție a datelor, care poate fi comandată de la tastatura calculatorului iar rezultatele măsurătorilor pot fi vizualizate pe monitor sub formă numerică sau grafică. Aceste schimbări fundamentale în achiziția şi analiza datelor au apărut ca urmare a prelucrării de către calculator a datelor primare. Astăzi instrumentele de măsurare au încorporate în interiorul lor un microprocesor astfel încât acțiunile operatorului sau ale calculatorului exterior sunt prelucrate parțial sau total de mijlocul de măsurare, acesta comportându-se ca un instrument de măsurare inteligent.

Aceste noi concepții conduc la tendința de a transla procesul de măsurare din mediul său tradițional – laboratorul de cercetare – în domeniul industrial, unde asigură controlul calității produselor, supravegherea desfăşurării corecte a proceselor industriale, comanda operațiilor de reglare, creşterea siguranței în funcționare etc.

Perfecționarea mijloacelor de măsurare a permis noi descoperiri în ştiință şi tehnică. Progresul ştiințific s-a reflectat în mod direct asupra realizării unor mijloace de măsurare mai exacte, mai rapide, mai flexibile. Astfel, ca o reacție în lanț, dezvoltarea măsurărilor şi progresul tehnic s-au stimulat reciproc în beneficiul civilizației umane.

In domeniul Ştiinței şi procesării materialelor, achiziția de date şi-a găsit multe aplicații, de la analiza unor parametri din procesele de deformare plastică, turnare, sudare, tratamente termice etc. până la achiziția şi prelucrarea de imagini în metalografie.

Acest curs este destinat studenților de la masterat care vor să se specializeze în tehnicile moderne de analiză experimentală din domeniul Ştiinței materialelor şi a fost conceput astfel încât să-i familiarizeze cu noțiunile de bază necesare achiziției de date cu ajutorul calculatorului personal. S-a insistat asupra prezentării mai detaliate a structurii unui sistem computerizat de achiziții de date, cu scopul înțelegerii rolului componentelor şi modulelor acestuia. Prin aceasta s-a urmărit pe de o parte însuşirea mai uşoară a programelor complexe cu care se lucrează iar pe de altă parte alegerea corectă a echipamentelor necesare unui sistem computerizat pentru achiziții de date.

Autorul aduce şi pe această cale mulțumiri d-lui Prof.dr.ing. Ion Hopulele, referent ştiințific al acestei lucrări, pentru ajutorul acordat la elucidarea unor aspecte legate de rolul unor componente electronice în sistemele de achiziții de date.

Cuprins

Prefață
Cuprins
Introducere

1. NOȚIUNI PRIVIND PRELEVAREA DATELOR
1.1. Procesul de măsurare
1.2. Sisteme de unități. Sistemul Internațional
1.3. Erori de măsurare
1.3.1. Valorile unei mărimi
1.3.2. Clasificarea erorilor de măsurare
1.4. Precizia instrumentelor de măsură. Clase de precizie
1.5. Tipuri de măsurări
1.6. Tehnici numerice de măsurare

2. SISTEME DE MĂSURARE
2.1. Clasificarea sistemelor de măsurare
2.2. Sisteme de măsurare computerizate
2.2.1. Sisteme de instrumentație
2.2.2. Sisteme de control
2.2.3. Clasificarea sistemelor de măsurare computerizate

3. REPREZENTAREA DATELOR ÎN SISTEMELE DE MĂSURARE COMPUTERIZATE
3.1. Sisteme de numerație
3.2. Conversia datelor
3.2.1. Conversia din zecimal în binar
3.2.2. Conversia din binar în zecimal
3.2.3. Conversia sistemelor de numerație în calculatoarele electronice
3.3. Operații efectuate de calculatoarele electronice
3.4. Coduri de reprezentare internă a datelor
3.4.1. Coduri numerice
3.4.2. Coduri alfanumerice
3.5. Informația digitală
3.5.1. Avantajele informației digitale
3.5.2. Codificarea informației

4. SEMNALE UTILIZATE IN SISTEMELE DE MĂSURARE COMPUTERIZATE
4.1. Tipuri de semnale
4.2. Reprezentarea semnalelor prin modele matematice
4.2.1. Reprezentarea semnalelor analogice prin modele matematice
4.2.1.1. Transformata Fourier
4.2.1.2. Funcția de densitate spectrală
4.2.1.3. Distribuții, funcții singulare şi utilizarea lor în analiza semnalelor
4.2.1.4. Convoluția semnalelor analogice
4.2.1.5. Ferestre de timp

4.2.2. Reprezentarea semnalelor numerice prin modele matematice
4.3. Prelucrarea semnalelor
4.3.1. Aspecte generale privind prelucrarea semnalelor
4.3.2. Digitizarea semnalelor
4.3.2.1. Eşantionarea
4.3.2.2. Cuantizarea

5. STRUCTURA SISTEMELOR DE MĂSURARE COMPUTERIZATE

5.1. Structura generală a unui sistem de măsurare computerizat
5.1.1. Sisteme de achiziţii de date
5.2.2. Sisteme de generare de date
5.2. Componentele principale ale sistemelor de măsurare computerizate
A. Traductoare
A.1.Rolul traductoarelor în sistemele de măsurare computerizate
A.2. Caracteristicile şi performanţele generale ale traductoarelor
A.2.1. Caracteristicile metrologice în regim static
A.2.2. Caracteristicile metrologice în regim dinamic
A.2.3. Caracteristicile constructive
A.3. Clasificarea traductoarelor
A.4. Traductoare de temperatură
A.4.1. Termorezistoare metalice
A.4.2. Termistoare
A.4.3. Termometre cu cuarţ
A.4.4. Termocupluri
A.4.5. Pirometre de radiaţie
A.5. Traductoare de forţă
A.5.1. Traductoare de forţă electrice rezistive
A.5.2. Traductoare de forţă electrice capacitive
A.5.3. Traductoare de forţă electrice inductive
A.5.4. Traductoare de forţă piezoelectrice
A.6. Traductoare de moment
A.6.1. Traductoare de moment tensometrice
A.6.2. Traductoare de moment capacitive
A.7. Traductoare de deplasare
A.7.1. Traductoare de deplasare rezistive
A.7.2. Traductoare de deplasare inductive
A.7.3. Traductoare de deplasare capacitive
B. Condiţionere de semnal
B.1. Rolul condiţionerelor de semnal
B.2. Funcţiunile condiţionerelor de semnal
B.3. Tipuri de condiţionere de semnal
C. Plăci de achiziţii de date
C.1. Funcţii şi criterii de performanţă
C.2. Structura plăcilor de achiziţii de date
C.3. Componentele principale ale plăcilor de achiziţii de date
C.3.1 Multiplexorul
C.3.2. Amplificatorul programabil
C.3.3. Circuite de eşantionare-memorare

C.3.4. Convertoare

C.3.4.1. Generalități privind conversia analog-numerică şi numeric-analogică

C.3.4.2. Caracteristicile convertoarelor

C.3.4.3. Erorile convertoarelor

C.3.4.4. Convertoare analog - numerice (CAN)

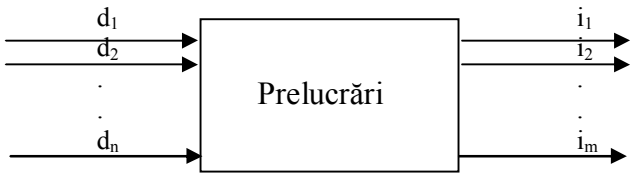
C.3.4.5. Convertoare numeric – analogice (CNA)

C.4. Alegerea unei plăci de achiziții de date

Introducere

Toate ştiinţele operează cu informaţii, ca elemente ale cunoaşterii senzoriale sau raţionale. Pentru a putea fi percepute informaţiile trebuie exprimate într-o formă concretă. Datele pot fi considerate „materia primă" pentru informaţii. Ele reprezintă informaţii potenţiale întrucât prin prelucrarea lor se obţin informaţiile pe care le percepem (ştiri, imagini, semnale etc.).

In informatică, prin *dată* se înţelege un model de prezentare a informaţiei, accesibil unui anumit procesor (om, unitate centrală, program etc.), model cu care se poate opera pentru a obţine noi informaţii despre fenomene, procese şi obiecte din lumea reală. Schematic, relaţia dintre date şi informaţii se poate reprezenta astfel:



$d_1, d_2 ..... d_n$ - date
$i_1, i_2 ..... i_m$- informaţii

Datele sunt utilizate pentru:

- transmiterea informaţiilor între oameni;
- păstrarea informaţiilor pentru viitoare utilizări;
- obţinerea de noi informaţii prin prelucrări.

Pentru a fi utilizate, datele trebuie mai întâi prelevate (culese), operaţie care este cunoscută sub numele de *achiziţia de date*.

Computer Dictionary editat de Microsoft Press, defineşte noţiunea de achiziţie de date astfel: *„Procesul de obţinere a datelor de la o sursă, de regulă exterioară sistemului, prin detectare electronică, prin introducerea datelor de la terminale sau de pe medii magnetice"*.

La noi în ţară „Achiziţia de date" se referă mai ales la domeniul tehnic şi constă în măsurarea unor mărimi pe cale electronică, urmată de prelucrarea acestora [1].

Achiziţia de date este întâlnită astăzi în tot mai multe domenii:

- *în industrie* – la calculatoarele de proces care supraveghează şi reglează instalaţii tehnologice;
- *în comunicaţii* – pentru supravegherea liniilor de comunicaţie;
- *în cercetarea ştiinţifică* – pentru măsurarea şi prelucrarea unei game extrem de vaste de mărimi electrice şi neelectrice;
- *în transporturi* – la calculatoarele de bord ce echipează automobilele moderne etc.

Se poate spune că prin utilizarea achiziţiei de date la automobile, aceasta a pătruns în viaţa noastră de zi cu zi, astfel încât se impune o cunoaştere, fie şi sumară, a problemelor tipice acestui domeniu.

Un sistem de achiziţie de date trebuie să poată executa trei funcţii fundamentale:

☞ Convertirea fenomenului fizic într-un semnal (de cele mai multe ori electric) care poate fi măsurat;

☞ Măsurarea semnalelor generate de senzori sau traductori în scopul extragerii informaţiei;

☞ Analiza datelor şi prezentarea lor într-o formă utilizabilă.

Cele mai multe din sistemele moderne de măsurare utilizează un calculator personal pe post de controler, care are înglobat în interiorul său o placă de achiziție a datelor, cu rolul de a prelucra semnalele transmise de traductori.
Pentru a realiza cele trei funcții, un sistem computerizat de măsurare pentru achiziția de date trebuie să aibă în structura sa următoarele componente:

- *traductori* care convertesc fenomenul fizic într-un semnal electric;
- *dispozitive de adaptare a semnalului* pentru filtrarea şi/sau amplificarea semnalului provenit de la traductori;
- *o placă de achiziție date* care poate include multiplexoare, circuite de eşantionare-memorare, convertoare analog-numerice şi numeric–analogice;
- *un sistem de calcul*;
- *soft specializat pentru achiziția de date*.

1. NOȚIUNI PRIVIND PRELEVAREA DATELOR

1.1. Procesul de măsurare

In domeniul tehnic achiziția de date are două etape importante: măsurarea unor mărimi şi prelucrarea rezultatelor obținute în urma măsurării. Acest capitol prezintă unele noțiuni legate de procesul de măsurare.

A măsura înseamnă a compara o mărime necunoscută (x) cu o alta de aceeaşi natură, luată drept unitate (u), folosind relația [2]:

$$x = n \cdot u \qquad (1.1)$$

x – mărimea de măsurat
n – valoarea numerică a mărimii de măsurat
u – unitatea de măsură

Orice proces de măsurare conține patru elemente [4]:

- mărimea de măsurat
- aparatul de măsură
- metoda de măsurare
- etalonul

Prin ***mărime*** se înțelege o proprietate măsurabilă a unui corp sau fenomen fizic. Pentru a putea efectua o măsurare trebuie ca mărimea fizică să fie ordonabilă şi să se poată stabili o corespondență biunivocă între mulțimea valorilor mărimii respective şi mulțimea numerelor reale. Rezultatul unei măsurători este un număr care împreună cu unitatea de măsură caracterizează mărimea de măsurat.

Aparatul de măsură este instrumentul prin intermediul căruia este vizualizată mărimea de măsurat. Indicatorul aparatului de măsură arată valoarea n iar aceasta este percepută de un operator uman sau automat şi utilizată practic. Rolul aparatului de măsură în procesul de măsurare este arătat în schema din Fig.1.1.

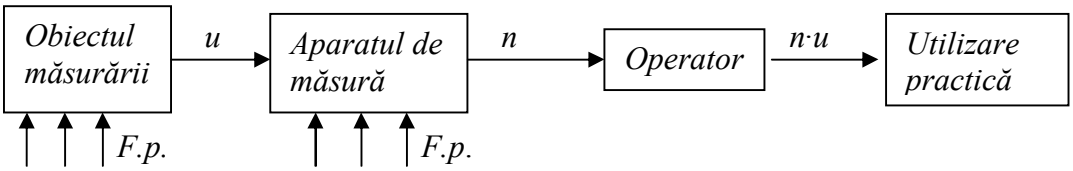


Fig.1.1: Locul aparatului de măsură într-un proces de măsurare

Atunci când mărimea de măsurat este o mărime neelectrică (de ex. temperatura), între obiectul măsurării şi aparatul de măsură se interpune un dispozitiv numit *traductor*, care are rolul de a converti mărimea fizică într-o mărime electrică(de ex. o tensiune electromotoare). Schema bloc a unui proces de măsurare cu traductor este arătată în Fig.1.2.

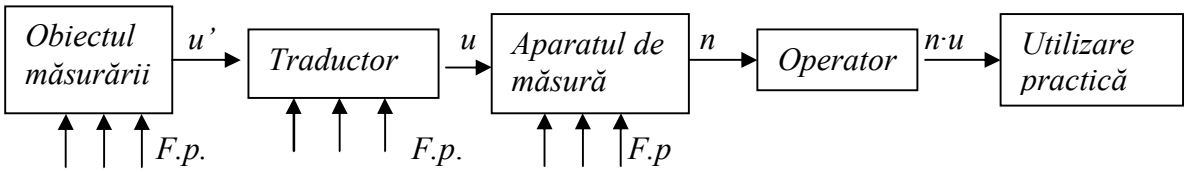


Fig.1.2: Locul traductorului într-un proces de măsurare

Metoda de măsurare reprezintă modalitatea în care se desfăşoară procesul de măsurare. Măsurările pot fi *directe* atunci când rezultatul se obţine cu rel.(1.1) sau *indirecte*, atunci când mărimea este definită de relaţia:

$$x = f(a,b,c...) \qquad (1.2)$$

în care a,b,c....sunt mărimi măsurabile direct cu rel.(1.1).

Deoarece aparatele care dau mărimile a,b,c.... pot fi montate în mai multe moduri a apărut necesitatea unor *metode de măsurare* care au condus la rândul lor la apariţia unor noi aparate care se bazează pe metodele respective. In prezent se constată tendinţa de materializare a unor metode de măsurare în instalaţii complexe, care includ şi tehnici de prelucrare electronică a datelor, cunoscute sub numele de *sisteme de măsurare*. Dintre acestea se remarcă *sistemele de măsurare computerizate*, care se caracterizează prin aceea că într-un punct al sistemului semnalul electric purtător de informaţie este convertit din formă analogică în formă digitală.

Etalonul sau standardul de măsură reprezintă materializarea unei unităţi de măsură, a unui aparat sau sistem de măsură destinat definirii, realizării, conservării sau reproducerii unei unităţi sau a unor valori cunoscute ale unor mărimi, în scopul verificării prin comparaţie a altor unităţi, aparate, sisteme etc.

1.2. Sisteme de unităţi. Sistemul Internaţional

Din rel (1.1) se vede că în procesul de măsurare este necesară şi o unitate de măsură. In decursul timpului odată cu creşterea numărului mărimilor de măsurat a apărut necesitatea stabilirii unui grup de unităţi care să permită măsurarea tuturor mărimilor fizice. Un astfel de grup formează un *sistem de unităţi*. In decursul timpului au fost folosite mai multe sisteme de unităţi: CGS, MkS, MKfS, MKSA şi altele.

In anul 1960 la cea de-a 11-a Conferinţă Generală de Măsuri şi Greutăţi a fost adoptat un sistem unic de măsuri, bazat pe 7 unităţi fundamentale. Totodată s-a stabilit ca acest sistem să se numească *Sistem Internaţional* de unităţi de măsură (prescurtat S.I.) iar denumirile multiplilor şi submultiplilor să se formeze cu prefixe.

Acest sistem a fost legiferat şi în ţara noastră în anul 1961, fiind în prezent singurul sistem de unităţi de măsură legal şi obligatoriu. In prezent se poate vorbi de 4 tipuri de unităţi de măsură: *fundamentale, suplimentare, derivate şi tolerate.*

Unităţile fundamentale sunt stabilite independent una faţă de alta şi reprezintă unităţile de măsură ale mărimilor fizice cunoscute până în prezent. Cele 7 unităţi fundamentale sunt date în Tab. 1.1

Tab.1.1: Unităţile de măsură fundamentale

Denumirea unitaţii de măsură	Simbol	Mărimea fizică	Aparate (instrumente) de măsură
metrul	m	lungime	riglă, ruletă, şubler, micrometru
secunda	s	timp	cronometru, ceas
kilogramul	Kg	masă	cântar
amperul	A	intensitatea curentului electric	ampermetru
gradul Kelvin	^{0}K	temperatura	termometru, pirometru
candela	cd	intensitatea luminoasă	luxmetru
molul	mol	cantitatea de substanţă	

Unităţile suplimentare sunt:

- radianul (rad), unitatea de măsură pentru unghiul plan;
- steradianul(sr), unitatea de măsură pentru unghiul solid

Unităţile derivate sunt unităţi de măsură deduse din cele fundamentale, pe baza unor relaţii sau ecuaţii fizice, cum ar fi: Newtonul (N), Wattul (W), Joulul (J) etc.

Unităţile tolerate sunt acele unităţi care, deşi nu fac parte din SI, se mai folosesc în unele ţări, inclusiv în ţara noastră. Ca exemple se pot da gradul Celsius (^{0}C), ţolul (”), kilogramul – forţă (Kgf) etc.

Este important de reţinut că de multe ori, pentru verificarea omogenităţii relaţiilor care reprezintă legi ale fenomenelor fizice, se foloseşte analiza dimensională. Este evident că în formulele fizice nu pot fi adunaţi decât termenii de acelaşi fel (cu aceeaşi dimensiune), respectiv nu pot fi egalaţi decât termenii identici.

Multiplii şi submultiplii din SI sunt multiplii şi submultiplii zecimali ai acestor unităţi şi sunt daţi în Tab.1.2.

Tab.1.2: Multiplii şi submultiplii zecimali ai unităţilor din SI

Factorul de multiplicare	Prefixul	Simbolul
$1\,000\,000\,000\,000 = 10^{12}$	tera	T
$1\,000\,000\,000 = 10^{9}$	giga	G
$1\,000\,000 = 10^{6}$	mega	M
$1\,000 = 10^{3}$	kilo	k
$100 = 10^{2}$	hecto	h
$10 = 10^{1}$	deca	da
$0{,}1 = 10^{-1}$	deci	d
$0{,}01 = 10^{-2}$	centi	c
$0{,}001 = 10^{-3}$	mili	m
$0{,}0000001 = 10^{-6}$	micro	µ
$0{,}000000001 = 10^{-9}$	nano	n
$0{,}000000000001 = 10^{-12}$	pico	p
10^{-15}	femto	f
10^{-18}	atto	a

Pentru formarea multiplilor şi submultiplilor zecimali ai unităţilor de măsură în SI, există două reguli:

- multiplii şi submultiplii se formează cu un singur prefix; de ex., se spune nanometru şi nu milimicrometru;
- în cazul unui produs sau raport de unităţi, unitatea de măsură se formează adăugând prefixul numai la prima unitate a produsului, respectiv la prima unitate de la numărător.

1.3. Erori de măsurare

In procesul de măsurare, oricât de corect ar fi executată, chiar dacă se utilizează cele mai precise metode şi aparate, rezultatul diferă de valoarea reală.

Cauzele apariţiei erorilor sunt variate: unele sunt subiective, întrucât depind de operator (îndemânare, atenţie, stare de oboseală), altele sunt obiective întrucât depind de aparatul sau instalaţia de măsurare sau de factorii perturbatori (*F.p.*) din mediul de lucru (temperatură, umiditate, prezenţa câmpurilor electrice şi magnetice etc.)

Se poate afirma aşadar că rezultatul măsurării este întotdeauna însoţit de o *eroare* iar mărimea acesteia defineşte *precizia* măsurării; cu cât eroarea este mai mică cu atât precizia este mai bună. Micşorarea erorilor şi deci creşterea preciziei de măsurare este un obiectiv important al procesului de măsurare.

1.3.1. Valorile unei mărimi

In legătură cu valoarea unei mărimi există următoarele noţiuni:

- *Valoarea reală* sau *adevărată* (notată X_r) reprezintă valoarea unei mărimi fără erori;

- *Valoarea efectivă* (notată cu X) este valoarea obținută prin măsurarea acelei mărimi cu mijloace de măsurare;
- *Valoarea individuală* este valoarea obținută pentru mărimea respectivă printr-o singură operație de măsurare; într-un şir de măsurători efectuate în aceleaşi condiții asupra aceleaşi mărimi, valoarea individuală se notează cu x_i.
- *Valoarea medie* (notată X_m) reprezintă media aritmetică a valorilor individuale x_i ale unui şir de măsurători efectuate în aceleaşi condiții:

$$X_m = \sum x_i / n \qquad (1.3)$$

cu i = 1.....n, n fiind numărul de măsurători efectuate

1.3.2. Clasificarea erorilor de măsurare

Există mai multe criterii de clasificare a erorilor de măsurare [2]:

a) <u>*după modul de exprimare*</u> există erori *absolute* şi *relative*

Eroarea absolută (notată cu ΔX) se determină ca diferență între valoarea efectivă şi valoarea reală

$$\Delta X = X - X_r \qquad (1.4)$$

Eroarea relativă (notată cu ε) se exprimă ca raport între eroarea absolută şi valoarea reală:

$$\varepsilon = \Delta X / X_r \cdot 100 \ [\%] \qquad (1.5)$$

Pe baza erorii relative se stabileşte precizia măsurării. Întrucât în practică valoarea reală (X_r) este necunoscută se înlocuieşte cu o valoare de referință (X_0) sau se determină o limită superioară pentru ΔX. Valoarea de referință se obține prin măsurători mult mai precise (de 5...10 ori) decât cele utilizate pentru determinarea valorii efective.

Ținând cont de aceste observații, eroarea relativă se poate exprima cu una din relațiile:

$$\varepsilon = \frac{X - X_0}{X_0} \cdot 100 \ [\%]; \quad \varepsilon = \frac{X - X_0}{X_0} \cdot 10^6 \ [\text{ppm}] \qquad (1.6)$$

Exprimarea în (ppm) este mai comodă atunci când erorile sunt foarte mici (sub 0,01%)

Atunci când se cunoaşte numai valoarea măsurată şi limita superioară a erorii absolute, eroarea relativă se determină cu relația:

$$\varepsilon = \Delta X / X \cdot 100 \ [\%] \qquad (1.7)$$

b) <u>*după modul cum se manifestă*</u> erorile de măsurare pot fi: *sistematice, întâmplătoare (aleatoare)* şi *greşeli (erori grosolane).*

Erorile sistematice sunt acele erori care au o valoare determinată (constantă sau variabilă după o lege cunoscută). Ele cuprind erorile controlabile ale aparatelor de măsură, ale metodelor de măsurare şi cele care depind de influențele controlabile ale mediului de lucru.

Ca exemplu de eroare sistematică se poate da decalajul dintre punctul de zero şi indicația „0” la aparatele de măsurat cu scări gradate liniar.

Erorile întâmplătoare(aleatoare) sunt erorile a căror mărime şi semn variază la întâmplare (aleator), într-un şir de valori măsurate asupra aceleaşi mărimi, în aceleaşi condiții. Aceste erori provin din fluctuațiile indicatoarelor aparatelor de măsură, din neatenția operatorului sau din influențele necontrolabile ale mediului de lucru (variații de tensiune, vibrații, variații de temperatură etc.)

Greşelile (erorile grosolane) sunt erori care provin dintr-o manipulare greşită (de ex., citirea indicațiilor aparatului de măsură pe o altă scară), din alegerea nepotrivită a metodei de măsurare etc. şi ele pot fi întotdeauna evitate.

Din această prezentare rezultă că erorile sistematice sunt cunoscute ca mărime şi sens şi deci ele pot fi eliminate prin corecții.

Se numeşte corecție (c) eroarea sistematică absolută cu semn schimbat, adică:

$$c = -\Delta X \qquad (1.8)$$

c) *<u>după cauzele care le produc</u>* erorile pot fi: *de bază* şi *suplimentare.*
Erorile de bază sunt erorile intrinseci ale aparatelor de măsură şi reprezintă erorile totale determinate în condiţii de referinţă (de ex. temperatura $20^0 \pm 1^0$C), prescrise prin standarde sau norme.
Erorile suplimentare sunt erorile care apar datorită variaţiei unui singur factor de influenţă. Acestea se prescriu separat pentru variaţia fiecărei mărimi de influenţă în intervale nominale.

1.4. Precizia instrumentelor de măsură. Clase de precizie

Prin *precizia* unui aparat se înţelege calitatea acestuia de a da rezultate cât mai apropiate de valoarea reală a mărimii de măsurat. Cantitativ, această calitate se exprimă prin *indicele de clasă* care reprezintă un număr (înscris pe cadranul aparatului) ce se stabileşte după nivelul erorii de bază şi al erorii suplimentare (de influenţă).

Clasa de precizie reprezintă un ansamblu de proprietăţi metrologice ale unui aparat, în funcţie de care acel aparat este „mai precis” sau „mai puţin precis”.
Valorile standardizate ale claselor de precizie sunt:
0,001; 0,002; 0,005; 0,01; 0,02; 0,05; 0,1; 0,2; 0,5; 1; 2; 5.
Clasa de precizie nu reprezintă şi precizia măsurării făcută cu acel aparat, întrucât aceasta depinde nu numai de precizia aparatului dar şi de condiţiile în care are loc măsurarea.

1.5. Tipuri de măsurări

Principalele tipuri de măsurări întâlnite în practicâ sunt: *de laborator, de control* şi *de întreţinere* [2].
Măsurările de laborator, după locul de desfăşurare pot fi făcute în laboratoare de cercetare, didactice şi uzinale:

- ✓ În laboratoarele de cercetare măsurătorile trebuie să se efectueze cu precizia cea mai ridicată, deoarece erorile pot influenţa semnificativ fenomenul investigat;
- ✓ În laboratoarele didactice accentul trebuie pus pe detalierea aparaturii de măsură, pentru a înţelege mai uşor metodele de măsurare;
- ✓ În laboratoarele uzinale principala cerinţă a măsurătorilor care se fac asupra materiei prime şi a procesării acesteia este rapiditatea, întrucât rezultatele trebuie să ajungă la timp pentru a fi utilizate în reglarea procesului tehnologic.

Măsurările de control sunt specifice proceselor de producţie şi se fac, de regulă, pe loturi de produse, urmărindu-se încadrarea caracteristicilor de calitate în limitele de toleranţă prescrise. In procesele moderne de producţie de multe ori se cere nu numai măsurarea unor mărimi dar şi reglarea valorilor acestora, astfel încât acestea să se încadreze în limite prestabilite. In acest caz este necesar ca în schema măsurării, dată în Fig.1.1, să se introducă un element de decizie şi reglare (un regulator), aşa cum se arată în Fig.1.3

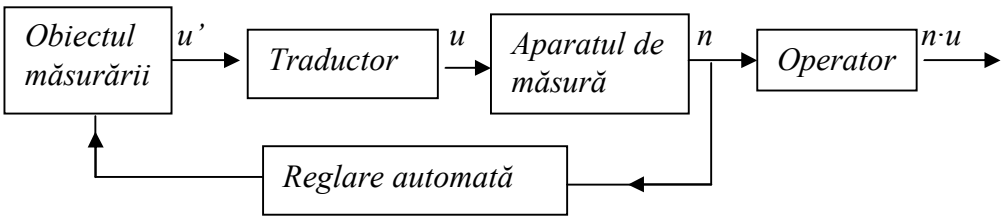


Fig.1.3: Schema bloc a procesului de măsurare cu reglare automată

Măsurările de întreţinere se fac la anumite intervale de timp sau atunci când apar defectări. Pentru a desfăşura în bune condiţii aceste măsurări trebuie ca:
- să existe o dotare cât mai completă cu aparatură de măsurare; uneori este necesar ca echipamentul să fie mobil (pentru cazul când măsurătorile se fac pe teren);
- să se utilizeze metode de măsurare cât mai simple, pentru a permite intervenţii rapide, astfel încât timpul de întrerupere în funcţionarea instalaţiei respective să fie cât mai mic.

1.6. Tehnici numerice de măsurare

De cele mai multe ori, în urma procesului de măsurare se poate exprima raportul dintre mărimea de măsurat şi unitatea sa de măsură. Dacă aparatul de măsură indică direct, în cifre, acest raport, atunci măsurarea se numeşte numerică. Dacă informaţia despre valoarea mărimii se obţine prin intermediul altei mărimi fizice, măsurările se numesc analogice.

Tehnicile numerice de măsurare au avantaje nete faţă de măsurările analogice şi ca urmare au fost abordate numeroase cercetări legate de dezvoltarea şi perfecţionarea metodologiilor de lucru, de construcţia aparatelor numerice etc. Tendinţele actuale în domeniul măsurărilor numerice sunt îndreptate în două direcţii:
- crearea unor componente care să permită proiectarea instalaţiilor de măsurare numerică; rezultatele sunt materializate în perfecţionarea amplificatoarelor, a convertoarelor analog - numerice şi numeric - analogice, a multiplexoarelor etc.
- construirea unor instalaţii complexe de măsurare, în care partea numerică este dominantă, care să permită măsurări simultane în mai multe puncte, precum şi prelucrarea mărimilor măsurate pentru utilizarea lor ulterioară în diverse scopuri; în această idee au apărut instalaţii de măsurare conduse cu microprocesoare şi sisteme computerizate pentru achiziţii de date.

2. SISTEME DE MĂSURARE

In condiţiile actuale, când informatica a pătruns în toate domeniile de activitate, procesul de măsurare a suferit modificări importante, nu atât metrologic cât mai ales metodologic. Principala modificare constă în trecerea de la instrumentaţia clasică, preponderent analogică, la instrumentaţia preponderent numerică, în care calculatorul are un rol important. Au apărut noi instrumente, mai flexibile şi mai uşor de integrat în sisteme complexe de măsurare, noi concepte cum ar fi cel de instrumentaţie virtuală, prin care folosind programe adecvate, utilizatorul poate construi singur aparatele de măsură de care are nevoie etc. Aceste idei novatoare, la care se adaugă avantajele oferite de utilizarea calculatoarelor, au schimbat complet modalităţile clasice în care se desfăşura procesul de măsurare, astfel că utilizatorul are acum doar rolul de a realiza conexiunile între elementele aparaturii de măsurare, de configurare a sistemului de măsurare, de pornire şi oprire a instalaţiei.
Ţinând cont de aceste evoluţii se poate spune că:

Sistemele de măsurare reprezintă proceduri şi metode de măsurare, care utilizează instalaţii complexe, în care prelucrarea datelor se realizează pe cale electronică, folosind calculatoare personale şi programe adecvate.

Aceste sisteme realizează prelevarea mărimilor electrice sau neelectrice (dar convertite în semnale electrice) cu scopul prelucrării, afişării şi/sau luării unor decizii asupra unor parametri dintr-un proces tehnologic.

2.1. Clasificarea sistemelor de măsurare

Există mai multe criterii după care se pot clasifica sistemele de măsurare [3]:

a) <u>*După obiectivul urmărit*</u>:
   - *Sisteme de măsurare directă*: au ca scop prelevarea imediată a valorilor măsurate într-un proces pentru afişarea sau prelucrarea lor. Aceste sisteme se întâlnesc mai ales în laboratoare unde prezenţa operatorului este absolut necesară pentru luarea deciziilor bazate pe interpretarea mărimilor măsurate.
   - *Sisteme de măsurare şi reglare:* au ca scop atât măsurarea parametrilor unui proces cât şi menţinerea acestora între limite sau după legi impuse. Aceste sisteme sunt alcătuite dintr-un lanţ de intrare destinat prelevării (achiziţiei) datelor, un modul de prelucrare a informaţiei (calculator) care elaborează deciziile şi un lanţ de ieşire care transformă deciziile în comenzi aplicate procesului. Aceste sisteme se mai numesc şi *sisteme de control al proceselor* şi se întâlnesc, mai ales, în industrie.
   - *Sisteme de măsurare cu parametri controlaţi*: prelevează mărimi din proces în condiţii de mediu bine precizate pe care le controlează automat. Aceste sisteme sunt formate dintr-un subsistem ce menţine parametrii de mediu în limite prescrise şi un subsistem pentru măsurarea mărimilor din proces. Astfel de sisteme se folosesc pentru măsurări complexe de laborator.
   - *Sisteme de control automat:* se folosesc la capătul liniilor de ansamblare pentru verificarea calităţii produselor.

b) <u>*După modul de coordonare al procesului de măsurare*</u>

- *Sisteme de măsurare manuale*, ce sunt conduse de operator şi folosesc aparate de masură analogice sau numerice. Aparatele de măsură analogice sunt controlate manual prin intermediul unor butoane şi comutatoare aflate pe panoul frontal. Măsuratorile făcute cu aceste aparate sunt înregistrate şi prelucrate tot manual de către oparator. Astăzi aria aparatelor analogice se restrânge datorită extinderii aparatelor numerice care sunt mai uşor de utilizat chiar atunci când sunt controlate manual.
- *Sisteme de măsurare automate*, care folosesc instrumente numerice programabile, controlate de către dispozitive externe (calculatoare sau sisteme cu microprocesor) . Utilizatorul işi construieşte un sistem cu mai multe instrumente, conectate la un calculator care guvernează procesul de măsurare, pe baza unui program adecvat. Conectarea instrumentelor cu calculatorul se face prin folosirea unor interfețe standardizate cum ar fi RS-232 sau IEEE488. La aceste sisteme intervenția operatorului este minimă, rolul său fiind doar acela de a inția si opri procesul de măsurare.

Avantajele sistemelor de măsurare automate sunt:

- standardizarea procedurilor de măsurare;
- posibilitatea plasării traductoarelor şi circuitelor de măsură lângă proces;
- comunicarea cu''operatorul automat '' (calculatorul) se poate face pe distanțe mari, fără alterarea informației;
- creşterea vitezei operațiilor de măsurare;
- posibilitatea de a controla condițiile de mediu (temperatură, umiditate);
- creşterea preciziei de măsurare, ca urmare a eliminării erorilor datorate operatorului uman;
- realizare unor operații suplimentare (sortarea obiectelor măsurate, afişarea rezultatelor, etc.).

2.2. Sisteme de măsurare computerizate

Cunoscute sub diverse denumiri (sisteme de măsurare numerice, sisteme de măsurare digitale, sisteme computerizate de achiziții de date, sisteme de măsurare cu microprocesoare), sistemele de măsurare computerizate se caracterizează în primul rând prin faptul că dintr-un anumit punct al sistemului, semnalul electric purtător de informație este convertit din formă analogică în formă digitală (numerică). O parte din problematica sistemelor de măsurare computerizate se referă la preluarea şi prelucrarea informației conținute în semnalele digitale, iar altă parte la controlul procesului. De aceea în cadrul sistemelor de măsurare numerice se face distincție între *sisteme de instrumentatie* şi *sisteme de control*.

2.2.1. Sisteme de instrumentație

Sistemele de instrumentație sunt sisteme de măsurare complexe, computerizate (sau dotate cel puțin cu un micropocesor), care au posibilitatea de a prelucra informația prevenită din procesul de măsurare. Informația reprezintă date şi detalii cu privire la un obiect sau eveniment şi este purtată prin semnale electrice. Sistemele de instrumentație au ca scop prelucrarea informațiilor provenite dintr-un sistem de măsurare fără a le modifica. Informațiile sunt transformate în semnale electrice care descriu evoluția în timp a fenomenului fizic. Sistemele de instrumentație sunt sisteme deschise şi sunt destinate atât efectuării măsurătorilor propriu-zise cât şi analizei mărimilor prelevate (Fig. 2.1.)

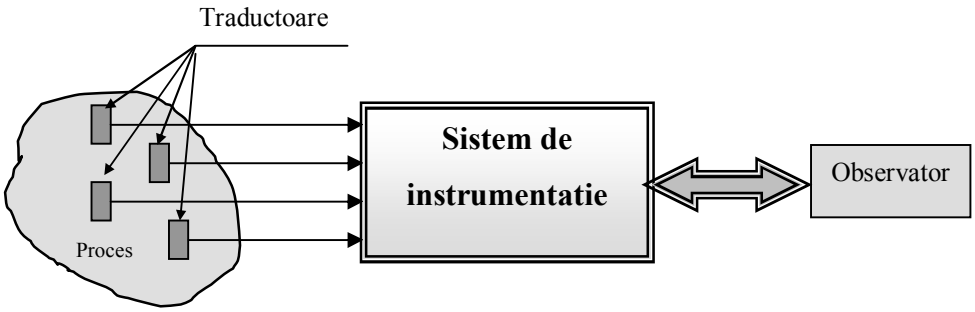


Fig.2.1: Locul sistemului de instrumentaţie în procesul de măsurare

Sistemele de instrumentaţie, ca parte a sistemelor de măsurare computerizate, au în componenţa lor unitaţi de prelucrare numerică (microprocesoare specializate sau sisteme de calcul) ceea ce conferă flexibilitate şi performanţe ridicate. Tehnicile moderne de măsurare din diverse domenii sunt de neconceput fără sisteme de instrumentaţie şi necesită cunoştinţe din domenii diferite (electronică, măsurări, traductoare, calculatoare etc)

2.2.2. Sisteme de control

Sistemele de control se deosebesc de sistemele de instrumentaţie prin aceea că sunt destinate atât prelucrării informaţiilor prelevate prin măsurare, cât şi elaborării comenzilor pentru elementele de execuţie care acţionează asupra procesului supravegheat. Aceste sisteme sunt închise, întrucât generează corecţii pentru a menţine o anumită stare într-o evoluţie prestabilită.

În unele situaţii determinarea valorii mărimii de măsurat trebuie făcută în condiţii de mediu bine determinate, fiind deci necesară folosirea *sistemelor de măsurare cu parametri controlaţi*, care au atât caracteristici de instrumentaţie cât şi de control. Schema bloc din Fig.2.2. descrie acest tip de sistem, în care partea de instrumentaţie asigură prelevarea şi prelucrarea mărimilor de măsurat, iar partea de control stabileşte condiţiile de măsurare.

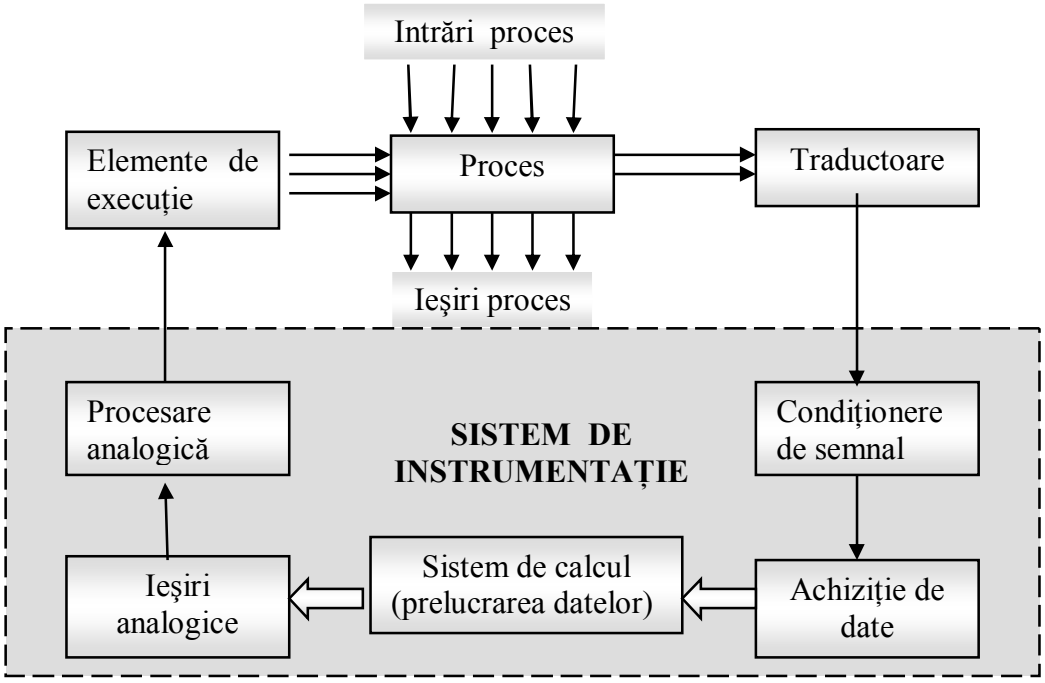


Fig. 2.2. Schema bloc a unui sistem de instrumentaţie / control

2.2.3. Clasificarea sistemelor de măsurare computerizate

Avantajele oferite în diverse domenii de modalitatea digitală de transmitere a semnalelor purtătoare de informații au condus la utilizarea acesteia şi în procesele de măsurare. Creşterea performanțelor calculatoarelor au făcut ca sistemele de măsurare cumputerizată să formeze o categorie distinctă care începe să fie utilizată preponderent comparativ cu sistemele măsurare exclusiv analogice.

Una din cele mai utilizate clasificări ale sistemelor de măsurare computerizate, au la bază protocolul utilizat pentru transmiterea semnalelor digitale(numerice). Astfel în ordinea în care diverse protocoale au început să fie utilizate dar şi în ordinea complexitații lor, sistemele de măsurare computerizate se clasifică în:

-cu comunicație serială;
-cu comunicație paralelă;
-cu plăci de achiziții de date;
-cu calculatoare de uz industrial.

a) Sistemele de măsurare computerizate cu comunicație serială reprezintă una din primele categorii de astfel de sisteme. Apărute odată cu ideea utilizării calculatorului în măsurare, ele au fost formate prin dotarea aparatelor de măsurare cu convertoare analog-digitale şi cu interfețe de comunicație serială prin intermediul cărora informația privind valorile măsurate să poată fi transmise la calculator.
Schema care evidențiază principalele componente ale unui sistem de măsurare computerizat cu comunicație serială este dată în Fig. 2.3.

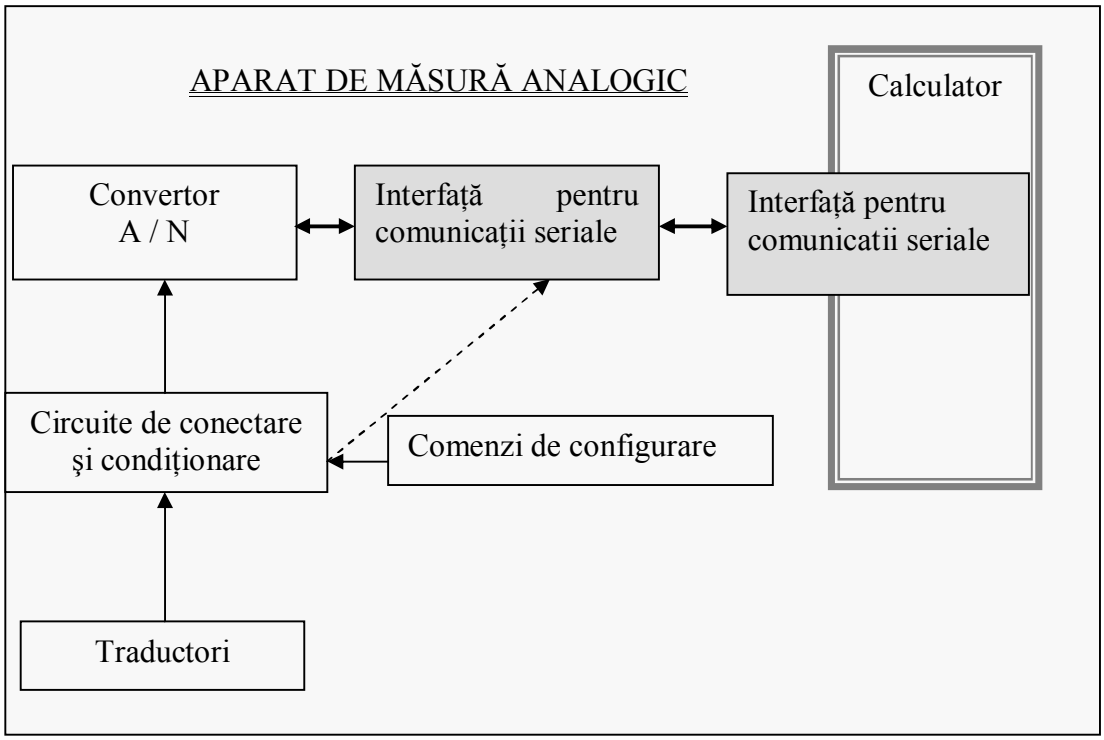


Fig.2.3: Structura unui sistem de măsurare computerizată cu comunicație serială

Dezvoltările ulterioare ale aparatelor de măsură analogice au permis ca modificarea unor parametri de configurare a acestora (domeniul de măsurare, factorul de amplificare etc) să poată fi efectuată la primirea unei comenzi date de către calculator şi transmisă aparatului de măsură prin interfața de comunicație serială. Posibilitățile de

afişare pe monitorul calculatorului a valorilor măsurate, de prelucrare şi de stocare în fişiere de date, precum şi modificarea automată (comandată prin software) a parametrilor de lucru ai aparatelor de măsură analogice au condus la eliminarea unor funcţii ale acestor aparate. Astfel componentele indicatoare (acul indicator) înregistratoarele, comutatoarele nu îşi mai justificau prezenţa datorită dublării funcţiilor respective de către calculator. Prin această simplificare aparatele de măsură analogice utilizate în sisteme computerizate cu comunicaţie serială pot fi reduse la circuite de conectare a traductoarelor, de condiţionare a semnalului analogic, de conversie analog-digitală (numerică) şi de realizare a comunicaţiei seriale.
Avantajul acestei simplificări constă în eliminarea unor componente electronice sau electromecanice cu consum energetic relativ mare, care pot influenţa negativ procesul de măsurare.

Datorită vitezei relativ reduse de transmitere a informatiei în cazul comunicaţiei seriale, acest tip de sisteme de măsurare computerizate poate fi utilizat atunci când interfaţa de comunicare serială a aparatului analogic nu transmite către calculator decât o parte din valorile măsurate.

b) Sistemele de măsurare computerizată cu comunicaţie paralelă au o structură similară celor cu comunicaţie serială, pricipala diferenţă constând în protocolul utilizat pentru transmiterea informaţiei. Viteza sporită de transmitere a informaţiei face ca această soluţie să fie utilizată pentru conectare la calculator a unor aparate pentru măsurarea unor mărimi fizice cu variaţii foarte rapide. In plus, deşi aparatele utilizate în aceste sisteme pot fi monitorizate sau configurate de calculator prin intermediul interfeţei de comunicaţie paralelă, ele pot să conţină componente de vizualizare şi stocare a semnalului sau componente de configurare. Păstrarea acestor componente pe aparatele de măsură face posibilă utilizarea lor, în situaţia în care nu sunt conectate la calculator. Schema unui sistem de măsurare computerizat cu comunicaţii paralele este aceeaşi cu cea serială (dată în Fig.2.3.), singura deoserbire constând în înlocuirea interfeţei pentru comunicaţii seriale cu una pentru comunicaţii paralele.

c) Sistemele de măsură computerizate cu plăci de achiziţii se caracterizează în primul rând prin faptul că operaţia de conversie a semnalului purtător de informaţie din forma analogică în formă digitală nu mai este efectuată de aparatul de măsură analogic ci de o componetă electronică distinctă – *placa de achiziţii date*- montată în calculator ca în Fig.2.4.

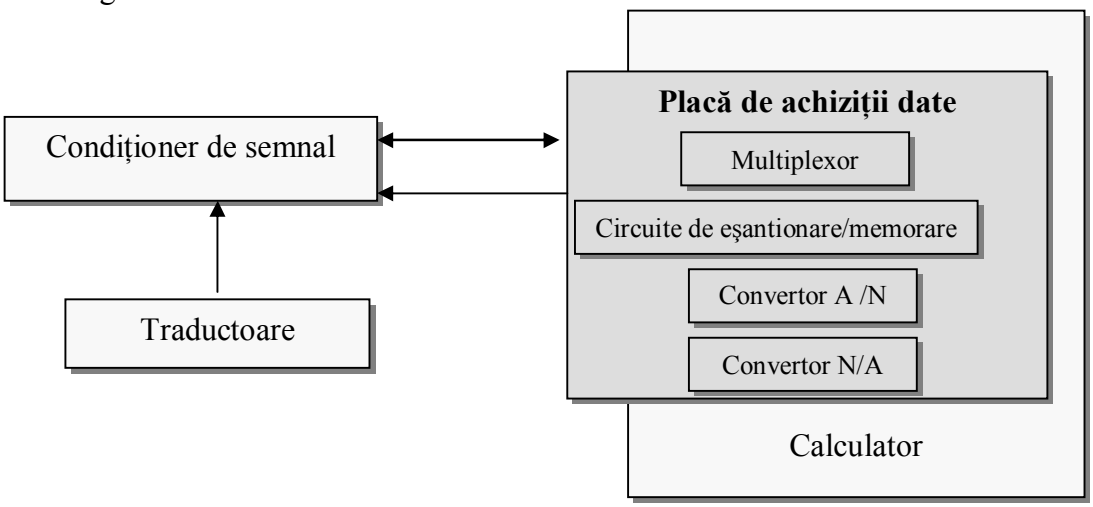


Fig. 2.4. Structura generală a unui sistem de măsurare computerizat cu placă de achiziţie date

Plăcile de achiziţii date necesită ca semnalul analogic să se încadreze între anumite limite pentru valoarea tensiunii şi de aceea este necesară prezenţa unor aparate de condiţionare a semnalelor. Acestea au rol nu numai de a satisface cerinţele impuse de placa de achiziţie ci şi a celor rezultate din tipul şi caracteristicile constructive ale traductoarelor utilizate. Majoritatea operaţiilor de configurare a acestor aparate sunt comandate de calculator prin intermediul plăcii de achiziţie.
Transferul de informaţie între aparatele de condiţionare a semnalului şi placa de achiziţie de date are loc într-un mod complex.

O prima categorie de informaţii (informaţia conţinută în semnalul măsurat şi condiţionat) este transferată sub formă analogică în sens unic către placa de achiziţie de date şi este dedicată convertorului analog-digital.

A doua categorie de semnale purtătoare de informaţie este de natură digitală. Acestea sunt dedicate fie comandării de către placa de achiziţie a modului de lucru a condiţionerului de semnal, fie transmiterii de către acesta a unor informaţii legate de starea în care se află. Prezenţa convertorului analog-numeric(digital) în placa de achiziţii montată în calculator conferă sistemului de măsurare flexibilitate şi performanţe sporite. Viteza de transmitere a informaţiei provenite din măsurare către microprocesorul calculatorului este mult mai mare comparativ cu sistemele de comunicaţie paralelă. Modul în care placa de achiziţie realizează transferul informaţiilor către şi de la microprocesor depinde de tipul de magistrală de date existent în structura calculatorului (AT, ISA, PCI, etc.).

Transmiterea sub formă analogică a semnalului de la modulul de condiţionare la calculator ridică unele probleme în situaţia când distanţa transmisiei este mare sau atunci când informaţia poate fi afectată de factori perturbatori. Evitarea alterării informaţiei în aceste cazuri se poate face fie prin introducerea unor componente suplimentare în sistemul de măsurare (de obicei modulatoare), fie prin luarea unor măsuri suplimentare de izolare şi ecranare a componentelor sistemelor de măsurare.
Sistemele de măsurare computerizată cu plăci de achiziţii sunt utilizate cu precădere în activităţi de cercetare experimentală (laboratoare, testări iniţiale pentru sisteme de automatizare, etc.).

d) Sistemele de măsurare computerizată cu calculatoare de uz industrial utilizează de asemenea plăci de achiziţii de date şi aparate de condiţionare a semnalelor. Deosebirea faţă de sistemele cu plăci de achiziţie constă în faptul că aceste componente împreună cu calculatorul sunt realizate sub formă de module ce se montează pe un suport comun, ca în Fig.2.5. Suportul comun asigură atât o parte din comunicaţiile digitale dintre componentele sistemului de măsurare, cât şi etanşarea şi izolarea acestora faţă de eventualii factori perturbatori din mediul de lucru (umiditate, praf, etc).

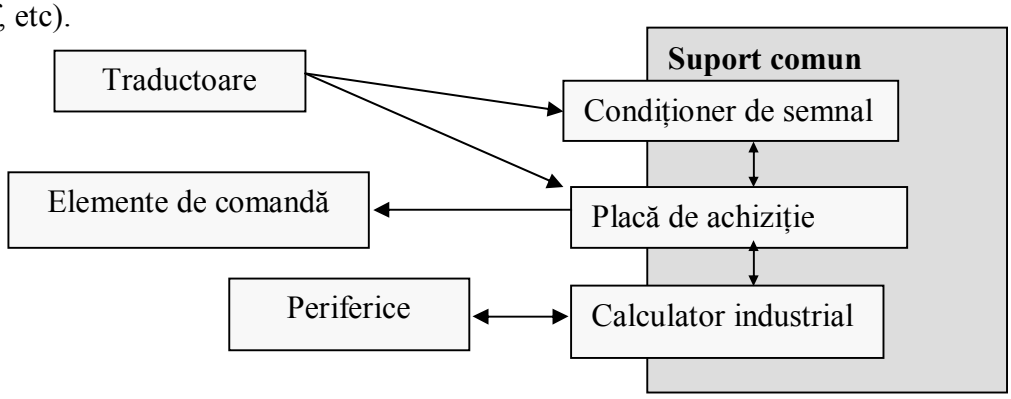


Fig.2.5. Structura unui sistem de măsurare computerizat cu calculator de uz industrial

Transmiterea informațiilor între componentele montate pe suportul comun se efectuează după protocoale specifice acestui sistem de măsurare (VXI, MXI, PXI, etc.).

Pe suportul comun pot fi montate în plus interfețe dedicate comunicației cu alte aparate de măsură externe, atât în serie cât şi în paralel, care comunică, de obicei prin intermediul magistralei de date, cu calculatorul de uz industrial.

Sistemele de măsurare computerizată cu calculator de uz industrial sunt utilizate exclusiv în aplicații industriale de monitorizare, control şi comandă în cadrul unor procese cu număr mare de locuri de măsurare şi mărimi de controlat (de ex.: centrale electrice, combinate siderurgice şi metalurgice etc.)

3. REPREZENTAREA DATELOR ÎN SISTEMELE DE MĂSURARE COMPUTERIZATE

3.1.Sisteme de numerație

Prin sistem de numerație se înțelege totalitatea regulilor de reprezentare a numerelor prin simboluri (cifre şi litere).

Sistemele de numerație se împart în [5] :

- sisteme *nepoziționale*
- sisteme *poziționale*

În cadrul *sistemelor nepoziționale* valoarea numărului este obținută prin însumarea cifrelor din care este compus numărul, când cifrele au aceeaşi valoare sau când cifrele de rang mai mic sunt plasate la dreapta cifrei de rang superior şi prin scădere atunci când cele de rang inferior sunt plasate la stânga celor de rang superior.

Un astfel de sistem utilizat şi la noi este sistemul roman (III, IV, VI, IX, X).

Sistemele poziționale sunt caracterizate prin baza sistemului, care reprezintă numărul total de cifre utilizate iar cifrele au o anumită semnificație în raport cu poziția din număr şi de valoarea absolută atribuită.

Într-un sistem de numerație pozițional orice număr poate fi scris sub forma:

$$N = \sum_{i=-m}^{n-1} a_i b^i \qquad (3.1)$$

în care: b - baza sistemului de numerație;
a_i - cifrele sistemului de numerație;
n - numărul de cifre de la partea întreagă;
m - numărul de cifre de la partea fracționară
a_{n-1}- cifra cea mai semnificativă.
a_{-m} – cifra cea mai puțin semnificativă.

În cazul numerelor naturale, reprezentarea lor se face printr-o expresie de forma:

$$N_b = a_n b^{n-1} + a_{n-1} b^{n-2} + \ldots + a_1 b^0 \qquad (3.2)$$

în care: b - baza sistemului de numerație;
n - numărul de cifre;
$a_1 \ldots a_n$ - cifrele sistemului.

Întrucât cifrele au ponderi (valori, semnificații) diferite se spune că sistemele reprezentate prin rel. (3.1) şi (3.2) sunt *sisteme ponderate*.

Denumirea unui sistem de numerație se atribuie după baza *b* utilizată. Sistemele de numerație poziționale, utilizate frecvent în calculatoarele electronice sunt: *binar, octal, zecimal* şi *hexazecimal*. Baza şi simbolurile utilizate pentru aceste sisteme sunt date în tabelul 3.1.

Tab.3.1: Baza şi simboluri utilizate în unele sisteme de numerație

Sistemul de numerație	Baza	Simboluri utilizate
binar	2	0; 1
octal	8	0; 1; 2; 3; 4; 5; 6; 7
zecimal	10	0; 1; 2; 3; 4; 5; 6; 7; 8; 9
hexazecimal	16	0; 1; 2; 3; 4, 5, 6, 7, 8; 9; A; B; C; D; E; F

Sistemul zecimal este sistemul în care lucrăm în mod curent, acest sistem fiind cel mai vechi şi mai accesibil pentru operatorul uman.

Sistemul binar este cel mai adecvat sistem de numerație pentru prelucrarea datelor în interiorul calculatoarelor electronice, însă din motive legate de operatorul uman, obişnuit să lucreze cu sistemul zecimal, rezultatul măsurărilor trebuie afişat în

acest sistem. Sistemul binar cu doar două cifre, este cel mai simplu posibil, foarte fiabil şi uşor de realizat. O cifră binară se numeşte *bit*.

Folosirea sistemului binar în domeniul aparatelor de măsură numerice, al calculatoarelor şi echipamentelor periferice se bazează pe cele 2 stări ("închis" şi „deschis") care corespund celor două cifre: 1- "trece" şi 0- „nu trece". Cele două stări pot fi atribuite curentului electric atunci când acesta trece sau nu trece printr-un circuit electric. Această idee simplă a dus la dezvoltarea lumii informatice de astăzi.

Realizarea fizică a reprezentării datelor în sistemul binar se face utilizând circuite electrice, cu două stări, cum ar fi:

- un contact deschis (0) sau închis (1);
- un nivel scăzut (0) sau ridicat (1) de tensiune;
- un LED stins (0) sau aprins (1) etc.

Sistemele octal şi *hexazecimal* sunt sisteme intermediare utilizate în anumite coduri de reprezentare.

3.2. Conversia datelor

Trecerea datelor dintr-un sistem de numerație în altul se numeşte conversie. Ca metodă de conversie se utilizează, de regulă, împărțirea şi înmulțirea bazelor.

3.2.1. Conversia din zecimal în binar

Din relația (3.2) rezultă că un număr zecimal poate fi reprezentat în binar printr-o sumă de puteri descrescătoare a cifrei 2, la care coeficienții a_1…..a_n pot lua numai valorile 0 şi 1. Pentru reprezentarea unui număr în sistemul binar, prin convenție, se notează numai aceşti coeficienți.

Una din metodele cele mai folosite pentru trecerea din sistemul zecimal în sistemul binar este metoda împărțirilor succesive: se împarte numărul zecimal la 2, restul acestei împărțiri (0 sau 1) dă cifra a_1 din relația (3.2): Câtul obținut se împarte din nou la 2 s.a.m.d. până când ultimul cât este zero.

Exemple:

1^0. Să se convertească în binar numărul 154.

Rezolvarea se face prin împărțiri succesive la 2 iar numărul binar se obține folosind procedura dată în tab 3.2

Tab. 3.2 Exemplu de conversie a unui număr zecimal în binar

Împărțiri succesive	154:2	77:2	38:2	19:2	9:2	4:2	2:2	1:2
Câtul	77	38	19	9	4	2	1	0
Restul	0	1	0	1	1	0	0	1
Citirea nr.binar	←							

Aşadar $(154)_{10} \rightarrow (10011010)_2$

2^0. Folosind procedura descrisă în Tab.3.2 să convertim numerele 0 ..... 10, 255 şi 256 din sistemul zecimal în sistemul binar:

Zecimal→Binar	**Zecimal→Binar**	**Zecimal→Binar**
0 → 0 *(1 bit)*	5 → 101 *(3 biți)*	10 → 1010 *(4 biți)*
1 → 1 *(1 bit)*	6 → 110 *(3 biți)*	.
2 → 10 *(2 biți)*	7 → 111 *(3 biți)*	.
3 → 11 *(2 biți)*	8 → 1000 *(4biți)*	255 → 11111111 *(8 biți)*
4 → 100 *(3 biți)*	9 → 1001 *(4biți)*	256 → 100000000 *(9 biți)*

Observații :

1^0. Pentru conversia numerelor 0 şi 1 este necesar câte 1 bit, pentru 2 şi 3 sunt necesari câte 2 biți, pentru 4…7 câte 3 biți, pentru 8…10 câte 4 biți ş.a.m.d.; pentru 255 sunt necesari 8 biți iar pentru 256 este nevoie de 9 biți;

2^0. Calculatoarele moderne folosesc: „octeți”, care au deci o dimensiune de 8 biți, 16 biți numite „cuvinte”, 24, 32 sau chiar 64 de biți;

3^0. Numerele de la 0 la 255 pot fi reprezentate prin 8 biți, adăugând 0 sau 1(în funcție de codul utilizat) în fața numărului binar, atunci când numărul de biți este mai mic decât 8.

3.2.2. Conversia din binar în zecimal

Conversia numerelor din sistemul binar în sistemul zecimal se face prin înmulțirea cifrelor 0 şi 1 care formează numărul binar cu cifra 2 la puterea dată de poziția cifrelor 0 şi 1 în cadrul numărului ținând cont că la un număr de *n* cifre primul exponent al lui 2 este *n-1* conform relației 3.2.

Exemple:

Să se convertească din sistemul binar în sistemul zecimal numerele $(101)_2$ şi $(10001)_2$

$$(101)_2 = 1\cdot 2^2 + 0\cdot 2^1 + 1\cdot 2^0 = (5)_{10}$$
$$(10001)_2 = 1\cdot 2^4 + 0\cdot 2^3 + 0\cdot 2^2 + 0\cdot 2^1 + 1\cdot 2^0 = (17)_{10}$$

3.2.3. Conversia sistemelor de numerație în calculatoarele electronice

Corespondența celor 4 sisteme de numerație utilizate în prelucrarea datelor prin intermediul calculatoarelor electronice este arătată în Tab 3.3

Tab. 3.3 Conversia sistemelor de numerație

Sistemul zecimal	Sistemul binar	Sistemul octal	Sistemul hexazecimal
0	0000	0	0
1	0001	1	1
2	0010	2	2
3	0011	3	3
4	0100	4	4
5	0101	5	5
6	0110	6	6
7	0111	7	7
8	1000	10	8
9	1001	11	9
10	1010	12	A
11	1011	13	B
12	1100	14	C
13	1101	15	D
14	1110	16	E
15	1111	17	F

Analizând Tab. 3.3 se observă că din punct de vedere matematic sistemul binar este sistemul cu baza cea mai mică posibilă şi care simplifică mult operațiile fundamentale (adunarea şi înmulțirea) pentru care există numai două reguli: $1+1=(10)_2$ şi $1*1=(1)_2$

Dezavantajul sistemului binar este că necesită un număr mult mai mare de cifre decât celelalte sisteme (zecimal, octal, hexazecimal) şi în plus anumite operații de calcul conduc la scheme numerice complicate. Pentru a elimina aceste neajunsuri şi a realiza o

scriere mai compactă, se utilizează sistemele octal şi hexazecimal. Trecerea dintr-un sistem de numerație cu baza egală cu o putere a lui 2 (octal şi hexazecimal) în sistemul binar şi invers, se face prin simpla grupare a cifrelor binare (puterea lui 2 dă numărul cifrelor din grup), ca în exemplele următoare:

Exemple:

1. Să se treacă numărul hexazecimal $15AF_{16}$ în sistem binar

Pe baza datelor din Tab. 3.3 se exprimă fiecare cifră utilizând grupuri de câte 4 biți ($16 = 2^4$).

Aşadar: $15AF_{16} = \underbrace{0001}_{1}\ \underbrace{0101}_{5}\ \underbrace{1010}_{A}\ \underbrace{1111}_{F}{}_{2}$

2. Să se găsească corespondentul numărului $\overbrace{1000}^{8}\ \overbrace{1101}^{D}\ \overbrace{0011}^{3}\ \overbrace{0100}^{4}$ în sistemul hexazecimal;

Folosind Tab.3.3 se obține numărul $8D34_{16}$

Conversia octal → binar şi invers se face prin gruparea cifrelor binare câte 3 ($8 = 2^3$)

3.3. Operații efectuate de calculatoarele electronice

Pentru a fi util un calculator trebuie să facă multe operații, de la operații simple de matematică până la reglarea unor parametri ai unui proces tehnologic.

Toate informațiile (numere, cuvinte, imagini etc.) sunt formate din diferite combinații ale celor două cifre ale sistemului binar – 0 şi 1 - şi sunt prelucrate sau stocate de un PC tot sub formă de numere binare.

Aşadar pentru un calculator totul – cifre, operații matematice, litere, cuvinte, imagini grafice şi instrucțiuni software – reprezintă numere binare.

Cea mai simplă operație matematică pe care o poate efectua un calculator este adunarea. Dacă poate aduna numere atunci poate efectua orice operație matematică întrucât înmulțirea este o adunare repetată, scăderea poate fi considerată ca o adunare cu un număr negativ iar împărțirea este o scădere repetată

Deoarece există doar două stări posibile pentru un întrerupător, deschis (dezactivat) şi închis (activat), pentru a manipula numerele binare sunt folosiți tranzistori pe post de comutatori de mare viteză. Un tranzistor deschis prin care nu trece curent electric reprezintă un 0 iar un tranzistor închis, care permite trecerea curentului electric reprezintă un 1(Fig.3.1).

Deschis (inactiv) **Închis (activ)**

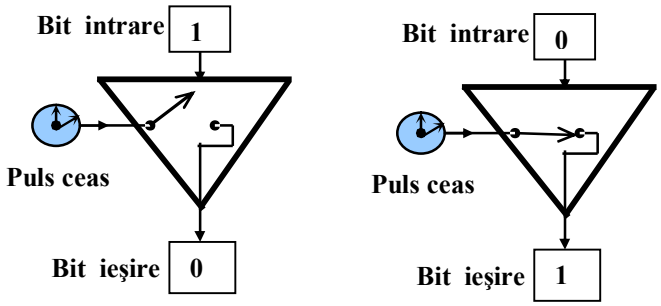
Fig.3.1: Cele două stări posibile ale unui comutator

Trecerea unui impuls de electricitate este reglementat de ceasul PC-ului, care stabileşte viteza cu care lucrează un calculator. Cu cât ceasul bate mai repede, cu atât calculatorul lucrează mai rapid. Viteza cu care lucrează un PC este măsurată în MHz, adică milioane de oscilații pe secundă.

Curentul care trece printr-un tranzistor poate fi folosit pentru a acționa asupra unui alt tranzistor, activându-l sau dezactivându-l, pentru a-i schimba poziția în care se găsește.
Un asfel de aranjament poartă denumirea de *poartă*, întrucât este asemănător deschiderii unei porți care permite sau nu trecerea şi stă la baza efectuării tuturor operațiilor.
Prin conectarea întrerupătoarelor tranzistorizate în montaje numite *porți logice* este posibilă efectuarea operațiilor logice simple. Poarta preia un impuls electric reprezentând un număr binar ca intrare şi produce o ieşire reprezentată printr-un alt număr binar. Milioane de porți sunt interconectate în microprocesoare, cu ajutorul cărora se pot efectua calcule complexe.

Principalele porți logice sunt[6]:

✓ *Poarta **NOT*** – reprezintă cea mai simplă operație care poate fi făcută cu un tranzistor. Această poartă este alcătuită dintr-un singur tranzistor şi este concepută pentru a prelua o intrare de la ceas şi una de la alt tranzistor şi a produce o singură ieşire care este întotdeauna opusul intrării pe tranzistor (Fig.3.2). Când curentul de la un alt tranzistor (care reprezintă un 1) este trimis unei porți NOT, tranzistorul propriu al porții se comută pe poziția deschis, ceea ce face ca ieşirea din poartă să fie un 0. Când tranzistorul nu primeşte nici un semnal (intrarea este 0), tranzistorul porții NOT este închis, astfel că pulsul ceasului trece prin el şi produce o ieşire de 1.



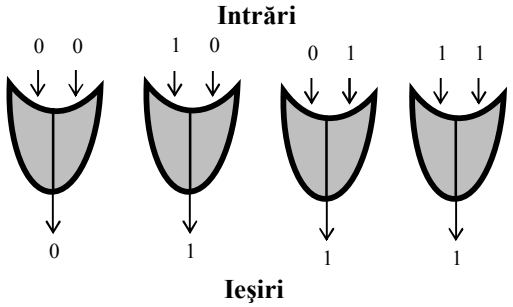
Operațiile porții NOT

INTRARE DE LA CEAS	INTRARE DE LA ALT TRANZISTOR	IEŞIRE
1	1	0
1	0	1

Fig.3.2: Configurații ale porții NOT şi operațiile pe care le efectuează

Deoarece o poartă NOT inversează întotdeauna semnalul de intrare, aceasta mai este numită şi *inversor*.
Porțile NOT grupate împreună în diferite combinații crează alte porți logice, fiecare dintre acestea având o linie de primire a pulsurilor de la ceas şi alte două linii de intrare pentru pulsurile de la alte porți logice.

✓ *Poarta **OR*** – crează bitul 1 dacă fie prima fie a doua intrare este un 1 şi bitul 0 atunci când ambele intrări sunt 0 (Fig.3.3).

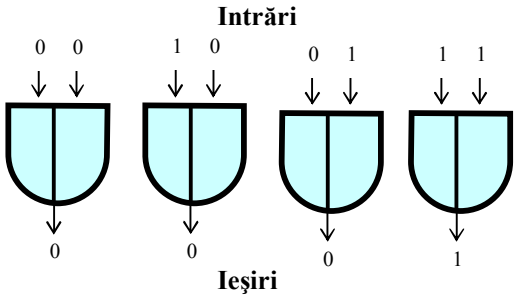


Operațiile porții OR

PRIMA INTRARE	A DOUA INTRARE	IEŞIRE
0	0	0
1	0	1
0	1	1
1	1	1

Fig.3.3: Configurații ale porții OR şi operațiile pe care le efectuează

✓ *Poarta **AND*** – are o ieşire de 1 numai dacă ambele intrări sunt 1; pentru toate celelalte intrări ieşirile sunt 0 (Fig.3.4)

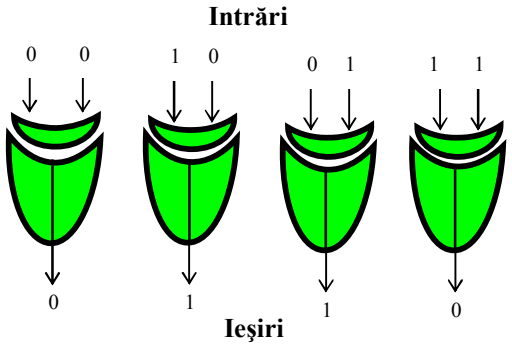


Operațiile porții AND

PRIMA INTRARE	A DOUA INTRARE	IEŞIRE
0	0	0
1	0	0
0	1	0
1	1	1

Fig.3.4: Configurații ale porții AND şi operațiile pe care le efectuează

✓ *Poarta **XOR*** – are ieşirea 0 dacă ambele intrări sunt 0 sau 1 şi generează un 1 atunci când una dintre intrări este 1 şi cealaltă este 0 (Fig. 3.5)



Operațiile porții XOR

PRIMA INTRARE	A DOUA INTRARE	IEŞIRE
0	0	0
1	0	1
0	1	1
1	1	0

Fig.3.5: Configurații ale porții XOR şi operațiile pe care le efectuează

Fundamentul tuturor operațiilor pe care le efectuează un calculator se bazează pe diferite combinații de porți logice.

Operațiile matematice pe care le execută un calculator sunt realizate prin aranjamente de porți diferite, numite *half-adders* şi *full-adders* (Fig.3.6). Un half-adder este format dintr-o poartă XOR şi o poartă AND, ambele primind aceleaşi intrări, reprezentând un număr binar cu o singură cifră. Un full-adder este alcătuit din mai multe half-adder-e şi alte comutatoare.

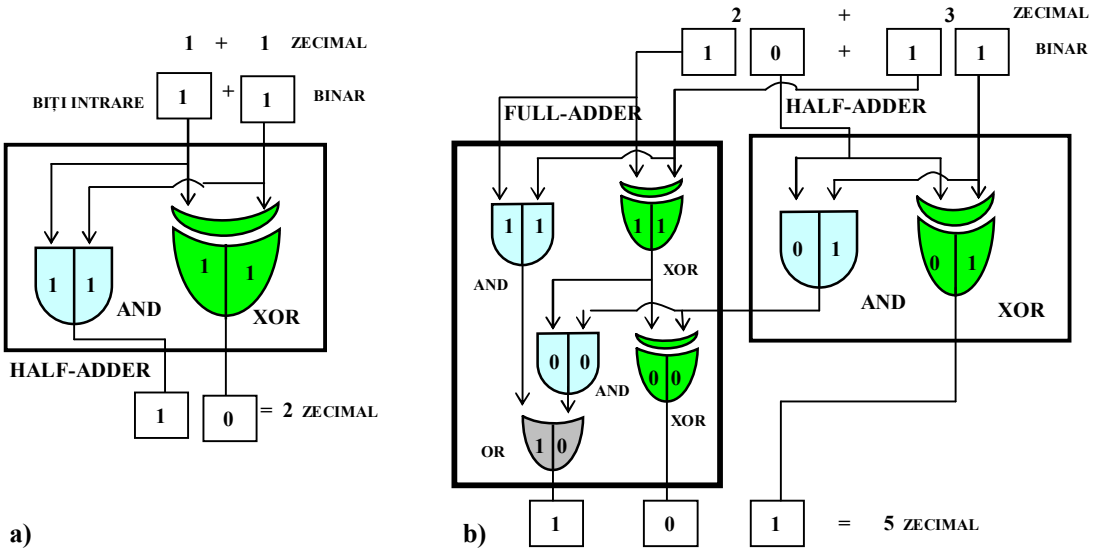


Fig.3.6: Operația de adunare efectuată de un calculator electronic
a) cu half-adder; b) cu full-adder

3.4. Coduri de reprezentare internă a datelor

Reprezentarea datelor în calculatoare se realizează prin succesiuni de cifre binare. In aplicații practice se utilizează date şi informații exprimate prin numere reale sau litere ale unui alfabet. De aceea este necesar ca datele externe să fie transformate într-o formă accesibilă calculatorului. Această operație se numeşte în limbaj informatic *codificare* şi se realizează prin coduri de reprezentare internă a datelor.
Prin codificare se atribuie fiecărui caracter extern o secvență de cifre binare. Pentru a se reveni la formatul extern al datelor, la ieşirea din sistemul de calcul se aplică un proces de *decodificare*.

Operația de codificare poate fi definită astfel:
Fiind date două mulțimi A şi B, a codifica elementele mulțimii A prin elementele mulțimii B însemnă a realiza o corespondență între fiecare element a є A şi o secvență de elemente b є B.
Codurile de reprezentare internă a datelor trebuie să asigure nu numai simpla conversie a datelor externe într-o formă accesibilă calculatorului ci şi posibilități de gestionare uşoară în operațiile logice şi de calcul, precum şi protecție împotriva perturbațiilor accidentale.
După natura elementelor mulțimii de codificat (A) codurile pot fi *numerice* şi *alfanumerice.*
Codurile numerice reprezintă cele 10 cifre zecimale iar cele alfanumerice reprezintă cifrele zecimale, literele alfabetului (mari şi mici), semnele de punctuație şi unele secvențe de comandă sau control.

3.4.1. Codurile numerice pot fi ponderate sau neponderate

<u>Codurile ponderate</u> sunt acele coduri în care fiecărei cifre zecimale i se asociază o secvență de cifre binare. Fiecare rang al secvenței are o anumită pondere. Deci fiecare cifră zecimală se exprimă cu relația N= $\sum_{i=1}^{3} a_i q^i$ în care a_i poate lua valoarea 0 sau 1 iar q^i reprezintă ponderea poziției corespunzătoare codului.
Cele mai utilizate coduri ponderate sunt date în Tab 3.4

Tab.3.4: Coduri numerice ponderate

Cifra zecimală	Codul 8421	Codul 2421	Codul 5421
0	0000	0000	0000
1	0001	0001	0001
2	0010	0010	0010
3	0011	0011	0011
4	0100	0100	0100
5	0101	1011	1000
6	0110	1100	1001
7	0111	1101	1010
8	1000	1110	1011
9	1001	1111	1100

Codul 8421 (zecimal-binar) are ca pondere puterile lui 2(2^3, 2^2, 2^1, 2^0). Fiecare tetradă binară reprezintă exprimarea unei cifre zecimale în sistemul binar.
Codul 2421 se caracterizează prin utilizarea ponderii 2 în două poziții din tetradă. Primele 5 numere au în poziția întâi cifra 0 iar următoarele 5 numere au în poziție întâi cifra 1.
Codul 5421 se caracterizează prin aceea că cifrele zecimale 5.....9 se deosebesc de cifrele zecimale 0....4 numai prin prima poziție (1 în locul lui 0).

Codurile neponderate se caracterizează prin faptul că trecerea de la o cifră zecimală la următoarea se face prin modificarea unui singur rang binar în tetradă. Aceste coduri nu respectă legea de compoziție dată de rel. (3.1) sau (3.2), însă prezintă anumite avantaje practice.
Cele mai utilizate coduri neponderate sunt prezentate în Tab.3.5.

Tab 3.5 Coduri numerice neponderate

Cifra zecimală	Codul EXCES 3	Codul GRAY	Codul 2 din 5
0	0011	0000	00011
1	0100	0001	00101
2	0101	0011	00110
3	0110	0010	01001
4	0111	0110	01010
5	1000	0111	01100
6	1001	0101	10001
7	1010	0100	10010
8	1011	1100	10100
9	1100	1101	11000

Codul EXCES 3 se obține din codul 8421 prin adunare la fiecare tetradă a cifrei 3 în binar (adică 0011). Cifrei 0 îi corespunde o secvență de biți semnificativi ceea ce permine a se face distincție între o locație de memorie liberă şi o locație care înmagazinează cifra 1. Este un cod rezistent la perturbații deci poate fi ffolosit pentru transmiterea datelor la distanță.
Codul GRAY se caracterizează prin faptul că trecerea de la o cifră zecimală la alta se face prin modificarea unui singur rang binar din tetradă. Acest cod se utilizează în domeniul instrumentației industriale.
Codul 2 din 5 utilizează pentru codificarea cifrelor zecimale 5 poziții binare, din care 2 cifre sunt semnificative (au valoarea 1).

3.4.2. Codurile alfanumerice utilizează de obicei 6,7,8 sau 16 biți. Aceste coduri reprezintă toate caracterele unui alfabet prin secvențe de cifre binare. Codurile care lucrează pe 8 biți oferă 256 de combinații distincte, ceea ce reprezintă mai mult decât numărul total al caracterelor ce apar pe tastatura unei maşini de scris.
Cele mai utilizate coduri alfanumerice în sistemele electronice de calcul sunt EBCDIC, ASCII şi UNICODE.
Codul EBCDIC (Extended Binary Coded Decimal Interchange Code) este pe 8 biți şi deci poate reprezenta maxim 256 caractere. În acest cod cele 10 cifre zecimale sunt reprezentate - în primii 4 biți, invariabil prin 1111 (în hexazecimal F) iar următorii 4 biți arată cifra în succesiunea respectivă.
Literele alfabetului latin sunt împărțite în trei grupuri:

- de la A la I, la care primii 4 biți sunt invariabil 1100 (în hexazecimal C)
- de la J la R, la care primii 4 biți sunt invariabil 1101 (în hexazecimal D)
- de la S la Z, la care primii 4 biți sunt invariabil 1110 (în hexazecimal E)

Deşi a cunoscut o largă răspândire acest cod nu este standardizat, fiind utilizat în prezent numai pe echipamentele IBM de mari dimensiuni.
Codul ASCII (American Standard Code for Information Interchange) se întâlneşte în două variante: pe 7 şi pe 8 biți. Cel pe 7 biți este standardizat şi recomadat de ISO (International Standard Organisation). Cu acest cod (pe 7 biți) se pot realiza 128 de combinații, reprezentând caractere (adică litere), cifre şi semne speciale (necesare unei maşini de scris). În plus, cu acest cod se pot executa şi comenzi destinate mai ales

funcţiilor de terminal (retur de car la sfârşitul rândului, avans de linie, pagină nouă etc.). Codul ASCII se foloseşte şi pe liniile de comunicaţie dintre calculator şi periferice (tastatură, imprimantă etc.)
Spre deosebire de alte coduri ASCII face diferenţa dintre literele mari şi cele mici. În acest scop bitul 6 se schimbă din 0 în 1.
Există şi alte comenzi care pot fi realizate cu acest cod, cum ar fi SI (Shift In), SO (Shift Out) care realizează comutarea dintre setul ASCII şi alte seturi de caractere din alte limbi, în afară de engleză.
În Tab. 3.6 sunt redate câteva exemple de simboluri şi caractere codificate în EBCDIC şi ASCII.

Tab.3.6: Exemple de coduri EBCDIC şi ASCII

Caracterul extern	EBCDIC		ASCII	
	în binar	în hexazecimal	în binar	în octal
0	11110000	F10	0110000	60
1	11110001	F1	0110001	61
2	11110010	F2	0110010	62
3	11110011	F3	0110011	63
…	…	…	…	…
8	11111000	F8	0111000	70
9	11111001	F9	0111001	71
A	11000001	C1	1000001	101
B	11000010	C2	1000010	102
…	…	…	…	…
H	11001000	C8	1001000	110
I	11001001	C9	1001001	111
J	11010010	D1	1001010	112
…	…	…	…	…
R	11011001	D9	1010010	122
S	11100010	E2	1010011	123
…	…	…	…	…..
Z	11101001	E9	1011010	132
Spaţiu	01000000	40	0100000	40
…	…	…	…	…

Codul UNICODE este un cod alfanumeric pe 16 biţi care tinde să înlocuiască codurile pe 8 biţi. Astfel codul ASCII devine un subcod al UNICODE.
Principalul avantaj al acestui cod constă în faptul că are mai mult de 256 caractere.
Unele limbaje de programare, cum ar fi JAVA, folosesc deja caracterele UNICODE. În Tab 3.7 sunt prezentate câteva exemple de caractere codificate cu UNICODE.

Tab. 3.7 Exemple de caractere codificate cu UNICODE

Codificare UNICODE	Corespondent ASCII	Utilizare
\U0030-\U0039	0-9	cifre
…	…	…
\U0041-\U0050	A-Z	Litere mari latine
\U0057	-	Liniuţa de subliniere
\U0061-\U0070	a-z	Litere mici latine
…	…	…

3.5.Informaţia digitală

3.5.1. Avantajele informaţiei digitale

Cuvântul *„digital”* folosit în informatică şi electronică are un înţeles exact însemnând *„codificat sub formă de numere”*. Revoluţia digitală, care a schimbat multe

din aspectele vieții noastre, se bazează pe faptul că toate datele – texte, imagini, sunete, şi chiar formele spațiale ale obiectelor – pot fi convertite într-un şir de numere binare, ce pot fi prelucrate şi stocate în calculatoare. Numerele binare se potrivesc perfect stocării şi transmiterii electronice a datelor, întrucât nu au nevoie decât de două stări: închis (1) şi deschis (0). Un alt avantaj al folosirii informațiilor sub formă digitală constă în posibilitatea copierii şi compactării (prin recodificare la dimensiuni mai mici). In plus, ele pot fi stocate şi transmise folosind aceleaşi metode, indiferent de tipul de date (text, imagine, sunet etc.)

3.5.2. Codificarea informației

Pentru producerea datelor digitale, există două metode distincte [7]:

a) metoda divizării – constă în împărțirea unui obiect în părți foarte mici, măsurarea pe fragmente şi înregistrarea măsurătorilor sub formă numerică. Cu cât obiectul este mai fragmentat, cu atât descrierea sa digitală este mai apropiată de cea reală, însă acuratețea depinde şi de precizia de înregistrare. Astfel, o descriere care foloseşte 24 de biți (trei octeți) este mai precisă decât una care foloseşte doar 8 biți (un octet).

Digitizarea imaginilor este un bun exemplu de aplicare practică a metodei divizării: O fotografie este digitizată prin divizarea ei în mii de elemente de imagine, numite *pixeli*, urmată de codificarea culorii pentru fiecare pixel prin numere binare. Versiunea digitală a imaginii se numeşte *bitmap* (hartă de biți). De regulă culoarea fiecărui pixel este codificată prin trei numere de 8 biți, reprezentând culorile roşu, verde şi albastru care, atunci când sunt combinate dau acea culoare.

Imaginile digitale de înaltă calitate folosesc 24 de biți (trei octeți) pentru a înregistra culoarea fiecărui pixel, ceea ce permite codificarea a 16 milioane de nuanțe („true colour”).

b) metoda „rețetă”- constă în realizarea unui obiect sub forma unor serii de instrucțiuni codificate digital. Această metodă este mult mai economică, întrucât ocupă un spațiu de stocare mic (ca dimensiune a fişierului).

De exemplu un sunet poate fi codificat prin fragmentarea şi măsurarea formei de undă. In acest fel, muzica digitală poate fi creată prin abordarea „rețetă” folosind o Interfață Digitală pentru Instrumente Muzicale (MIDI) conectată la un calculator. Prin această metodă se înregistrează muzica sub forma unor secvențe de cod care reprezintă notele, durata lor, tăria sunetului etc.

4. SEMNALE UTILIZATE ÎN SISTEMELE DE MĂSURARE COMPUTERIZATE

4.1. Definiție. Tipuri de semnale

Se numeşte <u>*semnal*</u> variația în timp a unei mărimi fizice, capabilă să poarte o informație ce poate fi măsurată. Semnalele pot fi de natură neelectrică (acustice, mecanice, biologice) sau electrică (electromagnetică). Semnalele neelectrice pot fi modelate prin semnale electrice (tensiune sau curent) şi, întrucât doar acestea sunt utilizate în sistemele de măsurare computerizate, în cele ce urmează prin noțiunea de semnal se va înțelege semnal electric.

De regulă, într-un sistem de măsurare computerizat, semnalele de intrare sunt analogice. Calculatoarele sunt concepute să manipuleze date digitale, sub formă de numere. Un sistem de măsurare computerizat trebuie să convertească toate *intrările* analogice pe care le primeşte în valori numerice (digitale), întrucât numai acestea pot fi prelucrate de calculatoare. In sens invers, multe dintre rezultatele prelucrării digitale efectuate de calculator trebuie să fie reconvertite în semnale analogice, atunci când acestea devin *ieşiri*. Rezultă aşadar că sistemele computerizate lucrează cu două tipuri de semnale: *semnale analogice* şi *semnale numerice (digitale)*.

Semnalele analogice sunt semnale măsurabile care variază continuu în timp; modelarea lor matematică poate fi făcută cu relația:

$$y = f(x) \tag{4.1}$$

unde y este o funcție continuă iar x este variabilă

Exemple de semnale analogice : semnalele sonore (sunetele), tensiunea dată de un termocuplu care măsoară temperatura dintr-un cuptor, semnalul electric aplicat pe bobina unui difuzor etc.

Semnalele analogice sunt simple, uşor de exprimat analitic şi pot fi măsurate direct cu aparate relativ simple. O serie de neajunsuri, între care faptul că sunt sensibile la imperfecțiunile căilor de transmisie şi prelucrare, fac ca aceste semnale să piardă din precizie după fiecare operație aplicată asupra lor (amplificare, multiplicare etc.). Aceste neajunsuri apar datorită faptului că informația purtată de semnalele analogice este grefată pe amplitudine şi ca atare peste semnalul de bază-purtător de informație se pot suprapune cu uşurință şi alte semnale, provenite din surse exterioare sau chiar interioare sistemului.

Semnale numerice (digitale) sunt semnale discrete, sub formă de impulsuri, la care informația nu este grefată pe amplitudine ci pe frecvență. Ca atare, aceste semnale sunt mai puțin sensibile la perturbații şi la imperfecțiunile canalelor de transmitere. În comparație cu semnalele analogice, avantajele semnalelor digitale sunt evidente:

- informația este mult mai precisă, întrucât transmiterea ei se bazează pe timp şi nu pe amplitudine (etaloanele de timp sunt mult mai precise decât cele de tensiune);
- asupra lor se pot aplica operații de calcul, memorare, multiplexare etc.;
- în cursul prelucrării lor precizia asupra mărimii primare se conservă.

Semnalele digitale sunt mai dificil de exprimat analitic, necesită benzi mai largi pentru transmisie şi componente de electronică rapidă. În pofida acestor neajunsuri, semnalele numerice sunt tot mai mult utilizate în tehnica de calcul, achiziția şi prelucrarea datelor, echipamente de comunicații, bunuri de larg consum etc.

In funcție de evoluția lor în timp semnalele pot fi ***deterministe*** (descrise de legi cunoscute şi care au valori bine precizate) şi ***aleatoare*** (care au valori ce pot fi măsurate cu o anumită probabilitate).

4.2. Reprezentarea semnalelor prin modele matematice

Prelucrarea semnalelor implică utilizarea unor modele matematice care trebuie să fie cât mai apropiate de realitate şi să fie uşor de implementat pe echipamentele de calcul. In plus, aceste modele trebuie să fie cât mai simple, pentru a micşora volumului de calcul şi deci timpul de prelucrare.

4.2.1. Reprezentarea semnalelor analogice prin modele matematice

Fie *x(t)* o funcţie prin care se modelează un semnal analogic. Pentru a putea efectua o serie de prelucrări asupra acestui semnal într-un sistem numeric, se caută o reprezentare analitică de forma:

$$x(t) = \sum_{n=1}^{N} a_n x_n(t); \quad t \in R \tag{4.1}$$

astfel încât:

a) *eroarea* $\Delta = x(t) - \sum_{n=1}^{N} a_n x_n(t)$ (4.2)

să fie cât mai mică şi să scadă pe măsură ce N creşte;

b) *mulţimea funcţiilor* $x_n(t)$: $M(x) = \{x_n(t)\}$ (4.3)

să poată fi reprodusă cât mai avantajos din punct de vedere tehnic;

c) *coeficienţii* a_n să poată fi determinaţi uşor prin calcule simple.

Se observă că rel.(4.1) urmăreşte să exprime evoluţia continuă a unui fenomen printr-o sumă de evoluţii discrete. Acest lucru este posibil cu ajutorul seriilor de funcţii ortogonale, dintre care cele mai cunoscute şi utilizate sunt seriile Fourier, Walsh şi Haar sau prin transformări integrale, dintre care cea mai cunoscută este transformata Fourier.

4.2.1.1. Transformata Fourier

Transformata Fourier reprezintă o transformare liniară din domeniul timp în domeniul frecvenţă, adică:

$$x(t) \xrightarrow{\text{Fourier}} X(\omega) \qquad \text{(Transformata Fourier directă)}$$

unde *x(t)* este funcţia ce reprezintă evoluţia semnalului în timp (funcţia reală) iar *X(ω)* este spectrul său (o funcţie complexă, al cărui argument reprezintă spectrul de fază iar modulul său reprezintă spectrul de amplitudini sau conţinutul în armonici).

Pentru o funcţie *x(t)* care descrie un semnal oarecare transformata Fourier este prin definiţie:

$$X(\omega) = \int_{-\infty}^{+\infty} x(t)\, e^{-j\omega t} dt \quad \forall \omega \in \mathrm{R} \tag{4.4}$$

şi se notează simbolic $X(\omega) = F\, x(t)$ (4.5)

Transformata Fourier inversă face trecerea din domeniul frecvenţă în domeniul timp adică:

$$X(\omega) \xrightarrow{\text{Fourier}^{-1}} x(t) \qquad \text{(Transformata Fourier inversă)}$$

Această transformare este definită prin relaţia:

$$x(t) = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} X(\omega) e^{j\omega t} d\omega \tag{4.6}$$

şi se notează simbolic $x(t) = F^{-1} X(\omega)$ (4.7)

Este evident că $x(t) = F^{-1}[X(\omega)]$, adică transformarea este biunivocă:

$$x(t) \xleftrightarrow{\text{Fourier}} X(\omega)$$

ceece ce conferă un mod convenabil de prelucrare a semnalelor în domeniul frecvență. Funcția *x(t)* se numeşte *funcție original* iar *X(ω)* poartă denumirea de *funcție imagine*.

4.2.1.2. Funcția de densitate spectrală

Fie $x(t) \xleftrightarrow{\text{Fourier}} X(\omega)$ (semnalul şi imaginea sa în frecvență).
Expresia energiei semnalului este:

$$E = \int_{-\infty}^{+\infty} |x(t)|^2 dt = \langle x(t) \cdot x^*(t) \rangle \tag{4.8}$$

Înlocuind pe x(t) prin relația corespunzătoare transformatei Fourier şi rearanjând termenii se obține:

$$E = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} X(\omega) \left\{ \int_{-\infty}^{+\infty} x^*(t) e^{j\omega t} dt \right\} d\omega \tag{4.9}$$

Se observă că în paranteza acoladă din membrul drept al relației (4.9) se regăseşte X(ω) astfel că egalând relațiile (4.9) cu (4.8) se obține:

$$\int_{-\infty}^{+\infty} |x(t)|^2 dt = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} |X(\omega)|^2 d\omega \tag{4.10}$$

Relația (4.10) este cunoscută sub numele de "Teorema Rayleigh a energiei".
Reprezentarea grafică a funcției *X(ω),* respectiv *arg(ω)* constituie diagrama spectrală echivalentă a spectrului de amplitudini, respectiv de faze.
Funcția $|X(\omega)|/2\pi$ reprezintă *funcția de densitate spectrală* a energiei semnalului. Graficul acestei funcții dă informații asupra benzii energetice a semnalului, care cuprinde intervalul de frecvențe în care este concentrată cea mai mare parte din energia semnalului.

4.2.1.3. Distribuții, funcții singulare şi utilizarea lor în analiza semnalelor

Se numeşte distribuție procesul de atribuire printr-o funcțională f(t) a unor valori date $N_f(x)$ unei funcții x(t), căreia i se pun prin ipoteză condiții suplimentare.
În cazul semnalelor, descrise printr-o funcție x(t), $t \in R$, procesul de atribuire de valori se defineşte prin relația:

$$\int_{-\infty}^{+\infty} x(t) f(t) dt = N_f(x) \tag{4.11}$$

Se numeşte distribuție Dirac (notată *δ(t)*) o funcțională care atribuie unei funcții continuă în *t = 0* valoarea *x(0)*.
Rezultă următoarea relație de definiție:

$$\int_{-\infty}^{+\infty} x(t) \partial(t) dt = x(0) \tag{4.12}$$

a cărei reprezentare grafică este dată în Fig.4.4.

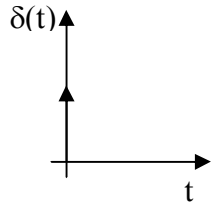


Fig.4.4: Reprezentarea distribuției Dirac

Cele mai importante proprietăți ale funcției δ(t) sunt:

- $\partial(at) = \frac{1}{|a|} \partial(t)$
- $\int_{-\infty}^{\infty} x(\tau) \partial(t - \tau) dt = x(t)$ (4.13)

- $F\delta(t) = 1$

O succesiune periodică de impulsuri unitare conduce la funcția:

$$\delta(t) = \sum_{-\infty}^{+\infty} \partial(t - kt_0) \tag{4.14}$$

numită funcție periodică şi care reprezentată grafic arată ca în Fig. 4.5:

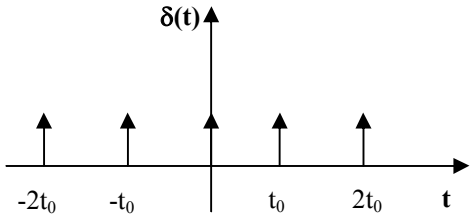


Fig.4.5: Reprezentarea funcției δ periodică în timp

Aplicând transformata Fourier relației (4.14) se obține:

$$F\partial_{t_0}(t) = \frac{2\pi}{t_0} \sum_{-\infty}^{+\infty} \partial(\omega - n\Omega_0) \tag{4.15}$$

Comparând rel.(4.15) cu rel. (4.14) se observă că suma din rel. (4.15) reprezintă o funcție δ periodică în domeniul frecvenței; se notează:

$$\partial_{\Omega_0}(\omega) = \sum_{-\infty}^{+\infty} \partial(\omega - n\Omega_0) \tag{4.16}$$

Întrucât $\Omega_0=2\pi/t_0$, înlocuind în rel (4.15) se obține:

$$F\delta_{t0}(t)=\Omega_0\delta_{\Omega 0}(\omega) \tag{4.17}$$

Relația (4.17) arată că transformata Fourier a unei funcții δ periodică în timp este proporțională cu o funcție δ periodică în frecvență. Reprezentarea grafică a acestei funcții arată ca în Fig.4.6

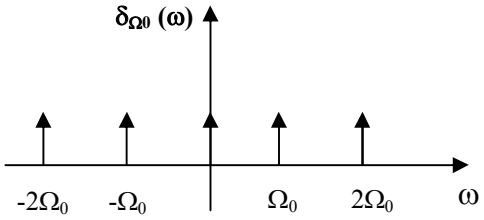


Fig.4.6: Reprezentarea funcției δ periodică în frecvență

4.2.1.4. Convoluția semnalelor analogice

Fie două semnale $x_1(t)$ şi $x_2(t)$. Se numeşte funcție de convoluție a celor două semnale integrala:

$$x(t) = \int_{-\infty}^{+\infty} x_1(\tau) \cdot x_2(t-\tau) d\tau \tag{4.18}$$

şi se notează $x(t) = x_1(t) \otimes x_2(t)$ (4.19)

Există o teoremă care spune că transformata Fourier a funcției de convoluție este produsul algebric al transformatelor Fourier ale semnalelor din produs, adică:

$$X(\omega) = X_1(\omega) \cdot X_2(\omega) \tag{4.20}$$

Funcția de convoluție în frecvență în raport cu funcțiile de densitate spectrală $X_1(\omega)$ şi $X_2(\omega)$ se defineşte prin integrala:

$$X(\omega) = \int_{-\infty}^{+\infty} X_1(\lambda) \cdot X_2(\omega - \lambda) d\lambda \tag{4.21}$$

şi se notează $X(\omega) = X_1(\omega) \otimes X_2(\omega)$ (4.22)

In analiza semnalelor un aspect foarte important este legat de convoluția semnalelor cu funcția $\delta(t)$. Ținând cont de proprietățile acestei funcții, rezultă că:

$$\int_{-\infty}^{+\infty} x(\tau)\partial(t-\tau)d\tau = x(t) \tag{4.23}$$

sau $x(\tau) \otimes \delta(t) = x(t)$ (4.24)

Transferând aceste funcții din domeniul timp în domeniul frecvență se obține:

$$F\{x(t) \otimes \partial(t)\} = X(\omega) \tag{4.25}$$

Relațiile (4.23) şi (4.25) arată că produsul de convoluție dintre un semnal şi funcția $\delta(t)$ conduce la semnalul considerat.

4.2.1.5. Ferestre de timp analogice

Să considerăm că semnalul $x(t)$ este cunoscut numai pe un interval finit de timp $-t_0/2 \leq t \leq t_0/2$ (cum se întâmplă în timpul eşantionării). În acest caz cea mai uzuală fereastră de timp este cea dreptunghiulară, definită prin relația:

$$\omega(t) = \begin{cases} 1 \text{ pentru } |t| \leq t_0/2 \\ 0 \text{ pentru } |t| > t_0/2 \end{cases} \tag{4.26}$$

Forma şi durata ferestrelor de timp au efecte puternice asupra spectrului de frecvență al semnalului de intrare.

De exemplu să considerăm că semnalul $x(t)$ al cărui spectru de frecvențe, notat cu $X(f)$ este format din 3 funcții δ dispuse la frecvențele f_0, f_1 şi f_2 aşa cum se vede în Fig. 4.7.

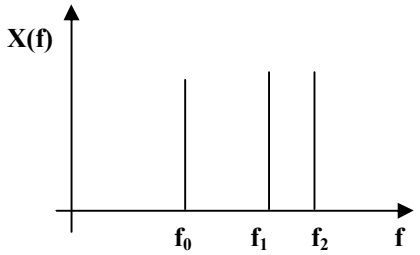


Fig.4.7: Spectrul frecvențelor semnalului de intrare

Să considerăm că distanța dintre frecvențele f_1 şi f_2 este $1/t_0$. Dacă acest semnal este trecut printr-o serie de ferestre de timp de diverse forme (pătrate, dreptunghiulare, triunghiulare), ca cele din Fig.4.8, se constată că se obțin noi spectre a căror vârfuri sunt poziționate diferit în timp şi spațiu (ca amplitudine).

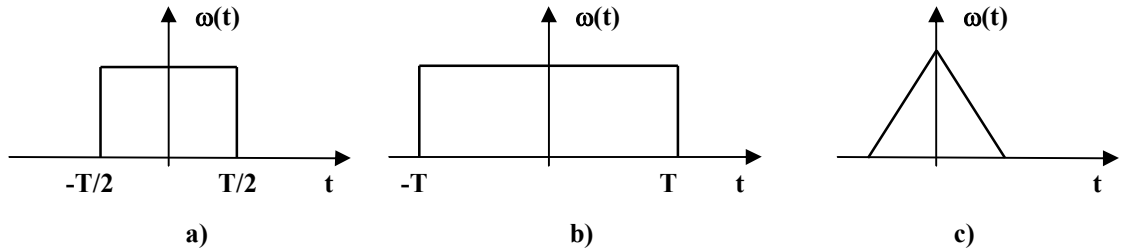


Fig.4.7: Tipuri de ferestre de timp
a) pătrate; b) dreptunghiulare; c) triunghiulare

Din analiza semnalelor prelucrate în urma trecerii lor prin ferestre de timp se constată că:

- ✓ prin utilizarea unei ferestre de timp de durată t_0 (pătrate) nu se pot selecta două vârfuri poziționate la distanța $f_2 - f_1 = 1/t_0$;
- ✓ în cazul ferestrelor dreptunghiulare, pentru a putea deosebi două vârfuri, fereastra de timp trebuie să aibă durata $t_0 = 1/(f_2 - f_1)$;
- ✓ pentru alte tipuri de ferestre(diferite de cea dreptunghiulară), pentru a putea deosebi două vârfuri, durata trebuie să fie $t_0 = 2/(f_2 - f_1)$.

4.2.2. Reprezentarea semnalelor numerice prin modele matematice

Modelele matematice pentru analiza semnalelor numerice sunt similare celor utilizate pentru semnalele analogice, utilizându-se aceleaşi transformări (Fourier, Walsh, Haar). In cazul semnalelor numerice se lucrează cu transformata Fourier discretă şi rapidă, transformata Walsh discretă şi rapidă sau cu transformata Haar discretă şi rapidă. Detalii privind modelele matematice ale semnalelor numerice reprezentate prin aceste transformări pot fi găsite în lucrarea [5].

4.3. Prelucrarea semnalelor

4.3.1. Aspecte generale privind prelucrarea semnalelor

Prelucrarea semnalelor constă în transformarea semnalelor analogice în semnale numerice şi invers din semnale numerice în semnale analogice.

Să considerăm un semnal analogic, care poartă o informaţie despre o mărime fizică (de regulă transformată într-o mărime electrică), care poate fi reprezentată printr-o funcţie continuă în timp şi care poate lua valori dintr-un domeniu de variaţie precizat:

$$x = f(t); \quad x : T \rightarrow M; \quad t \in T; \quad x \in M \tag{4.27}$$

în care: T – mulţimea momentelor de timp;

M – mulţimea eşantioanelor semnalului;

x – descrierea semnalului (asociază fiecărui element $t \in T$ un element $x \in M$ bine definit, numit *eşantionul semnalului* la momentul de timp t)

Dacă: $T \subset R$, semnalul se numeşte continuu (Fig.4.8.a);

$T \subset Z$, orice semnal definit pe T se numeşte *discret* (Fig.4.8.b);

$M \subset R$, semnalele au valori reale şi ele pot reprezenta măsuri ale mărimilor din natură; se spune despre aceste semnale că sunt analogice;

$M \subset Q$, şi este măsurabilă se spune că *semnalul este cuantizat*, caz în care este posibilă reprezentarea (codificarea) sa numerică.

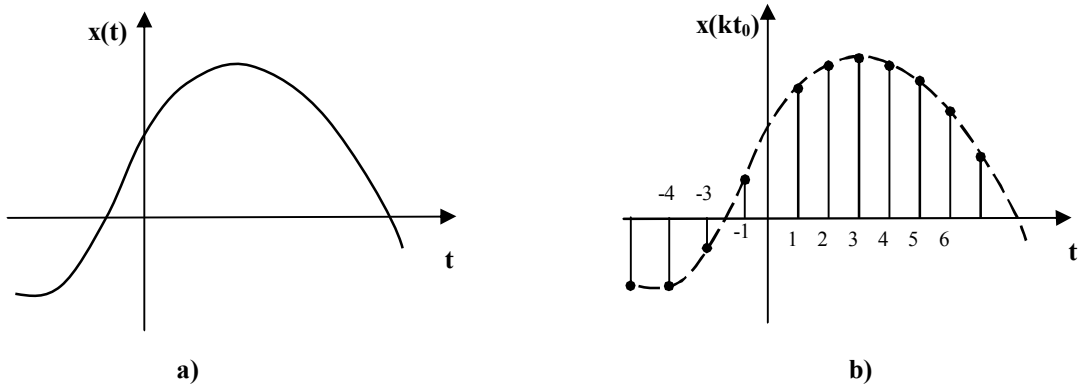


Fig.4.8: Reprezentarea grafică a unui semnal
a) semnal continuu; b) semnal discret

Pentru semnalele discrete se utilizează , de regulă, notaţia: $x(kt_0)$, $k \in Z$

Exemple de semnale:

a) semnale continue: $x(t) = sin(t)$; $x(t) = at + b$ .....

b) semnale discrete: $x(nt_0) = sin(nt_0)$

c) semnale cuantizate: $M = \{x|x = mq;\ q \in Q,\ m \in Z\}$

Un semnal *discret şi cuantizat* se numeşte *semnal numeric (digital)*; un astfel de semnal poate fi prelucrat prin metode numerice, cu ajutorul calculatorului.
Se poate spune deci că semnalele numerice sunt acele semnale care la momente discrete de timp au valori nenule, fiind egale cu zero în afara acestora. Aceste semnale se pot obţine dacă în circuitul prin care circulă semnalul analogic $x(t)$ se introduce un comutator care se închide pentru un interval scurt de timp, la fiecare moment kt_0 $(k \in Z)$. Semnalul $x(kt_0)$ se numeşte *eşantionat* sau *discretizat* şi este constituit din eşantioane ale semnalului analogic $x(t)$. Este evident că semnalul $x(kt_0)$ nu reprezintă o copie fidelă a semnalului $x(t)$ şi că gradul de apropiere depinde de mărimea intervalului t_0. Cu cât intervalul t_0 este mai mic, precizia reprezentării este mai mare, însă mărirea excesivă a numărului de eşantioane duce la creşterea inacceptabilă a volumului de date ce trebuie prelucrate. În practică modificarea intervalului t_0 se face prin modificarea frecvenţei de eşantionare ($f_e = 1/t_0$)
Pentru ca un semnal discretizat să poată fi prelucrat cu ajutorul calculatorului, mai este necesar ca pe lângă operaţia de eşantionare să se facă şi o operaţie de măsurare în amplitudine, numită *cuantizare*, prin care amplitudinea eşantioanelor este reprezentată prin valori numerice. Operaţia de cuantizare se realizează prin alegerea unui număr de niveluri de cuantizare a amplitudinii eşantioanelor, număr care se stabileşte în funcţie de baza sistemului de numeraţie: zecimal 10^k, binar 2^k etc.
Pentru exemplificare să considerăm un semnal numeric reprezentat în sistemul zecimal şi acelaşi semnal reprezentat în sistemul binar, aşa cum se vede în Fig. 4.9.

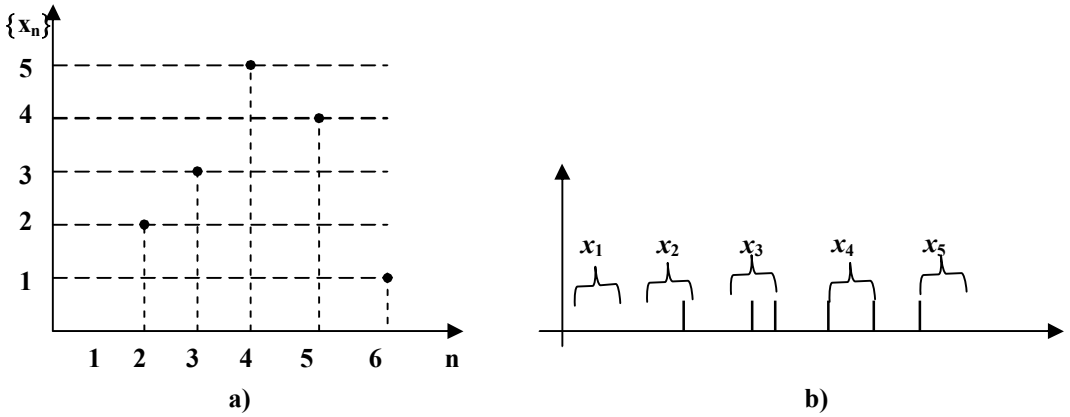


Fig.4. 9: Reprezentarea unui semnal numeric
a) în sistem zecimal; b) în sistem binar

Reprezentarea în sistem binar s-a făcut utilizând trei biţi pentru fiecare eşantion, ceea ce conduce la posibilitatea de a utiliza $2^3 = 8$ niveluri de cuantizare.
La operaţia de cuantizare apar erori, datorită aproximării amplitudinii eşantioanelor cu un număr întreg, deşi în realitate mărimea acesteia se găseşte într-un interval de valori, rezultat prin discretizarea într-un număr finit de niveluri de cuantizare. Acceptând însă o eroare convenabilă se poate obţine o reprezentare a semnalului analogic prin semnal numeric, suficient de precisă.
Este evident că prin creşterea numărului de biţi utilizaţi în reprezentarea semnalului numeric în sistem binar, fidelitatea semnalului numeric, ca şi copie a semnalului analogic, creşte.
Semnalul digital, rezultat prin operaţiile de eşantionare şi cuantizare, poate fi prelucrat cu ajutorul calculatorului, după care, dacă este necesar, poate fi decodificat prin operaţii inverse eşantionării şi cuantizării şi transformat în semnal analogic.
Schema de principiu a unei prelucrări complete a semalelor analogice şi numerice este arătată în Fig. 4.10.

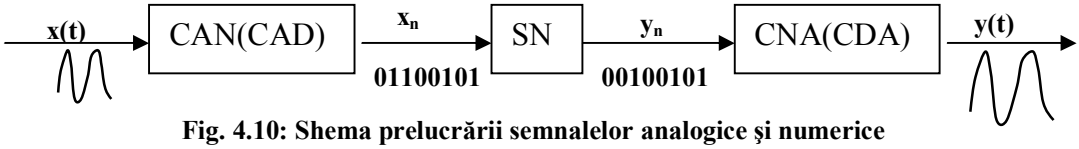


Fig. 4.10: Shema prelucrării semnalelor analogice şi numerice

Semnalul analogic *x(t)* este trasnsformat în semnal numeric x_n de către un convertor analog-numeric(digital)-CAN(CAD). Semnalul numeric astfel obţinut intră într-un sistem numeric (SN) de prelucrare, rezultând semnalul numeric y_n. Acesta poate fi readus la forma analogică *y(t)* cu ajutorul unui convertor numeric(digital)-analogic

Pentru exemplificarea modului de prelucrare *semnal analog→semnal digital →semnal analog,* să considerăm procesele de înregistrare – redare a sunetelor folosind tehnologia digitală[7]:
Inregistrarea sunetelor folosind tehnica digitală este un proces de conversie a undelor mecanice care se propagă prin aer (sunete) în semnale electrice cu ajutorul unui traductor numit *microfon* (Fig.4.11).

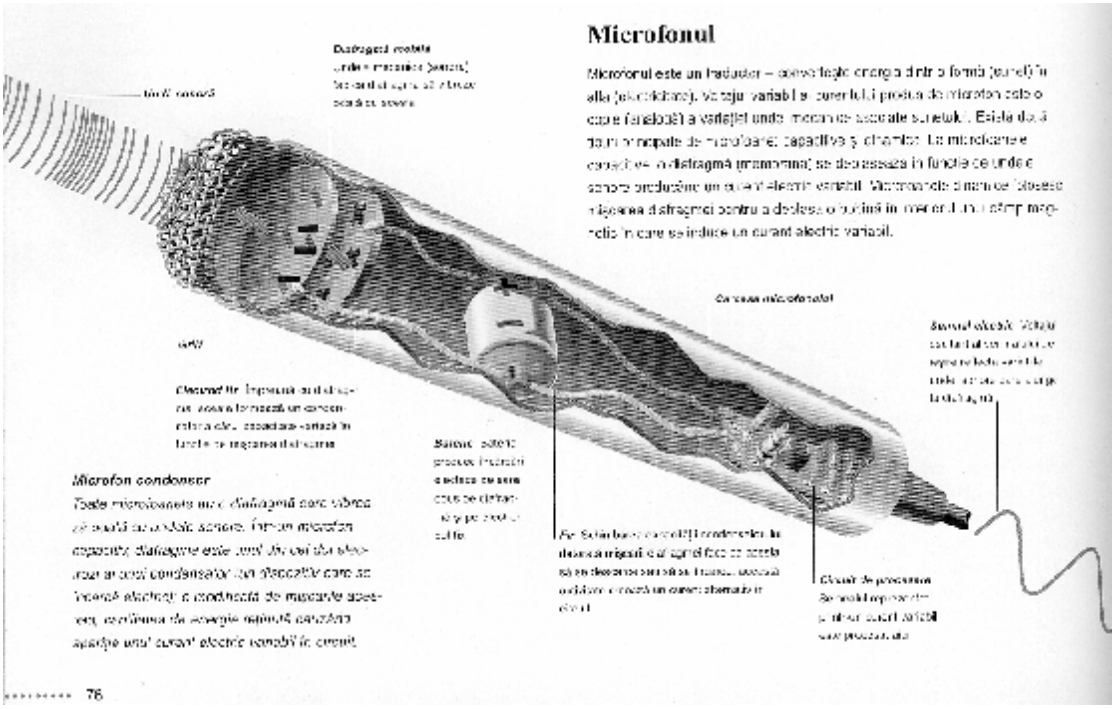


Fig.4.11: Transformarea undei sonore în semnal electric prin intermediul microfonului

Tensiunea variabilă a curentului produs de microfon este o copie fidelă (analogă) a variaţiei undei mecanice asociate sunetului. Pentru a converti semnalul produs de microfon în semnal digital acesta trebuie eşantionat. Eşantionarea implică măsurarea amplitudinii (înălţimii) semnalului analogic la intervale de timp egale. Se obţine astfel un semnal digital exprimat printr-un cod numeric (de regulă binar), ce poate fi prelucrat şi memorat în calculator. Pentru redarea sunetului este necesară trasformarea semnalul digital într-un semnal analogic care, după amplificare, este trimis unui alt traductor numit *difuzor* (inversul microfonului). Difuzoarele convertesc energia electrică în energie sonoră prin intermediul unei bobine şi a unei membrane din hârtie sau plastic (Fig.4.12). Curentul electric variabil care circulă prin bobină produce oscilaţia acesteia şi a membranei (de care este legată) rezultând astfel unde mecanice (sunete).

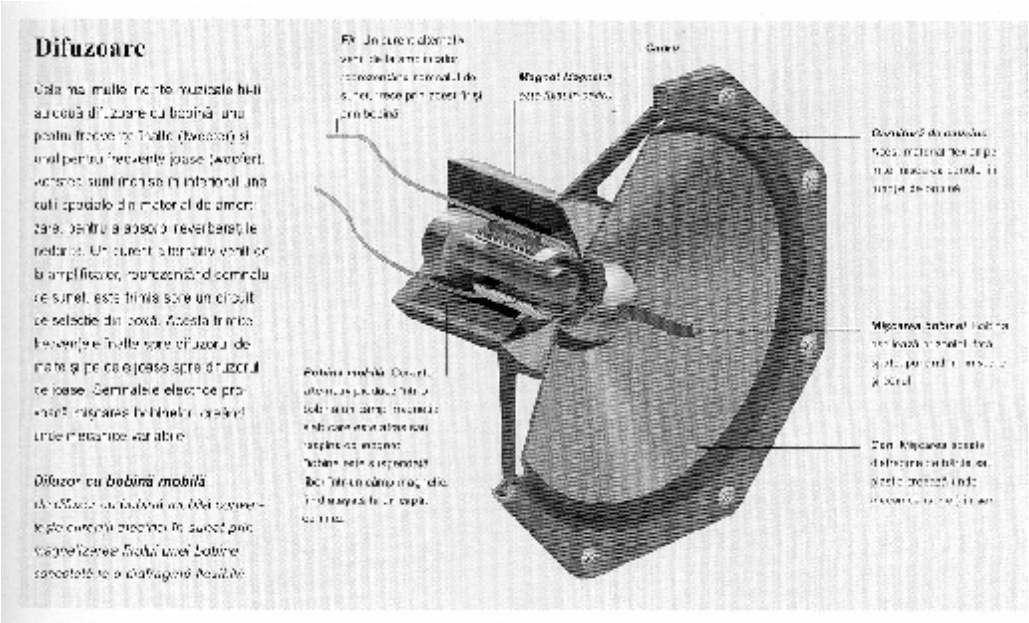


Fig.4.12: Transformarea semnalelor electrice în sunete prin intermediul difuzorului

Fidelitatea semnalului redat depinde de frecvența de eşantionare şi de adâncimea de bit (care determină intervalele de valori de eşantionare posibile ale amplitudinii), aşa cum se vede în Fig.4.13

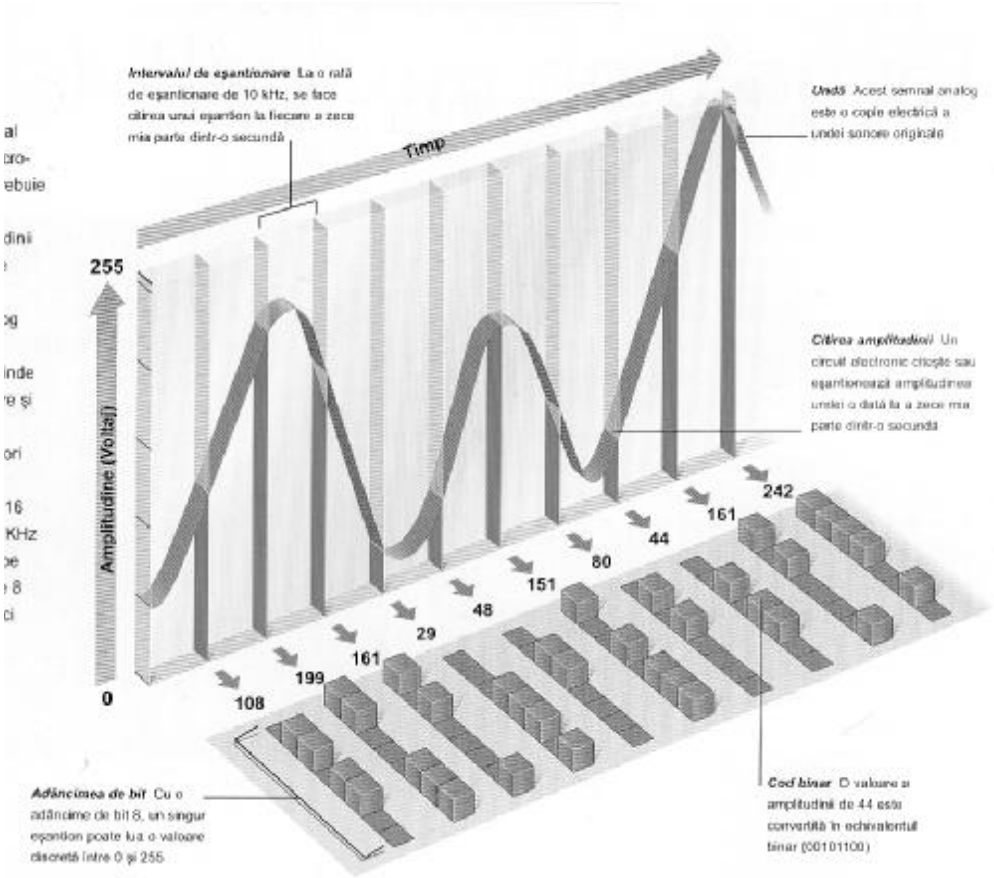


Fig. 4.13: Transformarea semnalului sonor în semnal numeric prin intermediul CAN

Pentru înregistrarea vocilor se recomandă eşantionarea pe 8 biți şi la 10 kHz (situație redată în Fig.4.13). Cu o adâncime de 8 biți un singur eşantion poate lua o valoare

discretă între 0 şi 255 iar la o rată de eşantionare de 10 kHz se face citirea unui singur eşantion la fiecare a zecea mia parte dintr-o secundă.
Standardul audio CD este de 16 biţi (65536 de nivele) şi 44,1 KHz (măsurat de 44100 de ori pe secundă).

4.3.2. Digitizarea semnalelor

După cum s-a arătat în paragraful anterior, transformarea semnalelor analogice în semnale numerice se face prin *eşantionare* şi *cuantizare*, operaţii cunoscute sub numele generic de *digitizare*. Procesul de digitizare este ireversibil, întrucât prin cele două operaţii (eşantionare şi cuantizare) se pierde o parte din informaţia purtată de semnalul analogic iniţial.
Eşantionarea şi cuantizarea se realizează prin circuite de conversie a datelor(convertoare analog-numerice), prin intermediul cărora semnalul iniţial se transformă în semnal numeric după schema:

$$x(t) \xrightarrow{\text{eşantionare}} x_e(kt_0) \xrightarrow{\text{cuantizare}} x_q(kt_0)$$

Datorită importanţei operaţiilor de eşantionare şi cuantizare în prelucrarea semnalelor, în cele ce urmează se prezintă unele aspecte generale privind aceste operaţii.

<u>*4.3.2.1. Eşantionarea*</u> unui semnal analogic constă în prelevarea valorilor mărimii acestuia la momente discrete de timp, de obicei echidistante – kt_0; t_0 se numeşte *interval* sau *perioadă de eşantionare*. În Fig. 4.14 se prezintă schematic modul cum se face eşantionarea

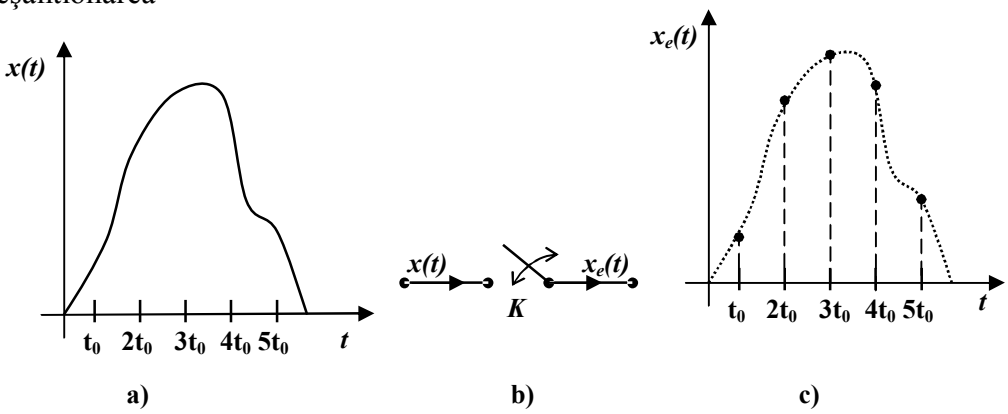


Fig. 4.14: Modul de realizare a eşantionării
a) semnal analogic; b) întrerupător; c) semnal eşantionat

Semnalul analogic $x(t)$ se aplică la intrarea întrerupătorului K; acesta se închide la momente discrete de timp $t = kt_0$, $k \in N$, după care revine la poziţia "deschis". Se consideră că intervalul de timp cât întrerupătorul stă închis este infinit mic ($\Delta t \to 0$). La ieşirea din întrerupător se obţine semnalul eşantionat $x_e(t) = \{x(kt_0\}$. Semnalul $x_e(t)$ este idealizat deoarece timpul cât întrerupătorul stă închis este foarte mic dar finit Δt astfel că impulsurile sunt de durată finită (au o anumită lăţime τ).
Atunci când întrerupătorul se închide periodic, eşantionarea se numeşte periodică.
Mărimea $f_e = 1/t_0$ se numeşte *frecvenţă de eşantionare* şi legat de aceasta se mai defineşte *pulsaţia de eşantionare* $\omega_e = 2\pi f_e$.
Aşadar eşantionarea unui semnal constă în construirea unei secvenţe de valori $x_e=\{x(kt_0\}$.

Pentru studiul teoretic al eşantionării se foloseşte un model, prezentat în Fig.4.15

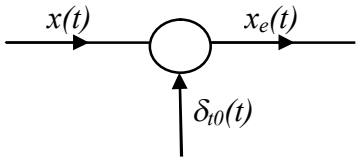


Fig.4.15: Model pentru studiul teoretic al eşantionării

Eşantionarea ideală se realizează prin înmulţirea semnalului $x(t)$ cu funcţia periodică δ_{t0}.

$$x_e(t) = x(t) \cdot \delta_{t0}(t) \tag{4.28}$$

Funcţia $\delta_{t0}(t)$ reprezintă o secvenţă de impulsuri ideale, definită cu relaţia 4.14, astfel că semnalul eşantionat ideal capătă forma:

$$x_e(t) = \sum_{k=-\infty}^{+\infty} x(kt_0)\partial(t - kt_0) \tag{4.29}$$

Relaţia (4.39) exprimă forma de bază a semnalului eşantionat ideal.
Să considerăm semnalul x(t) de bandă limitată, adică:

$$x(t) \xrightarrow{\text{Fourier}} X(\omega), \text{ cu } |X(\omega)| = 0 \text{ pentru } |\omega| \geq \omega_m \tag{4.30}$$

Aplicând transformata Fourier semnalului eşantionat (dat de rel.4.29) se obţine:

$$X_e(\omega) = F[x_e(t)] = \frac{1}{t_0}\sum_{k=-\infty}^{+\infty} X(\omega - k\omega_0), \text{ cu } \omega_0 = \frac{2\pi}{t_0} \tag{4.31}$$

unde ω_0 este frecvenţa impulsurilor $\delta_{t0}(t)$, care este practic frecvenţa de eşantionare ω_e.
Relaţia (4.31) arată că funcţia de densitate spectrală a semnalului eşantionat este o repetare periodică a funcţiei de densitate spectrală a semnalului neeşantionat. Cu alte cuvinte spectrul semnalului eşantionat $X_e(\omega)$ constă în repetări periodice axate faţă de frecvenţa ω_0 a semnalului original (Fig.4.16)

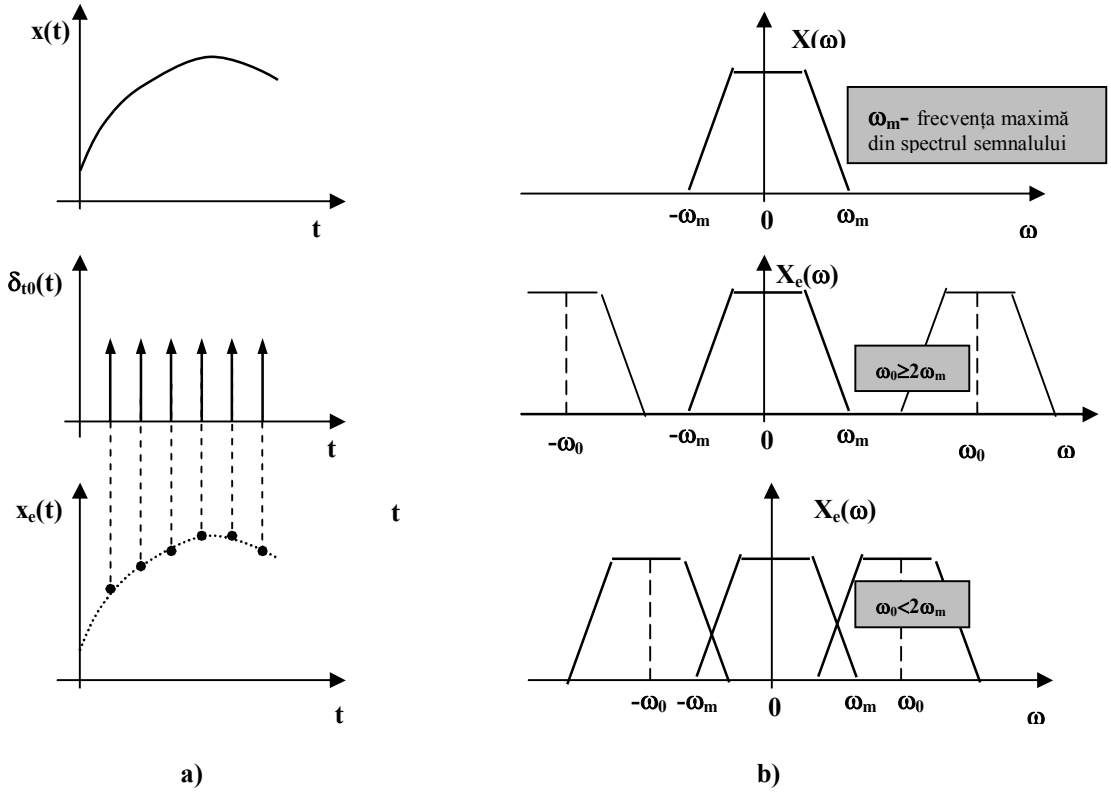


Fig.4.16: Eşantionarea ideală a semnalelor analogice
a) eşantionarea semnalului la momente discrete; b) eşantionarea cu diferite frecvenţe

Pentru ca prin eşantionare să se reproducă semnalul iniţial este necesar să se elimine spectrele secundare. Acest lucru este posibil prin utilizarea unor filtre ideale care să realizeze condiţia $\omega_0 \geq 2\omega_m$. Dacă această condiţie nu este realizată, semnalul iniţial (analogic) este imposibil de reprodus sub formă numerică. Această condiţie este cunoscută sub numele de teoria eşantionării şi a fost enunţată de Shanon astfel:

"Pentru reconstituirea unui semnal de bandă limitată (la ω_m) din eşantioanele sale, preluate cu o perioadă de eşantionare t_0, este necesar ca frecvenţa de eşantionare ($\omega_e \equiv \omega_0$), să fie cel puţin dublă faţă de frecvenţa maximă din spectrul semnalului ($\omega_0 = 2\pi / t_0 > 2\omega_m$)".

Nerespectarea teoremei eşantionării conduce la apariţia fenomenului de *aliasing error* (eroare de spectru suprapus) – prescurtat *alias* prin care în semnalul reconstituit apar componente inexistente în semnalul original, datorită suprapunerii semnalelor eşantionate (Fig. 4.16.b jos). Pentru a evita suprapunerea semnalelor, acestea trebuie trecute înainte de eşantionare printr-un filtru de *tip trece-jos* (FTJ), numit *filtru de gardă* sau *anti-alias*, care are rolul de a anula funcţia X(ω) pentru $|\omega| > \omega_m$ (Fig. 4.17). Prin aceasta se elimină deformarea spectrului prin efect de aliasing. Utilizarea filtrului anti-aliasing se recomandă atunci când semnalul de măsurat conţine componente cu frecvenţă mai mare decât jumătate din frecvenţa de eşantionare [1].

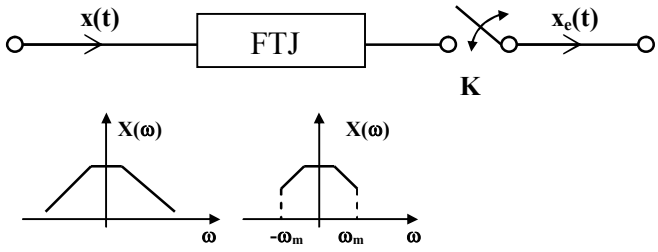


Fig.4.17: Eliminarea fenomenului de aliasing cu un filtru trece-jos

Teorema eşantionării nu este suficientă pentru a alege o frecvenţă de eşantionare satisfăcătoare. Filtrul ideal trece-jos (FTJ) este imposibil de realizat, întrucât un astfel de filtru trebuie să răspundă la un impuls care începe la timpi negativi (întrucât este simetric faţă de origine) înainte de aplicarea excitaţiei. În plus eroarea de estimare a spectrului face ca delimitarea spectrelor secundare să nu fie fermă şi de aceea este de dorit ca distanţarea acestora să se facă peste limitele impuse de teorema eşantionării. De aceea, în practică se recomandă [3] ca frecvenţa de eşantionare ω_0 să fie de ordinul $(4...10)\omega_m$

<u>*4.3.2.2. Cuantizarea*</u> semnalelor constă în discretizarea acestora în amplitudine. Cuantizarea este o operaţie strict necesară în vederea conversiei semnalelor analogice în semnale numerice şi implică reprezentarea semnalelor analogice printr-un număr finit de valori discrete.

Aşadar prelucrarea semnalelor analogice cu ajutorul tehnicii numerice de calcul implică nu numai discretizarea acestora în timp (eşantionarea) ci şi în amplitudine (cuantizarea). Pentru realizarea cuantizării se împarte domeniul de variaţie finit al amplitudinii semnalului analogic în clase (intervale) echidistante. Valoarea mărimii semnalului eşantionat la un moment kt_0 se va încadra în limitele unei clase, astfel:

$$iq - \frac{q}{2} \langle x \leq iq + \frac{q}{2}, \text{ cu } i = 0; \pm 1; \pm 2; \pm 3; ..... \qquad (4.32)$$

unde x este valoarea semnalului iar q reprezintă mărimea cuantei care caracterizează clasa de apartenţă i.

Prin cuantizare se înlocuieşte valoarea semnalului *x* a semnalului eşantionat cu centrul clasei de apartenenţă cea mai apropiată. Este evident că prin aceasta apare o abatere a valorii semnalului de la valoarea sa reală, abatere numită *eroare de cuantizare* sau *zgomot de cuantizare*. Datorită acestei erori , orice valoare din intervalul (*x-q/2, x+q/2*) va produce aceeaşi ieşire cuantizată x_q, astfel că mărimea semnalului cuantizat se poate scrie sub forma:

$$x_q = x + \varepsilon_q \tag{4.33}$$

unde ε_q reprezintă eroarea de cuantizare, care depinde de pasul ales pentru împărţirea domeniului amplitudinii semnalului în clase. De aceea, ca şi în cazul eşantionării apare necesitatea găsirii unei valori optime, întrucât un pas prea mare va da o rezoluţie slabă iar un pas prea mic va produce date în exces faţă de cele strict necesare.

Să considerăm că un semnal analogic *x(t)* a fost convertit în semnal numeric descris prin mulţimea $\{x\} = \{x(n)\}$. Dacă se notează cu *q* cea mai mică treaptă de cuantizare şi se reprezintă semnalul discretizat, se observă că între $x_q(n)$ şi *x(n)* se obţine un anumit raport (Fig.4.18)

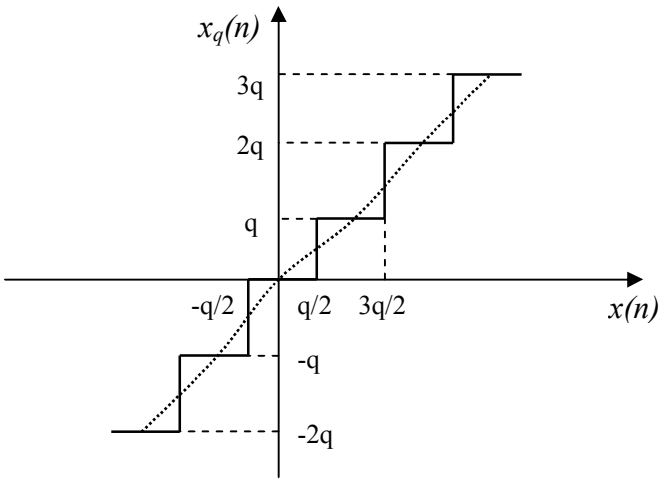


Fig.4.18: Reprezentarea grafică a raportului $x_q(n)/x(n)$

Secvenţa de valori $x_q(n)$ se poate obţine şi prin alte tipuri de cuantizări, cum ar fi trunchierea, atunci când semnalul discretizat este reprezentat prin cel mai mare nivel de cuantizare care nu depăşeşte semnalul.

În practică, distribuţia de amplitudine este echivalată cu histograme, aplicate direct pe semnalele eşantionate, prin numărarea eşantioanelor aflate în clase de cuantizare convenabil alese. Alegerea numărului de clase este corelată cu numărul de eşantioane prin folosirea relaţiei:

$$N_{clase} = \sqrt{N_{esantioane}} \tag{4.34}$$

Atunci când $N_{eşantioane} \rightarrow \infty$ rezultă $q \rightarrow 0$ şi ca atare distribuţia dată prin histograme conduce către distribuţia de amplitudine teoretică.

5. STRUCTURA SISTEMELOR DE MĂSURARE COMPUTERIZATE

5.1. Structura generală a unui sistem de măsurare computerizat

Aşa cum s-a arătat în Introducere şi în Cap.2, orice sistem de măsurare computerizat are în structura sa următoarele componente (vezi *Fig.2.4* şi *2.5*):

- traductoarele care culeg mărimile de măsurat şi le transformă în semnale electrice;
- condiţionere de semnal ce realizează preprocesarea analogică a semnalelor (amplificare, filtrare,etc.);
- placa de achiziţii date, în care este înglobat convertorul analog-numeric (CAN), care transformă semnalul analogic de intrare într-o mărime numerică;
- sistemul de calcul care realizează analiza datelor şi elaborează decizii, atunci când sistemul de măsurare este un sistem cu parametri controlaţi;
- ieşirile analogice care furnizează semnalele prelucrate;
- blocul de post-procesare analogică care permite interfaţarea cu elementele de execuţie.

Pentru exemplificarea structurii generale a unui sistem de măsurare computerizat, în Fig.5.1 se prezintă schema de principiu a unui sistem de măsurare şi reglare numerică a temperaturii unui cuptor [3].

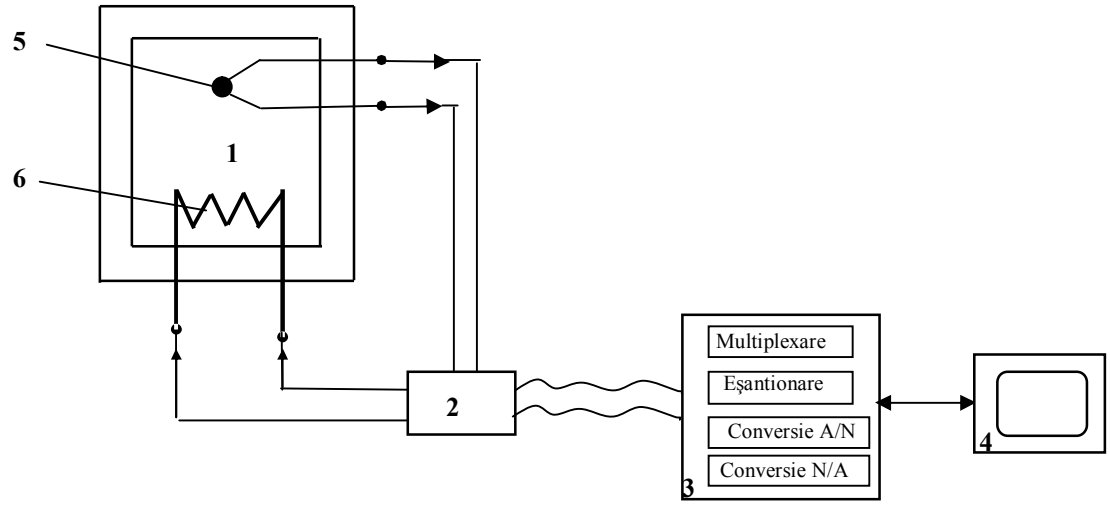


Fig.5.1. Componentele unui sistem de achiziţii date:
1- cuptor; 2- condiţioner de semnal; 3- placă de achiziţii date; 4- calculator;
5- traductor de temperatură (termocuplu); 6- rezistenţă electrică.

Mărimea de măsurat (temperatura) este transformată într-un semnal electric cu ajutorul unui traductor de temperatură (termocuplu) şi apoi aplicată unui bloc de *condiţionare a semnalului*. În acest bloc semnalul electric analogic este preprocesat printr-o serie de operaţii pregătitoare (amplificare, filtrare, liniarizare, compensarea erorilor, etc.).

Semnalul analogic astfel pregătit este trimis către *o placă de achiziţii date*, care îl eşantionează (cu ajutorul unor circuite de *eşantionare şi memorare*) şi apoi îl transformă în *semnal numeric* (cu ajutorul unui convertor analog-numeric), semnal ce poate fi prelucrat de un calculator (sau de un sistem cu microprocesor). Calculatorul poate realiza atât *afişarea* rezultatelor, cât şi funcţii mai complexe cum ar fi *prelucrarea*

acestora (monitorizarea temperaturii într-un interval prescris, cu semnalizarea depăşirilor) sau *reglarea numerică* (de ex. menţinerea unei temperaturi constante în cuptor).

Funcţia de reglare se face pe baza unui algoritm, conform căruia valorile numerice, obţinute prin programul de calcul, sunt transformate în semnale analogice printr-un *sistem de generare de date*, care conţine un *convertor numeric-analogic(CNA)*. Cu ajutorul acestui convertor se dau comenzi unor *elemente de execuţie* (în acest exemplu rezistenţei electrice din incinta cuptorului) care să corecteze abaterile mărimii măsurate faţă de mărimea de referinţă stabilită. De cele mai multe ori, comanda elementului de execuţie nu se poate face direct, fiind necesară o postprocesare a semnalului analogic rezultat din CNA (care constă de obicei în amplificarea semnalului).

Din acest exemplu rezultă că structura generală a unui sistem de măsurare computerizat se compune din următoarele blocuri funcţionale:

a) sistem de achiziţii de date (SAD) care are rolul de a preleva datele analogice care provin de la traductoare şi de a le transforma în mărimi numerice (exprimate în sistem binar);

b) sistem de generare de date (SGD) care are rolul de a genera semnale analogice sau numerice pentru realizarea comenzilor elementelor de execuţie;

c) sistem de calcul (SC) care execută prelucrarea datelor cu ajutorul unui microprocesor şi transmite rezultatele pentru afişare pe monitor sau către SGD;

d) intrări/ieşiri numerice (IIN) care sunt folosite pentru cuplarea la echipamente numerice.

Atunci când se urmăreşte numai achiziţia de date (ca în cazul cercetărilor de laborator), blocul SGD nu este necesar. În aplicaţii industriale, pentru reglarea unor parametri de proces sau de mediu, structura unui sistem de măsurare computerizat trebuie să fie completă.

Întrucât cele mai importante module din structura unui sistem computerizat sunt sistemele de achiziţie şi de generare a datelor, în cele ce urmează se prezintă succint aceste sisteme.

5.1.1. Sisteme de achiziţii de date (SAD)

Aceste sisteme au ca scop principal preluarea şi transformarea semnalelor analogice în mărimi numerice, întrucât acestea pot fi prelucrate de sistemul de calcul al unui computer. Componenta cea mai importantă a acestor sisteme este convertorul analog numeric.

Un SAD (în engleză DAS – Data Acquisition System) este caracterizat prin numărul de canale analogice de intrare, rezoluţia conversiei, rata de eşantionare şi rata de transfer. Rezoluţia conversiei, rata de eşantionare şi de transfer depind de performanţele convertorului analogic şi vor fi analizate ulterior.

În funcţie de numărul canalelor de intrare, sistemele de achiziţii de date pot fi:

a) monocanal, care au doar o singură intrare analogică, aşa cum se vede pe schema prezentată în Fig.5.2.

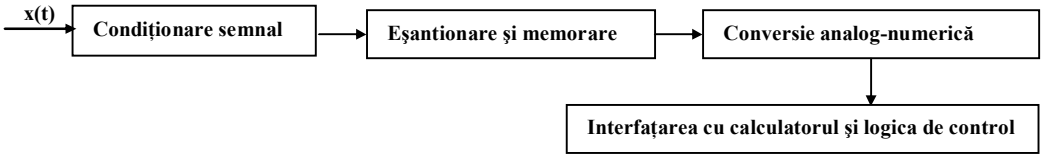


Fig.5.2. Schema –bloc a unui sistem de achiziţii date monocanal

SAD monocanal este cel mai simplu sistem de achiziții de date şi conține un condiționer de semnal (CS), circuite de eşantionare-memorare (CEM), un convertor analog–numeric (CAN) şi o interfață minimală cu magistralele calculatorului (ICLC).

b) multicanal cu multiplexare numerică, conține mai multe SAD monocanal care pot funcționa independent sau corelate prin comenzi primite de la logica de control; schema de principiu este arătată în Fig.5.3.

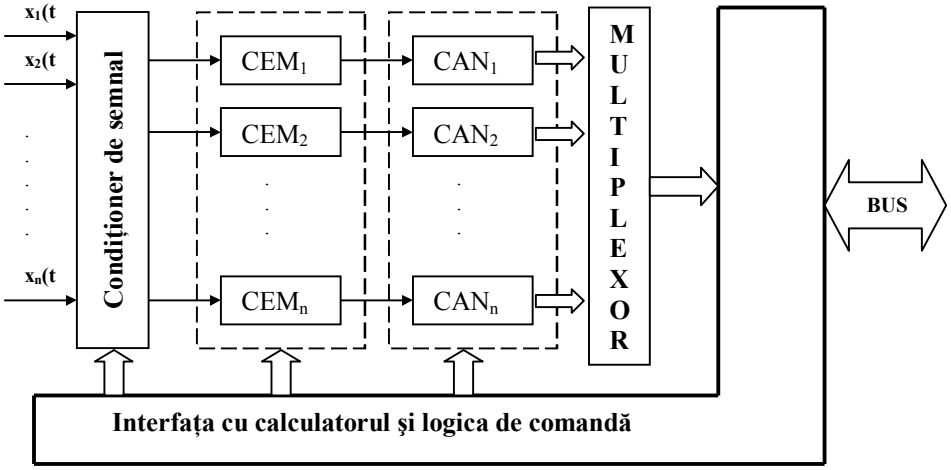


Fig. 5.3: Schema –bloc a unui sistem de achiziții date multicanal cu multiplexare numerică

Structura unui astfel de sistem este avantajoasă pentru transmiterea datelor la distanță.

c) multicanal cu multiplexare analogică şi eşantionare simultană, lucrează după schema din Fig.5.4.

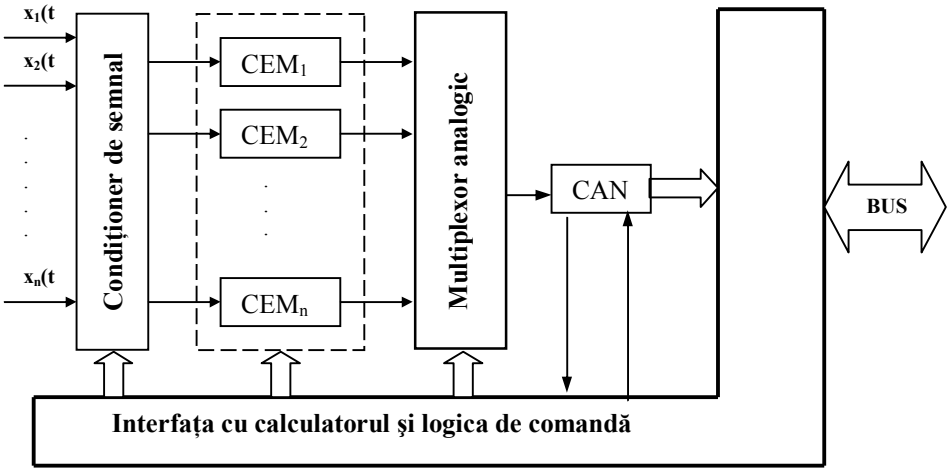


Fig. 5.4: Schema –bloc a unui sistem de achiziții date multicanal cu multiplexare analogică şi eşantionare simultană

SAD din această categorie sunt utilizate pentru efectuarea conversiei analog-numerice cu viteză medie. Pentru a realiza eşantionarea simultană a semnalelor de intrare, convertorul analog-numeric trebuie să aibă o viteză marede lucru.
Principalul avantaj al acestor sisteme constă în utilizarea unui singur convertor analog numeric.

d) *multicanal cu multiplexare analogică şi eşantionare secvențială* are schema de lucru ca cea din Fig.5.5.

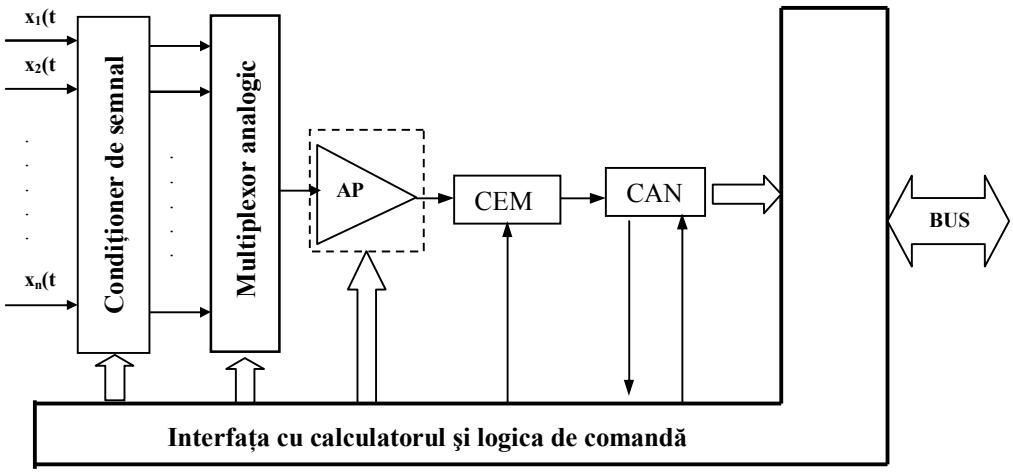


Fig. 5.5: Schema –bloc a unui sistem de achiziţii date multicanal cu multiplexare analogică şi eşantionare secvenţială

Acest sistem se utilizează atunci când nu interesează corelaţia în timp a semnalelor analogice de intrare. Pentru creşterea vitezei de achiziţie, în timp ce semnalul de pe un canal este convertit, multiplexorul selectează următorul canal pentru conversie. Desfăşurarea corectă în timp a operaţiilor de multiplexare, eşantionare şi şi conversie este asigurată de logica de control.
Acest SAD prezintă avantaje nete în privinţa raportului performanţă/cost; în plus, acest sistem poate fi utilizat în multe aplicaţii din diverse domenii.

5.1.2. Sisteme de generare de date (SGD)

Sistemele de generare a datelor (în engleză Data Generated System-DGS) se folosesc pentru generarea unor semnale analogice sau numerice care să poată acţiona elementele de execuţie atunci când se impune reglarea unor parametri tehnologici.

Pentru a înţelege rolul acestor sisteme, să reamintim câteva aspecte generale privind elementele de execuţie.

Din punct de vedere funcţional, elementele de execuţie sunt formate, de regulă, din două părţi:

- *elementul de acţionare*, care reprezintă partea motoare, având rolul de amplificator de putere;

- *organul de execuţie (sau de reglare),* care acţionează într-o formă specifică asupra instalaţiei tehnologice pentru a modifica un parametru, astfel încât evoluţia procesului să se încadreze între anumite limite, impuse de cele mai multe ori prin criterii de performanţă.

<u>*Elementele de acţionare*</u> pot fi *electrice* (electromagneţi, motoare electrice, servomotoare, motoare pas cu pas etc.), *pneumatice* (membrane, pistoane etc.) şi *hidraulice* (cilindri hidraulici, motoare hidraulice etc.).
Elementele de acţionare electrice se recomandă mai ales pentru comenzi la distanţă, fiind uşor adaptabile pentru procese în care regimurile tranzitorii au o pondere mare.
Elementele de acţionare pneumatice se pretează pentru comanda unor procese lente, cu viteze de răspuns şi precizii reduse. Aceste elemente necesită surse de aer comprimat, rezervoare, conducte etc.
Elementele de acţionare hidraulică se recomandă pentru forţe şi puteri foarte mari; necesită surse de energie hidraulică de mare presiune.

Organele de execuţie au rolul de a acţiona asupra parametrilor de intrare din instalaţiile tehnologice (cuplu, turaţie, debit, presiune, temperatură etc.) şi pot fi electice (tranzistoare de putere, tiristoare, amplificatoare magnetice, reostate, întrerupătoare etc.) şi mecanice (şuruburi melcate, robineţi, clapete etc.)

Sistemele de generare a datelor (SGD) se utilizează în cazul sistemelor automate, în care parametrii procesului tehnologic (şi uneori chiar condiţiile de mediu) trebuie monitorizaţi iar atunci când se impune modificarea acestora, elementele de execuţie intră automat în funcţiune.
Componenta principală a SGD este convertorul numeric –analogic (CNA).
Ca şi SAD, SGD au o serie de caracteristici specifice, cele mai importante fiind: numărul canalelor de ieşire, rezoluţia semnalelor de ieşire, rata de generare a semnalelor etc.

Din punct de vedere constructiv pentru SGD există două tipuri de structuri:

a) SGD cu distribuire numerică, ce funcţionează după schema din Fig. 5.6.

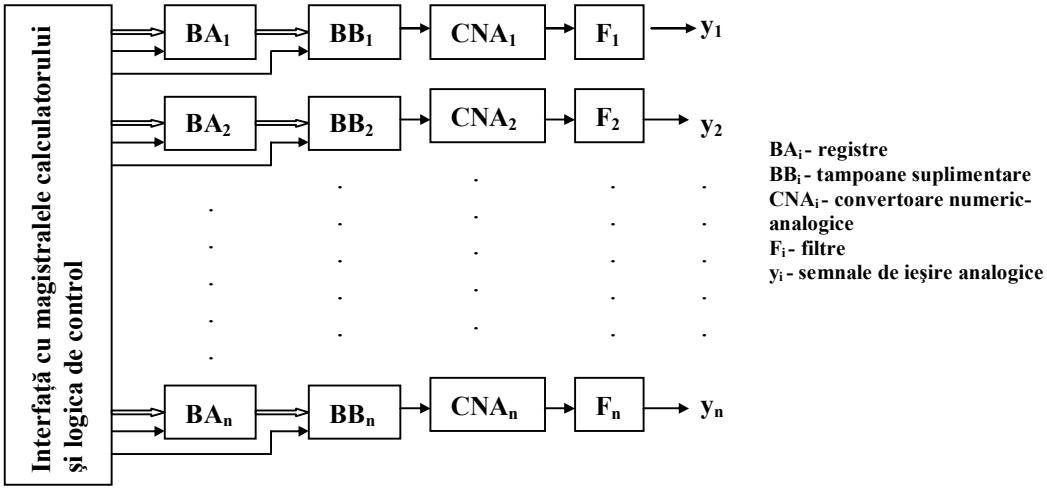


Fig.5.6: Schema-bloc a sistemului de generare a datelor cu distribuire numerică

Un astfel de sistem conţine câte un CNA pe fiecare canal şi o logică numerică care asigură distribuirea eşantioanelor în registrele BA_i. Dacă momentul schimbării datelor trebuie să fie acelaşi pentru toate canalele se prevăd tampoane suplimentare BB_i pentru fiecare canbal. Filtrele F_i amplasate la ieşire au rolul de a netezi semnalele obţinute.

b) SGD cu distribuire analogică, care funcţionează după schema din Fig. 5.7.

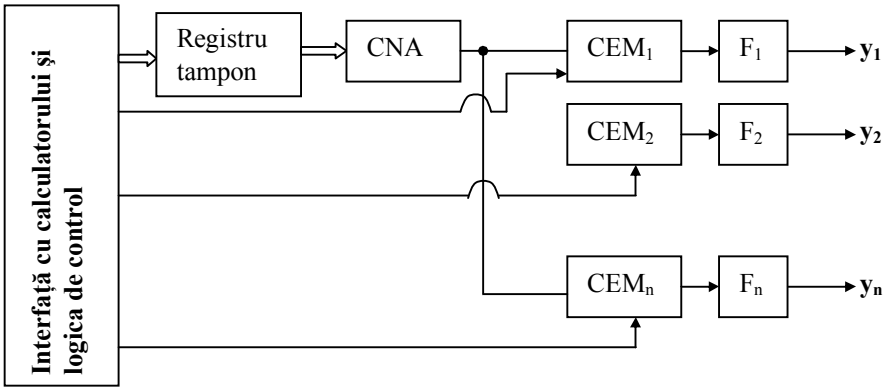


Fig.5.7: Schema-bloc a sistemului de generare date cu distribuire analogică

Acest sistem include circuite de eşantionare-memorare pentru menţinerea valorii de ieşire până apare un nou eşantion. Trecerea de la un eşantion la altul trebuie să se facă suficient de repede pentru a permite obţinerea de noi semnale analogice.

În general SAD şi SGD se prezintă sub forma unor module care se cuplează cu sistemele de calcul de uz general prin intermediul unor interfeţe cu magistralele calculatorului şi cu logica de control. Intrările şi ieşirile acestor sisteme pot fi analogice, numerice sau cu temporizare (timere). Marile firme producătoare de hardware, fabrică module complete având atât SAD cât şi SGD, care au posibilitatea interfaţării calculatoarelor personale cu o gamă largă de echipamente.

5.2. Componentele sistemelor de măsurare computerizate

Este evident că, în cazul unor configuraţii mai simple unele module ale SAD şi SGD pot lipsi însă traductoarele, condiţionerele şi plăcile de achiziţii sunt prezente în orice structură a unui sistem de măsurare computerizat.

De aceea, în continuare, vor fi descrise numai aceste componente.

A. Traductoare

A.1.Rolul traductoarelor în sistemele de măsurare computerizate

Parametrii fizici neelectrici, cum ar fi: temperatura, presiunea, debitul, forţa, deplasarea, etc., pentru a fi măsuraţi şi analizaţi cu aparate electronice, trebuie mai întâi transformaţi în semnale electrice (tensiune sau curent), corespunzătoare mărimii de măsurat.

Traductoarele au deci rolul de a genera un semnal electric, dependent de mărimea neelectrică de măsurat.

Semnalele electrice produse de cea mai mare parte a traductoarelor sunt de 3 categorii:

- tensiuni de nivel mare (de la 0 la câţiva volţi, max.10 V);
- tensiuni de nivel mic (de la 0 la câţiva mV);
- curenţi (de la 0 la 50 mA).

Semnalele furnizate de traductoare sunt de obicei slabe şi de aceea este necesară amplificarea lor.

Traductoarele sunt, de fapt, formate din *elemente sensibile* numite şi *senzori*, *captori* sau *detectori*, care transformă mărimea neelectrică de măsurat într-o mărime electrică şi *adaptoare de semnal*, care produc o tensiune sau un curent într-o gamă care să permită o interfaţare optimă cu alte dispozitive (aparate de măsură, sisteme de instrumentaţie sau de reglare etc.).

Senzorul permite detectarea mărimii fizice de măsurat, eliminând sau diminuând influenţele pe care le exercită asupra sa celelalte mărimi fizice existente în mediul respectiv; sub acţiunea mărimii fizice are loc o modificare a stării senzorului, după legi teoretice sau experimentale cunoscute. Modificarea de stare a senzorului se poate produce fie datorită cedării unei energii din partea obiectului măsurării sau procesului, energie care se manifestă printr-un semnal electric la ieşirea senzorului, caz în care traductoarele se numesc *active*, fie modificării unor parametri de material pentru evidenţierea cărora printr-un semnal este necesară o energie de activare externă – caz în care traductoarele se numesc *pasive*.

Adaptoarele de semnal au rolul de a aduce informaţia dată de senzor la cerinţele impuse de utilizator. Adaptoarele realizează funcţii complexe şi asigură conversia modificărilor de stare ale senzorilor în semnale calibrate ce reprezintă valoarea mărimii de intrare. Cu alte cuvinte, am putea spune că adaptorul este elementul în cadrul căruia

se efectuează operația specifică măsurării, adică aceea de comparație a mărimii de măsurat cu unitatea de măsură. Comparația se poate face în raport cu o mărime etalon care exercită o acțiune permanentă şi simultană cu mărimea de intrare. De cele mai multe ori, comparația este nesimultană, în sensul că mărimea etalon este aplicată din exterior printr-o operație inițială de calibrare, anumite elemente constructive măsurând efectele sale şi utilizându-le ulterior pentru comparația cu mărimea de măsurat.

A.2. Caracteristicile şi performanțele generale ale traductoarelor

Caracteristicile funcționale ale traductoarelor reflectă modul în care este realizată relația de dependență între mărimea de intrare şi cea de ieşire iar performanțele traductoarelor sunt indicatori care permit să se aprecieze măsura în care mărimile reale corespund cu cele ideale şi care sunt condițiile necesare pentru a realiza o cât mai bună concordanță a lor.

A.2.1. Caracteristicile metrologice în regim static

Caracteristicile metrologice ale traductoarelor se referă la comportarea senzorului în raport cu mărimea de intrare, mediul ambiant şi convertorul care urmează în lanțul de măsurare. Regimul static de funcționare presupune că mărimea de măsurat nu variază în timp. Cele mai importante caracteristici metrologice ale traductoarelor în regim static sunt[8]:

- *Caracteristica statică de transfer* – reprezintă dependența mărimii de ieşire (y) în funcție de mărimea de intrare (x); se exprimă în general prin relația:

$$y = f(x) \tag{5.1}$$

Deosebit de importante pentru calitatea măsurării sunt caracteristicile de transfer liniare, de forma:

$$y = kx \tag{5.2}$$

sau $$y = y_0 + kx \tag{5.3}$$

În practică, de cele mai multe ori, caracteristica de transfer este neliniară.

În Fig. 5.8 sunt date 2 exemple de caracteristici statice:

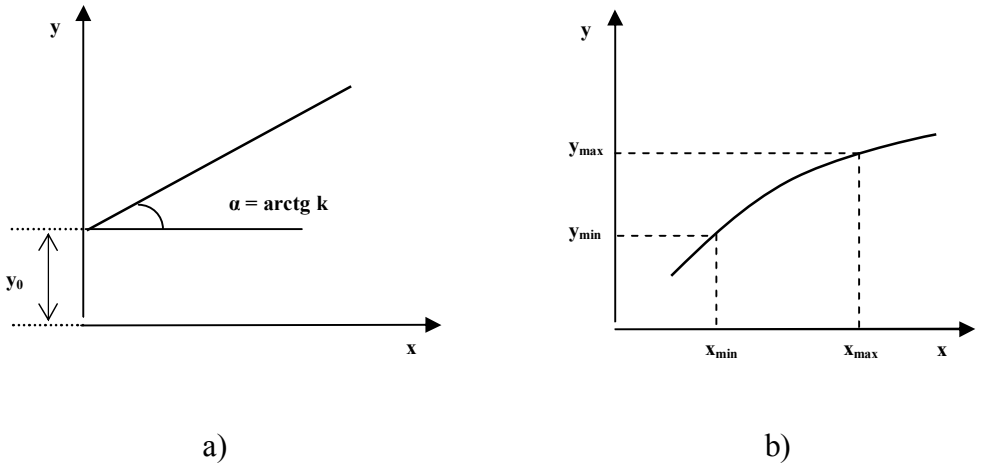


Fig.5.8: Caracteristici de transfer statice
a) caracteristică liniară; b) caracteristică neliniară.

- *Intervalul de măsurare* – reprezintă intervalul de variație al mărimii de intrare, pentru care un traductor poate furniza informații de măsurare, cu o incertitudine prestabilită. Intervalul de măsurare este cuprins între o limită inferioară şi o limită superioară a valorilor de intrare şi de ieşire.

- intervalul de intrare: $x_{max} - x_{min}$ (5.4)

- intervalul de ieşire: $y_{max} - y_{min}$ (5.5)

Intervalul de măsurare se specifică, de regulă, chiar în denumirea traductorului.

- *Sensibilitatea sau coeficientul de transfer* – reprezintă raportul dintre variaţia mărimii de ieşire şi variaţia corespunzătoare a mărimii de intrare.

$S = dy/dx \approx \Delta y/\Delta x$ (5.6)

Dacă senzorul sau traductorul are o caracteristică statică de transfer liniară, atunci sensibilitatea este constantă pe intervalul de măsurare şi reprezintă panta dreptei:

$S = y/x = tg\ \alpha$ (5.7)

Coeficientul mediu de transfer ester dat de raportul:

$S_m = (y_{max} - y_{min})/(x_{max} - x_{min})$ (5.8)

- *Precizia* – reprezintă concordanţa dintre valoarea măsurată a mărimii de ieşire şi valoarea adevărată a acesteia şi este cea mai utilizată caracteristică metrologică a unui traductor. Precizia traductoarelor este specificată prin intermediul unor indicatori definiţi pe baza erorilor de măsurare care afectează valorile mărimilor măsurate şi care exprimă global abaterile posibile ale caracteristicilor statice faţă de cele ideale.

Indicatorul esenţial pentru exprimarea cantitativă a preciziei traductoarelor este *eroarea admisibilă* sau *toleranţa*.

Ca şi în cazul aparatelor de măsură, se utilizează şi la traductoare indicatorul *clasă de precizie.*

- *Rezoluţia* – reprezintă intervalul maxim de variaţie al mărimii de intrare necesar pentru a determina apariţia unui salt al mărimii de ieşire. Această caracteristică este utilizată în special în cazul traductoarelor numerice a căror caracteristică variază în trepte.

Rezoluţia poate să nu fie aceeaşi pe întreg domeniul de măsurare. În aceste cazuri se ia în considerare fie valoarea maximă, fie o valoare medie. (atunci când diferenţele nu sunt prea mari).

- *Pragul de sensibilitate* – reprezintă cea mai mică variaţie a semnalului de intrare care produce o modificare sesizabilă a semnalului de ieşire. Principalii factori care determină pragul de sensibilitate sunt fluctuaţiile datorate perturbaţiilor interne sau externe (frecări statice, jocuri în angrenajele dispozitivelor mecanice etc.).

În concluzie, se poate spune că un traductor are o calitate mai bună atunci când sensibilitatea sa este mai mare iar rezoluţia şi pragul de sensibilitate sunt mai mici.

A.2.2. Caracteristicile metrologice în regim dinamic

Regimul dinamic de funcţionare al unui traductor corespunde situaţiei în care mărimea de măsurat (implicit şi semnalul de ieşire) variază în timp. Variabila de ieşire (y) rămâne în urmă faţă de variabila de intrare (x) şi ca urmare variaţia mărimii de ieşire nu poate fi urmărită instantaneu cu cea de intrare. Evoluţia în timp a mărimii de intrare se transmite cu întârziere la ieşire şi uneori cu deformaţii în raport cu valorile corespunzătoare caracteristicii statice.

Comportarea traductorului în regim dinamic se exprimă prin *caracteristica dinamică* a acestora, care se obţine din ecuaţia diferenţială care leagă variaţiile mărimilor y(t) şi x(t). Această ecuaţie este în general de forma unei ecuaţii diferenţiale de ordinul n.

A.2.3. Caracteristicile constructive

Calitatea unui traductor este determinată, în afara concepţiei privind principiul de funcţionare, de modul efectiv în care este realizată construcţia sa.

Menţinerea calităţii unui traductor depinde de montarea, exploatarea şi întreţinerea sa corectă.

Caracteristicile constructive ale traductoarelor, pe lângă aspectele legate de mărimea măsurată, sunt condiționate în mod esențial de natura aplicației.

Principalele caracteristici constructive ale traductoarelor sunt:

- *Robustețea* – reprezintă capacitatea traductoarelor de a funcționa corect în condiții de şocuri, vibrații, variații mari de temperatură, umiditate, agenți nocivi chimici sau biologici, precum şi la variații bruşte ale mărimii de măsurat.

Traductoarele robuste se disting printr-o foarte bună stabilitate a caracteristicilor statice şi dinamice. Este evident că această caracteristică a traductoarelor poate fi asigurată în special prin soluții constructive.

- *Capacitatea de supraîncărcare* – reprezintă proprietatea unui traductor de a suporta valori ale mărimii de măsurat care depăşesc limita superioară a intervalului de măsurare fără a se produce modificări ale caracteristicilor metrologice (sensibilitate, precizie) sau deteriorări constructive.

Pentru a proteja aparatura de înregistrare de suprasolicitări, unele tipuri de traductoare sunt prevăzute cu protecții care nu permit ca semnalul de ieşire să depăşească limita superioară, chiar dacă se depăşeşte limita superioară a semnalului de intrare.

- *Protecția climatică* – este constituită din ansamblul de măsuri constructive (în special ale carcasei), care se iau încă din faza de proiectare, pentru a asigura o etanşare a traductorului față de acțiunea complexă a factorilor climatici.
- *Protecția anticorozivă* – reprezintă ansamblul de măsuri care se iau pentru a proteja elementele sensibile ale traductorului, atunci când acestea vin în contact cu diferite fluide (acizi, baze) caracterizate printr-o puternică acțiune corozivă. Pentru a evita efectul corosiv se utilizează fie materiale rezistente, fie fluide de separare necorozive.
- *Protecția împotriva şocurilor şi vibrațiilor* – se realizează prin rigidizarea pieselor şi subansamblurilor, utilizarea unor elemente speciale de amortizare, miniaturizarea şi compactarea atunci când acest lucru este posibil, etc.
- *Protecția generală* – se referă la protecția electrică, protecția contra pătrunderii corpurilor străine, pătrunderea apei, etc.

A.3. Clasificarea traductoarelor

Traductoarele pot fi clasificate după mai multe criterii [9]:

- După <u>*principiul de funcționare*</u>, pot fi:
  - *traductoare generatoare (active),* care furnizează semnale electrice fără să fie alimentate (de ex. termocupluri, dispozitive fotoelectrice, traductoare piezoelectrice, etc.);
  - *traductoare parametrice (pasive),* care necesită alimentare electrică pentru a furniza semnalul de ieşire (de ex. traductoarele electrorezistive şi inductive, termorezistoare etc.).
- După <u>*natura semnalului electric furnizată la ieşire*</u>, există:
  - *traductoare analogice*, care furnizează un semnal continuu, dependent de mărimea măsurată;
  - *traductoare digitale (numerice),* care furnizează un semnal discontinuu, o succesiune de impulsuri sau o combinație de tensiuni care după un anumit cod reprezintă valori discrete ale mărimii de măsurat.
- După <u>*natura mărimii de intrare*</u>, traductoarele pot fi:
  - *traductoare de temperatură;*
  - *traductoare pentru mărimi mecanice* (forță, presiune, debit, etc.);

- *traductoare pentru mărimi geometrice* (lungime, arie, volum, nivel, rugozitate, etc.);
- *traductoare pentru mărimi fotometrice*;
- *traductoare pentru caracteristici de material* (densitate, indice de refracție, vâscozitate, etc.);
- *traductoare de compoziție şi concentrație*;
- *traductoare pentru radiații*, etc.

- După *modul de convertire a mărimii neelectrice în mărime electrică*:
  - *traductoare cu convertire directă* (de ex. traductorul de deplasare potențiometric, traductorul de temperatură cu termocuplu, etc.);
  - *traductoare cu convertire indirectă*, în care se folosesc una sau mai multe mărimi intermediare (de ex. traductorul electrorezistiv – TER, care foloseşte ca mărime intermediară deformarea unui element elastic).

Dată fiind marea varietate a traductorilor, în cele ce urmează se vor prezenta unele tipuri de traductoare folosite frecvent în domeniul studiului şi procesării materialelor metalice, denumite după natura mărimii pe care trebuie să o măsoare.
Pentru alte tipuri de traductoare se recomandă consultarea lucrărilor [8], [9].

A.4. Traductoare de temperatură

Măsurarea temperaturii se bazează pe diferite efecte fizice produse de variația temperaturii, cum ar fi: dilatarea solidelor, lichidelor şi gazelor, variația rezistenței electrice, modificarea tensiunii la joncțiunea a două metale, variația frecvenței de rezistență a unui cristal, intensitatea radiațiilor emise etc.

Cele mai utilizate traductoare de temperatură, care necesită dispozitive electronice pentru măsurare şi deci pot fi utilizate în sistemele de achiziții date, sunt:

- termorezistoare metalice
- termistoare
- termometre cu cuarț
- termocupluri
- pirometre de radiație

A.4.1. Termorezistoarele metalice se bazează pe variația rezistivității metalelor cu temperatura (după cum se ştie, rezistivitatea metalelor creşte odată cu creşterea temperaturii).

Variația rezistenței electrice se datorează pe de o parte modificării rezistivității, iar pe de altă parte modificării dimensiunilor.

Rezistența electrică apare în primul rând din cauza agitației termice, care la rândul ei depinde de natura materialului, de prezența impurităților, a defectelor din rețeaua cristalină, de lungimea şi secțiunea conductorului.

Cele mai utilizate metale pentru construirea termorezistoarelor sunt: platina, nichelul, wolframul şi cuprul.

Măsurarea se face, de regulă, cu ajutorul unei punți Wheatstone, realizată cu 2 sau 4 fire metalice.

În Fig.5.9. sunt arătate unele forme constructive ale traductoarelor cu termorezistoare metalice.

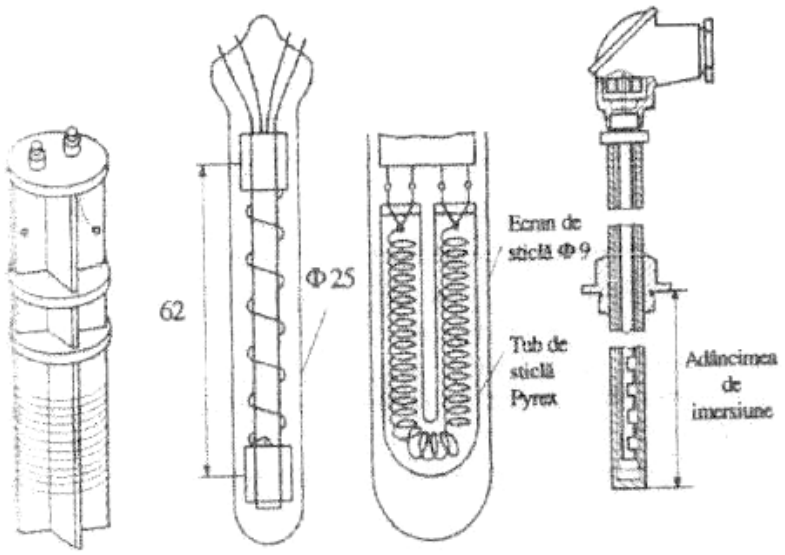


Fig.5.9: Forme constructive ale traductoarelor cu termorezistoare metalice

A.4.2. Termistoarele sunt materiale semiconductoare la care rezistivitatea se modifică (de obicei scade) odată cu creşterea temperaturii. Termistoarele sunt confecţionate din oxizi de nichel, mangan, cobalt, fier, magneziu, titan, etc. sinterizate la temperaturi peste 1000^0C.

În Fig.5.10 sunt prezentate câteva forme constructive de termistoare folosite la măsurarea temperaturii.

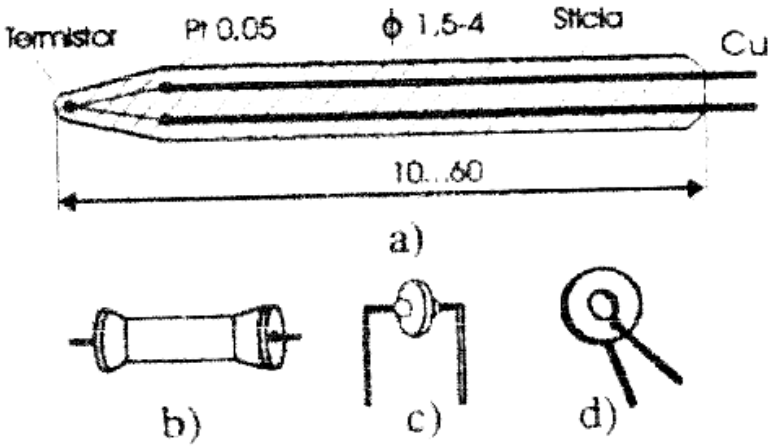


Fig.5.10. Forme constructive de termistoare

În comparaţie cu termorezistoarele metalice, traductoarele cu termistoare prezintă următoarele avantaje:

- variaţia mare a rezistenţei cu temperatura;
- rezistivitate electrică mare (pot fi folosite chiar atunci când distanţa dintre punctul de măsurare şi locul de amplasare este mare, întrucât rezistenţa firelor de legătură devine neglijabilă);
- au dimensiuni foarte mici.

Cel mai mare dezavantaj al termistoarelor este acela că au caracteristici statice cu dispersie mare; din această cauză schimbarea unui senzor uzat este dificilă, fiind necesară o selectare severă.

Măsurarea se face de regulă cu ajutorul unei punţi Wheatstone echilibrată sau neechilibrată. Varianta punţii neechilibrate este cea mai des folosită, caz în care se face un reglaj de calibrare pentru compensarea variaţiei tensiunii de alimentare a punţii. Termistoarele pot fi combinate cu reţele rezistive, pentru a obţine o îmbunătăţire a caracteristicii rezistenţă-temperatură liniară şi/sau egalizarea caracteristicilor unui lot de traductoare, folosind termistoare inegale.

Utilizarea acestor traductoare în practică este redusă datorită intervalului mic de temperatură măsurabil (între -100^0C…$+300^0$C). Ca atare, termistoarele sunt folosite la măsurări de temperaturi moderate, în unele aplicaţii industriale, de laborator şi medicale, în special atunci când se cer dimensiuni mici ale traductorului, sensibilitate ridicată, răspuns rapid etc.

A.4.3. Termometrele cu cuarţ se bazează pe dependenţa liniară dintre frecvenţa de rezonanţă a unui cristal de cuarţ cu temperatura. Aceste traductoare funcţionează între -40^0C…$+250^0$C, au răspuns rapid, rezistă la accelerаţii foarte mari (până la 10.000 g) şi presiuni de până la 300 atm.

A.4.4. Termocuplurile sunt cele mai răspândite traductoare de temperatură, întrucât acoperă un domeniu mare de temperaturi. Aceste traductoare se bazează pe apariţia unei tensiuni termoelectromotoare (efect Seebeck) într-un circuit format din două metale diferite – tensiune dependentă de diferenţa de temperatură dintre două joncţiuni.

Termocuplurile sunt formate din două fire metalice, sudate între ele la capete pentru a forma joncţiunea de măsurare (joncţiunea caldă) şi respectiv, joncţiunea de referinţă (joncţiunea rece), aşa cum se vede în Fig.5.11. Temperatura măsurată este, de fapt, diferenţa de temperatură dintre cele două joncţiuni.

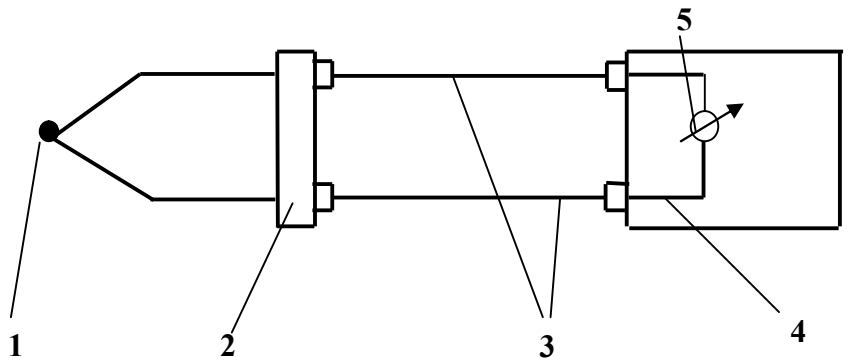


Fig.5.11: Schema de principiu a unui termocuplu
1- joncţiunea de măsurareu; 2 – conector; 3 – conexiuni; 4 – joncţiunea de referinţă; 5 – aparat de măsură

Termocuplurile se introduc în învelişuri protectoare (teci), pentru a le izola de acţiunile fizico-chimice (ale mediului) sau mecanice.

Există o mare varietate de combinaţii ale unor metale sau aliaje pentru a forma termocupluri, dar cele mai uzuale sunt cele prezentate în Tabelul 5.1.

Tab.5.1. Tipuri uzuale de termocupluri

Tipul	Sensibilitatea mV/^{0}C	Intervalul de temperatură	Proprietăţi de utilizare
Cromel-Constantan	0.027…0.075	-200…+1000	cea mai mare sensibilitate
Fier-Constantan	0.025…0.063	-200…+780	cel mai ieftin
Cromel-Alumel	0.016…0.043	-190…+1400	cea mai bună liniaritate
Pt90Rh10-Platină	0.005…0.012	0…+1750	dimensiuni mici ; răspuns rapid ; costisitor
Cupru-Constantan	0.014…0.063	-190…+400	rezistent la umiditate
Wolfram-W74Rh26	0.002…0.021	0…+2300	rezistent la temperaturi înalte, casant şi costisitor
Cupru-Aur şi Cobalt	0.001…0.045	-265…0	sensibilitate bună la temperaturi joase

În comparaţie cu alte traductoare de temperatură, termocuplurile au următoarele avantaje: robustețe, simplitate, precizie relativ bună, răspuns rapid, interschimbabilitate, etc.

A.*4.5. Pirometrele de radiaţie* se bazează pe o proprietate universală a corpurilor, de a emite radiaţie termică, absentă numai în cazul gazelor inerte sau în apropiere de zero absolut. Aceste traductoare folosesc un sistem optic care colectează radiaţiile infraroşii emise de un obiect şi le concentrează asupra unui detector, aşa cum se vede în Fig.5.12 [10].

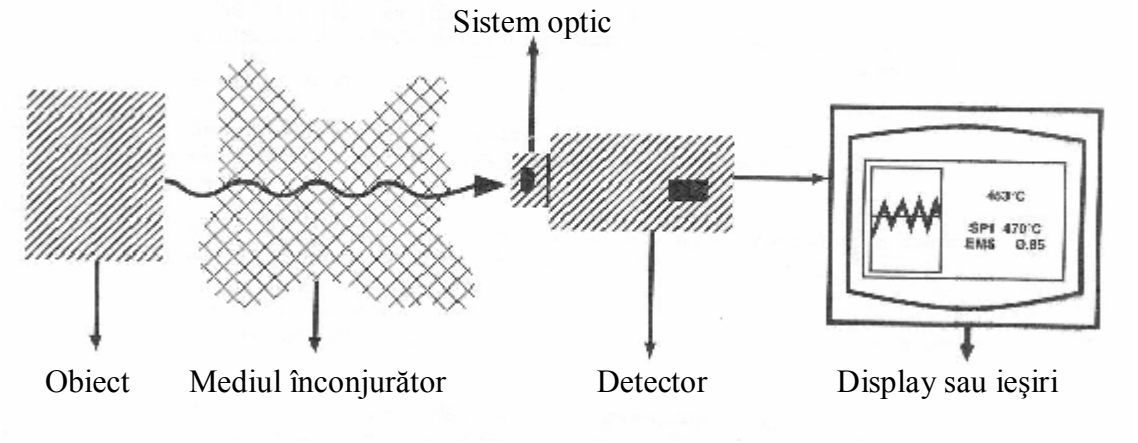


Fig. 5.12: Schema-bloc a unui sistem de măsurare în infraroşu

Pirometrele în infraroşu captează energia naturală a radiaţiilor infraroşii, invizibile; această energie trece prin atmosferă, prin dispozitivul optic şi este convertită de către detector într-un semnal electric, care este apoi afişat pe ecranul monitorului şi/sau convertit într-un semnal de ieşire.

Avantajele folosirii pirometrelor în infraroşu sunt:

- măsoară temperatura fără contact fizic cu obiectul;
- se poate măsura temperatura unor obiecte foarte mici, aflate în mişcare;
- se poate măsura temperatura unor obiecte aflate în locuri inaccesibile sau periculoase;
- măsurătorile în infraroşu sunt mult mai rapide decât cele prin contact (max. 1 s faţă de câteva minute, în cazul metodelor de măsurare prin contact);
- se pot măsura temperaturi de până la 3000 ^{0}C.

Radiaţiile infraroşii sunt o parte din spectrul electromagnetic, care conţine: razele gamma, razele X, ultravioletele, lumina vizibilă, razele infraroşii şi undele radio, după cum se vede în Fig.5.13

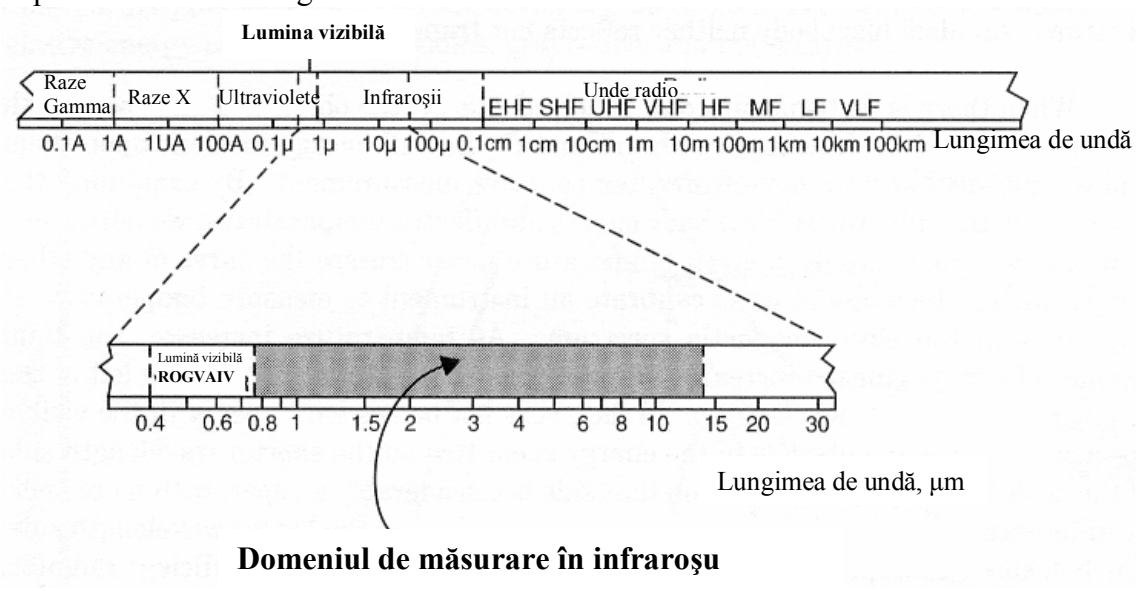


Fig.5.13: Spectrul electromagnetic

Din Fig.5.6 se vede că radiaţiile infraroşii apar în banda de la 0,7...14 μm.
Folosirea efectivă a unui sistem de măsurare în infraroşu necesită cunoştinţe generale despre caracteristicile obiectului de măsurat, a mediului ambiant şi a sistemului de măsurare (format din dispozitivul optic, detector şi display).

a) Obiectul de măsurat. Energia absorbită de un obiect va produce încălzirea lui. Această energie este apoi emisă de suprafaţa exterioară a obiectului şi poate fi măsurată cu un pirometru în infraroşu. Senzorul de infraroşu citeşte energia totală, care este suma energiilor reflectată, transmisă şi emisă de obiect, aşa cum se vede în Fig.5.14.

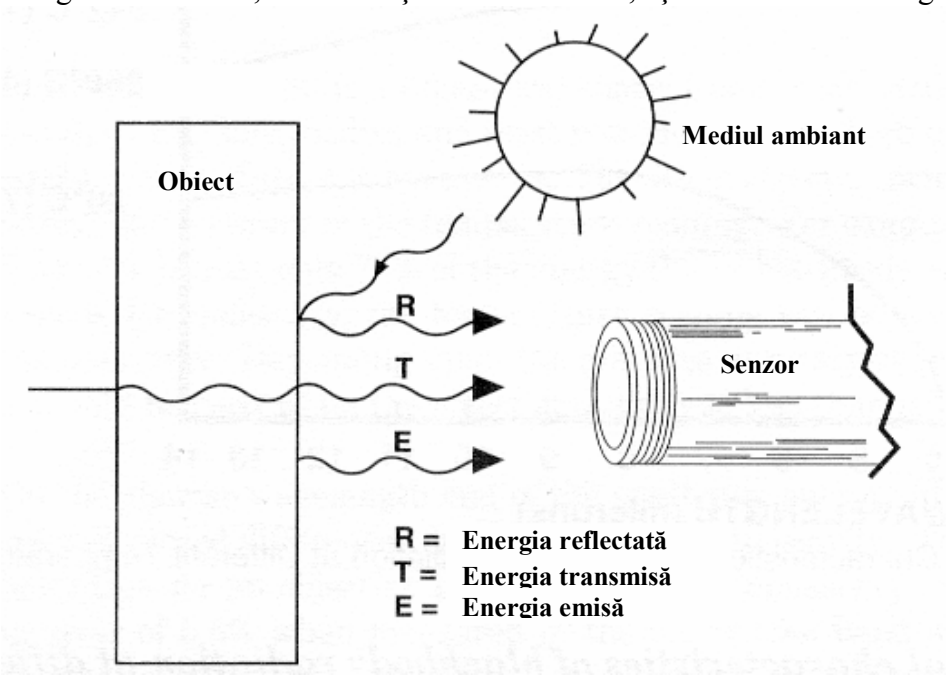


Fig. 5.14: Surse ale energiei radiaţiilor infraroşii

Pentru a cuantifica energia emisă de diferite materiale se foloseşte noţiunea de *emisivitate*, definită ca raport între energia radiată de un corp la o anumită temperatură şi energia emisă de un radiator perfect, numit *corp negru*, la aceeaşi temperatură.
Un obiect se numeşte corp negru atunci când nu transmite şi nu reflectă energie.
Este evident că emisivitatea unui corp negru este 1.
Noţiunea de corp negru este importantă întrucât arată că acesta este cel mai eficient radiator şi că puterea sa radiantă depinde de temperatură.
Cu excepţia corpului negru, toate obiectele au valori ale emisivităţii mai mici decât 1. Fig.5.15 arată curbele energiei relative pentru corpul negru, corpul cenuşiu şi non-cenuşiu.

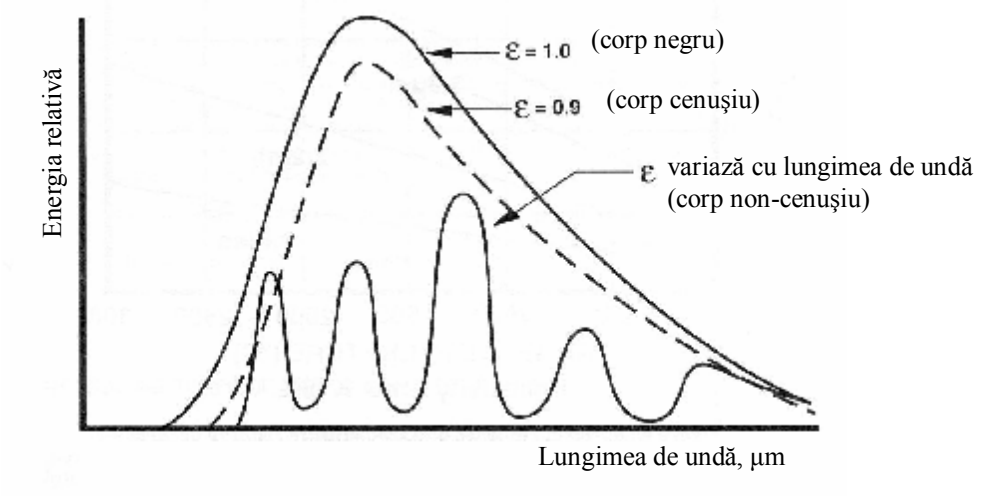


Fig.5.15: Curbele de distribuţie spectrală relativă pentru corpul negru, cenuşiu şi non-cenuşiu

Radiaţia corpului negru este un concept teoretic ideal; corpurile reale au emisivitatea mai mică decât 1. Corpurile cenuşii şi majoritatea nemetalelor au emisivităţi ridicate ceea ce permite măsurarea corectă a temperaturii lor cu pirometrele de radiaţie. Pentru celelalte materiale este necesară corectarea emisivităţii, pentru ca valorile citite să fie cât mai apropiate de cele reale.
Din cauză că metalele sunt în general reflective, au tendinţa de a avea emisivitate redusă, ceea ce se manifestă prin rezultate fluctuante şi nesigure. Pentru majoritatea metalelor, acest aspect se accentuează cu creşterea lungimii de undă şi de aceea este indicat să se folosească cea mai mică lungime de undă disponibilă. Lungimea de undă optimă pentru metale la temperaturi înalte este în infraroşu la valori cuprinse între 0,8 şi 1 μm. Alte valori posibile sunt 1,6; 2,2 şi 3,9 microni.

b) Mediul înconjurător influenţează rezultatele măsurătorilor prin:
- prezenţa unor componente ale atmosferei care absorb energia radiaţiilor infraroşii (vaporii de apă, CO_2);
- prezenţa particolelor de praf şi a condensului care poate să apară pe lentilele dispozitivului optic, influenţează energia radiată către senzor;
- prezenţa unor alte surse de energie aflate în apropierea obiectului.
Prezenţa unor alte surse de energie în apropierea obiectului este foarte importantă întrucât acestea pot să transmită sau să reflecte energie. De exemplu măsurarea temperaturii unui corp aflat într-un cuptor este influenţată de temperatura pereţilor cuptorului, aşa cum se vede în Fig.5.16.

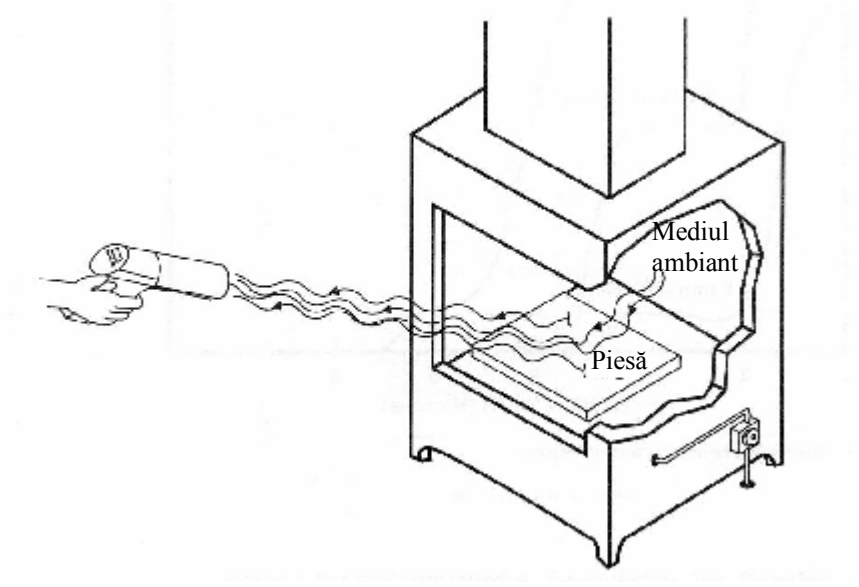


Fig.5.16: Influenţa energiei mediului asupra temperaturii măsurate cu un pirometru de radiaţie

O temperatură mare a pereţilor cuptorului poate să dea valori mai mari ale temperaturii piesei supusă măsurării cu un pirometru de radiaţie infraroşie. De aceea instrumentele de măsurare în infraroşu trebuie să conţină o funcţie de corecţie pentru energii mari ale mediului ambiant.

c) Sistemul de măsurare în infraroşu conţine: dispozitivul optic, detectorul şi display-ul (vezi Fig.5.12).
Dispozitivul optic este similar celui folosit în fotografiere şi are rolul de a colecta radiaţia de pe un spot circular şi de a o focaliza pe detector (Fig.5.17)
Raportul dintre distanţa de la senzor la obiect (D) şi mărimea spotului (S) se numeşte rezoluţie optică.

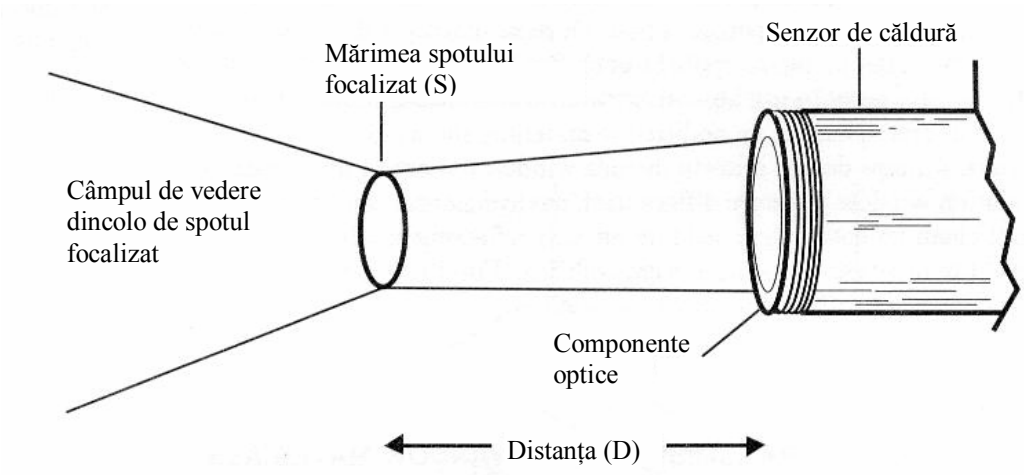


Fig. 5.17: Mărimea spotului măsurat cu dispozitivul optic

Detectorul are rolul de a converti energia radiaţiilor infraroşii într-un semnal electric, dependent liniar de temperatura măsurată.
Există 4 tipuri de senzori folosiţi în infraroşu: fotoconductivi, fotoelectrici, piroelectrici şi termovoltaici.

Display-ul şi ieşirile pot fi folosite ca ieşire primară din sistem, în special în aplicații de monitorizare sau pot fi utilizate pentru a introduce parametrii necesari unor reglaje, atunci când sistemul este cu parametri controlați.
Ieşirile pot fi trimise la înregistratoare, imprimante sau în programele calculatorului pentru examinare şi analiză (Fig.5.18).

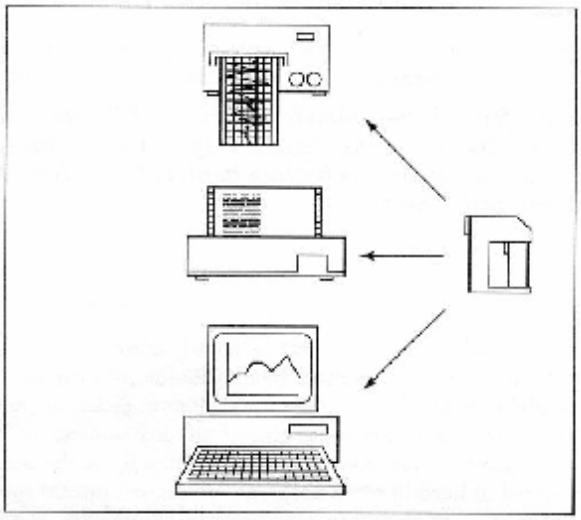


Fig. 5.18: Posibilități de utilizare a datelor de ieşire de la un pirometru în infraroşu

Există sisteme de măsurare în infraroşu care pot înregistra temperatura dintr-un punct sau din mai multe puncte. Datele obținute pot fi încorporate direct în proces sau monitorizate pentru reglaje ulterioare.

Firma Reytek fabrică o instalație de măsurare în infraroşu cu scanare liniară, care poate crea profile grafice ale temperaturii (Fig.5.19). Cu o astfel de instalație încorporată într-un sistem computerizat de achiziții date se poate analiza temperatura de pe suprafața unui obiect în timp real.

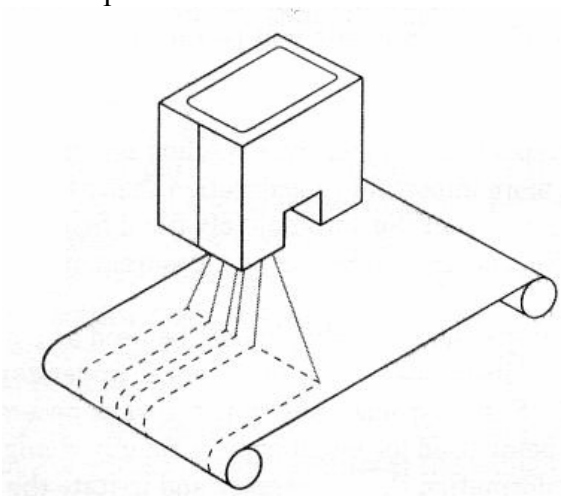


Fig.5.19: Dispozitiv de scanare liniară a temperaturii (REYTEK THERMALERT MP4)

Prin monitorizarea temperaturii folosind dispozitive în infraroşu, integrate în sisteme de măsurare computerizate se realizează o creştere a calității produselor şi se reduce numărul de defecte.

A.5. Traductoare de forță

Există o mare varietate de traductoare de forță (mecanice, optice, hidraulice, electrice etc) însă în sistemele de achiziții de date se pot folosi numai cele care pot furniza la ieşire un semnal electric.

Traductoarele de forță electrice se bazează, în principiu, pe modificarea unor parametri electrici (rezistență, capacitate, inductanță) ca urmare a deformării elastice a unui captor-suport, sub acțiunea unei sarcini.

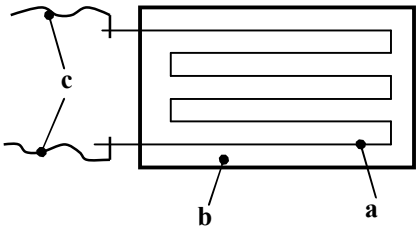
În prezent, cele mai utilizate traductoare de forță electrice sunt cele rezistive (notate prescurtat TER), care se bazează pe faptul că rezistența electrică a unui conductor este dependentă de lungimea sa, conform relației cunoscute: $R = \rho l/S$ (ρ - conductivitatea electrică, l – lungimea, S – secțiunea). Atunci când conductorul suferă alungiri sau scurtări (ca urmare a întinderii sau compresiunii), rezistența sa electrică se modifică, variația fiind:

$$\Delta R = k \cdot \varepsilon \qquad (5.9)$$

unde: k – constanta traductorului;

ε - gradul relativ de deformare ($\Delta l/l_0$)

De obicei un TER este compus din elementele arătate în Fig. 5.20:



a – element sensibil, format dintr-un conductor electric foarte subțire;
b – suport izolator (hârtie, plastic);
c – fire de legătură pentru conectarea într-un circuit electric

Fig.5.20: Elementele componente ale unui TER

TER se lipesc cu un adeziv pe suprafața unui element elastic, capabil să reziste la forța aplicată. După uscarea adezivului, TER formează corp-comun cu elementul elastic şi ca atare se va deforma elastic, odată cu acesta, atunci când se acționează cu o forță exterioară (Fig.5.21)

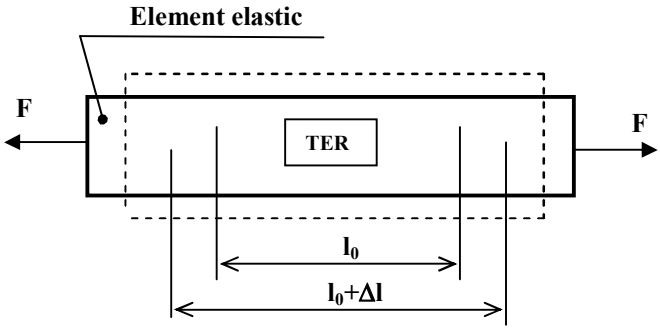


Fig. 5.21: TER fixat pe elementul elastic

Ca materiale pentru execuția elementelor elastice ale captorilor de forță se recomandă oțelurile cu limită mare de elasticitate (de ex. oțelurile de arc, unele oțeluri aliate ş.a.).

Elementul elastic trebuie dimensionat în funcție de valoarea maximă a forței, astfel încât tensiunea care apare în interiorul său să nu depăşească 1/3 σ_c a materialului din care este executat (pentru a preveni deformarea plastică). Atât timp cât elementul se află în domeniul elastic, tensiunea şi deformația, apărute ca urmare a solicitării produsă de forța F, sunt legate între ele prin relația lui Hooke:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \tag{5.10}$$

unde: σ - tensiunea normală;
E – modulul de elasticitate (modulul lui Young);
ε - gradul relativ de deformare

Înlocuind în rel.(5.10) σ şi ·ε cu relaţiile cunoscute se obţine:

$$\frac{F}{S} = E\frac{\Delta l}{l_0} \tag{5.11}$$

De unde:

$$F = \frac{SE}{l_0}\Delta l = const. \cdot \Delta l \tag{5.12}$$

şi deci: $F = f(\Delta l)$ (5.13)

Relaţia (5.13) arată că forţa aplicată asupra elementului elastic este dependentă liniar de mărimea deformării Δl (alungire sau scurtare). Deformarea Δl apare atât în elementul elastic cât şi în TER, ceea ce produce modificarea rezistenţei electrice a conductorului electric (conform rel.5.9).

In practică, pe lângă TER, se mai folosesc şi alte tipuri de traductoare electrice, între care mai utilizate sunt cele capacitive, inductive şi piezoelectrice. Cu excepţia traductoarelor piezoelectrice, care sunt active, celelalte traductoare electrice de forţă sunt pasive, necesitând deci o energie de activare exterioară. De cele mai multe ori, această energie este furnizată de condiţionerul de semnal.
In cele ce urmează se prezintă succint elementele constructiv-funcţionale ale acestor captori electrici de forţă.

A.*5.1.Tratuctori de forţă electrici rezistivi* sunt cei mai utilizaţi întrucât, au o precizie mare de măsurare şi o fiabilitate bună în exploatare, pot transmite şi înregistra date la distanţă etc. Aceşti captori sunt executaţi dintr-un element elastic(cilindri plini, cilindri tubulari sau plăci) pe care sunt lipiţi traductori electrici rezistivi(TER), aşa cum se vede în Fig.5.22.

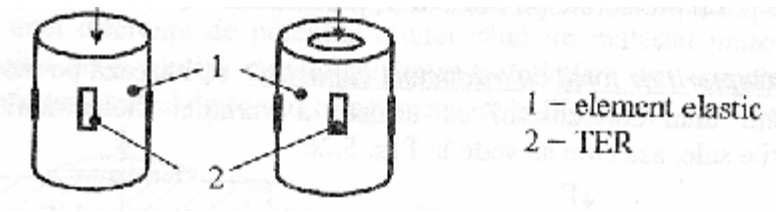
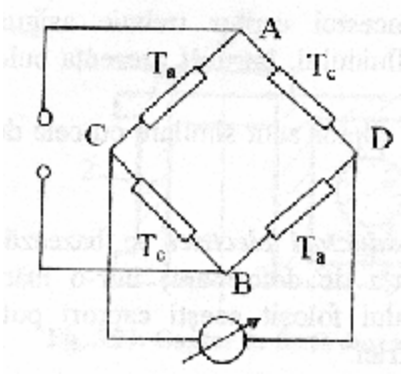


Fig.5.22: Captori de forţă cu TER

Prin aplicarea forţei F asupra captorului se produce deformarea elastică a elementului suport şi implicit a TER; variaţia lungimii acestuia modifică rezistenţa sa electrică, conform relaţiei (5.9).

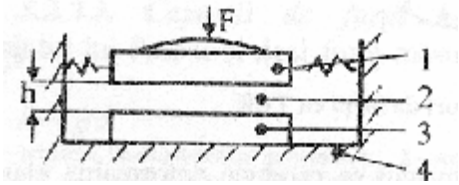
Intrucât la trecerea curentului electric se produce şi o încălzire prin efect Joule-Lentz, este necesar ca pe lângă traductoarele active să se folosească şi traductoare de compensaţie care-şi modifică rezistenţa numai datorită efectului termic; acestea se lipesc pe o direcţie perpendiculară faţă de direcţia traductoarelor active.
TER active şi cele de compensaţie se montează într-o punte Wheatstone alimentată în curent continuu, aşa cum se vede în Fig.5.23.



Alimentarea se face pe diagonala AB iar pe diagonala CD se obține un curent variabil, datorită deformării elementului elastic pe care sunt lipite TER. Semnalul astfel produs este amplificat şi vizualizat pe un ampermetru. Este posibilă şi înregistrarea pe un inscriptor sau pe un osciloscop.

Fig.5.23: Montajul TER în punte Wheatstone

A.*5.2. Traductori de forță electrici capacitivi* se bazează pe modificarea capacității unui condensator ca urmare a variației dielectricului dintre armăturile sale, aşa cum se vede în Fig. 5.24



1 – armătură mobilă
2 – dielectric
3 - armătură fixă
4 – suport

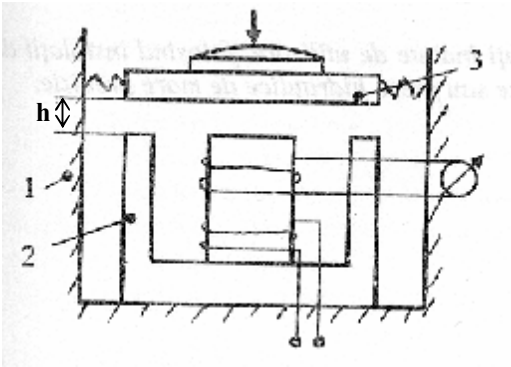
Fig.5.24: Captor de forță cu traductor capacitiv

La aplicarea forței F distanța h dintre armături se modifică ceea ce duce la modificarea capacității condensatorului , întrucât:

$$C = \varepsilon \frac{S}{h} \tag{5.14}$$

unde: ε – constanta dielectricului
S – suprafața armăturilor
h – distanța dintre armături

A.*5.3. Traductori de forță electrici inductivi* se bazează pe modificarea reluctanței unui circuit magnetic atunci când se modifică întrefierul unei bobine cu armătură mobilă(Fig.5.25). Aceşti traductori sunt des utilizați atât pentru măsurarea forțelor cât şi pentru măsurarea deplasărilor.

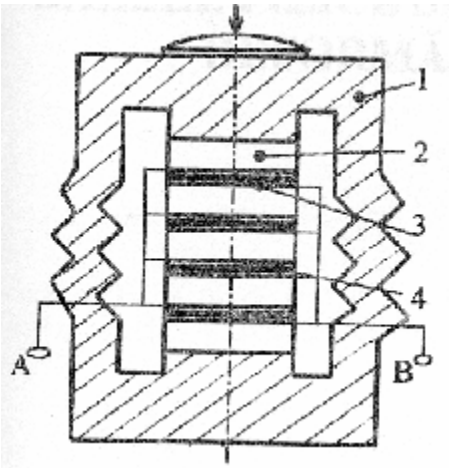


1 - suport
2 - bobină
3 – armătură mobilă

Fig.5.25: Captor de forță cu traductor inductiv

Funcționarea acestui captor este similară celui capacitiv; valorile tensiunii din circuitul secundar al bobinei sunt dependente de mărimea forței aplicate.

A.5.4. Traductori de forță piezoelectrici exploatează fenomenul apariției unei diferențe de potențial atunci când un material piezoelectric este solicitat de o sarcină exterioară(supus la întindere sau compresiune). Construcția unui astfel de captor este prezentată în Fig.5.26.



1.- carcasă metalică elastică
2.- material piezoelectric
3.- folii metalice colectoare
4.- folii izolatoare

Fig.5.26: Captor de forță cu traductor piezoelectric

Corpurile piezoelectrice sunt în contact cu niște folii metalice colectoare, care preiau sarcinile electrice (de pe suprafețele de capăt) atunci când se aplică forța de măsurat. Foliile metalice sunt legate între ele prin două ramuri separate, conectate la bornele A și respective B, între care apare o diferență de potențial, dependentă de mărimea forței aplicate. Între foliile metalice colectoare se află folii izolatoare care separă partea superioară a unui corp piezoelectric de partea inferioară a următorului.

A.6. Traductoare de moment

Momentul de torsiune sau cuplul reprezintă un parametru funcțional important pentru diferite mașini și mecanisme (motoare electrice sau cu ardere internă, reductoare, utilaje prelucrătoare, vehicule, etc.), care au în structura lor elemente aflate în mișcare de rotație. Cunoscând și turația acestora se poate determina puterea (debitată sau absorbită), cu relația:

$$P = M\,\omega \qquad (5.15)$$

unde: M – momentul de torsiune (cuplul);

ω - viteza unghiulară.

Puterea are un rol determinant asupra randamentului cu care funcționează o instalație și de aceea măsurarea cuplului permite stabilirea unor parametri de proces care asigură o funcționare optimă.

Față de traductoarele bazate pe metode clasice de măsurare (mecanice, optice, electromecanice), aparatele electronice pentru măsurarea cuplului – numite *torsiometre electronice* – au o serie de avantaje: sensibilitate ridicată, posibilitatea măsurării în regim tranzitoriu, posibilitatea transmiterii la distanță a rezultatelor măsurătorii, posibilitatea integrării într-un sistem de achiziții date.

Traductoarele de moment se bazează pe deformația elastică a unui element supus cuplului de măsurat. De obicei, elementul elastic este un cilindru de o anumită lungime care se intercalează în sistemul mecanic de transmitere a cuplului.

Aplicarea momentului de torsiune produce o deformare a elementului elastic, proporțională cu mărimea cuplului aplicat.

Considerând că elementul (cilindrul) elastic are diametrul D şi că asupra lui se aplică momentul M, atunci tensiunile tangenţiale maxime apar pe direcţiile înclinate cu 45^0 faţă de direcţia axială şi au valoarea:

$$\tau_{max} = 16M / \pi D^3 \qquad (5.16)$$

iar deformaţia unghiulară (unghiul de răsucire) θ între două secţiuni aflate la distanţa l pe direcţie axială este:

$$\theta = 32Ml / \pi GD^4 \qquad (5.17)$$

unde G reprezintă momentul de elasticitate transversală.

Măsurarea cuplului folosind traductoare cu element elastic se reduce astfel la măsurarea deformaţiilor produse de efortul tangenţial sau la măsurarea unghiului de răsucire.

Plecând de la aceste principii, se construiesc următoarele tipuri de torsiometre electronice:

- traductoare tensometrice
- traductoare magnetoelectrice

} se bazează pe conversia *cuplu→deformaţie→semnal electric*

- traductoare capacitive
- traductoare inductive
- traductoare fotoelectrice
- traductoare cu impulsuri

} se bazează pe conversia *cuplu→unghi de răsucire→semnal electric*

Pentru exemplificare, se prezintă în continuare traductoarele tensometrice şi cele capacitive.

A.6.1. Traductoarele de moment tensometrice

La aceste traductoare, elementul sensibil este traductorul electric rezistiv (marca tensometrică), care se aplică pe elementul elastic. Se pot folosi 2, 4 sau mai multe TER, dispuse pe direcţii care fac unghiuri de 45^0 cu generatoarea şi conectate într-o semipunte, respectiv punte Wheastone, aşa cum se vede în Fig. 5.27.

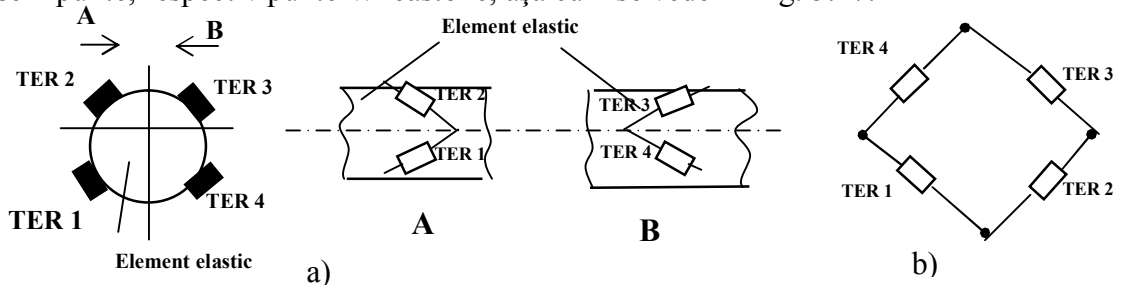


Fig.5.27: Dispunerea mărcilor tensometrice (TER) pentru măsurarea cuplului.
a) modul de dispunere a TER pe elementul elastic; b) legarea TER în punte Wheastone.

Pentru acest mod de dispunere a TER, relaţia dintre tensiunea tangenţială maximă (pe direcţia înclinată cu 45^0 faţă de direcţia axială) şi deformaţia produsă de cuplu pe suprafaţa elementului elastic (ε_s) este:

$$\tau_{max} = E\varepsilon_s / 4(1+\mu) \qquad (5.18)$$

în care: ε_s – deformaţia liniară măsurată pe suprafaţa elementului elastic;
E – modulul de elasticitate longitudinal al elementului elastic;
μ – coeficientul contracţiei transversale (Poisson).

Înlocuind τ_{max} în relaţia (5.16) se obţine:

$$\varepsilon_s = [64 (1+\mu) / \pi D^3 E] M \qquad (5.19)$$

Relaţia (5.19) arată că tensiunea de dezechilibru a punţii, care este proporţională cu deformaţia, variază liniar cu momentul de torsiune.

Pe acest principiu se pot măsura cupluri cuprinse între 1 şi 10^5 Nm.

Există mai multe soluții pentru realizarea legăturii între traductorii aflați în mişcare de rotație şi aparatura electronică imobilă: utilizarea unor colectoare cu contacte glisante (inele colectoare) sau cu mercur, utilizarea unor transformatoare rotative şi utilizarea modulației de frecvență.

A.6.2. Traductoare de moment capacitive.

Elementul sensibil la aceste traductoare este un condensator, format din două piese concentrice tubulare, solidarizate pe elementul elastic în două secțiuni diferite (Fig.5.28).

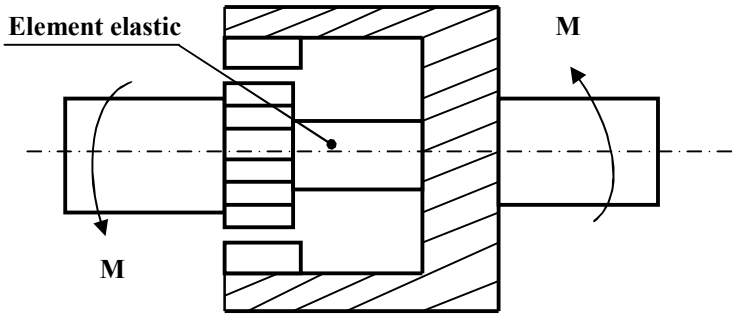


Fig.5.28: Schema constructivă a torsiometrului capacitiv

Piesa tubulară exterioară are pe suprafața sa interioară o serie de caneluri longitudinale, iar piesa tubulară interioară are caneluri similare practicate pe suprafața exterioară; cele două piese (între care există un joc de câteva sutimi de milimetru) reprezintă armăturile unui condensator.

În Fig.5.29 este reprezentată variația capacității traductorului în funcție de unghiul de răsucire, dependent de momentul de torsiune (conform relației 5.17).

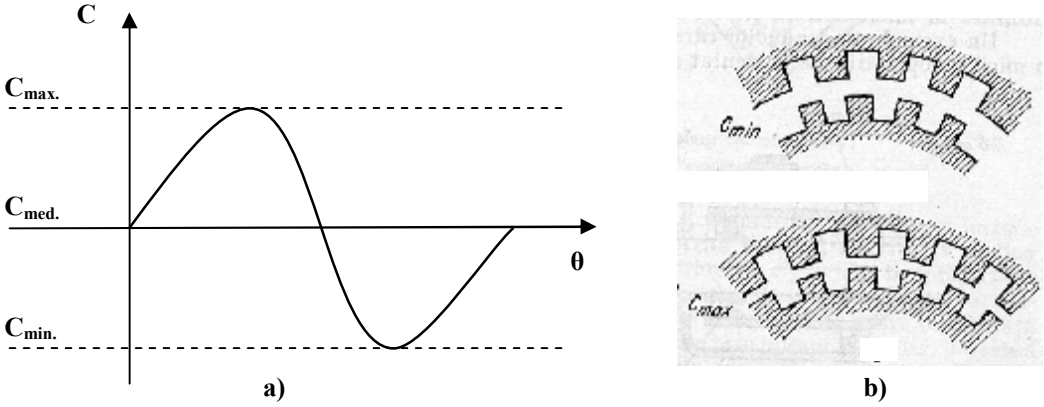


Fig.5.29: Variația capacității traductorului de torsiune capacitiv în funcție de unghiul de răsucire
a) curba de variație;
b) pozițiile relative ale armăturilor, corespunzătoare valorilor extreme ale capacităților

Acest traductor se montează pe elementul elastic, astfel încât, în absența momentului de torsiune, capacitatea condensatorului să corespundă valorii medii.

Traductoarele de moment capacitive sunt utilizate în special în cazul măsurătorilor la temperaturi ridicate.

Neajunsurile principale ale acestui tip de torsiometru constau în necesitatea executării prelucrărilor mecanice cu precizie ridicată şi a dificultăților de realizare a schemelor electronice în care acesta trebuie integrat.

A.7. Traductoare de deplasare

Măsurarea cu precizie a deplasărilor este necesară atât în procese industriale, cât şi în laboratoarele de cercetare. După mărimea deplasării de măsurat, aceste traductoare sunt utilizate pentru deplasări mici, de ordinul $10^{-2} \div 10^{2}$ mm şi pentru deplasări mari, de ordinul metrilor sau zecilor de metri (la maşini-unelte cu comandă numerică, la laminoare, la benzi transportoare, etc).

Cele mai răspândite traductoare pentru deplasări mici sunt cele parametrice, de tip rezistiv, inductiv şi capacitiv; pentru deplasări mari se folosesc traductoare de tip riglă (inductosinul liniar, rigla optică) sau cele bazate pe interferometrie cu laser.

În cele ce urmează se vor analiza doar traductoarele pentru deplasări mici. Structura acestora cuprinde în general două elemente de bază: elementul sensibil la deplasare - care are rolul de a converti deplasarea mecanică într-o mărime electrică şi adaptorul format din blocul electronic care prelucrează semnalul electric dat de elementul sensibil.

Traductoarele electrice de deplasare pot fi clasificate după mai multe criterii:

- după *raportul dintre traductor şi obiectul supus măsurării*, traductoarele pentru deplasări mici pot fi: *cu contact* şi *fără contact* cu obiectul care se deplasează;
- după *mărimea electrică în care se converteşte deplasarea*, traductoarele pot fi: *rezistive, inductive, capacitive, fotoelectrice*, etc.;
- după *caracterul semnalului de ieşire*, traductoarele de deplasare sunt: *analogice* şi *digitale*.

<u>*A.7.1. Traductoarele de deplasare rezistive*</u> au ca element sensibil un rezistor variabil şi se bazează pe dependenţa liniară care există între rezistenţa electrică R a unui conductor şi lungimea l a acestuia (conform relaţiei $R = \rho\, l / S$)

Elementul sensibil se obţine prin bobinarea cu pas uniform a unui fir conductor (manganină, constantan, nicrom) pe un suport izolator (ceramică). Cursorul se execută sub formă de lamele sau perii din argint cu grafit.

Se pot realiza două scheme de conversie a deplasării în mărimi electrice, aşa cum se vede în Fig.5.30.

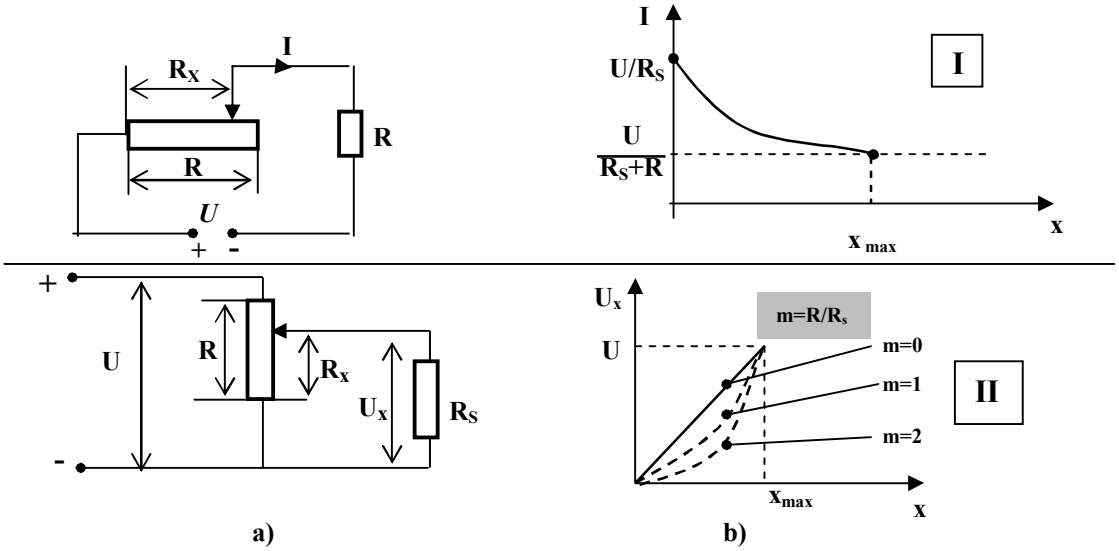


Fig.5.30: Scheme de montaj a elementului rezistiv: I – montaj reostatic; II – montaj potenţiometric; a) schema electrică; b) caracteristica statică.

Atunci când rezistorul funcționează ca reostat (rezistență variabilă) produce o conversie în curent, iar atunci când funcționează ca potențiometru furnizează la ieşire un semnal în tensiune. La ambele montaje caracteristica statică de transfer este neliniară.

Principalele avantaje ale traductoarelor de deplasare rezistive sunt:

- simplitatea constructivă;
- pot fi alimentate în curent continuu şi ca atare nu sunt necesare circuite de demodulare a semnalului de ieşire;
- raportul favorabil dintre dimensiunea traductorului şi deplasarea maximă de măsurat;
- pot fi utilizate şi pentru deplasări unghiulare (atunci când rezistorul se montează pe un izolator circular sau elicoidal).

Ca dezavantaje se pot menționa:

- forță de acționare relativ mare;
- uzură rapidă, datorită frecării dintre cursor şi rezistor;
- are o rezoluție scăzută.

Traductoarele rezistive de deplasare se construiesc pentru deplasări liniare în gama 20…400 mm şi pentru deplasări circulare, când pot fi utilizate pentru deplasări unghiulare maxime de 300^0 iar pentru cele elicoidale la max. 3600^0 (10 ture).

A.7.2. Traductoarele de deplasare inductive folosesc ca element sensibil un miez feromagnetic mobil, numit inductor, a cărui deplasare modifică reluctanța magnetică a unei bobine, ceea ce are ca efect variația inductanței, conform relației:

$$L = \varphi / I = N^2 / \Sigma R \qquad (5.20)$$

unde: φ - fluxul magnetic
I – intensitatea curentului carte trece prin bobină
N – numărul de spire al bobinei;
ΣR – reluctanțele circuitului magnetic.

Traductoarele inductive de deplasare se construiesc fie cu întrefier variabil (armătură mobilă, asemănătoare cu cel prezentat în Fig. 5.25), fie cu miez mobil.

În Fig.5.31 este prezentat un traductor de deplasare cu miez mobil, format dintr-o bobină *B*, în interiorul căreia se deplasează miezul feromagnetic *M*, sub acțiunea mărimii de măsurat *x*; această deplasare provoacă o variație a inductanței proprii *L* a bobinei.

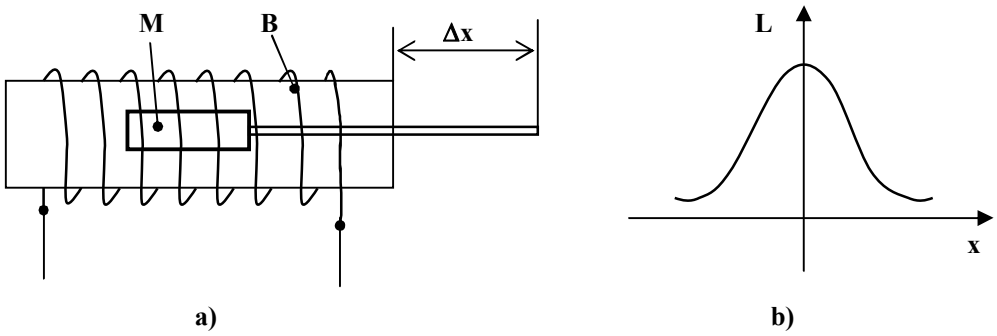


Fig.5.31: Traductor inductiv cu o bobină
a) schema constructivă; b) variația inductanței cu deplasarea.

Datorită câmpului magnetic neomogen creat în bobină, la deplasarea miezului mobil, caracteristica statică de transfer este pronunțat neliniară (Fig.5.31.b).

Pentru liniarizarea acestei caracteristici se folosesc două bobine coaxiale, identice ca număr de spire şi separate, aşa cum se arată în Fig.5.32 – traductorul numindu-se, în acest caz, *traductor diferențial*.

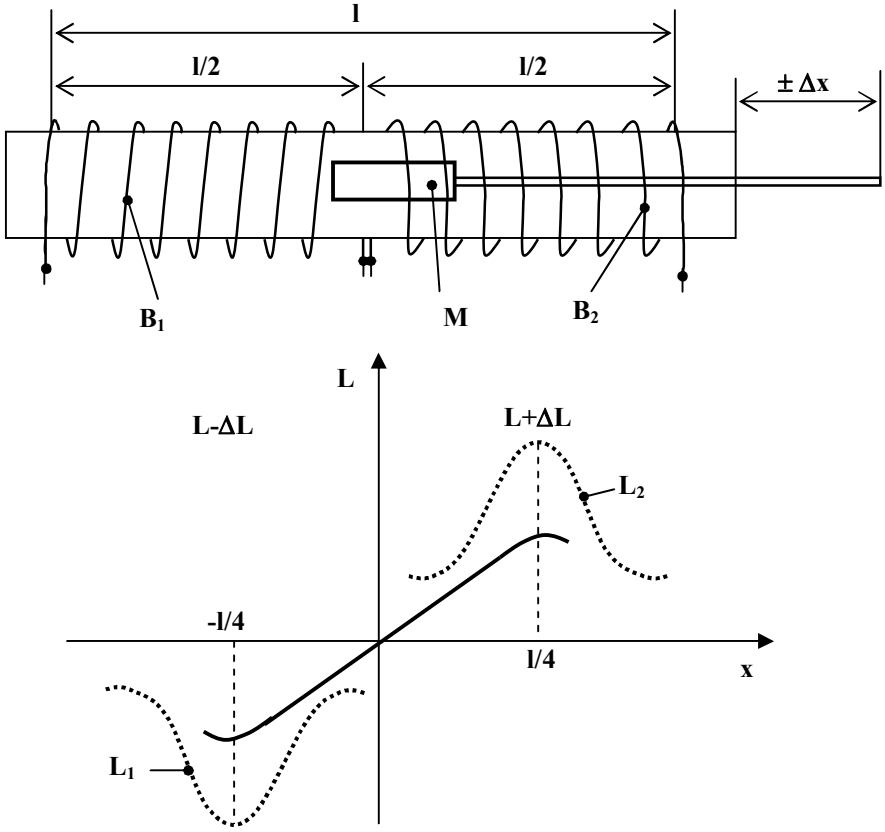


Fig.5.32: Traductor inductiv de deplasare cu două bobine (diferențial)
a) schema constructivă; b) caracteristica de transfer.

Când miezul mobil se găseşte în poziție simetrică față de cele două bobine B_1 şi B_2 (poziția 0 – de referință), tensiunea de alimentare a traductorului se divizează exact la 1:2 (Fig.5.33). Dacă din această poziție de referință miezul se deplasează spre stânga (intrând mai mult în bobina B_1), atunci valoarea inductanței L_1 creşte, iar valoarea inductanței L_2 scade. Raportul de divizare se abate de la 1:2, abaterea fiind liniară cu deplasarea, cu o aproximație foarte bună în domeniul (-l/4, +l/4).

Cele două bobine se montează într-o punte în care două brațe sunt formate din cele două inductanțe, iar brațele opuse din două rezistențe. Prin construcție, traductorul funcționează astfel încât atunci când miezul feromagnetic - aflat inițial în poziția de referință – se deplasează cu o mărime Δx, inductanța unei bobine va creşte la valoarea $L+\Delta L$, iar a celeilalte se va reduce la $L-\Delta L$; ca urmare, tensiunea de dezechilibru va fi determinată de variația celor două impedanțe.

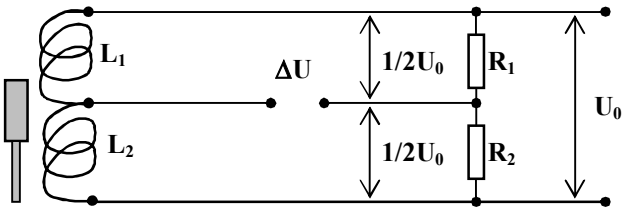


Fig.5.33: Conectarea în punte a elementelor traductorului diferențial

Traductorul de deplasare diferențial prezintă o serie de avantaje, care îl fac utilizabil în numeroase aplicații:

- caracteristică de transfer liniară şi rezoluție bună
- domeniu de măsurare larg
- nu are contacte mobile, ceea ce îi conferă o durată mare de aplicație
- raport bun între lungimea traductorului şi cursa miezului.

Ca dezavantaj, trebuie menționat faptul că prezintă o capacitate proprie ridicată datorită numărului mare de spire, dezavantaj care poate fi atenuat prin prelucrare electronică.

A.7.3. Traductoarele de deplasare capacitive utilizează ca elemente sensibile condensatoare plane, la care se pot modifica unul din următorii trei parametri: distanța dintre armături, suprafața armăturilor şi permitivitatea dielectricului.

În Fig.5.34 este prezentată schema constructivă de principiu a unui traductor de deplasare capacitiv, format dintr-un condensator plan la care *distanța dintre armături se modifică* odată cu deplasarea *x*.

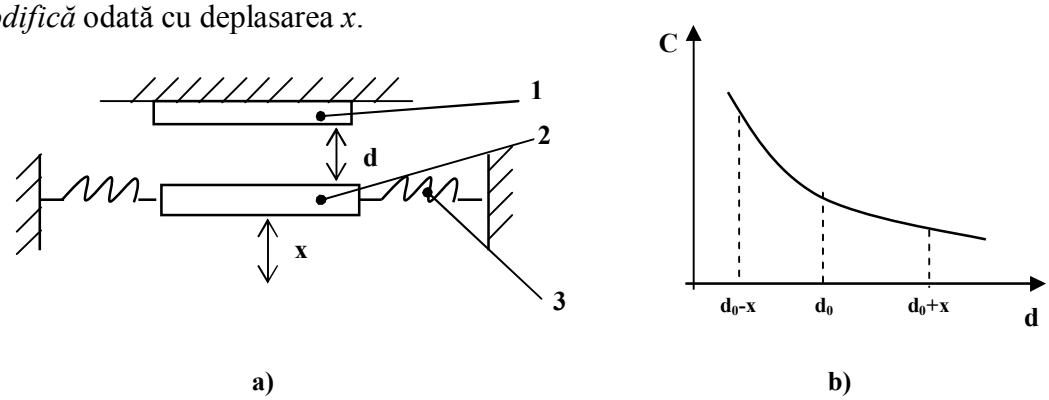


Fig.5.34: Element sensibil capacitiv cu modificarea distanței dintre armături
a) schema constructivă; b) caracteristica statică de transfer.
1-armătură fixă, 2-armătură mobilă, 3-element elastic.

Fig.5.34.b arată o variație neliniară a capacității condensatorului cu distanța dintre armături.

Caracteristica de transfer se poate liniariza printr-un montaj diferențial, utilizând două armături fixe între care se plasează armătura mobilă, aşa cum se arată în Fig.5.35.

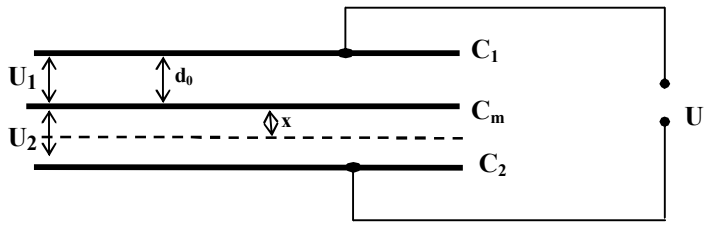


Fig.5.35. Element sensibil capacitiv cu armătură mobilă (diferențial)
C_1, C_2 – armături fixe; C_m – armătură mobilă

Pentru conversia deplasării în semnal electric, se conectează capacitățile C_1 şi C_2 într-o punte de tip Sauty (asemănătoare cu puntea Wheatstone), având în celelalte brațe capacitățile fixe C_3 şi C_4, de valori cunoscute.

B. Condiționere de semnal

B.1. Rolul condiționerelor de semnal

Semnalele care provin de la traductoare nu îndeplinesc în cele mai multe cazuri toate condițiile pentru transmiterea lor către sistemele de achiziții de date. Acest neajuns apare datorită faptului că adaptoarele traductoarelor nu sunt standardizate astfel încât să genereze un semnal unificat, la valoarea cerută de plăcile de achiziții. Din această cauză, este necesară o interfață specială plasată între traductor şi sistemul de achiziții – numită *condiționer*. (Fig.5.36).

Aşadar, condiționerele de semnal sunt echipamente indispensabile unui sistem computerizat de măsurare şi au ca scop aducerea mărimii unui semnal electric (dat de elementul sensibil al traductoarelor) la caracteristicile necesare pentru a putea fi acceptat de placa de achiziții. La ieşirea din condiționer se obține un semnal condiționat, adică un semnal cu caracteristici bine precizate.

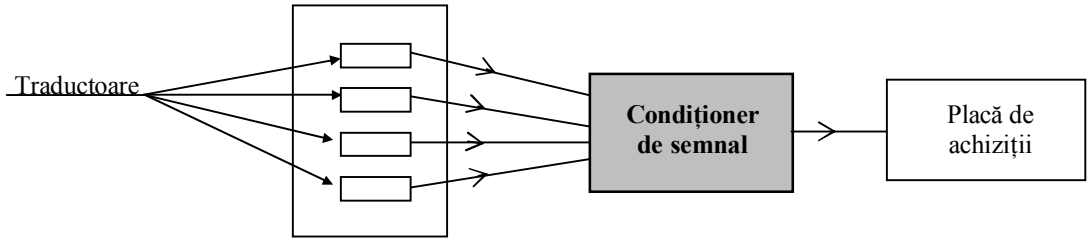


Fig.5.36. Locul condiționerului de semnal într-un sistem de achiziții date

Principalele operații efectuate de condiționerele de semnal sunt: reducerea sau amplificarea, filtrarea, sumarea, integrarea, liniarizarea şi altele. În multe cazuri, condiționarea se reduce numai la filtrare pentru eliminarea zgomotului (cu un filtru de rejecție) şi limitarea benzii semnalului pentru a putea fi eşantionat (cu un filtru antialias).

Pentru alegerea modulelor de condiționare a semnalelor trebuie avute în vedere următoarele cerințe: sensibilitate ridicată, zgomot redus, flexibilitate, robustețe, raportul performanță / cost.

Soluțiile tehnice de condiționare a semnalelor sunt:

a) condiționare folosind module cu conectare directă între traductoare şi plăcile de achiziții (ca în Fig. 5.36)
b) condiționare la nivelul plăcii de achiziții
c) condiționare cu transformare analog-numerică şi comunicație numerică
d) condiționare cu transformare analog-numerică şi prelucrare locală
e) condiționare cu magistrale multiple.

Fiecare din aceste soluții are avantaje şi dezavantaje, care trebuie cunoscute înaintea achiziționării echipamentelor.

Modalitatea de condiționare a semnalului depinde foarte mult de tipul traductorului folosit. În Tab.5.2 sunt date principalele caracteristici şi cerințe de condiționare pentru unele traductoare des utilizate în aplicații practice.

Tab.5.2: Caracteristici şi cerinţe de condiţionare pentru unele tipuri de traductoare

Tipul rezistorului	*Caracteristici*	*Cerinţe de condiţionare*
Termocuplu	- tensiunea mică la ieşire - sensibilitate scăzută - ieşire neliniară	- senzor pentru temperatura de referinţă - amplificare - liniarizare
Termorezistor	- rezistenţă redusă - sensibilitate scăzută - ieşire neliniară	- sursă externă de curent pentru excitare - circuite de intrare simple sau punţi - liniarizare
Termistor	- rezistenţa mare - sensibilitate ridicată - ieşire neliniară	- sursă externă de curent pentru excitare - circuite de intrare simple sau punţi - liniarizare
Elemente elastice pentru mărimi mecanice	- rezistenţă redusă - sensibilitate redusă - ieşire neliniară	- sursă externă de curent / tensiune - circuit de intrare tip punte - liniarizare

B.2. Funcţiunile condiţionerelor de semnal

Condiţionerele de semnal îndeplinesc funcţiuni a căror necesitate rezultă atât din tipul şi caracteristicile constructive ale traductoarelor utilizate (funcţiuni specifice), cât şi din caracteristicile de funcţionare ale plăcii de achiziţii (funcţiuni generale).

Funcţiuni specifice:

➢ În cazul măsurării temperaturii cu *termocupluri*, este necesar ca modulul de condiţionare să asigure generarea unei tensiuni electrice care să compenseze tensiunea electromotoare produsă de joncţiunea rece. Deoarece prezenţa unei astfel de surse de tensiune este necesară pentru fiecare termocuplu, se utilizează un traductor secundar (de ex. un termistor) pentru măsurarea temperaturii zonei din mediul ambiant în care se află joncţiunile reci ale mai multor termocupluri. Evident că prin aceasta se obţine o soluţie constructivă mai ieftină. Trebuie avut în vedere că relaţia dintre temperatura măsurată şi tensiunea electrică generată de către traductorul secundar nu este aceeaşi cu cea utilizată pentru conversia semnalului provenit de la termocupluri.

Pe lângă sursa de tensiune şi traductorul secundar, necesare compensării, un condiţioner de semnal pentru termocupluri trebuie să posede în plus circuite de amplificare întrucât tensiunea generată de aceste traductoare este extrem de redusă ($7\ldots50\mu V/^0C$).

➢ Condiţionerele de semnal, utilizate atunci când măsurarea temperaturii se face cu *termorezistenţe*, trebuie să posede surse de tensiune care să asigure excitarea acestor traductoare. Rezistenţa electrică relativ redusă a termorezistenţelor ($\sim100\Omega$) şi variaţia mică a acesteia cu temperatura ($<0,4\Omega/^0C$) impun condiţionerului necesitatea de a putea fi configurat pentru diverse moduri de conectare (cu 2, 3 sau 4 fire) şi capacitatea acestuia de a amplifica semnalul primit.

➢ În cazul *mărcilor tensometrice* (*TER*) (traductoarele cele mai utilizate în măsurătorile din domeniul mecanic), variaţia foarte mică a rezistenţei electrice la deformarea traductorului conduce aproape în toate cazurile la necesitatea utilizării unei punţi Wheatstone. Aceasta asigură atât existenţa unei diferenţe de potenţial pe fiecare traductor (excitarea traductorului), cât şi amplificarea semnalului provenit de la traductor.

Ca atare, condiţionerele de semnal destinate măsurătorilor cu mărci tensometrice trebuie să conţină surse de tensiune electrică pentru excitarea traductoarelor şi rezistenţe

calibrate care să completeze laturile punții Wheatstone atunci când numărul de traductoare utilizate este mai mic decât 4.

Întrucât atunci când mărcile nu sunt deformate, diferența de potențial a punții Wheatstone trebuie să fie nulă, este necesar ca modulele de condiționare să permită echilibrarea punții înaintea efectuării măsurătorilor.

Funcțiuni generale:

Indiferent de tipul traductorului utilizat, condiționerele de semnal trebuie să realizeze o serie de funcțiuni generale:

- *Amplificarea* este cea mai întâlnită operație de condiționare a semnalelor şi are ca scop creşterea mărimii semnalului dat de elementul sensibil al traductorului până la nivelul de lucru al plăcii de achiziții. Se recomandă ca, atunci când este posibil, această operație să se facă în imediata apropiere a senzorului pentru a minimiza efectele interferențelor electrice din mediul exterior. În cazul unor traductoare care generează semnale cu tensiuni electrice extrem de reduse (ca în cazul termocuplurilor) transmiterea semnalului de la senzor fără amplificare poate duce la pierderea informației conținute de acesta datorită nivelului mult superior al tensiunii induse în cablurile de legătură de către interferențele din mediul exterior.
- *Reducerea (atenuarea)* este operația inversă amplificării şi deci se aplică atunci când mărimea semnalului depăşeşte domeniul de lucru al plăcii de achiziții.
- *Filtrarea* este operația care serveşte la eliminarea din semnalul transmis de senzor a unor interferențe de natură periodică, cu frecvența cuprinsă între limite cunoscute. Majoritatea sistemelor de măsurare sunt afectate de interferențe cu frecvențe de 50 Hz, care provin din rețeaua de alimentare a clădirii în care sistemul de măsură este instalat. Condiționarea semnalului prin utilizarea unor filtre care elimină componentele periodice ale acestuia, ce depăşesc o anumită frecvență, trebuie efectuată astfel încât simultan cu interferențele să nu fie eliminate şi unele componente utile ale semnalului.
- *Izolarea* semnalelor este una din primele măsuri de prevenire a erorilor de măsurare cauzate de legături defectuoase la masă, acestea fiind uneori chiar cauza distrugerii sistemului de măsurare. Prin funcțiunea de izolare, condiționerele realizează transmiterea semnalului fără o legătură fizică directă între două puncte ale unui circuit electric, utilizând metode optice, magnetice sau capacitive. În cazul izolării magnetice sau capacitive, semnalul este inițial transferat dintr-o tensiune electrică într-un semnal periodic, transferat prin bariera de izolare, apoi reconvertit în forma inițială. Izolarea protejează de asemenea sistemul de măsurare împotriva creşterilor necontrolate de tensiune din rețeaua de alimentare.
- *Multiplexarea* este o operație de condiționare prin care mai multe semnale analogice, provenite din diverse puncte de măsurare, sunt trimise pe aceeaşi cale mai departe în sistemul de măsurare, de obicei către un singur canal de intrare al unei plăci de achiziție de date.
- *Condiționarea semnalelor digitale* se referă în majoritatea cazurilor la izolarea în vederea protejării plăcii de achiziții de eventuale creşteri bruşte de tensiune sau de diferențe mari de tensiune între două legături la masă distincte.

Izolarea semnalelor digitale prin utilizarea de relee electronice sau electromecanice este aplicată în general în situațiile în care este necesară comandarea unor elemente cum ar fi surse de iluminat, motoare sau atunci când este necesară sesizarea unor semnale de înaltă tensiune.

B.3. Tipuri de condiționere de semnal

Principalele categorii de condiționere şi tipurile de semnale pe care acestea le pot prelucra sunt prezentate în Tab. 5.3.

Tab.5.3: Principalele categorii de condiționere şi recomandări de utilizare

Categoria	*Semnale analogice*							*Semnale digitale*	
	Intrări					*Ieşiri*			
	În tensiune				*În curent*	*În tensiune*	*În curent*	*Intrări*	*Ieşiri*
	Uz general	*Mărci tensometrice*	*Termorezistențe*	*Termocupluri*					
SCXI	x	x	x	x	x	x	x	x	x
5B	x	x	x	x	x	x	x		
SCC	x			x	x			x	x
SC-204	x	x	x						
SSR								x	x
SC								x	x

Modulele de condiționare a semnalelor din categoria SCXI (**S**ignal **C**onditioning e**X**tensions for **I**nstruments) ale firmei National Instruments au structura generală formată dintr-o serie de module de condiționare multicanal montate într-un şasiu (rack) comun, prezentate în Fig. 5.37.

Conectarea traductoarelor la aceste module se realizează prin intermediul unui bloc terminal ataşat modului respectiv.

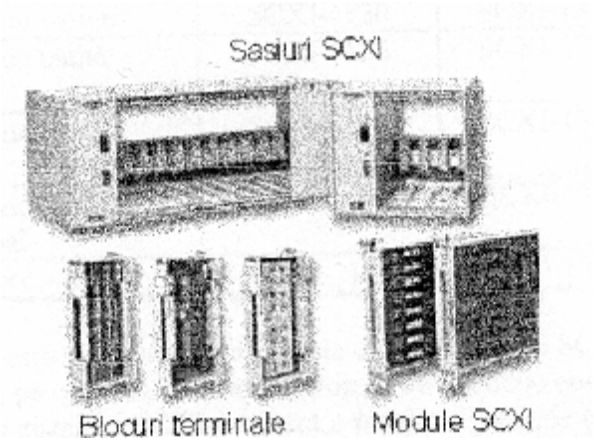


Fig. 5.37: Componentele sistemului SCXI

Transmiterea semnalelor de la modulele aflate într-un acelaşi şasiu către una sau mai multe plăci de achiziții date este realizată prin intermediul unui conector ataşat şasiului. Şasiul îndeplineşte rolul unui multiplexor aflat între modulele de condiționare ale semnalelor şi placa (plăcile) de achiziții date. Alimentarea condiționerelor este realizată dintr-o sursă comună de tensiune, aparținând de asemeni şasiului.

Condiționerele din categoria SCXI sunt dedicate unor anumite tipuri de traductoare sau semnale şi sunt capabile să îndeplinească atât funcții de condiționare de ordin general, cât şi funcții specifice.

În Tab.5.4 sunt prezentate, pentru diverse tipuri de traductoare şi semnale, modulele de condiționare SCXI pentru intrări analogice iar în Tab.5.5 sunt prezentate modulele de condiționare SCXI pentru ieşiri analogice şi semnale digitale.

Tab.5.4: Module SCXI pentru intrări analogice

Tipul traductorului sau semnalului	*Codul modulului*	*Codul blocului terminal*	*Numărul de canale*
Termocupluri	SCXI-1102	SCXI-1303	32
Termocupluri, cu izolare	SCXI-1120	SCXI-1328	8
Termorezistențe, termistori, mărci tensometrice	SCXI-1121	SCXI-1321	4
Intrări analogice de uz general	SCXI-1100	SCXI-1303	32
Semnale în curent, fără izolare	SCXI-1102	SCXI-1308	32
Semnale periodice de joasă tensiune	SCXI-1126	SCXI-1305	8
Modul pentru achiziționare simultană multicanal	SCXI-1140	SCXI-1304	8
Modul cu filtru “trece-jos”	SCXI-1141	SCXI-1304	8

Tab.5.5: Module SCXI pentru ieşiri analogice şi semnale digitale

Tipul traductorului sau semnalului	*Codul modulului*	*Codul blocului terminal*	*Numărul de canale*
Ieşiri în tensiune continuă	SCXI-1124	SCXI-1325	6
Ieşiri în curent continuu	SCXI-1124	SCXI-1325	6
Comutatoare de uz general pentru putere medie	SCXI-1160	SCXI-1324	16
Comutatoare de uz general pentru putere mare	SCXI-1161	-	8
Relee electrice	SCXI-1163R	SCXI-1326	32
Numărătoare TTL	SCXI-CTC8	SCXI-1301	8

Şasiurile în care se montează modulele de condiționare SCXI pot fi alese în funcție de numărul de module pe care le pot accepta şi de caracteristicile componentelor din sistemul de măsurare către care sistemul SCXI urmează a trimite semnale măsurate şi condiționate sau de la care va primi comenzi referitoare la generarea de semnale.

C. Plăci de achiziții

C.*1. Funcțiuni şi criterii de performanță*

Plăcile de achiziții de date utilizate în sistemele de măsurare computerizate pot îndeplini mai multe funcțiuni:

- *intrare analogică*: constă în măsurarea unui semnal, de regulă sub forma unei tensiuni electrice, care provine de la un traductor aflat într-un SAD;
- *ieşire analogică*: constă în generarea unui semnal, în urma prelucrării într-un SGD, de regulă sub forma unei tensiuni electrice, care să comande un element de acționare din sistemul monitorizat;
- *comunicații digitale*: primirea şi emiterea de valori în formă binară, reprezentând date sau coduri de comenzi, transmise sub forma unor impulsuri TTL între placa de achiziție şi alte componente ale sistemului computerizat; comunicațiile digitale pot fi utilizate şi pentru măsurări sau generări de semnale în cazul în care traductorul sau elementul de acționare au o funcție descrisă de o stare logică binară (comutatoare cu două poziții, întrerupătoare, relee, diode electroluminiscente etc.);
- *numărare/cronometrare*: primirea şi emiterea de semnale sub forma unor serii de impulsuri TTL în care informația este conținută în numărul de impulsuri din serie sau în frecvența acestora.

Toate tipurile de plăci de achiziții de date pot îndeplini ultimile două funcțiuni din cele enumerate mai sus (comunicații digitale şi numărare/cronometrare).

Majoritatea plăcilor de achiziții posedă toate cele patru funcțiuni, caz în care acestea se numesc *plăci multifuncționale*. O serie de plăci de achiziții date nu posedă funcțiunea de ieşire analogică iar o altă categorie (cele dedicate ieşirilor analogice) nu posedă funcțiunea de intrare analogică. Este evident că prețul acestora este mai mic decât al plăcilor multifuncționale.

Analiza funcțiunilor descrise mai sus va scoate în evidență criteriile de performanță ale unei plăci de achiziție, care sunt utile la stabilirea celui mai potrivit tip de placă pentru o anumită aplicație practică.

a) Funcțiunea de intrare analogică. Printre parametrii care descriu performanțele cu care o placă de achiziții de date îndeplineşte această funcțiune se pot enumera: numărul de canale de intrare analogică, rata maximă de eşantionare, intervalul de măsurare, rezoluția şi precizia de măsurare.

- ✓ *Numărul de canale de intrare analogică* este specificat atât pentru configurația unipolară cât şi pentru cea diferențială. Configurația unipolară se referă la tensiuni electrice de pe canale diferite, măsurate în raport cu un potențial de referință comun, aflat pe legătura la masă a plăcii de achiziții. Acest tip de intrări analogice este utilizat pentru semnale cu tensiuni relativ mari (peste 1 V), atunci când firele de legătură dintre sursa care generează semnalul şi placa de achiziții au lungimi mai mici de 5 m. În celelalte situații se utilizează configurația diferențială, în care fiecare tensiune electrică de pe un canal de intrare este măsurată în raport cu un potențial de referință propriu. Configurația diferențială reduce erorile datorate influențelor perturbațiilor electromagnetice din mediul exterior asupra firelor de legătură.
- ✓ *Rata maximă de eşantionare* reprezintă numărul maxim de conversii analog – digitale pe care o placă de achiziții de date le poate efectua în unitatea de timp (o

secundă). O rată mai mare de eşantionare permite descrierea numerică mai precisă a semnalului inițial (analogic) însă necesită prelucrări statistice mai complexe.
Unitatea de măsură pentru rata de eşantionare este S/s (din engl. Samples/second – Eşantioane/secundă).
Deşi posedă mai multe canale de intrare analogică, majoritatea tipurilor de plăci de achiziții utilizează un singur CAN (măsurarea semnalelor de pe mai multe canale este realizată în acest caz prin multiplexarea acestora la intrarea în convertor). Este evident că atunci când se utilizează un singur CAN, rata de eşantionare corespunzătoare unui canal se obține prin împărțirea ratei de eşantionare a plăcii la numărul de canale active.
De exemplu, în cazul unei plăci de achiziții de date cu rata maximă de eşantionare de 1MS/s, cu ajutorul căreia se măsoară 10 semnale, rata de eşantionare de pe fiecare canal nu poate depăşi 100 kS/s.

✓ *Intervalul de măsurare* reprezintă diferența dintre valoarea maximă şi minimă a tensiunii electrice pe care CAN o poate cuantifica. Majoritatea plăcilor de achiziții de date au la dispoziție mai multe intervale de măsurare, unul din acestea putând fi selectat la un moment dat, în funcție de domeniul de măsurare al aplicației.

✓ *Rezoluția* reprezintă numărul de biți utilizați de către CAN al plăcii de achiziții pentru reprezentarea numerică a valorii semnalului analogic. Dacă se notează valoarea rezoluției cu *n*, CAN va reprezenta numere întregi cuprinse între 0 şi 2^{n-1}, ceea ce este echivalent cu aproximarea infinității de valori din intervalul de măsurare printr-o mulțime discretă de 2^n valori. Intervalul de măsurare este astfel divizat în 2^n subintervale. Toate valorile semnalului măsurat aflate într-un acelaşi subinterval vor fi reprezentate printr-un singur număr, deci vor fi toate aproximate la o aceeaşi valoare comună. Cu cât rezoluția este mai mare , cu atât creşte numărul de subintervale în care este divizat intervalul de măsurare şi deci creşte precizia de reprezentare numerică (binară) a semnalului real.
De exemplu prin utilizarea unui CAN cu rezoluția de 3 biți, intervalul de măsurare se va diviza în $2^3 = 8$ subintervale. Este evident că în acest caz precizia măsurării este scăzută datorită pierderilor de informații. Utilizarea unui convertor cu rezoluția de 16 biți ar conduce la o reprezentare mult mai fidelă a semnalului original, întrucât în acest caz intervalul de măsurare va fi împărțit în $2^{16} = 65536$ subintervale.
Posibilitatea de selectare a intervalului de măsurare al unei plăci de achiziții permite alegerea unor limite ale acestuia cât mai apropiate de valorile extreme ale semnalului de măsurat, astfel încât rezoluția convertorului să conducă la o precizie cât mai mare a măsurării.

✓ *Precizia de măsurare* se defineşte ca fiind variația minimă detectabilă a semnalului de măsurat. Valoarea preciziei de măsurare este denumită şi lățime de cod şi corespunde variației bitului cel mai puțin semnificativ (LSB) din numărul binar generat de CAN în urma măsurării.
Precizia de măsurare a unei plăci de achiziții de date nu este întotdeauna respectată atunci când măsurarea se face cu valori mari ale ratei de eşantionare. Există situații în care plăci cu rezoluția de 16 biți reuşesc, la rate de eşantionare de 100 kS/s să redea semnalul măsurat cu o precizie corespunzătoare unei măsurări cu o placă având rezoluția doar de 12 biți.

Caracterizarea completă a performanțelor unei plăci de achiziții de date aflată într-un regim de lucru solicitant nu poate fi făcută fără luarea în considerare a unor

parametri auxiliari şi a unor erori specifice, cum ar fi: timpul de stabilizare, zgomotele, erorile CAN etc.

- *Timpul de stabilizare*. La majoritatea tipurilor de plăci de achiziții de date, semnalul de măsurat parcurge inițial circuitele unui multiplexor, apoi este amplificat înainte de a fi introdus în CAN. Construcția circuitului de amplificare face necesară existența unui interval de timp – numit timp de stabilizare – pentru a efectua amplificarea semnalului. Dacă timpul de stabilizare este mai mare decât intervalul de timp dintre două conversii efectuate de CAN, acesta va prelua de la ieşirea amplificatorului un semnal la care amplificarea nu a fost încheiată şi va genera o valoare binară diferită de valoarea reală a semnalului analogic. Erorile generate de valori prea mari ale intervalului de stabilizare cresc odată cu micşorarea intervalului de măsurare şi cu creşterea ratei de eşantionare. Aceste erori, uneori însemnate, au loc în yona de circuite analogice ale plăcii de achiziții, fapt ce le face indetectabile şi ca atare placa nu poate genera un mesaj de eroare. Riscul de preluare de către CAN a unui semnal insuficient amplificat creşte atunci când amplificatorul baleiază un număr mare de canale. Tensiunea de la intrarea în amplificator are are în acest caz variații mari, la care amplificatorul se va adapta cu dificultate.
- *Zgomotele.* În interiorul calculatorului în care este montată placa de achiziții există numeroase surse de perturbații electromagnetice care influențează amplitudinea semnalelor analogice. De aceea transmiterea acestor semnale prin circuitele plăcii trebuie efectuată pe căi ecranate care să elimine influența perturbațiilor externe.
- *Erorile CAN* vor fi analizate ulterior în detaliu, acestea fiind responsabile în mare măsură de precizia unei plăci de achiziții.

b) Funcțiunea de ieşire analogică. Ieşirile analogice sunt utilizate pentru generarea de semnale de comandă sau de acționare a elementelor de execuție. Pentru a genera astfel de ieşiri, placa de achiziție trebuie să conțină elemente ale SGD, în care rolul principal îl are CNA. Ca atare, ieşirile analogice au performanțe determinate în principal de intervalul de generare, timpul de stabilizare, rata maximă de generare şi de rezoluția CNA.

✓ *Intervalul de generare* conține valorile posibile ale tensiunii electrice la ieşirea din CNA

✓ *Timpul de stabilizare* şi *rata de generare* determină împreună viteza cu care CNA poate modifica valoarea tensiunii electrice generate.

Este evident că generarea unor semnale cu frecvențe înalte, de genul semnalelor radio, poate fi realizată doar de CNA cu timpi de stabilizare reduşi şi rate mari de generare.

✓ *Rezoluția* determină finețea cu care semnalele de ieşire pot fi generate.

O apreciere mai precisă a performanțelor cu care o placă de achiziții de date îndeplineşte funcțiunea de ieşire analogică trebuie să aibă în vedere, în special în cazul regimurilor solicitante şi aspectele legate de erorile CNA, care vor fi analizate ulterior.

c) Funcțiunea de comunicații digitale. Comunicațiile digitale ale unei plăci de achiziții de date, servind controlului procesului supus monitorizării sau comunicării cu diverse echipamente periferice, au performanțe caracterizate în principal prin numărul de linii digitale disponibile, viteza cu care datele pot fi recepționate sau emise prin intermediul liniilor respective precum şi capacitatea acestor linii de a transmite semnale de o anumită intensitate.

Valorile necesare ale caracteristicilor enumerate mai sus sunt determinate în primul rând de caracteristicile echipamentelor din proces cu care placa urmează să comunice: numărul de semnale digitale ce trebuiesc recepționate sau emise, timpul de răspuns al unui echipament sau al unei mărimi din proces, puterea electrică necesară pentru comanda sau acționarea unor echipamente .
În situația în care placa de achiziții de date comunică prin intermediul liniilor digitale cu un echipament periferic (imprimantă, înregistrator, procesor de date), este necesară analiza posibilității de a grupa din punct de vedere logic mai multe linii digitale într-un port de comunicație.
În cazul generării unor semnale digitale de comandă sau acționare, sunt rare situațiile în care elementele de execuție din proces (motoare, valve, relee etc.) acceptă direct semnalele TTL ale plăcii de achiziții de date. În majoritatea cazurilor este necesară prezența unor condiționere de semnale digitale care să realizeze amplificarea tensiunii sau intensității electrice.

d) Funcțiunea de numărare și cronometrare. Circuitele de numărare și cronometrare ale unei plăci de achiziții pot fi utilizate atât pentru sesizarea unor evenimente digitale (de ex. semnale sub formă de impulsuri primite de la traductoare numerice de deplasare) cât și pentru generarea unor astfel de evenimente (de ex. pentru acționarea motoarelor pas cu pas).

Parametrii cei mai importanți pentru aprecierea performanțelor acestor circuite sunt rezoluția și frecvența maximă.

- ✓ *Rezoluția*, având semnificația numărului de biți utilizați, determină direct numărul maxim de evenimente pe care un astfel de circuit le poate număra.
- ✓ *Frecvența maximă* a unui numărător determină atât gama de semnale pe care acesta le poate măsura corect cât și frecvența maximă a semnalelor pe care numărătorul respectiv le poate genera.

Plăcile de achiziții de date din categoria celor mai evoluate utilizează numărătoare cu rezoluții de 16 sau 24 de biți, lucrând la frecvențe maxime de 20 MHz.
Circuitele de numărare performante dispun de facilități de numărare crescătoare sau descrescătoare (în funcție de comanda primită pe o cale separată), de buffere de memorie pentru generarea trenurilor de impulsuri precum și de posibilitatea modificării instantanee a frecvenței de lucru.

C.2. Structura generală a unei plăci de achiziții date

Placa de achiziții de date este componenta cea mai importantă și mai complexă a unui sistem de măsurare computerizat. Asocierea acesteia cu un calculator duce la obținerea unor istrumente de măsură performante.

Din punct de vedere constructiv, pentru SAD există o mare varietate de plăci de achiziții de date, cum ar fi: *monocanal* (doar cu o singură intrare analogică; în forma cea mai simplă conține doar un CAN și o interfață minimală), *multicanal cu multiplexare numerică* (conțin mai multe canale ce pot funcționa ca niște monocanale independente sau corelate prin comenzi adecvate furnizate de o logică de control), *multicanal cu multiplexare analogică și eșantionare secvențială* (care reprezintă o simplificare a tipului precedent, fiind utilizate atunci când nu interesează corelația în timp a semnalelor analogice de intrare).

Din considerente economice (raportul bun performanță/cost) şi a faptului că pot fi utilizate în diverse domenii, majoritatea plăcilor de achiziții utilizate în SAD sunt realizate după structura unui sistem de achiziție multicanal cu multiplexarea semnalelor analogice la intrare şi eşantionare secvențială, aşa cum se vede în schema din Fig. 5.38.

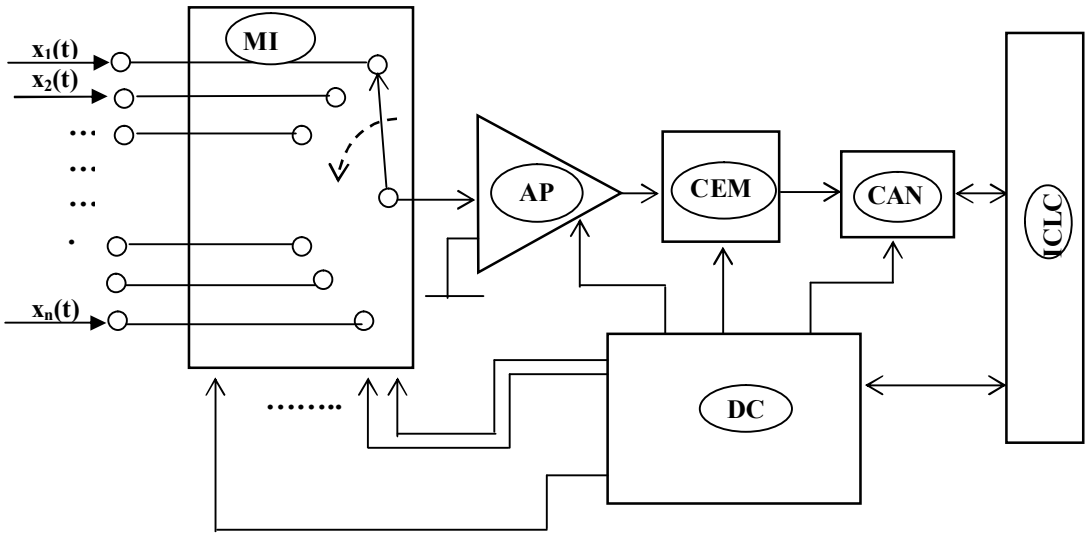


Fig. 5.38: Configurația şi componentele principale ale unei plăci de achiziții multicanal cu multiplexare analogică şi eşantionare secvențială:

Notațiile din Fig.5.38 au următoarele semnificații:
MI- multiplexor al semnalelor de intrare; AP- amplificator programabil; CEM- circuite de eşantionare şi memorare; CAN- convertor analog-numeric; ICLC- interfață cu calculatorul şi logica de comandă; DC- dispozitiv de comandă.

Plăcile de achiziție pot prelucra mai multe semnale analogice de intrare bipolare (+/- 5V) sau unipolare (0…10V) provenite de la diverse traductoare şi pot furniza semnale de ieşire (analogice sau digitale) pentru reglarea parametrilor unui proces, afişarea rezultatelor etc. La intrarea în placă, semnalele analogice sunt mai întâi prelucrate electronic (amplificate, eşantionate), după care sunt convertite în semnale digitale şi prin intermediul unei interfețe sunt trimise sub forma unui cod numeric spre magistralele calculatorului. Acesta preia codurile numerice corespunzătoare mărimii supuse măsurării la anumite momente (dictate de frecvența de eşantionare prescrisă) şi le prelucrează sau le memorează pentru prelucrări ulterioare.

Calculatorul poate executa şi alte operații cum ar fi: calculul erorilor cu care s-au determinat valorile parametrilor, generarea unor semnale de comandă către elemente de reglare (atunci când valorile parametrilor se abat de la o valoare prestabilită), generarea unor semnale de avertizare (în cazul depăşirii unor valori limită impuse) etc. Toate aceste operații sunt realizate printr-un program prestabilit, în funcție de natura parametrilor de proces, de tipul traductoarelor etc. In aceste cazuri plăcile de achiziții trebuie să îndeplinească funcțiuni de intrare/ieşire analogice şi ca atare sunt mai complexe, având atât module de achiziție date (vezi SAD) cât şi module pentru generarea de date (vezi SGD); aşa cum s-a arătat mai sus asemenea plăci se numesc plăci multifuncționale sau

module I/O (Input/Output). Plăcile de achiziţii multifuncţionale sunt mai scumpe dar au posibilitatea cuplării cu o gamă largă de echipamente, pentru a realiza operaţii complexe de monitorizare, control şi reglare a parametrilor unor instalaţii tehnologice care lucrează în sisteme automate. Numărul canalelor de intrare/ieşire este impus de natura aplicaţiei practice şi de soluţiile adoptate pentru interfaţare.

Schema - bloc a unei plăci de achiziţii de date multifuncţionale, capabilă să execute atât achiziţii cât şi generare de date arată ca în Fig. 5.39.

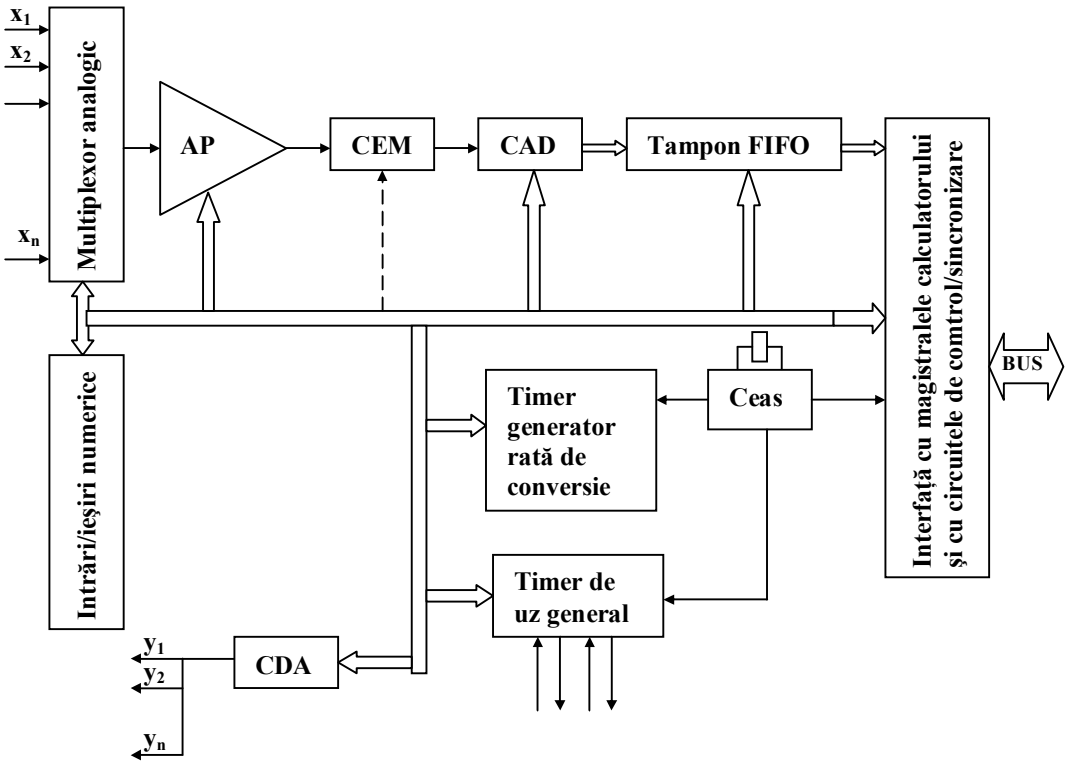


Fig.5.39: Schema bloc a unei plăci de achiziţii multifuncţionale:

AP-amplificator programabil; CEM-circuite eşantionare/memorare; CAD-convertor analog/digital; CDA-convertor digital/analogic; Tampon FIFO (First In/First Out – primul intrat/primul plecat)

C.3. Componentele unei plăci de achiziţii de date multifuncţionale

Principalele componente ale unei plăci de achiziţii multifuncţionale (Fig.5.39) sunt: multiplexorul, circuitele de eşantionare-memorare şi convertoarele

C.3.1. Multiplexorul (MI) este un dispozitiv care dispune de mai multe canale de intrare, un singur canal de ieşire şi de intrări/ieşiri digitale de control (care selectează canalul de intrare ce trebuie conectat la canalul de ieşire şi în continuare la circuitele de conversie). Multiplexorul acţionează deci ca un comutator care permite eşantionarea independentă a semnalelor aflate pe canalele de intrare, având rolul de a introduce *succesiv* semnalele de intrare în blocurile următoare de prelucrare.

C.3.2. Amplificatorul programabil (AP) are rolul de a aduce semnalul analogic de intrare în gama de măsură a plăcii de achiziţii. Prin această operaţie se asigură o precizie bună a măsurării şi protecţia plăcii (prin evitarea depăşirii limitei superioare a domeniului de măsurare).

C.3.3. Circuitele de eşantionare-memorare (CEM) sunt circuite care eşantionează mărimea semnalului analogic de intrare la momente discrete de timp şi apoi o menţin (indiferent de evoluţia ulterioară a mărimii de intrare) până când se comandă o nouă eşantionare. La intrarea în blocul cu circuite de eşantionare/memorare există un filtru anti-aliasing (FTJ) care are rolul de a limita frecvenţa de eşantionare astfel încât să se respecte teorema lui Shannon (vezi Fig.4.16 şi Fig.4.17).

Schema de principiu a unui circuit de eşantionare/memorare este dată în Fig.5.40.

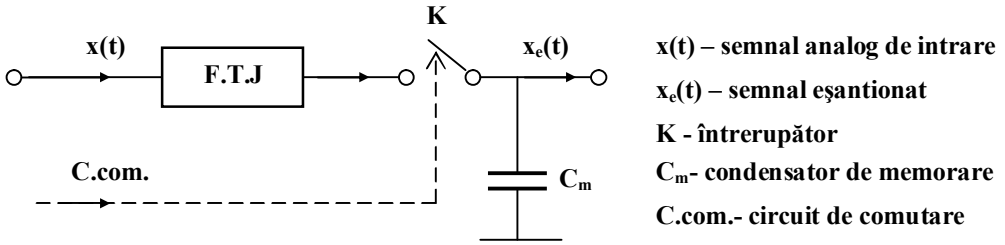


Fig.5.40: Schema de principiu a unui circuit de eşantionare-memorare:

Funcţia de eşantionare este realizată de un un circuit de comutare care deschide şi închide întrerupătorul K la anumite momente de timp iar funcţia de memorare este îndeplinită de condensatorul C_m, care are proprietatea de a menţine sarcina pe armăturile sale, atunci când comutatorul K este deschis. În momentul închiderii comutatorului, condensatorul se încarcă la tensiunea de intrare.

Comutatorul K se realizează de obicei cu tranzistoare cu efect de câmp (TEC) datorită faptului că acestea prezintă o rezistenţă mică în regim de conducţie şi o rezistenţă mare în regim de blocare.

C.3.4. Convertoare

C.3.4.1. Generalităţi privind conversia analog-digitală şi digital-analogică

După cum s-a arătat, transformarea semnalelor analogice în semnale numerice se face prin operaţia de digitizare (care cuprinde eşantionarea şi cuantizarea). Procesul de digitizare este ireversibil, întrucât pe parcursul desfăşurării sale se pierd o parte din informaţii. Pentru ca datele obţinute să fie utile în aplicaţii practice, trebuie ca informaţiile pierdute să fie în nişte limite acceptabile. În funcţie de necesităţi, semnalele numerice obţinute prin digitizare, după prelucrarea lor în calculator, pot fi transformate în semnale analogice pentru acţionarea elementelor de execuţie. Trecerea informaţiilor digitale în semnale analogice se realizează prin operaţii de netezire (care cuprind interpolare, filtrare, etc.).

Transformarea semnalelor analogice în semnale numerice prin intermediul operaţiilor de eşantionare şi cuantizare se numeşte *conversie analog-numerică*, iar transformarea inversă, din semnal numeric în semnal analogic poartă denumirea de *conversie numeric-analogică*. Modul de conversie al semnalelor este sugerat în Fig.5.41.

Echipamentele electronice care efectuează conversia semnalelor se numesc *convertoare* şi ele sunt *analog-numerice (digitale)*, notate *CAN* (sau *CAD*) şi *numeric (digital)-analogice*, notate *CNA* (sau *CDA*).

Convertoarele analog-numerice (CAN) transformă mărimile analogice aplicate la intrare (tensiune, curent, frecvenţă etc.) în mărimi numerice (digitale), compatibile cu calculatorul. Comenzile date de calculator sunt transformate de către convertoarele numeric-analogice (CNA) în semnale analogice care acţionează asupra procesului prin intermediul elementelor de execuţie (servomotoare, contactoare etc.).

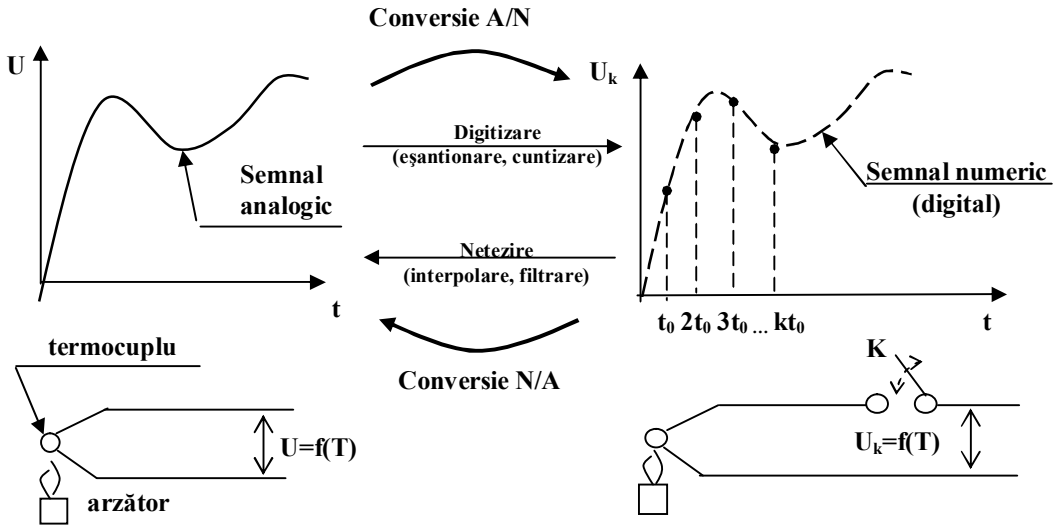


Fig.5.41: Conversia semnalelor

Conversia analog-numerică poate fi echivalată cu o ierarhizare a mărimii analogice realizată prin împărţirea domeniului maxim de variaţie a acesteia într-un număr de intervale distincte. Aceste intervale se numesc *clase* şi sunt caracterizate printr-un număr întreg k= 0….N, ce reprezintă nivelul asociat fiecărui canal.

Convertoarele analog-numerice (digitale) realizează de fapt o comparaţie între două mărimi de aceeaşi natură (tensiune, intensitate etc), din care una este de referinţă. Rezultatul comparaţiei este un număr exprimat într-un cod dat (de regulă binar). De fiecare dată când semnalul de intrare este măsurat, CAN generează un număr care reprezintă echivalentul valorii analogice în momentul respectiv. Pentru aceasta, conversia analog-numerică utilizează coduri binare din categoria celor prezentate în Cap.3 (zecimal-binar, Gray, Exces3) şi altele.

Conversia numeric-analogică este necesară pentru majoritatea monitoarelor şi a echipamentelor de execuţie (care lucrează cu semnale analogice). Un convertor numeric-analogic (CNA) transformă un şir de valori digitale în curenţi care se modifică rapid, printr-o matrice de rezistenţe. Rezistenţele sunt ponderate pentru a opune grade diferite de rezistenţă la trecerea curentului electric prin ele. Trimiţând curentul prin rezistenţe de diferite valori, semnalul analogic rezultat este variabil, corespunzător datelor digitale.

C.3.4.2. Caracteristicile convertoarelor

Principalele caracteristici ale convertoarelor sunt:

a) Domeniul de lucru – reprezintă intervalul maxim în care poate varia mărimea analogică de intrare. În funcție de numărul de biți în care se exprimă mărimea de ieşire, domeniul de lucru se împarte într-un număr N de intervale (canale) cu limitele (L_{k-1}, L_k).

Mărimii de intrare x_i i se atribuie valoarea k dacă:

$$L_{k-1} < x_i < L_k \qquad (5.22)$$

Limitele (L_{k-1}, L_k) ale unui canal se exprimă în unități de mărimi de intrare analogice x_i (de regulă o tensiune).

Se numeşte lățimea canalului, diferența dintre cele două limite:

$$\Delta x = L_{k-1} - L_k \qquad (5.23)$$

b) Rezoluția - reprezintă intervalul de valori analogice pe care un CAN sau CNA le poate manevra şi deci arată cât de multe informații poate gestiona un convertor pentru un singur eşantion. Această caracteristică depinde de numărul de biți (numită adâncime de biți sau cuvânt logic) pe care convertoarele îl pot realiza în timpul conversiei.

Este evident că rezoluția cea mai slabă a unui convertor corespunde situației în care aceasta poate furniza un singur bit pentru a reprezenta orice eşantion al unui semnal analogic; în acest caz, convertorul poate arăta numai dacă circuitul de eşantionare este activat (corespunzător cifrei 1) sau dezactivat (corespunzător cifrei 0), aşa cum se vede în Fig. 5.42.

De exemplu, eşantioanele pe un bit sunt suficiente pentru scanarea unui text tipărit pentru a fi convertit în text care să fie editat pe calculator (1- alb; 0- negru).

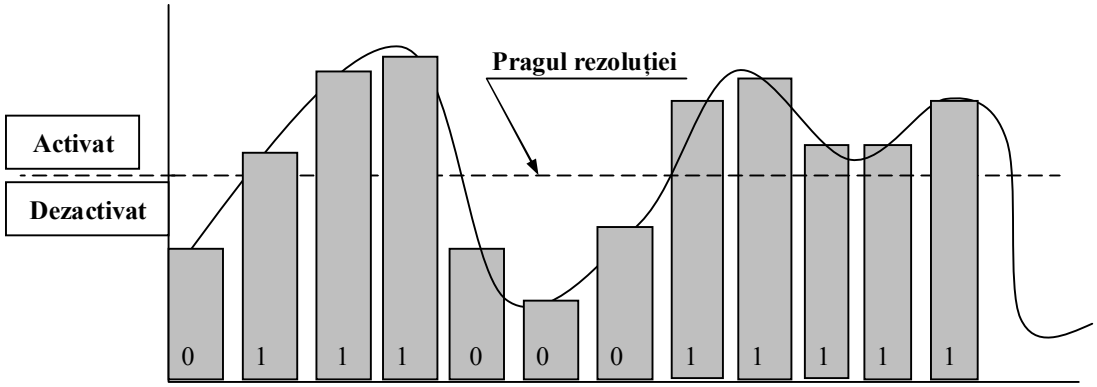


Fig.5.42: Rezoluția unui convertor cu eşantionare pe un bit

Dacă însă un convertor are posibilitatea de a furniza 8 biți pentru a exprima fiecare eşantion, valoarea poate reprezenta, de exemplu, oricare dintre cele 256 de nuanțe de roşu dintr-o imagine scanată. Cu cât este mai mare numărul, cu atât culoarea roşie este mai saturată. O valoare pe 8 biți de 11111111 (adică 255 în zecimal) corespunde celei mai intense culori roşii pe care monitorul o poate produce.

Se poate spune aşadar că rezoluția unui CAD reprezintă tensiunea minimă care trebuie aplicată la intrare pentru a se obține la ieşire o modificare de cod numeric iar în cazul CNA se defineşte ca fiind cea mai mică creştere care trebuie aplicată mărimii la intrarea convertorului pentru a se obține o modificare a valorii tensiunii la ieşire.

Cu alte cuvinte, rezoluția unui CNA exprimă numărul total de nivele de ieşire, iar a unui CAN, numărul total de coduri de ieşire. Teoretic, rezoluția unui convertor pe N biți este 2^N.

c) Caracteristica de transfer – exprimă dependența dintre mărimea de ieşire şi cea de intrare. Pentru un CAN ideal pe 3 biți aceasta este arătată în Fig. 5.43.a , iar pentru un CNA în Fig.5.43.b.

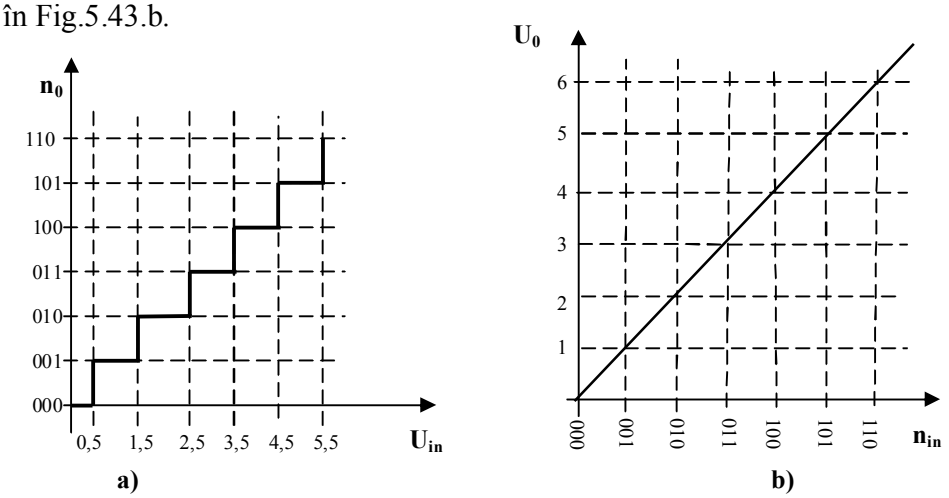


Fig.5.43: Caracteristica de transfer pentru convertoare ideale pe 3 biți
a)CAN; b) CNA

d) Precizia unei conversii – reprezintă capacitatea unui convertor de a respecta caracteristica de transfer. Precizia unei conversii (realizată de un CAN sau un CNA) este dependentă de frecvența cu care este eşantionat semnalul şi de sensibilitatea convertoarelor, aşa cum se observă în Fig.5.44. Două părți ale unui semnal analogic pot diferi atât de puțin încât un CAN nu poate detecta diferența dintre ele şi de aceea asociază ambelor aceeaşi valoare digitală.

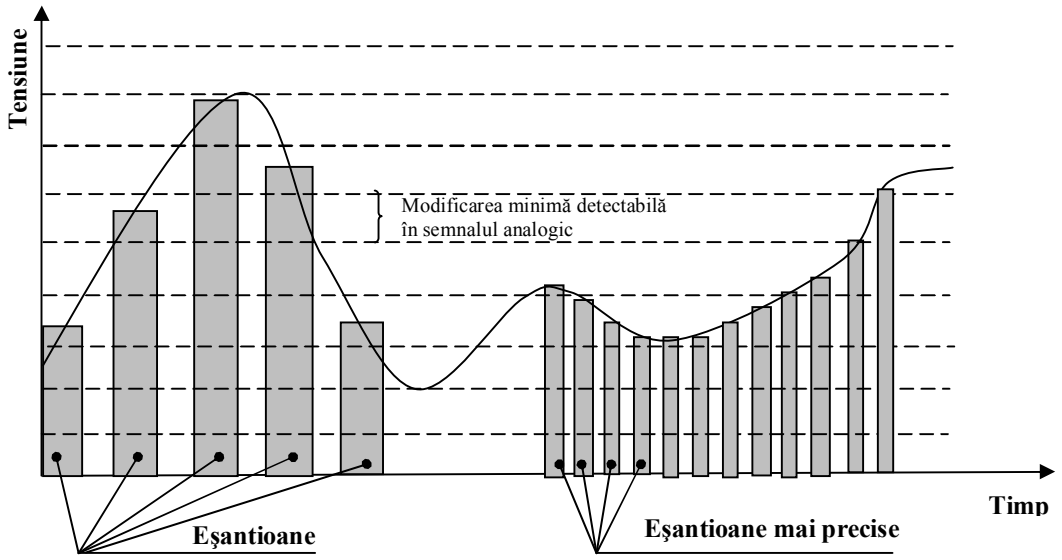


Fig.5.44. Dependența preciziei unei conversii de frecvența de eşantionare şi de sensibilitatea convertorului

e) Timpii caracteristici – se referă la dinamica funcționării convertoarelor şi cuprind:

- *Timpul de conversie* reprezintă durata necesară ca un convertor să efectueze o conversie. Pentru CAD, timpul de conversie reprezintă timpul dintre momentul aplicării semnalului de intrare şi momentul în care datele sunt stabile la ieşire.
- *Timpul de stabilire* - reprezintă timpul necesar pentru stabilirea valorii de ieşire
- *Rata de conversie* este o măsură a vitezei cu care lucrează un convertor şi se exprimă prin numărul maxim de conversii pe secundă.

În funcție de această caracteristică, convertoarele se clasifică în:

- de ultra viteză: >10MHz
- de înaltă viteză: 1…10MHz
- de viteză medie: 5…100KHz
- de viteză mică: < 5KHz

- *Timpul de conversie pe bit* reprezintă durata necesară pentru generarea unui bit, fiind egal cu timpul de conversie raportat la numărul de biți.

C.3.4.3. Erorile convertoarelor

În timpul funcționării convertoarelor pot să apară erori, care pot fi:

- *statice*, cele care afectează numai caracteristica de transfer;
- *dinamice*, cele care afectează desfăşurarea în timp a conversiei.

Din categoria *erorilor statice* fac parte:

- *Eroarea de cuantizare* apare numai la CAN şi se datorează formei în scară a caracteristicii de transfer (vezi Fig.5.43.a) şi codificării unice a unui nivel de cuantizare. Prin această codificare toate semnalele de intrare care satisfac condiția de apartenență la un canal sunt repartizate canalului respectiv, chiar dacă nu toate au aceeaşi mărime. Prin această repartiție apare o eroare a conversiei – numită eroare de cuantizare – ce nu poate fi eliminată oricât de bun ar fi convertorul.

Eroarea de cuantizare este cuprinsă în limitele +/- 0,5 LSB (Least Semnificant Bit-bitul cel mai puțin semnificativ) şi este nulă la mijlocul intervalului şi maximă la capete (Fig.5.45).

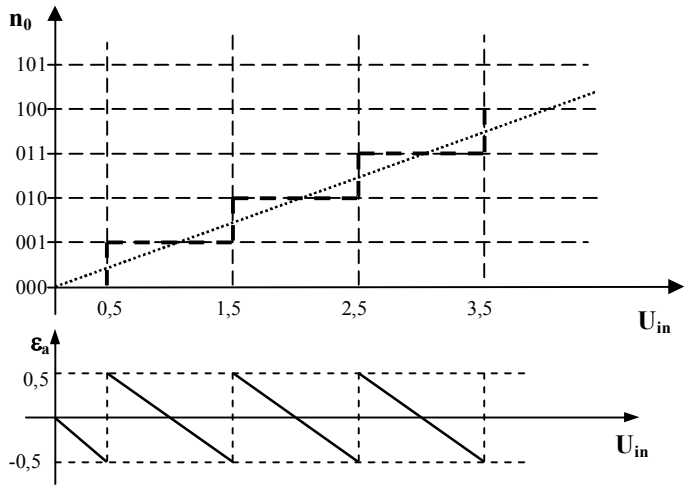


Fig. 5.45. Eroarea de cuantizare

Micşorarea acestei erori se poate face prin creşterea frecvenţei de eşantionare astfel încât domeniul de lucru să fie împărţit în cât mai multe intervale, pentru ca lăţimea lor să se micşoreze (vezi Fig.5.44).

• *Eroarea de scală* reprezintă diferenţa dintre panta caracteristicii de transfer ideală şi cea reală (Fig.5.40), presupunând că ambele pleacă din origine. Această eroare se măsoară prin aplicarea valorii maxime a mărimii de intrare şi determinarea valorii de ieşire, care trebuie să coincidă cu capătul de scală.

• *Eroarea de deplasare (decalaj),* reprezintă numărul de la ieşire atunci când valoarea mărimii de intrare este zero (Fig.5.46).

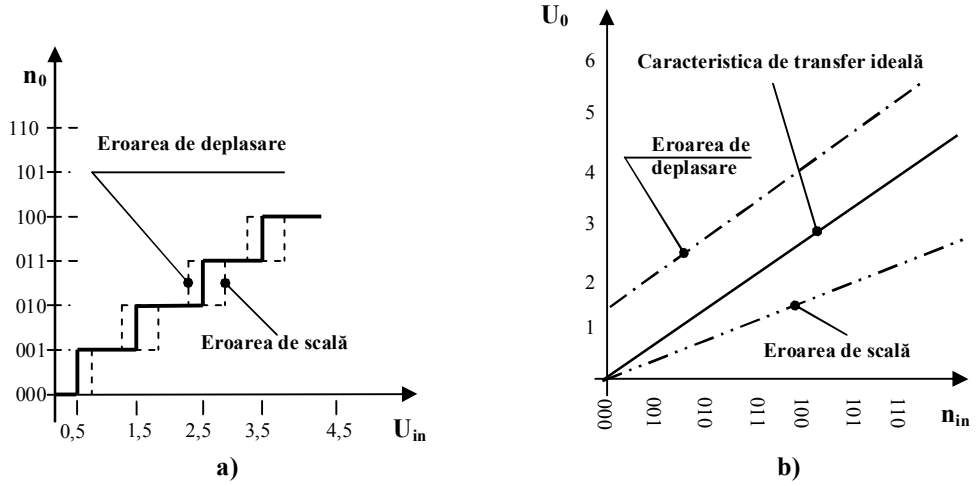


Fig.5.46: Erorile de scală şi de deplasare ale convertoarelor
a) CAN; b) CNA

Cele mai importante <u>*erori dinamice*</u> sunt:

• *Eroarea de stabilire* care reprezintă abaterea de la timpul de stabilire. La CAN această eroare apare atunci când nu se respectă rata de conversie; în cazul CNA această eroare poate denatura treptele generate.

• *Ciupiturile* sunt erori specifice CNA, fiind generate de modul în care convertorul comută biţii de intrare şi apar mai evident la schimbările de cod în jurul MSB (Most Sygnificant Bit-bitul cel mai semnificativ). Eliminarea acestei erori se poate face prin comutarea simultană a tuturor biţilor la intrarea în convertor, prin utilizarea codurilor care schimbă un singur bit la trecerea prin valori consecutive (de ex. codul Gray) sau prin filtrare analogică.

• *Zgomotele* reprezintă cea mai importantă sursă de erori care duc la funcţionarea necorespunzătoare a convertoarelor şi apar datorită suprapunerii peste semnalul analogic a unor semnale parazite (care pot fi aleatoare sau deterministe).

Există cauze interne (trecerea curentului prin circuitele electronice) şi externe (alte surse, în special cele din încăperea unde se află convertorul) care produc zgomotele. Diminuarea sau chiar eliminarea zgomotelor se poate face prin ecranarea cablurilor, evitarea buclelor de masă şi prin folosirea unor surse de alimentare cu impedanţă mică.

C.3.4.4. Convertoare analog-numerice (CAN)

Există mai multe tipuri de CAN care pot fi clasificate din punct de vedere funcțional după mai multe criterii[3], [4]:

a) în funcție de forma semnalului generat în interiorul convertorului, cu care se compară semnalul analogic de intrare, CAN pot fi:

- *integratoare*, când conversia se realizează asupra valorii medii a mărimii de intrare;
- *neintegratoare*, când conversia se realizează asupra mărimii instantanee preluată de la circuitele de eşantionare-memorare.

b) după felul în care este prelucrată mărimea de intrare CAN pot avea două metode de conversie:

- *directe*, când semnalul de intrare este transformat direct în mărimi numerice, prin compararea mărimilor de intrare (tensiune, curent), cu o mărime de referință divizată foarte precis;
- *indirecte*, când conversia se realizează printr-o mărime intermediară (timp, frecvență), ce poate fi convertită uşor într-o mărime numerică.

c) după modul de desfăşurare în timp a conversiei, CAN pot fi:

- *cu ciclu programat*, când etapele conversiei au loc într-o succesiune dictată de logica conversiei într-un timp fixat de frecvența impulsurilor şi numărul etapelor de parcurs;
- *cu ciclu neprogramat*, când etapele conversiei se desfăşoară asincron, imediat ce precedenta a fost realizată.

d) după modul de comparație între mărimea analogică şi cea numerică, CAN sunt:

- *fără reacție*, când nu există comparație între mărimea analogică şi echivalentul ei numeric;
- *cu reacție*, când conversia se realizează prin compararea mărimii analogice cu cea numerică transformat analogic.

e) după felul în care este realizată schema de conversie, CAN sunt:

- *cu buclă închisă*, când informația circulă într-un singur sens, de la intrare la ieşire, biții numărului de la ieşirea din convertor fiind generați independent;
- *cu buclă deschisă*, când informația are posibilitatea de a circula şi de la ieşire spre intrare, caz în care biții numărului de la ieşire se obțin printr-o iterație.

f) după modul de eşantionare, există CAN:

- *cu eşantionare*, caracterizate prin aceea că mărimea de intrare este măsurată la intervale de timp prestabilite iar mărimea de la ieşire reprezintă o măsură a intrării în momentul începerii eşantionării;
- *cu supraeşantionare şi decimare în timp*, caracterizate printr-o viteză foarte mare de prelevare a mărimilor de intrare, cu rezoluții mici şi comprimarea acestora în timp pentru a mări rezoluția.

Din punct de vedere constructiv, CAN pot fi grupate în:

- *CAN paralel*
- *CAN serie*
- *CAN serie-paralel*

- *CAN cu reacție* { *cu numărare*, *cu urmărire,*, *cu aproximații succesive* }

Pentru exemplificare în Fig.5.47 se prezintă schema CAN paralel.

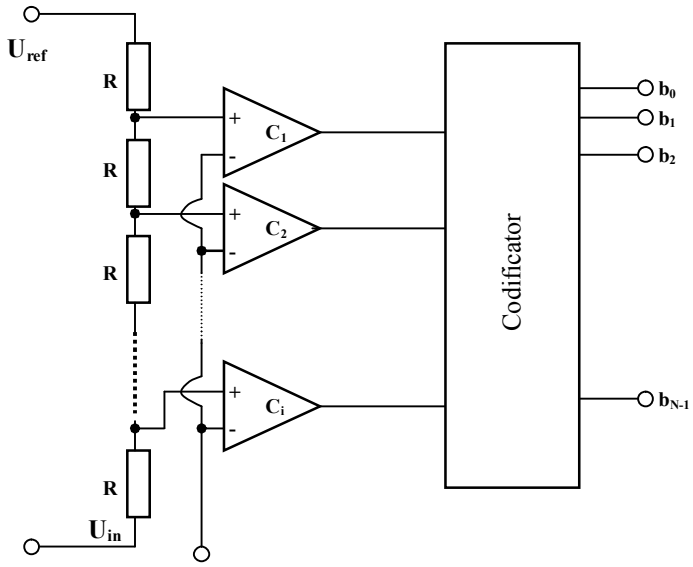


Fig. 5.47. Schema CAN paralel

La acest tip de convertor, conversia analog-numerică se obține cu ajutorul unui număr de 2^{N-1} comparatoare (N- rezoluția conversiei, adică numărul de biți ce se pot obține la ieşire), legate în paralel cu un divizor de tensiune format din rezistențele înseriate R, foarte precise ca valoare. Mărimea de intrare (tensiunea) este comparată cu un şir de valori de referință care reprezintă limitele intervalelor de cuantizare. Tensiunea de referință U_{ref} se aplică divizorului de tensiune. Pe fiecare comparator se aplică o fracțiune din tensiunea de referință. Presupunând $U_{in} \in (kU_{ref}/2, (k+1)U_{ref}/2)$, atunci comparatoarele până la k vor avea ieşirile în 0 logic, iar celelalte vor fi în 1 logic. Ieşirile comparatoarelor se introduc într-un codificator numeric cu priorități, care are rolul de a transforma mărimea obținută cu un pas anterior într-un cod numeric. CAD paralel determină toți biții simultan cu o viteză foarte mare şi un timp de conversie foarte redus (10…100ns). În schimb, rezoluția este limitată (în general nu depăşeşte 8 biți) deoarece numărul de comparatoare creşte exponențial cu numărul de biți. În plus, logica de codificare se complică odată cu creşterea numărului de biți.
De aceea în practică se folosesc în special CAN cu reacție, care elimină aceste neajunsuri.

C.3.4.5. Convertoare numeric-analogice

CNA este un circuit electronic care furnizează la ieşire o mărime analogică proporțională cu numărul aplicat la intrare sub formă de combinații de cifre binare (cuvinte). Conversia numeric-analogică poate fi considerată similară transformării din sistemul binar în cel zecimal. Majoritatea CNA conțin rețele rezistive de precizie, comutatoare (de tensiune sau curent), surse de tensiune de referință şi amplificatoare operaționale.

În practică se utilizează câteva soluții constructive, în funcție de care CNA pot fi:

- *rezistive* { *cu rețele ponderate binar* / *cu rețele R-2R* }
- *cu multiplicare*
- *cu transformare intermediară în timp*

Convertoarele cu rețele rezistive sunt cele mai utilizate. În Fig. 5.48 se prezintă schema de principiu a unui CNA cu rezistoare având valori ponderate binar.

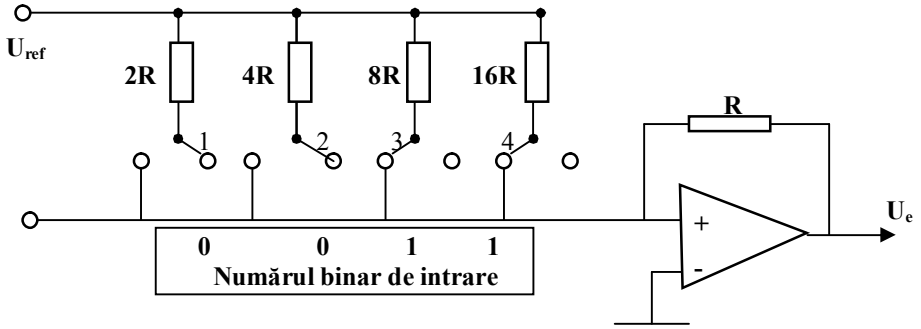


Fig.5.42: Schema de principiu a unui CNA cu rezistoare având valori ponderate binar

Schema din Fig. 5.48 este formată din comutatoarele (1-4), un amplificator operațional utilizat ca circuit de însumare şi rezistențe cu valori ponderate. Comutatoarele sunt închise atunci când bit-ul numărului binar este 1 şi deschise atunci când bit-ul este 0. În situația din figură cuvântul logic introdus este 0011. Se observă că rezistoarele au valorile 2R, 2^2R, 2^3R, 2^4R (ponderate binar), fiind conectate împreună la una din extremități. Numărul de rezistoare este determinat de numărul N de biți al cuvântului de intrare. Fiecare intrare logică b_i (i=1…N) comandă comutatoarele respective pe poziția "închis" sau "deschis", conectând sau deconectând rezistoarele la o sursă, având tensiunea de referință U_{ref} . Când sunt conectate, prin fiecare rezistor trece un curent I_i, mai mare sau mai mic în funcție de mărimea rezistorului. Prin sumarea curenților se obține un semnal de ieşire (U_e), variabil, dependent de numărul binar introdus la intrare.

CNA cu rețele ponderate binar sunt simple, însă au dezavantajul că stabilitatea şi precizia depind de precizia rezistoarelor.

În practică, este mai utilizată schema R-2R dată în Fig.5 49.

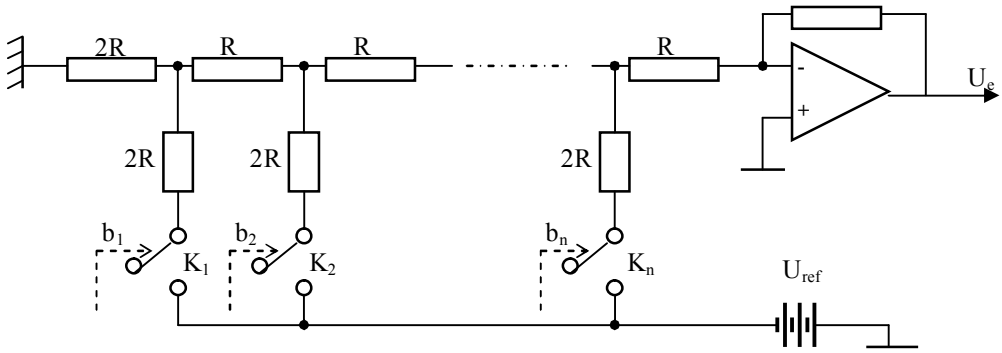


Fig.5.49: Schema de principiu a unui CAN cu rețea R-2R

În schema CNA cu rețele R-2R intră rezistoare cu valoare R, legate în serie şi rezistoare cu valoarea 2R legate în paralel. Pentru fiecare bit de intrare există comutatoarele K_1, K_2… K_n, care pot conecta rezistoarele 2R la masa comună ($b_i = 0$) sau la tensiunea de referință ($b_i = 1$). La ieşire se obține un semnal (tensiune sau curent) dependent de valoarea numărului binar introdus prin poziția "deschis" (0) sau "închis" (1) a comutatoarelor.

Un parametru important al unui CNA este timpul de stabilire care reprezintă timpul necesar pentru stabilirea valorii de ieşire şi el trebuie să aibă o valoare cu atât mai mică cu cât aplicația este mai rapidă.
Un alt parametru important este viteza de creştere care reprezintă viteza maximă de modificare a mărimii de ieşire.
Un exemplu de aplicație în care este necesar ca aceşti parametri să se încadreze în limite de performanțe maxime este cel al generării semnalelor sonore. La polul opus al pretențiilor de viteză se poate menționa controlul tensiunii unei rezistențe de încălzire.

Mai multe detalii privind convertoarele pot fi găsite în lucrările [4], [5], [11] şi pe site-ul www.howstuffworks.com[12].

C.4. Alegerea unei plăci de achiziții de date

Pentru alegerea corectă a unei plăci de achiziții de date trebuie analizate următoarele:

a) aplicația în care se va utiliza: în acest sens este foarte important de ştiut dacă placa va lucra într-un SAD (numai pentru achiziții de date) sau într-un sistem complet SAD+SGD (de achiziții şi generare de date). De regulă, în activități de cercetare se utilizează plăci de achiziții integrate numai în SAD iar în sistemele automate se folosesc plăci de achiziții multifuncționale cu mai multe canale de intrare/ieşire;

b) numărul de canale de intrare/ieşire este legat de numărul parametrilor care trebuie monitorizați la intrarea într-o aplicație, respectiv de numărul parametrilor care trebuie reglați în proces (la ieşire).

c) intrările pentru achiziții de date trebuie să fie analizate din următoarele puncte de vedere:

- ☞ *intrările analogice comparativ cu cele numerice:* de cele mai multe ori intrările, provenind de la traductoare sunt analogice dar sunt şi situații în care semnalele de intrare sunt numerice;
- ☞ *intrările singulare(simple) față de cele diferențiale* se referă la modul în care cablurile de legătură sunt conectate la intrările analogice; intrările simple au nevoie de un singur fir pentru fiecare canal, în timp ce intrările diferențiale necesită două fire. Intrările simple se utilizează atunci când măsurătorile analogice trebuie să fie făcute față de o masă externă comună şi nu există posibilitatea de a aduce la sistemul de achiziție de date atât masa de la distanță cât şi masa analogică. Configurația diferențială este indicată în următoarele situații: când se măsoară semnale care au tensiuni de nod comun ridicate (ca în cazul mărcilor tensometrice), când trebuie efectuate măsurători de la mai multe traductoare care nu au o masă comună (prin conectarea tuturor terminalelor LOW ale traductoarelor la un punct comun se pot produce curenți

de masă care pot genera erori de offset şi zgomote) şi atunci când traductorul este amplasat la o distanţă mare de sistemul de achiziţie de date.

Deşi intrările diferenţiate sunt ceva mai scumpe şi mai complicat de utilizat decât cele cu masă comună, ele asigură o protecţie la zgomote mai bună.

In general plăcile de achiziţii de date au 16 canale singulare sau 8 diferenţiale, selectabile prin comutatoare sau prin program.

☞ *nivelul tensiunii*: valorile tensiunii la intrarea într-o placă de achiziţii pot fi de 0...10 V sau 0...100 mV; tensiunile de intrare pot fi unipolare sau bipolare. Cele unipolare acceptă semnale care au tensiuni pozitive sau negative (0...10 V sau –10....0 V); cele bipolare acceptă simultan tensiuni pozitive şi negative (de ex. ± 5 V).

d) ieşirile trebuie cunoscute pentru a determina mărimea şi tipul semnalelor care se vor aplica ulterior pe alte echipamente şi pot fi analogice sau numerice.

Ieşirile analogice au valori diferite ale tensiunii (în funcţie de natura aplicaţiei) sau curenţi care se încadrează între 4...20 mA.

In cazul ieşirilor numerice datele pot pleca din placa de achiziţii în două moduri:

☞ folosind întreruperile;

☞ folosind accesul direct la memorie (în engleză DMA = Direct Memory Access) care poate realiza viteze de transfer de peste 500 Hz.

În cazul transferurilor iniţiate de întreruperi, apariţia unei întreruperi determină oprirea programului care rula în acel moment şi saltul la o rutină de tratare a întreruperii, care preia datele de la interfeţele de achiziţie, le depune în memorie şi execută alte eventuale procesări înainte de a reda controlul programului întrerupt.

Transferurile prin acces direct la memorie se fac prin preluarea datelor de la interfeţele de achiziţii şi punerea lor direct în memoria calculatorului. După transferarea a 66 kB de date este necesară reprogramarea controlerului DMA. Pentru a se evita pierderea de date se poate folosi un tampon de memorie FIFO (în enleză FIFO = First In/First Out - primul intrat/primul plecat), care fiind amplasat chiar pe placa de achiziţie, poate memora datele citite pe durata reprogramării. O altă soluţie poate fi şi instalarea unui al doilea canal DMA, ceea ce permite ca un canal să transfere date în timpul reprogramării celuilalt.

Se recomandă ca pentru transferuri lente să se folosească întreruperile iar pentru transferuri foarte rapide să se folosească DMA.

e) rezoluţia unei plăci de achiziţii de date este dependentă direct de rezoluţia CAN (defineşte cea mai mică modificare detectabilă în semnalul de intrare) şi se exprimă prin numărul de biţi care rezultă din conversia analog-numerică.

Rezoluţia poate fi exprimată şi în procente, ca fiind inversul numărului posibil de combinaţii ce se pot realiza cu biţii rezultaţi din conversie. De exemplu un convertor de 8 biţi poate realiza 2^8 = 256 de combinaţii posibile. In acest caz rezoluţia exprimată în procente este 1/256 x 100 = 0,39 %. Dacă vrem să măsurăm un semnal de 10 V folosind acest convertor, rezoluţia cu care vom putea măsura semnalul de intrare va fi 10/256 = 0,039V. Folosind un convertor pe 12 biţi, numărul de combinaţii posibile creşte la 2^{12}= 4096 de combinaţii posibile iar rezoluţia în procente va fi 1/4096 x 100 = 0,024 %. Rezoluţia cu care putem măsura un semnal de intrare de 10 V va fi în acest caz 0,0024 V, deci net superioară.

În general convertoarele cu rezoluţii ridicate sunt mai scumpe şi mai lente decât cele corespunzătoare cu rezoluţii mai mici.

f) viteza (rata) de eşantionare reprezintă o caracteristică importantă a unei plăci de achiziţii şi arată viteza cu care placa poate să realizeze conversia analog-digitală a unui semnal de pe un canal de intrare şi să identifice valoarea discretă a acestuia în momentul eşantionării. Se exprimă de obicei în eşantioane/secundă şi mai rar în Hz. Conform teoriei, un sistem de achiziţie de date trebuie să eşantioneze cu o frecvenţă de cel puţin două ori mai mare decât cea mai mare frecvenţă care există în semnalul de intrare (conform teoremei lui Shannon). In practică se recomandă ca frecvenţa de eşantionare să fie de cel puţin patru ori mai mare ca frecvenţa maximă a semnalului, pentru a preveni fenomenul de aliasing. Trebuie ţinut seama şi de faptul că vitezele mari de eşantionare ocupă rapid memoria calculatorului. Aceasta înseamnă că timpul cât sistemul poate să eşantioneze date este la fel de important ca şi viteza de eşantionare. Pentru a asigura suficient timp de eşantionare poate apărea necesitatea de a instala RAM suplimentar pe calculator sau soft de acces foarte rapid la disc (numit "disk streamer").
Nu trebuie uitat şi faptul că frecvenţa de eşantionare pentru un canal este dată de rata maximă de eşantionare a CAN împărţită la numărul de canale active (care conţin semnale de eşantionat).

g) modul de declanşare(în enleză *triggering*) . Conversia analog-digitală trebuie să fie iniţiată direct de către ceasul din hard-ul calculatorului sau de către un ceas extern. Sistemele care folosesc rutine soft pentru declanşarea conversiei sunt pasibile de erori. Declanşările din hard permit un control mai bun al achiziţiei de date şi reduc consumul de memorie.
Trebuie avut în vedere şi modul de eşantionare: în unele cazuri achiziţia de date trebuie să înceapă atunci când se primeşte un semnal de declanşare, alteori achiziţia se încheie la primirea unui semnal; sunt şi situaţii în care datele se achiziţionează înainte şi după un semnal de declanşare. Aceste două ultime moduri de declanşare, pre-trigger şi post-trigger, sunt utile atunci când datele ce trebuie achiziţionate cuprind şi starea experimentului înainte şi după producerea unui eveniment.

h) preţul de cost al unei plăci de achiziţii de date este dependent de toate aspectele enumerate mai sus. Acesta creşte cu cât placa are mai multe canale de intrări/ieşiri, rezoluţia este mai ridicată, rata de eşantionare este mai mare şi are mai multe posibilităţi de adaptare la diverse echipamente şi facilităţi de lucru.

Bibliografie

[1]. V. Naghi – Achiziția de date. In: Revista PC Report nr. 41, februarie/1996

[2]. M. Antoniu – Măsurări electrice şi electronice, vol.1- Editura Satya 2001

[3]. M. Antoniu – Măsurări electrice şi electonice, vol.2 - Editura Satya 2001

[4]. E. Vremeră ş.a. – Măsurări electrice şi electronice. Indrumar de laborator U.T. Iaşi 1996

[5]. Fl. Tărăboanță – Echipamente pentru prelucrarea şi comunicarea datelor. Editura Astel Design Iaşi 2000

[6]. R. White. – Cum funcționează calculatoarele. Editura B.I.C. ALL, Bucureşti 2002

[7]. * * * - Evoluția tehnologiei. Editura Aquila'93, Oradea 2001

[8]. G. Ionescu ş.a. – Traductoare pentru automatizări industriale, vol.1 Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti 1985

[9]. E. Nicolau ş.a. – Manualul inginerului electronist. Editura Tehnică, Bucureşti 1979

[10]. * * * - Noncontact Temperature Measurement Using Infrared Technology Prospect al firmei Raytek

[11]. St. Gârlaşu ş.a. – Electronică şi automatizări industriale Editura Didactică şi Pedagogică, Bucureşti 1982

[12] * * * - www. howstuffworks.com

NOȚIUNI DE ELECRONICĂ. COMPONENTE ELECTRONICE

Electronica este o ramură a ştiinţelor tehnice care se ocupă de curenţi electrici care reprezintă de regulă semnale de date, cum ar fi semnale audio sau video sau operaţii logice din circuitele unui calculator.

Materiale conductoare şi izolatoare. Unele materiale, mai ales cele metalice, sunt bune conducătoare de curent electric, adică permit deplasarea liberă a sarcinilor electrice. În metalele solide purtătorii de sarcină sunt electronii care se mişcă prin structura cristalină. Aceste materiale se numesc *conductori*. Există şi materiale care nu permit trecerea curentului electric, cum ar fi materialele plastice şi nemetalice. Acestea se numesc *izolatori.*

Semiconductoare. Conductivitatea unor materiale poate să se modifice semnificativ în funcţie de condiţiile externe, astfel că un material conductor poate să devină izolator. Aceste materiale se numesc *semiconductoare*.

Siliciul este un exemplu de material semiconductor; în stare pură este slab conductor şi devine bun conductor dacă se adaugă o cantitate mică de impurităţi printr-un proces numit *dopare.* Se pot folosi două tipuri de impurităţi:

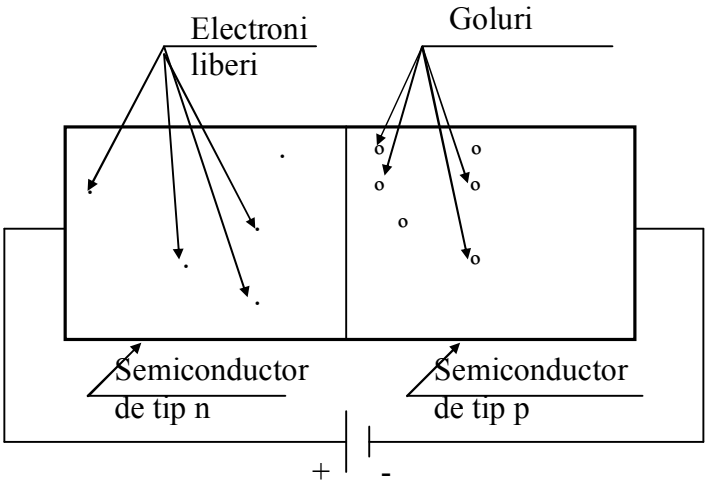
- *impurităţi donatoare*, de ex. fosforul care cedează electroni liberi, transformând siliciul într-un semiconductor de tip N (N de la negativ);
- *impurităţi acceptoare,* cum ar fi borul care are în structura sa "goluri" ce pot accepta electroni, facând din siliciu un semiconductor de tip P (P de la pozitiv).

Dacă cele două materiale astfel create sunt puse în contact, unii elecroni liberi vor migra de la semiconductorul N spre semiconductorul P. În acelaşi timp unele goluri vor migra în sens invers, creând astfel o diferenţă de potenţial pe joncţiunea *n-p*. Dacă pe o astfel de joncţiune se aplică din exterior o diferenţă de potenţial externă, atunci în funcţie de polaritate, curentul va trece sau nu va trece prin joncţiune.

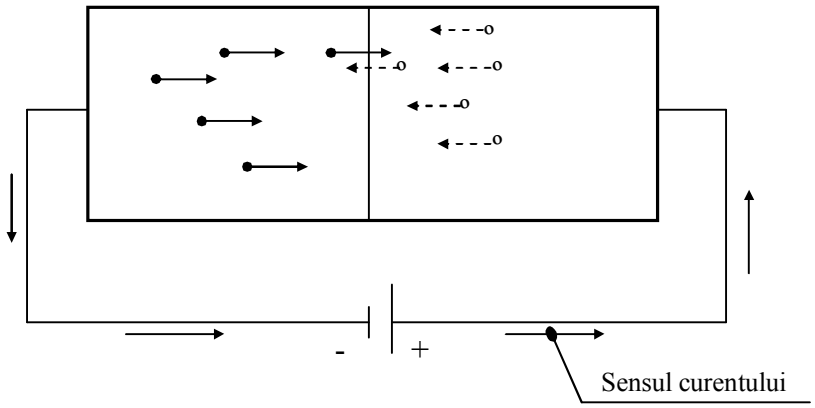
COMPONENTE ELECTRONICE

Cele mai importante componente electronice sunt:

1. Dioda este o joncţiune semiconductoare care permite trecerea curentului electric numai într-un singur sens.



a)

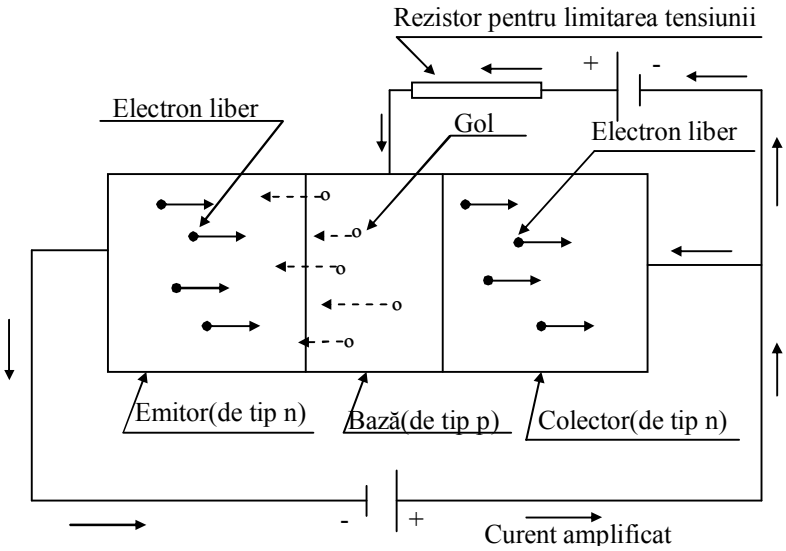


b)

Dioda semiconductoare

O diodă semiconductoare se obține prin unirea unui semiconductor de tip N (care conține electroni liberi) cu unul de tip P (care conține goluri). Atunci când se aplică o diferență de potențial ca în Fig.a nu apare curent electric. Dacă însă se aplică o tensiune cu polaritate schimbată, ca în Fig.b, elecronii şi golurile se deplasează producând curent electric. Diodele pot fi fabricate la dimensiuni foarte mici, ceea ce permite "montarea" lor în circuite integrate.

2. Tranzistorii sunt formați dintr-o diodă semiconductoare de tip N sau P, prinsă între două diode de tip opus, aşa cum se vede în figura următoare. Dioda din centru se numeşte bază iar cele exterioare acesteia se numesc emitor şi colector.



Schema tranzistorului

Prin această construcție se poate realiza o amplificare a curentului sau o blocare a acestuia. De aceea tranzistorii sunt folosiți ca dispozitive electronice de amplificare(amplificatoare) sau ca întrerupătoare.

3. Fotodiodele sunt diode fotosensibile care permit trecerea curentului electric în prezența unor fotoni pe joncțiunea *p–n*, fiind deci componente electronice care transformă lumina în curent electric (ca la aparatele foto digitale, CD- playere etc.)

4. LED-urile sunt componente electronice în care se petrece un proces opus celui din fotodiode, adică prin aplicarea unei tensiuni pe o joncțiune *p-n* se obține o emisie de fotoni.

5. Rezistoarele sunt componente electronice care opun o rezistență la trecerea curentului electric şi de aceea se folosesc pentru a limita tensiunea din circuitele electrice sau electronice.

6. Condensatoarele sunt formate din două plăci metalice separate printr-un izolator. Dacă pe plăci se aplică o diferență de potențial, apare o acumulare de sarcini negative pe o placă şi pozitive pe cealaltă placă. Această acumulare dispare dacă cele două plăci se leagă între ele printr-un fir conductor. Condensatoarele au aplicații numeroase în circuitele electronice, între care cea mai importantă este aceea de stocare prin încărcare în cipurile de memorie (vezi circuitele de eşantionare-memorare).